

國立交通大學

機械工程學系

碩士論文

A7050 與 A2024 鋁合金異質銲接與銲後熱處理



The Study of Dissimilar Metal Welding and Post-Welding

Heat Treatment on 7050 and 2024 Aluminum alloys

研究生：唐自勇

指導教授：周長彬 教授

中華民國一百年六月

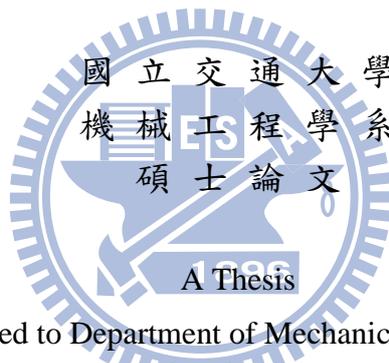
A7050 與 A2024 鋁合金異質銲接與銲後熱處理之研究
The Study Dissimilar Metal Welding and Post-Welding Heat
Treatment on 7050 and 2024 Aluminum Alloys

研究生：唐自勇

Student：Zih-yong Tang

指導教授：周長彬

Advisor：Chang-Ping Chou



Submitted to Department of Mechanical Engineering
College of Engineering

National Chiao Tung University

in partial Fulfillment of the Requirements

for the Degree of

Master

in

Mechanical Engineering

June 2011

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國一百年六月

A7050 與 A2024 鋁合金異質銲接與銲後熱處理之研究

學生：唐自勇

指導教授：周長彬

國立交通大學機械工程學系

摘 要

本研究對航空結構元件材料，2024 與 7050 之鋁合金進行熱處理與銲接製程基礎研究。本實驗採用氣體鎢極電弧銲，並加入填料 ER2319 與 ER5356 進行銲接。銲後再施予自然時效(T1)、固溶處理(T4)及固溶處理再人工時效(T6)。主要探討藉由不同方式的熱處理製程對材料機械性質與微結構之變化；不同銲料對熔融區機械性質與微結構之影響。並期望將此研究成果運用於航空元件，以達到其輕量化及高強度等特性。

實驗顯示，以金相實驗來觀察其微觀組織，發現到經 T4、T6 熱處理後會有大量析出物出現於熱影響區晶粒內部與晶界處，並有發現沿晶破裂之現象。銲件經過銲後熱處理後，其微硬度、極限強度及降伏強度均得到大幅度地提升。在破斷面微結構組織上，T1 狀態之破斷面為韌窩狀組織，屬延性破壞。試片經過 T4 處理，出現大量析出物於破斷表面，但仍屬延性破斷。經過 T6 處理，部分區域破斷面保持韌窩狀組織，但部分區域轉趨偏向為脆性破壞。

The Study of Dissimilar Metal Welding and Post-Welding Heat Treatment on 7050 and 2024 Aluminum Alloys

Student : Zih-yong Tang

Advisors : Chang-Pin Chou

Department of Mechanical Engineering
National Chiao Tung University

Abstract

The article was investigated on the A2024 and A7050 dissimilar welding and its mechanical properties for post-weld heat treatment process. In this experiment, tungsten inert gas (TIG) welding process was utilized to make weldments with filler metals of ER2319 and ER5356. The effect of heat treatment of natural aging (T1), solution treatment (T4), and solution treatment plus artificial aging (T6) on the weldment were investigated. The tensile test, microhardness test, and optical microscope were used to study the mechanical properties and microstructures. The effect of different trace elements on the material mechanical properties and microstructure is also determined.

After T4 or T6 heat treatment, multiple precipitates were found in heat affected zone (HAZ) grain and grain boundaries. The microhardness, ultimate tensile strength, and yield strength of the heat treated weldment were greatly enhanced by the heat treatment. The fractured surface of T1 treatment shows dimple appearance indicating some ductility. In T6 treatment, some region maintain dimple surface, some region tend to brittleness cracking.

致 謝

本篇論文得以順利完成，首先要感謝指導教授周長彬的辛勤指導，使我在專業知識獲得更深切的體認，謹在此致上最誠摯的敬意與謝忱。感謝口試委員悉心指正及提供寶貴的意見，使本論文更為完善，亦由衷感謝。

研究期間，感謝同步輻射研究中心張進春博士析心指導，在銲接製程以及論文研究的指導與建議；感謝陸軍專科學校林玄良副教授，在材料切裁及論文撰寫指導。以及其他學長姐明璋、朝陽、菱蕙、祐銓、文楷、紹廷、建華、偉隆、元駿、肇鴻、吉修、明良與貞慈的指教。在同儕的相處中，很幸運能與治偉、宏信、彥彬、漢鵬與麟皓一起打氣奮鬥、一起玩樂、一起天南地北的高談闊論、一起聊八卦...等，陪我渡過這兩年，讓我知道我並不孤單。學弟天一、清貴、正峰、佳慶、育振、聖文與怡勳，感謝你們在生活與學業上給予我幫助，不時給我加油鼓勵。

最後感謝的是我的父母，感謝你們多年來無私的奉獻與關懷，不論我做什麼決定你們都全力的支持與鼓勵，對你們的感謝真的無法用言詞表示，還有兩位弟弟，此刻我最希望與你們分享這份成果與喜悅。

目 錄

摘 要.....	i
Abstract.....	ii
致 謝.....	iii
目 錄.....	iv
表目錄.....	vi
圖目錄.....	vii
第一章 緒論	1
1.1 研究背景	1
1.2 研究動機	2
1.3 研究目的	3
1.4 研究範圍與限制	3
第二章 文獻探討.....	5
2.1 鋁合金材料特性	5
2.2 鋁合金分類	5
2.3 鋁合金銲接特性	9
2.4 鋁合金銲接組織	13
2.5 鋁合金銲接缺陷	19
2.6 鋁合金之熱處理	22
2.7 鋁合金之析出強化機制	26
2.8 TIG銲接原理及設備	31
第三章 實驗方法及步驟.....	43

3.1	計畫及流程.....	43
3.2	實驗材料.....	44
3.3	銲前清洗.....	45
3.4	銲接設備.....	47
3.5	銲後熱處理.....	49
3.6	微硬度試驗.....	51
3.7	拉伸試驗.....	52
3.8	顯微組織觀察及分析.....	53
3.9	掃描式電子顯微鏡(SEM)觀察.....	56
第四章	實驗結果與討論.....	57
4.1	微硬度試驗.....	57
4.2	金相組織分析.....	66
4.3	拉伸強度分析.....	73
4.4	破斷面SEM分析.....	76
第五章	結論.....	83
第六章	參考文獻.....	85

表目錄

表 2.1	鋁及其合金.....	6
表 2.2	鍛造用鋁合金之編號.....	7
表 2.3	鋁合金加工與熱處理條件記號表	7
表 2.4	鋁合金常用鐸條之選擇.....	13
表 2.5	鍛造用鋁合金固溶處理時間及淬火延遲時間	24
表 2.6	7XXX系鋁合金析出相之性質	30
表 2.7	鋁合金直流正極，直流反極及交流氫鐸特性的比較	36
表 2.8	保護氣體之物理特性.....	40
表 3.1	母材填料合金成分元素表(WT%)	44
表 3.2	鋁合金A2024與A7050異質鐸接參數.....	47
表 3.3	熱處理之實驗參數.....	49
表 4.1	2024/7050異質鐸接鐸後拉伸強度與母材比較	75

圖目錄

圖 2.1	非熱處理型鋁合金鉚件鉚接軟化機械性質變化曲線	12
圖 2.2	鋁合金之共晶溶解溫度.....	14
圖 2.3	鋁合金成份對裂縫敏感性之影響	15
圖 2.4	非熱處理型鋁合金鉚接對其接合強度之影響	16
圖 2.5	鋁合金鉚後熱影響區顯微組織圖	18
圖 2.6	鉚件(含鉚接金屬與母材)區域之劃分.....	19
圖 2.7	鉚道氣孔對機械性質的影響	20
圖 2.8	典型硬度與時效時間曲線圖	26
圖 2.9	各種元素在鋁金屬內的擴散系數	27
圖 2.10	TIG示意圖	32
圖 2.11	氣體鎢極電弧鉚接設備.....	33
圖 2.12	TIG電弧極性之比較	33
圖 2.13	電弧鉚接基本原理.....	37
圖 2.14	惰氣鎢極電弧鉚之電弧結構與電壓降的關係.....	38
圖 3.1	實驗流程圖.....	43
圖 3.2	化學清洗試片流程圖.....	46
圖 3.3	惰氣鎢極電弧鉚接設備.....	47
圖 3.4	對接鉚示意圖	48
圖 3.5	鉚接後正背面外觀圖.....	48
圖 3.6	熱處理示意圖	50

圖 3.7	Nabertherm熱處理爐.....	50
圖 3.8	Matsuzawa MHT-1 微硬度試驗機	51
圖 3.9	硬度量測位置示意圖.....	51
圖 3.10	試片銲道取樣示意圖.....	52
圖 3.11	拉伸試片尺寸規格.....	52
圖 3.12	拉伸試驗機MTS810 Material Test System.....	53
圖 3.13	冷鑲埋法流程示意圖.....	54
圖 3.14	研磨機MATASERV2000	54
圖 3.15	拋光機Jean Wiriz PHOENIX	54
圖 3.16	光學顯微鏡ZEISS Axioskop 40	55
圖 3.17	金相試片之製作觀察流程圖.....	55
圖 3.18	掃描式電子顯微鏡.....	56
圖 4.1 a	2024/2024-2319-T1 銲接銲後微硬度曲線圖	58
圖 4.1 b	7050/7050-5356-T1 銲接銲後微硬度曲線圖.....	58
圖 4.1 c	2024/7050-5356-T1 異質銲接銲後微硬度曲線圖	59
圖 4.1 d	2024/7050-2319-T1 異質銲接銲後微硬度曲線圖.....	59
圖 4.2 a	2024/2024-2319-T4 銲接銲後微硬度曲線圖	60
圖 4.2 b	7050/7050-5356-T4 銲接銲後微硬度曲線圖.....	61
圖 4.2 c	2024/7050-5356-T4 異質銲接銲後微硬度曲線圖	61
圖 4.2 d	2024/7050-2319-T4 異質銲接銲後微硬度曲線圖.....	62
圖 4.3 a	2024/2024-2319-T6 銲接銲後微硬度曲線圖	63

圖 4.3 b	7050/7050-5356-T6 銲接銲後微硬度曲線圖.....	64
圖 4.3 c	2024/7050-5356-T6 異質銲接銲後微硬度曲線圖.....	64
圖 4.3 d	2024/7050-2319-T6 異質銲接銲後微硬度曲線圖.....	65
圖 4.4 a	2024/2024-2319-T1 銲接銲後金相顯微組織圖.....	67
圖 4.4 b	7050/7050-5356-T1 銲接銲後金相顯微組織圖.....	67
圖 4.4 c	7050/2024-5356-T1 異質銲接銲後金相顯微組織圖.....	67
圖 4.4 d	7050/2024-2319-T1 異質銲接銲後金相顯微組織圖.....	68
圖 4.5 a	2024/2024-2319-T4 銲接銲後金相顯微組織圖.....	69
圖 4.5 b	7050/7050-5356-T4 銲接銲後金相顯微組織圖.....	69
圖 4.5 c	7050/2024-5356-T4 異質銲接銲後金相顯微組織圖.....	70
圖 4.5 d	7050/2024-2319-T4 異質銲接銲後金相顯微組織圖.....	70
圖 4.6 a	2024/2024-2319-T6 銲接銲後金相顯微組織圖.....	71
圖 4.6 b	7050/7050-5356-T6 銲接銲後金相顯微組織圖.....	71
圖 4.6 c	7050/2024-5356-T6 異質銲接銲後金相顯微組織圖.....	72
圖 4.6 d	7050/2024-2319-T6 異質銲接銲後金相顯微組織圖.....	72
圖 4.7	異質銲接經熱處理後各組試片之拉伸強度與伸長率.....	74
圖 4.8 a	2024/2024-2319 銲接T1 處理之拉伸破斷面.....	77
圖 4.8 b	7050/7050-5356 銲接T1 處理之拉伸破斷面.....	77
圖 4.8 c	7050/2024-5356 異質銲接T1 處理之拉伸破斷面.....	78
圖 4.8 d	7050/2024-2319 異質銲接T1 處理之拉伸破斷面.....	78
圖 4.9 a	2024/2024-2319 銲接T4 處理之拉伸破斷面.....	79

圖 4.9 b	7050/7050-5356 銲接T4 處理之拉伸破斷面	79
圖 4.9 c	7050/2024-5356 異質銲接T4 處理之拉伸破斷面	80
圖 4.9 d	7050/2024-2319 異質銲接T4 處理之拉伸破斷面	80
圖 4.10 a	2024/2024-2319 銲接T6 處理之拉伸破斷面	81
圖 4.10 b	7050/7050-5356 銲接T6 處理之拉伸破斷面	81
圖 4.10 c	7050/2024-5356 異質銲接T6 處理之拉伸破斷面	82
圖 4.10 d	7050/2024-2319 異質銲接T6 處理之拉伸破斷面	82



第一章 緒論

1.1 研究背景

鋁是地殼中含量最多的金屬元素(地殼中氧約 45.2wt%、矽約 25.8wt%、鋁約 7.5wt%、鐵約 5.8wt%)，鋁及鋁合金材料憑藉著其優越的材料特性，使其成為具有發展潛力的金屬材料。近年來由於汽車、航空、國防等科技工業的發達，需要高性能且質輕的材料來研發，鋁合金具備有重量輕，比強度(強度/比重)高，良好阻絕性，高熱傳導性、高導電性及優異的抗腐蝕能力，且容易機械加工及成型。基於這些特性，鋁合金目前已廣泛應用於電子家電與 3C 產業、交通運輸工業、營造建築行業、食品包裝產業及國防工業等。基於其優異的材料特性，讓鋁及鋁合金成為未來各項工業發展不可或缺的材料^[1]。

我國銲接工業發展蓬勃，且有許多產業需應用其銲接技術。目前台灣銲接工業中普遍被使用的銲接法有遮蔽金屬電弧銲(SMAW)、氣體金屬極電弧銲(GMAW)、氣體鎢極電弧銲(GTAW)及潛弧銲(SAW)等四種。由於傳統氣銲運用於鋁合金時，會造成嚴重的銲道汙染問題，所以現今幾乎已完全被氣體鎢極電弧銲及氣體金屬電弧銲所取代，主要是因為其施銲時無銲渣及飛濺物之產生，因而廣泛地應用於鋁合金之銲接^[2]。

一般鋁材在銲接時常遇到的困難有(1)熱膨脹係數大，容易造成變形；(2)表面易生成氧化膜；(3)導熱係數大，散熱快；(4)由低溫至熔點無色澤變化，造成判斷作業溫度上的困難，尤其是熱處理型鋁合金的銲接不易掌握，限制了其鋁及鋁合金之銲接使用範圍^[3]。

除了銲接的困難外，銲接後亦有下列四種常見的銲接缺陷。(1)變形(distortion)；(2)氣孔(porosity)；(3)熱裂(hot cracking)；(4)熱影響區(heat

affect zone, HAZ)強度降低。其中熱裂縫是銲接中常遇到的問題，也是銲接中嚴重的缺陷。

銲接對於各種材料在工程應用上而言，是一種相當重要的材料接合方法，對於目前廣泛應用於航太工業及石化工業之鋁合金，進行銲件安全性評估時，所必須面對的銲件複雜機械結構與破壞結構，往往遭遇難以預料的各種問題^[4]。

1.2 研究動機

隨著科技的進步，銲接加工已廣泛的應用於工業中，銲接工件可以降低製造成本且也有高效率、高強度等優勢，因此銲接是現代工業不可或缺的加工方法。

A2024 鋁合金的主要合金元素為銅與鎂，又稱為硬鋁，具有很高的強度及低重量比、良好的切銷加工性能及良好的疲勞強度，但抗腐蝕能力較差。其主要應用於飛機的骨架零件、機翼、卡車輪殼、高負荷的零件及螺旋槳元件等用途。A7050 鋁合金的主要合金元素為鋅與鎂，具有極高的強度、斷裂韌性與抗疲勞性以及抗剝落腐蝕和抗應力腐蝕斷裂的性能。其主要應用於飛機結構件及高應力零件，民間較少使用。

藉由氣體鎢極電弧銲將兩種高強度鋁合金進行銲接，將超高強度及節省成本作結合，但經過銲接過後之銲件，受到銲接高溫之影響，在銲道及熱影響區會喪失部分機械性質，因此銲接後施予熱處理以提升機械特性，並利用微硬度、拉伸以及金相試驗，探討銲後熱處理對材料機械性質造成之影響。期望能將此研究結果運用於航太結構材料。

1.3 研究目的

本研究知研究目的的主要有下列數項：

- 一. 探討銲接後材料經由不同的熱處理後，對硬度造成的影響。
- 二. 探討銲接後材料經由不同的熱處理後，對內部微結構造成的影響。
- 三. 探討銲接後材料經由不同的熱處理後，對極限抗拉強度(UTS)、降伏強度(YS)等影響。
- 四. 探討不同的填料，對銲道硬度造成的影響。
- 五. 探討不同的填料，對銲道內部微結構造成的影響。
- 六. 探討不同的填料，銲接熱處理後對極限抗拉強度(UTS)、降伏強度(YS)等影響。
- 七. 經由 SEM 之觀察，探討熱處理型 A2024 與 A7050 鋁合金拉伸破斷面之微結構組織。



1.4 研究範圍與限制

一. 研究範圍

1. 實驗材料：本研究材料採用A2024與A7050兩種鋁合金板材，尺寸為150mm × 75mm × 3mm。
2. 銲接方式：用交流TIG實施銲接，填料為ER5356、ER2319，對A2024及A7050進行異質銲接。
3. 機械性質測試：微硬度試驗、拉伸試驗。
4. 顯微組織觀察：銲道、部份熔融區、熱影響區及母材作金相組織觀察，和破斷面的觀察。

二. 研究限制

1. 本研究僅針對熱處理型與鋁合金為研究對象，所得到之各種研究結果僅適用於熱處理型與鋁合金，其它材料則非在本研究範圍之內。
2. 本研究所採用之限定條件，如母材、銲接設備、施銲方式、銲前熱處理、銲接深度及機械性質之測試與熱裂縫觀察計量，均在層層條件設定與束縛之下，故只是將研究過程中觀察到的現象作敘述，並配合學理來分析其原因，所獲得之結論並非能適用於廣泛的通則。



第二章 文獻探討

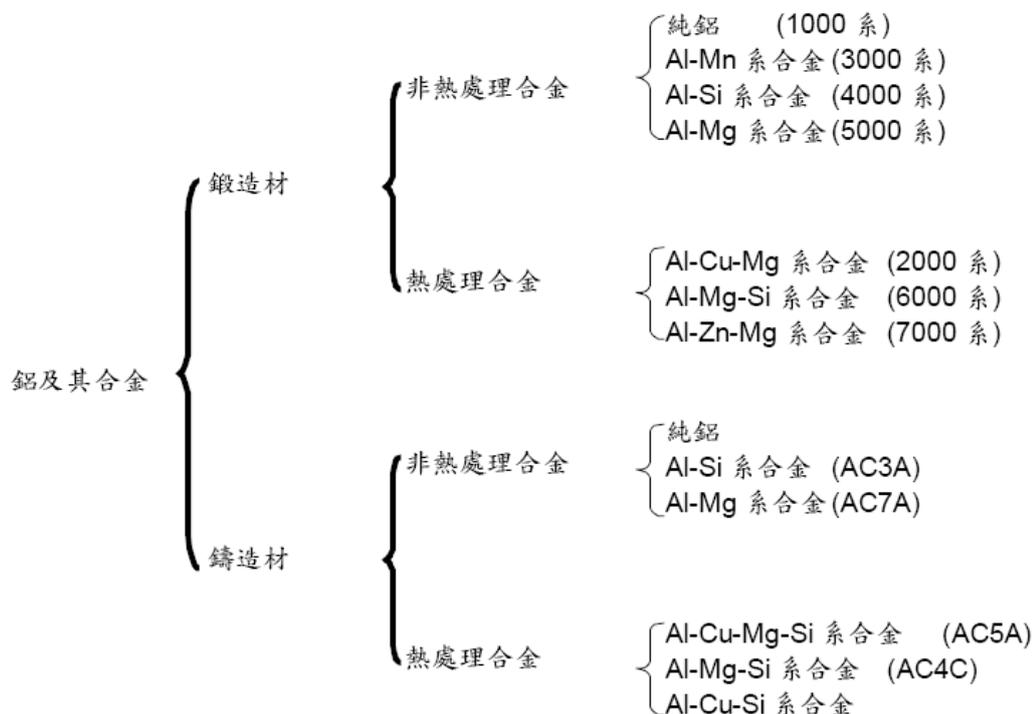
2.1 鋁合金材料特性

鋁的比重 2.7g/cm^3 、熔點 660°C ，晶格為面心立方結構(face-centered cubic, FCC)。在常溫常壓下極易與氧產生反應，形成緻密的氧化膜層(Al_2O_3)，厚度約 $20\sim 25\text{\AA}$ ，即使被刮除很快又形成一層薄膜。此氧化膜層在銲接時雖然有害，但卻具有防腐蝕作用，可阻止內部材料進一步被氧化。鋁重量輕，質軟加工容易，延展性及抗蝕性佳且無毒性，同時具有高的重量強度比，故在工業上應用極為廣泛。在鋁中加入Mg、Si、Zn、Cu等元素形成鋁合金後，再利用鋁對各合金元素在高、低溫有不同溶解度的特點，施予適當的熱處理，能有效的提高其機械性質。鋁合金具有良好的延展性和加工成型性，重量輕，對電與熱有著良好的傳導性，使其成為在航空、車輛工業上不可或缺的重要材料^[5]。

2.2 鋁合金分類

鋁可藉由添加銅、錳、矽、鎂及鋅等元素，組成各種不同特性的鋁合金，其種類很多，且分類方法也相當多。鋁合金在製造應用上主要分為鑄造(casting)用鋁合金及鍛造(wrought)用鋁合金兩大類。鑄造用鋁合金是以各種鑄造方法(包括砂模法、壓鑄法、精密鑄造等)製成各類鑄件成品；而鍛造用鋁合金是指經熔鑄後，以軋延或擠型等加工方式，製成鈹片、管棒等外型成品者。如表2.1^[5,6]所示。

表 2.1 鋁及其合金^[5, 6]



鑄造用鋁合金與鍛造用鋁合金又因強化機制的不同，可區分為熱處理型(heat-treatable)與非熱處理型(non-heat-treatable)兩種類型。熱處理型鋁合金主要藉由析出硬化(precipitation hardening)來提高強度；而非熱處理型鋁合金主要是利用固溶強化(solid solution hardening)、散佈強化(dispersion strengthening)和應變硬化(strain hardening)等機制來提升其強度。

依據美國鋁業協會 (american aluminum association, A.A.) 所定鍛造用鋁合金的法則，以四位數字的編號來表示，如表 2.2^[7] 所示，並在末位數字加上加工或熱處理條件之代號^[6]。如表 2.3^[7] 所示。編號的第一位數字代表添加的主要合金元素；第二位數字代表此合金改良次數；最後二位數字代表不同鋁合金成分或純鋁的純度^[8]。

表 2.2 鍛造用鋁合金之編號^[7]

分類	主要合金	金屬學分類	銲接性	耐蝕性	強度	運用
1XXX	95%以上 純 Al	非熱處理型	佳	佳	差	<ul style="list-style-type: none"> ➤ 化學工業之裝置 ➤ 電器用品
2XXX	Al-Cu	熱處理型	差	差	高	<ul style="list-style-type: none"> ➤ 強調輕量化的結構上
3XXX	Al-Mn	非熱處理型 (加工硬化型)	尚可		較純 鋁高	<ul style="list-style-type: none"> ➤ 與純鋁材料類似
4XXX	Al-Si	非熱處理型 (加工硬化型)	尚可			
5XXX	Al-Mg	非熱處理型 (加工硬化型)	佳	佳		<ul style="list-style-type: none"> ➤ 腳踏車
6XXX	Al-Mg-Si	熱處理型	佳	海用環 境差	高	<ul style="list-style-type: none"> ➤ 鋁窗框建材 ➤ 擠製材
7XXX	Al-Zn-Mg	熱處理型	含 Cu-差	差	強度 最高	<ul style="list-style-type: none"> ➤ 高強度銲接結構
			不含 Cu, 降 低 MgZn-佳			

表2.3 鋁合金加工與熱處理條件記號表^[7]

符號	狀態說明
-F	表示製造狀態，未行熱處理或冷加工
-O	表示完全退火狀態(僅用於鍛造品)
-H	表示加工硬化型
-T1	自然冷卻後+自然時效
-T2	自然冷卻後+冷作+自然時效
-T3	固溶處理後+冷作+自然時效
-T4	固溶處理後+自然時效
-T5	僅人工時效者(不施固溶處理)
-T6	固溶處理後+頂時效人工時效
-T7	固溶處理後+過時效人工時效
-T8	固溶處理後+冷作+人工時效
-T9	固溶處理後+人工時效+冷卻
-T10	自然冷卻後+冷作+人工時效
-W	表示固溶處理淬火後正在進行自然時效硬化者

以下介紹各系合金的主要特性：

一、1xxx系工業用純鋁

純度99%以上的純鋁，其加工性、耐蝕性、表面處理性佳，但因強度不足，不適用於結構用材。純鋁中含不純物愈少，耐蝕性愈佳。此外導電性、熱傳導性亦好，大量使用於配電用材、散熱材等。

二、2xxx系Al-Cu合金

此系合金以杜拉鋁(duralumin)、超級杜拉鋁(super duralumin)為代表，經過時效處理後，有時效析出硬化相如 Al_2Cu 、 Mg_2Si 的析出^[9]，擁有可與鋼材匹敵的強度，主要為飛機的構造用材，或鉚釘、器具類等一般用材。唯耐蝕性較差，須做充分防蝕處理。切削性佳，具優良快速切削特性，大量用於機械零組件上。

三、3xxx系Al-Mn合金

純鋁中添加Mn，不但具有純鋁一樣的加工性和耐蝕性，還可增加強度，廣泛用於建材、工具、容器等。再添加約1%鎂，強度更形提升，冷間加工狀態的耐力不亞於高強度鋁合金^[10]。

四、4xxx系Al-Si合金

鋁中藉由添加Si來抑制熱膨脹率、改善耐磨耗性，添加微量的Cu、Ni、Mn等元素以提升耐高溫強度，再加Mg達成時效硬化^[10]，用為活塞、汽缸蓋等。

五、5xxx系Al-Mg合金

Mg添加量較少的鋁合金常作為裝飾、容器工具用材，添加量多者則當作結構用材使用。因溫度變化所引起的強度降低較小，經安定化處理後，適用於高溫狀態下，耐蝕材料大多用Al-Mg合金，具優良的抗腐蝕性與純鋁相同^[9]。

六、6xxx系Al-Mg-Si合金

本系合金有良好的強度及耐蝕性，被視為鋁合金中具代表性的結構用材，因有 Mg_2Si 相析出過程所致的時效硬化，若有過多的矽，還會因析出矽而更強化^[10]。唯焊接性差，結構組裝通常採螺釘接合。加工性、擠型性佳，適於鍛造複雜形狀的零件，應用於建築鋁門窗框。

七、7xxx系Al-Zn-Mg合金

本系合金可分為：所有鋁合金當中強度最高的Al-Zn-Mg-Cu合金，為不易銲接型(non-weldable)，使用在飛機結構用材，代表合金有7050、7075；以及不含銅可作為銲接型(weldable)的Al-Zn-Mg合金兩種，代表合金有7005、7017、7039等，因為添加銅可以增加材料的強度，但是卻會降低焊接後的抗腐蝕性。因為有很高的比強度(strength-to-weight ratio)，良好的成形性，此系合金已被廣泛用於一般或鐵道車輛之結構件，對於輕量化的經濟效益有很大的提升。

八、8xxx系含有其他元素的鋁合金

例如鋁中添加鋰，合金的密度會變小，彈性係數增加，成為理想的低密度高剛性材料，可作為飛機或大型構造用材。其他新成份的合金也正被開發中。

2.3 鋁合金銲接特性

銲接或稱熔接(welding)，系指兩件或兩件以上的金屬或非金屬銲件，在其接合處加熱至適當溫度，將其互相徹底熔化，添加填料或不添加填料，待其冷卻凝固而結合為一體；或者在半熔化狀態施加壓力；或者僅使填料熔化，而母材銲件本身並不熔化；或者在母材銲件再結晶溫度以下施加壓力，使之相互結合為一體；此類的程序，統稱為銲接。

鋁合金的鐸接式將其母材徹底熔化再添加填料，使其冷卻凝固為一體。而影響其鐸接性者，主要包括表層之氧化膜、熱傳導性、膨脹係數、熔點及鐸接軟化等^[5]。以下將對這些鐸接特性加以敘述：

一、氧化層

鋁及鋁合金置於大氣中，在表面上會迅速地形成厚度約 $0.1\ \mu\text{m}$ 的一層氧化層(Al_2O_3)，此氧化膜使鋁材具有優良的耐蝕性及穩定性。但由於氧化膜的形成，造成鐸接上的莫大困擾。一般而言，純鋁的熔點為 660°C ，而覆蓋於鋁材表面之氧化層熔點卻可高達 2040°C ，相差約有三倍之多^[9]。鐸接過程中，氧化層會阻隔熔填金屬與母材之熔合，因氧化層無法在鐸接過程中熔融，所以在鐸接前必須先清除氧化層，才能達到較佳的鐸接品質。一般氧化層的清除方法，有溶劑、鐸劑、機械式研磨及鐸接電弧作用來清除^[11]。鐸接進行中，若氧化鋁的粒子滲入鐸道將會影響鐸道的品質，進而造成延性降低、熔透不佳或鐸接龜裂等現象^[12]。

二、熱傳導性

鋁合金的導熱系數為 $170\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$ ，具有高熱傳導性的特性，導熱速度約為碳鋼的四倍，散熱速度相當快^[13]。因此鋁合金雖具有較低之熔點，但將同一厚度的鋁材及鋼材鐸接時，鋁材所需的輸入熱量較高，即需要相當集中的熱輸入量才能順利鐸接^[4]。

三、膨脹係數

鋁合金的熱膨脹係數極大，由熔融至凝固其體積變化約縮小 6% ，約為鋼鐵材料的兩倍^[13]。這種冷卻所產生的收縮，在鐸接加工時，必須有正確的鐸接程序及預留裕度，否則會造成很大的變形或因拘束而

產生龜裂^[14, 15]。

由於體積收縮較大，銲接某些鋁合金時，往往由於過大的內應力而在脆性溫度區內產生熱裂紋；尤其是高強度鋁合金銲接時，常常是嚴重的焊接缺陷之一。

四、熔點色澤

純鋁的熔點約 660°C，而一般鋁合金之熔點大約 570°C，與鐵之熔點 1536°C 及銅之熔點 1080°C 低上許多。鋁與其他金屬不同的是：鋁在加熱過程中，甚至到達熔點時，其色澤變化甚微^[16]。所以，鋁合金在施銲時，施銲者必須特別注意液態或濕潤現象的研判，以了解鋁合金材料熔融之變化，才不致於過熱而導致工件銲穿。

五、銲接軟化

鋁合金之結晶格子結構為面心立方(face-centered cubic)，較無低溫脆性，但於高溫環境下，其強度便降低，所以在打底銲接時，容易出現熔穿及下陷等缺陷問題，所以於銲接鋁合金時，必需選擇合適之背襯板^[17]。鋁合金銲件在銲接時，銲道部份會產生高溫軟化現象，而銲道附近也受到高溫作用的影響，使得機械性質也變差。圖2.1^[18]為非熱處理型鋁合金銲件銲接軟化機械性質變化曲線，由圖中可知銲道及熱影響區的抗拉強度、降伏強度及硬度皆下降，只有伸長率有所增加^[19]。因此，在銲接時銲道的設計、銲接方法的選擇及施工的程序皆須詳加考慮規劃。

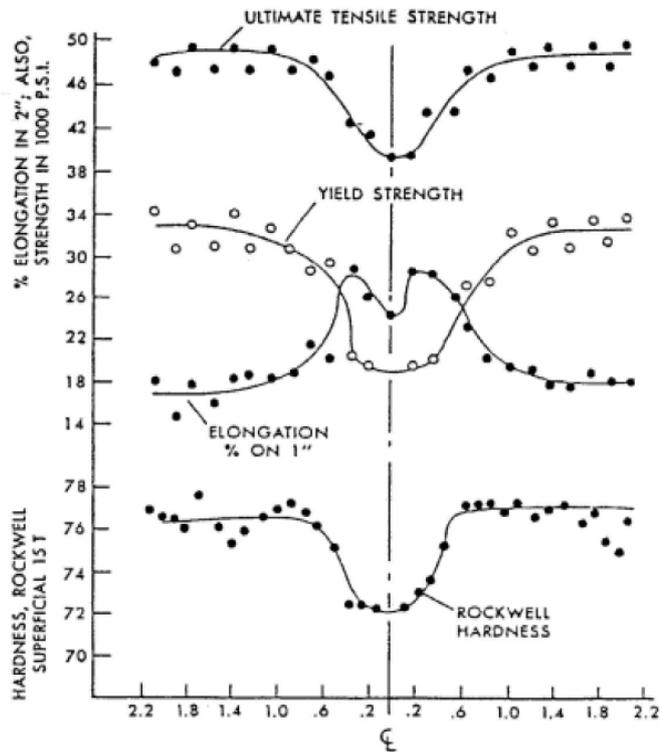


圖 2.1 非熱處理型鋁合金銲件銲接軟化機械性質變化曲線^[18]

六、銲料影響

選擇正確的銲條對於鋁合金銲件壽命有極大之影響，而鋁合金所用之銲條，依不同之用途而有不同之選擇，基本考量的因素有易銲性、銲部的拉伸或剪力強度、抗腐蝕能力、與母材匹配性等。對熱處理型鋁合金則需特別注意在銲接過程中，選擇銲條之熔點需低於母材之熔點，可使在銲道金屬凝固前，其母材靠近銲道旁之低熔點元素成分先凝固，可降低應力，減少熱裂的產生。7000系列鋁合金銲道常見問題有低強度及低延展性之缺點，在工業材料中，會需要高強度來維持其特性，故選擇合適之銲條為銲接過程中不可忽視的問題。高鎂含量之銲條，經過銲後人工時效處理，在高應力環境中，易產生應力腐蝕裂縫，常用的鋁合金銲條種類及選擇如表2.4^[20]所示，Al-Zn-Mg合金常用ER5356、ER5556及ER5183作為銲條之選用，其銲道強度依序增加。

表 2.4 鋁合金常用鐸條之選擇^[20]

Base Metals	7000 (Al-Mg-Zn-Cu)	7000 (Al-Zn-Mg)	6000 (Al-Mg-Si)	5000 (Al-Mg)	2000 (Al-Cu)
2000 (Al-Cu)	NRa	NR	NR	NR	4043 4145 2319
5000 (Al-Mg)	5356	5356 5556 5183	5356 5556 5183	5356 5556 5183	--
6000 (Al-Mg-Si)	5356	5356 5556 5183	5356 4043 4643	--	--
7000 (Al-Zn-Mg)	5356 5180	5356 5180 5556	--	--	--
7000 (Al-Mg-Zn-Cu)	5356 5180 5556	--	--	--	--

2.4 鋁合金鐸接組織

鋁合金鐸接組織可區分為熔融區(fusion zone)、熱影響區(HAZ)及母材(base metal)等三區，其中熔融區又稱為鐸道金屬(weld metal)或簡稱鐸道。以下將鐸道金屬組織及熱影響區組織特性分述如下：

一、鐸道金屬組織

鐸道金屬組織其微結構組織受母材成份、鐸材成份、鐸道設計及鐸接條件所控制，其中受母材及鐸材合金成份的影響最大。其固化模式(solidification mode)主要是由組成過冷度(constitutional supercooling)的大小來控制，大致可分為平面磊晶成長(planar epitaxial growth)、晶包(cellular)、柱狀晶(columnar dendrite)及等軸晶(equiaxed dendrite)，由鐸道的凝固界面往內成核成長鐸道金屬組織^[19]。

鋁合金組成的成份複雜，又容易產生共晶相，由圖2.2^[21]可看出鋁合金合金成份對其共晶溫度的影響很大。合金成份越多會導致凝固溫

度範圍變大，對銲接性質造成不利的影響^[19, 21]。圖2.3^[21]為鋁合金中合金成份對裂縫敏感性的影響^[21, 22]，由圖中可明顯可看出僅是高Cu含量或僅是高Mg含量的鋁合金，銲接性甚佳，如2219及5083鋁合金。而含Cu量及含Mg量兩者均高，如2024、2091、7075及8090鋁合金，不易銲接。圖2.3^[21]也可用來預估鋁合金銲接性，及提供如何選用銲條來稀釋(dilution)調整銲道合金成份以提高銲接性。選用高Cu含量的銲料(filler)可提升2024、2090、2519及WeldaliteTM 049鋁合金的銲接性。而選用高Mg含量的銲料可提升6061、7005及8090鋁合金的銲接性。Kim等人^[23]就曾利用Tig-a-Ma-Jig V restraint Test研究合金成份與高強度Al-Zn-Mg鋁合金之銲道凝固熱裂敏感性的影響，發現添加物中Cu的含量較高會提高凝固裂縫敏感性，而添加物中Mg的含量提高0.3~0.7%可以大幅降低其凝固裂縫敏感性，其中若添加過渡元素Zr比添加Cr更能有效降低凝固裂縫敏感性。

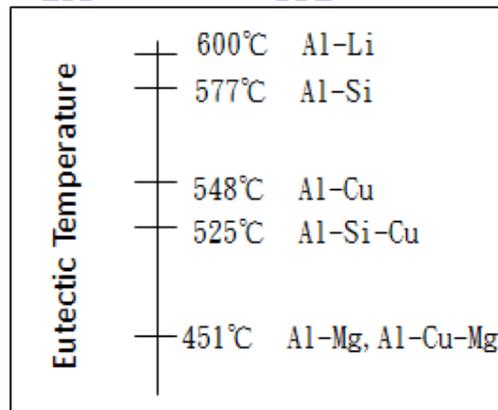


圖 2.2 鋁合金之共晶溶解溫度^[21]

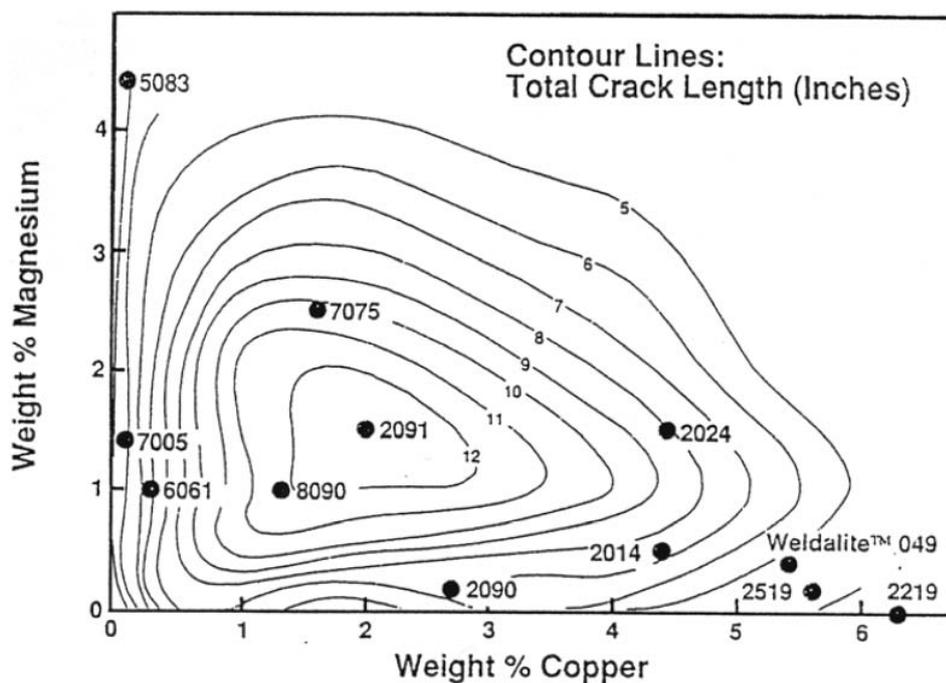


圖 2.3 鋁合金成份對裂縫敏感性之影響^[21]

二、熱影響區組織

在銲接過程中，由於高溫熱作用，銲道本身屬於鑄造組織，強度接近母材退火之狀態，由於材料本身的熱導作用，母材靠近銲道之處必然會受到熱量的影響，愈接近銲道所受到的熱量愈高，母材在經歷熱循環作用後，如實施一熱處理程序，將對銲道附近母材組織產生改變。在熱影響區的範圍內由於受到不同的急速升溫及冷卻的銲接熱循環作用，會導致不同的相變化冶金反應，而一般組織之改變大都是基地改變、析出物之析出、晶粒再結晶、晶粒成長等，上述母材內部組織的改變均會影響其機械性質、物理性質及腐蝕行為等，故稱為熱影響區^[24]。影響熱循環過程之因素：(1)熱輸入量(heat input)；(2)預熱溫度(preheat temperature)；(3)銲道幾何形狀(weld geometry)；(4)銲材之熱傳性(thermal characteristics)；(5)銲條大小(electrode size)。

(一)非熱處理型鋁合金

非熱處理型鋁合金經銲接後，其銲接溫度及銲後強度分佈如圖 2.4^[25] 所示。

對於熱處理型銲件來說，銲接後因受到熱影響區晶粒成長及再結晶的冶金反應，造成部分機械性質的損失，為目前急需克服改善的難題。非熱處理型鋁合金主要強化機構有：固溶強化(solid solution)、應變硬化(strain hardening)、散佈強化(dispersion strengthening)。對於非熱處理型鋁合金來說，為使強度提升，常用方法為進行冷加工，亦可藉由不同退火消除應變硬化之效果。退火的目的是在於消除加工時所產生的內應力或使之完全軟化。

在其熱影響區裡又大致可區分為三塊區域：(1)晶粒成長區；(2)再結晶區；(3)未受影響之加工硬化區。對非熱處理鋁合金而言，熱影響區受到銲接熱循環的影響，將會造成晶粒的成長及再結晶的冶金反應而損失部分的機械強度^[19,26]。

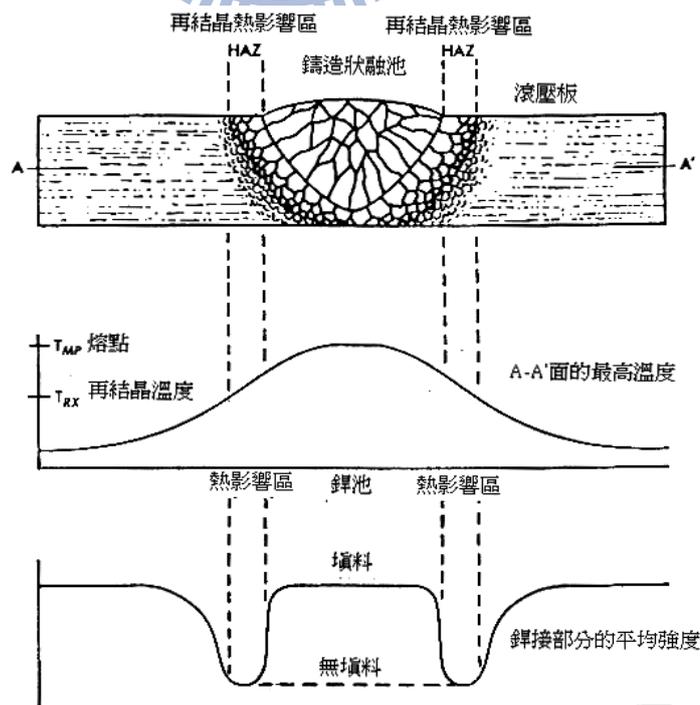


圖 2.4 非熱處理型鋁合金銲接對其接合強度之影響^[25]

(二)熱處理型鋁合金

熱處理型鋁合金經鐸接後母材之熱影響區依其受不同溫度熱循環的作用，將區分為五種顯微組織相異的區域，如圖2.5^[27]所示，以鐸道為中心向外依序為^[14]：

(1) 部份熔化區(Partial Melted Zone)

此區緊鄰於鐸道邊，合金所含之共晶組成受高溫作用而有部份熔化和再凝固的作用，合金內的析出物也因過熱和擴散作用向晶界和晶粒中心聚集，造成晶粒增大、強度降低，使其容易產生裂縫。此區亦稱為過熱區(overheated zone)，而部份熔化區所在位置，如圖 2.6^[15]所示。

(2) 固溶區(Solution Zone)

此區域所經歷的熱循環溫度僅次於部分熔化區，但溫度還是偏高，造成析出物重新溶回基地，類似固溶處理組織，對於熱處理型鋁合金而言，此區域可經鐸後熱處理回復強度。

(3) 部份固溶區(Partial Solution Zone)

此區承受之熱循環溫度較固溶區低，因此僅有部份析出物將固溶回去，未固溶部份之析出物則將聚集而造成晶粒粗化，導致機械性質變差。

(4) 過時效區(Overaged Zone)

此區域內的析出物因往晶粒中心聚集合併 (coalescence)成粗大顆粒，區域內材質成為過時效狀態，導致機械性質最差，必須施予固溶及時效處理才能改善此區域之強度。

(5) 未受熱影響區(Unaffected Zone)

此區因為距離鐸道較遠，所以受到的熱循環溫度較低，母材不會產生組織上的變化，與鐸前的性質相同。

銲接過程中，依距銲道不同距離的母材，其溫度分佈將呈現一梯度的形式，稱之為熱循環過程(thermal cycle process)，距離銲道中心越遠，能達到的尖峰溫度 (peak temperature) 愈低，且到達尖峰溫度的時間越久，加熱及冷卻速率 (cooling rate) 越慢。母材經歷熱循環後，如同經熱處理一般，將使銲道附近母材組織改變。改變之情況將由母材銲前加工狀態而定。

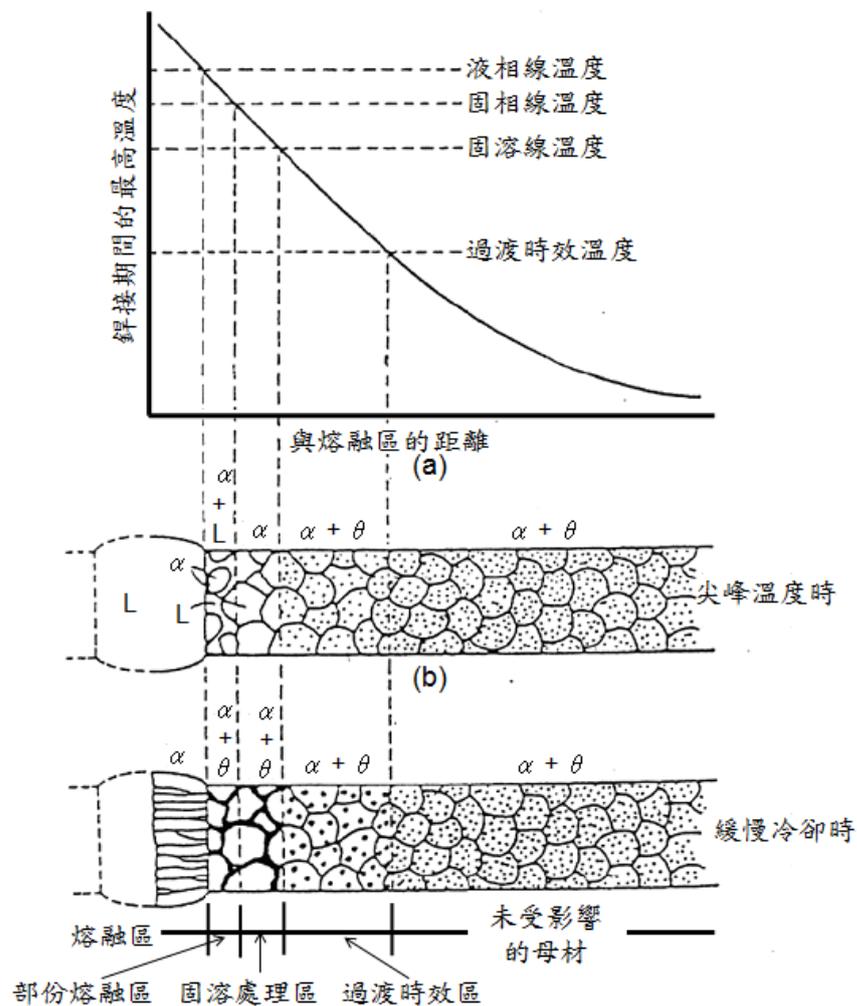


圖 2.5 鋁合金銲後熱影響區顯微組織圖^[27]

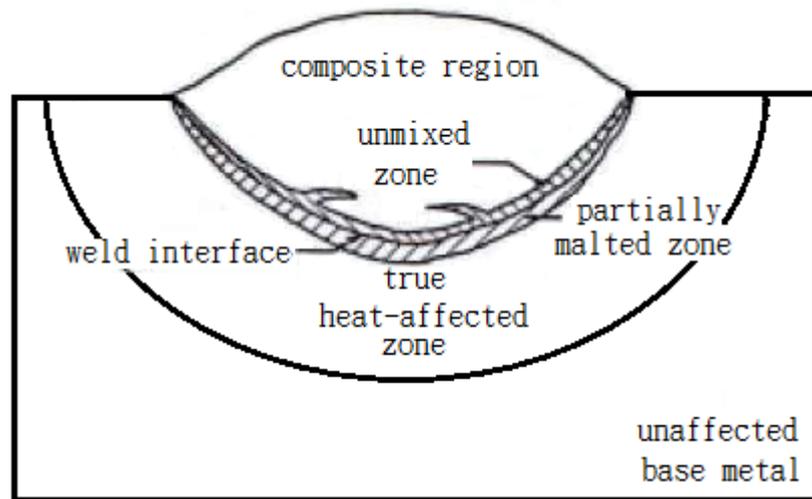


圖 2.6 銲件(含銲接金屬與母材)區域之劃分^[15]

2.5 鋁合金銲接缺陷

縱使有精良技術，但卻很難生成一條完美無瑕銲道。通常銲層中可能包含微量的銲渣或產生一些微細裂紋，使整個銲接物無法完美無缺，雖然對整體的機械性質並無產生重大影響，但由於破壞了銲接物的完美與連續性，通常稱這些微疵為不連續，這些不連續太多或太大超過某一標準限度，違反了某些規格標準(specification code)，我們稱之為缺陷^[15]。

鋁合金在銲接時，常見之缺陷有下列數種：

一、龜裂(Cracking)

對鋁合金而言，銲接過程中所出現的裂紋缺陷主要分為高溫龜裂及熱影響區液化龜裂兩大類。銲道內低熔點共晶組織偏析，形成液體薄膜，並於凝固收縮拉應力作用下分離，為銲道熱裂紋產生的機構。而熱影響區於銲接過程中累積過高溫度，使晶界中之低熔點共晶組織熔融，並在冷卻過程中受收縮拉應力作用而分離，則是熱影響區液化龜裂的成因^[28]。

二、氣孔(Porosity)

氫氣是鋁合金鐳道產生氣孔的最主要元兇。鐳接時熔池從溶融液態金屬在瞬間轉變成固態金屬，會有大量的氫氣被釋放出來，若熔池凝固的速度大於氫氣逸出熔池的速率則氫氣便會停留在鐳道內形成氣孔。

Cheever提出^[29]鐳道氣孔影響程度依序為：(1)遮護氣體的含水量，(2)母材或填料材的含水量，(3)鋁合金所含的雜質。氣孔對鐳件機械性質的影響有：抗拉強度、伸長率及疲勞強度，受氣孔的影響會大幅降低，而降伏強度所受到的影響較少，如圖2.7^[30]所示。

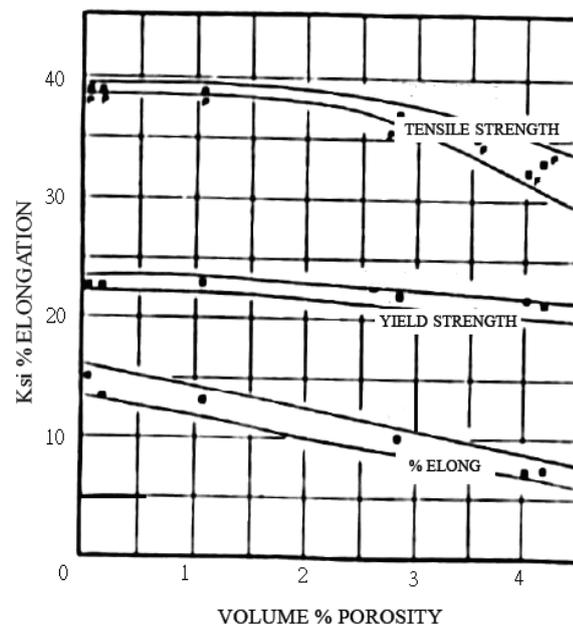


圖 2.7 鐳道氣孔對機械性質的影響^[30]

三、變形(Distortion)

鐳接的過程中，受到鐳接熱源在母材上產生局部且不均勻的急速加熱與冷卻，使得鐳道周圍的填料金屬(filler metal)與母材產生熱應變(thermal strain)，由熱應變再產生熱應力(thermal stress)，此不均勻的熱應力將是造成鐳接變形(welding distortion)的主要原因。鐳接變形的形

成，會影響其銲接結構後的組裝、精度及性能(如可靠度與穩定性)等。

四、不完全熔融(Incomplete Fusion)

造成不完全熔融的主因為不當的銲接條件，不當的條件如銲接電流太低、銲接速度太快及填料尺寸不當等，以及附著於接口與母材上有高溫氧化物或雜質未除淨，這將會影響銲件造成銲接金屬的相鄰兩層間或者與母材間之熔解不良情形^[31]。

五、滲透不足(Incomplete Penetration)

主要的成因是因為銲接之熱輸入量不足、不良的接口設計、銲接技術不良、銲接電弧不穩定、銲條選擇不當及母材表面的氧化物或雜質未除淨^[5]。

六、夾渣(Dense Inclusion)

銲道中夾渣分別有金屬夾渣物(metallic inclusion)與非金屬夾渣物(nonmetallic inclusion)兩種。金屬夾渣物主要發生在 TIG 銲接，鎢由於 TIG 銲接電極過熱、空氣導致的污染、電極與母材或銲材接觸等原因，致使電極前端飛散出去，掉落在熔池內而形成。非金屬夾渣物主要是銲接接口與母材介面含氧化物和不潔物，以及銲接技術的瑕疵或設計者所提之銲接方法的失策。

七、過熔低陷(Undercut)

又稱為銲蝕。導致銲蝕的主要原因是銲接條件不良，例如使用過度的電壓值，過量的電流、過長的電弧長度、銲速太快、母材不乾淨及銲接操作不當等所造成^[32]。

2.6 鋁合金之熱處理

熱處理(heat treatment)是指對材料施予適當的加熱或冷卻，利用加熱或冷卻的相互配合來得到所需之特性為目的。對鋁合金而言，只有析出硬化型鋁合金(2XXX、6XXX、7XXX)可以藉由一些熱處理的操作來改善其機械性質，減少銲接所造成的缺陷。其熱處理包含：

一、退火處理

主要目的在去除加工鑄件時所產生的內應力，或使其軟化以利於加工或成型。經過冷壓、鍛造、壓成之鑄件在經過退火處理後可以恢復所失去的延展性。

弛力退火(stress-relief annealing)。主要目的是要去除加工硬化，亦即去除加工時所造成之內應力。通常只需將鋁合金加熱至 $340\pm 10^{\circ}\text{C}$ 之溫度，保溫 1 小時在進行爐冷或空冷。為避免過度氧化和晶粒成長 (grain growth)，最高的弛力退火溫度以不超過 410°C 為宜。

完全退火(full annealing)。主要目的在於完全軟化，亦即消除消除析出硬化效果或消除高溫加工後速冷之影響。通常將鋁合金加熱至 $415\sim 440^{\circ}\text{C}$ 的溫度，保溫 2 小時，再進行爐冷(最大冷速以不超過 $28^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 為宜)至 260°C 。

二、安定處理(stabilization)

經過安定處理後的鑄件會提升其延展性，但卻會降低其強度。這是因為內部結構能量的釋放，材料到達一個低能量狀態對於更進一步回復的驅動力降低，在低溫環境下使其結構不再發生變化。做過安定處理後其強度不隨時間改變而變化，未做安定處理其強度會隨時間增加而逐漸降低^[33]。

三、時效硬化處理

時效硬化(aging hardening)又稱析出硬化，其原理是利用過飽合基地微細析出物的析出來阻止差排移動。鋁合金析出硬化的三個步驟：1.固溶處理(solution treatment)；2.淬火(quenching)；3.時效處理(aging treatment)。析出硬化的每個步驟對於析出硬化的效果都有著莫大的影響，若是方法使用不當，將可能損失掉其機械性質，故欲發揮析出硬化之效果，就必須了解每個步驟與其影響因素。

1. 固溶處理

此過程主要將鋁材加熱至 α 單相區，維持一段時間使溶質全部都溶入基地而成為 α 相過飽和固溶體。但溫度不可超過共晶溶解溫度，否則沿晶界將有溶解現象，形成過熱(overheating)處理，導致淬裂、機械性質變差現象。在固溶溫度內，若溫度越高，其原子的擴散速率就越快，析出硬化的效果也更加顯著。

一般固溶處理的時間(soaking time)應足以讓溶質內的原子全部都溶入基地，因此有其最佳時間。若時間太長則會造成晶粒過度成長。此外材料厚度和加熱所使用介質的不同，均會影響加熱的時間和受熱的均勻程度。表 2.5^[34]為鍛造用鋁合金之適當固溶處理與淬火延遲時間。厚度的計算取材料截面最窄處；空氣爐時間的計算以爐溫升至所定溫度開始計時；鹽浴爐的時間計算以浸入時開始計時。

表 2.5 鍛造用鋁合金固溶處理時間及淬火延遲時間^[34]

厚度,mm(in.)	固溶時間(分)				淬火延遲時間之最高限(秒)
	空氣爐		鹽浴爐		
	min	max	min	max	
0.41(0.016)以下	20	25	10	15	5
0.51(0.02)	20	30	10	20	7
0.64	25	35	15	25	7
0.81	25	35	15	25	7
1.02	30	40	20	30	10
1.27	30	40	20	30	10
1.35	30	40	20	30	10
1.8	35	45	25	35	10
2.03	35	45	25	35	10
2.29	35	45	25	35	10
2.54	40	55	30	45	15
3.18	40	55	30	45	15
4.06	50	60	35	45	15
4.57	50	60	35	45	15
6.35	55	65	35	45	15
6.35-12.7(0.25-0.5)	65	75	45	55	15
每增加 12.7(1/2in.)	+30	+30	+20	+20	15
厚鉚釘	60	--	30	--	5

2. 淬火

鋁合金的淬火係從固溶溫度快速冷卻到室溫，其目的為維持基地內之過飽和度之溶質原子，使可硬化的合金元素存留在固溶體內，抑制其析出，常用的淬火液有水及油。對於不同的鋁合金及其形狀，可搭配不同的淬火液來控制其冷卻速度，淬火後組織為過飽和之固溶體^[33]。為避免冷卻過程中造成析出，在操作上，須遵循下列兩個原則：

a. 熱處理件由爐中取出至淬火界面這期間稱為淬火延遲時間(quench delay time)要短到足以使表面溫度高於析出物產生的溫度。b. 淬火界面的體積、熱吸收量與流動速率必須足夠以避免析出。若在淬火過程中斷將可能引起其零件溫度的回升而達到其敏感溫度範圍(260~400°C)。淬火介質必須較快的淬火速率，使所有零件均可快速通過此範圍，否則將導致降伏強度、韌性及抗腐蝕性的能力降低。

3. 時效處理

將淬火後所得之過飽和固溶體，置於常溫或加熱至一定溫度，保持一最佳時間，則固溶體的金屬會以化合物型態析出，形成強化的機構。置於常溫下進行析出稱之為自然時效(natural aging, NA)，通常會需要較常的時間，故一般時效硬化型合金均不採用此方式；置於高溫下的析出稱之為人工時效(artificial aging, AA)，通常以鹽浴爐或空氣爐來保持溫度。

進行時效析出時，熱處理溫度越高，硬度上升越快，所需時間越短，但相對最高硬度會相形下降，工業上，溫度越高，其成本也越大。以 7050 鋁合金，自然時效雖然快速，但硬化一直增加，並不易獲得安定之結構，故此合金適合作時效處理，但若考慮高溫安定性時，才會考慮高溫安定時，才會考慮高溫之過時效。

對於某些析出硬化型鋁合金(2XXX、6XXX、7XXX)，自然時效為不穩定狀態，這些合金在數年內不斷的改變機械性質，有時需搭配人工時效處理。圖 2.8^[35]為典型的時效硬度曲線，硬度在時效初期會隨時間的增加而逐漸上升，一直到時效完成階段最高硬度，過了最高點，硬度則反而會逐漸下降，這三個階段分別稱為初時效、最高時效及過時效；一般而言，初時效硬度上升，是由於析出物逐漸析出，體積比逐漸增加，進而縮小析出物的間距所致；當到達最高時效時，此時析出物呈現最佳的分佈狀態，即是對差排有最大之阻力；過時效的形成是由於析出物的粗化，所謂粗化，是由於析出物在希望減少總表面積以降低總表面能的驅動下，大的析出物越長越大，小的析出物逐漸變小甚至消失，亦即粗化的結果，造成析出物半徑增大，個數減少，產生間距增大的現象，因此，粗化降低對差排的阻力，導致材料的硬度隨之降低。在熱處理設備上，為了避免因溫度不均而導致時效後機械

性質有所差異，故須注意溫度控制及爐內溫度的均勻度^[33]。

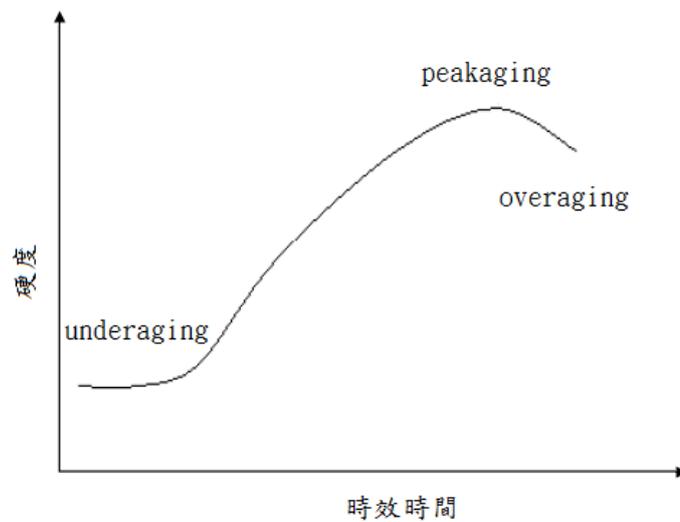


圖 2.8 典型硬度與時效時間曲線圖^[35]

2.7 鋁合金之析出強化機制

一、析出硬化之基本原理

1. 擴散現象

根據Hirano^[36]等人研究指出銅、鎂、矽、和鋅等元素是鋁合金材料中主要介入析出硬化作用的溶質成分，這些元素在鋁材質中具有相當高的擴散速率(diffusion rates)，如圖2.9^[36]所示。Altenpohl^[37]指出材料的內部會隨溫度的升高而增加許多晶格空位，有助於原子擴散或置換型擴散作用進行，且擴散係數係原子躍入空孔的速率與空孔濃度的乘積，故在時效溫度具有過飽和的空孔，會提高擴散之速率。

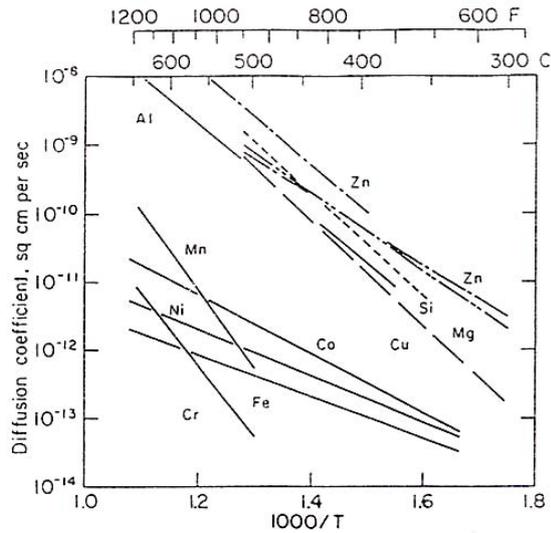


圖 2.9 各種元素在鋁金屬內的擴散系數^[36]

2. 空孔對GP Zone生成的影響

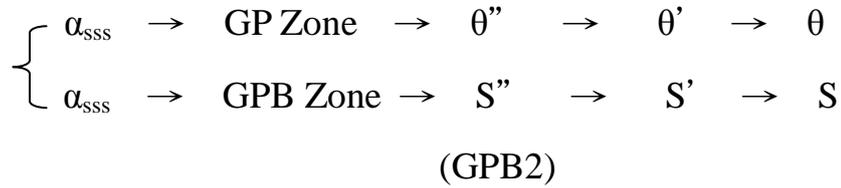
只要空孔的臨界濃度條件具備，在基質中發生析出GP Zone的均質核種，可形容為無法預期的快速。固溶體內過飽和空孔影響擴散作用並促進成核發生。

3. 無析出帶之觀念(PFZ)

基地在某特定溫度時，具有一定臨界空孔濃度以促使GP Zone 的成核發生，但是在晶界的位置有可能是空孔的消逝地帶，而空孔的濃度也受固溶溫度及淬火程度的影響，當淬火速率降低，則空孔濃度梯度也隨之降低，對GP Zone 沒有預期析出，稱之為PFZ(precipitation free zone)。

二、A2XXX系列強化機制

A2XXX 為 Al-Cu-Mg 三元素為主要成分的鋁合金，依據析出的機制可分為以下兩種^[38]：



其中SSS(supersaturated solid solution)表過飽和固溶體，GP Zone (guinier-preston zones)為Cu原子聚集之區， θ'' 與 θ' 為次穩定之 Al_2Cu 相， θ 則為穩定之 Al_2Cu 相；而GPB Zone (guinier-preston-bagariastkij zones)為Cu與Mg原子聚集之區， S'' 與 S' 為次穩定之 Al_2CuMg 相，S相為穩定之 Al_2CuMg 相。S相的型態模式為正菱形的晶體結構，其晶格常數為 $a = 0.400 \text{ nm}$ ， $b = 0.925 \text{ nm}$ ， $c = 0.714 \text{ nm}$ 。此外， S' 相與S相除了晶格常數有些微的不同外， S' 相與S相其它部分皆相同^[39]。

另一種機制中，主強化相 S'' 相Wang^[40]又稱之為GPB2，此相是由S相或是GPB Zone轉變而來， S'' /GPB2組成的成分為 Al_5Cu_3 及 Al_5Mg_3 ，其型態為正菱形之結構，晶格常數為 $a = 0.405 \text{ nm}$ ， $b = 1.62 \text{ nm}$ ， $c = 0.405 \text{ nm}$ 。

三、A7XXX系列強化機制

7XXX系列鋁合金經過適當的熱處理程序，使組織產生析出物，藉由控制析出物種類、大小、數目及分佈，而決定延性基地的強化程度。由表2.6^[41]可知7XXX系鋁合金主要析出硬化型鋁合金之析出物的晶體結構及基地整合性。其時效析出程序為：

過飽和固溶體 α_{SSS} →整合GP Zone→半整合中間相 η' →不整合穩定相 η

其中整合GP Zone：為過飽和固溶體中產生溶質原子重新排列，形成溶質原子集團（cluster），這些溶質原子的區域偏析會產生晶格平面的扭曲。當析出相與基體之晶體界面是互相連續時，形成整合性應變場（coherency strain），差排在切過此區域時必須要克服整合應變場，使得差排不易運動，因而增加材料的強度。

半整合中間相 η' ：當系統的整合性應變場持續的累積，並在某個方位與基體保持整合，此種界面稱之為半整合(semi-coherency)。GP Zone持續析出或會轉變或被取代為其它的析出物時，通常這些中間相與基體之間會形成一定的方向關係，硬度隨著整合性應變場的增加而增加，粒子本身會阻礙差排運動而增加強度。

不整合穩定相 η ：隨時效時間的增加，析出物成長到某臨界尺寸，與基體的晶格脫離整合關係，與基體形成不整合界面（incoherency interface）。此時強化的效果只有來自於差排繞過析出物時所產生的阻擋效果，而隨著析出物的成長與粗化，其分佈密度越來越低，強化效果也隨之越來越差。

表 2.6 7XXX 系鋁合金析出相之性質^[41]

Precipitates	GP Zones	η'	η
Stoichiometry	--	MgZn ₂	MgZn ₂
Shape	Spherical	Platelets	Rod, Plates
Structure	Alternate layers of Mg, Zn on (100)	HCP a = 0.496 nm c = 0.868 nm	HCP a = 0.521 nm c = 0.860 nm
Coherency	Yes	Semi	No
Stability	Metastable	Metastable	Pseudostable
Size	3.5 nm	20 nm long 5 nm wide	50 nm
Transition Temperature	120 - 160°C	120°C	200 - 250°C
Solvus Temperature	150°C	250°C	370°C

四、鋁合金鎂鋅合金成份之影響

(1.) Zn和Mg

7XXX 系 Al-Zn-Mg 鋁合金中，Zn、Mg 為主要添加的元素，熱處理時會產生析出硬化，可形成強化相，隨著 Zn、Mg 含量的增加，強度會增大，但應力腐蝕的抵抗能力卻隨之下降^[36]。

(2.) Cu

高強度Al-Zn-Mg-Cu鋁合金由於Cu的添加，可提高GP Zone的安定性，並有助於GP Zone轉變為 η' (MgZn_2) 相及增加 η 及 η' 之穩定性，因此提高合金之時效硬化能力，增加材料強度及抗氫脆的效果。但是Cu含量將使銲接性降低，易產生熱裂。延展性也會因Cu的含量增加而有所降低。

(3.) Cr、Zr、Mn、Ti、Si

對7XXX系鋁合金而言，Si具有增加強度之功用；添加Mn、Ti有細晶效果，錳含量過高則會造成 MnAl_6 析出；添加Cr可增加抗應力腐蝕性，但其淬火敏感性提高；Zr可降低淬火敏感性，同時抑制晶粒的成長，在鋁基地中會產生整合型分散粒子 Al_3Zr 抑制再結晶。

2.8 TIG 銲接原理及設備

一、TIG原理

用鎢電極及氬氣作為遮護氣體，使在鎢電極與母材間產生電弧，使母材加熱使其熔合在一起之方法，因使用遮護氣體為氬氣，故稱為氬氣電弧銲(heliarc welding)或氬氣銲(heliwelding)，將氬氣改為氬氣又稱為氬氣電弧銲(argon arc welding)，而鎢極棒消耗甚緩，故稱為非消耗電極式(non-consuming)之惰性氣鎢極電弧銲(tungsten inert gas welding, TIG)或是氣體鎢極電弧銲(gas tungsten arc welding, GTAW)，一般俗稱為氬銲^[42]。如圖2.10^[43]所示。

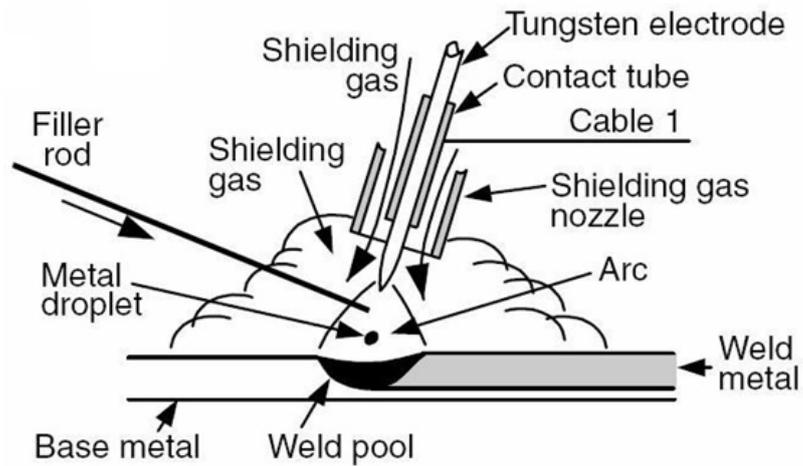


圖 2.10 TIG 示意圖^[43]

氣體鎢極電弧在銲接時，可以看見熔池與電弧的狀況，銲渣不會形成於銲道表面，不易產生銲濺物。且利用純氬氣或氬氣與氦氣之混合氣體作為保護氣體，使用交(直)流電源，以增加電弧效應，同時也具有清淨熔池之作用。在銲接過程中，非消耗性鎢電極與母材間產生電弧，惰性氣體同時由銲槍送入銲口區域，包圍電極與熔池，阻隔與外界空氣中氧氣與氮氣所造成的熔點污染，並送入填料使其與母材熔合。此外由於鎢電極具有極高的熔點，若在其電流負載容量限度內使用，幾乎不會消耗，可讓電極進行重複的使用。此方法最大特點在於減少銲接時金屬的變質^[44]。

二、銲接設備

TIG的設備包含銲鎗頭、鎢極棒、電極手把、熔填銲條、保護氣體裝置冷卻裝置等部分。如下圖2.11^[43]所示。

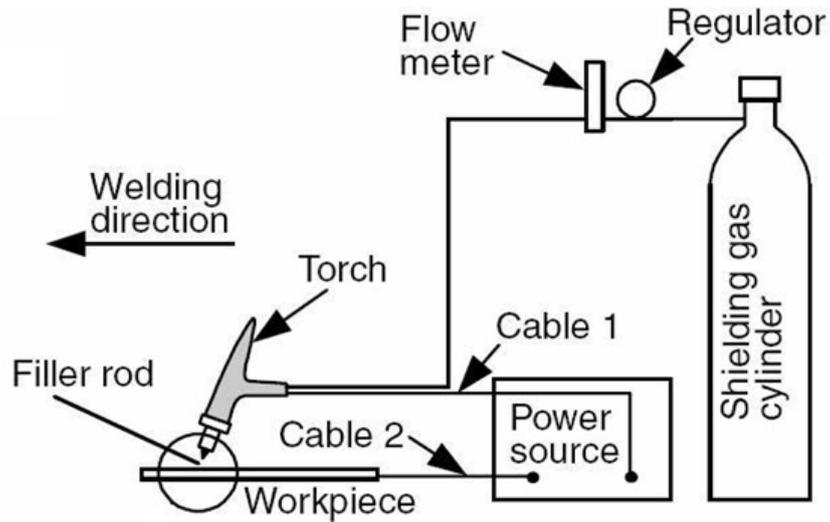


圖 2.11 氣體鎢極電弧銲接設備^[43]

三、銲接電流特性

TIG銲接依所使用之電流特性可分為直正電極 (direct current electrode positive, DCEP)、直 流負電極 (direct current electrode negative, DCEN) 及交流電極 (alternate current, AC) 型式，如圖2.12^[45]所示。以下將分別敘述之：

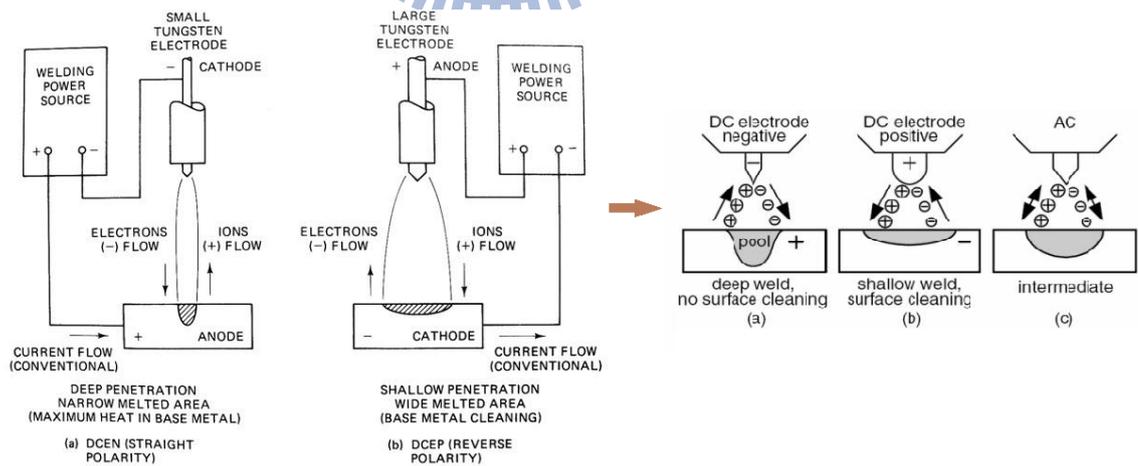


圖 2.12 TIG 電弧極性之比較^[45]

1. 直流正電極 (Direct Current Electrode Positive, DCEP)

將鎢極棒接電源正極，母材接電源負極；由於電子流由母材快速流向鎢極棒，保護氣體則流向母材；所以約有70%的熱量集中產生於鎢極棒，30%集中向母材。因為熱量集中產生於鎢極棒，故鎢棒直徑必需加大，且鐳槍需水冷，避免鎢棒尖端因過熱發生熔化情形。由於母材產生之熱量較少，因此產生之鐳道熔透深度形狀較淺且寬，通常適用於較薄的鋁板的鐳接。此外，當正電荷的離子在衝擊到金屬表面時，發生電解作用造成金屬表面之氧化物分離，而當電子離開母材時，便攜帶脫離金屬表面的氧化物飛向鎢極棒，故鐳法具有清潔金屬表面氧化物之功用。

2. 直流負電極 (Direct Current Electrode Negative, DCEN)

將鎢極棒接電源負極，母材接電源正極；由於電子流由鎢極快速流向母材；所以約有70%熱量釋放在母材上，30%熱量集中於鎢極棒。因為鎢極棒受熱量少，溫度較低，故鎢棒可使用較細的直徑。由於熱量集中產生於母材上，因此鐳道熔深形狀較深且窄，通常適用於較厚的鋁板的鐳接。此外，此種鐳法對母材並沒有清潔的效果，故在鐳接前母材需加以清潔。但因鋁合金表面含有一層氧化鋁層，故不適用於鋁合金鐳接。

3. 交流電極 (Alternate Current, AC)

交流電TIG鐳法兼具有直流電極正及直流電極負TIG鐳法之優點，因交流電之極性係隨時間而交互變換，故母材與鎢極棒熱量之分佈各為50%，其鐳道滲透深度則介於直流電極正及直流電極負鐳法之間，同時此法亦具有清淨金屬表面氧化物之作用。為鋁及鋁合金氬鐳應用最廣的一種方法。

銲接時由於電流每1/120秒即歸零一次，亦即正負極每秒交換60次，容易造成電弧不穩定，甚至較難引弧，因此都裝有高週波變壓器，使高電壓(3000~8000V)高週波(0.5~30Hz)均與電弧同時存在，而能增加電弧穩定性，並使擊碎氧化膜效果更加。表2.7^[46]為鋁合金直流正極，直流反極及交流氬銲特性的比較表。



表2.7 鋁合金直流正極，直流反極及交流氬鐸特性的比較^[5]

影響因素	直流負電極(DCEN)	直流正電極(DCEP)	交流電極(AC)
1. 電子流	電子自鎢極流向工件	電子自工件流向鎢極	工件與鎢極間交互變換
2. 電弧熱量之分佈	70%集中於工件,30%集中於鎢極	70%集中於鎢極,30%集中於工件	50%集中於工件,50%集中於鎢極
3. 鐸道形貌	伸而窄	淺而寬	較 DCEP 伸而窄,較 DCEN 淺而寬
4. 鎢棒尺寸	較細	較粗	中等
5. 鐸接速率	較快 (2-50.8mm/sec)	甚慢於 DCEN	中等速率 (2-12.7mm/sec)
6. 手動或機動鐸接	兩者皆可,較 AC 更適合於機動鐸接 (Machine Welding)	適於手鐸	兩者皆可
7. 電弧穩定度	穩定	穩定	附隨高週波裝置測穩定
8. 電弧長度	短(約 2.4-3.2m/m)	長 (約 4.8-6.4m/m)	中度(約 3.2m/m)
9. 清潔作用	不佳	極佳	佳
10. 適合板厚	0.4m/m 以上	~1.3m/m	1.0m/m 以上
11. 起弧	必須要高週波起弧裝置,起弧後高週波自動停止	必須要高週波起弧裝置,起弧後高週波自動停止	起弧後高週波繼續使用
12. 主要氣體保護	氬氣	氬氣	氬氣

四、電弧之原理

電弧的產生是一種低電壓(10~15伏特)及高電流(10~200安培)的放電作用，而電弧的持續則是由於陰極受熱而釋放的熱電子活動的結果，通常產生於電極與預銲接工件之間，母材連接到電線接地端，供電系統(交直流均可)可藉電極瞬間碰觸母材金屬板而短路，引起一可受控制而極大的電流，此時熱量增加，電極與母材金屬板接觸處即達到足夠高溫度而釋出離子化熱電子，此時電極與金屬板間產生電位差而導致電流中斷，產生電弧(arc)。一般而言，負極接於非消耗性之鎢電極，正電極則接於銲接之工件；此種熔接法之熱量主要由電弧所供給，其溫度可達到2000~5000°C；且由於氬氣活性不佳，常被用來遮蔽電弧以防止高溫氧化之作用。

圖2.13^[46]為電弧銲接方法之構成原理，圖2.13(a)為熔極方式，即電極會熔解當作銲條使用。通常以金屬電極(銲條)及母材間所發生電弧(稱為金屬電弧)之熱，來熔解電極與母材。採用此方式銲接法有遮蔽金屬電弧銲、潛弧銲、氣體金屬電弧銲、包藥電弧銲等等。圖2.13(b)為非熔極方式，以碳化鎢或碳棒作電極，與母材間產生電弧熱量將母材或加入之銲條熔解，採用此種方式之銲接法有氣體鎢極電弧銲與電漿電弧銲。

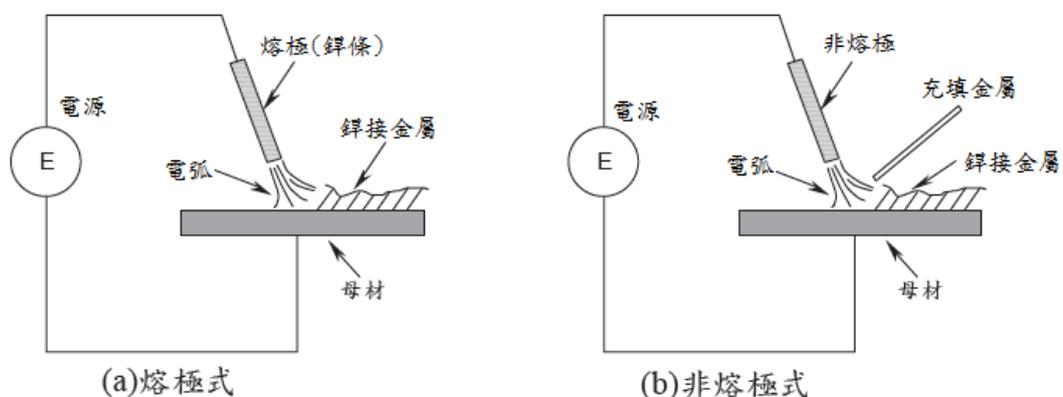


圖 2.13 電弧銲接基本原理^[46]

五、電弧之結構

如圖 2.14^[47]所示，為一惰氣鎢極電弧銲之電弧結構與電壓降的關係圖。由圖可看到銲接電弧之結構主要可分為陰極區(cathode zone)、弧柱區(arc column zone)及陽極區(anode zone)等三大部分，茲將其重要特性簡述如下：

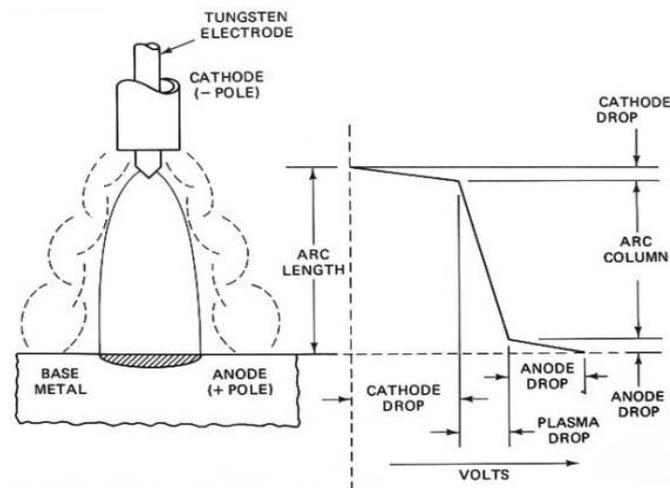


圖 2.14 惰氣鎢極電弧銲之電弧結構與電壓降的關係^[47]

1. 陰極區

此區域的範圍約為 $10^{-5} \sim 10^{-6}$ cm 左右。由於陰極區之帶電離子呈不均勻的分佈狀態，因此會形成一陡峭的電壓降，此稱為陰極壓降 (cathode drop)。

2. 弧柱區

此區域介於陰極區與陽極區之間。一般所稱的電弧長度(arc length)其實就是指弧柱長度。由於弧柱區之帶電離子呈均勻的分佈狀態，因此會形成一趨於線性的電壓降，此稱為電漿壓降(plasma drop)。

3. 陽極區

此區域的範圍約為 $10^{-3} \sim 10^{-4}$ cm 左右。由於陽極工件區之帶電離子亦呈不均勻的分佈狀態，因此也會形成一陡峭的電壓降，此稱為陽極壓降(anode drop)，其溫度分佈如圖 2.15^[47]所示。

電極與銲接工件間的電壓降統稱為電弧電壓(arc voltage)。其中，電弧電壓即為陰極壓降、電漿壓降及陽極壓降三者之總合電壓降。值得一提的是，當電極或銲條材料、電源種類、電流極性及保護氣體等皆維持定值的情況下，電弧電壓值的高低主要係決定於電弧長度的大小，亦即當電弧長度增加時其電弧電壓值將會隨之提高；反之當電弧長度縮短時其電弧電壓值將會隨之降低。

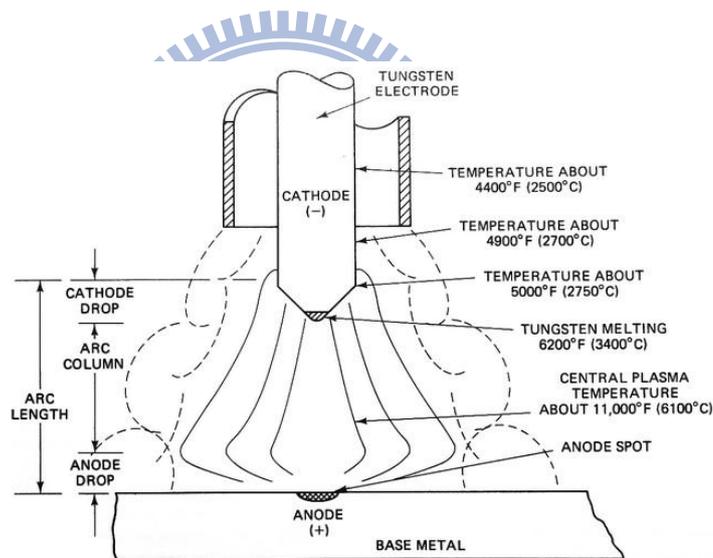


圖 2.15 電弧溫度分佈圖^[47]

六、保護氣體

保護氣體的主要功用有二項^[15]：(一)保護熔融金屬及溶池避免與空氣接觸，造成銲縫的劣化，而導致銲接失敗；(二)銲接機將電能轉換成熱能，此能量經由氣體傳遞到待銲件的表面，使熱能傳遞完成銲接動作。

鋁及鋁合金銲接所用的保護氣體，主要為氬(Ar)氣、氦(He)氣及氬、氦混合氣等，其物理性質如表2.8^[5]所示。

表 2.8 保護氣體之物理特性^[5]

物理性質	氬(Ar)氣	氦(He)氣
原子量	39.944	4.002
沸點(°C)	-185.8	-268.9
電離電壓(V)	15.69	24.46
密度(g/l)	1.633	0.166
定壓比熱(Cal/g/°C)	0.125	1.25
熱傳導係數(Cal/cm/°C/sec)	0.406×10^{-4}	3.32×10^{-4}
空氣中的純量(vol%)	0.9325	0.0005

氬(Ar)氣是最常用的保護氣體，氦(He)氣適用在特殊的場合，比起氬氣來氬氣可以允許在最小電壓影響下有較大的電弧長度變動。氬氣也有較好的起弧特性且在交流電時有較好的清潔作用。

七、TIG銲接的參數特性

TIG銲接的參數主要為電流(I)、電壓(V)、銲接速度(S)、熱輸入量(Q)等，以下將對各參數做介紹^[5]：

1. 電流(I)：電流愈大表示電弧壓力愈大以及熱輸入量愈高，因此可以增加熔透率及熔解效率，但是電流過高時，會容易導致熔池變寬，銲道不易控制及銲件變形量增加。
2. 電壓(V)：電壓變化對保護氣體、電弧長度、與電極幾何形狀有密切關係。將上述三個參數設定為定值，因此在銲接過程中電壓隨著電

流改變。

3. 銲接速度(S)：銲接速度愈快，熱量因集中於銲道，熔解效率高；當銲接速度愈慢，熱量被母材吸收，熔解效率降低。但是當銲接速度過高時，會造成熔池的不穩定，銲道容易出現過熔凹陷(undercut)及裂縫(crack)。
4. 熱輸入量(Q)：在相同銲接速度下，熱輸入量愈大則熔透量愈多，不同的電流、電壓、銲接速度之參數組合，可以獲得相同之熱輸入量，唯其熔融情況與熔解效率將隨銲接速度改變。

$$\text{熱輸入量(KJ/cm)} = \frac{\text{銲接電流(I)} \times \text{電弧電壓(V)}}{\text{銲接速度(cm/min)}} \times 60 \times \frac{1}{1000}$$

八、TIG銲接的優缺點^[5,15,32]

優點：

1. 銲道品質優良、滲透性佳且銲道美觀。
2. 沒有銲渣及潑濺物，減少銲後清理時間。
3. 熔填金屬控制單純，銲道的寬窄與高低均可經由銲線填入量及鎗頭操作速率來控制，以達最經濟之銲線消耗量，節省銲接成本。
4. 不需使用銲劑，故無銲劑之流動，可清楚的看到熔池，且銲後不需清潔處理，氧化與氮化極少，抗銹性與延性極佳。
5. 可建立價廉的高速自動化系統。
6. 適合銲接其他難以銲接之材料，如鋁合金及不鏽鋼。
7. 可銲接大部分的金屬材料，包括異種金屬銲接。
8. 熱輸入量控制容易，可不添加填料，對薄材料之銲接特別方便。

缺點：

1. 工件清潔度要求高。
2. 銲接速度與堆積率慢，對於厚斷面之銲接費時且昂貴。
3. 適用於銲接板厚在6mm以下的母材。
4. 電極容易沾上融池，更換費時。
5. 直流電焊機焊接時，因焊接導電通路、電焊條、焊件等因素，當大電流通過此等導體，感應產生與導體方向垂直的磁場，而使電弧偏離預定方向和路徑，迫使熔金離開焊縫，產生偏弧（Arc Blow，亦稱弧吹）現象。



第三章 實驗方法及步驟

3.1 計畫及流程

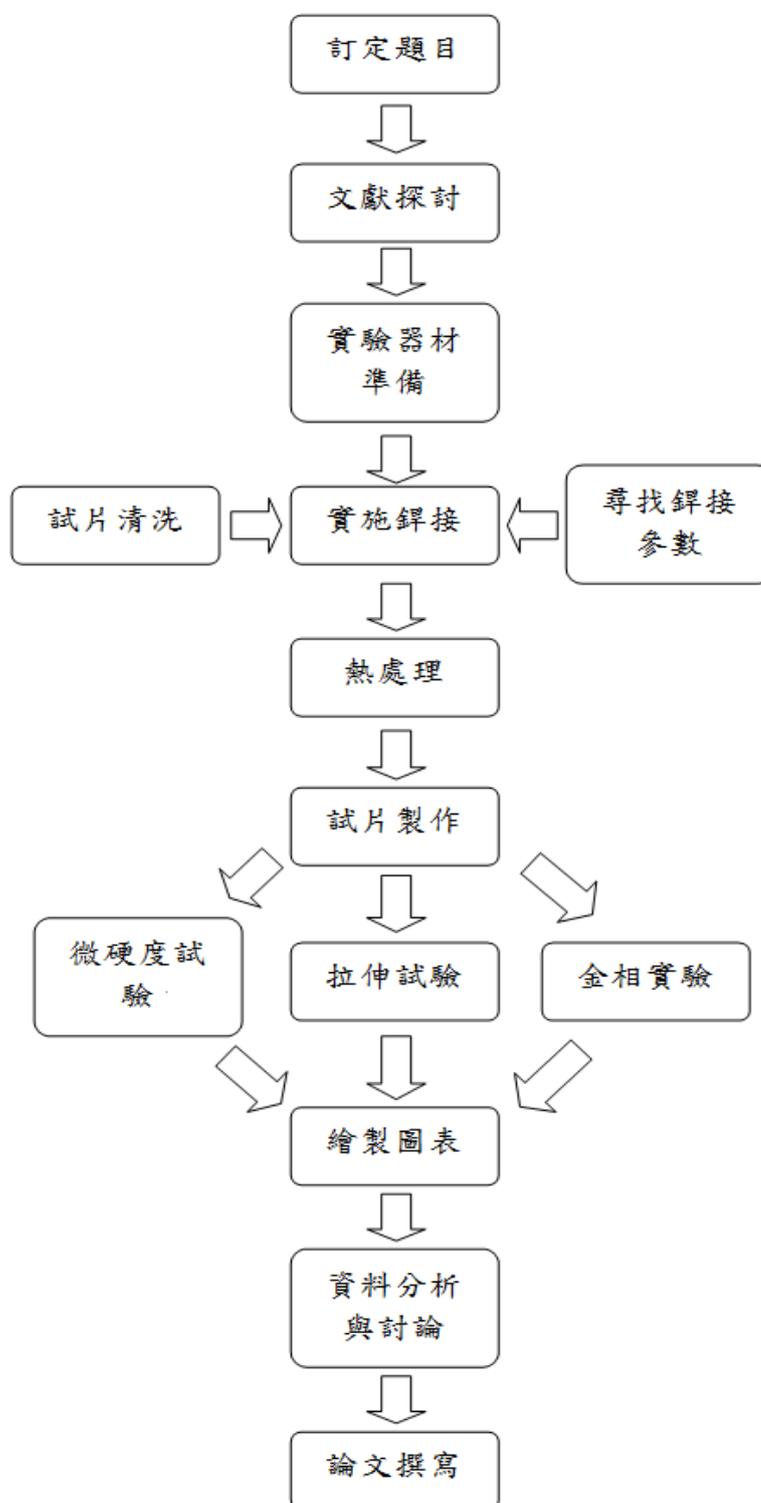


圖 3.1 實驗流程圖

3.2 實驗材料

一、母材：本實驗研究所使用的銲接母材為熱處理型鋁合金 A2024 與 A7050，其試片尺寸為 150mm×75mm×3mm。其材料之合金組成元素如表 3.1 所示。

表 3.1 母材填料合金成分元素表(wt%)

成分 規格	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
A7050	<0.12	0 ~0.15	2.0 ~2.6	<0.1	1.9 ~2.6	<0.04	5.7 ~6.7	<0.06	0.08 ~0.15	Bal
A2024	0.5	0.5	3.8 ~4.9	0.3 ~0.9	1.2 ~1.8	0.1	0.25	--	--	Bal
ER2319	0.2	0.3	5.8 ~6.8	0.2 ~0.4	0.2 ~0.4	--	0.1	0.1	0.1 ~0.2	Bal
ER5356	0.25	0.4	0.1	0.05 ~0.2	4.5 ~5.5	0.05 ~0.2	0.1	0.06 ~0.2	--	Bal

二、填料：用交流 TIG 實施銲接，填料各別使用 ER5183、ER5356、ER2319，對長 150mm、寬 75mm、厚度 3mm 的平板鋁合金 A2024 及 A7050 進行異質銲接。其填料之合金組成元素如表 3.1 所示。

3.3 銲前清洗

氧化問題在鋁合金銲接時扮演著十分重要的角色，鋁在常溫下會立刻與空氣反應，在金屬表面形成一層氧化鋁及氫氧化鋁的膜層。此一氧化膜熔點溫度高達 2050°C，且在液態及固態鋁中均不能溶解，會阻止銲接時的熔合，此外，氧化膜內含結晶水，會因電弧而分解出氫氣，而生成氣孔，造成氫脆現象。故銲接前須將此一氧化膜先型除去，以提升銲接後銲件品質。

在此以化學方式進行銲前清洗，其流程如下圖 3.2 所示。依不同清洗方法可分為肥皂水、鹼洗、酸洗、超音波震盪等步驟。

- 一、肥皂水清洗：去除工件表面因加工所殘留的油污及殘留污垢，並利用水痕來判斷其洗淨與否。
- 二、鹼洗：將其試片浸入45g/L的NaOH溶液裡維持2分鐘，此目的在於更進一步的消除油汙及髒垢。
- 三、去離子水氣泡浴：將試片放置於氣泡池中維持5分鐘，主要是利用氣泡的爆破力將表面所殘留的液體給去除掉，以便於下個階段清理。
- 四、酸洗：將試片浸入HNO₃+HF混合的溶液中維持2分鐘，可除去原本的氧化層並在表面形成一層新鮮的氧化膜。
- 五、去離子水超音波震盪：將試片浸放於去離子水中，並加上超音波的震動，持續2分鐘，運用超音波高頻震動產生微細的氣泡去除工件細小間隙內的微雜垢。
- 六、吹乾：用乾燥空氣吹除去試片表面的水氣，以減少水氣停留於表面造成氧化。

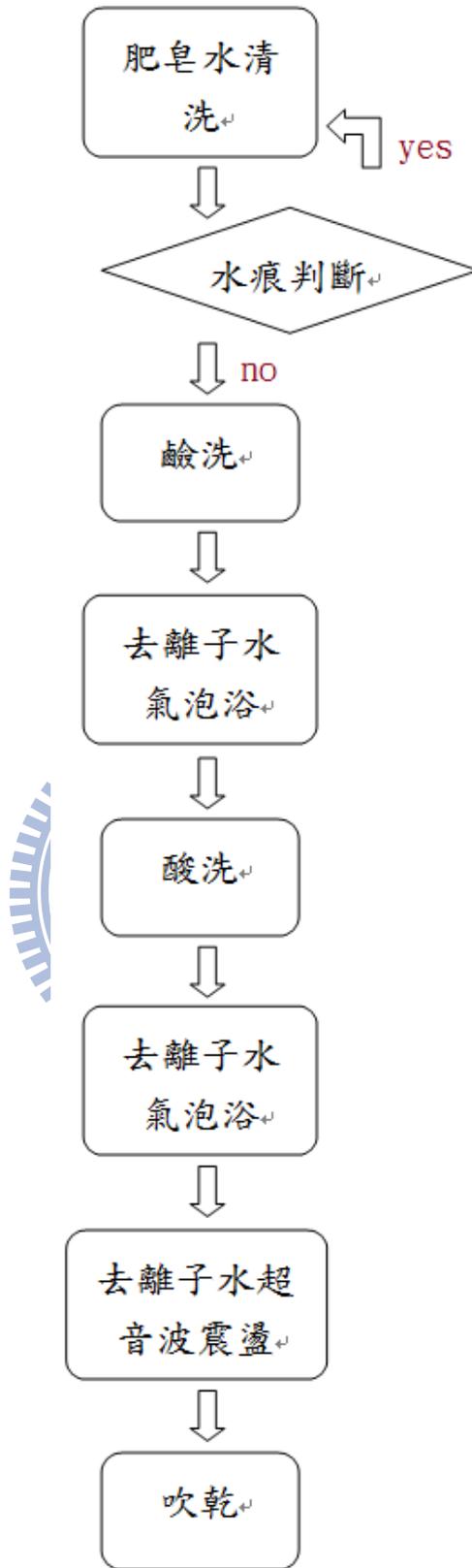


圖 3.2 化學清洗試片流程圖

3.4 銲接設備

本實驗係採用KUKA機器手臂配合DAIHAN-AVP-500交、直流兩用GTAW銲接機，銲槍架設於手臂進行各式銲接姿勢之運行動作，銲接過程之填料動作則以自行開發之自動送線機構進行銲件銲道之填送料，其銲接與送料之速度均各自由手臂與伺服馬達各司其職，其外觀照片如圖3.3所示。



填料機構

圖 3.3 惰氣鎢極電弧銲接設備

其實驗參數電流、電壓、銲接速度、氣體流量及送料速度如表 3.2 所示。板材對接銲示意圖如圖 3.4 所示。銲接後外觀圖如圖 3.5 所示。

表 3.2 鋁合金 A2024 與 A7050 異質銲接參數

電流(A)	電壓(V)	銲接速度 (mm/min)	氣體流量 (L/min)	送料速度 (mm/min)
160	15±1V	235	15	120

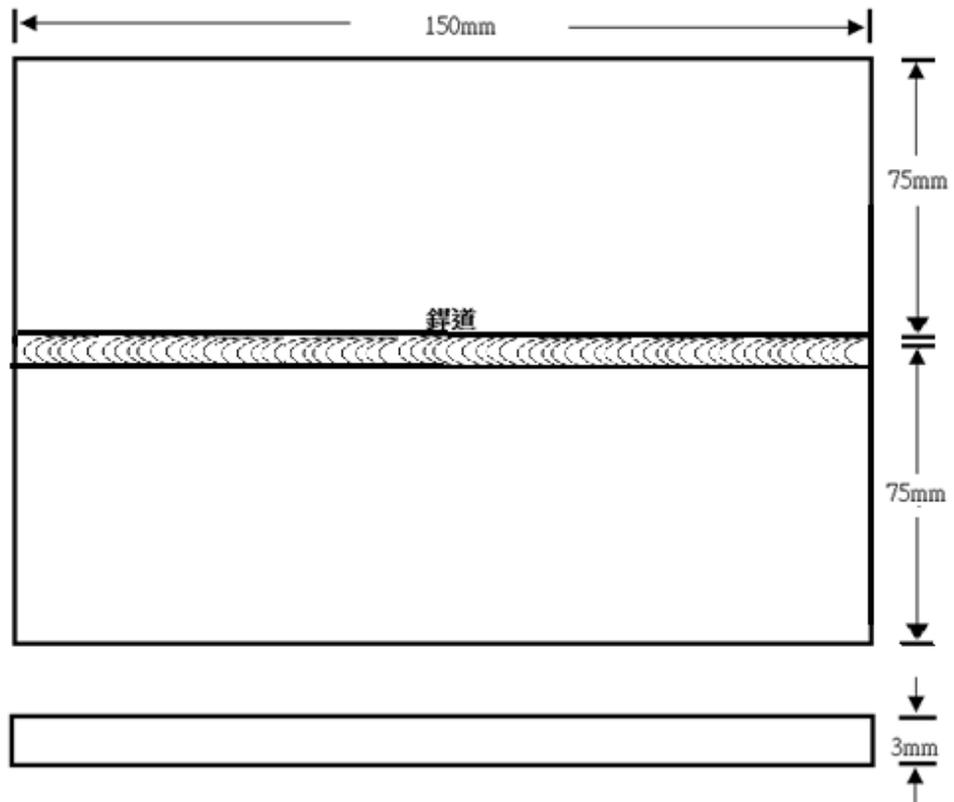


圖 3.4 對接銲示意圖

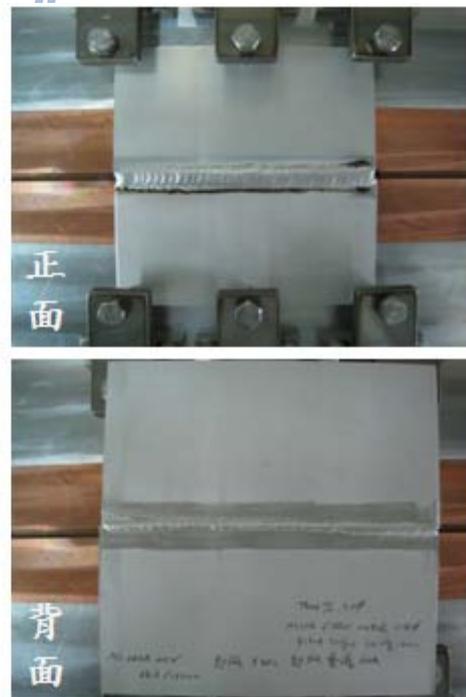


圖 3.5 銲接後正背面外觀圖

3.5 銲後熱處理

異種材料接合因為其硬度不均，以一般鋸床不易切割，故以水刀來切割銲後試片，以提升其效率，試片取樣如圖 3.10 所示。將其切割完後試片放置於 Nabertherm 熱處理爐進行熱處理，熱處理之參數如表 3.3 所示。熱處理示意圖如圖 3.6 所示。熱處理設備如圖 3.7 所示。

表 3.3 熱處理之實驗參數

試片編號	母材	填料	固溶溫度 (°C)	時間 (hr)	時效溫度 (°C)	時間 (hr)	處理狀態
A1	2024/2024	2319	--	--	--	--	T1
A2			493	1	--	--	T4
A3			493	1	191	12	T6
B1	7050/7050	5356	--	--	--	--	T1
B2			477	1	--	--	T4
B3			477	1	121	24	T6
C1	7050/2024	5356	--	--	--	--	T1
C2			477	1	--	--	T4
C3			477	1	191	12	T6
D1	7050/2024	2319	--	--	--	--	T1
D2			493	1	--	--	T4
D3			493	1	121	24	T6

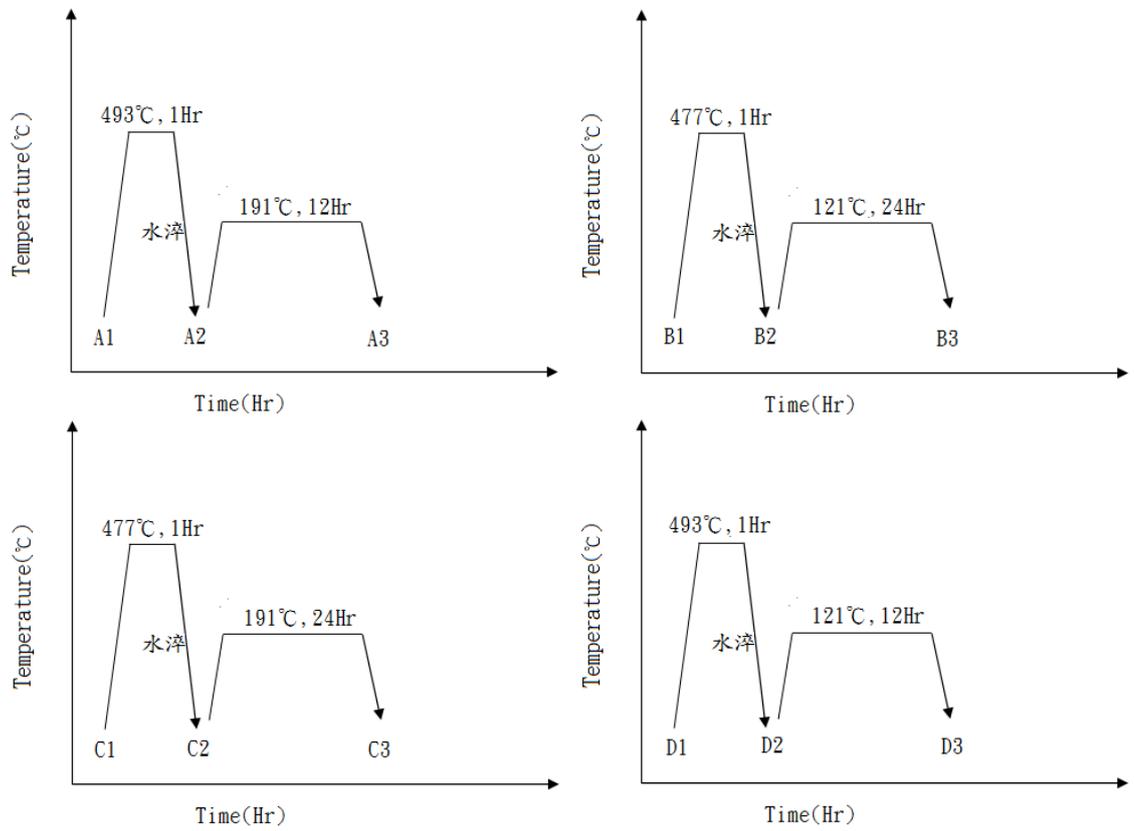


圖 3.6 熱處理示意圖



圖 3.7 Nabertherm 熱處理爐

3.6 微硬度試驗

本研究測量鐳道硬度時，係採用 Matsuzawa MHT-1 微硬度試驗機如圖 3.8 所示。並依 ASTM E384 規範進行試驗，試驗荷重為 25 克重，荷重加壓時間為 10 秒鐘。量測位置為距離鐳件表面下 1mm 處，且每點間隔 0.5mm 測量一硬度，量測範圍以鐳道為中心往左右各延伸 12.5mm，範圍內涵蓋了鐳道、熱影響區及母材區等三大部分，每片試片共取 2 條硬度值，2 條距離 1mm，並取其平均值，如圖 3.9 所示。測出之微硬度值將其繪製成微硬度曲線，以了解並比較不同條件下所造成之硬度差異。試片取樣形式如圖 3.10 所示。



圖 3.8 Matsuzawa MHT-1 微硬度試驗機

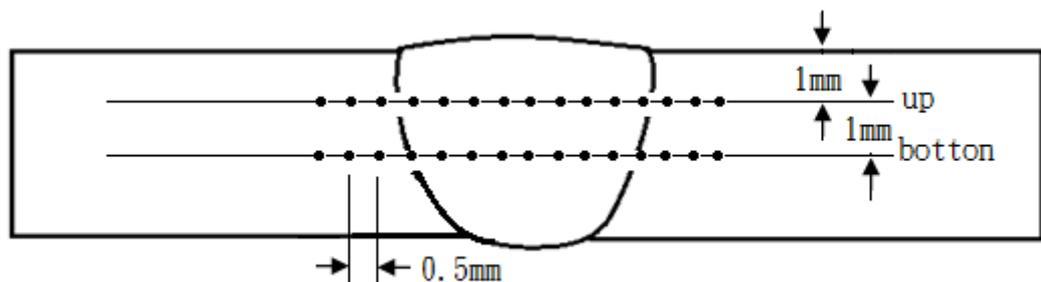


圖 3.9 硬度量測位置示意圖

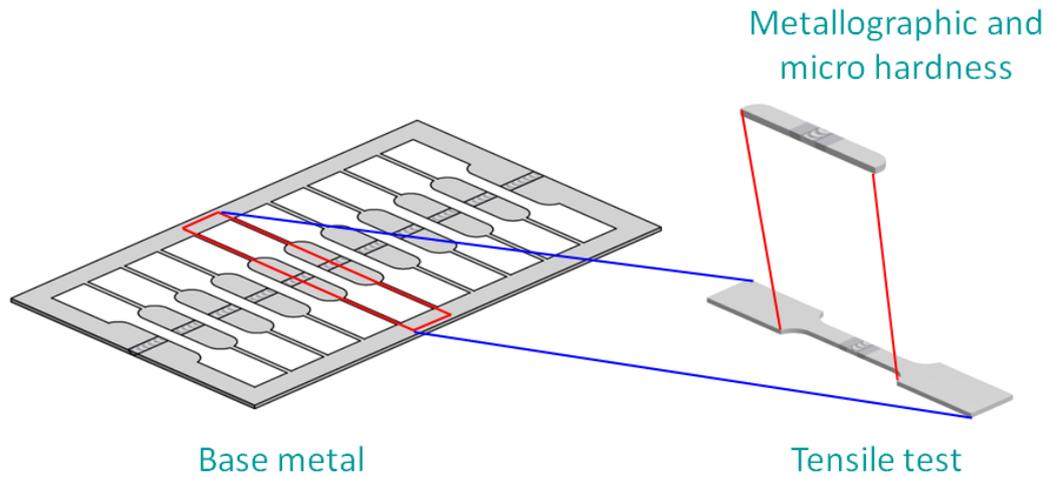


圖 3.10 試片銲道取樣示意圖

3.7 拉伸試驗

將銲妥之各組材料切割取樣，依 ASTM E8 之拉伸試驗規範製作拉伸試片，拉伸試片尺寸規格如圖 3.11 所示。拉伸試片取樣形式如圖 3.10 所示。本實驗使用 MTS 810 Material Test System 伺服液壓控制之萬能拉伸試驗機，如圖 3.12 所示，拉伸速率為 0.05mm/min。

拉伸試驗進行時可用個人電腦(PC)將相關資料全部印出來，由此試驗可獲得經銲接後銲道之極限抗拉強度(UTS)、降伏強度(YS)、伸長率(elongation)及應力-應變曲線。

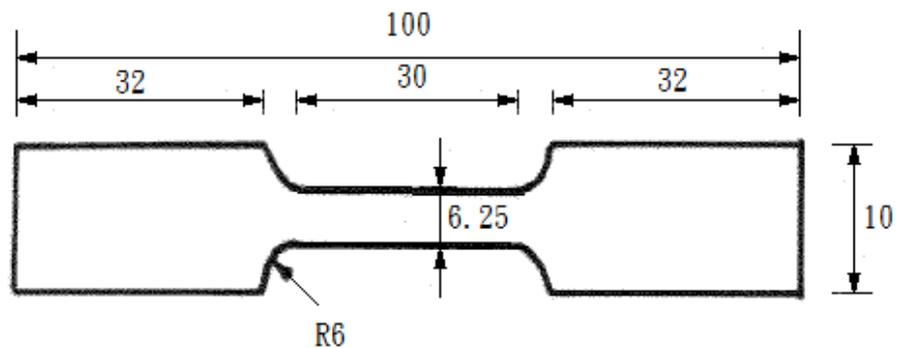


圖 3.11 拉伸試片尺寸規格(單位：mm)



圖 3.12 拉伸試驗機 MTS810 Material Test System

3.8 顯微組織觀察及分析

銲接後取垂直銲道方向的橫截面施予熱處理後作金相實驗，取樣如圖 3.10 所示。將其取樣試片，利用樹脂冷鑲埋，圖 3.13 所示。用研磨機 MATASERV2000，如圖 3.14 所示，配合 3M 碳化矽砂紙研磨，依序由號數#120、#240、#400、#600、#800、#1200、#1500 研磨至#2000 號，在由拋光機 JEAN WIRIZ PHOENIX，如圖 3.15 所示，搭配氧化鋁粉 Al_2O_3 拋光，由顆粒 $1\ \mu\text{m}$ 拋光至 $0.3\ \mu\text{m}$ 。接著以 Keller's 腐蝕液(2ml HF +3ml HCl +5ml HNO_3 +190ml H_2O)，浸蝕約 50 秒鐘。浸蝕完成後以清水、酒精清洗吹乾，最後以光學顯微鏡 ZEISS Axioskop 40 拍照攝影，如圖 3.16 所示，並比較其不同參數對微結構組織之影響。金相試片之製作觀察程序如下圖 3.17 所示。

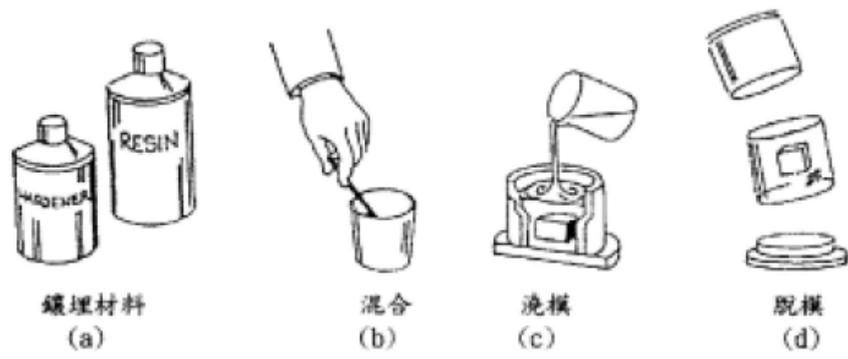


圖 3.13 冷鑲埋法流程示意圖



圖 3.14 研磨機 MATASERV2000



圖 3.15 拋光機 Jean Wiriz PHOENIX



圖 3.16 光學顯微鏡 ZEISS Axioskop 40

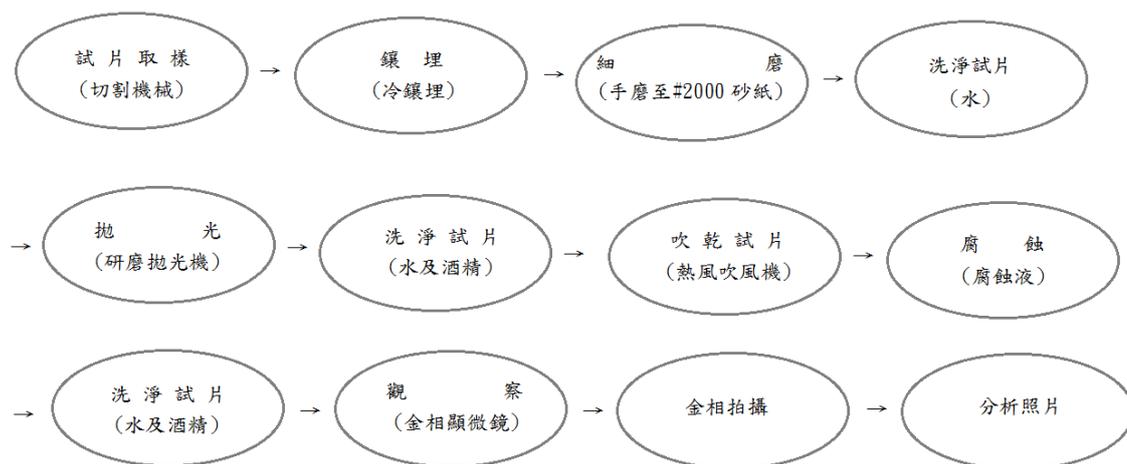


圖 3.17 金相試片之製作觀察流程圖

3.9 掃描式電子顯微鏡(SEM)觀察

以砂輪機將拉伸試片破斷部位切割下，以丙酮浸泡於超音波器中清洗，並除去雜質。所切下之試片以碳膠帶黏於基座上，並在外層鍍上白金增加其導電率，使用 Hitachi S-4800 掃描式電子顯微鏡 (Scanning Electron Microscope, SEM)，如圖 3.18，觀察其破斷面的特徵，分析其破斷之成因。



圖 3.18 掃描式電子顯微鏡

第四章 實驗結果與討論

4.1 微硬度試驗

本實驗主要比較不同鐸條成分，其微量元素對鐸件的鐸道、熱影響區及母材區造成不同的硬度差異，以及鐸件經過不同的鐸後熱處理程序對硬度值所造成之影響。

A2024-T351 母材之微硬度值為 130Hv；A7050-T7451 母材之微硬度值為 160Hv。合金因組成成分的差異導致合金熔點及固溶溫度有所差異，故在經歷鐸接熱過程後，在熔融區、部份熔融區、熱影響區會造成其硬度分佈表現的差異。圖 4.1 為鋁合金 2024 與 7050 經 ER2319 與 ER5356 填料鐸條鐸後經 7 天自然時效之微硬度曲線圖，由於受到鐸接時高溫熱作用，導致鐸道內的析出物溶解，造成硬度下降，可發現到熔融區之硬度值明顯較母材及熱影響區來的低。在熔融區加入 ER2319 填料的鐸件硬度值約在 75~90Hv 之間，如圖 4.1a、4.1d 所示。圖 4.1b、4.1c 顯示，加入 ER5356 填料的鐸件為硬度值約在 95~110Hv 之間。由圖 4.1c 與 4.1d 可發現到鐸道內之為硬度值使用填料 ER5356 較 ER2319 來的高，主要是由於 ER5356 內含有較多的鎂元素，鎂元素的增加會造成硬度值的提升，也有利於其後之析出物強化。圖 4.1c 使用填料 ER5356 在 7050 側熱影響微硬度值與 7050/7050-5356(圖 4.1b)相當；2024 側熱影響區微硬度值較 2024/2024-2319(圖 4.1a)略高約 10Hv；熔融區硬度約為 90Hv。圖 4.1d 填料 ER2319 在 7050 側熱影響區微硬度值較 7050/7050-5356(圖 4.1b)略低約 15Hv；2024 側熱影響區微硬度值與 2024/2024-2319(圖 4.1a)相當，熔融區微硬度也與 2024/2024-2319 相當。綜合以上 T1 鐸道區內硬度平均值可得： $7050/7050-5356 > 7050/2024-5356 > 7050/2024-2319 > 2024/2024-2319$ 。

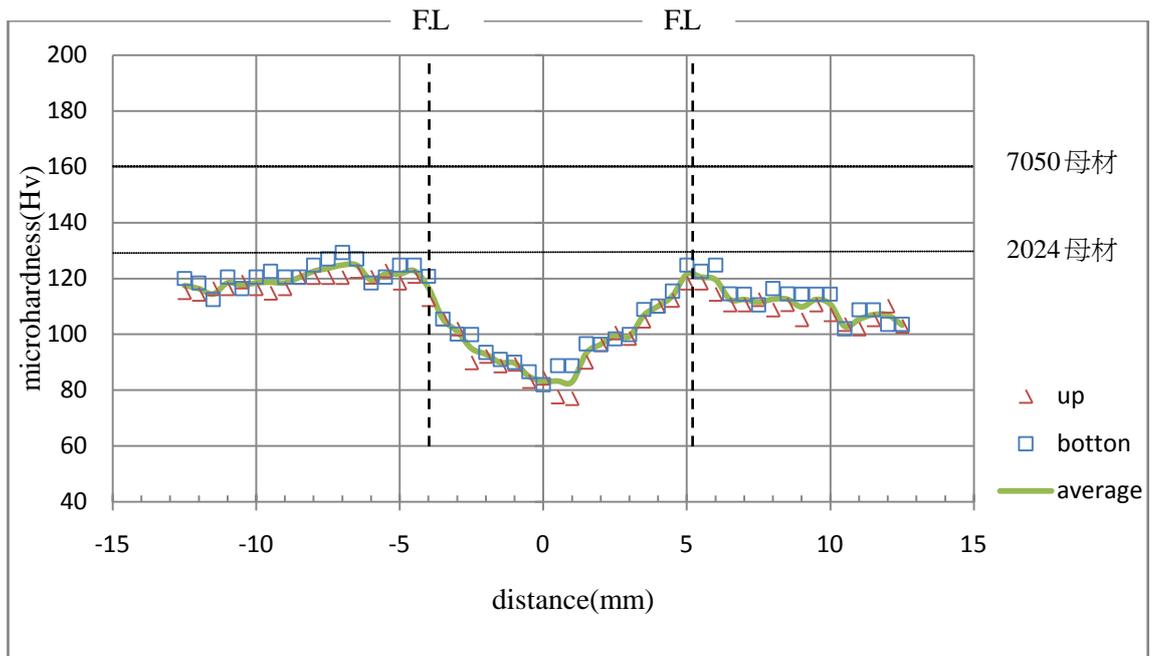


圖 4.1 a 2024/2024-2319-T1 銲接銲後微硬度曲線圖

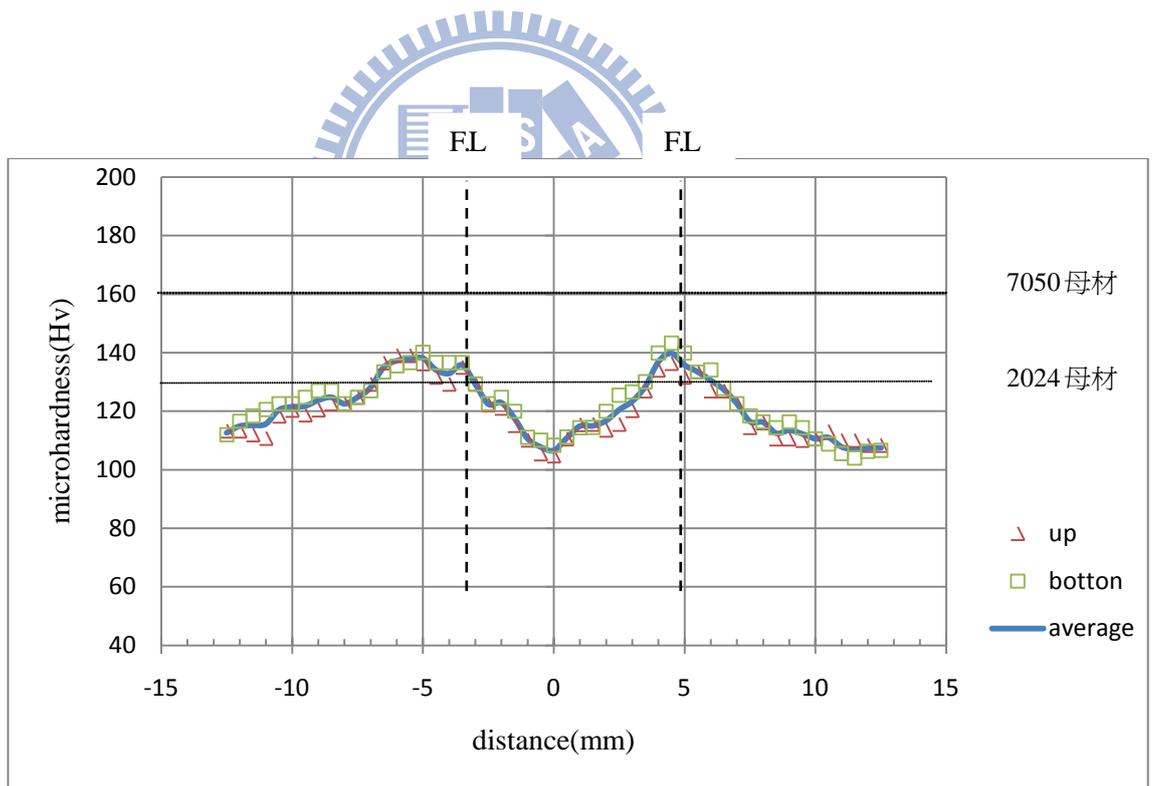


圖 4.1 b 7050/7050-5356-T1 銲接銲後微硬度曲線圖

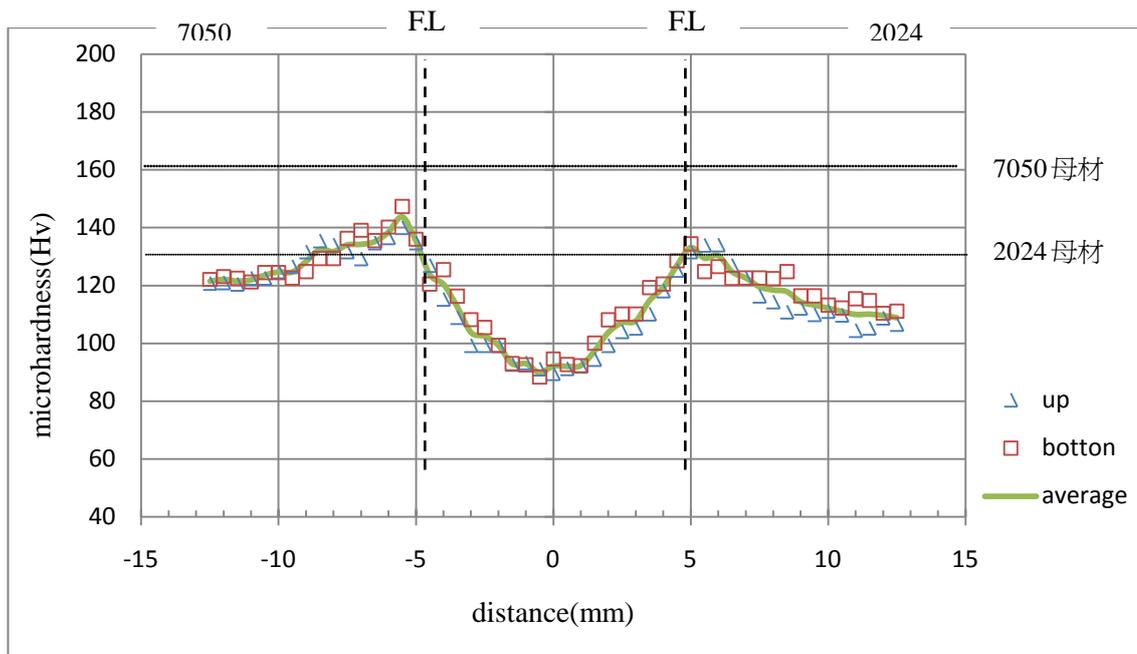


圖 4.1 c 2024/7050-5356-T1 異質銲接銲後微硬度曲線圖

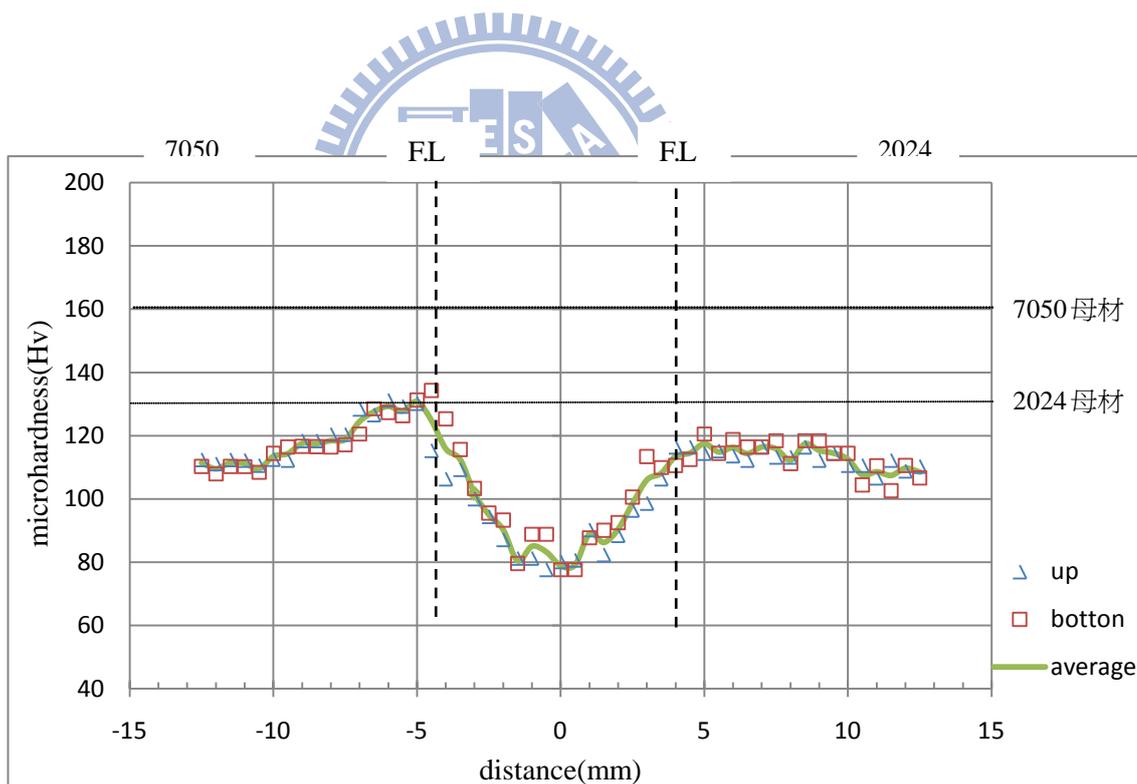


圖 4.1 d 2024/7050-2319-T1 異質銲接銲後微硬度曲線圖

銲件經由 493°C(圖 4.2a、4.2d)與 477°C(圖 4.2b、4.2c)恆溫 1 小時後並水淬處理，再經 7 天自然時效，在熔融區內的硬度可大幅提升約 20~30Hv，其中以 7050/2024 使用填料 ER2319 與 ER5356 之異質銲接提升最多，約為 30Hv。由於固溶處理及淬水後會產生過飽合固溶體，產生析出強化之效果，使微硬度提升。由圖 4.2b 與 4.2c 可看到 A7050 鋁合金經過 477°C 的固溶處理(T4)後，熱影響區微硬度值約可維持在 130Hv;圖 4.2a 與 4.2d 可看到 A2024 鋁合金經過 493°C 的固溶處理(T4)後，熱影響區微硬度值約可提升至 120Hv，提升約 20%，顯示銲道經銲後固溶時效處理過程可藉由析出強化機制讓熔融區內機械性質得到提升。唯 7050/2024-2319 (圖 4.2d)左側 7050 合金因採用 493°C 固溶溫度，導致其熱影響區 7050 側之微硬度受高溫致使晶粒成長導致此區硬度值下降。綜合以上 T4 熔融區內硬度平均值可得以下之排序：7050/7050-5356>7050/2024-5356 > 7050/2024-2319 > 2024/2024-2319。

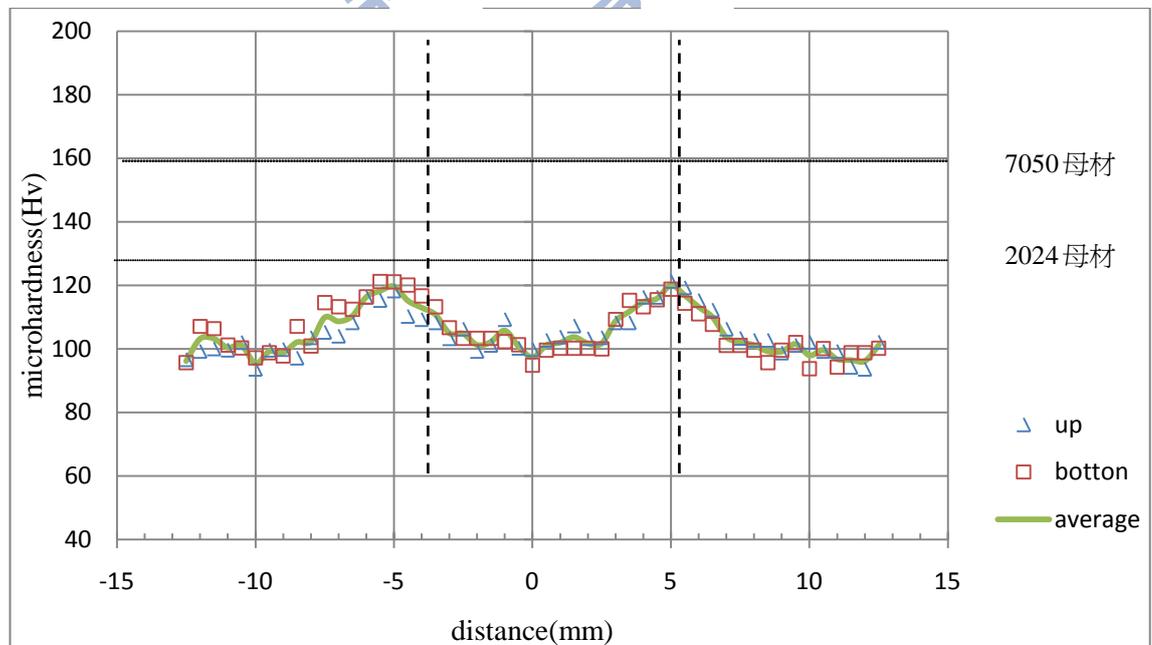


圖 4.2 a 2024/2024-2319-T4 銲接銲後微硬度曲線圖

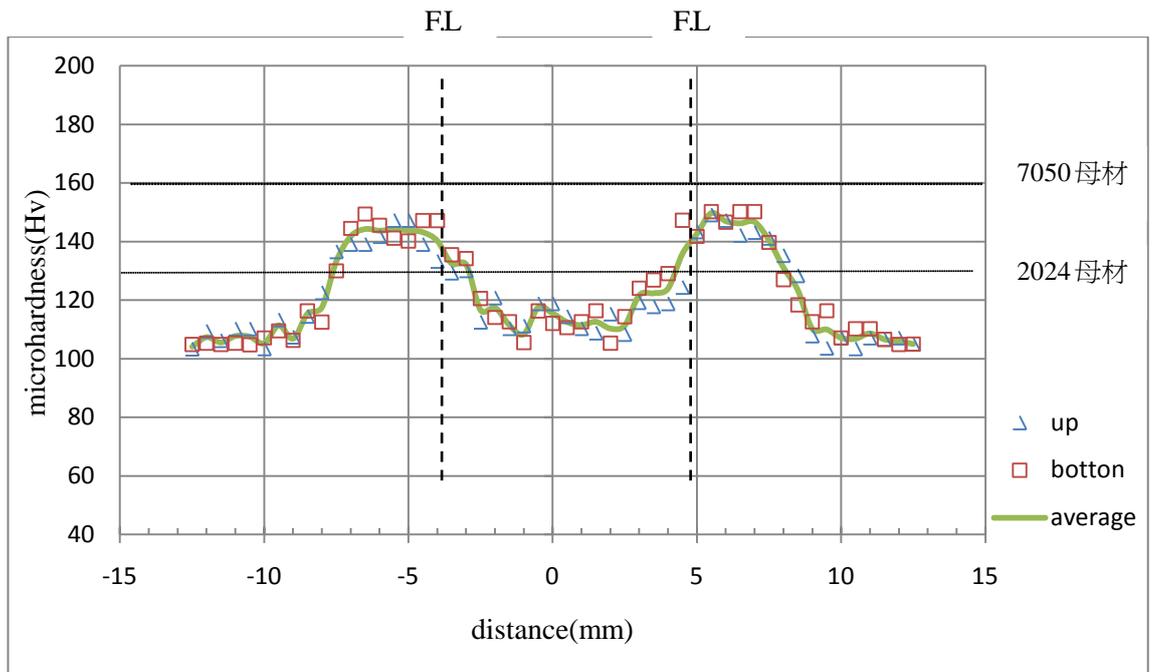


圖 4.2 b 7050/7050-5356-T4 銲接銲後微硬度曲線圖

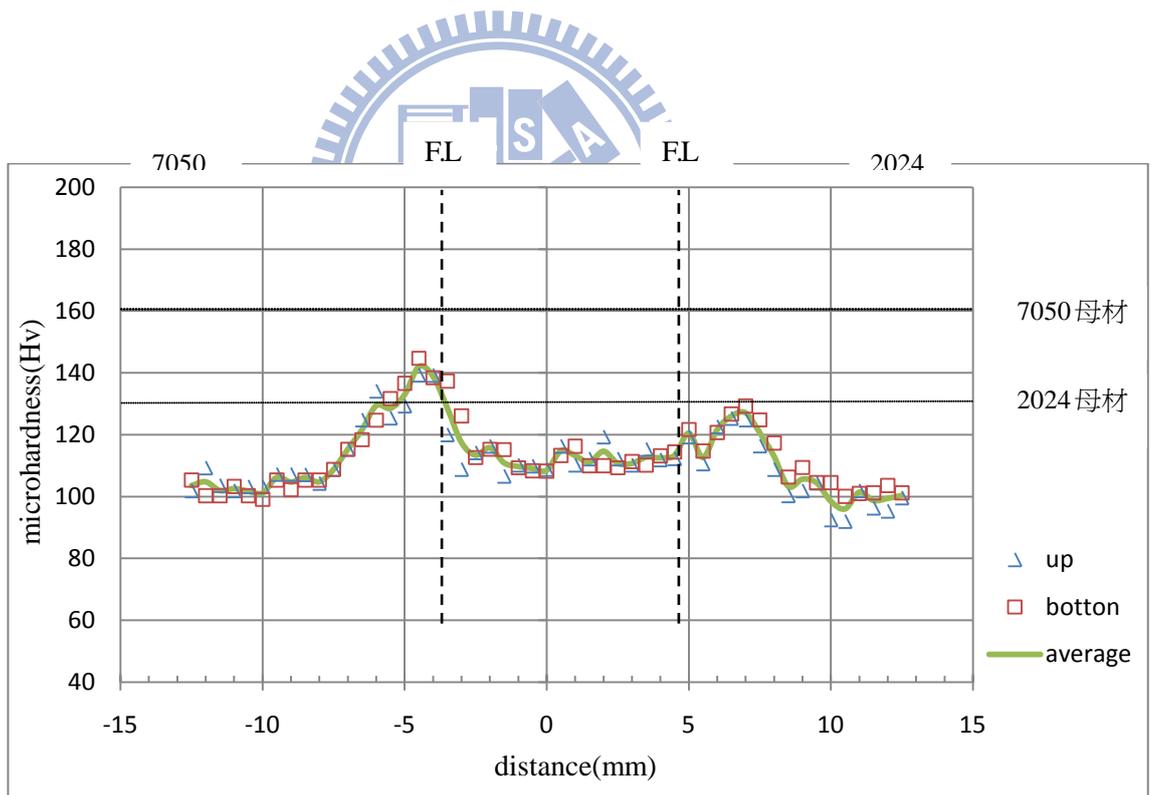


圖 4.2 c 2024/7050-5356-T4 異質銲接銲後微硬度曲線圖

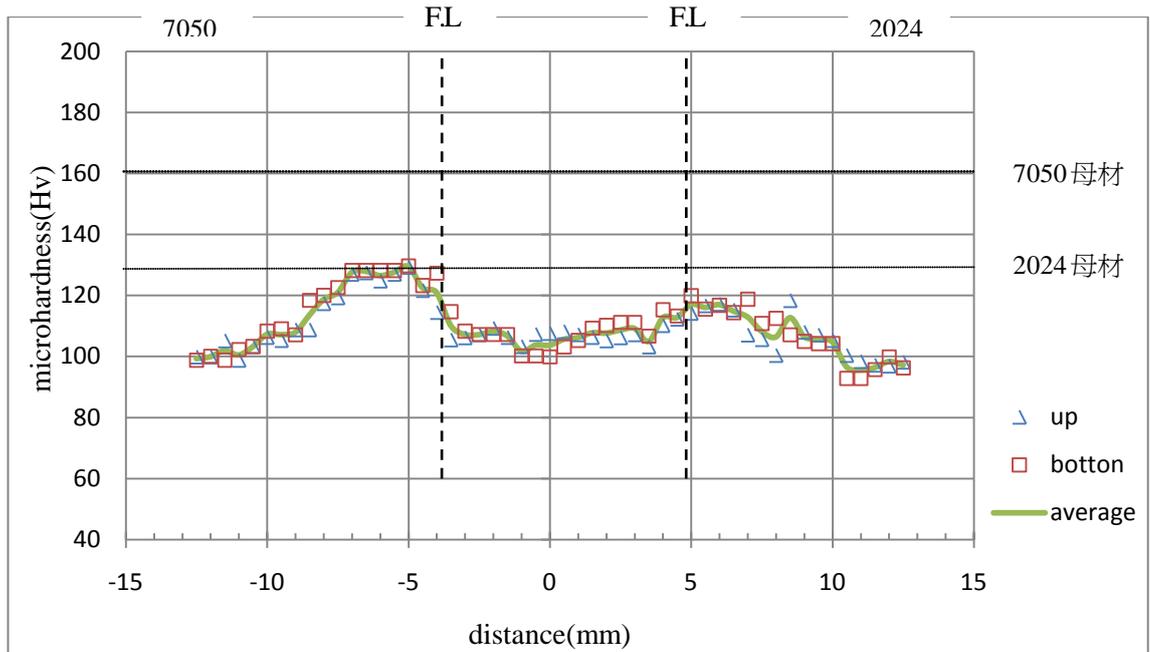


圖 4.2 d 2024/7050-2319-T4 異質銲接銲後微硬度曲線圖

圖 4.3 為銲件經過固溶處理後再人工時效(T6)處理。圖 4.3a 顯示在熔融區的硬度可以提升至 110Hv，與兩旁的熱影響區、母材硬度相當，由於透過 493°C 持溫一小時的固溶處理，以及 12 小時的人工時效，讓銲件銲道內的偏析組織達到均值化效果，使析出物均勻地分佈在母材、熱影響區與銲道熔融區，造成銲道硬度與熱影響區、母材之硬度一致。圖 4.3b 顯示，7050/7050-5356 之微結構組織由圖 4.6b 指出經 T6 處理其微結構組織內晶粒尺寸大幅成長，在晶粒及晶界上有大量的析出物，銲件整體微硬度均得到大幅提升，銲道區硬度值提升至約為 150Hv，回復約為母材 90% 的強度性質，熱影響區也大幅提升至 175 Hv，甚至超越其原母材之硬度。與 T4(圖 4.2b)相比，人工時效可將固溶處理產生的固溶體透過時效作用大幅析出，使其在整體硬度表現更優於 T4 處理，熔融區約可提高 20Hv，部分熔融區因析出強化影響強度約可以高 50Hv。圖 4.3c 顯示，2024/7050-5356 經過 T6 處理後在 7050 側同

7050/7050-5356(圖 4.3b)得到大幅強化，甚至可達 185Hv，2024 側也可達到 175Hv，鐳到區內可達 150Hv，顯示透過析出強化機制不僅可提升鐳後鐳件之硬度性能，部分熔融區甚至可超越原母材；但在超越其時效溫度，將會造成過時效，如圖 4.3d 所示，在 7050 側因為過時效造成析出物聚集，造成機械強度大幅喪失。綜合以上 T6 在鐳道區硬度平均值為：7050/2024-5356>7050/7050-5356>7050/2024-2319>2024/2024-2319。

綜合上述實驗處理結果，硬度分佈經由 T1、T4、T6 處理硬度值以 T6 處理最高，T4 處理次之，T1 處理最低。主要是由於固溶處理及水淬後可使鐳件內形成過飽和固溶體，有利於後續的時效處理，產生析出強化之效果。填料造成鐳道的硬度分佈值顯示鐳條 ER5356 大於鐳條 ER2319，主要是由於 ER5356 內含有較多鎂元素，鎂元素含量的增加有助於固溶體產生，造成析出物增加，以提升其鐳件之強度。

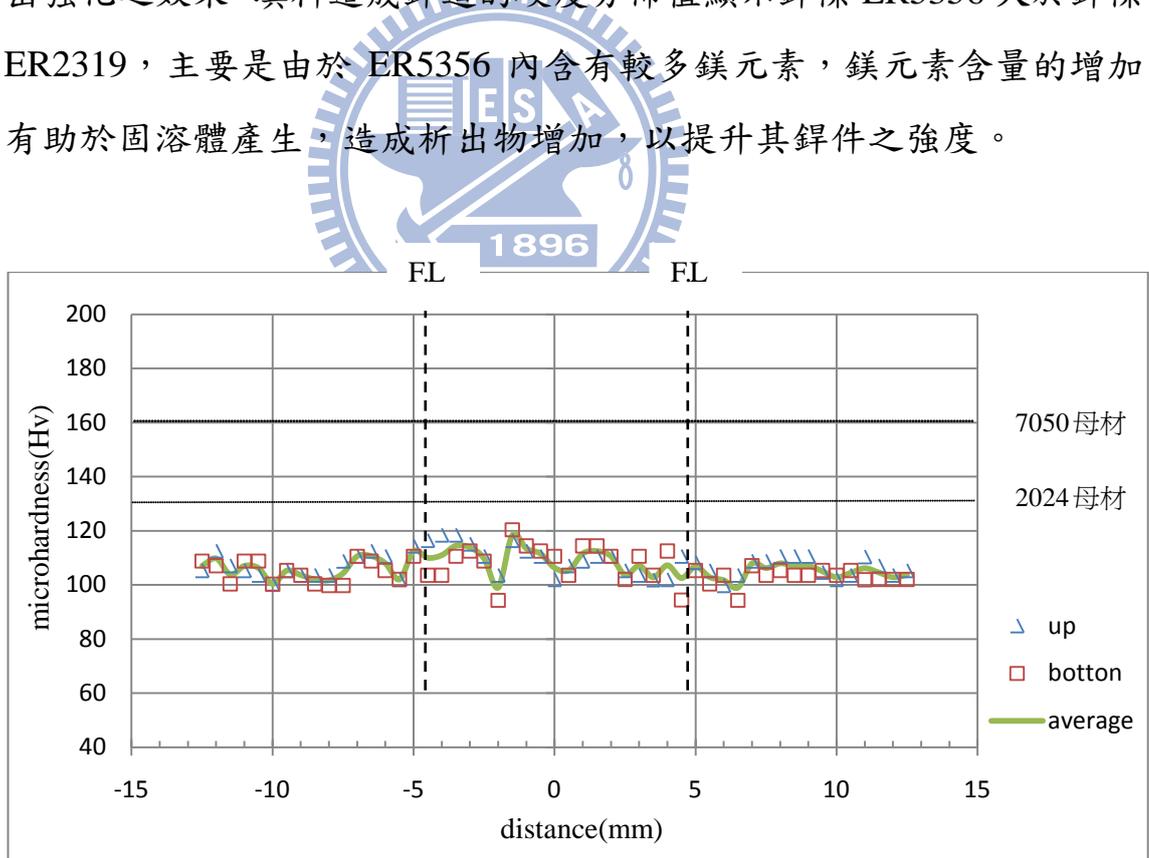


圖 4.3 a 2024/2024-2319-T6 鐳接鐳後微硬度曲線圖

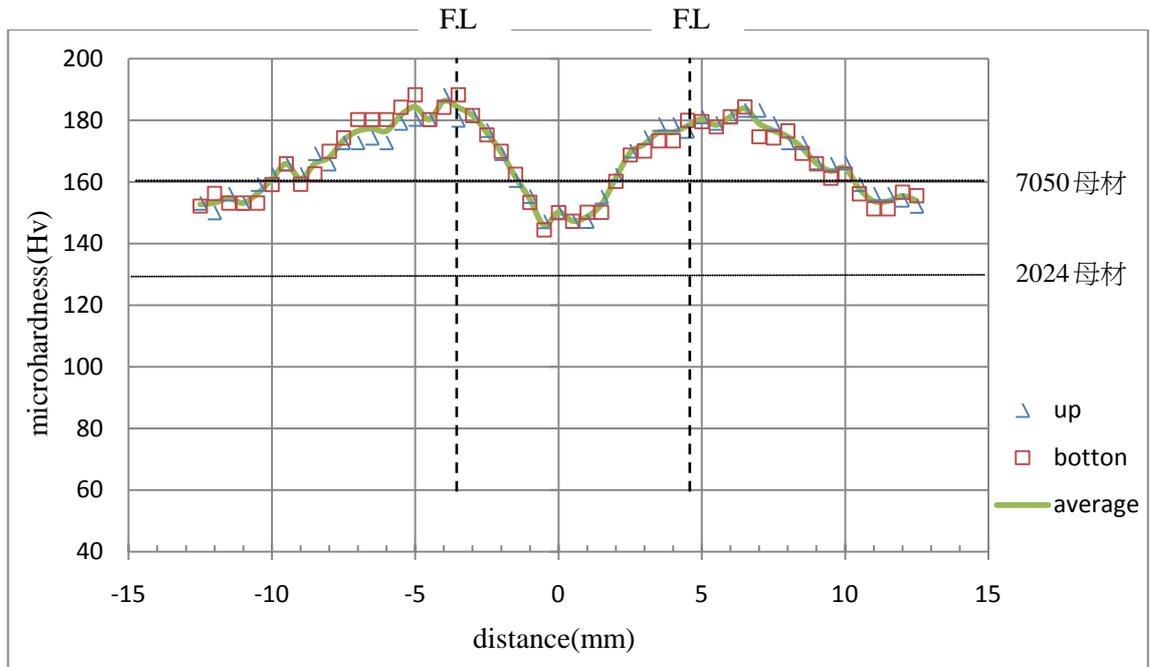


圖 4.3 b 7050/7050-5356-T6 銲接銲後微硬度曲線圖

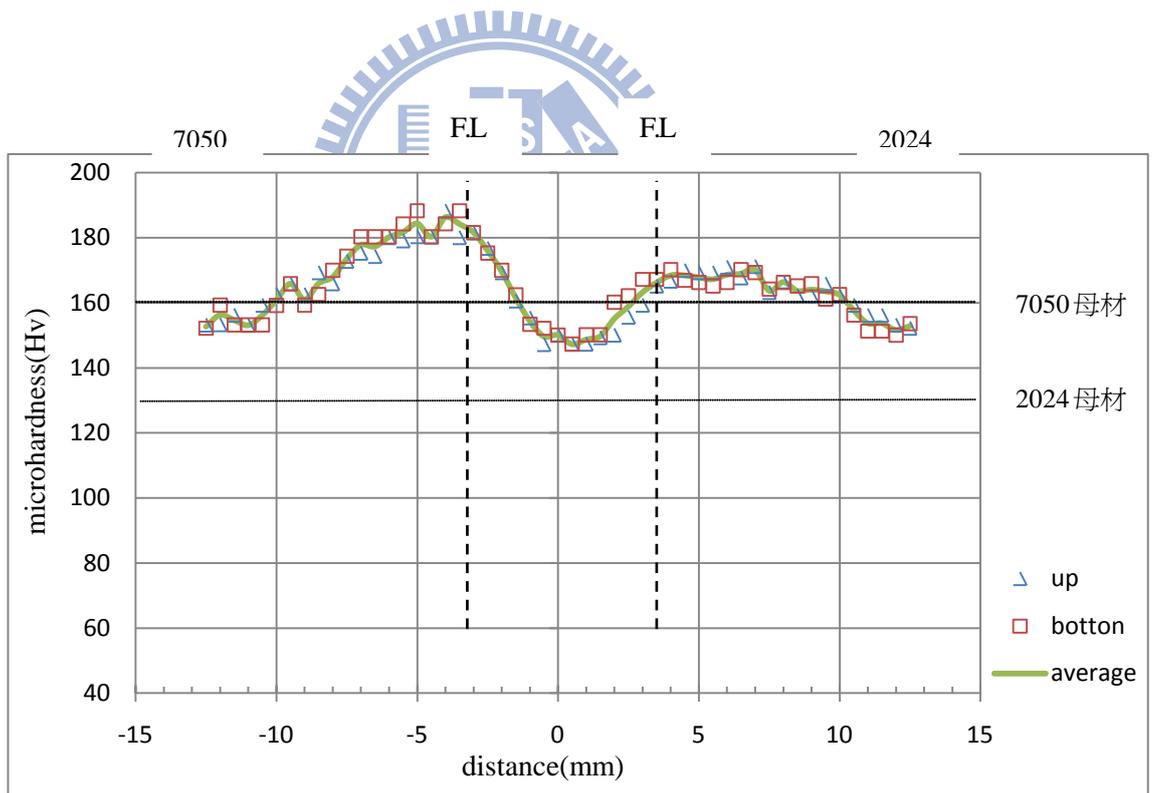


圖 4.3 c 2024/7050-5356-T6 異質銲接銲後微硬度曲線圖

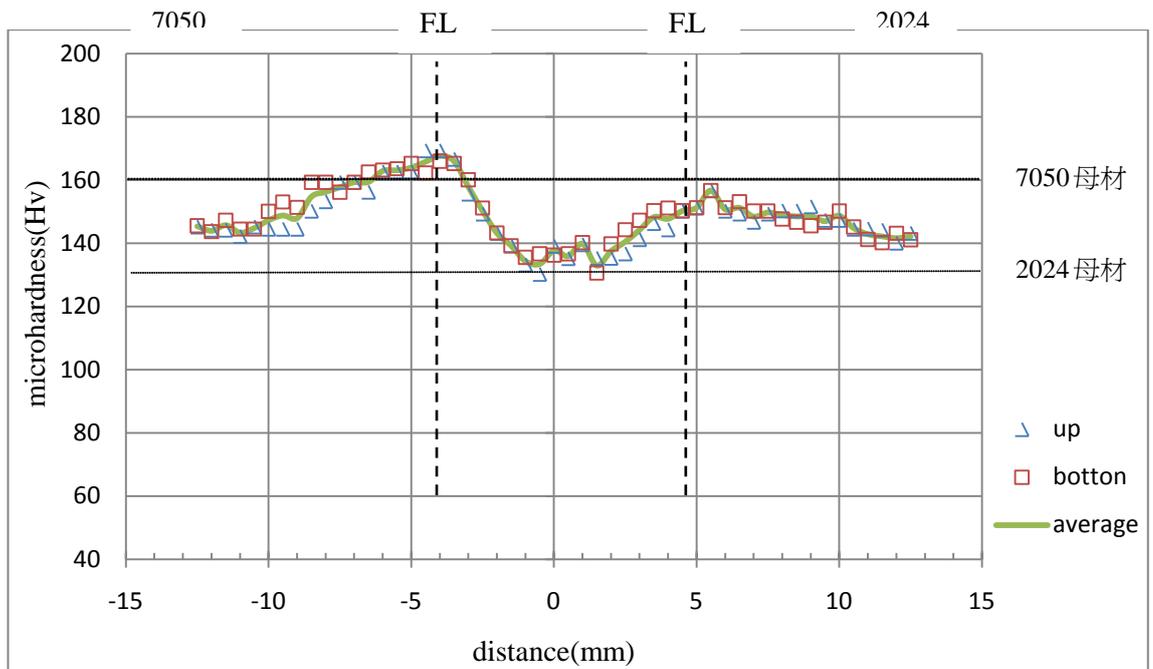
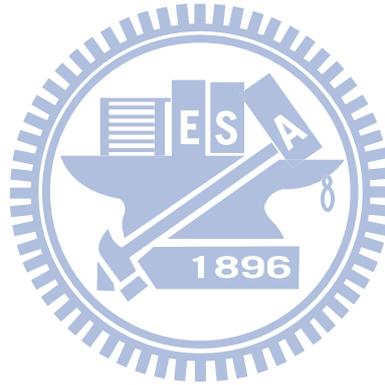


圖 4.3 d 2024/7050-2319-T6 異質銲接銲後微硬度曲線圖



4.2 金相組織分析

本實驗以金相顯微鏡觀察比較熔融區、部分熔融區、熱影響區、母材等部分金相組織在不同熱處理條件下比較其間差異性及材料組織變化，並透過倍率五十倍之實體光學顯微鏡拍照並加以觀察分析。

鐸道受到鐸接熱影響後，會由鐸道中心往母材方向呈一溫度梯度，且因鋁合金的熱傳導係數高，導致擁有較寬廣的熱影響區域。經 T1 處理之微結構，由圖 4.4a 可看到 2024/2024 使用填料 ER2319 在靠近鐸道熔融區附近呈現樹枝狀結構，其中有部分熔融金屬在鐸接冷卻時因劇烈收縮造成應力集中，造成鐸件之沿晶的空洞及裂縫(如箭頭指向處)。圖 4.4b 可見 7050/7050 對接填料 ER5356 在鐸道區呈現近似等軸晶狀組織，靠近熔融線地方為層狀等軸晶夾雜柱狀晶組織。圖 4.4c、4.4d 分別為 7050/2024 對接使用 ER5356 與 ER2319 填料之鐸後鐸道結構，由於受到鐸接時電弧熱影響，類似經過短暫的熱時效處理，造成大量的黑點析出物出現於晶粒內部與晶界上，根據相關文獻研究指出^[48]，7050 的強化之機制為：

過飽合固溶體 $\alpha_{SSS} \rightarrow \text{GP Zones} \rightarrow \eta' (\text{MgZn}_2) \rightarrow \eta (\text{MgZn}_2)$ ；

2024 的強化機制為：

過飽合固溶體 $\alpha_{SSS} \rightarrow \text{GP Zones} \rightarrow \theta'' (\text{Al}_2\text{Cu}) \rightarrow \theta' (\text{Al}_2\text{Cu}) \rightarrow \theta (\text{Al}_2\text{Cu})$ 。

在 7050 側的部份熔融區附近出現帶狀細小等軸晶，在 2024 側則無觀察到此組織，帶狀細小等軸晶又稱之為無樹狀晶軸帶^[48] (non-dendritic equiaxed zone, EQZ)或激冷帶(chill zone)，該區域內的黑點析出物主要以 Al_3Zr 或 $\text{Al}_3(\text{Li}, \text{Zr})$ 異質成核方式出現，Li、Zr 微量元素分別分散於母材或鐸條中，但受到電弧高溫熱對流之因素，以層帶狀形式堆積聚集，另一方面這些顆粒在鐸道中心亦因處較高溫區易產生溶解與柱狀晶一起生長^[49]。

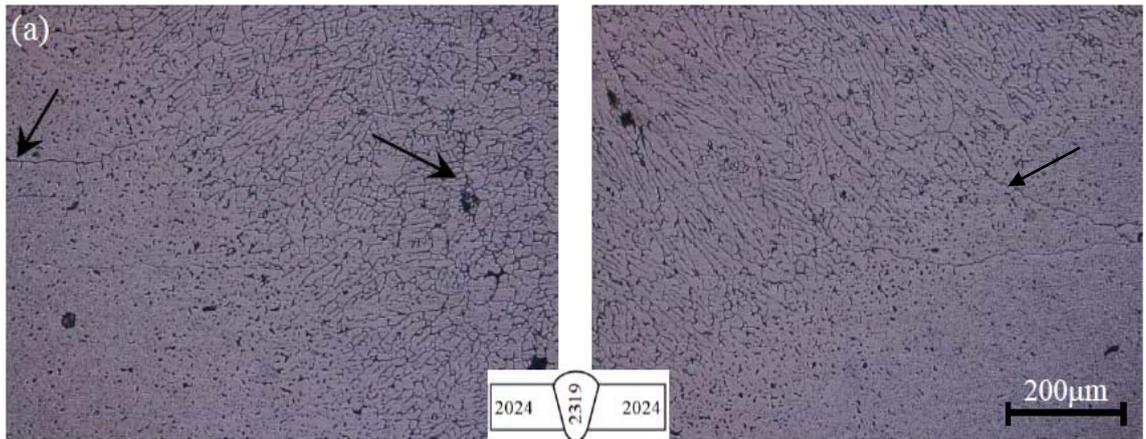


圖 4.4 a 2024/2024-2319-T1 銲接銲後金相顯微組織圖

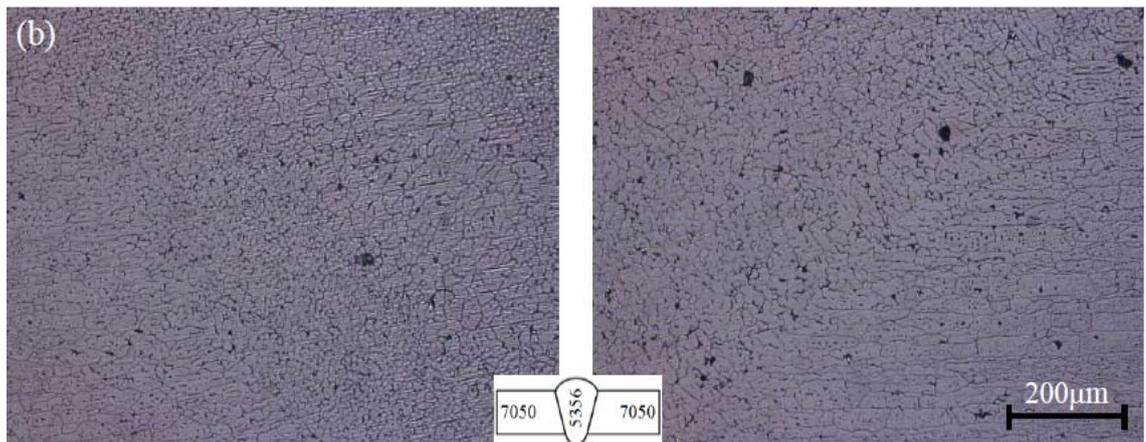


圖 4.4 b 7050/7050-5356-T1 銲接銲後金相顯微組織圖

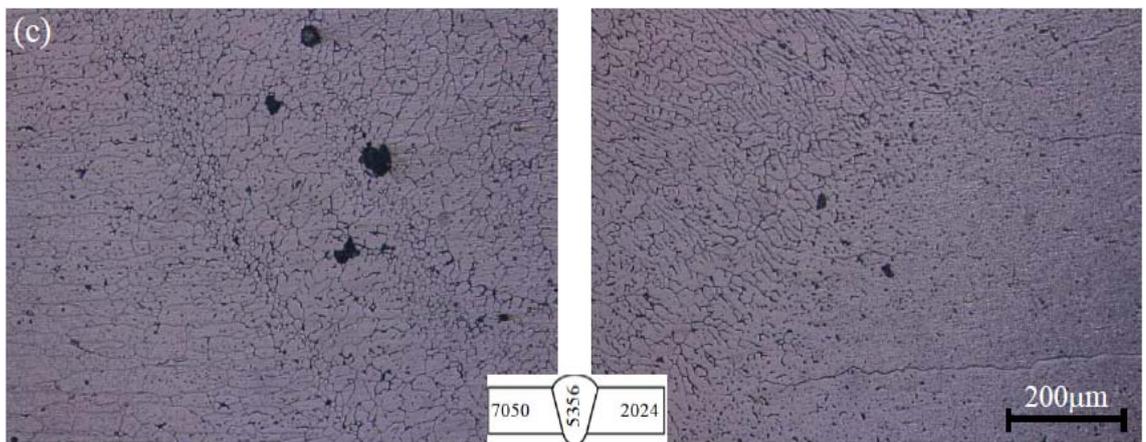


圖 4.4 c 7050/2024-5356-T1 異質銲接銲後金相顯微組織圖

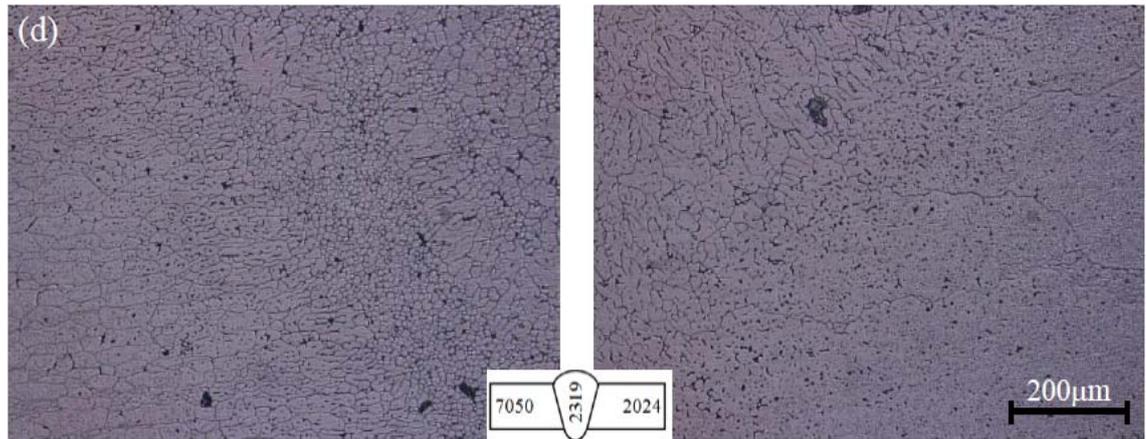


圖 4.4 d 7050/2024-2319-T1 異質銲接銲後金相顯微組織圖

銲件銲接時受到高溫電弧熱融化之鋁合金，經過接合冷卻，其原理類似金屬熔化-凝固之鑄造過程，故其金相組織類似鑄造組織，經固溶處理後會出現飽和固溶體 α_{SSS} ，經淬火可得 GP Zone，以達析出強化之目的，析出物易集中於晶界和晶粒中心處，以提升其機械性質。圖 4.5a 為 A2024/2024 填料 ER2319 的銲件經 493°C 固溶再水淬處理，與圖 4.4a 比較可看到經固溶 T4 處理後出現大量的纖細等軸樹枝狀結構，銲件內部大量分佈經固溶後出現的 Al_2Cu 和 Al_2CuMg 等析出物^[N. Gao]。圖 4.5b 為 7050/7050-5356 銲件經 477°C 固溶處理後之微觀圖，在母材、熱影響區、部分熔融區與熔融區晶粒尺寸受固溶作用增大，且於晶粒內部與晶界上出現大量的黑色細點析出物 $MgZn_2$ ，與圖 4.4b 相比較，層帶狀細小等軸晶消失不復見，轉變成長 150 μm ，寬 50 μm 的長條狀結構。圖 4.5c、4.5d 為 7050/2024 分別以 ER5356 與 ER2319 填料，分別經 477°C 與 493°C 固溶處理。圖 4.5c 顯示在 7050 側部份熔融區顯示夾雜著如圖 4.5b 之粗大化晶粒與部份的樹枝狀結構，其樹枝狀晶粒主要來自於 2024 母材，因銲接熱熔融於熔池間流動所致，銲道內均有部分存在。在 2024 側銲道區，因固溶溫度不及 493°C，故不像圖 4.5a 有大量樹枝狀結構，僅有部份細小樹枝狀結構存在。由圖 4.5d 顯示採用

ER2319 填料且固溶溫度為 493°C，在 2024 側與圖 4.5a 結構相類似，但在 7050 側因受高溫固溶作用產生沿晶破裂情形，熔融線附近之結構為樹枝狀結構與少數的細小等軸晶夾雜存在。

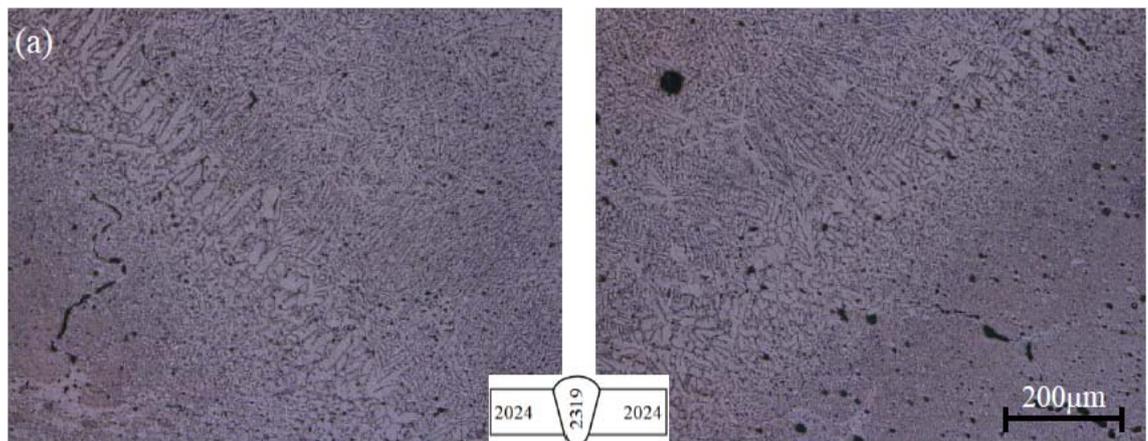


圖 4.5 a 2024/2024-2319-T4 銲接銲後金相顯微組織圖

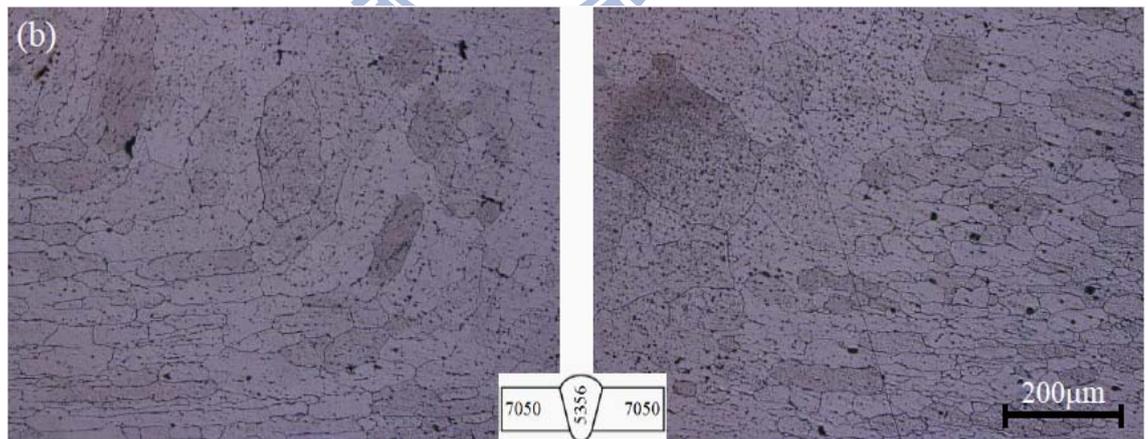


圖 4.5 b 7050/7050-5356-T4 銲接銲後金相顯微組織圖

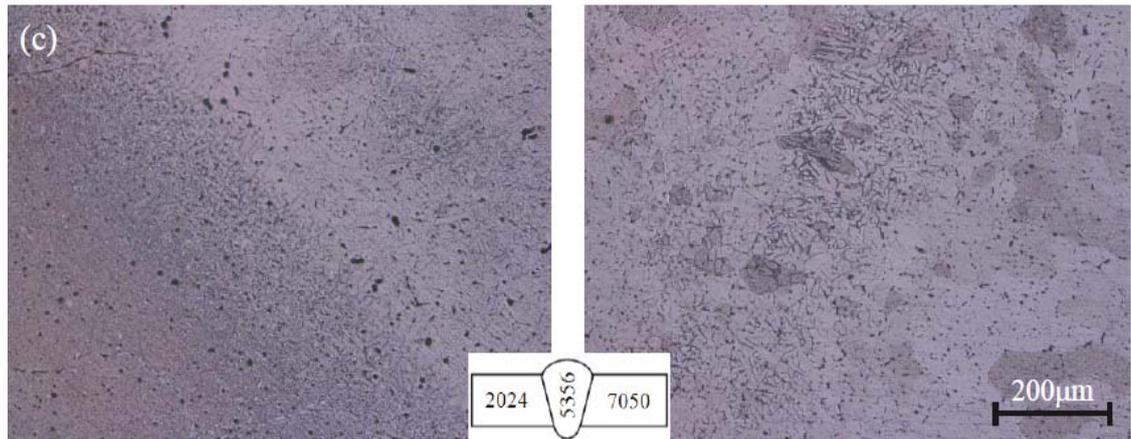


圖 4.5 c 7050/2024-5356-T4 異質銲接銲後金相顯微組織圖

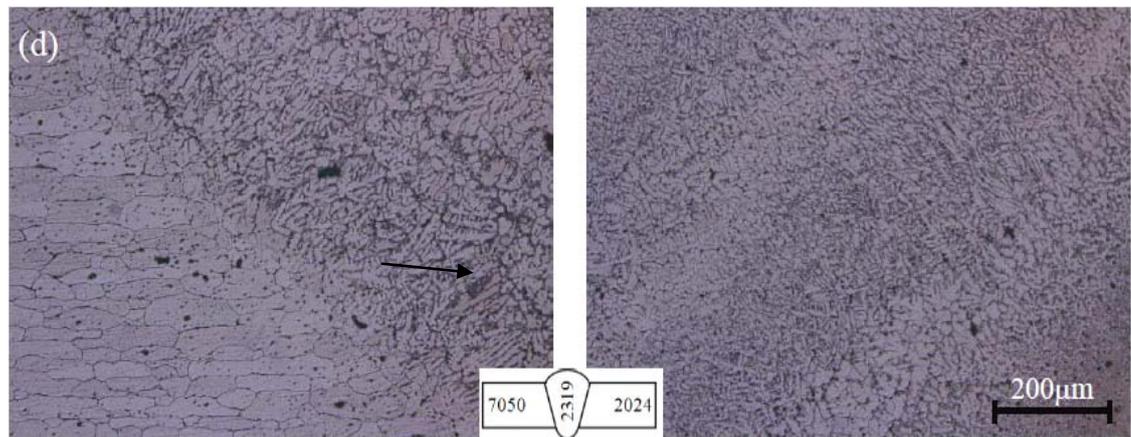


圖 4.5 d 7050/2024-2319-T4 異質銲接銲後金相顯微組織圖

經過固溶再人工時效(T6)後，部分晶粒大幅成長，析出物大量析出，受到擴散作用影響，銲道與母材之界線也略趨模糊。由圖 4.6a 顯示 2024/2024-2319 經過固溶處理再人工時效(191°C-1hr)後，熔融區內密布大量樹枝狀結構，部分熔融區內集中 Al_2Cu 與 Al_2CuMg 析出物。圖 4.6b 顯示 7050/7050-5356 經過固溶處理再人工時效(121°C-1hr)後，銲道之晶粒與熱影響區、母材相似，晶界與晶粒內部分佈 $MgZn_2$ 大析出物，部分熔融區內的層帶狀細小等軸晶(如圖 4.4b)轉變成長約 $150\mu m$ 、寬

約 $100\ \mu\text{m}$ 之橢圓大晶粒，但仍保有其方向性。圖 4.6c 為 2024/7050 異質銲接，在 7075 側因熱處理與 7050/7050-5356 相同，故其熱影響區微結構與圖 4.6b 相同，部分熔融區則有部份等軸晶存在；在 2024 側部分熔融區以纖細樹枝狀結構為主。圖 4.6d 顯示，在 7050 側因受到較高溫的固溶處理，成為過時效組織，在 7050 側熱影響區晶粒排列不像 7050/7050-5356-T6(圖 4.6)整齊且析出物 MgZn_2 也大幅的減少，而在 2024 側則與 2020/2024-2319-T6(圖 4.6a)相似。

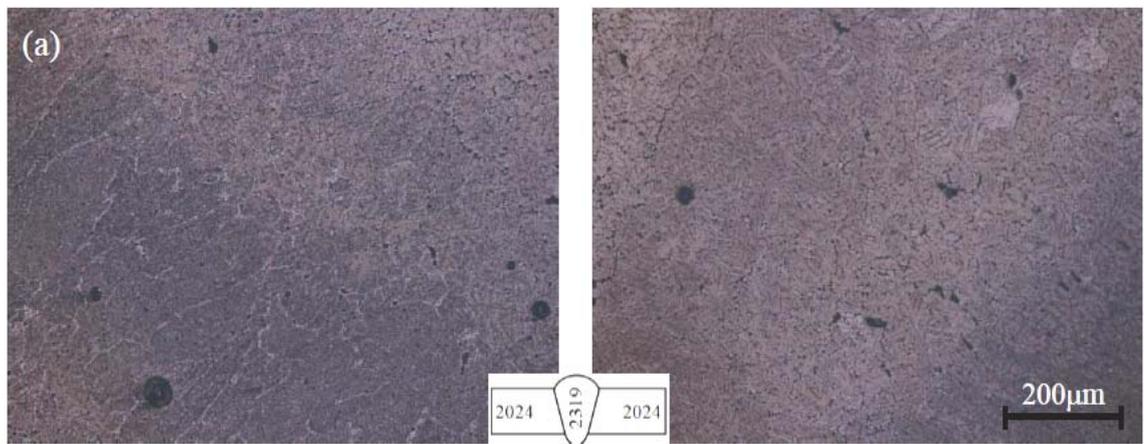


圖 4.6 a 2024/2024-2319-T6 銲接銲後金相顯微組織圖

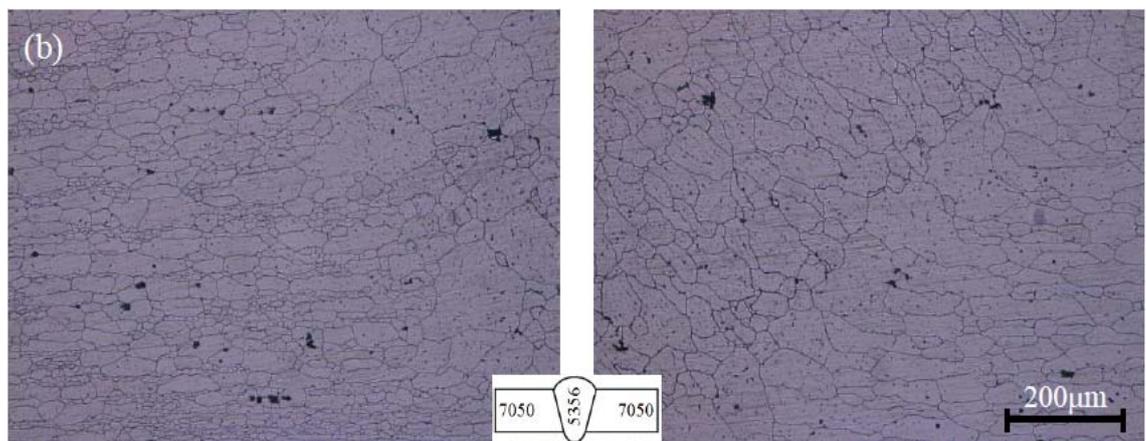


圖 4.6 b 7050/7050-5356-T6 銲接銲後金相顯微組織圖

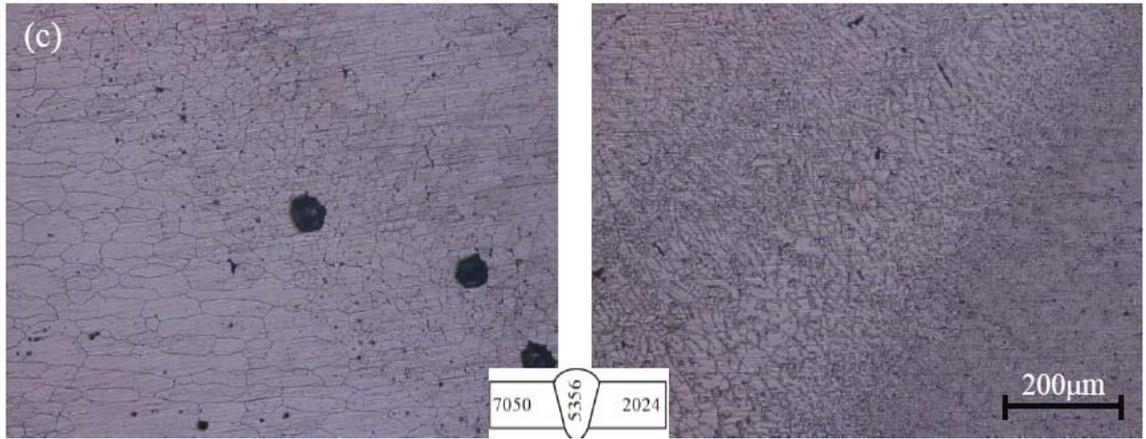


圖 4.6 c 7050/2024-5356-T6 異質銲接銲後金相顯微組織圖



圖 4.6 d 7050/2024-2319-T6 異質銲接銲後金相顯微組織圖

4.3 拉伸強度分析

由圖 4.7 可明顯看出並比較各組異質銲接試片之極限抗拉強度 (UTS)、降伏強度(YS)和伸長率(EL)。比較 T1 自然時效組(A1、B1、C1、D1)與 T4 固溶處理組(A2、B2、C2、D2)，T6 固溶處理+人工時效組(A3、B3、C3、D3)之抗拉強度與降伏強度之值，可發現經 T4 處理，UTS 提升約 50~200MPa，YS 提升約 80MPa，經 T6 處理後，UTS 提升約 20~200MPa，YS 提升約 100~200MPa，顯示固溶處理或再人工時效可提升其熔融區內之機械性能。A2(2024/2024-2319)UTS、YS 及 EL 經過 T4 固溶時效處理後較 T1 自然時效提升 11.1%、25.3%、2.85 倍，UTS、YS 經過 T6 固溶再人工時效處理後較 T1 自然時效提升 4.7%、41%，由金相圖 4.4a、4.5a 與 4.6a，配合破斷面 4.9a 與 4.10a 可發現到微細的樹枝狀結構增多且析出物也增加出現於熔融區，顯示經過固溶或再人工時效可改變其微結構組織增加其銲道內的機械性質。B2(7050/7050-5356)在經過固溶時效處理 T4 後，UTS、YS、EL 較 T1 自然時效 57%、37%及 2.21 倍成長，B3 經過固溶再人工時效 T6 處理後，UTS、YS、EL 較 T1 自然時效 78.5%、58.7%與 8.3%成長，與 7050/7050-5356 微硬度熱處理後在熔融區內分佈相同，配合微結構圖 4.4~4.6b、4.9~10b，銲道內之細小等軸晶逐漸增大，析出物量提升，及窩韌狀組織增加都明顯表現在最大降伏強度、極限強度及伸長率中。C 與 D 分別代表填料 ER5356 與 ER2319 對 2024/7050 的異質銲接，在經過固溶時效處理 T4 後 UTS、YS、EL 對填料 ER5356 以 105%、49.1%、1.85 倍成長，對填料 ER2319 以 41.6%、37.7%、3 倍的成長，經過固溶再人工時效 T6 後 UTS、YS、EL 對填料 ER5356 以 112%、55%、3 倍成長，對填料 ER2319 以 25.8%、38.9%、1.15 倍成長，C 與 D 皆屬於異質銲接，其最大抗拉強度、極限強度與伸長量之差異不大，顯示

銲條內的少數微量元素對銲道的拉伸性質影響並不大。

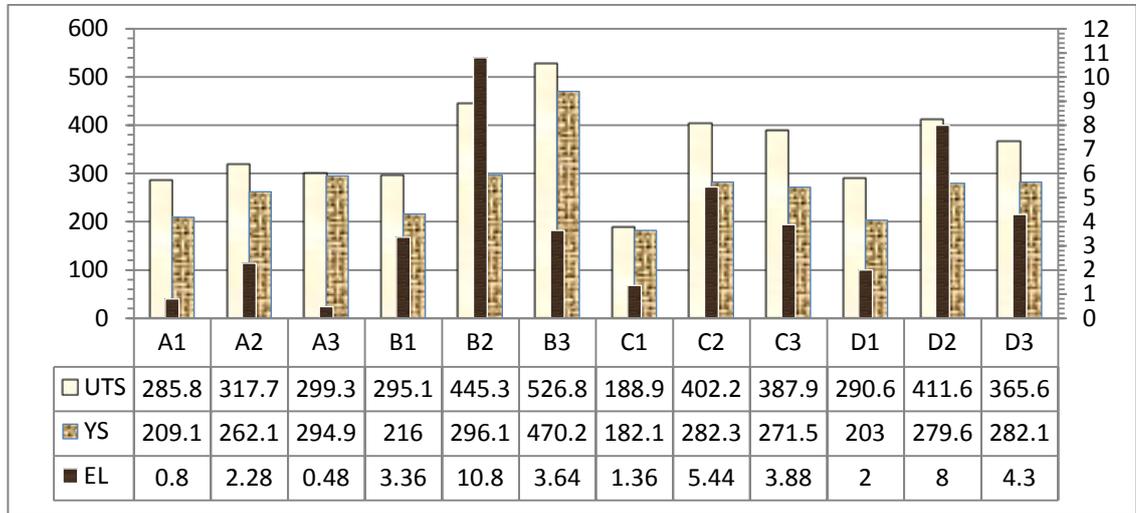


圖 4.7 異質銲接經熱處理後各組試片之拉伸強度與伸長率

A2024-T351 母材之 UTS 為 460MPa，YS 為 324MPa；A7050-T7451 母材之 UTS 為 521MPa，YS 為 465MPa。由表 4.1 可觀察到斷裂處之抗拉強度較母材為低，故其拉伸的破斷面皆位於銲道，顯示其銲接後，銲道部分的抗拉能力較母材及熱影響區來的較低。

僅經過銲接 T1 處理，其最大抗拉強度與極限強度約為原母材之一半強度，經過 T4 的固溶處理，可提升至約為原母材之 70%，經過 T6 固溶再人工時效處理，提升至約為母材之 90%，幾乎回復至母材強度值，搭配其微結構圖以及拉伸破斷微結構圖顯示熱處理後析出物的增加可以提升其銲道之拉伸性質。

對 7050/7050-5356 而言，由於 7050 內含有較多的鋅鎂元素，鋅鎂析出物在經過固溶或再時效處理後，大量分佈於熔融區內，由圖 4.7 可看到 B1~B3 之 UTS、YS 和 EL 均可獲得大幅提升，達到與母材相當之強度。

表 4.1 2024/7050 異質銲接銲後拉伸強度與母材比較

熱處理狀態		T1	T4	T6
2024/2024-2319	UTS(MPa)	285.79	317.73	299.325
	與 2024 母材相較	62.1%	69.0%	65.0%
	YS(MPa)	209.05	262.12	294.92
	與 2024 母材相較	64.5%	80.9%	91.0%
7050/7050-5356	UTS(MPa)	295.07	445.32	526.78
	與 7050 母材相較	46.4%	63.6%	101.1%
	YS(MPa)	216	296.05	470.19
	與 7050 母材相較	46.4%	63.6%	101.1%
2024/7050-5356	UTS(MPa)	188.87	402.23	387.88
	與 7050 母材相較	36.2%	77.2%	74.4%
	與 2024 母材相較	41.0%	87.4%	84.3%
	YS(MPa)	182.09	282.25	271.25
	與 7050 母材相較	39.1%	60.6%	58.3%
	與 2024 母材相較	56.2%	87.1%	83.7%
2024/7050-2319	UTS(MPa)	290.6	411.56	365.602
	與 7050 母材相較	55.7%	78.9%	70.1%
	與 2024 母材相較	63.1%	89.4%	79.4%
	YS(MPa)	203	279.57	288.133
	與 7050 母材相較	43.6%	60.1%	60.6%
	與 2024 母材相較	62.6%	86.2%	87.0%



4.4 破斷面SEM分析

圖 4.8、圖 4.9 與圖 4.10 為各類鋁件拉伸試片破斷面在 1000 倍率的 SEM 下觀察。由圖 4.8a~d 可看到鋁接後鋁件經自然時效後(T1)存在的破斷面顯微組織都由許多大小不一的韌窩狀組織(dimples)及孔洞(micro-voids)所組合而成，因為鋁後自然時效無法改善鋁道偏析情形。故可判斷鋁合金異質鋁接未經熱處理之鋁件破斷面為典型的延性破壞。在圖 4.8a 2024/2024-2319 中箭頭指向處可看到熱裂縫存在，從圖 4.4a 金相微結構中也可看到在熱影響區內有其熱裂縫的存在。

經固溶時效處理後，高溫存在的固溶體會存留至常溫。由圖 4.5 可看到大量的粗大析出物分別散佈於晶粒及晶界上。固溶元素能充分融入基地內，使其組織大部分由少數大窩狀及許多小窩狀所組成。由圖 4.9 a~d 顯示拉伸破斷面其組織之表面散佈許多析出物顆粒(黑色箭頭處)，表示其析出物分佈於晶粒表面並顯著地提升機械性質，破斷型式仍屬於延性破壞斷裂。經固溶處理再人工時效處理後，由圖 4.10 a~d 顯示，部份的破斷面為凹窩狀組織，但部分破斷區域轉為脆性破斷面，整體破斷型式有轉趨偏向以脆性破壞型式呈現。

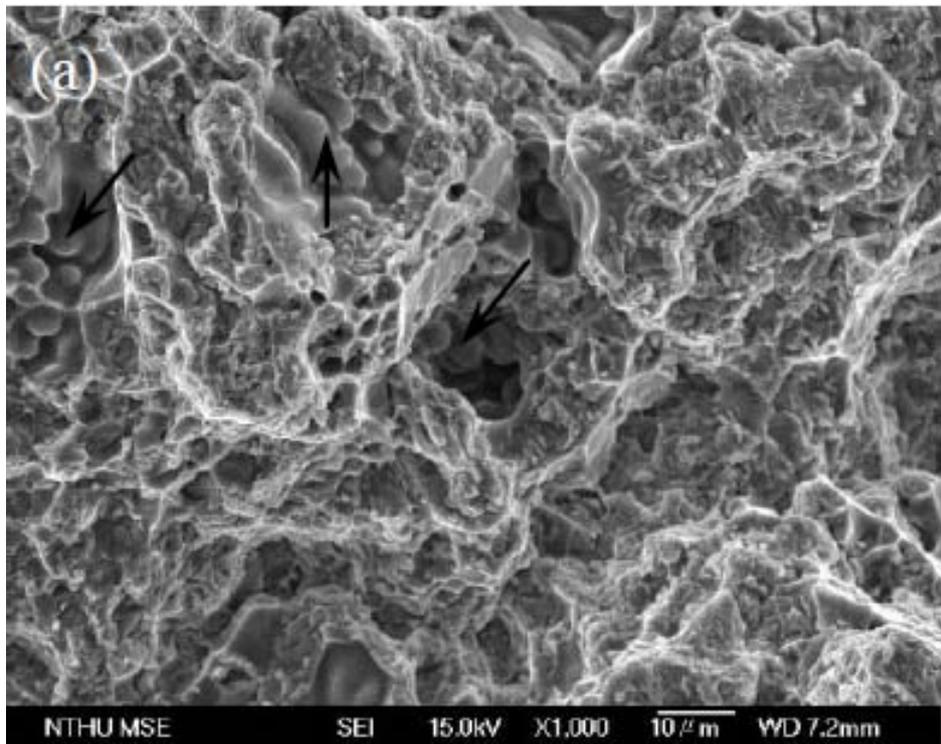


圖 4.8 a 2024/2024-2319 鋁接 T1 處理之拉伸破斷面

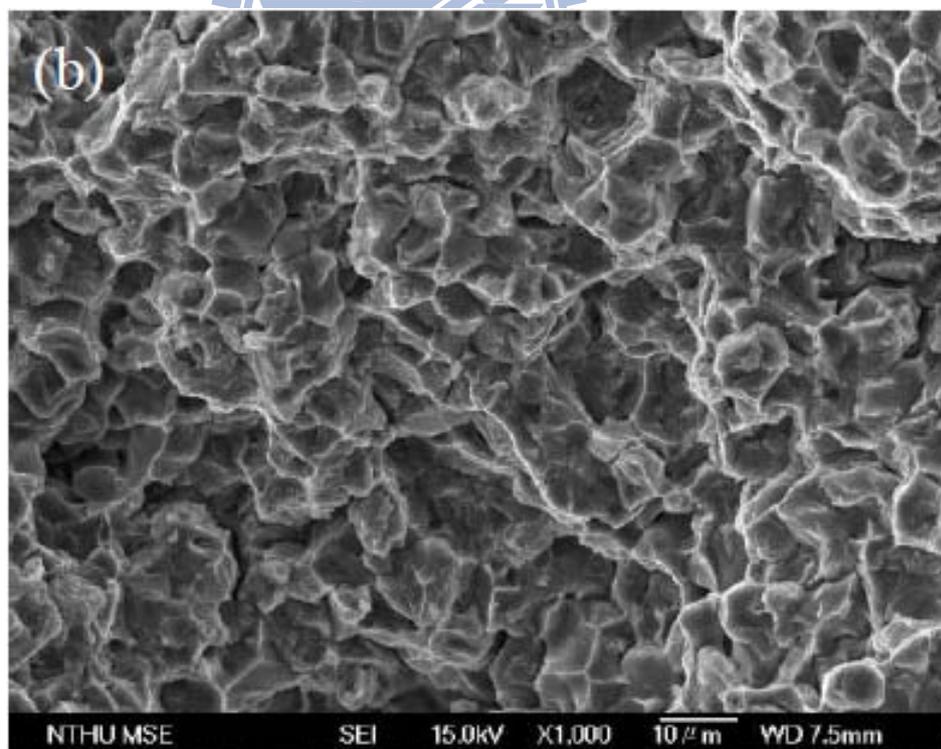


圖 4.8 b 7050/7050-5356 鋁接 T1 處理之拉伸破斷面

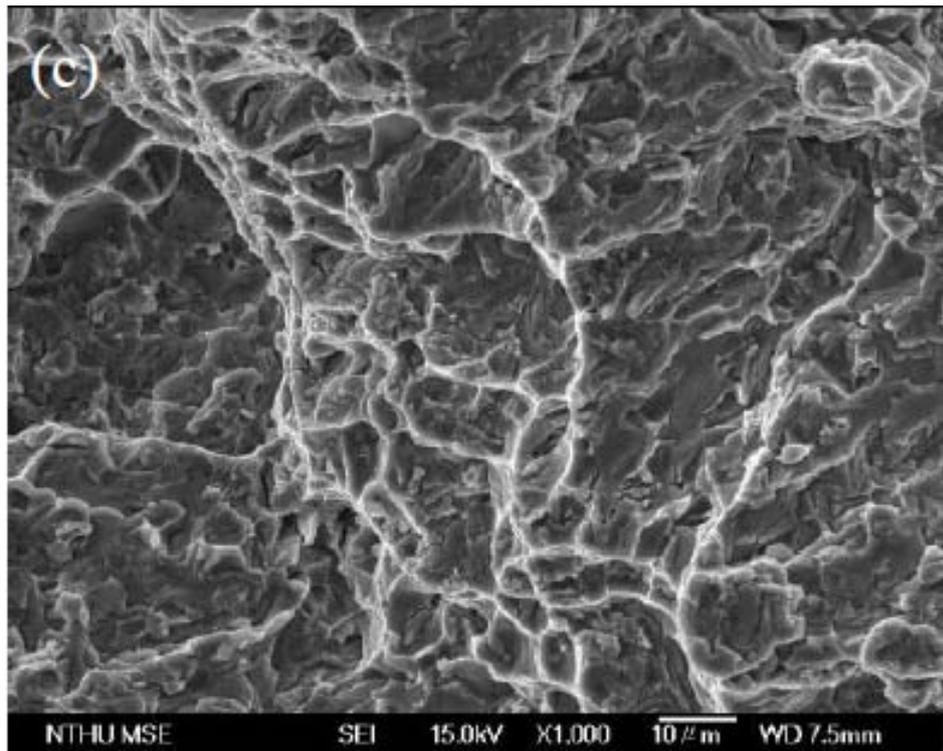


圖 4.8 c 7050/2024-5356 異質銲接 T1 處理之拉伸破斷面

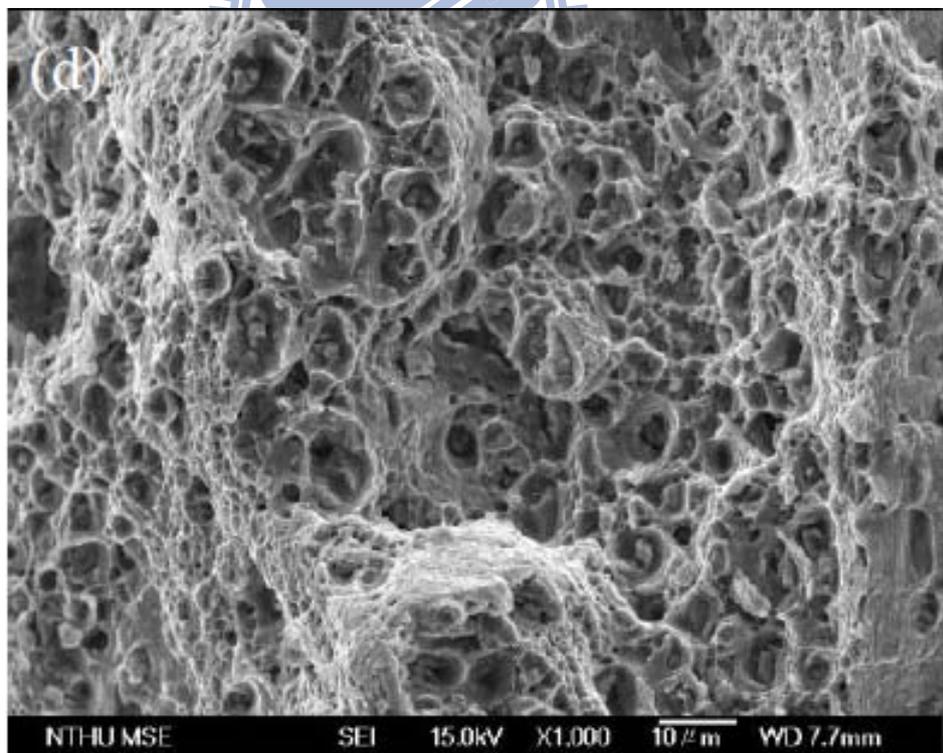


圖 4.8 d 7050/2024-2319 異質銲接 T1 處理之拉伸破斷面

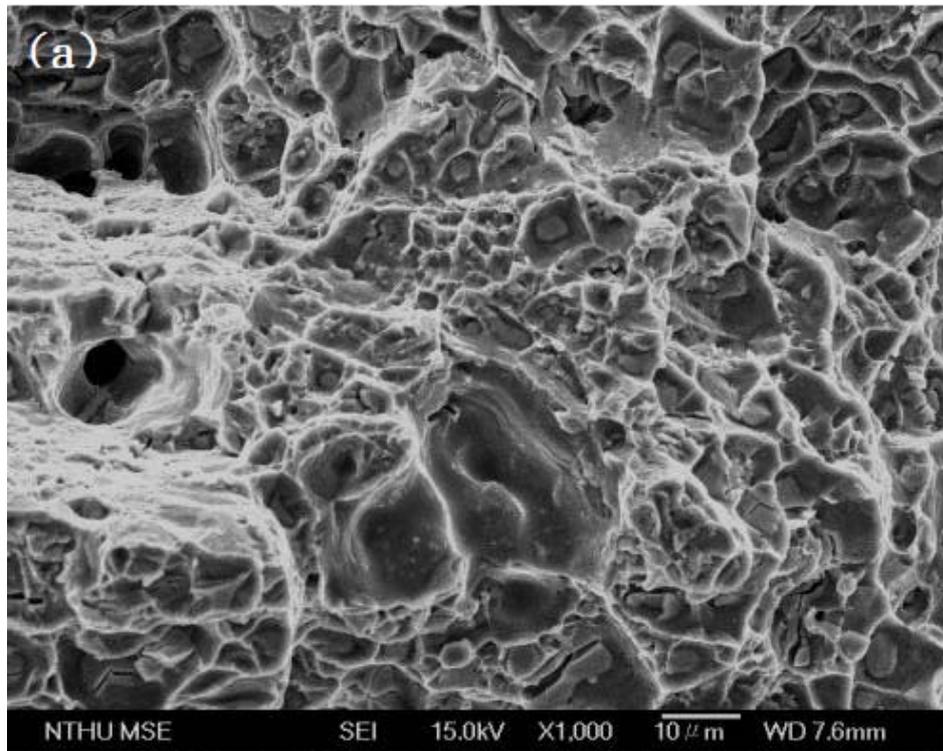


圖 4.9 a 2024/2024-2319 銲接 T4 處理之拉伸破斷面

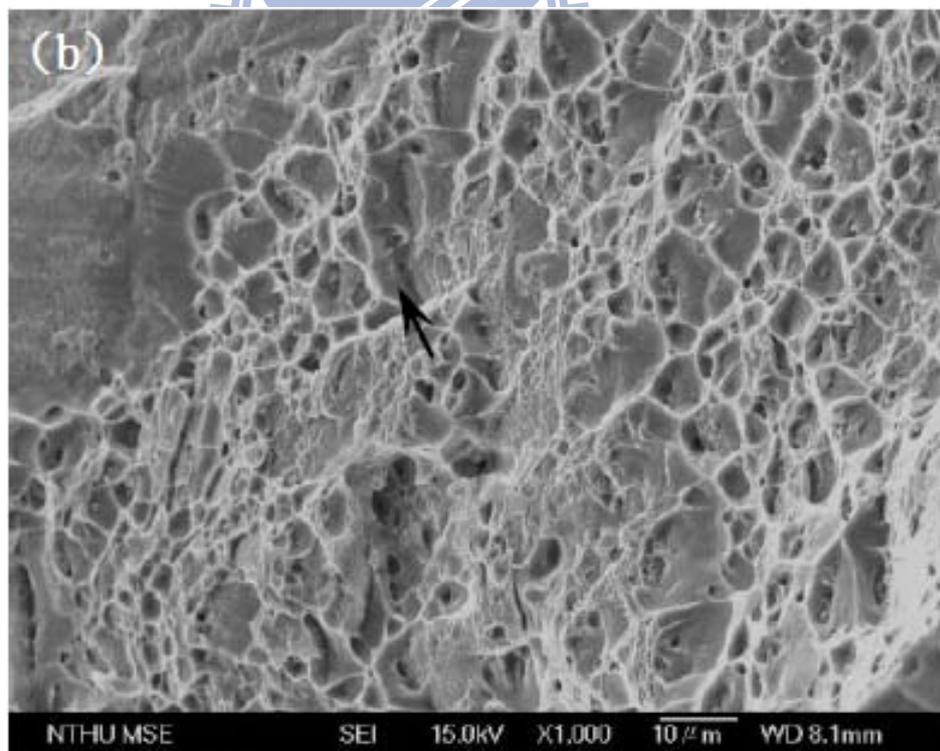


圖 4.9 b 7050/7050-5356 銲接 T4 處理之拉伸破斷面

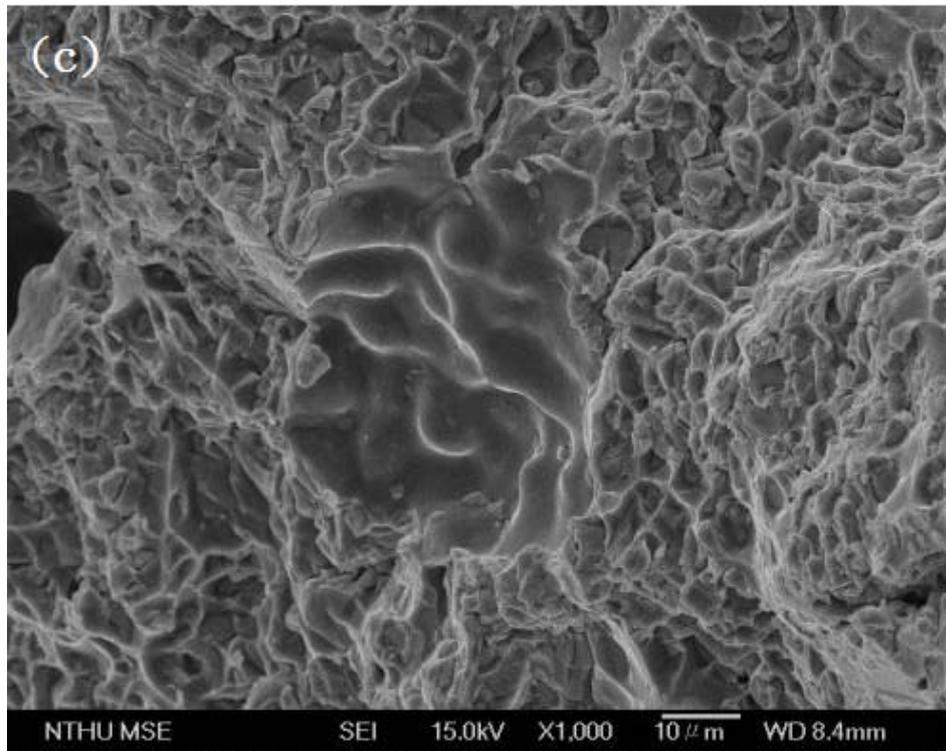


圖 4.9 c 7050/2024-5356 異質銲接 T4 處理之拉伸破斷面

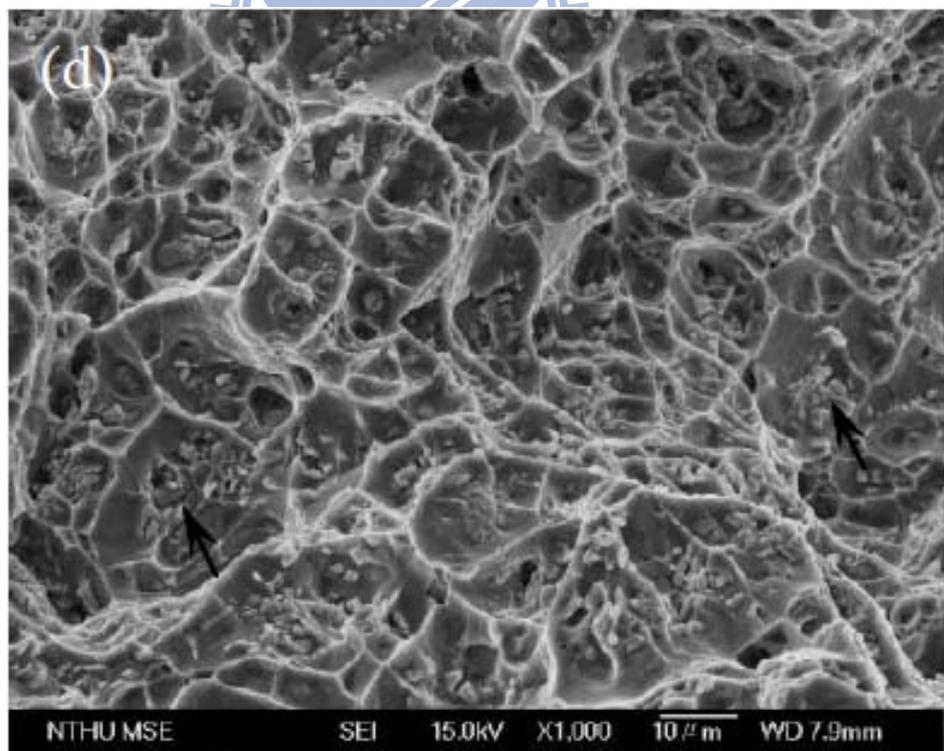


圖 4.9 d 7050/2024-2319 異質銲接 T4 處理之拉伸破斷面

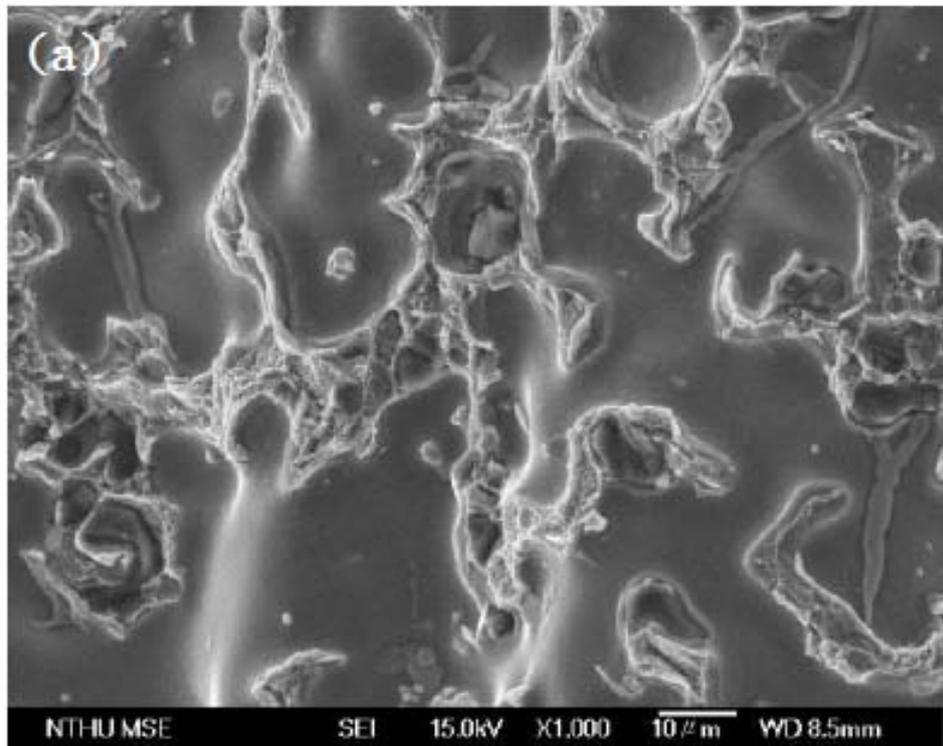


圖 4.10 a 2024/2024-2319 銲接 T6 處理之拉伸破斷面

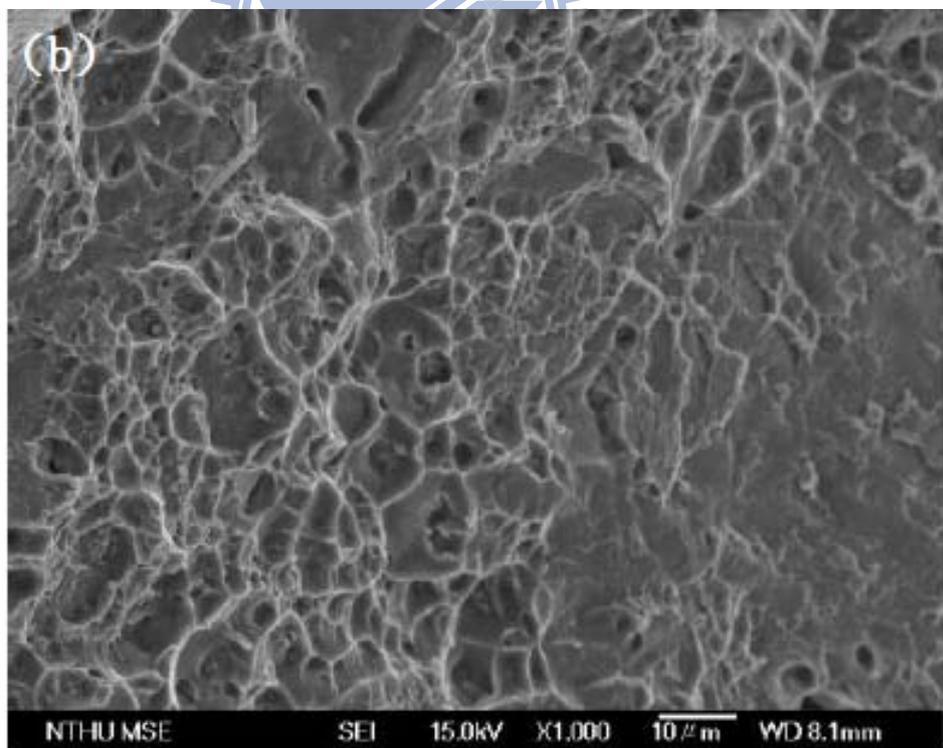


圖 4.10 b 7050/7050-5356 銲接 T6 處理之拉伸破斷面

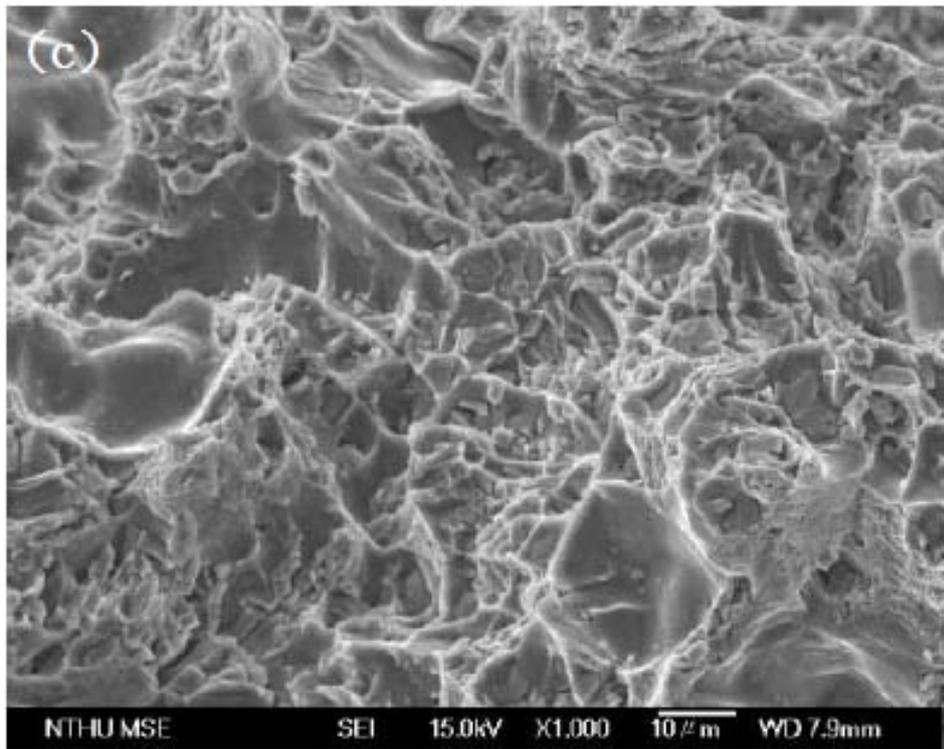


圖 4.10 c 7050/2024-5356 異質銲接 T6 處理之拉伸破斷面

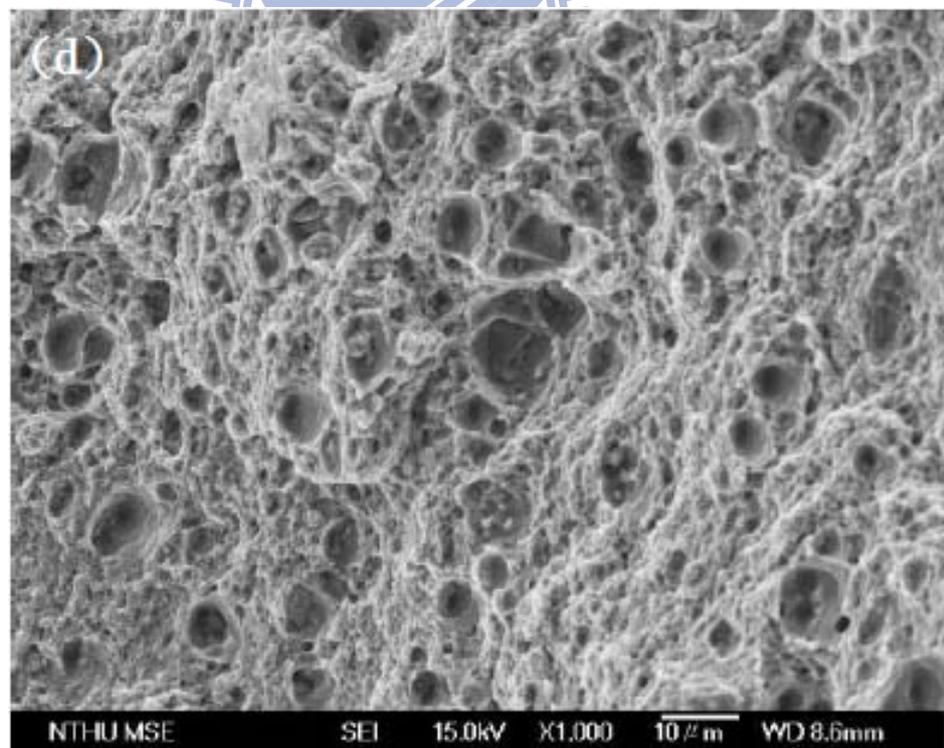


圖 4.10 d 7050/2024-2319 異質銲接 T6 處理之拉伸破斷面

第五章 結論

本研究之目的主要探討不同的填料 ER5356 及 ER2319 對鋁合金 A2024 與 A7050 的異質銲接差異，並討論經由不同的熱處理後分別對其微硬度、微結構表現、拉伸強度及 SEM 分析探討其機械性質。由第四章之實驗結果與討論，可獲得以下的結論：

1. 2024 母材微硬度為 130Hv，7050 母材微硬度為 160Hv，T1 與 T4 處理後銲道內微硬度平均值分佈如下，7050/7050-5356 > 7050/2024-5356 > 7050/2024-2319 > 2024/2024-2319。
2. 經過 T6 固溶再人工時效後，其銲道之微硬度平均值分佈如下 7050/2024-5356 > 7050/7050-5356 > 7050/2024-2319 > 2024/2024-2319，其中以 7050/2024-5356 之熱影響區為 185Hv 最高硬度值。
3. 銲後 T1 處理之微結構，近熔融線附近 2024/2024-2319 呈現樹枝狀結構，7050/7050-5356 為層狀等軸晶夾雜柱狀晶組織，7050/2024 對接分別採用 ER5356 與 ER2319 填料之銲後銲道結構，在 7050 側的部份融熔區附近出現帶狀細小等軸晶。
4. 銲後經 T4 處理之微結構，2024/2024-2319 近熔融線附近有大量纖細等軸樹枝狀結構，並於熱影響區晶界與晶粒內部處有 Al_2Cu 析出物析出。7050/7050-5356 於晶粒內部與晶界上出現大量的黑色細點析出物 $MgZn_2$ ，層帶狀細小等軸晶轉變成為長條狀結構。7050/2024-5356 銲道內微粗大化晶粒與部份的樹枝狀結構。7050/2024-2319，7050 側因受高溫固溶作用產生沿晶破裂情形。
5. 銲後經 T6 處理之微結構，2024/2024-2319 熔融區內密布大量樹枝狀結構，部分熔融區內的 Al_2Cu 與 Al_2CuMg 析出物。7050/7050-5356 在晶界與晶粒內部分佈細小的 $MgZn_2$ 析出物，部分熔融區內的層帶狀細小等軸晶轉變成為橢圓大晶粒。2024/7050-5356 部分熔融區在

7050 側為部份等軸晶存在； 2024 側為纖細樹枝狀結構。
7050/2024-2319 在 7050 側因過時效造成晶粒排列不齊且析出物減少。

6. 拉伸強度中，經過 T4 與 T6 熱處理後 UTS、YS 值均大幅提升，顯示固溶處理或再人工時效可提升其熔融區內之機械性能。
7. 由於銲後銲道拉伸強度較母材低，因此斷裂處均發生在銲道，顯示其銲道機械性值較母材及熱影響區來的低。
8. 在破斷面組織觀察上，T1 狀態之破斷面為凹窩狀組織屬延性破壞；當銲件經固溶時效處理(T4)，大量析出物出現於破斷表面，仍屬於延性破斷面。在固溶再人工時效(T6)，大部分區域為脆性破斷面，整體有轉趨向為脆性破壞。



第六章 參考文獻

1. 齊育金，”世界鋁(合金)材料之需求趨勢及其主要應用之展望，鑛冶”，3，民87年。
2. 呂明賢、王文梁，”銲接產業概況”，金工雙月刊，26卷3期，民國81年5月，pp. 30-39。
3. 盧仲湘，”高強度鋁合金之銲接熱裂研究”，國立交通大學機械工程研究所碩士論文，1989年。
4. 洪耀宏，”鋁合金 2219 與 5083 之銲接熱裂研究”，國立台灣師範大學工業教育學系碩士論文，2003 年。
5. 姜志華編著，”鋁合金電弧銲接及硬軟銲應用技術”，台北：徐氏基金，3-212，民84年。
6. Mazzolani, F. M. (1985). Aluminum alloy structures, Boston: Pitman Publishing Inc.
7. Donald R. Askeland (1994). The Science and Engineering of Materials. PWS Publishing Company. pp.335-370.
8. 劉信男編著，TIG銲接實務與電阻點銲技術，全華，民80年。
9. 呂璞石、黃振賢，”金屬材料”，文京圖書有限公司，1986年。
10. 賴耿陽，“非鐵金屬材料”，復漢出版社，台北，民國71年。
11. ASM (1985). Metals Handbook, 9th Ed. Vol.6, Welding, Brazing and Soldering .
12. Cary, H. B. (1994). Modern welding technology. 3rd Ed. Englewood Cliff, New Jersey, Prentice-Hall Inc.
13. Albert, D (1993), Aluminum alloys in arc welded construction. Welding in the world, Vol.32 .
14. 陳皇鈞譯，”材料工程與科學”，台北，曉園，民75年。

15. W. A. Baselack, J. C. Lippold and W. F. Savage(1979).Unmixed Zone Formation in Austenitic Stainless Steel Weldments. Welding Journal. Vol.58. No.6. pp.169.
16. 陳石法、蔡希杰等編，”機械材料”，高立，民國79年。
17. 中華民國銲接協會，”銲接工程管理基礎課程”，民國86年。
18. H. W. Kerr and M. Kato(1987). Investigation of Heat-Affected Zone Cracking of GMA Welds of Al-Mg-Si Alloys Using the Varestreint Test. Welding Journal. Vol.66. No.9.
19. Kou, Sindo(1987). Welding metallurgy. NewYork : John Wiley and Sons.
20. William H Cubberly(1993). ASM Handbook,American Society for Metal. Vol.6. pp.528-536,722-739.
21. C. E. Cross, W. T. Tack, L. W. Loechel, and L. S. Kramer(1990).Aluminum Weldability and Hot Tearing Theory. Weldability of Materials. AMS. Materials, Park, Ohio.
22. 王文樑，”鋁合金之銲接”，金工第21卷第2期，民76年3月。
23. H. T. Kim, S.W.Nam and S.H. Hwang(1996). Study on the solidification cracking behaviour of high strength aluminum alloy welds-effect of alloying elements and solidification behaviours. J. Mater. Sci. 31,3. Chapman & Hall Ltd.
24. J. J. Pepe and W. F. Savage(1970. The Weld Heat-Affected Zone of the 18Ni Maraging Steels. Welding Journal. Vol.49. No.12.
25. 姜志華、蔡金鋒，”銲接冶金概論”，徐氏基金會，68-71，民76年。
26. J. R. Davis(1993). Aluminum and aluminum Alloys-ASM Specialty Handbook. ASM International.
27. 王振欽，”銲接學”，登文書局，民76年9月。
28. 洪偉仁，”鋁合金銲接特性與惰性氣體遮護電弧銲接技術”，技術

與訓練，3，53-54，民87年。

29. P. A. Kammer, K. Masubuchi and R. E. Monroe (1964). Cracking in high-strength steel weldments. A critical review. DIMC report 197.
30. R. F. Ashton, R. P. Wesley and C. R. Dixon(1975). The Effect of Porosity on 5086-H116 Aluminum Alloy Weld. *Welding Journal*. 95-98.
31. 廖紹延，”可攜式氫燃料電池儲氫氣瓶之設計與實作”，國立交通大學機械工程研究所碩士論文，2010年。
32. 周長彬、蔡丕椿、郭央謙編著，”銲接學”，台北：全華書局，民88年。
33. 黃振賢，”金屬熱處理”，台北：文京圖書，1998年。
34. ASM(1990). *Metals Handbook*. 10 th Ed. Vol.4. Heat Treating.
35. C. R. Barrett, W. D. Nix and A. S. Tetelman(1973). *The principles of Engineering Materials*. Prentice-Hall Inc.
36. K. Hirano. R. P. Agarwala and M. Cohen(1962). *Acta Metallurgica*. Vol.10. pp.857-863.
37. D. Altenpohl(1961). *Aluminum*. Vol.37. pp.401-411.
38. L. F. Modolfo(1976). *Aluminum alloys: structure and properties*. London:Butterworth.
39. S. C. Wang, M. J. Starink, N. Gao(2006). precipitation hardening in Al-Cu-Mg alloys revisited. *Scripta Materialia*. Vol.54. pp.287-291.
40. S. C. Wang, M. J. Starink(2005). *Int. Mater. Rev.* Vol.50. pp.193.
41. J. J. Thompson, E. S. Tankins and V. S. Agarwala(1987). A Heat Treatment for Reducing Corrosion and Stress Corrosion Cracking Susceptibilities in 7XXX Aluminum Alloys. *Materials Performance*. Vol.26. pp.45-52.
42. 陳冠佑，”沃斯田鐵系不銹鋼經電子束銲接與電弧銲的冶金微纖構與機械性質分析”，國立中山大學材料科學研究所碩士論文，2001

年。

43. S. Kou(2003). *Welding Metallurgy*. 2nd ed. John Wiley & Sons.
44. Hinnick, William H(1992). *Gas tungsten arc welding handbook*. South Holland. III. : Goodheart-Willcox Co.
45. H. B. Cary(1994). *Modern Welding Technology*. 3rd ed. Prentice-Hall. Englewood Cliffs.
46. 董基良，*鐸接學*，三民書局股份有限公司，台北市，民國七十七年8月。
47. O. E. Ostrovskii(1977). The Effect of Activating Fluxes on the Penetration Capability of the Welding Arc and the Energy Concentration in the Anode Spot. *Welding Production* (English translation of Svarochnoe Proizvodstvo). No.3. pp.3-4.
48. A. Gutierrez, J. C. Lippold, W. Lin(1996). *Mater. Sci. Forum* 217–222. pp.1691–1696.
49. G. M. Reddy, A. A. Gokhale, K. Prasad Rao (1997). Weld microstructure refinement in a 1441 grade Al–Li alloy. *J. Mater. Sci.* 32. pp.4117–4126.