

中 文 摘 要

由於 FePt 薄膜具有較大的垂直磁異向性的特性，因此在垂直的高密度磁記錄媒體之中是頗有希望的材料；其垂直磁異向性是和晶體結構與 FePt 合金的有序相有著密切的關係，最近的研究中發現以微量元素摻雜和單一原子層的超晶格成長將使 FePt 合金之序化溫度降低且改變其磁特性。

於此一論文中，本人利用分子束磊晶技術，在 Al_2O_3 (0001)及 Si (100)基板上以 100 Å Pt 薄膜作為緩衝層，再於 100 Å 下沈積總厚度為 300 Å 之 $[\text{Fe} (x \text{ Å})/(\text{Pt} x \text{ Å})]_n$ 超晶格薄膜(其中 $4 = x = 10$ 或 $38 = n = 15$)，並且分別於 300 °C、400 °C、500 °C 與 600 °C 持溫一小時進行退火，進而量測其結構與磁特性。

於 Al_2O_3 (0001)基板上成長之 FePt 超晶格膜，其初始結構為 fcc (111)，於 400°C 以上之退火則出現額外之 fcc (100)結構，且產生 FePt 硬磁相其矯頑場可大至 12 kOe，另外亦發現隨著雙層厚度之降低，吾人可於較低之退火溫度下得到硬磁相。另一方面，於 Si (100)基板上成長之 FePt 超晶格膜為一多晶結構，於 400°C 以上之退火則出現 Pt_3Si 及 Fe_3Si 之 Si 化合物，這表示以 Pt 為緩衝層並無法抑制 Si 原子於薄膜進行擴散，因此 FePt 超晶格膜於退火後喪失其鐵磁性質。

Abstract

The FePt film displays a large perpendicular magnetic anisotropy property and is a promising material for high-density perpendicular magnetic recording media. The strength of perpendicular magnetic anisotropy is strongly correlated with its crystal structure. Recent studies showed that doping of impurity and monolayer superlattice growth can often result in marked change of the transition temperature of chemical ordering and the magnetic properties.

By using the molecular-beam epitaxial technique, 300 Å thick $[\text{Fe} (x \text{ Å})/\text{Pt} (x \text{ Å})]_n$ ($4 = x = 10$ or $38 = n = 15$) superlattice films were deposited on 100 Å thick Pt buffer layers at 100°C on Al_2O_3 (0001) or Si(100) substrates. After post annealing at 300°C, 400°C, 500°C and 600°C for an hour, we analyzed the crystal structure and magnetism of FePt superlattice films.

The structure was fcc (111) for the $[\text{Fe} (x \text{ Å})/\text{Pt} (x \text{ Å})]_n$ superlattice films grown on Al_2O_3 (0001). For the post annealing temperature higher than 400°C, FePt fcc (100) orientation appeared. At the same time, the coercivity of FePt films reached 12 kOe. Furthermore, as decreasing the bilayers thickness, FePt superlattice films formed a hard magnetic phase at a low annealing temperature. On the other hand, the $[\text{Fe} (x \text{ Å})/\text{Pt} (x \text{ Å})]_n$ superlattice films grown on Si (100) substrates displayed a polycrystal structure. After post annealing at 400°C for an hour, that realized Pt_3Si and Fe_3Si phases were observed. That indicates that Pt buffer layers can not prevent the diffusion of Si atoms. Therefore, the FePt superlattice films lost its ferromagnetic behaviors after post annealing.

目 錄

中文摘要.....	
英文摘要.....	
目錄.....	
表目錄.....	
圖目錄.....	
第一章 緒 論.....	1
1-1 文獻回顧.....	3
1-2 研究動機.....	6
第二章 理論基礎.....	8
2-1 磁異向性.....	8
2-2 晶體結構.....	18
2-3 磁光碟應用原理.....	19
第三章 實驗方法與步驟.....	21
3-1 分子束磊晶系統.....	21
3-2 系統真空環境之準備.....	25
3-3 樣品製備.....	27
3-4 樣品之量測.....	29
第四章 實驗結果與討論.....	39
4-1 $[\text{Fe} (x\text{\AA}) / \text{Pt} (x\text{\AA})]_n$ 多層膜於不同基板上的成長結構與機制.....	39
4-2 不同溫度下做退火對 $[\text{Fe} (x\text{\AA}) / \text{Pt} (x\text{\AA})]_n$ 多層膜磁性的影響.....	43
4-3 不同雙層厚度之 $[\text{Fe} (x\text{\AA}) / \text{Pt} (x\text{\AA})]_n$ 多層膜對其磁性的影響.....	47
第五章 結論.....	49
參考文獻.....	109

表 目 錄

表 2.1.1	Fe 與 Ni 之磁異向常數.....	50
表 2.1.2	K_1 、 K_2 值與磁難軸與磁易軸之關係.....	50
表 2.2.1	鐵磁性物質之晶體結構與晶格常數.....	50
表 2.3.1	具有良好磁光記錄材料的需求條件.....	51
表 3.3.1	真空腔體及所需配之幫浦系統.....	51
表 4.1.1	Fe 塊體 (Bulk) 之原子間距與成長在 Pt 緩衝層之後的 Fe 原子間距之比較.....	52
表 4.2.1	Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ 之多層膜，在不同溫度下作退火處理，並持溫一個小時，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值.....	52
表 4.2.2	Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)] ₁₉ 之多層膜，在不同溫度下作退火處理，並持溫一個小時，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值.....	53
表 4.2.3	Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)] ₂₅ 之多層膜，在不同溫度下作退火處理，並持溫一個小時，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值.....	53
表 4.2.4	Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)] ₃₈ 之多層膜，在不同溫度下作退火處理，並持溫一個小時，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值.....	54
表 4.2.5	在不同雙層厚度改變之 [Fe (x Å)/Pt (x Å)] _n (x = 4、6、8、10 或 n = 38、25、19、15) 多層膜，在 100°C 成長初始膜與 300°C (持溫一小時) 退火處理於 Si (100) 基板上，由 L-MOKE 與 VSM 測量中所得知的 M_s 與 H_c 值.....	54

表 4.3.1	在不同雙層厚度改變之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4, 6, 8, 10$ 或 $n = 38, 25, 19, 15$)多層膜,並且在 100°C 成長初始膜於 Al_2O_3 (0001) 基板上,由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值.....	55
表 4.3.2	在不同雙層厚度改變之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4, 6, 8, 10$ 或 $n = 38, 25, 19, 15$)多層膜,在 100°C 成長初始膜於 Al_2O_3 (0001) 基板上,並且經過 300°C (持溫一小時)的退火處理,由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值.....	55
表 4.3.3	在不同雙層厚度改變之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4, 6, 8, 10$ 或 $n = 38, 25, 19, 15$)多層膜,在 100°C 成長初始膜於 Al_2O_3 (0001) 基板上,並且經過 400°C (持溫一小時)的退火處理,由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值.....	56
表 4.3.4	在不同雙層厚度改變之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4, 6, 8, 10$ 或 $n = 38, 25, 19, 15$)多層膜,在 100°C 成長初始膜於 Al_2O_3 (0001) 基板上,並且經過 500°C (持溫一小時)的退火處理,由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值.....	56
表 4.3.5	在不同雙層厚度改變之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4, 6, 8, 10$ 或 $n = 38, 25, 19, 15$)多層膜,在 100°C 成長初始膜於 Al_2O_3 (0001) 基板上,並且經過 600°C (持溫一小時)的退火處理,由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值.....	57

圖 目 錄

圖 1.3.1	由(a) (b) (c)與(d)四種不同方式製作(e) $L1_0$ 之相結構示意圖.....	58
圖 2.1.1	(a)Fe 與(b)Ni 的單晶晶體在不同晶軸方向的磁化曲線.....	58
圖 2.1.2	Co 的單晶晶體在不同晶軸方向的磁化曲線.....	59
圖 2.1.3	68 permalloy($Ni_{68}Fe_{20}$)在外加張力時之磁化過程.....	59
圖 2.1.4	Ni 在外加張力 (tensile)(+) 及壓縮 (compressive)(-) 時對磁滯曲線的影響.....	60
圖 2.1.5	為正值之材料在受到張力時對磁化曲線的效應.....	60
圖 2.1.6	σ_{si} 為正值, 在應力作用下磁性材料的磁化示意圖.....	61
圖 2.1.7	σ_{si} 為負值, 在應力作用下磁性材料的磁化示意圖.....	61
圖 2.18	棒狀磁鐵於去磁場時其磁力線分佈.....	62
圖 2.1.9	棒狀磁鐵內部磁感應場分佈圖, 其中橫軸的兩端即表棒狀磁鐵的兩端.....	62
圖 2.1.10	Prolate spheroid.....	62
圖 2.2.1	晶體結構之圖示 : (a) 體心立方(fcc) (b) 面心立方(bcc).....	63
圖 2.2.2	Fe Pt _x 合金之結構圖 (a) Al-type (b) $L1_0$ -type (c) $L1_1$ -type (d) $L1_2$ -type.....	63
圖 2.2.3	FePt 二元合金相圖.....	64
圖 2.3.1	磁光記錄材料的寫入方法示意圖.....	65
圖 2.3.2	磁光記錄材料的讀取方法示意圖.....	65

圖 3.1.1	分子束磊晶系統.....	66
圖 3.1.2	真空系統抽氣路線圖.....	67
圖 3.1.3	分子束磊晶裝置示意圖.....	68
圖 3.1.4	(a)分子源坩鍋, (b)電子槍靠近坩鍋之示意圖.....	69
圖 3.1.5	RHEED 工作原理圖.....	70
圖 3.1.6	不同的繞射圖案點對應於不同的表面粗糙度.....	70
圖 3.3.1	薄膜樣品製備流程圖.....	71
圖 3.3.2	(a)Si 基板, (b)Al ₂ O ₃ 基板之清潔流程圖.....	72
圖 3.4.1	X-ray 繞射原理圖.....	74
圖 3.4.2	高壓發生器電源流程圖.....	74
圖 3.4.3	(a)反射光在極化方向的改變, (b)極向柯爾效應(PMOKE), (c)縱向柯爾效應(LMOKE), (d) 橫向柯爾效應(TMOKE).....	75
圖 3.4.4	(a)LMOKE及(b)PMOKE裝置示意圖.....	76
圖 3.4.5	起偏鏡與檢偏鏡偏振方向示意圖.....	77
圖 3.4.6	VSM偵測裝置與原理簡圖.....	77
圖 3.4.7	SQUID 系統裝置圖.....	78
圖 4.1.1	Fe-Pt 多層膜成長示意圖.....	79
圖 4.1.2	Al ₂ O ₃ (0001)/Pt (100 Å)之 RHEED 繞射圖形.....	79
圖 4.1.3	Al ₂ O ₃ (0001)/Pt (100 Å)/Fe (6 Å)之 RHEED 繞射圖形.....	80

圖 4.1.4	(a) Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)] ₃₈ , 與 (b) Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ 在 [0-11] 之 RHEED 繞射圖形.....	80
圖 4.1.5	Pt 緩衝成長於 Al_2O_3 (0001) 基板上之 X-ray 繞射圖	81
圖 4.1.6	[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ 多層膜, 成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Al_2O_3 (0001) 基板上之 X-ray 繞射圖.....	81
圖 4.1.7	[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ 多層膜, 成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Al_2O_3 (0001) 基板上, 並且分別以 300°C、400°C、500°C、600°C 並持溫一小時退火處理之 X-ray 繞射圖.....	82
圖 4.1.8	(a) Al_2O_3 (0001) 基板上 Pt 與 Fe 的上視磊晶示意圖, (b) Al_2O_3 (001) 基板上 Pt 與 Fe 的側視磊晶示意圖.....	83
圖 4.1.9	[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ 多層膜, 成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Si (100) 基板上, 並且分別以 300°C、400°C、500°C, 並持溫一小時退火處理之 X-ray 繞射圖.....	84
圖 4.1.10	[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)] ₁₉ 多層膜, 成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Si (100) 基板上, 並且分別以 300°C、400 °C、500°C、600°C, 並持溫一小時退火處理之 X-ray 繞射圖.....	85
圖 4.1.11	[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)] ₂₅ 多層膜, 成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Si (100) 基板上, 並且分別以 300°C、400 °C、500°C、600°C, 並持溫一小時退火處理之 X-ray 繞射圖.....	86
圖 4.1.12	[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)] ₃₈ 多層膜, 成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Si (100) 基板上, 並且分別以 300°C、400 °C、500°C、600°C, 並持溫一小時退火處理之 X-ray 繞射圖.....	87
圖 4.1.13	(a) Si(100)/Pt(100 Å), (b) Si(100)/Pt(100 Å)/[Fe(4 Å)/Pt(4 Å)] ₃₈ 之 RHEED 繞射圖形.....	88
圖 4.2.1	在 L-MOKE 量測系統, 測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ , (a) 在 100°C 初始成長膜與 (b) 300°C 下做退火處理, 並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖.....	88

圖 4.2.2	在 LMOKE 量測系統，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)] ₁₉ ，在 100°C 初始成長膜之柯爾強度-外加磁場的關係圖.....	89
圖 4.2.3	在 LMOKE 量測系統，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)] ₂₅ ，在 100°C 初始成長膜之柯爾強度-外加磁場的關係圖.....	89
圖 4.2.4	在 LMOKE 量測系統，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)] ₃₈ ，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖.....	90
圖 4.2.5	使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖.....	90
圖 4.2.6	使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)] ₁₉ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖.....	91
圖 4.2.7	使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)] ₂₅ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖.....	91
圖 4.2.8	使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)] ₃₈ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖.....	92
圖 4.2.9	使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖.....	92

- 圖 4.2.10 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖..... 93
- 圖 4.2.11 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖..... 93
- 圖 4.2.12 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之矯頑場-退火溫度(Hc-T)的關係圖..... 94
- 圖 4.2.13 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之矯頑場-退火溫度(Hc-T)的關係圖..... 94
- 圖 4.2.14 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之矯頑場-退火溫度(Hc-T)的關係圖..... 95
- 圖 4.2.15 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)]₃₈，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之矯頑場-退火溫度(Hc-T)的關係圖..... 95
- 圖 4.2.16 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之飽和磁化量-退火溫度(Ms-T)的關係圖..... 96
- 圖 4.2.17 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之飽和磁

化量-退火溫度(M_s - T)的關係圖	96
圖 4.2.18 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)] ₂₅ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之飽和磁化量-退火溫度(M_s - T)的關係圖	97
圖 4.2.19 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)] ₃₈ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之飽和磁化量-退火溫度(M_s - T)的關係圖	97
圖 4.2.20 使用 P-MOKE 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ ，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C (c)400°C (d)500°C (e)600°C 做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖	98
圖 4.2.21 使用 P-MOKE 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)] ₁₉ ，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C (c)400°C (d)500°C (e)600°C 做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖	99
圖 4.2.22 使用 P-MOKE 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)] ₂₅ ，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C (c)400°C (d)500°C (e)600°C 做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖	100
圖 4.2.23 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M - H)的關係圖	101
圖 4.2.24 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)] ₁₉ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M - H)的關係圖	101

圖 4.2.25	使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)] ₂₅ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖.....	102
圖 4.2.26	使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)] ₃₈ ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖.....	102
圖 4.2.27	在 L-MOKE 量測系統，測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ ，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖.....	103
圖 4.2.28	在 L-MOKE 量測系統，測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)] ₁₉ ，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖.....	103
圖 4.2.29	在 L-MOKE 量測系統，測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)] ₂₅ ，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖.....	104
圖 4.2.30	在 L-MOKE 量測系統，測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)] ₃₈ ，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖.....	104
圖 4.2.31	在 VSM 量測系統，外加磁場與樣品膜面(a)平行(b)垂直測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅ ，在 100°C 初始成長膜與 300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場的關係圖.....	105
圖 4.2.32	在 VSM 量測系統，外加磁場與樣品膜面(a)平行(b)垂直測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)] ₁₉ ，在 100°C 初始成長膜之磁化量-外加磁場的關係圖.....	105
圖 4.2.33	在 VSM 量測系統，外加磁場與樣品膜面(a)平行(b)垂直測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)] ₂₅ ，在 100°C 初始成長膜與 300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場的關	

係圖.....	106
圖 4.2.34 在 VSM 量測系統，外加磁場與樣品膜面(a)平行(b)垂直測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)] ₁₅ ，在 300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場的關係圖.....	106
圖 4.3.1 當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al ₂ O ₃ (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (x Å)/Pt (x Å)] _n ，在(a)100°C 初始成長膜與 400°C、500°C、600°C、(b)300°C 退火處理，並持溫一個小時之矯頑磁場-雙層厚度變化(Hc-Å)的關係圖.....	107
圖 4.3.2 當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al ₂ O ₃ (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (x Å)/Pt (x Å)] _n ，在 100°C 初始成長膜與不同溫度退火處理，並持溫一個小時之飽和磁化量-雙層厚度變化(Ms-Å)的關係圖.....	108

第一章 緒論

在科技日新月異，電子資訊業蓬勃發展下，從電腦資料的儲存到娛樂用的影音光碟，人類對資訊儲存的需求量越來越大，促使高密度儲存媒體的發展，光資訊媒體儲存的容量大小、穩定性相對的備受重視。光資訊儲存技術是繼磁碟媒體以來最重要的儲存技術，它擷取了磁碟技術的高記錄密度與快速存取的優點，一般儲存媒體，也就是光碟片，分為一次寫入的CD-R光碟片和可覆寫的MO(Magneto-Optical)碟片兩種^[1]。其中MO碟片即是由磁光記錄材料(Magneto-Optical recording materials)製成。磁光記錄材料是屬於一種高儲存密度的磁性材料，其具備有「垂直磁異向性」(Perpendicular Magnetic Anisotropy, PMA)之條件，在以往的研究中發現在Tb-Fe、Co-Pd、Co-Au、Co-Cu、Co-Pt以及Fe-Pt多層膜(Multilayers, MLs)中擁有垂直磁異向性，所以非常適合應用在磁光記錄上。

目前市面上的MO光碟片主要材料為 $Tb_x(FeCo)_{1-x}$ ，x代表其原子的組成比率，它是一種稀土族元素和過渡金屬元素(Rare earth-Transition Metal)的非晶格結構(Amorphous structure)，而與本實驗所研究之Fe-Pt多層膜與之比較起來，後者比前者的優點為^[2,3]：

- (1) 擁有較高的磁化強度。
- (2) 在藍光雷射的波長範圍內有較大的科爾旋轉角(Kerr rotation angle)，科爾訊號可達 0.4° ^[4]。
- (3) 具有較強的抗氧化性。
- (4) 磁域的尺寸(Domain size)較小。

在1958年，Mayer利用針尖加熱具有垂直磁化的MnBi薄膜^[5]，觀察被加熱的小區域在超過居禮溫度(Curie temperature)後，因受到材料去磁場的影響，使得該區域冷卻後具有相反的垂直磁化方向，這是第一次有人提出用熱磁方法寫入訊號，這種方法叫居禮溫度寫入(Curie-point Writing)。然後，1965年Chang等人也發現一些陶鐵磁的材料^[6]，可利用其在補償溫度(Compensation Point)附近， H_c 快速

降低的特性作較低溫的寫入，這種方法叫補償點寫入。這兩種情況在當時都僅止是原理而已，對於實際的高密度連續讀寫要一直到1967年固態雷射的開始使用，利用多層干涉結構提高磁光訊號，對系統與記錄材料之間作用的瞭解與改進，和1973年Chaulhari等人發現了非結晶的稀土-過渡金屬合金(RE-TM Alloys)後^[7]，磁光記錄才具備雛形。

由此，發展出了一種儲存技術，稱為磁光碟(Magneto-Optical Disk, MO)，能兼具磁碟和光碟兩者的優點，包括體積和重量較傳統硬碟小，攜帶方便，傳送的速度較光碟快，另外，就是具有高儲存容量和無限制的多次重寫(Rewrite)的能力。磁光碟在製造上採用薄膜成長技術，將合金成長在多碳酸鹽基板上，形成記錄層(Recording Layer)，再加上樹脂保護膜共同組成。

目前這些記錄材料中主要仍為非晶質的稀土-過渡金屬合金(Amorphous Rare-Earth Transition-Metal Alloy)薄膜，主要使用的金屬元素為 Tb(terbium)，Fe(iron)及 Co(cobalt)。這些材料通常具有高的異向性(單軸)，高的室溫矯頑力(Coercivity)，高居禮溫度(400K~600K)，磁滯曲線的正方形性(Squareness)良好，高的光反射性及長期穩定性^[3]。

目前市面上的磁光碟片(MO Disk)的大小分為 3.5 inch 及 5.25 inch 兩者規格；3.5 inch 之磁片容量由最早的 128 MB，1994 年增為 230MB，1996 年增加為 640 MB，目前已普遍達到 1.3 GB 的儲存容量，而 5.25 inch 則已有 9.1 GB 的量產產品。

本實驗即以分子束磊晶系統(Molecular Beam Epitaxy)成長高品質的Fe-Pt多層膜，選取適當的基板 Al_2O_3 (0001)及Si (100)與Pt緩衝層(buffer layer)來成長出不同磊晶結構的Fe-Pt多層膜。本實驗將探討不同的磊晶成長參數：(1)改變雙層(bilayers)厚度(4 Å、6 Å、8 Å、10 Å)，(2)改變不同退火(annealing)溫度(300°C、400°C、500°C、600°C，並持溫一小時。)對於Fe-Pt多層膜系統其磊晶結構及磁性等之影響。

1-1 文獻回顧

合金中有序化-非序化轉變的永久磁鐵的性質，在更早以前，已經被探討過，這些研究的結果顯示，FePt 合金在序化相 α_1 結構時具有永久磁鐵性質，其磁能積為 3 MGOe。這樣的性質與具相同結構的 CoPt 合金相比下，其具有 12 MGOe 的磁能積，相差甚多。但是，如果考慮產生高矯頑磁力主因的磁晶異向性而言，FePt 的合金的磁晶異向性常數高達 $7 \times 10^7 \text{ erg/cm}^3$ ，高於 CoPt 合金，其磁晶格異向性常數為 $2.8 \times 10^7 \text{ erg/cm}^3$ 。究竟什麼原因使得 FePt 合金的磁性質不如 CoPt 合金呢？這是因為 FePt 的非序化-序化相轉變溫度高達 1300 °C，使得在合金的製作過程中 FePt 合金序化的太快速以致於無法控制序化與非序化的兩相的比例，而在 CoPt 合金中，序化與非序化的兩相共存正是造成優良永久磁性的主因^[8]。在這些研究中可區分為兩類，一為合金塊材，另一則為薄膜，以下為 FePt 塊材與 FePt 薄膜之相關文獻回顧。

1. FePt 塊材

在 1983 年，Kiyoshi Watanabe^[9]等人研究高磁能積 $(BH)_{\text{max}}$ Fe-Pt 合金，鐵的含量從 34%~67.5% 時，合金於 773K 退火 100 小時後生成 g_2 FePt 有序相，其殘留磁化量 10.8 kG、矯頑磁場則為 4.3 kOe，而 $(BH)_{\text{max}}$ 值為 20 MGOe。推測其產生硬磁性的原因為有序相具有相當高的結晶磁性異向性。

而在 1985 年 Kiyoshi Watanabe^[10]等人開始研究添加 Ti、V、Rh、Pd、Ir、Au、Ga、Ge、元素於 FePt 合金。在磁性方面，添加 Ti 和 V 能提高其矯頑磁場，推測為有序相生成並產生磁壁拴固作用而造成。

1988 年 Kiyoshi Watanabe^[11]等人繼續研究永磁合金，發現退火之相變化並非完全有序，而為無序相與有序相之混合組成、即為部分有在此認為永磁性質與不完美之有序相結構之有序度有關，推測結構的不完美是磁壁拴固的位置。

在 1989 年 U. Kawa^[12]人研究富鐵的 FePt 合金，發現有麻田散鐵相變化。

隔年 1990 年 B. Zhang^[13]等人利用旋計的方式研究 FePt 和 FePd 合金，從顯微結構中發現聚雙晶(Polytwin)結構，且旋計後之合金 Hc 較高。推測磁性質應與微雙晶有關。

在 1991 年 B. Zhang^[14]等人研究 FePt 和 FePd 合金發現微雙晶為 fct 結構，此結構具有單軸磁結晶異向性。在發生相變化的時候，由於應力的釋放而形成雙晶自發性調節排列，使其產生獨特磁區機構及磁化反轉機制。

在 1994 年 Y. Q. Gao^[15]等人研究 L1₀ FePt 合金之雙晶結構，發現雙晶為 FePt 相變形成，且無須經由原子擴散，與一般 FePt 相變化的形成機制為孕核大為不同。還有 Kiyoshi Watanab^[16]等人研究永磁合金溫度與磁性質的關係，發現 FePt 合金在 650 °C 有最大的磁化量。

在 1997 年 B.Zhang^[17]等人研究一系列有序鐵磁性合金，如 FePt、CoPt、FePd 等，發現 fct 的 L1₀ (CuAu-type)結構均存在一個相當強大的單一軸向磁晶異個性，其中 $K_1 = 10^7 \sim 10^8 \text{ erg/cm}^3$ 。且合金內推測有 APBs(anti-phase-boundaries)，會導致 L1₀ 顆粒成長的阻礙、即發生磁壁拴固作用，其殘留磁化量為 450 emu/cm³，而矯頑磁場則為 8.5 kOe。另外還有 Y. Tananka^[18]等人研究 FePt 合金發現 Pt 含量為 39.5%時，於 600 °C 退火 10 小時有非常大的矯頑磁力。但在顯微組織上並未發現為雙晶，他們對於高矯頑磁力的解釋為其形成奈米級晶粒有序 L1₀ 反相磁區。

在 1998 年 S. H. Whang^[19]等人研究一連串不同成份的 FePt 合金，討論其有序度其磁性質的關係。

2. FePt 薄膜

在 1993 年 B. W. Lairson^[20]等人研究 FePt (001)磊晶薄膜有高磁光效應，可以應用在磁光記錄薄膜。另外還有 M. Watanabe^[21]等人研究 FePt 薄膜，在 FePt 薄膜內發現雙晶結構，此為造成高矯頑磁力的原因。

在 1996 年 M. Watanabe^[22]等人利用 Loretz micrographs 研究 FePt 薄膜，發

現到波浪曲狀之磁區，其初鍍晶粒大小約為 10 – 20 nm 而退火後之 fct γ_2 相，其晶粒大小為 20 – 80 nm。

在 1998 年 R. F. Sabiryanov^[23]等人利用 Linear-muffin-tin-orbitals 和 Green function 方法，發現 multipliers 多層 FePt 薄膜能得到較佳的磁性質。

在 1999 年 P. C. Kuo^[24]等人研究濺鍍 FePt 薄膜，發現於成份 Fe₅₀Pt₅₀ 且 600°C 退火 30 分鐘擁有最佳的磁性質， $H_c = 10$ kOe、 $M_s = 680$ emu/cm³，且其相變化溫度介於 400~600 °C 之間，且發現無雙晶結構出現，而將其高的磁性質歸因於極小的晶粒對其產生磁拴固。同年，P. C. Kuo^[25]等人發現濺鍍 FePt 薄膜的遵區生長機制，退火後爐冷的薄膜為磁區成長機制，而與高結晶磁性異向性有關，並發現利用水淬的薄膜具有高磁性質且歸因於磁區拴固的機制。還有 T. Goto^[26]等人利用磊晶方式沉積具方向性的 FePt (001)薄膜，其厚度為 100~300 Å。其中發現厚度影響磁性質，厚度 120 Å 的薄膜矯頑磁場高達 54 kOe。其發現了單一磁區的小晶粒和多相磁區的大晶粒共存。另外還有 Y. Liu^[27]等人利用 HRTEM 發現 L1₀ FePt 相與 γ 相共存於退火後薄膜，發現其有 Perfect coherent interface 且小晶粒(γ 相)大小為 3 – 8 nm 分佈於基材晶粒(L1₀ FePt 相)大小為 50 – 200 nm。

在 2000 年 M. Abid^[28]等人利用 RF 磁控濺鍍製備多層 FePt 薄膜厚度約為 18Å，其擁有相當優良的磁性質。同年，P. C. Kuo^[29]等人研究添加 W、Ti 等元素於 FePt 薄膜利用磁拴固效應增加其磁性質。另外，J. Yu^[30]等人研究利用分子束磊晶法磊晶 FePt (001)薄膜，並利用磁力顯微鏡觀察得到波浪狀磁區分佈。

在 2001 年，Hsu^[31] 等人研究 Ag 底層的效應，利用 RF 濺鍍 FePt/Ag 在 Si(001) 上，發現可降低有序 FePt 相產生的溫度，因 Ag 只輕微大於 FePt 的晶格(5.2 %)，且 Ag(001)[110] Si(001)[110] 在鉻及銅之合金添加對 FePt 硬磁薄膜之磁性影響磊晶成長過程，導致 FePt 平行膜面的晶胞被拉長，而垂直膜面則被壓縮，故 L1₀ 之 FePt 有較易形成的趨勢。同年，Lee^[32] 等人利用 DC 磁控濺鍍添加 Zr 的 FePt 的合金薄膜，發現 Zr 含量愈多，有序相 FePt 愈易形成，但當退火時間過長，有

序相會分解為無序相，造成矯頑磁力急速陡降，這是由於形成Pt-Zr 化合物，如Pt₃Zr，它會降低在有序相中的Pt 含量。

1-2 研究動機

Fe-Pt 是以「非序化-序化」相轉變形成超晶格(superlattice)結構，產生相當高的磁晶異向性，更被證實具有很高之磁晶異向能($K_u = 7 \times 10^7 \text{ erg/cm}^3$)、矯頑磁力(H_c)、磁能積(BH)_{max}、Kerr 旋轉角以及耐蝕性等。應用層面廣泛，如磁阻元件之磁偏壓層、磁力顯微鏡之尖端鍍膜及磁光重覆讀寫型紀錄媒體開發等。亦有報導FePt具優良磁紀錄特性，近來引起非常熱烈的研究。FePt 的初使成長膜為fcc -FePt 相，而退火後則轉變為fcc ₁-FePt相。在高溫的無序固溶相(disordered solid solution)中，即使鐵含量很低，(原子百分比15 % 以下)，其鐵磁相仍會在室溫下發生。而在有序結構中(ordered structure)，由於超晶格之相異原子間鍵結較強，使其電子特性受到影響而改變其磁性質。有序的FePt，其結構為面心正方(face centered tetragonal)，相似於CuAu (L1₀)結構。另二種不同比例的FePt序化超晶格(Fe₃Pt及FePt₃)均非fct 結構而為fcc 結構，由於晶格為等方性，且對稱之分布使Fe 原子之磁矩恰好兩兩抵消而呈反鐵磁組態，因而失去磁性。有序之FePt合金亦具鐵磁性，但因相異原子皆呈有續排列，故其磁性質有別於無序FePt合金。

在以往的研究中發現在Tb-Fe Co-Pd Co-Au Co-Cu、Co-Pt以及Fe-Pt.....等多層膜或合金膜之磁光材料的製作方式，大致上可分為合金鍍料或者是個別元素鍍料之共鍍(co-evaporation or co-sputtering)來製作；在經由退火處理使得初始成長膜產生擴散，以達元素與元素之間能充分之化合。由圖1.3.1之成長方式示意圖可得知，(a)為二元素之共鍍或是共磊晶方式，成長於基板上，並且不同之元素的表面會做上與下之擴散。(b)為分子束磊晶方式分別成長不同元素之單一原子層，以達L1₀之相結構。(c)則是分別成長不同元素之多層原子層，在經退火處理。(d)是以二元素之合金鍍料成長在基板上，再以退火方式處理。由以上(a)、(b)、

(c)與(d)四種之方式，其最終目的皆是為了能使二元素成為 $L1_0$ 之相結構。

所以本實驗是利用分子束磊晶法製作 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4 \text{ \AA}$ & 10 \AA 或 $n = 38, 25, 19, 15$ 個週期) 超晶格多層膜，再以不同溫度下作退火方式，使得 Fe-Pt超晶格多層膜在介面處產生擴散，探討在不同基板(Si (100)、 Al_2O_3 (0001)) 下成長Fe-Pt超晶格多層膜其結構組成與磁性質，並探討其在高密度磁紀錄媒體應用的可行性。

第二章 理論基礎

2-1 磁異向性

磁性是物質的一種普遍且重要的屬性，而‘磁異向性’(Magnetic anisotropy)是指物質的內在能量隨其自生磁化方向而有所改變，簡單地說，指磁化的難易程度會因方向而異，即物質的磁性與其量測方向有關的現象即為‘磁異向性’；在這類的能量我們稱之為—‘磁異向能量’^[33]。此性質會影響磁滯曲線的形狀。一般有以下幾種磁異向性^[34]：

- (1) 磁晶異向性(Crystal anisotropy , Magnetocrystalline anisotropy)。
- (2) 應力磁異向性(Stress anisotropy)。
- (3) 形狀磁異向性(Shape anisotropy)。
- (4) 交換磁異向性(Exchange anisotropy)。
- (5) 誘導磁異向性(Induced anisotropy)，可分為：
 - (a) 磁退火引致磁異向性(Magnetic anisotropy induced by magnetic annealing)。
 - (b) 塑性形變引致磁異向性 (Magnetic anisotropy induced by plastic deformation)。
 - (c) 輻照引致磁異向性(Magnetic anisotropy induced by irradiation)。

其中除了磁晶異向性為物質本身的(intrinsic)性質外，其餘皆為外在(extrinsic)或是誘導(induced)所引發的特性。就本文研究的範圍及重要性，以下僅針對磁晶異向性、應力磁異向性及形狀磁異向性來分別討論。

1. 磁晶異向性^[34]

磁晶異向性(magnetocrystalline anisotropy，亦可稱之為晶體磁異向性)，故名思義，是指物質的磁異向性與其晶體晶軸的方向有關。在磁性物質內通常可考慮三種交互作用：

- (1) 自旋與自旋之耦合(spin-spin coupling)。
- (2) 軌道與晶格之耦合(orbit-lattice coupling)。
- (3) 自旋與軌道之耦合(spin-orbit coupling)。

第一種自旋與自旋之間的耦合意即兩鄰近自旋之間的交換作用(exchange interaction)。通常此種耦合是很強的，而且其伴隨的交換能量(exchange energy)為等向性的。因此，自旋與自旋之間的耦合並不會造成晶體磁異向性。第二種軌道與晶格之間的耦合亦屬於強的作用力，在高磁場下對此種耦合亦不會造成影響，故在磁化過程中軌道磁矩如同消失一般(be quenched)，因此此種耦合並不會造成晶體磁異向性。第三種自旋與軌道之間的耦合屬於弱的作用力，一般認為磁晶異向性的來源應來自於此種耦合，而異向能(anisotropy energy)則為克服自旋軌道耦合作用所需的能量。雖然在定性上皆認為自旋與軌道之間的耦合乃是造成晶體磁異向性的來源，但是其細節並非完全清楚，而且在理論的計算上也還不能正確的計算出磁異向性常數的值。以下就實驗上量得立方晶體(cubic crystal)的磁晶異向性來加以討論：

(a) 立方晶體之磁晶異向性：

就立方晶體如(Fe、Ni 及其合金)的磁晶異向能表示式需考慮立方對稱性的兩個條件限制：

- (1) 對於磁化方向與三個立方軸其夾角的餘弦($\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$)，表示式中只能包含其偶次幕(even-power)項。
- (2) 當 α_i 三個互換時，表示式需不變。

由此兩個條件限制，立方晶體的磁晶異向能可表示為：

$$E = K_0 + K_1(a_1^2 a_2^2 + a_2^2 a_3^2 + a_3^2 a_1^2) + K_2(a_1^2 a_2^2 a_3^2) + \dots \quad (2.1.1)$$

其中 K_0 ， K_1 ， K_2 皆為磁異向常數，而 α_1 、 α_2 、 α_3 分別為磁化與三個晶軸方向夾角的餘弦。 K_0 常數與角度無關，故可將之省略。對於 Fe 和 Ni 的塊體(bulk)而言，於室溫時實驗量得的 K_1 與 K_2 值分別為表 2.1.1：

實驗上，對於 Fe 與 Ni 的單晶晶體所量得在不同晶軸方向的磁化曲線如圖 2.1.1 (a)、(b) 所示，就同屬於立方晶體的 Fe 和 Ni 而言，其磁異向性卻不相同。對於 Fe 而言，從磁易軸到難軸時的晶軸方向依序為： $\langle 100 \rangle$ ， $\langle 110 \rangle$ ， $\langle 111 \rangle$ 。然而對 Ni 而言，從磁易軸到難軸的晶軸方向依序卻為： $\langle 111 \rangle$ ， $\langle 110 \rangle$ ， $\langle 100 \rangle$ 。造成此差異的原因為其磁異向常數 K_1 與 K_2 的值不同，但最主要乃取決於其磁異向常數 K_1 值的正負號，如表 2.1.2 所示：

(b) 六角晶體的磁異向性：

最典型的例子為 Co 晶體，其於室溫時穩定相即為六角最密堆積的結構(hexagonal closed-packed structure)。對於此系統而言，其磁晶異向能通常以下式子來表示：

$$E = K_0 + K_1 \sin^2 \theta + K_2 \sin^4 \theta + \dots \quad (2.1.2)$$

其中 K_0 、 K_1 、 K_2 皆為磁異向常數，而 θ 為磁化向量與 c 軸的方向夾角。由於其磁晶異向性為二重對稱，故六角晶體的磁異向性為單軸磁異向性。當 K_1 為正且 $K_2 > -K_1$ 時，則晶體的 c 軸為易磁化軸；當 K_1 為負、 $K_2 > |K_1|/2$ 或當 K_1 為正、 $K_2 < -K_1$ 時，則其基面(base plane)為磁化的易面(easy plane)。在室溫時，實驗量得 Co 塊體的磁晶異向常數 K_1 、 K_2 分別為 4.5×10^6 ergs/cm³ 以及 1.5×10^6 ergs/cm³。

因此在室溫時 Co 晶體(hcp)的磁易軸方向為晶體的 c 軸方向，如圖 2.1.2 所表示之。

2. 應力磁異向性^[34]

不同材料擁有不同的磁致伸縮(magnetostriction)。在受到應力時， λ 的正負值對材料的磁性表現有很大的影響。當 λ 為正值時，表示此材料在受到磁化時會延磁化的方向伸長，若我們再外加一拉應力(tensile stress)，材料會傾向於伸長，因而也會增加磁化強度(magnetization)的大小。而 λ 值為負的材料則會有相反的結果，如圖 2.1.3 及圖 2.1.4，其中 68 permalloy($\text{Ni}_{68}\text{Fe}_{32}$)的 λ 為正值；Ni 的 λ 為負值：

在圖 2.1.5 中可看出，在沒有外加任何應力時，加一磁場 H_1 產生了一磁化 A 點，若外加一應力 σ_1 則磁化強度會提升至 B 點；若無外加磁場下，未加應力時的磁化強度為 C 點，加了應力 σ_1 之後亦會提升至 D 點，但若應力加在一個去磁樣品時，其磁化強度與沒有外加應力時一樣為零。

對於一立方晶體而言，飽和磁致伸縮量(saturation magnetostriction) λ_{si} 可定義如下：

$$\lambda_{si} = \frac{3}{2} l_{100} (a_1^2 b_1^2 + a_2^2 b_2^2 + a_3^2 b_3^2 - \frac{1}{3}) + 3 l_{111} (a_1 a_2 b_1 b_2 + a_2 a_3 b_2 b_3 + a_3 a_1 b_3 b_1) \quad (2.1.3)$$

其中 λ_{100} 和 λ_{111} 為晶體被磁化時，沿著[100]、[111]方向所測量得到的飽和磁致伸縮量。 a_1 、 a_2 、 a_3 表示飽和磁矩方向與晶軸夾角的餘弦值。 b_1 、 b_2 、 b_3 表示應力 σ_1 與晶軸夾角的餘弦值。

若是沒有應力(stress)及其他外稟異向性因素存在時，磁矩的方向將會由磁晶異向性來主導。但在有應力作用下時，飽和磁化的方向將會由應力 σ 和磁晶異向常數 K_1 所控制。對立方晶體(fcc、bcc)來說，其能量表示為：

$$\begin{aligned}
E = & K_1(\mathbf{a}_1^2\mathbf{a}_2^2 + \mathbf{a}_2^2\mathbf{a}_3^2 + \mathbf{a}_3^2\mathbf{a}_1^2) \\
& - \frac{3}{2}l_{100}\mathbf{s}(\mathbf{a}_1^2\mathbf{g}_1^2 + \mathbf{a}_2^2\mathbf{g}_2^2 + \mathbf{a}_3^2\mathbf{g}_3^2) \\
& - 3l_{111}\mathbf{s}(\mathbf{a}_1\mathbf{a}_2\mathbf{g}_1\mathbf{g}_2 + \mathbf{a}_2\mathbf{a}_3\mathbf{g}_2\mathbf{g}_3 + \mathbf{a}_3\mathbf{a}_1\mathbf{g}_3\mathbf{g}_1)
\end{aligned} \quad (2.1.4)$$

能量 E 的單位為 erg/cm^3 。應力 的單位為 dynes/cm^2 。

(2.1.4)式中的第一項就是磁晶異向能(參照(2.1.1)式)，接下來的兩項包含了 magnetostrictive strains 和 stress，通常稱之為磁彈性能(magnetoelastic energy) E_{me} 。飽和磁矩在平衡狀態時的方向必定是指向能量最低的狀態，但是對任意應力方向而言，異向能 E 會是和 K_1 、 l_{100} 、 l_{111} 及 有關的複雜函數。不過定性上來說，當磁晶異向常數 K_1 遠大於 l_{100} 和 l_{111} 時，飽和磁矩 M_s 的方向將由磁晶異向性來決定；反之，則由應力磁異向性決定。

假設磁致伸縮的影響是各向同性(isotropy)，即 $l_{100} = l_{111} = l_{si}$ 代入(2.1.4)式，可得到磁彈性能((2.1.4)式的最後兩項)如下：

$$E_{me} = -\frac{3}{2}l_{st}\mathbf{s} \cos^2 \mathbf{q} \quad (2.1.5)$$

其中 為飽和磁矩 M_s 與應力 方向的夾角。由(2.1.5)式可看出，一材料對於應力的反應只與 l_{si} 及 的正負號有關，也就是說，當一個具有正值 l_{si} 的材料在受到張力(> 0)時的表現會與負值 l_{si} 的材料在受到壓縮(< 0)時所表現的情況一樣。

將 $\cos^2 \mathbf{q} = (1 - \sin^2 \mathbf{q})$ 代入上式，並捨棄常數項，可以重寫(2.1.5)式如下：

$$E_{me} = \frac{3}{2}l_{st}\mathbf{s} \sin^2 \mathbf{q} \quad (2.1.6)$$

由(2.1.6)式可知若 l_{si} 為正值，當 M_s 與 平行時，會有最小的磁彈性能(此

時 $E_{me} = 0$)；當 M_s 與 σ 垂直時，則會有最大的磁彈性能($E_{me} = 3 \mu_0 M_s^2 / 2$)。若 $\mu_0 M_s^2$ 為負值，反而在 M_s 與 σ 垂直時，會得到最小的磁彈性能($E_{me} = - 3 \mu_0 M_s^2 / 2$)。

以高導磁合金(permalloy, $Ni_{80}Fe_{20}$)為例，其飽和磁致伸縮常數 k_1 為正值。若是其磁晶異向性和形狀異向性可忽略，飽和磁矩完全由應力磁異向性所控制，當其受到一向外拉伸的應力($\sigma > 0$)作用時，其磁化過程如圖 2.1.6(假設一處在去磁狀態下的樣品，可以以四個相互抵銷的磁域來表示如圖 2.1.6(a)。由於垂直於應力方向的磁矩具有較大的磁彈性能，為了降低能量必須迫使磁牆移動如圖 2.1.6(b)，當外加的應力大到一定程度後，所有磁域都會變成與應力方向平行的單軸異向結構，此時的 E_{me} 為最小，只要外加一小磁場就可以輕易地將磁域進行 180° 翻轉運動如圖 2.1.6(c)，達到飽和狀態如圖 2.1.6(d)。所以當 k_1 為正值時，處於去磁狀態的材料，沿應力方向為其磁易軸方向。

對於同一 $Ni_{80}Fe_{20}$ 樣品受到一向內擠壓的應力($\sigma < 0$)作用時，即 k_1 變成負號。由(2.1.6)式知道要讓磁彈性能降到最低的方法，就是使得飽和磁矩方向垂直於應力施加方向，最後會形成所有磁域皆垂直於應力方向的單軸異向結構，此時需要提供較大的磁場才能旋轉垂直於磁場方向的磁域，也就是說應力方向為其磁難軸，而垂直於應力軸的所有平面即為磁易面(easy plane)如圖 2.1.7。

3. 形狀異向性^[35]

在討論形狀磁異向性之前，先討論造成此性質一個重要的因素：去磁場(Demagnetizing field)。並以下面的例子來說明：

考慮一置於外加磁場(H)中的棒狀磁鐵，當外加磁場移去後，在磁鐵兩端會形成南北極。由於磁力線的方向是從北極到南極，因此在磁鐵內部其磁力線的方向與外加磁場方向相反，如圖 2.1.8 所示。

這表示磁鐵受到外加磁場作用下本身會有去磁的動作，此內部的磁場即稱之為去磁場(H_d)。由於此去磁場的值小於 $4\pi M$ ，故磁鐵的磁感應場 $B(B = -H_d + 4\pi M)$ 的方向仍平行於外加磁場方向。此時磁鐵的磁感應場分佈並不均勻，如圖 2.1.9 所示，在棒狀磁鐵中心的磁感應場比在兩端的大，這是因為在極處附近的去磁場較強。由此可知，在磁鐵中去磁場較小時為較易磁化處。

一物體的去磁場是正比於磁化量(M):

$$H_d = N_d M \quad (2.1.7)$$

其中 N_d 為去磁係數(Demagnetizing coefficient)，其與物體的形狀有關。當物體為圓球狀時，由理論計算可知 $N_d = 4\pi/3$ 。此時物體的去磁場為一定值，因此並無形狀磁異向性。但是當物體為橢球(ellipsoid)狀時，則有形狀磁異向性的產生。對於橢球(ellipsoid)狀物體其去磁係數的詳細理論計算可參考 Maxwell 和 Stoner 等人的研究^[17,18]。以下舉一例子加以說明：

對於橢圓球狀物體而言，其三個不等軸 $2a$ ， $2b$ ， $2c$ 的去磁係數分別為 N_a ， N_b 以及 N_c ，其中 $N_a + N_b + N_c = 4\pi$ 。當物體為 Prolate spheroid 或 rod ($a = b \neq c$ ， c 為長軸)時，如圖 2.1.10 所示，其去磁係數分別為：

$$N_c = \frac{4p}{r^2 - 1} \left[\frac{r}{\sqrt{r^2 - 1}} \ln(r + \sqrt{r^2 - 1}) - 1 \right] \quad (2.1.8)$$

$$N_a = N_b = \frac{4p - N_c}{2}$$

其中 $r = c/a$ 。當 r 很大時(即物體狀似長棒)，則

$$N_a = N_b \cong 2p \quad (2.1.9)$$

$$N_c \cong \frac{4p}{r^2} [\ln 2r - 1]$$

由(2.1.9)式可知在長軸方向的去磁場係數較小，也就是說物體長軸方向的去磁場較小，亦即較易磁化。此即為形狀造成的磁異向性。其靜磁能(magnetostatic

energy , E_{ms})可表示為:

$$\begin{aligned} E_{ms} &= \frac{1}{2} N_d M^2 = \frac{1}{2} [(M \cos \theta)^2 N_c + (M \sin \theta)^2 N_a] \\ &= \frac{1}{2} M^2 N_c + \frac{1}{2} (N_a - N_c) M^2 \sin^2 \theta \end{aligned} \quad (2.1.10)$$

此處假設磁化(M)與 c 軸方向的夾角為 θ 。在(2.1.10)式中第二項與單軸磁異向能的型式相同。因此，形狀磁異向常數 K_s 為：

$$K_s = \frac{1}{2} (N_a - N_c) M^2 \quad (2.1.11)$$

當 $c > a$ 時，形狀磁異向常數 K_s 其值大於 0。下面舉一例子：

Co 晶體其飽合磁化約為 1422 emu/cm^3 (室溫時), 若其晶粒形狀為上述之橢球狀且 $c/a = 3.5$ 時，其形狀磁異向常數 K_s 可估算約為 $45 \times 10^5 \text{ erg/cm}^3$ 。此值的大小相當於磁晶異向常數 K_1 。由此可知，在考慮磁性薄膜的磁異向性行為時，磁晶異向性與形狀磁異向性是同等重要的來源。

通常晶體磁異向常數可由下列四種方法量測：

- (1) 扭矩曲線法(Torque curves)。
- (2) 扭擺法(Torsion pendulum)。
- (3) 磁化曲線法(Magnetization curves)。
- (4) 磁共振法(Magnetic resonance)。

本實驗乃利用磁光科爾效應儀(MOKE)來量測樣品的磁化曲線，故可以第三種方法來估算樣品的磁異向性常數。

改變外加磁場的方向，應用磁光科爾效應所量測出來的磁化曲線，可以觀測出晶體的易磁化方向(easy axis)及難磁化方向(hard axis)。由理論的推導可以知道磁化曲線所代表的物理意義。

對具有單軸磁異向性的材料而言，其磁異向能量有下列形式：

$$E = K \sin^2 \mathbf{q} \quad (2.1.12)$$

其中 $K > 0$ 為磁異向性常數，而 \mathbf{q} 為 M_s 與磁易軸間的夾角。假設磁易軸為 X 軸方向，Y 軸為磁難軸方向，當外加磁場有 X 軸與 Y 軸分量時，總能量可寫成

$$E = -M_s H_x \cos \mathbf{q} - M_s H_y \sin \mathbf{q} + K \sin^2 \mathbf{q} \quad (2.1.13)$$

由於能量有趨於最低能量的趨勢，所以必須滿足 $\frac{\partial E}{\partial \mathbf{q}} = 0$ 及 $\frac{\partial^2 E}{\partial \mathbf{q}^2} > 0$

1. 外加磁場在磁易軸方向

$$H_y = 0, M_x = M_s \cos \mathbf{q}$$

(2.1.13)式可簡化為

$$E = -M_s H_x \cos \mathbf{q} + K \sin^2 \mathbf{q} \quad (2.1.14)$$

$$\frac{\partial E}{\partial \mathbf{q}} = M_s H_x \sin \mathbf{q} + 2K \sin \mathbf{q} \cos \mathbf{q} \quad (2.1.15)$$

$$\frac{\partial^2 E}{\partial \mathbf{q}^2} = M_s H_x \cos \mathbf{q} + 2K (\cos^2 \mathbf{q} - \sin^2 \mathbf{q}) \quad (2.1.16)$$

令(2.1.15)式=0，可以得到兩個解，即

$$M_s H_x = -2K \cos \mathbf{q} \quad (2.1.17)$$

$$\sin \mathbf{q} = 0 \quad (2.1.18)$$

將(2.1.17)式代入(2.1.16)式中，可得

$$\frac{\partial^2 E}{\partial \mathbf{q}^2} = -2K \sin^2 \mathbf{q} < 0 \quad (2.1.19)$$

將會使得能量 E 具有極大值，所以不成立。

將(2.1.18)式代入(2.1.16)式中，可得

$$\frac{\partial^2 E}{\partial \mathbf{q}^2} = M_s H_x \cos \mathbf{q} + 2K \quad (2.1.20)$$

由 $\sin \mathbf{q} = 0$, 可得 $\mathbf{q} = 0$ 或

對於 $\mathbf{q} = 0$, $M_x = M_s$

$$\text{由 } \frac{\partial^2 E}{\partial \mathbf{q}^2} > 0 \quad \text{得 } H_x > -\frac{2K}{M_s} \quad (2.1.21)$$

對於 $\mathbf{q} = \pi$, $M_x = -M_s$

$$\text{由 } \frac{\partial^2 E}{\partial \mathbf{q}^2} > 0 \quad \text{得 } H_x < \frac{2K}{M_s} \quad (2.1.22)$$

綜合(2.1.21)及(2.1.22)式可以得到當外加磁場在磁易軸方向時，磁化曲線為一方形迴路如圖 2.1.11(a)。

2. 外加磁場在磁難軸方向

由 $H_x = 0$, $M_y = M_s \sin \mathbf{q}$, 總能量 E (2.3.2)式可簡化為

$$E = -M_s H_y \sin \mathbf{q} + K \sin^2 \mathbf{q} \quad (2.1.23)$$

$$\text{而 } \frac{\partial E}{\partial \mathbf{q}} = -M_s H_y \cos \mathbf{q} + 2K \sin \mathbf{q} \cos \mathbf{q} \quad (2.1.24)$$

$$\frac{\partial^2 E}{\partial \mathbf{q}^2} = M_s H_y \sin \mathbf{q} + 2K (\cos^2 \mathbf{q} - \sin^2 \mathbf{q}) \quad (2.1.25)$$

令(2.1.24)式=0 , 可得

$$\cos \mathbf{q} = 0 \quad (2.1.26)$$

$$M_s H_y = 2K \sin \mathbf{q} \quad (2.1.27)$$

對於(2.1.26)式 , 可得 $\mathbf{q} = \pm \frac{\pi}{2}$

當 $\mathbf{q} = \frac{\pi}{2}$ 時 , $M_y = M_s$

$$\text{由 } \frac{\partial^2 E}{\partial \mathbf{q}^2} > 0 \quad \text{得 } H_y > \frac{2K}{M_s} \quad (2.1.28)$$

當 $\mathbf{q} = -\frac{\pi}{2}$ 時 , $M_y = -M_s$

$$\text{由 } \frac{\partial^2 E}{\partial \mathbf{q}^2} > 0 \quad \text{得 } H_y < -\frac{2K}{M_s} \quad (2.1.29)$$

對於 $M_s H_y = 2K \sin q$, $M_y = \frac{M_s^2}{2K} H_y$

$$\text{由 } \frac{\partial^2 E}{\partial q^2} > 0 \quad \text{得 } \frac{4K^2 - M_s^2 H_y^2}{2K} > 0 \quad (2.1.30)$$

因為 $K > 0$

$$\text{所以 } -\frac{2K}{M_s} \leq H_y \leq \frac{2K}{M_s} \quad (2.1.31)$$

由以上結果可得

$$M_y = \begin{cases} \frac{M_s^2}{2K} H_y & -\frac{2K}{M_s} \leq H_y \leq \frac{2K}{M_s} \\ M_s & H_y > \frac{2K}{M_s} \\ -M_s & H_y < -\frac{2K}{M_s} \end{cases} \quad (2.1.32)$$

由(2.1.32)式可以畫出當外加磁場在磁難軸時，磁化曲線將如圖 2.1.11(b)所示，為一直線。

由磁化曲線中磁場 H 對磁化量 M 的面積積分(即外加磁場使晶體達到飽和所作的功)也可判斷出磁異向能量的大小，這個功的大小為：

$$W = \int_0^M H dM \quad \text{erg/cm}^3 \quad (2.1.33)$$

由於目前實驗室所使用之測量磁化曲線的工具為磁光科爾效應儀(MOKE)。對於 MOKE 而言，所測量出來的磁化量並非絕對值，僅為一與磁化量 M 成線性關係的相對值，故由(2.1.33)式所求出的異向能只是相對於其他方向的參考值，不過仍可由同一樣品經由不同角度的比較觀察出其異向能的大小。

2-2 晶體結構^[36]

本節對鐵磁性物質的晶體結構作一簡單的敘述。在室溫下，鐵磁性物質，如 Fe、Pt、Pd 等晶體結構分別為體心立方體(Body Centered Cubic, bcc)、面心立

方體(Face Centered Cubic , fcc)、面心立方體(fcc)。其晶體結構與晶格常數如表 2.2.1 , 對於立方晶體(fcc 與 bcc)而言 , 可用三個晶軸參數來定義晶面(如圖 2.2.1)。

在 Fe Pt_x 合金塊材(bulk)系統的結構會隨著 Fe 與 Pt 的組成比例不同而產生不同的結構 ; 當合金的比例固定時 , 也會因為成長溫度不同而產生有序相(order)或無序相(disorder)的變化。例如 : 當 Fe Pt_x 合金中 Pt 比例小於 33 % 或大於 57 % 左右時 , Fe Pt_x 合金晶體結構有序相為 $L1_2$ 結構(如圖 2.2.2(d)) ; 而 Pt 比例介於 33 % ~ 57 % 之間的 Fe Pt_x 合金晶體結構可產生有序相 $L1_0$ 結構如圖 2.2.2(b) ; 此系統的無序相皆為 fcc 結構 , 在 Fe Pt_x 合金塊材(bulk)中 , 晶體結構之有序相與無序相的臨界溫度大約在 1300 左右 , 當 Fe Pt_x 合金成長溫度超過 1300 , 其晶體結構就會形成 fcc 無序相如圖 2.2.3。

2-3 磁光碟應用原理

磁光記錄材料(magneto-optical recording materials , MO)於 1988 年起被廣泛的應用於電腦的儲存資料上。磁光記錄材料的種類很多 , 如傳統的 $\text{Tb}_x(\text{FeCo})_{1-x}$ 合金、近年來陸續研究的 Co-Pt、Fe-Pt、Co-Pd、Co-Au 多層膜等 , 這些材料之所以能被當做儲存媒體的最重要因素是其具有垂直磁異向性(PMA) , 磁化向量向上↑或向下↓垂直於膜面可用來代表著 0 與 1 的數位儲存訊號^[37]。

我們經由圖 2.3.1 與 2.3.2 來了解磁光記錄材料寫入及讀取的方法 ; 圖 2.3.1 : 雷射光經由聚焦後成一光點 , 利用此光點將所要寫上資料的薄膜加熱 , 使其溫度超過居里溫度(T_c) , 此點薄膜即變成順磁性 , 此時外加一磁場並同時降溫至居里溫度以下 , 即可使此點的磁化向量延著外加磁場的方向 , 完成寫入的程序。

圖 2.3.2: 利用磁光效應的原理來讀取資料。當一入射線性偏振光受到薄膜 上垂直方向的磁化量影響後 , 反射光會變成橢圓偏振光 , 其橢圓光之長軸會稍微偏離原來的極化方向 , 此偏離的角度即為科爾旋轉角(Kerr rotation angle , θ_k) , 若假設垂直於膜面向上的磁化向量所產生的科爾旋轉角是 + θ_k (順時針方向旋

轉)，則向下的磁化向量所產生的旋轉角即為 $-\theta_k$ (逆時針方向旋轉)，此正負的訊號即可代表著讀取的 0/1 訊號。

一個具有良好的磁光記錄材料有下列要求，如表 2.3.1 所示：

- (1) 必需具有垂直磁異向性以達高儲存密度，其單軸磁異向常數 K_u 滿足 $K_u > \frac{1}{2} M_s^2$ 。
- (2) 擁有大的矯頑場(H_c)，可使此磁性記錄材料之穩定磁域(stable magnetic domain)變小，如此可提供較高資料儲存的穩定性。
- (3) 由於磁性記錄材料讀取訊號之品質取決於訊雜比(S/N)，而 S/N 約正比於 $R^{1/2} \theta_k$ (R ：Laser reflectivity、 θ_k ：Kerr rotation Angle)，所以擁有較大的磁光效應(θ_k 較大)必會提升讀取的品質。

目前市面上的磁光碟片(MO Disk)的大小可分為 3.5inch 及 5.25inch 兩種規格，其與一般的儲存媒體比較起來具有許多優點^[38]：

- (a) 相較於 CD-ROM 與 CD-R，MO 可以重複讀寫。
- (b) 相較於磁帶，MO 讀寫速度快。
- (c) 相較於硬碟，MO 攜帶方便且磁記錄穩定度高。
- (d) 與相變材料光碟片比，其重複讀寫的次數較多。

第三章 實驗方法與步驟

3-1 分子束磊晶系統

分子束薄膜磊晶技術(Molecular-Beam Epitaxy, MBE)是由貝爾實驗室的卓以和博士以及 Dr. John Arthur 於 1968 年首度研發成功^[39]。此技術乃是利用當蒸鍍物質的氣體分子於(超)高真空度(壓力 $<10^{-9}$ torr)下時,其平均自由路徑大於蒸鍍源到基板沉積處之間的距離,故在分子團沉積於基板前,不易與其它氣體分子有所碰撞,而成為一束不易發散的分子群。因此,能夠穩定地使其沉積速率達到 $1 \text{ \AA}/\text{min}$ 的水準,故對於薄膜厚度以及組成均能有良好的控制,並且對於原子尺度厚度的薄膜其成長時各種物理特性於臨場(*in-situ*)下的觀察與量測有相當大的幫助。除此之外,MBE 技術還有下列幾項優點:

- (1) 基板溫度可控制在 80K~1500K 的範圍內,對於薄膜在不同溫度下成長時其生長模式、結構、電性及磁性等性質均能加以分析。
- (2) 在超高真空度的狀態下,薄膜表面不易有氧化層的形成以致於對薄膜本身的物性有所影響,並對於表面的分析與研究有相當大的幫助。
- (3) 能有適當穩定的沉積速率以及對於沉積溫度的控制,因此薄膜能有原子尺度的平坦面。

分子束磊晶技術不僅為物理研究開創了新的領域,並拓展了材料科學與電子元件發展的技術與空間。

1. MBE 裝置簡介

本論文實驗成長系統為日本 EIKO 公司製造，型號為 EL-10A 之分子束磊晶儀。表 3.1.1 為本實驗成長系統之個別真空腔體及所需配之幫浦系統，而其主要裝置如圖 3.1.1 所示，大致可分為如下幾部份：

- (1) 超高真空系統
- (2) 薄膜成長裝置
- (3) 薄膜成長監控裝置
- (4) 樣品傳輸及加熱裝置

(1) 超高真空系統 (Ultra-High Vacuum System, UHV)

本實驗所採用的超高真空系統如圖 3.1.3 所示，分為承載室真空腔(sample exchange load-lock chamber)及成長室真空腔(main chamber)。兩個不同的真空腔個別有其獨立的幫浦系統來維持其真空度，其抽氣系統路線及幫浦系統如圖 3.1.2 及表 3.1.1 所示。承載室可用來存取樣品，使得樣品在進出成長室時，成長室仍能維持 10^{-9} torr 的真空度。成長室腔壁中有液態氮冷凝腔(liquid nitrogen cooled shrouds)，用以吸附腔內氣體，達到抽氣效果，使樣品成長室壓力降低。

(2) 薄膜成長裝置

產生分子束的設備是由 EIKO 公司製造的 MB-5031V 型高功率電子鎗(E-beam gun)，其裝配位置如圖 3.1.3 所示。

蒸鍍裝置：本系統共有二支分子源坩鍋(knudsen cell, K-cell)、五支高功率電子鎗(E-beam gun)裝置以及三個電源供應器(power supply)。分子源坩鍋裝置係利

用燈絲加熱坩鍋內的成長源，使其融化蒸發成分子束如圖 3.1.4 (a)。使用分子源坩鍋的優點在於分子束成分均勻，可藉由控制加熱線圈的溫度，來得到穩定的蒸發速率；其缺點在於分子束範圍較窄，無法蒸鍍面積較大的樣品，並且由於是以燈絲加熱，加熱溫度的極限將由燈絲和坩鍋材質決定，對於較高熔點的材料可能較不適合。電子槍裝置如圖 3.1.4 (b)的工作原理係將鎢絲在高壓下(約 3.6~5 kV)通以電流(幾十個 mA)激發出電子，藉由磁場將此電子偏轉集中入射於坩鍋內的鍍料，使其達到熔融蒸發狀態。此裝置的優點在於其功率較大，可蒸鍍熔點較高的材料，且由於加熱部位局限於坩鍋附近，多餘之熱量可由坩鍋基座之循環冷卻水帶走，故整個裝置較不易因過熱而產生釋氣(outgas)，因而影響系統的真空度。但其缺點為蒸鍍速率的穩定度不如分子源坩鍋(knudsen cell)，並且對於合金鍍料其蒸發的分子的比例成份有些許影響。此外，在裝置的上方有一機械快門，可在數十毫秒內開啟或遮蔽分子束，以精確地控制薄膜成長的厚度。

(3) 薄膜成長監控裝置

(a) 石英震盪器

系統中對於磊晶物質於成長過程中其成長速率以及薄膜厚度的量測，乃採用 INFICON 公司所製，型號為 XTC 的石英膜厚監測器(quartz crystal thickness monitor)。其工作的原理是利用蒸鍍物質沉積於石英晶體時造成質量的變化，因而改變了石英振盪器的振動頻率。由以下之關係式可得出蒸鍍物質的厚度：

$$d\mathbf{n} = -\frac{\mathbf{n}^2}{N} \cdot \frac{\mathbf{r}_f}{\mathbf{r}} dx \quad (3.1.1)$$

其中 ρ_f 為蒸鍍物之密度， ρ 為石英體之密度，

$N = 1670 \text{ kHz}\cdot\text{mm}$ 為週波數常數，

dx 為膜厚。

(b) 反射式高能電子繞射儀 (Reflection High-Energy Electron Diffraction,

RHEED)

其工作原理如圖 3.1.5 所示，利用約 20 kV 左右的高能量電子以低角度($< 3^\circ$)的方式直接入射於樣品表面。電子的波長由關係式：

$$\lambda = \frac{h}{p} \cong \sqrt{\frac{150}{E}} \text{ \AA} \quad (3.1.2)$$

可知約為 0.08 Å 左右，故可產生 Bragg 繞射，而投影至螢光幕上。由於此高能量電子是以低角度方式入射，其穿透晶體的深度僅達幾個原子層的厚度，因此可以得知樣品表面之結構。

一般來說，由其繞射的圖案可判定薄膜是否為單晶結構。若薄膜表面平坦且為單晶(single crystal)結構時，其繞射結果為細線條紋狀。若薄膜為多晶(polycrystalline)結構時，其繞射結果則為環狀圖案。對於單晶結構的繞射圖形，通常可利用以下的關係式來得到薄膜晶體表面的晶格常數：

$$t = L \times \tan 2\theta, \quad t: \text{繞射點間的寬度} \quad (3.1.3)$$

L : 入射點至螢幕的距離

再由布拉格定理:

$$\lambda = 2d \sin \theta = \frac{2a}{\sqrt{h^2 + k^2}} \sin \theta \quad (3.1.4)$$

(此處考慮立方晶體)

因 $\theta < 3^\circ \Rightarrow \sin \theta \cong \theta, \tan 2\theta \cong 2\theta$, 故可知表面晶格常數 a

$$a = (h^2 + k^2)^{1/2} \lambda L t^{-1}. \quad (3.1.5)$$

由此可知表面晶格常數 a 反比於繞射點之間的距離。因此只要轉動晶體表面，找出各方向上的對稱繞射的圖案，得知樣品表面結構的對稱性；然後依此公式計算出其表面晶格常數，便能得知此薄膜晶體的表面結構。此外對粗糙表面亦可由繞射點的形狀來得知表面粗糙度的情況^[40]如圖 3.1.6。

(4) 樣品傳輸及加熱裝置

如圖 3.1.3 所示，樣品傳輸是用磁感式傳輸棒(transfer rod)將樣品基座(sample holder)由承載室傳送到成長室的主樣品旋轉座(manipulator)下方凹槽內，主樣品旋轉座可調整 X、Y、Z 位置及角度，以利樣品基座的放置及配合反射式高能電子儀電子束入射樣品。而加熱裝置是由纏繞在主樣品旋轉座的軸桿上延伸至下方凹槽的多蕊互絞之耐高溫白金合金的金屬細線所構成，藉由通電流於金屬線上產生高熱(最高可加熱至 800)在真空中以輻射方式對樣品基座加熱。在加熱處另有一組熱電偶(thermo couple)用以偵測溫度，並以自控系統連接至加熱裝置的電源供應器，以便進行溫控工作。

3-2 系統真空環境之準備

1. 真空腔體環境

本真空系統主要分為成長室(main chamber)真空系統及承載室(load-lock chamber)真空系統兩部分，這兩個系統由手動閥 V2 來連接而形成一完整超高真空系統如圖 3.1.3。通常來說只需由承載室來破真空，稱之為“破小真空”；成長室平時不破真空，保持在超高真空(約 10^{-9} torr 左右)，若需要破成長室及承載室的真空稱之為“破大真空”。

破小真空： 破小真空的目的是在於進行樣品的更換且仍能保持成長室的高真空度。破小真空時，首先確定手動閥(V2)是關閉的狀態以隔絕成長室及承載室。接著關閉自動閥(V1)來阻絕渦輪幫浦的抽氣，同時高真空計(ionization gauge)亦要停止避免充氣時燒毀，而後停止渦輪幫浦待其轉速降為零。以上步驟完成後，使用氮氣破承載室的真空來進行樣品更替。更替的時間越短越好以免長時間暴露大氣而污染。更換完畢後，接著使承載室的真空系統重新進行粗抽。達到約

3×10^{-2} torr 渦輪幫浦才啟動，待其達到 10^{-8} torr 時才將手動閥打開進行樣品傳輸。

破大真空： 破大真空的時機只有在系統進行維修(如更換真空計燈絲、電子槍燈絲、石英震盪膜厚計晶片等)、更換鍍料或清理腔室時。破大真空的方法和破小真空類似，不同的是破大真空不需將手動閥(V2)關閉，其耗費的時間較破小真空久。恢復真空亦相同步驟，不同的地方是當真空度達到 10^{-7} torr 時，成長室需進行烘烤(bake)。因為一旦破大真空則腔室必定受到污染，如水氣是一主要污染，為了使成長室保持乾淨所以烘烤腔室以達純淨的效果。烘烤時(固定烘烤溫度)，隨著時間，真空壓力起初會上升至 10^{-6} torr 左右，此乃系統腔內壁所附著的水氣及其他氣體分子大量釋氣(outgas)所造成。隨著釋氣率漸漸減緩，開始小於抽氣率時，真空壓力便開始下降。下降至 10^{-7} torr 時，關 V2，並開 V4，使冷凝幫浦對成長室進行精抽。烘烤溫度訂在約 100°C ，時間達 30/40 小時以後，成長室壓力可降至 10^{-8} torr，此時即可關閉加熱器電源，待整個系統降至室溫之後成長室壓力可降至 10^{-9} torr。抽氣時間越久，壓力可降至更低(本系統極限真空壓力約為 6.0×10^{-10} torr)。

2. 蒸鍍

系統具備良好真空壓力值(10^{-9} torr)即可進行鍍膜工作。

灌液態氮： 基板加熱至高溫或電子束轟擊鍍料時，會釋出大量氣體，使成長室壓力急遽上升。故為了在基板加熱及電子束蒸鍍時仍能維持良好的真空壓力，會先行將液態氮灌入冷凝腔內(位於 main chamber 內)，使腔內壁降溫以吸附大量釋出的氣體分子。

基板加熱： 抽真空之前的基板雖然已經有經過丙酮，酒精的清潔處理，但在大氣中仍會有少量污染物殘存，且其表面所吸附的粒子會影響反射式高能電子儀電子束的繞射結果，因此必須對基板實施加熱。一來除了能趕走表面的吸附粒子使表面結構改善以外，亦能使基板內部少量的氣體原子釋出。根據本實驗結果

顯示，在加熱至 650°C 時(此時表面吸附的水氣和其他大部分粒子皆已釋出)，已能由反射式高能電子儀觀察到被基板表面晶體結構所繞射的電子束之繞射亮紋。

電子槍啟動：在確定通入冷卻水且擋板為關閉的狀態之後，打開電源供應器的開關。將電壓慢慢加高，再緩慢升電流，調整電壓、電流至適當的值，同時透過視窗口(view port)觀察電子束轟擊鍍料的情形。並在鍍料所及的範圍內，藉由調整電壓值來改變電子束落在鍍料上的位置，如此來回掃射可以清潔鍍料表面。剛啟動電子束時，真空壓力會因大量釋氣而上升，而後會隨時間下降。

3. 薄膜成長與監控

開石英震盪膜厚儀，輸入所對應的鍍料之 density 和 Z-ratio 值，待真空壓力降至鍍膜所需的壓力時打開蒸鍍電子槍的擋板，即開始薄膜的沉積，並可同時藉由石英震盪膜厚儀來觀測沉積的速率和膜厚。而反射式高能電子儀也可即時動態觀察成長時的表面結構變化，或待蒸鍍結束後再觀察亦可。當膜厚儀顯示的厚度為所預定的厚度時，即可關閉擋板，降電壓和電流並關電源，此時即結束蒸鍍。

3-3 樣品製備

以分子束磊晶成長 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ 超晶格多層膜的樣品，樣品成長製備流程圖如圖 3.3.1 所示。薄膜樣品製備所使用的原始塊材鍍料均為高純度的金屬顆粒或金屬薄片。 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ 超晶格多層膜樣品的詳細製作步驟如下：

- (1) **基板清潔：**以基板的不同其清潔方式亦有所不同，以 Si (100)基板而言，所使用的清潔方式為 RCA 方法，此方式可有效的將 Si 基板上的有機物質以及表面上的氧化物去除，亦是業界的標準程序之一。但是對 Al_2O_3 (0001)基板而言，因為其本身就是氧化物基板，只需將其表面附著之有機物與塵粒去除，其清潔方式就不像 Si 基板如此繁複。最後不論是何種方式清潔，都需立即以氮氣噴槍將基板表面的清洗溶液徹底清潔，避免留下殘餘溶液造成二

次污染，如圖 3.3.2 為基板清潔示意圖。

- (2) **樣品成長室：**將清潔完畢的基板固定在樣品座上，破小真空將樣品座放入樣品承載室，當承載室壓力達到 6.0×10^{-7} torr 時，打開 V2 手動閥門，將樣品座利用傳輸棒小心將樣品座送至成長室中，再將 V2 手動閥門關閉。接下來將液態氮灌入成長室的冷凝腔內，可有效的維持成長室內之真空度。
- (3) **基板釋氣：**開始將基板加熱，使加熱溫度達到 650°C ，並且維持一個小時，此步驟稱之為基板釋氣，其目的一來除了能趕走表面的吸附粒子使表面結構改善以外，亦能使基板內部少量的氣體原子釋出，再次達到清潔基板表面之效果。
- (4) **成長緩衝層：**當基板釋氣（約三十為分鐘後）同時可先將裝有 Pt 鍍料的電子槍開啟，此時先對 Pt 鍍料做釋氣等到基板釋氣程序完畢後，再將加熱氣之溫度設定為 600°C ，將電流調高並觀察電子束是否打到 Pt 鍍料上，再將主檔板與 Pt 檔板開啟，利用膜厚偵測儀監控 Pt 之鍍率，當鍍率($0.5 \text{ \AA}/\text{min}$)穩定時再將副檔板打開，此時才正式開始成長 Pt 緩衝層。當緩衝層 Pt 100 \AA 成長完畢後，利用反射式高能電子儀觀察其成長後的結構。
- (5) **成長 Fe-Pt 多層膜：**當緩衝層成長厚度為 90 \AA 時，可將裝有 Fe 鍍料的電子槍開啟先行釋氣，等到緩衝層 Pt 100 \AA 成長完畢後，再將加熱器之溫度設定為 100°C ，將 Pt 檔板與副檔板關閉，開啟 Fe 檔板以膜厚偵測儀監控之鍍率，當鍍率($1 \text{ \AA}/\text{min}$)穩定時再將副檔板打開，並開始成長 Fe 之薄膜。在成長 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 超晶格多層膜時，因為每一層的薄膜其厚度都是很薄，所需的成長時間不是很長，所以當成長 Pt 薄膜(或 Fe 薄膜)時，Fe 鍍料(或 Pt 鍍料)的電子束強度是控制在不使 Fe(Pt)原子被電子束轟擊出來，並非完全將控制電子束之電壓與電流值完全降至零伏特或零安培 我們再利用每支電子槍上的檔板交互地切換(開啟或關閉)，來成長 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 超晶格多層膜。當 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 超晶格多層膜成長完畢後，利用反射式高能電子儀觀察其成長後的結構。

- (6) 退火處理：將完成之樣品小心地裁切，並且分批送至成長室中做不同溫度之退火處理，在成長室中做退火處理，是因為要讓樣品在極高真空度(10^{-9} torr)下，避免樣品受到大氣中或高溫爐中其他雜質去污染到薄膜，並確保薄膜之品質。

3-4 樣品之量測

本實驗以分子束磊晶(MBE)來成長高品質的薄膜，成長過程中壓力均維持在 $7 \times 10^{-9} \sim 2 \times 10^{-8}$ torr 之間。Pt 之緩衝層(buffer layer)成長溫度維持在 600°C ，Fe/Pt 多層膜成長溫度均維持在 100°C 。在樣品的物理性質方面可分為以下幾部份量測：

- (1). 藉由臨場 (*in-situ*) 之反射式高能電子繞射儀 (Reflection High-Energy Electron Diffraction, 反射式高能電子儀) 及粉末 X-光繞射儀 (powder X-ray diffraction) 來確定樣品的晶體結構及三維磊晶關係。
- (2). 藉由磁光柯爾效應儀 (Magneto-Optical Kerr Effect, MOKE) 來量測樣品的磁滯曲線，藉以鑑定其磁異向性。
- (3). 藉由樣品振動磁量儀 (Vibration Sample Magnetometer, VSM) 系統來對樣品進行定量之磁滯曲線分析。
- (4). 對於具有較大飽和場之樣品，則利用超導量子干涉儀 (Superconducting Quantum Interference Device Magnetometer, SQUID) 來量測樣品之磁滯曲線。

1. X-光繞射儀 (powder X-ray diffraction)

所有薄膜樣品均採用菲力普公司型號為 PW3040 的 X 光射線粉末繞射儀 (X-ray Powder Diffraction) 測量，使用 CuK_{α} 銅靶 ($\lambda_{\text{K}_{\alpha 1}} = 1.540598 \text{ \AA}$ ， $\lambda_{\text{K}_{\alpha 2}} = 1.54426 \text{ \AA}$ ， $\lambda_{\text{K}_{\beta}} = 1.392250 \text{ \AA}$) 作為 X 光射線光源。採用 θ - 2θ 掃描模式，靶材工作電壓為 40 kV ，電流為 40 mA 。先以每 0.01° deg/次，停留時間為 1 秒，快掃速度為

0.6 deg/min，初步觀察單晶基板之繞射峰強度值是否有達將近 200k counts/s，再以較慢的掃描速度作測量。測量之掃描範圍由 20° 到 90°，因為做量測時沒有濾掉 γK_{a2} 與 γK_{β} 的 X-光，所以實驗所得的單晶基板繞射圖形是 Cu K_{a1} 與 Cu K_{a2} 兩個 X-光源所得的繞射圖形疊加的結果，而 Cu K_{β} 會落在單晶基板主峰之左邊。

對於晶體結構的分析最常使用的為 X-光繞射如圖 3.4.1。由布拉格繞射定理 (Bragg Law)^[33]：

$$2d\sin \theta = n \quad (3.4.1)$$

可知產生繞射的先決條件為： $\lambda \leq 2d$ ，亦即入射光波長必須小於晶面間距。由於 X-光(10k V)的波長約為 1 Å 左右，因此適合於晶體結構的分析。

實驗上為了不同的條件以及所要的資訊，常見的方法有：

- (a) 旋轉晶體方法(Rotating-crystal method)。
- (b) 勞厄方法(Laue method)。
- (c) 粉末方法(Powder method)。

X-光繞射儀是由 X-光射線發生器、測角台、記錄系統組成的；現代繞射儀配有功能各異的電腦操作系統及數據處理系統。以下將各部分別做簡介：

(1) X 射線發生器：

它是由射線管和一個高壓發生器組成。後者提供可分檔調節的穩定電流，電源流程如圖 3.4.2 所示，其電流管壓穩定度一般優於百分之五。穩定度低於千分之一的高壓發生器不能保證其所產生之光源的穩定性，大多數定量分析工作不宜採用。

X 光射線管是一個熱陰極二及放電管。在高壓發生器輸出的高電壓作用下，電子經由帶有聚焦罩的熱陰極發射，並加速到具有數 10 keV 的能量。電子束打到陽極靶面上，激發出 X 光射線。靶面被電子打擊處稱為焦點。從能量來看，X 光射線的轉換效率一般都在 1 % 以下其能量轉換成熱能，使靶子溫度上升。由於

這樣的溫度，使得封閉式 X 射線管能承受的功率目前最高為 3 kW。利用這種 X 光射線源，繞射實驗所需時間一般為數十分鐘。繞射強度弱的實驗則需數小時至數十小時；因此，實驗中必須提高 X 光射線源的亮度以縮短實驗的時間，提高亮度需要提高電壓與縮小焦點，前者需要解決散熱的問題，其有效解決方法是旋轉 X 光射線管靶子，使電子撞擊處不斷改變，熱量有充分的時間被轉移。

(2) 繞射儀測角台：

測角台視經過精密加工和組裝調整的機械角裝置，上面設有放置式樣的試樣台和固定探測的探測臂，它的結構有水平式和垂直式兩種，以水平式居多。本實驗的 X-光繞射儀器是採用水平式的方式進行量測。

通常採用正比技術管或閃爍計時管做為探測器，當繞射束中一個 X 光射線光子被探測器吸收後，就會形成一個電脈衝，在經前置放大器後，由脈衝高度分析器判別，然後輸入定標器加以記錄，

(3) 探測及紀錄系統：

繞射儀通常採用正比計數管或閃爍計時管做為探測器；當繞射束中一個 X 光射線光子被探測器吸收後，就會形成一個電脈衝，在經前置放大器放大後，由脈衝高度分析器判別，然後輸入定標器加以記錄，或直接輸入計數率，由記錄儀錄下 X 光射線的強度-角度曲線。探測 X 光射線所用的探測器用正比計數器、閃爍計數器、固體探測器等，固體探測器因價格高，並且維護困難，所以目前未被普遍採用。

2. 磁光科爾效應儀 (Magneto-Optical Kerr Effect, MOKE)

(1) 磁光科爾效應^[41]

19 世紀中，法拉第(Faraday)發現：當線性極化光通過一磁性物質後會發生偏轉的現象，稱之為法拉第效應。同一個世紀末，科爾(Kerr)也發現當線偏振光經過一磁性介質反射後，其反射光會變成橢圓偏振光，其橢圓率我們稱之為科爾橢

圓率(Kerr ellipticity, ϵ_k), 且其長軸相對於入射光的偏振面會偏轉一個小角度如圖 3.4.3(a), 這個偏轉的角度稱為科爾旋轉角(Kerr rotation angle, θ_k), 科爾旋轉角 θ_k 和橢圓率 ϵ_k 是材料表面的 \vec{M} 線性函數, 而這種光和磁的交互作用就稱之為磁光科爾效應。

對於磁光效應的研究, 已有不少人做了理論與實驗上的工作。1908 年 Voigt 以古典電磁學來作趨近^[42]; 1932 年 Hulme 利用海森堡的鐵磁理論來處理法拉第效應及科爾效應^[43]。

對於在鐵磁性材料的磁光效應研究上, 磁光科爾效應相對於法拉第效應有較多的優點。因為法拉第效應僅能用於厚度非常有限的薄膜上, 而且當光穿透過薄膜的基板時所引起的法拉第旋轉(Faraday rotation)和不同界面間不連續的極化量改變也需要修正。所以一般對鐵磁性材料的研究, 都是利用磁光科爾效應, 尤其是在對薄膜表面磁性的量測。因為對鐵磁性材料而言, 科爾旋轉角(Kerr rotation angle, θ_k)大約為 $10^5 \sim 10^6$ rad/cm, 若以原子尺度來看則相當於 $10^{-2} \sim 10^{-3}$ rad/Å, 這對薄膜表面磁性的量測是有非常高的靈敏度。

磁光科爾效應依據入射光偏振方向可分為 p mode 和 s mode 兩種。p mode 是指入射光的偏振方向和散射平面平行; 而 s mode 則是指入射光的偏振方向和散射平面垂直, 此處所指的散射平面即是入射光與反射光所在的平面如圖 3.4.3(b)。

依實驗裝置的不同, 可將磁光科爾效應分為三種: 極向(polar)科爾效應、縱向(longitudinal)科爾效應以及橫向(transverse)科爾效應如圖 3.4.3 (b) (c) (d), 茲分述入下:

(a) 極向科爾效應(PMOKE)

PMOKE 是指磁化方向垂直於膜面, 可測量垂直介質表面的磁化向量 \vec{M} 。這是三個效應中科爾旋轉角最大的一個, 因此可量得最大的訊號。

(b) 縱向科爾效應(LMOKE)

LMOKE 是指磁化方向平行於反射平面及介質平面，由於鐵磁性表面的磁化向量 \vec{M} 在無外加磁場時是平行於表面的，所以 LMOKE 常被用來測量鐵磁性薄膜的磁異向性。

(c) 橫向科爾效應(TMOKE)

TMOKE 是指磁化方向垂直於反射平面但與介質表面平行的量測組態。其最大的優點在於即使入射光是非極化光源經由磁性介質反射後，其反射光的振幅也是磁化向量 \vec{M} 的線性函數^[44]，但其缺點則是訊號較小且雜訊較大^[45]。

(2) 實驗儀器配置

本實驗室的磁光科爾效應儀分為 LMOKE 及 PMOKE 兩種，其裝置如圖 3.4.4 所示。光源是由 He-Ne 雷射所提供，雷射光經線性起偏鏡而成線性偏振光，再經由樣品反射後之橢圓偏振光先經過檢偏鏡，再經過濾光鏡，最後再經過光二極體接收訊號，由 meter 讀出訊號，並經由電腦處理。以下就簡單介紹各部份的組成元件：

(a) 雷射系統：

雷射系統主要是由下列光學儀器組成：

() He-Ne 雷射：

He-Ne 雷射光的波長為 632.8 nm，最大輸出功率為 5 mW。使用 He-Ne 雷射的優點有方便準直校正與減少干涉效應(interference effect)，因為波長為 6328 Å 的 He-Ne 雷射光接近可見光的紅外光區，可以肉眼直接進行雷射系統的準直校正，而且對大多數的金屬材料而言，其探測深度大約為 200 Å 左右，恆小於雷射光的波長，所以可以忽略入射光在不同界面間所引起的相位差而造成的干涉效應。

() 線性偏振片：

通常有兩種不同形式的偏振片。一種是方解石稜鏡；一種是鍍膜式

的透鏡。我們以一方解石稜鏡的線性偏振鏡作為起偏鏡(Polarizer)，其作用是控制入射光的偏振態。再以另一方解石偏振鏡作為檢偏鏡(Analyzer)以鑑別反射光旋轉角度。

將起偏鏡偏振方向設定為 X 方向，檢偏鏡偏振方向則與起偏鏡偏振方向相差 90 度，定義為 Y 方向。請參照圖 3.4.5，反射光經過磁性介質表面反射後，其偏振方向相對於入射光的偏振方向會旋轉個小角度 θ_k ，反射光通過檢偏鏡後，進入 detector 裡的光強度是全部反射光強度在 Y 軸上的投影量，由於 θ_k 角度很小，則量測到光強度將會和 θ_k 成線性關係，且可經由導證知道和磁矩 \vec{M} 亦成線性相依關係。是故下列關係將成立：

$$I \propto \theta_k \propto \vec{M} \quad (3.4.2)$$

也就是由偵測器所讀得的科爾訊號將能反應出待測定磁性材料的磁矩。

() 光電二極體：

光電二極體(photodiode)是利用光電效應將入射光由光強度轉為光電流再經由一橋接電阻，最後以電壓輸出。本儀器所採用的是 Planar diffused silicon photodiode，用作讀取反射光強度的偵測器(detector)。

(b) 樣品固定座：

在 LMOKE 裝置方面是在三軸傾斜平台上架設一垂直可調高度的升降平台，再將旋轉步進馬達立於此組合平台上，並沿馬達轉軸方向於軸心位置製作一長銅棒以方便將樣品置於磁場中心。在量測中能夠以步進馬達旋轉樣品，進行不同角度之 LMOKE 量測工作。而在 PMOKE 裝置方面是使用手動微調的樣品固定座。

(c) 磁場：

在 LMOKE 的磁場方面，由於本實驗樣品均是軟磁性材料，為避免鐵心磁鐵的殘磁影響實驗精確度，故以黃銅裁切成車輪狀，外層以線圈纏繞，

藉由改變電流大小來控制磁場，由於黃銅不具磁性，因此使用黃銅當作電磁鐵心材料能避免殘磁的產生。本電磁鐵能提供的最大穩定磁場約為 700 Oe。而 PMOKE 的磁鐵為非線圈式的電磁鐵，由美國 WALKER 公司所製造，其磁場範圍最大可達 2 Tesla。

(d) 訊號量測系統：

對於儀器的控制和訊號的讀取，完全以電腦程式搭配不同用途之介面卡進行。以數位/類比轉換卡(D/A converter)控制磁場電流源；將 detector 輸出訊號連接至多用途電表上，再以 GPIB 介面將電表中所讀得的科爾訊號傳至電腦中；GPIB 介面則用作步進馬達控制用；至於磁場的量測可以以事前校正的方式估算磁場與輸出電流的關係，或是即時(real time)以高斯計(Gauss meter)測量，再以 GPIB 介面傳回電腦。所有儀器的控制和資料的處理都以 Lab. View 的視窗化軟體負責監控。

3. 樣品振動磁量儀 (Vibration Sample Magnetometer, VSM)

我們所使用之系統為美國 DMS 公司型號為 880 VSM 系統，其簡單理論為，當一封閉線圈內所通過的磁通量產生變化時，於線圈的端點即會產生一感應電動勢，由可 Maxwell's law 得知方程式為：

$$\nabla \times \vec{E} = \frac{d\vec{B}}{dt} \quad (3.4.3)$$

經 Stokes Theorem 由可寫成

$$\oint \vec{E} \cdot d\vec{l} = -\frac{d}{dt} \int \vec{B} \cdot d\vec{s} = -\frac{d\Phi}{dt} \quad (3.4.4)$$

而當共有 N 個線圈時其總感應電動勢為：

$$V_{ind} = -N \frac{d\Phi}{dt} \quad (3.4.5)$$

這種經由磁通量改變而產生感應電動勢的原理已被廣泛的應用如發電機，墊要用

來測量一靜磁材料則必須克服磁通量改變的問題，因此 VSM 及藉由樣品振動改變通過固定線圈內磁通量而產生感應電動勢的方法計算出材料的磁性質。其中最常使用的是磁滯曲線(Hysteresis loop)，包括低溫及高溫磁滯曲線，其溫度範圍約在，以及 M(感應磁化量)-T(溫度)圖。圖 3.4.6 為 VSM 之偵測裝置與原理簡圖。

對於所有薄膜樣品的量測，所選用的測量模式為 M-H 模式，其所選取之外加磁場都設定為 +12 kOe 至 -12 kOe，每隔 500 Oe 取一個數據點，所以可以計算出在一個完整的磁滯迴路中，共有 96 個數據點；而在磁化量的單位選取為 emu，在測量後對於樣品的數據處理方式，是先將薄膜樣品所測量到的磁化量值扣除基板所測量而得的磁化量值，再除上薄膜的總體積。在此須注意的是，所選取基板面積為 $1 \times 1 \text{ cm}^2$ ，所以在扣除基板效應時，應扣除與承載薄膜樣品之基板相同的面積，至於基板之厚度，因為所用之基板厚度都相同，所以在扣除時無須考慮。以下為薄膜樣品之磁化量計算的數學式子(3.4.6)，經計算後其單位為 emu/cm^3 。

$$\frac{(M_{\text{sample films}} - M_{\text{substrate}} \times A_{\text{sample substrate}})}{(A_{\text{sample films}} \times d_{\text{sample thickness}})} = M_{\text{real sample}} \quad (3.4.6)$$

$M_{\text{sample films}}$ ：薄膜樣品之磁化量（單位：emu）， $M_{\text{substrate}}$ ： $1 \times 1 \text{ cm}^2$ 基板之磁化量（單位：emu）， $A_{\text{sample substrate}}$ ：薄膜樣品下之基板面積（單位： cm^2 ）， $A_{\text{sample films}}$ ：薄膜樣品之面積（單位： cm^2 ）， $d_{\text{sample thickness}}$ ：薄膜樣品之總厚度（單位：cm）， $M_{\text{real sample}}$ ：真實薄膜樣品之磁化量（單位： emu/cm^3 ）。

4. 超導量子干涉儀 (Superconducting Quantum Interference Device Magnetometer, SQUID)

超導量子干涉儀(SQUID)是由內部有一小部分且非常薄(約 10~20 nm)的絕緣層稱之為弱連接(weak link)的超導線圈構成，這弱連接被成為接合，即是由一或

二個 Josephson 接合連接於超導性電線環路中而成。這種裝置對周遭電磁場的變化非常靈敏。在超導性環路內的磁通量以量子化，出現的數值必為一個基板單位磁通量的整數倍，一個磁通量子約為 $2.07 \times 10^{-7} \text{ gauss-cm}^2$ 。在超導量子干涉儀中的電流為環路中所含總磁通量子的週期性函數，對磁通量的變化極為敏感。一具超導量子干涉儀可測度小至 10^{-18} 伏特的電壓差異，小至 10^{-18} 安培的電流和小至 10^{-14} Tesla 的磁場，因此超導量子干涉儀可測量低溫下微弱的磁性訊號。Josephson 效應可分為直流和交流 Josephson 兩種，其中直流 Josephson 效應為在沒有任何電場或是磁場下有直流電流通過接合；而交流 Josephson 效應為外加一直流電壓於接合的兩端，則會產生頻率為 $2 \text{ eV}/\hbar$ 的震盪電流通過接合。當一具 SQUID 在 4K 操作時，熱性噪音幾乎可全部消除，超導量子干涉儀的靈敏度接近量子力學所加的基本限制，沒有其他的技術堪與相比。圖 3.4.7 為 Quantum Design SQUID-MPMS-5s 超導量子干涉儀的裝置圖，其磁場最高可加到 5T，溫度範圍在 2K~350K 之間，可用來測量樣品的磁滯曲線及磁化曲線等磁性質和電性。

如果我們要測量一物的磁性質，對於樣品的處理，一般我們都是將樣品放在吸管中間，但對於大小限制，不管是薄膜、粉末、或是塊材都不能超過 5 mm。當樣品放入超導量子干涉儀後，磁化強度的量測是將樣品在線圈內以步進的方式移動，來收集磁訊號，其原理為磁性物質移動時會有磁通量變化，依照安培定律可知在線圈上會有感應電流產生，再由儀器本身去運算而得到樣品的磁化強度值，其磁化強度至少可量測到 10^{-7} emu 。所以我們可由這個磁化強度對溫度或磁場變化去判斷它的磁性質。

當薄膜樣品經過高溫退火處理時，其產生的矯頑磁場會急遽的增加，此時樣品震動磁量儀(VSM)所做的 M-H 測量會有所誤差，並且要達到飽和磁化量所需之磁場以無法滿足樣品所需，所以採用超導量子干涉儀超導量子干涉儀測量。在做測量時也是選用 M-H 模式，其測量時溫度是設定為 300K，在外加磁場範圍為 +30 kOe 至 -30 kOe，因為此量測系統可用程式控制選取在某些磁場範圍下，樣品所需的測量數據點之點距，如此一來，在所選擇的數據間距，即每隔多少磁場下

取一點數據點，這個重要的依據，則是來至於樣品先由 VSM 測量後所得來的。也因為如此在量測超導量子干涉儀時，可較準確的得到所需之數據。另外要注意的是，如果薄膜樣品太小，則需使用填充物(少許之棉花)將樣品固定好至膠囊內，避免在測量時產生錯誤之結果。對於磁化量的數據計算方式(3.4.6)也是與在 VSM 測量時的計算方式一樣。

第四章 實驗結果與討論

對於 Fe-Pt 磁性質的研究，近年來受到多方的注意。至今還是有許多實驗室亦曾針對 Fe-Pt 多層膜系統做一些研究；本實驗即針對 Fe-Pt 多層膜系統做更進一步的研究，著重在 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4, 6, 8, 10$ ；或 $n = 38, 25, 19, 15$) 不同厚度的雙層單元(bilayers)變化，其總厚度為 300 \AA ，對 Fe-Pt 多層膜結構及磁性的影響，並再分別以不同溫度下做退火，希望能找尋 Fe-Pt 多層膜在何種條件的控制下會擁有最佳的磁性質及結構。

為便於了解不同雙層之 Fe-Pt 超晶格多層膜對其結構及磁性的影響，實驗結果與討論將分述下列三節：

- (1) 對 Al_2O_3 (0001)及 Si (100)兩種基板上所成長之 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ 多層膜結構加以討論。
- (2) 不同溫度下做退火對 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ 多層膜磁性的影響。
- (3) 不同雙層厚度之 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ 多層膜對其磁性的影響。

4-1 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ 多層膜於不同基板上的成長結構與機制

本實驗所成長之一系列樣品皆選 Al_2O_3 (0001)及 Si (100)兩種基板來做不同的比較。在結構上，我們是經由臨場(*in-situ*)的反射式高能電子繞射儀(RHEED)以及 X-ray 繞射儀所得到的結果來做鑑定。以下先對不同系列樣品之成長機制加以敘述並如圖 4.1.1 所示：

系列一： Al_2O_3 (0001)及 Si (100)兩種基板於 650°C 釋氣半小時之後，降溫至 600°C 成長 100 \AA 之 Pt 緩衝層，再降溫至 100°C 成長 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ ，bilayers $x = 4$ ，($n = 38$)個週期的 Fe-Pt 多層膜，並且分別在 300 、 400 、

500、600°C 持溫一個小時的條件下做退火處理。

系列二： Al_2O_3 (0001)及 Si (100)兩種基板於 650°C 釋氣半小時之後，降溫至 600 °C 成長 100 Å 之 Pt 緩衝層，再降溫至 100 °C 成長 $[\text{Fe} (x \text{ Å})/\text{Pt} (x \text{ Å})]_n$, bilayers $x = 6$, ($n = 25$)個週期的 Fe-Pt 多層膜，並且分別在 300、400、500、600°C 持溫一個小時的條件下做退火處理。

系列三： Al_2O_3 (0001)及 Si (100)兩種基板於 650°C 釋氣半小時之後，降溫至 600 °C 成長 100 Å 之 Pt 緩衝層，再降溫至 100 °C 成長 $[\text{Fe} (x \text{ Å})/\text{Pt} (x \text{ Å})]_n$, bilayers $x = 8$, ($n = 19$)個週期的 Fe-Pt 多層膜，並且分別在 300、400、500、600°C 持溫一個小時的條件下做退火處理。

系列四： Al_2O_3 (0001)及 Si (100)兩種基板於 650°C 釋氣半小時之後，降溫至 600 °C 成長 100 Å 之 Pt 緩衝層，再降溫至 100 °C 成長 $[\text{Fe} (x \text{ Å})/\text{Pt} (x \text{ Å})]_n$, bilayers $x = 10$, ($n = 15$)個週期的 Fe-Pt 多層膜，並且分別在 300、400、500、600°C 持溫一個小時的條件下做退火處理。

1. Al_2O_3 (0001)基板：

圖 4.1.2 為成長了 100 Å 厚度之 Pt 緩衝層後由反射式高能電子繞射儀所拍攝到的結果。我們在夾角約 90° 的兩個方向分別找到繞射圖形，經由 Photoshop 軟體中的相對座標功能計算出相鄰兩條紋的距離比約為 $(1.94 \div 1.10 = 1.74)$ ，與實際 Pt 在 $[-211]$ 與 $[0-11]$ 兩方向上之原子距離比 $(4.8 \div 2.77 = 1.73)$ 接近，因此可以確定在 Al_2O_3 (0001)基板上的 Pt 成長為 fcc (111)。

在此之後，分別成長 4 Å、6 Å、8 Å 和 10 Å 之 Fe 於 Pt 100 Å 緩衝層上；我們現在以 6 Å 之 Fe 成長於緩衝層 Pt 100 Å 為例子，所得到的反射式高能電子繞射儀繞射圖形為圖 4.1.3。我們在之前得到 Pt 繞射圖形的兩個方向也同樣的得到 Fe 的繞射圖形，經以相同方式計算出兩條紋間距比約為 $(1.81 \div 1.04 = 1.74)$ ，與實際 Fe 在 $[-211]$ 與 $[0-11]$ 兩方向上之原子距離比 $(4.96 \div 2.86 = 1.73)$ 接近，因此可

以確定 Fe 仍以 fcc(111)之結構成長於 Pt 緩衝層上，再經詳細計算的結果看來如表 4.1.1，Fe 原子之間的距離比起塊材 (bulk) 有些許變大，判斷是因 Pt 與 Fe 之間的晶格失配 (lattice mismatch) 引起的磊晶應力所造成。

當成長完 38、25、19 和 15 個週期之 Fe-Pt 多層膜之後，以 38、15 個週期為例子，我們仍可在相同的兩個方向得到繞射圖形，因此判斷 Fe-Pt 多層膜亦以 fcc(111)方式成長如圖 4.1.4。然而反射式高能電子繞射儀繞射峰之寬度有些許變大，顯示在多層膜週期越大(bilayers 厚度越小時)時原子排列之不規則度增加。

我們再經由X-ray的繞射圖形上可以看到圖4.1.5在 $2\theta = 41.66^\circ$ 的位置可看見 Al_2O_3 (0006)之繞射峰，並且在 $2\theta = 39.69^\circ$ 與 $2\theta = 85.39^\circ$ 分別有兩個由Pt (111)與Pt (222)所產生的繞射峰；而且，在Pt (111)與Pt (222)的繞射峰的左右兩邊都可看見對稱週期性的小繞射峰，這是代表當Pt成長在 Al_2O_3 (0001)的基板上是具有原子級之平坦度的。

接著再將 $[\text{Fe} (10 \text{ \AA})/\text{Pt} (10 \text{ \AA})]_{15}$ 以溫度 100°C 下成長於Pt 100 \AA 的緩衝層上，並且所選擇的基板為 Al_2O_3 (0001)，其X-ray的繞射圖形上可以看到圖4.1.6在 39.69° 與 41.32° 的位置分別有兩個由Pt (111)與FePt (111)所產生的繞射峰；此外，在 36.93° 與 33.67° 的位置上亦能發現在FePt (111)繞射主峰的兩個衛星繞射峰，這兩個衛星繞射峰的出現，可表示Fe-Pt多層膜能夠在Pt (111)的緩衝層上形成好的超晶格結構。

現在我們將繼續探討當這些 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 的多層膜，在經過不同溫度下做退火處理，並且持溫一個小時後，其在 X-ray 繞射圖形會產生什麼變化如圖 4.1.7，我們以 $[\text{Fe} (10 \text{ \AA})/\text{Pt} (10 \text{ \AA})]_{15}$ 即系列四的樣品為例子，當退火溫度漸漸升高時，衛星繞射峰會隨之消失，這是因為在 bilayers 的介面處亦是隨退火溫度升高產生 Fe 與 Pt 的擴散效應越激烈，並且隨之而來的是 FePt (111)與 FePt (222)的繞射峰也會越來越明顯，但是在高溫 600°C 下持溫 1 小時做的退火處理亦可看見 Pt 100 \AA 緩衝層之 Pt (111)、Pt (222)分別向 FePt (111)、FePt(222)靠攏，這表示 Pt 緩衝層向 $[\text{Fe}/\text{Pt}]_n$ 多層膜進行擴散，此現象為我們所不預期之結果。爾後的這一系

列樣品將會在磁性質上產生什麼變化，在下一節將會作分析。

因此，由 X-ray 與臨場反射式高能電子繞射儀之繞射圖形結果可知，不論是緩衝層的 Pt 或是其上的 Fe-Pt 多層膜都是成長為良好的單晶相，且可知其相互的磊晶關係為如圖 4.1.8。

2. Si (100)基板：

完全不同於 $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ 基板上所得到的結果，圖 4.1.13(a) 為 Pt 緩衝層 100 Å 成長在 Si(100) 基板上所得到的臨場反射式高能電子繞射儀繞射圖形，可以發現在 $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ 基板上所呈現的是細線條紋狀的反射式高能電子繞射儀圖案，表示薄膜成長為平坦的單晶結構；而在 Si(100) 基板上所呈現的是環狀的反射式高能電子繞射儀繞射圖案，表示薄膜成長為多晶的結構。由於緩衝層是以多晶的結構成長於 Si(100) 基板上，所以之後的 Fe-Pt 多層膜亦是以多晶的結構成長上去，所得到的臨場反射式高能電子繞射儀繞射圖形仍是環狀的，如圖 4.1.13(b) 所示。

現在我們將繼續探討當這些 $[\text{Fe} (x \text{ Å})/\text{Pt} (x \text{ Å})]_n$ 的多層膜，在經過不同溫度下做退火處理，並且持溫一個小時後，其在 X-ray 繞射圖形會產生什麼變化由圖 4.1.9~圖 4.1.12 可得知。當在雙層厚度改變與退火溫度改變時，在 100°C 初始成長膜與 300°C(持溫一小時)退火處理，其都會在 $2\theta = 72.81^\circ$ 、 88.41° 與 44.67° 產生 PtSi，隨著退火溫度繼續升高，在 $2\theta = 22.23^\circ$ 與 45.25° 分別會產生 Pt_3Si 與 Fe_3Si ，由此可知，基板會隨著退火溫度之升高，而會向緩衝層 Pt 與 Fe 進行擴散，此時在磁性質就開始產生變化，這部分的變化由下一節來做討論。

4-2 不同溫度下做退火對 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 多層膜磁性的影響

本實驗所成長之 Fe-Pt 多層膜系列樣品，在溫度為 100°C 下成長初始膜，再將這些初始膜分別做不同溫度的退火處理，其退火溫度為 300°C 、 400°C 、 500°C 與 600°C ，並且持溫一個小時；經過退火處理之樣品，我們再針對對不同的磁性量測進行測量，以下三項為樣品之磁性量測：

- (1) MOKE 磁性量測，以鑑定其磁異向性。
- (2) VSM 磁性量測樣品的矯頑場(H_c)之變化。
- (3) SQUID 磁性量測來量測樣品之飽合磁矩 (M_s)。

1. Al_2O_3 (0001)基板：

在溫度為 100°C 成長 Al_2O_3 (0001)/Pt (100\AA)/ $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 多層膜，初始成長膜先利用外加場為 500 Oe 之縱向磁光柯爾效應量測儀(LMOKE)，(此套量測系統為 MBE 實驗室依其原理，自行架設。)；由圖 4.2.1 至圖 4.2.4 所示，為樣品在溫度 300°C 下持溫一小時做退火處理以及初始成長膜，它們的磁光柯爾效應都算是不錯，這由外加磁場從正方向之磁場轉向負方向之磁場，當通過零磁場時，將近到 -50 Oe 附近，其磁滯曲線有很明顯的急遽下降，並且此樣品的柯爾訊號強度可達 $\sim 10 \text{ mV}$ 。當樣品在 400°C 持溫一個小時的退火處理後，此設備以無法提供更大的外加場使其磁化量達到飽和，但在能量測到磁光柯爾效應之樣品，其柯爾強度也有將近 $\sim 10 \text{ mV}$ 的水準；因為在較高溫下做退火處理之樣品，在此量測系統以無法滿足其需求，接下來我們來看 VSM 之量測系統上所測量之結果。

在這 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 多層膜樣品，當退火溫度從 400°C (含 400°C) 以上時，其矯頑場有明顯的變化，當退火溫度再上升，伴隨著 H_c 值也會增加；另一個物理量的變化為飽和磁化量(M_s)，其亦隨退火之溫度的升高而 M_s 值會遞減，這是因為在本實驗所設計的製程方式已經奏效，因為當在較低溫度(300°C 、

400°C，並持溫一小時與 100°C 的初始成長膜)所做的退火處理時， $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ 的多層膜中 Fe 的含量是會隨退火處理的擴散效應而變少，使得 FePt 合金的量增加，但是 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ 多層膜是成長在 $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ 以 Pt 100 Å 為緩衝層的基礎，並且沿著緩衝層 Pt(111)的方向成長，而非預期是沿著緩衝層 Pt(001)的方向成長，所以由 VSM 量測時，當外加磁場與 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ 多層膜相互平行，亦可量測出樣品之水平分量的磁化量；由於這系列的樣品做退火處理時， H_c 值會增加如圖 4.2.2~圖 4.2.8 所示，此時所使用的 VSM 量測系統，其最大外加磁場(12 kOe)尚未能使部分樣品達到飽和磁化量所需之磁場，所以再採用 SQUID 來進行量測，此時所設定的外加場為 40 kOe、溫度為 300K 之環境中進行測量，其結果可以與 VSM 所測量之資料作比對，並且發現其 H_c 與 M_s 之物理量變化趨勢是相近地，然而 VSM 所測量的結果是完全無價值可言？只是其外加磁場尚未能使樣品達到飽和，但是其所測量出的磁滯曲線圖，對於在做 SQUID 測量時，所撰寫的控制程式，例如：外加磁場應該在什麼區間內，要做較密集之測量或是在樣品置放到正確位置時，系統會先校正樣品與測量磁化量之感應器的相對位置是否正確，其顯示的磁化量範圍可與先前在 VSM 所測得的結果相互比較，如果 SQUID 所測得範圍在與 VSM 比較後，此磁化量值偏於過小，可將程式改為一般設定值(即直接輸入一個比較小的範圍值)，而非採用其自動選取之數值，這兩者最大差異是在過小的 M_s 值，其測量時 M_s 值的訊號會發生錯誤，數值會產生嚴重的跳動；所以先前所做的 VSM 測量能讓爾後所做的 SQUID 測量定下良好的基礎，並且可提高樣品所測量之結果的可信度，對於所測量之結果如圖 4.2.9~圖 4.2.11 及表 4.2.1~表 4.2.4 所示。當退火溫度提高時 H_c 會隨之提升，但在溫度為 100°C 的初始成長膜與 300°C 做退火處理的 H_c 比較中是沒有很顯著的變化，而在 300°C、400°C、500°C 與 600°C 並持溫一小時的退火處理時 H_c 是有明顯的增加如圖 4.2.12~圖 4.2.15 所示，另一方面，飽和磁化量(M_s)也會隨退火溫度的升高而降低如圖 4.2.16~圖 4.2.19 所示，這也再次的說明在 $[\text{Fe}(x \text{ \AA})/\text{Pt}(x \text{ \AA})]_n$ 的多層膜中 Fe 的含量是會隨退火處理的擴散效應而減少，使得 FePt 合金的

量增加。

在磁性的量測中，我們也將樣品的膜面與外加磁場做相互垂直的測量，所使用的量測系統為 PMOKE(此套量測系統也是為 MBE 實驗室自行架設，其最大外加磁場可達 14 kOe，需使用冷卻系統，冷卻線圈式導磁磁鐵。)與 VSM 來進行測量，在圖 4.2.19~圖 4.2.22 為 PMOKE 所測量之柯爾強度對外加磁場的關係圖，由此關係圖可得知當 100°C 之初使成長膜與 300°C 持溫一小時的退火處理所測量的磁滯曲線結果與 400°C、500°C 和 600°C 並持溫一小時的比較後，發現在 100°C 之初使成長膜與 300°C 持溫一小時的退火處理所測量到的是磁難軸，這是因為磁異向性中形狀異向性所造成的結果；而在 400°C、500°C 和 600°C 並持溫一小時之退火處理中所得的結果是矯頑場(H_c)之變化無法比較，其 PMOKE 量測系統尚未能使樣品達到飽和磁化量所需之磁場所致。接著我們來對相同系列樣品(Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (x Å)/Pt (x Å)]_n 多層膜與 300°C、400°C、500°C 與 600°C 並持溫一小時所做的退火處理，其 VSM 所量測之結果進行討論，如圖 4.2.23~圖 4.2.26 所表示之，其比較結果為矯頑場(H_c)值隨退火溫度上升而增加，飽和磁化量(M_s)值則隨退火溫度而變小，此磁化量對外加磁場的關係圖，雖然外加磁場也無法讓 300°C、400°C、500°C 與 600°C 並持溫一小時所做的樣品達到飽和磁化量所需之磁場，但是其矯頑場(H_c)與飽和磁化量(M_s)的變化趨勢已出現。在磁性的量測過程中，當外加磁場與樣品的膜面相互平行或是相互垂直，皆可測量出樣品的磁滯現象，這也驗證了 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (x Å)/Pt (x Å)]_n 多層膜其成長方向並非沿著(001)的方向，而是沿著與(001)方向夾 54.7°的(111)方向成長，所以可以測量出 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅ 多層膜成長於(111)方向的水平與垂直之磁化分量。另一方面，在 300°C(含 300°C)以下做退火處理時，PMOKE 所測量到的結果與 LMOKE 比較之後，我們發現當外加磁場處於垂直樣品膜面時，所測量到的磁滯曲線為磁難軸，而當外加磁場平行於樣品膜面時，所得的磁滯曲線為磁易軸，這是因為溫度尚未完全達到 FePt 的相轉變溫度，而且受到形狀異向性的影響，並且磁矩是平躺在樣品的膜面上，所以外加磁場平行於

樣品膜面時，可測量到磁易軸。

2. Si (100)基板：

$[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 多層膜成長在 Si (100)基板上，其磁性質的表現與成長在 Al_2O_3 (0001)基板來的差，這是因為 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 多層膜中，Si 已經向 Fe-Pt 多層膜進行擴散；當在 100°C 初始成長膜與經過 300°C(持溫一小時)退火處理的樣品，其在 LMOKE 上所測量到的柯爾強度對外加磁場的關係圖可知，經過 300°C(持溫一小時)退火處理的樣品，其矯頑磁場會比 100°C 初始成長膜來的大一些如圖 4.2.27~圖 4.2.30 所示，但在 400°C、500°C、600°C 並持溫一小時的退火處理，其磁性質以無法由 MOKE 或是 VSM 量測系統來做測量。我們再由 VSM 的測量結果來看，其隨著退火溫度到達 300°C 並持溫一小時，飽和磁化量會下降，當外加磁場與樣品膜面平行和垂直做測量比較時，平行方向為樣品之磁易軸，而垂直方向為磁難軸，這也是受到形狀異向性的影響所致；從 MOKE 與 VSM 的測量中，將其矯頑磁場(H_c)與飽和磁化量(M_s)分別計算出來如表 4.2.5 所示。

4-3 不同雙層厚度之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 多層膜對其磁性的影響

本實驗所成長之 Fe-Pt 多層膜系列樣品，在溫度為 100°C 下成長初始膜，再將這些初始膜分別做不同溫度的退火處理，並且以不同雙層(bilayers)厚度的變化來對其磁性質做討論，以下三項為樣品之磁性量測：

- (1) MOKE 磁性量測，以鑑定其磁異向性。
- (2) VSM 磁性量測樣品的矯頑場(H_c)之變化。
- (3) SQUID 磁性量測來量測樣品之飽合磁矩 (M_s)。

1. Al_2O_3 (0001)基板：

在 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 多層膜中，當 x 由 10 \AA 減少至 6 \AA (或 n 由 15 增加至 25 個週期，總薄膜厚度為 300 \AA)，其所需退火處理之溫度會由 500°C 持溫一小時下降到 300°C 持溫一小時，這是因為每一層的薄膜厚度變薄 $x = 6 \text{ \AA}$ ，並且週期數增加 (即 Fe 與 Pt 的介面數增加)，此時 Fe 與 Pt 混合成 FePt 合金的機會相較於 $x = 10 \text{ \AA}$ 大大的提升，並且會讓 Fe 與 Pt 混合成 FePt 合金的成相溫度降低，這個變化趨勢可由實驗上的磁性測量中，所計算出的矯頑場(H_c)和飽和磁化量(M_s)對雙層厚度變化之關係圖(表)明顯觀察到如圖 4.3.1、圖 4.3.2、表 4.3.1 ~表 4.3.5 所示。

2. Si (100)基板：

不同的雙層(bilayers)厚度對 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ 多層膜的磁性質影響，在 100°C 的初始成長膜上其變化不大；在 300°C 持溫一小時的退火處理時，由 $x = 10 \text{ \AA}$ 至 6 \AA 的矯頑磁場會漸漸增加，但是在較高溫的退火處理時，因為 Si 的劇烈擴散，嚴重影響了 FePt 合金相的組成結構，使得無法由目前的量測系統，來對

此一系列薄膜樣品進行磁性質分析。在此我們也發現當低溫退火處理時，其在磁性質的貢獻大部分是由薄膜中的 Fe，這可由矯頑磁場與飽和磁化量來推斷如表 4.2.5。

第五章 結論

我們由第四章的實驗結果與討論可歸納出幾項結論：

1. 在不同之基板上所成長之超晶格多層膜在結構上會有所不同，以 Si (100)基板而言，其 FePt 超晶格多層膜由反射式高能電子繞射儀圖形可得知為多晶結構；另外以 Al_2O_3 (0001)基板而言，其結構在反射式高能電子繞射儀圖形可得知為單晶結構。
2. 再由 XRD 上可知當所選用之基板為 Al_2O_3 (0001)時，其 FePt 多層膜會沿著緩衝層 Pt (111)方向磊晶，並且會隨退火處理之溫度升高，FePt (111)與(222)會明顯的出現，但在 Si (100)基板上，Si 會隨退火溫度升高與緩衝層之 Pt 產生化合，其化合物有 PtSi 以及 Pt_3Si ，接著 Si 會繼續擴散至 Fe，也會產生 Fe_3Si 之化合物，因此隨之影響磁性質。
3. 在磁性質方面，當基板為 Al_2O_3 (0001)時，其矯頑磁場會隨退火溫度上生而增加，則飽和磁化量會隨之降低；對於 Si (100)基板而言，其亦隨退火溫度升高矯頑磁場增加，但退火溫度到達 400°C (持溫一小時)時，Si 已經開始對 FePt 多層膜進行擴散，而使得磁性質完全消失。
4. 雙層(bilayers)厚度之影響，是發生在 Al_2O_3 (0001)基板，硬磁相的產生會當雙層厚度減少時，所需的退火處理溫度會有明顯降低；而 Si (100)基板因 Si 的擴散則無此結果產生。

表 2.1.1 Fe 與 Ni 之磁異向常數。

	$K_1(\text{ergs/cm}^3)$	$K_2(\text{ergs/cm}^3)$
Fe	4.8×10^5	5.0×10^4
Ni	-5.0×10^4	-2.0×10^4

表 2.1.2 K_1 、 K_2 值與磁難軸與磁易軸之關係。

K_1	+	+	+	-	-	-
K_2	+8 to -9 $K_1/4$	-9 $K_1/4$ To -9 K_1	-9 K_1 to -8	-8 to 9 K_1 /4	9 K_1 /4 to 9 K_1	9 K_1 to +8
Easy	<100>	<100>	<111>	<111>	<110>	<110>
Medium	<110>	<111>	<100>	<110>	<111>	<100>
Hard	<111>	<110>	<110>	<100>	<100>	<111>

表 2.2.1 鐵磁性物質之晶體結構與晶格常數。

	Fe	Pt	Pd
晶體結構	bcc	fcc	fcc
晶格常數 $a(\text{\AA})$	2.87	3.92	3.89

表 2.3.1 具有良好磁光記錄材料的需求條件。

需求條件	關係式	推論	參數
垂直磁化量	$K_u > 2 M_s^2$	a. \leftarrow 大的儲存密度。 b. \uparrow 極化 Kerr 效應或 法拉第效應的讀取。	K_u : 單軸磁異向 常數。 M_s : 飽和磁化 量。
矯頑場 (Hc) 及飽合磁矩	$d \sim 1/M_s H_c$	穩定磁區小。	d : 磁區直徑。 : 單位面積磁 區壁能量密 度。
磁光效應大	$S/N \sim R^{1/2} K$	增加訊雜比 (S/N)。	R : 反射率 K : 科爾旋 轉角。

表 3.3.1 真空腔體及所需配之幫浦系統。

真空腔體	工作幫浦	工作壓力
樣品導入腔體	a. 機械式旋片幫浦 b. 分子渦輪幫浦	a. $760 \text{ torr} - 10^{-3} \text{ torr}$ b. $10^{-3} \text{ torr} - 10^{-8} \text{ torr}$
樣品成長腔體	c. 冷凍幫浦 d. 鈦昇華幫浦	c. $10^{-6} \text{ torr} - 10^{-10} \text{ torr}$ d. $10^{-6} \text{ torr} - 10^{-10} \text{ torr}$

表 4.1.1 Fe 塊體 (Bulk) 之原子間距與成長在 Pt 緩衝層之後的 Fe 原子間距之比較。

	Fe [-211]	Fe [0-11]
Fe 塊體原子間距	2.86 Å	4.96 Å
RHEED 之計算結果	2.93 Å	5.07 Å

表 4.2.1 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅ 之多層膜，在不同溫度下作退火處理，並持溫一個小時，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 Ms 與 Hc 值。

退火處理之溫度	矯頑場(kOe) Hc	飽和磁化量(emu/cm ³) Ms
100°C 初始成長膜	0.12	1244.66
300°C 退火處理	0.35	1102.52
400°C 退火處理	5.61	875.38
500°C 退火處理	7.47	705.03
600°C 退火處理	10.48	448.82

表 4.2.2 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉ 之多層膜，在不同溫度下作退火處理，並持溫一個小時，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值。

退火處理之溫度	矯頑場(kOe) H_c	飽和磁化量(emu/cm ³) M_s
100°C 初始成長膜	0.17	735.50
300°C 退火處理	1.59	681.20
400°C 退火處理	7.80	451.28
500°C 退火處理	10.05	464.04
600°C 退火處理	10.14	445.19

表 4.2.3 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅ 之多層膜，在不同溫度下作退火處理，並持溫一個小時，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值。

退火處理之溫度	矯頑場(kOe) H_c	飽和磁化量(emu/cm ³) M_s
100°C 初始成長膜	0.17	729.40
300°C 退火處理	7.26	684.92
400°C 退火處理	11.56	448.38
500°C 退火處理	11.82	429.23
600°C 退火處理	11.98	539.76

表 4.2.4 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)]₃₈ 之多層膜，在不同溫度下作退火處理，並持溫一個小時，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值。

退火處理之溫度	矯頑場(kOe) H_c	飽和磁化量(emu/cm ³) M_s
100°C 初始成長膜	0.27	364.29
300°C 退火處理	0.28	399.67
400°C 退火處理	0.66	212.78
500°C 退火處理	0.28	146.08
600°C 退火處理	0.21	250.80

表 4.2.5 在不同雙層厚度改變之 [Fe (x Å)/Pt (x Å)]_n (x = 4、6、8、10 或 n = 38、25、19、15) 多層膜，在 100°C 成長初始膜與 300°C (持溫一小時) 退火處理於 Si (100) 基板上，由 LMOKE 與 VSM 測量中所得知的 M_s 與 H_c 值。

	H_c (Oe)		M_s (emu/cm ³)	
	100°C 成長	300°C 退火	100°C 成長	300°C 退火
[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)] ₁₅	80.88	101.94	1268.06	591.25
[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)] ₁₉	59.95	125.58	1352.80	637.43
[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)] ₂₅	66.93	228.81	1685.29	1205.62
[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)] ₃₈	15.38	23.65	1638.58	50.56

表 4.3.1 在不同雙層厚度改變之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4、6、8、10$ 或 $n = 38、25、19、15$) 多層膜，並且在 100°C 成長初始膜於 Al_2O_3 (0001) 基板上，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值。

$[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$	矯頑場(kOe) H_c	飽和磁化量(emu/cm ³) M_s
$[\text{Fe} (10 \text{ \AA})/\text{Pt} (10 \text{ \AA})]_{15}$	0.12	1244.66
$[\text{Fe} (8 \text{ \AA})/\text{Pt} (8 \text{ \AA})]_{19}$	0.17	735.50
$[\text{Fe} (6 \text{ \AA})/\text{Pt} (6 \text{ \AA})]_{25}$	0.17	729.40
$[\text{Fe} (4 \text{ \AA})/\text{Pt} (4 \text{ \AA})]_{38}$	0.27	364.29

表 4.3.2 在不同雙層厚度改變之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4、6、8、10$ 或 $n = 38、25、19、15$) 多層膜，在 100°C 成長初始膜於 Al_2O_3 (0001) 基板上，並且經過 300°C (持溫一小時) 的退火處理，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值。

$[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$	矯頑場(kOe) H_c	飽和磁化量(emu/cm ³) M_s
$[\text{Fe} (10 \text{ \AA})/\text{Pt} (10 \text{ \AA})]_{15}$	0.35	1102.52
$[\text{Fe} (8 \text{ \AA})/\text{Pt} (8 \text{ \AA})]_{19}$	1.59	681.20
$[\text{Fe} (6 \text{ \AA})/\text{Pt} (6 \text{ \AA})]_{25}$	7.26	684.92
$[\text{Fe} (4 \text{ \AA})/\text{Pt} (4 \text{ \AA})]_{38}$	0.28	399.67

表 4.3.3 在不同雙層厚度改變之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4、6、8、10$ 或 $n = 38、25、19、15$)多層膜，在 100°C 成長初始膜於 Al_2O_3 (0001)基板上，並且經過 400°C (持溫一小時)的退火處理，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值。

$[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$	矯頑場(k Oe) H_c	飽和磁化量(emu / cm^3) M_s
$[\text{Fe} (10 \text{ \AA})/\text{Pt} (10 \text{ \AA})]_{15}$	5.61	875.38
$[\text{Fe} (8 \text{ \AA})/\text{Pt} (8 \text{ \AA})]_{19}$	7.80	451.28
$[\text{Fe} (6 \text{ \AA})/\text{Pt} (6 \text{ \AA})]_{25}$	11.56	448.38
$[\text{Fe} (4 \text{ \AA})/\text{Pt} (4 \text{ \AA})]_{38}$	0.66	212.78

表 4.3.4 在不同雙層厚度改變之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4、6、8、10$ 或 $n = 38、25、19、15$)多層膜，在 100°C 成長初始膜於 Al_2O_3 (0001)基板上，並且經過 500°C (持溫一小時)的退火處理，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值。

$[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$	矯頑場(kOe) H_c	飽和磁化量(emu/ cm^3) M_s
$[\text{Fe} (10 \text{ \AA})/\text{Pt} (10 \text{ \AA})]_{15}$	7.47	705.03
$[\text{Fe} (8 \text{ \AA})/\text{Pt} (8 \text{ \AA})]_{19}$	10.05	464.04
$[\text{Fe} (6 \text{ \AA})/\text{Pt} (6 \text{ \AA})]_{25}$	11.82	429.23
$[\text{Fe} (4 \text{ \AA})/\text{Pt} (4 \text{ \AA})]_{38}$	0.28	146.08

表 4.3.5 在不同雙層厚度改變之 $[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$ ($x = 4、6、8、10$ 或 $n = 38、25、19、15$)多層膜，在 100°C 成長初始膜於 Al_2O_3 (0001)基板上，並且經過 600°C (持溫一小時)的退火處理，由 SQUID 測量的 M-H 關係圖所得知 M_s 與 H_c 值。

$[\text{Fe} (x \text{ \AA})/\text{Pt} (x \text{ \AA})]_n$	矯頑場(kOe)	飽和磁化量(emu/cm ³)
	H_c	M_s
$[\text{Fe} (10 \text{ \AA})/\text{Pt} (10 \text{ \AA})]_{15}$	10.48	448.82
$[\text{Fe} (8 \text{ \AA})/\text{Pt} (8 \text{ \AA})]_{19}$	10.14	445.19
$[\text{Fe} (6 \text{ \AA})/\text{Pt} (6 \text{ \AA})]_{25}$	11.98	539.76
$[\text{Fe} (4 \text{ \AA})/\text{Pt} (4 \text{ \AA})]_{38}$	0.21	250.80

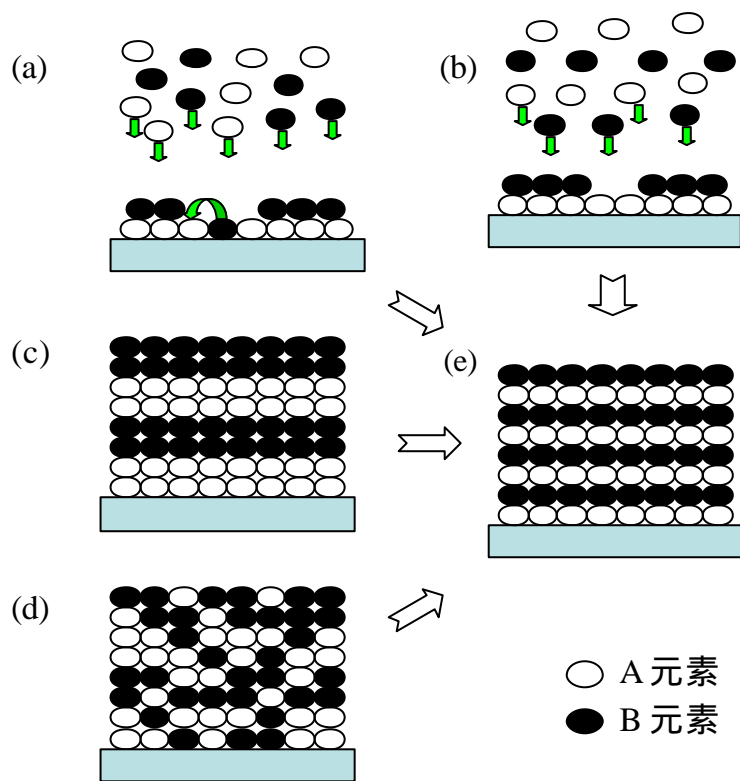


圖 1.3.1 由(a)、(b)、(c)與(d)四種不同方式製作(e)L₁₀之相結構示意圖。

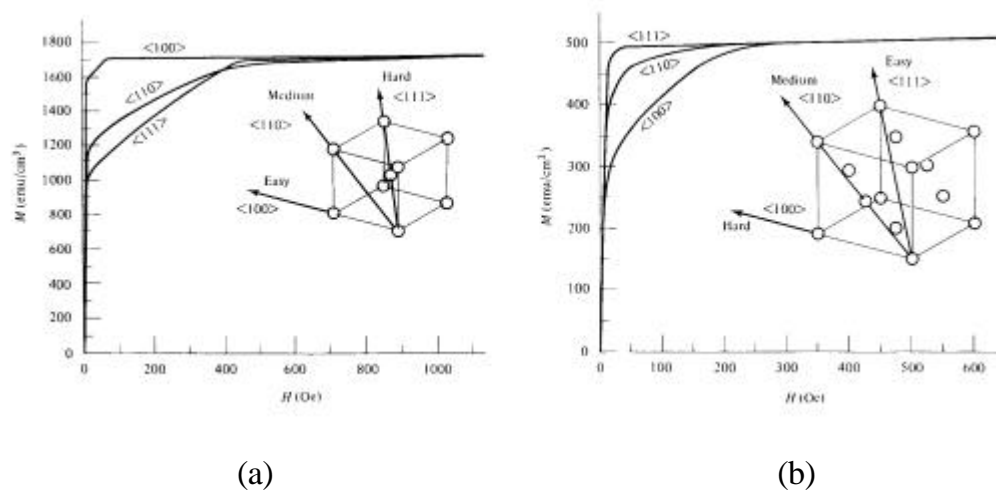


圖 2.1.1 (a)Fe 與(b)Ni 的單晶晶體在不同晶軸方向的磁化曲線。

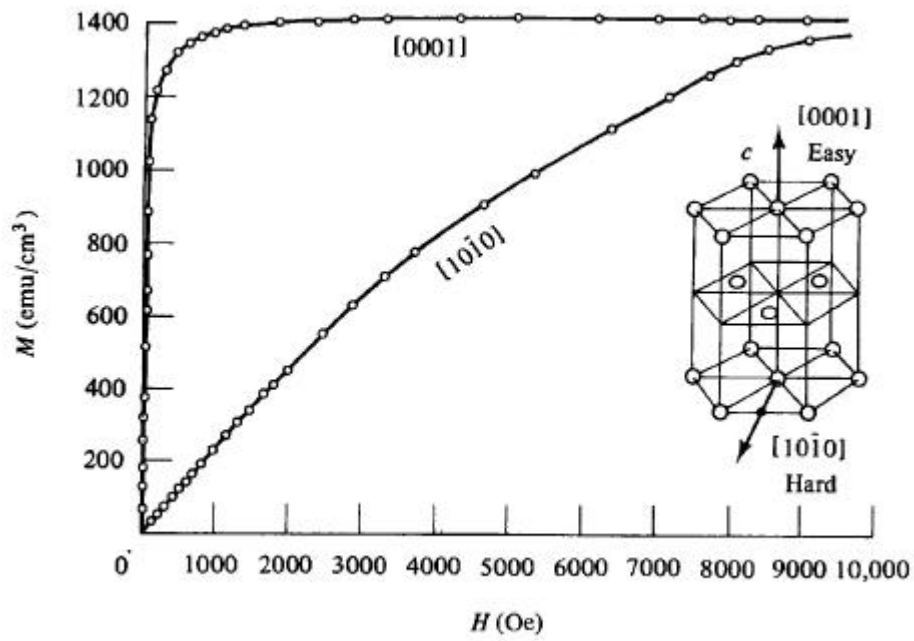


圖 2.1.2 Co 的單晶晶體在不同晶軸方向的磁化曲線

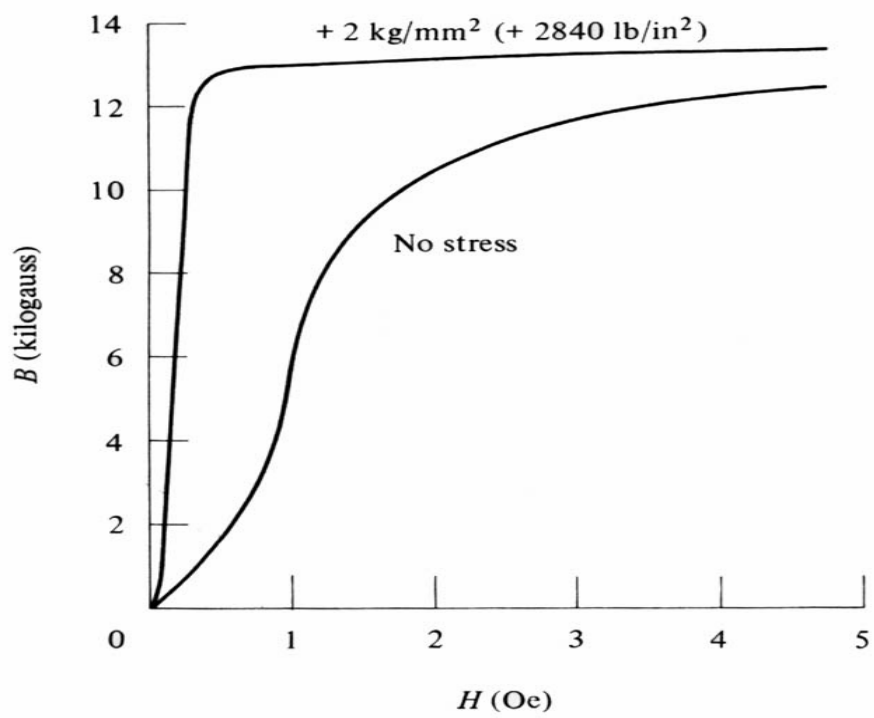


圖 2.1.3 68 permalloy($\text{Ni}_{68}\text{Fe}_{32}$)在外加張力時之磁化過程。

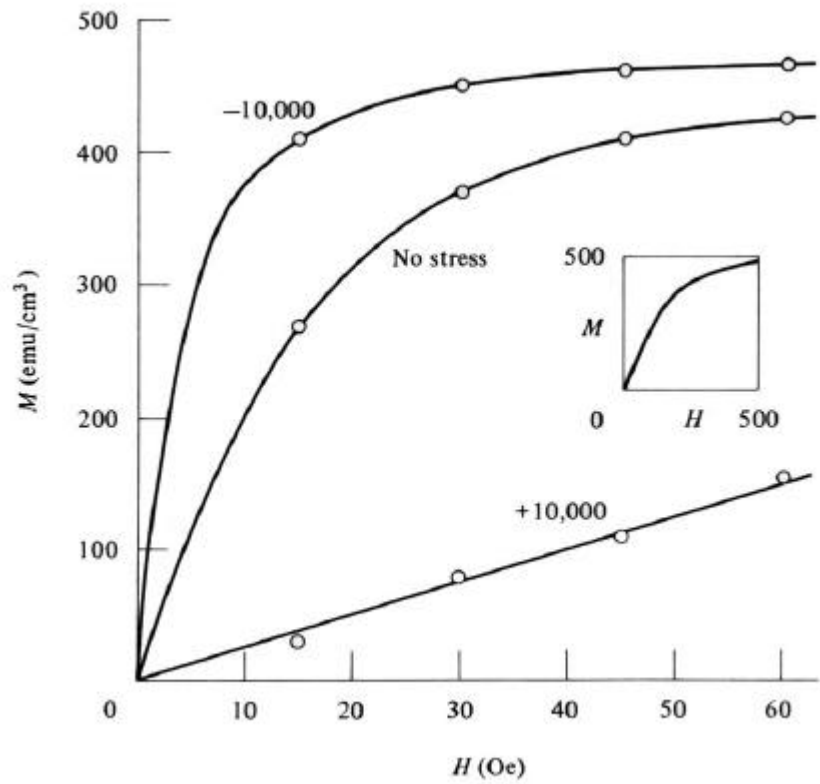


圖 2.1.4 Ni 在外加張力 (tesile) (+) 及壓縮 (compressive) (-) 時對磁滯曲線的影響。

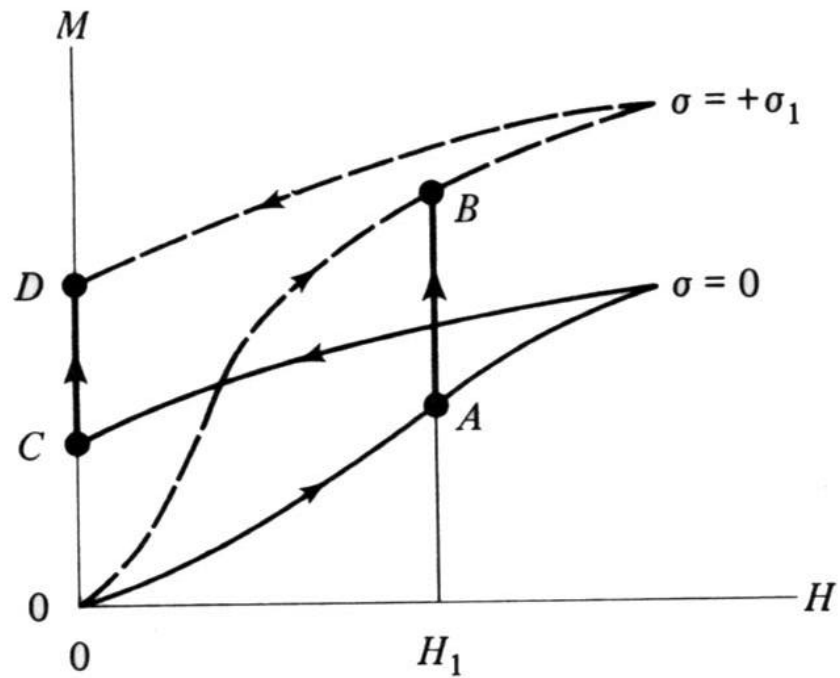


圖 2.1.5 為正值之材料在受到張力時對磁化曲線的效應。

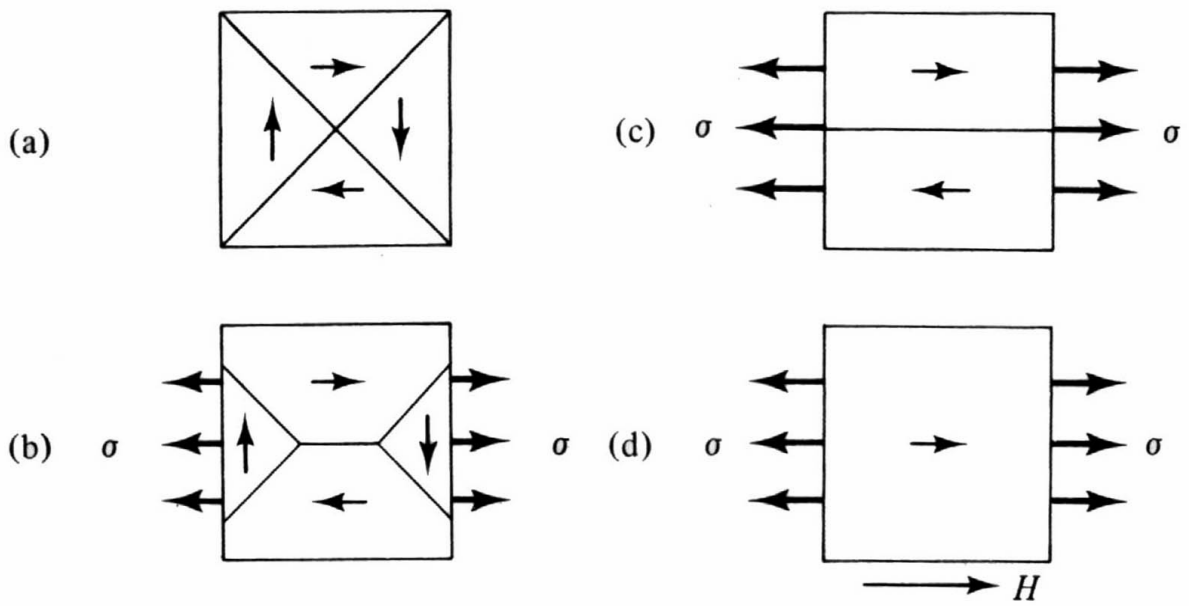


圖 2.1.6 λ_{si} 為正值，在應力作用下磁性材料的磁化示意圖。

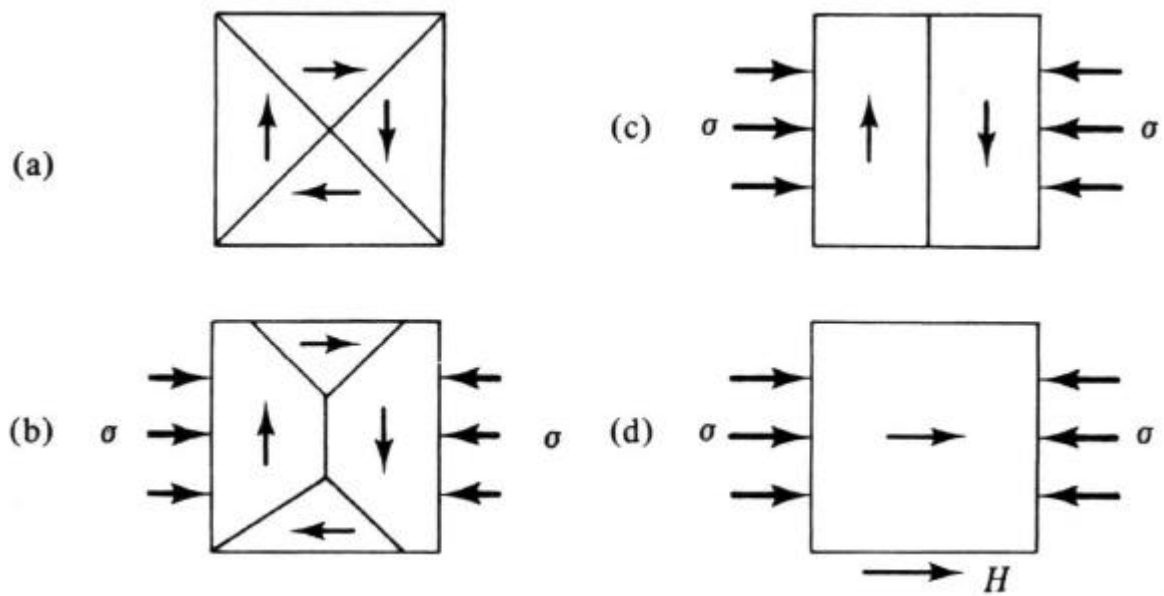


圖 2.1.7 λ_{si} 為負值，在應力作用下磁性材料的磁化示意圖。

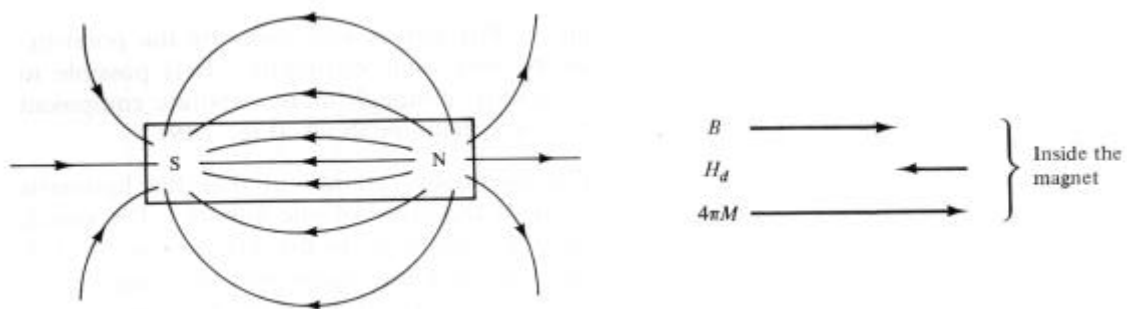


圖 2.1.8 棒狀磁鐵於去磁場時其磁力線分佈。

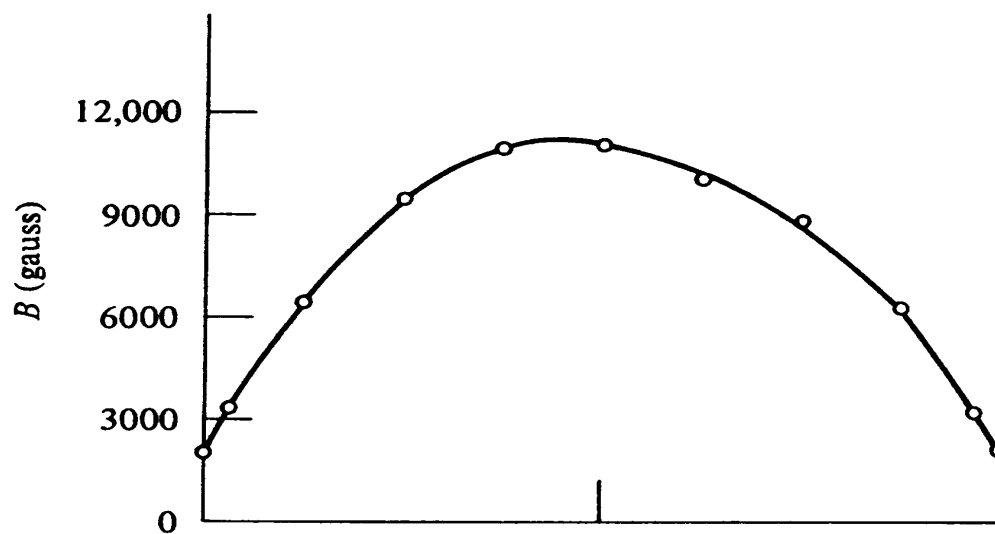


圖 2.1.9 棒狀磁鐵內部磁感應場分佈圖，其中橫軸的兩端即表棒狀磁鐵的兩端。

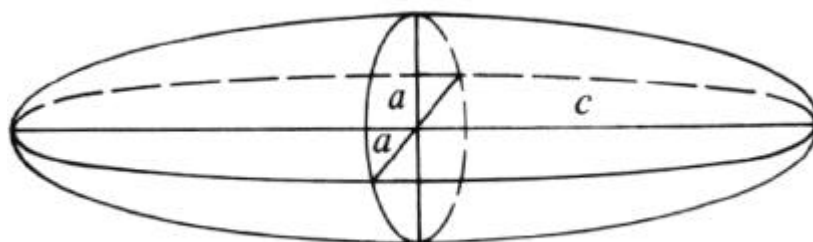


圖 2.1.10 Prolate spheroid

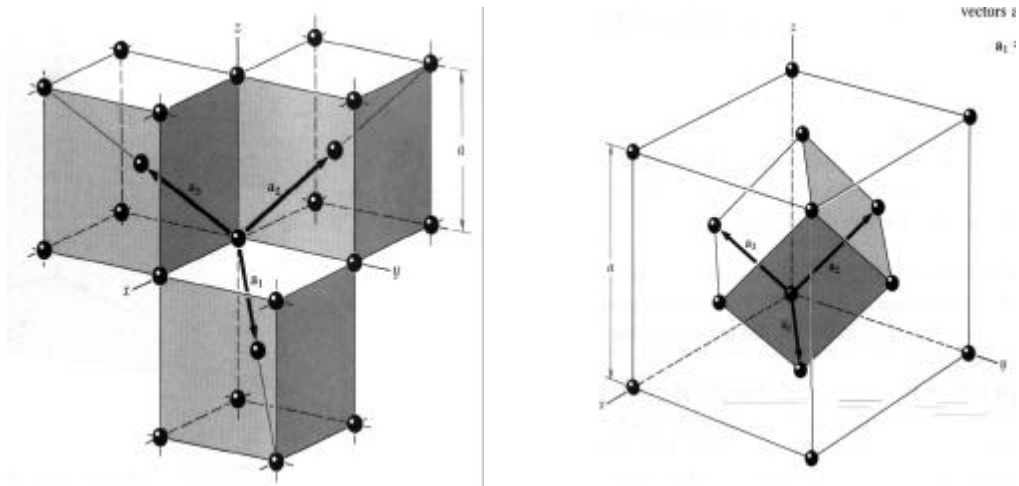


圖 2.2.1 晶體結構之圖示：(a) 體心立方(fcc) (b) 面心立方(bcc)。

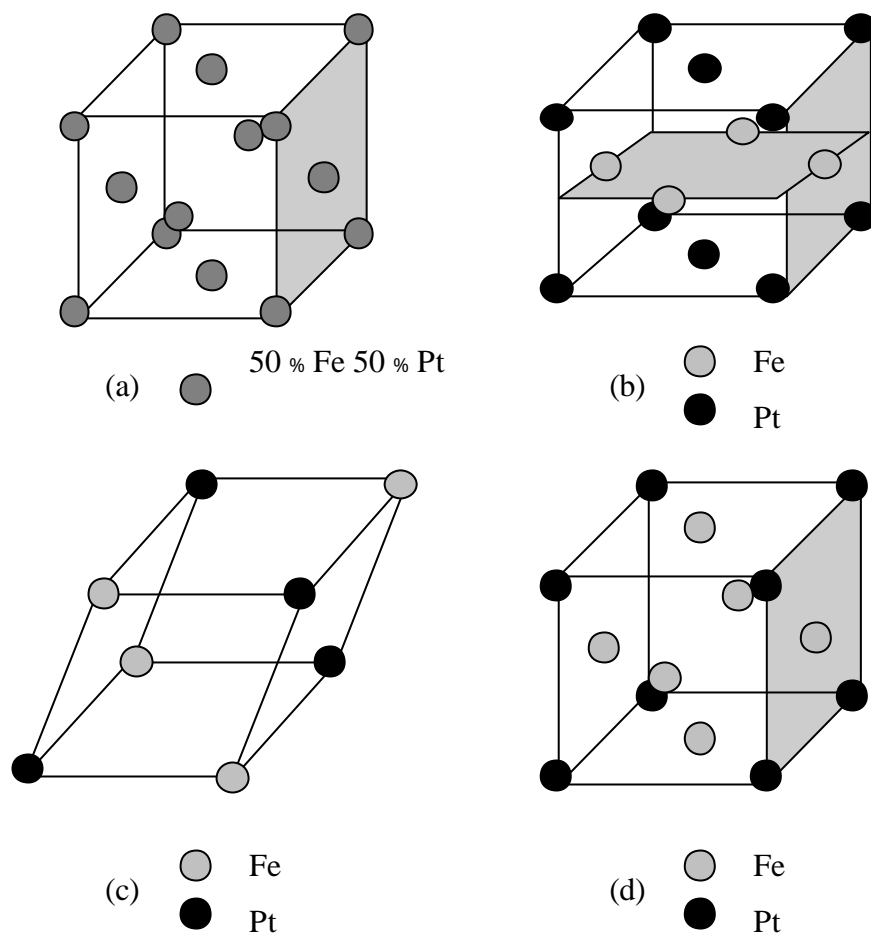


圖 2.2.2 FePt_x 合金之結構圖 (a) Al-type (b) L1_0 -type (c) L1_1 -type (d) L1_2 -type。

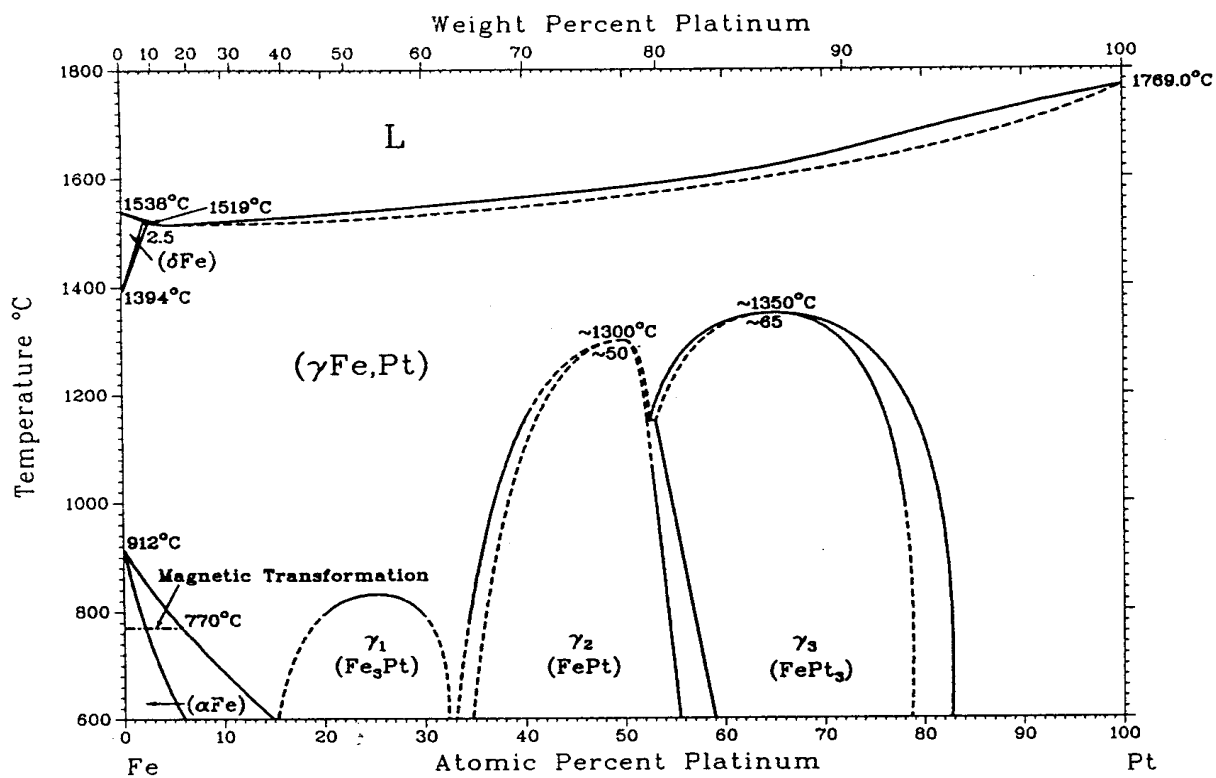


圖 2.2.3 FePt 二元合金相圖。

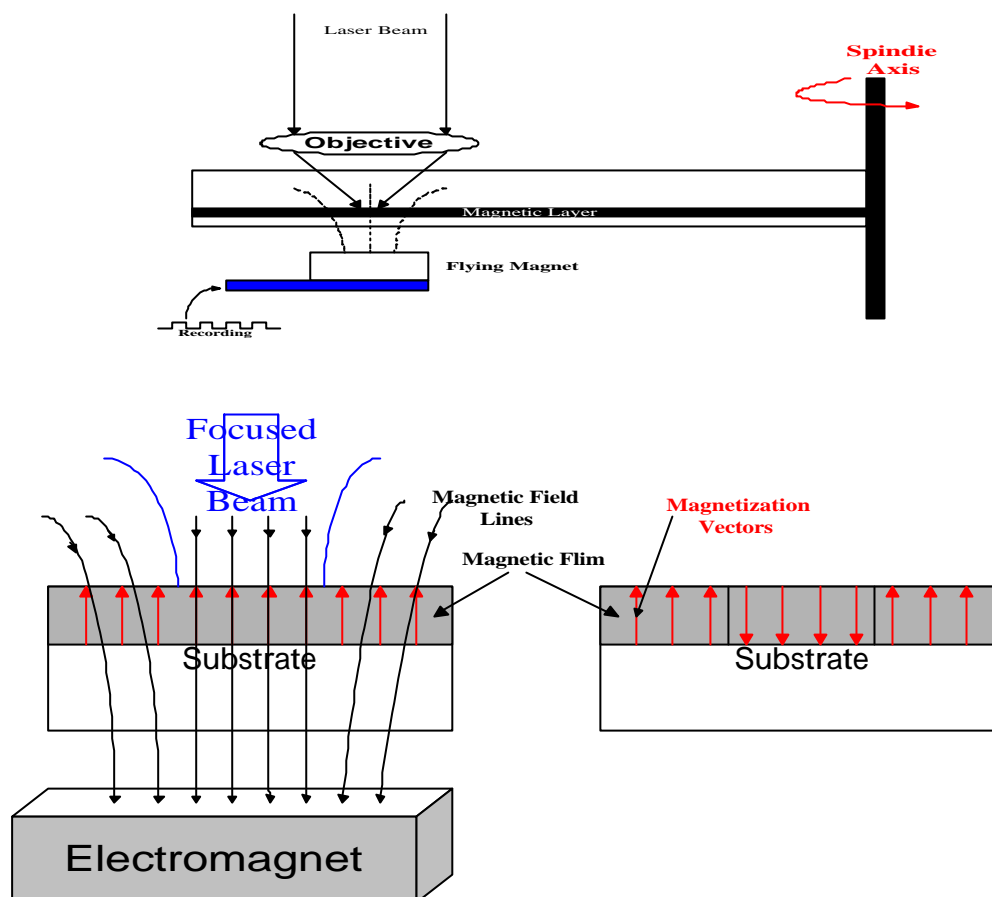


圖 2.3.1 磁光記錄材料的寫入方法示意圖。

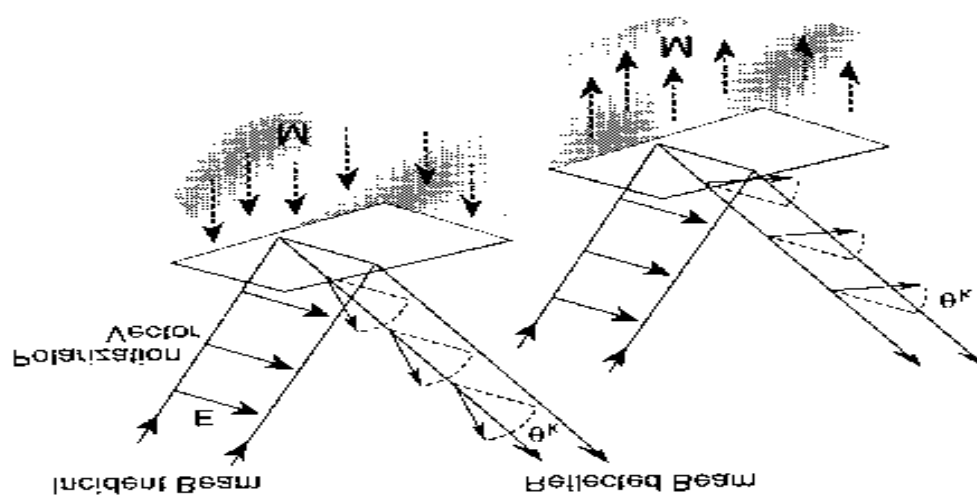


圖 2.3.2 磁光記錄材料的讀取方法示意圖。

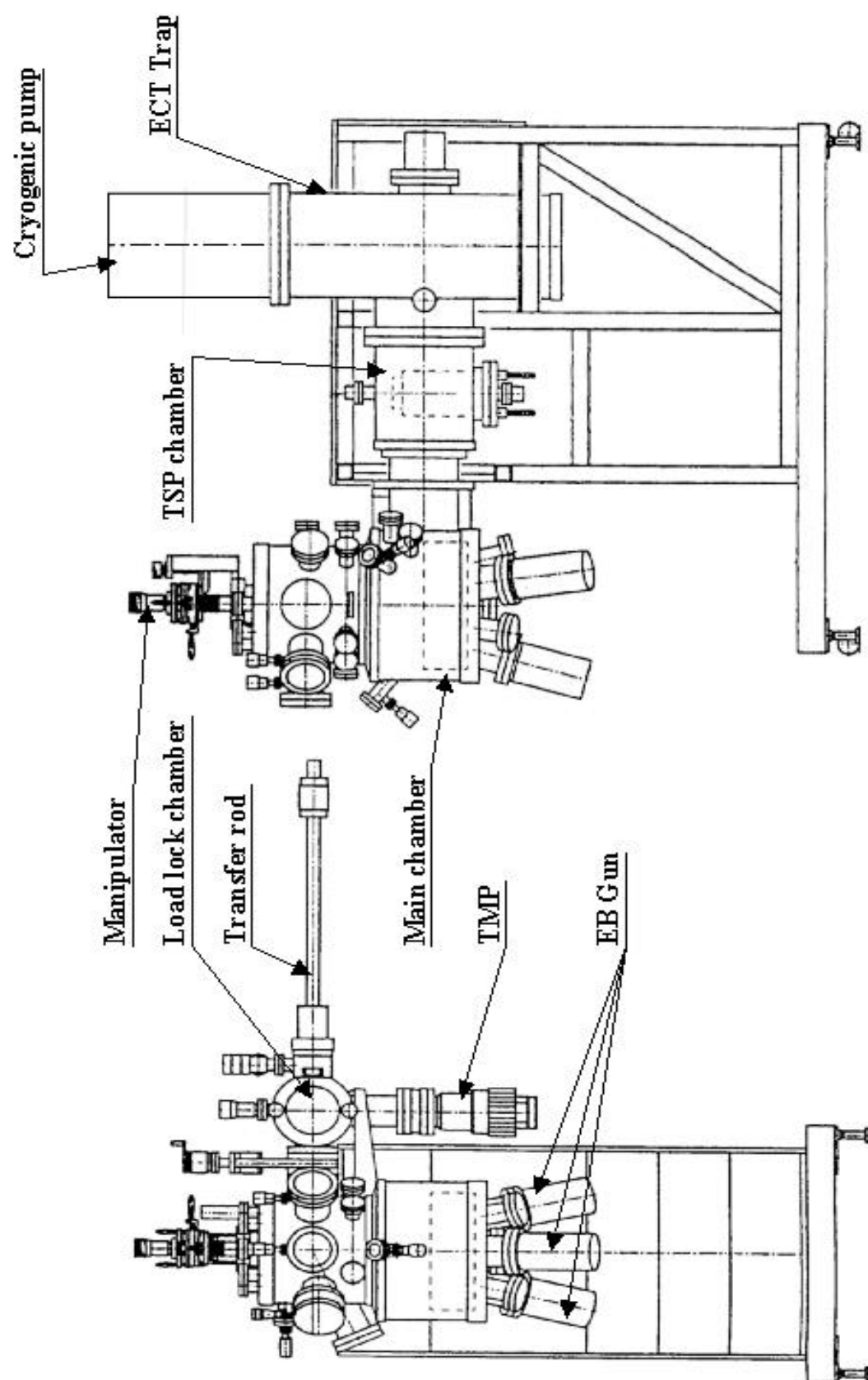


圖 3.1.1 分子束磊晶系統。

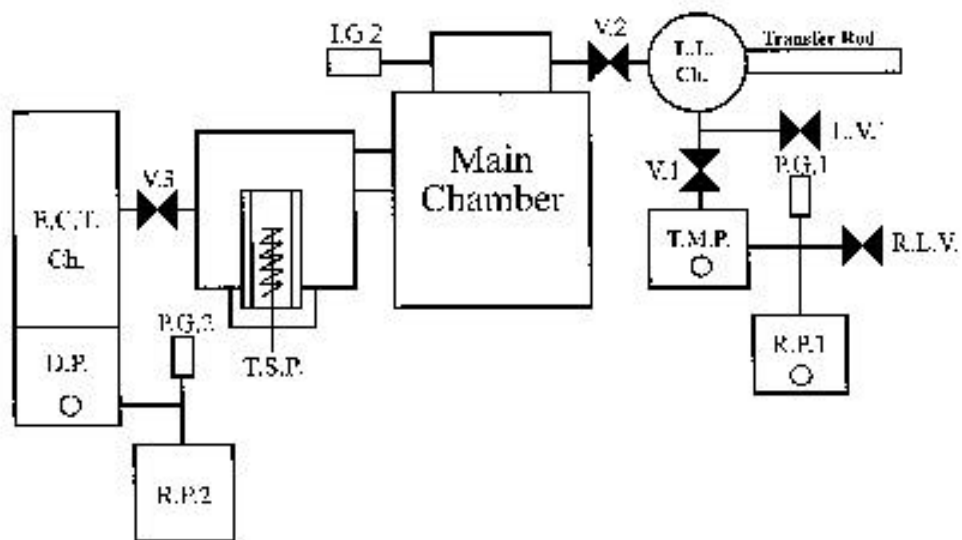


圖 3.1.2 真空系統抽氣路線圖。

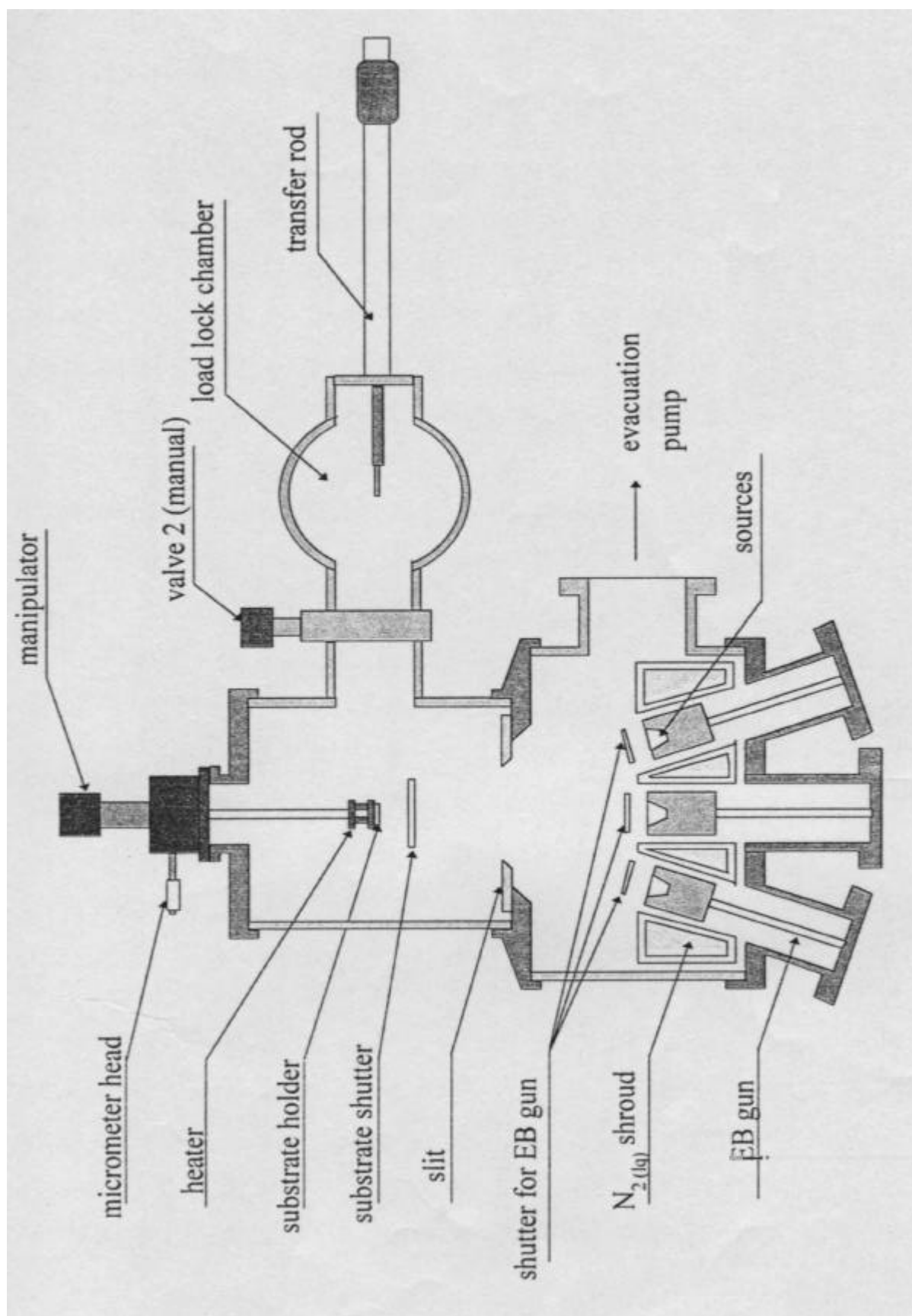


圖 3.1.3 分子束磊晶裝置示意圖。

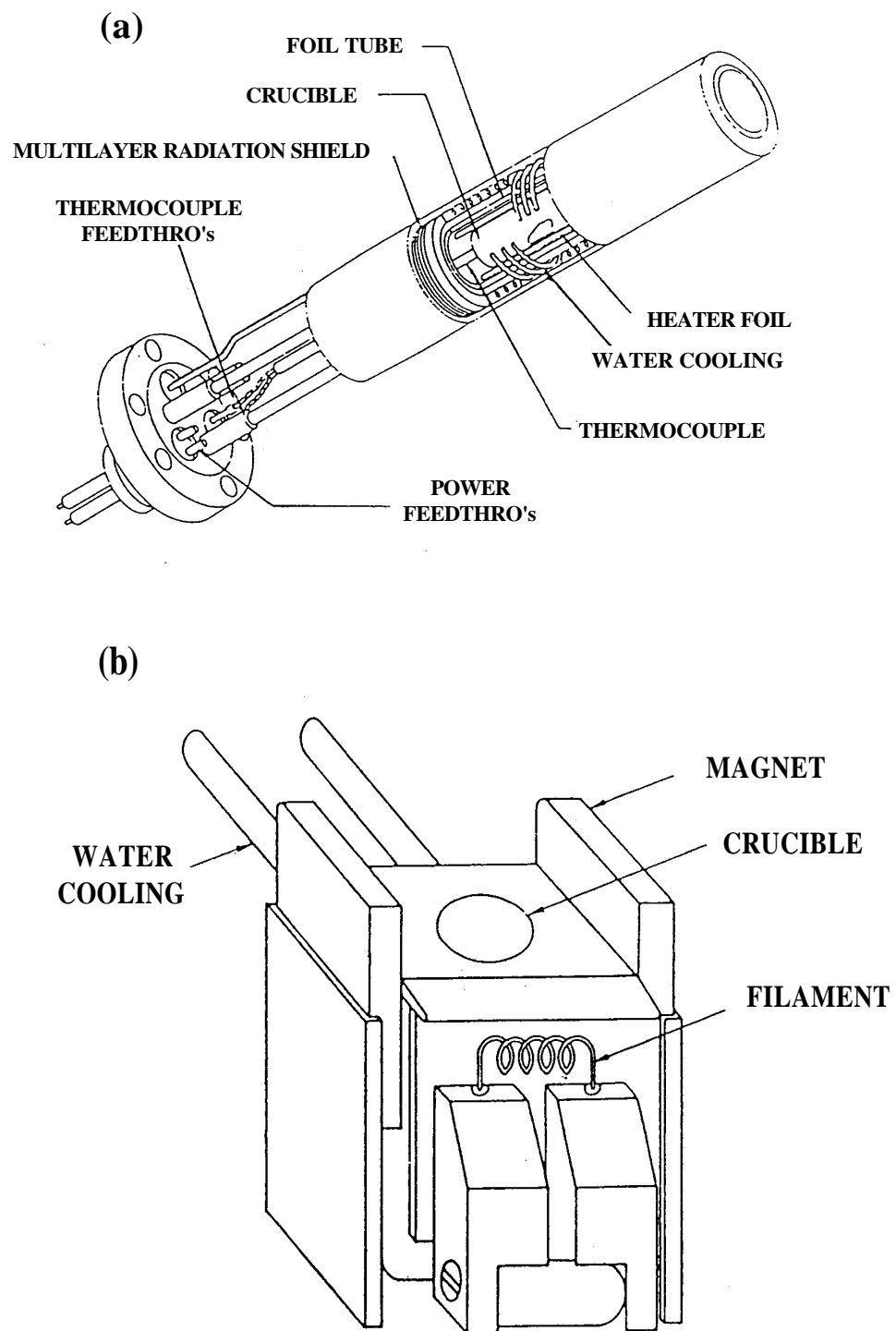


圖 3.1.4 (a)分子源坩鍋，(b)電子槍靠近坩鍋之示意圖示意圖。

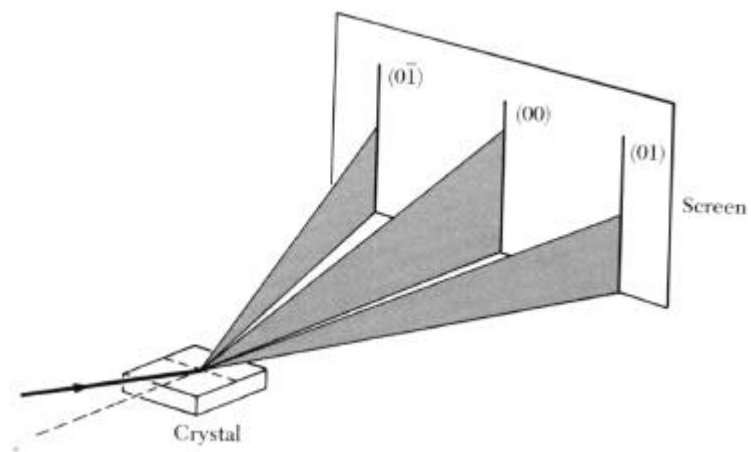


圖 3.1.5 RHEED 工作原理圖。

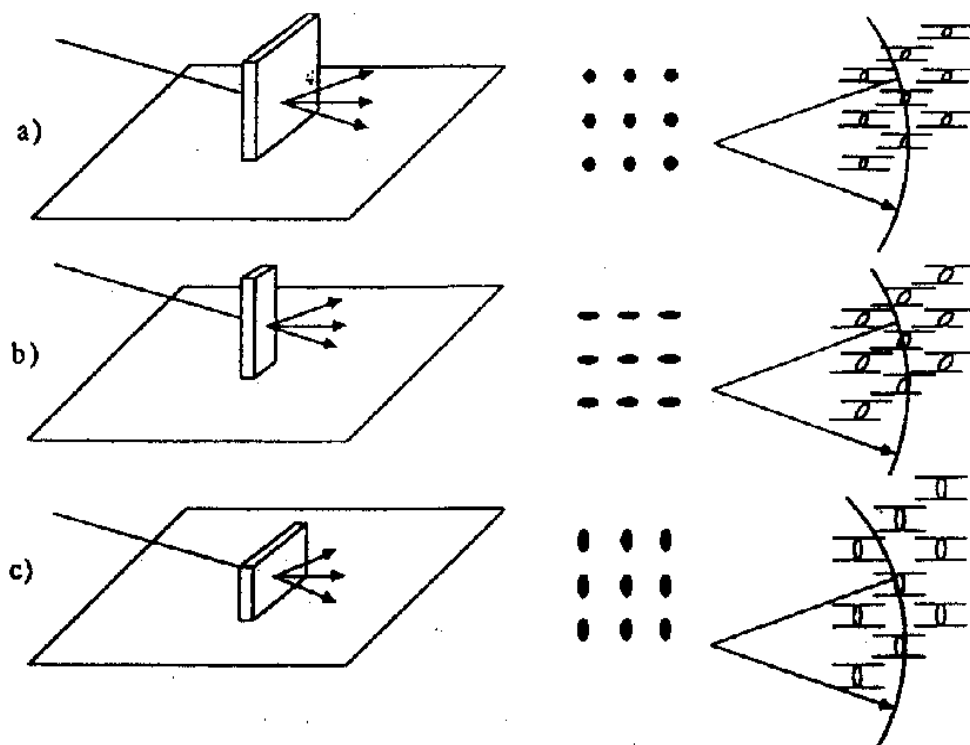


圖 3.1.6 不同的繞射圖案點對應於不同的表面粗糙度。

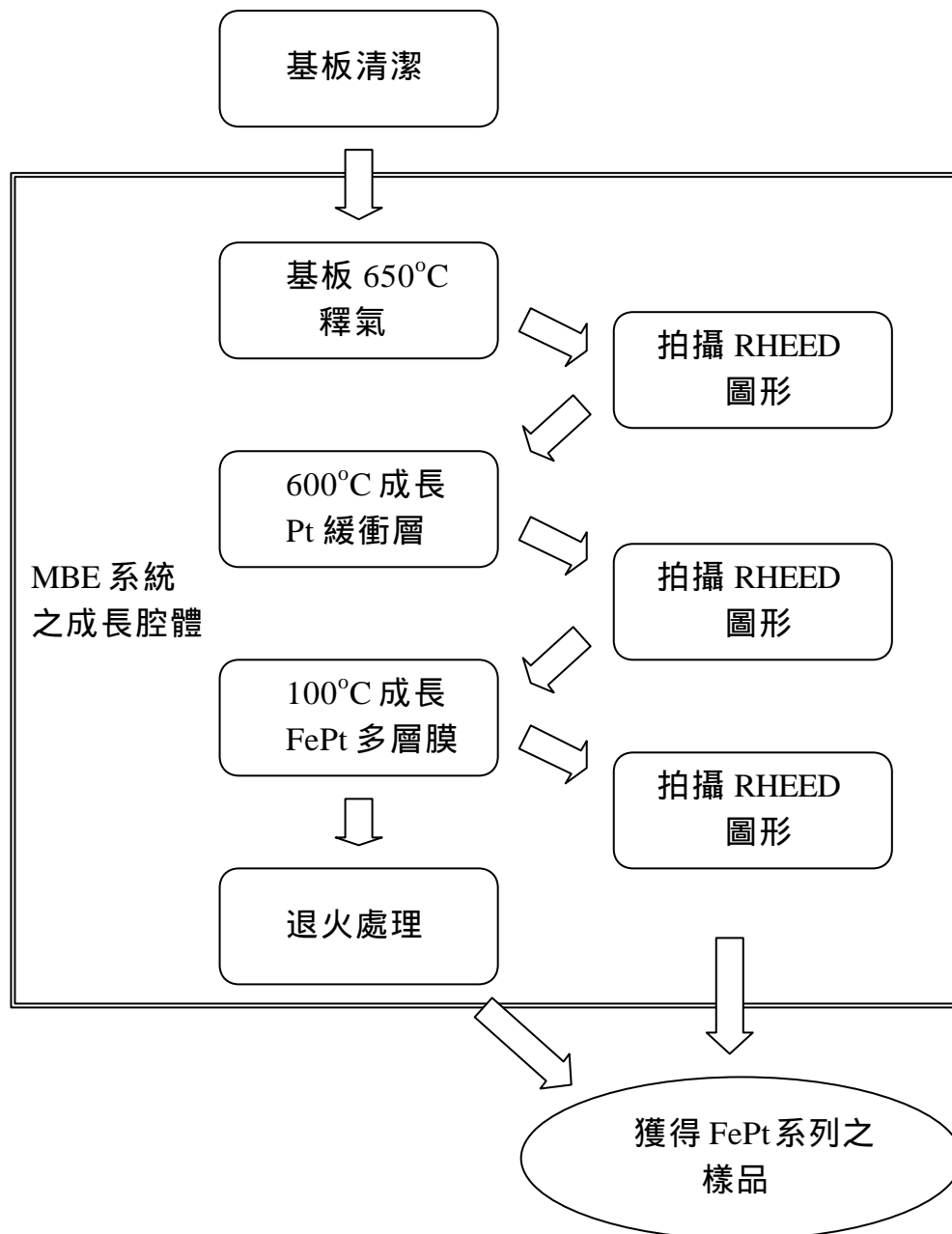
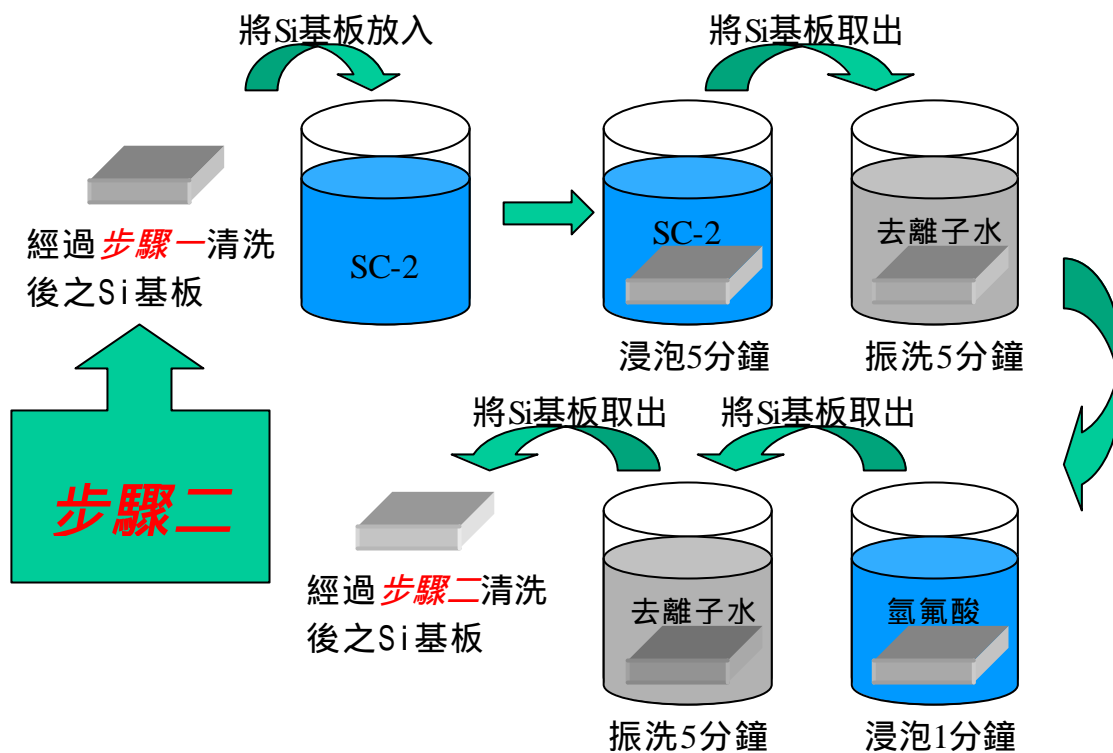
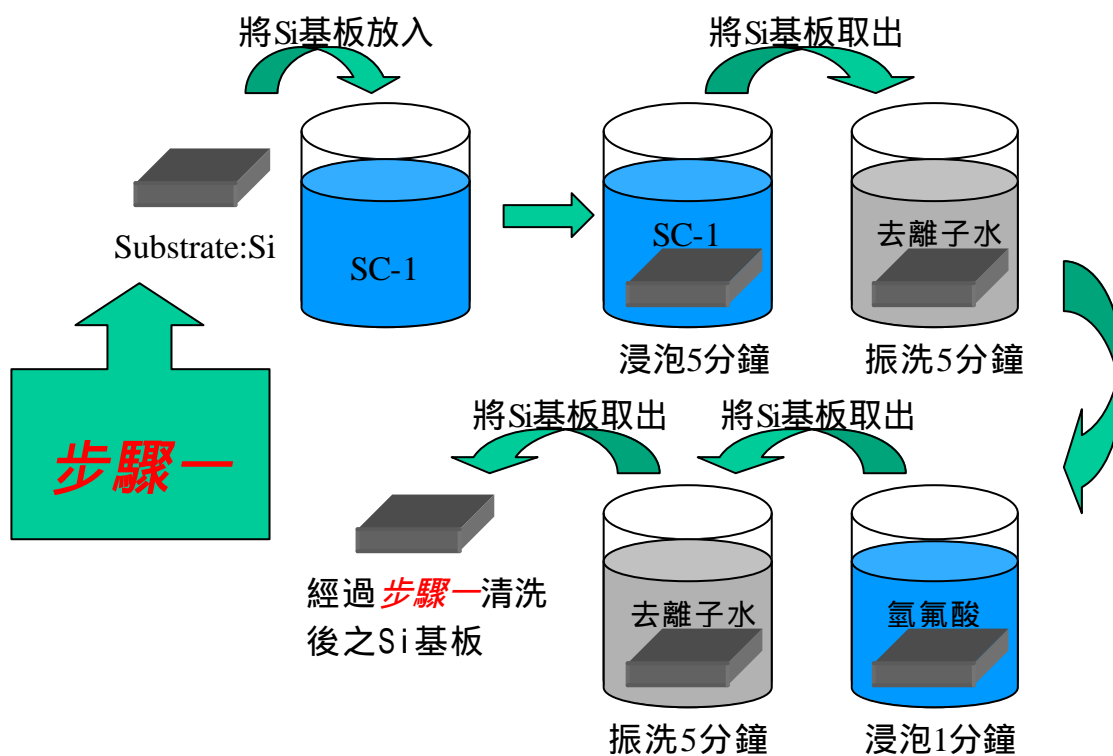
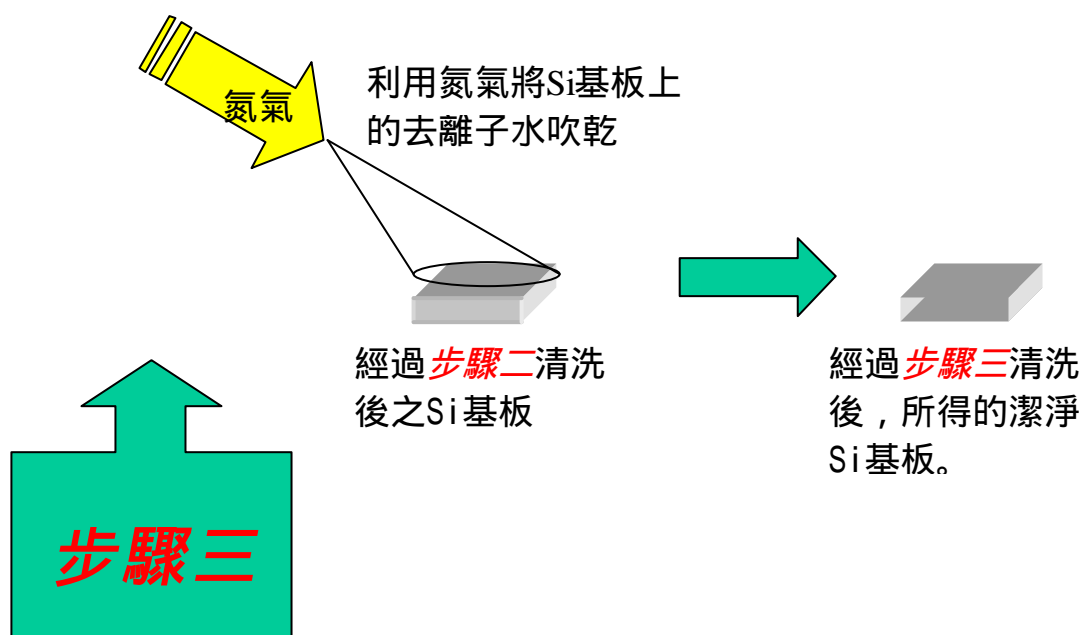
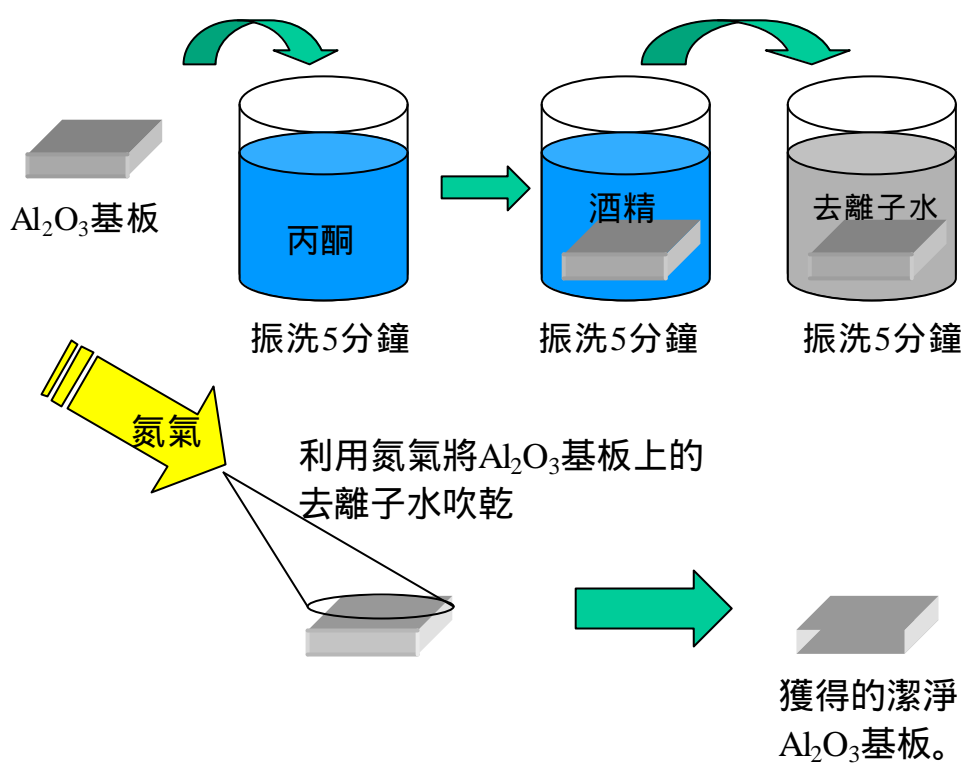


圖 3.3.1 薄膜樣品製備流程圖。





(a)



(b)

圖 3.3.2 (a)Si 基板 , (b)Al₂O₃ 基板之清潔流程圖。

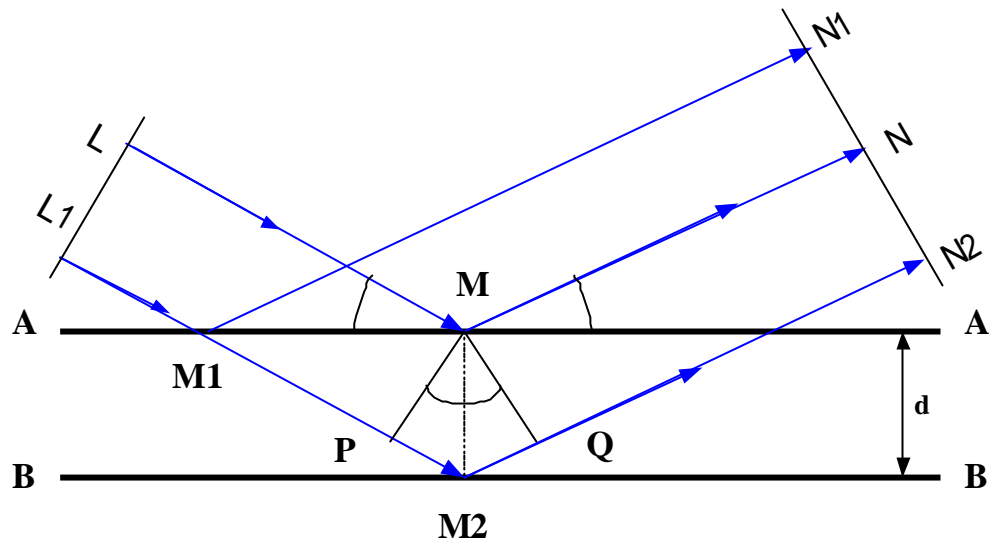


圖 3.4.1 X-ray 繞射原理圖。

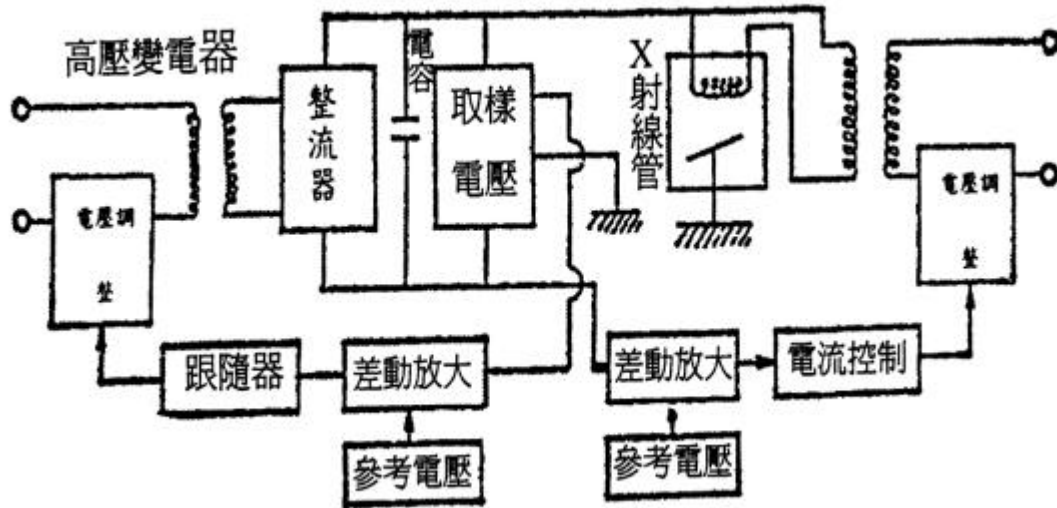
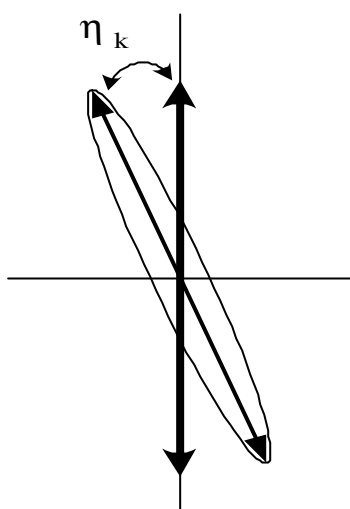
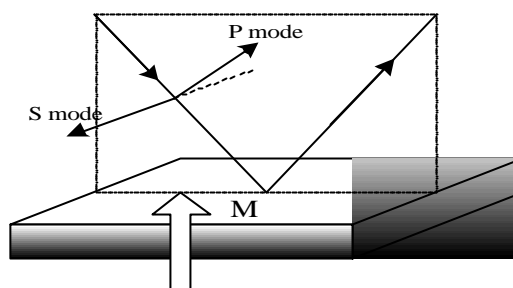


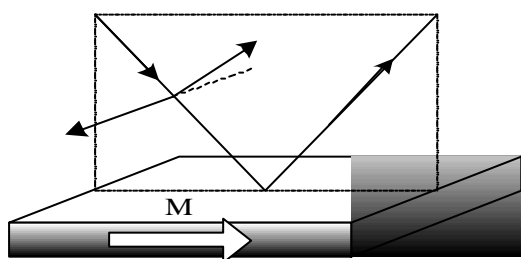
圖 3.4.2 高壓發生器電源流程圖。



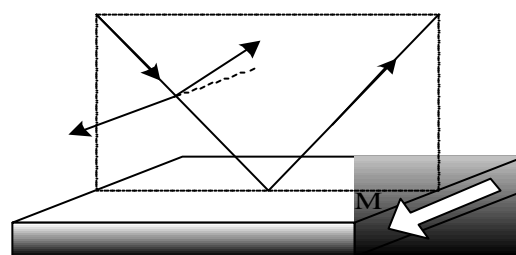
(a)



(b)



(c)



(d)

圖 3.4.3 (a)反射光在極化方向的改變，(b)極向柯爾效應(PMOKE)，(c)縱向柯爾效應(LMOKE)，(d) 橫向柯爾效應(TMOKE)。

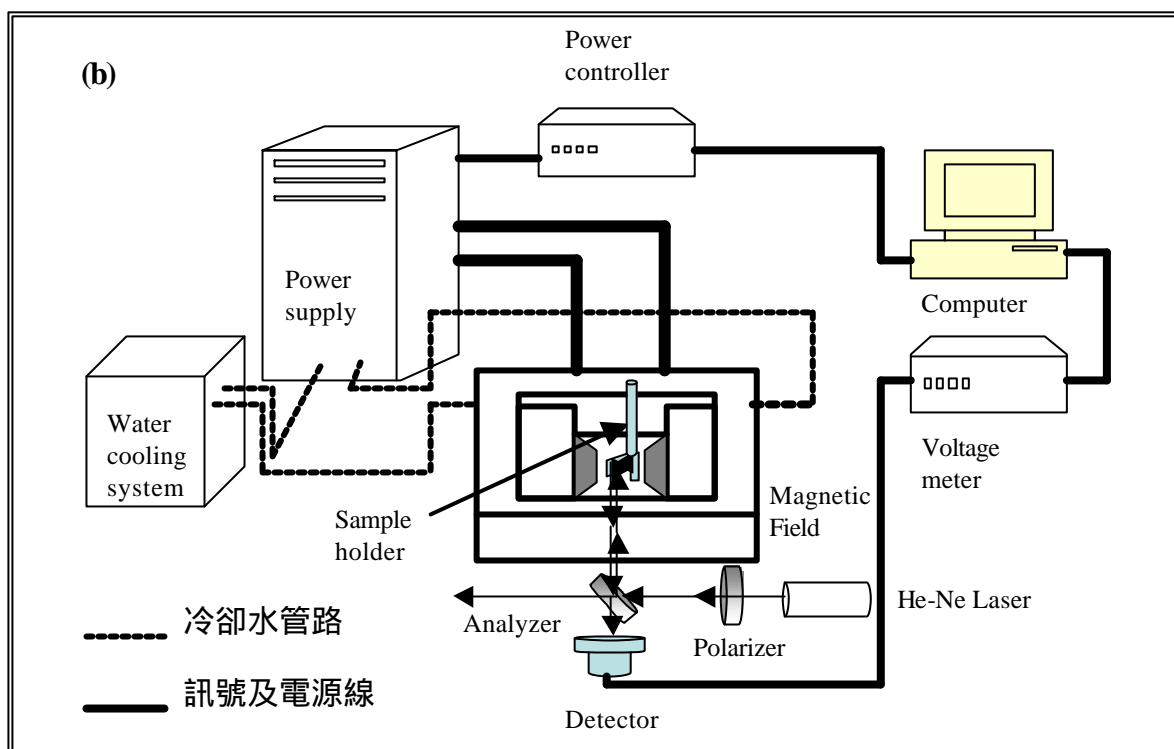
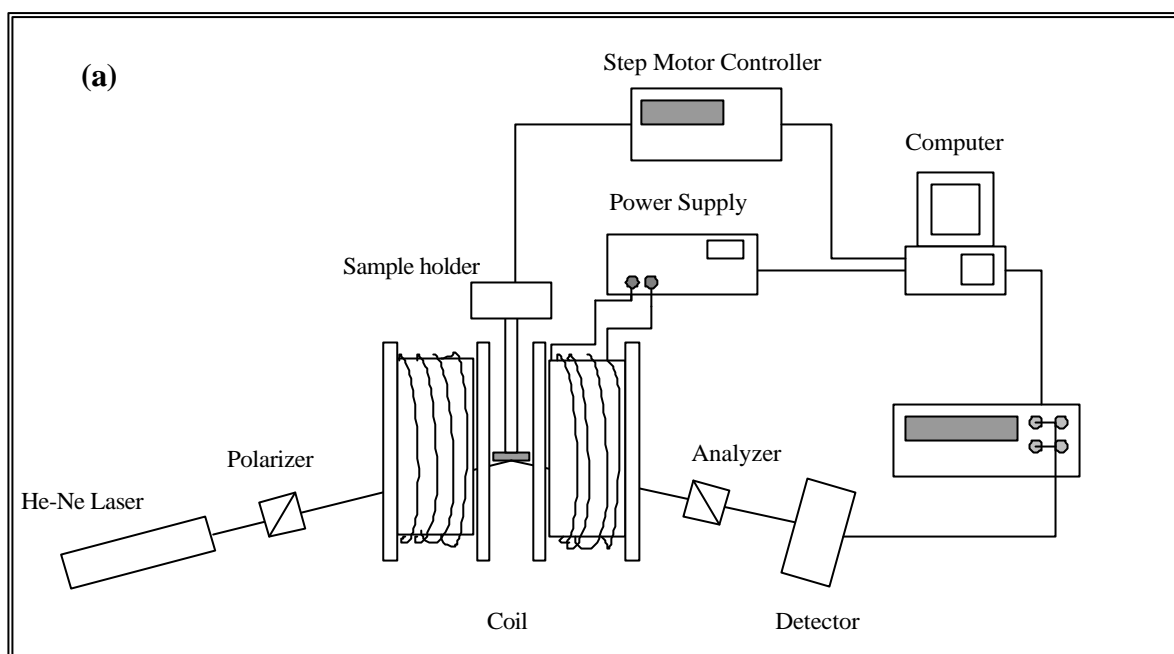


圖 3.4.4 (a)LMOKE 及(b)PMOKE 裝置示意圖。

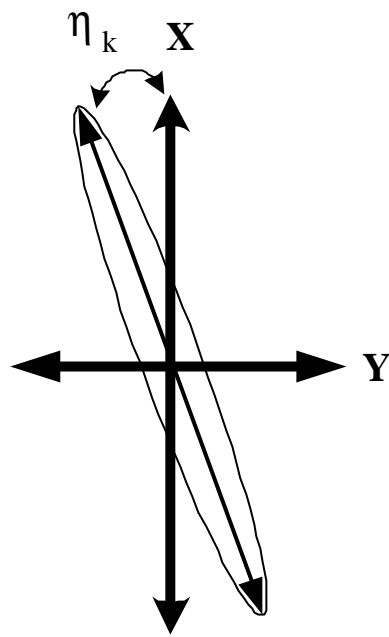


圖 3.4.5 起偏鏡與檢偏鏡偏振方向示意圖。

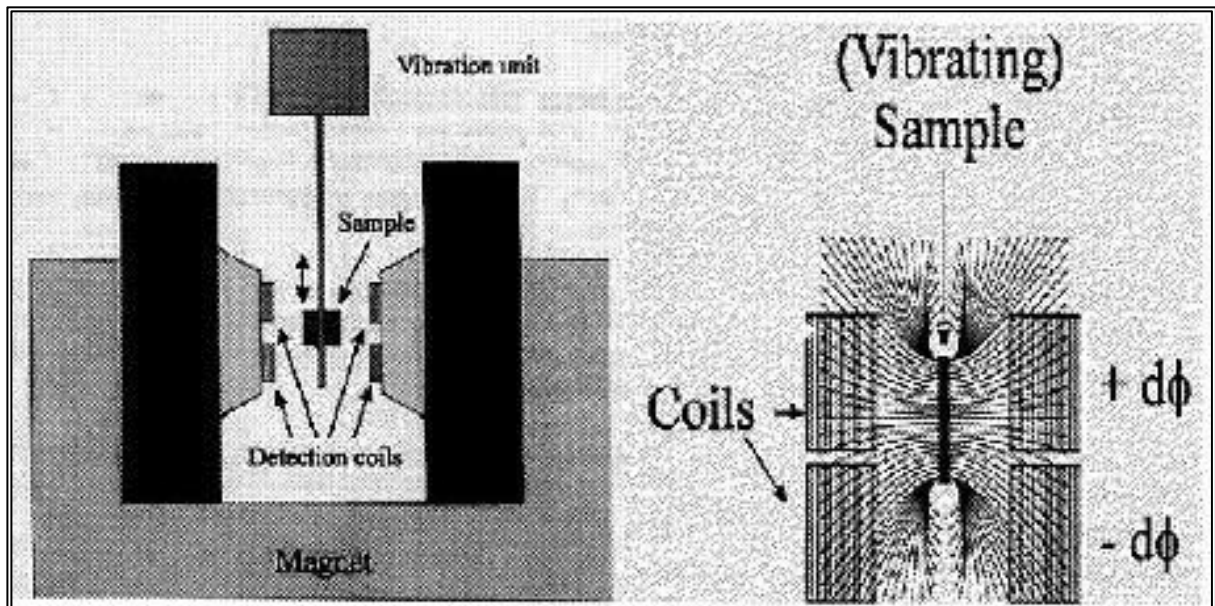


圖 3.4.6 VSM 偵測裝置與原理簡圖。

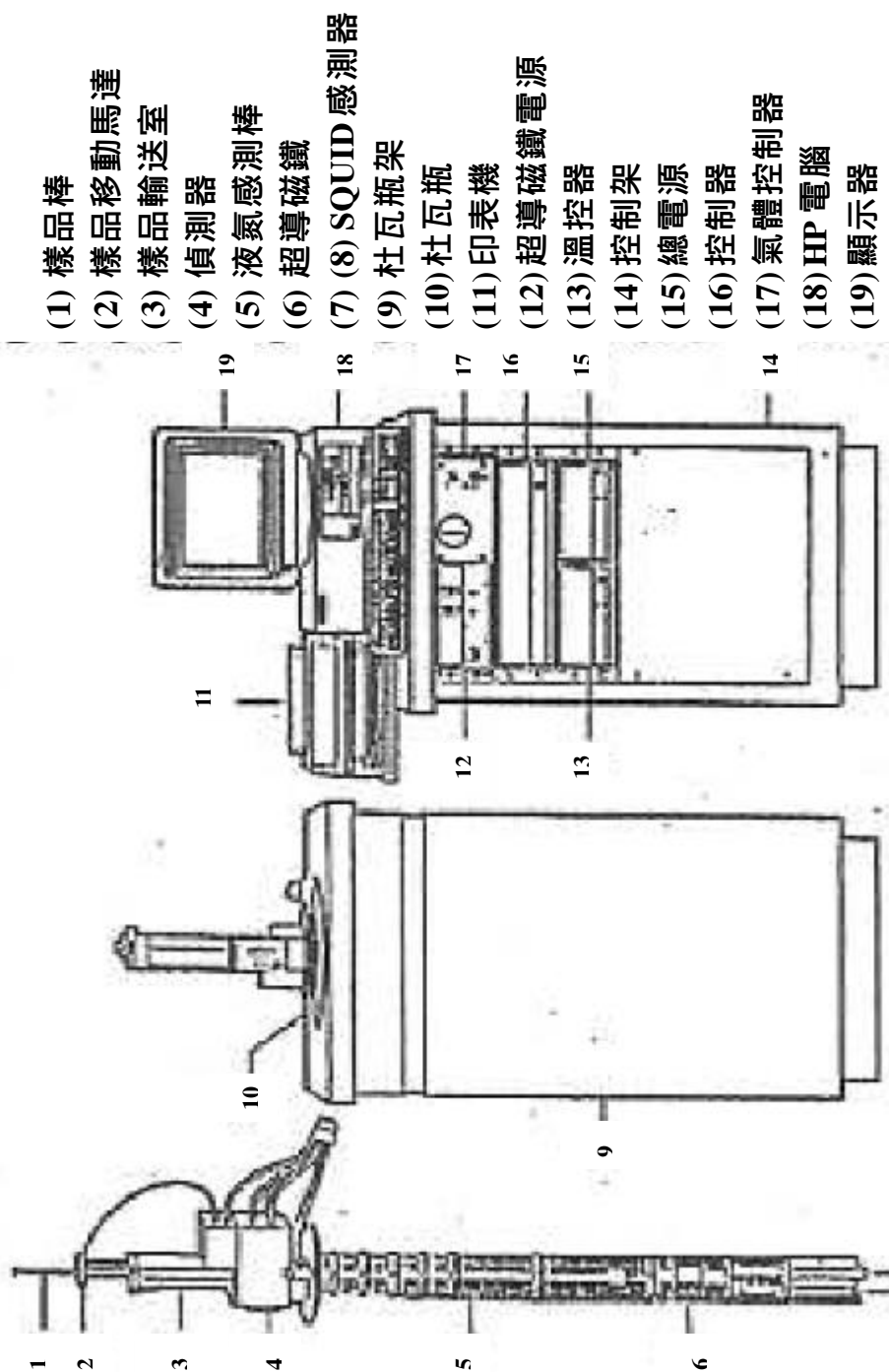


圖 3.4.7 SQUID 系統裝置圖。

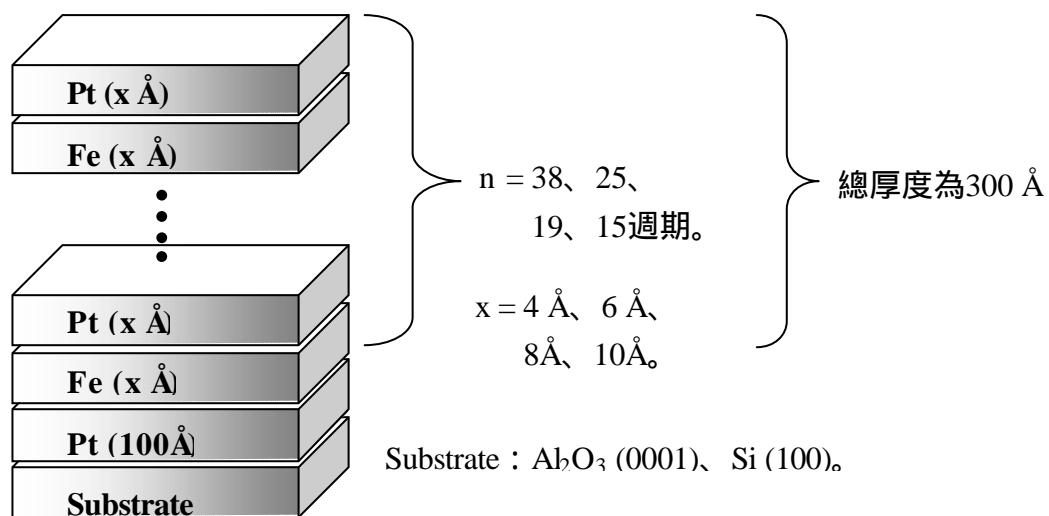


圖 4.1.1 Fe-Pt 多層膜成長示意圖。

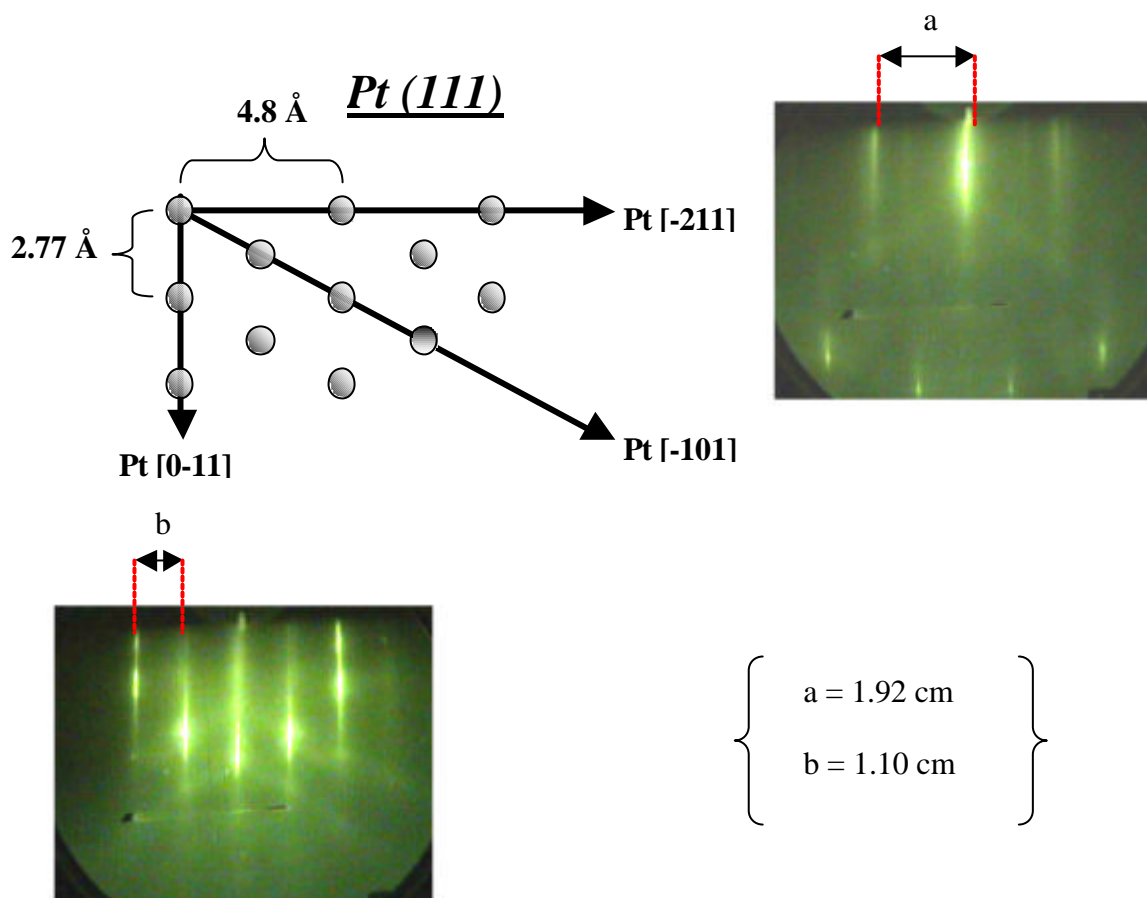


圖 4.1.2 $\text{Al}_2\text{O}_3 (0001)/\text{Pt (100 \AA)}$ 之 RHEED 繞射圖形。

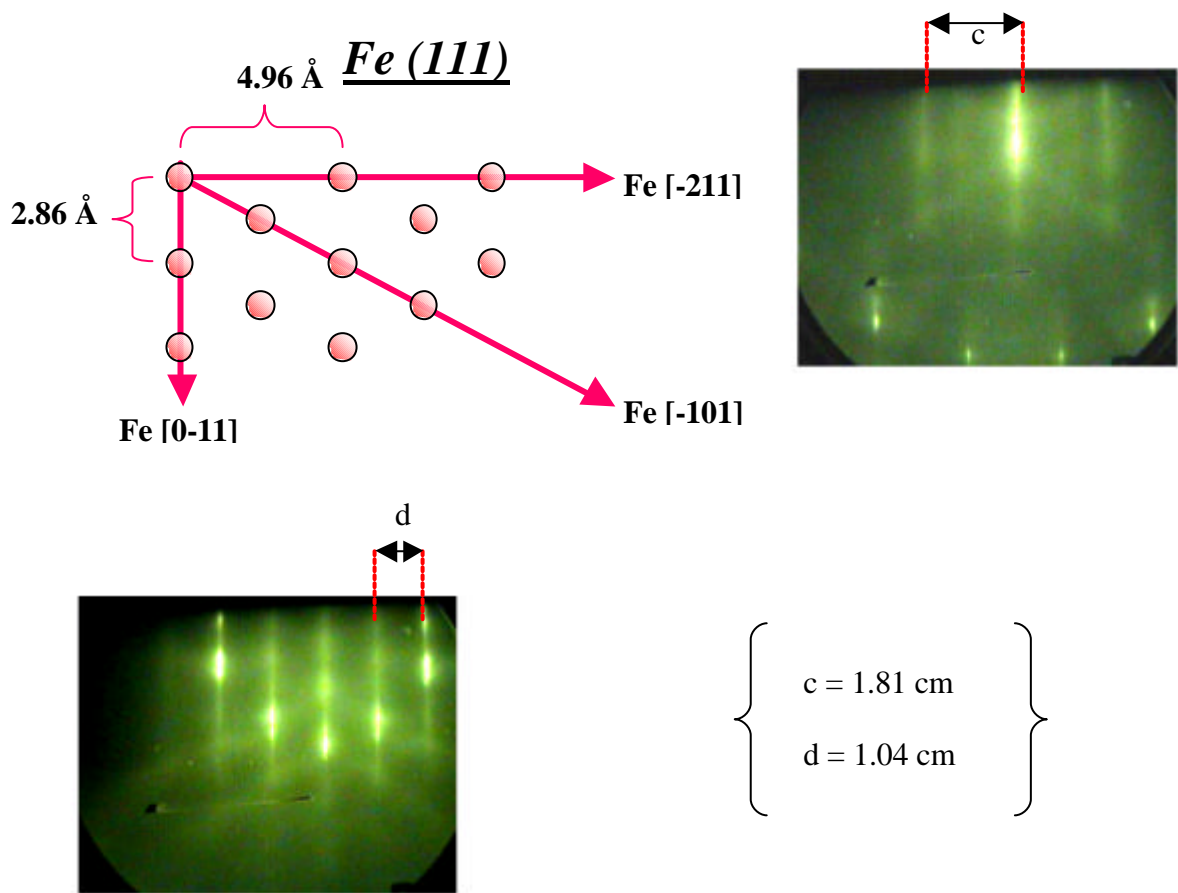


圖 4.1.3 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/Fe (6 Å)之 RHEED 繞射圖形。

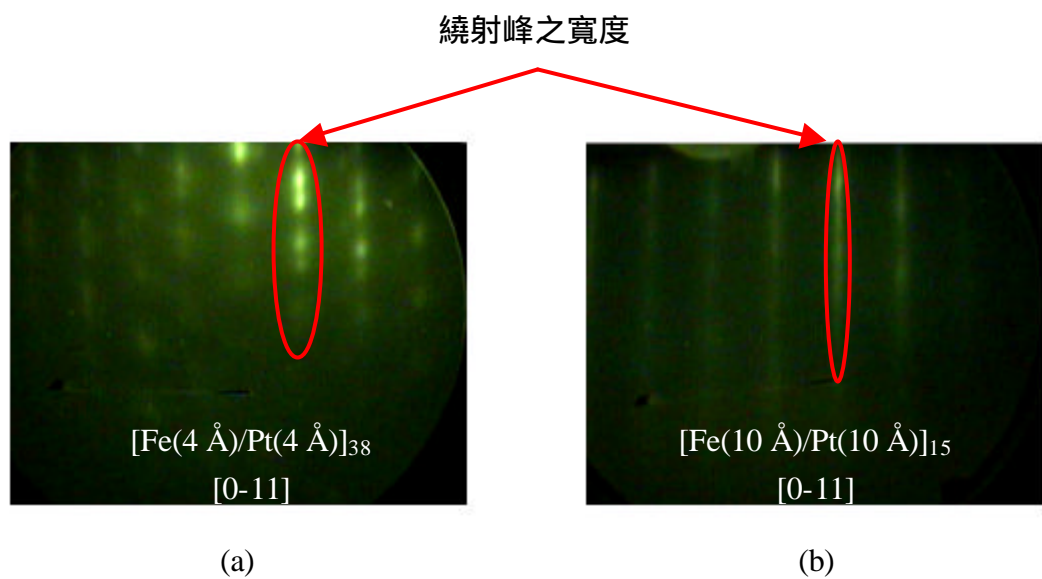


圖 4.1.4 (a) Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)]₃₈ , 與(b) Al_2O_3 (0001)/ Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅ 在[0-11]之 RHEED 繞射圖形。

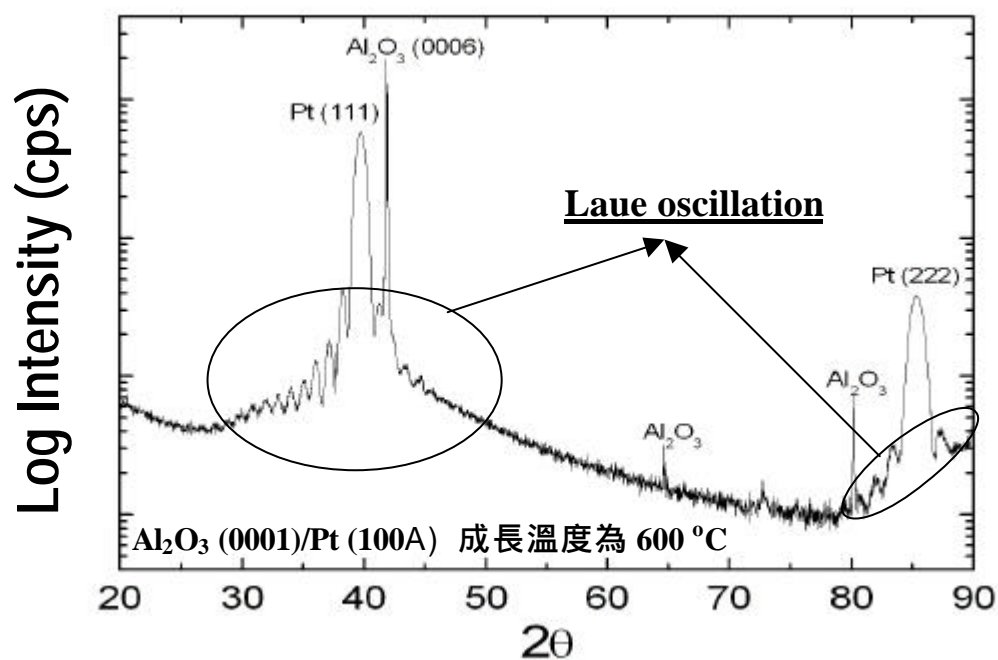


圖 4.1.5 Pt 緩衝成長於 Al_2O_3 (0001) 基板上之 X-ray 繞射圖。

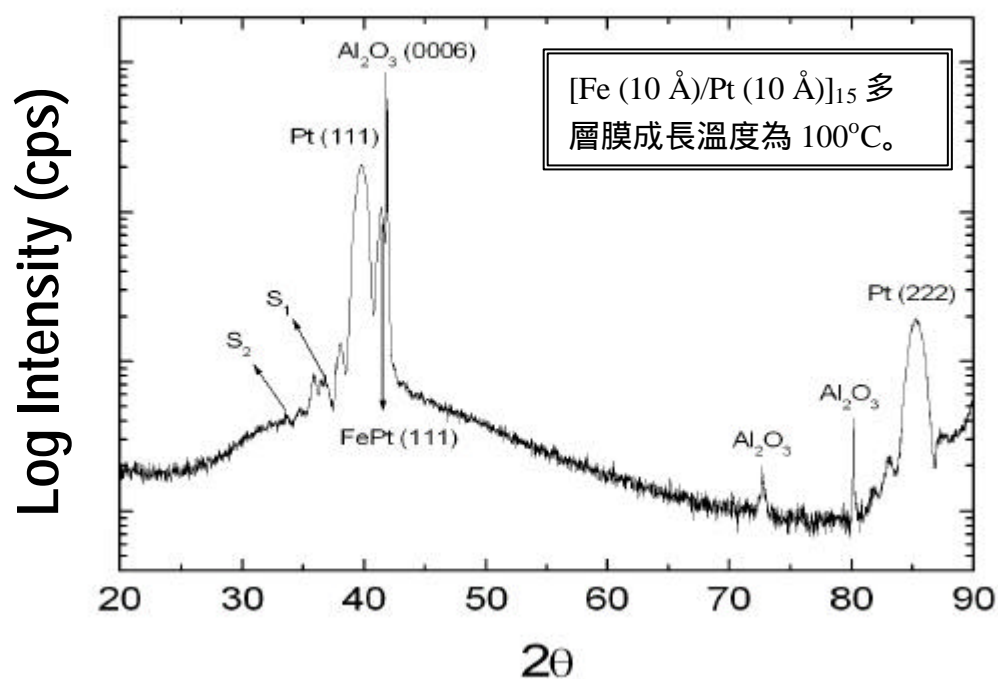


圖 4.1.6 $[\text{Fe}$ (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅ 多層膜，成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Al_2O_3 (0001) 基板上之 X-ray 繞射圖。

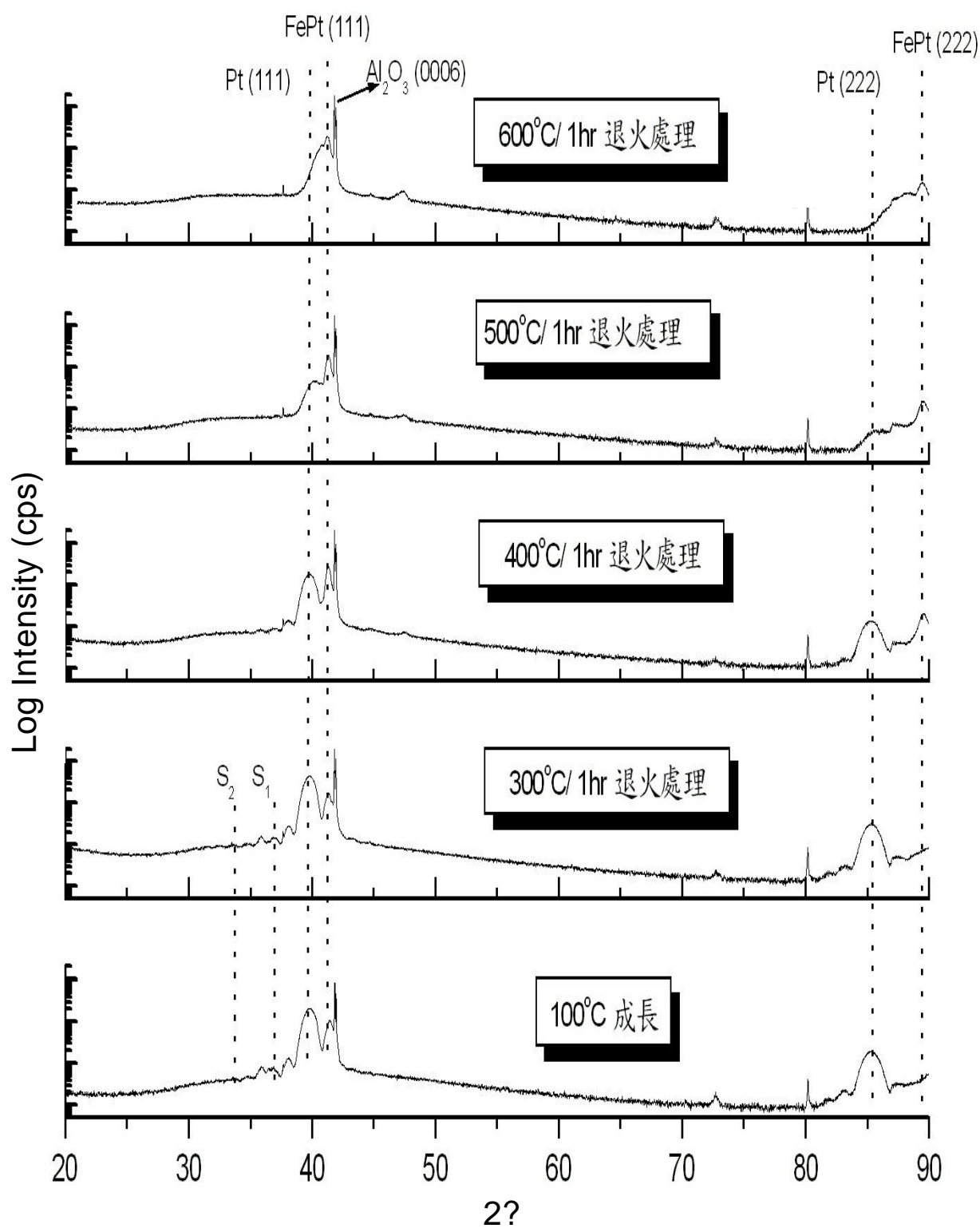


圖 4.1.7 $[\text{Fe}(10 \text{ \AA})/\text{Pt}(10 \text{ \AA})]_{15}$ 多層膜, 成長於以 Pt (100 \AA) 為緩衝層的 Al_2O_3 (0001) 基板上, 並且分別以 300°C、400°C、500°C、600°C 並持溫一小時退火處理之 X-ray 繞射圖。

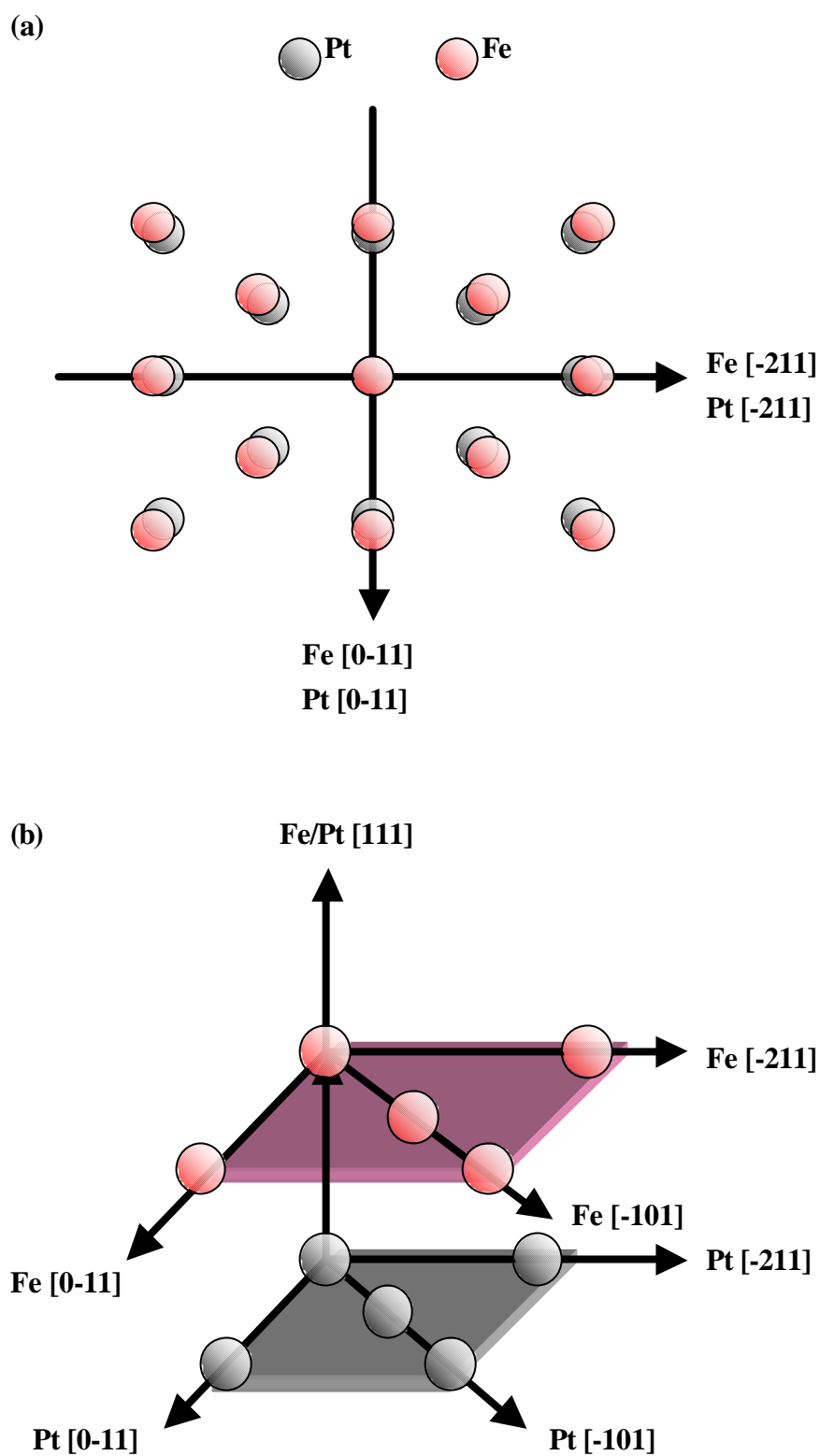


圖 4.1.8 (a) Al_2O_3 (0001)基板上 Pt 與 Fe 的上視磊晶示意圖，(b) Al_2O_3 (001)基板上 Pt 與 Fe 的側視磊晶示意圖。

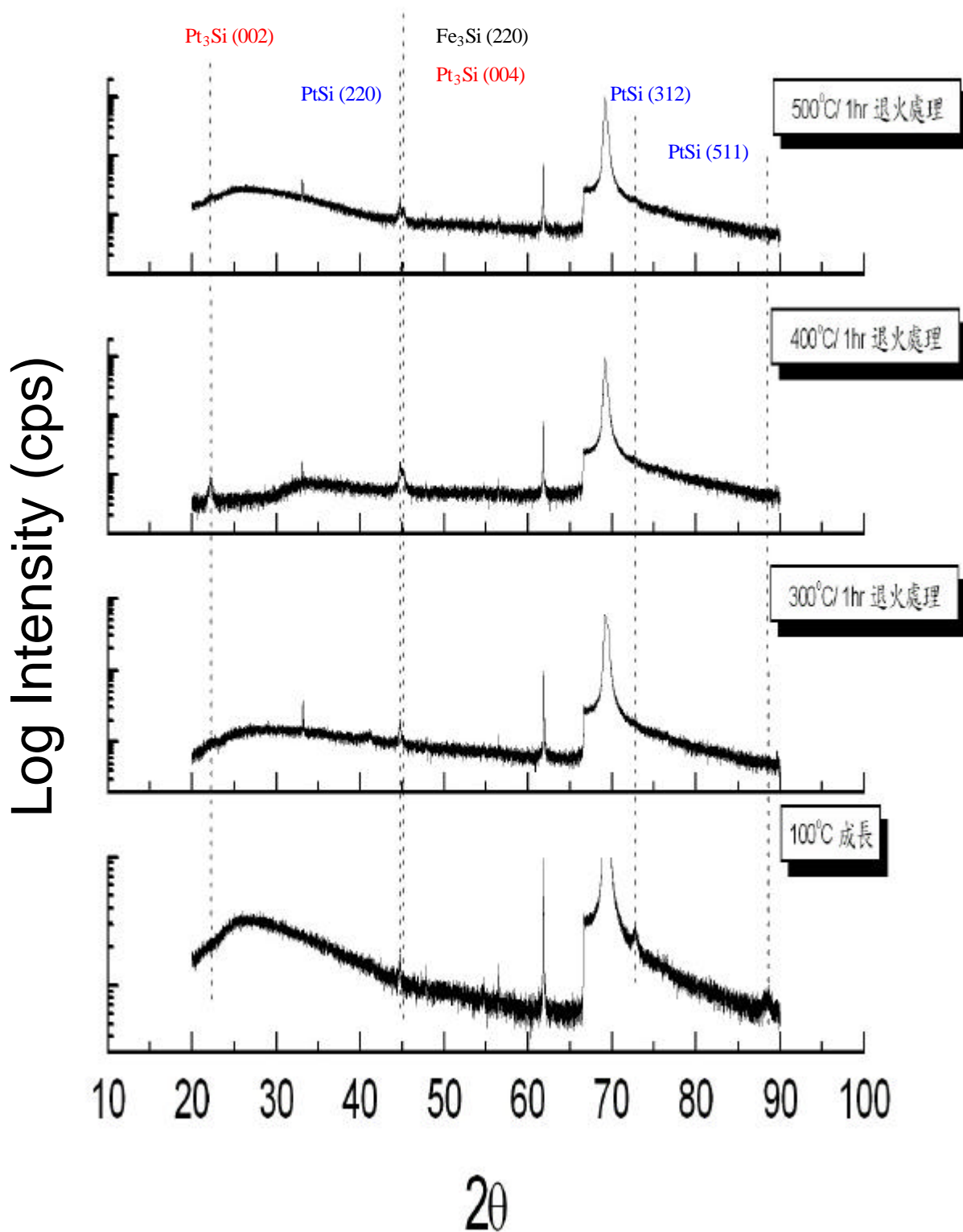


圖 4.1.9 $[\text{Fe} (10 \text{ \AA})/\text{Pt} (10 \text{ \AA})]_{15}$ 多層膜，成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Si (100) 基板上，並且分別以 300°C、400°C、500 °C，並持溫一小時退火處理之 X-ray 繞射圖。

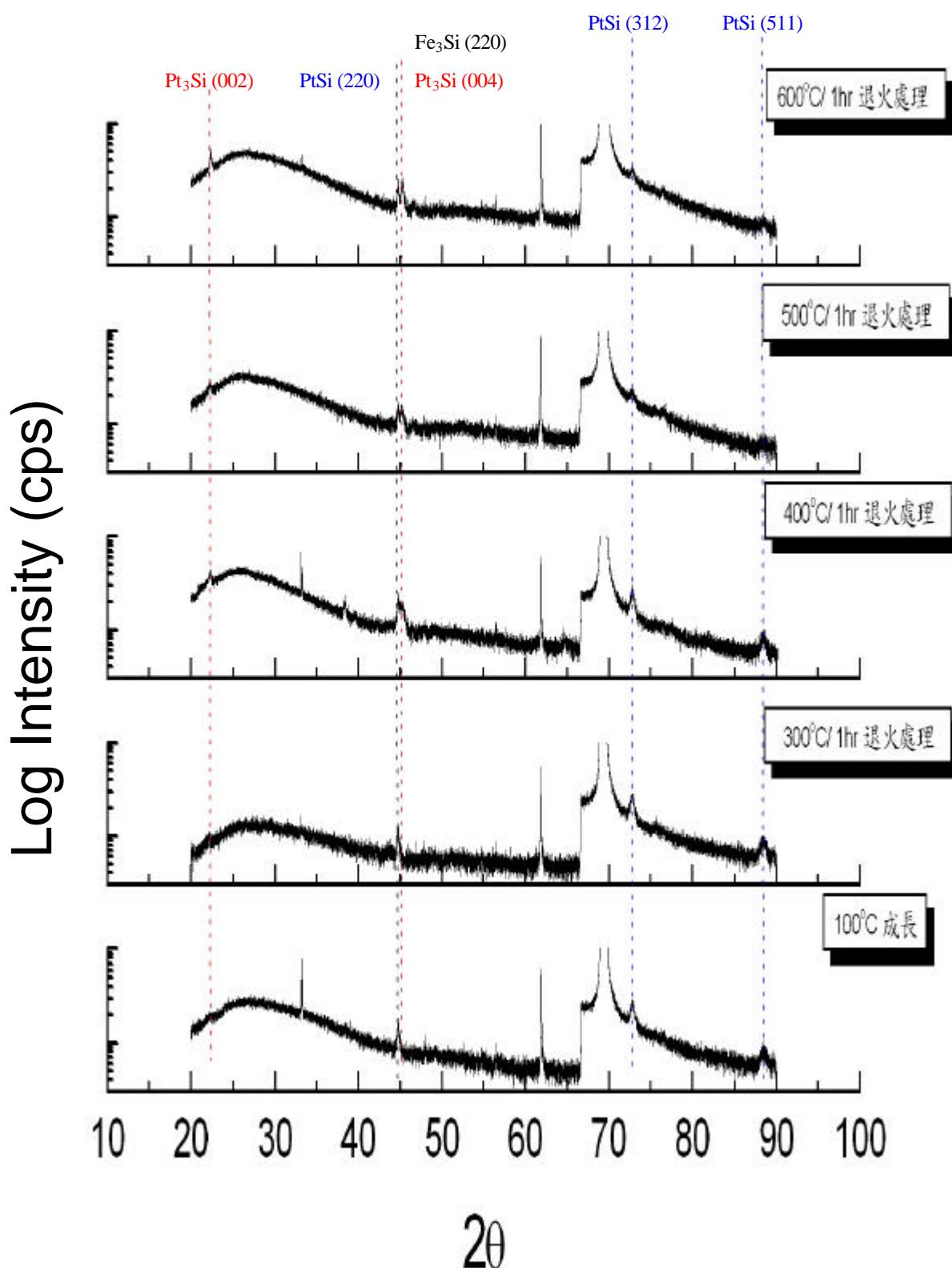


圖 4.1.10 $[\text{Fe (8 \AA)/Pt (8 \AA)}]_{19}$ 多層膜, 成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Si (100) 基板上, 並且分別以 300°C 、 400°C 、 500°C 、 600°C , 並持溫一小時退火處理之 X-ray 繞射圖。

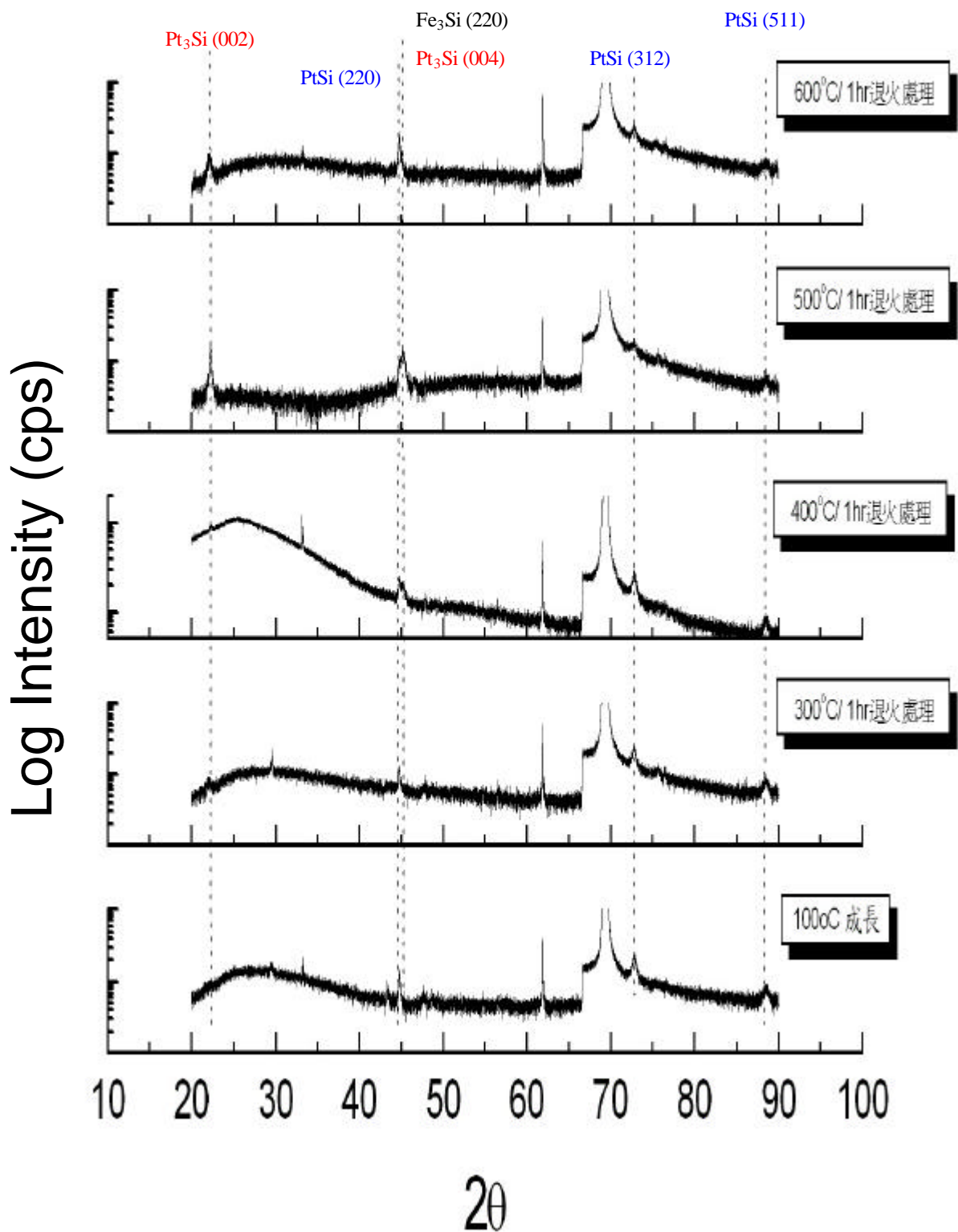


圖 4.1.11 $[\text{Fe}(6 \text{ \AA})/\text{Pt}(6 \text{ \AA})]_{25}$ 多層膜, 成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Si (100) 基板上, 並且分別以 300 °C、400 °C、500 °C、600°C, 並持溫一小時退火處理之 X-ray 繞射圖。

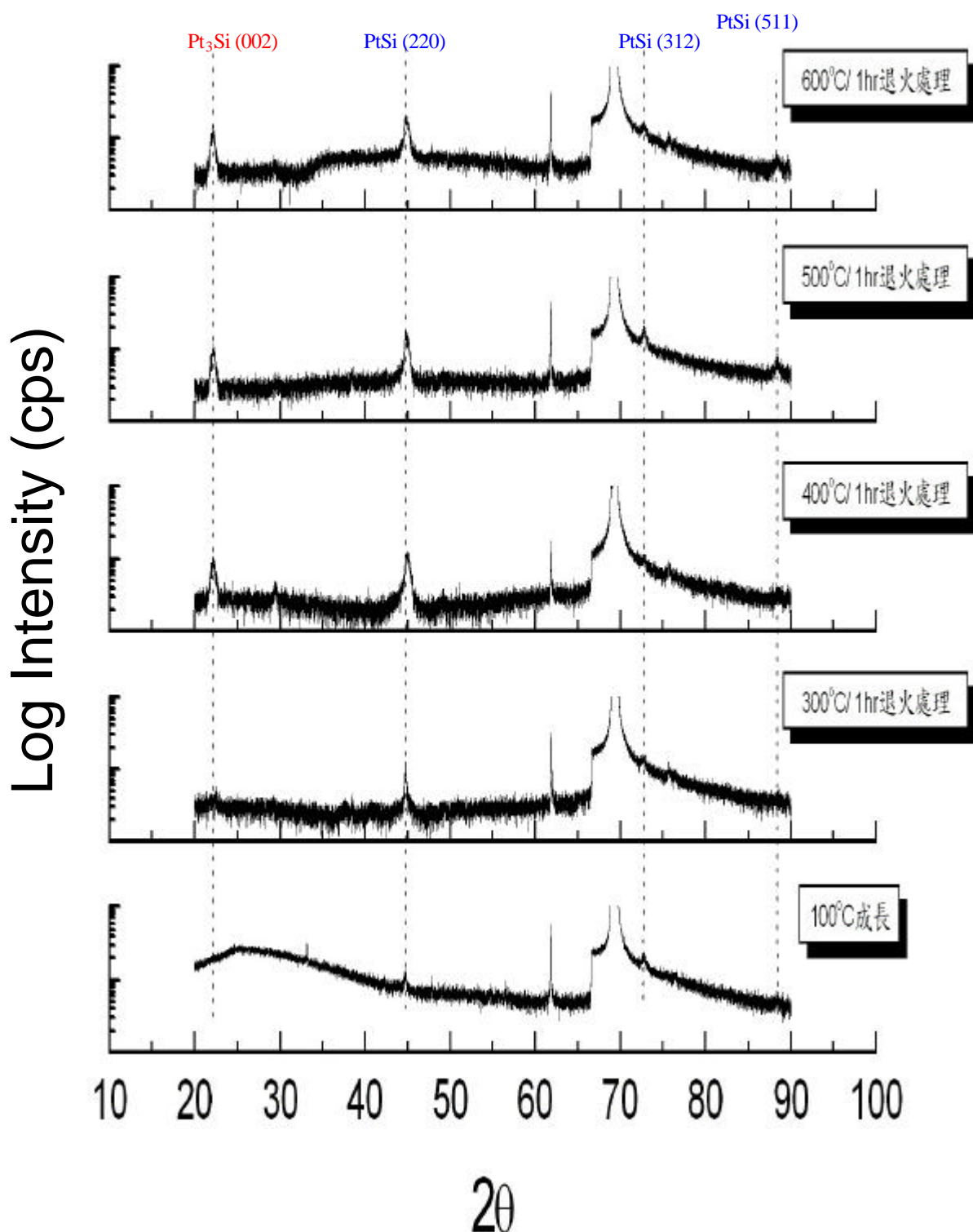


圖 4.1.12 $[\text{Fe}(4 \text{ \AA})/\text{Pt}(4 \text{ \AA})]_{38}$ 多層膜, 成長於以 Pt (100 Å) 為緩衝層的 Si (100) 基板上, 並且分別以 300 °C、400 °C、500 °C、600 °C, 並持溫一小時退火處理之 X-ray 繞射圖。

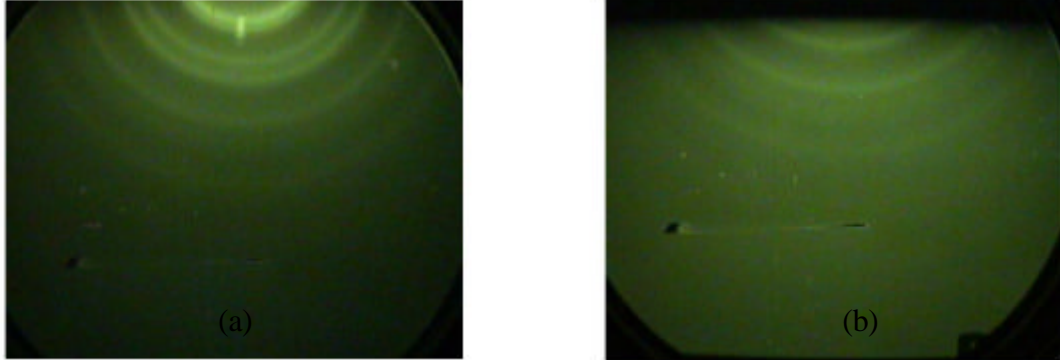


圖 4.1.13 (a) Si(100)/Pt(100 Å) , (b) Si(100)/Pt(100 Å)/[Fe(4 Å)/Pt(4 Å)]₃₈ 之 RHEED 繞射圖形。

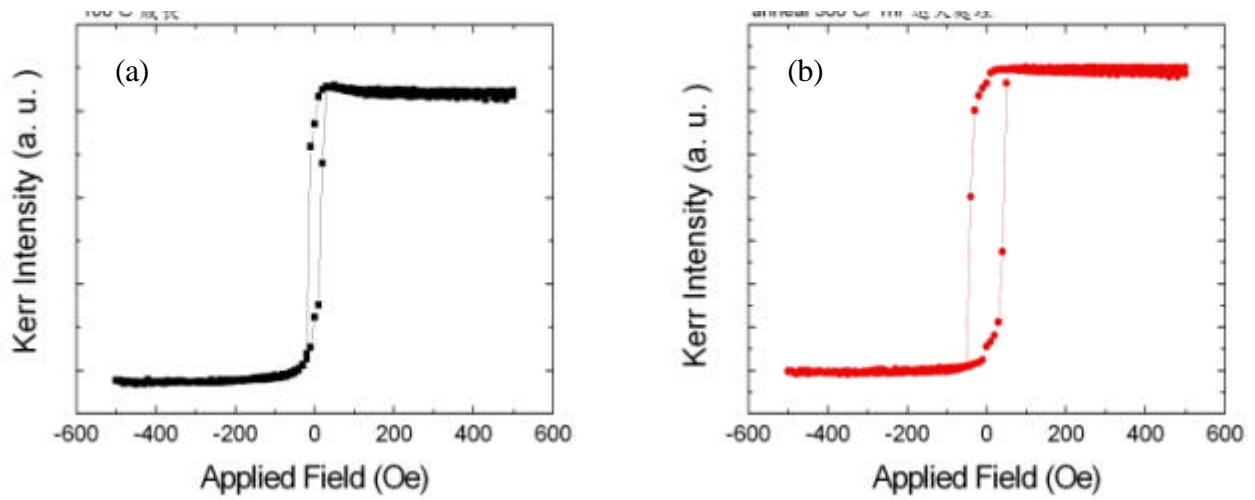


圖 4.2.1 在 LMOKE 量測系統，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅ , (a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

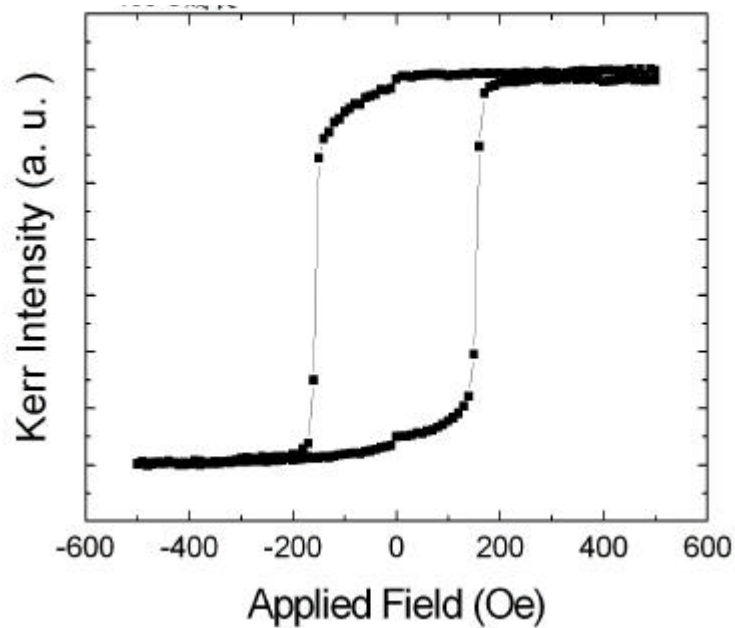


圖 4.2.2 在 LMOKE 量測系統, 測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å) / Pt (8 Å)]₁₉, 在 100°C 初始成長膜之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

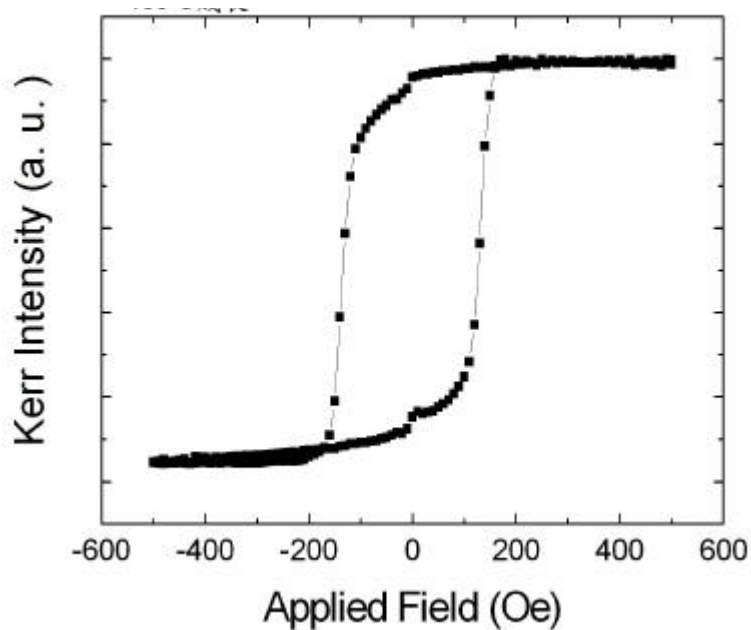


圖 4.2.3 在 LMOKE 量測系統, 測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅, 在 100°C 初始成長膜之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

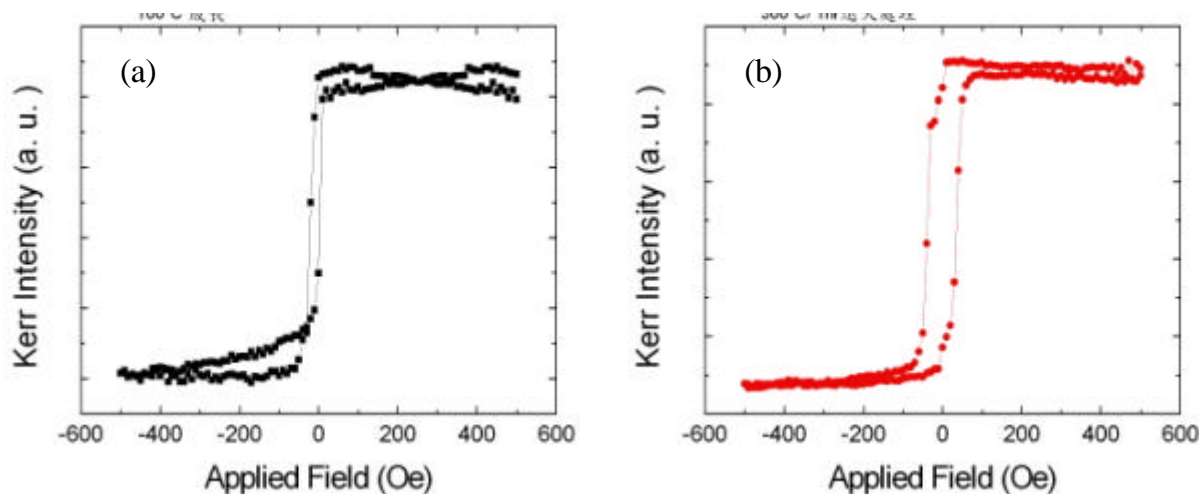


圖 4.2.4 在 LMOKE 量測系統，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)]₃₈，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

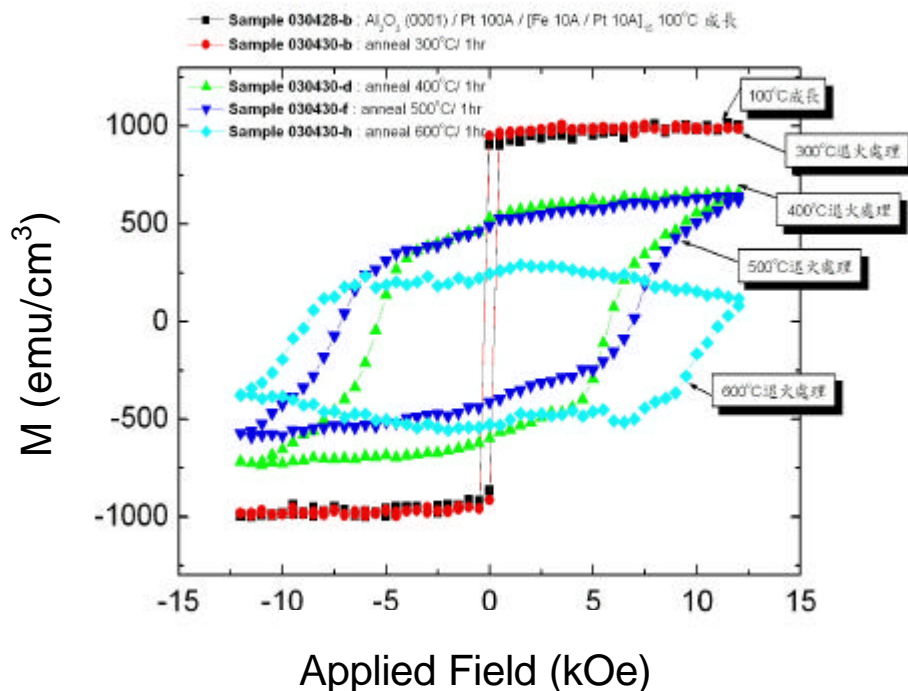


圖 4.2.5 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖。

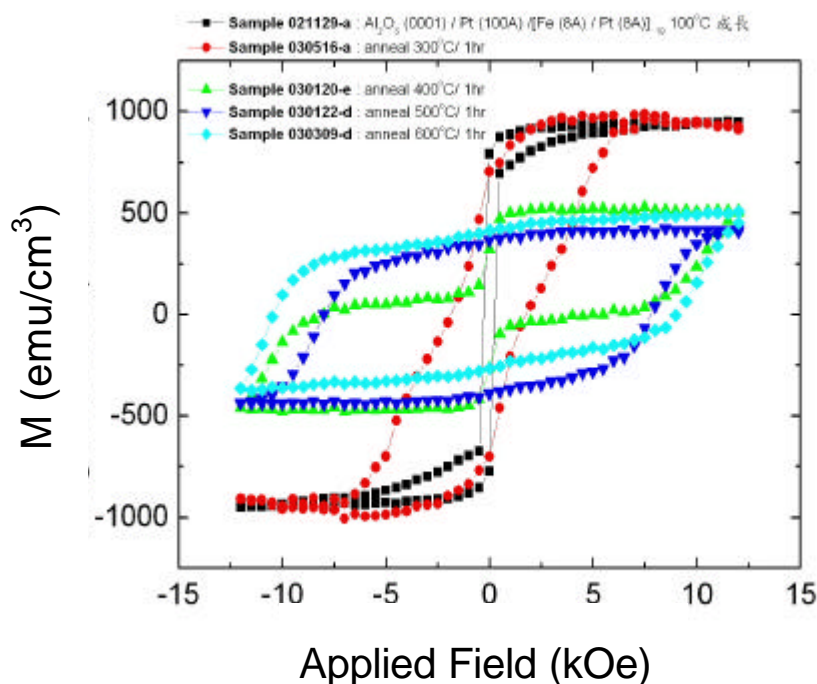


圖 4.2.6 使用 VSM 量測系統,當外加磁場方向與樣品膜面平行時,測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉, 在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理,並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖。

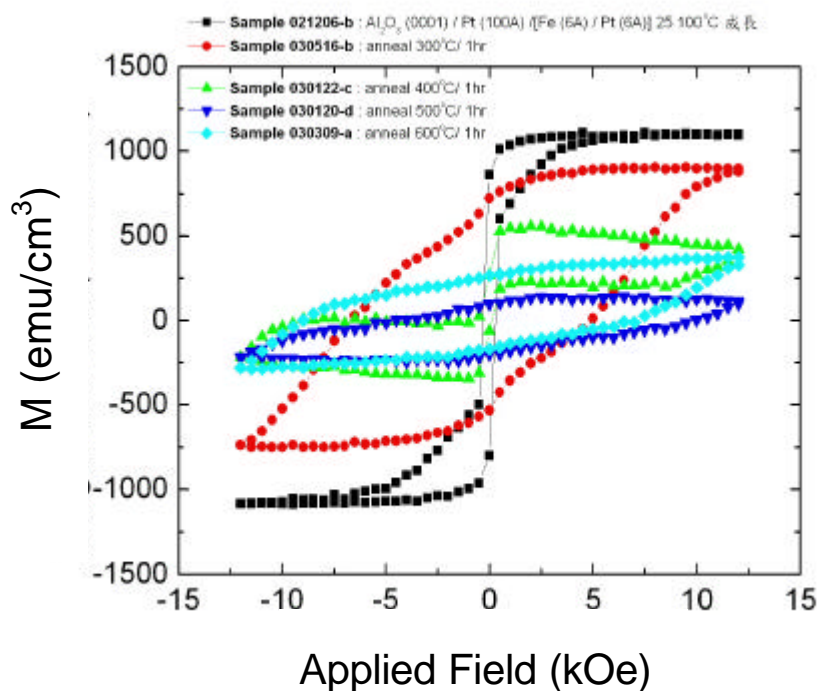


圖 4.2.7 使用 VSM 量測系統,當外加磁場方向與樣品膜面平行時,測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅, 在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理,並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖。

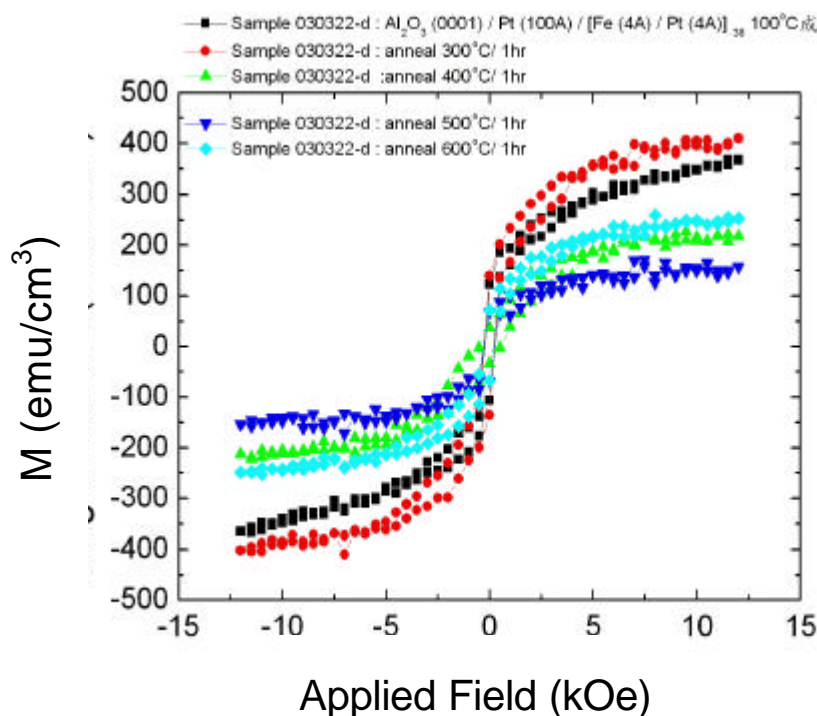


圖 4.2.8 使用 VSM 量測系統,當外加磁場方向與樣品膜面平行時,測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)]₃₈, 在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理,並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖。

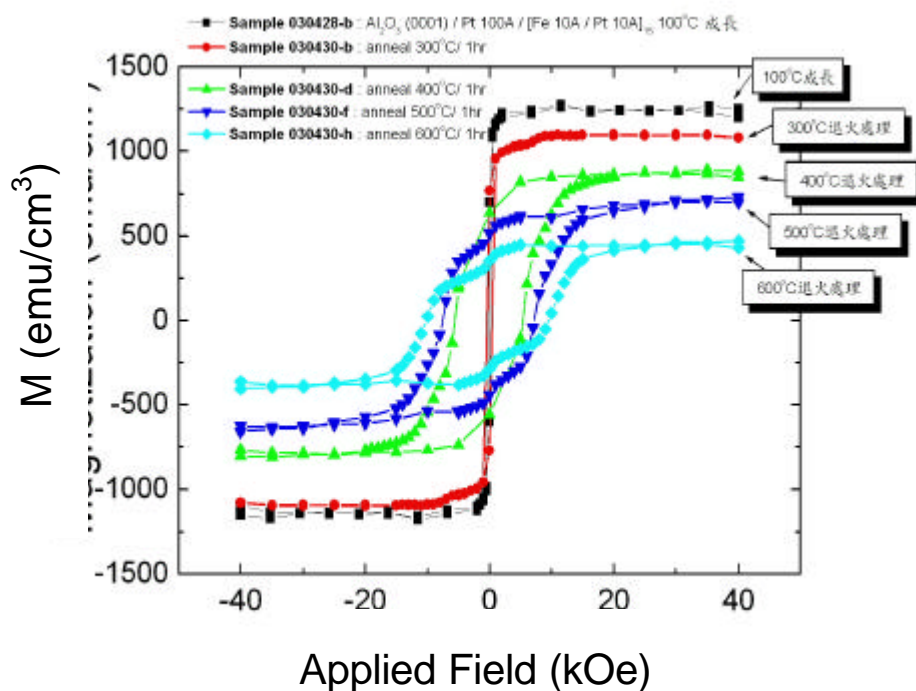


圖 4.2.9 使用 SQUID 量測系統,當外加磁場方向與樣品膜面平行時,測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅, 在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理,並持溫一個小時之磁化量-外加磁場(M-H)的關係圖。

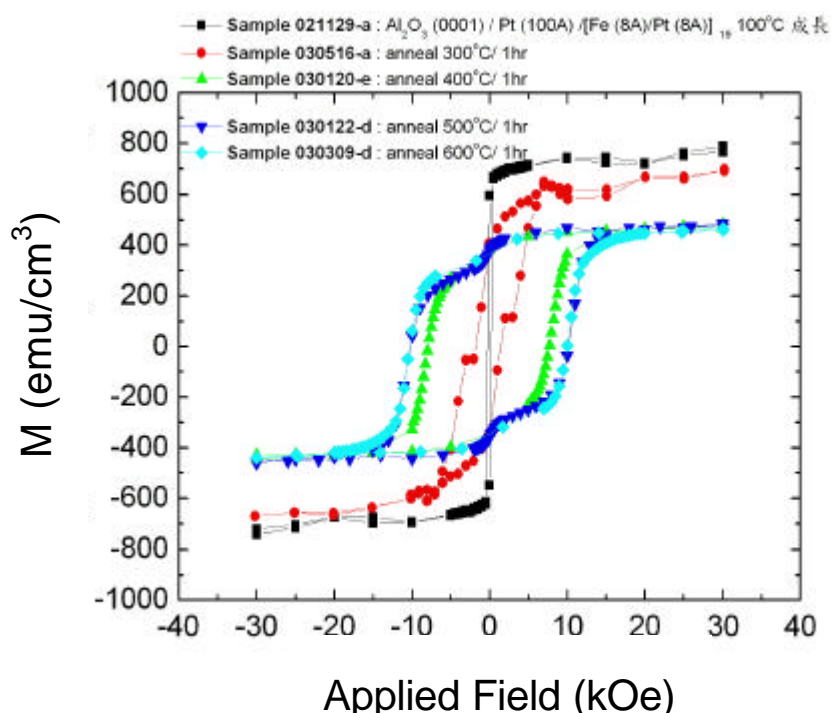


圖 4.2.10 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場 (M-H) 的關係圖。

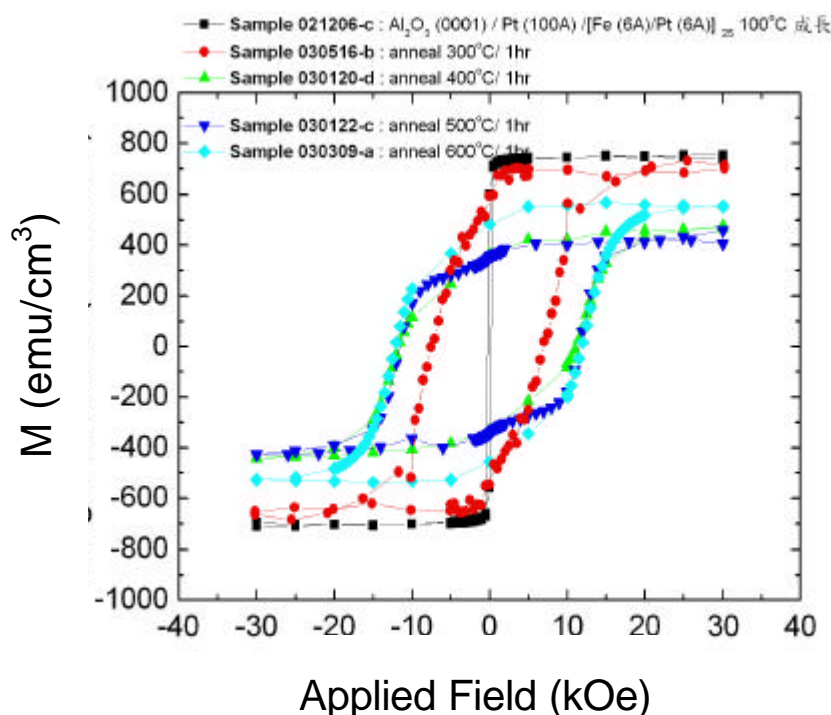


圖 4.2.11 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場 (M-H) 的關係圖。

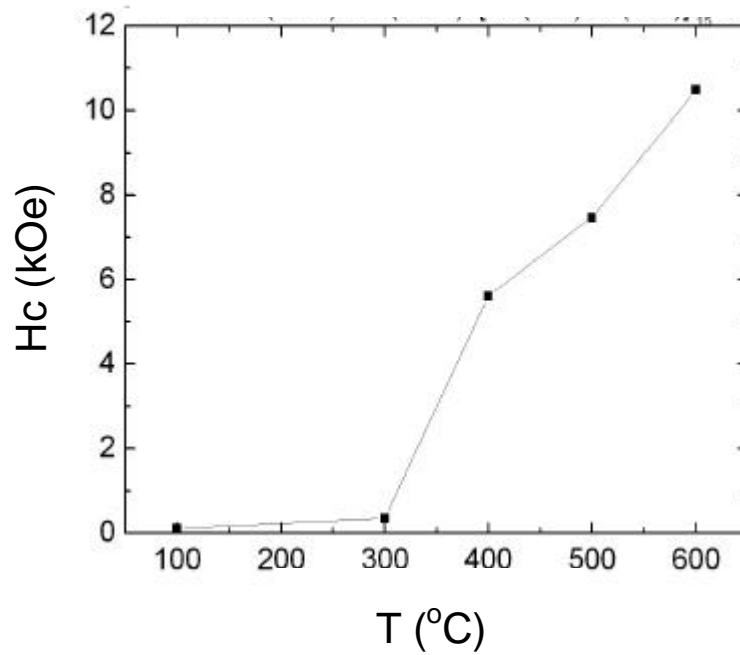


圖 4.2.12 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之矯頑場-退火溫度 (H_c -T)的關係圖。

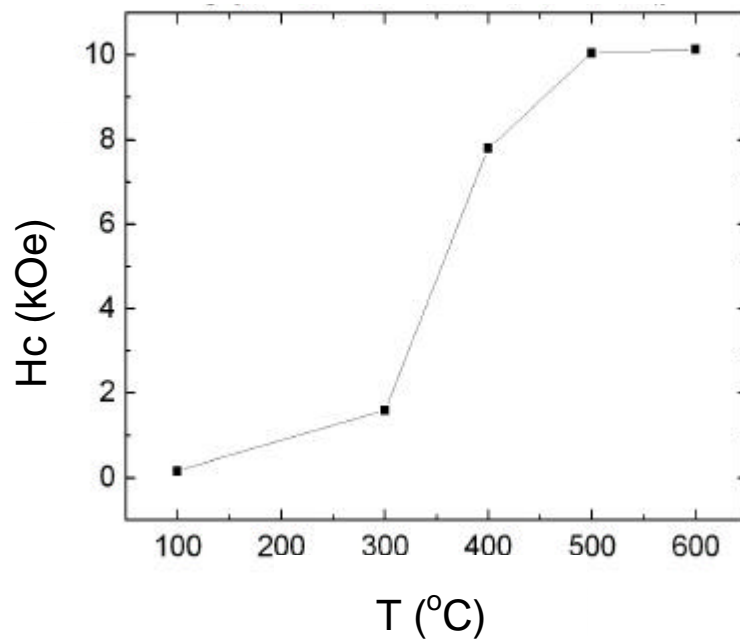


圖 4.2.13 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之矯頑場-退火溫度 (H_c -T)的關係圖。

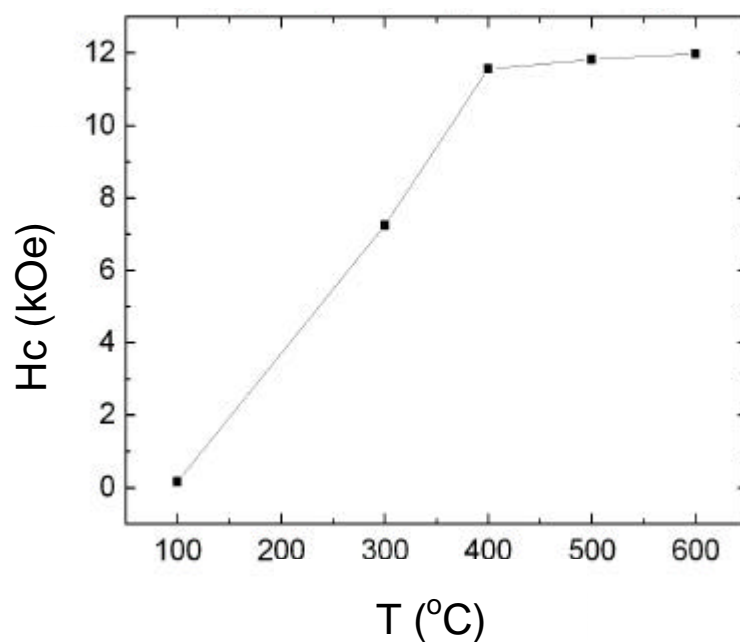


圖 4.2.14 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之矯頑場-退火溫度 (Hc-T) 的關係圖。

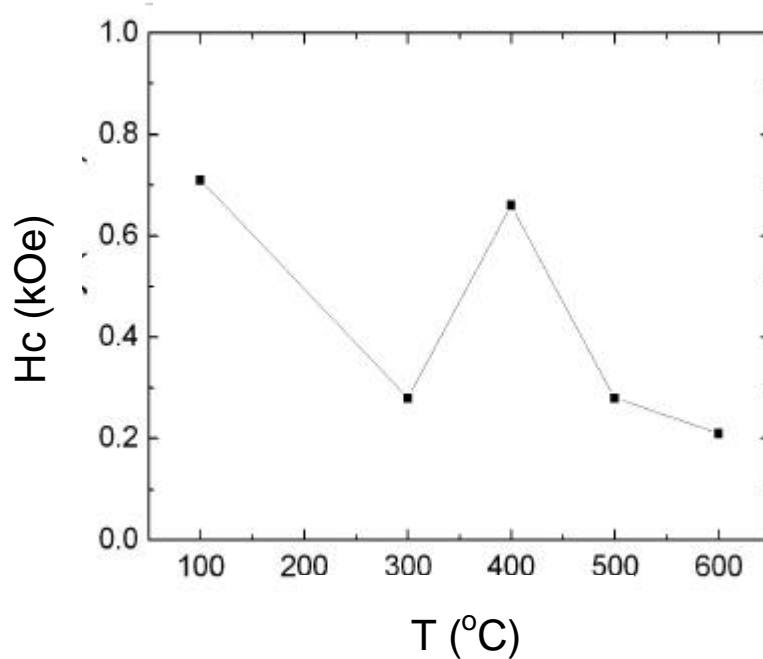


圖 4.2.15 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)]₃₈，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之矯頑場-退火溫度 (Hc-T) 的關係圖。

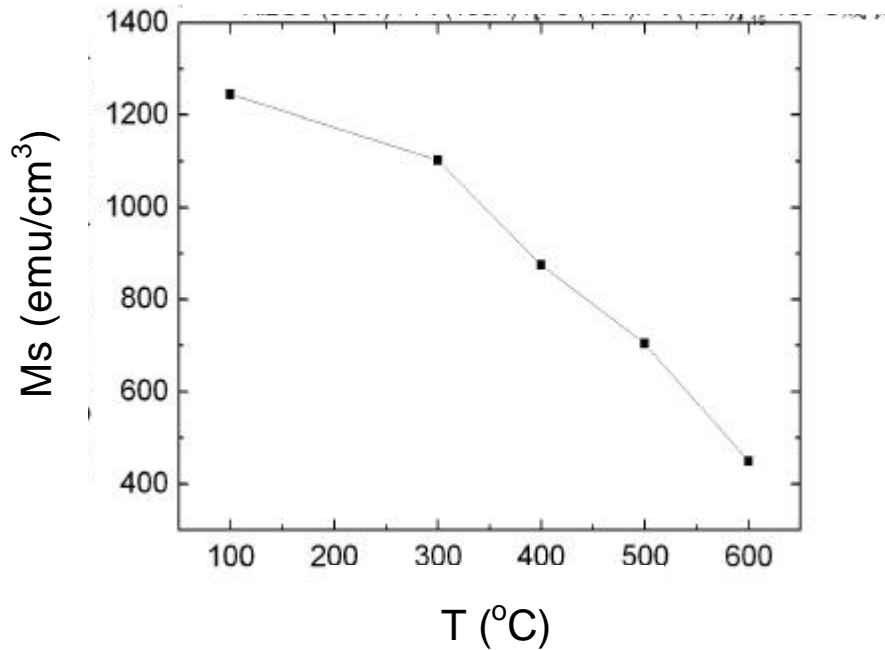


圖 4.2.16 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之飽和磁化量-退火溫度 (M_s - T) 的關係圖。

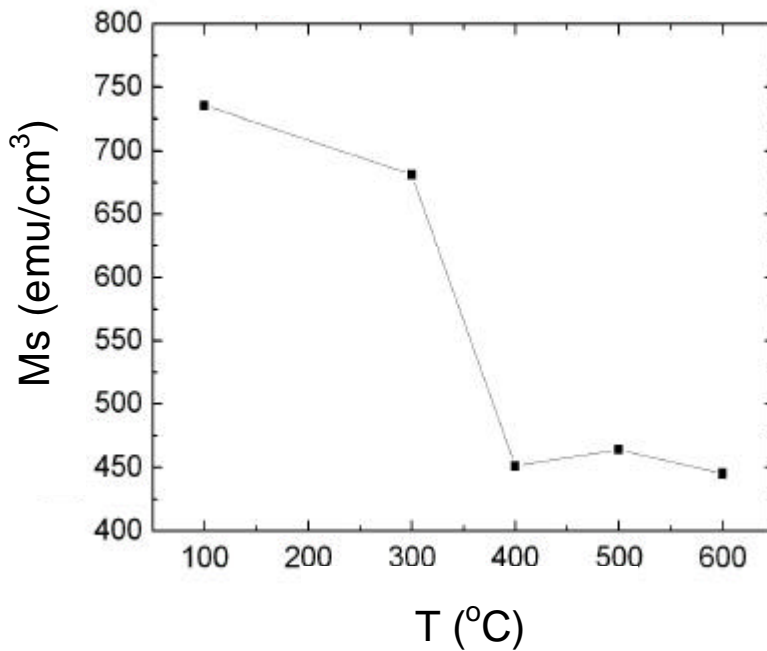


圖 4.2.17 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之飽和磁化量-退火溫度 (M_s - T) 的關係圖。

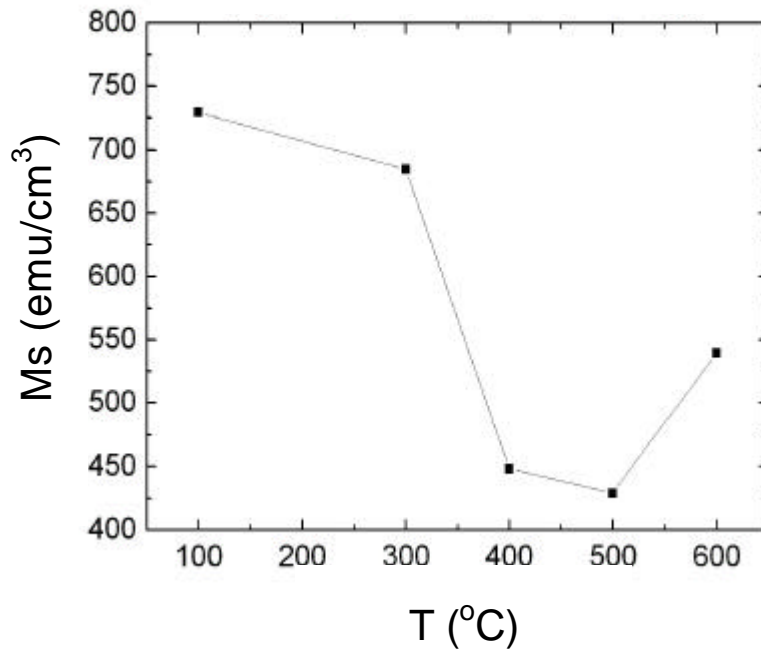


圖 4.2.18 使用 SQUID 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之飽和磁化量-退火溫度(Ms-T)的關係圖。

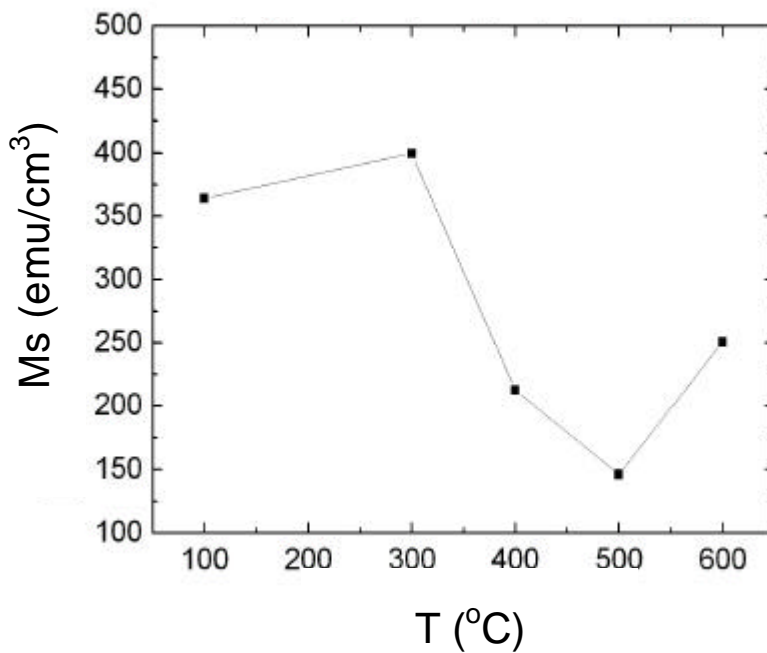


圖 4.2.19 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面平行時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)]₃₈，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之飽和磁化量-退火溫度(Ms-T)的關係圖。

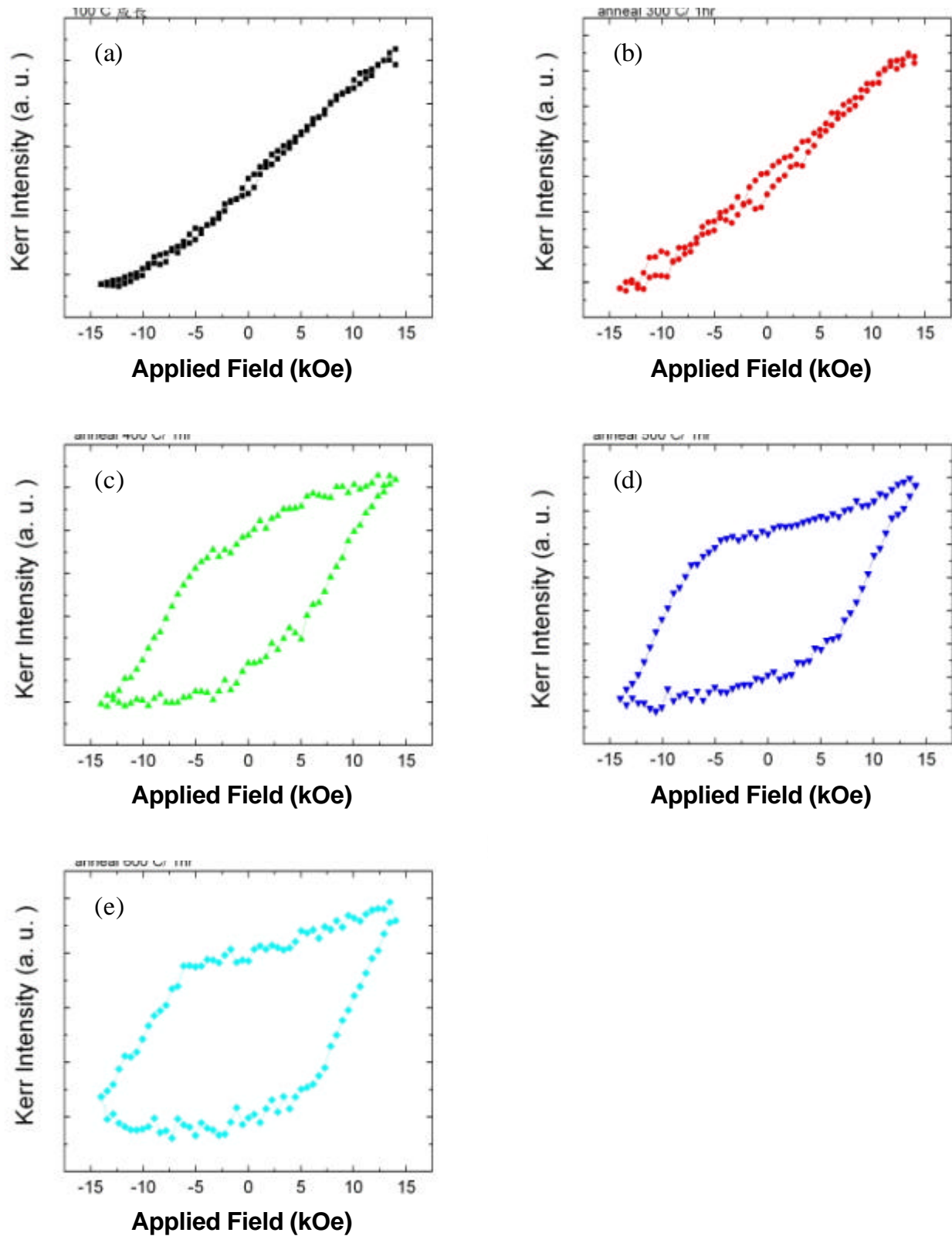


圖 4.2.20 使用 P-MOKE 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C (c)400°C (d)500°C (e)600°C 做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

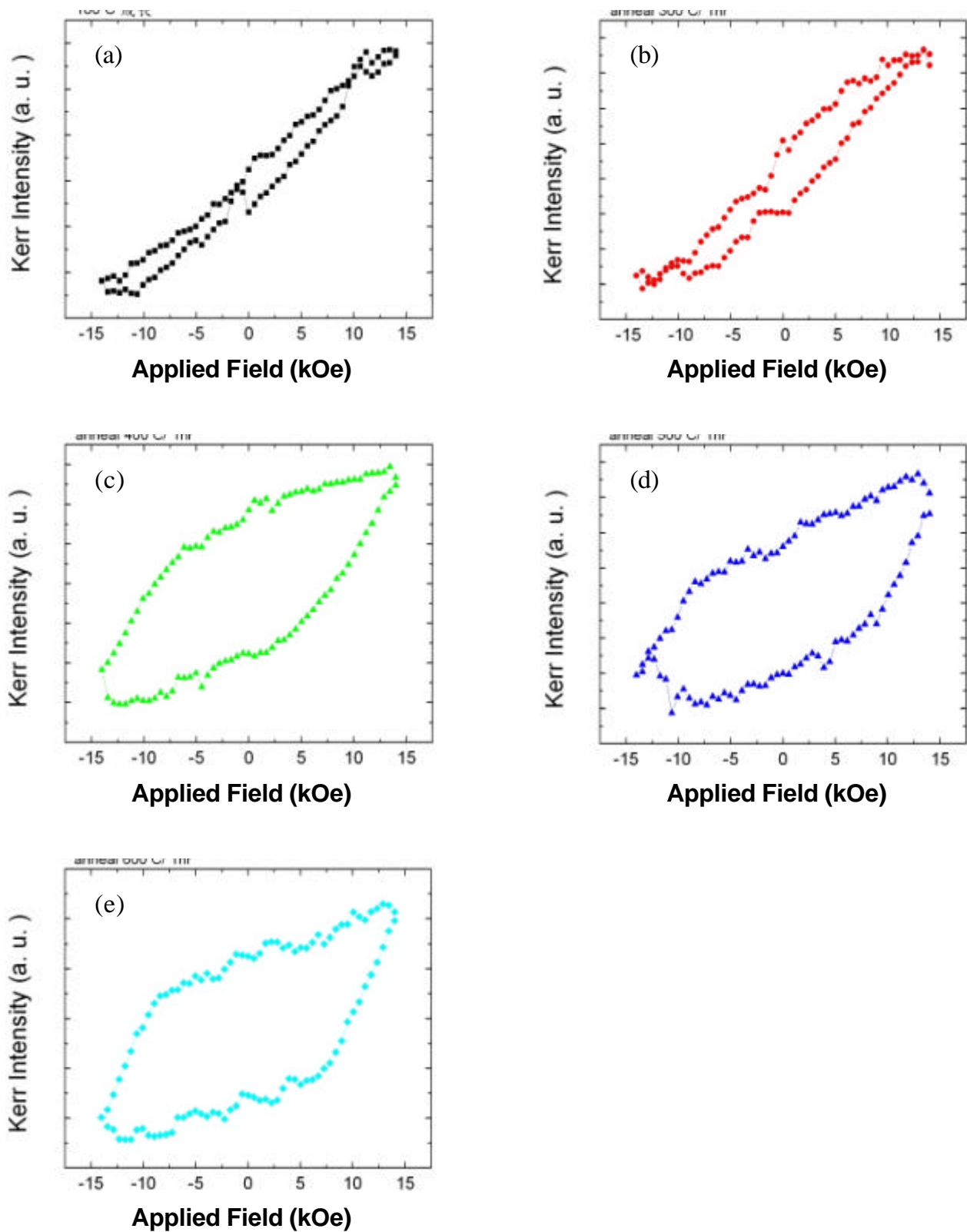


圖 4.2.21 使用 P-MOKE 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C (c)400°C (d)500°C (e)600°C 做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

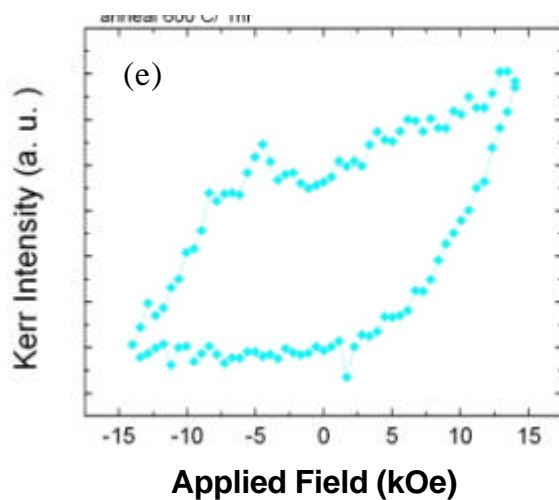
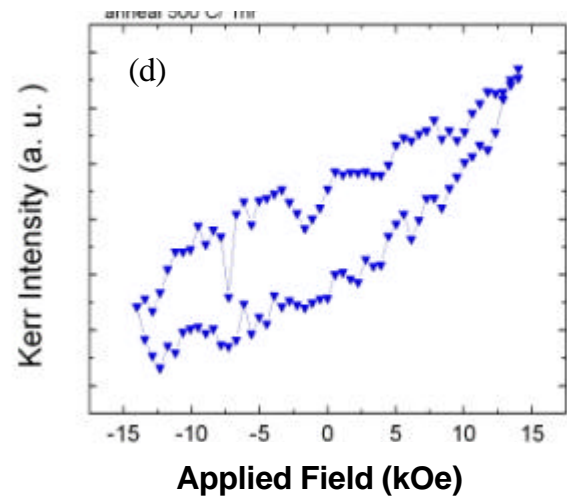
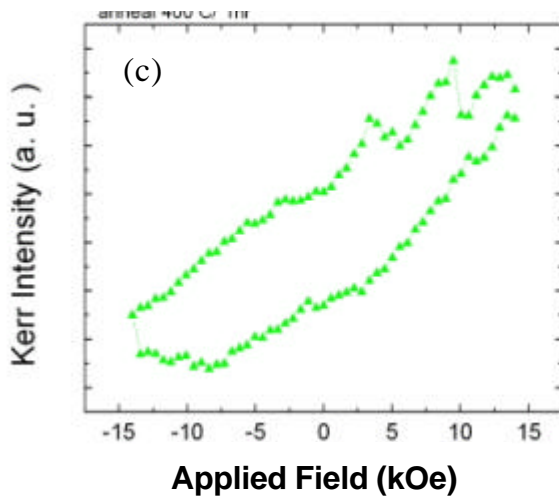
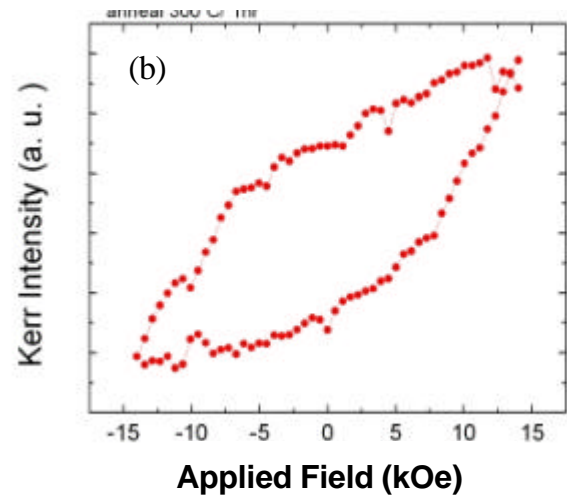
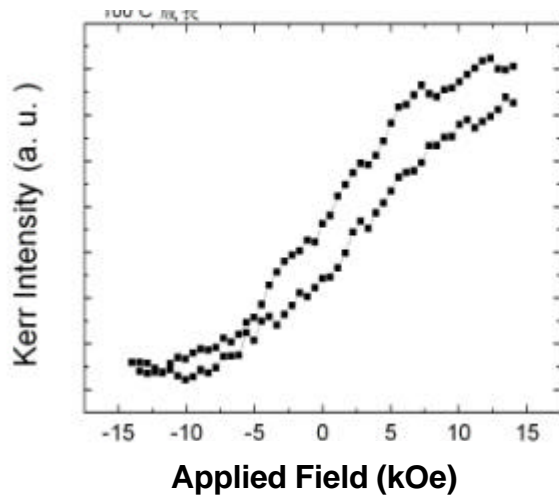


圖 4.2.22 使用 P-MOKE 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅，(a)在 100°C 初始成長膜與(b)300°C (c)400°C (d)500°C (e)600°C 做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

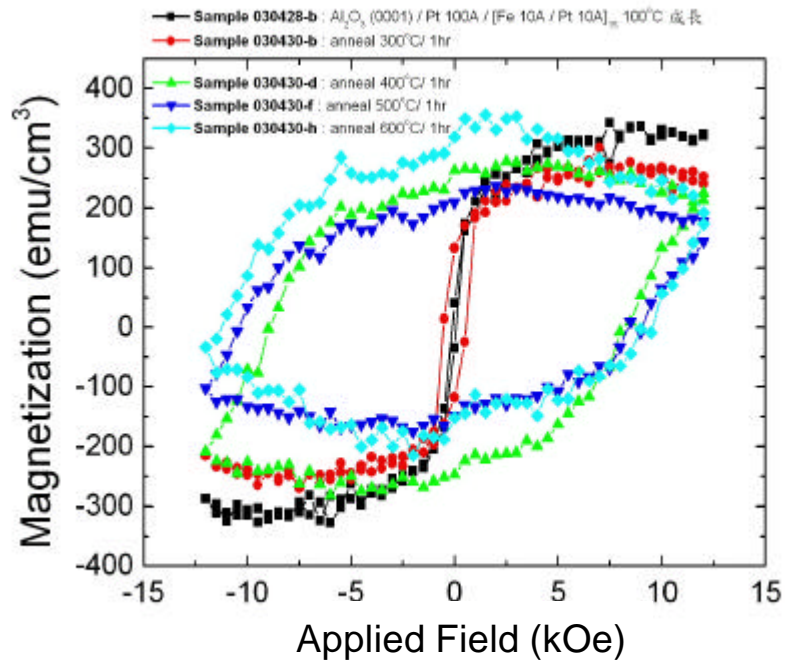


圖 4.2.23 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場 (M-H)的關係圖。

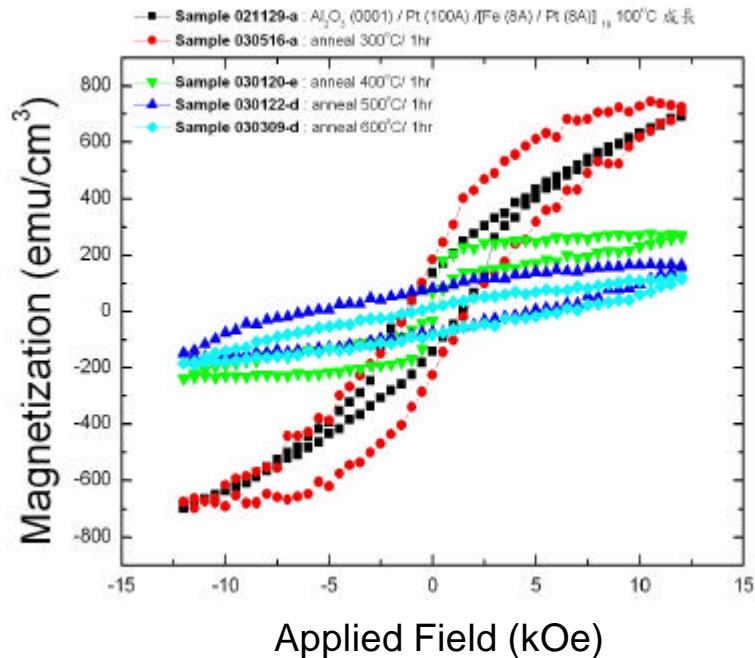


圖 4.2.24 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場 (M-H)的關係圖。

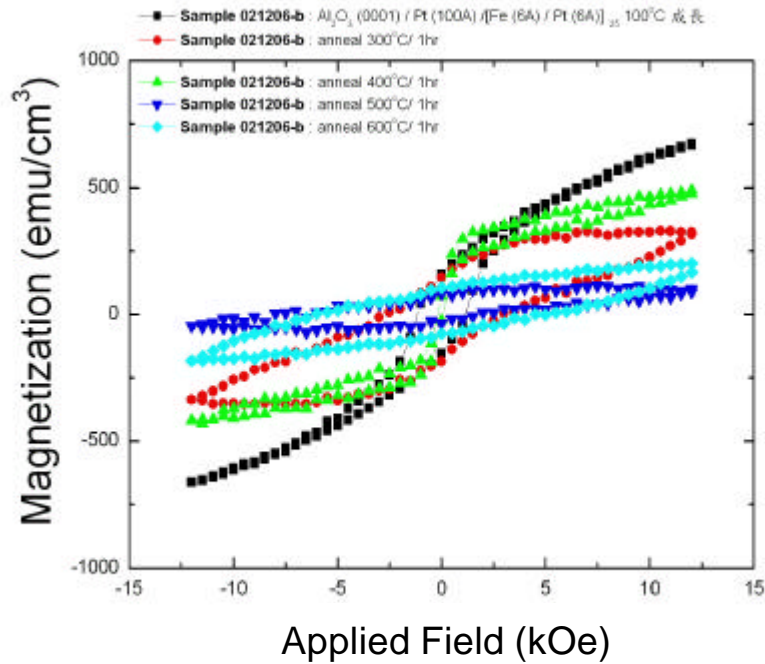


圖 4.2.25 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場 (M-H)的關係圖。

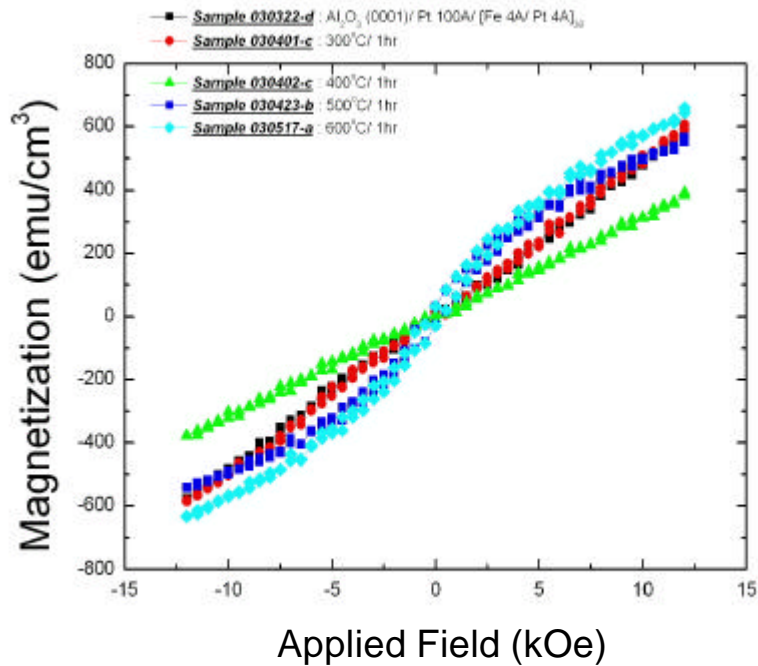


圖 4.2.26 使用 VSM 量測系統，當外加磁場方向與樣品膜面垂直時，測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)]₃₈，在 100°C 初始成長膜與不同溫度下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場 (M-H)的關係圖。

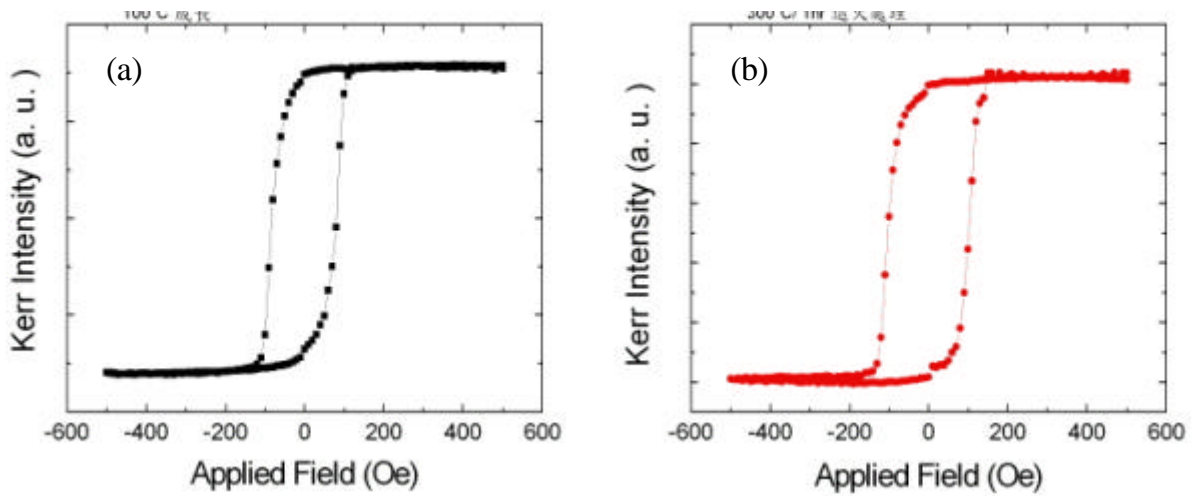


圖 4.2.27 在 L-MOKE 量測系統, 測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (10 Å)/Pt (10 Å)]₁₅, (a) 在 100°C 初始成長膜與 (b) 300°C 下做退火處理, 並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

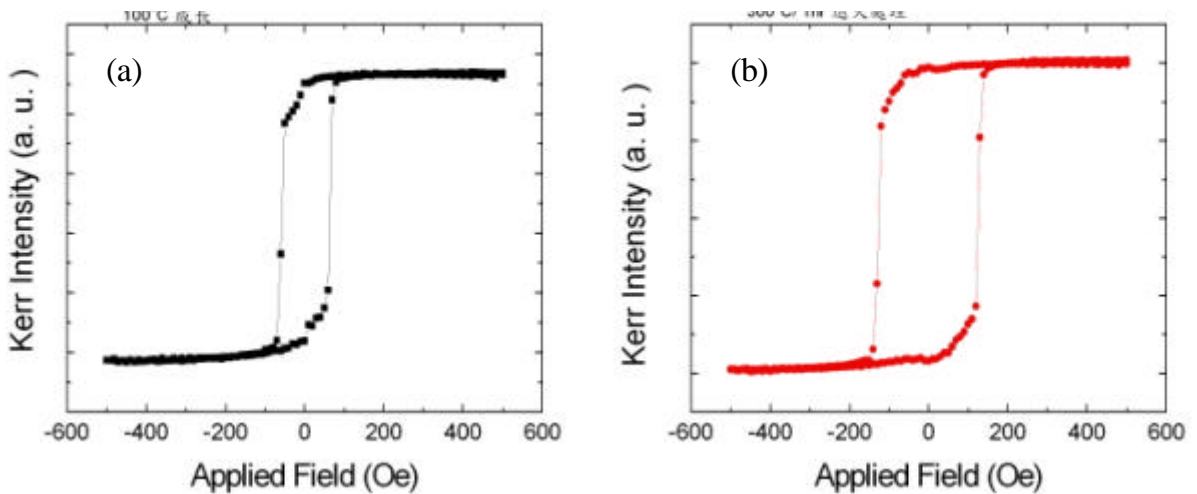


圖 4.2.28 在 L-MOKE 量測系統, 測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (8 Å)/Pt (8 Å)]₁₉, (a) 在 100°C 初始成長膜與 (b) 300°C 下做退火處理, 並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

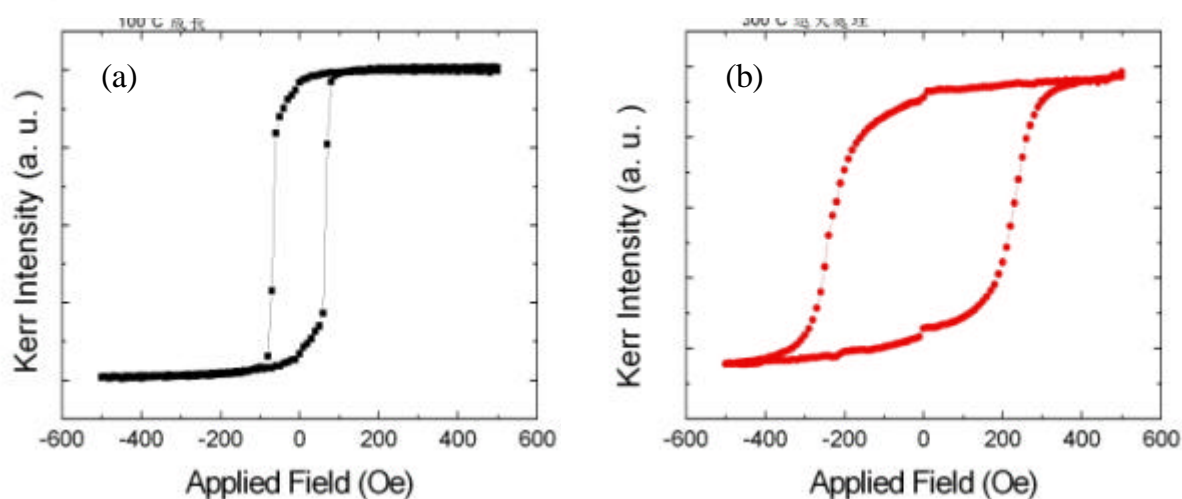


圖 4.2.29 在 L-MOKE 量測系統，測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (6 Å)/Pt (6 Å)]₂₅，(a) 在 100°C 初始成長膜與(b)300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

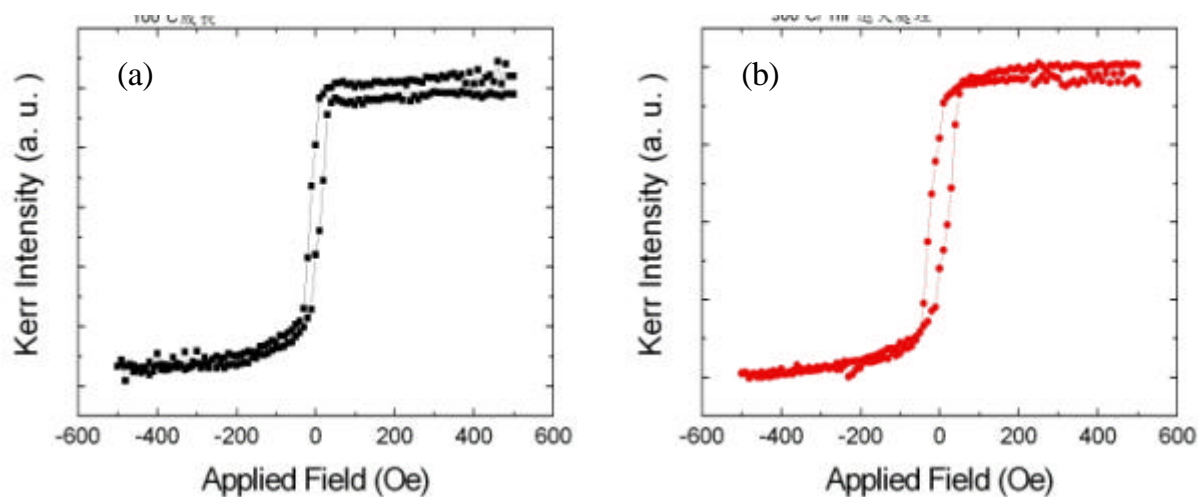


圖 4.2.30 在 L-MOKE 量測系統，測量 Si (100)/Pt (100 Å)/[Fe (4 Å)/Pt (4 Å)]₃₈，(a) 在 100°C 初始成長膜與(b)300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之柯爾強度-外加磁場的關係圖。

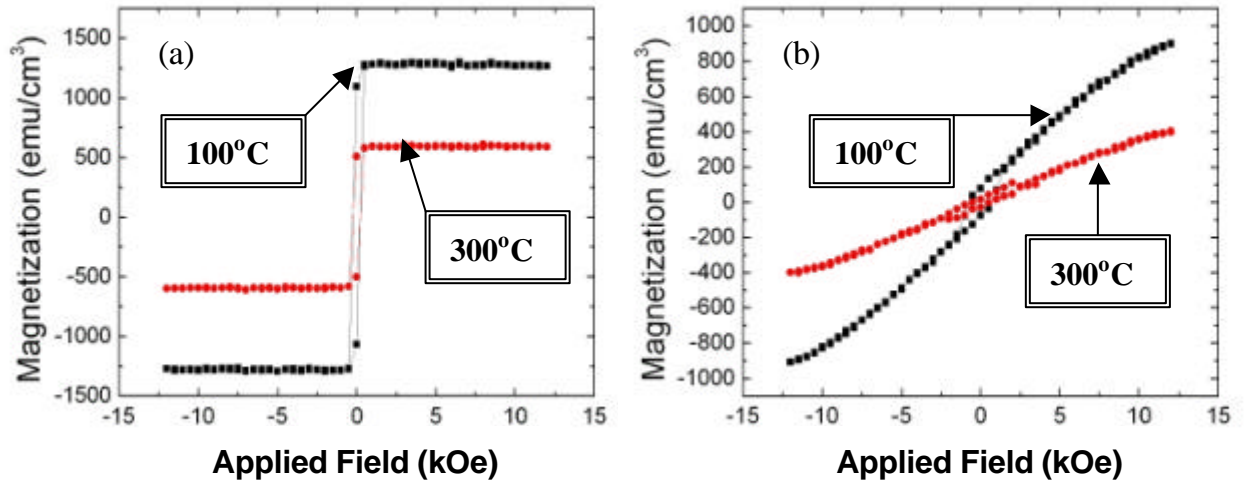


圖 4.2.31 在 VSM 量測系統，外加磁場與樣品膜面(a)平行(b)垂直測量 Si(100)/Pt(100 Å)/[Fe(10 Å)/Pt(10 Å)]₁₅，在 100°C 初始成長膜與 300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場的關係

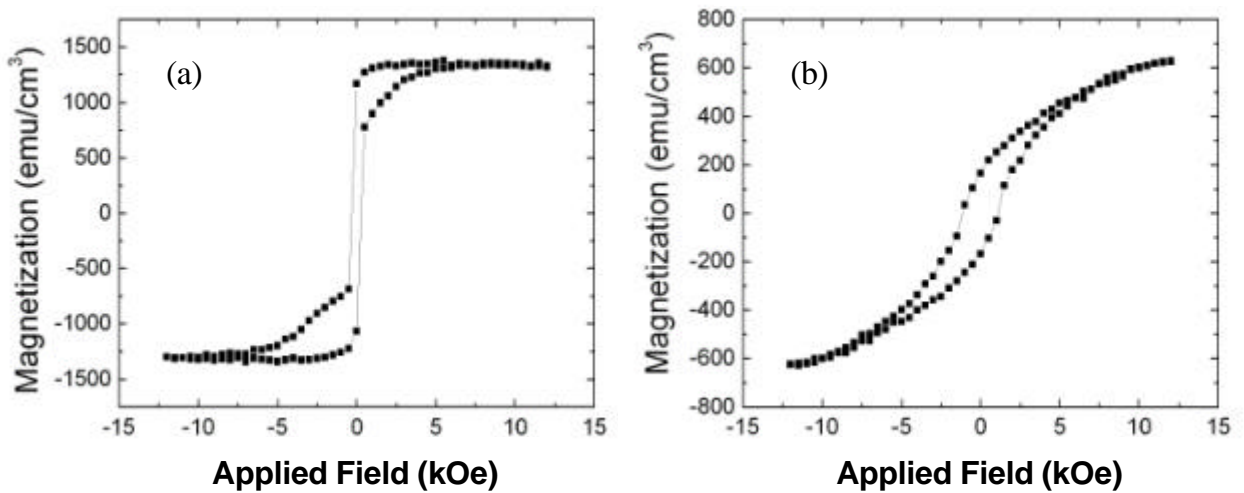


圖 4.2.32 在 VSM 量測系統，外加磁場與樣品膜面(a)平行(b)垂直測量 Si(100)/Pt(100 Å)/[Fe(8 Å)/Pt(8 Å)]₁₉，在 100°C 初始成長膜之磁化量-外加磁場的關係圖。

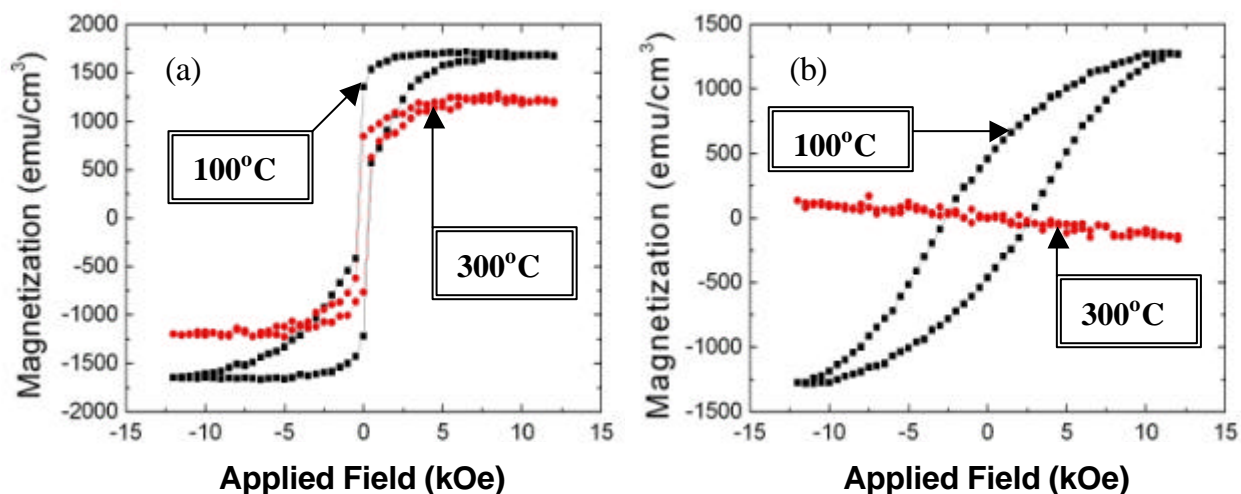


圖 4.2.33 在 VSM 量測系統，外加磁場與樣品膜面(a)平行(b)垂直測量 Si(100)/Pt(100 Å)/[Fe(6 Å)/Pt(6 Å)]₂₅，在 100°C 初始成長膜與 300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場的關係圖。

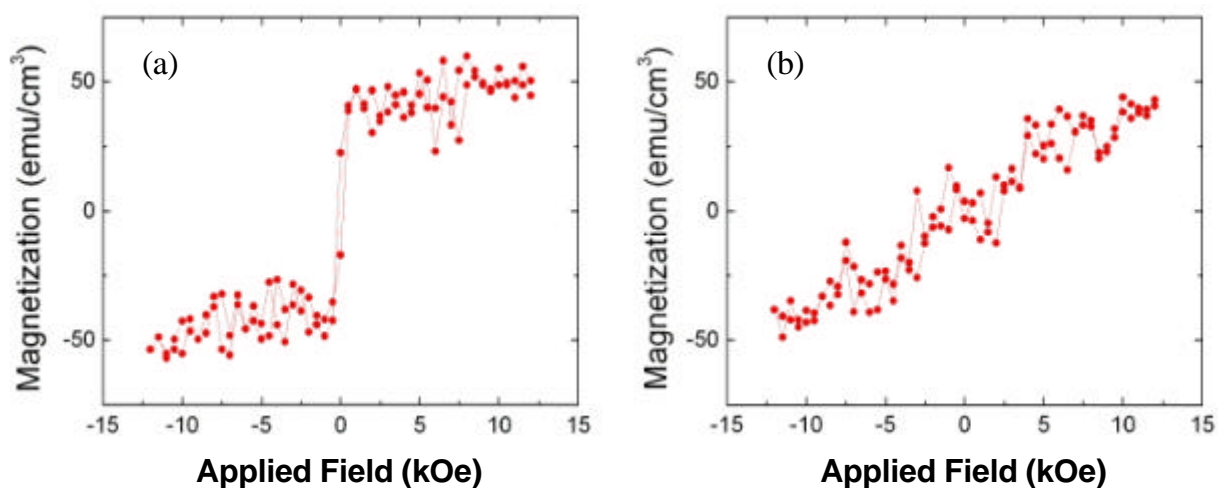


圖 4.2.34 在 VSM 量測系統，外加磁場與樣品膜面(a)平行(b)垂直測量 Si(100)/Pt(100 Å)/[Fe(4 Å)/Pt(4 Å)]₁₅，在 300°C 下做退火處理，並持溫一個小時之磁化量-外加磁場的關係圖。

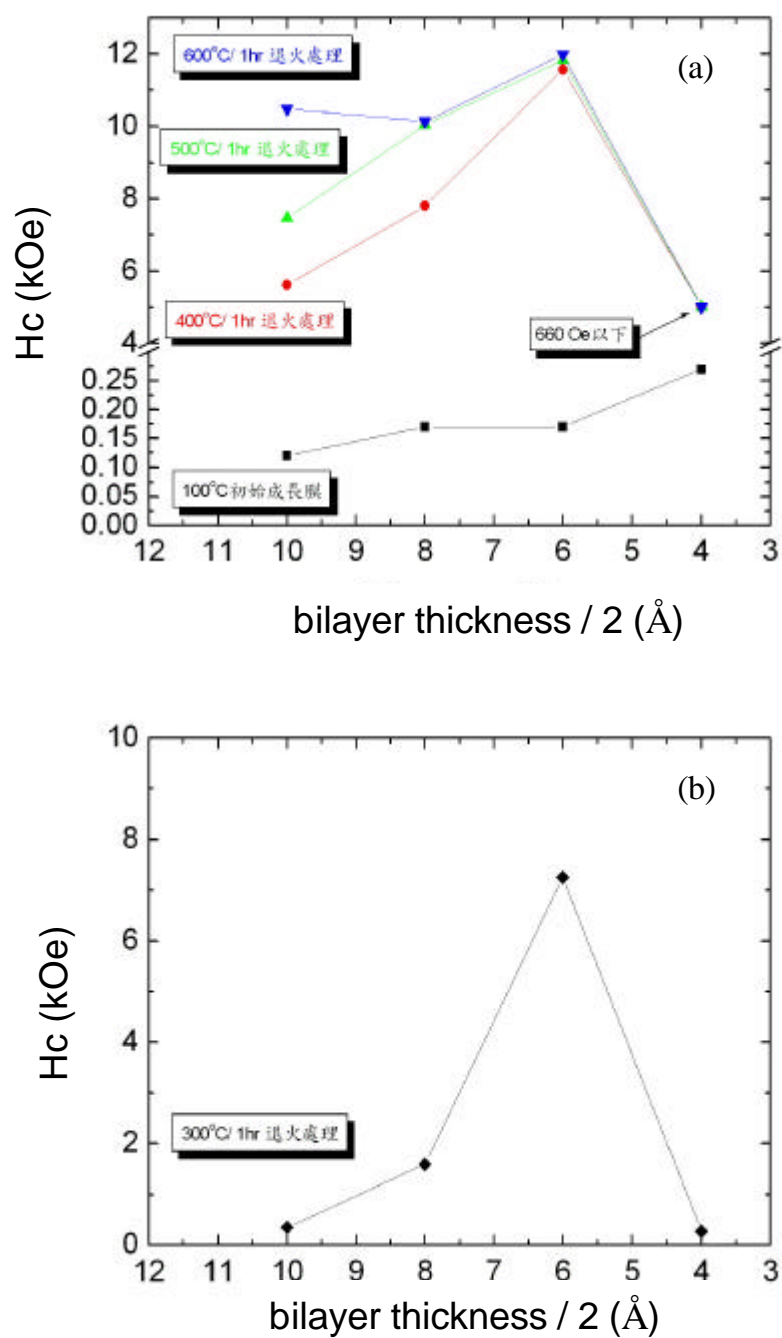


圖 4.3.1 當外加磁場方向與樣品膜面平行時,測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 \AA)/[Fe (x \AA)/Pt (x \AA)]_n, 在(a)100°C 初始成長膜與 400°C、500°C、600°C、(b)300°C 退火處理, 並持溫一個小時之矯頑磁場-雙層厚度變化 (H_c - \AA)的關係圖。

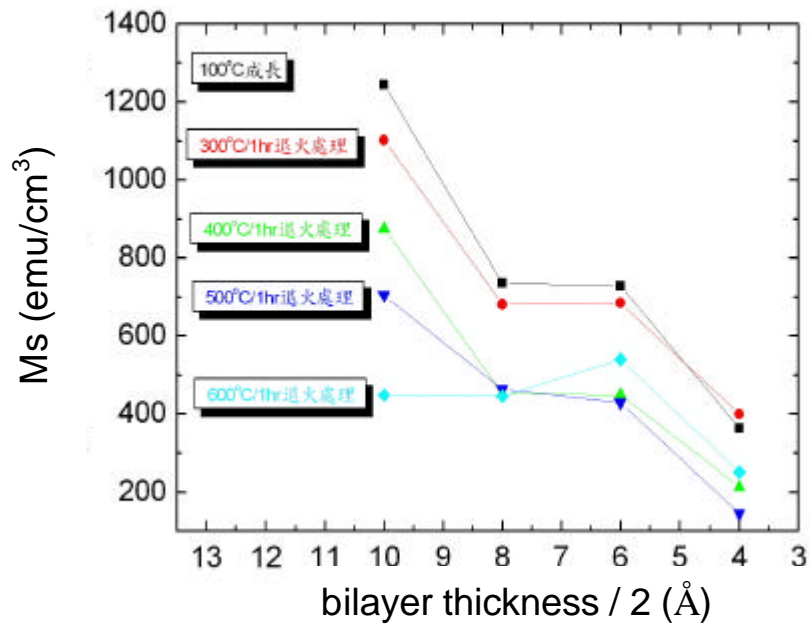


圖 4.3.2 當外加磁場方向與樣品膜面平行時,測量 Al_2O_3 (0001)/Pt (100 Å)/[Fe (x Å)/Pt (x Å)]_n, 在 100°C 初始成長膜與不同溫度退火處理, 並持溫一個小時之飽和磁化量-雙層厚度變化(M_s -Å)的關係圖。

參考文獻

- [1] 蔡佩瑜 , 可重複讀寫光碟機 , PC Magazine, p.161,JUNE 5 (1996).
- [2] D. Chen, J. F. Ready and E. Bernal, J. Appl. Phys. 39, 3961 (1968).
- [3] Ernesto E. Marinero and Bruce A. Gurney, “Magnetic Thin Films: Physics and Applications”, IBM.
- [4] W. B. Zerper and H. W. Van Kesteren, J. Appl. Phys. 70, 4 (1991).
- [5] K. Umeda and Y. Fujiwara, J. Magn. Magn. Mater. p.75-76, 156 (1996).
- [6] L. Mayer, J. Appl. Phys., 29, P1003, (1958).
- [7] J. T. Chang, J. F. Dillon, U. F. Gianola, J. Appl. Phys. 36, 1110, (1965).
- [8] K. Watanabe ,”Temperature dependence and permanent magnet properties of Fe-Pt-Ti alloys” IEEE Trans. Magn. MAG-23 5, 3196,(1987).
- [9] Kiyoshi Watanabe ,Material Transcation, JIM.32, 292 (1991).
- [10] Kiyoshi Watanabe and Hakaru Masumoto, Trans., JIM.26, (1985)362
- [11] Kiyoshi Watanabe, trans. JIM.29, 80 (1988).
- [12] U. Kawald, W. Zemke, H. Bach, J. Pelzl and G. A. Saunders, Physica B 161, 72 (1989).
- [13] B. Zhang and W. A. Soffa, IEEE Trans. Magn. MAG-26, 1388 (1990).
- [14] B. Zhans and M. Le lovic, and W. A. Soffa, Scr. Metallurgica. Et Materialia. 25, 1577 (1991).
- [15] Y. Q. Gao, and S. H. Whang, Scr. Metallurgica. Et Materialia. 31, 1583 (1994).
- [16] Kiyoshi Watanabe, Takejiro Kaneko, and Shigehiro Ohnuma, Materials Transcations, JIM.35, 136 (1994).
- [17] B. Zhang and W. A. Soffa, Scr. Metallurgica. Et Materialia. 30, 683 (1994).
- [18] Y. Tanaka, N. Kimura, K. Hono, K. Yasuda, T. Sakurai, J. Magn. Magn. Mater. 170, 9 (1997).

- [19] S. H. Whang and Q. Feng and Y. Q. Gao Acta. Mater., 46, 6484~6495 (1998).
- [20] B. M. Lairson, M. R. Visokay, R. Sinclair, and B. M. Clemens, Appl. Phys. Lett. 62, 639 (1993).
- [21] M. Watanabe, T. Nakayama, K. Watanabe, IEEE Trans. J. Magnetism in Japan. 8, 875 (1993).
- [22] M. Watanabe, T. Nakayama, K. Watanabe, Mater. Trans, JIM. 37, 489 (1996).
- [23] R. F. Sabirianov, S. S. Jaswal, J. Magn. Mater. 177~181, 989 (1998).
- [24] C. M. Kuo, P. C. Kuo, H. C. Wu, J. Appl. Phys. 85, 2264 (1999).
- [25] C. M. Kuo, P. C. Kuo, H. C. Wu, J. Appl. Phys. 85, 4886 (1999).
- [26] T. Goto, Y. Ide, H. Abe, K. Watanabe, J. Magn. Magn. Mater. 198-199, 486 (1996).
- [27] Y. Liu, J. P. Liu, D.J. Sellmyer, Nano. Mater. 12, 1027 (1999).
- [28] M. Abid, H. Lassri, R. Krishnan, J. Magn. Mater. 214, 99 (2000).
- [29] C. M. Kuo, P. C. Kuo, W. C. Hsu, J. Magn. Magn. Mater. 209, 100 (2000).
- [30] J. Yu, U. Ruediger and A. D. Kent, J. Appl. Phys. 87, 6854 (2000).
- [31] Yu. Nu Hsu, J. Appl. Phys. 89, 7068 (2001).
- [32] Seong. Rae Lee, Appl. Phys. Lett. 78, 4001 (2001).
- [33] Soshin Chikazumi 著 , 張煦、李學養合譯 , ”磁性物理學”.
- [34] Cullity, “Introduction to magnetic materials”.
- [35] Soshin Chikazumi and Stanley H. Charap, “Physics of Magnetism”.
- [36] Kittel, “Introduction to Solid State Physics”, Seventh edition
- [37] 吳德和 , 物理雙月刊 , 第十六卷第四期 , p.459 (1994).
- [38] 吳德和 , 光訊 , 第七十四期 , p.23 , 10 月 (1998).
- [39] See e.g. “Molecular Beam Epitaxy”, ed. by M.A. Herman and H. Sitter (Berlin Springer, 1989)
- [40] P. K. Larsen and P.J. Dobson , ”Reflection High-Energy Electron Diffraction

Electron Imaging of Surface”, (NATO ASI Series, Series B: Physics Vol.188).

[41] J.P.Qian and G. C. Wang, J. Vac Sci. Technol. A8, 4117 (1990).

[42] Voigt. W, “Magneto and Electro Optic”, Teubner, Leiptig (1908).

[43] Hulme, H. R. “Farady effect in ferromagnetics”, Pro.Roy. Soc, A135, 237 (1932).

[44] M. J. Freiser, IEEE Trans. Magn., MAG-4(2), 152 (1968).

[45] Y. Souche, J. M. Alameda, Materials Research Society, 150, p.165.