

國立交通大學

電子物理系

碩士論文

InAs/GaAs 自聚式量子點摻入銻與氮之特性研究

Effects of Antimony and Nitrogen Incorporation into
Self-assembled InAs/GaAs Quantum Dots

研究生：黃任鋒

指導教授：陳振芳博士

中華民國九十四年六月

InAs/GaAs 自聚式量子點摻入銻與氮之特性研究

Effects of Antimony and Nitrogen Incorporation into Self-assembled InAs/GaAs Quantum Dots

研究生：黃任鋒

Student : Ren-Fong Huang

指導教授：陳振芳博士

Advisor : Dr. Jenn-Fang Chen



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

InAs/GaAs 自聚式量子點摻入銻與氮之特性研究

研究生：黃任鋒

指導教授：陳振芳 博士

國立交通大學電子物理所

摘要

本篇論文分為兩部分，分別探討於 InAs 量子點中摻入銻(Sb)的 PL 光性及 AFM 分析與摻入氮(N)的電性分析。

藉由 PL 與 AFM 研究於 InAs 量子點磊晶過程中加入銻元素，改變不同量子點磊晶厚度，探討其中銻原子對量子結構所造成的影響。由磊晶結果得知加入 Sb 產生表面活化效應(surfactant effect)，使磊晶模式 Stranski-Krastanow(S-K) mode 之 2D 轉 3D 的厚度增加，量子點形成厚度由 1.68ML 延緩至 2.0ML。從 PL 與 AFM 量測結果發現，加入銻會產生相分離(phase separation)，產生 InAs-rich 與 InSb-rich 的兩群量子點。隨著磊晶厚度增加，InSb-rich 的量子點密度，逐漸追上 InAs-rich 的量子點。2.0ML 與 2.2ML 之 InAs-rich 量子點低溫有很大的半高寬，代表這些小尺寸量子點不均勻，溫度上升，明顯的紅移現象與半高寬的減少，表示穿隧效應載子容易從高能階往低能階移動。隨著磊晶厚度增加，量子點彼此間隔愈小，點與點之間傳遞所需熱動能愈小，導致從 InAs-rich 量子點傳遞至 InSb-rich 量子點的現象於較低溫就能看見。

利用導納頻譜(C-f G/f-f)量測、深層能階暫態頻譜(DLTS)、電容暫態頻譜(Capacitance transients)等電性量測方式探討在 InAs/InGaAs dots-in-well 的結構中的量子點加入氮，研究其中氮原子對量子點所造成的影響。無摻氮樣品溫度 18K 時載子時間常數仍小於 10^{-6} 秒，沒有缺陷。有摻氮樣品於溫度 300K 載子

時間常數約 $10^{-3}\sim 10^{-5}$ 秒，有缺陷能階產生，造成載子空乏。以深層能階暫態頻譜量測，此缺陷能階位於傳導帶下方約 $0.2\sim 0.23\text{eV}$ ，缺陷濃度約 $1.1\times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ ，求得捕捉位能障高度 0.15eV 。要造成空乏區寬度 $0.25\mu\text{m}$ 與位能障高度 0.15eV ，所需要的缺陷濃度為 $1.06\times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ 。推測直接將氮摻入量子點會產生缺陷造成載子空乏，此缺陷能階位於導帶下方約 $0.2\sim 0.25\text{eV}$ ，缺陷濃度為 $1\sim 2.8\times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ ，產生位能障 0.15eV ，空乏寬度 $0.25\mu\text{m}$ 。



Effects of Antimony and Nitrogen Incorporation into Self-assembled InAs/GaAs Quantum Dots

Student : Ren-Fong Huang

Advisor : Dr. Jenn-Fang Chen

Department of Electrophysics

National Chiao Tung University

Abstract

This thesis is divided into two topics, including optical properties of InAsSb/GaAs quantum dots and electric properties of InAsN/InGaAs Dots-in-well structure.

The effect of Sb incorporation into self-assembled InAs/GaAs quantum dots(QDs) is investigated by photoluminescence(PL) and atomic force microscope(AFM). Three samples with different QDs deposition of 2.0, 2.2 and 2.8ML, are grown by molecular beam epitaxy(MBE). Sb reacts in InAs/GaAs system as a surfactant, which increases the critical thickness from 1.68ML to 2.0ML at which the growth mode changes from two-dimensional(2D) to three-dimensional(3D) growth. The results of PL and AFM data show that QDs are divided into two groups, InAs-rich and InSb-rich. This fully demonstrates the phase separation of InAsSb QDs. With thickness of epi-layer increasing, density of InSb-rich QDs is higher. For small deposition of 2.0ML and 2.2ML, a large FWHM at 25K is observed, implying a poor uniformity of these QDs size. With temperature increasing, transfer of electrons from InAs-rich QDs to InSb-rich QDs is easier. With spacing of QDs decreasing, the lower temperature is needed for electrons transfer.

The effect of N incorporation into the InAs/InGaAs QDs is investigated by admittance spectroscopy, capacitance transients and deep-level transient spectroscopy. No traps are observed in the QDs sample without N incorporation. The emission time of electrons from QDs is less than 10^{-6} sec at 18K. However, the QDs sample with the N(17%) incorporation directly into the QDs would introduce defect traps which cause the carrier depletion. The emission time for electrons from defect traps is about $10^{-3} \sim 10^{-5}$ sec at 300K. The capture barriers $E_{\sigma}=0.15\text{eV}$, traps level $E_t=0.2 \sim 0.25\text{eV}$ and traps concentration $N_t=1 \sim 2.8 \times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ are measured by DLTS. In comparison, in order to make depletion width $W=0.25\mu\text{m}$ by C-V measurement and barriers $E_{\sigma}=0.15\text{eV}$, the traps concentration $N_t=1.06 \times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ is needed.



目錄

| | | |
|--|-------|-----|
| 中文摘要 | | i |
| 英文摘要 | | iii |
| 目錄 | | v |
| 圖表目錄 | | vii |
| 第一章 緒論 | | 1 |
| 1.1 前言 | | 1 |
| 1.2 InAs/GaAs self-assembled 量子點材料背景 | | 1 |
| 1.3 研究動機 | | 2 |
| 1.4 銻(Sb)對長晶的影響 | | 3 |
| 1.4.1 表面活化效應(surfactant effect) | | 3 |
| 1.4.2 加入 InAs 成長 | | 3 |
| 1.5 氮(N)對長晶的影響 | | 4 |
| 1.6 論文架構 | | 4 |
| 第二章 樣品的製作及量測系統 | | 5 |
| 2.1 晶片的成長 | | 5 |
| 2.2 電極的製作 | | 7 |
| 2.2.1 蕭基界面(Schottky contact)製作 | | 7 |
| 2.2.2 歐姆界面(Ohmic contact)製作 | | 7 |
| 2.3 量測系統簡介 | | 8 |
| 2.3.1 光性量測系統 | | 8 |
| 2.3.2 電性量測系統 | | 10 |
| 2.3.3 AFM 量測系統 | | 10 |
| 2.3.3.1 掃描探針顯微鏡(Scan Probe Microscope, SPM)歷史發展 | | 10 |
| 2.3.3.2 原子力顯微鏡(Atomic Force Microscope, AFM)工作原理 | | 10 |
| 2.3.3.3 凡得瓦力(Vander Waals Force) | | 11 |
| 2.3.3.4 原子力顯微鏡工作模式 | | 11 |

| | | |
|---------|--|----|
| 2.3.3.4 | 原子力顯微鏡設備簡介..... | 12 |
| 第三章 | 摻入銻(Sb)量子點之光性 PL 量測與 AFM 量測及分析..... | 13 |
| 3.1 | 摻入銻(Sb)量子點與一般量子點 PL 比較..... | 13 |
| 3.2 | 低溫25K變功率PL分析..... | 14 |
| 3.3 | 室溫300K變功率PL分析..... | 15 |
| 3.4 | 變溫PL分析..... | 16 |
| 3.5 | Atomic Force Microscope(AFM)分析..... | 17 |
| 第四章 | 摻入氮(N)量子點之電性量測的結果與分析..... | 18 |
| 4.1 | 電流-電壓(I-V)、電容-電壓(C-V)量測結果..... | 19 |
| 4.2 | 導納頻譜(C-f G/f-f)量測..... | 20 |
| 4.3 | 深層能階暫態頻譜(DLTS)與捕獲位能障(Capture barrier)..... | 20 |
| 4.4 | 暫態電容(Transient)量測..... | 21 |
| 4.5 | 缺陷能帶模擬..... | 22 |
| 第五章 | 結論..... | 23 |
| 參考文獻 | | 24 |



圖表目錄

| | |
|--|----|
| 圖2.1 摻入銻(Sb)量子點系列樣品的能帶與結構圖..... | 28 |
| 圖 2.2 摻入氮(N)量子點與其對照樣品的能帶與結構圖..... | 29 |
| 圖2.3 PL量測系統之架構圖..... | 30 |
| 圖2.5 (a)AFM懸臂樑及針頭TEM圖..... | 30 |
| 圖2.5 (b)凡得瓦力與距離的關係圖..... | 31 |
| 圖2.5 (c)AFM示意圖..... | 31 |
| 圖3.1 (a)一般dots-in-well量子點變溫PL圖..... | 32 |
| 圖3.1 (b)一般dots-in-well量子點室溫300K變功率PL圖..... | 32 |
| 圖3.2 一般dots-in-well量子點室溫300K變功率正規化調整PL圖..... | 33 |
| 圖3.3 二群量子點室溫能階模擬圖..... | 33 |
| 圖3.4 (a1)2.0ML低溫25K變功率PL圖..... | 34 |
| 圖3.4 (b1)2.2ML低溫25K變功率PL圖..... | 34 |
| 圖3.4 (c1)2.8ML低溫25K變功率PL圖..... | 34 |
| 圖3.4 (a2)2.0ML低溫25K變功率正規化調整PL圖..... | 35 |
| 圖3.4 (b2)2.2ML低溫25K變功率正規化調整PL圖..... | 35 |
| 圖3.4 (c2)2.8ML低溫25K變功率正規化調整PL圖..... | 35 |
| 圖3.5 (a1)2.0ML室溫300K變功率PL圖..... | 36 |
| 圖3.5 (b1)2.2ML室溫300K變功率PL圖..... | 36 |
| 圖3.5 (c1)2.8ML室溫300K變功率PL圖..... | 36 |
| 圖3.5 (a2)2.0ML室溫300K變功率正規化調整PL圖..... | 37 |
| 圖3.5 (b2)2.2ML室溫300K變功率正規化調整PL圖..... | 37 |
| 圖3.5 (c2)2.8ML室溫300K變功率正規化調整PL圖..... | 37 |
| 圖3.6 載子侷限空間分佈耦合機率圖..... | 38 |
| 圖3.7 變溫PL圖(a1)2.0ML (b1)2.2ML (c1)2.8ML..... | 39 |
| 圖3.7 (a2)2.0ML變溫正規化調整PL圖..... | 40 |

| | |
|--|----|
| 圖3.7 (b2)2.2ML變溫正規化調整PL圖..... | 40 |
| 圖3.7 (c2)2.8ML低溫區變溫正規化調整PL圖..... | 41 |
| 圖3.7 (c3)2.8ML高溫區變溫正規化調整PL圖..... | 41 |
| 圖3.8 (a)InAs-rich量子點於各樣品半高寬隨溫度變化圖..... | 42 |
| 圖3.8 (b)InSb-rich量子點於各樣品半高寬隨溫度變化圖..... | 42 |
| 圖3.9 AFM平面圖(a)2.0ML (b)2.2ML (c)2.8ML..... | 43 |
| 圖3.10 AFM 3D圖(a)2.0ML (b)2.2ML (c)2.8ML..... | 44 |
| 圖4.1 室溫300K變偏壓導納頻譜圖 (a)C-f (b)G/f-f..... | 45 |
| 圖4.2 (a)偏壓-1.5v變溫G/f-f量測..... | 46 |
| 圖4.2 (b) G/f-f量測各偏壓的Arrhenius plot..... | 46 |
| 圖4.3 不同填充偏壓時間之DLTS (a) $\tau=0.86\text{ms}$ (b) $\tau=2.15\text{ms}$ | 47 |
| 圖4.3 不同填充偏壓時間之DLTS (c) $\tau=4.3\text{ms}$ (d) $\tau=8.6\text{ms}$ | 48 |
| 圖4.4 (a)不同速率視窗之對應溫度及其捕捉速率..... | 49 |
| 圖4.4 (b)捕捉位能障..... | 49 |
| 圖4.5 (a) -1~-1.5v Emission暫態電容(Transient)量測..... | 50 |
| 圖4.5 (b) -1.5~-1v Capture暫態電容(Transient)量測..... | 50 |
| 圖4.6 (a) -1~-1.5v Emission暫態電容(Transient)量測所得Arrhenius plot..... | 51 |
| 圖4.6 (b) -1.5~-1v Capture暫態電容(Transient)量測所得Arrhenius plot..... | 51 |
| 圖4.7 (a) -1.5~-2v Emission暫態電容(Transient)量測..... | 52 |
| 圖4.7 (b) -2~-1.5v Capture暫態電容(Transient)量測..... | 52 |
| 圖4.8 $C(t)/C(0)$ (a)Emission (b)Capture..... | 53 |
| 圖4.9 (a) -1.5~-2v Emission暫態電容(Transient)量測所得Arrhenius plot..... | 54 |
| 圖4.9 (b) -2~-1.5v Capture暫態電容(Transient)量測所得Arrhenius plot..... | 54 |
| 圖4.10 缺陷能帶模擬圖..... | 55 |

第一章 緒論

1.1 前言

由於光纖通訊的發展，因此光通訊用的雷射扮演著一個非常重要的角色，而半導體雷射可以擁有在高頻下操作、成本低廉等優勢，而 1300nm 這波段擁有最低的色散衰減率，在高位元率的資料傳輸下，延長了訊號重疊干擾後需再重整強波的距離。利用 InAs/GaAs 材料所製造的量子點雷射，加上不同的摻雜與長晶條件，波長可以推到 $1.3\mu\text{m}$ ，適合做為光纖通訊之用，由於量子點是在空間中三維的小尺寸結構，將一個材料的大小縮小到跟電子的物質波波長接近時，電子會被侷限住並具有波動的性質而且電子的能階會分裂成不連續的能階，具有 δ 函數的態密度，這就是量子點三維量子侷限效應，因此就理論上而言，以量子點結構做成的雷射會有比較高的增益(gain)，而且操作條件對溫度比較不敏感，在光電元件的應用上非常具有潛力。



1.2 InAs/GaAs self-assembled 量子點材料背景

要成長高度完美的晶格結構，材料的選擇有兩項原則：

- A. 磊晶層表面能小於基板表面能(surface free energy)
- B. 晶格不匹配的應力(lattice mismatch stress)引發的應變能(strain energy)必須在材料彈性允許範圍內。

對於 B 點，是成長材料的基本原則。對於 A 點，當磊晶層表面能小於基板時，在基板能夠提供足夠表面供給磊晶材料釋放表面能，磊晶成長會是一層層(layer by layer)堆疊上去，稱為[Frank-van der Merwe (F-M) mode]2D 成長模式[1]。反之，當磊晶層表面能大於基板時，在基板無法提供足夠表面供給磊晶材料釋放表面能，磊晶材料必須尋求與外界有更大的接觸表面以釋放表面能，磊晶成長會是島嶼式[Volmer-Weber (V-W) mode]3D 成長模式[2]。另外還有在上述兩種成長

模式之間轉換的層接而後島嶼式[Stranski-Krastanow(S-K) mode][3]，利用晶格常數的不匹配(lattice mismatch)產生彈性應變能，初期磊晶層的表面能較基板的表面能小，並有晶格不匹配存在時，起始成長模式為層接式，後轉島嶼式，成長模式轉變原因有兩個觀點：(1)由應力觀點，當磊晶厚度達到一定的程度時，彈性應變能增加，導致晶格會藉由晶格鬆弛來降低應變能，使系統的總能量下降，因此使得成長模式轉為島嶼式成長。(2)由表面能觀點，當磊晶厚度達到一定的程度時，磊晶材料被壓縮使其比基板的相對表面能持續增加，當相對表面能超過基板即轉為島嶼式成長。

InAs/GaAs self-assembled 量子點即是利用 S-K mode 成長模式，InAs 的晶格常數大於 GaAs 的晶格常數，在長晶表面的方向上會產生壓縮(compressive)應變，約到 1.7 ML 即轉為三維島嶼式的長晶模式，當長晶厚度在一定的臨界值以內時，這樣的晶格鬆弛並不會產生缺陷，為晶格完美的量子點，但是當厚度繼續增加時就會有差排、堆疊錯誤(stacking fault)等缺陷產生。



1.3 研究動機

先前以正常長晶速率(大於 0.1 ML/s)在 GaAs 基板上成長的 InAs 量子點直接覆蓋上 GaAs 材料時，發光的波長只能到 1240nm 左右[4]，無法拉長到 1300nm。近年來，要將波長拉長至 1300nm 有三個方法：

(1)降低長晶速率(low growth rate) (小於 0.08 ML/s)。運用低長晶速率成長 InAs QDs 層後直接蓋上 GaAs 這樣的結構可以在室溫下將波長增加到 1300nm[5][6]。這個方法是讓材料 InAs 充分移動(migration)，使得 InAs 有聚合在一起的時間，讓量子點變更大顆，拉長發光波長。

(2)覆蓋應力緩和層(strain-reducing layers, SRLs)，這個方法是利用覆蓋層(capping layer)與 InAs 量子點的晶格常數差異較小，例如 InGaAs[7-17]、InAl(Ga)As[18-20]、GaAsSb[21]等，上方覆蓋層所施加應力變小，使量子點變更大顆，拉長發光波長。

(3)加入某些元素如(Sb, N, P, Bi)[22-31, 40]，這個方法是利用加入的原子特性以調變能隙與量子點大小。

本論文第一部分主要探討在 InAs/GaAs self-assembled 量子點中摻入 Sb 元素後，對量子點的 PL 光學特性分析。第二部分是在 Dot-in-Well 系統中量子點摻入 N 元素的電性分析。

1.4 銻(Sb)對長晶的影響

1.4.1 表面活化效應(surfactant effect)

先前 Sb 最常應用於量子井結構，原因是 Sb 在 GaInAs/GaAs 系統長晶過程中，能有效降低磊晶表面能量，保持介面穩定平整，改善晶格的品質，延緩 2D 到 3D 的轉換點，這現象稱為表面活化效應(surfactant effect)[23-29]。這個效應可以應用於修正高應力 III-V 磊晶層的長晶模式，使錯位形成(dislocation)與應力鬆弛(strain relaxation)的臨界厚度增加[22]。近年有文獻指出，造成表面活化效應的原因，是因 Sb-Sb 的二聚元素鍵結(dimer bonds)能夠減少 GaAs 或 InAs 這類閃鋅礦晶格(zincblende lattice)的懸空鍵結(dangling bonds)，由二降為一，加上 Sb-Sb 鍵結長度大於 As-As，導致 Sb 在 InAs 上表面移動(migration)填補懸空鍵結，降低總體表面能[30]，因此這個效應很有可能於 S-K mode 延緩自聚式量子點形成時間。

1.4.2 加入 InAs 成長

理想上 Sb 加入量子點成長，會將能隙縮小，波長拉長，能帶平移量(band offset)漸漸由價帶(valance band)居多，晶格常數變大與應力增加等現象。另外文獻上還有利用 Sb 的含量來控制量子點的尺寸與密度[31]。但是要將 Sb 加入 InAs 成長並沒有這麼容易，有文獻記載[38]，用 MBE 成長 InAsSb ternary alloys 會有 Sb phase separation 的現象，由 X-ray 分成 InAs-rich 與 InSb-rich 兩群，如圖 2.4 所示。

1.5 氮(N)對長晶的影響

從許多文獻中都已經證實在 InGaAs 材料系統中加入氮可以拉長波長，這是因為加入適量氮能有效降低能隙，不過常伴隨 PL 的強度減弱。一般認為是 ion damage，及 phase separation 等原因產生的缺陷所造成的[32, 33]。在 InGaAs 材料系統中加入氮常遇到的一個問題就是容易產生相分離(phase separation)，因為氮相對於其他原子特別輕，所以氮在 InGaAs 材料中的溶解度並不高。在文獻[34, 35]的研究結果顯示，可以藉由降低長晶溫度來避免相分離的現象產生。由於我們已經從許多文獻中[32, 36, 37]得知加入氮後，氮的含量、長晶溫度、長晶速率，在光性上的表現都會有顯著的差異。但電性上的研究較少，我們將氮(17%)加入量子點成長，藉由電性量測來觀察其影響。

1.6 論文架構



論文的章節安排如下：

- 第二章 敘述樣品的製作過程以及介紹所使用的量測系統與方法。
- 第三章 摻入銻(Sb)量子點之光性 PL 量測與 AFM 量測，再對結果加以討論分析。
- 第四章 摻入氮(N)量子點之電性量測的結果與討論，當中包括 C/f-f、DLTS 及 Transient，並對其結果討論分析。
- 第五章 將前面所得的結果在此做整理與結論。

第二章 樣品的製作及量測系統

2.1 晶片的成長

本論文所研究的樣品皆為博士班蕭茹雄學長於工研院 MBE 磊晶製作，樣品分成兩個部分，以下分別說明：

摻入銻(Sb)量子點的樣品是以分子束磊晶(Molecular beam epitaxy)來成長，使用(100)方向 n^+ -type GaAs substrate。先成長 $0.3\ \mu\text{m}$ 矽摻雜 GaAs buffer layer ($3\times 10^{16}\ \text{cm}^{-3}$)，長晶溫度為 595°C ，成長速率 $3.03\ \text{\AA}/\text{s}$ ，之後將基板溫度降至 485°C 成長 InAs 的量子點，長晶速率約 $0.256\ \text{\AA}/\text{s}$ ，並同步摻入銻(Sb)，設定銻分子束的等效壓力(Beam Equivalent Pressure, BEP)為 $4\times 10^{-7}\ \text{Torr}$ 。我們做了 2.0ML(24sec)、2.2ML(26sec)、2.8ML(32.9sec)三個不同磊晶厚度量子點，接著覆蓋 $100\ \text{\AA}$ 低溫 GaAs (LT cap) 在 QD 上面，溫度約為 $485^\circ\text{C}\sim 500^\circ\text{C}$ ，最後再覆蓋 $0.3\ \mu\text{m}$ GaAs:Si (3×10^{16}) cap layer，長晶溫度為 595°C ，此為樣品的結構與長晶方式。另外為了做原子力顯微鏡(Atomic Force Microscope)掃描，我們於表面成長與結構一樣的量子點。圖 2.1 為摻入銻(Sb)量子點系列樣品的能帶與結構圖，相關長晶參數整理列於表[2-1]。

在磊晶過程中，我們是藉由反射式高能電子束繞射(Reflection High-Energy Electron Diffraction, RHEED)圖形來對樣品表面做及時監控。在成長量子點過程中，當 InAsSb 開始磊晶於 GaAs 表面時，圖形是線形(streaky)圖案，表示樣品處於二維成長結構；當 InAsSb 繼續成長，RHEED 的圖案會從原先的線形轉變成斑點狀(spotty)的圖案，表示 InAs 的成長模式從原先的二維成長轉變成三維成長，開始形成量子點結構。

在摻入銻(Sb)量子點樣品成長有一項重要結論：我們另外在相同長晶條件下，成長 InAs 量子點而不摻入銻(Sb)，發現在 1.68ML(19.9sec)形成量子點；相對的有摻入銻(Sb)量子點在 2.0ML(24sec)形成量子點，摻入 Sb 延遲了量子點磊

晶成核的時間約 0.32ML (4.1sec)，很明顯這就是表面活化效應(surfactant effect)所導致的結果。

摻入氮(N)量子點的樣品是以分子束磊晶(Molecular beam epitaxy)來成長，使用(100)方向n-type GaAs substrate。先成長 0.3 μm 矽摻雜 GaAs buffer layer ($8 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$)，長晶溫度為 595 $^{\circ}\text{C}$ ，之後將基板溫度降至適當溫度再依序成長InAs 的量子點(QD)，同時以射頻電漿 (RF Plasma) 游離氮分子的方式將 17% 的氮原子加入InAs(QD) layer，接著覆蓋 60 \AA InGaAs量子井(QW)在QD上面，活性層的長晶溫度約為 485 $^{\circ}\text{C}$ ~500 $^{\circ}\text{C}$ ，最後再覆蓋 0.3 μm GaAs:Si (8×10^{16}) cap layer，長晶溫度為 595 $^{\circ}\text{C}$ ，此為樣品的結構與長晶方式。另外還有同樣磊晶條件但不摻入氮(N)的對照樣品。圖 2.2 為摻入氮(N)量子點與其對照樣品的能帶與結構圖，相關長晶參數整理列於表[2-2]。

表[2-1]

| 結構 | 編號 | n-GaAs 層 摻雜濃度，溫度 | InAs 長晶速率，溫度 | InAs 層厚度 |
|-----------|-------|---|---|----------|
| InAs : Sb | Sh454 | $3 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ，595 $^{\circ}\text{C}$ | 0.256 $\text{\AA}/\text{sec}$ ，485 $^{\circ}\text{C}$ | 2.0ML |
| InAs : Sb | SH435 | $3 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ，595 $^{\circ}\text{C}$ | 0.256 $\text{\AA}/\text{sec}$ ，485 $^{\circ}\text{C}$ | 2.2ML |
| InAs : Sb | SH438 | $3 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ，595 $^{\circ}\text{C}$ | 0.256 $\text{\AA}/\text{sec}$ ，485 $^{\circ}\text{C}$ | 2.8ML |

表[2-2]

| 結構 | 編號 | n-GaAs 層 摻雜濃度，溫度 | 長晶速率，溫度 | 氮含量 |
|--------------|-------|---|--|-----|
| InAs/InGaAs | Tr502 | $8 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ，600 $^{\circ}\text{C}$ | 1.86 $\text{\AA}/\text{sec}$ ，485 $^{\circ}\text{C}$ | 0% |
| InAsN/InGaAs | tr507 | $8 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ，600 $^{\circ}\text{C}$ | 1.86 $\text{\AA}/\text{sec}$ ，485 $^{\circ}\text{C}$ | 17% |

2.1 電極的製作

樣品的電極製作分為兩個方面，分別為正面的蕭基界面(Schottky contact)製作與背面的歐姆界面(Ohmic contact)製作。

2.2.1 蕭基界面(Schottky contact)製作

電性量測所使用的正電極端為Schottky contact，所以經由MBE成長出來的晶片，必須在表面蒸鍍金屬圖形(pattern)。我們使用的金屬為鋁(Al)作為蕭基電極，圓形圖形直徑為 $800\ \mu\text{m}$ (面積為 0.005024cm^2)，Schottky contact的好壞會直接影響金屬與半導體接面的電性，因此在蒸鍍前的清洗動作非常重要。以下為晶片清洗步驟：

- (1)置入去離子水(D. I. water)用超聲波震盪器震盪 5 分鐘→去除一般雜質
- (2)置入丙酮(A. C. E)溶液中用超聲波震盪器震盪 5 分鐘→去除油漬。
- (3)置入去離子水中用超聲波震盪器震盪 5 分鐘→去除丙酮。
- (4)將晶片放入稀釋過的鹽酸溶液($\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}=1:1$)中 10 秒→去除陽離子以及表面的氧化層。
- (5)置入去離子水中用超聲波震盪器震盪 5 分鐘→去除殘餘的鹽酸溶液，並用氮氣吹乾。

清洗完成後，迅速將晶片放於載具(holder)上，放上金屬遮罩(mask)固定後(事前先將載具跟金屬遮罩用丙酮擦拭過並用氮氣吹乾)一起放入蒸鍍機中固定放好，接下來將清潔過後的鎢舟(Tungsten boat)及靶材鋁放入蒸鍍機中，用pump將真空度抽到 5×10^{-6} torr以下時即可以開始蒸鍍，通電流約 50A加熱使鋁汽化蒸鍍在晶片上，如此即完成正面的Schottky contact製作。

2.2.2 歐姆界面(Ohmic contact)製作

完成正面Schottky contact的製作後，接著在樣品背面做ohmic contact。我們在已蒸鍍完成的樣品背面黏上二至三顆銦(Indium)球，送入通入氮氣的高溫

爐管(300°C)中約 10~30 秒鐘，再對背面任兩點鈾做 I-V 量測，再回爐管直到確定電阻降至小於 10 歐姆，這是為了避免背面電阻過大影響量測。接著將矽基板放在加熱平台上加熱至 200°C(超過 In 熔點)，均勻地塗上一層鈾，藉著鈾將樣品背面黏於矽基板上，即完成背面 ohmic contact 的製作。

2.3 量測系統簡介

量測系統分為光性量測跟電性量測兩部分。

2.3.1 光性量測系統

本實驗所使用的 PL(Photoluminescence)量測系統是由楊賜麟老師實驗室所提供，所使用的儀器設備有：

- (1) 固態雷射(solid-state laser):此儀器為 Excel 公司所產，型號為 Excel 1000，波長為 532 nm，驅動電流 6 安培，雷射穩定度 1.9%內，RMS 平均雜訊 0.7%，最大輸出功率為 1.5W，此雷射的目的是用來激發樣品發光。
- (2) 衰減濾光片組(Variable Neutral Density Filter)：配合雷射功率依需要使用適當的衰減片(filter)來達到所要的入射功率。
- (3) 光遮斷器(Optical chopper)：型號為 NEW FOCUS 3501，我們選擇的葉片形式為 7/5 孔，所使用的頻率為 500HZ，其目的在使雷射激發光源調制成方波的形式。
- (4) 聚光透鏡組(Focus lens)：用來聚焦雷射光與 PL 訊號
- (5) 溫控裝置:包含真空腔體(chamber)、降溫用壓縮機(compressor)、機械幫浦(mechanical pump)、溫控器(temperature controller)。在降溫之前，先以機械幫浦將真空腔體抽至粗真空(10^{-3} torr)，避免因為水氣凝結，造成溫度無法下降，然後再使用氬氣作為冷媒的壓縮機降溫，因為此壓縮機是水冷式的，所以在開壓縮機之前，必須先開冷卻水，以防止壓縮機過熱造成損害。等溫度降至最低，再使用溫控器去設定想要量取的环境溫度。

- (6)冷卻水冷凍系統：冷卻水系統是Firstek Scientific公司出產，型號CF-100，主要用來冷卻壓縮機與固態雷射。
- (7)高通濾光片(long-pass filter):本實驗所使用的是695 nm 的 long-pass filter，其目的為濾掉雷射光，避免使雷射光進入光偵測器中。
- (8)分光儀(monochromator)：此儀器的型號為 ARC Spectro-275，其焦距長度為 27.5 cm，內部裝置三塊光柵，光柵的選擇是依據實驗所量測的波長範圍而定，而本實驗皆屬長波長範圍，因此使用的光柵為 600 groove/mm (BLZ=1000 nm)。
- (9)光偵測器(photodetector)：此儀器是由 Electro-Optical Systems 公司所生產的砷化銦鎵(InGaAs)光偵測器，其在 300K 的適用波長範圍為 800nm 至 1800nm。
- (10)訊號放大器(multi-meter)：將光偵測器的訊號整理放大再傳給鎖相放大器。
- (11)鎖相放大器(Lock-in Amplifier)：此儀器的型號為 STANFORD RESEARCH SYSTEM SR850，其參考頻率限制在 105kHz 以下，參考頻率的電壓必須在 400mV 以上，其目的在於測量微小的交流訊號。

如圖 2.3 所示為整個 PL 量測系統之架構圖，首先由最大輸出功率為 1.5W 固態雷射(solid-state laser)發射出波長為 532 nm 的雷射光，經由一片或兩片衰減片(VNDF)降低雷射功率(視實驗需要)，然後將雷射光通過光遮斷器，對雷射光進行調變，並將光遮斷器的頻率送至鎖相放大器作為參考頻率，經過光遮斷器的雷射光經由第一面透鏡聚焦在樣品上，對樣品進行激發(excitation)。而樣品被激發所放射的螢光再經由第二片透鏡聚焦在分光儀的狹縫中進行分光，且在光進入狹縫前，使用一片 695 nm 的高通濾光片(long pass filter)，其目的即在於濾掉雷射光，以避免其對訊號產生干擾(因為螢光相較於雷射光是屬於非常微弱的光)，之後螢光會由分光儀背後的狹縫射出，再經由光偵測器去接收，最後將偵測到的訊號送至鎖相放大器處理之後再傳回電腦，我們在電腦上進行操控動作。

2.3.2 電性量測系統

- (1) Keithley 236：用來量測電流-電壓(I-V)的特性曲線。
- (2) HP 4194 阻抗/增益相位分析儀：主要用來量測電容-電壓(C-V)、電容-頻率(C-F，亦稱為 admittance spectroscopy)和暫態電容(transient capacitance)等特性曲線。
- (3) DLTS 系統(SULA technology)：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。
- (4) 變溫量測系統：包括 Cryogenic、真空幫浦、真空腔體、LakeShore 330 溫控加熱器、三軸探針台及液態氮鋼瓶。

所有實驗量測的儀器經由 GPIB 介面與個人電腦相互連接，我們於電腦上操控儀器與存取數據。



2.3.3 AFM 量測系統

2.3.3.1 掃描探針顯微鏡(Scan Probe Microscope, SPM)歷史發展

最早發明的光學顯微鏡，能觀察我們肉眼看不見的生物細胞，後來發明電子顯微鏡，能進一步看到細胞內部的結構。1982年IBM公司蘇黎士研究實驗室的兩位科學家比尼西(G. Binnig)和盧勒(H. Rohrer)利用原子之間的穿隧電流效應發明了掃描穿隧顯微鏡(Scanning Tunneling Microscope, STM)，進入到奈米層次，奈米相當於頭髮絲的幾十萬分之一，使人們第一次直觀地看到了原子、分子，使兩位科學家獲得了1986年的諾貝爾物理學獎。為克服樣品需為導體的缺點，其後1986年原子力顯微鏡(AFM)誕生，拓寬了應用範圍，對物質表面的微結構資訊，如成分、溫度、硬度、表面電位勢和電容以及磁、電、黏滯、摩擦等資訊進行測量和分析。

2.3.3.2 原子力顯微鏡(Atomic Force Microscope, AFM)工作原理

圖 2.5(a)所示，是由針尖附在懸臂樑前端所組成，一般成份為 Si 或 Si₃N₄，尖端直徑 20 至 100 奈米。當探針與樣品接觸時，針尖原子與樣品表面原子的作用力使探針在垂直方向移動，簡單的說就是樣品表面高低起伏使探針偏移，而偏移量的偵測如圖 2.5(c)所示，光由二極體雷射出來後，聚焦在鍍有金屬膜的探針尖端背面，然後光束被反射至四象限光電二極體，再經過放大電路轉成電壓訊號後，便可同時得到上下及左右偏移量，轉換成相對應的表面型態圖。

2.3.3.3 凡得瓦力(Vander Waals Force)

原子力顯微鏡乃是利用原子與原子間的凡得瓦力(Vander Waals Force)來促使 AFM 懸臂樑產生偏斜，利用此偏斜程度轉換成相對應的表面型態圖。當 AFM 探針尖端與試片材料表面間的距離小到只有幾個奈米距離時，探針尖端的原子與試片材料表面原子間會產生相互吸引力，這種力就是所謂的凡得瓦力。AFM 針尖與試片表面間的凡得瓦力與距離的關係曲線，如圖 2.5(b)所示。凡得瓦力來源主要是電偶極(dipole)間的交互作用，力的大小與距離的七次方成反比。當 AFM 操作在接觸模式(Contact mode)時，針尖與試片表面的距離小到 1Å 到 5Å 時，針尖與試片表面之間會產生排斥力，此乃是因為針尖原子的波函數與試片表面原子的波函數產生重疊，即針尖原子與試片表面原子的外層電子佔有相同的量子狀態，依據泡立不相容原理(Pauli exclusion principle)得知，其中必須有電子躍遷至較高的能態，如此系統位能就會增加，產生排斥力。

2.3.3.4 原子力顯微鏡工作模式

一般 AFM 模式依工作距離如圖 2.5(b)分為：

- (1)接觸式(contact mode)：利用排斥力，一般的接觸式量測，探針和試片材料間的作用力約為 0.1nN ~ 100nN 之間，但是當掃描的接觸面積極小時，容易形成過大的作用力損壞探針與試片。
- (2)非接觸式(non-contact mode)：利用吸引力，一般而言，AFM 在大氣中操作，試片表面會吸附一層水膜，對於距離的變化較不靈敏，解析度差。

(3)間歇式接觸或稱輕拍式(tapping mode)：操作在前二者之間，有不錯的解析度，也較不會刮傷樣品，我們採用此模式。

2.3.3.5 原子力顯微鏡設備簡介

本實驗所採用的原子力顯微鏡原為Digital Instruments(DI)公司生產(現為Veeco Instruments公司)的Dimension 3100 機型，如圖 2.5(c)所示，原子力顯微鏡的主要結構可分為探針、探針懸臂樑、一組雷射光學設備、掃描控制器(scanning head)、回授電路、防震系統，以及控制用電腦等。掃描控制器包含壓電材料掃描器(PZT scanner)、探針針座以及偏移偵測器(deflection sensor)。其中偏移偵測器包含一個雷射二極體、一面反射鏡面，以及極高靈敏度的位置感測器(PSPD)。



第三章

摻入銻(Sb)量子點之光性 PL 量測與 AFM 量測及分析

3.1 摻入銻(Sb)量子點與一般量子點 PL 比較

首先最重要的問題為判斷訊號來源，圖3.1(a)與3.7(c1)各為Dots-in-well 量子點[42]與摻入銻量子點的變溫PL圖，如圖3.1(a)一般傳統量子點，我們將長波長的訊號認定是基態(Ground State)載子所放射，較短波長的是激發態(Excited State)載子所放射，這兩個態的放射強度隨著溫度有著同步上下的趨勢，即相對於另一態沒有相對消長現象。相對應的，圖3.7(c1)的兩個訊號放射強度隨著溫度有明顯的相對消長現象，我們因此懷疑這二態並非基態與激發態的關係。接著同樣樣品，我們見室溫300K變功率PL圖，圖3.1(b)一般量子點隨著雷射激發功率的增加，有愈來愈多的光子打入樣品，產生更多的電子電洞對，使低能量長波長的基態有填滿，轉填高能量短波長的激發態，即隨著功率有相對消長現象。相對應的圖3.5(c1)摻入銻Sb量子點兩個態的放射強度隨著功率有著同步升降的趨勢。接著我們將圖作正規化(Normalization)的動作，也就是將長波長的訊號強制調整成相同強度，如圖3.2與3.5(c2)，更明顯的看出一般量子點基態與激發態對功率的相對消長現象，然而更意外的是摻入銻Sb量子點的二個訊號竟然重合在一起。至此推測應該是有兩群量子點發光，加大功率變成是各填各的態，導致光譜強度同步升降。參考文獻[38]，InAsSb三元合金有相分離(phase separation)現象，在我們的長晶條件下，認為應該也會發生相分離現象。因此假設能帶圖，如圖3.3所示，左方為300K室溫InAs(0.354eV)於GaAs(1.424eV)的能隙圖，右方為300K室溫InSb(0.17eV)於GaAs(1.424eV)的能隙圖，內部所標示值分別為導電帶與價帶能帶平移量(band offset)。當InAsSb量子點分為InAs-rich與InSb-rich兩群時，前者較接近InAs能帶圖，後者較接近InSb能帶圖，當Sb的含量增多時，會有能隙減少(0.354→0.17eV)的現象，並且能帶

平移量(band offset)的比例也會變，由 $\Delta E_c : \Delta E_v$ 約8:2轉為約5:7，即平移量原來主要降於傳導帶轉為主要降於價帶。此外量子侷限效應與量子點尺寸有很大的關係，量子點尺寸若約略等於電子的物質波波長或是塊材激子(exciton)的波耳半徑，電子就會有量子侷限效應，對GaAs來說，約25nm的尺寸會有量子侷限效應。對於大顆的量子點其量子侷限效應不佳，因此較容易跑脫。

3.2 低溫25K變功率PL分析

圖3.4為25K變功率PL圖，摻入銻Sb量子點長晶厚度分別為(a1)2.0ML (b1)2.2ML (c1)2.8ML，同樣將長波長的訊號調整成相同強度，分別為(a2)2.0ML (b2)2.2ML (c2)2.8ML。低溫載子熱動能少，容易停留於原來的能態，不容易跑脫，侷限效果好，因此我們可用低溫的結果推估量子點的成長情形。首先低溫的重合性極佳，充分驗證這是兩群量子點，分別為短波長InAs-rich與長波長InSb-rich。

從訊號個數來看，除了2.0ML只有一個訊號外，其他皆為兩個訊號。以下有三個原因會造成只有一個訊號：

(1)缺乏Sb：由於磊晶發現有表面活化效應(surfactant effect)，這表示Sb充分使用於二維結構成長，因此量子點2.0ML初步形成時，Sb並沒有足夠的量可以生成很多InSb-rich量子點，以至於訊號微弱。

(2)能階重合：量子點2.0ML初步形成時，由於剛成核完畢，量子點都很小顆，雖然均勻性不佳，可是其三個維度的尺寸都不大，推估電子對三個維度都受到空間的侷限，導致在低溫侷限效果特別好，不論是哪一群量子點能階都被侷限在很高的能量，所以能階重合分不開來。而且由於三維侷限良好，雖然能量高卻沒有載子跑掉的情形，也就是載子捕捉能力強，這我們可由PL的強度良好得到證實。

(3)相分離：在二維結構就已經產生Sb的相分離，加上表面活化效應，使得Sb含量較多的一群形成三維結構更加延遲，量子點較慢形成。故為了判斷量子點形成的2.0ML樣品，只觀察到Sb含量較少先形成的量子點。

從波長來看，不論是InAs-rich或InSb-rich都有隨磊晶厚度增加而增加的趨勢，這表示量子點都有長大顆。詳述如下：

(1)短波長InAs-rich：由2.0ML至2.2ML，量子點變稍大，但是半高寬變寬，這是由於2.0ML是為了判斷何時開始量子點成核，所以導致2.2ML仍有部分小顆量子點成核形成，使得半高寬變寬，推測量子點數目應該增加，尺寸均勻度不佳，這與後面AFM的量子點密度增加(表3.1)趨勢符合。再來由2.2ML至2.8ML，波長移動主要落於此磊晶厚度範圍，半高寬變小，顯示整體InAs-rich量子點一起長大顆，尺寸較均勻。

(2)長波長InSb-rich：由2.0ML至2.2ML，波長移動主要落於此磊晶厚度範圍，顯示量子點長大顆。接下來2.2ML至2.8ML，波長移動不大，顯示長大速率較慢。

從光譜強度與面積來看，光譜強度與面積增加代表量子點數目增加，或是可容納更多的載子，我們以前者討論之：

(1)短波長InAs-rich：2.0ML到2.2ML強度沒有大變化，面積變大同波長觀點的解釋，是量子點數目變多，2.8ML反而減少，推估是Sb的持續加入，由於As與In(Ga)鍵結能量大於Sb與In(Ga)鍵結能量，即Sb比As更容易與In結合[39]，量子點容易由於Sb加入變成另一群。

(2)長波長InSb-rich：由2.0ML被覆蓋住的小訊號，到2.2ML看的見的訊號，到2.8ML與InAs-rich訊號約略同強度，之間的解讀我們以量子點密度解釋之。2.0ML由之前訊號的觀點已經解釋過，是缺乏Sb或較慢形成量子點，2.2MLInSb-rich量子點開始大量形成，2.8ML更多，因此量子點密度與光譜強度明顯提升，也與AFM趨勢相同。

3.3 室溫300K變功率PL分析

圖3.5為300K變功率PL圖，摻入銻Sb量子點長晶厚度分別為(a)2.0ML (b)2.2ML (c)2.8ML，同樣將長波長的訊號訊號調整成相同強度，分別為

(a2)2.0ML (b2)2.2ML (c2)2.8ML。高溫載子熱動能大，不容易停留於原來的能態，容易跑脫，侷限效果差，因此我們可用室溫的結果推估載子跑脫的情形與載子可能的去向。

要注意的是2.0ML，訊號個數有二個與低溫不同，這是因為InSb-rich (0.24→0.17)的能隙隨溫度變化量比InAs-rich(0.415→0.354)大，加上InSb-rich量子點尺寸較大，高溫放光波長比較長。

從訊號重合性來看，除了2.0ML外，皆重合良好。2.0ML的圖擁有很像是基態與激發態的特徵，但我們卻認為是兩群，原因是有低溫變功率與變溫PL圖佐證，若是基態於低溫應該不會消失，變溫也不應會有相對消長情形。因此我們解釋如下：由於2.0ML的InSb-rich量子點很少，載子很容易填滿，而轉填InAs-rich，造成短波長InAs-rich相對光譜強度增加。

從波長位置來看，磊晶厚度愈厚，波長位置愈長，室溫InSb-rich波長變化如下：2.0ML(1215nm)→2.2ML(1245nm)→2.8ML(1276nm)由於室溫侷限效果差，已經看不出量子點大小顆的關係了。

從光譜強度與面積來看，隨著磊晶厚度增加，InAs-rich的相對面積愈來愈小，這是由於量子點密度增加與尺寸長大，量子點之間更容易導通，不論是躍遷造成，只要路徑導通率增大時，載子就有更大的機會傳遞到InSb-rich量子點。關於量子點間的傳遞，於下一節討論之。

3.4 變溫PL分析

圖3.7為變溫PL圖，摻入銻Sb量子點長晶厚度分別為(a1)2.0ML (b1)2.2ML (c1)2.8ML，這次將短波長的訊號訊號調整成相同強度，分別為圖3.7(a2)2.0ML (b2)2.2ML與2.8ML二個不同溫度區段(c2)(c3)。

首先討論變化最明顯的2.8ML，如圖3.7(c2)低溫區：兩個訊號強度隨溫度同步升降，代表兩群量子點各自侷限住本身的載子，量子點間不易傳遞載子，如圖3.3 InAs-rich量子點低溫載子沒有足夠熱動能，不易跑至InSb-rich量子點，各自發

光。到了150K以高溫區(c3)，高溫載子有較大熱動能，不容易侷限在固定位置，載子更容易跑至高能態量子點，使InSb-rich相對訊號隨溫度逐漸增加，即溫度愈高，電子愈容易跳至InSb-rich量子點。

上述這些現象也同樣發生於2.0ML與2.2ML的樣品，如圖3.7變溫正規化調整PL圖(a2)2.0ML(b2)2.2ML，值得注意的是不同磊晶厚度，導通溫度不同，2.0ML起始導通溫度約250K，2.2ML起始導通溫度約150~200K之間，2.8ML起始導通溫度約120~150K。參考圖3.6影響導通率的因素是量子點間距大小，隨著磊晶厚度增加，量子點密度增加與尺寸變大，使得量子點間距變小，位能障厚度減小，穿透位障所需熱動能變小，因此所需開始導通的溫度更低。

半高寬隨溫度變化如圖3.8所示，2.0ML與2.2MLInAs-rich量子點，半高寬隨著溫度增加有下降的趨勢，這是因為穿隧效應高能階電子往低能階重新分佈，能階分佈變得更集中，因此半高寬下降。溫度再高，InAs-rich半高寬會上升而InSb-rich半高寬會下降，這是由於載子由InAs-rich量子點移動至InSb-rich量子點，前者載子量變少，相對半高寬變大；後者載子量變多，相對半高寬變小。整體來說，2.8ML擁有最小的半高寬。

3.5 Atomic Force Microscope(AFM)分析

由圖3.9 AFM平面圖與圖3.10 AFM 3D圖，我們可以看到不論(a)2.0ML (b)2.2ML (c)2.8ML 各磊晶厚度，均有很明顯的兩群大小不同的量子點。我們將大尺寸的視為InSb-rich，小尺寸的視為InAs-rich，並將兩群量子點區分出來，詳如表3.1

表3.1

| ML | 直徑 | InAs-rich(小) | 直徑 | InSb-rich(大) | 顆數比 | 總顆數 |
|-----|---------|--------------|-------|--------------|------|---------|
| 2.0 | 15~40nm | 180~190顆 | ~50nm | ~4顆 | ~46 | 184~194 |
| 2.2 | 20~45nm | 220~230顆 | ~60nm | ~20顆 | ~12 | 240~250 |
| 2.8 | 45~55nm | 170~190顆 | ~65nm | ~37顆 | ~4.8 | 207~227 |

從顆數來看，2.0ML大顆的數目非常少，原因同PL解釋，顆數比差最多。2.2ML二群顆數皆增加，這是由於2.0ML樣品是為了找出成核時間，導致2.2ML仍有部分量子點形成，另一方面InSb-rich開始由二維轉三維，使大顆量子點增多，顆數比變小。2.8ML小顆數目變少，大顆數目變多，推測是Sb持續加入，產生相分離並取代As位置[39]，故大顆漸漸取代小顆，顆數比最接近。

從直徑來看，隨著磊晶厚度增加，都變大顆。小顆量子點2.0ML與2.2ML，尺寸明顯都不均勻，2.8ML直徑變大但卻較均勻。大顆量子點2.0ML至2.2ML尺寸與密度變化大，這是由於InSb-rich的二維結構已經開始轉三維形成量子點所致。



第四章

摻入氮(N)量子點之電性量測的結果與分析

4.1 電流-電壓(I-V)、電容-電壓(C-V)量測結果

由於樣品基本參數已由本實驗室學長量測完畢，只列出結果如下：

I-V所得參數如下表：

| 樣品代號(結構) | n | R | Is | ϕ_{Bn} |
|---------------------|-----|---------------|------------------------|-------------|
| tr502(InAs/InGaAs) | 1.2 | 650 Ω | 9.28×10^{-11} | 0.67v |
| tr507(InAsN/InGaAs) | 1.9 | 1832 Ω | 2.93×10^{-11} | 0.76v |

C-V 所得參數如下表：

| 樣品代號(結構) | N_d | V_{bi} | ϕ_n | ϕ_{Bn} |
|---------------------|--------------------------------------|----------|----------|-------------|
| Tr502(InAs/InGaAs) | $6.4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ | 0.59v | 49mev | 0.64v |
| Tr507(InAsN/InGaAs) | $7.2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ | 0.75v | 47mev | 0.79v |

詳細內容請參考本實驗室學長論文[41]，我們會將相關資料拿來做參考，所有相關電性量測原理亦不再贅述。論文有關結論如下：(1)在無摻氮(N) Tr502 (InAs/InGaAs)樣品中的quantum peak，其quantum emission time 非常短，溫度 18K時仍小於 10^{-6} s，沒有缺陷，由TEM得量子點密度為 $3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 。(2)在摻氮(N) Tr507(InAsN/InGaAs)樣品，溫度 300K時載子時間常數約 $10^{-3} \sim 10^{-5}$ 秒，有缺陷能階產生，造成載子空乏。

4.2 導納頻譜(C-f G/f-f)量測

首先說明變偏壓量測，增加偏壓即是增加打入結構的深度，並於該深度做 a. c 訊號掃描。室溫 300K 變偏壓導納頻譜(C-f G/f-f)量測，由圖 4.1(b)我們可以發現小偏壓時只見到一個峰值，此峰值頻率不會隨著偏壓改變，但峰值大小卻改變，直到 1.5v 此訊號消失，取而代之的是一個頻率會隨偏壓變化，大小卻不變化的訊號源。我們認為小偏壓的訊號來源是傳導帶上的自由載子，隨著偏壓加大將自由載子趕走後，掃描到的是氮(N)引起的缺陷訊號，費米能階被固定於缺陷能階附近，隨偏壓加大能階愈深，載子頻率變慢，有能階分佈寬的特徵。由圖 4.1(a)，在驅除自由載子的偏壓範圍內，電容值變化量大，驅除缺陷載子電容值變化小，這是由於能階深淺不同，自由載子相對缺陷載子容易驅趕所致。為了進一步探討這個現象，我們做變溫量測，如圖 4.2(a)當偏壓打在 1.5v 時，低溫時恰好可見上述兩個訊號，峰值強度較弱的為自由載子，已快完全驅除，隨溫度平移較慢，峰值強度較強的是缺陷載子，隨溫度平移較快。當我們將各偏壓的變溫量測對應的頻率，做成 Arrhenius plot，如圖 4.2(b)。依照活化能與捕獲截面積明顯分為兩部分，小偏壓活化能為 0.08~0.146 eV 與後面推算的捕捉位能障相近，捕捉載子能力偏弱，故認定為自由載子。大偏壓為缺陷載子，活化能為 0.34~0.41eV，隨偏壓增加而變大，推測亦是由於缺陷能階分佈廣，大偏壓掃的能階

深所需活化能大。我們以下列公式
$$\frac{\Delta C}{C_{\infty}} = \frac{N_t}{N_d} \times \left[\frac{E_F - E_t}{V} \right]^{\frac{1}{2}}$$

估計缺陷濃度為 $4.5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 。

其中 ΔC 為電容變化量， C_{∞} 為高頻時載子跟不上所量得電容， V 為外加偏壓與內建電位， $E_F - E_t$ 為缺陷到費米能階差。

4.3 深層能階暫態頻譜(DLTS)與捕獲位能障(Capture barrier)

關於捕捉位能障 E_σ 的求取步驟如下：

(1) 首先改變數個不同 t_p 直到確定飽和 DLTS 強度，將三組以上未飽和訊號源 S 如下公式取對數再對 t_p 做直線擬合得斜率，即得捕捉速率 C 。

DLTS 訊號與填充偏壓時間公式求取捕捉速率：

$$S(t_p) = S(0) + S(\infty) * [1 - \exp(-C * t_p)] \rightarrow \ln \left[1 - \frac{S(t_p)}{S(\infty)} \right] = -C * t_p \rightarrow C$$

$S(t_p)$ 是 DLTS 峰值強度， t_p 是填充偏壓時間(filling pulse width)， $S(0)$ 是背景強度(background signal)， $S(\infty)$ 是無限填充到飽和的 DLTS 強度， C 是捕捉速率(capture rate)。

(2) 將(1)的步驟做四個不同的速率視窗(rate window)，由於在不同速率視窗下峰值出現的溫度會不一樣，即捕捉速率 C 會隨溫度而變，一個速率視窗對應到一個溫度。根據下式，將捕捉速率 C 換成捕捉截面積 σ ，代入不同 σ 和對應的溫度 T 取對數做直線擬合，即可得到捕捉位能障 E_σ 。

捕捉速率與捕捉截面積及其對溫度公式求取捕捉位能障：

$$C = \sigma v n \rightarrow \sigma \quad \sigma = \sigma_\infty \exp\left(-\frac{E_\sigma}{K_B T}\right) \rightarrow E_\sigma$$

σ 是捕捉截面積(capture cross section)， v 是平均速率(mean thermal velocity)取 $4.4 \times 10^7 \text{ cm/sec}$ ， n 是自由載子濃度(free carrier concentration)取摻雜濃度 $8 \times 10^{16} / \text{cm}^3$ ， σ_∞ 是與溫度無關的係數， E_σ 是捕捉位能障(capture barrier)大小， K_B 是波茲曼常數(Boltzmann constant)。

依照上述步驟，求得如圖 4.4(a)不同速率視窗之對應溫度及其捕捉速率與(b)捕捉位能障，由此判定此樣品有捕捉位能障 $E_\sigma = 0.151 \text{ eV}$ 。

圖 4.3(a)(b)(c)(d) 為不同填充偏壓四個速率窗 DLTS 圖，飽和填充時間隨著載子時間常數變大而愈大，詳細載子時間常數(飽和填充時間估計值)變化如下：

$$\tau = 0.86 \text{ ms}(0.7 \text{ ms}) \rightarrow \tau = 2.15 \text{ ms}(2 \text{ ms}) \rightarrow \tau = 4.3 \text{ ms}(4 \text{ ms}) \rightarrow \tau = 8.6 \text{ ms}(8 \text{ ms})$$

隨著載子時間常數增加，載子速率變慢，對應溫度變低，即對應的缺陷捕捉載子速率變慢，要填滿缺陷至飽和的填充時間也就愈長。

參考學長論文[41]，DLTS量到缺陷活化能約 0.2~0.23V，由以下公式

$$\Delta C = \frac{C_0 N_t}{2N_d} \times \left[e^{-e_n t_2} - e^{-e_n t_1} \right] \text{推估缺陷濃度 } N_t = 1.1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}。$$

其中 ΔC 為 DLTS 訊號值， C_0 為初始電容， $\left[e^{-e_n t_2} - e^{-e_n t_1} \right]$ 為速率視窗差，此儀器固定為 -0.724，此式是利用 N_d (空乏區空間電荷量) 與 N_t (體缺陷濃度) 要對空乏區內的電場平衡換算而來。

另外由 $N_{defect} = N_d \times \frac{\Delta C \times \epsilon A}{C_0^2}$ 推估面缺陷濃度 $N_{defect} = 1.2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 。此式是由

$$N_d \text{ (空乏區空間電荷量) 乘上空乏區變化量 } \frac{\Delta C \times \epsilon A}{C_0^2}。$$

此面缺陷濃度 $N_{defect} = 1.2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 與量子點密度 $3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 非常接近，且缺陷座落於量子點偏壓附近，因此極有可能是摻氮量子點產生的缺陷，加上填充偏壓會飽和與指數函數訊號，推測應該不是差排缺陷，可能是氮的擠壓產生錯位點缺陷。

4.4 暫態電容(Transient)量測

圖 4.5(a)(b) 為 -1~-1.5v 暫態電容量測，將此暫態電容以指數函數模擬求出對應的時間常數，再對溫度做 Arrhenius plot 如圖 4.6(a)(b)，在此偏壓下，不論 Emission 或 Capture 活化能均約為 0.07~0.08eV，捕捉載子能力又弱，為自由載子訊號。接著我們將偏壓加深到 -1.5~-2v，如圖 4.7(a)(b) 量測溫度 120K~140K，此訊號來源應為缺陷載子，故將其 $\Delta C(t)/\Delta C(0)$ 取對數座標對時間做圖，如圖 4.8(a)(b) 非常近似於線性，顯示暫態電容為指數函數。同理圖 4.9(a)(b) 為其 Arrhenius plot，我們發現 Emission 的活化能為 0.25eV，缺陷濃度同 DLTS 推估 $N_t = 2.8 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ，Capture 活化能為 0.19eV， $N_t = 1.8 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ 。

4.5 缺陷能帶模擬

由以上電性量測歸納，此缺陷能階位於傳導帶下方約 0.2~0.25eV，缺陷濃度約 $1\sim 2.8\times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ ，並且由於載子空乏造成捕捉位能障高度 0.15eV。為了再次確認，參考論文[41]我們引用C-V得來的縱深分佈得到空乏區寬度約為 $0.25\mu\text{m}$ 。假設缺陷要能造成空乏區寬度 $0.25\mu\text{m}$ 與位能障高度 0.15eV，則所需要的缺陷濃度由空

乏區寬度 $W = \left[\frac{2\varepsilon_s E_\sigma}{eN_t} \right]^{\frac{1}{2}}$ 估計為 $1.06\times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ ，恰好符合量測到的缺陷濃度。因

此我們做了此缺陷的能帶模擬圖，如圖 4.10，來表示量測到的缺陷參數。



第五章 結論

摻入銻量子點經由 PL 與 AFM 的分析，量子點分為兩群，得到銻元素有相分離的現象，此現象導致 InSb-rich 量子點較晚出現，而後量子點隨著磊晶厚度增加而增加。由磊晶結果得知，形成量子點的臨界厚度由 1.68ML(19.9sec)後推約至 2.0ML(24sec)，表示二維轉三維的臨界厚度增加，Sb 延緩量子點形成，此即 Sb 的表面活化效應。由低溫半高寬判定，2.8ML 的 uniformity 最好，其他較差。由變溫 PL 與半高寬知，低溫載子有穿隧現象，高溫載子容易由 InAs-rich 量子點跳到 InSb-rich 量子點，隨著磊晶厚度增加，密度與尺寸變大，此現象於更低溫發生。

無摻氮樣品溫度 18K 時載子時間常數仍小於 10^{-6} 秒，沒有缺陷。有摻氮樣品於溫度 300K 載子時間常數約 10^{-3} ~ 10^{-5} 秒，有缺陷能階產生，造成載子空乏。以深層能階暫態頻譜與電容暫態頻譜量測，此缺陷能階位於傳導帶下方約 0.2~0.25eV，隨著偏壓加大能階愈深，為能階分佈很廣的缺陷，缺陷濃度約 $1\sim 2.8\times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ 。此缺陷的暫態電容為可以填充達到飽和的指數函數，推測應該是摻入氮引起的點缺陷。DLTS 改變填充偏壓時間與不同速率視窗，求得捕捉位能障高度 0.15eV，再配合縱深分佈的空乏區寬度 $0.25\mu\text{m}$ ，要造成此空乏所需要的的缺陷濃度為 $1.06\times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ 。因此電性量測結果有很高的一致性，將其作成缺陷的能帶模擬圖，如圖 4.10，推測直接將氮摻入量子點會於量子點位置產生缺陷造成載子空乏，使得原本無摻氮量子點非常短的時間常數變長為 10^{-3} ~ 10^{-5} 秒(室溫)。因此我們相信可以藉由摻入氮元素於量子點來調變所需要的時間常數。

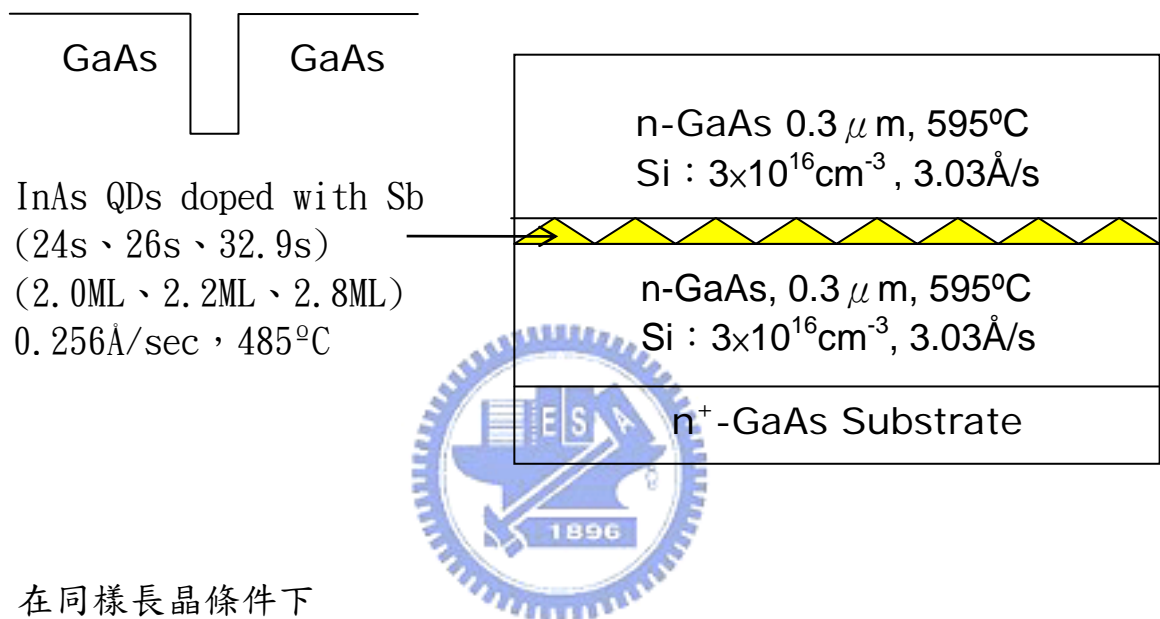
參考文獻

- [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. Kl. Iib 146, 797 (1939).
- [4] Oleg B. Shchenkin, 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)
- [5] P. B. Joyce, T. J. Krzyzewski, G. R. Bell, T. S. Jones, S. Malik, D. Child, and R. Murray, “Growth and characterization of single quantum dots emitting at 1300 nm”, J. Crystal Growth 227/228, 1000 (2001)
- [6] M. J. da Silva, S. Martini, T. E. Lamas, A. A. Quivy, E. C. F. da Silva, J. R. Leite, “Low growth rate InAs/GaAs quantum dots for room-temperature luminescence over 1.3 μm ”, Microelectronics Journal. 34, 631 (2003)
- [7] V. M. Ustinov, N. A. Maleev, et al. Appl. Phys. Lett. 74, 2815 (1999)
- [8] A. Stintz, et al. IEEE Photon. Tech. Lett. 12, 591 (2000)
- [9] V. M. Ustinov and A. E. Zhukov, “GaAs-based long-wavelength lasers” Semicond. Sci. Technol. Vol.15, No 8, R41-R54, (2000)
- [10] H. Y. Liu, M. Hopkinson, C. N. Harrison, et al. “Optimizing the growth of 1.3 μm InAs/InGaAs dots-in-a-well structure” J. Appl. Phys. 93, 2931 (2003)
- [11] K. Nishi, H. Saito, S. Sugou, and J. Lee, “A narrow photoluminescence linewidth of 21 meV at 1.35 μm from strain-reduced InAs quantum dots covered by In_{0.2}Ga_{0.8}As grown on GaAs substrates” Appl. Phys. Lett. 74, 1111 (1999)
- [12] H. Y. Liu, I. R. Sellers, T. J. Badcock, et al. “Improved performance of 1.3 μm multilayer InAs quantum-dot lasers using a high-growth-temperature GaAs spacer layer” Appl. Phys. Lett. Vol85, No5, 704 (2004)
- [13] I. R. Sellers, H. Y. Liu, M. Hopkinson, D. J. Mowbray, and M. S. Skolnick, “1.3 μm lasers with AlInAs-capped self-assembled quantum dots” Appl. Phys. Lett. 83, 4710 (2003)
- [14] A. R. Kovsh, N. A. Maleev, A. E. Zhukov, et al. “InAs/InGaAs/GaAs quantum dot lasers of 1.3 μm range with enhanced optical gain”, J. Cryst. Growth 251, 729 (2003)
- [15] H. Y. Liu, I. R. Sellers, M. Gutiérrez, K. M. Groom, et al. “Influences of the spacer layer growth temperature on multilayer InAs/GaAs quantum dot structures”, J. Appl. Phys. 96, 1988 (2004)

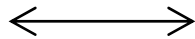
- [16]X. Huang, A. Stintz, C. P. Hains, G. T. Liu, J. Cheng, and K. J. Malloy, “Very Low Threshold Current Density Room Temperature Continuous-Wave Lasing from a Single-Layer InAs Quantum-Dot Laser”, IEEE Photonics Technol. Lett. Vol.12, iss.3, 227 (2000)
- [17]G. Park, O. B. Shchekin, D. L. Huffaker, and D. G. Deppe, “Low-Threshold Oxide-Confined 1.3- μm Quantum-Dot Laser”, IEEE Photonics Technol. Lett. 12, 230 (2000)
- [18] H. Y. Liu and M.Hopkinson, “Tuning the structural and optical properties of 1.3- μm InAs/GaAs quantum dots by a combined InAlAs and GaAs strained buffer layer”Appl. Phys. Lett. 82, 3644 (2003)
- [19]M. V. Maximov, A. F. Tsatsul’nikov, B. V. Volovik, et al. “Tuning quantum dot properties by activated phase separation of an InGa(Al)As alloy grown on InAs stressors” Phys. Rev. B 62, 16671 (2000)
- [20]H. Y. Liu, I. R. Sellers, M. Hopkinson, C. N. Harrison, D. J. Mowbray, and M. S. Skolnick, ” Engineering carrier confinement potentials in 1.3- μm InAs/GaAs quantum dots with InAlAs layers: Enhancement of the high-temperature photoluminescence intensity” Appl. Phys. Lett. 83, 3716 (2003)
- [21] H. Y. Liu, M. J. Steer, T. J. Badcock, D. J. Mowbray, and M. S. Skolnick, et al. “Long-wavelength light emission and lasing from InAs/GaAs quantum dots covered by a GaAsSb strain-reducing layer”, Appl. Phys. Lett. 86, 143108 (2005)
- [22]N. Grandjean, J. Massies, and V. H. Etgens “Delayed relaxation by surfactant action in highly strained III-V semiconductor epitaxial layers” Phys. Rev. Lett. 69, 5, 796 (1992)
- [23]X. Yang, J. B. Heroux, L. F. Mei, and W. I. Wang “InGaAsNSb/GaAs quantum wells for 1.55 μm lasers grown by molecularbeam epitaxy” , Appl. Phys. Lett., Vol.78, Num.26, 4086 (2001)
- [24]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., Vol. 75, Num.2 ,178,(1999)
- [25]J. C. Harmand, L. H. Li, G. Patriarche, and L. Travers, “GaInAs/GaAs quantum-well growth assisted by Sb surfactant: Toward 1.3 μm emission”, Appl. Phys. Lett. Vol. 84, Num. 20, 3981(2004)
- [26] Takeo Kageyama, Tomoyuki Miyamoto, Masataka Ohta, et al. “Sb surfactant effect on GaInAs/GaAs highly strained quantum well lasers emitting at 1200 nm range grown by molecular beam epitaxy”, J. Appl. Phys. Vol 96, Num 1, Page44(2004)
- [27] H. Shimizu, K. Kumada, S. Uchiyama and A. Kasukawa, “1.2 μm range GaInAs SQW lasers using Sb as surfactant”, IEEE, ELECTRONICS LETTERS, Vol. 36, No. 16,

1379,(2000)

- [28] H. Shimizu, K. Kumada, S. Uchiyama and A. Kasukawa, “High performance CW 1.26 μm GaInNAsSb-SOW and 1.20 μm GaInAsSk-SQW ridge lasers”, IEEE, ELECTRONICS LETTERS, Vol.36, No.20, 1701(2000)
- [29] X. Yang, M.J. Jurkovic, J.B. Heroux and W.I. Wang, “Low threshold InGaAsN/GaAs single quantum well lasers grown by molecular beam epitaxy using Sb surfactant”, IEEE, ELECTRONICS LETTERS, Vol.35, No.13, 1082(1999)
- [30] Y. Sun, S. F. Cheng, G. Chen, R. F. Hicksa!, J. G. Cederberg and R. M. Biefeld, “The effect of antimony in the growth of indium arsenide quantum dots in gallium arsenide (001)”, J. Appl. Phys. 97, 053503 (2005)
- [31] Tetsuya MATSUURA, Tomoyuki MIYAMOTO, Takeo KAGEYAMAy, et al. “Surfactant Effect of Sb on GaInAs Quantum Dots Grown by Molecular Beam Epitaxy”, Japanese Journal of Applied Physics, Vol. 43, No. 5A, pp. L605–L607(2004)
- [32] J. S. Wang, A. R. Kovsh, L. Wei, et al. Nanotechnology 12 (2001)430-433
- [33] J. S. Wang, L. Wei, R. S. Shiao, and J. Y. Chi J. Vac. Sci. Technol. B, vol.20,No.3 2002.
- [34] W. G. Bi, and C. W. Tu, “Bowling parameter of the band-gap energy of GaN_xAs_{1-x}”, Appl. Phys. Lett. 70, 1608(1997)
- [35] M. Sato, Abs. of Topical Workshop on III-Nitrides(Nagoya,1995) G4 ; Solid-State Electronics, 40(1997)
- [36] J.-M. Chauveau, A. Trampert, and K. H. Ploog, Appl. Phys. Lett., Vol.82, No.20(2003)
- [37] M. Sopanen, H. P. Xin, and C.W. Tu, Vol.76, No.8(2000)
- [38] Hiroyuki Miyoshi, Ryo Suzuki, Hidetoshi Amano, Yoshiji Horikoshi, “Sb surface segregation effect on the phase separation of MBE grown InAsSb”, Journal of Crystal Growth 237–239, 1519–1524, (2002)
- [39] Kudo, Makoto, Mishima, Tomoyoshi, et al. ” Long-wavelength luminescence from GaSb quantum dots grown on GaAs substrates”, PHYSICA E: LOW-DIMENSIONAL SYSTEMS AND NANOSTRUCTURES 21, 275 – 278, (2004)
- [40] B N Zvonkov, et al. “Surfactant effect of bismuth in the MOVPE growth of the InAs quantum dots on GaAs”Nanotechnology, 11, 221–226, (2000)
- [41] 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.
- [42] 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/砷化鎘量子點光性影響”, 2003.



在同樣長晶條件下
InAs QDs doped with Sb
24s形成量子點，約2.0ML



InAs QDs without Sb
19.9s形成量子點，約1.68ML

量子點形成判定是藉由反射式高能電子束繞射(Reflection High-Energy Electron Diffraction, RHEED)圖形

圖2.1 摻入銻(Sb)量子點系列樣品的能帶與結構圖

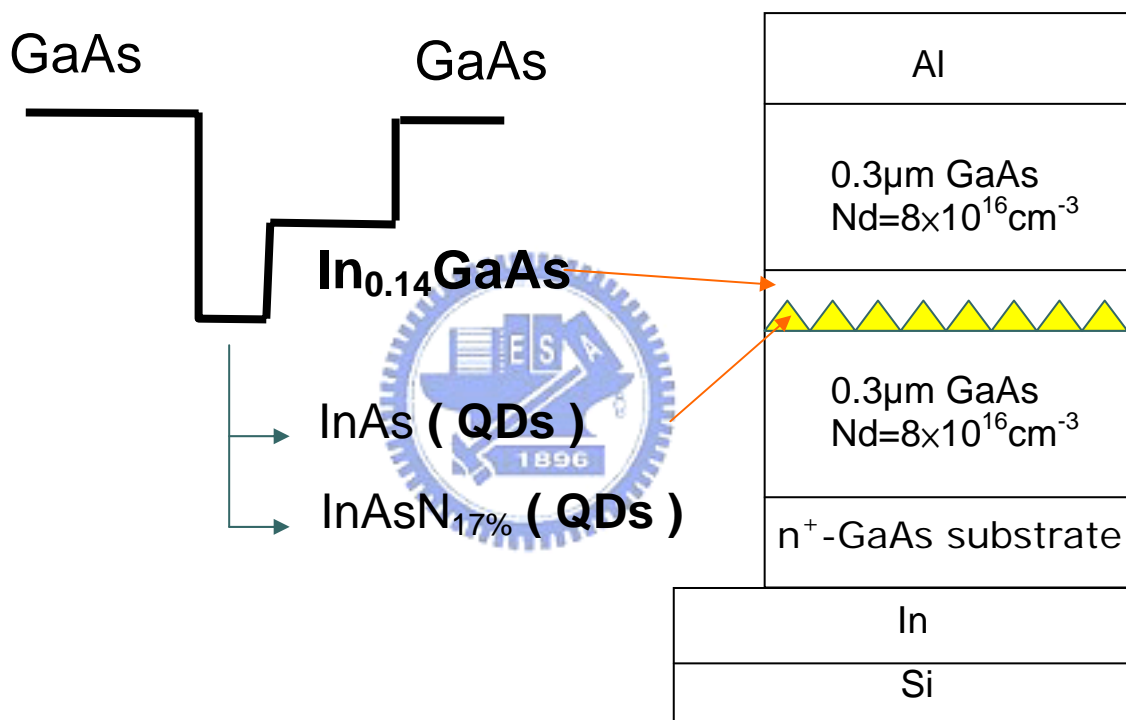


圖2.2 摻入氮(N)量子點與其對照樣品的能帶與結構圖

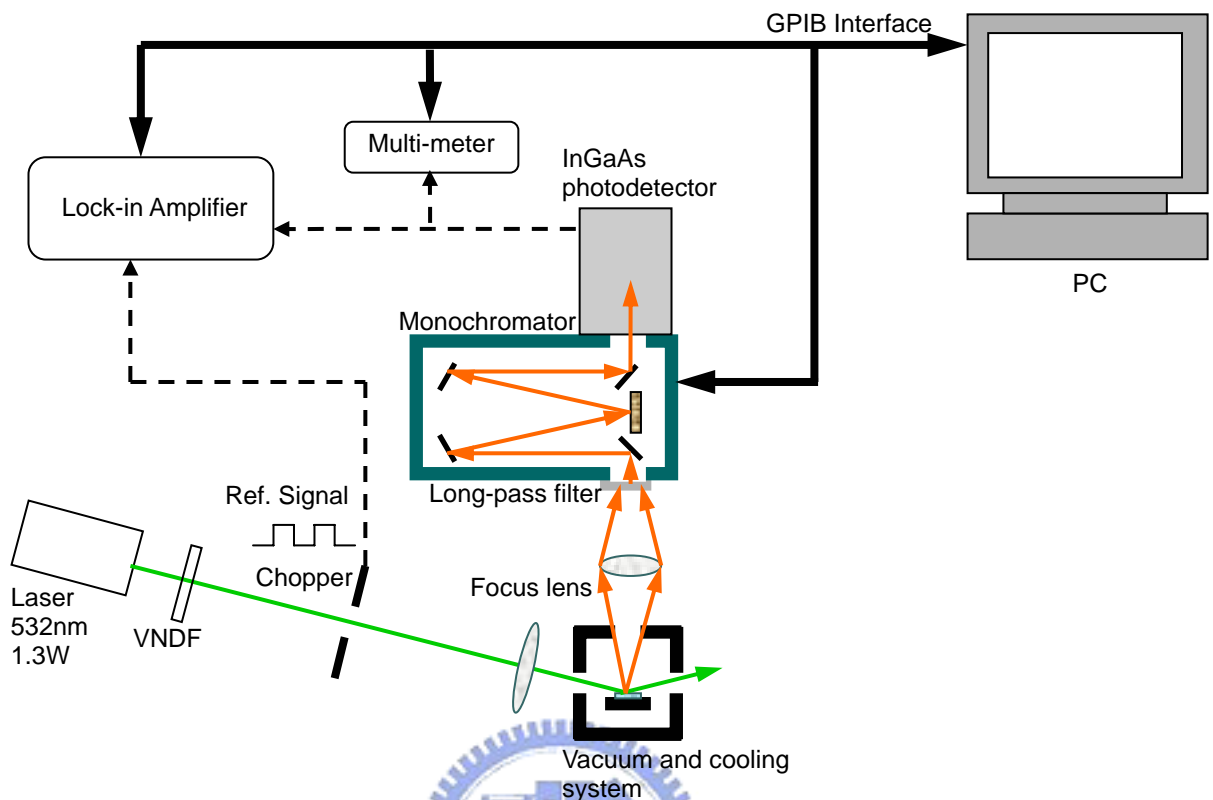


圖2.3 PL量測系統之架構圖

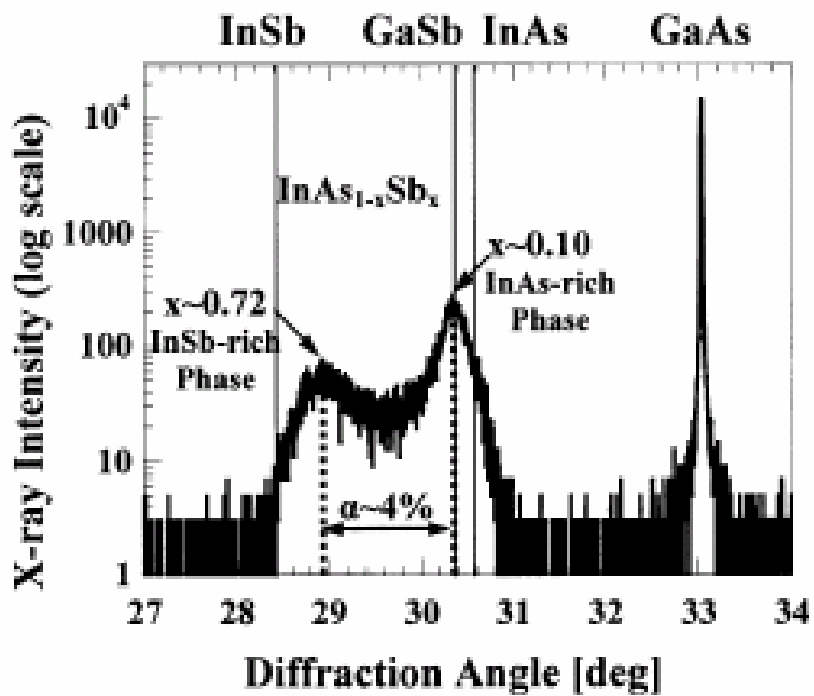


圖2.4 InAsSb ternary alloys X-ray分成InAs-rich與InSb-rich兩群
 Ref. Journal of Crystal Growth vol.237 - 239, p1519 - 1524, 2002

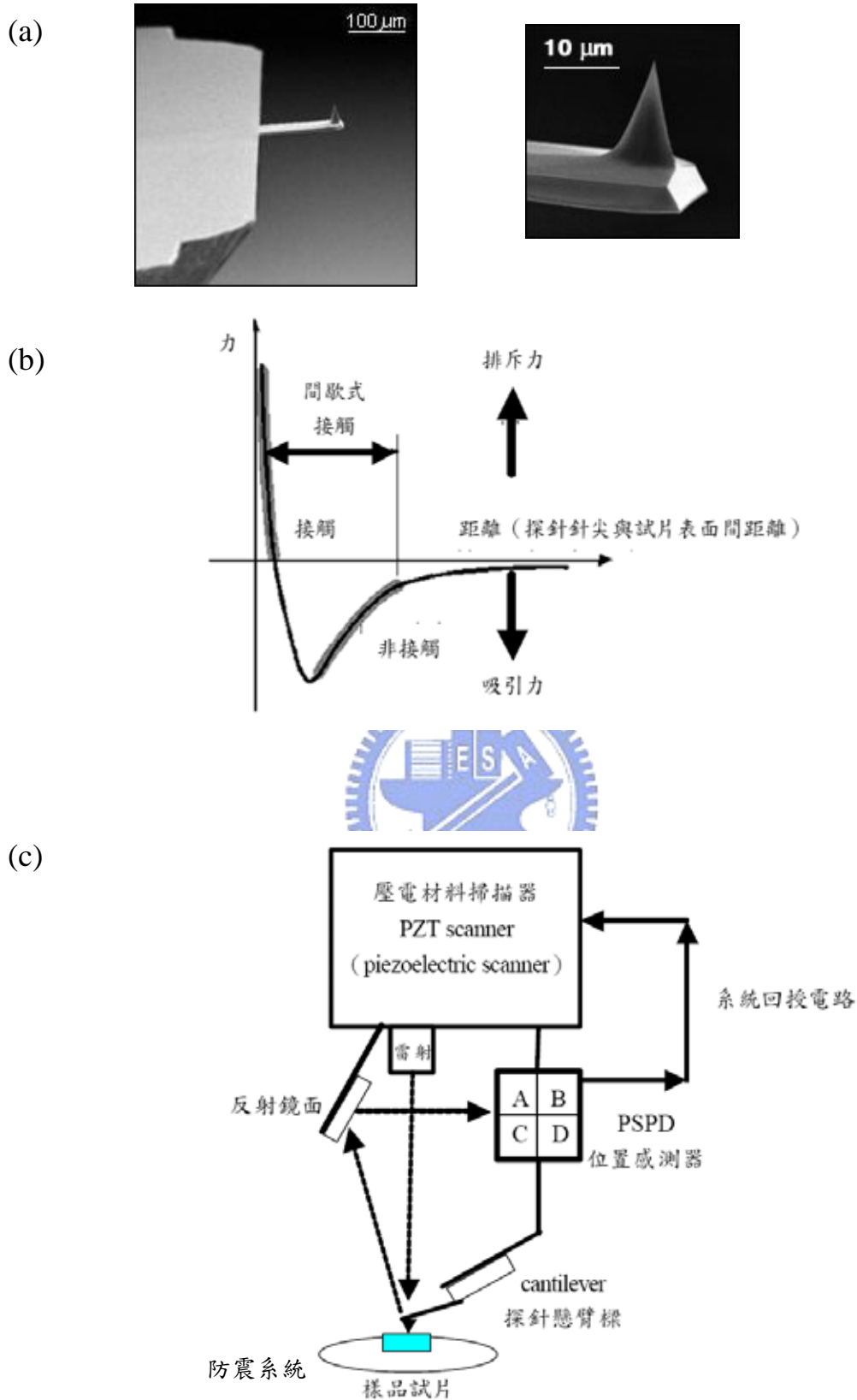
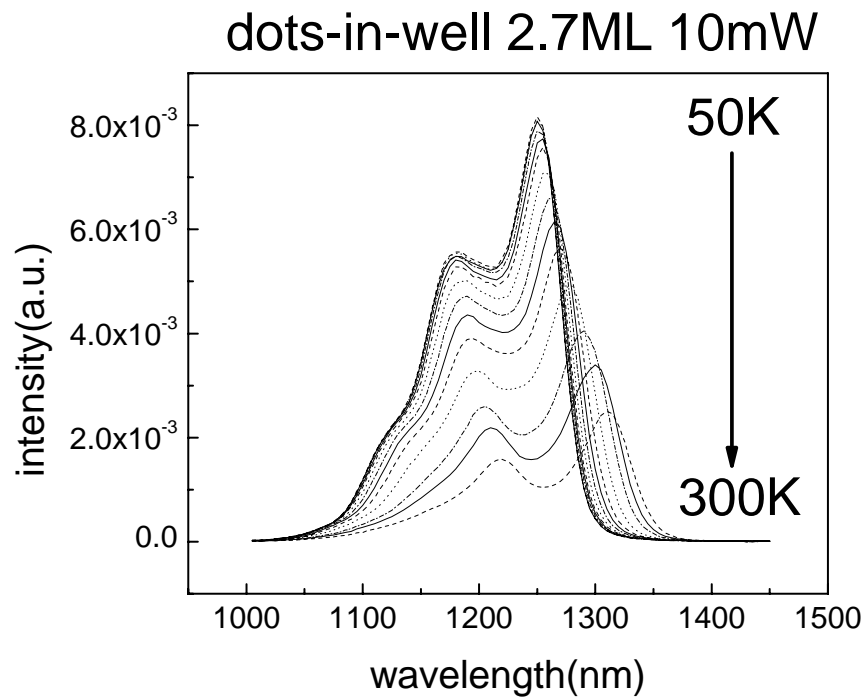


圖2.5 (a)AFM懸臂樑及針頭TEM圖(圖片來源Ultrasharp公司網站)
 (b)凡得瓦力與距離的關係圖
 (c)AFM示意圖

(a)



(b)

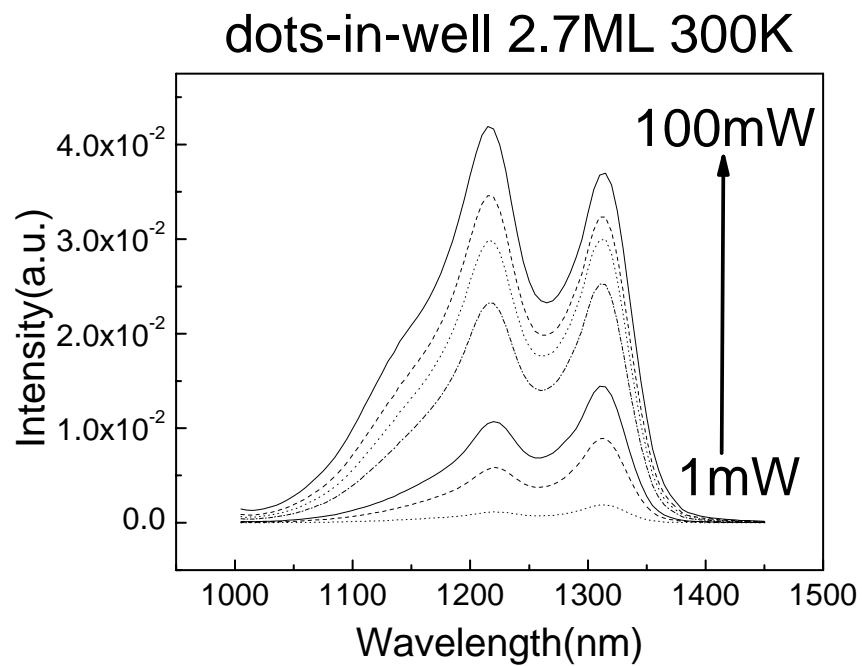


圖3.1 一般dots-in-well量子點

(a) 變溫PL圖 (b) 室溫300K變功率PL圖

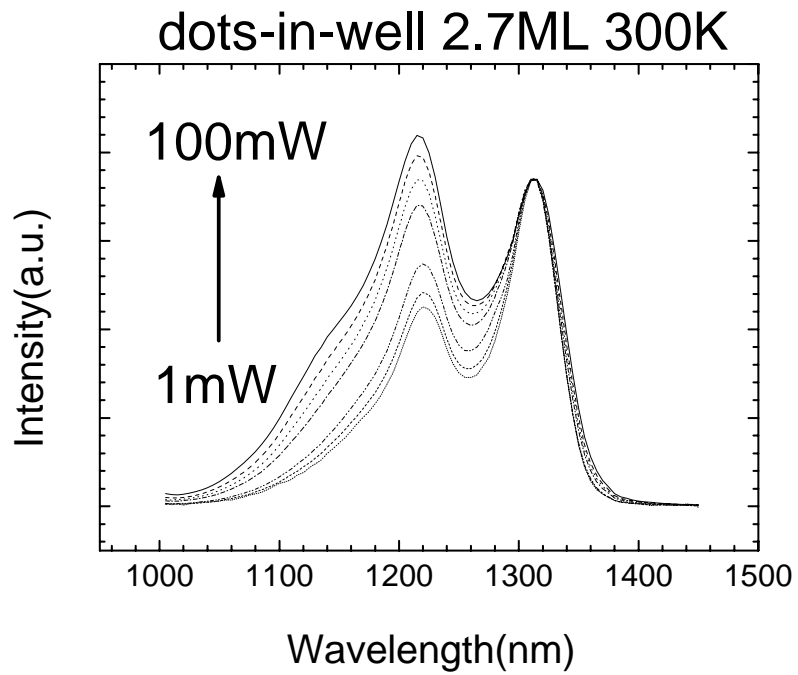


圖3.2 一般dots-in-well量子點 室溫300K變功率正規化調整PL圖

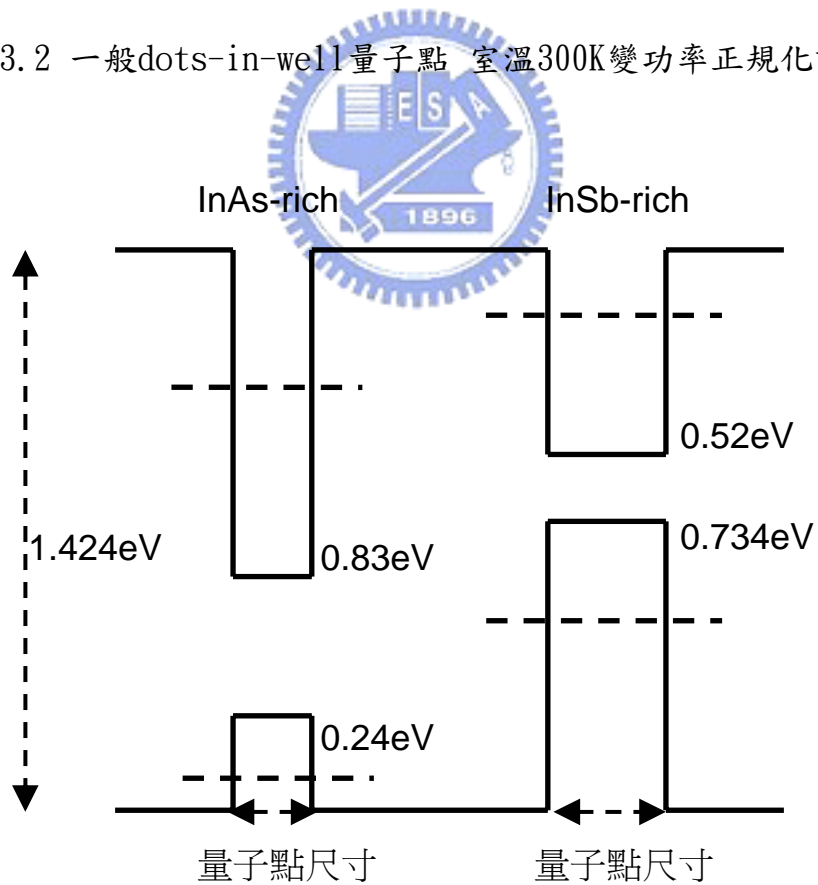
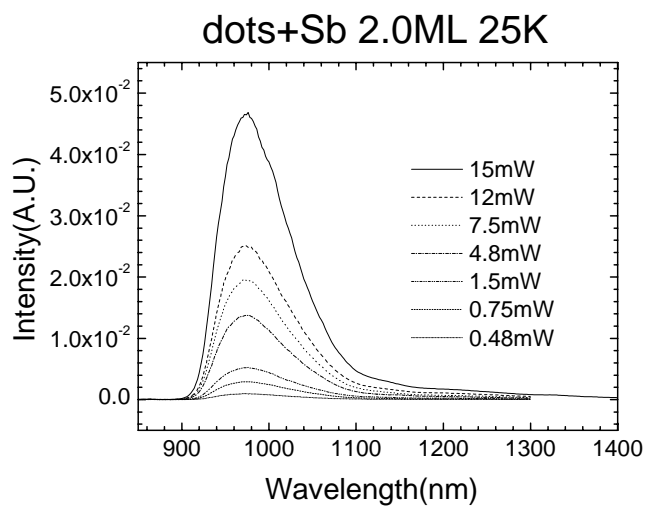
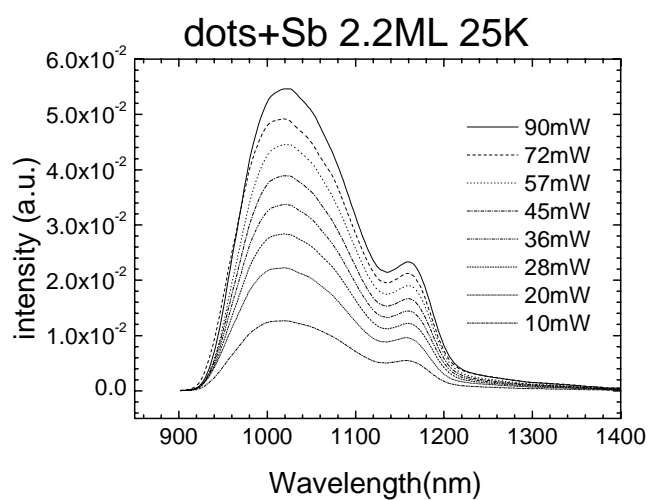


圖 3.3 二群量子點室溫能階模擬圖

(a1)



(b1)



(c1)

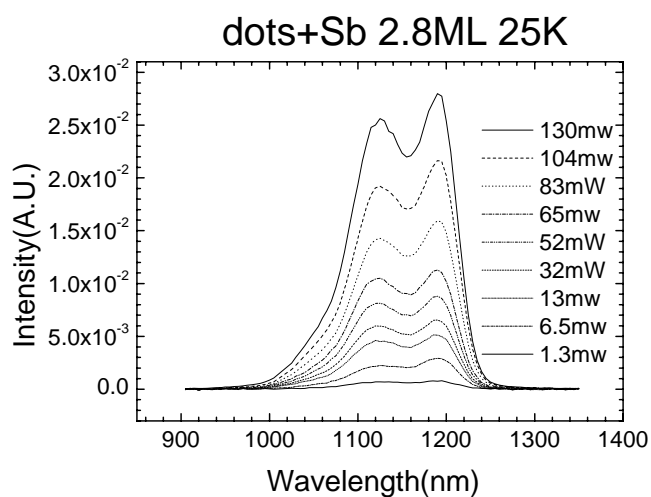
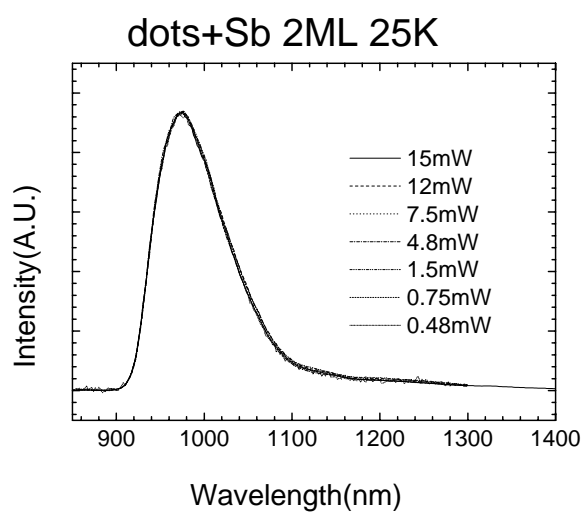


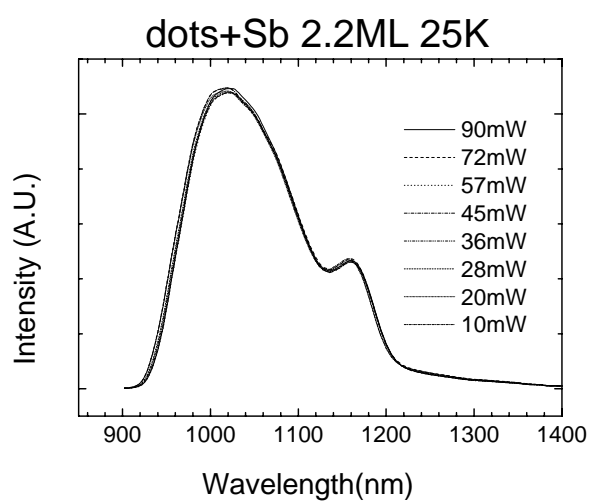
圖3.4 低溫25K變功率PL圖

(a1)2.0ML (b1)2.2ML (c1)2.8ML

(a2)



(b2)



(c2)

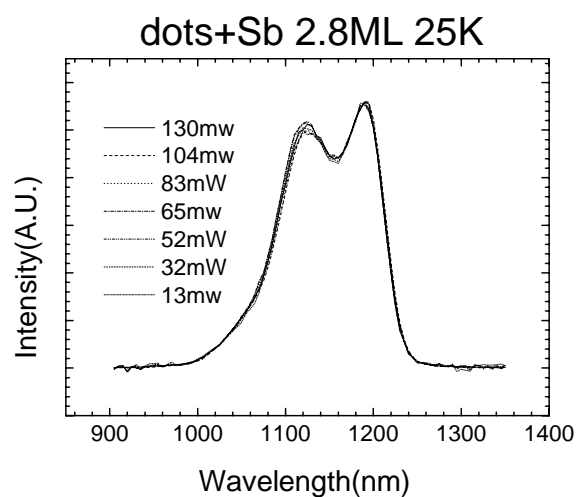
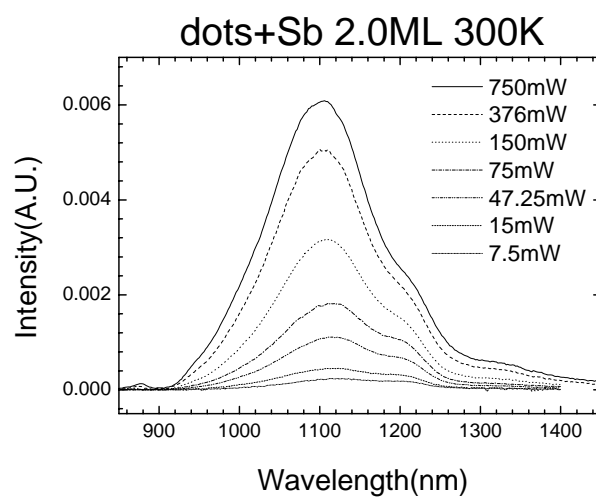


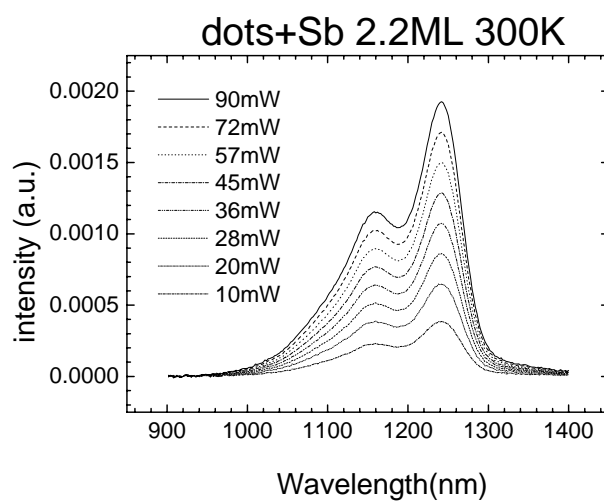
圖3.4 低溫25K變功率正規化調整PL圖

(a2)2.0ML (b2)2.2ML (c2)2.8ML

(a1)



(b1)



(c1)

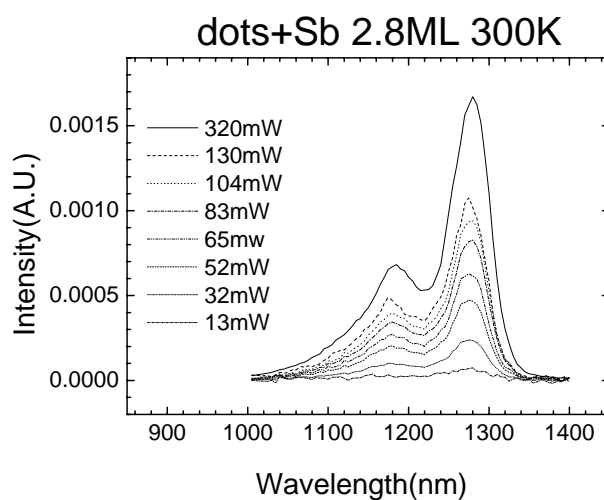
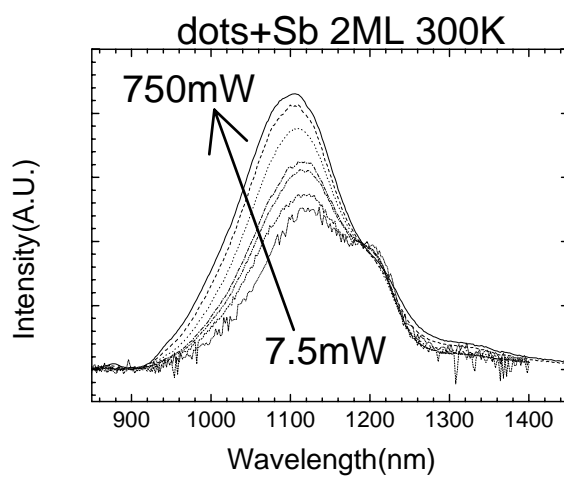


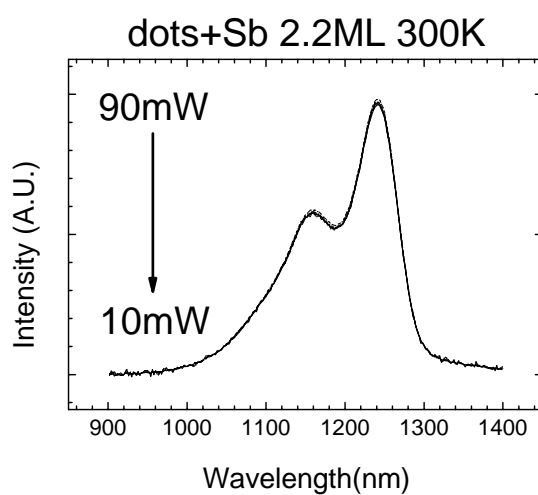
圖3.5 室溫300K變功率PL圖

(a1)2.0ML (b1)2.2ML (c1)2.8ML

(a2)



(b2)



(c2)

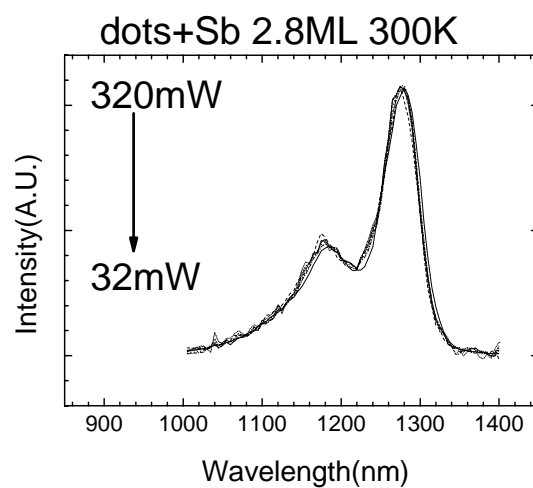


圖3.5 室溫300K變功率正規化調整PL圖

(a2)2. 0ML (b2)2. 2ML (c2)2. 8ML

間距小(密度大)



間距大(密度小)

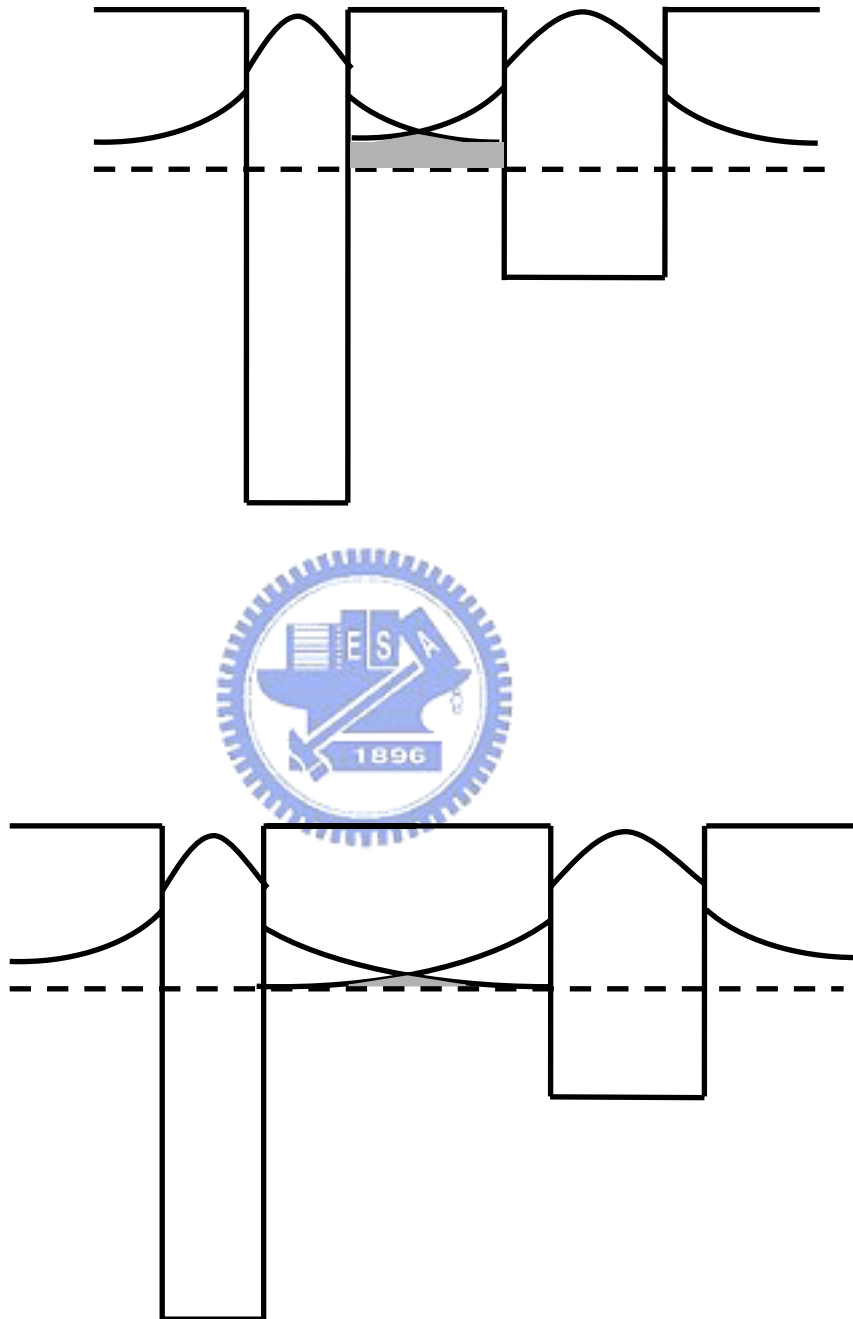
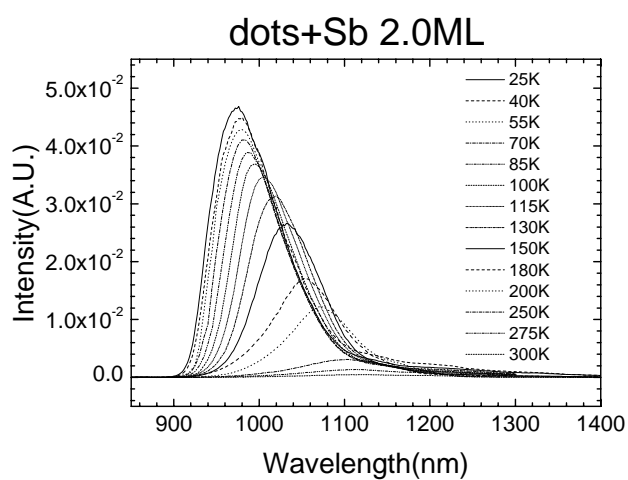
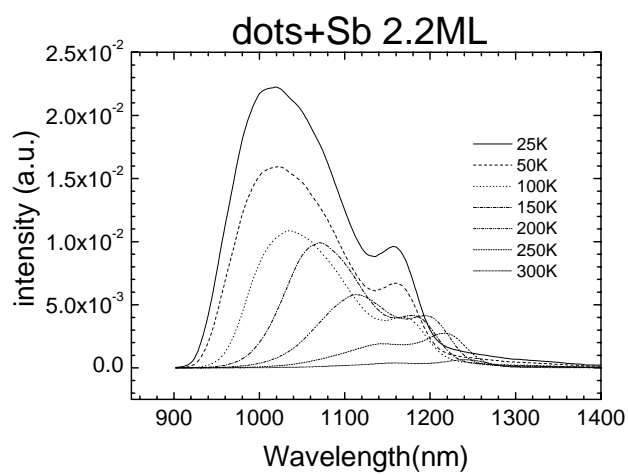


圖3.6 載子侷限空間分佈耦合機率圖

(a1)



(b1)



(c1)

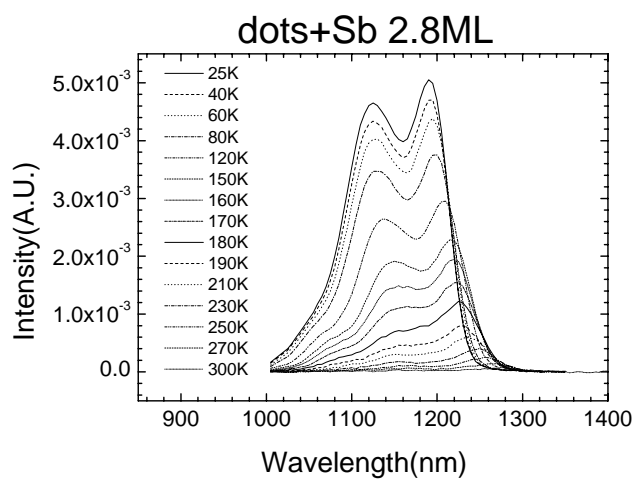
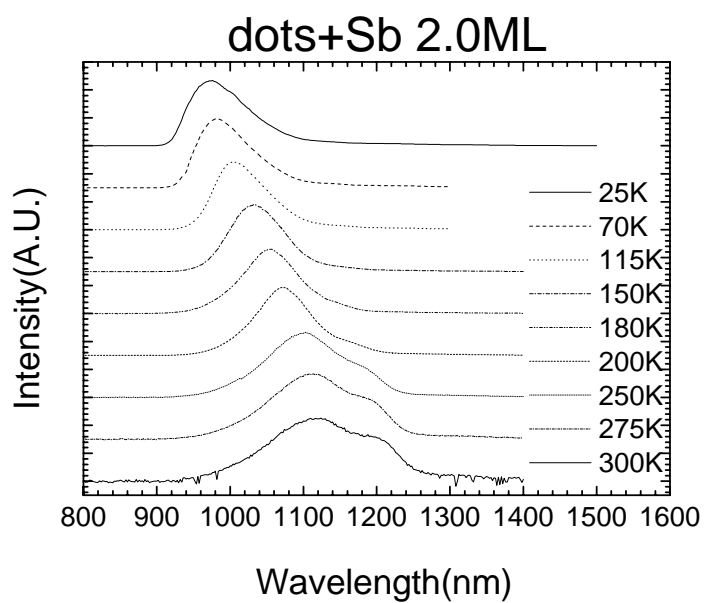


圖3.7 變溫PL圖

(a1)2.0ML (b1)2.2ML (c1)2.8ML

(a2)



(b2)

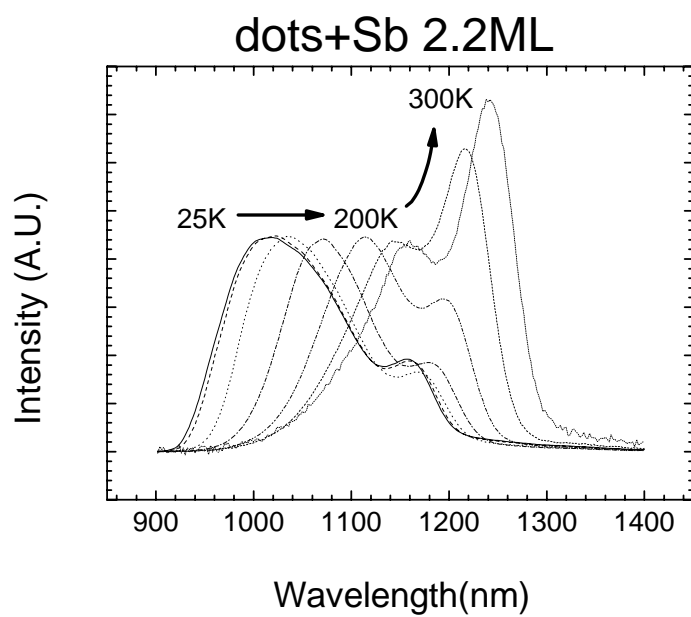
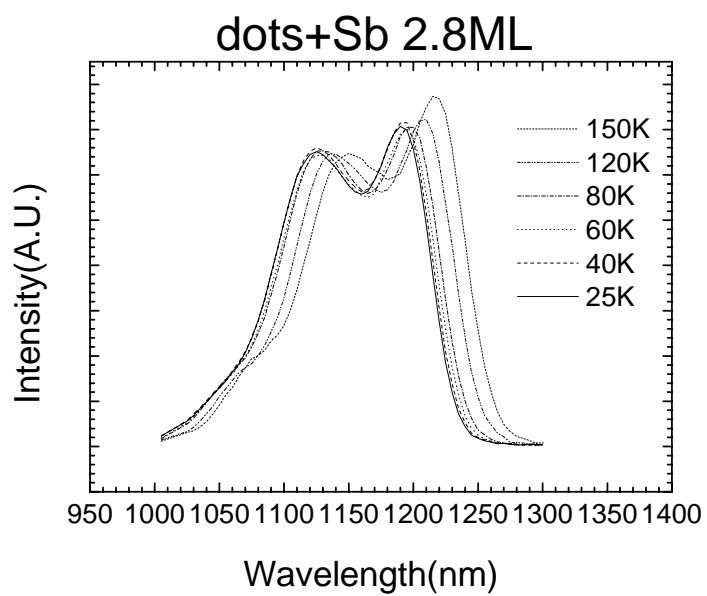


圖3.7 變溫正規化調整PL圖

(a2)2.0ML (b2)2.2ML

(c2)



(c3)

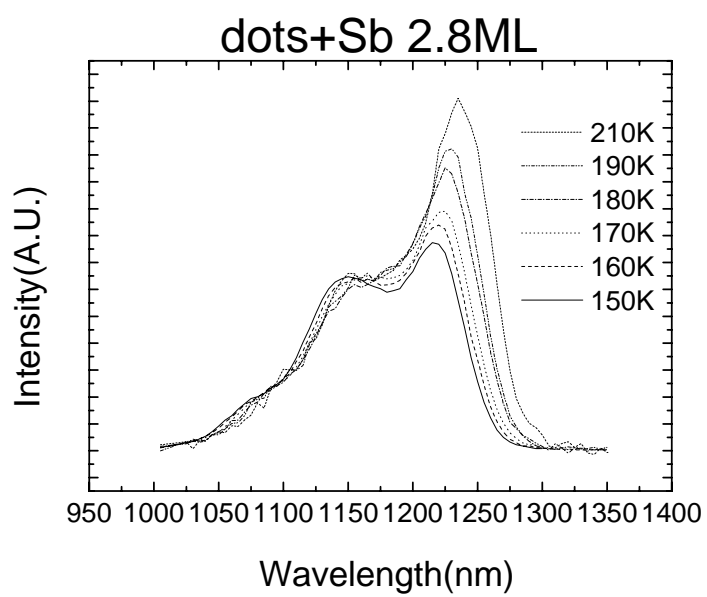


圖3.7 變溫正規化調整PL圖
2.8ML (c2)低溫區(c3)高溫區

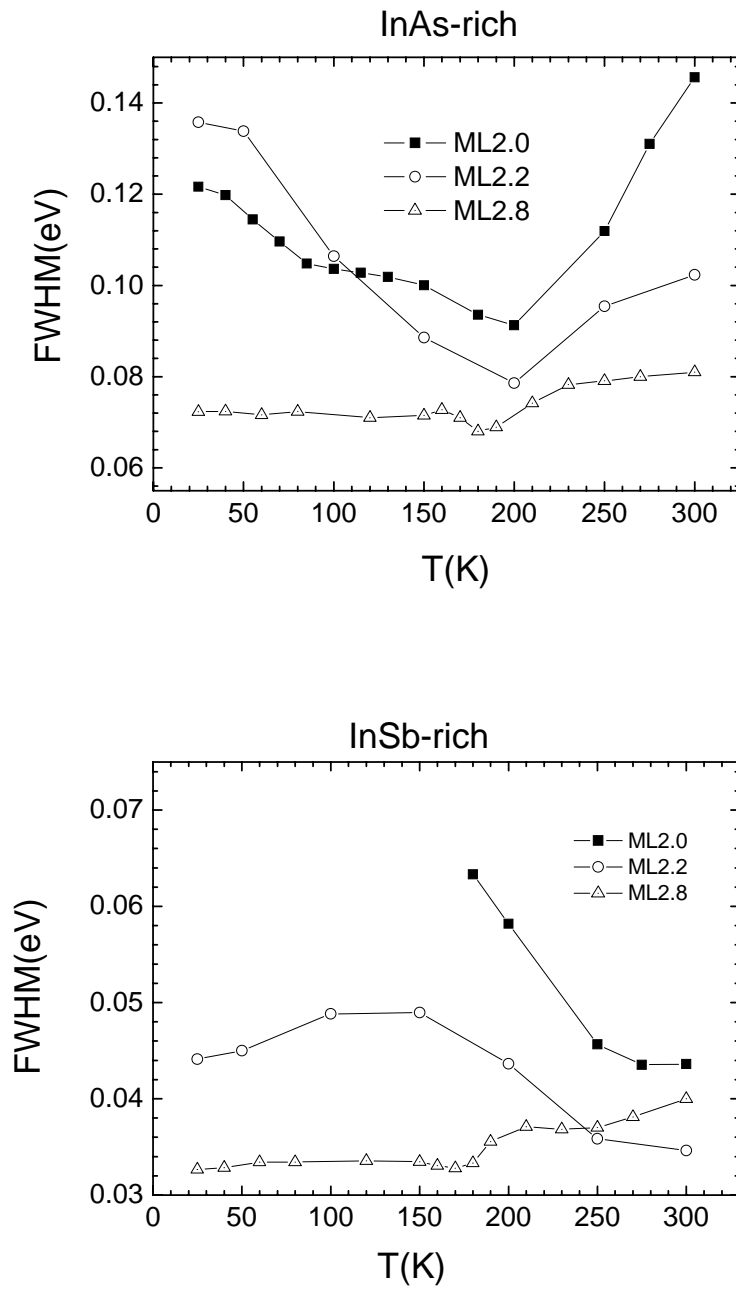


圖3.8 各樣品半高寬隨溫度變化圖

(a) InAs-rich 量子點

(b) InSb-rich 量子點

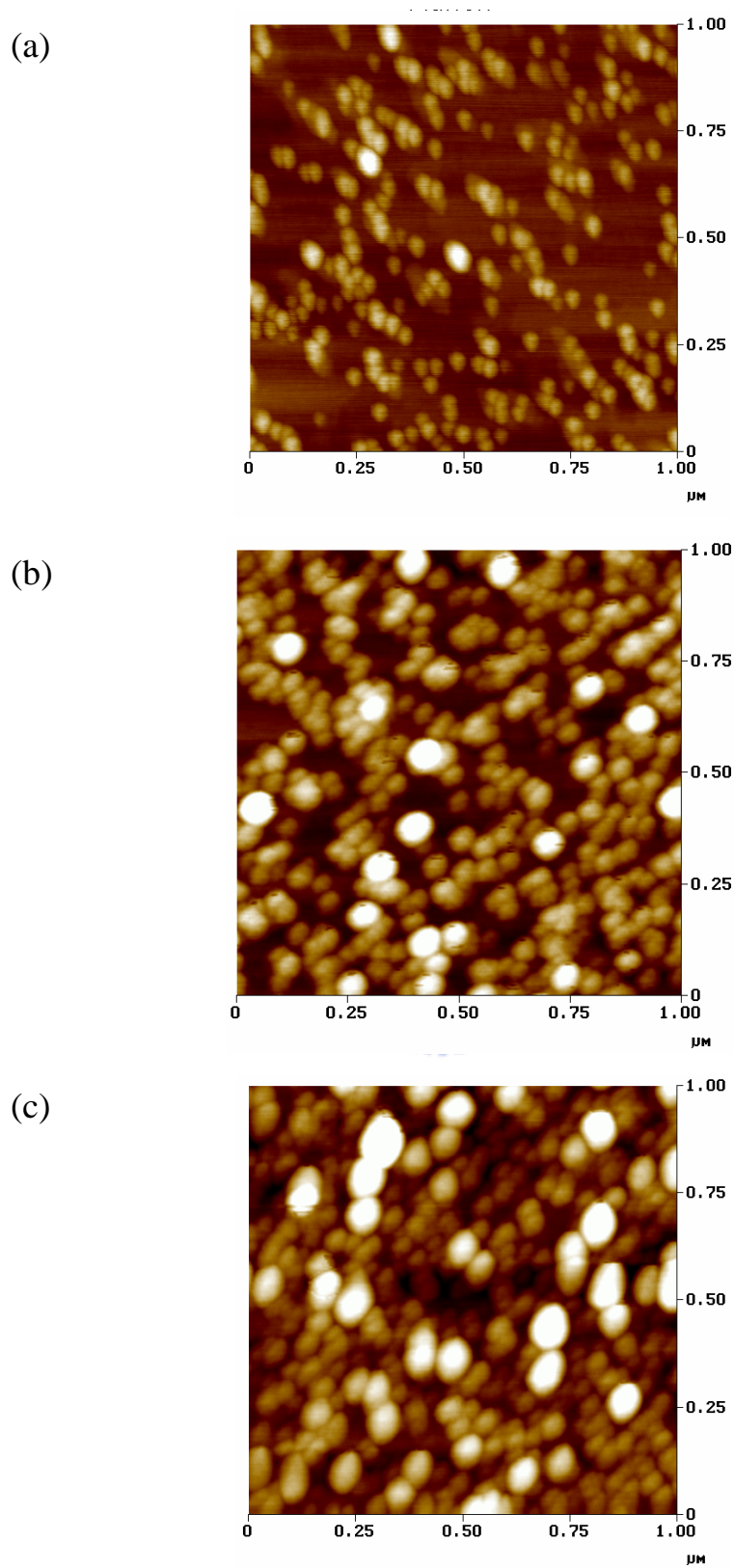


圖3.9 AFM平面圖

(a)2.0ML (b)2.2ML (c)2.8ML

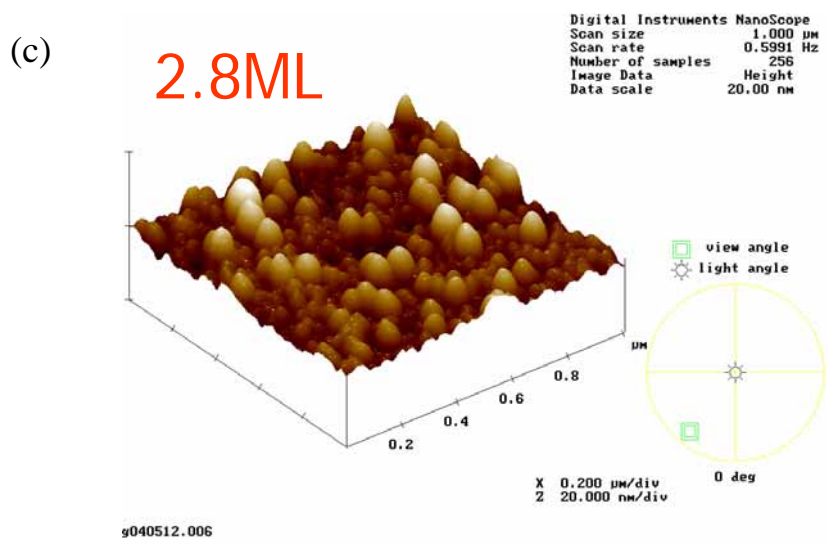
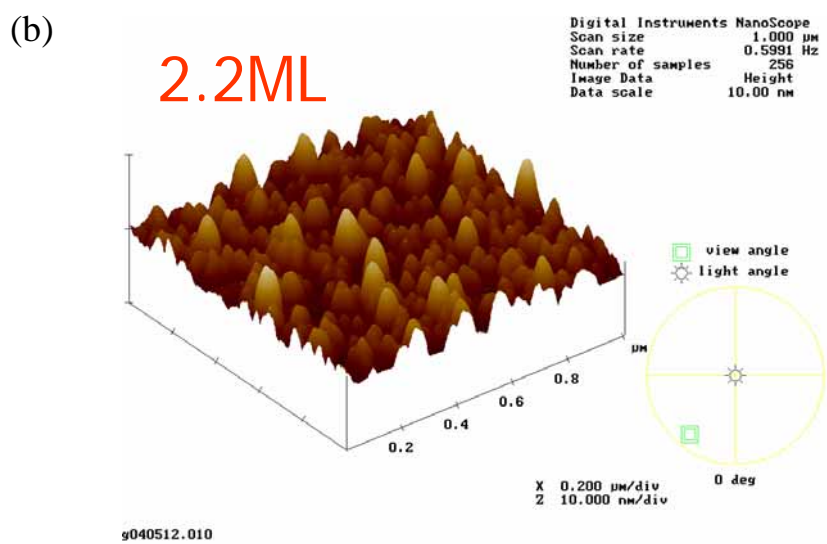
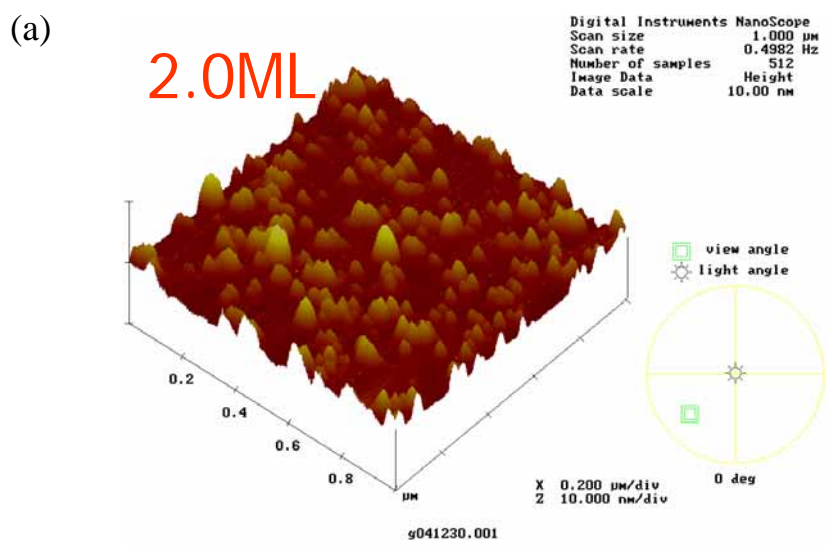


圖3.10 AFM 3D圖

(a)2.0ML (b)2.2ML (c)2.8ML

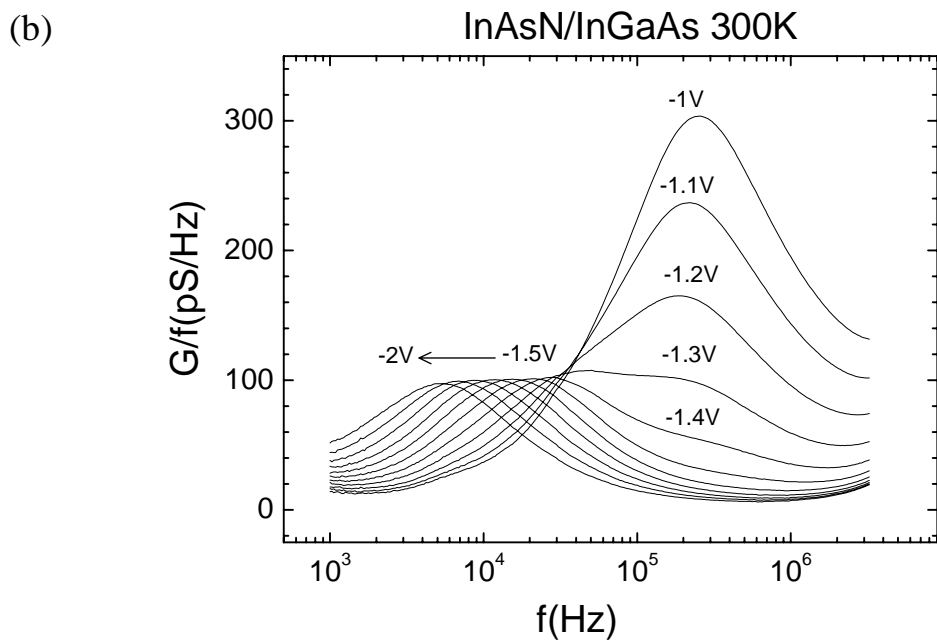
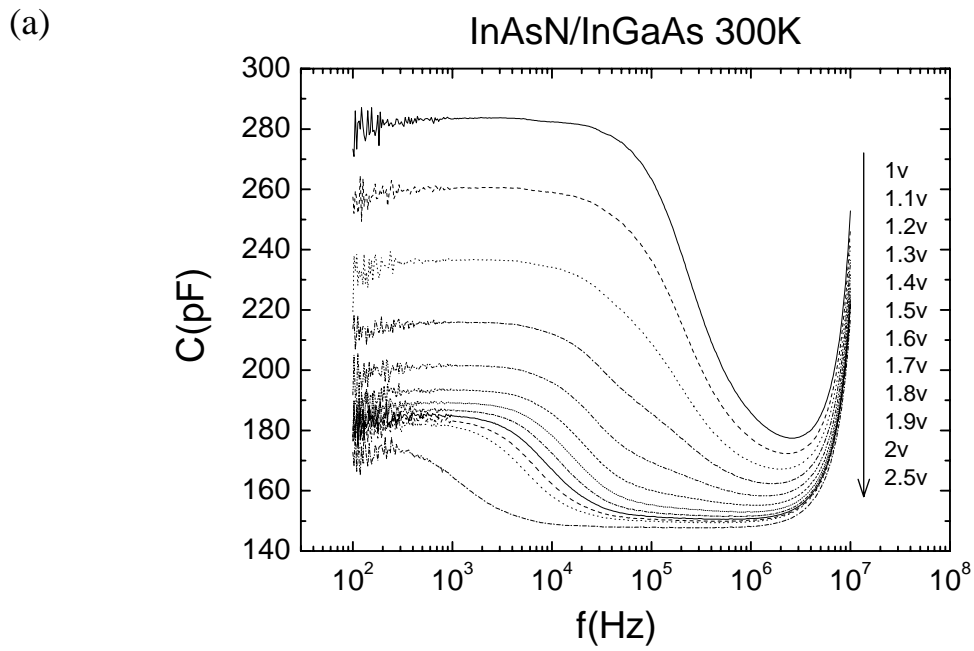


圖4.1 室溫300K變偏壓導納頻譜圖 (a)C-f (b)G/f-f

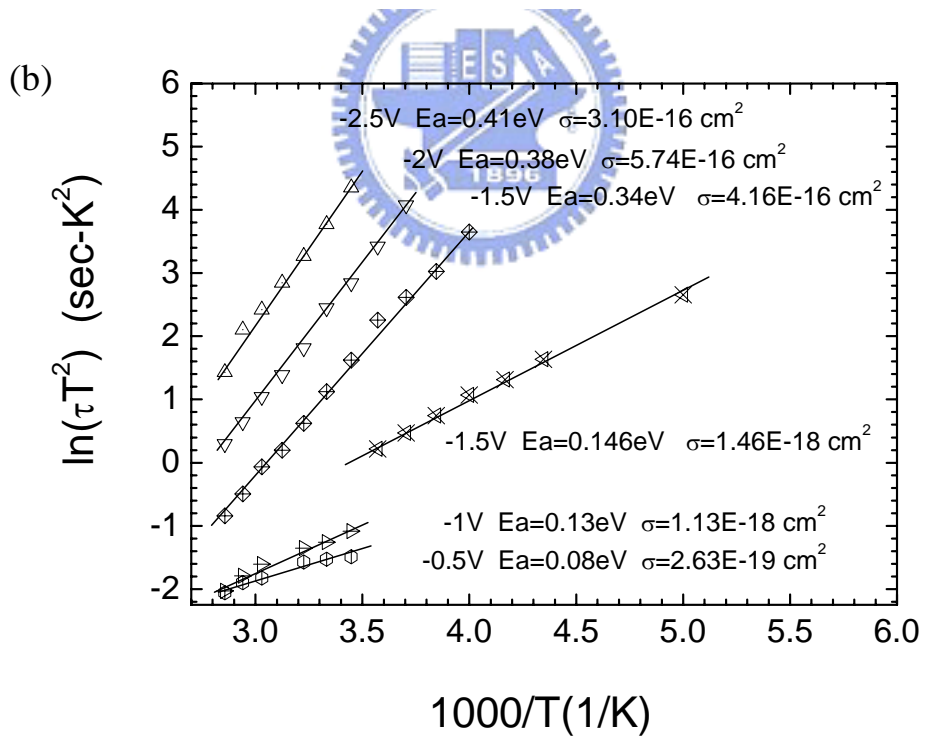
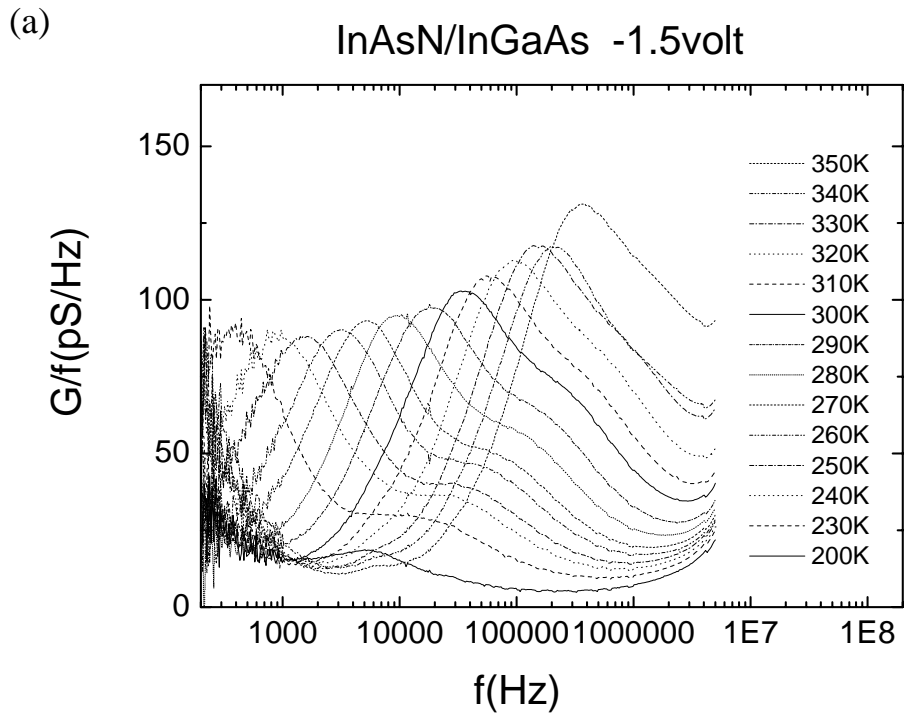


圖4.2 (a)變溫 G/f - f 量測偏壓1.5v

(b)各偏壓的Arrhenius plot

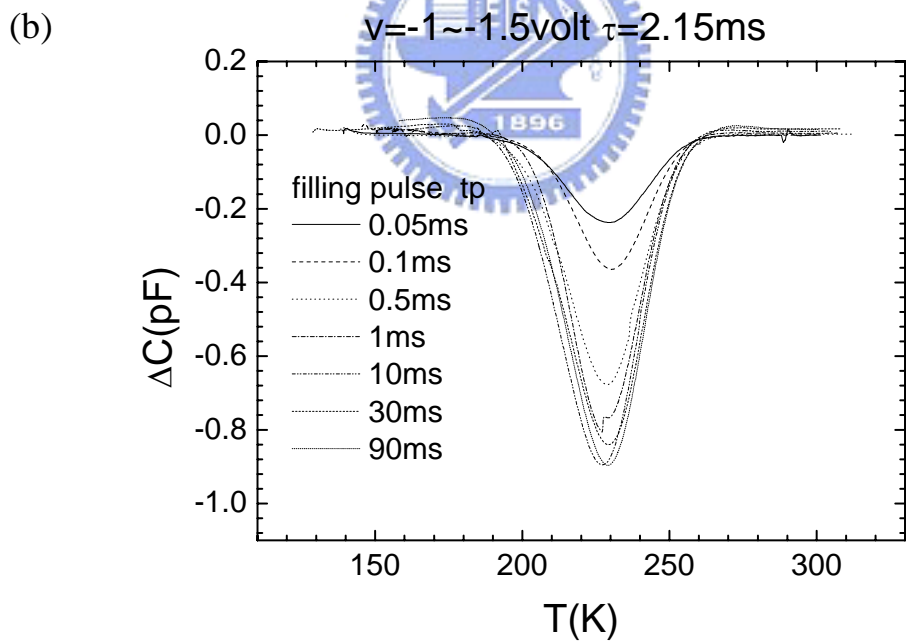
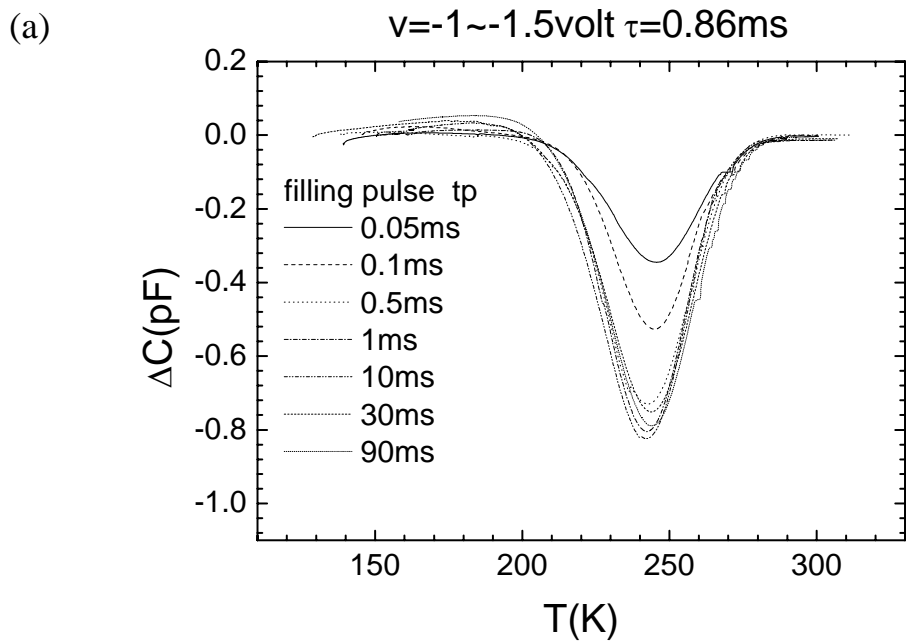
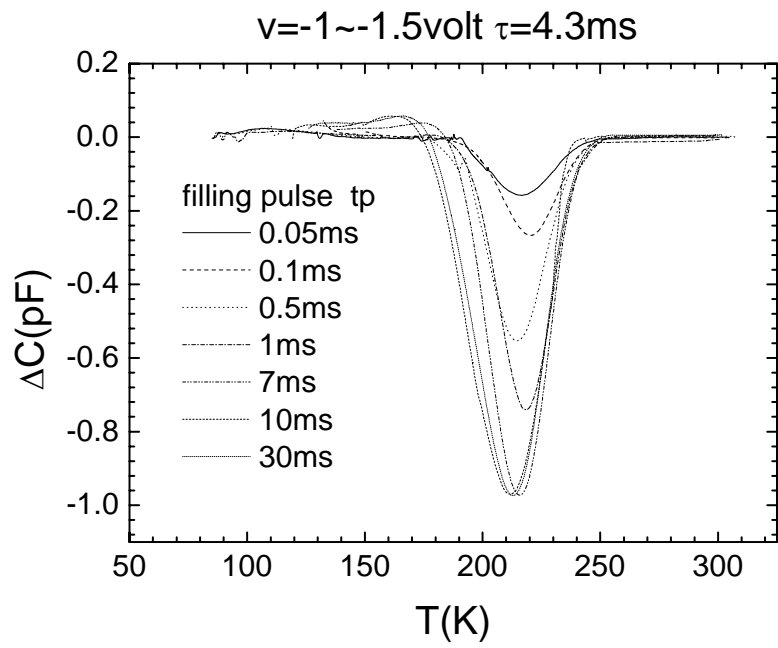


圖4.3 不同填充偏壓時間之DLTS (a) $\tau = 0.86 \text{ ms}$ (b) $\tau = 2.15 \text{ ms}$

(c)



(d)

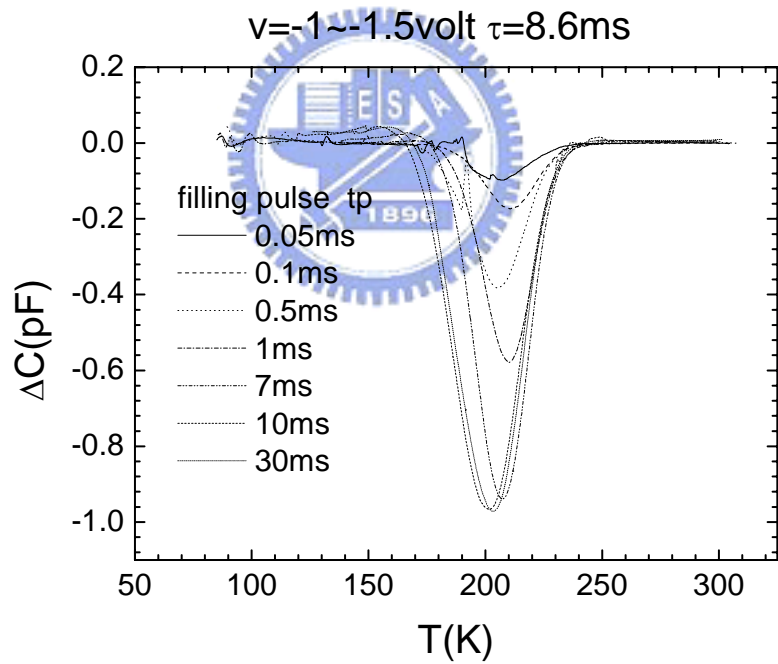


圖4.3 不同填充偏壓時間之DLTS (c) $\tau = 4.3 \text{ ms}$ (d) $\tau = 8.6 \text{ ms}$

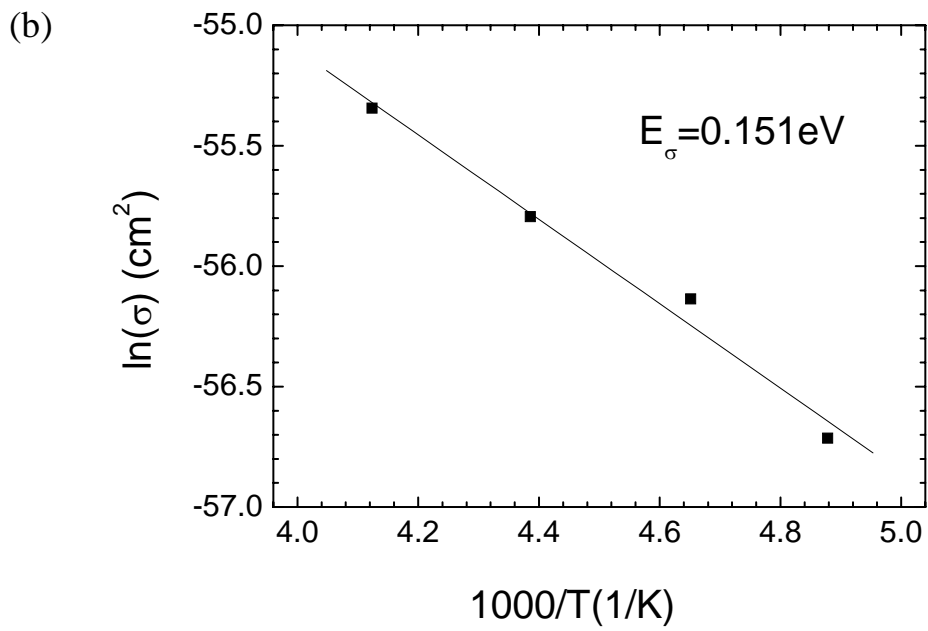
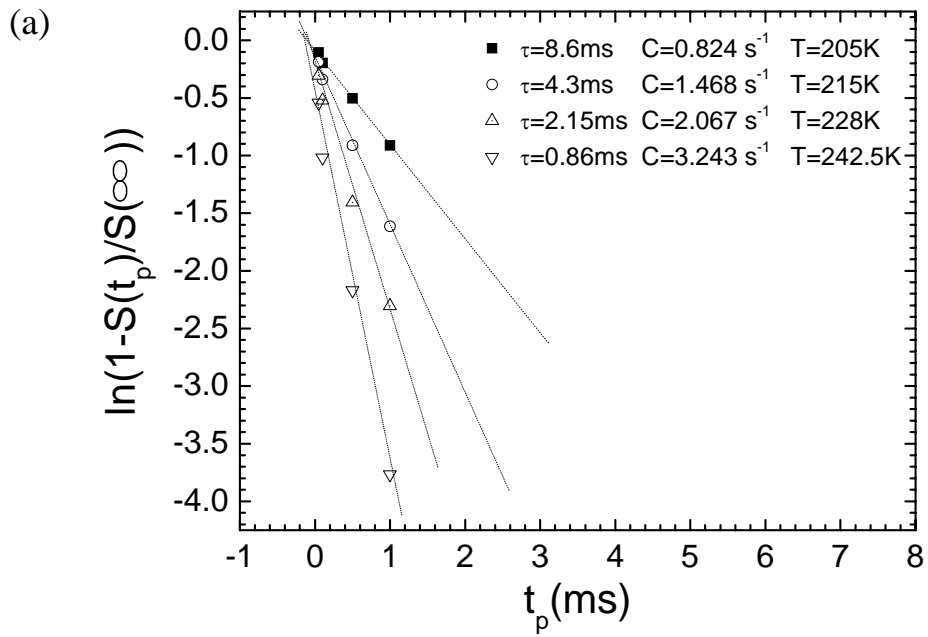


圖4.4 (a)不同速率視窗之對應溫度及其捕捉速率
(b)捕捉位能障

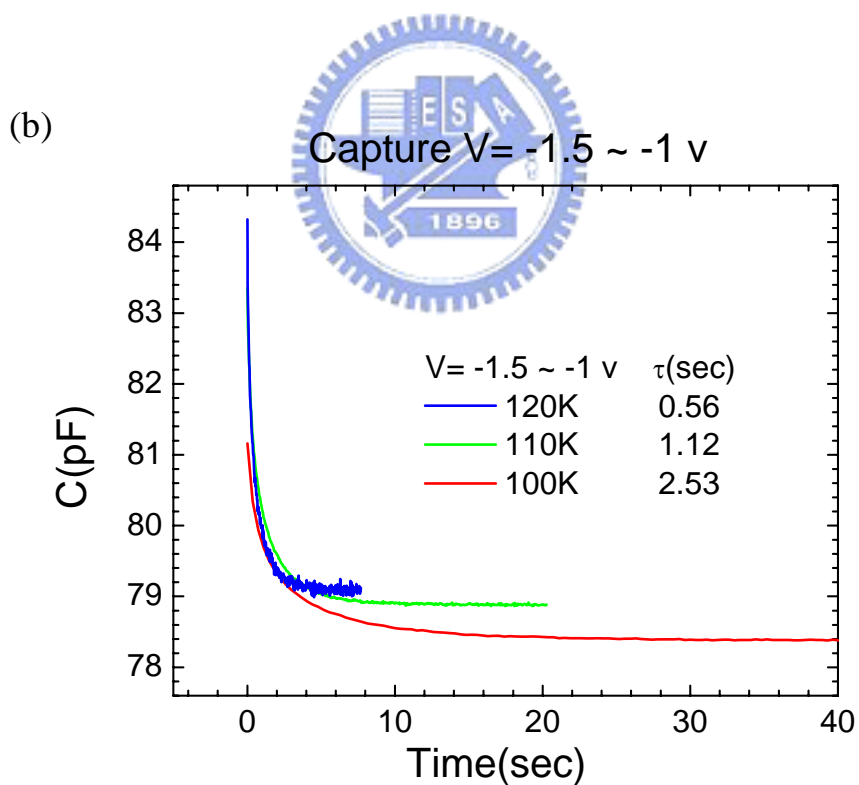
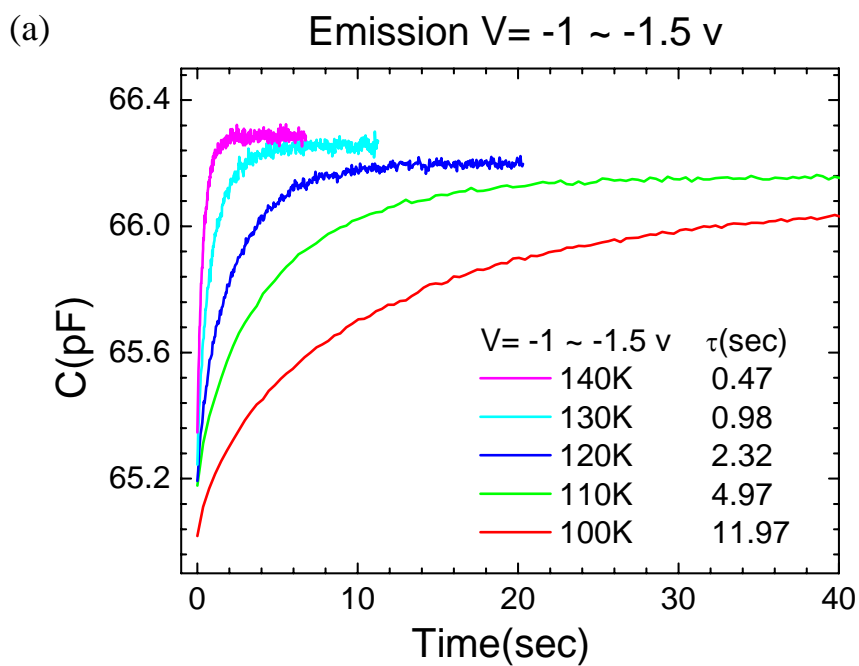
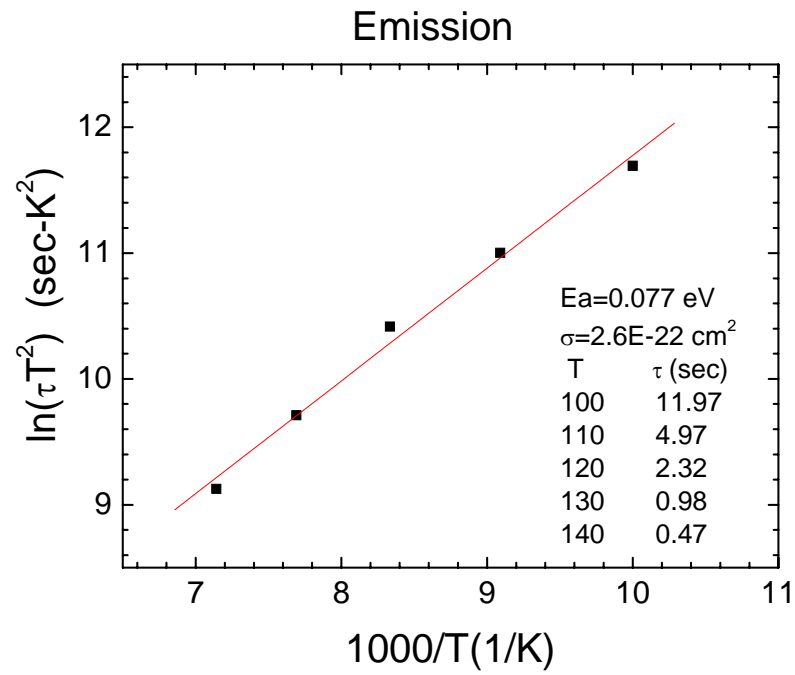


圖4.5 暫態電容(Transient)量測

(a) -1~-1.5v Emission

(b) -1.5~-1v Capture

(a)



(b)

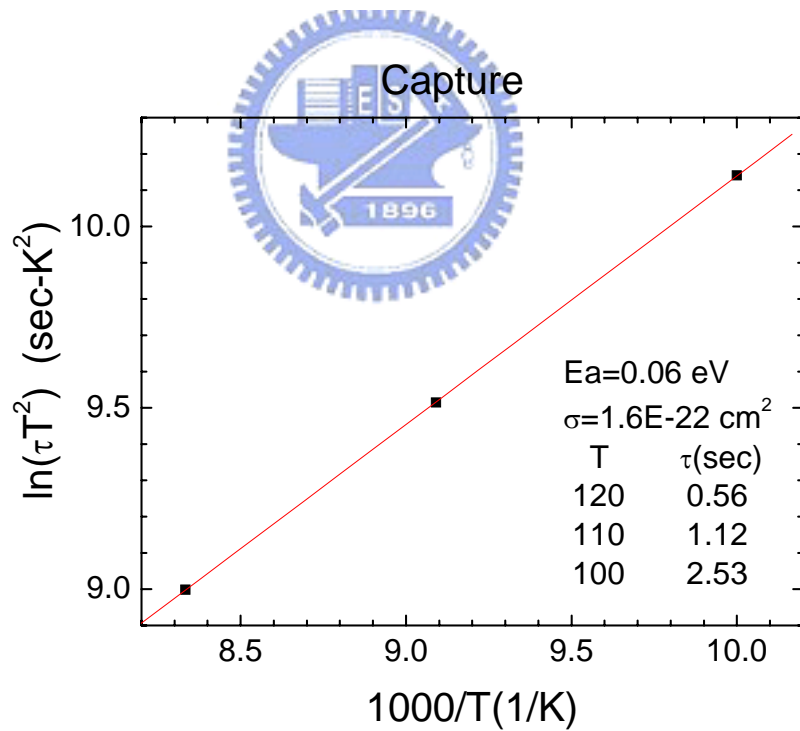


圖4.6 暫態電容(Transient)量測所得Arrhenius plot

(a) -1~-1.5v Emission

(b) -1.5~-1v Capture

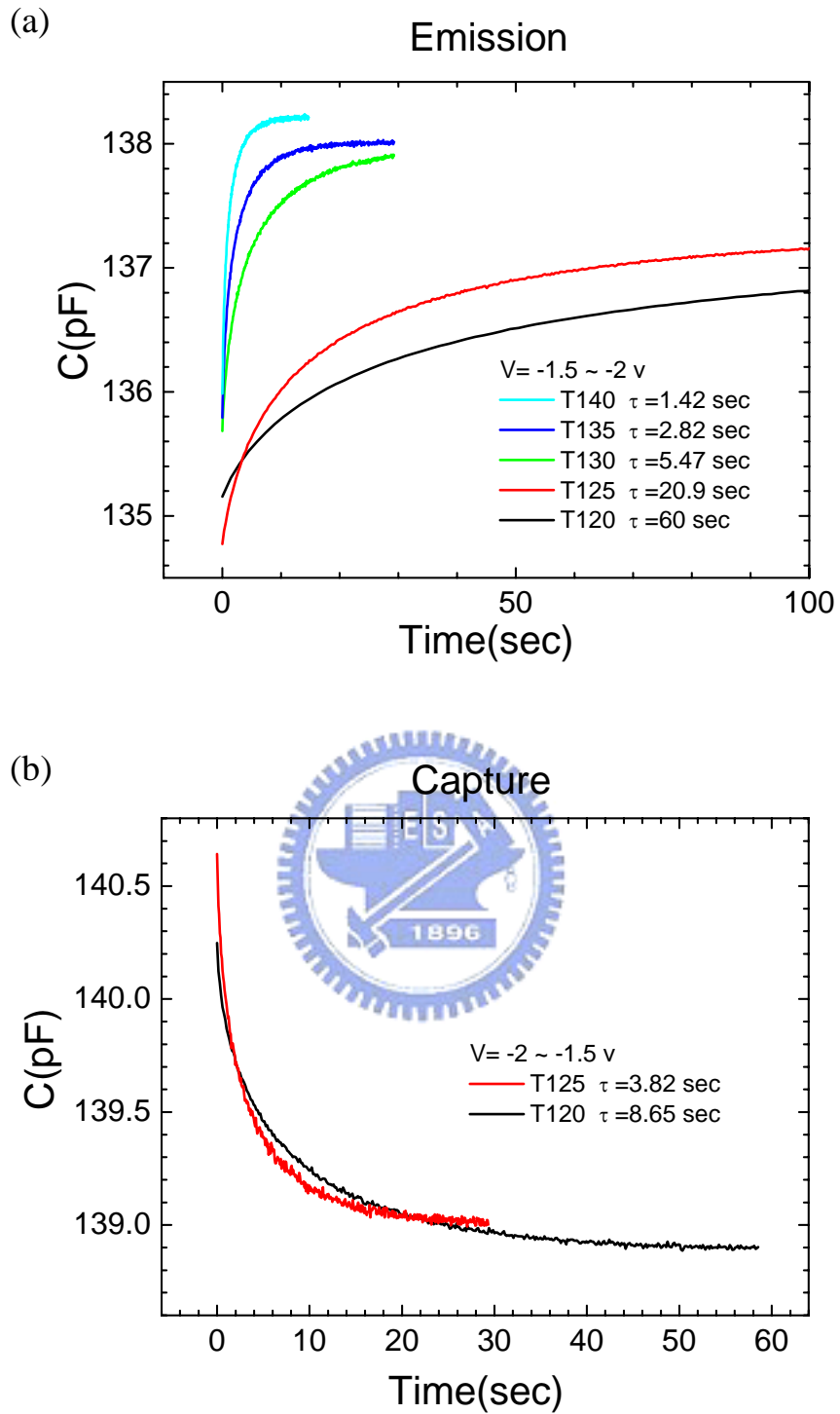


圖4.7 暫態電容(Transient)量測

(a) -1.5~-2v Emission

(b) -2~-1.5v Capture

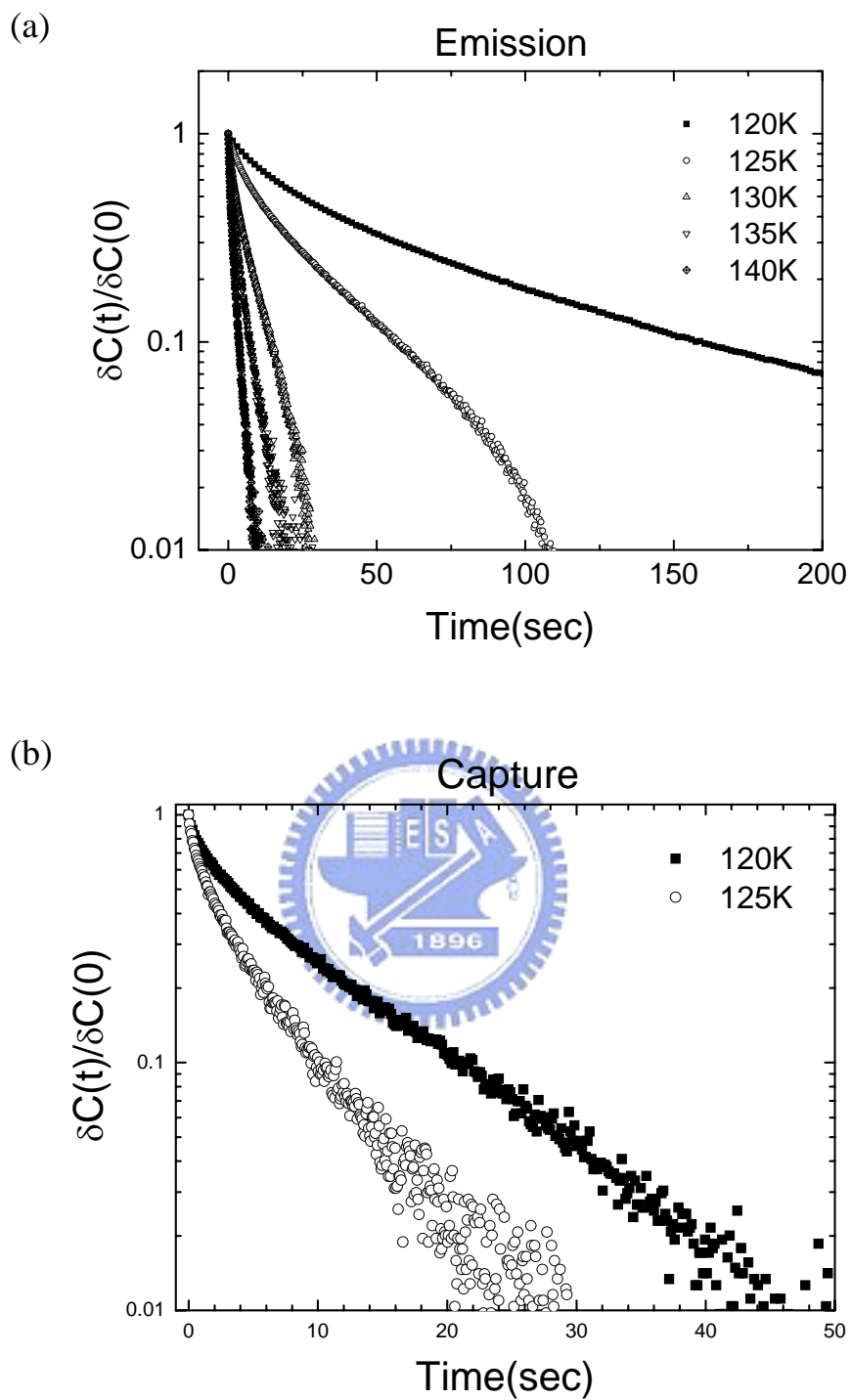


圖4.8 $\Delta C(t)/\Delta C(0)$ (a)Emission (b)Capture

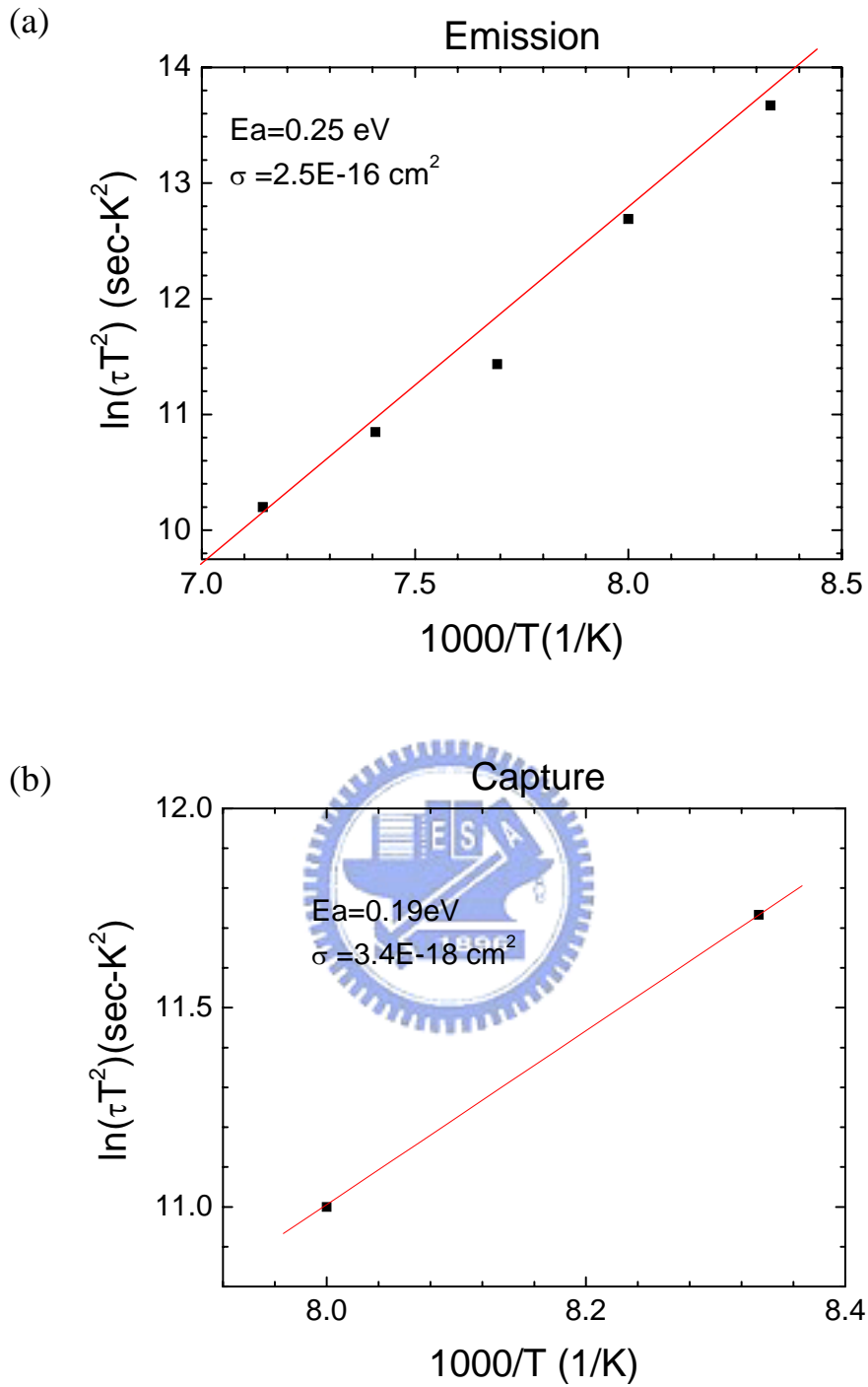


圖4.9 暫態電容(Transient)量測所得Arrhenius plot
 (a) -1.5~-2v Emission (b) -2 ~-1.5v Capture

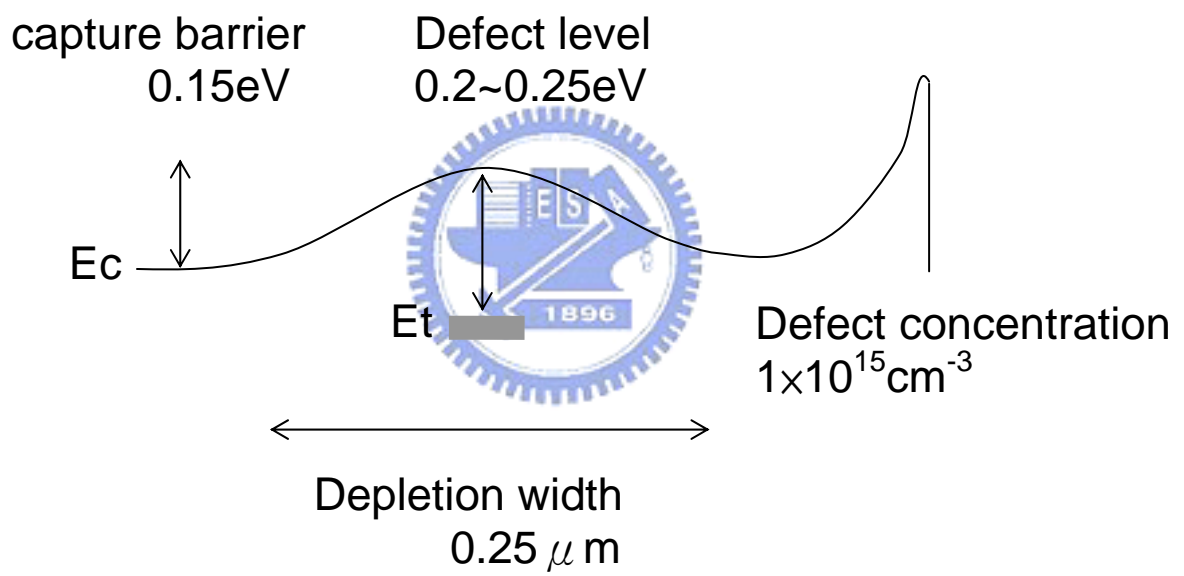


圖4.10 缺陷能帶模擬圖