

金屬有機前驅物—三甲基銦對氮化銦磊晶薄膜之光電及化學特性影響

Investigation of Trimethylindium Flow Rate on Electro-Optical and Chemical Properties of InN Epilayer Grown on GaN/Al₂O₃ Substrate

陳維鈞、郭守義、賴芳儀、蕭健男

Wei-Chun Chen, Shou-Yi Kuo, Fang-I Lai, Chien-Nan Hsiao

III-V 族化合物半導體是目前發光二極體元件的主要材料，其中氮化銦具有許多優異光電特性，其窄光學能隙 (0.65 eV) 是 III-V 族氮化物材料延伸至紅外光區的重要特性之一。由於大多數的氮化銦都是以金屬有機化學氣相沉積製備，然而金屬有機前驅物 (三甲基或三乙基) 中含碳氫氧等元素，使得材料在成長過程中造成元素的摻雜而影響了其光電特性，因此本研究以三甲基銦為三族前驅物，並以金屬有機分子束磊晶系統成長氮化銦薄膜，同時進行其化學組態、雜質元素與光電特性之相關性分析，以了解金屬有機前驅物對成長氮化物之影響。由二次離子質譜儀與 X 光光電子光譜儀結果發現，前驅物三甲基銦中的碳與氫會隨著製程中摻入 InN 薄膜，其濃度會隨著三甲基銦流量增加而增加。相反地，薄膜中的氧含量會隨著三甲基銦增加而減少。並且在 InN 表面有高濃度的碳、氫與氧雜質，因此當表面經過 HCl 蝕刻後，V/III~1.81 所成長之 InN 薄膜的電子濃度由 $5.57 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 降至 $3.31 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 、遷移率則由 $192 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 提升至 $335 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 。光學性質部分透過光激發螢光光譜得知，近能帶邊緣放射訊號會隨著 V/III 流量比增加而藍移是因為 Burstein-Moss effect，而高電子濃度大部分是氮空缺與雜質元素所貢獻，因此高載子濃度是造成光學吸收限藍移的主要原因。另外可知，三甲基銦前驅物在製程中會間接提高載子濃度，並影響光電特性。

III-nitride is important material for high power light emitting diode (LED) devices. Specially, InN has attracted the most attention among the III-V nitrides because of its noticeable narrow band gap (0.65 eV), small effective mass and high electron mobility. Due to most InN films were prepared by MOCVD. However, metal-organic precursor often included carbon, hydrogen and oxygen. Therefore, we discussed the chemical and electro-optical properties of InN films grown on MOCVD-GaN layer with different trimethylindium flow rate. The InN films were characterized by secondary ion mass spectrometry, X-ray photoelectron spectroscopy photoluminescence and Hall effect. InN films were grown on MOCVD-GaN/Al₂O₃ substrate by plasma-assisted metal-organic molecular beam epitaxy. Secondary ion mass spectrometry and X-ray photoelectron spectroscopy results showed that carbon and hydrogen of trimethylindium precursor were incorporated during InN films growth. Also, the C and H concentrations increase with increasing trimethylindium flow rate. On the other hand, the oxygen concentration decreases with increasing trimethylindium flow rate. A relatively high C, H and O concentration exists near the surface of the InN film. Therefore, before etching, the film exhibits the high carrier concentration of $5.57 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ and low mobility of

192 cm²/V-s. After etching, the etched InN film exhibited a decreased carrier concentration of 3.31×10^{19} cm⁻³, increased electron mobility of 335 cm²/V-s. Optical properties showed that the PL spectra exhibited blue-shift with increasing V/III flow ratio due to the Burstein-Moss effect. However, high carrier concentration was measured probably due to nitrogen vacancies and impurity contributed. Therefore, blue shift of the optical absorption is caused by high carrier concentration.

一、前言

本質 (n-type) 氮化銦 (Indium Nitride, InN) 材料屬於直接能隙 (direct energy gap) 材料，結構體屬於六方晶系纖鋅礦，在許多基礎氮化物元件中佔有不可或缺的角色，由於 InN 具有高載子遷移率、高漂移速度峰值、低電子質量與窄光學能隙等優點，因此相當適用於高速電子元件及紅外光發光二極體等元件。早期 InN 所量測到的能隙寬度一般約在 1.9 至 2.0 eV⁽¹⁾，主要歸咎於磊晶技術與製程設備的發展尚未成熟。1938 年 Juza 與 Hahn 首先發表了纖鋅礦結構 InN 之 *a* 軸晶格參數為 3.53 Å，*c* 軸晶格參數為 5.69 Å⁽²⁾。另外，Tansley 與 Foley 等人測量了以濺鍍方式所沉積之 InN 之晶格

參數為 $a = 3.548$ Å 與 $c = 5.760$ Å⁽³⁾，顯示了 *c* 軸大於 Kubota 等人以濺鍍方式所沉積之 InN 薄膜的晶格參數 ($a = 3.540$ Å and $c = 5.705$ Å)⁽⁴⁾。因此，Kubota 等人所製備出的 InN 薄膜品質相對優於其他文獻所報導的 InN 品質，並且其所得到的晶格參數已經相當接近單晶 InN 薄膜所測得的晶格參數。圖 1 為整理多位研究者在測量其 InN 單晶與多晶的晶格常數圖。圖中顯示，*a* 軸晶格常數 ($a = 3.501 - 3.536$ Å) 分布的範圍與理論值有很好的的一致性，同時，在 *a* 軸的晶格參數變化量是很微小的，並且可以發現所有的值都相當地接近⁽⁵⁾。另外，在 *c* 軸的變化量也是很小的，並且所有的值都很接近 Tansley 與 Foley 所量測的值，但是散落在此區間的晶格參數都大於了單晶 InN 的晶格常

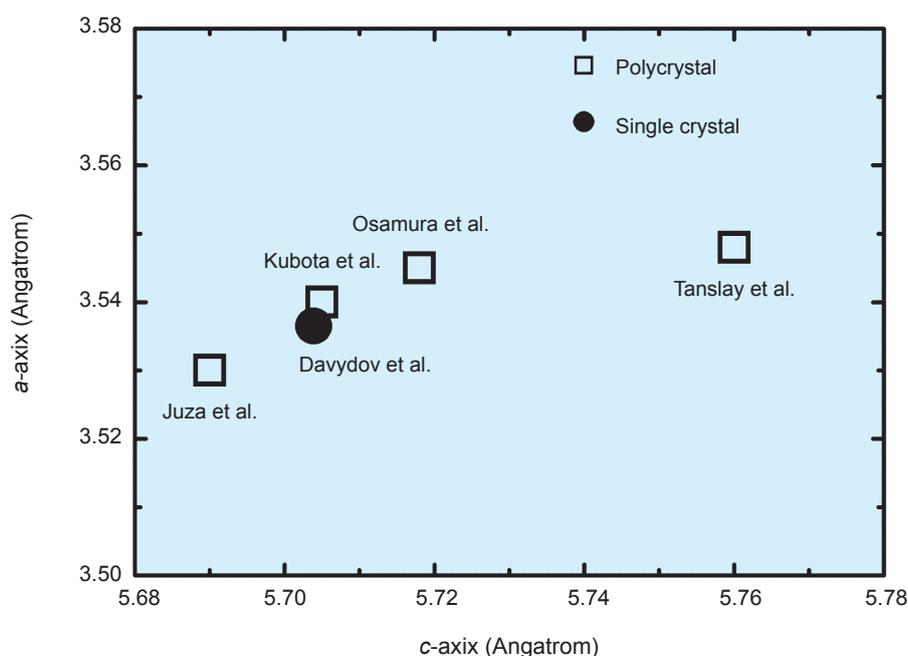


圖 1. InN 單晶與多晶的晶格參數整理圖。

數 ($c = 5.69 - 5.705 \text{ \AA}$) 與理論計算結果 ($c = 5.540 - 5.709 \text{ \AA}$)。然而此現象可能的原因是因為結晶品質的不同與摻入氧的汙染。直至 2002 年時 Davydotv 等人⁽⁶⁾，利用高真空背景之分子束磊晶系統 (molecular beam epitaxy, MBE) 成長 InN 薄膜，減少了雜質的汙染，進而提高 InN 薄膜純度，因此材料的能隙被下修至約 0.7 eV 左右。另外 Butcher 等人研究發現以 MBE 所沉積之 InN 薄膜可使能隙寬度縮小至 0.7 eV，而利用濺鍍所製備之 InN 薄膜中往往摻有大量的氧原子，因此造成除了生成 InN 之外也會形成大量的 $\text{In}_x\text{O}_y\text{N}_z$ 混合物。由於單純的單晶氧化銦 (In_2O_3) 之能隙寬度為 3.75 eV，若是存在於 InN 中會進而使薄膜之能隙寬度隨著 In_2O_3 的混晶而增加至 1.9 eV 或是更大⁽⁷⁾。然而在 Davydotv 等人的研究報告中指出利用金屬有機分子束磊晶系統 (metal-organic molecular beam epitaxy, MOMBE) 與 MBE 所成長之單晶 InN 材料經由光激發螢光光譜 (photoluminescence, PL) 及吸收光譜結果對應於理論計算結果，其能隙皆落於紅外光波段。而在近幾年的以 MBE 成長 InN 之研究報告中，針對部分雜質元素對 InN 特性做了初期探討，並歸納出未受到大量雜質元素汙染之 InN 薄膜能隙確實是低於 0.7 eV 左右⁽⁸⁾。因此直至西元 2002 年後，InN 的光電特性才獲得證實，並有望成為長波長半導體光電元件、全彩顯示、高效率太陽能電池的半導體材料。

2002 年以後，大部份文獻說明即便是高純度之單晶 InN 薄膜，實驗量測之能隙寬度也會大幅受到薄膜品質影響，特別是背景電子濃度的因素。美國康乃爾大學之 Schaff 等人⁽⁹⁾ 曾經發表，對於背景電子濃度高達 10^{20}cm^{-3} 的單晶 InN，其吸收邊緣 (absorption edge) 大約為 1.5 eV。但當背景濃度下降時，吸收邊緣也隨之降低，直到背景濃度低於 10^{18}cm^{-3} 時，吸收邊緣可以降低至約 0.67 eV，這是因為在高背景電子濃度環境下形成簡併 (degenerate) 半導體時，電子費米能階 (Fermi level) 位置將高於傳導帶底部，因此當電子濃度增加吸收邊緣也隨之增加，導致量測值高於 InN 真正的能隙寬度，稱為 Burstein-Moss 效應。簡併 InN 的特性，除了 Burstein-Moss 效應之外，其低溫螢光光譜之發光能量和半高寬也會隨著背景電子濃

度增加而增加⁽¹⁰⁾，甚至造成發光強度和電子遷移率下降，導致在元件應用上的價值大幅降低。另外，Wu 等人⁽¹¹⁾ 透過變溫 PL 進行 InN 能隙分析結果發現，在低溫至室溫時發光峰值會輕微低藍移，其原因可能為被束縛之載子因獲得能量有機會得以逃脫受侷限化之區域；相同的現象也可以在 Feneberg 等人的研究報告中發現⁽¹²⁾，在低背景電子濃度時，InN 的能隙亦會受到溫度變化的影響而出現偏移的現象，當溫度越低時，發現 InN 能隙出現紅移現象，同時也觀察到分別為 renormalized gap (weak shoulder at $\sim 650 \text{ meV}$) 與 Fermi edge ($\sim 730 \text{ meV}$) 其主要因 Mahan exciton。

由該研究證實，低背景電子濃度可降低 InN 發光波段，因此世界上各主要研究群皆致力於降低 InN 之背景電子濃度，以及降低螢光光譜之譜峰位置和半高寬。截至目前為止，康乃爾大學研究群利用分子束磊晶在藍寶石基板上所成長出 $7 \mu\text{m}$ 厚的 InN 薄膜乃是目前較佳的磊晶成果。除了背景電子濃度可以降低至 $4 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 而電子遷移率可以提升至 $2050 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 以外，其低溫光激發螢光能譜也顯示出一個在 0.675 eV 的近能隙發光 (near band edge emission)，其發光之半高寬 (FWHM) 更能降低至 20 meV 以下⁽¹³⁾。

另外，由於 InN 的表面已證實有電荷堆積現象 (surface electron accumulation)⁽¹⁴⁾，並且會影響 InN 光學性質與元件的靈敏度和穩定性。在乾淨的 InN 表面，其表面能帶向下彎曲的量 ($\sim 0.6 \text{ eV}$) 幾乎與其能隙 (0.65 eV) 一樣大。因為表面能帶強烈向下彎曲而形成位能井，使得大量的電子被侷限在 InN 的表面，這就是表面電荷堆積的現象。特別的是，氮化銦表面電荷堆積的現象是與極化方向無關的，與氮化鎵完全不同。關於此一奇特的現象，理論學家 Van de Walle 利用第一原理理論計算，發現除了極化場，影響氮化銦表面電荷堆積的原因還有表面的銦與氮成份比例 (In/N)，只有在非極化方向且適當銦氮成份比的情況下，氮化銦表面電荷堆積的效應才會消失。

另外，載子濃度高或低會顯著地影響元件特性與壽命，然而造成背景載子濃度上升的原因包含晶體缺陷與雜質摻入 (例如：碳、氫、氧) 所導致的氫團聚 (hydrogen incorporation)⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾、氧原子佔據

氮空位⁽¹⁷⁾與氮空位⁽¹⁸⁾等等。根據 Lu 等人⁽¹⁹⁾的研究指出，在磊晶成長的製程中非人為摻入的雜質濃度約為 $10^{18} - 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ ，當雜質濃度大於 10^{18} cm^{-3} 時，對 InN 的能隙影響才會較為明顯。

另一方面，InN 磊晶薄膜中，常有雜質元素存在於其中，主要佔多數的是碳 (carbon)、氫 (hydrogen) 與氧 (oxygen) 等元素。而這些雜質元素的存在會影響磊晶薄膜的晶體結構與光電特性，依目前的文獻來看，O 的行為已較為明確，而 C 與 H 在 InN 中之行為仍然在探討當中。一般而言，氧分子或氧原子的存在常被歸因為真空腔體中未被抽走所殘餘的氧氣，經過高溫製程後進入薄膜內部。而自然摻雜的氧濃度在 MBE 與 MOMBE 相關研究中約為 $5-9 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ⁽²⁰⁾⁽²¹⁾，同時，O 常以施體 (donor) 型態存在於薄膜中並貢獻電子濃度，進而增加載子濃度⁽²²⁾⁽²³⁾。而 Sugita 等人⁽²⁴⁾ 利用金屬有機氣相沉積 (metal-organic vapor phase epitaxy, MOVPE) 成長 InN 時，刻意通入 0–1 sccm 的氧氣，其結果發現薄膜晶格參數並未顯著地改變，如果氧氣佔據 N 的位置時，有可能會與 In 形成 In_2O_3 ，會使 InN 垂直於晶面之方向的晶格參數變大，因此推斷少量的 O 在薄膜中所形成的少量化合物並未影響到晶體結構，但確實影響了 InN 表面粗糙度與自由電子濃度。

由於 III-nitride 製程常用三甲基類之前驅物，因此在沉積過程中 C 與 H 亦是常存在於 III-nitride 中的雜質元素。Ramos 等人⁽²⁵⁾ 與 Duan 等人⁽²⁶⁾ 透過理論計算指出，當 C 置換 N 的位置形成 CN 是為一淺層受體並且其形成能較低，藉此顯示出 C 有高於 Mg 的形成能，該發現與 GaN 的結果相似⁽²⁷⁾。然而，Himmerlich 等人⁽²⁸⁾ 利用 RF-MBE 將 C 摻入 InN 薄膜中，並從結果中指出，隨著 C 濃度的增加會使自由電子濃度上升，因此在結果中發現 C 在 InN 中較像是施體的行為，並非先前所看到 C 在 InN 中是類似受體 (acceptor) 的行為。另外，Darakchieva 等人⁽²⁹⁾ 從研究報告中說明，C 可能會因為與施體形式的 H 存在而形成受體進而互相補

償。由此可知，低濃度的雜質元素對 InN 之結構性質影響較小，主要仍以光電性質影響最鉅。

藉由近年來的文獻說明，InN 薄膜的純度對光電特性相當重要，為實際了解金屬有機前驅物對氮化物磊晶製程的影響，因此本研究中使用基板溫度 500°C 進行成長高品質 InN 磊晶薄膜，並以電漿輔助有機金屬分子束磊晶系統 (radio-frequency metal-organic molecular beam epitaxy, RF-MOMBE) 將 InN 磊晶薄膜製備於氧化鋁 (Al_2O_3) 基材上，為提高磊晶品質，實驗過程中以 MOCVD-GaN 為異質緩衝層，如此可有效降低 InN 磊晶成長時的應力累積效應，同時討論 InN 薄膜於不同三甲基銟流量下所表現出之化學組態與光電特性並加以分析，進而了解金屬有機前驅物對成長 InN 的影響。

二、實驗設備與製程

本研究中為提高 InN 之結晶品質，選用 MOCVD 所成長之高品質 GaN 磊晶片為基板，經分析儀器量測後確認為六方晶系纖鋅礦結構之 GaN 晶體，厚度約為 $4 \mu\text{m}$ ，(0002) 半高寬約為 340 arcsec 。並將分別切割成 2 吋之 1/4 片，共四片。成長 InN 磊晶薄膜前將 GaN 磊晶片置入 RF-MOMBE 系統的試片準備腔體預抽至背景壓力約為 $5 \times 10^{-9} \text{ Torr}$ ，待腔體壓力達到平衡時將連接成長腔體之閘閥開啟，運用機械手臂將磊晶基板推入成長腔體後即可準備進行 InN 磊晶成長。成長 InN 磊晶的三族來源為賽孚思公司所生產之有機金屬氣體 99.9999% 的三甲基銟 (Trimethylindium, TMI_n)，由於 TMI_n 之蒸氣壓在 $0 - 50^\circ\text{C}$ 時較高，經不同溫度測試其蒸氣壓後如表 1 所示。鋼瓶使用恆溫水槽保持在 50°C 。TMI_n 傳輸方式未靠任何載流氣體 (carrier gas)，僅倚靠使用兩端壓力差的方式，由氣體源高壓力端流向高真空壓力端磊晶腔體；而 V 族來源則是使用 13.56 MHz 射頻電漿源將通入的高純度氮氣 (99.999% N_2) 解離成活

Temperature ($^\circ\text{C}$)	18.6	20	25	30	35	40	45	50
Vapor Pressure (Torr)	2.87	3.05	3.56	4.41	5.41	7.2	8.8	10.6

表 1. TMI_n 於不同溫度對應之蒸氣壓 (Torr)。

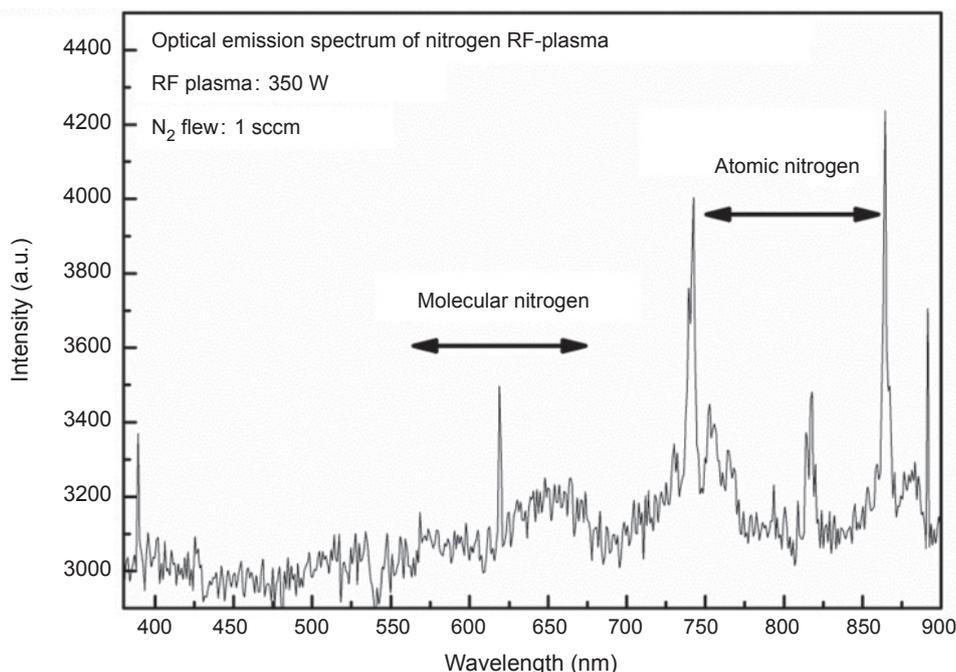


圖 2. 電漿功率 350 W 通入 1 sccm 氮氣流量之電漿 OES 光譜圖。

化氮 (N*)，以提供製程所需的原子氮，如圖 2 所示，透過 N₂ 電漿光譜即時監控可得知，在本實驗設定的參數之下，可得到超過 50% 的活化氮。成長 InN 磊晶前，先將腔體預熱至 600 °C 進行表面熱清潔約 30 分鐘，待時間到達後，使用通入 N₂ 流量固定為 1 sccm (對應至腔體工作分壓約為 1×10^{-5} Torr)、電漿功率為 350 W 的參數進行基板表面處理約 10 分鐘，隨即降至 500 °C 後，以不同 TMIn 流量準備進行 InN 磊晶成長，TMIn 流量分別設定為 0.25、0.35、0.45 與 0.55 sccm。以上述條件所成長之 InN 分別利用 HRXRD、HRTEM、SEM、AFM、XPS、SIMS、PL 與 Hall 進行其結構與光電特性。然而詳細的磊晶機台介紹及 InN 晶體結構訊息與表面形貌分析結果，已發表於 2014 年之科儀新知⁽³⁰⁾。

三、結果與討論

1. 薄膜元素分析

透過先前的 XRD 與 TEM 分析可發現 InN 薄膜具有高平面缺陷密度，並且推測是由於雜質元素或空孔存在於薄膜內部所影響，因此藉由二次離子質譜儀進行各條件下所沉積之 InN 薄膜碳 (carbon)、氫 (hydrogen) 與氧 (oxygen) 原子之縱深元素分析 (depth profiles)。分析時，為了去除輕元素在 SIMS 真空腔體中的量測被背景壓力所影響，分析中採用高品質的 GaN 材料作為標準參考件 (background impurities of C, and O ($1 \times 10^{16}/\text{cm}^3$))。而從標準樣中得到的二次離子率 (ion yield) 用來校正所有 InN 薄膜中 C、H 與 O 的濃度。表 2 為所有條件所沉積之 InN 薄膜內 C、H 與 O 原子的平

表 2. 由二次離子質譜分析得到 InN 薄膜縱深分析之 O、C 與 H 原子平均濃度。

TMIn (sccm)	V/III	Average [O] (cm^{-3})	Average [C] (cm^{-3})	Average [H] (cm^{-3})
0.55	1.8	2.34×10^{19}	5.88×10^{20}	1.06×10^{20}
0.45	2.22	3.2×10^{19}	6.07×10^{20}	1.48×10^{20}
0.35	2.86	8.9×10^{19}	6.33×10^{20}	3.82×10^{20}
0.25	4	3.26×10^{20}	6.92×10^{20}	6.62×10^{20}

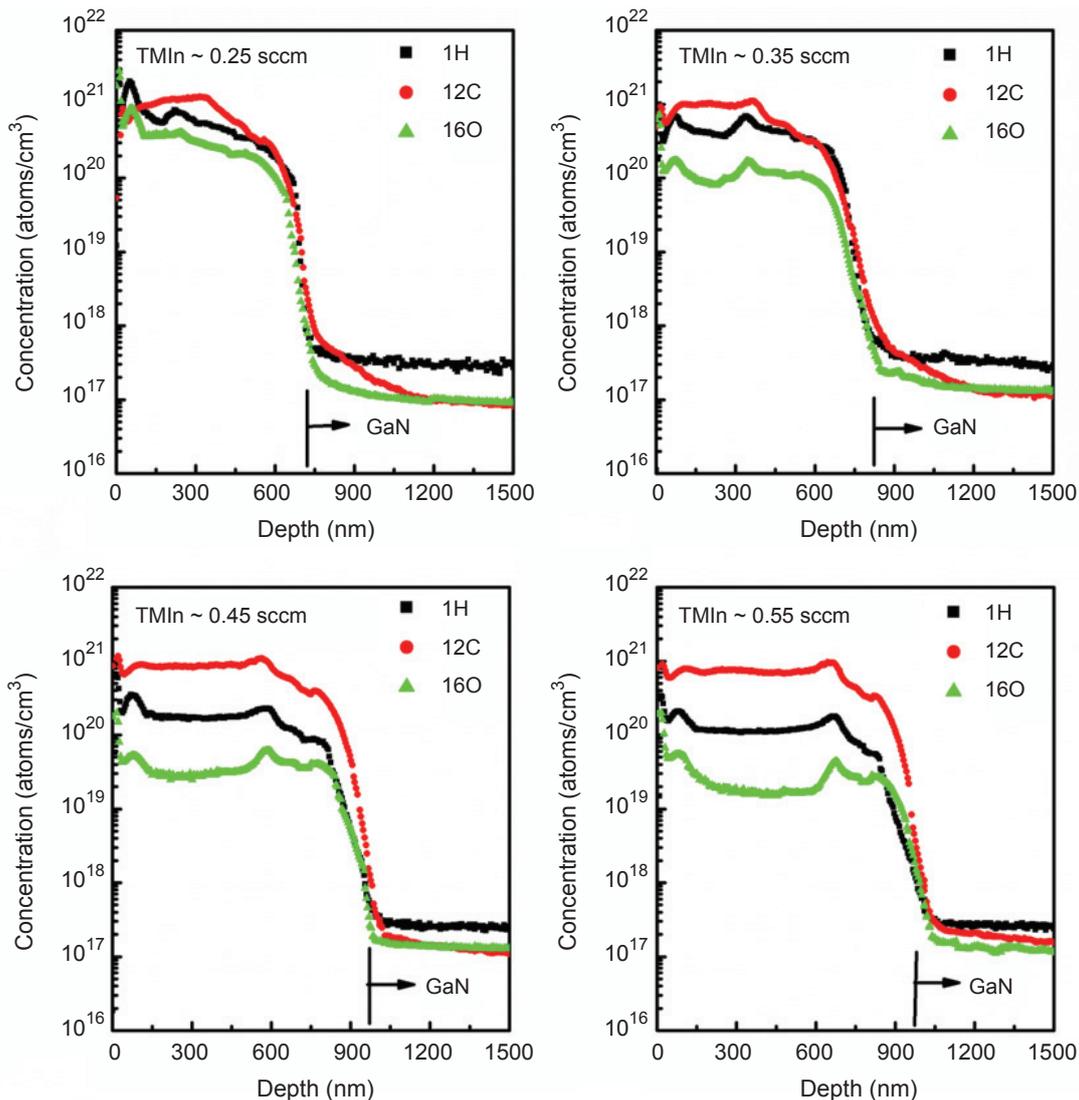


圖 3. SIMS 縱深分布圖顯示不同 TMIn 流量所沉積之 InN 薄膜中 H、C、O 之分布情況。

均濃度，並且可觀察到濃度隨著 TMIn 流量減少而增加。如圖 3 所示，可以觀察到 O 原子訊號在 InN 表面的濃度較高，是因為 InN 在大氣中會吸附 H₂O 在薄膜表面，或是 O-H 鍵所貢獻。由於 O 原子及其相關化合物訊號在 InN 表面較強，因此透過 TEM 分析中，並未看見有與 InO_x 相關的薄膜層在表面，因此判斷 O 原子及其相關化合物是吸附在 InN 表面，並與 H 形成 O-H 鍵，可由 XPS 分析中看到。而薄膜內的 O 元素，通常是來自於腔體內未被抽離所殘存的 O₂，另外，亦有可能是由金屬前驅物中所貢獻。根據賽孚思公司所提供數據顯示，EpiPure™ TMIn 所測得之氧濃度為 10¹⁷

cm⁻³。由表中可知，InN 薄膜內的 O、C 與 H 原子含量的平均濃度分別為 10¹⁹–10²⁰ cm⁻³，Specht 等人⁽²⁰⁾ 利用 RF-MBE 成長的 InN 薄膜其 O 原子與 C 原子含量的平均濃度分別約為 10¹⁹ 與 10²⁰ cm⁻³，除了 O 原子的濃度相似外，特別是 C 原子濃度相差了 2 個次方。推測主要是因為 RF-MOMBE 是使用有機金屬前驅物—三甲基銻作為 III 族來源，而三甲基銻為 (CH₃)₃ 分解之生成物，若無法完全脫附，則會隨著成長併入薄膜中，是以一種非故意摻雜施體 (unintentional donors) 的形式存在於薄膜中。因此推論當 In(CH₃) 與 N* 反應時，因去吸附效應，會使 CH₃ 成為副反應物並且會向外散去，

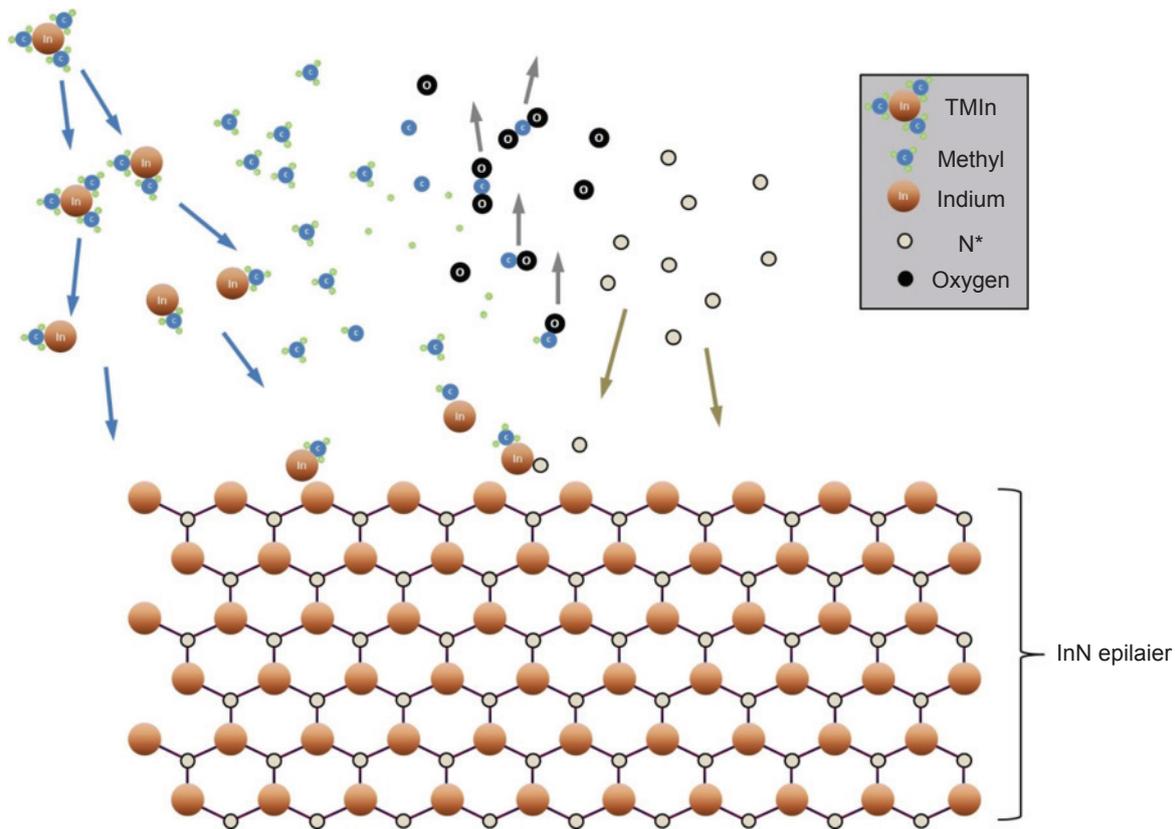


圖 4. RF-MOMBE 成長 InN 及甲基副產物反應方式示意圖。

但是因為 TMIn 的高流量會使 CH_3 含量相對提高，因此在高沉積速率下，去吸附後的 CH_3 會因為向外速度低於 In-N 反應速度，使得被摻雜進 InN 薄膜中，並且隨著磊晶薄膜厚度的增加進而併入磊晶薄膜內部，而提高了薄膜雜質的濃度，因此會發現以 RF-MOMBE 系統所成長的氮化物薄膜，其 C 與 H 原子的濃度會高於 RF-MBE 所成長的氮化物材料。而薄膜中的 C 原子可能是以雜質或點缺陷存在薄膜中，並且可能是形成高密度基面豐差、高載子濃度及晶格體積收縮的原因。

另一方面，Iwao 等人⁽³¹⁾ 利用 TMIn 前驅物並以 RF-MOMBE 成長 InN 薄膜，雖然前驅物中含有 C 原子與 H 原子或相關化合物，但背景中的 O_x 是具有高電負度的原子或分子，因此極容易與前驅物的 C 原子結成 CO_x 或 CO_2 。因此由表 2 可發現，當 TMIn 流量越高時，InN 中的氧含量亦會越少。因此，透過圖 4 所示，並根據上述 Iwao 等人的推論，我們可以解釋隨著 TMIn 的流量增加，熱裂解

後的 C 原子與 H 原子亦會隨之增加，因此與背景中的 O_x 原(分)子鍵結成 CO_x 或 CO_2 而向外移動並被抽離，故會觀察到在高 TMIn 流量時氧含量相對最少；反之，在低 TMIn 流量時，氧含量相對最高。剩餘留存的氧可能是以雜質或點缺陷存在薄膜中。

2. InN 束縛能分析

為了進一步了解所有條件下所沉積之 InN 薄膜其 In-N 鍵結方式及是否有受到已知的雜質所影響，因此進行所有 InN 磊晶薄膜之 In3d 光電子能譜分析。分析所有的 InN 薄膜結果如圖 5 所示，In3d_{3/2} 與 In3d_{5/2} 之束縛能 (binding energies, BE) 分別在 451.45 與 443.85 eV，並且由縱深分析發現，在不同深度所得到的 In3d_{3/2} 與 In3d_{5/2} 之束縛能幾乎是相等的，且兩者間的距離亦與文獻中的 7.6 eV 相同⁽³²⁾。然而，雖然不同深度所得到的 In3d_{3/2} 與 In3d_{5/2} 之束縛能幾乎不變，但是可明顯地觀察兩根

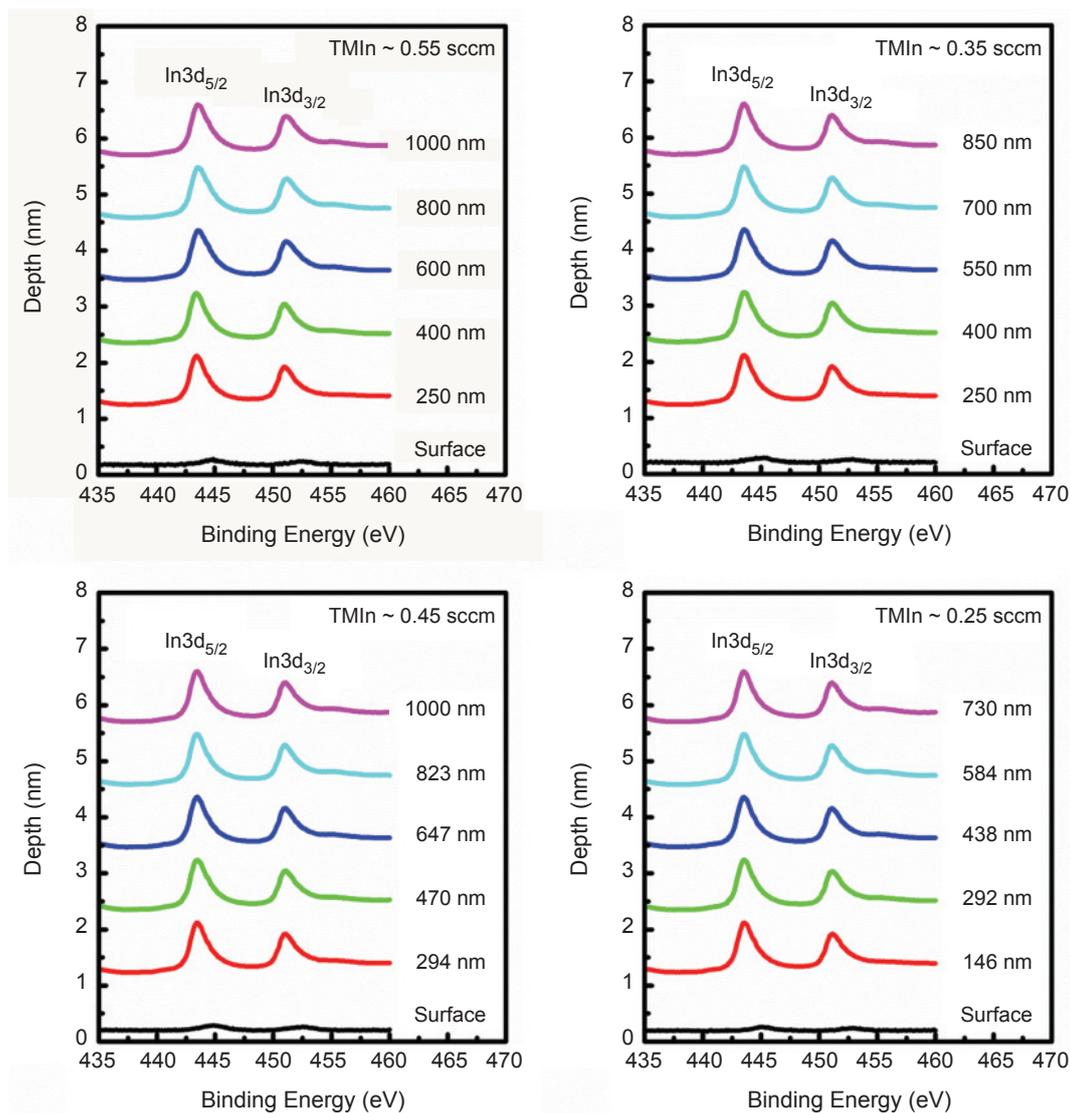


圖 5. XPS 能譜顯示不同 TMIn 流量所沉積之 InN 薄膜中在縱深位置之 $\text{In}3d_{5/2}$ 與 $\text{In}3d_{3/2}$ 束縛能。

訊號峰並不對稱，且表面訊號相當微弱，因此進一步分析 InN 表面化學組態。圖 6 為 TMIn 流量為 0.55 sccm 所沉積之 InN 表面 In3d 束縛能，經過軟體進行擬合 (fitting) 之後發現 $\text{In}3d_{5/2}$ 與 $\text{In}3d_{3/2}$ 束縛能可拆解成兩個部分，並且兩者之間相差約 1 eV。

第一個擬合與第二個擬合的束縛能分別位於 444.2 eV 與 445.2 eV。而位於 444.2 eV 的主要擬合峰可以被解釋為是 In-N 的鍵結。而主要擬合峰旁較微弱的次峰位於 445.2 eV 可以被歸咎於是 In-O 相關的化學態，如 In_2O_3 (BE \approx 444.6-444.9 eV)⁽³³⁾、In-O-H (BE \approx 445 eV) 與 InO_x (BE \approx 445.1 eV)⁽³⁴⁾ 等等。

因 InN 表面及膜層中含有碳與氧元素，為了進一步證實碳與氧在 InN 磊晶層中扮演的角色及型態，利用 XPS 進行 InN 之 O1s 與 C1s 縱深束縛能分析。O1s 縱深束縛能光譜如圖 7 所示，在 InN 表面有一明顯束縛能訊號峰在 531.7 eV 的位置被觀察到。此訊號峰可以解釋為 O-H 鍵結，而在表層之下此束縛能強度相較之下變得較為微弱，但仍然有 O-H 相關化學態之元素存在於薄膜內部，隨著越接近界面，束縛能會偏移至約 530 eV，該訊號顯示為 O 原子束縛能⁽³⁵⁾；另一方面，C1s 縱深束縛能光譜如圖 8，結果顯示，所有地 InN 樣

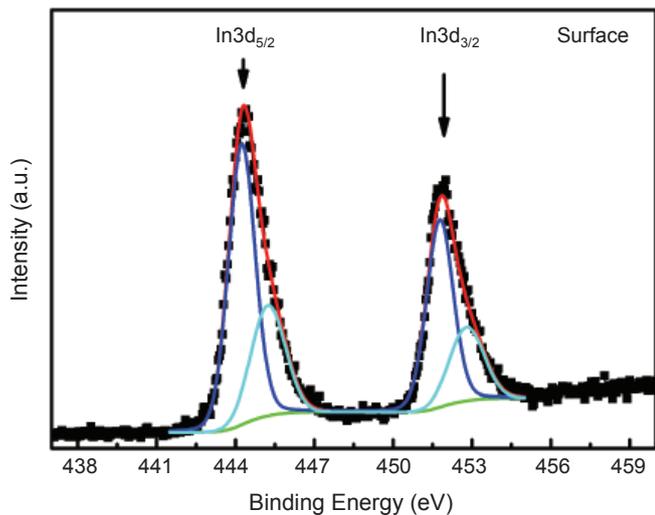


圖 6. XPS 能譜顯示 TMIn 流量為 0.55 sccm 所沉積之 InN 表面 $In3d_{5/3}$ 與 $In3d_{3/2}$ 之束縛能與峰值擬合結果。

品於表面出現一根明顯地高斯訊號，束縛能為 284 eV，為 C 的訊號，隨著越接近界面，峰值會偏移至 284.6 eV，經比對後可知其為 C-C 或 C-H 鍵⁽³⁶⁾。因此可以得知，C 易堆積在 InN 表面，而具有高濃度 C-C 或 C-H 鍵，其餘在 InN 膜層中單純以 C 原子存在，故可推斷，大多數的 C 並沒有取代 In 或 N 的位置，因此沒有形成 In-C 與 C-N 鍵相關化合物。所以可以知道在 InN 表面有高濃度的氧與碳訊號，此結果與 SIMS 所得到的結果一致。

3. 光電性質

由於 InN 具有 0.7 eV 窄能隙的特性，因此利用 PL 光譜儀在 10 K 下進行其光學能隙之量測。圖 9 為所有 InN 磊晶薄膜於 10 K 下所量測到的

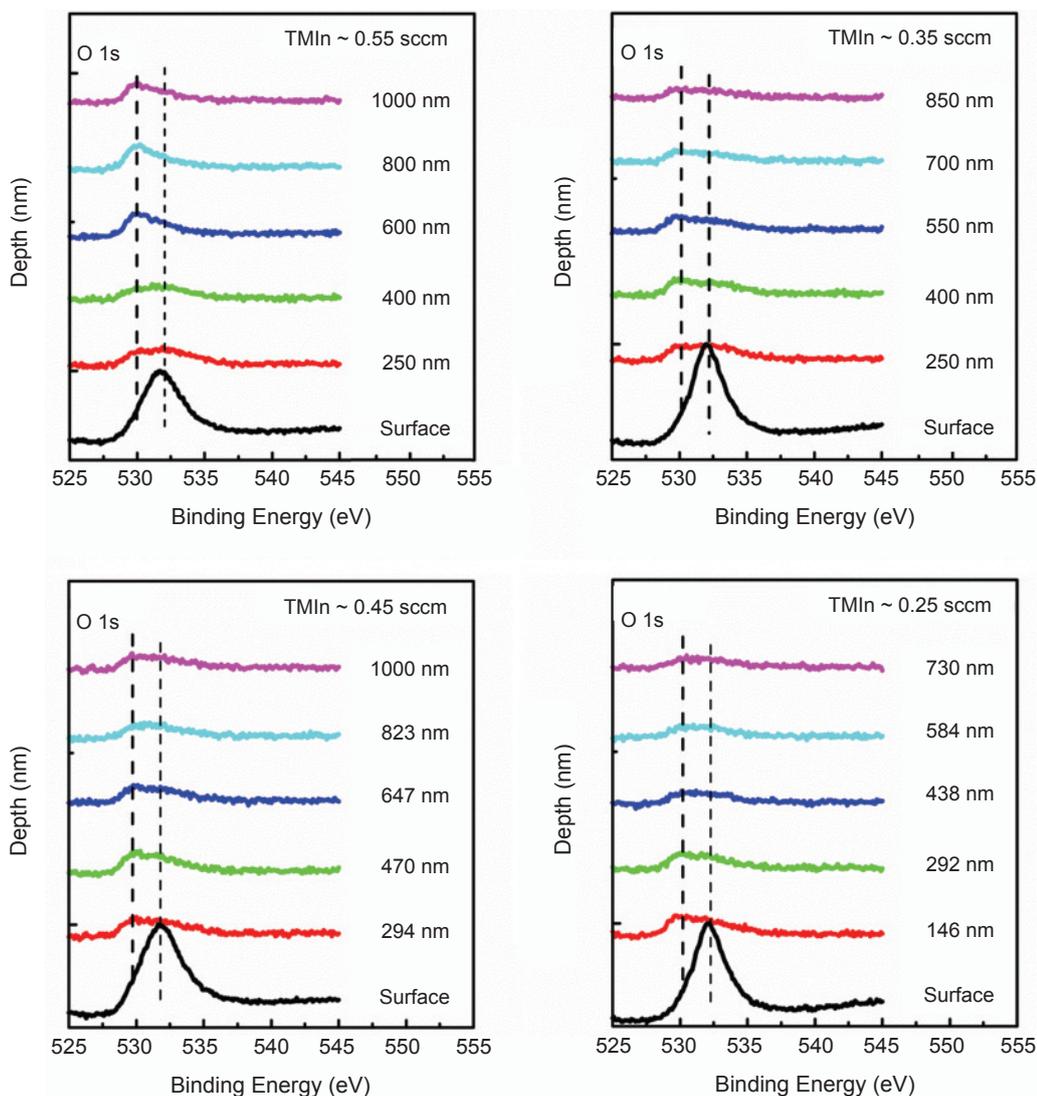


圖 7. XPS 顯示不同 TMIn 流量所沉積之 InN 薄膜在縱深位置之 O1s 束縛能。

發光訊號。其分別的能隙為 TMIIn 流量 0.55 sccm 時，發光波峰於 0.716 eV、TMIIn 流量 0.45 sccm 時，發光波峰於 0.748 eV、TMIIn 流量 0.35 sccm 時，發光波峰於 0.783 eV 與 TMIIn 流量 0.25 sccm 時，發光波峰於 0.787 eV。並且由圖可明顯觀察到發光波長隨著 TMIIn 流量減少而藍移 (blue-shift)，其原因為當自由載子濃度過高時，會佔據在材料導帶 (conduction band) 的底部至費米能階處，因此這些堆積在導帶底部的載子需要更大的能量才能填入能階上方的位置，因此導致能隙變寬，這種現象可解釋為柏斯坦－摩斯 (Burstein-Moss) 效應⁽³⁷⁾。並

藉由 Burstein-Moss 效應的發生，而此效應又與載子濃度有關⁽³⁸⁾。

當 TMIIn 流量在 0.55 sccm 時，InN 薄膜被量測到其發光波長在 0.716 eV，此值些微地大於目前被公認高品質之 InN 薄膜能隙 (0.65–0.7 eV)，這是因為 InN 薄膜表面電子累積所造成的 Moss-Burstein 效應，但是可以確認該條件下所成長之 InN 結晶品質優於其他條件。然而，大多數光激螢光所得之訊號波形為不對稱及不平整狀，前者是因為 InN 材料的費米能階 (fermi level) 易在導帶最低處之上方，導致其有表面電子累積之特性，

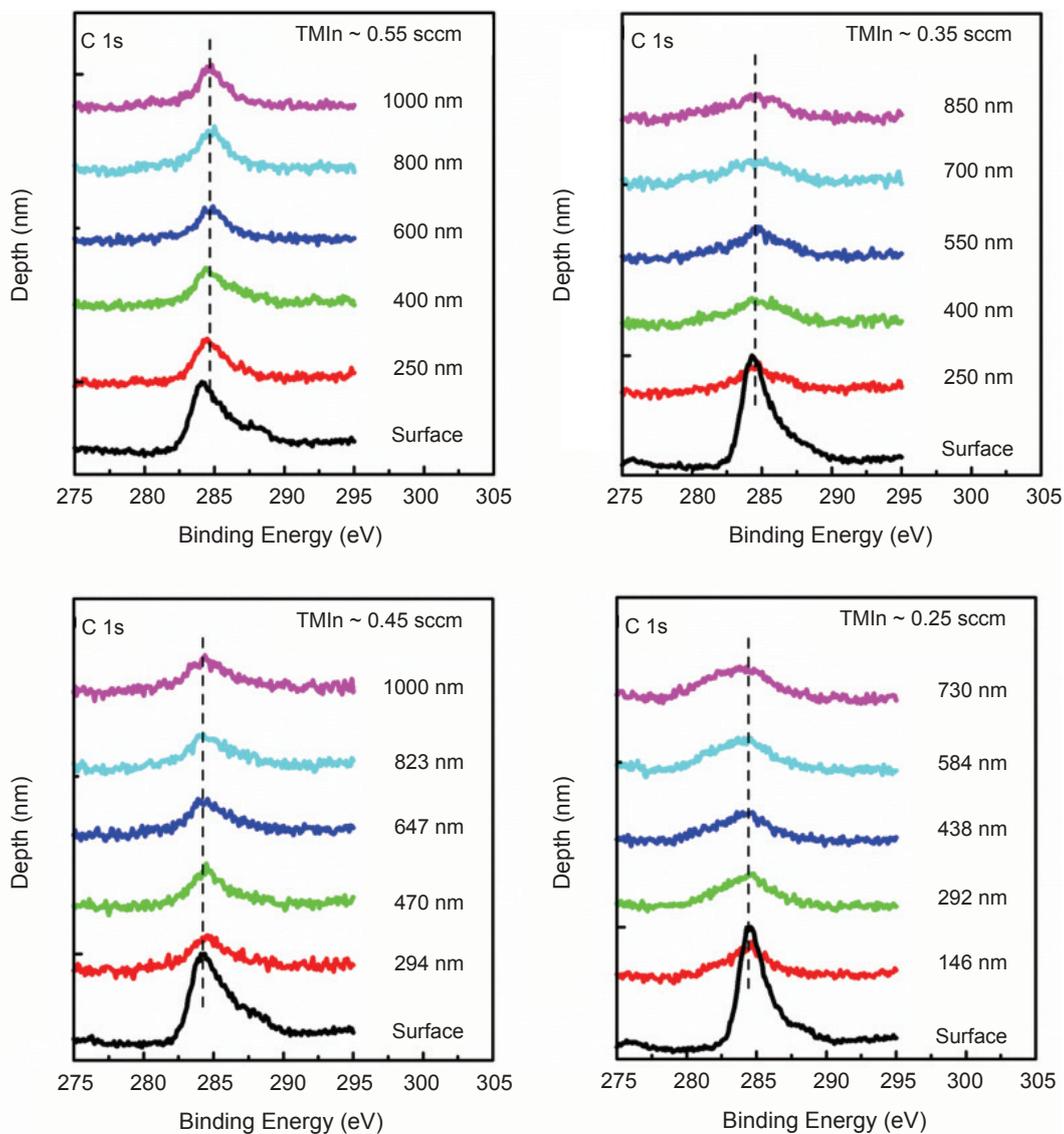


圖 8. XPS 顯示不同 TMIIn 流量所沉積之 InN 薄膜在縱深位置之 C1s 束縛能。

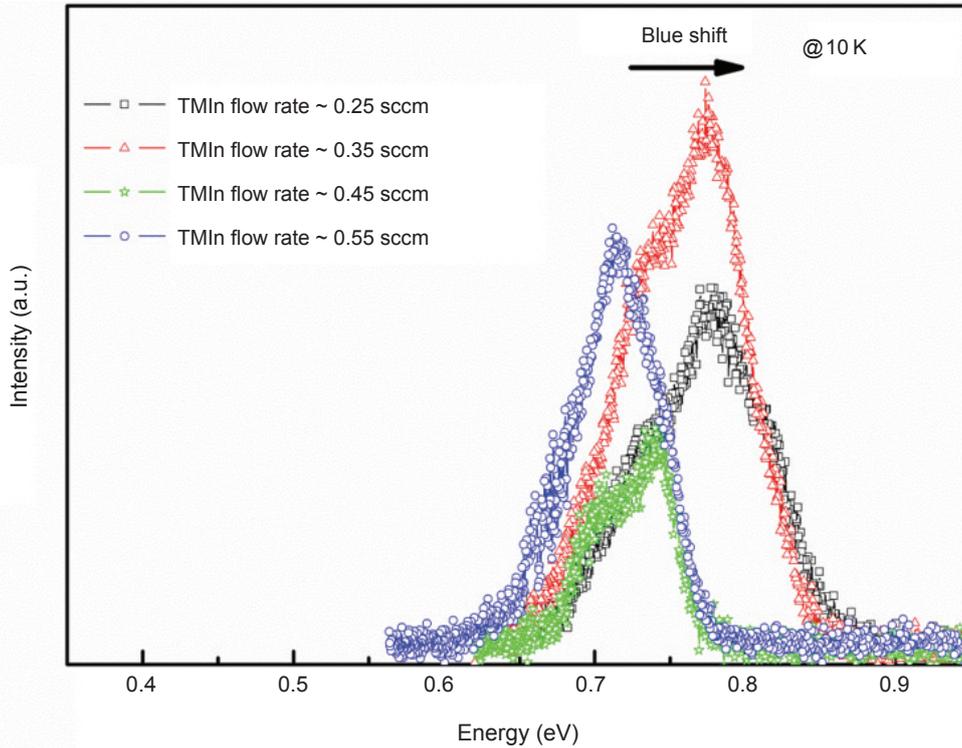


圖 9. 不同 TMIn 流量所沉積之 InN 薄膜於 10 K 測量的 PL 光譜。

使得 InN 的 PL 波形為不對稱狀，後者則是因為一些雜訊以及光譜之水氣吸收的影響所致。因此，InN 之 PL 發光波峰的形狀可以被描述為導帶上之簡併電子 (degenerate electrons) 與價帶上之光生電洞 (photo-generated holes) 兩者之間以 free-to-bound recombination 的行為特性。換句話說，也就是能帶上的自由載子與被雜質所束縛住之載子彼此間的結合發光。而由 PL 光譜上所看到之 InN 發光波峰並不對稱，因此為了瞭解 InN 在 10 K 下所包含的發光機制，根據以下公式 (1) 進一步分析 InN 之 PL 發光波形⁽³⁹⁾：

$$I(\hbar\omega) \sim [\hbar\omega - E_G(n)]^{1/2} f(\hbar\omega - E_G(n) - E_F) \quad (1)$$

上式中 f 為費米-狄拉克分布函數 (Fermi-Dirac function)， $E_G(n)$ 為與載子濃度相關之能隙 ($n \rightarrow 0$)，為一參數，從 2 到 4，並且隨 InN 自由載子濃度增加而增加， E_F 為簡併態電子之費米能量。

圖 10(a) 所有條件下沉積之 InN 經公式 (1) 擬

合後 PL 光譜圖，圖中擬合後的光譜以不同顏色實線表示。由圖中可知，經擬合後的結果與實驗數據相當符合，並且清楚地看出於不同 TMIn 流量所成長之 InN 薄膜皆有兩組發光波長，其發光機制分別為 Near band edge 發光機制與 Free to bound 所發出的光，一般以費米能階表示。Near band edge 發光機制是導帶上的電子和價帶上的電洞結合放出光，其能量相當於能隙能量，故能隙值較小。因此可以推斷 Near band edge 的發光機制就相當接近於 InN 之直接能隙；當光譜中擬合出費米能階所放出的光時，表示自由電子已填滿整個導帶並超過費米能階，使得費米能階上方的電子和價帶上的電洞結合放出光，故能隙值較大。如圖 10(b) 所示。

由擬合結果指出，兩組不同發光波長分別為光譜左邊之較小能隙波長為 Near band edge；光譜右邊之較大能隙為 Free to bound，因此可以得到當 TMIn 流量 0.55 sccm 時，能隙為 0.692 eV；TMIn 流量 0.45 sccm 時，能隙為 0.696 eV；TMIn 流量 0.35 sccm 時，能隙為 0.73 eV；TMIn 流量 0.25 sccm 時，能隙為 0.735 eV。由此可再次證明，當

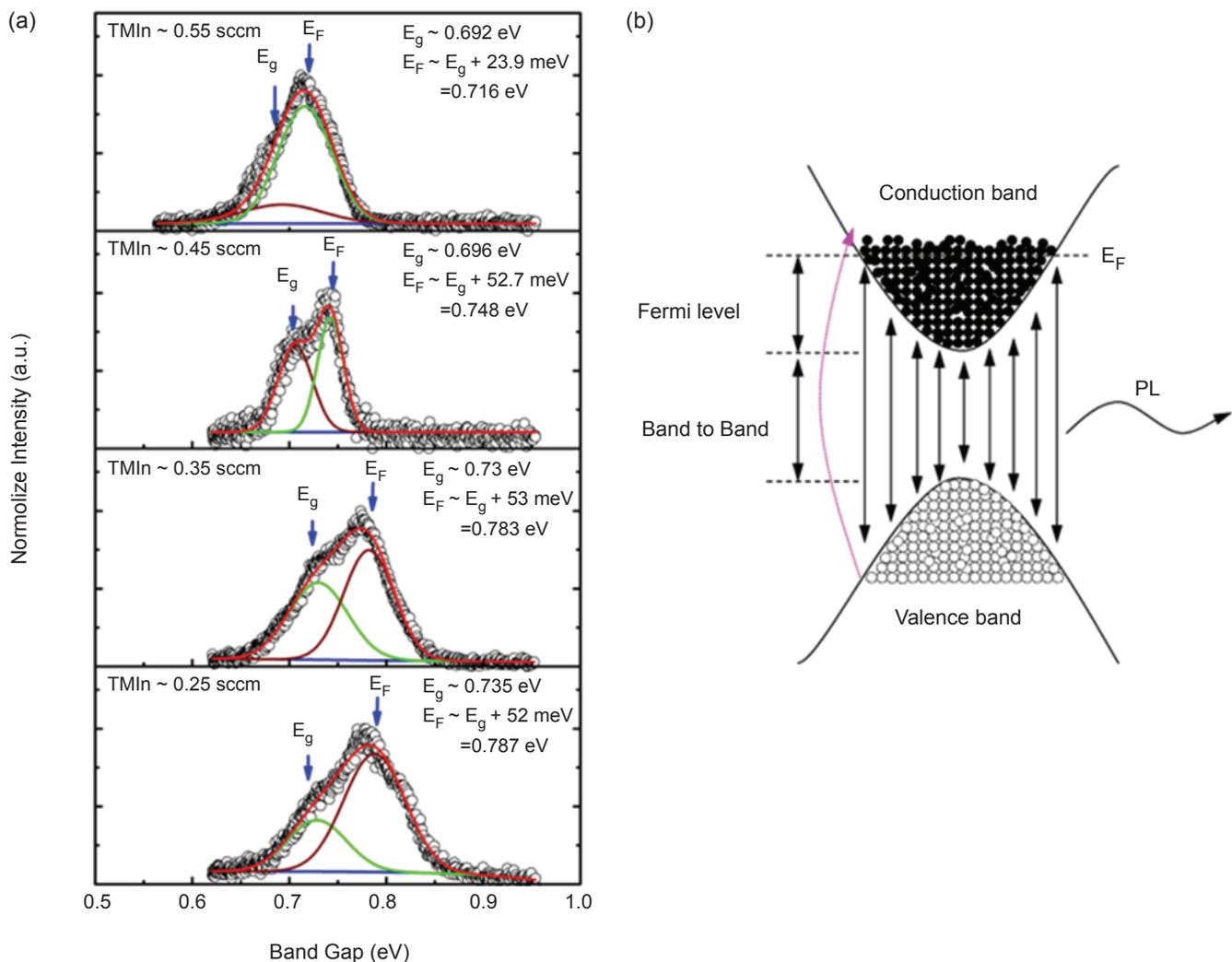


圖 10. (a) 所有 TMIn 流量條件下所沉積之 InN 薄膜於 10 K 量測與擬合之 PL 光譜圖，(b) InN 電子與電洞複合放光示意圖。

TMIn 流量 0.55 sccm 時，所沉積之 InN 結晶品質接近文獻上高品質之 InN 薄膜 (0.67 eV)⁽⁴⁰⁾。

另一方面，氧含量會直接影響能隙大小，當氧原子⁽⁴¹⁾、氫⁽²²⁾ 與碳⁽⁴²⁾ 存在於 InN 薄膜中時，可能是扮演著施體 (donor) 的角色，因此提高了自由電子的濃度，而 XPS 縱深分析也發現，InN 膜層中含有 In-O 相關鍵，因此可以得知，高氧原子濃度會增加自由載子濃度，並且可能是形成費米能階發光的原因之一。透過 Wu 等人⁽⁴³⁾ 的結果顯示，當氧濃度介於 10^{16} 到 10^{18} cm^{-3} ，InN 能隙較不受到影響；當氧濃度超過 10^{19} cm^{-3} 時，其能隙以藍移至約 1.2 eV。因此，透過表 3 整理出之 PL 能隙與氧含量濃度可知，薄膜中氧濃度隨著 TMIn 流量減少

而增加，而光學吸收限會隨著氧濃度增加而藍移，並透過計算發光波峰積分面積得知，四組條件成長之 InN 薄膜，其主要的發光機制是 Free to bound 所發出的光。

在 InN 薄膜電性分析，透過霍爾量測對四個樣品進行其載子濃度與遷移率量測與分析。影響載子濃度的原因大致上有：氮空缺 (nitrogen vacancy)；氧原子佔據氮原子的位置；氫的摻雜 (hydrogen incorporation) 或佔據氮原子的位置等等。而根據 SIMS 與 XPS 結果可以發現，所有 InN 的樣品在表面約 5–10 nm 有著高濃度的碳與氧雜質，而這些雜質的存在極易影響電性的量測結果，由於 InN 磊晶層本質為 *n*-type 自由電子大部分是

表 3. 各式 V/III 流量比下進行 PL 分析所得到之發光波長與氧含量濃度關係。

TMIn flow rate (sccm)	V/III flow ratio	Band-to-Band		Fermi level		Oxygen (cm ⁻³)
		eV	FWHM(meV)	eV	FWHM(meV)	
			Integral area		Integral area	
0.55	1.81	0.692	72	0.716	55	2.34×10^{19}
			0.0148		0.05134	
0.45	2.22	0.696	36.4	0.748	27.1	3.2×10^{19}
			0.0259		0.02497	
0.35	2.86	0.73	64.3	0.783	52.1	8.9×10^{19}
			0.0409		0.04422	
0.25	4	0.735	88	0.787	74.8	3.26×10^{20}
			0.0276		0.06578	

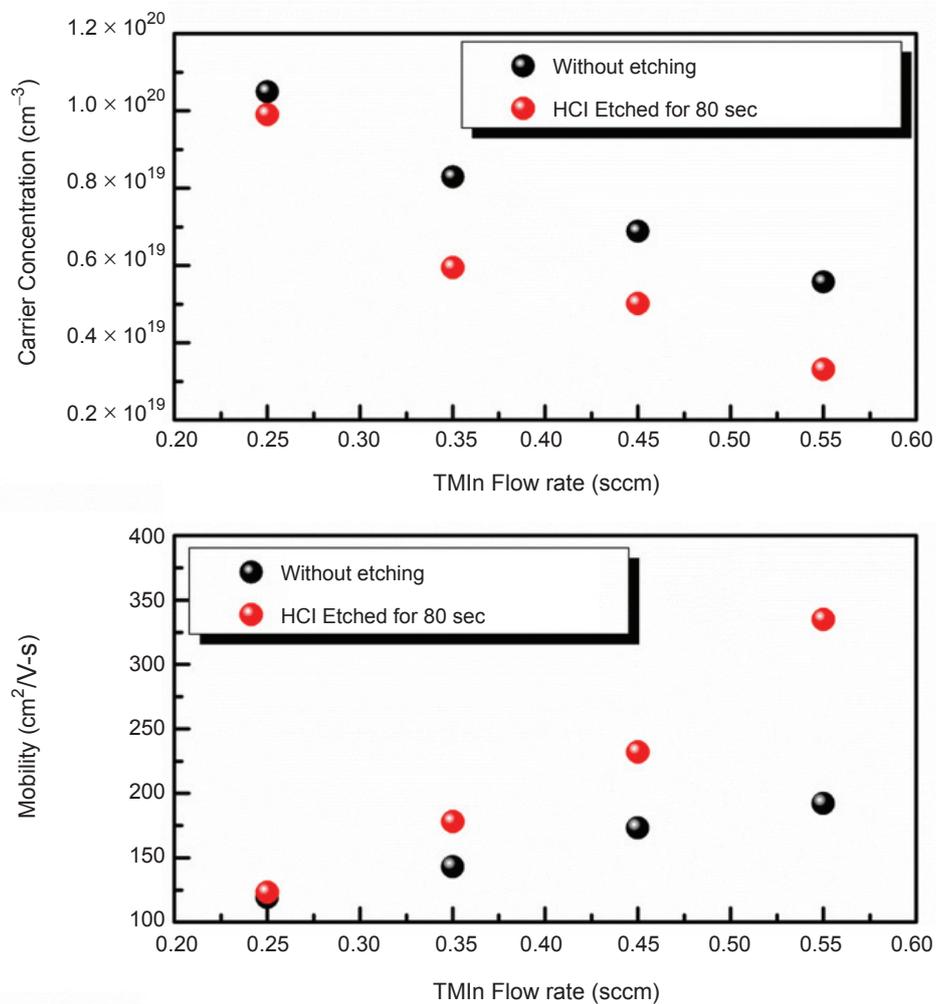


圖 11. InN 薄膜表面經蝕刻前與蝕刻後之 (a) 載子濃度與各式 TMIn 流量之關係圖，與 (b) 電子遷移率與各式 TMIn 流量之關係圖。

因為磊晶過程中雜質或原子空缺所貢獻，但是在最近幾年的研究發現 InN 表面的電子濃度遠大於膜層內部的電子濃度，此即為表面電荷堆積現象 (surface Electron accumulation)，也是形成 n-type InN 的原因之一⁽⁴⁴⁾。因此為了確保獲得接近本質 InN 的電學特性，在進行電性分析前，先將四組試片浸泡在 37% HCl 約 80 sec，去除表面層約 10–15 nm 厚度。圖 11 為 InN 薄膜在蝕刻前與蝕刻後的電性比較。蝕刻前，所有的 InN 樣品顯示其載子遷移率隨著 TMIn 流量減少而降低；而經過蝕刻後則顯示所有的 InN 樣品都提高了載子遷移率與降低了載子濃度，其分布範圍分別為 123–335 cm²/V-s 與 9.91–3.31 × 10¹⁹ cm⁻³。並且趨勢仍然與蝕刻前一致，此結果與光學吸收限結果符合，因此可以推斷載子濃度是影響能隙的重要因素，雖然較低的 TMIn 流量條件相對上可提供更多的氮原子，但是由於低的 TMIn 流量之背景氧含量也相對提高，因此並沒有看見因為相對高之 V 族來源而減少 VN，反之，因為高 TMIn 流量之背景氧含量也相對較低，因此降低了載子濃度。然而，蝕刻前與蝕刻後顯示在 TMIn 流量高於 0.35 sccm 時差異最大，而 TMIn 流量為 0.25 sccm 時差異較微小，原因可以推斷是由於 TMIn 流量高於 0.35 sccm 時，相對地含有較多的三甲基銻，因此在表面堆積的雜質濃度較 TMIn 流量為 0.25 sccm 時多，故可以觀察到該現象。

當 TMIn 流量為 0.55 sccm 時，顯示該條件下之 InN 薄膜具有最高之載子遷移率約為 335 cm²/V-s，但是仍然低於 RF-MBE 系統成長 InN 之結果，其原因主要是薄膜內部的碳、氧含量仍高於 RF-MBE 系統成長 InN 約 1–2 個級數，另外就是 n-type InN 的本質缺陷就是 VN，而此條件的相對 N 含量是最低的，因此高載子濃度的 VN 是另一項原因⁽⁴⁵⁾。而當 TMIn 流量為 0.45 sccm 時，其遷移率僅次於 TMIn 流量為 0.55 sccm，電性表現亦符合前述各項分析結果。而當 TMIn 流量為 0.35 sccm 時，其量測的電性結果與 TMIn 流量為 0.25 sccm 時相似，因其碳與氧含量皆比 TMIn 流量為 0.25 sccm 時低，但 XRD 結果可以得到該條件下其結晶性最差，因此影響電性的最主要因素是低結晶品質或晶體缺陷，並且 Wang 等人⁽⁴⁶⁾ 指出，當材

料中的刃差排密度增加時，亦會間接增加自由電子濃度與降低電子遷移率。而當 TMIn 流量為 0.25 sccm 時，顯示該條件下之 InN 薄膜為最低電子遷移率與高載子濃度之結果。其原因為當低 TMIn 流量時，O 含量相對較多，同時 Himmerlich 等人⁽²⁸⁾ 說明，C 摻入 InN 會增加其載子濃度與降低電阻，因 C 與 O 在 InN 中通常扮演施體並提供電子，因此當 C 與 O 濃度提高時，亦會提高其載子濃度而降低電子遷移率。

另外，根據 XRD 分析結果，晶體結晶品質是與 TMIn 流量有很大的相關性，因此缺陷密度是影響電性的另一項重要的因素，Sugita⁽²⁴⁾ 與 Janotti⁽⁴⁷⁾ 也指出載子濃度會隨著 O 摻入的濃度增加而增加，他們的結果也顯示出當 O 與 H 元素佔據了 N 空缺後是以施體的角色增加 InN 薄膜的自由電子濃度。相似的結果也可以在 MOCVD 成長 InN 的文獻中發現。

四、結論

本章論文利用 RF-MOMBE 以四種不同條件之 TMIn 流量成長 InN 薄膜於 GaN 緩衝層上，並針對四種不同條件所成長的 InN 薄膜針對表面形貌、結構特性、光電特性分別進行分析與探討。

InN 表面粗糙度會隨著 TMIn 流量增加而增加，且沉積速率範圍約為 1.4–1.9 m/h。光學特性方面可知，InN 薄膜光學吸收限會隨著 TMIn 流量的降低而藍移。並結個是分析結果顯示，當 TMIn 流量為 0.55 時，InN 有最佳的結晶品質，並且可知 InN 是單晶晶體與 GaN 之間是磊晶關係，並且其 PL 發光波長與電子遷移率分別為 0.716 eV 與 335 cm²/V-s。

另一方面，經由 SIMS 與 XPS 分析結果，可推論出非故意摻雜的元素雜質如碳與氫是來自三甲基銻前驅物，並且有大量的碳與氧會堆積在 InN 薄膜表面，而殘存在 InN 薄膜中的氧會形成少量的 In-O 與 O-H 鍵結。此外，TMIn 前驅物的對成長 InN 之影響為 TMIn 中的裂解後的甲基 (CH₃) 會因製程條件而摻入 C、H 元素至薄膜中，加上背景氧元素會造成載子濃度的增加。當 TMIn 流量為 0.35 sccm 時，InN 缺陷密度最高，Wang 等人⁽⁴⁶⁾ 由

其研究結果發現，H、O 與 VIn 不是形成差排的主要原因，但可能是形成點缺陷的原因之一。從 XPS 結果得知，InN 沒有 In-C 與 C-N 束縛能，因此可證實 C 並沒有取代 In 或 N 的位置，且由縱深束縛能光譜得知，測量到的束縛能都是單純的 C 訊號。

綜合以上得知，以 RF-MOMBE 所沉積之 InN 結晶品質與 RF-MBE 方法所沉積之 InN 結晶品質相似，甚至在沉積速率上優於 RF-MBE，但相對 C、H 污染相對嚴重許多，使得薄膜載子濃度高於 RF-MBE 所成長之 InN，因此未來需透過製程調整以減少雜質元素濃度，如：沉積前腔體預抽與熱清潔時間增加、加大晶片與氣體環之間距離與降低 TMin 與 N₂ 流量等。

參考文獻

1. J. W. Trainor and K. Rose, *J. Electron. Mater.*, **3**, 821 (1974).
2. R. Juza and H. Hahn, *Z. Anorg. Allg. Chem.*, **239**, 282 (1938).
3. T. L. Tansley and C. P. Foley, *J. Appl. Phys.*, **59**, 3241 (1986).
4. K. Kubota, Y. Kobayashi and K. Fujimoto, *J. Appl. Phys.*, **66**, 2984 (1989).
5. K. Kim, W. R. L. Lambrecht and B. Segall, *Phys. Rev. B*, **53**, 16310 (1996).
6. V. Yu. Davydov, A. A. Klochikhin, R. P. Seisyan, V. V. Emtsev, S. V. Ivanov, F. Bechstedt, J. Furthmuller, H. Harima, A. V. Mudryi, J. Aderhold, O. Semchinova and J. Graul, *Phys. Status Solidi b*, **229**, R1 (2002).
7. K. S. A. Butcher, A. J. Fernanades, P. P. T. Chen, M. Wintrebart-Fouquet, H. Timmers, S. K. Shrestha, H. Hirshy, R. M. Perks and B. F. Usher, *J. Appl. Phys.*, **101**, 123702 (2007).
8. C. H. Shen, H. Y. Chen, H. W. Lin and S. Gwo, *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 253104 (2006).
9. J. Wu, W. Walukiewicz, W. Shan, K. M. Yu, J. W. Ager III, E. E. Haller, H. Lu and W. J. Schaff, *Phys. Rev. B*, **66**, 201403(R) (2002).
10. S. P. Fu, T. T. Chen and C. F. Chen, *Semicond. Sci. Technol.*, **21**, 244 (2006).
11. J. Wu, W. Walukiewicz, K. M. Yu and J. W. Ager III, *Appl. Phys. Lett.*, **80**, 3967 (2002).
12. M. Feneberg, J. Daubler, K. Thonke, R. Sauer, P. Schley and R. Goldhahn, *Phys. Rev. B*, **77**, 245207 (2008).
13. F. Chen, A. N. Cartwright, H. Lu and W. J. Schaff, *Physica E*, **20**, 308 (2004).
14. C. T. Kuo, S. C. Lin, K. K. Chang, H. W. Shiu, L. Y. Chang, C. H. Chen, S. J. Tang and S. Gwo, *Appl. Phys. Lett.*, **98**, 052101 (2011).
15. C. G. Van de Walle, J. L. Lyons and A. Janotti, *Phys. Status Solidi a*, **207**, 1024 (2010).
16. S. Limpijumnong and C. G. Van de Walle, *Phys. Status Solidi b*, **228**, 303 (2001).
17. C. S. Gallinat, G. Koblmulle and J. S. Speck, *Appl. Phys. Lett.*, **95**, 022103 (2009).
18. T. L. Tansley and R. J. Egan, *Phys. Rev. B*, **45**, 10942 (1992).
19. H. Lu, W. J. Schaff, L. Eastman and C. E. Stutz, *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 1736 (2003).
20. P. Specht, R. Armitage, J. Ho, E. Gunawan, Q. Yang, X. Xu, C. Kisielowski and E. R. Weber, *J. Cryst. Growth*, **269**, 111 (2004).
21. A. Hashimoto, K. Iwao, K. Isamoto and A. Yamamoto, *J. Cryst. Growth*, **301-302**, 500 (2007).
22. D. C. Look, H. Lu, W. J. Schaff, J. Jasinski and Z. Liliental-Weber, *Appl. Phys. Lett.*, **80**, 258 (2002).
23. E. Kurimoto, M. Hangyo, H. Harima, M. Yoshimoto, T. Yamaguchi, T. Araki and Y. Nannishi, *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 212 (2004).
24. K. Sugita, A. Hashimoto and A. Yamamoto, *Status Solidi c*, **6**, S389 (2009).
25. L. E. Ramos, J. Furthmüller, L. M. R. Scolfaro, J. R. Leite and F. Bechstedt, *Phys. Rev. B*, **66**, 075209 (2002).
26. X. M. Duan and C. Stampfl, *Phys. Rev. B*, **79**, 035207 (2009).
27. J. A. Chisholm and P. D. Bristowe, *J. Phys.: Condens. Matter*, **13**, 8875 (2001).
28. M. Himmerlich, A. Knubel, R. Aidam, L. Kirste, A. Eisenhardt, S. Krischok, J. Pezoldt, P. Schley, E. Sakalauskas, R. Goldhahn, R. Felix, J. M. Manuel, F. M. Morales, D. Carvalho, T. Ben, R. Garcia and G. Koblmulle, *J. Appl. Phys.*, **113**, 033501 (2013).
29. V. Darakchieva, N. P. Barradas, M.-Y. Xie, K. Lorenz, E. Alves, M. Schubert, P. O. A. Persson, F. Giuliani, F. Munnik, C. L. Hsiao, L. W. Tu and W. J. Schaff, *Physica B: Condens. Matter*, **404**, 4476 (2009).
30. 陳維鈞, 田志盛, 吳岳翰, 郭守義, 賴芳儀, 蕭健男, 張立, 科儀新知, **198**, 20 (2014).
31. K. Iwao, A. Yamamoto and A. Hashimoto, *Status Solidi c*, **4**, 2453 (2007).
32. J. F. Moulder, W. F. Stickle, P. E. Sobol and K. D. Bomben, in *Handbook of X-ray Photoelectron Spectroscopy: A Reference Book of Standard Spectra for Identification and Interpretation of XPS Data*, edited by J. Chastain (Perkin-Elmer Corporation, Physical Electronics Division, Eden Prairie, MN, (1992).
33. Y. Masuda, M. Kondo and K. Koumoto, *Cryst. Growth Des.*, **9**, 555 (2009).
34. C. Schmade, T. Sowade, E. Löffler, A. Birkner and W. Griinert, *J. Phys. Chem. B*, **106**, 4085 (2003).
35. A. S. Lim and A. Atrens, *Appl. Phys. A*, **51**, 411 (1990).
36. S. Delpeux, F. Beguin, R. Benoit, R. Erre, N. Manolova and I. Rashkov, *European Eur. Polym. J.*, **34**, 905 (1998).
37. E. Burstein, *Phys. Rev.*, **93**, 632 (1954).
38. T. S. Moss, *Proc. Phys. Soc. Sect. B*, **67**, 775 (1954).
39. A. Knubel, R. Aidam, V. Cimalla, L. Kirste, M. Baeumler, C. C. Leancu, V. Lebedev, J. Wallauer, M. Walther and J. Wagner,

Physica Status Solidi c, **6**, 1480 (2009).

40. A. A. Klochikhin, V. Yu. Davydov, V. V. Emtsev, A. V. Sakharov, V. A. Kapitonov, B. A. Andreev, H. Lu and W. J. Schaff, *Phys. Rev. B*, **71**, 195207 (2005).
41. C. Stampf, C. G. Van de Walle, D. Vogel, P. Krueger and J. Pollmann, *Phys. Rev. B*, **61**, R7846 (2000).
42. A. G. Bhuiyan, K. Sugita, K. Kasashima, A. Hashimoto, A. Yamamoto and V. Yu. Davydov, *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 4788 (2003).
43. J. Wu, W. Walukiewicz, S. X. Li, R. Armitage, J. C. Ho, E. R. Weber, E. E. Haller, Hai Lu, William J. Schaff, A. Barcz and R. Jakiela, *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 2805 (2004).
44. L. F. J. Piper, T. D. Veal and C. F. McConville, *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 252109 (2006).
45. A. Yamamoto, Y. Murukami, K. Koide, M. Adachi and A. Hashimoto, *Status Solidi b*, **228**, 5 (2001).
46. H. Wang, D. S. Jiang, L. L. Wang, X. Sun, W. B. Liu, D. G. Zhao, J. J. Zhu, Z. S. Liu, Y. T. Wang, S. M. Zhang and H. Yang, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **41**, 135403 (2008).
47. A. Janotti and C. G. Van de Walle, *Appl. Phys. Lett.*, **92**, 032104 (2008).



陳維鈞先生為國立交通大學材料科學與工程博士，現任國家實驗研究院儀器科技研究中心副研究員。

Wei-Chun Chen received his Ph.D in materials science and engineering from National Chiao Tung University. He is currently an associate researcher at Instrument Technology Research Center, National Applied Research Laboratories.



郭守義先生為國立交通大學光電工程博士，現任長庚大學電子工程系教授。

Shou-Yi Kuo received his Ph.D. in electro-optical engineering from National Chiao Tung University. He is currently a professor in the Department of Electronic Engineering at Chang Gung University.



賴芳儀小姐為國立交通大學光電工程博士，現任元智大學光電工程系副教授。

Fang-I Lai received his Ph.D. in electro-optical engineering from National Chiao Tung University. She is currently an associate professor in the Department of Photonics Engineering, Yuan-Ze University.



蕭健男先生為國立台灣大學材料科學與工程學博士，現任國家實驗研究院儀器科技研究中心研究員兼任真空設備技術組組長。

Chien-Nan Hsiao received his Ph.D. in materials science and engineering from National Taiwan University. He is currently a researcher and division director of Vacuum Equipment Technology Division at Instrument Technology Research Center, National Applied Research Laboratories.