國立交通大學

機械工程學系

博 士 論 文

鋁含量對鎂合金銲接熱裂縫與銲後熱處理影響之研究

The Influence of Aluminum Content on Hot Cracking and Post-Weld Heat Treatment of Magnesium Alloys

研 究 生：黃俊榮

指導教授：周長彬　教授

中華民國一百年十月

鋁含量對鎂合金銲接熱裂縫與銲後熱處理影響之研究

The Influence of Aluminum Content on Hot Cracking and Post-Weld Heat Treatment of Magnesium Alloys

研 究 生：黃俊榮　　Student：Chun-Jung Huang

指導教授：周長彬　　Advisor：Chang-Pin Chou

國 立 交 通 大 學

機 械 工 程 學 系

博 士 論 文

A Thesis

Submitted to Department of Mechanical Engineering

College of Engineering

National Chiao Tung University

in partial Fulfillment of the Requirements

for the Degree of

Doctor of Philosophy

in

Mechanical Engineering

October 2011

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國一百年十月

鋁含量對鎂合金銲接熱裂縫與銲後熱處理影響之研究

學生：黃俊榮　　指導教授：周長彬

國立交通大學機械工程學系博士班

摘　要

本論文旨在探討鎂合金 AZ31、AZ61 與 AZ80 三種鎂合金之鋁含量對銲接熱裂縫與銲後熱處理之影響，研究共分為兩部分：第一部份為鋁含量與鎂合金銲接熱裂縫之關係，探討外加應變量與熱循環次數對 AZ31、AZ61 與 AZ80 鎂合金之熱裂縫敏感性之影響。研究結果發現：鎂合金鋁含量越高，其熱裂縫總長度越長；經過多次熱循環後，銲道金屬熱影響區之熱裂縫總長度亦會會隨著增加。隨著外加應變之增加，AZ61 與 AZ80 之熱裂縫敏感性也隨之增加。研究中發現，Al 含量在熱裂縫行為中扮演重要角色。因在凝固時的非平衡凝固過程中，Al 成分逐漸被析出，越接近凝固完全時，Al 含量會越高。因此容易在晶界處有 $Mg_{17}Al_{12}$ 之低熔點共晶物出現。在銲接過程中，產生的熱量會使 $Mg_{17}Al_{12}$ 液化形成晶界液化區。隨外加應變作用，該區會被拉開形成熱裂縫。因此，Al 含量可以評估鎂合金熱裂敏感性。AZ31 的熱裂縫敏感性最低，AZ80 之熱裂縫敏感性最高。第二部分為鎂合金銲後熱處理，將AZ31、AZ61與AZ80三種鎂合金以惰性氣體鎢電極銲進行對接銲，並填入AZ61當填料金屬，並將三種鎂合金施以T6熱處理(固溶＋人工時

效)。在經過T6熱處理後，AZ61與AZ80之銲道與母材均能看到$Mg_{17}Al_{12}$在基地中析出。隨著時效時間增加，$Mg_{17}Al_{12}$析出量亦為之增加，其中以AZ80析出效果最佳，AZ61次之。由實驗結果可觀察到，Al含量達8wt%的AZ80之$Mg_{17}Al_{12}$析出量最多。而$Mg_{17}Al_{12}$的多寡影響試片之硬度與抗拉強度，因此Al含量越高的AZ80之T6熱處理效果最好，可以達到微克氏硬度值98。但時效時間超過16小時，則開始產生析出物顆粒變大，造成過時效之影響。AZ31之Al含量較低，無法利用T6熱處理來加強抗拉強度與硬度，需使用其他強化機構來達成硬化。AZ61與AZ80鎂合金在T6熱處理會有連續型與非連續型的析出物，此現象以AZ80最為明顯。研究亦發現AZ80經8小時的時效可以將塊狀$Mg_{17}Al_{12}$析出物細化，可取代合金元素Zn的功用。

The Influence of Aluminum Content on Hot Cracking and Post-Weld Heat Treatment of Magnesium Alloys

Student：Chun-Jung Huang Advisor：Chang-Pin Chou

Department of Mechanical Engineering

National Chiao Tung University

ABSTRACT

The aims of this study are to investigate the effect of aluminum content on hot cracking and post-weld heat treatment of AZ series magnesium alloys.

Part one, the AZ series magnesium alloys' hot cracking susceptibility is affected by aluminum content. The spot varestraint testing is used to evaluate the hot cracking susceptibility of AZ series magnesium alloys, namely AZ31, AZ61 and AZ80. The effect of augment strain and the numbers of thermal cycles on the cracking susceptibility are investigated, and the total crack length is used to evaluate the hot cracking susceptibility.

The results indicate that both the increase of aluminum content in magnesium alloys and multiple thermal cycles cause the total length of W.M.HAZ's cracks to become longer. Al content plays an important role in the hot cracking mechanism. The non-equilibrium solidification process precipitates Al to unsolidified alloy liquid during alloys solidification. When there is more Al content, the more precipitation ($Mg_{17}Al_{12}$) with low melting point is produced at grain boundaries. The heat produced in the welding process causes $Mg_{17}Al_{12}$ liquefaction to form grain boundaries liquefaction. Pulled by the augment strain, the grain boundaries liquefaction shows hot

cracking. To sum up, the Al content of AZ series magnesium alloys can be used to assess the hot-cracking susceptibility. The hot cracking susceptibility of AZ80 is higher than that of AZ61 and AZ31.

The second part investigates the post-welding heat treatment of AZ series magnesium alloy weldment. AZ31, AZ61 and AZ80 are welded in butt welding by semi-GTAW, using AZ61 as filler metal. T6 heat treatment, solution treatment + artificial aging, are imposed on three types of magnesium weldment. The $Mg_{17}Al_{12}$ precipitates in grain and grain boundaries at fusion and base metal after T6 treatment. With more aging time, the more $Mg_{17}Al_{12}$ is produced in grain and grain boundaries. AZ80's precipitation hardening effect is the best among AZ series magnesium alloys.

The results indicate that $Mg_{17}Al_{12}$'s quantity affects the Hv hardness and tensile strength of weldment. Thus, AZ80 has the best hardening effect after post-welding heat treatment, because it has more Al content that it can precipitate much $Mg_{17}Al_{12}$ to improve mechanical properties. It is noteworthy that over aging effect occurs during 8 to 16hours of aging time. Experimental results show that the aging time reaches over 8 hours, $Mg_{17}Al_{12}$ will be refined. So long aging time can replace the function of alloying elements Zn of AZ80.

誌　謝

從大四已經認識指導教授周長彬博士，那時專題製作時開始接觸並學習銲接領域的知識，對周老師的專業能力與水準非常崇拜，而學生對材料性質與銲接技術非常有興趣。所幸，攻讀碩士時能找到周長彬老師當我的指導教授，從那時起我就走上銲接學識的研究道路上，至今博士班已完成學業。周老師殷切指導與悉心照顧，師恩浩瀚，永銘我心。

此外本論文得以順利完成，更要感謝鄭慶民教授的提攜與勉勵，研究期間常到台灣師範大學借用銲接設備，讓學生的研究結果得以完成，學生畢生難忘。

口試期間承蒙鄭壁瑩教授、鄭慶民教授、李義剛教授、林玄良教授與李衍榮博士的指正與建議，對本篇論文的研究架構、研究方法與圖文編排等細心地斧正、審閱與修整疏漏，使論文內容更臻於完備，在此一併表達最誠摯的謝意，非常感謝您們。

在求學期間，特別要感謝學長們在實驗上與期刊投稿經驗分享，另外感謝明璋學弟給予我的協助。感謝木柵高工全體同仁，在這段歲月裡的支持與鼓勵，並能得到您們的協助，謝謝您們的厚愛。

感謝父母的養育之恩與用心栽培，兩位弟弟的鼓勵與支持，讓我無後顧之憂得以完成學業。

最後，僅以此論文獻給曾經幫助過我、關心過我的人，謝謝您們。

目錄

中文摘要 I

英文摘要 III

誌謝 V

目錄 VI

表目錄 XII

圖目錄 XIII

第一章 緒論 1

1.1 研究背景與動機 1

1.2 研究目的 2

第二章 文獻探討 4

2.1 鎂合金特性與分類 4

2.1.1 鎂及鎂合金之特性 4

2.1.2 鎂合金分類 5

2.1.3 鎂合金之常用元素及常用型鎂合金 8

2.1.3.1 鎂合金之常用元素 8

2.1.3.2 常用型鎂合金 9

2.2 鎂合金之銲接性 10

2.3 鎂合金銲接缺陷 10
2.3.1 氣孔.....10
2.3.2 熱裂.....11
2.3.2.1 凝固熱裂機構.....13
2.3.2.2 影響凝固熱裂之因素 17
2.3.2.3 凝固型態與溶質原子平面成長 18
2.3.2.4 液化熱裂機構.....21
2.3.3 熱影響區強度降低.....21
2.4 可調式應變試驗 22
2.5 惰氣鎢極電弧銲接原理 25
2.6 鎂合金之強化機構 29
2.6.1 細晶強化.....29
2.6.2 固溶強化.....30
2.6.3 顆粒散佈強化.....31
2.7 鎂合金之析出硬化與理論 32
2.7.1 固溶化處理.....32
2.7.2 時效處理.....33
2.7.3 鎂-鋁-鋅合金之析出物.....34
2.7.3.1 非連續型析出物.....35

2.7.3.2 連續型析出物 35

第三章 實驗流程與方法 37

3.1 實驗材料 37

3.2 實驗操作 40

3.2.1 熱裂縫試片之走銲銲接參數 40

3.2.2 點可調式應變試驗 40

3.2.3 T6 熱處理試片之走銲銲接參數 42

3.2.4 T6 熱處理（固溶處理後時效硬化）之參數 44

3.3 熱裂縫試片與銲後 T6 熱處理 SEM 觀察 45

3.3.1 熱裂縫觀察與熱裂縫計算 45

3.3.2 銲後 T6 熱處理 SEM 觀察 45

3.4 金相組織觀察 45

3.5 熱裂縫與銲後熱處理 EDS 分析 46

3.6 拉伸試驗 47

3.7 微硬度試驗 48

第四章 實驗結果及討論 49

4.1 鎂合金銲接熱裂縫分析 49

4.1.1 熱循環次數與熱裂縫敏感性之關係 49

4.1.1.1 熔融區之熱裂縫 49

4.1.1.2 熱影響區之熱裂縫 53

4.1.2 三種鎂合金之熱烈敏感性比較 59

4.1.3 外加應變量與熱裂縫方向之關係 61

4.1.4 熱裂縫觀察 62

4.1.5 EDS 成分分析 67

4.1.5.1 W.M. HAZ 晶界分析 67

4.1.5.2 析出物分析 77

4.1.6 熱裂縫分析討論 78

4.1.6.1 AZ31 熱裂縫分析討論 78

4.1.6.2 AZ61 熱裂縫分析討論 78

4.1.6.3 AZ80 熱裂縫分析討論 79

4.2 鎂合金銲後 T6 熱處理實驗分析 81

4.2.1 低溫時效處理(140°C)對 AZ31 銲件之影響 81

4.2.1.1 熔融區 81

4.2.1.2 熱影響區 82

4.2.1.3 母材區 83

4.2.2 高溫時效處理(200°C)對 AZ61 銲件之影響 85

4.2.2.1 熔融區 85

4.2.2.2 熱影響區 86

4.2.2.3 母材區 87

4.2.3 高溫時效處理(200°C)對 AZ80 銲件之影響 91

4.2.3.1 熔融區 91

4.2.3.2 熱影響區 92

4.2.3.3 母材區 93

4.2.4 T4 與 T6 熱處理對三種鎂合金銲件之影響 96

4.2.4.1 AZ31 銲後 T4 處理與 T6 時效硬化之硬度分析 96

4.2.4.2 AZ61 銲後 T4 處理與 T6 時效硬化之硬度分析 96

4.2.4.3 AZ80 銲後 T4 處理與 T6 時效硬化之硬度分析 97

4.2.4.4 T6 時效處理對硬度之綜合分析 102

4.2.5 T6 熱處理與拉伸試驗之影響 104

4.2.5.1 T6 時效處理對鎂合金抗拉強度之綜合分析 104

4.2.5.2 T6 時效處理對鎂合金伸長量之綜合分析 104

4.2.6 T6 熱處理之分析討論 107

4.2.6.1 AZ31 銲後 T6 熱處理之分析討論 107

4.2.6.2 AZ61 銲後 T6 熱處理之分析討論 107

4.2.6.3 AZ80 銲後 T6 熱處理之分析討論 108

第五章 結論與建議.....109

5.1 結論 109

5.2 建議.....109

參考文獻.....111

表目錄

表 2-1　鎂合金中第一部份字母代表的元素.....6

表 2-2　鎂合金加工或熱處理條件的代號.....7

表 3-1　鎂合金合金元素.....37

表 3-2　熱裂縫走銲之銲接參數.....40

表 3-3　可調式應變試驗點銲之參數.....42

表 3-4　熱處理試片之銲接參數.....42

表 3-5　固溶化處理之參數（T4 熱處理）.....44

表 3-6　時效硬化之參數 (T6 熱處理).....44

表 4-1　EDS 成分分析圖 4-15 之合金元素含量.....71

表 4-2　EDS 成分分析圖 4-22 之合金元素含量.....77

表 4-3　EDS 成分分析 AZ80 之合金元素含量.....101

圖目錄

圖 2-1　氧化鎂與氧化鋁之相圖.....4

圖 2-2　鎂合金分類示意圖.....5

圖 2-3　銲接熱裂縫分類.....13

圖 2-4　綜合理論示意圖.....14

圖 2-5　銲接凝固示意圖.....15

圖 2-6　凝固熱裂示意圖.....15

圖 2-7　兩面角晶界液態薄膜分佈之關係圖.....17

圖 2-8　銲道凝固時過冷層增加其晶粒型態變化之示意圖.....19

圖 2-9　銲道冷卻後晶粒改變示意圖.....19

圖 2-10　凝固時溶質原子濃度改變示意圖.....20

圖 2-11　最初代可調式應變試驗圖.....24

圖 2-12　鉻/鎳比與熱裂縫敏感性之關係圖.....24

圖 2-13　預熱溫度與熱裂縫總長度之關係.....25

圖 2-14　點可調式應變試驗機-試驗情形.....25

圖 2-15　惰性氣體鎢極電弧銲接原理.....26

圖 2-16　有無助銲劑與銲接溫度關係圖.....28

圖 2-17　銲道與熱影響區之晶粒尺寸關係.....30

圖 2-18　合金元素與時效硬化之關係圖.....32

圖 2-19 AZ91 連續型與不連續型析出物之 TEM 圖 34

圖 2-20 MG-AL(-ZN)成分分析圖 35

圖 2-21 連續型析出物與基地的方位關係與費德曼組織 36

圖 3-2 鎂合金原板之金相圖 39

圖 3-3 試片點銲及熱循環示意 41

圖 3-4 鎂合金對接銲示意圖 43

圖 3-5 熱裂縫取樣示意圖 46

圖 3-6 銲後 T6 熱處理 SEM 與硬度取樣示意圖 46

圖 3-7 拉伸試片規格及取樣示意 47

圖 4-1 無熱循環 3%外加應變量熱裂縫圖 50

圖 4-2 一次熱循環 3%外加應變量裂縫圖 51

圖 4-3 三次熱循環 3%外加應變熱裂縫圖 52

圖 4-4 熱循環次數對熱影響區熱裂縫之影響 53

圖 4-5 W.M. HAZ 與 B. M. HAZ 位置示意圖 54

圖 4-6 W.M. HAZ 與 B.M. HAZ 之熱裂縫分佈 56

圖 4-7 熱循環次數對 AZ61 之 B. M. HAZ 與 W. M. HAZ 熱裂縫之影響.....57

圖 4-8 熱循環次數對 AZ80 之 B. M. HAZ 與 W. M. HAZ 熱裂縫之影響.....58

圖 4-9 鎂鋁二元相圖及其 PMZ 分佈狀況 60

圖 4-10 銲道金屬之 MG17AL12 分佈 61

圖 4-11 熱裂縫橫截面試片取樣示意圖 62
圖 4-12 AZ61 鎂合金熱裂縫與析出物.....64
圖 4-13 AZ31 鎂合金熱裂縫與析出物.....65
圖 4-14 AZ80 鎂合金熱裂縫與析出物.....66
圖 4-15 AZ61 晶界之成分分析 68
圖 4-16 AZ61 晶界分析之結果 69
圖 4-17 AZ61 成分分析位置圖 71
圖 4-18 GTAW 銲接溫度分佈圖 72
圖 4-19 AZ31 晶界之成分分析 72
圖 4-20 AZ80 晶界之成分分析 73
圖 4-21 AZ31 晶界分析之結果 73
圖 4-22 AZ80 晶界分析之結果 74
圖 4-23 $Mg_{17}Al_{12}$ 在 W.M. HAZ 分佈之情況.....76
圖 4-24 $Mg_{17}Al_{12}$ 成分分析之位置圖 77
圖 4-25 晶粒與晶界析出物($Mg_{17}Al_{12}$) 78
圖 4-26 AZ31 熱處理銲件之銲道微觀組織.....82
圖 4-27 AZ31 熱處理銲件之熱影響區微觀組織.....83
圖 4-28 AZ31 熱處理銲件之母材微觀組織.....84
圖 4-29 AZ61 熱處理銲件之銲道微觀組織.....86

圖 4-30 AZ61 熱處理銲件之熱影響區微觀組織.....87

圖 4-31 AZ61 熱處理銲件之母材微觀組織.....88

圖 4-32 析出物型態與鋁含量、時效溫度之關係.....89

圖 4-33 AZ61 析出物型態之 SEM 圖.....90

圖 4-34 AZ80 熱處理銲件之銲道微觀組織.....92

圖 4-35 AZ80 熱處理銲件之熱影響區微觀組織.....93

圖 4-36 AZ80 熱處理銲件之母材微觀組織.....94

圖 4-37 AZ80 連續與不連續型析出物.....95

圖 4-38 鎂合金硬度分佈圖.....98

圖 4-39 鎂合金 AZ80 之 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出相.....100

圖 4-40 AZ80 之 LINE SCAN 圖.....100

圖 4-41 AZ80 成分分析位置圖.....101

圖 4-42 熱處理對鎂合金母材區硬度變化圖.....103

圖 4-43 熱處理對鎂合金銲道硬度變化圖.....103

圖 4-44 鎂合金銲後與時效硬化後之抗拉強度.....106

圖 4-45 鎂合金銲後與時效硬化後之伸長量.....106

第一章 緒論

1.1 研究背景與動機

鎂合金具有優異的性質，如重量輕、高阻尼性質、可回收性、可表面處理與絕佳的電磁遮蔽性，以及高重量強度比，因此在綠能產業、汽車、航太工業與消費型電子產品扮演重要的角色。關於鎂合金結構件的應用早在第二次世界大戰時，以其輕量的特性在軍事航空用途上即已有大量的應用；但戰後的50年代至80年代3、40年間，鎂合金的應用卻停滯不前。一直到1985年以後，歐洲與美國在汽車的輕量化及日本在3C產品的更進一步的輕量化，才使鎂合金的應用開始起飛，其重要性在基本材料中與日俱增[1-2]。

銲接技術在鎂合金接合上也扮演重要一環，現階段使用有惰性氣體金屬極電弧銲(Gas metal arc welding, GMAW)、雷射銲接（Laser beam welding, LBW）、惰性氣體鎢電極銲接（Gas tungsten arc welding, GTAW）[3]、電子束銲接（Electron beam welding, EBW）以及摩擦攪拌銲接（Friction stir welding， FSW）。以往研究者對鎂合金銲接之研究大多在銲道與熱影響區中的組織、銲後機械性質、改良銲接方法以及析出物的成長機構[4-19]。鎂合金在銲接時最常產生之缺陷有：熱影響區(Heat affect zone, HAZ) 強度降低、熱裂（Hot cracking）、變形（Distortion）及氣孔（Porisity）。其中熱影響區除了與材料本身之性質如熱膨脹係數、熱傳導係數有關外，與銲接製

程也有關係；銲接熱裂縫之產生與材料本身之合金元素之成分有關係，在銲接過程中局部加熱冷卻所生成的收縮應力亦有相關重要之關連。

此外鎂合金經銲接後常發現熱裂縫之存在，因此本研究擬使用台灣業界廣泛使用之 AZ31、AZ61 與 AZ80 三種商用鎂合金為研究對象，探討鎂合金中的 Al 含量多寡對銲接熱裂縫以及銲後熱處理(T6 熱處理)之影響，並分別評估三種鎂合金之性質。

1.2 研究目的

本研究主要為探討上述三種鎂合金之熱裂敏感性，以及鎂合金銲後熱處理之影響，因此可分為二個部分說明研究目的：

一、熱裂敏感性之研究

1.探討 AZ31、AZ61 與 AZ80 鎂合金之熱裂敏感性。

2.探討熱循環次數對 AZ31、AZ61 與 AZ80 之熱裂敏感性之影響。

3.找出 AZ31、AZ61 與 AZ80 之鋁含量差異與銲接熱裂縫之成因。

二、銲後熱處理（T6 熱處理）之研究

1.探討 AZ31、AZ61 與 AZ80 鎂合金銲後 T6 熱處理之機械性質。

2.探討 AZ31、AZ61 與 AZ80 之鋁含量與時效硬化之關係。

3.找出 AZ31、AZ61 與 AZ80 鎂合金之最佳時效溫度與時效時間。

第二章 文獻探討

2.1 鎂合金特性與分類

2.1.1 鎂及鎂合金之特性

鎂之比重 1.74g/cm^3、熔點 650°C，晶格為六方最密堆積（Hexagonal close-packed, HCP）對氧的活性高，在常溫常壓下極易與氧反應形成氧化膜（MgO），氧化層相圖可參照圖 2-1[20]。氧化層呈現不連續緊密的排列，銲接前的表面清潔時可輕易將表面氧化層清除。此外氧化層的熔點高達 2800℃以上，不熔於固態鎂或熔融狀態的鎂金屬中，因此會造成鎂合金的可銲性降低。

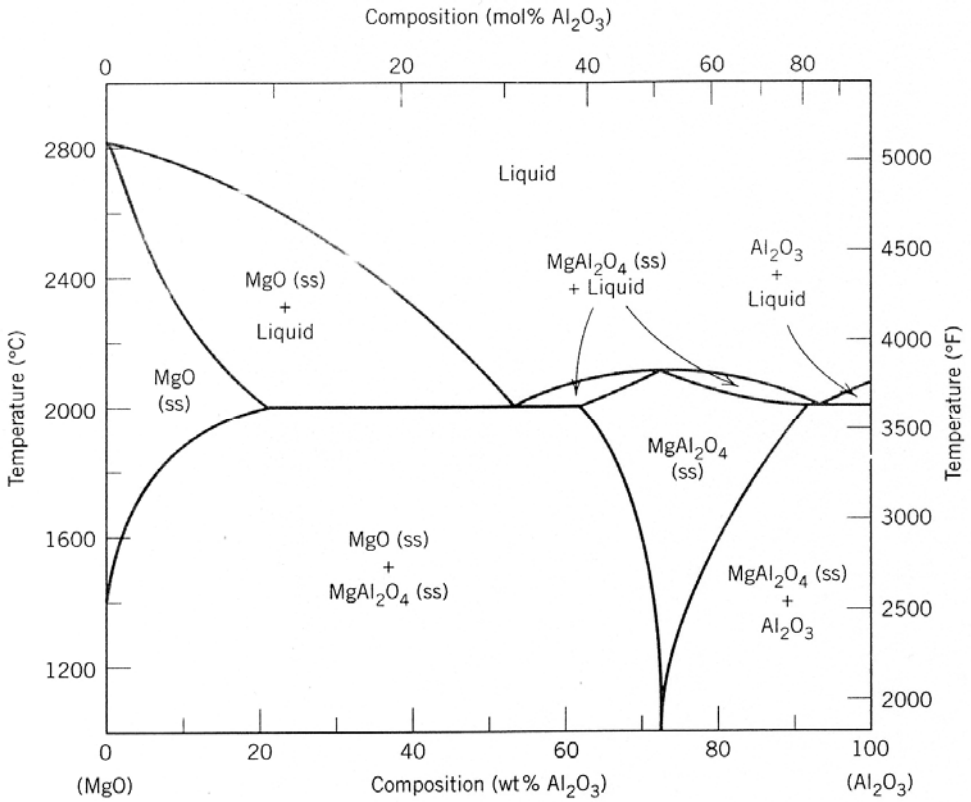


圖2-1 氧化鎂與氧化鋁之相圖[20]

2.1.2 鎂合金分類

鎂及鎂合金主要分為兩大類：一為鍛造用鎂合金（Wrought magnesium alloys），另一種為鑄造用鎂合金（Casting magnesium alloys）。鎂合金系統記號一般均採用 ASTM（American society for testing and materials) B275-04（Standard practice for codification of certain nonferrous metals and alloys, cast and wrought）之標準規範。一般而言可以分為四個部分，如圖 2-2。[21-23]

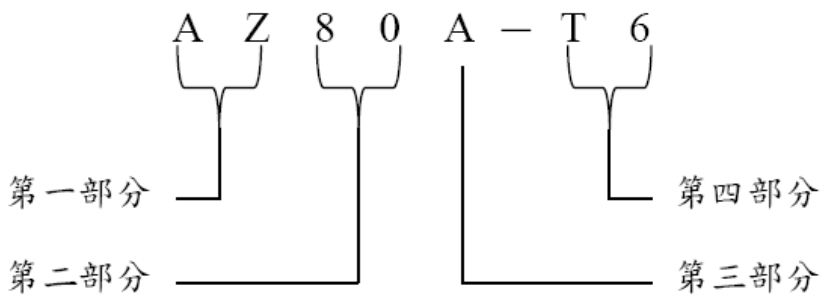


圖2-2　鎂合金分類示意圖

第一部份（前面兩個字母）：前面兩個英文字母是代表主要的兩個元素符號，成分較高的擺在前面，如表 2-1。

第二部分（字母後的數字）：接著英文符號後面的兩位數字代表的是兩個主要元素的含量，順序與前面英文相對應。

第三部分（數字後的英文）：用來區別相似合金元素的字母，字母從 A 到 E，這些字母經由 ASTM 所認證規範。A 是第一種被發展出來的合金；B 代表則是第二種被發展合金；C 代表第三種合金；D 代表高純度合金；E 代表抗腐蝕合金。

第四部分（在- 後面的字母）：代表加工及加工後處理方法。如表 2-2。

接著用 AZ91A-O、與 AZ91E-H 兩個例子來解釋其意義。AZ91A-O 代表第一種被發展的鎂合金，其含鋁量 9%、含鋅量 1%，是退火後的材料；AZ91E-H91 代表是抗腐蝕鎂合金，其含鋁量 9%、含鋅量 1%，屬於加工硬化型材料。

表2-1　鎂合金中第一部份字母代表的元素

字母	代表合金元素
A	鋁（Al）
C	銅（Cu）
E	稀土元素（Rare earth）
F	鐵 (Fe)
G	鎂 (Mg)
H	釷（Th）
K	鋯 (Zr)
M	錳（Mn）
P	鉛 (Pb)
Q	銀（Au）
S	矽 (Si)
Z	鋅（Zn）

表2-2　鎂合金加工或熱處理條件的代號

符號	狀 態 說 明
F	表示製造狀態，未行加工或熱處理
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%常溫加工(1/4 硬質)
	n = 4 為 40%常溫加工(1/2 硬質)
	n = 6 為 60%常溫加工(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
-2	表示完全退火（僅鑄件使用）
-3	表示固溶熱處理後冷加工
-4	表示固溶處理
-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	表示固溶熱處理後人工時效，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

2.1.3 鎂合金之常用元素及常用型鎂合金

2.1.3.1 鎂合金之常用元素

為了讓鎂合金能配合其用途，而具備不同的機械性質：如耐衝擊性好、良好的抗腐蝕性、高強度與延展性等，必須在合金裡添加一些合金元素來改變鎂合金的機械性質。常用合金元素如下：[20-23]

一、鋁：為鎂合金中最常使用的元素，藉由於固溶化處理以及時效處理 s 能與鎂形成 $Mg_{17}Al_{12}$(BCC 晶格)並增加鎂合金之強度及硬度。若含量過高，則會因為過量的 $Mg_{17}Al_{12}$ 形成，而導致延性之降低，也必須作銲後熱處理來預防應力腐蝕[24]。

二、鋅：常拿來跟鋁一起使用，能使晶粒細化，進而增加室溫強度。含量超過 1%容易產生氣孔與銲接熱裂。常跟鋯、鈦與稀土元素合用，可增加硬度與強度。

三、錳：能提升抗拉強度，且明顯增加降伏強度。最重要是可以抵抗海水的腐蝕，含量 2%以上能提升銲接性。

四、稀土元素：能降低銲接後裂縫與氣孔的產生，抗潛變。

五、銀：能改善機械性質，提升銲接性質。

六、鈦：在高溫 371°C 時強度增加。常跟鋅、鋯與錳一起添加。

七、鈹：含量在 0.001%時可降低鎂合金在融熔或鑄造時燃燒現象。通常都加入在銲條中使用，可以防止氧化與避免在高溫環境中銲接所

產生的燃燒現象。

八、鋯：能有效的使晶粒細化，提升銲接性質。

2.1.3.2 常用型鎂合金

銲接常用鑄造合金可依照成分與元素區分：

一、Mg-Al-X 系列

（一）Mg-Al-Zn 系：如 AZ91C、AZ31B。最常見商用合金，有良好鑄造性與鍛造性及高強度，應用在汽車、電腦、手機外殼以及手工具。

（二）Mg-Al-Mn 系：如 AM50、AM60。耐衝擊、延展性與鑄造性良好，用途僅次於 AZ 系列。

（三）Mg-Al-Si 系：如 AS41。擁有良好的強度、塑性與韌性，高抗潛變強度，應用在汽車曲軸箱。

二、Mg-Zn-X 系列：如 EZ33A，良好的高溫強度與耐高壓能力。

三、Mg-Th-X 系列：抗拉強度、降伏強度良好與良好高溫強度。

（一）Mg-Th-Zr 系：如 HK31A。

（二）Mg-Th-Zn 系：如 HZ32A。

四、Mg-Ag-X 系列：良好高溫強度及較佳銲接性。

（一）Mg-Ag-Th 系：如 QH21A。

2.2 鎂合金之銲接性

鎂合金銲接時，合金元素對銲接性的影響亦相當大，隨著添加合金元素不同，不但直接影響其凝固範圍，且也會伴隨產生不同的介金屬化合物。對鋁鋅系列鎂合金而言，鋁的添加主要強化的機構是在於固溶處理以及時效處理以增加鎂合金之強度及硬度，但是如果鋁的含量過高，則會因為過量的$Mg_{17}Al_{12}$相形成，而導致延性之降低。另外增加鋅含量可以使鎂合金的熔點降低、收縮性減小，並增加凝固範圍。根據Wang[25]發現Mg-9Al系鎂合金中添加微量的Zn，在凝固過程中會形成MgZn相的析出，能夠提高合金的降伏強度。但是，其中隨著Zn元素的增加時，若Zn含量為1%以上時，將增加其熱裂敏感性[22]。

2.3 鎂合金銲接缺陷

2.3.1 氣孔

國際銲接研究所（International welding institute，IIW）將氣孔(Porosity)編為200 系，形成原因有二：(1) 在熔融時，由於氣體侵入或有機物分解而產生在熔融金屬中，凝固時會造成氣孔；(2) 銲道金屬凝固時，銲道體積收縮時在內部形成的空孔。依型態可分為氣孔、收縮內孔。

鎂合金銲道產生氣孔最主要的原因是由氫氣造成。Zhao[26]利用連續波Nd:YAG雷射銲接壓鑄型AM60B鎂合金，發現AM60B鎂合金受到高溫銲接的熱影響，於銲道熔融區形成不穩定之鑰孔效應，造成熔融金屬捲入過多

的氫氣，於銲道凝固過程中產生嚴重的孔洞缺陷。

以下為降低鋁合金銲接時產生氣孔的方法，由於鋁與鎂金屬性質相似，故可提供鎂合金材料參考[27-29]：

（1）降低銲接速度，使熔池內之氣泡能完全逸出。

（2）銲線、銲槍要常保持清潔，母材銲接前要除去油污、濕氣。

（3）採用較低之銲接電流、縮短電弧長度、增加保護氣體流速（流速不能太高不然會產生紊流），均能減少氣孔之產生。

（4）Sitvert指出保護氣體的溫度上升將會造成氣孔成比例的增加。因此降低保護氣體的溫度能有效減少氣孔之存在[30]。

（5）將保護氣體氬氣純度提高，或改用氦氣。

氣孔對銲件機械性質之影響有：抗拉強度、伸長率、及疲勞強度，這些機械性質會因氣孔之存在而大幅降低。

2.3.2 熱裂

國際銲接研究所將裂縫(Cracking)編為100系，是銲接缺陷中最常見也是最嚴重的問題。裂縫會導致強度降低、突發的破壞及在低溫或衝擊時易發生破裂。銲件裂縫區分為熱裂縫(Hot cracking)與冷裂縫(Cold cracking)。熱裂形成的原因有1. 銲接輸入熱量大；2. 熱循環次數；以及3. 外加束縛度高。冷裂形成的原因有1. 金屬相變態；2. 應力的產生；3. 氫的脆化作用，以及4. 碳當量太高。Hemsworth [31-32]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)。

凝固熱裂縫產生在銲道金屬中，其生成與傳播都發生於材料之固相線溫度以上。當銲道金屬從液態狀態凝固下來時，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應力作用下就產生了裂縫。

液化熱裂縫發生於銲道旁的母材熱影響區，或多重熱循環（修補銲）的銲道金屬熱影響區。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小很多，除非在實驗設計上給予拉力或改變合金元素，否則大都是微裂縫，且都以延晶式延伸或接近熔融區。

延性降低熱裂縫與偏析熱裂縫之區別可由圖2-3加以說明，以固相線溫度(TS)為界，在固相線溫度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；在固相線溫度與材料熔點溫度一半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。

不論是偏析熱裂或延性降低熱裂，都具有下列之特徵[33]：(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。

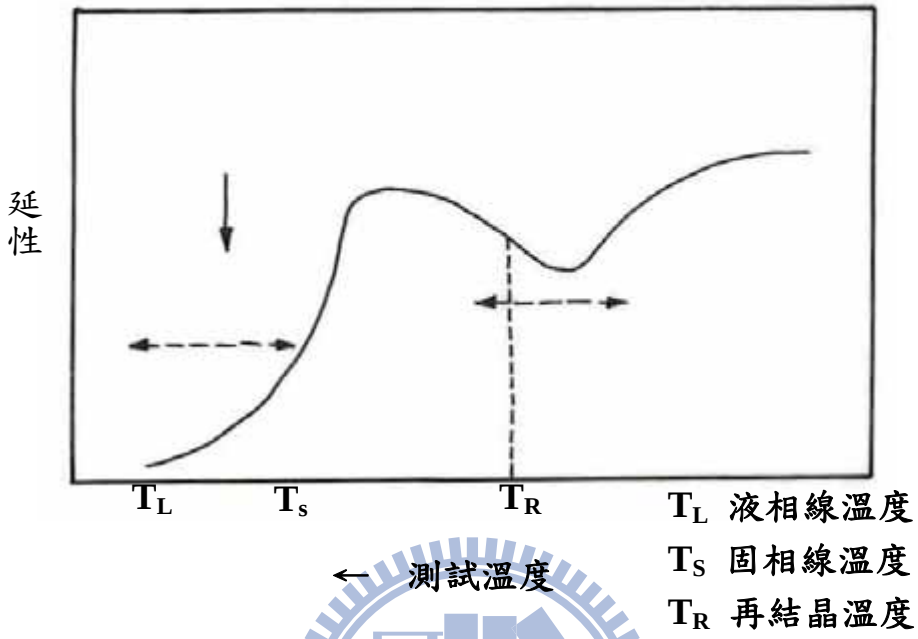


圖2-3　銲接熱裂縫分類[34]

2.3.2.1 凝固熱裂機構

銲件之凝固熱裂發生於銲道凝固過程，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[35-37]。目前較為多數人接受的是由Borland[38]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。

Borland 在1960年提出綜合理論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[39-40]，如圖2-4。

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)。如圖2-5所示

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，如圖2-6所示

第四階段：剩餘之液態金屬完全凝固。

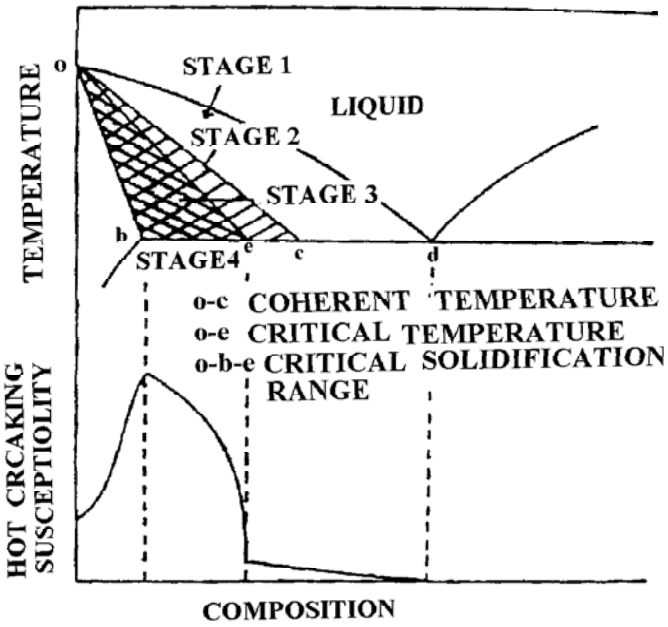
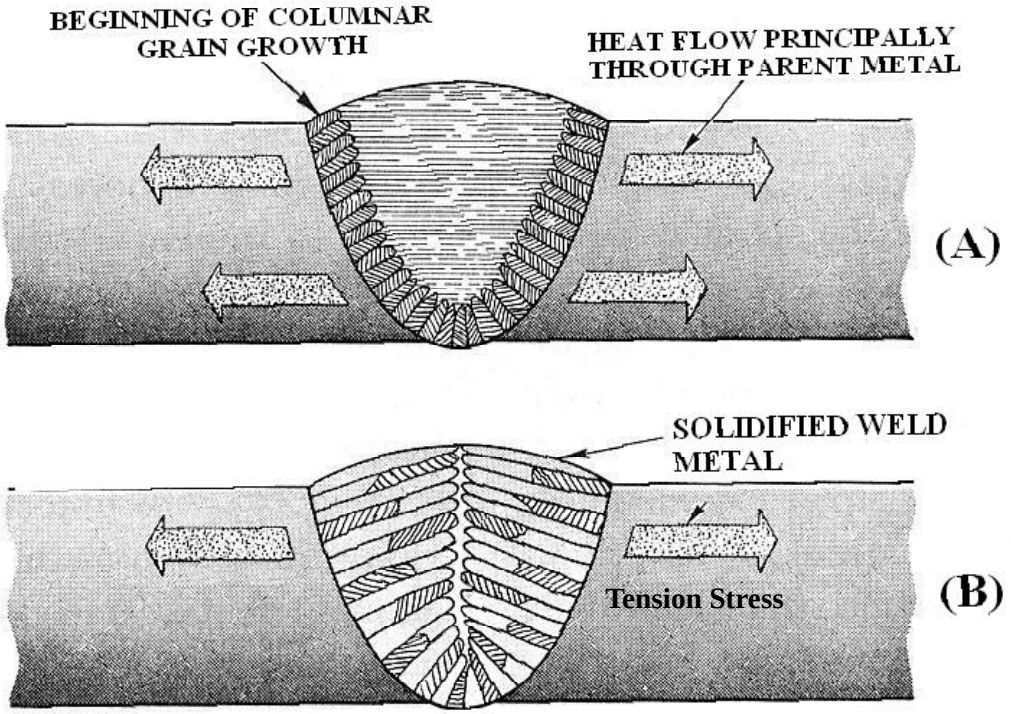


圖2-4　綜合理論示意圖[32]

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。



（A）柱狀晶開始生長；（B）凝固後產生拉伸應力

圖2-5　銲接凝固示意圖[41]

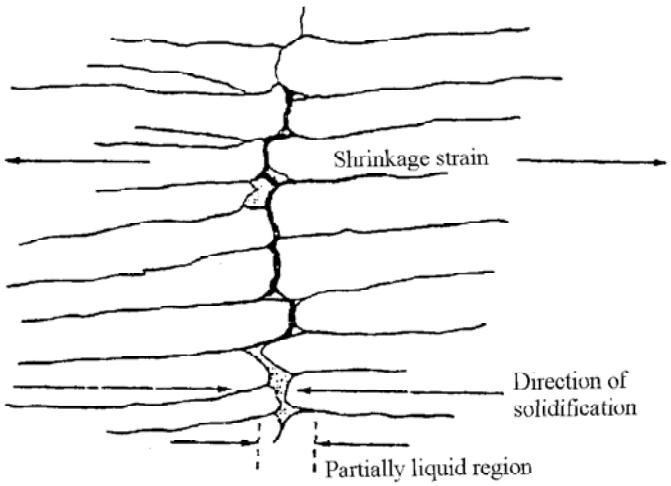


圖2-6　凝固熱裂示意圖[40]

Borland 認為在第三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。

因此可知，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：

$$\tau = \frac{\gamma_{SL}}{\gamma_{SS}} = \frac{1}{2\cos\theta} \quad \text{.....公式(1)}$$

其中 γ_{SL}: 相界能

γ_{SS}: 晶界能

θ: 兩面角之角度

由公式(1)可知，當 τ =0.5 時，θ =0° ，表示金屬液態薄膜完全覆蓋晶界面，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(θ >90°)，故 τ 值越大的銲接金屬，越不會發生熱裂，

圖2-7為晶界液態薄膜分佈圖。

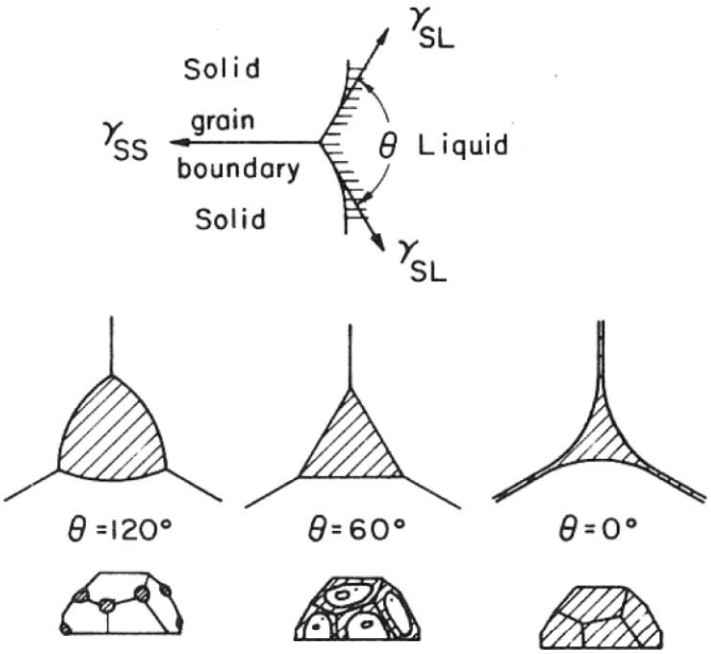


圖2-7　兩面角晶界液態薄膜分佈之關係圖[42]

2.3.2.2 影響凝固熱裂之因素

造成凝固熱裂的主要因素可分為機械及冶金二方面：

一、機械因素

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[43]。

二、冶金因素

（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[39,44]。材料中添加較多之合金元素會使凝固溫度範圍變寬。純金屬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[42]。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）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[32,45]。

2.3.2.3 凝固型態與溶質原子平面成長

銲道金屬開始凝固時，在固液介面處若呈現正溫度梯度（過熱液）其凝固方式為平面成長；反之在固液介面處呈現負溫度梯度（過冷液）其凝固方式為柱狀與胞狀。一般來說純金屬的凝固方式即是平面成長；而合金的凝固是屬於組成過冷（Constitution supercooling）。一般凝固型態分成四種，如示意圖2-8所示。依序將過冷度由低至高，其結晶型態分別為平面（Planer）成長、胞狀（Cellular）成長、柱狀樹枝（Columnar dendritic）成長以及等

軸樹枝（Equiaxed dendritic）成長。將此四種結晶型態引用在銲道中，其晶粒變化示意圖，如圖2-9。[46-47]

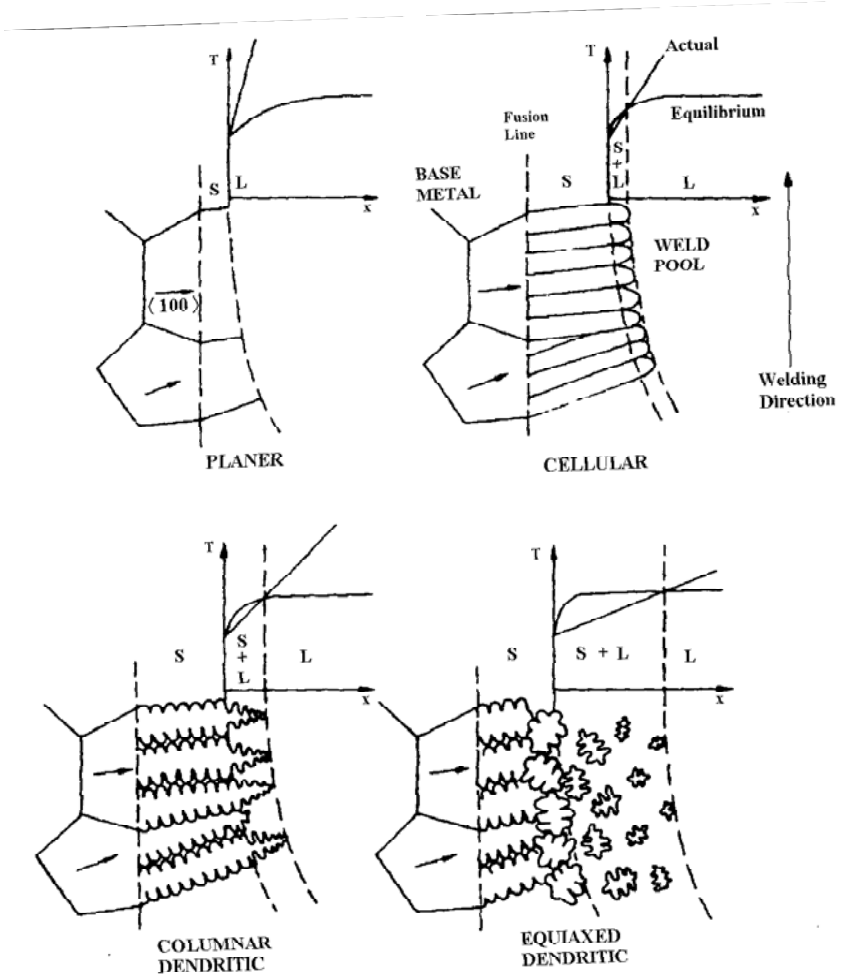


圖2-8　銲道凝固時過冷層增加其晶粒型態變化之示意圖[46]

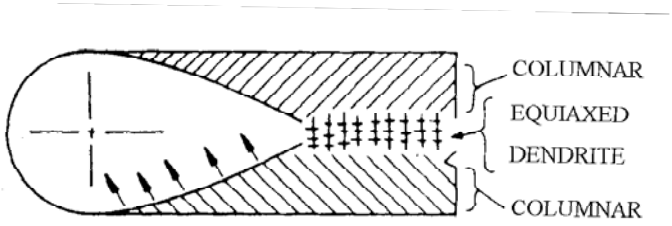


圖2-9　銲道冷卻後晶粒改變示意圖[42]

凝固過程中，溶質原子並不是像合金二元相圖的分佈，而是隨著Scheil非平衡槓桿定律進行。以圖2-10說明，假設X_0為某合金中溶質原子含量，在T1溫度時固體能固溶K_0X_0的溶質原子，多餘的原子就排入液體中。當凝固

到T2溫度時，固體能固溶更多的溶質原子。一直到凝固快完成時，剩餘之溶質原子形成金屬薄膜，此時收縮應力作用下，即發生凝固熱裂。

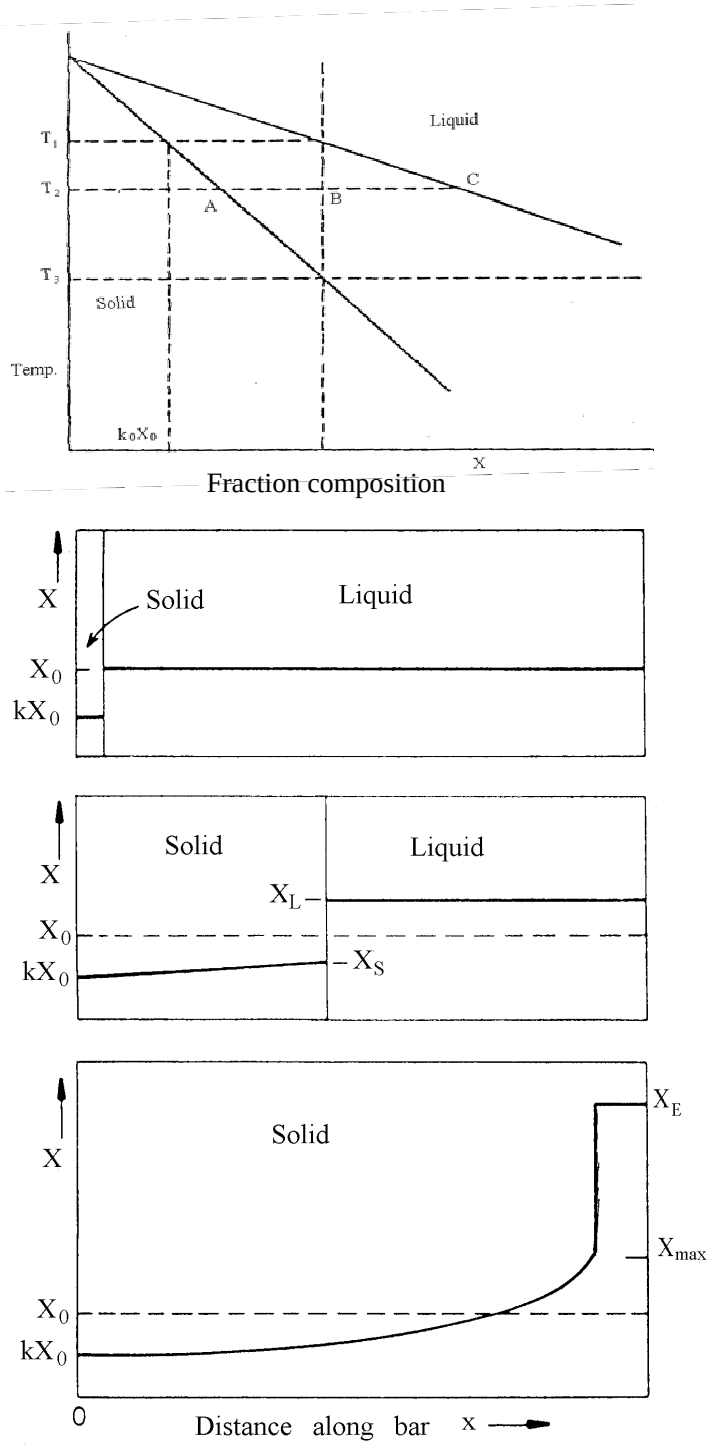


圖2-10　凝固時溶質原子濃度改變示意圖[46]

2.3.2.4 液化熱裂機構

液化熱裂的產生[39、48]主要是受到晶界析出物集中及低熔點共晶合金之液化的影響，其發生在緊鄰銲道之熱影響區。在銲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)，在此區域內所經歷熱輸入量較高，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[42,49]。另一液化熱裂之理論為析出理論，在銲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。

2.3.3 熱影響區強度降低

銲接時電弧所產生大量的熱能量輸入使金屬熔化成熔池（Weld pool），等溶池凝固後使母材得以接合。而在銲道附近的母材亦受到輸入熱量之波及，隨著銲道遠近造成不同的溫度分佈。此溫度對鎂合金而言，無論是屬於熱處理型或鍛造型鎂合金在熱影響區上均會產生組織上的變化。隨著距離銲道之遠近，依序可分為下列幾個區域。

（1）部分熔融區[50-51]

此區緊接著銲道，合金內所含之共晶組成因高溫作用而部分熔化在凝

固，這種現象大都發生在晶界和晶粒中心聚集，晶粒亦會因受熱而使晶粒粗大，進而降低強度。

（2）熱影響區晶粒粗大[52]

母材經過熱擠製後其晶粒因外力作用而變成長條狀之晶粒，但此區受到熱輸入之影響，等於讓長條狀之晶粒受到再結晶處理，使得晶粒回復成粗大之晶粒，晶粒尺寸隨著溫度遞減而變小。

（3）未受熱影響區

此區與銲道有一段距離，所受到的溫度不會引起任何組織上的變化，性質與銲接前之母材相同。

2.4 可調式應變試驗

評估材料熱裂性的方法繁多。諸如：Varestraint test [53]、Fissurebend [54]、Circular-patch test [55]、Houldcruft test [56]、Hot ductility test [57]及Strain-induced crack opening test [58]等。本研究利用可調式應變試驗(Varestraint test)作為評估熱裂性之方法，常以裂縫總長度(Total Crack Length, TCL)、裂縫數量(Number of Crack, NC)及最大裂縫長度(Maximum crack Length, MCL)與應變的關係來評估。

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2-11 所示[58]。

發展修改模式至今可分為下列三種基本形式：縱向可調應變試驗、橫向可調應變試驗以及點銲可調應變試驗。以往使用可調應變試驗的研究對象大都為不銹剛或鋁合金，其中以不銹鋼研究最多[59]。Lundin[60]等人利用316不銹鋼與兩種改良型316不銹鋼進行熱裂縫實驗，在熱裂縫總長度與最長的裂縫長度來評估熱裂縫敏感性，其中銲道區、母材熱影響區與銲道金屬熱影響區之熱裂縫隨著外加應變量增加而增加。研究中發現兩種改良型的316不銹鋼熱裂縫敏感性比316不銹鋼嚴重，從各試片比較後銲道金屬熱影響區之熱裂縫敏感性最高，其次是母材熱影響區。此外不銹鋼之鉻/鎳比達到1.5以下其熱裂縫敏感性也比較高，如圖2-12[61]。此外鎳基材料中的鎳含量越高，再經過可調應變試驗後，其熱裂縫敏感性會下降[62]。

除了研究材料性質以外，也有利用鎢電極之成分[63]或預熱的方式來改善熱裂縫敏感性。Al-Akel[64]等人將304不銹鋼先進行100^{o}C、200°C與300^{o}C預熱，後再進行可調應變試驗。實驗結果發現當預熱溫度在200^{o}C以下時，隨著預熱溫度增加其熱裂縫敏感性則會降低（如圖2-13），因預熱過之不銹鋼其溫度梯度降低，導致收縮應力下降，使得熱裂縫長度與數目降低。但剛預熱溫度超過200^{o}C並達到300^{o}C時，熱裂縫敏感性又會升高，其原因是熱能密度太高導致材料冷卻速率下降到室溫時，產生延性降低熱裂。圖2-14為本試驗機試驗之情形。

ε＝（t/2）/R　　t ：試片厚度

R：模塊曲率半徑

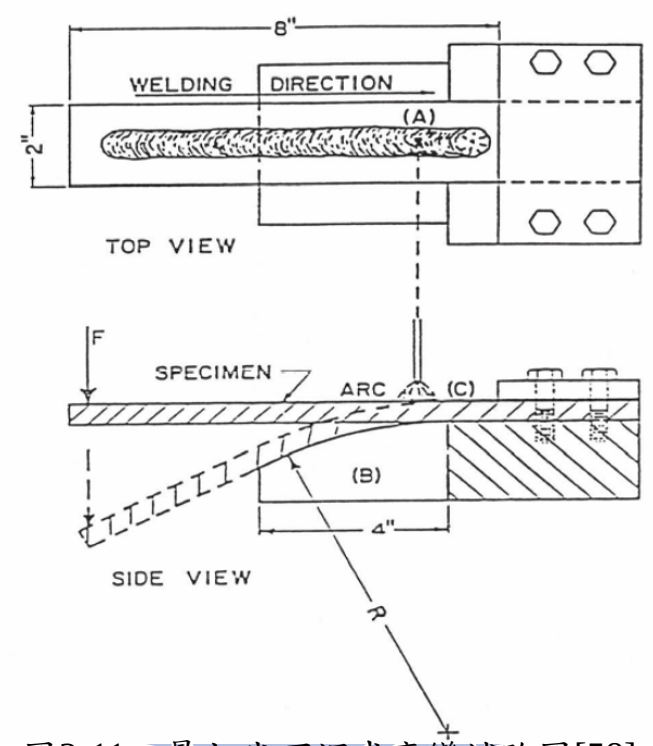


圖2-11　最初代可調式應變試驗圖[58]

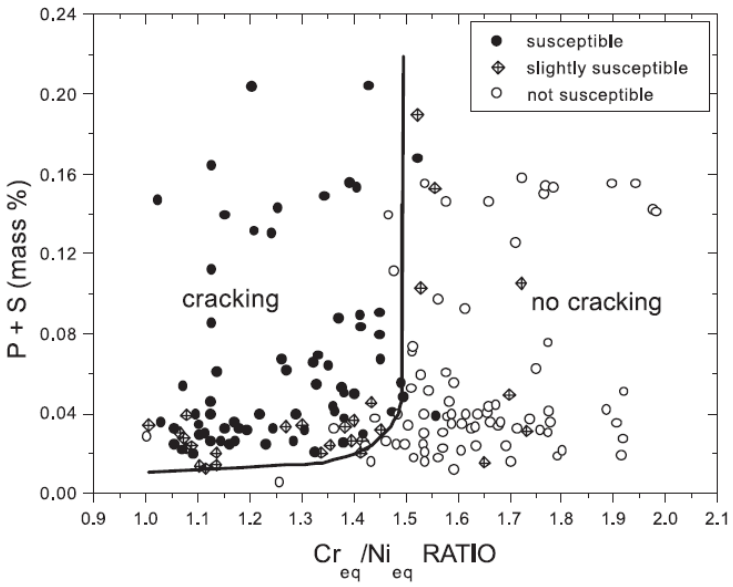


圖2-12　鉻/鎳比與熱裂縫敏感性之關係圖[61]

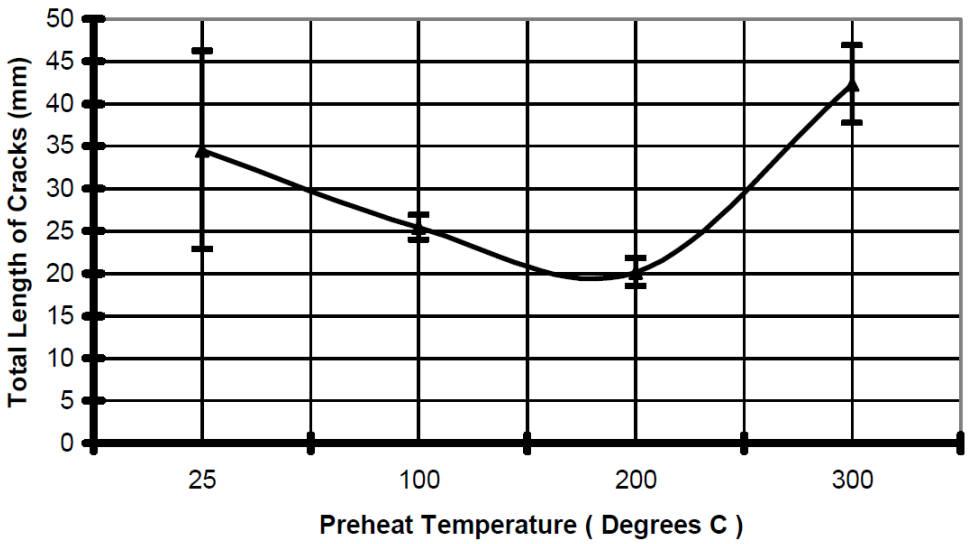


圖2-13　預熱溫度與熱裂縫總長度之關係[64]

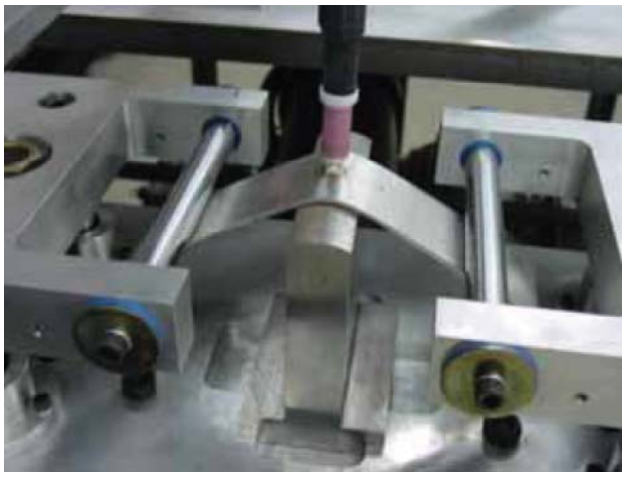


圖2-14　點可調式應變試驗機-試驗情形

2.5 惰氣鎢極電弧銲接原理

惰性氣體鎢電極電弧銲，俗稱氬銲或稱TIG（Tungsten inert gas）銲接，其原理如圖2-15所示為電弧在鎢電極與母材間產生，添加填料於電弧間，使填料熔化，銲炬另通出氬、氦等惰性保護氣體，以保護熔熔融狀之銲道使其不被氧化，待凝固後即形成銲道；惰氣鎢極電弧銲接時，有時亦不添加填料，使銲件接合部熔融凝固即形成銲道[65]。

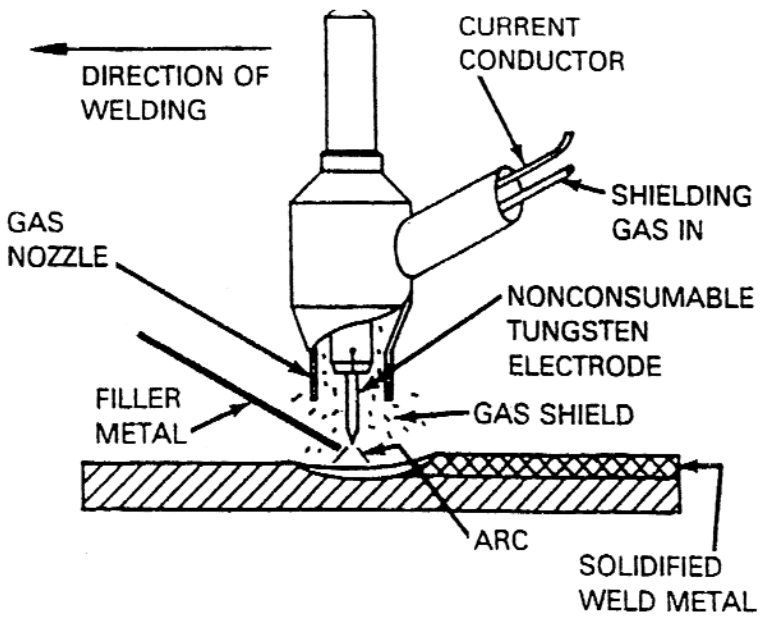


圖2-15　惰性氣體鎢極電弧銲接原理[65]

銲接時因產生高溫，所以必須另通循環水於於銲炬中予以冷卻，當冷卻量不足時，常以高週波電源自動關閉，以警告操作者。起弧時因為鎢極為非消耗電極，不能像遮蔽金屬電弧銲一樣用摩擦法或敲擊法起弧，而是利用銲產生高週波來起弧；高週波在使用電流為直流電時，起弧後即停止，而在交流電的場合，則高週波伴隨電弧繼續發生，以穩定電弧和執行類似「噴砂」原理破除氧化膜的清作用。至於交直流及極性之選用則依材料之不同而選用。

保護氣體可採用單一的惰性氣體或混合氣，選用適當的保護氣體或混合比，可得到最佳的銲道斷面與稀釋。銲機上另設有保護氣體延遲時間控制（俗稱後吹），因為若銲畢工作立即停止惰氣之供給，則高溫之鎢棒立即進入空氣中，立刻氧化而損耗，高溫之銲道金屬亦很容易被氧化或氮化，形成氣孔、龜裂等缺陷，所以銲件銲畢仍必須使惰氣維持數秒至數十秒的

後吹。銲接時之熱輸入量計算[65]：

$$H \cong \frac{60 \times V \times I}{S} \qquad \text{.....公式(2)}$$

H：Input energy (J/mm)

V：Arc voltage (V)

A：Welding current (A)

S：Travel speed (mm/min)

惰氣鎢極電弧銲與其它的銲接方式比較，具有下列優點：

一、沒有銲渣及潑濺物，減少銲後清理的時間。

二、適合銲接抗腐蝕性及其他難以銲接之材料，例如鎂、鋁、不銹鋼等。

三、不需使用銲劑，沒有銲劑的流動，可以清楚看見熔池。

四、熱輸入控制容易，且可不添加填料，對薄材料銲接相當方便。

五、銲接品質良好。

六、煙霧少，銲接環境良好。

惰氣鎢極電弧銲具有以下限制：

一、銲接速率及堆積率慢。

二、厚斷面的銲接費時且昂貴。

三、電極容易沾上熔池的金屬，更換費時。

GTAW在鎂合金上使用廣泛，也常被學者拿來當研究工具使用。在特殊

場合上需要鎂合金AZ31與鋁合金6061進行GTAW異質銲接，可鎂合金上鍍上一層錫進行銲接，但銲接接合處抗拉強度較低。鍍上一層錫能提高鎂與鋁合金介面的濕潤性[66]。此外在鎂合金板材鍍上鎳後進行銲接[67]，在銲道金屬中可發現$Mg_{17}Al_{12}$與Mg_2Ni，並能使銲接接合處的抗剪應力提升。

添加助銲劑(Flux)也能使鎂合金AZ31之機械性質增高。Liu[68]將助銲劑附著於銲條上能提升銲接溫度(如圖2-16)，使得熔深增加；塗上助銲劑也能使銲接電弧集中，且能提高電弧電壓與電流密度。助銲劑除了塗在銲條上以外，也有研究者[69]在AZ31塗上$CdCl_2$，使其熔深增加一倍，也使銲道的晶粒變大，因此銲道與熱影響區之晶粒大小接近，也讓抗拉強度提升。

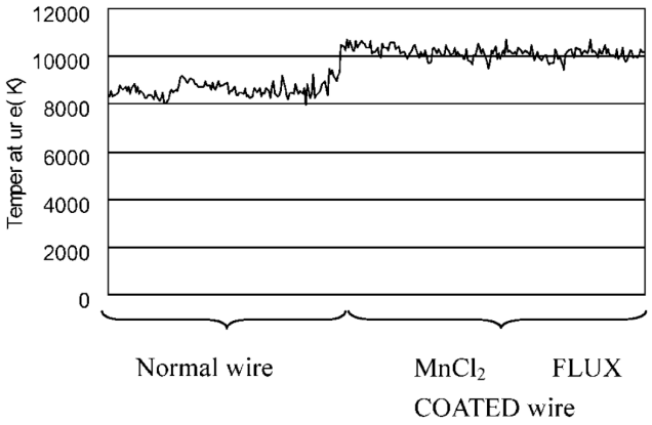


圖2-16 有無助銲劑與銲接溫度關係圖[66]

熱輸入量也會影響到GTAW銲接後的機械性質，Min[70]提到熱輸入量越高會使銲道與熱影響區的晶粒變大,進而使銲接接合處之抗拉強度提高。若熱輸入量太低則會導致銲道間產生氣孔或不完全外型，使得接合處之抗拉強度降低。

2.6 鎂合金之強化機構[71]

鎂合金的強化機構包含下列三種方法：

(1) 細晶強化(晶界強化)；

(2) 固溶強化；

(3) 顆粒散佈強化

上述細晶強化與固溶強化對鎂合金強化是有效的方法，而顆粒散佈強化需要將鎂合金分別經過熱處理後才能有相當的效果。

2.6.1 細晶強化[71]

晶粒的大小可用來評估合金的本身的機械性質，強化的效應來自晶界來阻止差排的移動。結晶顆粒的大小可由Hall－Petch 方程式得到[51]，其方程式如下：

$\sigma_o = \sigma_i + kd^{-\frac{1}{2}}$.....公式(3)

其中

σ_o為材料降伏強度；

σ_i為差排起始移動的應力；

k為常數

d為晶粒之尺寸

由公式中可瞭解到，若σ_i與k當為固定值時，材料之晶粒尺寸越大時，所求得的材料降伏強度會越低。而此公式不可使用在極大或極小的晶粒上

否則會有誤差。

鎂合金在銲接過程中可使用填料來改變晶粒大小，Liu[72]利用GTAW銲接AZ31板材並使用AZ61當填料，可發現到銲道金屬之晶粒比沒有添加填料的晶粒較為粗(如圖2-17)。雖然銲道金屬晶粒粗大但其抗拉強度卻比沒有添加填料來的高，因填料後的銲道金屬晶粒變大與熱影響區晶粒接近，所以接合處抗拉強度較高。

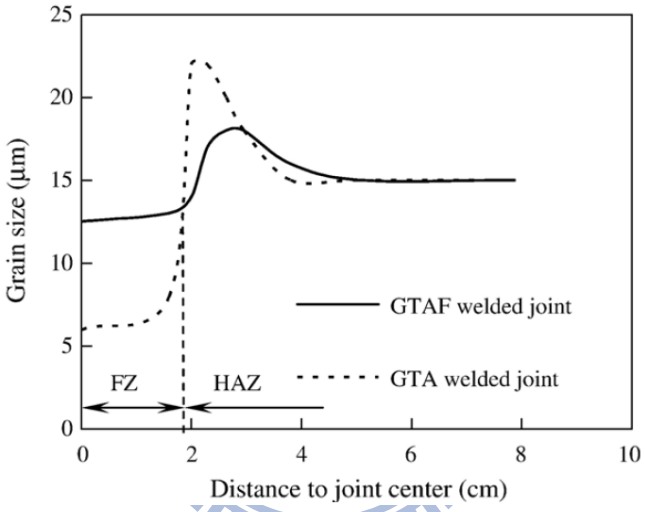


圖2-17 銲道與熱影響區之晶粒尺寸關係[72]

利用磁場也能使銲道金屬中的晶粒細化[73]，磁場的磁力作用可以攪拌熔池的液態金屬，因攪拌作用使得成核生長的機率增加，故導致細晶強化之效果。

2.6.2 固溶強化[74]

利用溶質原子與溶劑原子直徑大小之差異來造成晶格的應變場，此應變場存在時差排滑移不亦，使得材料的強度增加。固溶強化有兩種機制：一為溶質原子與溶劑原子之直徑差異超過15%以上，則會產生插入式的固

溶強化；二則是兩種原子直徑差異超過15%以下，則會發生置換式的固溶強化。

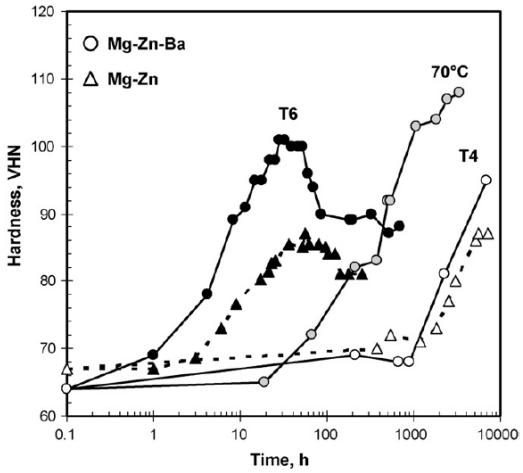
2.6.3 顆粒散佈強化

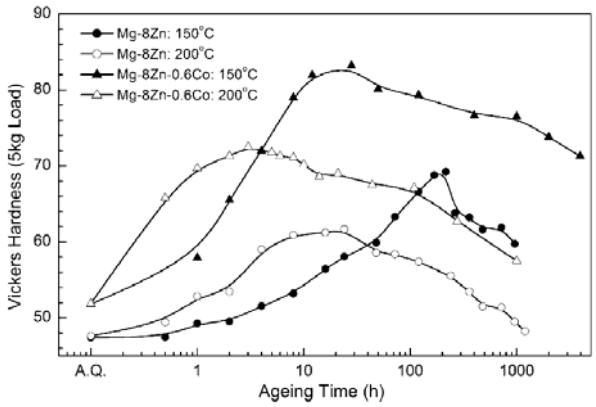
利用組織中細小的顆粒造成的強化現象有兩種方式：一為散佈強化；二則是時效硬化(析出硬化)。其中散佈強化[75]則是將液態金屬狀態下，加入細小粉末或顆粒，當金屬在凝固過程形成堅硬的顆粒所造成之強化現象。散佈強化的使用條件則是溶質元素在基地中的固溶度非常的低，即使處在高溫時也是相同，而形成的顆粒與基地通常是非整合型的介面，這些穩定的顆粒通常會提升材料的高溫強度。對材料的在結晶與晶粒成長現象能有所抑制，因此散佈強化也能使基地中的晶粒較為細緻。

而時效硬化[76]則是將材料實施固溶化以後所得到之過飽和之固溶體，在經過時效處理時於基地形成第二相的顆粒或析出物，以阻礙差排移動的路徑。合金能發生析出硬化作用的前提是溶質元素的固溶度會隨著溫度下降而下降，此點與散佈強化截然不同，而時效處理下所形成的析出物對基地來說多為整合或非整合型介面。

鎂合金除了利用時效硬化來增加硬度以外，尚可利用合金元素來提高時效硬化的效果。在Mg-Zn合金增加Ba元素[77]、微量Co[78]能將固溶強化與時效硬化之效果提升(如圖2-18)；AZ91鎂合金中添加Si或Sb或Si/Sb元素後進行時效處理，都能有效提升時效硬化之效果，其中以添加Si/Sb元素之效

果最好，因添加Si/Sb元素能化合出Mg2Si與Mg3Sb2之金屬化合物，而且能看到連續型$Mg_{17}Al_{12}$包圍在Mg2Si與Mg3Sb2之金屬化合物之外，使得硬度大為增加[79]。





(a)添加Ba後之時效硬化曲線[77]　　(b)添加Co後之時效硬化曲線[78]

圖2-18　合金元素與時效硬化之關係圖

2.7 鎂合金之析出硬化與理論（T6 處理）

2.7.1 固溶化處理[74]

合金材料在凝固過程存在偏析作用，將造成基地上成分不均的現象，且晶界處通常是最後凝固的區域，造成晶界的溶質原子濃度較高，進而產生低溶點的共晶析出物導致機械性質降低。因此為求得良好的品質，必須將材料偏析的現象消除，此部分稱之為固溶化處理。

一般則是將合金材料加熱至共晶溫度與固相線之間並保持一段時間，此時合金材料對溶質原子之固溶度增加，且常溫狀態時第二相的溶質原子藉著熱量進行擴散作用使得成分均勻分布，並且固溶於基地之中形成過飽

和固溶體，緊接著施以水淬等快速冷卻方法，將過飽和固溶體狀態凍結達到成分均勻之目的。固溶化處理後的過飽和固溶體其成分分布均勻，但此時材料幾乎沒有任何強化作用，此時材料之延展性最佳但材料硬度、強度則是最差。

2.7.2 時效處理

一般來說過飽和固溶體處只存在固相線之溫度以上，而相圖中可看到在低溫之組織為有兩個相所構成，所以經過水淬後的過飽和固溶體並不安定。因此置放於常溫之中基地仍會慢慢的析出第二相，此種時效方式稱之為自然時效，由於沒有提供能量給原子擴散，導致自然時效處理時間必須拉長。

另一種方式則是提供熱量給過飽和固溶體，此種方法稱為人工時效。提供一個高溫環境給合金材料，則可使過飽和固溶體快速析出第二相。時效處理過程中，主要參數為：時效溫度、時效時間以及合金成分，三個因素可說是完全相依的變數。當合金成分固定時，時效溫度越高時則時效時間需要越短[76]。使用低溫時效時溶質原子擴散速率很低，其硬化效果差，但成核位置會較均勻且析出物較小。使用高溫時效時析出物快速形成，能使材料之硬度在短時間內快速提升，若時間過長則會使析出物粗大造成過時效之軟化現象。

2.7.3 鎂-鋁-鋅合金之析出物

一般鎂合金之時效析出的過程可分為三種析出類型，Mg-Al-Zn系合金之析出物屬於與基地整合型的平衡析出相，其主要析出物為$Mg_{17}Al_{12}$，且析出模式分為連續型與不連續型析出兩種，圖2-19為連續型與不連續型析出物之TEM圖。基地中析出的$Mg_{17}Al_{12}$為BCC結構，雖然與基地的HCP結構相異，但由於析出物皆以薄片形狀存在於基地之中，且薄片寬度與厚度均小，因此與基地的整合性高。

Fig. 1. TEM micrograph showing a region of discontinuous (left) and continuous (right) precipitation in a specimen of AZ91 aged at 200°C for 4 h.

圖2-19　AZ91連續型與不連續型析出物之TEM圖[82]

Lai[80]指出鎂合金硬化能較差，主要受$Mg_{17}Al_{12}$大小、形狀與分佈狀態所影響，不同的時效溫度析出不同型態的析出物：費德曼組織能在所有溫度析出；層狀與橢圓狀析出型態在250^{o}C以下；不規則版狀析出型態約在250^{o}C。Celotto提出Mg-Al-Zn合金為三元合金，但時效處理後只發現$Mg_{17}Al_{12}$，並沒有發現其它析出物存在(如圖2-20所示)，但Zn有朝向該析出物偏析的情形出現[81-82]。

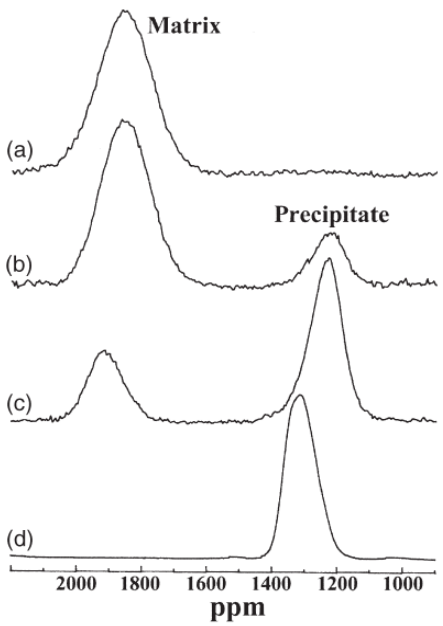


Fig. 2. ^{27}Al NMR spectra from AZ91 alloys specimens in (a) solution treated and quenched; (b) aged for 120 min at 200°C; and (c) aged for 8640 min at 200°C, and reference spectrum for stoichiometric $Mg_{17}Al_{12}$.

圖2-20　Mg-Al(-Zn)成分分析圖[83]

2.7.3.1 非連續型析出物[75]

為短程擴散行為（介面控制成長），其析出過程通常伴隨著基地區域的再結晶現象。非連續型析出物則是成核於高角度晶界處，其成長方向為垂直於晶界方向成長（與基地晶格方位無關），形成層狀的cell組織，並同時耗盡基地的溶質成分，常被稱為細胞狀析出或節狀析出物。

非連續型析出物在基地內的呈現波來鐵狀的析出，且晶界中也存在著析出物為此種析出物最大特徵。此種析出物形成速度非常快，即使經由急速固化的方法，也能在晶界處發現少許析出物。

2.7.3.2 連續型析出物[75,81]

為長程擴散行為（擴散控制成長），析出過程中沒有伴隨著再結晶行為

發生。連續型析出物是由基地中分布的成核點開始成長，該析出物的方位對於基地來說是為隨機的，也有可能成為費德曼結構（如圖2-21）[83]，此型態亦被稱為一般型析出。

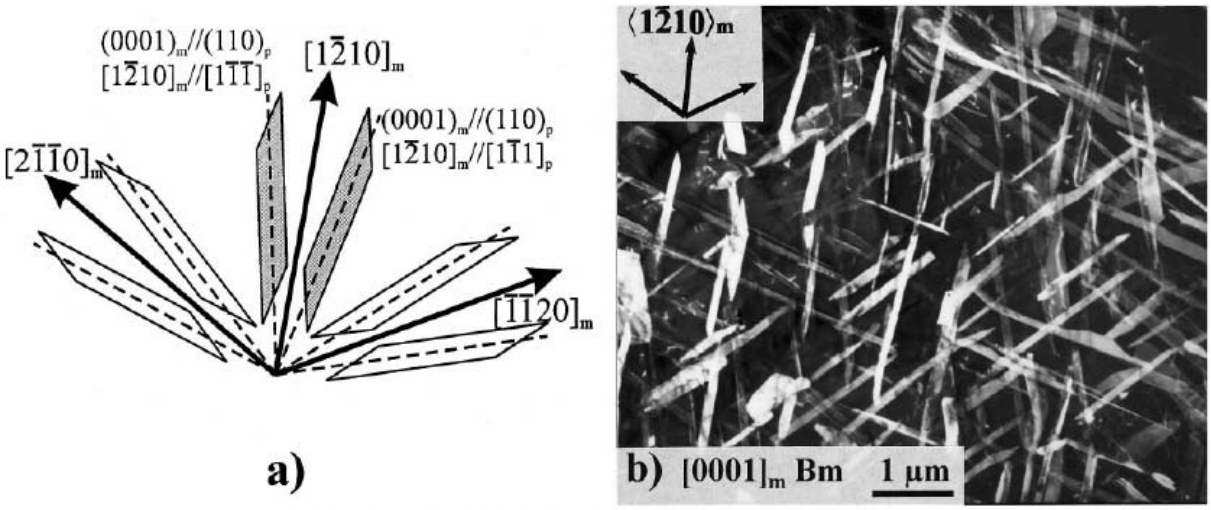


Fig. 6. (a) A schematic representation of the precipitate morphology for the six variants of the Burgers OR and (b) a dark-field image illustrating the Widmanstätten morphology in a specimen aged for 8.3 h at 200°C.

圖2-21　連續型析出物與基地的方位關係與費德曼組織[81]

連續型的析出物在初期是呈現菱形薄片存在，隨著時效時間增加，這些菱形薄片會逐漸轉變成條狀的平行四邊形薄片，直到析出物的長度成長到最大時，及達到最高硬度，此時這些薄片狀的析出物厚度幾乎沒有改變。當時效時間再增加時，長條析出物逐漸分解為較短的薄片，且薄片邊緣形成圓角，厚度也明顯增加，此時材料硬度開始降低，形成過時效的軟化現象。

第三章 實驗流程與方法

本實驗為達成研究目的採用惰性氣體鎢電極電弧銲接(GTAW)為實驗方法，本實驗之研究設計與實施部份，分為兩部分：一為熱裂縫試驗；一為銲後施以 T6 熱處理。根據研究目的與文獻探討的結果，本實驗之架構圖如圖 3-1 所示。

3.1 實驗材料

本研究使用之母材為鎂合金 AZ31、AZ61 與 AZ80。廠商在擠製前先將鎂錠施以約 350°C 均質化退火，再將鎂錠加溫至 350°C 左右再進行擠製，材料規格成分如表 3-1。金相圖(如圖 3-2)可見因擠製作用產生之鍛流線。熱裂縫試驗之試片尺寸為 200 X 40 X 3 mm；T6 熱處理之試片尺寸為 75 X 55 X 3 mm。每塊材料在銲接前皆施予表面清潔工作。表面清潔工作程序：依序使用水砂紙 400 號、800 號、1500 號與 1800 號將表面氧化層清除，再使用酒精與棉布將灰塵與鐵屑擦拭乾淨，在擦拭過程中只能單方向的擦拭，以避免鐵屑污染試片表面使得銲接效果降低。

表3-1　鎂合金合金元素, wt-%

成分 合金	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Mg
AZ31	3.15	0.99	0.43	0.044	0.0023	0.0044	Bal.
AZ61	6.63	1.01	0.24	0.027	0.0026	0.0039	Bal.
AZ80	8.12	0.3	0.35	0.021	0.0023	0.0032	Bal.

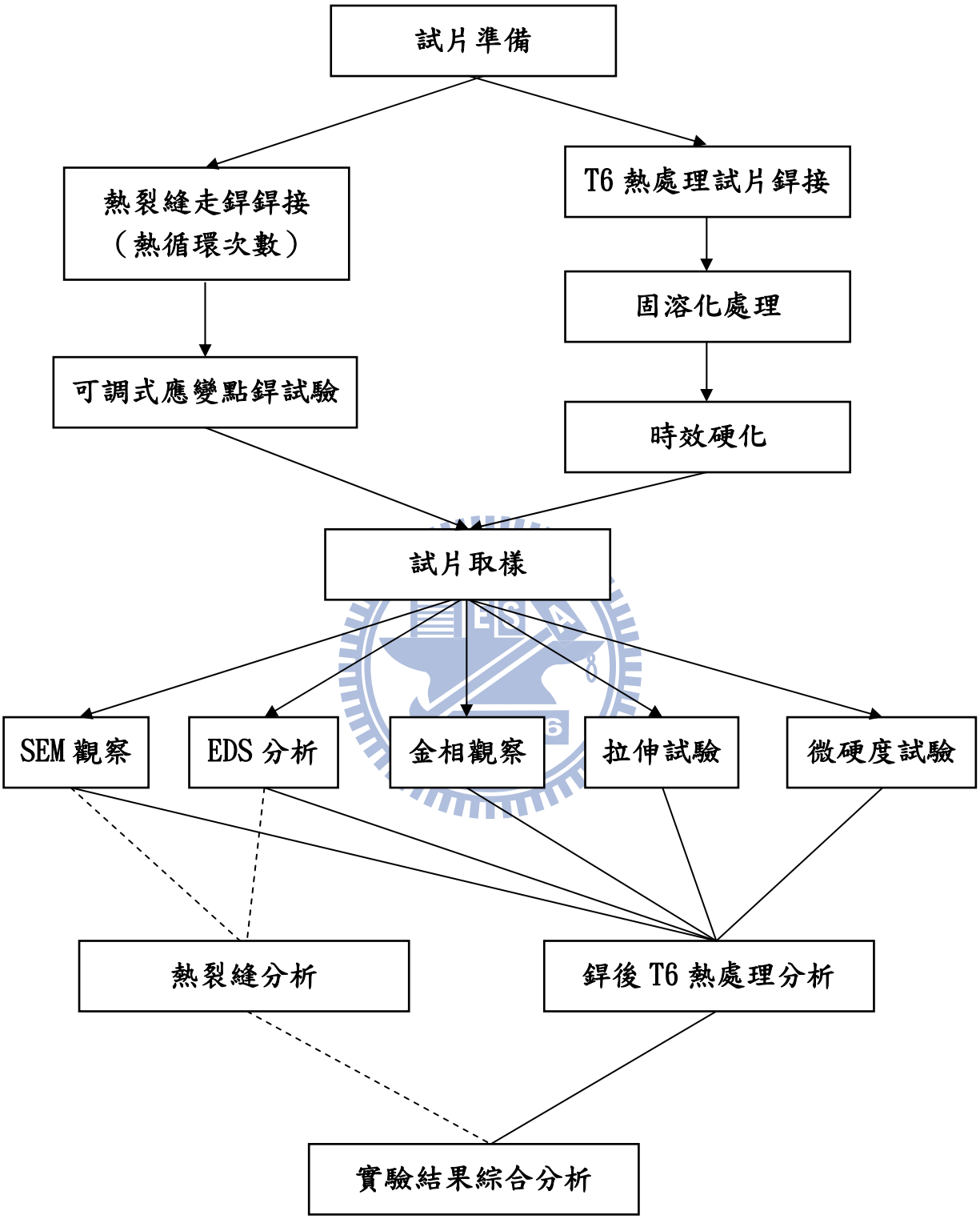
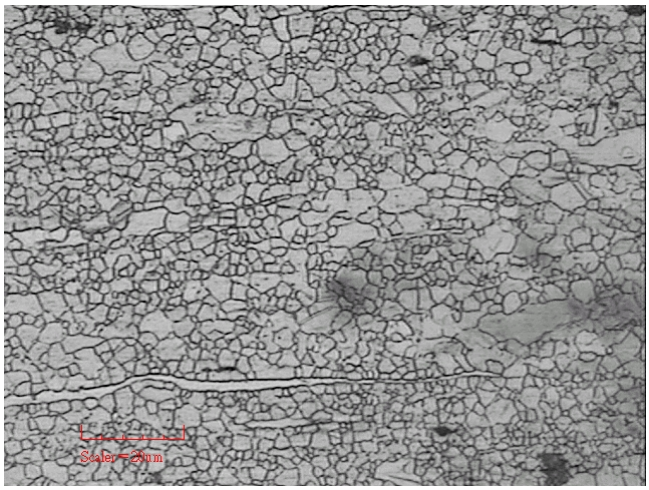
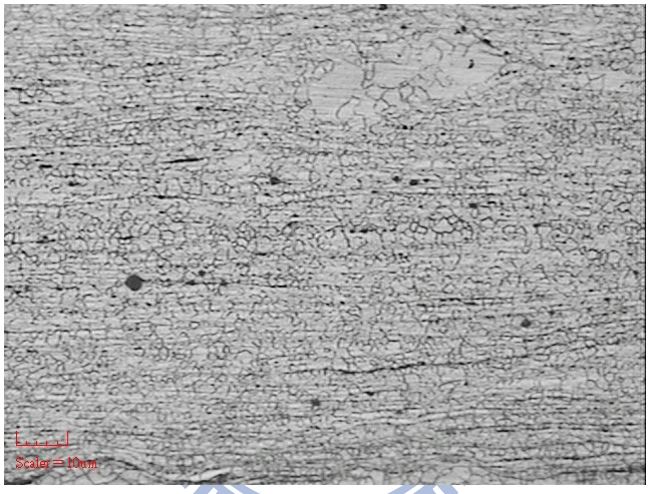

試片準備
熱裂縫走銲銲接
（熱循環次數）
T6 熱處理試片銲接
固溶化處理
可調式應變點銲試驗
時效硬化
試片取樣
SEM 觀察
EDS 分析
金相觀察
拉伸試驗
微硬度試驗
熱裂縫分析
銲後 T6 熱處理分析
實驗結果綜合分析

圖 3-1 實驗流程圖



(a)AZ31



(a)AZ61

(a)AZ80

圖3-2 鎂合金原板之金相圖

3.2 實驗操作

3.2.1 熱裂縫試片之走銲銲接參數

本研究以半自動 GTAW 為銲接方式並使用直徑 2.4mm 之 W-Th 合金當電極。將在鎂合金試片上進行一次與三次不加填料之走銲，再將銲道磨平，作為 Spot on bead (SOB)之試片。經參考相關研究之銲接參數，在經實際銲接的測試與修正，獲得本實驗最適之最佳銲接參數，銲接參數如表 3-2 所示。

表3-2　熱裂縫走銲之銲接參數

銲接電流(A)	電壓(V)	銲接走速(mm/min)	氬氣流量(L/min)
100	10	60	10

3.2.2 點可調式應變試驗（Spot varestraint test）

本研究利用 GTAW 進行點銲式可調應變銲接熱裂縫試驗，實驗用之機型為自行研發之多功能可調式應變試驗機，GTAW 之銲槍可經由程式控制做 X 軸與 Y 軸移動或定點式之移動。機台上可裝置不同曲率之模塊並搭配不同的下壓距離來達到所需的應變量，而下壓距離可由程式控制油壓機構移動所需之距離。

本實驗係以分析銲道金屬熱影響區之熱裂縫，因此將走銲一次（即產生銲道金屬）定義為一次熱循環，相同路徑走銲三次則為三次熱循環，沒有走銲則為無熱循環(無銲道金屬)。之後在銲道與母材之間進行點銲（如圖

3-3 所示），並分別施以 1%、3%及 5%之外加應變，可調式應變銲接參數表，點銲接參數表如表 3-3 所示。本論文以 0C 代表無熱循環、1C 代表一次熱循環、與 3C 代表三次熱循環次數。

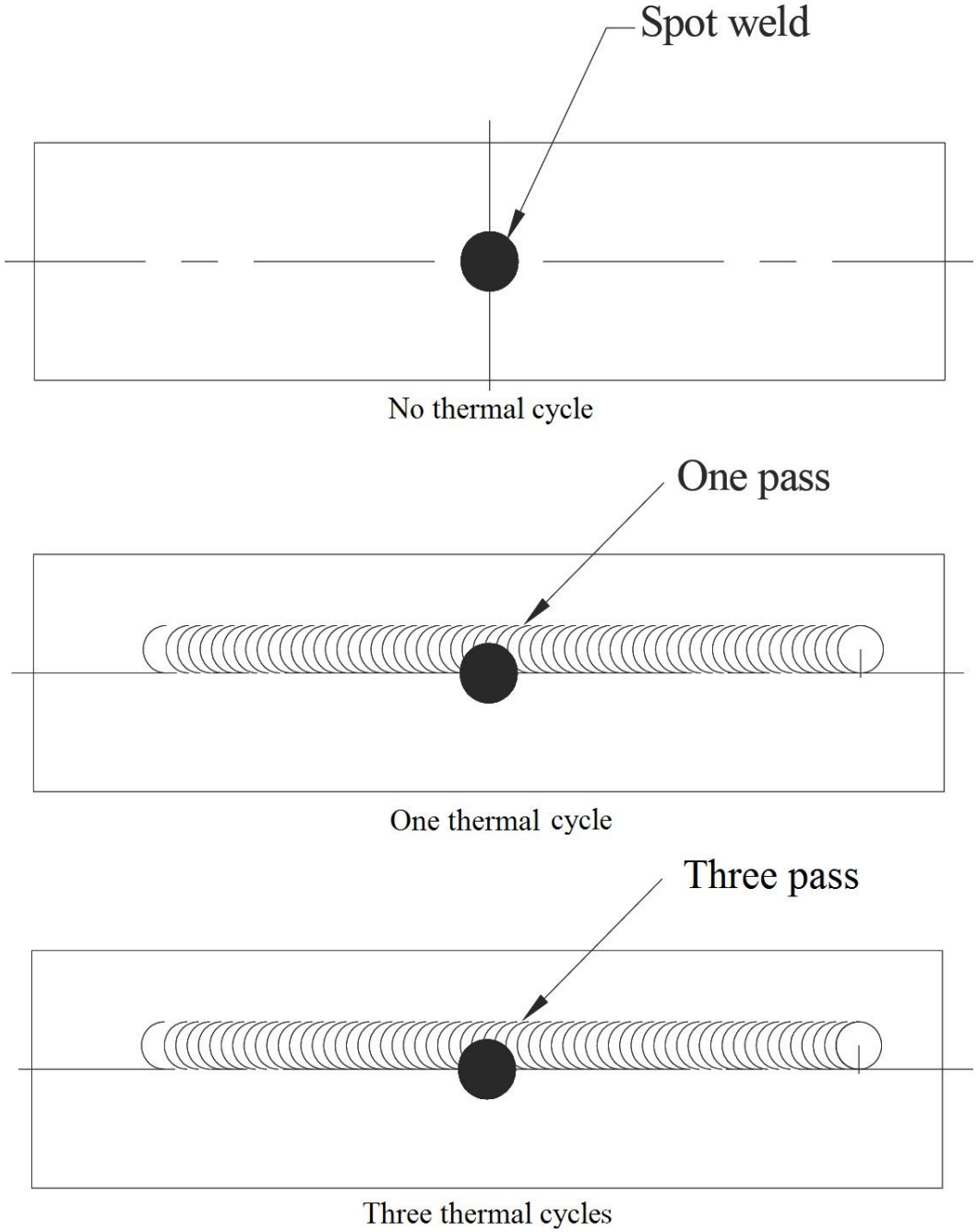


圖3-3 試片點銲及熱循環示意

表3-3　可調式應變試驗點銲之參數

銲接電流(A)	銲接時間(sec)	氬氣流量(L/min)	外加應變量(%)
100	3	10	1、3、5

3.2.3 T6 熱處理試片之走銲銲接參數

將三種鎂合金施以對接銲接，並以半自動GTAW為銲接方式使用直徑2.4mm之W-Th合金當電極，使用AZ61當填料（如圖3-4）。銲接參數如表3-4所示。

表3-4　熱處理試片之銲接參數

	銲接電流 (A)	銲接走速 (mm/min)	氬氣流量 (L/min)	背吹流量 (L/min)	填料金屬
AZ31	70	110	20	15	AZ61
AZ61	60	130	25	20	AZ61
AZ80	70	150	25	20	AZ61

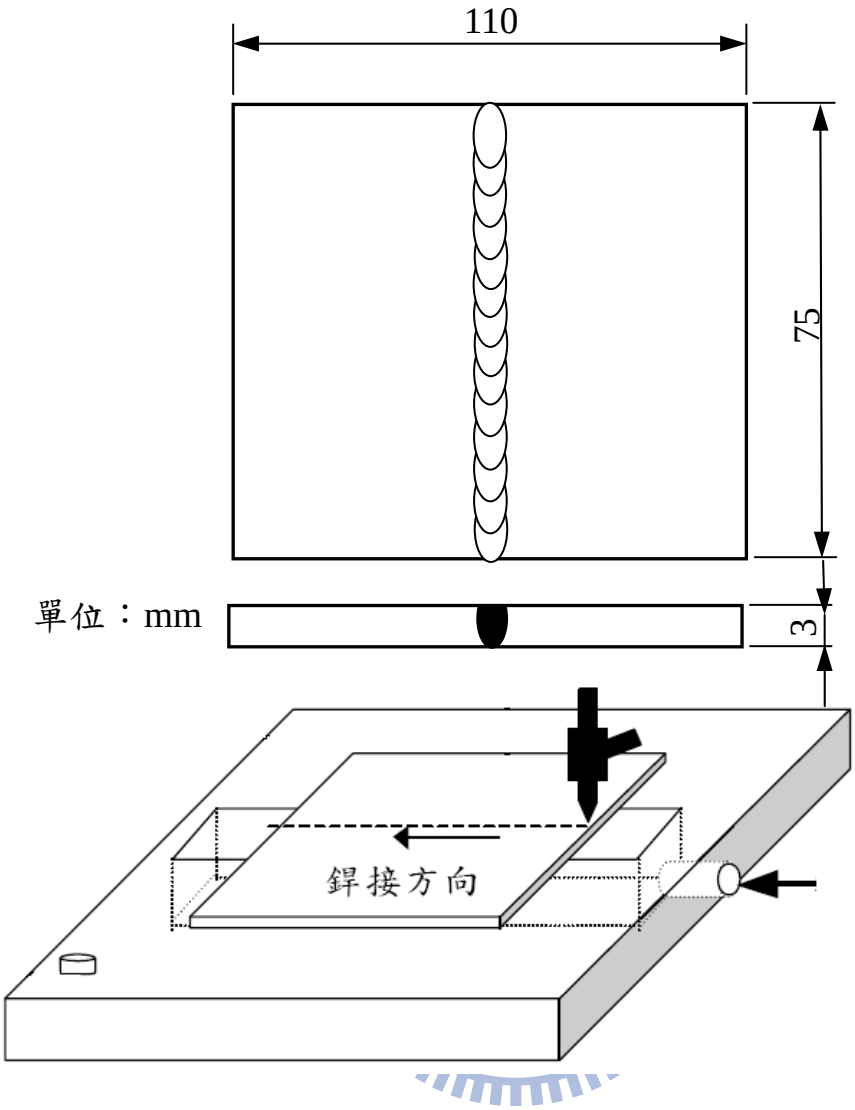


圖3-4鎂合金對接銲示意圖

3.2.4 T6 熱處理（固溶處理後時效硬化）之參數

將鎂合金 AZ31、AZ61 與 AZ80 之銲件施以固溶處理後在實施時效硬化。因 AZ31 之固相線溫度較低時效溫度需採低溫時效，若時效溫度設定過高的話可能使 AZ31 再次固溶化，如此就無法達到時效硬化之效果。參數如表 3-5 與表 3-6 所示。實驗數據中以 2H 代表時效時間 2 小時，4H 為時效 4 小時，依此類推。

表3-5　固溶化處理之參數（T4熱處理）

固溶化溫度(^{O}C)	固溶時間 (小時)	冷卻方式
360	2	水冷

表3-6　時效硬化之參數 (T6熱處理)

材料	固溶化溫度(OC)	固溶時間 (小時)	冷卻方式
AZ31	140	2、4、8、16	空冷
AZ61、AZ80	200		

3.3 熱裂縫試片與銲後 T6 熱處理 SEM 觀察

3.3.1 熱裂縫觀察與熱裂縫計算

熱裂縫試片：將完成可調式應變試驗之試片，利用JEOL JSM6360掃瞄式電子顯微鏡(Scanning Electron Microscope，SEM)觀察熔融區及熱影響區之熱裂縫，並利用SEM中的測量功能來量測與計算在不同外加應變量、不同熱循環次數下各試片熱影響區之熱裂縫長度，以探討其熱裂縫敏感性，並以裂縫總長度（TCL）作為評估熱裂敏感性之指標[84]

3.3.2 銲後 T6 熱處理 SEM 觀察

將完成T6熱處理之各試片分別在銲道、熱影響區以及母材觀察析出物之分佈，將觀察結果與微硬度、拉伸強度結合分析。

3.4 金相組織觀察

將欲測量與觀察之各試片以金相切割機切取試片：熱裂縫試片取樣(如圖 3-5)；銲後 T6 熱處理則是銲道中央到母材邊緣取樣。試片經過冷鑲埋、研磨、拋光再經腐蝕液腐蝕。AZ31 腐蝕液成分為 4.5g 苦味酸+10ml 冰醋酸+90ml 乙醇[85]，腐蝕時間為 50 秒。AZ61 與 AZ80 使用上述腐蝕液會產生一層黑色之物質附著於試片上，不利於觀察，故 AZ61 與 AZ80 腐蝕液成分為 20ml 冰醋酸+30ml 硝酸+60ml 乙醇+20ml 水[86]，腐蝕時間 1-3 秒。腐蝕後再使用 Olympus BH 型光學顯微鏡觀察不同鎂合金之顯微組織差異。

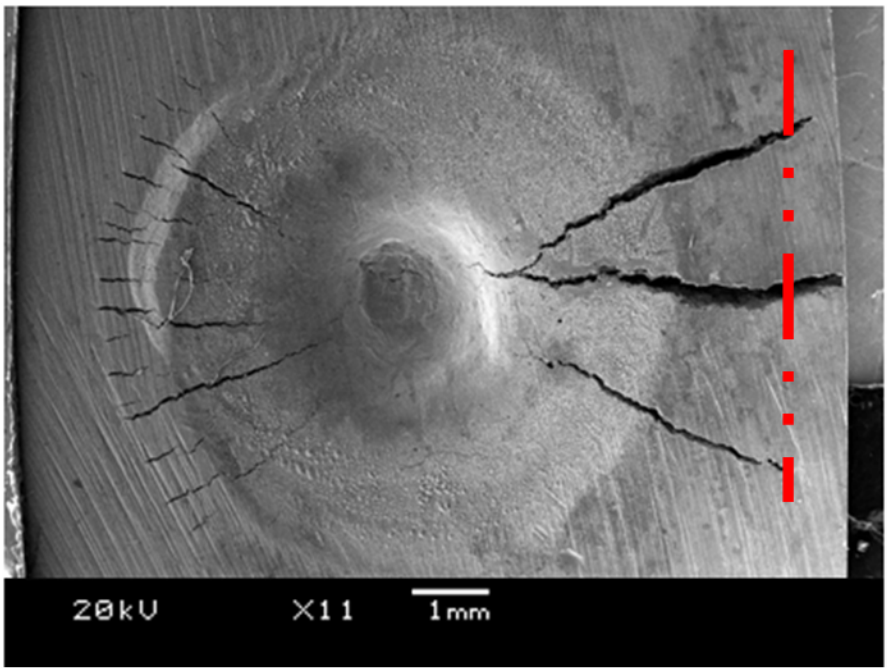


圖3-5 熱裂縫取樣示意圖

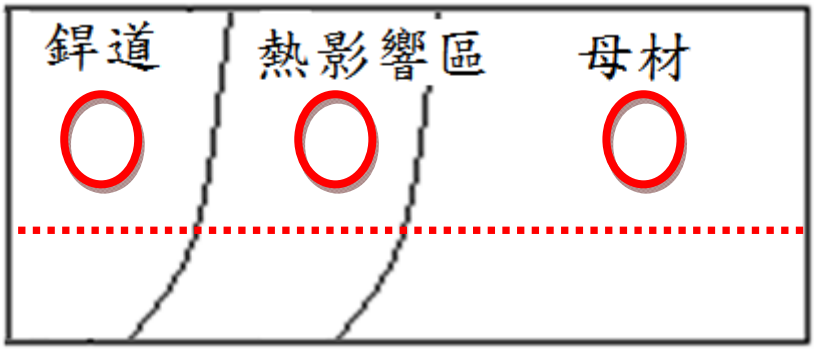


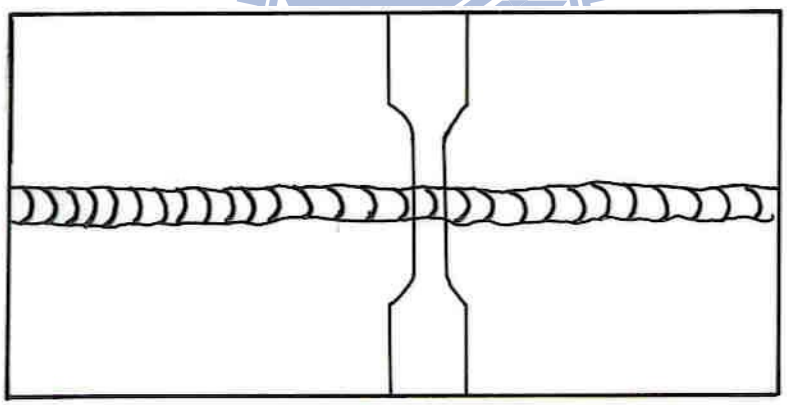
圖3-6 銲後T6熱處理SEM與硬度取樣示意圖

3.5 熱裂縫與銲後熱處理 EDS 分析

本實驗將熱裂縫試片之橫截面中，取靠近裂縫的晶界做元素分析，觀察是否有元素之偏析現象，並進行探討研究。在銲後 T6 熱處理則是分析銲道、熱影響區以及母材之間成分之變化量，取樣位置如圖 3-6 所圈選之位置。

3.6 拉伸試驗

本研究係採用 AZ31、AZ61 與 AZ80 之試片。由於熱處理條件參數不同及合金成份之差異，藉由進行拉伸試驗探討銲後拉伸強度之差異情形。並且評估鎂合金銲後時效硬化的析出相，對鎂合金的機械性質之影響。使用 SHIMADZU－UHI-50 噸級萬能試驗機，在室溫環境下，以 1mm/min 拉伸速度進行拉伸試驗，求得各試片之抗拉強度，根據試驗量測結果做更深入之分析與探討。本實驗拉伸試片的製作係參考 ASTM 標準 E8 規範[87]加工而得，並使用線切割達成試片所需之尺寸，其中試片規格及取樣位置如圖 3-7 所示。



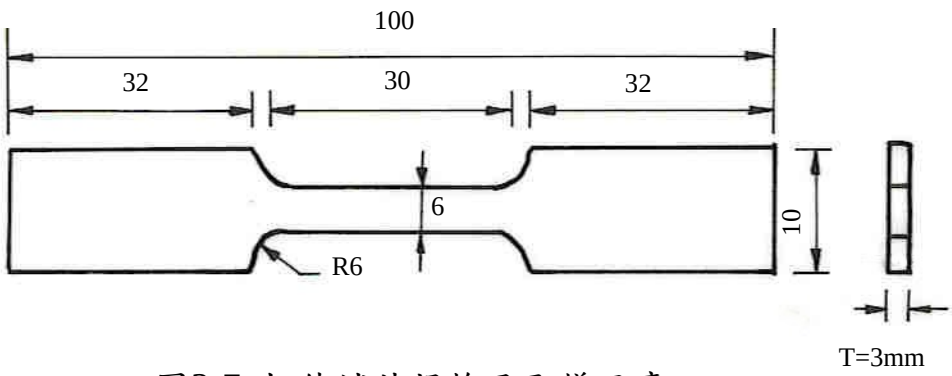


圖3-7 拉伸試片規格及取樣示意

3.7 微硬度試驗

在鎂合金銲件經過 T6 處理後，試片內有析出相之析出，析出相的量與組織型態會影響試片中內部的硬度之變化。取樣方式同 SEM 觀察試片，取點示意如圖 3-6 所示之虛線。本實驗利 Future Tech－FM-700 型維克式硬度(Vickers hardness, Hv)試驗機，試驗荷重 50gf，荷重保持時間 10 秒之情形下，由銲道中心線開始量測硬度值，每格 1mm 實施一次硬度試驗，再探討鎂合金經固溶化 T4 與 T6-2H、T6-4H、T6-8H 與 T6-16H 處理後其熔融區、熱影響區及母材等三個區域之微硬度值變化情形。