



透明電晶體世代的來臨

Century of Transparent TFT

翁得期 T.C. Wong ; 吳建樹 J.S. Wu ; 丁宏哲 H.C. Ting
工研院電子工業研究所 ERSO / ITRI

摘要

透明電晶體若能應用於液晶顯示器(LCD)和有機發光二極體(OLED)顯示器上，除了可增加畫素密度、開口率和提升顯示器的亮度外，同時亦可降低電力損耗，節省許多成本。目前透明電晶體的通道材料主要分為氧化鋅(ZnO)和InGaZnO兩大半導體氧化物，而由於ZnO本身易缺氧形成導電氧化物，所以如何降低ZnO本質的電子濃度將是ZnO應用於透明電晶體的重要因素；InGaZnO化合物則因為金屬與氧化物之間s軌域和p軌域的結合，除了單晶InGaZnO外，非晶相的InGaZnO亦可當作通道材料，且其載子移動率比非晶矽(a-Si)和有機電晶體(OTFT)高出許多，使得以半導體氧化物取代Si當作電晶體的通道材料可能性大增。除此之外，由於奈米技術持續發展，已有團隊在研究以奈米線(Nanowire)或奈米碳管(CNT)導入透明電晶體，未來在這方面說不定會有很大的突破。

Abstract

While transparent-TFT applied on LCD and OLED, the resolution and the brightness of display would be enlarged. At the same time, the electrical power of back light could also be reduced and the total cost of display would be reduced simultaneously. At present, both of ZnO and InGaZnO transparent conductive oxide could be used as the channel material of transparent-TFT. However, due to the oxygen vacancy would be easily formed in ZnO. Hence, how to lower carrier concentration of ZnO is an important factor for ZnO application on transparent-TFT. Otherwise, the atom orbital overlapped between post transitional metal atom and oxygen atom induced amorphous InGaZnO would get better conductivity than a-Si and Organic-TFT. Besides those top-down technology, some innovated nanotechnology such as nanowire and CNT would also have great opportunity on transparent-TFT.

關鍵詞/Key words

有機發光二極體(OLED)、透明電晶體 (Transparent TFT)

前言

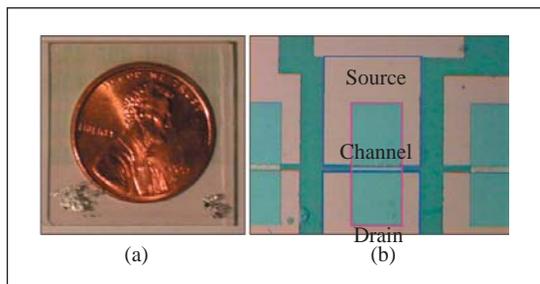
透明 P-N 二極體(Diode)的製作是發展透明電子元件中最關鍵的技術，而透明電子元件近來會持續被提出，最主要是因為 CuAlO_2 、 ZnORh_2O_3 等 P 型透明導電性氧化物被發現所致。由於目前 ZnO 、 SnO_2 和 In_2O_3 : Sn 等透明導電性氧化物通常都屬於 N 型半導體，因此若 P-N 兩種透明導電性氧化物能互相結合，將可建構出最基本的 P-N 二極體結構，進而製作出完全透明的電路。而目前許多研究團隊著重的透明電晶體，當然亦屬於透明電子元件的一種。

所謂透明電晶體泛指電晶體內的源極(Source)、汲極(Drain)、閘極(Gate)及通道(Channel)材料之吸收光譜，皆不在可見光光譜範圍之內，人眼在正常情況下無法看見電晶體的存在，即稱為透明電晶體。圖一則為有透明電晶體的玻璃蓋在硬幣上的照片，由圖片中可清楚透過玻璃看到底下的人頭像及文字，可見此電晶體的穿透率極高。

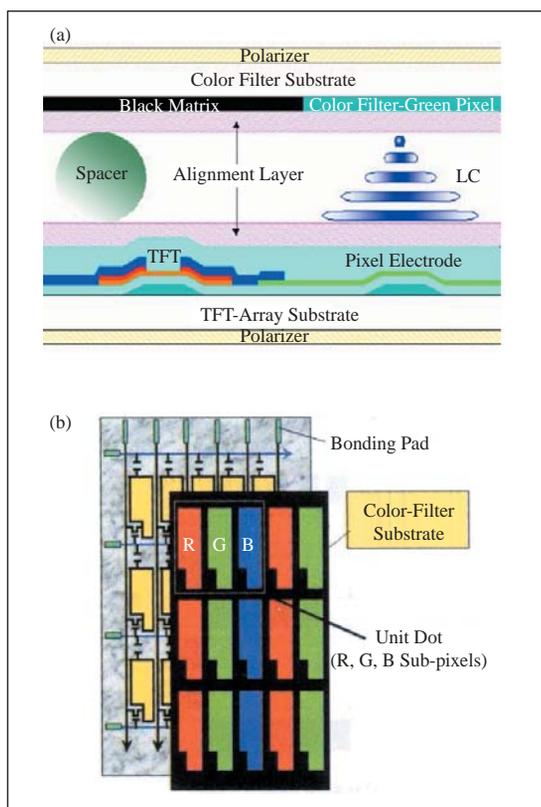
由於氮化鎵(GaN)的能隙(Energy Band Gap)3.5 eV，不在可見光的波長範

圍，所以最早被拿來作透明電晶體的通道材料應屬 GaN。但由於單晶的 GaN 製作方法較難且成本過高，當時並未掀起風潮。除此之外，1996 年 Philip 研究實驗室亦以透明 SnO_2 :Sb 當作通道材料， $\text{PbZr}_{0.2}\text{Ti}_{0.8}\text{O}_3$ 當作絕緣層材料，但閘極採用非透明的 SrRuO_3 ，製作出只有通道為透明的鐵電電晶體。所以嚴格來說，透明電晶體的發展已有一段歷史。目前，由於導電玻璃皆是採用氧化物半導體來製作，因此便有學者採用氧化物半導體來當作電晶體的通道材料，並同時將源極、汲極及閘極以透明的導電材料來取代，形成一個真正全透明的電晶體。

當液晶顯示器的薄膜電晶體以非晶矽(a-Si)製作時，電子於 a-Si 內的移動率(Mobility)過小，必須加大電晶體通道的長度－寬度比例來彌補電流的不足，而這也將造成畫素(Pixel)的開口率變小，進而需提高背光模組亮度來補償光的損失，因而消耗過多能源。若將 a-Si 更改為多晶矽(Poly-Si)，雖可增加電子在通道內的 Mobility，減少電晶體所占面積，提高開口率，但製造成本亦因為購置雷射機台而增加。除此之外，不管是 a-Si 或 Poly-Si 電晶體，在光照射下電晶體皆會劣化，因此彩色濾光片上的黑色矩陣除了有保護液晶漏光的作用外，亦可防止電晶體受到光的照射，如圖二所示。但若能以目前發展的透明氧化物電晶體來取代目前以 Si 為主的電晶體，除了可大大提高顯示器的開口率及面板的亮度，其材料吸收光譜皆在 400nm 以下，



▲圖一 (a)有透明電晶體的玻璃覆蓋於硬幣上；(b)透明電晶體結構圖



▲圖二 (a)薄膜電晶體液晶顯示器單一畫素的截面圖；(b)彩色濾光片及電晶體的陣列示意圖

元件將不會吸收可見光，不怕有漏電流的情況產生。

近來，有研究團隊更將導電性氧化物的製程溫度降低到 200°C 以下，Mobility 仍可高達 $20\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ，這已經比 a-Si 電晶體的 Mobility 最多為 $1\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ，OTFT 最多的 $10\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 大許多。也就是說，若能在目前的玻璃基板上成長導電性氧化物來取代 Si 作為電晶體的通道材料，說不定亦是另一個製作電晶體可思考的方向。另外，由於製程溫度低，亦可以將整個透明電晶體製作於可撓曲的軟性基板上，不需考慮塑膠基板的熱膨脹問題，亦不失為一個製作軟性

顯示器的好方法。

透明電晶體的製作

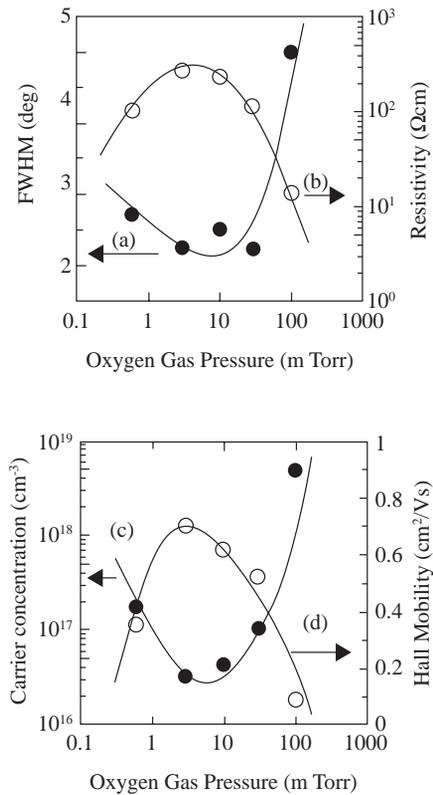
一、氧化鋅電晶體

透明導電氧化物主要是藉由結構內不完全鍵結的多餘電子來傳導，所以要讓透明導電的 ZnO 可以當作電晶體的通道半導體材料，唯有降低 ZnO 本身的電子濃度，才能藉由閘極來控制流過通道的電流大小。然而，ZnO 內的電子濃度多寡與 ZnO 結晶品質有很大的關連性，因此世界各國的研究團隊紛紛採取許多不同方法來製作 ZnO，企圖解決此問題。2001 年，日本 Gifu 大學的 Ohya 等研究人員製作出底部閘極的 ZnO 電晶體結構(Bottom Gate TFT)。其 ZnO 薄膜係將含 Zn 化合物 $[\text{Zn}(\text{OCOCH}_3)_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}]$ 溶於有添加二乙醇胺(Diethanolamine)的異丙醛(2-Propanal)中，採用水溶液方法成長於有 SiO_2 的 Si 基板上。此時 Si 基板當作電晶體的閘極， SiO_2 作為閘極絕緣層，Au 當作汲極和源極。當此電晶體經過 600°C 的高溫處理，ZnO 雖會產生結晶，然而 SiO_2 絕緣性質卻被破壞，元件會有閘極漏電流的情形產生。但當電晶體的加熱溫度提高至 900°C ，從穿透式電子顯微鏡(TEM)可發現，ZnO 與 SiO_2 的界面會形成一層 Zn_2SiO_4 ，同時閘極漏電流變小。因此 Ohya 猜測 ZnO 與 SiO_2 在 600°C 時不會形成 Zn_2SiO_4 膜層，使得參與 ZnO 薄膜合成的胺或添加物揮發，進而穿透到 SiO_2 ，造成 SiO_2 絕

緣性質被破壞。所以，水溶液方法合成的 ZnO 雖然結晶性不佳，但可經 900°C 高溫後處理來提高結晶程度，並同時產生 Zn_2SiO_4 絕緣層，減少閘極絕緣層遭到污染的機會。

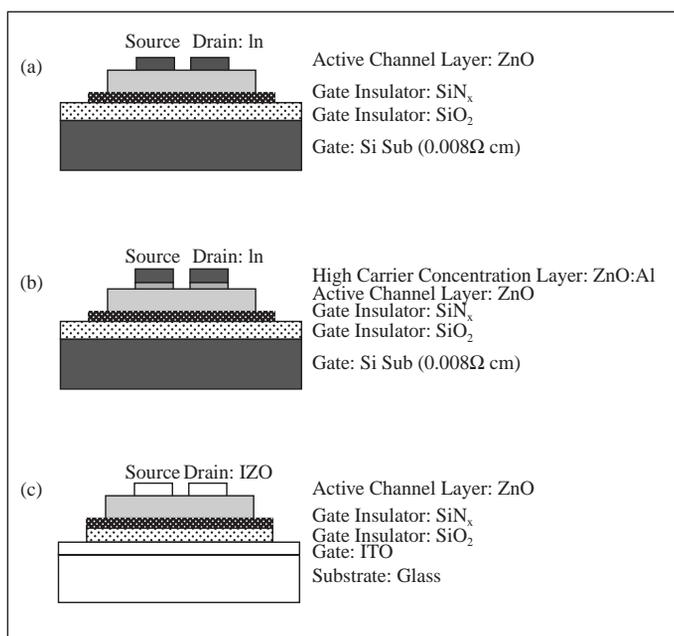
2003 年，日本 Osaka 大學 Tabata 等人採用高純度(99.9999%)的單晶 Zn 當作靶材，以脈衝雷射濺鍍(Pulsed Laser Deposition; PLD)的方法於 450°C、 O_2 氣氛下成長高純度 ZnO。而 PLD 方法主要是靠脈衝雷射轟擊高純度靶材，並與氣相中的氣體反應成膜。而目前在 PLD 方法中常用的脈衝準分子雷射(Pulse Excimer Laser)有 ArF(193nm)、KrF(248nm)和 XeCl(308nm)等幾種，而由於 ArF 波長較短，產生能量較大，因而許多採用此方法鍍膜的準分子雷射源皆採用 ArF。Tabata 以 XRD 及 Rocking Curve 兩種方法分析由 PLD 方法成長的 ZnO 後發現，ZnO 在 c 軸有成長優勢。而當在系統中藉由改變 O_2 濃度的大小，除了可控制 ZnO 內的載子濃度、電阻及載子移動率，更能控制其結晶大小，如圖三所示，但此趨勢並不為線性，有一極佳值的存在。

Tabata 亦將 ZnO 及 SiO_2 作成元件來分析，發現單純只有 250nm SiO_2 存在時，元件有極佳絕緣性質，漏電流約為 $10^{-10}A/cm^2$ 。但元件以 ZnO 搭配 SiO_2 時， SiO_2 的漏電流會增加至 $10^{-4}A/cm^2$ ，此時，增加 SiO_2 的厚度至 1.2 μm ，雖然可將漏電流降至 $10^{-9}A/cm^2$ ，但此厚度已過厚，不適用於電晶體上。因此，Tabata 等人開發出 SiO_2/SiN_x 的雙層閘極絕緣層



▲圖三 ZnO 薄膜的(a)FWHM；(b)電阻率；(c)載子濃度；(d)載子移動率與製程中 O_2 壓力的關係圖

來抑制漏電流。圖四便為該研究團隊設計的三種 ZnO 電晶體結構圖，(a)考量金屬要與 ZnO 形成歐姆接觸(Ohmic Contact)，電子才能順利流通，因而選擇銻(In)當作源極及汲極；另一邊則以高摻雜的 P 型 Si 基板當作閘極；(b)為了確保載子能順利由電極導入通道，先以濺鍍方法成長高載子濃度(Al-doped, $5 \times 10^{20} cm^{-3}$)的 ZnO 於通道上，最後再鍍 In 當作源極及汲極，另一邊則仍是以高摻雜的 P 型 Si 基板當作閘極；(c)室溫下成長 IZO ($In_2O_3:ZnO$ 比例=90:10) 當作源極及汲極，閘極則為 ITO。而以上三種結構的閘極絕緣層 SiN_x/SiO_2 ，皆是以



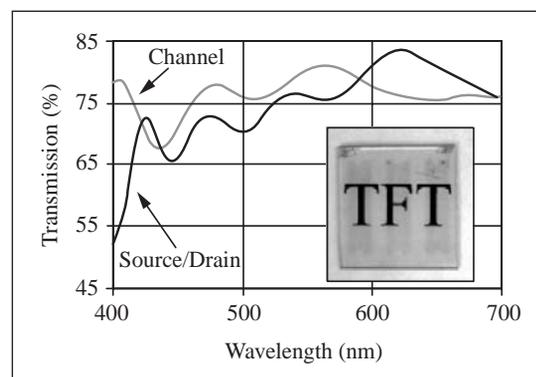
▲圖四 ZnO 電晶體結構的示意圖

Thermal 方法成長 SiO_2 和以 PE-CVD 成長的 SiN_x 所組成。由實驗結果發現，當 SiN_x 厚度大於 50nm，此時元件的閘極漏電流大約為 10^{-8} A/cm^2 。但若沒有 SiN_x 這層存在，則 Zn 會擴散入閘極絕緣層 SiO_2 ，導致漏電流產生。可見 $\text{SiO}_2/\text{SiN}_x$ 雙層絕緣層結構有其必要性，缺一不可。

目前除了日本在研究透明電晶體外，惠普工程師 Hoffman 與美國 Oregon 大學 Wagner 教授領導的研究團隊亦對製作 ZnO 電晶體投入許多心力。其利用原子層鍍膜(Atomic Layer Deposition, ALD)方法成長 ATO ($\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ 超晶格排列結構)當作閘極絕緣層；以離子束濺鍍法於 Ar/O_2 氣氛下成長 ITO 當作閘極、汲極及源極，成長 ZnO 當作通道材料。Hoffman 等人對此電晶體作了光穿透實驗，其結果如圖五所示。可見光

波長內，元件整體穿透率高達 75%。而在製程參數調變過程中，ZnO 以快速熱退火爐 (RTA) 於 $600\sim 800^\circ\text{C}$ 下作氧氣後處理，ZnO 的結晶程度變佳，同時電阻率增加，甚至 ZnO 與 ATO 的界面特性變得更完美。ITO 以 RTA 於 300°C 下處理，亦可增加 ITO 的透明度。而當製作出的電晶體通道寬長比為 $W/L = 15000\mu\text{m}/1500\mu\text{m}$ 時，其量測出的 Mobility 介於 $0.35\sim 0.45\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 之間，起始電壓在 $10\sim 20\text{V}$ ，on/off Ratio 接近 10^7 。這些電性結果雖不完美，但已達到可驅動 LCD 的

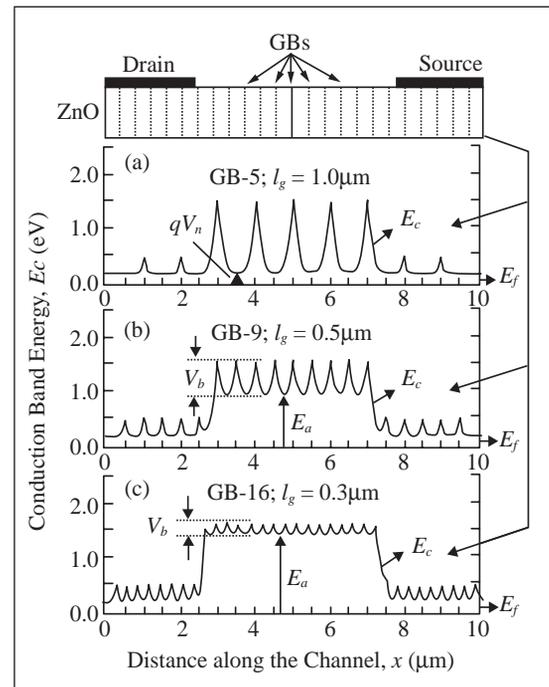
標準，且此電晶體在可見光照射下，導電性沒有多大改變。然而，當以 UV 光照射元件，因 ZnO 既有的光電特性，ZnO 薄膜內會有電子-電洞對產生，造成光導電效應增強。亦就是說 ZnO 的製程條件及表面氧吸附的多寡，皆可能對電性有所影響，這些都是需要再深入研究的地方。



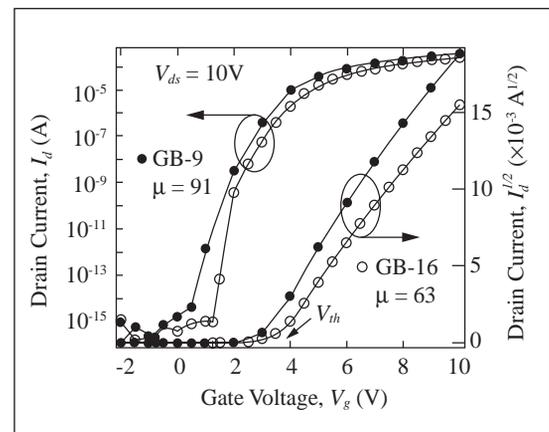
▲圖五 ZnO 電晶體的穿透光譜圖

另外，Hossain 等人對多晶 ZnO 電晶體作電性模擬後發現，會有兩個蕭特基障礙高度(Shottky Barrier)存於晶界的兩邊，而此障礙高度(Barrier High, V_b)主要是受晶界內的缺陷密度和閘極電壓所控制，圖六便為導出的傳導帶(E_c)與通道長度關係圖。當電晶體的通道長度固定，晶界(GR)數目愈少時，也就是晶體較大時($l_g=1\mu\text{m}$)，每個晶界產生的空乏(Depletion)區域並不會重疊(Overlapped)，在晶體中最小的傳導帶能量(活化能, E_a)為 qV_n ，此時載子於薄膜內的傳送大小主要是受熱離子(Thermionic)放射越過 GB 能障的能力所控制；但當晶界愈多，亦就是晶體變小時($l_g=0.3\mu\text{m}$)，其晶界能障(V_b)會降低，而空乏區的互相重疊，將拉升活化能(E_a)比原本的 qV_n 大，此時通道將會類似一絕緣體。除此之外，從模擬中更可發現，隨著施加閘極電壓的增加，載子會累積在 ZnO 與閘極絕緣層的界面， V_b 將會下降，但這趨勢愈往通道表面，愈不明顯。另外，此模擬亦可導出電壓電流(I-V)的特性圖，求出 ZnO 在不同 GR 數目下，載子在通道內的移動力，如圖七所示。當 GR 愈多時，其 Mobility 會下降，也就是說經由模擬 ZnO 晶界的多寡，將可瞭解載子於通道內的移動力。

Dupont 的研究團隊 Carica 等人於 Ar/ O_2 氣氛下，以 ZnO 為靶材，採用射頻—磁控濺鍍(RF-magnetic Sputter)的方法於室溫下，在高摻雜 N 型 Si 基板上成長多晶的 ZnO 薄膜。其得到的實驗結果與日本的 Tabata 一樣，藉由改變 O_2 的



▲圖六 ZnO 三種不同晶體大小在源極及汲極不同邊的電晶體通道內的位能分佈圖



▲圖七 具有兩種不同晶體大小的 ZnO 通道，在 ZnO 電晶體的載子傳送 I-V 圖

濃度，將可控制 ZnO 薄膜的電阻率。此團隊以此 ZnO 當作電晶體的通道材料，Ti-Au 當作源極、汲極和閘極，而閘極絕緣層則選擇 SiO_2 。其製作的電晶體元件 Mobility 為 $2 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ，on/off Ratio 大



於 10^6 。另一方面，由於其製程溫度不會高於 150°C ，此研究團隊的成功亦使得透明電晶體製作於可撓式塑膠基板上的可能性增高。除此之外，葡萄牙 Fortunato 等人一樣在室溫以 RF 磁控濺鍍的方法成長 ZnO，其製成的電晶體結構以 ATO 為閘極絕緣層，以 Ga 摻雜的 ZnO 當作源極及汲極。藉著調整成長 ZnO 時 RF 能量的大小來控制 ZnO 的結晶性質。而以此方法作出的 ZnO 電晶體，Mobility 將可到達 $20\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ，起始電壓為 21V。

Oregon 大學的 Wagner 研究員成功地以旋轉塗佈(Spin Coater)方法於玻璃上製作出 ZnO 薄膜。其採用的硝酸鋅先驅物是由硝酸鋅鹽類(Zinc Nitrate Hexahydrate) / 水 / 氨基乙酸(Glycine)所合成出來。而此方法所製作出的 ZnO 以 RTA 於 700°C 、 O_2 氣氛下作後處理，一樣可增加薄膜結晶度。藉由結合 ZnO，ALD 方法成長的閘極絕緣層(ATO)，濺鍍方法成長的閘極(ITO)，將可製作出 ZnO 電晶體。但以旋轉塗佈成長的 ZnO 薄膜，其光敏感度比以離子束成長的 ZnO 大，當光線曝曬後，其產生的漏電流和飽和電流皆很大，並且元件需 10~20V 的閘極電壓才能驅動，Mobility 也只約為 $0.2\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 。而會造成電性這麼不佳的原因，主要可能是因為此方法做成的 ZnO 薄膜內含有許多空隙所造成。

二、InGaZnO 電晶體

雖然 ZnO 可以作為電晶體的導電通

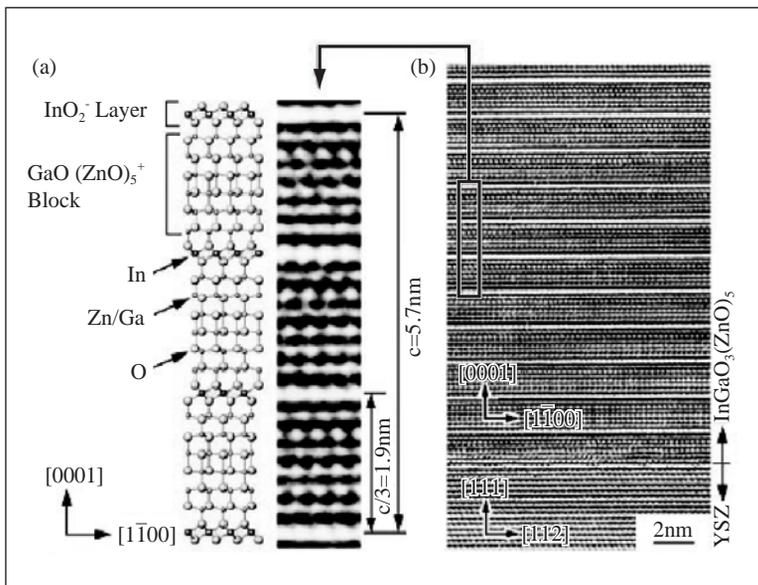
道材料，其 Mobility 亦可以達到 $20\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ，但由於晶界間所產生的能障仍會限制電子的移動。所以日本 Nomura 帶領的研究團隊製作單晶 $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 來替代 ZnO 的角色。由於此氧化物是多元材料結構，所以成長單晶無法用傳統氣相成長法。此研究主要採用 PLD 方法於 700°C ，在單晶(111)YSZ (Yttria-Stabilized Zirconia)基板上磊晶成長 ZnO，之後再於室溫下成長 $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ ，再覆蓋另一片 YSZ 於此結構上，防止薄膜組成因揮發而造成改變，最後並在 1400°C 高溫下加熱 30 分鐘，以形成單晶。而經過此方法所得到的 $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 載子濃度低於 10^{13} cm^{-3} 。此氧化物的優點為容易控制載子濃度，同時亦是透明材料。 $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 之結構是延著 c 軸由 $\text{GaO}(\text{ZnO})_5^+$ 和 InO_2^- 互相交疊的超晶格排列所組成，如圖八所示。而如同 ITO 和 Ga-ZnO 一樣， $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 的載子摻雜是由 Ga 數目的多寡來決定。然而，當 Ga 摻雜於 $\text{GaO}(\text{ZnO})_5^+$ 時，在 $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 內並不會產生多餘的載子。這主要是因為當 Ga^{+3} 摻於 $\text{GaO}(\text{ZnO})_5^+$ 中， Ga^{+3} 離子並不會取代 Zn^{+2} Tetrahedral Site，而只占據 Trigonal-bipyramidal Coordination Site，這將保持區域的電中性。而 In_2O_3 此層可當作 O_2 的向外擴散阻擋層，抑制產生氧空缺的機會。

另外，由於非晶性 HfO_2 具有 $18\epsilon_0$ 的高介電係數，此團隊亦採用 PLD 方法成長 a- HfO_2 當作閘極絕緣層，ITO 當作源極、汲極和閘極，電晶體的通道寬長比為 $200\mu\text{m}/50\mu\text{m}$ ，如圖九所示。元件

經過量測後可發現其 on/off 比到達 10^6 ，起始電壓為 3V，Mobility 約 $80 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ，並且對可見光照射不敏感。但當閘極絕緣層的材料改為 a- Al_2O_3 ，Mobility 則降為 $2 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 。因此閘極絕緣層材料的選擇，亦對此電晶體元件有很大的影響。

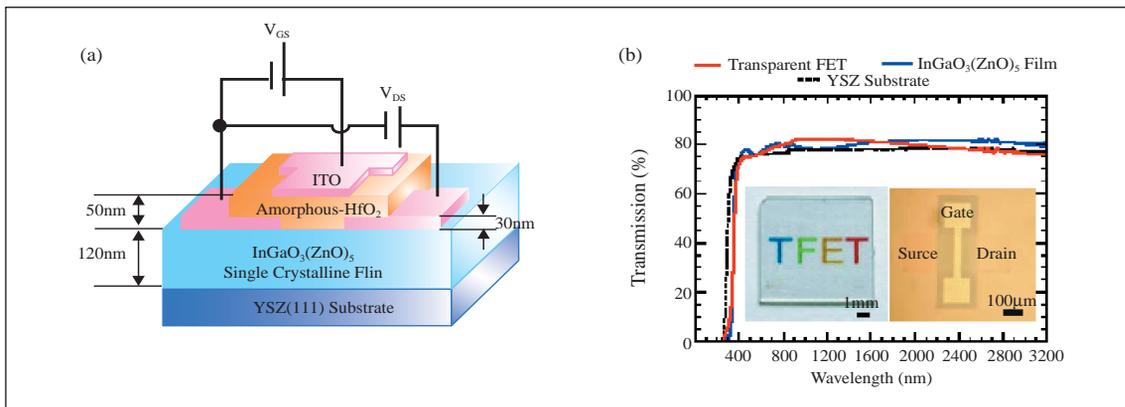
單晶 $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 的成長需要經過

高溫處理，耗費成本很高，亦不能製作於塑膠基板上，因此 Nomura 等人嘗試於室溫成長非晶氧化物半導體 a-IGZO 於透明塑膠基板(PET)上。其製作方法一樣是採用 PLD 方法，通 O_2 於室溫下成長，但必須選擇純度高的多晶 InGaZnO_4 當作靶材。而此非晶性的三元氧化物材料並非具備與 ZnO 和 ITO 一樣，會因為 O_2 的多寡而產生高密度載子的特性，這主要是因為 Ga 比 Zn 更容易與 O 產生鍵結，當摻雜 Ga 於 a-IGZO 將可抑制藉由氧空缺產生載子的機會。而此透明電晶體結構以非晶性 Y_2O_3 當作閘極絕緣層，ITO 當作源極、汲極和閘極，其中 Y_2O_3 和 ITO 都以 PLD 的方式成長。電晶體通道寬長比為 $200\mu\text{m}/50\mu\text{m}$ 。由其

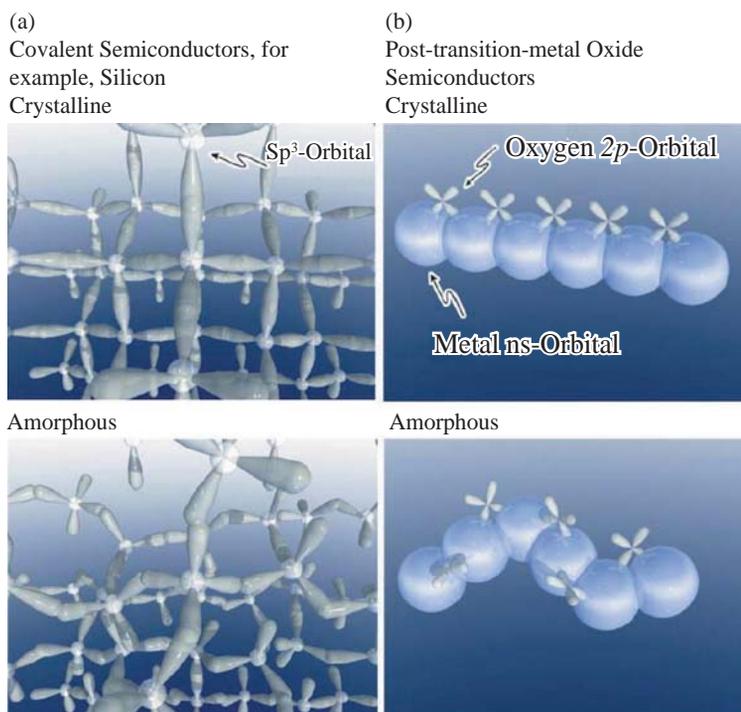


▲圖八 (a) $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 的結晶結構示意圖；(b) $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 的高解析度穿透式電子顯微鏡圖

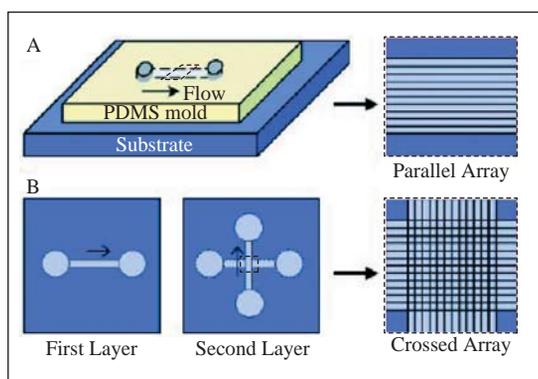
樣，會因為 O_2 的多寡而產生高密度載子的特性，這主要是因為 Ga 比 Zn 更容易與 O 產生鍵結，當摻雜 Ga 於 a-IGZO 將可抑制藉由氧空缺產生載子的機會。而此透明電晶體結構以非晶性 Y_2O_3 當作閘極絕緣層，ITO 當作源極、汲極和閘極，其中 Y_2O_3 和 ITO 都以 PLD 的方式成長。電晶體通道寬長比為 $200\mu\text{m}/50\mu\text{m}$ 。由其



▲圖九 (a) $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 透明電晶體的結構示意圖；(b) $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 透明電晶體的穿透光譜圖



▲圖十 (a) 結晶及非結晶相的共價半導體軌域圖，具有 sp^3 軌域（如：Si）；(b) 具有過渡金屬氧化物半導體的結晶及非結晶相軌域圖。球形為金屬的 s 軌域。相對來說，氧 $2p$ 軌域貢獻度較少



▲圖十一 (a) 利用 PDMS 模板以水流方法排列奈米線；(b) 可將奈米線排列成陣列狀

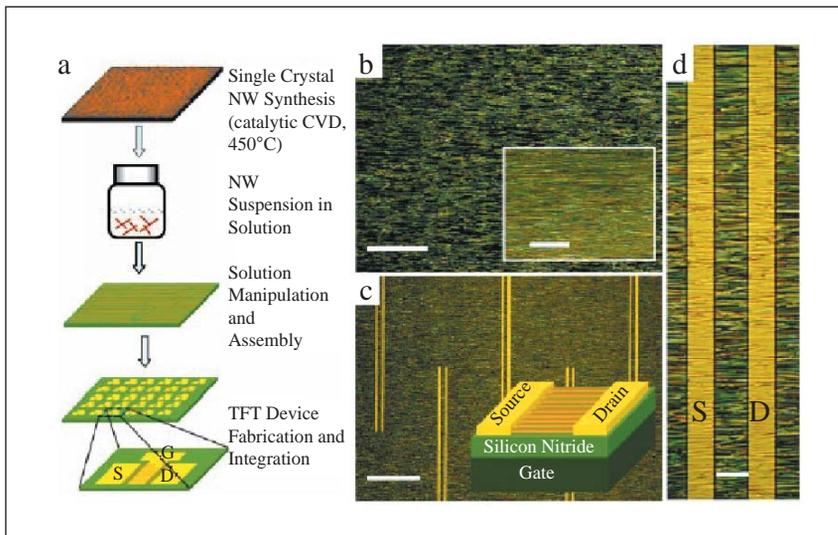
電性結果指出，Mobility 約 $6-9 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ，比 $a\text{-Si}$ 最大的 Mobility ($1 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$) 高出許多。推測可能是因 Si-Si 為共價鍵

結構，而共價半導體的載子傳送途徑含有 sp^3 軌域，具有很強的方向性，因此當 Si 結構為非晶相時，鍵與鍵的角度有所改變，導致產生許多 Deep Tail 能階，將影響電子的傳送。但含有過渡金屬陽離子(Post-Transition Metal Cation)的氧化物半導體，當其為結晶態時，金屬本身具有的 s 球形軌域會互相重疊，載子將順著 s 軌域傳遞；而當為非晶態時，儘管金屬/氧化物/金屬(M-O-M)的排列不規則，但對 s 軌域重疊的影響不大，因此載子的移動力與結晶時相差不遠，這

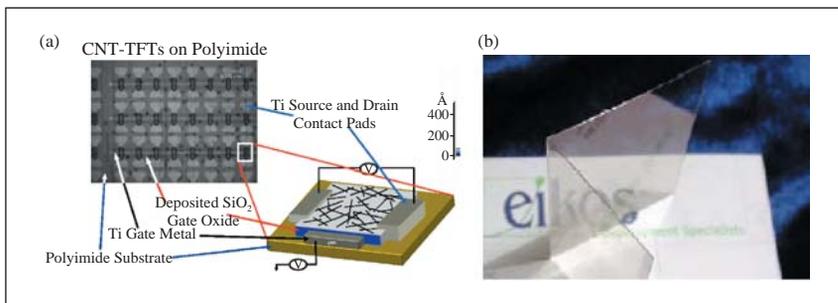
結果與共價半導體有極大的不同，如圖十所示。

三、奈米透明電晶體

近來奈米技術的急速發展，使得利用奈米線(Nanowire)或奈米碳管(CNT)，採取由下而上堆疊出電晶體元件的可能性增高，其中更以美國哈維大學 Liber 教授為這方面的翹楚，其利用水流法成功在 PDMS 模板上控制奈米線的陣列排列，如圖十一所示。此團隊更利用水流排列方式，以奈米線製作出許多電子元件。倘若奈米線的吸收光譜不在可見光的波長範圍內，奈米線亦將有機會形成



▲圖十二 (a)奈米電晶體的製作過程示意圖；(b)陣列奈米線的光學顯微鏡圖；(c)奈米電晶體製作於奈米線薄膜的光學顯微鏡圖；(d)奈米線電晶體的光學顯微鏡圖



▲圖十三 (a)CNT 電晶體的示意圖；(b)CNT 透明導電玻璃

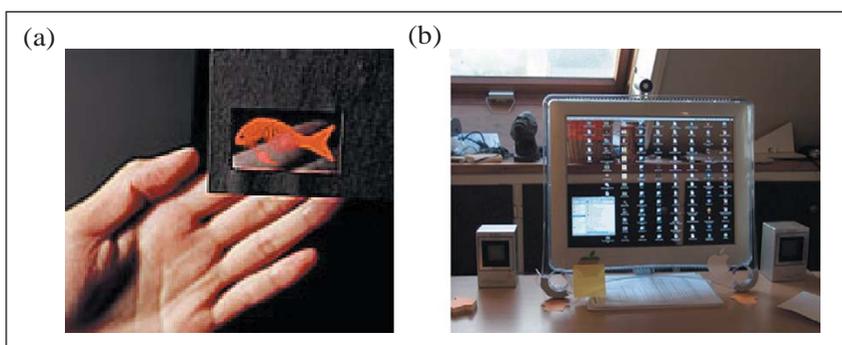
電晶體的透明通道。而此電晶體的通道半導體可能只為一根奈米線，亦可以是多根奈米線的排列，如圖十二所示。但由於目前的閘極、源極及汲極並不是奈米級的元件，所以欲製作奈米級的透明電晶體還有漫長的路要走。而除了奈米線之外，目前亦有研究團隊嘗試以 CNT 來製作電晶體，並認為 CNT 不需整齊排列，CNT 只需由源極到汲極有互相搭到導通便可。另外，以 CNT 來取代 ITO 當作透明導電膜，其透光度亦可達到 60% ，

如圖十三(a)(b)所示。因此在這些奈米領域上仍有許多發展的潛力。

透明電晶體的應用

透明電晶體若搭配 LCD 顯示介質，將可提高開口率及亮度，減少背光模組的電力，節省許多成本。但由於 LCD 顯示器無法自行發光，需有背光模組搭配，所以比較沒有更新奇的商品應用。圖十四(a)為 UDC 發展的被動式透明 OLED 顯示器，可清楚看到背面的手。而當透明電晶體搭配 OLED 形成主動式顯示器時，除了一樣可增加顯示器的開口率及亮度外，產品設計將更有想像空間。如目前將里程數投射車窗前擋玻璃上的投影式顯示器，以及 LCD 嵌於後視鏡中的車用倒車螢幕，未來將可以 OLED 顯示器搭配透明電晶體整合製作於玻璃上，形成先進的前擋玻璃顯示器，在行車期間展示許多訊息。除此之外，目前的變色玻璃窗為在兩片導電玻璃間夾雜 WO₃ ，

顯示器，可清楚看到背面的手。而當透明電晶體搭配 OLED 形成主動式顯示器時，除了一樣可增加顯示器的開口率及亮度外，產品設計將更有想像空間。如目前將里程數投射車窗前擋玻璃上的投影式顯示器，以及 LCD 嵌於後視鏡中的車用倒車螢幕，未來將可以 OLED 顯示器搭配透明電晶體整合製作於玻璃上，形成先進的前擋玻璃顯示器，在行車期間展示許多訊息。除此之外，目前的變色玻璃窗為在兩片導電玻璃間夾雜 WO₃ ，



▲圖十四 (a)UDC 製作之被動式透明 OLED (b)透明電腦螢幕

當玻璃通電後 WO_3 會進行氧化還原反應，使得玻璃由透明變成深藍色；未來將 OLED 搭配透明電晶體，可把窗戶或櫥窗的玻璃改裝成顯示器，當作廣告看板或遮陽用。圖十四(b)為利用數位攝影播放的方式造成視覺感覺是透明的電腦螢幕，但未來的螢幕若搭配 OLED 及透明電晶體，這亦是有可能出現的商品。

結語

透明電晶體的發明，除了可增加 LCD 和 OLED 顯示器的解析度、開口率、亮度及降低電力損耗，亦將使得玻璃窗顯示器、擋風玻璃顯示器及櫥窗顯示器等新概念產品產生。然而目前用於透明電晶體的通道材料不管是 ZnO 或 InGaZnO 三元氧化物，雖然 Mobility 皆比 a-Si 及 OTFT 高，但皆有閘極漏電流過大，on/off Ratio 低及起始電壓過大的缺失。所以如何改進透明電晶體的電性，將是決定透明電晶體是否能取代 Si，進而應用於顯示器商品的重要關鍵。除此之外，目前 ZnO 和 InGaZnO 這兩種氧化物的製作方式大部份皆採用 PLD 或

ALD 等方法來成長，這將不易導入量產大面積基板，且成本也過高，未來如何能夠以低成本方法（如 PVD）來製作出結晶性高的半導體氧化物，亦

將是此透明電晶體是否能商業化的重要因素。

參考資料

1. F. M. Hossian, J. Nishii, S. Takagi, A. Ohtomo, and T. Fukumura, *Journal of Applied Physics*, 94, 7768 (2003).
2. R. L. Hoffman, *Journal of Applied Physics*, 95, 5813 (2004).
3. K. Nomura, H. Ohta, A. Takagi, T. Kamiya, M. Hirano, and H. Hosono, *Nature*, 432, 488 (2004).
4. A. Kudo, H. Yanagi, K. Ueda, H. Hosono, and H. Kawazoe, *Applied Physics Letters*, 75, 2851 (1999).
5. E. M. C. Fortunato, P. M. C. Barquinha, and R. F. P. Martins, *Advanced Materials*, 17, 590 (2005).
6. B. J. Norris, J. Anderson, J. F. Wager, and D. A. Keszler, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 36, L105 (2003).
7. S. Masuda, K. Kitamura, Y. Okumura, and S. Miyatake, *Journal of Applied Physics*, 93, 1624 (2003).
8. S. Kobayashi, S. Nonomuura, K. Abe, K. Ushikoshi, S. Nitta, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 227-230, 1245 (1998).
9. K. Nomura, H. Ohta, K. Ueda, T. Kamiya, M. Hirano, and H. Hosono, *Science*, 300, 1269 (2003).
10. X. Duan, C. Niu, V. Sahi, J. Chen, J. W. Parce, S. Empedocles, and J. L. Goldman, *Nature*, 425, 274 (2003).
11. J. F. Wager, *Science*, 300, 1245 (2003).
12. P. F. Carcia, R. S. McLean, M. H. Reilly, and G. N. Jr., *Applied Physics Letters*, 82, 1117 (2003).
13. Y. Ohya, T. Niwa, T. Ban, and Y. Takahashi, *Jpn. J. Appl. Phys.*, 40, 297 (2001).
14. R. L. Hoffman, B. J. Norris, and J. F. Wager, *Applied Physics Letters*, 82, 733 (2003).
15. M. W. J. Prins, K. O. Grosse-Holz, R. P. Weening, and R. M. Wolf, *Applied Physics Letters*, 68, 3650 (1996).