

以奈米壓痕與穿透式電子顯微鏡分析 氮化鋁鎵半導體薄膜之力學特性

Mechanical Characteristics of AlGa_{0.84}N Thin Films by Nanoindentation and Transmission Electron Microscopy

簡騰瑞、林亭均、楊秉豐、賴逸少、莊振益

Sheng-Rui Jian, Ting-Chun Lin, Ping-Feng Yang, Yi-Shao Lai, Jenh-Yih Juang

本研究結合奈米壓痕、聚焦離子束與穿透式電子顯微技術，探討氮化鋁鎵半導體薄膜在承受局部應力所導致之機械性質與變形機制。氮化鋁鎵薄膜以有機金屬氣相沉積法成長於氧化鋁基板上。奈米壓痕儀搭配連續性勁度量測系統，量測氮化鋁鎵薄膜之硬度與楊氏模數，其值分別為 19.76 ± 0.15 GPa 與 310.63 ± 9.41 GPa。藉由聚焦離子束準確地定位壓痕位置並加以離子研磨，再搭配穿透式電子顯微鏡進行微結構觀察。實驗結果顯示：氮化鋁鎵薄膜因受局部應力所產生之結構變化特徵，主要之機制是錯位成核／傳遞導致滑移帶之形成。壓痕曲線之負載過程中有多個斷點或轉折現象，與錯位成核的機制所預期的相符。然而，壓痕曲線的卸載部分則無發現斷點或彎肘之現象，說明了氮化鋁鎵薄膜因奈米壓痕所導致之材料變形行為並不包含應力所引發之相變化現象。

This article reports a nanomechanical response study of the contact-induced deformation behavior in Al_{0.16}Ga_{0.84}N thin film by means of a combination of nanoindentation and the cross-sectional transmission electron microscopy (XTEM) techniques. Al_{0.16}Ga_{0.84}N thin film is deposited by using the metal-organic chemical vapor deposition (MOCVD) method. Hardness and Young's modulus of the Al_{0.16}Ga_{0.84}N films were measured by a Berkovich nanoindenter operated with the continuous contact stiffness measurements (CSM) mode. The obtained values of the hardness and Young's modulus are 19.76 ± 0.15 GPa and 310.63 ± 9.41 GPa, respectively. The XTEM images taken in the vicinity regions just underneath the indenter tip revealed that the multiple "pop-ins" observed in the load-displacement curve during loading are due primarily to the activities of dislocation nucleation and propagation. The absence of discontinuities are in the unloading segments of load-displacement curve suggests that no pressure-induced phase transition was involved.

一、前言

III-氮族材料為現今廣泛地應用於光電半導體元件上之主要材料。其中，氮化鋁鎵薄膜因在室溫下具有較寬能隙，且其大小可藉由改變鋁含量調整(範圍涵蓋 3.4–6.2 eV)之特性⁽¹⁻²⁾，在紫外光光學偵測器⁽³⁾與電晶體⁽⁴⁾的應用上深具潛力，因而引起相當多的研究學者對於該材料製程開發與光電特性作廣泛且深入的研究探討。然而，在實務上以氮化鋁鎵薄膜所製備之元件，除了要求其光電性能必須良好外，穩定之機械性質亦是不可或缺的。此乃因製作過程與後包裝過程所衍生之接觸應力問題，將影響薄膜以及整體元件效能之品質。

半導體薄膜與奈米材料之力學特性與變形機制，對於材料應用於奈米元件是相當重要的課題。奈米壓痕技術在量測材料之機械性質，扮演著極為重要的角色。奈米壓痕技術可以在避免基板效應影響下，精確地量測出薄膜⁽⁵⁻⁷⁾與微小結構⁽⁸⁻¹⁰⁾之奈米機械性質(如：硬度與楊氏模數)。這些特性可透過奈米壓痕過程中所產生之力與位移曲線，而進一步研究可能對薄膜與微小結構因接觸應力所造成之破壞行為。然而，奈米壓痕技術本身無法提供且直接觀察此壓痕行為所產生之薄膜變形機制，亦無法直接分析薄膜與基板上之差排衍生之現象。這方面乃必須借重聚焦離子束技術⁽¹¹⁾，在試片特定區域之定點離子研磨的獨特功能，作為準備在壓痕區附近的穿透式電子顯微試片的工具，以便作進一步的顯微觀察，並完整了解整體的變形機制。

本研究結合原子力顯微鏡 (atomic force microscopy, AFM)、聚焦離子束 (focused ion beam, FIB) 與穿透式電子顯微鏡 (transmission electron microscopy, TEM) 技術，分析氮化鋁鎵薄膜在承受奈米壓痕所導致之局部應力下所產生的力學行為與變形機制。尤其是本實驗採用 Berkovich 探針進行奈米壓痕實驗，不僅能反映出元件可能遭遇之真實狀況，且能夠研究某區域於特定力量下所產生之局部高壓應力，故本研究將有助於瞭解因應力釋放所誘發的材料變形行為之物理機制。

二、實驗細節

本研究利用有機金屬氣相沉積法成長高品質之氮化鋁鎵薄膜於 (0001) 氧化鋁基板上⁽¹²⁾。奈米壓痕實驗為以即時深度感應模式操作，並直接獲得機械相關特性(如：硬度與楊氏模數)。奈米壓痕設備為 XP-NanoIndenter (MTS Cooperation, Nano Instruments Innovation Center, TN, USA) 並搭配連續勁度量測系統 (continuous contact stiffness measurements, CSM) 量測薄膜之機械性質，並裝設有半徑約為 50 nm 之 Berkovich 探針(斜面與垂直軸之夾角為 65.3°)。連續勁度量測技術，簡單而言係於壓痕過程中施以特定頻率與振幅的垂直向振動，並以奈米壓痕系統中 DC 訊號驅動馬達同時作動。此技術在壓痕的施載與卸載過程中皆可計算接觸勁度。其材料的剛性 (S) 與阻尼 (C)，如下公式所述：

$$S = \left[\frac{1}{\frac{P_{\max}}{h(\omega)} \cos \Phi - (K_s - m\omega^2)} - K_f^{-1} \right]^{-1} \quad (1)$$

$$\omega C = \frac{P_0}{h(\omega)} \sin \Phi \quad (2)$$

$$\frac{E}{1-\nu^2} = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{1}{\sqrt{A_c}} S \quad (3)$$

$$H = \frac{P_{\max}}{A_c} \quad (4)$$

其中， P_{\max} 為最大壓痕力量、 $h(\omega)$ 為壓痕深度、 Φ 為壓痕力與壓痕深度間的相位角、 K_s 為垂直方向之彈簧係數、 K_f 為等效勁度、 ω 為角速度、 f 為驅動頻率 ($f = \omega/2\pi$)。在本實驗中 f 為 45 Hz，主要是避免熱飄移所造成靈敏度之干擾；壓痕系統荷重之解析度為 50 nN。另外，式 (3) 中 ν 為 Poisson 比，本實驗設定為 0.25⁽¹³⁾。而式 (4) 中 A_c 則為最大壓痕力量下之接觸面積。

在奈米壓痕測試系統中， m 、 K_s 及 K_f 皆為常數，因為一般在振動系統中，各元件特性是不變的，且系統響應的檢查是藉由激發頻率的改變所控制。但在連續勁度量測作動過程中，激發頻率是固

定的，而自然頻率隨接觸勁度連續地增加亦逐漸地變大，共振現象發生於自然頻率通過激發頻率時。可是本實驗中因系統已經超過臨界阻尼值，故在共振時並不會產生位移振幅之峰值。

奈米壓痕實驗過程中，以最大壓痕力量下之接觸面積與接觸深度搭配標準片 (fused silica, 主成分為二氧化矽) 先進行機台校正。奈米壓痕之過程主要分為四個階段來進行實驗：第一階段為探針以極緩慢之速度 10 nm/s 接近待測試片表面；第二階段為搭配選定適當之應變率 (本實驗設定 0.05 s^{-1}) 進行壓印直至穿透深度到設定工作距離；第三階段為在最大壓深時保持持壓動作 30 秒，此動作主要避免在隨後卸載過程中不同材料之潛變效應而影響機械性質；第四階段為探針卸載過程拉回至原設定高度，整個奈米壓痕實驗步驟才算完成。在最大壓痕力量下持續 30 秒後，採用 Oliver 與 Pharr 方法⁽¹⁴⁾，計算壓痕過程中之力與位移曲線以得到氮化鋁鎵薄膜之硬度與楊氏模數值。

為觀察因應力所導致之力學行為與現象，以聚焦離子束 (型號為 Nova 220) 與穿透式電子顯微鏡 (型號為 JEOL-2010) 之技術進行材料微結構之製備與分析。此時壓痕實驗設定以 200 mN 之施力，產生 20×3 之壓痕點陣列。壓痕點與點之間距保持 $100 \mu\text{m}$ 以避免相互影響。以 Berkovich 鑽石探針進行壓痕實驗並搭配相同負載率與卸載率 (10 mN/s)，且在最大力量時持續 30 秒。

另外，以聚焦離子束技術作壓痕點之定位，並作離子研磨至可供穿透式電子顯微鏡觀察用之試片厚度。首先，在壓痕標記兩側橫截面進行研磨，然後以鎵離子束進行切割，為防止在離子研磨過程中所受之影響，預先沉積 $1 \mu\text{m}$ 厚度之鉑金屬在壓痕印上作為保護層。然後，再以 5 nA 之離子束電流在選擇區域之兩側進行較大面積之初步切割動作，

緊接著將電流降低至 300 pA 作細部研磨階段，直到試片厚度為 $1 \mu\text{m}$ 。再接著調整試片與離子束角度成 45° ，將其中一側邊和底部整個移除，中心位置之區域包含奈米壓痕印尖端約幾個微米之尺寸，另一邊繼續進行更細部之研磨直到試片厚度為 100 nm。最後在欲觀察區域，以離子束為 70 pA 進行最後研磨作業。因試片厚度相當薄且脆弱，必須相當小心以防止破裂，所取出之試片放置在有孔之碳材料網狀物上。詳細之聚焦離子束製作試片步驟可參考文獻 11。

三、結果與討論

氮化鋁鎵薄膜之奈米機械性質是採用 Oliver 與 Pharr 兩位學者建議之方法⁽¹⁴⁾，計算得之。本研究之奈米壓痕實驗是以連續性勁度量測方法量測氮化鋁鎵薄膜之硬度與楊氏模數之值，分別為 $19.76 \pm 0.15 \text{ GPa}$ 與 $310.63 \pm 9.41 \text{ GPa}$ ，如圖 1(b)–1(c) 所示。

值得注意的是，圖 1(a) 之力與位移曲線所呈現的多數個斷點或轉折現象 (圖中紅色箭頭所示，稱為 multiple pop-ins)，這意味著材料在壓痕過程中的塑性變形特徵。此現象與 Cáceres 等人⁽¹³⁾ 實驗結果不同，該文中所呈現之氮化鋁鎵薄膜在奈米壓痕負載過程中僅出現單一斷點。對此，我們推測在不同的奈米壓痕操作模組下可能導致不同之壓痕結果。另外，在圖 1(b) 中，我們發現在壓痕深度為 18 nm 時，薄膜硬度值突然減小的地方對應於第一個斷點轉折處，此現象可能與差排成核效應有關⁽¹⁵⁾。相同情形亦在量測氮化鋁鎵薄膜之楊氏模數可觀察到，如圖 1(c) 所示。表 1 列出了氮化鋁鎵薄膜之奈米機械性質。

在氮化鋁鎵薄膜上，以壓痕力量為 200 mN 進行奈米壓痕實驗，其對應之壓痕深度約為 900 nm

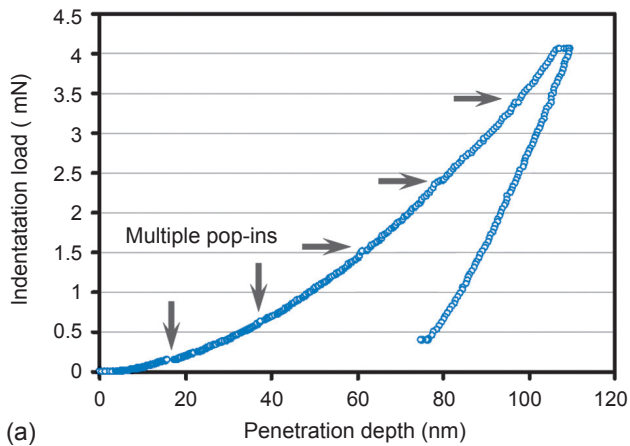
表 1. 氮化鋁鎵薄膜之奈米機械性質。

Samples	H (GPa)	E_f (GPa)	P^* (mN)	τ_{\max} (GPa)
$\text{Al}_{0.16}\text{Ga}_{0.84}\text{N}^\#$	19.76 ± 0.15	310.63 ± 9.41	0.14 ± 0.02	31.01 ± 0.04
$\text{Al}_{0.12}\text{Ga}_{0.88}\text{N}^a$	19.24 ± 4.76	315.23 ± 43.09	1.29 ± 0.11	$2.98 \text{--} 0.49$
$\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{N}^b$	~ 19.8	371 ± 4	1.35	7.1 ± 0.3
$\text{Al}_{0.21}\text{Ga}_{0.79}\text{N}^b$	~ 19.7	382 ± 5	1.45	7.6 ± 0.6
$\text{Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{N}^b$	~ 19.5	380 ± 4	0.8	6.3 ± 0.3

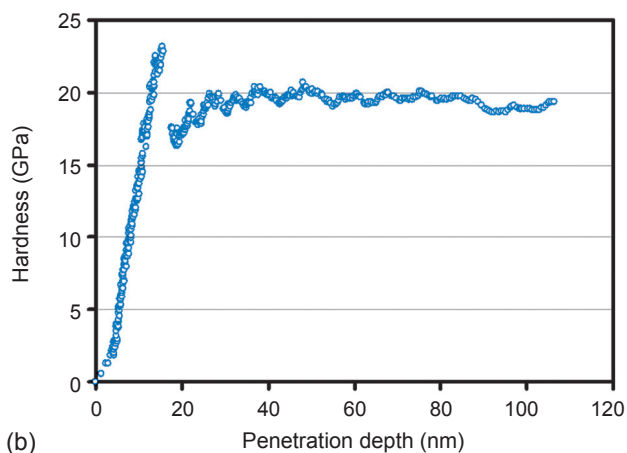
#: this present work

a: Jian *et al.*⁽¹²⁾

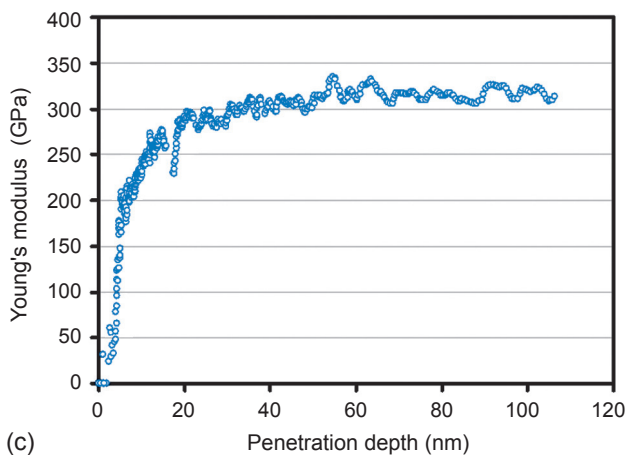
b: Cáceres *et al.*⁽¹³⁾



(a)



(b)



(c)

圖 1. 奈米壓痕實驗於氮化鋁鎵薄膜之結果，(a) 壓痕過程中之力位移曲線，在負載過程中有多數個斷點與轉折處。如紅色箭頭所指，稱之為 "multiple pop-ins"；(b) 與 (c) 分別是壓痕過程中，硬度與楊氏模數對壓深之變化圖。

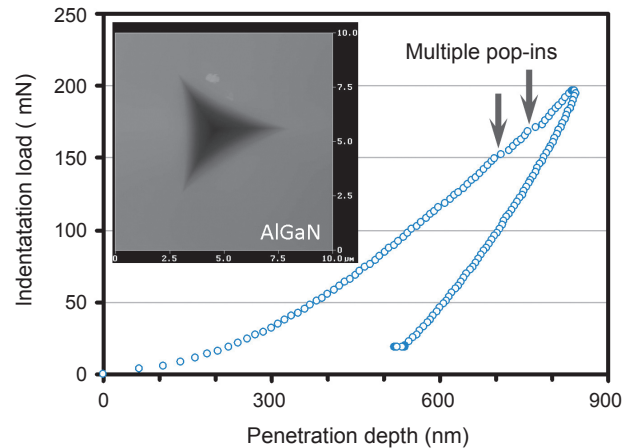


圖 2. 以壓痕力量為 200 mN 施於氮化鋁鎵薄膜，其力與位移曲線之負載部分顯示了多數個斷點與轉折處 (multiple pop-ins)。插圖：以原子力顯微鏡所拍攝之壓痕形狀。

左右，如圖 2 所示。因較大壓痕力量下，其擷取數據之精準度會有些微的粗糙；然而，在呈現的壓痕曲線範圍下，其負載部分所出現多數個斷點或轉折現象，反應了氮化鋁鎵薄膜之塑性變形的真實性。

可從圖 1(b) 與圖 2 中觀察出，這些斷點或轉折現象在負載過程是任意分布的，且每一條負載曲線與應力及壓痕力量的增加而相互關連著，可知負載曲線所出現的第一個斷點或轉折現象發生並非因熱效應所致，故可能是源自差排成核效應或負載過程時的錯位滑移現象^(5, 6, 11)，或是薄膜表面因接觸應力所導致之破裂行為⁽⁷⁾。因為外觀上並無薄膜破裂的現象，因此可以先行假設此現象乃是由彈性轉變為塑性變形之行為，亦即是氮化鋁鎵薄膜本質所表現之塑性變形行為。在此情況下，可藉由以下公式估算氮化鋁鎵薄膜之剪應力值⁽¹⁶⁾：

$$\tau_{\max} = 0.31 \left(\frac{6P_c E^{*2}}{\pi^3 R^2} \right)^{1/3} \quad (5)$$

其中， R 為探針半徑、 E 為楊氏模數。將所量測之實驗值代入公式 (5) 中，即可計算出氮化鋁鎵薄膜之最大剪應力 τ_{\max} ，如表 1 所列。

在圖 2 中，負載過程所呈現之多數個斷點或轉折現象，其相似的行為亦可在其他同為六方結構之材料發現，如：氮化鋁薄膜⁽⁵⁾、氮化鎵薄膜⁽¹¹⁾ 與

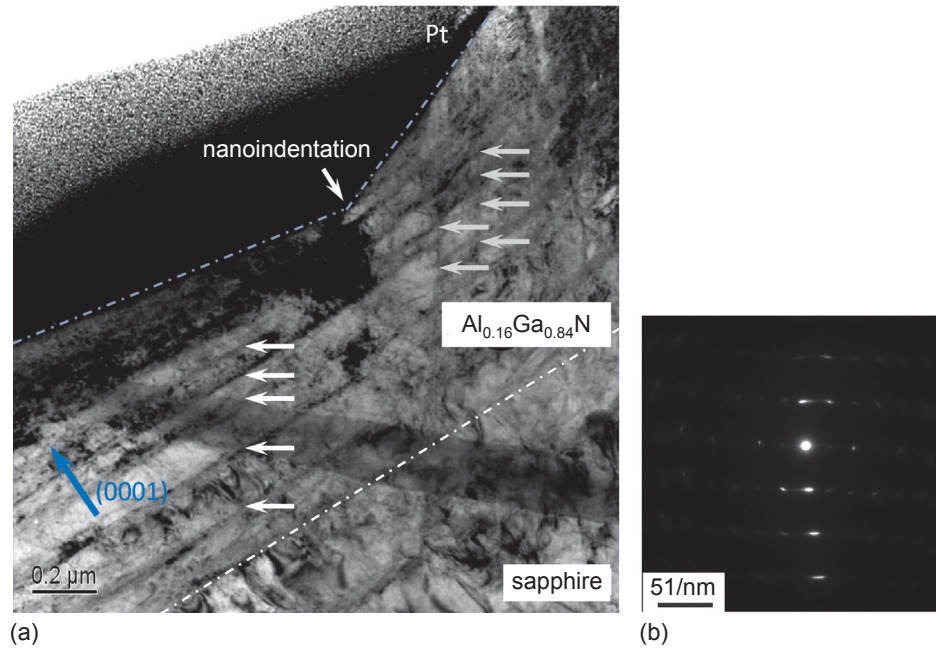


圖 3.
(a) 穿透式電子顯微鏡所拍攝氮化鋁鎵薄膜經壓痕 200 mN 力量下，其材料結構變形之橫截面影像圖。(b) 壓痕變形區域之擇區繞射圖案。

單晶氧化鋅塊材材料⁽¹⁷⁾。此隱含本實驗所觀察之材料之變形行為，亦為類似的錯位成核／傳遞與滑移帶形成之機制所主宰。此一行為更與具有立方結構的材料(如：砷化鎵與磷化銻⁽¹⁸⁾) 在壓痕應力下，所呈現出來的單一斷點行為有顯著的不同。其可能的原因主要是由於材料結構的不同，錯位之形成與傳遞機制不同，故造成在奈米壓痕過程中，負載曲線因而呈現不同的行為。

值得注意的是，在卸載部分並無呈現斷點或不連續的現象(稱之為 pop-out)；這樣的現象通常出現在矽材料，並把這樣的現象歸因於矽在承受局部高應力下，所產生之相變化行為⁽¹⁹⁾。此外，從原子力顯微鏡之影像圖(圖 2 中之插圖)，無法看出氮化鋁鎵薄膜表面受壓痕力(200 mN)時，位於探針壓痕處是否有發生隆起或是破裂現象。因此需借助穿透式電子顯微技術，研究並觀察氮化鋁鎵薄膜因奈米壓痕所導致之材料變形行為與機制。

圖 3 為氮化鋁鎵薄膜於 200 mN 的壓痕實驗之明視野穿透式電子顯微影像圖，結果顯示薄膜與基板之間並無分層與剝落現象，可判斷薄膜與基板間具有良好之附著性。圖中可清楚地顯示在壓痕附近之變形區域，主要的材料變形特徵是錯位與滑移帶形成之機制；也就是說，這些錯位與滑移帶平行於薄膜之 {0001} 基面(如圖 3 中之橘色箭頭標示處)，並從壓痕變形區附近向下延伸到薄膜與基板

之界面。所以氮化鋁鎵薄膜因壓痕應力造成材料內部的變形行為是錯位與滑移帶之現象，而非材料之結構相變化行為。

除了平行材料基面之錯位與滑移帶之外，亦有另一組滑移系統(如圖 3 中之綠色箭頭標示處)，其錯位與滑移帶順沿著薄膜 {10 $\bar{1}$ 1} 之角錐平面而形成，此平面與試片表面約成 60° 之位置。此外，在擇區繞射圖形中並無發現中空環狀現象，此結果意指著氮化鋁鎵薄膜在承受局部高應力下，材料結構本身不會因此而轉變為非晶質相；擇區繞射圖案中之亮點呈現延展班紋形狀，亦可說明此薄膜結構已經產生扭曲變形。這些扭曲的滑移帶與極高的差排密度在薄膜內部，因受壓痕應力之影響而緊密的交叉糾結。此行為與圖 1(a) 及圖 2 力位移曲線中之負載過程所呈現之斷點特徵是相符合的。

奈米壓痕對氮化鋁鎵薄膜所造成之永久塑性變形，由負載過程中所呈現的多數個斷點或轉折現象以及穿透式電子顯微影像之證明，說明了錯位成核／傳遞以及滑移帶形成之行為。在壓痕過程中，大量的剪應力在壓痕變形區附近迅速地累積；同時累積聚集之錯位與差排數目，有明顯的增加並相互糾結的現象。

當壓痕導致之局部高應力到達某一個臨界值時，錯位的移動將會被激發而導致較大局部應力之釋放，這樣的現象可由力位移曲線之斷點行為解釋

之。壓痕所造成之錯位成核／傳遞以及滑移帶現象，是沿著氮化鋁鎵薄膜之六方結構的兩個滑移系統產生並彼此相互作用，如圖 3 所示。在承受壓痕力量為 200 mN 時，薄膜內部的結構因此受到嚴重的變形，其晶格結構亦會呈現應變硬化現象。另一種現象稱為滑動 (slip-stick) 行為⁽²⁰⁾，此特徵是由薄膜在成長過程中之缺陷，與壓痕過程中所導致形成之錯位的交互作用所形成的堆積 (pile-up) 現象所造成，然而此現象在本研究中並不特別顯著。

無論是氮化鋁鎵薄膜因成長過程中所形成之缺陷密度並不明顯，或是與壓痕器之幾何探針形狀的不同所致，為深入探討這樣的物理機制，未來針對半導體薄膜之力學特性的研究方面需作更精細的分析與探討。以期更精確地了解奈米薄膜力學特性與機構，進而提升光學薄膜、微機電與半導體之技術。

四、結論

本研究結合奈米壓痕技術、聚焦離子束以及穿透式電子顯微技術，探討氮化鋁鎵薄膜之奈米機械性質與力學行為。由奈米壓痕過程中之力位移曲線可知：負載部分存在著多數個斷點或轉折現象，這些行為意指著氮化鋁鎵薄膜在承受局部高應力下，薄膜內部所產生高密度錯位以及密集的滑移帶現象；卸載部分則無斷點的現象，意指著材料並無結構相變化的行為發生。

經由原子力影像圖與穿透式電子顯微影像可知：氮化鋁鎵薄膜因受局部應力所產生之結構變化特徵，主要是錯位成核／傳遞與滑移帶形成之機制，且形成之錯位滑移帶沿著薄膜之 {0001} 基面以及 {10 $\bar{1}$ 1} 之角錐平面而互相聚集糾結。經由擇區繞射圖形分析，更可證明薄膜結構之變形行為並不是相變化現象。此外，奈米壓痕之連續勁度量測系統可精準地量測氮化鋁鎵薄膜之硬度與楊氏模數分別為 24.8 ± 0.3 GPa 與 223.9 ± 5.3 GPa。

誌謝

本研究感謝國科會 NSC 96-2112-M-214-001、NSC 97-2218-E-214-003、NSC 97-2112-M-214-002-MY2 與 NSC 99-2112-M-214-001 研究計畫之資助。

參考文獻

1. T. D. Moustakas, E. Iliopoulos, A. V. Sampath, H. M. Ng, D. Doppalapudi, M. Misra, D. Korakakis, and R. Singh, *J. Cryst. Growth*, **227-228**, 13 (2001).
2. M. A. Khan, M. Shatalov, H. P. Maruska, H. M. Wang, and E. Kuokstis, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **44**, 7191 (2005).
3. D. W. Kim, K. S. Chea, Y. J. Park, I. H. Lee, and C. R. Lee, *Phys. Stat. Sol. (a)*, **201**, 2686 (2004).
4. M.S. Shur and M.A. Khan, *MRS Bull.*, **22**, 44 (1997).
5. S. R. Jian, G. J. Chen, and T. C. Lin, *Nanoscale Res. Lett.*, **5**, 935 (2010).
6. S. R. Jian, J. Y. Juang, N. C. Chen, Jason S.C. Jang, J. C. Huang, and Y. S. Lai, *Nanosci. Nanotechnol. Lett.*, **2**, 315 (2010).
7. C. Y. Yen, S. R. Jian, Y. S. Lai, P. F. Yang, Y. Y. Liao, Jason S.C. Jang, T. H. Lin, and J. Y. Juang, *J. Alloys Compd.*, **508**, 523 (2010).
8. X. D. Li, H. Gao, C. J. Murphy, and L. Gou, *Nano Lett.*, **4**, 1903 (2004).
9. X. D. Li, X. Wang, Q. Xiong, and P. C. Eklund, *Nano Lett.*, **5**, 1982 (2005).
10. T. H. Sung, J. C. Huang, J. H. Hsu, and S. R. Jian, *Appl. Phys. Lett.*, **97**, 171904 (2010).
11. C. H. Chien, S. R. Jian, C. T. Wang, J. Y. Juang, J. C. Huang and Y. S. Lai, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **40**, 3985 (2007).
12. S. R. Jian, T. H. Fang, and D. S. Chuu, *J. Electron. Mater.*, **32**, 496 (2003).
13. D. Cáceres, I. Vergara, R. González, E. Monroy, F. Calle, E. Muñoz, and F. Omnès, *J. Appl. Phys.*, **86**, 6773 (1999).
14. W. C. Oliver and G. M. Pharr, *J. Mater. Res.*, **7**, 1564 (1992).
15. J. E. Bradby, J. S. Williams, and M. V. Swain, *J. Mater. Res.*, **19**, 380 (2004).
16. K. L. Johnson, *Contact Mechanics*, Cambridge University Press, Cambridge, UK, 1985.
17. S. R. Jian, *J. Alloys Compd.*, **494**, 214 (2010).
18. J. E. Bradby, J. S. Williams, J. W. Leung, M. V. Swain, and P. Munroe, *Appl. Phys. Lett.*, **78**, 3235 (2001).
19. S. R. Jian, G. J. Chen, and J. Y. Juang, *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, **14**, 69 (2010).
20. J. E. Bradby, S. O. Kucheyev, J. S. Williams, J. W. Leung, M. V. Swain, P. Munroe, G. Li, and M. R. Phillips, *Appl. Phys. Lett.*, **80**, 383 (2002).



簡騰瑞先生為國立交通大電子物理博士，現任義守大學材料科學與工程學系助理教授。

Sheng-Rui Jian received his Ph.D. in electrophysics from National Chiao Tung University. He is currently an assistant professor in the Department of Materials Science and Engineering at I-Shou University.



林亭均小姐為義守大學材料科學與工程學系大學部專題生。

Ting-Chun Lin is currently a designated topic student in the Department of Materials Science and Engineering at

I-Shou University.



楊秉豐先生為國立成功大學工程科學博士，現任日月光集團研發核心產品方案處材料實驗室部經理。

Ping-Feng Yang received his Ph.D. in engineering science from National

Cheng Kung University. He is currently a Deputy Department Manager at Central Product Solutions, Group R&D, ASE.



賴逸少先生為美國德州大學奧斯汀校區博士，現任日月光集團研發核心產品方案處處長。

Yi-Shao Lai received his Ph.D. from the University of Texas at Austin, USA. He

is currently a Director of Central Product Solutions, Group R&D, ASE.



莊振益先生為美國麻省理工學院材料科學與工程系博士，現任國立交通大學電子物理系教授兼理學院院長。

Jenh-Yih Juang received his Ph.D. from Massachusetts Institute of Technology, USA. He is currently a professor in the Department of

Electrophysics and Dean of College of Science at National Chiao Tung University.