

國立交通大學

工學院精密與自動化工程學程

碩 士 論 文

銲後熱處理對時效鈦合金
EBW 銲件之顯微組織與機械性質影響

The effect of post-weld heat treatment on the microstructure
and mechanical properties of Ti-alloy EBW weldment

研 究 生： 盧 信 璋

指 導 教 授： 周 長 彬 教 授

中 華 民 國 101 年 1 月

銲後熱處理對時效鈦合金
EBW 銲件之顯微組織與機械性質影響

The effect of post-weld heat treatment on the
microstructure and mechanical properties of Ti-alloy

EBW weldment

研究生：盧信璋 Student : Hsin-Chang Lu

指導教授：周長彬 Advisor : Chang-Pin Chou

國立交通大學
工學院精密與自動化工程學程

碩士論文

A Thesis

Submitted to Degree Program of Automation and Precision Engineering

College of Engineering
National Chiao Tung University
in Partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of
Master of Science

In
Automation and Precision Engineering

Jan 2012

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國 101 年 1 月

鐸後熱處理對時效鈦合金 EBW 鐸件之顯微組織與機械性質影響

學生：盧信璋

指導教授：周長彬

國立交通大學工學院精密與自動化工程學程

摘要

本實驗藉由不同條件之熱處理方式來探討 Ti-6Al-4V 合金薄板在不同條件的熱處理對其機械性質之影響，並藉由 EBW 鐸接製程來探討 Ti-6Al-4V 合金在鐸前與鐸後熱處理對其材料的影響。

鐸後透過不同溫度之應力消除及固溶時效熱處理研究顯示，鐸後應力消除具有時效處理之效果，且應力消除選定之溫度及時間與時效處理之選定溫度及時間相近，因而有相同的微觀組織，且鐸後經應力消除熱處理之鐸件並不會影響其強度及韌性。

The effect of heat treatment of Ti-alloy EBW weldment

Student : Hsin-Chang Lu

Advisor : Chang-Pin Chou

Degree program of Automation and Precision Engineering

College of Engineering

National Chiao Tung University

ABSTRACT

Ti-6Al-4V alloy at different observation of welding heat treatment before influence on their mechanical characteristic and microstructure, followed by electron beam welding study the effect of heat-treatment process before and after the welding together with the microstructure and mechanical property investigation of welded sample. The optimal heat-treatment parameters can therefore be obtained by the above test results.

The results of the heat-treatment study conducted under varied stress-relief temperatures and Solution aging treatment have shown that Effect of stress-relief with aging treatment after welding, and stress-relief the selected temperature and time and the aging treatment of selected temperature and time are similar, therefore has the same microstructure, and stress relief heat treatment after welding weld does not affect their strength and toughness.

誌謝

本研究論文之完成，首先感謝恩師周長彬老師悉心無私教誨、耐心指導與督促，得以順利完成，使本人不僅能在學識上有所獲益，更能在為人處世及事理分析等各方面更成熟穩健，師恩浩蕩，特於卷首致上最誠摯的謝意！

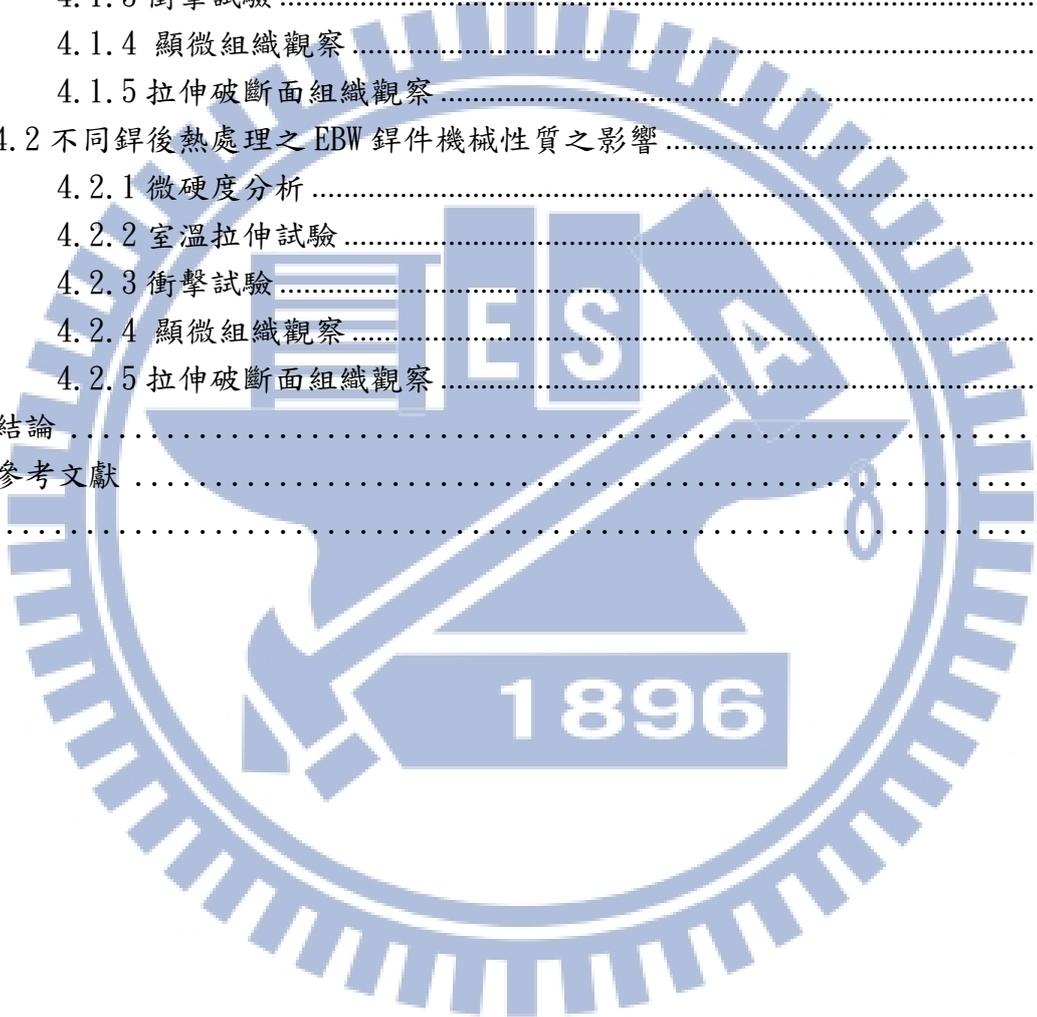
論文口試期間，幸蒙大葉大學李義剛教授、中科院副研究員黃仁佑組長與楊萬騏課長、本院周長彬教授，鼎力斧正，使論文更完整，衷心感謝。在學習過程中，感謝中科院主體系統研制組技士祁凌先生及技術員葉義龍先生從旁協助指導，使得對實驗設備操作及專業知識更深入瞭解，在此給予十分感謝。

衷心感謝生育與教養的父母，使本人能無後顧之憂在課業上專心研究。最後謹將這份成果獻給每一位幫助過我的貴人，有你們支持及鼓勵，才能使本論文達臻善臻美。

目錄

摘要	iii
ABSTRACT	iv
誌謝	v
表目錄	viii
圖目錄	ix
符號說明	x
一、緒論	1
1.1 研究背景與動機	1
1.2 研究方法與目的	2
二、文獻回顧	3
2.1 電子束鐳接法簡介	3
2.2 電子束鐳接工作原理	3
2.3 電子束鐳接機基本構造、分類及其特性	4
2.3.1 電子槍	4
2.3.2 工作艙	7
2.3.3 真空幫浦系統	7
2.3.4 電控系統	8
2.3.5 高壓電源系統	8
2.3.6 冷卻系統	8
2.4 電子束鐳接之優點	8
2.5 電子束鐳接之限制	9
2.6 電子束鐳接參數	10
2.7 電子束鐳接之加工流程	10
2.8 電子束鐳接之應用	11
2.9 鐳道之檢驗	12
2.10 鈦及鈦合金簡介	14
2.11 鈦合金熱處理之特性	17
2.12 鈦及鈦合金鐳接	35
2.12.1 鈦及鈦合金鐳接特性	35
2.12.2 鈦及鈦合金之鐳接缺陷	41
三、實驗設備及流程	44
3.1 實驗規劃	44
3.2 實驗材料鐳接試片之準備	46
3.3 EBW 之設備	47
3.4 熱處理之條件	48
3.5 機械性質試驗	48

3.5.1 微硬度量測	48
3.5.2 拉伸試驗	49
3.5.3 衝擊試驗	49
3.5.4 金相組織	49
四、結果與討論	51
4.1 原材經不同鐸前熱處理之機械性質	51
4.1.1 微硬度分析	52
4.1.2 室溫拉伸試驗	53
4.1.3 衝擊試驗	54
4.1.4 顯微組織觀察	54
4.1.5 拉伸破斷面組織觀察	56
4.2 不同鐸後熱處理之 EBW 鐸件機械性質之影響	59
4.2.1 微硬度分析	59
4.2.2 室溫拉伸試驗	60
4.2.3 衝擊試驗	61
4.2.4 顯微組織觀察	62
4.2.5 拉伸破斷面組織觀察	67
五、結論	71
六、參考文獻	72
自傳	76



表目錄

表 1 電子槍型別及其特性比較表	6
表 2 工作艙真空度分類及其特性比較表	6
表 3 鈦銲接技術檢定的試驗方法及判定基準	13
表 4 鈦合金之合金元素與組織及性質的關係	15
表 5 鈦與其他金屬機械性質的比較	16
表 6 鈦與其他金屬物理性質的比較	16
表 7 鈦與鈦合金室溫下與高強度合金鋼比強度之比較	16
表 8 不同熱處理條件下 Ti-6Al-4V 合金之機械性質	21
表 9 鈦合金 Ti-6Al-4V 熱處理條件	22
表 10 鈦與鈦合金應力消除之條件	24
表 11 鈦與鈦合金之退火處理條件	28
表 12 鈦合金固溶與時效處理之條件	30
表 13 Ti-6Al-4V 在不同熱處理溫度處理下機械性質	33
表 14 鈦合金的各種銲法及特性	38
表 15 各種鈦合金之銲接性	39
表 16 EBW 銲後熱處理分組規劃	43
表 17 電子束銲接參數	46
表 18 Ti-6Al-4V (板) 熱處理條件	46
表 19 原材熱處理程序及試片編號	50
表 20 原材經不同熱處理之拉伸試驗數據	52
表 21 原材經不同熱處理之衝擊試驗數值比較	52
表 22 不同銲後熱處理之室溫機械性質	60
表 23 原材經不同熱處理之衝擊試驗數值比較	62

圖目錄

圖 1 鑰孔效應過程.....	5
圖 2 電子槍構造圖.....	5
圖 3 電子束銲接機工作艙.....	7
圖 4 Ti-6Al-4V 從不同加熱溫度及冷卻方式之金相組織結構.....	20
圖 5 鈦金屬之 TTT 曲線.....	22
圖 6 Ti-6Al-4V 應力釋弛的溫度時間和殘留應力之關係圖.....	25
圖 7 鈦合金硬化處理(固溶及時效)示意圖.....	29
圖 8 析出硬化型材料 HAZ 說明圖.....	40
圖 9 EBW 銲道缺陷示意圖.....	42
圖 10 實驗流程.....	44
圖 11 實驗試片.....	45
圖 12 MATSUZAWA MTX-70 微硬度計.....	49
圖 13 MTS-810 萬能試驗機.....	49
圖 14 CHARPY 衝擊試驗機.....	49
圖 15 OLYMPUS PME3 光學顯微鏡.....	49
圖 16 HITACHI S-3000N 掃描式電子顯微鏡.....	49
圖 17 原材經不同熱處理之硬度比較.....	51
圖 18 原材經不同熱處理之拉伸試驗數值比較.....	52
圖 19 原材經不同熱處理之衝擊試驗數值比較.....	53
圖 20 原材經不同銲前熱處理後之金相組織觀察.....	54
圖 21 原材經不同銲前熱處理後之拉伸破斷巨觀圖.....	56
圖 22 原材經不同銲前熱處理後之拉伸破斷面觀察.....	57
圖 23 經電子束銲接後施以不同銲後熱處理之微硬度分析.....	58
圖 24 不同銲後應力消除熱處理之延伸率.....	59
圖 25 不同銲後應力消除熱處理之衝擊試驗數值比較.....	60
圖 26 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW 試片之金相組織.....	62
圖 27 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. A 試片之金相組織.....	63
圖 28 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. B 試片之金相組織.....	63
圖 29 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. C 試片之金相組織.....	64
圖 30 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. T+A. A. 試片之金相組織.....	66
圖 31 不同銲後熱處理後之拉伸破斷巨觀圖.....	68
圖 32 經不同銲後熱處理後之拉伸破斷面觀察.....	70

符號說明



E	電源
I	電流
V	電壓
S	銲接走速
Q, H	熱輸入量
R. M.	原材
S. T.	固溶處理
A. A.	時效處理
S. R.	應力消除處理
EBW	電子束銲接
OM	光學顯微鏡
SEM	掃描式電子顯微鏡
AC	氣冷
WQ	水淬
FC	爐冷

一、緒論

1.1 研究背景與動機

鈦合金具有質量輕、高比強度、耐蝕性、延展性佳、低傳導性、優異的成型性、熔接性及加工性等優點，故廣泛應用於航空、民生、結構用料及運動器材等用途上，又鈦合金與人體有良好的適應性，近年來也大量被用作人體之取代材，如人工關節與骨骼等外科移植材料。〔1, 2, 3〕。

鈦為一熔點高(1668°C)、耐腐蝕且比重輕(4.51gm/cm³)之金屬。鈦合金的強度雖然比不上一般鋼鐵，但是由於鈦的比重小，其比強度卻比一般材料好，所以如果以單位重量考慮材料之強度及韌性時，鈦合金的強度優於鋼及鋁，這正是為什麼鈦合金價格雖然較鋼及鋁等常見材料貴，但仍為航空工程設計人員廣為採用〔4, 5, 6, 7, 8〕。

因應未來飛行器之需求，為提升飛行速度、增加航程及相關性能，採用質量輕且具高強度之鈦合金已是必然之趨勢。如噴射發動機之設計，在推力不斷提昇之要求下，發動機增壓比需提高，許多零組件受力及受熱之負荷及程度大大增加，使用需求條件越來越嚴苛這種情況下，使用質輕且比强度高之鈦合金取代較重的鋼材，可大幅減少結構之重量並提昇性能。然而鈦合金欲獲得良好之性質，如強度、延展性、破裂韌性、機械加工性、組織結構及尺寸穩定性、疲勞強度及高溫抗潛變能力等，必須透過適當之

熱處理才能達到，且可利用熱處理方式來消除加工及銲接所造成之殘留應力〔9〕。

1.2 研究方法與目的

本實驗選用 Ti-6Al-4V 鈦合金為材料，經加工後工件執行不同熱處理方式，並採用電子束銲接(EBW)，將熱處理後之鈦合金予以分別對接銲。本研究目的主要在探討銲後熱處理時效鈦合金 EBW 銲件之顯微組織與機械性質影響。研究目的包括下列幾點：

1. 固溶時效前熱處理對鈦合金銲件之機械性質影響。
2. 銲後應力消除對鈦合金銲件之機械性質影響。
3. 銲後固溶時效熱處理對鈦合金銲件之機械性質影響。

二、 文獻回顧

2.1 電子束鐳接法簡介

電子束鐳接(Electron Beam Welding)是將經過加速及聚焦之電子束，以極高的速度撞擊於工作物上，藉電子束之動能轉換為熱能，而使工作物熔化相互接合。由於電子之質量較氣體分子更小，電子碰撞氣體分子後易於散亂，所以用以產生電子束的電子槍室及工件鐳接室，應置於真空中，真空度為 1×10^{-4} torr (133×10^{-4} pa) 或更低較佳；鐳接能量範圍，一般電壓為 15 至 150kv，電流為 1 安培(Amp)以內。

2.2 電子束鐳接工作原理

將具有高能量密度的收斂電子束，以約 0.3~0.7 倍光速撞擊被鐳接物之金屬表面時，其雖僅能穿入材料表層內不及 $30 \mu\text{m}$ 深，而即因與金屬之原子及電子碰撞而停止，但此時其所有動能則同時完全轉換成熱能，並傳到金屬上，升高了工件局部溫度。在其撞擊處之微小體積(射點面積 \times 前述數 μm 深)內，將被加熱至熔點溫度以上，且於射束中心區之金屬，還會被熱至汽化溫度，而造成具有毛細作用之凹孔。此毛細凹孔，使得射束能夠更深的穿入工件內部。此時，熔融之金屬則沿著與射束相反方向被後推並凝集成錐形區(Conical Zone)或圓筒形區(Cylindrical Zone)，而被覆於毛細凹孔周圍。此種穿孔狀態之維持，視其熔融物質之蒸汽壓、表面張力、重力等之平衡情況

而定，只要孔內金屬蒸氣壓大於熔融金屬之表面張力，則毛細管即能保持其開孔狀態而使滲透過程持續進行，除非射束已傳送完所有能量或金屬已被完全穿透。此現象稱之為鑰孔效應(Key-hole effect)或深鐸效應(Deep-welding effect)，如圖 1。當移動工件或電子束時，毛細管就如同線狀熱源切過金屬鐸縫般，沿著工件鐸縫移進，熔融金屬則環繞於毛細管四週並於毛細管通過或消失後重新凝固，完成鐸接。〔10,11〕

2.3 電子束鐸接機基本構造、分類及其特性

2.3.1 電子槍

電子槍(圖 2)的原理與真空管類似，電子束的來源是以直流電源在鎢合金製成的燈絲片上加熱，而放出熱電子。燈絲本身為陰極，陰極下方有一柵極，陰極與柵極之間接有負偏壓，以控制射出之電子數目。柵極的下方為陽極，相對陰極之間有高電壓，以加速電子形成高能量的電子束。陰極、柵極、陽極的形狀與彼此間的距離，會形成電磁場，使電子束自動聚集，但因通過陽極後又會分散，所以陽極下方有聚焦線圈，以調整電子束前進的方向與焦距。聚焦線圈的下方有偏射線圈，用來使電子束產生偏射的動作。電子槍依據使用的電壓可概分為兩種，一種為高壓型，一種為低壓型，通常以 100kV 為分界線，

其主要特性見表 1。為延長燈絲的使用壽命，電子槍皆裝有高真空渦輪幫浦，以達到 $10^{-5} \sim 10^{-6}$ torr 真空度的工作環境。

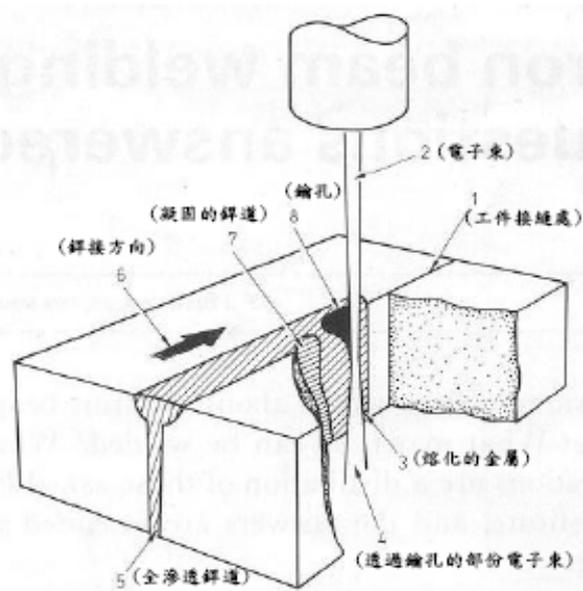


圖 1 鑰孔效應過程

• 電子束的形成

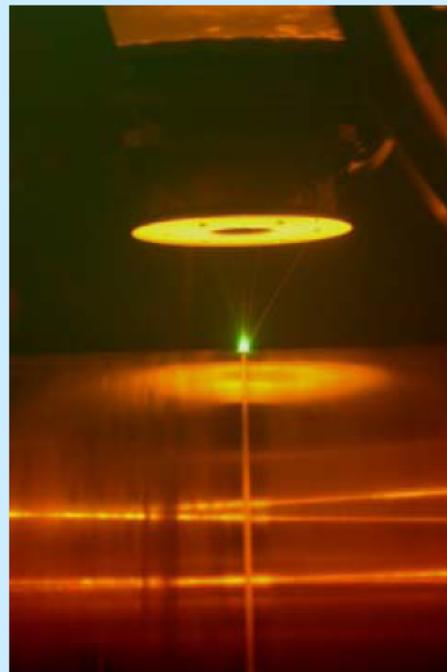
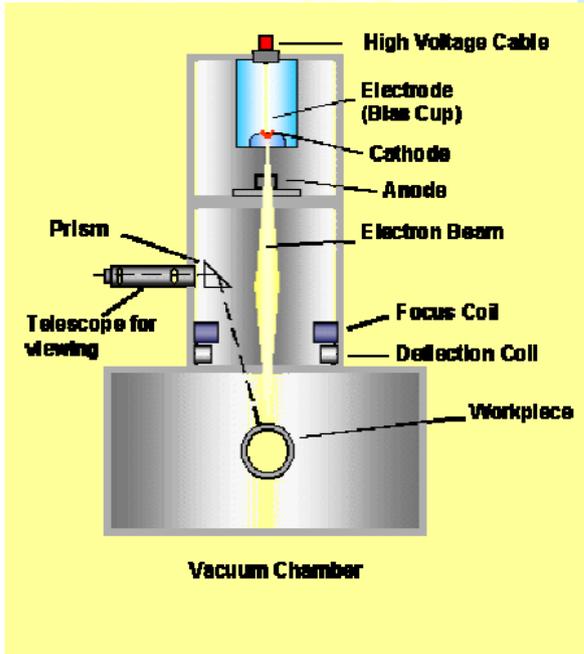


圖 2 電子槍構造圖

表 1 電子槍型別及其特性比較表

電子槍 加速電壓	高壓型 (High Voltage)	低壓型 (Low Voltage)
特徵	非常高的功率密度	較高壓型為經濟
特性	<ul style="list-style-type: none"> • 具有高銲接精度和複製性。 • 工作距離(GTW)可以長達 1000mm。 • 殘留磁場可能會有少許影響，但不致過大。 • 收斂性能較優，銲道極窄，深寬比達 20:1。 • 變形量非常少。 • 銲接中所發生的金屬蒸氣易使電子槍短路。 • 電子槍為固定式。 	<ul style="list-style-type: none"> • 具有高銲接精度。 • 工作距離(GTW)，較短僅可達 500mm。 • 殘留磁場的作用影響，6 倍於高壓型者。 • 銲道稍寬及稍大的變形。 • X 射線遮蔽管理較易於實施。 • 電子槍可做成移動式，再搭配工作檯，可銲接外形較複雜之工件。

表 2 工作槍真空度分類及其特性比較表

真空別	高真空 (high Vacuum)	部份真空 (Partial Vacuum)	非真空 (non-Vacuum)
特性	<ul style="list-style-type: none"> • 極純淨之銲道，無殘存氣體之污染。 • 可適於特殊合金之銲接，如 Ti 合金。 • 在大工作距離 (GTW) 下，仍保有極狹窄精密之銲道。 • 較長之抽真空時間 • 具多用途，如部份真空仍具可行性。 	<ul style="list-style-type: none"> • 可容許少量污染的金屬熔接。 • 適於金屬如鋼、Ni-、Cu-及 Al-合金之銲接。 • 當工作距離(GTW)加大時，銲道稍寬。 • 較短的抽真空時間。 	<ul style="list-style-type: none"> • 較多的銲道污染。 • 適於金屬，如鋼、Ni-、Cu-及 Al-合金之銲接。 • 受到工作距離限制，最大間距為 30mm。 • 較寬的銲道，深寬比為 3:1。 • 幾乎可省去抽真空時間。 • 較傳統銲接具有極高的銲接速率。 • 需要高壓電子槍。

2.3.2 工作艙

工件銲接時，工件必須置於真空工作艙中，以避免能量大量散失，電子束需在 10^{-4} torr 以下的真空中行進，才能得到深寬比較大且潔淨之銲道。惟高真空艙之成本高，抽氣時間長，對工件大小限制多，故廠商亦開發出部分真空（低真空）及非真空（大氣環境）之設備，其主要特性如表 2。同時，電子束撞擊工件表面時會產生 X-ray，故工作艙壁用來隔離 X-ray 觀察窗之玻璃，則必須使用鉛玻璃，以保護操作人員避免傷害。電子束銲接機工作艙如圖 3。



圖 3 電子束銲接機工作艙

2.3.3 真空幫浦系統

真空幫浦系統用來維持電子束銲接機操作所需的真空度，電子槍使用渦輪幫浦，而工作艙則使用擴散(Diffusion)幫浦、Blower 幫浦及 Rotary 幫浦。

2.3.4 電控系統

控制電子束的加速電壓、電流、燈絲電流、聚焦線圈、偏射線圈、軸向控制等銲接參數，可對不同銲接工件進行自動銲接。由於電子束銲接裝置系統之構成相當複雜，因此利用電腦(微處理器)將整個系統做集中控制，以提高可靠度及便於操作。

2.3.5 高壓電源系統

供給電子束的電力由加速電源、陰極部之加熱電源及控制束波電流的偏流(Bias)電源所組成。這些單元佔去了整個銲接裝置大部分的體積和重量，不過由於高週波換流器(Inverter)、氣體絕緣、光纖控制等技術的進步，重量和體積都已顯著的減輕與縮小。

2.3.6 冷卻系統

冷卻真空幫浦及高壓電源系統。

2.4 電子束銲接之優點

- 由於允許工件於距電子槍達 24in 或 600mm 以上之銲接，故可銲接使用其它銲接方式難以達到之接頭。
- 具有非常高的能量密度，對大多數可銲接材料而言，電子束銲接

於單次(Single pass)鐸接下，即可完成厚度超過 2in 或 50mm 之對接鐸頭。

- 因能量集中與輸入熱量低，故鐸道具有非常大的深／寬比及窄的熱影響區，收縮及變形量極小；在冶金及機械性質上，鐸接區與母材間之差異，小於其它大多數熔接方式。
- 可鐸接異種金屬，且真空中執行鐸接，故無大氣污染，鐸道品質潔淨。
- 適合鐸接工件厚薄比相差很大的工件，且能執行活性金屬，耐熱，耐蝕金屬之鐸接，如鈦合金，鎂合金，鎳基超合金等。
- 對熱敏感性較大之零件或配件，可在其附近實施電子束鐸接。

2.5 電子束鐸接之限制

- 鐸接工件尺寸，常受限於鐸接機之真空艙大小，且不能使用人工鐸接。
- 為滿足電子束鐸接接頭組合(Fit-up)之高精度要求，工件接合面需有較緊之公差。
- 當需使用填料來鐸接時，其困難度高於其它種類鐸接方式。
- 因電子束會受磁力干擾而偏移，所以夾具或工件必須是非磁性或可消磁之金屬，應避免殘磁存在。

- 真空艙為達到 10^{-4} torr，時間常超過 30 分鐘以上，而防止艙門洩漏之維護與密封工作，都會增加許多困擾。

2.6 電子束銲接參數

一般電子束銲接的參數有以下七項：

- 真空度(Vacuum on the Order)：電子束銲接時，工作艙內的真空度至少要 10^{-4} torr 以上，才能得到高品質的銲接結果。
- 加速電壓(Accelerating Voltage)：電子束的大小與加速電壓成正比，電壓愈高則可得愈深且窄的銲道。
- 電子束電流(Beam Current)
- 聚焦電流(Focusing Current)：調整電子束聚焦焦點的位置。
- 偏射線圈電流(Deflection Coil Current)：調整電子束偏離中心位置之參數，用在銲道掃瞄蒐尋及電子束攪動銲接。
- 銲接速度(Welding Speed)
- 工作距離(stand off distance)

2.7 電子束銲接之加工流程

- 銲接工件之銲道接頭設計，利用試銲件找尋銲接參數及銲道部位倒角，並進行工件表面清潔除鏽。
- 以高斯計量測工件磁性，若大於 2 高斯則使用消磁機將工件消

磁，並以丙酮清潔銲接工件表面。

- 組裝銲接夾具，置入工作艙中，調整工件水平位置，關閉工作艙門並啟動真空系統閥門開始抽真空。
- 當真空度到達 10^{-4} torr 時，進行銲道掃瞄，記錄銲道位置，依據所記錄銲道位置及銲接參數，進行自動銲接。
- 將工作艙升壓至大氣壓力並開艙門，取出銲接工件並拆除夾具。
- 以目視檢驗銲道表面及滲透表面是否良好並送 X-ray 照相檢驗。

2.8 電子束銲接之應用

電子束銲接的應用範圍相當廣，舉數例如下：

- 飛彈發動機燃燒管組銲：飛彈發動機燃燒管之銲接，要求銲道窄小、強度大，國內外各型飛彈多使用電子束銲接技術。
- 齒輪組合銲接：叢集齒輪是精密機件，採用一體成型的加工方式非常困難，若將齒輪組分成數個部份，分別加工完成後，再使用電子束銲接組合在一起，將可減少加工成本，縮短製程時間。
- 特殊合金之銲接：例如鈦合金、鎂合金等活性高之金屬，在真空中銲接，乾淨不怕氧化，銲接品質良好。
- 原子爐燃料棒的銲接：取其銲接變形小、深度深、強度好。

- 飛機渦輪引擎葉片及組件之銲接
- 工件表面鍍膜：利用高能量電子束可於渦輪葉片表面鍍上陶瓷，使葉片耐高溫，提高使用壽命。
- 太空火箭之銲接
- 精密零件加工損壞或斷裂的修補：一些複雜的精密零件如果於加工過程不慎損壞，可利用電子束銲接來修補，將可節省工件報廢重製之昂貴成本。
- 工件表面加熱硬化
- 異種金屬間之銲接：例如銅與鐵可使用電子束銲接在一起。

2.9 銲道之檢驗

一般銲道檢驗依其需求而有不同之檢驗方式，大致可分為兩類：破壞檢驗(拉力試驗、彎曲試驗、衝擊試驗等)及非破壞檢驗(PT、RT、UT、MT… 等十數種之多) [1]；工件完工後不做破壞檢驗，最多於完工後進行水壓試驗，達一定壓力後持壓不漏即合格，故在工件進行組裝之前之銲接工件銲道檢驗，依其設計需求概分目視檢查、液滲檢驗(PT)及 X-ray 檢驗(RT)，目視檢查僅能檢視其銲道外表是否有缺陷(銲道氧化、勾邊、裂縫等)，對較小之裂縫(肉眼不易、無法辨識者)則需藉助於 PT 檢驗，而銲道內部是否有氣孔、裂紋、夾渣或溶

合不良則非藉助於 RT 檢驗不可；而對鈦合金而言目視檢驗亦能看出污染的鐸道，那怕鐸道已被刷過，污染區域相較於延性區域的光滑顯得較為皺褶，鋼刷可略為刷除延性區之表面，並呈現光亮外觀，但卻無法刷除硬度較高之受污染區，色澤仍呈灰暗。而在熱影響區內若有顏色形成表示清潔工作未做好。若要檢查鐸道是否具備良好之延性，可將兩片細長之鈦板以對接鐸成後以虎頭鉗夾持置於心軸上彎曲，具備良好延性之鐸道彎曲後不會產生裂痕。

對於鈦合金鐸接之鐸道檢驗只及於目視檢查、PT 及 RT。對於鈦合金材料鐸後鐸道是否氧化則依據 WES8104(鈦鐸接技術檢定的試驗方法及判定基準)如表 3 所示。

表 3 鈦鐸接技術檢定的試驗方法及判定基準

鈦鐸接部位的變色程度	鐸接部位的性質	合格與否
銀色	無污染的健全鐸接部位	合格
金色、稻黃色、紫色或藍色 (有金屬光澤)	對鐸接部位表面的延性有稍許影響；不過就整個鐸接部位而言，其性質可視為幾乎無影響。	合格
藍白色或暗灰色 (無金屬光澤)	有相當程度的污染，薄板鐸接部位的延性有相當程度下降。	不合格
白色或黃色(無金屬光澤)	鐸接部位呈脆弱狀。	不合格

2.10 鈦及鈦合金簡介

鈦合金是一種 $\alpha+\beta$ 相的合金，具有高強度，高韌性及耐腐蝕性的特性，且在 750°F 的高溫下具有良好的強度與穩定性。關於 Ti-6Al-4V 合金的機械性質、化學性質、熱處理方式、冶煉製成及金相組織，學術界已有許多值得可供參考的資料 [13-16]。

鈦及鈦合金之分類可歸納為以下四類：

- 1、工業級純鈦(Commercially Pure Grades, CP-Ti, 98.5~99.5%Ti)
- 2、 α 類鈦合金(Alpha Alloy)
- 3、 $\alpha-\beta$ 類鈦合金(Alpha-Beta Alloys)
- 4、 β 類鈦合金(Beta Alloy)

鈦合金之合金元素與組織及性質的關，如表 4 所示 [21]。

其中以 Ti-6Al-4V 鈦合金之使用範圍最廣，約佔 45%，商業級鈦約佔 13%，其它合金約佔 25% [22, 23]。純鈦加熱時其六方密格子(hcp) α 相在 885°C 處變態為體心立方(bcc)之 β 相，此 β 相繼續存在至熔點處。鈦合金內合金元素可分為 α 安定劑及 β 安定劑兩種。碳、氧、氮及鋁為 α 安定劑，可升高其變態溫度範圍。氫、錳、鉻、鈾、鐵、鈾及鈿為 β 相安定劑，可降低變態溫度範圍。純粹之 α 合金與 β 合金並不能依賴熱處理來強化，以得到高強度。惟一之工業用 β 合金 Ti-13V-11Cr-3Al 實為準安定態之 β 合金，可視為含 α 相甚少之 $\alpha+$

β 型合金。

純鈦之比重 4.5，介於鐵及鎂之間。常溫下為六方密排(hcp)之 α -Ti，在 $882.5 \pm 0.5^\circ\text{C}$ 處有同素異形變態 $\alpha \rightarrow \beta$ ， β -Ti 為體心立方(bcc)。其熔點比純鐵者高 45°C ；熱脹係數、熱傳導度比鐵、銅、鋁、鎂者低，電阻則甚大之。鈦與其他金屬物理性質、機械性質及鈦合金比強度之比較，詳見表 5、表 6 及表 7 [12]。

表 4 鈦合金之合金元素與組織及性質的關係 [21]

α 安定化元素 (Al, O, N 等) 量增大 中性元素(Sn, Zr) β 安定元素 (V, Mo, Fe, Cr, Mn 等) 量增大	α 型 	Ti Ti-5Al-2.5Sn	比重 熱處理性 蠕變強度增大 應變速度感受性 塑性加工性 溶接性改善
	near α 型	Ti-5Al-6Sn-2Zr-1Mo-0.2Si Ti-8Al-1Mo-1V Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	
	$\alpha + \beta$ 型	Ti-6Al-4V Ti-6Al-6V-2Sn Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo Ti-8Mn Ti-13V-11Cr-3Al	增大 改善 增大 改善 難溶
	β 型	Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (β C) Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn (β III)	

表 5 鈦與其他金屬機械性質的比較 [12]

金屬	鈦	軟鋼	不銹鋼 18-8Ti	蒙納合 金	鎳	銅	鋁
物理性質							
抗拉強度kg/mm ²	35~49	41~50	52 以上	60	47~55	22~25	7~9
耐力 (0.2%Offset) kg/mm ²	25~45	23 以上	21 以上	32	14~21	6	2.5~3.5
伸度%	30~45	20 以上	45 以上	41	40~50	50~60	25~35
Brinell 硬度	110~145	120~140	187 以下	150	110~130	35~40	15~24

表 6 鈦與其他金屬物理性質的比較 [12]

金屬	鈦	軟鋼	不銹鋼	蒙納合金	鎳	銅	鋁
物理性質							
密度g/cm ³ (20°C)	4.51	7.8	8.02	8.83	8.90	8.75	2.70
熔點°C	1,668	1,510	1,400~1,427	1,300~1,350	1,453	1,083	660
彈性係數 kn/mm ²	1.18×10 ⁴	2.1×10 ⁴	1.97×10 ⁴	1.97×10 ⁴	1.11×10 ⁴	1.12×10 ⁴	0.63×10 ⁴
電阻μΩ/cm ²	42	17	72	48	6.8	1.7	2.6
熱傳導係數 cal/cm*sec*°C	0.04	0.12	0.03	0.06	0.22	0.94	0.53
線膨脹係數(20 °C~100°C)	8.4×10 ⁻⁵	12×10 ⁻⁶	16.7×10 ⁻⁶	14×10 ⁻⁶	16.7×10 ⁻⁶	16.5×10 ⁻⁶	23.6×10 ⁻⁶
比熱cal/g*°C	0.12	0.12	0.12	0.13	0.11	0.09	0.21

表 7 鈦與鈦合金室溫下與高強度合金鋼比強度之比較 [12]

Metal	Specific gravity (1)	Tensile strength (2) lbf/In. 2	(2) ÷ (1)
Pure Ti	4.5	58,000	13,000
Ti-6Al-4V	4.4	130,000	29,000
Ti-4Al-3Mo- 1V	4.5	200,000	45,000
Ultra-high- strength steel (4340)	7.9	287,000	36,000

Data from metals Handbook, 8th Ed., Vol 1, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1961.

鈦合金之機械性質受合金成分之影響，而不純物對機械性質之影響以 N 為最大、O 次之，再次者為 C 及 Fe。高於 316°C 時，鈦會吸收大量氫而變脆，因而限制了它在高溫方面的用途。鈦之耐蝕性可媲美不銹鋼，它會被硫酸、鹽酸等強酸所腐蝕，但對硝酸、強鹼、硫化物、海水等抵抗性強，因此可用為化學工業容器內襯。由於鈦及鈦合金是屬於極活潑性的合金，極容易氧化或與其它元素如 C、N、H 等形成安定的 TiC、TiN 及 TiH₂，對材料性質將造成不良的影響，必須盡量避免。在熱處理前工件需作好清洗及保護措施。如用氣氛爐作熱處理則氣氛之控制是相當重要的，在 H₂、O₂、N₂ 及 C 濃度上要盡量降低，以避免污染或產生作用 [12, 24]。

2.11 鈦合金熱處理之特性

所謂「熱處理」(Heat Treatment)就是「對材料施以適當的加熱或冷卻處理，以得所需要之機械性質(或物理性質)為目的的處理」。對某一種材料而言，雖然它的成份相同，但是施以不同熱處理時，可以顯著地改變它的組織，而得到不同的機械性質。

Ti-6Al-4V 合金於 1954 年由美國首先研製成功後，由於質輕、比强度高、耐蝕性佳等優異特性，已廣泛應用在航太及國防工業上。此合金之組織結構及機械性質對熱處理之加熱溫度及冷卻方式很敏感，一般而言，β 相在熱處理過程中除了極少部分可以殘留至常溫，其餘將因冷速的不同而發生相的變態，例如可能因水淬火而變態成麻

田散體，也可能因空冷而變態成惠德曼組織，更可能因緩慢冷卻而生成粗大晶粒，然而無論是那一種情況，都將使材料本身喪失了細而且等軸的超塑性顯微組織特徵，如圖 4 及表 8 所示 [24, 26]，因而熱處理條件的不同，對於此合金之機械性質、破裂韌性、疲勞強度及高溫抗潛變能力等有很大之影響。

鈦合金之熱處理乃由於高溫之 β 相在低溫時為不安定相。 $\alpha + \beta$ 型鈦合金之 α 與 β 共存溫度範圍為 760~1000°C，固溶處理須加熱至該溫度範圍。固溶處理溫度變化時， β 相含量及時效效果亦變化；而且固溶處理後之淬火冷卻速率亦影響合金之強度。鈦合金熱處理時，加熱於 β 區域而後急速淬火，由於冷卻速率不同，所得之組織亦不同，其 TTT 曲線如圖 5 所示。

由 β 狀況急冷時，因沒有足夠之時間讓合金元素之原子擴散，故形成過飽和之 α 相，此種過飽和之 α 相另以 α' 作為代號稱呼，亦即所謂的麻田散組織。純鈦麻田散變態開始溫度 (M_s) 受冷卻速度影響很大，冷卻速度越快， M_s 愈往低溫側移動，冷卻速度達到每秒 $\sim 10^4$ °C 時以上， M_s 就不再發生變化；同時鈦合金中， M_s 之變化亦會受到 β 安定元素種類及量之影響，即 β 安定元素添加量愈多， M_s 溫度亦往低溫側移動，如以週期表之元素分類歸納其對 M_s 之影響。又當 M_s 之溫度降低至室溫以下時，則於淬火急冷後會有殘留 β 發生。鈦合金經高溫固溶處理及淬火所得之麻田散組織，其硬度之增加並不如碳鋼經淬火後之大幅度提高 [24]。但如將鈦之麻田散組織再施以低溫回火，即時效處理，可使過飽和之固溶原子析出，以提高其強度及韌性，此種熱處理過程叫做固溶時效熱處理。

若鈦合金所添加之 β 型安定元素過量時，則高溫之 β 相急冷到室溫，仍會有 β 相殘留，此殘留之 β 相屬於非平衡之相，於數百度C之溫度時效時會分解成 α 相，此時會另有 ω 之準安定過渡相形成；即 β 相往 α 相變態過程，於400°C會生成 ω 相。此 ω 相相當硬脆，會導致鈦合金之韌性下降，此種狀態稱為 ω 脆性。鈦合金熱處理應避免此脆性 ω 相之產生，因而鈦合金熱處理時，應避免於400°C左右時效。當然如鈦合金之使用環境一定要在400°C左右時，應設法使之沒有殘留 β 相形成。又 ω 相之形成原因除於400°C左右時效外，尚有因合金之組成與濃度變化，使於 β 區域冷卻途中產生 ω 相。前者所形成之 ω 相叫時效 ω 相(Aged ω ，或稱 Meta-stable ω ，Bulk ω ，Non-Coherent ω)，而後者稱為麻田散 ω 相(Martensitic ω ，或稱 Diffused ω ，Coherent ω ，Athermal ω)。 ω 相之產生對材料之機械性質有害，熱處理時採快速淬火急冷及時效時迅速升溫，可避免 ω 相之生成 [26]。

鈦合金之熱處理因其需求不同，而有不同之處理；依 MIL-H-81200A 及 AMS-2801 規範之熱處理方式，如表 9 所示。

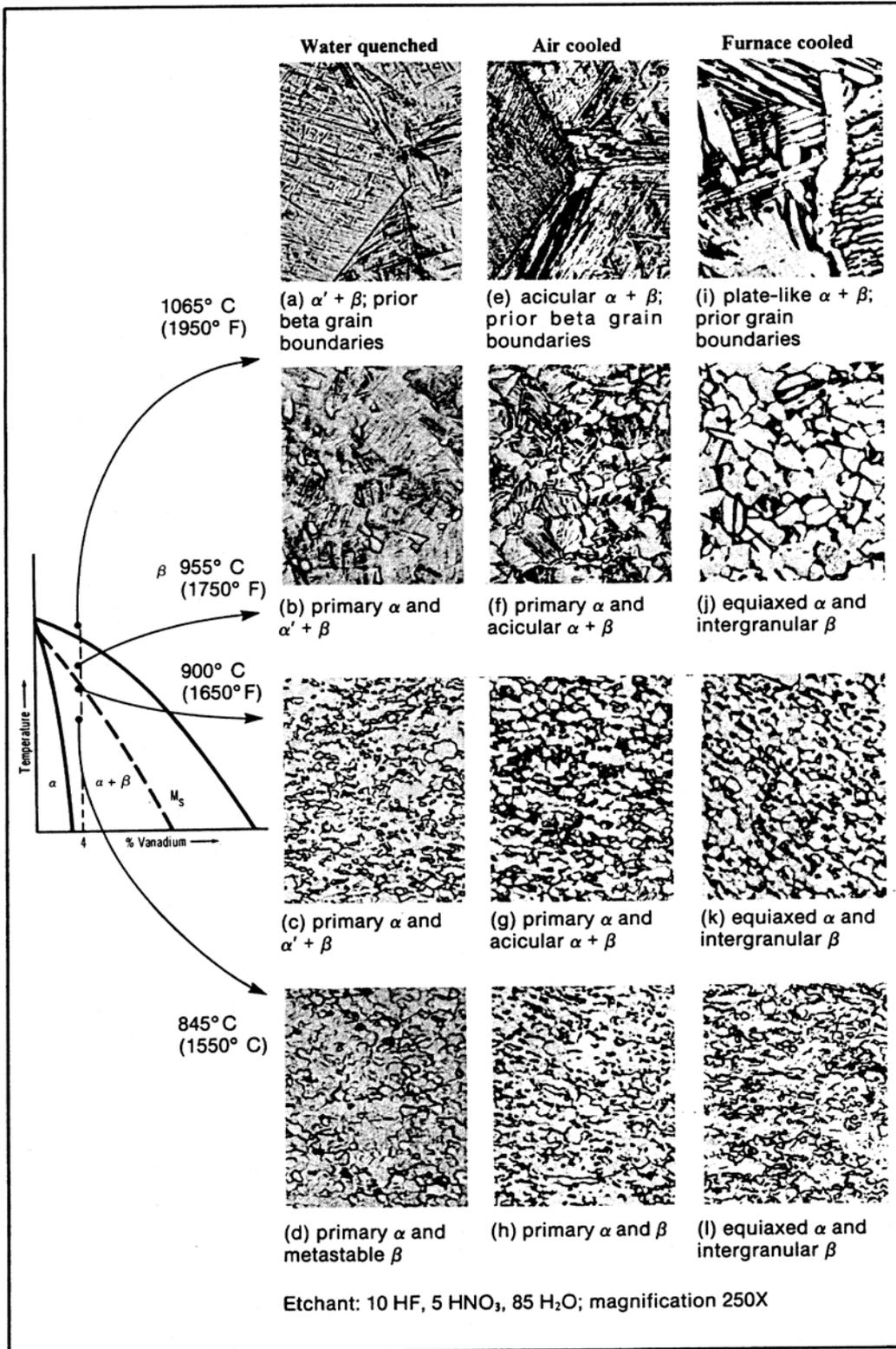


圖 4 Ti-6Al-4V 從不同加熱溫度及冷卻方式之金相組織結構 [24]

表 8 不同熱處理條件下 Ti-6Al-4V 合金之機械性質 [26]

Micro Treatment*	Tensile	Yield	Elongation	
	Strength, 10 ³ psi (MPa)	Strength, 10 ³ psi (MPa)	%	Area, %
A 1950F(1065°C)/WQ	160.7(1108)	138.3(954)	7.7	19.2
After aging	169.7(1170)	153.3(1057)	8.5	19.2
B 1750F(955°C)/WQ	162.3(1119)	138.3(954)	17.0	60.2
After aging	171.6(1183)	155.0(1069)	16.5	56.4
C 1650F(900°C)/WQ	162.0(1117)	134.0(924)	15.2	53.9
After aging	162.0(1117)	147.0(1014)	15.3	47.5
D 1550F(845°C)/WQ	146.4(1009)	112.0(772)	20.0	54.7
After aging	156.3(1178)	141.7(977)	16.5	48.8
E 1950F(1065°C)/AC	153.7(1108)	137.0(944)	7.0	10.3
After aging	153.7(1108)	136.3(940)	9.8	16.0
F 1750F(955°C)/AC	144.3(955)	122.7(846)	17.8	54.1
After aging	148.0(1020)	130.3(898)	16.1	45.7
G 1650F(900°C)/AC	145.3(1002)	126.0(869)	17.5	54.7
After aging	149.3(1029)	136.0(938)	17.3	50.2
H 1550F(845°C)/AC	148.0(1020)	127.3(878)	17.8	47.7
After aging	150.3(1036)	135.0(931)	16.8	46.9
I 1950F(1065°C)/FC	151.0(1041)	136.0(938)	10.5	15.6
After aging	146.6(1011)	136.0(938)	9.5	15.4
J 1750F(955°C)/FC	136.6(940)	121.3(836)	18.8	46.0
After aging	140.3(967)	128.0(883)	18.2	49.2
K 1650F(900°C)/FC	139.6(963)	138.3(954)	16.5	43.3
After aging	139.6(963)	124.0(855)	16.8	48.3
L 1550F(845°C)/AC	144.6(997)	134.0(924)	17.3	48.6
After aging	154.0(1060)	138.3(954)	17.0	49.6

*Aging in all instances :1000 F (540°C)/4h;
air cool. WQ=water quench, AC=Air cool, FC=Furnace cool.
Beta transus: 1820±F (1000±14°C). All specimens are 5/8 in.diameter bars
Source:RMI Co, Niles, Ohio.

表 9 鈦合金 Ti-6Al-4V 熱處理條件

<p>MIL-H-81200A 及 AMS-2801 規範</p> <ol style="list-style-type: none"> 1. 固溶處理 (Solution): 954°C (1750°F) ×30~60min, WQ 2. 時效處理 (Aging): 540°C×4h, AC 3. 應力消除 (Stress Relief): 593°C×2h, (AC or FC) * 4. 全退火 (Full Annealing): 732°C×2h, FC to 593°C, then AC 5. 退火 (Annealing): <ol style="list-style-type: none"> (1) 705~790°C×1~4h, AC or FC (2) 704°C×2h, AC or FC 6. 真空除氫退火: 700~750°C×2h, 真空度不得低於 5×10^{-4} torr 	<p>硬度範圍:</p> <p>固溶: HRC=43±2</p> <p>時效: HRC=43±2</p> <p>退火: HRC=39 (max)</p>
<p>MIL-STD-40002 (AT)</p> <ol style="list-style-type: none"> 1. Anneal: 705°C (1300°F) ×2h, AC 2. Solution: 954°C (1750°F) ×1h, WQ (within 10s) (if in air atmosphere, the furnace should run 12 h prior to loading parts in furnace.) 3. Aging: 538°C (1000F) ×8h, AC 4. Stress Relief: 482°C (900°F) ×4h, AC 5. Stress Relief: 538°C (1000°F) ×2h in vacuum or inert atmosphere, then AC. 	

*實驗所用設備 Degussa 大真空爐: 593°C×2h, Ar 氣淬 1bar(真空度 5×10^{-4} mbar)

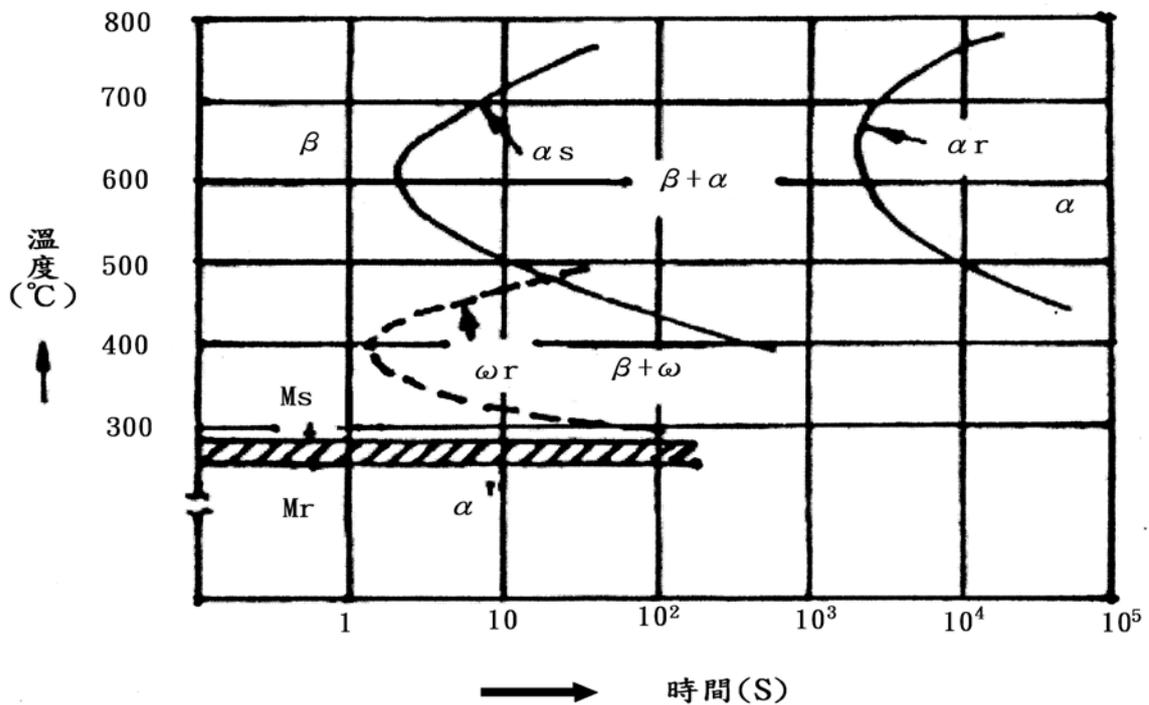


圖 5 鈦金屬之 TTT 曲線

就其規範主要之熱處理方式有三種，分述如下：

1. 弛力退火(應力消除 Stress Relieving)：

工件經過切削或銲接後，進行應力消除以消除殘留應力。弛力退火主要目的是在消除加工或銲接所致之殘留應力及恢復降伏強度而不影響其他機械性質。對鈦及鈦合金而言，施以弛力退火並不影響原有材料的強度或韌性。如果處理對象之零件在退火狀態下機械加工，而加工時的機械車削適當且均勻，亦可省略弛力退火。以 Ti-6Al-4V 之 α - β 型鈦合金為例，如為壓縮機之輪盤時，通常係加工後即可使用，不必再做弛力退火仍可保持尺寸的安定性。但以

同樣的合金製造薄圓環零件，在製造過程中，很可能因機械切削量很大，尺寸公差要求很精密，為確保使用時之精度，則必須施以弛力退火處理。若製程中須退火或時效硬化時，不需另施弛力退火，例如錘鍛時之殘留應力可由切削前之退火以除去之；最後時效處理亦可除去部分淬火應力，或除去精削後之殘留應力。

對鈦合金銲件而言，為降低發生裂縫的驅動力(Driving-force)，防止銲接龜裂及使用時應力腐蝕、裂縫擴展的敏感性，同時也可以改進疲勞強度，大多數在銲接後必須作應力消除處理。如表 10 為鈦與鈦合金執行應力消除之條件。

然而大多數的 β 型鈦合金在作銲後時效處理或應力消除時常會導致時效脆化現象，容易造成銲道或熱影響區延性及韌性惡化，甚至產生脆裂，此類合金銲後一般不作時效或應力消除，需特別注意 [24]。 $\text{Ti-6Al-4V}(\alpha + \beta$ 型)在退火狀態或固溶狀態下施行銲接，銲後應力消除則另具有時效處理之效果。無論是銲接熱裂或冷裂，應力(拉伸應力)是產生銲裂的必要條件之一，因此降低應力或減少應力來源均可避免銲接裂縫的發生。對銲接件而言，應力消除的時機應越快越好(除非應力消除會有不好的效果，如時效脆化等)，以免應力累積造成裂縫成核及成長。

表 10 鈦與鈦合金應力消除之條件

Alloy	°C	Temperature °F	Time, h
Commercially pure Ti			
(all grades)	480 to 595	900 to 1100	1/4 to 4
Alpha or near- α Ti alloys			
Ti-5Al-2.5Sn	540 to 650	1000 to 1200	1/4 to 4
Ti-8Al-1Mo-1V	595 to 705	1100 to 1300	1/4 to 4
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	595 to 705	1100 to 1300	1/4 to 4
Ti-6Al-2Cb-1Ta-0.8Mo	595 to 650	1100 to 1200	1/4 to 2
Ti-0.3Mo-0.8Ni (Ti Code12)	480 to 595	900 to 1100	1/4 to 4
$\alpha + \beta$ 型 Ti alloys			
Ti-6Al-4V	480 to 650	900 to 1200	1 to 4
Ti-6Al-6V-2Sn (Cu+Fe)	480 to 650	900 to 1200	1 to 4
Ti-3Al-2.5V	540 to 650	1000 to 1200	1/2 to 2
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	595 to 705	1100 to 1300	1/4 to 4
Ti-6Al-2Sn-4Mo-2Zr-4Cr (Ti-17)	480 to 650	900 to 1200	1 to 4
Ti-7Al-4Mo	480 to 705	900 to 1300	1 to 8
Ti-6Al-2Zn-2Zr-2Mo-2Cr-0.25Si	480 to 650	900 to 1200	1 to 4
Ti-8Mn	480 to 595	900 to 1100	1/4 to 2
β or near- β Ti alloys			
Ti-13V-11Cr-3Al	705 to 730	1300 to 1350	1/12 to 1/4
Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn (β III)	720 to 730	1325 to 1350	1/12 to 1/4
Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo (β C)	705 to 760	1300 to 1400	1/6 to 1/2
Ti-10V-2Fe-3Al	675 to 705	1250 to 1300	1/2 to 2
Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	790 to 815	1450 to 1500	1/12 to 1/4

弛力退火條件之選擇視加工程度而定，溫度高者保溫時間可短，溫度低者保溫時間宜增長。弛力溫度須使殘留應力充分除去，並使 $\alpha + \beta$ 及 β 合金不起析出作用；並能使常溫加工硬化之單相合金不發生再結晶，而保有其加工硬化之強度，殘留應力釋弛是溫度及時間的函數，一般非 β 型材料是將工件加熱至 540 to 650°C (1000~1200°F)，持溫 1/2~4 小時後空冷之，退火狀態之鈦合金 Ti-6Al-4V 室溫回彈係數非常大(10~20%)，固溶時效狀態下回彈係數更大(20~30%)，均遠大於一般碳鋼(1~3%)，因此室溫冷作成形性非常差。一般而言，鈦合金板材室溫冷作成形時，回彈性大，非常不易成形及定型，若能配合夾具定位並施行應力消除熱處理，則可改善回彈(Spring Back)及翹曲(Warpage)現象 [24]。如圖 6 所示。

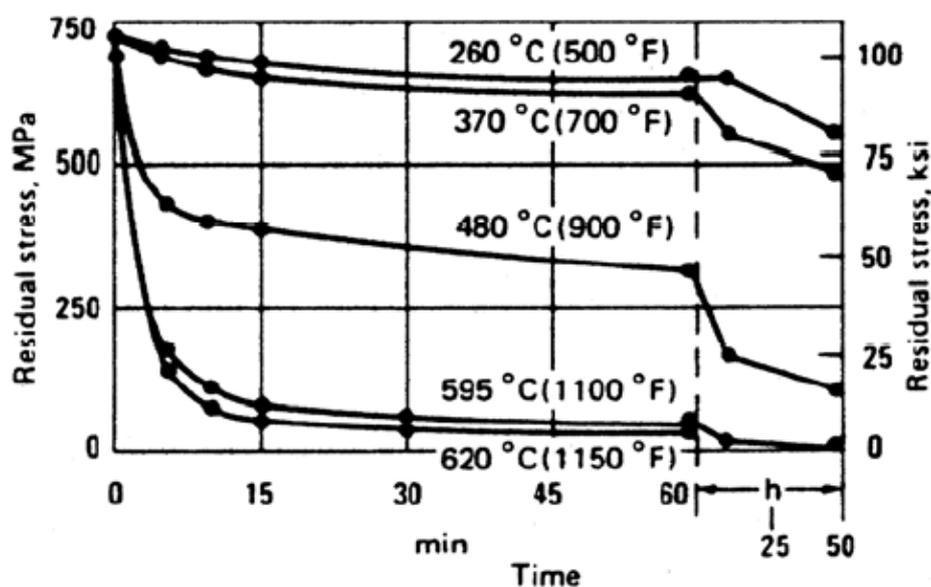


圖 6 Ti-6Al-4V 應力釋弛的溫度時間和殘留應力之關係圖 [24]

2. 退火處理(Annealing)：

其目的係為了獲得材料最大韌性、高溫結構穩定性及改進切削性等性質。退火處理主要目的在產生最佳的延展性、韌性、結構尺寸之穩定性，亦可改善其切削性及加工性，並可獲得高溫時之組織與尺寸上之安定性，且鈦合金在退火狀態下亦具有相當程度之強度，故多數鈦合金工件皆在退火狀態下使用。表 11 為鈦與鈦合金之退火處理條件 [24]。

$\alpha + \beta$ 相的鈦合金，其熱安定性完全依靠 β 相的變態。自退火溫度冷卻不當時，會使 β 相蛻變為硬脆的 ω 相。安定化退火的目的即在使之生成安定的 β 相，避免高溫使用時再有變化。一般鈦合金退火方法為加熱到轉變溫度保溫一段時間，然後以每小時約 3°C 之冷卻速度降溫到 540°C 左右，再空冷。含少量 β 之 $\alpha - \beta$ 型鈦合金之退火，如 Ti-6Al-4V，則自退火溫度直接取出空冷。在含少量 β 之 α 型鈦合金中，如 Ti-8Al-1Mo-1V，有時為得到較高抗潛變及安定性，採用雙重退火(Duplex Annealing Treatment)。首先加熱到 β 轉變溫度下約 $25\sim 55^\circ\text{C}$ 之 $\alpha + \beta$ 溫度範圍內保溫，保溫時間 5 分鐘~1 小時，依實際厚度決定，然後空冷；此種熱處理方法稱為固溶退火處理(Solution Annealing)。再做安定化退火處理(Stabilization Annealing)，加熱溫度為 $480\sim 705^\circ\text{C}$ 。

一般第二次加熱溫度至少應高於使用溫度 55°C 以上才行。在退火時，完全避免變形是相當困難的，尤其薄件之鈦合金，更易發生變形，因此變形矯直與整型亦是需克服之問題。因鈦及鈦合金在室溫下強度高且冷作加工回彈性很大，矯直與整型較為困難。一般鈦合金矯直與整型工作皆需採熱作方式或在加溫狀態下行之，由於鈦合金非常活潑，在高溫時容易氧化、氮化及吸氫脆化等，因此溫度選擇需適當，若溫度較高時需要實施表面塗層遮護或氣氛保護措施。在鈦合金材料中，所有素材均應做退火處理，在退火狀態下鈦合金具良好的熱穩定性，及最大之延展性，但強度較低，在此狀態下比較容易加工及成型。

表 11 鈦與鈦合金之退火處理條件 [24]

Alloy	°C	Temperature °F	Time, h	Cooling method
Commercially pure Ti				
(all grades)	650 to 760	1200 to 1400	1/10 to 2	AC
Alpha or near- α Ti alloys				
Ti-5Al-2.5Sn	720 to 845	1350 to 1550	1/6 to 4	AC
Ti-8Al-1Mo-1V	790 (a)	1450 (a)	1 to 8	AC or FC
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	900 (b)	1650 (b)	1/2 to 1	AC
Ti-6Al-2Cb-1Ta-0.8Mo	790 to 900	1450 to 1650	1 to 4	AC
$\alpha + \beta$ 型 Ti alloys				
Ti-6Al-4V	705 to 790	1300 to 1450	1 to 4	AC or FC
Ti-6Al-6V-2Sn (Cu+Fe)	705 to 815	1300 to 1500	3/4 to 4	AC or FC
Ti-3Al-2.5V-2Sn (Cu+Fe)	650 to 760	1200 to 1400	1/3 to 2	AC
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	(c)	(c)
Ti-6Al-2Sn-4Mo-2Zr-4Cr (Ti-17)	(c)	(c)
Ti-7Al-4Mo	705 to 790	1300 to 1450	1 to 8	AC
Ti-6Al-2Zn-2Zr-2Mo-2Cr-0.25Si	705 to 815	1300 to 1500	1 to 2	AC
Ti-8Mn	650 to 760	1200 to 1400	1/2 to 1	(d)
β or near- β Ti alloys				
Ti-13V-11Cr-3Al	705 to 790	1300 to 1450	1/6 to 1	AC or WQ
Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn (Beta III)	690 to 760	1275 to 1400	1/6 to 1	AC or WQ
Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo (Beta C)	790 to 815	1450 to 1500	1/4 to 1	AC or WQ
Ti-10V-2Fe-3Al	(c)	(c)
Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	790 to 815	1450 to 1500	1/12 to 1/4	AC
(a) For sheet and plate, follow by 1/4h at 790°C (1450°F), then air cool.				
(b) For sheet, follow by 1/4h at 790°C (1450°F), then air cool (plus 2 h at 595°C or 1100°F, then air cool, in certain application.) For plate follow by 8 h at 595°C (1100°F), then air cool.				
(c) Not normally supplied or used in annealed condition.				
(d) Furnace or slow cool to 540°C (1000°F), then air cool.				

3. 固溶(Solution)及時效(Aging)熱處理：

其目的係為了獲得高強度(韌性仍可以保持允許的程度下)而必須使用。另淬火冷卻速率對強度的影響亦極大，假使冷卻速率太慢，則在冷卻期間，不恰當的擴散即可能發生，而影響機械性質。

固溶處理及時效硬化之主要目的，在於提昇鈦合金之性能，增加鈦合金之強度。純 α 或純 β 相之鈦及鈦合金不能以熱處理方法提高其強度。表 12 為鈦合金固溶與時效處理之條件。商用 $\alpha+\beta$ 型鈦合金則可以利用此固溶及時效處理來提高其強度及機械性能，如 Ti-6Al-4V 屬 $\alpha+\beta$ 型鈦合金，可藉由熱處理固溶及時效處理使硬度及強度提高，但塑性會降低。固溶及時效熱處理程序，如圖 7 所示。

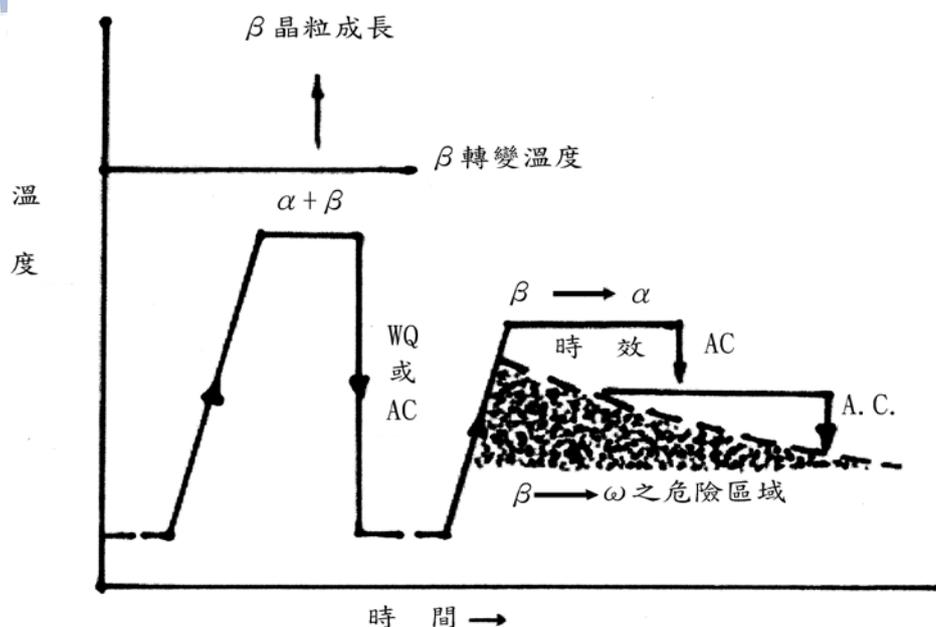


圖 7 鈦合金硬化處理(固溶及時效)示意圖

表 12 鈦合金固溶與時效處理之條件

Alloy	Solution temperature		Solution		Aging temperature		Aging time, h
	°C	°F	Time, h	Cooling method	°C	°F	
Alpha or near-α Ti alloys							
Ti-8Al-1Mo-1V	980 to 1010 (a)	1800 to 1850 (a)	1	Oil or WQ	565 to 595	1050 to 1100	...
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	955 to 980	1750 to 1800	1	AC	595	1100	8
$\alpha + \beta$ 型 Ti alloys							
Ti-6Al-4V	955 to 970(b)(c)	1750 to 1775(b)(c)	1	WQ	480 to 595	900 to 1100	4 to 8
	955 to 970	1750 to 1755	1	WQ	705 to 760	1300 to 1400	2 to 8
Ti-6Al-6V-2Sn (Cu+Fe)	885 to 910	1625 to 1675	1	WQ	480 to 595	900 to 1100	4 to 8
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	845 to 890	1550 to 1650	1	AC	580 to 605	1705 to 1125	4 to 8
Ti-6Al-2Sn-4Mo-2Zr-4Cr	845 to 870	1550 to 1600	1	AC	580 to 605	1705 to 1125	4 to 8
Ti-6Al-2Zn-2Zr-2Mo-2Cr-0.25Si	870 to 925	1600 to 1700	1	WQ	480 to 595	900 to 1100	4 to 8
β or near-β Ti alloys							
Ti-13V-11Cr-3Al	775 to 800	1425 to 1475	1/4 to 1	AC or WQ	425 to 480	800 to 900	4 to 100
Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn (Beta III)	690 to 760	1275 to 1450	1/8 to 1	AC or WQ	480 to 595	900 to 1100	8 to 32
Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo (Beta C)	815 to 925	1500 to 1700	1	WQ	455 to 540	850 to 1000	8 to 24
Ti-10V-2Fe-3Al	760 to 780	1400 to 1435	1	WQ	495 to 525	925 to 975	8
Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	790 to 815	1450 to 1500	1/4	AC	510 to 595	950 to 1100	8 to 24
<p>(a) For certain products, use solution temperature of 890°C (1650°F) for 1 h, then air cool or faster.</p> <p>(b) For thin plate or sheet, solution temperature can be used down to 890°C (1650°F) for 6 to 30 min, then water quench.</p> <p>(c) This treatment is used to develop maximum tensile properties in this alloy.</p>							

$\alpha + \beta$ 型鈦合金之 α 與 β 共存溫度範圍為 760~1010°C，固溶處理的溫度一般是取在 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 相變態以下約 30~140°C (50~250°F) 的範圍 [17-20]，而鈦合金 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 相變態溫度與其組成有關；標準級 Ti-6Al-4V 的變態溫度為 996±14°C (1825±25°F)，而 ELI 級之 Ti-6Al-4V 的變態溫度為 985±14°C (1805±25°F)。固溶處理溫度及淬火冷卻速率會影響時效後之強度。若冷卻速率過於緩慢，可能發生擴散作用，會影響時效處理時 β 相之分解而得不到預期之強度，故鈦合金的淬火一般均採用冷卻能較大的水淬方法。另淬火時的延遲時間亦很重要，若淬火時的延遲時間增長，則得不到應有的性質。Ti-6Al-4V 合金常使用 925~955°C 進行固溶處理，並迅速淬水，可得到較佳的時效強化性，通過淬火時效 Ti-6Al-4V 合金強度可提高 20~30%，固溶溫度在 845°C (1550°F) 以上時，淬火的冷卻速率會影響其所得之組織；較快的冷卻可以得到麻田散鐵組織(質地較硬)，而較緩的冷卻會得到 $\alpha + \beta$ 組織(質地較軟)。對於其他鈦合金則淬火冷速與淬火遲延可稍緩慢。至於工件厚度的影響，亦與鋼鐵一樣具有質量效應，太厚的工件其淬透性較差。準安定 β 合金 Ti-13V-11Cr-3Al 不需固溶處理，鍛造軋延於 β 固溶體區域內，熱加工完成後空冷，其效果與固溶處理類似。

一般對 $\alpha - \beta$ 型鈦合金(如 Ti-6Al-4V)而言，經高溫固溶處理及

淬水(WQ, Water Quenched)後之組織主要為：

1. 初始 α 相(Primary α)
2. $\alpha + \alpha'$ 麻田散相(from β Phase Transformed)
3. 殘留 β 相(Retained β)

時效處理的作用是使淬火後之麻田散相 $\alpha' + \alpha$ (過飽和的 β 相)起分解，產生析出強化效果。時效的溫度範圍在 900~1100°F(480~590°C)之間，時間為 1~24 小時。在時效的過程中，有下述的反應發生：

1. 殘留 β 相(Retained β)分解為 $\alpha + \beta$ 相(合金成分與分解前不同)
2. $\alpha + \alpha'$ 麻田散相會分解析出 $\alpha + \beta$ 相
3. Ti_3Al 在初晶的 α 相中析出。

對 $\alpha + \beta$ 型鈦合金(如 Ti-6Al-4V)而言，一般其殘留 β 相比比例不多，因此其時效強化之機構只要是由上述第 2 項析出緻密之微細 β 相所產生，而差排(Dislocation)處、次晶界(Sub-boundarie)及雙晶界面上(Twin interface)均為 β 相主要成核所在。在 590°C (1100°F)以上進行時效處理，很短的時間內就可能發生過時效(Overaging)的現象，有過時效情形發生，則會導致強度的降低，但是明顯的增進其破裂韌性且略為改進其延性。多數之 $\alpha + \beta$ 型鈦合金中 β 相初變態為準安定之過渡相 ω 。淬火時或時效加熱初期均可能產生 ω 相，此相脆

質，對材料之性質有害，因此應避免之。避免發生 ω 相的最好方法是採用急冷淬火，同時於時效處理之加熱速度應快，對時效處理溫度及時間也應適當選擇。在時效過程其熱處理之溫度和時間的選擇完全是視所要求之強度而定。一般而言時效時間如超過 60 小時，可增加強度但卻減少延展性及韌性。表 13 為 Ti-6Al-4V 在不同熱處理溫度處理下機械性質的比較。

表 13 Ti-6Al-4V 在不同熱處理溫度處理下機械性質

Solution-treating Temperature		Room-temperature tensile properties(a)				
in 4D		Tensile strength		Yield strength(b)		Elongation
°C	°F	MPa	ksi	MPa	ksi	%
845	1550	1025	149	980	142	18
870	1600	1060	154	985	143	17
900	1650	1095	159	995	144	16
925	1700	1110	161	1000	145	16
940	1725	1140	165	1055	153	16

(a) Properties determined on 13 mm (1/2 in) bar after solution-treating, quenching and aging. Aging treatment: 8 h at 480°C (900°F), air cool.

(b) At 0.2% offset

2.12 鈦及鈦合金銲接

2.12.1 鈦及鈦合金銲接特性

一般而言，純鈦及 α 型鈦合金銲接性良好；含過量 β 相之鈦合金則銲接性較差；Ti-6Al-4V($\alpha + \beta$ type)以及含微量 β 穩定相元素之鈦合金具有可銲性，但對含有多量 β 穩定相元素之鈦合金則銲後易產生脆化現象。鈦是一種非常活潑的金屬，由於表面形成緻密的氧化層膜，使鈦在常溫下很穩定。但是在高溫下，鈦則有強烈的吸氫、氧、氮的能力。空氣中鈦在 250°C 開始吸氫，500°C 開始吸氧，600°C 開始吸氮。隨著溫度提高，鈦吸收氣體的能力更強。氧、氮都是 α 穩定化元素，當其含量較少時，都作為間隙型(Interstitial)元素固溶在鈦中，使鈦的強度、硬度提高，而塑性急遽下降。氮的作用比氧更強[25]。

鈦合金銲接時，環境條件的要求非常嚴苛，為避免空氣中的氫、氧、氮的污染，其氣氛要求非常潔淨，尤其在溫度超過 427°C (800°F) 時，更需施以高度純淨的氣氛保護；對銲道開槽處及施銲周圍、銲條等亦需作銲前清潔處理。鈦及鈦合金因熔點高、比熱容小且熱導率低，銲接時會使銲道和熱影響區在高溫下的停留時間增長，而使 β 晶粒長大，且無法利用銲後熱處理來細化(只能利用冷加工後，進行再結晶熱處理方法來細化)。銲道金屬及熱影響區會在銲接熱循環的作

用下發生相變化，而引起組織上的變化以及銲接接頭性質的變化。大多數的 β 型鈦合金在銲後，最好不要施以時效或應力消除處理，因時效或應力消除銲後處理會產生時效脆化現象，容易造成銲道或熱影響區延性及韌性惡化，甚至產生脆裂。

Ti-6Al-4V($\alpha + \beta$ type)型在退火狀態或固溶狀態加上部份時效條件下施行銲接，而銲後應力消除則另具有時效處理之效果。而對 $\alpha + \beta$ 型鈦合金而言，其銲接區會產生各種非平衡組織。如 Ti-6Al-4V、Ti-6Al-6V-2Sn 及 Ti-2Al-1.5Mn 等，會出現 α 麻田散體組織。除了上述之 α 麻田散體組織外，當鈦合金的麻田散體相變結束的溫度 M_f 降至室溫以下時，會有部分過冷的 β 相來不及轉變為麻田散體相而殘留下來，稱為 β 相(也稱為亞穩態 β 相)。對大多數之 $\alpha + \beta$ 型鈦合金銲接而言，其銲後延展性會較差的原因主要是因在銲道(weld Zone)或在熱影響區(HAZ)上產生相變態的關係 [24]。

對 Ti-6Al-4V 銲接而言，其銲條可選擇與母材同成份的 ER Ti-6Al-4V；而低雜質成份(低 O_2 、 H_2 、 N_2 和 C 含量)的 ER Ti-6Al-4V-ELI 銲條除可保有強度外，亦可提高銲接延性及品質；若不考量強度而著重在銲後延性及韌性，則可選擇純鈦(Unalloyed Ti)銲條。

鈦及鈦合金一般均具有良好的可銲性，其特點如下：

1. 易吸收氮、氫、氧等氣體，使銲道金屬的硬度增加，延伸率減小，

導致銲接件塑性急劇下降。

2. 易氧化。熔銲時，銲道及熱影響區由於加熱溫度和保護氣純度的不同，使表面呈現不同的氧化顏色。溫度愈高、氣體純度愈低其氧化嚴重。
3. 易變形。由於鈦及鈦合金的彈性模數低、線膨脹係數、導熱係數小，故在同樣應力作用下，鈦銲接時變形比鋼要大一倍。
4. 銲道較寬。鈦的導熱係數和容積比熱均小，在同樣熱源功率下，鈦合金的熔池尺寸要增大。熔池的長度約比不鏽鋼大 1.5 倍，比碳鋼大 2.3 倍，比鋁大 16 倍。故在同樣銲接條件下，鈦合金的銲道較寬。
5. β 相晶粒有長大和過熱傾向。鈦及鈦合金銲接一個重要的特點是 β 相晶粒在加熱時有過熱和長大傾向。由於鈦的導熱係數和容積比熱量小，使銲接熔池有很高的溫度，若在高溫停留時間稍長，冷卻速度過慢，就會使高溫 β 相晶粒長大，生成過熱組織，使塑性降低。
6. 易形成脆性的 α' 相。鈦的淬火傾向大，在銲接熱循環的作用下，加熱到 β 相區再冷卻下來易得到針狀 α' 相組織—麻田散組織，性能較差。因此，必須選擇合適的銲接規範，以便使過熱傾向和淬火傾向相對地減小些。由於鈦在高溫時的化學活性很強，銲接時所生的高溫會促使鈦與空氣或其他元素進行化學反應，結果導致銲接的

脆性。因此，銲接時必須要有充足的氣氛保護或在真空中銲接，以阻絕鈦與空氣反應；而少量的插入型固溶原子會造成機械性質明顯的變化，與銲接有關的插入型元素有碳、氮、氧及氫。

當這些元素的濃度或含量增加時，會顯著降低銲接的延性及韌性。一旦步入高溫，則氧、氮及氫的固溶度便增大。當這些元素進入鈦金屬內，即成為硬化及脆化的主因，故銲接鈦時就自然格外困難。鈦的銲接其實與不銹鋼的銲接很類似，僅有兩點較明顯的不同，即鈦需要更高的清潔度及必須使用惰性輔助氣體保護。而高於 650°C (1200°F)的溫度時，氧、氮及氫這些污染氣體會使鈦金屬脆化，所以無法經由氧-乙炔銲或其他使用活性氣體、被覆銲條以及銲藥的銲接方法得到延性銲道。一般較常使用於鈦金屬的銲接方法包括氣體鎢極電弧銲(GTAW)、氣體金屬電弧銲(GMAW)或電漿電弧銲(PAW)等〔11〕均需配合完善的惰性氣體保護方能銲接鈦金屬，而在真空艙內進行之電子束銲接(EBW)更能得到完美的銲道品質及銲接強度。表 14 係針對適用鈦合金的各種銲法及特性予以解說。對於鈦合金的銲接，其熱輸入應儘可能的降低，一般而言，較高的銲接速度可以導致較低的熱輸入，而在一定的銲接速度下，較高的銲接電流或電壓將導致較高的熱輸入，而保護氣體則以使用氬氣所得之熱輸入較氬氣為低，EB 銲可以獲得最低之熱輸入，其次是 TIG 再其次是 MIG〔11〕。

表 14 鈦合金的各種銲法及特性

銲接方法	適用範圍	特性
GTAW【TIG】	13 mm以下 6 mm以下最佳	以鎢極為電極，電弧產生於鎢棒尖端與母材間，經由電弧熱熔融母材及外加填料金屬來達成接合效果；可獲得較高之銲接品質採手動或全自動，需遮蔽氣體保護，直接正極性（銲條為負極），避免電極成份污染鈦金合而不用交流電，開槽宜用機械加工。
GMAW【MIG】	13 mm以下	以銲條為電極，銲接原理與 TIG 相同；適用厚板銲接（6~13 mm），與 TIG 比較其成本低、效率高，但品質較不易控制，在噴灑移行的範圍內，儘可能以低的輸入熱量條件施工。
電子束銲接（EBW）	0.05~150 mm	是以高速的電子流集中成一股高能量射束，作為銲接加熱的能源，將動能轉換成熱能，使工件表面局部熔融；在真空下銲接，無污染；即使是厚板只做一層銲接即可，且不易產生龜裂及針孔缺陷。而其較高的深度/寬度比及較小的熱影響區可以降低銲接所造成的變形。
電漿銲接（PAW）	13 mm以下	電漿銲接原理與氬銲類似，惟電漿銲接具緊縮火嘴（Constricted Nozzle），火嘴內能量較集中、溫度較高，還具有穩定電弧指向及聚焦效果，並形成柱狀電弧（Column Arc）。藉由電弧不斷貫穿形成穩定的穿孔銲接機構。熱源釋放後熔融金屬收縮形成銲珠，完成金屬接合。銲速較 TIG 快，10 mm 以下銲道可一道成形，HAZ 較 TIG 小，對薄板而言是一種簡單且效率高的銲接。
雷射銲接（LBW）	13 mm以下	利用非常集中的高密度光束衝激於銲接面上來完成接合，銲接冶金及機械性質與 EBW 相近，不需在真空銲接，但仍需保護氣體。
摩擦銲接（FRW）	管、圓棒	是一種金屬固相熱壓銲方法將兩工件接合面加壓貼緊，作對相高速運動，界面間的摩擦熱使接觸部份達到塑性狀態。再經加壓而連接成一體。接合面幾可獲得 100% 之接合效率。
電阻銲接（RW）	板材搭接	鈦擁有與不銹鋼同等程度的導電度與導熱度，因此遠較鋁或低合金鋼容易做電阻銲接，不管是點銲或縫銲，因銲接時間短加上被銲件密接因而不需惰性氣體保護，良好品質的銲道可經由多組包括電流、時間及電極壓力的銲接參數銲接而獲得。
擴散接合	複雜形狀之銲接	在接合部位，可擁有同一母材一樣的物理、化學及機械性質。
真空硬銲	複雜形狀、異材接合	在真空的環境中（ 10^{-3} ~ 10^{-6} torr）加工，母材不熔，銲料經由毛細作用填充於接合面，再藉由擴散及冶金作用完成硬銲接合，適合複雜且有精密結構而呈較量化的中空結構及異材接合的銲接上。

鈦合金中最常用的 Ti-6Al-4V，其銲接性相當好，表 15 為各種鈦合金之銲接性。

表 15 各種鈦合金之銲接性

種類	銲接性*
工業用純鈦	A
α 型鈦合金	
Ti-0.2Pd	A
Ti-5Al-2.5Sn	B
近 α 型鈦合金	
Ti-8Al-1Mo-1V	A
Ti-6Al-2Cb-1Ta-0.8Mo	A
Ti-6Al-4Zr-2Mo-2Sn	B
$\alpha + \beta$ 型鈦合金	
Ti-6Al-4V	B
Ti-6Al-4V ELI	A
Ti-7Al-4Mo	C
Ti-6Al-6V-2Sn	C
Ti-8Mn	D
β 型鈦合金	
Ti-13V-11Cr-3Al	B

* A：非常好 B：良好 C：指定使用 D：不好

7. 析出硬化型材料之熱影響區

鈦及鈦合金屬於析出硬化型材料，在執行銲接時，其熱影響區區分為部份熔化區、固溶區、部份固溶區、過時效區及未受熱影響區等五大區域，由圖 8 可知各區域顯微組織與機械性質皆不同，因此進行後熱處理時分別針對這些區域，實施不同的熱處理方式，以達實際之需求。

析出硬化型材料 HAZ 說明圖

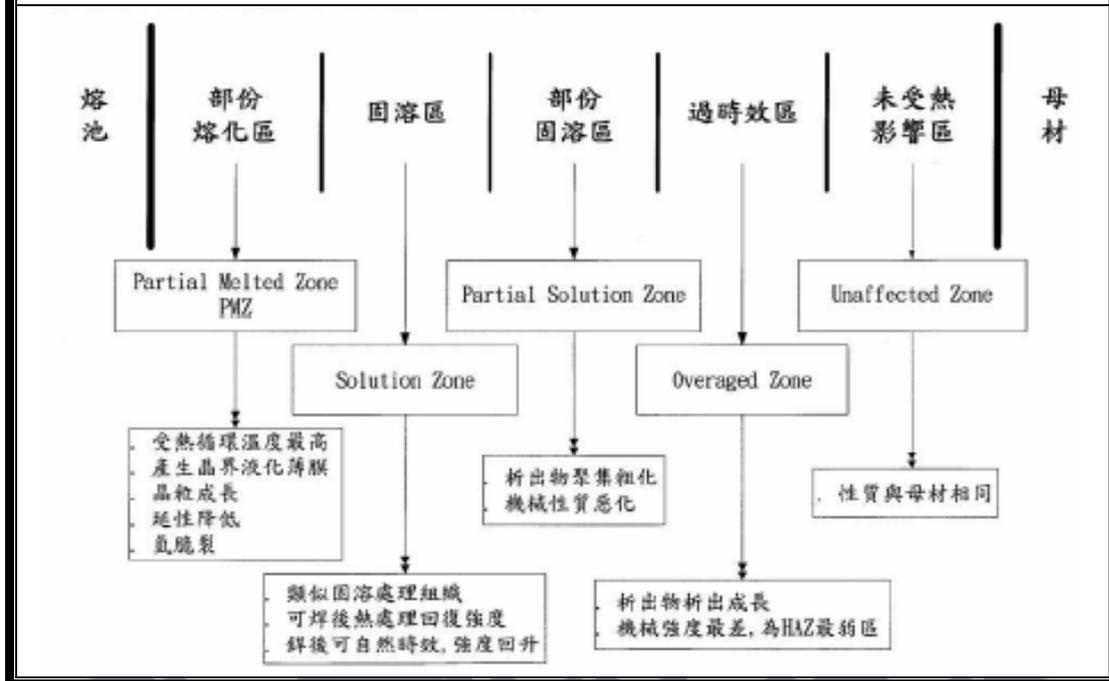


圖 8 析出硬化型材料 HAZ 說明圖

2.12.2 鈦及鈦合金之銲接缺陷

鈦合金銲接除了一般的銲渣、凹陷、熔接不足、滲透不足等常見的銲接缺陷外，另外有下列幾項主要缺陷：

- (a) 凝固偏析(Solidification Segregation)
- (b) 凝固裂縫(Solidification Cracking)
- (c) HAZ 液化裂縫 (Liquation Cracking)
- (d) 污染裂縫(Contamination Cracking)
- (e) 氫脆 (Hydrogen Embrittlement, HE)
- (f) 次固相點延性降低裂縫 (Subsolidus Ductility Dip Cracking)

(g) 氣孔(Porosity)

(h) Sustained-Load Cracking (SLC)

對 Ti-6Al-4V 銲接而言，若與鋁合金、沃斯田鐵系不銹鋼相比較下，其發生凝固裂縫及 HAZ 液化裂縫的機率較小，但在有不純物或均質化處理不完整的狀況下、以及有較大銲接應變或拘束力下仍會發生。污染裂縫是由於銲接過程吸入過量的氧、氮、碳、氫等間隙型原子(Interstitial Atoms)，當吸入上述雜質超過極限濃度時(如氧超過 3000ppm)，就會造成延性及韌性大幅下降而產生裂縫，尤其 α 相組織對污染裂縫特別敏感。氫脆主要是吸入過量的氫所造成，當氫濃度達到 200ppm 時，氫脆就會發生。對次固相點延性降低裂縫的發生而言， α -type 鈦合金及具有粗大的 Widmanstatten α 相聚集之組織有較大的裂縫敏感性 [28]。

氣孔是鈦合金銲接經常碰到的問題，氧和氫是氣孔最主要的來源，特別是氫的存在，更會造成氫脆的發生。氣孔成核時直徑大約是 $\sim 1 \mu\text{m}$ ，可逐漸成長至 3mm 左右，對機械性質會造成劣化，嚴重時成為裂縫成核及成長之根據地，因此在銲接時，需特別注意要排除這些氧和氫的來源。Sustained-Load Cracking (SLC) 亦是經常發生在鈦合金的銲接上，其主要是由於氣孔所形成的微裂隙在持續的應力作用下(有殘留應力和外部應力作用)以及氫的聚集(往應力集中處聚集，

如氣孔處或微裂隙)，裂縫容易在氣孔或微裂隙處成核及成長，而終至造成材料之破裂。另鈦合金因熔點高、導熱性差、熱容量小，銲接時容易造成局部過熱之現象；因此銲接時應採較低熱輸入量之方式外，層間溫度最好控制在 25~100°C 之範圍。鈦合金銲接經常會造成機械性質劣化、變形、氣孔、甚至發生裂縫等問題，其中又以裂縫影響最大，一般不被允許。EBW 常見銲道缺陷概分為 12 種，如下圖 9 所示。

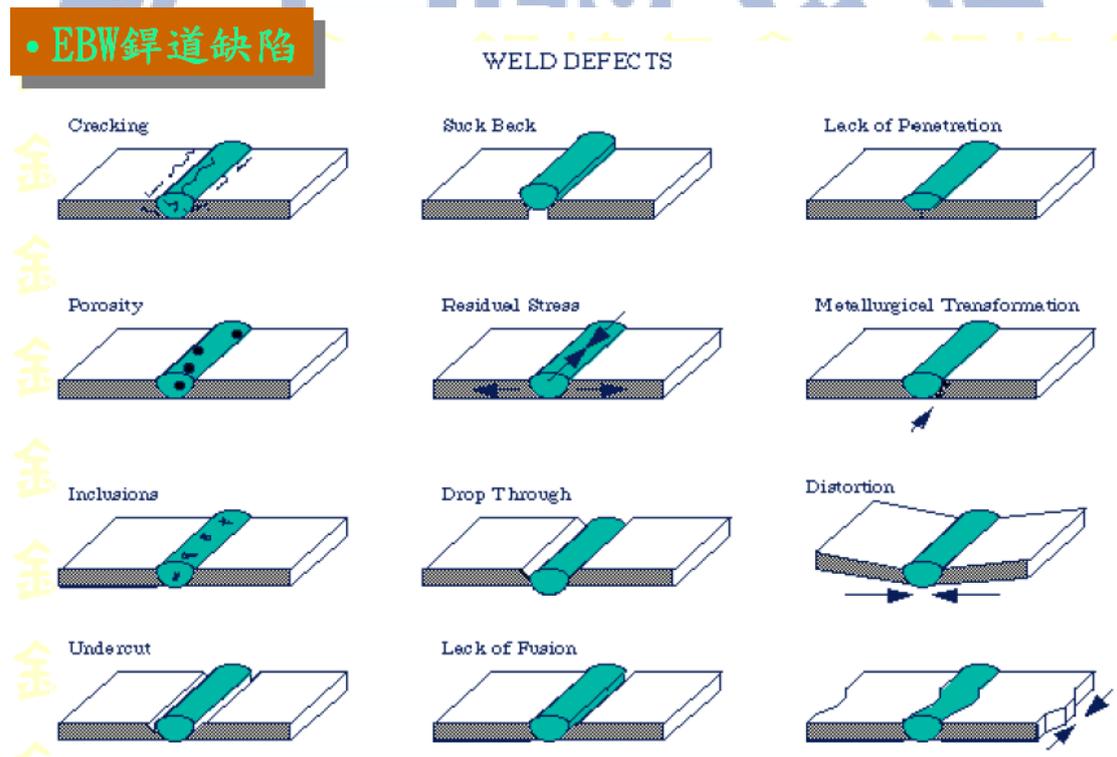


圖 9 EBW 銲道缺陷示意圖

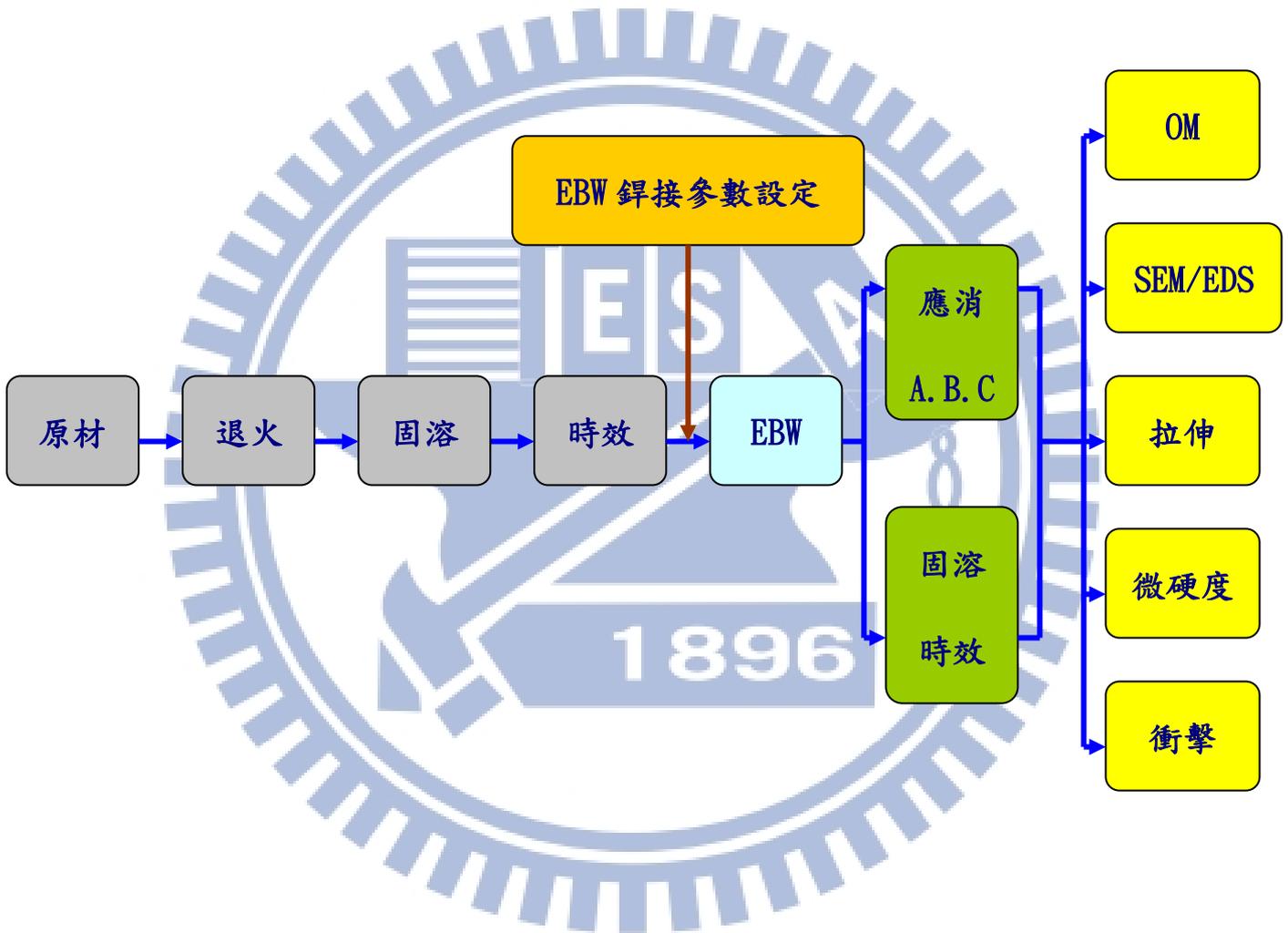
三、實驗設備及流程

3.1 實驗規劃

本研究針對探討不同應力消除對鈦合金 EBW 銲件之機械性質影響。實驗材料選用 Ti-6Al-4V 鈦合金，銲接方法採用 EBW 銲接設備。實驗方法包括熱處理、微硬度量測、金相組織觀察、拉伸試驗與破斷面觀察，以瞭解熱處理對 EBW 銲件之影響，整體實驗流程如圖 10。EBW 銲接後熱處理實驗分組規劃如表 16。

表 16 EBW 銲後熱處理分組規劃

	銲前熱處理	EBW 銲後熱處理條件	備註
無 EBW 試片	原材	...	
	原材+退火	...	
	原材+退火+固溶	...	
	原材+退火+固溶+時效	...	
有 EBW 試片		...	
	原材+退火+固溶+時效+EBW+	應力消除 A	
		應力消除 B	
		應力消除 C	
固溶+時效處理			
退火處理：790°C×2h，AC 應力消除 A：480°C×2h，AC，Ar=1bar 應力消除 B：593°C×2h，AC，Ar=1bar 應力消除 C：650°C×2h，AC，Ar=1bar 固溶處理：954°C×0.5h，WQ 時效處理：540°C×4h，AC，Ar=1bar			



退火處理: 790°C×2h, AC

固溶: 954°C×0.5h, WQ

時效: 540°C×4h, AC, Ar=1bar

應消 A: 480°C×2h, AC, Ar=1bar

應消 B: 593°C×2h, AC, Ar=1bar

應消 C: 650°C×2h, AC, Ar=1bar

圖 10 實驗流程

3.2 實驗材料銲接試片之準備

本研究所採用的實驗材料為 Ti-6Al-4V 鈦合金之板料。鈦合金板料施予 EBW 銲接後，經 CNC 床製成 160×20×5 mm 拉伸試片尺寸，如圖 11 所示。若銲道已氧化(顏色通常為灰色或淡藍色)無法以前法清潔時，需再施以酸洗法去除(酸洗液：20~47% HNO_3 +2~4% HF ，酸洗溫度 40~70°C)。



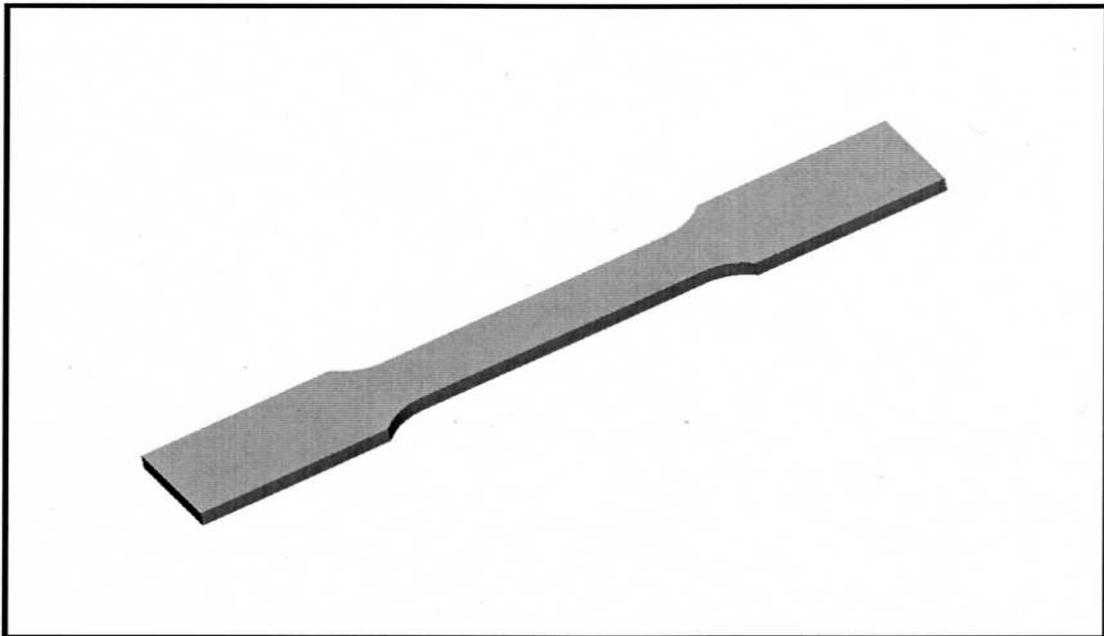
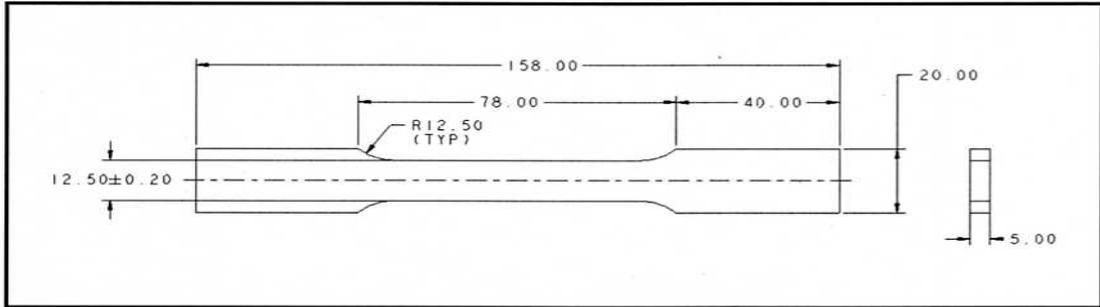


圖 11 實驗試片

3.3 EBW 之設備

本研究所使用之電子束銲接設備為 SCI AKY EBW 200 電子束銲接機，銲接方式採無預熱、無填料的自體銲接。銲接真空維持在 $10^{-4} \sim 10^{-5}$ torr，其他銲接參數如表 17 所示。

表 17 電子束銲接參數

Accelerating voltage, kV	50kV
Beam current, mA	60mA
Vacuum level, torr	$10^{-4} \sim 10^{-5}$ torr

Gun-to-work distance(local length), inch	6inch
Speed, mm/min	1524 mm/min
Filler metal	no

3.4 熱處理之條件

本次實驗試片厚度為 5 mm，依據 MIL-H-81200B 規範而定進行各種熱處理程序，如表 18 所示。在執行熱處理之前必須對高溫真空熱處理爐空燒，將爐內之 C、N、H、O 等雜質清除，避免吸入而產生反應，以確保其品質。

表 18 Ti-6Al-4V (板) 熱處理條件

熱處理名稱	規格範圍			資料來源	選用條件			備考
	溫度 (°C)	時間(hr)	冷卻方式		溫度 (°C)	時間 (hr)	冷卻方式	
退火	705~790	0.5~2	AC	MIL-H-81200B	790	2	AC	
固溶	900~970	2min~1.5	WQ	MIL-H-81200B	954	0.5	WQ	
時效	480~690	2~8	AC	MIL-H-81200B	540	4	AC	
應消	480~650	1~4	AC or FC	MIL-H-81200B	593	2	AC	
					480	2	AC	
					650	2	AC	

3.5 機械性質試驗

3.5.1 微硬度量測

本研究所採用微硬度器為 Matsuzawa MTX-70 微硬度試驗機，如圖 12 所示，其量測目的，主要係比較 EBW 之鐸道、熱影響區 (Heat Affected Zone ; HAZ) 及母材在熱處理前後對硬度的分佈影響。試片準備與金相觀察者相同，進行微硬度試驗。荷重/持久 200_{gf}/12sec

(Load/Dwelling time)，量測時以水平軸方向由鐸道至熱影響區、母材區，每隔 0.05 mm 量測一點。

3.5.2 拉伸試驗

拉伸試驗設備採用 MTS 810 試驗機，如圖 13 所示，拉伸試片係沿軸方向進行製作，拉伸試驗條件為：Data Acq Rate=10 Hz；

(0.2%offset) 初始拉伸速率 0.50 mm/min；標稱長度為 50 mm；降伏後拉伸速率 5.00 mm/min；降伏點是以應變值達 0.2% 計算。試片數每組至少 3 片(含)以上，所獲得數據加以平均運用。

3.5.3 衝擊試驗

衝擊試驗設備採用 Charpy 衝擊試驗機，如圖 14 所示，衝擊試驗主要目的在測定材料之韌性及脆性的程度，實驗時以擺錘衝擊破壞試片，把擺錘升至規定角度，然後落下，擺錘因位能而將試片一次擊斷，然後以試片所吸收的能量和破裂面積比，做為衝擊值得大小，衝擊值越大韌性越高。試片數每組至少 3 片(含)以上，所獲得數據加以平均運用。

3.5.4 金相組織

金相觀察目的，主要係比較 EBW 之鐸道、熱影響區 (Heat Affect Zone；HAZ) 及母材在熱處理前後顯微組織的變化影響。其金相實驗

可分為取樣、鑲埋、研磨、拋光及浸蝕等五道手續，其試片經切割 20 mm×20 mm 取樣後再經樹脂鑲埋，以碳化矽砂紙研磨至 1200 號後，再以氧化鋁粉液及鑽石膏拋光至 $0.05\ \mu\text{m}$ 後，必須先用清水去除氧化鋁粉，再以酒精清洗，最後以吹風機吹乾。此磨平與拋光面步驟避免重壓試片，以減低表面加工硬化效應，準備好的試片最後再以 10%HF+5%HNO₃+85%H₂O 混合酸溶液加以浸蝕約 10~15 秒，直到痕跡可用肉眼清晰可見觀察面為止。使用設備包含 OLYMPUS 之光學顯微鏡 (OM)，如圖 15 所示及掃描式電子顯微鏡 (SEM)，如圖 16 所示。



圖 12 Matsuzawa MTX-70 微硬度計



圖 13 MTS-810 萬能試驗機



圖 14 Charpy 衝擊試驗機



圖 15 OLYMPUS PME3 光學顯微鏡



圖 16 HITACHI S-3000N 掃描式電子顯微鏡

四、結果與討論

本實驗藉由不同條件之熱處理方式來探討 Ti-6Al-4V 合金薄板在不同條件的熱處理對其機械性質之影響，並藉由 EBW 銲接製程來探討 Ti-6Al-4V 合金在銲前與銲後熱處理對其材料的影響。

4.1 原材經不同銲前熱處理之機械性質

首先探討原材經不同熱處理後之機械性質，其熱處理程序及試片編號如表 19 所示，茲分析如下：

表 19 原材熱處理程序及試片編號

試片編號	處理程序
R. M.	原材
R. M. +AL	退火處理:790°C×2h, AC
R. M. +AL+S. T.	退火處理:790°C×2h, AC

	固溶：954°C×0.5h，WQ
R. M. +AL+S. T. +A. A.	退火處理：790°C×2h，AC 固溶：954°C×0.5h，WQ 時效：540°C×4h，AC，Ar=1bar

4.1.1 微硬度分析

原材經不同熱處理程序後之硬度測量值，結果顯示 R. M. 與 R. M. +AL 試片硬度值差異不大，經 R. M. +AL+S. T. 試片以 954°C 進行固溶處理，並迅速淬水，因生成 $\alpha + \alpha'$ 麻田散鐵組織(質地較硬)，故得到較佳的時效強化性熱處理程序的試片得到最高硬度值 342Hv，而經 R. M. +AL+S. T. +A. A. 處理，因 $\alpha + \alpha'$ 麻田散相會分解為 $\alpha + \beta$ 相(質地較軟)，硬度值略下降至 304Hv，如圖 17 所示。

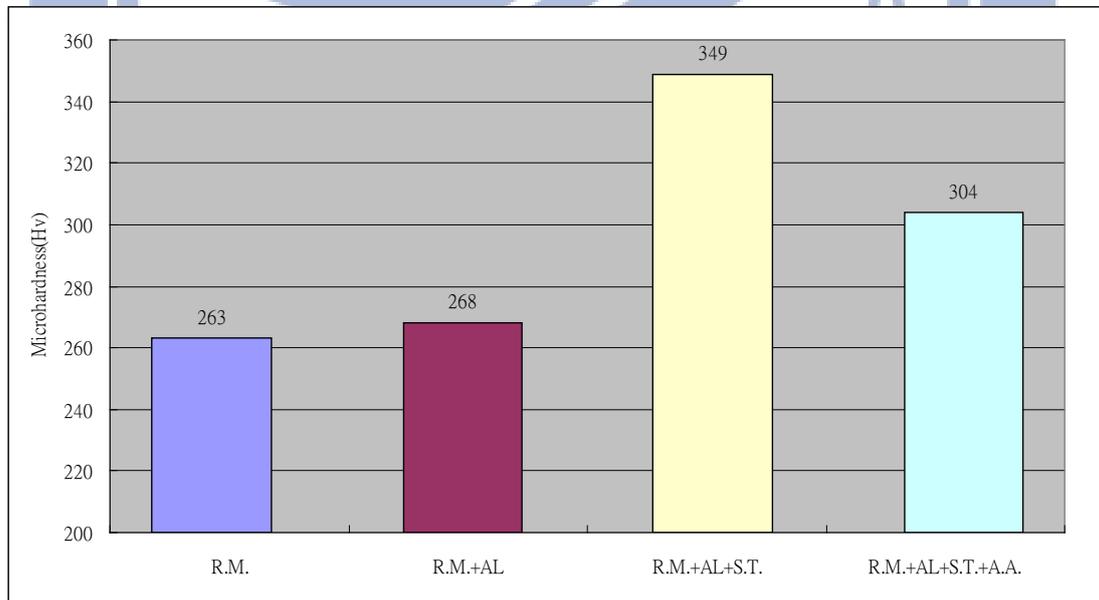


圖 17 原材經不同熱處理之硬度比較

4.1.2 室溫拉伸試驗

由室溫拉伸試驗結果得知原材經退火處理後，延伸率由 14.3% 增加至 17.2%，但強度些微下降；經 R. M. +AL+S. T. 熱處理程序強度比 R. M. 些微增加，但延伸率下降至 8.1%；經 R. M. +AL+S. T. +A. A. 熱處理程序強度更加上升，比 R. M. 增加 24%，但延伸率為 5.3%，延伸率下降的幅度更顯著僅為 R. M. 的 37%，詳如表 20 及圖 18 所示。

由量測數值得知 R. M. +AL 試片有最佳的延展性及韌性之穩定性，R. M. +AL+S. T. +A. A. 試片可得到最佳的機械強度，但塑性會大幅降低。通過淬火時效 Ti-6Al-4V 合金強度可提高 15~25%

表 20 原材經不同熱處理之拉伸試驗數據

試片編號	降伏強度 (MPa)	抗拉強度 (MPa)	延伸率 (%)
R. M.	926	1005	14.3
R. M. +AL	905	960	17.2
R. M. +AL+S. T.	940	1083	8.1
R. M. +AL+S. T. +A. A.	1153	1165	5.3

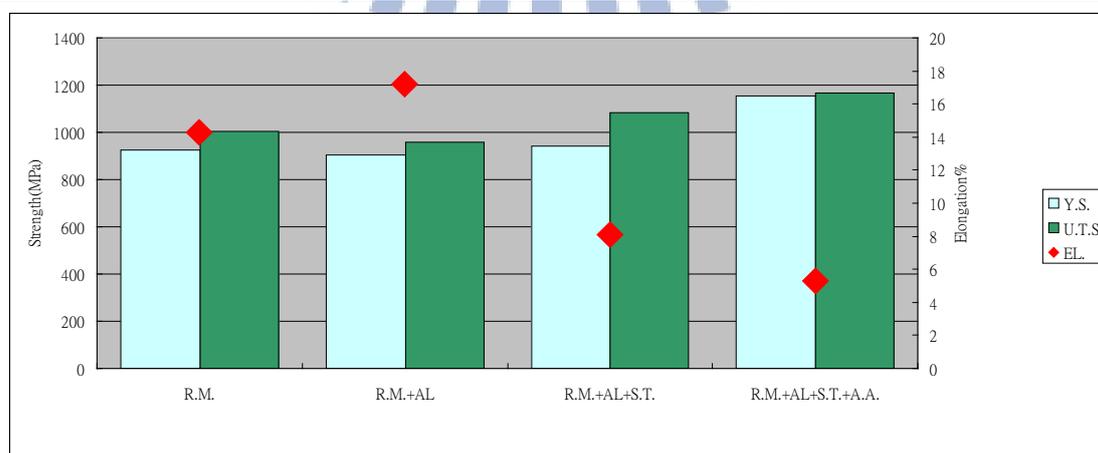


圖 18 原材經不同熱處理之拉伸試驗數值比較

4.1.3 衝擊試驗

經由 Charpy 衝擊試驗機所測得的數據顯示，R. M. 的韌性 (toughness) 最佳 13.25 Joules，R. M. +AL+S. T. 韌性最差只有 6.10 Joules，只有原材的 46%，詳如表 21 及圖 19 所示。

表 21 原材經不同熱處理之衝擊試驗數值比較

試片編號	量測值 (Joules)
R. M.	13.25
R. M. +AL	10.17
R. M. +AL+S. T.	6.10
R. M. +AL+S. T. +A. A.	7.83

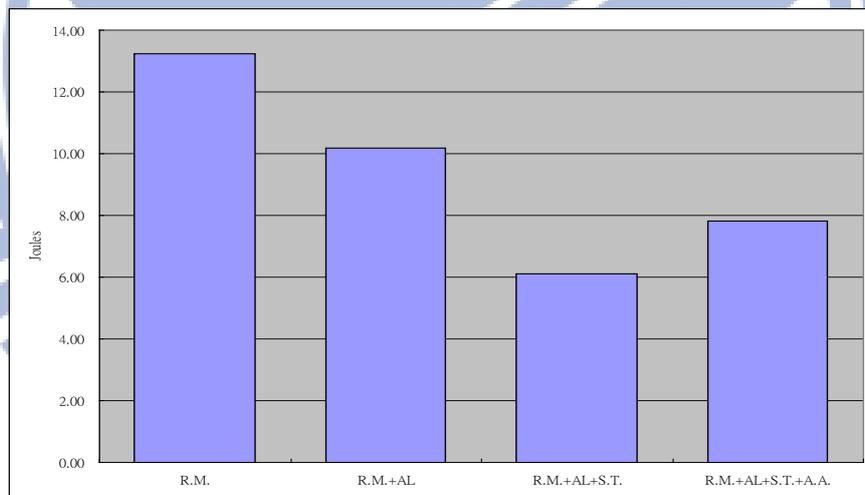


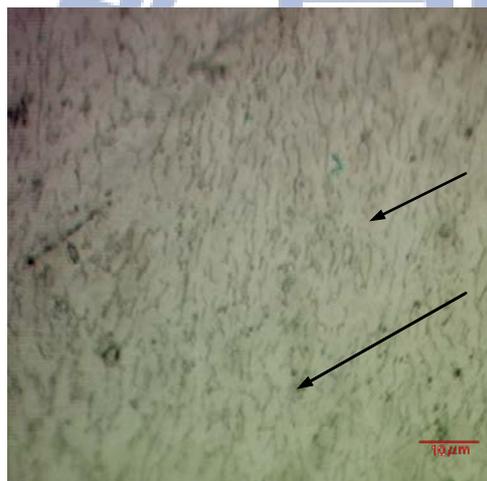
圖 19 原材經不同熱處理之衝擊試驗數值比較

4.1.4 顯微組織觀察

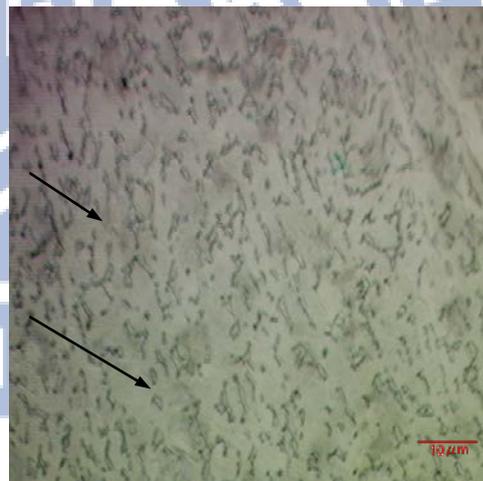
首先觀察 R. M. 與 R. M. +AL 試片之金相組織有些相似，發現少量的 β 相晶粒分佈在 α 基地上。觀察 R. M. +AL+S. T. 試片之金相，可發現三種晶粒生成分別為初始 α 相 (Primary α)、 $\alpha + \alpha'$ 麻田散相

(from β Phase Transformed)以及 殘留 β 相(Retained β)。在時效的過程中，使 $\alpha+\alpha'$ 麻田散相 (過飽和的 β 相)起分解，產生析出強化效果，觀察 R. M. +AL+S. T. +A. A. 試片，可發現殘留 β 相(Retained β)與 $\alpha+\alpha'$ 麻田散相會分解為 $\alpha+\beta$ 相。

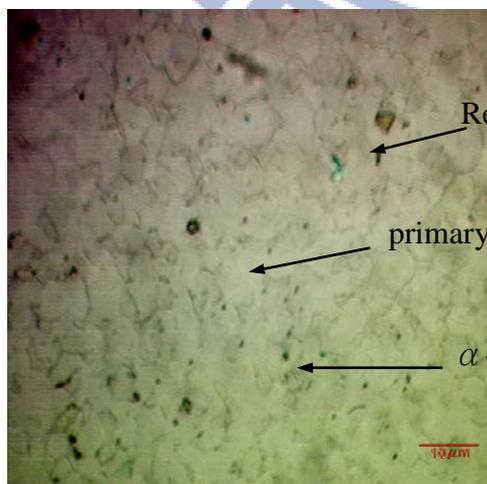
對 $\alpha+\beta$ 型鈦合金(如 Ti-6Al-4V)而言，一般其殘留 β 相比例不多，因此其時效強化之機構主要是由上述析出緻密之微細 β 相所產生，而差排(Dislocation)、次晶界(Sub-boundarie)及雙晶界面上(Twin interface)均為 β 相主要成核所在。



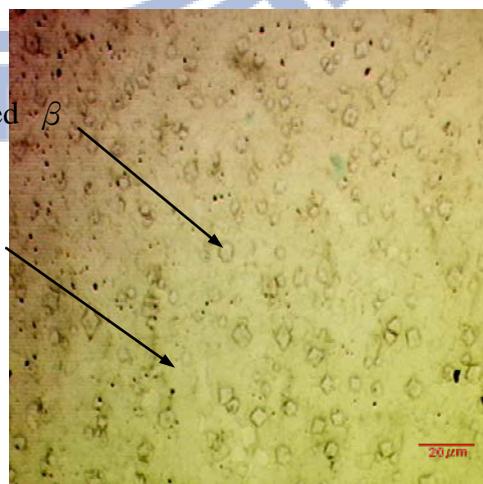
(a)R. M. 試片 (500 倍)



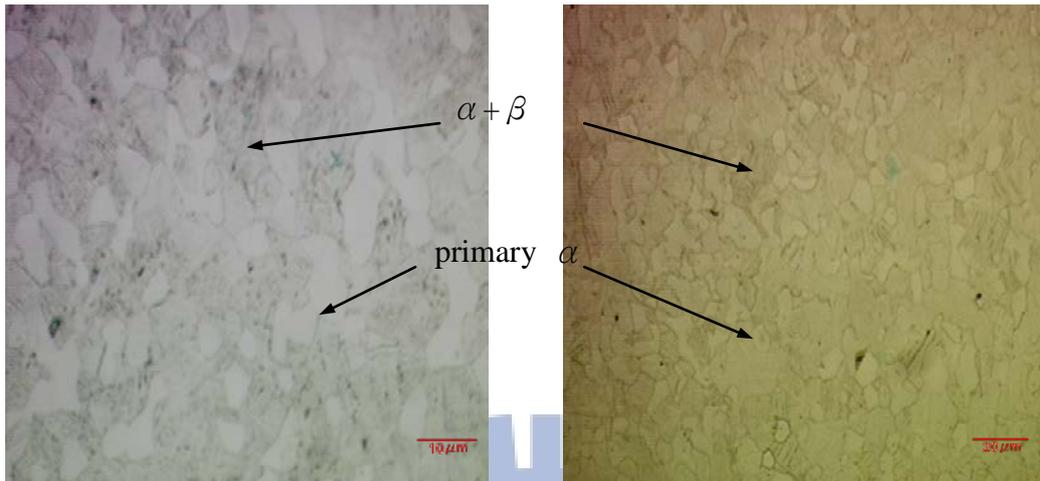
(b)R. M. +AL 試片 (500 倍)



(c)R. M. +AL+S. T. 試片 (500 倍)



(d)R. M. +AL+S. T. 試片 (250 倍)



(e)R. M. +AL+S. T. +A. A 試片 (500 倍) (f)R. M. +AL+S. T. +A. A 試片 (250 倍)

圖 20 原材經不同鋅前熱處理後之金相組織觀察

等軸狀組織不同於層狀組織，它是再結晶的結果，在稍低於 β 相轉變溫度以下進行固溶處理可以得到雙相狀的顯微組織，這種組織的特點在於層片狀($\alpha + \beta$)基體上分佈著等軸狀的 α （初生的）相，因此雙相狀組織可以看成是由層片狀組織與等軸狀組織共同組成的〔29〕。

4.1.5 拉伸破斷面組織觀察

由拉伸破斷巨觀觀察發現 R. M. 與 R. M. +AL 試片皆有明顯縮頸現象 (Necking) 及斷面處的截面積縮小等現象，破斷型態為杯錐之延性破斷 (韌性破壞)；而 R. M. +AL+S. T. 與 R. M. +AL+S. T. +A. A 試片則無縮頸現象，破斷型態為杯錐之延性破斷與劈裂面 (Cleavage) 之脆

性破壞二者混合型態，如圖 21 所示。

接下來進一步藉由 SEM 觀察各試片破斷面之斷裂型態結果如圖 22 所示，破斷面之型態均屬韌窩狀(Dimples)之延性破斷型態。而韌窩機構的形成產生方式可區分為三階段：(1) 材料因塑性流(Plastic Flow)作用而開始形成空孔(Void)，(2) 接著變形，如拉伸或衝擊作用而使內孔成長，(3) 空孔成長到一定大小後，有效負載面積便無法繼續抵抗外力，即發生斷裂 [30]。因此可知延性破壞的本質上就是微小孔洞(Void)的結合過程，當這些微小孔洞持續成長，再加上孔洞間的合併而形成裂縫，且這些裂縫是從中間橫向擴展至試片兩端，由於 45 度為最大剪力之方向，故試片延 45 度方向發生斷裂，此種斷裂面為杯錐狀型(Cup And Cone)的斷裂。根據此型態，可以判斷其破斷型態主要係屬於穿晶延性破斷。從破斷面來看，可發現除了韌窩狀組織外，也發現準劈裂面(Cleavage)之脆性破壞傾向，因而延伸率較其他兩種為差。



(a)R. M. 試片



(b)R. M. +AL 試片

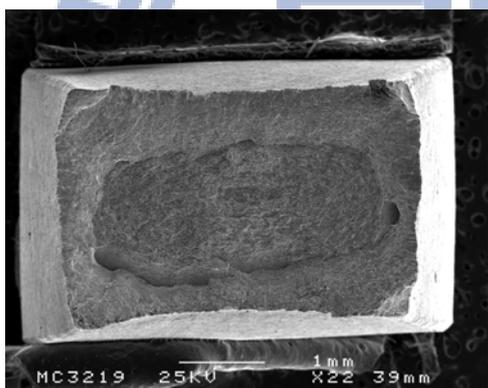


(c) R. M. +AL+S. T. 試片

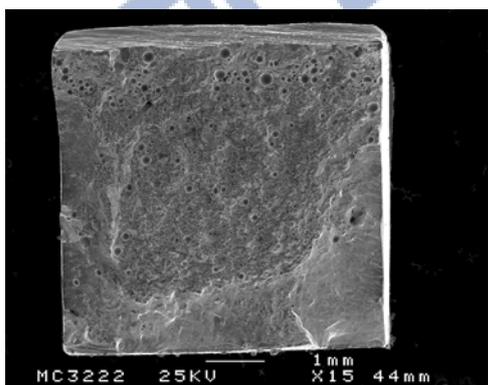
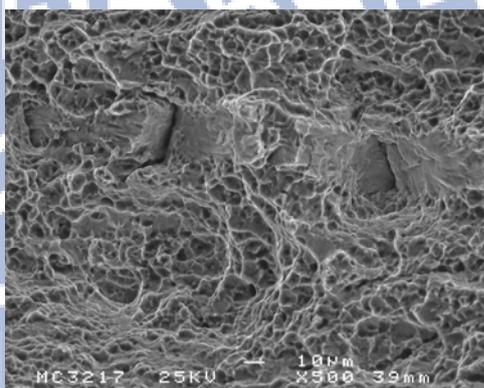


(d) R. M. +AL+S. T. +A. A 試片

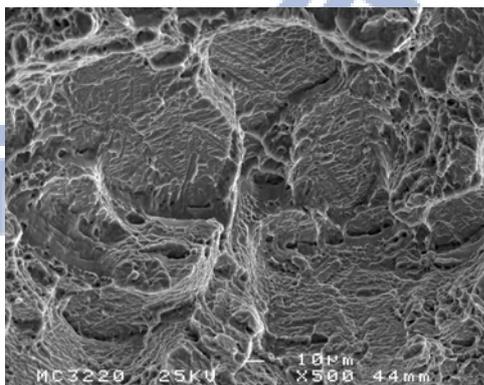
圖 21 原材經不同鋅前熱處理後之拉伸破斷巨觀圖

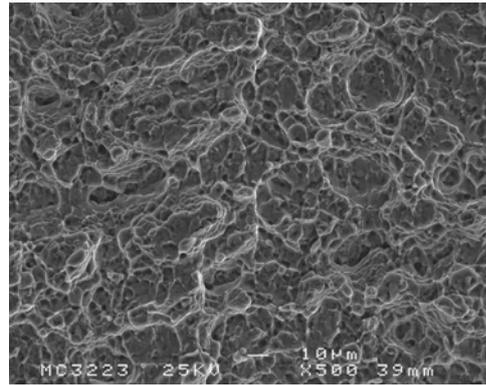
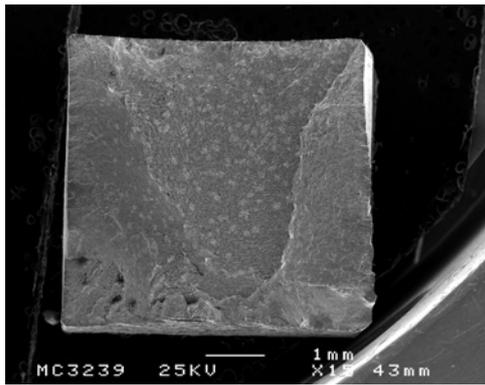


(a) R. M. 試片之拉伸破斷面

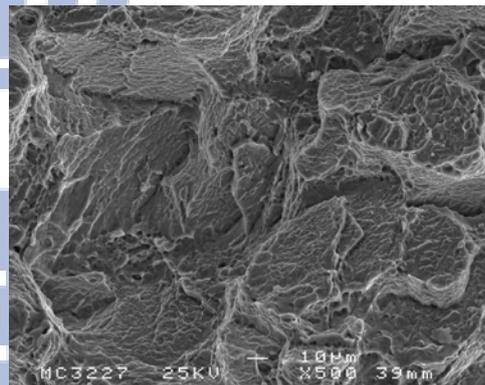
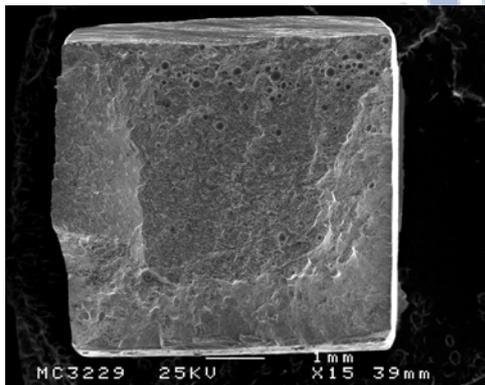


(b) R. M. +AL 試片之拉伸破斷面





(c) R. M. +AL+S. T. 試片之拉伸破斷面



(d) R. M. +AL+S. T. +A. A. 試片之拉伸破斷面

圖 22 原材經不同鋁前熱處理後之拉伸破斷面觀察

4.2 不同鋁後熱處理之 EBW 鋁件機械性質之影響

4.2.1 微硬度分析

經不同鋁後熱處理之硬度趨勢分布如圖 23 所示，Ti-6Al-4V($\alpha + \beta$ 型)經固溶時效狀態下施行鋁接，鋁後應力消除則另具有時效處理之效果。發現鋁後雖經不同溫度的應力消除熱處理與固溶時效熱處理之試片，因已無法析出更多的析出物，所以硬度與鋁前沒有明顯提升，且發現在熔融區、熱影響區及母材區之硬度值沒有很顯著的變化。

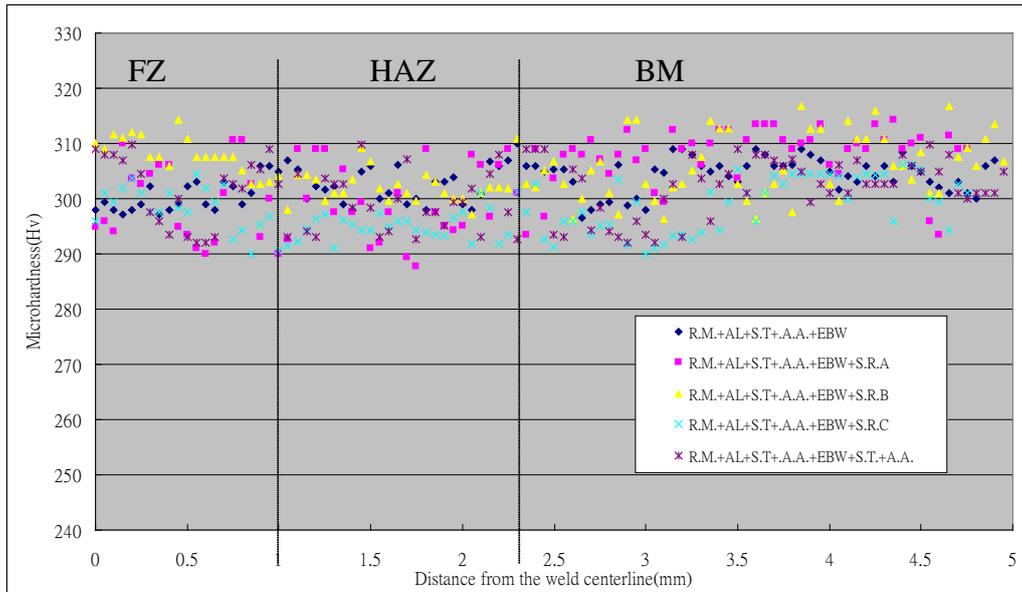


圖 23 經電子束銲接後施以不同銲後熱處理之微硬度分析

4.2.2 室溫拉伸試驗

將 Ti-6Al-4V 合金利用電子束銲接並施以相同銲前熱處理與不同銲後熱處理後，進行室溫抗拉強度測試，結果如表 22 及圖 24 所示。發現經由不同溫度的應力消除及固溶時效熱處理，抗拉強度有些微提升但無顯著差異，但在延伸率上有明顯的差異。其中 R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. A 試片，延伸率僅剩 0.6%，而 R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. C 試片，延伸率為 1.8%。R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. B 試片其延伸率為 4.5%與 R. M. +AL+ S. T. +A. A. +EBW 試片接近，而在 R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. T. +A. A. 條件下，延伸率最佳為 7.6%。

由上述結果得知：(1)銲後實施應力消除及固溶時效熱處理對銲件強度未有影響，但應力消除溫度之選擇對延伸率有顯著影響(2) 在 R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+ S. T. +A. A. 條件下，可獲得較佳的機械性

質。

表 22 不同銲後熱處理之室溫機械性質

試片編號	降伏強度 (MPa)	抗拉強度 (MPa)	延伸率 (%)	斷裂位置
R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW	1022	1067	4.6	銲道
R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. A	1109	1157	0.6	母材
R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. B	1065	1110	4.5	銲道
R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. C	1088	1164	1.8	母材
R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. T. +A. A.	1096	1120	7.6	銲道

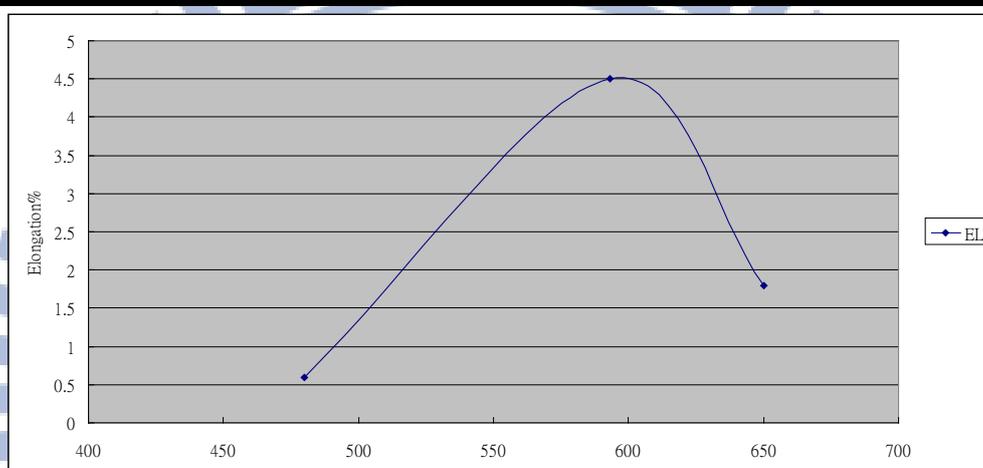


圖 24 不同銲後應力消除熱處理之延伸率

4.2.3 衝擊試驗

經由 Charpy 硬度試驗機所測得的數據顯示，R. M+AL+S. T. +A. A. 試片經過 EBW 處理後，其衝擊試驗值為 9.68 (Joules)，比未實施 EBW 之試片韌性上升 23%，再經三種不同條件應力消除熱處理後，所獲得之衝擊試驗量測值有線性上升的趨勢，其中以 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. C 試片最佳 11.05 (Joules)，但 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. T. +A. A. 之試片韌性反而下降至 5.76 (Joules)。

表 23 原材經不同熱處理之衝擊試驗數值比較

試片編號	量測值 (Joules)
R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW	9.68
R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. A	8.98
R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. B	10.35
R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. C	11.05
R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. T. +A. A.	5.76

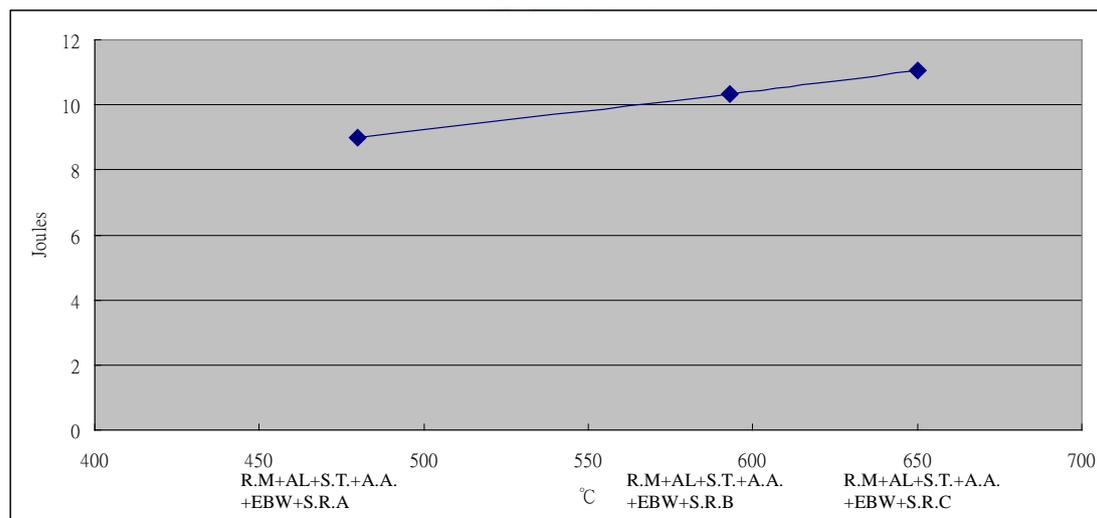


圖 25 不同銲後應力消除熱處理之衝擊試驗數值比較

4.2.4 顯微組織觀察

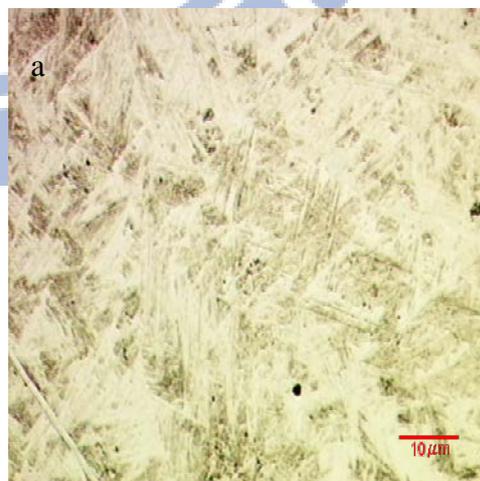
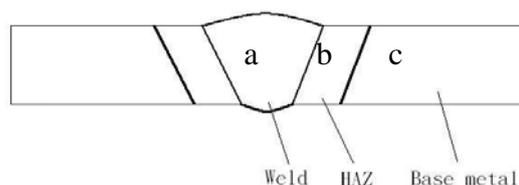
相同銲前熱處理及不同銲後熱處理之 EBW 銲件試片經拋光、侵蝕後以光學顯微鏡來進行銲道區、熱影響區及母材區微觀結構觀察，如圖 26~30 所示。

受電子束銲接之過冷度大及凝固速度高的緣故，其銲道區之金相組織以等軸樹枝狀晶 (dendrite) 為主，其晶粒組織有明顯由熔融線邊往中央變化的趨勢，形成如此趨勢的原因為在 EBW 銲接中，首先受熱熔融蒸發，造成鑰孔效應往下進行貫穿，受熱源影響較大且較慢凝

固，整個鐳道區中以鐳冠的溫度梯度最小，故易長成等軸枝晶次晶組織〔30〕。可以發現在鐳道區及靠近鐳道區部分之熱影響區並沒有 α 析出相，由於此屬於無填料的自體鐳接，因此剖析可能原因為在鐳道區與熱影響區因受鐳接高溫熱循環影響，使這個部位的 α 相融解入基地內，且越靠近熔融區就越沒有辦法觀察到 α 相，故在其金相微觀組織中無法觀察到任何第二析出相。

熱影響區靠近鐳道部份的溫度介於熔化溫度與 β 相轉變溫度之間，由於存在溫度梯度，因而從該區域在冷卻過程中形成了梯度式層狀組織〔30〕，其微觀組織呈現鋸齒狀的 α 相(Outlined)與含有針狀 α 相的轉變 β 相，相較鐳道區晶粒較小

母材部分：鐳後應力消除則另具有時效處理之效果，且應力消除選定之溫度及時間與時效處理之選定溫度及時間相近，因而有相同的微觀組織，且與鐳前熱處理之試片微觀組織類似，在此不再累述。



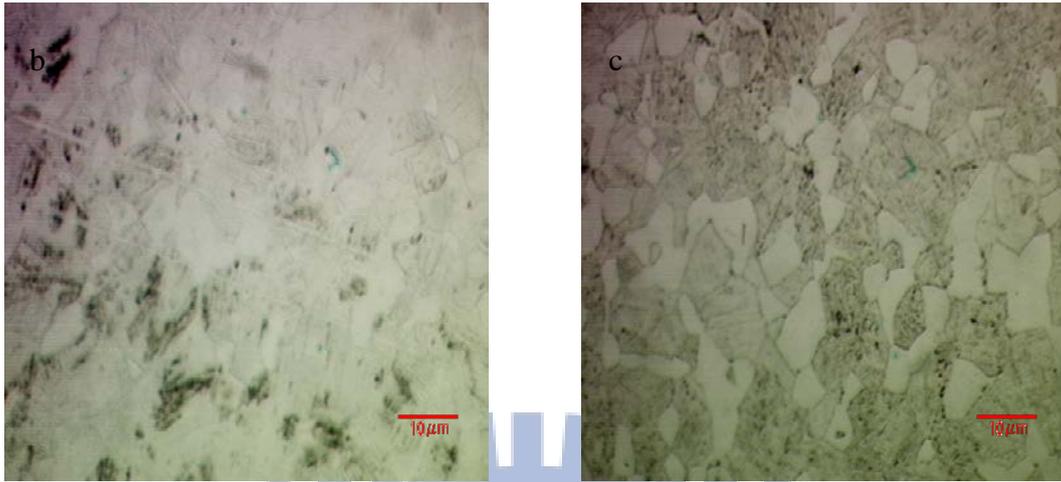


圖 26 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW 試片之金相組織：(a) 銲道區(b)熱影響區(c)母材

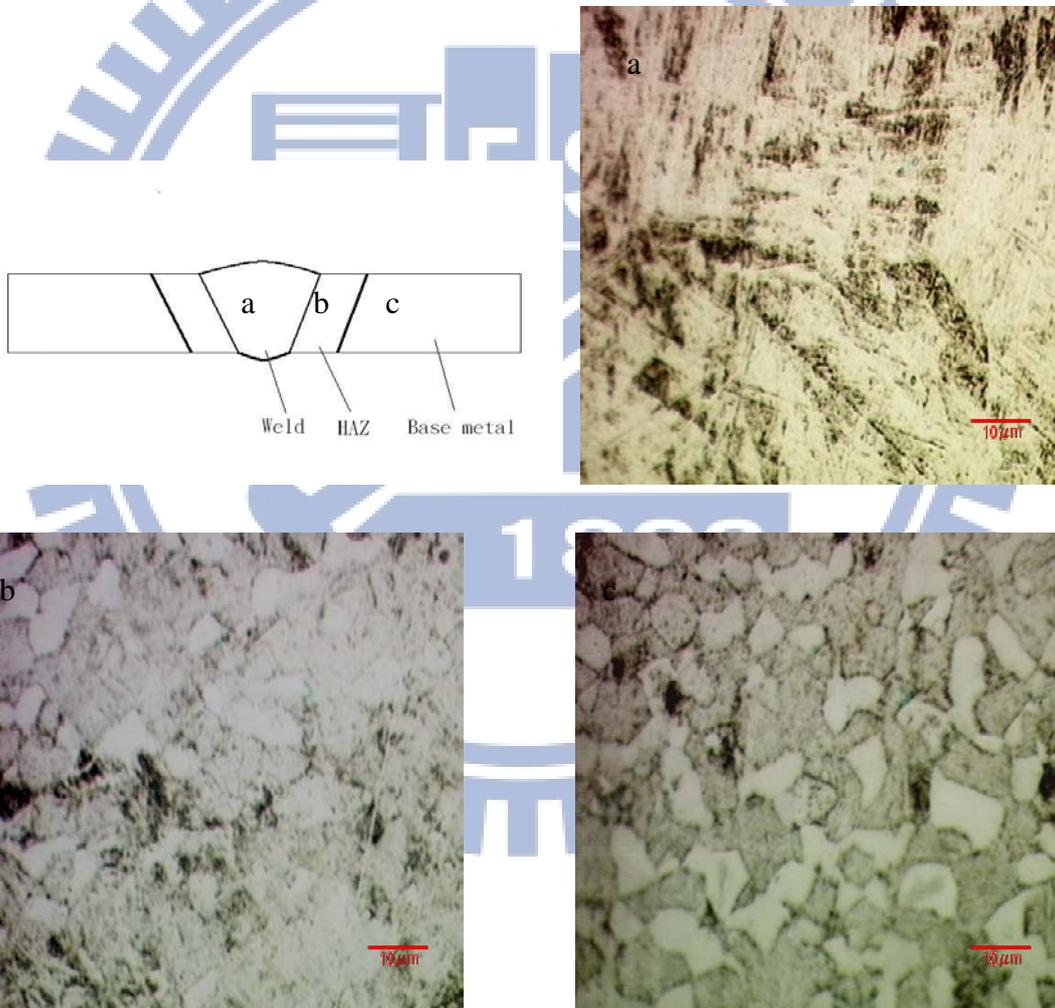


圖 27 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. A. 試片之金相組織：(a) 銲道區(b)熱影響區(c)母材

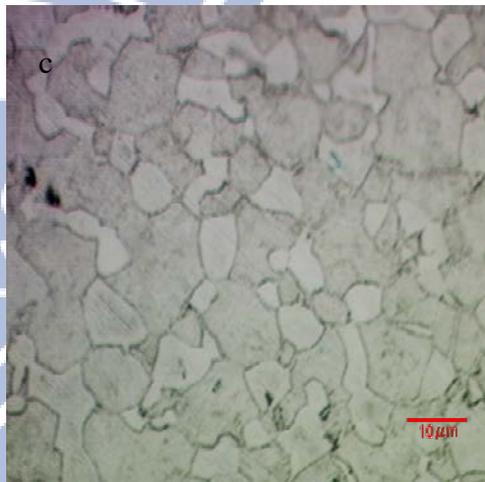
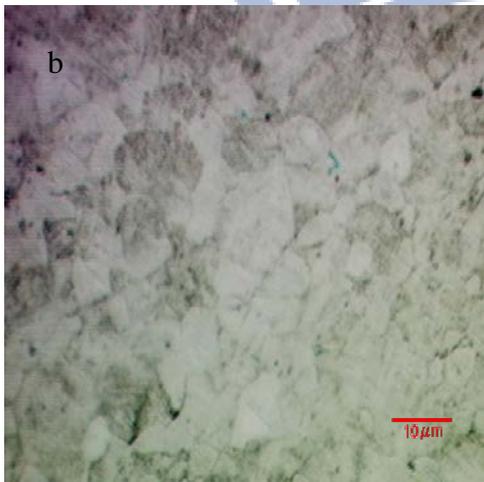
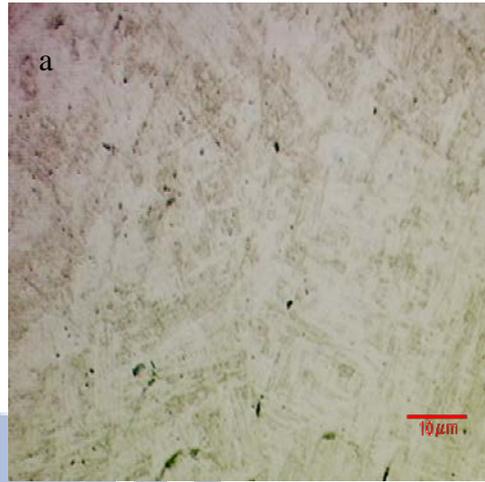
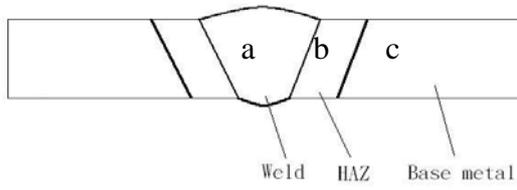
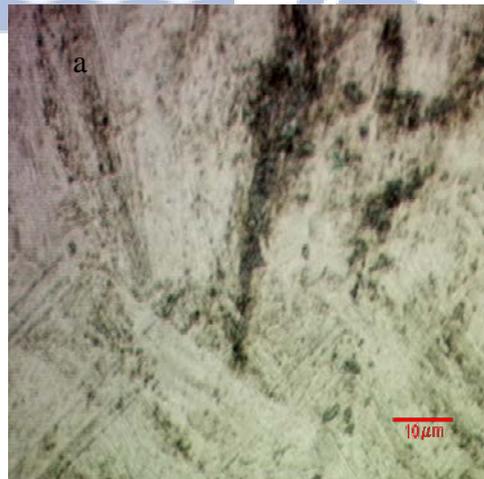
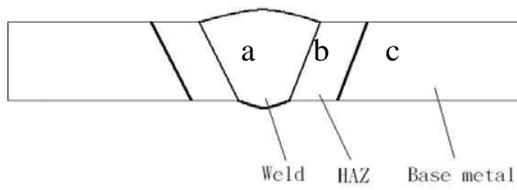


圖 28 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. B. 試片之金相組織：(a) 鐸道區 (b) 熱影響區 (c) 母材



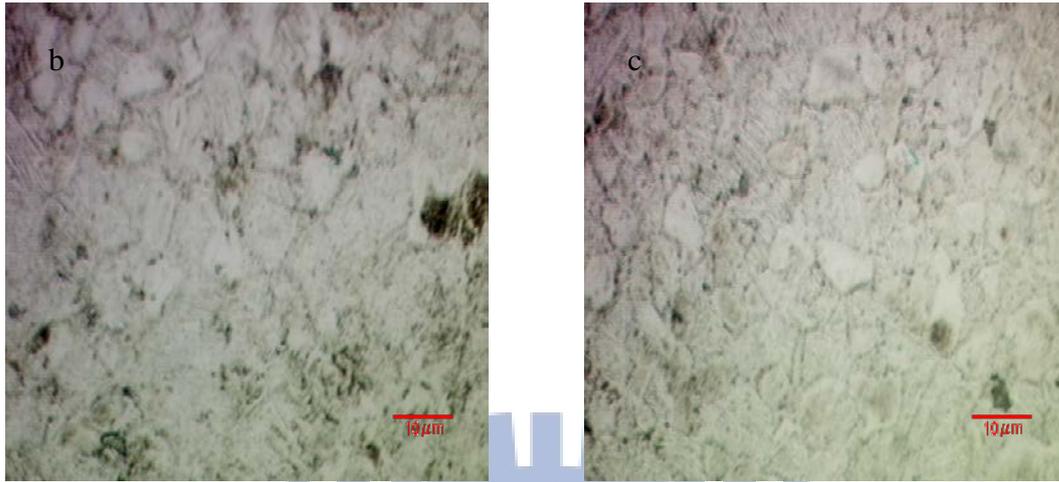


圖 29 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. C. 試片之金相組織：(a) 鐸道區(b)熱影響區(c)母材

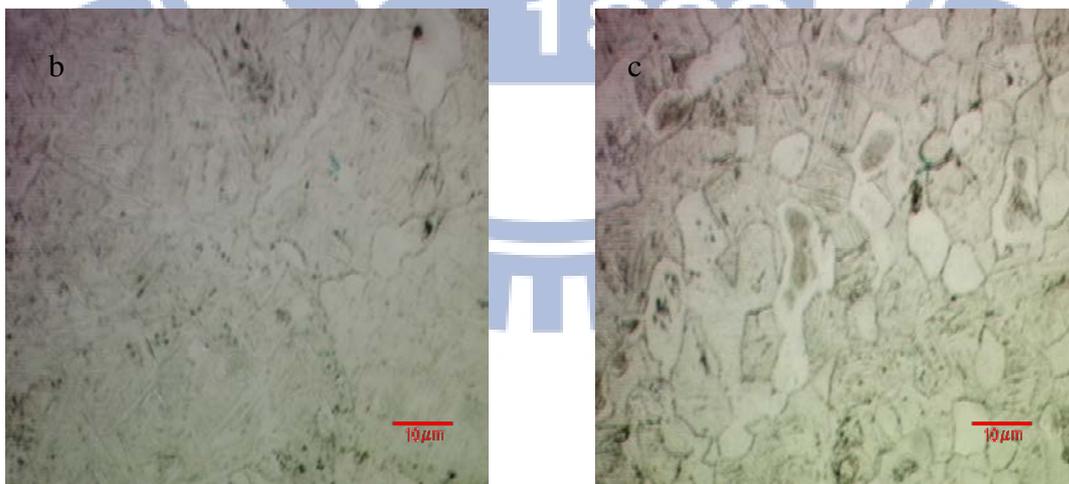
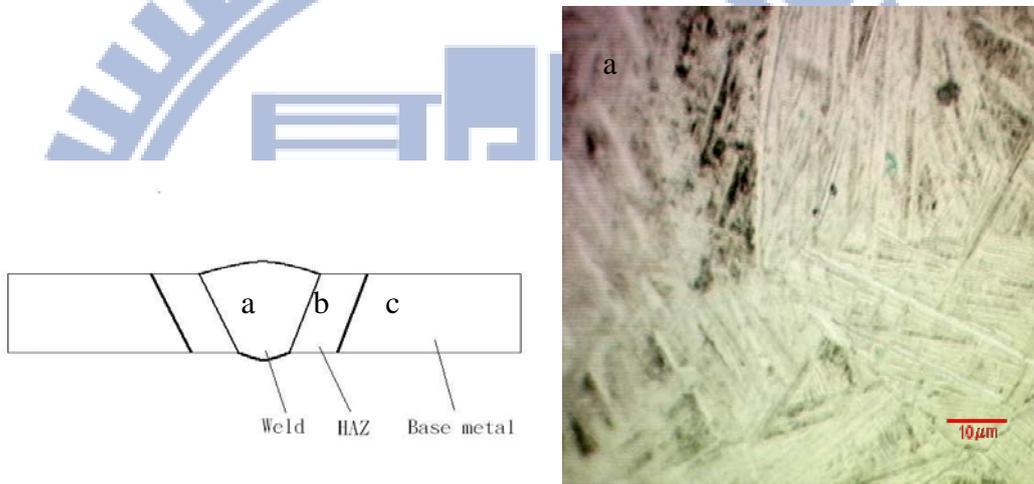


圖 30 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. T. +A. A. 試片之金相組織：(a) 鐸道區(b)熱影響區(c)母材

4.2.5 拉伸破斷面組織觀察

由巨觀觀察發現皆無明顯的頸縮現象，如圖 31 所示，破斷型態為杯錐之延性破斷與劈裂面(Cleavage)之脆性破壞二者混合型態。

R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. B 與 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. C 兩組試片斷面位置於母材，R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW、R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. A 及 R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. T. +A. A 三組試片的破斷位置則是在鉸道區。接著來進一步藉由 SEM 觀察，如圖 32 所示，經不同鉸後熱處理之試片經拉伸試驗後之電子顯微鏡破斷面情形，破斷面顯示較為整齊且未有頸縮的現象，圖 32 (b) (d) 破斷面則為呈非均勻大小的韌窩狀之延性破斷，且有稍微被拉起突出的韌窩狀組織並呈現類似準劈裂面(Quasi-Cleavage Plane)，經 SEM 顯微觀察為延性被拉起突出的韌窩狀組織，並顯示為混合著韌窩狀與準劈裂面破壞形式，而非全脆性破壞而破裂。圖 32 (c) 破斷面為呈分布均勻大小的韌窩狀(Dimples)之延性破斷，圖 32 (a) (e) 破斷面則為呈非均勻大小的韌窩狀之延性破斷，且有稍微被拉起突出的韌窩狀組織。[33]



(a) R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW 試片



(b) R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. A. 試片



(c) R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. B. 試片

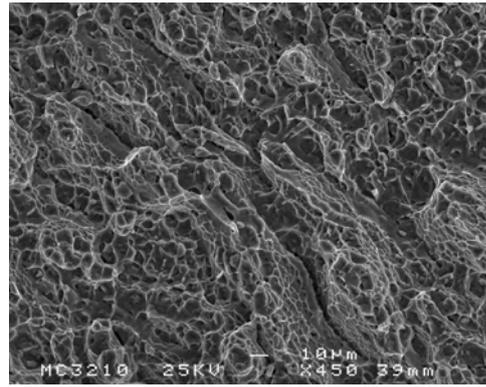
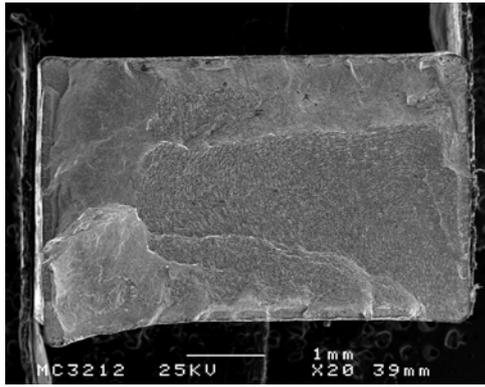


(d) R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. C. 試片

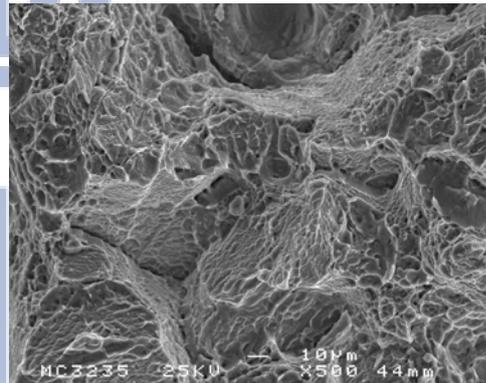
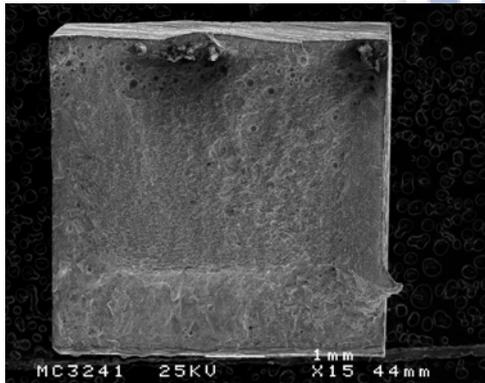


(e) R. M+AL+S. T. +A. A. +EBW+S. T. +A. A. 試片

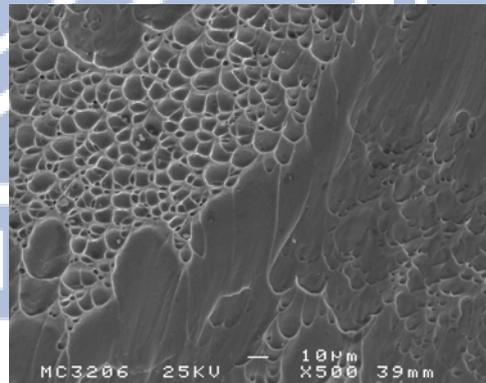
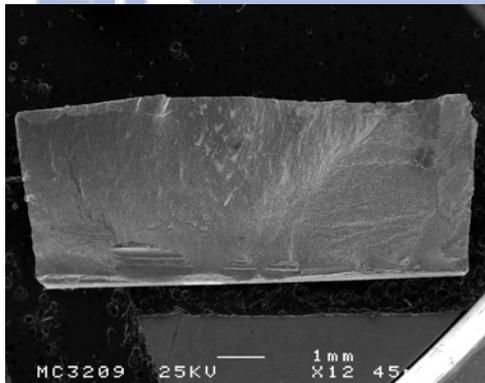
圖 31 不同銲後熱處理後之拉伸破斷巨觀圖



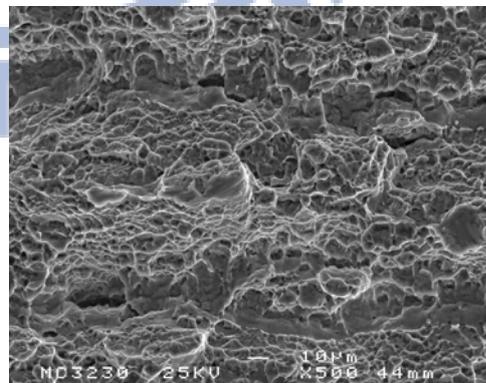
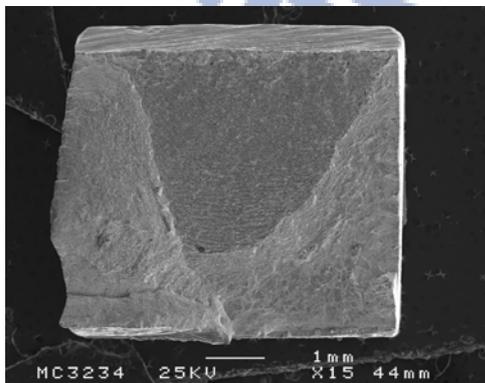
(a) R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW 試片之拉伸破斷面



(b) R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. A 試片之拉伸破斷面

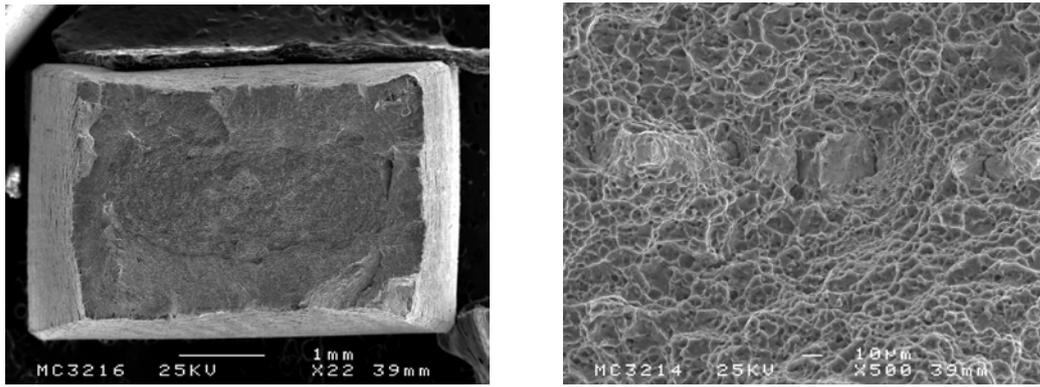


(c) R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. B 試片之拉伸破斷面



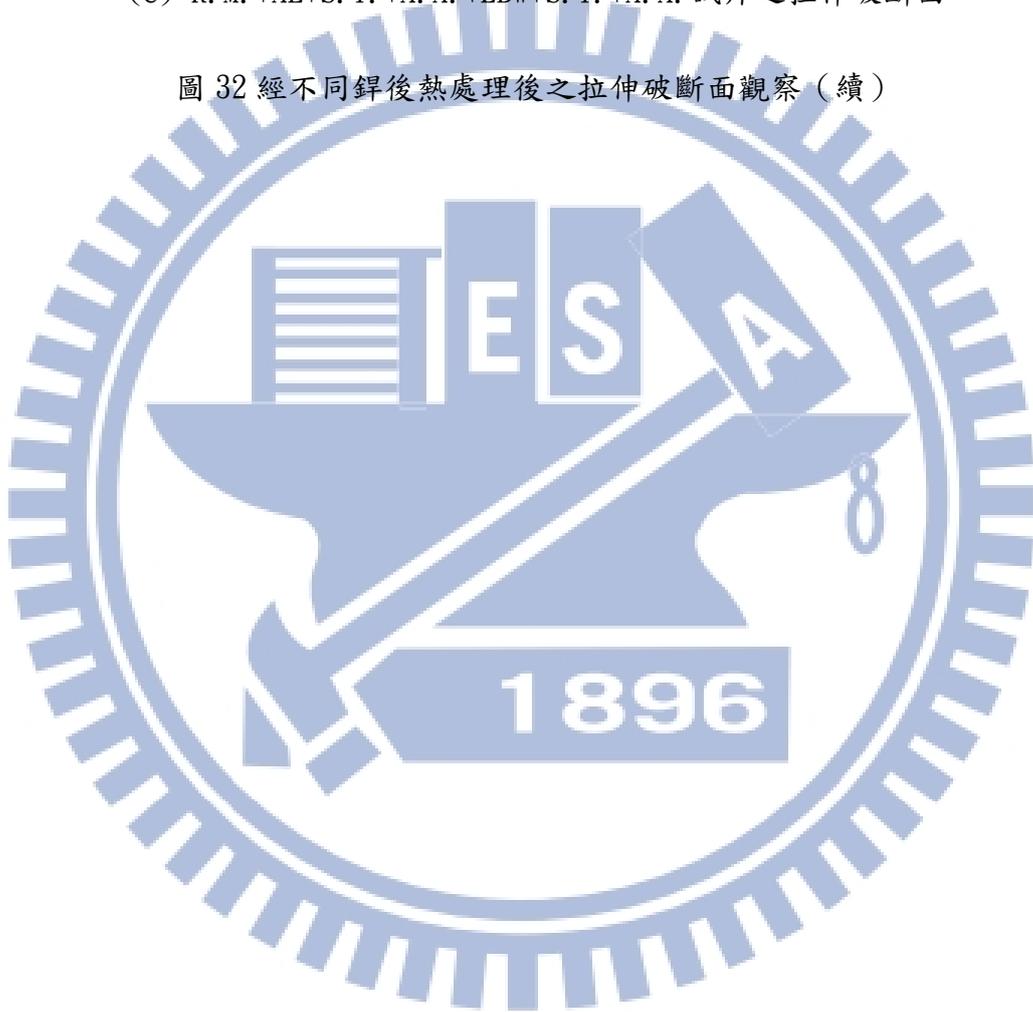
(d) R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. R. C 試片之拉伸破斷面

圖 32 經不同鋅後熱處理後之拉伸破斷面觀察



(e) R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. T. +A. A. 試片之拉伸破斷面

圖 32 經不同鐳後熱處理後之拉伸破斷面觀察 (續)



五、結論

- (1) 鐸後經應力消除熱處理與固溶時效熱處理之試片，因以無法析出更多的析出物，所以硬度與鐸前沒有明顯提升，且熔融區、熱影響區及母材區之硬度值沒有很顯著的變化。
- (2) 鐸後經三種不同條件應力消除熱處理後，所獲得之衝擊試驗量測值有隨溫度上升而呈現線性成長的趨勢。
- (3) 鐸後應力消除則另具有時效處理之效果，且應力消除選定之溫度及時間與時效處理之選定溫度及時間相近，因而有相同的微觀組織。
- (4) 鐸後實施應力消除及固溶時效熱處理對鐸件強度未有影響，但應力消除溫度之選定對延伸率有顯著影響，在 R. M. +AL+S. T. +A. A. +EBW+S. T. +A. A. 條件下，可獲得較佳的機械性質
- (5) Ti-6Al-4V 合金經電子束鐸接後，鐸道之金相組織是以等軸樹枝狀晶為主，其晶粒組織有明顯由熔融線邊往中央變化的趨勢。
- (6) 由掃描式電子顯微鏡分析結果顯示，無論是否有鐸前及鐸後熱處理，其拉伸破斷面型態皆屬於延性破壞。

六、參考文獻

- [1] 高道鋼，鈦銲接技術，全華科技圖書股份有限公司，初版，台北，2001。
- [2] A. Leonhardt, H. Liepack, K. Bartsch, Surf. Coat. Technol., Vol. 133-134, pp. 186-190, 2000。
- [3] L. Zhang, R. V. Koka, Materials Chemistry and Physics, Vol. 57, pp. 23-32, 1998。
- [4] 汪建民，陶瓷技術手冊，全華科技圖書股份有限公司，770-773頁，台北，1999。
- [5] R. A. Wood, Titanium Alloy Handbook, Metals and ceramics, Information Center Battelle, Publication No. MCIC-HB-02, 1972.
- [6] T. M. Muraleedharan and E. I. Meletis, Thin Solid Films, Vol. 221, pp. 104-113, 1992.
- [7] F. M. Kustas, M. S. Misra, R. Wei, P. J. Wilbur and J. A. Knapp, Surf. Coat. Technol., Vol. 51, pp. 100-105, 1992.
- [8] D. S. Dunn, S. Raghavan and R. G. Volz, Materials and Manufacturing Processes, Vol. 7, No. 1, pp. 123-137, 1992.

- [9] Masami Taguchi and Jiro Kurihara, Materials Transaction, JIM, Vol.33, No.7, pp.691-697 ,1992.
- [10] Siegfried SchilerR, Ullrich Heising and Siegfried Panzer, Electron Beam Technology, John Wiley&Sons, Inc .
- [11] Donald E.Powers,Electron beam welding-an overview, Leybold vacuum system Inc .
- [12] 盧榮俊,「鈦合金鐸接之加工技術」,中山科學研究院技術報告論文,2~16頁,20~25頁,桃園,2002。
- [13] ASM International,Heat Treatment of Titanium and Titanium Alloys, Metal Handbook, 8th Ed, Vol 2, ASM, pp. 301-306, 1964.
- [14] ASM International,Forming and Forging, Metal Handbook, Vol 14, Metals Park, OH:ASM, pp. 838-848, 1989.
- [15] ASM International,Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys ,Metals Park, OH:ASM, 1987.
- [16] E. W. Callings, The physical Metallurgy of Titanium Alloys, Metals Park, OH:ASM, 1984.
- [17] R. Roger, E. W. Collings, and G. Welsch, Materials Properties Handbook: Titanium Alloys, ASM International, 1993.

- [18] W. F. Smith, Structure and Properties of Engineering Alloys, 2nd ed., McGraw-Hill Inc., 1993.
- [19] J. R. Davis et. Al., Metals Handbook, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials, ASM International, 10th ed., Vol. 2, 1990.
- [20] D. L. Olson et. Al., Metals Handbook, Welding Brazing and Soldering, ASM International, 10th ed., Vol. 6, 1990.
- [21] 賴耿陽, 金屬鈦理論與應用, 復漢出版社, 1980。
- [22] 王金友、葛志明、周彥邦, 航空用鈦合金, 上海科學技術出版社。
- [23] E. W. Collings, 「The Physical Metallurgy of Titanium Alloys」. P4。
- [24] 盧榮俊、楊智綱, 「鈦合金熱處理技術研究」, 中山科學研究院技術報告論文, 桃園, 2002。
- [25] 陳義信, 「鈦合金之熱處理、銲接及成形加工技術之研究」, 中山科學研究院論文, 第 55~74 頁, 桃園, 2003。
- [26] Matthew J. Donachie, JR., Titanium and Titanium Alloys-Source Book, A collection of outstanding articles from the technical literature, American Society for

Metals ,Metals Park,Ohio 44073。

- [27] Harwig, D. D. , Fountain, C. , Ittiwattana, W. , Castner, H. , Weld. J. (Suppl.) , 79 (11) 305s~316s, 2000.
- [28] 呂岳峰、李義剛、盧榮俊、楊智綱、陳義信、王文庭，「鈦合金氬鐸鐸道設計改善精進及驗證」，中山科學研究院技術報告論文，B1~B3，桃園，2004。
- [29] C. 萊茵斯、M. 皮特爾斯編、陳振華譯，鈦與鈦合金，中國化學工業出版社，第 5~6 頁，北京，2005。
- [30] 趙芝龍，「Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金經電子束及電弧鐸接製程之微觀組織與機械性質分析」，碩士論文，國防大學理工學院，桃園，2007。
- [31] 蔡智仁，「Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 鐸接特性之研究」，碩士論文，國防大學理工學院，桃園，2005。
- [32] 楊仲寧，「電子束鐸接製程參數 690 合金與 304L 不銹鋼異種鐸接之影響」，碩士論文，國立成功大學，台南，2002。
- [33] 祁凌，鐸後熱處理對鍛/擠至時效鈦合金鐸件之顯微組織與機械性質研究，碩士論文，國立交通大學，新竹，2008。

自傳

作者盧信璋，民國 65 年 10 月 28 日出生於臺南市，就讀過立人國小、民德國中及台南二中。民國 85 年報考進入中正理工學院航空工程學系，民國 89 年畢業分發至海軍航空指揮部擔任飛機修護官職務，民國 92 年 7 月調任中山科學研究院。目前任職於第二研究所導航系統組，負責定位定向系統研發及測試工作。

本次有幸考進國立交通大學工學院精密與自動化工程學程碩士在職專班就讀，求學過程期間將所學能啟發出不同的想法，讓自己的思維更加縝密，以期能對未來的工作有所助益。