

國立交通大學

工學院精密與自動化工程學程

碩士論文



A7075/A7050 高強度鋁合金異質銲接與銲後熱
處理之微觀組織與機械性質之研究

The study of microstructure and mechanical properties on the
dissimilar welding and post-weld heat treatment with A7075 /
A7050 high strength aluminum alloys

研 究 生：林宜勳

指 導 教 授：周長彬 教授

中 華 民 國 一 百 零 一 年 九 月

A7075/A7050 高強度鋁合金異質銲接與銲後熱

處理之微觀組織與機械性質之研究

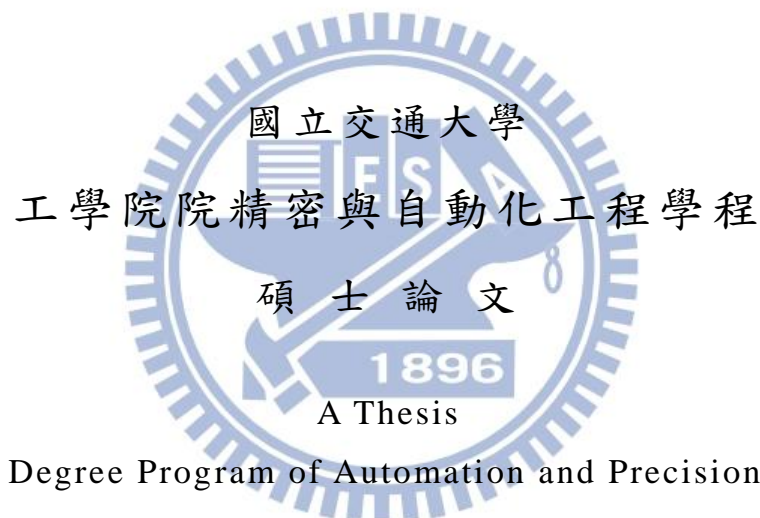
The study of microstructure and mechanical properties on the
dissimilar welding and post-weld heat treatment with A7075 /
A7050 high strength aluminum alloys

研 究 生：林宜勳

Student：I-Shin Lin

指 導 教 授：周長彬

Advisor：Chang-Pin Chou



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

September 2012

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國 101 年 9 月

A7075/A7050 高強度鋁合金異質銲接與銲後熱處理之微觀組織與機械性質之研究

學生：林宜勳

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 碩士班

摘要

本研究對航空結構元件材料，A7075 與 A7050 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 ER5183 與 ER5356 與 ER5556 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。並期望將此研究提供於航空元件參考，以達到其輕量化及高強度等目的。

由金相實驗顯示，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。銲件經熱處理後，由拉伸強度以及微硬度實驗中得知 T6 熱處理後的 UTS、YS 值均大幅提升，顯示固溶處理再人工時效可提升其熔融區內之機械性能。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。

關鍵詞：高強度鋁合金、熱處理、銲接、熱裂

The study of microstructure and mechanical properties on the dissimilar welding and post-weld heat treatment with A7075 / A7050 high strength aluminum alloys

Student : I-Shin Lin

Advisor : Chang-Pin Chou

Degree program of Automation and Precision Engineering
College of Engineering
National Chiao Tung University

ABSTRACT

The article was investigated on the A7050 and A7075 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 ER5183 and ER5356 and ER5556. 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.

誌 謝

本研究論文之完成，特別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，讓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以及敬意！

研究期間，感謝同步輻射研究中心張進春博士細心指導，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，在論文撰寫的指導。

同時感謝生育與教養的父母，感謝你們多年來無私的教誨與關懷。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 | I |
| ABSTRACT | II |
| 誌 謝 | III |
| 目 錄 | IV |
| 圖目錄 | VI |
| 表目錄 | VIII |
| 第一章 緒論 | 1 |
| 1.1 研究背景與動機 | 1 |
| 1.2 研究目的 | 2 |
| 第二章 文獻探討 | 4 |
| 2.1 A7075 /A7050 鋁合金析出機制之分析 | 4 |
| 2.2 A7XXX 系列強化機制 | 5 |
| 2.3 熱處理對高強度鋁合金性能的影響 | 6 |
| 2.3.1 固溶處理 | 6 |
| 2.3.2 淬火處理 | 7 |
| 2.3.3 時效處理 | 7 |
| 2.4 銲後熱處理對熱影響區的影響 | 8 |
| 2.5 銲接缺陷 | 9 |
| 2.5.1 氣孔(Porosity)的生成 | 9 |
| 2.5.2 氣孔的防治 | 13 |
| 2.5.3 Cracking | 14 |
| 2.6 鋁合金銲接熱裂縫 | 14 |
| 2.7 溫度與銲件之冶金關係 | 17 |
| 2.8 鋁合金銲條合金成份之影響 | 19 |
| 2.9 TIG 銲接原理及設備 | 20 |
| 第三章 實驗流程規劃 | 31 |
| 3.1 計畫及流程 | 31 |
| 3.2 實驗材料 | 32 |
| 3.3 銲前清洗 | 32 |
| 3.4 銲接設備 | 32 |

| | |
|---------------------------|----|
| 3.5 拉伸試驗 | 35 |
| 3.6 微硬度試驗..... | 37 |
| 3.7 顯微組織觀察及分析 | 38 |
| 3.8 掃描式電子顯微鏡(SEM)觀察 | 41 |
| 第四章 實驗結果與討論 | 42 |
| 4.1 拉伸強度分析 | 42 |
| 4.2 微硬度試驗..... | 44 |
| 4.3 金相組織分析 | 51 |
| 4.4 破斷面 SEM 分析 | 57 |
| 第五章 結論 | 64 |
| 參考文獻 | 65 |



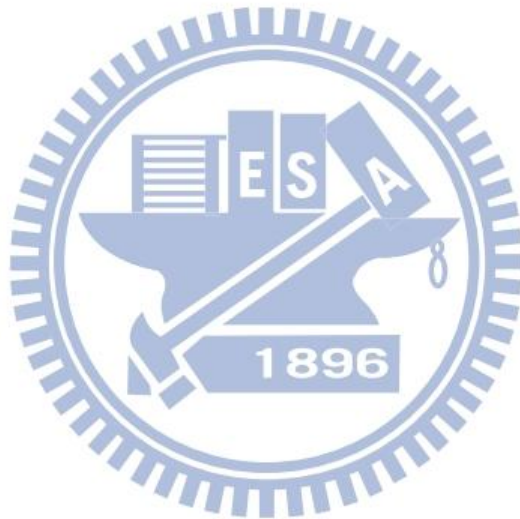
圖目錄

| | |
|--|----|
| 圖 2- 1 不同溫度下氫在純鋁之溶解度變化 [2] | 10 |
| 圖 2- 2 GMAW 銲接過程之氫氣來源 [5] | 11 |
| 圖 2- 3 氣孔的生成與露點溫度之關係 [6] | 12 |
| 圖 2- 4 銲道氣孔對機械性質的影響 [7] | 13 |
| 圖 2- 5 析出物析出理論示意圖 [8] | 15 |
| 圖 2- 6 鋁合金熱裂敏感性與合金成份的關係 [9, 10] | 16 |
| 圖 2- 7 銲件受銲接溫度影響之區域組織分佈 [11] | 17 |
| 圖 2- 8 軟鋼銲接銲道之瞬間溫度分佈 [11] | 18 |
| 圖 2- 9 銲接銲道之熱循環曲線圖 [11] | 18 |
| 圖 3- 1 實驗流程圖 | 31 |
| 圖 3- 2 惰氣鎢極電弧銲接設備 | 33 |
| 圖 3- 3 對接銲示意圖 | 33 |
| 圖 3- 4 銲接後正背面外觀圖 | 34 |
| 圖 3- 5 試片銲道取樣示意圖 | 35 |
| 圖 3- 6 拉伸試片尺寸規格 (單位 : mm) | 35 |
| 圖 3- 7 拉伸試驗機 MTS810 Material Test System | 36 |
| 圖 3- 8 試片挾持方式 | 36 |
| 圖 3- 9 Matsuzawa MHT-1 微硬度試驗機 | 37 |
| 圖 3- 10 硬度量測位置示意圖 | 37 |
| 圖 3- 11 冷鑲埋法流程示意圖 | 38 |
| 圖 3- 12 研磨機 MATASERV2000 | 39 |
| 圖 3- 13 拋光機 Jean Wiriz PHOENIX | 39 |
| 圖 3- 14 光學顯微鏡 ZEISS Axioskop | 40 |
| 圖 3- 15 金相試片之製作觀察流程圖 | 40 |
| 圖 3- 16 掃描式電子顯微鏡 | 41 |
| 圖 4- 1 a 7050/7075-5183-T1 異質銲接銲後微硬度曲線圖 | 45 |
| 圖 4- 1 b 7050/7075-5356-T1 異質銲接銲後微硬度曲線圖 | 45 |
| 圖 4- 1 c 7050/7075-5556-T1 異質銲接銲後微硬度曲線圖 | 46 |
| 圖 4- 2 a 7050/7075-5183-T4 異質銲接銲後微硬度曲線圖 | 47 |
| 圖 4- 2 b 7050/7075-5356-T4 異質銲接銲後微硬度曲線圖 | 47 |

| | | | | |
|---------|-------------------|----------------|-------|----|
| 圖 4-2 c | 7050/7075-5556-T4 | 異質銲接銲後微硬度曲線圖 | | 48 |
| 圖 4-3 a | 7050/7075-5183-T6 | 異質銲接銲後微硬度曲線圖 | | 49 |
| 圖 4-3 b | 7050/7075-5356-T6 | 異質銲接銲後微硬度曲線圖 | | 50 |
| 圖 4-3 c | 7050/7075-5556-T6 | 異質銲接銲後微硬度曲線圖 | | 50 |
| 圖 4-4 a | 7050/7075-5183-T1 | 銲接銲後金相顯微組織圖 | | 52 |
| 圖 4-4 b | 7050/7075-5356-T1 | 銲接銲後金相顯微組織圖 | | 52 |
| 圖 4-4 c | 7050/7075-5556-T1 | 銲接銲後金相顯微組織圖 | | 52 |
| 圖 4-5 a | 7050/7075-5183-T4 | 銲接銲後金相顯微組織圖 | | 54 |
| 圖 4-5 b | 7050/7075-5356-T4 | 銲接銲後金相顯微組織圖 | | 54 |
| 圖 4-5 c | 7050/7075-5556-T4 | 銲接銲後金相顯微組織圖 | | 54 |
| 圖 4-6 a | 7050/7075-5183-T6 | 銲接銲後金相顯微組織圖 | | 56 |
| 圖 4-6 b | 7050/7075-5356-T6 | 銲接銲後金相顯微組織圖 | | 56 |
| 圖 4-6 c | 7050/7075-5556-T6 | 銲接銲後金相顯微組織圖 | | 56 |
| 圖 4-7 a | 7050/7075-5183 | 銲接 T1 處理之拉伸破斷面 | | 58 |
| 圖 4-7 b | 7050/7075-5356 | 銲接 T1 處理之拉伸破斷面 | | 58 |
| 圖 4-7 c | 7050/7075-5556 | 銲接 T1 處理之拉伸破斷面 | | 59 |
| 圖 4-8 a | 7050/7075-5183 | 銲接 T4 處理之拉伸破斷面 | | 60 |
| 圖 4-8 b | 7050/7075-5356 | 銲接 T4 處理之拉伸破斷面 | | 60 |
| 圖 4-8 c | 7050/7075-5556 | 銲接 T4 處理之拉伸破斷面 | | 61 |
| 圖 4-9 a | 7050/7075-5183 | 銲接 T6 處理之拉伸破斷面 | | 62 |
| 圖 4-9 b | 7050/7075-5356 | 銲接 T6 處理之拉伸破斷面 | | 62 |
| 圖 4-9 c | 7050/7075-5556 | 銲接 T6 處理之拉伸破斷面 | | 63 |

表目錄

| | |
|-------------------------------------|----|
| 表 2- 1 7XXX 系鋁合金析出相之性質 [22] | 6 |
| 表 2- 2 鋁合金直流正極，直流反極及交流氬鐸特性的比較 [16] | 23 |
| 表 2- 3 保護氣體之物理特性 [16] | 28 |
| 表 3- 1 母材填料合金成分元素表 (wt%) | 32 |
| 表 4- 1 異質鐸接經熱處理後各組試片之拉伸強度與伸長率 | 43 |



第一章 緒論

1.1 研究背景與動機

鋁合金具有質輕以及高比強度的特性，廣泛運用在交通運輸工業，以達到現今節能減碳的功用。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]。我國鐸接工業發展蓬勃，且有許多產業需應用其鐸接技術。

目前台灣鐸接工業中普遍被使用的鐸接法有遮蔽金屬電弧鐸(SMAW)、氣體金屬極電弧鐸(GMAW)、氣體鎢極電弧鐸(GTAW)及潛弧鐸(SAW)等四種。由於傳統氣鐸運用於鋁合金時，會造成嚴重的鐸道汙染問題，所以現今幾乎已完全被氣體鎢極電弧鐸及氣體金屬電弧鐸所取代，主要是因為其施鐸時無鐸渣及飛濺物之產生，因而廣泛地應用於鋁合金之鐸接[3]。

一般鋁材在鐸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鐸接不易掌握，限制了其鋁及鋁合金之鐸接使用範圍[4]。

鐸接後亦有下列四種常見的鐸接缺陷。(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。其中熱裂縫是鐸接中常遇到的問題，也是鐸接中嚴重的缺陷。鐸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，進行鐸件安全性評估時，所必須面對的鐸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[21]。

鐸接已有許多研究，且包括7075高強度鋁合金以及7050高強度鋁合金各別之同質接合研究，但是並沒有關於兩者異質接合的文獻。

7075鋁合金具有高比強度的特性。7050鋁合金擁有良好的鑄造性，經常當鑄件使用。在工業零件或運動商品上，常有需要承受較高應力的部位，以及需要以鑄造成型的部位，此時可以分別選用7075鋁合金及7050鋁合金。考慮7050鋁合金與高強度7075鋁合金接合具有應用性，因此本實驗以銲接進行兩者之異質接合。

1.2 研究目的

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。

A7075 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、良好的切削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。

本研究知研究目的主要有下列數項：

- 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以及不同填料後，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. 經由 SEM 之觀察，探討熱處理型 A7075 與 A7050 鋁合金拉伸破斷面之微結構組織。



第二章 文獻探討

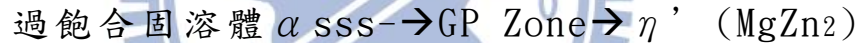
2.1 A7075 /A7050 鋁合金析出機制之分析

7075 鋁合金主要由Al與MgZn₂擬二元共晶組成，因為添加的合金元素很多，所以含有少量(Fe, Cr)Al₃，(Fe, Cr)₃SiAl₁₁，CuMgAl₂、Mg₂Si，若材料經較高溫熱處理，富鐵相會變成Al₇Cu₂Fe，而MgZn₂會溶解，取代之的是Al₂CuMg。

7075 鋁合金屬於高強度型鋁合金，因為添加Zn 與Mg，可以藉由熱處理析出MgZn₂ 達到析出強化的作用，其析出之機制為：



7050的強化之機制為:[37, 38]



SS 為固溶處理後過飽和的狀態，後續隨著不同溫度與時間的熱處理，會析出不同的析出相，GP zone 與 η' 屬於整合型與半整合型，在初期的時候就會產生。而後續所生成的穩定相為非整合型析出物 η ， η 相生成相較於 GP zone 與 η' 相，會弱化材料之強度。根據文獻，7075/7050 在 T6 處理的過程，最佳固溶溫度大約為 480°C 左右，溫度比 480°C 低時，固溶的效應並不會完全。後續的人工時效處理溫度為 115~130°C，處理時間大約為 24 小時可達到峰值時效，此時析出物主要為半整合型之 η' 相，與少數 GP zone 和 η 相。當 7075/7050 處於 160°C 以上時，會產生過時效的現象。部分 η' 相會開始粗大化，部份 η' 相會轉變 η 相，後者為非整合型的穩定相。穩定相 η 會隨著熱處理時間的增長有粗大化的現象。整體而言，過時效會使 η' 相與 η 相粗大化，使材料軟化。不過適當的過時效處理可改善 7075-T6 材常見的應力腐蝕之問題。當 7075/7050 處於 250°C 以上時，穩定相 η 相開始

產生溶解。但是在 7075-母材亦會發現粗大化之 η 相，顯示在 250~440°C，部分 η 相會開始溶解，部分 η 相會粗大化。

2.2 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2-1[22]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 \rightarrow 整合 GP Zone \rightarrow 半整合中間相 η' \rightarrow 不整合穩定相 η 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。當析出相與基地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，並在某個方位與基地保持整合，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地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，與基地的晶格脫離整合關係，與基地形成不整合界面 (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- 1 7XXX 系鋁合金析出相之性質 [22]

| 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 |

2.3 熱處理對高強度鋁合金性能的影響

良好的熱處理製程參數可使鋁合金材料擁有較佳之高強度比、韌性、抗應力腐蝕破壞 (Stress Corrosion Cracking, SCC) 敏感性能等，由於鋁-鋰 (Al-Li)、鋁-鋅-鎂-銅 (Al-Zn-Mg-Cu) 高強度鋁合金為時效硬化型合金，需藉由適當熱處理機制方能獲得優良之微結構、機械等性質，一般的熱處理方式包含：均質化、固溶處理、淬火處理、時效處理等。

2.3.1 固溶處理

鋁合金在時效處理之前，須先執行固溶處理，其目的乃將合金材料升溫至固溶線 (solvus) 以上之單相區，使 Cu、Mg、Zn 或 Si 等溶質全部溶入基地內而形成單一且高濃度之過飽合固溶體 (solid solution)。其處理溫度以不超過合金共晶溶解溫度，否

則將會發生沿晶溶解現象，形成過熱(overheating)處理，導致淬裂、機械性質變差現象。但維持在共晶溫度以下易導致殘餘共晶相不易完全固溶，致使合金之斷裂韌性降低。因此，為防止過熱現象並有效強化殘餘共晶組織固溶以提昇合金機械性能，在固溶階段於相對較低之溫度狀態下，持溫一段時間，進而影響合金組織之機械性能，並再以一定速率將溫度提升至較高階段並持溫一段時間使其組織提高固溶體之飽和濃度而獲得較高之析出效果與較佳之機械性能。

2.3.2 淬火處理

固溶處理後，基地內存在高濃度之過飽和固溶體，為維持基地內之過飽和度之溶質原子，淬火處理須在固溶處理後立即執行，將基地內處於高溫階段之固溶狀態組織(高濃度之溶質原子與空孔)迅速凍結至室溫，使其組織形成過飽和固溶體，對時效處理階段獲得較佳之析出硬化效果有決定性作用[23-24]。合金固溶後一般均置入冷水中進行淬火處理，但對於大尺寸構件，其內部心處難以獲得較高之冷卻速率；有時更為控制並降低殘留應力，淬火過程採用沸水或空氣等介質來減小冷卻速率，造成合金性能下降或不均勻。淬火過程冷卻速率低，粗大的穩定相易在冷卻時析出，降低固溶組織之飽和度與析出硬化之能力。

2.3.3 時效處理

7系列為析出硬化型鋁合金其時效處理之目的乃將淬火處理過程之過飽和固溶體組織，在適當溫度與時間下進行析出第二相以獲得合金組織與性能強化之作用，其析出第二相之大小、數量與分佈直接影響合金時效處理後之強度、韌性與抗應力腐蝕能力[25]。時效處理區分為自然時效(Natural Aging, NA)與人工時效(Artificial Aging, AA)，由於自然時效溫度低，其固溶溶質原子擴散速率慢，所需硬化時間長，故一般時效硬化型合金均不採用此方式。而常採用之時效處理均為人工時效其又區分，頂峰時

效T6(peak aging)、過時效T7(overaging)，T6頂峰時效由於時效處理溫度較低，其析出物型態主要為緻密且尺寸較小的整合(coherent)GP zones及半整合(semi-coherent)的中間相 η' ，晶界有分佈較大的連續鏈狀質點，這種晶界組織對應力腐蝕和剝落腐蝕十分敏感，當完全時效後合金的強度可以到達頂峰值，但其抗應力腐蝕能力較弱。過時效處理通常採用二階段方式執行，先進行低溫預時效處理，相當於成核階段；再進行高溫時效階段，是目前最常採用之時效處理方式，過時效處理後，在合金晶界上稀疏分佈著斷續粗大的析出相，以半整合的中間相 η' 與不整合(incoherent)的穩定相 η 為主[26-28]。這種晶界組織對提高了抗應力腐蝕性能，但基地內析出相同時長大粗化，使其合金強度大約下降10~15%，同時也導致塑性與韌性不同程度的下降[29]。

2.4 銲後熱處理對熱影響區的影響

對熱處理型鋁合金而言，銲後熱處理可用來改善熱影響區的強度，這包括完整的銲後固溶處理及人工時效處理(postweld solution heat treatment and artificial aging, PWSHTA)，或銲後時效處理。銲後時效處理又可分為銲後自然時效(postweld natural aging, PWNA)及銲後人工時效(postweld artificial aging, PWAA)處理。一般而言，銲後經固溶處理及人工時效處理可得到較高的熱影響區強度回復，但因須經過高溫的顧熔處理及淬火過程，常導致銲件嚴重變形及內部存有殘留應力甚至造成銲件淬裂等問題，在實際應用上受到限制或不可行。因此一般銲件，尤其是較大的結構件或結構強度較弱的板金件，大都採用銲後時效處理(PWNA、PWAA)，雖然其強度回復沒有前者大，但所經歷的時效溫度較低，可減少變形，降低銲接殘留應力並可回復若干強度。Metger研究初始狀態為6061-T4及6061-T6的銲接HAZ性質，證實銲後時效處理確實可回復HAZ強度，其又發現6061-T4銲後經人工時效處理，能得到最大的HAZ強度回復，而6061-T6銲後經人工時效處理雖可提升HAZ強度，但較前者低，且在非熱影響區的

6061-T6母材反而會因過度時效造成強度下降。對7系列Al-Zn-Mg鋁合金而言，擁有較強的室溫自然時效硬化能力，且由於7系列人工時效相當耗時且增加成本負擔，因此亦常用銲後自然時效(14天~1個月)來回復HAZ強度[2, 30]。Kluken[31]等人研究7030及7108合金之擠製件之GMAW(inert gas metal arc welding, or MIG)銲接性質，指出銲後經人工時效之強度較自然時效者佳；而7030-T4銲後之衝擊韌性(CVN)在緊鄰銲道之HAZ區域非常低，其認為是7030含有Cu的緣故，造成沿晶液化破裂，經銲後人工時效可改善此衝擊韌性。2系列Al-Cu(-Mg)合金經銲後的延性(ductility)會降低，這是由於靠近銲道界面處的晶界上會析出脆性的富Cu共晶相的緣故[32]；且銲後經人工時效處理或完整的熱處理(固溶+時效)，亦不能回復其延性。

2.5 銲接缺陷

2.5.1 氣孔(Porosity)的生成

在鋁合金銲接過程中，其電弧前端溫度約為鋁熔點的三倍左右，而此高溫與電磁力的作用下，鋁液中的含氫量可達到熔點時的約70倍[13, 16]。而Kammer亦指出，由於氫的分壓較氧、氮、氯等氣體分壓小許多，亦即在銲後所生成的氣孔可歸於氫氣的存在。氫氣易在熔池金屬凝固過程中產生，主要是因銲接過程熔池金屬從熔融液態金屬轉變成固態金屬的瞬間過程，有大量的氫氣會被釋出於凝固中的熔池，若熔池凝固的速度大於氫氣逸出熔池的速率則氫氣便會在銲道內形成氣孔，如圖2-1[2]所示。

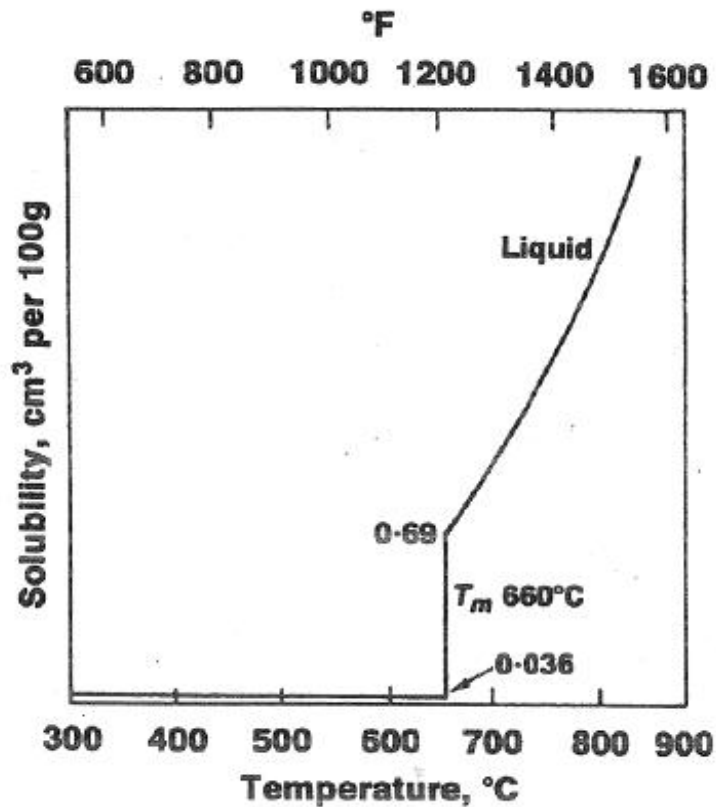


圖 2-1 不同溫度下氫在純鋁之溶解度變化[2]

而Eastwood[33]亦提到，水氣(Moisture)是氫氣的主要來源氫氣的主要來源，因此，Kammer 將水氣來源區分內(Internal)在與外在(External)來源。內在來源即溶於鋁件母材(HB)、填料金屬鋁條(HF)與電極(HE)(GMAW電極即為鋁條；外在來源即GTAW電極與鋁條是分離表面的污染，如氫氧化物、碳氧化物或氧化物所吸收之水氣，與不純的保護氣體(HG)中滲入的空氣或濕氣都會造成氣孔存在於鋁道內[33-36]，其氫氣來源如圖2-2[5]所示。

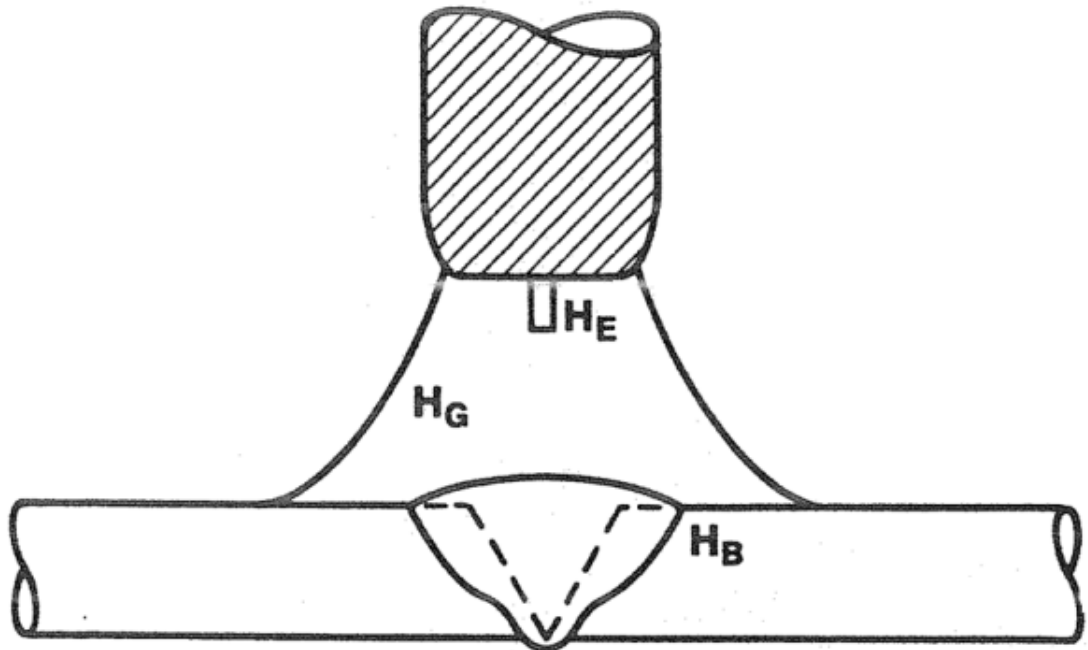


圖 2- 2 GMAW 銲接過程之氫氣來源[5]

在上述水氣來源中，內在來源含量較少也較不易去除，而外在來源則是水氣的主要來源，可以靠控制銲件母材及填料材之表面狀況來降低水氣含量。在降低外在水氣含量上，Sitvert 指出保護氣體的露點(dew point)溫度上升將會造成氣孔成比例的增加，如圖2- 3[6]所示。因此降低保護氣體的露點溫度能有效減少氣孔之存在。

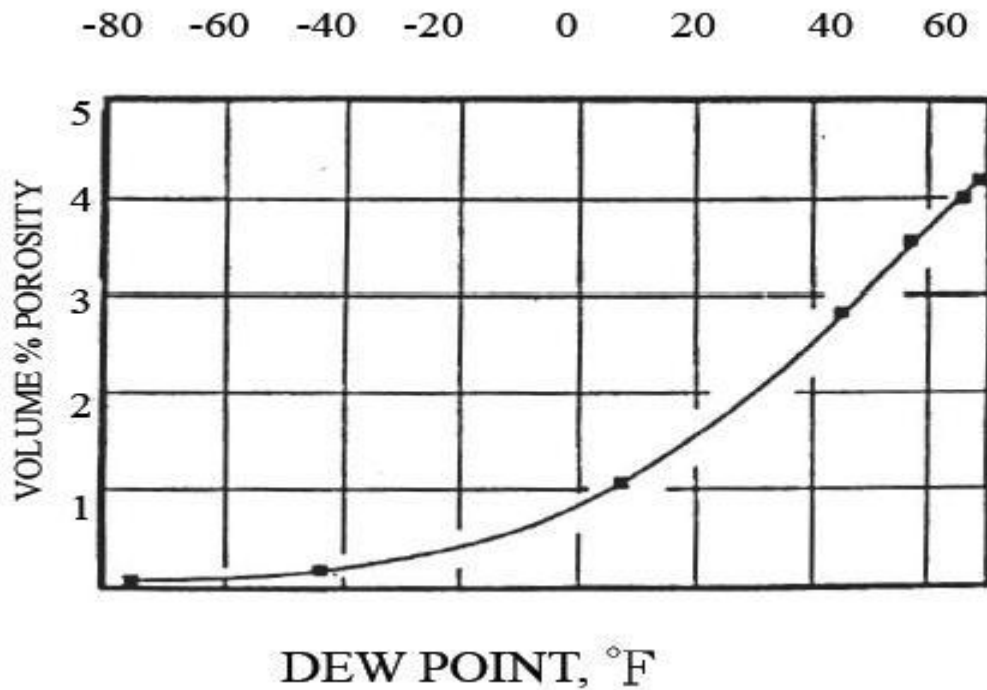


圖 2-3 氣孔的生成與露點溫度之關係[6]

Cheever[39]亦提出鐳道氣孔影響程度依序為：(1)遮護氣體
的含水量，(2)母材或填料材的表面含水量，(3)鋁合金所含的雜
質。而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
[11, 17-25]，如圖2-4[7]所示。

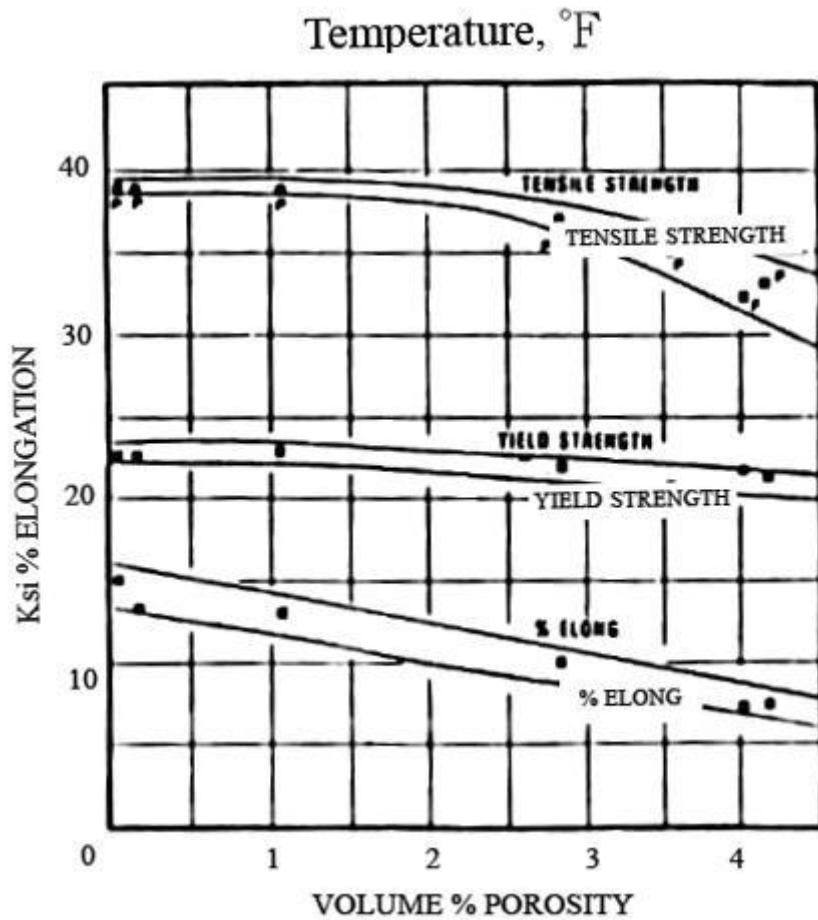


圖 2-4 銲道氣孔對機械性質的影響[7]

2.5.2 氣孔的防治

由氣孔的生成原因瞭解，減少或防治氣孔的方法可從幾方面著手，首先由woods提出高溫下鋁液中的氫含量遽增的現象，可就銲接方式選擇較有效的銲接參數，如降低電流即減少熱輸入量，不僅可減少氣孔量亦可降低母材之熱影響區之大小，或者選則高功率低輸入熱之銲接方式。而Cheever所提出的影響，可就保護氣體之濕度進行改善、銲件母材與填料材之清潔與存放管理都可有效防治氣孔的產生。

2.5.3 Cracking

對鋁合金而言，鐸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。鐸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，為鐸道熱裂紋產生的機構。而熱影響區鐸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。

2.6 鋁合金鐸接熱裂縫

鋁合金在鐸接過程之所以會造成熱裂的主要原因除了是熱膨脹係數約為鋼的2倍外，其凝固時體積收縮率約為6.5%，所以在凝固過程中容易因收縮應力而造成熱裂，如圖2-5[8]。合金元素中若含有熱脆傾向的合金元素，極易受應力作用而產生熱裂縫。由於成份多元，易形成共晶相，因此合金成份越多進而導致凝固溫度範圍變大，對鐸接性有不當之影響。圖2-6[9,10]為鋁合金中Cu及Mg對裂縫敏感性的影響，由圖中很明顯可看出僅是高Cu含量或僅是高Mg含量的鋁合金，其熱裂敏感性極低，如2219及5083。而含Cu量及含Mg量兩者均高的7075、2091、8090、2024則具有相當高之熱裂敏感性。

除了Cu及Mg之外，Si也是影響鋁合金熱裂敏感性之主要成份，圖2-6[9,10]為不同合金元素及其含量對鋁合金熱裂敏感性的影響比較，當Si含量為0.5-1.2 wt%、Cu含量為2.0-4.0 wt%、Mg含量為2.0-5.0 wt%、Mn含量為1.5-2.5 wt%、Zn含量為4.0-5.0 wt%時，其熱裂敏感性最高[27,28]。主要是由於共晶液態金屬只可以在凝固末期形成連續之液體薄膜，而無法提供多餘之共晶液體在熱裂出現初期發生回補作用。而若在材料中添加scandium或titanium-boron將能阻止熱裂縫之產生[21]。

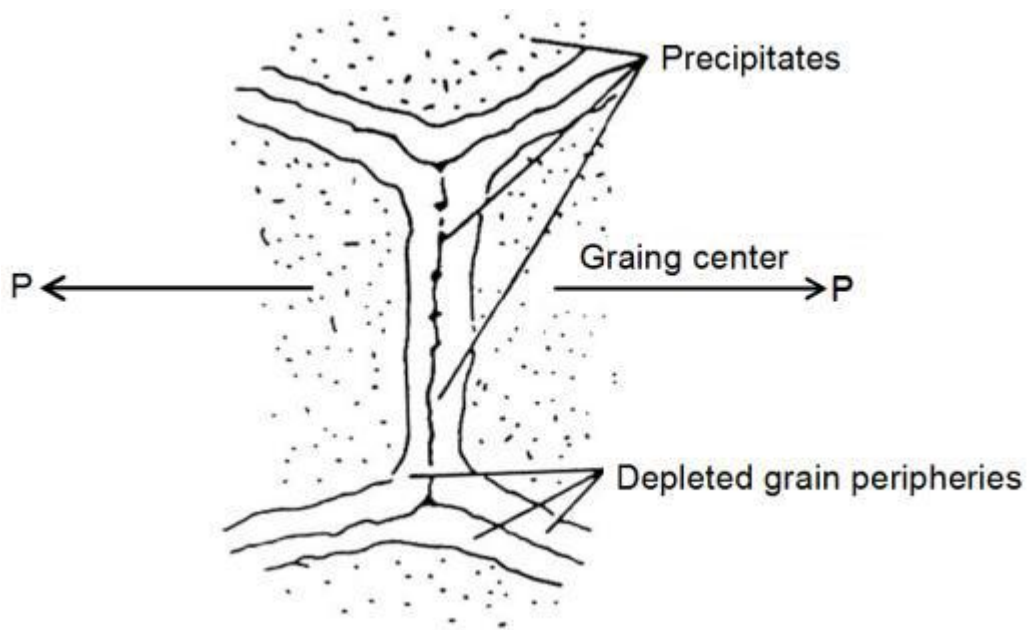


圖 2-5 析出物析出理論示意圖 [8]

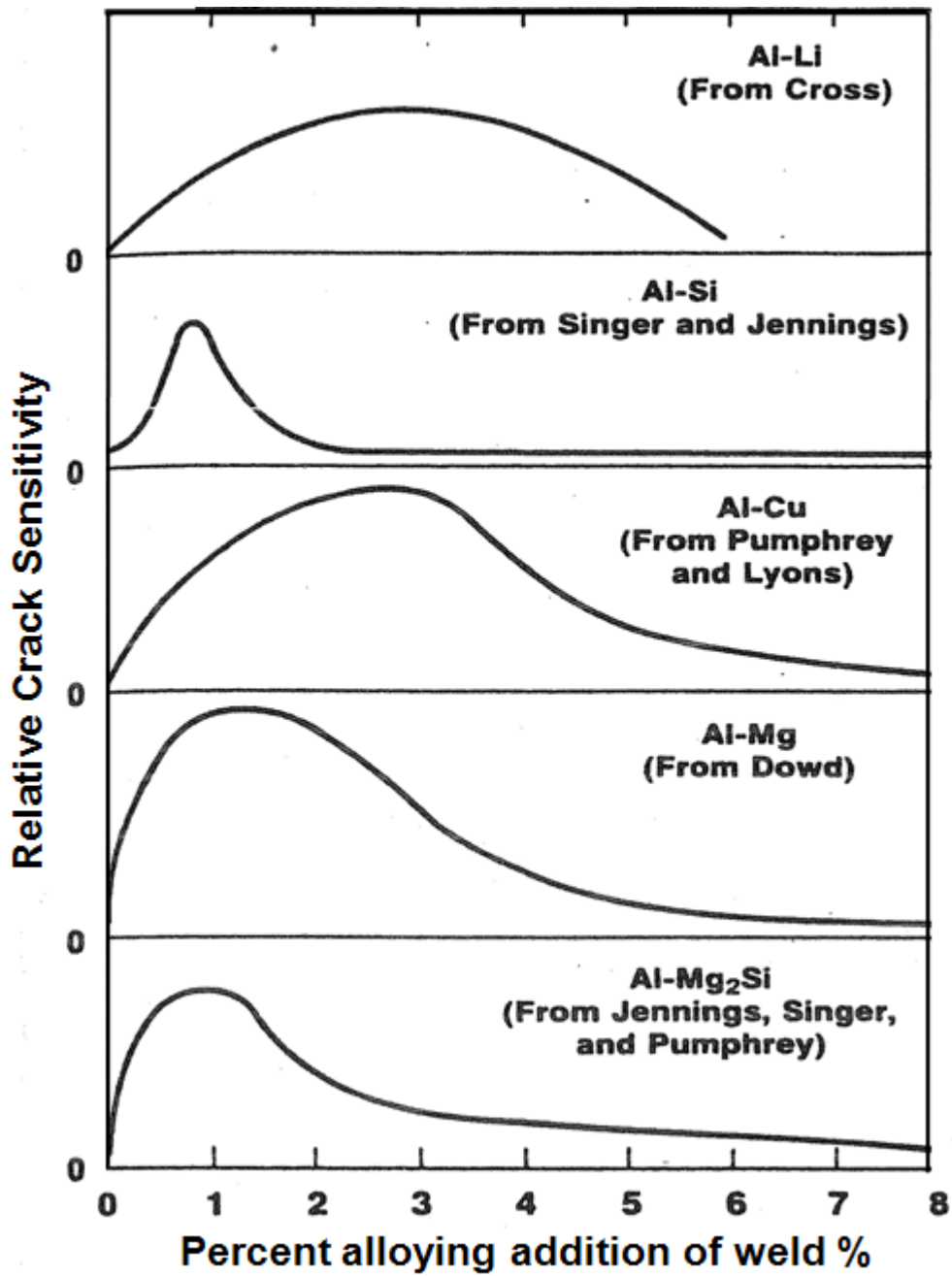


圖 2-6 鋁合金熱裂敏感性與合金成份的關係 [9, 10]

2.7 溫度與銲件之冶金關係

銲件在銲接過程，填料受到電弧高溫作用形成熔融狀態與銲件接合部位形成銲道，此時之銲道隨時間增長而冷卻凝固，熔填金屬與部份母材熔融後擴散而來的混合鑄造組織，在靠近銲道附近之母材因受到高溫影響產生冶金組織及物理性質的改變。例如：晶粒成長、原硬化組織之回火處理與未受溫度影響，或曾受高溫仍保持原來組織且與母材有所區別之組織，稱之為熱影響區(Heat Affect Zone, HAZ)，銲件受銲接溫度影響之區域組織分佈，如圖 2- 7[11]所示。

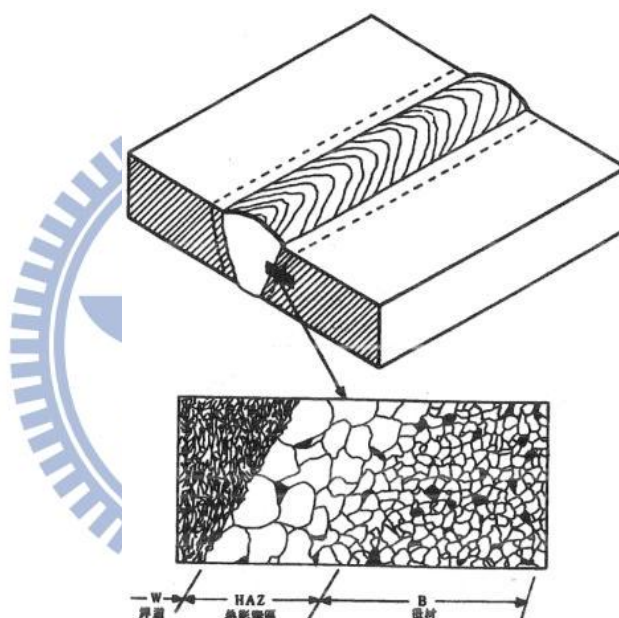


圖 2- 7 銲件受銲接溫度影響之區域組織分佈[11]

銲接過程溫度分佈是隨著離銲道距離越遠，其所傳導熱量所達到之尖峰溫度(Peak Temperature)越低，如圖 2- 8[11]所示為軟鋼銲接銲道之瞬間溫度分佈，並於圖 2- 8[11]中擷取 1-5 點之熱循環曲線圖，如圖 2- 9[11]所示，圖中曲線分佈及形狀可之距銲道愈遠，要達到尖峰溫度的時間愈長(即加熱時速率變慢)，且冷卻速率亦較慢(曲線斜率較緩)。

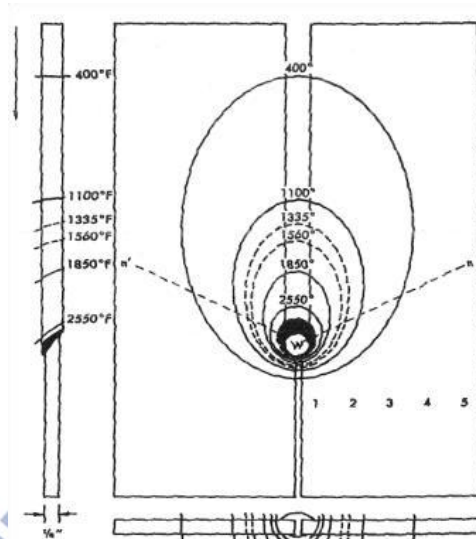


圖 2-8 軟鋼銲接銲道之瞬間溫度分佈 [11]

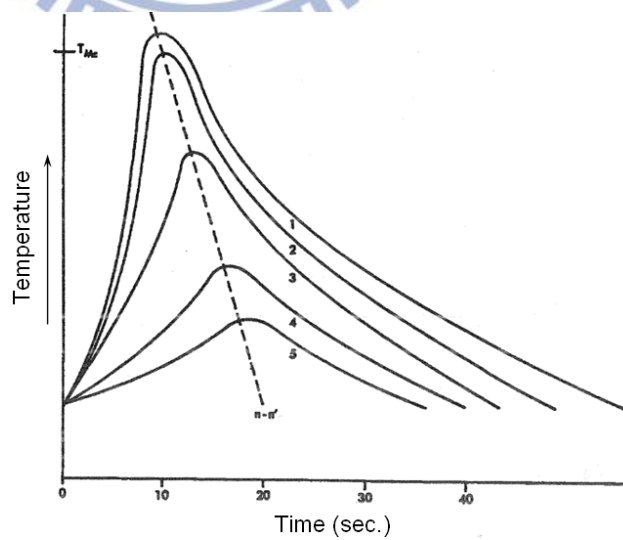


圖 2-9 銲接銲道之熱循環曲線圖 [11]

2.8 鋁合金鐳條合金成份之影響

(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。

(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 含量將使鐳接性降低，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。

2.9 TIG 銲接原理及設備

1. TIG原理

1. 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[12]。如圖2-10 [13] 所示。

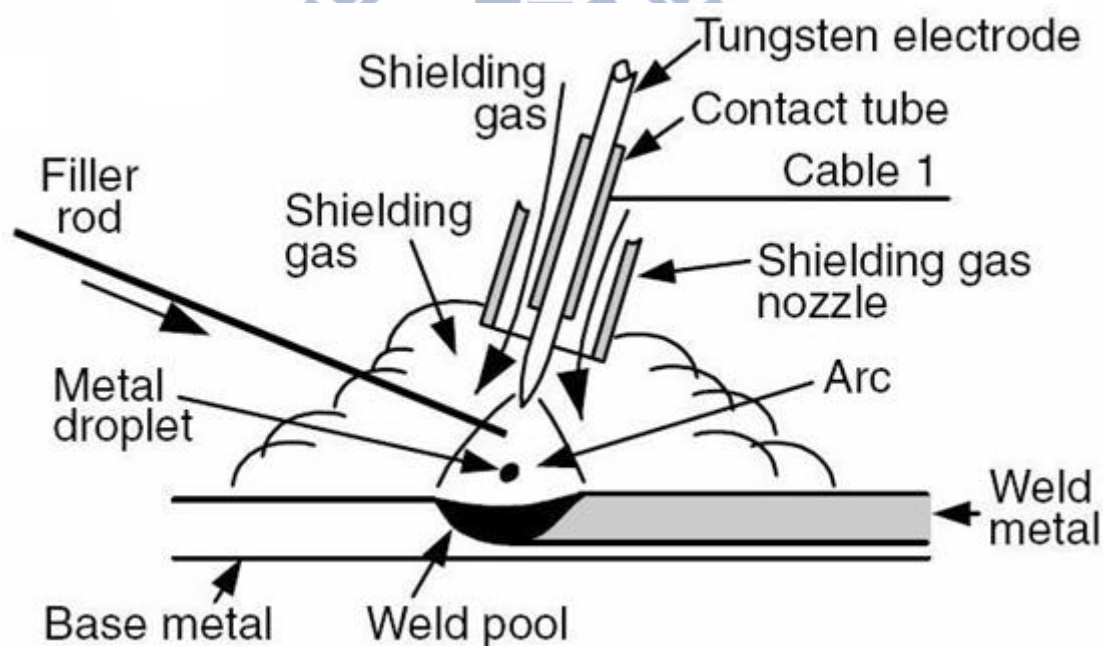


圖 2-10 TIG 示意圖[13]

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氬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[14]。

2. 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。如圖2-11 [13]所示。

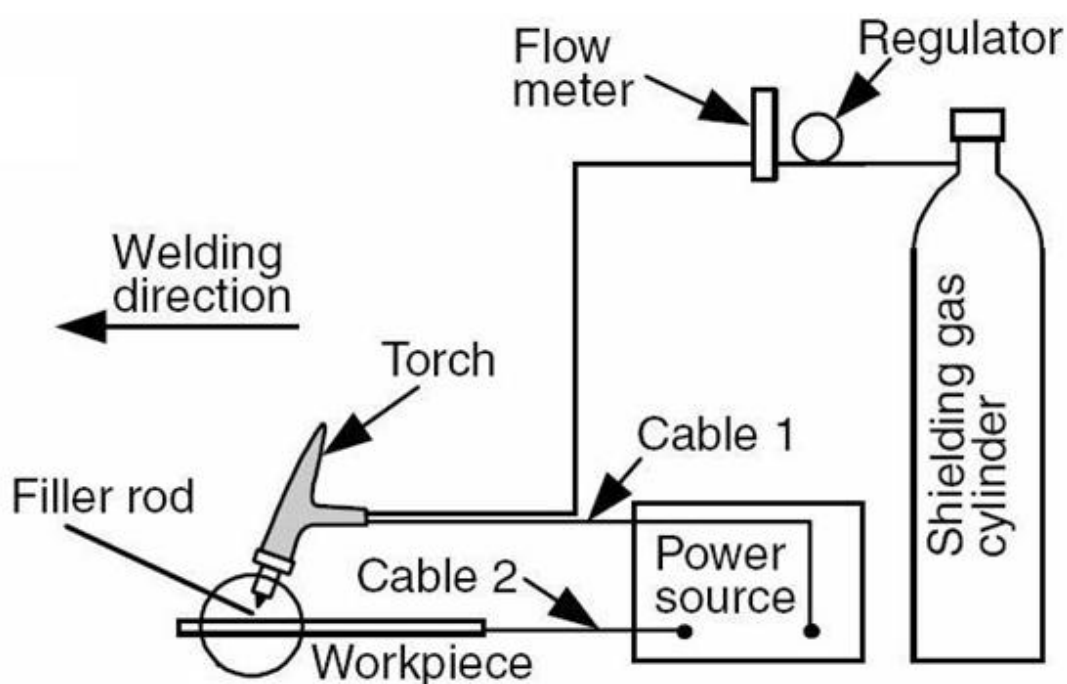


圖 2-11 氣體鎢極電弧銲接設備[13]

3. TIG銲接依所使用之電流特性可分為直流正電極 (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 [15]所示。以下將分別敘述之：

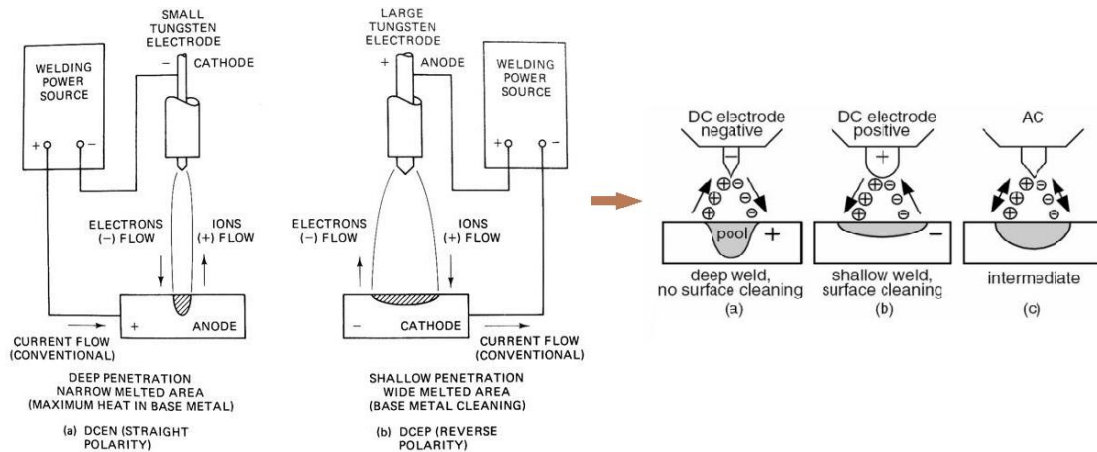


圖 2-12 TIG 電弧極性之比較 [15]

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，且鐸槍需水冷，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，因此產生之鐸道熔透深度形狀較淺且寬，通常適用於較薄的鋁板的鐸接。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，故鐸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，因此鐸道熔深形狀較深且窄，通常適用於較厚的鋁板的鐸接。此外，此種鐸法對母材並沒有清潔的效果，故在鐸接前母材需加以清潔。但因鋁合金表面含有一層氧化鋁層，故不適用於鋁合金鐸接。

3. 交流電極 (Alternate Current, AC)

交流電TIG銲法兼具有直流電極正及直流電極負TIG銲法之優點，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%，其銲道滲透深度則介於直流電極正及直流電極負銲法之間，同時此法亦具有清淨金屬表面氧化物之作用。為鋁及鋁合金氬銲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2-2 [16] 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- 2 鋁合金直流正極，直流反極及交流氬銲特性的比較 [16]

| 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. 銲道形貌 | 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 |
| | 較快 | 甚慢於DCEN | 中等速率 |

| | | | |
|------------|-----------------------------------|-----------------------|----------------|
| 5. 銲接速率 | (2-50.8mm/sec) | | (2-12.7mm/sec) |
| 6. 手動或機動銲接 | 兩者皆可，較AC更適合於機動銲接(Machine Welding) | 適於手銲 | 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 |

4. 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℃；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 [17]為電弧銲接方法之構成原理，圖2-13 (a)[17]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)[17]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。

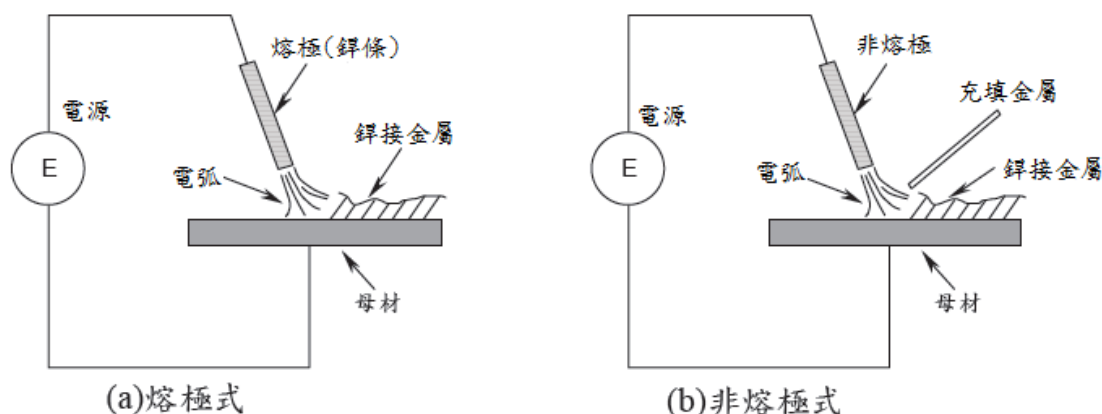


圖 2-13 電弧銲接基本原理 [17]

5. 電弧之結構

如圖2-14 [18]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：

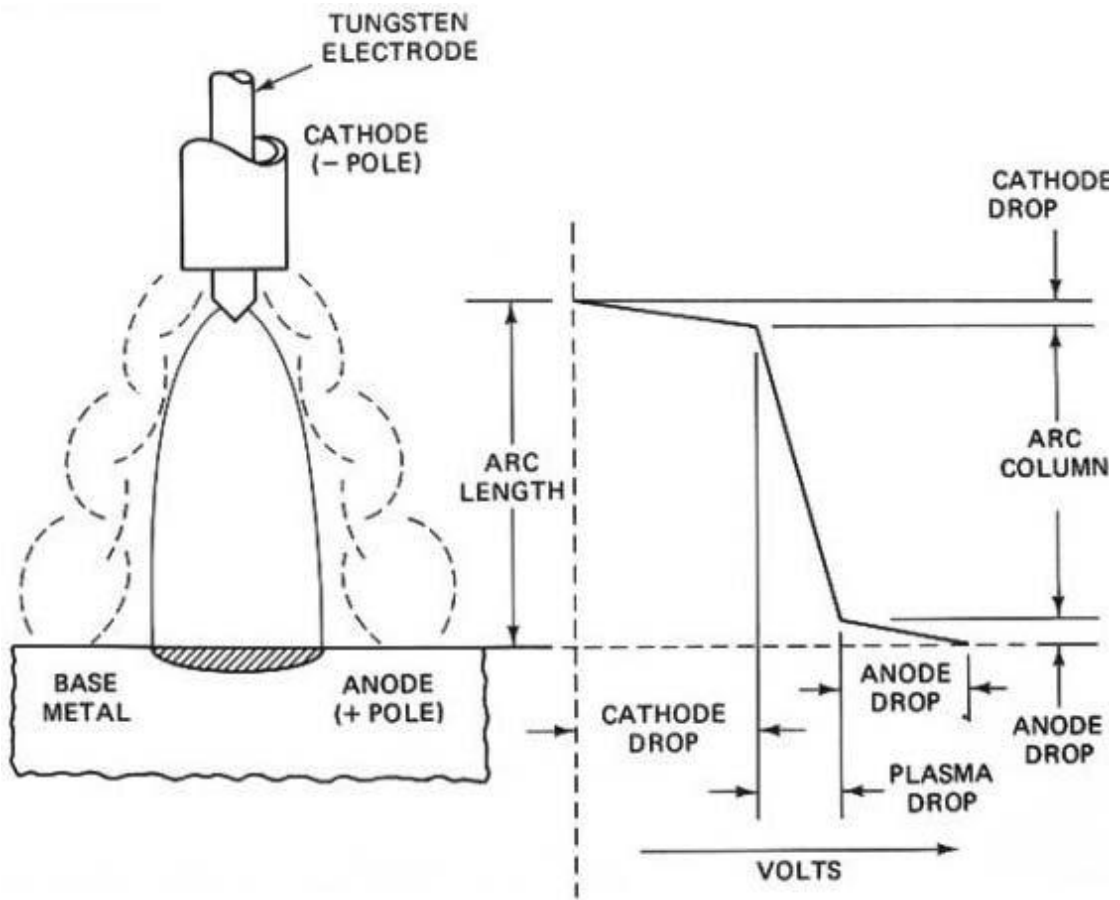


圖 2-14 惰氣鎢極電弧銲之電弧結構與電壓降的關係 [18]

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 [18]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。

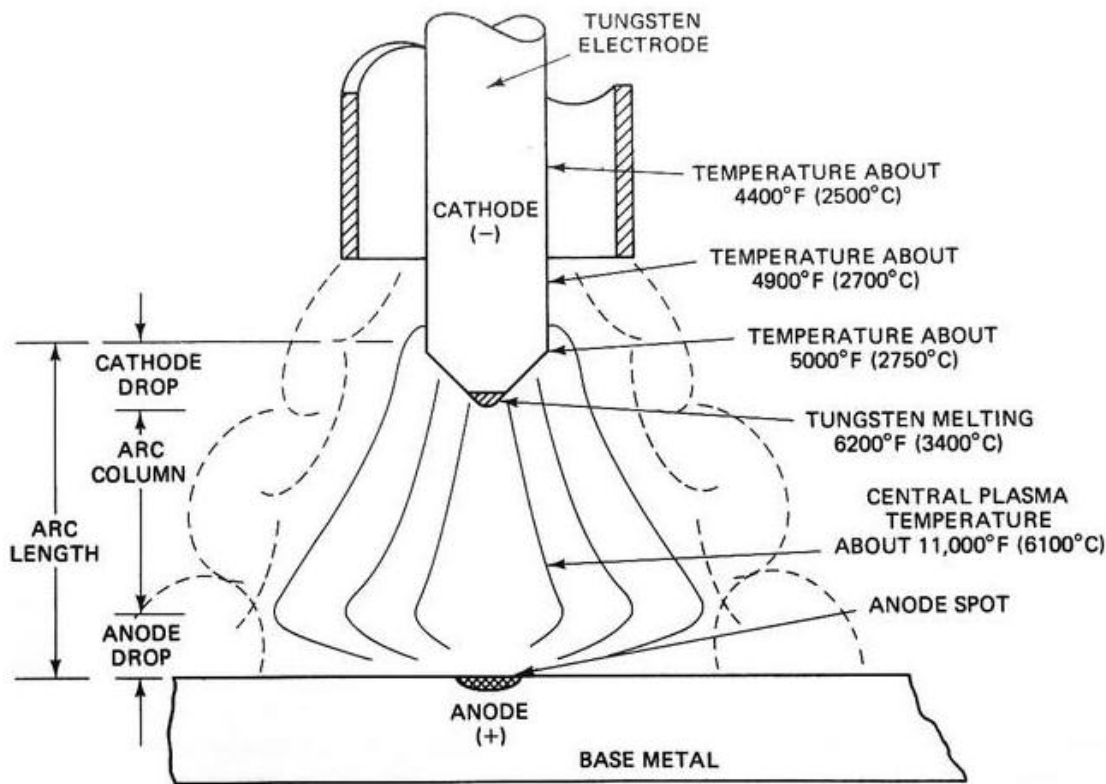


圖 2-15 電弧溫度分佈圖[18]

4. 保護氣體

保護氣體的主要功用有二項[19]：(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2-3 [16]所示。

表 2-3 保護氣體之物理特性[16]

| 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。

5. 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：

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。

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

6. TIG 銲接的優缺點 [16, 19, 20]

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 2.5mm 以下的母材。
4. 電極容易沾上融池，更換費時。
5. 直流電銲機銲接時，因銲接導電通路、電銲條、銲件等因素，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，迫使熔金離開銲縫，產生偏弧 (Arc Blow，亦稱弧吹) 現象。

第三章 實驗流程規劃

3.1 計畫及流程

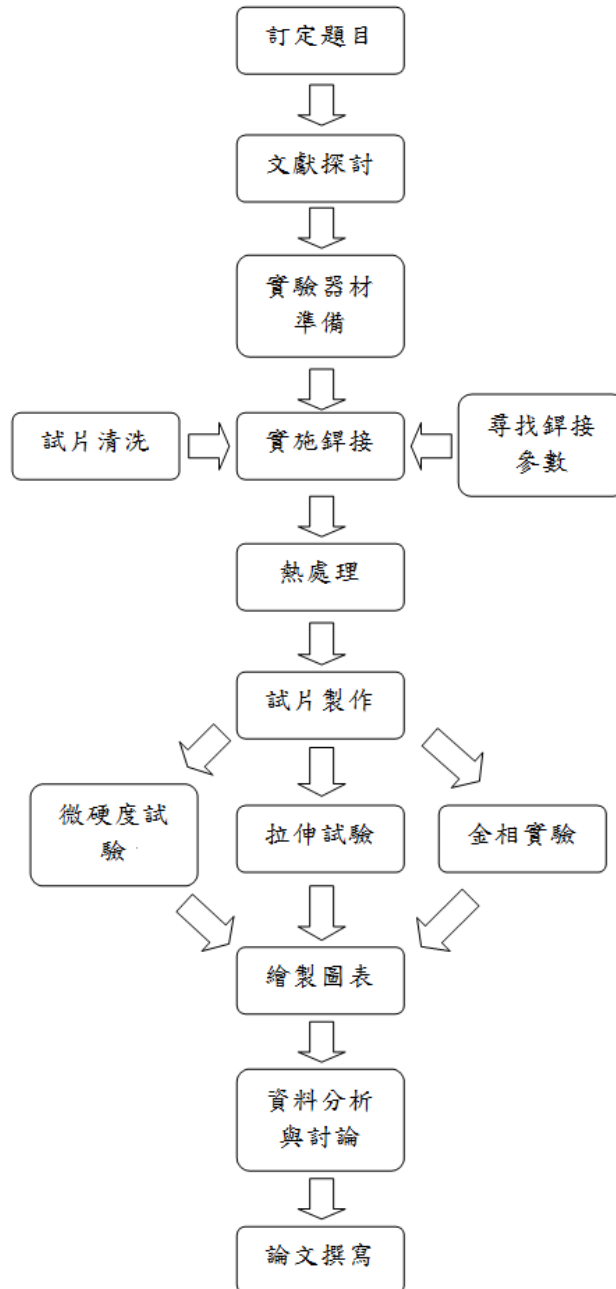


圖 3-1 實驗流程圖

3.2 實驗材料

用交流 TIG 實施銲接，填料各別使用 ER5183 與 ER5356 與 ER5556，對長 150mm、寬 75mm、厚度 3mm 的平板鋁合金 A7075 及 A7050 進行異質銲接。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 |
| A7075 | 0.4 | 0.5 | 1.2~2.0 | <0.1 | 2.1~5.9 | 0.18~0.28 | 5.1~6.1 | — | — | Bal |
| ER5183 | <0.25 | <0.40 | <0.10 | 0.05~0.20 | 4.50~5.50 | 0.05~0.20 | <0.10 | 0.06~0.20 | — | Bal |
| ER5356 | <0.40 | <0.40 | <0.10 | 0.5~1.00 | 4.30~5.20 | 0.05~0.20 | <0.25 | <0.15 | — | Bal |
| ER5556 | <0.25 | <0.40 | <0.10 | 0.6~1.00 | 4.70~5.50 | 0.05~0.20 | <0.20 | 0.05~0.20 | — | Bal |

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，在此以鋼刷刮除進行銲前清洗以提升銲接後銲件品質。

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 3-2 所示。板材對接銲示意圖如圖 3-3 所示。銲接後外觀圖如圖 3-4 所示。



填料機構

圖 3- 2 惰氣鎢極電弧銲接設備

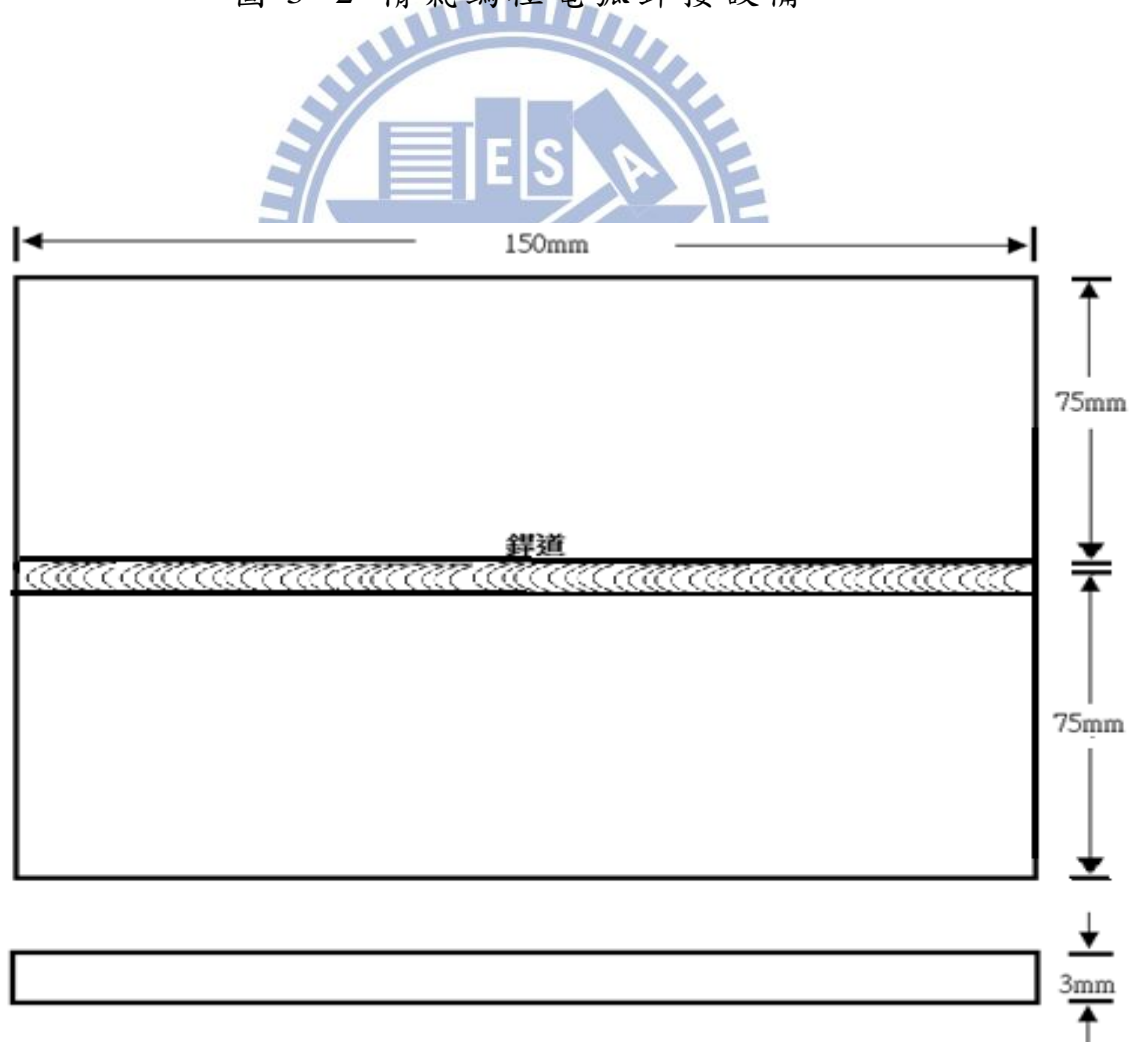


圖 3- 3 對接銲示意圖

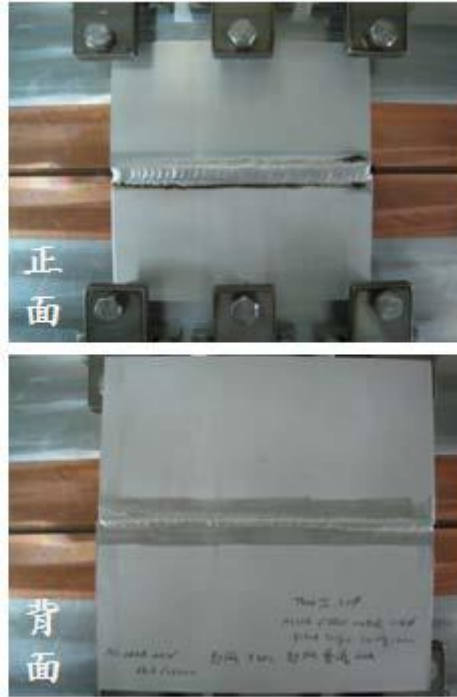


圖 3- 4 銲接後正背面外觀圖

3.5 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 3-6 所示。拉伸試片取樣形式如圖 3-5 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 3-7 所示，拉伸速率為 0.05mm/min。在試片上裝設精確度高之軸向伸長計 INSTRON 2620-525，其基準長度為 25±5mm 之量測伸長量，實驗之挾持方式，如圖 3-8 所示。另以 0.2% 平行位移方式在荷載-位移圖中獲得降伏強度。

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焊道之極限抗拉強度(UTS)、降伏強(YS)、伸長率(elongation)及應力-應變曲線。

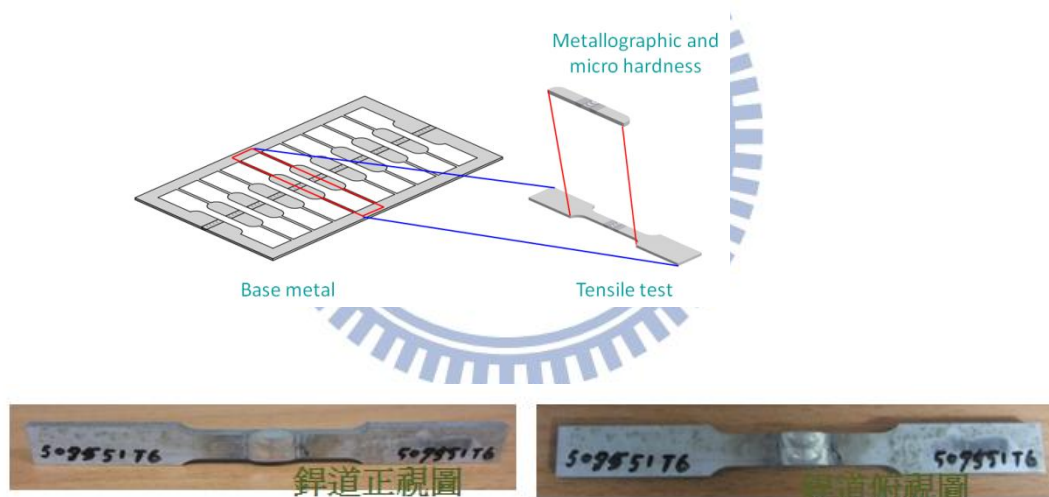


圖 3-5 試片銲道取樣示意圖

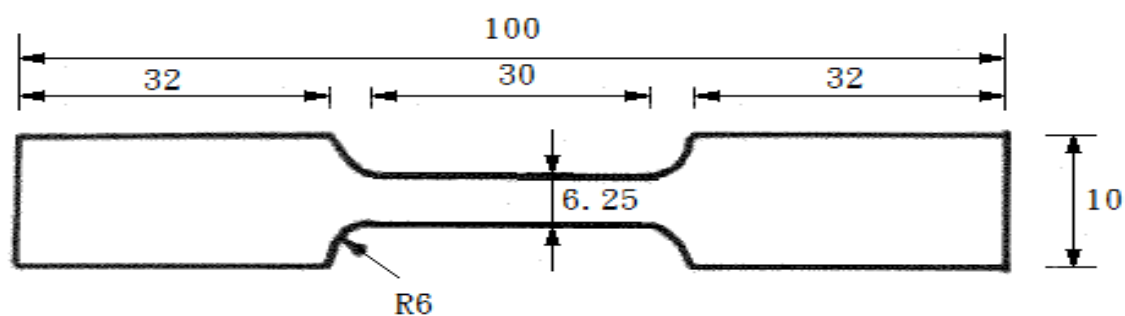


圖 3-6 拉伸試片尺寸規格(單位：mm)



圖 3- 7 拉伸試驗機 MTS810 Material Test System



圖 3- 8 試片挾持方式

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 3-9 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 3-10 所示之 up 以及 botton 二條硬度值線。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 3-9 Matsuzawa MHT-1 微硬度試驗機

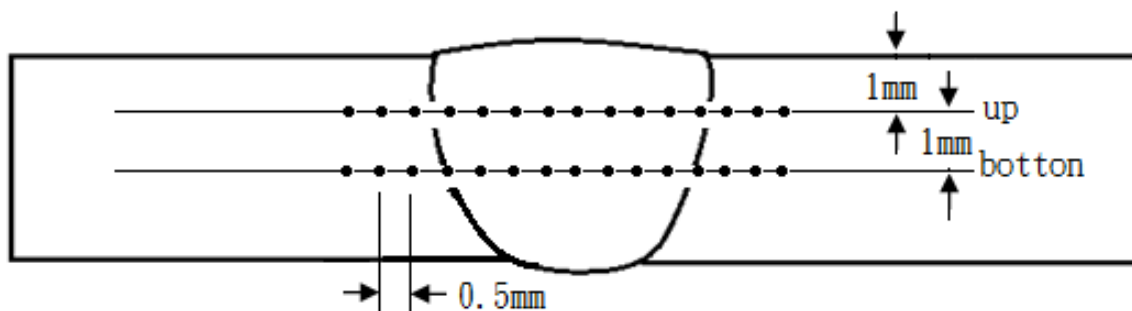


圖 3-10 硬度量測位置示意圖

3.7 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 3-5 所示。將其取樣試片，利用樹脂冷鑲埋，圖 3-11 所示。用研磨機 MATASERV2000，如圖 3-12 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 3-13 所示，搭配氧化鋁粉 Al₂O₃ 拋光，由顆粒 1 μm 拋光至 0.3 μm。接著以 Keller's 腐蝕液 (2ml HF + 3ml HCl + 5ml HNO₃ + 190ml H₂O)，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 3-14 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 3-15 所示。

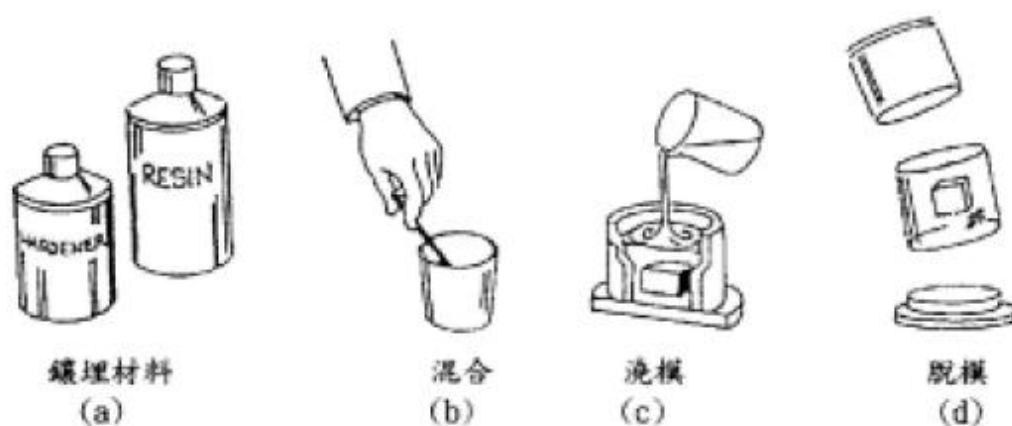


圖 3-11 冷鑲埋法流程示意圖



圖 3- 12 研磨機 MATASERV2000



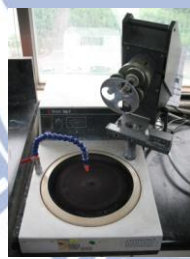
圖 3- 13 拋光機 Jean Wiriz PHOENIX



圖 3- 14 光學顯微鏡 ZEISS Axioskop



試片研磨



試片拋光



試片清洗



試片烘乾



金相觀察



腐蝕液腐蝕



圖 3- 15 金相試片之製作觀察流程圖

3.8 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 3-16，觀察其破斷面的特徵，分析其破斷之成因。



圖 3-16 掃描式電子顯微鏡

第四章 實驗結果與討論

4.1 拉伸強度分析

由表 4-1 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(507551T1、507553T1、507555T1)與 T4 固溶處理組(507551T4、507553T4、507555T4)，可發現經 T4 處理，UTS 提升約 40~140 MPa，YS 提升約 40~100 MPa，經 T6 處理後，與 T1 和 T4 相比較下，UTS 又再提升約 50~100 MPa，YS 又再提升約 50~100 MPa，顯示固溶處理再人工時效可提升其熔融區內之機械性能。而添加 ER5356 銲件之 UTS、YS 及 EL 經過 T6 固溶處理+人工時效也是表中最高的值分別為 YS:475.6MPa、UTS:510.2MPa、EL:9%，由金相圖 4-1 b 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。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。

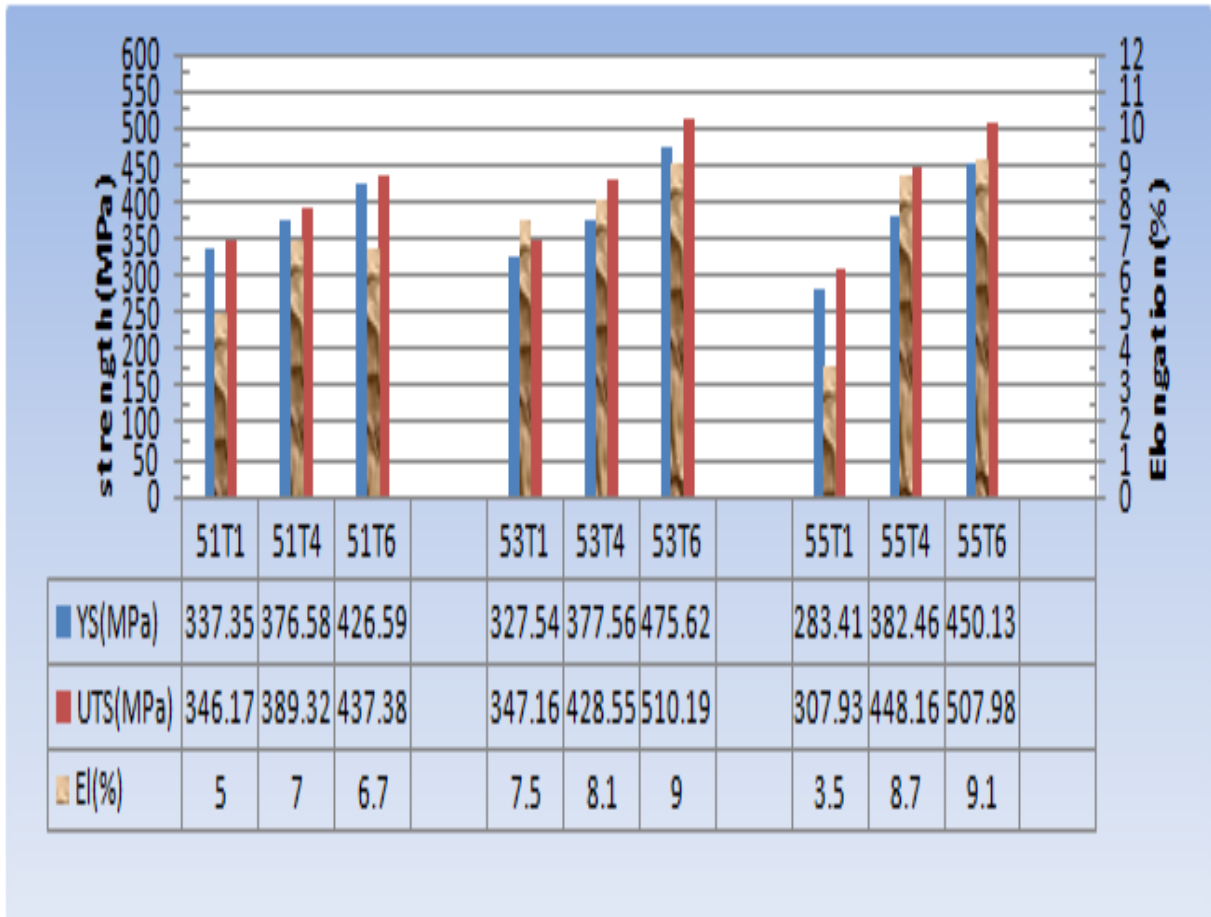


表 4- 1 異質銲接經熱處理後各組試片之拉伸強度與伸長率

4.2 微硬度試驗

本實驗主要比較不同鐳條成分，其微量元素對鐳件的鐳道、熱影響區及母材區造成不同的硬度差異，以及鐳件經過不同的鐳後熱處理程序對硬度值所造成之影響。

圖 4-1 為鋁合金 7075 與 7050 經 ER5183 與 ER5356 與 ER5556 填料鐳條鐳後經 7 天自然時效之微硬度曲線圖，由於受到鐳接時高溫熱作用，導致鐳道內的析出物溶解，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 ER5183 填料的鐳件硬度值約在 120~160Hv 之間，如圖 4-1 a 所示。圖 4-1 b 顯示，熔融區加入 ER5356 填料的鐳件為硬度值約在 130~160Hv 之間。由圖 4-1 c 可發現到，熔融區加入 ER5556 填料的鐳件為硬度值約在 110~140Hv 之間。鐳道內之為硬度值使用填料 ER5356 較 ER5183 與 ER5556 來的高約 10 Hv，主要是由於 ER5356 內含有較多的矽元素，矽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。綜合以上 T1 鐳道區內硬度平均值可得：

7050/7075-5356 > 7050/7075-5183 > 7050/7075-5556。

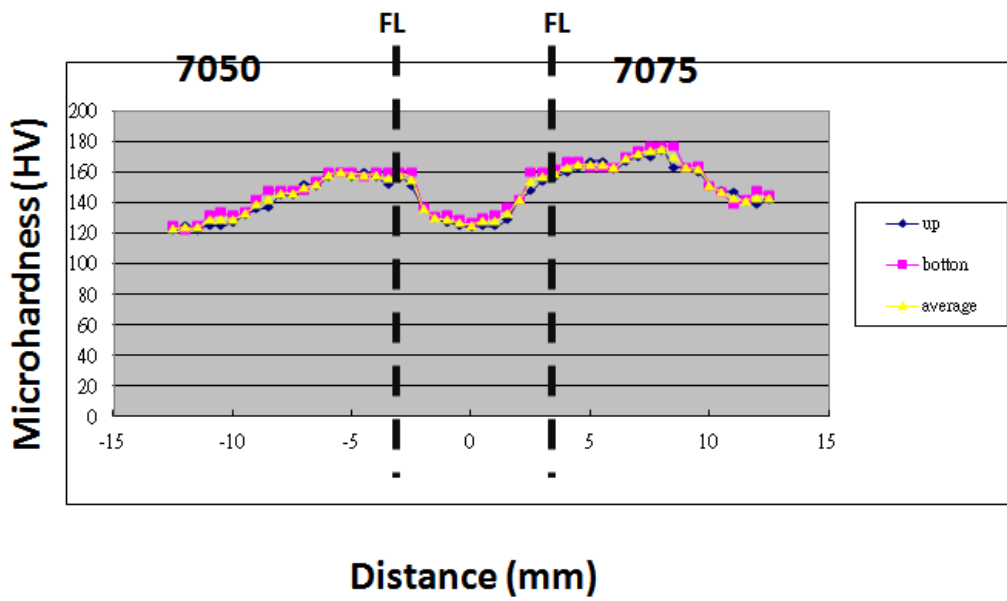


圖 4-1 a 7050/7075-5183-T1 異質銲接銲後微硬度曲線圖

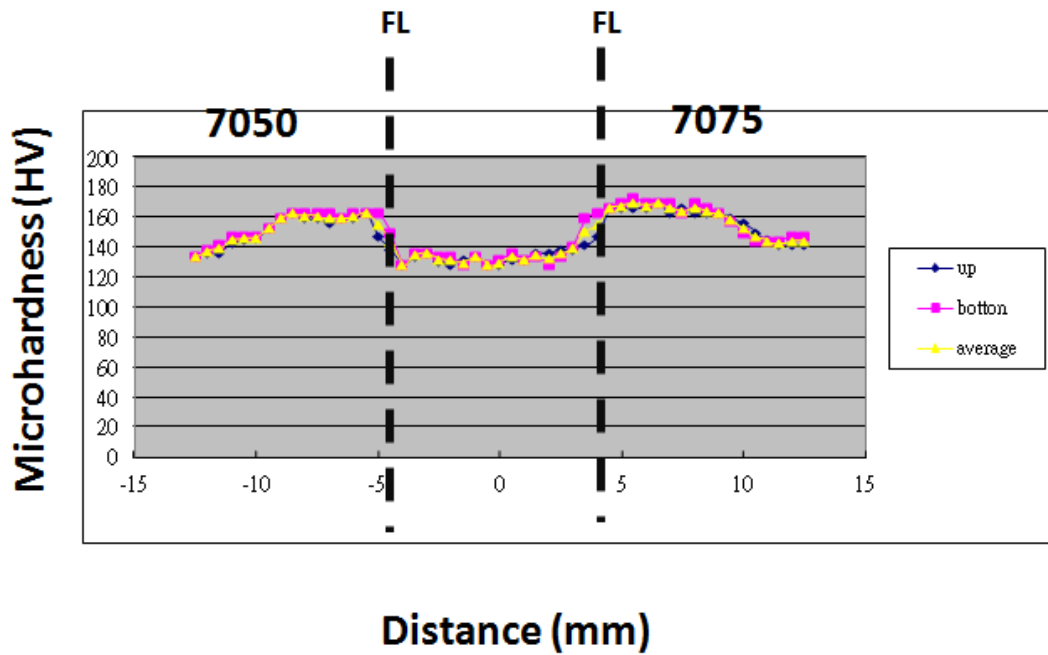


圖 4-1 b 7050/7075-5356-T1 異質銲接銲後微硬度曲線圖

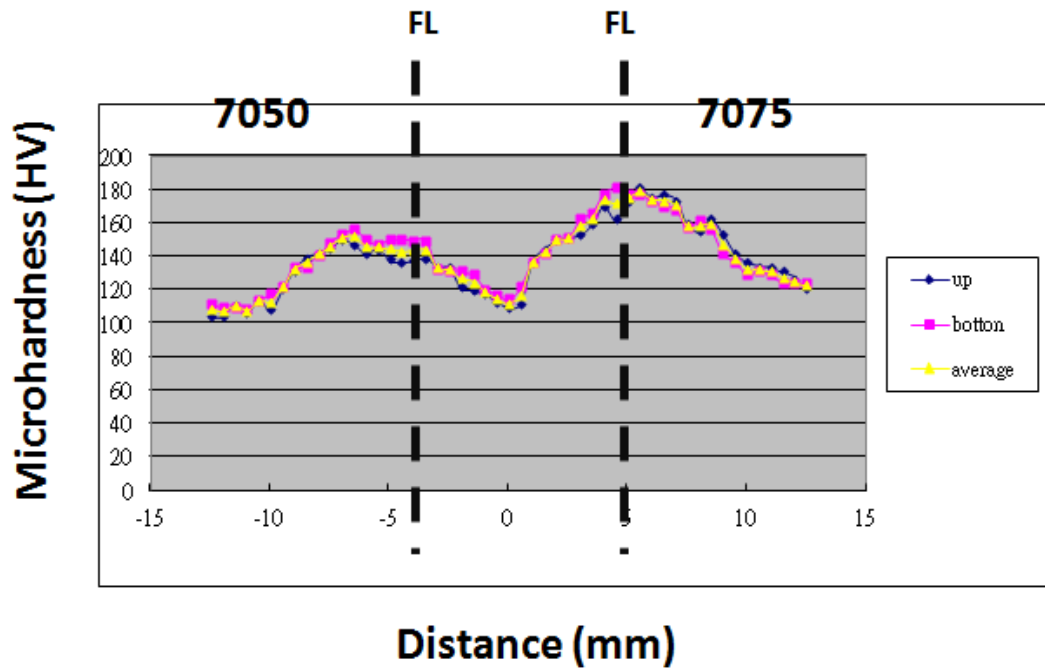


圖 4-1 c 7050/7075-5556-T1 異質銲接銲後微硬度曲線圖

由圖 4-2 a 與圖 4-2 b 與圖 4-2 c 可看到 A7050/A7075 鋁合金經過 477°C 的固溶處理 (T4) 後，圖 4-2 a 及圖 4-2 b 熱影響區微硬度值約可維持在 180HV；銲道硬度值約 150HV，圖 4-2 c 熱影響區微硬度值約可維持在 160~170HV，銲道硬度值約 130HV，綜合以上 T4 熔融區內硬度平均值可得以下之排序：

7050/7075-5183 > 7050/7075-5356 > 7050/7075-5556。

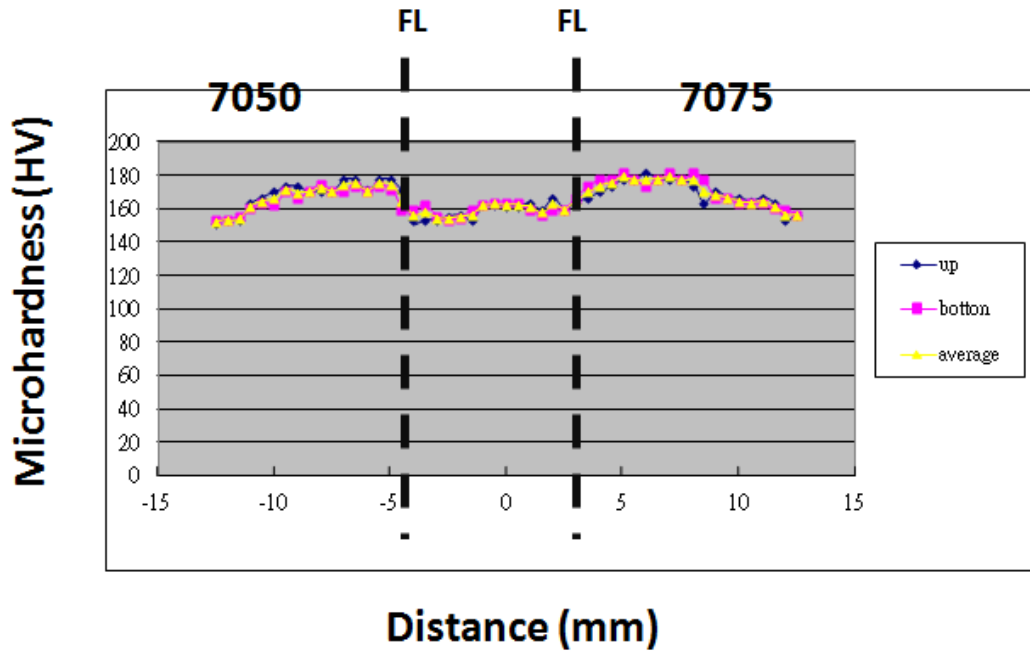


圖 4-2 a 7050/7075-5183-T4 異質銲接銲後微硬度曲線圖

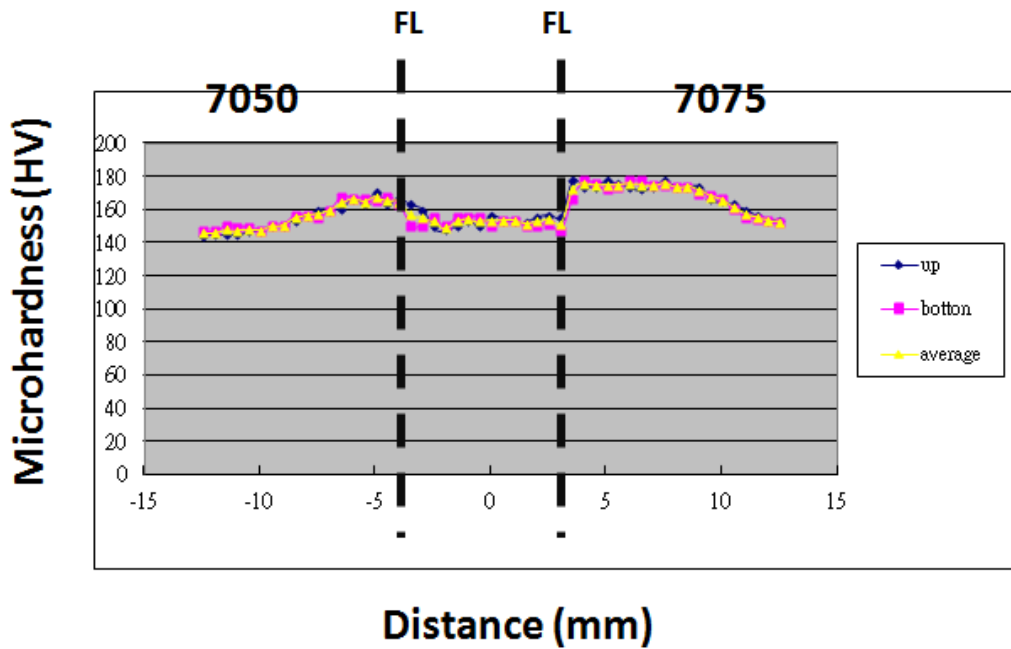


圖 4-2 b 7050/7075-5356-T4 異質銲接銲後微硬度曲線圖

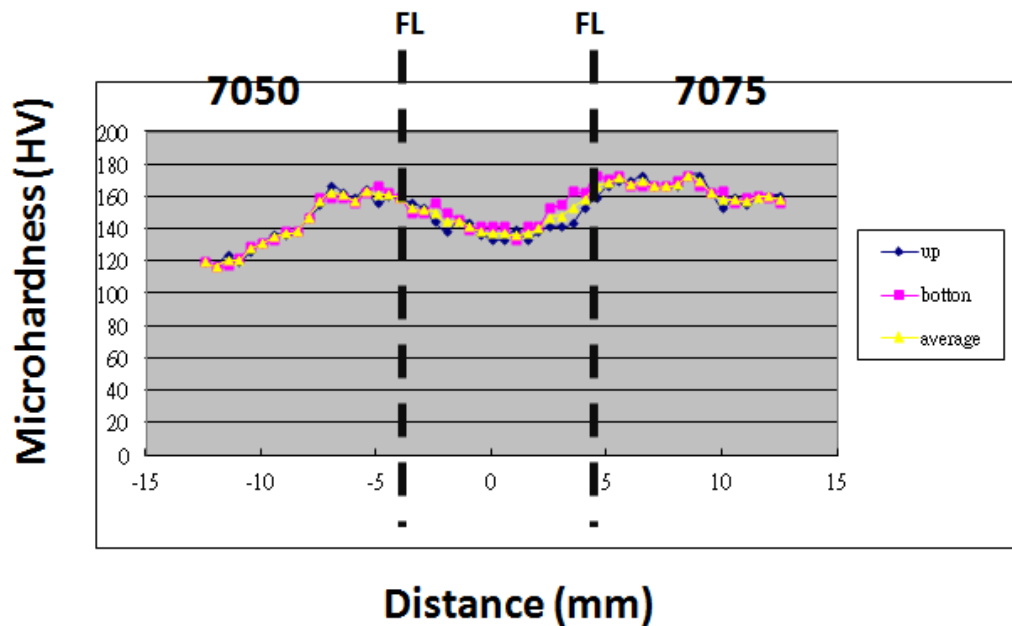


圖 4-2 c 7050/7075-5556-T4 異質銲接銲後微硬度曲線圖

圖 4-3 為銲件經過固溶處理後再人工時效(T6)處理。圖 4-3 a 顯示在熱影響區的硬度可以提升至 200Hv。7050/7075-5356 之微結構組織由圖 4-3b 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 160Hv，熱影響區也大幅提升至 200 Hv，甚至超越其原母材之硬度約 20~40HV。與 T4(圖 4-3 b)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。圖 4-3 c 顯示，7050/7075-5556 經過 T6 處理銲道區硬度值與銲料 5183 及 5356 相比約降低 20Hv，熱影響區則大約在 180~200 Hv。綜合以上 T6 在銲道區硬度平均值為：

$$7050/7075-5356 > 7050/7075-5156 > 7050/7075-5556。$$

綜合上述實驗結果，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銲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 大於焊條 ER5183 和 ER5556，主要是由於 ER5356 內含有較多矽元素，矽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。

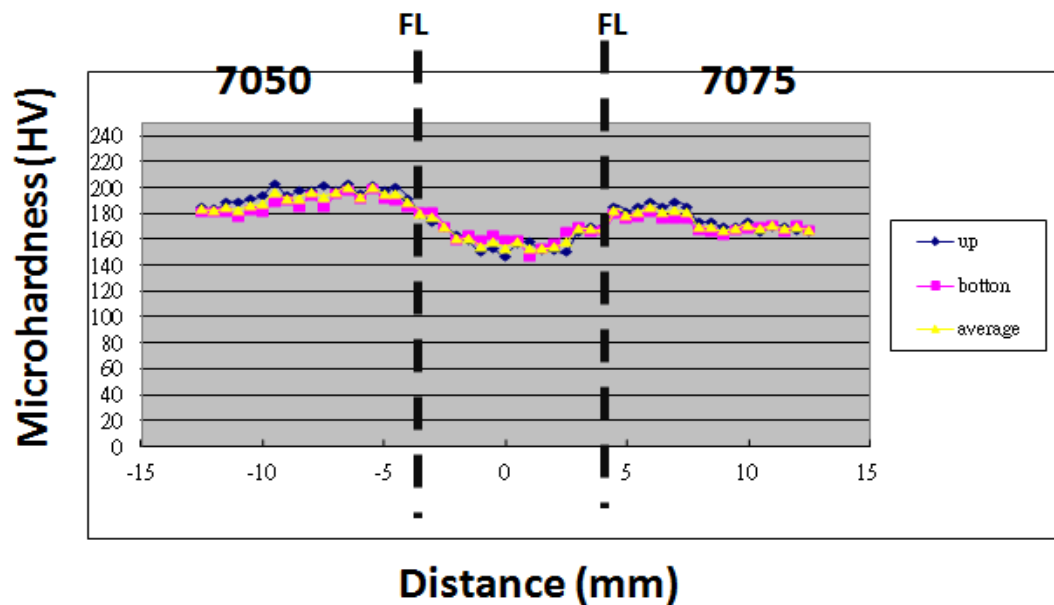


圖 4-3 a 7050/7075-5183-T6 異質鐳接鐳後微硬度曲線圖

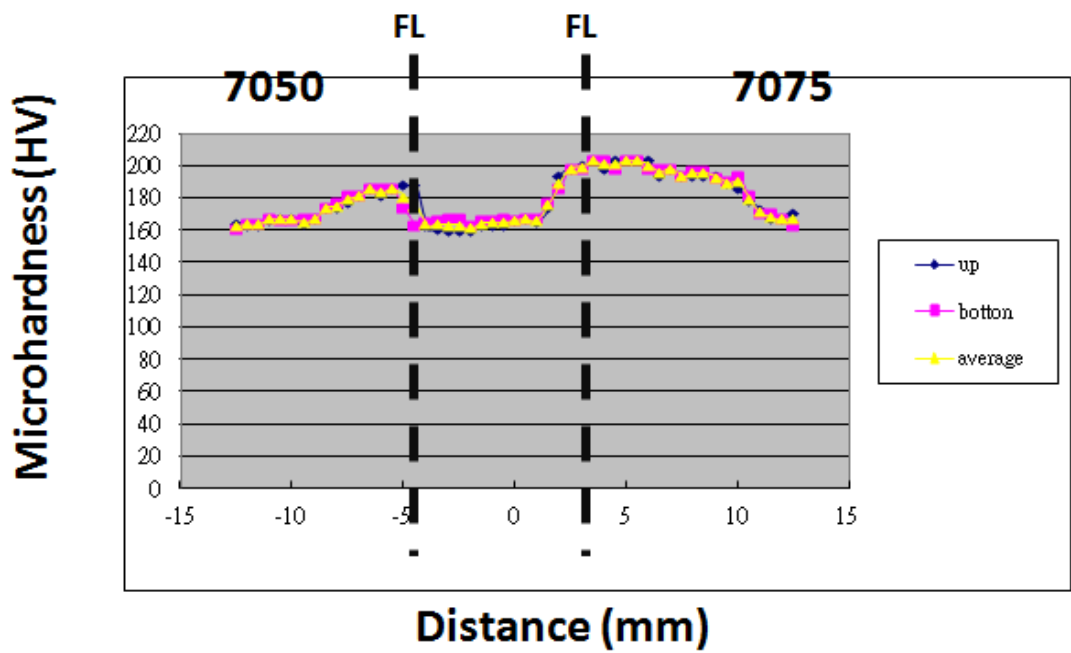


圖 4-3 b 7050/7075-5356-T6 異質銲接銲後微硬度曲線圖

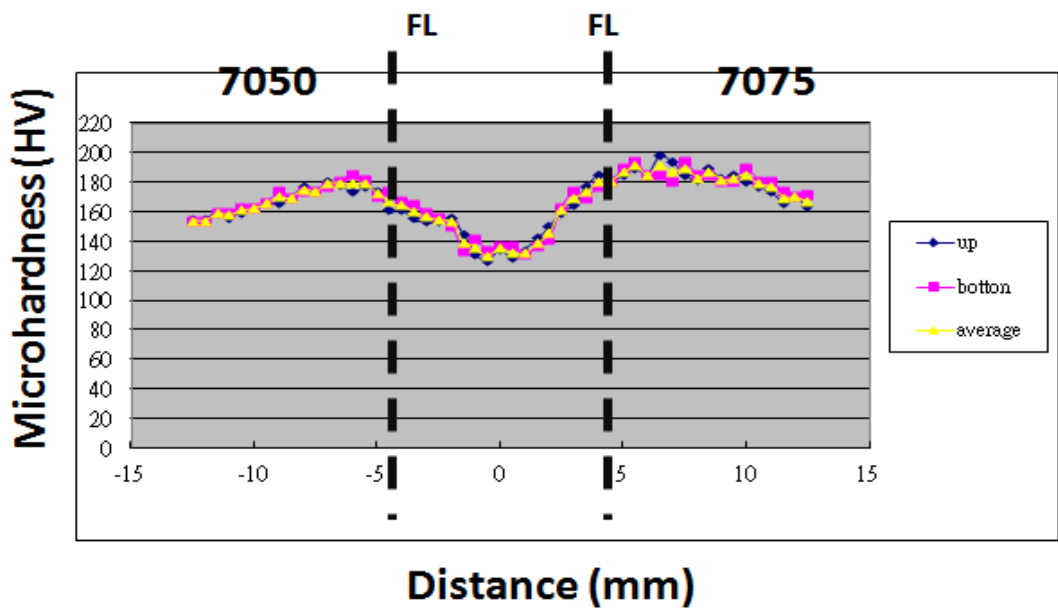


圖 4-3 c 7050/7075-5556-T6 異質銲接銲後微硬度曲線圖

4.3 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4-4 a 可看到7050/7075 使用填料ER5183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4-4 b 可見7050/7075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4-4 c 分別為7050/7075對接使用ER5556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。

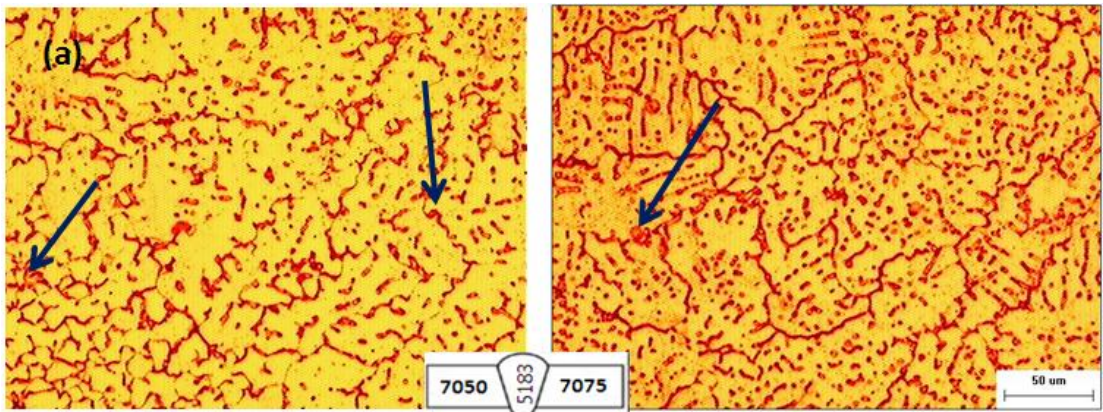


圖 4-4 a 7050/7075-5183-T1 銲接銲後金相顯微組織圖

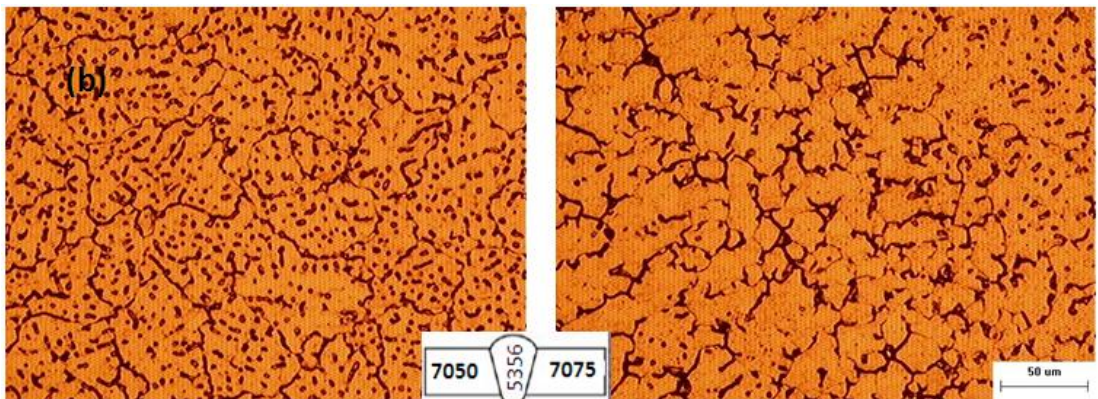


圖 4-4 b 7050/7075-5356-T1 銲接銲後金相顯微組織圖

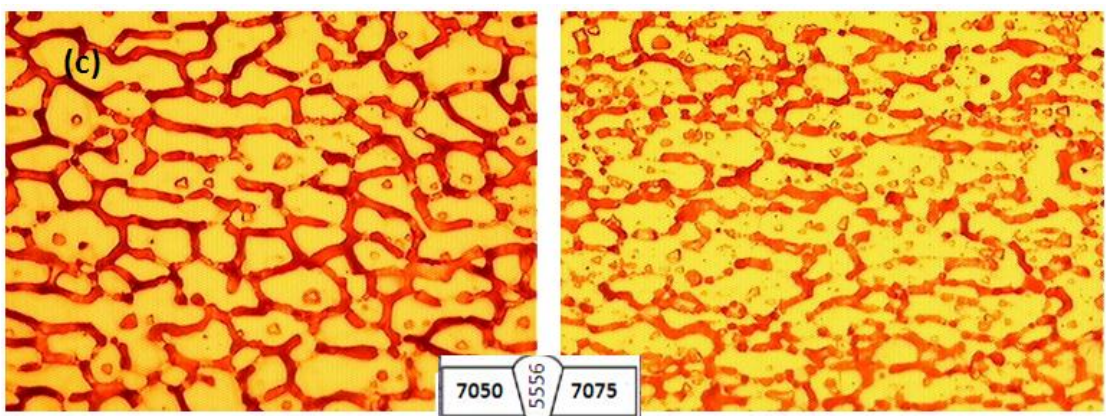


圖 4-4 c 7050/7075-5556-T1 銲接銲後金相顯微組織圖

鋁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 4-5 a 為 A7050/7075 填料 ER5183 的鋁件經 477°C 固溶再水淬處理，與圖 4-4 a 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，鋁件內部大量分佈經固溶後出現的 Al_2Cu 和 Al_2CuMg 等析出物。圖 4-5 b 為 7050/7075-5356 鋁件經 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 4-4 b 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 4-5 c 為 7050/7075 分別以 ER5556 填料，分別經 477°C 固溶處理。圖 4-5 c 顯示在部份熔融區顯示夾雜著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 7075 母材，因銲接熱熔融於熔池間流動所致，銲道內均有部份細小樹枝狀結構存在。

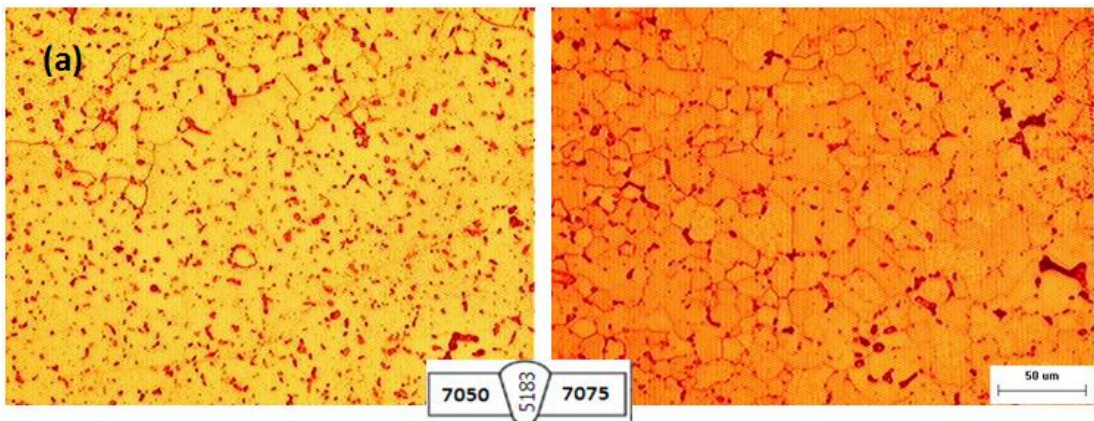


圖 4-5 a 7050/7075-5183-T4 銲接銲後金相顯微組織圖

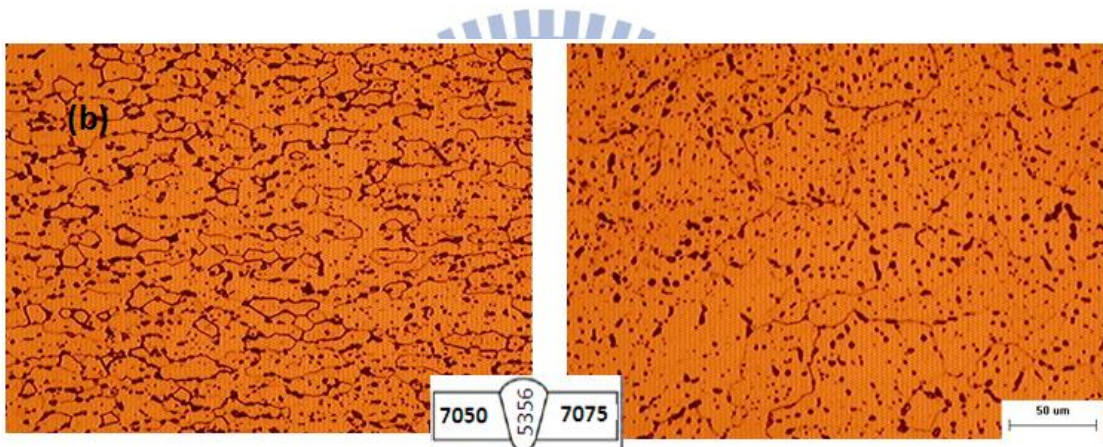


圖 4-5 b 7050/7075-5356-T4 銲接銲後金相顯微組織圖

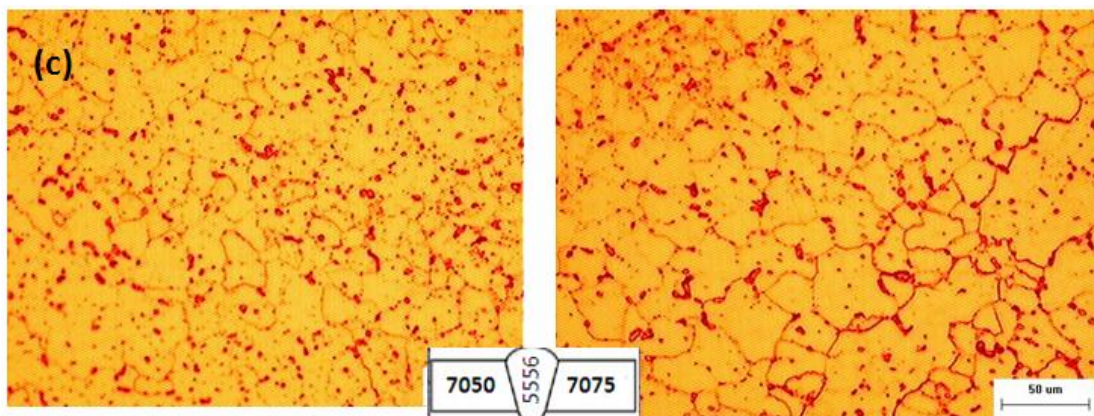


圖 4-5 c 7050/7075-5556-T4 銲接銲後金相顯微組織圖

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4-6 a 顯示7050/7075-5183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Al₂Cu 與Al₂CuMg 析出物。圖4-6 b 顯示7050/7075-5356經過固溶處理再人工時效(191°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MgZn₂ 大量析出物，部分熔融區內的層帶狀細小等軸晶(如圖4-4 b)轉變成長約150 μm、寬約 100 μm 之橢圓大晶粒，但仍保有其方向性。圖4-6 c 為7050/7075-5556 異質銲接，其熱影響區微結構與圖4-6 b相同，部分熔融區則有部份等軸晶存在；在7050側部分熔融區以纖細樹枝狀結構為主。



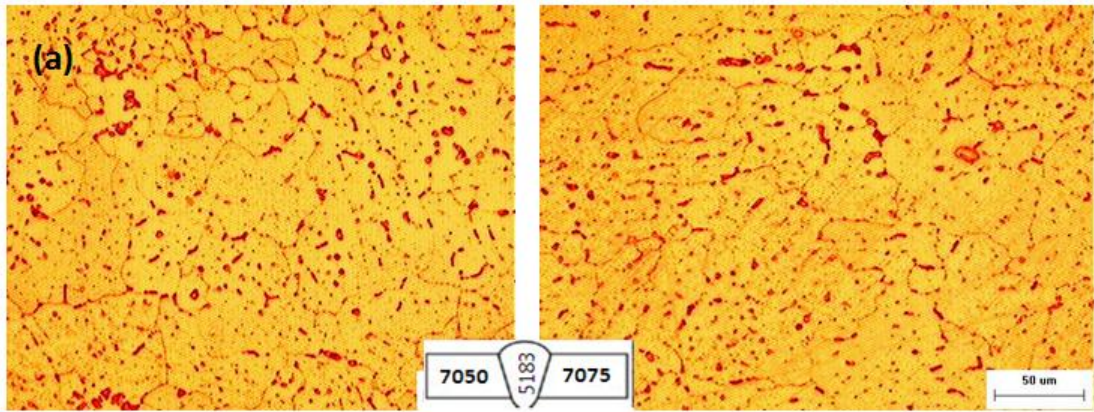


圖 4-6 a 7050/7075-5183-T6 銲接銲後金相顯微組織圖

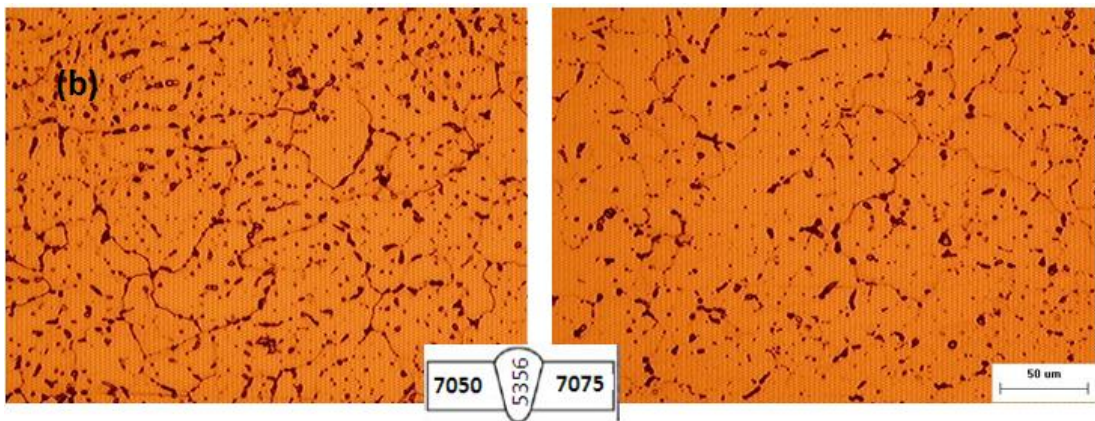


圖 4-6 b 7050/7075-5356-T6 銲接銲後金相顯微組織圖

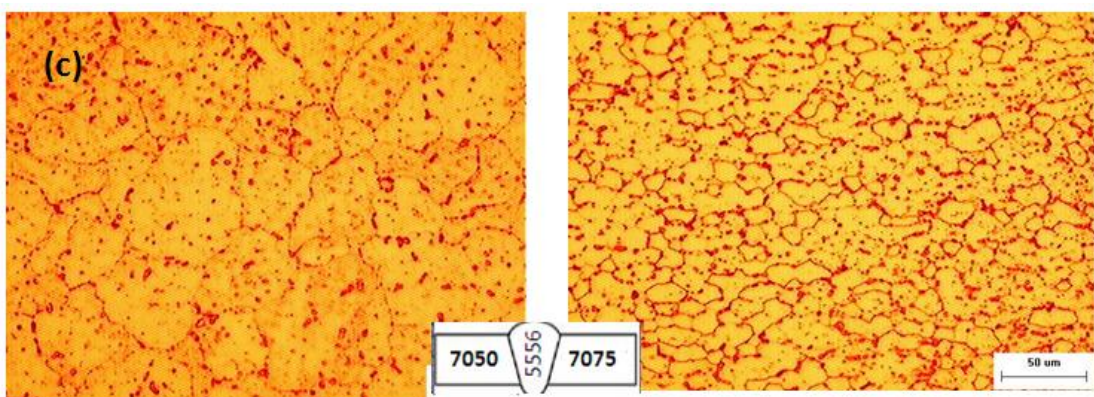


圖 4-6 c 7050/7075-5556-T6 銲接銲後金相顯微組織圖

4.4 破斷面 SEM 分析

圖 4-7、圖 4-8 與圖 4-9 為各類鋁件拉伸試片破斷面在 1000 倍率的 SEM 下觀察。由圖 4-7 a~圖 4-7 c 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凹窩狀組織(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 4-7 a 7050/7075-5183 中箭頭指向處可看到熱裂縫存在，從圖 4-4 a 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 4-8 a~圖 4-8 c 顯示拉伸破斷面其組織之表面散佈許多析出物顆粒(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 4-9 a~圖 4-9 c 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。

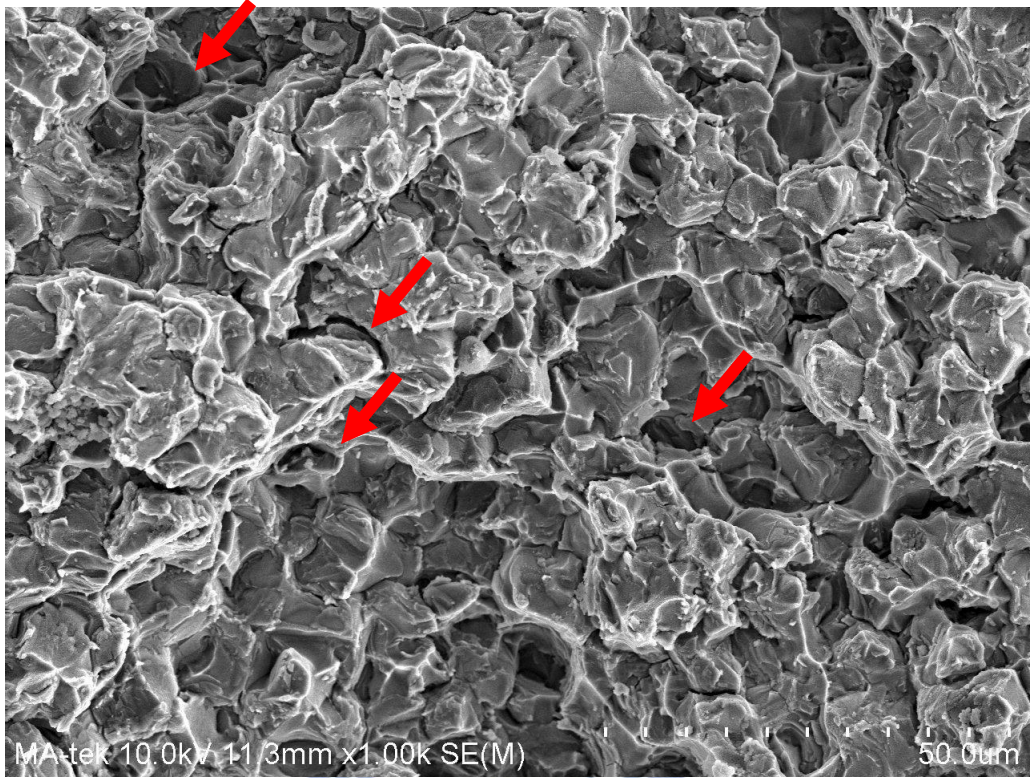


圖 4-7 a 7050/7075-5183 銲接 T1 處理之拉伸破斷面

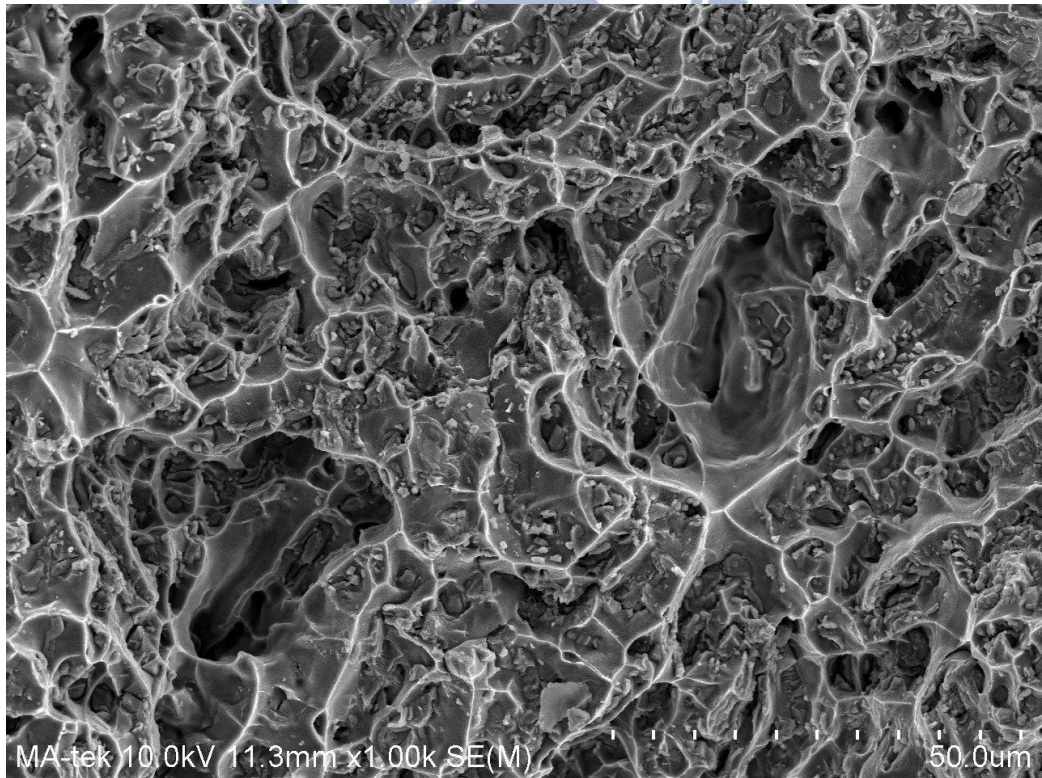


圖 4-7 b 7050/7075-5356 銲接 T1 處理之拉伸破斷面

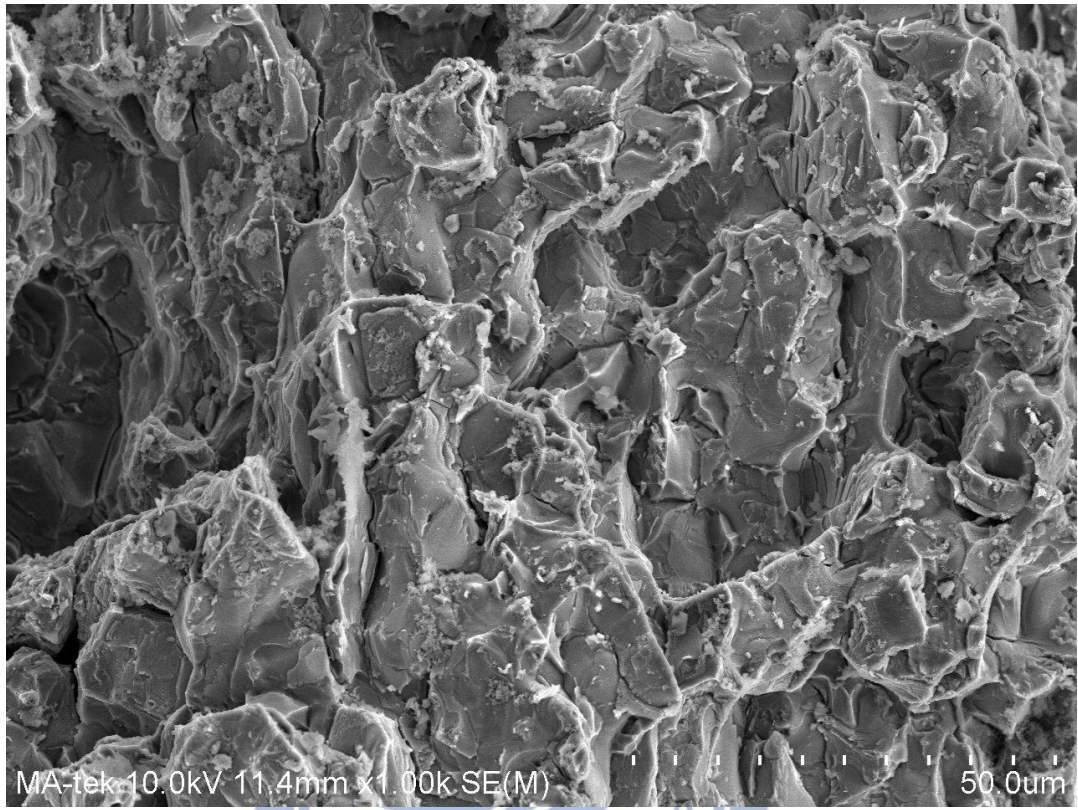


圖 4-7 c 7050/7075-5556 銲接 T1 處理之拉伸破斷面

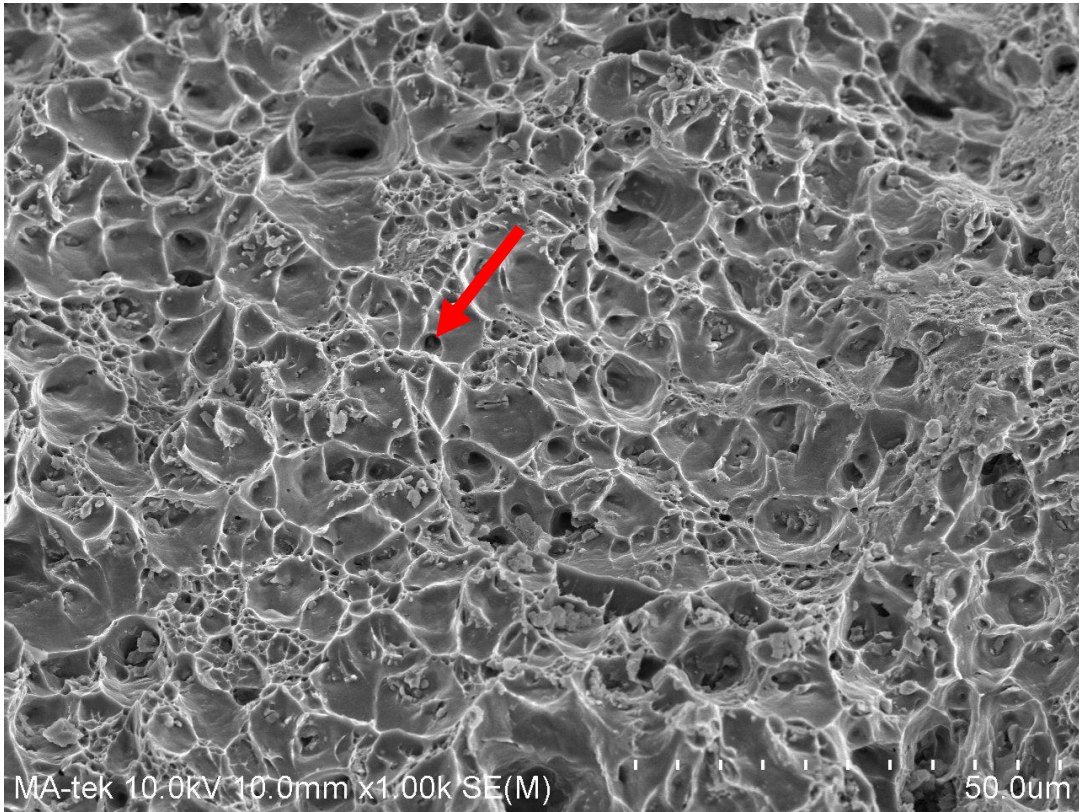


圖 4-8 a 7050/7075-5183 銲接 T4 處理之拉伸破斷面

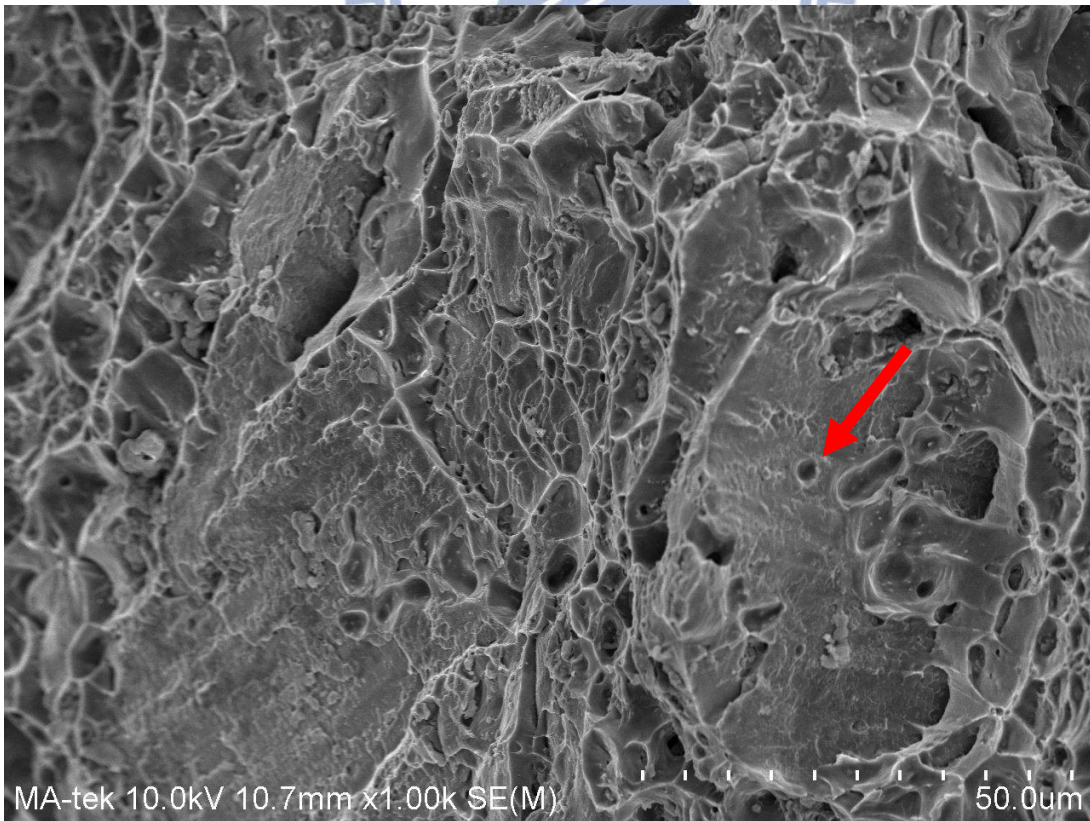


圖 4-8 b 7050/7075-5356 銲接 T4 處理之拉伸破斷面

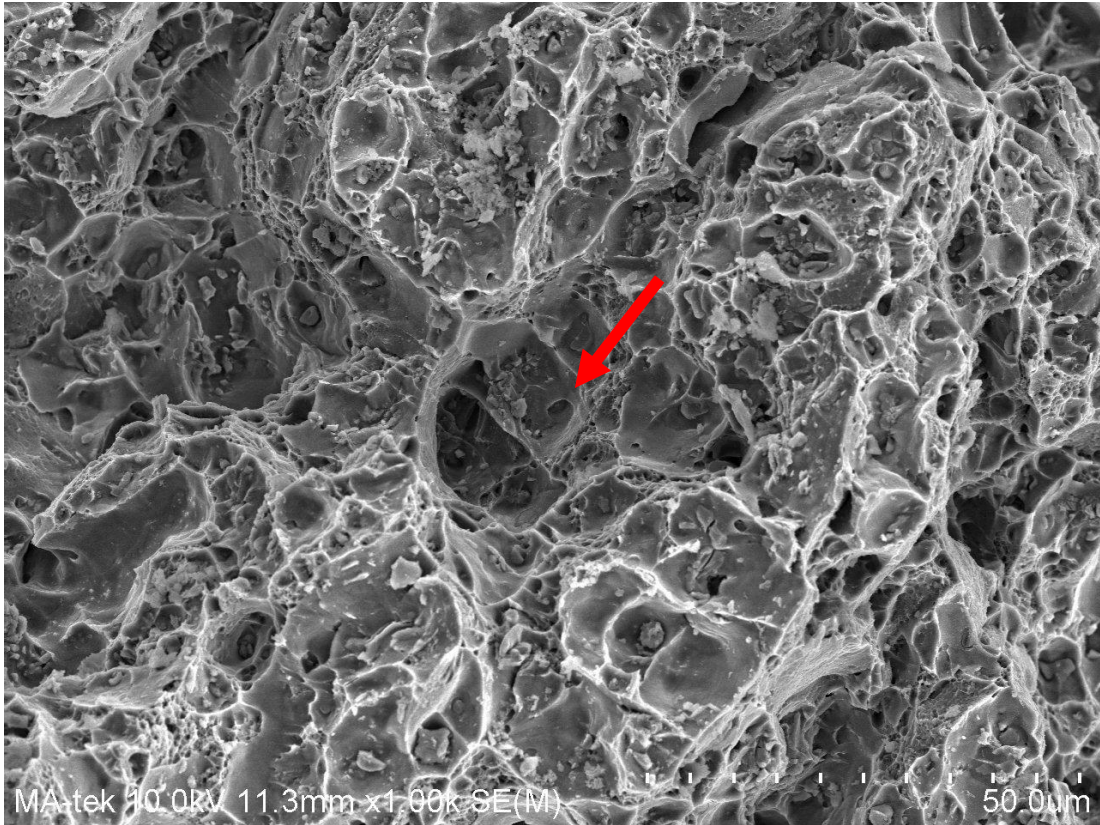


圖 4-8 c 7050/7075-5556 銲接 T4 處理之拉伸破斷面

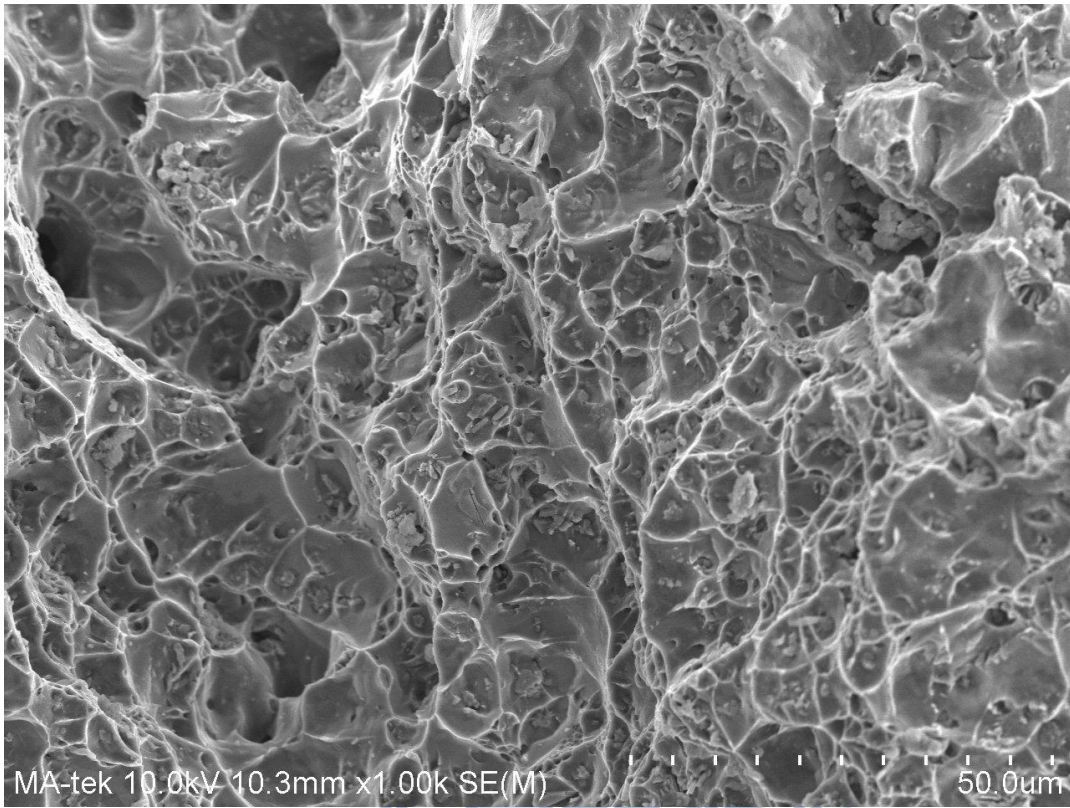


圖 4-9 a 7050/7075-5183 銲接 T6 處理之拉伸破斷面

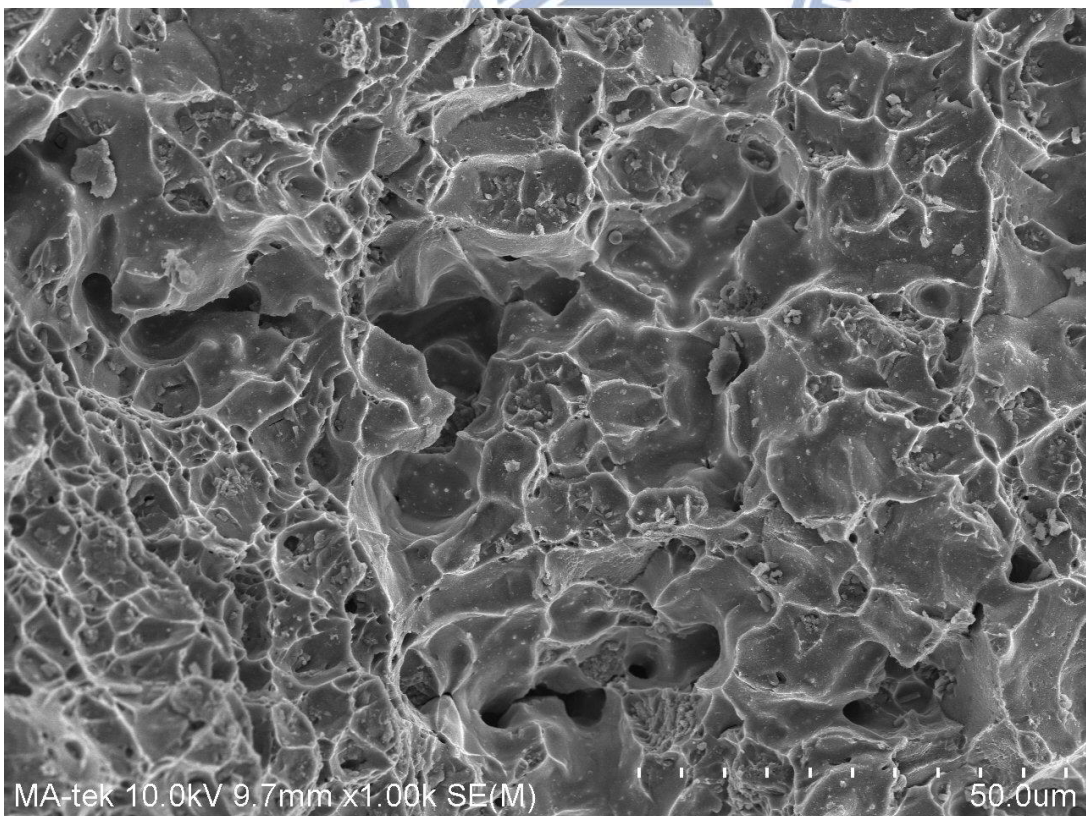


圖 4-9 b 7050/7075-5356 銲接 T6 處理之拉伸破斷面

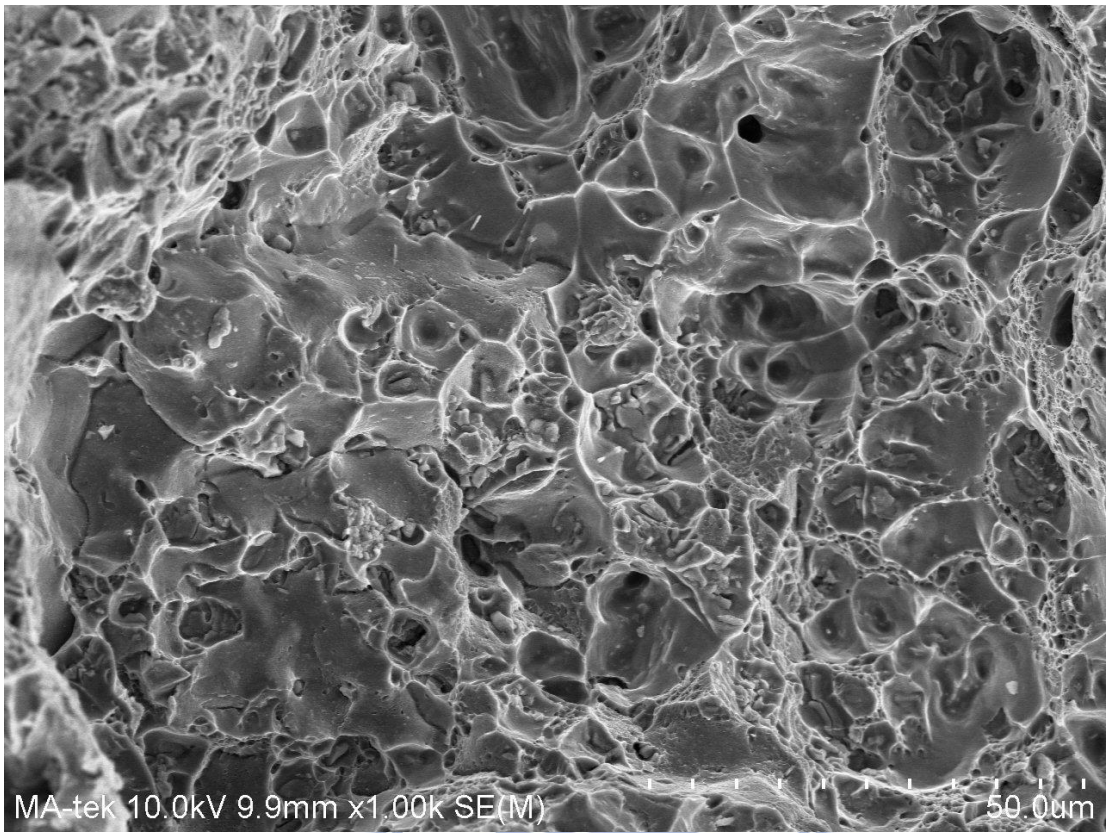


圖 4-9 c 7050/7075-5556 銲接 T6 處理之拉伸破斷面

第五章 結論

本研究之目的主要探討不同的填料 ER5183 與 ER5356 與 ER5556 對鋁合金 A7075 與 A7050 的異質銲接差異，並討論經由不同的熱處理後分別拉伸強度及微硬度分析探討其機械性質。由實驗結果與討論，可獲得以下結論：

由第四章之實驗結果與討論，可獲得以下的結論：

1. 由於銲後銲道微硬度較母材低，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。故由微硬度分析加入填料 ER5356 可增加銲道之強度。
2. 拉伸強度中，經過 T6 熱處理後 UTS、YS 值均大幅提升，顯示固溶處理再人工時效可提升其熔融區內之機械性能。
3. 銲後 T1 處理之微結構，近熔融線附近呈現樹枝狀結構，部份熔融區附近出現帶狀細小等軸晶。側邊因受高溫固溶作用產生沿晶破裂情形。
4. 銲後經 T4 處理之微結構，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。銲道內出現微粗大化晶粒與部份的樹枝狀結構。
5. 銲後經 T6 處理之微結構，熔融區內密布大量樹枝狀結構，部分熔融區內的層帶狀細小等軸晶轉變成橢圓大晶粒。
6. 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。

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] J. R. Davis, "ASM Specialty Handbook-Aluminum and Aluminum Alloys", ASM, April 2002, 395.
- [3] 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。
- [4] 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。
- [5] Tadakazu Ohnishi, Takeshi Hamamoto, Harushige Tsubakino et al., 輕金屬，1993，(6):308-313.
- [6] J. K. Park, A. J. Ardell, Metall. Trans., 15A, 1984, pp. 1531-1543.
- [7] Cheever D. L., Kammer P. A., Monroe, R. E. and Martin D.C., "Effect of Experimental 2219 and 2014 Aluminum Weld Composition Variation", *ibid*, Aug., 1969, 348s-358s.
- [8] Steeubergen and Thornton, "A Quantitative Determination of the Conditions for Hot Cracking During Welding for Aluminum Alloys", *Welding J.*, 2, 1970, pp. 61s-68s.
- [9] Borland J. C., "Generalized theory of super-solidus cracking in welds (and casting)", *Brit. Weld. J.* 1960, 7(8), 508-512.
- [10] 林澄貴，「探討銲接收縮及變形」，機械月刊，第九卷第九期，1983。
- [11] 周長彬、蘇程裕、蔡丕椿、郭央諶編著，"銲接學"，全華科技圖書出版社，2005。
- [12] 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組織與機械性質分析”，國立中山大學材料科學研究所碩士論文，2001年。
- [13] S. Kou(2003). *Welding Metallurgy*. 2nd ed. John Wiley

& Sons.

- [14] J. R. Davis(1993). Aluminum and aluminum Alloys-ASM Handbook. ASM International.
- [15] H. B. Cary(1994). Modern Welding Technology. 3rd ed. Prentice-Hall. Englewood Cliffs.
- [16] 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。
- [17] 董基良，銲接學，三民書局股份有限公司，台北市，民國七十七年 8 月。
- [18] 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.
- [19] 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.
- [20] 周長彬、蔡丕椿、郭央謙編著，” 銲接學” ，台北：全華書局，民 88 年。
- [21] 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。
- [22] M. O Speidel, M. V. Hyatt, Advance in Corrosion Sci. And Techno., vol. 2, Plenum Press, NY, 1972., pp. 115-127
- [23] 王祝堂，鋁合金及其加工手冊，長沙，中南工業大學出版社，2000，94.
- [24] Jiang X J, Nobel B, Hansen B, et al, Metall Trans A, 2001, 32(5), 1063.
- [25] J. K. Park, A. J. Ardell, Mater. Sci. and Eng., A114, 1989, pp. 197-203.
- [26] D. J. Lloyd, M. C. Chaturvedi, J. of Mater. Sci., vol. 17, 1982, pp. 1819-1824.

- [27] E. S. Tankins, W. E. Frazier, NACE, 1987, pp. 37-44.
- [28] T. Ogura, S. Hirosawa, T. Sato., Sci. Tech. Adv Mater., 2004, 5:491-496
- [29] Tadakazu Ohnishi, Takeshi Hamamoto, Harushige Tsubakino et al., 輕金屬, 1993, (6):308-313.
- [30] "Welding Kaiser Aluminum", 1st ed. Kaiser Aluminum & Chemical Sales, Inc., 1984, chapter 2-4, 7-9, 14, 21.
- [31] Arnt O. Kluken and Borge Bjorneklepp, A study of mechanical properties for aluminum GMA weldment, Weld. J. 1997, p39-44.
- [32] D. E. Schillinger, I. g. Betz, F. W. Hussey and H. Markus, Weld. J. 1963, p. 269s-275s.
- [33] Eastwood L. W., "Gas in Light Alloy", John Wiley Inc., 22, 1964.
- [34] 姜志華編著, "鋁合金電弧銲接及硬軟銲應用技術", 徐氏基金會出版, 1995。
- [35] D. G. Howden, "An-Up-To-Date Looking At Porosity Formation In Aluminum Weldments", Welding Journal, Feb., 1971, 112-114.
- [36] R. F. Ashton, R. P. Wesley and C. R. Dixon, "The Effect of Porosity on 5086-H116 Aluminum Alloy Welds", Welding Journal, March 1975, 95-98.
- [37] Metal Handbook, ASM Ninth Edition, V4, "Heat Treatment", pp. 675-718.
- [38] A. Gutierrez, J. C. Lippold, W. Lin, Mater. Sci. Forum 217 - 222, pp. 1691 - 1696, 1996.
- [39] P. A. Kammer, K. Masubuchi and R. E. Monroe, "Cracking in high-strength steel weldments. A critical review", DIMC report 197, Feb., 1964.