

三維原子級電子斷層顯微技術在 半導體元件之應用

The Application of Three-dimensional Atomic Electron Tomography to Semiconductor Devices

彭裕庭、劉宇倫、陳健群

Yu-Ting Peng, Yu-Lun Liu, Chien-Chun Chen

在本文中，將會介紹如何利用球面像差修正掃描穿透式電子顯微鏡，對半導體樣品拍攝無任何缺失角度之高角度環形暗場影像，並且將其重建出完整的三維原子級模型，進行三維原子級電子斷層顯微技術。並以鐵電鰭式場效電晶體作為範例，呈現出有別於過去的高角度環形暗場影像只能提供單一方向的平面投影，此技術可以完整的提供樣品內部結構資訊、各原子在整個空間中的位置分布，可以針對三維重建模型的局部進行更多精細的分析應用。透過這項技術觀察到在過去難以分析的樣品內部微結構，例如在空間中的原子級介面粗糙度，這是在沒有三維原子級電子斷層顯微技術下無法觀測到的。透過範例可以了解此技術最新的應用及發展，得知在高階半導體分析檢測中，可藉此技術得到更完整的樣品結構資訊，並觀察到先進半導體元件在其他檢測技術中無法察覺到的細微缺陷。

This article will describe the three-dimensional atomic electron tomography technique, using spherical aberration-corrected scanning transmission electron microscopy (Cs-corrected STEM) to take high-angle annular dark-field (HAADF) images of semiconductor devices specimen without any missing wedges and reconstruct all the projection images into a complete 3D atomic-level model. Taking the ferroelectric fin-field effect transistor as an example, different from the HAADF image in the past, which could only provide a single plane projection, the spatial distribution of the 3D reconstruction model can provide more details analysis and application. With this technique, we are able to observe the sample's internal microstructures, which were difficult to analyze previously, such as atomic-scale interface roughness, which cannot be observed without 3D atomic-scale electron tomography. We can understand this technology's latest application and development through the example. Furthermore, in advanced semiconductor analysis and inspection, we can use this technology to obtain complete 3D structure information and observe the subtle defects of advanced semiconductor components, which cannot be detected in other inspection technologies.

一、前言

矽基電晶體 (silicon-based transistor) 具有低成本、高耐熱性及成熟的製程等諸多優點，使其在半導體工業上發展了數十年而不衰。隨著摩爾定律的推進，半導體元件尺寸在逐年微縮下，約於 2010 年時在二維平面上幾近製程技術的極限，進而開始從原本的二維的平面結構發展為三維的立體堆疊結構：鰭式場效電晶體 (fin-field effect transistor, finFET)。近年，尺寸仍在持續微縮，進而發展出閘極全環繞式場效電晶體 (gate-all-around FET, GAAFET)，顯見未來的半導體元件製作在方向上都是往三維堆疊的立體結構發展，矽基半導體時代也進入了後摩爾時代。由於目前的半導體元件相較過去的二維結構已轉變為三維結構，過去所使用的諸多二維檢測技術已不敷使用，例如原本二維電晶體只需量測平面的維度，當結構變為如鰭式場效電晶體後，多了如鰭片高度、寬度和側壁角度等其他維度的資訊。當要更進一步觀測到原子級的結構排列時，傳統的二維檢測僅能計算出某一切面介面之間的晶格錯合 (lattice misfit)，無法分析較複雜結構，或是試片內部的缺陷，因此急需發展可以進行高解析甚至達原子級的三維結構檢測的新技術，本篇將會介紹目前檢測技術發展史上空間解析度最高的三維檢測技術－三維原子級電子斷層顯微技術⁽¹⁾。

相較於能夠看到原子尺度的探針式電子顯微鏡，如：原子力顯微鏡 (atomic force microscopy, AFM)、掃描穿隧式顯微鏡 (scanning tunneling microscopy, STM)，這些技術只能提供樣品的原子級「表面形貌」。穿透式電子顯微鏡 (transmission electron microscopy, TEM) 藉由分析穿透式片後受試片中各種不同原子、結構產生不同程度繞射的散射電子產生的明暗變化，因此可以解析試片的內部原子結構⁽²⁻⁵⁾。近年來，更是藉由球像差修正器^(6, 7)，進一步使掃描穿透式電子顯微鏡 (scanning transmission electron microscopy, STEM) 的解析度達到近 0.5 埃。而 STEM 影像由於與電子散射量成正相關，相較於傳統 TEM 影像在影像對比上更加容易判讀，近年來已成為材料在原子尺度分析的主要工具。

由於 STEM 影像是二維的投影資料，因此三維電子斷層顯微技術需透過多個不同角度下的二維投影來重建成三維的立體影像。要拍攝不同角度下的多張二維投影，我們將需要面對兩個問題：一、需要傾轉總共多少角度？二、總共需要拍攝幾張二維投影像才夠？圖 1(a) 中呈現不同涵蓋角度以及總張數對影像組成的效果⁽⁸⁾。在圖中可以看到，若是能將樣品傾轉滿正負 90 度，儘管只有每 20 度一張也能夠組成一個幾乎接近圓形的正十八邊形；反之，若是樣品無法傾轉滿正負 90 度，即使間隔每 2 度一張也無法完整的呈現出中心的所有資訊。因此我們在拍攝時會希望可以盡可能地拍攝滿完整的 180 度，且拍攝角度間隔能夠越小越好，若是可以拍攝每 2 度一張且拍滿 180 度的話，最後正確的資訊將會涵蓋等同於一個正 90 邊形，也就是幾乎沒有任何資料損失。缺少的這些角度資訊稱之為遺失楔 (missing wedge) 在重建上會使重組的影像在缺失的角度方向發生形變⁽⁹⁻¹³⁾，使得最終重組出的三維影像失真。

然而，實際在拍攝這些多角度的投影時仍會面臨到一些問題：如圖 1(b)，樣品在傾轉拍攝時，一般網格型的 TEM 試片在傾轉到大概 70 度以上時將會被試片自己的銅網或是樣品桿本身遮蔽到，因此僅能拍攝約最多正負 70 度。另外在圖 1(c) 中，樣品在傾轉時，也會因為自身的厚度投影的關係，假設樣品的厚度是 T ，傾轉了 θ 度之後投影在平面上的樣品實際厚度則會變為 $T \times \sec\theta$ ，也就是說當試片傾轉 60 度時，相對厚度即增加一倍，這個厚度變化對於 STEM 影像解析度來說影響非常巨大。一般來說，要能夠拍攝到原子級的 HR-STEM (high-resolution STEM) 影像，試片厚度會要求在 60 奈米以下，也就是說平面的 TEM 試片傾轉到高角度後，樣品自身的厚度已經無法達到能拍攝 HR-STEM 的基本要求了⁽¹⁴⁻¹⁶⁾。

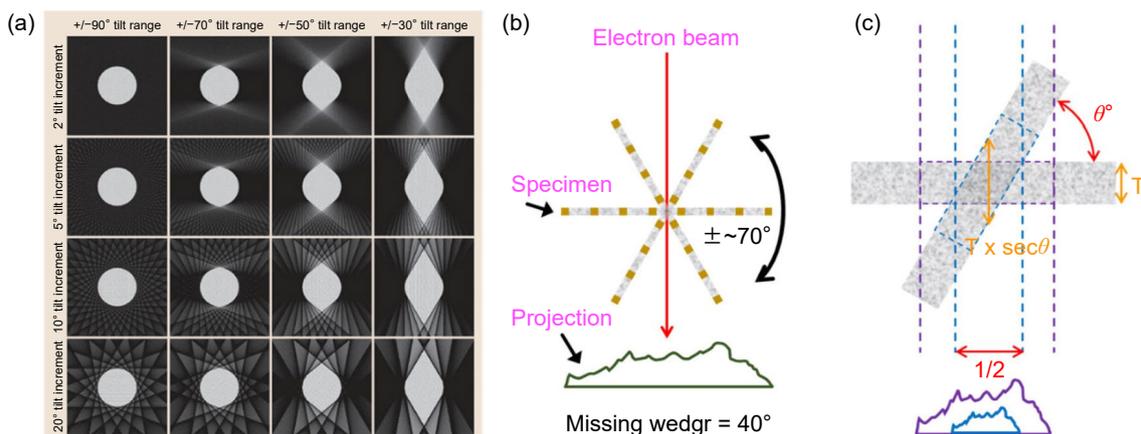


圖 1. (a) 比較拍攝間隔角度及角度涵蓋範圍造成的遺失楔差異⁽⁸⁾。圖中白色區域代表的是重組結果，可以看到縱使拍攝間格較大，但若是能完整涵蓋住 180 度，仍可得到接近圓形的完整資訊；反之若是無法完整拍攝到完整的 180 度，即使拍攝間隔僅 2 度一張，仍然產生相當嚴重的形變。(b) 網格型的 TEM 試片在傾轉到大概 70 度時之示意圖，圖中棕色部分為銅網，試片在高角度時可能會被銅網或是樣品桿本身遮蔽到。(c) 樣品在傾轉時，自身厚度投影隨角度變化之關係。

綜合以上各種限制，若要做到原子級的三維電子斷層顯微影像，最適合的樣品形狀將會是一個圓柱形 (rod-shaped)，且該圓柱形樣品的直徑不超過 60 奈米。這樣試片在傾轉的過程中，可以始終保持大小、厚度一致，且也不會因為傾轉的原因導致樣品被遮蔽。

以下本文第一部分將會介紹做到三維原子級電子斷層顯微術最重要的兩項儀器：用於樣品製備的聚焦離子束顯微鏡 (focused ion beam, FIB) 以及拍攝三維 HR-STEM 的球面像差修正掃描穿透式電子顯微鏡 (spherical aberration corrected scanning transmission electron microscopy, Cs-corrected STEM)；第二部分將會介紹用於斷層掃描之柱狀樣品的製作方式；最後一部分將會呈現 finFET 三維重組的結果及其應用範例，詳細介紹此技術現階段最新的發展。

二、聚焦離子束顯微鏡

聚焦離子束顯微鏡 (focused ion beam, FIB) 跟掃描式電子顯微鏡 (scanning electron microscopy, SEM) 功能、原理上極為相似，最大的差別就是 FIB 的光源是使用鎵 (Gallium, Ga) 離子束；而 SEM 使用的光源則是電子束⁽¹⁷⁻¹⁹⁾。FIB 是將離子槍尖端的液態鎵，透過一強電場萃取 (extractive) 出來形成鎵離子，並施以 30 kV 之加速電壓，透過聚光靜電透鏡 (condenser lens, CL) 聚焦至直徑僅數百奈米的離子束，此聚焦離子束再穿過掃描線圈，藉由掃描線圈將離子束進行平移即可控制離子束掃描的位置。當離子束打到樣品表面時，如同 SEM 一樣，會產生二次電子、二次離子，再藉由偵測器接收這些激發出來的二次電子而成像。唯一與 SEM 不同的是：因為電子的質量很輕，幾乎不會對樣品表面造成損傷；而鎵離子的質量約 70 amu，離子束轟擊在樣品表面時，會因為物理碰撞而將表面的材料濺射 (sputtering) 出並脫離基底，對樣品表面掃描的位置造成損傷⁽¹⁷⁻¹⁹⁾。

藉著濺射的能力，FIB 最常應用在試片的加工、製備，可透過控制離子束，依自訂的圖形進行掃描，利用高能離子束使特定區域的樣品材料依自訂的圖形進行剝除。TEM 用的試片通常都需將厚度控制在 100 奈米以下，要能夠拍攝到高解析的試片甚至需要做到 60 奈米以下，在過去僅能透過人工用手動研磨的方式將試片研磨、拋光，整體製作上曠日廢時、成功率不高，且難以精確定位，現在即可利用 FIB 快速的將樣品精確定位，在試片的正反兩面進行加工、將多餘的材料挖除並減薄到 100 奈米以下，大幅減少了 TEM 試片製作的時間，且提高了成功率，也可以減少在研磨過程中產生的結構損壞，解決了過去沒辦法大量並精確定位 TEM 試片的製備問題。

另外，FIB 也可以通入氣體輔助沉積 (gas injection system, GIS)^(18, 19)，在通入特殊有機前驅氣體 (precursor) 時，也可以依自訂的圖形、位置利用 FIB 誘導氣體材料在樣品表面沉積。常見的氣體材料有金屬類的鉑 (platinum, Pt)、鎢 (tungsten, W)、金 (gold, Au) 以及非金屬的碳 (carbon, C)、二氧化矽 (SiO₂) 等等。藉由各種不同沉積材料的特性，搭配 FIB 蝕刻的功能，可將某處原本不相連的金屬線路連接起來，或是將錯誤區域的線路斷開，即用在電路修補、編輯等用途，降低元件在研發過程中的成本、時間。

伴隨著 FIB 的這些特性，FIB 在使用上也會有一些先天上難以排除的缺點。由於 FIB 在掃描時會將樣品表層的材料剝除，因此在經過 FIB 成像後的樣品表面形貌或多或少會受到 FIB 的破壞而改變，尤其是有不同成份的表面更是會因為材料硬度不同，產生不同程度的破壞使表面厚度不均。因此大多數 FIB 都會搭配 SEM 一起工作，稱為雙束聚焦離子束顯微鏡 (dual beam FIB)^(18, 19)，利用 SEM 進行成像、尋找、觀察樣品等等可以大幅度減少樣品被 FIB 破壞的機會，也能夠在使用離子束切割樣品的同時，利用電子束對樣品進行觀察，確定正在切割的即時狀況、進度。另外一點，因為 FIB 是將鎵離子轟擊在樣品表面，因此樣品表層會有離子注入的問題，若要進行成份分析則會受到這些摻雜的鎵影響；且表面的晶格也會受到撞擊而破壞排列，造成晶格損傷，由原本的單晶或多晶轉化為非晶。要減少這個表面的晶態轉化，通常會在後期使用較低能量的離子束進行切割，如圖 2 所示，普通的矽質試片受到 30 kV 的加速電壓會造成表面約 22 奈米厚的區域晶態轉變為非晶層；而低電壓如 2 kV 則僅產生約 3 奈米厚的非晶層⁽²⁰⁾，所以在試片製作的最後，會利用低電壓的離子束清掃 (cleaning) 去把前面高電壓生的這些非晶層剝除，使樣品盡可能只保留原本的結構。

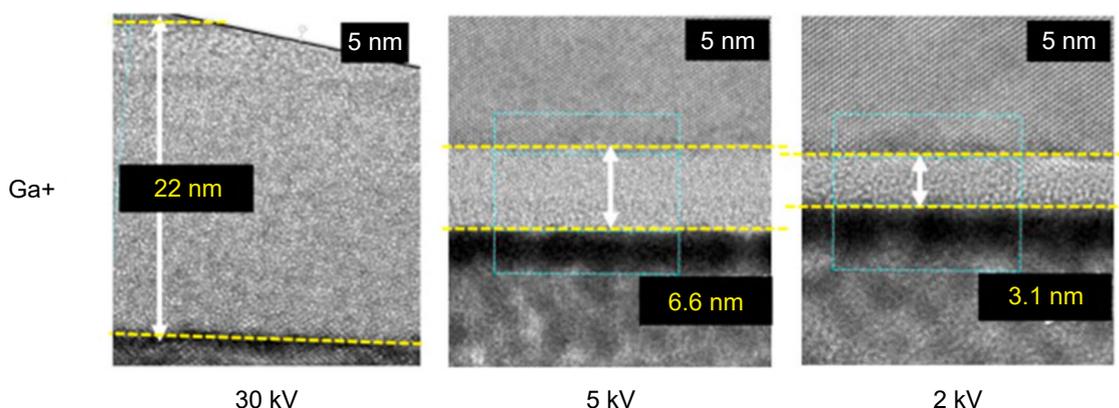


圖 2. 不同能量的離子束對樣品表面造成破壞差異比較⁽²⁰⁾。各圖右上之黑線段為 5 nm 之尺標。可以看到使用 30 kV 之離子束進行試片製作會使表面形成約有 22 奈米厚之非晶層；若是將電壓降低至 2 kV 則會產生僅剩 3.1 奈米厚之非晶層，故使用 FIB 製作試片時，都會在後期使用較低電壓之離子束進行樣品表面修整。

三、球面像差修正掃描穿透式電子顯微鏡

穿透式電子顯微鏡的解析度受限於物鏡的缺陷，除了可簡易用散光調整器修正由散光像差 (astigmatism) 產生之影像橢圓形變，無法完全修正的缺陷主要有下列兩種^(21, 22)，如圖 3：

1. 球面像差 (spherical aberration)：靠近透鏡邊緣的電子會以較大的角度向光軸偏折，因此焦點會在較靠近透鏡的位置；反之較靠近透鏡中心的電子會以較小的角度向光軸偏折，因此會聚焦在距透鏡較遠的位置。所以一理想點光源通過透鏡後聚焦形成的最小半徑為： $r_s = C_s \alpha^3$ ， C_s 為球面像差係數； α 為點光源到透鏡的最大張角⁽²²⁾。
2. 色散像差 (chromatic aberration)：通過透鏡同一位置的電子，能量較低 (波長較長) 的會以較大的角度偏折，聚焦在較靠近透鏡的位置；較高能量的電子 (波長較短) 會偏折較小，因此匯聚在距透鏡較遠的位置。所以一理想點光源通過透鏡後聚焦形成的光盤最小半徑為： $r_c = C_c \alpha (\Delta E/E)$ ， C_c 為色散像差係數； ΔE 為光源最大的能量變化⁽²³⁾。

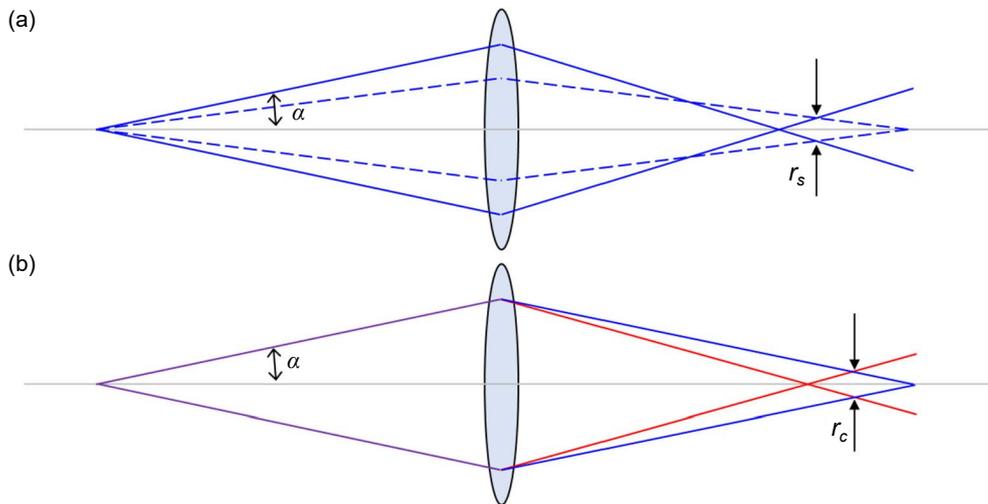


圖 3. 球面像差及色散像差示意圖。(a) 球面像差，實線代表較遠離光軸的電子束，聚焦能力較好；虛線代表較靠近光軸的電子束，可以看到其聚焦能力較差，實際產生的最小光斑為 r_s 。(b) 色散像差，紅線為波長較長能量較低的電子束，聚焦能力較強；藍線為波長較短能量較強的電子束，聚焦能力較差，因此穿過透鏡後產生的最小光斑為 r_c 。

由於 TEM 解析度也受限於繞射極限，點光源穿過透鏡後繞射產生的影像是一圓盤，稱之為艾瑞圓盤 (Airy disc)，此圓盤半徑為 $0.61 \lambda/\alpha$ ， λ 為光源的波長，一般常用的 200 kV TEM 的電子波長約為 0.0251 埃 (angstrom, Å)， α 為入射角度。TEM 的解析度綜合所有影響後為：

$$r = \left[(C_s \alpha^3)^2 + \left(C_c \alpha \left(\frac{\Delta E}{E} \right) \right)^2 + \left(0.61 \frac{\lambda}{\alpha} \right)^2 \right]^{1/2}$$

一般 200 kV 的 TEM， C_s 約為 1 cm，電子穿過 50 奈米厚的試片後約損失 100 電子伏特 (electron volt, eV) 因此 $\Delta E/E$ 約為 0.0005，所以上式中由色散像差的貢獻相對極小可忽略不

計。經過數學計算可以得到圓盤 r 的最小值，也就是 TEM 的最佳解析度為：

$$r_{\min} = 0.91\lambda^{3/4}C_s^{1/4}$$

可以得知 TEM 的解析度主要由電子的波長 λ 及球面像差係數 C_s 所決定。而電子波長是取決於電子的加速電壓，屬不可隨意縮小之變因。因此在 1998 年時，球面像差修正器 (spherical aberration corrector, C_s corrector) 問世，將 C_s 修正降低至約 30 微米，進一步將 TEM 的點解析度提升到 1 Å 左右，使 TEM 達到原子級高解析度。

穿過 TEM 試片的入射高能電子經過與試片的庫倫位能 (Coulomb potential) 會有彈性散射 (elastic scattering) 與非彈性散射 (inelastic scattering) 的電子，因此 TEM 的高解析度影像是屬於相位相干對比 (coherence phase contrast)。而 STEM 的高角度環形暗場像 (high-angle annular dark field, HAADF) 則是利用電子探束 (electron probe) 掃描試片，然後利用環形暗場偵測器 (annular dark field detector) 在試片下方蒐集不同散射角度的電子⁽²⁴⁾。由於 HAADF 蒐集的是散射角度高於 40 mrad 的散射電子，如圖 4，影像中的每一點亮度是來自平行光軸方向結構中原子的散射量，其強度約與原子序的 1.8 次方成正比⁽²⁵⁻²⁷⁾，因此可以得到每一掃描點的樣品相對厚度及原子序分布形成的非相干的原子序對比影像 (incoherence Z-contrast image)。

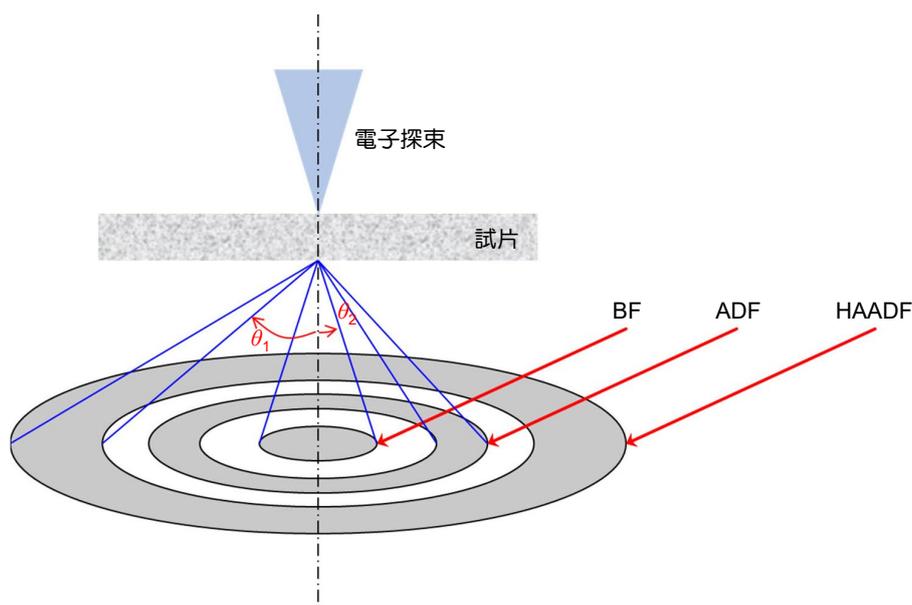


圖 4. 環形暗場影像蒐集散射電子示意圖。 θ_1 之散射角度高於 40 mrad，稱之為高角度環形暗場像 (HAADF)； θ_2 之散射角度等於電子探束之匯聚角，約 8–13 mrad。若蒐集的大於匯聚半角，但不到 40 mrad (直射電子束圓盤外) 的散射電子則為一般環形暗場像 ADF。

由於 STEM 不同於 TEM 的平行光照射在樣品上，而是藉由匯聚到極小的奈米探束 (nano-probe) 掃描，因此解析度有極大程度受限於匯聚的電子束大小⁽²⁶⁾。一般 200 kV 的電子束匯聚到最小約 2.4 Å，也就是真實解析度最高僅有約 2.4 Å，若是要能夠利用 STEM 做到原子尺度的 HAADF 影像，則必須借助球面像差修正器將 C_s 縮小，使電子束匯聚到接近 0.8 Å。

四、柱狀樣品製備

承前所述，我們需要將樣品製作成直徑小於 60 奈米之圓柱形 (rod-shaped)，且須放置在特製的 TEM 載台上方能進行 180 度旋轉。該特殊的 TEM 載台是使用磷青銅加工製作的銅柱，此銅柱會先使用鑽石砂紙研磨至尖端直徑小於 10 微米，最後樣品會放置在如圖 5(a) 中，加工後銅柱最頂點的位置。因此樣品的製備必須先透過探針取出法 (*in-situ* lift out) 如 Omni-probe, Micro-probing system 等，將試片放置在我們預先準備好的針狀樣品專用銅柱上，如圖 5(b)。在本文中所展示之矽基半導體元件為鐮式場效電晶體 (finFET)，首先如圖 6 所示，先利用較大離子束電流 (~10 nA) 的 FIB 將待切 finFET 在矽基板上切出一塊厚度約 1.5 微米厚、5 微米深之樣品，並利用探針轉移並焊接到銅柱載台上。再來要將待測樣品定位，先用較小之電流 (~600 pA) 將薄片兩面回濺 (redeposition) 的髒污清除，使 SEM 可以清楚看到待切 finFET 的位置，並將左右兩邊多餘的材料切除到總寬度小於 1 微米，如圖 7(b)。這邊沒有一開始就直接切細是因為要使用探針轉移時需要反覆焊接再切除，因此左右兩邊會先預留多一點的材料以免傷到目標樣品。樣品位置確定且已修減到小於 1 微米寬後就要開始使用較小的離子束電流細修，此時會將離子束電流降至約 300 pA，由外而內開始慢慢向內逼近，過程中要一直保持目標在整個柱體的正中間，且有一點須注意：切削的深度不能太深，深度只要可以超過樣品就可以了，使整個針尖長得像圓錐形的如圖 7，底座保持粗一點可以確保樣品更穩固，且較不會受到長時間 STEM 拍攝使樣品承受大量輻射導致熱形變損壞。將樣品持續削至直徑約 200 奈米後，則須開始進行最後細修以及清理樣品表面，將外圍受到離子束轟擊造成損傷之部分去除。此時會將離子束之電壓降至 5 kV，電流降至 100 pA 以下，使離子束對樣品表面穿透較淺，造成的損傷及粗糙度降至最低，搭配 SEM 隨時注意樣品是否有維持在圓錐的正中心並注意當前的直徑，根據樣品修邊的進度調整離子束的距離，盡量只使離子束的末端輕輕掃到樣品並逐漸向圓心逼近。此步驟由於使用低電壓、低電流，需耗時較久，但由於最終目標是直徑 60 奈米以下之針狀，因此必須使用此離子束條件，以將損傷降至最低。

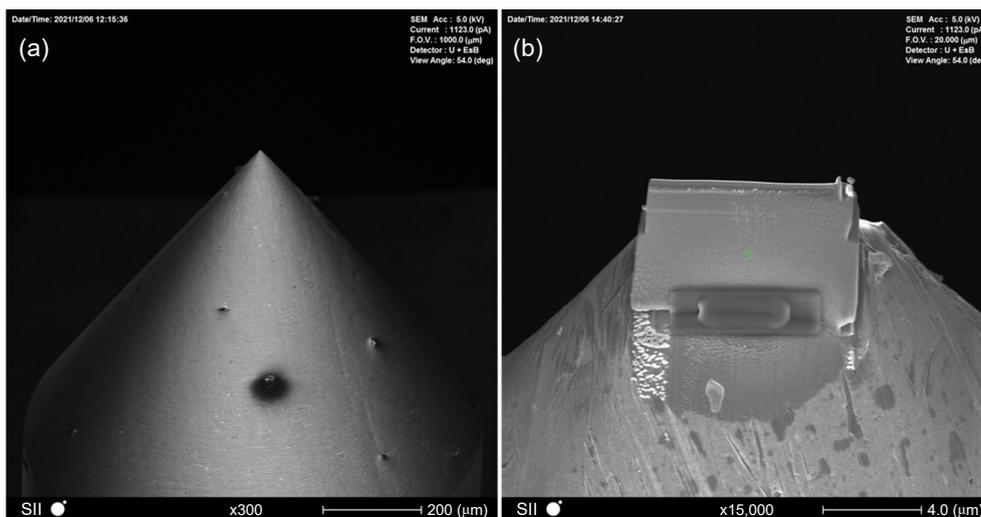


圖 5. 柱狀試片專用銅柱。(a) 為 SEM 下，專用之銅柱樣貌。(b) 將試片放置在銅柱尖端。

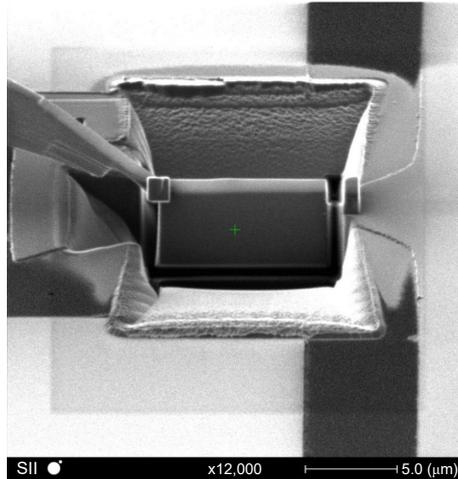


圖 6. 使用探針取出法製作放大圖。會先切出一塊約 1.5 微米厚、5 微米深之樣品，並利用圖中左邊之探針將切下的試片轉移到探針上，之後再將該取下之試片利用探針轉移至 TEM 用之銅柱載台頂點。

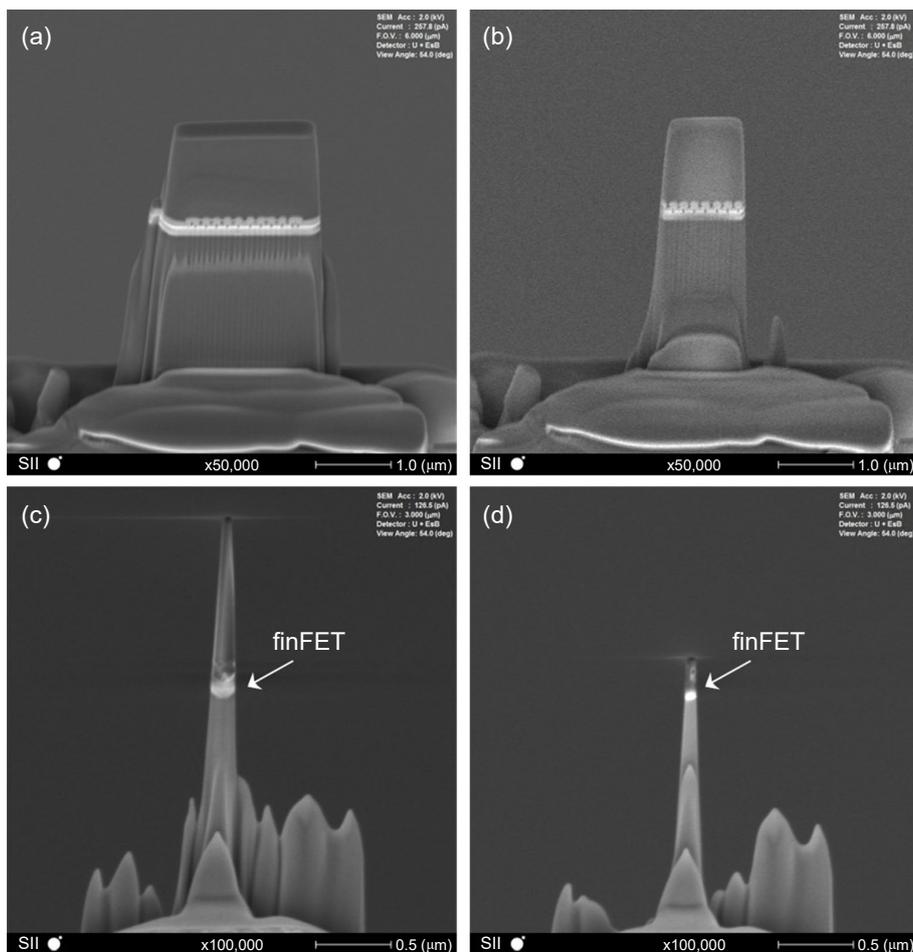


圖 7. 針狀樣品製備流程。(a) (b) 將試片使用較高之離子束電流加工，將旁邊多餘的材料削除。(c) (d) 使用較小的離子束電流細修試片，由外而內開始慢慢向內逼近，同時不要切削的太深，使樣品保持如一圓錐形，增加樣品的穩定性。

五、半導體元件之原子級三維影像

2012 年時，美國加州大學洛杉磯分校 (UCLA) 繆建偉 (Jianwei Miao) 教授團隊就利用掃描穿透式電子顯微鏡，搭配其創新的演算法進行斷層影像重組與影像除噪，將三維重組達到 2.4 埃的解析度⁽¹³⁾，並在隔年也發表了利用該項技術進行重組的奈米顆粒⁽¹²⁾，並幾乎可以清楚看到奈米顆粒中所有的原子，同時也利用一樣的技术解析鎢針針尖的三維原子排列，觀測原子級的結構缺陷，並重建出三維全原子模型，進而計算針尖所有原子所受的應力，自此之後，電子斷層掃描的解析度達到了原子級的世代。

截至目前為止，縱使一般半導體元件的二維 HAADF 影像可以輕易達到原子解析度，但仍未有文獻發表將電子斷層掃描技術應用在半導體樣品上並達到原子等級解析度，而在本文中，與台灣清華大學工程與系統科學系吳永俊教授團隊合作，使用他們團隊製作的 $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ 鐵電鰭式場效電晶體 (ferroelectric finFET) 作為範例，利用 FIB 依上一節的針狀樣品製備方法，製作出一根直徑約 40 奈米的針狀試片，如圖 8(a) 與 (b)，其中針尖的部分元整包含了元件的金屬閘極 TaN、4 奈米厚之鐵電 HZO 閘極氧化層、矽基源汲極通道及基板的氧化層 SiO_2 等，使整個元件應有的結構部分皆包含在此針尖內，再與工業技術研究院 (Industrial Technology Research Institute, ITRI) 材料與化工研究所的電鏡技術開發與應用研究團隊 (Electron Microscopy Development and Application, EMDA) 合作，透過他們的球面像差修正掃描穿透式電子顯微鏡 JEOL JEM-ARM200F，以每兩度做間隔拍攝一張 HAADF 影像。由於是針狀的樣品，因此可以完整拍攝負 90 度到正 90 度，中間沒有任何 missing wedge。並將此組共計 90 張 HAADF 影像進行三維重建，最終可以得到此具有原子解析度的三維重建模型，如圖 8(c)，此三維重建模型的大小為 $601 \times 601 \times 701$ (W \times D \times H) 個像素；像素解析度為 0.66 埃，因此整個模型的實際大小為 $39.6 \times 39.6 \times 46.2$ 奈米。

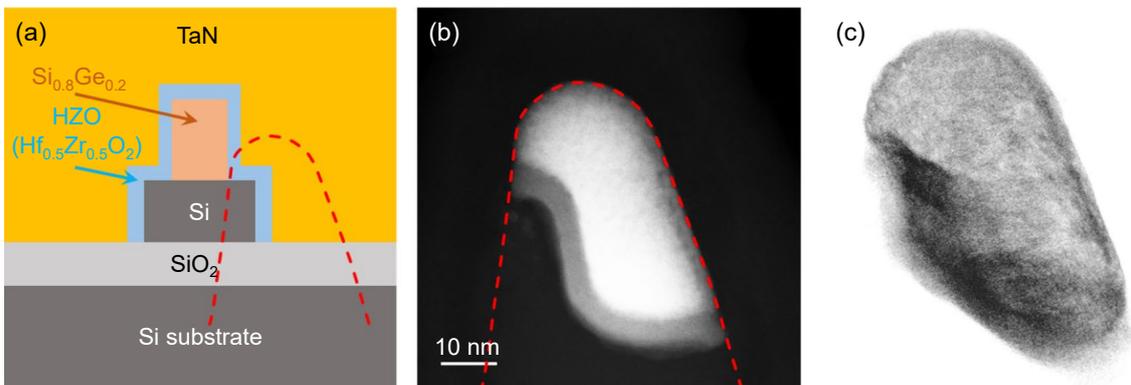


圖 8. $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ 鐵電鰭式場效電晶體結構示意圖及實際針狀樣品之 HAADF 影像。(a) 為 HZO 鐵電 FET 之結構圖，圖中紅色虛線為我們製作之針狀樣品位置。(b) 該針狀樣品之高解析 HAADF 影像。(c) 為樣品進行三維重組後之立體影像。

將此原子級三維 finFET 重組並切片，即可得到這個樣品中，任意位置、任意厚度的剖面圖。以圖 9 為例，我們取其中厚度 3.3 埃的切片 (圖左) 加以放大其中區域 (圖右) 可獲得鐵電 HZO 閘極氧化層與金屬閘極 TaN 介面的原子結構，由於該切片厚度僅 3.3 Å，即該切片的真實厚度僅約為一個單原子層厚，這是在過去任何檢測技術無法達到的原子級解析度。

相較於一般的 STEM-HAADF 影像為整個試片縱深方向上的加總，通常可以拍到原子解析的 HR-STEM 試片厚度約 60 奈米，也就是說在過去的 HR-STEM 縱深方向是 60 奈米全部疊加在一起的資訊，若是有原子尺度的空缺，或是有單原子層產生移動與差排錯位等等⁽²⁸⁾，都是過去任何影像、角度都不可能看到的缺陷，而我們現在可以透過三維模型重建，再將模型重新切片後可以輕易地看清楚整個試片內部的結構、樣貌，也可將原本僅能利用 AFM、STM 等掃描探針式顯微鏡觀察的原子級「表面」粗糙度，進一步提升至可以看到三維原子級尺度的「介面」粗糙度。如圖 9(c) 中，我們可以對切片出來的影像做局部的傅立葉轉換分析，得到局部區域的倒空間 (reciprocal space) 影像，從而透過倒空間影像分析不同區域的晶格方向，藉由比較不同晶格排列方式，可以將不同區域之間的介面清楚的界定出來，並可看到部分區域中僅數顆原子寬之凸出缺陷，這是在整個樣品的一般 HR-STEM 投影中難以觀察到的缺陷。由此可見，這個三維原子級技術的應用之重要性，在未來先進製程半導體檢測中將扮演不可或缺的角色。

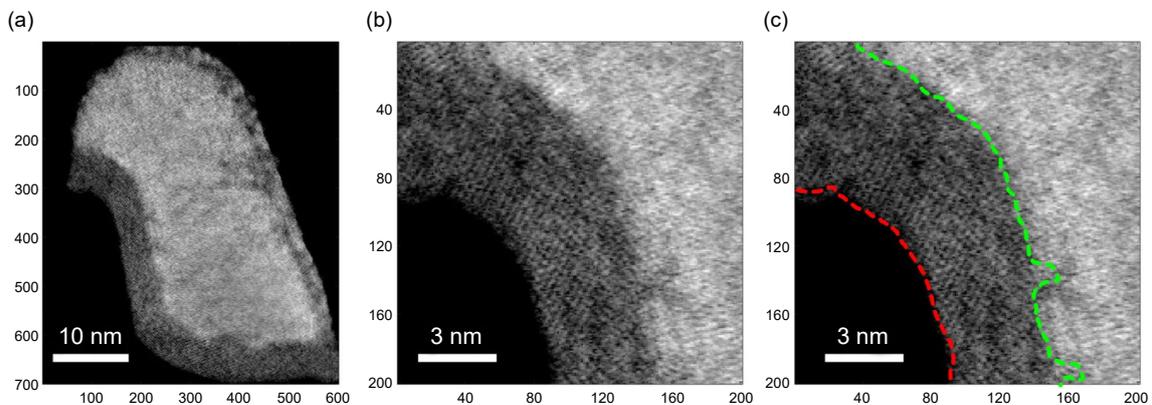


圖 9. 三維原子解析度 finFET 重組切片。(a) 取其中 3.3 埃厚做切片。(b) 放大其中區域，可獲得 HZO 與 TaN 介面的原子結構，將介面粗糙度的觀測提升至三維原子級尺度。(c) 透過分析倒空間 (reciprocal space) 的方式可以清楚的將有晶格排列 HZO 的分離出來，並繪製出不同區域的原子級介面，紅線為 HZO 及 Si 之介面；綠線為 HZO 及 TaN 之介面。

六、結論

在過去，大部分需要觀察到原子級尺度的高階半導體檢測僅能透過拍攝二維的高解析 STEM 進行分析，由於 STEM 影像是將每一點位置縱深方向中，所有的資訊疊加起來，對於該樣品的內部結構，甚至一些更細微僅數顆原子大小的缺陷都會因為被其他深度的資訊覆蓋而難以觀測。有了本文中的三維原子級電子斷層顯微技術，可以將整個樣品無死角拍攝並且將其重建出完整的三維原子級模型，相較於過去只有單一方向平面的投影，三維原子級電子斷層顯微術可以提供完整的樣品結構資訊，也可以將該三維重建模型的局部裁切出來，做更多分析應用。這項技術相信可以解決在過去難以觀察到的樣品內部微結構資訊，並提供高階半導體產業分析檢測更完整的樣品資訊，觀測先進半導體元件在新製程技術中所產生的細微缺陷，扮演提升新製程技術良率的重要角色。

參考文獻

1. 陳健群, 原子級電子斷層顯微術之簡介與發展, 科儀新知, **212**, 85 (2017) .
2. Helveg, S., et al., *Nature*, **427**, 426 (2004).
3. Huang, P.Y., et al., *Nature*, **469**, 389 (2011).
4. Seo, J.W. and D. Schryvers, *Acta materialia*, **46** (4), 1165 (1998).
5. Maeda, Y., M. Asahi, and M. Seki, *Japanese journal of applied physics*, **25** (8A), L668 (1986).
6. Muller, H., et al., *Microscopy and Microanalysis*, **12** (6), 442 (2006).
7. Hartel, P., et al., *Microscopy and Microanalysis*, **13** (S02), 1148 (2007).
8. Leary, R.K. and P.A. Midgley, *Electron Tomography in Materials Science*, in *Springer Handbook of Microscopy*, P.W. Hawkes and J.C.H. Spence, Editors. 2019, Berlin: Springer International Publishing: Cham, 1279 (2019).
9. Trampert, P., et al., *Ultramicroscopy*, **191**, 1(2018).
10. Kawase, N., et al., *Ultramicroscopy*, **107** (1), 8 (2007).
11. Yan, R., et al., *Journal of structural biology*, **206** (2), 183 (2019).
12. Chen, C.-C., et al., *Nature*, **496** (7443), 74 (2013).
13. Scott, M., et al., *Nature*, **483** (7390), 444 (2012).
14. Bosch, E.G. and I. Lazić, *Ultramicroscopy*, **156**, 59 (2015).
15. Pailloux, F., et al., *Multiferroic bismuth ferrite with a giant c/a ratio: an HR-STEM and HR-EELS study*.
16. Du, A., et al. "Ultra-thin SiON and high-k HfO₂/sub 2/gate dielectric metrology using transmission electron microscopy". *11th International Symposium on the Physical and Failure Analysis of Integrated Circuits*, July 8 (2004)
17. Melngailis, J., *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics Processing and Phenomena*, **5** (2), 469 (1987).
18. Volkert, C.A. and A.M. Minor, *MRS bulletin*, **32** (5), 389 (2007).
19. Giannuzzi, L.A., Berlin: Springer Science & Business Media, (2014).
20. Burnett, T., et al., *Ultramicroscopy*, **161**, 119 (2016).
21. Hetherington, C., *Materials Today*, **7** (12), 50 (2004).
22. Tanaka, N., *Science and Technology of Advanced Materials*, **9** (1), 014111 (2008).
23. Linck, M., et al., *Physical review letters*, **117** (7), 076101(2011).
24. 陳力俊, 電子顯微鏡發展沿革與未來, 科儀新知, **192**, 105 (1997).
25. Muller, D.A., *Nature materials*, **8** (4), 263 (2009).
26. Pennycook, S.J. and P.D. Nellist, *Scanning transmission electron microscopy: imaging and analysis*, Berlin: Springer Science & Business Media, (2011).
27. LeBeau, J.M., et al., *Physical Review Letters*, **100** (20), 206101 (2008).
28. McNally, P.J., *Nature*, **496**, 37 (2013).

作者簡介

彭裕庭先生現為國立清華大學工程與系統科學系博士生。

Yu-Ting Peng is currently a Ph.D. student in the Department of Engineering and System Science at National Tsing Hua University.

劉宇倫小姐現為國立清華大學工程與系統科學系博士生。

Yu-Lun Liu is currently a Ph.D. student in the Department of Engineering and System Science at National Tsing Hua University.

陳健群先生為美國加州大學洛杉磯分校物理博士，現為國立清華大學工程與系統科學系副教授，同時也是國家實驗研究院台灣儀器科技研究中心兼任副研究員。

Chien-Chun Chen received his Ph.D. in the Department of Physics, University of California, Los Angeles. He is currently an Associate Professor in the Department of Engineering and System Science at National Tsing Hua University and he is also an Adjunct Associate Research Fellow in Taiwan Instrument Research Institute, NARLabs.