

國立交通大學

機械工程研究所

博士論文

航太用高強度鋁合金銲接熱裂性與異質  
銲接銲後熱處理之研究

The Study of Hot Cracking Characteristic and  
Post-weld Heat Treatment of Dissimilar Welding  
on the High-strength Aluminum Alloys for  
Aerospace Applications

指導教授：周長彬 教授

研究生：張進春

中華民國 101 年 1 月

# 航太用高強度鋁合金銲接熱裂性與異質銲接銲後熱處理之研究

學生：張進春 指導教授：周長彬

國立交通大學機械工程學系

## 中文摘要

本文主要以研究高強度鋁合金與含鈦鋁合金之銲接熱裂性及高強度鋁合金異質銲接為研究主題，研究共分為二部份：第一部份為 A2024、A2219、A7050 等三種高強度鋁合金之熱裂性敏感性研究與 M6、M7B、M7E 與 M9H4 等四種鋁鈦合金之熱裂性研究；第二部份為 A7050/A7075、A2024/A7050 高強度鋁合金同質與異質銲接，實驗結果顯示：

在熱裂敏感性研究方面，A2024、A2219、A7050 等三種鋁合金材料成份相較，以 A2024 與 A7050 合金最接近最高熱裂傾向成份，其熱裂敏感性較 A2219 合金高。並隨熱循環次數增加，均呈現相同趨勢，即  $A2024 > A7050 > A2219$ 。實驗中亦發現，多重熱循環對銲件之熔融區熱裂敏感性並無明顯之影響。但對熱影響區卻有顯著的影響，其中又以銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ.)最為嚴重。透過 EDS 成份分析結果顯示，在部份熔融區三種合金均有 Cu 元素偏析，且偏析情形隨熱循環次數增加而加劇，熱裂形成均以液化熱裂機制存在。

在含鈦鋁合金之熱裂性研究方面，M6、M7B、M7E 與 M9H4 等四種鋁鈦合金相較，經多重熱循環過程後，熔融區之熱裂敏感性無太大變化；在銲道金屬熱影響區方面，M7B、M7E 與 M9H4 合金，熱裂縫會隨著熱循環次數增加而有明顯的增長，惟 M6 合金則呈相反之趨勢。在不同含鈦鋁合金材料比較，隨熱循環次數增加其熱裂敏感性之裂縫總長度有增加之趨勢，

再與其合金成份相較，均呈現相同趨勢，即  $M9H4 > M7E > M7B > M6$ 。裂縫破斷面觀察方面，在熔融區均觀察到三個明顯區域，樹枝狀區(D區)、樹枝-平滑轉換區(D-F區)與平滑區(F區)，可證實熔融區均屬於凝固型熱裂機構；在熱影響區均為沿晶脆性破壞之液化熱裂形式。並在部分熔融區處經EDS分析，發現M6與M9H4二種合金金屬在晶界附近均有相當大的Cu偏析現象，且隨著熱循環次數增加而加劇。因此，M6與M9H4二種合金在部分熔融區均為偏析熱裂。M7B、M7E兩種合金的Zn含量在熱影響區之晶界附近有提升現象，然Mg含量則無明顯地增加。此二種合金在熱影響區之部分熔融區，均顯示為純粹由晶界的液化現象。

A7050/A7075、A2024/A7050高強度鋁合金同質與異質銲接部份，本實驗採用氣體鎢極電弧銲，並以ER5183、ER5356、ER5556與ER2319等填料進行銲接，主要探討不同填料的添加與銲後熱處理製程對異質銲件之機械性質與微觀結構進行影響評估。銲件透過銲後固溶處理、人工時效與過時效等熱處理過程，以拉伸測試與微硬度等測試做為銲件之機械性質評估方式，再配合光學顯微鏡及掃描式電子顯微鏡，進行各階段熱處理之微結構與拉伸破斷面之觀察。結果顯示，透過銲後熱處理可大幅地提升銲件銲道的機械性能，但大部分仍略低於母材。整體而言，銲件之最弱處仍為銲道。其中採用ER5356或ER5556填料，並透過人工時效處理與過時效過程，將可得到銲後銲道之較佳機械性能，且其拉伸破斷面均為延性破斷形貌。

# **The Study of Hot Cracking Characteristic and Post-weld Heat Treatment of Dissimilar Welding on the High-strength Aluminum Alloys for Aerospace Applications**

Student : Chin-Chun Chang      Advisor: Chang-Pin Chou

Department of Mechanical Engineering  
National Chiao Tung University

## **Abstract**

The objectives of this research are to investigate the hot cracking characteristics of weldment of high-strength aluminum alloys and aluminum-scandium alloys, and the effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of high-strength aluminum alloys. This research includes two parts. The first part is on the susceptibility of hot cracking of high-strength aluminum alloys A2024, A2219 and A7050, and the hot cracking susceptibility of the aluminum-scandium alloys M6, M7B, M7E and M9H4. The second part is to study the effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties and microstructure for dissimilar welding of high-strength aluminum alloys A7050/ A7075 and A2024/A7050.

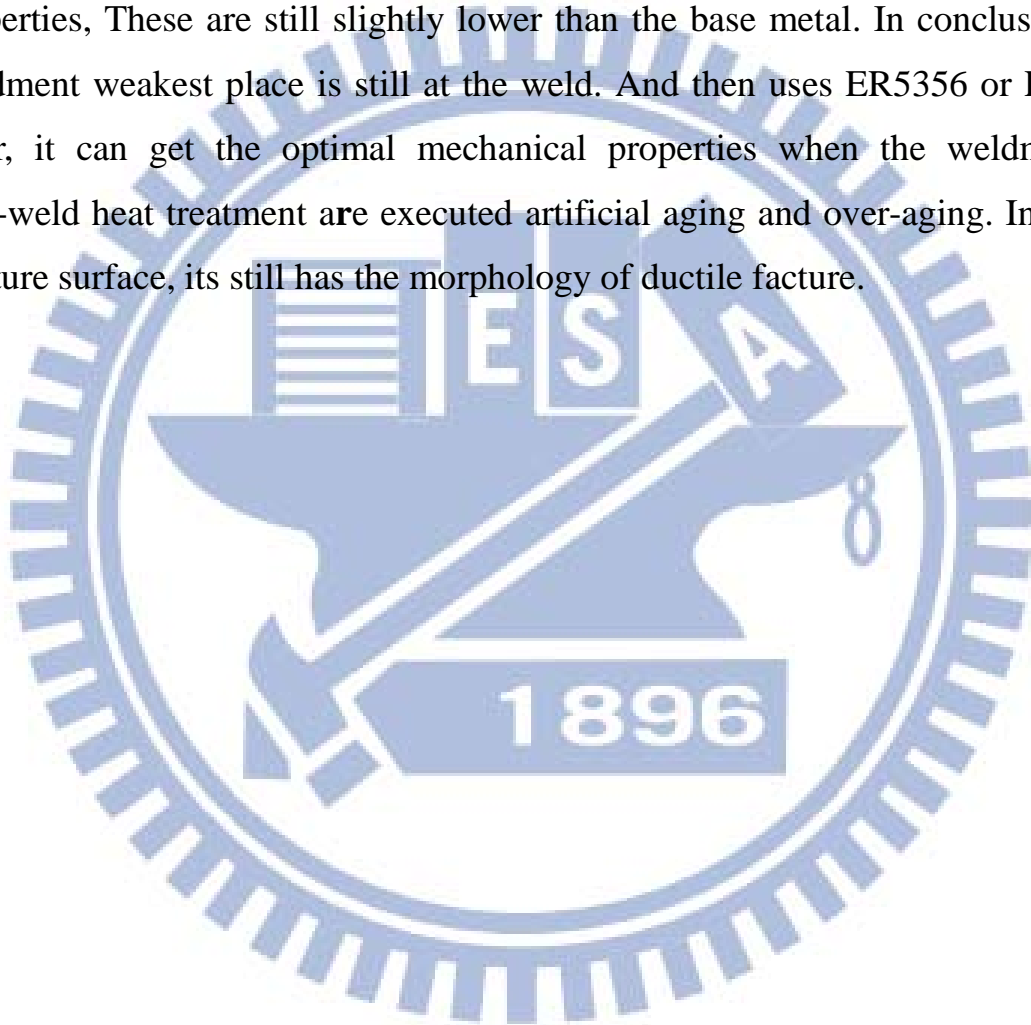
In the first two parts, the spot restraint testing was used to evaluate the hot cracking sensitivity of those material. The influence of augmented strain, and multi-thermal cycles on the hot cracking susceptibility were investigated. The total crack length was measured and calculated to evaluate the hot cracking susceptibility. The results indicate that: the number of cracks increases with increasing augmented strain. This phenomenon occurs in both the fusion and the heat-affected zones. The number of thermal cycles also has a significant influence on the heat-affected zone. A2024 and A7050 have similar tendencies to

be subjected to hot cracking, greater than A2219. With increasing numbers of thermal cycles, the hot cracks show the same tendency, A2024>A7050>A2219. The Energy Dispersive Spectrometer composition analysis results show that, the Cu segregation is increases with the number of thermal cycles.

In the Al-Sc alloys, the effect of number of thermal cycles. and augment strain processes were evaluated and compared for the M6, M7B, M7E and M9H4 alloys. In the fusion zone, no significant results were observed on the hot cracking sensitivity. In the weld metal heat affected zone, the number of cracks increases with increasing augmented strain and the number of thermal cycles with the different Al-Sc alloys by the thermal cycles. The trend of hot cracking sensitivity of the total crack length show that M9H4> M7E> M7B> M6. M6 and M9H4 have the Cu element segregation in the vicinity of grain boundaries, and are the Cu segregation increases with the number of thermal cycles. So that the M6 and M9H4 are segregation-induced liquation mechanism in the partially melted zone. In the grain boundaries of the heat-affected zone of M7B, M7E alloys, the content of Zn element increase significantly, but Mg content does not. These two kinds of alloys are purely grain boundary liquation. On cracking fracture surface, the experiment results show three distinct regions in the fusion zone, dendritic area (D area), dendritic-flat area(D-F area) and the flat area (F area), to confirmed the fusion zone belong to the solidification cracking. In the heat affected zone, the results indicate the brittleness fracture phenomenon along grain boundary on the fracture surface, and it is presented in the form of liquefied hot cracking.

Finally, the second portion that of this dessionation is to discuss the similarty and dissimilarity for A7050/A7075, A2024/A7050 similar and dissimilar welding for high-strength aluminum alloys. The Gas Tungsten Arc Welding(GTAW) was used to weld butt joint with different filler materials, such as ER5183, ER5356,

ER5556 and ER2319. The post-weld heat treatment processes were carried out to evaluate and analysis on the effect of the mechanical properties and microstructure. The experiment results showed that the yielding and ultimate tensile strength of weldment on the post-weld not-heat treatment has significantly decline to lower than 60% of the base metal strength, post-weld heat treatment can be improved and promoted the weldment mechanical properties, These are still slightly lower than the base metal. In conclusion, the weldment weakest place is still at the weld. And then uses ER5356 or ER5556 filler, it can get the optimal mechanical properties when the weldment of post-weld heat treatment are executed artificial aging and over-aging. In tensile fracture surface, its still has the morphology of ductile fracture.



## 誌謝

本論文得以順利完成，首先感謝指導教授周長彬老師的辛勤指導，讓學生鑽研於銲接領域的專業知識有更深入的體認，謹在此致上最誠摯的敬意與謝忱。同時亦要感謝國家同步輻射研究中心長官的提攜與同仁們的鼓勵與協助；口試期間，承蒙鄭慶民教授、李義剛教授、鄭壁瑩教授等口試委員悉心指正與林玄良教授所提供寶貴的意見，使本論文更為完善，亦由衷感謝。

在研究期間，感謝交大銲接實驗室學弟自勇、聖文，在實驗試片的協助與處理與師大學弟晉源在假日期間一起進行熱裂實驗。另亦感謝同步輻射許憲能先生在鋁合金銲接的啟蒙，使我於超高真空銲接實務技術更為精進。由於在學期間亦正值台灣光子源的建造工程，本人負責加速器電子儲存環鋁合金超高真空腔建造工程，研究與工作兼顧的情況下，感謝真空小組詹哲鎧先生、熊高鈺先生、陳俊榮教授及真空組同仁育民、易辰、宗諭、春憲、英子、伶慧等在工作上的協助，亦感謝陳慶隆博士在研究上的討論與英文寫作上的悉心指導與協助。

最後要特別感謝父母親、岳父母與家人，內人靜怡在我工作與研究這段期間辛勤照料家庭與鼓勵，使我一路走來無後顧之憂。一對兒女毓政、毓廉亦在公餘研究期間貼心支持，感至欣慰。由於大家的支持與鼓勵，使進春得以順利完成博士學位，僅以此博士論文獻給他們。

# 目錄

頁次

中文摘要.....	i
Abstract .....	iii
誌謝.....	vi
目錄.....	vii
表目錄.....	xii
圖目錄.....	xiii
第一章 導論.....	1
1.1 前言.....	1
1.2 研究動機.....	3
1.3 研究目的.....	4
1.4 研究方法.....	5
1.4.1 高強度鋁合金與鋁鈦合金銲接熱裂性研究.....	5
1.4.2 高強度鋁合金異質銲接研究.....	5
第二章 理論與文獻回顧.....	7
2.1 鋁及其合金與鋁鈦合金特性與其分類.....	7
2.1.1 鋁及鋁合金的特性.....	7
2.1.2 鋁合金的分類.....	7
2.1.2.1 2xxx 鋁合金簡介.....	11
2.1.3 7xxx 鋁合金簡介.....	12
2.1.3.1 主要合金化元素-鋅、鎂.....	12



2.1.3.2 微量合金元素-鋇、鈳、銀.....	13
2.1.4 鋁鈳合金特性與簡介.....	16
2.2 鋁合金之熱處理.....	18
2.3 鋁合金之鐸接特性(鐸接金屬微觀組織特性).....	25
2.3.1 熔池邊界的磊晶成長.....	25
2.3.2 競爭性的成長.....	26
2.3.3 鐸道中心發生等軸晶生成.....	26
2.4 鐸接金屬與熱影響區的特性及其機械性質.....	27
2.4.1 鐸接金屬的機械性質.....	27
2.4.2 熱影響區的機械性質.....	28
2.5 鋁合金之鐸接缺陷.....	30
2.5.1 氣孔(Porosity)的生成.....	30
2.5.2 氣孔的防治.....	33
2.5.3 變形.....	33
2.5.4 不完全熔融及不完全穿透.....	34
2.5.4.1 不完全熔融或熔融不良.....	34
2.5.4.2 不完全穿透或穿透不良.....	35
2.5.5 夾渣.....	35
2.6 熱裂縫.....	36
2.6.1 熱裂縫的分類.....	36
2.6.1.1 凝固熱裂.....	38
2.6.1.2 液化熱裂.....	38
2.6.1.3 延性降低熱裂.....	39
2.6.2 熱裂縫產生之原因與改善方式.....	40

2.6.2.1 銲接金屬凝固熱裂縫理論.....	40
2.6.2.2 銲道金屬凝固熱裂影響因素.....	45
2.6.2.3 熱影響區熱裂縫理論.....	47
2.6.2.4 多邊形化理論(Polygonization theory) .....	49
2.6.3 鋁合金銲接熱裂縫.....	50
2.6.4 銲接熱裂縫之評估.....	52
2.6.4.1 自發應變測試法.....	53
2.6.4.2 外加應變測試法.....	56
第三章 研究方法與步驟.....	61
3.1 高強度鋁合金與鋁鈦合金之銲接熱裂性實驗方法與步驟 .....	61
3.1.1 實驗材料.....	62
3.1.2 走銲操作.....	62
3.1.3 點可調式應變試驗.....	63
3.1.4 可調式應變試驗應變量之參數設定.....	66
3.1.5 熱裂縫觀察與計算.....	67
3.1.6 熱裂縫金相結構觀察.....	68
3.1.7 熱裂縫破斷面 SEM 觀察及 EDS 成份分析.....	69
3.2 高強度鋁合金異質銲接銲後熱處理之研究實驗方法與步驟 .....	70
3.2.1 實驗材料.....	71
3.2.2 試片銲前清洗.....	71
3.2.3 銲接設備.....	72
3.2.4 銲後熱處理.....	74
3.2.5 實驗組別試片編號.....	79
3.2.6 機械性質測試評估.....	81

3.2.6.1 拉伸試驗.....	81
3.2.6.2 微硬度試驗.....	82
3.2.7 微觀結構觀察.....	82
3.2.7.1 光學顯微鏡.....	82
3.2.7.2 掃描式電子顯微鏡.....	83
第四章 結果與討論.....	84
4.1 高強度鋁合金熱裂敏感性之研究.....	84
4.1.1 熔融區之熱裂敏感性.....	86
4.1.2 熱影響區之熱裂敏感性.....	90
4.1.3 外加應變對熱裂敏感性的影響.....	92
4.1.4 不同材料之熱裂敏感性比較.....	93
4.1.5 熔融區熱裂縫破斷面 SEM 觀察.....	95
4.1.6 熱影響區破斷面 SEM 觀察.....	97
4.1.7 部份熔融區 EDS 分析.....	99
4.2 含鈦鋁合金熱裂敏感性之研究.....	101
4.2.1 熔融區之熱裂敏感性.....	103
4.2.2 熱影響區之熱裂敏感性.....	106
4.2.3 外加應變對熱裂敏感性的影響.....	109
4.2.4 不同材料之熱裂敏感性比較.....	111
4.2.5 熔融區破斷面 SEM 觀察.....	113
4.2.6 熱影響區破斷面 SEM 觀察.....	114
4.2.7 部份熔融區 EDS 分析.....	115
4.3 高強度鋁合金異質銲接與銲後熱處理研究.....	120
4.3.1 機械性質評估.....	120

4.3.1.1 拉伸試驗.....	120
4.3.1.2 微硬度試驗.....	130
4.3.1.2.1 A7050 鋁合金對接銲.....	130
4.3.1.2.2 A7075 鋁合金對接銲.....	132
4.3.1.2.3 A7075/ A7050 鋁合金異質對接銲.....	135
4.3.1.2.4 A2024/ A7050 異質對接銲.....	139
4.3.2 金相微結構觀察.....	142
4.3.3 掃描式電子顯微鏡(SEM)之拉伸破斷面觀察與分析.....	156
第五章 結論.....	165
5.1 高強度鋁合金銲接熱裂敏感性研究.....	165
5.2 含鈦鋁合金熱裂敏感性研究.....	166
5.3 高強度鋁合金異質銲接銲後熱處理研究.....	167
第六章 未來研究方向.....	169
6.1 銲接熱裂性研究.....	169
6.2 高強度鋁合金異質銲接銲後熱處理研究.....	169
參考文獻.....	170
附錄一:作者簡歷.....	180

## 表目錄

	頁次
表 2-1 鍛造用鋁合金之種類 .....	9
表 2-2 鋁合金加工或熱處理條件的代號 .....	10
表 3-1 高強度鋁合金化學成份表(wt%) .....	62
表 3.2 鋁銦合金化學成分表(wt %).....	62
表 3-3 走鐸鐸接參數表.....	63
表 3-4 點鐸可調應變試驗參數 .....	66
表 3-5 可調式應變試驗模塊與下壓距離參數表 .....	67
表 3-6 異質鐸接母材與鐸條成分表(wt%).....	71
表 3-7 鋁合金 A2024 與 A7050 異質鐸接參數.....	73
表 3-8 A7050 與 7075 鋁合金同種鐸接鐸後熱處理參數表 .....	76
表 3-9 A7050 / A7075 鋁合金異種鐸接鐸後熱處理參數表 .....	77
表 3-10 A2024 / A7050 鋁合金異種鐸接鐸後熱處理參數表 .....	78
表 3-11 A7050 與 A7075 同種鐸接實驗組別之試片編號.....	79
表 3-12 A7050/A7075 異質鐸接實驗組別之試片編號.....	80
表 3-13 A2024/A7050 異質鐸接實驗組別之試片編號表.....	81
表 4-1 A7050 對接鐸採用不同填料之拉伸強度比較表.....	126
表 4-2A7075 對接鐸採用不同填料之拉伸強度比較表 .....	126
表 4-3 A7050/A7075 對接鐸採用不同填料之拉伸強度比較表 .....	127
表 4-4 A2024/A7050 異質對接鐸採用不同填料之拉伸強度比較表 .....	129

## 圖目錄

頁次

圖 1-1 鋁合金熱處理調質度發展方向 .....	2
圖 2-1 面心立方結構.....	7
圖 2-2 鋁合金之分類.....	8
圖 2-3 Zr 在鋁合金中存在形式的演變示意圖.....	14
圖 2-4 析出相與基地之界面關係 (a)整合型析出；(b)非整合型析出 .....	19
圖 2-5 差排與溶質原子間的交互作用(a) 差排切過阻擋在路徑上的析出粒子；(b) 差排包圍析出物並從析出粒子之間穿過.....	20
圖 2-6 Al-Cu 合金平衡相圖 .....	21
圖 2-7 Al-4%Cu 合金析出序列 .....	22
圖 2-8 時效時間對 Al-4%Cu 合金之強度或硬度的影響 .....	23
圖 2-9 時效溫度與時間對 Al-4%Cu 合金之降伏強度的影響 .....	23
圖 2-10 Al-Cu 合金析出硬化熱處理過程 .....	25
圖 2-11 鐳道內之晶粒成長 .....	26
圖 2-12 熱處理型鋁合金鐳後熱影響區組織圖 .....	30
圖 2-13 不同溫度下氫在純鋁之溶解度變化 .....	31
圖 2-14 在 GMAW 鐳接過程之氫氣來源 .....	31
圖 2-15 氣孔的生成與露點溫度之關係 .....	32
圖 2-16 鐳道氣孔對機械性質的影響 .....	32
圖 2-17 各種鐳接變形之形式 .....	34

圖 2-18 不完全熔融.....	34
圖 2-19 滲透不足.....	35
圖 2-20 夾渣.....	35
圖 2-21 熱裂縫之分類.....	37
圖 2-22 延性降低熱裂縫與偏析熱裂縫之區別 .....	38
圖 2-23 凝固熱裂.....	38
圖 2-24 多重鐳造成延性降低示意圖 .....	39
圖 2-25 延性降低熱裂與偏析熱裂之區分 .....	40
圖 2-26 收縮-脆化理論之脆化範圍 .....	42
圖 2-26 熱裂縫綜合理論示意圖 .....	44
圖 2-27 凝固熱裂縫示意圖 .....	44
圖 2-28 $\tau$ 與 $\theta$ 之關係及兩面角與晶界液態薄膜分佈之關係.....	45
圖 2-29 Al-Si 合金最高凝聚溫度相圖.....	46
圖 2-30 液化裂縫與低延性裂縫示意圖 .....	48
圖 2-31 析出物析出理論示意圖 .....	50
圖 2-32 鋁合金中 Cu 及 Mg 合金成份對裂縫敏感性之影響.....	51
圖 2-33 鋁合金熱裂敏感性與合金成份的關係 .....	52
圖 2-34 Circular patch 試驗法.....	54
圖 2-35 Houldcroft 試驗法 .....	54
圖 2-36 鐳接走速對鐳道之應變影響 .....	54
圖 2-37 鐳接走速對鐳道中心之裂縫影響 .....	55

圖 2- 38 銲接走速對銲道邊緣之裂縫影響 .....	55
圖 2- 39 熱延性試驗(Hot ductility rate test).....	57
圖 2- 40 PVR test .....	57
圖 2- 41 Variable deformation rate test.....	58
圖 2- 42 Murex test .....	58
圖 2- 43 Variable restraint box fixture.....	58
圖 2- 44 Varestraint test .....	59
圖 2- 45 Transverse varestraint test .....	59
圖 2- 46 Spot varestraint test.....	60
圖 3-1 高強度鋁合金與鋁鈦合金之銲接熱裂性實驗流程圖 .....	61
圖 3-2 Gullco—GK191-P/18A 型自動走銲機 Miller—Syncrowawe 250 型惰 氣鎢極電弧銲接機.....	63
圖 3-3 可調應變試驗機示意圖 .....	64
圖 3-4 可調應變試驗之試驗情形 .....	65
圖 3-5 試片熱循環與點銲示意圖 .....	65
圖 3-6 應變試驗透過油壓系統之下壓距離計算示意圖 .....	66
圖 3-7 熔融區及熱影響區之熱裂縫觀察 .....	68
圖 3-8 高強度鋁合金異質銲接實驗流程圖 .....	70
圖 3-9 銲前化學清洗流程圖 .....	72
圖 3-10 惰氣鎢極電弧銲接設備 .....	72
圖 3-11 鋁合金板材對銲銲接示意圖 .....	73
圖 3-12 (a) 銲接試片挾持固定方式，(b)銲道正面，(c) 試片背面完全滲透之	



情形.....	73
圖 3-13 銲後熱處理試片製備示意圖 .....	74
圖 3-14 銲後熱處理程序示意圖 (a) 7050 ; (b) 7075 ; (c)2024 ; (d)7050/2024-5356 ; (e)7050/2024-2319 鋁合金 .....	75
圖 3-14 拉伸試驗試片尺寸圖 .....	81
圖 3-15 拉伸實驗之試片挾持與量測方式 .....	82
圖 3-16 微硬度量測位置示意圖 .....	82
圖 4-1 A2024 經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察 .....	84
圖 4-2 A2219 經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察 .....	85
圖 4-3A7050 經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察 .....	85
圖 4-4 (a) 2024-T351; (b) 2219-T87; (c) 7050-T6 鋁合金在不同熱循環次數與 外加應變下對熔融區熱裂敏感性之影響.....	87
圖 4-63 (a) 2024-T351; (b) 2219-T87; (c) 7050-T6 鋁合金在不同熱循環次數 與外加應變下對熔融區最大裂縫寬度之影響 .....	89
圖 4-7 (a) 2024-T351; (b) 2219-T87; (c) 7050-T6 不同熱循環次數與外加應變 下對熱影響區熱裂敏感性之影響.....	91
圖 4-8 (a) 2024-T351; (b) 2219-T87; (c) 7050-T6 在不同外加應變與熱循環次 數下對熱裂縫總長度之影響.....	92
圖 4-9 不同高強度鋁合金之熱裂敏感性比較(a)一次熱循環, (b)二次熱循環, (c)三次熱循環 .....	94
圖 4-10 熔融區熱裂縫破斷表面組織 (a) A2024-T351 ; (b) A2219-T87 ; (c) A7050-T6 .....	96
圖 4-11 熱影響區熱裂縫破斷表面組織 SEM 觀察 (a) A2024-T351 ; (b) A2219-T87 ; (c) A7050-T6.....	98
圖 4-12 部份熔融區 SEM 觀察及 EDS 分析情形 .....	100

圖 4-13 部份熔融區晶界處，在不同熱循環歷程下經 EDS 分析 Cu 偏析之狀態，(a)2024-T351；(b)2219-T87；(c)7050-T6.....	100
圖 4-14 M6 鋁鈦合金經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察	101
圖 4-15 M7B 含鈦鋁合金經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察.....	102
圖 4-16 M7E 含鈦鋁合金經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察.....	102
圖 4-17 M9H4 含鈦鋁合金經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察.....	103
圖 4-18 在不同熱循環次數與外加應變下對熔融區熱裂敏感性之影響，(a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(c) M9H4 鋁鈦合金.....	104
圖 4-19 鋁鈦合金經歷熱循環過程之金相微結構觀察 (a)M6 <sup>2nd</sup> 、(b)M6 <sup>3th</sup> ；(c) M7B <sup>2nd</sup> (d) M7B <sup>3th</sup> (e) M7E <sup>2nd</sup> (f) M7E <sup>3th</sup> (g) M9H4 <sup>2nd</sup> (h) M9H4 <sup>3th</sup> ..	105
圖 4-20 (a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(c) M9H4 含鈦鋁合金，在不同熱循環次數與外加應變下對熱影響區熱裂敏感性之影響.....	108
圖 4-21 (a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(d) M9H4 含鈦鋁合金，在不同外加應變與熱循環次數下對熱裂縫總長度之影響.....	110
圖 4-22 不同含鈦鋁合金之熱裂敏感性比較(a)一次熱循環，(b)二次熱循環，(c)三次熱循環.....	112
圖 4-23 熔融區熱裂縫破斷表面組織 SEM 觀察 (a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(d)M9H4.....	114
圖 4-24 熱影響區熱裂縫破斷表面組織 SEM 觀察 (a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(d)M9H4.....	115
圖 4-25 部份熔融區 SEM 觀察及 EDS 分析情形.....	118
圖 4-26 部份熔融區晶界處，在不同熱循環歷程下經 EDS 分析 Cu 偏析之狀態，(a)M6；(b)M9H4.....	118
圖 4-27 經不同熱循環歷程之 EDS 分析，Zn 元素在部份熔融區晶界處之分	

佈狀態，(a)M7B；(b)M7E；(c)M9H4 .....	119
圖 4-28 經不同熱循環歷程之 EDS 分析，Mg 元素在部份熔融區晶界處之分佈狀態，(a)M7B；(b)M7E；(c)M9H4 .....	119
圖 4-29 銲後熱處理之拉伸數據比較 (a)A7050 對接銲；(b) A7075 對接銲	124
圖 4-30 銲後熱處理之拉伸數據比較 (a)A7050/A7075-5183 對接銲；(b) A7050/A7075-5356 對接銲；(c) A7050/A7075-5556 對接銲 .....	125
圖 4-31 2024/7050 異質銲接銲後熱處理之拉伸數據比較 .....	129
圖 4-32 A7050 對接銲後熱處理之微硬度比較 (a) 採用 ER5183 銲條；(b) 採用 ER5356 銲條；(c) 採用 ER5556 銲條 .....	130
圖 4-33 A7050 對接銲後熱處理之微硬度比較 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理 .....	132
圖 4-34 A7075 對接銲後熱處理之微硬度比較 (a) 採用 ER5183 銲條；(b) 採用 ER5356 銲條；(c) 採用 ER5556 銲條 .....	133
圖 4-35 A7075 對接銲後熱處理之微硬度比較 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理 .....	134
圖 4-36 A7050/A7075 對接銲後熱處理之微硬度比較(a) 採用 ER5183 銲條；(b) 採用 ER5356 銲條；(c) 採用 ER5556 銲條 .....	135
圖 4-37 A7050/A7075 對接銲後各式熱處理之微硬度比較(a)T1；(b)T4A；(c)T4B；(d) T6A；(e) T6B；(f) T73A；(g) T73B；(h) T73AC；(i) T73BC .....	139
圖 4-38 A2024/A7050 異質對接銲後各式熱處理之微硬度比較 (a)A2024/A2024-ER2319 ； (b)A2024/A7050-ER2319 ； (c)A2024/A7050-ER5356 .....	142
圖 4-39 A7050-T7451 鋁合金母材各個不同截面之微觀結構(a)RD-TD 軋延面、(b) ND-TD 橫截面、(c)RD-ND 縱截面 .....	143
圖 4-40 A7050/A7075 異質銲接採用填料 ER5556，在 A7050 側之銲道銲後各階段熱處理之金相微結構 (a)T1；(b)T4A；(c)T6A；(d)T73A；(e)T73AC .....	147

圖 4-41 A7050/A7075 異質銲接採用填料 ER5556，在 A7075 側之銲道銲後各階段熱處理之金相微結構 (a)T1；(b)T4A；(c)T6A；(d)T73A；(e)T73AC .....	149
圖 4-42 銲後經自然時效之銲道結構，(a) 2024/2024-2319、(b) 7050/7050-5356、(c)7050/2024-5356、(d) 7050/2024-2319.....	151
圖 4-43 銲後經固溶時效處理之銲道結構，(a) 2024/2024-2319、(b) 7050/7050-5356、(c)7050/2024-5356、(d) 7050/2024-2319.....	154
圖 4-44 銲後經人工時效之銲道結構，(a) 2024/2024-2319、(b) 7050/7050-5356、(c)7050/2024-5356、(d) 7050/2024-2319.....	156
圖 4-45 A7050 鋁合金對接銲，採 ER5183 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理 .....	157
圖 4-46 A7050 鋁合金對接銲，採 ER5356 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理 .....	158
圖 4-47 A7050 鋁合金對接銲，採 5556 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理.....	158
圖 4-48 A7075 鋁合金對接銲，採 ER5183 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理 .....	159
圖 4-49 A7075 鋁合金對接銲，採 ER5356 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理 .....	160
圖 4-50 A7075 鋁合金對接銲，採 ER5556 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理 .....	160
圖 4-51 A7050/A7075 對接，採 ER5183 填料之拉伸破斷面(a)T1；(b) T4a；(c) T4b；(d) T6a；(e) T6b；(f) T73a；(g) T73b；(h) T73ac；(d) T73bc .....	162
圖 4-53 A7050/A7075 對接，採 ER5556 填料之拉伸破斷面 (a)T1；(b) T4a；(c) T4b；(d) T6a；(e) T6b；(f) T73a；(g) T73b；(h) T73ac；(d) T73bc .....	164

## 第一章 導論

### 1.1 前言

近年來，輕量化航空與地面運載器具之結構元件，對於材料的高性能、質輕要求更勝以往。主要是可顯著地提高載運能力與其機動性能，並降低燃油耗損量，進而提升航運行程<sup>[1]</sup>。因此，具備質輕且高強度之材料對載具結構輕量化、綠能化設計，均是發展高性能載具系統不可或缺之關鍵技術。換言之，由於高強度鋁合金具備優良之時效硬化能力、高強度比、熱加工性、較高的韌性與耐腐蝕性能，在載運器具的發展上更彰顯其重要地位。例如民用飛機上鋁合金在整機結構元件之材料中重量達70~80%，機身結構上翼面採A7150-T651、下翼面採A2324-T39等各式樣之7、2系列鋁合金<sup>[2]</sup>。

高強度鋁合金自 1923~26 年，由德國科學家 W. Sander 與 K. L. Meissner 發現 Al-Zn-Mg 合金經淬火、時效處理後與其它鋁材相比具有很高的強度比<sup>[3]</sup>。日後學者並以此基礎發展出多種熱處理方式<sup>[4-5]</sup>，並對合金之強度、耐應力腐蝕能力、斷裂韌性、力學性能進行合金性能的世代優化演進。因此，高強度鋁合金在發展過程上，亦依循著高強度需求不間斷地開發，從高強度、低韌性→高強度、高韌性→高強度、高韌性與耐腐蝕方向發展；在熱處理調質度開發上亦由 T6→T73→T76→T763→T77 方向發展<sup>[6]</sup>，如圖 1-1 所示；而在合金設計上則合金化程度越來越高，鐵、矽等雜質含量越來越低，微量過渡元素的添加趨於合理化，最終鋁合金在強度上大幅地提升並同時保證其具有的優異綜合性能<sup>[7]</sup>。然而鋁合金為具有高熱傳導與熱膨脹係數之材料，在銲接製程中銲道周圍猶如經歷一次或多次短暫熱處理過程，此區域之材料組織與其原材性質迥然不同，而因其合金成份的複

雜性易形成共晶相組織，在銲接製程使其合金成份對共晶溫度產生銲接熔池凝固溫度範圍變大，導致銲接缺陷衍生亦直接衝擊整體之銲件品質。因此，多位學者針對元素添加對銲接性影響提出一系列探討，如合金中含有高的 Cu、Mg 含量其銲接性不佳；然僅含高的 Cu 或高的 Mg 含量之鋁合金，其銲接性甚佳。因此，本研究係針對高強度鋁合金及鋁抗合金來評析並比較其銲接性。

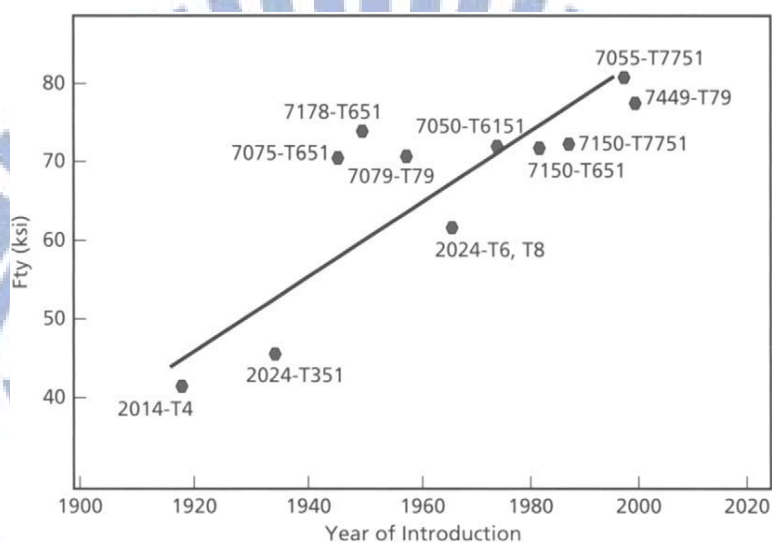


圖1-1 鋁合金熱處理調質度發展方向<sup>[6]</sup>

鋁及鋁合金材料憑藉其各項優異的材料特性，使其成為除了鋼鐵外之另一重要金屬材料。面對地球能源短缺及地球環保日益嚴重的問題下，在工業界方面正逐漸以重量輕且具有高強度的材料來取代笨重的鋼鐵材料，以節省地球能源的支出，尤其是以需耗用大量能源的運輸工具最為明顯。載具輕量化之綠能設計亦是現階段最為迫切節能需求，因此設備元件的接合儼然成為須具備的技術能量，現今國內鋁合金銲接技術已廣泛地運用於先進設備產業，如半導體、太陽能與航太、國防工業的設備元件需求，進而成為鋁合金發展的重要方向。

一般而言，2xxx 與 7xxx 系列之鋁合金主要藉由適當熱處理來改善並增進其綜合性能。銲件銲後熱處理後，在材料內部金屬間化合物

之 GP Zone，由飽和的固溶體中析出，分佈於組織之基地內與晶界上，達到強化之效果。基地內析出物的數量、分散性與晶界析出物分佈之大小、連續性分別決定鋁合金強度與抗應力腐蝕性能，根據相關研究指出，在基地內析出物越小且越分散，其合金強度越高；在晶界析出物越分散且越粗大，其合金抗應力腐蝕性能越佳。因此，鋁合金的鐸後熱處理製程由淬火與隨後之時效所組成，由淬火形成過飽和之固溶體並於時效過程中分解，是使鋁合金獲得高強度性能的必要條件。

## 1.2 研究動機

隨著科技的進步，鐸接加工已廣泛的應用於工業中，鐸接工件可降低製造成本亦有高效率、高強度等優勢，因此鐸接是現代工業不可或缺的加工方法。輕量化載具之綠能設計與高性能之真空系統是近年來航太構件與加速器設施不曾間斷的追尋目標，隨著載具結構之關鍵材料高強度鋁合金與加工技術的開發，也廣為航太國防工業、半導體與加速器設施所運用。然而伴隨載具結構設施元件的複雜，元件連接的問題亦是急待解決之課題。鐸接為連結金屬組件的主要方法之一，因此有關高強度鋁合金的鐸接研究也跟著材料開發過程而漸受關注，但對於新型鋁合金或鋁銦合金而言迄今仍尚屬空白，2xxx 與 7xxx 系列之鋁合金皆為高強度、高韌性與抗應力腐蝕佳之載具材料，經鐸接後須維持並具有良好的強度、韌性等特性外，適當的鐸後熱處理可使載具在其使用環境下更能彰顯其優異的性質。因應航太及相關設施研發生產需求，對於這些高強度鋁合金材料之鐸接與熱處理性質的研究是不可或缺的。

鎢極保護氣體電弧鐸之高強度鋁合金鐸接熱裂性質研究與高強度鋁合金異質接合及其鐸後鐸件熱處理製程等相關研究相對較少，且

相關技術仍待突破並運用於輕量化之結構材料、半導體與加速器真空設備接合上。因此，本研究在銲接熱裂性質方面不僅將探討 A2024、A2219 與 A7050 之高強度鋁合金熱裂性質外並為更瞭解下一代比鋁合金更具潛力且高強度之鋁鈦合金，亦對 M6、M7B、M7E 及 M9H4 鋁鈦合金進行點銲可調應變試驗(Spot varestain test)來比較其銲接熱裂敏感特性與探討其熱裂形成機制成因。透過對材料銲接特性解析並對高強度鋁合金異質銲接與銲後熱處理進行系列性探討，針對異質銲接銲後熱處理機械性質之提昇與銲後熱處理之微結構變化進行較佳化參數之研究。

### 1.3 研究目的

本研究主要針對 A2024、A2219 及 A7050 高強度鋁合金與 M6、M7B、M7E 及 M9H4 鋁鈦合金之銲接熱裂敏感性及其 A2024/A7050 與 A7050/A7075 異質銲接與銲後熱處理之機械性質特性研究，因此可分為下列說明研究之目的：

#### 一、高強度鋁合金熱裂敏感性研究

1. 探討 A2024、A2219 及 A7050 鋁合金之熱裂敏感性。
2. 探討熱循環次數對 A2024、A2219 及 A7050 鋁合金之熱裂敏感性。
3. 探討外加應變量對 A2024、A2219 及 A7050 鋁合金之熱裂敏感性。
4. 探討造成 A2024、A2219 及 A7050 鋁合金熱裂之成因。

#### 二、鋁鈦合金熱裂敏感性研究

1. 探討 M6、M7B、M7E 及 M9H4 鋁鈦合金之熱裂敏感性。
2. 探討熱循環次數對 M6、M7B、M7E 及 M9H4 鋁鈦合金之熱裂敏感性。



3. 探討外加應變量對 M6、M7B、M7E 及 M9H4 鋁鈦合金之熱裂敏感性。

4. 探討造成 M6、M7B、M7E 及 M9H4 鋁鈦合金熱裂之成因。

### 三、高強度鋁合金異質銲接研究

1. 探討A7050與A7075鋁合金同質與異質銲接之銲接製程、銲後熱處理、材料結構與機械性質之關係

2. 探討A2024 與A7050鋁合金異質銲接之銲接製程、銲後熱處理、材料結構與機械性質之關係

#### 1.4 研究方法

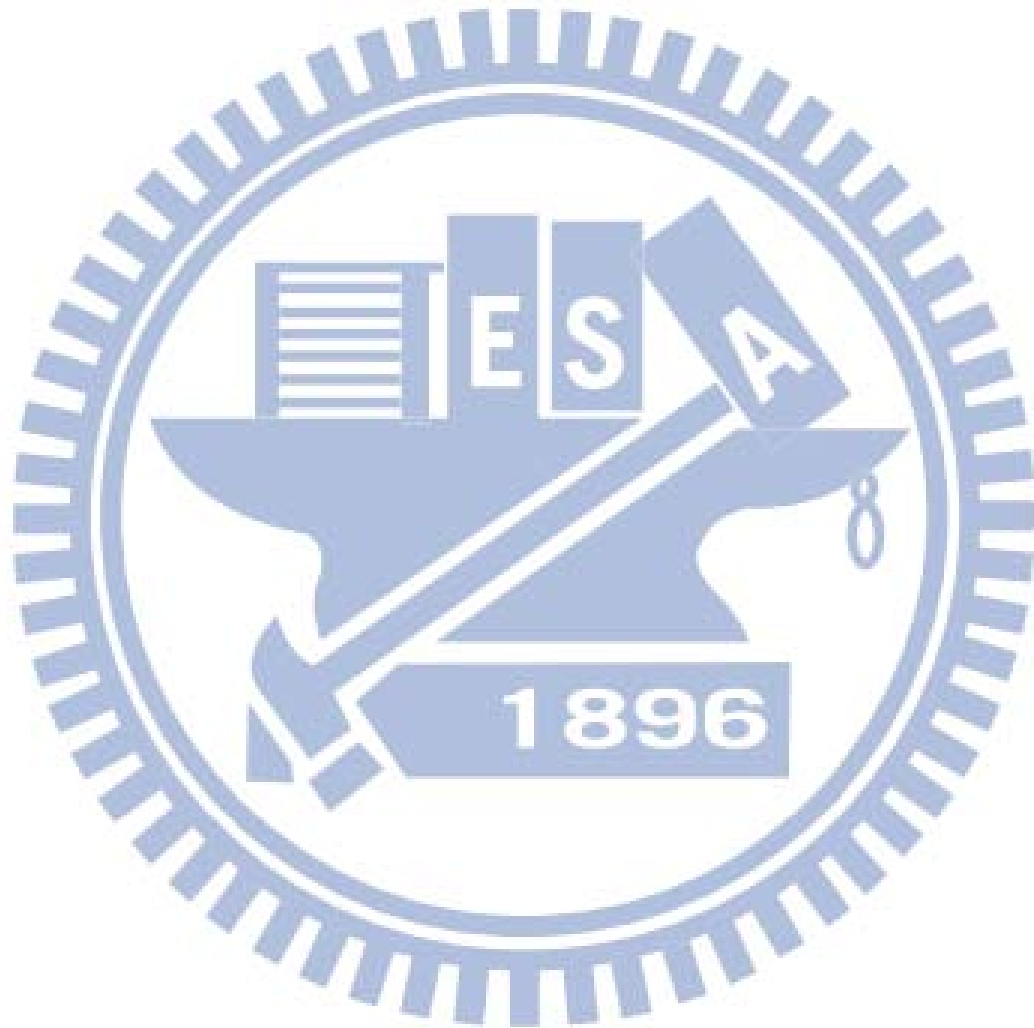
##### 1.4.1 高強度鋁合金與鋁鈦合金銲接熱裂性研究

在高強度鋁合金與鋁鈦合金銲接熱裂性研究上，分別以 2024-T351、2219-T87、7050-T6 高強度鋁合金與 M6、M7B、M7E 及 M9H4 為對象，以半自動惰氣鎢極電弧銲(Gas Tungsten Arc Welding, GTAW)銲接機配合自動銲接台進行熱裂試片之走銲(多重熱循環)，並利用自行研發之多功能熱裂試驗機以 Spot varestain test 對上述兩類七種鋁合金與鋁鈦合金板材施以不同之應變量：2%、3%、5%，以 12X 之放大鏡進行裂縫目視觀察及擷取影像計量各試片之裂縫總長度(Total Crack Length, TCL)來評估其熱裂敏感性(裂縫總長度越長代表其熱裂敏感性越高)，並利用立體實物顯微鏡、金相顯微鏡、掃瞄式電子顯微鏡(Scanning Electron Microscopy, SEM)來觀察熱裂縫斷面之機構，再利用能量色散 X-ray 譜儀(Energy Dispersive Spectrometer, EDS)分析熱裂縫處之成份，以探討造成熱裂之原因。

##### 1.4.2 高強度鋁合金異質銲接研究

在高強度鋁合金異質銲接研究，分別以 A7050/A7075 與 A7050/A2024 高強度鋁合金為主並配合 ER5183、ER5356、ER5556

與 ER2319 之鐳條，採 GTAW 方式進行對接填料鐳接，鐳後並施以鐳後熱處理配合機械性質測試(包含拉伸測試與微硬度測試)來尋求異質鐳接之較佳鐳接參數與熱處理程序；並以金相組織觀察及電子顯微鏡分析來探討鐳接缺陷之生成原因及其防治方法。



## 第二章 理論與文獻回顧

### 2.1 鋁及其合金與鋁銦合金特性與其分類

#### 2.1.1 鋁及鋁合金的特性

鋁及鋁合金對現代工業而言是極其重要的輕金屬材料，由於鋁合金質輕且比强度高、熱導性佳、易成型加工與耐蝕性佳等優異特性，廣泛地運用於航太、交通運輸、通訊、半導體、面板、太陽能等電子產業，是除鐵之外用量最多的金屬材料。

鋁屬於元素週期表的第 3 主族，其原子數為 13，相對原子質量為 26.9815。它具有許多吸引人性質，低密度是它重要的性質之一，鋁合金密度為  $2.6 - 2.8 \text{ g/cm}^3$  (純鋁為  $2.7 \text{ g/cm}^3$ )，約相當於鋼密度的三分之一，熔點  $660^\circ\text{C}$ ，晶格為面心立方結構 (Face-Centered Cubic, FCC)，如圖 2-1 所示<sup>[10]</sup>。在常溫下，鋁在空氣中易與氧反應而生成氧化膜( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )於表面，厚度約  $20 - 25 \text{ \AA}$ ，即使被刮除很快又會形成一層薄膜；此氧化膜在銲接時雖然有害，但其具備防蝕能力，可防止材料內部繼續被氧化。

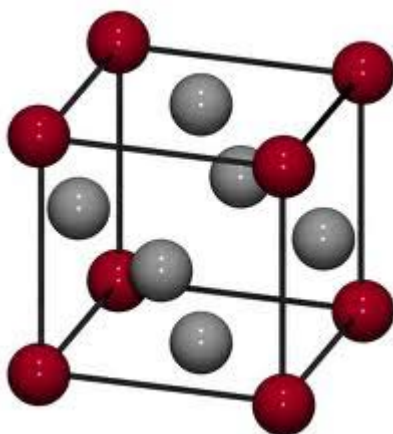


圖 2-1 面心立方結構<sup>[10]</sup>

#### 2.1.2 鋁合金的分類

鋁合金依用途型態可分鍛造鋁合金(板、擠型材)和鑄造用鋁合金

(砂模鑄件、金屬模鑄件與壓鑄件等)兩大類。根據這兩大類可再區分為熱處理型鋁合金與非熱處理行鋁合金即加工硬化型鋁合金，如圖 2-2 所示<sup>[11]</sup>。

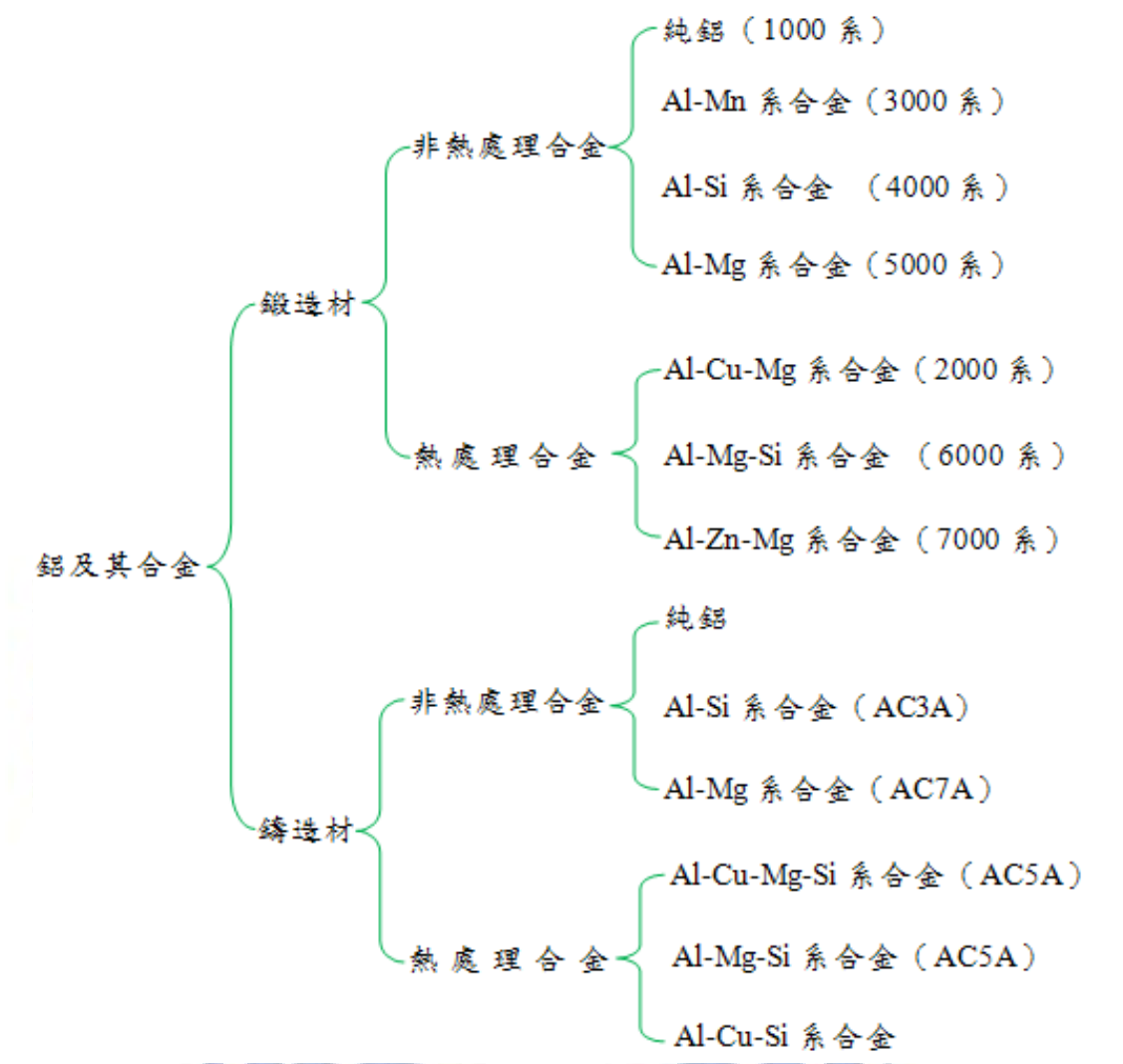


圖 2-2 鋁合金之分類<sup>[11]</sup>

依據美國鋁業協會 (American Aluminum Association) 所制定的鋁及鋁合金之編號系統為現今世界各國所通用之規格。鋁及鋁合金之編號系統如同它們的製造方法一樣，區分為「鍛造用」與「鑄造用」兩大類。所謂鍛造用鋁合金，是在高溫加工成形後使用之鋁合金，其編號系統以四位數字來表示，如表 2-1。在最末數字之後再加入加工或熱處理條件的代號如表 2-2 所示。本研究所使用之鋁合金均以鍛造

為主。鍛造用鋁及鋁合金之編號意義如下<sup>[11]</sup>：

(1) 如表2-2所示，合金編號之第一位數字表示合金系(主要合金元素)。

(2) 第二位數字，0表示原來合金，其他數字即表示不純物規定或添加微量之元素不同之改良合金。

(3) 第三位與第四位數字表示不同化學成分之合金識別，但對1xxx系之該兩位數字系表示純度。例如 1050 及 1070 分別表示該鋁純度為 99.50% 及 99.70% 以上。

表 2-1 鍛造用鋁合金之種類<sup>[11]</sup>

編號	主要合金元素	熱處理狀況
1XXX	鋁含量99.00%以上	非熱處理型
2XXX	銅(Cu)	熱處理型
3XXX	錳(Mn)	非熱處理型
4XXX	矽(Si)	非熱處理型
5XXX	鎂(Mg)	非熱處理型
6XXX	鎂(Mg)及矽(Si)	熱處理型
7XXX	鋅(Zn)及鎂(Mg)	熱處理型
8XXX	鋰(Li)	
9XXX	尚未定義	

表 2-2 鋁合金加工或熱處理條件的代號<sup>[11]</sup>

符號	狀態說明
-F	表示製造狀態，未行熱處理或加工
-O	表示完全退火狀態（限於鍛造用）
-H	表示加工硬化狀態
-H1n	表示僅受應變硬化(strain-hardened)
-H2n	表示加工應變硬化後部份退火
-H3n	表示加工應變硬化再行安定化
	其中n=2 為20%(1/4 硬質)
	n=4 為40%常溫加工(1/2 硬質)
	n=6 為60%(3/4 硬質)
	n=8 為80%常溫加工(硬質)
	n=9 為90%常溫加工(特別硬質)
-T	表示行熱處理使安定化
-1	表示鑄造後自然時效至安定狀態
-2	表示鑄造後完全退火
-3	表示固溶熱處理後常溫加工增加強度
-4	表示固溶熱處理後，常溫時效至安定狀態
-5	表示僅人工時效（其前不固溶熱處理）
-6	表示固溶熱處理後人工時效
-7	表示固溶熱處理後安定化
-8	表示固溶熱處理後常溫加工，再人工時效
-9	理後人工時效，再常溫加工
-10	表示人工時效後常溫加工
-W	表示不穩定回火，固溶熱處理後常溫自然時效

### 2.1.2.1 2xxx 鋁合金簡介

A2024與A2219均屬於可熱處理型高強度鋁合金，二種合金成份上最大差別是鎂含量，A2024約含1.2 -1.8 wt%之鎂，所以可說A2219為Al-Cu合金，而A2024為Al-Cu-Mg合金。與A2219同屬Al-Cu合金尚有A2011、A2025鋁合金，這三種合金通常用於飛機及運輸結構材料，故對於國防工業上極為重要。對於Al-Cu-Mg而言，加工時效硬化(Work-artificial aging)是其特性，與A2219相較此部份的熱處理程序可大幅地提升A2024擁有更高的拉伸強度。

本實驗所用的A2219含5.8 -6.8 wt% Cu，主要用於卡車車輪、飛機結構、加速器氣密元件與各式航太用螺絲零件，在飛機結構件上，經披覆的A2024鋁夾板可作心材，披覆的材料為A1230純鋁。故A2024亦為國防工業上應用廣泛的重要材料。A2024鋁合金可說是2xxx系中，強度最大之合金，若是改進其銲接性，則其應用將更為廣泛。

2xxx系合金與其他系鋁合金比較，由於銲接性較差，結合主要以鉚釘、螺釘或點銲的方式進行。但切削性佳，尤其是添加Pb、Bi的A2011合金具有極為優良的快速切削性，大量被使用於機械零組件上 [12]。

A2024鋁合金屬於2xxx系之Al-Cu合金。2xxx系為最早開發出來的熱處理型鋁合金，1911年德國Alfred wilm發明的時效硬化型合金，稱為Duralumin，其標準成份為Cu4%、Mg0.5%、Mn0.5%，代表合金為A2017。Duralumin的特性是重量很輕，經過淬火時效處理後，可達到與鋼材相當的高強度。A2024鋁合金係1930年代開發成功，含3.8~4.9wt%Cu，A2024(Super Duralumin)為含Mg量較多的2xxx系合金，由於含有1wt%左右之Mg，使得合金強度更加提高，Mg的存在有固溶強化的效果，也有析出強化的作用。雖然A2024合金在2XXX系

中具有最高強度，但也由於Mg的含量較高，使其銲接性變差<sup>[2,11,13]</sup>。

### 2.1.3 7xxx 鋁合金簡介

高強度鋁合金為7xxx系Al-Zn-Mg-(Cu)合金是鋁合金中開發較晚的合金，但也是鋁合金中強度最高的鋁合金，其主要合金成分元素Zn、Mg、Cu與微量元素Zr、Sc與Ag等及部分雜質如Fe、Si等元素所組成，然每種元素所佔的比例亦影響合金化之強度性能，每種元素主要有下列之特性：

#### 2.1.3.1 主要合金化元素-鋅、鎂

Al-Zn-Mg-Cu(7xxx)系合金的機械性能主要取決於Zn、Mg的含量，Zn和Mg在高強鋁合金中形成主要的析出強化相，隨著Zn、Mg含量的增加，機械強度顯著地增大。但高強鋁合金在強度增大的同時，塑性、韌性及抗應力腐蝕性能都有減小的傾向。Zn、Mg和Al形成高濃度的三元固溶體T( $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ )相；Zn和Mg之間形成二元的 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 相，這2種相在合金中的溶解度隨溫度的降低急劇下降，因而高強鋁合金具有很強的時效硬化能力。因此合理設計合金中Zn、Mg的含量，尤其是其品質比對改善高強鋁合金的性能有重要意義。在一定範圍內適當地提高Zn/Mg比。可以使合金獲得良好的綜合性能。根據Gruhl等的觀點<sup>[14]</sup>， $\text{Zn/Mg} = 2.7 \sim 2.9$ ，即Zn/Mg比接近T( $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ )相的化合比為2.71時，合金的綜合性能最好。也有人認為若把Zn/Mg比提高到3.5左右，可獲得良好的靜強度、疲勞強度和斷裂韌性。但當Zn含量超過7%時，合金與斷裂韌性相關的性能急劇降低、銲接性能、耐蝕性能顯著惡化。在一定範圍內Mg含量過高會導致應力腐蝕開裂，加重應力腐蝕破壞 (Stress Corrosion Cracking, SCC) 的敏感性。在Al-Zn-Mg基礎上再加入Cu元素，Cu與Al、Mg結合形



成 $\text{Al}_2\text{CuMg}$ 強化相。改善Zn、Mg含量高時帶來的塑性和抗蝕性降低的缺點，提高強度和循環負載之抵抗力。在高Zn合金中，Cu原子溶入GP區，可以提高GP區的穩定溫度範圍，延緩時效析出<sup>[15]</sup>。Cu原子還可溶入 $\eta'$ 和 $\eta$ 相中，降低晶界和晶內的電位差，提高合金的抗應力腐蝕性能。對於Zn/Mg比較大的合金，提高其Cu含量，能夠保持較高的韌性。在高強鋁合金中保持較高的Zn/Mg比和Cu/Mg比是獲得良好性能的基礎。由於7xxx系合金具有優良的時效硬化能力，所以在要求高比強度的飛機、汽車及國防工業等結構材中，多以其為優先選擇<sup>[1,11]</sup>。然而此系列鋁合金在應用上卻存在著嚴重的應力腐蝕破壞敏感性的問題<sup>[5]</sup>，在材料經T6 頂時效(Peak-aging)熱處理具有尖峰強度的情況之下，極易受到應力腐蝕破壞，尤其在含有氯的環境下及厚件的短橫軸方向上更為顯著。T73過時效(Over-aging) 處理可有效提昇其抗應力腐蝕破壞的能力，但此過時效處理卻會造成與T6 尖峰強度相較，損失約10%~15%的強度。

### 2.1.3.2 微量合金元素-鋇、鈦、銀

鋇(Zr)在Al-Zn-Mg-Cu(7xxx)系合金中是值得重視的微量元素。在一定含量範圍內Zr 可形成細小的 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 分散相<sup>[16]</sup>，可抑制合金的再結晶和晶粒長大。近年來，國外研究學者採用Zr代替Mn、Cr等來控制鋁合金的再結晶及晶粒度。法國的Morere Bruce等研究了 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 對A7010鋁合金之再結晶的影響<sup>[17]</sup>。Zr在鋁中有3種存在形式，如圖2-3所示：(1)與Al生成 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 初晶；(2)析出共晶或非共晶 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 分散質點；(3)溶入Al中形成過飽和或高過飽和固溶體，Zr在Al中平衡溶解度為0.28%，在半連續鑄造快速冷卻時溶解度可達0.35%。Zr在高強鋁合金中的應用始於1956年前蘇聯研製的B96合金，之後逐漸成為高強鋁合金中不可缺少的微量元素。添加Zr可以提高合金的抗應力腐蝕、抗剝

落(或層狀)腐蝕性能，同時合金的淬火敏感性不會顯著增大。

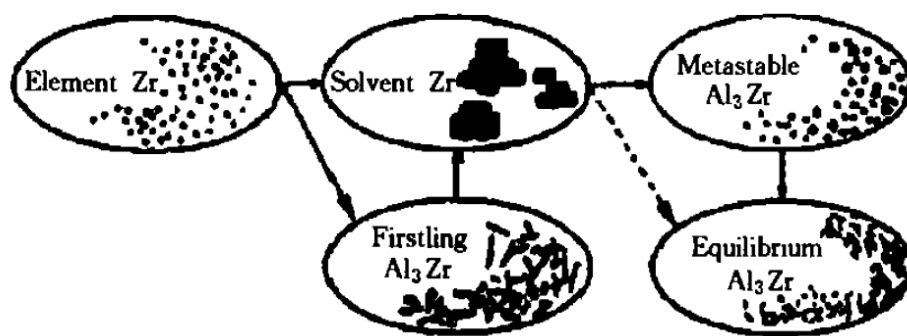


圖2-3 Zr在鋁合金中存在形式的演變示意圖<sup>[17]</sup>

Zr的作用主要表現在以下幾個方面：

- (1)抗應力腐蝕性能，因為需通過纖維組織才能達到抗應力腐蝕性能。根據Day等的理論，小角度晶界比大角度晶界更有利於抗應力腐蝕性能的提高。合金中添加Zr以後，經適當加工處理將得到纖維狀組織，其小角度晶界提高合金的抗應力腐蝕性能。
- (2)淬火敏感性，在合金固溶後緩慢冷卻時，已存在的高熔點Al<sub>3</sub>Zr顆粒將會成為平衡析出相(MgZn<sub>2</sub>等)的成核核心。顆粒密度越高、尺寸越大，與基體的匹配關係越差，則越會成為平衡相的優先成核位置，越有利於平衡相的析出，合金的淬火敏感性也就越大。相對於Mn、Cr等元素，含Zr的顆粒尺寸細小(≤ 30nm)，與基體具有良好的共晶關係(δ = 0.8%)，且顆粒密度相當，因此相應的淬火敏感性要小得多<sup>[18,19]</sup>。
- (3)抵抗再結晶行為，Zr最為顯著的作用是抑制合金的再結晶行為，獲得扁平的纖維狀組織，使變形過程中產生的高密度差排和變形組織得以保留下來。Zr的這種作用是通過形成Al<sub>3</sub>Zr (Li<sub>2</sub>)中間相來實現的。Al<sub>3</sub>Zr尺寸細小、密度大，與母相的不匹配率僅有0.8%，是一種極為有效的強化分散體和再結晶抑制劑<sup>[20]</sup>。
- (4)在斷裂韌性方面，含Zr合金的斷裂韌性優於含Mn、Cr合金。根據

Hahn-Rosenfield模型，顆粒與基體界面強度高、顆粒尺寸小、間距大，均有利於改善合金的斷裂韌性。 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 顆粒 $C=1.729\text{ nm}$ ， $a=0.401\text{ nm}$ ，其中 $a$ 與基體的( $a=0.405\text{ nm}$ )非常接近，與基體呈半整合關係， $\text{Al}_3\text{Zr}(\text{Li}_2)$ 相與基體完全整合。而含Mn、Cr顆粒與基體不整合。因此，整合/半整合的 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 顆粒與基體的介面強度大於不整合的含Mn、Cr顆粒與基體的介面強度。含Mn、Cr顆粒相尺寸比 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 的粗大，含Mn、Cr相大約為 $70\text{ nm}$ ，而 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 小於 $30\text{ nm}$ 。另外，含Mn、Cr顆粒為不規則形狀， $\text{Al}_3\text{Zr}$ 顆粒則為球形。因而， $\text{Al}_3\text{Zr}$ 顆粒的界面強度、顆粒大小及形狀都有利於提高合金的斷裂韌性。

鈦(Sc)是一種較新的合金元素，它對鋁合金的組織和性能影響是近年來研究的熱門課題。鋁合金中加入Sc後在均勻化或固溶過程中析出與基體完全整合的彌散相 $\text{Al}_3\text{Sc}$ ，與 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 有相似的作用，能夠有效地抑制再結晶，但效果更佳。此外， $\text{Al}_3\text{Sc}$ 本身細小均勻，可以細化鑄態組織，使鑄態組織從樹枝晶向等軸晶轉變。Sc還可以增加保留在固溶體中主要合金元素Zn、Mg、Cu的量，降低鑄造後形成(T)相的量。添加 $0.1\%$  Sc，強度可以提高 $10\sim 20\text{ MPa}$ ，另外Sc還能改善合金的腐蝕性能與銲接性能。近年來，俄羅斯採取向Al-Zn-Mg合金中同時添加Sc和Zr的方法，開發出抗疲勞性能、銲接性能和韌性好的高強鋁合金<sup>[21]</sup>。

Polmear等<sup>[22]</sup>發現在Al-Zn-Mg-(Cu)合金中加入Ag不會提高合金的時效硬度和強度峰值水準，但會顯著擴大合金獲得時效峰值的溫度範圍，在 $220^\circ\text{C}$ 仍保持高硬度和強度。含Ag合金中 $\eta'$ 相分散度較高，這與Ag刺激 $\eta'$ 相成核、提高GP區的數目或GP區的溶解溫度從 $120\sim 140^\circ\text{C}$ 提高到 $200^\circ\text{C}$ 左右有關。對含Ag的7×××系合金(7055-0.2Ag)的時效動力學及組織的研究表明： $120^\circ\text{C}$ 及 $150^\circ\text{C}$ 單級時效，Ag的添

加促進GP區的析出，加速時效回應，提高了GP區和 $\eta'$ 相的穩定性。回復再時效中，Ag的添加促使GP區溶解溫度和 $\eta'$ 相穩定性的提高，180°C回復再時效，合金的強度保持穩定，而200°C和220°C回復再時效則強度先是增大，然後逐漸減小。

#### 2.1.4 鋁鈦合金特性與簡介

1879年由瑞典化學家Nilson在研究稀土元素過程中發現不同光譜，由於是在斯堪的納維亞半島的礦物中發現，因此將其命名為鈦(Scandium, Sc)元素。鈦在元素週期表中與鈦、鑼系元素和鈳系元素同屬於III B族，是第一個過渡元素，其化學性質與稀土鈦和鋁相似。鈦的原子數為21，相對原子質量44.9559，金屬鈦具有金屬光澤，銀白色，具備兩種晶體形式。在標準狀態下為六方最密堆積(Hexagonal Close-Packed, HCP)的 $\alpha$ -Sc，加熱至1337°C轉變為體心立方(Body-Centered Cubic, BCC)的 $\beta$ -Sc<sup>[23]</sup>。

鋁鈦合金早期並不受到西方世界的重視，主要是鈦的取得不易、價格昂貴，在20世紀70年代至80年代，前蘇聯在鈦的生產與應用進行大量的研究並有顯著成果，隨後更引起西方國家的研究與生產熱潮。Sc是一種較新的合金元素，它對鋁合金的組織和性能影響是近年來研究的熱門課題。鋁合金中加入Sc後，在均勻化或固溶過程中析出與基體共格的彌散相 $Al_3Sc$ ，與 $Al_3Zr$ 有相似的作用，能夠有效地抑制再結晶且效果佳。由於 $Al_3Sc$ 本身細小均勻，可以細化鑄態組織，使鑄態組織從樹枝狀晶向等軸晶轉變<sup>[24,25]</sup>。Sc還可以增加保留在固溶體中主要合金元素Zn、Mg、Cu的量，降低鑄造後形成 $\eta$ 相的量。合金中添加0.1%Sc，強度可以提高10-20MPa，另外Sc還能改善合金的腐蝕性能與銲接性能。近年來，俄羅斯以7xxx系列合金(Al-Zn-Mg)中同

時添加Sc和Zr的方法，發展出抗疲勞性能、銲接性能和韌性佳的高強度鋁合金。因此，添加釷於鋁合金中確實能提升許多性能，目前已漸漸應用在需要高強度比(高強度、質輕)的零組件上。釷對鋁有細晶強化作用，以及 $\text{Al}_3\text{Sc}$  對鋁有散佈強化及次結構(sub-structure)強化作用<sup>[26-28]</sup>，因而造就鋁釷合金擁有許多其他鋁合金沒有的優點，其優點如下：

- (1)降伏強度、抗拉強度及硬度等機械性質之大幅提升<sup>[29]</sup>。
- (2)提高疲勞強度、疲勞裂縫成核與成長之阻抗與腐蝕阻抗。
- (3)提升再結晶溫度，抑制再結晶現象<sup>[30]</sup>。
- (4)減少銲接時之熱裂敏感性，提升銲接性、耐久性、可塑性與成形性。
- (5)降低晶粒尺寸並抑制樹枝狀結構產生，形成細晶等軸結構。滾軋後能得到完全的纖維結構。
- (6) 在大範圍的溫度內，提供穩定的超塑性性質。

另外，添加不同合金元素於鋁釷合金中亦會造成不一樣的影響，其中以鋇最具影響力，它能在鋁釷基地中形成 $\text{Al}_3(\text{Sc}+\text{Zr})$ ，幫助釷形成細小的整合型析出物，降低釷所需之添加量。其他合金元素之影響如下：

- (1)鈦與釷跟鋇一樣，能溶解於 $\text{Al}_3\text{Sc}$  裡，幫助釷形成細小的整合型析出物，降低釷所需之添加量<sup>[31]</sup>。
- (2)鎂不與釷反應，但它能幫助合金的強度與腐蝕性<sup>[32,33]</sup>。
- (3)鉻添加在鋁釷合金中會產生負面效應，如降低銲接性。
- (4)銅與釷會形成W 相，此相會降低合金的強度、可塑性與裂縫阻抗<sup>[20,34,35]</sup>。
- (5)鐵是在鋁合金中不可避免的夾雜物，當鐵的含量比例不超過

0.8%，它並不會與鈦反應，因此，不會改變鈦在鋁中的溶解度，也不會降低鈦在鋁中的再結晶阻抗與強化效應之能力。

## 2.2 鋁合金之熱處理

熱處理 (Heat treatment) 是指對材料施以適當的加熱或冷卻，而利用加熱或冷卻的配合來得到所需的特性為目的，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處理來改善其機械性質，減少銲接缺陷，增加強度<sup>[36,37]</sup>。

### 一、退火處理

主要的目的在消除加工或鑄造時所產生之內應力，或使之軟化以利於加工或成形。經過冷壓、鍛造、壓成之鍛件經退火處理後可恢復所失之延展性。

弛力退火 (Stress-relief annealing) 其目的乃在除去加工硬化，亦即消除加工時所產生之內應力。通常只需將鋁合金加熱至 $340\pm 10^{\circ}\text{C}$ 之溫度，保溫1小時後再爐冷或空冷即可。為避免過度的氧化及晶粒成長 (Grain growth)，最高的弛力退火溫度以不超過 $410^{\circ}\text{C}$ 為宜。

完全退火 (Full annealing) 目的在於完全軟化，亦即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，然後爐冷 (最大冷速以不超過 $28^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 為宜) 至 $260^{\circ}\text{C}$ 。

### 二、安定處理 (Stabilization)

5xxx系列的鋁合金經過冷加工後，再進行 $120\sim 180^{\circ}\text{C}$ 低溫熱處理稱為安定處理，在處理過程中允許一可控制的回復現象 (Recovery) 的發生。在安定處理後強度會下降但延展性會上升。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，在低溫環下使用其結構不再發生變化。未做安定處理者其強度隨時間增加而逐漸降低，做過安定處理者強度則不隨時間改變。

### 三、時效硬化處理

#### (一) 鋁合金析出強化之基本原理

析出強化又稱為時效硬化(Aging hardening)，其基本原理是利用過飽和固溶體基地中成串之微細整合型(Coherent)溶質原子析出物的析出，因溶質原子與溶劑原子在尺寸大小差異下而產生應變場，當溶質原子聚集數量越多其尺寸差異就越大，進而導致更大的應變場。致使從過飽和固溶體狀態下所析出之結構，因溶質原子聚集數量變多導致結構差異大，而形成半整合型(Semi-coherent)或非整合型(Incoherent)介面，進而阻止差排之運動而達到強化基地的作用，如圖2-4所示<sup>[38]</sup>。

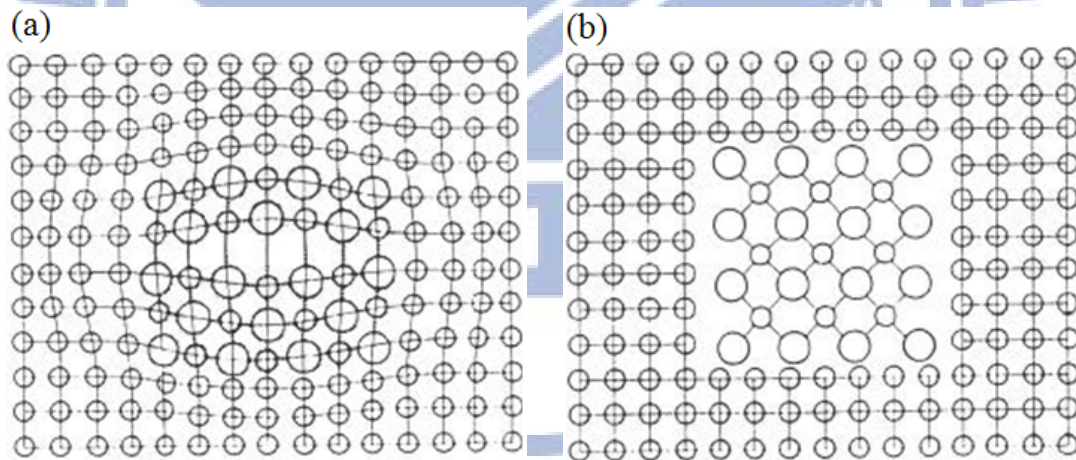


圖2-4 析出相與基地之界面關係 (a)整合型析出；(b)非整合型析出<sup>[38]</sup>

故析出強化效果取決於差排與溶質原子間的交互作用，主要透過二種方式：(a)差排切過阻擋在路徑上的析出粒子；(b)差排包圍析出物並從析出粒子之間穿過，如圖2-5所示<sup>[39,40]</sup>。不論是上述那一種情形，當差排要通過析出粒子時，所需應力就必須提高。在圖2-5(a)顯示，析出初期當整合型溶質原子或GP zone 之強化相與基地產生扭曲應

變體積甚小時，則差排在滑移過程中可以直接切過去，或強化相顆粒大，且與基材是整合型，而此時差排力量夠強，則可能切過此強化相；當析出過程持續進行，強化相會轉變成半整合之中間相，造成晶格應變阻礙差排運動而增加材料的強度；至析出後段，如圖2-5(b)所示。可藉由Orowan所提機構說明<sup>[41]</sup>。當析出顆粒尺寸及硬度夠大的情況下，差排被顆粒阻擋而無法順利通過，結果造成差排受力彎曲且環繞析出顆粒周圍形成差排環(Dislocation loop)，此差排環會發生像Frank-Read差排源一樣的抵銷，此抵銷作用使差排能繼續移動而通過析出顆粒的間隔，且在析出顆粒四周留下差排環，此時強化的效果只有來自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大化，強化效果也會越來越低。因此析出物尺寸大小與析出物在基地上分佈情形決定了析出硬化型合金強化效果的好壞。

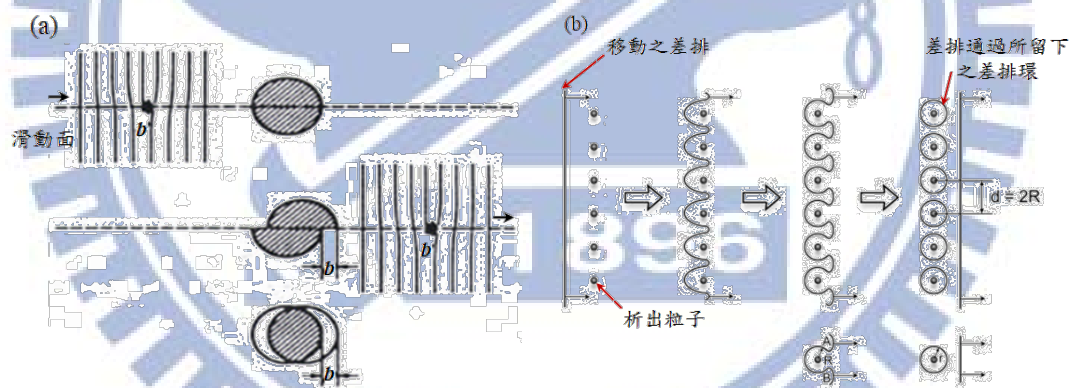


圖2-5差排與溶質原子間的交互作用(a) 差排切過阻擋在路徑上的析出粒子；(b) 差排包圍析出物並從析出粒子之間穿過<sup>[39,40]</sup>

可再藉Al-Cu合金來說明其基本原理：

透過圖2-6 Al-Cu合金平衡相圖瞭解，銅原子全部溶入鋁基地中而為一單相固溶體(或稱 $\alpha$ 相)，其溶解度很小，在共晶溫度時，溶解度最大(5.65%)；常溫時，溶解度在0.5%以下。當Al-4%Cu合金施以固溶處理時，藉由圖2-6可知銅原子全部溶入鋁基地中而為一單相固溶



體(或稱 $\alpha$ 相)，將此一固溶體若施以高溫緩慢冷卻，則由於低溫下原子擴散速率緩慢，將會在晶界析出無法溶解之Cu，此Cu以金屬化合物 $\text{CuAl}_2$ 之狀態( $\theta$ 相)存在於 $\alpha$ 基地內， $\text{Al}_2\text{Cu}$  (或稱 $\theta$ 相)化合物之析出將被抑制，淬火後而形成一種不平衡不穩定的過飽和固溶體 (Supersaturated solid solution)，此時銅原子含量超過了平衡之濃度，因此常溫所得組織為固溶Cu4%之過飽和 $\alpha$ 固溶體。

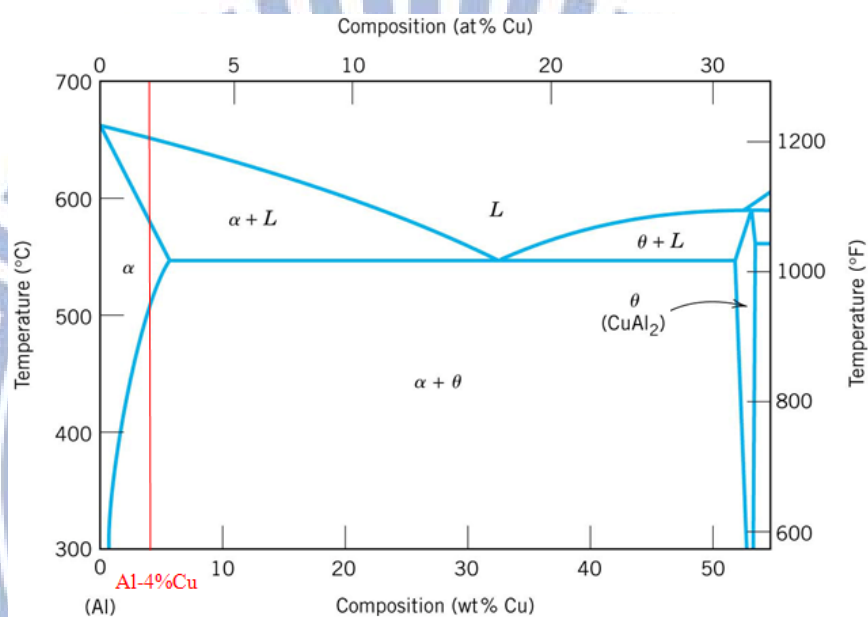


圖 2-6 Al-Cu 合金平衡相圖<sup>[42,43]</sup>

將淬火後之過飽和固溶體放置在室溫或較高溫時，析出物就會被逐漸地析出，此時強度會增加，但伸長率會下降。若溫度太高則將直接析出 $\text{CuAl}_2$ 平衡相，由於此時析出物晶粒粗大且稀疏，對強度之提高有限。但若溫度較低，析出物細小且分佈密緻，能阻礙差排移動而使合金強化，故可造成所謂的析出硬化效果。依其析出之順序分別有 GP zones (或稱GP- I)、 $\theta''$ (或稱GP- II)及 $\theta'$ 三種過渡相(Transition phase)，如圖2-7<sup>[43]</sup>所示。而Al-Cu析出物與相圖之間的關係，亦即在人工時效其整個析出過程為：過飽和固溶體 $\rightarrow$ GP- I $\rightarrow\theta''\rightarrow\theta'\rightarrow\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ 。

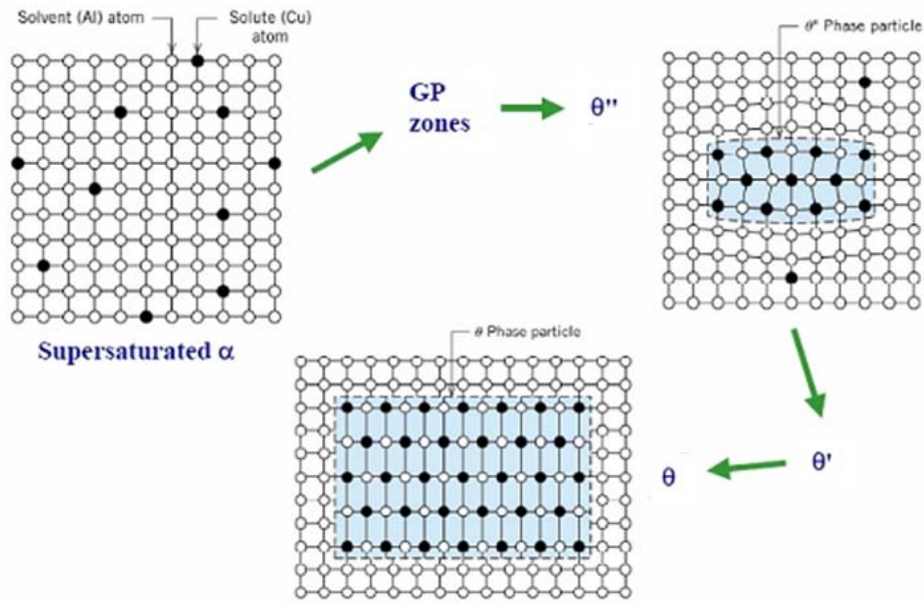


圖 2-7 Al-4%Cu 合金析出序列<sup>[43]</sup>

不平衡析出物GP- I、GP- II及 $\theta'$ 相稱為整合型析出物，而平衡狀態的 $\theta$ 相稱之為非整合型析出物。時效硬化合金之性質視時效溫度及時間而定，圖2-8所示為時效時間對Al-4%Cu合金之強度或硬度的影響<sup>[44]</sup>，當整合型析出物生長時，合金的強度隨時效時間而增加；當穩定的非整合型 $\theta$ 相析出時，合金的強度下降，此時合金在過時效(Overaging)狀態。隨著時效時間的增長，析出物的種類及析出量有所變化，各種性質亦隨之變化，如圖2-9所示。時效溫度與時間對Al-4%Cu合金之降伏強度的影響，時效溫度在260°C時，若持溫超過0.1小時，即發生過時效，合金強度下降。

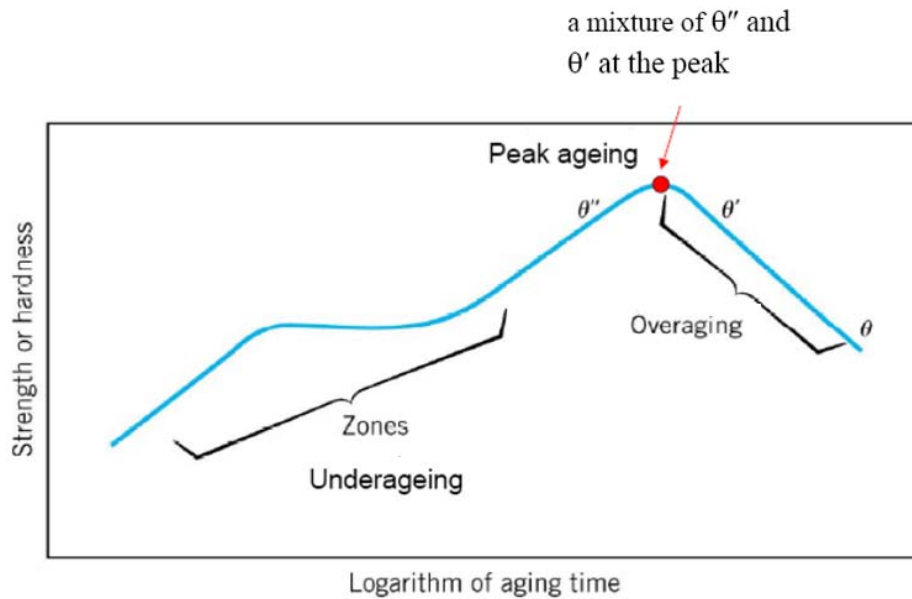


圖 2-8 時效時間對 Al-4%Cu 合金之強度或硬度的影響<sup>[44]</sup>

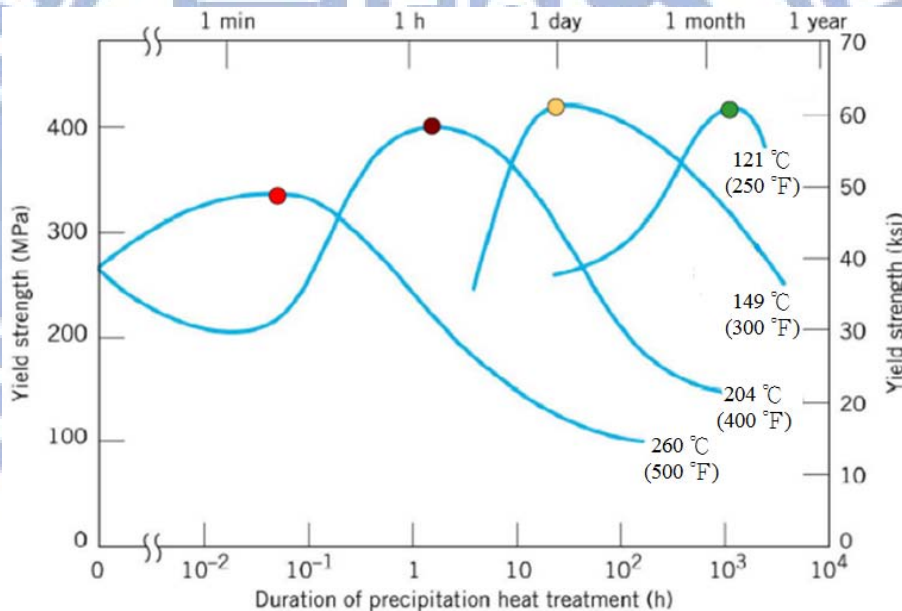


圖 2-9 時效溫度與時間對 Al-4%Cu 合金之降伏強度的影響<sup>[44]</sup>

至於6xxx系(Al-Mg-Si系)合金及7xxx系(Al-Zn-Mg系)合金，其析出硬化機構與2xxx系(Al-Cu-Mg系)合金類似，為析出物種類不同，其析出過程分別如下<sup>[44]</sup>：

- (1) Al-Cu-Mg(e.g.,2024)：SS→GP→S'(Al<sub>2</sub>CuMg)→S(Al<sub>2</sub>CuMg)
- (2) Al-Mg-Si(e.g.,6061)：SS→GP→β'(Mg<sub>2</sub>Si)→β(Mg<sub>2</sub>Si)
- (3) Al-Zn-Mg(e.g.,7075)：SS→GP→η'(Zn<sub>2</sub>Mg)→η(Zn<sub>2</sub>Mg)

## (二) 鋁合金析出硬化之基本步驟

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)。析出硬化的每一個步驟對析出硬化的效果影響很大，例如固溶處理選取不當，淬火速率不夠快，時效時間及溫度不當，都可能造成材料性質上的損失，而無法符合設計上的要求，故欲發揮析出硬化效果，需對每一步驟的影響因素有充分瞭解。茲就各步驟之要點及其注意事項分述如下：

### (1) 固溶處理

此階段係將材料升溫到固溶線 (Solvus) 上之單相區域 $T_0$ 溫度，如圖2-10，使溶質全部溶入基地中而為單一固溶體 (Solid solution)。但溫度不得超過共晶溶解溫度，否則沿晶界將有溶解現象，會造成淬火後材料變脆。在固溶溫度範圍內，溫度選擇愈高，則其原子的擴散速率愈快，析出硬化效果也就愈加顯著。

一般固溶處理時間(Soaking time)應足以讓溶質原子全部溶入基地，因此有其最佳時間。若時間太長則易造成過度晶粒成長且浪費資源。此外材料厚度和加熱所用之介質的不同，都會影響所需的加熱時間和受熱的均勻程度。厚度的計算應取材料截面的最窄處；空氣爐時間的計算應以爐溫升至所定的溫度開始計算；而鹽浴爐時間的計算可以從浸入時開始計算。

### (2) 淬火

將固溶處理後之單一固溶相淬火到固溶線以下 $T_1$ 溫度而得到過飽和固溶體，為了得到較佳析出硬化效果，冷卻速率應夠快。若材料放置於 $T_2$ 恒溫或室溫 $T_1$ 一段時間，使其逐漸析出而造成性質上之變化。將過飽和固溶體放置於 $T_2$ 恒溫的處理稱為人工時效 (Artificial aging)；將過飽和固溶體放置於 $T_1$ 室溫的處理，稱為自然時效(Natural

aging)。

### (3) 時效處理

將淬火後所得之過飽和固溶體，置於室溫或加熱至適當高溫，維持一最佳時間，則固溶體的金屬會以化合物的形態析出，而形成強化機構。在實際的操作上，時效處理依放置之溫度可分為自然時效與人工時效兩種。在室溫下進行者，稱為自然時效(Postweld natural aging, PWNA);而置於高溫下進行者，稱為人工時效(Postweld artificial aging, PWAA)。

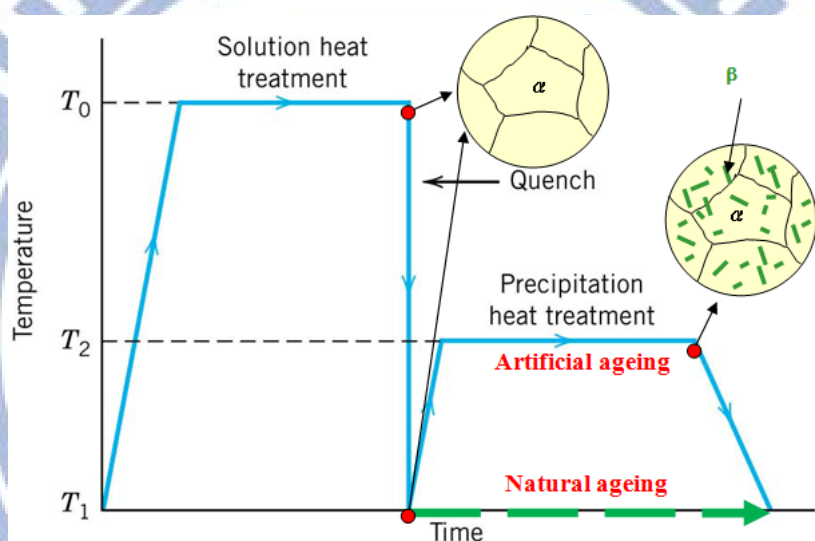


圖 2- 10 Al-Cu 合金析出硬化熱處理過程<sup>[44]</sup>

## 2.3 鋁合金之銲接特性(銲接金屬微觀組織特性)

銲接的行為乃將熱源局部加熱於材料上，使材料局部受熱而熔化，致使與銲接的材料因而成為液態而發生混合隨著溫度的降低而發生聯結的作用。

### 2.3.1 熔池邊界的晶粒成長

當施行不填料銲接(Autogenous welding)時，液態的銲接金屬化學成分與基材之化學成分是相同的。當銲接金屬由高溫液態，凝固至低溫固態時，銲接金屬由熔池邊界的晶粒向銲道的中心成長，這種由於

原子排裂的連續性造成晶粒成長行為，稱為磊晶成長，如圖 2-11 所示<sup>[45]</sup>。

### 2.3.2 競爭性的成長

當銲接金屬由熔池邊界生成時，它的生長方向垂直於液態及固態的界面，亦即溫度梯度最大的方向。但各材料都有其最佳生長的方向，如體心立方格子(B. C. C.)的金屬，及面心立方格子(F. C. C.)的金屬為 $\langle 100 \rangle$ 的方向；而六方最密堆積(H. C. P.)的金屬為 $\langle 1010 \rangle$ 的方向。如果最佳的生長方向與最大溫度梯度的方向相同，則此晶粒的成長受到完全的鼓勵，否則晶粒的成長便會受到抑制，終致於完全停止，如圖 2-11 所示<sup>[45]</sup>。

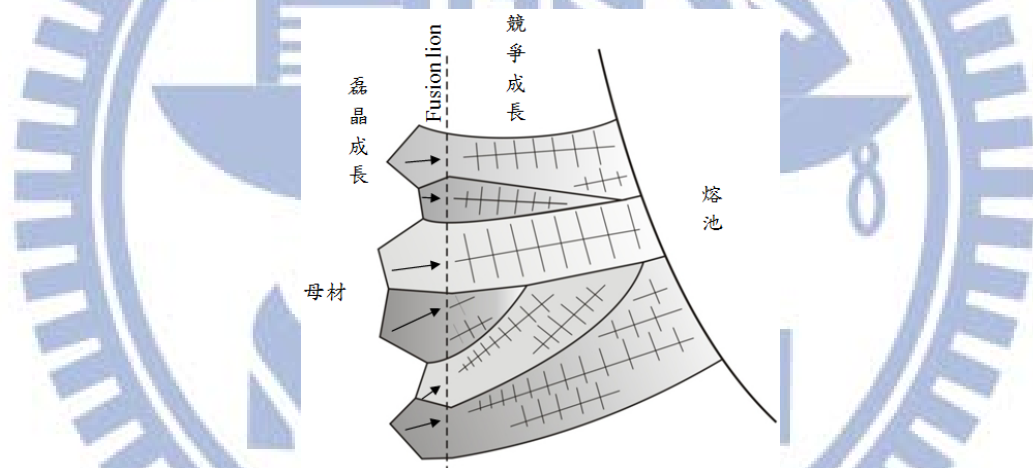


圖 2-11 銲道內之晶粒成長<sup>[45]</sup>

### 2.3.3 銲道中心發生等軸晶生成

當磊晶成長在合金熔池邊界發生後，生成的微結構由於組成過冷 (Constitutional supercooling) 所致，可能為細胞結構 (Cellular structure)、柱狀結構 (Columnar structure) 或樹枝狀結構 (Dendrite structure)，均由熔池邊界向熔池中心生長。在熔池中心的等軸晶的生成卻不再由磊晶及競爭性成長所主導。此等軸晶生成的機構系在於固相物體介入液態熔池之中，造就了新晶粒的核 (Nuclei)，而生長在最

後凝固的鐳道中心附近。此機構因介入固向的不同，而分為<sup>[43]</sup>：

- (1) 枝臂破斷(Dendrite Fragmentation): 在液相與固相間的泥狀區(Mushy zone)由於熔池的表面張力、電磁力等造成的對流，使樹枝狀結構之枝臂破斷，流入熔池中，最後在鐳道中心附近倖存而成為核等軸晶並賴以成長。
- (2) 晶粒分離(Grain detachment): 在部分熔融區(Partial melting zone)中，晶界形成液態膜使晶粒鬆動而流入鐳道終而形成核。
- (3) 異質成核(Heterogeneous nucleation): 合金元素與雜質的介入形成高熔點化合物，在鐳接過程中流入鐳道而形成核。
- (4) 表面成核(Surface nucleation): 在鐳接過程中，利用方法使熔池表面的液態金屬溫度降低產生固體，此固體沉入熔池中再流至鐳道中心附近成核。

## 2.4 鐳接金屬與熱影響區的特性及其機械性質

### 2.4.1 鐳接金屬的機械性質

當施行不填料鐳接時，鐳接金屬的機械性質決定於鐳接金屬之樹枝結構的二次枝臂間距(Secondary dendrite arm spacing)，較小的樹枝結構二次枝臂間距，具有較佳的機械性質<sup>[45]</sup>。這是由於晶粒細化的結果所造成，較小的樹枝結構二次枝臂間距，相當於具有較細的晶粒。然而，樹枝結構之二次枝臂間距受鐳接時金屬之冷卻速率所控制，較快的冷卻速率可達到較小的樹枝結構二次枝臂間距，而較慢的冷卻速率則得到較大的樹枝結構二次枝臂間距。因此，鐳接時入熱量小者，其冷卻速率較快，樹枝結構二次枝臂間距較小，其機械性質較佳。反之，鐳接時入熱量大者，其冷卻速率較慢，樹枝結構二次枝臂間距較大，其機械性質較差。

## 2.4.2 熱影響區的機械性質

熱影響區是指鄰近鐸道，受鐸接時熱輸入影響，先提高溫度，進而再冷卻之熱循環造成其為觀結構改變之區域，稱為熱影響區。在鐸接過程中，大量的熱能被供給作為熔化填料金屬與鐸件母材之用，但是鐸道附近的母材金屬仍承受殘留的熱量影響。因此距鐸道不同距離的母材各處，實際上感受到一梯度的溫度分佈，母材將因承受升溫和急冷的溫度變化，特稱為熱循環過程(Thermal cycle process)，母材經歷熱循環後，如同經歷一次短時間的熱處理過程，材料微觀組織將因而改變。改變之情況則視母材鐸前的原始加工狀態而定，但是變化情形總離不開基地變化(matrix change)，析出物析出、晶粒在結晶鐸成長等現象。故母材熱影響區之機械性質因而起了巨大變化。隨著母材的改變，熱影響區會有不同的變化，熱處理型鋁合金晶鐸接後，母材熱影響區大致可細分為五種顯微組織迥異的部份，由鐸道區分依序，如圖 2-12 所示<sup>[46]</sup>：

- (1) 過熱區(Overheated zone):此區靠近鐸道，感受到之溫度最高，其顯微組織與材料在過熱情況下，經淬火所得之組織類似。合金所含的共晶組成(Eutectic constituents)可能因高溫而部份溶化和再凝固(Resolidified)，同時合金區內的析出物，因擴散作用將往晶界(Grain boundary)和晶粒中心(Grain center)兩處聚集，受高熱作用下導致析出物集中，凝聚(Agglomeration)成粗大顆粒，故強度降低、延伸率變差以致於機械性質變差，容易產生裂縫。
- (2) 固溶區(Solution zone):所承受溫度較過熱區為低，其顯微組織與鋁合金正規固溶處理(Solution Heat-Treatment)所得組織相類似。因此，母材原本所含之析出物，在此區域將重新固溶到基地內，假如鐸後加以適當的自然時效(Natural aging)或人工時效



(Artificial aging)，此區有機會恢復母材原有性質，強度可回升，其機械性質較過熱區佳。

- (3) 部份固溶區(Partial solution zone):因承受溫度比固溶區低，此區顯微結構與鋁合金被加熱未達正規標準固溶溫度即水淬下來所得之組織相仿，唯溫度仍不夠高，仍有部份析出物無法完全固溶回去基地內，沒有固溶回去之析出物將聚集粗大化。
- (4) 過時效區(Overaged zone):析出物往晶粒中心聚集合併(Coale-scence)成粗大顆粒，材質成了過時效狀態，因此，機械性質最差。施予人工時效或全成熟處理，方能改善此區強度<sup>[11]</sup>。
- (5) 未受影響區(Unaffected zone):此區遠離銲道所感受到之溫度最低，鋁材不受影響，其性質與未銲前一樣。

非熱處理型鋁合金大都以加工硬化(Strain hardening)作為強化材料的手段。因此，經銲接加工過後，母材大致可區分為熱影響區及未受影響區等兩種性質截然不同的區域。熱影響區由於受到銲接高溫影響，材料微觀組織產生變化。依影響程度有退火及再結晶等反應，晶粒成長，硬度及強度因而降低。

有部份熱處理型鋁合金在固溶處理(Solution heat treatment)之後，再施以不同程度的冷加工，然後在進行時效處理。此種材料經銲接後，熱處理區的材質將同時產生前述兩種反應。

母材熱影響區所涵蓋範圍與銲接輸入熱量及材料厚度有密切關係，因此減少銲接輸入熱量及銲接道數(Pass)，將可縮小其範圍<sup>[44,47]</sup>，但是欲要完全回復熱影響區強度則有賴人工時效或是全程熱處理的作用。

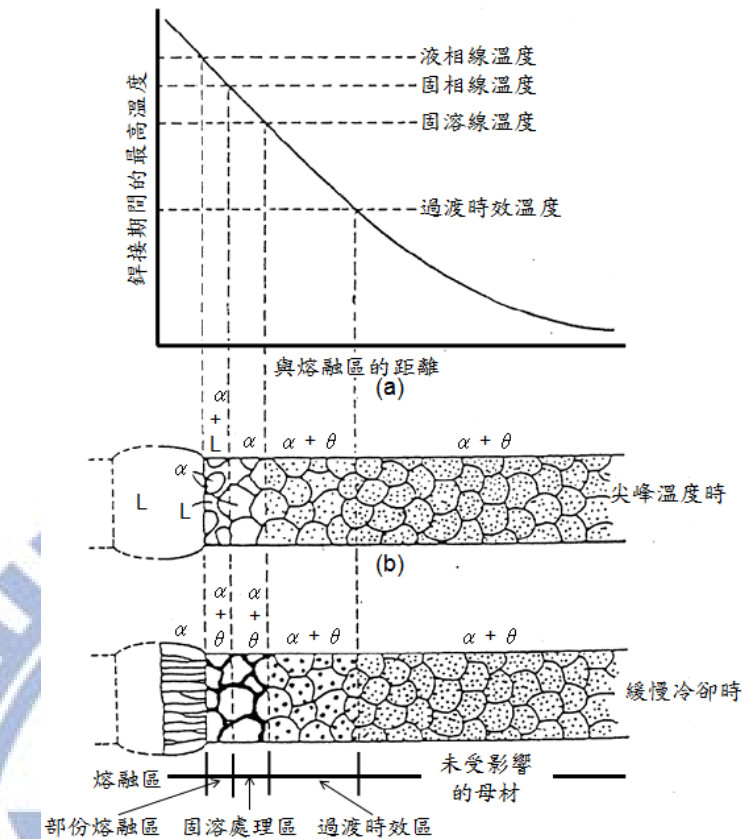


圖2-12 熱處理型鋁合金銲後熱影響區組織圖<sup>[46]</sup>

## 2.5 鋁合金之銲接缺陷

鋁合金在銲接時，常見之缺陷有下列數種：

### 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<sup>[11,47]</sup>。而Kammer亦指出<sup>[47]</sup>，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2-13所示<sup>[11]</sup>。

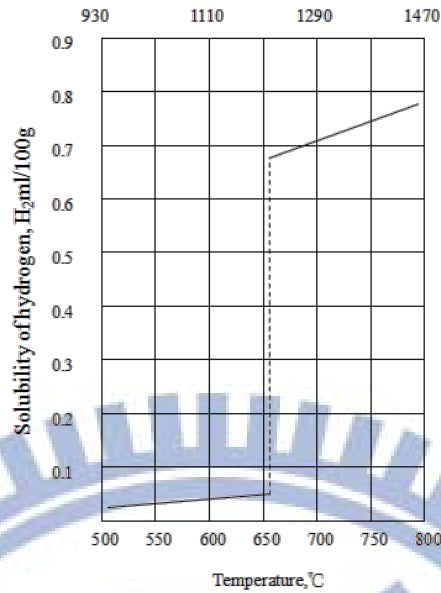


圖 2-13 不同溫度下氫在純鋁之溶解度變化<sup>[11]</sup>

而Eastwood亦提到<sup>[49]</sup>，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( $H_B$ )、填料金屬鋁條( $H_F$ )與電極( $H_E$ )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( $H_G$ )中滲入的空氣或濕氣都會造成氣孔存在於鋁道內<sup>[50-52]</sup>，其氫氣來源如圖2-14所示。

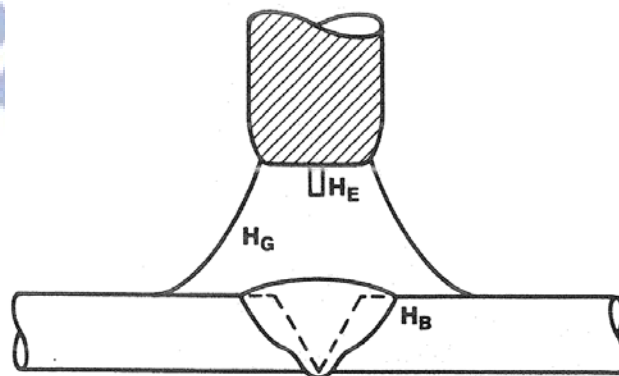


圖2-14 在GMAW鋁接過程之氫氣來源<sup>[11]</sup>

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，可以靠控制鋁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2-15所示。

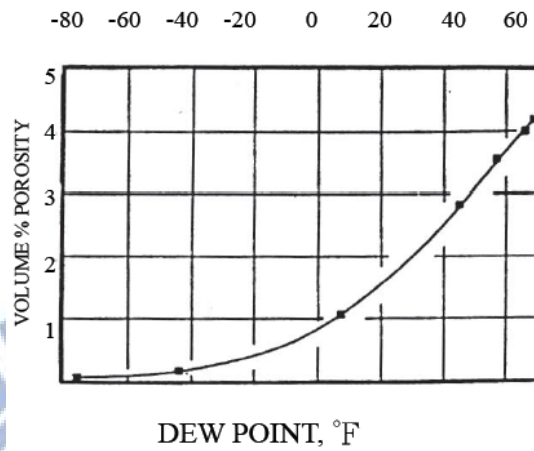


圖 2-15 氣孔的生成與露點溫度之關係<sup>[54]</sup>

因此降低保護氣體的露點溫度能有效減少氣孔之存在。Cheever亦提出<sup>[53]</sup>銲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。而氣孔對銲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<sup>[54,56,57]</sup>，如圖2-16所示。

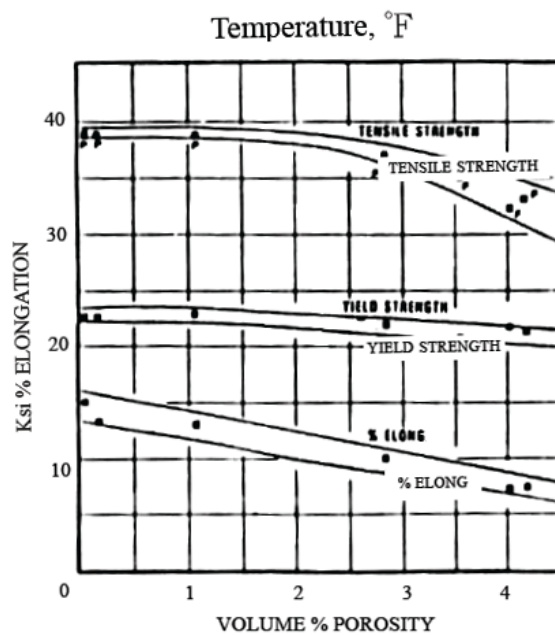


圖 2-16 銲道氣孔對機械性質的影響<sup>[54]</sup>

### 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<sup>[54]</sup>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利的銲接參數，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 變形

在銲接的過程中，由於銲接熱源於母材上加熱與冷卻作用，這時由於熱擴散及收縮的作用與熔填金屬的凝固等，使得銲道附近的填料金屬(Filler metal)與母材產生熱應變(Thermal strain)，由熱應變再產生熱應力(Thermal stress)，這些應力有彎曲(Bending)、迴轉(Rotary)的現象，這種現象稱為銲接變形(Welding distortion)產生的主要原因<sup>[58]</sup>，如圖2-17。

銲接變形不但損及銲件精度，更會降低其強度，使材料失去性能。若要將已完成銲件之變形矯正，則以下可做參考改進：

- (1) 拉直，可加熱或不加熱。
- (2) 去除銲道（可能一個或多個），再重新銲接。
- (3) 加熔填金屬於特定區域。
- (4) 銲接後熱處理。

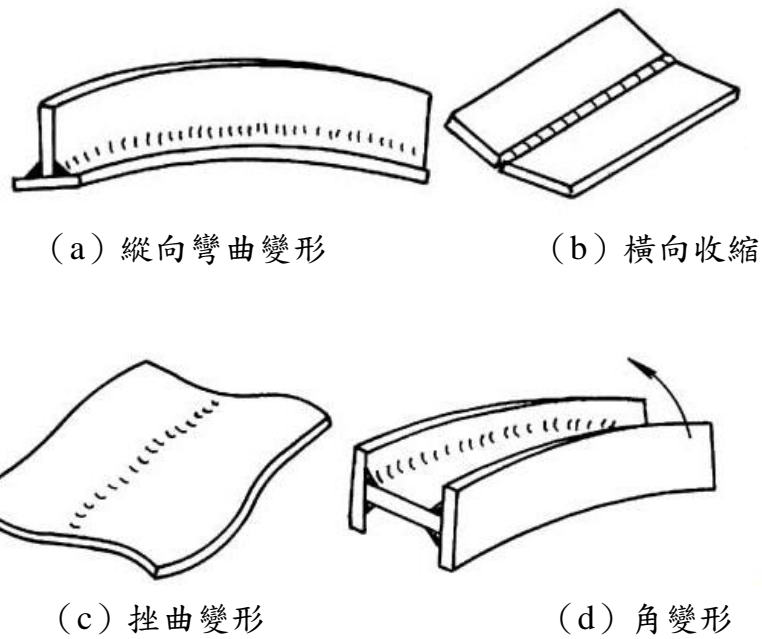


圖 2-17 各種銲接變形之形式<sup>[60]</sup>

## 2.5.4 不完全熔融及不完全穿透

### 2.5.4.1 不完全熔融或熔融不良

不完全熔融因為母材（或前一道之熔填金屬）的溫度沒有達到熔點而產生。以及附著於接口與母材上有高溫氧化物或雜質未除淨完全，此外開槽角度不足或母材與填料配對錯誤，亦可能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，如圖2-18。

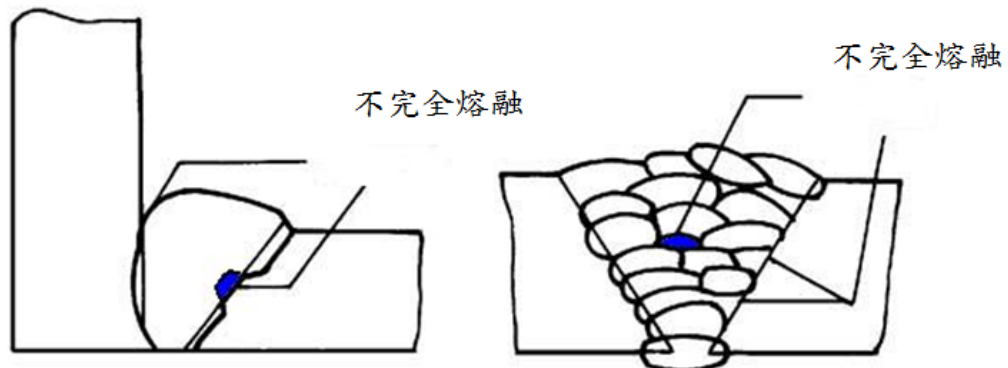


圖2-18 不完全熔融<sup>[59]</sup>

#### 2.5.4.2 不完全穿透或穿透不良

在厚板對接銲或填角銲時，所使用的銲條太粗或銲接電流太低，導致電弧熱度不能熔透銲口，在材料之間發生因熔填金屬之搭橋作用（Bridging）或銲接速度過大，銲接對稱面準備不良均會造成穿透不完全，而留下空穴，如圖2-19。

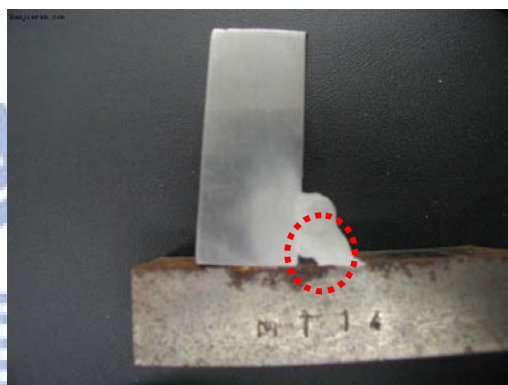


圖 2-19 滲透不足<sup>[59]</sup>

#### 2.5.5 夾渣

銲道中之夾渣，如圖2-20可分為金屬夾渣物(Metallic inclusion)與非金屬夾渣物(Nonmetallic inclusion)兩種。前者主要發生在TIG銲接，鎢由於TIG 銲接高電壓電極過熱、電極與母材或銲材接觸等原因，致使電極前端飛散出去，滴於熔池內而形成。後者主要是因表面處理不當，銲接接口與母材介面含氧化物和不潔物，以及銲接技術不良等造成。

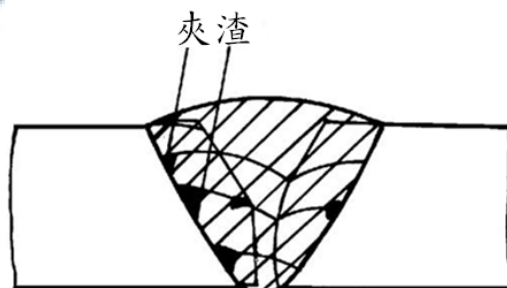


圖 2-20 夾渣<sup>[59]</sup>

## 2.6 熱裂縫

銲接裂縫的產生是一複雜過程，它涉及熱、機械與冶金等相互之間的關聯性。以外外部因素而論，熱包含熱量的輸入與冷卻率；機械因素方面則是銲件受約束的強度，影響銲道周圍的應力應變分佈。內在因素，即冶金因素，它可確認合金之裂紋產生的敏感性。鋁合金是被公認具凝固裂紋敏感性高的金屬，部份原因為具有高凝固收縮係數(Near 6% volume)與鐵相比(Near 2% volume)。且合金成份也大大地影響裂縫產生的程度，由於裂縫生成的種類與原因是不能很好理解的課題，但透過以下文獻回顧可更有效地綜合有關裂縫種類與特點。

### 2.6.1 熱裂縫的分類

Kammer 等學者<sup>[61]</sup>將銲件的裂縫分為熱裂縫(Hot cracking)與冷裂縫(Cold cracking)兩種，裂縫在接近整體固態線溫度(Bulk solidus temperature)形成的稱為熱裂縫，如果這些裂縫曝露於大氣下，它的表面通常會因氧化而失去光澤。在合金進行熔融銲接時，熱裂縫通常發生於當合金的溫度大約高於  $0.5T_m$ ，這裡的  $T_m$  指的是熔點或固態線(Solidus in °K)。Hemsworth, Boniszewsky 和 Eaton<sup>[62]</sup>將熱裂縫分成兩類，一是包括偏析熱裂(Segregation cracking)其包括了凝固熱裂(Solidification cracking)和液化熱裂(Liquation cracking)；二是延性降低裂縫(Ductility-dip cracking)。

Matsuda 和 Nakagawa<sup>[63,64]</sup>曾將銲接裂縫依銲接實作熱裂、冷裂和重熱裂縫(Reheat cracking)。有一些已提出的文獻中提到在多道銲(Multipass welding)、修補銲(Repair welding)、銲後熱處理、高溫操作所產生的銲道金屬裂縫，稱之為重熱裂縫。

綜而論之，熱裂的分類如圖 2-21 所示<sup>[62]</sup>。一些合金包括沃斯田型不銹鋼、鋁合金、超合金、低合金鋼、鈦合金等，被公認容易產生



熱裂縫，不管是在銲道金屬、母材金屬熱影響區、銲道金屬熱影響區。且熱裂縫的破裂型式是沿晶破裂。而延性降低熱裂縫與偏析熱裂縫之區別可由圖 2-22<sup>[65]</sup> 加以說明，以  $T_S$ (固相線溫度)為界，在  $T_S$  之上屬於凝固脆性溫度區(Solidification brittleness temperature range, BTR)，在此溫度區所產生的熱裂縫屬於偏析熱裂；在  $T_S$  及  $T_m/2$ ( $T_m$ :材料之熔點)之間屬延性降低溫度區 (Ductility-dip temperature range, DTR)，在此溫度區所產生之熱裂縫屬於延性降低熱裂縫。延性降低熱裂縫，通常發生於單道銲的銲道金屬，或是單道銲、多重銲及修補銲的熱影響區。此種裂縫雖然發生於固相線溫度之下，但仍是以沿晶方式破裂。綜上所述，不論是偏析熱裂或延性降低熱裂，都具有下列之特徵<sup>[63]</sup>：

- (1)裂縫發生於銲接之凝固過程中；
- (2)裂縫一定是沿著晶界發生，皆屬於沿晶裂縫(Intergranular cracking)；
- (3)裂縫發生時，於固體晶粒邊界有液體薄膜存在。

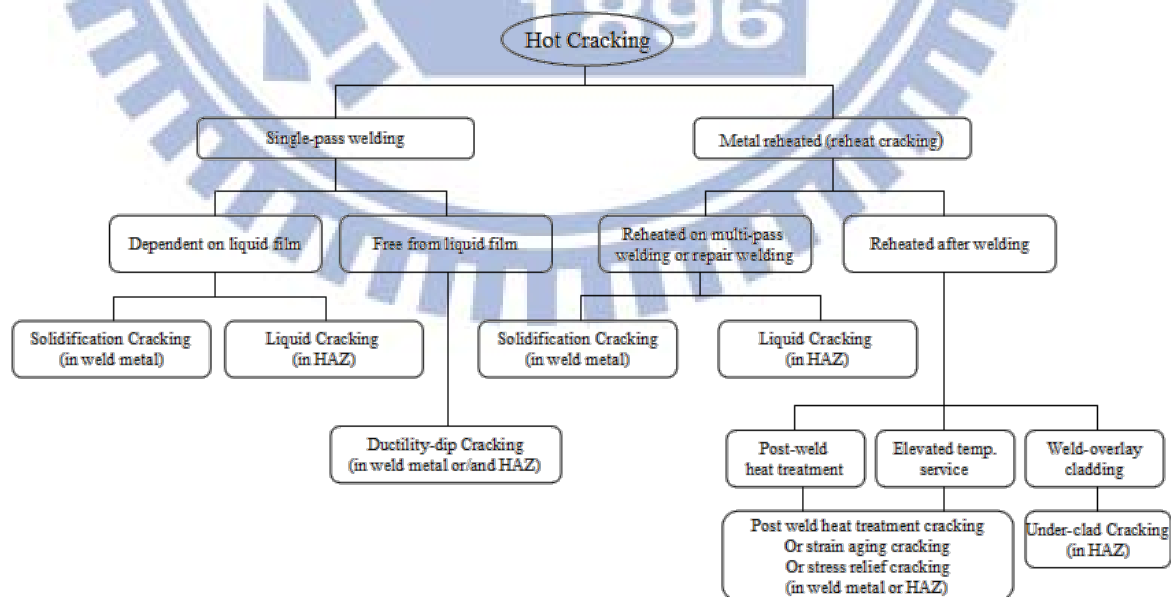


圖 2-21 熱裂縫之分類<sup>[62]</sup>

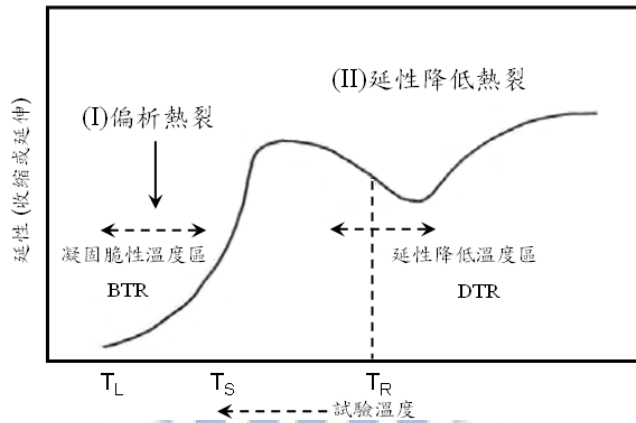


圖 2-22 延性降低熱裂縫與偏析熱裂縫之區別<sup>[65]</sup>

### 2.6.1.1 凝固熱裂

凝固熱裂主要發生在銲道金屬，這種熱裂縫開始和傳播於固態線溫度上<sup>[66]</sup>，如圖 2-23 所示<sup>[67]</sup>。當銲接金屬從熔融狀態凝固下來，在熔融帶(Fusion zone)凝固的最後階段，由於溶質的再分佈造成合金元素和雜質偏析，形成一些低熔點的組成物，在加上凝固時的收縮應力，這時的裂縫就形成了<sup>[68]</sup>。由此可看出，這種型式的熱裂與凝固微結構有關。且這種裂縫依但裂開，裂開面組成一自由防止晶界移動，所以冷卻到室溫時，端點是沿晶的<sup>[69]</sup>。

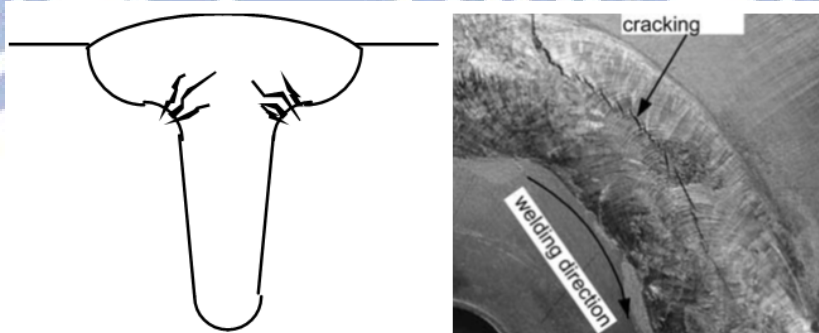


圖 2-23 凝固熱裂<sup>[67]</sup>

### 2.6.1.2 液化熱裂

液化熱裂主要發生於單一銲道的母材金屬熱影響區，或是多重熱循環的銲道金屬熱影響區(多重銲道或修補銲)，如圖 2-24 所示<sup>[67]</sup>。這種裂縫開始和傳播於接近整體固態線溫度 (Bulk solidus

temperature)。液化熱裂比凝固熱裂在尺寸小很多，且以沿晶方式延伸或接近熔融線。

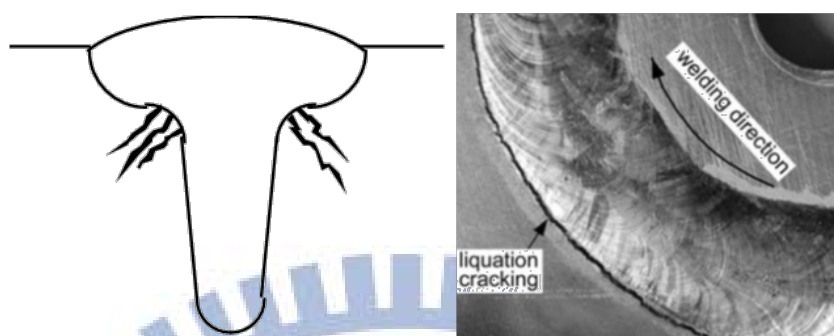


圖 2-23 液化熱裂<sup>[67]</sup>

### 2.6.1.3 延性降低熱裂

延性降低熱裂主要發生於單一鐸道的鐸道金屬、或是單一鐸道、多重鐸道、修補鐸道的熱影響區，如圖2-24<sup>[70]</sup>。此種裂縫發生於整體固態線溫度下，因為在這種溫度時，金屬的延性較差。

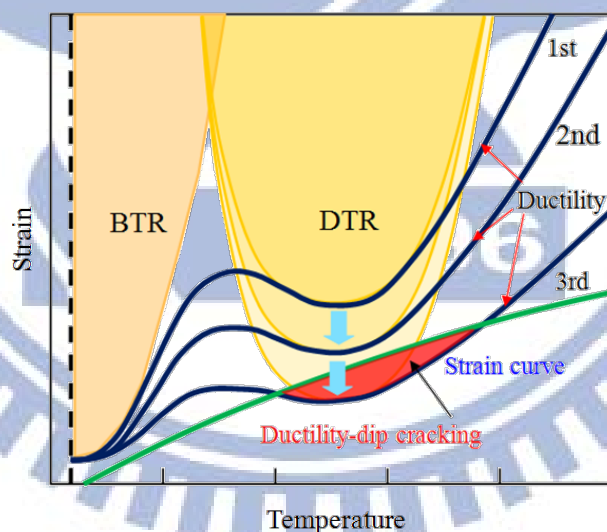


圖 2-24 多重鐸造成延性降低示意圖

延性降低熱裂所造成的裂縫是以沿晶方式破裂，而沒有前述之偏析熱裂所擁有的晶界液態薄膜，延性降低熱裂與偏析熱裂可藉由圖2-25<sup>[70]</sup>做為區別之分，以 $T_S$ (固相線溫度)為界，在 $T_S$ 之上屬於凝固脆性溫度區(Solidification brittleness temperature, BTR)，在此溫度區所產

生的熱裂縫屬於偏析熱裂，材料有較大的脆性溫度範圍，則發生凝固裂縫的機率就愈高，因此一般以BTR的大小來評估凝固熱裂的敏感性；在 $T_S$ 及 $T_m/2$ ( $T_m$ ：材料之融點)之間屬延性低溫度區(Ductility-dip temperature range, DTR)，在此溫度區所產生之熱裂縫屬於延性降低熱裂縫。此種裂縫雖然發生於固相線溫度之下，但仍是以沿晶方式破裂。

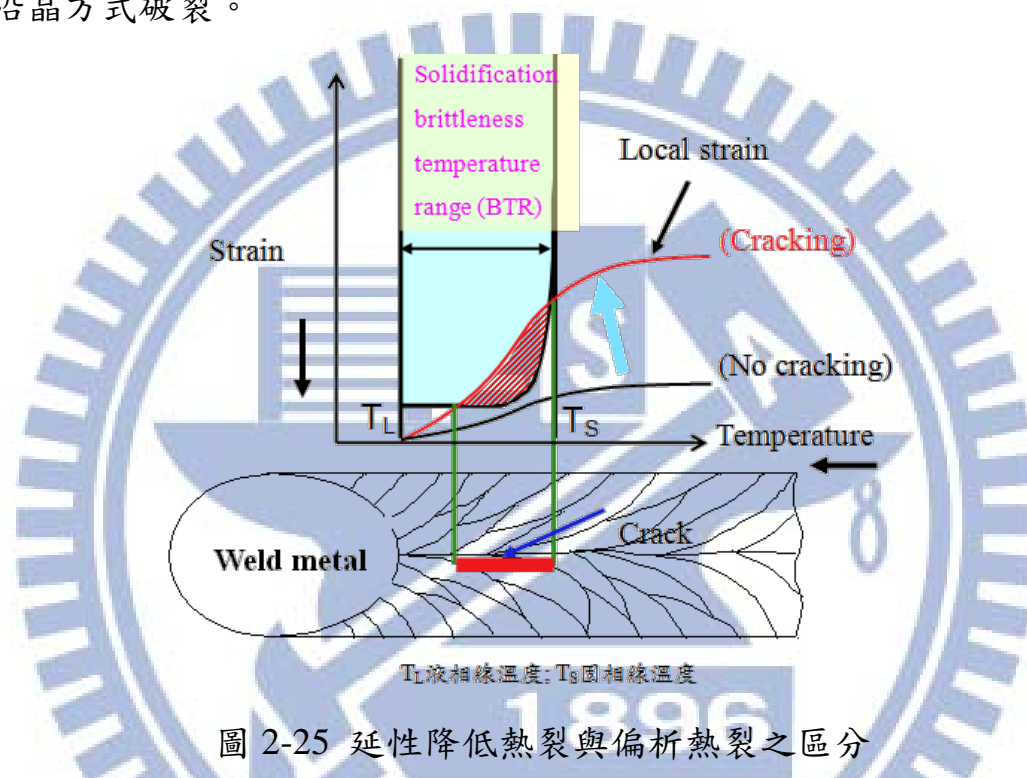


圖 2-25 延性降低熱裂與偏析熱裂之區分

## 2.6.2 熱裂縫產生之原因與改善方式

銲接熱裂縫主要可分為發生在銲接金屬和熱影響區兩種，而凝固熱裂經常生於鑄造組織中，亦可在銲接之銲道發現<sup>[72]</sup>。凝固熱裂通常為沿晶裂縫。在凝固之最後階段，由於外加之負荷或銲接過程產生之應力超過凝固材料之強度時，則產生裂縫。

### 2.6.2.1 銲接金屬凝固熱裂縫理論

凝固熱裂發生於銲道凝固過程接近完成時，又稱銲道熱裂(Weld metal hot cracking)。其發生的原因可歸納為：(a)在高溫下的凝固過程中，材料的延性大幅降低；(b)在凝固過程中承受應力或應變的作用，

主要導因於材料內部引起的凝固收縮(Solidification shrinkage)及熱縮(thermal contraction)效應以及外部的拘束力(constraint)，亦即當鐸道所承受的應力或應變大於材料可承受的極限時，裂縫就會產生。有關凝固熱裂之理論及機構，在鑄造及鐸接領域已提出多個理論，包含有收縮-脆化理論<sup>[74,75]</sup>(Shrinkage-brittleness theory)、應變理論<sup>[76]</sup>(Strain theory)、液化膜理論(Liquid film theory)、綜合理論(Generalized theory)、液體填充裂縫理論(Liquid filled crack theory)、晶界滑移理論(Grain boundary sliding theory)及臨界速率理論(Critical speed theory)等。但最合理也為多數人接受的是綜合理論<sup>[73]</sup>，基本上修正和擴充收縮-脆化理論<sup>[74,75]</sup>(Shrinkage-brittleness theory)與應變理論<sup>[76]</sup>(Strain theory)並加入二面角(Dihedral angle)的影響因素而成，此由 Borland 在 1960 年代發展出的理論，將凝固過程分為四個階段，為瞭解凝固熱裂縫理論形成，分別以收縮-脆化理論、應變理論、綜合理論為例，進行下列敘述：

#### 1. 收縮-脆化理論(Shrinkage-brittleness theory)

在合金凝固的過程中，在固相線附近有一材料弱化的溫度區，如圖 2-26<sup>[71,74,75]</sup>所示，圖中斜線範圍內即為脆化區(Brittle range)所在，線段 ac 表示在凝固過程中，初晶開始互相接觸的溫度，稱為接觸溫度(Coherent temperature)。合金由液態凝固至固態時，由四周往中心成長，在中間部位樹枝狀晶粒間尚存在未完全固化的低熔點的殘餘液體。若在接觸溫度下發生破裂，殘餘液體通常也不足以使裂紋癒合(Healing)，當材料完全凝固後，將在鐸道中間形成裂紋，由此可知，材料破裂的容易度與脆化的範圍大小成正比。

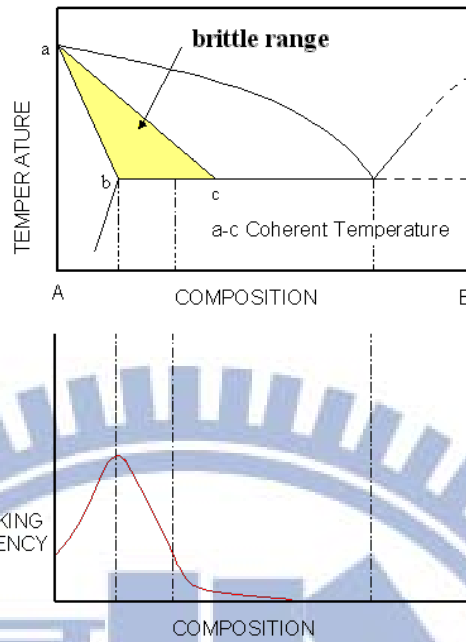


圖 2-26 收縮-脆化理論之脆化範圍<sup>[71,74,75]</sup>

## 2. 應變理論(Strain theory)

在凝固過程中各階段耐荷重破裂的變形能力。當樹枝狀晶開始成長的階段，材料的強度，即其耐荷重的能力幾乎為零，但是至破裂為止的變形能力最佳。其中，液膜存在的階段荷重能力最弱，且變形能力也最差。因此，在凝固收縮的過程中，由於樹枝狀晶間的液膜無法承受凝固時的收縮應力，於是破裂都集中在此階段發生，且粒界間薄膜存在的時間越久，越容易發生破裂。例如在含有低熔點偏析物的情況下這類的情況會變的更嚴重。

## 3. 綜合理論(Generalize theory)

Borland 在 1960 年提出綜合理論<sup>[73]</sup>(Generalized theory)來解釋凝固過程中液相之金屬溶液與固相的固化晶粒之量與分佈對熱裂敏感性的影響，Boland 將凝固熱裂之過程分為四個階段，如圖 2-27 所示。

階段 1: 初期樹狀晶結構形成(Primary dendrite formation)凝固初始

期，樹枝狀結構成核生長形成，大部份仍為熔融之液態可自由地分佈在熔融金屬液中，不會造成收縮應力。

階段2:樹狀晶結構連結(Dendrite interlocking)，樹狀晶凝聚生成，凝固時開始出現收縮應力，但因殘留之液體仍可在樹狀晶間自由流動，因此在收縮應力作用下產生裂痕，在此階段，金屬液仍能加以填充，而使其痊癒(Healed)。

階段3:晶界成長(Grain boundary development)，在此階段固態晶體陸續形成樹狀晶緊密交錯(Interlocked)並發展成長出來，而形成半連續網狀(Semi continuous network)固相結構，因而嚴格地限制住殘留液相金屬的流動，若在此時受到超過臨界應變(Critical strain)的作用，如內部的冷凝收縮或外部的拘束力等，而產生裂縫。因殘留液相金屬較少及受到拘束而無回補能力，故此裂縫無法癒合。此階段稱為臨界凝固範圍(Critical solidification range,CSR)，是自連結溫度開始到完全凝固之溫度範圍。

階段4:完全凝固(Complete solidification)，剩餘之液態金屬完全凝固，裂縫不會產生。

在第三階段臨界凝固範圍(Critical solidification range, CSR)是自連結溫度開始到完全凝固之溫度範圍。存在一串連續的液態膜，膜間被狹窄之已凝固固體連橋(Solid bridges)所分隔，這些窄橋必須承受冷卻收縮之絕大部份應力，因此容易被破壞，相反的，固體連橋越多，即代表液態金屬薄膜愈不連續，愈不易破壞及產生熱裂縫。而此階段亦被稱為臨界凝固範圍，其凝固裂縫形成如圖 2-27 所示。若此臨界凝固範圍愈大，則代表熱裂敏感性(Hot cracking susceptibility)愈高，亦即銲接金屬愈容易產生熱裂。而 Matsuda 在 1990 根據 Borland 理論第三階段加以細分為裂紋增長開始及已增長結束而存在的裂紋，如

圖 2-26。

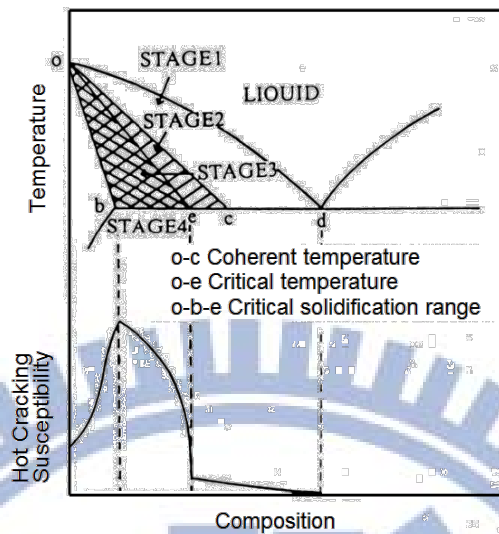


圖2-26 熱裂縫綜合理論示意圖 [76]

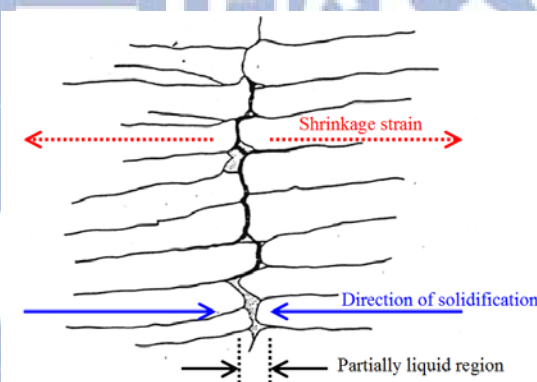


圖 2-27 凝固熱裂縫示意圖 [76]

由此可知，固體 連橋之多寡與金屬液態薄膜的形式為熱裂發生的主要因素。金屬液態薄膜的分佈，主要是受到相界能(Interphase energy,  $\gamma_{SL}$ ) 與晶界能(Grain boundary energy,  $\gamma_{SS}$ )之比值 $\tau$  所支配。其中 $\tau$  與兩面角(Dihedral angle,  $\theta$ ) 的關係式如下所示：

$$\tau = \frac{\gamma_{SL}}{\gamma_{SS}} = \frac{1}{2 \cos \frac{\theta}{2}} \dots\dots\dots \text{公式 2-1}$$

$\gamma_{SL}$  : Interphase energy

$\gamma_{SS}$  : Grain boundary energy

$\theta$  : Angle between faces of grain of second phase



由式(1)可知，當 $\tau=0.5$  時， $\theta=0^\circ$ ，表示金屬液態薄膜完全覆蓋整個晶界面，在此情況下銲接金屬最易產生熱裂縫。而隨著 $\tau$ 值的增加， $\theta$ 值也會隨之增加，使得金屬液態薄膜覆蓋的晶界面區域會越來越少，甚至可能只侷限於晶粒的某一角落( $\theta>90^\circ$ )，故 $\tau$ 值越大的銲接金屬，越不會發生熱裂，圖2-28 為上述公式之示意說明<sup>[71]</sup>。

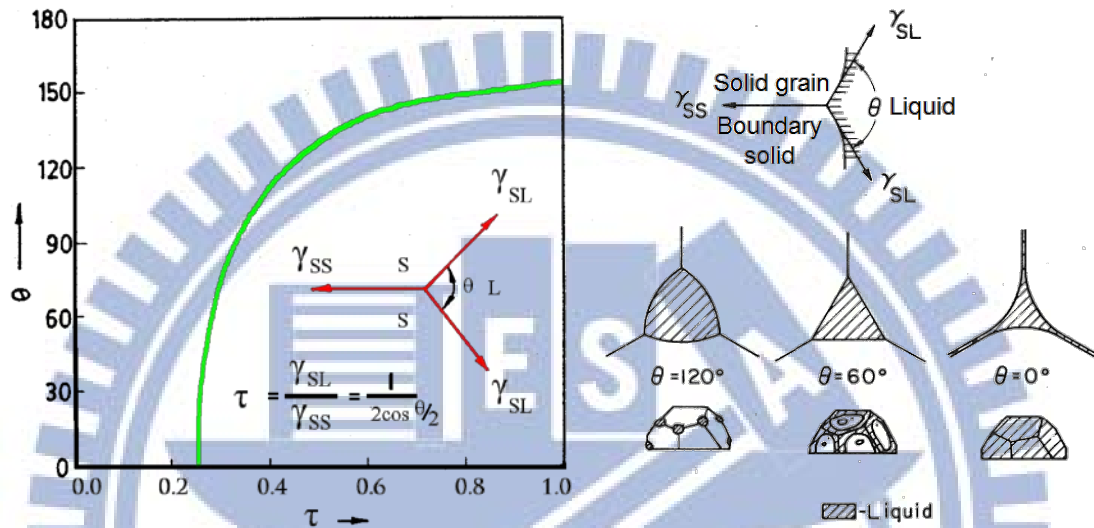


圖2-28  $\tau$  與  $\theta$  之關係及兩面角與晶界液態薄膜分佈之關係<sup>[71]</sup>

裂縫敏感組織是銲道在快速凝固過程中，合金或雜質元素偏析所造成。通常溶質元素會偏析至最後凝固的地方，也就是晶界。這些溶質元素會壓低殘留金屬液體的凝固溫度，造成固、液共存的溫度範圍比平衡凝固時大得多，因而提高材料的裂縫敏感性。

#### 2.6.2.2 銲道金屬凝固熱裂影響因素

在銲道金屬熱裂縫產生方面，主要有下列因素與其密切關係：

1. 機械因素(Mechanical factors)<sup>[77]</sup>:包括接頭設計(Joint design)、材料厚度、銲道大小及形狀(Bead size and shape)與夾持(Fixturing)等，且鋁合金具有高的熱膨脹係數及高的凝固體積收縮率，故有較高之熱裂敏感性。

2. 熱效應(Thermal effect):包括熱輸入與冷卻速率(Cooling rate)。
3. 冶金因素(Metallurgical factors)<sup>[7378]</sup>:包括晶粒大小、偏析(Segregation)與成份，可再以下列因素探討:
- i. 凝固溫度範圍和低熔點偏析物或共晶相：由 Al-Si 合金熱裂發現，影響鋁合金凝固熱裂的主要原因是由最高的凝聚溫度和固相線之間溫度範圍決定之，如圖 2-29 所示。在液相線和最高的凝聚溫度(Highest temperature of coherence)之間的結晶數量很少，熱裂不致產生。但當溫度低於最高的凝聚溫度時，樹枝狀結晶交錯成長，因此在凝固後若出現較大的收縮應力時，會產生熱裂。合金中添加較多之合金元素會使凝固溫度範圍變寬。純鋁並不會產生固化熱裂，因為它在晶界並沒有低熔點之共晶相產生造成凝固熱裂。高合金含量或高共晶成份之鋁合金，因具有較多之共晶液態相液體能夠回填初始裂縫之癒合，因此具有較低之熱裂敏感性凝固溫度範圍<sup>[79]</sup>。若合金組成介於純鋁與高合金含量兩者之間，共晶液態相可以形成沿晶連續薄膜，則容易產生凝固熱裂。

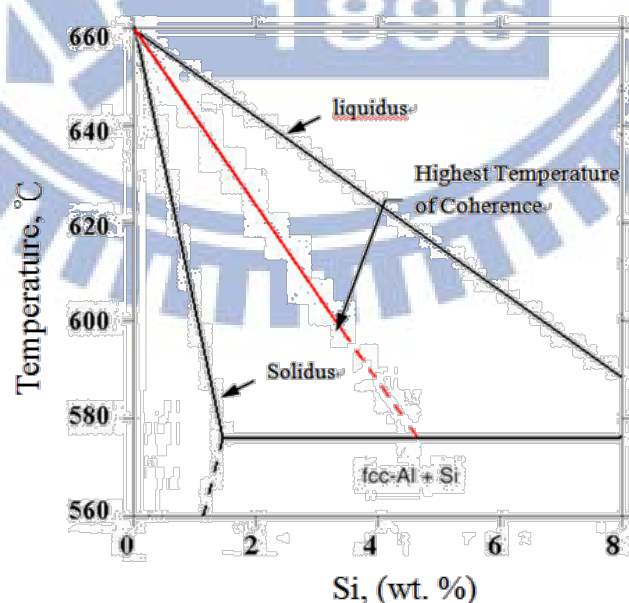


圖 2-29 Al-Si 合金最高凝聚溫度相圖<sup>[79]</sup>

- ii. 晶界液體之表面張力:當晶界液體與固體晶粒之表面張力較低時(如圖 2-28 中  $\theta = 0^\circ$  的情形),金屬液的濕潤性較高,則容易在晶界形成液化膜,而固體連橋將較少或較小,凝固熱裂之敏感性增加。相反的,假如表面張力較高時(如圖 2-28 中  $\theta > 90^\circ$  的情形),則液化相將形成球狀,而使金屬液的濕潤性變差,使得固體連橋將較多或較大,大幅降低熱裂敏感性。
- iii. 熔融區之晶粒結構:細小之等軸晶粒較粗大的柱狀晶粒具有較低的凝固熱裂敏感性。其原因是由於細小之等軸晶粒具有(a)較能承受收縮應變之能力,使應力更加容易由晶粒邊界傳遞而釋放;(b)殘留金屬液較容易且有效的回填,將有助於裂縫的癒合(Healing);(c)晶界較多,使得有害的低熔點偏析相或雜質在晶界上的分佈濃度相對地降低,因而降低熱裂縫的發生。

#### 2.6.2.3 熱影響區熱裂縫理論

母材熱影響區裂縫源自於液化理論(Liquation theory)及析出理論<sup>[80]</sup>。液化理論基本上係熱影響區之粗晶帶粒界中的低熔點化合物或共晶的生成、成份偏析等受到銲接輸入熱量影響,於晶粒間產生部分熔融之液態薄膜,並於冷卻過程中受到收縮應力而開口所產生的龜裂,即是所謂的「液化裂縫」,如圖 2-30 所示者即是液化龜裂(Liquation crack)與低延性龜裂發生機構示意圖<sup>[83]</sup>。其來源有

- (1) 晶界的液化<sup>[81]</sup>;
- (2) 低熔點之偏析物(如含 Si, P, S 的偏析物)<sup>[82]</sup>;
- (3) 從熔融金屬池中吸收;
- (4) 夾渣(Inclusions)的液化。

液化裂縫是發生在熱影響區緊鄰銲道熔融區的邊界,此邊界區域又稱為部分熔化區(Partially melted zone, PMZ)。此液化裂縫是由於

在銲接過程，在此 PMZ 的區域內所經歷的熱循環峰值溫度較高，造成在晶界處之低熔點共晶相或偏析組成物產生過熱而重新熔解液化，形成沿晶液體薄膜(Liquid film)，在承受超過臨界的應力或應變時，便造成沿晶裂縫的產生。因此，熱影響區熱裂縫生成之位置與多寡和液態膜量、存在的時間與承受的應變關係很大。

液化裂縫和凝固裂縫發生的原因，都是液體薄膜(Liquid film)存在於固體晶界，因此熱影響區熱裂之原理與銲道熱裂之原理相似，主要的原因都是晶界液化再加上應力之作用而導致熱裂。但兩種最大的差異在於液體薄膜的來源不同及微結構的不同。凝固裂縫的晶界液體薄膜起源於凝固過程中溶質元素偏析至最後凝固的晶界間液體，造成液體薄膜的凝固溫度遠低於固體晶粒。而液化裂縫的液體薄膜則來自於銲接升溫的過程中。對微結構而言，凝固裂縫是從完全液體凝固而產生，類似鑄造組織的熱裂，而液化裂縫則是 PMZ 晶界局部熔解而產生。

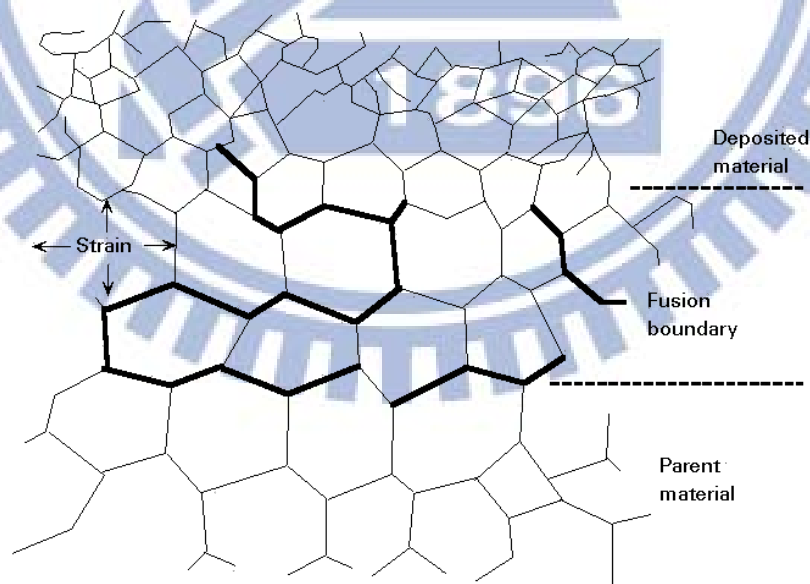


圖 2- 30 液化裂縫與低延性裂縫示意圖<sup>[83]</sup>

再以析出物析出理論，來說明液化熱裂，如圖 2-31<sup>[43]</sup>說明之。在鐸接過程，某一溫度條件下晶粒周緣的析出物往晶界聚集，晶粒周緣處形成一窄且強度低的析出物缺乏區(Precipitate depleted zone)，由於強度低無法承受因溫度下降所產生之收縮應力，因而產生裂縫。

熱影響區的熱裂機制，基本上須具有具有晶界液體薄膜，而液體薄膜的來源，與下列因素有關。

- (1) 低熔點晶界偏析物、共晶相或不純物，在鐸接時受熱循環作用而產生沿晶液化。
- (2) 從熔池中吸收溶質偏析至晶界，形成低熔點偏析組成或共晶相而造成液化。
- (3) 因鐸接快速昇溫造成第二相金屬間化合物（或晶出物）之組成液化(Constitutional liquation)。

對鋁合金而言，液化熱裂較容易發生在含高合金成份的熱處理型鋁合金的鐸接上，這是由於高合金含量會造成較多的溶質偏析於晶界上，形成低熔點共晶相或偏析組成會比較多。較高的熱輸入量會使部份熔化區變寬，而使液化裂縫敏感性提高。

減低析出物析出降低裂縫產生的方法<sup>[84]</sup>有：

- (1) 以低輸入熱量施鐸，亦即減少母材停留在高溫的時間，避免析出物過量析出。
- (2) 減低冷加工度，冷加工對析出有加速功能，故冷加工不宜過量。
- (3) 鋁材本身添加少量 Cr，增加晶粒之穩定性或者添加 Ti、Co、V 等晶粒細化元素，減緩析出物過量析出。

#### 2.6.2.4 多邊形化理論(Polygonization theory)

此理論可同時解釋鐸接金屬和熱影響區的熱裂縫。在稍低於實際固化溫度時，由冷卻所引起應力，造成差排和空位的大量移動，而形

成多邊化晶界，這些晶界與具有高偏析濃度地區之交叉點，極易形成裂縫。本理論中所陳述的觀點與前面兩種理論在基本上有很大差異，通常較不為人所接受，可是發生在固態之延性降低裂縫(Ductility-dip crack)，雖然只佔熱裂縫之少數，卻用此理論最能夠解釋。

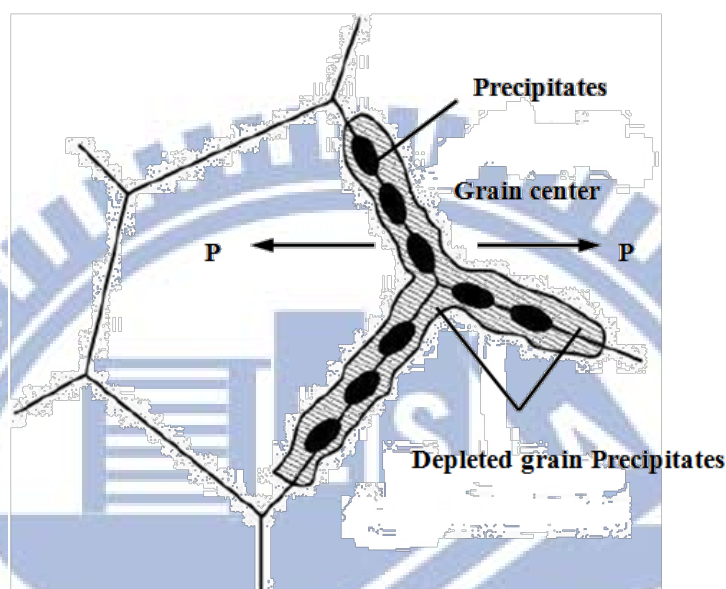


圖 2-31 析出物析出理論示意圖<sup>[83]</sup>

### 2.6.3 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2-31。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，對鐸接性有不利之影響。圖2-32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。並藉由圖2-32

可用來預估鋁合金銲接性，以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<sup>[5,12,85,86]</sup>。如選用高銅含量的銲料(Filler)可改善2024、2090、2519及Weldalite™049鋁合金的銲接性。而選用高鎂含量的銲料可改善6061、7005及8090鋁合金的銲接性。

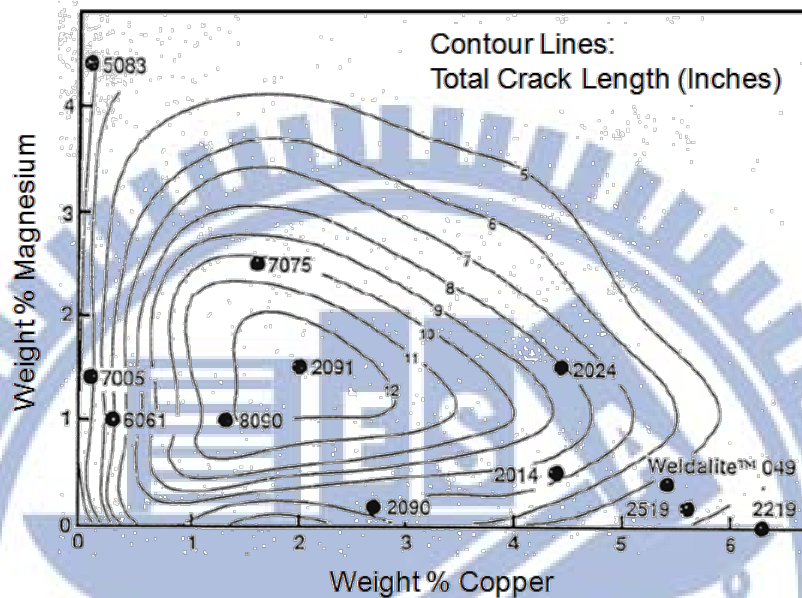


圖2-32 鋁合金中Cu及Mg 合金成份對裂縫敏感性之影響<sup>[5,12,85,86]</sup>

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2-33 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<sup>[87,88]</sup>。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<sup>[89,100-103]</sup>。

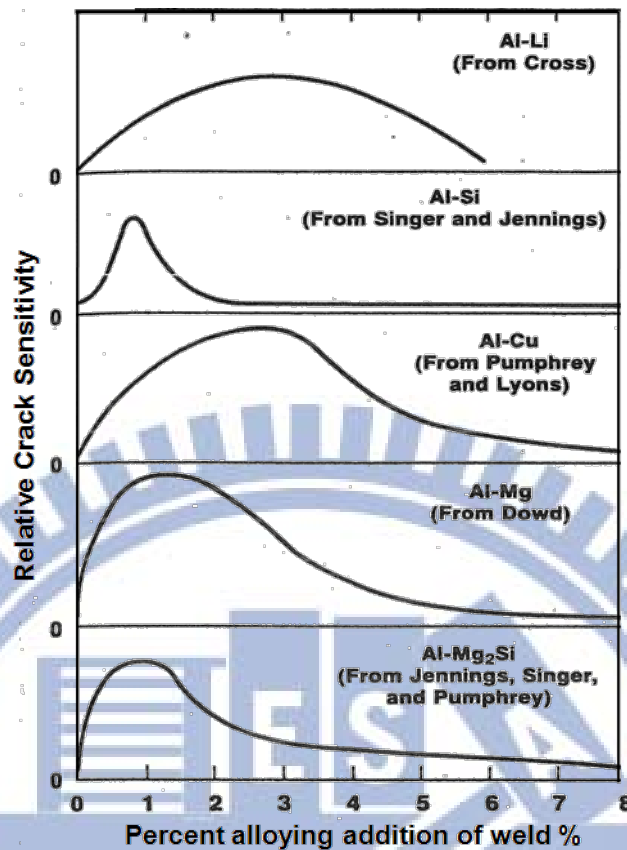


圖2-33 鋁合金熱裂敏感性與合金成份的關係<sup>[87,88]</sup>

#### 2.6.4 銲接熱裂縫之評估

銲件常發現有熱裂縫的缺陷，具有缺陷的銲件亦必影響銲件品質。因此，有必要對發生熱裂縫的難易性質以量化方式的來進行評估。此即為熱裂縫敏感性(Hot cracking sensitivity)。

用來評估熱裂縫敏感性的方法種類眾多，大都以對裂縫生成的抵抗能力來作評估。目前已有多於150種測試方法用於銲接凝固裂縫及熱影響區液化裂縫的敏感性評估。諸如：Fissurebend、Circular patch test、Houldcroft test (Fish bone)、熱延性試驗(Hot Ductility Rate Test)、Programmable deformation cracking test(PVR Test)、Variable deformation rate test、Strain-Induced crack opening test以及可調應變熱裂縫試驗(Varestraint test)等。而可調應變熱裂縫試驗卻能獨立銲接參



數和外加應變，使得冶金因素與機械因素獨立討論，是其特點。本研究利用自行發展之可調應變試驗(Varestraint test)試驗機，來作為銲接熱裂縫的評估方法，其原理與方法，詳述於後。上述測試方法雖然其測試過程及應用的範圍可能各有不同，但是一般而言可以分成自發應變測試法和外加應變測試法兩大類。此兩大類的測試方法係在進行銲接的同時，對銲接試片施予一自發或外加的拉伸應變，並以裂縫產生的程度：(a)裂縫數量(Number of crack, NC)，(b)最大裂縫長度(Maximum crack length, MCL),或(c)全部總裂縫長度(Total crack length, TCL)等來評估材料的銲接熱裂縫敏感性。而施加之拉伸應變如果是試片本身自發引起的，此種方法稱為自發應變測試法；如果拉伸應變是外加的，此種方法稱為外加應變測試法<sup>[85,90]</sup>。

#### 2.6.4.1 自發應變測試法

以自發應變測試方式作為銲接熱裂縫之評估的方法很多<sup>[90]</sup>，目前較常用的是Circular patch test和Houldcroft test這兩種方法，如圖2-34<sup>[91,92]</sup>和圖2-35<sup>[93]</sup>所示。在銲接後檢查是否有裂紋產生，或以裂紋產生的程度，來評估其裂縫敏感性或銲接性。雖然以此種方法模擬較接近實際的銲接過程，但其測試結果對於銲接參數很敏感，如熱輸入量的大小、銲接走速影響銲道中心或邊緣的應變，其影響結果，如圖2-36~圖2-38。或是當銲道形狀稍微改變，亦就立刻影響測試結果。

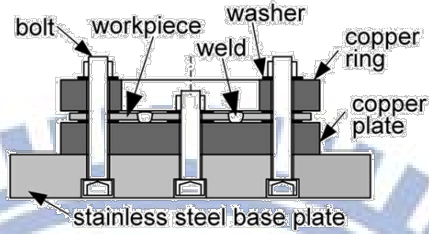
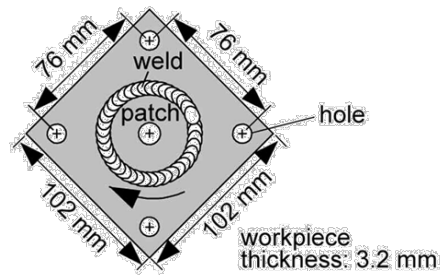


圖2- 34 Circular patch試驗法<sup>[91,92]</sup>

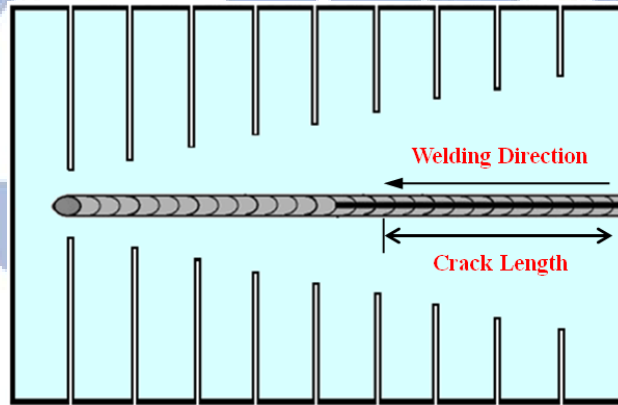


圖 2- 35 Houldcroft 試驗法<sup>[93]</sup>

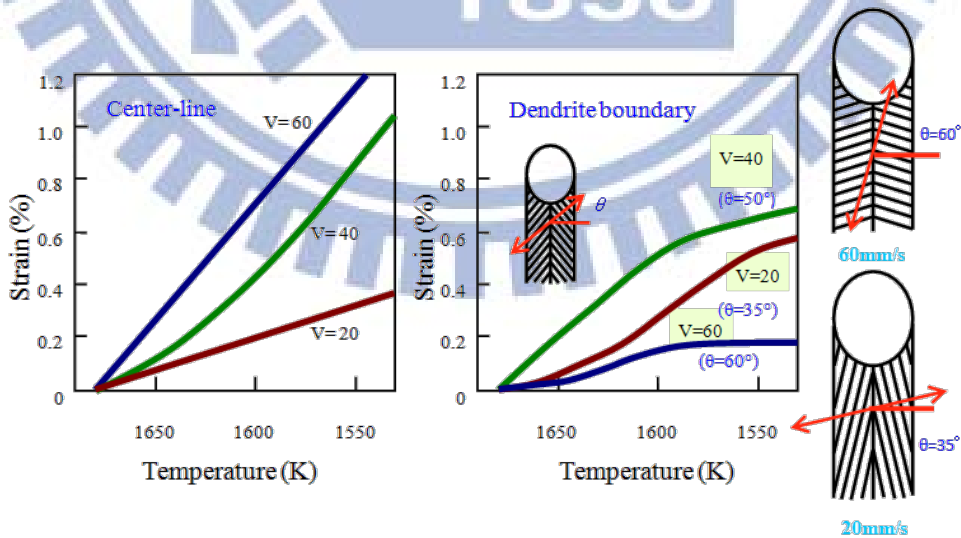


圖 2- 36 銲接走速對銲道之應變影響

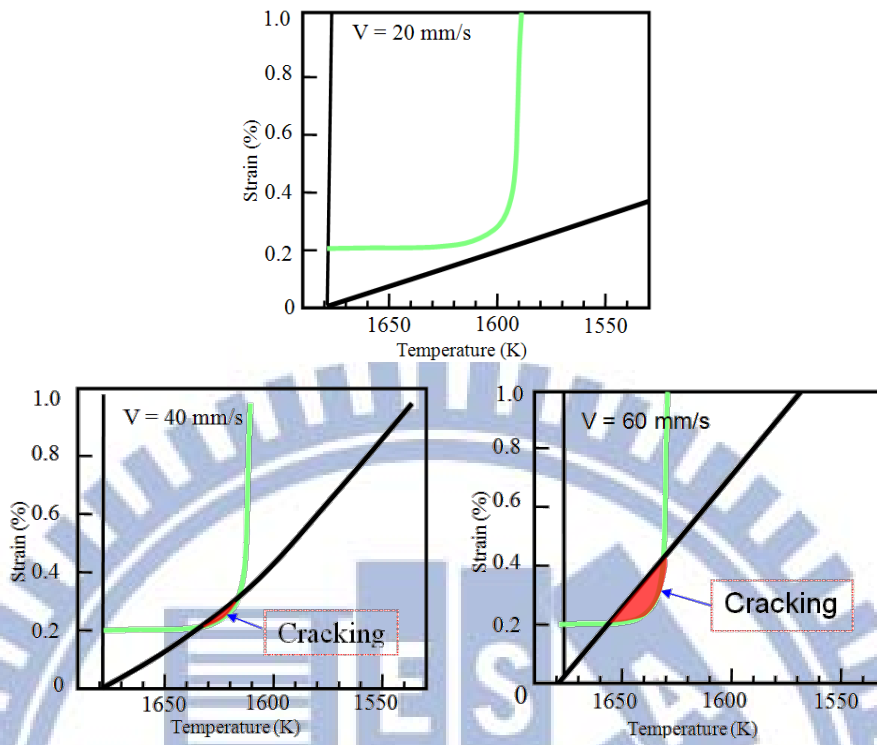


圖 2-37 銲接走速對銲道中心之裂縫影響

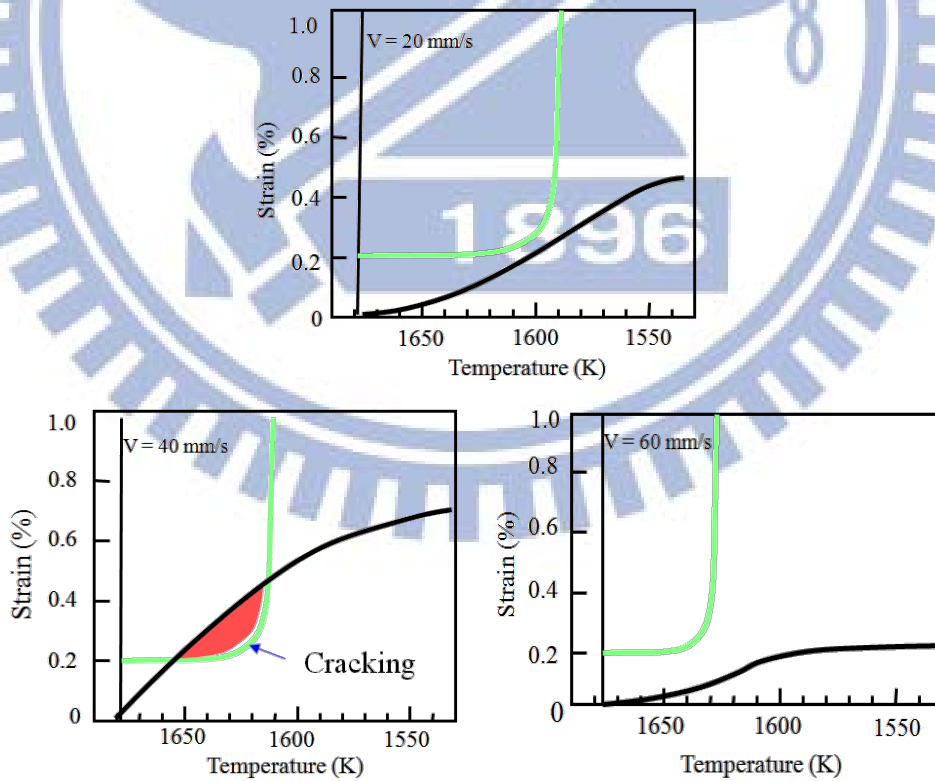


圖 2-38 銲接走速對銲道邊緣之裂縫影響<sup>[93]</sup>

#### 2.6.4.2 外加應變測試法

外加應變測試法<sup>[90,92]</sup>是在銲接完成時，立刻對試片施加一預設的應變量，觀察並比較裂縫產生之程度以判斷材料的裂縫敏感性。目前較常使用的這類測試方法有熱延性試驗(Hot ductility rate test)圖2-39、Programmable deformation cracking test (PVR Test)圖2-40、Variable deformation rate Test(圖2-41)、Murex test(圖2-42)、Variable restraint box fixture(圖2-43)及Varestraint test，如圖2-41所示。在1965年由Savage和Ludin發展出可調應變試驗(Varestraint test)<sup>[12,94]</sup>，可調應變試驗之原理是將銲接試片裝置於懸臂樑上進行銲接，銲接完成立刻施加一應變量，來觀察裂縫產生之程度。而應變量可由模塊的曲率半徑來改變。此試驗之特點，在於可單獨改變銲接參數及施加之應變量，來探討冶金及機械因素對熱裂的影響。如圖2-41所示，試片被裝置成像一懸臂樑，銲鎗由左而右移動，當電弧到達A點時，施加外力(氣壓或油壓供給)於試片之上，使試片沿著彎曲模塊(Bending block)之曲率半徑急速的彎曲，此時，試片之內面因彎曲而緊貼模塊。此外，銲接電弧於試片彎曲後，仍然繼續前進，直到到達C點才停止。從幾何觀點上來看，在試片上表面受一加大之縱向應變<sup>[94]</sup>：

$$\varepsilon = \frac{t}{2R} \dots\dots\dots \text{公式2-2}$$

t：試片厚度；R：模塊曲率半徑

在Varestraint test發表後，陸續有一些修改的模式提出，歸納而言，可調式應變試驗方法可分成下列三種基本型式：縱向可調應變試驗(Longitudinal varestraint test)、橫向可調應變試驗(Transverse varestraint test)及點可調應變試驗(Spot varestraint test)，如圖2-42、2-43所示。Spot-Varestraint test的測試原理與Varestraint test相似，差別僅

是Spot-Varestraint test只施行單點銲接。而這種外加應變測試方法有下列特色：(1)試片測試時承受的應變是自發應變和外加應變的總和。通常施加一很大的應變，以忽略自發應變的影響，如此可以減小試片尺寸，以降低自發應變量，以及使裂紋更易觀察；(2)測試結果受測試參數影響，改變測試參數將改變所得結果，尤其是在銲接熱循環時，外加應變的時機對測試結果影響很大；(3)這種測試結果僅代表材料在某一測試條件下的熱裂特性，並不一定能反應出材料實際銲接時抵抗裂縫的能力。

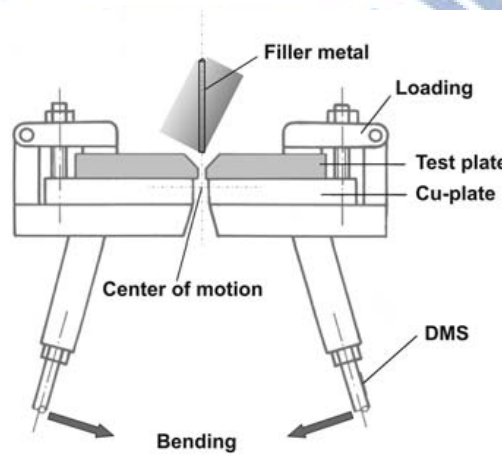


圖 2- 39 熱延性試驗(Hot ductility rate test)<sup>[90]</sup>

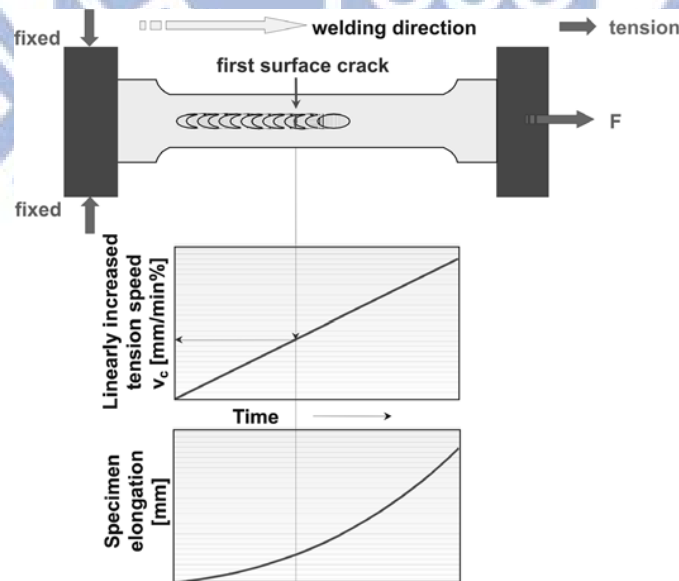


圖 2- 40 PVR test<sup>[90]</sup>

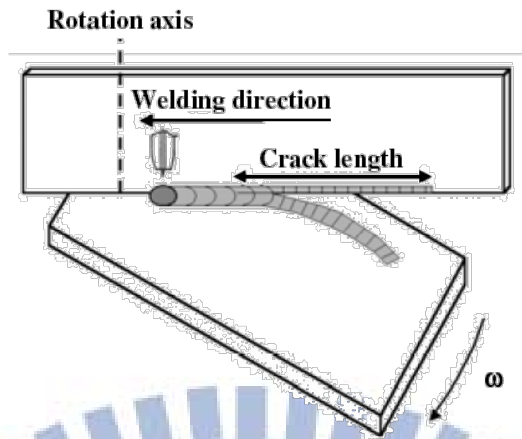


圖 2- 41 Variable deformation rate test<sup>[86]</sup>

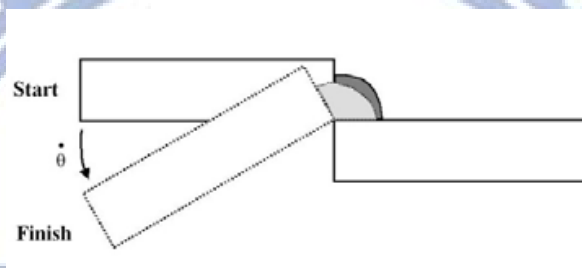


圖 2- 42 Murex test<sup>[86]</sup>

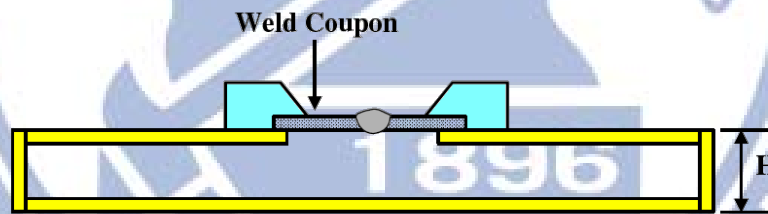


圖 2- 43 Variable restraint box fixture<sup>[86]</sup>

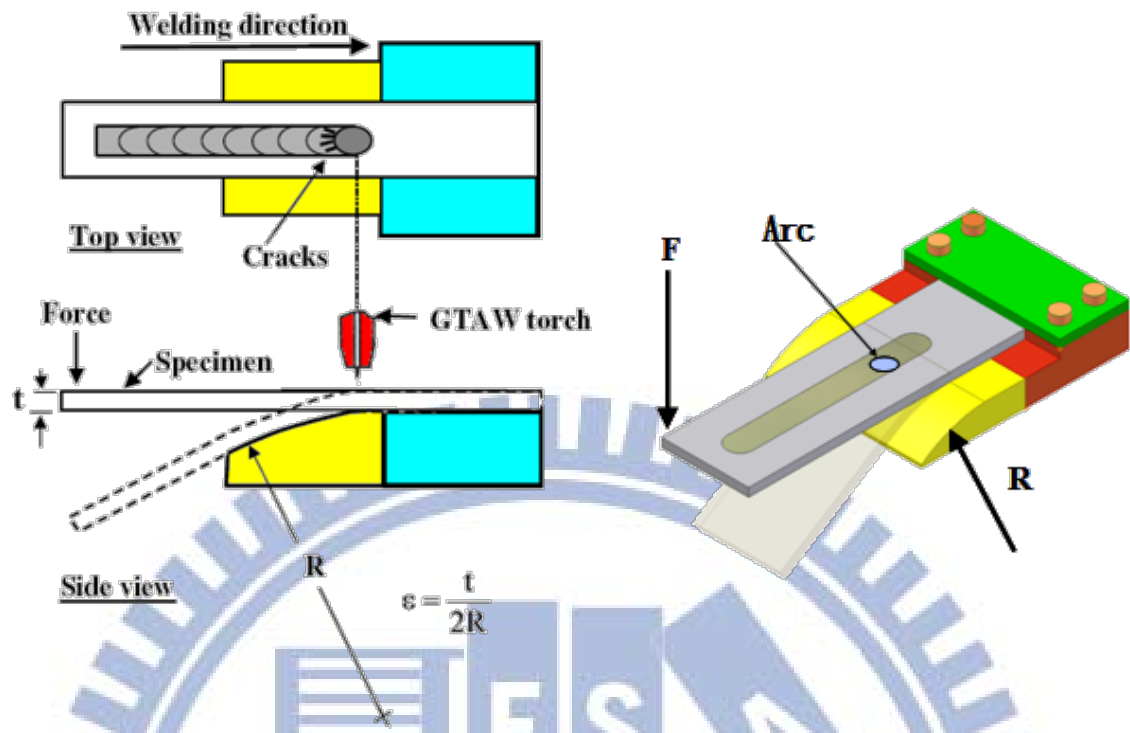


圖 2- 44 V-restraint test<sup>[12,94]</sup>

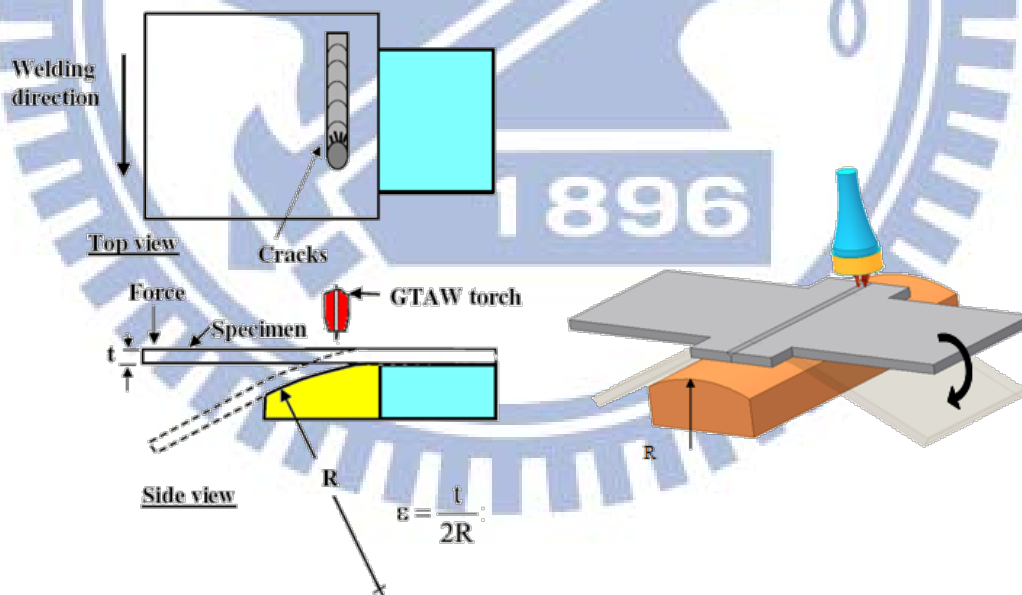


圖 2- 45 Transverse v-restraint test<sup>[12,94]</sup>

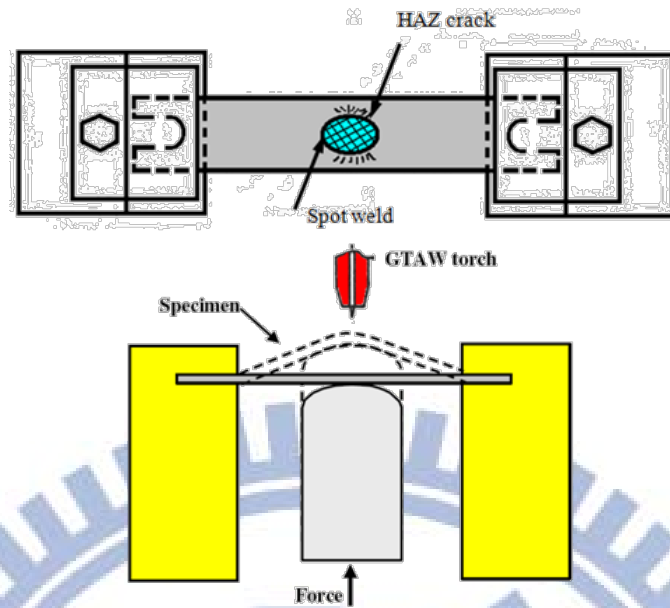


圖 2-46 Spot vareststraint test<sup>[12,94]</sup>

本研究係採用點可調應變試驗，所使用的機型為本實驗室自行研發之多功能Vareststraint試驗機，如圖3-3所示。試驗機由可程式控制銲接裝置、油壓控制裝置及電子控制系統三部份所組成。電弧可採用固定式或移動式，視實驗的需要。將試片至於模塊上方（曲率可加以更改），銲接完畢迅速利用兩側之油壓臂向下壓，以達成所需之變形量。而銲接參數有應變量、電流、銲接走速、護氣體流量與種類等。



### 第三章 研究方法與步驟

在高強度鋁合金材料之熱裂特性研究方面，分別以高強度鋁合金及含鈦鋁合金進行其熱裂特性之探討，另一部份為高強度鋁合金異質銲接銲後熱處理之研究。

#### 3.1 高強度鋁合金與鋁鈦合金之銲接熱裂性實驗方法與步驟

本實驗乃針對高強度鋁合金與鋁鈦合金兩部份，分別進行其材料熱裂特性之研究，其實驗流程，如圖 3-1 所示

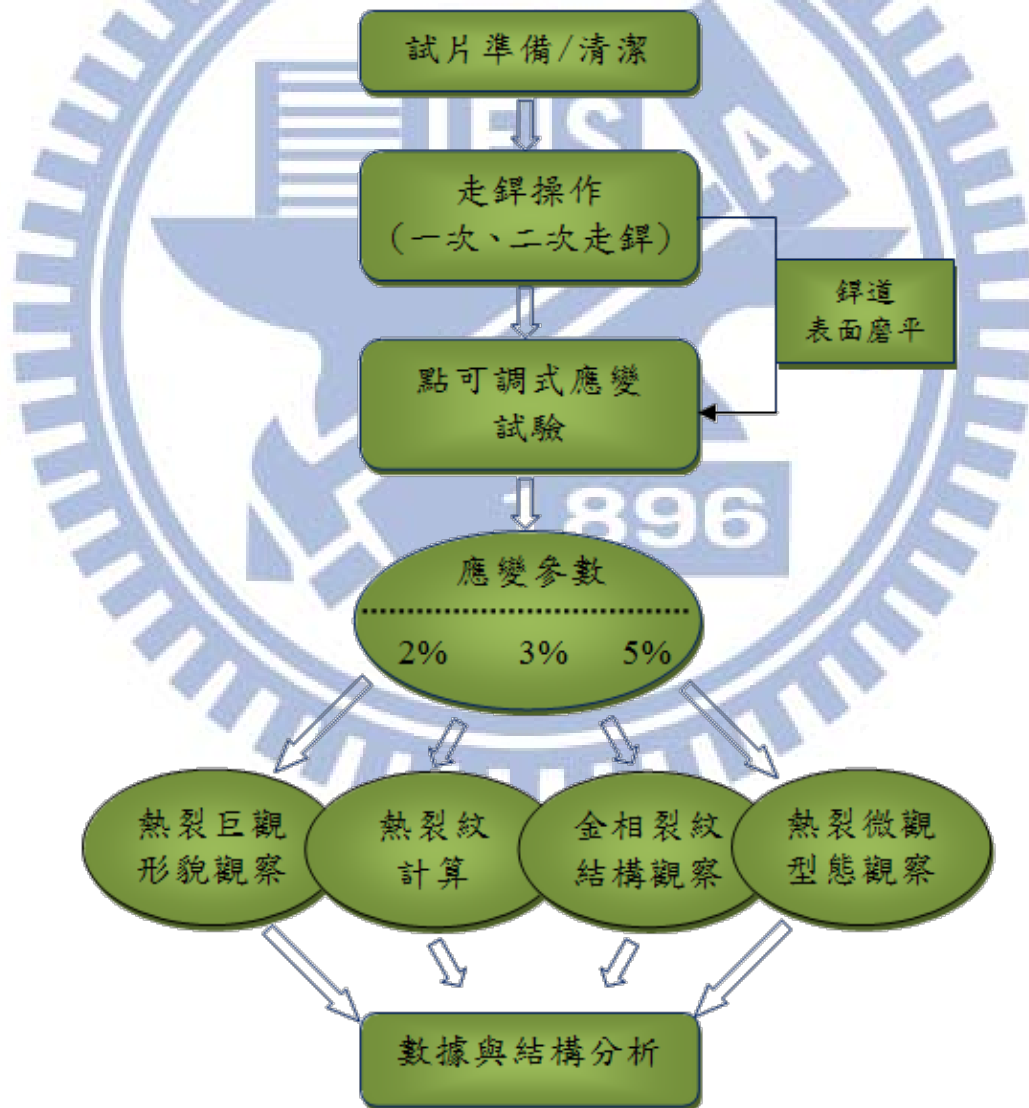


圖 3-1 高強度鋁合金與鋁鈦合金之銲接熱裂性實驗流程圖

### 3.1.1 實驗材料

本實驗在高強度鋁合金方面採用A2024-T351、A2219-T87、A7050-T6之鋁板；鋁鈦合金方面則採用M6、M7B、M7E、M9H4之板材，試片尺寸分別為200 mm (長)× 40 mm (寬)× 3mm (厚)，其化學成份分別由群智鋁業股份有限公司、鼎泰超合金鋁業股份有限公司與台灣穗高科技股份有限公司(鋁鈦合金)提供，材料化學成分如表3-1與表3-2所示。

表 3-1 高強度鋁合金化學成份表(wt%)

Type of Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Zr	Al
A2024	0.2	0.167	4.43	0.61	1.6	0.059	0.019	0.005	0.008	Rem
A2219	0.12	0.25	6.35	0.28	0.01	0.08	0.15	0.19	0.12	Rem
A7050	0.03	0.11	2.04	0.03	2.31	6.02	--	0.09	0.1	Rem

表 3.2 鋁鈦合金化學成分表(wt %)

Type of Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Zr	Sc	Al
M6	1.16	0.14	1.06	0.34	1.15	--	0.02	0.04	0.14	0.11	Rem
M7B	0.03	0.07	0.001	0.01	1.46	6.37	--	0.03	0.11	0.06	Rem
M7E	0.04	0.08	0.023	0.01	1.7	5.96	0.001	0.03	0.12	0.11	Rem
M9H4	0.04	0.07	2.09	0.01	0.02	8.74	--	0.03	0.11	0.06	Rem

### 3.1.2 走鐳操作

本實驗採用Gullco—GK191-P/18A型自動走鐳機並搭配Miller-Syncrowawe 250 型交流式電弧鐳接機，進行半自動之氬氣鎢極保護氣體鐳接(Gas Tungsten Arc Welding, GTAW)並進行熱裂試驗試片之製備，其鐳接設備如圖3-2所示。熱裂試片製備主要依序採取兩個程序，首先以半自動GTAW在試片上走鐳並對母材進行熔鐳，採用直徑2.4mm之鎢電極棒先於試片上進行一次、二次不加填料之走鐳，再將鐳道表面磨平，以作為Spot on bead(SOB)之試片。鐳接參數設定乃經

測試後所獲得走鐸之最佳鐸接參數，其相關之鐸接參數如表3-3所示；第二部分“點鐸”，則在可調式應變試驗機上進行。



圖 3-2 Gullco—GK191-P/18A 型自動走鐸機 Miller—Syncrowave 250 型惰氣鎢極電弧鐸接機

表 3-3 走鐸鐸接參數表

Welding current (A)	Welding voltage (V)	Travel speed (mm/min.)	Flow rate (L/min.)
125	5	250 mm/min	15

### 3.1.3 點可調式應變試驗

本實驗利用GTAW方式進行點鐸式可調應變鐸接熱裂測試，所使用的機型為本實驗室自行發展之多功能可調應變試驗(Varestraint test)試驗機<sup>[12,94]</sup>，如圖3-3所示，鐸槍之鐸接電弧可採固定式或移動式，在電弧運行範圍正下方放置一可更換之模塊，藉此來改變不同之應變量，當鐸槍電弧行走至中央時(A處)，透過兩旁夾具並利用油壓機構，在點鐸完成的瞬間(約0.1秒)，將材料迅速向下彎曲導引成模塊曲率半徑之彎曲弧度(B處)，如圖3-4所示即為可調應變試驗之試驗情形。可調應變試驗設備，可進行各種不同型式的熱裂測試，包含Longitudinal varestraint test與X軸、Y軸走鐸之Varestraint test，其設備主要包含三

大部分，即可程式控制單元(Programmable logic controller, PLC)銲接裝置、油壓控制裝置及電子控制系統。在PLC銲接裝置中，主要是由一個三軸的機械手臂及其控制裝置，配合所需的銲接裝置所組成，其中手臂運行行程之X軸、Y軸分別可配合試片及模塊做160 mm、160 mm的運行行程，可配合銲槍做橫向、縱向的走銲與點銲試驗。油壓控制裝置是由一對油壓缸、續壓瓶及冷卻裝置所組成，此油壓缸可分別啟動或同時啟動，配合模塊可做單向或雙向的可調應變試驗。油壓缸因配合了一續壓瓶，可使其產生瞬間的最大速度為500 mm/s，最大行程為50 mm，其行程精度可控制於 $\pm 0.05$  mm；油壓缸經過續壓瓶的加壓可加速油壓缸的運動速度。電子控制系統是用來控制機械手臂與油壓裝置的系統，可依照所要的可調應變試驗之型式與實驗上的參數做操作及設定。

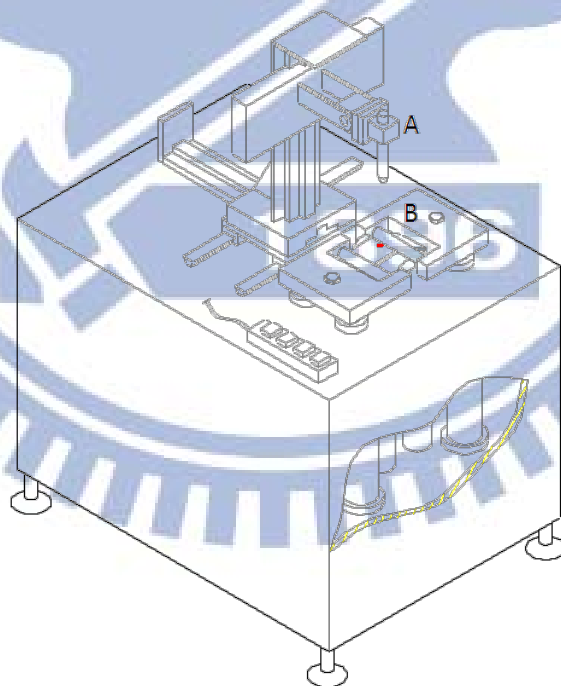


圖 3-3 可調應變試驗機示意圖



圖 3-4 可調應變試驗之試驗情形

本實驗研究以氣體鎢極電弧銲配合點銲式可調應變測試為主，分別依熱循環次數對未走銲(一次熱循環)、一次走銲(二次熱循環)與二次走銲(三次熱循環)之試片中心點進行點銲，其試片熱循環與點銲示意圖，如圖3-5所示；所採用點銲可調應變試驗參數，如表3-4所示。

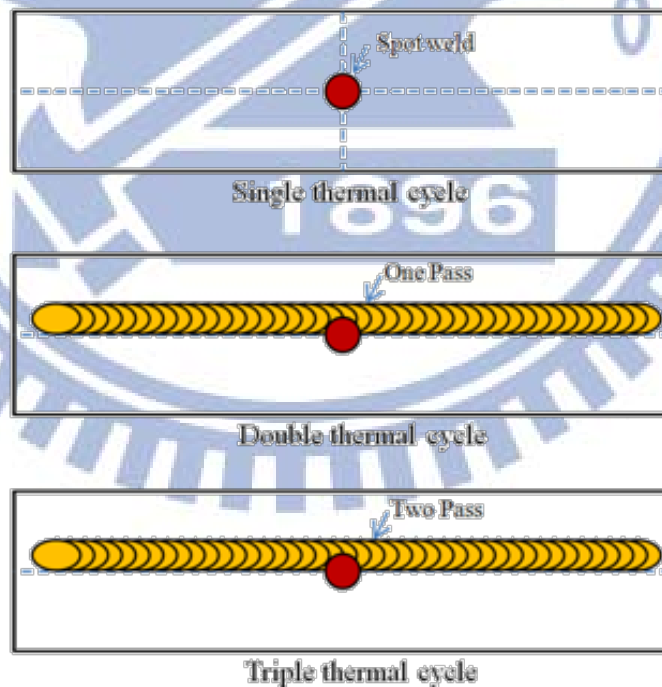


圖 3-5 試片熱循環與點銲示意圖

表 3-4 點銲可調應變試驗參數

Welding Current (A)	Spot Time (Sec.)	Travel speed (mm/min.)	Flow rate (L/min.)	息弧後下壓時間 (Sec.)	augmented-tangential strain (ε %)
125	5	-	15	0.1	2, 3, 5

### 3.1.4 可調式應變試驗應變量之參數設定

在應變量設定上，由於本實驗所採用之高強度鋁合金A2024、A2219、A7050與鋁鎢合金M6、M7B、M7E及M9H4板材，厚度均為 3.0 mm，配合不同彎曲成型之導引模塊半徑可獲得不同之應變量，其應變量計算如公式3-1所示。藉由不同應變量的設定，在實驗系統上須透過改變不同之油壓系統下壓距離，促使試片在下壓過程貼合導引模塊，因此透過應變量設定來決定試片受下壓過程之下壓量，其下壓量計算示意圖，如圖3-6顯示。由此示意圖藉幾何關係訂定下壓距離(d)；其各應變量相對應下壓距離，表3-5所示。

$$\varepsilon = \frac{\left(\frac{t}{2}\right)}{R} = \frac{t}{2R} \dots\dots\dots \square \square 3-1$$

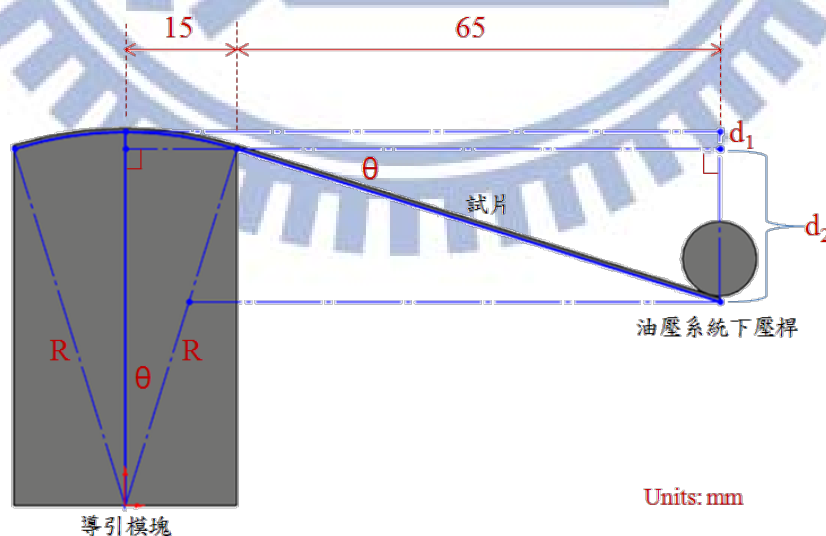


圖 3-6 應變試驗透過油壓系統之下壓距離計算示意圖

$$R^2 = (R - d_1)^2 + 15^2$$

$$\Rightarrow d_1 = R - \sqrt{R^2 - 15^2} \dots\dots\dots \square \square 3-2$$

$$\frac{15}{R - d_1} = \tan \theta = \frac{d_2}{65}$$

$$d_2 = \frac{65 \times 15}{R - d_1} \text{ (代入(2)式)}$$

$$= \frac{65 \times 15}{\sqrt{R^2 - 15^2}} \dots\dots\dots \square \square 3-3$$

$$d = d_1 + d_2 \dots\dots\dots \square \square 3-4$$

表 3-5 可調式應變試驗模塊與下壓距離參數表

應變量(ε)	模塊(R, mm)	d <sub>1</sub> (mm)	d <sub>2</sub> (mm)	d=d <sub>1</sub> +d <sub>2</sub> (mm)
5%	30	4.019	37.527	41.546
4%	37.5	3.13	28.368	31.498
3%	50	2.303	20.441	22.744
2.5%	67.5	1.687	14.814	16.501
2%	75	1.515	13.268	14.783
1.5%	100	1.131	9.861	10.992
1%	150	0.751	6.532	7.283
0.5%	300	0.375	3.254	3.629

### 3.1.5 熱裂縫觀察與計算

將完成可調應變試驗之試片，透過OLYMPUS SZX7實體顯微鏡放大至12倍並觀察熔融區及熱影響區之熱裂縫，如圖3-7所示。並利用電腦影像擷取及量測軟體analySIS來量測與計算在不同之外加應變量、不同之熱循環次數下之各試片在母材熔融區(Base Metal Fusion Zone, B.M.FZ)、母材熱影響區(Base Metal Heat Affect Zone, B.M.HAZ)、銲接金屬熔融區(Weld Metal Fusion Zone, W.M.FZ)與銲接

金屬熱影響區(Weld Metal Heat Affect Zone, W.M.HAZ)之熱裂縫長度，並以裂縫總長度(Total Crack Length, TCL)、裂縫數量(Number of Crack, NC) 及最大裂縫長度(Maximum Crack Length, MCL)與應變的關係，作為評估銲件熱裂縫敏感性探討之指標。

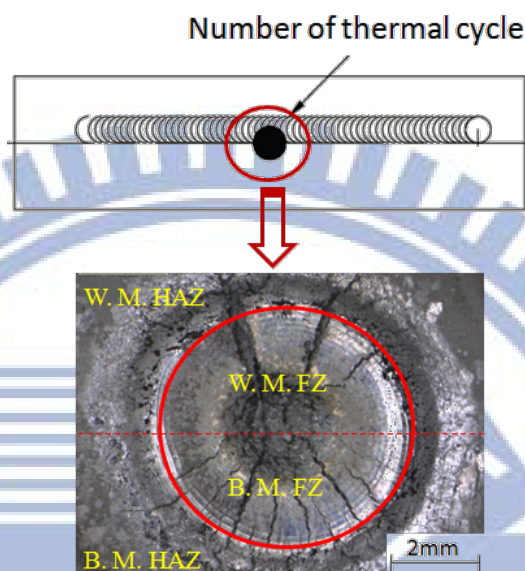


圖 3-7 熔融區及熱影響區之熱裂縫觀察

### 3.1.6 熱裂縫金相結構觀察

在金相試片製備方面，熱裂試驗之試片以慢速切割機將熱裂縫部位切取，並以冷鑲埋方式製作研磨試片，再以#800~#4000 水砂紙循序研磨後，再以 0.1 $\mu$ m 氧化鋁拋光液配合絨布進行表面拋光處理，最後以 Kill's 腐蝕液(2mL HF(48%) + 3mL HCl (conc.) + 5mL HNO<sub>3</sub> (conc.) + 190mL H<sub>2</sub>O )浸蝕約 50~60 秒，迅速以大量清水沖洗並吹乾。金相結構觀察方面，以 OLYMPUS CX51M 500X 型金相顯微鏡進行不同熱循環歷程之銲道橫截面向熱裂縫形貌特徵觀察，比較經歷不同熱循環次數下，其母材金屬與銲道金屬熱影響區之結構差異，探討對材料熱裂敏感性之關係。



### 3.1.7 熱裂縫破斷面 SEM 觀察及 EDS 成份分析

經歷不同熱循環次數與應變量之試片，在其熱裂縫處透過割成適當的尺寸後，裝入丙酮之燒杯內，以超音波震盪器清洗，再以掃描式電子顯微鏡(Scanning electron microscope, SEM)觀察裂縫破斷面形貌並確認其裂縫的凝固組織與液化現象，並藉此驗證是否為沿晶式破壞，以分析證明熱裂縫的存在，再配合 EDS 對破斷面以定距離方式進行元素分析，觀察是否有元素之偏析現象，來判斷其熱裂產生之機制。



### 3.2 高強度鋁合金異質銲接銲後熱處理之研究實驗方法與步驟

在高強度鋁合金異質銲接研究方面，分別以 A7050/A7075 與 A7050/A2024 高強度鋁合金為主並配合 ER5183、ER5356、ER5556 與 ER2319 之銲條，採 GTAW 方式進行對接填料銲接，銲後並施以銲後熱處理配合機械性質測試(包含拉伸測試與微硬度測試)來尋求異質銲接之較佳銲接參數與熱處理程序；再以金相組織觀察及電子顯微鏡分析來探討銲接缺陷之生成原因及其防治方法，其實驗流程如圖 3-8 所示。

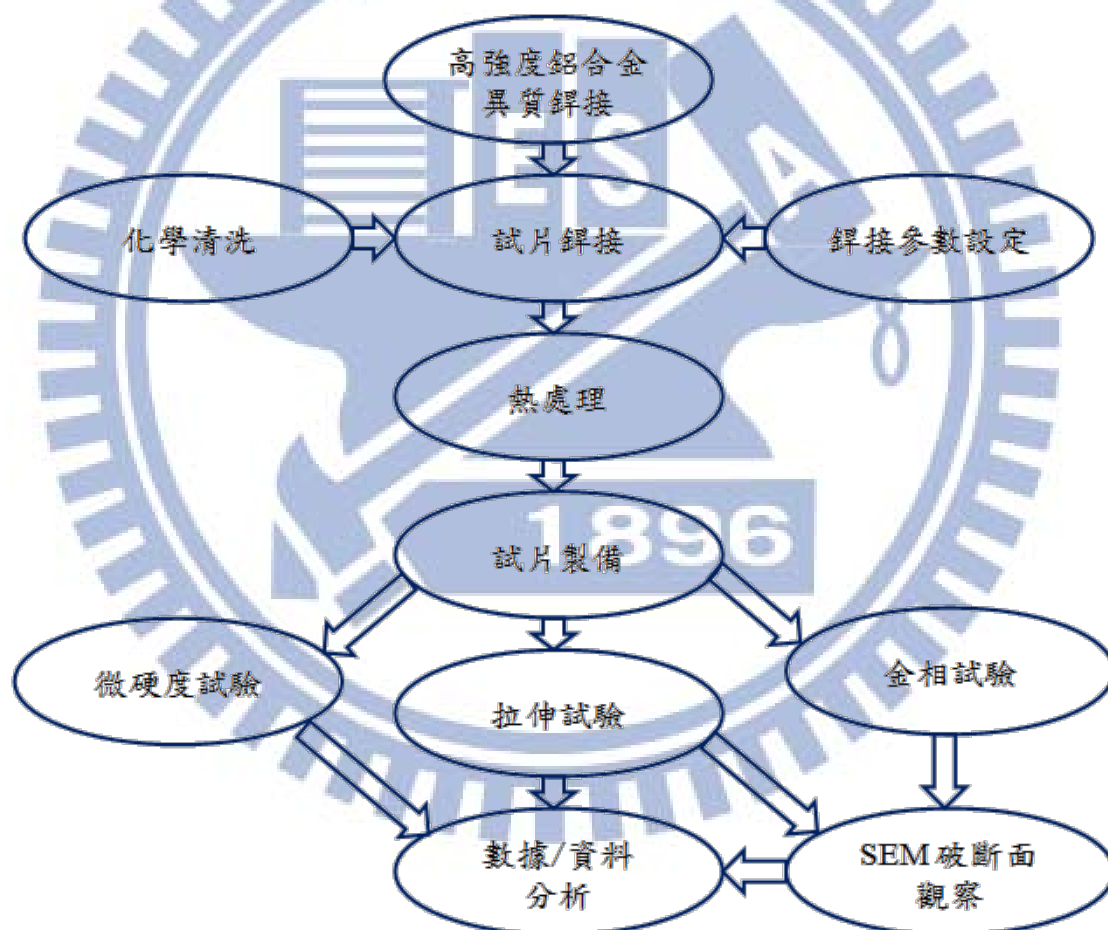


圖 3-8 高強度鋁合金異質銲接實驗流程圖

### 3.2.1 實驗材料

本實驗採用鋁合金 A2024-T351、A7050-T6、A7075-T6 板材，尺寸分別為 150mm × 75mm × 3mm，實施平板對接；選用填料的鐳條有 ER5183、ER5356、ER5556 與 ER2319，鐳線直徑均為 3.2mm。母材與鐳條之成份表，如表 3-6 所示。

表 3-6 異質鐳接母材與鐳條成分表(wt%)

Type of Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Zr	Al
A2024	0.2	0.167	4.43	0.61	1.6	0.059	0.019	0.005	0.008	Rem
A7050	0.03	0.11	2.04	0.03	2.31	6.02	--	0.09	0.1	Rem
A7075	0.45	0.84	1.75	0.43	1.78	5.97	0.05	0.12	0.03	Rem
ER2319	0.2	0.3	6.3	0.3	0.3	0.1	--	0.15	0.15	Rem
ER5183	0.125	0.26	0.05	0.78	4.75	0.125	0.15	0.07	--	Rem
ER5356	0.25	0.32	0.05	0.13	5	0.1	0.125	0.13	--	Rem
ER5556	0.2	0.32	0.06	0.75	5.1	0.125	0.125	0.12	--	Rem

### 3.2.2 試片鐳前清洗

鋁在一般環境下表面會與空氣反應，並會在其金屬表面形成一層氧化鋁薄膜層，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，會造成鐳接過程熔合的問題。因此，氧化膜在鐳接時扮演著十分重要的角色，主要是氧化膜在溫熱潮濕的環境，內含結晶水或雜質，會因電弧而分解出氫氣，並於鐳接過程存於鐳道內生成氣孔，產生鐳道缺陷。故鐳接前須將此一較為髒汙的氧化膜層先行清洗除去，以提升鐳接後之鐳件品質。

試片鐳前清洗均以化學方式進行，其化學清洗流程，如下圖 3-9 所示。分別依不同清洗流程可分為肥皂水、鹼洗、酸洗、超音波震盪等步驟。

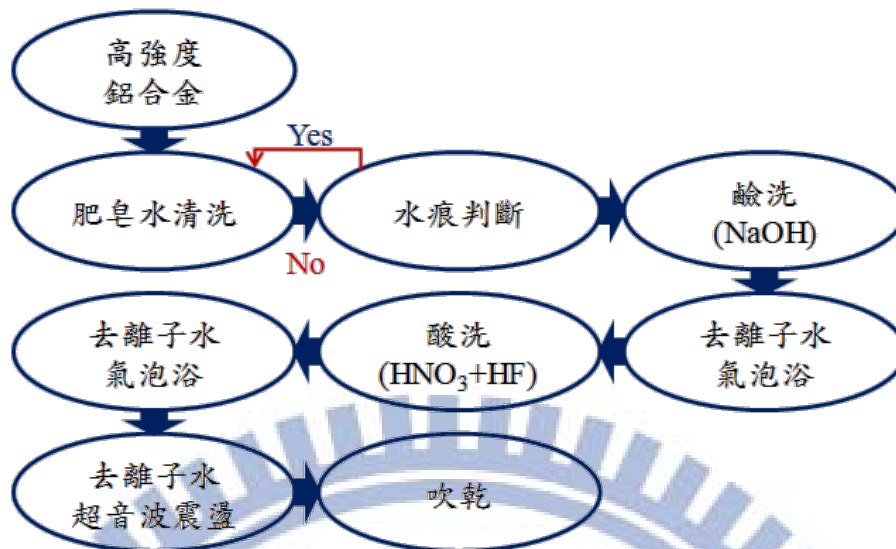


圖 3-9 銲前化學清洗流程圖

### 3.2.3 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配合PC-Base 之Lab View軟體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3-10所示。



圖 3-10 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 3-7 所示。板材對接銲示意圖如圖 3-11 所示。銲接後外觀圖如圖 3-12 所示。

表 3-7 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 3-11 鋁合金板材對銲銲接示意圖

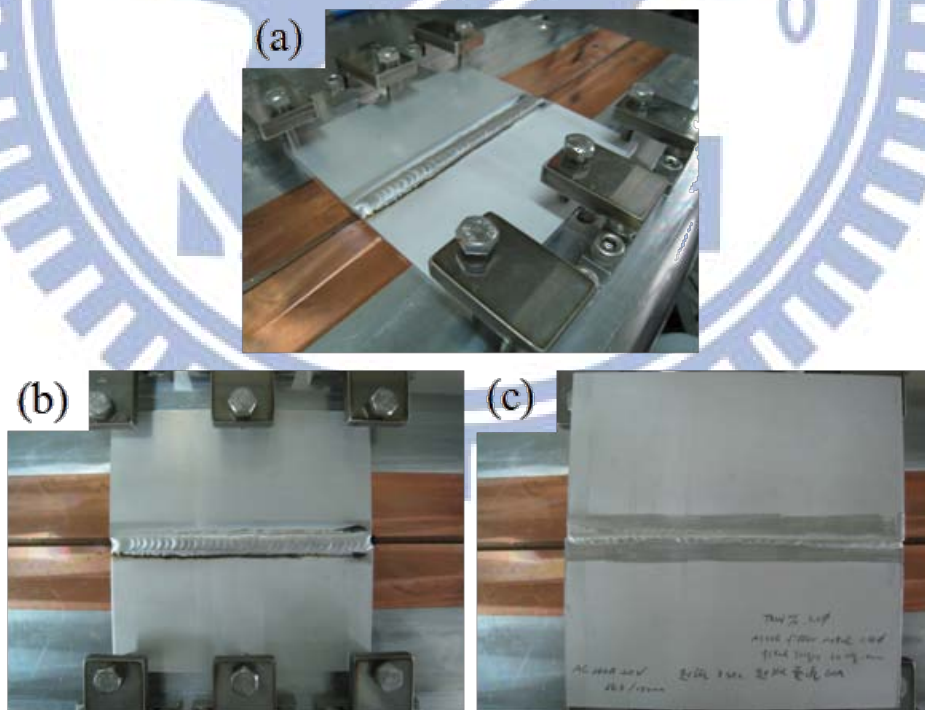


圖 3-12 (a) 銲接試片挾持固定方式，(b)銲道正面，(c) 試片背面完全滲透之情形

### 3.2.4 鐳後熱處理

鐳後鐳道周圍受短暫高溫影響呈現異於母材之機械性質，試片若以一般鋸床切割易產生熱進而影響鐳後鐳道之機械性質，本實驗採用線切割方式來製備鐳後相關實驗之試片，以提升其效率，試片取樣分成金相和微硬度試片及拉伸試片，其試片切割如圖 3-13 所示。鐳後熱處理程序則採用 Nabertherm 熱處理爐於空氣氣氛狀態下進行鐳後熱處理，其鐳後熱處理過程示意圖，如圖 3-14 所示；熱處理之參數，如表 3-8~3-10 所示。透過鐳後熱處理程序改善母材熱影響區之機械性質，本實驗擬以下列四種熱處理方式進行：

#### (1) 自然時效

自然時效為將鐳好之試片，停放於室溫 14 天，然後進行測試，即行 T1 處理。

#### (2) 固溶處理

將鐳好之試片，置於爐中進行 477°C 及 466°C 之固溶處理，並維持 50 分鐘後淬火，再置於室溫中 14 天自然時效，此即行 T4 處理。

#### (3) 頂時效熱處理

固溶處理+淬火處理+人工時效處理，此即行 T6 處理。

#### (4) 過時效熱處理

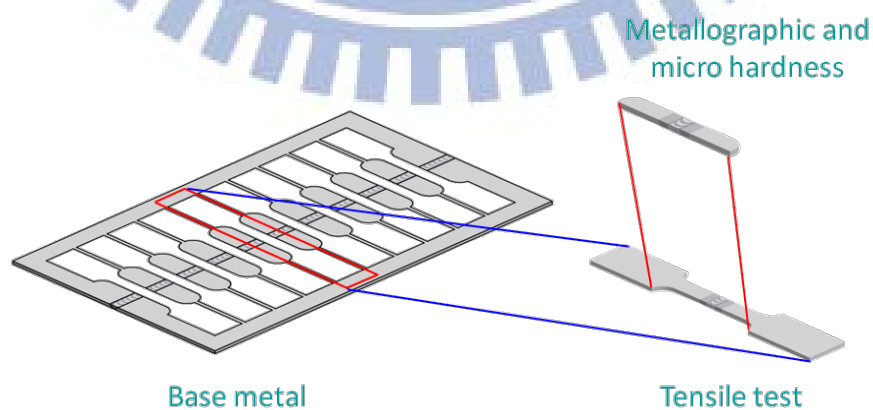


圖 3-13 鐳後熱處理試片製備示意圖

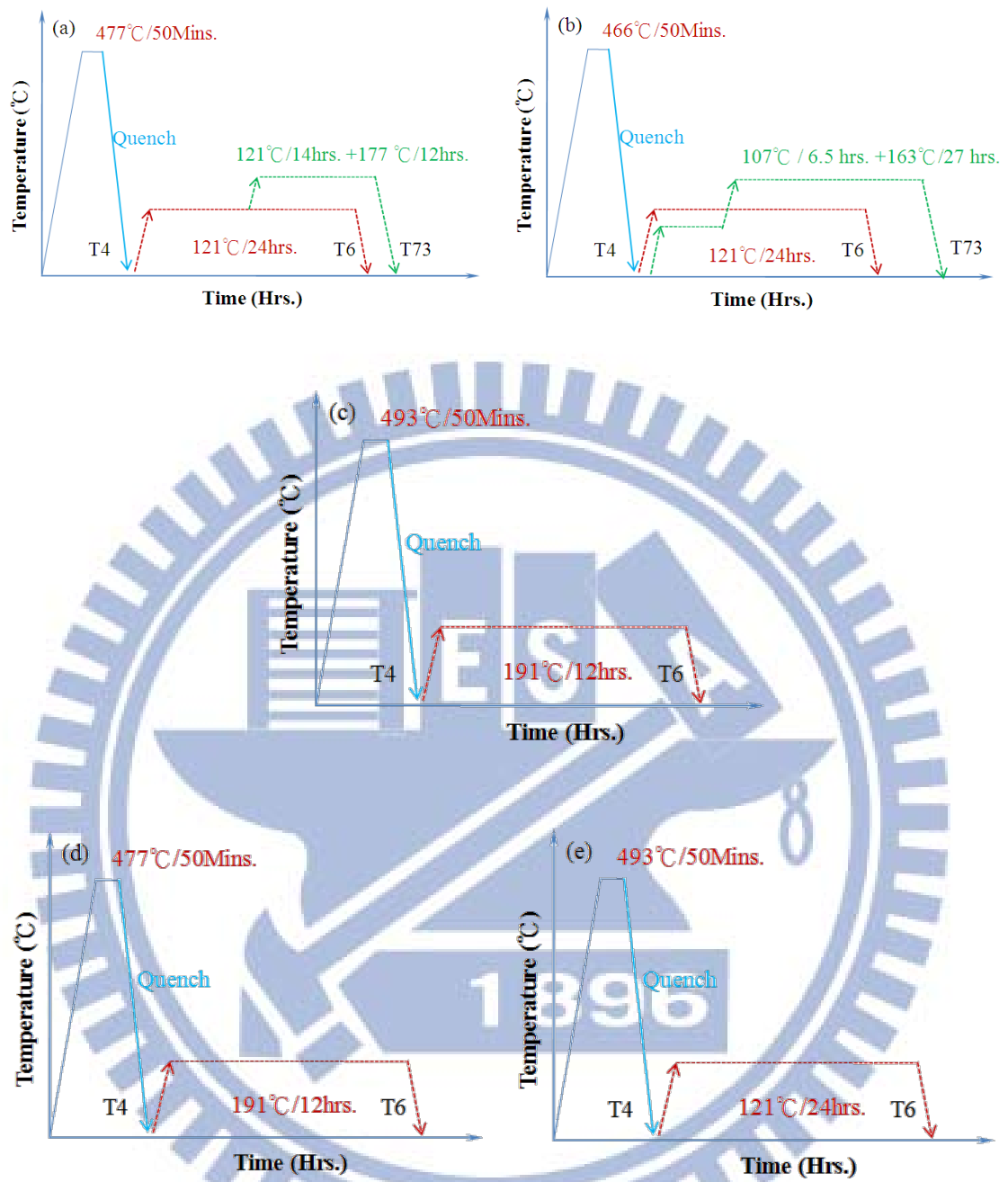


圖 3-14 鋁後熱處理程序示意圖(a) 7050 ; (b) 7075 ; (c)2024 ;  
 (d)7050/2024-5356 ; (e)7050/2024-2319 鋁合金

表 3-8 A7050 與 7075 鋁合金同種銲接銲後熱處理參數表

Sample No.	Metal	Filler	Solution temp. (°C)	Time (min.)	Ageing temp. (°C)	Time (hr)	Temper	
A1	7050/7050	5183	--	--	--	--	T1	
A2			477	50	--	--	T4	
A3			477	50	121	24	T6	
A4			477	50	121 / 177	14 / 12	T73	
B1		5356	--	--	--	--	T1	
B2			477	50	--	--	T4	
B3			477	50	121	24	T6	
B4			477	50	121 / 177	14 / 12	T73	
C1		5556	--	--	--	--	T1	
C2			477	50	121	24	T4	
C3			477	50	121 / 177	14 / 12	T6	
C4			477	50			T73	
D1		7075/7075	5183	--	--	--	--	T1
D2				466	50	--	--	T4
D3				466	50	121	24	T6
D4				466	50	6.5 / 163	7 / 27	T73
E1	5356		--	--	--	--	T1	
E2			466	50			T4	
E3			466	50	121	24	T6	
E4			466	50	6.5 / 163	7 / 27	T73	
F1	5556		--	--	--	--	T1	
F2			466	50			T4	
F3			466	50	121	24	T6	
F4			466	50	6.5 / 163	7 / 27	T73	

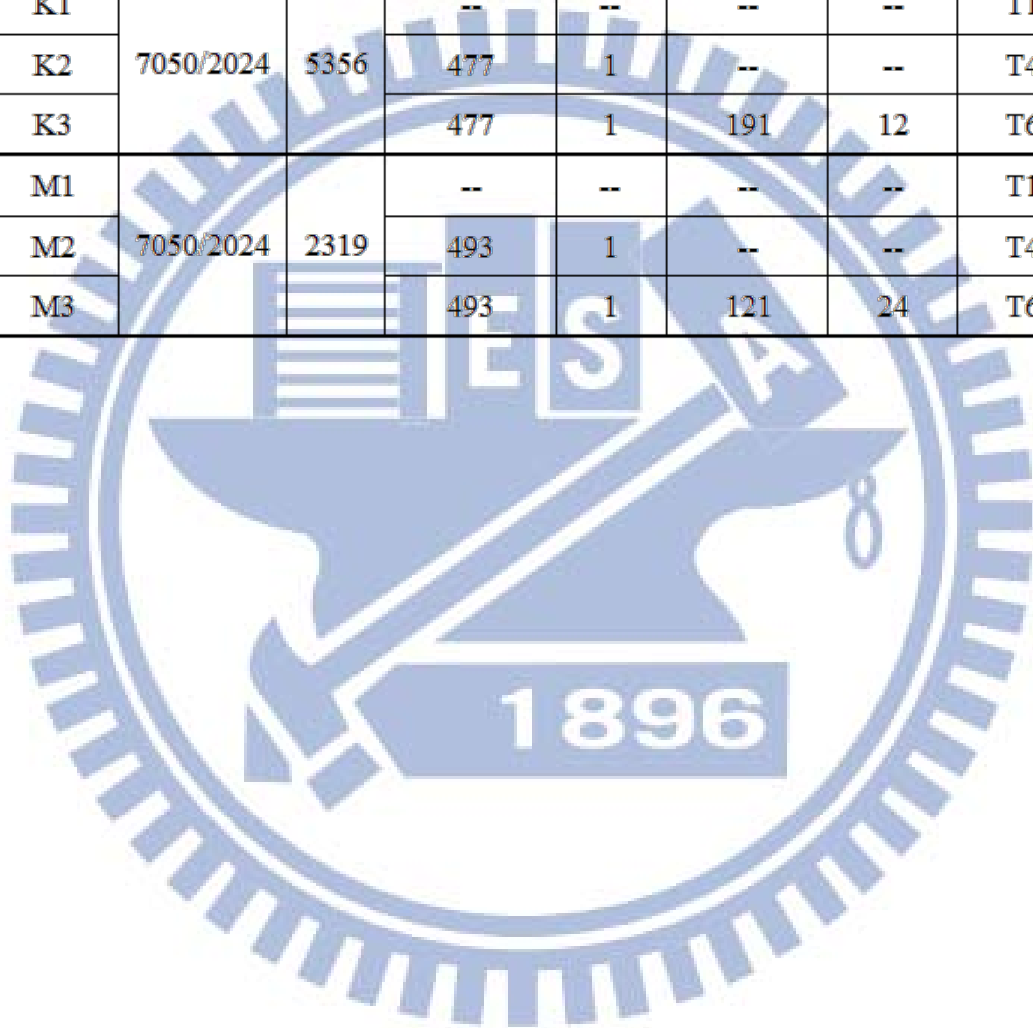


表 3-9 A7050 / A7075 鋁合金異種銲接銲後熱處理參數表

Sample No.	Metal	Filler	Solution temp. (°C)	Time (min.)	Ageing temp. (°C)	Time (hr)	Temper
G1	7050/7075	5183	--	--	--	--	T1
G2a			477	50	--	--	T4
G2b			466	50	--	--	T4
G3a			477	50	121	24	T6
G3b			466	50	121	24	T6
G4a			477	50	121 / 177	14 / 12	T73
G4b			466	50	121 / 177	14 / 12	T73
G4ac			477	50	6.5 / 163	7 / 27	T73
G4bc			466	50	6.5 / 163	7 / 27	T73
H1			--	--	--	--	--
H2a		477	50	--	--	--	T4
H2b		466	50	--	--	--	T4
H3a		477	50	121	24	T6	
H3b		466	50	121	24	T6	
H4a		477	50	121 / 177	14 / 12	T73	
H4b		466	50	121 / 177	14 / 12	T73	
H4ac	477	50	6.5 / 163	7 / 27	T73		
H4bc	466	50	6.5 / 163	7 / 27	T73		
I1	7050/7075	5556	--	--	--	--	T1
I2a			477	50	--	--	T4
I2b			466	50	--	--	T4
I3a			477	50	121	24	T6
I3b			466	50	121	24	T6
I4a			477	50	121 / 177	14 / 12	T73
I4b			466	50	121 / 177	14 / 12	T73
I4ac			477	50	6.5 / 163	7 / 27	T73
I4bc			466	50	6.5 / 163	7 / 27	T73

表 3-10 A2024 / A7050 鋁合金異種銲接銲後熱處理參數表

Sample No.	Metal	Filler	Solution temp. (°C)	Time (min.)	Ageing temp. (°C)	Time (hr)	Temper
L1	2024/2024	2319	--	--	--	--	T1
L2			493	1	--	--	T4
L3			493	1	191	12	T6
K1	7050/2024	5356	--	--	--	--	T1
K2			477	1	--	--	T4
K3			477	1	191	12	T6
M1	7050/2024	2319	--	--	--	--	T1
M2			493	1	--	--	T4
M3			493	1	121	24	T6



### 3.2.5 實驗組別試片編號

為有秩序瞭解各異質銲接實驗試片使用何種銲條與銲後熱處理，以下列表 3-11~ 3-13 顯示。

表 3-11 A7050 與 A7075 同種銲接實驗組別之試片編號

Sample No.	Dissimilar welding materials		Filler	Post-weld heat treatment conditions	Remarks
A1			ER5183	T1	505051-T1
A2				T4	505051-T4
A3				T6	505051-T6
A4				T73	505051-T73
B1	A7050	A7050	ER5356	T1	505053-T1
B2				T4	505053-T4
B3				T6	505053-T6
B4				T73	505053-T73
C1			ER5556	T1	505055-T1
C2				T4	505055-T4
C3				T6	505055-T6
C4				T73	505055-T73
D1			ER5183	T1	757551-T1
D2				T4	757551-T4
D3				T6	757551-T6
D4				T73	757551-T73
E1	A7075	A7075	ER5356	T1	757553-T1
E2				T4	757553-T4
E3				T6	757553-T6
E4				T73	757553-T73
F1			ER5556	T1	757555-T1
F2				T4	757555-T4
F3				T6	757555-T6
F4				T73	757555-T73

表 3-12 A7050/A7075 異質銲接實驗組別之試片編號

Sample No.	Dissimilar welding materials		Filler	Post-weld heat treatment conditions	Remarks
G1			ER5183	T1	507551-T1
G2a				T4a	507551-T4a
G2b				T4b	507551-T4b
G3a				T6a	507551-T6a
G3b				T6b	507551-T6b
G4a				T73a	507551-T73a
G4b				T73b	507551-T73b
G4ac				T73ac	507551-T73ac
G4bc				T73bc	507551-T73bc
H1				ER5356	T1
H2a			T4a		507553-T4a
H2b			T4b		507553-T4b
H3a			T6a		507553-T6a
H3b	A7050	A7075	T6b		507553-T6b
H4a			T73a		507553-T73a
H4b			T73b		507553-T73b
H4ac			T73ac		507553-T73ac
H4bc			T73bc		507553-T73bc
I1			ER5556		T1
I2a				T4a	507555-T4a
I2b				T4b	507555-T4b
I3a				T6a	507555-T6a
I3b				T6b	507555-T6b
I4a				T73a	507555-T73a
I4b				T73b	507555-T73b
I4ac				T73ac	507555-T73ac
I4bc			T73bc	507555-T73bc	

表 3-13 A2024/A7050 異質銲接實驗組別之試片編號表

Sample No.	Dissimilar welding materials		Filler	Post-weld heat treatment conditions	Remarks
L1		A2024	ER2319	T1	242423-T1
L2				T4	242423-T4
L3				T6	242423-T6
K1	A2024	A7050	ER5356	T1	245053-T1
K2				T4	245053-T4
K3				T6	245053-T6
M1			ER2319	T1	245023-T1
M2				T4	245023-T4
M3				T6	245023-T6

### 3.2.6 機械性質測試評估

#### 3.2.6.1 拉伸試驗

在拉伸強度測試方面，試片以美國材料測試協會之規範標準 (ASTM E8M-04) 製備拉伸試片，其尺寸如圖 3-14 所示；試片採線切割方式以無加工應力產生之方式製備。拉伸測試主要評估銲後銲道之降伏強度 Yielding strength (YS)，極限抗拉強度 Ultimate tensile strength (UTS) 與伸長率 Elongation ratio (El)。設備上採最大荷載 100kN 之 MTS 810 伺服液壓控制之萬能拉伸試驗機，其夾頭拉伸速度以 0.05mm/min. 進行拉伸。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  $25.4 \pm 5\text{mm}$  之量測伸長量，實驗之挾持方式，如圖 3-15 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。

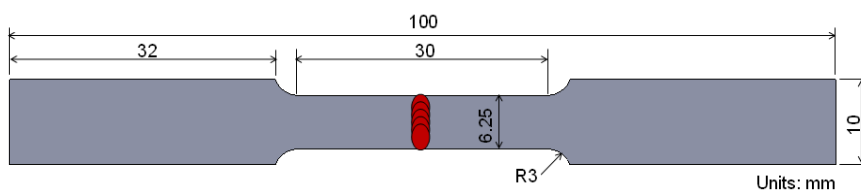


圖 3-14 拉伸試驗試片尺寸圖

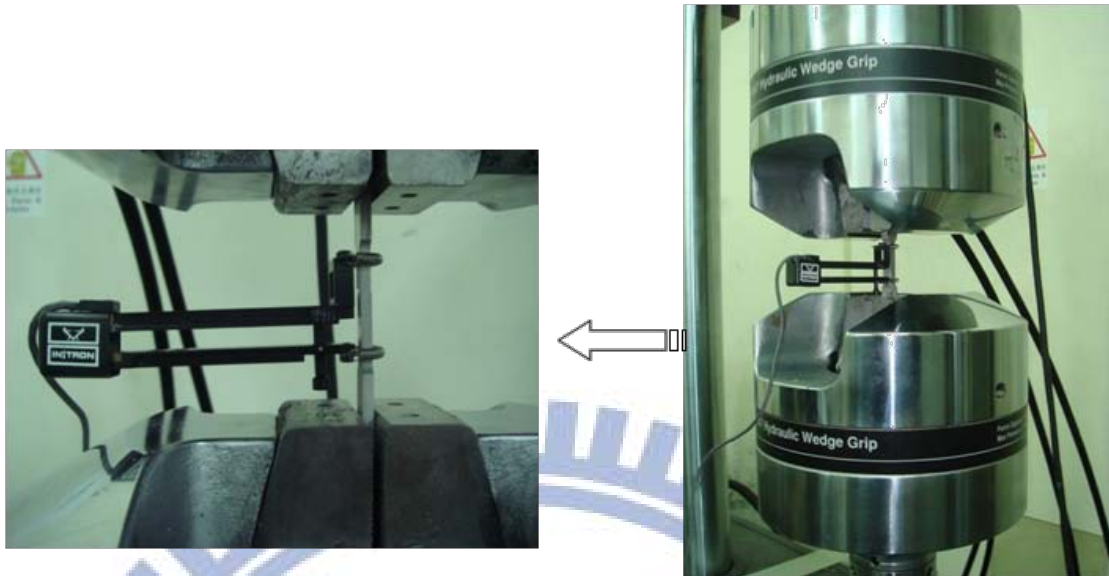


圖 3-15 拉伸實驗之試片挾持與量測方式

### 3.2.6.2 微硬度試驗

為瞭解各異質接合之銲道與其周圍之硬度分佈，本實驗採用 SHIMADZU-HMV 微小硬度測定機，將橫截面向之金相試片進行硬度量測。試驗荷重為 25g；作用反應時間為 10 秒，每 0.25mm 施測一硬度值，施測範圍涵蓋熔接金屬、熱影響區與母材，其施測範圍如圖 3-16 所示。施測結果並作銲道微硬度分佈變化曲線，其結果將與金相組織進行比較對照。

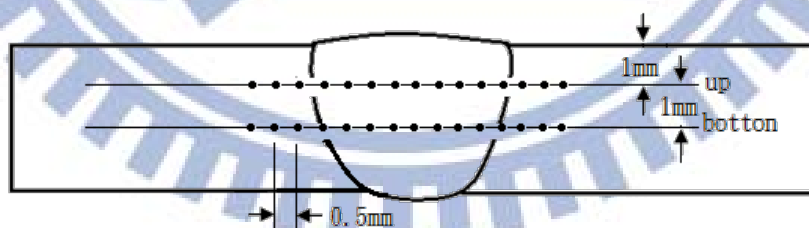


圖 3-16 微硬度量測位置示意圖

### 3.2.7 微觀結構觀察

#### 3.2.7.1 光學顯微鏡

銲後銲道橫截面向金相微觀組織，以 OLYMPUS CX51M 光學顯微鏡來主要觀察熔融區、熱影響區與未受影響之母材區之銲後各區域變

化。在金相試片準備上，採機械加工、研磨與拋光，在研磨與拋光方面分別使用不同等級之水砂紙(#1000 ~ # 2000)與拋光液(1~0.3um)進行金相試片之準備；最後再以 Keller's 腐蝕液(2mL HF (48%) + 3mL HCl (conc.) + 5mL HNO<sub>3</sub> (conc.) + 190mL H<sub>2</sub>O)進行腐蝕，時間約莫 40~50 秒。

### 3.2.7.2 掃描式電子顯微鏡

在拉伸破斷面之形貌觀察，採 JEOL-JSM 6500 之(Scanning Electron Microscopy, SEM)掃描式電子顯微鏡觀察銲後之破斷面，並以能量分散光譜(Energy Dispersive Spectrom, EDS)方式分析晶粒與晶界之元素分佈來判斷是否由晶界析出所影響。



## 第四章 結果與討論

### 4.1 高強度鋁合金熱裂敏感性之研究

將完成可調應變試驗之試片之高強度鋁合金 A2024-T351、A2219-T87、A7050-T6，透過 OLYMPUS SZX7 實體顯微鏡放大至 12 倍並觀察熔融區及熱影響區之熱裂縫，圖 4-1~ 4-3 分別顯示 A2024、A2219 與 A7050 材料，經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察。以巨觀形貌觀察之結果顯示，裂縫形成隨應變量增加而加劇，但不因熱循環次數增加而有劇烈變化。熔融區、熱影響區等區域的熱裂性之結果分析，將於下列章節進行更深入討論。



圖 4-1 A2024 經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察



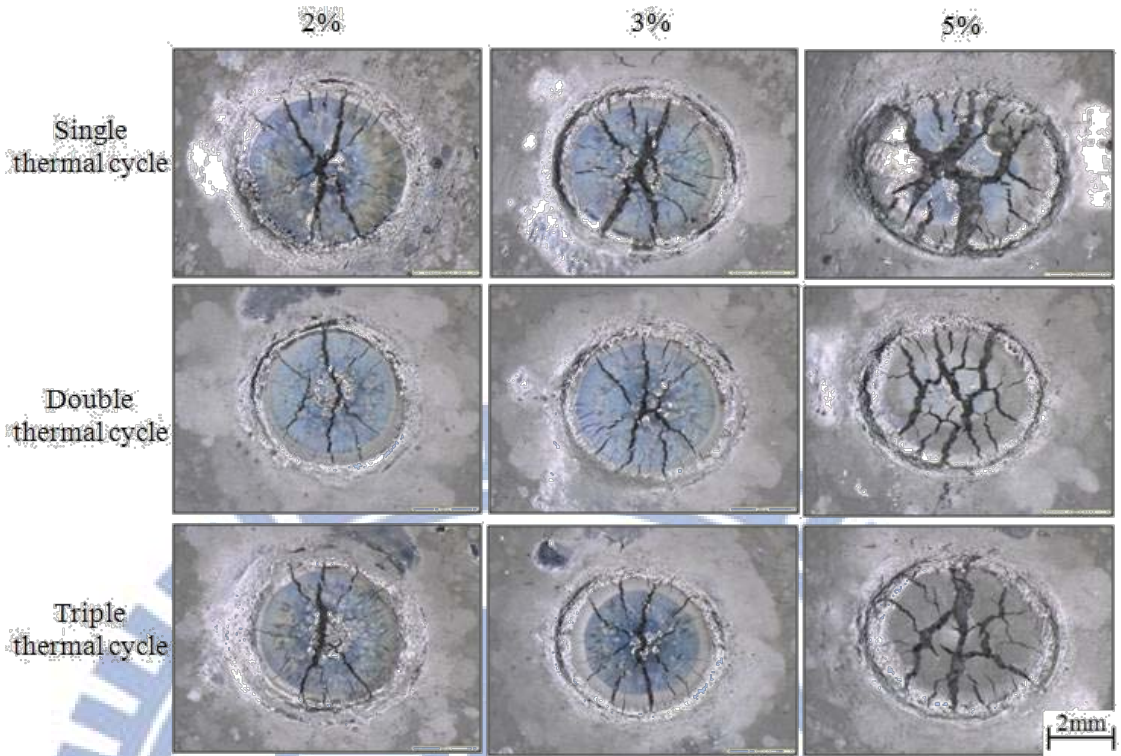


圖 4-2 A2219 經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察

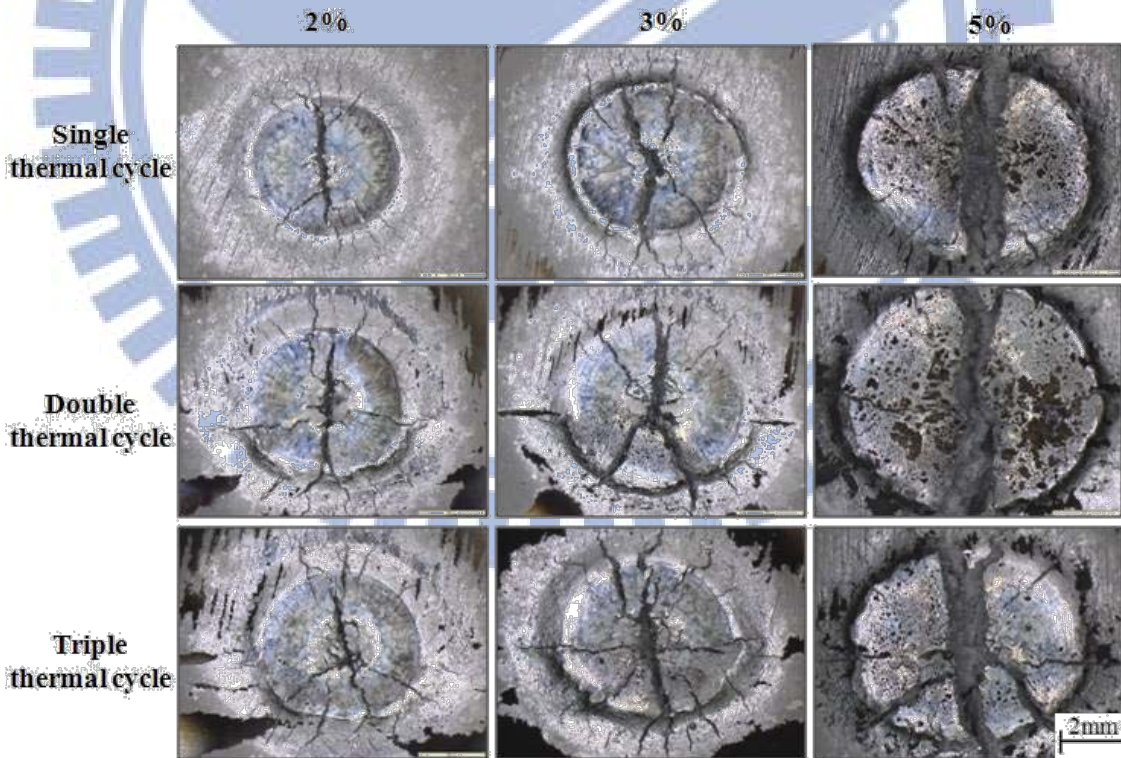


圖 4-3 A7050 經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察

#### 4.1.1 熔融區之熱裂敏感性

圖4-4(a~c)分別為鋁合金A2024-T351、A2219-T87、A7050-T6在不同外加應變、不同熱循環次數之熔融區裂縫總長量測結果。實驗結果顯示，在不同外加應變下，熔融區總裂紋長度不完全隨熱循環次數增加而增加，其中在經過多次熱循環過程後，包含母材熔融區與鉸道金屬重熔區，如圖3-7所示，裂紋總長度並無太大差異，因此經過多次熱循環之熔融區的組織與成份應無太大變化。如圖4-5(a,b)顯示，A2024-T351鋁合金經2、3次熱循環次數，以金相組織觀察不管在母材熔融區或鉸道金屬重熔區，其兩者裂縫無太大差異，因此對熱循環次數之熱裂敏感性並無影響。更從金相顯微組織可看出熔融區呈樹枝狀晶成長，而熱影響區則明顯有晶粒粗大之現象。其裂縫主要出現鉸道與熱影響區交界之部分熔融區，所有裂縫皆屬於沿晶裂縫。熔融區之裂縫寬較小且靠近部分熔融區，直到裂縫延伸至熱影響區後，裂縫才漸漸變粗大，原因在於熱影響區的晶粒較粗大。

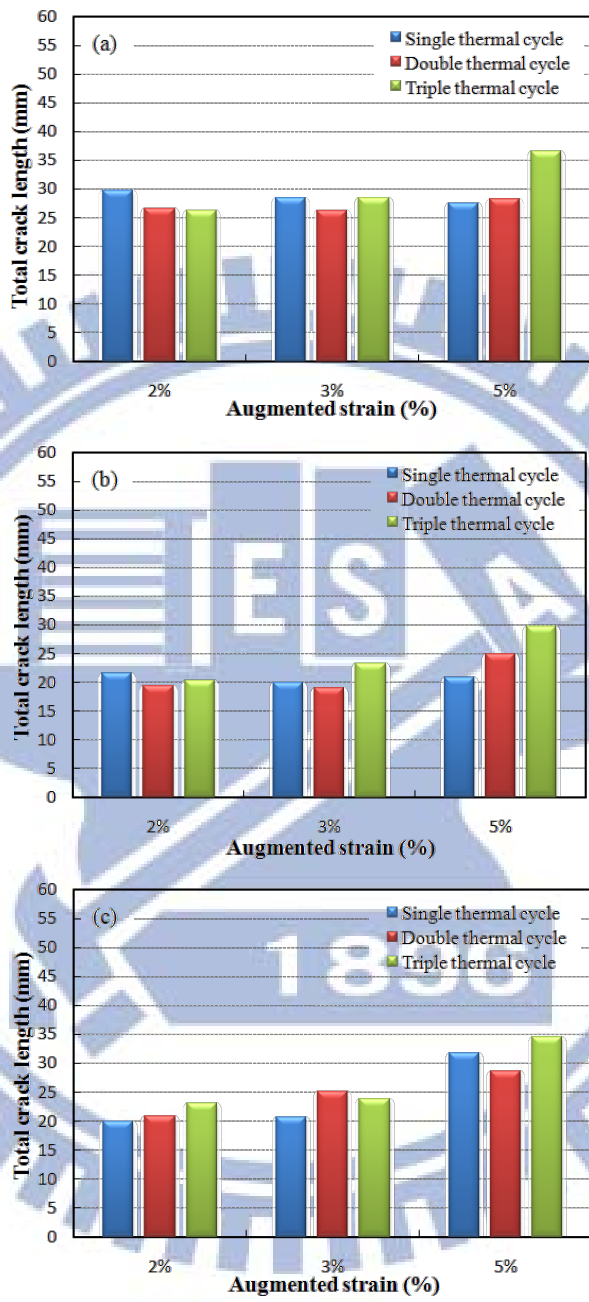


圖 4-4 (a) 2024-T351; (b) 2219-T87; (c) 7050-T6 鋁合金在不同熱循環次數與外加應變下對熔融區熱裂敏感性之影響

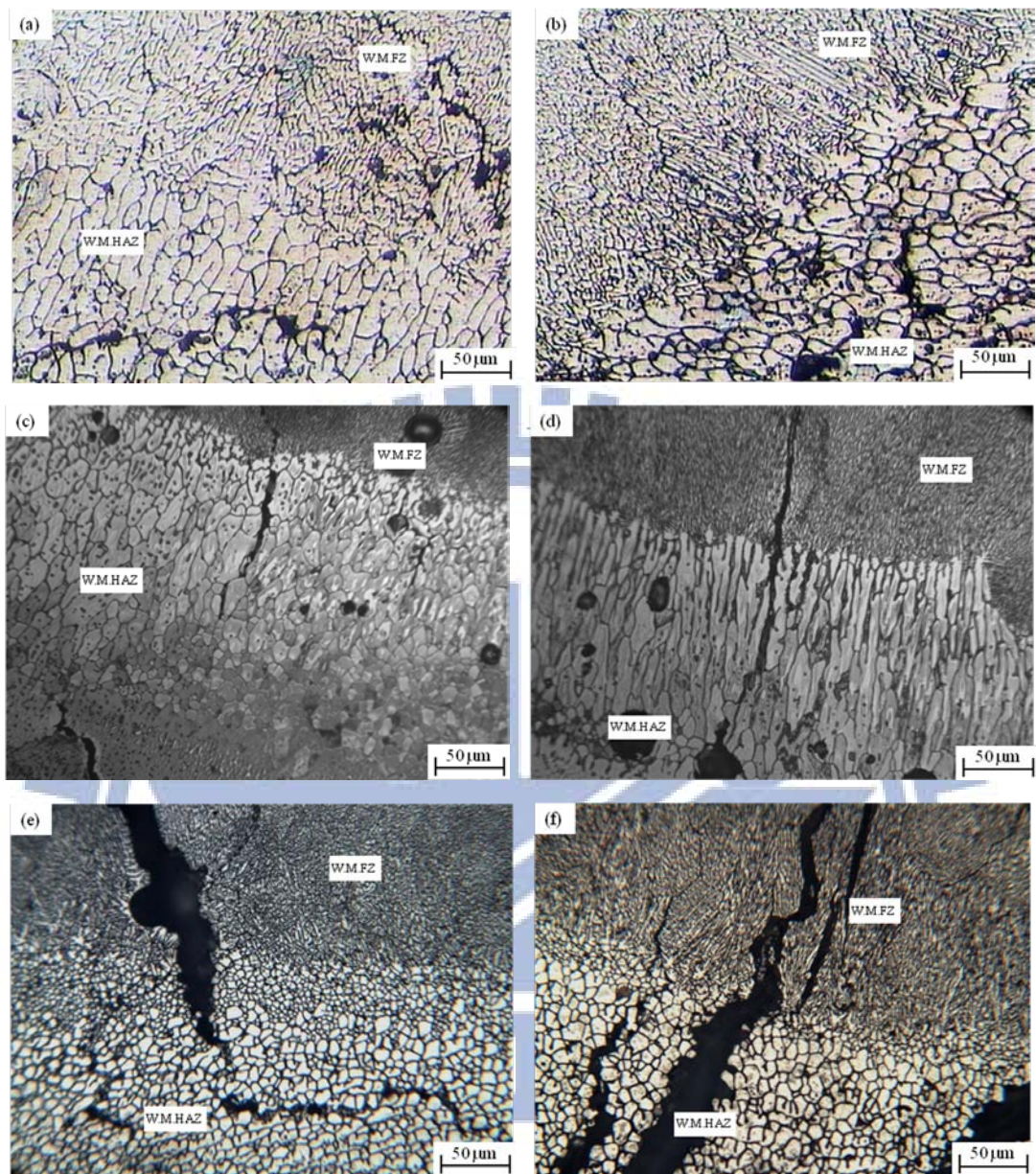


圖4-5 鋁合金經歷熱循環過程之金相微結構觀察 (a) A2024<sup>2nd</sup>、(b) A2024<sup>3th</sup>；(c) A2219<sup>2nd</sup> (d) A2219<sup>3th</sup> (e) A7075<sup>2nd</sup> (f) A7075<sup>3th</sup>

圖4-6(a~c)分別為鋁合金A2024-T351、A2219-T87、A7050-T6在不同外加應變、不同熱循環次數之熔融區最大裂縫寬度量測結果。實驗結果顯示，最大裂縫寬度會隨著熱循環次數與外加應變量增加而增加，主要因經歷多次熱循環次數，致使在鐸道及熱影響區之強度下降且隨外加應變量增加的情況下，鐸道及熱影響區更需承受較大的拉應力，因此所形成的最大裂縫寬度也相對增加。

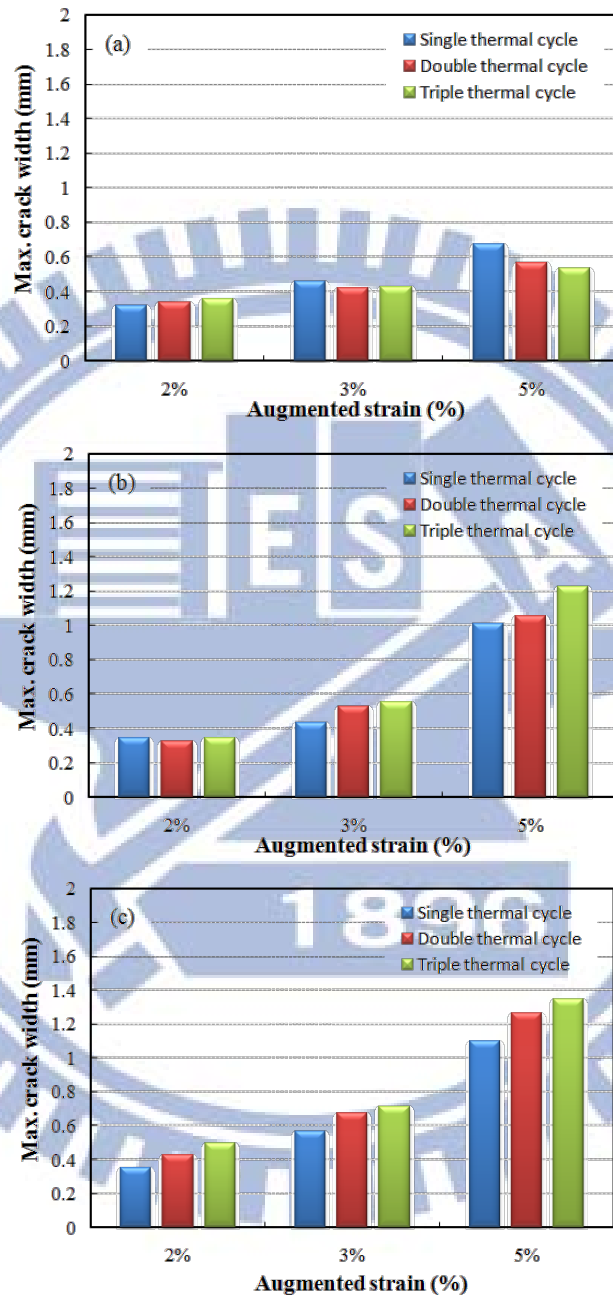


圖 4-6 (a) 2024-T351; (b) 2219-T87; (c) 7050-T6 鋁合金在不同熱循環次數與外加應變下對熔融區最大裂縫寬度之影響

#### 4.1.2 熱影響區之熱裂敏感性

圖4-7(a~c)分別為鋁合金A2024-T351、A2219-T87、A7050-T6在不同外加應變、不同熱循環次數之熱影響區裂縫總長量測結果。實驗結果顯示，隨著熱循環次數增加熱影響區之裂縫長度亦隨之增加，但在外加應變5%之熱影響區裂紋總長卻急遽下降，主要是較大外加應變促使細微裂紋相互連結形成較大的裂紋，致使整體之裂紋總長下降經熱循環次數，如圖4-7(a~c)所示。其中熱影響區又區分為母材熱影響區與銲接金屬熱影響區，整體實驗發現熱影響區的熱裂縫產生大多集中於銲接金屬熱影響區，如圖3-7所示。更於圖4-7(a~c)整理瞭解，熱影響區之熱裂縫總長度亦隨熱循環次數增多而增加，主要集中於銲接金屬熱影響區，母材熱影響區之增加量則無明顯，主要在銲接過程銲道未經調質處理即時實施點銲所形成的銲接金屬熱影響區，會產生晶粒粗化及析出物再晶界偏析之現象<sup>[97]</sup>。

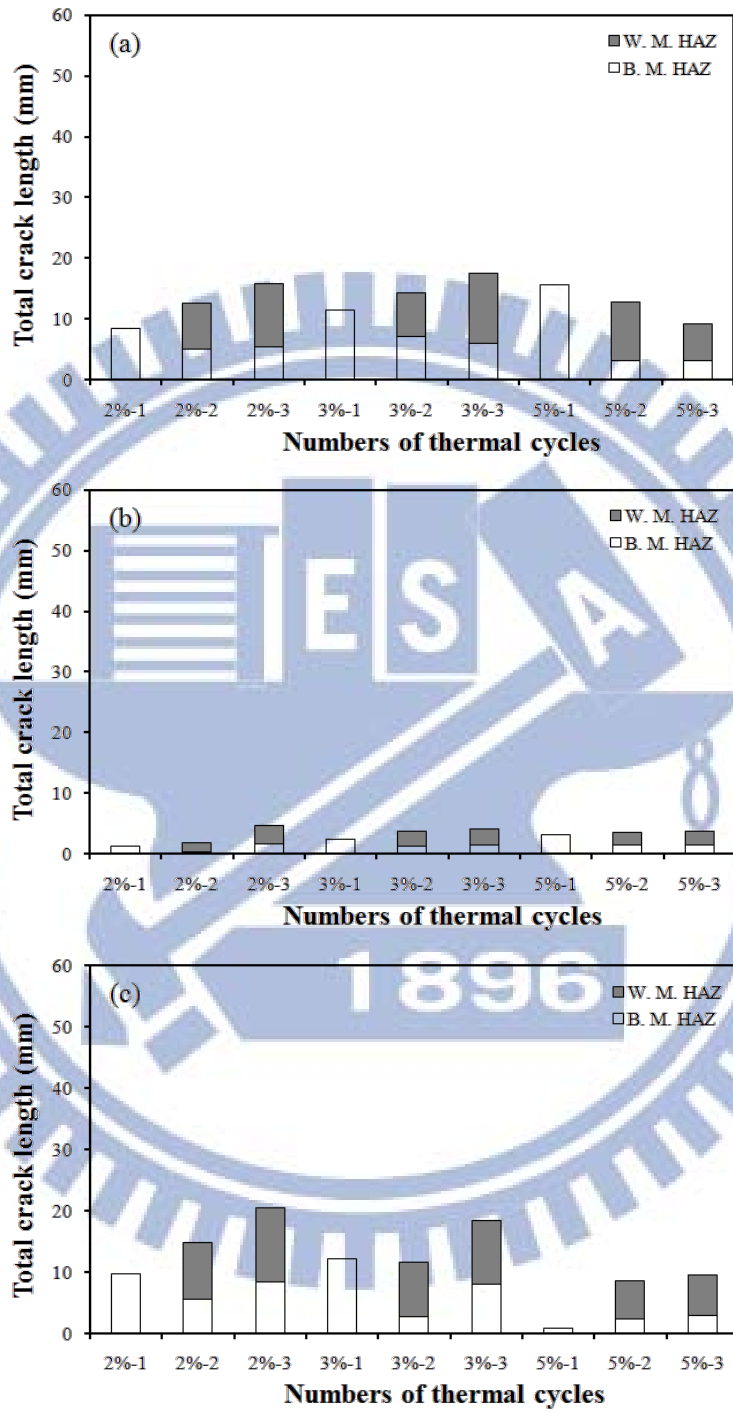


圖 4-7 (a) 2024-T351; (b) 2219-T87; (c) 7050-T6 不同熱循環次數  
與外加應變下對熱影響區熱裂敏感性之影響

### 4.1.3 外加應變對熱裂敏感性的影響

圖4-8(a~c)分別為鋁合金A2024-T351、A2219-T87、A7050-T6在不同外加應變、不同熱循環次數之裂縫總長度量測結果。實驗結果顯示，在各種不同熱循環次數下，其裂縫總長度均隨應變量增加而增加，因為在較大之外加應變量下，鐳道及熱影響區均承受較大之拉應力，此應力將使融熔區凝固末期晶界之固體連橋(Solid network)及熱影響區之液化晶界均產生分離而形成裂縫。就受力之方向而言，與拉應力成垂直之方向因受力最大，所以熱裂縫集中於(6與12點鐘方向)，與拉應力平行之方向則較無裂縫產生，如圖3-7所示。

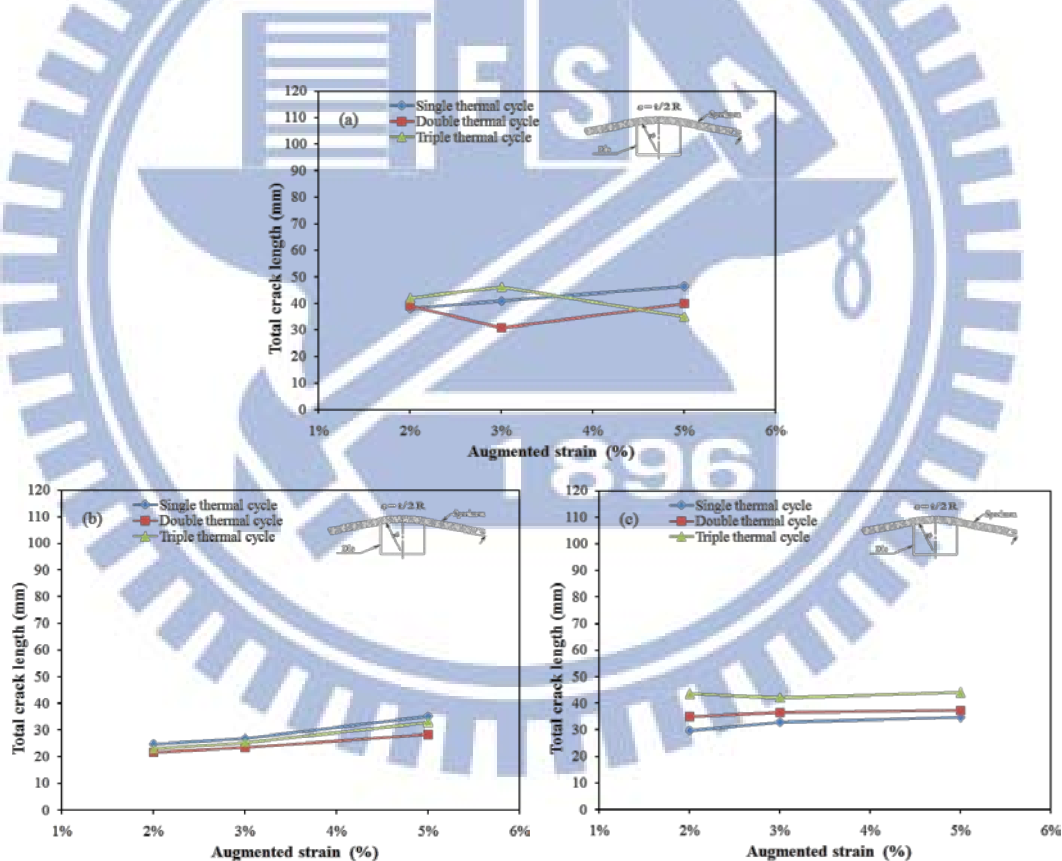


圖 4-8 (a) 2024-T351; (b) 2219-T87; (c) 7050-T6 在不同外加應變與熱循環次數下對熱裂縫總長度之影響



#### 4.1.4 不同材料之熱裂敏感性比較

圖4-9(a~c)分別為三種鋁合金在不同外加應變與熱循環次數之裂縫總長度量測結果。實驗結果顯示，在經歷相同熱循環次數並採不同外加應變量下之比較，以A2219-T87之熱裂縫總長度最短，其次為A7050-T6，A2024-T351之熱裂縫長度則最長。以合金之材料成份相較，7050屬於鋁-鎂-銅-鋅(Al-Mg-Cu-Zn)合金，2024與2219均屬於鋁-銅合金，兩者銅含量分別為4.43%與6.48%，但2219合金之銅含量超過銅在鋁中的最大固溶限，2024合金則低於銅在鋁中的最大固溶限<sup>[11]</sup>；其中2024合金中又含有1.47%的鎂(Mg)，使其合金強度更加提高，Mg的存在有固溶強化的效果，亦有析出強化的功效。但鋁合金的合金成份與其熱裂性有相當大的關聯性<sup>[98]</sup>，其中又以Cu、Mg與Si影響最大，當Cu含量為2.0~4.0%、Mg含量為2.0~5.0%、Si含量為0.5~1.2%具有最高的熱裂敏感性，因此當鋁合金之成份越接近其熱裂敏感性就越高<sup>[98]</sup>。故以此相較表3-1之2024與7050合金之元素成份都同時具備較高的熱裂敏感性，故所經歷不同熱循環過程所呈現的均有較高的熱裂敏感性。

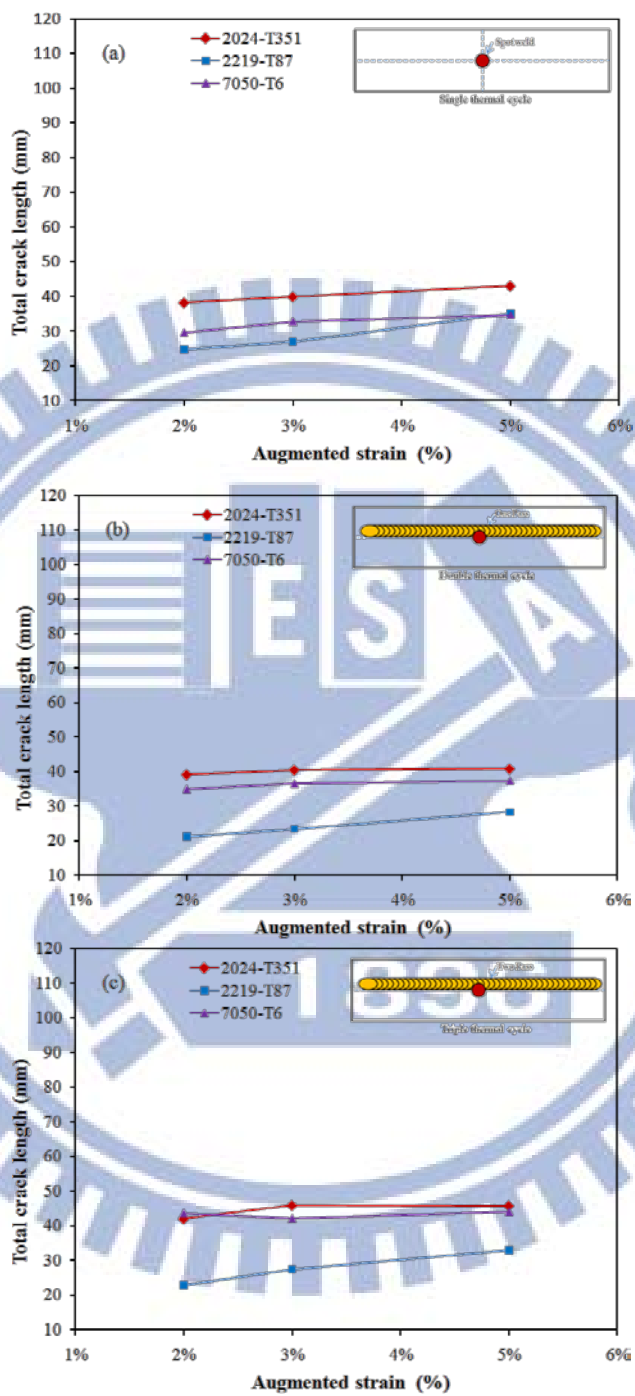


圖 4-9 不同高強度鋁合金之熱裂敏感性比較(a)一次熱循環, (b)二次熱循環, (c)三次熱循環

#### 4.1.5 熔融區熱裂縫破斷面 SEM 觀察

圖4-10(a~c)分別顯示為鋁合金2024-T351、2219-T87與7050-T6之熔融區熱裂縫破斷面之自由表面組織，根據Matsuda研究指出<sup>[99]</sup>，銲接金屬熱裂在外觀上可分為三個明顯區域，樹枝狀區(D區)、樹枝-平滑轉換區(D-F區)與平滑區(F區)，樹枝狀區在裂縫產生時，其溫度最高，裂縫在裂開時，裂縫沿著樹枝(Dendrite)組織表面進行，故呈現非常明顯的樹枝結構；D-F區，溫度較D區低，故二次樹枝狀結構有一些被已被金屬液體填滿，因此當再受到外加之應變而裂開時，此區仍呈現樹枝結構外亦呈現一些平滑區，並再依據晶界液相比率變化與晶界延性變化情形而論，D區與D-F區晶界完全為液相，固相之間無連橋產生，故此時金屬的延性非常差。F區，位於裂縫之最尾部區域，當凝固過程溫度下降，固相連橋已產生並隨溫度下降固相連橋比率增大，而裂縫發生時，此處溫度最低，因為固相連橋作用，使二次樹枝狀結構之間已完全被金屬液體填滿並已凝固，金屬延性增加，故在裂縫裂開時，只呈現樹枝狀被填滿之平滑狀態。因此，依裂縫發生的溫度高低不同，所產生的凝固裂縫表面會產生不同的特性外觀。在最高的溫度區域，裂縫表面呈樹枝瘤狀節(Dendrite protuberance)稱為D型凝固裂縫表面(D-type solidification cracking surface)。在溫度最低的區域裂縫表面呈平板狀(Flat)稱為F型凝固裂縫表面。而在中間的溫度區域，稱為D-F型凝固裂縫表面。

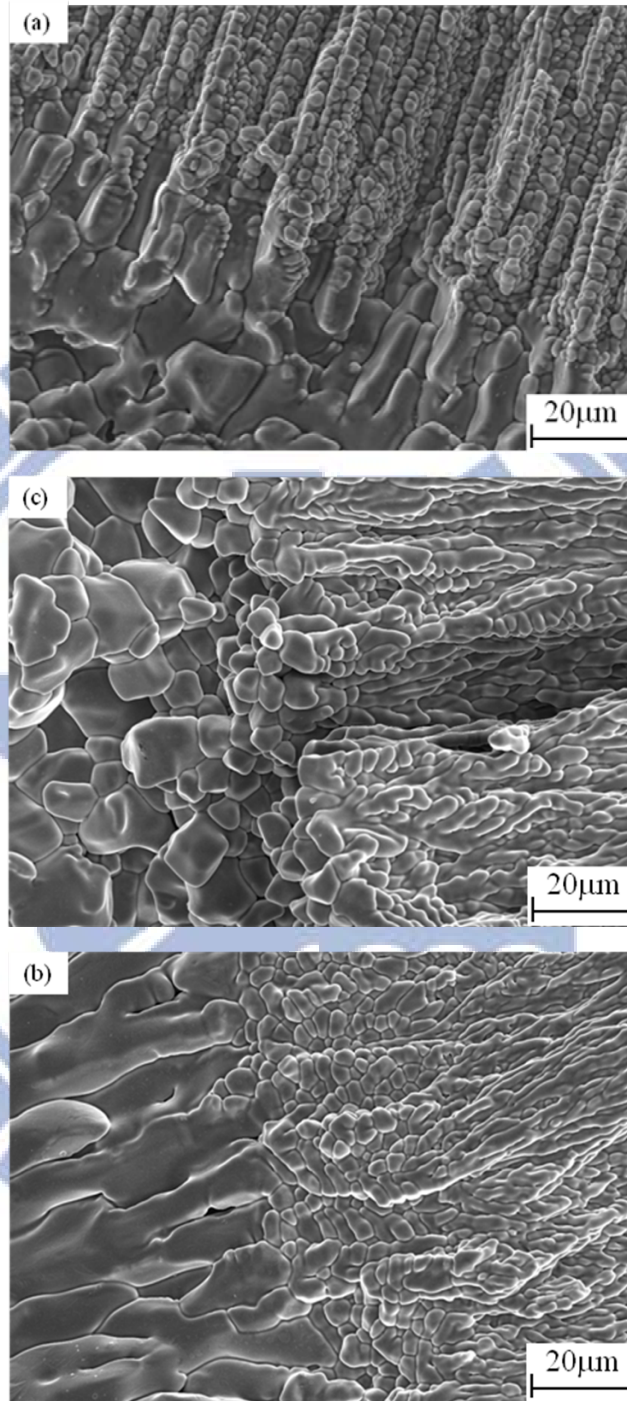


圖 4-10 熔融區熱裂縫破斷表面組織 (a) A2024-T351 ; (b) A2219-T87 ; (c) A7050-T6

#### 4.1.6 熱影響區破斷面 SEM 觀察

圖4-11(a~c) 分別顯示為鋁合金2024-T351、2219-T87與7050-T6之熱影響區破斷面之自由表面組織，與圖4-10的凝固熱裂機制相較有明顯地差異，均呈現沿晶之脆性破壞現象，在整個裂縫斷面中都是晶粒的界面，但是各晶粒的界面不會十分尖銳且在各晶粒間存有一些圓滑的小洞，尤其以靠近熔池之部份最為明顯，由於晶粒粗化造成強度甚低無法承受因溫度下降所產生的收縮應力，此時就形成了液化裂縫。根據Hemsworth, Boniszewsky與Easton等人研究指出，熱影響區裂縫主要為液化熱裂縫(Liquation cracking)與延性降低熱裂縫(Ductility-dip cracking)，依據掃描式電子顯微鏡分析結果顯示，本實驗之三種金屬材料都屬於液化熱裂，而熱影響區的液化熱裂有二種情況：一為熱影響區之晶界有偏析之合金或雜質成份進而降低該處的熔點，在銲接過程中生成液化膜；二為純粹由晶界的液化，因為晶界在材料的凝固過程中是最後凝固的，因此該處的熔點溫度最低，在銲接過程中，熱影響區之部分晶界將會熔化。

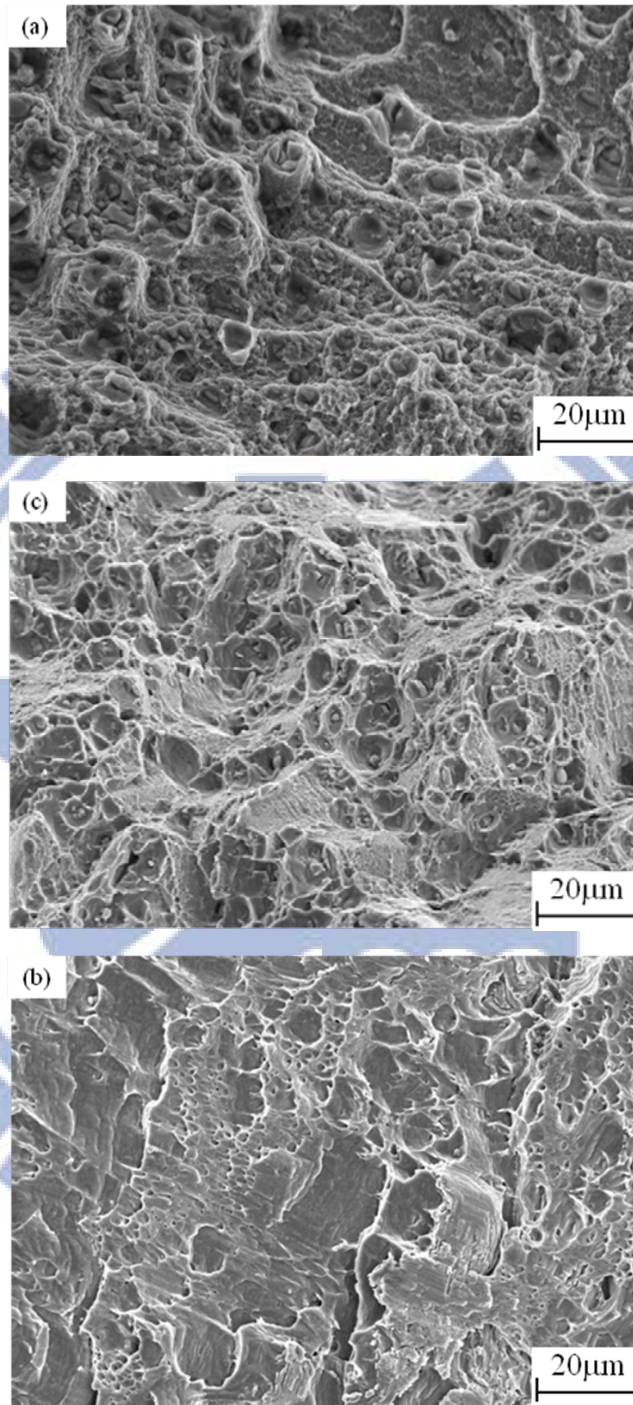


圖 4-11 熱影響區熱裂縫破斷表面組織 SEM 觀察 (a) A2024-T351 ; (b) A2219-T87 ; (c) A7050-T6

#### 4.1.7 部份熔融區 EDS 分析

本研究對此三種金屬 2024-T351、2219-T87與7050-T6在銲接金屬熱影響區(W.M.HAZ)之部分熔融區(PMZ)進行EDS分析，透過不同熱循環歷程，以Spot mapping方式橫跨PMZ處之晶界掃描，如圖4-12(a, b)顯示，圖4-12(a)顯示部份熔融區之組織結構，箭頭所指處為放大後EDS取樣分析範圍。圖4-12 (b)顯示由A至B橫跨兩晶粒間，沿著AB路徑擷取銅成份之Spot mapping情形。再透過圖4-13(a~c)結果顯示，三種合金金屬在晶界附近均有Cu偏析的現象，其中在一次熱循環時，

Cu在晶界的含量分別為A2024- 14.2 wt%；A2219- 10.67 wt%；A7050- 21.59 wt%；二次熱循環時，在晶界的Cu含量較一次熱循環增加，分別為A2024- 27.38 wt%；A2219- 19.87 wt%；A7050- 42.99 wt%；三次熱循環時，在晶界的Cu含量部分又較二次熱循環增加，分別為A2024- 32.58wt%；A2219- 20.18 wt%；A7050- 39.3 wt%。經歷不同熱循環次數後，在晶界附近的Cu含量隨熱循環次數增加而增大，與母材具備之Cu含量A2024- 4.5 wt%；A2219- 6.35 wt%；A7050- 2.15 wt%相較，在晶界處Cu含量提升相當大，顯示此三種合金在部份熔融區均有相當嚴重的Cu偏析情形。且隨著熱循環次數增加Cu在晶界處偏析量隨之增加。由於Cu在晶界的偏析使晶界附近Cu成份越靠近Al-Cu合金之共晶成份(33.2 wt% Cu)，如圖2-6所示。當在晶界附近的Cu含量越高易造成晶界熔點降低，使得此三種合金具有相當程度的熱裂敏感性。經由EDS分析瞭解，部份熔融區的熱裂機制，乃是透過Cu在晶界的偏析造成晶界熔點降低並產生晶界液化所形成的熱裂情形。再透過表3-1相互比較此三種合金，A2024與A7050合金之Cu含量均在2.0~4.0 wt % 範圍附近，也造就此二合金具備較大的熱裂敏感性。此Cu在晶界的偏析現象與本文中4.1.4節之不同材料之熱裂敏感

性比較結果吻合，A2219合金Cu元素在部份熔融區之晶界偏析狀況與Kou<sup>[92]</sup>等人曾以A2219合金作為研究對象的結果相符，實驗結果均在晶界附近呈現大量的Cu偏析，且隨著熱循環次數增加而加劇。

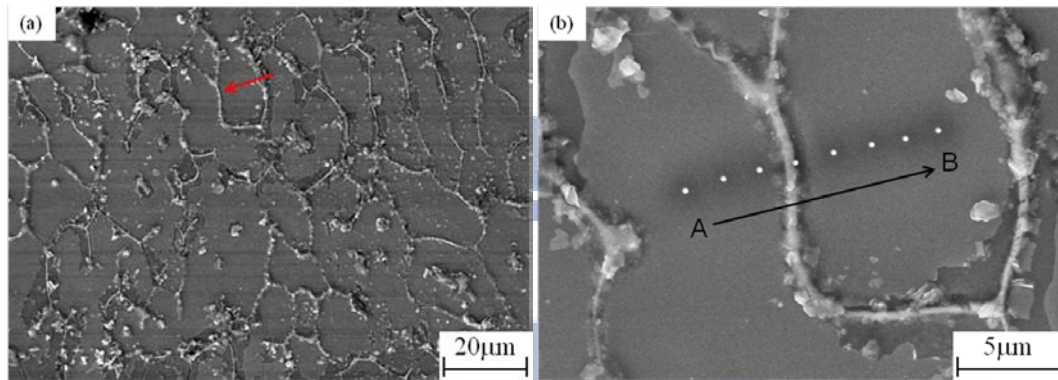


圖 4-12 部份熔融區 SEM 觀察及 EDS 分析情形

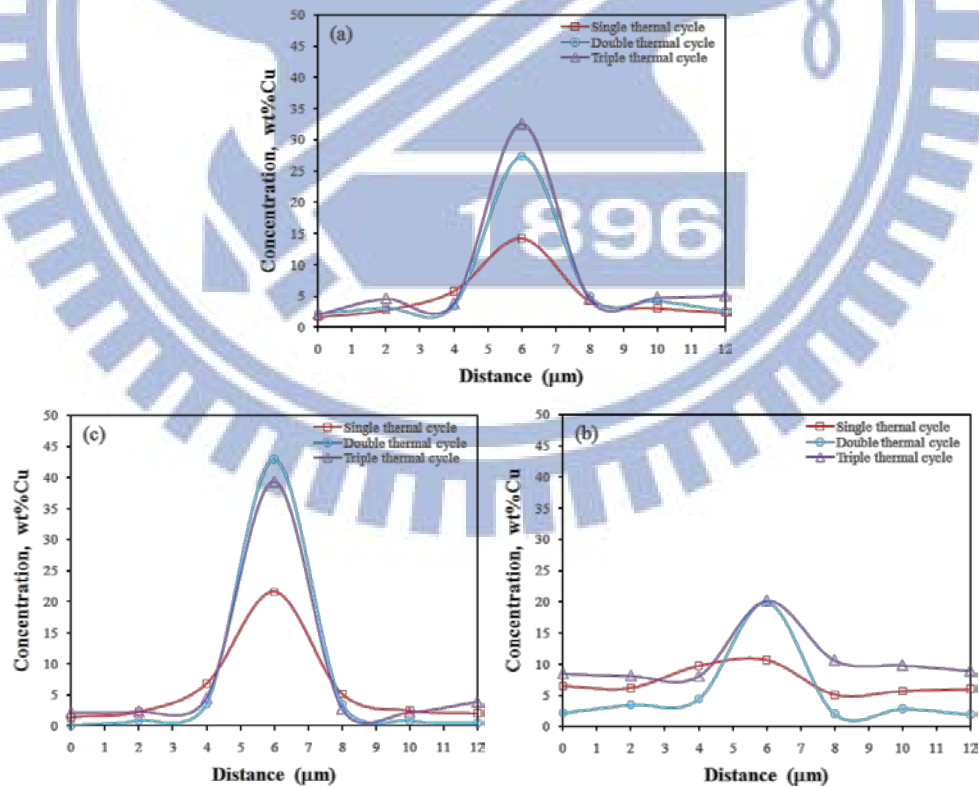


圖 4-13 部份熔融區晶界處，在不同熱循環歷程下經 EDS 分析 Cu 偏析之狀態，(a)2024-T351；(b)2219-T87；(c)7050-T6



## 4.2 含鈦鋁合金熱裂敏感性之研究

將完成可調應變試驗試片之含鈦鋁合金M6、M7B、M7E與M9H4，透過OLYMPUS SZX7實體顯微鏡放大至12倍並觀察熔融區及熱影響區之熱裂縫，圖4-14 ~4-17分別顯示M6、M7B、M7E及M9H4材料，經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察。以巨觀形貌觀察之結果顯示，裂縫形成隨應變量增加而加劇斷裂，但不因熱循環次數增加而有劇烈變化。熔融區、熱影響區等區域的熱裂性之結果分析，將於下列章節進行更深入討論。

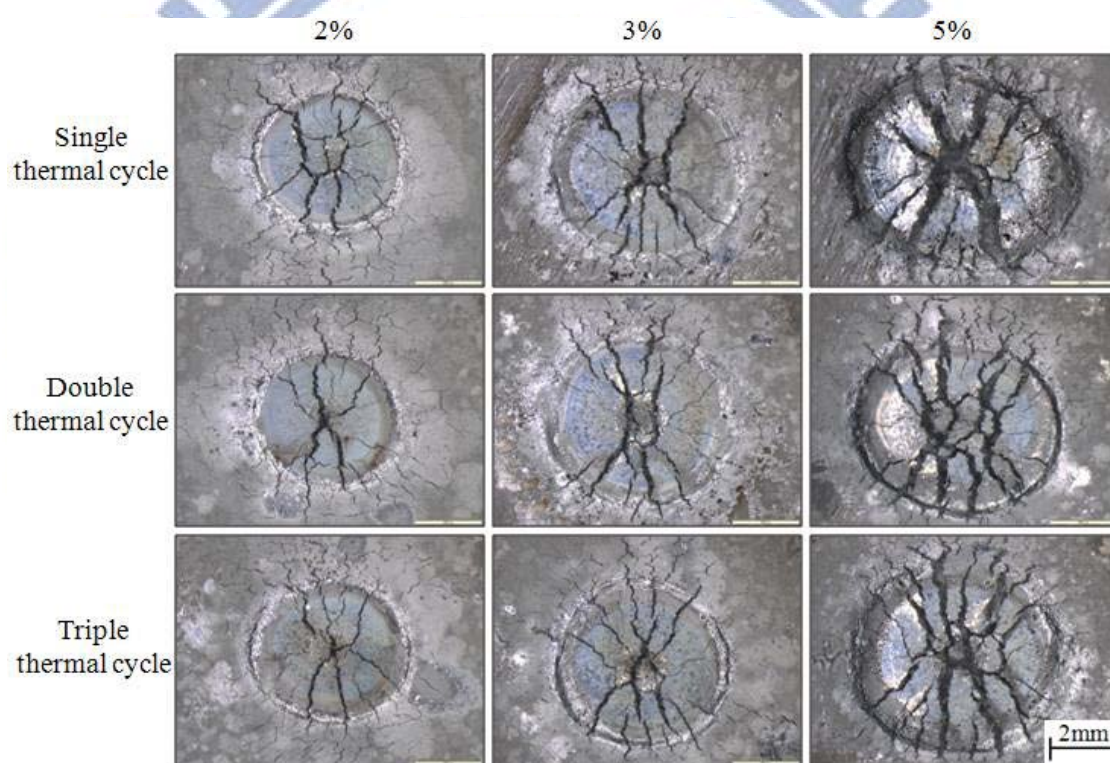


圖 4-14 M6 鋁鈦合金經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察

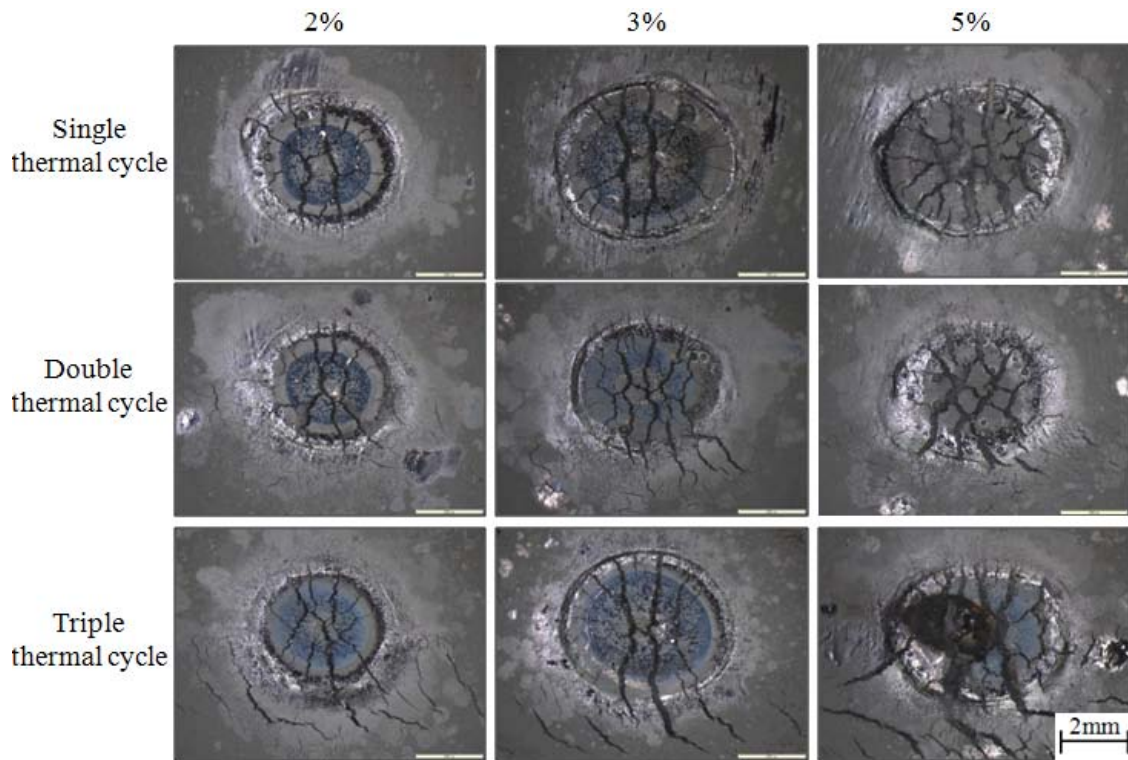


圖 4-15 M7B 含鈦鋁合金經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀  
型態觀察



圖 4-16 M7E 含鈦鋁合金經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀  
型態觀察

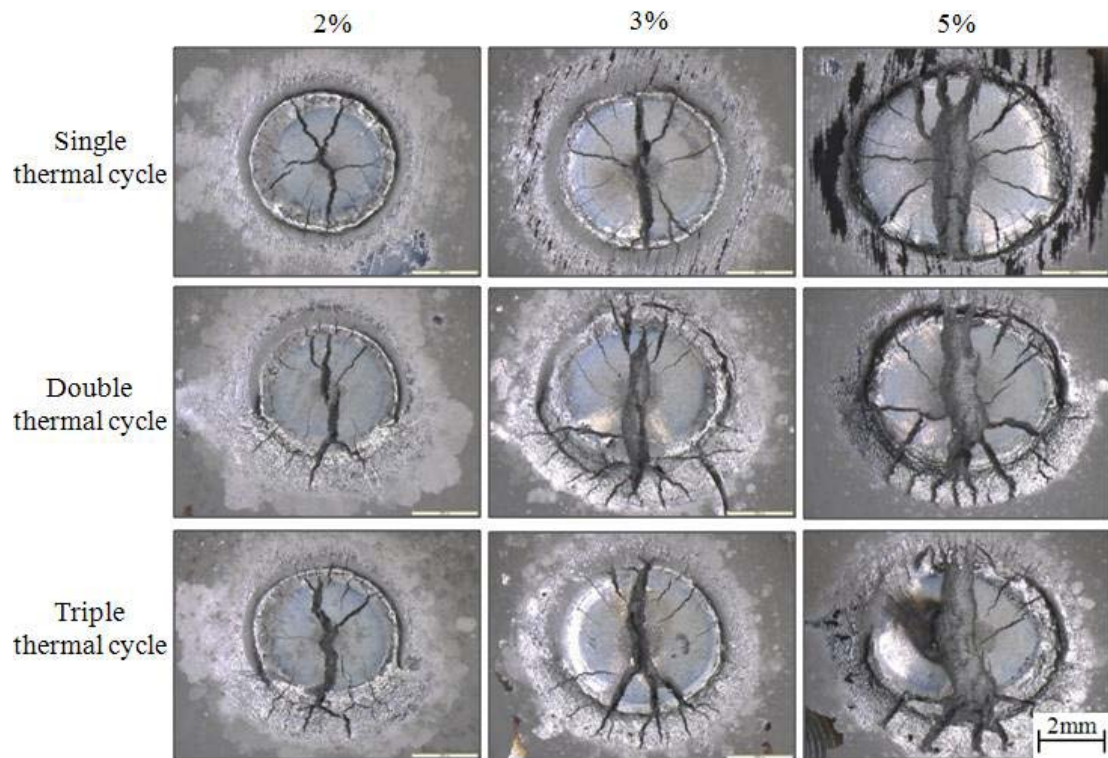


圖 4-17 M9H4 含鈦鋁合金經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察

#### 4.2.1 熔融區之熱裂敏感性

圖4-18(a~d)分別為含鈦鋁合金M6、M7B、M7E與M9H4，在不同外加應變與不同熱循環次數之熔融區裂縫總長量測結果。實驗結果顯示，在不同外加應變下，熔融區總裂紋長度部份隨熱循環次數增加而增加，其中在經過多次熱循環過程後，包含母材熔融區與鐸道重熔區，如圖4-14~4-17顯示，裂紋總長度並無太大差異，僅展現裂紋寬度的不同，主要是透過外加應變的增加，加速微細裂紋的連結而形成較大裂紋，因此經過多次熱循環之熔融區的組織與成份應無太大變化。如圖4-19(a~h)顯示，M6、M7B、M7E與M9H4之含鈦鋁鈦合金經2、3次熱循環次數，以金相組織觀察不管在母材熔融區或鐸道重熔區，其兩者裂縫無太大差異，因此對熱循環次數之熱裂敏感性並無影響。

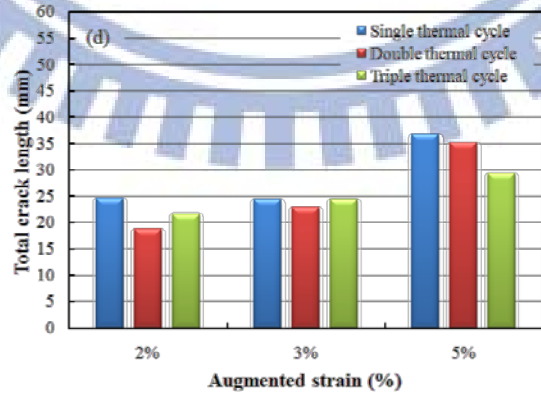
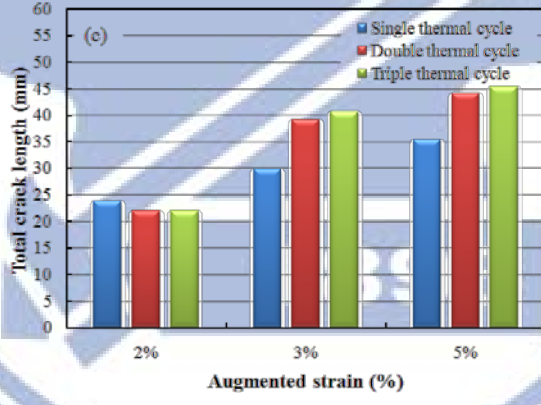
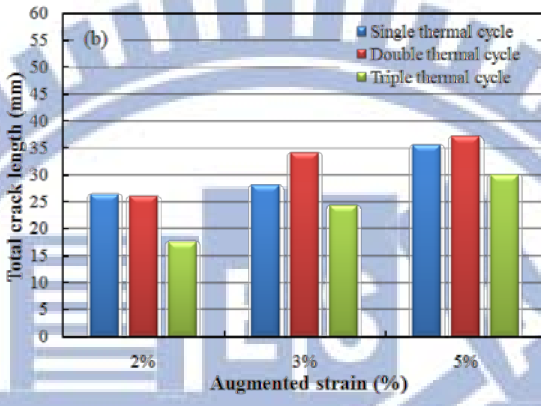
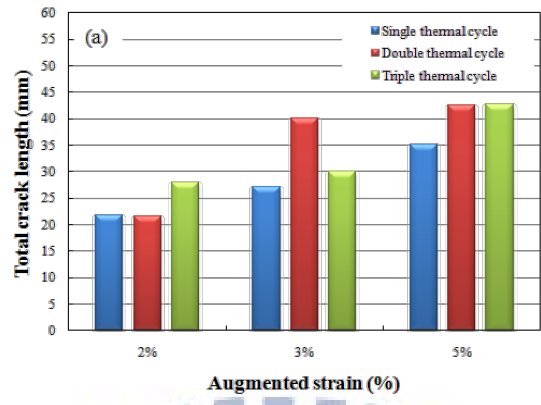


圖 4-18 在不同熱循環次數與外加應變下對熔融區熱裂敏感性之影響，(a) M6; (b) M7B; (c) M7E; (c) M9H4 鋁鈦合金

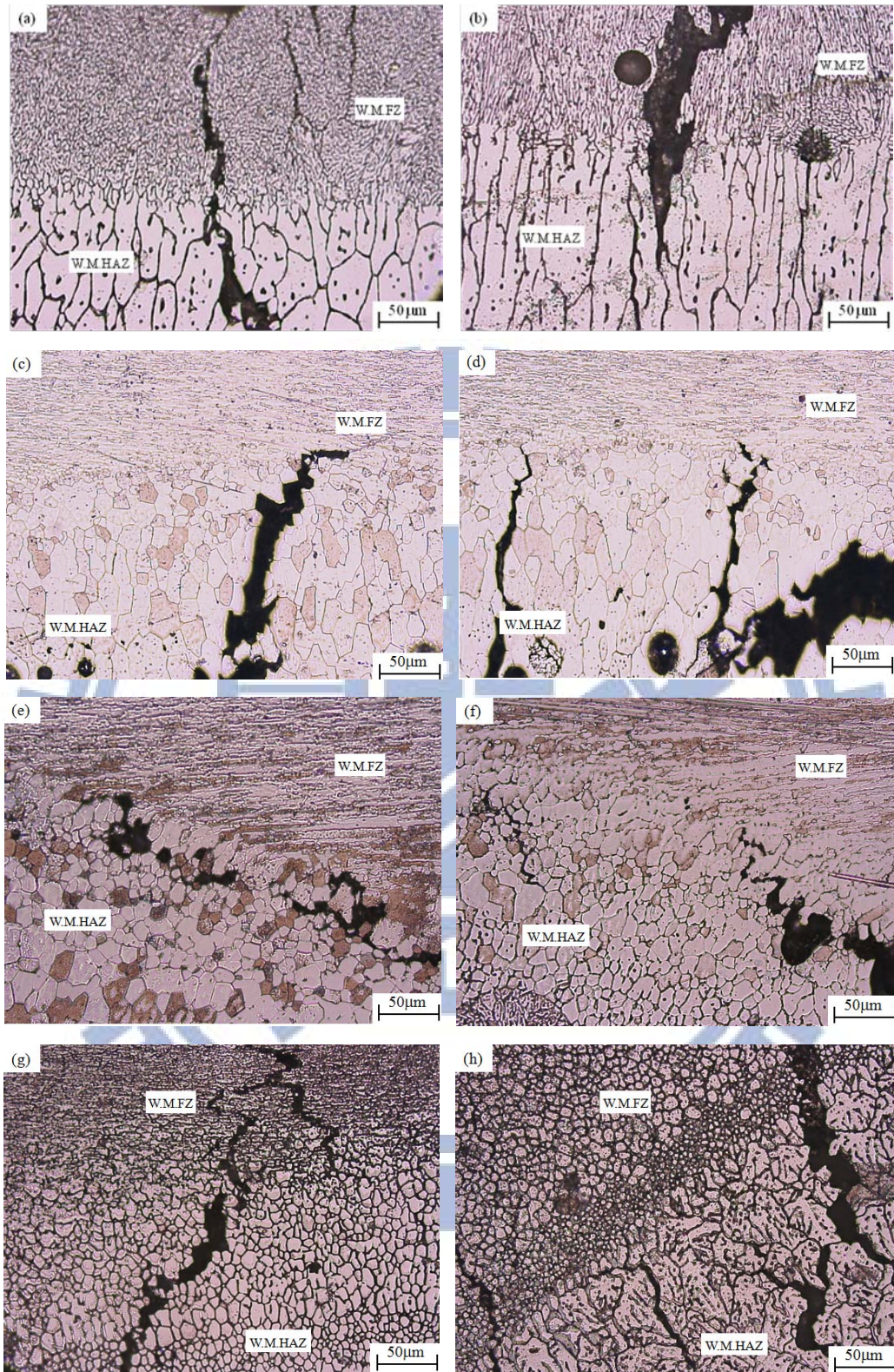


圖 4-19 鋁鈦合金經歷熱循環過程之金相微結構觀察 (a)M6<sup>2nd</sup>、  
 (b)M6<sup>3th</sup> ; (c) M7B<sup>2nd</sup> (d) M7B<sup>3th</sup> (e) M7E<sup>2nd</sup> (f) M7E<sup>3th</sup> (g) M9H4<sup>2nd</sup>  
 (h) M9H4<sup>3th</sup>

#### 4.2.2 熱影響區之熱裂敏感性

圖 4-20(a~d)分別為 M6、M7B、M7E 與 M9H4 之含鈦鋁鈦合金，在不同外加應變、不同熱循環次數之熱影響區裂縫總長量測結果。實驗結果顯示，M7B、M7E 與 M9H4 含鈦鋁合金隨著熱循環次數增加熱影響區之裂縫長度亦隨之增加，M6 含鈦鋁合金則呈相反之趨勢，隨熱循環次數增加熱影響區之裂縫長度相對減少。部分合金則在外加應變 5% 之熱影響區裂紋總長卻急遽下降，主要是較大外加應變促使細微裂紋相互連結形成較大的裂紋，致使整體之裂紋總長隨著熱循環次數增加而下降，如圖 4-20(a~d)所示。在熱影響區範圍又區分為母材熱影響區與銲接金屬熱影響區，整體實驗發現熱影響區的熱裂縫產生大多集中於銲接金屬熱影響區，惟 M6 含鈦鋁合金則呈相反之趨勢，此部份需再進一步進行瞭解。從圖 4-20(a~d)整理瞭解，熱影響區之熱裂縫總長度亦隨熱循環次數增多而增加，主要集中於銲接金屬熱影響區，母材熱影響區之增加量則無明顯，主要在銲接過程銲道未經調質處理即時實施點銲所形成的銲接金屬熱影響區，會產生晶粒粗化及析出物再晶界偏析之現象<sup>[5]</sup>，而有較高的熱裂敏感性，進而在銲接金屬熱影響區較母材金屬熱影響區裂紋總長度是較多的趨勢。然是否有晶界偏析現象，仍待下一章節 EDS 分析討論。

再透過圖 4-19 顯示，各式含鈦鋁合金經歷二次與三次多重熱循環後之金相組織比較。在 M6 與 M9H4 含鈦鋁合金方面，經多重(三次)熱循環歷程在銲接金屬熱影響區之晶粒尺寸相對較二次熱循環稍為粗大，圖 4-19(b、h)顯示。從金相顯微組織可看出熔融區呈樹枝狀晶成長，而熱影響區則明顯有晶粒粗大之現象。其裂縫主要出現銲道與熱影響區交界之部分熔融區，所有裂縫皆屬於沿晶裂

縫。再以裂紋分佈情形判斷，雖在金相組織上無太大變化，可見銲接金屬熱影響對於熱循環次數增加而造成較高之熱裂敏感性應與金相組織之改變無關，此區域的裂紋產生是由其他因素產生。

藉由圖 4-20 綜合瞭解，多重熱循環對銲件的熔融區熱裂敏感性除了 M6 含鈦鋁合金外，其餘皆無明顯之影響；但在銲接金屬熱影響區則是有顯著地影響，並隨著熱循環次數的增多而增加，但從圖 4-19 瞭解與其金相組織變化無關，確有其它因素主導此區域之熱裂傾向。



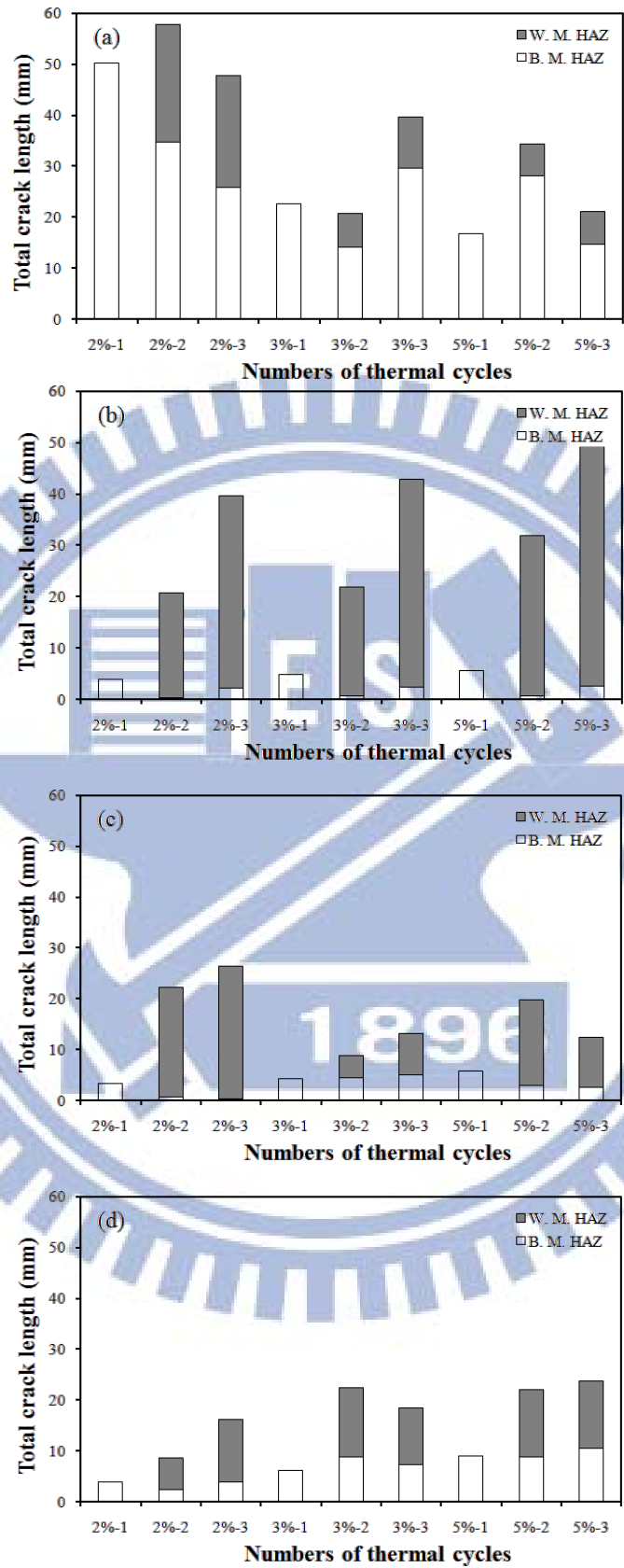


圖 4-20 (a) M6; (b) M7B; (c) M7E; (c) M9H4 含鈦鋁合金，在不同熱循環次數與外加應變下對熱影響區熱裂敏感性之影響



#### 4.2.3 外加應變對熱裂敏感性的影響

圖 4-21(a ~ d)分別為 M6、M7B、M7E 與 M9H4 之含鈦鋁合金在不同外加應變、不同熱循環次數之裂縫總長度量測結果。實驗結果顯示，在各種不同熱循環次數下，其裂縫總長度均隨應變量增加而增加，主因為在較大之外加應變量下，鉸道及熱影響區均承受較大之拉應力，此應力將使融熔區凝固末期晶界之固體連橋(Solid network)及熱影響區之液化晶界均產生分離而形成裂縫。就受力之方向而言，與拉應力成垂直之方向因受力最大，所以熱裂縫集中於(6 與 12 點鐘方向)，與拉應力平行之方向則較無裂縫產生，如圖 4-14~4-17 所示。



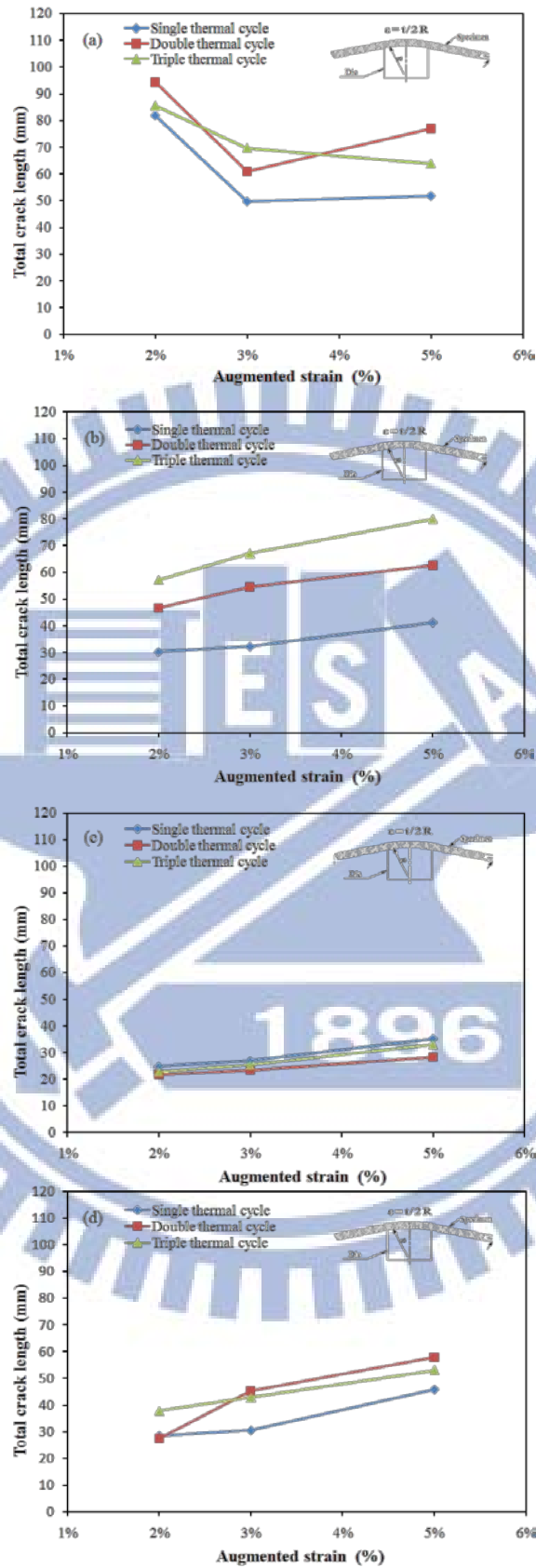


圖 4-21 (a) M6; (b) M7B; (c) M7E; (d) M9H4 含鈦鋁合金，在不同外加應變與熱循環次數下對熱裂縫總長度之影響

#### 4.2.4 不同材料之熱裂敏感性比較

圖4-22 (a ~ c)分別為M6、M7B、M7E與M9H4四種含鈦鋁合金在不同外加應變與熱循環次數之裂縫總長度量測結果。實驗結果顯示，在經歷相同熱循環次數並採不同外加應變量下之比較，以M9H4之熱裂縫總長度最短，其次為M7E；M7B，M6之熱裂縫長度則最長。因此，不同含鈦鋁合金材料之熱裂敏感性分別是M9H4 < M7E < M7B < M6。就合金之材料成份相較，M7B、M7E屬於鋁-鎂-鋅(Al-Mg-Zn)系之含鈦鋁鈦合金；M9H4則為鋁-鎂-鋅-銅(Al-Mg-Zn-Cu)系之含鈦鋁鈦合金；M6為鋁-鎂-矽(Al-Mg-Si)系之含鈦鋁鈦合金，後兩者均有含銅量，其含量分別為2.09%與1.06%，M7B、M7E僅微量之銅含量，如表3-2所示。由鄭慶民研究指出<sup>[12]</sup>6061-T6之部份熔融區無Mg、Si等元素偏析，屬於單純之晶界液化，但M6含鈦鋁鈦合金具有Cu含量且Mg、Si含量亦較多，這些合金含量越多都易造成熱裂縫之產生。此部份仍需再藉由EDS成份分析來判定其熱裂機制。從材料成份比較，M6合金具有Cu、Mg與Si等影響熱裂程度較大之元素，所呈現的熱裂傾向也是較其他三種鋁鈦合金高。且歷經不同熱循環次數均為熱裂敏感性最高之合金。若就M7B、M7E與M9H4相較，Zn元素的含量屬M9H4最高為8.74 wt% Zn；其餘二者分為6.37wt%與5.96wt%。並根據相關研究瞭解，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<sup>[66,71]</sup>。M7B、M7E二種含鈦鋁合金Zn含量均接近高熱裂敏感性含量且均在具有Mg等易造成熱裂敏感性高之元素，致使在銲接之凝固過程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。亦有研究指出，若在材料中添加Scandium 或Titanium-boron

將能阻止降低熱裂縫之產生<sup>[72]</sup>，本實驗中四種合金均含有鈦，惟是否有降低熱裂縫產生需再進行同材質改變鈦含量來比較，實驗中僅對四種材料來做相互比較。

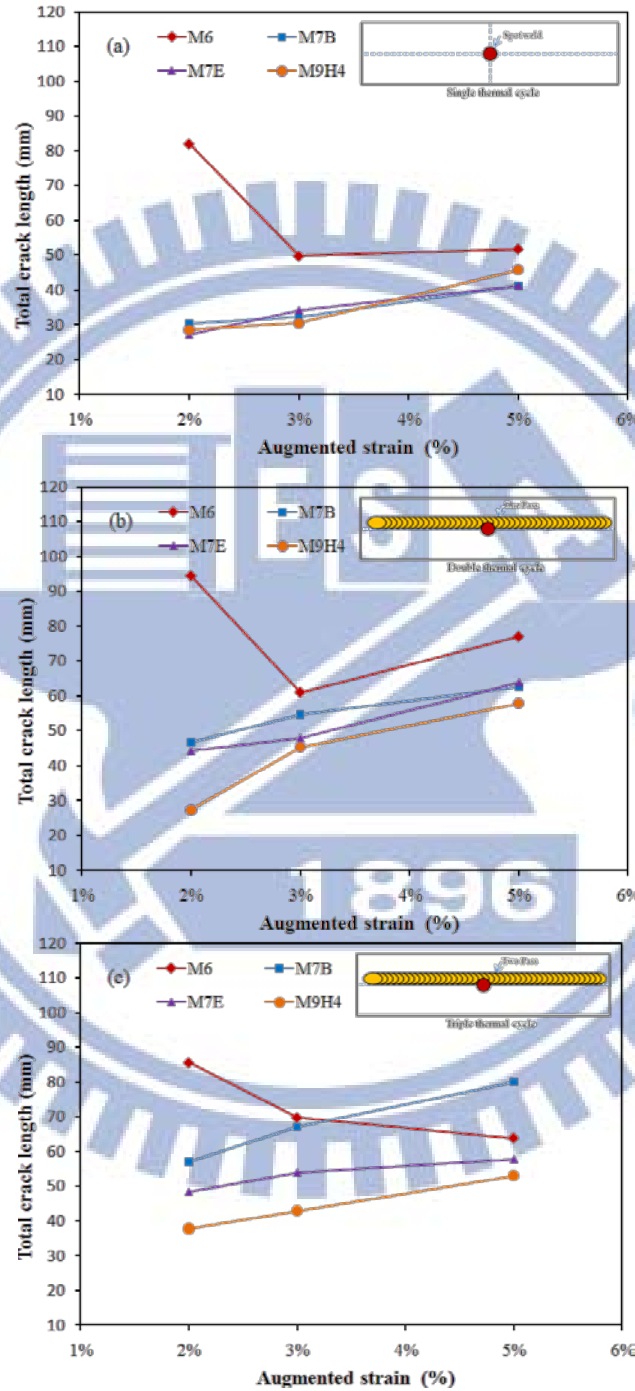


圖 4-22 不同含鈦鋁合金之熱裂敏感性比較(a)一次熱循環, (b)二次熱循環, (c)三次熱循環

#### 4.2.5 熔融區破斷面 SEM 觀察

圖4-23 (a~d)分別顯示為M6、M7B、M7E、M9H4四種含鈦鋁合金之熔融區熱裂縫破斷面之自由表面組織，與前一章節高強度鋁合金熱裂特性探討及根據Matsuda研究指出結果一致，銲接金屬熱裂在外觀上可分為三個明顯區域，樹枝狀區(D區)、樹枝-平滑轉換區(D-F區)與平滑區(F區)，樹枝狀區在裂縫產生時，其溫度最高，裂縫在裂開時，裂縫沿著樹枝(Dendrite)組織表面進行，故呈現非常明顯的樹枝結構；D-F區，溫度較D區低，故二次樹枝狀結構有一些被已被金屬液體填滿，因此當再受到外加之應變而裂開時，此區仍呈現樹枝結構外亦呈現一些平滑區，並再依據晶界液相比率變化與晶界延性變化情形而論，D區與D-F區晶界完全為液相，固相之間無連橋產生，故此時金屬的延性非常差。F區，位於裂縫之最尾部區域，當凝固過程溫度下降，固相連橋已產生並隨溫度下降固相連橋比率增大，而，裂縫發生時，此處溫度最低，因為固相連橋作用，使二次樹枝狀結構之間已完全被金屬液體填滿並已凝固，金屬延性增加，故在裂縫裂開時，只呈現樹枝狀被填滿之平滑狀態。

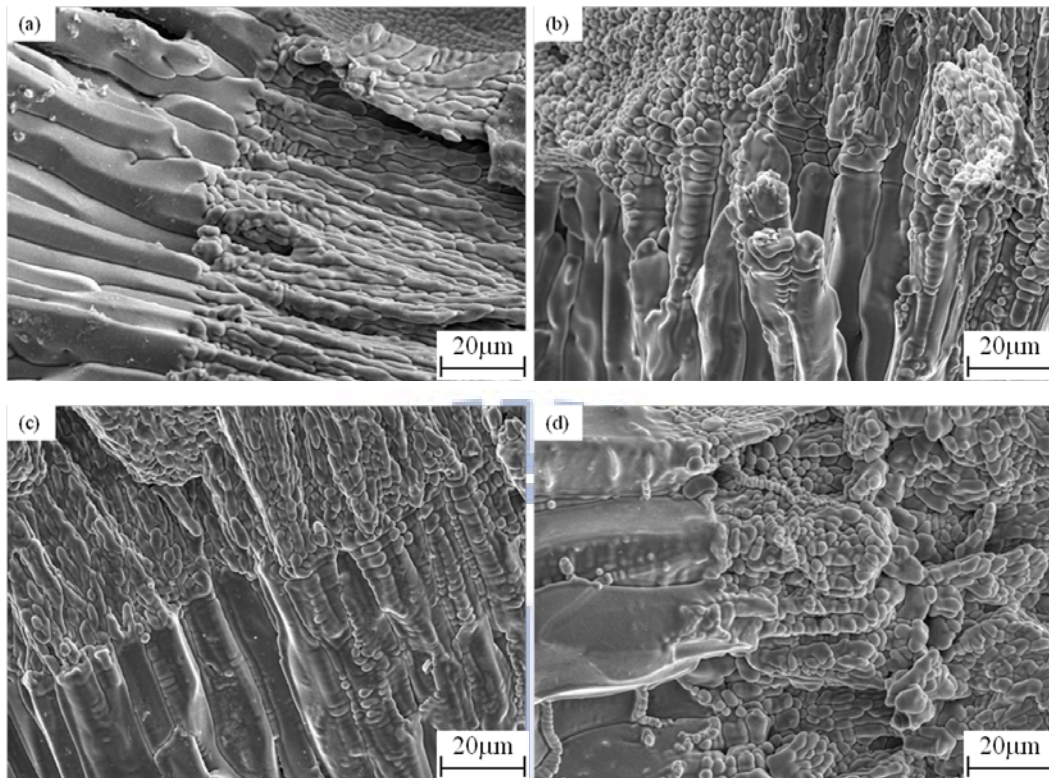


圖 4-23 熔融區熱裂縫破斷表面組織 SEM 觀察 (a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(d)M9H4

#### 4.2.6 熱影響區破斷面 SEM 觀察

圖4-24 (a~d) 分別顯示為M6、M7B、M7E、M9H4四種含鈦鋁合金之熱影響區破斷面之自由表面組織，與圖4-23的凝固熱裂機制相較有明顯地差異，均呈現沿晶之脆性破壞現象，在整個裂縫斷面中都是晶粒的界面，在晶界間仍可依析看出微裂紋的存在，另在靠近熔池附近亦可明顯看出各晶粒的界面不會十分尖銳且在各晶粒間存有一些圓滑的小洞，此區域因受不同之熱循環作用後，晶粒粗大化與微區域產生熔化現象，造成強度甚低且無法承受因溫度下降所產生的收縮應力，進而就形成了液化裂縫。再依據Hemsworth, Boniszewsky與Easton等人研究指出，熱影響區裂縫主要為液化熱裂縫(Liquation cracking)與延性降低熱裂縫(Ductility-dip cracking)，透過掃描式電子顯微鏡分析結果顯示，本實驗之四種金屬材料都屬於液化熱裂，而熱影響區的

液化熱裂有二種情況:一為熱影響區之晶界有偏析之合金或雜質成份進而降低該處的熔點，在銲接過程中生成液化膜；二為純粹由晶界的液化，因為晶界在材料的凝固過程中是最後凝固的，因此該處的熔點溫度最低，在銲接過程中，熱影響區之部分熔融區的部分晶界將會熔化。

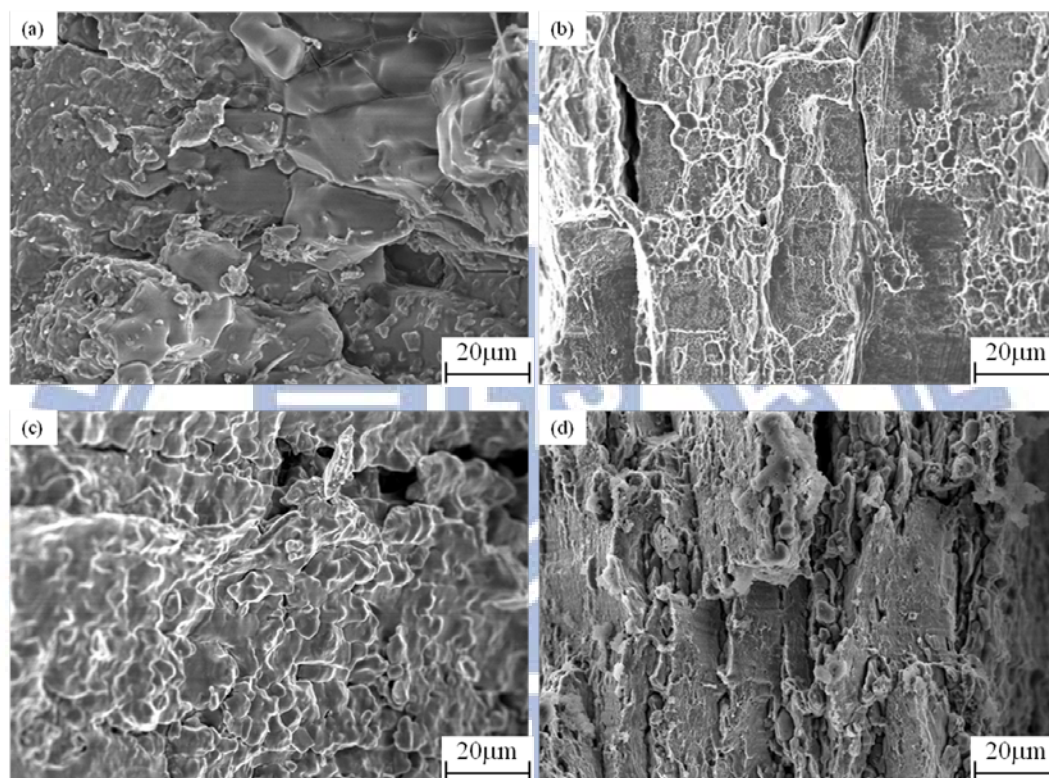


圖 4-24 熱影響區熱裂縫破斷表面組織 SEM 觀察 (a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(d)M9H4

#### 4.2.7 部份熔融區 EDS 分析

本研究針對M6、M7B、M7E、M9H4四種含鈦鋁合金在銲接金屬熱影響區(W.M.HAZ)之部分熔融區(PMZ)進行EDS分析，透過不同熱循環歷程，以Spot mapping方式橫跨PMZ處之晶界掃描，以M6含鈦鋁合金為例，如圖4-25(a, b)顯示。圖4-25(a)顯示部份熔融區之組織結構，箭頭所指處為放大後EDS取樣分析範圍。圖4-25(b)顯示由A至B

橫跨兩晶粒間，沿著AB路徑擷取銅成份之Spot mapping情形。再透過圖4-26(a~b)結果顯示，M6與M9H4二種合金金屬在晶界附近均有Cu偏析的現象，其中在一次熱循環時，Cu在晶界的含量分別為M6- 9.07wt%；M9H4- 3.28 wt%；二次熱循環時，在晶界的Cu含量較一次熱循環增加，分別為M6- 11.47 wt%；M9H4- 8.31 wt%，三次熱循環時，在晶界的Cu含量部分又較二次熱循環增加，分別為M6- 14.49wt%；M9H4- 35.68wt%。經歷不同熱循環次數後，在晶界附近的Cu含量隨熱循環次數增加而增大，與母材具備之Cu含量M6- 1.06 wt%；M9H4- 2.09 wt%相較，在晶界處Cu含量提升相當大，顯示此二種合金在部份熔融區均有相當嚴重的Cu偏析情形。且隨著熱循環次數增加Cu在晶界處偏析量隨之增加。由於Cu在晶界的偏析使晶界附近Cu成份越靠近Al-Cu合金之共晶成份(33.2 wt% Cu)，如圖2-2所示。當在晶界附近的Cu含量越高易造成晶界熔點降低，使得M6與M9H4二種合金具有相當程度的熱裂敏感性。經由EDS分析瞭解，部份熔融區的熱裂機制，乃是透過Cu在晶界的偏析造成晶界熔點降低並產生晶界液化所形成的熱裂情形。另，由於以EDS分析在M7B與M7E二種鋁銦合金並無發現Cu元素的偏析，且由表3-2瞭解Mg、Zn溶質元素為7系列鋁合金可形成析出強化相的主要添加元素，其含量分別為M7B-1.46 wt %Mg、6.37wt %Zn；M7E-1.7 wt %Mg、5.96wt %Zn；M9H4-1.75 wt %Mg、8.74wt %Zn，透過多重熱循環後，在晶界附近的Mg、Zn溶質元素分佈，如圖4-27、4-28所示。在Zn元素分佈方面，歷經三種不同熱循環，如圖4-27(a~c)顯示，與原材成份相較有上升約M7B-1.25 wt %Zn、M7E-0.41 wt %Zn、M9H4-0.65 wt % Zn，顯示在部份熔融區晶界處在受熱循環歷程影響Zn元素含量增加。並從EDS分析結果瞭解，在晶界並無特別突出的含量，惟M9H4在經歷二、三熱



循環歷程在Zn含量有明顯增加，顯示Zn元素是在晶粒內其含量提升，與Mg元素在基地內相互結合形成MgZn<sub>2</sub>相的結果，總體瞭解Zn元素在M7B、M7E、M9H4含鈦鋁合金內受熱循環歷程影響平均含量為M7B-7.62 wt %Zn、M7E-6.37 wt %Zn、M9H4-7.94 wt %Zn。在Mg元素分佈方面，歷經三種不同熱循環，如圖4-28(a~c)顯示，整體雖有微幅波動但可看出並無太大差異，且平均約為M7B-1.97 wt %Mg、M7E-1.74 wt %Mg、M9H4-1.23 wt %Mg，顯示與受熱循環過程前之原材成份相較，對於Mg元素僅微幅波動其中M7B上升約0.5wt %、M9H4上升約1.2wt %，M7E則無明顯的影響。因此從上述結果並依據相關研究指出，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%、Mg 含量為2.0-5.0 wt%、Zn 含量為4.0-5.0 wt%時，其熱裂敏感性最高，瞭解M7B的材料熱裂敏感性是較M7E高，也就是M7B>M7E>M9H4，此部份分析結果與前一章節之”不同材料之熱裂敏感性比較”結果相符。再就四種含鈦鋁合金熱裂機制而言，M6與M9H4均在熱影響區之晶界有Cu元素偏析進而降低該處的熔點，在銲接過程中生成液化膜之液化熱裂機制；M7B、M7E除了在Zn元素含量在熱影響區之晶界附近有提升外，Mg含量則無明顯地增加，顯示為純粹由晶界的液化，因為晶界在材料的凝固過程中是最後凝固的，因此該處的熔點溫度最低，在銲接過程中，熱影響區之部分熔融區的部分晶界將會熔化。

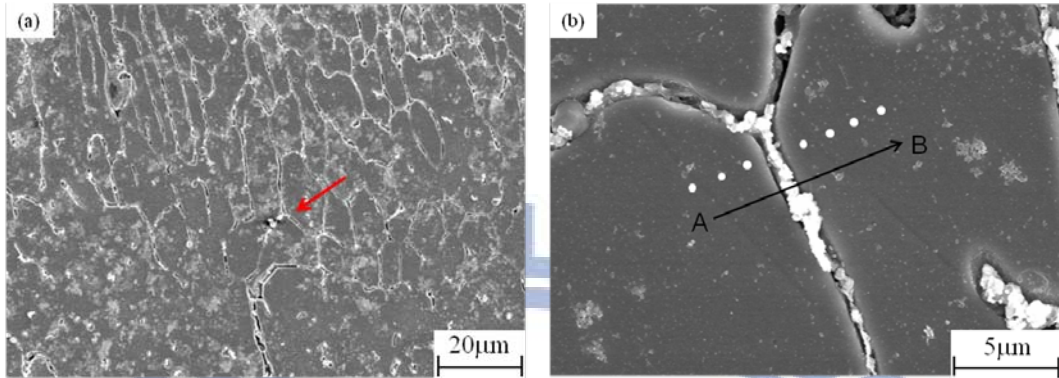


圖 4-25 部份熔融區 SEM 觀察及 EDS 分析情形

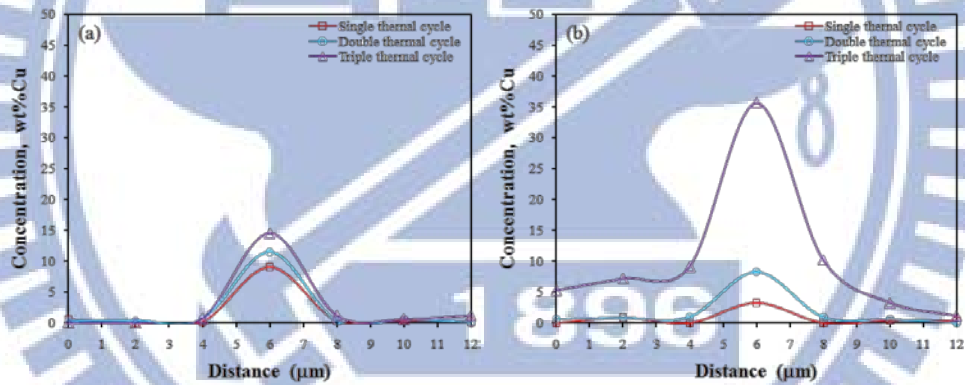


圖 4-26 部份熔融區晶界處，在不同熱循環歷程下經 EDS 分析 Cu 偏析之狀態，(a)M6；(b)M9H4

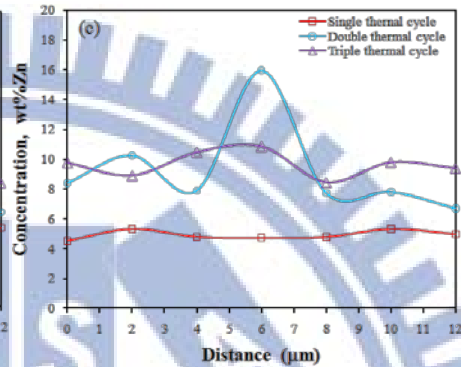
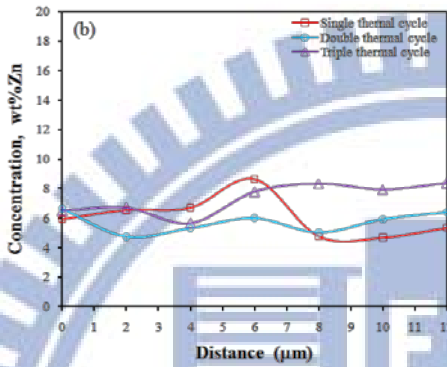
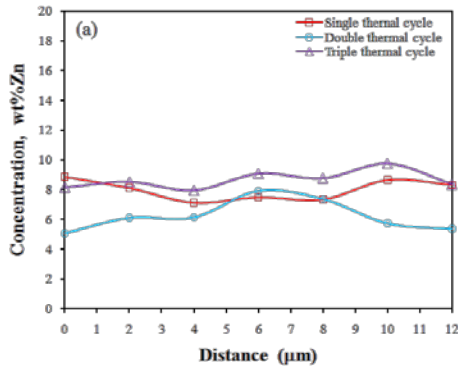


圖 4-27 經不同熱循環歷程之 EDS 分析，Zn 元素在部份熔融區晶界處之分佈狀態，(a)M7B；(b)M7E；(c)M9H4

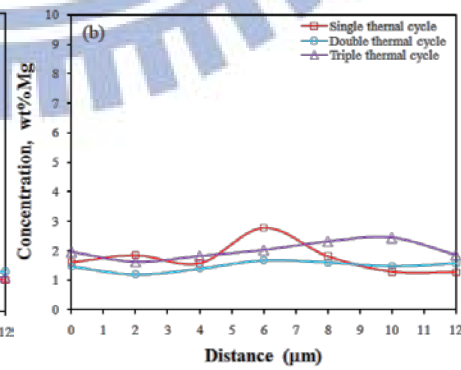
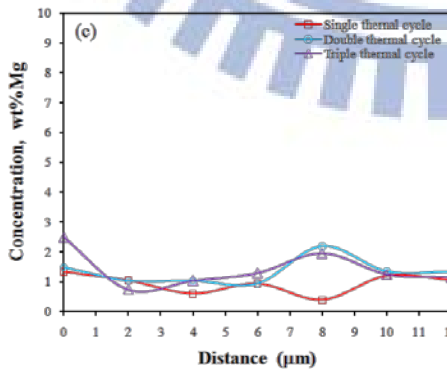
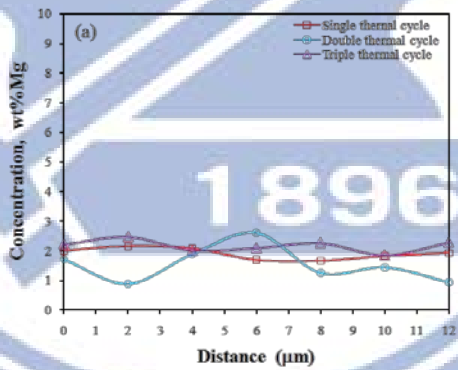


圖 4-28 經不同熱循環歷程之 EDS 分析，Mg 元素在部份熔融區晶界處之分佈狀態，(a)M7B；(b)M7E；(c)M9H4

## 4.3 高強度鋁合金異質銲接與銲後熱處理研究

### 4.3.1 機械性質評估

#### 4.3.1.1 拉伸試驗

由圖 4-29(a、b)與 4-30(a、b、c)分別顯示，A7050 與 A7075 同種對接銲與兩者異質銲接，採用不同填料金屬並經銲後各式熱處理製程之拉伸性質比較。兩者同種或異質銲件無論經過何種熱處理，均斷裂在銲道，此乃因 A7050 與 A7075 兩者母材的強度經銲接後，雖然母材熱影響區部位強度會降低，但仍高於填料金屬 ER5183、ER5356 與 ER5556 之銲道強度。由圖中並配合表 3-11 同種銲接實驗組別與表 3-12 異質銲接實驗組別之試片編號可清楚瞭解，各式熱處理所呈現出的結果，熱處理對於銲道強度的提升亦有不可忽視的效果。在銲後未經熱處理即 T1 的銲道強度，圖 4-29(a、b)之 A1、B1、C1、D1、E1 與 F1 與圖 4-30(a、b、c)之 G1、H1 與 I1 的試片其銲道強度均為最低狀態，顯示經由銲接過程，不管是 A7050、A7075 對接或 7050/7075 異質對接，其銲道強度均遠低於母材試片。其中 A7050、A7075 母材之極限強度 (Ultimate tensile strength, UTS) 分別為 521MPa 及 569MPa；降伏強度 (Yielding strength, YS) 分別為 465MPa 及 501MPa；伸長率 (Elongation, EL) 分別為 11%。因此，再與表 4-1~ 表 4-3 比較瞭解，在銲後未進行任何熱處理狀態(T1)，其銲道的接合強度僅約為 60%的母材強度，顯示銲後銲道強度的是大幅地低。

銲後透過固溶處理(T4)後可逐步地改善銲道的強度，可藉由圖 4-29(a、b) 之 A2、B2、C2、D2、E2、F2 與 4-30(a、b、c)之 G2a、G2b、H2a、H2b 與 I2a、I2b 顯示，不管在 UTS、YS 與 EL 均有大幅地增加，主要是透過固溶處理將溶質再溶入基地內形成過飽和狀態，並促使水淬後的溶質慢慢析出增強其基地強度，但由於此階段受限於

析出過程屬不穩定的強化階段，故通常進行固溶處理後均會再執行人工時效。但就銲後固溶處理後銲道強度則可較未熱處理(T1)高約10~20%的強度；若與母材強度相較此階段銲道強度均可恢復至約75%~80%的母材強度，如表 4-1~4-3 所示。

固溶處理後再執行人工時效處理(T6)，在實驗過程可將銲道強度提升至最高狀態，實驗中 A7050 與 A7075 合金無論同種或異質銲接，所採用不同填料金屬 ER5183、ER5356 與 ER5556 經頂時效(T6)處理後，均可達到最高強度，如 4-29(a、b) 之 A3、B3、C3、D3、E3、F3 與 4-30(a、b、c)之 G3a、G3b、H3a、H3b 與 I3a、I3b 顯示。在 A7050 對接方面，所採用的不同填料銲接過程，又以對接採用 ER5556 之填料獲得較佳的銲道機械強度，其 UTS、YS 分別恢復至約母材強度的 93%、96%，如表 4-1 所示。在 A7075 對接方面，所採用的不同填料銲接過程整體比較，亦與 A7050 對接方面有一致結果，採用 ER5556 之填料獲得較佳的銲道機械強度，其 UTS、YS 分別恢復至約母材強度的 88%、94.8%，如表 4-2 所示。在 A7050/A7075 對接銲，由於採用兩種材料對接銲，所以在固溶處理時就將試片分別以兩組的方式進行不同之固溶處理溫度後，再執行人工時效，如表 3-9 所示。因此，在 A7050/A7075 對接銲均各有兩組來自不同固溶處理溫度的實驗試片，在表 4-3 比較 T6 可明顯發現，不管採用何種填料在降伏強度方面，以採用固溶溫度 477°C 的 T6a 系列之熱處理程序擁有較佳的銲後熱處理機械強度。如再比較填料對強度上的差異，又以 ER5356 與 ER5556 填料具備較佳的銲後強度恢復量，如與 A7050 母材強度相較銲後銲道強度 UTS、YS 均可恢復至 95% 以上之母材強度；與 A7075 母材相比其銲後銲道強度 UTS、YS 則可恢復至 89% 以上之母材強度。表 4-3 顯示，在 T6 階段，雖採用 ER5356 與 ER5556 填料軍可得

到較佳強度，其中又以 ER5356 作為 A7050/A7075 對接銲填料更具備銲後銲道機械強度之恢復能力，主要是在此階段在前製程(固溶處理溫度)不管採用 477°C 或 466°C 均可將銲後銲道恢復達到約與母材同等強度。

根據相關文獻指出，7000 系列鋁合金在經 T6 頂時效熱處理具有尖峰強度的情況下，亦受到應力腐蝕破壞，尤其在含有氯的環境下及厚件的短橫軸方向更為顯著<sup>[5,95-96]</sup>。因此，T73 過時效(Over aging)可有效提升抗應力腐蝕破壞能力，但過時效處理卻會造成與 T6 尖峰強度相較，損失了約 10~15% 的機械強度<sup>[5]</sup>。本實驗試片經 T6 頂時效後再透過過時效處理，其銲後銲道機械強度分別如圖 4-29(a、b) 之 A4、B4、C4、D4、E4、F4 與 4-30(a、b、c) 之 G4a、G4b、G4ac、G4bc、H4a、H4b、H4ac、H4bc 與 I4a、I4b、I4ac、I4bc 顯示。由於 T73 試片均經歷固溶熱處理，因此試片熱處條件與試片類別，分別以圖 3-14、表 3-9 與表 3-12 表示，另從表 4-3 從 T73 與 T6 相較，確實 T73 試片歷經固溶到過時效處理，其強度試確實有微幅下降。主要過時效熱處理是讓材料內部結構在熱處理過程藉由在較高溫(177°C)與較長時間，使無析出帶的溶質擴散至晶界，加上晶界析出物之間彼此的擴散，所以晶界析出物較頂時效熱處理大，其間的距離也增大，因此其析出物型態是以尺寸較大的且分佈較稀疏之半整合的中間相及不整合的穩定相為主<sup>[5]</sup>。所以在 A7050、A7075 對接銲之試片 A4、B4、C4、D4、E4 及 F4 相比較 A3、B3、C3、D3、E3 與 F3 試片，其整體強度是略低於頂時效熱處理過程；但過時效處理則可提升整體材料之抗應力腐蝕性能，以補足頂時效高應力腐蝕敏感性之缺憾。在 A7050/A7075 對接銲方面，因考量交互關係之比較，試片區分為 T73a、T73b、T73ac 與 T73bc，處理條件如下：

- 1.T73a 是 477°C/50min.固溶後，進行 121°C/14hrs.+177°C/12hrs.之過時效熱處理；
- 2.T73ac 是 477°C/50min.固溶後，進行 107°C/6.5hrs.+163°C/27hrs.之過時效熱處理；
- 3.T73b 是 466°C/50min.固溶後，進行 121°C/14hrs.+177°C/12hrs.之過時效熱處理；
- 4.T73bc 是 466°C/50min.固溶後，進行 107°C/6.5hrs.+163°C/27hrs.之過時效熱處理。

由表 4-3 結果顯示，在使用不同填料的狀況下，T73a、T73ac 其銲道強度 UTS、YS 均達到 90%以上之母材強度，其中在降伏強度方面使用填料 ER5356>ER5556>ER5183；在 T73b、T73bc 方面亦是有相同趨勢。若是 T73ac、T73bc 相較，在 YS 方面，不管採用何種填料其銲道強度均可恢復至母材水準，顯示透過銲後熱處理不僅可消彌銲接接合處之機械強度弱化現象，有效地維持原材料的強度水準。

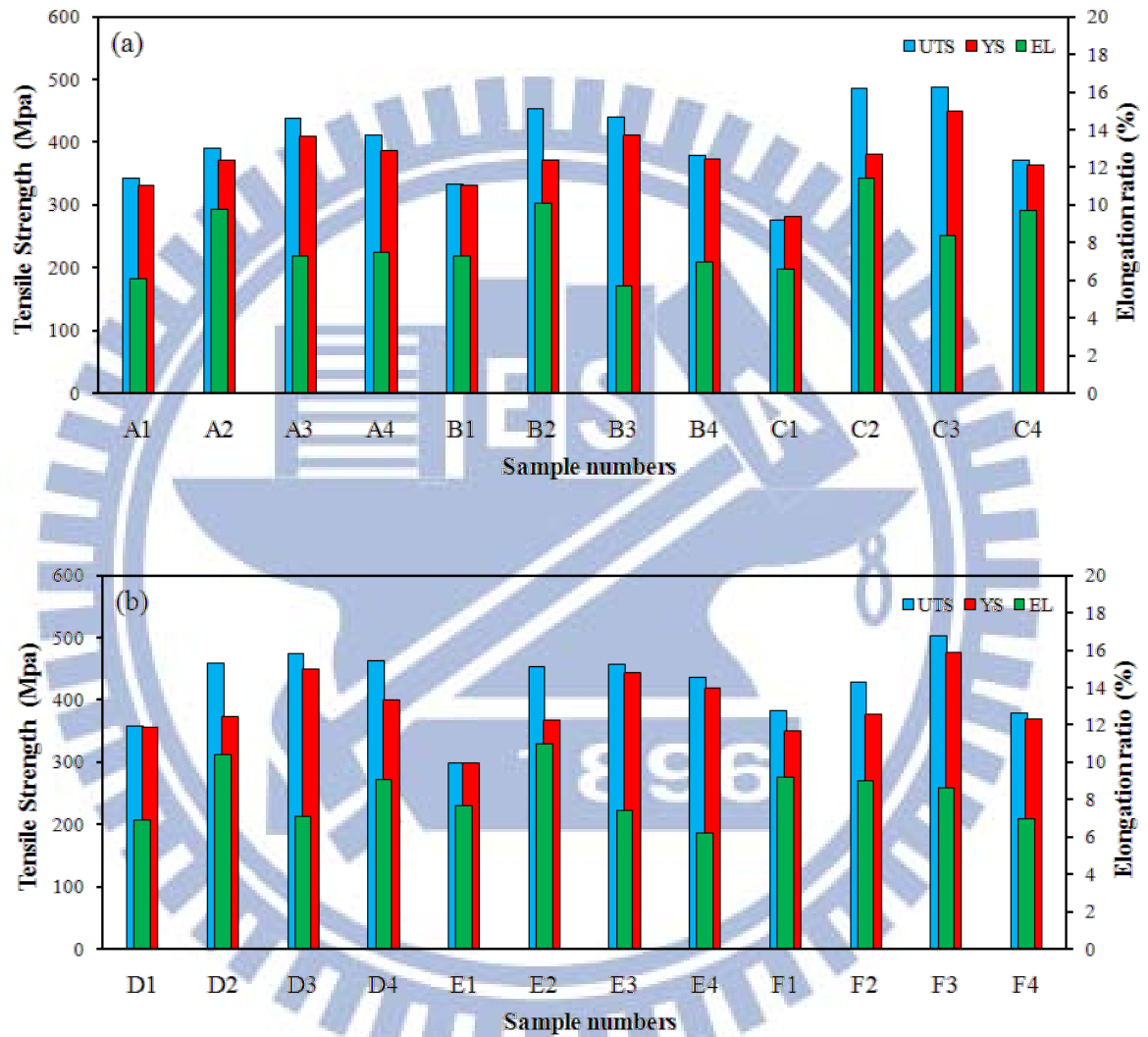


圖 4-29 鋁後熱處理之拉伸數據比較 (a)A7050 對接鋁；(b) A7075 對接鋁



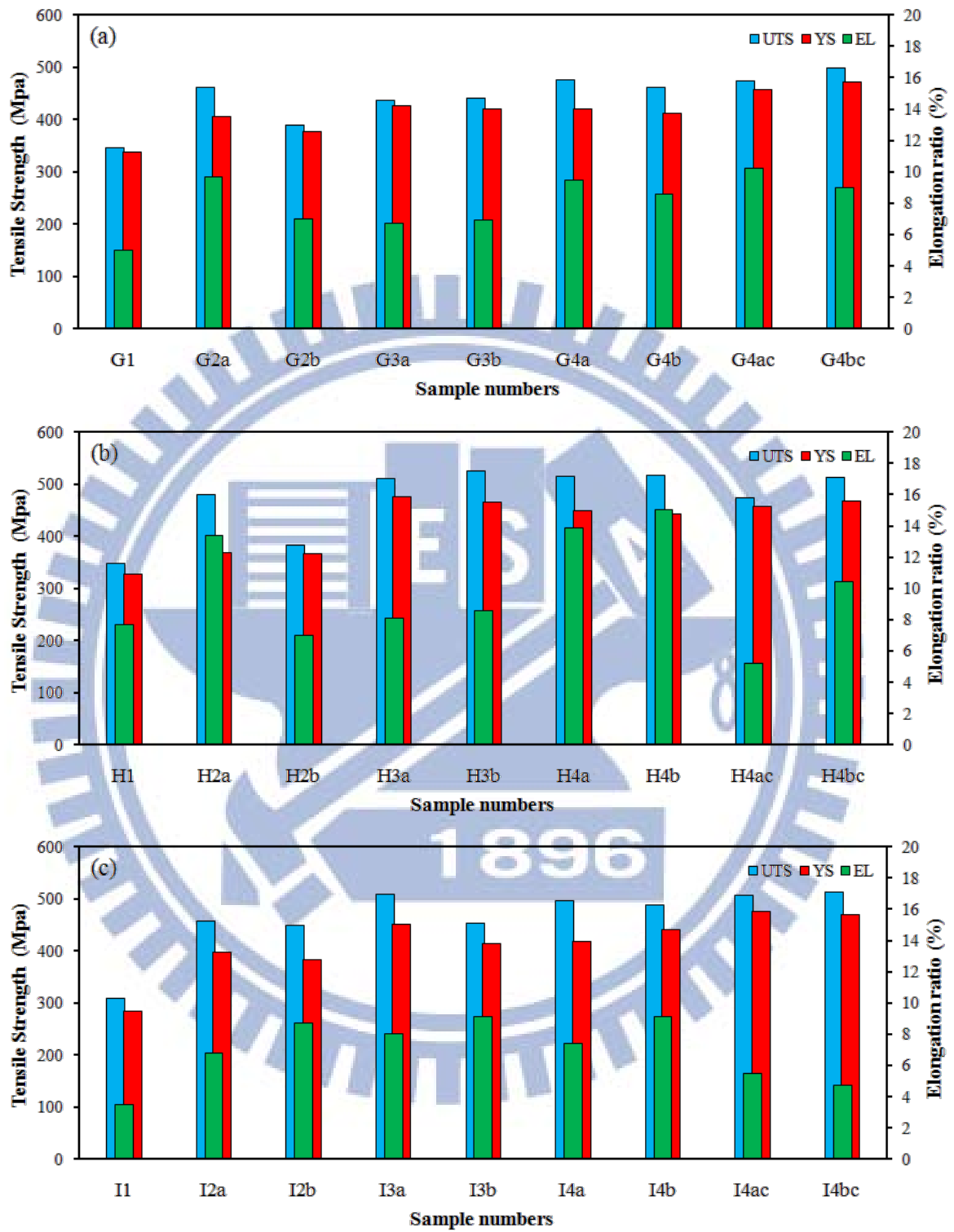


圖 4-30 銲後熱處理之拉伸數據比較 (a)A7050/A7075-5183 對接  
銲；(b) A7050/A7075-5356 對接銲；(c) A7050/A7075-5556 對接銲

表 4-1 A7050 對接銲採用不同填料之拉伸強度比較表

熱處理狀態		T1	T4	T6	T73
7050/7050 (5183)	UTS	343.3892	389.6958	438.9523	410.6895
	%UTS <sub>BM</sub>	65.5%	74.4%	83.8%	78.4%
	YS	330.432	370.3892	410.369	386.563
	%YS <sub>BM</sub>	70.5%	79.0%	87.5%	82.4%
7050/7050 (5356)	UTS	333.4261	453.0672	439.3379	378.7829
	%UTS <sub>BM</sub>	63.6%	86.5%	83.8%	72.3%
	YS	330.3879	371.672	411.8793	372.6527
	%YS <sub>BM</sub>	70.4%	79.2%	87.8%	79.5%
7050/7050 (5556)	UTS	276.1608	485.4292	488.3712	370.6914
	%UTS <sub>BM</sub>	52.7%	92.6%	93.2%	70.7%
	YS	281.4509	381.4787	450.1252	363.8267
	%YS <sub>BM</sub>	60.0%	81.3%	96.0%	77.6%

表 4-2A7075 對接銲採用不同填料之拉伸強度比較表

熱處理狀態		T1	T4	T6	T73
7075/7075 (5183)	UTS	357.9427	458.9512	473.6612	462.8739
	%UTS <sub>BM</sub>	62.6%	80.2%	82.8%	80.9%
	YS	355.9814	373.6374	449.1446	400.1113
	%YS <sub>BM</sub>	70.8%	74.3%	89.3%	79.5%
7075/7075 (5356)	UTS	298.1222	453.0672	456.9899	435.4153
	%UTS <sub>BM</sub>	52.1%	79.2%	79.9%	76.1%
	YS	298.1802	367.7494	443.2606	419.7246
	%YS <sub>BM</sub>	59.3%	73.1%	88.1%	83.4%
7075/7075 (5556)	UTS	383.44	428.5506	503.0811	379.5754
	%UTS <sub>BM</sub>	67.0%	74.9%	88.0%	66.4%
	YS	351.0781	377.556	476.6032	368.73
	%YS <sub>BM</sub>	69.8%	75.1%	94.8%	73.3%

表 4-3 A7050/A7075 對接銲採用不同填料之拉伸強度比較表

熱處理狀態	T1		T4			T6			T73		
			T4a	T4b	T6a	T6b	T73a	T73ac	T73b	T73bc	
	UTS	%UTS <sub>50BM</sub>									
7075/7075 (5183)	346.1747		461.8932	389.324	437.3766	441.2993	475.6225	474.6419	461.8932	498.1778	
	<b>66.1%</b>		<b>88.1%</b>	<b>74.3%</b>	<b>83.5%</b>	<b>84.2%</b>	<b>90.8%</b>	<b>90.6%</b>	<b>88.1%</b>	<b>95.1%</b>	
	<b>60.5%</b>		<b>80.8%</b>	<b>68.1%</b>	<b>76.5%</b>	<b>77.2%</b>	<b>83.2%</b>	<b>83.0%</b>	<b>80.8%</b>	<b>87.1%</b>	
	337.3488		405.0146	376.5754	426.5893	420.7053	420.7053	456.9899	410.8986	470.7192	
	<b>71.9%</b>		<b>86.4%</b>	<b>80.3%</b>	<b>91.0%</b>	<b>89.7%</b>	<b>89.7%</b>	<b>97.4%</b>	<b>87.6%</b>	<b>100.4%</b>	
	<b>67.1%</b>		<b>80.5%</b>	<b>74.9%</b>	<b>84.8%</b>	<b>83.6%</b>	<b>83.6%</b>	<b>90.9%</b>	<b>81.7%</b>	<b>93.6%</b>	
7075/7075 (5356)	347.1554		480.5259	382.3759	510.1926	524.6279	515.8298	474.6419	516.8105	513.8685	
	<b>66.3%</b>		<b>91.7%</b>	<b>73.0%</b>	<b>97.4%</b>	<b>100.1%</b>	<b>98.4%</b>	<b>90.6%</b>	<b>98.6%</b>	<b>98.1%</b>	
	<b>60.7%</b>		<b>84.0%</b>	<b>66.8%</b>	<b>89.2%</b>	<b>91.7%</b>	<b>90.2%</b>	<b>83.0%</b>	<b>90.4%</b>	<b>89.8%</b>	
	327.5421		367.7494	365.7046	475.6225	465.8159	448.1639	456.9899	443.2606	466.7965	
	<b>69.8%</b>		<b>78.4%</b>	<b>78.0%</b>	<b>101.4%</b>	<b>99.3%</b>	<b>95.6%</b>	<b>97.4%</b>	<b>94.5%</b>	<b>99.5%</b>	
	<b>65.1%</b>		<b>73.1%</b>	<b>72.7%</b>	<b>94.6%</b>	<b>92.6%</b>	<b>89.1%</b>	<b>90.9%</b>	<b>88.1%</b>	<b>92.8%</b>	
7075/7075 (5556)	307.9288		457.9706	448.1639	507.9845	454.0479	497.1972	507.0038	488.3712	513.8685	
	<b>58.8%</b>		<b>87.4%</b>	<b>85.5%</b>	<b>96.9%</b>	<b>86.7%</b>	<b>94.9%</b>	<b>96.8%</b>	<b>93.2%</b>	<b>98.1%</b>	
	<b>53.8%</b>		<b>80.1%</b>	<b>78.4%</b>	<b>88.8%</b>	<b>79.4%</b>	<b>86.9%</b>	<b>88.6%</b>	<b>85.4%</b>	<b>89.8%</b>	
	283.4122		398.15	382.4594	450.1252	414.8213	418.744	476.6032	441.2993	468.56	
	<b>60.4%</b>		<b>84.9%</b>	<b>81.5%</b>	<b>96.0%</b>	<b>88.4%</b>	<b>89.3%</b>	<b>101.6%</b>	<b>94.1%</b>	<b>99.9%</b>	
	<b>56.3%</b>		<b>79.2%</b>	<b>76.0%</b>	<b>89.5%</b>	<b>82.5%</b>	<b>83.2%</b>	<b>94.8%</b>	<b>87.7%</b>	<b>93.2%</b>	

註: %UTS<sub>50BM</sub>、%YS<sub>50BM</sub> 代表與母材 A7050；%UTS<sub>75BM</sub>、%YS<sub>75BM</sub> 代表與母材 A7075 之強度比較

在A2024/A7050異質銲接方面，於上述之A7050/A7075異質對接銲結果顯示，銲後熱處理可改善銲接結合處之機械強度，再透過圖4-31明顯看出並比較A2024/A7050各組異質銲接試片之UTS、YS與EL。配合表4-12比較瞭解，A2024/A7050各組異質銲後在T1自然時效組(L1、K1、M1)，其UTS、YS以採ER2319填料具有較高之機械性質，純粹以A2024對接瞭解，銲後未處理況態(T1)，其銲道銲後強度僅為約母材60%強度，這與A7050、A7075對接銲相較尚屬偏低，且A2024/A7050採用ER5356銲條之異質銲接則銲道強度均較A2024/A2024差，僅在採用ER2319填料之異質銲接約可保持與A2024/A2024一致。但透過T4固溶處理(L2、K2、M2)，其相關之機械強度均有大幅地改善。

人工時效處理在A2024/A7050異質銲接情況下，固溶處理+人工時效(L3、K3、M3)之UTS、YS之強度，改善了原先未處理(T1)之銲道弱化現象，在UTS、YS方面差異不大，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。如與A2024母材之YS比較，三種的銲接狀況均可恢復至80%以上之A2024母材強度。但與A7050母材相較其強度僅為60%上下。因此，A2024/A7050異質銲接如造成斷裂，其斷裂處會靠近A2024之銲道側。總體而言，銲後熱處理可有效地將銲道強度提升性能，並降低異質銲接銲道弱化現象。

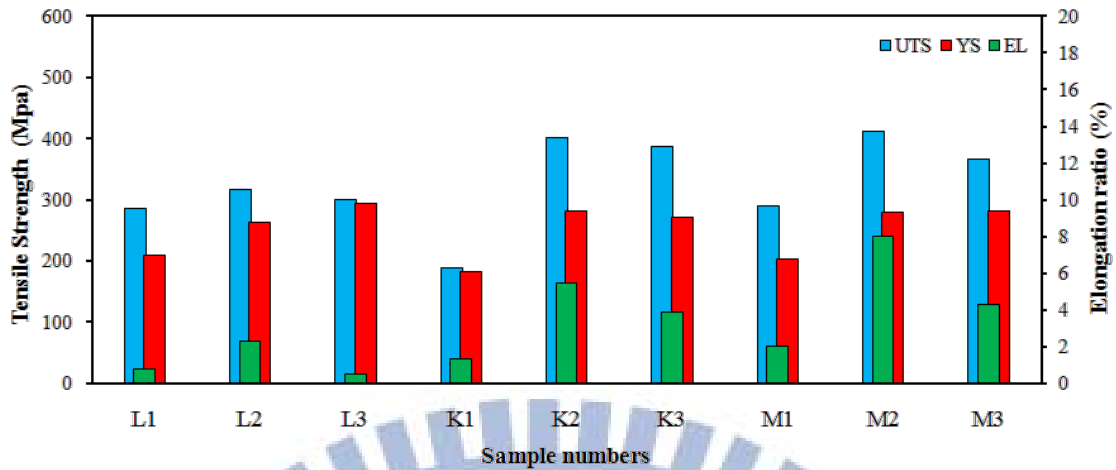


圖 4-31 2024/7050 異質銲接銲後熱處理之拉伸數據比較

表 4-4 A2024/A7050 異質對接銲採用不同填料之拉伸強度比較表

熱處理狀態		T1	T4	T6
2024/2024 (2319)	UTS	285.79	317.73	299.325
	%UTS <sub>24BM</sub>	61.5%	68.3%	64.4%
	YS	209.05	262.12	294.92
	%YS <sub>24BM</sub>	64.5%	80.9%	91.0%
2024/7050 (5356)	UTS	188.87	402.23	387.88
	%UTS <sub>24BM</sub>	40.6%	86.5%	83.4%
	%UTS <sub>50BM</sub>	36.0%	76.8%	74.0%
	YS	182.09	282.25	271.25
	%YS <sub>24BM</sub>	56.2%	87.1%	83.7%
	%YS <sub>50BM</sub>	38.8%	60.2%	57.8%
2024/7050 (2319)	UTS	290.6	411.56	365.602
	%UTS <sub>24BM</sub>	62.5%	88.5%	78.6%
	%UTS <sub>50BM</sub>	55.5%	78.5%	69.8%
	YS	203	279.57	282.133
	%YS <sub>24BM</sub>	62.7%	86.3%	87.1%
	%YS <sub>50BM</sub>	43.3%	59.6%	60.2%

### 4.3.1.2 微硬度試驗

#### 4.3.1.2.1 A7050 鋁合金對接銲

由圖 4-32(a~c)顯示，A7050 鋁合金板材以對接銲方式，採 ER5183、ER5356 及 ER5556 之填料，其銲後與銲後熱處理之銲道微硬度分佈圖。經銲接過程之短暫熱循環影響後，在銲道熔融區、熱影響區硬度均呈顯大幅下降，並藉由銲後熱處理提升銲道受熱影響之區域的硬度。

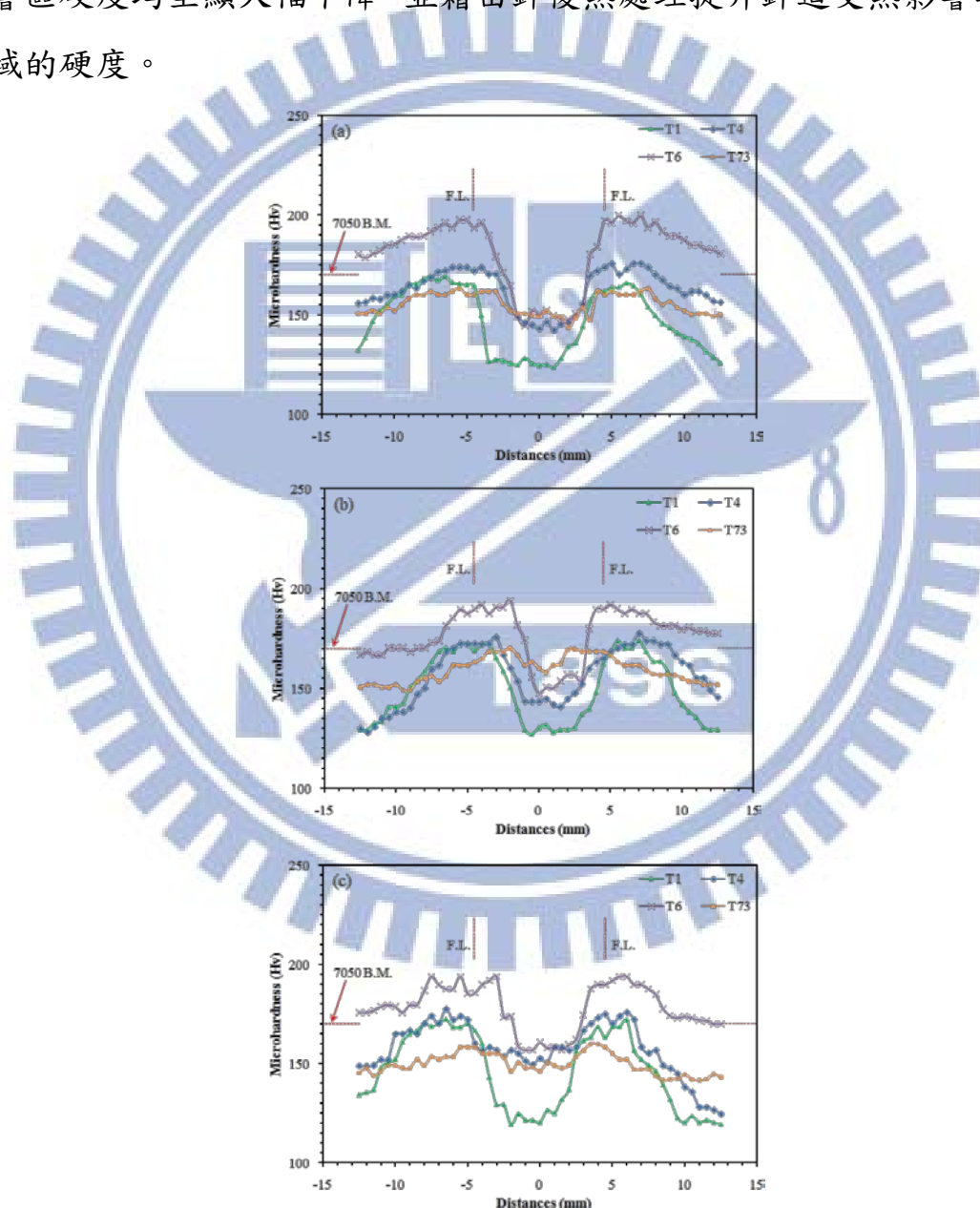


圖 4-32 A7050 對接銲後熱處理之微硬度比較 (a) 採用 ER5183 銲條；(b) 採用 ER5356 銲條；(c) 採用 ER5556 銲條

再藉由圖 4-33(a)顯示，經由銲後 14 天自然時效且尚未熱處理之 T1 過程微硬度，銲後銲道熔融區之硬度值明顯地較母材低，尤其在熔融區處所呈現之微硬度值又較熱影響區之微硬度值低，顯示熔融區硬度在銲後呈現最為軟弱，與母材微硬度(約 170Hv)相較，銲後銲道熔融區之硬度約下降 23% ~ 29%，且經三種不同料填料的結果差異不大。透過銲後熱處理，經 477°C 持溫 50 分鐘之固溶處理(T4)後置放 14 天自然時效，銲道熔融區硬度大幅提升，約低於母材硬度的 10% ~ 16%，顯示固溶處理後自然時效，過飽和固溶體溶質析出產生硬化效果，造成硬度提升，如圖 4-33(b)所示。

再經由 121°C 持溫 24 小時執行 T6 頂時效(Peak ageing)，如圖 4-33(c)顯示，除熔融區硬度提升外在熱影響區亦大幅提升經銲接後之銲道硬度。透過 T6 處理可使材料獲得最高的強度，此部分可詳見拉伸測試 4.3.1.1 章節。主要是析出物形態在晶界內為致密性高且尺寸小之整合的 G. P. zones 及半整合的中間相  $\eta'$ ，而在晶界上則析出較小而相鄰緊密的穩定相  $\eta$ ，且無析出帶(Precipitate free zone)的寬度較窄。固然透過 T6 頂時效可獲得較強之機械性質，但析出物形態與分佈亦造成高的應力腐蝕敏感性。

因此，由圖 4-33(d)顯示，經由 121°C 持溫 14 小時與 177°C 持溫 12 小時之 T73 過時效熱處理，銲道熔融區與熱影響區具備均勻的硬度分佈，其平均約為 152Hv，但其硬度與 T6 相較是較低於 T6，主要是過時效熱處理過程時間相對較長且其溫度較高，進而造成無析出帶的溶質擴散至晶界，加上晶界析出物之間彼此的擴散，所晶界析出物較 T6 熱處理大。

A7050 板材對接銲，透過銲後熱處理，在 T73 過時效處理於熔融區及熱影響區間均可獲得低於母材硬度約 10% 的硬度銲道特性，此外

經採用三種不同填料鋁材，在 T73 過時效處理中又以 ER5356 之鋁材在熔融區較其他二種鋁材具備高的硬度，幾乎恢復至與母材同等水平；在熱影響區方面則三種填料的影響幾乎並無太大差異性。

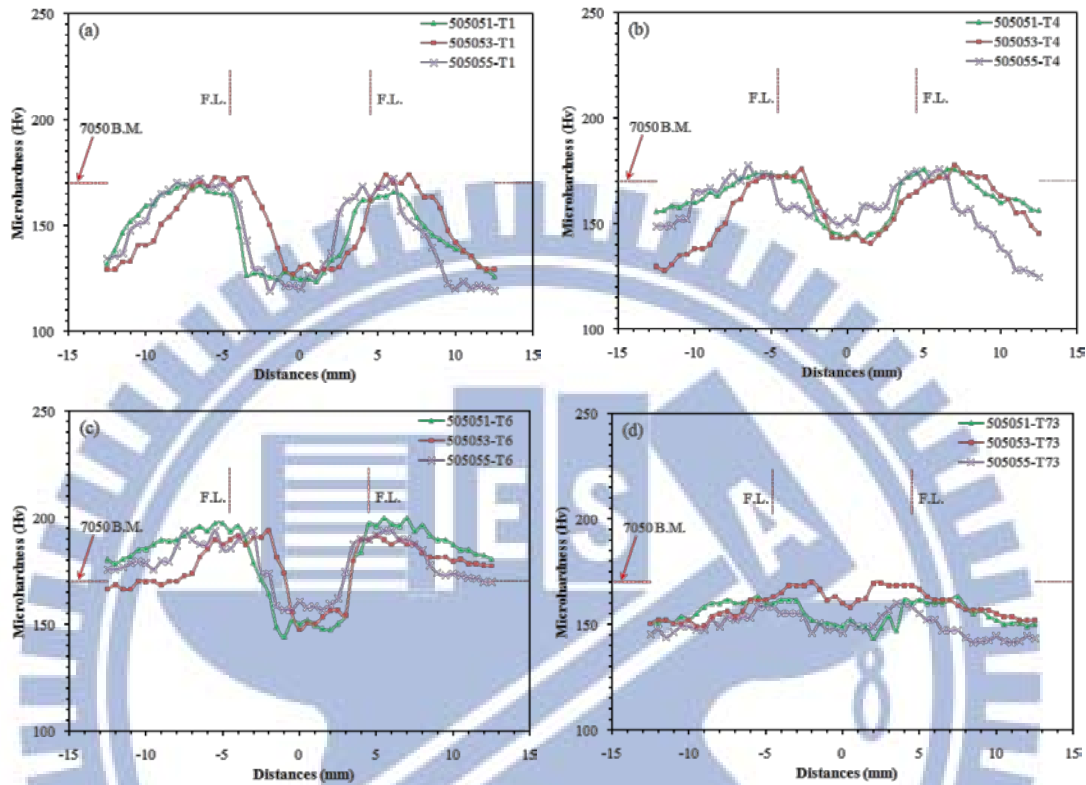


圖 4-33 A7050 對接鋁後熱處理之微硬度比較 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理

#### 4.3.1.2.2 A7075 鋁合金對接鋁

由圖 4-34(a~c)顯示，A7075 鋁合金板材以對接鋁方式，採 ER5183、ER5356 及 ER5556 之填料，其鋁後與鋁後熱處理之鋁道微硬度分佈圖。透過鋁接過程之短暫熱循環影響後，在鋁道熔融區、熱影響區硬度均呈顯大幅下降，並藉由鋁後熱處理提升鋁道受熱影響之區域的硬度。



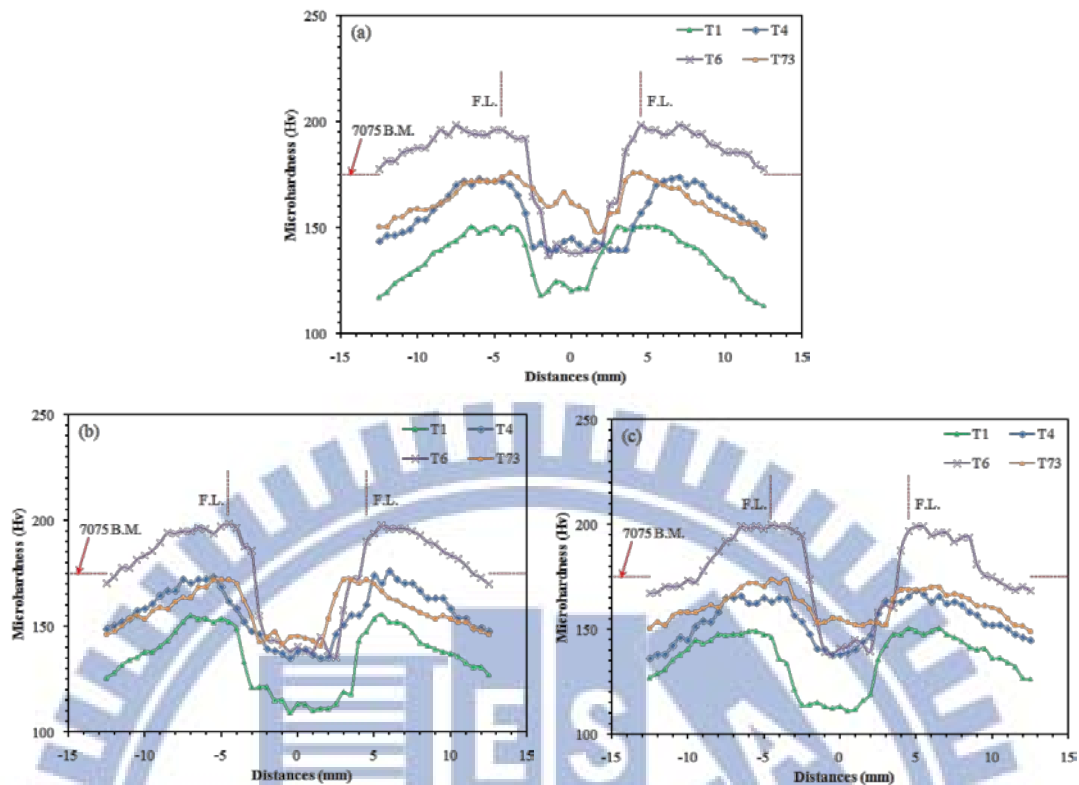


圖 4-34A7075 對接銲後熱處理之微硬度比較 (a) 採用 ER5183 銲條；(b) 採用 ER5356 銲條；(c) 採用 ER5556 銲條

銲後熱處理針對不同填料之銲道微硬度分佈瞭解，由圖 4-35(a) 顯示，經歷銲接熱影響後在熔融區、熱影響區均會有不同的硬度表現。其熔融區之硬度值明顯低於母材，也較熱影響區硬度值低。以 A7075 對接，填料使用 ER 5183 經自然時效 T1 試片為例，熔融區硬度值約在 126Hv；熱影響區硬度約為 138.98Hv；母材約有 175Hv，銲道熔融區硬度下降約 28%。再分別由圖 4-35(b ~ d) 顯示經過一系列的熱處理過程，經由不同的熱處理溫度控制方式，在熔融區內經由銲後自然時效 14 天的試片(T1)平均硬度只有 126Hv，經過固溶處理後 14 天自然時效(T4)平均硬度可達 146Hv，再以頂時效處理(T6)則可以達到 151Hv，與 T1 銲後未處理相較提升約 19%。

若試片經固溶處理後再經過時效處理(T73)後，熔融區硬度則會略降其硬度約為 148Hv，顯示在熱影響區部位經 T1 處理硬度值均為

銲後試片中硬度最弱，經 T4 處理後硬度略可提升，T6 頂時效處理硬度最大可達近 190Hv，其硬度較 T1 未熱處理試片提升約 24%，經 T73 處理後降為 156Hv。

A7075 對接銲中，材料銲後經過適當的熱處理程序有較佳的硬度表現，加入不同的填料因微量元素的改變亦造成對硬度產生些微的影響，綜合不同熱處理條件採用不同填料之硬度表現，與母材硬度相較，其硬度差異範圍約為 5~6% 內。換言之，填料金屬對硬度影響有限。

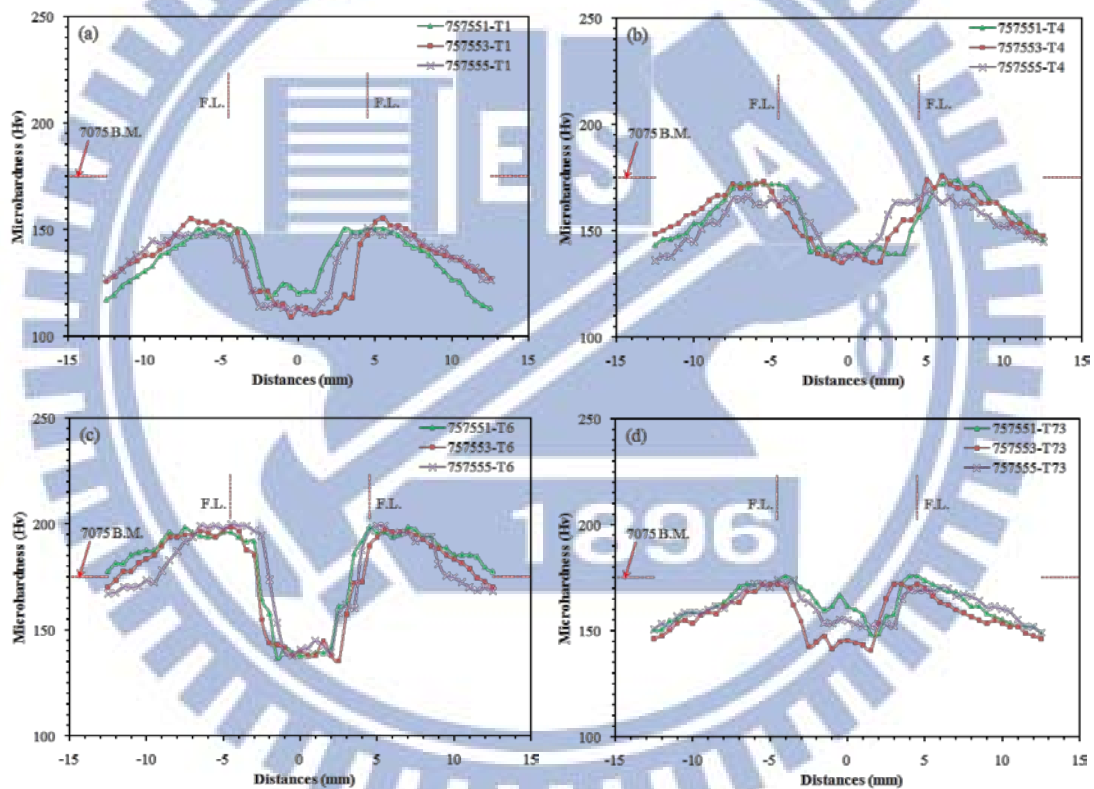


圖 4-35A7075 對接銲後熱處理之微硬度比較 (a)T1 處理；(b)T4 處理；(c)T6 處理；(d)T73 處理

#### 4.3.1.2.3 A7075/ A7050 鋁合金異質對接銲

由圖 4-36(a~c)顯示，A7075 與 A7050 鋁合金板材以異質方式進行對接銲，採 ER5183、ER5356 及 ER5556 之填料，其銲後與銲後熱處理之銲道微硬度分佈圖。透過銲接過程之短暫熱循環影響後，在銲道熔融區、熱影響區硬度均呈顯大幅下降，銲道部位硬度以銲後未熱處理最低，而藉由銲後熱處理都提升銲道受熱影響之區域的硬度。

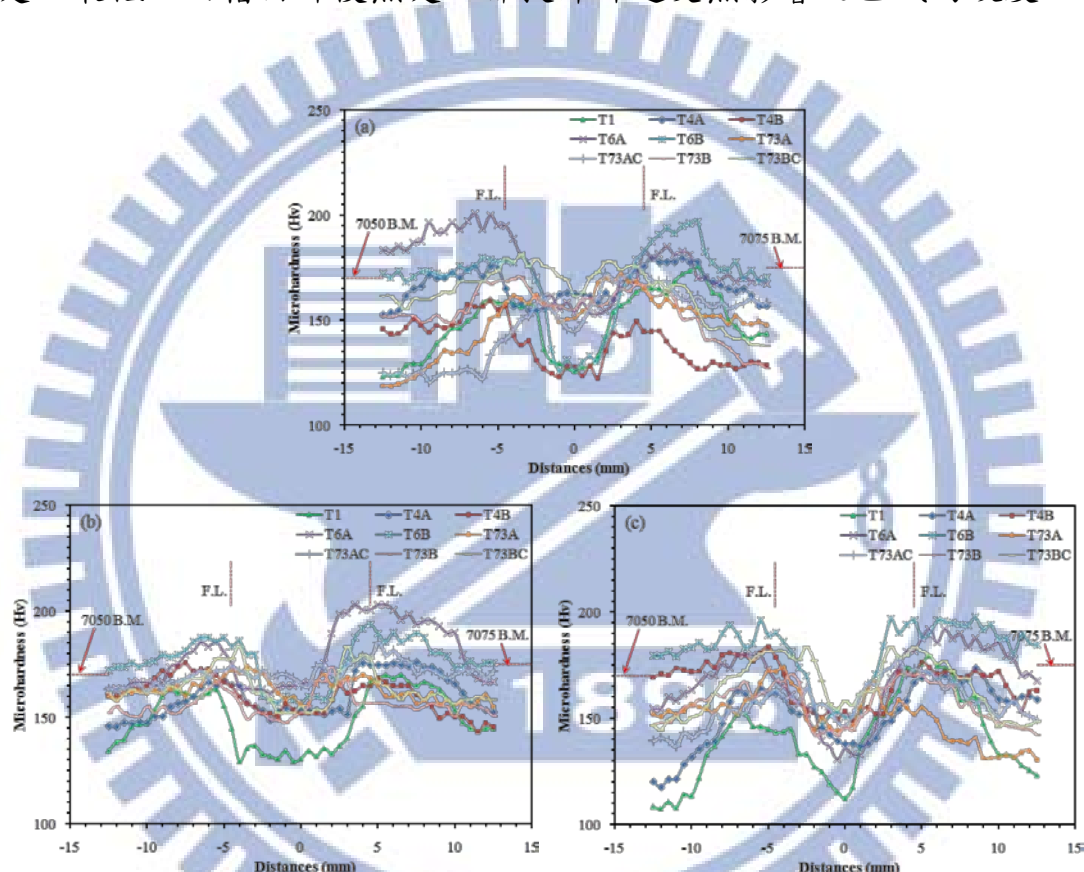


圖 4-36 A7050/A7075 對接銲後熱處理之微硬度比較(a) 採用 ER5183 銲條；(b) 採用 ER5356 銲條；(c) 採用 ER5556 銲條

再透過圖 4-37(a)顯示 A7075 與 A7050 異質銲後未經熱處理程序，針對不同填料之銲道微硬度分佈瞭解，經歷銲接短暫溫度影響後在熔融區、熱影響區均會有不同的硬度表現。在 A7075 側其熱影響區微硬度不管採用何種填料均高於 A7050 側，其中母材原始微硬度

亦是 A7075 > A7050。從 T1 處理，可看出熔融區之硬度值顯示其硬度明顯低於母材，也較熱影響區硬度值低。

當分別進行 477°C(即 T4A)、466°C(即 T4B)之固溶處理，如圖 4-37(b、c)顯示。當溶質全部溶入基地中而成為單一固溶體會隨固溶溫度而變異，固溶處理的溫度不得超過共晶溶解溫度，否則會發生沿晶溶解現象，也就是所謂的過熱(Overheating)。過熱容易造成淬裂以及機械性質劣化現象。因此在固溶溫度上下限內，固溶溫度取的越高其溶質原子擴散速率越快，溶質溶入越加完全，淬火後的溶質過飽和度也就越大，析出硬化效果就越佳。A7050/A7075 異質銲接固溶溫度越高者，所獲得的過飽和度就越大，在 A7075 側 T4A 相對就較 T4B 硬度高；另 A7050 側採用固溶溫度 477°C 在硬度分佈為 51>53>55；但如以固溶溫度 466°C 狀況下，其硬度分佈為 55>53>51。採用 ER5183、ER5356、ER5556 其 Mg 含量分別為 4.75wt%、5wt%、5.1wt%，當固溶溫度在適當的高溫時，Mg 含量多溶入基地內形成單一固溶體之含量相對提升，這些 Mg 溶質即可在析出過程形成強化相，顯示銲條的添加除了增添銲道內部微量元素成分外，亦會隨固溶溫度而影響其硬度分佈。

另外，再透過人工時效進行 T6 處理，如圖 37(d、e)顯示，在熔融區採固溶溫度 477°C 持溫 50 分鐘+121°C 持溫 24 小時(即 T6A)其硬度分佈分別 53>51>55；採固溶溫度 466°C 持溫 50 分鐘+121°C 持溫 24 小時(即 T6B)，在熔融區硬度分佈分別 53>55>51，兩者顯示當分別以不同溫度進行固溶處理後再進行人工時效，在採用 ER5356 填料的銲件均顯示有較優的硬度分佈。在熱影響區亦分別大幅地提升硬度，此結果與拉伸結果相較均相符，如表 4-3 所示。

當人工時效熱處理可以使銲件銲道幾乎恢復至與原始母材同樣

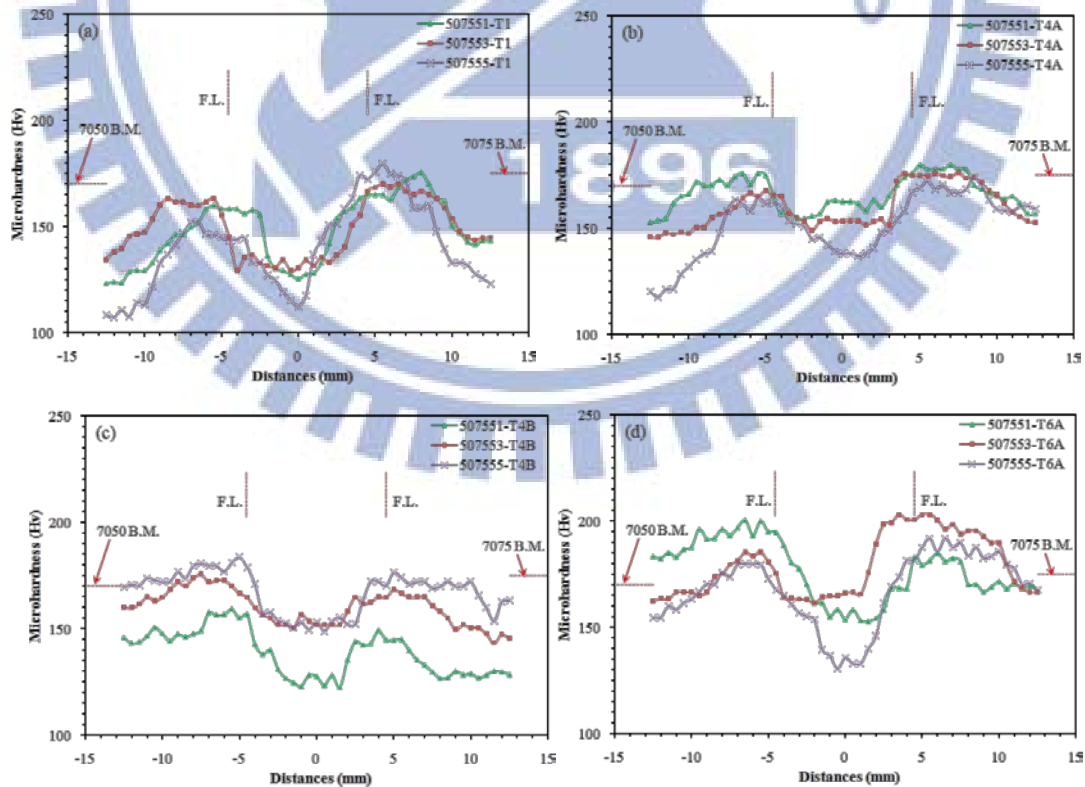
硬度，由於頂時效具有尖峰強度極易形成應力腐蝕現象，因此，過時效處理 T73 可有效地減輕應力腐蝕現象，但相對地付出硬度降低的代價(與強度是一致的)。所以從圖 4-37(f~i)顯示，透過不同的固溶處理溫度後，再施以二階段長時間的過時效處理，其處理流程分別描述於圖 3-14、表 3-9 與 3-12 中表示。

- 1.T73a 是 477°C/50min.固溶後，進行 121°C/14hrs.+177°C/12hrs.之過時效熱處理；
- 2.T73ac 是 477°C/50min.固溶後，進行 107°C/6.5hrs.+163°C/27hrs.之過時效熱處理；
- 3.T73b 是 466°C/50min.固溶後，進行 121°C/14hrs.+177°C/12hrs.之過時效熱處理
- 4.T73bc 是 466°C/50min.固溶後，進行 107°C/6.5hrs.+163°C/27hrs.之過時效熱處理

由圖 4-37(f)顯示，經由 477°C/50min.固溶後，長時間的過時效處理，不同的填料造成在 A7050 與 A7075 側之熱影響區顯示一定差異，在 A7050 側其硬度分佈是 53>55>51；在 A7075 側其硬度分佈是 53>51>55；在熔融區則是 53>51>55。圖 4-37(g)顯示，經由 466°C/50min.固溶後，一樣透過長時間的過時效處理，不同的填料造成在 A7050 與 A7075 側之熱影響區顯示，在 A7050 側其硬度分佈是幾乎一樣約為 155Hv 上下；在 A7075 側其硬度分佈是 53>55>51；在熔融區則是 51>53>55。由圖 4-37(f,g)顯示，經歷一樣的過時效處理(121°C/14hrs.+177°C/12hrs.過時效)，僅固溶溫度差異在不同填料狀況下，採用高固溶溫度 477°C/50min.在熱影響區獲得較高的硬度分佈，且整體而言，採用 ER5356 填料在鉸道處亦可獲得較穩定的硬度分佈。

圖 4-37(h)顯示，透過長時間過時效處理 107°C/6.5hrs.+163°C

/27hrs.，其鐳道上的硬度分佈為，在 A7050 側其硬度分佈是 53>55>51；在 A7075 側其硬度分佈是 53>51>55；在熔融區則是 53>51>55。圖 4-37(i)顯示，透過長時間過時效處理 107°C/6.5hrs.+163°C/27hrs.，在 A7050 側其硬度分佈採用 ER5183、ER5356 幾乎一樣約為 160Hv 上下，但 ER5556 則較低約 145~150Hv；在 A7075 側其硬度分佈是 53>55>51；在熔融區則是 51>55>53。由圖 4-36(h,i)顯示，圖 4-36(h)在熱影響區的硬度分佈與圖 4-37(f)趨勢一致；圖 4-37(i)在熱影響區的硬度分佈與圖 4-19(g)趨勢一致，顯示固溶溫度的高低會造成溶質原子於基地內形成的過飽和固溶體程度上差異進而在過時效處理過程影響熱影響區、熔融區之硬度分佈。整體而言，在填料上以 ER5356>ER5556>ER5183 為佳，意謂 Mg 含量在約 5%wt.具有較佳的硬度分佈。



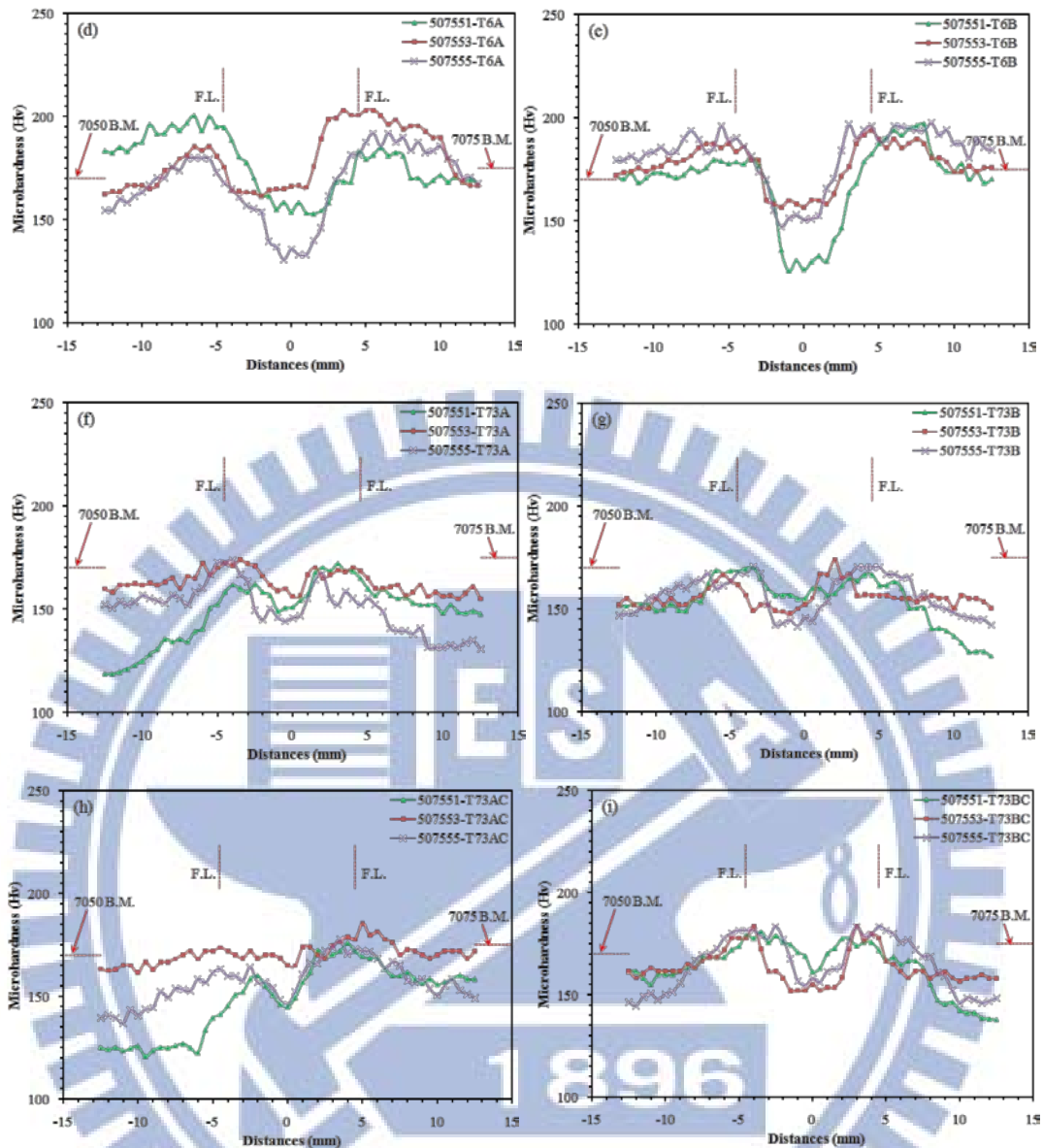


圖 4-37 A7050/A7075 對接銲後各式熱處理之微硬度比較(a)T1；  
 (b)T4A；(c)T4B；(d) T6A；(e) T6B；(f) T73A；(g) T73B；(h) T73AC；  
 (i) T73BC

#### 4.3.1.2.4 A2024/ A7050 異質對接銲

前述針對 A7050/A7075 比較不同銲條成分，其微量元素對銲件的銲道、熱影響區及母材區造成不同的硬度差異，以及銲件經過不同的銲後熱處理程序對硬度值所造成之影響。在 A2024/A7050 異質對接銲方面，A2024-T351 母材之微硬度值為 130Hv；A7050-T6 母材之

微硬度值為 170Hv。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，故在經歷銲接熱過程後，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 4-38(a~c)為 A2024 與 A7050 經 ER2319 與 ER5356 填料接合後再經銲後熱處理之微硬度分佈，由於受到銲接時短暫高溫的熱作用，導致銲道內的結晶構造造成改變，致使銲後之各個銲道硬度均呈現下降趨勢，並由圖中可看出熔融區之硬度值明顯較母材及熱影響區來的低。當銲接過程採用 ER2319 填料，經銲後 T1 處理，熔融區部位之硬度值約在 75~90Hv 之間，如圖 4-38(a、b)242423- T1、245023- T1 所示。圖 4-38(c) 245053- T1 則顯示，加入 ER5356 填料的銲件在熔融區部位硬度值約在 95~110Hv 之間。此部分僅較使用 ER2319 填料具有較高硬度值，顯示使用不同填料來改變銲道成份可助於硬度之改變。並透過圖 4-38(b、c)可發現到當填料採用 ER5356 時其各階段之熱處理後的銲道硬度分佈均較使用 ER2319 填料高。主要原因可能來自於 ER5356 內含有 5wt.% 的 Mg 元素，當銲道內 Mg 元素增加會造成硬度值的提升，也有利於後續之析出強化作用。再由圖 4-38(c)使用填料 ER5356 在 A7050 側熱影響微硬度值與 A7050/A7050-5356(圖 4-33(b))相當；A2024 側熱影響區微硬度值較 A2024/A2024-2319(圖 4-38a)略高約 10Hv；熔融區硬度約為 90Hv。圖 4-38(b)顯示，採用填料 ER2319 在 A7050 側熱影響區微硬度值較 A7050/A7050-5356(圖 4-33(b))略低約 15Hv；A2024 側熱影響區微硬度值與 2024/2024-2319(圖 4-38(a))相當，熔融區微硬度也與 A2024/A2024-2319 相當。綜合以上分析，在銲後經 T1 處理之銲道區內硬度比較可作成下列，依序為：505053>245053 > 245023> 242423。

再經由固溶處理後，銲件經由 493°C 與 477°C，恆溫 50 分鐘後迅速水淬處理，再經 14 天自然時效，在熔融區內的硬度可大幅提升約



20~30Hv，其中以 A7050/A2024 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，經自然時效後會產生析出強化之效果，使微硬度提升。由圖 4-38(c)與(圖 4-33b)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；並由圖 4-38(a、b)顯示，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處理後自然時效過程，可藉由析出強化機制讓熔融區內機械性質得到提升。綜合以上分析，經固溶處理(T4)後之銲道熔融區內硬度比較可以下列序列，排序為：505053>245053> 245023> 242423。

當銲件經過固溶處理後再進行人工時效(T6)處理。圖 4-38(a)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 50 分鐘的固溶處理，以及 12 小時的人工時效，讓銲件銲道內的析出組織達到分佈於基地內效果，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。245053 經過 T6 處理後在 7050 側可達 185Hv，2024 側也可達到 175Hv，銲道平均可達 150Hv，顯示透過銲後熱處析出強化機制不僅可改善銲道強度，亦可使部分區域回復與母材同等水準，但此部份需熱處理條件的配合，如熱處理溫度、時間過高或過久，均會產生過時效。過時效易造成析出物聚集，並造成機械強度大幅喪失。

綜合上述 2024 與 7050 同質與異質銲接結果顯示，經銲後熱處理明顯地提升銲後的銲道硬度，經 T6 處理後之銲道幾乎可回復至母材 8~9 成之水準。在填料造成銲道的硬度分佈顯示，採用 ER5356 填料其銲道之硬度表現大於 ER2319，主要因素應為 ER5356 內含有較多鎂元素，鎂元素含量的增加可形成強化相而造成析出強化，以提升其

銲件之強度。

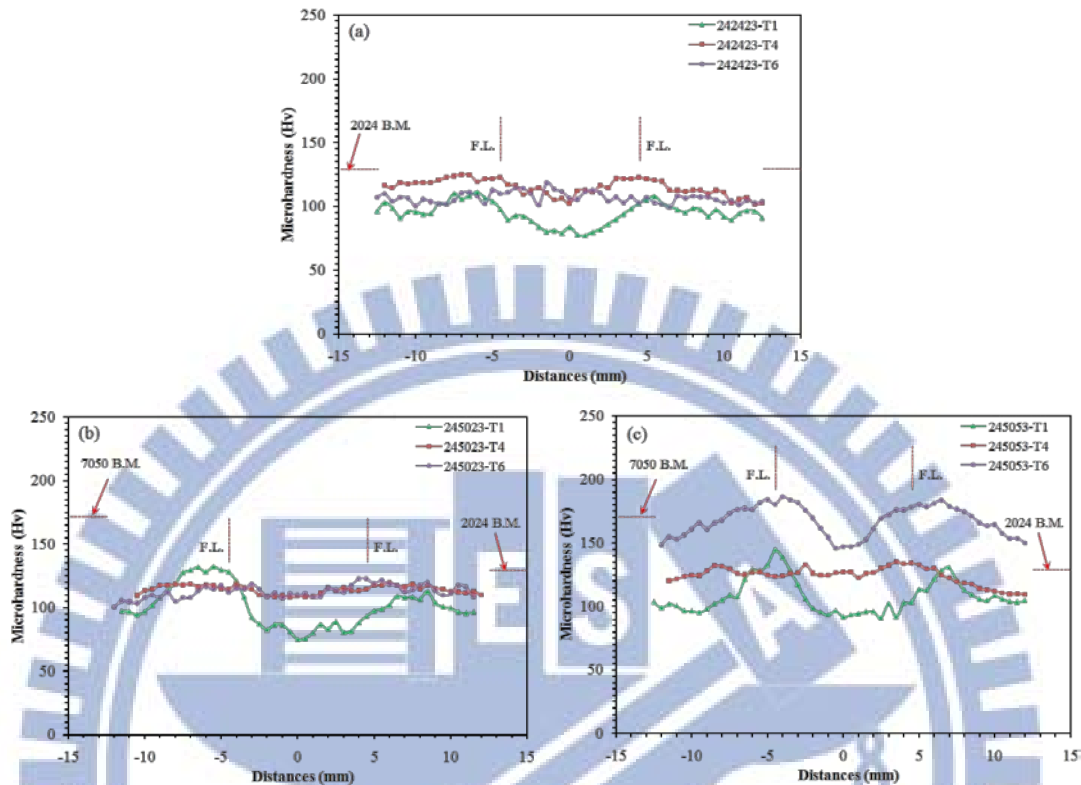


圖 4-38 A2024/A7050 異質對接銲後各式熱處理之微硬度比較

(a)A2024/A2024-ER2319；(b)A2024/A7050-ER2319；

(c)A2024/A7050-ER5356

#### 4.3.2 金相微結構觀察

在金相顯微組織觀察，主要採用OLYMPUS CX51M光學顯微鏡來觀察熔融區、熱影響區與未受影響之母材區之銲後各區域變化。由圖4-39(a~c)顯示A7050-T7451鋁合金母材各個不同截面之微觀結構，在橫斷面與軋延面都存在大量的等軸晶粒，這些等軸晶粒均勻度較高，唯在橫斷面與縱向面因軋延因素存在著沿軋延方向而變形拉長之長條晶粒尺寸約 $100\mu\text{m}$ ，主要為T7451乃先以 $470^{\circ}\text{C}$ 左右之溫度固溶及 $170^{\circ}\text{C}$ 左右之溫度時效處理後再進行應力消除處理。

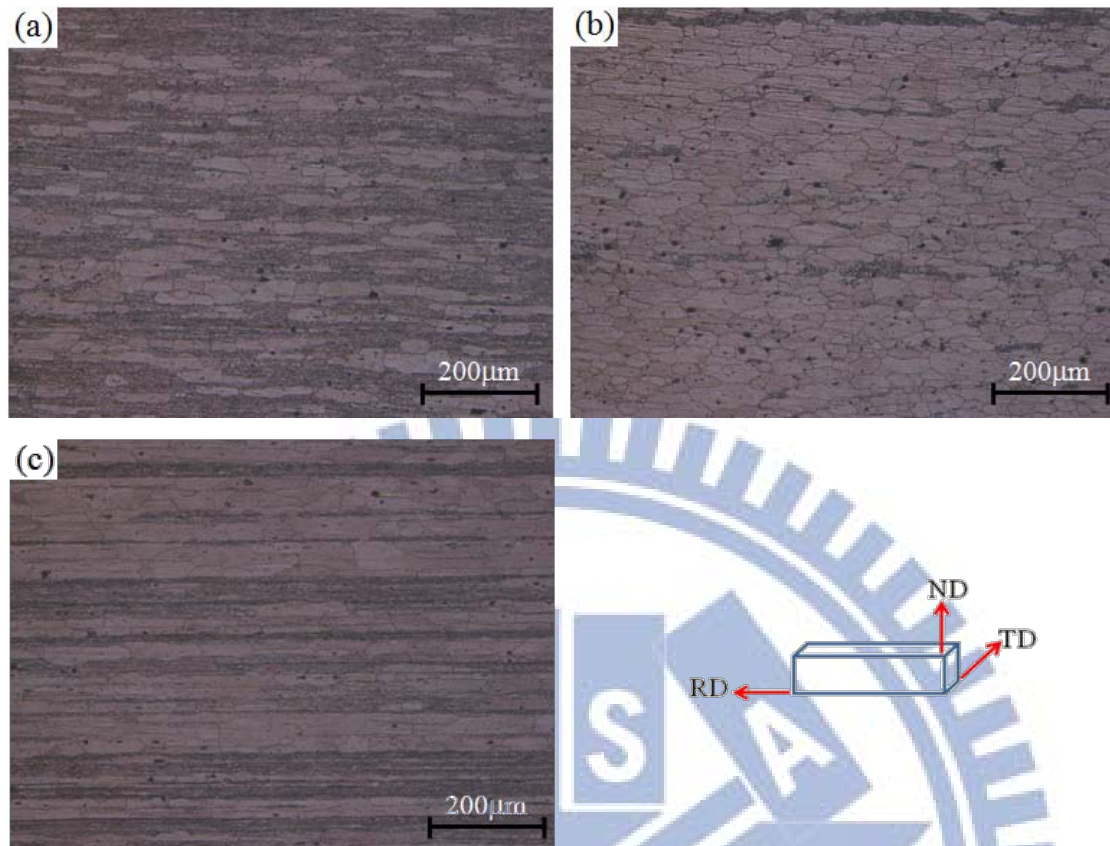


圖 4-39 A7050-T7451 鋁合金母材各個不同截面之微觀結構(a)RD-TD 軋延面、(b) ND-TD 橫截面、(c)RD-ND 縱截面

圖4-40(a~e)顯示，A7050/A7075異質銲接採用填料ER5556，在A7050側之銲道銲後經各階段熱處理之金相微結構與圖4-41(a~e)顯示，A7050/A7075異質銲接採用填料ER5556，在A7075側之銲道銲後經各階段熱處理之金相微結構。圖4-40(a)、圖4-41(a)顯示為未經銲後熱處理之銲道微觀組織，由於銲件經過銲接時之高溫熱循環作用，再經由自然空冷後，於圖中看出熔融區具有明顯的類似鑄造冷卻所產生的粗大等軸樹枝狀晶組織，結晶構造由銲接過程之熔融狀態於內部產生結晶核近向四周生長而形成晶粒與晶界，此區域凝固後形成一等軸晶的區域，。並從圖4-40(a)、圖4-41(a)看出，在熔融區附近之晶粒均由母材內部長出，以磊晶成長方式成長且沿向著溶池方向也就高溫熱流方向成長。因此此區域均為柱狀結構之晶粒，而此區域在溶池凝固

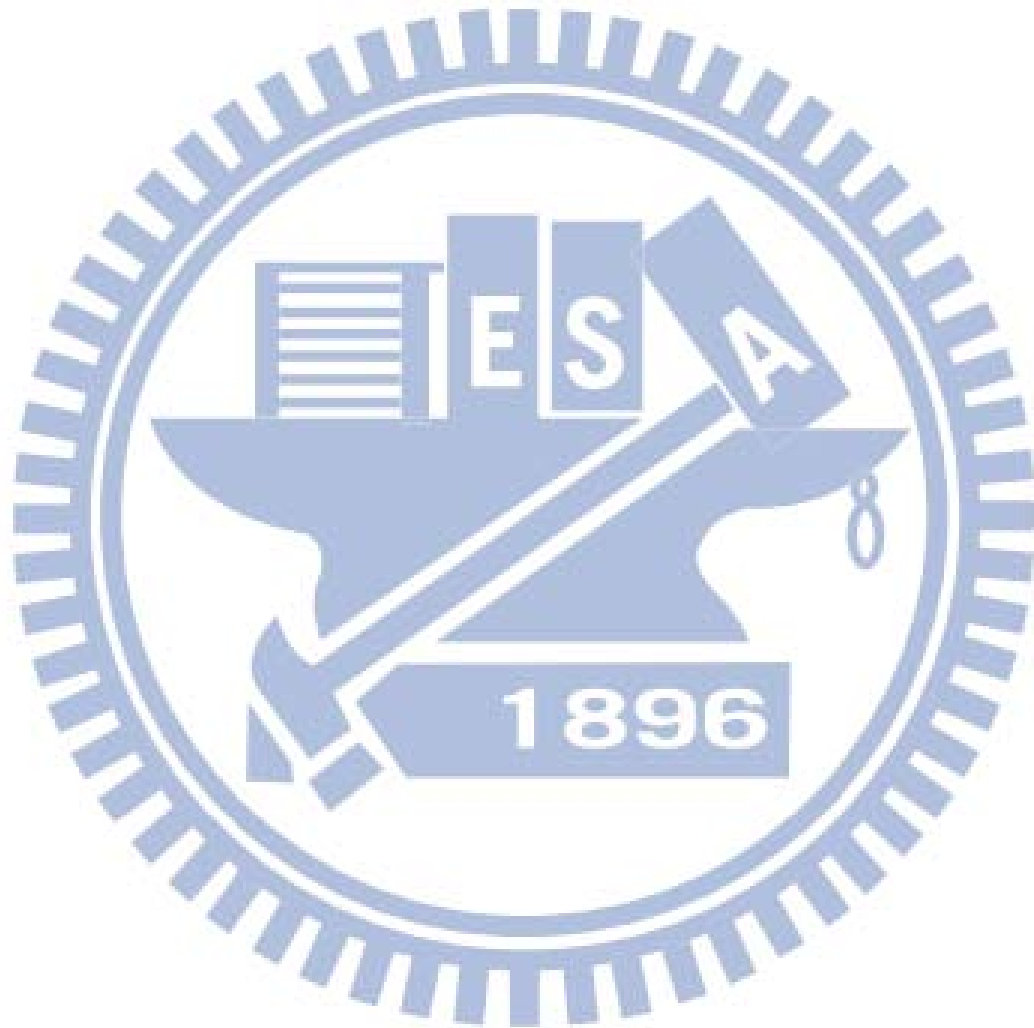
過程會因輸入之溫度梯度方向來決定柱狀晶之形狀，大部分柱狀晶的成長均垂直於溶池的界線。在熔融區白色區域為 $\alpha$ 相(Al)；黑色部分則為 $\eta$ 相( $\alpha + \text{MgZn}_2$ )共晶組織。在熱影響區受到銲接短暫的高溫影響，在晶界上有明顯的析出物粗大化現象，代表此區域受銲接熱循環溫度析出物於晶界處溶化並於冷卻過程時在於晶界析出，因此從圖4-40(a)、4-41(a)可以推斷，銲道熔融區將成為銲接處最薄弱部位。

圖4-40(b)、圖4-41(b)顯示，銲後經 $477^\circ\text{C}/50\text{min}$ 之固溶處理，其銲道微觀組織，在靠近溶池邊緣處銲道樹枝狀晶已明顯地透過固溶處理，將大部份的共晶組織融入基地內形成白色區域較大的組織結構，如無經固溶處理銲道熔融區晶粒粗大造成銲道強度低落，因此須以銲後熱處理改善銲道強度。在部份熔融區處亦就是靠近溶池邊緣之界面則是受到銲接時高溫作用，產生不同晶粒大小的區域，亦有明顯之熱影響區( $200\mu\text{m}$ )，越靠近母材之激冷區晶粒，因受到鋁合金母材壁的冷卻而有較細小的等軸晶出現。

圖4-40(c)、圖4-41(c)顯示，銲件銲後經固溶處理再經人工時效處理，銲道熔融區內之晶粒均呈現大小接近的等軸晶，說明銲件經人工時效後熔融區內晶粒尺寸已透過熱處理達到相當尺寸，需提供更多能量才有機會讓晶粒粗化而在經歷內部或晶界處均有黑色不規則區域，顯示該處有析出物聚集現象。依據文獻指出，人工時效隨著時效溫度與時間的不同，其析出物的種類及分布也不一樣。由於T6頂時效處理之溫度較低，其析出物型態主要為緻密且尺寸較小的GP Zone及半整合的中間相 $\eta'$ ( $\text{MgZn}_2$ )。

另從圖4-40(d,e)、圖4-41(d,e)顯示，銲件經固溶處理、水淬後經過時效處理，由於過時效處理較頂時效處理之溫度與時間均來的高且長，所以在銲件熔融區之結晶構造均有較大的趨勢，其結構內之析出

物為尺寸較大的且分佈較為稀疏之半整合中間相  $\eta'$ (MgZn<sub>2</sub>)及不整合的穩定相  $\eta$ (MgZn<sub>2</sub>)，在過時效處理可發現，在A7050與A7075兩側均於熔融區靠近熱影響區附近發現有帶狀之激冷區晶粒，主要因受到鋁合金母材壁的冷卻而有較細小的等軸晶出現。





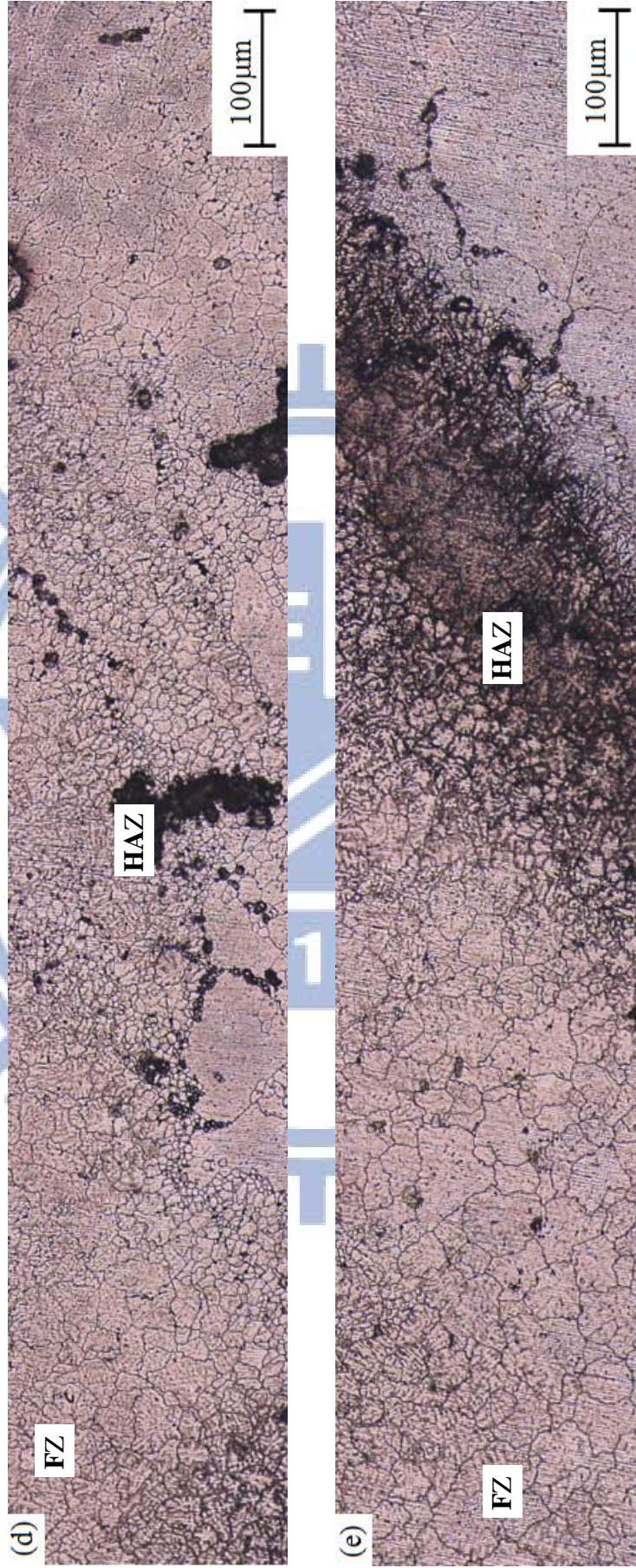
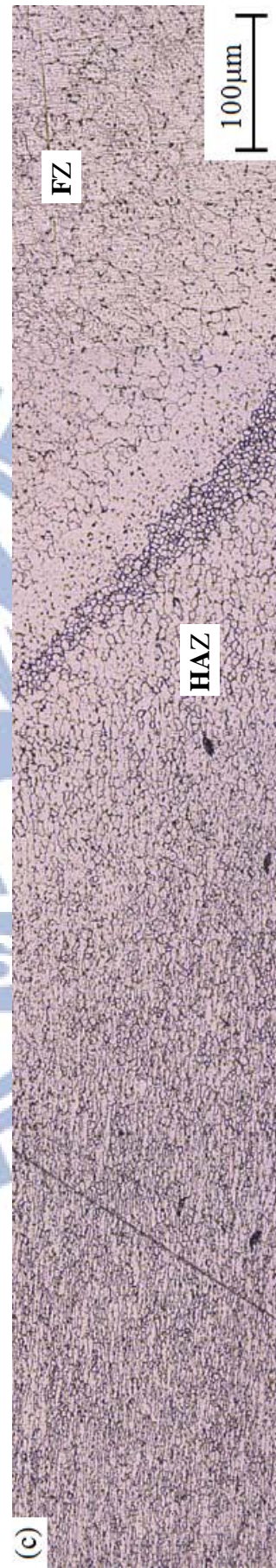
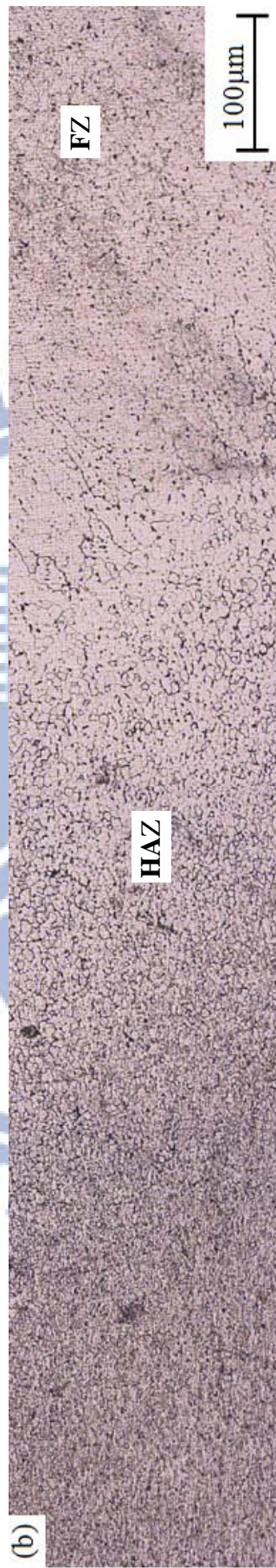
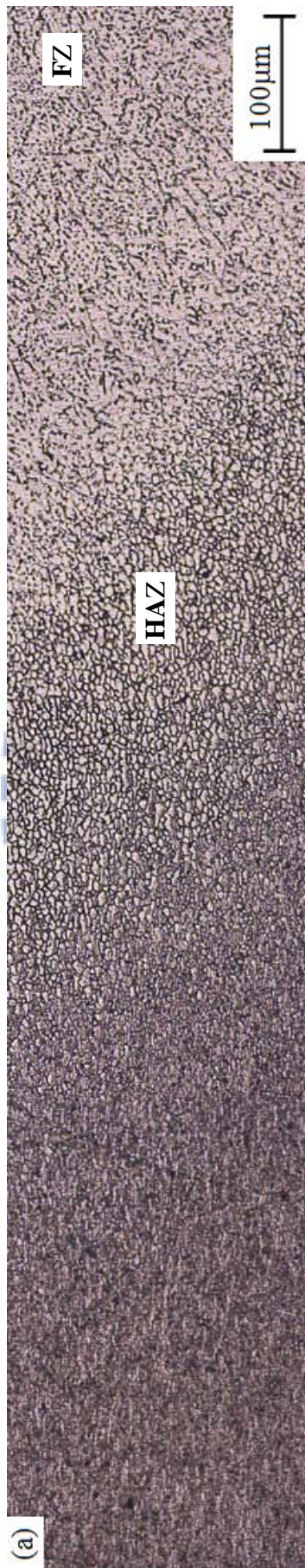


圖 4-40 A7050/A7075 異質銲接採用填料 ER5556，在 A7050 側之銲道銲後各階段熱處理之金相微結構 (a)T1；  
 (b)T4A；(c)T6A；(d)T73A；(e)T73AC





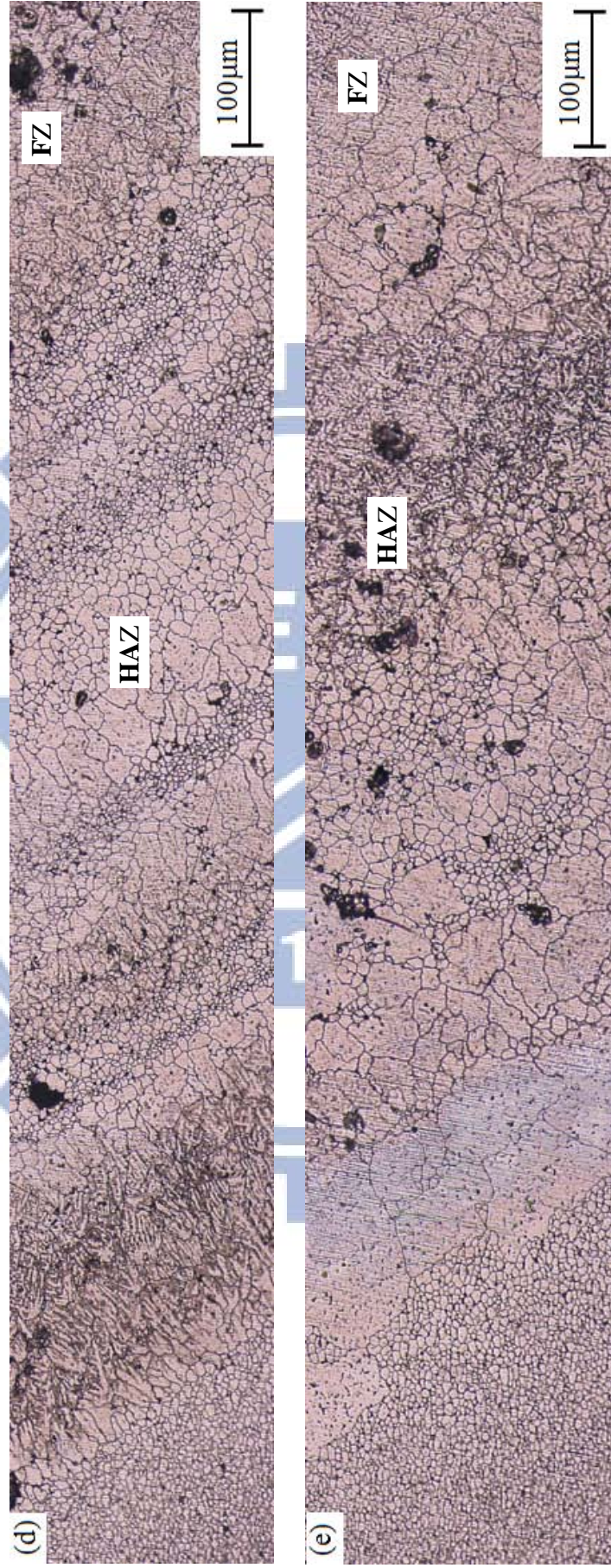


圖 4-41 A7050/A7075 異質銲接採用填料 ER5556，在 A7075 側之銲道銲後各階段熱處理之金相微結構 (a)T1；  
(b)T4A；(c)T6A；(d)T73A；(e)T73AC

由圖 4-42(a)顯示 A2024/A2024 以 ER2319 填料進行接合之銲後銲道結構，在位於銲道中心處屬於近似等軸樹枝狀結晶組織，在近熔融線附近整體之結晶成長方向朝銲道中心，意謂整體熔融金屬凝固從母底材側以樹枝狀結晶狀態成長，然而部分部位因熔融金屬液補充不及收縮凝固速度導致造成熔融線附近發現一些沿晶破裂之紋路(如箭頭所示)。由圖 4-42(b)顯示 A7050/A7050 對接採 ER5356 填料之銲後銲道結構，在位於銲道中心處屬於近似等軸晶組織，而在熔融線附近有層狀等軸晶夾雜柱狀晶組織，並在熱影響區之部份熔融區處因電弧熱而導致晶粒產生再結晶現象並有粗大之再結晶組織，而未受銲接電弧影響區域仍存在如圖 4-39(c)所示之受軋延之長條狀結晶狀態。

圖 4-42(c、d)顯示 A7050/A2024 對接分別採 ER5356 與 ER2319 填料之銲後銲道結構，近熔融線附近有大量的析出物出現於晶粒內部與晶界顯示此處由於無受電弧熱而產生熔融狀態，但等同於受了短暫之時效處理致使在微結構上觀察大量之黑點分佈在晶粒內，根據相關文獻研究指出<sup>[4,104]</sup>，A7050 的強化之機制為過飽合固溶體  $\alpha_{SSS} \square \rightarrow GP \text{ Zones} \rightarrow \eta'(\text{MgZn}_2) \rightarrow \eta(\text{MgZn}_2)$ ；A2024 的強化之機制為過飽合固溶體  $\alpha_{SSS} \rightarrow GP \text{ Zones} \rightarrow \theta''(\text{Al}_2\text{Cu}) \rightarrow \theta'(\text{Al}_2\text{Cu}) \rightarrow \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ 。另在部份熔融區(A7050 側)附近亦出現與圖 4-42(b)相同之帶狀細小等軸晶組織，在(A2024 側)是無觀察到之組織狀態，帶狀之細小等軸結晶被稱之為無樹狀晶軸帶<sup>[104]</sup>(Non-dendritic equiaxed zone, EQZ)或激冷帶<sup>[105]</sup>(Chill zone)，該區域的細小顆粒主要是以  $\text{Al}_3\text{Zr}$  或  $\text{Al}_3(\text{Li、Zr})$  異質成核的方式呈現，Li、Zr 微量元素原本是分散在母材或銲條中，但因電弧電接過程高溫與熔池形成所產生的對流因素，而以層帶狀形式聚積在此，另一方面這些顆粒在銲道中心亦因處較高溫區易產生溶解與柱狀晶一起生長<sup>[105]</sup>。

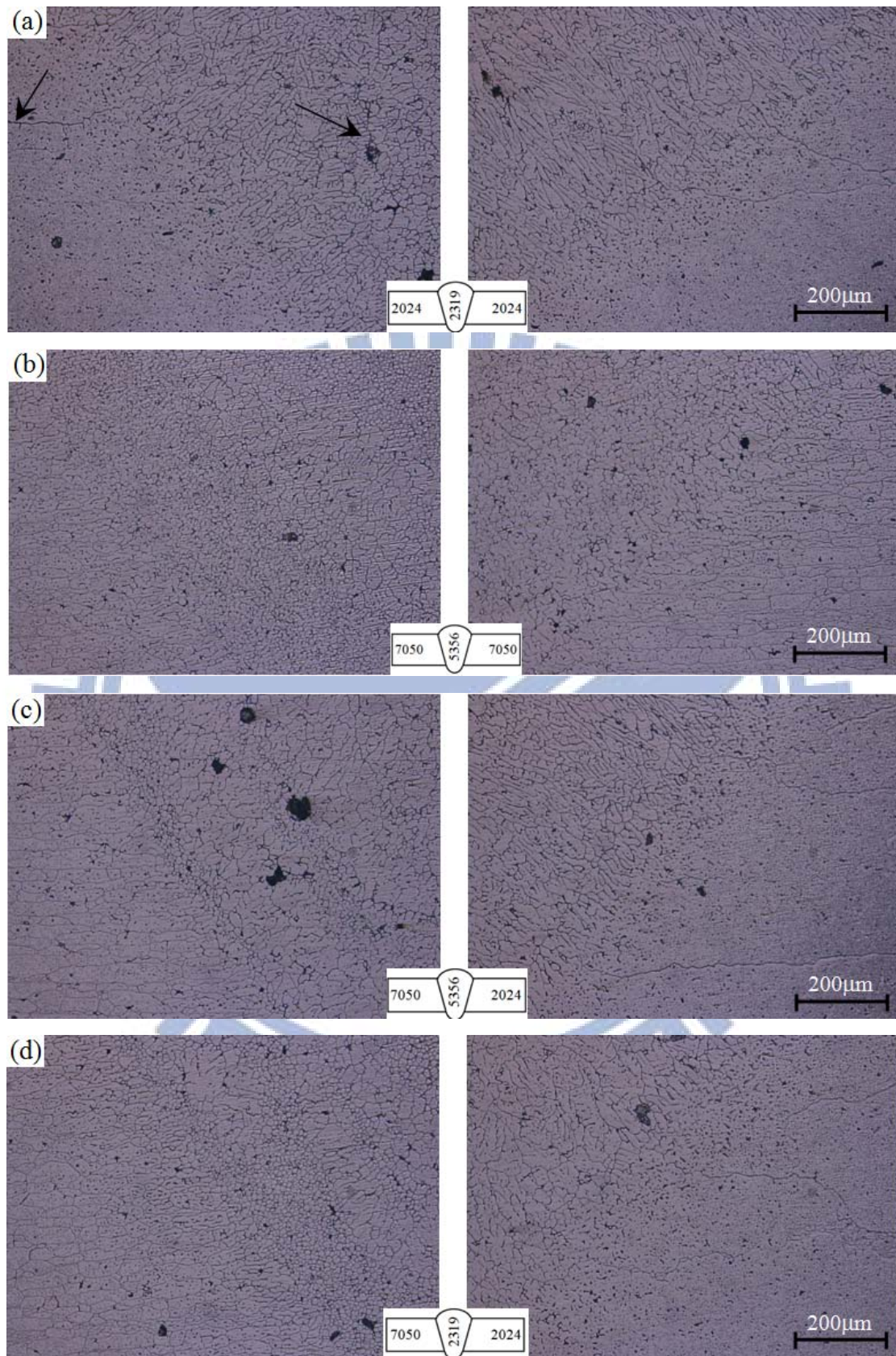
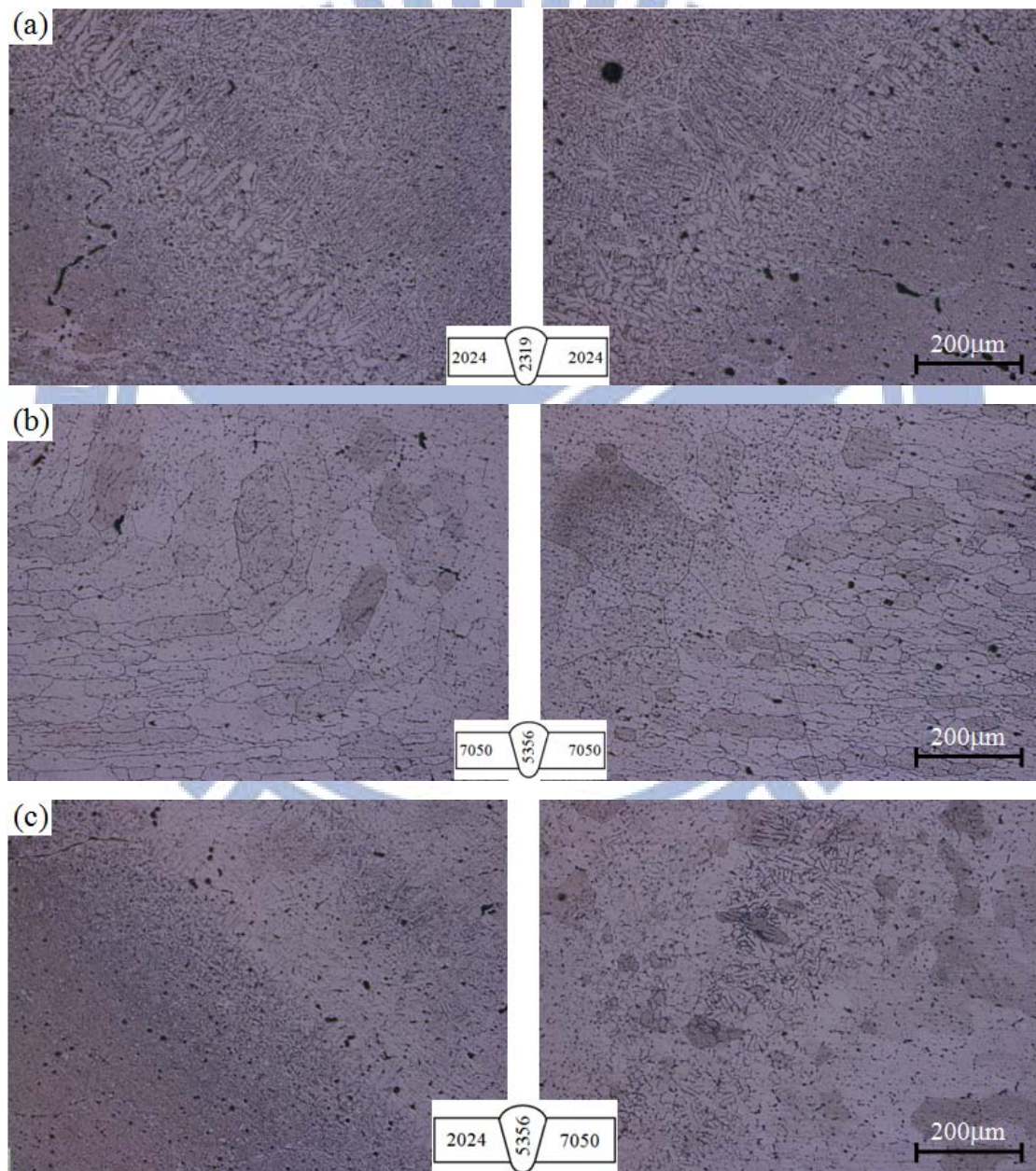


圖 4-42 鋁後經自然時效之鋁道結構，(a) 2024/2024-2319 、(b) 7050/7050-5356 、(c)7050/2024-5356 、(d) 7050/2024-2319

經由鐸道鐸後微結構瞭解當母材受到鐸接熱影響後，會由鐸道中心往母材方向形成一溫度梯度，當鐸道在冷卻過程，鐸件的熱量會由鐸件下方、側向傳導；又因鋁合金熱傳導係數高，在散熱路徑上亦形成較寬廣的熱影響區域。在熔融區即溫度最高處所呈現為鑄造之凝固組織，合金所含的共晶組成因高溫而部分溶化鐸再凝固，析出物更因高溫影響而集中於晶界鐸晶粒中心處，凝聚成粗大顆粒。但經適當的固溶處理溫度，條件如表4-5所示，可獲得並改善其微觀結構與機械性能。圖4-43(a)顯示A2024/A2024-2319鐸後經493°C固溶處理後水淬，在固溶過程呈現過飽和固溶體 $\alpha_{\text{SSS}}$ 狀態，再經淬火後可得到GP Zones，進而達到析出強化目的。另在熔融線附近與圖4-8a比較，經固溶處理後有大量的纖細等軸樹枝狀結構產生，進而提升鐸道溶池部位之機械性能，更於熱影響區晶界與晶粒內部處之黑色部位則為CuAl<sub>2</sub>與CuMgAl<sub>2</sub>析出物都是提升鐸道性能指標。圖4-43(b)為A7050/A7050-5356鐸後經477°C固溶處理後水淬之微觀狀態顯示，熔融區、部份熔融區、熱影響區與母材晶粒尺寸均受固溶溫度而增大但在晶粒內部則因水淬後保留過飽和固溶狀態存於室溫進行時效，於晶粒內部與晶界上出現大量的黑色細點析出物(MgZn<sub>2</sub>)，而與鐸後圖4-42(b)比較，層帶狀細小等軸晶結構則不復見，轉而在熔融線靠溶池側晶粒增大為長>200 $\mu\text{m}$ 、寬>50 $\mu\text{m}$ 並朝溶池方向成長；熱影響區處則增大為長150 $\mu\text{m}$ 、寬40 $\mu\text{m}$ 為長條狀結構。圖4-43(c、d)分別顯示A7050/A2024以ER5356與ER2319填料鐸後，分別再經477°C與493°C固溶處理，圖4-43(c)顯示，在7050側部份熔融區顯示夾雜著如圖4-43(b)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A2024母材，因電弧鐸接熔融於溶池間流動所致。然而在A2024側，因固溶溫度不及493°C，故僅部份細小樹枝狀存在。圖4-43(d)顯示，由於填

料採用ER2319且固溶溫度為493°C，故熔池熱影響區部分熔融區佈滿大量的析出物CuAl<sub>2</sub>（黑色部位），A2024側與圖4-43(a)結構類似，唯A7050側熱影響區長條狀晶粒稍有變大外，並於熱影響區之長條狀晶粒內部析出物因處較高溫之固溶溫度，其內部析出物產生集聚效果，在部分熔融區部位更可明顯看出有部分沿晶裂紋產生，在熔融線附近之結構為樹枝狀結晶與微量細小等軸晶夾雜存在。



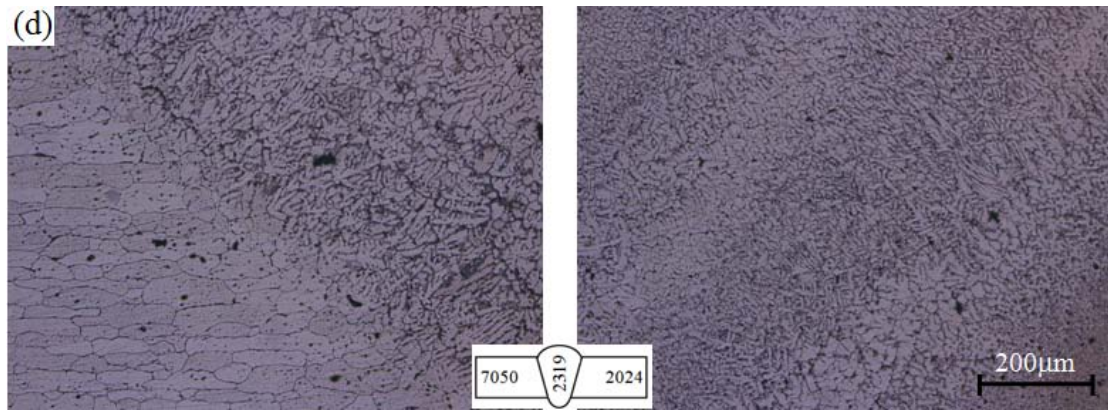
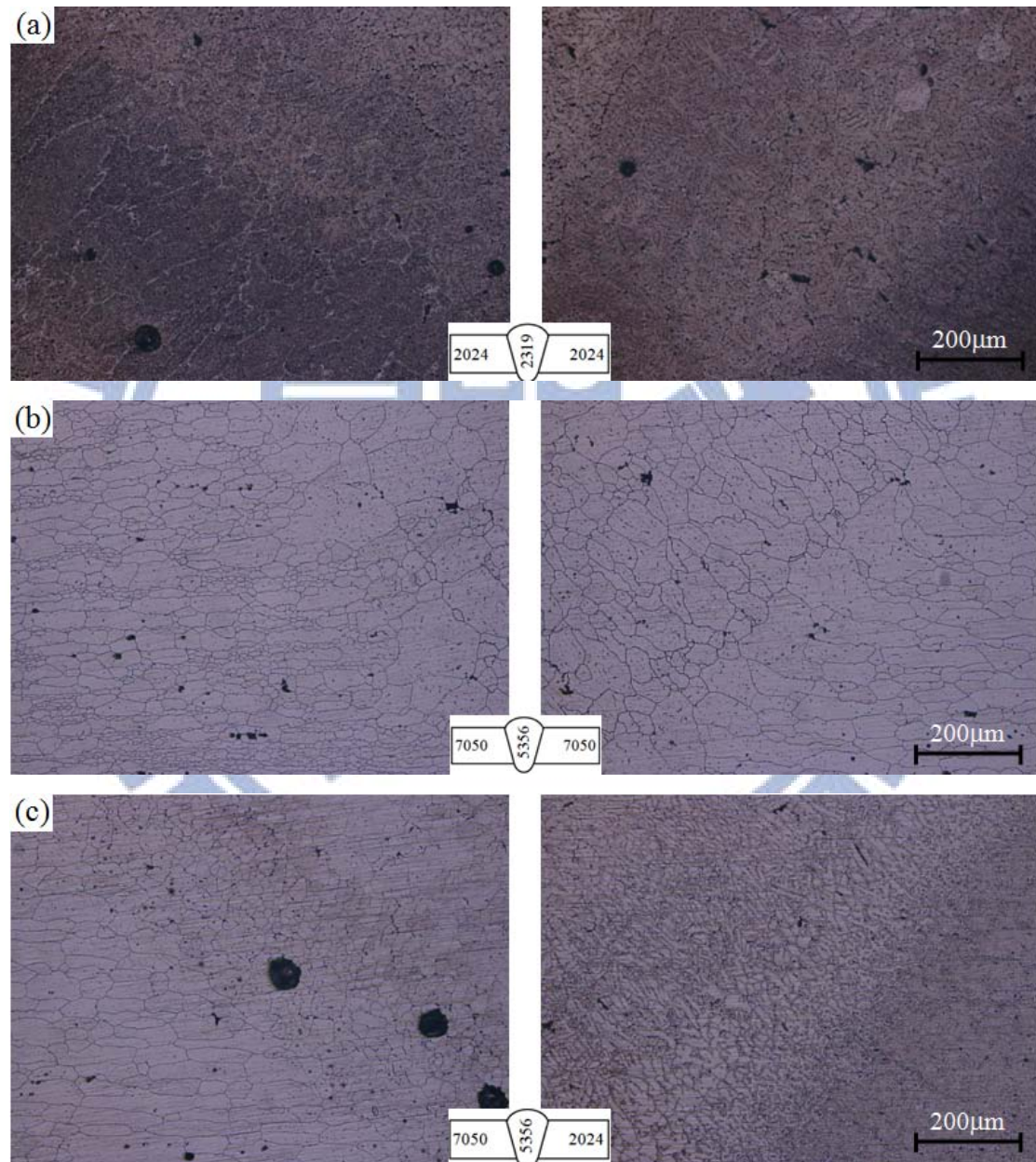


圖 4-43 銲後經固溶時效處理之銲道結構，(a) 2024/2024-2319 、(b) 7050/7050-5356 、(c)7050/2024-5356 、(d) 7050/2024-2319

圖4-44(a)顯示A2024/A2024-2319銲後經固溶+人工時效(191°C-1小時)處理後之金相結構圖，於部份熔融區指出經人工時效後CuAl<sub>2</sub>與CuMgAl<sub>2</sub>析出物，因固溶水淬成過飽和狀態下，於此狀態下大量析出，促使此區域及熔融區大幅地提升銲道性能。圖4-44(b)顯示A7050/A7050-5356銲後經固溶+人工時效(121°C-1小時)處理後，金相結構顯示熱影響區組織已恢復近似母材結構，在晶界與晶粒內部分佈細小的MgZn<sub>2</sub>析出物且存再細小長條狀晶粒夾雜在長約100~200μm處並維持與母材一樣層狀分佈，而這些小晶粒內部及其晶界亦存在細小析出相，提升熱影響區性能；然熔融區經過電弧高溫所形成的帶狀之細小等軸結晶區域經固溶後已轉變為長約100μm寬約50μm的大晶粒，但晶粒的朝向依舊朝冷凝區(銲道中心)期間亦夾雜一些小晶粒，唯一共同之處乃是諸多細小黑色小點分佈在晶粒與晶界上來大幅提升銲道機械強度。圖4-44(c)為A7050/A2024-5356與A7050/A7050-5356所執行之時效狀態一樣，故在A7050側熱影響區結構相似，在部份熔融區處有部份等軸晶存在；唯在A2024側因部分熔融區之晶粒成長與A7050側相異(主要以纖細樹枝狀結構存在)，但在晶粒及晶界上仍存在大量的MgZn<sub>2</sub>析出相來提升機械性能。圖4-44(d)

顯示A7050/A2024-2319接合狀態，大量的黑色CuAl<sub>2</sub>析出物存在各區域內及由A7050側溶解混合於鋅道熔融區所析出的MgZn<sub>2</sub>析出物，然因受較高溫的人工時效(191°C)，在A7050側之析出物因溫度驅動而析出聚集而降低鋅道性能，在A2024側因需交高溫之時效其析出物才達至穩定相狀態，因而維持相當程度之機械性能。



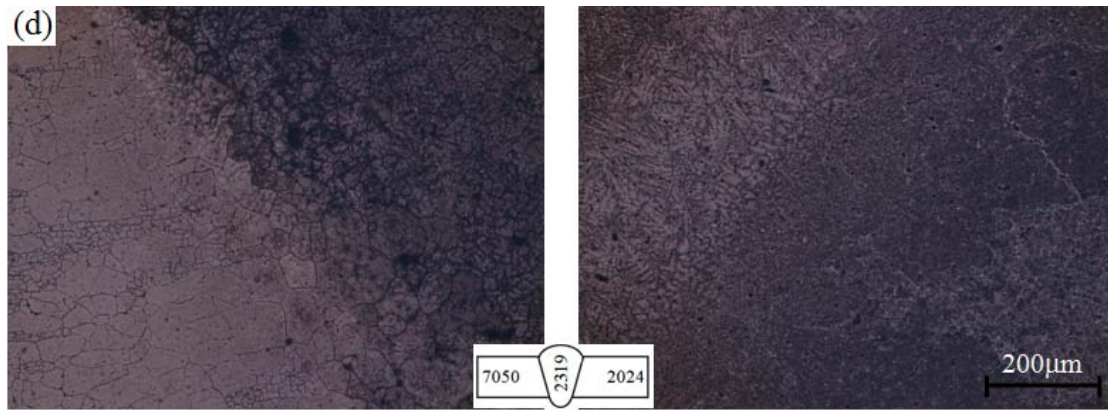


圖 4-44 銲後經人工時效之銲道結構，(a) 2024/2024-2319 、(b) 7050/7050-5356 、(c)7050/2024-5356 、(d) 7050/2024-2319

#### 4.3.3 掃描式電子顯微鏡(SEM)之拉伸破斷面觀察與分析

圖4-45~47分別顯示A7050鋁合金採ER5183、ER5356及ER5556填料，在不同銲後熱處理程序之拉伸破斷面的破壞型態。圖4-45~47(a)顯示為未經任何熱處理的銲後銲道破斷面結構，呈現平整的脆性破壞特徵，並沒有發現大量凹窩與撕裂坑洞的存在，因此材料將在微孔洞聚集後迅速斷裂。晶界脆性斷裂是指沿晶粒邊界發生的分離破斷現象，其破斷面組織呈現顆粒狀或粗瓷狀，破斷前無塑性變形，破斷面較為平整，邊緣有剪切唇。因此，晶界脆性破斷形貌為多面體，由於沒有塑性變形，因此呈現不同程度的晶粒多面體形貌，如圖4-45~47(a)所示，故無經過熱處理(T1)之銲後銲道反應在拉伸數據上具有較低的伸長率，符合與拉伸後破斷面之形貌判斷。

經固溶處理熱處理後之銲道破斷面，可由圖4-45~47(b)看出，部分呈現凹窩(Dimple)狀與存在部分平整的破斷面組織，顯示在固溶處理階段會造成銲後銲道以半脆性(Smi-brittle)方式破斷。

而頂時效(T6)及過時效(T73)熱處理，從圖4-45~47(c、d)顯示，破斷面具備大小不一之深的凹窩狀組織分佈，此結構為一延性穿晶破斷模



式。而延性破斷面會在破斷面附近產生塑性變形，其破斷面的微觀形貌均呈現凹窩狀形貌，這凹窩狀形貌，主要是於材料內部產生微小的塑性變形，造成微小空洞形成後聚集成長長大，導致材料破斷面留下圓形或橢圓形凹坑。此破斷面結構，與拉伸數據上顯示相較，經鐸後熱處理具有較大的伸長率在破斷面形貌上呈現為延性破斷結構。

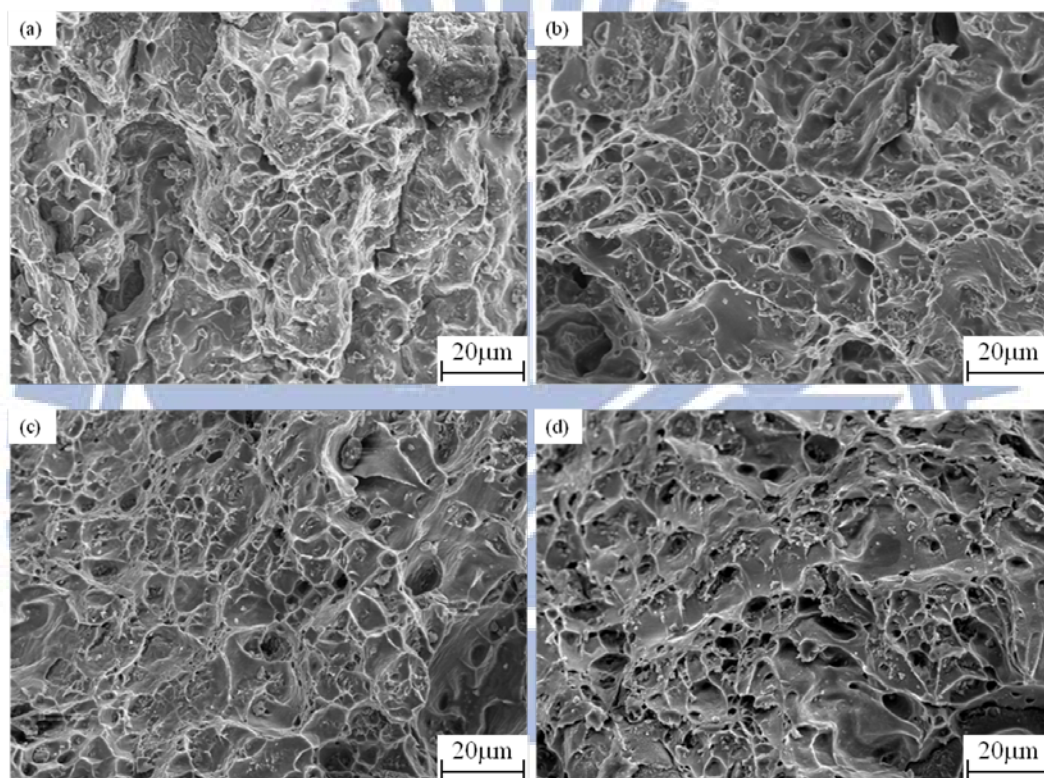


圖 4-45 A7050 鋁合金對接鐸，採 ER5183 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理

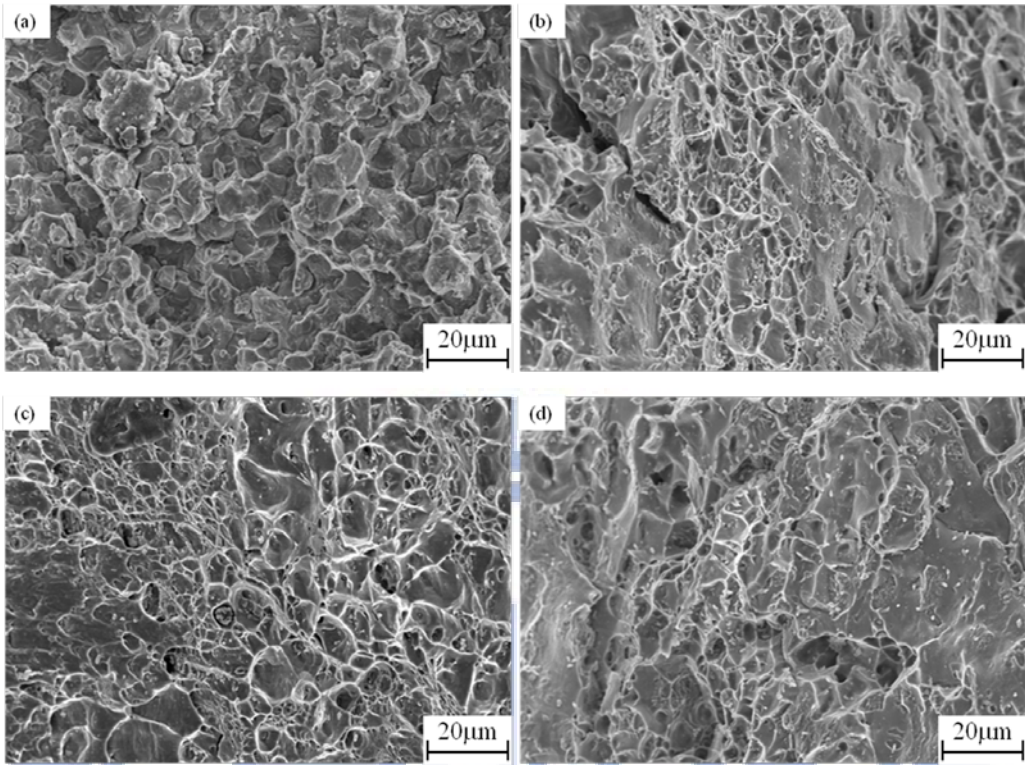


圖 4-46 A7050 鋁合金對接銲，採 ER5356 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理

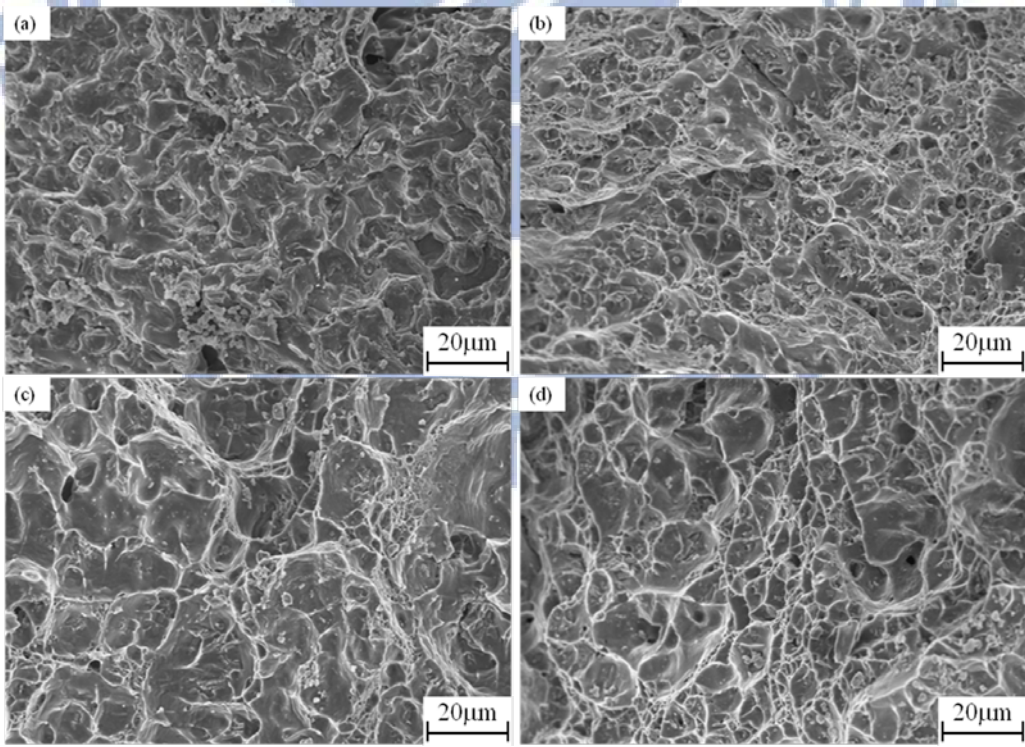


圖 4-47 A7050 鋁合金對接銲，採 5556 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理

圖 4-48~50 分別顯示 A7075 鋁合金採 ER5183、ER5356 及 ER5556 填料，在不同銲後熱處理程序之拉伸破斷面的破壞型態。圖 4-48~50(a) 顯示為未經任何熱處理的銲後銲道破斷面結構，不管採用何種填料，均呈現平整的脆性破壞特徵，並沒有發現大量凹窩與撕裂坑洞，且發現破斷面存有沿晶的二次裂紋產生，因此材料將在微孔洞或裂紋聚集後迅速斷裂，反應在拉伸數據上有較低的延性，此斷裂屬於脆性斷裂模式。當試片處以固溶處理，在圖 4-48~50(b)分別看出採用 ER5183 及 ER5356 的填料，破斷面呈現平整撕裂顯示仍存在脆性破斷特徵；然採用 ER5556 填料則具有較大的凹窩狀組織，此部分則轉趨為具備明顯的延性破斷特徵。當處以頂時效熱處理，在圖 4-48~50(c)顯示，採用 ER5183 及 ER5356 的填料銲後破斷面具備韌性+脆性之混合斷裂特徵，然採用 ER5556 填料則具有多的凹窩狀組織，此部分則明顯的為延性破斷特徵。在過時效處理上則均為呈現沿晶延性破斷特徵。

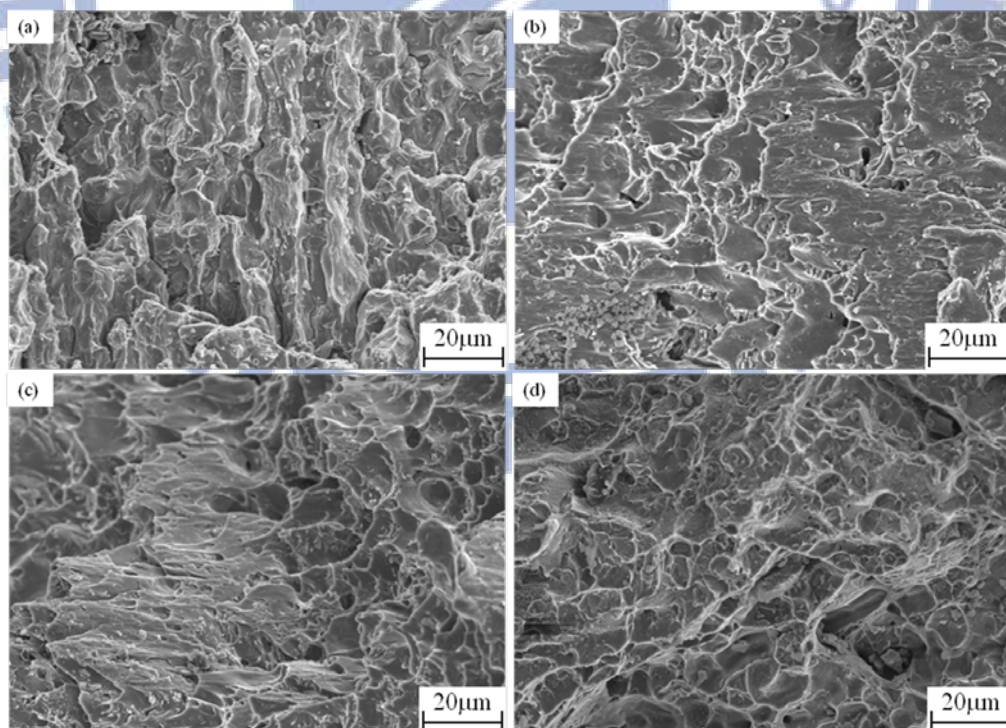


圖 4-48 A7075 鋁合金對接銲，採 ER5183 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理

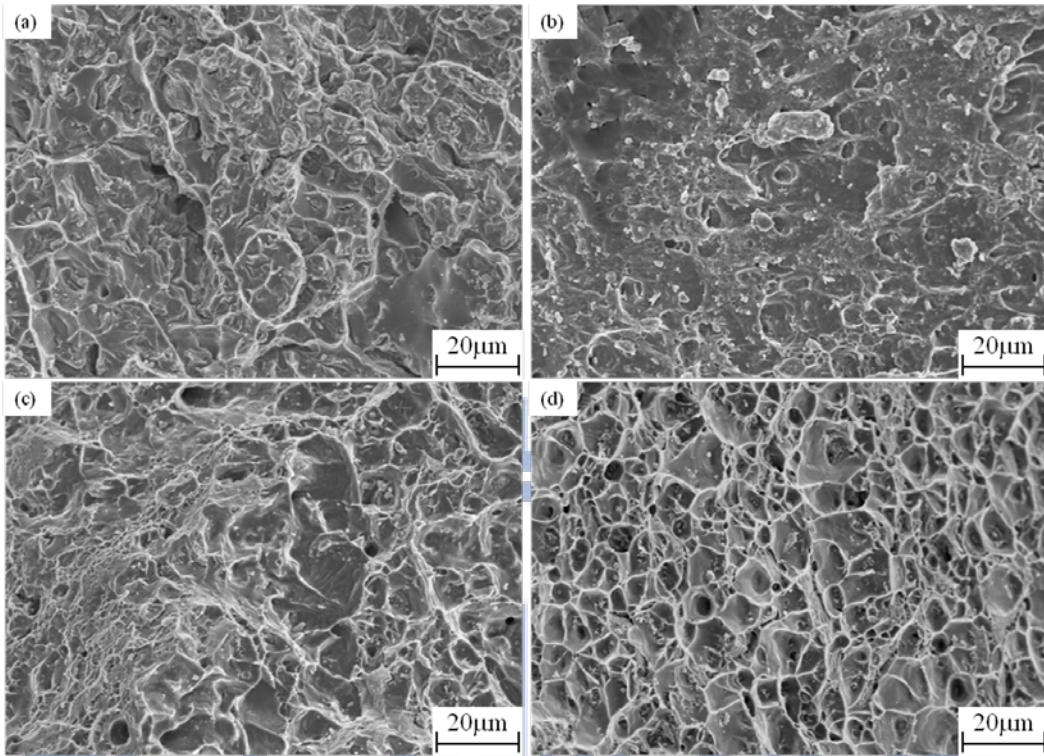


圖 4-49 A7075 鋁合金對接銲，採 ER5356 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理

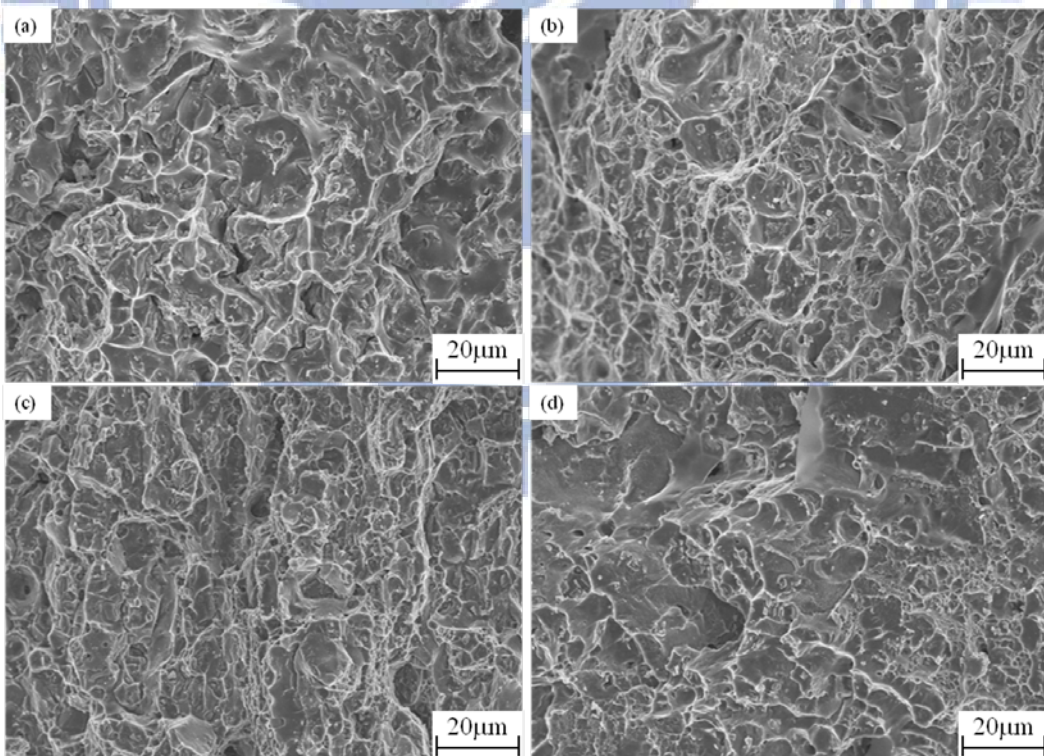


圖 4-50 A7075 鋁合金對接銲，採 ER5556 填料之拉伸破斷面 (a)T1 處理；(b) T4 處理；(c) T6 處理；(d) T73 處理

圖 4-51~53 分別顯示 A7050/A7075 異質銲接採 ER5183、ER5356 及 ER5556 填料，在不同銲後熱處理程序之拉伸破斷面的破壞型態。圖 4-51~53(a)顯示為未經任何熱處理的銲後銲道破斷面結構，從圖中明顯看出，破斷面結構呈現晶粒多面體結構且平整的破斷面無發現塑性變形斷面，因此 A7050/A7075 異質銲接，未經處理之狀態無論採用何種銲條均屬於脆性破壞特徵，且反應在拉伸數據上具有較低的伸長率，符合與拉伸後破斷面之形貌判斷。

圖 4-51~53(b、c)顯示，分別經不同 477°C、466°C 之固溶處理溫度，部分破斷面呈現凹窩狀組織及較大平整面斷裂面，其中採 466°C 固溶處理溫度之斷裂面部份具有平整面斷裂面，因此銲道以半脆性之破斷方式斷裂；另採 477°C 固溶處理溫度之破斷面具有多的凹窩狀組織為延性破斷特徵。

當處以頂時效熱處理，在圖 4-51~53(d、e)顯示，採用 ER5183、ER5356 及 ER5556 的填料，其銲後破斷面具有多的凹窩狀組織，此部分則明顯的為延性破斷特徵。均為韌性斷裂特徵。在過時效處理，如圖 4-51~53(f~i)顯示，大部分之破面面均具有凹窩狀組織為延性破斷特徵。

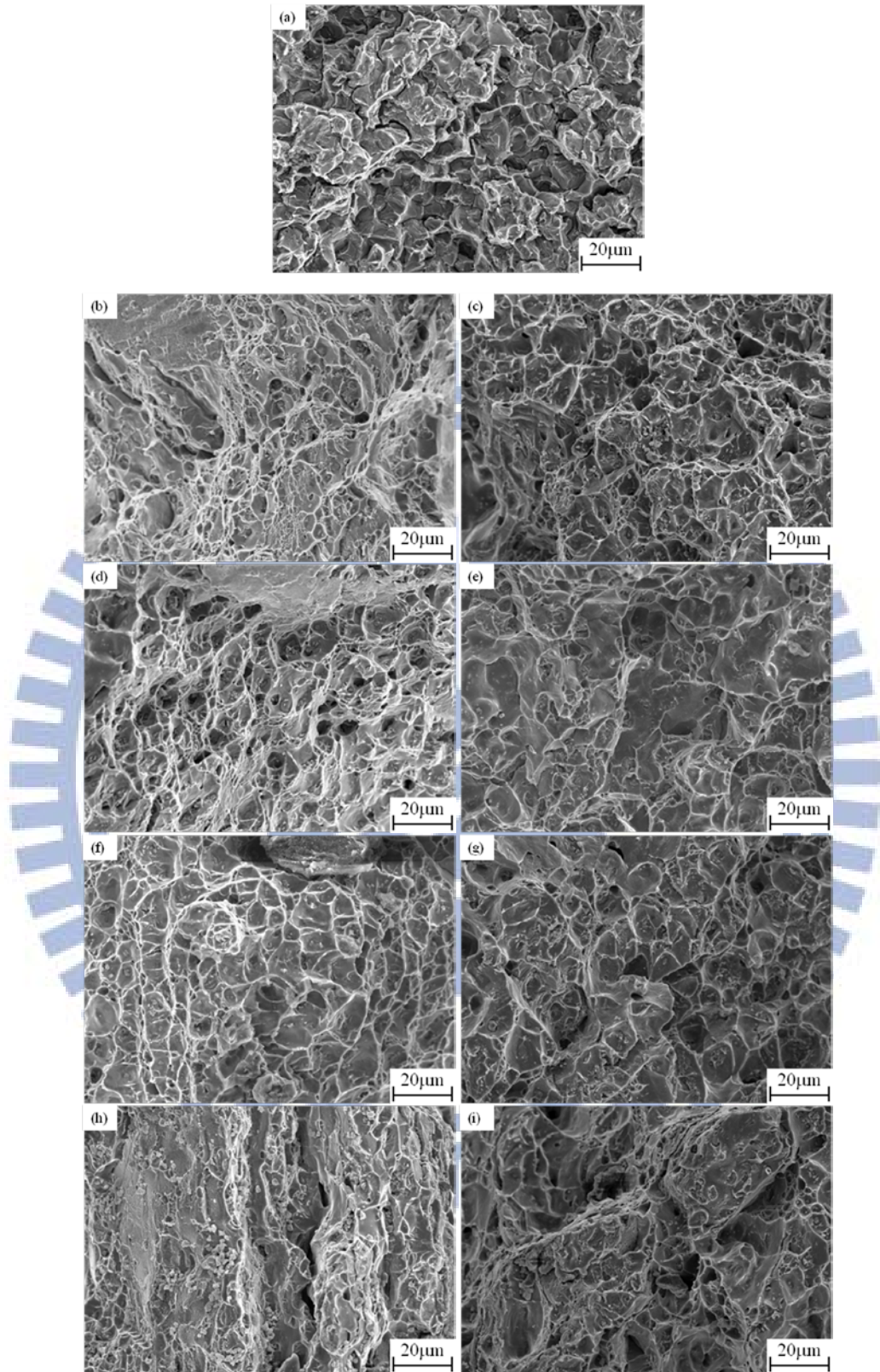


圖 4-51 A7050/A7075 對接，採 ER5183 填料之拉伸破斷面(a)T1；  
 (b) T4a；(c) T4b；(d) T6a；(e) T6b；(f) T73a；(g) T73b；(h) T73ac；  
 (i) T73bc

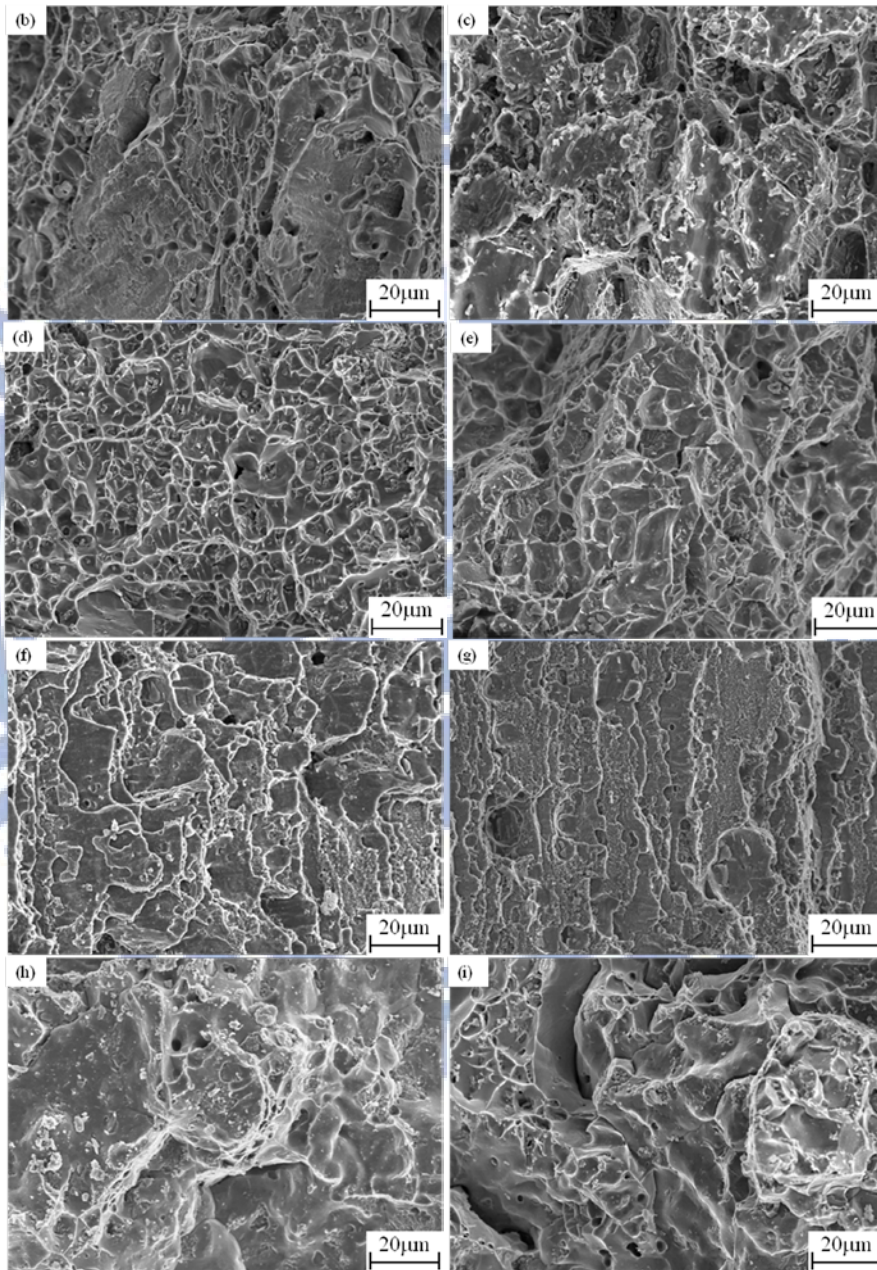
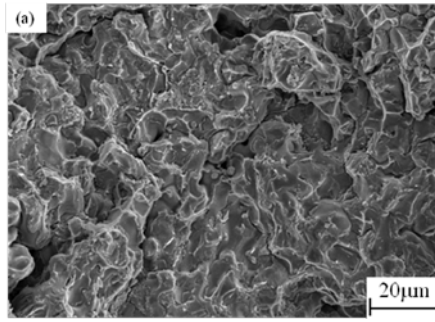


圖 4-52 A7050/A7075 對接，採 ER5356 填料之拉伸破斷面 (a)T1；(b)；T4a；(c) T4b；(d) T6a；(e) T6b；(f) T73a；(g) T73b；(h) T73ac；(d) T73bc

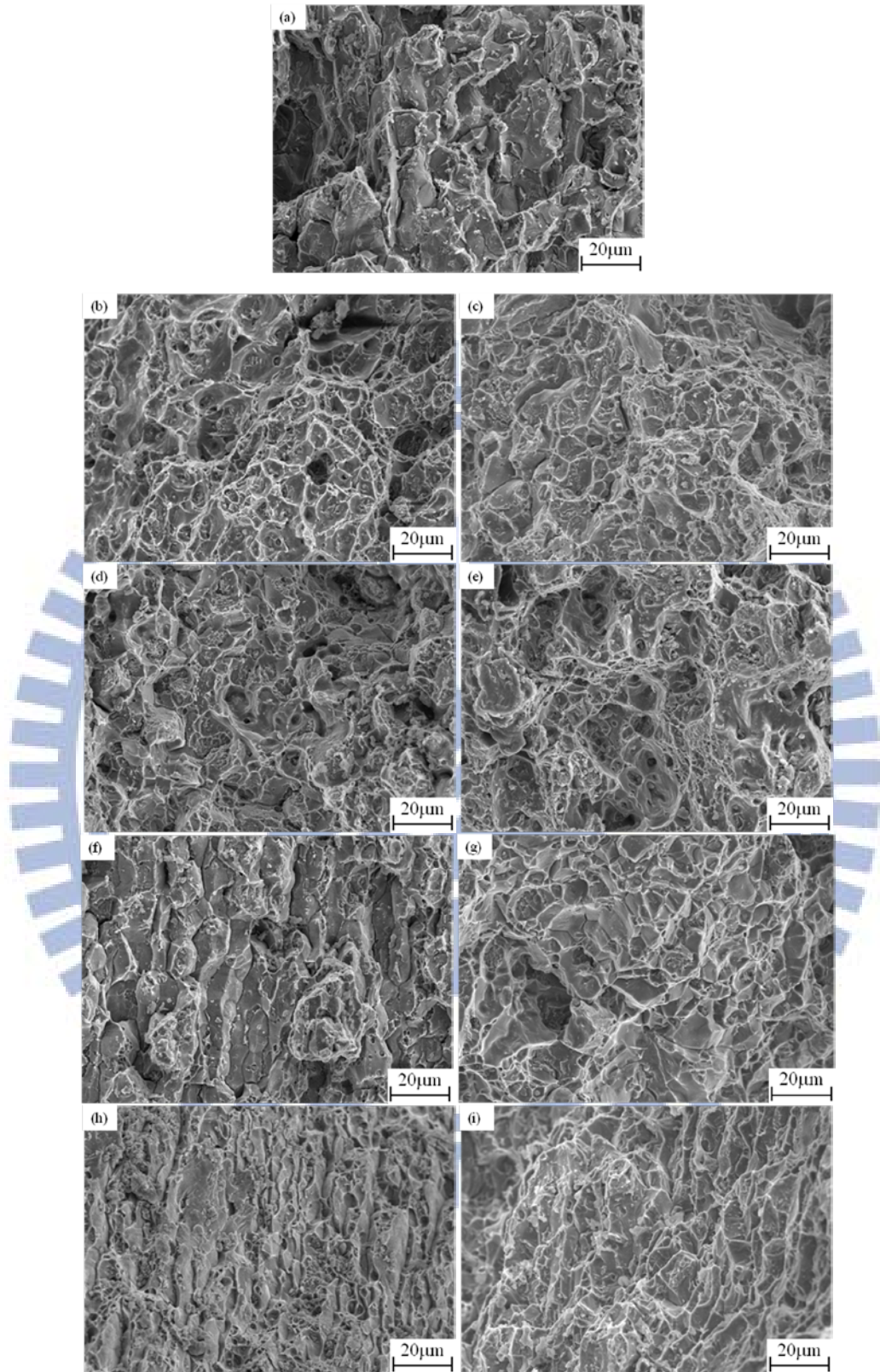


圖 4-53 A7050/A7075 對接，採 ER5556 填料之拉伸破斷面 (a)T1；  
 (b) T4a；(c) T4b；(d) T6a；(e) T6b；(f) T73a；(g) T73b；(h) T73ac；  
 (i) T73bc



## 第五章 結論

本研究探討高強度鋁合金與含鈦鋁合金之銲接熱裂性及高強度鋁合金異質銲接銲後熱處理之機械性質與材料微結構影響，綜合以上實驗結果，可分別獲得以下結論：

### 5.1 高強度鋁合金銲接熱裂敏感性研究

本研究利用點銲可調應變試驗(Spot-Varestraint Test)，分別探討A2024-T351、A2219-T87、A7050-T6三種鋁合金之銲接熱裂縫敏感性，分別在不同之外加應變量與熱循環次數下，來評估材料之熱裂敏感度並利用EDS成分分析瞭解熱裂形成之機制，在本研究所用之材料與實驗條件下，獲得下列結論：

1. 多重熱循環對銲件之熔融區熱裂敏感性並無明顯之影響，但對熱影響區卻有顯著之影響，其中熱裂縫隨熱循環次數增加有明顯成長，其中又以銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ.)最為嚴重。
2. 當外加應變量增加，材料的熱裂敏感性隨之增加，且不僅是熔融區或熱影響區均呈現增加趨勢。
3. 依據實驗結果與三種合金材料成份相較顯示，以A2024與A7050合金最接近最高熱裂傾向成份，其熱裂敏感性較2219合金高，並隨熱循環次數增加，均呈現相同趨勢，即 $A2024 > A7050 > A2219$ 。
4. 透過EDS成分分析結果顯示，在部份熔融區三種合金均有Cu元素偏析，其中又以A2024與A7050合金在晶界處偏析更為嚴重；且偏析情形隨熱循環次數增加而加劇，熱裂形成均以液化熱裂機制存在；此結果並與不同材料之熱裂敏感性比較結果相符。

## 5.2 含鈦鋁合金熱裂敏感性研究

本研究利用點鉸可調應變試驗(Spot-Varestraint Test)，分別探討M6、M7B、M7E與M9H4四種鋁鈦合金之鉸接熱裂縫敏感性，分別在不同之外加應變量與熱循環次數下，來評估材料之熱裂敏感度並利用EDS成分分析瞭解熱裂形成之機制，在本研究所用之材料與實驗條件下，獲得下列結論：

1. M6、M7B、M7E與M9H4鋁鈦合金，經多重熱循環過程後，在熔融區熱裂敏感性無太大變化。但在鉸道金屬熱影響區(W. M. HAZ)方面，M7B、M7E與M9H4合金，熱裂縫會隨著熱循環次數增加而有明顯的增長；惟M6合金則呈相反之趨勢，隨熱循環次數增加熱影響區之裂縫長度相對減少。在母材熱影響區方面，M7B、M7E與M9H4合金亦是會隨熱循環次數增加而有微幅增長，惟M6合金在此區域母材金屬熱影響區(B. M. HAZ)是較鉸道金屬熱影響區(W. M. HAZ)增幅相對大。
2. 在最大裂縫長度(Maximum crack length, MCL)方面，熔融區之裂縫長度亦隨著熱循環次數增加而增長增大。
3. M6、M7B、M7E與M9H4四種合金材料，隨熱循環次數增加其熱裂敏感性之裂縫總長度(Total crack length, TCL)有微幅增加，與其合金成份相較，均呈現相同趨勢，即M9H4 > M7E > M7B > M6。
4. M6、M7B、M7E與M9H4合金，其熔融區之裂縫長度隨著外加變量增加而增加；M7B、M7E與M9H4三種合金其鉸道金屬熱影響區與母材金屬熱影響區隨著外加變量增加而增加，惟M6之熱裂縫長度不完全隨著外加變量增加而增加。
5. 在相同熱循環狀態下，M7B、M7E與M9H4三種合金會隨應變量增加而增加；M6合金則至3%應變量以上僅微幅變化。

6. 在熔融區方面均觀察到三個明顯區域，樹枝狀區(D區)、樹枝-平滑轉換區(D-F區)與平滑區(F區)，證實熔融區均屬於凝固型熱裂機制；在熱影響區均觀察到破斷面為沿晶之脆性破壞現象，此區域也因受不同之熱循環作用後，晶粒粗大化與微區域產生熔化現象，造成強度甚低且無法承受因溫度下降所產生的收縮應力，進而就形成裂縫，所以在熱影響區其裂縫為液化熱裂形式呈現。
7. 透過EDS成份分析結果顯示，在部份熔融區發現M6與M9H4二種合金金屬在晶界附近均有含量提升相當大的Cu偏析現象，且隨著熱循環次數增加而加劇，顯示此二種合金在部份熔融區均有相當嚴重的Cu偏析情形。因此，M6與M9H4二種合金在部分熔融區處之熱裂均為偏析熱裂；M7B、M7E除了在Zn元素含量在熱影響區之晶界附近有提升外，Mg含量則無明顯地增加，此二種合金在熱影響區之部分熔融區均顯示為純粹由晶界的液化現象。

### 5.3 高強度鋁合金異質銲接銲後熱處理研究

本實驗透過 A7050、A7075 對接銲、A7050/A7075、A7050/A2024 異質對接銲，配合不同填料 ER5183、ER5356、ER5556 與 ER2319 探討銲後熱處理對高強度鋁合金同質、異質銲接之機械性質與微結構之影響。綜合以上之結果，可獲得下裂之結論：

1. 銲後如不經任何熱處理之試片，在 A7050、A7075 對接銲或 A7050/A7075 異質對接銲，採用 ER5183 填料對銲道具有較佳之機械性質。A7050/A2024 異質對接銲，則採用 ER2319 填料對銲道有較優之機械性質。
2. 銲後之試片經固溶處理，在 A7050、A7075 對接銲或 A7050/A7075 異質對接銲，採用 ER5556 填料對銲道具有較佳之機械性質；

A7050/A2024 異質對接，則採用 ER2319 填料對銲道有較優之機械性質。

3. 銲後之試片經人工時效處理，在 A7050 、A7075 對接銲，採用 ER5556 填料對銲道具有較佳之機械性質；A7050/A7075 異質對接銲採用 ER5556 填料，對銲道具有較佳之機械性質。A7050/A2024 異質對接，採用 ER2319 或 ER5356 均具有較優之機械性質。
4. 銲後之試片經過時效處理，在 A7050 、A7075 對接銲或 A7050/A7075 異質對接銲，採用 ER5356 填料對銲道具有較佳之機械性質。
5. 不管同質或異質對接銲，銲後之硬度明顯地低於母材；拉伸試驗結果亦發現斷裂處接發生於銲道區。雖經銲後熱處理可有效地提升銲道之強度與硬度，但大部分仍略低於母材，整體而言銲，銲件之最弱處仍為銲道。
6. 在銲道附近母材之熱影響區，因受到不同熱循環之影響而產生不同的微觀組織變化，因此造成機械性質改變。並經歷各式熱處理製程改變銲後銲道微結構，可有效地恢復銲道區域之機械強度。
7. 在 A7050 、A7075 對接銲或 A7050/A7075 異質對接銲，銲後如不經任何熱處理之試片，其破斷特徵均為脆性破斷；經固溶處理則為半脆性破斷或延性破斷形貌；如經頂時效與過時效處理，大部分銲件結構均以延性破斷形貌存在，與拉伸數據之伸長率相符。

## 第六章 未來研究方向

本論文探討高強度鋁合金與含鈦鋁合金熱裂性研究及高強度鋁合金異質銲接銲後熱處理之機械性質與材料微結構關係，依據現獲得之實驗結果，仍有許多值得未來近續接續研究與探討之課題。分別敘述如下：

### 6.1 銲接熱裂性研究

1. 研究中已證實 A2024、A2219、A7050 高強度鋁合金之熱裂敏感性差異與成因；但對於經不同熱處理程序後之熱裂傾向與含鈦鋁合金經不同熱處理程序後之熱裂敏感性，亦是值得未來進一步研究與探討。
2. 含鈦之高強度鋁合金在熱裂性研究上，已獲得相當程度之結果。多重熱循環對熱影響區裂縫生成有很大影響，不僅改變微觀組織亦對機械性質有相當程度改變，而含鈦鋁合金與一般高強度鋁合金相較均有較高且優的機械性質，如能有效地改善其銲接熱裂性，未來可對高強度異質材料接合製程上進行研究與探討。

### 6.2 高強度鋁合金異質銲接銲後熱處理研究

1. 銲後熱處理可有效地提升銲道機械性質及改善銲道微結構組織，透過微結構變化會造成腐蝕行為之改變，然而，7000 系列合金均為應力腐蝕高敏感性合金。因此，銲後熱處理製程對腐蝕行為的研究探討亦是後續值得延續之課題。

## 參考文獻

1. A. Heinz, et al., “Recent development in aluminium alloys for aerospace applications”, Mater Sci. Eng A, 280(1), pp.102-107, 2000.
2. E.A. Starke Jr., J.T. Staley, “Application of modern aluminum alloys to aircraft”, Progress in Aerospace Sciences, 32(2-3), , pp. 131-172, 1996.
3. K.H. Rendigs, “Aluminium Structures Used in Aerospace - Status and Prospects”, Materials Science Forum, Vols.242, pp.11-24, 1997.
4. “Heat Treating of Aluminum Alloys”, Heat Treating, ASM Handbook, 4, ASM International, 1991.
5. 楊智綱，「高強度航空用7000 系鋁合金機械性質、抗應力腐蝕破壞性及銲接熱影響區特性之研究」，國立中央大學機械工程研究所，博士論文，2001。
6. James C Williams, Edgar A Starke Jr, “Progress in structural materials for aerospace systems”, Acta Materialia, 51(19), pp. 5775-5799, 2003.
7. Luckasak D A, Hart R M., “Aluminum alloy development efforts for compression dominated structure of aircraft”, Light Metal Age, 10, pp.11-17,1991.
8. W. I. Pumphrey, J. V. Lyons, “Cracking During the Casting and Welding of the More Common Binary Aluminium Alloys”, Journal Inst. Metals, 74, pp.439-455, 1947.
9. Dmitry G. Eskin et al., “Effect of Structure on Hot Tearing Properties of Aluminum alloys”, Materials Science Forum, 561-565, pp.995-998, 2007.
10. Reza Abbaschian, Lara Abbaschian, Robert E. Reed-Hill, Physical Metallurgy Principles, Fourth edition, 2008.

11. J. R. Davis, ASM Specialty Handbook-Aluminum and Aluminum Alloys, ASM, Ohio, 2002.
12. 鄭慶民, 「熱處理型鋁合金銲接性之研究」, 國立交通大學機械工程研究所, 博士論文, 2005。
13. G. E. Totten, D. S. MacKenzie, Handbook of aluminum, Marcel Dekker, 2003.
14. Gruhl, Wolfqang, “Stress cossosion bihaviour of high strength AlZnMg alloys”, Aluminum, 54(5),pp. 323, 1978.
15. 王祝堂, 「鋁合金及其加工手冊」, 中南工業大學出版社, 長沙, 2000。
16. Jiang X J, et al., “Influence of zirconium and copper on the early stages of aging in Al-Zn-Mg alloys”, Metallurgical and Materials Transactions A, 32(5), pp.1063-1073, 2001.
17. Morere Bruce, et al., “The influence of Al<sub>3</sub>Zr dispersoids on the recrystallization of hot-deformed AA 7010 alloys”, Metallurgical and Materials Transactions A, 32(3), pp. 625-632, 2001.
18. Yi-Lei Wu, et al., “Microalloying of Sc, Ni, and Ce in an advanced Al-Zn-Mg-Cu alloy”, Metallurgical and Materials Transactions A, 30(4), pp. 1017-1024, 1999.
19. Kikuchi S, , et al., “Peripheral-recrystallized structures formed in Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy materials during extrusion and their quenching sensitivity”, J Mater Proc Techn., 38, pp. 689, 1993.
20. Royset, Ryum, N., “Scandium in aluminium alloys”, International Materials Reviews, 50 (1) , pp. 19-44, 2005.
21. O.N. Senkov, et al., “Effect of Sc on Aging Kinetics in a Direct Chill Cast Al-Zn-Mg-Cu Alloy”, Metallurgical and Materials Transactions A , 39(5), pp. 1034-1053, 2008.
22. C.E Macchi, et al., “Secondary precipitation in Al-Zn-Mg-(Ag)

- alloys”, Acta Materialia, 51(17), pp. 5151-5158, 2003.
23. Yin Zhimin, et al., “Scandium and Its Alloys”, Central South University Press, 2007.
24. Gabriel M. Novotny, Alan J. Ardell, “Precipitation of Al<sub>3</sub>Sc in binary Al-Sc alloys”, Materials Science and Engineering A, 318, pp. 144-154, 2001.
25. E. A. Marquis, D. N. Seidman, “Nanoscale Structural Evolution of Al<sub>3</sub>Sc Precipitates in Al(Sc) Alloys”, Acta Materialia, 49, pp. 1909-1919, 2001.
26. S. Lathabai and P. G. Lloyd, “The Effect of Scandium on the Microstructure, Mechanical Properties and Weldability of a Cast Al-Mg Alloy”, Acta Materialia, 50, pp. 4275-4292, 2002.
27. Yu. A. Filatov, V. I. Yelagin and V. V. Zakharov, “New Al-Mg-Sc Alloys”, Materials Science and Engineering A, 280, pp. 97-101, 2000.
28. D. N. Seidman, E. A. Marquis and D. C. Dunand, “Precipitation Strengthening at Ambient and Elevated Temperatures of Heat-Treatable Al(Sc) Alloys”, Acta Materialia, 50, pp. 4021-4035, 2002.
29. Zaki Ahmad, “The properties and application of Scandium-Reinforced Aluminum”, JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 55(22), pp.35-39, 2003.
30. V. V. Zakharvo, “Effect of Scandium on the Structure and Properties of Aluminum Alloys”, Metal Science and Heat Treatment, 45, pp. 7-15, 2003.
31. V. V. Zakharvo, V. G. Davyov, V. I. Elagin, T. D. Rostova, “Alloying Aluminum Alloys with Scandium and Zirconium Additives”, Metal Science and Heat Treatment, 38, pp.25-30, 1996.
32. V. Singh, K. S. Prasad, A. A. Gokhale, “Microstructure and Age



- Hardening Response of Cast Al-Sc-Zr-Mg Alloys”, Journal of Materials Science, 39, pp. 2861-2864, 2004.
33. M. Furukawa, et al., “Influence of Magnesium on Grain Refinement and Ductility in a Dilute Al-Sc Alloy”, Acta Materialia, 49, pp. 3829-3838, 2001.
  34. V. V. Zakharvo, T. D. Rostova, “On the Possibility of Scandium Alloying of Copper-Containing Aluminum Alloys”, Metal Science and Heat Treatment, 37, pp. 23-27, 1995.
  35. Xu Guo-Fu, et al., “Microstructure and Properties of Al-4Cu Alloy Containing”, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 14, pp. 63-66, 2004.
  36. 黃振賢, 「金屬熱處理」, 台北, 文京圖書公司, 1993。
  37. ASM, Metals Handbook. 9th Ed, Vo1.14, heat treatment of aluminum alloys, pp.675-718, 1985.
  38. C.J. Peel, et al., “The Development and Application of Improved Aluminum-Lithium Alloys”, Proceeding of the second International Aluminum-Lithium Conference, The Metallurgy Society of AIME, pp. 363, California, USA, 1983.
  39. 劉國雄等, 「工程材料科學」, 全華科技圖書出版, 台灣, 1996。
  40. C.E. Deiter, Mechanical Metallurgy, 3rd ed., McGraw-Hill, pp. 221, 1986.
  41. Thomas H. Courtney, Mechanical Behavior of Materials, Second Edition, McGraw-Hill Higher Education, pp. 196, 2000.
  42. C. H. Gür, I. Yildiz, “Determining the impact toughness of age-hardened 2024 al-alloy by nondestructive measurements”, Proc. of the 16th World Conference on NDT, Montreal, 2004.
  43. K. Sindo. Welding metallurgy, John Wiley & Sons, NewYork., 1987.
  44. I.J. Polmear, Aluminium Alloys – A Century of Age Hardening,

- Materials forum, 28, pp. 1-14, 2004.
45. 周長彬等，「鐸接學」，全華圖書股份有限公司，台北，2007。
  46. 陳皇鈞譯，「材料科學與工程」，台北，曉園， pp. 323-335，1986。
  47. John E. Hatch, Aluminum Properties and Physical Metallurgy, ASM, Metals Park, Ohio, pp. 356-367, 1985.
  48. Kammer, et al., “The Relation of Filler Wire Hydrogen to Aluminum-Weld Porosity”, Welding Journal, 24(10), pp. 433s-441s, 1963.
  49. Eastwood L. W., Gas in Light Alloys, John Wiley & Sons, Inc., pp. 22, 1946.
  50. 姜志華，「鋁合金電弧鐸接及硬軟鐸應用技術」，徐氏基金會出版，1995。
  51. D. G. Howden, “An-Up-To-Date Looking At Porosity Formation In Aluminum Weldments”, Welding Journal, 50(2), pp. 112-114, 1971.
  52. R. F. Ashton, R. P. Wesley and C. R. Dixon, “The Effect of Porosity on 5086-H116 Aluminum Alloy Welds”, Welding Journal, 54(3), pp. 95s-98s, 1975.
  53. Cheever D. L., et al., “Effect of Experimental 2219 and 2014 Aluminum Weld Composition Variation”, Welding Journal, 48(2), pp. 348s-358s, 1969.
  54. J. K. Park, A. J. Ardell, “Effect of Retrogression and Reaging Treatments on the Microstructure of Al-7075-T651”, Metall. Trans., 15A, pp.1531-1543, 1984.
  55. P. A. Kammer, K. Masubuchi and R. E. Monroe, “Cracking in high-strength steel weldments. A critical review”, DIMC report 197, Feb., 1964.
  56. Tadakazu Ohnishi, Takeshi Hamamoto, Harushige Tsubakino et al., 輕金屬 , (6):308-313,1993.
  57. T. Ma, G. Den Ouden, “Softening behaviour of Al-Zn-Mg alloys due

- to welding”, Materials Science and Engineering:A, 266( 1-2), pp. 198-204, 1999.
58. L. Baughurst and G. Voznaks, “Welding defects, causes and correction”, Aspec Engineering, 2009.
59. 黃錦鐘，「鋁合金的銲接(四)-銲接缺陷的種類及其對策」，機械月刊，第22卷，第10期，民國八十五年。
60. 黃錦鐘，「鋁合金的銲接(五)-銲接變形、銲接裂縫及氣孔」，機械月刊，第22卷，第12期，民國八十五年。
61. P. A. Kammer, K. Masubuchi and R. E. Monroe, "Cracking in high-strength steel weldments. A critical review", DIMC report 197, Feb., 1964.
62. B. Hemsworth, T. Boniszewski and N. F. Eaton, “Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys”, Metal construction & brit. welding journal, 1(2), pp. 5-16, 1969.
63. F. Matsuda, H. Nakagawa, “Some fractographic features of various weld cracking and fracture surface with scanning electron microscope”, Trans. of J.W.R.I., 6(1), pp. 81-90, 1977.
64. F. Matsuda, “Hot Crack Susceptibility of Metal, Advances in Welding Metallurgy”, JWS, pp. 26-58, 1990.
65. 陳志宏，「銲接結構強度學」，台北，三民，358-380頁，1995。
66. J. C. Borland, “Fundamentals of solidification cracking in welding”, Welding and metal fabrication, 47(1), pp. 19-29, pp. 99-107, 1977.
67. C. Huang and S. KOU, “Liquation Cracking in Full-Penetration Al-Cu Welds”, Welding Journal, pp. 50s-58s, 2004.
68. C. D. Lundin, “Fundamentals of weld discontinuities and their significance”, WRC Bulletin, pp. 295, 1984.
69. T. G. Gooch, “Environments of weld fracture: Material and welding consideration”, Metal technology, 9(6), pp. 210-215, 1982.

70. Kazutoshi Nishimoto, "Recent Topics of Welding Metallurgy Relating to Hot Cracking and Embrittlement in Iron and Nickel-base Alloys, Lab", Material Joining Process, Department of Manufacturing Science Graduate School of Engineering Osaka University, 2005.
71. V. Shankar, T.P.S. Gill, S.L. Mannan and S. Sundaresan, "Solidification Cracking in Austenitic Stainless Steel Welds", Sadhana, Academy Proceedings in Engineering Sciences, 28(3-4), pp. 359-382, 2003.
72. Borland J. C., "Generalized theory of syper- solidus cracking in welds (and casting)", Brit. Weld. J., 7(8), pp. 508-512, 1960.
73. 江家慶、王星豪，「銲接熱裂縫之理論與機制」，銲接與切割，第10卷，第2期，民國八十九年。
74. B. I. Medovar, "On the nature of weld hot cracking", Avtomatic Svarka, 7(4), pp. 3400, 1954.
75. B. I. Medovar, "Effect of solubility of alloying elements upon weld hot cracking", Avtomatic Svarka, 8(2), pp. 3554, 1955.
76. W. S. Pellini, "Strain Theory of Hot Cracking", Foundry, 80(11), pp. 125-133, 1952.
77. Z. Feng, S. A. David, T. Zacaria and C. L. Tsai., "Quantification of Thermomechanical Conditions for Weld Solidification Cracking", Sci. Technol Welding Joining, 2, pp. 11-19, 1997.
78. Steubergen and Thornton, "A Quantitative Determination of the Conditions for Hot Cracking During Welding for Aluminum Alloys", Welding J., 2, pp.61s-68s, 1970.
79. 鐘福見，「如何避免鋁合金銲接龜裂」，銲接與切割，第16卷，第2期，民國九十五年。
80. Koziarski, J., "Some Consideration on Weldability of Aluminum Alloys", Welding J., 10, pp. 970-986, 1953.

81. Lippold, J. C., Nippes, E. F., and Savage, W. F., "An Investigation of Hot Cracking in 5083-O Aluminum Alloy Weldment", Welding J., 6, pp.171s-180s, 1953.
82. Steebergen and Thornton, "A Quantitative Determination of the Conditions for Hot Cracking During Welding for Aluminum Alloys", Welding J., 2, pp.61s-68s, 1970.
83. 朱登雄譯，「鐸接龜裂與其防止對策(2)-高溫龜裂」，機械月刊，第10期，122-126頁，民國七十八年。
84. Borland J. C., "Generalized theory of super- solidus cracking in welds (and casting)", Brit. Weld. J., 7(8), 508-512, 1960.
85. M. Shibahara, H. Serizawa and H. Murakawa, "Finite Element Analysis for Hot Cracking on Transverse Cross Section Using Temperature Dependent Interface Element and Quantification of Parameters Included in Proposed Method", Quarterly Journal of The Japan Welding Society, 22(1), pp. 94-100, 2004.
86. N. Coniglio, "Aluminum alloy weldability: Identification of weld solidification cracking mechanisms through novel experimental technique and model development", Ottovon- Guericke University, 2008.
87. 林澄貴，「探討鐸接收縮及變形」，機械月刊，第九卷，第九期，民國七十二年。
88. Kaiser, Welding Kaiser Aluminum, 1st Ed., Kaiser Aluminum & Chemical Scales, Inc., 1984.
89. M. G. Mousavi, C. E. Cross, O. Grong, "Effect of Scandium and titanium-boron on Grain Refinement and Hot Cracking of Aluminium Alloy 7108", Sci. Technol. Weld. Joining, 4, pp. 381-388, 1999.
90. H.Herser, "Value of Different Hot Cracking Tests for the Manufacturer of Filler Metals". Hot cracking phenomena in welds,

- Springer Berlin Heidelberg, pp. 305-327, 2005.
91. Sindo Kou, "Solidification and Liquation Cracking Issues in Welding", Welding Journal, pp. 37-42, 2003.
  92. N. Coniglio, C. E. Cross, T. Michael, And M. Lammers, "Defining a Critical Weld Dilution to Avoid Solidification Cracking in Aluminum", Welding Journal, 87(8), pp. 237-247 , 2008.
  93. 洪偉仁, 「鋁合金和到熱裂」, 鐸接與切割, 第2卷, 第1期, 民國八十二年
  94. W. F. Savage, and C. D. Lundin, "The Varestraint Test", Welding Journal, 44(10), pp. 433s-442s, 1965.
  95. M. . Speidel, "Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys", Metall. Trans. A, 6A, pp. 631-642, 1975.
  96. W. Gruhl, "Stress Corrosion Cracking of High Strength Aluimum Alloys", Z. Metallkd., 75, pp. 819-826, 1984.
  97. C. M. Cheng, C. P. Chou, I. K. Lee and H. Y. Lin, "Hot cracking of welds on heat treatable aluminum alloys", Science and Technology of Welding and Joining , 10(3), pp. 344-352, 2005.
  98. S. Kou, Welding metallurgy, New York, John Wiley & Sons Inc., pp. 267-300, 2002.
  99. F. Matsuda, et al., "Effect of additional elements on weld solidification crack susceptibility of Al-Zn-Mg alloy Report III", Transactions of the Japan Welding Research Institute, 13, pp. 57-66, 1984.
  100. Dev S, Murty B S; Rao K P, "Effects of base and filler chemistry and weld techniques on equiaxed zone formation in Al-Zn-Mg alloy welds", Science and Technology of Welding and Joining, 13(7), 598-606, 2008.
  101. J. A. Taylor, J. F. Grandfield, A. Prasad, "Grain Refinement and

Hot Tearing of Aluminium Alloys - How to Optimise and Mininise”, Materials Science Forum, 630, pp. 213-221, 2009.

102. Yang Fu-bao, et al., “Hot-cracking susceptibility of (Sc, Zr, Er)-microalloyed Al-5Mg filler metals”, The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 20(4), 620-627, 2010.
103. Balasubramanian.K, Kesavan.D, “Studies on the effect of vibration on hot cracking and Grain size in AA7075 Aluminum alloy Welding”, International Journal of Engineering Science and Technology, 3 (1), pp. 681-686, 2011.
104. A. Gutierrez, J.C. Lippold, W. Lin, “Weldability of commercial Al-Cu-Li alloys”, Mater. Sci. Forum, 217-222, pp. 1691-1696, 1996.
105. G.M. Reddy, A.A. Gokhale, K. Prasad Rao, “Weld microstructure refinement in a 1441 grade Al-Li alloy”, J. Mater. Sci. 32, pp. 4117-4126, 1997.

## 附錄一:作者簡歷

### 一、個人資料:

姓 名: 張進春

出生日期: 民國 64 年 4 月 6 日

籍 貫: 台灣嘉義

通 訊 處: 新北市板橋區溪北里溪崑一街 30 巷 9 號 1 樓

電 話: (02)8687-2766

### 二、學歷:

小學: 76 年 6 月 嘉義縣立頂六國小畢業

國中: 79 年 6 月 嘉義縣立民雄國中畢業

高中: 82 年 6 月 省立嘉義高工機械製圖科畢業

學士: 86 年 6 月 大葉大學機械系畢業

碩士: 88 年 2 月 大葉大學機械工程研究所畢業

博士: 101 年 1 月 國立交通大學機械工程研究所畢業

### 三、經歷:

88 年 4 月至 90 年 3 月: 陸軍航訓部

90 年 3 月至 90 年 8 月: 亞陶通訊(股)公司-高級工程師

90 年 8 月至 99 年 12 月: 國家同步輻射研究中心-研究助理

100 年 1 月迄今: 國家同步輻射研究中心-助理工程師

### 四、發表著作:

國外期刊:

1. **C. C. Chang**, C. L. Chen, J. Y. Wen, C. M. Cheng, C. P. Chou, "Characterization of hot cracking due to welding of high-strength aluminum alloys", Materials and



- Manufacturing Processes, 2011, Available online: 31 Aug. 2011.  
DOI:10.1080/10426914.2011.593245 (SCI)
2. **Chin- Chun Chang**, Ji- Gang Yang, Qi- Ling, Chang- Pin Chou, “Effect of Dissimilar Welding on Mechanical Properties of A7050 and A2024 Aluminum Alloy”, Materials Science Forum, 675-677, pp. 689-692. , 2011 (EI)
  3. C. C. Chang, C. P. Chou, S. N. Hsu, G.Y. Hsiung, and J.R. Chen, “Effect of Laser Welding on Properties of Dissimilar joint of Al-Mg-Si and Al-Mn Aluminum Alloys”, Journal of Material Science and Technology, 26(3), pp. 276-282, 2010. (SCI)
  4. **Chin- Chun Chang**, Ji- Gang Yang, Ling Chi, Chang- Pin Chou , “Optimization of Heat Treatment Parameters with the Taguchi Method for the A7050 Aluminum Alloy”, Advanced Materials Research, 139-141, pp. 157 -162, 2010. (EI)
  5. Yao-Long Tsai, **Chin- Chun Chang**, Chang- Pin Chou, “The study of the relationships between material properties and welding residual stresses”, Advanced Materials Research, 97-101, pp. 703 -708, 2010. (EI)

國外研討會：

1. **C.C. Chang**, S.N. Hsu, G.Y. Hsiung, C.K. Chen, C.S. Hwang, J.R. Chen, and C.P. Chou , “Fabrication of a Low Temperature Vacuum Chamber for an In-Achro-mat Superconducting Wiggler at TLS”, MEDI/Pan American SRI 2008 Meeting, Saskatoon, Canada, June 10-13, 2008.

國內期刊

1. 張進春，周長彬，楊智綱，祁凌，「高強度鋁合金在鐳接與熱

處理製程之發展」，銲接與切割，第19卷，第3期1， 38-43頁，民國九十八年。

2. 蔡曜隆，**張進春**，簡荃聖，周長彬，「不銹鋼管對接銲之殘留應力分析」，銲接與切割，第19卷，第1期， 34-41頁，民國九十八年。

3. **張進春**，許憲能，陳慶隆，熊高鈺，陳俊榮，周長彬，「鋁合金銲接技術在真空設備之應用」，銲接與切割，第18卷，第4期， 33-37頁，民國九十七年。



