

國立交通大學

電子物理系

碩士論文

InAsSb/GaAs 自聚式量子點之電性研究

Electrical characterizations of InAsSb/GaAs  
self-assembled quantum dots

研究生：黃文鎬

指導教授：陳振芳博士

中華民國九十四年六月

InAsSb/GaAs 自聚式量子點之電性研究

Electrical characterizations of InAsSb/GaAs  
self-assembled quantum dots

研究生：黃文鎬

Student : Wen-Di Huang

指導教授：陳振芳博士

Advisor : Dr. Jenn-Fang Chen



A Thesis

Submitted to Institute of Electrophysics  
College of Science  
National Chiao Tung University  
in Partial Fulfillment of the Requirements  
for the Degree of  
Master of Science  
In  
Electrophysics  
June 2005

Hsin-chu, Taiwan, Republic of China

中華民國九十四年六月

# InAsSb/GaAs 自聚式量子點之電性研究

研究生：黃文鎬

指導教授：陳振芳 博士

國立交通大學電子物理所

## 摘要

本論文主要是探討 InAsSb/GaAs 自聚式量子點之光電特性。我們成長三片不同厚度的 InAsSb 量子點，厚度分別為 2、2.2 及 2.8ML。隨著 InAsSb 厚度增加，波長往長波長移動，從 1235nm 移動至 1285nm。2.8ML 樣品的峰值強度比另外兩片樣品低落許多，這表示其臨界厚度介於 2.2~2.8ML。由 C-V 量測顯示出三片樣品都具有載子被侷限的現象，表現出位能井的特性。但是對於 2.8ML 樣品出現載子被空乏現象，這代表 2.8ML 的樣品已發生晶格鬆弛，發生在 top GaAs 與 InAsSb 的界面。再由 DLTS 的量測，我們發現 2ML 與 2.2ML 樣品沒有缺陷存在，而在 2.8ML 樣品有觀察到兩個缺陷，一個在 GaAs 頂端約 0.64eV，另一個在量子點附近約 0.35eV。這些缺陷在其他發生晶格鬆弛的樣品(3.4ML InAs QDs、3.33ML InAsSb/GaAs DWELL 及 1000Å InGaAs QW)也有觀察到。再透過 TEM 及 transient 量測，我們得知 0.35eV 的缺陷為 misfit dislocation defect 且隨著填充偏壓時間增加 DLTS 訊號有飽和的趨勢，這個缺陷為 exponential function；另外 0.64eV 的缺陷為 threading dislocation defect 且 DLTS 訊號與填充偏壓時間成線性關係，此缺陷為 logarithm function。

# Electrical characterizations of InAsSb/GaAs self-assembled quantum dots

Student: Wen-Di Huang

Advisor: Dr. Jenn-Fang Chen

Department of Electrophysics

National Chiao Tung University

## Abstract

The electrical and optical properties of InAsSb/GaAs self-assembled quantum dots are investigated by photoluminescence(PL), current-voltage (I-V), capacitance-voltage (C-V), admittance spectroscopy(C-F), deep-level transient spectroscopy(DLTS), and cross-sectional transmission electron microscopy(TEM). Three samples with different InAsSb deposition of 2, 2.2 and 2.8 ML, are grown by molecular beam epitaxy (MBE). When the InAsSb thickness is increased, PL spectra show a redshift of QD emission from 1235 nm to 1285 nm. The PL intensity of 2.8 ML sample is much weaker than the other samples, indicating that there is a critical thickness on the InAsSb quantum dots. The capacitance-voltage(C-V) measurement shows a carrier confinement for three samples. With increasing the InAsSb thickness to 2.8 ML, significant carrier depletion caused by the relaxation is observed in the top GaAs, leading us to deduce that relaxation occurs in the top GaAs/InAsSb interface. From DLTS data, while no traps are detected in the 2 and 2.2 ML samples, two traps at 0.64 eV and 0.35

eV are observed in the 2.8 ML sample. The trap at 0.64 eV lies in the top GaAs and the trap at about 0.35 eV lies close to the QD region. These traps are found to be similar to the traps observed in relaxed InAs QDs, and relaxed quantum well(QW) structures. By comparing with TEM and transient data, the trap at 0.35 eV is related to the misfit dislocation defects, and the trap at 0.64 eV is related to threading dislocation defects in GaAs.



# 目錄

中文摘要.....	I
英文摘要.....	II
目錄.....	IV
圖表目錄.....	VI
第一章 緒論.....	1
1.1 InAs/GaAs 量子點材料介紹.....	1
1.2 研究動機.....	2
1.3 論文架構.....	4
第二章 樣品製備與量測系統簡介.....	7
2.1 樣品製備.....	7
2.2 電極的製作.....	8
2.2-1 蕭基接面的製作.....	8
2.2-2 歐姆接面的製作.....	9
2.3 量測系統簡介.....	9
2.3-1 光性量測系統.....	9
2.3-2 電性量測系統.....	10
第三章 光性量測結果與分析.....	14
光激發螢光(Photoluminescence)量測與分析.....	14
第四章 電性量測結果與分析.....	20
4.1 電流-電壓(I-V)量測與分析.....	20
4.1-1 正向 I-V 量測.....	20
4.1-2 反向 I-V 量測.....	21
4.2 電容-電壓(C-V)量測與分析.....	22
4.2-1 C-V 量測的基礎理論.....	22
4.2-2 量測結果與分析.....	24
4.3 導納頻譜量測與分析.....	26
4.3-1 導納頻譜量測的基礎理論.....	26
4.3-2 量測結果與分析.....	28

4.4	深層能階暫態頻譜、暫態電容頻譜及 TEM 量測與分析.....	30
4.4-1	深層能階暫態頻譜的基礎理論.....	30
4.4-2	量測結果與分析.....	31
第五章	結論.....	88
參考文獻	.....	90



## 圖表目錄

圖 1-1 三種不同長晶模式的示意圖.....	5
圖 1-2 不同長晶速率樣品之室溫 PL 圖.....	6
圖 2-1 樣品結構圖.....	11
圖 2-2 樣品能帶圖.....	12
圖 2-3 PL 量測系統架設圖.....	13
圖 3-1 三片樣品之室溫 PL 圖.....	16
圖 3-2 三片樣品之室溫 PL fitting 圖.....	17
圖 3-3 InAsSb 量子點厚度與 peak position 關係圖.....	18
圖 3-4 InAsSb 量子點厚度與 PL 積分強度關係圖.....	18
圖 3-5 InAsSb 量子點厚度與半高寬關係圖.....	19
圖 3-6 PL 積分強度及 peak position 隨 InAsSb 量子點厚度變化的關係圖.....	19
圖 4-1 三片樣品之室溫正向 I-V 圖.....	38
圖 4-2 三片樣品之室溫反向 I-V 圖.....	38
圖 4-3(a) 室溫下頻率 10KHz 三片樣品之電容-電壓曲線圖.....	39
圖 4-3(b) 室溫下頻率 10KHz 三片樣品之縱深分佈曲線圖.....	39
圖 4-4(a) sh454(2ML)頻率 10KHz 變溫之電容-電壓曲線圖.....	40
圖 4-4(b) sh454(2ML)頻率 10KHz 變溫之縱深分佈曲線圖.....	40
圖 4-5(a) sh435(2.2ML)頻率 10KHz 變溫之電容-電壓曲線圖.....	41
圖 4-5(b) sh435(2.2ML)頻率 10KHz 變溫之縱深分佈曲線圖.....	41
圖 4-6(a) sh438(2.8ML)頻率 10KHz 變溫之電容-電壓曲線圖.....	42
圖 4-6(b) sh438(2.8ML)頻率 10KHz 變溫之縱深分佈曲線圖.....	42
圖 4-7(a) sh454(2ML)室溫變頻之電容-電壓曲線圖.....	43
圖 4-7(b) sh454(2ML)室溫變頻之縱深分佈曲線圖.....	43
圖 4-8(a) sh435(2.2ML)室溫變頻之電容-電壓曲線圖.....	44
圖 4-8(b) sh435(2.2ML)室溫變頻之縱深分佈曲線圖.....	44
圖 4-9(a) sh438(2.8ML)室溫變頻之電容-電壓曲線圖.....	45
圖 4-9(b) sh438(2.8ML)室溫變頻之縱深分佈曲線圖.....	45
圖 4-10(a) sh454(2ML)溫度 85K 變頻之電容-電壓曲線圖.....	46

圖 4-10(b) sh454(2ML)溫度 85K 變頻之縱深分佈曲線圖.....	46
圖 4-11(a) sh435(2.2ML)溫度 85K 變頻之電容-電壓曲線圖.....	47
圖 4-11(b) sh435(2.2ML)溫度 85K 變頻之縱深分佈曲線圖.....	47
圖 4-12(a) sh438(2.8ML)溫度 85K 變頻之電容-電壓曲線圖.....	48
圖 4-12(b) sh438(2.8ML)溫度 85K 變頻之縱深分佈曲線圖.....	48
圖 4-13(a) sh454(2ML)溫度 20K 變頻之電容-電壓曲線圖.....	49
圖 4-13(b) sh454(2ML)溫度 20K 變頻之縱深分佈曲線圖.....	49
圖 4-14(a) sh435(2.2ML)溫度 20K 變頻之電容-電壓曲線圖.....	50
圖 4-14(b) sh435(2.2ML)溫度 20K 變頻之縱深分佈曲線圖.....	50
圖 4-15(a) sh438(2.8ML)溫度 20K 變頻之電容-電壓曲線圖.....	51
圖 4-15(b) sh438(2.8ML)溫度 20K 變頻之縱深分佈曲線圖.....	51
圖 4-16(a) sh454(2ML)室溫變偏壓之電容-頻率曲線圖.....	52
圖 4-16(b) sh454(2ML)室溫變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖.....	52
圖 4-17(a) sh435(2.2ML)室溫變偏壓之電容-頻率曲線圖.....	53
圖 4-17(b) sh435(2.2ML)室溫變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖.....	53
圖 4-18(a) sh438(2.8ML)室溫變偏壓之電容-頻率曲線圖.....	54
圖 4-18(b) sh438(2.8ML)室溫變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖.....	54
圖 4-19 sh454(2ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖.....	55
圖 4-20 sh435(2.2ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖.....	55
圖 4-21 sh438(2.8ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖.....	56
圖 4-22(a) sh454(2ML)溫度 85K 變偏壓之電容-頻率曲線圖.....	57
圖 4-22(b) sh454(2ML)溫度 85K 變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖.....	57
圖 4-23(a) sh435(2.2ML)溫度 85K 變偏壓之電容-頻率曲線圖.....	58
圖 4-23(b) sh435(2.2ML)溫度 85K 變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖.....	58
圖 4-24(a) sh438(2.8ML)溫度 85K 變偏壓之電容-頻率曲線圖.....	59
圖 4-24(b) sh438(2.8ML)溫度 85K 變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖.....	59
圖 4-25 sh454(2ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖.....	60
圖 4-26 sh435(2.2ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖.....	60
圖 4-27 sh438(2.8ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖.....	61
圖 4-28(a) sh454(2ML)各偏壓下變溫之電容-頻率曲線圖.....	62

圖 4-28(b) sh454(2ML)各偏壓下變溫之電導/頻率-頻率曲線圖.....	63
圖 4-29(a) sh435(2.2ML)各偏壓下變溫之電容-頻率曲線圖.....	64
圖 4-29(b) sh435(2.2ML)各偏壓下變溫之電導/頻率-頻率曲線圖.....	65
圖 4-30(a) sh438(2.8ML)各偏壓下變溫之電容-頻率曲線圖.....	66
圖 4-30(b) sh438(2.8ML)各偏壓下變溫之電導/頻率-頻率曲線圖.....	67
圖 4-31 2ML 和 2.2ML 樣品大偏壓範圍之 DLTS 圖.....	68
圖 4-32 2.8ML 樣品不同偏壓範圍之 DLTS 圖.....	69
圖 4-33 E1 與 E2 缺陷之位置對 $ \Delta C /C_0$ 的關係圖.....	70
圖 4-34(a) 2.8ML 樣品 E1 缺陷的不同速率視窗下之 DLTS 圖.....	71
圖 4-34(b) 2.8ML 樣品 E1 缺陷之 Arrhenius 圖.....	71
圖 4-35(a) 2.8ML 樣品 E2 缺陷的不同速率視窗下之 DLTS 圖.....	72
圖 4-35(b) 2.8ML 樣品 E2 缺陷之 Arrhenius 圖.....	72
圖 4-36 三種 relaxation 樣品之結構圖.....	73
圖 4-37 2.8ML 樣品中各個缺陷的 Arrhenius 圖，並與其他相關材料的缺陷 做比較.....	74
圖 4-38 3.33ML InAs/InGaAs DWELL 樣品的 BFTEM 圖.....	75
圖 4-39 HRTEM 基本原理示意圖.....	76
圖 4-40(a) 3.33ML InAs/InGaAs DWELL 樣品的 TEM 圖(未經過傅立葉轉換).....	77
圖 4-40(b) 3.33ML InAs/InGaAs DWELL 樣品的 TEM 圖(經過傅立葉轉換).....	78
圖 4-41 3.4ML InAs QDs 樣品的 TEM 圖.....	79
圖 4-42(a) 2.8ML 樣品 E1 缺陷之 DLTS 訊號與填充偏壓時間的關係圖.....	80
圖 4-42(b) 2.8ML 樣品 E1 缺陷之 DLTS 峰值高度與填充偏壓時間的關係圖.....	80
圖 4-43(a) 2.8ML 樣品 E2 缺陷之 DLTS 訊號與填充偏壓時間的關係圖.....	81
圖 4-43(b) 2.8ML 樣品 E2 缺陷之 DLTS 峰值高度與填充偏壓時間的關係圖.....	81
圖 4-44(a) 2.8ML 樣品 E2 缺陷之變溫暫態電容曲線圖.....	82
圖 4-44(b) 2.8ML 樣品 E2 缺陷之 $\delta C(t)/\delta C(0)$ 與時間的關係圖.....	82
圖 4-45(a) 2.8ML 樣品 E2 缺陷 Transient 所得之 Arrhenius 圖.....	83
圖 4-45(b) 2.8ML 樣品 E2 缺陷 DLTS 與 Transient 所得之 Arrhenius 圖.....	83
圖 4-46 2.8ML 樣品 E1 缺陷之各種時間尺度暫態電容曲線圖.....	84
圖 4-47 2.8ML 樣品 E1 缺陷之各種時間尺度 $\delta C(t)/\delta C(0)$ 與時間的關係圖.....	85

圖 4-48 2.8ML 樣品 E1 缺陷之各種時間尺度暫態電容的 fitting 圖.....86

圖 4-49(a) 四片 relaxation 樣品之電容-電壓曲線圖..... 87

圖 4-49(b) 四片 relaxation 樣品之縱深分佈曲線圖..... 87



# 第一章 緒論

## 1.1 InAs/GaAs 量子點材料介紹

半導體的量子奈米結構一開始是由 Esaki 與 Tsu 於 1969 年研究超晶格 (superlattices) 開始的，他們在厚度小於電子平均自由路徑的一維週期結構上觀察到量子效應，此後也開啟了奈米結構的研究熱潮。由於隨著長晶技術不斷的進步下，量子線、量子井與量子點結構也分別被發展出來，量子線為一維束縛，量子井與量子點各為二維與三維束縛，由於如此的束縛效應，使得電子在某些方向上的運動受到限制，而導致在其方向上能量的量子化。

常見的異質接面長晶模式可分為三種：(1)層接式(F-vdM mode, Frank-van Merwe mode) [1]；(2)島嶼式(V-W mode, Volmer-Weber mode) [2]；(3)層接而後島嶼式(S-K mode, Stranski-Krastanow mode) [3]，如圖 1-1 所示。當磊晶材料的表面能大於基板的表面能時，是利於島嶼式的成長模式，反之，若磊晶材料的表面能小於基板的表面能時，則利於層接式的成長模式，至於層接而後島嶼成長模式是先成長一層 wetting layer 的薄膜，之後再聚集形成島嶼模式。

長晶模式牽涉於基板材料和磊晶材料之間表面能的差異，及晶格常數間的匹配程度，由於晶格常數的不匹配會產生彈性應變能的問題。若磊晶材料的表面能較基板的表面能小，且它們之間存在晶格不匹配時，則最初的成長會趨向於層接式，但是當磊晶厚度超過一定程度，因為彈性應變能的增加，使得晶格會藉由晶格鬆弛降低彈性應變能，造成系統總能量的下降，至於成長模式則轉換成島嶼式，當磊晶厚度在一定的臨界值內，晶格鬆弛不會產生出缺陷，若繼續增加磊晶厚度，就會有差排(dislocation)、堆疊錯誤(stack fault)等缺陷產生。

根據參考文獻[4]，當 InAs 的磊晶厚度超過 1.75ML(Monolayer)時，會從二維轉變為三維的成長模式，在剛開始時不會產生任何缺陷，但是當 InAs 的磊晶厚度超過 3ML 時，InAs 量子點會因為晶格不匹配的因素導致在異質界面處產生差排(dislocation)等缺陷。InAs 的晶格常數大於 GaAs，所以 InAs 成長在 GaAs 材料上時，會在平行的方向上產生壓縮應變(compressive strain)，因此在適當的磊晶厚度下，就可以形成三維島嶼式的長晶模式。

根據參考文獻[5]，Goldstein 在 1985 年提出 InAs Islands 以 S-K 成長模式在 GaAs 基板上會出現量子點的特性，若成長參數控制適當，將可長出無缺陷的量子點結構，從此之後，以 S-K 方式成長的量子點，成為製作量子點的主要方法。

量子點為一個三維小體積的奈米結構，在其中的電荷載子被三維空間的位能障侷限住了，因此在數學上具有  $\delta$  函數的態密度，所以理論上用量子點結構為作用區的半導體雷射具有超低的起始電流密度[6]、高特徵溫度(characteristic temperature,  $T_0$ )[7]、高材料增益(gain)[8]、較窄的譜線寬度、操作條件對溫度不敏感...等優點，因此對於光電元件的應用上具有很大的貢獻。利用量子點的這些特性所做成的元件有量子點雷射[9-10]、電晶體[11]、光檢測器[12]、量子點記憶體元件(quantum dots memory device)等。

## 1.2 研究動機

在 GaAs 基板上成長 InAs 的量子點，其發光波長約為 1.23~1.24 $\mu\text{m}$  附近[13-14]，無法達到 1.3 $\mu\text{m}$ ，所以不符合光纖通訊元件的需求。在已發表文獻中，對於發光波長在 1.3 $\mu\text{m}$  的量子點之成長方法可分為以下幾種：

(1) 以遷移強化的磊晶方法(migration-enhanced epitaxy, MEE)成長  $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$  量子點[15]，因為  $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$  和 GaAs 的晶格不匹配度為 3.5%，

約為InAs的一半，因此利用此磊晶方式可成長出較大的量子點，可使得發光波長達到 1.3 $\mu\text{m}$ 。但是此種磊晶方法有量子點密度(約  $1\text{-}2\times 10^{10}\text{cm}^{-2}$ )太低的缺點，不適用於量子點雷射的應用。

(2)利用低長晶速率成長InAs量子點，可使發光波長拉長，但其缺點則是量子點密度太低。圖 1-2 為 2.3ML InAs量子點之不同長晶速率的室溫PL量測結果，發現隨著長晶速率變低，波長確實往長波長移動且PL強度變強。但量子點密度從  $6\times 10^{10}\text{cm}^{-2}$ 變為  $1.5\times 10^{10}\text{cm}^{-2}$ ，變小了4倍左右，如下表所示。

QD formation	10''	20''	30''	45''	60''	80''	100''	120''
G. R (A/sec)	0.53	0.26	0.17	0.11	0.08	0.06	0.05	0.04
Dot Density	6E10 <sup>10</sup>	5E10 <sup>10</sup>	2.6E10 <sup>10</sup>	2.4E10 <sup>10</sup>	2.3E10 <sup>10</sup>	2.3E10 <sup>10</sup>	2.1E10 <sup>10</sup>	1.5E10 <sup>10</sup>

根據參考文獻[16-17]，長晶速率(<0.01ML/s)可使波長延伸至 1.3 $\mu\text{m}$ ，但其量子點密度過低(< $1\times 10^{10}\text{cm}^{-2}$ )，無法應用在雷射上。

(3)在 InAs 量子點上成長 InGaAs 量子井，形成所謂的 DWELL(dots-in-well)，利用此種成長方法的量子點，其發光波長為 1.3 $\mu\text{m}$ ，甚至有些可以拉長到 1.35 $\mu\text{m}$ ，同時可使量子點的密度增加、光激發螢光(photoluminescence,PL)的強度增強和半高寬(Full Width at Half Maximum, FWHM)變窄等優點[18-21]。但是因為 InGaAs 量子井材料會使量子點周遭的位能障降低，造成以使用 DWELL 結構的雷射元件在溫度的穩定性上會變得不佳。

(4)成長 InAsN 量子點的結構，其發光波長可達 1.3 $\mu\text{m}$ ，且半高寬僅為 34meV[22]。但氮容易產生相分離(phase separation)現象，因此易產生大量的缺陷影響其發光效率[23]。

(5)近年來的研究發現把 antimony(Sb)加入 InGaAs 及 InGaAsN 量子井中，可使得其發光波段拉長至 1.3 $\mu\text{m}$  甚至 1.55 $\mu\text{m}$  附近[24-28]，由文獻記

載得知：antimony(Sb)的功用可以增加二維的成長模式且抑制三維的成長模式，所以二維轉變為三維的臨界厚度會增加，此外可減輕磊晶層材料的表面能且延後差排(dislocation)缺陷的形成，進而可使量子結構長得更厚，發光波段可拉得更長。

但把 Sb 加入 InAs/GaAs 量子點的研究卻是少之又少[29]，故本論文即採用此結構，成長了三片不同厚度的 InAsSb/GaAs 量子點，配合電性及光性的量測技術，希望可以更明瞭這種新穎的量子點結構。

### 1.3 論文架構

本論文主要是研究 InAsSb/GaAs 單一量子點，改變 InAsSb 量子點的厚度，利用電性與光性的量測方法，研究此種結構的特性。

而論文的章節安排如下：

第二章：樣品製備與量測系統簡介，簡述樣品的製作過程與介紹所使用的量測系統。

第三章：光性量測與分析，對樣品作 PL 量測，再對其結果進行分析與討論。

第四章：電性量測與分析，對樣品作電性量測，包括 I-V、C-V、C-F、Transient 及 DLTS，再對其實驗數據加以分析與討論。

第五章：由光性及電性量測所得到的數據加以彙整而得到最後結論。

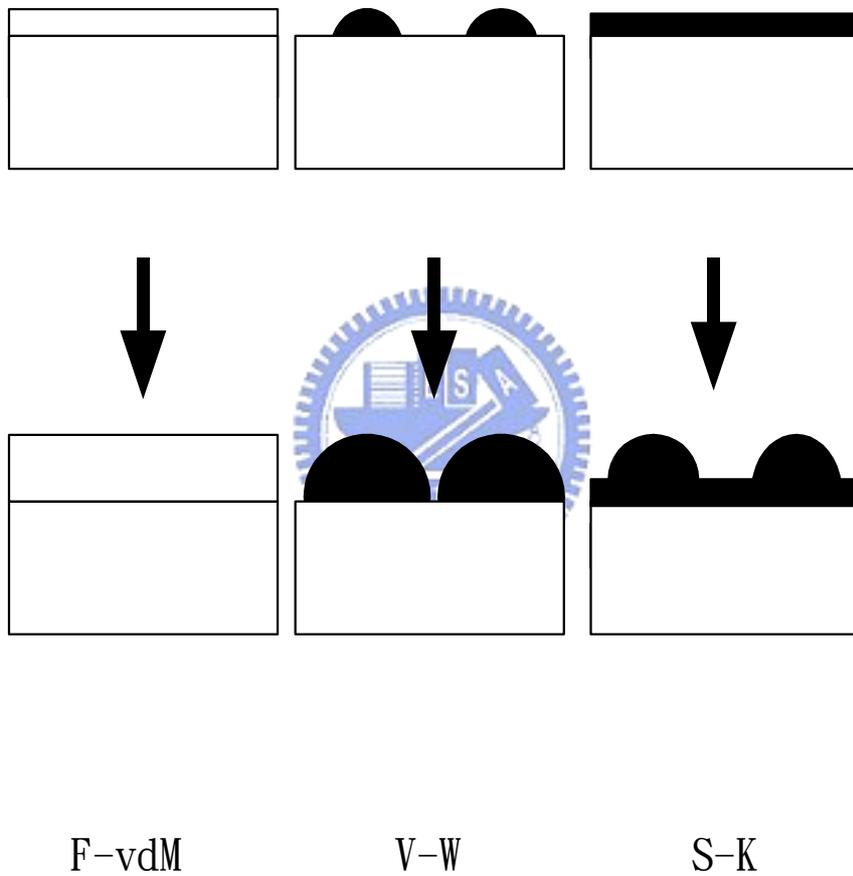


圖 1-1 三種不同長晶模式的示意圖

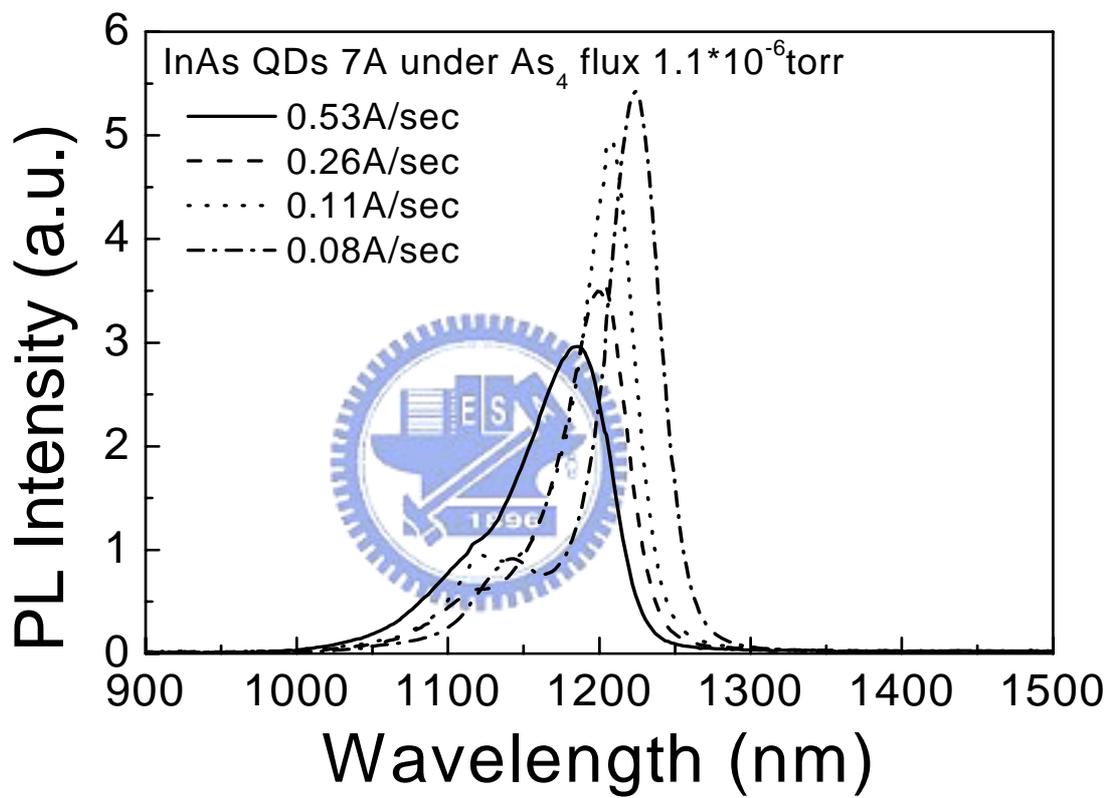


圖 1-2 不同長晶速率樣品之室溫 PL 圖

## 第二章 樣品製備與量測系統簡介

### 2.1 樣品製備

分子束磊晶技術(molecular beam epitaxy, MBE)其原理類似一個超高真空蒸鍍的系統，與蒸鍍系統不同的是，在磊晶過程基板會加熱到一定的高溫，使分子沈積於基板表面後有足夠的熱能移動到適當的位置，形成高品質的單晶薄膜。分子束是由已加熱的坩鍋中，從液化元素或固態元素蒸汽壓得來的，利用蒸汽壓將分子束射向磊晶基板，故名為分子束磊晶。在磊晶過程可由改變坩鍋的溫度以控制分子束的通量，即磊晶速率。我們也可以使用 RHEED(Reflection High Energy Electron Diffraction)來監視薄膜成長的好壞，確保薄膜成長的品質。分子束磊晶之所以會採用超高真空系統，主要是為了減少其他雜質融入磊晶層中，影響材料的光、電特性。

本論文所研究的樣品是以分子束磊晶方式成長，成長的方式採用S-K長晶模式。在 $n^+$  GaAs(100) substrate上成長  $0.3\mu\text{m}$  矽摻雜 n-GaAs buffer layer，成長溫度設定在  $595^\circ\text{C}$ 。之後再成長 3 片不同厚度的InAsSb 的量子點，其中Sb的含量為 6%，而其成長溫度為  $485^\circ\text{C}$ ，最後覆蓋  $0.3\mu\text{m}$ 矽摻雜 n-GaAs cap layer，至此就完成各片樣品的製備，如圖 2-1、圖 2-2 所示。而各個樣品的長晶條件則列於下表中。

樣品的長晶條件表

樣品編號	n-GaAs 層 摻雜濃度	InAsSb 長晶速率	InAsSb 量子點厚度
sh454	$6 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$	$0.256 \text{\AA}/\text{sec}$	2ML
sh435	$6 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$	$0.256 \text{\AA}/\text{sec}$	2.2ML
sh438	$6 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$	$0.256 \text{\AA}/\text{sec}$	2.8ML

## 2.2 電極的製作

分為蕭基界面(Schottky contact)及歐姆界面(Ohmic contact)兩個部分。

### 2.2-1 蕭基界面的製作

經由MBE成長樣品後，需在樣品表面蒸鍍金屬圖形(pattern)，使其形成蕭基界面(Schottky contact)，再進一步量測元件的電性，元件的直徑為 $800\mu\text{m}$ (面積為 $0.005024\text{cm}^2$ )。蒸鍍的金屬與樣品黏著是否良好，關係金屬與半導體界面的電性，影響著我們一連串的量測結果的準確性，所以蒸鍍前清洗樣品的工作是非常重要的。

以下簡述樣品的清洗步驟：

- (1)將樣品置入 D.I water(去離子水)中，用超音波震盪器震盪約 3 分鐘→  
去除樣品表面的一般雜質。
- (2)將樣品浸泡於 A.C.E(丙酮溶液)中，用超音波震盪器震盪約 3 分鐘→  
去除樣品表面的油漬。
- (3)置入 D.I water 中用超音波震盪器震盪約 3 分鐘→去除樣品殘留的  
A.C.E。
- (4)將樣品放入稀釋過的鹽酸溶液( $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}=1:1$ )中，約 10 秒鐘→去除樣  
品表面的氧化層。
- (5)再浸泡於 D.I water 中，用超音波震盪器震盪約 3 分鐘→去除樣品殘  
留的鹽酸溶液。
- (6)最後使用氮氣吹乾樣品。

樣品經過清洗之後，將其置於載具上，以金屬光罩(mask) 覆蓋固定(事先將載具及mask皆用丙酮擦試並用氮氣吹乾)，然後將之與欲鍍物(鋁)一起放入chamber中，然後用mechanic pump和diffusion pump將chamber內壓力抽至 $5\times 10^{-6}$ torr以下，即可利用電流(約 50A)加熱鋁使其汽化鍍在樣品

上，如此便完成蕭基接面的製作。

在蒸鍍之前我們有對三片樣品做蝕刻(etching)處理，蝕刻配方為  $H_2SO_4:H_2O_2:H_2O=1:1:10$ ，蝕刻時間約 1~2 秒。

## 2.2-2 歐姆接面的製作

完成蕭基接面的製作後，接著在樣品背面做歐姆接面。我們在已蒸鍍完成的樣品背面黏上 2~3 點銻(Indium)球，送入通有氮氣的高溫爐管( $300^{\circ}C$ )約 10 秒，為了避免背面電阻對本實驗的影響，對背面銻球做 I-V 量測，確定電阻小於  $10\Omega$  之後，再將矽基板放在加熱平台上加熱至  $180\sim 200^{\circ}C$ ，便可在矽基板上均勻塗抹一層銻，最後再將樣品背面黏在矽基板上，即完成歐姆接面的製作。

## 2.3 量測系統簡介



量測系統分為光性與電性兩個系統。

### 2.3-1 光性量測系統

本實驗所使用的光性量測系統為 PL 量測系統，所使用到的量測儀器如下：

1. 固態雷射(solid-state laser)：型號為 LOC-VENTUS 1000 SERIES，波長為 532nm，最大輸出功率為 1.5W，用來激發樣品發光。
2. 分光儀 (monochromator)：型號為 ARC Spectro-275，其焦距長度為 27.5cm，內部有三塊光柵可供選擇。
3. 光遮斷器 (chopper)：型號為 NEW FOCUS MODEL 3501，選用的頻率為 80Hz。

4. 光偵測器 (photodetector)：由 Electro-Optical Systems 公司所生產的 InGaAs 光偵測器，在室溫波長範圍為 800~1800nm。
5. 濾波片 (filter)：使用 695nm 的 long-pass filter，其用意是為了濾除雷射光。
6. 鎖相放大器 (Lock-in Amplifier)：型號為 STANFORD RESEARCH SYSTEM SR850，用來測量微小的交流訊號。
7. 低溫系統：包括真空腔體、降溫用壓縮機(compressor)、溫控器(型號為 Neocera LTC-11)等。

如圖 2-3[30]為整個 PL 量測系統之架設圖。

## 2.3-2 電性量測系統

1. Keithley 236：用來量測電流-電壓(I-V)特性曲線。
2. DLTS系統(SULA Technology製造)：包含脈衝產生器、溫控系統、雙閘訊號平均器、電容計、降溫系統及水平垂直紀錄器等。其 $t_2/t_1=11.5$ 是固定的，量測頻率是 1MHz。
3. HP 4194(阻抗/增益相位分析儀)：用來量測電容-電壓(C-V)、電容-頻率(C-F，又稱 Admittance Spectroscopy)、暫態電容(Transient Capacitance)與深層能階暫態頻譜(Deep Level Transient Spectroscopy)的特性曲線。
4. 溫控器：型號為 LakeShore330。
5. 變溫量測系統：變溫系統是 open cycle 型式的，利用液態氮降溫，最低溫可達 80K；另一種是利用液態氮降溫，最低可降至 20K 的溫度。系統總共包括 Cryogenic、抽真空 Pump、液態氮鋼瓶、真空腔體內有加熱平台與三軸探針台等。其中真空腔體為 CRYO 製造，型號為 CMP-1487。

所有實驗量測數據，都是藉由電腦透過 GPIB 介面控制卡來控制儀器與讀取數據，之後再利用軟體處理與作圖。

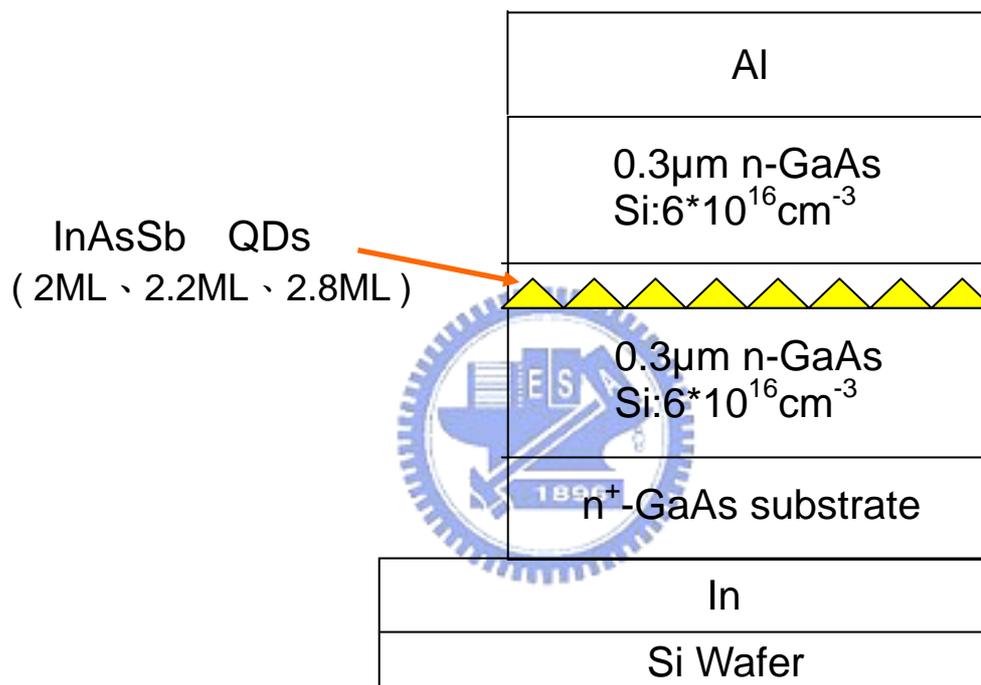
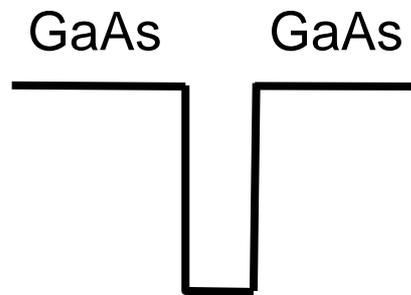


圖 2-1 樣品結構圖



InAsSb QDs  
2 ML、2.2ML、2.8ML



樣品編號	InAsSb
sh454	2ML
sh435	2.2ML
sh438	2.8ML

圖 2-2 樣品能帶圖

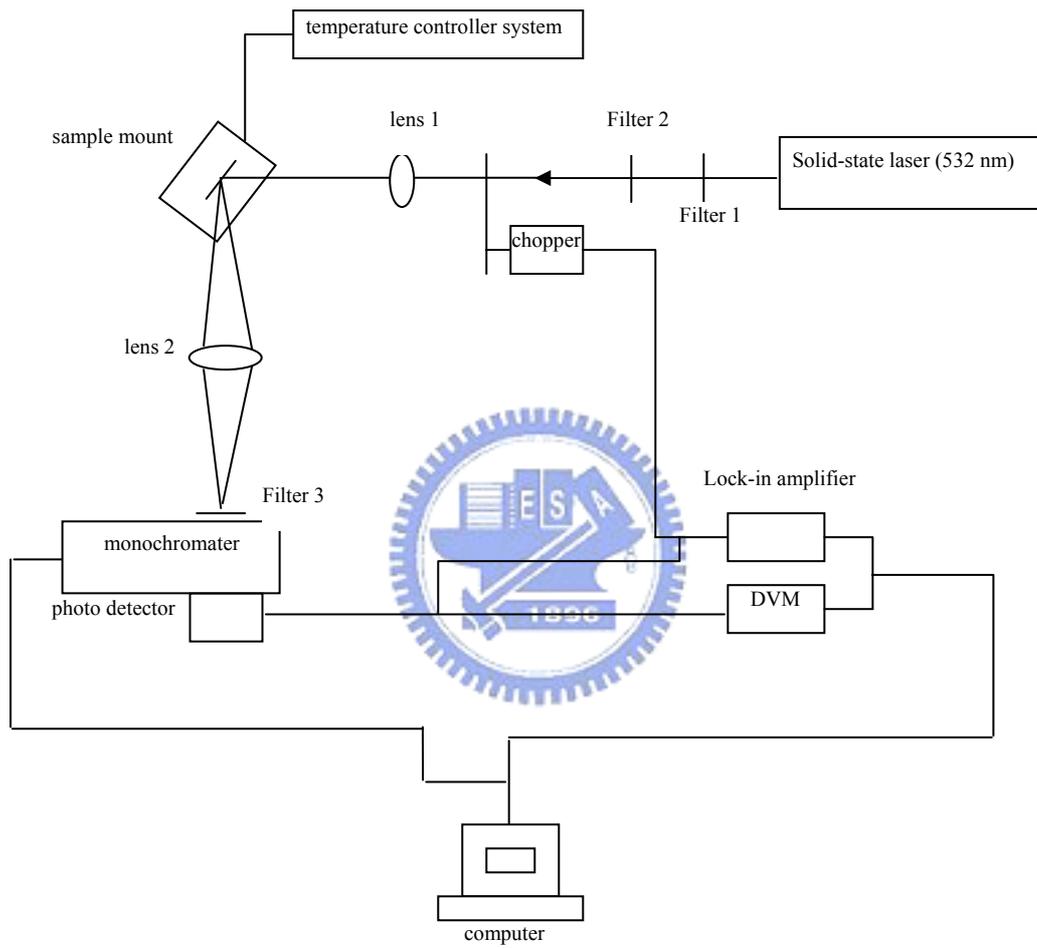
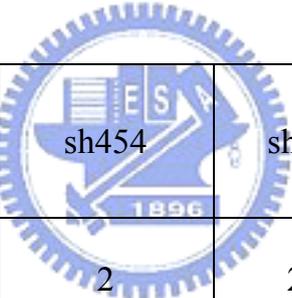


圖 2-3 PL 量測系統架設圖

### 第三章 光性量測結果與分析

#### 光激發螢光(Photoluminescence) 量測與分析

在 PL 的量測實驗中，我們所使用的雷射為 532nm 的固態雷射，最大輸出功率為 1.5W，可利用衰減片調變成我們所需要的功率，使用的光偵測器為 InGaAs 偵測器，其在室溫的適用波長範圍為 800nm 至 1800nm。圖 3-1 為三片樣品在室溫下功率 100mW 的 PL 圖，我們為了得出三片樣品的發光波長、半高寬、PL 積分強度等結果，因此採用了 Lorentizan function 的 fitting 方式[31]，如圖 3-2 所示則為 fitting 的結果。將三片樣品在室溫，功率 100mW 的 PL 結果整理如下表：



	sh454	sh435	sh438
量子點厚度(ML)	2	2.2	2.8
發光波長(nm)	1235	1255	1285
半高寬(meV)	56	42	50
PL 積分強度(a.u.)	0.00655	0.01711	0.00158

由上表中可以發現，2ML 與 2.2ML 樣品，隨著量子點厚度增加，PL 積分強度增加，且波長往長波長方向移動，其中 2ML 與 2.2ML 的發光波長分別在 1235 及 1255nm。但是當厚度在繼續增加時，可以發現 2.8ML 樣品的 PL 積分強度比起前兩片減弱許多，且波長繼續往長波長方向移動，

其中 2.8ML 的發光波長為 1285nm，且三片樣品的半高寬各為 56meV、42meV 和 50meV，如圖 3-3、圖 3-4、圖 3-5，為 InAsSb 量子點厚度對發光波長、PL 積分強度及半高寬的關係圖。三片樣品中，以 2.2ML 樣品的 PL 積分強度最強，半高寬最小，發光波長也達 1255nm，所以 2.2ML 為三片樣品中長晶品質最好，如圖 3-6 所示。

波長增加的原因是由於量子點的體積隨 InAsSb 厚度增加而變大，進而使得量子化的能階往低能量方向移動，因此，波長往長波長方向移動。對於 2.8ML 樣品值得探討的地方，是在於其 PL 積分強度比其他兩片明顯弱許多，這點不合於常理，因為隨著量子點的厚度愈厚，量子點就會愈大顆，對於載子的侷限效應也就愈好，且發光波長也會愈長，而 2.8ML 為三片當中磊晶厚度最厚的，所以，就理論上其發光波長應為最長，這點符合我們實驗 data，而強度應為最強，但由實驗 data 中發現，其強度為三片中最弱的。我們推測 2.8ML 樣品磊晶厚度超過臨界厚度，量子點受到的應力過大，開始發生晶格鬆弛現象，進而產生了差排、堆疊錯誤等缺陷，這些缺陷吃掉部分自由載子，造成 2.8ML 樣品峰值強度變弱。

綜合上述，由 PL 量測得出：2ML 及 2.2ML 未超過臨界厚度，因此沒有缺陷產生影響發光強度，但 2.8ML 超過臨界厚度，其樣品中存在許多缺陷，造成峰值強度低落，所以我們可以對 InAsSb/GaAs 量子點結構，定出臨界厚度為 2.2ML~2.8ML。因此只要當磊晶厚度在臨界厚度範圍內，就不會有缺陷產生[32]。

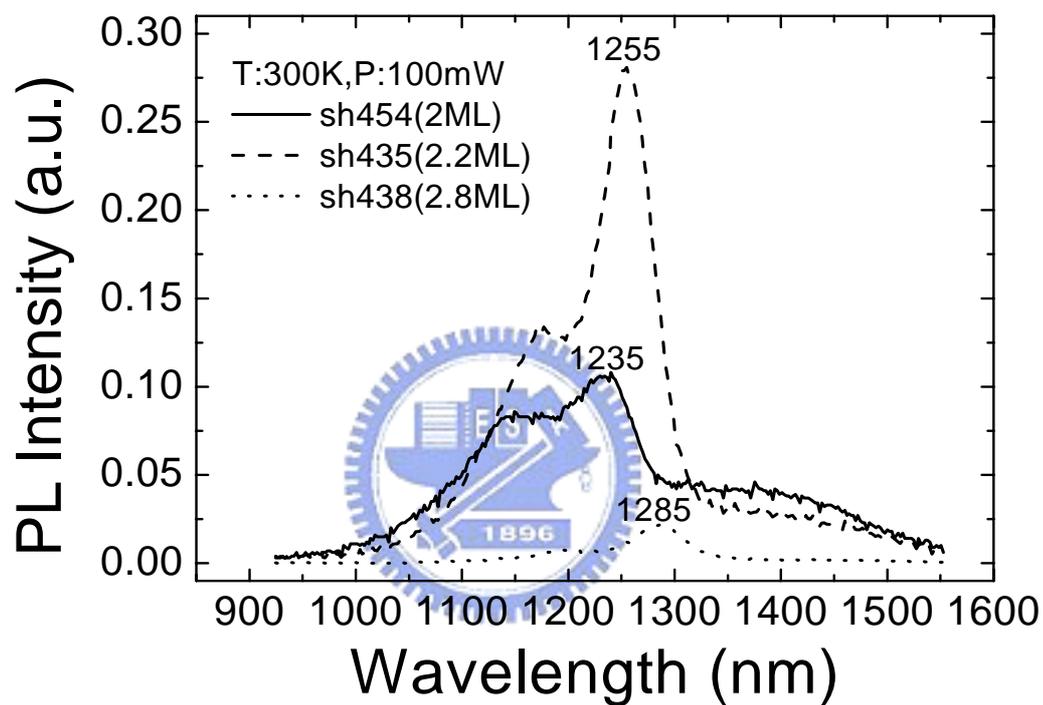


圖 3-1 三片樣品之室溫 PL 圖

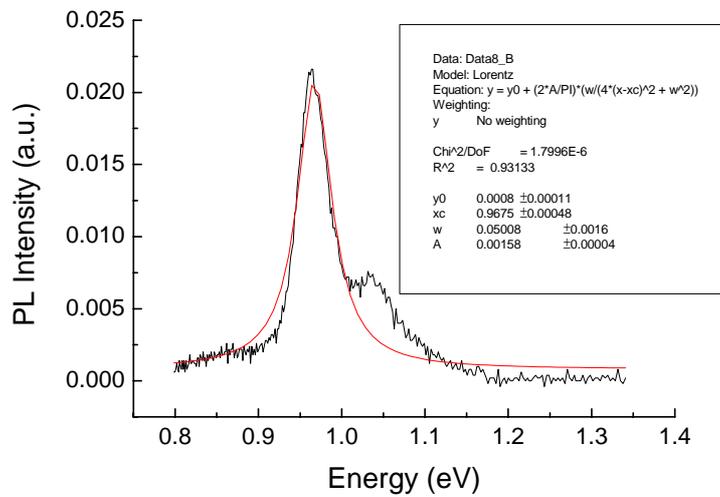
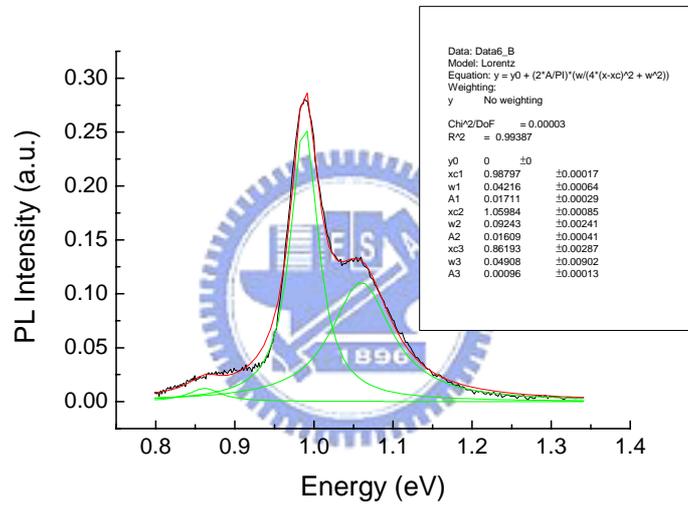
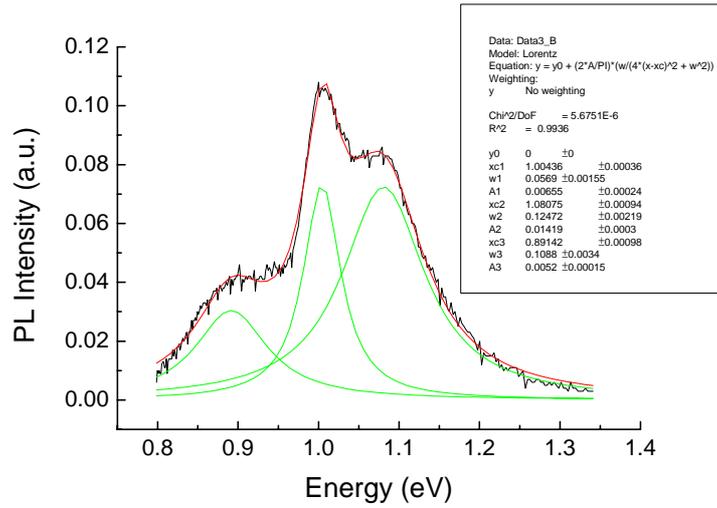


圖 3-2 三片樣品之室溫 PL fitting 圖

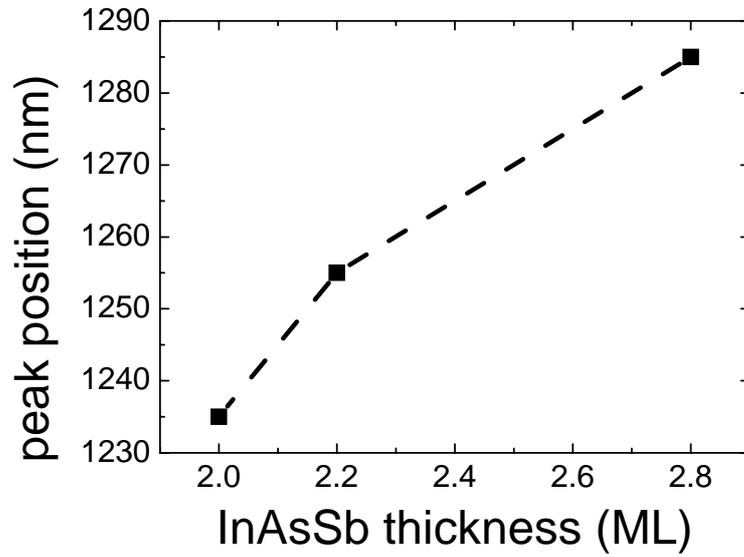


圖 3-3 InAsSb 量子點厚度與 peak position 關係圖

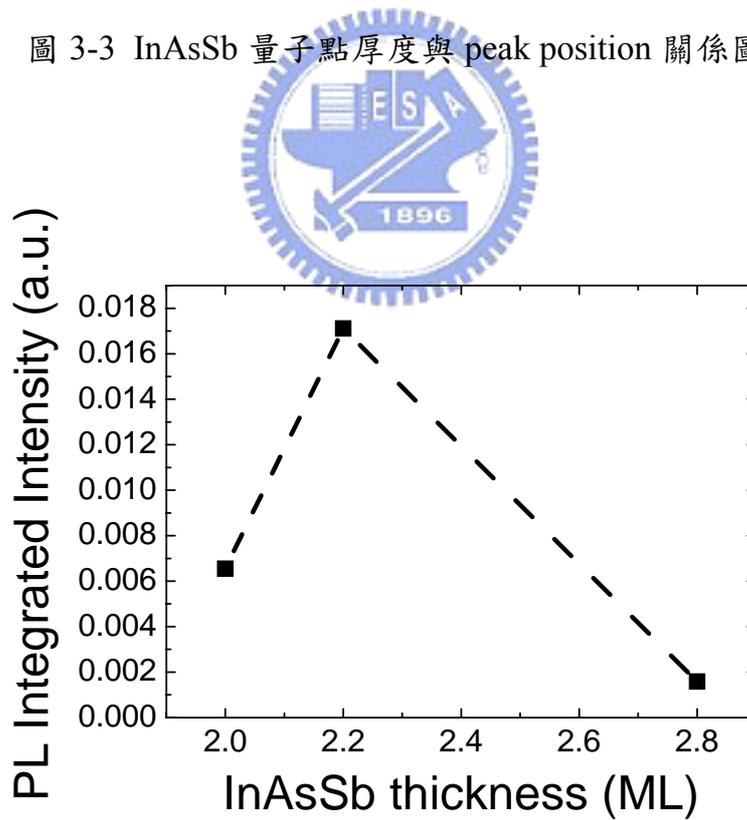


圖 3-4 InAsSb 量子點厚度與 PL 積分強度關係圖

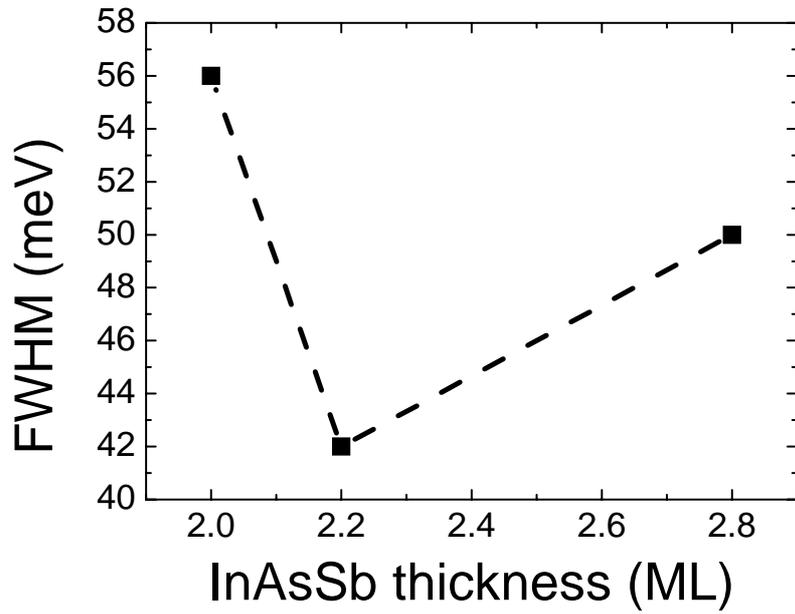


圖 3-5 InAsSb 量子點厚度與半高寬關係圖

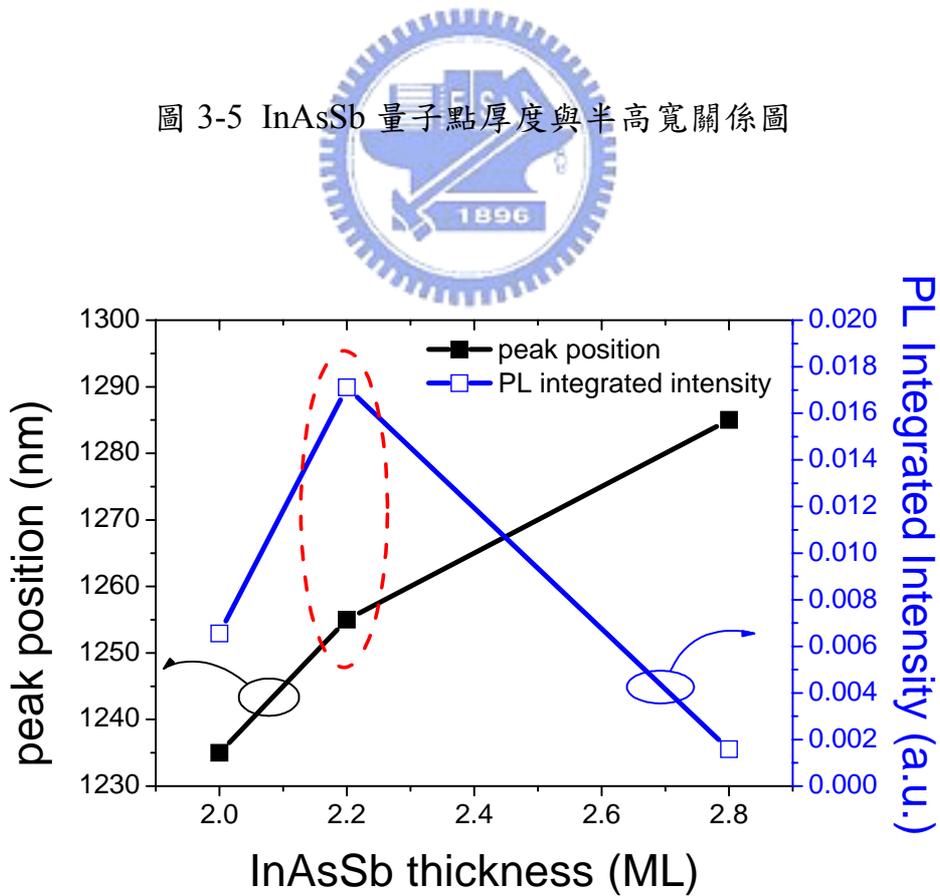


圖 3-6 PL 積分強度及 peak position 隨 InAsSb 量子點厚度變化的關係圖

## 第四章 電性量測結果與分析

### 4.1 電流-電壓(I-V)量測與分析

#### 4.1-1 正向 I-V 量測

在作其他電性量測之前，必須先對樣品作正向 I-V 量測，可以得知樣品的 ideal factor、串聯電阻大小、逆向飽和電流以及 Schottky barrier height，以了解 Schottky contact 的好壞以及對樣品作反向 I-V 量測，以得到漏電流的大小，這些數據將是未來對樣品作其他電性量測時的重要參考依據。詳細原理見[33-34]。

根據 Schottky 的電流公式：

$$I = I_s \left\{ \exp\left[\frac{q(V - I r_s)}{nkT}\right] - 1 \right\} \quad (4.1)$$

其中  $I_s$  為逆向飽和電流 (saturation current)， $r_s$  為串聯電阻 (series resistance)， $n$  為理想因子 (ideal factor)， $k$  為波茲曼常數 (boltamann's constant)， $T$  為溫度， $V$  為順向偏壓。由  $n$  的大小可以判斷 Schottky 特性的好壞，當  $n$  值愈接近 1 代表 Schottky 特性愈好。

利用最小平方差法，將三片樣品之室溫正向 I-V 曲線，如圖 4-1 所示，以(4.1)式做擬合，求取最佳化的逆向飽和電流，理想因子及串聯電阻。另外由逆向飽和電流密度 (reverse-saturation current density) 跟蕭特基障礙高度 (Schottky barrier height) 的關係式：

$$J_{sT} = A^* T^2 e^{-\frac{e\phi_{bn}}{kT}} \quad (4.2)$$

其中  $A^*$  為 effective Richardson constant，對於 n-type 的 GaAs 材料來說  $A^* = 0.41 \text{ A/K}^2\text{-cm}^2$ ， $\phi_{bn}$  為蕭特基障礙高度。由(4-1)式所求得的逆向飽和電流  $I_s$  代入(4.2)式可求得蕭特基障礙高度 (Schottky barrier height)，這裡所求

得的  $\phi_{bn}$  可以跟電容-電壓(C-V)量測所得到的值互相比較。各片樣品經由正向I-V曲線所求得的參數整理如下表：

	n	$r_s(\Omega)$	$I_s(A)$	$\phi_{bn}(V)$
sh454 (2ML)	1.2	105	$3.5*10^{-10}$	0.7
sh435 (2.2ML)	1.1	149	$7.3*10^{-10}$	0.68
sh438 (2.8ML)	2.1	998	$3.7*10^{-10}$	0.7

由上表中可以發現，2ML 及 2.2ML 的 ideal factor 很接近理想值 1，而串聯電阻也都很小，表示此兩片樣品的 Schottky 特性皆不錯，但 2.8ML 的特性卻與 2ML 及 2.2ML 差異極大，其 ideal factor 等於 2.1，顯示電流傳導機制有可能來自於缺陷的產生-再結合電流(generation-recombination current)，這說明了缺陷的存在。其串聯電阻接近  $1k\Omega$ ，串聯電阻的來源一般是由基材電阻或接面電阻所造成，另外的可能來源是由於樣品本身的缺陷過多，使自由載子被空乏而導致電阻大幅增加。因此，我們可以推測，2.8ML 磊晶厚度是因為超過臨界厚度，因此晶格鬆弛對樣品產生 dislocation 缺陷，當 dislocation 缺陷發生之後會產生高濃度的缺陷來捕捉自由載子，造成樣品內部有高阻值區域的存生，在稍後的電性量測中，我們可以證實 2.8ML 確實有缺陷的存在，且部分自由載子被缺陷所捕獲空乏。

#### 4.1-2 反向 I-V 量測

H.Temkin[35]曾提出：在  $In_xGa_{1-x}As/InP$  的量子井結構中，可利用反向 I-V 量測來偵測臨界厚度，他發現量子井厚度大於臨界厚度時，漏電流明顯變大的趨勢。我們對三片樣品作室溫下的反向 I-V 量測，結果如圖 4-2 所

示。發現InAsSb厚度為 2ML與 2.2ML兩片樣品，彼此之間的漏電流並無差異，但厚度為 2.8ML的樣品在較小的反向偏壓下，其反向漏電流明顯比其他兩片大了 1 個數量級。這與H.Temkin 的實驗結果相似，應是由於界面產生dislocation所造成的結果。2.8ML的樣品在反向偏壓繼續增加時（約大於 1.5V），I-V曲線的斜率有顯著變小，這是因為在反向偏壓 1.5V以後，大部分電壓已打到高阻值區域，造成電流上升趨勢變緩慢。但在反向偏壓 4 V以後，2.8ML樣品比其他兩片樣品的漏電流變小，這是因為部分自由載子被缺陷捕獲，使得樣品內的自由載子數目變少，因此漏電流變小。

綜合上述得知，2.8ML 的樣品中有 dislocation 缺陷存在及自由載子被捕捉的情形，這是因為 2.8ML 樣品超過臨界厚度的結果。所以從反向 I-V 量測的結果，可以推論出其臨界厚度為 2.2~2.8ML，這跟 PL 所量測到的結果是一樣的。

## 4.2 電容-電壓(C-V)量測與分析

### 4.2-1 C-V 量測的基礎理論

電容-電壓(C-V)量測是利用外加逆向偏壓來空乏半導體內的自由載子，藉此改變其空乏區寬度。詳細原理見[36]。

假設空乏區為一平行板電容：

$$C = \frac{\epsilon\epsilon_0 A}{W} \quad (4.3)$$

其中W為空乏區寬度， $\epsilon$ 為半導體介電係數( $\epsilon=13.1$  for GaAs)，A為元件面積( $A=0.005024\text{cm}^2$ )。所以改變不同的偏壓就能改變空乏區寬度，而量測到的電容值也會隨之改變。

C-V 量測常用來偵測半導體內多數載子濃度隨空間分佈的情形：

$$N(W) = \frac{2}{q\epsilon\epsilon_0 A^2 \left(\frac{dC^{-2}}{dV}\right)} \quad (4.4)$$

所以只要將所量到的 C-V 曲線利用上式便能得到載子分佈的情形。

空乏區寬度與反向偏壓的關係為下式：

$$W = \left[ \frac{2\epsilon\epsilon_0(V_{bi} + V_R)}{eN_d} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (4.5)$$

其中  $N_d$  為摻雜濃度， $V_{bi}$  為內建位勢障礙， $V_R$  為逆向偏壓。

改變外加逆向偏壓，元件空乏區寬度會改變，同時調變電容，利用

$$C = dQ/dV$$

$$= A \left[ \frac{e\epsilon\epsilon_0 N_d}{2(V_{bi} + V_R)} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (4.6)$$

所以將上式 C-V 關係換算成  $1/C^2$ -V 關係即可由斜率得到摻雜濃度  $N_d$ 。而從截距可得到內建位勢障礙  $V_{bi}$ 。

又蕭特基障礙高度與內建位勢障礙的關係如下：

$$\phi_{bn} = V_{bi} + \phi_n, \quad \phi_n \text{ 為 } E_c - E_f \quad (4.7)$$

$$\text{其中 } \phi_n = \frac{KT}{e} \ln \left( \frac{N_c}{N_d} \right) \quad (4.8)$$

因此從 C-V 量測曲線可以得到內建位勢障礙  $V_{bi}$  及摻雜濃度  $N_d$ ，再將  $N_d$  代入 (4.8) 可得到  $\phi_n$ ，進而得到蕭特基障礙高度  $\phi_{bn}$ 。

各片樣品經由 C-V 曲線所求得的參數整理如下表：

	$N_d(\text{cm}^{-3})$	$V_{bi}(\text{V})$	$\phi_n(\text{meV})$	$\phi_{bn}(\text{V})$
sh454(2ML)	$5.905 \times 10^{16}$	0.763	52	0.815
sh435(2.2ML)	$5.574 \times 10^{16}$	0.768	53	0.840
sh438(2.8ML)	$5.899 \times 10^{16}$	0.714	52	0.766

在作 C-V 量測時，除了給予一直流的外加偏壓外，還會給一 AC 小訊

號 (osc level=0.01V) 來調變。若量子能階或缺陷能階的放射速率跟得上 AC 訊號的調變，則對電容有貢獻，反之，量子能階或缺陷能階的放射速率跟不上 AC 訊號的調變，則對電容沒有貢獻。所以從變頻 C-V 量測，就可得到量子能階或缺陷能階載子發射的速率為何。

#### 4.2-2 量測結果與分析

圖 4-3(a)為三片樣品在室溫下量測頻率為 10KHz的電容-電壓曲線圖，從圖中可以看出 2ML與 2.2ML這兩片樣品有類似的曲線，從 0V到-1.3V為典型塊材的曲線，而-1.3V至-2V都有一段電容緩慢變化的平台，當偏壓超過-2V時，又恢復成塊材的電容-電壓曲線。然而 2.8ML的樣品與另兩片樣品不同的地方，是在於 0V到-1.3V的範圍內，電容值快速的下降，當超過-1.3V時也有不明顯的電容緩慢變化平台存在，當大於-2V也回復到塊材曲線。利用(4.4)式將電容-電壓曲線圖換算成縱深分佈圖，如圖 4-3(b)所示，可以發現三片樣品在 0.28 $\mu\text{m}$ 有載子堆積的peak存在，位置大概在量子點層的附近，我們相信這個peak應為量子點侷限載子所造成。而量子點長晶位置是位在 0.3 $\mu\text{m}$ ，但三片樣品載子堆積的peak卻在 0.28 $\mu\text{m}$ ，這是因為蝕刻的關係，蝕刻條件為 $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}=1:1:10$ ，蝕刻時間為 1~2 秒。為何要作蝕刻的處理，這是為了要量測樣品表面的型態，所以在樣品的表面刻意長了一層量子點，以供AFM(原子力顯微鏡)作量測，之後在作蒸鍍時，我們會利用蝕刻將表面那層量子點吃掉，以避免影響後續的電性量測。2ML、2.2ML與 2.8ML peak的濃度分別為  $7.7 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ 、 $8 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ 和  $5.4 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ，2ML與 2.2ML的濃度皆比 2.8ML高許多，這與PL量測到的特徵相同。2ML與 2.2ML的濃度皆高於背景濃度( $6 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ )，代表這二片樣品有不錯的量子侷限效應，並沒有缺陷的存在。而 2.8ML的濃度卻和背景濃度( $6 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ )差不多，且在上層的GaAs有載子空乏的情形發生，造成此情形的原因，我們推測 2.8ML樣品的厚度超過臨界厚度，在上層GaAs與量

子點的介面發生晶格鬆弛，因此在異質界面處產生了很多缺陷，這些缺陷會捕捉載子，使得自由載子的濃度降低，造成載子的空乏，所以從C-V量測得知 2.8ML有缺陷的存在。

為了確認三片樣品的peak是否真為量子點的peak，我們對三片樣品做變溫的電容-電壓量測，量測頻率設定在 10KHz，如圖 4-4(a)(b) ~4-6(a)(b) 所示，可以看出隨著溫度越低，peak濃度越高，這是常見的量子侷限效應，因此可以判斷這三片樣品的peak應該是量子點侷限載子所造成的peak。而 2ML與 2.2ML在室溫時的濃度皆為  $8 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$  附近，但溫度在 85K時，2.2ML的濃度比 2ML高  $3 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ，這顯現 2.2ML樣品的量子能階較深，捕捉的載子相對會比較多，所以濃度較高，因此顯現其uniform及量子侷限效應較好。至於為何 2.8ML隨著溫度變低，peak濃度變大的幅度很小，這是因為 2.8ML有缺陷的存在，缺陷捕獲了大部分的自由載子，使得 2.8ML量子能階侷限的載子很少，濃度當然變化不大，因此其量子侷限效應最差。

圖 4-7(a)(b)~4-9(a)(b)為三片樣品在室溫下變頻的電容-電壓曲線圖與縱深分佈圖，從圖中可以看出三片樣品在室溫下載子堆積的 peak 對頻率沒有變化，表示室溫下載子從量子能階跳出來的速率跟的上 AC 訊號的調變。

為了讓載子從量子能階跳出來的速率變慢，進而被我們儀器的量測範圍量到它的 time constant，因此我們利用液態氮降溫至 85K，如圖 4-10(a)(b)~4-12(a)(b)所示，為三片樣品在溫度 85K 變頻的電容-電壓曲線圖與縱深分佈圖，由圖得知，載子從量子能階跳出來的速率依然跟得上 AC 訊號，比我們的 AC 訊號還快。

在 85K 時，載子從量子能階跳出來的速率依然跟得上 AC 訊號，為了想要量到三片樣品的 quantum emission 訊號，我們試著利用液態氮把溫度降至更低溫，如圖 4-13(a)(b)~4-15(a)(b)，為三片樣品在 20K 下變頻的電容-電壓曲線圖與縱深分佈圖，由圖可以發現載子從量子能階跳出來的速率，還是跟得上我們的量測頻率，因為 quantum emission 訊號實在太快，所以並沒有被我們量測到。

綜合上述，本實驗從室溫一直到 20K 都無法量測到三片樣品 peak 對頻率的響應，這表示載子從量子能階跳躍出來的速率太快，也就是受到量子點侷限的載子跟不上所使用的量測頻率，所以在本實驗的(20K, 100KHz)量測條件下仍然觀測不到 quantum emission 訊號，這代表在溫度 20K 時 quantum emission 的時間常數小於  $10^{-5}$  秒，所以要量測到 quantum emission 的時間常數，則溫度需低於 20K 以下，量測頻率必需高於 100KHz。而 2.8ML 雖然保有量子點的訊號，但因其超過臨界厚度，在上層的 GaAs/InAsSb 介面附近發生晶格鬆弛，而在異質界面處產生了許多缺陷，缺陷捕捉大部分自由載子，造成載子被空乏，因此，在 PL 的量測實驗上可以看出其峰值強度低落。在 C-V 量測上可以看出其載子濃度銳減和 carrier depletion 的發生，carrier depletion 現象是發生在 top GaAs。

### 4.3 導納頻譜量測與分析

#### 4.3-1 導納頻譜量測的基礎理論



導納頻譜分析(Admittance Spectroscopy)並不是一個新的缺陷量測方法，與深層能階暫態頻譜系統相同，早在 70 年代這技已經被發表，並廣為運用在缺陷分析上。

導納頻譜分析具有下列優點：

1. 非常淺或者反應非常快的缺陷能階也能被分析出來。
2. 在量測過程中由於元件仍然維持在準平衡狀態下，因此在能帶、位能障或其他參數的計算上仍可用準平衡下的近似條件。
3. 利用小訊號調變，因此元件對漏電流具有較高的容忍能力。
4. 具有頻譜分析的特性，即量測過程中一個峰值對應一個缺陷能階，峰值高度則對應到缺陷的濃度高低。

導納頻譜分析是在準平衡(quasi-equilibrium)條件下，利用小訊號調變

量測的元件，而且與 DLTS 一樣具有頻譜性(spectroscopic)，即一個 peak 對應到一個能階位置。若對元件送入一交流的小電壓訊號  $\tilde{V}e^{j\omega t}$ ，元件會得到一個對應的小電流訊號  $\tilde{I}e^{j\omega t}$ ，則元件所對應的導納為：

$$Y = \frac{\tilde{I}}{\tilde{V}} = G + j\omega C \quad (4.9)$$

接著我們分別探討缺陷與串聯電阻對導納的影響，而詳細推導見[37~39]。

#### (1) 缺陷對導納量測的影響

$$G_p(\omega) = 2e_n C_0 \left[ \frac{\omega^2}{\omega^2 + (2e_n)^2} \right] \quad (4.10)$$

$$C_p(\omega) = \frac{\epsilon_0 \epsilon}{x_d} + (2e_n)^2 C_0 \left[ \frac{1}{\omega^2 + (2e_n)^2} \right] \quad (4.11)$$

其中  $C_0$  為低頻極限下缺陷對電容的貢獻， $\omega$  為外加頻率， $e_n$  為 emission rate。由(4.11)式可以看出當量測頻率遠低於缺陷對電子的放射率  $e_n$  時，缺陷可以隨著交流偏壓來捕捉或是放射電子，因此缺陷對電容有貢獻；反之，當量測頻率遠高於  $e_n$  時，缺陷來不及捕捉或放射電子，因此缺陷對電容沒有貢獻，此時量測到的電容是由自由載子所提供。在定溫下，量測電容對頻率的變化關係曲線，其頻率以  $\log(\omega)$  做圖，則曲線的反曲線即為  $\log(2e_n)$ 。故  $\omega=2e_n$  此點即為曲線的反曲點。

從(4.10)式得知，當量測頻率等於  $2e_n$  時， $G(\omega)/\omega$  會是最大值  $C_0/2$ 。所以藉由量測不同溫度下電容對頻率或是  $G(\omega)/\omega$  對頻率的關係，就可以求出缺陷在不同溫度下的 emission rate，再依此求出缺陷的活化能(activation energy)與捕獲截面積(cross section)。

#### (2) 串聯電阻對導納量測的影響

由於本論文的元件皆為使用熱蒸鍍法製作蕭特基元件，故如果蕭特基接面做的不好，那元件的串聯電阻將會影響我們的導納影響，因此我們考慮電容與電阻的串聯，其阻抗為：

$$Z(\omega) = R(\omega) + \frac{1}{j\omega C(\omega)}$$

因此，其導納為：

$$\begin{aligned}
 Y(\omega) &= \frac{1}{Z(\omega)} \\
 &= \frac{\omega^2 \omega_{RC} C}{\omega^2 + \omega_{RC}^2} + j\omega \frac{\omega_{RC}^2 C}{\omega^2 + \omega_{RC}^2} \\
 &\equiv G_p(\omega) + j\omega C_p(\omega)
 \end{aligned} \tag{4.12}$$

其中  $\omega_{RC} = (RC)^{-1}$

故量測的電容與電導分別為：

$$C_p(\omega) = \omega_{RC}^2 C \left[ \frac{1}{\omega^2 + \omega_{RC}^2} \right] \tag{4.13}$$

$$G_p(\omega) = \omega_{RC} C \left[ \frac{\omega^2}{\omega^2 + \omega_{RC}^2} \right] \tag{4.14}$$

(4.13)、(4.14)式為 RC 時間常數的效應，如果將缺陷對導納影響(4.10)、(4.11)式與串聯電阻對導納的影響式(4.13)、(4.14)相互比較，可以發現這兩組方程式具有相同的形式，因此在分析導納頻譜時要小心分辨訊號的來源為何。



#### 4.3-2 量測結果與分析

圖 4-16(a)(b)~4-18(a)(b)，為三片樣品在室溫下不同偏壓的 C-F 曲線圖與 G/F-F 曲線圖，從圖中可以發現 2ML 沒有量到載子放射出來的訊號，而 2.2ML 及 2.8ML 在頻率 2MHz 附近發現載子放射出來的訊號(C-F 曲線的反曲點即為載子的放射速率)，且每個偏壓皆存在此訊號，此訊號沒有隨著偏壓的增加而改變位置，載子放射出來的訊號必須小心分辨訊號的來源為何，若是量子結構造成的放射訊號與缺陷訊號應該只有在某特定的偏壓範圍下才會有改變，而非每一個偏壓都有，因此推斷這個 C-F 的變化並非來自 quantum emission 或缺陷。而當頻率大於 4MHz 時，電容值會快速上升，這是由於量測機台(HP4194)在高頻所產生的電感效應所造成的。C-F 變化的真正原因可由高低頻 C-V 量測曲線圖得知，如圖 4-19~4-21 所示，從圖

4-20~4-21 可看出 2.2ML 及 2.8ML 在高低頻量測時，整條電容曲線會往下平移，但 2ML 並沒有此種現象，先看圖 4-20，以 -1V 為例，所對應到的高低頻電容分別為 227.5pF 和 263.3pF，再與圖 4-17(a) 對照，以 -1V 的曲線為例，所對應到的高低頻電容分別為 227.3pF 和 263.6pF，跟高低頻 C-V 曲線圖所得到的值幾乎相同。再來看圖 4-21，也是以 -1V 為例，所對應到的高低頻電容分別是 225.3pF 和 249.8pF，再與圖 4-18(a) 對照，一樣以 -1V 的曲線為例，所找到的高低頻電容分別是 231.2pF 和 250.3pF，兩者的電容值也是很接近，因此我們推斷 C-F 所量測到的訊號應該來自於 C-V 平台，是否平移所造成的時間常數。

圖 4-22(a)(b)~4-24(a)(b)，為三片樣品在溫度為 85K 下不同偏壓的 C-F 曲線圖與 G/F-F 曲線圖，由圖中可知，有類似室溫下所量測到的結果，但是 2ML 在 85K 有量測到載子放射出來的訊號，再對照三片樣品在 85K 之高低頻 C-V 量測曲線圖(圖 4-25~4-27)，三片樣品還是會因為高頻的量測，整條電容曲線往下平移。所以經由室溫及溫度 85K 的量測，更加可以確定 C-F 及 G/F-F 所量測到的時間常數，為 C-V 曲線因為高頻而整個往下平移的時間常數。

我們試著從變溫 C-F 量測去估計活化能的大小，可是從圖 4-28(a)(b)~4-30(a)(b) 可以發現反曲點頻率或 peak 所對應頻率，並不會隨著溫度的改變而有變化，因此無法求出造成 C-V 曲線整條平移的活化能的大小。

由 C-F 量測，發現三片樣品並沒有量到 quantum emission 或淺的缺陷能階訊號，而只有量到造成 C-V 曲線平移的時間常數，這個時間常數的特性為均勻存在於每個偏壓，且位置並不會隨著偏壓而移動，還有不會隨溫度變動而有變化，故無法求出其活化能大小，造成此時間常數的原因，我們推測是製程所造成的，我們相信在做製程時小心點，應該可把這額外的時間常數移除掉。

## 4.4 深層能階暫態頻譜、暫態電容頻譜及 TEM 量測與分析

### 4.4-1 深層能階暫態頻譜 (Deep Level Transient Spectroscopy, DLTS) 的基礎理論

深層能階暫態頻譜(DLTS)的技術在 1978 年，首先由 D.V. Lang 所提出 [40]，由於能同時量測多數載子(majority carrier)與少數載子(minority carrier)，量測系統的靈敏度可以到  $10^{10} \text{ cm}^{-3}$  之濃度偵測範圍，並且能提高信號對雜訊比(S/N ratio)與觀測到的缺陷能階較廣，尤其是較深層的缺陷能階也能夠被精準的量測到。因此使得 DLTS 目前被廣泛的應用在研究半導體內深層能階的有效分析工具。其量測方式是將缺陷填入電子，再施加一個反向偏壓來空乏它。

而 n 型半導體蕭基結構的電容與載子濃度、缺陷濃度的關係式如下：

$$C(t) = A \sqrt{\frac{q\epsilon_0\epsilon}{2}} \sqrt{\frac{N_d - n_t(t)}{V_{bi} - V}} = C_0 \left[ 1 - \frac{n_t(0)}{2N_d} e^{-e_n t} \right]$$

$$\text{所以 } \Delta C \equiv C(t_1) - C(t_2) = \frac{C_0 n_t(0)}{2N_d} [e^{-e_n t_2} - e^{-e_n t_1}]$$

$$n_t(0) = 2N_d \frac{C(\infty) - C(0)}{C_0}$$

再將量測的 DLTS 訊號轉換成阿瑞尼斯圖(Arrhenius plot)，其關係如下：

$$\tau T^2 = \frac{e^{\frac{E_c - E_t}{kT}}}{\gamma_n \sigma_n}$$

對於 n 型 GaAs 材料而言， $\gamma_n = 2.28 \times 10^{20} \text{ cm}^{-2} \text{ s}^{-1} \text{ K}^{-2}$ ，因此從 DLTS 圖的峰值溫度及其對應的放射率，可根據上式將  $\ln(\tau T^2)$  對  $\frac{1}{T}$  作圖，即可由斜率求出活化能(activation energy)  $E_a = E_c - E_t$ ，從  $\frac{1}{T} = 0$  的縱軸截距求出捕捉截面積(cross section)  $\sigma_n$ 。

#### 4.4-2 量測結果與分析

經由前面的I-V、C-V和C-F量測我們得知，2ML和 2.2ML樣品並沒有明顯的缺陷訊號存在，但 2.8ML有carrier depletion現象發生，故有缺陷的存在。所以先對 2ML和 2.2ML做大偏壓範圍的DLTS量測，如圖 4-31 所示，偏壓範圍從 0~-3.5V，範圍從GaAs surface涵蓋量子點一直到bottom GaAs，沒有發現缺陷訊號存在於樣品中。再來我們對 2.8ML做不同偏壓範圍的DLTS量測，我們採用填充偏壓(filling voltage)和觸發偏壓(trigger voltage)的差值固定是 0.5V，而填充偏壓分別是 0、-0.5V、-1V、-1.5V、-2V。當填充偏壓為-2.5V時，填充偏壓與觸發偏壓的差值固定為 1V，圖 4-32 是速率視窗(rate window)為 8.6msec的DLTS圖。從圖中可發現 2.8ML樣品有兩個缺陷訊號的存在，在 375K附近出現E1 缺陷，另外在 275K附近出現E2 缺陷，從偏壓的位置可得知缺陷的分佈情形，對於E1 缺陷而言，0~-0.5V缺陷濃度最大，遠離此偏壓位置缺陷濃度漸漸變小，打到interface附近的偏壓缺陷訊號就消失了，這代表E1 缺陷分佈在GaAs surface且延伸到interface附近。對於E2 缺陷而言，偏壓打在interface附近缺陷濃度最大，遠離interface缺陷濃度變小甚至不見，這代表E2 缺陷分佈在interface附近。偏壓所打到的位置，可由C-V量測對應其電容值，再利用平行板電容公式可求出各偏壓所對應的位置，圖 4-33 為E1 與 E2 缺陷之位置對 $\Delta C/C_0$ 的關係圖，從圖中確實可發現E1 缺陷越在靠近表面的位置缺陷訊號強度最大，當遠離表面缺陷訊號強度會漸漸變小，位置到達  $0.28 \mu\text{m}$ 缺陷強度大概只剩下-0.05pF，若位置更深達到  $0.293 \mu\text{m}$ 時，缺陷訊號就消失了，這顯示E1 缺陷當超過interface位置缺陷就不存在，它存在於從GaAs surface延伸到interface附近；而對於E2 缺陷而言在  $0.293 \mu\text{m}$ 時缺陷強度最大，當位置遠離interface附近缺陷訊號就消失，這代表E2 缺陷在interface附近缺陷訊號強度最大，因此它分佈在interface附近。

圖 4-34(a)(b)~4-35(a)(b)為E1 缺陷與E2 缺陷的不同速率視窗下之DLTS 圖和 Arrhenius 圖，所求出的活化能、捕獲截面積和缺陷濃度分別是：E1( $E_a=0.64\text{eV}$ ， $\sigma=2.11*10^{-15}\text{cm}^2$ ， $N_t>2.5*10^{11}\text{cm}^{-2}$ )；E2( $E_a=0.35\text{eV}$ ， $\sigma=1.18*10^{-17}\text{cm}^2$ ， $N_t=1.5*10^{11}\text{cm}^{-2}$ )。比較這兩個缺陷得知，E1 比E2 的缺陷能階更深，捕獲截面積還大，缺陷濃度至少大於一倍以上。

在以前實驗室所做的研究中，在其他 relaxation 的樣品中也量到相同類似的缺陷，結構圖如圖 4-36，但是當時並沒有解釋或說明這些缺陷是何種缺陷，這些缺陷的特性為何？所以我們結合了四種 relaxation 的結構(InAsSb QDs, InAs QDs, InAs/InGaAs DWELL, InGaAs QW)，希望可以對這些缺陷做更深入的研究及探討。

我們實驗室以前研究過 3.4ML InAs QDs結構有量到類似E1 與E2 的缺陷能階，其活化能和捕獲截面積分別為： $E_a=0.63\text{eV}$ ， $\sigma=3.9*10^{-15}\text{cm}^2$ ； $E_a=0.37\text{eV}$ ， $\sigma=1.26*10^{-16}\text{cm}^2$ [41]。在 3.33ML InAs/InGaAs DWELL結構也有量到類似E2 的缺陷能階，其活化能和捕獲截面積是： $E_a=0.41\text{eV}$ ， $\sigma=9.78*10^{-16}\text{cm}^2$ [42]。另外還有在 1000Å  $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$ 單一量子井結構也有觀察到類似的缺陷，其活化能和捕獲截面積分別是： $E_a=0.53\text{eV}$ ， $\sigma=1.1*10^{-16}\text{cm}^2$ ； $E_a=0.33\text{eV}$ ， $\sigma=1.4*10^{-18}\text{cm}^2$ [43]。在已發表的文獻中也有量到跟我們類似的缺陷，Wosinski[44]在受到彈性應變的GaAs塊材中量測到類似E1 的缺陷能階ED1，其活化能和捕獲截面積是  $0.68\text{eV}$ ， $2*10^{-14}\text{cm}^2$ ，同一作者在最近幾年[45]，在InGaAs/GaAs及GaAsSb/GaAs異質接面材料中也量到類似E1 的缺陷，其缺陷能階為  $0.64\text{eV}$ 。Buchwald[46]在已經晶格鬆弛的 1000Å  $\text{In}_{0.083}\text{Ga}_{0.917}\text{As}/\text{GaAs}$ 量子井中量到類似E1 缺陷的能階，它的活化能是  $0.58\text{eV}$ ，截面積是  $5.3*10^{-16}\text{cm}^2$ 。Uchida[47]在已經晶格鬆弛的 700Å  $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$ 量子井中量到類似E2 缺陷的能階，它的活化能為  $0.395\text{eV}$ ，截面積為  $1*10^{-16}\text{cm}^2$ 。我們把四種relaxation結構所量到的缺陷跟文獻中所量測到類似的缺陷，畫在一起加以比較，如圖 4-37 所示，從圖中可以發現，確實存在兩個缺陷訊號的來源，而且這些缺陷是因為發生晶格

鬆弛所造成的。

現在我們已經知道四種relaxation結構中有兩個缺陷存在，但是並不知道為何種類型的缺陷，故我們必須對樣品做TEM量測以判斷缺陷的類別，首先我們先對 3.33ML InAs/InGaAs DWELL 樣品做BF(Bright Field)TEM量測，如圖 4-38，BFTEM最主要是針對大的缺陷做量測，例如threading dislocation、edge dislocation、screw dislocation與stacking fault defect等，從圖中可以發現並沒有這些缺陷的存在，接著我們用解析度更高的HRTEM去對此片樣品做量測，在做HR(High Resolution)TEM量測之前，我們先大概介紹一下HRTEM的基本原理，HRTEM的成像主要由不同晶面組成，所以利用傅立葉轉換的技術，可以了解在不同晶面上原子排列的狀況，如圖 4-39。圖 4-40(a)為 3.33ML InAs/InGaAs DWELL 樣品的TEM圖(未經過傅立葉轉換)，從圖中發現有陰影的存在，造成陰影的原因通常為元素或應力所造成的，這個陰影的size，高為 5~10nm，寬為 20~30nm，符合一個量子點的size，所以確定這個陰影為一個量子點，在圖中我們在量子點下方畫一直線，那條直線就是wetting layer所在位置，wetting layer經過計算厚度大概為 0.497nm~5Å，這跟文獻記載厚度大概為 1.75ML(~5.3Å)差不多。把圖 4-40(a)經過傅立葉轉換之後，結果如圖 4-40(b)，由圖中得知在量子點下方interface附近有很多晶格錯位的dislocation存在，並沒有往上面的Top GaAs或下方的Bottom GaAs延伸，dislocation僅存在於interface附近，根據文獻[47]記載分佈在interface附近的dislocations為misfit dislocation defect，我們在配合DLTS的量測結果，有量到 0.35eV的缺陷分佈在interface附近，所以我們推測 0.35eV這個缺陷為misfit dislocation defect。從圖中得知量子點下方大概有 8 個dislocation，量子點密度為  $3 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$ ，因此缺陷濃度為  $8 \times (3 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}) = 2.4 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$ ，而從 DLTS 所求得的缺陷濃度為  $1.4 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$ ，兩者所求出的缺陷濃度非常相近，所以這個值應該是可信的。透過BFTEM及HRTEM量測我們得知，此片樣品並沒有threading dislocation defect或其它的缺陷存在，只有很多的misfit dislocation defect存

在，因此造成載子被空乏的主因應該是 0.35eV 的 misfit dislocation defect 所造成的。而在量子點下方確實發現有很多 misfit dislocation defect，故晶格鬆弛是發生在下層界面。

圖 4-41 為 3.4ML InAs QDs 樣品的 TEM 圖，從圖發現 Top GaAs 有相當多的 threading dislocation defect 以及 stacking fault 和 misfit dislocation defect 存在，threading dislocation defect 是從樣品的 GaAs surface 一直延伸到 interface，再配合 DLTS 所量測到的結果，有量測到 0.64eV 的缺陷從 GaAs surface 一直延伸到 interface 附近，所以我們相信 0.64eV 的缺陷為 threading dislocation defect。從圖中也發現在 Bottom GaAs 並沒有缺陷的存在，而在 Top GaAs 有相當多的缺陷，這顯示此片樣品(InAs QDs)的系統是從上層界面開始釋放應力，因此晶格鬆弛是先從上層界面開始發生。

經過上面的 DLTS 及 TEM 量測，我們已經知道這兩個缺陷為何種缺陷，但是並不知這兩個缺陷的特性為何？為了要更深入了解這兩個缺陷的特性，我們去做改變填充偏壓時間(filling pulse duration time)的實驗，去觀察缺陷訊號強度對填充偏壓時間的關係。圖 4-42(a)是量測偏壓固定在 0~-0.5V，rate window=8.6msec，所以量測的對象為 E1 缺陷，填充偏壓時間從  $10^{-4}$  秒變化到  $10^{-1}$  秒的 DLTS 圖，從它的峰值高度會隨電子填充時間增加而增加的關係，表示此缺陷在捕捉電子時有捕捉位障(capture barrier)存在，因此若是缺陷填充偏壓的時間越長則缺陷填充電子的機率就越大，所以量到的 DLTS 訊號也就越大。圖 4-42(b)是將圖 4-42(a)的訊號高度對缺陷填充時間的對數作圖，從圖中明顯的可看出它們具有線性關係。利用同樣的方式來量測 E2 缺陷，將偏壓固定在 -2~-2.5V，rate window=8.6msec，填充偏壓時間也是從  $10^{-4}$  秒變化到  $10^{-1}$  秒，如圖 4-43(a)，它的峰值高度當填充時間夠長，反而有飽和的趨勢。圖 4-43(b)是將圖 4-43(a) 的訊號高度對缺陷填充時間的對數作圖，從圖中確實發現有飽和的現象發生。因此這兩個缺陷的特性是截然不同的。

為了瞭解這些缺陷是以何種函數來捕捉載子，所以我們去對這兩個缺

陷做暫態電容量測實驗，圖 4-44(a)為 E2 缺陷之變溫暫態電容曲線圖，這些曲線我們發現利用 exponential function 可達到完全擬合，顯示此缺陷為 exponential function。Fitting 出來的參數如下表所示。

溫度	170K	175K	180K	185K	190K
時間常數	91sec	47sec	26sec	9sec	4sec

把圖 4-44(a)的表示法改為  $\log(\delta C(t)/\delta C(0))$  對時間的關係圖，如圖 4-44(b)。若為一斜直線，則為 exponential function；反之為 non-exponential function，從圖 4-43(b)可看出為一斜直線，因此可以確定 0.35eV 的 misfit dislocation defect 為 exponential function。由上表所得到的溫度和時間常數，去畫出 Arrhenius 圖(圖 4-45(a))，可求出它的活化能為 0.38eV，截面積為  $2.46 \times 10^{-16} \text{cm}^2$ 。我們把 DLTS 及 Transient 所量到的缺陷畫在一起加以比較，如圖 4-45(b)，可以發現它們在同一直線上且兩者的缺陷能階非常相近，表示它們應該為同一缺陷來源。

圖 4-46 為 E1 缺陷之各種時間尺度暫態電容曲線圖，由圖中可以看出，暫態電容曲線達平衡所需要的時間極長，看不到暫態行為的結束，我們嘗試使用 exponential function 去擬合曲線，發現無法達成擬合，所以暫態曲線應該不是指數形式。圖 4-47 為把圖 4-46 改為  $\log(\delta C(t)/\delta C(0))$  對時間的關係圖，發現不是一斜直線，因此可確定 E1 缺陷應該為 non-exponential function。試著利用幾種函數去擬合曲線，發現用 logarithm function 可達到最佳化的擬合，如圖 4-48，因此我們推測 0.64eV 的 threading dislocation defect 為 logarithm function。

為了要瞭解在 InAs QDs 上覆蓋一層 InGaAs QW 或把 Sb 加入 InAs QDs 中的效應為何？所以我們把四片 relaxation 樣品之 C-V 和縱深分佈曲線圖畫在一起加以比較，如圖 4-49(a)(b)，首先我們先看 3.4ML InAs QDs

的縱深分佈圖，從圖中得知它是整個發生 carrier depletion 現象，但是從先前的 TEM 量測知道，relaxation 是先從 top GaAs 開始發生，因為長的太厚所以造成整個發生 carrier depletion 現象。在來看把 InGaAs QW 覆蓋在 InAs QDs 上的 3.06ML InAs/InGaAs DWELL 樣品的縱深分佈圖，它 relaxation 發生在 bottom GaAs，跟 InAs QDs 有很大的差異性，厚度繼續增加至 3.33ML InAs/InGaAs DWELL 樣品，從圖中知道 relaxation 也是發生在 bottom GaAs，這代表了在量子點上覆蓋 InGaAs QW 可把 relaxation 侷限在 bottom GaAs，我們推測這是因為 InGaAs QW 可以當作 strain-reducing layer 減輕上層接面的應力，因此造成晶格鬆弛侷限在 bottom GaAs。接著看另一片樣品的縱深分佈圖，結構為 2.8ML InAsSb QDs，它的 relaxation 是發生在 top GaAs，跟 InAs QDs 是一樣的，這代表 InAs QDs 和 InAsSb QDs 系統發生晶格鬆弛時是先從 top GaAs 開始。不同之處 InAsSb QDs 在厚度為 2.8ML 時就發生晶格鬆弛，它提前發生 relaxation 現象，這是為什麼呢？我們可以從下面的表格看出 Sb effect 為何。

	energy bandgap	lattice mismatch	critical thickness
InAs QDs	0.36eV	6.7%	2.7~3.06ML
InAsSb QDs	0.307eV	7.1%	2.2~2.8ML

從上表我們可以得知，在量子點中加入 Sb，雖然可把能隙降低，進而可拉長波長，但是 lattice mismatch 會隨著變大所以受到的應力也因此變大，根據以前實驗室所做的研究發現 InAs QDs 的臨界厚度為 2.7~3.06ML，而 InAsSb QDs 在前面的實驗結果發現，其臨界厚度為 2.2~2.8ML，比 InAs QDs 提早發生 relaxation 現象，這是因為 InAsSb QDs 所受到的應力較大之緣故。故 Sb effect 大致上為：可降低能隙進而拉長波長，但是因為所受到的應力較大，因此會提早發生晶格鬆弛現象。

為何 E1 缺陷在表面所量到的缺陷濃度最大，遠離表面濃度就變小，

根據文獻[45]有提到，misfit dislocation defect 是隨著 threading dislocation defect 傳播到磊晶層附近，我們知道 misfit dislocation defect 是分佈在 interface 附近，所以 threading dislocation defect 應該是從 GaAs surface 延伸到 interface 附近，使得 misfit dislocation defect 出現在 interface 附近，所以 threading dislocation defect 不是從 interface 延伸的，這就是為何我們在表面量到的缺陷濃度最大(E1 defect)之原因。



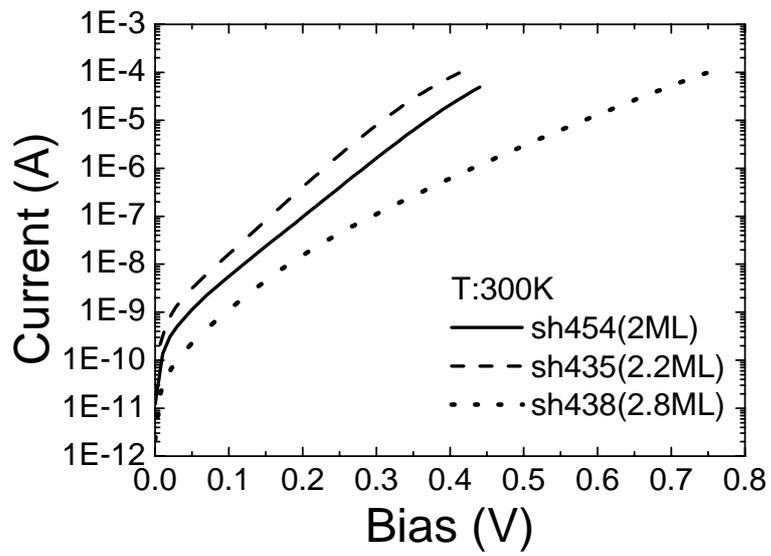


圖 4-1 三片樣品之室溫正向 I-V 圖

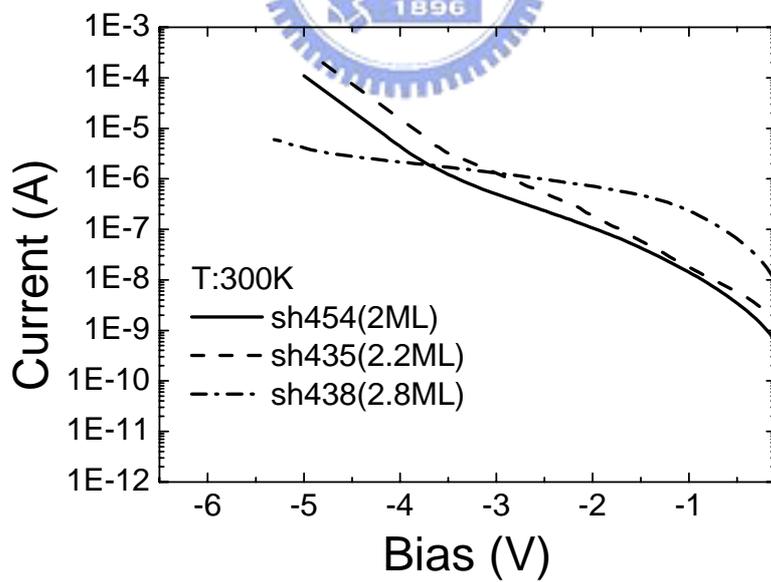


圖 4-2 三片樣品之室溫反向 I-V 圖

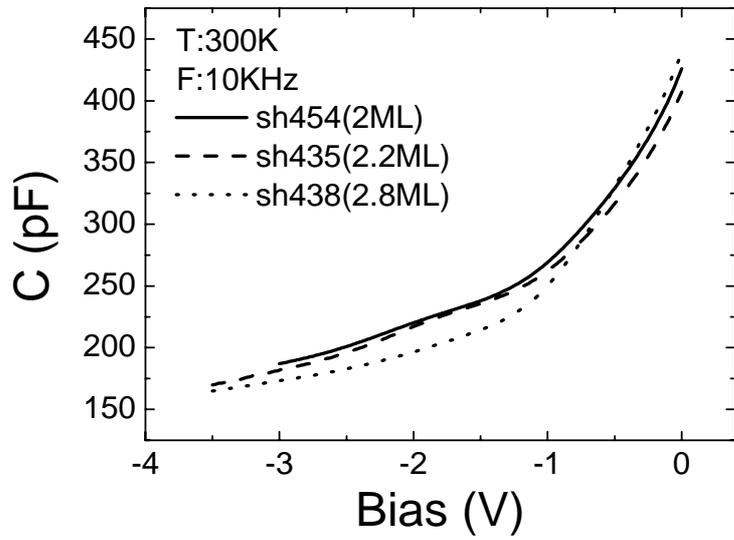


圖 4-3(a) 室溫下頻率 10KHz 三片樣品之電容-電壓曲線圖

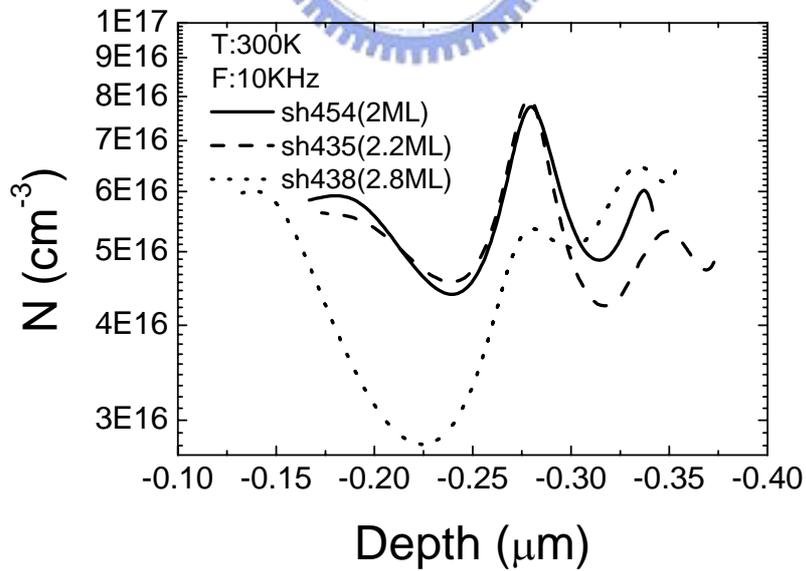


圖 4-3(b) 室溫下頻率 10KHz 三片樣品之縱深分佈曲線圖

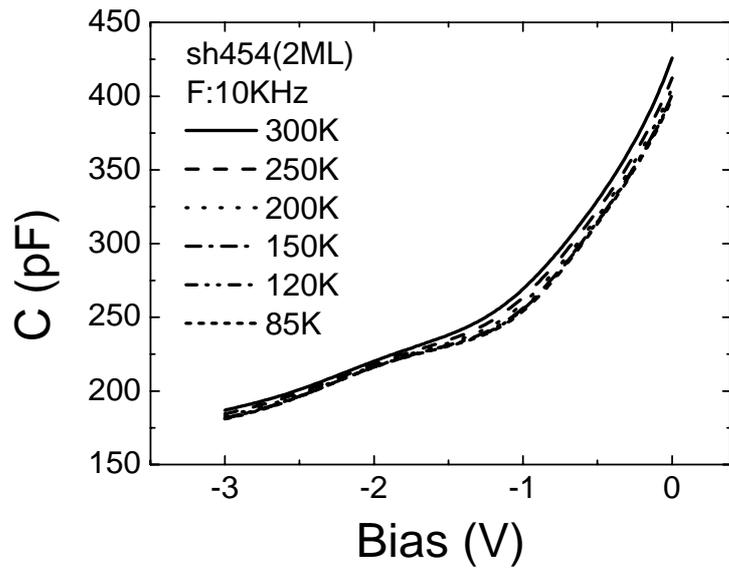


圖 4-4(a) sh454(2ML) 頻率 10KHz 變溫之電容-電壓曲線圖

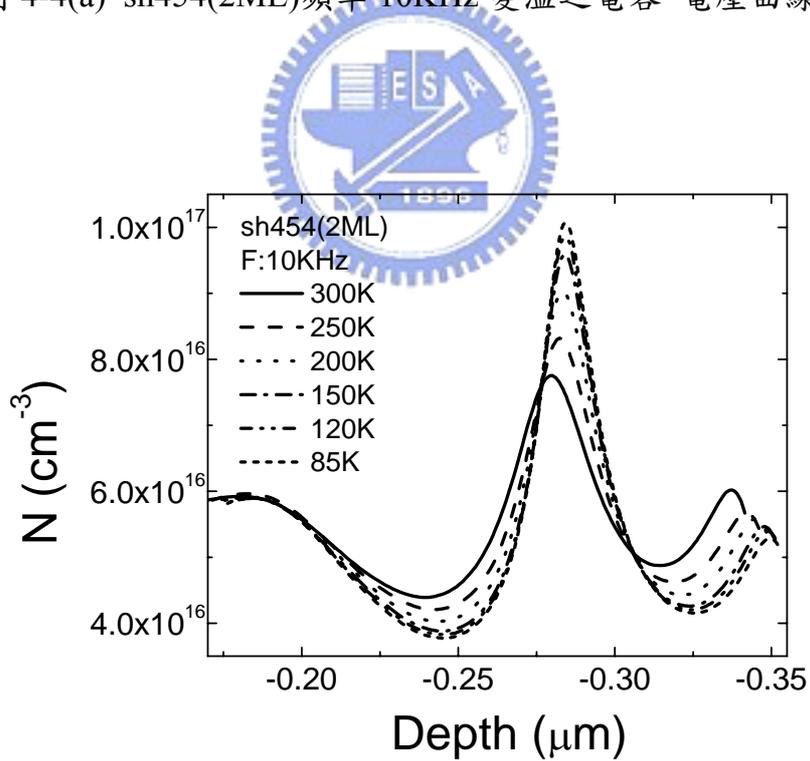


圖 4-4(b) sh454(2ML) 頻率 10KHz 變溫之縱深分佈曲線圖

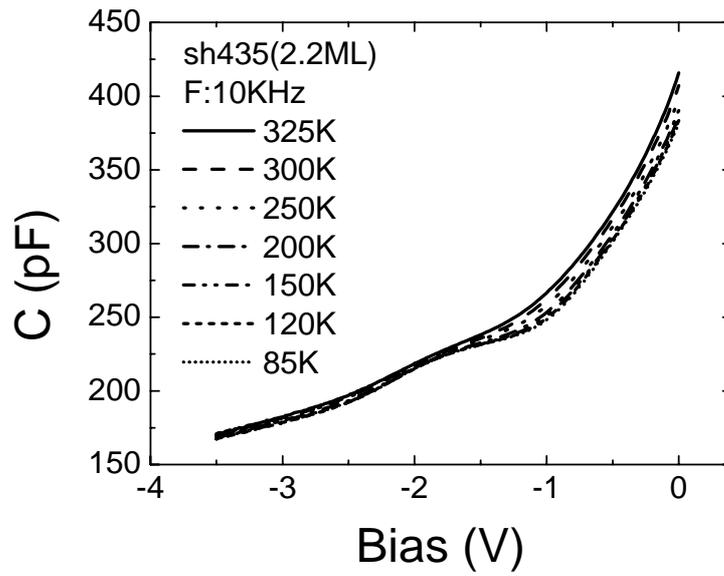


圖 4-5(a) sh435(2.2ML)頻率 10KHz 變溫之電容-電壓曲線圖

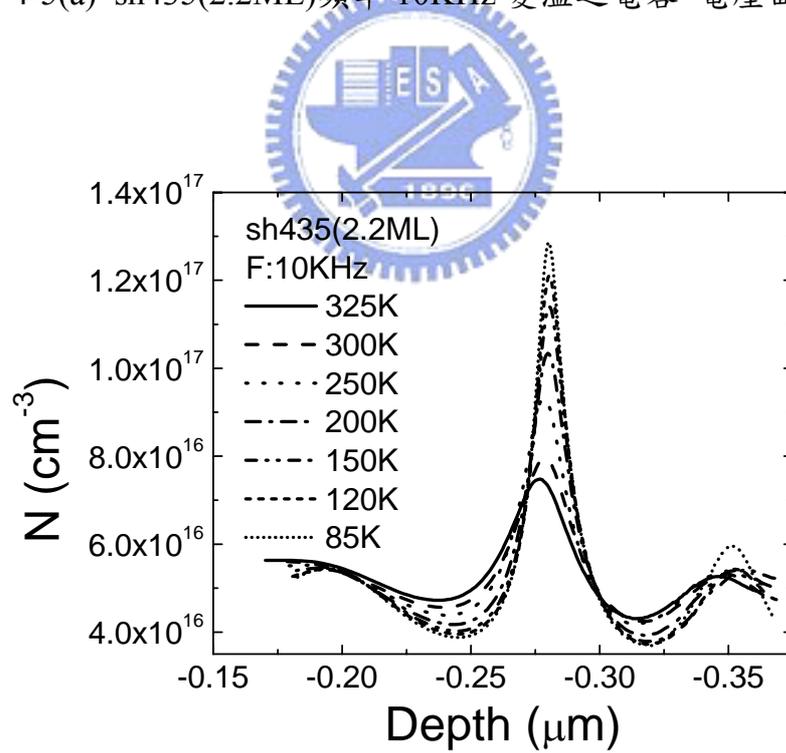


圖 4-5(b) sh435(2.2ML)頻率 10KHz 變溫之縱深分佈曲線圖

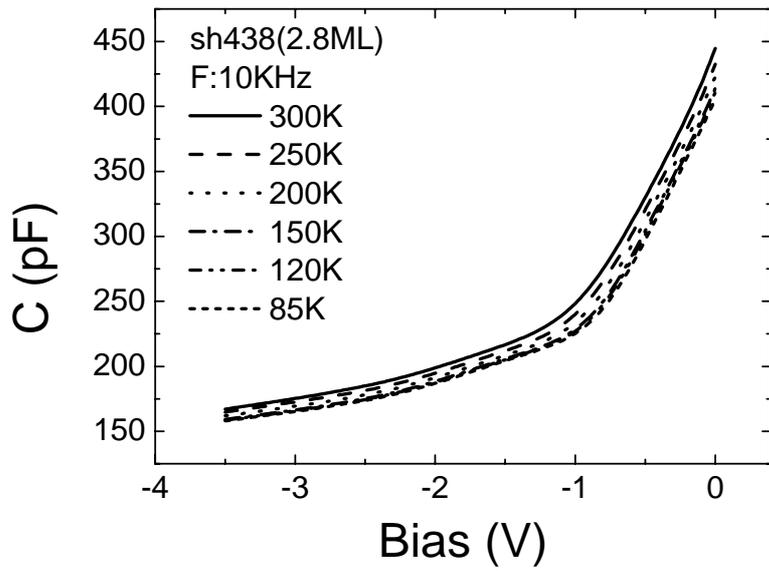


圖 4-6(a) sh438(2.8ML)頻率 10KHz 變溫之電容-電壓曲線圖

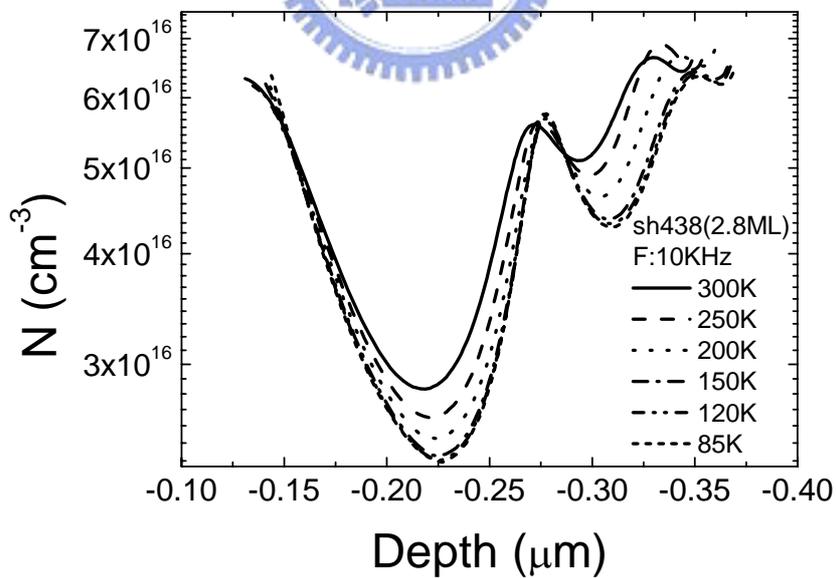


圖 4-6(b) sh438(2.8ML)頻率 10KHz 變溫之縱深分佈曲線圖

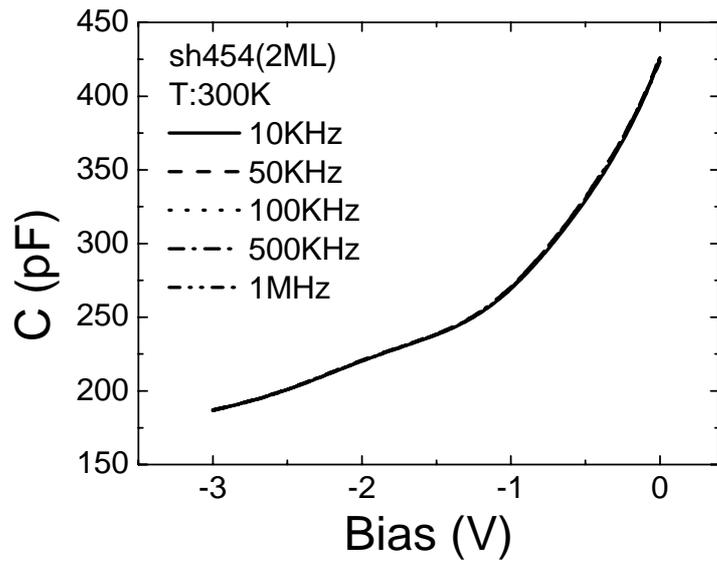


圖 4-7(a) sh454(2ML)室溫變頻之電容-電壓曲線圖

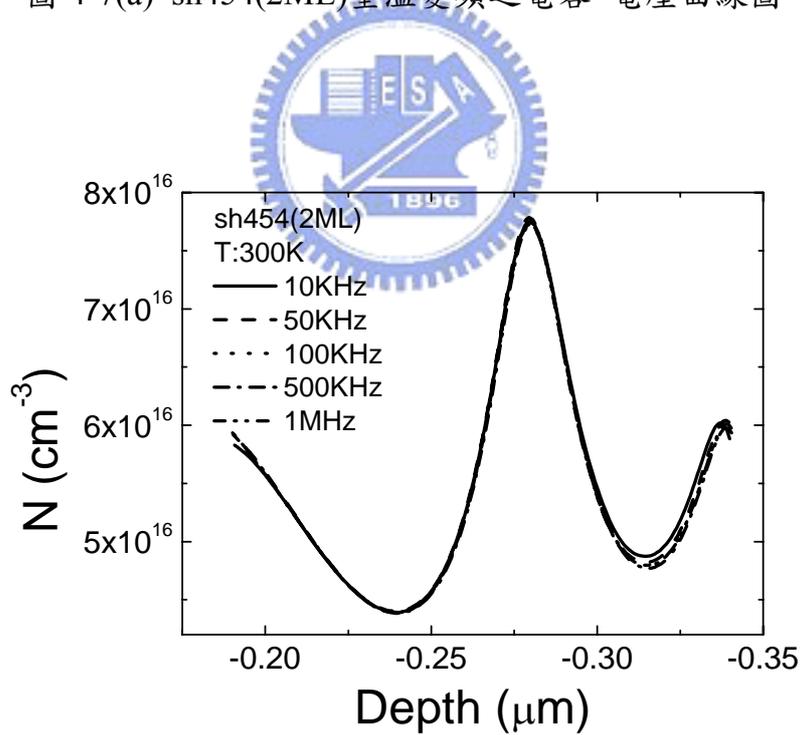


圖 4-7(b) sh454(2ML)室溫變頻之縱深分佈曲線圖

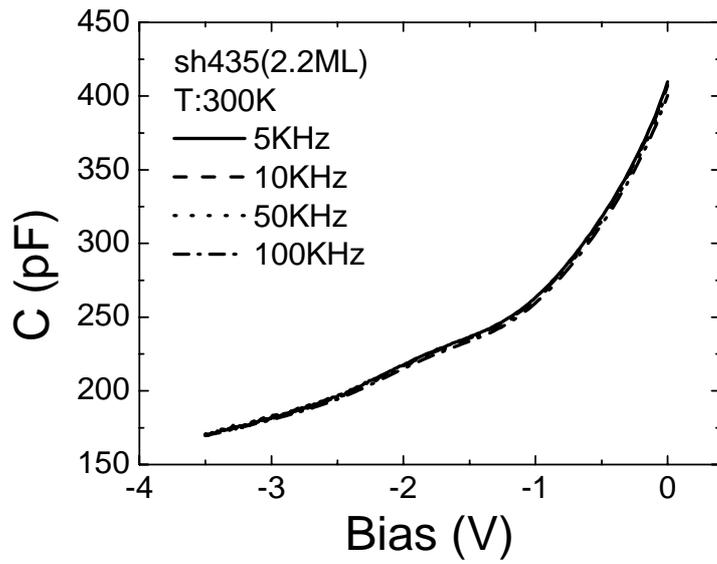


圖 4-8(a) sh435(2.2ML)室溫變頻之電容-電壓曲線圖

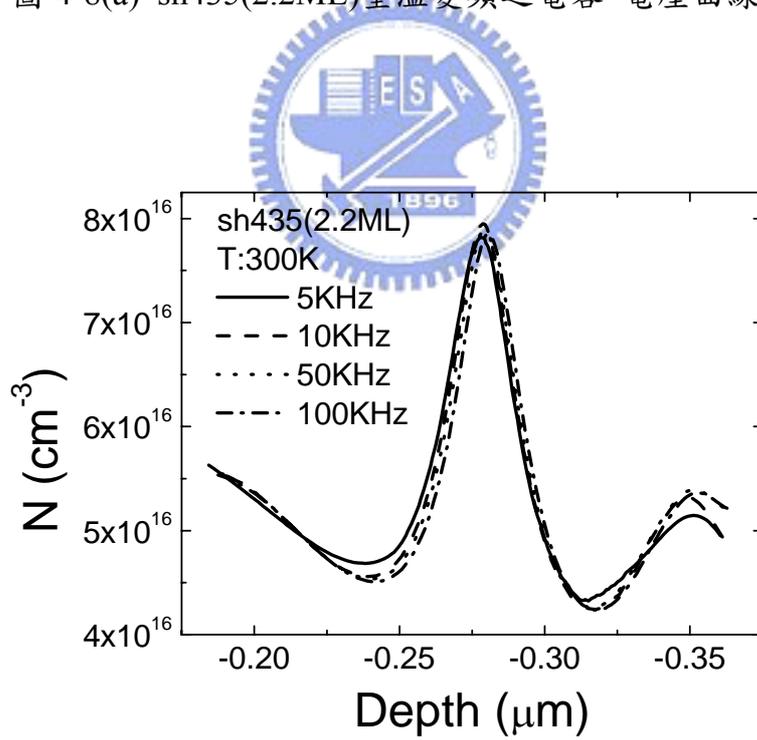


圖 4-8(b) sh435(2.2ML)室溫變頻之縱深分佈曲線圖

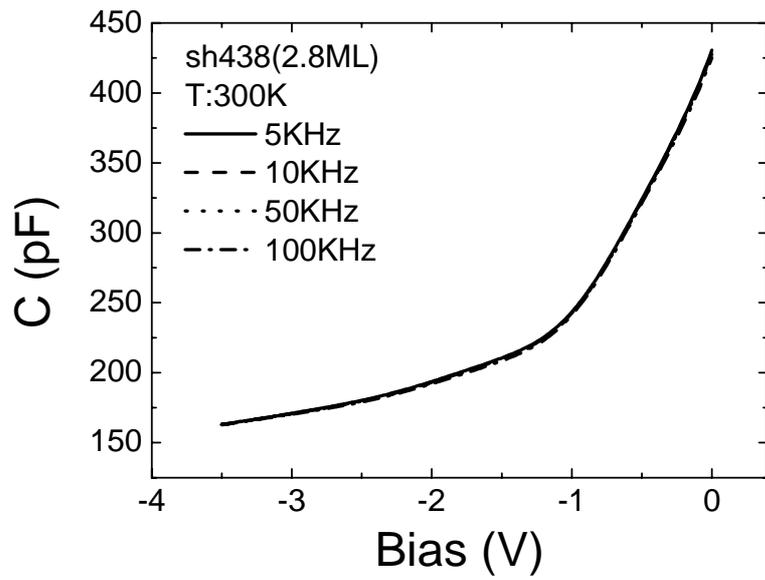


圖 4-9(a) sh438(2.8ML)室溫變頻之電容-電壓曲線圖

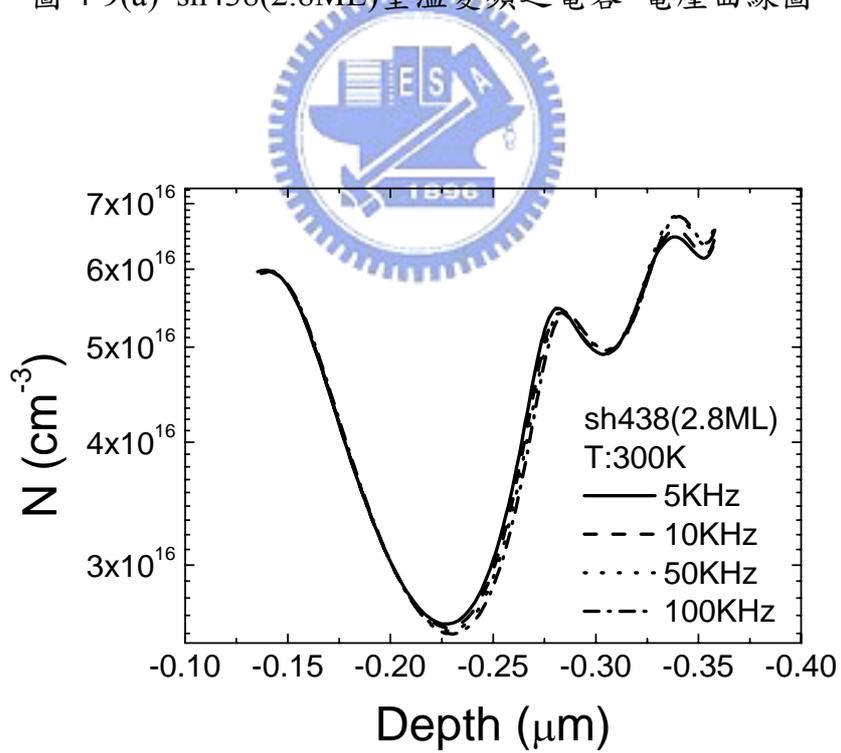


圖 4-9(b) sh438(2.8ML)室溫變頻之縱深分佈曲線圖

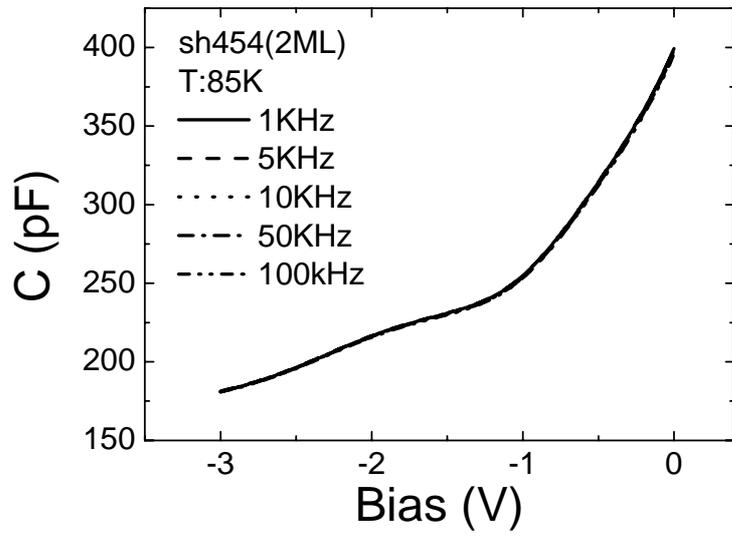


圖 4-10(a) sh454(2ML)溫度 85K 變頻之電容-電壓曲線圖

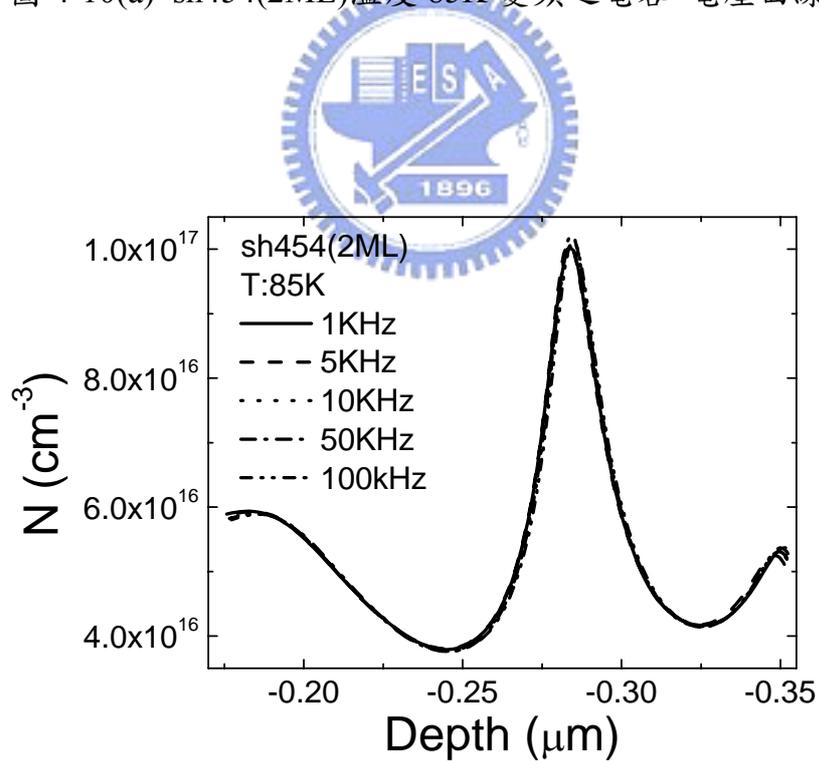


圖 4-10(b) sh454(2ML)溫度 85K 變頻之縱深分佈曲線圖

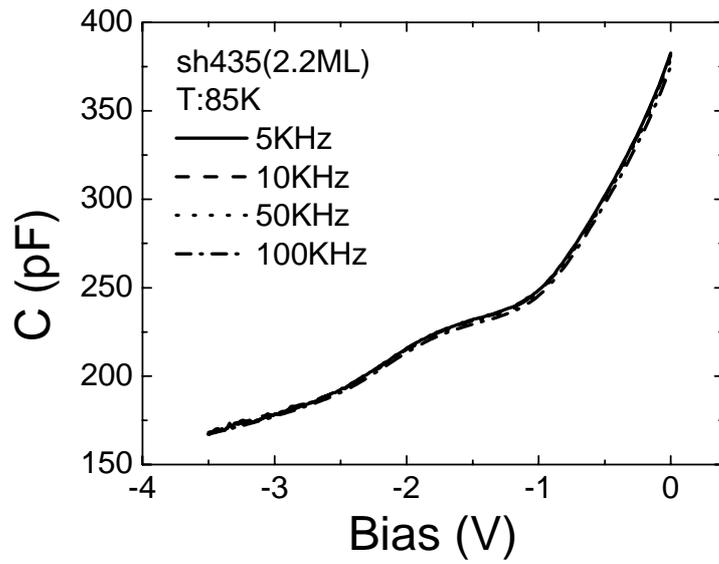


圖 4-11(a) sh435(2.2ML)溫度 85K 變頻之電容-電壓曲線圖

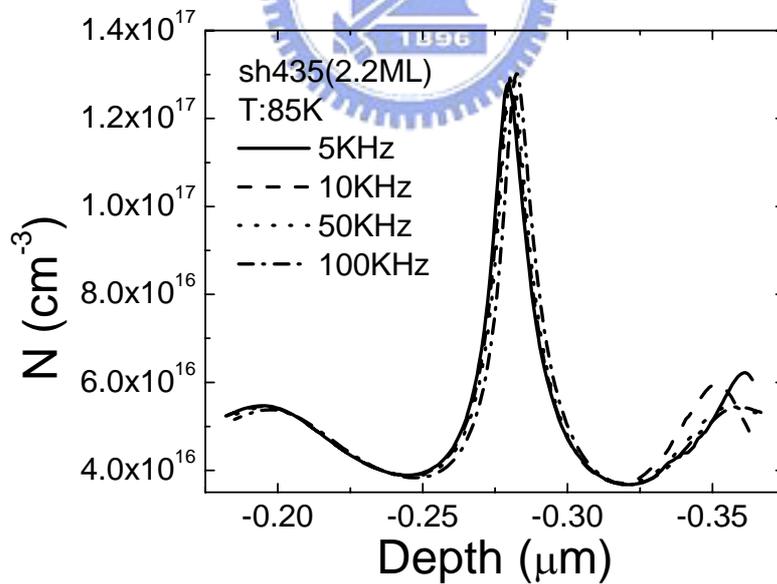


圖 4-11(b) sh435(2.2ML)溫度 85K 變頻之縱深分佈曲線圖

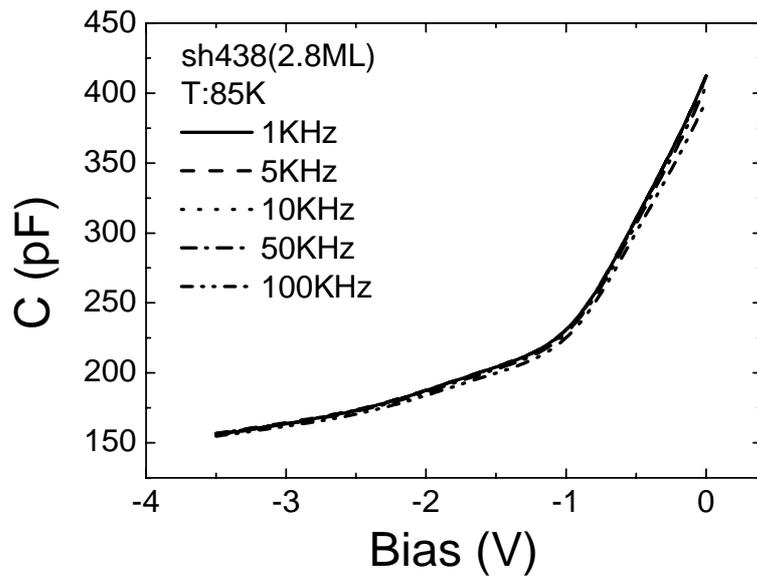


圖 4-12(a) sh438(2.8ML)溫度 85K 變頻之電容-電壓曲線圖

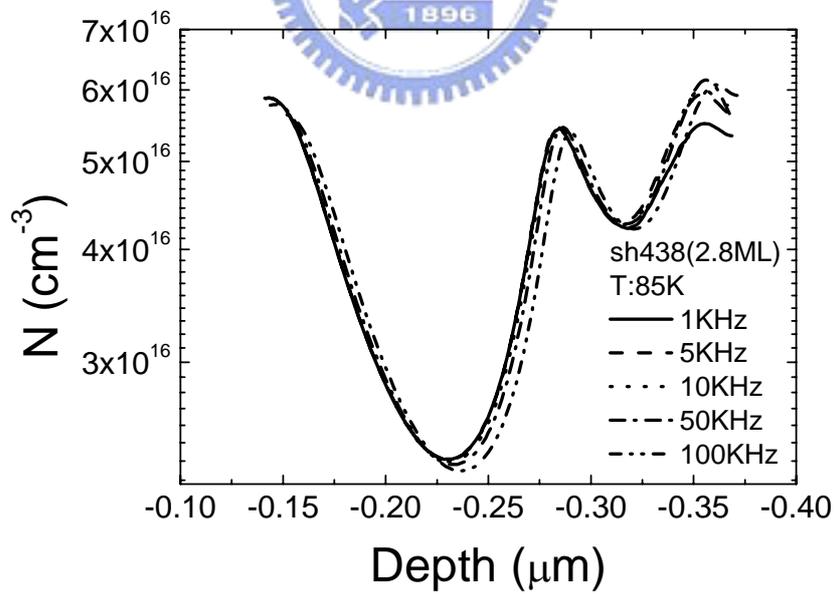


圖 4-12(b) sh438(2.8ML)溫度 85K 變頻之縱深分佈曲線圖

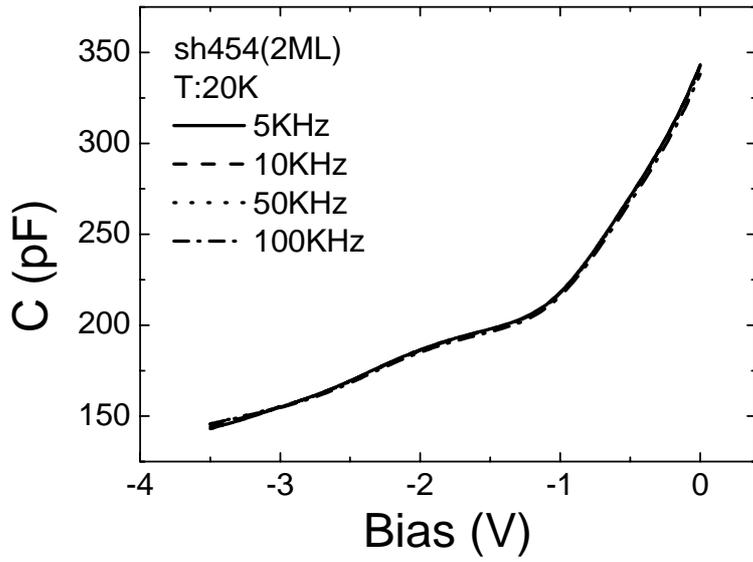


圖 4-13(a) sh454(2ML)溫度 20K 變頻之電容-電壓曲線圖

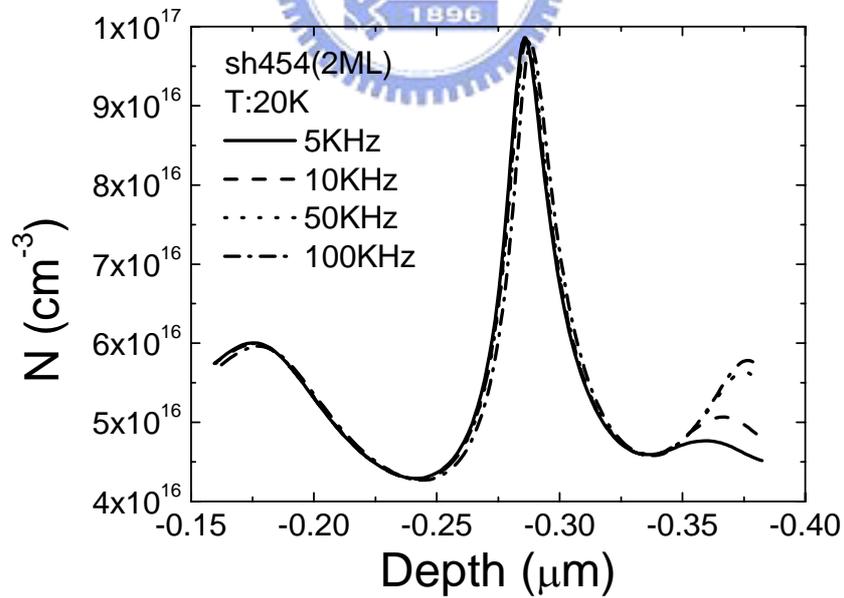


圖 4-13(b) sh454(2ML)溫度 20K 變頻之縱深分佈曲線圖

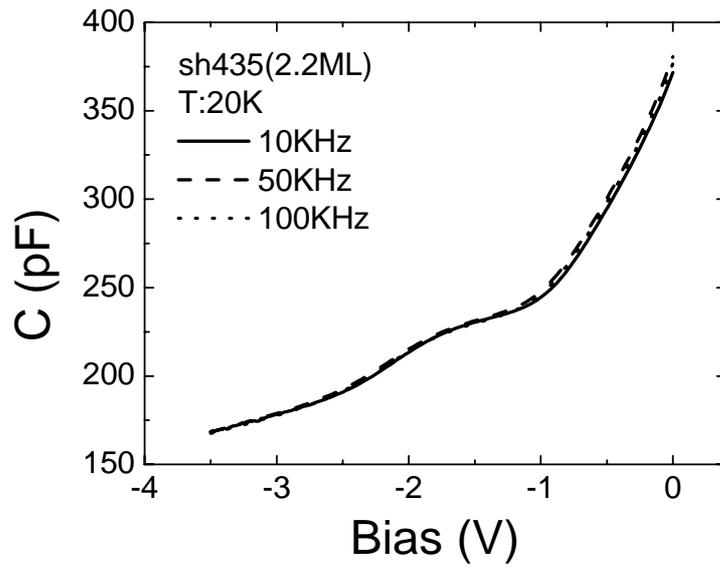


圖 4-14(a) sh435(2.2ML)溫度 20K 變頻之電容-電壓曲線圖

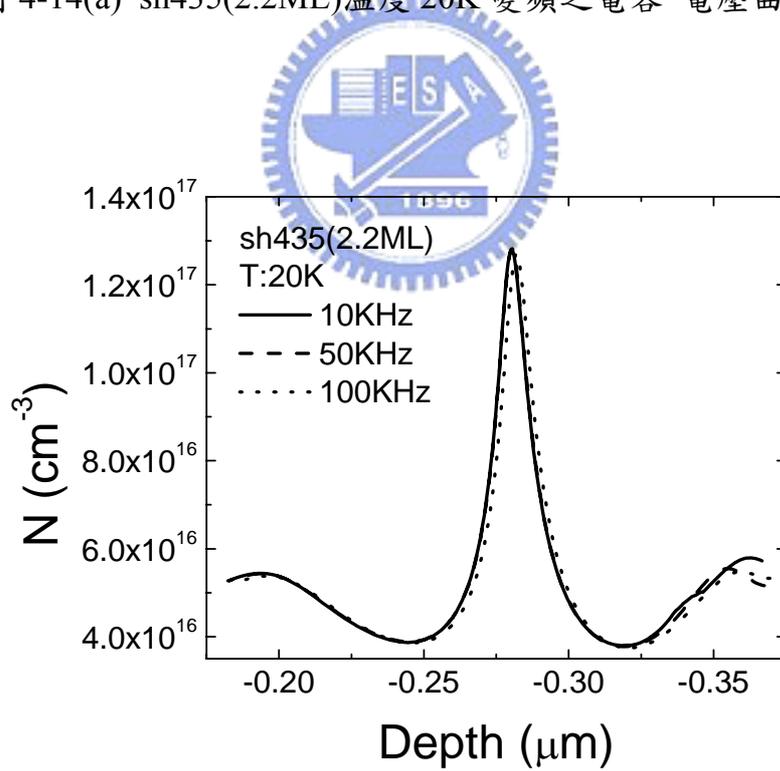


圖 4-14(b) sh435(2.2ML)溫度 20K 變頻之縱深分佈曲線圖

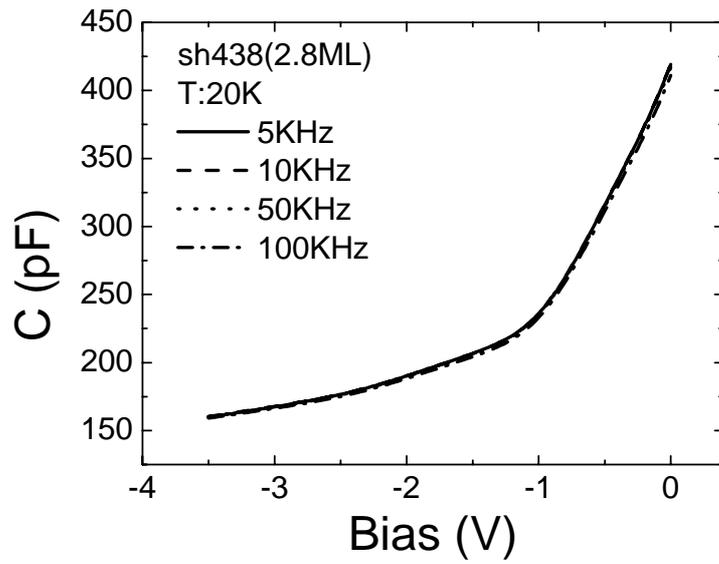


圖 4-15(a) sh438(2.8ML)溫度 20K 變頻之電容-電壓曲線圖

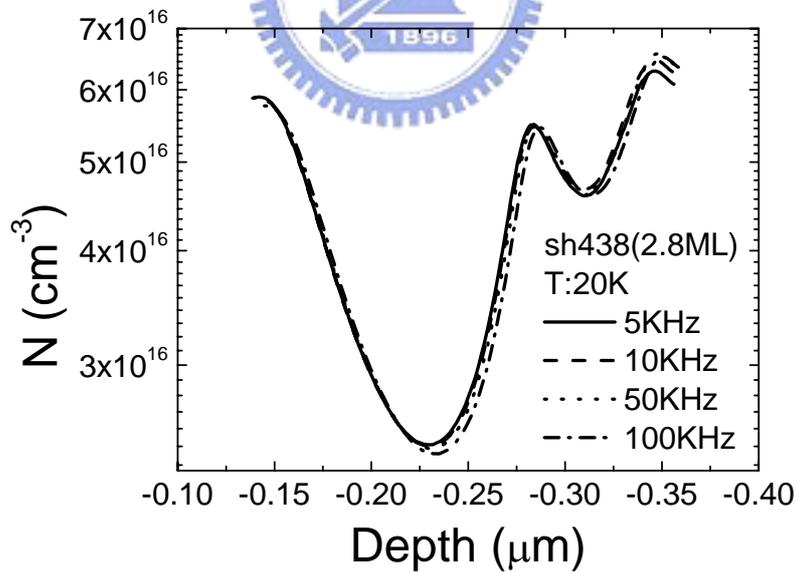


圖 4-15(b) sh438(2.8ML)溫度 20K 變頻之縱深分佈曲線圖

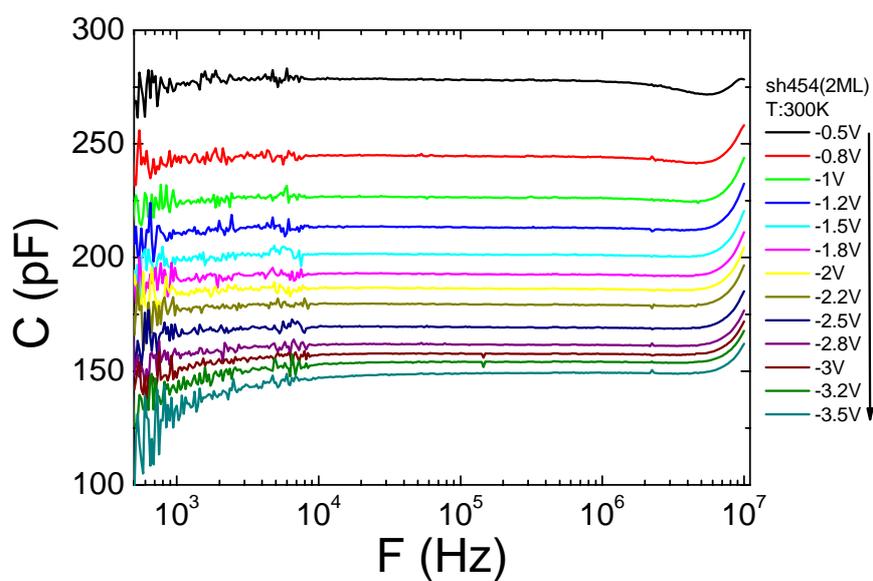


圖 4-16(a) sh454(2ML)室溫變偏壓之電容-頻率曲線圖

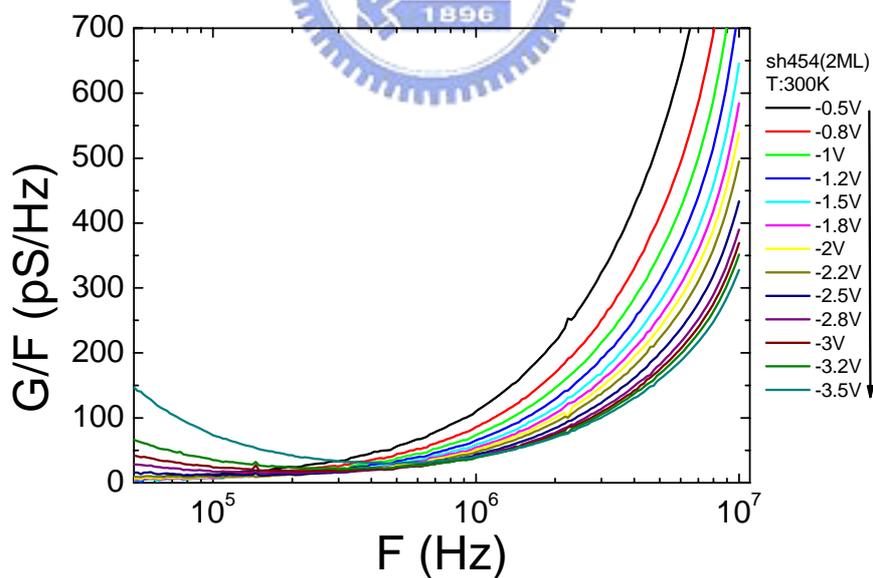


圖 4-16(b) sh454(2ML)室溫變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖

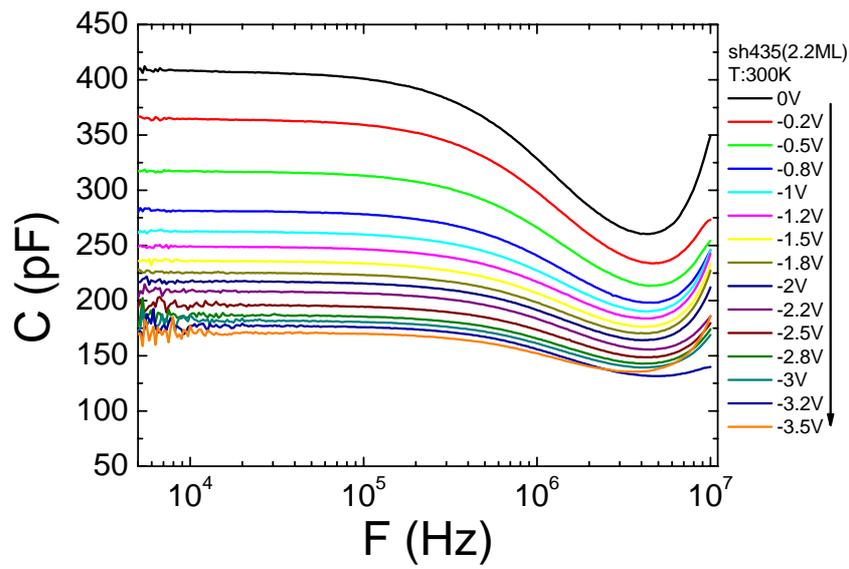


圖 4-17(a) sh435(2.2ML)室溫變偏壓之電容-頻率曲線圖

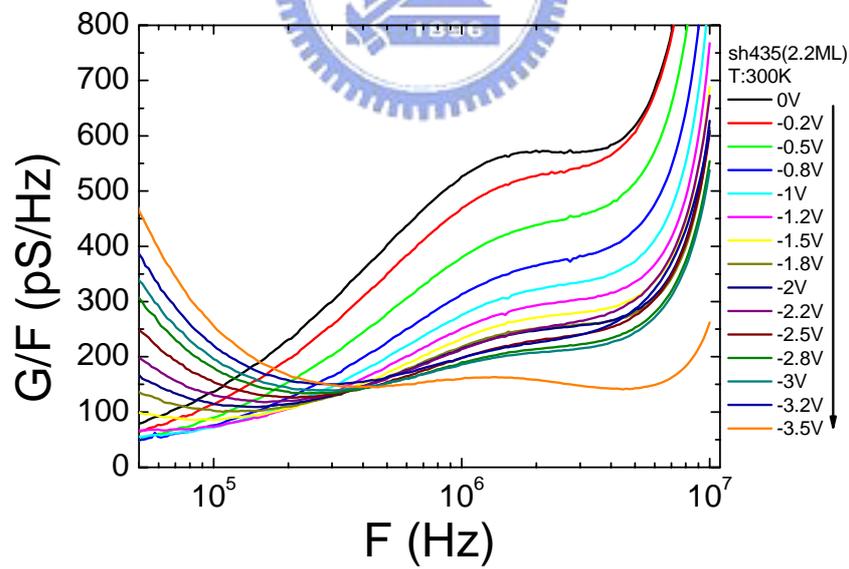


圖 4-17(b) sh435(2.2ML)室溫變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖

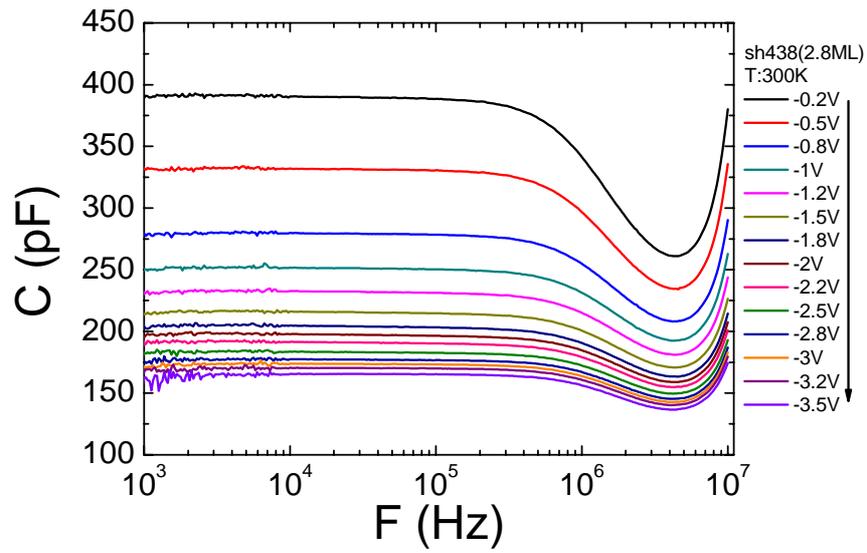


圖 4-18(a) sh438(2.8ML)室溫變偏壓之電容-頻率曲線圖

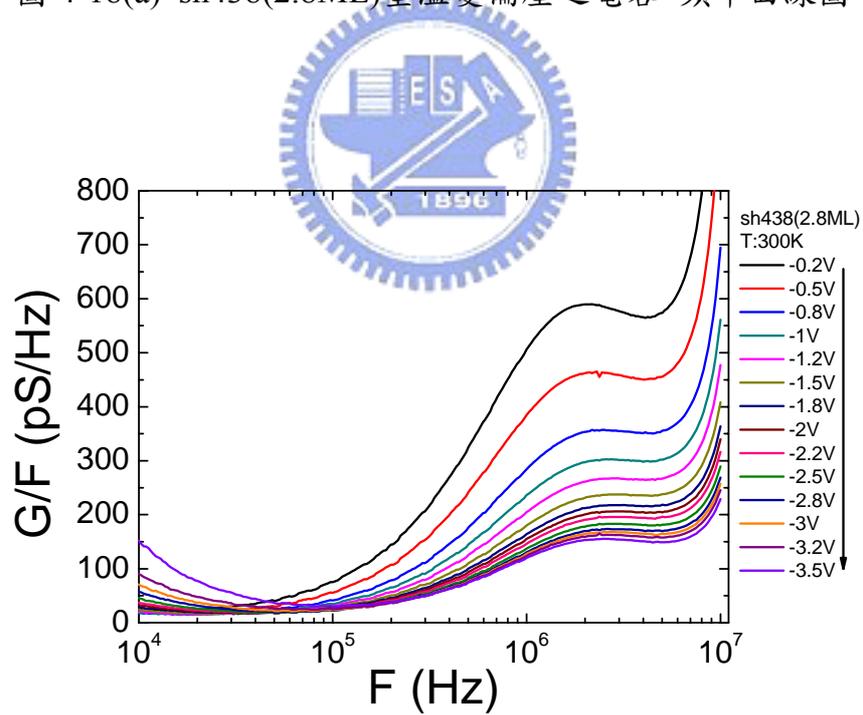


圖 4-18(b) sh438(2.8ML)室溫變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖

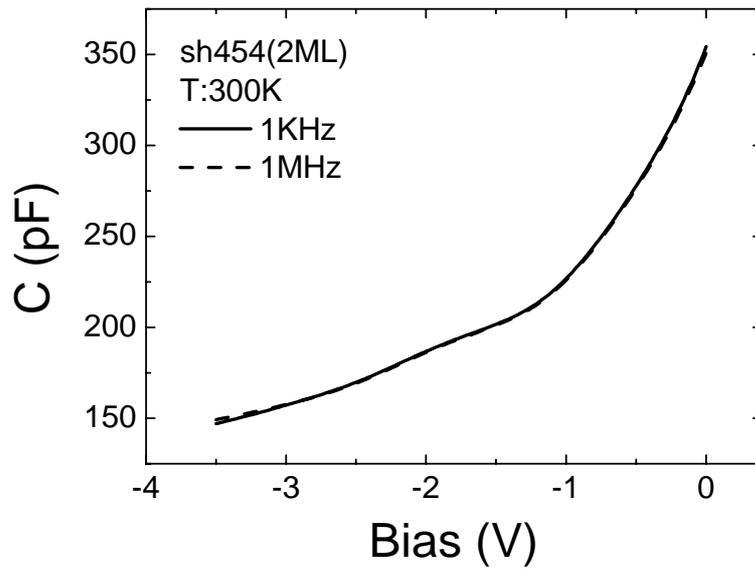


圖 4-19 sh454(2ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖

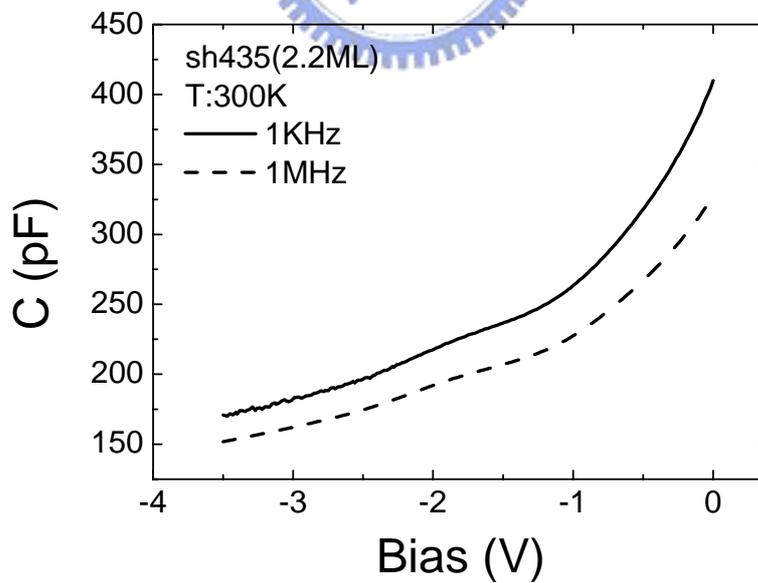


圖 4-20 sh435(2.2ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖

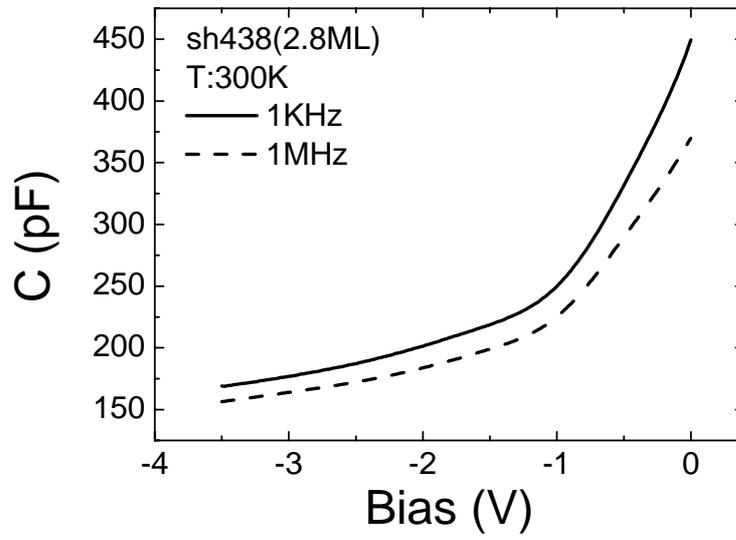


圖 4-21 sh438(2.8ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖



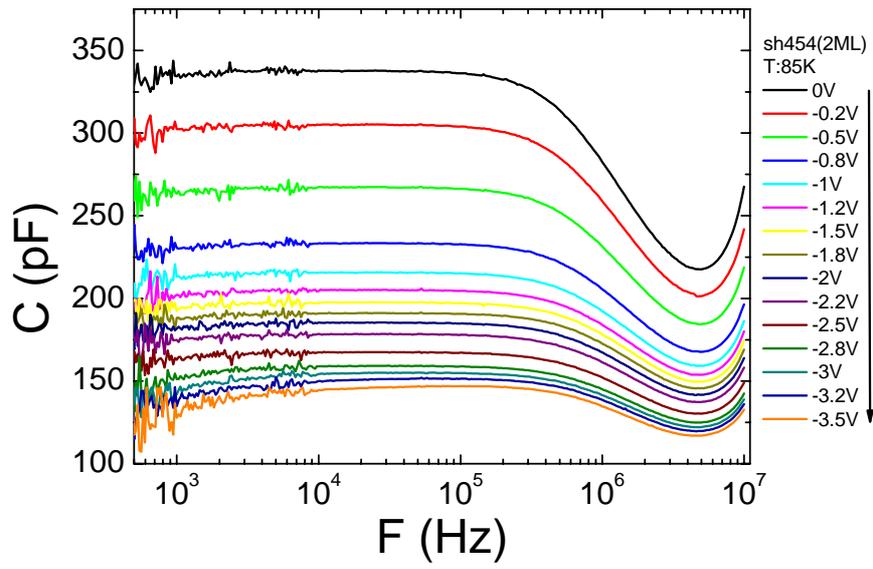


圖 4-22(a) sh454(2ML)溫度 85K 變偏壓之電容-頻率曲線圖

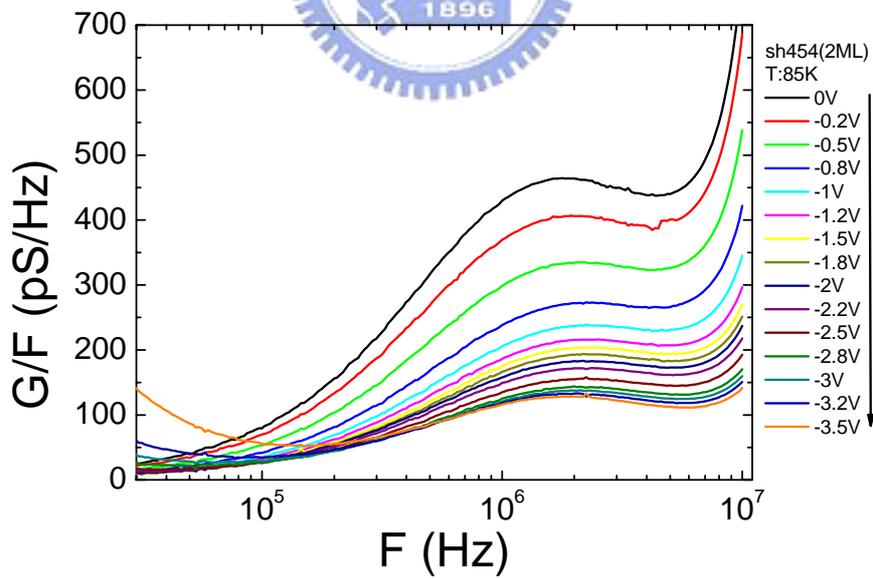


圖 4-22(b) sh454(2ML)溫度 85K 變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖

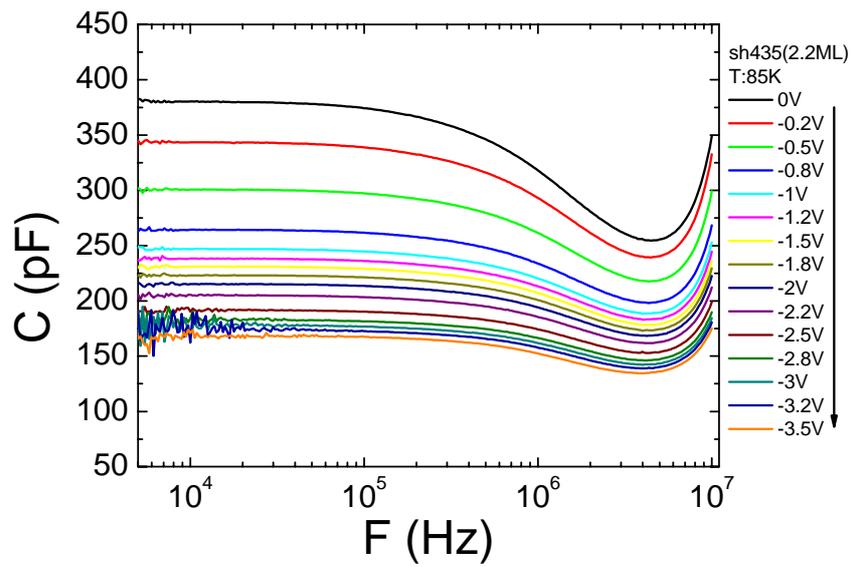


圖 4-23(a) sh435(2.2ML)溫度 85K 變偏壓之電容-頻率曲線圖

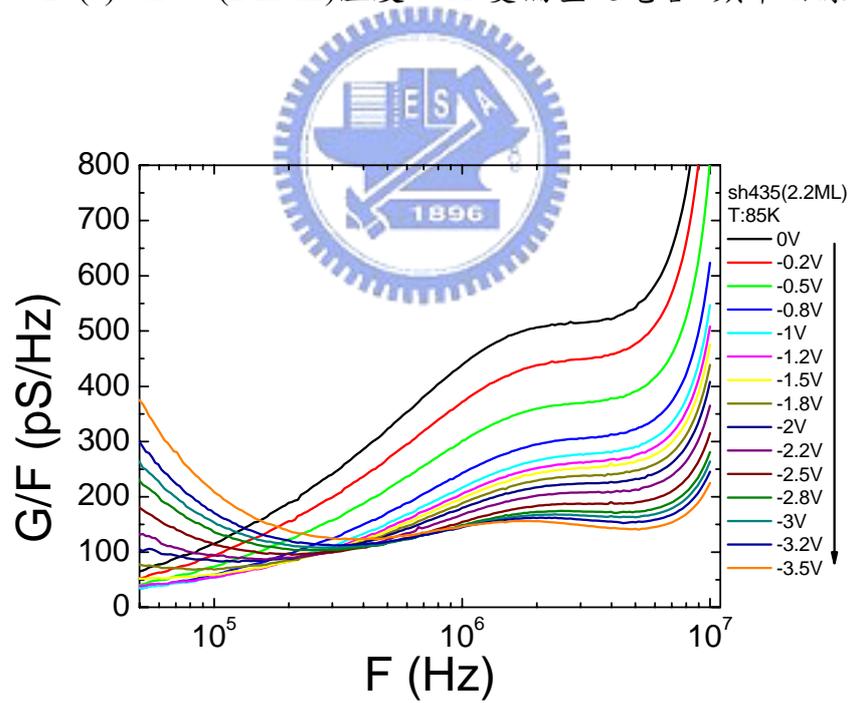


圖 4-23(b) sh435(2.2ML)溫度 85K 變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖

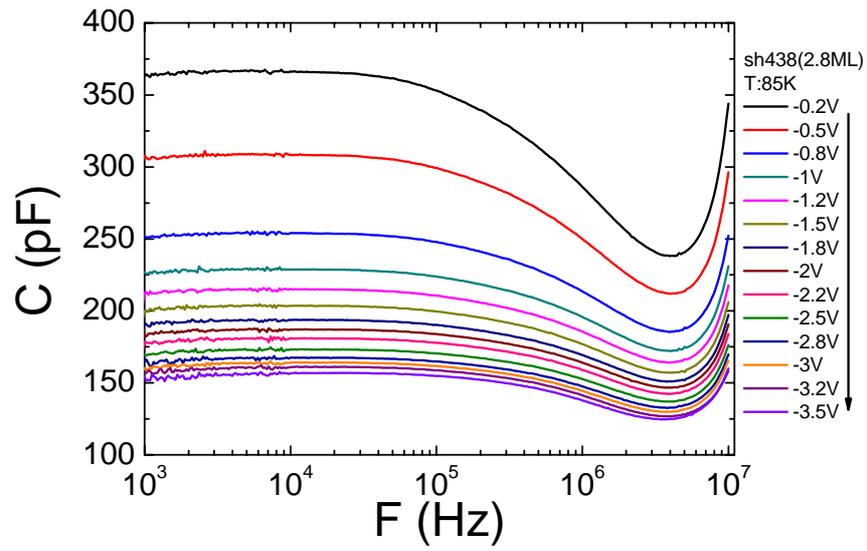


圖 4-24(a) sh438(2.8ML)溫度 85K 變偏壓之電容-頻率曲線圖

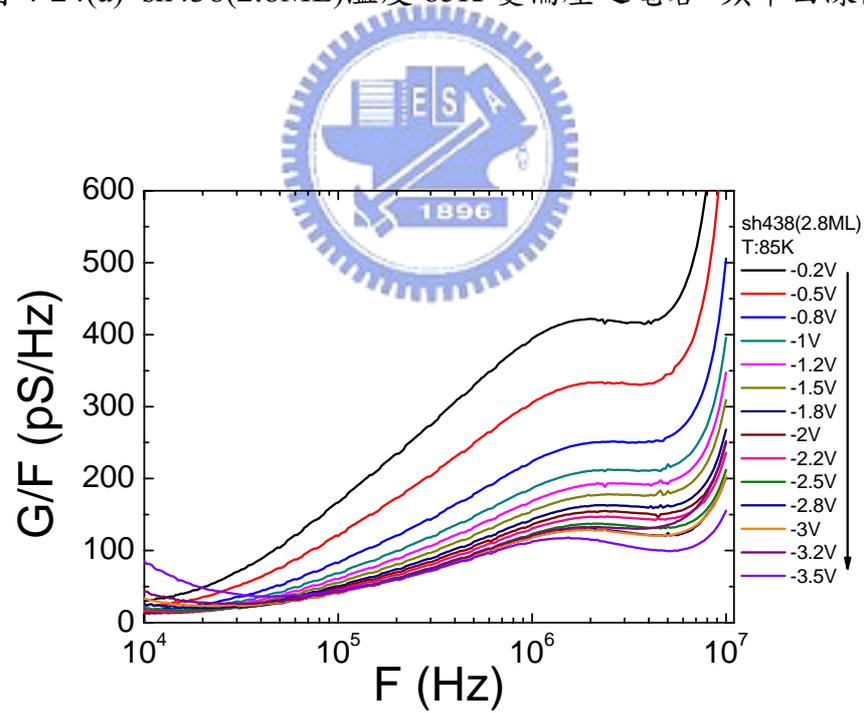


圖 4-24(b) sh438(2.8ML)溫度 85K 變偏壓之電導/頻率-頻率曲線圖

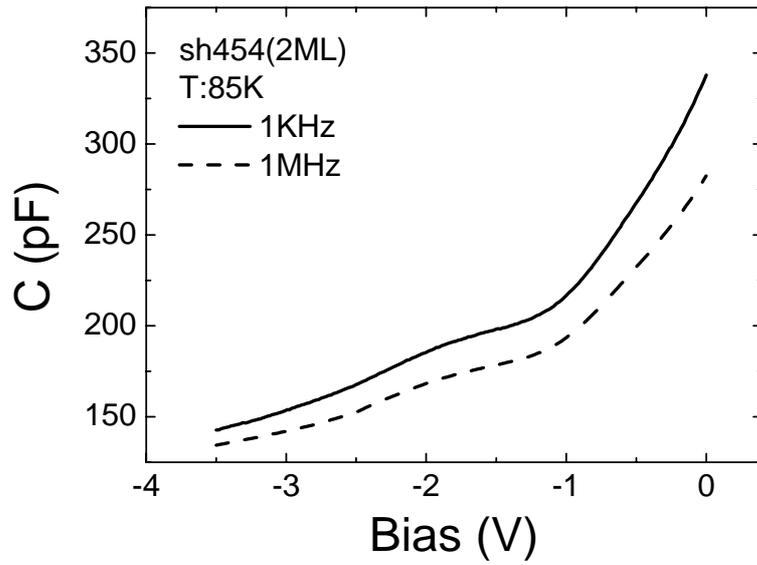


圖 4-25 sh454(2ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖

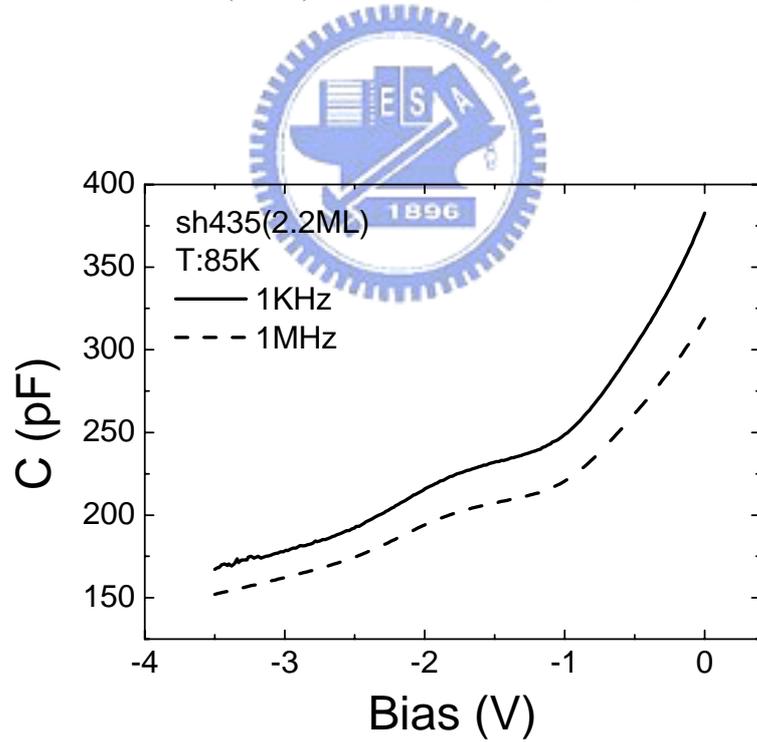


圖 4-26 sh435(2.2ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖

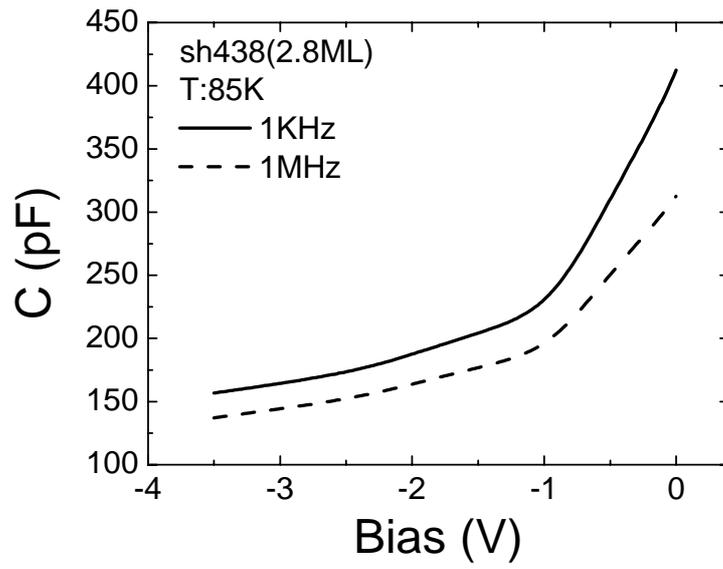


圖 4-27 sh438(2.8ML)室溫高低頻之電容-電壓曲線圖



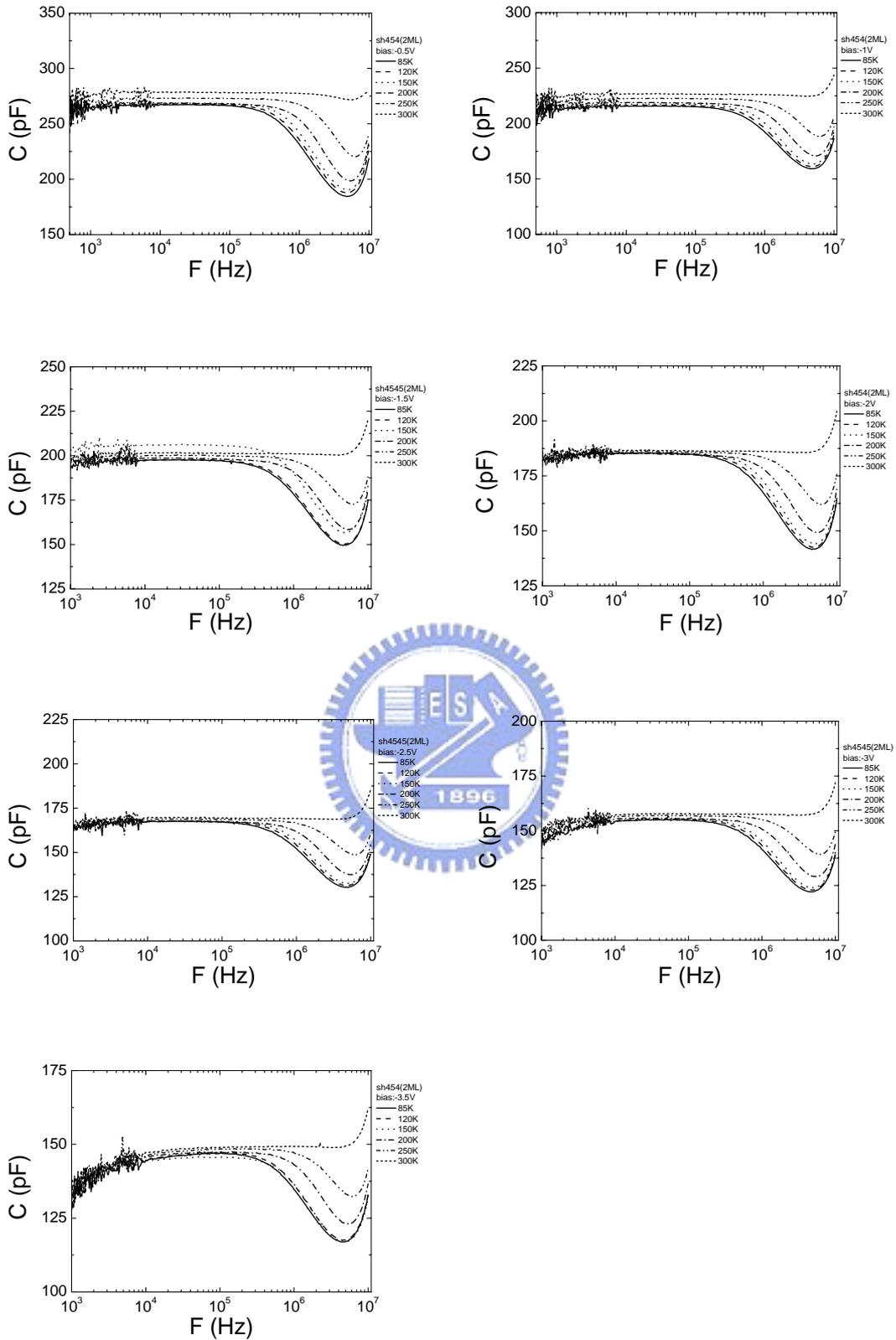


圖 4-28(a) sh454(2ML)各偏壓下變溫之電容-頻率曲線圖

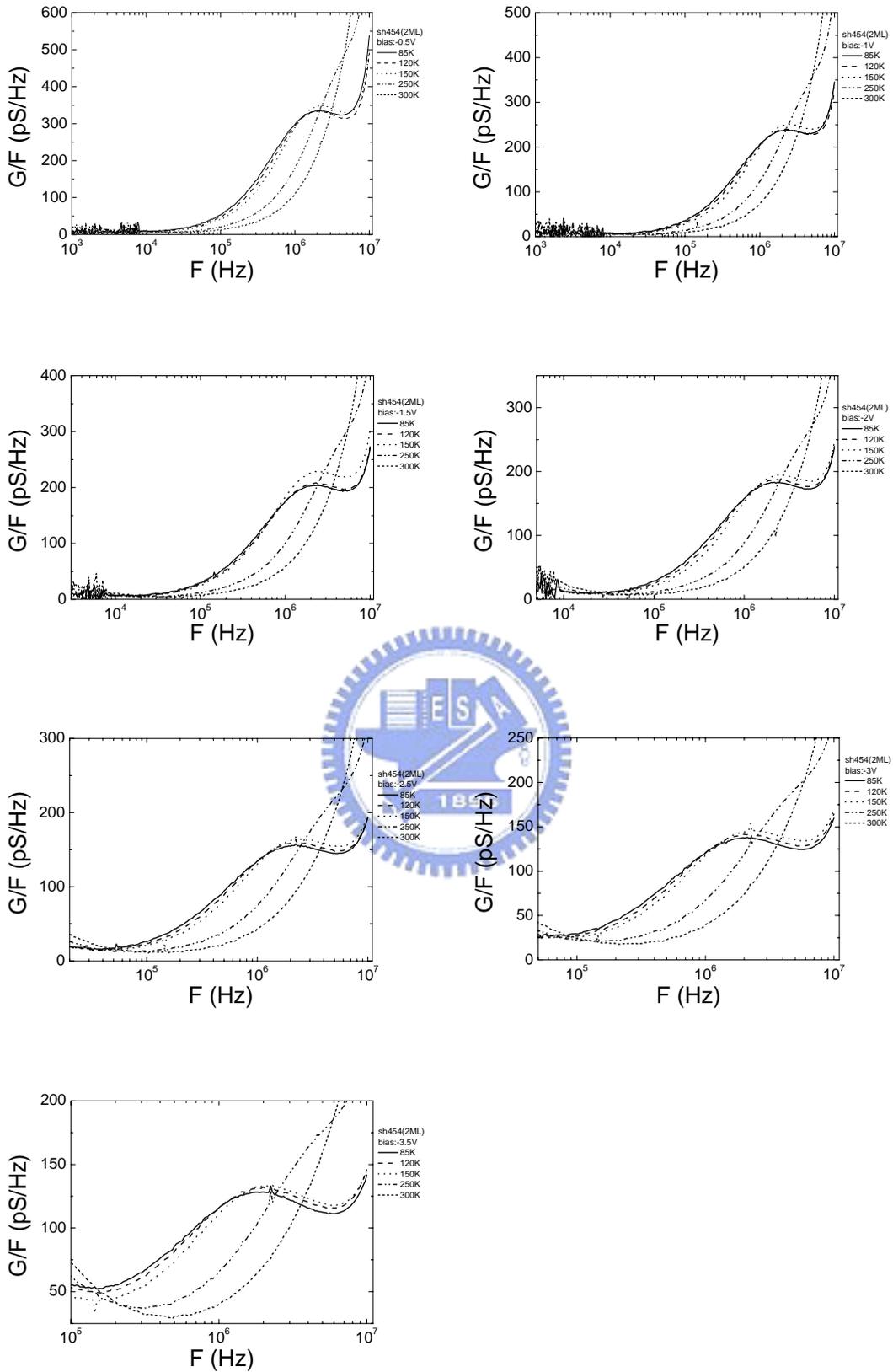


圖 4-28(b) sh454(2ML)各偏壓下變溫之電導/頻率-頻率曲線圖

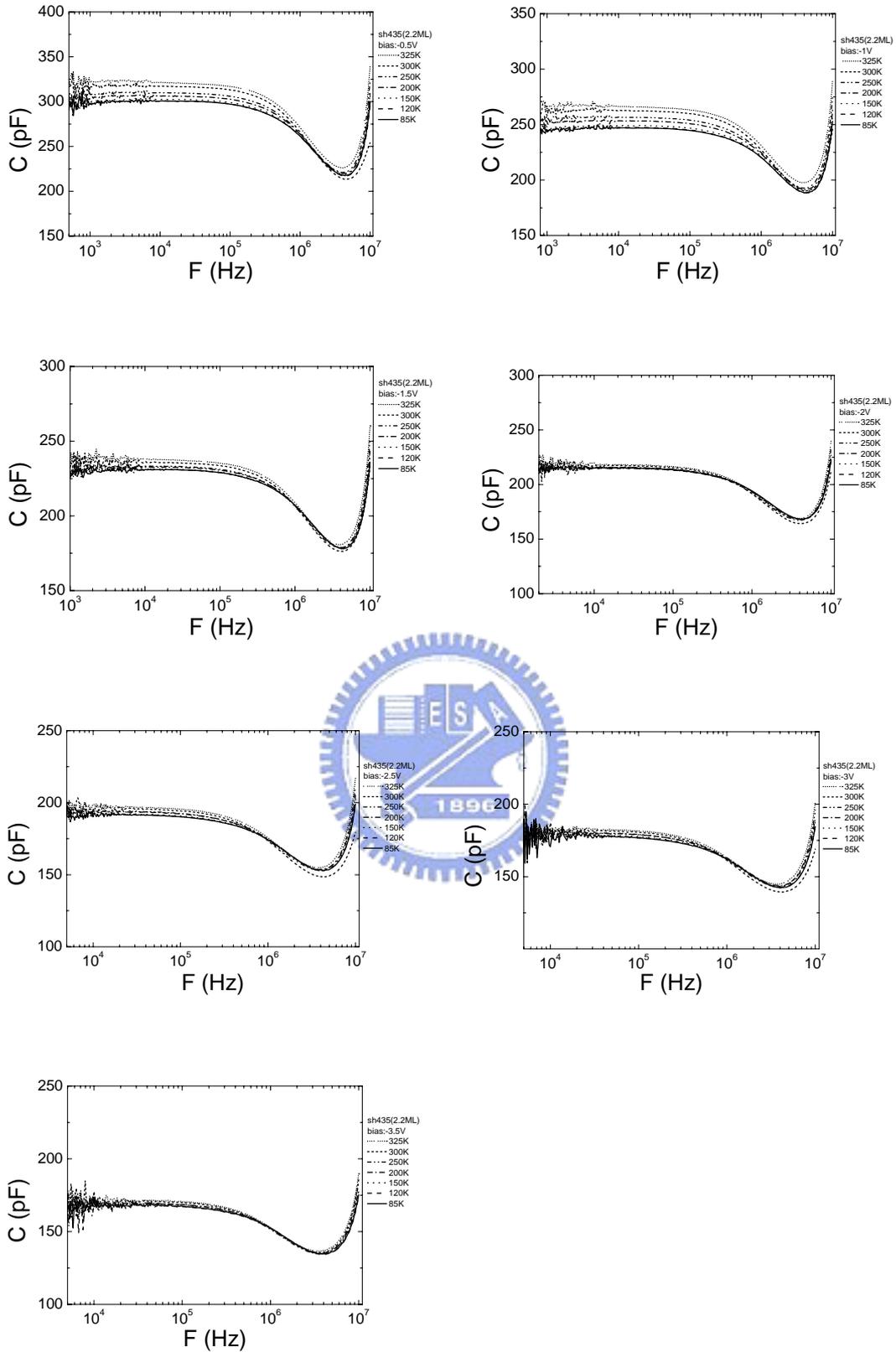


圖 4-29(a) sh435(2.2ML)各偏壓下變溫之電容-頻率曲線圖

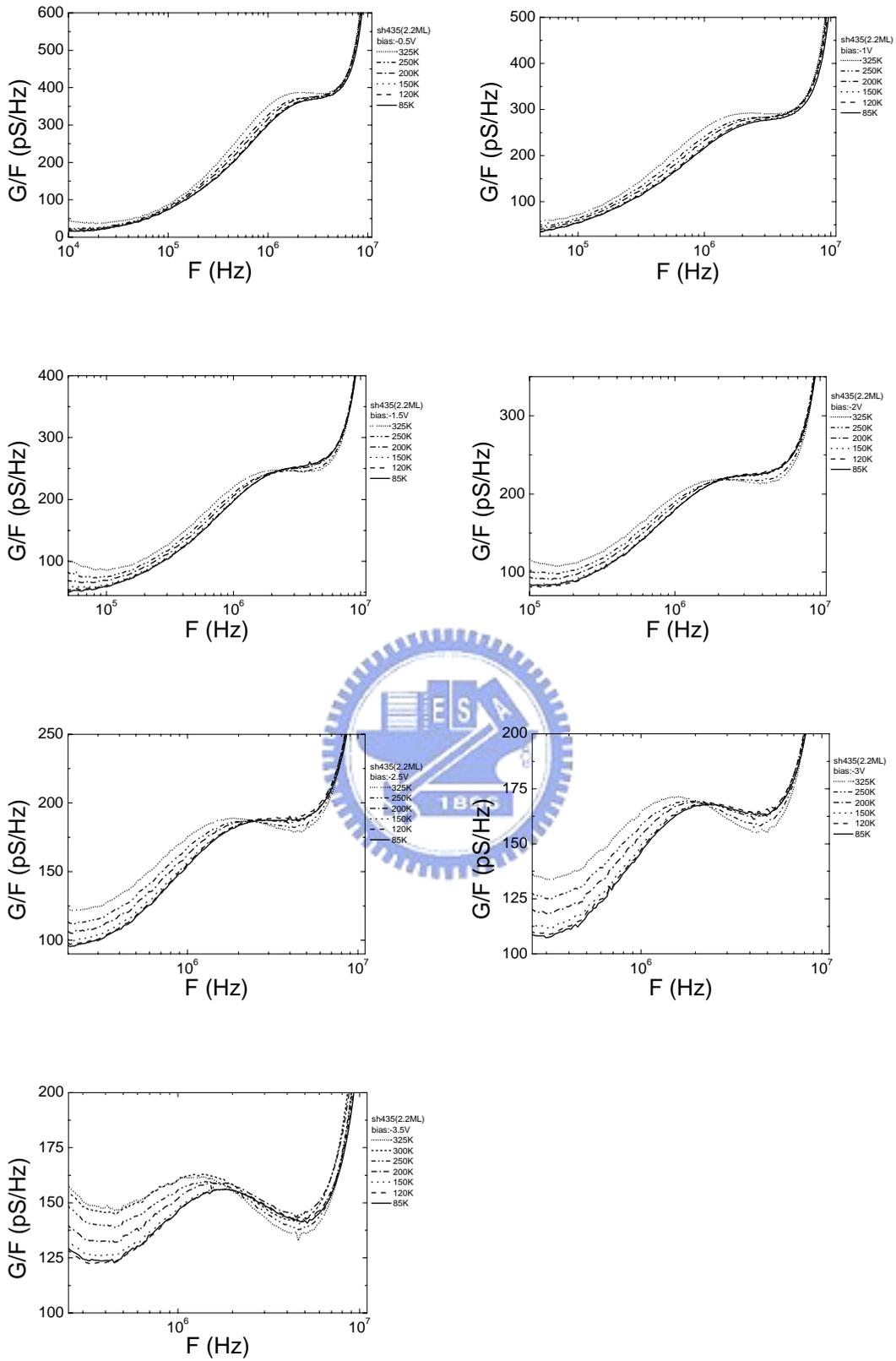


圖 4-29(b) sh435(2.2ML)各偏壓下變溫之電導/頻率-頻率曲線圖

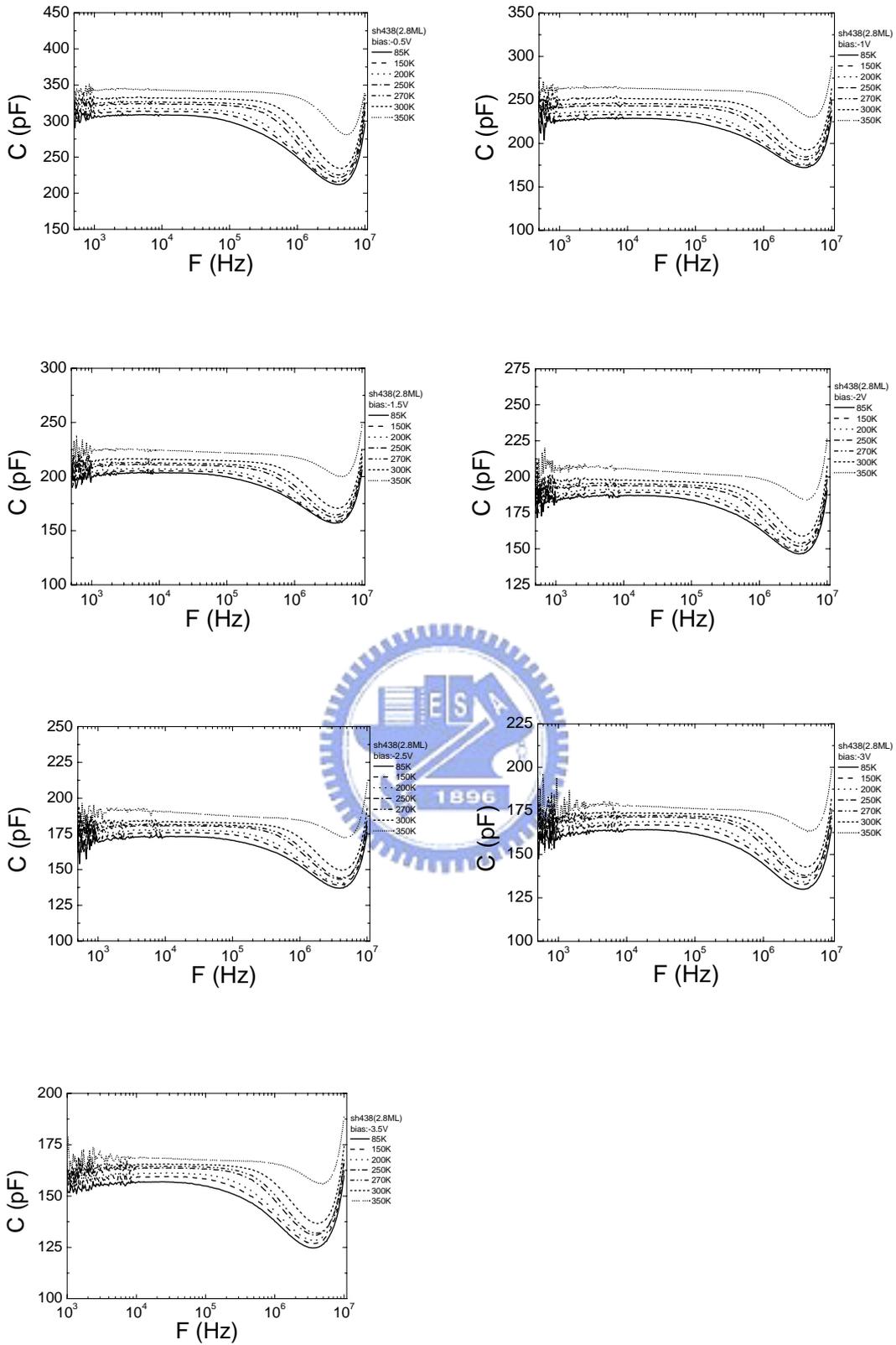


圖 4-30(a) sh438(2.8ML)各偏壓下變溫之電容-頻率曲線圖

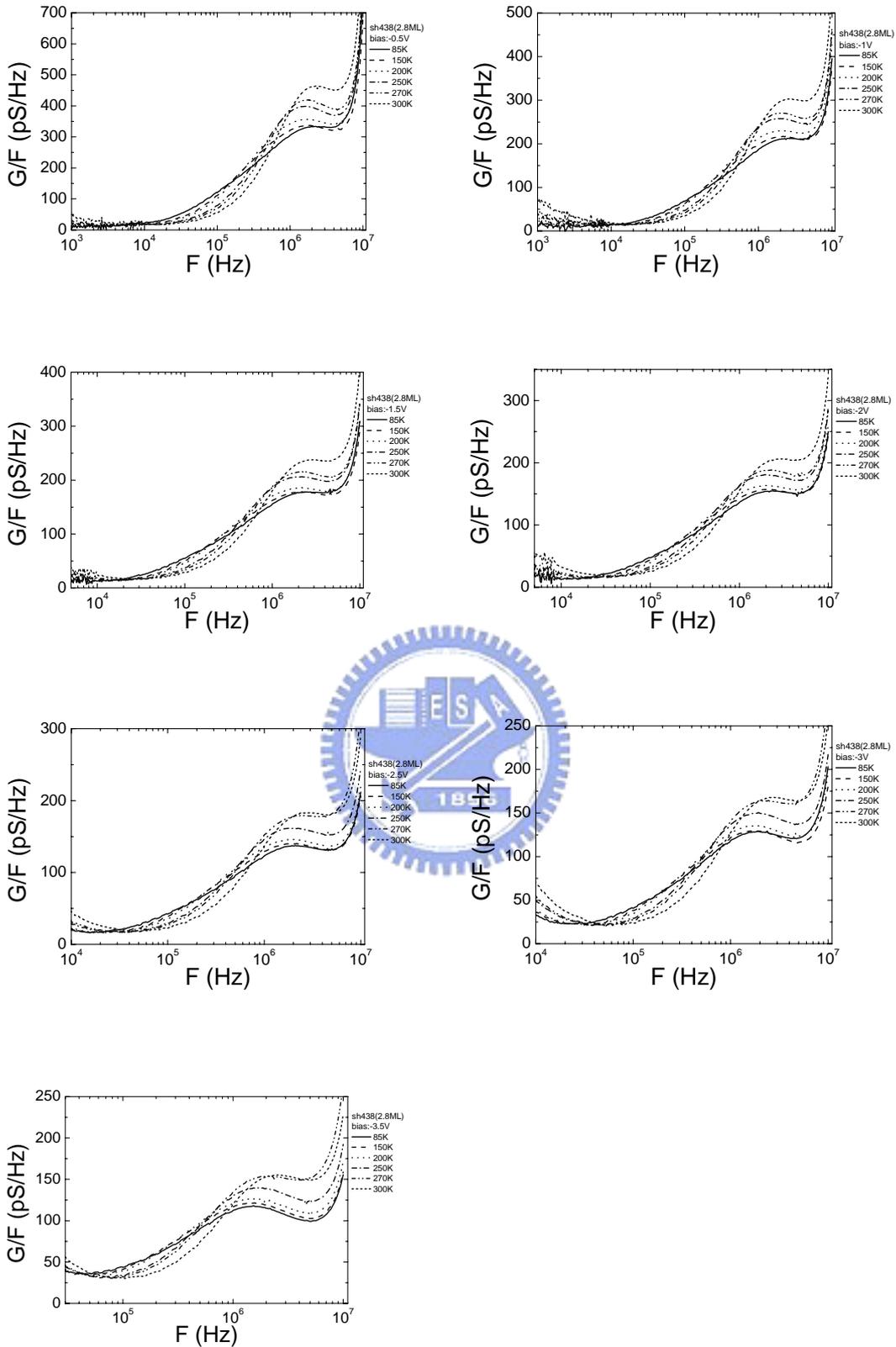


圖 4-30(b) sh438(2.8ML)各偏壓下變溫之電導/頻率-頻率曲線圖

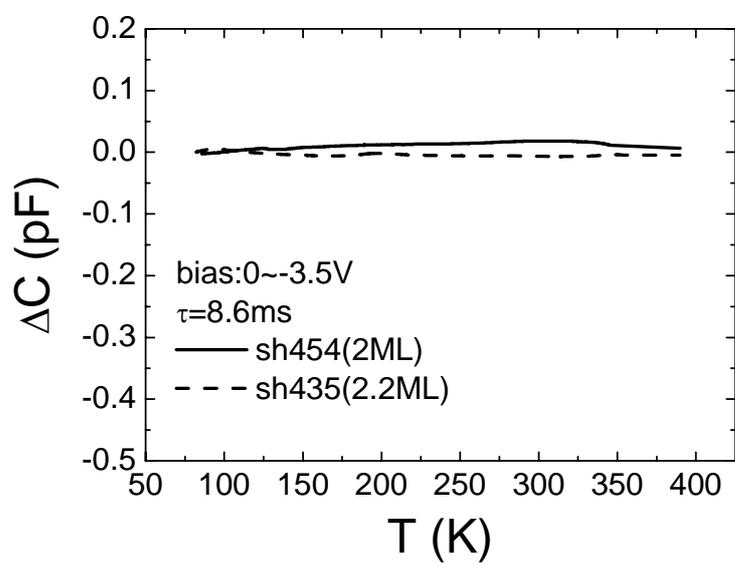


圖 4-31 2ML 和 2.2ML 樣品大偏壓範圍之 DLTS 圖



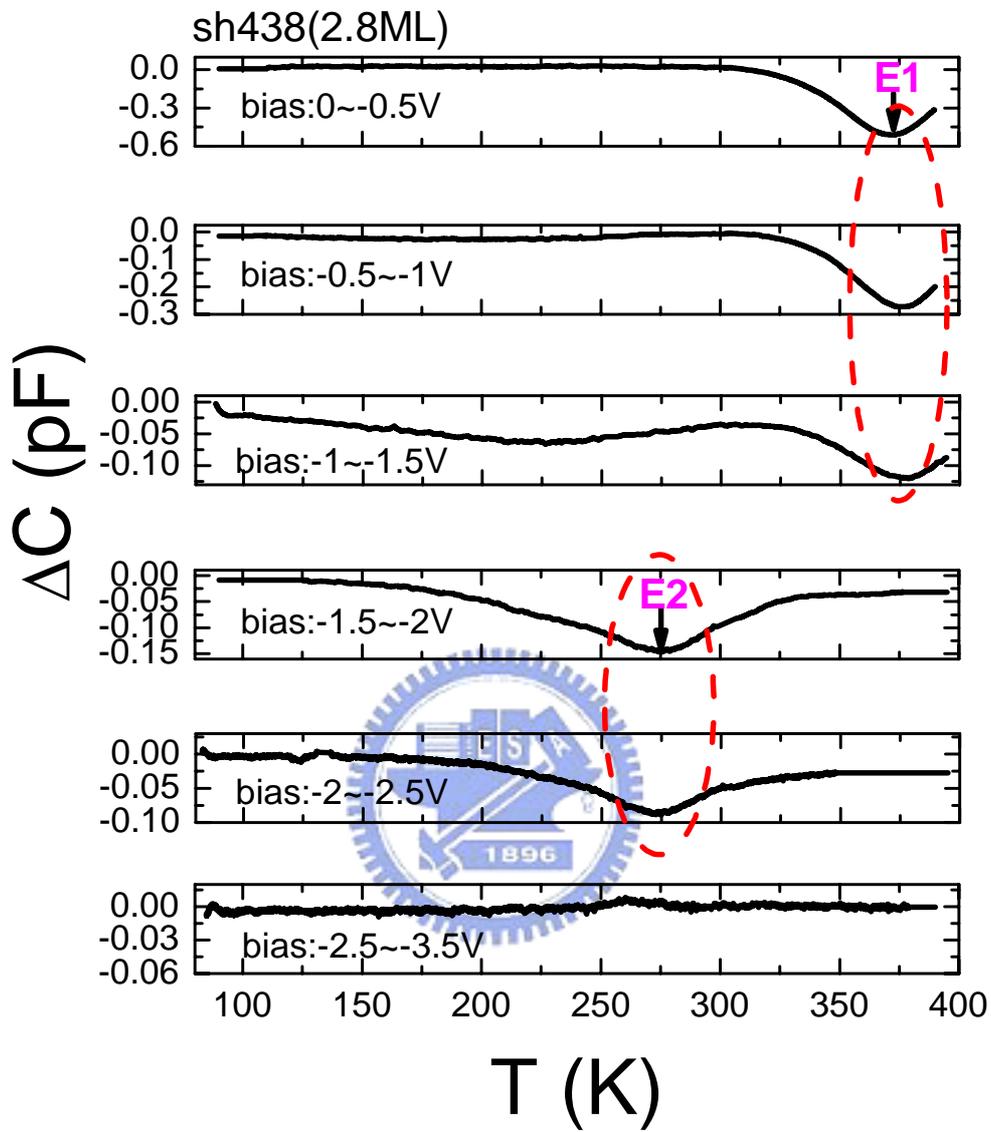


圖 4-32 2.8ML 樣品不同偏壓範圍之 DLTS 圖

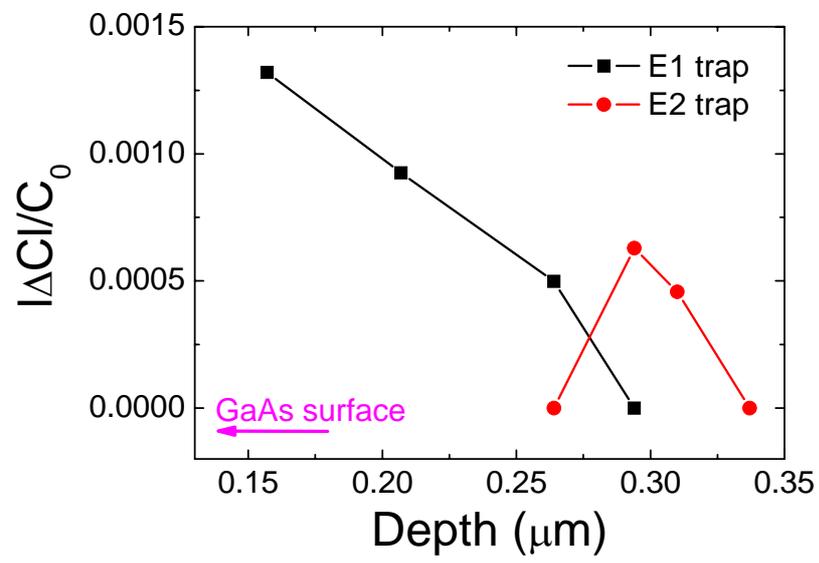


圖 4-33 E1 與 E2 缺陷之位置對  $I\Delta Cl/C_0$  的關係圖



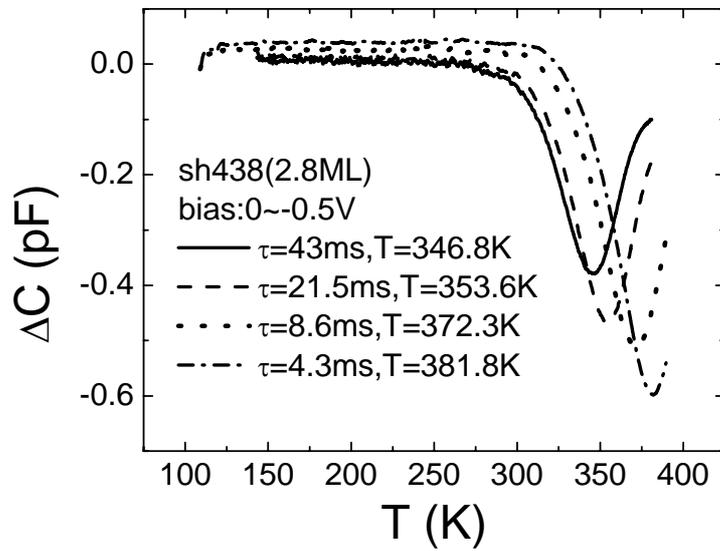


圖 4-34(a) 2.8ML 樣品 E1 缺陷的不同速率視窗下之 DLTS 圖

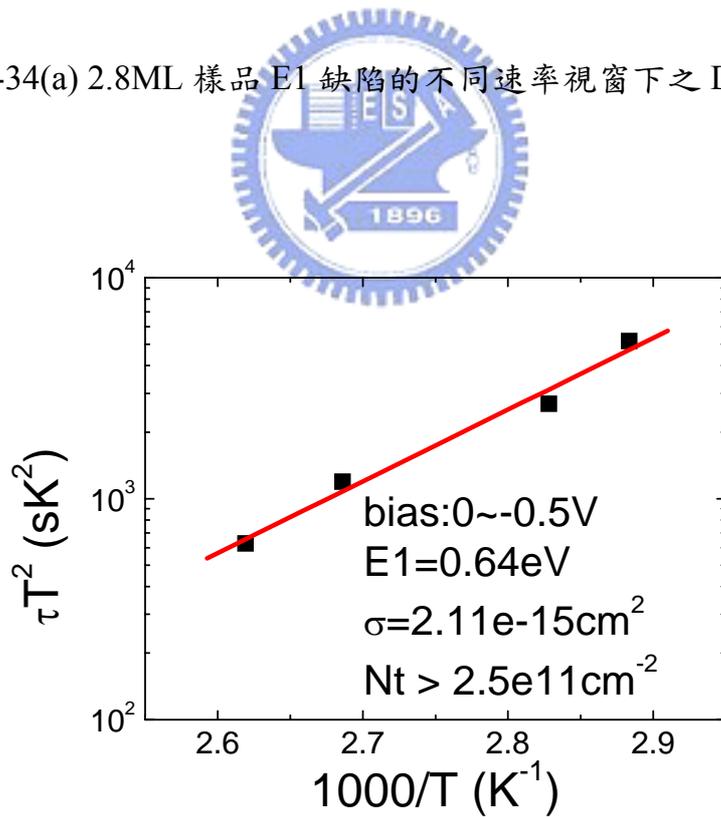


圖 4-34(b) 2.8ML 樣品 E1 缺陷之 Arrhenius 圖

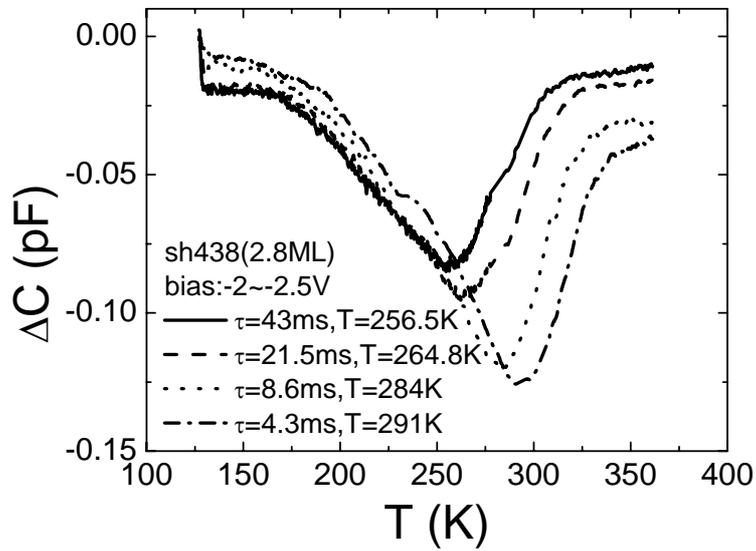


圖 4-35(a) 2.8ML 樣品 E2 缺陷的不同速率視窗下之 DLTS 圖

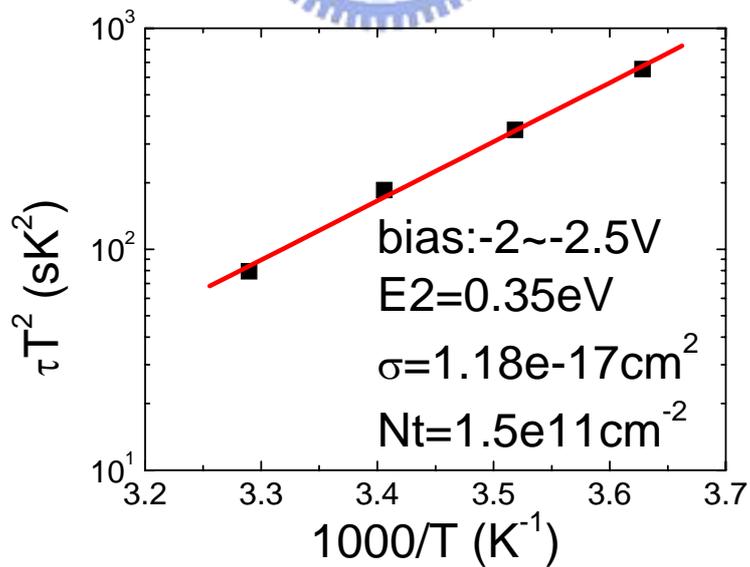


圖 4-35(b) 2.8ML 樣品 E2 缺陷之 Arrhenius 圖

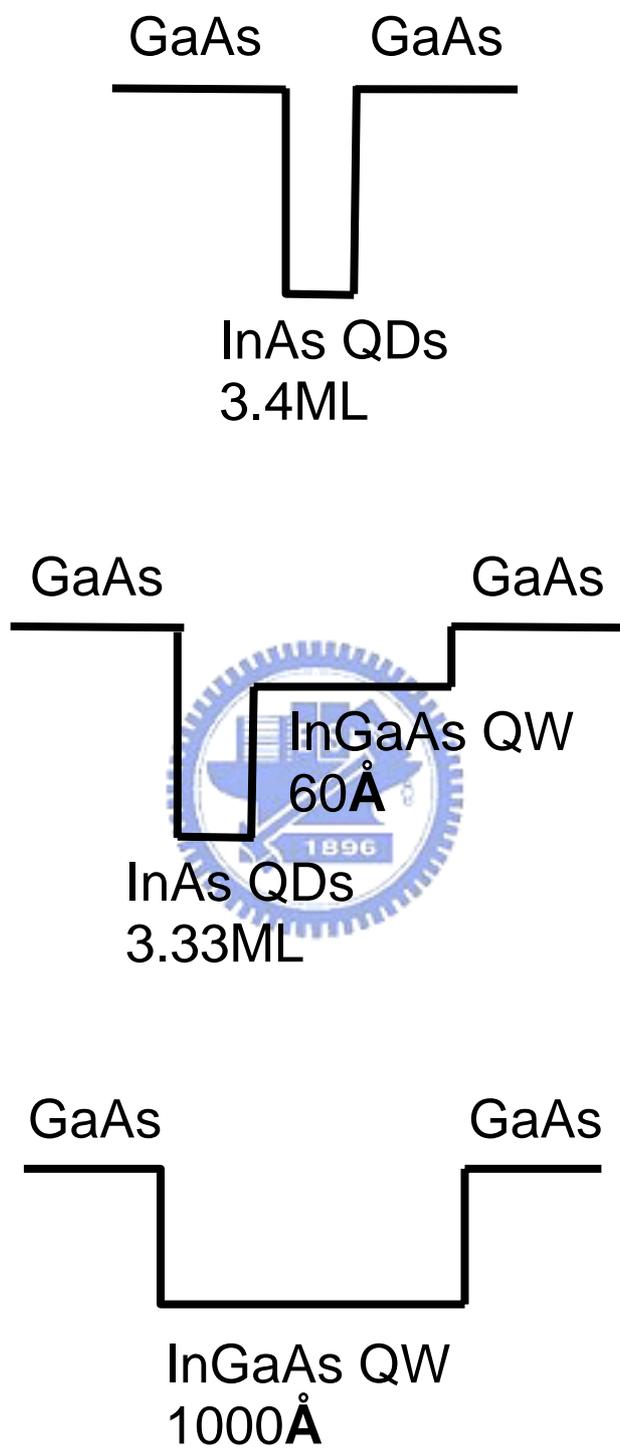
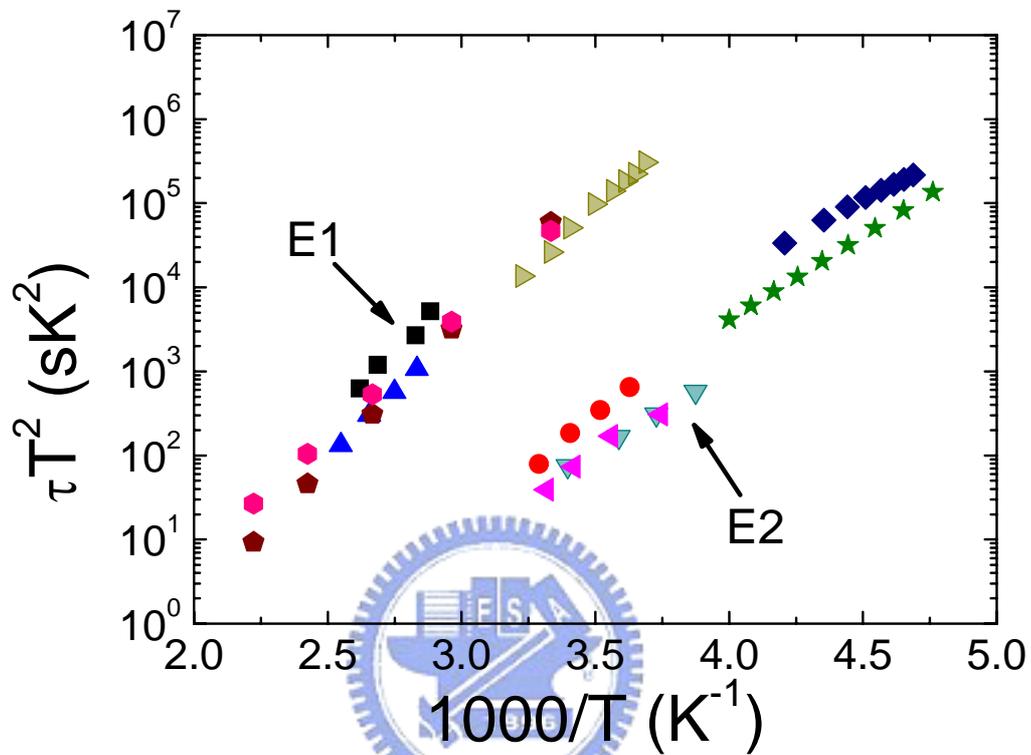


圖 4-36 三種 relaxation 樣品之結構圖

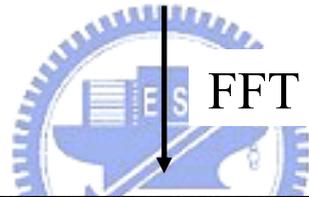
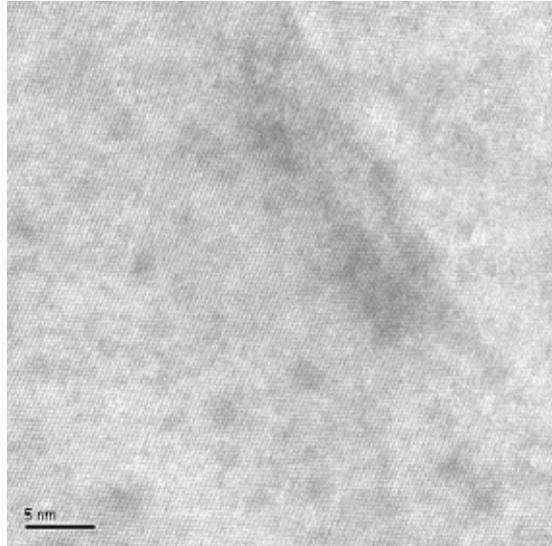


- 2.8ML InAsSb QDs(E1:0.64eV,2.11e-15cm<sup>2</sup>)
- 2.8ML InAsSb QDs(E2:0.35eV,1.18e-17cm<sup>2</sup>)
- ▲ 3.4ML InAs QDs(E1:0.63eV,3.9e-15cm<sup>2</sup>)
- ▼ 3.4ML InAs QDs(E2:0.37eV,1.26e-16cm<sup>2</sup>)
- ◆ 3.33ML InAs/InGaAs DWELL(0.41eV,9.78e-16cm<sup>2</sup>)
- ▲ 1000A In<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>As QW(EA:0.53eV,1.1e-12cm<sup>2</sup>)
- ◆ 1000A In<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>As QW(ED:0.33eV,1.4e-18cm<sup>2</sup>)
- ◆ Wosinski et al. plastic deformed GaAs bulk(ED1:0.68eV,2e-14cm<sup>2</sup>)
- ◆ InGaAs/GaAs and GaAsSb/GaAs(ED1:0.64eV,2e-14cm<sup>2</sup>)
- ◆ Buchwald et al. 1000A In<sub>0.083</sub>Ga<sub>0.917</sub>As QW(0.58eV,5.3e-16cm<sup>2</sup>)
- ★ Uchida et al. 700A In<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>As QW(0.395eV,1e-16cm<sup>2</sup>)

圖 4-37 2.8ML 樣品中各個缺陷的 Arrhenius 圖，並與其他相關材料的缺陷做比較



圖 4-38 3.33ML InAs/InGaAs DWELL 樣品的 BFTEM 圖



FFT

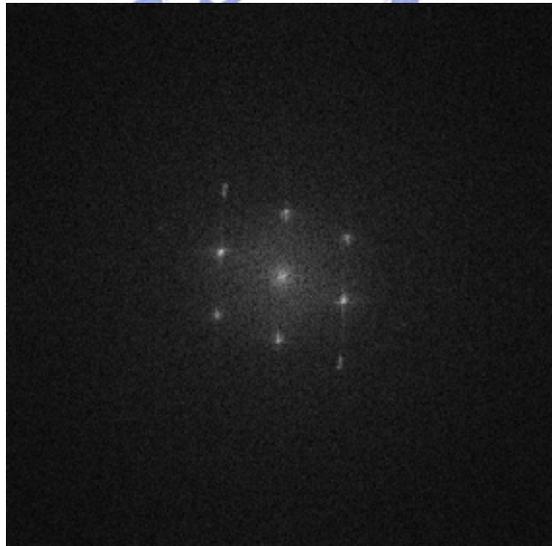


圖 4-39 HRTEM 基本原理示意圖

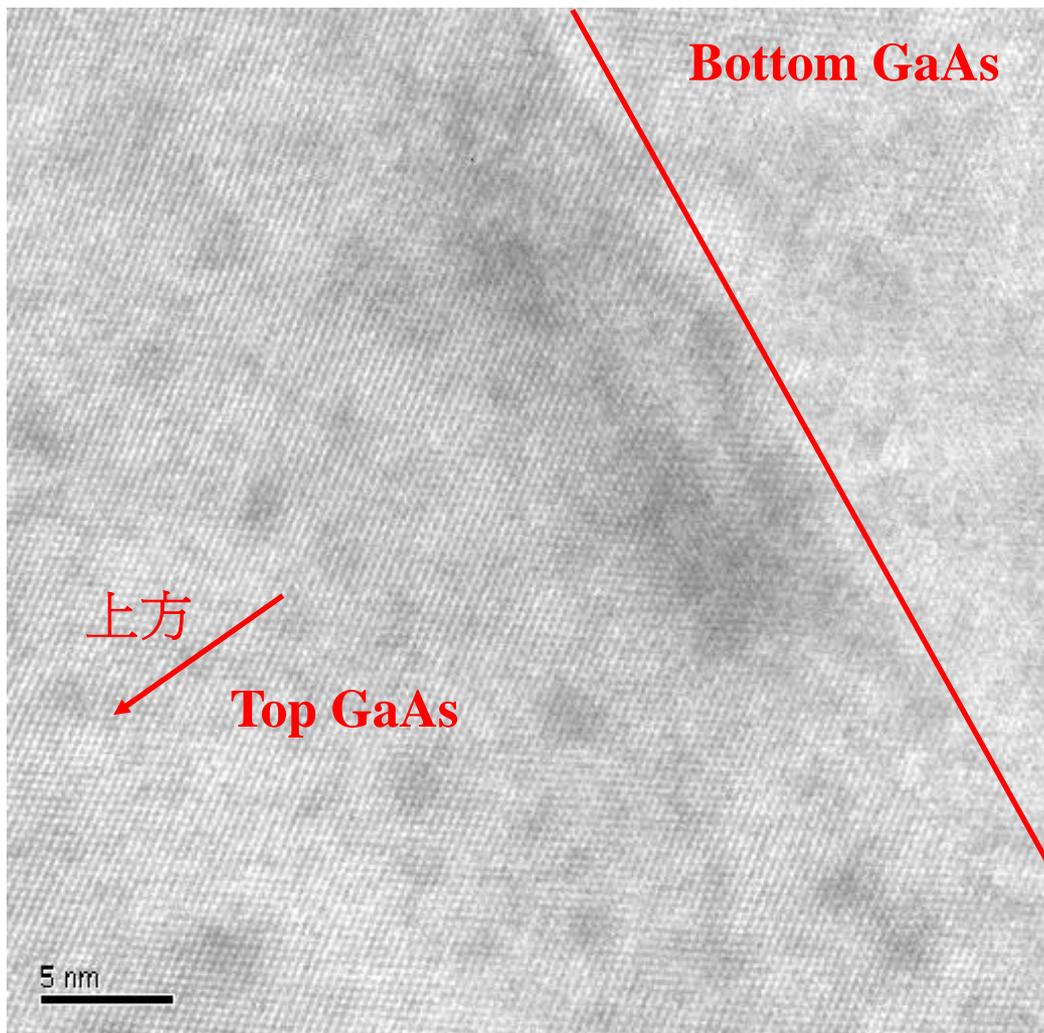


圖 4-40(a) 3.33ML InAs/InGaAs DWELL 樣品的 HRTEM 圖  
(未經過傅立葉轉換)

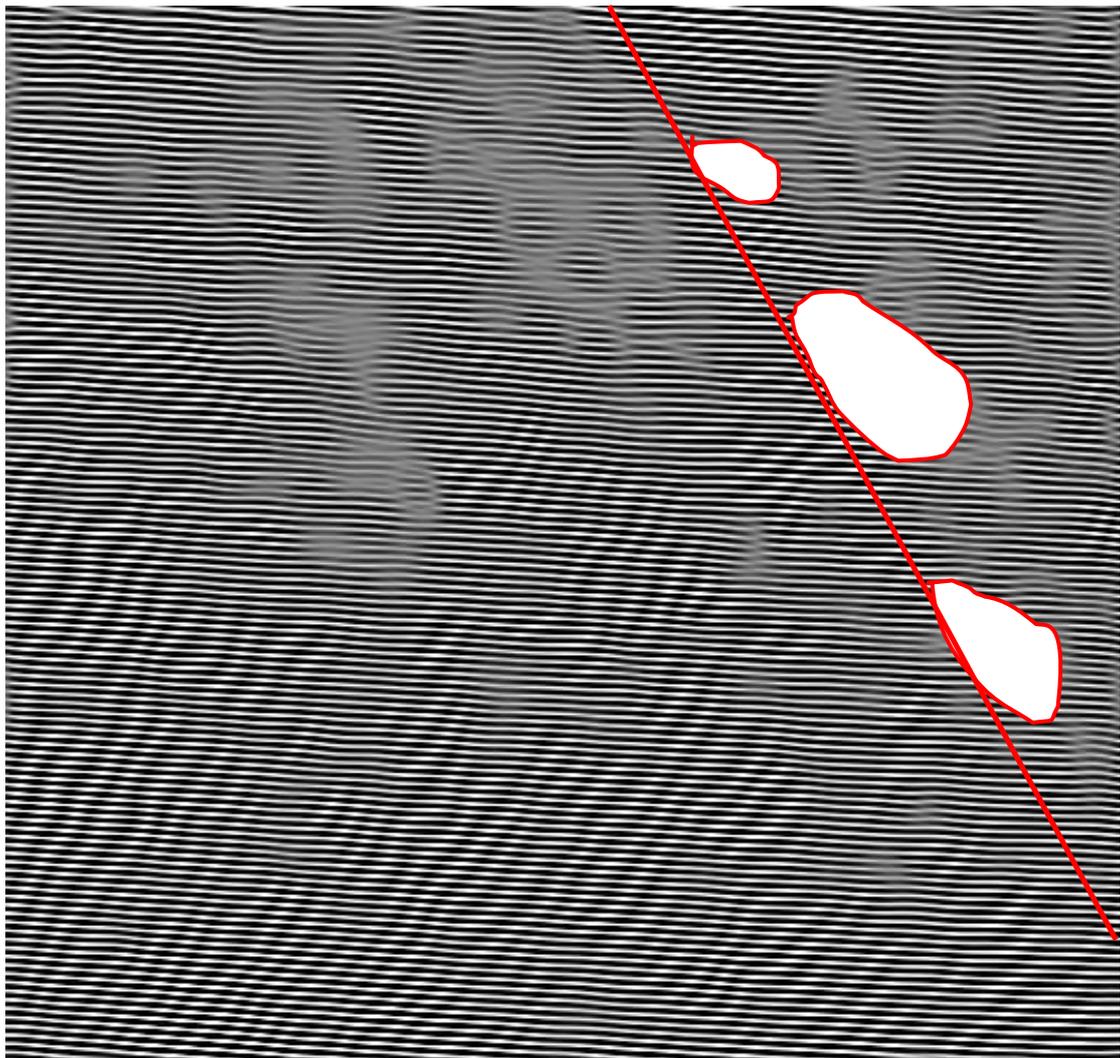


圖 4-40(b) 3.33ML InAs/InGaAs DWELL 樣品的 HRTEM 圖  
(經過傅立葉轉換)

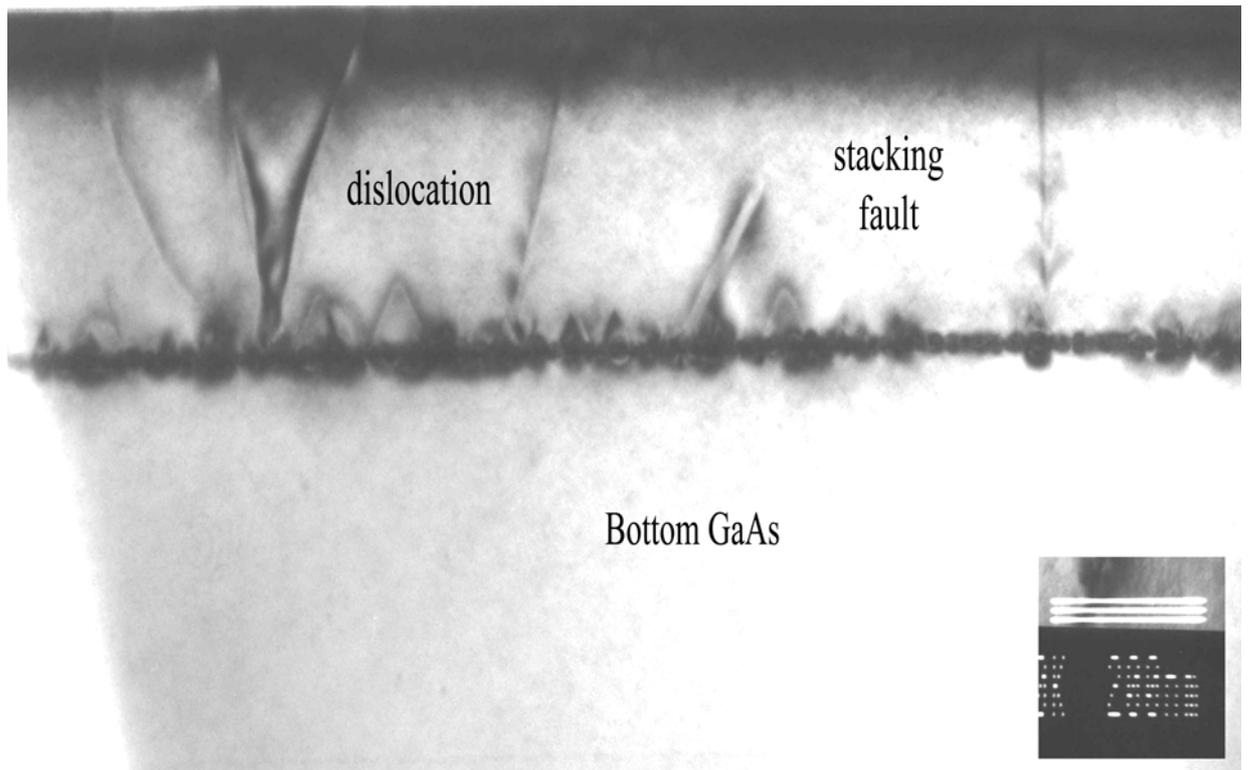


圖 4-41 3.4ML InAs QDs 樣品的 TEM 圖

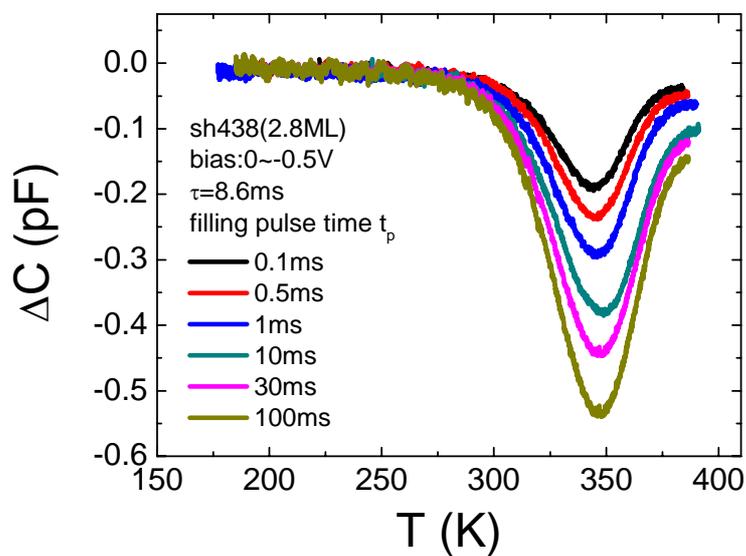


圖 4-42(a) 2.8ML 樣品 E1 缺陷之 DLTS 訊號與填充偏壓時間的關係圖

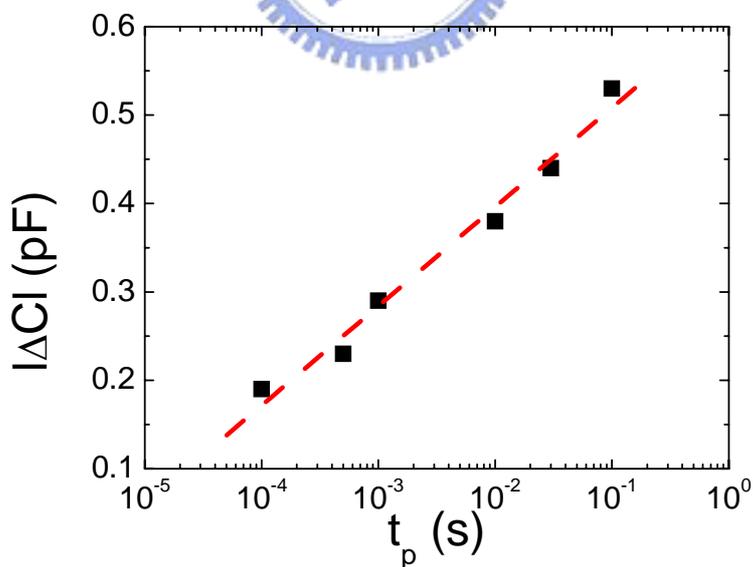


圖 4-42(b) 2.8ML 樣品 E1 缺陷之 DLTS 峰值高度與填充偏壓時間的關係圖

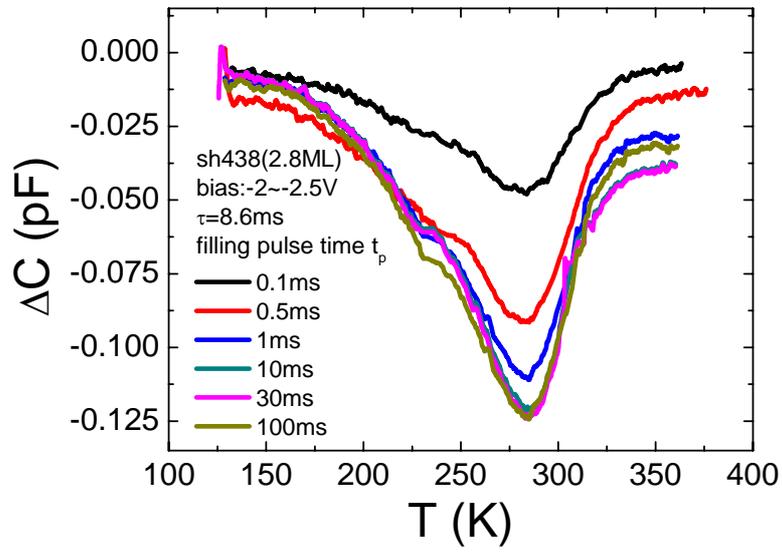


圖 4-43(a) 2.8ML 樣品 E2 缺陷之 DLTS 訊號與填充偏壓時間的關係圖

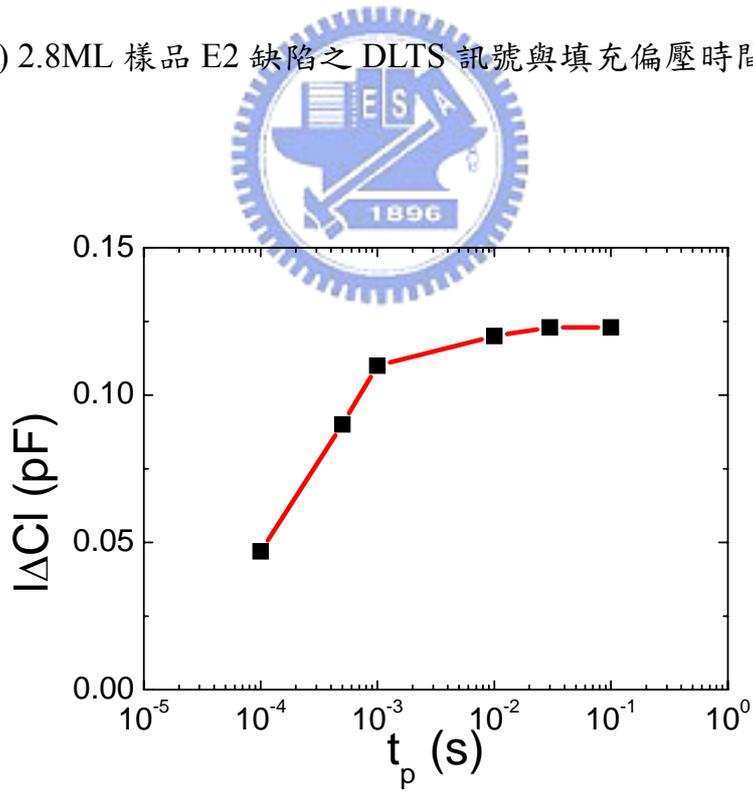


圖 4-43(b) 2.8ML 樣品 E2 缺陷之 DLTS 峰值高度與填充偏壓時間的關係圖

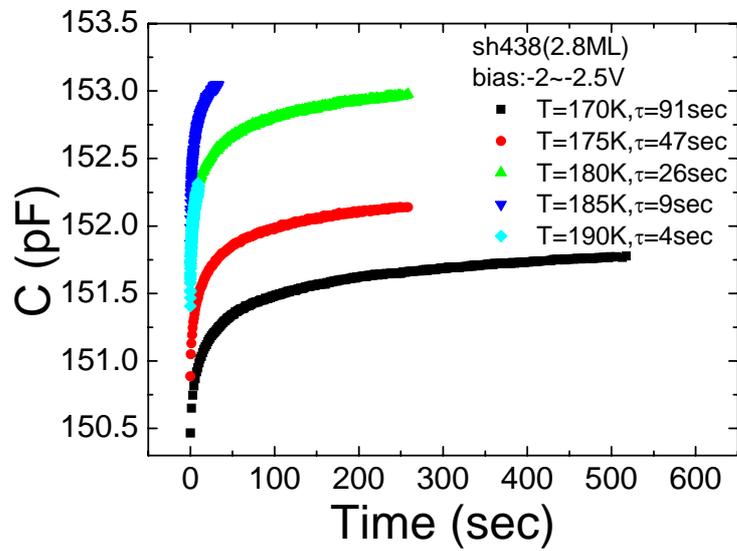


圖 4-44(a) 2.8ML 樣品 E2 缺陷之變溫暫態電容曲線圖

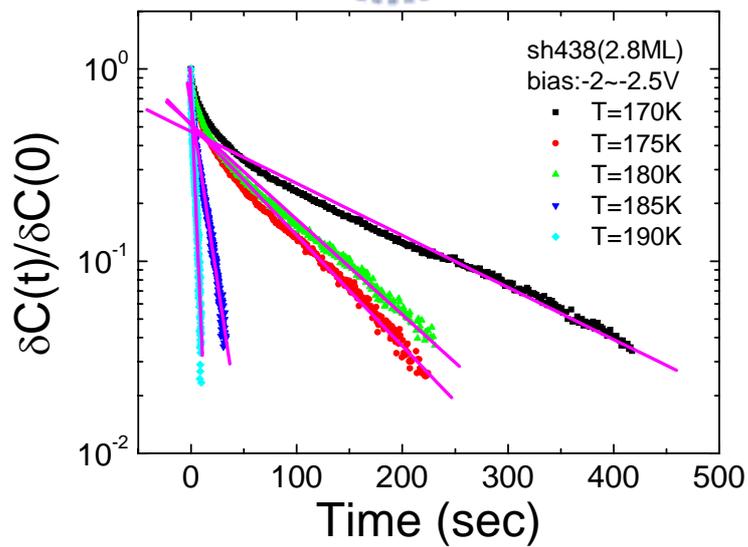


圖 4-44b) 2.8ML 樣品 E2 缺陷之  $\delta C(t)/\delta C(0)$  與時間的關係圖

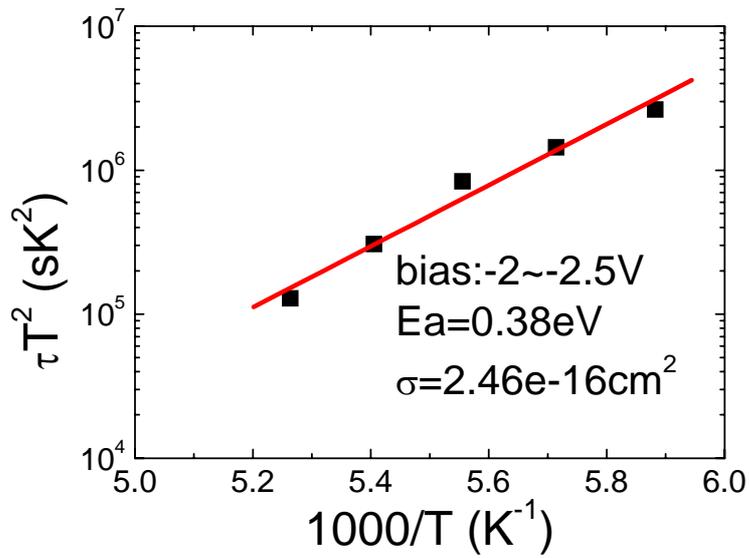


圖 4-45(a) 2.8ML 樣品 E2 缺陷 Transient 所得之 Arrhenius 圖

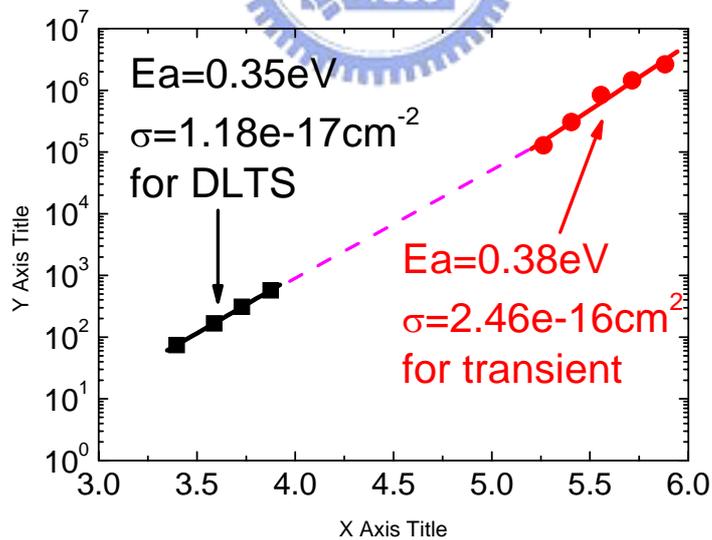


圖 4-45(b) 2.8ML 樣品 E2 缺陷 DLTS 與 Transient 所得之 Arrhenius 圖

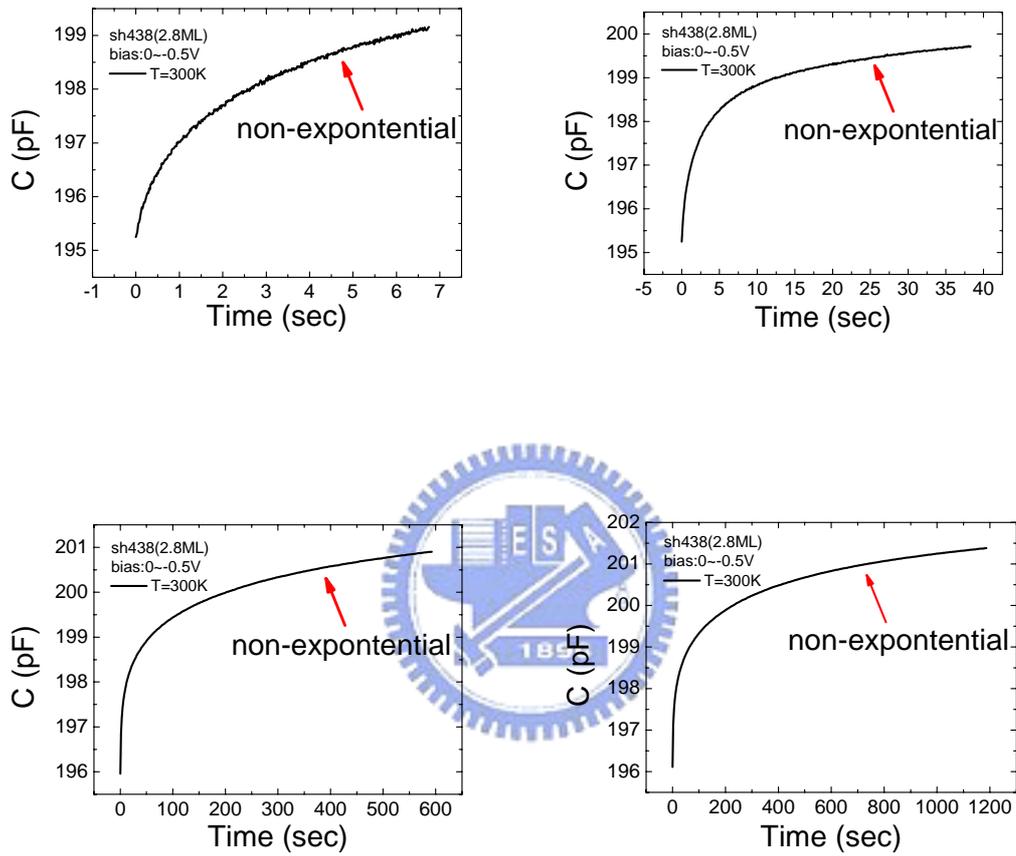


圖 4-46 2.8ML 樣品 E1 缺陷之各種時間尺度暫態電容曲線圖

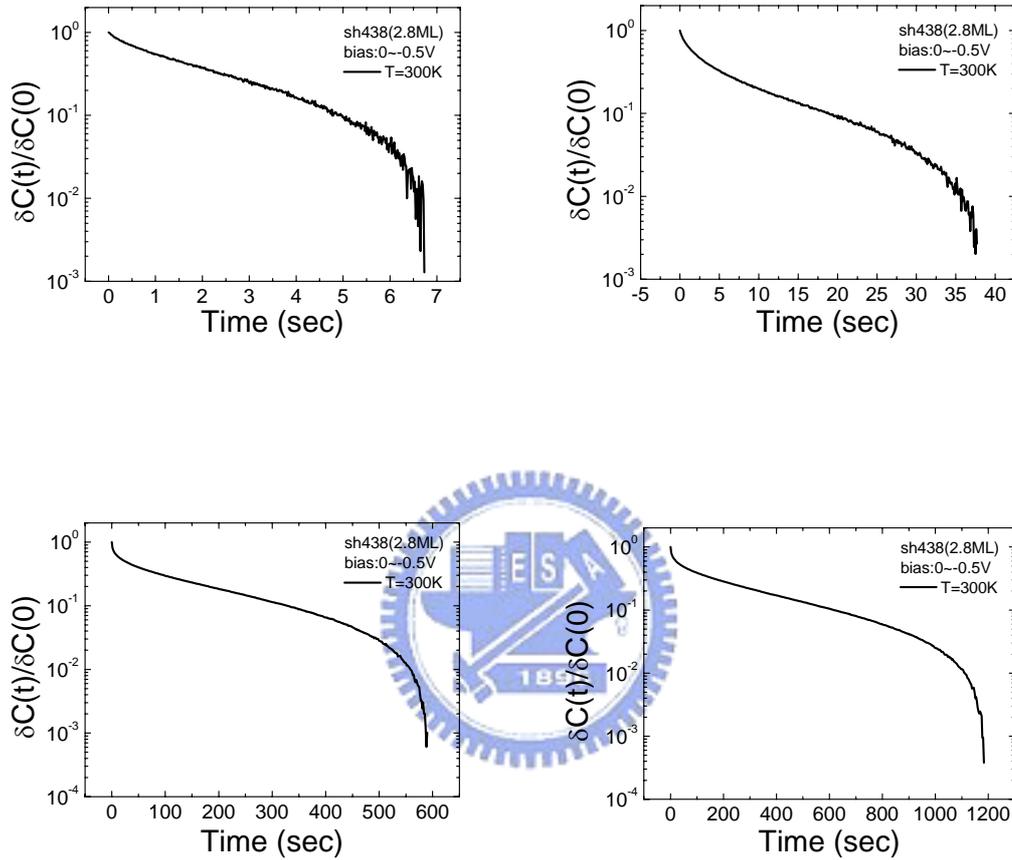


圖 4-47 2.8ML 樣品 E1 缺陷之各種時間尺度  $\delta C(t)/\delta C(0)$  與時間的關係圖

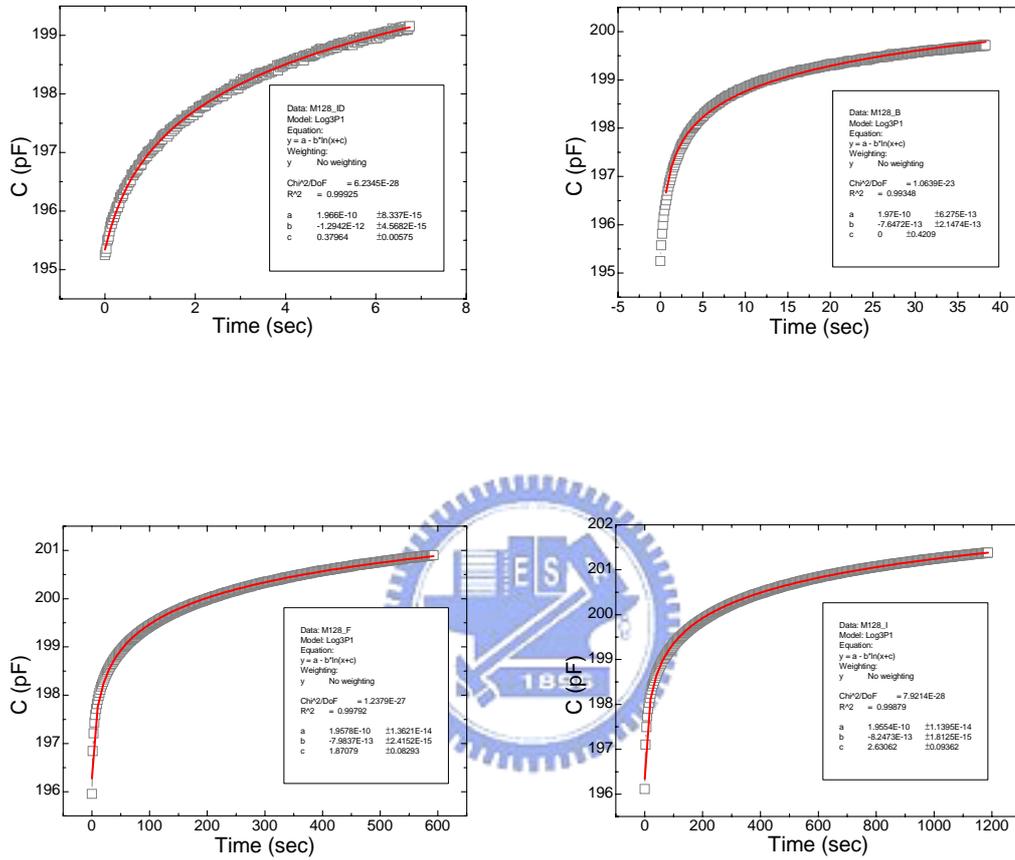


圖 4-48 2.8ML 樣品 E1 缺陷之各種時間尺度暫態電容的 fitting 圖

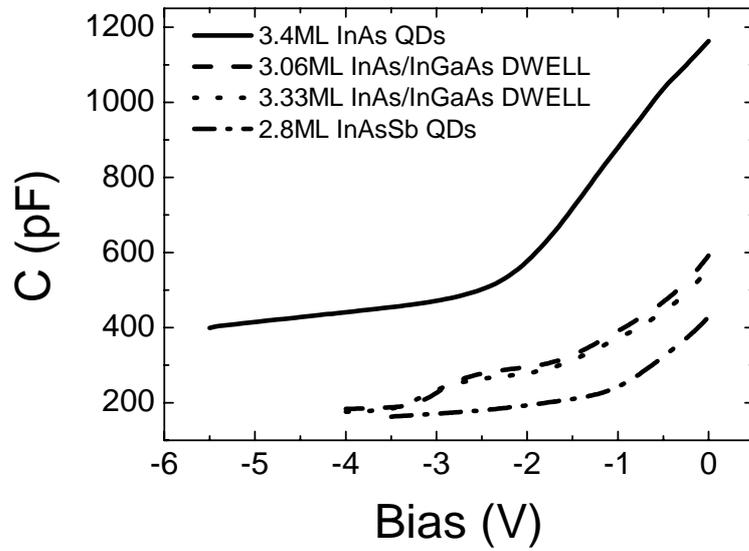


圖 4-49(a) 四片 relaxation 樣品之電容-電壓曲線圖

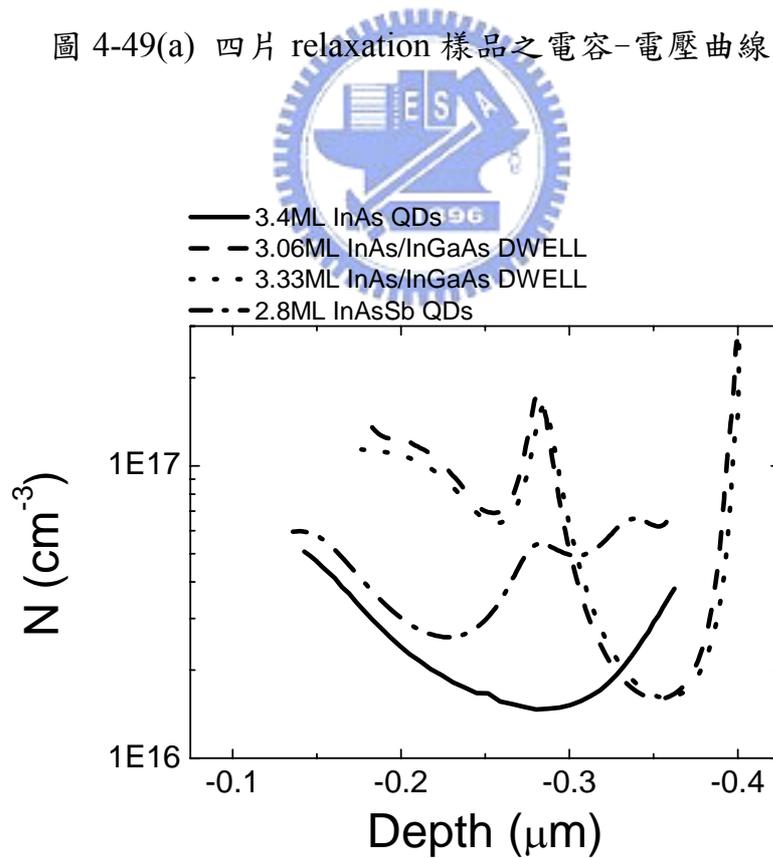


圖 4-49(b) 四片 relaxation 樣品之縱深分佈曲線圖

## 第五章 結論

從光性的 PL 量測可以發現，InAsSb/GaAs 量子點結構的臨界厚度介於 2.2~2.8ML 之間。隨著量子點厚度增加，量子點體積變得越來越大，波長往長波長移動，2ML、2.2ML 及 2.8ML 三片樣品的發光波長分別為 1235nm、1255nm 和 1285nm。未超過臨界厚度的 2ML 和 2.2ML 樣品，有隨著厚度增加發光強度變強的趨勢，超過臨界厚度的 2.8ML 樣品，有峰值強度低落的現象發生，這是因為發生晶格鬆弛現象，大部分的自由載子被缺陷所捕獲，因此造成發光強度低落。比較三片樣品的波長位置、發光強度及半高寬，以 2.2ML 樣品為三片樣品中長晶品質最好的。

從正向 I-V 量測結果發現，2.8ML 樣品有理想因子接近 2 及串聯電阻 (~1K $\Omega$ ) 很大的現象，這顯示有缺陷的存在。另外從反向 I-V 量測得知，2.8ML 樣品確實超過臨界厚度，臨界厚度介於 2.2~2.8ML，跟 PL 量測結果吻合。

在 C-V 量測裡從室溫到溫度 20K 沒有觀察到頻率響應，這顯示三片樣品的 quantum emission time 非常快，在溫度 20K 時，時間常數還小於  $10^{-5}$  秒。若要量測到 quantum emission time 的訊號，溫度必須低於 20K，頻率必須高於 100KHz。另外在 2.8ML 樣品有觀察到載子被空乏現象，此現象是發生在 top GaAs，且峰值濃度比另外兩片樣品低許多，此結果與 PL 特徵相同。

接著我們對三片樣品做 DLTS 量測，對於 2ML 和 2.2ML 樣品並沒有觀測到任何缺陷訊號存在。但 2.8ML 樣品偵測到兩個缺陷能階，一個在 GaAs 頂端約 0.64eV，另一個在量子點附近約 0.35eV。在其他發生晶格鬆弛的樣品(3.4ML InAs QDs、3.33ML InAs/InGaAs DWELL 和 1000 Å InGaAs QW) 也有量到相同的缺陷。

透過 DLTS、TEM 及 Transient 量測得知這兩個缺陷的特性如下:0.35eV 的缺陷為 misfit dislocation defect 且隨著填充偏壓時間增加 DLTS 訊號有飽和的趨勢，此缺陷為 exponential function；另外 0.64eV 的缺陷為 threading

dislocation defect 且 DLTS 訊號與填充偏壓時間成線性關係，此缺陷為 logarithm function。

我們比較四片 relaxation 樣品之 C-V 和縱深分佈曲線圖，發現 InAs QDs 和 InAsSb QDs 當發生晶格鬆弛時，是先從 top GaAs 開始發生。在 InAs QDs 上覆蓋一層 InGaAs QW 可把晶格鬆弛侷限在 bottom GaAs。把 Sb 加入 InAs QDs 中雖然可把能隙降低進而拉長波長，但是晶格不匹配較大所受到的應力也因此變大，所以會提早發生晶格鬆弛現象。

為何 E1 缺陷在表面所量到的缺陷濃度最大，遠離表面濃度就變小，根據文獻有提到，misfit dislocation defect 是隨著 threading dislocation defect 傳播到磊晶層附近，我們知道 misfit dislocation defect 是分佈在 interface 附近，所以 threading dislocation defect 應該是從 GaAs surface 延伸到 interface 附近，使得 misfit dislocation defect 出現在 interface 附近，所以 threading dislocation defect 不是從 interface 延伸的，這就是為何我們在表面量到的缺陷濃度最大(E1 defect)之原因。



## 參考文獻

- [1] F.C.Frank, and J.H.van der Merwe,Proc.Roy.Soc..London A 198,205 (1949).
- [2] M.Volmer, and A. Weber,Z.Phys.Chem. 119,277 (1926).
- [3] I.N.Stranski, and Von L.Krastanow,Akad.Wiss.Lit.Mainz Math.Natur.K1.Iib 146,797 (1939).
- [4] J.M.Moison,F.Houzay,F.Barthe,L.Leprince, and O.Vatel, “Self-organized growth of regular nanometer-scale InAs dots on GaAs” , Appl. Phys. Lett. 64,196 (1994).
- [5] L.Goldstein,F.Glas,J.Y.Marzin,M.N.Charasse, and G.Le Roux, “Growth by molecular beam epitaxy and characterization of InAs/GaAs strained-layer superlattices” ,Appl. Phys. Lett. 47,1099 (1985).
- [6] A. Stintz, and G.T.Liu , “Low-Threshold Current Density 1.3 $\mu$ m InAs Quantum-Dot Lasers with tht Dots-in-a-Well(DWELL) Structure” , IEEE Photon Technol. Lett. 12,591 (2000).
- [7] Y. Arakawa and H. Sakaki, “Multidimensional quantum well lasers and temperature dependence of its threshold current” ,Appl. Phys.Lett. 40, 939 (1982).
- [8] M. Sugawara, “Self-Assembled InGaAs/GaAs Quantum Dots.”, Academic Press, 241-249 (1999).
- [9] D.L.Huffaker,G.Park,Z.Zou,O.B.Shchekin and D.Deppe, “1.3 $\mu$ m room-temperature GaAs-based quantum-dot laser” ,Appl. Phys. Lett. 73,2564 (1998)..
- [10] G.Park,D.L.Huffaker,Z.Zou,O.B.Shchekin and D.Deppe, “Temperature Dependence of Lasing Characteristics for Long-Wavelength(1.3 $\mu$ m) GaAs-Based Quantum-Dot Lasers” ,IEEE Photon Technol. Lett. 11,301 (1999).
- [11] Rudin AM, Guo LJ, Glazman LI et al., Appl. Phys. Lett. 73,3429 (1998).
- [12] Xu SJ, Chua SJ,Mei T et al.,Appl. Phys. Lett. 73,3153 (1998).
- [13] Oleg B. Shchekin, Gyoungwon Park, Diana L. Huffaker, and Dennis G. Deppe, “Discrete energy level separation and the threshold temperature

- dependence of quantum dot lasers” ,Appl. Phys. Lett. 77, 466 (2000).
- [14] Oleg B. Shchekin, Gyoungwon Park, Diana L. Huffaker, and Dennis G. Deppe, “Low-threshold continuous-wave two-stack quantum-dot laser with reduced temperature sensitivity” ,IEEE Photon Technol. Lett. 12,1120 (2000).
- [15] D. L. Huffaker and D. G. Deppe, “Electroluminescence efficiency of 1.3 $\mu$ m wavelength InGaAs/GaAs quantum dots” ,Appl. Phys. Lett. 73, 520 (1998).
- [16] R. Songmuang, S. Kiravittaya, M. Sawadsaringkarn, S. Panyakeow, O.G. Schmidt, “Photoluminescence investigation of low-temperature capped self-assembled InAs/GaAs quantum dots” ,J. Cryst. Growth 251,166 (2003).
- [17] P. B. Joyce, T. J. Krzyzewski, G. R. Bell, and T. S. Jones, “Effect of growth rate on the size, composition, and optical properties of InAs/GaAs quantum dots grown by molecular-beam epitaxy” ,Phys. Rev. B, 62, 10891 (2000).
- [18] Kenichi Nishi, Hideaki Saito, Shigeo Sugou, and Jeong-Sik Lee, “A narrow photoluminescence linewidth of 21 meV at 1.35 $\mu$ m from strain-reduced InAs quantum dots covered by In<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>As grown on GaAs substrates” ,Appl. Phys. Lett. 74, 1111 (1999).
- [19] H. Y. Liu, M. Hopkinson, C. N. Harrison, M. J. Steer, and R. Frith, “Optimizing the growth of 1.3 $\mu$ m InAs/InGaAs dots-in-a-well structure” , Appl. Phys. Lett. 93, 2931 (2003).
- [20] K. Mukai, Y. Nakata, K. Otsubo, M. Sugawara, N. Yokoyama, and H. Ishikawa, “High characteristic temperature of near-1.3- $\mu$ m InGaAs/GaAs quantum-dot lasers at room temperature” ,Appl. Phys. Lett. 76,3349 (2000).
- [21] F.Y.Chang, C.C.Wu, and H.H.Lin, “Effect of InGaAs capping layer on the properties of InAs/InGaAs quantum dots and laser” ,Appl. Phys. Lett. 82,4277 (2003).
- [22] Y. D. Jang, J. S. Yim, U.H. Lee, D. Lee, J.W. Jang, K.H. Park, W.G. Jeong,

- J.H. Lee, D. K. Oh, “InAsN/GaAs quantum dots with an intense and narrow photoluminescence peak at  $1.3\mu\text{m}$ ”, *Appl. Phys. E*, 17,127 (2003).
- [23] 陳育志, 交通大學電子物理研究所碩士論文, “摻雜不同氮含量的 InAs/InGaAs 量子點與不同長晶速率的 InGaAsN 單一量子井之電性研究”(2003).
- [24] J.C. Harmand, L.H. Li, G. Patriarche, and L. Travers, “GaInAs/GaAs quantum-well growth assisted by Sb surfactant: Toward  $1.3\mu\text{m}$  emission”, *Appl. Phys. Lett.* 84, 3981 (2004).
- [25] T.Kageyama, T.Miyamoto, M.Ohta, T.Matsuura, Y.Matsui, T.Furuhata, and F.Koyama, “Sb surfactant effect on GaInAs/GaAs highly strained quantum well lasers emitting at 1200nm range grown by molecular beam epitaxy”, *J. Appl. Phys.* 96,44 (2004)
- [26] X. Yang, J.B. Heroux, L. F. Mei and W. I. Wang, “InGaAsNSb/GaAs quantum wells for  $1.55\mu\text{m}$  lasers grown by molecular-beam epitaxy”, *Appl. Phys. Lett.* 78, 4068 (2001).
- [27] H. Shimizu, K. Kumada, S. Uchiyama and A. Kasukawa, “High performance CW  $1.20\mu\text{m}$  GaInAsSb-SQW ridge lasers”, *Electron. Lett.* 36, 1701 (2000).
- [28] X. Yang, M. J. Jurkovic, J. B. Heroux and W. I. Wang, “Molecular beam epitaxial growth of InGaAsN:Sb/GaAs quantum wells for long-wavelength semiconductor lasers”, *Appl. Phys. Lett.* 75, 178 (1999).
- [29] K. Suzuki and Y. Arakawa, “Near  $1.3\mu\text{m}$  Emission at Room Temperature from InAsSb/GaAs Self-Assembled Quantum Dots on GaAs Substrates”, *Appl. Phys. Stat. Sol. (b)* 1, 139 (2001).
- [30] 陳宜屏, 交通大學電子物理研究所碩士論文, “氮含量與砷化銦厚度對砷化銦/砷化鎵量子點光性影響”(2003).
- [31] Andrew P. Ongstad, Gregory C. Dente, Michael L. Tilton and Donald Gianardi, and George Tumer, “Linewidth analysis of the photoluminescence from InAs/GaSb/InAs/AlSb type-II superlattices”, *J. Appl. Phys.* 87,7896 (2000).

- [32] D. Leonard, K. Pond, and P.M. Petroff “Critical layer thickness for self-assembled InAs island on GaAs” , Phys. Rev. B 50, 11687 (1997).
- [33] Y. Kribes, I. Harrison, B. Tuck, T.S. Cheng and C T Foxon, “Investigation of Au Schottky contacts on GaN grown by molecular beam epitaxy” , Semicond. Sci. Technol. 12, 913 (1997).
- [34] L. S. Yu, Q. Z. Liu, Q. J. Xing, D. J. Qiao, S. S. Lau and J. Redwing, “The role of the tunneling component in the current-voltage characteristics of metal-GaN Schottky diodes”, J. Appl. Phys. 84, 2099 (1998).
- [35] H. Temkin, D.G. Gershoni, S.N.G. Chu, J.M. Vandenberg, R.A. Hamm, and M.B. Panish, “Critical layer thickness in strained GaInAs/InP quantum wells” , Appl. Phys. Lett. 55, 1668 (1989).
- [36] Donald A. Neamen, “SEMICONDUCTOR PHYSICS AND DEVICES Basic Principles”.
- [37] D. L. Losee, J. Appl. Phys. 46, 2204 (1975).
- [38] G. Vicent, D. Bois, P. Pinard, J. Appl. Phys. 46, 5173 (1975).
- [39] 徐念慶, 交通大學電子物理研究所碩士論文, “GaAs/AlAs/GaAs 量子結構的導納頻譜分析” (1997).
- [40] D.V. Lang, “Deep-level transient spectroscopy: A new method to characterize traps in semiconductors”, J. Appl. Phys. 45, 3023 (1974).
- [41] 石昇弘, 交通大學電子物理研究所碩士論文, “InAs/GaAs 量子點電容-電壓和深層能階暫態頻譜之電性研究” (2001).
- [42] 林士傑, 交通大學電子物理研究所碩士論文, “砷化銦/砷化銦鎳量子點中砷化銦厚度對缺陷的電子放射與捕捉影響之研究” (2004).
- [43] 王錦雄, 交通大學電子物理研究所碩士論文, “InGaAs/GaAs 量子點與 GaAsN/GaAs 量子井的電性與光性研究” (2000).
- [44] Tadeusz Wosinski, “Evidence for the electron traps at dislocations in GaAs crystals” , J. Appl. Phys. 65, 1566 (1989).
- [45] O. Yastrubchak, T. Wosinski, A. Makosa, T. Figielski, and A.L. Toth, “Capture kinetics at deep-level defects in lattice-mismatched GaAs-based heterostructure” , Phys. B 308-310, 757 (2001).

- [46] W.R.Buchwald,J.H.Zhao,M.Harmatz, and E.H.Poindexter, “Electron and hole traps in heavily compensated InGaAs/GaAs heterostructures” , Solid-State Electronics 36,1077 (1993).
- [47] Y.Uchida,H.Kakibayashi, and S.Goto, “Electrical and structural properties of dislocations confined in a InGaAs/GaAs heterostructure” , J. Appl. Phys. 74,6720 (1993).

