

鈦-6.4 鋁-3.6 鈎合金鍛造性分析

Analysis of the Forged Properties of Ti-6.4Al-3.6V Alloy

林清淵¹、趙志燁²

Ching-Yuan Lin, Chih-Yeh Chao

¹ 空軍航空技術學院後勤組教官

² 國立屏東科技大學機械工程系教授

¹ Logistics group instructor Air Force Institute of Technology

² Department of Mechanical Engineering National Pingtung University of Science and Technology

摘要

本文主要利用掃描式電子顯微鏡 (SEM) 和 X 光繞射分析儀 (XRD) 分析技術，探討鈦-6.4 鋁-3.6 鈎合金鍛造性，主要研究結果，如下所示：1. SEM 觀察顯示：合金 α/β 相變態溫度介於為 980~1000°C，麻田散鐵轉換溫度 (Ms) 介於為 830~850°C。2. 1030°C/15 分鐘熱處理，合金顯微結構為麻田散鐵相，晶格常數 $a=0.292\text{nm}$ ， $c=0.467\text{nm}$ 。加工率愈大，硬度愈高，最大值 $H_v=408.94$ 。3. 880°C/15 分鐘熱處理，合金顯微結構為 ($\alpha+\beta$) 等軸雙相組織。此外， β 相區冷卻後會轉變為麻田散鐵。鍛件的硬度隨加工率增加而變高，惟加工愈大，等軸晶組織愈大。4. 780°C/15 分鐘，合金顯微結構為 ($\alpha+\beta$) 雙相組織， α 相和 β 相之晶格常數分別為 $a=0.292\text{nm}$ ， $c=0.467\text{nm}$ 和 $a=0.322\text{nm}$ 。加工率愈大，硬度愈高，最大值 $H_v=357.2$ ，且鍛件組織中 β 相晶粒呈不規則條狀。

關鍵字：鈦合金、顯微結構、麻田散鐵。

Abstract

The purposes of the present studies are to investigate the forge-ability of the 6.4Al-3.6V Ti-alloy by using of the scanning electron micrograph (SEM), and X-ray diffraction (XRD) methods. Some results are described as following: 1. The α/β transition temperature of the present alloy will be in the range of 980-1000°C, and the martensite transition (Ms) being of 830-850°C. 2. Being heated on 1030°C/15min., the microstructure of the alloy is a martensite phase with the lattice parameters $a=0.292\text{nm}$, $c=0.467\text{nm}$. With the increasing the forging ratio, the hardness of the specimen would be increased as high as $H_v=408.9$. 3. Being heated on 880°C/15min., the microstructure of the alloy is a mixture ($\alpha+\beta$) duplex phase. In addition, the equi-axed β -phase region would be transformed to a martensite during the quenching. With the increasing the forging ratio, the hardness of the specimen would be increased, and the equi-axed grain size would also be larger. Being heated on 780°C/15min., the microstructure of the alloy is a mixture ($\alpha+\beta$) duplex phase. The lattice parameters of α and β phases are $a=0.292\text{nm}$, $c=0.467\text{nm}$ and $a=0.322\text{nm}$, respectively. With the increasing the forging ratio, the hardness of the specimen would be increased as high as $H_v=357.2$, and the β -phase grain would also be elongated.

Keywords : Titanium Alloys, Microstructure, Martensit

一、前言

我國高爾夫用品製造歷史已有 20 餘年，球頭產品目前在國際市場上約有 85% 的佔有率，鈦合金由於高比強度、比剛性之特性，使球頭具廣的設計空間，未來極具發展潛力。目前鈦合金材料 (如 Ti-6Al-4V) 在高爾夫球頭的應用上相當普遍，應用在球頭打擊面之技術已經相當成熟，早期在設計的過程當中，打擊面是均厚的，而現在在擊球的感覺和距離上面，會希望球撞擊到的打擊面，質量會大一些，是因為球撞擊到質量較大的地方，反彈的距離就比較遠，在這情況下，就會希望將原來等厚的打擊面，盡量將質量集中在正中間，二邊比較薄一些，如此球撞擊到質量的位置會比較大、比較多，這樣擊球的感覺、擊球的距離會比較好，因此在高爾夫球頭的設計逐漸發展由原來打擊面是等厚的，變成中間比較厚，二邊比較薄，而製造的過程中，因為著重在尺寸的控制上，目前的做法，大部份是以銑削加工的方式，以 CNC 加工的方式將 4.0mm~4.2mm 的厚板材銑成數據後的形狀，但缺點是 CNC 加工會產生紋路，容易在厚薄交界的地方產生應力集中的情況，而厚薄不均的成品，不只用在木桿頭，也運用在鐵桿頭。所以為了節省成本、省料 (無銑削加工後產生之廢料) 及去除應力集中的情況，希望以鍛造的方式將材料擠壓 (油壓或衝鍛)，用典型的 Ti-6Al-4V 做不等厚時產生之加工量做為探討，不等厚所需的尺寸，中間比較厚的地方是 3.2mm~3.6mm，二邊比較薄的地方是 2.0mm~2.3mm，因此用 4.0mm~4.2mm 的厚度去做擠壓的時候，就會有鍛造加工率為 15%、30%、45% 等條件，此外，因為在現場鍛造時是以連續爐作為輸送，而通常鍛造後置入水中冷卻即取出，所以冷卻方式設計為水冷，用上述研究條件為依據，作一系列之闡述與討論。

金屬之脆性與延性不是絕對的性質，例如鎢金屬在室溫下是脆性的，但在高溫下則具有延展性。有此可觀之，金屬之延展性應與鍛造溫度關聯性很大[1][2]。

金屬材料的晶粒越小其變形應力就會越大，使得材料的硬度強度提高，這是因為晶粒越小，晶界越多，且差排容易堆積在晶界處，導致差排密度增加使得變形更加困難[3]，也就是細晶材料比粗晶材料需要更大的外加應力才能變形。

當施加於試片上一股可導致其塑性變形之應力，差排通常會在試片表面缺陷處 (應力集中處) 開始生成，隨著應力增加，差排會在晶體材料的滑移面與晶體表面的交線聚集成滑移線 (Slip line)，隨著變形量的增加，滑移線 (Slip line) 會在滑動平面上聚集成差排密度高的帶狀區域就是所謂的滑移帶 (Slip band)，也就是說會在晶粒表面上形成一個布格向量 (Burg Vector) 大小的階梯[4]，並根據張和蔡[5]研究指出滑移帶 (Slip band) 在電子顯微鏡下為粗的白帶，其力學性能較基底組織明顯為弱，硬度值、抗形變、耐腐蝕等能力也較低。

多晶體的不隨機晶向分佈現象，稱之為優選晶向 (preferred orientation)，或稱為優選方位 (Texture)，亦或為織構。換言之，優選方位是指多晶體具有某種程度單晶體晶向組織的性質而言[6]。而一具有優選方位的多晶材料，存在著某種程度的異向性 (anisotropy)。

本文以鍛造加工取代銑削加工的方式，研究與探討能否既維持球頭所需厚薄不均之特性，又能避免目前銑削加工所產生應力集中及產生廢料等缺點，作一系列之闡述與討論，作為往後鈦合金球頭之設計、製造與開發參考依據。

二、研究方法

2.1 材料製備

本文研究使用之 Ti-6.4Al-3.6V 合金，為板厚 4.03mm 之冷軋板素材，透過感應耦合電漿原子發射光譜儀 (Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectroscopy, ICP-AES) 合金成份分析後，可得其化學成分表。如表 2 所示。

表 2-1 本文研究之 Ti-6.4Al-3.6V 鈦合金成份表

元素	Ti	Al	V
wt%	89.7	6.38	3.55

2.2 鍛造加工

本文研究之鈦合金冷軋板素材，以附有冷卻系統之試片切割機切割成約 15 mm × 15 mm 之方形板片。接著使用 (Chin-Font) 250 噸之壓力鍛造機進行鍛造加工，其中鍛造溫度分別採用 630℃~1030℃ 持溫 15 分鐘進行材料的熱鍛造，而鍛造之加工比分別為 15% (3.02mm)、30% (2.82 mm)、45% (2.21 mm)，冷卻方式為水淬。本文之研究方法與步驟流程圖，如圖 2 所示。

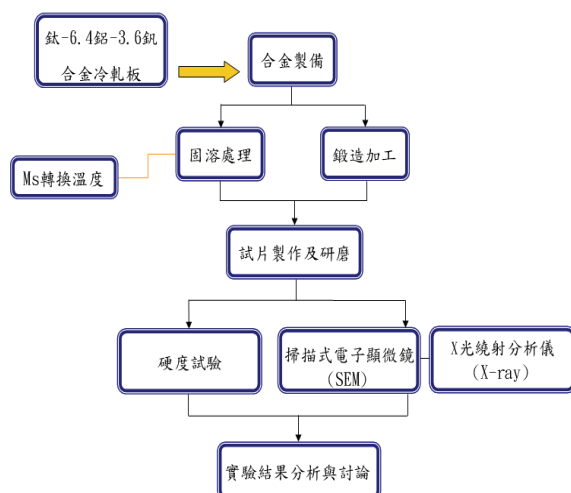


圖 2-1 研究方法與步驟流程

2.3 材料固溶熱處理

為得知 Ti-6.4Al-3.6V 合金之 β 相轉換溫度，將試片實施固溶化熱處理 (Solution Heat Treatment, SHT)，固溶溫度選擇了 750℃、780℃、830℃、950℃、980℃ 及 1000℃ 等不同溫度，持溫 30 分鐘，固溶處理完成後，再將試片鑲埋、研磨及拋光後進行金相顯微組織觀察 (SEM)，以尋求合金 β 相的變態溫度。

2.4 顯微組織觀察

利用掃描式電子顯微鏡 (Scanning Electron Microscope, SEM)、X 光繞射分析儀 (X-ray Diffractometer, X-ray) 等分析儀器對 Ti-6.4Al-3.6V 鈦合金進行顯微結構之觀察。

2.5 硬度試驗(Hardness Test)

使用 Akashi MVK-H100 維克式微硬度試驗機，針對經過固溶化熱處理之試片、鍛造後之試片表面及斷面進行硬度分析。

三、結果與討論

3.1 顯微結構分析

3.1.1 原料

本論文是以 Ti-6.4Al-3.6V 合金為研究主題，此原料之顯微組織如圖 3-1 所示，為雙相 ($\alpha + \beta$) 雙相組織，此合金硬度為 352.2Hv。

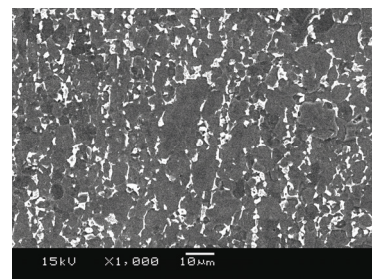
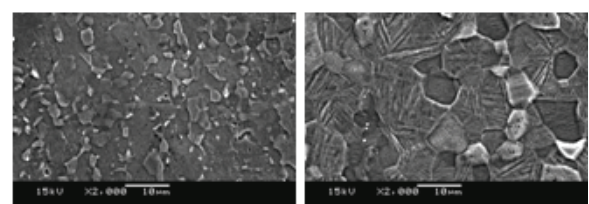


圖 3-1 合金原料之 SEM 顯微結構

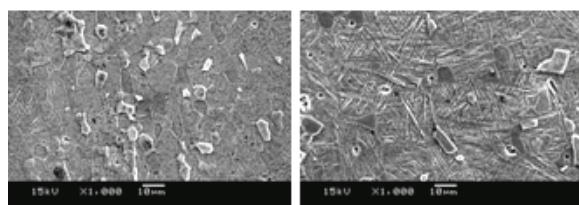
3.1.2 原料固溶熱處理顯微結構分析

如圖 3-2 所示，透過 SEM 觀察，830℃ 時固溶化熱處理後之金相為初析 α 相的基地 + β 相島狀組織，950℃ 時，針狀麻田散體組織開始析出，到了 1000℃ 時，可得完全針狀麻田散體組織。



(a)

(b)



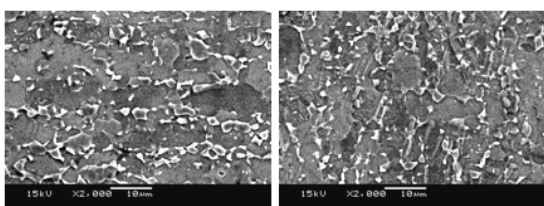
(c)

(d)

圖 3-2 固溶/30 分鐘水淬之 SEM 顯微結構
圖(a) 830°C , (b) 950°C , (c) 980°C ,
(d) 1000°C

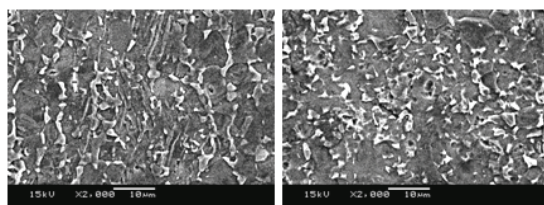
3.1.3 鍛造表面顯微結構分析

合金加熱至 680°C、780°C 持溫 15 分鐘經鍛造加工率 (0%、15%、30%、45%) 鍛造後，其表面金相顯微結構如圖 3-3、圖 3-4 所示。由金相組織觀察，其基本組織結構均呈現初析 α 相的基地組織+ β 相島狀組織，加工率愈大，組織因受擠壓變細長、緊密。經加熱至 880°C、1030°C 持溫 15 分鐘，其表面金相顯微結構如圖 3-5、圖 3-6 所示。880°C 時合金顯微結構為 ($\alpha + \beta$) 雙相組織，此外， β 相區水淬後會轉變為麻田散鐵。在鍛造的過程中，雙相組織在 Ms 轉換溫度以上時， β 相晶粒呈島狀組織，到了 1030°C 時，呈完全針狀組織，加工率愈大，針狀組織更為細緻。



(a)

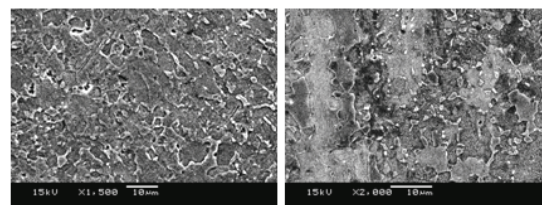
(b)



(c)

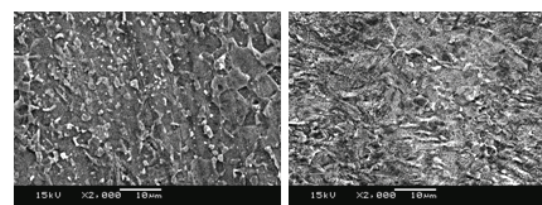
(d)

圖 3-3 鍛造溫度 680°C 恆溫 15 分鐘水淬，不同鍛造率之 SEM 顯微結構圖
(a) 0% , (b) 15% , (c) 30% , (d) 45%



(a)

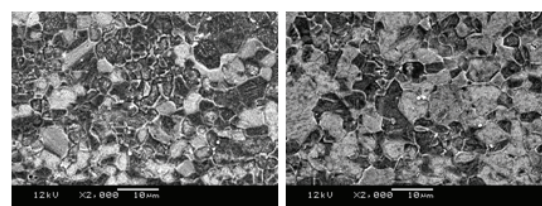
(b)



(c)

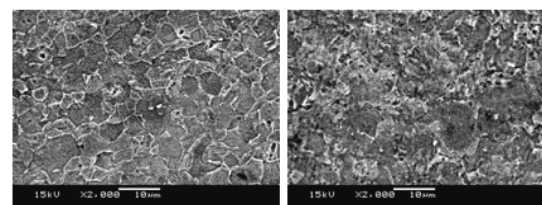
(d)

圖 3-4 鍛造溫度 780°C 恆溫 15 分鐘水淬，不同鍛造率之 SEM 顯微結構圖
(a) 0% , (b) 15% , (c) 30% , (d) 45%



(a)

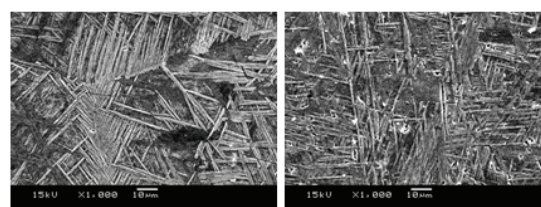
(b)



(c)

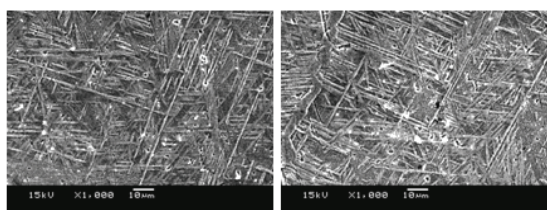
(d)

圖 3-5 鍛造溫度 880°C 恆溫 15 分鐘水淬，不同鍛造率之 SEM 顯微結構圖
(a) 0% , (b) 15% , (c) 30% , (d) 45%



(a)

(b)



(c)

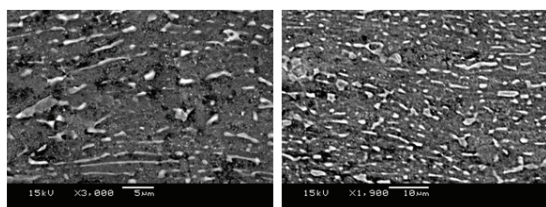
(d)

圖 3-6 鍛造溫度 1030°C 恆溫 15 分鐘水淬，
不同鍛造率之 SEM 顯微結構圖

(a) 0%，(b) 15%，(c) 30%，(d) 45%

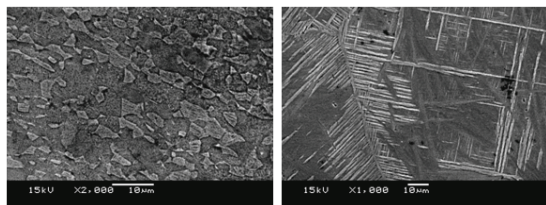
3.1.4 鍛造表面顯微結構分析(續)

合金經加熱至不同溫度鍛造加工後（加工率 0%、15%、30%、45%），斷面金相顯微結構如圖 3-7~圖 3-10 所示。加熱至 680°C，加工率 0%時，其顯微結構為 ($\alpha + \beta$) 雙相組織， β 相晶粒呈等軸狀，晶粒隨溫度升高而成長。在 880°C 時， β 相晶粒呈島狀組織，到了 1030°C 時， β 相轉變為麻田散鐵針狀組織。經過鍛造後，晶粒流向（鍛流線）相當明顯，隨著加工量愈大，晶粒成長愈大，組織更為細緻。鍛造加工率小者之鍛流線消失所需時間比鍛造加工率大者久。



(a)

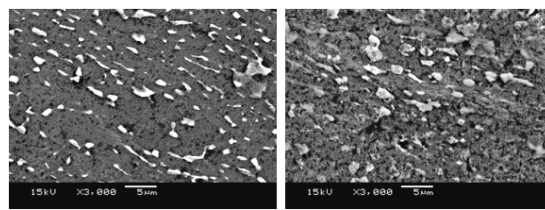
(b)



(c)

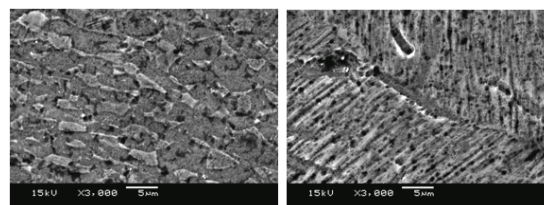
(d)

圖 3-7 鍛造率 0%，斷面之 SEM 顯微結構
圖 (a) 680°C，(b) 780°C，(c) 880°C，
(d) 1030°C



(a)

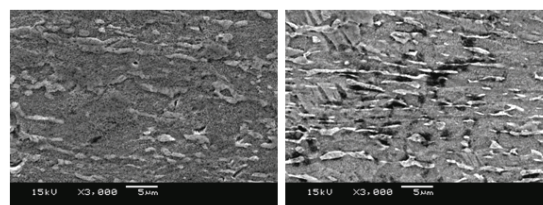
(b)



(c)

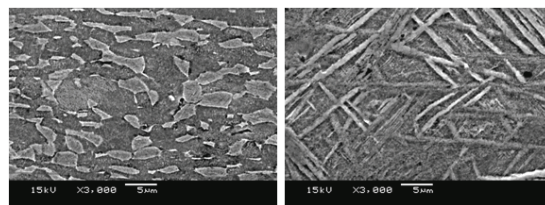
(d)

圖 3-8 鍛造率 15%，斷面之 SEM 顯微結構
圖 (a) 680°C，(b) 780°C，(c) 880°C
(d) 1030°C



(a)

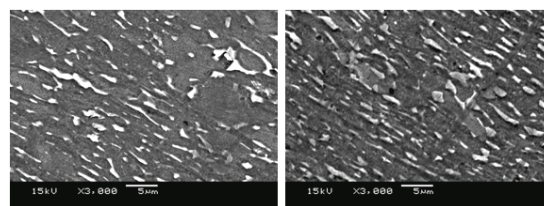
(b)



(c)

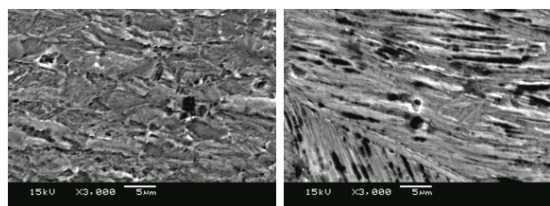
(d)

圖 3-9 鍛造率 30%，斷面之 SEM 顯微結構
圖 (a) 680°C，(b) 780°C，(c) 880°C，
(d) 1030°C



(a)

(b)



(c)

(d)

圖 3-10 鍛造率 45%，斷面之 SEM 顯微結構
圖(a) 680°C，(b) 780°C，(c) 880°C
(d) 1030°C

3.2 合金硬度分析

3.2.1 原料固溶熱處理硬度分析

合金固溶熱處理後，硬度 $H_v=331.5\sim383.2$ 。如圖 3-11 所示，合金硬度隨著固溶溫度的提高而上升。若依相的觀點來看，隨著固溶溫度的升高，其 β 相的體積分率也相對提高，而 β 相的晶體結構為 BCC 結構，根據文獻[7] BCC 結構具有高強度，但延伸率卻相對降低，而其硬度值隨著固溶飽合後所析出的針狀麻田散結構 α 大幅上升。

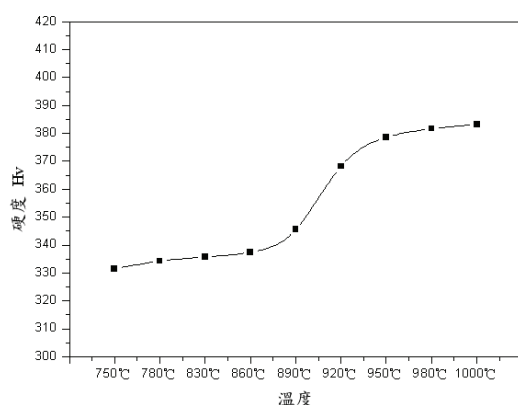


圖 3-11 固溶溫度持溫 30 分鐘硬度分析分布

3.2.2 鍛造表面硬度分析

本研究之合金板材加熱至 630~1030°C 持溫 15 分鍛造後 (加工率 0%、15%、30%、45%)，硬度值分別為 $H_v=319.4\sim384.1$ 、

$H_v=321.7\sim387.88$ 、 $H_v=330.5\sim395.4$ 、 $H_v=347.3\sim408.94$ ，而原合金板材在未加熱的情況下，硬度值約 $H_v=352.2$ ，硬度介於鍛造溫度加熱前後之間。如圖 3-12 所示，顯示合金硬度隨著鍛造加工率的增加而上升。

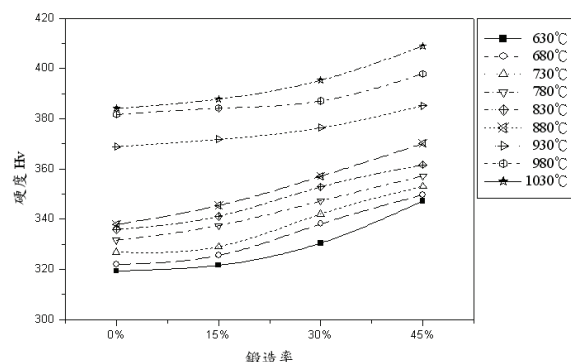


圖 3-12 合金經 630°C~1030°C 恆溫 15 分鍛造加工之硬度分析

3.2.3 鍛造斷面硬度分析

由圖 3-13 所示，此合金在鍛造溫度 630°C~1030°C，經加工率 0%、15%、30%、45% 之鍛造後，斷面硬度二側高於中心處。

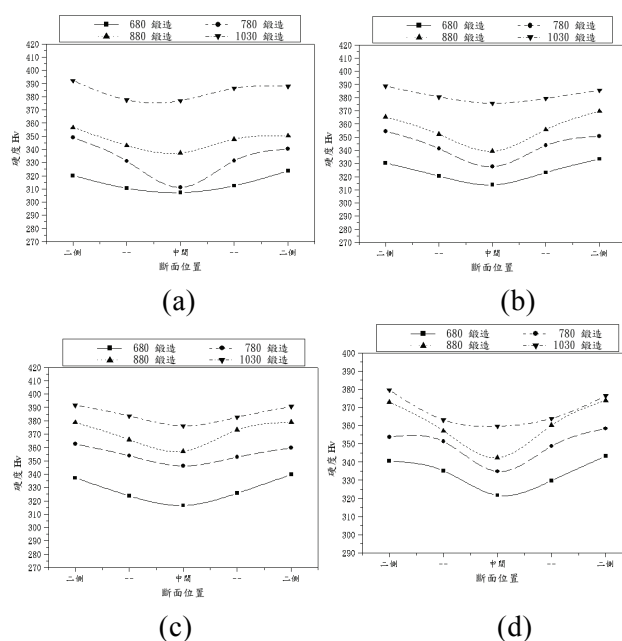


圖 3-13 不同鍛造率，合金斷面硬度曲線分佈
圖(a) 0%，(b) 15%，(c) 30%，(d) 45%

3.3 X-ray 繞射分析

圖 3-14 及圖 3-15 為合金 680℃~1030℃ 恆溫 15 分鐘鍛造後 (加工率 0%、15%、30%、45%) 之 XRD 繞射圖譜, α 鈦 HCP 組織時, 晶格常數為 $a=0.292\text{nm}$, $c=0.467\text{nm}$ 。 β 鈦 BCC 組織時, 晶格常數 $a=0.322\text{nm}$ 。 α' 鈦 HCP 組織時, 晶格常數為 $a=0.293\text{nm}$, $c=0.468\text{nm}$ 。

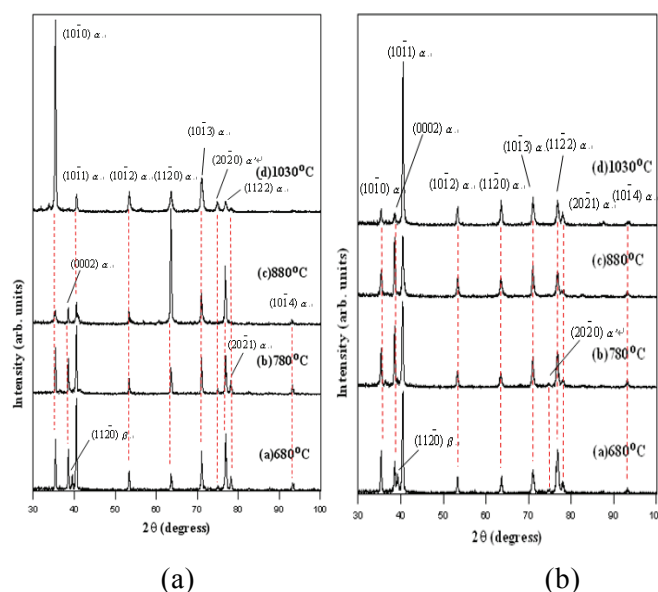


圖 3-14 不同加工率鍛造後之 X-ray 分析
(a) 0%，(b) 15%

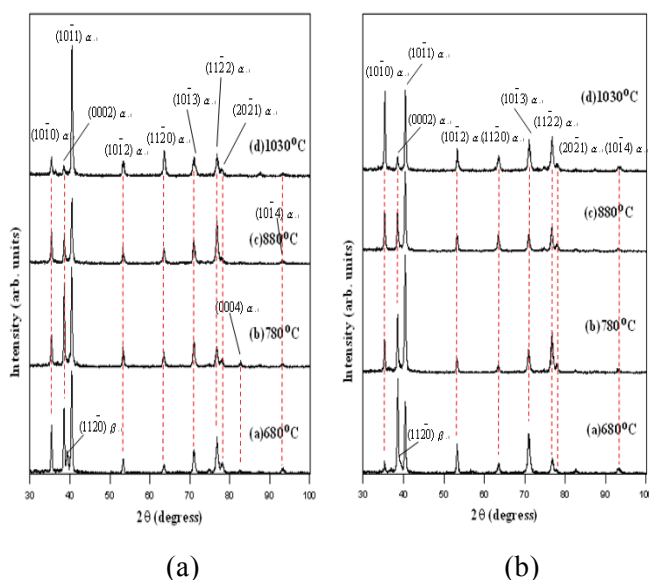


圖 3-15 不同加工率鍛造後之 X-ray 分析
(a) 30%，(b) 45%

四、結論

本文探討鈦-6.4 鋁-3.6 鈳合金鍛造性分析。研究結果顯示：

1. 經由 SEM 觀察顯示，合金 α/β 相變態溫度介於為 980~1000°C，麻田散鐵轉換溫度 (Ms) 介於為 830~850°C。
2. 經加熱至 1030°C 持溫 15 分鐘，合金顯微結構為麻田散鐵相，晶格常數 $a=0.292\text{nm}$ ， $c=0.467\text{nm}$ 。在鍛造的過程中，針狀組織更為細緻。硬度在加工率 45% 時可獲得最大硬度值 $H_v=408.94$ 。加工率愈大，硬度愈高。
3. 經加熱至 880°C 持溫 15 分鐘，合金顯微結構為 ($\alpha+\beta$) 雙相組織，此外， β 相區水淬後會轉變為麻田散鐵。在鍛造的過程中，雙相組織在 Ms 轉換溫度以上時， β 相晶粒呈島狀組織，硬度隨加工率增加而變高。加工愈大，組織成長愈大。
4. 經加熱至 780°C 持溫 15 分鐘，合金顯微結構為 ($\alpha+\beta$) 雙相組織， α 相和 β 相之晶格常數分別為 $a=0.292\text{nm}$ ， $c=0.467\text{nm}$ 和 $a=0.322\text{nm}$ 。在鍛造的過程中，雙相組織在 Ms 轉換溫度以下時， β 相晶粒呈島狀和不規則條狀，加工率愈大，組織因受擠壓變細長、緊密。在 780°C 加工率 45% 時可獲得最大硬度值 $H_v=357.2$ 。經 X-ray 觀察，低溫 β 相隨著溫度上升而變態為 α' 相 HCP 組織，晶格常數為 $a=0.293\text{nm}$ ， $c=0.468\text{nm}$ 。

五、參考文獻

1. 林文樹、梁銘儉、劉曉嶺、翁世樂、王文樑、黃登淵、王良泉、蔡幸甫等著 (1987), “塑性加工學”, 三民書局, pp.349-356。
2. 林文樹 (2001) “鍛造學”, 工業用書, 復文書局, pp.6-13, pp.81-82。
3. 邱江明 (1995) 不銹鋼的種類與特性, 工業材料, 97, 79 頁。
4. 古明昇 (2001) 溫度及應變率對 316 不銹

- 鋼塑性變形之影響。國立台灣大學機械工程系碩士論文。
5. 張瓊、蔡傳榮 (2000) 50Mn18Cr6 鋼護環斷裂行為的研究。電子顯微學報。
 6. 許樹恩，吳泰伯等著 (1993) X 光繞射原理與材料結構分析，中國材料科學學會，pp.429-430。
 7. 劉國雄、林樹均、李勝隆、鄭晃忠、葉均蔚編著 (1994) 工程材料學。全華科技圖書股份有限公司，p.20-20~20-2、21-16~21-23。