

國立交通大學

工學院精密與自動化工程學程

碩士論文



含鈦鋁合金銲接熱裂性質研究

The Study Of Hot Cracking On The
Scandium - Aluminum Alloys

研究生：葉聖文

指導教授：周長彬 教授

中華民國一百零一年六月

含鈦鋁合金鐸接熱裂性質研究

The Study Of Hot Cracking On The
Scandium - Aluminum Alloys

研 究 生：葉聖文
指 導 教 授：周長彬

Student : Sheng-Wen Yeh
Advisor : Chang-Pin Chou

國立交通大學

工學院院精密與自動化工學程



Submitted to Degree Program of Automation and Precision Engineering

College of Engineering

National Chiao Tung University

in Partial Fulfillment of the Requirements

for the Degree of

Master of Science

In

Automation and Precision Engineering

June 2012

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國 101 年 6 月

摘要

本研究主要探討針對 M6、M7E、M7B、M9H4 之含鈦鋁合金，施以不同次數之惰氣鎢極電弧銲，在不使用填料之情況下，利用點銲可調應變試驗(Spot Vareststraint Test) 機，來探討在不同之熱循環(number of thermal cycles) 次數與不同之外加應變量下其銲接熱裂縫敏感性。利用立體顯微鏡觀察熱裂紋與影像擷取軟體計算裂紋長度，配合光學顯微鏡觀察與掃描式電子顯微鏡(SEM) 觀察裂縫形成之微觀組織與不同含鈦(Sc) 量之含鈦鋁合金銲接熱裂縫敏感性之比較。

分析結果顯示 M6、M7B、M9H4 含鈦鋁合金在不同之外加應變量下，其熔融區之熱裂縫總長度不會隨著熱循環次數之增加而增加，但會隨著應變量之加大而增加。熱裂敏感性比較，在不同外加應變量及熱循環次數下之量測結果，依序是 M6 裂縫總長度最長，M7B 與 M7E 在一次及二次熱循環中熱裂敏感性相近，M9H4 則為最小。即 $M9H4 > M7E > M7B > M6$ 。

裂縫破斷面微結構組織上，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)，此可證明熔融區均屬於凝固熱裂機構；在熱影響區均為沿晶脆性破壞之液化熱裂機構。部分熔融區處經 EDS 分析，發現 M7B、M7E 含鈦鋁合金並未出現含有成份 Cu、Mg 之偏析現象，屬單純的晶界液化。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。

關鍵詞：含鈦鋁合金、熱裂、銲接、熱循環、應變量

The Study Of Hot Cracking On The
Scandium - Aluminum Alloys

Student : Sheng-Wen Yeh

Advisor : Chang-Pin Chou

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

ABSTRACT

The “Spot-Varestraint Test” was applied to assess the sensitivity of four scandium - aluminum alloys –M6, M7E, M7B and M9H4 – to hot cracking from welding. In these experiments we applied Gaseous Tungsten Arc Welding (GTAW) without an added feeder. Samples with varied thermal cycles and with one or two welding energy inputs on the same welding seam were prepared, The stereoscopic microscope is used to observe hot cracking and the software for computer image acquisition and analysis measurement are used to measure and to analyze the length of hot cracks in the fusion and the heat-affected zones with varied augmented applied strains and thermal cycles. The optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) to observe the microstructure of crack formation with different amount of scandium the containing scandium aluminum for welding hot crack sensitivity.

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; the number of hot cracks increases, especially in the heat-affected zone of the metal weld, with increasing number of thermal cycles. The hot cracking sensitivity under different augmented strain and number of the thermal cycles shows that the crack length of M6 is

the length, M7B and M7E are similar in the hot cracking sensitivity, the M9H4 is the shortest. The compositions of these four alloys show that M6, M7B and M7E have similar tendencies to be subject to hot cracking, greater than M9H4. With increasing number of thermal cycles, the hot cracks show the same tendency, $M9H4 > M7E > M7B > M6$.

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 confirm the fusion zone belongs 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. The EDS analysis for the partial melting zone shows M7B and M7E does not produce Cu and Mg segregation increases. These two kinds of alloys are purely grain boundary liquation. 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.

Keyword : Scandium - Aluminum Alloys 、 Hot Cracking 、 Welding 、 Thermal Cycles 、 Strains

誌 謝

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

論文研究期間，幸蒙同步輻射研究中心張進春博士細心指導，在銲接製程以及論文研究的指導與建議，感謝工業技術研究院蔡曜隆博士、蔡太平博士、陸軍專科學校林玄良副教授，在論文撰寫上指導，鼎力斧正，使論文更完整，在此特予致謝。

由衷感謝生育與教養的父母、家人、女友玉菁，在人生旅途及求學過程中的陪伴及時常的鼓勵，使本人能全心全意在課業上專心研究。在此也特別感謝中山科學研究院楊志綱博士、祁凌少校以及當時的同事吳湘婷、褚陵逸，因為有你們的鼓勵及幫忙，才能讓本人順利考上交通大學。最後謹將這份成果獻給每一位幫助過我的貴人，有你們支持及鼓勵，才能使本論文達臻善臻美。

目 錄

摘 要	I
ABSTRACT	II
目 錄	V
圖目錄	VII
表目錄	X
第一章 緒論	1
1.1 研究背景與動機	1
1.2 研究目的	1
1.3 研究方法	2
第二章 文獻探討	3
2.1 含鈦鋁合金簡介	3
2.1.1 鈦對鋁合金影響之文獻回顧	3
2.1.2 添加合金元素 Sc 對鋁合金之影響	7
2.1.2.1 含 Sc 鋁合金之凝固行為	7
2.1.2.2 Sc 對再結晶現象之影響	8
2.1.2.3 Sc 對機械性質之影響	9
2.2 鋁合金之銲接性	10
2.3 鋁合金銲接缺陷	11
2.3.1 氣孔(Porosity)	11
2.3.2 熱裂	14
2.3.3 凝固熱裂機構	15
2.3.4 影響凝固熱裂的因素	19
2.3.5 液化熱裂機構	20
2.3.6 鋁合金銲接熱裂縫	21
2.3.7 銲接熱裂縫之可調式應變試驗	22
2.4 鋁合金銲接熱裂性分析	25
2.4.1 熱循環次數與熱裂敏感性之關係	25
4.1.1-1 熔融區	25
4.1.1-2 熱影響區	25
4.1.3 不同材料之熱裂敏感性比較	32

第三章 實驗方法與步驟	36
3.1 熱裂性實驗.....	36
3.1.1 實驗材料	36
3.1.2 試片製作	38
3.1.3 可調式應變試驗應變量之參數設定	41
3.1.4 熱裂縫觀察與計算.....	43
3.1.5 金相顯微觀察	43
3.1.6 破斷面 SEM 觀察與 EDS 分析	45
第四章 實驗結果與討論	46
4.1 含鈦鋁合金銲接熱裂性分析	46
4.1.1 鋁鈦鋁合金熱裂敏感性	46
4.1.2 含鈦鋁合金熱裂敏感性與不同熱循環次數之關係	49
4.1.2.1 熔融區	49
4.1.2.2 熱影響區	54
4.1.2.3 外加應變量對熱裂敏感性的影響	58
4.1.2.4 不同含鈦鋁合金之熱裂敏感性比較	61
4.1.2.5 SEM 觀察及 EDS 分析	63
第五章 結論	72
參考文獻	74

圖目錄

圖 2-1 (a) Al-Sc 平衡相圖 (b) Al-Sc 平衡相圖之富鋁端	4
圖 2-2 Al-(Mn、Zr、Cr、Sc) 再結晶溫度比較圖	6
圖 2-3 在純鋁之 DC 鑄錠中添加 Sc 對晶粒尺寸的影響	8
圖 2-4 合金冷軋量及熱處理後之截面組織 (a) 傳統 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金(b) 含 Sc 之 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合 金	8
圖 2-5 含 Sc 後各合金系降伏強度之增加	10
圖 2-6 不同溫度下鋁對氫溶解度的變化	12
圖 2-7 氫氣的露點溫度對氣孔生成的影響	12
圖 2-8 鐳道氣孔對機械性質的影響	13
圖 2-9 鐳道氣孔對疲勞強度的影響	13
圖 2-10 鐳接熱裂縫的分類	15
圖 2-11 熱裂綜合理論示意圖	16
圖 2-12 凝固裂縫示意圖	16
圖 2-13 兩面角與晶界液態薄膜分佈之關係	18
圖 2-14 析出物缺乏區熱裂示意圖	20
圖 2-15 鋁合金中 Cu 及 Mg 合金成份對裂縫敏感性之影響 ..	21
圖 2-16 鋁合金熱裂敏感性與合金成份的關係	22
圖 2-17 可調應變試驗示意圖	23
圖 2-18 橫向可調應變試驗示意圖	24
圖 2-19 點可調應變試驗示意圖	24
圖 2-20 熱循環次數對熔融區熱裂縫之影響	26
圖 2-21 熱循環次數對熔融區熱裂縫之影響	27
圖 2-22 熱循環次數對熱影響區(HAZ)熱裂縫之影響	28
圖 2-23 熱循環次數對熱影響區(HAZ)熱裂縫之影響	29
圖 2-24 鐳接金屬熱影響區(W. M. HAZ)及母材熱影響區	30
圖 2-25 熱循環次數對熱影響區(HAZ)熱裂縫之影響(3%外加應變) (a)6061-T6 (b)6061-T6(H) (c)7075-T6 (d)7075-T6(H) .	32
圖 2-26 四種鋁合金金相組織	34
圖 2-27 不同鋁合金之熱裂敏感性比較	35

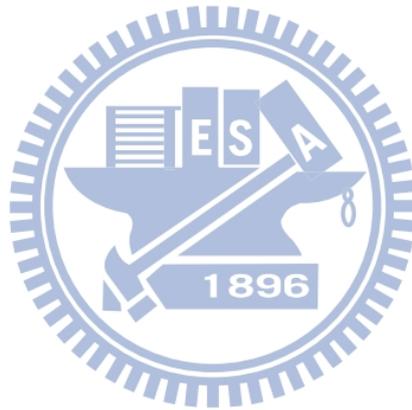
圖 3-1 實驗架構圖	37
圖 3-2 應變量示意圖	38
圖 3-3 Miller—Syncrowawe 250 型惰氣鎢極電弧銲接機	39
圖 3-4 Gullco—GK191-P/18A 型自動走銲機	39
圖 3-5 可調式應變試驗 (Spot Vareststraint Test) 機	40
圖 3-6 試片點銲及熱循環示意圖	41
圖 3-7 冷鑲埋流程圖	44
圖 3-8 金相實驗流程圖	44
圖 3-9 高解析度場發射掃描式電子顯微鏡暨能量散佈分析儀	45
圖 4-1 M6 含鈦鋁合金不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型 態觀察	47
圖 4-2 M7B 含鈦鋁合金不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀 型態觀察	47
圖 4-3 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	48
圖 4-4 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	48
圖 4-5 含鈦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 M6；(b) M7B；(c) M7E；(d) M9H4.....	51
圖 4- 6 M6 含鈦鋁合金不同應變量之金相組織 (a) 2%；(b) 3%	52
圖 4-7 M7E 含鈦鋁合金不同應變量之金相組織 (a) 3%；(b) 5%	52
圖 4- 8 M7B、M9H4 含鈦鋁合金不同熱循環次數之金相組織 ..	53
圖 4- 9 不同次數熱循環之熱影響區示意圖.....	54
圖 4-10 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(a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(d) M9H4	56
圖 4-11 M6 含鈦鋁合金不同應變量之熱裂 (a) 2%；(b)3%	57
圖 4-12 M9H4 含鈦鋁合金金相不同次數熱循環	57
圖 4-13 在不同外加應變與熱循環次數下對熱裂縫總長度之影響 (a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(d) M9H4	60
圖 4-14 不同次數熱循環在不同應變量對四種含鈦鋁合金熱裂縫 總長度之影響(a) 一次熱循環；(b) 二次熱循環；(c) 三	

次熱循環	62
圖 4- 15 熔融區熱裂縫破斷表面組織	64
圖 4- 16 熱影響區熱裂縫破斷表面組織	65
圖 4- 17 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.....	68
圖 4- 18 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.....	69
圖 4- 19 (a)M6；(d)M9H4 含鈮鋁合金 PMZ 之 SEM 觀察	70
圖 4- 20 (a)M6；(d)M9H4 含鈮鋁合金 PMZ 之 EDS 分析	71



表目錄

表 2- 1 各種過渡元素於鋁中的固溶度 ^[14]	5
表 2- 2 各種過渡元素添加至鋁合金的有效再結晶溫度 ^[9]	6
表 2- 3 合金熱軋狀態之拉伸性質	9
表 3- 1 含鈦鋁合金成分表	36
表 3- 2 TIG 走鐸及可調式應變試驗鐸接參數表	40
表 3- 3 可調式應變試驗模塊與下壓距離參數表	43



第一章 緒論

1.1 研究背景與動機

鋁鈦合金之相關研究與早期發展因受限於鈦含量稀少，導致在價格方面過於昂貴，同時其主要產地又大多位於前蘇聯境內，故此更不為西方世界國家所重視。但鋁鈦合金相較於一般常用之鋁合金而言，在諸多性質上確有其優越之處。因此鋁鈦合金也為前蘇聯所長期研究與發展的重要材料之一。而後因前蘇聯之解體，鈦的取得變為更加容易，此促使更多國家及學者重視其發展與應用。鈦對鋁合金所產生之性質提升使鋁鈦合金擁有其他鋁合金所沒有的諸多優點，如：大幅提昇降伏強度、抗拉強度及硬度等機械性質，增進疲勞強度、疲勞裂縫成核與成長之阻抗與腐蝕阻抗，提高再結晶溫度、抑制再結晶現象，降低銲接時之熱裂敏感性，提升銲接性、耐久性、可塑性與成形性晶粒細化與促進等軸晶之生成，有助於在塑性加工中得到纖維狀之結構、在大範圍的溫度內，提供穩定的超塑性性質^[1-31]。

由於含鈦鋁合金在銲接熱裂方面之研究領域相關文獻尚屬不足，因此透過本研究，來探討在不同之熱循環次數與不同之外加應變量下其銲接熱裂縫敏感性。

1.2 研究目的

- 一、探討 M6、M7B、M7E、M9H4 四種含鈦鋁合金在不同之熱循環次數之熱裂縫敏感性。
- 二、探討 M6、M7B、M7E、M9H4 含鈦鋁合金經不同外加應變量之熱裂縫敏感性。
- 三、透過金相與 SEM 觀察及 EDS 分析，探討四種含鈦鋁合金之熱裂形成機制。

1.3 研究方法

本研究採 M6、M7B、M7E、M9H4 之含鈦鋁合金，M6 是採用鋁合金六系列並添加微量鈦，M7B、M7E 是採用鋁合金七系列並添加微量鈦，M9H4 是採用鋁合金七系列並添加 Cu，試片尺寸為 $200 \times 40 \times 3.0\text{mm}$ 。採以半自動 GTAW(gas tungsten arc welding) 為銲接方式，以直徑 2.4mm 之鎢鈦電極棒先於試片上進行一次及二次不加填料之走銲，並採用點銲可調應變試驗機，以 GTAW 之銲槍經由程式控制作 X 軸、Y 軸及定點式之移動，機台上不同弧度之模塊可配合作 X 軸或 Y 軸方向置放，而施加應變之油壓機構可設定衝程以配合模塊將材料彎曲成模塊曲率半徑之彎曲弧度，同時亦可更換模具並將油壓機構設定為單動來進行。試片施以不同之應變量：2%、3%、5%，再透過 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，以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)，並經由研磨、拋光、腐蝕，使用金相顯微鏡觀察其微觀組織，掃瞄式電子顯微鏡(Scanning Electron Microscopy, SEM) 來觀察熱裂縫斷面之機構。再利用金相顯微鏡觀察之試片，使用能量色散 X-ray 譜儀(Energy Dispersive Spectrometry, EDS) 分析熱裂縫處之成份，以探討造成熱裂之原因。

第二章 文獻探討

2.1 含鈦鋁合金簡介

2.1.1 鈦對鋁合金影響之文獻回顧

鋁鈦合金之相關研究與發展早期因受限於鈦含量稀少，導致在價格方面過於昂貴，同時其主要產地又大多位於前蘇聯境內。故此更不為西方世界國家所重視。因此鋁鈦合金也為前蘇聯所長期研究與發展的重要材料之一，並且已經實際運用在米格 29 戰鬥機以及飛彈的導向尾翼上，只是由於其研究目的在於軍事用途，資訊較為封閉，再加上語言隔閡的關係，一直未引起西方國家的注意。而後因前蘇聯之解體，鈦的取得變為更加容易，此促使更多國家及學者重視其發展與應用^[1-3]。現今鋁鈦合金已越常見於各項工程應用上，如：飛行器結構體、自行車車架、車輛零件等追求質輕且高強度之發展應用。

鈦，化學符號 Sc，在元素週期表中屬 III B 族，為稀土元素之一，原子序數 21，原子量 44.955912(6)，原子半徑 160pm，共價半徑 144pm，比重 2.989，熔點 1541°C，沸點 2830°C，純鈦呈銀白色，質軟，其有兩種晶體結構 α 鈦為六方密堆積(室溫~1335°C)； β 鈦為體心立方(1335~1541°C)。地殼中蘊含量在所有稀土元素中排名第八。鈦在地殼中的含量約為 $5 \times 10^{-4}\%$ 。主要礦物為鈦鈷石。鈦同時也存在於其核裂變產物中。自然界所存在的鈦均為穩定同位素鈦 45。其製法為利用硫酸鈦鉀的難溶性，使鈦與其他稀土元素分離；也可用萃取法分離和提煉純鈦。金屬鈦則由鈣還原氟化鈦或電解氟化鈦製得。

Sc 的密度較 Al 高 10%，也是所有過渡金屬中最輕(密度 $2.99\text{g}/\text{cm}^3$)，故 Sc 的添加對於合金而言具有輕量化的作用^[4]。由 Al-Sc 二元相圖中如圖 2-1 所示^[5,6]可發現當 Sc 含量達過共晶組成(0.55wt%) 時，會產生 $L1_2$ 結構之 Al_3Sc ，其晶格常數為 0.4104 nm，與 α -Al 之晶格常數($a_{\text{Al}}=0.404\text{nm}$) 非常接近， α -Al

極易在 Al_3Sc 上孕核^[7]，其中 Al_3Sc 具有極佳的熱穩定性(高溫可達 1320°C)^[8]。其主要作用是因固化過程中 Al_3Sc 的形成，析出大量且散佈均勻之析出相，有效的牽引住晶界，進而抑制晶粒之成長。晶粒細化只發生在過共晶組成，且細化效果較其他傳統之鋁晶粒細化劑的添加更為顯著。藉由添加 Sc 達到晶粒細化會伴隨樹枝晶成長型態的改變，於粗大晶粒中，以分離共晶(divorced eutectic)^[4] 來細化球狀晶粒，會呈現在細化鑄件之晶粒上。若在鑄造狀態下存在微細之 Al_3Sc 散佈析出相，則這些析出相的位置將有助於 $\alpha\text{-Al}$ 的成核，進而形成等軸晶。

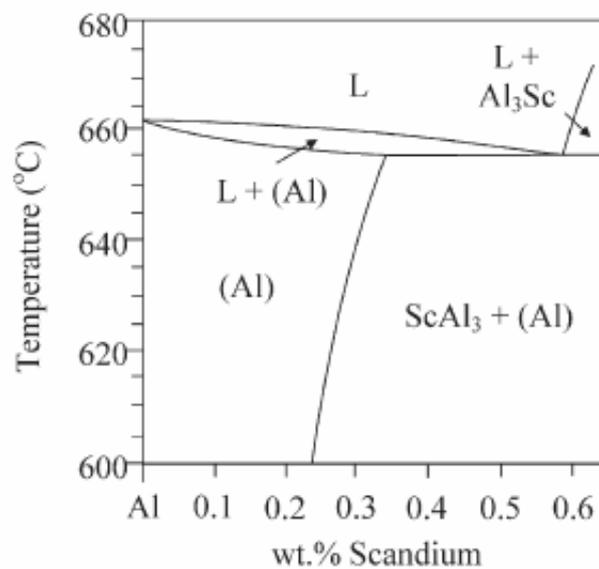
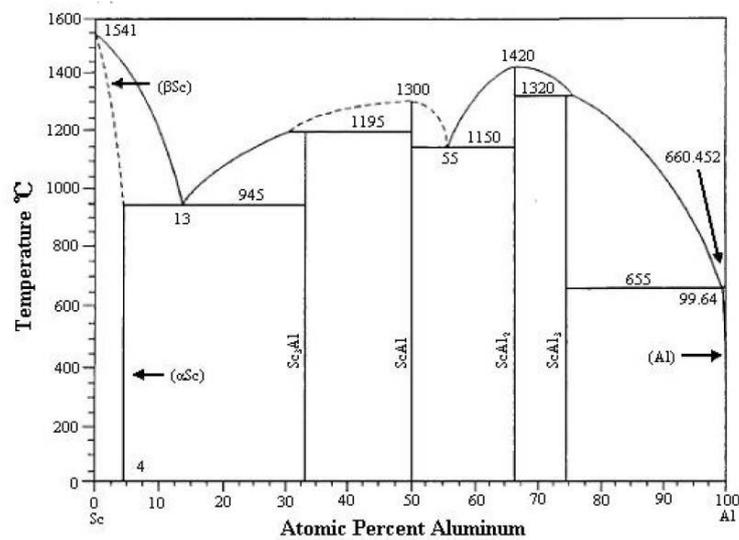


圖 2-1 (a) Al-Sc 平衡相圖 (b) Al-Sc 平衡相圖之富鋁端^[5,6]

表 2- 1 各種過渡元素於鋁中的固溶度^[14]

Alloying Element	Solubility (Wt%)	Solubility (At%)
Sc	0.50	0.30
Ti	0.18	0.05
Zr	0.15	0.08
Mn	0.30	0.15
Cr	0.25	0.13
V	0.10	0.05

一般而言 Sc 添加到鋁或是鋁合金中對於性質的改善主要是透過晶粒中析出相存在之優異散佈特性^[9,10]：

1. 析出散佈相與基地間為整合性：晶體結構為 $L1_2$ 之 Al_3Sc 析出散佈相與鋁基地間雖然為整合性^[11-13]，但兩者晶格常數之差異仍會引起晶格應變，進而阻礙差排的移動與抑制晶粒的成長。
 2. 形成之析出散佈相具有大的體積分率：相較於其他應用於鋁合金之晶粒細化劑，如過渡元素、Al-Ti-B 與 Al-Ti-C 等，Sc 添加所形成的析出散佈相具有較大體積分率，如表 2- 1^[14] 所示，其中 Sc 於鋁中為各種過渡元素之固溶解度最大者，所以在固溶淬火後之析出散佈相具有最大的體積分率，主要作用能夠有效的抑制再結晶及避免次晶粒的消失而聚集。高度的整合應變能夠阻礙晶界移動，進而獲得晶粒細化與強度的提升。雖然 Al_3Sc 的析出可以造成晶粒細化效果。但是細晶合金若應用於高溫時，則可能發生高溫潛變(或是擴散潛變)^[8]。
 3. 析出散佈相熱穩定性佳：由 Al_3Sc 相圖^[15] (圖 2-1) 中可發現 Al- Al_3Sc 之共晶溫度發生在異常的高溫下(接近純鋁的熔點)，如此高的固化溫度會促進晶粒異質成核，造成晶粒尺寸細化。另外，固相線與液相線彼此互相靠近，形成具有非常窄的固化範圍，有助於減輕因寬凝固範圍造成之鑄造缺陷與銲接性差的限制，因此，可藉由 Sc 的添加達到高強度鋁合金銲接性之改善^[13]。
- Sc 的添加有助於熱穩定性 Al_3Sc 析出散佈相形成，則有效抑制再結晶的發生，即使經過嚴重加工後的合金，具備有足夠的儲存能

來引發再結晶，因合金中存在之均勻分佈且熱穩定性佳的析出物而抑制再結晶的發生。一旦有再結晶的發生，會造成強度的損失。因此，利用Sc 的添加可有效消除許多合金於熱處理及機械加工上的問題。表2- 2^[9] 列出各種過渡元素添加至鋁合金中的有效再結晶溫度。

表 2- 2 各種過渡元素添加至鋁合金的有效再結晶溫度^[9]

Element	Recrystallization Temp.(°C)
Mn	325
Cr	325
Zr	400
Sc	600

一般添加的3d 過渡金屬，除了Sc 以外，還有Mn、Ti、Cr、Zr 等。這些固溶體會分解並形成析出分散體，所有分散體皆可提升金屬的再結晶溫度，而改善其高溫強度性質。圖2-2^[16] 亦不難發現含Sc 合金之再結晶溫度遠高其他的過渡金屬之添加效果。

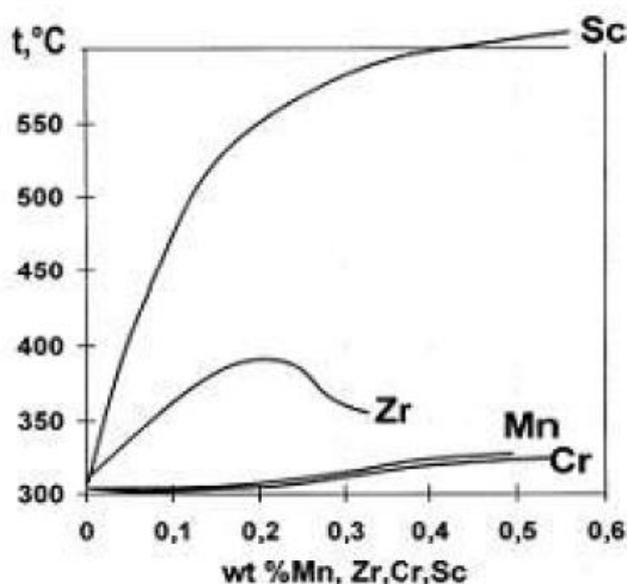


圖 2-2 Al-(Mn、Zr、Cr、Sc) 再結晶溫度比較圖^[16]

2.1.2 添加合金元素Sc 對鋁合金之影響

添加了微量元素Sc 之鋁合金，可在各種不同的合金系統及製程應用領域中顯現重要的性質，且再加入Zr 之後，更可使 Sc 形成細小的整合型析出物，因而增進了鋁合金的強度且阻止了晶粒之成長，提升了鋁合金中的許多性質。

2.1.2.1 含Sc 鋁合金之凝固行為

鑄錠組織之細化和等軸晶粒之形成已習知為減少熱裂、縮孔以及使二次相更均勻細微的分佈之重要方法^[17]。一般控制鑄錠晶粒尺寸最常用的方法為添加接種劑(如Al-Ti-B 或Al-Ti-C) 於母合金中^[18,19]。而熱機處理製程控制晶粒結構的方法為添加少量能形成穩定之分佈相的過渡金屬以阻止晶粒之成長^[20]。例如，在Al-Li 合金中添加Zr 以形成 Al_3Zr 的 β 分佈相，此相確能防止部份合金之再結晶^[21]。在含Sc 之鋁合金中，當Sc 的成份比例高於共晶組成(0.55wt%) 時，可以使鋁鑄錠之晶粒尺寸明顯細化，這是由於在凝固期間形成了 Al_3Sc 之主要介金屬相，此種晶粒細化只發生在Sc 過共晶時，且其晶粒細化效果遠超過傳統的鋁晶粒細化添加物。在1960 年代早期，Lamikov 和Samsonov 發現了Sc 在鋁合金中晶粒細化的效果^[22]，圖2-3 表示了純鋁(99.995%) 之DC 鑄錠中添加Sc 對晶粒尺寸的影響，由圖可以發現當Sc 添加的比例低於共晶組成0.55wt% 時，晶粒幾乎不會細化，反之，若Sc 的添加量超過0.55wt% 時，晶粒尺寸則會大幅的下降。依據Al-Sc 平衡相圖(如圖2-1 所示^[23, 24])，當Sc 含量大於0.55wt% 時， Al_3Sc 將從溶湯中先被析出， Al_3Sc 為 $L1_2$ 結構，其晶格常數為0.4104 nm，與 α -Al 之晶格常數非常接近(0.404 nm)，因此 Al_3Sc 可成為 α -Al 之理想結晶核。由於 α -Al 極易在 Al_3Sc 上孕核，所以當Sc含量大於過共晶組成時，其合金之晶粒大小將會明顯地細化。

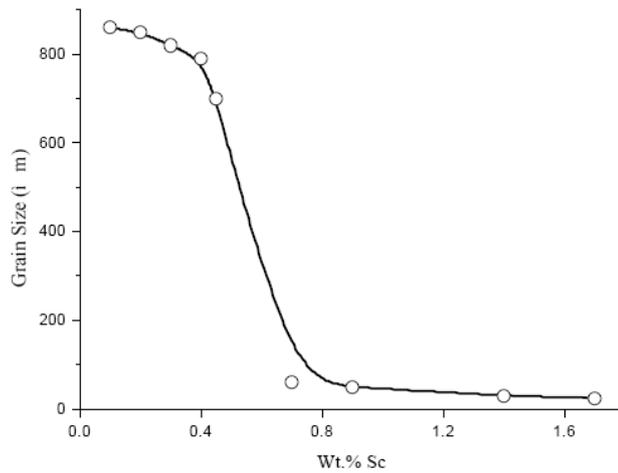


圖 2-3 在純鋁之 DC 鑄錠中添加 Sc 對晶粒尺寸的影響^[22]

2.1.2.2 Sc 對再結晶現象之影響

一般冷加工後之鋁合金在固溶處理時合金會有再結晶的現象，且隨冷加工量之增加，其再結晶現象會更完全。圖2-4 為傳統 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金及添加 Sc 後 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金在不同程度之冷軋量及熱處理後之截面組織，從圖中可以發現在冷加工量75%~85% 下，傳統之 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金已完全再結晶，而經 Sc 修飾後之合金仍維持纖維狀無再結晶之顯微組織，由此可知 Sc 對鋁合金之再結晶象現象有強大的抑制作用^[25]。

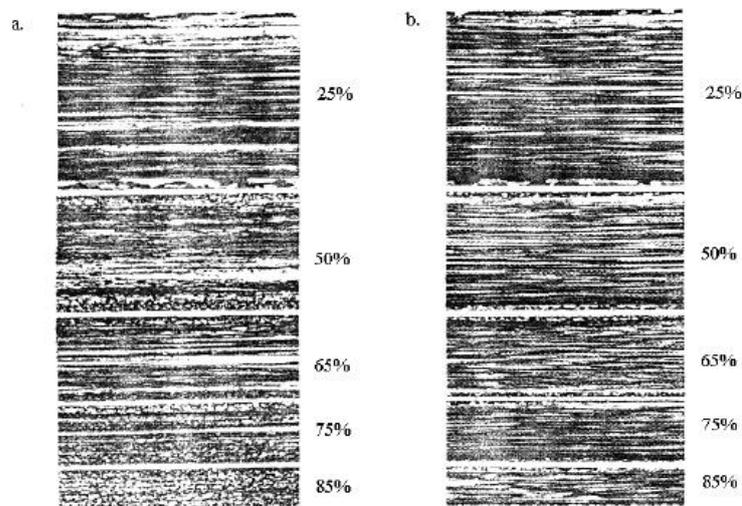


圖 2-4 合金冷軋量及熱處理後之截面組織^[17] (a) 傳統 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金 (b) 含 Sc 之 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金

2.1.2.3 Sc 對機械性質之影響

表 2-3 為不同成份合金熱軋狀態之拉伸性質^[26]，其結果顯示 Zr 或 Sc 的添加可提高 Al-5Mg 合金的強度，其中以添加 Sc (wt.%) 的效果較大，又同時添加 Sc 和 Zr 可使強度增加約 150 MPa。機械性質之提升與合金的顯微結構組織有密切的關係，同時添加 Sc 和 Zr 於 Al-5Mg 合金中，不僅可使晶粒細化同時也會生成 Al₃Sc 之散佈析出物，由於 L1₂ 結構之 Al₃Sc 相極易與鋁基地形成整合型介面，且此整合型介面產生之強大晶格應變能有效阻礙差排滑移及阻止晶粒成長，並導致熱軋後完全的纖維結構。因此，強度提升最主要原因為 Sc 和 Zr 所造成之細晶強化和 Al₃(Sc, Zr) 之散佈強化及次結構強化。除 Al-5Mg 系合金外，Sc 添加於其它合金系亦可增加其降伏強度，如圖 2-5 所示^[27]。在銲接性方面，於適當的銲接條件下，7000 系鋁合金之熔融區和熱影響區藉由添 Sc 之影響，會在自然時效後回復到與未受影響區相近的強度及結構，因此能得到良好的銲接效果。此外 Sc 的添加亦可減少銲接時之熱裂敏感性，因而能有效提昇鋁合金之銲接性^[25]。

表 2-3 合金熱軋狀態之拉伸性質

Tensile properties of as-hot rolled alloys

Alloy	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)
Al-5Mg	260	115	31
Al-5Mg-0.1Zr	272	129	26
Al-5Mg-0.2Sc	296	182	18
Al-5Mg-0.6Sc	360	228	19
Al-5Mg-0.2Sc-0.1Zr	398	266	18

Sc Increases Yield Strength of Al Alloys

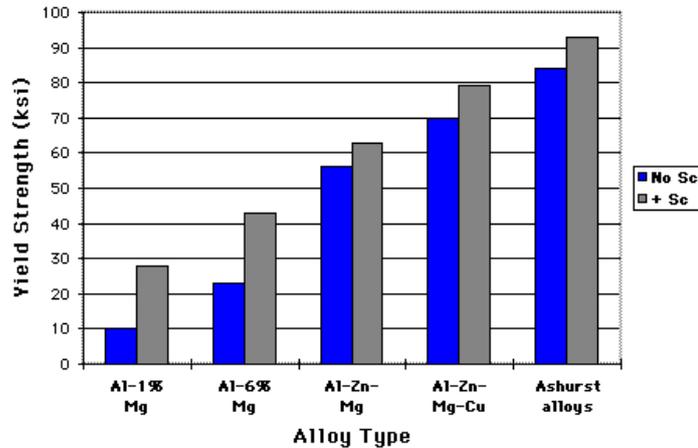


圖 2-5 含 Sc 後各合金系降伏強度之增加^[27]

2.2 鋁合金之銲接性

鋁合金雖然具有許多優異的性質，但在銲接上與鋼鐵比較有以下列的困難^[28]：

- (1) 鋁合金在常溫常壓下容易與氧反應，在其表面生成一層緻密的氧化膜(Al_2O_3)。融點高達 $2050^{\circ}C$ 左右，遠比純鋁融點 $660^{\circ}C$ 高出甚多，會阻礙填料的融入與母材的融合，同時使銲接時電弧的穩定性變差。
- (2) 鋁合金之比重小，氧化物容易熔入銲道中。
- (3) 鋁合金由固態熔化至液態無色澤變化，不易判斷。
- (4) 鋁合金熱傳導係數約為鋼的3~4倍，銲接時熱量不易集中。
- (5) 鋁合金之熱膨脹係數為 $23.5 \times 10^{-6}/^{\circ}C$ ，約為鋼的2倍，凝固時體積收縮率為6.5-6.6%，約為鋼的1.5倍，故銲道易產生應變致使銲道龜裂。
- (6) 鋁從固態至液態對氫的溶解度遽增，一旦氫溶入後，凝固時不易排出，容易生成氣孔。
- (7) 鋁合金之高溫強度差，銲道熱影響區會有明顯軟化之現象。因此，鋁合金在銲接時一般均採用遮護效果較佳之情氣鎢極電弧銲(Tungsten insert gas, TIG) 或情氣金屬電弧銲(Metal insert gas, MIG)。

2.3 鋁合金鐸接缺陷

2.3.1 氣孔(Porosity)

鋁合金鐸道產生氣孔最主要的原因是由氫氣所造成的。鐸接時熔池從熔融液態金屬在瞬間轉變成固態金屬，會有大量的氫氣被釋出，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鐸道內形成氣孔。氫氣的主要來源有母材和鐸線填料表面的污染，如氫氧化物、碳氧化物或氧化物所吸收之水氣，另外亦可能為不純的保護氣體中滲入的空氣或濕氣^[29,32-33]。

L.W. Eastwood 發現液態鋁於660°C 對氫氣的溶解度為0.69ml, H₂/100g，固態鋁在600°C 對氫氣的溶解度為0.036ml, H₂/100g，如圖2-6 所示，前者為後者的19.2 倍^[32,33]。

減少鋁合金鐸接時產生氣孔的方法有下列數種^[30-33,36]：

- (1) 降低鐸接速率，使溶池內之氣泡能完全逸出。
- (2) 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2-7 所示。因此降低保護氣體的溫度能有效減少氣孔之存在。
- (3) 鐸線、鐸槍要常保持清潔乾燥，母材鐸前要先去除油污、濕氣。
- (4) 高Mg、Zn 之鋁合金鐸線，可以減少鐸道之氫含量。
- (5) 採用較低之鐸接電流、縮短電弧長度、增大保護氣體的流速（但不能太大否則會造成紊流），均能減少氣孔之產生。
- (6) 將保護氣體氬氣(Ar) 純度提高，或換用氦氣(He)，或使用65%He+35%Ar 的混合氣體，亦可在保護氣體中添加少量Cl₂ 或Freon，但氯和氫作用會產生鹽酸(HCl)，對人體健康有害。

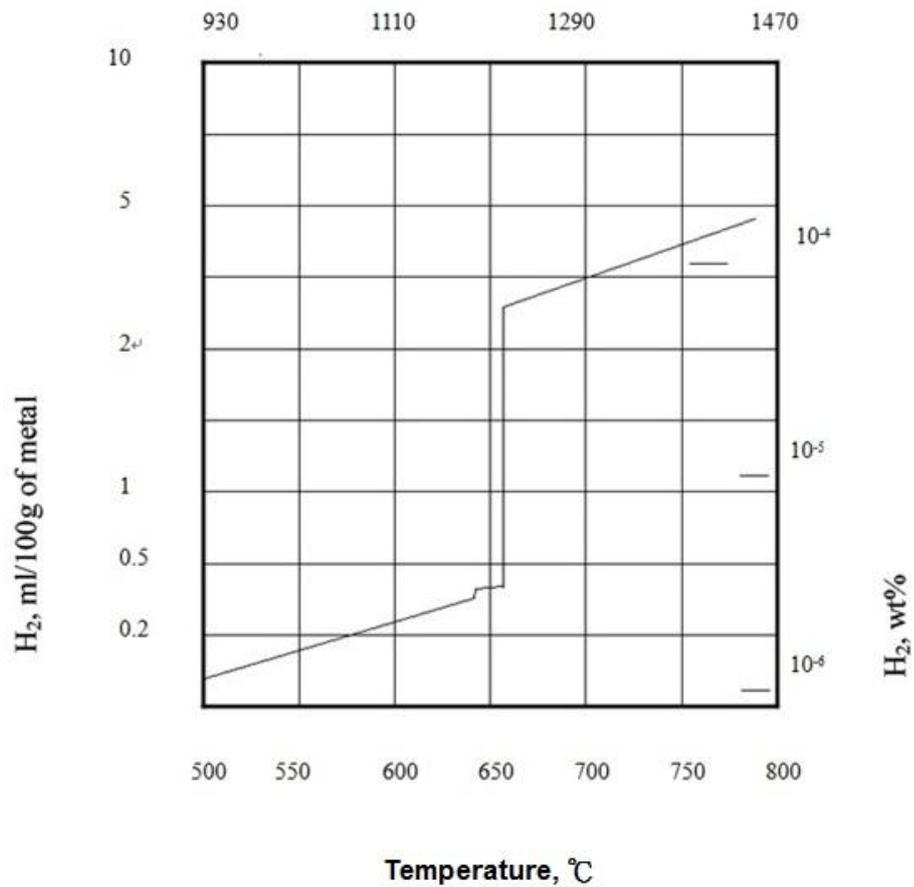


圖 2-6 不同溫度下鋁對氫溶解度的變化^[37]

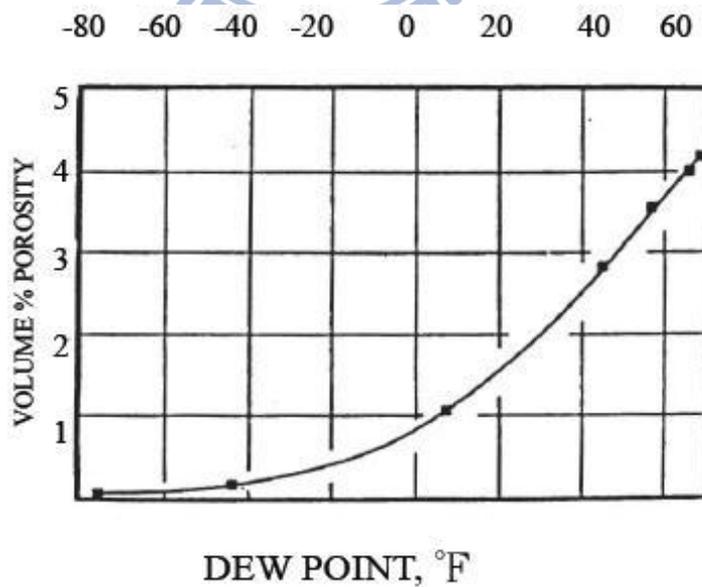


圖 2-7 氫氣的露點溫度對氣孔生成的影響^[35]

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 [29,30,32,34]，如圖 2-8、圖 2-9 所示。

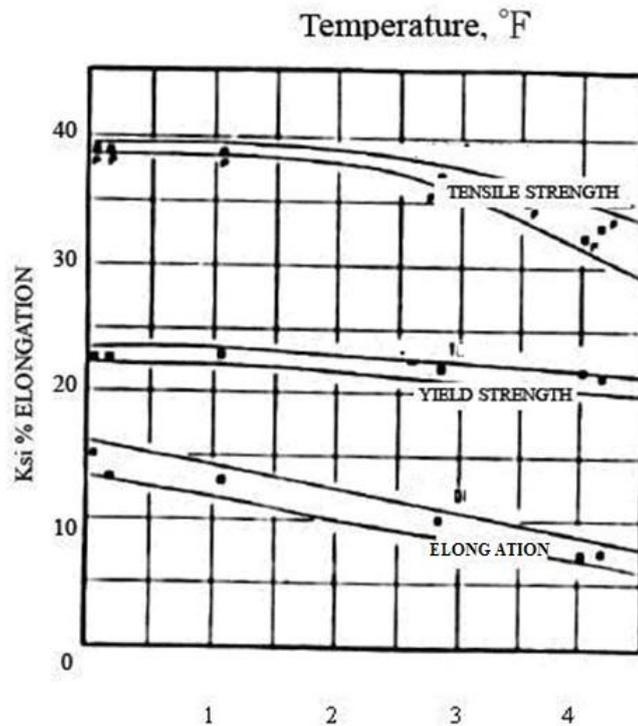


圖 2-8 銲道氣孔對機械性質的影響^[35]

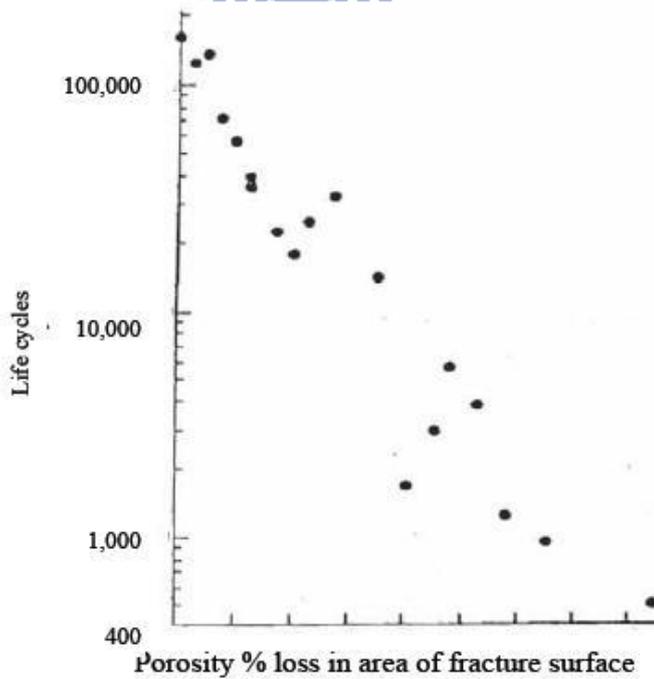


圖 2-9 銲道氣孔對疲勞強度的影響^[36]

2.3.2 熱裂

裂縫(Cracking) 是銲接中常遇到的問題，也是銲接中相當嚴重的缺陷。1960 年Kammerect 將銲件裂縫區分為熱裂縫(Hot Cracking) 與冷裂縫(Cold Cracking)。在接近固相線溫度(Solidus Temperature) 形成的稱為熱裂縫。

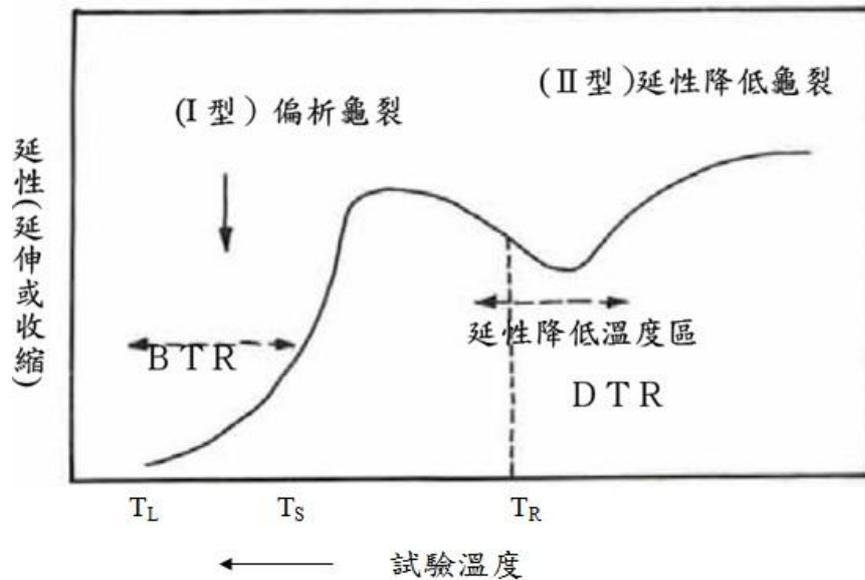
Hemsworth et. al 將熱裂縫分成兩類：一類是偏析熱裂(Segregation Cracking)，一類為延性降低熱裂(Ductility-dip Cracking)。偏析熱裂依其發生之機制可再細分為凝固熱裂(Solidification Cracking) 和液化熱裂(Liquation Cracking)^[38]。

凝固熱裂縫在銲道金屬內產生，其生成與傳播都發生於材料之固相線溫度以上。當銲道金屬從熔融狀態凝固下來時，在凝固之最後階段，由於溶質的再分佈造成合金元素和雜質的偏析，在晶界上形成一些低熔點之析出物，在凝固時所產生收縮壓力應力作用下就產生了裂縫。因此此種型式之裂縫與材料之成份及凝固組織有相當大之關聯^[38]。

液化熱裂縫發生於單道銲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)。這種裂縫在接近固相線溫度時發生以及延伸，因此其在尺寸上較凝固熱裂縫小很多，大都是微裂縫，且以沿晶方式延伸或接近熔融線。

延性降低熱裂縫與偏析熱裂縫之區別可由圖2-10 加以說明，以TS (固相線溫度)為界，在TS 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；在TS 及 $T_m/2$ (T_m :材料之融點)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^[39]：

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



T_L 液相線溫度
 T_S 固相線溫度
 T_R 再結晶溫度

圖 2-10 鐳接熱裂縫的分類^[40]

2.3.3 凝固熱裂機構

凝固熱裂發生於鐳道凝固過程中，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。有關鐳接凝固熱裂機構，已有很多理論提出，如收縮脆化理論 (Shrinkage Brittleness Theory)，應變理論 (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。而目前較為多數人接受的是由 Borland 在 1960 年所提出的綜合理論 (Generalized Theory)，它是歸納、修正及擴充收縮脆化理論與應變理論而成的^[41]。

Borland 在 1960 年提出綜合理論 (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^[42-44]，如圖 2-11、圖 2-12 所示。

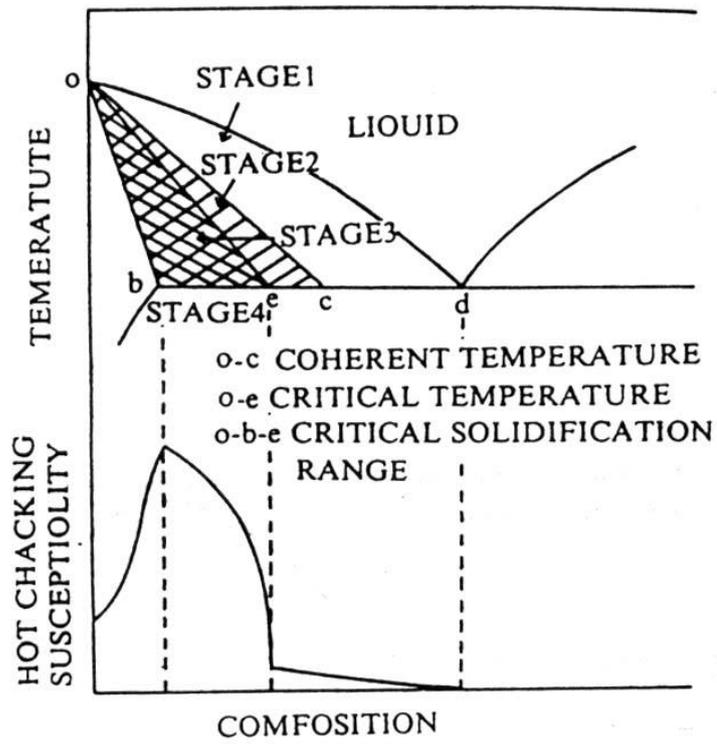


圖 2-11 熱裂綜合理論示意圖^[43]

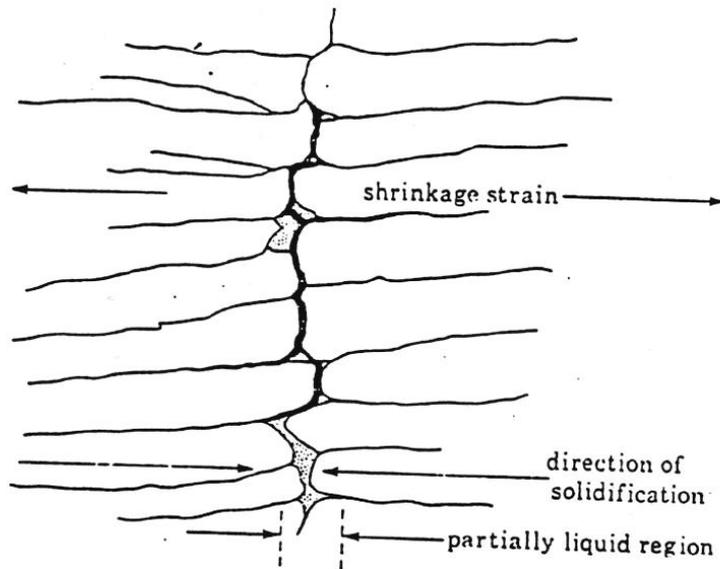


圖 2-12 凝固裂縫示意圖^[44]

第一階段：凝固初始期，樹狀晶開始成核生長，但大部份仍為熔融之液態金屬，不會造成收縮應力。

第二階段：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，因此即使在收縮應力作用下產生裂痕，自由流動之液態金屬可迅速回補(Backfilled)使其癒合(Healed)。

第三階段：臨界凝固範圍，樹狀晶緊密交錯(Interlocked)，晶界已接近完全長成，剩餘之液態金屬無法自由流動，此時若有裂縫出現，將無法回補，於凝固後形成熱裂。

第四階段：剩餘之液態金屬完全凝固。

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。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。

Borland 認為在此階段會有一些不完全連續的金屬液態薄膜存在於已固化的銲接金屬之間，在這些液態薄膜間有一些已固化的金屬形成狹窄的固體連橋(Solid Bridges)。因金屬液態薄膜無法承受應力，所以這些固體連橋在凝固收縮時必須承受絕大部份的應力。當固體連橋不夠多或夠大時，將形成一連續之金屬液態薄膜，在受到凝固收縮應力時即很容易被破壞而形成裂縫，但當固體連橋愈多或愈大時，即表示金屬液態薄膜愈不連續，其所能承受的應力也就愈大，所以熱裂縫就不易形成。

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, γ_{SL})與晶界能(Grain Boundary Energy, γ_{SS})之比值 τ 所支配。其中 τ 與兩面角(Dihedral Angle, θ)的關係式如下所示：

$$\tau = \frac{r_{SL}}{r_{SS}} = \frac{1}{2 \cos \frac{\theta}{2}} \dots \dots (1), \text{ 式中 } r_{SL} : \text{Interphase Energy}$$

$r_{SS} : \text{Grain Boundary Energy}$

Energy

$\theta : \text{Angle between Faces of Grain of Second Phase}$

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 τ 值的增加， θ 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 τ 值越大的銲接金屬，越不會發生熱裂，圖 2-13 為上述公式之示意說明。

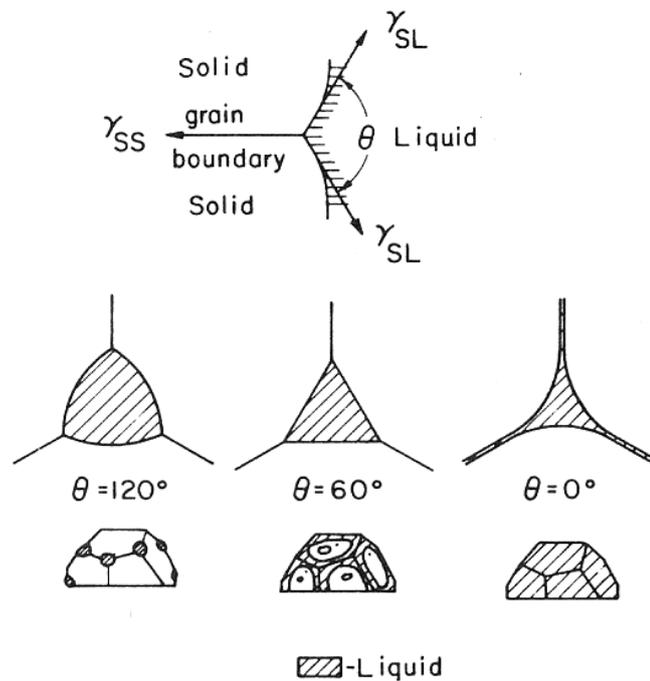


圖 2-13 兩面角與晶界液態薄膜分佈之關係^[45]

2.3.4 影響凝固熱裂的因素

造成凝固熱裂的主要因素可分為機械及冶金二方面：

1. 機械因素

主要是來自凝固過程中所產生之收縮應力(包括凝固收縮及熱收縮)及外部的拘束(Restraint)程度所造成之之應力^[48]。假如沒有應力作用，縱使其他因素存在，亦不會產生熱裂。鋁合金因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. 冶金因素^[38,41,45-47]

(1) 凝固溫度範圍和低熔點偏析物或共晶相：由Al-Si合金之熱裂研究發現，凝固溫度的範圍寬度大小，並非影響鋁合金凝固熱裂的主要原因，而是由最高的凝聚溫度(Highest Temperature of Coherence)和固相線之間的溫差範圍寬度決定之。在液相線和最高凝聚溫度之間結晶的數量很少，熱裂不致產生。但當溫度低於最高凝聚溫度時，結晶成樹枝狀且交錯成長，因此其後之凝固過程將出現較大之收縮應力而產生熱裂^[42,49]。材料中添加較多之合金元素會使凝固溫度範圍變寬。純鋁並不會產生凝固熱裂，因為它在晶界並沒有低熔點之共晶相產生。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，因此具有較低之熱裂敏感性^[45]。若合金組成介於純鋁與高合金含量兩者之間，共晶液態相可能形成沿晶之連續液態薄膜，則容易產生凝固熱裂。

(2) 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2-14中 $\theta=0^\circ$ 的情形，金屬液的濕潤性較高，則容易在晶界形成連續之液化膜，而固體連橋相對將較少或較小，使凝固熱裂之敏感性增加。相反的，假如表面張力較高，如 $\theta>90^\circ$ 的情形，則液化金屬液將形成球狀，金屬液的濕潤性變差，使得固體連橋將較多或較大，而降低熱裂敏感性。

(3) 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；

(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^[38,41]。

2.3.5 液化熱裂機構

液化熱裂的產生^[42-43]主要是受到晶界析出物集中及易熔共晶成份液化的影響，其發生在緊鄰鐳道之熱影響區。在鐳接時熱量的輸入造成熱影響區的過熱區(Overheated Zone)部份熔化和再凝固，此區域亦稱為部份熔融區(Partially Melted Zone, PMZ)，在此區域內所經歷的熱循環峰值溫度較高，造成晶界處之低熔點共晶相或偏析組成物過熱而重新融解液化，形成沿晶液態薄膜(Liquid Film)，再承受超過臨界的應力或應變時，便產生了沿晶之熱裂縫^[45,48]。另一液化熱裂之理論為析出理論，如圖2-14所示。

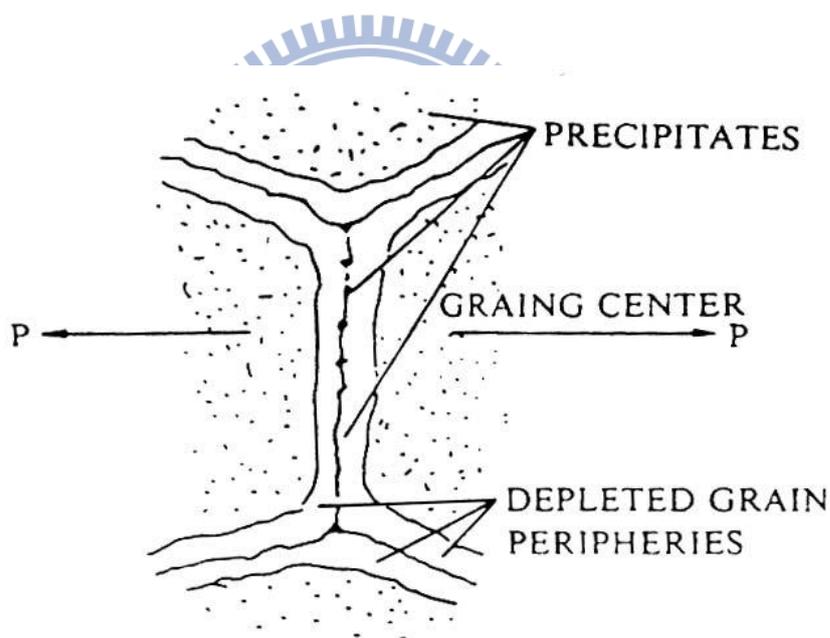


圖 2-14 析出物缺乏區熱裂示意圖^[45]

在鐳接過程中在某一溫度下晶粒周圍的析出物會往晶界聚集，而在晶粒周圍形成一道狹窄且強度低的析出物缺乏區(Precipitate Depleted Zone)，當材料冷卻收縮時因無法承受產生的收縮應力，而產生裂縫。

2.3.6 鋁合金鐸接熱裂縫

造成鋁合金熱裂的主要原因是鋁合金熱膨脹係數約為鋼的2倍，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，另外有些鋁合金含有一些熱脆傾向的合金元素，若受應力作用極易生成熱裂。鋁合金的成份很複雜，又容易形成共晶相，合金成份越多會導致凝固溫度範圍變大，而對鐸接性有不利的影響。圖2-15 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。

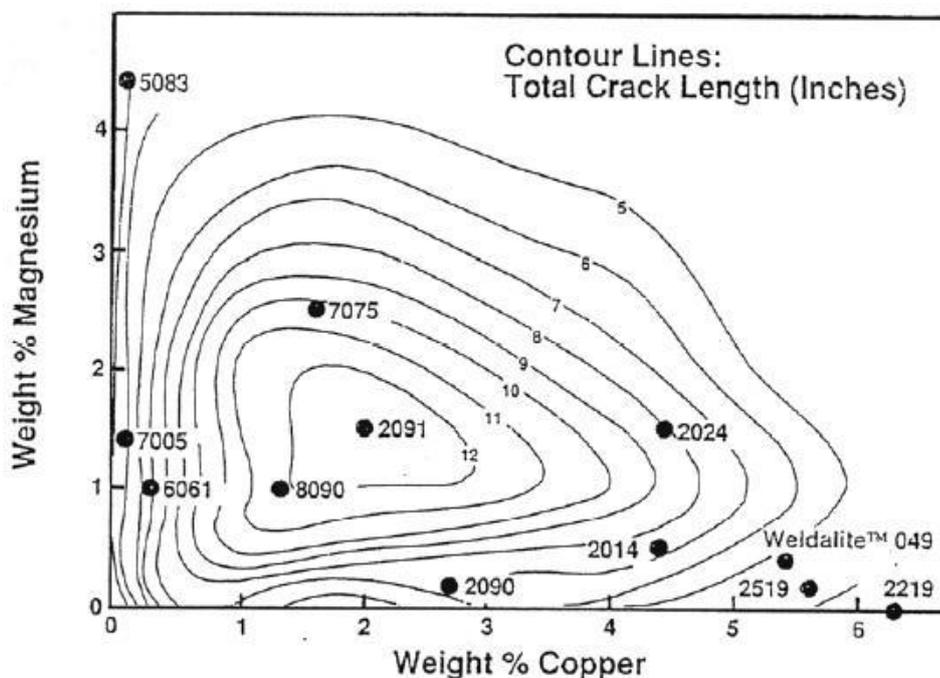
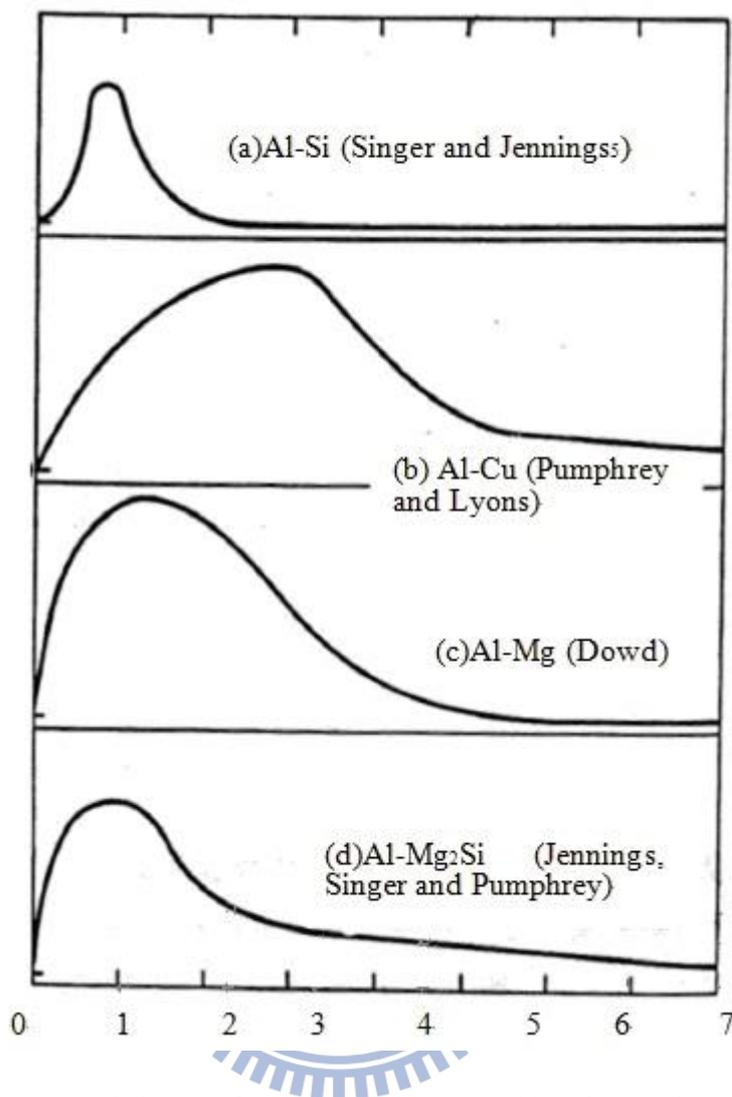


圖 2-15 鋁合金中 Cu 及 Mg 合金成份對裂縫敏感性之影響^[41]

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 2-16 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 2.0-5.0wt%、Mn 含量為 1.5-2.5wt%、Zn 含量為 4.0-5.0wt% 時，其熱裂敏感性最高^[44,50]。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^[49]。



Composition of weld percent alloying element

圖 2-16 鋁合金熱裂敏感性與合金成份的關係^[33,49]

2.3.7 銲接熱裂縫之可調式應變試驗

評估材料熱裂性的方法繁多。諸如：Varestraint test^[51]、Fissurebend^[52]、Circular-patch test^[53]、Houldcroft test^[54]、Hot Ductility test^[55]及 Strain-Induced Crack Opening test^[56]等。本研究利用點可調式應變試驗(Varestraint test)作為評估熱裂性之方法。

可調式應變試驗係於1965年由Savage和Ludin所發展，此試驗的特點在於銲接參數和應變量(Augmented Strain)可獨立設定，可分別研究冶金因素與機械因素對熱裂之影響。此測試最

初發展之設計，如圖 2-17 所示^[55]。試片被裝置成像一懸臂樑，
 銲槍由左至右移動，當銲槍通過 A 點時，一氣動之加壓軛將試片
 向下彎曲成模塊 B 上表面之曲率半徑，同時銲槍繼續穩定向前行
 進，最後在 C 停弧。從幾何觀點上來看，在試片上表面受一加大
 之縱向應變之試片尺寸可以從 12"× 2"× 1/4"到 1/2"，銲接完成
 後，觀察計算熔融區及熱影響區之裂縫總長度(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，可評估銲件之熱裂敏感性。在 Varestraint
 test 發表後，陸續有一些修改的模式提出^[57]，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
 圖 2-18、圖 2-19 所示。

$$\varepsilon = (t / 2) / R$$

t : 試片厚度
 R : 模塊曲率半徑

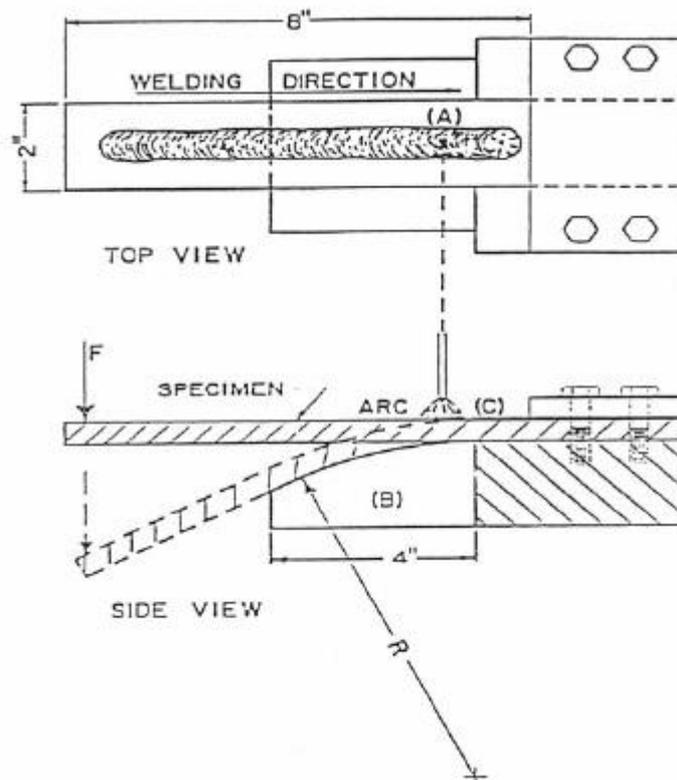


圖 2-17 可調應變試驗示意圖^[55]

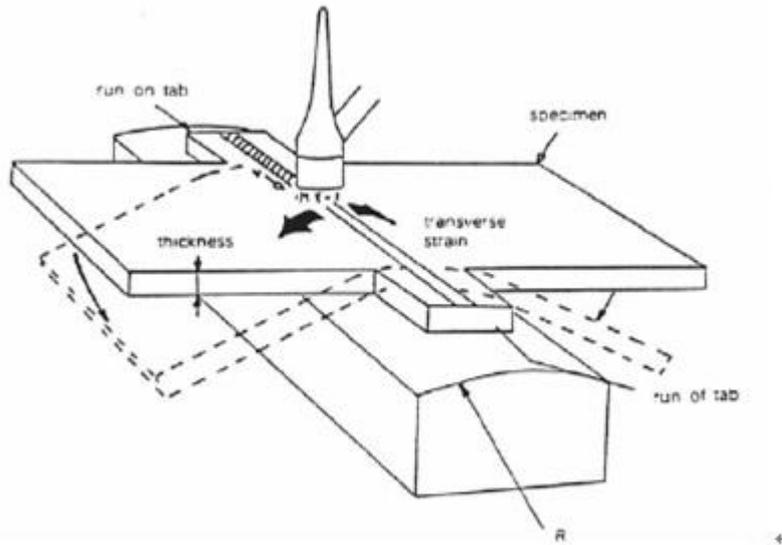


圖 2-18 橫向可調應變試驗示意圖^[55]

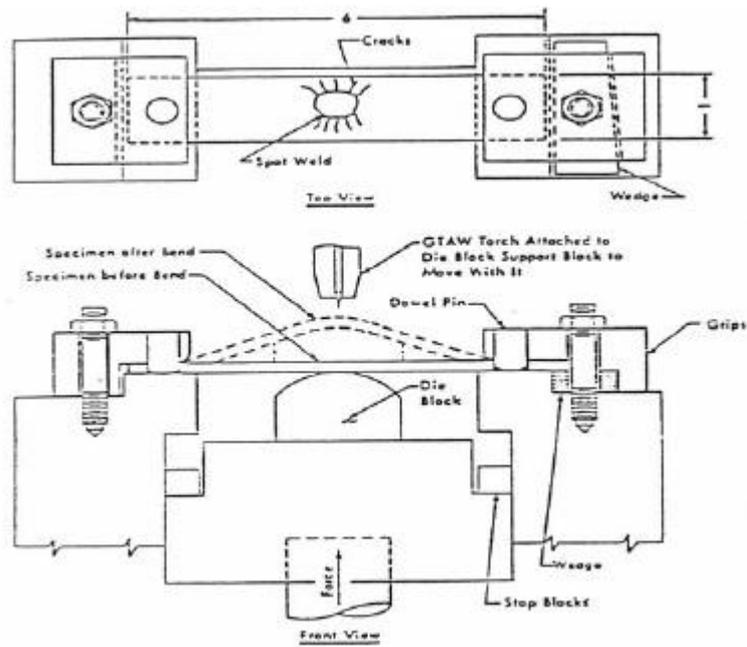


圖 2-19 點可調應變試驗示意圖^[55]

2.4 鋁合金銲接熱裂性分析

2.4.1 熱循環次數與熱裂敏感性之關係

4.1.1-1 熔融區

圖 2-20 為 6061-T6、6061-T6(H)，圖 2-21 為 7075-T6 及 7075-T6 (H) 鋁合金在不同外加應變、不同熱循環次數之熔融區裂縫總長度之量測結果，研究結果顯示四種鋁合金材料在各種不同之外加應變量下，其熔融區之熱裂縫總長度不會隨著熱循環次數之增加而增加。

在二或三次熱循環之熔融區中包含了母材熔融區及銲道重熔區，實驗結果發現此二區之熱裂縫總長度並無明顯之差異，可見經過二或三次熱循環之熔融區在成份及組織上應無太大差異^[48]。

4.1.1-2 熱影響區

圖 2-22、圖 2-23 為四種鋁合金在不同外加應變、不同熱循環次數之熱影響區(HAZ)裂縫總長度之量測結果，結果顯示隨著熱循環次數之增加 HAZ 熱裂縫之總長度亦會增加。HAZ 依其位置可分為母材熱影響區(Base Metal HAZ, B. M. HAZ) 及銲接金屬熱影響區(Weld Metal HAZ, W. M. HAZ)，實驗結果發現熱影響區之裂縫大多集中於銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)，如圖 2-24 所示。母材熱影響區(B. M. HAZ) 之裂縫在數量及長度上明顯較銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ) 來得少。圖 2-25 為將四種鋁合金在 3% 之外加應變下熱影響區之裂縫依銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ) 及母材熱影響區(B. M. HAZ) 分別計算，從此圖可看出熱影響區之熱裂縫總長度隨著熱循環次數之增加而增加，且主要集中在銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)，母材熱影響區(B. M. HAZ) 之增加量並不明顯。分析其原因可能係經走銲後未經過調質處理即實施點銲所形成之銲接金屬熱影響區，會產生晶粒粗化及析出物在晶界偏析之現象，而有較高的熱裂敏感性。

綜上所述，多重熱循環對銲件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，隨著熱循環次數的增加，在熱影響區之熱裂縫會有明顯的成長，其中又以 W. M. HAZ 較為嚴重，而造成此現象與金相組織無關，應有其它因素之存在^[48]。

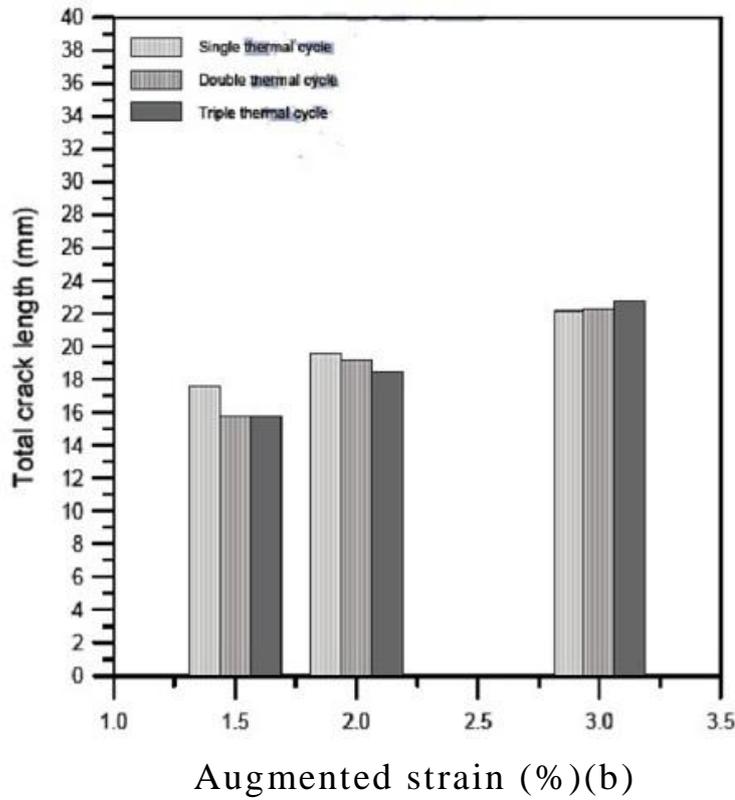
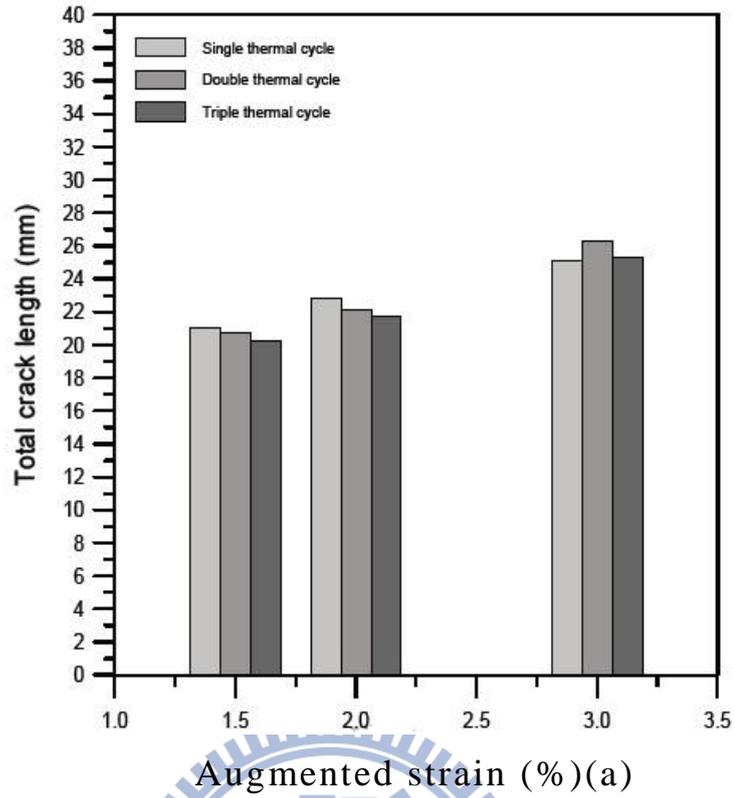


圖 2- 20 熱循環次數對熔融區熱裂縫之影響
 (a)6061-T6 (b)6061-T6(H) ^[48]

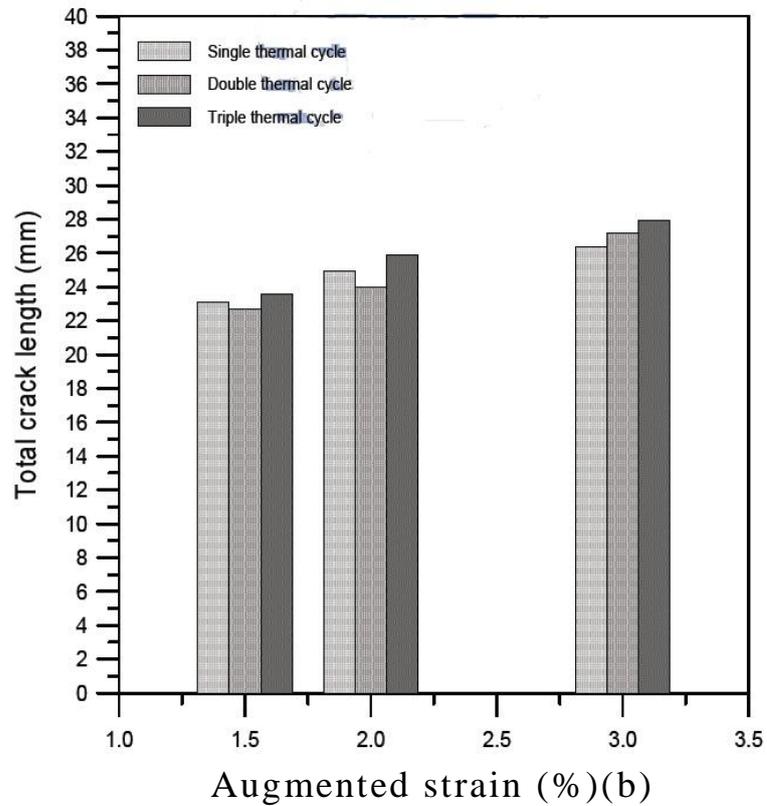
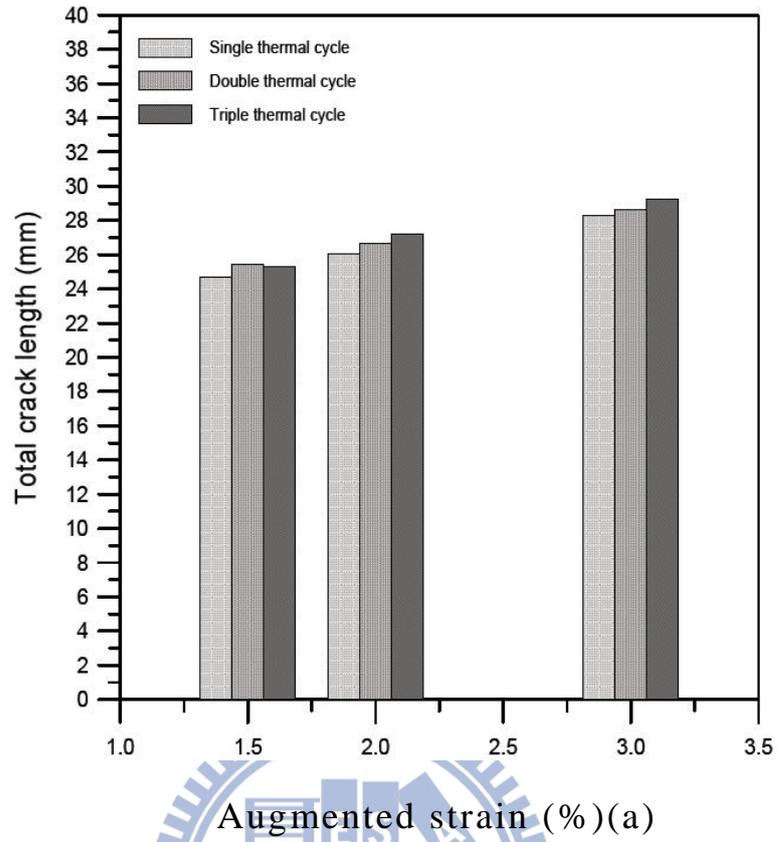


圖 2- 21 熱循環次數對熔融區熱裂縫之影響
 (a)7075-T6 (b)7075-T6(H) ^[48]

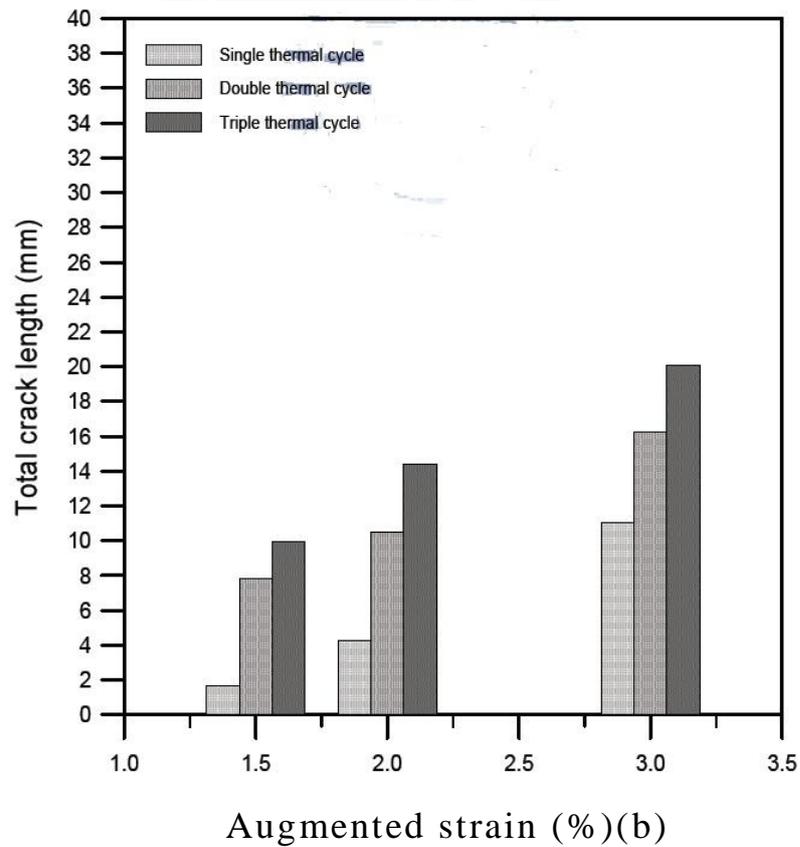
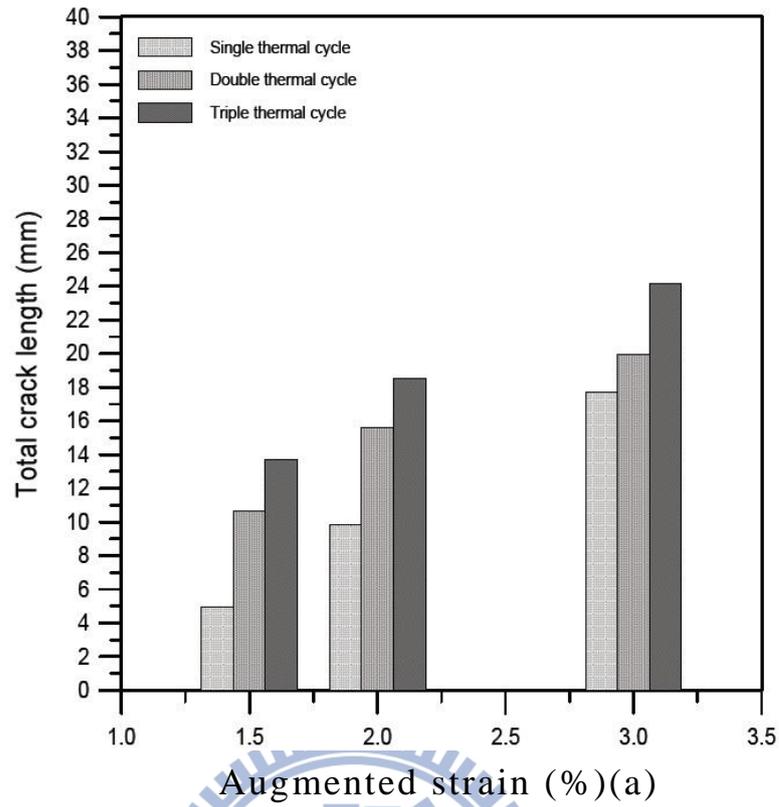


圖 2- 22 熱循環次數對熱影響區 (HAZ) 熱裂縫之影響
 (a)6061-T6 (b)6061-T6(H) ^[48]

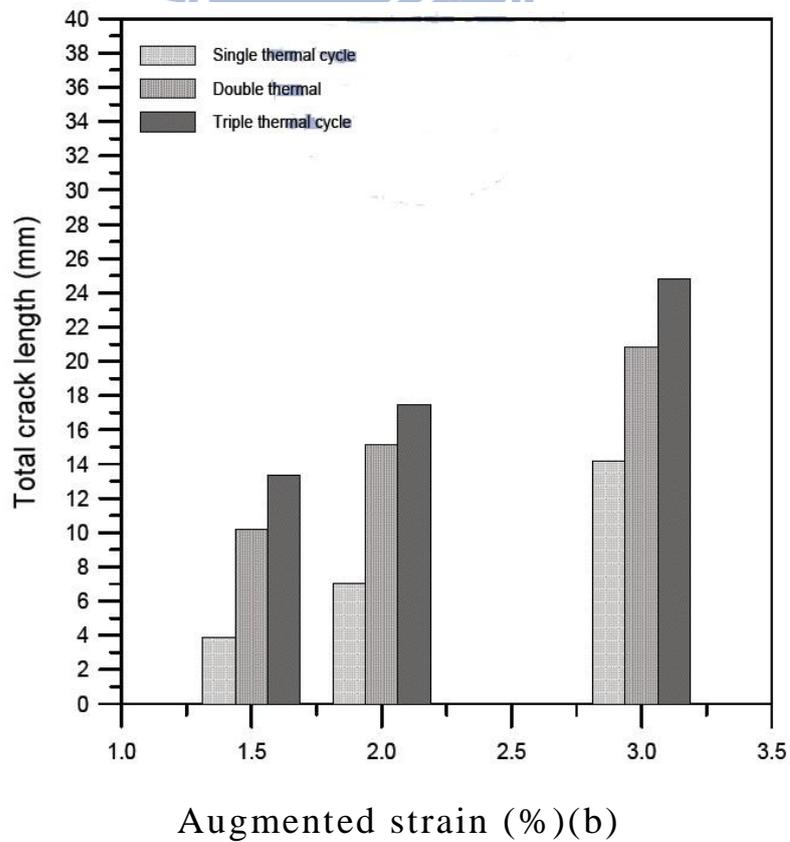
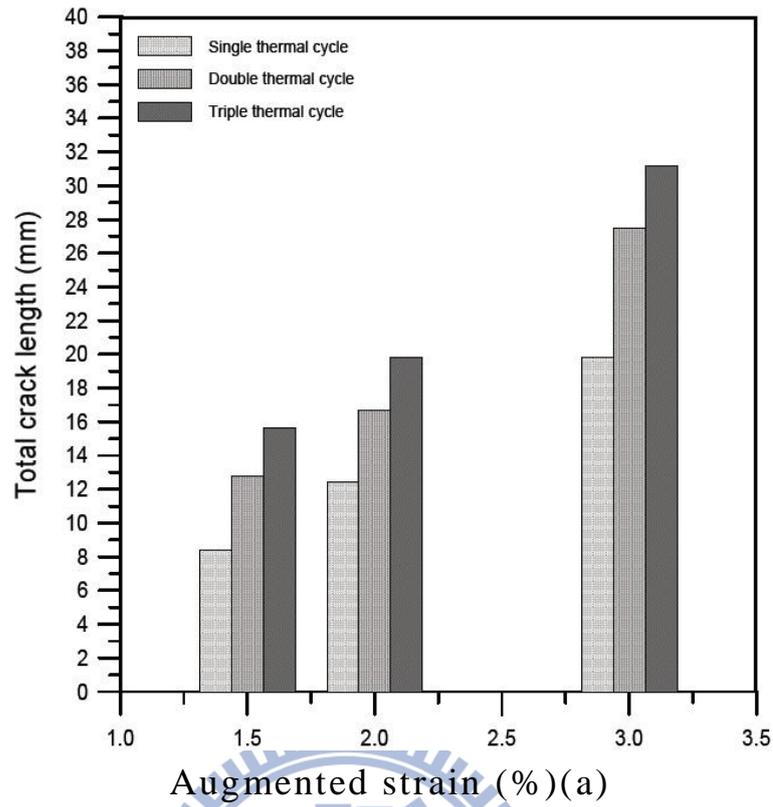


圖 2- 23 熱循環次數對熱影響區(HAZ)熱裂縫之影響
 (a)7075-T6 (b)7075-T6(H) ^[48]

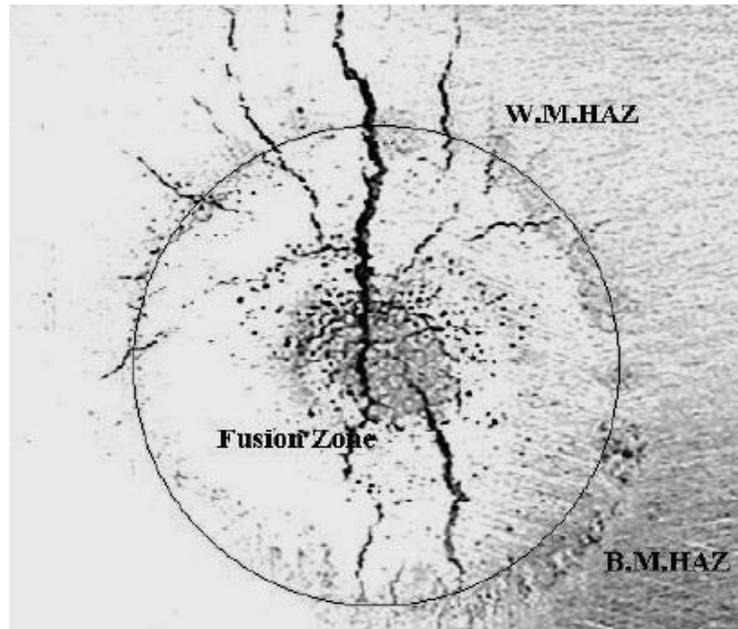
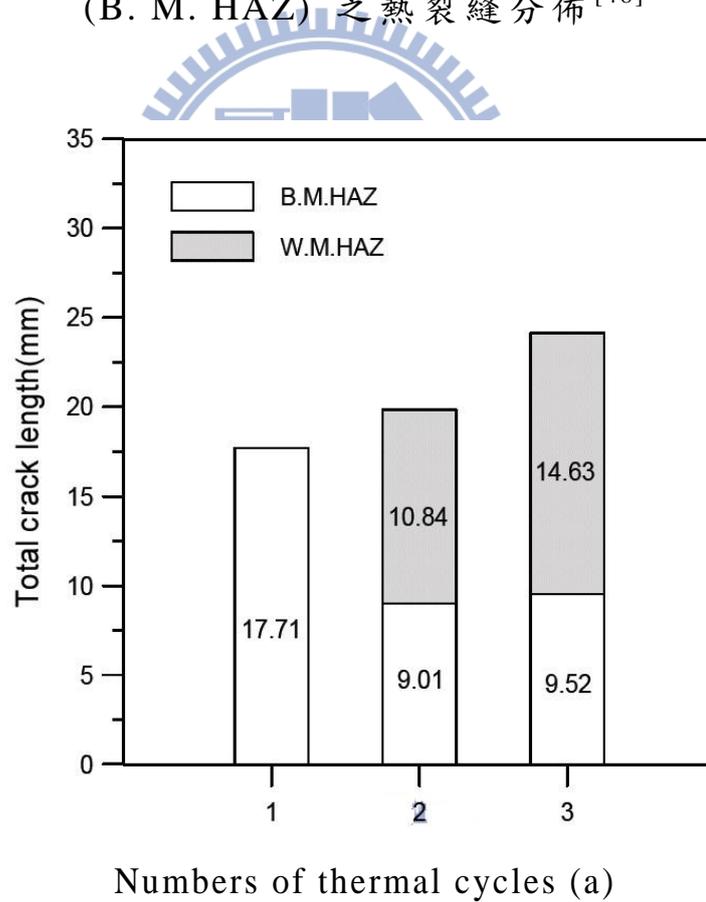
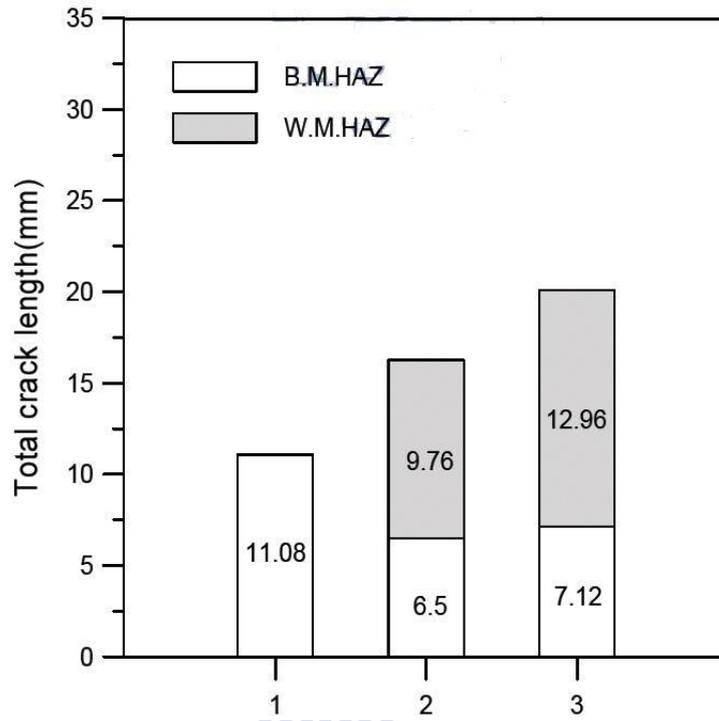
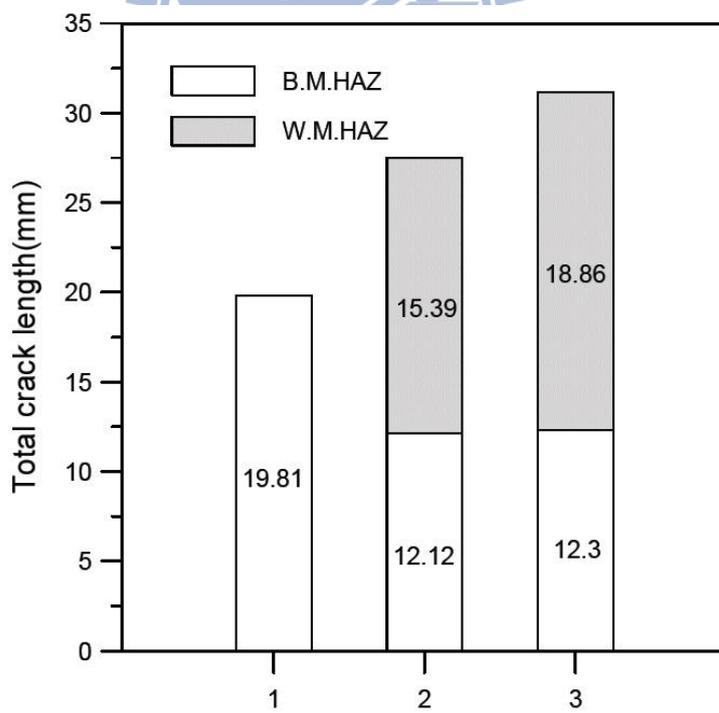


圖 2- 24 銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)及母材熱影響區 (B. M. HAZ) 之熱裂縫分佈^[48]





Numbers of thermal cycles (b)



Numbers of thermal cycles (c)

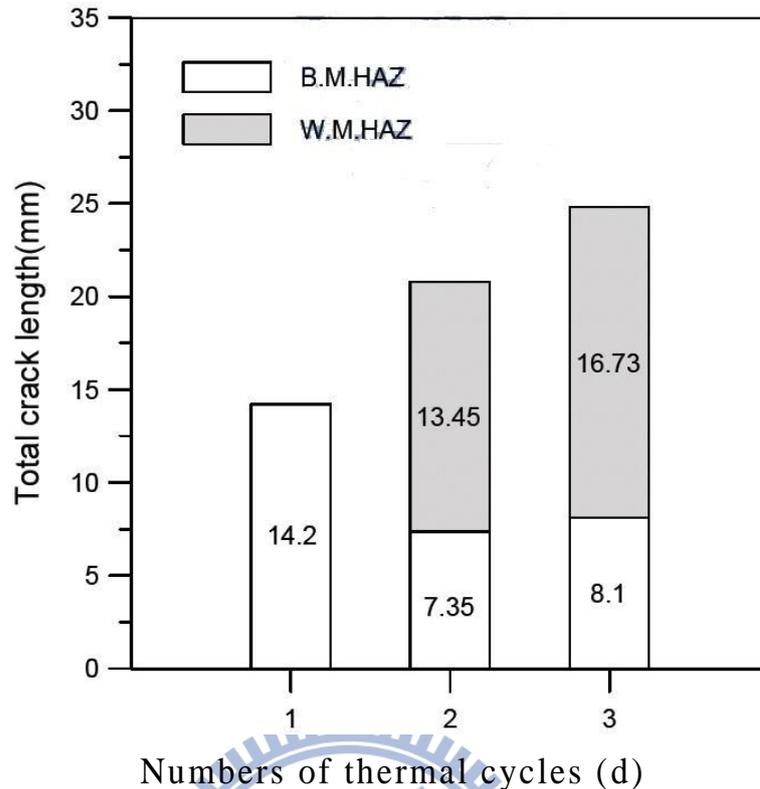


圖 2- 25 熱循環次數對熱影響區(HAZ)熱裂縫之影響(3%外加應變) (a)6061-T6 (b)6061-T6(H) (c)7075-T6 (d)7075-T6(H)^[48]

4.1.3 不同材料之熱裂敏感性比較

圖 2- 27(a)-(c)為四種鋁合金在不同之外加應變量及不同熱循環次數下，其裂縫總長度量測結果，結果顯示在相同的外加應變量及熱循環次數下，以 7075-T6 其裂縫總長度為最長，其次為 7075-T6(H)，再次為 6061-T6，最小為 6061-T6(H)，而且在各種外加應變及熱循環次數下之量測結果均相同。

就冷加工對熱裂性之影響而言，實施過人工時效之 6061-T6 及 7075-T6 鋁合金若再施以滾軋之冷加工成 6061-T6(H)、7075-T6(H)，則其熱裂敏感性將會降低。分析其原因，熱裂之產生在熔融區係因材料在凝固末期，低熔點之共晶成份被推擠至晶界，而形成一液態薄膜，此液態薄膜若多且連續，將披覆在已凝固之晶粒上，再加上應力之作用即遭破壞而形成裂縫；在熱影響區之熱裂縫係因晶界偏析之低熔點合金成份在銲接加熱過程液化或晶界液化，而於冷卻過程受應力作用而造成的，兩者之形成均與晶界之液化膜有關，而且裂縫均是沿著晶界產生的。材料在冷

加工後，會造成晶粒之畸變，而形成與滾軋方向平行之纖維狀，如圖 2- 26(b)、(d)所示，經過冷加工硬化之材料在銲接時，於熱影響區會產生退火之效應，而出現再結晶及晶粒成長之現象，而未經冷加工之材料則會有析出物重新固溶回基體、晶粒粗大及析出物於晶界及晶粒中心聚集粗大之現象。兩者相較之下，經過冷加工之材料其晶粒有較細化之現象，晶粒細化則晶界長度將增加，此結果會使銲接時熱影響區之液化膜產生不連續性而使裂縫無法形成及延伸。而熔融區之晶粒係依熔融線母材之晶粒方向以磊晶之方式成長，因此其晶粒大小會受到母材晶粒大小所影響，晶粒變小，晶界變長，熔融金屬在凝固末期之低熔點共晶成份無法於晶界形成較多之連續液化膜而降低其熱裂敏感性。

另就不同系列之鋁合金比較：6061 為 Al-Mg-Si 合金，7075 為 Al-Zn-Mg 合金，鋁合金的合金成份與其熱裂性有相當大之關聯性^[66]，其中又以 Cu、Mg 及 Si 之影響最大，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% 時會具有最高之熱裂敏感性，因此當鋁合金之成份愈接近此值時其熱裂敏感性就會愈高，本研究使用之 7075 鋁合金其成份中之接近此值時其熱裂敏感性就會愈高，本研究使用之 7075 鋁合金其成份中之 Cu 為 1.45 wt%，Mg 為 1.82 wt%，含量均較 6061 之 Cu(0.45 wt%) 及 Mg(0.72 wt%) 為高，更接近最高熱裂敏感性成份，且 7075 又含有高達 4.81 wt% 之 Zn，Zn 之含量愈高其熱裂敏感性就會愈高^[47]，因此 7075 鋁合金之熱裂敏感性高於 6061 鋁合金^[48]。

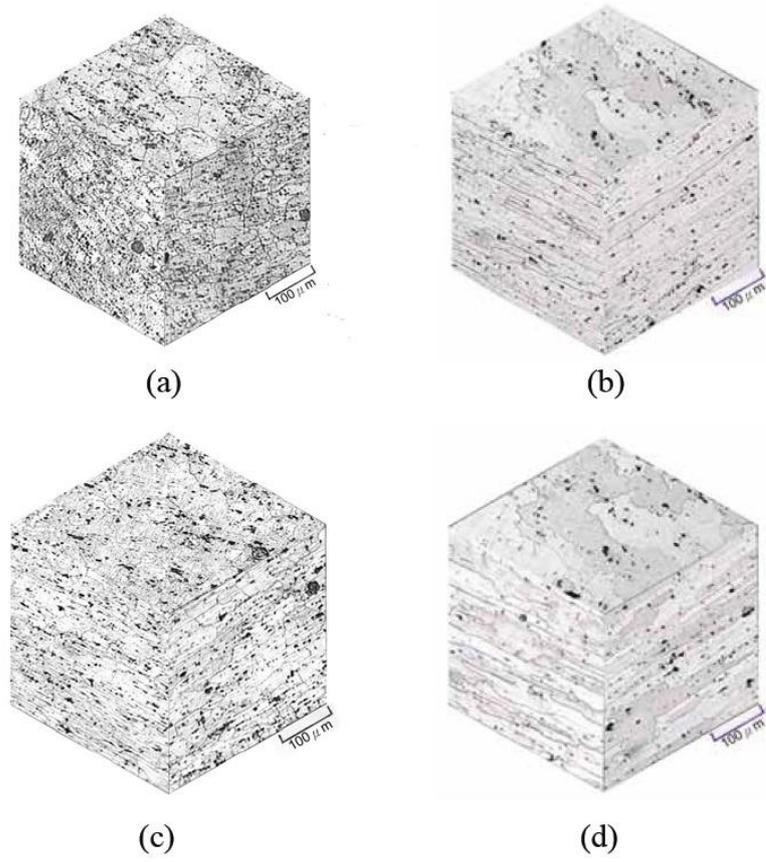
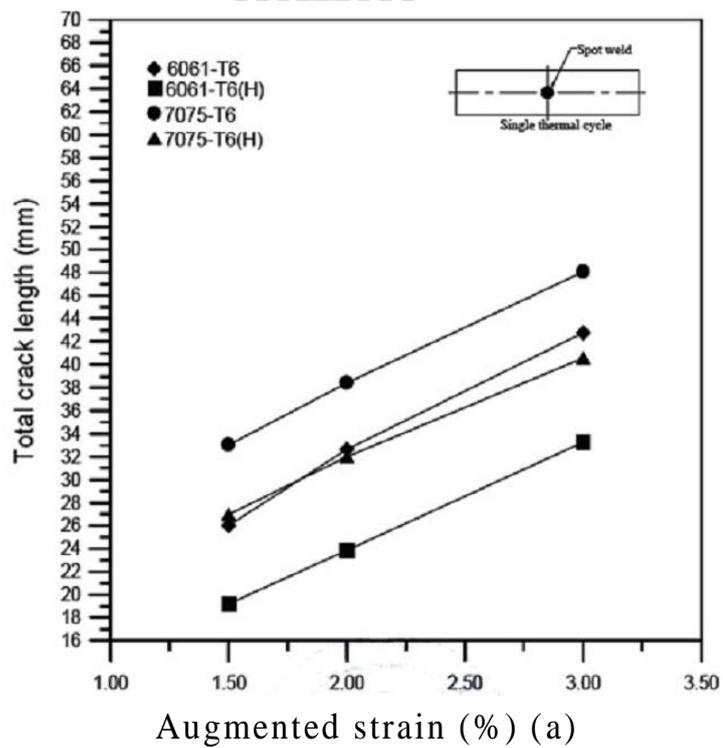
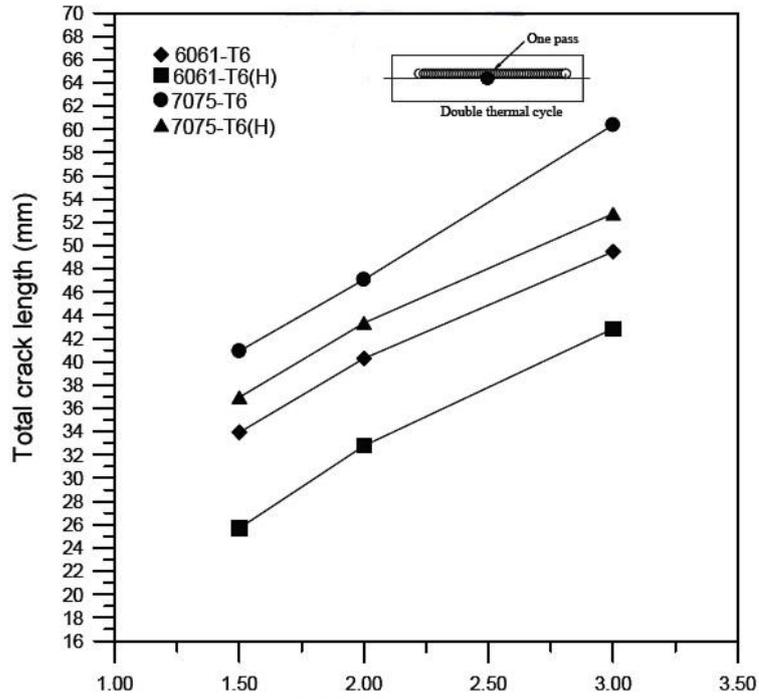


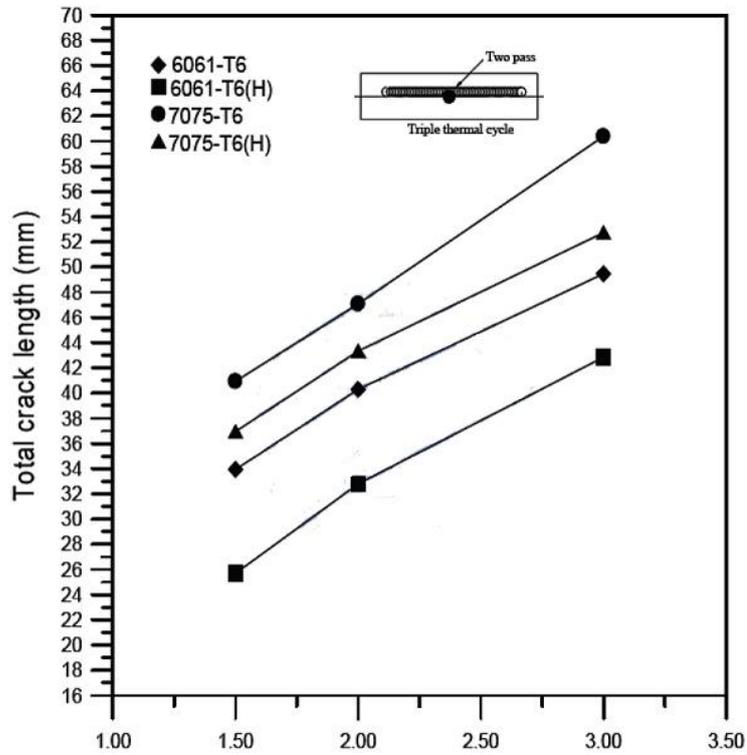
圖 2- 26 四種鋁合金金相組織

(a)6061-T6 (b)6061-T6(H) (c)7075-T6(d)7075-T6(H) [48]





Augmented strain (%) (b)



Augmented strain (%) (c)

圖 2- 27 不同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^[48]

第三章 實驗方法與步驟

本實驗施以不同次數之惰氣鎢極電弧銲(TIG)，在不使用填料之情況下，利用點銲可調應變試驗(Spot Vareststraint Test)機，來探討在不同之熔銲道次數與不同之外加應變量下其銲接熱裂縫敏感性。實驗流程如圖 3-1 所示。

3.1 熱裂性實驗

3.1.1 實驗材料

本實驗採用 M6、M7B、M7E、M9H4 含鈦鋁合金，試片尺寸為 200 × 40 × 3.0mm。材料由台灣穗高公司所購置，如表 3-1 所示。

表 3-1 含鈦鋁合金成分表

Type of Material	M6(BM)		M7B(BM)		M7E(BM)		M9H4(BM)	
	n	a	n	a	n	a	n	a
Si	1.0-1.3	1.16	Max.0.1	0.03	Max.0.1	0.04	Max.0.1	0.04
Fe	Max.0.15	0.14	Max.0.12	0.07	Max.0.12	0.08	Max.0.12	0.07
Cu	0.9-1.1	1.06	Max.0.1	0.001	Max.0.1	0.023	1.95-2.1	2.09
Mn	0.3-0.4	0.34	Max.0.1	0.01	Max.0.1	0.01	1.75-1.85	1.75
Mg	1.0-1.3	1.15	1.3-1.6	1.46	1.55-1.85	1.7	Max.0.1	0.02
Zn	-	-	6.3-6.5	6.37	5.9-6.1	5.96	8.7-8.85	8.74
Cr	Max.0.1	0.02	Max.0.04	0	Max.0.1	0.001	-	-
Ti	Max.0.1	0.04	Max.0.1	0.03	Max.0.4	0.03	Max.0.4	0.03
Zr	0.13-0.15	0.14	0.1-0.13	0.11	0.11-0.14	0.12	0.11-0.13	0.11
Sc	0.1-0.12	0.11	0.055-0.065	0.06	0.1-0.12	0.11	0.055-0.065	0.06
Al	Rem	Rem	Rem	Rem	Rem	Rem	Rem	Rem

n：一般成分含量範圍 a：實際成分含量

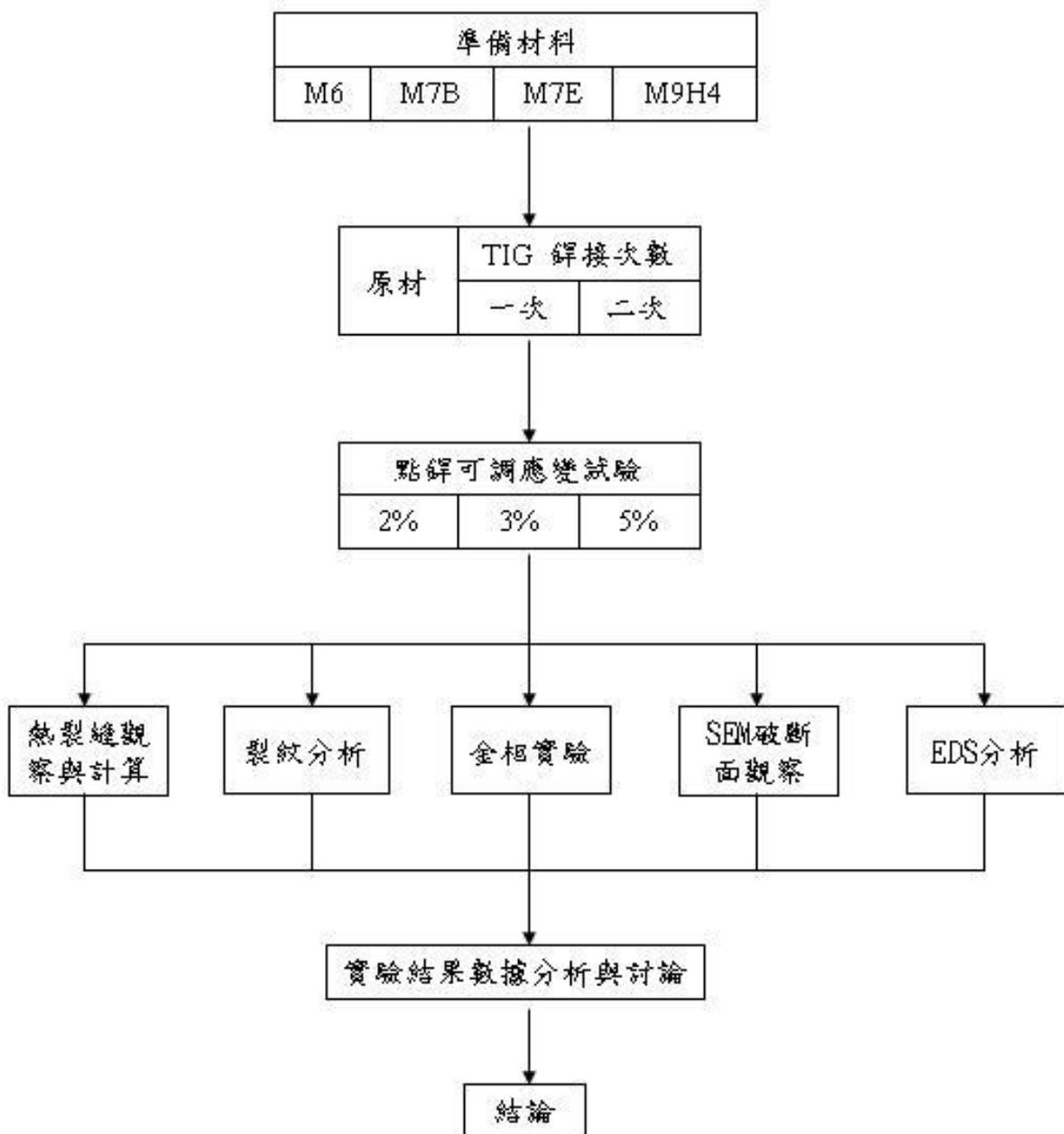


圖 3-1 實驗架構圖

3.1.2 試片製作

本實驗先採以半自動 GTAW 為銲接方式，以直徑 2.4mm 之鎢鈦電極棒先於試片上進行一次及二次不加填料之走銲，如圖 3-3、圖 3-4 所示。再將銲道表面磨平，以作為 spot on bead(SOB)之試片。並採用多功能可調應變試驗機，以 GTAW 之銲槍經由程式控制作 X 軸、Y 軸及定點式之移動，機台上不同弧度之模塊可配合作 X 軸或 Y 軸方向置放，而施加應變之油壓機構可設定衝程以配合模塊將材料彎曲成模塊曲率半徑之彎曲弧度，同時亦可更換模具並將油壓機構設定為單動來進行 Longitudinal Vareststraint Test，其可調式應變試驗 (Spot Vareststraint Test) 機。如圖 3-5 所示。本實驗分別對未走銲(一次循環)、一次走銲(二次循環)、二次走銲(三次循環)之試片中心點進行點銲，如圖 3-6 所示，銲接參數表 3-2 所示。並分別施加 2%、3%與 5%之外加應變。如圖 3-2 所示。

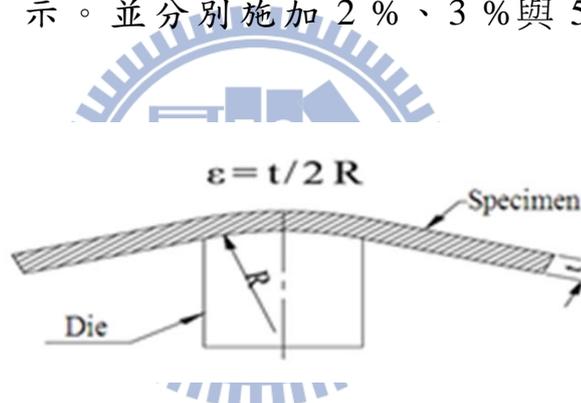


圖 3-2 應變量示意圖



圖 3-3 Miller – Syncrowave 250 型惰氣鎢極電弧銲接機



圖 3-4 Gullco – GK191-P/18A 型自動走銲機



圖 3-5 可調式應變試驗 (Spot Varesstraint Test) 機

表 3- 2 TIG 走銲及可調式應變試驗銲接參數表

	side	spot
Current/A	125A	125A
Period of spot weld	-	5sec
Travel speed/(mm/min)	250 mm/min	-
Welding voltage (V)	5V	-
Flow rate(L/min.)	15L/min	15L/min

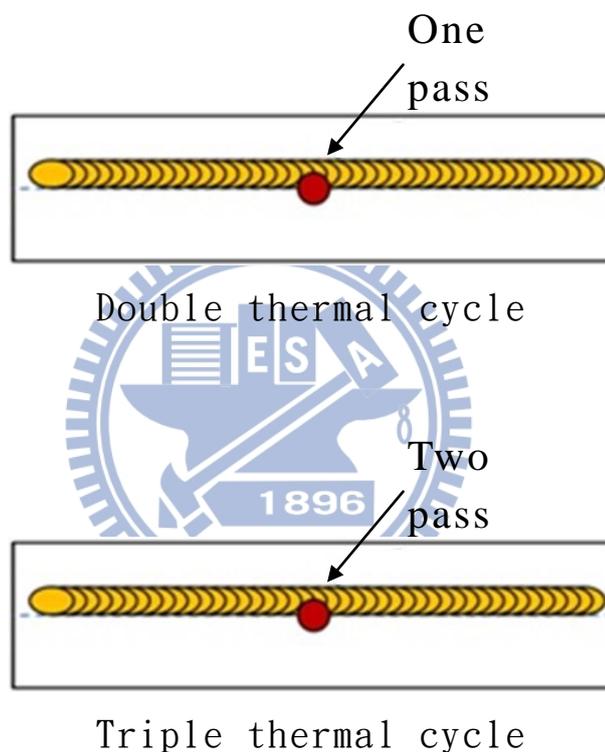
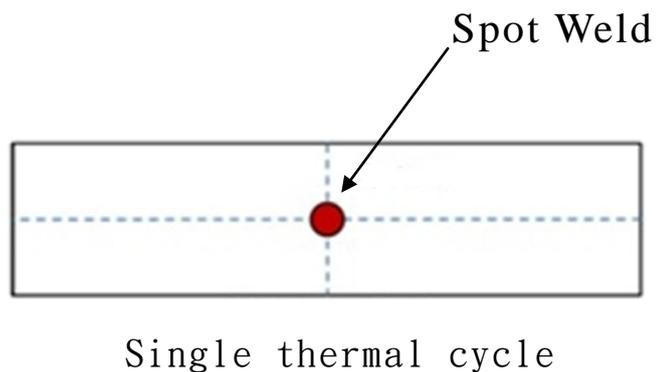


圖 3-6 試片點銲及熱循環示意圖

3.1.3 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含鈦鋁合金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具，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3-7 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3-3 所示。

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

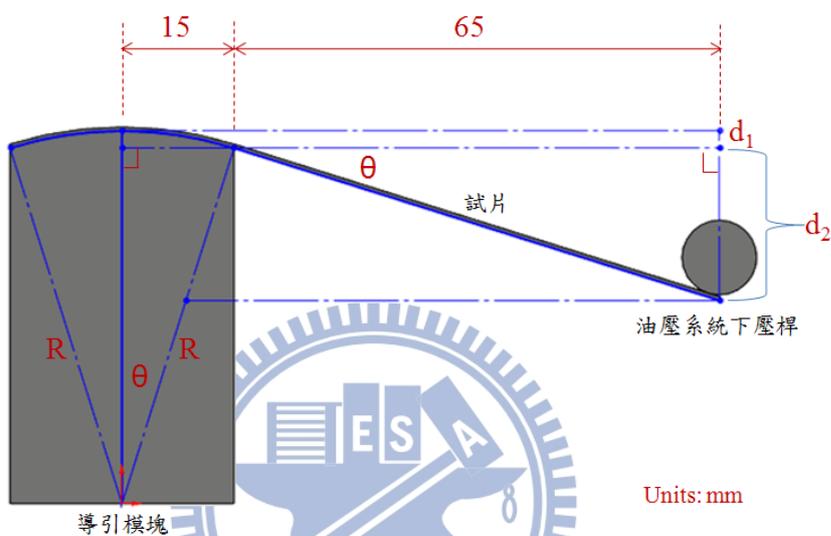


圖 3-7 應變試驗透過油壓系統之下壓距離計算示意圖

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

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

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

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

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

$$d = d_1 + d_2 \dots\dots\dots \text{公式3-4}$$

表 3-3 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_1 (mm)	d_2 (mm)	$d=d_1+d_2$ (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

3.1.4 熱裂縫觀察與計算

將完成可調應變試驗之試片，利用 OLYMPUS SZX7 實體顯微鏡觀察熔融區及熱影響區之熱裂縫，並利用電腦影像擷取及量測軟體(Anasysis) 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，以探討其熱裂敏感性，作為評估熱裂敏感性之指標。

3.1.5 金相顯微觀察

將量測完裂縫之各試片從點銲熔融區中心沿彎曲垂直方向切取試片，使得試片包含了銲接金屬熱影響區、熔融區、母材熱影響區。試片先經由冷鑲埋，如圖 3-8 所示，搭配砂紙號數由#120、#240、#400、#600、#800、#1000、#1200、#1500、#2000 研磨，以水清洗後使用拋光液 $\text{SiO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$ ，顆粒 $0.05\mu\text{m}$ 拋光，再以酒精清洗乾淨後用 Keller's(2ml HF + 3ml HCl + 5ml HNO_3 + 190ml H_2O) 腐蝕液浸蝕，時間約 10 秒至 15 秒，再使用 OLYMPUS BH

型光學顯微鏡觀察比較不同含鈦鋁合金在不同熱循環次數下其鐳道與熱影響區之微觀組織差異，以探討其與材料熱裂敏感性之關聯。實驗過程如圖 3-9 所示。

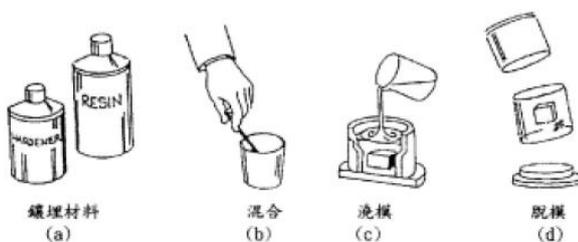


圖 3-8 冷鑲埋流程圖

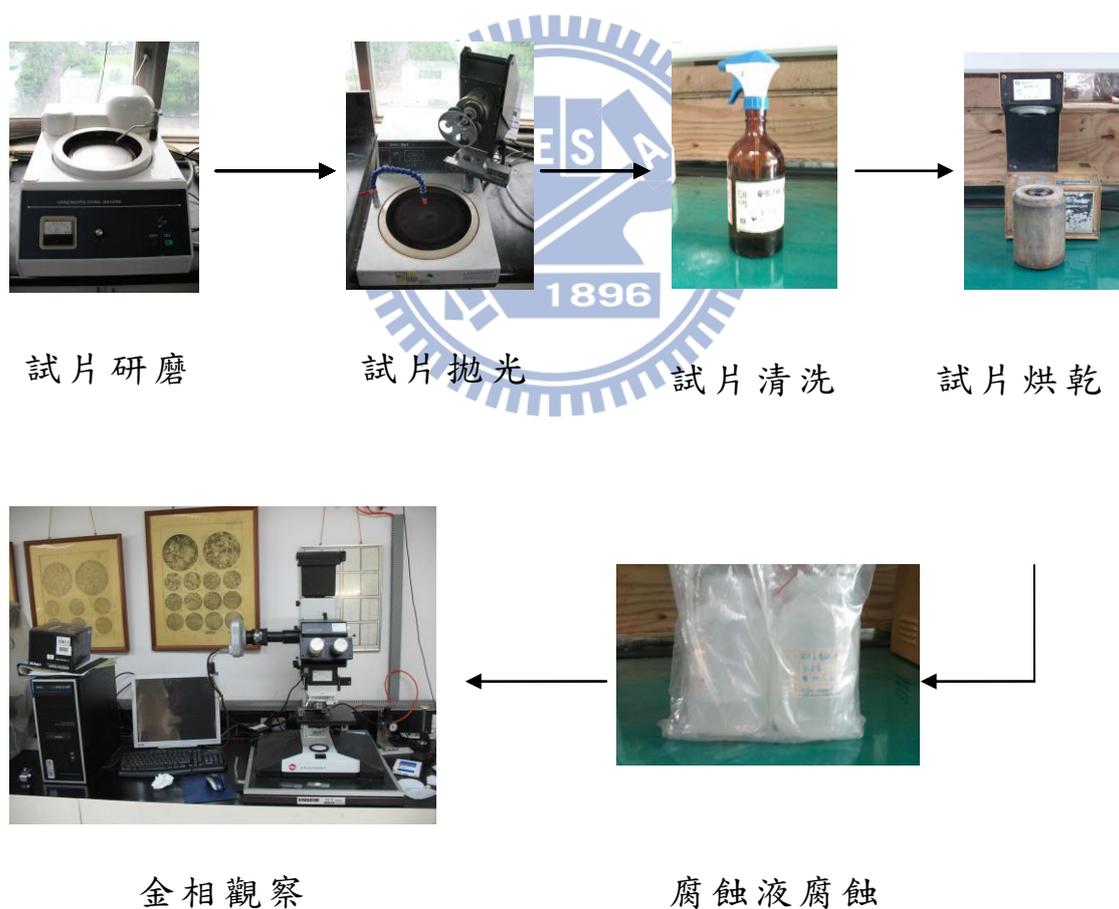


圖 3-9 金相實驗流程圖

3.1.6 破斷面 SEM 觀察與 EDS 分析

以慢速鑽石切割機將完成之點銲可調式應變測試之試片破斷部位切割下，再以丙酮浸泡於超音波器中清洗，並除去雜質。所切下之試片以碳膠帶黏於基座上，並在外層鍍上白金增加其導電率，於裂縫處用 SEM 觀察其破斷面之形態，以確定裂縫之型式、破壞機構。

將金相實驗之試片利用 EDS 對破斷面作元素之分析，觀察是否有元素之偏析現象，以判斷其熱裂之機制。如圖 3-10 所示。



圖 3-10 高解析度場發射掃描式電子顯微鏡暨能量散佈分析儀

第四章 實驗結果與討論

4.1 含鈦鋁合金銲接熱裂性分析

4.1.1 鋁鈦鋁合金熱裂敏感性

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4-1 為M6 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。以巨觀形貌觀察之結果顯示，在應變量2% 時，不同次數熱循環之裂縫看起來並無明顯的差異，應變量3% 及5% 之不同次數熱循環裂縫也亦同無明顯差異。但在同一數次之熱循環會隨著應變量之增長其裂縫也跟著成長。圖4-2為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。以巨觀形貌觀察之結果顯示，在同一應變量不同熱循環次數之裂縫會隨著熱循環次數之增加而增大，且在同一數次之熱循環會隨著應變量之增長其裂縫寬度也跟著增大。圖4-3 為M7E 含鈦鋁合金、圖4-4 為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。以巨觀形貌觀察之結果顯示，不同次數之熱循環均會隨著應變量之增加而裂縫寬度跟著增大。綜合以上之觀察結果，M6、M7E 與M9H4 之含鈦鋁合金，其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。M7B含鈦鋁合金，其裂縫形成隨著熱循環次數之增加而裂縫有所增加，且主要集中於母材熱影響區。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。

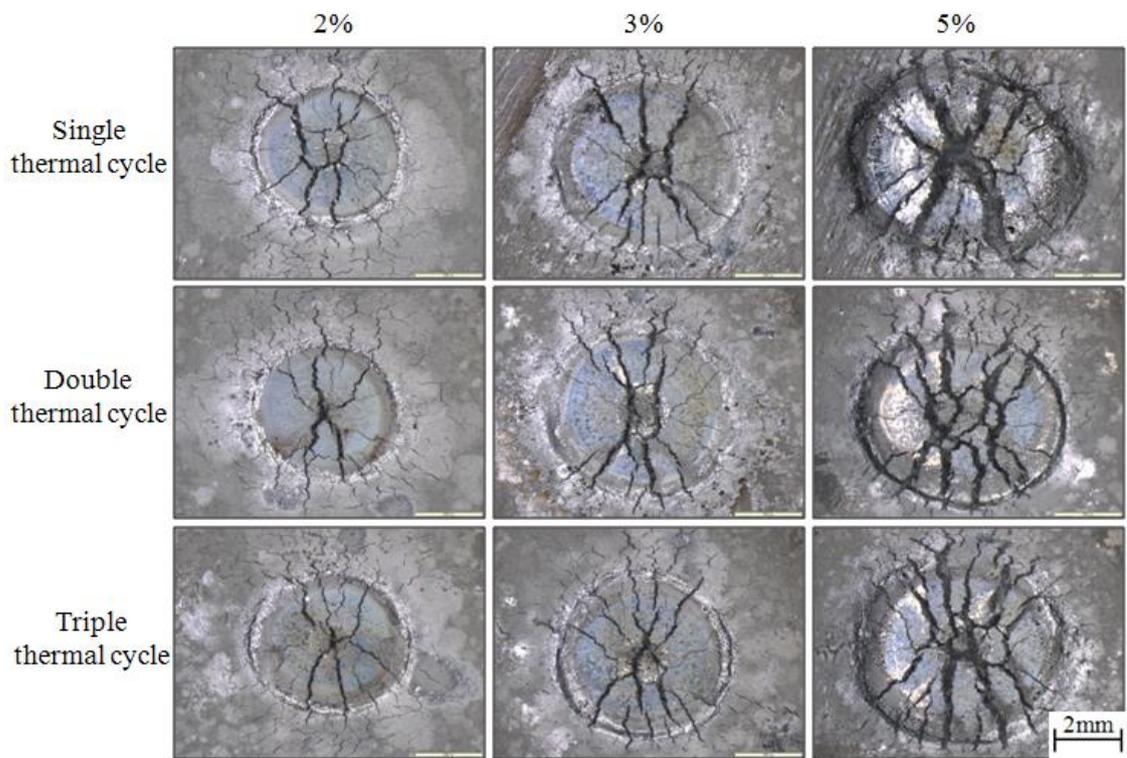


圖 4-1 M6 含鈮鋁合金不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察

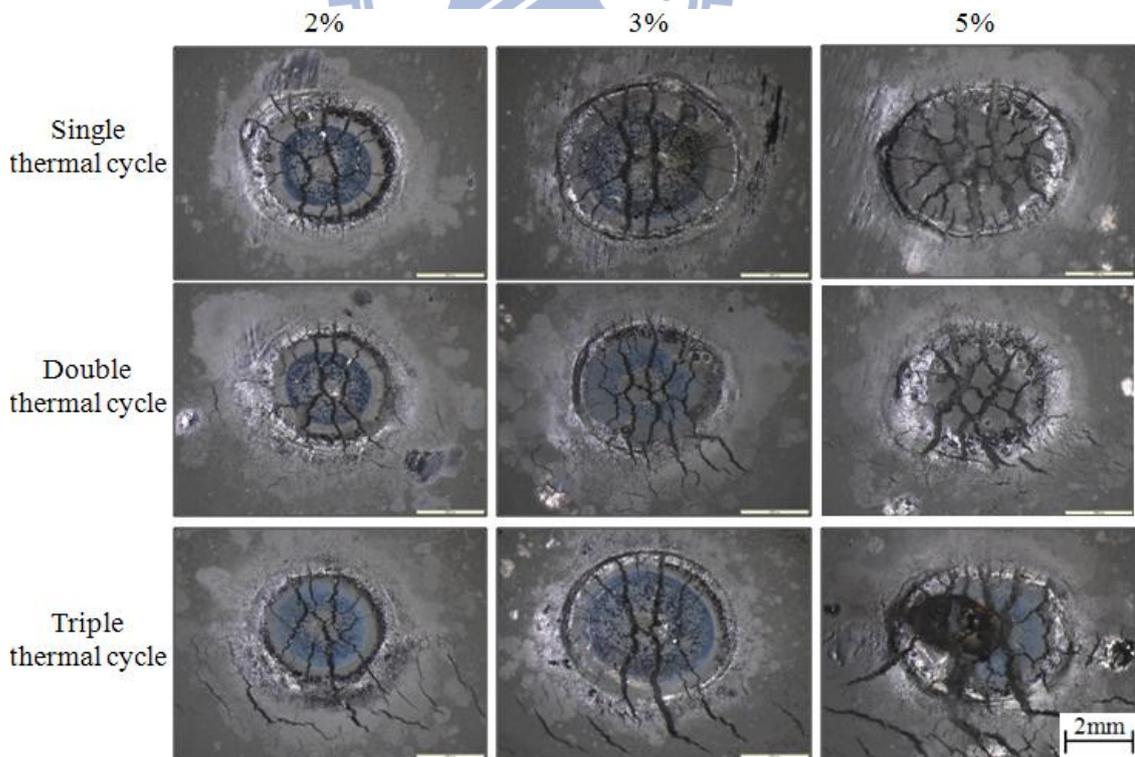


圖 4-2 M7B 含鈮鋁合金不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察

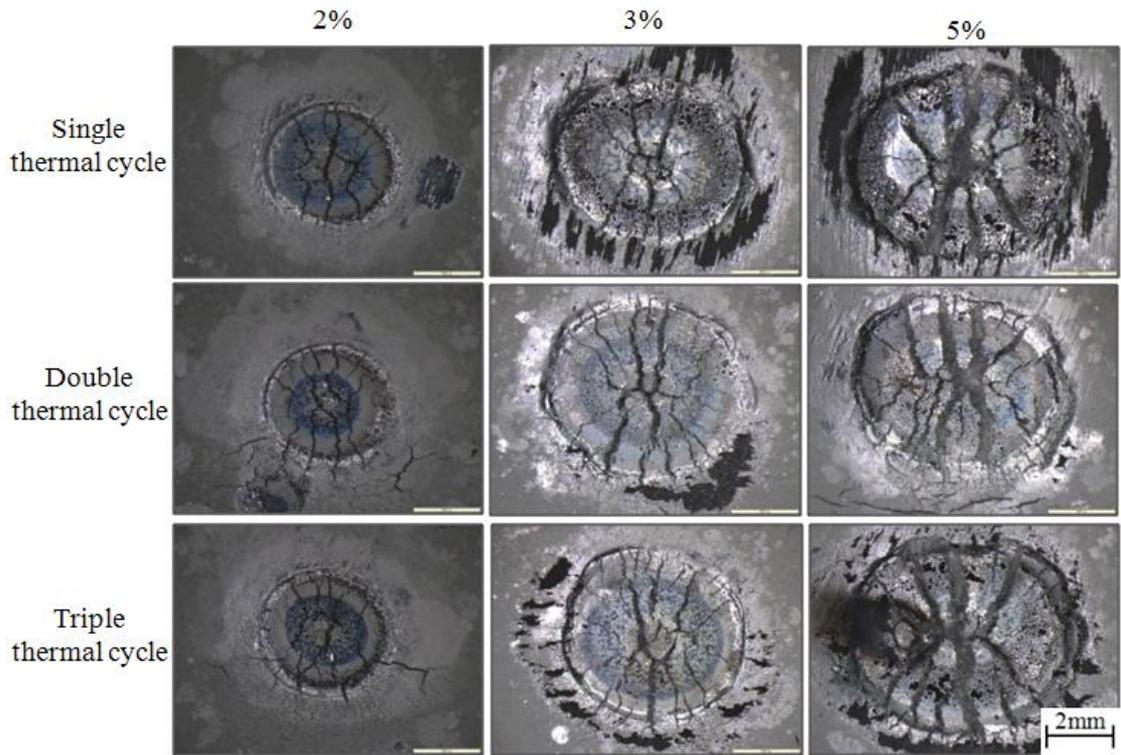


圖 4-3 M7E 含鈦鋁合金經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫

巨觀型態觀察

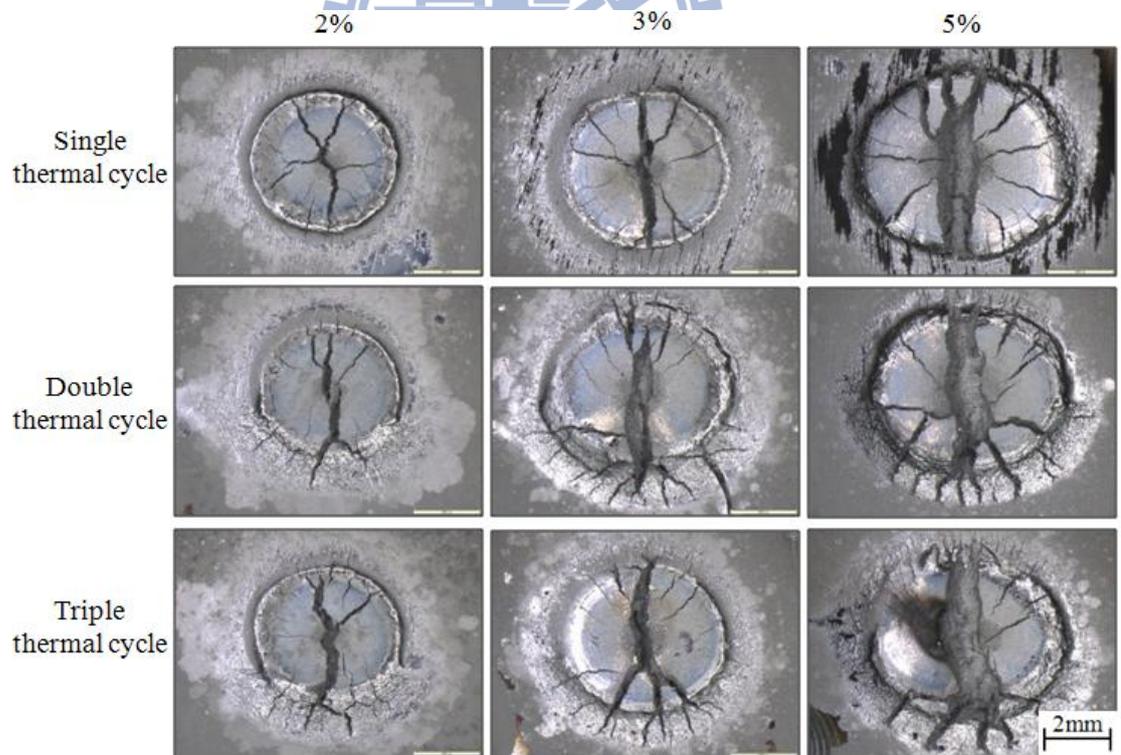


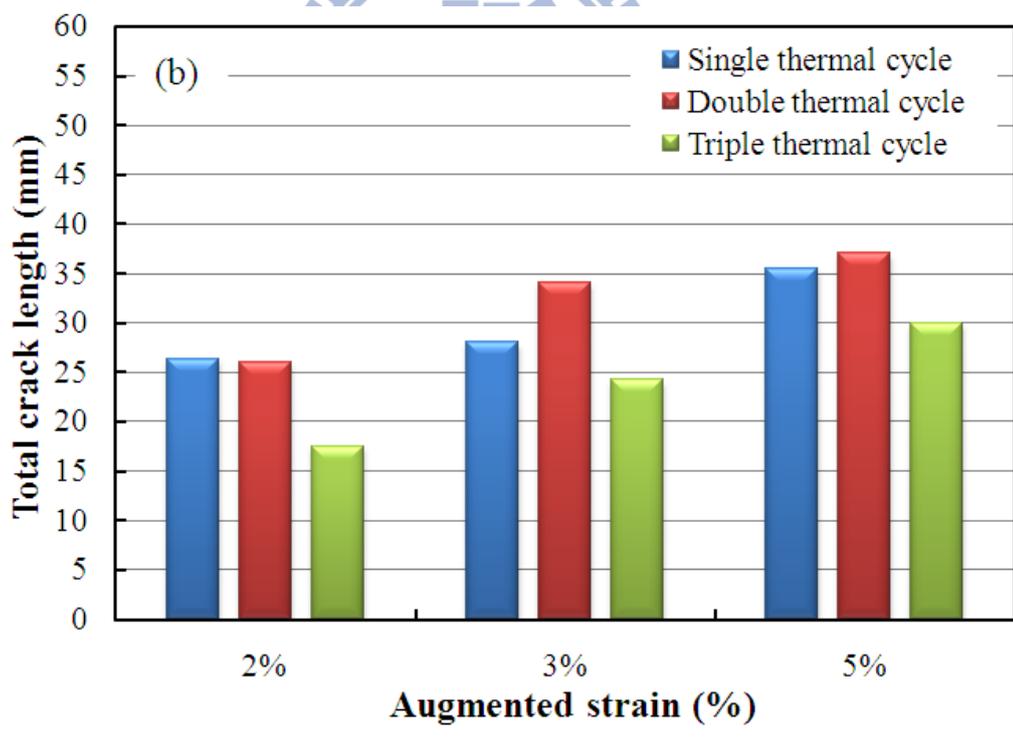
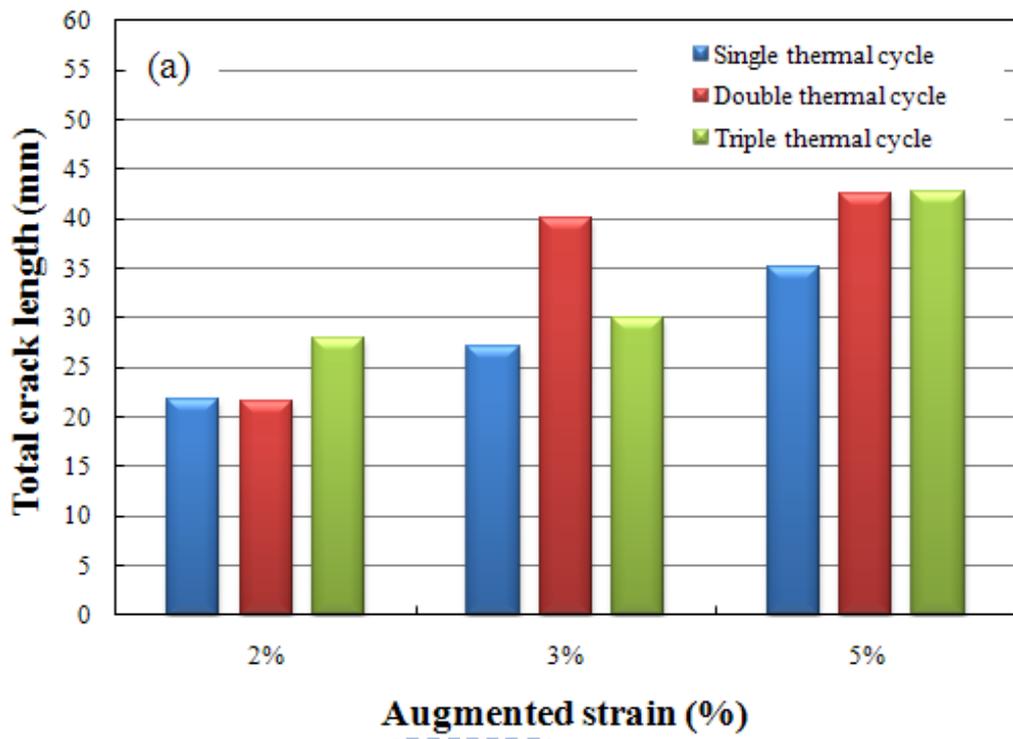
圖 4-4 M9H4 含鈦鋁合金經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫

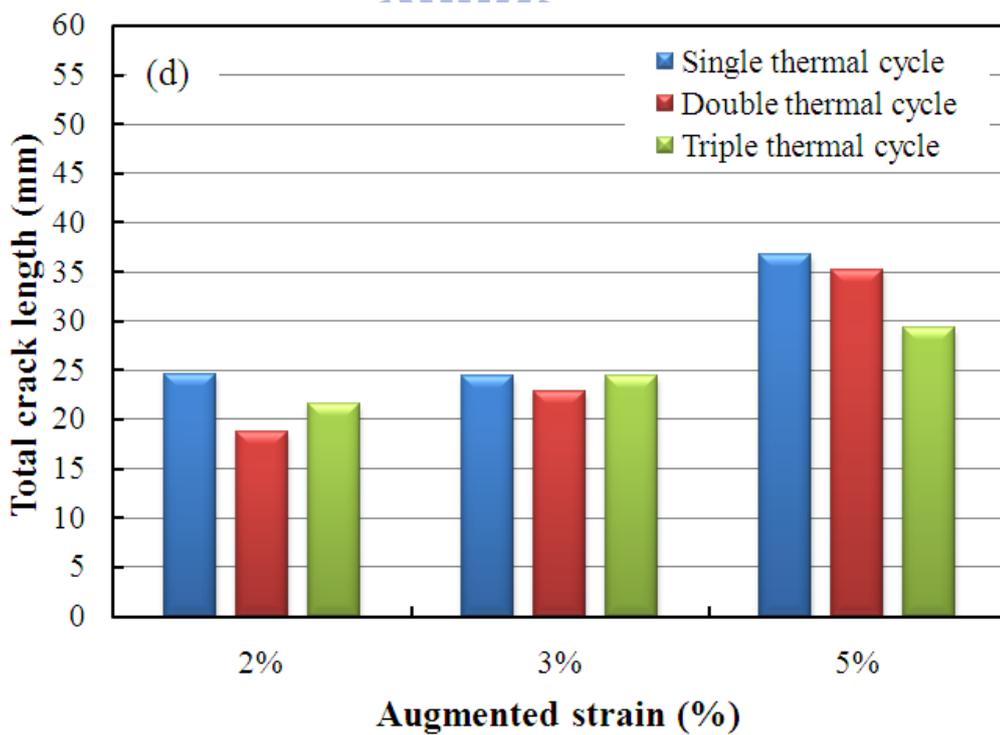
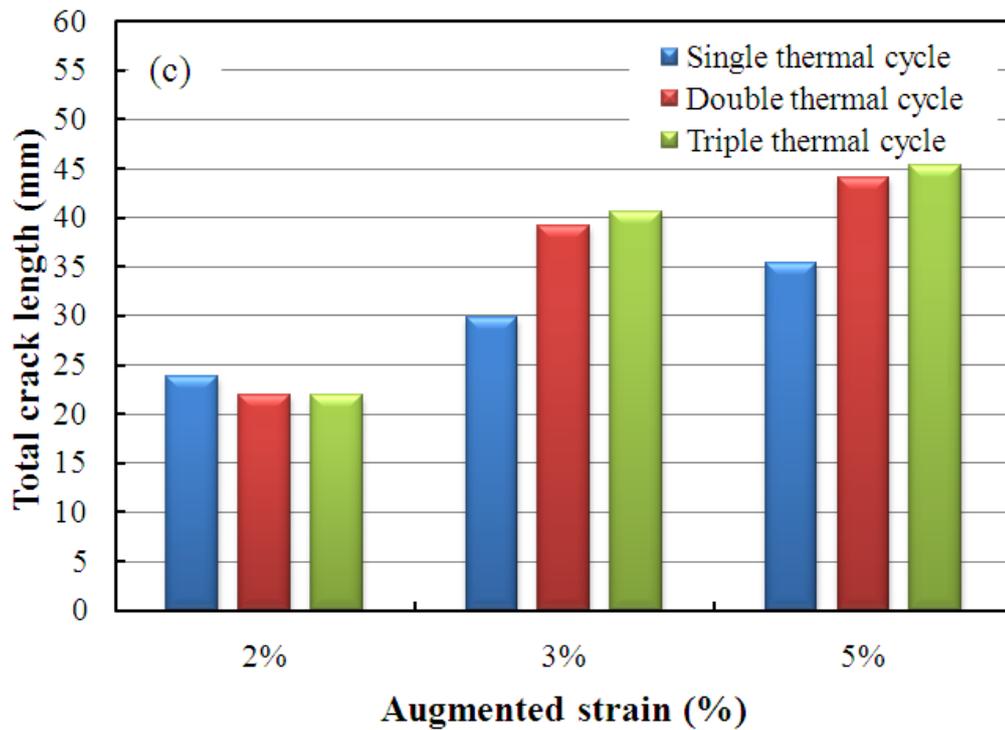
巨觀型態觀察

4.1.2 含鈮鋁合金熱裂敏感性與不同熱循環次數之關係

4.1.2.1 熔融區

圖 4-5 為 (a) M6; (b) M7B; (c) M7E; (d) M9H4 含鈮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熔融區裂縫長度測量結果，分析結果顯示圖 4-5 (a) M6 在應變量 2% 及 3% 時，三次熱循環之熱裂敏感性最高，在應變量 5% 時一次熱循環之熱裂敏感性最高。圖 4-5(b) M7B 二次熱循環除了在應變量 2% 略低於一次熱循環外，其餘兩者皆是熱裂敏感性最高的。圖 4-5(c) M7E 在應變量 2% 時，一次熱循環之熱裂敏感性最高，在應變量 3% 及 5% 時，三次熱循環之熱裂敏感性最高。圖 4-5(d) M9H4 一次熱循環在不同外加之應變量下其熔融區之熱裂長度皆為所有循環次數中最大。綜合上述結果可知 M6 含鈮鋁合金在不同熱循環次數皆會隨著應變量加大而增加其熱裂長度，且在應變量 2% 及 5% 時，其熱裂長度均隨著熱循環次數之增加而增加，如圖 4-6 金相圖所示。M7B、M9H4 含鈮鋁合金在不同之外加應變量下，其熔融區之熱裂縫總長度不會隨著熱循環次數之增加而增加，如圖 4-8 金相圖所示。但會隨著應變量之增大而增加。M7E 含鈮鋁合金在不同熱循環次數皆會隨著應變量加大而增加其熱裂長度，且在應變量達到 3% 及 5% 時，其熔融區之熱裂縫總長度會隨著熱循環次數之增加而增加。圖 4-7 為 M7E 含鈮鋁合金金相，在不同應變量下其熔融區裂縫有所增加，因此其熱裂敏感性會因變形量不同而有所影響。





Augmental strain (%) (d)

圖 4-5 含鈮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 M6；(b) M7B；(c) M7E；(d) M9H4

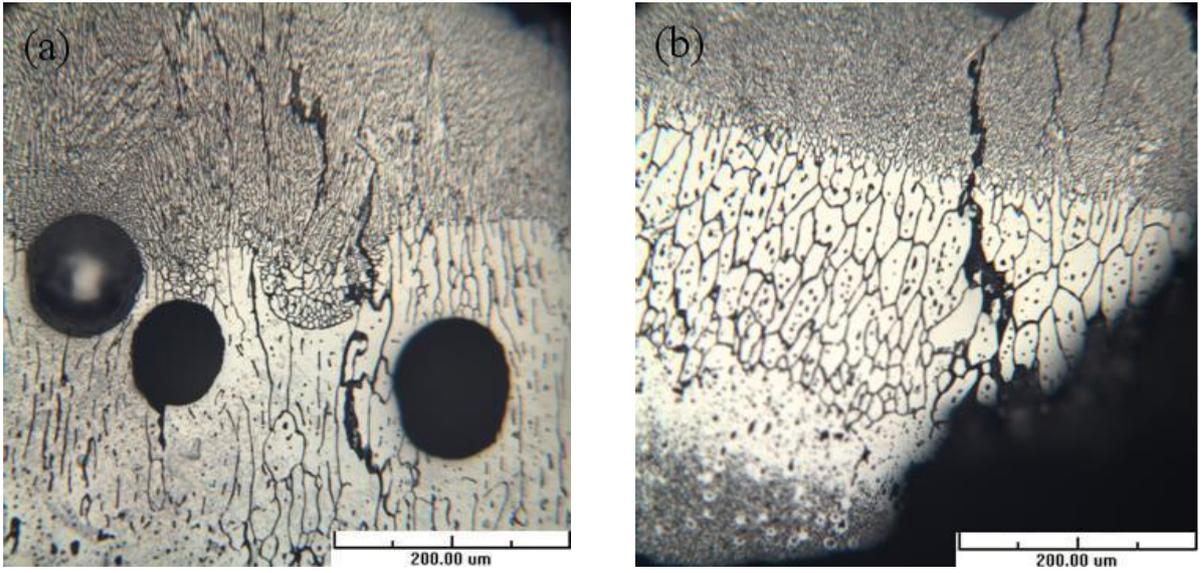


圖 4- 6 M6 含鈦鋁合金不同應變量之金相組織 (a) 2% ; (b) 3%

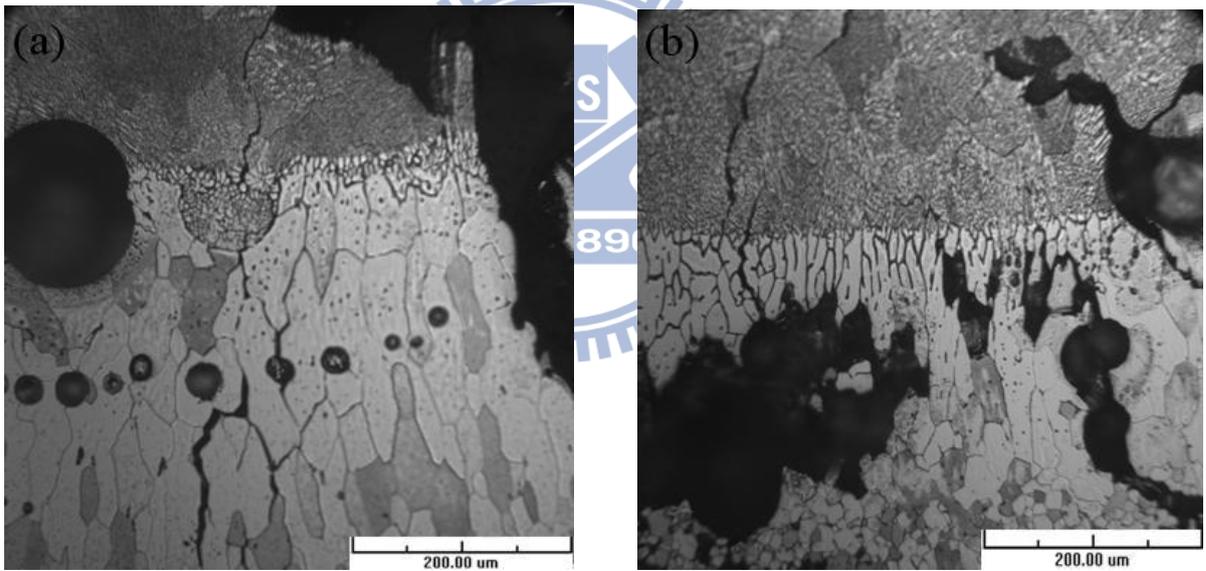


圖 4-7 M7E 含鈦鋁合金不同應變量之金相組織 (a) 3% ; (b) 5%

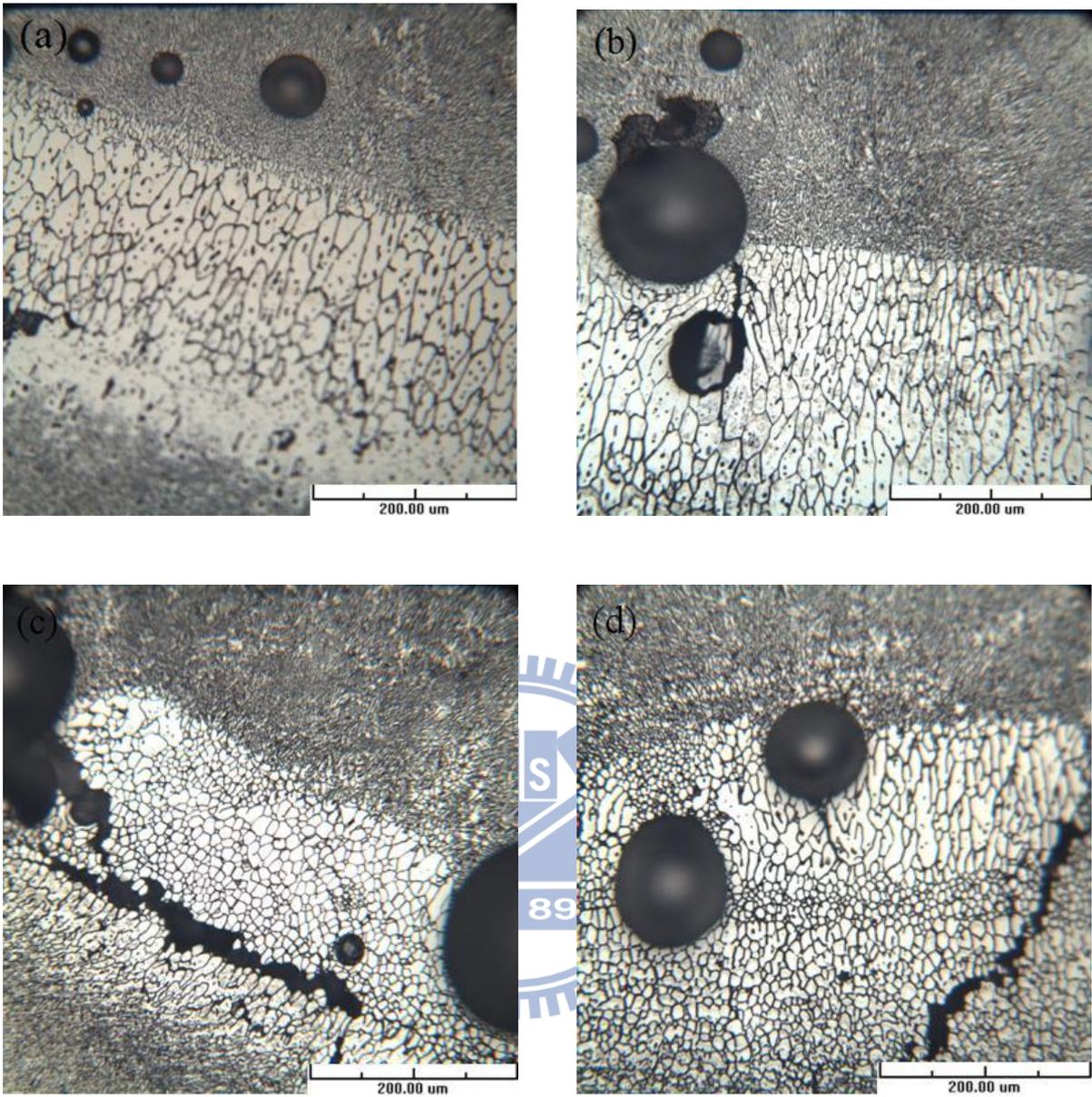


圖 4- 8 M7B、M9H4 含鈦鋁合金不同熱循環次數之金相組織
(a) M7B Double thermal cycle ; (b) M7B Triple thermal cycle
(c) M9H4 Double thermal cycle ; (d) M9H4 Triple thermal cycle

4.1.2.2 熱影響區

圖 4-10(a) ~ (d) 為四種含鈦鋁合金，在不同熱循環次數與外加應變量下對熱影響區熱裂縫長度之量測結果，分析結果顯示圖 4-10 (a)M6 含鈦鋁合金在 2% 之外加應變下熱影響區之裂縫最大，但隨著應變量越大，裂縫長度越小，主要是銲接熱影響區(W. M. HAZ)之裂縫長度減小，如圖 4-11 所示。在二次與三次熱循環包含了銲接金屬熱影響區及母材熱影響區如圖 4-9 所示。圖 4-10(b)M7B 含鈦鋁合金熱影響區之熱裂縫總長度隨著熱循環次數之增加而增加，且主要集中在銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)，母材熱影響區(B. M. HAZ)之增加量並不明顯。圖 4-10 (c)M7E 含鈦鋁合金熱影響區之熱裂縫總長度在應變量 2% 及 3% 時，隨著熱循環次數之增加而增加，尤其在應變量 2% 時，熱裂縫幾乎集中於銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)。圖 4-10(d)M9H4 含鈦鋁合金熱影響區之熱裂縫總長度除應變量 3% 不因熱循環次數增加而增加，而其裂縫大部分也是集中於 W. M. HAZ，如圖 4-12 所示。分析其造成裂縫集中於 W. M. HAZ 之可能原因為在走銲過後，未經適當之銲後處理即施以點銲所形成的 W. M. HAZ，會產生晶粒粗化及析出物再晶界偏析之現象，而有較高之熱裂敏感性，是否有偏析現象將於下列章節進行更深入討論。

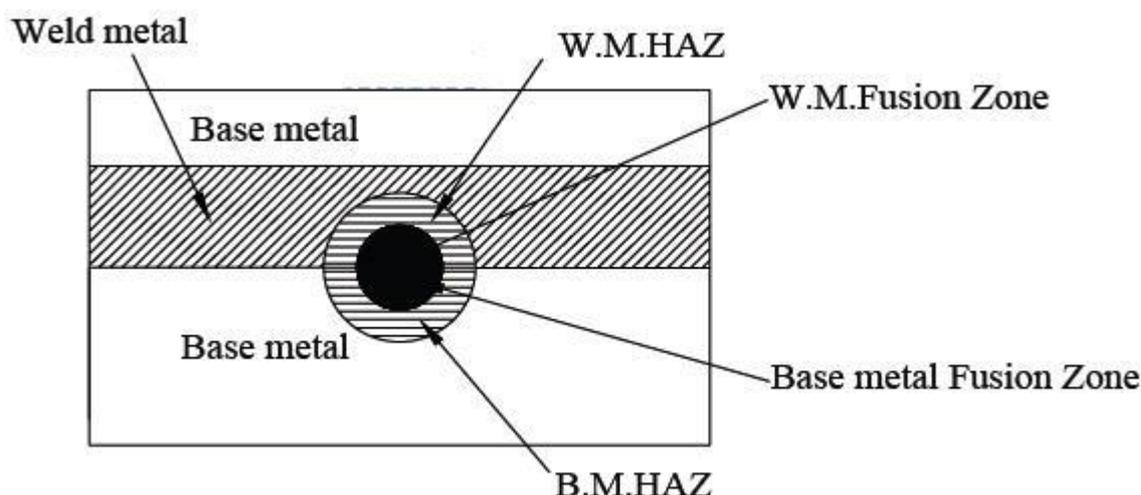
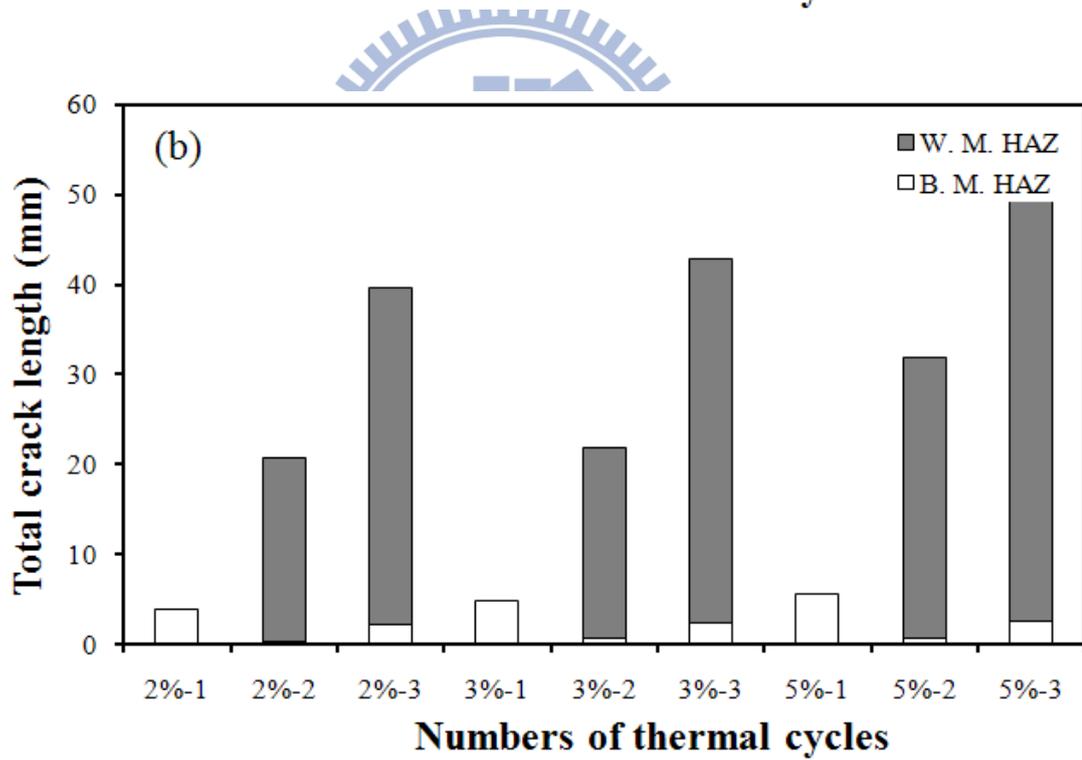
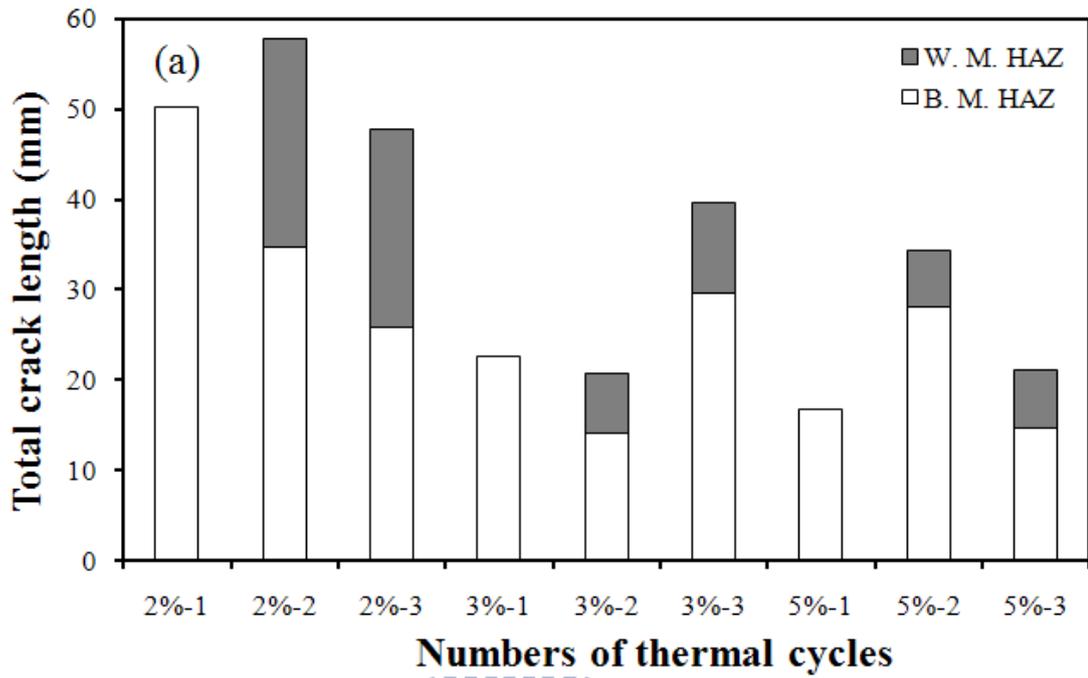


圖 4-9 不同次數熱循環之熱影響區示意圖



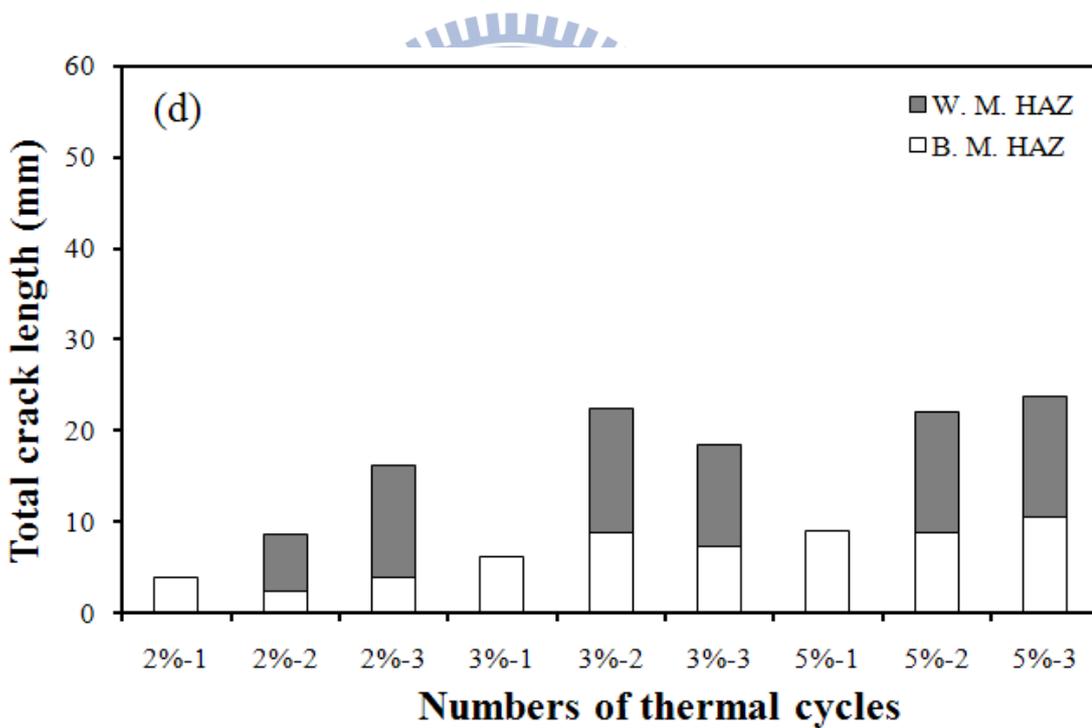
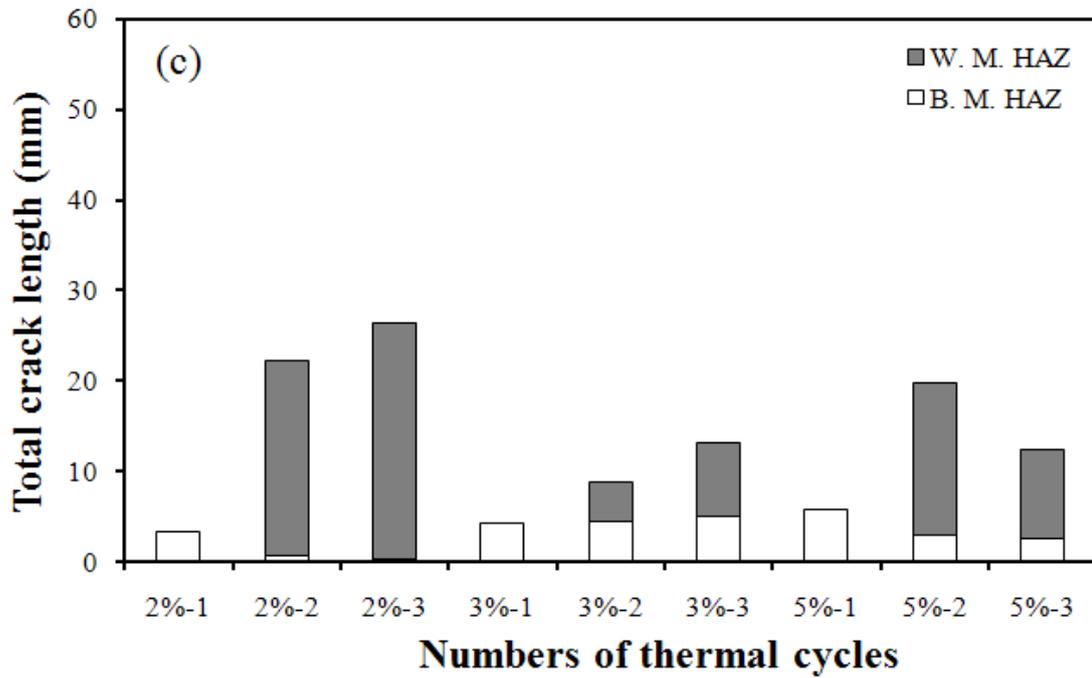


圖 4-10 含鈮鋁合金，在不同熱循環次數與外加應變下對熱影響區熱裂敏感性之影響 (a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(d) M9H4

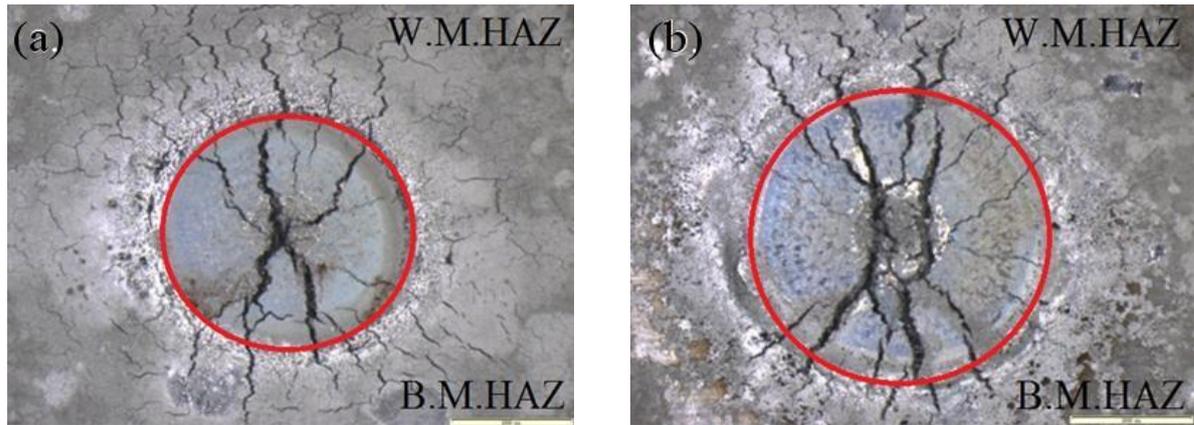


圖 4-11 M6 含鈦鋁合金不同應變量之熱裂 (a) 2% ; (b) 3%

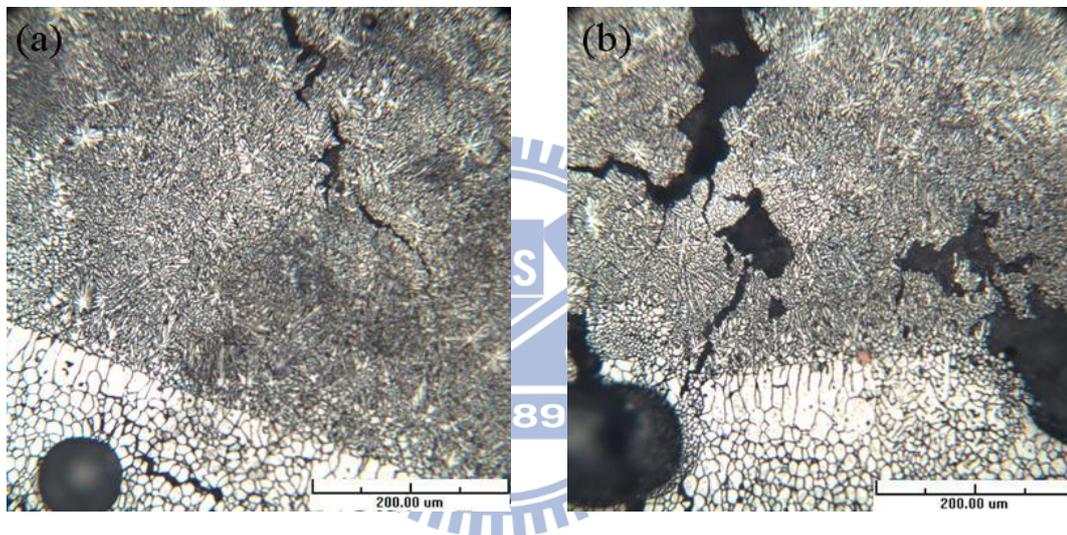
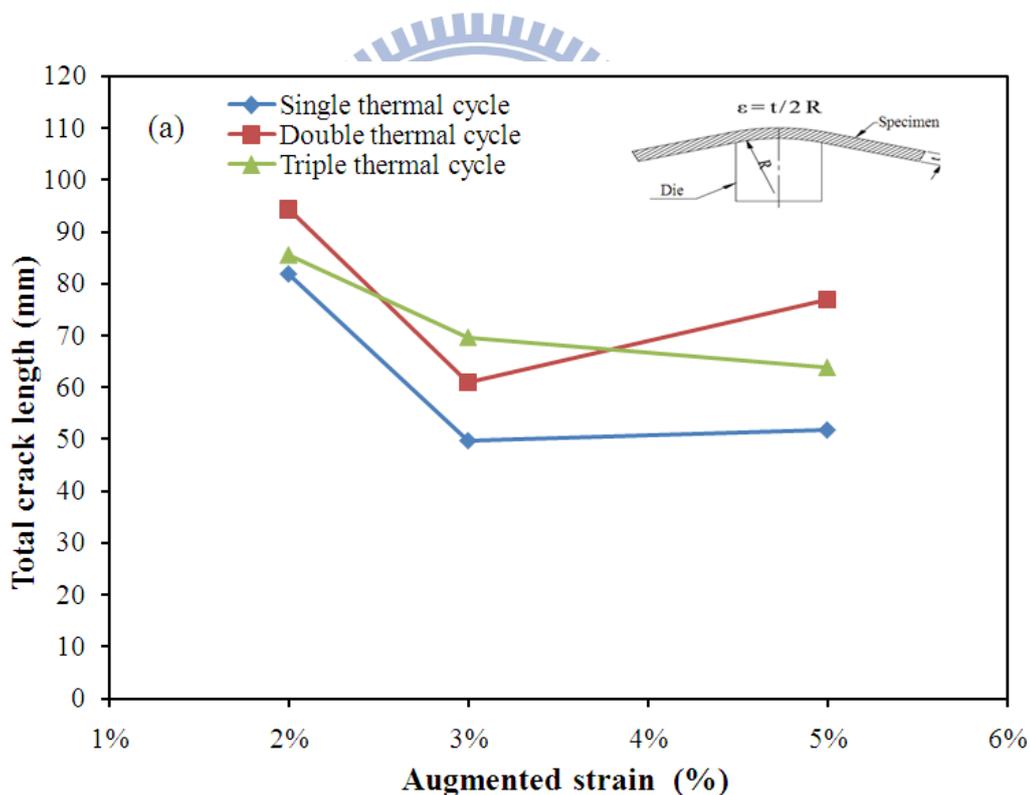
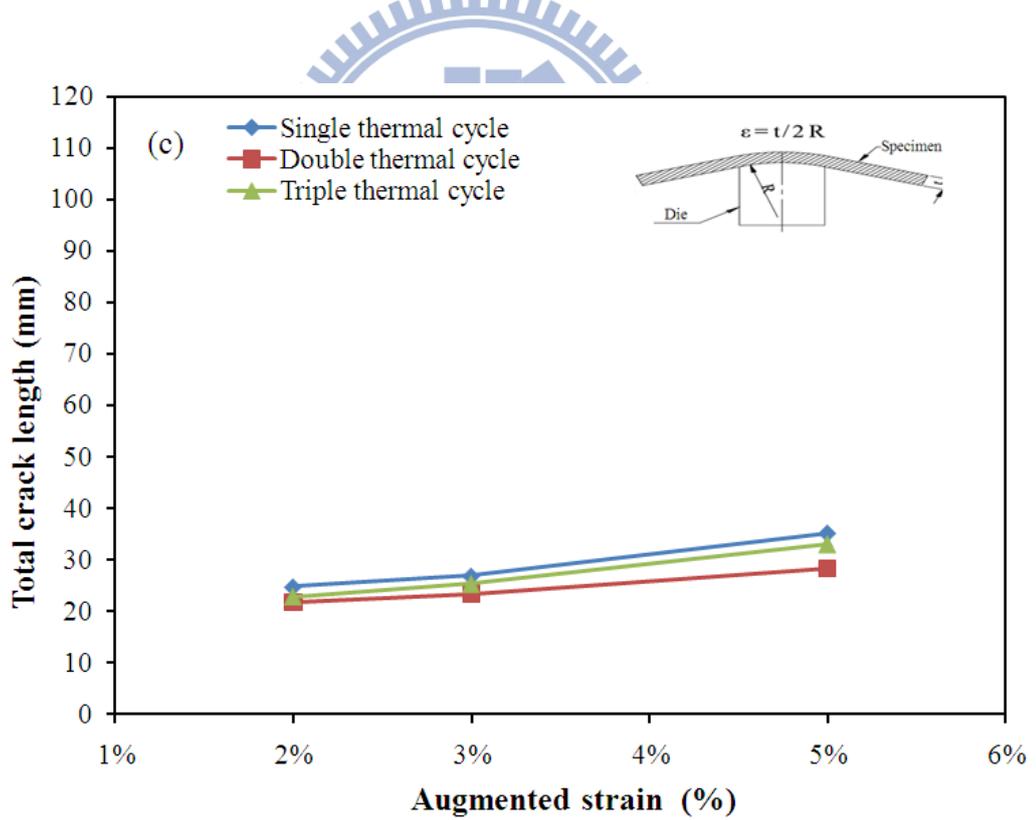
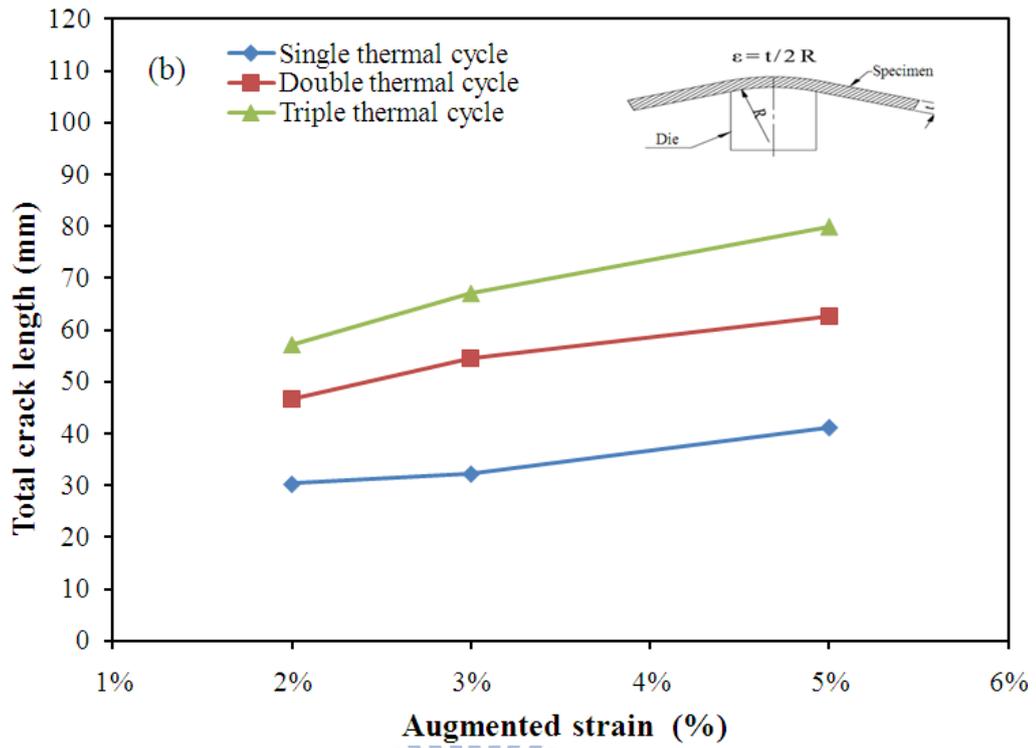


圖 4-12 M9H4 含鈦鋁合金金相不同次數熱循環
(a) Double thermal cycle ; (b) Triple thermal cycle

4.1.2.3 外加應變量對熱裂敏感性的影響

圖 4-13 (a) ~ (d) 為四種含鈦鋁合金在不同之外加應變量及不同之熱循環次數下其裂縫總長度之量測結果。圖 4-13 (a) M6 在應變量 2% 及 5% 時，熱裂長度最大。結果顯示除 M6 外，其餘三種鋁鈦合金圖 4-13 (b) ~ (d) 在各種不同之熱循環次其裂縫總長度均隨外加應變量之增加而增加。因為在較大之外加應變量下，鐸道及熱影響區均承受較大之拉應力，此應力將使熔融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，所以熱裂縫均集中於此方向(6 及 12 點鐘方向)，與拉應力成平行之方向則無裂縫之產生。如圖 4-1~圖 4-4 所示。





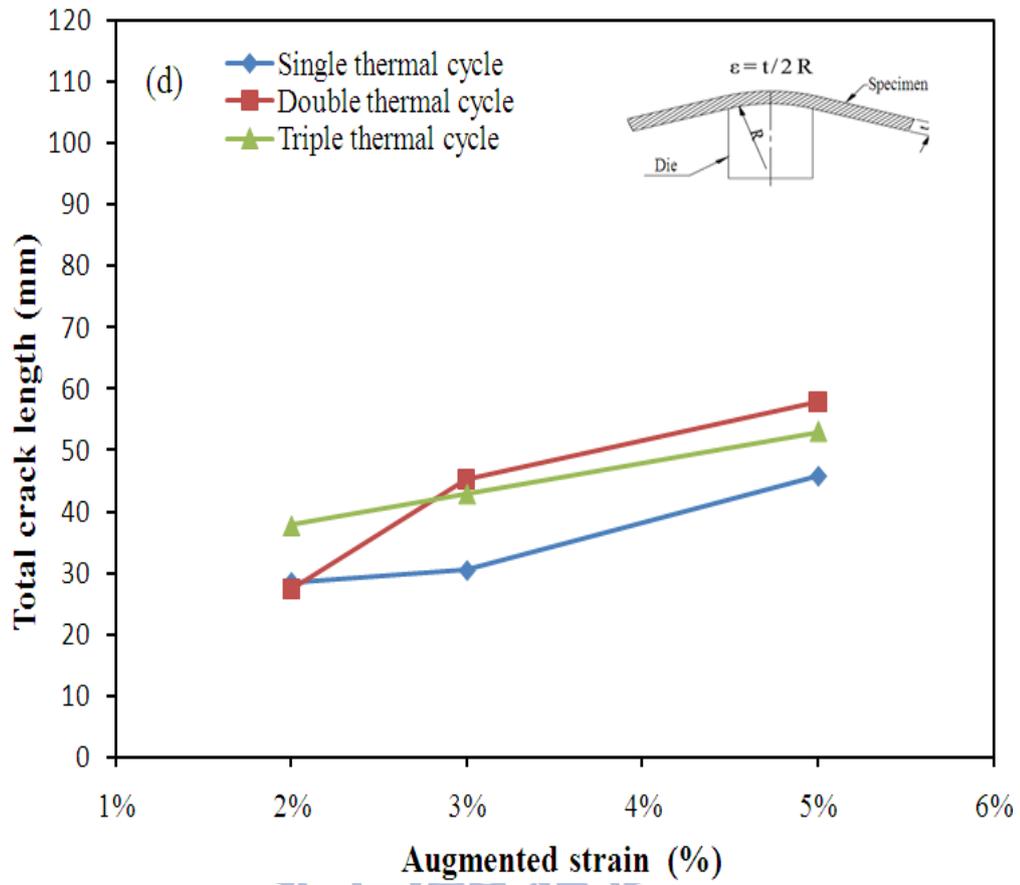
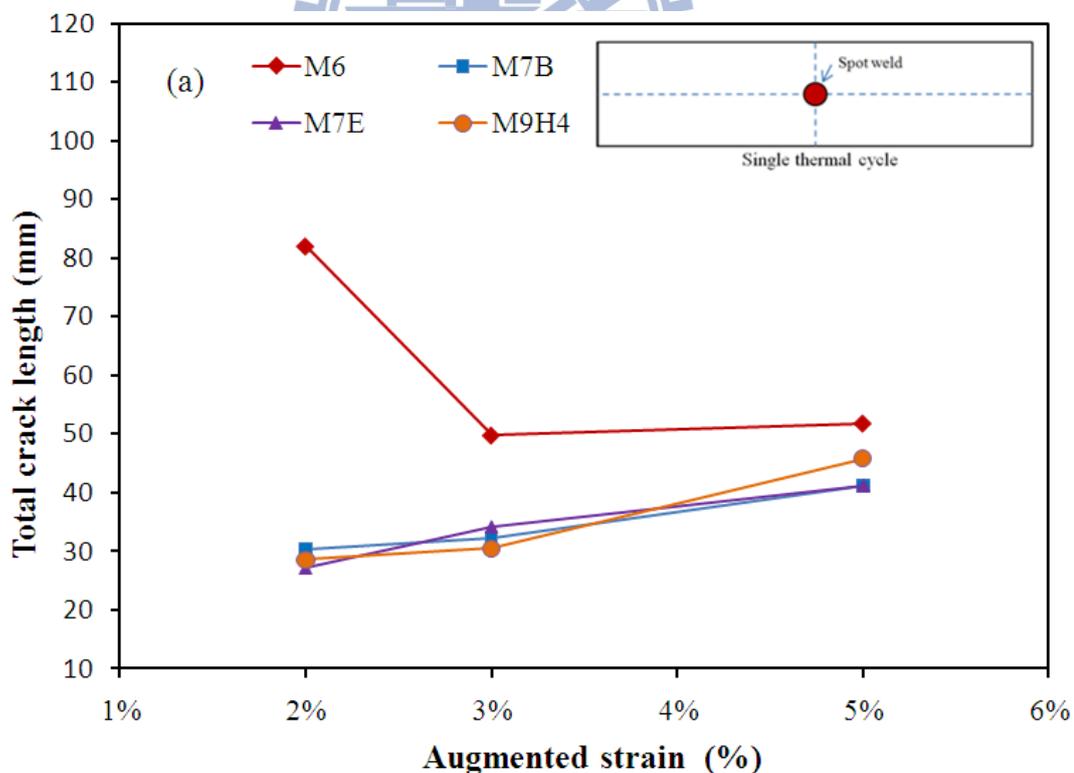


圖 4-13 在不同外加應變與熱循環次數下對熱裂縫總長度之影響

(a) M6 ; (b) M7B ; (c) M7E ; (d) M9H4

4.1.2.4 不同含鈮鋁合金之熱裂敏感性比較

圖4-14(a) ~ (d)為四種含鈮鋁合金在不同應變量及不同熱循環次數下其裂縫總長之分析結果，結果顯示圖4-14(a) M6 含鈮鋁合金在一次熱循環與二次熱循環是全部四種合金中熱裂敏感性最高的。可能原因為其合金所含之Si 量較多，這些合金含量越多，在受應力作用時，越易造成熱裂縫之產生。圖4-14(b) M7B、(c) M7E、(d) M9H4 含鈮鋁合金隨著應變量之增加熱裂敏感性也跟著增加。造成此現象可能為凝固熱裂之機械因素，在凝固過程中所產生之收縮應力(包括凝固收縮及熱收縮)及外部的拘束(Constraint)程度所造成之應力^[51]。假如沒有應力作用，縱使其他因素存在，亦不會產生熱裂。如以四種含鈮鋁合金做比較，在各種外加應變及熱循環次數下之量測結果，依序是M6 裂縫總長度最長，M7B 與M7E 在一次及二次熱循環中熱裂敏感性相近，M9H4 則為最小。



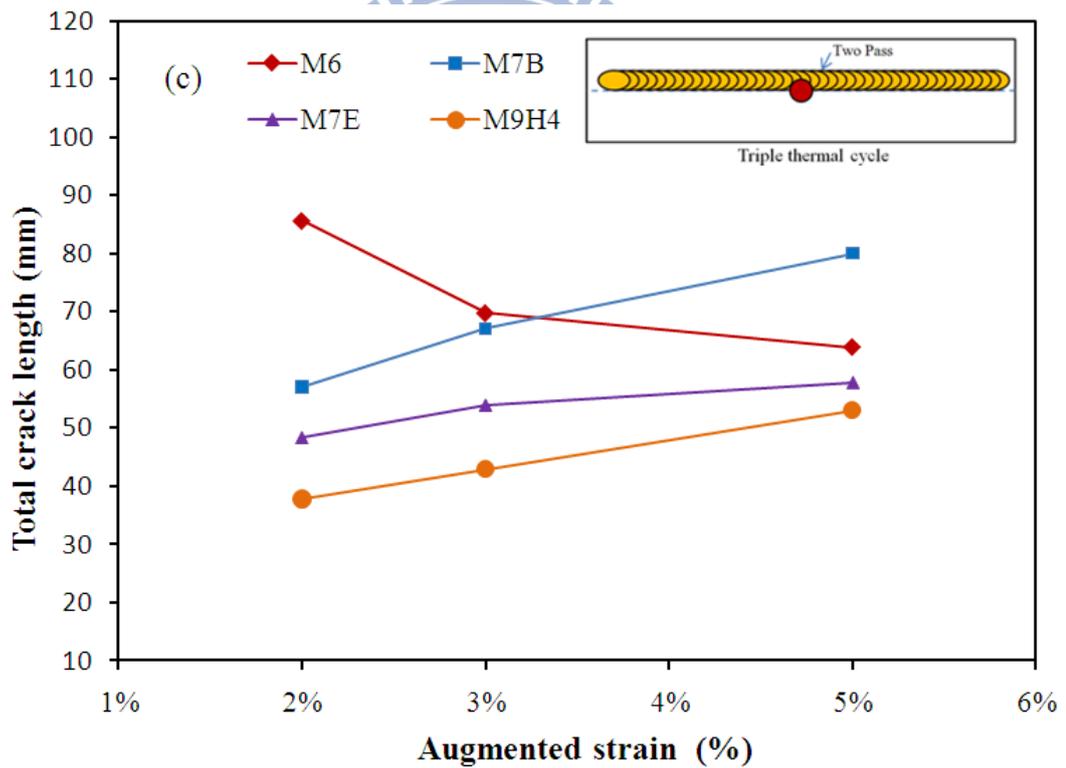
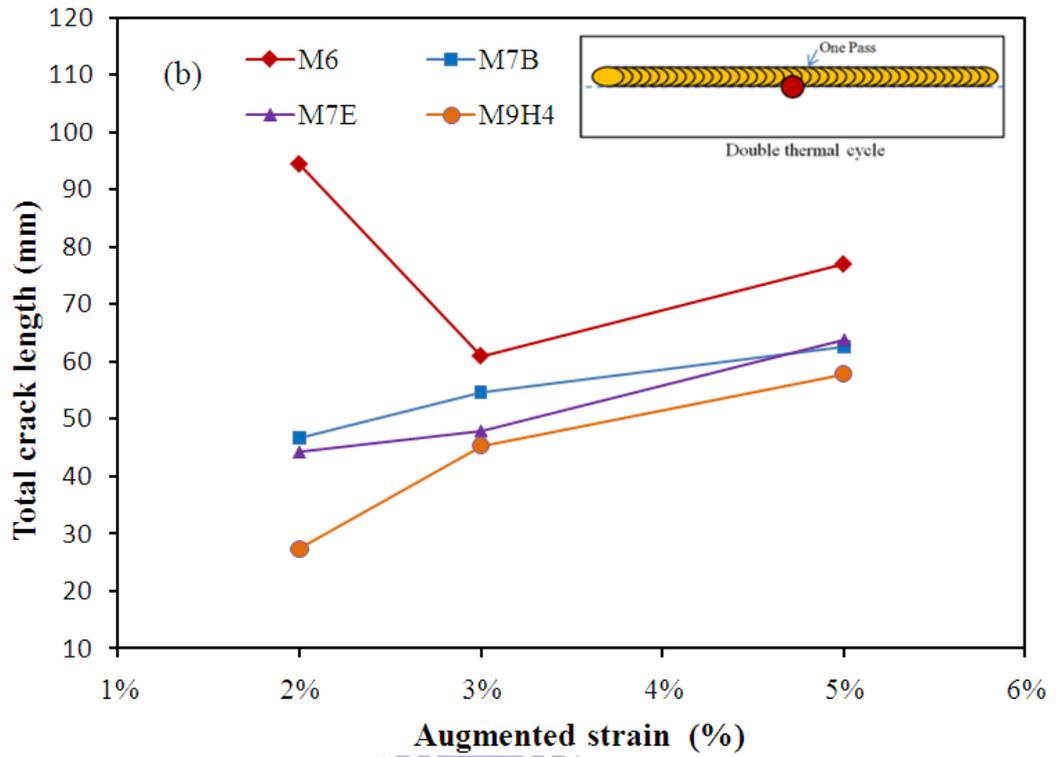


圖 4-14 不同次數熱循環在不同應變量對四種含鈦鋁合金熱裂縫總長度之影響(a) 一次熱循環；(b) 二次熱循環；(c) 三次熱循環

4.1.2.5 SEM 觀察及EDS 分析

圖 4-15 為四種含鈦鋁合金之熔融區熱裂縫破斷表面組織，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)，樹枝區在裂縫產生時溫度最高，其裂縫係沿著樹枝組織表面進行，因此呈現明顯之樹枝狀結構。樹枝-平滑轉換區溫度較樹枝區為低，其樹枝臂部份已被金屬液態所回補，故受到外加應變而裂開時，此區域除樹枝結構外亦有部分呈現平滑區。平滑區位於裂縫尾端，是裂縫溫度最低的地方，二次樹枝之間已完全被金屬液態填滿且已凝固，故在裂開時呈現樹枝被填滿之平滑區。此現象為凝固熱裂機構。

圖 4-16 為四種含鈦鋁合金之熱影響區熱裂縫破斷表面組織，明顯與熔融區之凝固熱裂不同，其裂縫均呈現沿晶脆性破壞之現象。在銲接過程當中，在某一溫度下晶粒周圍之析出物會往晶界聚集，而在晶粒周圍形成一道狹窄且強度低的析出物缺乏區(Precipitate Depleted Zone)，當材料冷卻收縮時因無法承受產生的收縮應力，而產生裂縫。此現象為液化熱裂機構。

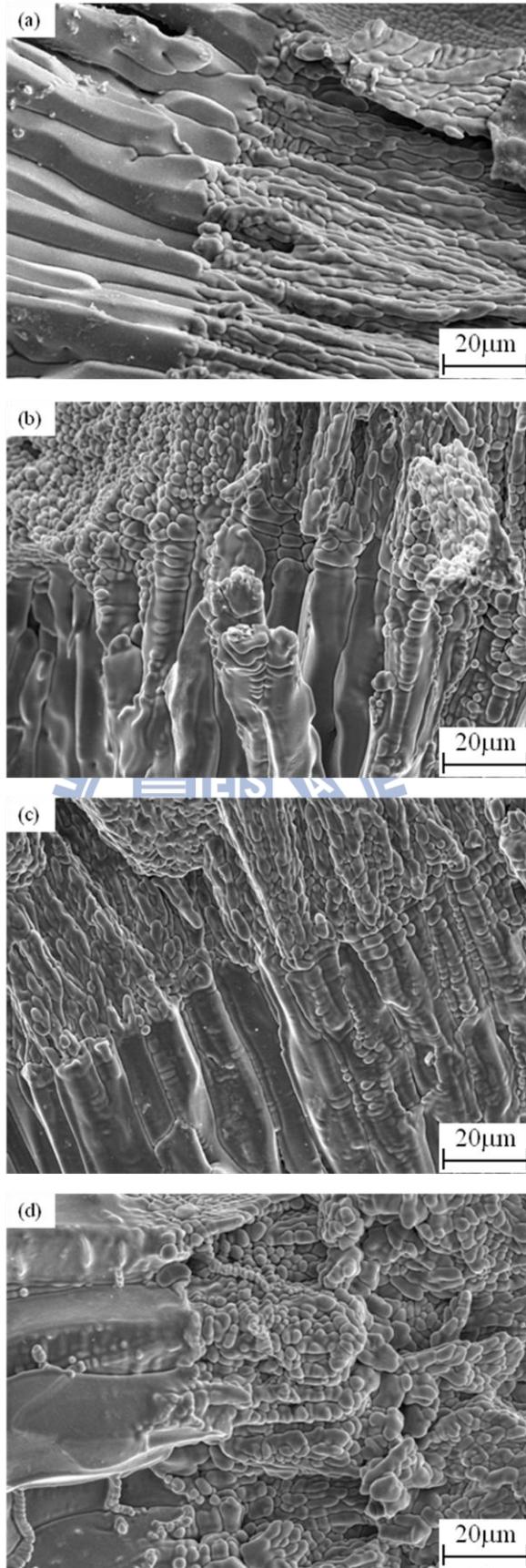


圖 4- 15 熔融區熱裂縫破斷表面組織
(a) M6 ; (b) M7B ; (c) M7E ; (d)M9H4

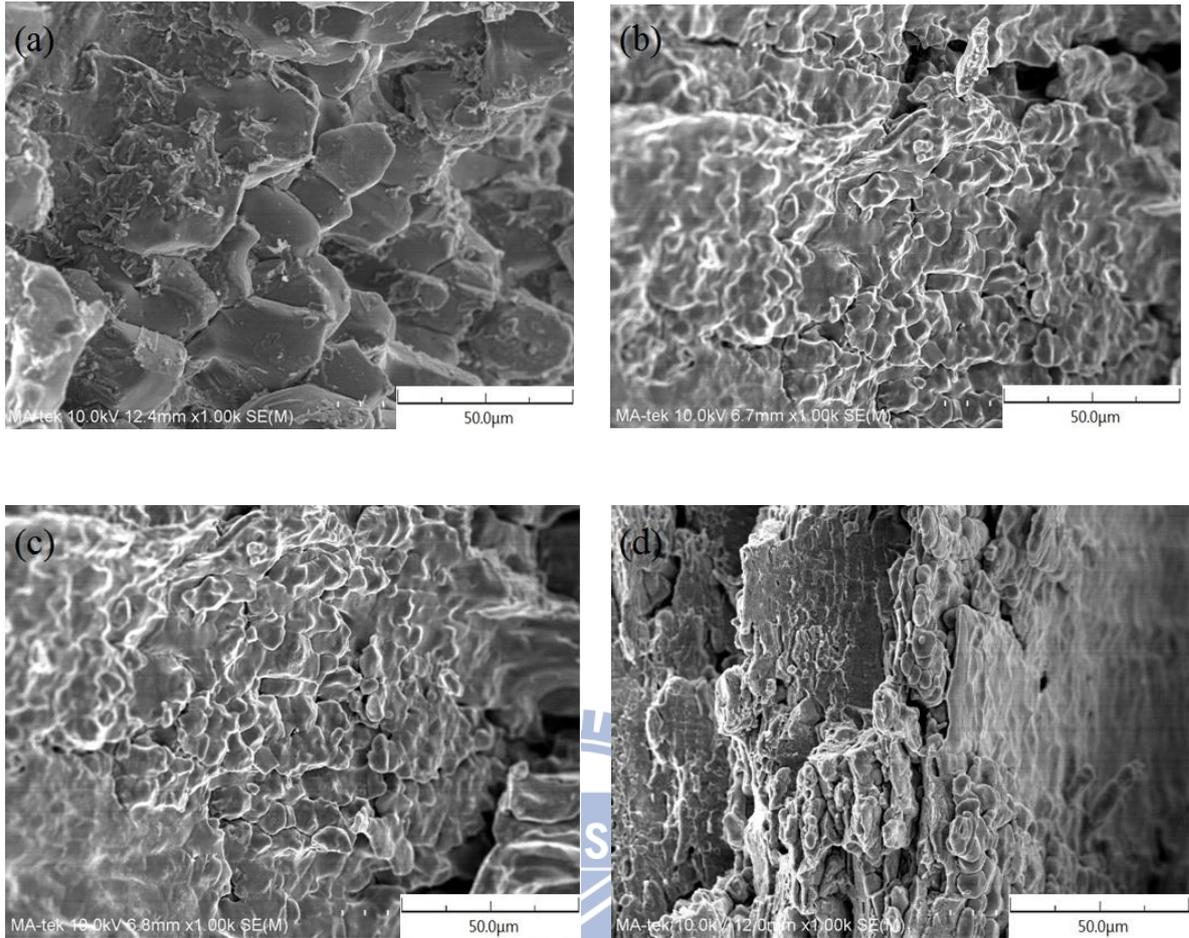
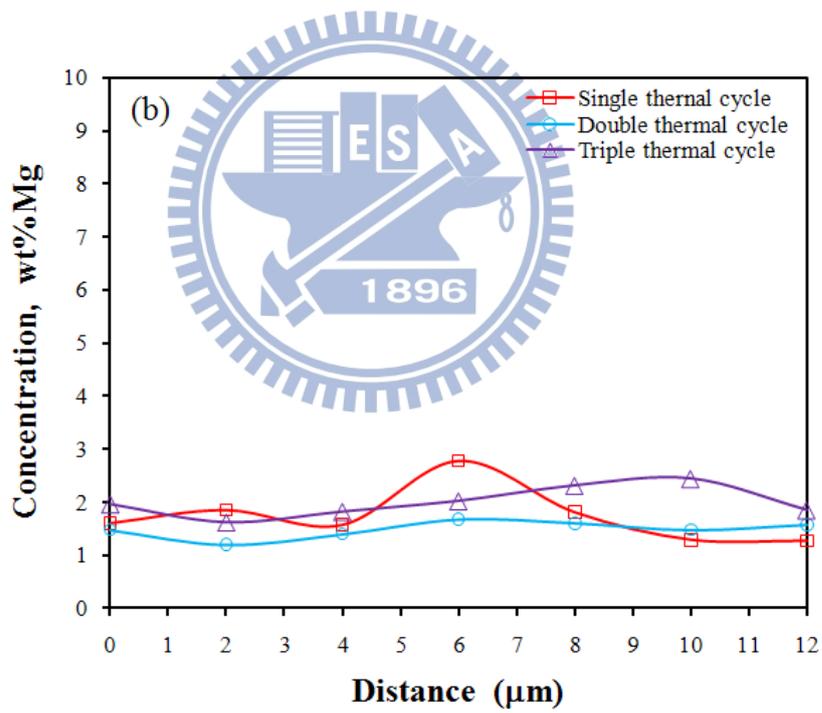
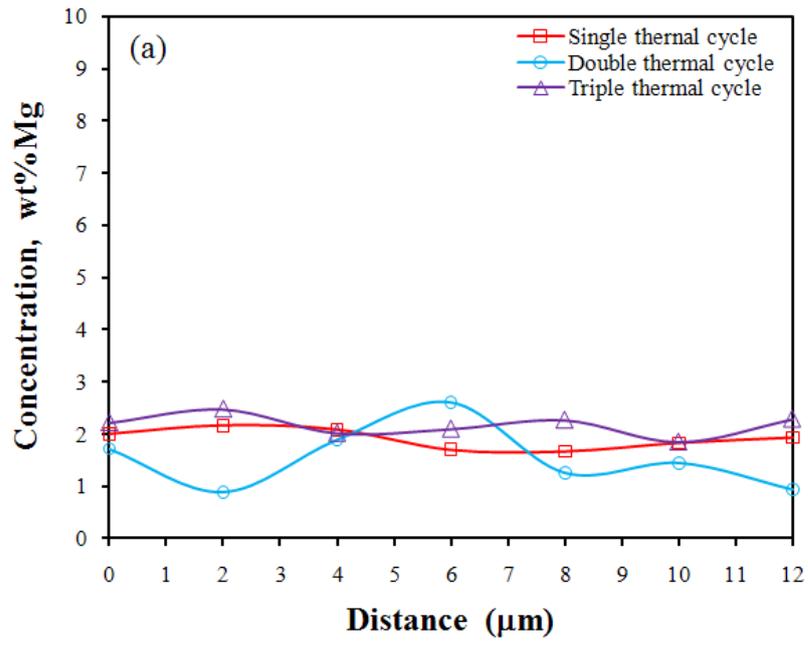


圖 4-16 熱影響區熱裂縫破斷表面組織
(a) M6；(b) M7B；(c) M7E；(d) M9H4

依據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^[44, 50]。因此本實驗對M6、M7B、M7E、M9H4 含鈦鋁合金之部分熔融區(PMZ) 進行EDS 分析，經分析結果發現，其中M7B、M7E 含鈦鋁合金之部分熔融區(PMZ) 並未出現含有成份Cu 之偏析現象，在Mg 含量原材分別為1.46 wt% 與1.7 wt%，經過多重熱循環後，平均約為M7B-1.97 wt%、M7E-1.74 wt%，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 %，M7E 則無明顯的影響。而M9H4 之原材含Mg 量為0.02 wt %，歷經三次熱循環之平均含量為1.23 wt %，比原材上升約1.2wt %，如圖4- 17(a~c) 所示。在Zn 元素分佈方面，歷經三種不同熱循環，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，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 %、M7E-6.37 wt %、M9H4-7.94 wt %，如圖4-18(a~c) 所示。分析其原因可能是在此區域內所經歷的熱循環峰值溫度較高，造成晶界處之低熔點共晶相或偏析組成物過熱而重新融解液化，形成沿晶液態薄膜(Liquid Film)，單純的晶界液化在承受超過臨界的應力或應變時，產生了沿晶之熱裂縫。M6、M9H4 含鈦鋁合金之部分熔融區(PMZ) 有成份Cu 之偏析現象產生，如圖4- 19、圖4- 20所示，隨著熱循環次數增加，偏析之情形就越加嚴重。M6、M9H4在一次熱循環時晶界之Cu 含量分別為9.07 wt% 與3.28 wt%，在二次熱循環後增高為11.47 wt% 與5.25wt%，三次熱循環時更高達14.49wt% 與35.68 wt%，比原來母材的1.06 wt% 與2.09 wt% 高出甚多。因為Cu 之偏析使晶界成分越靠近Al-Cu 合金之共晶成份(33.2wt Cu)，會造成共晶液態金屬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，使得此含鈦鋁合金具有較高的熱裂敏感性。



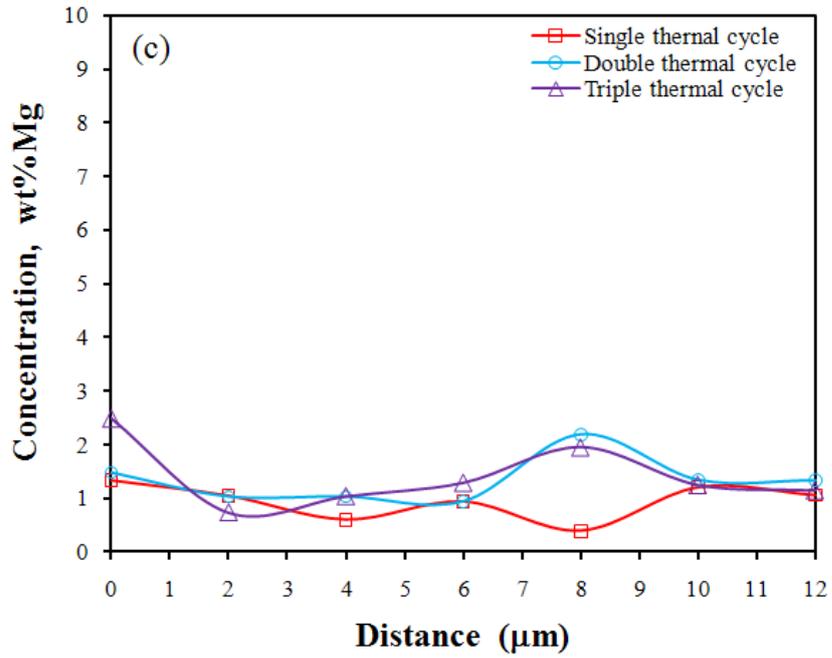
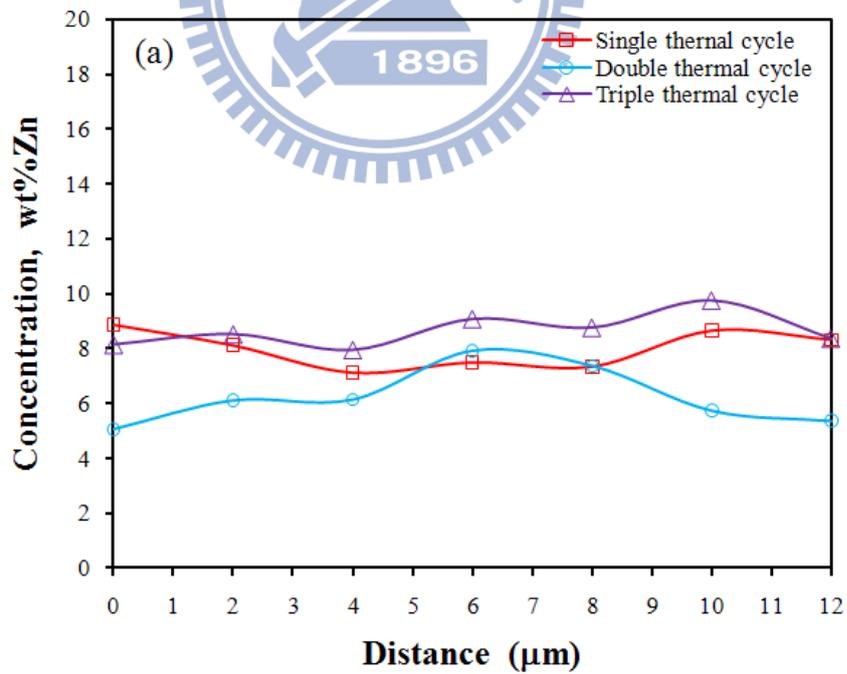


圖 4- 17 經不同熱循環歷程之 EDS 分析，Mg 元素在部份熔融區晶界處之分佈狀態，(a)M7B；(b)M7E；(c)M9H4



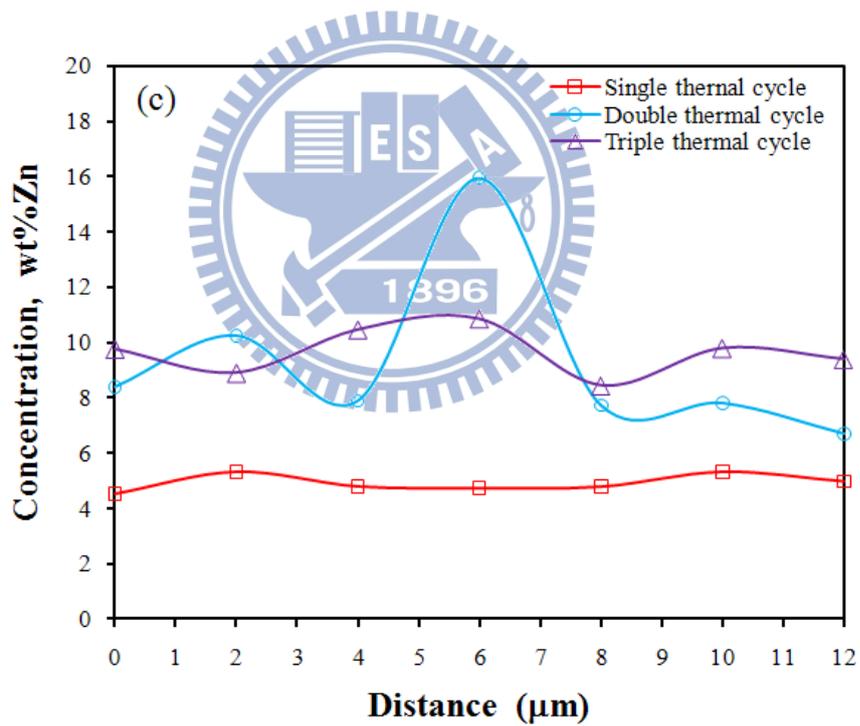
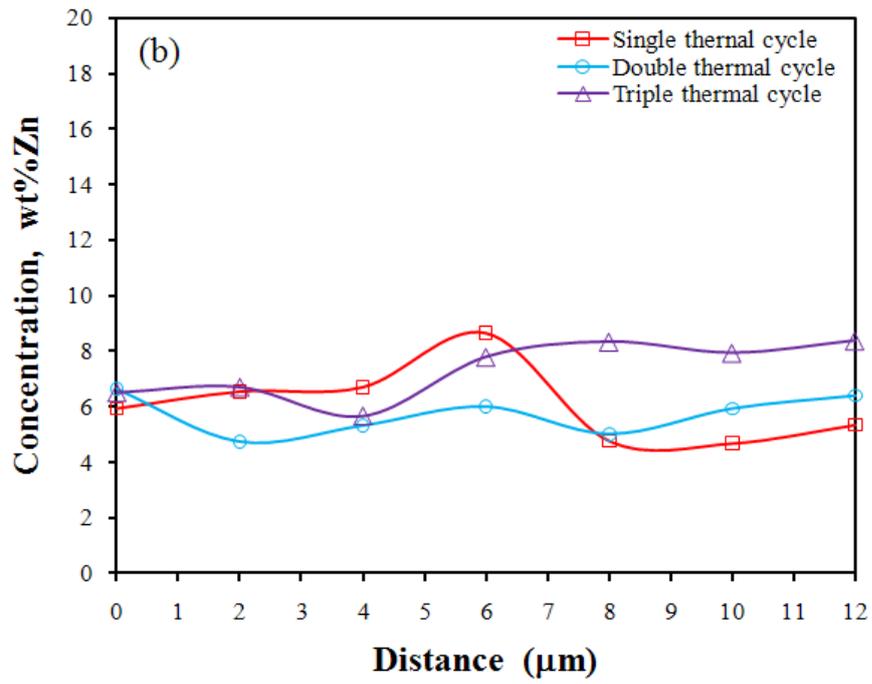


圖 4- 18 經不同熱循環歷程之 EDS 分析，Zn 元素在部份熔融區晶界處之分佈狀態，(a)M7B；(b)M7E；(c)M9H4

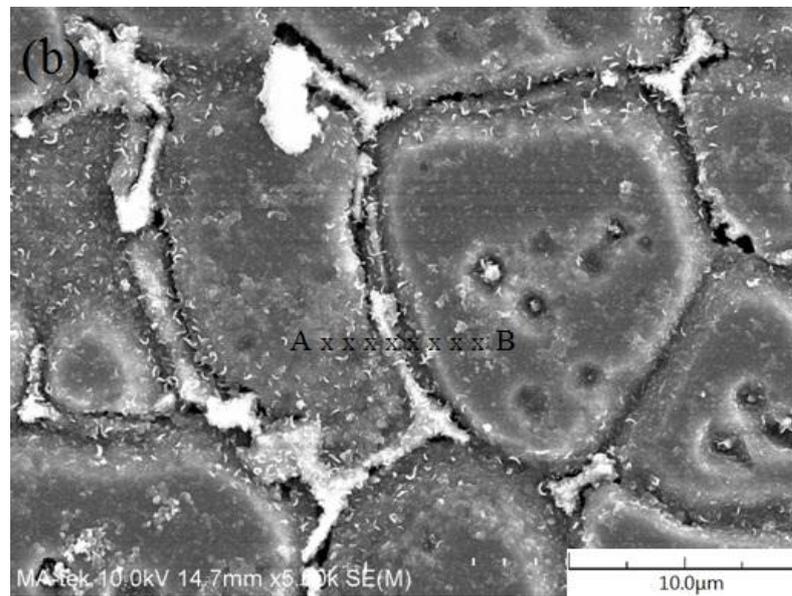
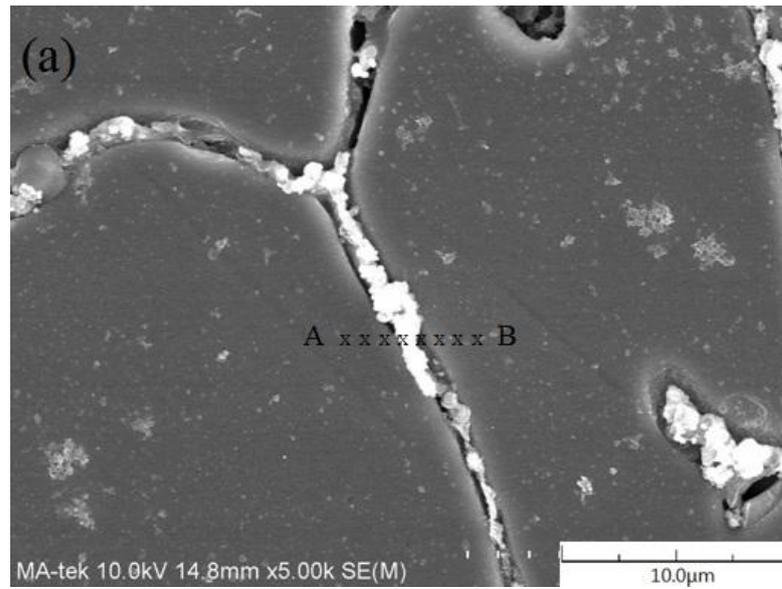


圖 4- 19 (a)M6 ; (d)M9H4 含鈦鋁合金 PMZ 之 SEM 觀察

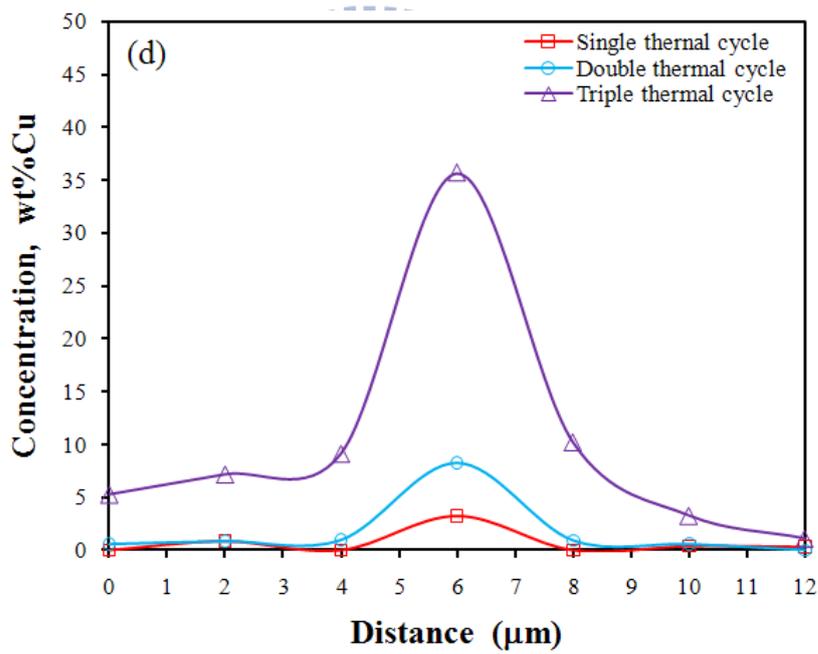
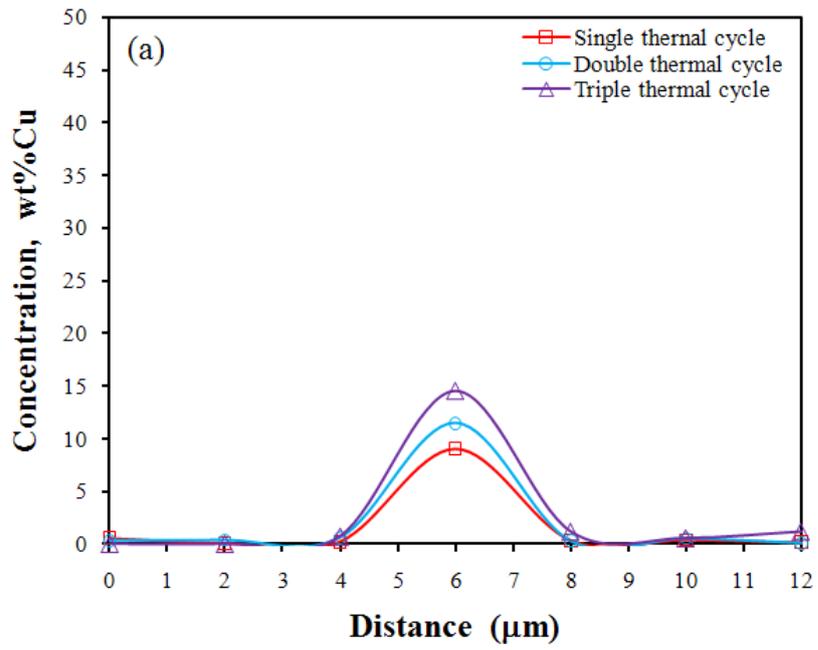


圖 4- 20 (a)M6；(d)M9H4 含鈦鋁合金 PMZ 之 EDS 分析

第五章 結論

本研究目的主要是探討四種含鈮鋁合金其銲接熱裂縫敏感性、銲接之機械性質及微觀組織。並討論經由不同之熱循環次數與不同之外加應變量下對熔融區、熱影響區之熱裂敏感性的影響，及四種合金熱裂敏感性比較。最後作破斷面的觀察及 EDS 之分析。

由第四章之實驗結果與討論，可獲得以下的結論：

1. M6、M7E 與 M9H4 之含鈮鋁合金，在經歷不同熱循環次數與應變量之熱裂縫巨觀型態觀察結果顯示，其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。M7B 含鈮鋁合金，其裂縫形成隨著熱循環次數之增加而裂縫有所增加，且主要集中於母材熱影響區。
2. M6、M7B、M7E 與 M9H4 之含鈮鋁合金，在不同熱循環次數與外加應變下對熔融區熱裂敏感性之熔融區裂縫長度測量結果顯示，M6 含鈮鋁合金在不同熱循環次數皆會隨著應變量加大而增加其熱裂長度，且在應變量 2% 及 5% 時，其熱裂長度均隨著熱循環次數之增加而增加。M7B、M9H4 含鈮鋁合金在不同之外加應變量下，其熔融區之熱裂縫總長度不會隨著熱循環次數之增加而增加，但會隨著應變量之增大而增加。M7E 含鈮鋁合金不同熱循環次數皆會隨著應變量加大而增加其熔融區之熱裂長度，且在應變量達到 3% 及 5% 時，其熔融區之熱裂縫總長度會隨著熱循環次數之增加而增加。
3. 在不同熱循環次數與外加應變量下對熱影響區熱裂縫長度之量測結果顯示，M6 含鈮鋁合金在 2% 之外加應變下熱影響區之裂縫最大，但隨著應變量越大，裂縫長度越小，主要是銲接熱影響區 (W. M. HAZ) 之裂縫長度減小，M7B 含鈮鋁合金熱影響區之熱裂縫總長度隨著熱循環次數之增加而增加，且主要集中在銲接金屬熱影響區 (W. M. HAZ)，母材熱影響區 (B. M. HAZ) 之增加量並不明顯。M7E 含鈮鋁合金熱影響區之熱裂縫總長度在應變量 2% 及 3% 時，隨著熱循環次數之增加而增加，尤其在

應變量 2% 時，熱裂縫幾乎集中於銲接金屬熱影響區 (W. M. HAZ)。M9H4 含鈦鋁合金熱影響區之熱裂縫總長度除應變量 3% 不因熱循環次數增加而增加，而其裂縫大部分也是集中於 W. M. HAZ。

4. 外加應變量對熱裂敏感性的影響：M6 在應變量 2% 及 5% 時，熱裂長度最大。除 M6 外，其餘三種鋁鈦合金在各種不同之熱循環次其裂縫總長度均隨外加應變量之增加而增加。就受力之方向而言，與拉應力成垂直之方向因受力最大，所以熱裂縫均集中於此方向 (6 及 12 點鐘方向)，與拉應力成平行之方向則無裂縫之產生。
5. 四種含鈦鋁合金之熱裂敏感性比較：M6 含鈦鋁合金在一次熱循環與二次熱循環是全部四種合金中熱裂敏感性最高的。可能原因為其合金所含之 Si 量較多，這些合金含量越多，在受應力作用時，越易造成熱裂縫之產生。M7B、M7E 與 M9H4 含鈦鋁合金隨著應變量之增加熱裂敏感性也跟著增加。總體而言，M6 裂縫總長度最長，M7B 與 M7E 在一次及二次熱循環中熱裂敏感性相近，M9H4 則為最小。
6. 在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)，此可證明熔融區均屬於凝固熱裂機構；在熱影響區均為沿晶脆性破壞之液化熱裂機構。
7. 在部分熔融區處經 EDS 分析，發現 M7B、M7E 含鈦鋁合金並未出現含有成份 Cu 之偏析現象，可能是在此區域內所經歷的熱循環峰值溫度較高，造成晶界處之低熔點共晶相或偏析組成物過熱而重新融解液化，形成沿晶液態薄膜 (Liquid Film)，屬單純的晶界液化。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。

參考文獻

1. R. R. Sawtell. and C. L. Jensen., Metall. Trans., Vol. 21, 1990, p.421
2. R. R. Sawtell. Ph.D. thesis. University of California at Berkeley, 1988.
3. E. L. Bradley, Ph.D. thesis University of California at Berkeley, 1990.
4. F. Norman, P.B. Prangnell and R.S. Mcewen, Acta Mater., Vol. 46, 1998, p. 5715.
5. K.A. Gschneidner and F.W. Caidewood, Bull. Alloy Phase Diagr., Vol. 10, 1989, p.34.
6. E.A. Marquis and D. N. Seidman, Acta Mater., vol.49, 2001, p.1909.
7. B.A. Parker, Z.F. Zhou and P. Nolle, Journal of Materials Science, Vol. 30, 1995, p. 452.
8. E.A. Marquis and D.N. Seidman, Acta Mater., Vol. 49, 2001, p.1909.
9. <http://www.scandium.org/Sc-Al.html>
10. V.G. Davhdov, T.D. Rostova, V.V. Zakharov, Yu.A. Filatov and V.I. Yelagin, Mater. Sci. Eng., Vol. 280, 2000, p.30.
11. G.M. Novotny and A.J. Ardell, Mater. Sci. Eng., Vol. 318, 2001, p. 144.
12. T.D. Rostova, V.G. Davydov, V.I. Yelagin and V.V. Zakharov, Mater. Sci. Forum., Vols. 331-337, 2000.
13. Y.V. Milman, D.V. Lotsko and O.I. Sirko, Mater. Sci. Forum, Vols. p. 1107.
14. Verhoven, Physical Metallurgy, 1974, p. 363.
15. E. A. Marquis and D. N. Seidman, “Nanoscale structure evolution of Al₃Sc precipitation in Al(Sc) alloys”, Acta Mater., vol.49, 2001, pp.1909-1919.
16. V.G. Davydov, T.D. Tostove, V.V. Zakharov, Y.A. Filatov, and V.I. Yelagin, Materials Science and Engineering A, Vol. A280, 2000, p. 30.

17. M.C. Flemings, Solidification Processing. McGraw-Hill, New York, 1974.
18. P.S. Mohanty and J.E. Gruzleski, Acta metal. mater., Vol. 43, 1995, p. 2001
19. D.G. McCartney, Int. Mater. Rev., Vol. 34, 1989, p. 247.
20. L.M. Brown and R.K. Ham, in Strengthening Methods in Crystals, A. Kelly and R.B. Nicholson. Halsted press, New York, 1971.
21. P.J. Gregson and H.M. flowers, Acta metal., Vol. 33, 1985, p. 527.
22. A.F. Norman, P.B. Prangnell and R.S. McEwen, Acta mater. Vol. 46, No. 16, 1998, p.5715.
23. K.A. Gschneidner and F.W. Caidewood, Bull. Alloy Phase Diagr., Vol. 10, 1989, p. 34.
24. L.S. Toropova, D.G. Eskin, M.L. Kharakterova, T.V. Dobatkina, Advanced Aluminum Alloys Containing Scandium structure and Properties, Gordon and Breach Science Publishers, 1998.
25. L.S. Kramer, W.T. Tack, M.T. Fernandes, Vol. 10, 1997, p.23.
26. Z. Yin, Q. Pan, Y.H. Zhang, F. Jiang, Materials Science and Engineering, Vol. 280, 2000, p.151.
27. "Applications of Scandium in Al-Sc Alloys", Scandium 94 Conference, Moscow, 1994
28. Bob Irving, "Welding the Four Most Popular Aluminum Alloys", Welding Journal , February 1994, 51-55.
29. A. K. Vasudevan, R. D. Doherty, Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications , Academic Press, Inc. 1989.
30. J. B. Arthur, "Fusion Welding of 245-T3 Aluminum Alloy", Welding Journal,1955, 558-569.
31. R. A. Woods, "Porosity and Hydrogen Absorption in Aluminum Welds",Welding Journal , March 1974, 97-180.
32. M. Mazur, "Porosity in Aluminum Welds", Welding International , 1992,6(12), 929-931.
33. D. V. Wilcox et. al., Welding Aluminum , AWS 6th, 1972.

34. 姜志華編著，「鋁合金電弧銲接及硬軟銲應用技術」，徐氏基金會出版，1995。
35. R. F. Ashton, R. P. Wesley and C. R. Dixon, "The Effect of Porosity on 5086-H116 Aluminum Alloy Welds", *Welding Journal* , March 1975, 95-98.
36. R. J. Shore & R. B. Mccauley, "Effect of Porosity on High Strength Aluminum 7039", *Welding Journal* , July 1970, 311-336.
37. J. E. Hatch, *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy* , ASM Metals Park, Ohio, 1984
38. 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，2000。
39. F. Matsuda, "Hot Crack Susceptibility of Metal, *Advances in Welding Metallurgy* ", *JWS*, 1990, 26-58.
40. J. C. Borland, *Welding and Metal Fabrication*, "Fundamentals of solidification cracking in welding", *Welding and metal Fabrication*, 47(1), 19-29, 99-107, 1977.
41. 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。
42. J. E. Steenbergen and H. R. Thornton, "A Quantitative Determination of the conditions for Hot Cracking During Welding for Aluminum Alloys", *Welding Journal* , February 1970, 61-68.
43. 郭飛虎，「2024, 2219 及 6061 高強度鋁合金的銲接性研究」，銲接與切割，第 6 卷第 2 期，1996。
44. 林澄貴，「探討銲接收縮及變形」，*機械月刊*，第九卷第九期，1983。
45. Sindo Kou, *Welding Metallurgy* , John Wiley and Sons, New York, 1987.
46. ASM. *Metals Handbook . volume 6-Welding, Brazing, and Soldering*, 1993, 528-540~722-739.
47. J. R. Davis., *Aluminum and Aluminum Alloys-ASM Specialty Handbook .ASM International*, 1993, 376-419.

48. 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，2004。
49. John E. Hatch, Aluminum Properties and Physical Metallurgy , American Society for Metals, pp. 224-241, 1984.
50. Kaiser, Welding Kaiser Aluminum , 1st Ed., Kaiser Aluminum & Chemical Scales, Inc., 1984.
51. Savage, W. F. and Lundin, C. D. *ibid* 44: 443, 1965.
52. Lundin, C. D., DeLong, W.T., and Spond, D.F. "The Fissure Bend Test", *Welding Journal* , June 1976, 145-151.
53. N. F. Gittos and M. H. Scott "Heat-affect Zone Cracking of Al-Mn-Si Alloy" *ibid*, June 1981, 95-103.
54. Liptax, J. A., and Baysinger, F. R. *ibid*, 47:173, 1968.
55. Lundin, C. D., A. C. Lingenfelter, G. E. Grptle, G. G. Lessmann and S. J. Matthews, "The Vareststraint Test", *WRC Bulletin* 280 , August 1980.
56. J. B. Arthur, "Fusion Welding of 24S-T3 Aluminum Alloys", *Welding Journal* , 1955, 558-569.
57. J. H. Dudas and F. R. Collins, "Preventing Weld Cracks in High-Strength Aluminum Alloys", *Welding Journal* , June 1966, 241-249.
58. 周長彬，蘇程裕，蔡丕椿，郭央謙，銲接學(修訂版)，全華圖書，2008
59. S. Kou, *Welding Metallurgy*, 2nd ed, John Wiley & Sons, 2003.
60. H.B. Cary, *Modern Welding Technology*, 3rd ed, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, 1994.
61. 王振欽，銲接學，高立圖書，台北，1997
62. R.M. Nunes, B.L. Alia, R.L. Alley, and J. William R. Apblett, *Welding, Brazing, and Soldering*, Vol. 6, 10th ed, ASM Handbook, ASM InternationalTM, Metal Park, OH, 1993.
63. H.Y. Huang and C.P. Chou, "A Study on the TIG-Flux Processing Technology of Stainless Steel", National Chiao Tung University, Ph.D., 2005
64. "Guidlines for Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)", Miller Welds, 2008.

65. S.Y. Lee and S.J. Na, "Numerical Analysis of a Stationary Gas Tungsten Welding Arc Considering Various Electrode Angles", *Welding Journal* (Miami, Fla), 75(9), pp. 269-279, 1996.
66. J. N. DuPont, C. V. Robino, A. R. Marder, "Modelling Mushy Zones in Welds of Multicomponent Alloys: Implications for Solidification Cracking ", *Sci. Technol. Weld. Joining* , 4, 1999, 1-14.

