

# 行政院國家科學委員會專題研究計畫 成果報告

## 奈米結構薄膜材料之光學性質研究 研究成果報告(精簡版)

計畫類別：個別型  
計畫編號：NSC 95-2221-E-216-033-  
執行期間：95年08月01日至96年07月31日  
執行單位：中華大學電機工程學系

計畫主持人：鄭劭家  
共同主持人：謝健  
計畫參與人員：碩士班研究生-兼任助理：陳秉賢

處理方式：本計畫可公開查詢

中華民國 96年10月19日

行政院國家科學委員會補助專題研究計畫  成果報告  
 期中進度報告

## 奈米結構薄膜材料之光學性質研究

計畫類別： 個別型計畫  整合型計畫

計畫編號：NSC 95-2221-E-216 -033

執行期間： 95 年 08 月 01 日至 96 年 07 月 31 日

計畫主持人：中華大學微電子工程學系助理教授 鄭劭家

共同主持人：財團法人國家實驗研究院國家奈米元件實驗室副研究員 謝健

計畫參與人員：中華大學電機工程學系碩士班研究生 陳秉賢

成果報告類型(依經費核定清單規定繳交)： 精簡報告  完整報告

本成果報告包括以下應繳交之附件：

- 赴國外出差或研習心得報告一份
- 赴大陸地區出差或研習心得報告一份
- 出席國際學術會議心得報告及發表之論文各一份
- 國際合作研究計畫國外研究報告書一份

處理方式：除產學合作研究計畫、提升產業技術及人才培育研究計畫、  
列管計畫及下列情形者外，得立即公開查詢

涉及專利或其他智慧財產權， 一年 二年後可公開查詢

執行單位：中華大學

中 華 民 國 九 十 六 年 十 月 二 十 日

#### 中文摘要：

鑲嵌於氮化矽薄膜之小尺寸矽量子點，可藉由高密度電漿化學氣相沉積系統（HDP-CVD）在不同溫度環境下形成，並利用 300°C 與 600°C 的熱退火過程增加其量子點密度。本計畫所製作出的矽量子點，因「量子侷限效應」及「表面態效應」的作用，在「光致發光（Photoluminescence）」的光譜量測結果中證實此氮化矽薄膜具有發光之特性。經由光致發光檢測裝置、傅氏紅外線光譜儀（FTIR）及高規穿透式電子顯微鏡（HRTEM）的量測結果，可推測光致發光的輻射光光譜，經過較高的退火溫度處理後有較明顯的「紅位移」趨勢。在本計畫中，以室溫沈積之氮化矽薄膜可以產生強烈的光致發光效應。證實了在氮化矽薄膜上，以如此的低溫製程可以在氮化矽薄膜之中沈積出密度較高的矽量子點。

#### 英文摘要：

In this work, nano-sized Si quantum dots embedded in  $\text{SiN}_x$  thin film have been deposited successfully by a high density plasma chemical vapor deposition system (HDP-CVD) in various deposition temperature. The following thermal annealing process increased the dots density. The photoluminescence peaks of these films had been observed successfully, which were corresponding to the mechanism of “Quantum confinement effect” and “Surface energy effect”. The “Red-shifted” spectral behavior was observed after thermal annealing process. Strong photoluminescence peak was observed on a  $\text{SiN}_x$  film which was deposited at room temperature. This result also shows the high density Si quantum dots were deposited successfully at low temperature.

關鍵詞(keywords)：silicon quantum dots, silicon-nitride film

## 目錄

中文摘要.....	I
英文摘要.....	I
目錄.....	II
一、報告內容.....	1
甲、前言.....	1
乙、研究目的與文獻探討.....	1
丙、研究方法.....	3
丁、結果與討論.....	4
戊、參考文獻.....	8
二、計畫成果自評部份.....	10

## 一、 報告內容：

### 甲、前言 [1-6]

當材料之特徵尺寸縮小至奈米尺度時，由於量子侷限效應與表面態效應的作用，材料會展現出與塊體材料 (bulk materials) 不同的物理、化學、光學、電學、磁學等性質。其原因為在這樣的尺度之下，表面未飽和原子及空懸鍵 (Dangling Bonds) 的比例相對變大，而且表面晶格受到大幅度的扭曲，「表面態效應」(surface localization effect) 亦相對提昇。此效應亦造成奈米粒子的表面活性遽增。將塊體材料在三個方向的維度縮小至奈米等級時，可以區分為量子井 (quantum well)、量子線 (quantum wires) 與量子點 (quantum dots) 等結構。其應用範圍可遍及生活中的各項用品，而且奈米尺寸的發光材料更是近年來倍受矚目且發展十分迅速的研究領域之一。這一類新興材料的研究，引出了創新的光電子元件的開發與應用。而普遍於自然界中矽材料已經被廣泛應用，相關之半導體元件製作的技術成熟，故發展「矽奈米發光材料」為奈米尺度發光材料中最熱門的重點之一。

多數之 III-V 族半導體都具有「直接能隙 (direct band-gap)」的特性，可應用於發光二極體或雷射二極體。但對屬於「間接能隙 (indirect band-gap)」之矽而言，讓其展現出發光特性則是難以達成的目標。1956 年 Uhlir 與 1990 年 L. T. Canham 等人利用浸泡 p 型的矽晶片於水稀釋的電解氫氟酸(HF)溶液中，製作出「多孔矽 (porous silicon)」材料。卻發現可以使原本難以發光的矽發出可見光，開啟了矽材料發光的研究。陸續針對奈米矽發光材料的研究發現，奈米矽量子點結構亦可發光。此現象被認為是「量子侷限效應 (quantum confinement effect)」所造成。原因即矽量子點晶體尺寸小至奈米級後，電子會受到量子侷限效應的結果，使得原本連續的能帶結構，變為分裂的能階結構，連帶地使矽原來的間接能隙，變為接近直接能隙的能帶結構。在形成量子點之後，並可藉由改變矽量子尺寸來達成發出各種波長光的需求，改變了必須利用特定材料才可產生特定波長的發光限制。

### 乙、研究目的與文獻探討

當雷射光束(laser beam)或其他激發光源照射在材料上，可能的發生的反應有兩種，一為材料溫度提高，或發出比入射雷射光之波長更長的光子，此發射出的光子，由於是藉由光子之激發，所以又稱為光致發光(Photoluminescence 或簡稱 PL)，當入射光能量被材料吸收後，可將價帶中的電子激發到傳導帶中因而產生電子電洞對，這些電子電洞對可能再結合，可能依循「非放射結合路徑」或「放射結合路徑」放射光子。一般間接能隙材料多是以非放射結合路徑復合，能量的釋出多是以晶格震動(熱能)方式釋出。而直接能隙材料多是以放射結合路徑復合，能量的釋出多是以光能方式。這些放射的 PL 光譜，與結合的路徑與過程有關，光致發光(PL)也是檢驗成長薄膜光特性最佳、最方便的方法，一般而言，降低溫度因為可減少晶格震動，所以可增進波峰解析度，及增強信號強度，亦即減少非放射結合路徑。

激發光源之選用需要考慮下列因素：波長以及強度。激發光源之能量(能量較高則波長較短)必須高於欲發射出的光子能量，就矽奈米結構性薄膜結構而言，其被激發所發之可見光波長一般為 400 nm~700 nm 之間。所以激發光源之波長選擇至少必需低於 400 nm，本實驗選擇之激發光源波長為 325 nm 之 He-Cd 雷射。光源強度則決定訊號的強度，因為矽材料本身發光強度並不會太強，若光源強度不足，可能會造成材料發光不明顯而偵測不出。長久以來，矽被認定不適合用於光電的應用上，其原因為塊材矽由於它本身的間接能隙關係，導致難以發出有用的光，如圖 1 所示。但 1990 Canham

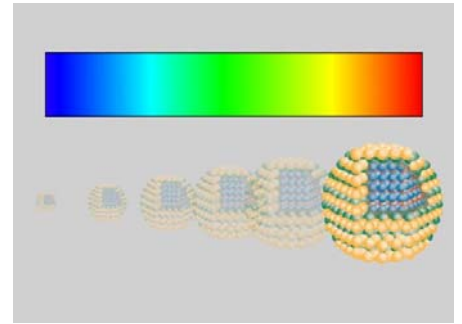
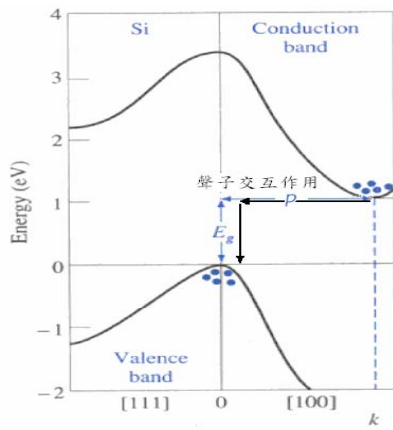
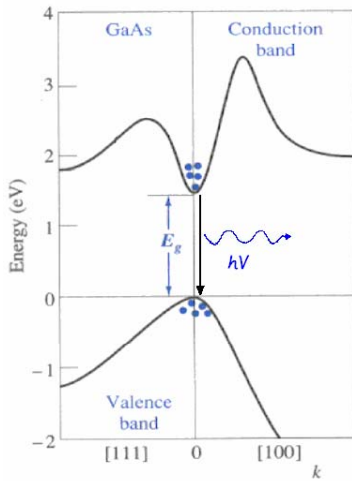


圖.2 各種尺寸的矽分子與其所激發出的光色譜對應圖

圖.1 (a) GeAs 之直接能隙圖；(b) Si 之間接能隙圖。

的研究中指出，用氫氟酸搭配電極的方式產生多孔矽材料，可室溫下達成激發出可見光的效果。因此，近年來有許多相關的研究對矽的結構改變及其形成機制與所造成的光學特性感到興趣。

隨著奈米科技的進步，矽分子的尺寸也由微分子減小至奈米分子，這也代表著其所發出的螢光效果也由近紅外光推展至紫外線，如圖 2 所示。從這樣的量子侷限效應的觀點，使我們可由控制矽分子微粒的直徑(也就是它的尺寸)，來達成得到我們所要的單一頻譜光的目的。一般來說，矽擁有著便宜、低成本、成熟技術跟廣大的 IC 應用等特色，所以，我們可預期矽材料將在光電方面大有裨益，並讓未來整個發光裝置的發展相較於傳統能更完整。雖然如前所述，只要控制矽分子的尺寸，就可以達成激發出我們要的單一頻譜光出來；然而，在奈米尺寸下的純矽分子所激發出的光致激發效果是非常微弱並不易觀察到的。尤其是在室溫下要得到一強烈的紫藍光致激發光更是難上加難。因此發展矽摻雜(矽化物)及再處理機制有助於得到相比於多孔矽和奈米結晶矽更好的效果。

奈米矽材料的發展由 1980 年代至今，我們定義出其尺寸為 1~100nm 內的微粒分子可稱為奈米材料。並隨著塊材矽的三個維度的縮減，我們也將其個別區別為量子井、量子微線和量子點等結構，如圖 3 及圖 4 所示。藉由量子侷限效應的觀點，我們可發現奈米矽在發光裝置上有著與塊材矽不一樣的光學特性。然而，在實際的 RGB 三原色發展

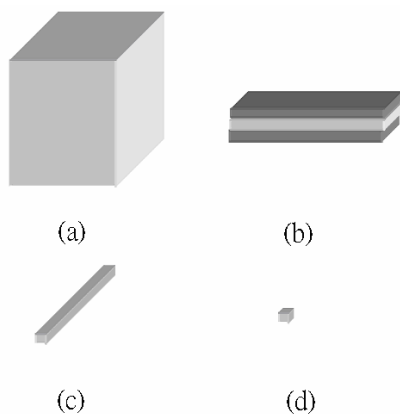


圖.3 (a)塊材矽 (b)量子井 (c)量子微線 (d) 量子點

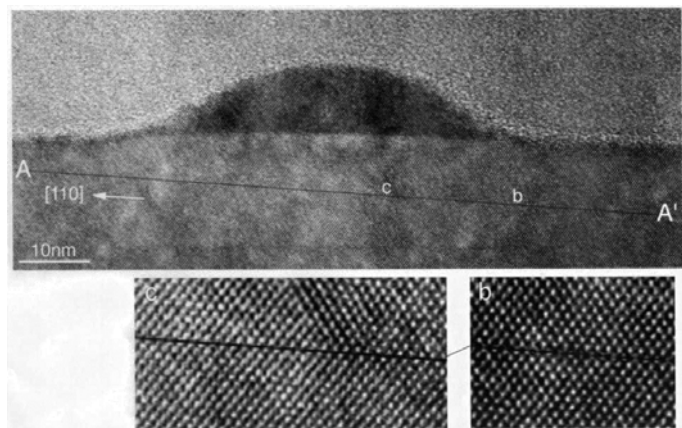


圖.4 Ge 量子微粒的 TEM 圖像(也可視為量子點)

上由矽量子點所產生強烈光致發光藍移的強度則是一項最艱難的任務。

### 丙、研究方法

本實驗分為三個步驟來進行: (a)沉積單一氧化矽薄膜; (b) 沉積單一氮化矽薄膜; (c)結合上述兩種薄膜並沉積出兩層薄膜。計畫之實驗流程如圖 3 所示。

所使用的實驗機台列出如下：

1. 高密度電漿化學氣象沈積系統 (High Density Plasma-Chemical Vapor Deposition System)：用於沈積  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{SiN}_x$  薄膜。
2. 後段真空退火爐管 (Backend Vacuum Annealing Furnance)：用於退火，使矽量子點鑲嵌在氮化矽薄膜中。
3. 傅氏轉換紅外線光譜儀 (Fourier Transform Infrared Spectroscopy)：用於分析薄膜之化學鍵結種類與數量。
4. 薄膜測厚儀 (n&k analyzer)：用於分析薄膜之厚度與光學特性。
5. 光致發光系統 (Photoluminescence System)：用於測量氮化係薄膜之光致發光光譜特性。
6. 場發射穿透式電子顯微鏡 (Transmittance Electron Microscope)：用於觀測鑲嵌於氮化係薄膜之矽量子點沈積狀況。

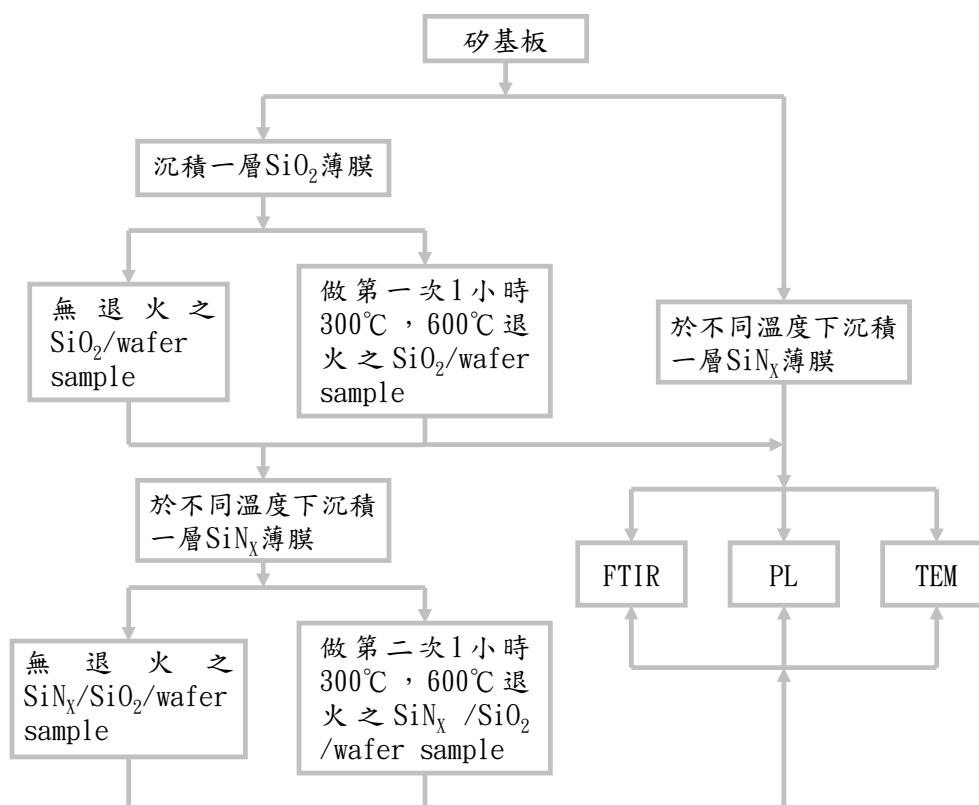


圖 3 製作與量測鑲嵌於氮化矽薄膜之奈米矽量子點的實驗流程圖

#### 丁、結果與討論 [7-38]

單一二氧化矽薄膜結構如圖 4 所示。由圖 5(a)的單一  $\text{SiO}_2$  薄膜層之 FTIR 圖中可發現，在此  $\text{SiO}_2$  薄膜除了存在 O-Si-O 鍵外，其它成分的鍵結有 Si-Si TO mode、Si-H wagging mode 等鍵結。在本設定  $\text{SiH}_4$  對  $\text{N}_2\text{O}$  的氣流比(1:24)下，因為電漿解離  $\text{N}_2\text{O}$  氣體所產生出的過量氧原子充斥於反應腔體(active chamber)中，其會與游離的矽原子結合而成為 O-Si-O 的鍵結，並直接成為  $\text{SiO}_2$  薄膜(可與 J. H. Kim 中於氧化矽中之奈米矽結晶的結果對照)。由圖 5(a)的 PL 量測結果可斷定此  $\text{SiO}_2$  薄膜層中沒有奈米矽量子點的產生。其薄膜中的表面態則趨向於「非發光性」的復合效應。就結果推論：在此實驗中的單一層  $\text{SiO}_2$  薄膜層中並無直接對奈米矽材料可發光的特性產生。在做  $\text{N}_2$  氣體的退火過程後，結果也不如先前的推論。分析其原因，為此非晶的  $\text{SiO}_2$  薄膜除了沒有奈米矽量子點的形成外，亦不可能直接在此薄膜達到析出奈米結晶矽形成的溫度( $\sim 1100^\circ\text{C}$ ，可參考 S. P. Withrow 等人經由離子佈植後高溫退火產生奈米矽結晶的結果)。不過，若縮減  $\text{SiO}_2$  薄膜製程中  $\text{N}_2\text{O}$  的流量，是可製作出矽量子點於  $\text{SiO}_2$  薄膜中(會加強整體的光致發光效果)，但在本實驗主要仍著重於製作鑲嵌於  $\text{SiN}_x$  薄膜的奈米矽量子點之結果，故此  $\text{SiO}_2$  薄膜用於擔任  $\text{SiN}_x$  薄膜與基板間的緩衝層。

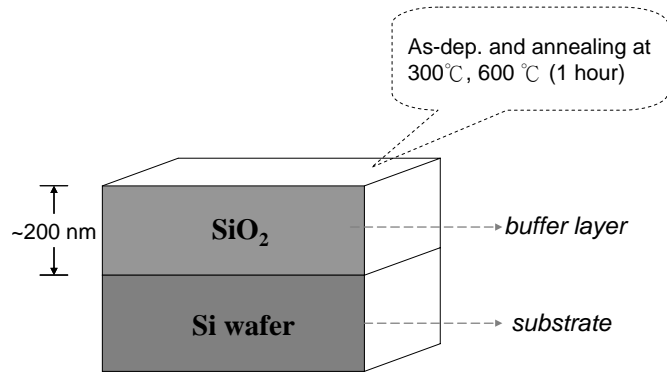


圖 4 形成單一層的  $\text{SiO}_2$  薄膜於矽基板上的示意圖及後續熱處理的條件

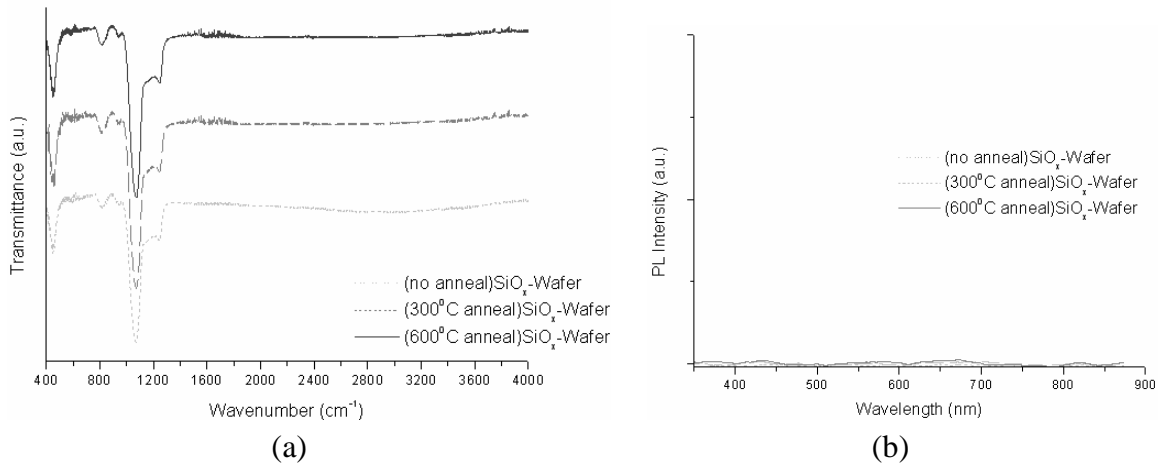


圖 5 單一層  $\text{SiO}_2$  薄膜的(a)FTIR 與其(b)PL 量測結果圖

利用  $\text{SiH}_4$  與  $\text{NH}_3$  混合氣體沉積出的單層  $\text{SiN}_x$  薄膜中(如圖 6)，充斥受氫原子保護的矽量子點以及與  $\text{SiN}_x$  介面間矽和氮的空懸鍵。本實驗中因為矽基板之晶格常數與  $\text{SiN}_x$  之晶格常數相差甚多。為了避免因為晶格常數不匹配而造成  $\text{SiN}_x$  薄膜因應力過大而發生破裂，我們並不對直接沉積在矽基板上的氮化矽薄膜做氮氣氛圍的熱退火製程(雖然於其界面間存有來自矽基板的自生氧化層，但其氮化矽薄膜間隙間的巨大應力仍會在熱退火過程中造成碎裂)。如圖 7(a)，單一層氮化矽薄膜之 FTIR 光譜中可發現  $\text{SiN}_x$  膜層中有 Si-Si TO mode、Si-H wagging mode、Si-N stretching mode 等鍵結。如圖 7(b)，PL 光譜顯示在  $300^\circ\text{C}$  沉積溫度下製造出單一層氮化矽薄膜結構有較強的光譜峰



值 (其 PL 波峰落在約 510 nm 的位置), 且其薄膜的厚度並非是最厚的, 如圖 8(a)。由圖 7(a)之 FTIR 光譜中, 對可能影響發光的 Si-H 與 N-H(包括 bending mode 及 stretching mode)的鍵結相對強度取積分正規化, 對應其不同 SiO<sub>2</sub> 薄膜沉積溫度繪圖, 如圖 8(b)。可以發現在較高溫的沈積條件下, SiN<sub>x</sub> 界面的空懸鍵受到氫原子的保護, 而使 N-H 與 Si-H stretching bond 產生增加, 並對其在圖 7(b)的 PL 強度造成影響。所以在此我們推論在矽基板上沉積單一層的 SiN<sub>x</sub> 薄膜其發光效率的增長, 應著重於對其 SiN<sub>x</sub> 薄膜中的矽和氮的空懸鍵的探討。

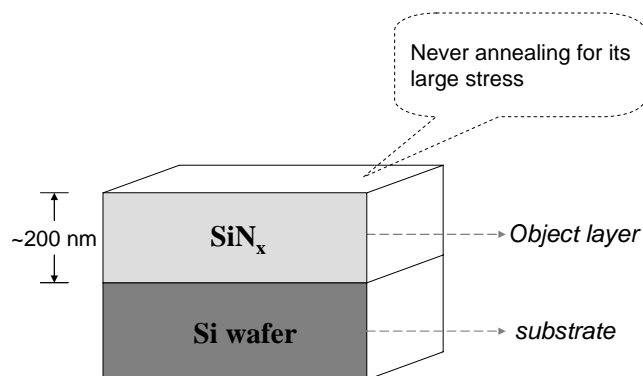


圖 6 形成單一層的 SiN<sub>x</sub> 薄膜於矽基板上的示意圖及後續熱處理的條件

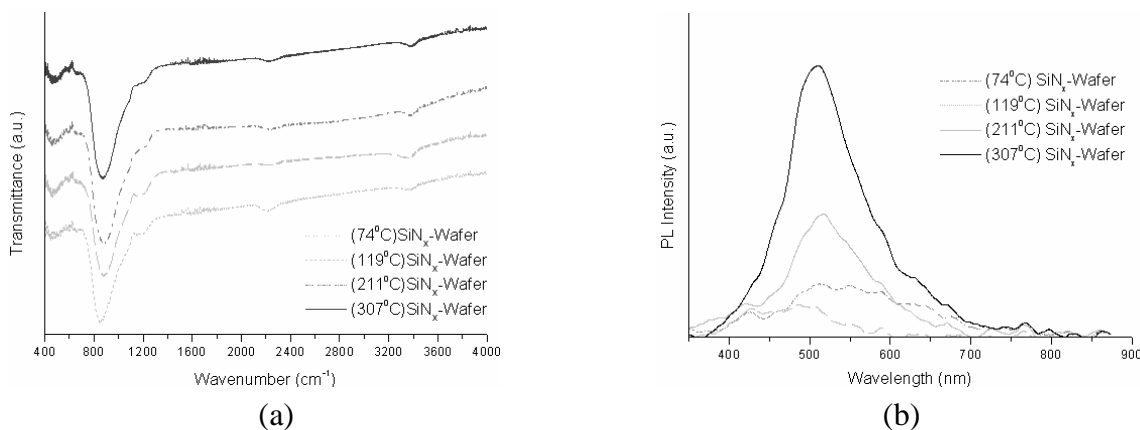


圖 7 單一層 SiN<sub>x</sub> 薄膜的(a)FTIR 與其(b)PL 量測結果圖

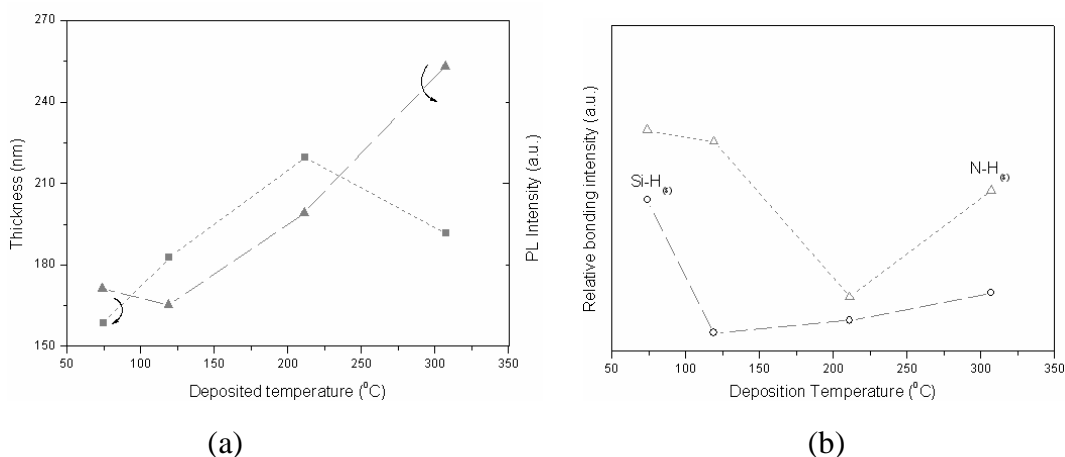


圖 8 單一層 SiN<sub>x</sub> 薄膜的(a)不同沉積溫度對應其厚度、PL 強度與(b)不同沉積溫度對應的 N-H 與 Si-H 鍵結強度比較圖

對於將 SiN<sub>x</sub> 薄膜沈積在 SiO<sub>2</sub> 薄膜上的結構 (圖 9), 本計畫進行了一連串的實驗討論。主要的實驗參數變化是對先沈積的 SiO<sub>2</sub> 薄膜以退火的條件區分為不退火、300°C 退火以及 600°C 退火三組。各以四種不同的沈積溫度 (36°C、109°C、208°C、297°C) 沈積 SiN<sub>x</sub> 薄膜。再各以不退火、300°C 以及 600°C 三種條件, 再對整個膜層結構進行

退火。然後進行 FTIR 光譜、薄膜特性、PL 光譜等量測。當 SiO<sub>2</sub> 薄膜不退火，以 36°C 低溫沈積的 SiN<sub>x</sub> 薄膜不經過退火的過程，其 PL 光譜顯示已有明顯發光的現象，如圖 10(a)所示。若以 300°C 以及 600°C 的退火條件對這兩層薄膜結構進行退火，其 PL 光譜的峰值會隨退火溫度上升而紅移至 510nm 附近的位置。

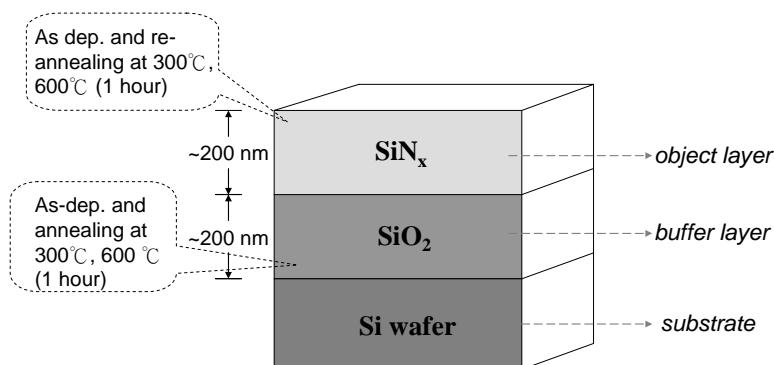


圖 9 形成 SiN<sub>x</sub> 薄膜與 SiO<sub>2</sub> 薄膜的兩層薄膜於矽基板上的示意圖及其後續熱處理的條件。

如果先將 SiO<sub>2</sub> 薄膜在沈積 SiN<sub>x</sub> 薄膜前先進行一小時 300°C 或 600°C 的退火過程，則 PL 光譜會成為具有兩個峰值的譜線。其中較長波長的譜線峰值，皆會隨著後續對這兩層薄膜結構進行的退火溫度升高而紅移，如圖 10(b)、(c)。在近室溫之 SiH<sub>4</sub> 與 NH<sub>3</sub> 等電漿的環境下，矽原子除了與氮原子產生出 Si-N stretching mode 的鍵結，在 SiN<sub>x</sub> 中的矽和氮的空懸鍵會被過量的氫原子所保護，成為 Si-H stretching、N-H bending 與 N-H stretching 鍵結並形成量子點，推測此為單一層 SiN<sub>x</sub> 薄膜與未做第一次退火的兩層薄膜結構產生出發光的原因。在沈積 SiN<sub>x</sub> 薄膜後的 300°C 一小時氮氣退火過程後，氫原子仍存在。但由於熱退火可消弭晶格缺陷，造成 Si-N stretching mode 鍵結的消退（低溫成長的氮-矽界面孔隙較多），而形成更密集的奈米矽量子點，使其 PL 強度大於未退火的 SiN<sub>x</sub> 薄膜試片。而若以 600°C 一小時氮氣退火後，氫原子完全脫離，並使 PL 強度更大。在熱退火過程中，小尺寸的矽量子點會產生群聚現象(cluster effect)或被大尺寸的矽量子點併吞(grain growth effect)。因而產生波長較長的激發光。

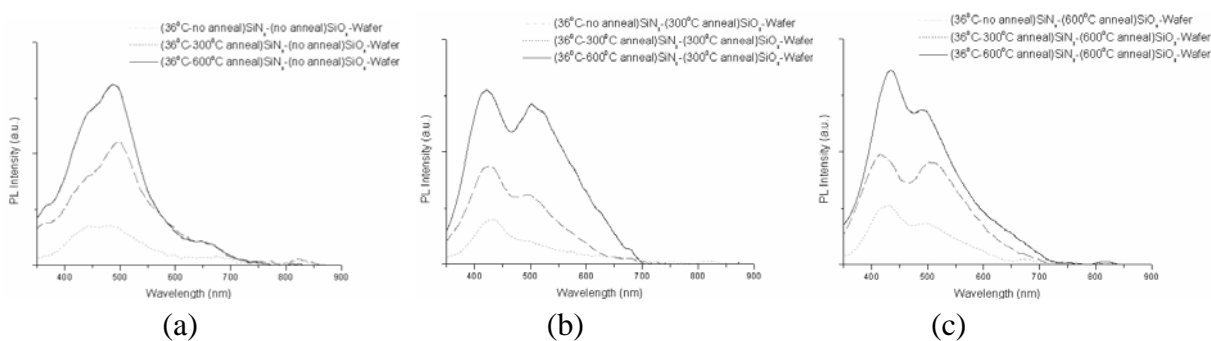


圖 10 SiO<sub>2</sub> 薄膜在(a)未退火；(b)300°C；(c)600°C、一小時之退火製程後，以 36°C 低溫沈積 SiN<sub>x</sub> 薄膜，再進行不退火、300°C 以及 600°C 退火製程後的 PL 光譜。

109°C 沉積 SiN<sub>x</sub> 薄膜，可以發現與上述 36°C 沉積的試片不同的是產生出 Si-H stretching mode 的鍵結，而其 Si-N stretching mode 的鍵結也沒有因第二次一小時氮氣退火過程產生消退現象。並在做兩層薄膜結構的一小時氮氣 300°C 與 600°C 退火後，因 Si-N 界面的增強，而使其激發光 PL 的效率變佳，如圖 11。

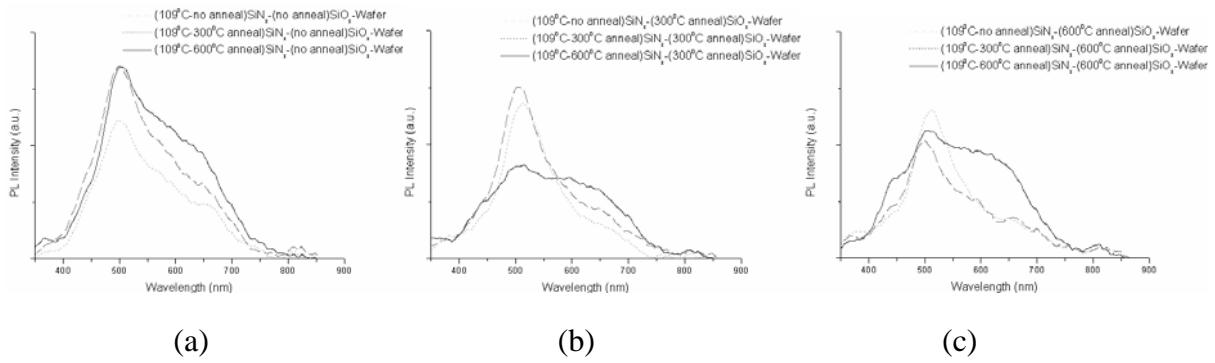


圖 11  $\text{SiO}_2$  薄膜在(a)未退火；(b)300°C；(c)600°C、一小時之退火製程後，以 109°C 低溫沈積  $\text{SiN}_x$  薄膜，再進行不退火、300°C 以及 600°C 退火製程後的 PL 光譜。

208°C 沉積出的  $\text{SiN}_x$  薄膜與 36°C 及 109°C 沉積的  $\text{SiN}_x$  薄膜相比下，其所產生出的 Si-H stretching mode 的鍵結較為薄弱。尤其有先對  $\text{SiO}_2$  層做一小時氮氣退火過程的試片，在由其所對應的 PL 光譜圖中可發現 PL 強度的增加，如圖 12。可能因其  $\text{SiN}_x$  的界面態變化的關係，其所受保護的氫原子因熱退火而完全脫離，而使其 PL 的強度加強。而對於先對二氧化矽層做 300°C 與 600°C 氮氣退火之試片，因其  $\text{SiO}_2$  與  $\text{SiN}_x$  界面態的因素，且本身存在不完整非發光性的缺陷，所以在對兩層薄膜結構做一小時氮氣退火過程後，其 PL 的強度無明顯增加的現象。PL 光譜峰值的波長「紅移現象」，我們將波長移動量與其強度對不同溫度的退火條件繪圖比較，如圖 13 所示。

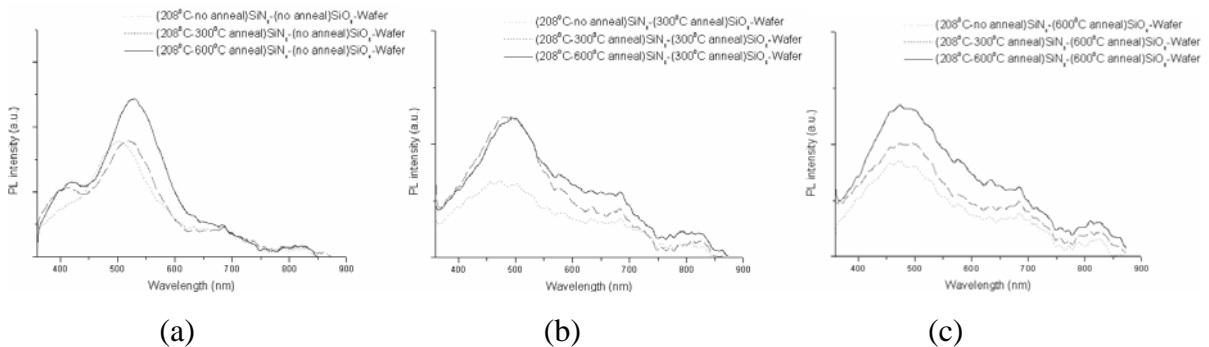


圖 12  $\text{SiO}_2$  薄膜在(a)未退火；(b)300°C；(c)600°C、一小時之退火製程後，以 208°C 低溫沈積  $\text{SiN}_x$  薄膜，再進行不退火、300°C 以及 600°C 退火製程後的 PL 光譜。

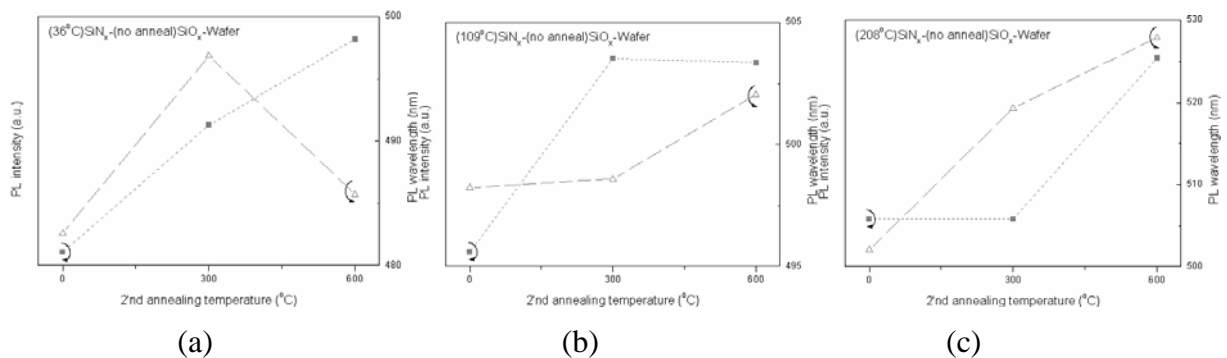


圖 13 沈積  $\text{SiO}_2$  薄膜後不退火，但在(a)38°C；(b)109°C；(c)208°C 之溫度沈積  $\text{SiN}_x$  薄膜，再進行不退火、300°C 以及 600°C 退火製程後，PL 光譜強度與 PL 峰值位置移動的比較圖。

所製作出最高密度、小尺寸矽量子之試片，以 TEM 做實體上的觀測，如圖 14。並由其 HRTEM 之結果可發現，如圖 15，試片證實有小尺寸的奈米矽量子點存在於  $\text{SiN}_x$  薄膜中，也印證了於圖 10 的 PL 強度圖中有兩個 PL 發光波峰的原因（即有兩種尺寸的矽量子點的存在）。然而，目前我們仍無法正確地估算出存在於  $\text{SiN}_x$  薄膜中的奈米矽量子點的密度。但在比對於其他較高溫度沉積之試片的 PL 發光結果，本計畫在低溫沉積出之氮化矽薄膜之試片中，產生小尺寸奈米矽量子點為一重要之發現。

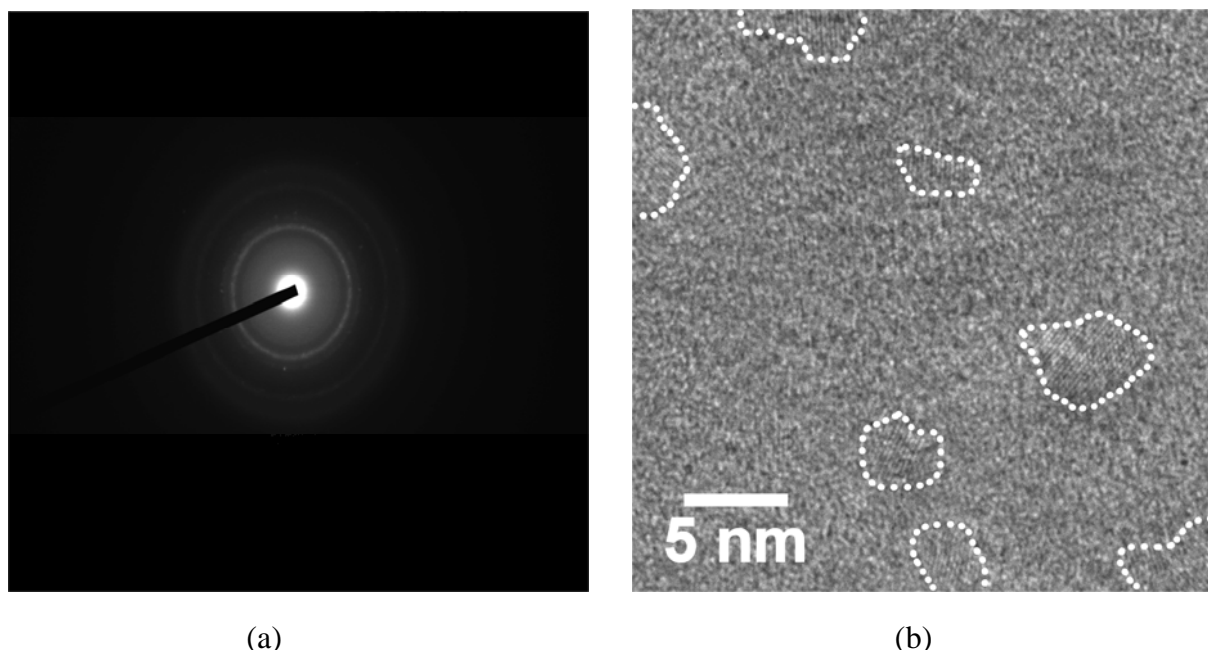


圖 14 有做第一次及第二次一小時  $600^\circ\text{C}$ ， $\text{N}_2$  氛圍熱退火之  $36^\circ\text{C}$  沉積  $\text{SiN}_x$  薄膜之兩層薄膜結構( $\text{SiN}_x/\text{SiO}_2/\text{wafer}$ )試片的 HRTEM (a)diffraction pattern 與(b)plane view 結果圖

#### 戊、參考文獻

1. Uhlir, Bell Syst. Tech. J., **35**, 333 (1956)
2. L. T. Canham, Appl. Phys. Lett., **57**, 1046 (1990)
3. N. M. Park, T. S. Kim, and S. J. Park, Appl. Phys. Lett., **78**, 2575 (2001)
4. N. M. Park, C. J. Choi, T. Y. Seong, and S. J. Park, Phys. Rev. Lett., **86**, 1355 (2001)
5. B. H. Kim, C. H. Cho, T. W. Kim, N. M. Park, G. Y. Sung, and S. J. Park, Appl. Phys. Lett., **86**, 091908 (2005)
6. M. Molinari, H. Rinnert, and M. Vergnat, Appl. Phys. Lett., **79**, 2172 (2001)
7. Y. Q. Wang, Y. G. Wang, L. Cao, and Z. X. Cao, Appl. Phys. Lett., **83**, 3474 (2003)
8. Y. Q. Wang, W. D. Chen, X. B. Liao, and Z. X. Cao, Nanotechnology, **14**, 1235 (2003)
9. C. Liu, C. Li, A. Ji, L. Ma, Y. Wang, and Z. Cao, Nanotechnology, **16**, 940 (2005)
10. C. Liu, C. Li, A. Ji, L. Ma, Y. Wang, and Z. Cao, Appl. Phys. Lett., **86**, 223111 (2005)
11. L. B. Ma, R. Song, Y. M. Miao, C. R. Li, Y. Q. Wang, and Z. X. Cao, Appl. Phys. Lett., **88**, 093102 (2006)
12. Y. Kanemitsu, T. Ogawa, K. Shiraishi, and K. Takeda, Phys Rev. B, **48**, 4883 (1993)
13. Y. Kanemitsu, H. Uto, T. Matsumoto, T. Futagi, and H. Mimura, Phys. Rev B, **48**, 2827 (1993)

14. Y. Kanemitsu, Phys. Rev. B, **49**, 16845 (1993)
15. Y. Kanemitsu, Phys. Rep., **263**, 1 (1995)
16. X. X. Wang, J. G. Zhang, L. Ding, B. W. Cheng, W. K. Ge, J. Z. Yu, and Q. M. Wang, Phys. Rev. B, **72**, 195313 (2005)
17. S. P. Withrow, C. W. White, A. Meldrum, J. D. Budai, D. M. Hembree, Jr., and J. C. Barbour, J. Appl. Phys., **86**, 396 (1999)
18. N. Daldosso, M. Luppi, S. Ossicini, E. Degoli, R. Magri, G. Dalba et al., Phys. Rev. B, **68**, 085327 (2003)
19. J. Robertson, and M. J. Powell, Appl. Phys. Lett., **44**, 040415 (1984)
20. R. Karcher, L. Ley, and R. L. Johnson, Phys. Rev. B, **30**, 1896 (1984)
21. 莊達人, VLSI 製造技術第四版, 高立圖書 (2000)
22. L. Eckertova, and T. Ruzicka, "Diagnostics and Applications of Thin of Thin Films" Ch.1 & 2, Institute of Physics Publishing (1993)
23. M. V. Wolkin, J. Jorne, and P. M. Faucher, Phys. Rev. Lett., **82**, 197 (1999)
24. W. S. Liao, C. H. Lin, and S. C. Lee, Appl. Phys. Lett., **65**, 2229 (1994)
25. W. S. Liao, and S. C. Lee, J. Appl. Phys., **80**, 1171 (1996)
26. A. Aydinli, A. Serpenguzel, and D. Vardar, Solid State Commun., **98**, 273 (1996)
27. M. S. Yang, K. S. Cho, J. H. Jhe, S. Y. Seo, J. H. Shin, K. J. Kim, and D. W. Moon, Appl. Phys. Lett., **85**, 3408 (2004)
28. K. A. Jeon, J. H. Kim, J. B. Choi, K. B. Han, and S. Y. Lee, Mater. Sci. Eng. C, **23**, 1017 (2003)
29. M. Molinari, H. Rinnert, and M. Vergnat, Appl. Phys. Lett., **77**, 3499 (2000)
30. M. Molinari, H. Rinnert, M. Vergnat, and P. Weisbecker, Mater. Sci. Eng. B, **101**, 186 (2003)
31. C. S. Hong, and H. L. Hwang, , Appl. Phys. Lett., **49**, 645 (1986)
32. 楊冠霆, "奈米結構薄膜材料之光學性質研究", 中華大學電機系碩士班光電組 (2005)
33. J. Wang, B. Zou, and M. A. EI-Sayed, J. Mol. Struct., **508**, 87 (1999)
34. D. V. Tsu, G. Lucovsky, and B. N. Davidson, Phys. Rev. B, **40**, 1795 (1989)
35. M. K. Gunde, Physica B, **292**, 286 (2000)
36. P. Deak, M. Rosenbauer, M. Stutzmann, J. Weber, and M. S. Brandt, Phys. Rev. Lett., **69**, 2531 (1992)
37. J. H. Kim, K. A. Jeon, and S. Y. Lee, J. Appl. Phys., **98**, 014303 (2005)
38. X. N. Liu, X. W. Wu, X. M. Bao, and Y. L. He, Appl. Phys. Lett., **64**, 220 (2001)

## 二、計畫成果自評部份

### 甲、研究內容與原計畫相符程度：

本計畫之研究與申請書之內容相符。計畫內容包括：

1. 氧化矽薄膜、氮化矽薄膜的沈積製程與特性量測
2. 上述兩種膜層之光致發光光譜討論
3. 矽量子點沈積之結果討論

### 乙、達成預期目標情況：

計畫執行內容與申請所提的研究項目相符。本計畫完成：

1. 文獻收集與整理
2. nc-Si/SiN<sub>x</sub> 薄膜沉積
3. 薄膜厚度分析、薄膜光學性質量測、FTIR 量測、Photoluminescence 量測
4. 討論溫度等參數對性質的影響

對於預期目標大約達成 95%。對於矽量子點的密度提升，在本計畫的結果顯示應有後續研究空間。

### 丙、研究成果之學術或應用價值

1. 對於間接能隙的矽化物材料，本計畫的成果顯示奈米尺度的矽量子點形成有助於光致發光的效率。
2. 矽量子點的大小與發光之譜線位置的關係。
3. 低溫沈積氮化矽薄膜有助於光致發光的效率。

### 丁、是否適合在學術期刊發表或申請專利

目前正進行學術期刊的發表。但並不適合專利申請。

### 戊、主要發現或其他有關價值

如第 3 點所述。