

高品質複晶矽薄膜電晶體—鎳金屬 誘發複晶矽側向成長的機制探討

High Quality Poly-Silicon Thin Film Transistor— The Mechanism of Nickel Induced Lateral Crystallization of Amorphous Silicon

侯綉芳、盧榮彬、王澤豪、周立人

Hsiu-Fang Hou, Chi-Pin Lu, Tza-Hao Wang, Li-Jen Chou

薄膜電晶體液晶顯示器在各種平面顯示器中，逐漸佔有主導的地位，如何提高畫質、降低耗電則是當今熱門的研究主題。本文主要介紹鎳金屬矽化物催化固相低溫側向結晶之機制，討論鎳金屬層的形狀效應及非晶矽薄膜的厚度對結晶品質的影響，並利用高分辨電子顯微鏡對結晶薄膜作微結構分析，以期對結晶機制有更多的了解，作為製作高性能低溫複晶矽薄膜電晶體的基礎。

Thin film transistor liquid crystal display has shown the great potential to be the leading candidate in the flat panel display family. Several related issues including picture quality enhancement and power consumption reduction are the hot topics under extensive considerations. In this article, nickel metal induced lateral crystallization (Ni-MILC) of amorphous silicon was studied by means of high resolution transmission electron microscopy (HRTEM) and Raman spectroscopy. It was found that the nickel pattern as well as the thickness of the amorphous Si (a-Si) substantially influenced the orientation and grain morphology of the induced crystallites.

一、前言

近幾年來，薄膜電晶體液晶顯示器 (TFT-LCD) 已逐漸取代陰極射線管 (CRT)，在各種平面顯示器中，佔有主導的地位。隨著數位影像時代的來臨，人們追求更高解析度、低耗電的顯示器，早期所採用的非晶矽薄膜電晶體，已經不能滿足新世代的需求。

多晶矽薄膜電晶體相較於非晶矽薄膜電晶體有兩大優點：(1) 電子移動率高：由於 poly-Si 的矽結晶排列比 a-Si 來得有次序，使得電子移動率相對高 100 倍。因此對 poly-Si TFT LCD 而言，可以將週邊驅動電路同時製作在玻璃基板上，達到 system on glass (SOG) 的目標，節省空間及成本。(2) 開口率高：當電子移動率高時，畫素電晶體可以做得更小，因此電晶體佔畫素面積變小而達到更高開口

率。相較 a-Si TFT LCD，poly-Si TFT LCD 的畫素會更小，畫面更精緻。由於市場的需求及技術的突破，低溫複晶矽薄膜電晶體遂扮演一個取代原成熟非晶矽技術的角色，未來應用範圍廣泛且商機無限⁽¹⁻³⁾。

Poly-Si TFT 早期製程以半導體設備方式進行，採用 SPC (solid phase crystallization) 製程^(4,6)，但製程溫度高達 600 °C 以上的高溫製程，必須採用融點較高的石英基板。由於石英基板的成本比玻璃基板貴 10 倍以上，且在基板的尺寸限制下，產出的面板大約只有 2-3 吋。另外採用準分子雷射結晶 (excimer laser crystallization) 或稱雷射退火 (laser annealing, LA) 的技術可將製程溫度降到約 500 °C⁽⁷⁻⁸⁾，因此一般的玻璃基板能被採用，且能改善薄膜的結晶品質。此技術已經成功的應用於商業型的量產上，但由於製程操作範圍狹窄、各項物質特性及操作掃描方式引起之變異性大、設備維持不易等，使其製作成本偏高。

本文所要介紹的結晶方法是利用金屬矽化物催化的方式 (metal induced crystallization, MIC)，進行低溫固相再結晶，這種方法可成長出具有極大晶粒之複晶矽薄膜，且製程容易控制、變異性低、設備簡單、維持容易。許多金屬如 Al⁽⁹⁾、Au⁽¹⁰⁾、Ag⁽¹¹⁾、Pd⁽¹²⁾ 和 Ni⁽¹³⁻¹⁸⁾ 都被發現有誘發非晶矽薄膜低溫再結晶的現象，其中 Ni 由於結晶品質好，受到廣泛

的研究。近年來，在非晶矽薄膜上選擇性的沉積鎳金屬，可以在未覆蓋金屬的區域誘發非晶薄膜側向再結晶，稱為金屬矽化物催化側向結晶 (metal induced lateral crystallization, MILC)⁽¹⁹⁻²⁰⁾，這個方式可以得到高品質的複晶矽薄膜，並改善金屬殘留的問題。以下將探討鎳金屬矽化物催化固相低溫再結晶之機制，討論各項製程參數的影響，並對結晶薄膜作 HRTEM 的微結構分析，作為製作高性能低溫複晶矽薄膜電晶體的基礎。

二、MILC 的結晶機制

Ni-MILC 過程是先析出鎳金屬矽化物，再以此矽化物為基礎誘發生成複晶矽⁽¹³⁻¹⁶⁾。NiSi₂ 是正立方晶，屬於 CaF₂ (fluorite) 的晶體結構，此析出物為八個 {111} 面所包圍的規則正八面體結構。圖 1 為 NiSi₂ 和 Si 的原子結構示意圖。由於 Si (111) 與 NiSi₂ (111) 的晶格常數相當接近，只有 0.4% 的晶格不匹配，所以在 MILC 的過程中，NiSi₂ 析出物為非晶矽的成核扮演一個相當好的基板 (templates)，使矽原子可以在鎳矽化物八個 {111} 面的任何一個面上磊晶成長，形成一支支樹枝狀的結晶。

Hayzelden's 根據其 *in situ* TEM 及 HRTEM 的實驗結果提出了一個矽化物誘發非晶矽結晶的理論模型⁽¹⁶⁾。在每支樹枝狀結晶矽前端都有一層 NiSi₂

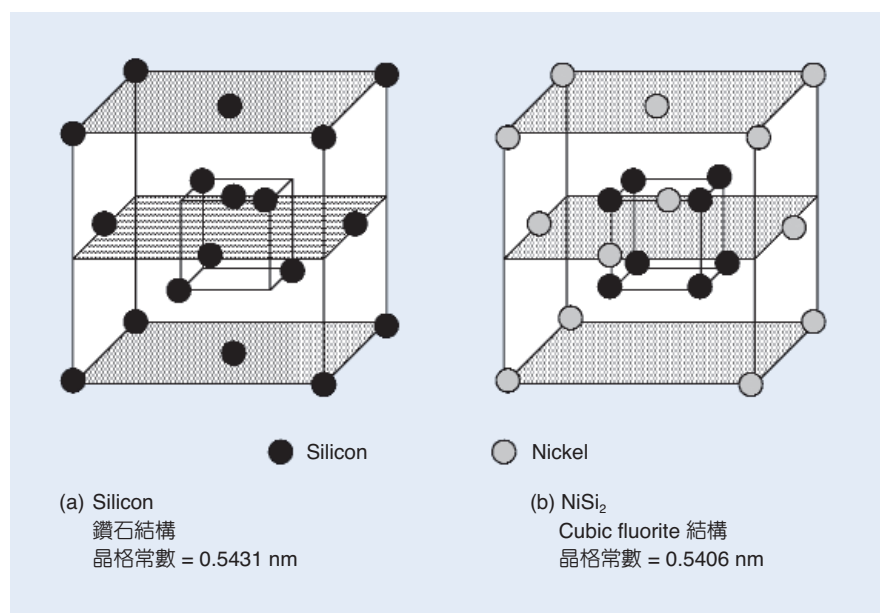


圖 1. NiSi₂ 和 Si 的原子結構示意圖。

作為前導，當這層 NiSi_2 不斷往 a-Si 內生長，其後則留下一條結晶矽，藉此可以在低溫誘發生成複晶矽。圖 2 是 a-Si、c-Si 與 NiSi_2 的自由能曲線示意圖，利用自由能的概念，我們可以簡單說明相轉換的驅動力。整體來說，非晶矽的自由能高於結晶矽的自由能，就降低自由能的觀點，這個反應是可以自然發生的。圖上兩條切線與座標軸的交點，分別為平衡時 NiSi_2 與 c-Si 及 a-Si 界面 Ni 原子及 Si 原子的化學位能 (μ)，我們可以清楚的看到 Ni 原子在 NiSi_2 與 a-Si 的界面有較低的化學位能，同時 Si 原子在 NiSi_2 與 c-Si 的界面有較低的化學位能，在結晶過程中， NiSi_2 中的 Ni 原子會自發性的往 c-Si 界面跑，Si 原子則會自發性的往相反的方向跑，由於 NiSi_2 提供 Si 原子結晶一個很好的基板，Si 原子可以在低如 500 °C 的溫度於 NiSi_2 與 a-Si 的界面成核磊晶成長，隨即 Ni 原子自發性的由矽化物往 a-Si 的界面遷移，形成一個新的 NiSi_2 基板，提供後續的誘發結晶。

三、鎳金屬覆蓋層形狀效應

非晶質矽覆蓋不同形狀的鎳金屬層會影響 MILC 之速率與結晶品質⁽²⁰⁾，我們以方形及圓形的鎳金屬覆蓋層來探討形狀效應的影響。利用光學顯微鏡 (optical microscopy, OM) 觀察非晶矽薄膜覆蓋圓形及長方形鎳層於 500 °C、退火 41 小時的結晶情形。其中覆蓋圓形鎳層所造成的 MILC 長度為 34.96 μm ，較覆蓋長方形鎳層長邊之 MILC 長度 (42.84 μm) 要短，但是比長方形鎳層四個角所造成之 MILC 長度 (31.16 μm) 要長。由此可知，經過相同的熱處理時間，MILC 長度會隨著所覆蓋鎳層形狀之曲率半徑增大而增大，即覆蓋較大曲率半徑的鎳層有較快的結晶速率。而利用光學顯微鏡觀察覆蓋長方形 (rectangle)、圓形 (circle) 鎳層於 500 °C 不同退火時間所得之非晶矽 MILC 長度，由 MILC 長度對時間關係圖顯示，覆蓋長方形鎳層之非晶質矽其 MILC 長度在任何時刻皆比覆蓋圓形鎳層的要長，不受非晶矽薄膜厚度影響。也就是說，在非晶質矽上覆蓋長方形鎳層所造成的 MILC rate (圖形斜率) 比覆蓋圓形鎳層的要快。由 MILC rate 與溫度

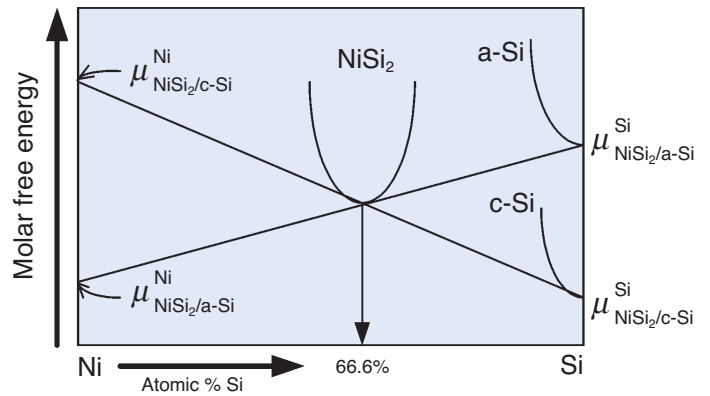


圖 2. 自由能曲線示意圖⁽¹⁾。

倒數關係圖之斜率，可以求出反應的活化能。當非晶質矽厚度為 1000 Å，其長方形鎳層活化能為 2.243 eV，圓形鎳層活化能為 2.345 eV；當非晶質矽厚度為 600 Å，其長方形鎳層活化能為 2.16 eV，圓形鎳層活化能為 2.236 eV，顯示不管覆蓋何種形狀鎳層於非晶質矽，其 MILC 成長機制應該相當相似。不論是覆蓋長方形或圓形鎳層，其 MILC 長度皆正比於時間 ($L \propto t$)，顯示覆蓋不同形狀之鎳層，其所造成的 MILC 成長可能皆為界面反應控制。

圖 3(a) 為非晶質矽覆蓋長方形鎳層於 500 °C、退火 288 小時之 TEM 明視野相，圖中標示 MIC 是原先覆蓋鎳金屬層的區域，MILC 是側向生成複晶矽的區域，我們可以看到一支支由 MIC 區域向外生長的樹枝狀結晶。其中圖 3(b) 為 (a) 之 MILC 區放大圖，MILC 區之枝狀結晶矽比較呈並排成長。圖 4(a) 為非晶質矽覆蓋圓形鎳層於 500 °C、退火 288 小時之 TEM 明視野圖。其中圖 4(b) 為 (a) 之 MILC 區放大圖，其 MILC 區之枝狀結晶矽會成輻射狀散開成長。比較圖 3 與圖 4 我們發現其細部結構皆為針狀單晶矽，最大尺寸可達 2.2 μm ，但是非晶質矽覆蓋長方形鎳層之針狀單晶矽較並行排列，而非晶質矽覆蓋圓形鎳層者則無此現象。

圖 4(c) 與 (d) 為枝狀單晶矽之 TEM 明視野圖及其繞射圖。由繞射圖可知為 $\langle 110 \rangle$ 方位之枝狀單晶矽，且分枝間夾角為 70.5° (顯示以 $\langle 011 \rangle$ 方向 (zone axis) 之 $\{111\}$ 面間夾角)。根據 MILC 的結晶機制⁽¹⁴⁻¹⁶⁾，當 NiSi_2 結粒 (nodule) 往前移動時，會留

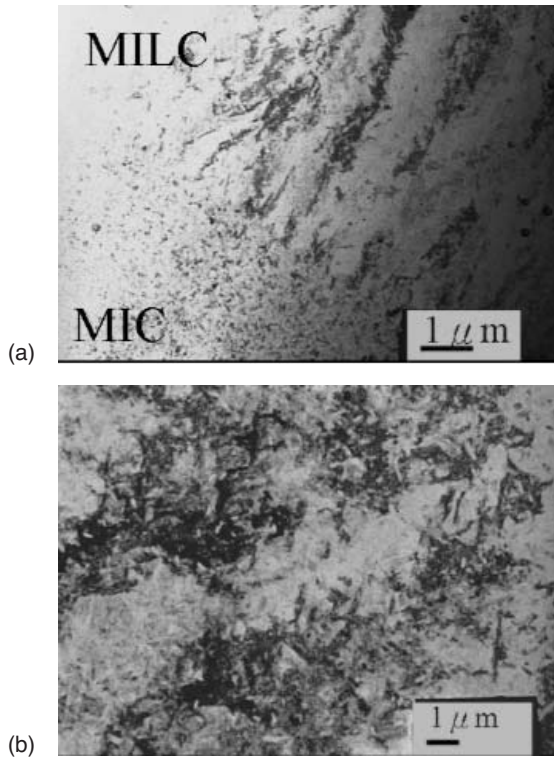


圖 3.(a) 非晶質矽覆蓋方形鎳層之 TEM 明視野圖，500 °C 退火 288小時，(b) 為 (a) MILC 區放大圖。

下沿 $\{111\}$ 面磊晶成長之單晶矽，隨著這 NiSi_2 結粒不斷成長，針狀結晶矽的方向通常為低指數之 $\langle 110 \rangle$ 方位，而不是 $\langle 100 \rangle$ 或 $\langle 111 \rangle$ 。雖然每一個 NiSi_2 結粒皆可當成核點，但是實際只比較容易發生在沿 $\langle 110 \rangle$ 方向之 NiSi_2 結粒，而像 $\langle 100 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 方向之 NiSi_2 結粒，其 $\{111\}$ 面延伸出去時即易與非晶質矽層上下界接觸。而 $\langle 110 \rangle$ 方向之 NiSi_2 結粒，其四個 $\{111\}$ 面與上下界面垂直，所以可以延伸較長。這也就是為何一般 TEM 看到皆為 $\langle 110 \rangle$ 方向之針狀單晶。

四、非晶矽薄膜的厚度效應

複晶矽薄膜的品質深受其先驅 (precursor)–非晶矽薄膜的影響，實驗發現，適當的非晶矽薄膜厚度，不但金屬誘發結晶的速率較快，也可以得到較佳的複晶矽薄膜⁽²⁰⁾。我們利用 OM 觀察非晶質矽厚度分別為 1000 Å、600 Å 與 300 Å 於 500 °C、

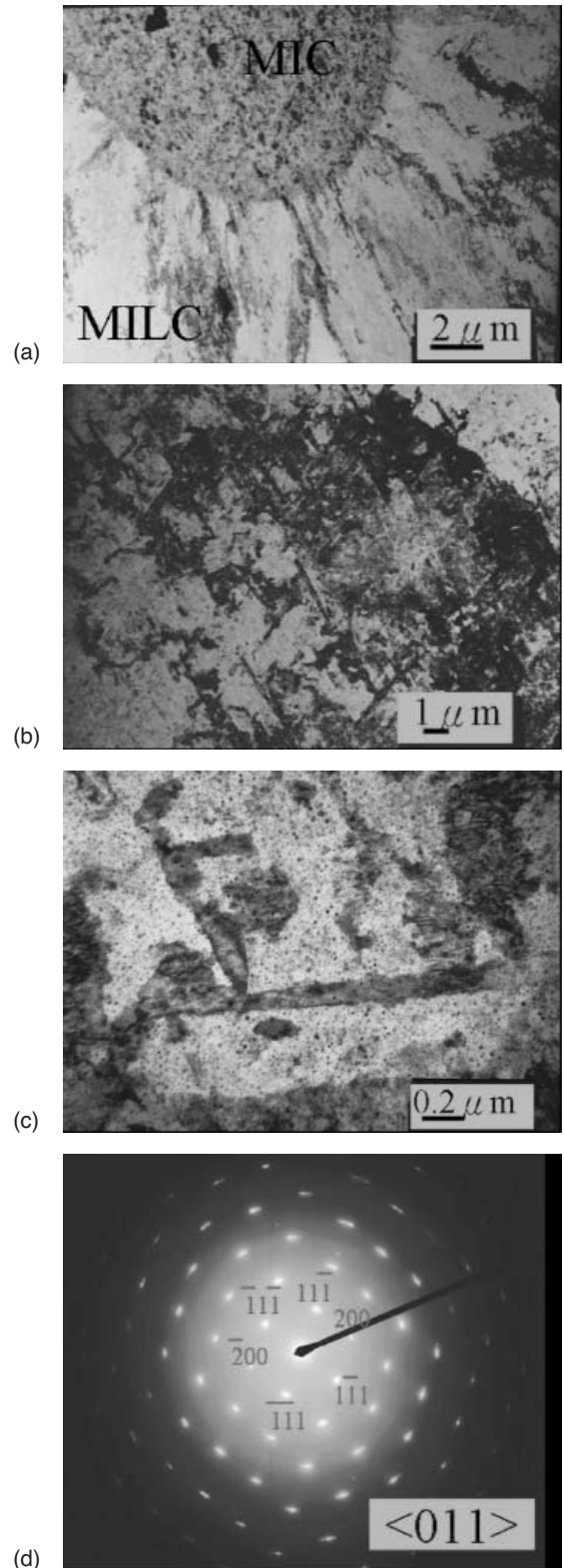


圖 4.(a) 非晶質矽覆蓋圓形鎳層之 TEM 明視野圖，500 °C 退火 288 小時。(b) 為 (a) MILC 區放大圖。(c) 枝狀單晶矽之 TEM 明視野圖。(d) 枝狀單晶矽之 TEM 繞射圖。

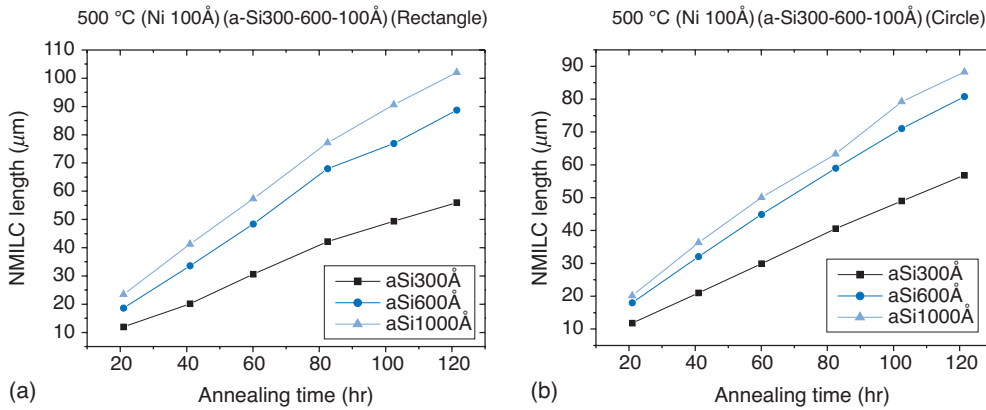


圖 5. 不同厚度非晶質矽 (300 Å, 600 Å, 1000 Å a-Si) 於 500 °C、120 小時退火之 MILC 長度與時間關係圖，(a) 為非晶質矽覆蓋圓形鎳層，(b) 為非晶質矽覆蓋方形鎳層。

61.5 小時退火之情形。當非晶質矽厚度為 1000 Å 之 MILC 長度最長，為 56.5 μm，非晶質矽厚度 600 Å 之 MILC 長度次之，47.2 μm，而非晶質矽厚度 300 Å 之 MILC 長度最短，18.4 μm。顯示 MILC 長度(rate) 隨非晶質矽厚度減少而明顯減少。

將不同厚度非晶質矽 (300 Å, 600 Å, 1000 Å a-Si) 於 500 °C 退火之 MILC 長度對時間作圖，由圖 5 可知，非晶質矽層 1000 Å 厚，其 MILC 長度在任何時刻皆最長，即 MILC rate (圖形斜率) 最快，且隨著厚度減小而 MILC rate 愈慢，其中圖 5(a) 為非晶質矽覆蓋圓形鎳層，(b) 為非晶質矽覆蓋方形鎳層。雖然非晶質矽厚度不同，但其 MILC 長度皆正比於退火時間 ($L \propto t$)，顯示其 MILC 成長機制應該相同，可能皆為界面控制成長。從 MILC 速率與溫度倒數關係圖的斜率可以求得反應的活化能，當非晶質矽薄膜厚度為 1000 Å，其長方形鎳層活化能為 2.243 eV，圓形鎳層活化能為 2.345 eV，當非晶質矽薄膜厚度為 600 Å，其長方形鎳層活化能為 2.16 eV，圓形鎳層活化能為 2.236 eV，顯示非晶質矽的厚度雖然對結晶速率有影響，但其成長機制活化能皆是相同的。

除了結晶速率外，我們利用拉曼光譜分析薄膜的結晶品質。圖 6 為不同厚度非晶質矽，於 500 °C 288 小時退火，MILC 區的拉曼光譜 (Raman spectra) 圖。在 518 cm^{-1} 處皆有明顯結晶矽的峰值，且於 480 cm^{-1} 並無明顯峰值，顯示皆無殘留非晶質矽。其中非晶質矽厚度 1000 Å 之半高寬約為 11 cm^{-1} ，峰高約為 826 (a.u.)；非晶質矽厚度 300 Å 之半高寬約為 16 cm^{-1} ，峰高約為 512 (a.u.)。顯示在 MILC 區域，較厚非晶質矽者其結晶性佳。

在應用的觀點，複晶矽薄膜中鎳原子的殘留會影響元件的電性，藉由 SIMS 對 MILC 薄膜作成分的分析，圖 7(a) 與 (b) 顯示 Ni 在多晶質矽區 (MILC 區) 的縱深分布，(a) 為非晶質矽 1000 Å 厚，(b) 為非晶質矽 300 Å 厚。其中 (a) 之 MILC 區中 Ni 平均濃度為 10^1 (cts/s)，比 (b) 之 MILC 區中 Ni 平均濃度 0.68×10^2 (cts/s) 要低。當非晶質矽增厚，其縱向 Ni 平均濃度較小，這可以直觀的去理解，當非晶質矽越厚，其樹枝狀結晶矽可以長得較長、較寬，因此造成最前端 NiSi_2 結粒漸漸變薄，所以 Ni 平均濃度也較小；而非晶質矽較薄者，由於枝狀結晶矽成長時易受阻，而使得枝狀晶短小，因此造成最前端 NiSi_2 結粒較厚，所以 Ni 平均濃度也較大。且在圖 7(a)(b) 中，在 Si/SiO₂ 界面一樣會因 NiSi_2 結粒在此堆積而造成 Ni 濃度增加。

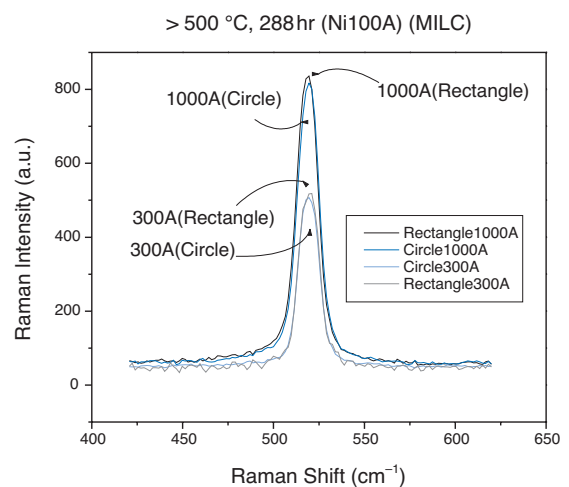
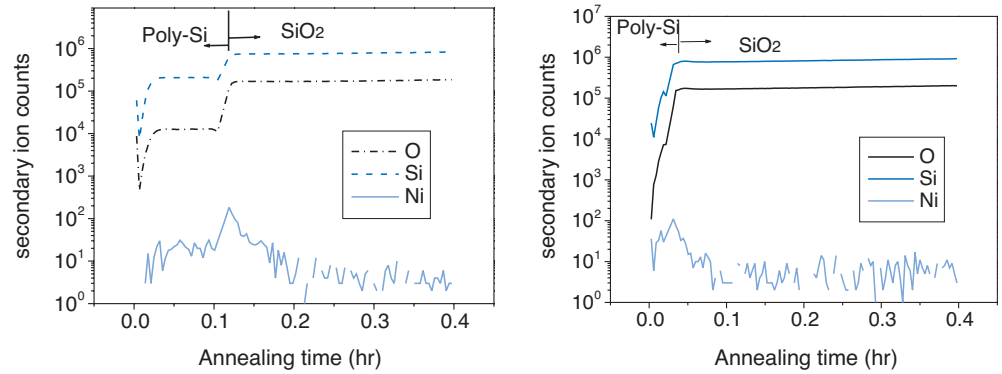


圖 6. 不同厚度非晶質矽於 500 °C、288 小時退火，MILC 區的拉曼光譜圖。

圖 7.
顯示 Ni 在多晶質矽區 (MILC 區) 的縱深分布，(a) 為非晶質矽 1000 Å 厚，(b) 為非晶質矽 300 Å 厚。



五、HRTEM 微結構分析

圖 8 是試片於 520 °C 退火 20 分鐘的 TEM 明場相照片。我們可以看到，鎳金屬誘發側向結晶矽首先發生在圓形鎳金屬覆蓋層的邊緣，然而，當結晶矽一脫離金屬覆蓋層向前生長，它隨即展現樹枝狀分枝的結晶形貌⁽²¹⁾。我們對結晶矽分支作微結構的分析，如圖 9(a) 所示，圓形鎳金屬覆蓋層誘發結晶矽的晶粒長度約為 300 nm，較方形鎳金屬覆蓋層於相同熱處理條件所誘發的晶粒要小。利用 HRTEM 的選區繞射 (SAD) 取得初始結晶的繞射圖形，SAD 的結果顯示結晶矽皆呈現 [110] 的投影方向，如圖 9(b) 所示。選擇一支樹枝狀結晶矽的前端作高解析度 TEM 的觀察，圖 10 是鎳金屬矽化物誘發樹枝狀結晶的原子級影像，結晶矽是沿著 $\langle 111 \rangle$ 的方向成長。我們以 [110] 軸向去觀察，由於 NiSi_2 (111) / Si (111) 的晶格常數相當接近，所以界面相當平整，沒有垂直界面的插排產生，這些結果都與 MILC 結晶機制的理論模型相符合⁽¹³⁻¹⁷⁾。

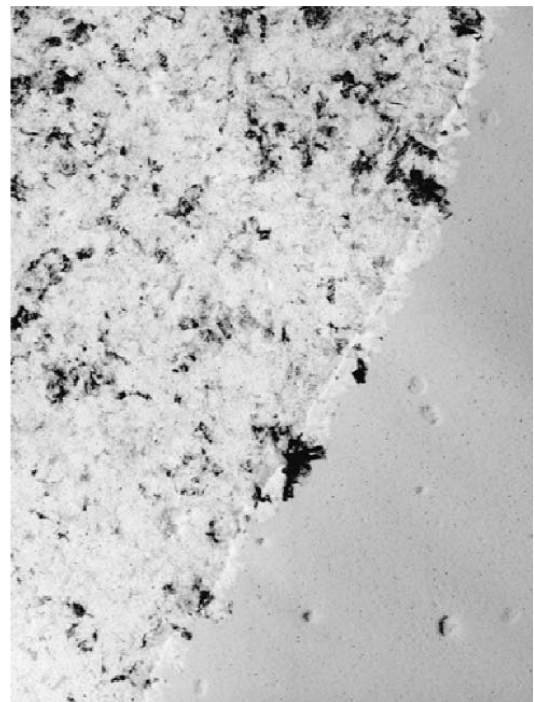


圖 8. 試片於 520 °C 退火 20 分鐘的 TEM 明場相照片。

圖 9.
(a) 樹枝狀結晶 HRTEM 影像，(b) SAD 顯示為 [110] 軸向。

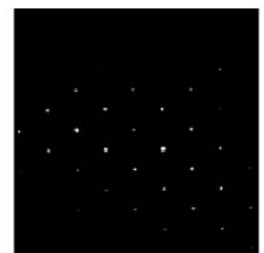
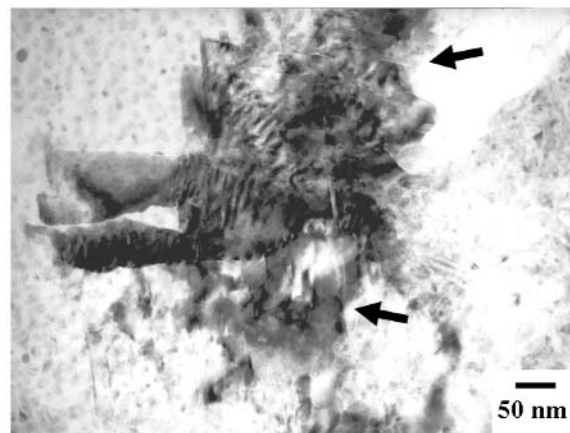




圖 10. 鎳金屬矽化物誘發樹枝狀結晶的原子級影像。

在圓形鎳金屬覆蓋層誘發的樹枝狀結晶矽晶粒中，有許多奈米級雙晶缺陷的存在，仔細觀察圖 9 (a) 箭頭之處，在 BFTEM 影像中，此雙晶缺陷呈現較強對比的平行帶狀結構。圖 11 顯示 $\langle 110 \rangle$ 軸向高倍率晶粒間缺陷的高倍率影像，我們可以發現許多奈米級雙晶，值得注意的是，這些奈米級雙晶的方向皆平行於兩個方向，其夾角恰為 70.5° 。由於 $[\bar{2}11]$ 方向垂直 $[110]$ 和 $[111]$ 方向，且各個 $[\bar{2}11]$ 方向夾角恰為 70.5° ，我們可以由此判斷這些奈米級雙晶結構是沿著 $[\bar{2}11]$ 方向。

以傳統固相結晶法將非晶矽轉變成多晶矽的過程中，在低如 550°C 的熱處理溫度，在各個晶粒間會有許多缺陷的產生⁽²²⁻²⁵⁾，例如說雙晶、疊插、插排…等。其中雙晶缺陷的產生不會改變鍵長與鍵角，且雙晶缺陷的成核只需改變三個原子的排列，有很低的活化能⁽²⁶⁾，所以在傳統固相結晶中，常常觀察到 $\langle 211 \rangle$ 方向的雙晶缺陷，與我們在 HRTEM 影像中看到的現象相當類似。藉此可以推論，雖然在 MILC 的過程中，非晶矽主要藉著 NiSi_2 誘發樹枝狀結晶成長，但是規則排列的結晶矽邊緣，同時提供 SPC 反應一個很好的成核點，在一支支向外生長的樹枝狀結晶中間，殘留少許狹窄的非晶矽區域，在熱處理的過程中，可藉由 SPC 的方式結晶，因此我們在圓形鎳金屬覆蓋層誘發結晶的試片中可以觀察到 $\langle 211 \rangle$ 方向的雙晶缺陷，這個現象在方形鎳金屬覆蓋層的試片則不曾觀察到。

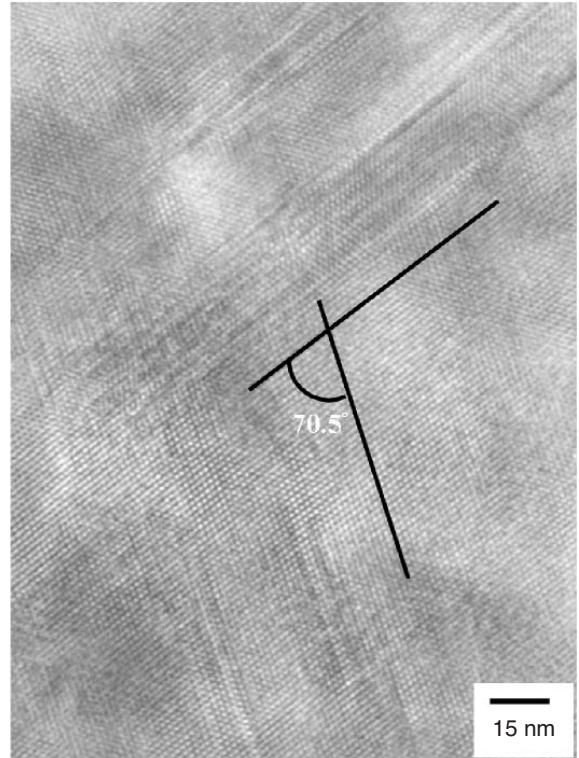


圖 11. $\langle 110 \rangle$ 軸向高倍率晶粒間缺陷的高倍率影像。

六、結語

台灣現今投入相當多的資金與人力於 TFT-LCD 產業，順應時代趨勢，高解析度、高畫質的產品必定成為顯示器市場的主流。本文介紹一種低溫生成複晶矽薄膜的方法，並對其製程參數及結晶機制做一深入探討，除了能對非晶矽轉化成複晶矽薄膜的過程有更多的了解外，並希望作為下一代以矽鍺為基材的薄膜電晶體之研究基礎。

參考文獻

1. S. D. Brotherton, *Semicond. Sci. Technol.*, **10** (1995).
2. T. I. Kamins, *J. Appl. Phys.*, **42**, 4357 (1971).
3. C. F. Yeh, T. Z. Yang, C. L. Chen, T. J. Chen, and Y. C. Yang, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **32**, 4472 (1993).
4. C. F. Yeh, C. L. Chen, Y. C. Yang, S. S. Lin, T. Z. Yang, and T. Y. Hong, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **33**, 1798 (1994).
5. H. Y. Lin, C. Y. Chang, T. F. Lei, M. Liu, W. L. Yang, J. Y. Cheng, H. C. Tseng, and L. P. Chen, *IEEE Electron Devices Lett.*, **17**, 503 (1996).
6. K. Nakazama, *J. Appl. Phys.*, **69**, 1703 (1991).
7. K. Sera, F. Okumura, H. Uchida, S. Itoh, S. Kaneko, and K. Hotta, *IEEE Trans. Electron Devices*, **ED-36**, 2868 (1989).

8. R. Ishihara, W. C. Yeh, T. Hattori, and M. Matsumra, *Jpn. J. Appl. Phys. Pt. 1*, **34**, 1759 (1995).
9. G. Radnoczi, A. Robertson, H. T. G. Hentzell, S. F. Gong, and M. A. Hasan, *J. Appl. Phys.*, **69**, 6394 (1991).
10. J. Stoemenos, J. Mcintosh, N. A. Economou, Y. K. Bhatnagar, P. A. Coxon, A. J. Lowe, and M. G. Clark, *Appl. Phys. Lett.*, **58**, 1196 (1991).
11. B. Bian, J. Yie, B. Li, and Z. Wu, *J. Appl. Phys.*, **73**, 7402 (1993).
12. S. W. Lee, Y. C. Jeon, and S. K. Joo, *Appl. Phys. Lett.*, **66**, 1671 (1995).
13. C. D. Lien, M. A. Nicolet, and S. S. Lau, *Phys. Status Solidi A*, **81**, 123 (1984).
14. Y. Kawazu, H. Kudo, S. Onari, and T. Arai, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **29**, 2698 (1990).
15. C. Hayzelden, J. L. Batstone, and R. C. Cammarata, *Appl. Phys. Lett.*, **60**, 225 (1992).
16. C. Hayzelden and J. L. Batstone, *J. Appl. Phys.*, **73**, 8279 (1993).
17. J. Jang, S. J. Park, K. H. Kim, B. R. Cho, W. K. Kwak, and S. Y. Yoon, *J. Appl. Phys.*, **88**, 3099 (2000).
18. S. Y. Yoon, S. J. Park, K. H. Kim, J. Jang, and C. O. Kim, *J. Appl. Phys.*, **87**, 609 (2000).
19. Z. Jin, G. A. Bhat, M. Yeung, H. S. Kwok, and M. Wong, *J. Appl. Phys.*, **84**, 194 (1998).
20. K. Lam, S. Chen, and D. G. Ast, *Appl. Phys. Lett.*, **74**, 1866 (1999).
21. 王澤豪, 清華大學材料系碩士論文 (2001).
22. 盧榮彬, 清華大學材料系碩士論文 (2003).
23. Y. Z. Wang and O. O. Awadelkarim, *J. Vac. Sci. Technol. A*, **16**, 3352 (1998).
24. J. H. Kim, J. Y. Lee, and K. S. Nam, *J. Appl. Phys.*, **77**, 95 (1995).
25. J. L. Batstone, *Philos. Mag. A*, **67**, 51 (1993).
26. X. Z. BO, N. Yao, S. R. Shieh, T. S. Duffy, and J. C. Sturm, *J. Appl. Phys.*, **91**, 2910 (2002).
27. R. Drosd and J. Washburn, *J. Appl. Phys.*, **53**, 397 (1982).

侯綉芳小姐現就讀於國立清華大學材料科學與工程研究所碩士班。

盧榮彬先生為國立清華大學材料科學與工程研究所碩士。
王澤豪先生為國立清華大學材料科學與工程研究所碩士。
周立人先生為美國伊利諾大學電機博士，現任國立清華大學材料科學與工程學系助理教授。

Hsiu-Fang Hou is currently a M.S. student in the Institute of Materials Science and Engineering at National Tsing Hua University .

Chi-Pin Lu received his M.S. in materials science and engineering at National Tsing Hua University.

Tza-Hao Wang received his M.S. in materials science and engineering at National Tsing Hua University.

Li-Jen Chou received his Ph.D. in electrical engineering from the University of Illinois at Urbana-Champaign, USA. He is currently an assistant professor in the Department of Materials Science and Engineering at National Tsing Hua University.