

工業用純鈦冷軋薄板開發

Development of Industrial Cold Rolled Titanium Sheet

洪胤庭^{1*} ■ 張孝慈¹ ■ 伍昭憲¹ ■ 余育陞²

I.T. Hong,

H.T. Chang,

C.H. Wu,

Y.S. Yu

本研究針對純鈦熔煉、軋延及熱處理各項生產細節進行研究，並將研究成果落實於生產現場，成功開發出工業用冷軋鈦捲，供給國內各產業使用。此外，本研究使用EBSD分析各種不同製程之鈦板，探討軋延量與熱處理條件對純鈦板顯微組織、集合組織、異向性與 r 值的影響，並進一步分析冷軋後純鈦形成雙晶之晶粒取向差角度及極圖，釐清純鈦冷軋後雙晶與差排的形成機制。

研究結果發現真空電弧熔煉之熔煉參數會影響熔煉後鑄錠表面缺陷及氧氮微量元素偏析程度，進一步影響最終鍛打後鈦胚品質與成分。為獲得較佳之鈦板表面品質及細緻晶粒，鈦捲熱軋時，鈦胚加熱溫度需控制於 930°C 、粗完軋溫度需控制在 $750\sim 850^{\circ}\text{C}$ 、精完軋溫度需控制在 $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ 、盤捲溫度 $> 600^{\circ}\text{C}$ 。鈦捲進行冷軋時，冷軋每道次軋延量不宜超過20%，且軋速不宜超過80mpm，以避免鈦捲與軋輥產生熱粘，導致表面品質不良。冷軋完畢後鈦捲再經連續退火酸洗獲得完全再結晶之亮皮冷軋鈦捲。

EBSD分析結果顯示，純鈦HCP中的 c 軸方向是影響鈦板異向性與 r 值(深冲特性)的重要因素。一般熱軋厚板或熱軋薄板具 $\{10\cdot10\}<11\cdot20>$ 及 $\{11\cdot20\}<10\cdot10>$ 兩種會使 c 軸平行於TD(板寬方向)的集合組織，因此熱軋厚板與熱軋薄板之異向性較大，且 r 值較低。透過適當冷軋及熱處理，使鈦板 $\{10\cdot10\}<11\cdot20>$ 及 $\{11\cdot20\}<10\cdot10>$ 集合組織消失，形成 $\{2115\}<01\cdot10>$ 及 $\{10\cdot13\}<2\cdot1\cdot10>$ 兩種 c 軸較垂直板面的集合組織，則可改善鈦板之異向性，並提高 r 值(高深冲性)。

本研究開發之冷軋純鈦薄板，已供給國內建築、民生餐具、能源、石化等領域，重要應用實績有：台北大巨蛋鈦屋頂與帷幕牆(施工中)、國內民生鈦餐具、板式熱交換器與台塑、長春等公司之化工桶槽，已銷售約1100噸，為國內輕金屬產業創造逾10億元產值。

關鍵字：純鈦、冷軋、集合組織、異向性、 r 值

Pure titanium was widely used for petrochemical, architecture, aerospace, energy, ocean industry because of its low density, outstanding corrosion resistance, favorable mechanical properties, good weldability and excellent forming property. This research studied the melting, rolling and heat-treatment process of pure titanium and successfully developed the cold rolled titanium coil. A series of microstructural observations, texture analysis, mechanical property measurements were conducted to study how rolling and heat-treatment process affect the properties of microstructure, texture, anisotropy property and r -value (Lanford value) of titanium sheets. We also investigated the out-orientation angle and pole figure of twin crystal of cold rolled titanium sheet to clarify the deform mechanism and dislocation.

Our results showed that the melting parameters of VAR affect the defect morphology and the segregation degree of oxygen and nitrogen, thereby affected the quality and composition of titanium slab. The finishing rolling temperature must be maintained at $900\sim 930^{\circ}\text{C}$ and the heating temperature of titanium slab at $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ to obtain quality surface and fine grain. The reduction rate of cold roll pass should not surpass 20% and the rolling speed should be under 80MPM to avoid roughing up the surface of titanium cold rolled sheet. Results of EBSD analysis showed the direction of c -axis was the key factor of anisotropy of titanium sheet. The anisotropy of hot rolled titanium plate and sheet were more obvious than cold rolled sheet, because their c -axis was parallel to the transverse direction. After proper cold rolling and heat-treatment, the c -axis tended to be vertical to normal plane of titanium sheet resulting in cold rolled titanium sheet equipped with high r value and low anisotropy property.

The cold rolled titanium sheet/coil was successfully developed for architecture, civil, energy and petrochemical industry worth more than 1 billion NTD.

Key words: pure titanium, cold rolling, texture, anisotropy

一、前言

鈦及鈦合金具比强度高、耐熱性好、成形性佳等優點，近年被廣泛使用於石化、建築、民生、航太、能源、海洋等產業，成為工業最重要的金屬之一。純鈦 (commercial pure titanium) 是工業中最常使用的一種 α 型鈦金屬，其可使用於 300~350℃ 之環境下⁽¹⁾。工業用純鈦依照微量元素（氧、氮、碳、氫、鐵）含量可區分為四大類，在 ASTM 中編號 Gr.1~Gr.4，隨著牌號數字增加，微量元素含量逐漸提高，純鈦之強度隨之提高，而塑性隨之降低。

國內建築、餐具、能源、石化、光電等產業皆有鈦金屬材料需求，但產業所需鈦材皆自國外進口，交期長且品質不易控制，不利產業穩定發展。由於過去國內皆無純鈦熔煉、熱軋、冷軋及熱處理之生產經驗，因此本研究針對純鈦各項生產細節進行研究，並將研究成果落實於生產現場，成功開發出工業用冷軋鈦捲，供給國內各產業使用。

因工業用冷軋純鈦薄板常用於各式成型，例如沖壓、捲管、彎曲、伸緣等，因此其微觀組織與機械特性對鈦板成型特性影響很大，本研究亦使用 EBSD 分析各種經熱軋、冷軋與熱處理製程之鈦板，探討軋延量與熱處理條件對純鈦板顯微組織、集合組織、異向性與 r 值的影響。此外，本研究進一步分析冷軋後純鈦形成雙晶之晶粒取向差角度及極圖，釐清純鈦冷軋後雙晶與差排形成機制。

二、研究方法

1.1 熱軋與冷軋鈦板試片製作

將高純度粒狀海綿鈦混合均勻，使用 6300 噸油壓機將粒狀海綿鈦壓實成塊，並以真空電子束銲接成海綿鈦電極錠後，利用真空電弧重熔爐熔煉兩次，獲得圓柱狀純鈦鑄錠。鈦鑄錠經過鍛打成厚度 140mm 鈦胚後，以連續式軋機熱軋成厚度 2.4mm 黑皮鈦捲，經過退火酸洗除去表面銹皮成亮皮鈦捲後，再以往復式冷軋機進行不同裁減量之冷軋，再施以連續退火或真空退火處理，產出純鈦冷軋薄板。經不同製程之熱軋、冷軋及熱處理之鈦板材切成適當大小，進行微觀組織觀察及機械性質量測。

1.2 鈦板顯微組織觀察

經熱軋、冷軋及不同退火製程處理後之鈦板，先研磨至 2000 號砂紙後，以腐蝕液 (2ml 氫氟酸 + 6ml 硝酸 + 92ml 水) 進行蝕刻 30 秒，再以清水沖洗，以光學顯微鏡 (OM) 觀察經不同製程處理後鈦板之晶粒組織型態，了解晶粒尺寸情況。以電子背向散射繞射儀 (EBSD) 觀察之鈦板需研磨至 4000 號砂紙，使樣品達到完全平整且無刮痕，再進行電解拋光，電解液為 6ml 高氯酸 + 94ml 甲醇，電壓恆定為 30v，在 -40℃ 下電解拋光 30 秒，以 EBSD 觀察純鈦經不同製程後之晶粒取向圖，了解鈦板晶粒基本取向。

1.3 熱軋及冷軋鈦板集合組織分析

經熱軋、冷軋及退火處理後之鈦板加工成 15mm*15mm 方形試片，研磨至 4000 號砂紙後，以高氯酸 + 甲醇之混合液進行電解拋光 (直流電壓 30v，時間 30 秒、溫度 -40℃)。利用場發射掃描式電子顯微鏡進行掃描分析，再以 HKL 公司提供之 Channel 5 軟體進行分析，獲得極

圖 (pole figure)、反極圖 (inverse pole figure)、取向分佈函數圖 (orientation distribution function) 及晶粒取向差角度 (misorientation angle) 等資訊，以了解各項製程對純鈦薄板集合組織之影響。

1.4 鈦板機械性質測試

經熱軋、冷軋及退火處理後之熱軋及冷軋板，以與軋延方向 0° (RD 方向)、 45° 、 90° (TD 方向) 三方向按照規範加工成拉伸試片，以拉伸試驗機進行拉伸測試，量取鈦板之降伏強度、抗拉強度、伸長率及 r 值，以了解不同方向鈦板經過不同軋延及熱處理後所具備之機械特性，並將此些特性與 EBSD 分析所得之集合組織進行比較。

三、成果與討論

3.1 真空電弧熔煉純鈦鑄錠品質改善

工業熔煉純鈦及鈦合金的主要方法為真空電弧重熔 (Vacuum Arc Remelting, VAR)，粒狀海綿鈦經自動秤重混布料機混合均勻後，利用 6300 噸油壓機壓製成塊，再利用銲接方式將數十塊鈦電極塊銲接成電極錠，鈦電極再經過 2~3 次 VAR 後得到理論密度接近 100% 的鈦鑄錠（純鈦熔煉 2 次，鈦合金為求成分均勻，須熔煉 3 次）。真空電弧重熔時，各項熔煉參數會直接影響鑄錠各種表面缺陷與成分偏析。為產出高品質鈦鑄錠，本研究針對電弧熔煉後鈦鑄錠表面各項缺陷進行改善，各種 VAR 鑄錠熔煉缺陷改善如下。

(1) 皮下氣孔

VAR 熔煉完畢後，於鑄錠表面可觀察到圓滑狀的皮下氣孔，以成圈方式分佈於鑄錠表皮層內，如圖 1(a) 所示。此類缺陷主要是熔煉時 VAR 熔煉電流過小，導致熔池深度過淺，且熔池無法與坩堝完全接觸，如圖 1(b) 所示，導致鑄錠表面產生氣孔。此外，若海綿鈦原料中鎂、氯等雜質含量較高，熔煉過程中揮發氣體會聚集於熔池邊緣，形成表面氣孔。

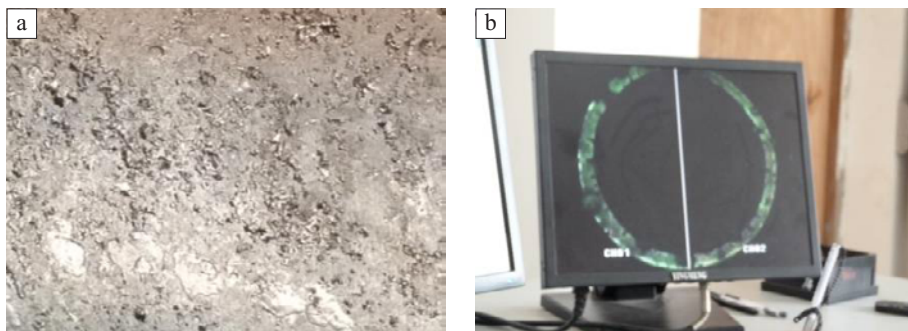


圖 1 (a)VAR 鑄錠表面氣孔，(b)VAR 熔池未與坩堝完全接觸。

熔煉時根據鑄錠直徑，適度提高熔煉電流，使熔池維持一定深度且使熔池邊緣可與坩堝接觸，如圖 2(b) 所示，並降低海綿鈦中鎂、氯等雜質含量，即可減少鑄錠熔煉後表面氣孔缺陷，如圖 2(a) 所示。

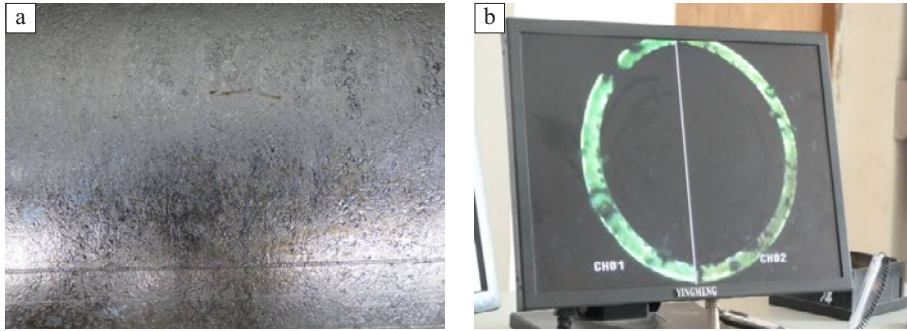


圖 2 (a) 改善後 VAR 鑄錠表面氣孔大幅減少，(b) 提高熔煉電流後使熔池與坩堝接觸。

(2) 表面夾渣

表面夾渣為 VAR 熔煉完畢後，鑄錠表面出現一層金屬或黑色揮發物，此黑色揮發物主要來自於海綿鈦中的氯化物，如圖 3 所示。此類缺陷產生原因有 (1) 熔煉過程電弧過長，熔煉電弧熱量不集中，無法對熔池產生有效攪拌作用，海綿鈦中揮發物雜質無法揮發而凝固於鑄錠表層。(2) VAR 熔煉後一次錠刷洗作業不確實，使得一次錠表面之氯化物帶入二次錠熔煉中，而出現在鑄錠表層。此類缺陷解決方式為加強一次鑄錠之刷洗工作，徹底除去鑄錠一次熔煉後凝結於表層之氯化物，其次，視 VAR 熔煉情況，適度調低熔煉電壓，縮短電弧長度，亦可有效減少鑄錠表層夾渣缺陷。

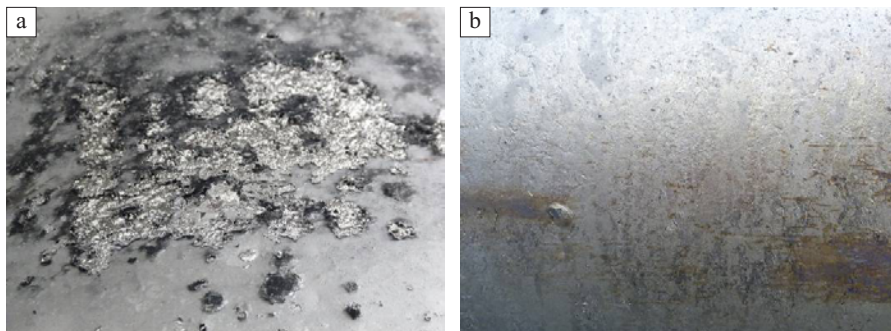


圖 3 (a) VAR 鑄錠表面夾渣缺陷。
(b) 將一次錠刷洗乾淨後再進行二次熔煉，鑄錠表面夾渣缺陷減少。

(3) 鑄錠底部未熔

為了使 VAR 順利起弧熔化鈦電極錠，需於坩堝底部放置屑料用以起弧，當起弧料過多，或起弧料之體積過大，電弧起弧瞬間無法將其充分熔化，待鑄錠冷卻後就會形成底部未熔，如圖 4 所示。此外，當起弧電流過小、冷卻強度過大導致熔池建立太慢，亦會形成底部未熔。因此只要適度提高起弧電流，並縮小起弧料體積即可避免鑄錠底部未熔缺陷。



圖 4 VAR 鑄錠底部未熔

(4) 錠冠過高

錠冠是鑄錠頂部冒出不規則部分，如圖 5 所示，若不將其切除，兩顆鈦鑄錠無法對銲進行第二次熔煉，當錠冠過高時，雖不影響鈦鑄錠表面品質，但一旦所切除之錠冠過多，將大幅降低鈦鑄錠之成材率，造成生產成本上升。對應 VAR 熔煉紀錄發現，熔煉電壓太小，造成電弧過短，容易使電弧產生週期性短路，造成熔池溫度急遽變化產生嚴重噴濺，而形成此類缺陷。此外，若海綿鈦雜質元素含量過多，或穩弧電流過大，造成熔池不穩，亦會形成此類缺陷。



圖 5 VAR 鈦鑄錠頂端錠冠過高

(5) 表面氧化

鈦錠表面氧化變色主要是因熔煉完畢後，鑄錠在爐內冷卻時間不足，鈦錠仍處高溫即出爐，脫離爐內 Ar 氣保護，導致鑄錠外部遇空氣而氧化變色，如圖 6 所示。只要延長鈦鑄錠在爐冷卻時間，避免鈦錠高溫出爐，即可避免鈦錠表面氧化變色。



圖 6 VAR 鈦鑄錠高溫出爐造成之表面變色

3.2 工業用純鈦熱軋與冷軋鈦捲生產

圖 7 為工業用純鈦 (Gr.1~4) 與 Ti-6Al-4V 鈦合金 (Gr.5) 於不同溫度進行 Gleeble 壓縮實驗，顯示工業用純鈦於 600°C 時，Gr.1 與 Gr.2 變形阻抗約 150MPa，而 Gr.3 與 Gr.4 因氧含量較高，變形阻抗較 Gr.1 與 Gr.2 要高，約 200MPa，當溫度提高至 950°C 時，四種 (Gr.1~4) 工業用純鈦變形阻抗皆大幅降低，僅約 40MPa，約為 304 不銹鋼的 1/5，此主要是純鈦於 885°C 有一相變態點，當超過此溫度時，純鈦將由 HCP 轉變為 BCC 結構，變形滑移系統增加，導致強度大幅下降。而 Ti-6Al-4V 鈦合金 (Gr.5) 亦有此趨勢，當溫度接近 1000°C 時，其變形阻抗大幅下降，其亦是因變形溫度超過其 β 變態溫度導致。

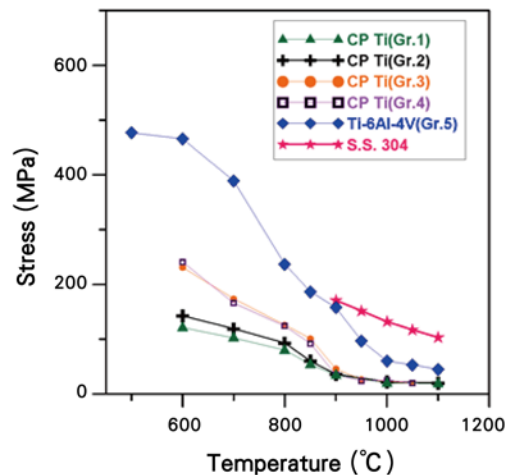


圖 7 工業用純鈦與鈦合金於不同溫度之變形阻抗。

純鈦塑性較好，每道次熱軋軋延量雖可達 30%，但為獲得較佳表面品質，避免邊裂產生，純鈦胚每道次熱軋軋延量應介於 20~25%。為得到較理想的組織，鈦胚總軋延量需控制 90% 以上。純鈦完軋溫度落於 β 相變態溫度 (885°C) 以上，會產生粗大晶粒，影響鈦板機械性能，為獲得細緻晶粒，需在 α 相 (885°C 以下) 完成 30% 以上的軋延⁽²⁾。此外，鈦熱容量小，只有鐵的 6 成，需注意出爐後鈦胚冷卻造成變形阻力增大、反彈等影響。基於以上考量，本研究將 140mm 厚鈦胚於 930°C 加熱 180 分鐘後進行連續式熱軋，熱軋之粗完軋溫度控制在 $750\sim 850^{\circ}\text{C}$ ，精完軋溫度控制在 $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ ，盤捲溫度 $> 600^{\circ}\text{C}$ 。

經以上設定後，140mm 厚之 Gr.1 鈦胚於連續式熱軋機熱軋至 2.4mm 並盤捲成熱軋鈦捲，熱軋鈦捲金相組織為長條狀組織 (圖 8(a))，T 向與 L 向之 YS 約為 529 及 474MPa，皆超出 ASTM B265 規範要求，因此需再進行退火熱處理。

圖 8 為熱軋後與連續退火後 Gr.1 2.4mm 鈦捲之金相組織，結果顯示鈦捲經熱處理後，已完成再結晶，平均晶粒約 $40\sim 50\mu\text{m}$ ，且鈦板 T 向及 L 向之降伏強度分別為 290 及 201 MPa，抗拉強度則分別為 320 及 311MPa，T 向及 L 向之 EL 皆超過 35%，T 向及 L 向鈦板皆可通過 4T 彎曲試驗測試 (如表 1)，機械性質與成分皆可符合 ASTM B265 規範要求。退火酸洗後之鈦捲實測厚度為 2.42mm，亦落於 ASTM 規範厚度要求內。

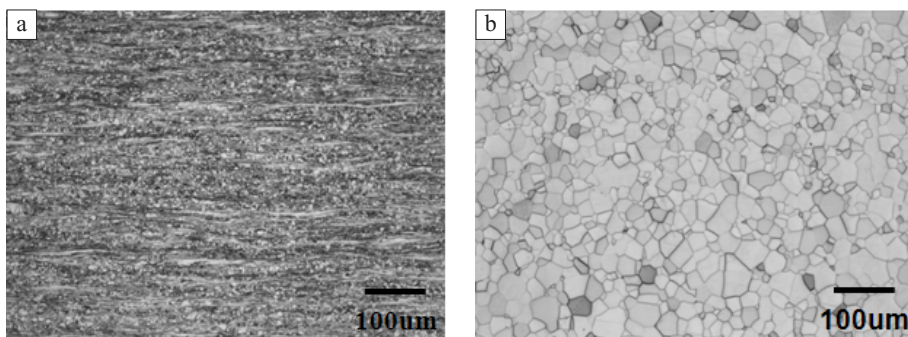


圖 8 (a) 2.4mm Gr.1 鈦捲熱軋後與 (b) 連續退火後之金相組織。

表 1. 2.4mm Gr.1 鈦捲熱處理後機械性質分析結果

		YS(MPa)	TS(MPa)	EL(%)	Bending	
2.4mm	T	290	320	38.1	4T	
	L	201	311	38.2	4T	

退火後之亮皮鈦捲接著進行冷軋，純鈦活性大，冷軋每道次軋延量不宜超過 20%，軋速不宜超過 80mpm。冷軋後之鈦捲再進行退火噴砂酸洗，產出厚度 0.6mm 冷軋鈦捲，如圖 9 所示。

圖 10 為 0.6mm Gr.1 鈦捲之金相組織，經冷軋後鈦捲呈 20~30um 之等軸晶組織，T 向及 L 向之 YS 分別為 229 及 215MPa，TS 則為 335 及 328MPa，T 向及 L 向之 EL 皆超過 35%，機械性質符合 ASTM B265 規範要求，T 向及 L 向鈦板皆可通過 0T 彎曲試驗測試，如表 2 所示。



圖 9 0.6mm Gr.1 工業用冷軋鈦捲

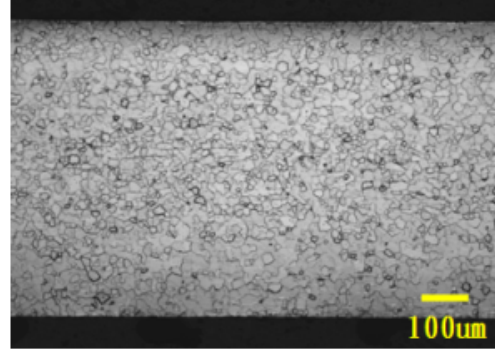


圖 10 0.6mm Gr.1 冷軋鈦薄板退火後之金相組織

表 2. 0.6mm Gr.1 冷軋鈦薄板退火後之機械性質

		YS(MPa)	TS(MPa)	EL(%)	Bending	
0.6mm	T	229	335	36.1	0T	
	L	215	328	37.1	0T	

3.3 軋延與熱處理參數對鈦板機械性質與微觀組織之影響

『30mm 熱軋厚板』、『2.4mm 熱軋薄板』、『20% 冷軋 + 連續退火 1.9mm 薄板』此三項產品 T 向及 L 向之 YS 差值約介於 75~100MPa 之間，而『50% 冷軋 + 連續退火 1.2mm 薄板』及『二次 50% 冷軋 + 二次連續退火 0.6mm 鈦薄板』T 向及 L 向之 YS 差值僅約 20MPa 左右，而若『75% 冷軋 + 真空退火 0.6mm 薄板』其 T 向及 L 向之 YS 差值更降低至 3MPa，如表 3 所示。

表 3. 不同生產製程鈦板機械性質量測結果

	30mm 熱軋厚板		2.4mm 熱軋薄板		20%冷軋+ 連續退火 1.9mm薄板		50%冷軋+ 連續退火 1.2mm薄板		二次50%冷軋+ 二次連續退火 0.6mm薄板		75%冷軋+ 真空退火 0.6mm薄板	
	T	L	T	L	T	L	T	L	T	L	T	L
YS(MPa)	278	214	290	201	279	202	235	206	229	215	213	210
Δ YS(T, L)	64		89		77		29		14		3	
TS(MPa)	346	334	320	311	343	25	329	326	335	328	341	339
EL(%)	39.3	40.1	38.1	38.2	35.3	35.6	38.1	38.9	37.1	36.1	35.6	39.4

EBSDB 之晶粒取向圖分析結果顯示，上述 6 項鈦板之晶粒皆為約 30~60 μm 之等軸晶，晶粒型態無明顯差異，但由晶粒成像顏色差異可發現此 6 項產品之晶粒取向有些許不同，其中『75% 冷軋 + 真空退火 0.6mm 薄板』整體晶粒較偏向紅色，如圖 11 所示。

進一步分析上述 6 種不同製程鈦板的 (0002)、(11-20) 及 (10-10) 極圖發現，『30mm 熱軋厚板』、『2.4mm 熱軋薄板』及『20% 冷軋 + 連續退火 1.9mm 薄板』其六方晶體的 c 軸由垂直 ND 到平行 TD 分佈，各項角度皆有，因此其各晶粒極點在極圖 TD 上出現明顯帶狀分佈，如圖 12(a)(b)(c) 所示，意味此三種鈦板中的部分六方晶格 c 軸平行於 TD，此三類鈦板的晶格方向性示意如圖 13(a)。

『50% 冷軋 + 連續退火 1.2mm 薄板』其在極圖 TD 兩端的極點分佈已開始減弱；『二次 50% 冷軋 + 二次連續退火鈦薄板』其在極圖 TD 兩端的極點分佈已幾乎消失，晶粒極點往極圖中心趨近；『75% 冷軋 + 真空退火鈦薄板』在極圖 TD 兩端的幾無極點，而是在距 ND 約 35°處出現兩個極點聚集現象，如圖 12(d)(e)(f) 所示。此意味此三類鈦板中原本平行 TD 的 c 軸已轉變或近垂直 ND，此三類鈦板的晶格方向性示意如圖 13(b)。

過去文獻^(3,4)曾針對鈦單晶進行拉伸試驗，發現鈦單晶 a 軸，楊氏係數最小，僅 100GPa；而其 c 軸楊氏係數最大，高達 145GPa，較 a 軸方向之楊氏係數多出了 45%，此意味鈦的集合組織對其降伏強度 (YS) 影響甚鉅，也就是當六方晶格的 c 軸平行於 TD 時，將造成鈦板的 TD 之

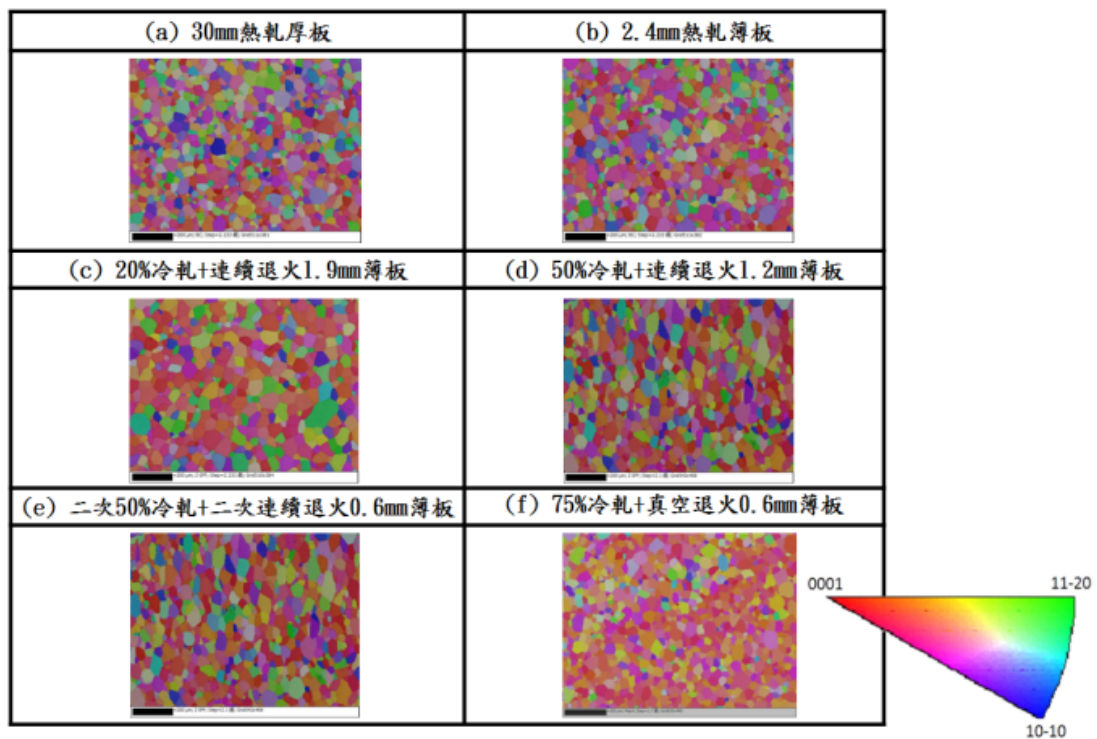


圖 11 不同製程鈦板之晶粒取向圖觀察結果。(a)30mm 熱軋厚板，(b)2.4mm 熱軋薄板，(c) 20% 冷軋 + 連續退火 1.9mm 薄板，(d)50% 冷軋 + 連續退火 1.2mm 薄板，(e) 二次 50% 冷軋 + 二次連續退火 0.6mm 鈦薄板，(f) 75% 冷軋 + 真空退火 0.6mm 薄板。

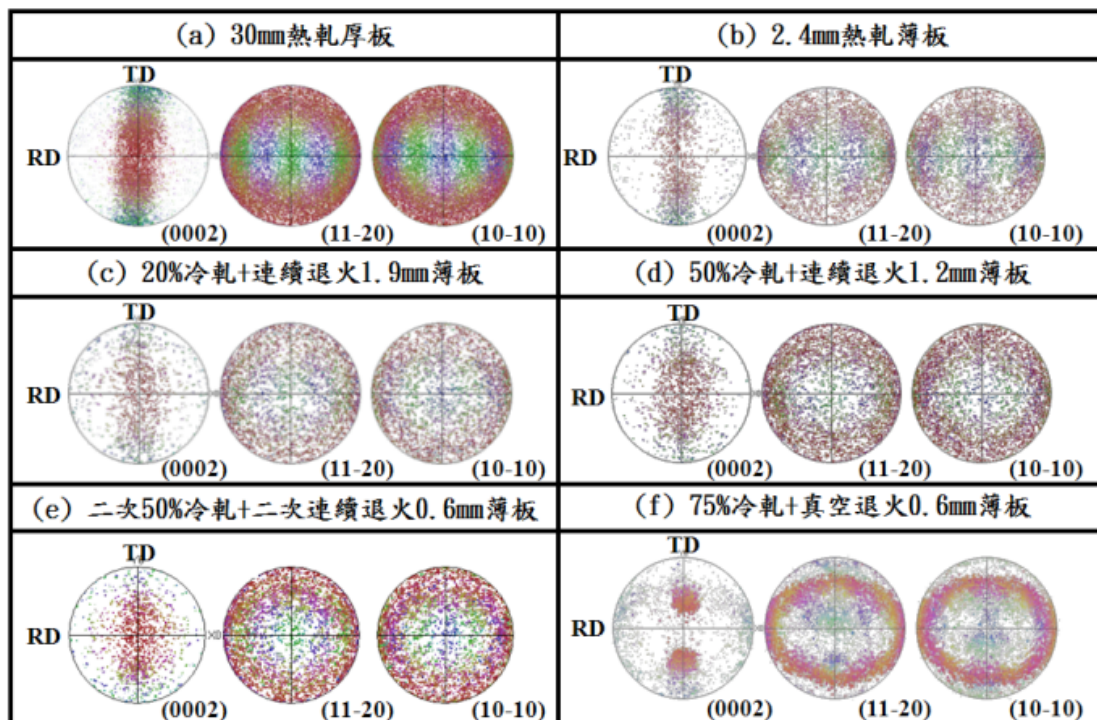


圖 12 不同製程鈦板之(0002)、(11-20)及(10-10)極圖觀察結果。(a)30mm 熱軋厚板，(b)2.4mm 熱軋薄板，(c) 20% 冷軋+連續退火 1.9mm 薄板，(d)50% 冷軋+連續退火 1.2mm 薄板，(e) 二次 50% 冷軋+二次連續退火 0.6mm 鈦薄板，(f)75% 冷軋+真空退火 0.6mm 薄板。

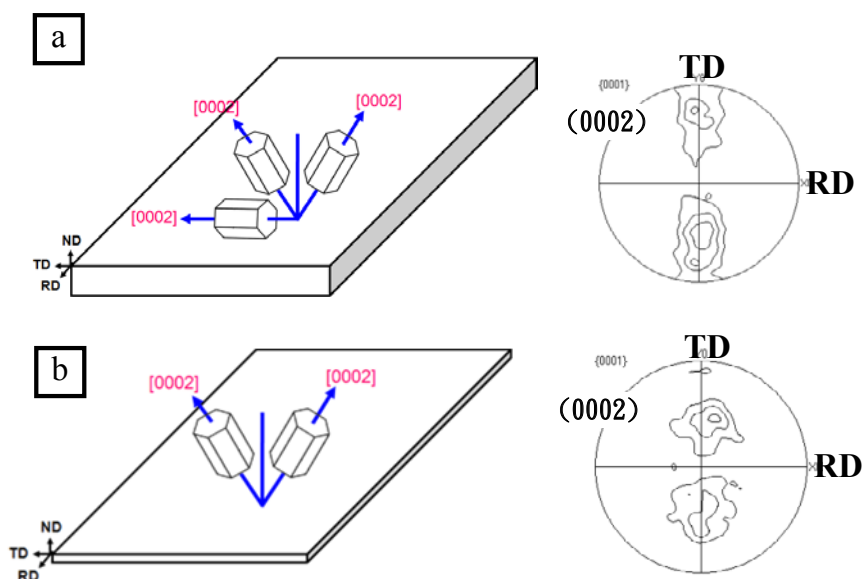


圖 13 鈦板集合組織示意圖。

(a) 六方晶格 c 軸平行於 TD，部分平行於 ND，(b) 六方晶格 c 軸平行於 ND

降伏強度大於 RD；換言之，當六方晶格的 c 軸不平行於 TD(較垂直於板面)，則 TD 之降伏強度將可下降，趨近於 RD 之降伏強度，減少鈦板 TD 及 RD 降伏強度之差異性。

『30mm 熱軋厚板』、『2.4mm 熱軋薄板』及『20% 冷軋 + 連續退火 1.9mm 薄板』此三類鈦板，在 TD 兩端有極點分佈，如圖 12(a)(b)(c) 所示，代表 HCP 晶格中的 c 軸平行於 TD，因此這三類鈦板的 TD 之 YS 較 RD 高了約 75~100MPa，導致此三種製程之鈦板具有明顯的異向性；而『50% 冷軋 + 連續退火 1.2mm 薄板』、『二次 50% 冷軋 + 二次連續退火 0.6mm 薄板』TD 兩端極點減弱，且 ND 極點增加，代表 hcp 晶格中的 c 軸垂直於 ND，因此這二種鈦板之 T 向及 L 向之 YS 相差僅約 20MPa 左右，異向性明顯降低，如圖 12(d)(e) 所示。

而『75% 冷軋 + 真空退火 0.6mm 薄板』其距 ND 兩端 35°處極點強度明顯強於其他 5 種鈦產品，如圖 12(f) 所示，且在 TD 無極點分佈，因此其異向性最低，T 向及 L 向之 YS 僅相差 3MPa。

此外，由於冷軋鈦薄板常用於沖壓成型，例如餐具、杯具及板式熱交換器等，對沖壓件而言，r 值(Lankford value)越大，深沖性越佳，而 r 值又與材料的結晶方位有密切關係⁽⁴⁻⁶⁾。由表 4 可看出，『30mm 熱軋厚板』、『2.4mm 熱軋薄板』及『20% 冷軋 + 連續退火 1.9mm 薄板』其 r 值皆約為 1.6 左右，而經過『50% 冷軋 + 連續退火 1.2mm 薄板』、『二次 50% 冷軋 + 二次連續退火 0.6mm 鈦薄板』之鈦板其 r 值分別提升至 2.01 及 2.12，約提高了約 24%，若採『75% 冷軋』並搭配真空退火熱處理，則鈦板 r 值可大幅提升至 3.8。

表 4. 不同生產製程之鈦板 r 值量測結果

	30mm 熱軋厚板			2.4mm 熱軋薄板			20%冷軋+ 連續退火 1.9mm薄板			50%冷軋+ 連續退火 1.2mm薄板			二次50%冷軋+ 二次連續退火 0.6mm薄板			75%冷軋+ 真空退火 0.6mm薄板		
	T	L	45	T	L	45	T	L	45	T	L	45	T	L	45	T	L	45
r	2.02	0.91	1.94	2.04	0.78	1.86	1.96	0.89	1.80	2.39	1.19	2.20	2.43	1.51	2.31	4.40	2.30	4.20
$r = \frac{r_T + 2r_{45} + r_L}{4}$	1.70			1.63			1.61			2.01			2.12			3.77		

由 r 值(塑性應變比)公式($r = \epsilon_{\text{width}} / \epsilon_{\text{thick}}$)可知，r 值代表材料深沖時寬度方向與厚度方向之應變量比值，因此若能提高材料厚度方向強度，使其深沖時厚度方向較寬度方向不易變形(即 $\epsilon_{\text{width}} \uparrow$, $\epsilon_{\text{thick}} \downarrow$)，就可提高材料之 r 值，使材料有較佳之深沖特性。

由先前分析可知，六方晶體中 c 軸方向之楊氏系數較 a 軸高 45%，因此若可使純鈦之 c 軸較垂直於鈦板之 ND 面，使 a 軸方向平行於鈦板之 ND 面，將可使鈦板厚度方向強度高於寬度方向，使其 r 值提高。

由 EBSD 極圖搭配 ODF 分析結果可知，『30mm 熱軋厚板』除了具有 {-2115}<01-10>、{10-13}<2-1-10> 及 {0002}basal fiber 三種會使 c 軸較垂直於 ND 面的集合組織外，另擁有 {10-10}<11-20> 及 {11-20}<10-10> 兩種會使 c 軸平行於 TD 的集合組織，如圖 14 所示，而使 T 向 YS 較高，造成寬度方向之 ϵ_w 較小(寬度方向不易變形)，因此 r 值較低，僅約 1.6 左右。

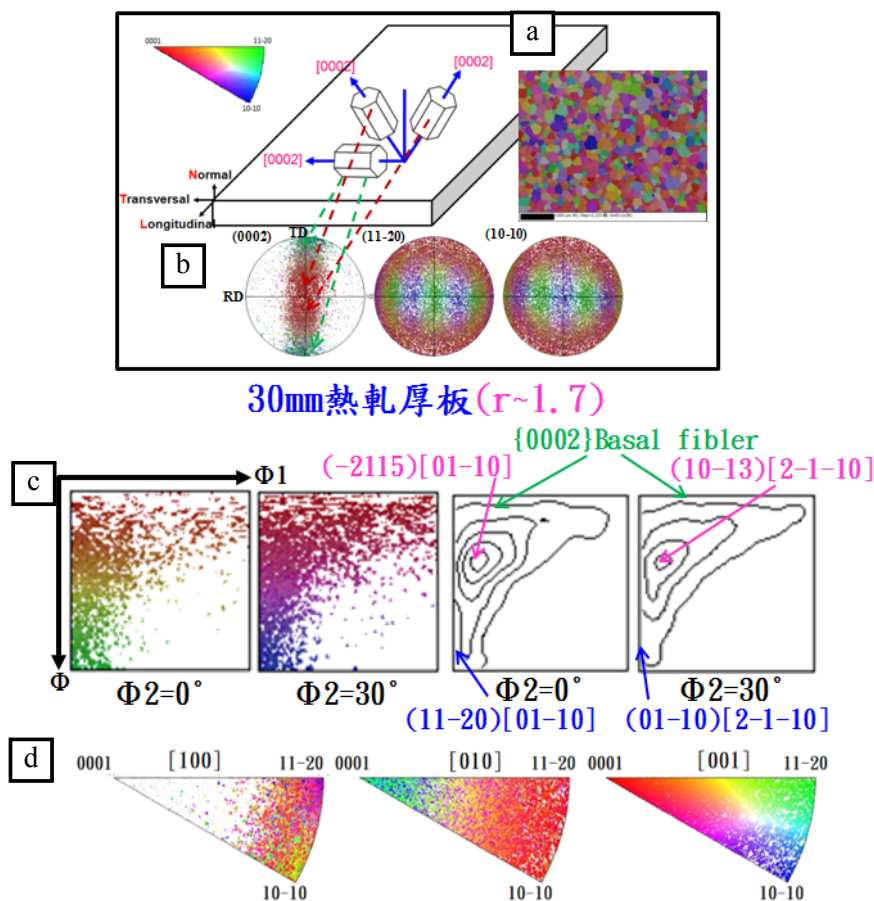


圖 14 30mm 熱軋厚板之
(a) 晶粒取向圖、(b) 極圖、(c) 取向分佈函數圖與 (d) 反極圖分析結果。

『二次 50% 冷軋 + 二次連續退火 0.6mm 薄板』，其 $\{11-20\}\langle 10-10 \rangle$ 及 $\{10-10\}\langle 11-20 \rangle$ 集合組織大幅減弱，僅剩 $\{0002\}$ basal fiber、 $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ 與 $\{10-13\}\langle 2-1-10 \rangle$ ，這三種集合組織皆會使 c 軸近垂直於 ND 面，如圖 15 所示，使得材料厚度方向上不易變形減薄破裂，鈦捲 r 值因此提高。但『二次 50% 冷軋 + 二次連續退火 0.6mm 薄板』之 r 值雖提高至 2.12，但仍距離文獻提及鈦的 r 值介於 3~4 之間有段差異，此主要是以連續退火製程之退火時間有限， $\{10-10\}\langle 11-20 \rangle$ 及 $\{11-20\}\langle 10-10 \rangle$ 集合組織強度雖減弱，但仍無法完全消失，且 $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ 與 $\{10-13\}\langle 2-1-10 \rangle$ 強度亦不足，因此 r 值不易提升至 3 以上。

『75% 冷軋 + 真空退火 0.6mm 薄板』之 ODF 及 IPF 分析結果顯示，如圖 16 所示，鈦捲經真空退火後， $\{0002\}$ basal fiber 逐漸轉向至 $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ 及 $\{10-13\}\langle 2-1-10 \rangle$ ，使 $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ 及 $\{10-13\}\langle 2-1-10 \rangle$ 此兩種集合組織強度明顯上升， $\{11-20\}\langle 10-10 \rangle$ 及 $\{10-10\}\langle 11-20 \rangle$ 集合組織幾乎消失殆盡，意味此時純鈦之 c 軸皆近乎垂直於鈦板 ND 面，使真空退火鈦板之 r 值可提升至 3.7 以上。

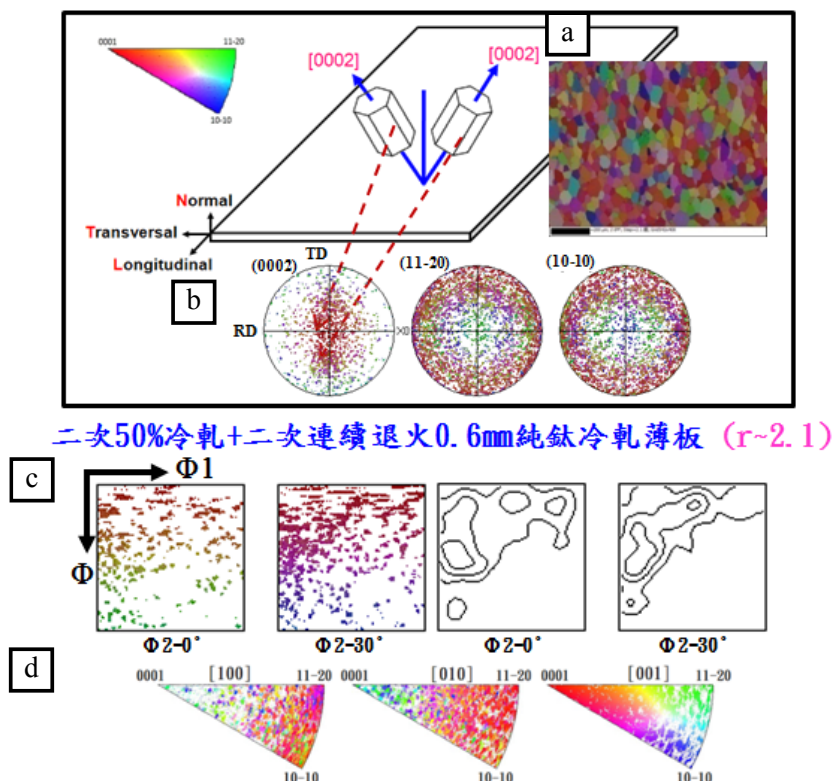


圖 15 『二次 50% 冷軋 + 二次連續退火 0.6mm 薄板』之
(a) 晶粒取向圖、(b) 極圖、(c) 取向分佈函數圖與 (d) 反極圖分析結果。

3.4 純鈦冷軋裁減量與微觀組織之關係

圖 17 為純鈦經不同軋延率冷軋後之晶粒取向圖。由圖 17 看出，當冷軋軋延量較小 (5~10%) 時，組織中可觀察到未變形的等軸晶及少量雙晶，從晶粒取向差角度分析結果 (圖 23) 可觀察到有兩個峰值，分別在約 65° 及 85°，其分別為 {11-22} 壓縮雙晶及 85° {10-12} 拉伸雙晶，此兩種雙晶為純鈦最常見的雙晶類型，由此可知在低軋延量時，純鈦因滑移系統不足，所以透過雙晶形成來應付變形，在這階段純鈦是以雙晶作為主要變形機構。

此外，由圖 18(b) 中可看出經 5% 冷軋後 85° {10-12} 拉伸雙晶所佔含量較 65° {11-22} 壓縮雙晶要高，此最主要是因產生 {10-12} 拉伸雙晶僅需剪位移 (s) 約 0.167 (圖 23(a))，而產生 65° {11-22} 壓縮雙晶僅需剪位移約 0.225 (圖 23(c))，產生 {10-12} 拉伸雙晶所需的剪位移明顯小於 {11-22} 壓縮雙晶，因此 {10-12} 拉伸雙晶較 {11-22} 壓縮雙晶更容易形成，因此在圖 18(b) 可觀察到經 5% 冷軋後之純鈦其 85° {10-12} 拉伸雙晶具有較高之比例。

當冷軋軋延量提升至 20~30% 時，65° 及 85° 兩個原本較明顯的峰值強度下降，此意味為僅靠雙晶變形已無法滿足較大的冷軋變形量，因此純鈦啟動了差排滑移，破壞了基地與雙晶原先存在的取向關係，而使 65° 及 85° 晶粒取向差峰值強度下降，此時純鈦變形機構主要為雙晶與差排滑移共存，因此在圖 17(e) 及 (f) 可同時觀察到雙晶與變形組織。

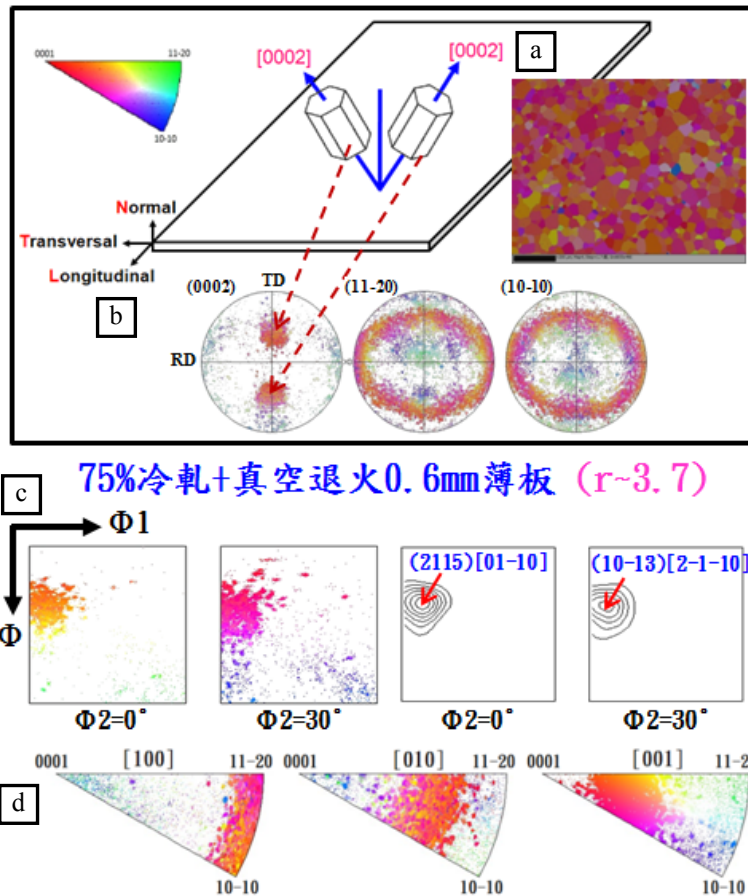


圖 16 『75% 冷軋 + 真空退火 0.6mm 薄板』之
(a) 晶粒取向圖、(b) 極圖、(c) 取向分佈函數圖與 (d) 反極圖分析結果。

當冷軋軋延量超過 40% 時，此時由於差排已大量形成，雙晶已經不是主要的變形機構，65°及 85°兩個原本較明顯的峰值強度已趨於平緩，代表差排滑移已經逐漸取代了雙晶變形成為主要的變形機構，雙晶隨著變形量增加而逐漸消失，當冷軋軋延量超過 60% 時，已觀察不到完整雙晶，且組織中開始出現變形帶，此時差排滑移已完全取代雙晶變形，如圖 17(h) 及 (i) 所示。

整合不同冷軋量與退火後之 EBSD 晶粒取向圖及取向分佈函數圖可看出 (如圖 19)，原始熱軋鈦板本身具有較強之 $\{10-13\}\langle 2-1-10 \rangle$ 及 $\{10-10\}\langle 11-20 \rangle$ 與 $\{11-20\}\langle 10-10 \rangle$ ，但隨著冷軋量增加， $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ 及 $\{0002\}$ basal fiber 增強，當冷軋裁減量達到 80% 時， $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ 達到最高。冷軋後鈦板若因裁減量不足，無法產生明顯 $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ ，則退火後 $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ 及 $\{10-13\}\langle 2-1-10 \rangle$ 集合組織強度亦將偏弱，反之，冷軋後之鈦板若具有較強 $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ ，退火後則可獲得較強之 $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ 及 $\{10-13\}\langle 2-1-10 \rangle$ 集合組織，使 c 軸較垂直 ND 面，而使鈦板具有較高 r 值 (較佳之深沖特性) 與較低異向性。由上可知，隨著冷軋量的提升，退火後鈦板其 c 軸趨近垂直 ND 面的 $\{-2115\}\langle 01-10 \rangle$ 及 $\{10-13\}\langle 2-1-10 \rangle$ 集合組織將增強，使鈦板具有較高的 r 值與較低的異向性。

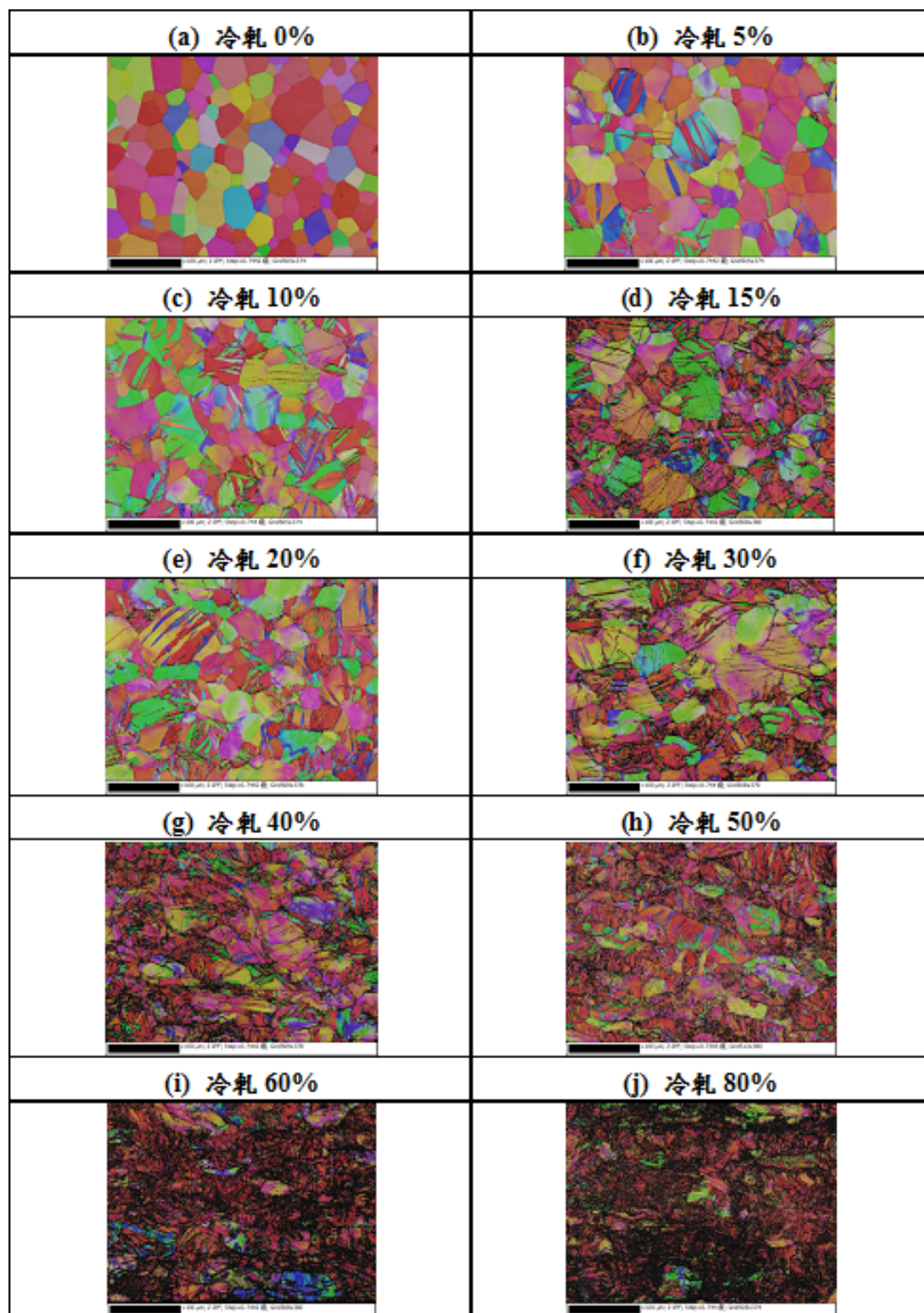


圖 17 純鈦經不同軋延率冷軋後之晶粒取向圖。

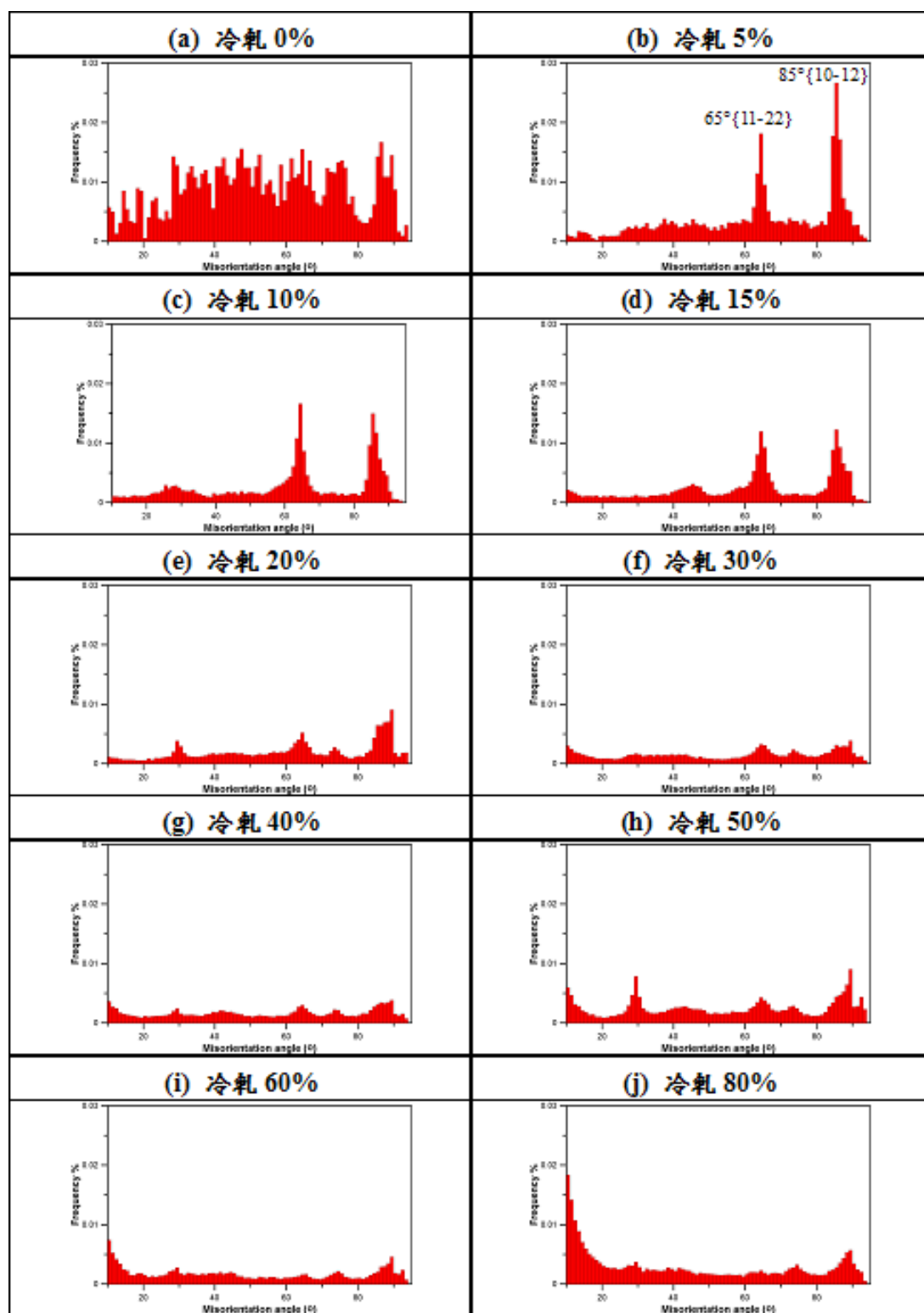


圖 18 純鈦經不同軋延率冷轧後之晶粒取向差角度分析結果。

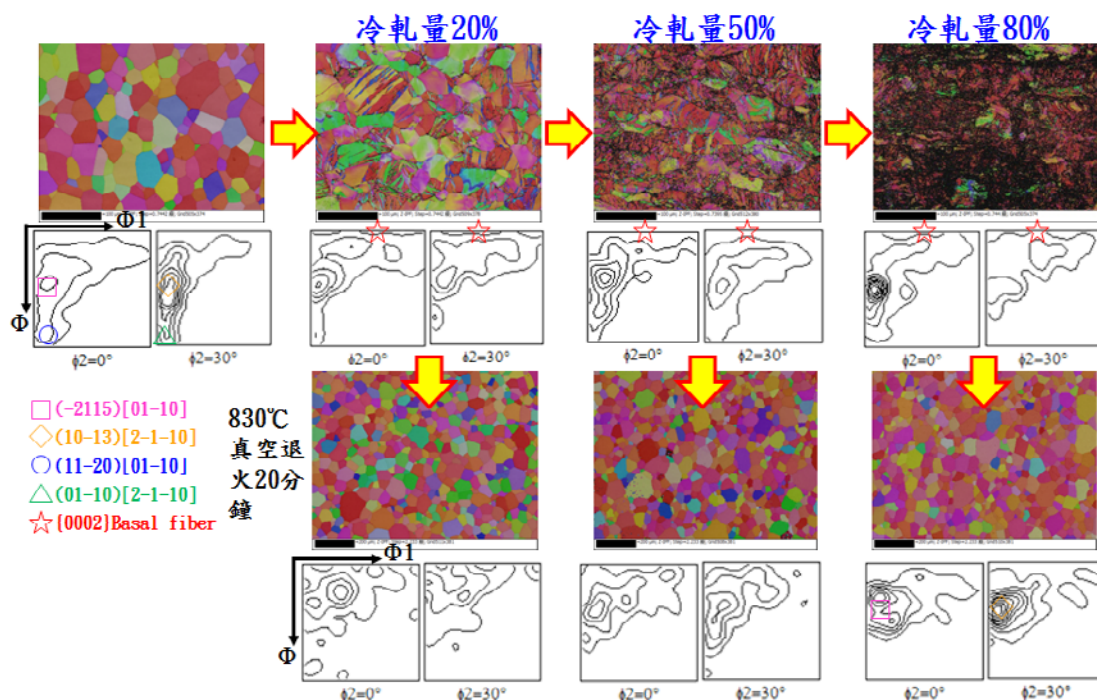


圖 19 經不同裁減量冷軋及退火後鈦板集合組織分析結果。

四、本研究開發之冷軋純鈦薄板實際應用

本研究開發之工業用純鈦冷軋薄板已供給國內建築、民生、能源、石化等領域 (如以下所述)，共計已銷售約 1100 噸，為國內輕金屬產業創造逾 10 億元產值。

(1) 建築產業

冷軋鈦薄板已用於台師大健康中心、上海康橋語言學校、台師大美術館、中龍四大中心、洛陽雙瑞公司辦公大樓建案，此外中鋼 0.6mm Gr.1 鈦薄板已通過台北市都市發展局委員審核，確定用於台北大巨蛋屋頂及帷幕牆，共約 230 噸，預計 2018 年底完工。

(2) 民生用餐具

冷軋鈦薄板已供給國內餐具業主製作高品質鈦製餐具，例如 103 年中鋼股東紀念品鈦杯 (50 萬個)、105 年中鋼股東紀念品鈦碗 (55 萬個)，此外，亦供給國內下游餐具製作者製作各式鈦精品餐具，帶動國內鈦餐具風潮。

(3) 板式熱交換器

冷軋鈦薄板因具高伸長率及 r 值，可展現優異的沖壓特性，已供給國內板式熱交換器業者沖壓成波紋狀板材，製作成板式熱交換器。

(4) 有縫鐸管與石化桶槽零組件

冷軋鈦薄板因具優異抗蝕特性及成型特性，已供給國內石化業者製作成石化桶槽零件及有縫鐸管，用於嚴苛石化工業之腐蝕環境。

五、結 論

(1) 真空電弧熔煉之熔煉參數會影響熔煉後鑄錠表面之皮下氣孔、表面夾渣、底部未熔、錠冠過高、表面氯化等缺陷及氧、氮微量元素偏析程度，進一步影響最終鍛打後鈦胚品質與成分，本研究調整真空電弧熔煉參數，可產出表面品質良好，且無明顯氧、氮偏析。

(2) 透過EBSD了解純鈦HCP中的c軸方向是影響鈦板異向性的重要因素。一般熱軋厚板或熱軋薄板其c軸平行於TD，因此熱軋厚板與熱軋薄板之異向性較大，透過適當冷軋及熱處理可使其c軸近垂直ND，獲得低異向性的冷軋鈦薄板。

(3) 在低軋延量時(~5%)，純鈦是以雙晶作為主要變形機構。當冷軋軋延量提升至20~30%時，純鈦啟動差排滑移，破壞了基底與雙晶原先存在的取向關係，而使65°及85°晶粒取向差峰強度下降，此時純鈦變形機構主要為雙晶與差排滑移共存。當冷軋軋延量超過40%時，差排滑移已經逐漸取代了雙晶變形成為主要的變形機構，雙晶隨著變形量增加而逐漸消失，當冷軋軋延量超過60%時，已觀察不到完整雙晶，且組織中開始出現變形帶，此時差排滑移已完全取代雙晶變形。此外，透過中低裁減量(10~40%)之冷軋試片雙晶觀察發現，純鈦經冷軋後會形成三種拉伸與壓縮雙晶，且此三種雙晶會以二次雙晶、等效雙晶或單一晶粒內出現不同雙晶三種形式存在。

(4) 本研究開發之冷軋純鈦薄板，已供給國內建築、民生、能源、石化等領域，累積豐富應用實績，共計已銷售約1100噸，為國內輕金屬產業創造約10億元產值。

六、參考文獻

- (1) D. Banerjee ,A. Pilchak and J. C. Williams, "Processing, structure, texture and microtexture in titanium alloys," Materials Science Forum, Vol. 710 , 2012, pp. 66-84.
- (2) C. X. Cui, B. M. Hu, L. C. Zhao and S. J. Liu, "Titanium alloy production technology, market prospects and industry development," Materials and Design, vol. 32, no. 3, 2011, pp. 1684-1691.
- (3) H. Hu, "Texture of metals," Texture, vol.1, 1974, pp. 233-258.
- (4) H. P. Lee, C. Esling and H. J. Bunge, "Development of the rolling texture in Titanium," Textures and Microstructures, 1988, vol. 7. pp. 317-337.
- (5) H. Inagaki and S. Kohara, "Cup drawing of strongly texture titanium sheets," The Iron and Steel Institute of Japan International, vol. 31, no. 8, 1991, pp. 820-826.
- (6) F. K. Chen and K. H. Chiu, "Stamping formability of pure titanium sheets," Journal of materials processing technology, vol. 170, 2005, pp. 181-186.
- (7) M. J. Philippe, C. Esling and B. Hocheid, "Role of twinning in texture development and in plastic deformation of hexagonal materials," Textures and Microstructures, 1988, vol. 7. pp. 265-201.
- (8) Y. Zhong, F. Yin, and K. Nagai, "Role of deformation twin on texture evolution in cold-rolled commercial-purity Ti," Journal of Materials Research, vol. 23, no. 11, 2008, pp. 2954-2966.
- (9) H. P. Lee, C. Esling and H. J. Bunge, "Development of the rolling texture in titanium", Textures and Microstructures, vol. 7, no. 4, 1988, pp. 317-337.

✱