

鈦-5 鋁-1 錫-1 鉻-1 鐵合金相變化

趙志燁¹、簡正源²、*魏伶容³

¹ 屏東科技大學機械工程系教授

^{2,3} 屏東科技大學機械工程系研究生

摘要

本文主要探討熱處理對鈦-5 鋁-1 錫-1 鉻-1 鐵合金之顯微結構的影響。研究結果顯示：合金在 1030°C/1 小時固溶處理後，其顯微結構為雙晶型過飽和的麻田散鐵組織。合金 900°C 加熱 1 小時，其顯微結構具(α+β)雙相組織，其中冷卻後 β 相區轉變為差排型麻田散鐵組織。合金在 800°C 加熱 1 小時，其顯微結構具(α+β)雙相組織，其中冷卻後 α 相區觀察到界面差排現象，並具有超晶格之六方最密堆積(HCP)結構的點。合金經 510°C/1-4 小時時效處理後，在 α 相區域基地中，可觀察到 ω 相析出。此外，研究顯示：本合金 α/β 轉換溫度約在 965-980°C，麻田散鐵轉換溫度(Ms)約在 815-830°C。

關鍵字：鈦合金、顯微結構、麻田散鐵、超晶格

Abstract

The main purposes of the present studies are to investigate the phase transformations of the Ti-5Al-1Sn-1Cr-1Fe alloy. The main results are described as following: being solution heated treatment at 1100°C for 1 hour, the microstructure of the present alloy is a twin martensite phase. The microstructure of the as-quenched specimen from 950°C is a mixture (α+β') phase. Being heated at 800°C, the microstructure of the alloy is a mixture (α+β) phase. In addition, the α-phase would belong to a superlattice HCP structure. After heated at 800°C and then aged at 510°C/4hs, some ω-phase precipitates would be found within the α-phase matrix.

Key words: Ti-alloy, microstructure, superlattice, martensite.

1.前言

鈦基合金結構材料在低溫下有高的強度/密度比[1]，在高溫下也有高的強度/密度比及優良的抗腐蝕性能等一般鈦合金共同的特性之外，本身更結合了極佳的強度與韌性組合，在顯微組織與機械性質上具備高度可調整性，因此極適合用在飛機噴射引擎結構耐高溫部分及超音速飛機風阻較大而溫度較高處，故全球鈦合金在此方面用途的產量佔有很大的比重，很快的成為航空業發動機的關鍵材料。直到今日，航空工業仍是鈦及鈦合金的主要應用領域，其他領域如建築、化工、醫藥、能源、海洋和近海、體育休閒以及交通運輸等的應用需求也日益增加⁽¹⁾。

Ti-6Al-4V被廣泛應用在高爾夫球上已有15-20年⁽²⁾⁽⁴⁾，因Ti-6Al-4V為典型的α-β型合金，具備熱處理性優秀、熱安定性良好且耐熱性佳等優點，可利用熱處理來選定強度，其抗拉強度約145ksi，延伸率約10%。就高爾夫球觀點，在固定重量的限制下，須具備高強度的特性，因此開發具備適當機械強度又不失其韌性之材料備受重視；就材料觀點，鈦合金從最典型的Ti-6Al-4V在高強度方面，發展成具有高強度的β合金如2041、Ti735等合金，其抗拉強度最高可達220ksi；另外，在低密度的發展以811為主，屬於α-β合金，普遍Ti-6Al-4V的密度約為4.54 g/cm³，而811的密度已可降至4.36 g/cm³。此外；為了尋求打擊感，除了可在高爾夫球頭上的結構改良，如打擊面不等厚，也可從材料特性方面改良其韌性，以獲得打擊的準確性⁽²⁾。一般鈦合金強度雖高，但延伸率只在6~12%左右，限制了加工成形方面的應用，雖可利用熱處理提高延伸率至約18%，但其強度會降至約110~120 ksi，故本論文便設計了Ti-5Al-1Sn-1Cr-1Fe的α-β型鈦合金，期望能在提高延伸率(20%)的同時，也能兼顧強度約140ksi。

在合金設計上，以雙相Ti-6Al-4V合金為主軸考量，其大多數鈦合金Al添加6w.t.%，但本合金考慮到Cr和Fe的含量，為避免脆性，將Al含量設計為5w.t.%；一般而言，Sn和Zr皆有固溶強化效果，但因Zr價格較高，因此本合金添加Sn。設計下，若在700-800°C下連續滾軋可得到一良好機械性質：抗拉強度約為138-151ksi、降伏強度為123-142ksi、延伸率為24-40%⁽⁵⁾⁻⁽⁶⁾。

就應用角度，了解顯微結構對於量產或產品的性質為一重要課題，故本研究旨在對鈦-5鋁-1錫-1鉻-1鐵合金素材施以不同溫度的固溶熱處理，空冷後觀察其金相組織，以求得全 β 相和麻田散體的變態點。接著以此全 β 相的變態點為界，在 β 相和 $\alpha + \beta$ 相溫度範圍內取代表性之固溶條件實施熱處理以及時效處理，空冷後，觀察其金相組織的變化情形，以求得最佳的熱處理條件，探討其鈦合金之顯微結構。

目前高爾夫鐵桿頭之設計方向趨向於：(1)球頭大型化，以增大桿頭的擊球甜蜜區，以提高成功擊球機率並增加擊球距離；(2)低重心化，以達到穩定的揮擊性與較佳的擊球點位置，並增加扭轉慣性、提高擊球距離；(3)低空氣阻力及凹背式打擊面板設計，以達到穩定的揮擊性與較佳的擊球點位置。故整體而言，以高爾夫球來說，在固定重量的限制下，其主要發展為尋求具備適當機械強度及高韌性、高延性、優良之耐蝕性等性質。依據目前高爾夫桿頭製造的經驗，最佳的桿頭合金材料之延伸率須超過30%，且越高越好⁽⁷⁾。

高爾夫球頭素材種類繁多，15-20年前Ti-6Al-4V(抗拉強度：140~150ksi，延伸率：10%)為主要應用的素材，進而為提高強度，發展了其他鈦系合金如2041(抗拉強度：175~185ksi，延伸率：12%)、15-3-3-3(抗拉強度：190~200ksi，延伸率：10%)。一般鈦合金強度雖高，但延伸率只在6~12%左右，限制了加工成形方面的應用，雖可利用熱處理提高延伸率至約18%，但其強度會降至約110~120 ksi⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾。

2. 實驗方法與步驟

在本文研究所使用之 Ti-5Al-1Sn -1Cr-1Fe 鈦合金，素材為冷軋板，經連續滾軋後，厚度為1-4mm，本實驗所使用的厚度為1 mm 薄板，再以 ND：YAG 雷射切割切片。切割完之試片以感應耦合電漿原子發射光譜儀(Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectroscopy, ICP-AES)分析其合金含量。其化學成分如表 3-1 所示。將試片分別置入真空熱處理爐中進行固溶處理。固溶條件 800°C~1030°C，30min 後水淬，以獲得各種不同的組織。時效的處理在 480°C、510°C 及 540°C，時間則選擇在 2、3、4、8、12、16 及 24 小時等。金相試片以腐蝕液 (3%HF + 5%HNO₃ + 92%H₂O) 浸蝕 5~15sec，再以 OLYMPUS BH2-UMA 光學顯微鏡觀察。掃描式電子顯微鏡，以 HITACHI S-3000N 型之掃描式電子顯微鏡進行分析，操作電壓約為 15-25KV 之間。穿透式電子顯微鏡試片，使用電解腐蝕液 (60%甲醇、34%乙二醇、6%過氧酸)，以雙向噴流電解拋光機(Double-Jet Electron Polisher) 進行電解拋光。溫度保持在 -25°C 以下，操作電壓約 22~30V。拋光後之試片使用 JEOL 200CX 來觀察和分析相之結構。

3. 結果與討論

將鈦-5 鋁-1 錫-1 鉻-1 鐵合金在 935°C、950°C、965°C、980°C 固溶處理，因爐溫差約 15°C，故每隔 15°C 實施 30min 後空冷，以獲得各種不同的組織。觀察其金相可發現到存有島狀 α 與 β 雙相組織，其島狀 α 即為初析 α 相，隨著固溶溫度的提高，島狀組織逐漸減少，直到 980°C 島狀組織完全變為針狀，且針狀組織變為細小化，故判斷 α/β 變態溫度約為 965°C~980°C。將合金在 785°C、800°C、815°C、830°C 固溶時效，利用 SEM 可觀察到在 800°C 以下無針狀組織；815°C 的 β 轉變出現針狀組織，故判斷 Ms 變態溫度約為 815°C~830°C。

α/β 轉換溫度可知經 980°C 以上固溶均為單相，單相裡面有針狀物組織。Fig 1(a)為 1030°C 固溶，持溫 1 小時空冷後之 TEM 明視野圖，圖中觀察到具有雙相組織，經一 (11 $\bar{2}$ 0) (Fig 1(b)) 雙晶面，其(11 $\bar{2}$ 0)₁//(11 $\bar{2}$ 0)₂和[0001]₁//[10 $\bar{1}$ 0]₂，旋轉 60°後可得[11 $\bar{2}$ 0]軸之擇區繞射圖，如 Fig 3(c)，可得其晶格常數為 a=2.93 Å、c=4.66 Å，c/a 比為 1.59，故其針狀組織為 α' 相 HCP 結構，Fig 3(d) 為 (11 $\bar{2}$ 0) 雙晶面的暗視野圖，可以觀察到針狀組織內伴隨著大量的雙晶結構，屬於非擴散型的

相變態，為雙晶型過飽和的，而 Ti-6Al-4V 為差排型。

將合金進行在 900°C 持溫 1 小時，此區為 α - β 相區間內淬火，Fig 2(a) 為合金固溶 900°C 持溫 1 小時之 SEM 圖，除了觀察到島狀外，也已有針狀組織出現。合金固溶 900°C 持溫 1 小時空冷後可從 Fig 2(b) 明視野圖觀察到具有差排現象的針狀組織，經 Fig 2(c) 擇區繞射圖分析，可得其為 HCP 結構，晶格常數為 $a=2.93 \text{ \AA}$ 、 $c=4.66 \text{ \AA}$ ， $c/a=1.59$ ，Fig 2(d) 和 Fig 2(e) 為其暗視野圖，從 Fig 2(b) 可發現與 1030°C 所得之針狀物一樣，皆為 α' 相，針狀組織；Fig 2(f) 為明視野圖，Fig 2(g) 為 $[11\bar{2}3]$ 軸之擇區繞射圖，中間島狀物經擇區繞射圖分析得其晶格常數為 $a=2.93 \text{ \AA}$ 、 $c=4.66 \text{ \AA}$ ， c/a 比為 1.59，故為 HCP 結構，此為初析的相，Fig 2(h) 為暗明視野圖。

接著為麻田散體轉換溫度以下之固溶處理持溫 1 小時空冷後，觀察其內部之顯微結構。Fig 3(a) 為合金經 800°C 持溫 1 小時之明視野圖，經 $[110]$ 軸之擇區繞射圖，如 Fig 3(b)，可得晶格常數 $a=3.32 \text{ \AA}$ ，為 BCC 結構，其為 β ，Fig 3(c) 為其暗視野圖。另外在明視野圖，如 Fig 3(d)，觀察到界面差排現象，因兩區元素含量不同而造成此現象，圖中呈波浪型分布，經圖 Fig 3(e) 擇區繞射圖中，在此條件下，當固溶合金產生序化排列時，在排列上則產生超晶格或稱超結構的現象 [10] 可觀察到超晶格點，這一發現在鈦-6 鋁-4 釩中並未被提及的，圖 Fig 3(f) 為其暗視野圖。試片經 1030°C、900°C、800°C 固溶後，經過時效 480°C、510°C、540°C 進行 24 小時熱處理。從不同時效溫度之金相，大致上沒有明顯的改變，唯 800°C/510°C-4 小時後，經擇區繞射圖可發現 ω 相的析出，如 Fig 4(a)，觀察到 ω 相的析出，Fig 4(b) 為明視野圖，Fig 4(c) 為暗視野圖。

4. 結論

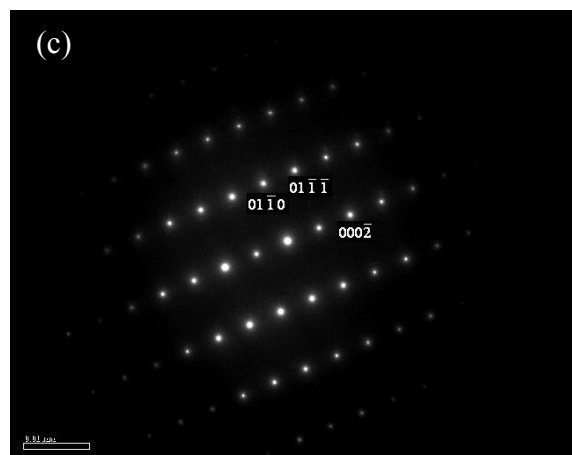
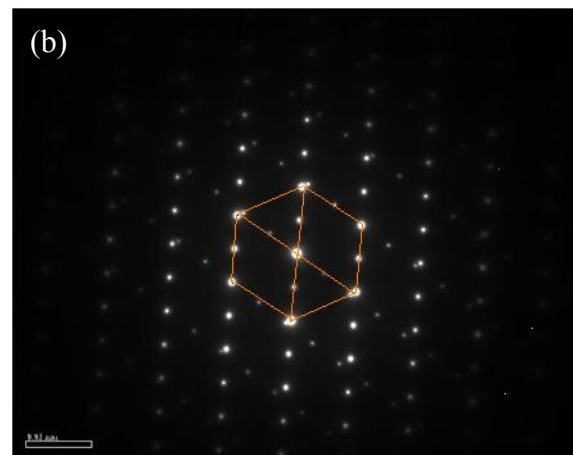
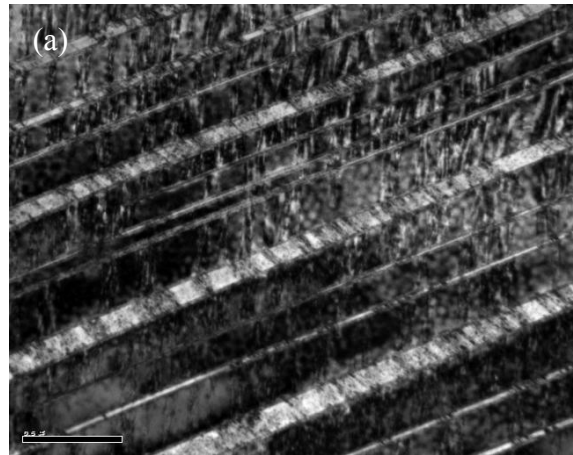
本文主要探討熱處理對鈦-5 鋁-1 錫-1 鉻-1 鐵合金之顯微結構的影響，研究結果顯示：合金在 1030°C/1 小時固溶處理後，其顯微結構為雙晶型過飽和的麻田散鐵組織，其晶格常數 $a=2.93 \text{ \AA}$ 、 $c=4.66 \text{ \AA}$ ， c/a 比為 1.59。經 900°C/1 小時固溶處理後，為 $(\alpha+\beta)$ 雙相組織，其針狀組織與 1030°C 固溶處理後一樣，但針狀組織內觀察到差排現象，經擇區繞射圖分析，得其為 HCP 結構，晶格常數為 $a=2.93 \text{ \AA}$ 、 $c=4.66 \text{ \AA}$ ， $c/a=1.59$ ；其中，合金在 825-965°C 固溶處理後，其顯微結構主要 $(\alpha+\beta)$ 雙相組織，呈等軸島狀結構，其中 β 區域隨固溶溫度升高而增加。在麻田散鐵轉變溫度以下 800°C/1 小時固溶處理後，冷卻後 α 相區可觀察到超晶格之六方最密堆積(HCP)結構的點，另外經由觀察擇區繞射圖中得晶格常數 $a=3.32 \text{ \AA}$ ，為 BCC 結構，其為 β 。經 480-540°C/1-8 小時時效處理後，在 α 相區域基地中，可觀察到 ω 相析出。此外，研究顯示：本合金 α/β 轉換溫度約在 965-980°C，麻田散鐵轉換溫度(Ms)約在 810-825°C。

5. 參考文獻

- (1). Edward H.Kottcamp,Jr.president and Edward L.Langer Managing Director , 1992 , ASM HANDBOOK Alloy Phase Diagrams Vol.3, ASM International.
- (2). Brown ARG, Clark D, Eastabrook J and Jepson KS. The titanium-niobium system. Nature 1964;201:914-5.
- (3). J. L. Walter, M. R. Jackson and C. T. Sims, Titanium and its alloys: Principles of Alloying Titanium, ASM International, Metals Park, 1988.
- (4). Donachie, JR , M. J., "Titanium and Titanium Alloy", Source Book, pp.3-9.
- (5). Brown , C.O. and Banas , C.M., AWS Annual Mtg., San Francisco, April, 1971.
- (6). Walter, J. L., Jackson , M. R. and Sims, C. T., Titanium and its alloys : Principles of Alloying Titanium, ASM International, Metals Park,1988.
- (7). Titanium – A Technical Guide, ASM International, Metals Park USA, 1988.
- (8). Olson , D. L. et. al., Metals Handbook, 10th ed., Vol. 6 Welding Brazing and Soldering, ASM International, 1993.
- (9). M. Schwartz, Brazing: For the Engineering Technologist, ASM International, 1995, pp. 172-174.
- (10). R. R. Boyer, "An overview on the use of titanium in aerospace industry", Materials Science and Engineering A213 (1996), p.103-114.

Table 1 Ti-5Al-1Sn-1Cr-1Fe alloy main chemical composition

元素	鈦	鋁	錫	鉻	鐵
wt.%	Bal.	5.41	0.82	1.28	1.03



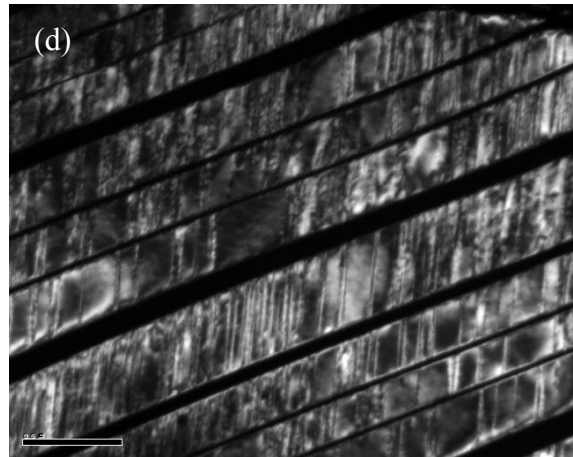
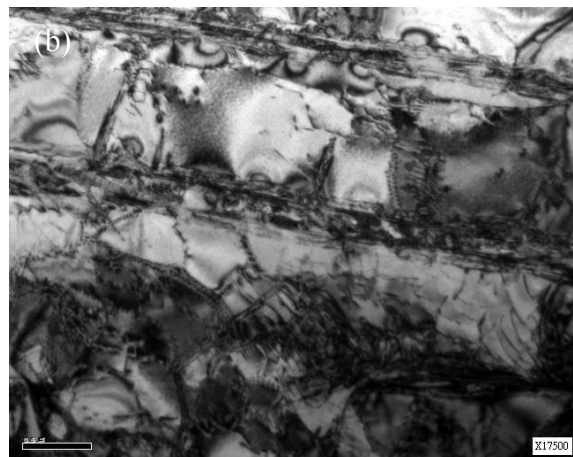
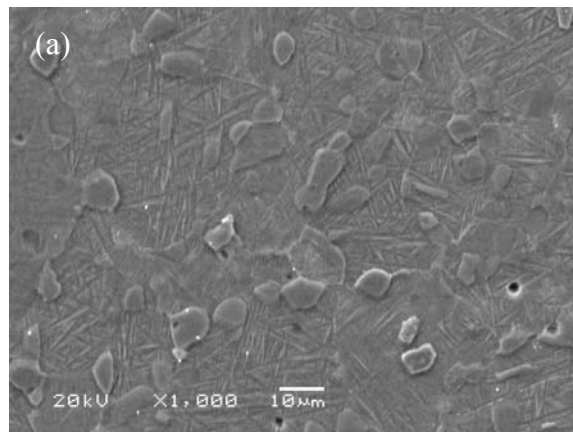
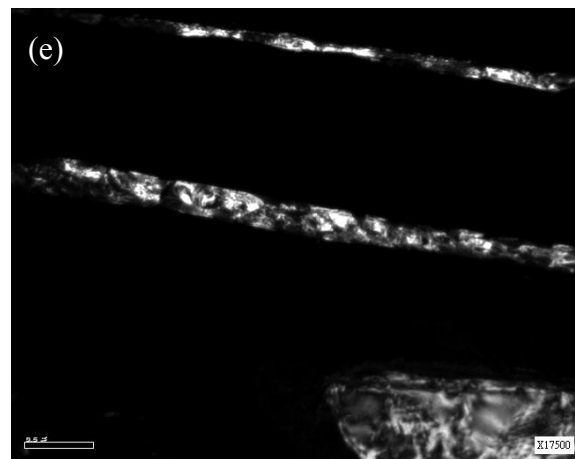
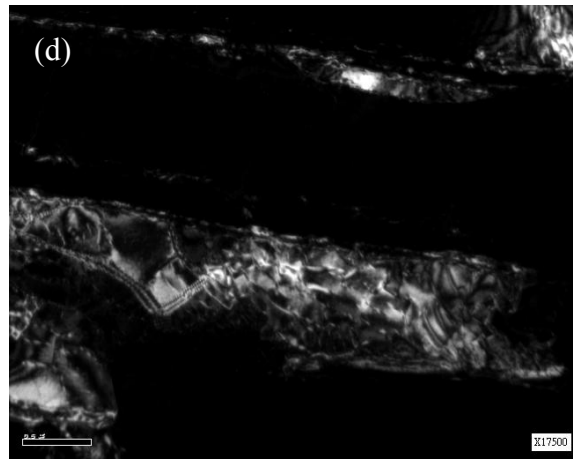
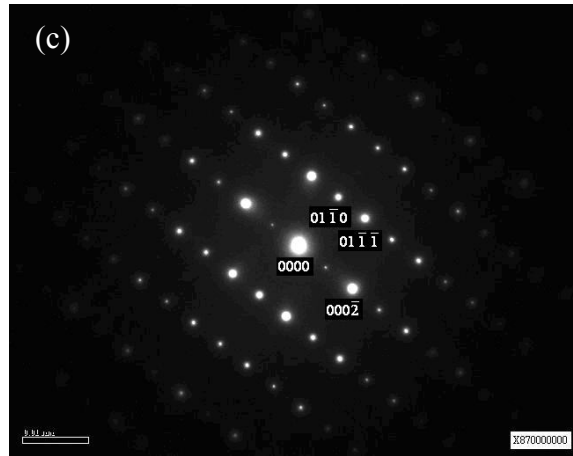


Fig. 1 Electron micrographs of the as-forged specimen being SHT at 1030 °C for 1 hour.. (a) bright field(BF), (b) a foil normal $[11\bar{2}0]$ SADP taken from $(11\bar{2}0)_1 // (11\bar{2}0)_2$ and $[0001]_1 // [10\bar{1}0]_2$, (c) a foil normal $[11\bar{2}0]$ SADP, (d) dark field(DF).





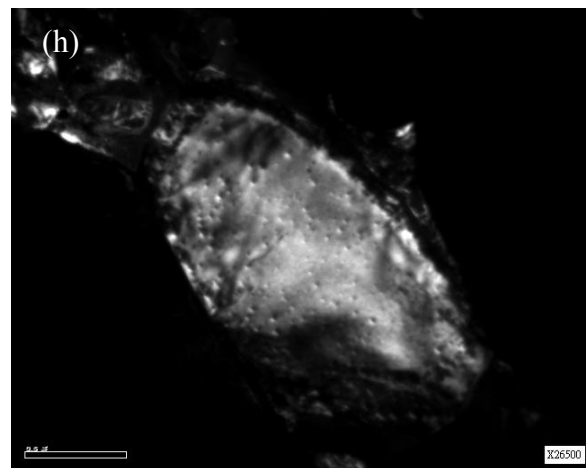
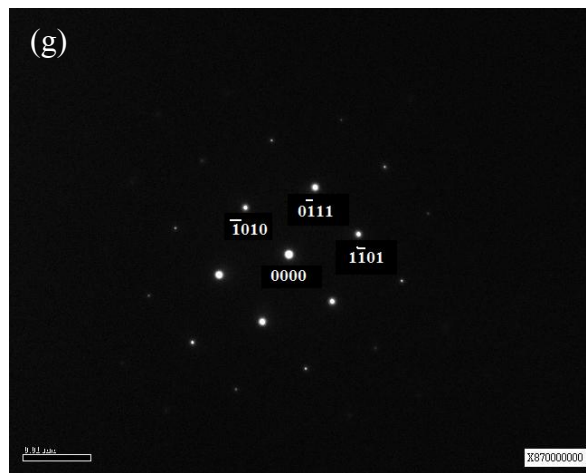
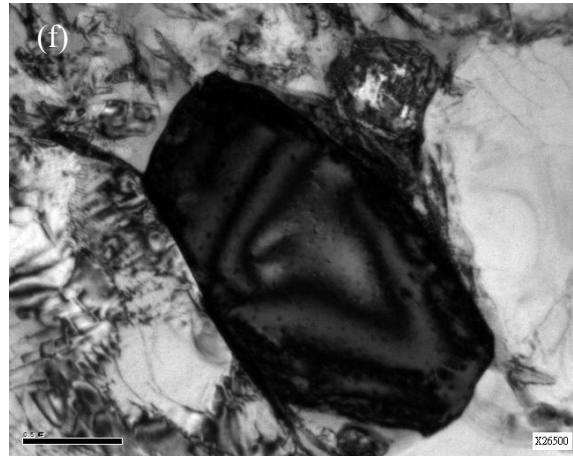
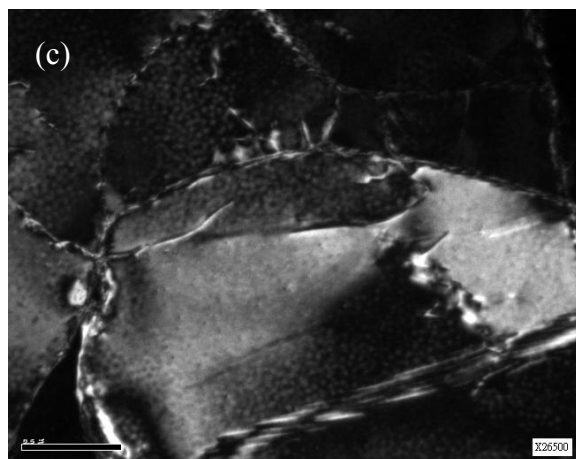
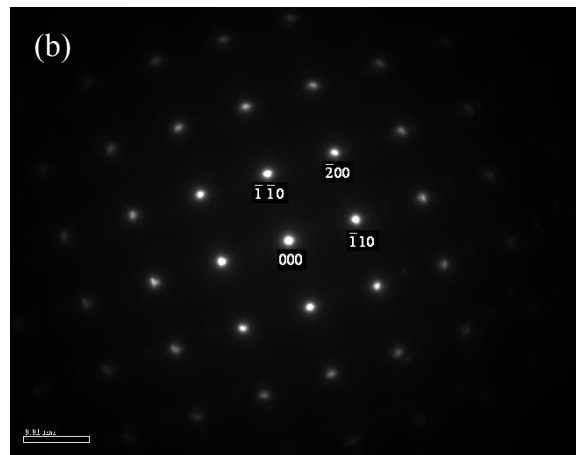
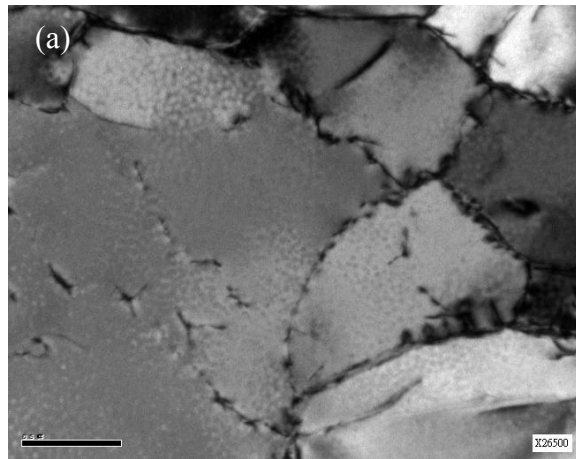


Fig. 2 Electron micrographs of the as-forged specimen being SHT at 900 °C for 1 hour. (a) SEM, (b) BF taken from dislocation of acicular structure, (c) a foil normal $[11\bar{2}0]$ SADP, (d) DF, (e) DF, (f) BF taken from Island shape, (g) a $[1\bar{2}1\bar{3}]$ SADP, (h) DF taken from Island shape.



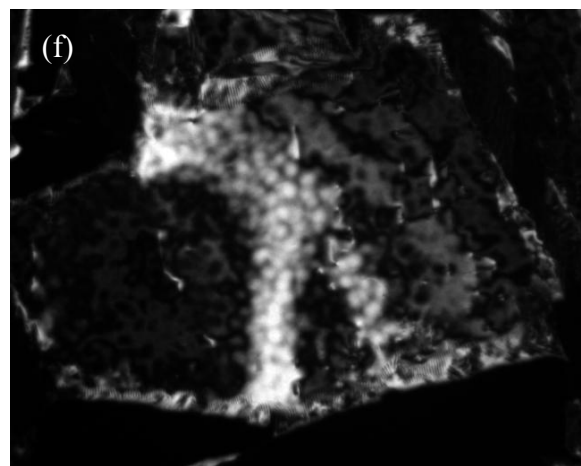
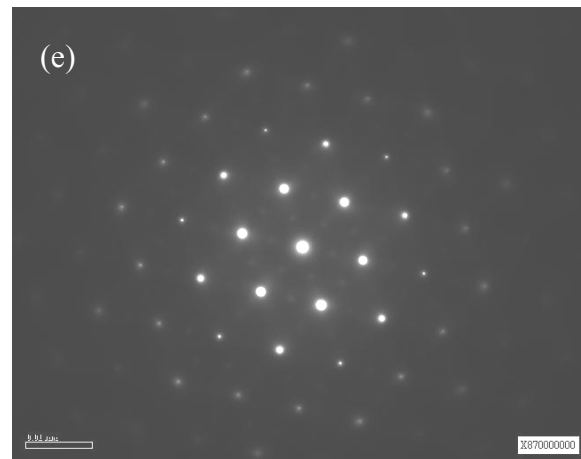
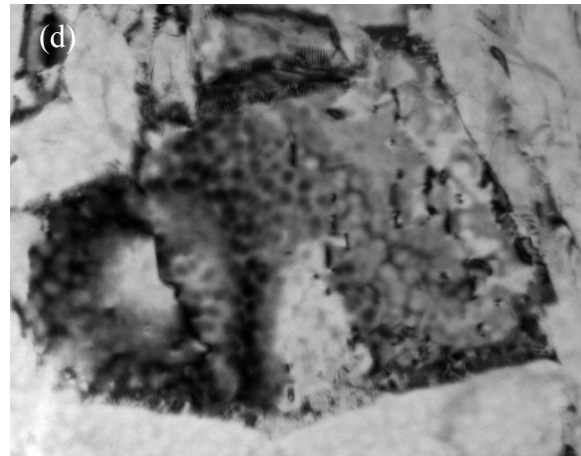


Fig. 3 Electron micrographs of the as-forged specimen being SHT at 800 °C for 1 hour. (a) BF taken from β phase, (b) a foil normal [001] SADP, (c) DF taken from β phase, (d) BF taken from superlattice, (e) SADP of superlattice, (f) DF taken from superlattice.

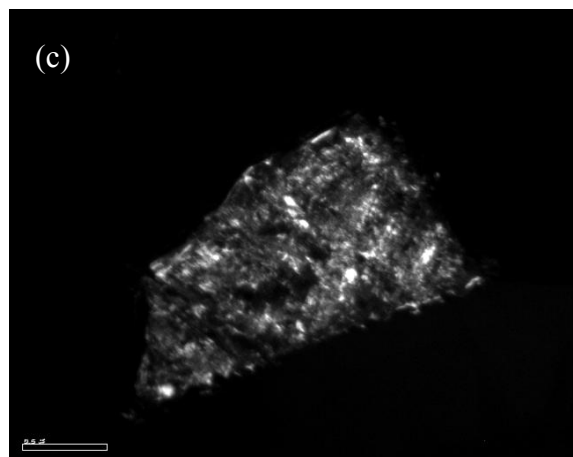
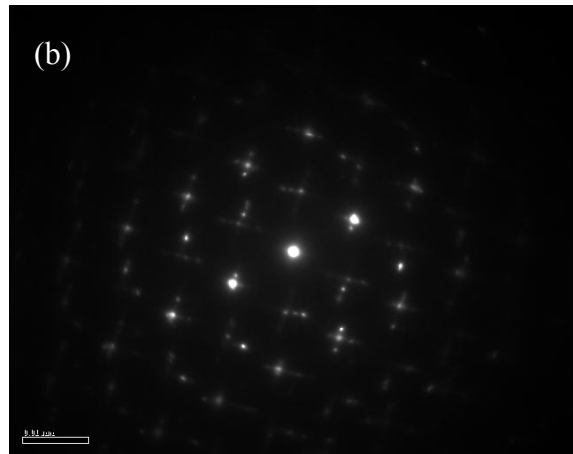
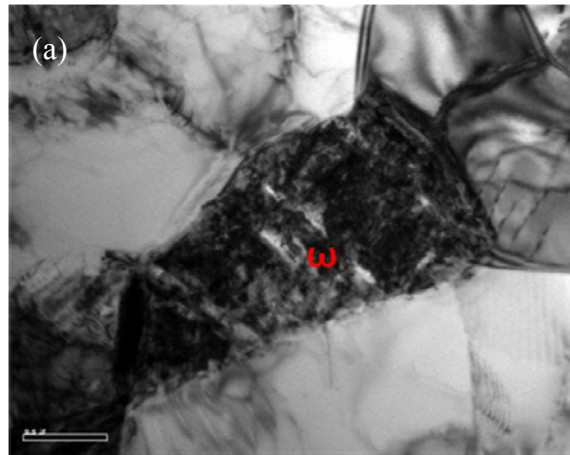


Fig. 4 Electron micrographs of the as-forged specimen aged at 510 °C. (a) BF taken from ω phase, (b) SADP of ω phase, (c) DF taken from ω phase.