

國立中山大學
材料科學與工程研究所
碩士論文

指導教授 黃志青 博士
何扭今 博士

鎂基材料電子束鐳接之冶金特性
與組織研究

研究生 蘇勢方 撰

中華民國 九十年 六月



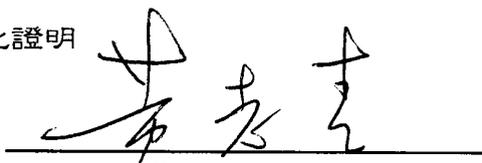
本論文

鎂基材料電子束銲接之冶金特性與組織研究

係研究生 蘇勢方 君碩士學位資格之一部份，經下列委員口試

及審查通過，特此證明

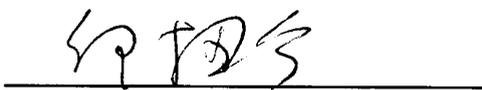
審查委員



黃志青教授

國立中山大學材料科學研究所

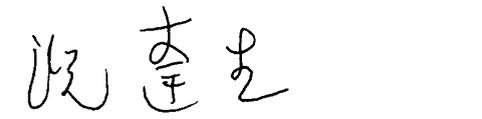
審查委員



何扭今教授

國立中山大學材料科學研究所

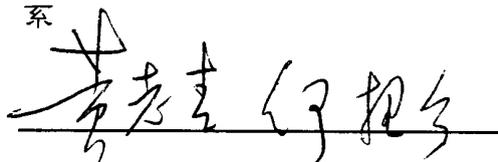
審查委員



魏蓬生教授

國立中山大學機械與機電工程學系

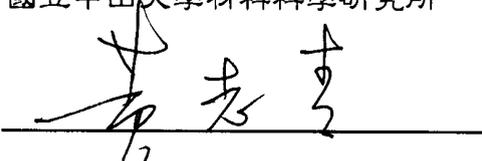
指導教授



黃志青教授 何扭今教授

國立中山大學材料科學研究所

所長



黃志青教授

國立中山大學材料科學研究所

各類博士暨教育類碩士論文授權書

(國科會科學技術資料中心版本)

本授權書所授權之論文為本人在 國立中山 大學(學院) 材料科學系 系所
組 八十九 學年度第 二 學期取得 碩 士學位之論文。

論文名稱: 鍍基材料電子束銲接之冶金特性與組織研究

同意 不同意

本人具有著作財產權之論文全文資料，授予行政院國家科學委員會科學技術資料中心、國家圖書館及本人畢業學校圖書館，得不限地域、時間與次數以微縮、光碟或數位化等各種方式重製後散布發行或上載網路。

本論文為本人向經濟部智慧財產局申請專利的附件之一，申請文號為：_____
_____，註明文號者請將全文資料延後半年再公開。

同意 不同意

本人具有著作財產權之論文全文資料，授予教育部指定送繳之圖書館及本人畢業學校圖書館，為學術研究之目的以各種方法重製，或為上述目的再授權他人以各種方法重製，不限地域與時間，惟每人以一份為限。

上述授權內容均無須訂立讓與及授權契約書。依本授權之發行權為非專屬性發行權利。依本授權所為之收錄、重製、發行及學術研發利用均為無償。上述同意與不同意之欄位若未鈎選，本人同意視同授權。

指導教授姓名: 黃志菁 博士

研究生簽名: 蘇勢方
(親筆正楷)

學號: 8836633
(務必填寫)

日期: 民國 90 年 6 月 22 日

1. 本授權書請以黑筆撰寫並影印裝訂於書名頁之次頁。
2. 授權第一項者，請確認學校是否代收，若無者，請個別再寄論文一本至台北市(106-36)和平東路二段 106 號 1702 室 國科會科學技術資料中心 王淑貞。(本授權書諮詢電話: 02-27377746)
3. 本授權書於民國 85 年 4 月 10 日送請內政部著作權委員會(現為經濟部智慧財產局)修正定稿，89.11.21 部份修正。
4. 本案依據教育部國家圖書館 85.4.19 台(85)圖編字第 712 號函辦理。

目 錄

| | |
|-----------------------------|----|
| 目錄 | i |
| 表目錄 | iv |
| 圖目錄 | v |
| 誌謝 | ix |
| 論文提要 | x |
| | |
| 壹. 前言 | 1 |
| 1.1 鎂合金的發展 | 1 |
| 1.2 鎂及鎂合金的基本特性 | 1 |
| 1.3 鎂合金的銲接性 | 2 |
| 1.4 電子束銲深機構 | 4 |
| 1.5 銲接之凝固特徵與型態 | 4 |
| 1.6 快速凝固後之銲道的晶粒取向分佈 | 5 |
| 1.7 背向散射電子繞射法(EBSD)簡介 | 7 |
| 1.8 表面張力對銲道的影響 | 8 |
| 1.9 研究動機與規劃 | 9 |
| | |
| 貳. 文獻回顧 | 11 |
| 2.1 鎂合金之低功率銲接 | 11 |
| 2.2 鎂合金之高能束銲接 | 12 |
| (1) 鎂合金雷射銲接 | 12 |
| (2) 鎂合金電子束銲接 | 13 |
| 2.3 純Mg與Mg合金經凝固後之晶向關係 | 14 |

| | |
|-------------------------|----|
| 參. 實驗方法 | 17 |
| 3.1 實驗材料及處理 | 17 |
| 3.2 電子束銲接處理.. | 17 |
| 3.3 光學顯微鏡之觀察 | 18 |
| 3.4 掃描式電子顯微鏡之觀察 | 18 |
| 3.5 微硬度試驗 | 18 |
| 3.6 拉伸試驗 | 19 |
| 3.7 X光繞射分析 | 19 |
| 3.8 背向散射電子繞射系統觀察 | 19 |
| | |
| 肆. 實驗結果 | 21 |
| 4.1 電子束銲接結果 | 21 |
| (1) 銲道型態與外觀 | 21 |
| (2) 顯微組織 | 23 |
| (3) EDS 分析結果 | 25 |
| 4.2 微硬度試驗結果 | 26 |
| (1) 銲道橫斷面之垂直方向 | 26 |
| (2) 銲道橫斷面之水平方向 | 27 |
| 4.3 拉伸試驗結果 | 28 |
| 4.4 X光繞射分析之晶格常數 | 29 |
| 4.5 織構解析 | 30 |
| (1) X光繞射之優選平面分析 | 30 |
| (2) X光繞射之極圖分析 | 30 |
| (3) X光繞射之取向分佈函數解析 | 31 |
| (4) EBSD 微織構分析 | 33 |

| | |
|-------------------------|--------|
| (5) 晶體成長方向 | 34 |
| 伍. 討論 | 35 |
| 5.1 銲接參數對於銲道外觀的影響 | 35 |
| 5.2 合金元素對於銲道外觀的影響 | 36 |
| 5.3 表面張力的影響 | 37 |
| 陸. 結論 | 38 |
| 柒. 參考文獻 | 40 |
| 表 | 44-55 |
| 圖 | 56-121 |

表 目 錄

| | | |
|-------|---|----|
| 表 1-1 | 純 Mg 的物理性質與機械性質 | 44 |
| 表 1-2 | 各合金元素對於 Mg 合金的影響 | 45 |
| 表 1-3 | AZ 系列主要元素 (Mg Al 及 Zn) 與 Fe 元素的熱物理性質比較 | 46 |
| 表 3-1 | 四種 Mg 基材料之成分 | 47 |
| 表 3-2 | 6 mm 厚板之鐳接參數 | 48 |
| 表 3-3 | 30 mm 厚板之鐳接參數 | 48 |
| 表 4-1 | 6mm 厚板之純 Mg AZ31 AZ61 與 AZ91 電子束鐳接結果.. .. | 59 |
| 表 4-2 | 30mm 厚板之 AZ91 電子束鐳接結果 | 50 |
| 表 4-3 | 四種 Mg 基材料之原始母材，熔融區上、中及下部分區域，與熔融邊 界處之晶粒大小 | 51 |
| 表 4-4 | 文獻上有關 Mg 基材料之拉伸資料. | 52 |
| 表 4-5 | Mg 基材料之拉伸測試結果 | 53 |
| 表 4-6 | 四種 Mg 基材料之晶格常數 | 54 |
| 表 5-1 | 四種 Mg 基材料的熱物理性質 | 55 |
| 表 5-2 | 三種 Mg 基材料於 650 之冷卻速率 | 55 |
| 表 5-3 | 三種 Mg 基材料於 1000 之冷卻速率 | 55 |

圖 目 錄

| | | |
|-------|--------------------------------------|----|
| 圖 1-1 | Mg-Al系的平衡相圖 | 56 |
| 圖 1-2 | 不同型態成核所需自由能之比較 | 57 |
| 圖 1-3 | 三種不同銲接類型之凝固型態 | 58 |
| 圖 1-4 | 銲接參數對於銲道內晶粒型態的影響 | 59 |
| 圖 1-5 | 典型鑄造材料之晶粒結構 | 59 |
| 圖 1-6 | EBSD 之基本系統裝置架構 | 60 |
| 圖 1-7 | EBSD 之基本系統裝置套件 | 61 |
| 圖 1-8 | 表面張力對於銲道的影響 | 62 |
| 圖 1-9 | 實驗流程圖 | 63 |
| 圖 3-1 | 試片取樣圖.. .. | 64 |
| 圖 3-2 | 30 mm-AZ91 之全熔融區拉伸試片取樣 | 65 |
| 圖 3-3 | 30 mm-AZ91 之全熔融區拉伸試片規格 | 65 |
| 圖 3-4 | 6 mm-Mg, AZ31 與 AZ61 之銲後拉伸試片取樣... .. | 66 |
| 圖 3-5 | 6 mm-Mg, AZ31 與 AZ61 之銲後拉伸試片規格... .. | 66 |
| 圖 3-6 | 熔融區之 XRD 分析取樣圖 | 67 |
| 圖 4-1 | 6 mm-純 Mg 銲道外觀 | 68 |
| 圖 4-2 | 6 mm-AZ31 銲道外觀 | 69 |
| 圖 4-3 | 6 mm-AZ61 銲道外觀 | 70 |
| 圖 4-4 | 6 mm-AZ91 銲道外觀 | 71 |
| 圖 4-5 | 6 mm-純 Mg 銲道橫斷面圖 | 72 |
| 圖 4-6 | 6 mm-AZ31 銲道橫斷面圖 | 73 |
| 圖 4-7 | 6 mm-AZ61 銲道橫斷面圖 | 74 |
| 圖 4-8 | 6 mm- AZ91 銲道橫斷面圖 | 75 |

| | | |
|--------|--|----|
| 圖 4-9 | 四種材料之熱輸入量與 (a) 鐸深 ,(b) 鐸寬 ,(c) 熔入比關係圖.. | 76 |
| 圖 4-10 | 30 mm 厚板之 AZ91 鐸道橫斷面 | 77 |
| 圖 4-11 | 30 mm- AZ91 之熱輸入量與 (a) 鐸深、鐸寬 ,(b) 熔入比關係圖 | 78 |
| 圖 4-12 | 純 Mg 水淬後之顯微組織 | 79 |
| 圖 4-13 | AZ31 經固溶後之顯微組織.. | 79 |
| 圖 4-14 | AZ61 經固溶後之顯微組織.. | 80 |
| 圖 4-15 | AZ91 經熱壓延與固溶後之顯微組織.. | 80 |
| 圖 4-16 | 純 Mg 靠近熔融區中心處之顯微組織.. | 81 |
| 圖 4-17 | AZ31 在不同走速下之上、下熔融區位置的顯微組織 | 82 |
| 圖 4-18 | AZ61 在不同走速下之上、下熔融區位置的顯微組織 | 83 |
| 圖 4-19 | AZ91 在不同走速下之上、下熔融區位置的顯微組織 | 84 |
| 圖 4-20 | AZ91-NST 鐸道底部.. | 85 |
| 圖 4-21 | AZ91-NST 熔融區中心之上部區(500 W , 15 mm/s). | 85 |
| 圖 4-22 | AZ91-NST 熔融區中心之下部區(500 W , 15 mm/s). | 86 |
| 圖 4-23 | AZ91-NST 熔融區中心之上部區(500 W , 35 mm/s). | 86 |
| 圖 4-24 | 純 Mg 熔融區邊界處.. | 87 |
| 圖 4-25 | AZ31 熔融區邊界處.. | 88 |
| 圖 4-26 | AZ61 熔融區邊界處.. | 89 |
| 圖 4-27 | AZ91 熔融區邊界處.. | 90 |
| 圖 4-28 | AZ91-NST 熔融區邊界處.. | 91 |
| 圖 4-29 | 純 Mg 熔融邊界之 EDS 成分分析.. | 92 |
| 圖 4-30 | AZ31 熔融邊界之 EDS 成分分析.. | 93 |
| 圖 4-31 | AZ61 熔融邊界之 EDS 成分分析.. | 94 |
| 圖 4-32 | AZ91 熔融邊界之 EDS 成分分析.. | 95 |
| 圖 4-33 | 純 Mg 熔融區之垂直向的微硬度關係圖 | 96 |
| 圖 4-34 | AZ31 熔融區之垂直向的微硬度關係圖 | 97 |

| | | |
|--------|--|-----|
| 圖 4-35 | AZ61 熔融區之垂直向的微硬度關係圖.. | 98 |
| 圖 4-36 | AZ91 熔融區之垂直向的微硬度關係圖.. | 99 |
| 圖 4-37 | 純 Mg 熔融區之水平向的微硬度關係圖.. | 100 |
| 圖 4-38 | AZ31 熔融區之水平向的微硬度關係圖.. | 101 |
| 圖 4-39 | AZ61 熔融區之水平向的微硬度關係圖.. | 102 |
| 圖 4-40 | AZ91 熔融區之水平向的微硬度關係圖.. | 103 |
| 圖 4-41 | AZ91-NST 熔融區之水平向的微硬度關係圖.. | 104 |
| 圖 4-42 | 6 mm-Mg 的應力-伸長量關係圖.. | 105 |
| 圖 4-43 | 6 mm-AZ31 的應力-伸長量關係圖.. | 105 |
| 圖 4-44 | 6 mm-AZ61 的應力-伸長量關係圖.. | 106 |
| 圖 4-45 | 6 mm-AZ91 的應力-伸長量關係圖.. | 106 |
| 圖 4-46 | 30 mm-AZ91 的應力-伸長量關係圖.. | 107 |
| 圖 4-47 | 6 mm 厚之 Mg 基材料的接和效率 .. | 107 |
| 圖 4-48 | 純 Mg 粉末經 XRD 分析後之角度-強度示意圖 .. | 108 |
| 圖 4-49 | 擠型材 AZ31 經 XRD 分析後之角度-強度示意圖.. | 108 |
| 圖 4-50 | 擠型材 AZ61 經 XRD 分析後之角度-強度示意圖.. | 109 |
| 圖 4-51 | 熱壓延後之 AZ91 經 XRD 分析後之角度-強度示意圖.. | 109 |
| 圖 4-52 | Mg-Al 固溶體中, Al 溶質量與 a 和 c 值的關係圖.. | 110 |
| 圖 4-53 | AZ31 熔融區經 XRD 分析後之角度-強度示意圖.. | 110 |
| 圖 4-54 | AZ61 熔融區經 XRD 分析後之角度-強度示意圖.. | 111 |
| 圖 4-55 | AZ91 熔融區經 XRD 分析後之角度-強度示意圖 .. | 111 |
| 圖 4-56 | (a) AZ31 ,(b) AZ61 ,(c) AZ91 之熔融區經 XRD 分析後, 於 $(1\bar{1}01)$ 與 $(\bar{2}110)$ 的極圖 .. | 112 |
| 圖 4-57 | AZ31 之熔融區的 ODF .. | 113 |
| 圖 4-58 | AZ61 之熔融區的 ODF .. | 114 |
| 圖 4-59 | AZ91 之熔融區的 ODF .. | 115 |

| | | |
|--------|---|-----|
| 圖 4-60 | AZ31 之熔融區經 EBSD 分析後，熔融區之 (a) 上，(b) 中，(c) 下部位於 (0001)、 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 與 $(1\bar{1}01)$ 的極圖 | 116 |
| 圖 4-61 | AZ61 之熔融區經 EBSD 分析後，熔融區之 (a) 上，(b) 中，(c) 下部位於 (0001)、 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 與 $(1\bar{1}01)$ 的極圖 | 117 |
| 圖 4-62 | AZ31 在熔融區的 (a) 上，(b) 中，(c) 下局部區域的反極圖 | 118 |
| 圖 4-63 | AZ61 在熔融區的 (a) 上，(b) 中，(c) 下局部區域的反極圖 | 118 |
| 圖 4-64 | 三種 Mg 合金之晶體結構與實驗的晶向關係 | 119 |
| 圖 5-1 | 四種 Mg 基材料之 Al 含量與冷卻速率的關係 | 120 |
| 圖 5-2 | Mg 基材料中之 Al 含量與鍍深的關係圖 | 121 |

誌謝

回想起兩年前初探索材料科學領域，心情既是興奮與不安，深怕自己無法領略材料之美，直到上帝安排了黃志青教授，來撫平我緊張的情緒，並帶領我入材料之寶山，而不至於空手而回。老師在課業與生活上助我甚多，激勵我持續保持對於學習的熱忱，教導我為人處事的誠懇態度，謝謝您，老師。於口試時，特別感謝何扭今教授與魏蓬生教授提供諸多的建議與指正，使我獲益匪淺。

沉浸在一個和諧、快樂的學習環境裡是件幸福的事，黃幫成員們濃厚的人情味與積極、努力的態度，時時感染影響著我。期間有盛祺、宗鼎、一清、凱琳、佩茹與儒瑛等學長姊群，提供我在課業的解惑與實驗的學習。同學兼研究夥伴的鉉凱，互相的砥礪與學習，學弟英博的風趣幽默，讓我留下美好的回憶。

材料科學偏重實驗，對於門外漢的我，幸運地有許多人的協助：古錦松學長於電子束銲接實驗的幫助，陳貴香小姐與陳志鵬學長於 SEM 與 EBSD 的教導，李秀月小姐於 XRD 的幫助，江宏達先生於 OM 的幫助，凱琳學姊與鉉凱在拉伸實驗的幫助，盛祺學長與於微硬度的幫助，以及一清學長於壓延實驗的傳授。此外，表面張力實驗方面，感謝金屬中心之潘金火先生與張桓學長的幫助。有關極圖與 ODF 的量測，感謝中鋼之陳宗榮學長的幫助。

研究生之生活點滴，允俊與舜宇無條件提供住宿，東霖慷慨提供 3C 設備，國政於衣物的供應，華大哥的噓寒問暖，同學與朋友之間的友情實讓我備感溫暖。

感謝生命中不可獲缺的推手，雅芳於生活瑣事的細心照料，以及心靈上的溝通、支持，讓我能迅速走出低潮期。最後，感恩家人的辛勤工作與支持，共同陪伴我度過灰黯的日子，讓我無後顧之憂。

論文題目：鎂基材料電子束銲接之冶金特性與組織研究

頁數：121

校所組別：國立中山大學 材料科學研究所

畢業時間及提要別：八十九學年度 第二學期 碩士學位論文提要

研究生：蘇勢方

指導教授：黃志青 博士

何扭今 博士

論文提要

本研究旨在於探討並比較四種鎂基材料，純 Mg AZ31 AZ61 以及 AZ91，經電子束銲接後的冶金特性、機械性質與快速凝固後之組織分析。經電子束銲接後，四種材料之銲道品質良好，熔融區內並無明顯之缺陷，亦無熱裂現象產生。當材料中的 Al 元素含量越多時，銲道表面型態則是趨於穩定，不易濺灑，而且表面波紋也會較規則細緻。在銲深的表現上，呈現 Al 元素含量越多，銲深越深的趨勢。特別是 30 mm 厚板之 AZ91 的電子束銲接，高銲深表現之最佳參數為功率 2200 W 與走速 16 mm/s，銲深可達 28.6 mm，相較於其他種材料，有特別突出的優良銲深表現。

凝固之後的熔融區與熔融區邊界，四種材料均不見所謂柱狀區的顯微組織，整個熔融區的顯微組織，Mg 相為等軸晶， α 相則是呈現樹枝狀晶；四種材料之熔融溫度範圍隨著 Al 元素含量增加，以 AZ91 最大，純 Mg 最小，因此，在熔融區邊界上，Al 元素含量較多的合金，如 AZ61 與 AZ91 容易衍生出部分熔融區域，純 Mg 與 AZ31 則無。銲後機性測試，在微硬度方面，四種材料之微硬度值均是熔融區大於母材部分；拉伸測試方面，大抵呈現銲接過的試片會有較佳的抗拉強度，同樣材料，熱輸入量愈小時（相同功率下，走速越快），強度越大，然而實驗中 AZ61 與部分 AZ91 試片並沒有依循這樣的結果，推斷可能是部分熔融區域，造成強度的下降。

從 X 光繞射實驗中，極圖與方向分佈函數的結果顯示，Mg 合金 AZ31、AZ61 以及 AZ91 的整體巨觀組織，以平行於 $(\bar{1}3\bar{2}5)$ 之法線方向為軸的 fiber texture 最為顯著，即 $[\bar{1}3\bar{2}3]$ ($(\bar{1}3\bar{2}5)$ 之法線方向) ED，另外還伴隨著一些較微弱的 fiber texture，如 $[0001]$ ED 的 basal fiber texture。三種 Mg 合金經快速凝固後，其可能的晶體成長方向，在 X 光繞射的部分，AZ31、AZ61 與 AZ91 再結晶後的晶軸 a 與 c 具有以下的關係：a ED，相對地，對等的 a 軸則與 WD 夾 30° 角，c ND；而在 EBSD 的部分，AZ31 與 AZ61 則是呈現 a WD，c 則落在垂直於 WD 的平面上，而與 ND 夾 35° 角，與 WD 夾 90° 角。

前言

1.1 鎂合金的發展

Mg 元素 (magnesium, Mg) 雖早在 1808 年即由英國化學家 Hamphry Dary 所發現，但直至 1863 年，由 Deville 與 Caron 利用金屬鈉還原氯化鎂，而成功地製得鎂塊後，始確立 Mg 的工業生產方法。鎂在早期因為價格高昂，且化性活潑，而被視為具危險性的金屬。直到二十世紀以後，藉由對 Mg 及 Mg 合金的深入研究，遂得利用其良好的成形性、切削性及銲接性而能大量生產[1]。

Mg 與 Mg 合金可廣泛應用於結構與非結構元件[2]，而且 Mg 合金為所有結構用金屬中比重最輕者，比重為 1.74，比 Al (2.70)，Ti (4.50) 及 Fe (7.86) 都要輕，因此 Mg 合金良好的比強度(抗拉強度或降伏強度/比重)，常被用於輕量化的用途，早期主要是應用於汽車與航太工業，近年來由於電子工業的蓬勃發展，在強調輕、薄、短、小的 3C (computer, communication and consumer electronic products) 產業發展之下，具有低密度、高比強度與易回收之優點的 Mg 合金逐漸受到重視，對於 Mg 合金的需求也就大幅增加[3]。

1.2 鎂及鎂合金的基本特性

Mg 為質輕之銀白色金屬，屬於六方最密堆積之晶體構造，比重為 1.74，僅為 Al 的三分之二，是實用金屬中最低者，其熔點為 650 較 Al (660) 低[4]，有關純 Mg 的物理性質與機械性質列於表 1-1[5]。

Mg 合金的比重由 1.74 至 1.82 不等，視不同合金元素添加而異，有關各合金元素對於 Mg 合金的影響列於表 1-2。較常見的 Mg 合金主要分為鑄造用 Mg 合金與鍛造用 Mg 合金，鑄造用 Mg 合金常見的有 Mg-Al、Mg-Al-Zn、Mg-Zr-Zn 以及 Mg-RE (rare earth elements) 等合金系；而適合鍛造加工用的 Mg 合金有

Mg-Mn 系 (MIA 合金)、Mg-Al-Zn 系 (AZ31B, AZ61A, AZ80A) 合金, 與 Mg-Zn-Zr 系 (ZK60A, ZK20A) 合金等。

Mg-Al 系合金為 Mg 合金中最輕、最易鑄造者。金屬模鑄品的抗拉強度以含 6% Al 者最大, 伸長率、斷面縮率及衝擊值則以含 4% Al 者為最大; 其密度則隨 Al 量之增加而遞增。圖 1-1 所示者為 Mg-Al 系的平衡相圖[6], Al 固溶於 Mg 中之最大溶解度為 437 °C 處的 12.7%, 其相為 $Mg_{17}Al_{12}$ 之介金屬化合物, 係屬於立方 $Fm\bar{3}m$ 結構[7]。此外, 當 Mg 的重量百分比超過 89% 時, 凝固範圍則隨著 Mg 的重量百分比持續增加而增加。

Mg-Al-Zn 系合金 (AZ 系列) 含有 Al 與 Zn 的總和通常在 10% 以下, 其他尚含有少量之 Mn、Si、Cd 與 Ca 等。而這些微量的 Zn 與 Mn 並不足以影響改變整個合金系統之主要的相 (major phases), 而且當 Al 與 Zn 的重量比大於 3, 除了原二元 Mg-Al 合金會析出的平衡相 $Mg_{17}Al_{12}$ 之外, 並無新的相產生[8], 故如 AZ91、AZ61 與 AZ31 合金, 均無其他相之外的二次相析出。Mg-Al-Zn 合金的抗拉強度以含有 Al 5~6%, Zn 2~4% 者為最高。本系合金於 400 °C 施行固溶處理, 經水淬後予以人工時效, 其強度可增加 30~40%。

於 Mg-Zn 系合金內加入 Zr 而得之 Mg-Zn-Zr 合金 (ZK 系列), 於凝固收縮時, 容易補充熔液, 減少收縮孔的發生量, 而使鑄件組織緻密; 且所加入的 Zr 可於晶界析出, 因而可控制晶粒成長, 有晶粒微細化之作用, 可提高材料強度。另外, 本系材料在高溫時易脆化而不易銲接[1,4,5]。

1.3 鎂合金的銲接性

Mg 合金之銲接性主要是依下列各性質而定[9,10]:

(1) 物理性質,

(2) 化學性質，

(3) 合金成份，

(4) 冶金性，

(5) 母材之製程與加工。

就銲接性質而言，首先要討論的就是元素的熱物理性質 (thermalphysical property), 表 1-3 列了 Mg 合金 AZ 系列主要元素與 Fe 元素的熱物理性質之比較。Mg 相較於 Fe 具有較低的能量吸收障礙，因此在鎖孔形成後其能量吸收性較好，吸收性幾乎近似於 100%。熔融 Mg 在熔點時的黏滯性 (viscosity) 和表面張力 (surface tension) 略小於 Al，由於 Mg 具有以上所提：低固態吸收性、黏滯性以及表面張力，熔池也就較不穩定，合金元素易濺灑 (spatter)，而這也是 Mg 合金銲接後表面狀況較差的原因。而通常若合金元素中含有 Mg，銲後之熔融區的 Mg 含量會較母材少，這是由於 Mg 於熔融時與其他常見元素相比之下，其蒸氣壓較高，也較易蒸發損失[11]。此外，Mg 的熱膨脹係數略大於 Al，在銲接時易起變形與扭曲，其收縮率約 4%；而 AZ 系列之 Mg 合金的熱膨脹係數皆大於 Mg。

Mg 之氧化比鋁更容易，其氧化層非連續的生成，所以氧化層並不與 Mg 緊密結合，Mg 氧化層的熔點約在 3500 以上，不溶解於熔融 Mg 中或固態 Mg 之中，因而氧化層的存在會降低 Mg 合金的可銲性。Mg 除了可與 O₂ 反應，也可與 N₂ 作用生成氮化鎂，此種氮化物對於對於銲接性危害甚大，因其易吸收水汽變成水溶液而侵蝕銲件[10]。

合金元素也是影響 Mg 合金銲接性質的主要原因之一，由所添加的元素會影響合金的凝固範圍，易形成較脆的介金屬相，進而影響 Mg 合金的銲接性。Mg

合金 AZ 系列，常添加的合金元素有 Al、Zn 及 Si，當 Mg 合金中若含超過 2% Al，則 Mg 與 Al 之固溶程度隨冷凝速率的增加而下降，因此大大增加了介金屬相 ($Mg_{17}Al_{12}$) 形成的機會。此外，當 Mg 合金的主要合金元素含有 Zn，則銲接性亦隨著降低，這是由於 Zn 具有較大的熔融範圍，因而易對熱裂較為敏感。一般而言，AZ 系列之 Mg 合金適合銲接的成分比例為：Al<10%，Zn<4%左右[9]。

1.4 電子束銲深機構

電子束銲接 (Electron beam welding, EBW) 屬於一種高功率密度的銲接方式，原理是以鎢 (W) 或鉭 (Ta) 合金製成的燈絲，於高溫放射出電子，這些電子經由電場加速成具高能量及高速的電子束，再經由電磁聚焦線圈後，聚焦收斂成直徑為 0.1~1.0 mm 的電子束來撞擊銲件，藉由電子的動能與銲件上原子的交換作用轉換成熱能，產生高溫使得銲件熔融，達到銲接的目的[12]。

關於電子束的銲深機構，首先，電子滲透進入材料內的深度，主要取決於電子的移動速度 (即加速電壓)，其關係式如下[13]：

$$D = \frac{WV^2}{NrK} \quad (1-1)$$

其中， W 為原子量， N 為原子序， V 為加速電壓； r 為密度； K 為常數，所以銲深與電子的滲透能力無關，高銲深也就非電子束直接穿入所造成。電子束銲接的高銲深機構，主要還是由於鎖孔 (keyhole) 效應的結果，此乃受熱熔化後之工件開始汽化，因而在蒸氣壓力、表面張力以及流體靜力等作用下[14]，為了維持動態平衡，在複雜的作用下產生了氣柱 (cavity)，隨著電子束的移動，在氣柱底部熔融狀態的金屬沿先前生成的氣柱向上推，造成鎖孔現象。而氣柱的維持主要受蒸氣壓力與表面張力，其次為流體靜力共同作用的結果[15]，在氣柱底部的熔池流動主要是受到蒸氣壓力的影響。理論上，氣柱底部含有較多的低沸點合金

元素時，蒸氣壓力自然較大，則有助於氣柱的形成，因此，金屬越易被氯化者，可以維持較深的鐳深。

1.5 鐳接之凝固特徵與型態

圖 1-2 (c) 所示不同成核型態之自由能變化曲線，圖中 r^* 表示成核之臨界半徑，其定義如圖 1-2 (a) 所示。大多數鐳接即屬於磊晶 (epitaxial) 成長，其成核所需之能障較傳統的鑄造 (異質成核) 與均質成核來的低。

大致上不同種類的鐳接過程，其凝固後的微結構也就大不相同。圖 1-3 所示為三種不同鐳接類型之凝固型態，其中電子束鐳接即屬於圖 1-3 (a) 類型。而這些經凝固後之金屬或合金在熔融邊界 (fusion boundary) 處，一般而言常出現平面狀 (planar) 或細胞狀 (cellular) 之結構；當越接近熔融區中心時，則形成所謂細胞樹枝狀 (cellular dendrite) 或柱形樹枝狀 (columnar dendrite) 結構；而在熔融區中心有時則會出現等軸樹枝狀 (equiaxed dendrite) 結構。此外，不同的金屬純度與合金成分亦可能造成其凝固之後微結構的改變，通常高純度金屬，其熔融邊界上呈現平面狀結構，但中心則為細胞狀結構；而非等軸晶結構。而合金中之元素成分較多時，較多的溶質 (solute) 含量，佐以較大的熱輸入量 (較小的溫度梯度， dT/dx) 配合，則等軸樹枝狀結構就越可能出現於熔融區中心處。

除了以上所提，鐳接參數為另一個影響凝固特徵與型態的因素，從圖 1-4 得知，當鐳接參數採用低熱輸入量與低走速時，熔池呈現橢圓狀，如圖 1-4 (a)，而且柱狀晶成長方向為了依循最大溫度梯度方向，在這考量之下，其形狀也就由曲線取代直線。另一方面，在高熱輸入量與高走速的條件下，熔池則呈現眼淚狀 (tear drop) 如圖 1-4 (b)，若這時熔融區內無異質成核所需之核種，柱狀晶的成長方向則維持線性，彼此於熔融區中心處結合；反之，若核種存在，則熔融區中心處呈現等軸晶型態，如圖 1-4 (c)。隨著凝核的程度增加，越多新成長的

晶體跟著增加，晶粒也趨於細化，因晶粒細化的結果，凝固所造成之裂縫，產生的機會也就大大的降低，藉此鐸後的機械性質，如強度、延展性、韌性與抗疲勞性質也會獲得改善[16-17]。

1.6 快速凝固後之鐸道的晶粒取向分佈

就鑄造材料而言，典型的晶粒結構圖如圖 1-5，外圍為激冷區(chilled zone)，其次為柱狀區 (columnar zone)，及中間的等軸晶區 (equiaxed zone) [18]，其中激冷區與等軸晶區處的晶粒取向為隨機分佈 (random)；柱狀區則具有較強的從優取向分佈[19]。而鐸道熔池之晶粒成長過程和傳統鑄造具有某些異同處，根據 Davies 與 Garland[20]兩者的觀點，認為鑄錠再凝固時，其晶粒成長是始於澆鑄階段，並在激冷區成核。反之，鐸道凝固之初不需要有成核階段，因為熔池會立刻將母材局部熔融，而母材的化學成份大抵與熔池相近，這點對於自體鐸接的電子束鐸接而言，尤其明顯。再者，鐸道的巨觀凝固速率遠快於鑄造，傳統氬鐸的凝固速率約為 100 mm/min，而電子束鐸接則高達 1000 mm/min[21]。

對於幾個較常見的金屬，其凝固後的織構 (texture) 已經被 Czochralski、Tammann 與 Schmid 等人所決定[22]，如結構為 cubic 的金屬通常具有 $\langle 100 \rangle$ 織構，而 $\langle 100 \rangle$ 也就是其長晶的方向；屬於 HCP 之金屬的凝固晶相關係，根據文獻，高純度的 Zn 與 Cd 具有 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 織構，，在 HCP 之非金屬材料方面，Kurz 與 Fisher 等學者[23]則提出了 H_2O (snow) 為 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ ，與 $\text{Co}_{17}\text{Sm}_2$ 為 $\langle 0001 \rangle$ 等相關資料。從這些文獻得知，不同的 HCP 材料，其優選方位也就可能有所不同。

一般認為 HCP 材料之樹枝狀成長方向會沿著錐面 (pyramid) 為 $(10\bar{1}1)$ 之法線方向，這是由錐面為最緊密堆積之平面 (closest packed planes)，而 HCP 材料之最緊密堆積平面，取決於它本身因材料而異的 c/a 比值，因此 HCP 金屬的

鑄造時之凝固組織表現主要隨著 c/a 比值而改變，如 Cd 與 Zn 的 c/a 比值分別為 1.89 與 1.86，皆高於 c/a 之理想值 1.633（即 $\sqrt{8/3}$ ），兩者的凝固組織即成長方向平行 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ ；而 Mg 的 c/a 值為 1.62，略小於理想值，凝固組織則為 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 纖維（fiber）組織。其他如成份、熱影響及機械加工等因素也會改變組織的表現 [22]。

1.7 背向散射電子繞射法（EBSD）簡介

在傳統研究材料的顯微組織及晶格鑑定的分析方法，通常是利用光學顯微鏡（optical microscopy, OM）、掃描式電子顯微鏡（scanning electron microscopy, SEM）與穿透式電子顯微鏡（transmission electron microscopy, TEM），並配合著能譜儀（energy-dispersive X-ray spectrometry, EDS）來鑑定材料晶粒的大小形狀、所含元素與成份分佈；同時為了更進一步了解相的晶格以及相之間的晶相關係，必須利用 X 光繞射或 TEM 中繞射功能，配合結晶學理論來解釋瞭解。但是想在一次實驗中同時獲得顯微組織的資訊，以及晶粒間的關係是相當困難的，因此在八十年代發展出一項新的分析技術，這項技術除了可以直接獲得試片表面的顯微組織，也可以直接在顯微組織成像中，獲得任何有關該組織的晶粒關係，包括取向關係與取向差異；也可以直接在顯微組織成像中，得到任何有關該組織的晶粒關係，或者一些有關結晶學上的資訊，此一技術就是一般所謂背向散射電子繞射法（electron backscattered diffraction, EBSD）。其基本系統裝置架構如圖 1-6 [26]。試片表面與入射電子束夾角約 19.5° ，電子束入射於試片晶體所產生的背向散射電子信號，被距離試片約 70 mm 的磷螢光屏直接接收，再將所獲得的繞射訊號經由相機傳送到電腦作分析，目前在軟體上已發展出能對區域每一點作自動繞射分析，並且可用不同顏色代表晶粒取向，同時可以瞭解相鄰晶粒之間的關係。有關 EBSD 之基本系統裝置套件詳見圖 1-7。

EBSD的出現彌補了 TEM 只能觀察單一晶粒的晶格常數及其鄰旁晶粒間的晶粒關係，因而 EBSD的觀察範圍較 TEM 廣，可量測的晶粒數量較多，這在統計上深具意義；EBSD也改善了 X 光繞射只能獲得試片整體的晶向分佈，但無法取得個別晶粒間的晶向關係之缺點。

此外，鐸件的整體是由母材、熱影響區以及鐸道三部份所組成，後兩部份在整個鐸件所佔的體積比甚小。特別是高能束鐸件，其鐸道既深且窄，在分析顯微組織與之夠的取樣就必須謹慎。這種不大又不小的分析區域，以及熔融區中具有不同的晶粒組織區域，其微纖構也不盡相同，此正是 EBSD 的最佳切入點 [24-26]。

1.8 表面張力對鐸道的影響

在氣柱底部的熔池流動主要是受到蒸氣壓力的作用，這些蒸氣壓乃源自於金屬的氣化，氣柱底部不斷地產生蒸氣，這些蒸氣朝向上方出口流動的同時，蒸氣壓逐漸地降低。到了氣柱頂部後，與表面張力相比之下，蒸氣壓力已顯得微不足道，於是表面張力驅動著四周熔池的流動[27]。

由於熔池表面的溫度均呈中央高而四周低的分布情形，此溫度差異(ΔT)構成一表面張力梯度 ($\frac{d\sigma}{dx}$)，驅使著熔池表面的流動，因而定義出所謂的溫度係數 (temperature coefficient, $\frac{d\sigma}{dT}$)，受到表面張力梯度驅使的流動大致可分為兩種[28,29]：(1)放射性往外流動 (radially outward flow)，此即溫度係數為負值的結果，諸如純金屬均屬此類，其所表現出來的鐸道外觀為中央部位較兩側低，表面較為平坦，波紋規律細密。熔渣往兩側分散開，中央區域露出較光亮的金屬，鐸道會較寬，鐸深淺。(2)四周朝內流動 (radially inward flow)，當溫度係數呈現正值時，特別出現在某些含有表面活性元素的合金。其鐸道外觀為中央隆起高於兩側，鐸道擾動較大，表面波紋粗糙不規則。熔渣集中於中央。鐸道較窄，

鉸深較深。

有關表面張力對於鉸道的影響，可以從圖 1-8 得到清楚的說明，當材料的溫度係數為正值時，即產生圖 1-8 中的圖 (a) 所示的情形：中央高溫區的表面張力較大，四周低溫區的表面張力較小，會使四周的金屬溶液往中央區域流動，造成中央凸起造成中央凸起，兩側凹陷的外觀，又因中央集中的高溫溶液往下流動，將使鉸道底部的金屬熔化，而使鉸深加深。圖 (b) 則是：溫度係數為負值的表現情形，中央高溫區的表面張力較小，四周的表面張力較大，使得中央高溫溶液往兩側流動，呈現中央凹陷兩側隆起的外觀，並造成鉸寬加大，鉸深較淺的鉸道[27,30]。

1.9 研究動機與規劃

以目前相關的之接合性質的研究文獻中發現，不鏽鋼與鋁基材料仍為研究大宗，有關鎂合金之高能束鉸接則較集中於 Mg-Zn-Zr (ZK 系列)；對於 Mg-Al-Zn (AZ 系列) 之高能束研究甚少。此外，對於高能束鉸接，包括雷射鉸接與電子束鉸接，大部份的研究集中在鉸接條件的最佳化，鉸件動靜態之機性評估，以及晶粒偏析或缺陷析出物等微組織觀察分析。但對於鉸道內快速凝固之晶粒方向取向分佈，尤其是具 HCP 結構之鎂合金，幾乎沒有文獻報導，而這正是本篇論文的出發點，希望在不同的鉸接條件，不同鉸件的化學成份，以及在母材、鉸道熔融區、熔融區中心不同深度、不同位置之晶粒取向與晶界間角度分佈等方面有進一步的瞭解。關於以上這類晶粒組織分佈的研究，本來均是以 X 光繞射來建立其極圖 (pole figure) 及取向分佈函數 (orientation distribution function, ODF)，但因鉸道區域窄且深，部份區域之晶粒組織與組織分佈不盡相同，因此本論文不採行大規模、整體之 X 光分析方法；而改用電子背向繞射系統 (EBSD) 分析之。此外多種鎂合金的鉸接冶金性質也是本論文重點之一，包括鉸道型態、鉸道品質與微組織觀察與分析，以及在不同合金成份下之表面張力對於鉸道外觀與鉸深的

影響。

本論文的規劃如下：

- (1) 用不同之鎂材，包括四種 Mg 基材料（純 Mg、AZ31、AZ61 與 AZ91）之系統化 EBW 銲接參數之效應數據，包含功率、走速，並量測銲後其基本銲道深寬，與表面型態等性質。
- (2) 用不同厚度的板材，以 AZ91 為主，厚度為 6 mm 與 30 mm。
- (3) 針對銲後之 Mg 基材料，進行微硬度與拉伸等機械性質測試，分析因銲接條件與元素比例不同時，所造成之差異。
- (4) 運用 X 光繞射、X 光極圖、與 EBSD，作四種鎂基材料與不同厚度 AZ91 的織構分析，包括在不同銲接條件下、銲道中心之不同部位的晶粒方向與晶界角度分佈趨勢。

本研究相關實驗方法與順序如圖 1-9 之實驗流程圖所示。

壹. 文獻回顧

2.1 鎂合金之低功率鐸接

Krohn 等人[31]以 Mg 合金 AZ31、AZ61 與 AZ91 進行惰性氣體金屬線電弧鐸(metal inert gas arc welding, MIG or GMAW)和鎢極惰性氣體電弧鐸(Tungsten inert gas arc welding, TIG or GTAW) 鐸接，鐸接方式分為相同與異種材料的對接方式，鐸後並作機性測試。結果發現鐸後 AZ91 鑄材鐸道的孔洞量，明顯多於鍛造過後的 AZ31 與 AZ61。鑄造材 AZ91 與經鍛造過之 AZ91 比較，鐸接後的接合強度與伸長量，以鍛造材料較好，而兩者個別是 184 與 291 MPa，2.9 與 4.4%。在相同鍛造材料的對接方面，抗拉強度隨 AZ31、AZ61 及 AZ91 越來越大，分別為 228、287 與 291 MPa；伸長量則反之，越來越小，分別為 7.7、6.3 與 4.4%。而經 MIG 與 TIG 鐸後的機械測試顯示，兩者鐸接方式差異不大。

至於鎂合金 AZ 系列鐸接後的微組織探討，則有 Stern 等人[32]引進所謂的部分熔融區域(partially melted zone, PMZ)特徵，其所研究的材料為鎂合金 AZ91 板材，並使用 TIG 鐸接，結果顯示母材越靠近熔融線處則出現了有部分熔融的跡象。

在非 Mg 合金 AZ 系列鐸接方面，Matsumoto 等人[33]針對 Mg 合金 AM60 (Mg-6% Al -0.28% Mn) 之 6 mm 板材進行電弧鐸 (arc welding) 單次與連續雙重鐸接，經 X-光非破壞檢測發現，鐸後之孔洞量與缺陷很少；母材與融熔區之硬度值表現差異不大，經拉伸機械測試後之接合效率可達 90% 以上，即使鐸道含有缺陷，接合效率仍可達 80% 以上。因而 AM60 對於電弧鐸具有良好的鐸接性，唯較特別的是，不管是單次或連續雙重鐸接，鐸道熔融區與母材間之界線 fusion line (FL) 並不是清晰可辨，也不見所謂的熱影響區 (HAZ)，這兩點與相同鐸接條件下之 Al 合金的表現大異其趣。

有關 ZK 合金系列的研究，早期 Nikitin 等人[34]的研究中發現，於與母材相同成份之鐸接填料 (filler) 中添加額外的稀有元素 La，只能改變接縫處之裂縫的分佈；而無法防止裂縫的生成，但是若於此填料中同時增加 Zn 的含量，則可以改善以上所提。Vilukin 等人[35]針對 Mg-Zn-Zr 合金，以 TIG 鐸接研究中指出，於原合金元素中添加 La 元素當填料，可降低 Mg-Zn-Zr 合金的凝固範圍，減少鐸後熱裂的機會，此外鐸後的機械性質與原母材差異不大，這是由於鐸道內的 Zr 與額外的 La 使其晶粒細化所致。

在 Mg 合金摩擦鐸接 (friction welding) 方面，Kato 等人[36]曾以 Mg 合金 AZ31 圓棒材作摩擦鐸接，藉由改變摩擦鐸接時的參數：摩擦壓力與摩擦時間，求得 AZ31 在不同參數下機性測試的表現行為，以期得到最佳的鐸接參數。

2.2 鎂合金之高能束鐸接

(1) 鎂合金雷射鐸接

Haferkamp 等人[37]曾於 1998 年對 Mg 合金 AZ21、AZ61 與 AZ91 做雷射鐸接，所使用的雷射種類為 Nd : YAG 與 CO₂ 雷射系統，文中指出 Mg 合金 AZ21 與 AZ91 具有良好的雷射鐸接性質。首先，在相同的鐸接條件下，就 AZ21 而言，Nd : YAG 系統下之鐸深會比 CO₂ 系統來得好。其次，由於通常高鐸速會伴隨著較高的冷卻速率 (cooling rate)，亦產生較為細小的晶粒結構，因而 AZ91 鐸道處的硬度值隨鐸接走速增加而增加。而走速約在 17 mm/sec 時，鐸道區的硬度值就約與母材之硬度值相當。以 AZ31 與 AZ91 互相比較時，隨著合金元素的減少，AZ31 之晶粒尺寸卻沒有像以上 AZ91 對於鐸速有相當程度的依賴性。

1998 年 Weisheit 等人[38]以四種 Mg 合金 (AZ91、AZ61、QE22 及 WE54) 作 CO₂ 雷射鐸接，鐸接方式為對接，其研究的方向著重於鐸後之微結構與硬度、衝擊、拉伸等機性測試。在微結構方面，四種 Mg 合金之熔融區於凝固後均無柱

狀晶粒的生成；而是近似於等軸晶狀。析出物方面，QE22 與 WE54 中的介金屬化合物連續地析出於晶界；而 AZ61 與 AZ91 之析出物 ($Mg_{17}Al_{12}$) 則是以不連續的分佈，析出於晶界。

於 1998 年 Weisheit 等人[39]又針對多種 Mg 合金做 CO_2 雷射銲接，材料厚度分別有 2.5、3、5 及 8 mm，其接合方式分為相同合金對接與異種合金對接，兩者皆無使用銲料 (Filler)，文中指出熔融區的晶粒結構，除了鎂合金 WE54、AZ31、AZ61 及 AZ91 之外，其餘 AM60、ZC63、ZC71、QE22、ZE41、ZW3 均為細胞狀 (cellular)，至於我們較感興趣的 AZ61 與 AZ91，其熔融區展現出樹枝狀 (dendritic) 的細晶粒結構，而鍛造過的 AZ31 則與前二者不同的是，為較粗大之單一相晶粒直接延伸穿過熔融區邊界 (fusion boundary) 向 HAZ 處生長。

近期 1999 年，Sanders 等人[11]使用 Nd:YAG 與 CO_2 雷射系統，試圖找出 Mg 合金 AZ31B-24 之最佳銲接參數，結果顯示，於合金表面塗上一層鉻酸鹽，可以有效改善 Mg 合金中 Mg 元素對雷射熱低吸收性之缺點，進而改善其銲接性。銲後之元素分析也透露出合金中 Mg 與 Zn 元素之低汽化點和高蒸氣壓的事實，因此融熔區元素損失最大為 Mg，其次是 Zn，Al 與氧化物則幾乎無損失。

(2) 鎂合金電子束銲接

有關 Mg 合金高能束銲接的文獻，目前仍以雷射銲接居多，電子束銲接相關之研究仍嫌不足。Draugelates 等人於 1998 年[40]曾對 Mg 合金 AZ31，AM50 與 AZ91 以非真空式電子束銲接 (NV-EBW) 之。個別所用之銲料分別為 AZ61、AZ61 與 AZ92，銲後經拉伸測試，唯獨 AZ91 銲道之拉伸強度較母材降低許多，其接合效率為 65%；其餘兩者差異則較小，其中，AZ31 之接合效率為 96%，AM50 則為 86%。

近期 2000 年，則有 Munitz 等人[41]嘗試以電子束銲接來評估鎂合金 AZ91

的微結構與機械性質，並進一步與鎢極惰性氣體電弧銲（Tungsten inert gas arc welding, TIG or GTAW）比較。經 X 光照相術與超音波檢測結果顯示，常見的缺陷如裂縫、縮孔與孔洞的量不多。在微結構方面，當母材靠近熔融區的邊緣，約接近 HAZ 處，原不連續析出物-相（ $Mg_{17}Al_{12}$ ）開始受熱熔解於 Mg 相中；而越接近熔融區時，相則熔化的更完全。此外，由於熔融與凝固的時間相當短暫，HAZ 所佔的尺寸相當的小，約只有 30-50 μm 寬。在部分熔融區域，作者則發現 secondary DAS (dendrite arm spacing) 隨著電流值增加而增加。在機性表現方面，原母材（鑄造材）的拉伸強度為 189 MPa，伸長量為 2.6%，經電子束與摩擦銲接後的強度與伸長量皆比原母材好，強度分別為 189 MPa（接和效率為 100%）與 246MPa（接和效率為 130%），伸長量為 2.6 與 6.7%，而且經電子束銲後的試片皆在母材處斷裂；而以 TIG 銲接後的機性表現差強人意，強度只有 134 MPa（接和效率為 71%），伸長量為 0.7%。

2.3 純 Mg 與 Mg 合金經凝固後之晶向關係

在純 Mg 與 Mg 合金經凝固後之晶向關係方面，少有文獻研究報告，早期 1929 年 Nix 與 Schmid[43]發現經過單一方向性凝固（unidirectional solidification）後，會有 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 凝固組織。在相似的研究當中，Edmunds[43]則發現其凝固方向會垂直 $(20\bar{2}5)$ 平面。在 1980 年時，Hatherly 與 Hutchinson 等學者[22]曾提出純 Mg 的 c/a 為 1.624 約接近於理想 c/a 值 (1.633)，經過柱狀凝固（columnar solidification）的過程後，其主要的組織成份為 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 纖維組織。

在 1989 與 1990 年左右，Pettersen 與 Ryum[42-43]致力於 AZ91 經單一方向性凝固之晶向關係，他們發現 AZ91 處在較高的溫度梯度與較低的成長速率時，主要的成長方向為 $\langle 22\bar{4}5 \rangle$ ；而在較低的溫度梯度與較高的成長速率時，主要的成長方向為 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ，在後者條件下，沿著主要成長方向，樹枝狀晶具有六軸對稱，第二支臂（secondary arms）則躺在 (0001) 、 $(1\bar{1}01)$ 與 $(\bar{1}101)$ 平面上，其中

躺在基底面 (basal plane) 之第二支臂與主要成長方向具有相同的晶向，為 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 與 $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 。

2000 年 Sigrid 等人[44]致力於研究 Mg-Mg₁₇Al₁₂ 共晶組織的微結構與晶向關係。首先其熔煉後的材料為含 $33.0 \pm 0.2\text{wt}\%$ Al 之 Mg-Al 合金，另外在幾組材料中添加了 0.05wt% 與 0.1wt% 的 Sr，然後將上述各合金以 Bridgeman technique 之單一方向性凝固 (unidirectional solidification) 製成棒狀。結果顯示在這些合金系統裡有著 lamellar 與 rodlike 的共晶組織結構，所觀察到的結構組織符合預測值，也就是在等向性的介面能 (isotropic interface energy) 前提之下，從 lamellar 轉變為 rodlike (fibrous) 共晶組織時，所需第二相 (minor phase) 的體積分率 (volume fraction) 約為 0.33。

另外在不同的成長速率之下，對於晶粒、晶胞 (cell) 的大小及層狀結構的間距與完整性影響甚鉅，處在較慢的成長速率時，晶粒之間界線分明 (well-defined)，lamellae 的排列也較為整齊規律；相反地，較快的成長速率，整個組織結構變得較為細緻，晶粒會延伸進入晶胞內，靠近晶胞邊界區域，則觀察到兩相的分布較不規則，和長度較小之 lamellae 與 fibrous 組織結構隨機散佈其內。在含有 Sr 的合金系統中則發現有少量之 faceted particles，大小約 10 μm，此外，Sr 的添加後的合金系統，孔洞量明顯較 Al-Mg 合金減少許多。

在晶向關係方面，由 Sigrid 等人[44]利用 EBSD 分析之極圖得知，微量 Sr 的添加與否似乎不影響整個合金系統的晶向關係，Mg 與 Mg₁₇Al₁₂ 兩相具有以下的關係：

$$[11\bar{2}0]Mg \quad [111]Mg_{17}Al_{12} \quad (2-1)$$

$$(1\bar{1}01)Mg \quad (10\bar{1})Mg_{17}Al_{12} \quad (2-2)$$

Mg 與 $Mg_{17}Al_{12}$ 兩相的成長方向分別為 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 與 $\langle 111 \rangle$ ，介於成長方向與低指數方向（low index directions，如 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ），兩者之間的角度偏差量 θ_{ND} ，對於兩相而言，在某一固定的成長速率下，這個偏差值是相當穩定，然而一旦成長速率有所改變， θ_{ND} 也會有所變化，成長速率在 4.6×10^{-4} cm/s，Mg 之 θ_{ND} 為 14° ， $Mg_{17}Al_{12}$ 則為 15° ，當成長速率增加至 1.8×10^{-3} cm/s，兩相之 θ_{ND} 不約而同，皆約為 8° ，最後，當成長速率增加至 4.8×10^{-3} cm/s， $Mg_{17}Al_{12}$ 之 θ_{ND} 可減少至 2° 左右。而造成上述差異的主因是：當成長速率增加時，熱量需要更快速地在液固介面之間傳遞，而熱量沿著最緊密堆積方向（close-packed directions）傳遞較其他來得有效率，於是晶體也會盡量低指數方向（具有較高的原子密度）成長，角度偏差量 θ_{ND} 自然而然便隨著成長速率增加而減小。

參. 實驗方法

3.1 實驗材料及處理

本研究係使用的鎂基材料分別為純 Mg 與 Mg 合金 AZ31、AZ61 及 AZ91。純 Mg 為一般商用鑄錠塊，表 3-1 所示為四種 Mg 基材料之成分組成。AZ31 與 AZ61 為擠形板材，厚度為 6 mm，由 Higashi 教授 (Department of Metallurgy and Materials Science, Osaka Prefecture University, Japan) 所提供。AZ91 則是由大陸 Nanjing welbow metals CO., LTD. 所生產，其為鑄錠材。

為了使原始母材 AZ91 成份均一，且減少鑄造材所含的孔洞量，將母材裁成厚度 50 mm 的板材，經 415 °C、20 小時的固溶處理，爾後將板材經由 HF200x200 可調轉速滾壓機，以 300 °C、30 分鐘的退火條件，壓延成厚度 30 mm 的板材。另外相同的壓延條件，將 40 mm 的板材壓延成 6 mm 的片材，以便與相同厚度之 AZ31 與 AZ61 進行比較。

銲接前，將壓延後的 30 mm 之 AZ91 板材施予 415 °C、2 小時的固溶處理；6 mm 的 AZ31、AZ61 及 AZ91 片材則施予 415 °C、10 min 的固溶處理，以消除其壓延所產生的殘餘應力，並使材料均質化，另外還有一批 AZ91 未經過固溶處理，以下均用 AZ91-NST 表示，以便與固溶過之 AZ91 有所區隔，而純 Mg 則是從原鑄錠材裁切成 6 mm 厚板，接著將其於 300 °C 下放置 10 min，然後水淬處理。為了避免油脂、污染物及氧化物附著在材料表面，進而影響銲接時隻輸入熱量及電子束銲接機之真空度，所以銲接前，所有銲件皆以 320 及 600 號砂紙研磨表面，接著將其置於丙酮 (acetone) 溶液中，以超音波震盪洗淨表面。

3.2 電子束銲接處理

本研究所使用的電子束銲接設備為 TORVAC CVE63B 電子束銲接機，使用的銲接方式採取無預熱、無填料的自體銲接。銲接時電子束銲接機之真空度保持在 $5\sim 8 \times 10^{-5}$ torr，其它相關銲接參數如表 3-2 與表 3-3 所示；銲接方向與壓延方向（RD）或擠型方向（ED）垂直。

3.3 光學顯微鏡之觀察

將銲接後之材料的橫斷面（詳見圖 3-1）以慢速切割機切下，經冷鑲埋後，以砂紙依序研磨，再分別以 $0.3 \mu\text{m}$ 與 $0.05 \mu\text{m}$ 氧化鋁粉進行拋光，最後進行腐蝕。將完成腐蝕之試片以光學顯微鏡（optical microscopy, OM），調整適當倍率及焦距，觀察銲道形狀、銲道內金相組織、孔洞分佈、晶體組織成長方向等。

3.4 掃瞄式電子顯微鏡之觀察

將金相試片放入掃瞄式電子顯微鏡內，所使用的掃瞄式電子顯微鏡之型號為 JEOL JSM-6400，以二次電子影像（secondary electron image, SEI），加速電壓為 20 kV，觀察 OM 所無法觀察的銲道之微細晶體組織。並使用 EDS（energy-dispersive X-ray spectrometry）及藉由 EDS-speed map、EDS-line profile 與 EDS-point profile，觀察銲道元素成份的分佈。

3.5 微硬度試驗

微硬度所採用的儀器為 SHIMADZU HMV-2000 微硬度試驗機，測試用的試片取樣為銲後銲道的橫斷面（cross section），此乃包含母材與銲道熔融區的部分，如圖 3-1 所示。試驗之前，每個試片先經冷鑲埋，後接以研磨及拋光處理。進行微硬度試驗時，選定的荷重（load）為 50 g，停留時間（dwell time）為 15 sec，量測方式分為兩種：一為沿銲道橫斷面的垂直方向，求取熔融區上、中與下三部

分的微硬度值；另一則沿鐸道橫斷面的水平方向，量測母材至熔融區之微硬度變化情形。

3.6 拉伸試驗

拉伸試驗所採用的設備為 Instron 5582 萬能試驗機，測試溫度為室溫，應變速率 (strain rate) 採用 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。在試片的取樣方面，在 30 mm 厚板之 AZ91 的部分，欲了解整體熔融區與熱壓過之母材的拉伸性質差異，加上鐸後的深度較深，方便全熔融區試片的製作，試片取樣與試片規格如圖 3-2 與圖 3-3 所示，其拉伸方向平行於鐸道，而垂直於壓延方向。另外，在 6 mm 厚板之鎂基材料則是選定純 Mg、AZ31、AZ61 與 AZ91 做一比較分析，其拉伸方向垂直鐸道，而平行於壓延或擠型方向，如圖 3-4 與圖 3-5 所示。

3.7 X 光繞射分析

X 光繞射 (XRD) 分析係採用本所 Siemens D-5000 X-ray 繞射儀，由 IBM 個人電腦控制，便於分析數據與繪製結果。分析的試片乃是選取未鐸接試片，其分析部位為圖 3-1 中，垂直於 ND 的平面，與鐸接後之全熔融區域，如圖 3-6 所示，主要是量測並計算三種 Mg 合金之晶體常數，以及粗略瞭解有何明顯之優選平面或方向存在於母材與鐸道。此外，以圖 3-6 試片所做之全熔融區的織構分析，包括極圖 (pole figure) 與方向分佈函數 (orientation distribution function, ODF) 乃是由中鋼 Siemens D-500 X-ray 繞射儀所量測。

3.8 背向散射電子繞射系統觀察

EBSD 試片的要求規格，直徑不能超過 10 mm，厚度在 5 mm 以內，並判斷好試片的 RD 及 TD 方向，有關鐸後試片的取樣詳見圖 3-1。試片研磨及拋光方

式基本上與一般 SEM 及 OM 的做法類似，為了在實驗時得到較佳的 pattern 與數據的準確性，同時，為避免試片表面因研磨時產生的殘留應力、機械損傷、表面氧化及污染，造成繞射菊池譜無法分析或分析錯誤，所以試片經研磨之後，再進行電解拋光 (electrolytic polishing)，所使用的腐蝕液配比為 800 ml ethanol，140 ml distilled water 與 60 ml perchloric acid (60%)，電壓為 20 V，溫度為 25℃，另外陰極乃採用 Ni (Nickel)。

試片準備好後，將其裝入掃描式電子顯微鏡內，並進行 Ge 校正，同時設定好所要分析之材料的資料庫與試片方向幾何條件。接著取得一 SEM 影像，選擇實驗所需的區域，作 point 或 map 分析，取得各分析點之繞射譜，並以電腦讀取 Miller index 及儲存空間的座標，最後再利用電腦計算求取極圖 (pole figure) 反極圖 (inverse pole figure) 與晶相分佈 (misorientation distribution) 等資料。

肆. 實驗結果

4.1 電子束鐳接結果

(1) 鐳道型態與外觀

純 Mg、AZ31、AZ61 與 AZ91 之 6 mm 厚板經電子束鐳接後，首先就鐳道外觀而言，純 Mg 之鐳道起伏表現相當不穩定，鐳道表面有濺灑的現象，而且表面波紋明顯受到擾動，其表現較為不規則，這種現象隨著走速的增加，越是嚴重，見圖 4-1。AZ31 相同的鐳接條件下，像純 Mg 鐳道不穩定的現象，似乎有減緩跡象，但鐳道表面仍有有濺灑的現象，見圖 4-2。AZ61 表面波紋之規則性與穩定性又比 AZ31 來得好，走速在 35 mm/sec 時，其外觀除了較為凹凸不平外，表面波紋尚可維持一定的規則性，濺灑的現象也較為少見，詳見圖 4-3。相較於前三者，AZ91 之鐳道起伏較穩定，鐳道之表面波紋也較為規則平順，隨著走速減緩至 25 mm/s，濺灑的現象已不復見，如圖 4-4 所示。

隨著成份組成的不同，四種材料純 Mg、AZ31、AZ61 與 AZ91 在熔入比 (aspect ratio, depth/width) 方面的表現也就大不相同。由表 4-1 得知，純 Mg、AZ31、AZ61 與 AZ91 熔入比均隨著熱輸入量的增加而增加，同熱輸入量下，鐳深以 AZ91 為最，純 Mg 的表現最差，特別是在較快走速 (25 mm/s 與 35 mm/s) 的條件下，純 Mg 之鐳深變化深受鐳速的影響，在 15 mm/s 時，鐳深可達 3.985 mm，隨著鐳速的上升，則鐳深驟然只有 1.268 與 1.168 mm。而 AZ61 與 AZ31 兩者則相差不大。圖 4-5、4-6、4-7 與 4-8 分別為這四種材料之鐳道橫斷面圖，當功率為 500 W，在低走速 15 mm/s 時，6 mm 之三種 Mg 合金只有 AZ91 能被鐳穿，而過多熱輸入量促使其上表面呈現凹陷狀。在鐳寬方面，AZ31 與 AZ61 對於熱輸入量的改變，其鐳寬差異不大；而走速在 35 mm/s 與 15 mm/s 時，AZ91 之鐳寬則有較明顯的差異。此外，就鐳道型態、外觀、鐳深與鐳寬而言，鐳接前

沒有經固溶處理之 AZ91 試片，與事先有經固溶處理的試片，似乎並無明顯差異。

更明確地表示這四種材料在鐳深表現上的差異，如圖 4-9 (a) 所示，顯然 AZ31、AZ61 與 AZ91 三者之鐳深差異程度，隨熱輸入量的增加而增加；反觀純 Mg 卻沒有依循這樣的關係，熱輸入量在 14 到 20 J/mm 之間，純 Mg 之鐳深表現幾乎呈現穩定狀態，當熱輸入量為 33 J/mm 時，其鐳深急速增加至 3.985 mm，約略小於同條件下之 AZ61。圖 4-9 (b) 為四種材料之熱輸入量與鐳寬關係圖，整體而言，純 Mg 與 AZ31 鐳寬與熱輸入量趨勢非常類似，幾乎呈現線性的關係；而 AZ61 鐳寬與熱輸入量的關係也是近似線性，不過其起伏斜率比純 Mg 與 AZ31 來得大，顯示其鐳寬值表現對於熱輸入量較為敏感；而 AZ91 與 AZ91-NON ST 兩者曲線趨勢近似相同，而且並沒有依循線性關係，熱輸入量超過 20 J/mm 以後，鐳寬值則趨向定值。圖 4-9 (c) 則是四種材料（五種條件）之熱輸入量與熔入比關係圖，在相同功率下，以 AZ31 的熔入比表現最好，熱輸入量在 20 J/mm 之前，純 Mg 的熔入比表現最差，一旦熱輸入量超過 20 J/mm，純 Mg 的熔入比便大幅提昇，表現甚至比 AZ91 與 AZ61 來得好。

鐳後的孔洞分佈，由鐳道之橫斷面得知，純 Mg 較其他三種 Mg 基合金之孔洞量少，而經過熱壓延過之鑄造材 AZ91 也沒有較明顯孔洞存在，三種合金較為顯著之孔洞均位於鐳道的根部。這是由於電子束鐳道的熔池瞬間凝固時，因冷卻速率太快使其中高溫的氣體不及向外逸散，而容易在鐳道的根部形成氣孔，即所謂根部缺陷 (root effect)，其原因除了因冷卻速率過快外，另一個造成的原因可能是大多數金屬在凝固時所發生收縮作用 (shrinkage effect)，在凝固時隨著液體流入去補償凝固時的收縮，液面在整個鐳道深度內逐步下降，於是晚凝固的區域會留下一些細小的孔洞。而純 Mg 之所以鐳後幾無孔洞，這是因為其鐳池 (weld pool) 深度不深，在 keyhole 效應往前移動後，合金亦能流動而填滿整個鐳池。

在 30 mm 之 AZ91 厚板方面，由於所強調的是高鐳深特性，於是我們嘗試

多組的鐸接條件，以尋求高鐸深表現，表 4-2 列了為嘗試之後的最佳鐸接條件，與鐸接後之結果。高鐸深表現之最佳參數為功率 2200 W 與走速 16 mm/s，所得鐸深可達 28.61 mm，鐸寬為 3.48 mm。圖 4-10 所示為這幾組實驗之高鐸深示意圖。由圖 4-11 (a) 則可以看出四組鐸接參數 (熱輸入量) 與鐸深、鐸寬的關係，基本上是維持高熱輸入量，鐸深較高與鐸寬較寬的特性，熱輸入量在 96.25 J/mm 之前，鐸深與鐸寬差異程度較小，一旦熱輸入量超過 96.25 J/mm，鐸深與鐸寬便大幅度地增加，與前兩組數據的差距也較大。而熔入比與熱輸入量的關係，則是在 96.25 到 110 J/mm 之間有巨幅的變化，如圖 4-11 (b) 所示。

(2) 顯微組織

純 Mg 鑄錠於 300 °C 下放置 10 分鐘，經水淬處理後之顯微組織如圖 4-12 所示，其晶粒組織的外觀是呈現長條狀，這些長條狀晶粒的間距約 30 μm ，並且井然有序地排列在一起，而這可能是與其鑄造過程時，具有方向性凝固行為所致。圖 4-13 所示為 AZ31 經過固溶後的顯微組織，為等軸晶，其晶粒尺寸約為 32 μm 。圖 4-14 所示為 AZ61 經過固溶後的顯微組織，為等軸晶，其晶粒尺寸較 AZ31 小，約為 12 μm 。原始鑄錠材料 AZ91 經由金相實驗觀察，其晶粒結構為樹枝狀 (dendritic) 等軸晶，其大小約為 315 μm ， β 相析出於晶界上，經過熱壓延與固溶處理過後，其顯微組織則呈現等軸晶形式，晶粒細化後的大小約為 25 μm ，如圖 4-15 所示。

經電子束鐸接處理之後，四種材料的熔融區與母材之微結構組織具有明顯的不同，除了純 Mg 於 500 W 與 15 mm/s 條件下，靠近熔融區中心的中間區域，出現不規則細長晶與部分較小的等軸晶，如圖 4-16 所示。其餘條件下與三種合金的熔融區之晶粒則均是呈現等軸晶的形式，並趨於細化。圖 5-17 至圖 4-19 分別為 AZ31、AZ61 以及 AZ91 在不同鐸接條件下，以及在不同熔融區位置之顯微組織的 SEM 圖。由實驗得知，相同的材料與鐸接條件之下， β 相的大小均是反

映出：越靠近鐸根，有越細化的趨勢；在相同的材料而不同的鐸接條件之下，當走速越快， β 相的尺寸也是有越細化的情形。影響熔融區處之 β 相的型態與大小，推斷主要是由冷卻速率與合金成分所掌控，走速增加，熱輸入量減小，熔融區之冷卻速率隨之增加，於是 β 相較無足夠時間成長增大；反之，冷卻速率較快時， β 相析出物則較小。此外，AZ91 相較於 AZ61，甚至於 AZ31， β 相較容易產生不連續析出與偏析的現象，一方面是因為隨著 Al 含量的增加，快速凝固所造成之非平衡結構，使得有較多過飽和的 β 相析出；另一方面，根據所推導之四種 Mg 基材料的冷卻速率得知，四者的冷卻速率隨著 Al 含量的增加而減小，因而四者的冷卻速率，由大到小依序為純 Mg、AZ31、AZ61 與 AZ91，這說明了 Al 含量越多， β 相較容易產生偏析的現象。另外，在 AZ91-NST 熔融區的顯微組織方面，圖 4-20 所示為整個鐸根的示意圖，圖 4-21 與圖 4-22 所示為 AZ91-NST 熔融區中心之上、下部分，其中 β 相（白色部分之樹枝狀晶）為不連續析出。當熱輸入量較大，走速較慢時，可以發現熔融區各部位之 β 相分佈型態，與尺寸大小幾為一致，約 $10\ \mu\text{m}$ 左右；而改以較小的熱輸入量，較快走速時， β 相則是呈現細化現象，且均勻散佈於基地，其大小約 $3\ \mu\text{m}$ ，詳見圖 4-23。

於熔融邊界處，純 Mg 與 AZ31，其熔融線之界限清楚，容易定義出熔融線所在位置，如圖 4-24 與圖 4-25 所示。在 AZ61 與 AZ91 方面，其熔融線之界限不甚清晰，尤其以靠近熔融區處之晶粒，其晶界不如母材處之晶粒來得清楚，而呈現半熔融的狀態，而像這樣部分熔融現象則會從熔融區延伸到部分母材，在母材處形成有如口袋狀（pocket）的部分熔融區域，在 AZ61 部分，可以發現部分熔融區域較小，亦少見其形成口袋狀。此外，從熱輸入量與鐸接走速的觀點，則可以發現當熱輸入量越小或走速越快時，部分熔融區域越不易形成，其成長的範圍也就愈受到牽制，詳見圖 4-26 與圖 4-27。；而在 AZ91-NST 的部分，鐸接前未經固溶之試片，如上述之熔融線附近區域液化（liquation）的現象尤為明顯，如圖 4-28 所示。

在晶粒尺寸的比較上，表 4-3 列了四種 Mg 基材料之原始母材，熔融區上、中及下部分區域，與熔融邊界處之晶粒大小。

造成以上四種 Mg 基材料之熔融邊界表現不一的原因，是由於鐸接過程是處在相當快的冷卻速率下，因此造成熔融區為非平衡結構，四種材料之熔融區的顯微組織和母材已大不相同，特別是在熔融區與母材區間之微組織變化，四種材料存有明顯差異，Al 含量較高的 AZ61 與 AZ91，在熔融邊界上一直延伸至母材，會有部分熔融、液化的現象。這是由於原本母材中的晶界上聚集著許多介金屬化合物（以 $Mg_{17}Al_{12}$ 為主，另含有一些微量的 Mg-Al-Zn 三元共晶組織），這些介金屬化合物的熔點原本就較 Mg 相低，以及 Mg 合金熔融範圍隨 Al 含量增加而增加的特徵，再加上 Mg 合金具有低熱容量（heat capacity）及熱傳導（thermal conductivity）佳等特性，於是當足夠的熱量施加於材料時，前面所提之介金屬化合物區域就會開始熔融，此時這個熔融的部分就會與鐸道熔池相連接，行成通道（channel），因此熔池中的熔融液體會被帶至介金屬化合物處，能量亦隨之傳遞，使得更多的區域熔融，最後擴大形成所謂部分熔融區域。

(3) EDS 分析結果

EDS 分析的主要是針對四種 Mg 基材料於凝固之後，合金元素成分變化情形，欲分析之試片的鐸接參數為 500 W，15 mm/s，分析部位包含母材與熔融區的部分，分析方式為線掃描（line scan）。就純 Mg 凝固之後，Mg 元素流失現象，在熔融區部份，則是靠近熔融線處之流失率較為顯著，詳見圖 4-29。三種合金 AZ31、AZ61 與 AZ91 凝固之後，在熔融區，主要合金元素 Mg、Al 及 Zn 在熔融邊界處皆有流失，其中以 Mg 流失率最為明顯，如圖 4-30 至圖 4-32，這是因為 Mg 於熔點時的蒸汽壓高於 Al 與 Zn 元素，因此熔融時易揮發。

從 EDS 分析中，鐸接之後的 Mg 合金 AZ91，於熔融邊界處，屬於 相的部

分，相對於基地含有較多的 Al 與 Zn，以及較少的 Mg，整體平均的定量分析，基地含有 91.63wt% Mg 7.67wt% Al 與 0.71wt% Zn；相則含有 61.94wt%Mg 34.89 wt%Al 與 3.17 wt%Zn。

4.2 微硬度試驗結果

(1) 鐸道橫斷面之垂直方向

不管是鐸道橫斷面之垂直方向，或水平方向之微硬度測試，所有試片均是在電子束鐸接後，沒有任何熱處理與加工的條件下進行 (as-welded)，圖 4-33 是純 Mg 在慢走速 (15 mm/s) 與快走速 (35 mm/s) 的微硬度關係圖，top、middle 與 bottom 則是分別代表熔融區中心上、中及下區域，由結果得知，走速 15 mm/s 時，微硬度值由上至下是呈現增加的趨勢，平均值由上至下為 38 至 43，幾乎呈線性變化。當走速增加至 35 mm/s，top、middle 與 bottom 之微硬度平均值約在 43.5 與 44.5 之間，比慢速時高。

圖 4-34 是 AZ31 在慢走速 (15 mm/s) 與快走速 (35 mm/s) 的微硬度關係圖，走速 15 mm/s 時，越是靠近鐸根，微硬度值越大，三個區域由上至下在 54.5 至 57 之間，middle 與 bottom 微硬度值幾為一致。走速 35 mm/s 時，三個區域無明顯差異變化，平均值落在 57.5 與 58.5 之間。

圖 4-35 是 AZ61 在慢走速 (15 mm/s) 與快走速 (35 mm/s) 的微硬度關係圖，走速 15 mm/s 時，bottom 的微硬度較 top 與 middle 小，由上至下在 66 到 69 之間，當 35 mm/s 快走速時則與 15 mm/s 相反，為硬度值以 bottom 最大，top 最小，在 66 到 69 之間。

圖 4-36 則是 AZ91 在慢走速 (15 mm/s) 與快走速 (35 mm/s) 的微硬度關係圖，當走速為 15 mm/s，以 top 的微硬度值較高，middle 與 bottom 差異不大，

由上至下在 69.5 與 71.5 之間。而走速為 35 mm/s 時，則 bottom 為硬度值 82，明顯高於 top 與 middle 微硬度值 78。

根據鐳道橫斷面之垂直方向的微硬度測試結果，可以歸納出其硬度值是隨著走速的增加而增加（在相同的功率下），這可以從冷卻速率的觀點來解釋，因為走速的增加伴隨著較快的冷卻速率，晶粒結構趨於細化，易得到強化的效果。

（2）鐳道橫斷面之水平方向

由圖 4-37 到圖 4-41 觀察到四種 as-welded 材料的鐳道橫斷面之微硬度變化情形，顯而易見的是，不管是慢速（15 mm/s）或高速（35 mm/s），這五組的微硬度值都是熔融區的部份較高，母材的部分相對地較小，而純 Mg 由於沒有添加任何合金元素，沒有達到析出強化的效果，微硬度變化起伏程度較合金 AZ31、AZ61 與 AZ91 來的小。微硬度值以 AZ91 這組試片之母材與熔融區差異最大，在走速 35 mm/s 的熔融區之微硬度值最大可達 78 左右，反觀母材的硬度值只有 60 左右。電子束鐳接前未經過固溶處理的試片以 AZ91-NST 為代表，其鐳後母材的硬度值在 63 至 70 之間左右，高於 AZ91 試片，而在熔融區，其微硬度值介於 70 至 80 之間，與 AZ91-NST 試片相近。

走速變化造成微硬度值的差異，亦可從這五組數據觀察出，於熔融區，這五組之微硬度皆是隨著鐳接走速的增加而增加，而這增加的幅度，又似乎與合金成分有關，當合金元素 Al 增加，鐳接走速對於熔融區微硬度的影響越顯著，從圖中可以發現純 Mg、AZ31 乃至於 AZ61，走速的改變所造成熔融區微硬度變化幅度介於 2 至 3 之間；反觀 AZ91 與 AZ91-NST 差異變化達 6 到 8 左右。

此外，純 Mg、AZ31 與 AZ61 靠近熔融線處微硬度值相較於母材有下降的趨勢，這可能為熱影響區（heat affected zone, HAZ），但 AZ91 卻沒有這樣的現象，這與合金的溶質多寡有關，第二元素 Al 含量較多的 AZ91，其原母材的微結

構是基地 (matrix) 充斥著 相， 相不連續析出於晶界，經電子束銲後，特別是在熔融線附近， 相的分佈不若母材來得均勻，因此該處的微硬度起伏程度較大，不易判別熱影響區所在。

4.3 拉伸試驗結果

拉伸測試主要分為銲接前母材拉伸強度測試，以及銲接後銲道拉伸強度測試，其中銲道之拉伸測試，分為母材含銲道試片測試，與全熔融區試片測試，詳見圖 3-2 至圖 3-5。表 4-4 所列為文獻上有關 Mg 基材料之拉伸資料，表 4-5 則列了 Mg 基材料之拉伸測試結果。圖 4-42 所示為 6 mm 厚板之純 Mg 的工程應力-伸長量，其所有試片皆是斷裂於母材處，母材的拉伸強度為 114 MPa，銲接參數在 500 W，35 mm/s 時，其拉伸強度比母材高，達 118 MPa，相同功率下，隨著銲速趨緩(在 25 及 15 mm/s 時)，拉伸強度只剩 106 與 100 MPa；在伸長量方面，則恰好相反，隨著銲速的減小而增加，在 15 mm/s 時，伸長量高於母材，達 12.6%。

圖 4-43 為 AZ31 拉伸測試曲線，如將銲後的拉伸結果對照文獻所記載之資料，可以發現 AZ31 經電子束銲接後，室溫的機械性質有較佳的表現。經電子束銲後的試片，其斷裂處都是位於於銲道，而且在強度與伸長量方面皆優於母材，其中拉伸強度隨走速增加有上升的趨勢；伸長量則是隨走速增加而增加，最高可達 19%。圖 4-44 為 AZ61 拉伸測試曲線，銲後試片，其斷裂處也是位於於銲道，無論在強度與延展性皆落後於母材甚多，此外，走速的差異對於強度與伸長量較無顯著的影響。而 AZ91 的拉伸測試結果如圖 4-45 所示，其中母材與 500 W，25 mm/s 的試片斷裂於標距外，15 mm/s 的試片斷裂於銲道，35 mm/s 的試片則是斷裂於母材。在拉伸強度與伸長量方面，以母材 (Base) 15 mm/s 與 25 mm/s，這三組試片的測試結果較為接近，強度與伸長量以走速 15 mm/s 這組最大，分別為 322 MPa 與 9.6%，但走速 35 mm/s 這組的拉伸結果則明顯落後前三者，強度與伸長量分別只有 265 MPa 與 3.8%。

在全熔融區試片（圖 3-2）測試方面，圖 4-46 為 AZ91 之拉伸測試曲線，這幾組的數據大致上相差不大，唯熱輸入量 96.25 J/mm 有較佳的伸長量（20%），其他兩組熔融區試片的伸長量皆小於母材之 17.8%。在相同功率下（55 kV 與 40 mA），也可以觀察到走速的增快對於強度與伸長量有較佳的影響。

整體而言，6 mm 厚之 Mg 基材料的拉伸結果，大抵呈現銲接過的試片會有較佳的抗拉強度，四種材料相關的接合效率詳見圖 4-47，而且同樣材料，熱輸入量愈小時（相同功率下，走速越快），強度越大，因為走速越快，冷卻速率隨之越快，晶粒尺寸也會趨於細化，而達到強化目的，然而實驗中 AZ61 與部分 AZ91 試片並沒有依循這樣的結果，從銲接後之橫斷面觀察得知，AZ61 與 AZ91 在熔融邊界會有延伸出部分熔融區域，該處也很容易造成 相的偏析，因此 相並無均勻散佈於母相，而造成強度的下降。

4.4 X 光繞射分析之晶格常數

於 EBSD 分析之前，先要瞭解欲分析之晶體結構與晶格常數（lattice parameter），以便建立晶體資料庫。這四種 Mg 材料的基地皆為 HCP 結構，除了純 Mg 之外，其餘三者之基地為包含 Al 和 Zn 所形成之固溶體（solid solution），因而這一方面的資料是需要 X 光繞射儀（XRD）來提供。由純 Mg 粉末本身結構因子（structure factor）所定義，這表示為純 Mg 在完全散亂、沒有任何優選方位時之 X-光繞射強度分佈，其相對強度與繞射角度關係如圖 4-48 所示，圖 4-49 至圖 4-51 則為擠型材 AZ31、擠型材 AZ61 與熱壓延後之 AZ91，經 XRD 分析後之角度-強度示意圖。由 XRD 分析中得到之相對強度（rel.I），角度（ 2θ ）與 spacing（ d ），佐以如圖所示之 JCPDS（Joint Committee on Powder Diffraction Standards）繞射資料卡的輔助得出 Miller indices-hkl，再根據 Hexagonal 之晶體平面間距公式：

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2} \quad (4-1)$$

以相對強度之權重方式計算出固溶體之晶格參數 a 與 c 值，如表 4-6 所示。根據如此計算所得之 a 與 c 值，與文獻上的資料做一比較之後，其結果是可信的，圖 4-52 所示為 Mg-Al 固溶體中，Al 溶質量與 a 和 c 值的關係圖[7]，由於本實驗所採用的合金系統含有微量的 Zn(尚不足 1%)，且 Zn 主要是溶於 α 相中，其對於整個固溶體的 a 與 c 值影響不大，因此利用圖 4-52 來驗證計算結果應為合理。

4.5 織構解析

(1) X 光繞射之優選平面分析

由圖 4-49 至圖 4-51，AR (as-received) 材料之相對強度與繞射角度關係圖觀察得知，幾個較強尖峰強度優選平面已不同於圖 4-48 之純 Mg 粉末，若根據相對強度的大小，AR-AZ31 屬於擠型材，具有較強的 (0002) 優選平面；同樣是擠型材之 AR-AZ61，較強的優選平面也是以 (0002) 為主；與前者不同製程之鑄造材 AZ91，則是具有兩個特別強的優選平面，分別為 $(10\bar{1}0)$ 與 $(10\bar{1}1)$ 。

除了以上的分析之外，我們也進行了這三種材料銲接後的 XRD 分析，分析的部位則著力在熔融區的中心(使用圖 3-6 之試片)，三者的銲接參數皆為 500 W 與 15 mm/s。如圖 4-53 至圖 4-55 所顯示，AZ31 與 AZ61 之熔融區中心的優選平面已不同於原母材，顯然材料之織構特徵已有所改變。AZ31 熔融區中心以 $(11\bar{2}0)$ 最強，另外還有幾個較弱的成分；AZ61 也是以 $(11\bar{2}0)$ 為主，次要強度平面 $(10\bar{1}1)$ 的強度約佔 $(11\bar{2}0)$ 的三分之二。而 AZ91 的部分相較於 AZ31 與 AZ61，則是以 $(10\bar{1}1)$ 最強，與純 Mg 粉末之 X 光繞射分析結果相似。

(2) X 光繞射之極圖分析

由於三種鎂合金 AZ31、AZ61 與 AZ91 主要是以純 Mg 為主要的相，所以在織構的分析上，是以 HCP 結構的觀點著眼，並以圖 3-6 所示之試片，針對垂直於 ED 或 RD 的平面做 X 光極圖分析。圖 4-56 所示為 AZ31、AZ61 與 AZ91 之熔融區，於 $(1\bar{1}01)$ 與 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 兩個極平面 (pole plane) 的極圖，三種材料的銲接參數均採用 500 W 與 15 mm/s，結果同時顯示三種鎂合金之織構強度，相較於 $(1\bar{1}01)$ ，皆是以 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 極圖之分佈較強。

從 AZ31 熔融區之 $(1\bar{1}01)$ 與 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 極圖得知，兩個極圖之凝固織構皆呈現平行 ED (extrusion direction)，其中在 $(1\bar{1}01)$ 極圖，兩個最大強度集中處與 ED 的角度差為 6° ；而在 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 極圖，兩個最大強度集中處與 ED 的角度差分別為 4° 與 10° 。

AZ61 熔融區在 $(1\bar{1}01)$ 之極圖可見，最大強度方向已偏離 ED，兩方向的角度差為 34° ；在 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 極圖則是最大強度與 ED 平行，此外，並有次要強度集中處往 ND 之方向上，而與 ED 夾角為 56° 。

AZ91 熔融區不管在 $(1\bar{1}01)$ 與 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 極圖與 AZ31 相當類似，兩個極圖之凝固織構皆是呈現向 RD 集中的現象，而且最大強度與 RD 之角度偏差量不會超過 10° 。

(3) X 光繞射之取向分佈函數解析

一般對於織構的探討，以對稱性良好的立方 (cubic) 結構材料而言，如體心立方 (BCC) 或面心立方 (FCC)，極圖的結果即可藉由三維的空間轉換，或者是參照標準極圖，將所量測之材料具有的主要織構組成，做一粗略的定性比較。然而，對於低對稱性的六方體結構 (HCP)，由於晶軸長度與 c/a 比值隨著合金的變異而改變，因此並無一般的標準極圖可供參照；而且織構的組成常出現高米勒指數 (Miller index) 之組合，難以訂定出個別的主要組成與強度值，因此，

著眼於一種較為精確的定量比較與分析，對於織構的探討必須以下述取向分佈函數（ODF, orientation distribution function）來進行。由 ODF 資料中，則可以藉由解析法，來確定其所對應的 $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ 織構類型：

$$\begin{Bmatrix} h/n \\ k/n \\ i/n \\ l/n \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \sqrt{3}/2 & -1/2 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ -\sqrt{3}/2 & -1/2 & 0 \\ 0 & 0 & c/a \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sin \mathbf{f}_2 \sin \Phi \\ \cos \mathbf{f}_2 \sin \Phi \\ \cos \Phi \end{Bmatrix} \quad (5-4)$$

$$\begin{Bmatrix} u/n' \\ v/n' \\ t/n' \\ w/n' \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/\sqrt{3} & -1/3 & 0 \\ 0 & 2/3 & 0 \\ -1/\sqrt{3} & -1/3 & 0 \\ 0 & 0 & a/c \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \cos \mathbf{f}_1 \cos \mathbf{f}_2 - \sin \mathbf{f}_1 \sin \mathbf{f}_2 \cos \Phi \\ -\cos \mathbf{f}_1 \sin \mathbf{f}_2 - \sin \mathbf{f}_1 \cos \mathbf{f}_2 \cos \Phi \\ \sin \mathbf{f}_1 \sin \Phi \end{Bmatrix} \quad (5-5)$$

其中 n 與 n' 為整數[45]。

圖 4-57、圖 4-58 與圖 4-59 所示為三種 Mg 合金經電子束熔銲之熔融區的 ODF，由其分佈看來，AZ31 主要是以平行於 $(\bar{1}3\bar{2}5)$ 之法線方向為軸的 fiber texture 最為顯著，即 $[\bar{1}3\bar{2}3]$ （ $(\bar{1}3\bar{2}5)$ 之法線方向）ED，其最大強度值為 $(\bar{1}3\bar{2}5)[\bar{1}\bar{1}01]$ 組成（ $\alpha_1=54^\circ$ ， $\alpha_2=69^\circ$ ， $\beta=49^\circ$ ， $\gamma_2=10^\circ$ ）。除此之外，其他次要強度之織構組成有： $(\bar{1}3\bar{2}5)[2\bar{1}\bar{1}1]$ 組成（ $\alpha_1=27^\circ$ ， $\alpha_2=45^\circ$ ， $\gamma_2=15^\circ$ ）， $(\bar{1}3\bar{2}5)[\bar{1}3\bar{2}3]$ 組成（ $\alpha_1=90^\circ$ ， $\alpha_2=45^\circ$ ， $\gamma_2=15^\circ$ ）， $(01\bar{1}1)[2\bar{1}\bar{1}0]$ 組成（ $\alpha_1=0^\circ$ ， $\alpha_2=69^\circ$ ， $\beta=59^\circ$ ， $\gamma_2=35^\circ$ ）， $(13\bar{4}1)[4\bar{3}\bar{1}0]$ 組成（ $\alpha_1=0^\circ$ ， $\alpha_2=81^\circ$ ， $\beta=45^\circ$ ）與 $(12\bar{3}5)[\bar{1}2\bar{1}1]$ 組成（ $\alpha_1=56^\circ$ ， $\alpha_2=44^\circ$ ， $\gamma_2=45^\circ$ ）等。

AZ61 之主要 fiber texture 和其他次要織構組成，與 AZ31 相當相似，但在強度上卻比 AZ31 提升很多，其最顯著之 fiber texture，同樣是以 $[\bar{1}3\bar{2}3]$ （ $(\bar{1}3\bar{2}5)$ 之法線方向）為軸向，其最大強度值為 $(\bar{1}3\bar{2}5)[\bar{1}2\bar{1}2]$ 組成（ $\alpha_1=79^\circ$ ， $\alpha_2=46^\circ$ ， $\gamma_2=10^\circ$ ）。由於整體織構強度的提升，相對地，典型之 $[0001]$ ED 的 basal fiber

texture 便不容忽視，其最大強度位於 $\phi_1=90^\circ$ 、 $\phi_2=10^\circ$ 、 $\phi_3=30\sim 60^\circ$ 之間。此外，還有一些其他相關的織構成份： $(\bar{2}4\bar{2}1)[10\bar{1}1]$ 組成 ($\phi_1=39^\circ$ 、 $\phi_2=80^\circ$ 、 $\phi_3=5^\circ$)、 $(\bar{1}3\bar{2}5)[10\bar{1}0]$ 組成 ($\phi_1=0^\circ$ 、 $\phi_2=46^\circ$ 、 $\phi_3=10\sim 15^\circ$)、 $(01\bar{1}3)[4\bar{1}\bar{3}0]$ 組成 ($\phi_1=0^\circ$ 、 $\phi_2=31^\circ$ 、 $\phi_3=15^\circ$)、 $(01\bar{1}1)[1\bar{1}01]$ 組成 ($\phi_1=56^\circ$ 、 $\phi_2=65^\circ$ 、 $\phi_3=15^\circ$)、 $(01\bar{1}3)[0\bar{1}11]$ 組成 ($\phi_1=0^\circ$ 、 $\phi_2=31^\circ$ 、 $\phi_3=20^\circ$)、 $(0001)[0\bar{1}10]$ 組成 ($\phi_1=90^\circ$ 、 $\phi_2=11^\circ$ 、 $\phi_3=40^\circ$)、 $(13\bar{4}1)[4\bar{3}\bar{1}0]$ 組成 ($\phi_1=90^\circ$ 、 $\phi_2=81^\circ$ 、 $\phi_3=45^\circ$)。

AZ91 之主要 fiber texture 仍為 $[\bar{1}3\bar{2}3]$ ED，其最大強度值為 $(\bar{1}3\bar{2}5)[1\bar{1}01]$ 組成 ($\phi_1=68^\circ$ 、 $\phi_2=46^\circ$ 、 $\phi_3=10^\circ$)。其餘次要強度之織構組成有： $(\bar{1}3\bar{2}5)[0\bar{1}11]$ 組成 ($\phi_1=0^\circ$ 、 $\phi_2=90^\circ$ 、 $\phi_3=46^\circ$ 、 $\phi_4=10^\circ$)、 $(01\bar{1}1)[2\bar{1}\bar{1}0]$ 組成 ($\phi_1=0^\circ$ 、 $\phi_2=60^\circ$ 、 $\phi_3=35^\circ$)、 $(01\bar{1}1)[1\bar{2}13]$ 組成 ($\phi_1=71^\circ$ 、 $\phi_2=60^\circ$ 、 $\phi_3=35^\circ$)、 $(01\bar{1}2)[1\bar{1}00]$ 組成 ($\phi_1=0^\circ$ 、 $\phi_2=45^\circ$ 、 $\phi_3=45^\circ$)、 $(01\bar{1}2)[1\bar{2}11]$ 組成 ($\phi_1=54^\circ$ 、 $\phi_2=45^\circ$ 、 $\phi_3=45^\circ$)、 $(13\bar{4}1)[1\bar{1}01]$ 組成 ($\phi_1=52^\circ$ 、 $\phi_2=81^\circ$ 、 $\phi_3=45^\circ$)、 $(11\bar{2}2)[1\bar{1}00]$ 組成 ($\phi_1=0^\circ$ 、 $\phi_2=60^\circ$ 、 $\phi_3=55^\circ$) 與 $(11\bar{2}2)[1\bar{2}12]$ 組成 ($\phi_1=54^\circ$ 、 $\phi_2=60^\circ$ 、 $\phi_3=55^\circ$) 等。

(4) EBSD 微織構分析

EBSD 微織構分析相較於 X 光繞射分析，其著重於熔融區之局部區域的織構解析，而不是針對整體大規模的熔融區，由此，分析時之部位取樣，是採取圖 3-1 試片，垂直於 WD 之平面為欲分析面，在熔融區的上、中及下局部區域個別求取其極圖與反極圖，並與 X 光繞射分析相同，試片的銲接條件皆為 500 W 與 15 mm/s。圖 4-60 與圖 4-61 分別為 AZ31 與 AZ61 經 EBSD 分析後，其熔融區之上、中及下部位於 (0001) 、 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 與 $(1\bar{1}01)$ 的極圖，由這三個極圖中發現， (0001) 具有最大的極圖密度，大致上，AZ31 與 AZ61 之凝固織構的表現很相似，只是兩者的極圖密度稍有不同。在 (0001) 極圖，AZ31 與 AZ61 的最大強度集中處，其與 ND 和 ED 的夾角分別是 35° 和 55° ，並且與 WD 垂直，AZ31 的最大強度是

以熔融區下區域為最，上區域次之，中區域最小；AZ61 三個區域的表現則頗為一致。如 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 極圖所示，兩種合金在平行於 WD（鐸接方向）處，有最大強度的產生，另外，於與 ED 夾 35° 角的方向上，且與 WD 夾 54° 處，為次要強度集中處。

圖 4-62 與圖 4-63 所示分別是 AZ31 與 AZ61 於 WD、ND 與 ED 三個方向上的反極圖，藉由反極圖的輔助，可以看出，在熔融區的上、中及下局部區域，AZ31 之試片的 WD 方向皆集中於 $[2\bar{1}\bar{1}0]$ ，只是集中程度稍有不同，ND 與 ED 方向上的分佈就較不容易看出其優選方向；AZ61 之試片的 WD 方向則除了集中於 $[2\bar{1}\bar{1}0]$ 之外，另集中於 $[10\bar{1}0]$ ，不過由反極圖所顯示，難以決定其個別強度，只能定性描述，在 ND 方向上，則是於 $[0001]$ 與 $[10\bar{1}2]$ 之間呈現帶狀分佈。

(5) 晶體成長方向

有關 HCP 的晶體結構如圖 4-64(a)所示，根據 X 光繞射結構分析，與 EBSD 微結構分析所得到之晶向關係，約略可推斷出三種合金經快速凝固後，其可能的晶體成長方向。在 X 光繞射的部分，AZ31、AZ61 與 AZ91 再結晶後的晶軸 a 與 c 具有以下的關係：a // ED，相對地，對等的 a 軸則與 WD 夾 30° 角，另外，c // ND；而在 EBSD 的部分，AZ31 與 AZ61 則是呈現 a // WD，c 則落在垂直於 WD 的平面上，而與 ND 夾 35° 角，與 WD 夾 90° 角，其相關示意圖如圖 4-64(b) 與 (c) 所示。

由以上 X 光繞射與 EBSD 之結果得知，這兩實驗的所量測的晶向關係並非十分地吻合，一方面係由於這兩實驗裝置分析的對象不同，X 光繞射是針對整個大區域進行量測，所得到的資料較具整體性，而 EBSD 則較適合於局部區域分析；另一方面，於 X 光繞射時，分析的部位皆是熔融區的中心區域，但 EBSD 分析時，由於晶粒尺寸的限制（熔融區的晶粒大小約 $3 \sim 10 \mu\text{m}$ ），增加分析區域

的晶粒數目，在統計上才深具意義，於是所分析的區域大小，會約略從熔融區的中心區域向外延伸，此一非中心區域的加入，亦可能造成兩實驗結果的偏差。

伍. 討論

以下所提，乃針對銲接參數，合金元素與表面張力等，來討論影響銲道外觀之表現。

5.1 銲接參數對於銲道外觀的影響

由四種 Mg 基材料銲接後的結果得知，當熱輸入量較小，銲速較快的條件下，銲件表面的波紋趨向不規則且不穩定，而影響表面波紋的原因，一般可由銲接過程所造成的熱流運動來思考，而熔池的對流行為又與冷卻速率 (cooling rate) 有關，而最直接影響冷卻速率即是改變銲接參數。根據文獻上對於熱流解析模式的推導，有幾項因素需特別注意：熱源 (heat source) 為點來源 (point source) 或是線來源 (line source)；熱流係為二維或是三維。在本研究中由於銲接後具有良好深寬比，因此熱源係採用線來源，即線來源垂直於銲接試片的表面，其長度等於試片的厚度。此外，基於銲接試片之外觀尺寸的考量，試片的厚度相對於試片的長度或寬度較小，而且 Mg 基材料具有良好的銲深表現，因而熱流係以試片的長度和寬度方向傳遞居多，厚度方向的熱流傳遞可以忽略，此即所謂二維熱流運動。由以上所提，於是使用 1958 年 Adams 學者曾推導之二維熱流解析方程，來進行四種 Mg 基材料的冷卻速率的模擬[46]：

$$\text{Cooling rate} = \frac{dT}{dX} V = 2\sqrt{K\rho C_p} \left(\frac{Vt}{q}\right)^2 (T - T_0)^3 \quad (5-1)$$

其中 T 是溫度， T_0 是銲件銲接前的溫度， K 是材料固態時之熱傳導係數， ρ 是材料密度， C_p 是材料的比熱， q 是銲接時的熱輸入量， V 是銲接走速， t 是試片的厚度。

最後，將文獻上記載之相關 Mg 基材料的熱物理性質，整理於表 5-1[47-50]，

與相關銲接參數，代入 (5-1) 式，即可得到各材料在各個銲接條件下之冷卻速率。因為純 Mg 的熔點是 650 ，汽化點是 1107 ，在此我們假設溫度 T 分別為 650 與 1000 ，並計算該溫度下之冷卻速率，如表 5-2 與表 5-3 所示。由計算的結果得知，同樣的材料在相同功率下，走速越快，熱輸入量就越小，伴隨而來的冷卻速率就越大，相對地，熔池的對流運動在極短時間內，越趨於不規則且複雜，因此，四種 Mg 基材料在高走速下的銲接表面狀況會較低走速來得差。

5.2 合金元素對於銲道外觀的影響

就整個銲道型態外觀而言，在相同熱輸入量條件下，表面凹凸起伏、波紋不規則之程度，依序為純 Mg、AZ31、AZ61 與 AZ91，如此多樣性的銲道型態變化，主要還是由於各合金所含 Mg 元素不一所造成，因為 Mg 元素相較於 Al 或 Zn，其熔融時的黏滯性與表面張力都較低，熔池較不穩定，合金元素易濺灑 (spatter)，所以 Mg 元素含量較多的合金，銲道表面狀況會比較差。

從冷卻速率的觀點，圖 5-1 (a) 與 (b) 所示分別為四種 Mg 基材料於 650 與 1000 時的冷卻速率，我們發現 Mg 元素含量較多的合金，通常冷卻速率較快，根據計算的結果，溫度於 650 ，以及熱輸入量為 14.29 J/mm 時，純 Mg 的冷卻速率為 87852 /sec，相形之下，AZ91 只有 29831 /sec，足足差了將近三倍；相同熱輸入量下，溫度於 1000 時，純 Mg 的冷卻速率最快可達 334286 /sec，AZ91 為 114016 /sec。因此，這四種 Mg 基材料之冷卻速率，隨著 Al 含量的增加，有減小的趨勢，由此推斷鎂合金中之 Al 元素含量若越多，冷卻速率會越慢，熔池越不容易擾動，造成銲道表面波紋較為細緻平穩。

此外根據 Mg 合金之主要元素的蒸汽壓值比較，如表 1-3 所示，Mg 在熔點時之蒸汽壓均大於其他的合金元素，於是 Mg 含量較多之 Mg 基材料，在高蒸汽壓力的作用下，易產生濺灑。

四種材料在鐸深的表現方面，鐸深大致上具有隨合金元素 Al 含量增加而增加的趨勢，如圖 5-2 所示，AZ31 與 AZ61 兩者雖然沒有依循這樣現象，但是兩者鐸深表現實已相差甚小，加上電子束鐸接過程乃一動態平衡，鐸深並沒有所謂絕對結果，所以我們仍以整體性的結果為考量。表 5-1 所示為四種材料的熔融溫度範圍，以 AZ91 熔融溫度範圍（470-595 °C， $T=125$ °C）最大，初熔溫度最低；純 Mg 則是熔融溫度範圍最小，初熔溫度最高，這樣的訊息顯示同樣的熱輸入量下，熔融溫度較低者越容易熔融完全，整個熔融體積會較大，也會有比較好的鐸深結果。

（3）表面張力的影響

誠如前言部分所提，鐸道表面起伏、鐸深鐸寬與外觀呈現的差異，乃由熔池流動所造成，根據文獻所提，作用在熔池上表面者主要為表面張力，而表面張力雖然為合金成分及溫度的函數，但是在鐸接過程的熔池表面溫度乃相當可觀，因此，由溫度梯度（ ∇T ）導致的表面張力梯度（ $\nabla \sigma$ ）才是決定表面熔池流動的主要控因，果真是如此的話，則材料溫度係數值（ $d\sigma/dT$ ）的正負，勢必造成鐸道迥然不同的表現。然而，我們曾試著對這四種 Mg 基材料進行潤濕性實驗，可惜因 Mg 元素高蒸汽壓，易氧化的特性，以及設備上的限制，未能將這四種材料基本的溫度係數資料建立起來。不過根據文獻上的記載，純 Mg 達熔點（650 °C）時的表面張力值為 540 erg/cm²，溫度係數為 -0.32 erg/cm² °C；而 Mg-8.80 wt% Al 之二元合金，熔點（600 °C）時的表面張力值為 571 erg/cm²，溫度係數為 -0.30 erg/cm² °C [51]，由此來看，純 Mg 與含有約 9% Al 之二元 Mg-Al 合金的溫度係數差異甚小，而且兩者皆為負數，為此，因 AZ31、AZ61 與 AZ91 因為個別 Zn 含量少且約略相同，我們將其視為 Mg-Al 二元合金來處理，進而推測其溫度係數應該差異不大，且維持負值，所以可預測的是，表面張力可能不是造成四種材料之鐸接結果不一的主因。

陸. 結論

根據前述對於四種 Mg 基材料，純 Mg、AZ31、AZ61 以及 AZ91，在各項實驗的結果顯示，得到以下的結論：

1. 經電子束銲接後，當四種 Mg 基材料的 Al 元素含量越多，銲道表面型態越趨於穩定，不易濺灑，而且表面波紋也會較規則細緻。
2. 四種 Mg 基材料在銲深的表現上，呈現 Al 元素含量越多，銲深越深的趨勢。30 mm 厚板之 AZ91 的電子束銲接，高銲深表現之最佳參數為功率 2200 W 與走速 16 mm/s，銲深可達 28.6 mm，相較於其他種材料有良好的銲深表現。
3. 凝固之後的熔融區與熔融區邊界，四種材料均不見所謂柱狀區的顯微組織，整個熔融區的顯微組織，Mg 相為等軸晶，相則是呈現樹枝狀晶；四種材料之熔融溫度範圍隨著 Al 元素含量增加，以 AZ91 最大，純 Mg 最小，因此，在熔融區邊界上，Al 元素含量較多的合金，如 AZ61 與 AZ91 容易衍生出部分熔融區域，純 Mg 與 AZ31 則無。
4. 不管是銲道橫斷面之垂直方向，或水平方向之微硬度測試，結果顯示四種材料的微硬度值均是熔融區大於母材部分。同種材料在功率相同之下，當走速越快，熔融區之微硬度值隨之增加。
5. 6 mm 厚之純 Mg 與 AZ31，相同功率下，走速越快，拉伸強度越大，因為走速越快，冷卻速率隨之越快，晶粒尺寸也會趨於細化，而達到強化目的。
6. 根據 Adams 學者推導之二維熱流解析方程，由計算得知，四種材料的冷卻速率隨著 Al 元素含量的增加而減緩；同樣的材料在相同功率下，走速越快，熱輸入量就越小，伴隨而來的冷卻速率就越大。
7. 四種 Mg 基材料的溫度係數應該差異不大，且維持負值，所以可預測的是，表面張力可能不是造成四種材料之銲接結果不一的主因。
8. 三種 Mg 合金，AZ31、AZ61 以及 AZ91 的整體纖構，以平行於 $(\bar{1}3\bar{2}5)$ 之法線

方向為軸的 fiber texture 最為顯著，即 $[\bar{1}3\bar{2}3]$ ($(\bar{1}3\bar{2}5)$ 之法線方向) ED，另外還伴隨著一些較微弱的 fiber texture，如 $[0001]$ ED 的 basal fiber texture，再結晶後的晶軸 a 與 c 具有以下的關係：a 軸則與 WD 夾 30° 角，c ND。

9. 局部區域的微纖構解析，AZ31 與 AZ61 凝固後之微纖構，呈現 a WD，c 則落在垂直於 WD 的平面上，而與 ND 夾 35° 角，與 WD 夾 90° 角的關係。

柒. 參考文獻

1. 王木琴, 工程材料, 1996, pp. 836-847.
2. Howard E. Boyer and Timothy L. Gall, ASM Metals Handbooks, Desk Edition, 1985, pp. 8-1.
3. 蔡幸甫, 工業材料 152 期, 1999, pp. 62-67.
4. William F. Smith, Structure and properties of Engineering alloys, Second Edition, 1993, pp.537-560.
5. R. W. Cahn, P. Haasen and E. J. Kramer, Materials Science and Technology, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, 1996, 8, pp. 131-212.
6. A. A. Nayeb-Hashemi and J. B. Clark, Phase Diagrams of Binary Magnesium Alloys, 1988, pp. 18.
7. G. V. Raynor, Physical Metallurgy of Magnesium and It's Alloys, 1959, pp. 73-195.
8. S. Celotto, Acta Materialia, , 1999, 48, pp. 1775-1787.
9. S. Jüttner and H. Wohlfahrt, Magnesium Alloys and their Application. Proceedings, 1998, pp. 589-594.
10. 王振欽, 鐳接學, 1985, pp. Chapter 25, 95-101.
11. P. G. Sanders, J. S. Keske, K. H. Leong and G. Kornecki, Journal of Laser Applications, 1999, 11, pp. 96-103.
12. C. Chen and J. S. Yeh, Proceeding Conference of Power Beam Processing Electron, Laser, Plasma Arc, ASM International, 1998, pp. 915-926.
13. E. H. Bradburn, R. A. Huber and P. W. Turner, Welding Journal, 1971, 50, pp. 190s.
14. D. A. Schauer and W. H. Giedt, Welding Journal, 1978, 57, pp. 189s.
15. P. S. Wei, W. H. Giedt, Welding Journal, 1985, 64, pp. 251s.

16. S. Katayama, *Welding International*, 2000, 14, pp. 952-963.
17. Sindo Kou, *Welding Metallurgy*, 1987, pp. 40-151.
18. Merton C. Flemings, *Solidification Processing*, 1974, pp. 134-135.
19. R. E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, Third Edition, 1994, pp. 455.
20. G. J. Davies and J. G. Garland, *International Metallurgical Reviews*, 1975, 20, pp. 83-105.
21. O. Grong, *Metallurgical Modelling of Welding*, The Institute of Materials:London, 1994, pp. 221-300.
22. M. Hatherly and W. B. Hutchinson, *An Introduction to Textures in Metals*, 1980, pp. 39-52.
23. Kurz and Fisher, *Fundamentals of Solidification*, Third Edition, 1989, pp. 68-69.
24. H. J. Bunge, *Experimental Techniques of Texture Analysis*, 1986, pp. 359-360.
25. D. J. Dingley, *Scanning Electron Microscopy*, 1984, 74, pp. 11.
26. V. Randle, *Microtexture Determination and Its Applications*, Lodon: Inst. Materials, 1992, pp. 38-63.
27. 林俊仁, 表面張力效應對高鐳深電子束熔池之影響, 中山大學博士論文, 1996.
28. C. R. Heiple, J. R. Roper, R. T. Stagner and R. J. Aden, *Welding Journal*, 1983, 3, pp. 72s-77s.
29. K. C. Mills and B. J. Keene, *International Materials Reviews*, 1990, 35, pp. 185-216.
30. 黃儒瑛, 6061/SiC 鋁基複合材料之高能量束鐳接性質研究, 中山大學碩士論文, 2000.
31. H. Krohn and S. Singh, "Welding of Magnesium Alloys", Speech, IIW Seminar, Trends in Welding of Lightweight Automotive and Railroad Vehicles, Wels, Austria, 1997, pp. 625-626.

32. A. Stern and A. Munitz, *Journal of Materials Science Letters*, 1999, 18, pp. 853-855.
33. J. Matsumoto, M. Kobayashi and M. Hotta, *Welding International*, 1990, 4, pp. 23-28.
34. V. M. Nikitin, Yu. L. Skorniyakov and A.Yu. Romanov, *Svar. Proiz.*, 1977, 10, pp. 25-27.
35. Vilukin and I. S. Dobrynina, *Welding International*, 1998, 12, pp. 801-803.
36. K. Kato and H. Tokisue, *Welding International*, 1994, 8, pp. 452-457.
37. H. Haferkamp, U. Dilthey, G. Träger, I. Burmester and M. Niemeyer, *Magnesium Alloys and their Application. Proceedings*, 1998, pp. 595-600.
38. A. Weisheit, R. Galun and B. L. Mordike, *Magnesium Alloys and their Application. Proceedings*, 1998, pp. 619-624.
39. A. Weisheit, R. Galun and B. L. Mordike, *Welding Journal*, 1998, 4, pp. 149s-154s.
40. U. Draugelates, B. Bouaifi, J. Bartzsch and B. Ouaisa, *Magnesium Alloys and their Application. Proceedings*, 1998, pp. 601-606.
41. A. Munitz, C. Cotler, H. Shaham and G. Kohn, *Welding Journal*, 2000, July, pp. 202s-208s.
42. K. Pettersen and N. Ryum, *Metallurgical Transactions A*, 1989, 20, pp. 847-852.
43. K. Pettersen and N. Ryum, *Metallurgical Transactions A*, 1990, 21, pp. 221-230.
44. S. Guldberg and N. Ryum, *Materials Science and Engineering*, 2000, A289, pp. 143-150.
45. G. Garcés, M. C. Cristina, M. Torralba and P. Adeva, *Journal of Alloys and Compounds*, 2000, 309, pp. 229-238.
46. Clyde M. Adams, JR., *Welding Journal*, 1958, May, pp. 210s-215s.
47. 王建義, *工業材料雜誌, 鎂合金產業通訊*, 2001, 170, pp. 133.

48. Y. S. Touloukian, Thermophysical Properties of High Temperature Solid Materials, Elements, 1992, 1, pp. 622-640.
49. Y. S. Touloukian, Thermophysical Properties of High Temperature Solid Materials, Nonferrous Multiple Alloys, 1992, 2, pp. 1024-1034.
50. 高永洲, 鍛造, 1999, 8, pp. 18-33.
51. Lawrence E. Murr, Interfacial Phenomena in Metals and Alloys, 1975, pp. 103.

表 1-1 純 Mg 的物理性質與機械性質[5]

| Property | Temperature in °C | Value | Reference |
|--|----------------------|---|--------------------------|
| Atomic number | | 12 | |
| Relative atomic mass | | 24.3050 | Fluck and Heumann (1986) |
| Natural isotopes | | 79% $^{24}_{12}\text{Mg}$ 10% $^{25}_{12}\text{Mg}$ 11% $^{26}_{12}\text{Mg}$ | Fluck and Heumann (1986) |
| Melting point | | $(650.0 \pm 0.5)^\circ\text{C}$ | Massalski et al. (1990) |
| Boiling point | | 1090°C | Massalski et al. (1990) |
| First ionization energy | | 7.646 eV | Fluck and Heumann (1986) |
| Structure | 25 | hexagonal (hP2) | Massalski et al. (1990) |
| <i>a</i> | | 0.32094 nm | |
| <i>c</i> | | 0.52107 nm | |
| <i>c/a</i> | | 1.6236 | |
| Density | 25 | 1736 kg/m ³ | from structure data |
| Electrical resistivity | 20 | $4.46 \times 10^{-8} \Omega \text{ m}$ | Kirk-Othmer (1981) |
| (polycrystalline) | 600 | $17.0 \times 10^{-8} \Omega \text{ m}$ | |
| Elastic moduli <i>C</i> ₁₁ | 25 | 59.3 GPa | Landolt-Börnstein (1979) |
| <i>C</i> ₃₃ | | 61.5 GPa | |
| <i>C</i> ₄₄ | | 16.4 GPa | |
| <i>C</i> ₁₂ | | 25.7 GPa | |
| <i>C</i> ₁₃ | | 21.4 GPa | |
| Young's modulus of polycrystalline Mg | 25 | 45 GPa | Kirk-Othmer (1981) |
| Poisson's ratio of polycrystalline Mg | 25 | 0.35 | Kirk-Othmer (1981) |
| Coeff. of thermal expansion parallel to <i>a</i> | 27 | $24.7 \times 10^{-6}/\text{K}$ | Touloukian et al. (1978) |
| | 527 | $29.8 \times 10^{-6}/\text{K}$ | |
| parallel to <i>c</i> | 27 | $25.7 \times 10^{-6}/\text{K}$ | |
| | 527 | $30.5 \times 10^{-6}/\text{K}$ | |
| polycrystalline | 27 | $25.0 \times 10^{-6}/\text{K}$ | |
| | 527 | $30.0 \times 10^{-6}/\text{K}$ | |
| Linear contraction | 650–20 °C | 1.9% | |
| Volume contraction liquid–solid | 650 °C | 4.2% | Kirk-Othmer (1981) |
| Heat capacity <i>C</i> _p | 27 | 24.86 J/mol K | Stull and Sinke (1956) |
| | 527 | 31.05 J/mol K | |
| Entropy <i>S</i> | 27 | 32.52 J/mol K | Stull and Sinke (1956) |
| | 527 | 59.72 J/mol K | |
| Enthalpy <i>H-H</i> _{25 °C} | 527 | 14 057 J/mol | Stull and Sinke (1956) |
| Thermal conductivity | 27 | 156 W/m K | Touloukian et al. (1978) |
| | 527 | 146 W/m K | |
| Thermal diffusivity | 27 | 0.874 cm ² /s | Touloukian et al. (1978) |
| Electrochemical potential (Normal hydrogen electrode) | | –2.37 V | Froats et al. (1987) |
| Rel. machining power Mg alloy:Al alloy | | 1:1.8 | Kirk-Othmer (1981) |
| Mg alloy:cast iron | | 1:3.5 | |
| Mg alloy:Ni alloy | | 1:10 | |

表 1-2 各合金元素對於 Mg 合金的影響[5]

| Alloying element | Melting and casting behavior | Mechanical and technological properties | Corrosion behavior I/M produced |
|------------------|--|--|--|
| Ag | | Improves elevated temperature tensile and creep properties in the presence of rare earths | Detrimental influence on corrosion behavior |
| Al | Improves castability, tendency to microporosity | Solid solution hardener, precipitation hardening at low temperatures (< 120 °C) | Minor influence |
| Be | Significantly reduces oxidation of melt surface at very low concentrations (< 30 ppm), leads to coarse grains | | |
| Ca | Effective grain refining effect, slight suppression of oxidation of the molten metal | Improves creep properties | Detrimental influence on corrosion behavior |
| Cu | System with easily forming metallic glasses, improves castability | | Detrimental influence on corrosion behavior, limitation necessary |
| Fe | Magnesium hardly reacts with mild steel crucibles | | Detrimental influence on corrosion behavior, limitation necessary |
| Li | Increases evaporation and burning behavior, melting only in protected and sealed furnaces | Solid solution hardener at ambient temperatures, reduces density, enhances ductility | Decreases corrosion properties strongly, coating to protect from humidity is necessary |
| Mn | Control of Fe content by precipitating Fe-Mn compound, refinement of precipitates | Increases creep resistivity | Improves corrosion behavior due to iron control effect |
| Ni | System with easily forming metallic glasses | | Detrimental influence on corrosion behavior, limitation necessary |
| Rare earths | Improve castability, reduce microporosity | Solid solution and precipitation hardening at ambient and elevated temperatures; improve elevated temperature tensile and creep properties | Improve corrosion behavior |
| Si | Decreases castability, forms stable silicide compounds with many other alloying elements, compatible with Al, Zn, and Ag, weak grain refiner | Improves creep properties | Detrimental influence |
| Th | Suppresses microporosity | Improves elevated temperature tensile and creep properties, improves ductility, most efficient alloying element | |
| Y | Grain refining effect | Improves elevated temperature tensile and creep properties | Improves corrosion behavior |
| Zn | Increases fluidity of the melt, weak grain refiner, tendency to microscopy | Precipitation hardening, improves strength at ambient temperatures, tendency to brittleness and hot shortness unless Zr refined | Minor influence, sufficient Zn content compensates for the detrimental effect of Cu |
| Zr | Most effective grain refiner, incompatible with Si, Al, and Mn, removes Fe, Al, and Si from the melt | Improves ambient temperature tensile properties slightly | |

表 1-3 AZ 系列主要元素 (Mg、Al 及 Zn)與 Fe 元素的熱物理性質比較[11]

| | Mg | Al | Zn | Fe |
|--|--------------------|----------------------|-------------------|-----------|
| Melting point T_m () | 650 | 660 | 420 | 1535 |
| Boiling point T_b () | 1107 | 2060 | 930 | 2730 |
| Vapor pressure (Pa) at T_m | 360 | 10^{-6} | 23 | 2.3 |
| Vapor pressure (Pa) at 727 | 1.36×10^3 | 1.2×10^{-5} | 1.2×10^4 | 0 |
| Viscosity (mPa s at T_m) | 1.25 | 1.3 | 3.5 | 6 |
| Surface tension (N/m) at T_m | 0.56 | 0.91 | 0.78 | 1.87 |
| Thermal conductivity of solid at T_m ($Wm^{-1}K^{-1}$) | 310 | 210 | 9 | 30 |
| Absorptivity (%) at T_m 1.06 μm (for Nd:YAG Laser) | - | 11 | 42 (300K) | 36 (300K) |
| Absorptivity (%) at T_m 10.6 μm (for CO ₂ Laser) | 3 (300K) | 3 | 10 | 5 (300K) |

表 3-1 四種 Mg 基材料之成分 (a) wt% , (b) at%

(a)

| Alloy | Chemical composition in weight percent (%) | | | | | | | | |
|---------|--|------|------|-------|--------|--------|--------|--------|------|
| | Al | Zn | Mn | Si | Fe | Cu | Ni | Be | Mg |
| Pure Mg | - | - | - | - | - | - | - | - | 99.9 |
| AZ31 | 2.86 | 0.82 | 0.31 | - | - | - | - | - | Bal. |
| AZ61 | 5.88 | 0.74 | 0.28 | - | - | - | - | - | Bal. |
| AZ91 | 9.07 | 0.62 | 0.33 | 0.017 | 0.0026 | 0.0006 | 0.0004 | 0.0002 | Bal. |

(b)

| Alloy | Chemical composition in atomic percent (%) | | | | | | | | |
|---------|--|------|------|-------|--------|--------|--------|--------|------|
| | Al | Zn | Mn | Si | Fe | Cu | Ni | Be | Mg |
| Pure Mg | - | - | - | - | - | - | - | - | 99.9 |
| AZ31 | 2.60 | 0.31 | 0.14 | - | - | - | - | - | Bal. |
| AZ61 | 5.36 | 0.28 | 0.13 | - | - | - | - | - | Bal. |
| AZ91 | 8.29 | 0.23 | 0.15 | 0.015 | 0.0011 | 0.0002 | 0.0002 | 0.0005 | Bal. |

表 3-2 6 mm 厚板之鐳接參數

| 電子束 鐳接機 真空度 torr | 電子槍 真空度 torr | 電壓 kV | 電流 mA | 功率 W | 走速 mm/s | 熱輸入量 J/mm |
|---------------------------|--------------------|----------|----------|---------|------------|--------------|
| 6×10^{-5} | 4×10^{-6} | 50 | 10 | 500 | 15 | 33.33 |
| | | | | | 25 | 20.00 |
| | | | | | 35 | 14.29 |

表 3-3 30 mm 厚板之鐳接參數

| 電子束 鐳接機 真空度 torr | 電子槍 真空度 torr | 電壓 kV | 電流 mA | 功率 W | 走速 mm/s | 熱輸入量 J/mm |
|---------------------------|--------------------|----------|----------|---------|------------|--------------|
| 6×10^{-5} | 4×10^{-6} | 55 | 35 | 1925 | 20 | 96.25 |
| | | | 40 | 2200 | 16 | 137.50 |
| | | 20 | | | 110.00 | |
| | | 35 | | | 62.86 | |

表 4-1 6mm 厚板之純 Mg、AZ31、AZ61 與 AZ91 電子束鐳接結果

| | 電壓 kV | 電流 mA | 功率 W | 走速 mm/sec | 熱輸入 量 J/mm | 鐳深 mm | 鐳寬 mm | 熔入比 (depth/width) |
|--------------|----------|----------|---------|--------------|------------------|----------|----------|----------------------|
| pure Mg | 50 | 10 | 500 | 15 | 33.33 | 3.985 | 1.853 | 2.151 |
| | | | | 25 | 20.00 | 1.268 | 1.710 | 0.742 |
| | | | | 35 | 14.29 | 1.168 | 1.658 | 0.704 |
| AZ31 | 50 | 10 | 500 | 15 | 33.33 | 4.915 | 1.960 | 2.508 |
| | | | | 25 | 20.00 | 3.263 | 1.790 | 1.823 |
| | | | | 35 | 14.29 | 2.620 | 1.753 | 1.495 |
| AZ61 | 50 | 10 | 500 | 15 | 33.33 | 4.218 | 3.265 | 1.292 |
| | | | | 25 | 20.00 | 3.155 | 2.648 | 1.191 |
| | | | | 35 | 14.29 | 2.510 | 2.335 | 1.075 |
| AZ91 | 50 | 10 | 500 | 15 | 33.33 | 6.000 | 2.910 | 2.062 |
| | | | | 25 | 20.00 | 3.745 | 2.885 | 1.298 |
| | | | | 35 | 14.29 | 2.958 | 2.473 | 1.196 |
| AZ91- NST | 50 | 10 | 500 | 15 | 33.33 | 6.000 | 2.768 | 2.168 |
| | | | | 25 | 20.00 | 3.580 | 2.808 | 1.275 |
| | | | | 35 | 14.29 | 3.135 | 2.388 | 1.313 |

註：pure Mg、AZ31、AZ61 與 AZ91 是指鐳接前經過固溶處理；而 AZ91-NST 則是代表鐳接前未經任何熱處理

表 4-2 30 mm 厚板之 AZ91 電子束鐳接結果

| | 電壓 kV | 電流 mA | 功率 W | 走速 mm/sec | 熱輸入 量 J/mm | 鐳深 mm | 鐳寬 mm | 熔入比 (depth/width) |
|------|----------|----------|---------|--------------|------------------|----------|----------|----------------------|
| AZ91 | 55 | 35 | 1925 | 20 | 96.25 | 21.075 | 2.891 | 7.290 |
| | 55 | 40 | 2200 | 16 | 137.50 | 28.609 | 3.478 | 8.226 |
| | 55 | 40 | 2200 | 20 | 110.00 | 26.792 | 3.329 | 8.048 |
| | 55 | 40 | 2200 | 35 | 62.86 | 19.777 | 2.903 | 6.813 |

表 4-3 四種 Mg 基材料之原始母材，熔融區上、中及下部分區域，與熔融邊界處之晶粒大小（單位：μm）

(a) 鐸接參數：500 W，15 mm/s

| | Base | FZ-Top | FZ-Middle | FZ-Bottom | FL |
|------|--------------|--------|-----------|-----------|--------------|
| Mg | Spacing : 30 | - | - | - | Spacing : 37 |
| AZ31 | 32 | - | - | - | 32 |
| AZ61 | 12 | - | - | - | 15 |
| AZ91 | 25 | - | - | - | 32 |

(b) 鐸接參數：500 W，35 mm/s

| | Base | FZ-Top | FZ-Middle | FZ-Bottom | FL |
|------|--------------|--------|-----------|-----------|--------------|
| Mg | Spacing : 30 | - | - | - | Spacing : 50 |
| AZ31 | 32 | - | - | - | 32 |
| AZ61 | 12 | - | - | - | 12 |
| AZ91 | 25 | - | - | - | 31 |

表 4-4 文獻上有關 Mg 基材料之拉伸資料[2,4,47,50]

| | Temper | UTS (MPa) | Elongation (%) | Remark |
|------|--------|--------------|-------------------|-----------------|
| AZ31 | F | 260-290 | 14-20 | Extruded shapes |
| AZ61 | F | 310-315 | 15-17 | Extruded shapes |
| AZ91 | F | 196-255 | 0.5-3 | Die-casting |

F : As fabricated

表 4-5 Mg 基材料之拉伸測試結果

| | Condition | UTS (MPa) | Elongation (%) | Fracture |
|---|-----------------|-----------|----------------|-----------|
| Mg (6 mm plate) | Base | 114 | 12.6 | base |
| | 500 W, 15 mm/s | 100 | 14.0 | base |
| | 500 W, 25 mm/s | 106 | 10.9 | base |
| | 500 W, 35 mm/s | 118 | 10.0 | base |
| AZ31 (6 mm plate) | Base | 267 | 16.6 | base |
| | 500 W, 15 mm/s | 302 | 16.6 | weld |
| | 500 W, 25 mm/s | 314 | 17.7 | weld |
| | 500 W, 35 mm/s | 314 | 19.0 | weld |
| AZ61 (6 mm plate) | Base | 313 | 25.3 | base |
| | 500 W, 15 mm/s | 250 | 16.6 | weld |
| | 500 W, 25 mm/s | 252 | 16.0 | weld |
| | 500 W, 35 mm/s | 247 | 15.6 | weld |
| AZ91 (6 mm plate) | Base | 312 | 8.3 | out of GL |
| | 500 W, 15 mm/s | 322 | 9.6 | weld |
| | 500 W, 25 mm/s | 316 | 7.3 | out of GL |
| | 500 W, 35 mm/s | 265 | 3.8 | base |
| AZ91 (30 mm plate & whole FZ specimen) | Base | 236 | 17.8 | - |
| | 1925 W, 20 mm/s | 242 | 20.0 | - |
| | 2200 W, 20 mm/s | 224 | 16.7 | - |
| | 2200 W, 35 mm/s | 246 | 17.1 | - |

註：Fracture 欄表示拉伸試片之斷裂處，base 代表斷裂於母材，weld 代表斷裂於
 銲道，out of GL 代表斷裂於 gauge length 之外

表 4-6 四種 Mg 基材料之晶格常數

| | Lattice constant a (Å) | Lattice constant c (Å) | c/a |
|------|---------------------------|---------------------------|--------|
| Mg | 3.2095 | 5.2104 | 1.6234 |
| AZ31 | 3.2010 | 5.1922 | 1.6221 |
| AZ61 | 3.1896 | 5.1747 | 1.6224 |
| AZ91 | 3.1855 | 5.1676 | 1.6222 |

表 5-1 四種 Mg 基材料的熱物理性質[47-50]

| | Density (g/cm ³) | Thermal Conductivity (W/mK) | Specific Heat (J/gK) | Thermal Diffusivity (m ² /sec) | Specific Heat of Fusion (J/g) | Melting Range () |
|------|----------------------------------|-------------------------------------|------------------------------|---|--|-------------------------|
| Mg | 1.74 | 152.79 | 1.00 | 8.78×10^{-5} | 368.37 | 650 |
| AZ31 | 1.78 | 76.90 | 0.99 | 4.36×10^{-5} | 339.07 | 575-630 |
| AZ61 | 1.80 | 64.05 | 0.99 | 3.63×10^{-5} | 354.54 | 530-610 |
| AZ91 | 1.81 | 51.20 | 0.98 | 2.89×10^{-5} | 370 | 470-595 |

表 5-2 四種 Mg 基材料於 650 之冷卻速率

For T = 650

| | 500 W, 15 mm/s (/sec) | 500 W, 25 mm/s (/sec) | 500 W, 35 mm/s (/sec) |
|------|----------------------------|----------------------------|----------------------------|
| Mg | 2700 | 22667 | 87852 |
| AZ31 | 1242 | 11420 | 44647 |
| AZ61 | 1003 | 9575 | 37561 |
| AZ91 | 743 | 7563 | 29831 |

表 5-3 四種 Mg 基材料於 1000 之冷卻速率

For T = 1000

| | 500 W, 15 mm/s (/sec) | 500 W, 25 mm/s (/sec) | 500 W, 35 mm/s (/sec) |
|------|----------------------------|----------------------------|----------------------------|
| Mg | 11014 | 86815 | 334286 |
| AZ31 | 5480 | 44118 | 170261 |
| AZ61 | 4573 | 37116 | 143360 |
| AZ91 | 3583 | 29477 | 114016 |

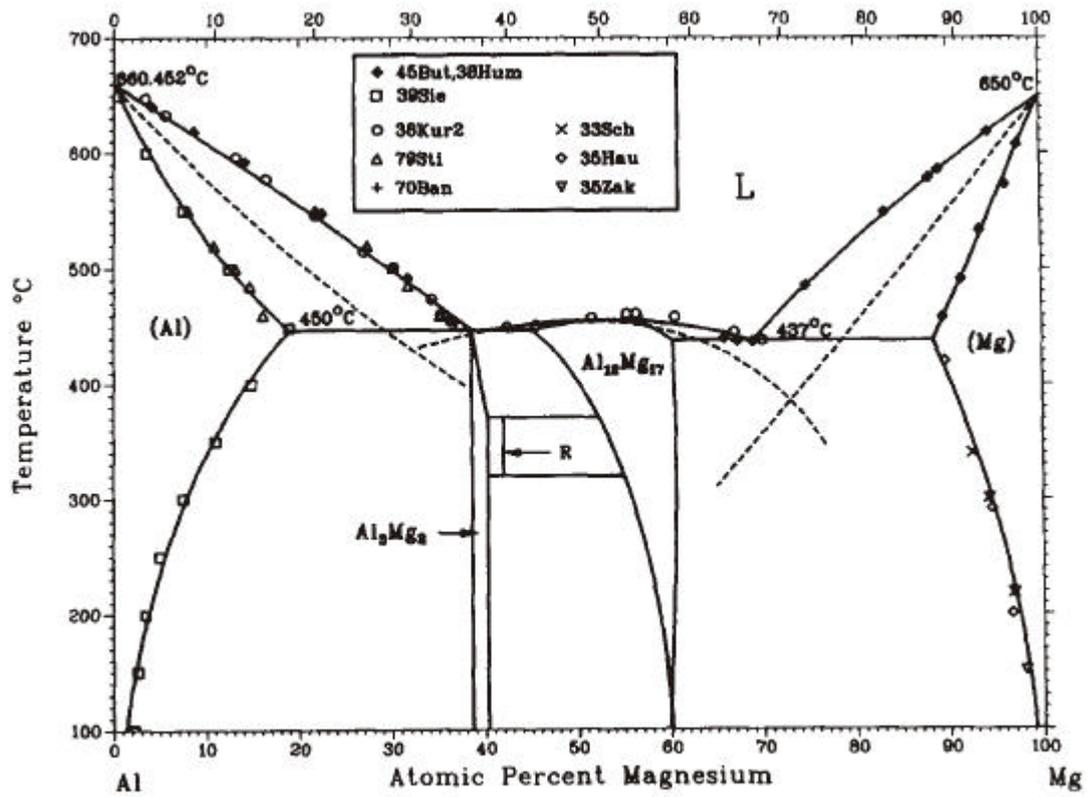
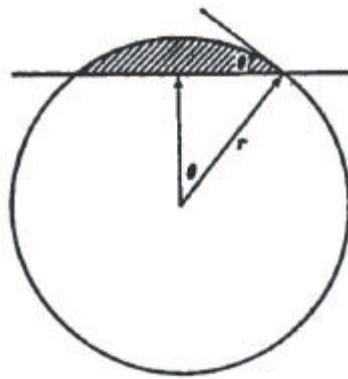
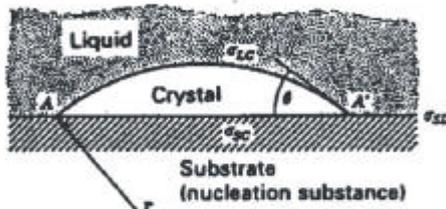


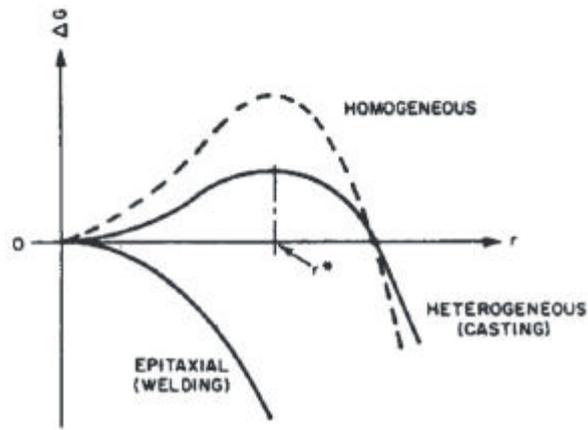
圖 1-1 Mg-Al系的平衡相圖[6]



(a)



(b)



(c)

圖 1-2 不同型態成核所需自由能之比較 (a) 臨界半徑定義, (b) 成核示意圖, (c) 自由能圖[16]

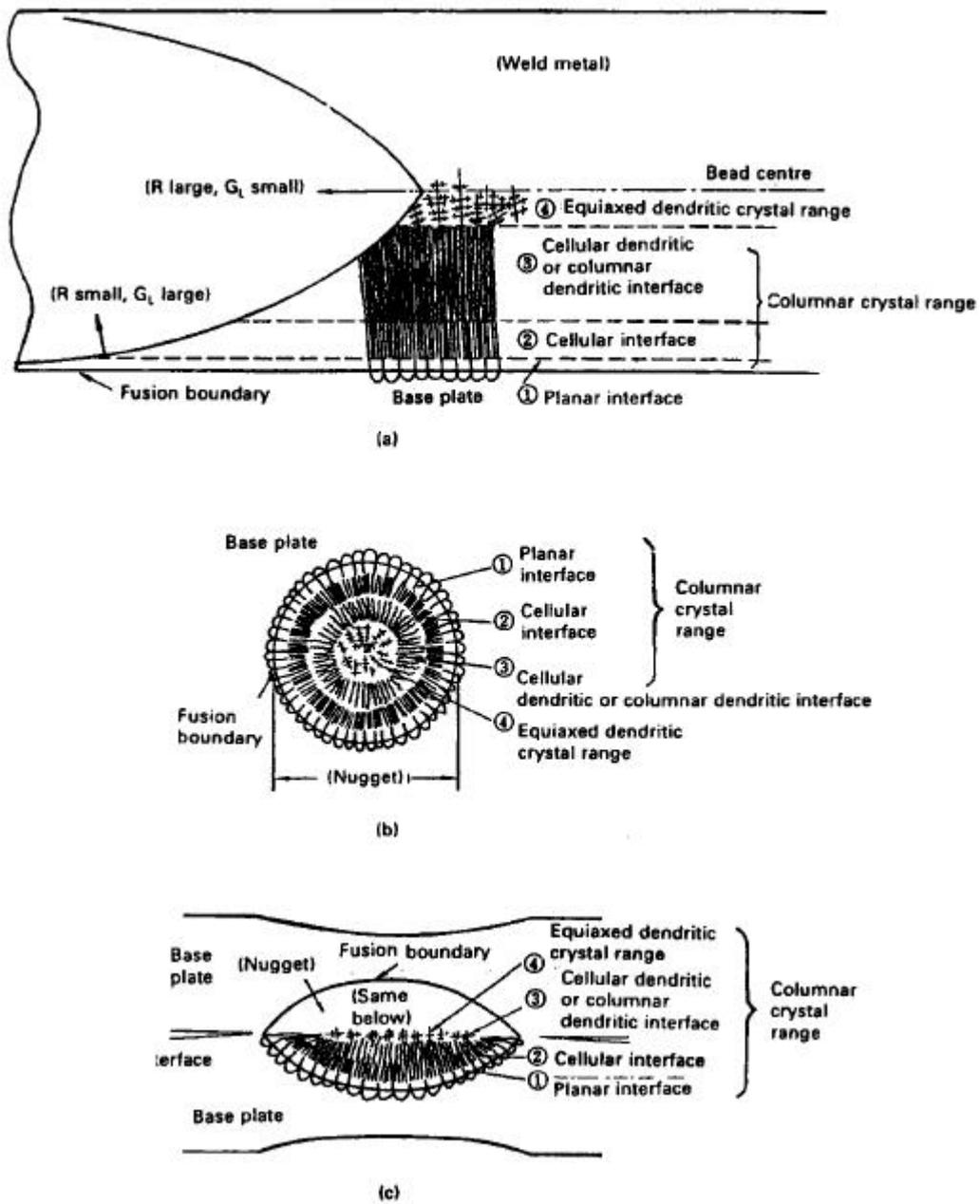


圖 1-3 三種不同銲接類型之凝固型態 (a) bead welding , (b) arc spot welding , (c) resistance spot welding [[16]

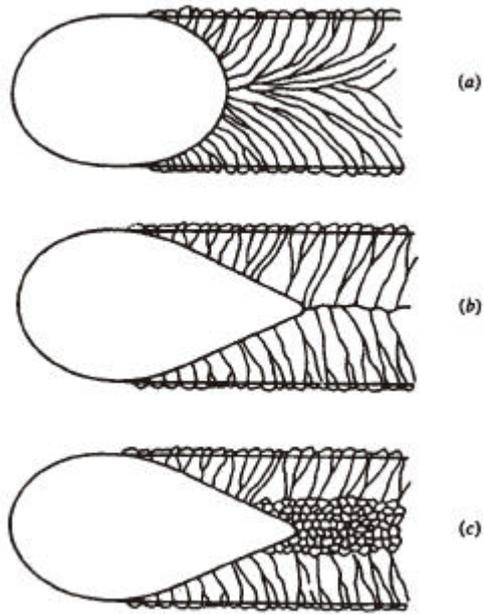


圖 1-4 銲接參數對於銲道內晶粒型態的影響 (a) 低熱輸入量，低走速，(b) 高熱輸入量，高走速，(c) 高熱輸入量，高走速，伴隨成核[17]

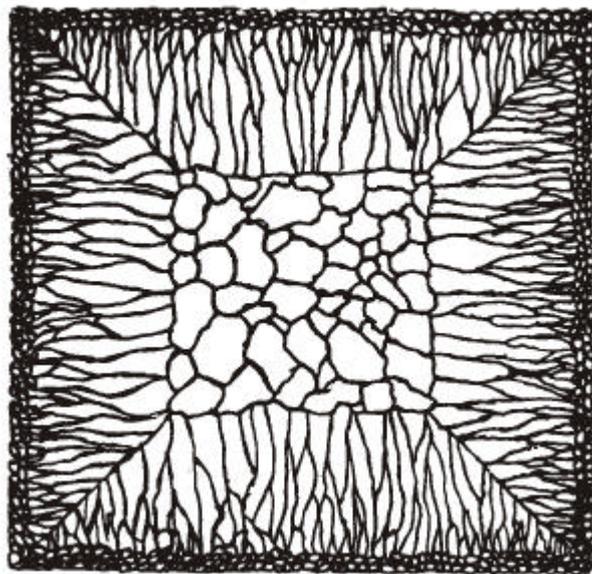


圖 1-5 典型鑄造材料之晶粒結構[18]

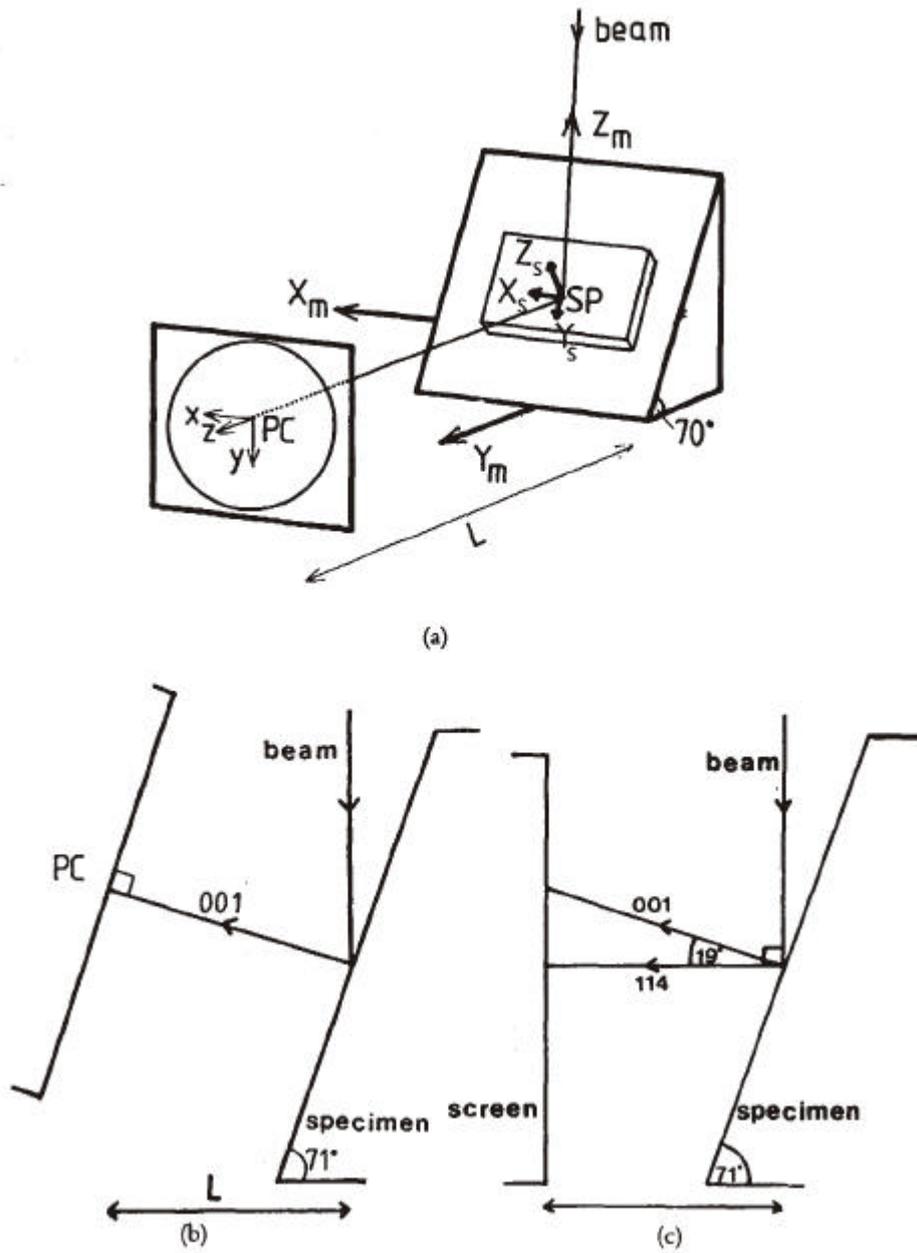


圖 1-6 EBSD 之基本系統裝置架構 (a) 電子束，試片與螢光幕之空間關係，(b) 電子束相對於電腦之平面圖，(c) 電子束相對於螢光幕之平面圖[26]

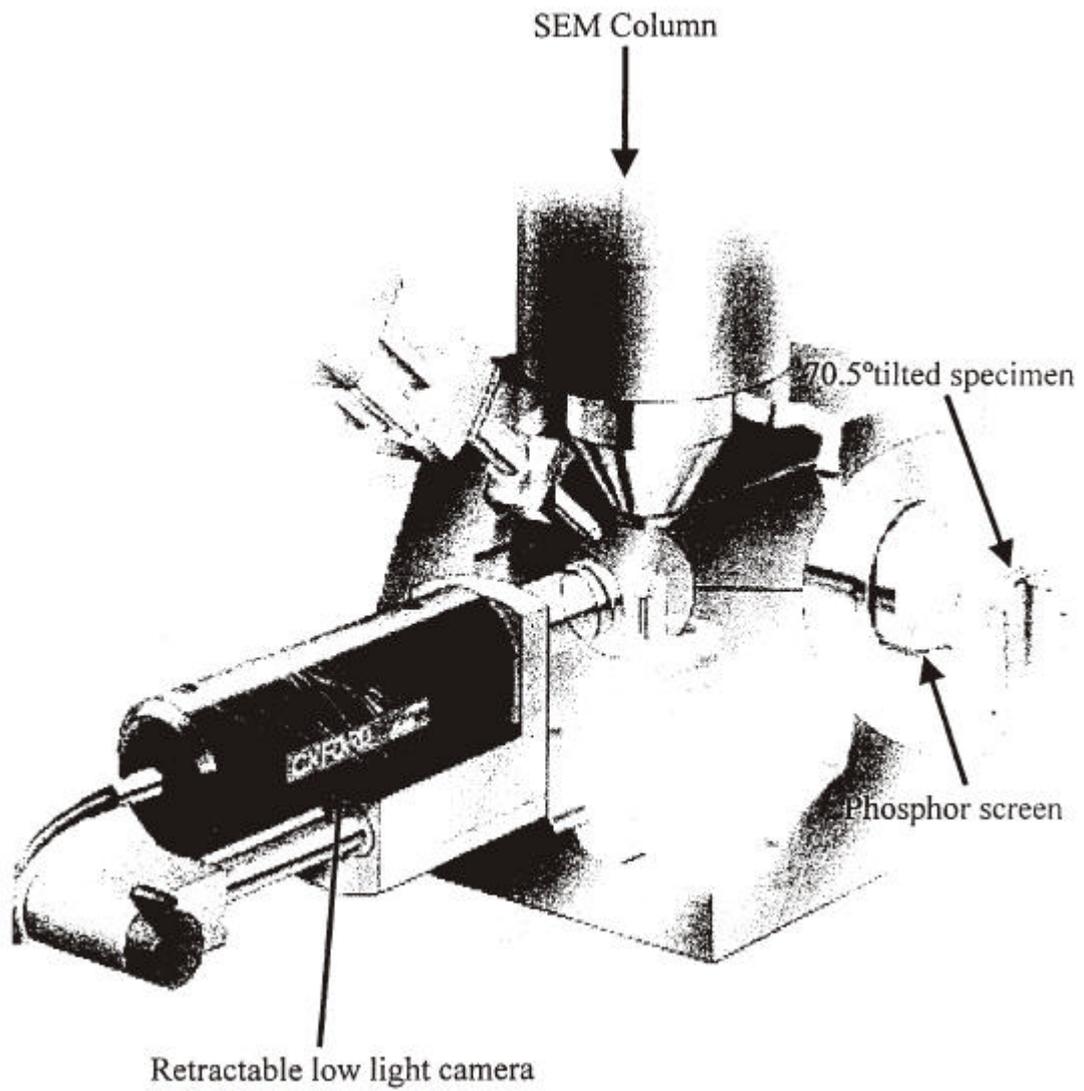


圖 1-7 EBSD 之基本系統裝置套件

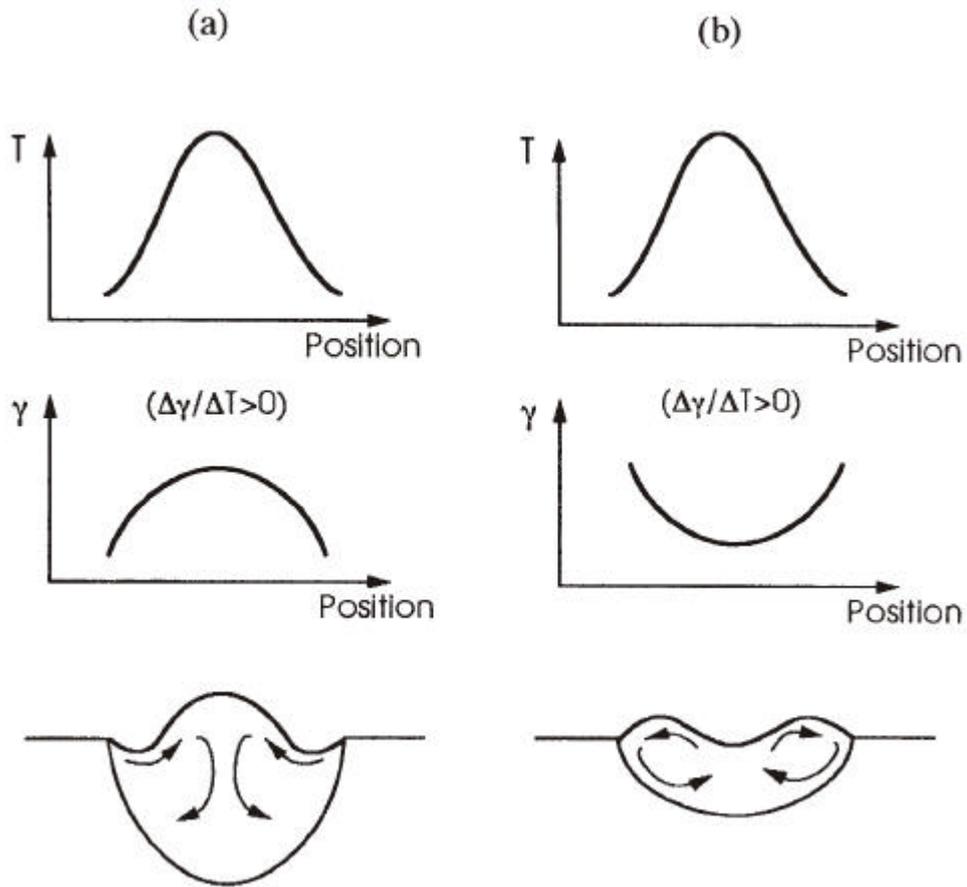


圖 1-8 表面張力對於鐸道的影響 (a) 對於表面張力係數為正值之材料，其熔池表面流動朝內，伴隨使鐸池中央之較高溫熔融金屬往下流動，此時熔池展現中央凸起，兩側凹陷的型態，(b) 若表面張力係數為負值的材料，其熔池表面之流動為朝內，熔池中央之熔融金屬朝兩側流動，呈現中間凹陷而兩側隆起的外觀[30]

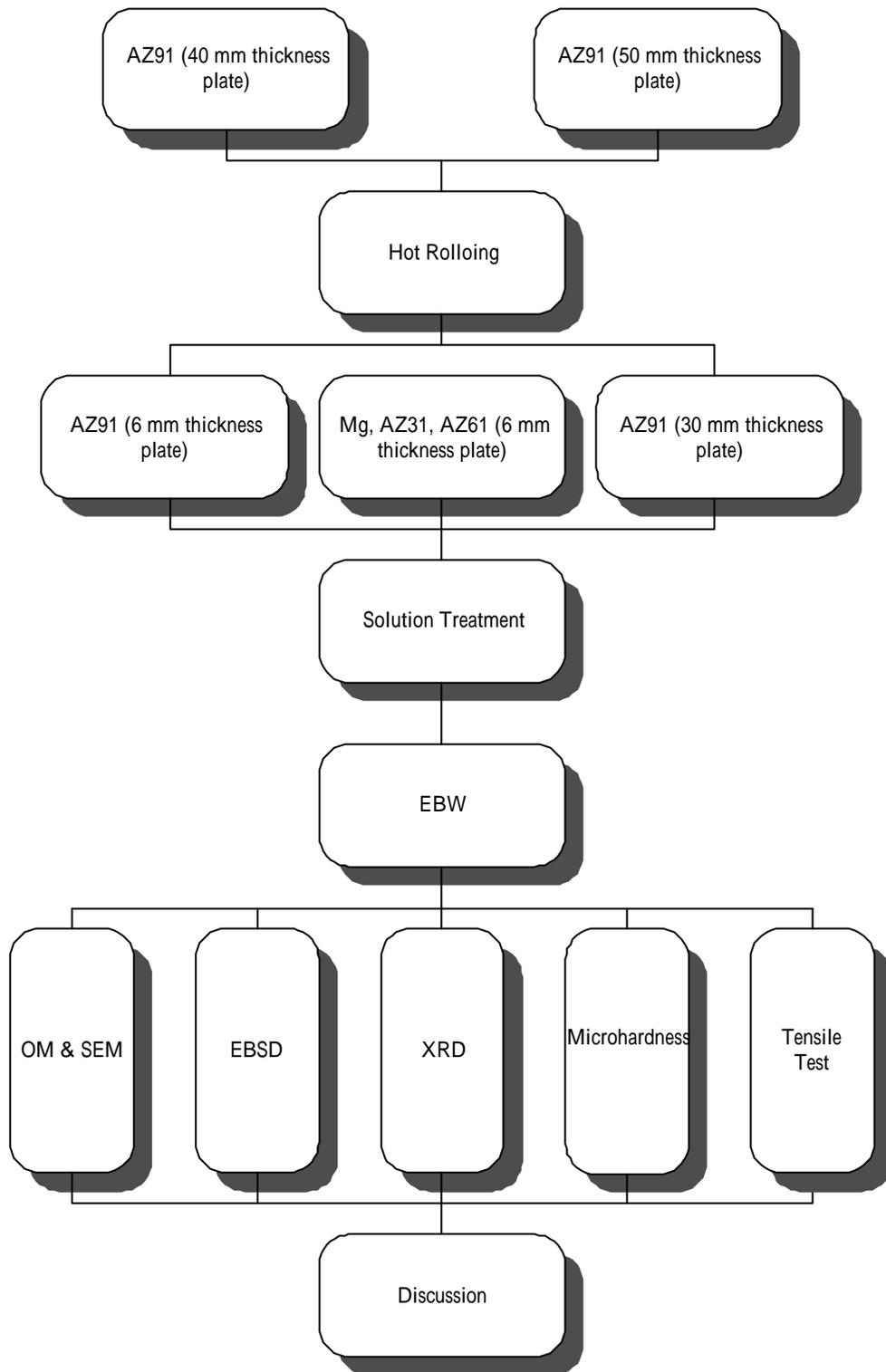


圖 1-9 實驗流程圖

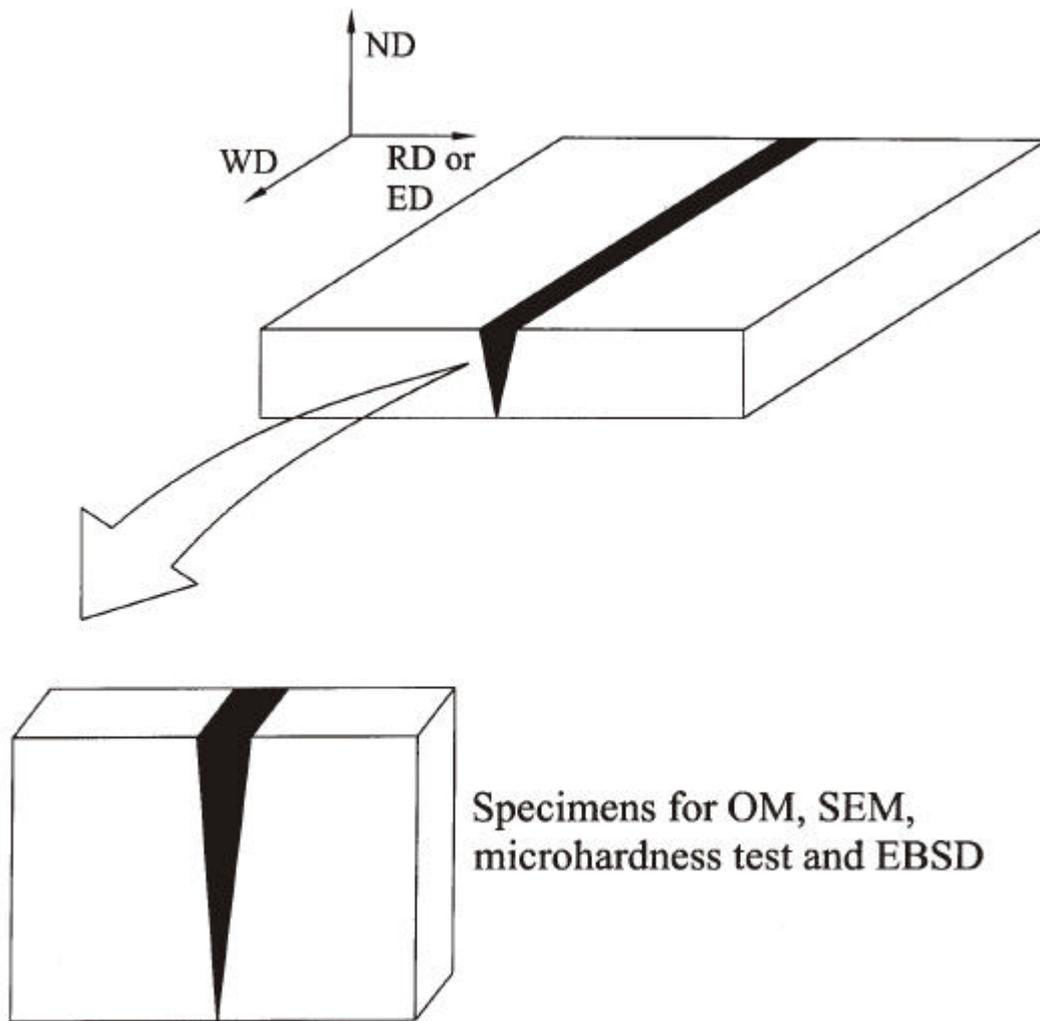


圖 3-1 試片取樣圖

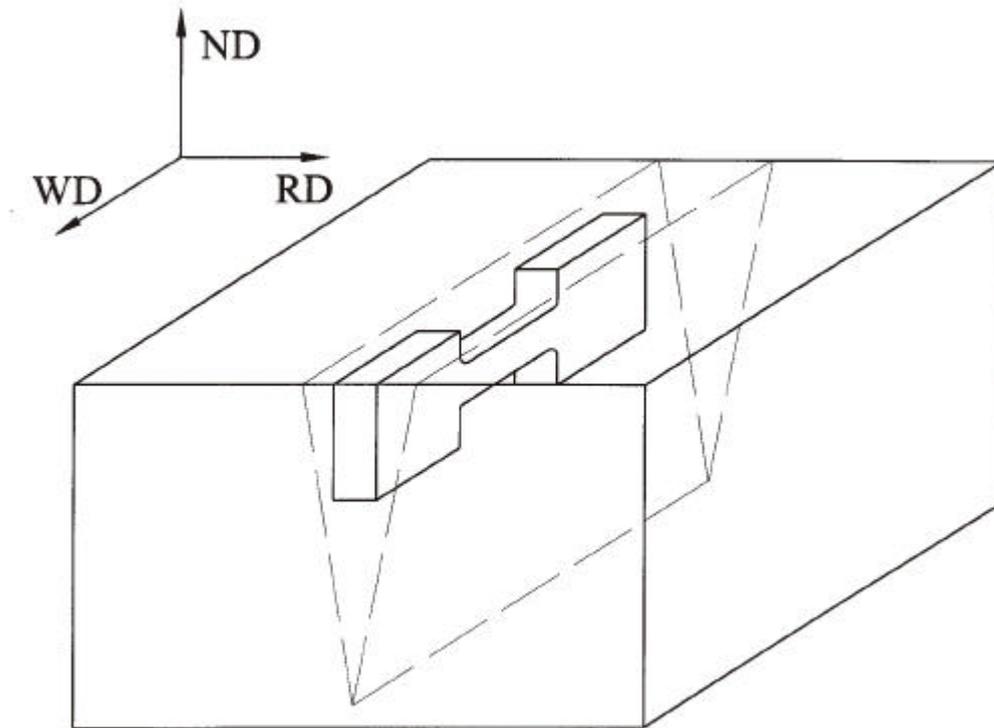


圖 3-2 30 mm-AZ91 之全熔融區拉伸試片取樣（虛線部分表示熔融區）

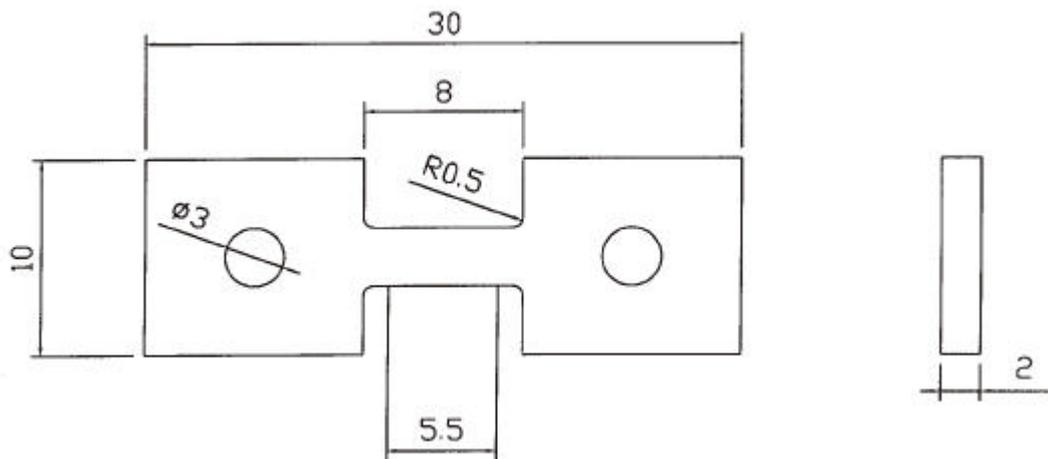


圖 3-3 30 mm-AZ91 之全熔融區拉伸試片規格（單位：mm）

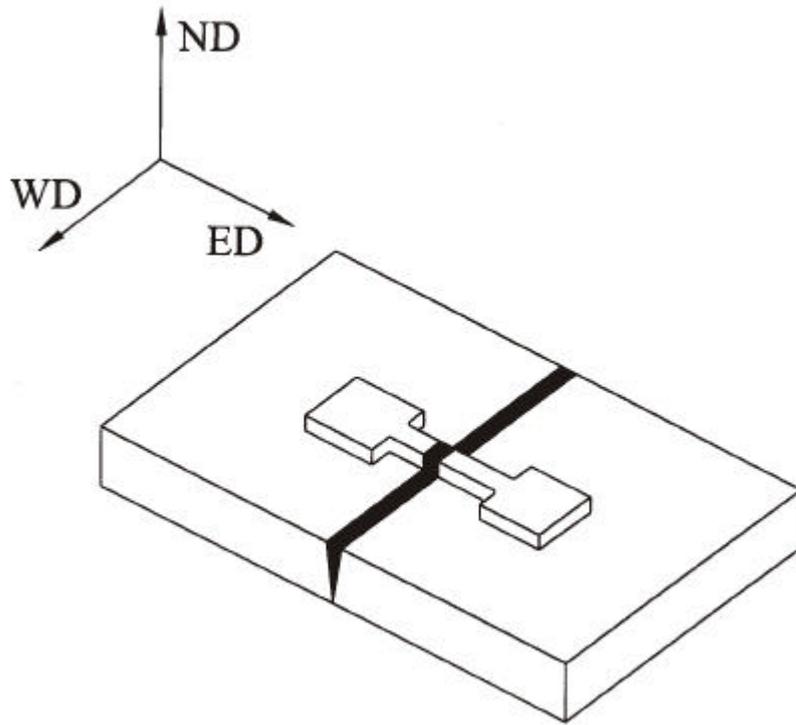


圖 3-4 6 mm-Mg , AZ31 與 AZ61 之鐸後拉伸試片取樣

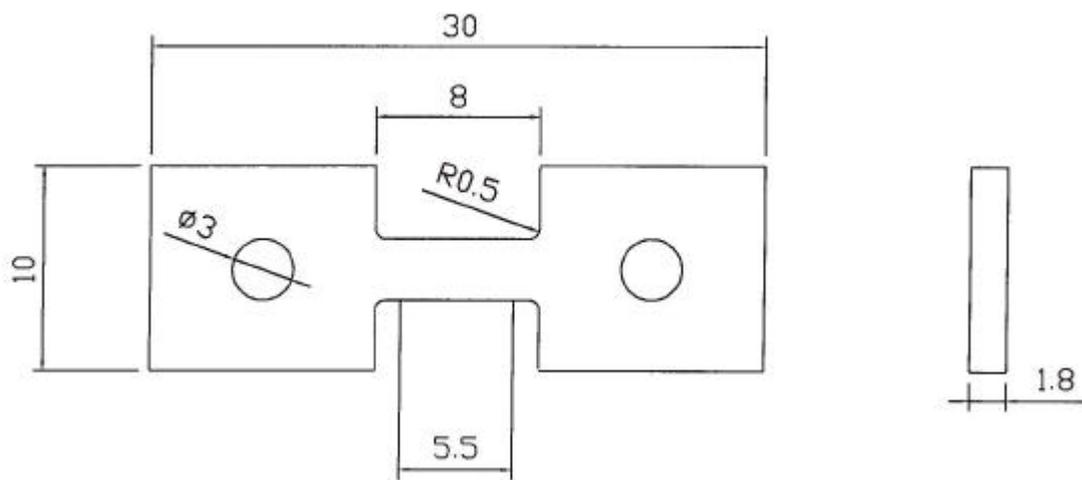


圖 3-5 6 mm-Mg , AZ31 與 AZ61 之鐸後拉伸試片規格 (單位 : mm)

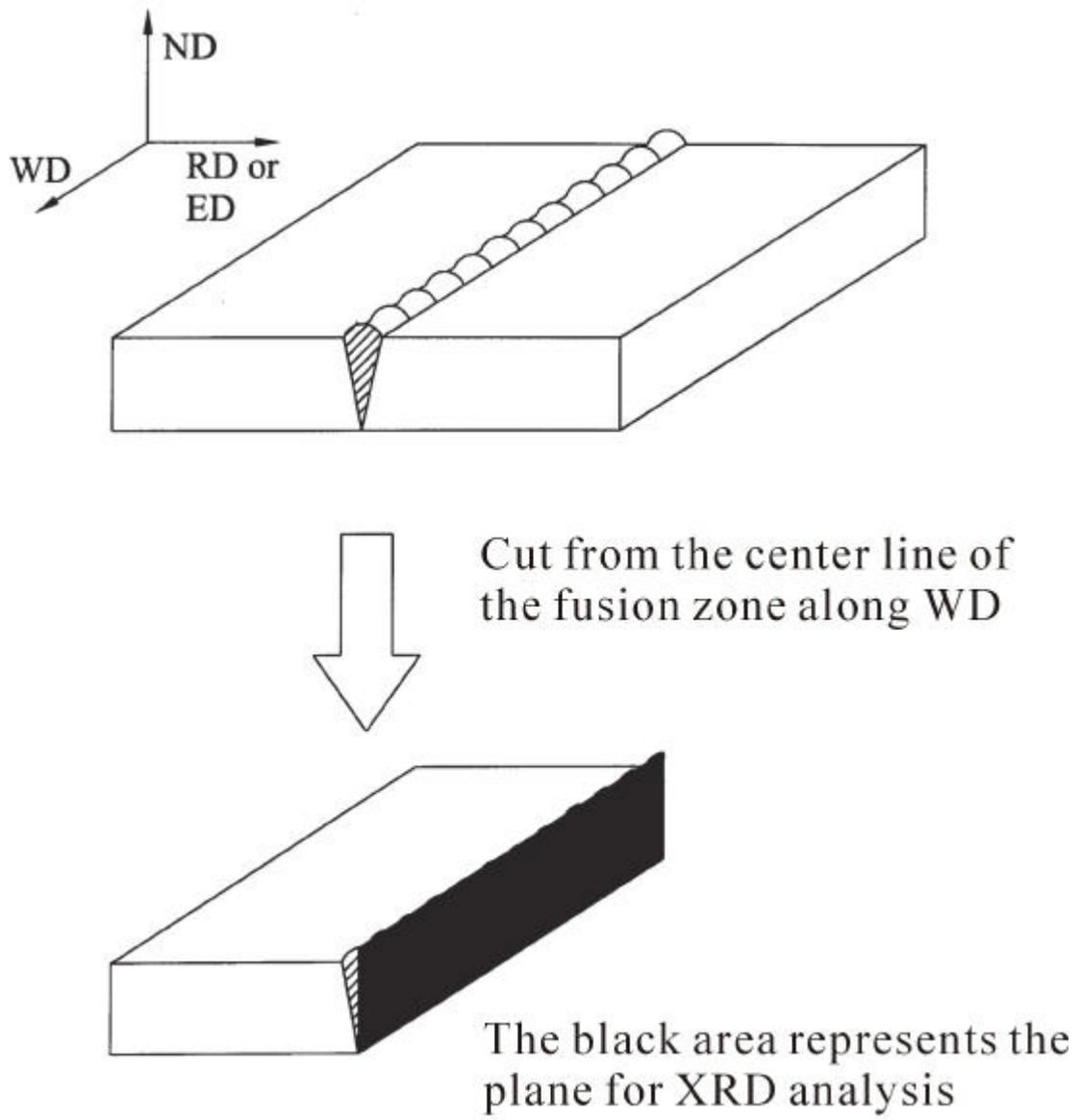


圖 3-6 熔融區之 XRD 分析取樣圖

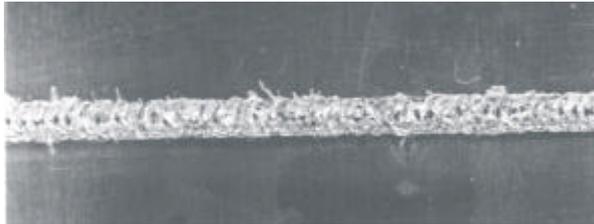
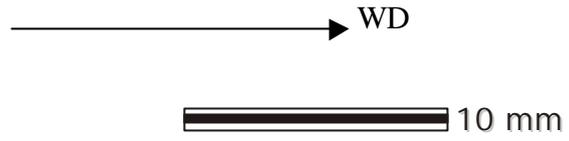


(a)

(b)

(c)

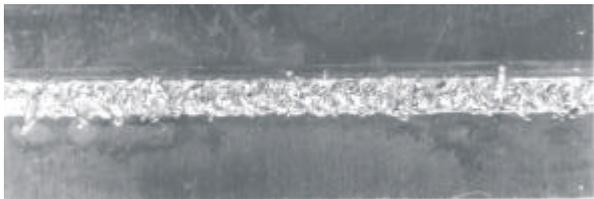
圖 4-1 6 mm-純 Mg 鐸道外觀 (a) 500 W , 15 mm/s 上表面 , (b) 500 W , 25 mm/s 上表面 , (c) 500 W , 35 mm/s 上表面



(a)



(b)

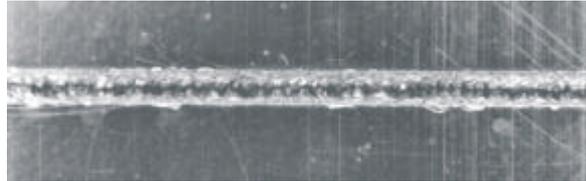


(c)

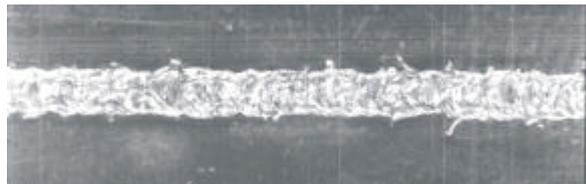
圖 4-2 6 mm- AZ31 鐸道外觀 (a) 500 W , 15 mm/s 上表面 , (b) 500 W , 25 mm/s 上表面 , (c) 500 W , 35 mm/s 上表面

→ WD

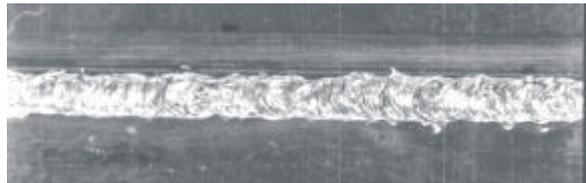
10 mm



(a)



(b)

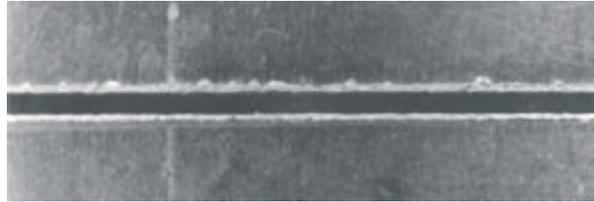


(c)

圖 4-3 6 mm-AZ61 鐳道外觀 (a) 500 W , 15 mm/s 上表面 , (b) 500 W , 25 mm/s 上表面 , (c) 500 W , 35 mm/s 上表面

→ WD

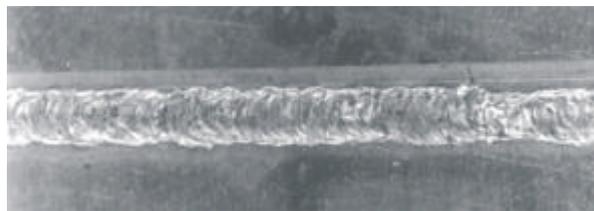
10 mm



(a)



(b)



(c)



(d)

圖 4-4 6 mm-AZ91 鐳道外觀 (a) 500 W , 15 mm/s 上表面 , (b) 500 W , 15 mm/s 下表面 , (c) 500 W , 25 mm/s 上表面 , (d) 500 W , 35 mm/s 上表面

(a)

(b)

圖 4-5 6 mm-純 Mg 鐸道橫斷面圖 (a) 500 W , 15 mm/s , (b) 500 W , 35 mm/s

(a)

(b)

圖 4-6 6 mm-AZ31 鐸道橫斷面圖 (a) 500 W , 15 mm/s , (b) 500 W , 35 mm/s

(a)

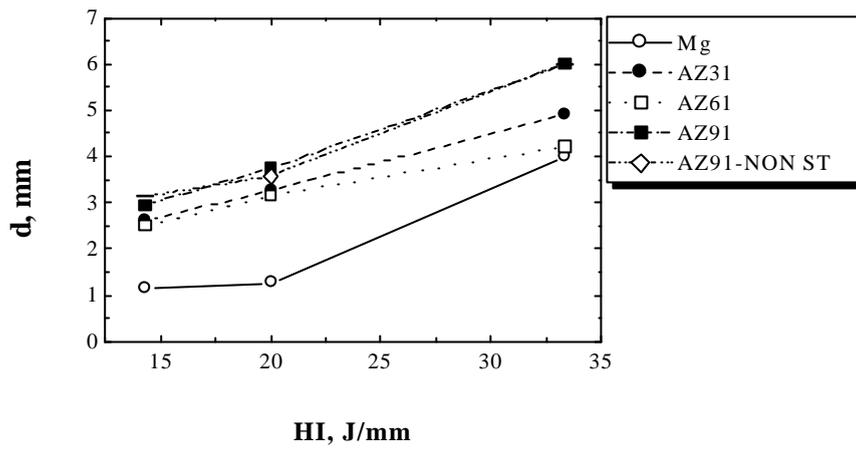
(b)

圖 4-7 6 mm-AZ61 鐸道橫斷面圖 (a) 500 W , 15 mm/s , (b) 500 W , 35 mm/s

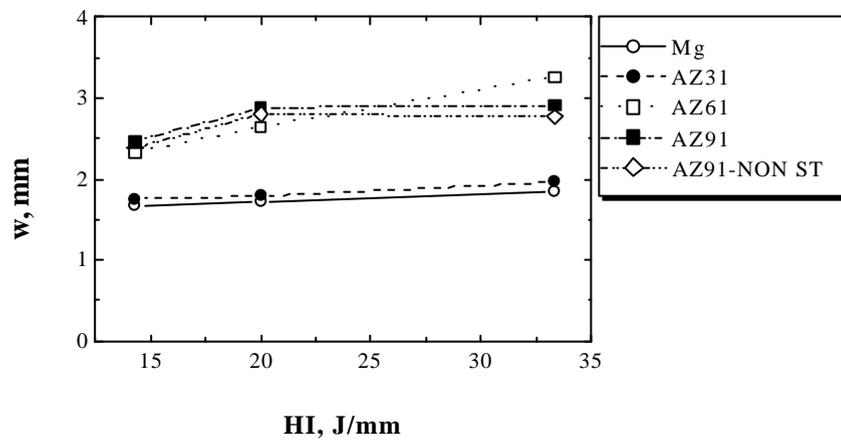
(a)

(b)

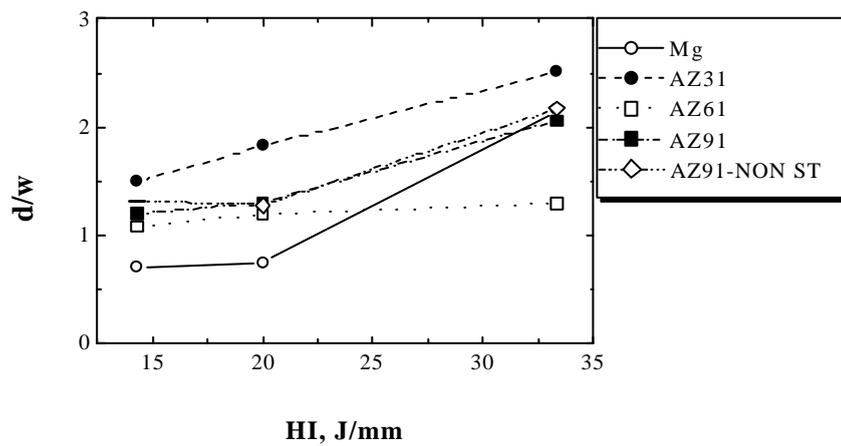
圖 4-8 6 mm-AZ91 鐸道橫斷面圖 (a) 500 W , 15 mm/s , (b) 500 W , 35 mm/s



(a)



(b)



(c)

圖 4-9 四種材料之熱輸入量與 (a) 鉸深 , (b) 鉸寬 , (c) 熔入比關係圖

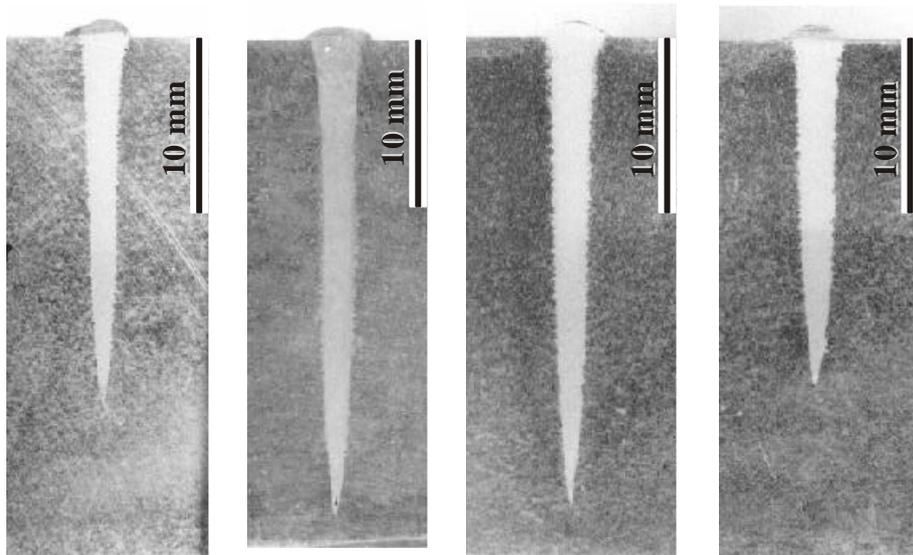
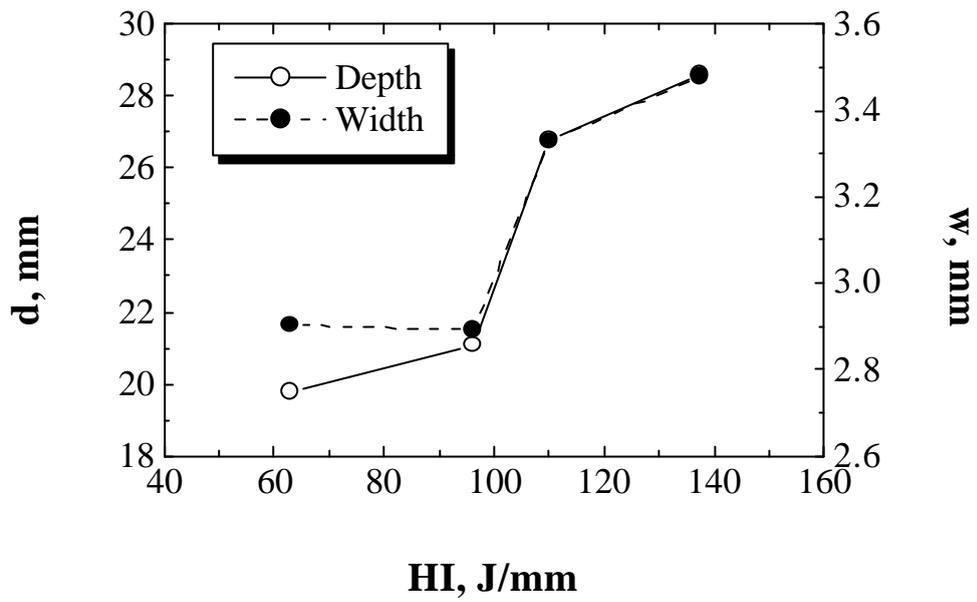
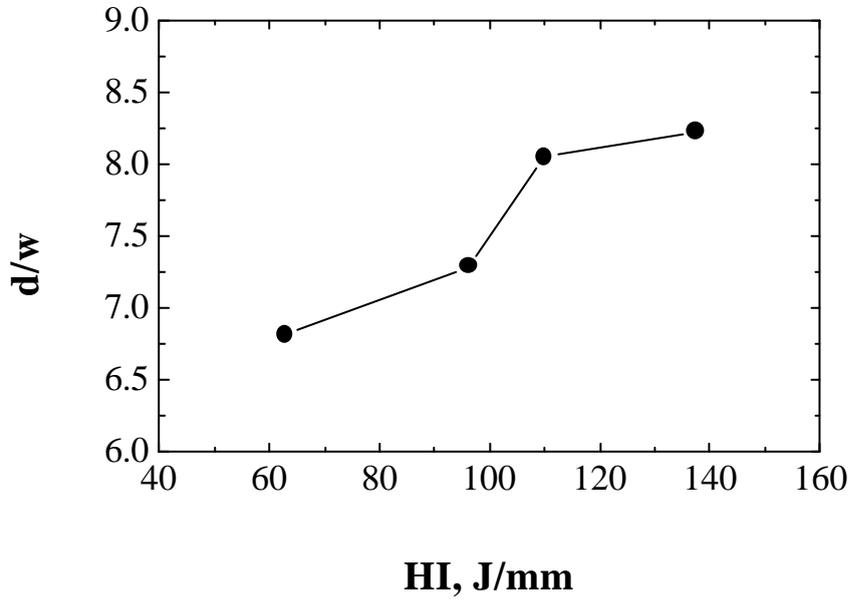


圖 4-10 30 mm 厚板之 AZ91 鐳道橫斷面

(鐳接參數：圖由左至右下分別為 1925 W 與 20 mm/s; 2200 W 與 16 mm/s, 2200 W 與 20 mm/s 及 ; 2200 W 與 35 mm/s)



(a)



(b)

圖 4-11 30 mm- AZ91 之熱輸入量與 (a) 鐸深、鐸寬, (b) 熔入比關係圖

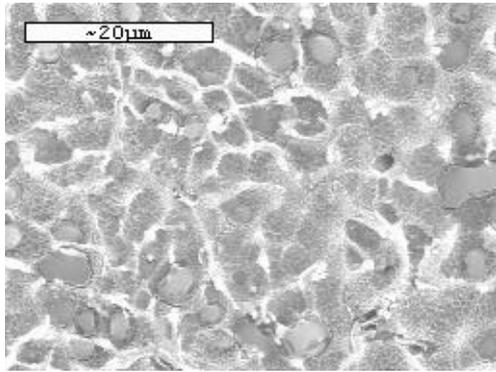
圖 4-12 純 Mg 水淬後之顯微組織

圖 4-13 AZ31 經固溶後之顯微組織

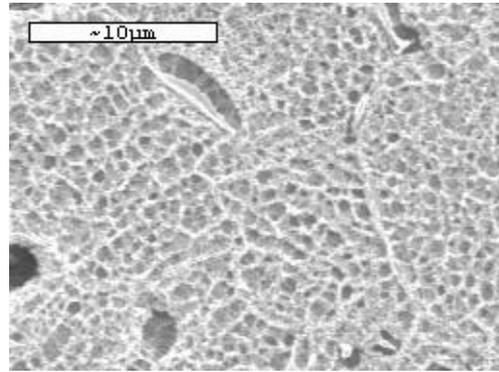
圖 4-14 AZ61 經固溶後之顯微組織

圖 4-15 AZ91 經熱壓延與固溶後之顯微組織

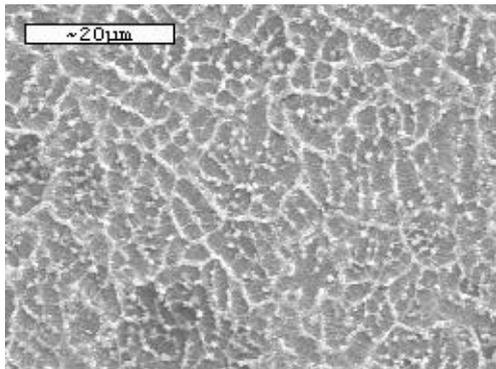
圖 4-16 純 Mg 靠近熔融區中心處之顯微組織 (500 W , 15 mm/s)



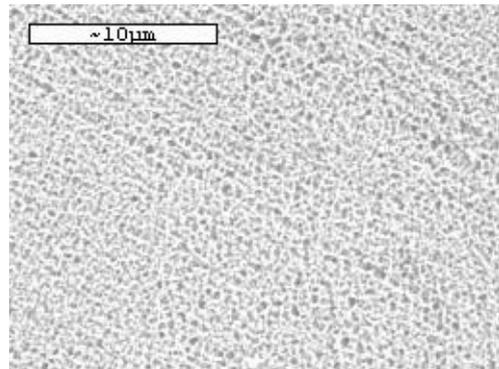
(a)



(b)

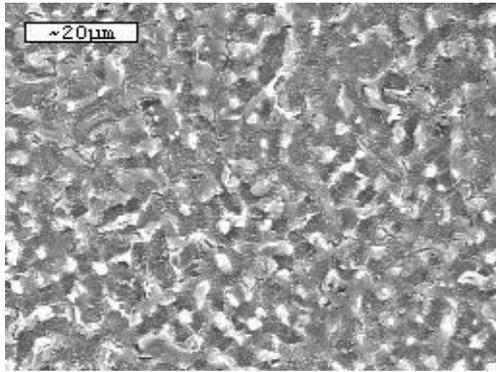


(c)

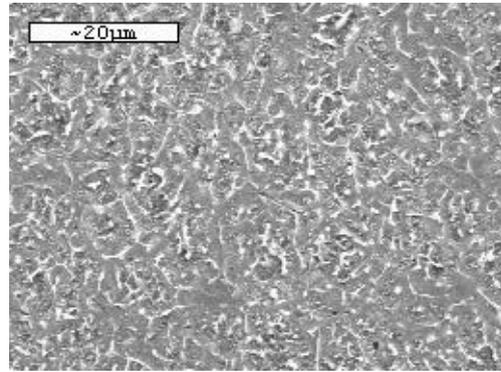


(d)

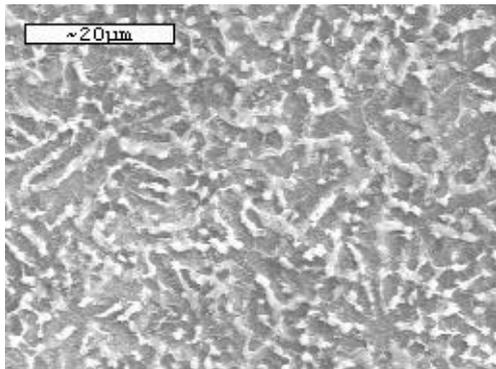
圖 4-17 AZ31 在不同走速下之上、下熔融區位置的顯微組織 (a) 15 mm/s 與 FZ-Top , (b) 15 mm/s 與 FZ-Bottom , (c) 35 mm/s 與 FZ-Top , (d) 35 mm/s 與 FZ-Bottom (圖中白色樹枝狀晶為 β 相)



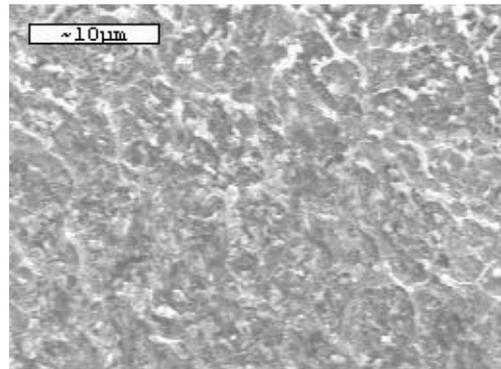
(a)



(b)

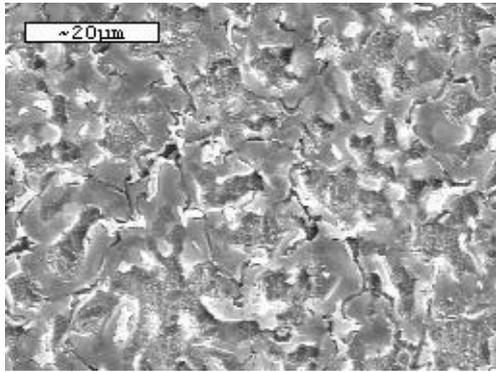


(c)

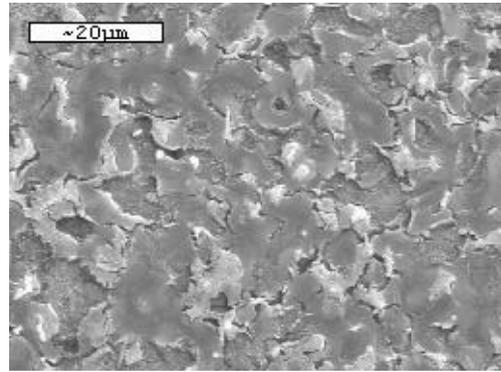


(d)

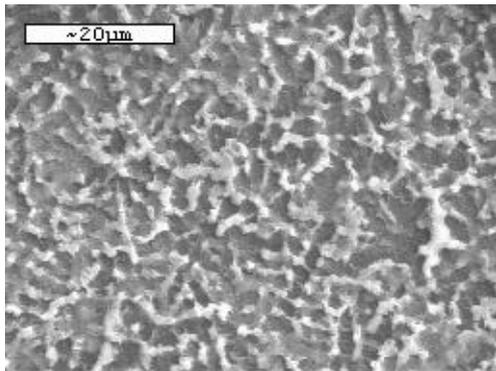
圖 4-18 AZ61 在不同走速下之上、下熔融區位置的顯微組織 (a) 15 mm/s 與 FZ-Top , (b) 15 mm/s 與 FZ-Bottom , (c) 35 mm/s 與 FZ-Top , (d) 35 mm/s 與 FZ-Bottom (圖中白色樹枝狀晶為 β 相)



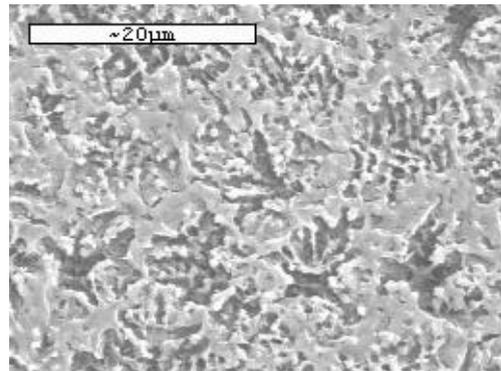
(a)



(b)



(c)



(d)

圖 4-19 AZ91 在不同走速下之上、下熔融區位置的顯微組織 (a) 15 mm/s 與 FZ-Top , (b) 15 mm/s 與 FZ-Bottom , (c) 35 mm/s 與 FZ-Top , (d) 35 mm/s 與 FZ-Bottom (圖中白色樹枝狀晶為 β 相)

圖 4-20 AZ91-NST 鐸道底部 (500 W , 35 mm/s)

圖 4-21 AZ91-NST 熔融區中心之上部區 (500 W , 15 mm/s)

圖 4-22 AZ91-NST 熔融區中心之下部區 (500 W , 15 mm/s)

圖 4-23 AZ91-NST 熔融區中心之上部區 (500 W , 35 mm/s)

(a)

(b)

圖 4-24 純 Mg 熔融區邊界處 (a) 500 W , 15 mm/s , (b) 500 W , 35 mm/s

(a)

(b)

圖 4-25 AZ31 熔融區邊界處 (a) 500 W , 15 mm/s , (b) 500 W , 35 mm/s

(a)

(b)

圖 4-26 AZ61 熔融區邊界處 (a) 500 W , 15 mm/s , (b) 500 W , 35 mm/s

(a)

(b)

圖 4-27 AZ91 熔融區邊界處 (a) 500 W , 15 mm/s , (b) 500 W , 35 mm/s

(a)

(b)

圖 4-28 AZ91-NST 熔融區邊界處 (a) 500 W , 15 mm/s , (b) 500 W , 35 mm/s

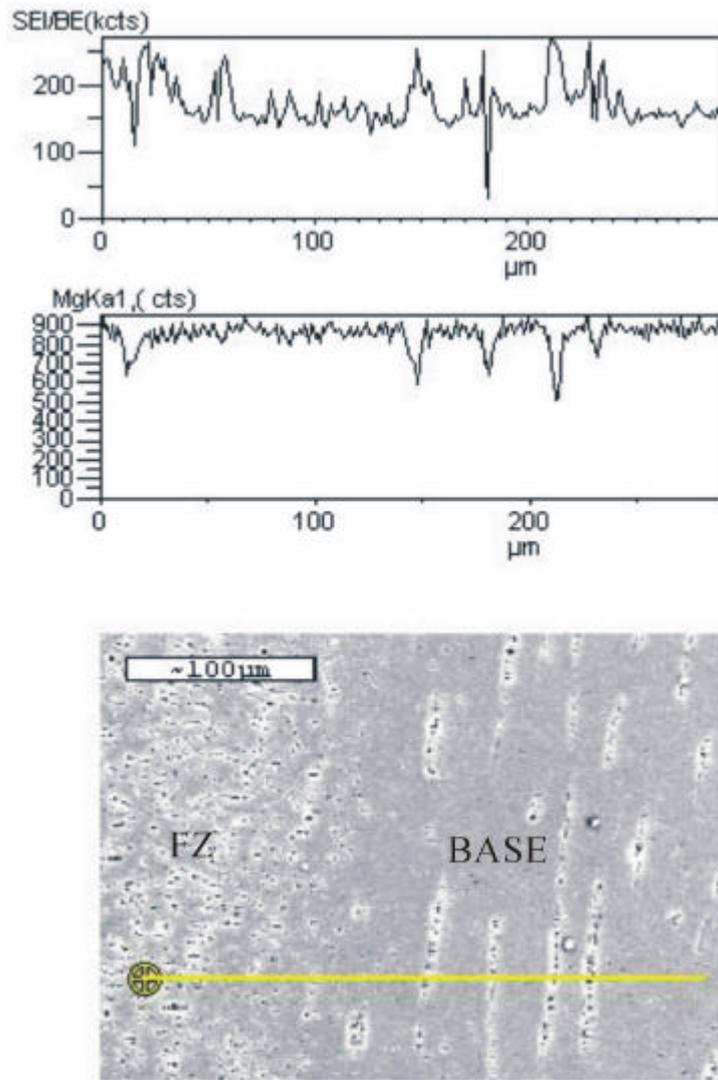


圖 4-29 純 Mg 熔融邊界之 EDS 成分分析 (500 W , 15 mm/s)

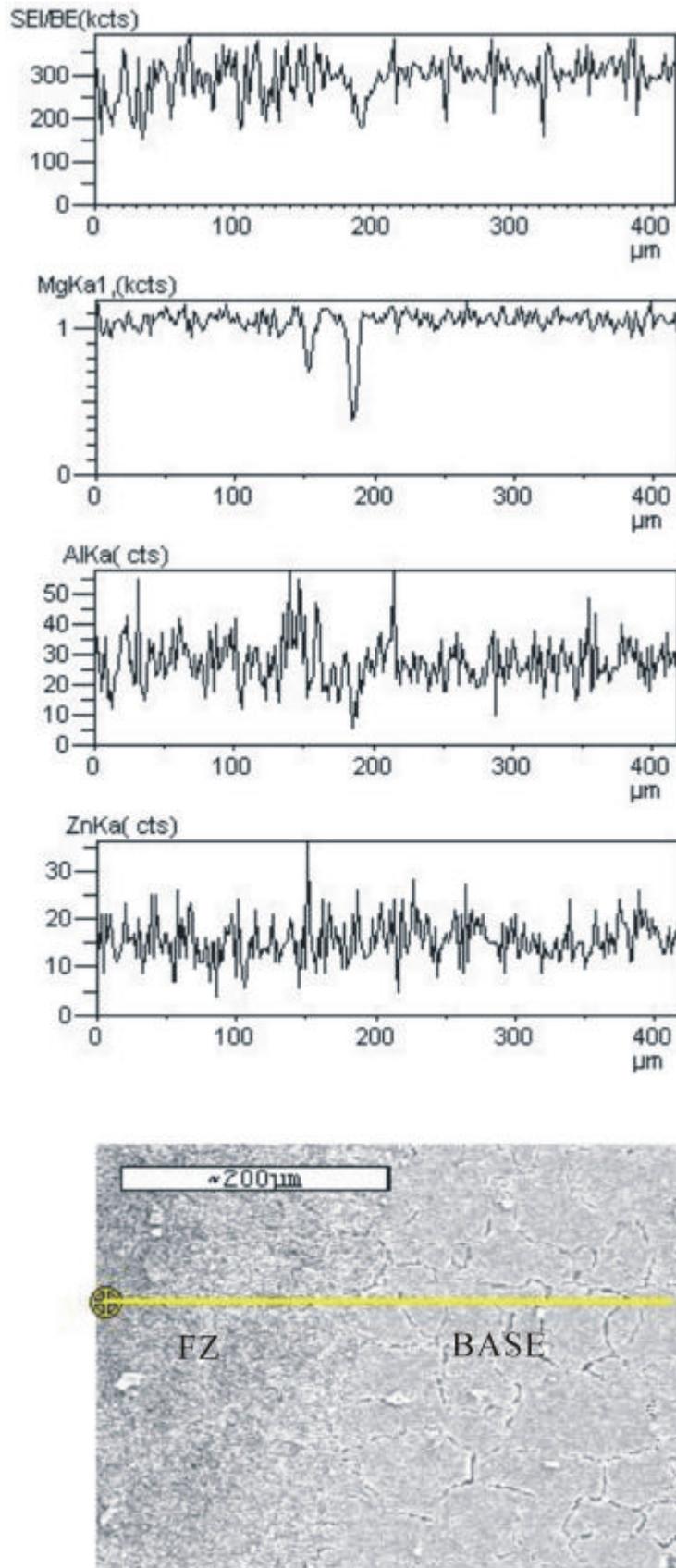


圖 4-30 AZ31 熔融邊界之 EDS 成分分析 (500 W , 15 mm/s)

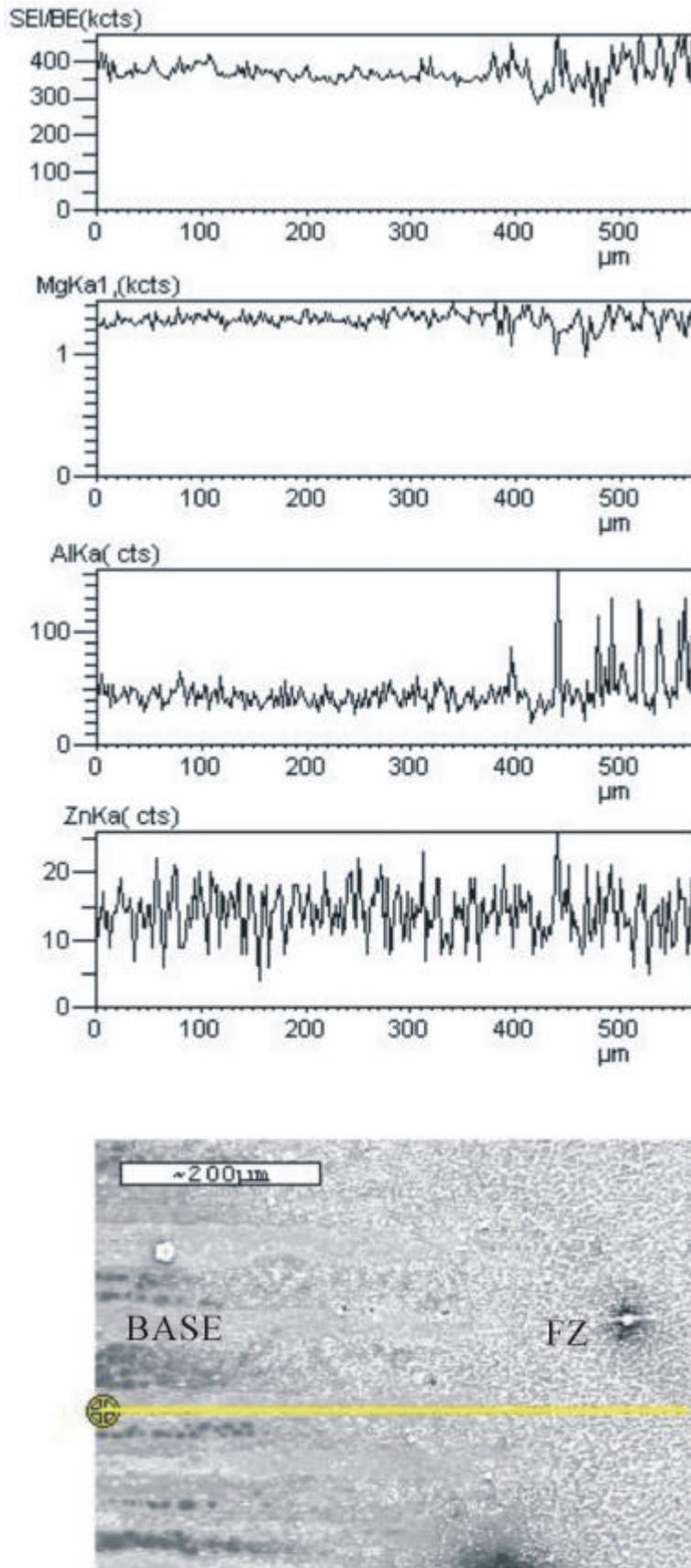


圖 4-31 AZ61 熔融邊界之 EDS 成分分析 (500 W , 15 mm/s)

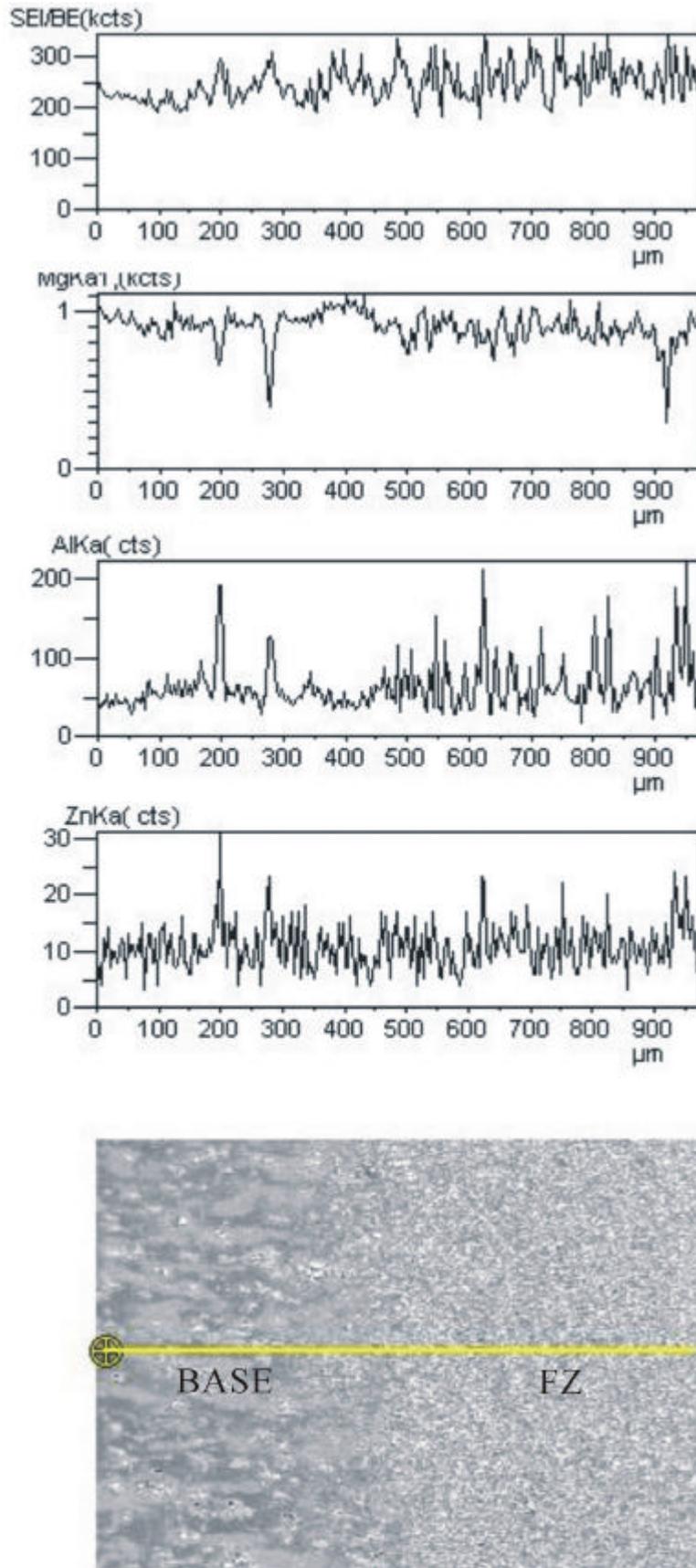
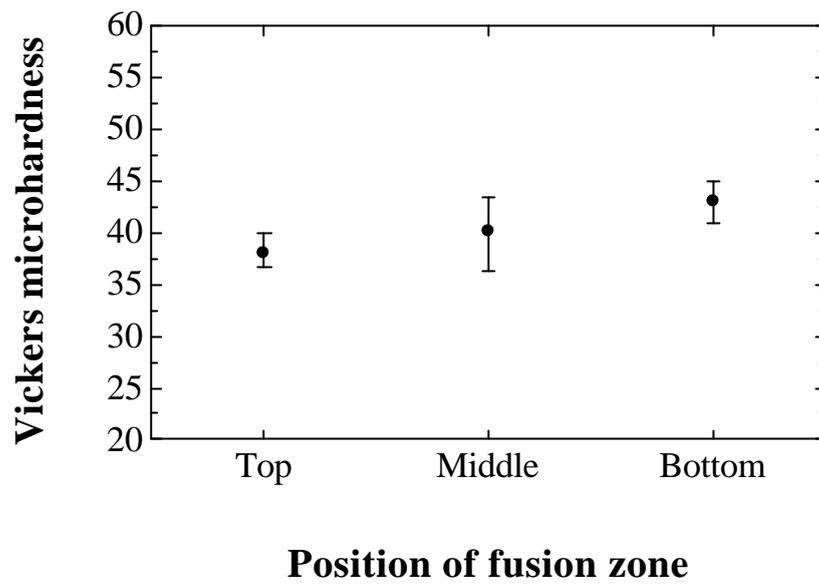
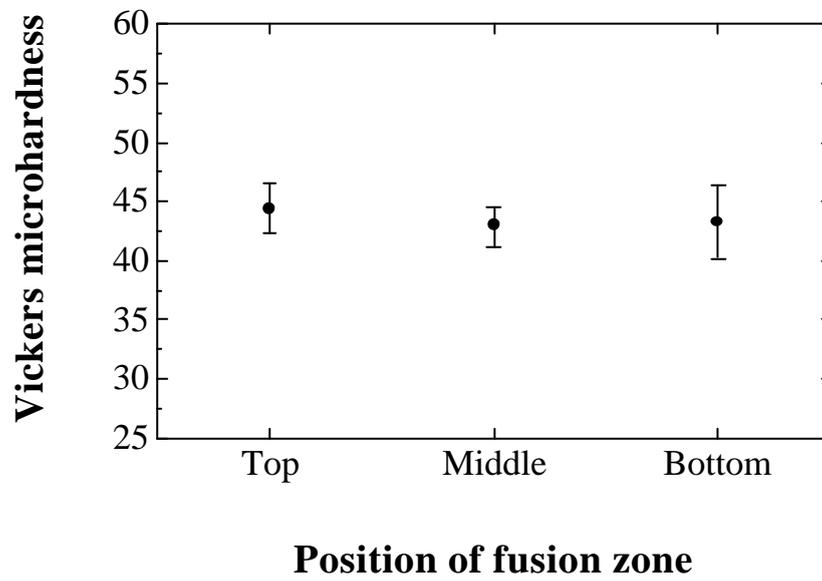


圖 4-32 AZ91 熔融邊界之 EDS 成分分析 (500 W , 15 mm/s)

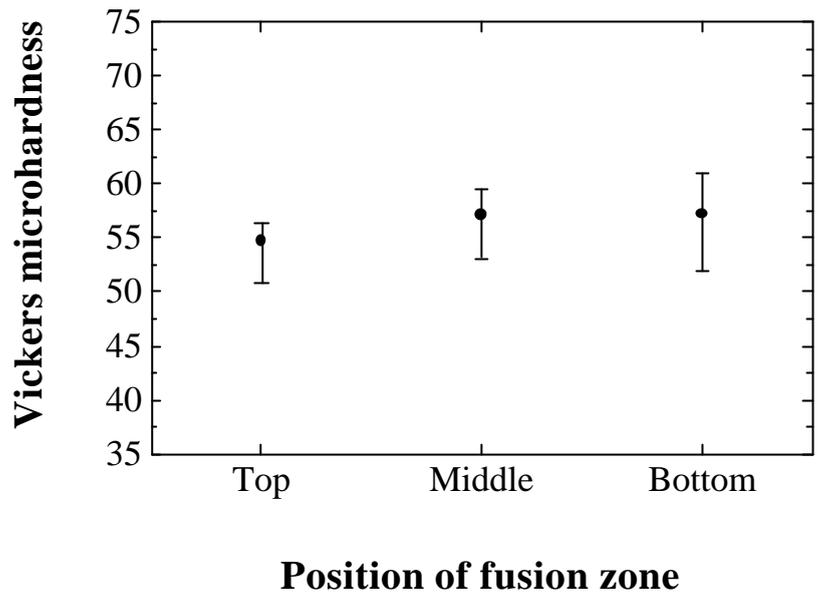


(a)

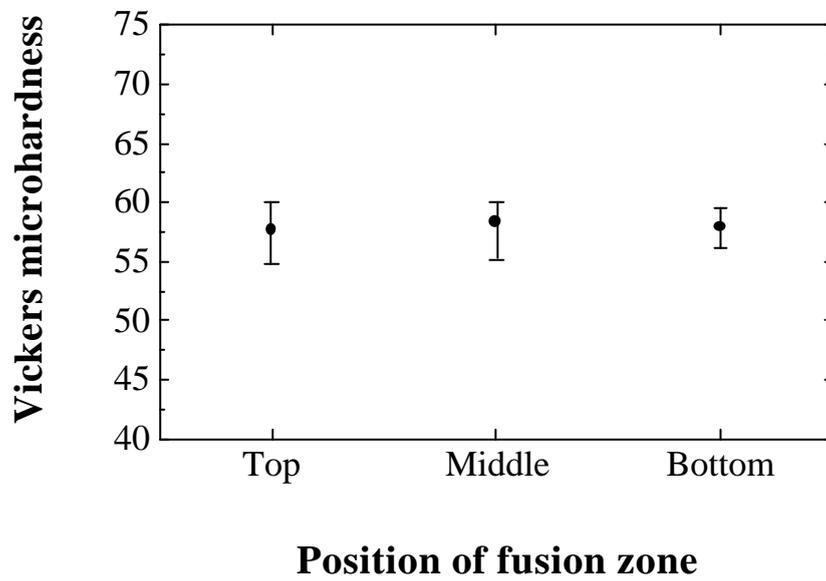


(b)

圖 4-33 純 Mg 熔融區之垂直向的微硬度關係圖 (a) 500 W , 15 mm/s ,(b) 500 W , 35 mm/s

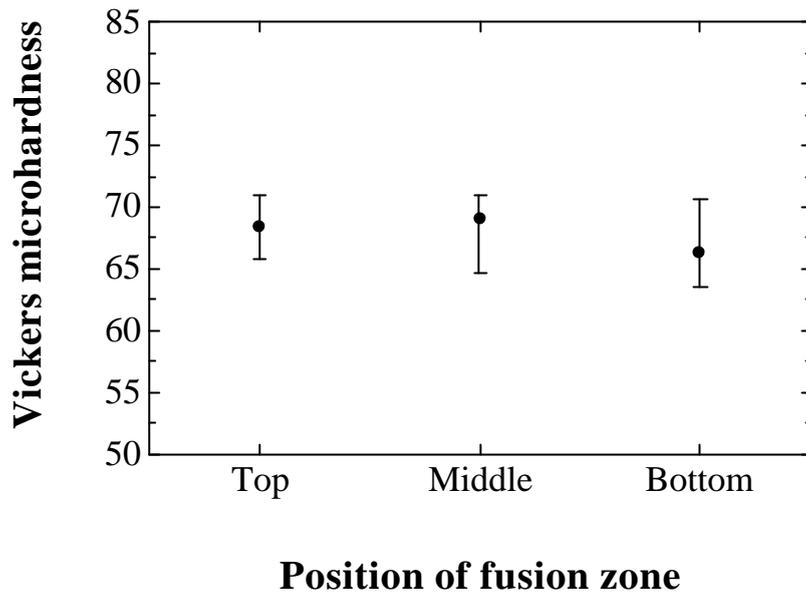


(a)

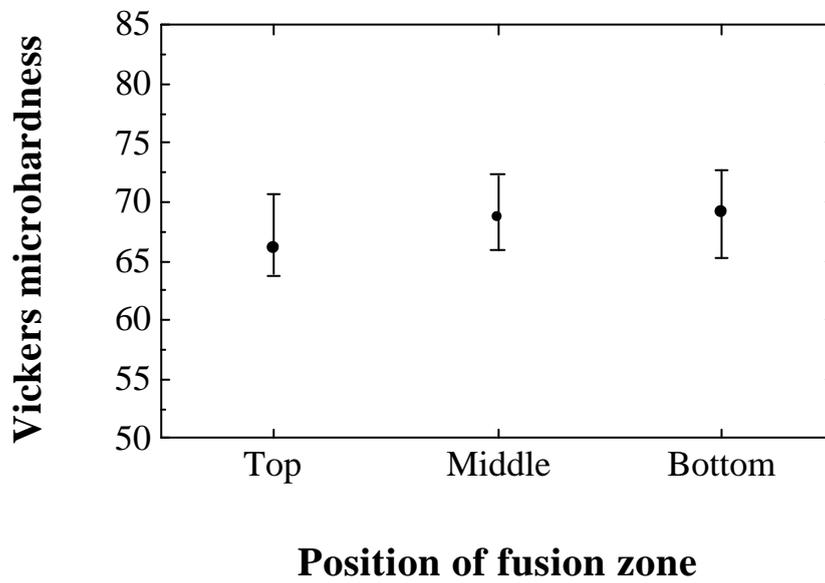


(b)

圖 4-34 AZ31 熔融區之垂直向的微硬度關係圖 (a) 500 W , 15 mm/s ,(b) 500 W , 35 mm/s

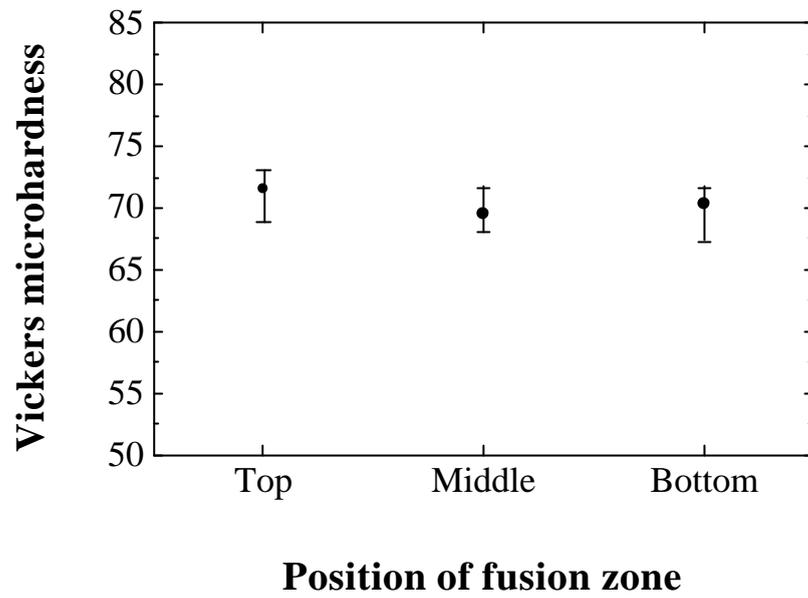


(a)

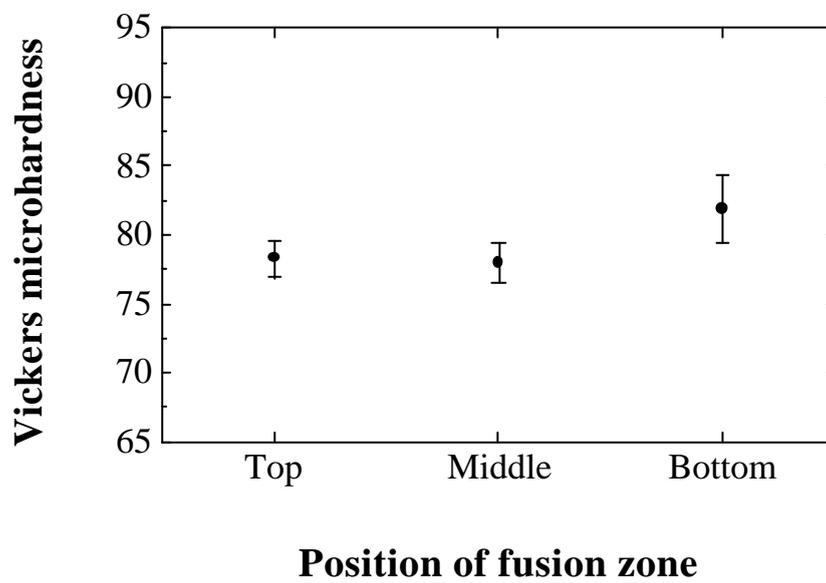


(b)

圖 4-35 AZ61 熔融區之垂直向的微硬度關係圖 (a) 500 W , 15 mm/s ,(b) 500 W , 35 mm/s

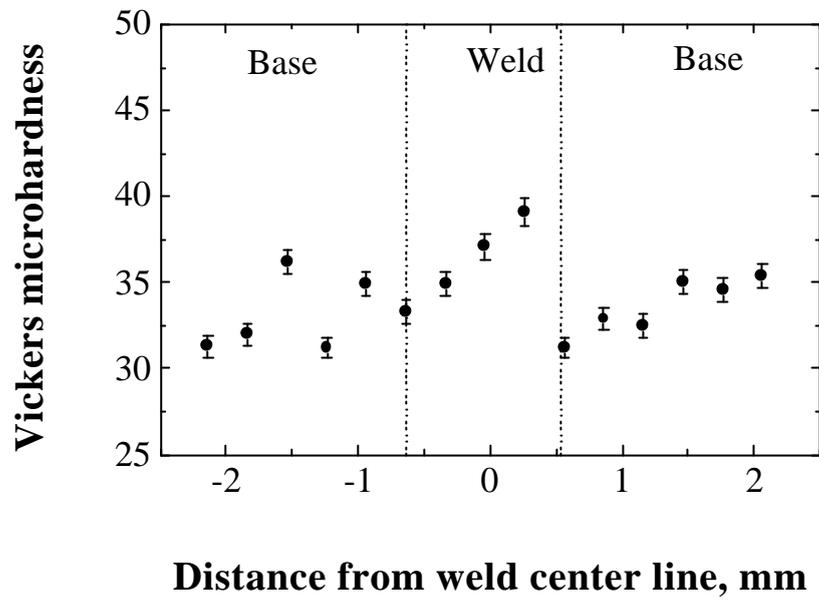


(a)

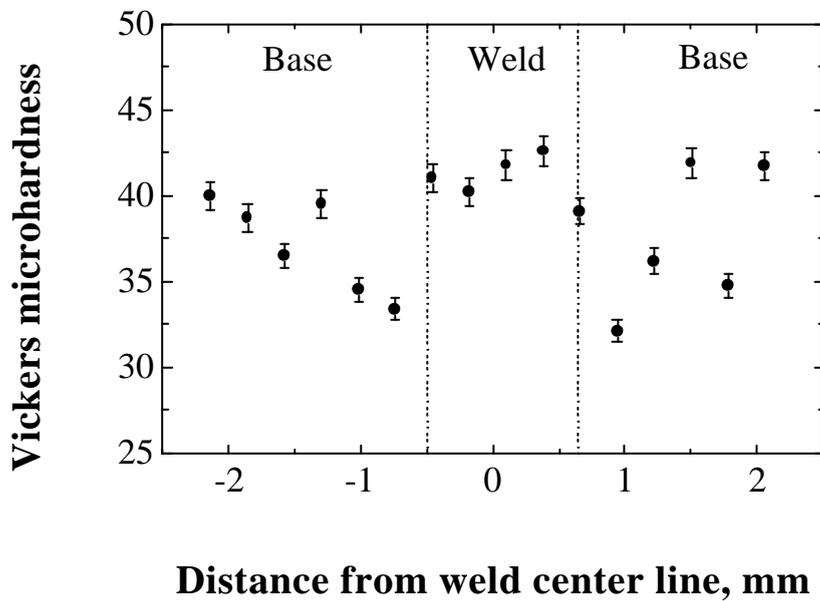


(b)

圖 4-36 AZ91 熔融區之垂直向的微硬度關係圖 (a) 500 W , 15 mm/s ,(b) 500 W , 35 mm/s

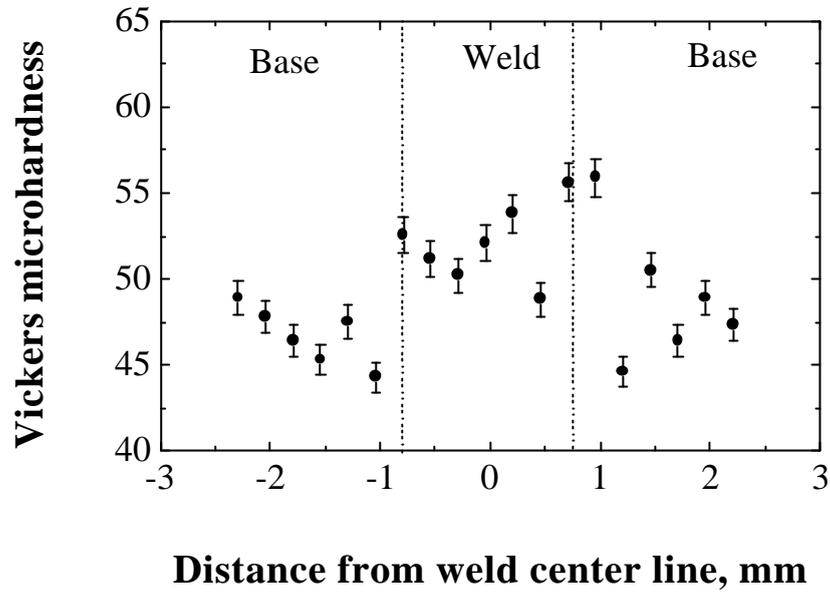


(a)

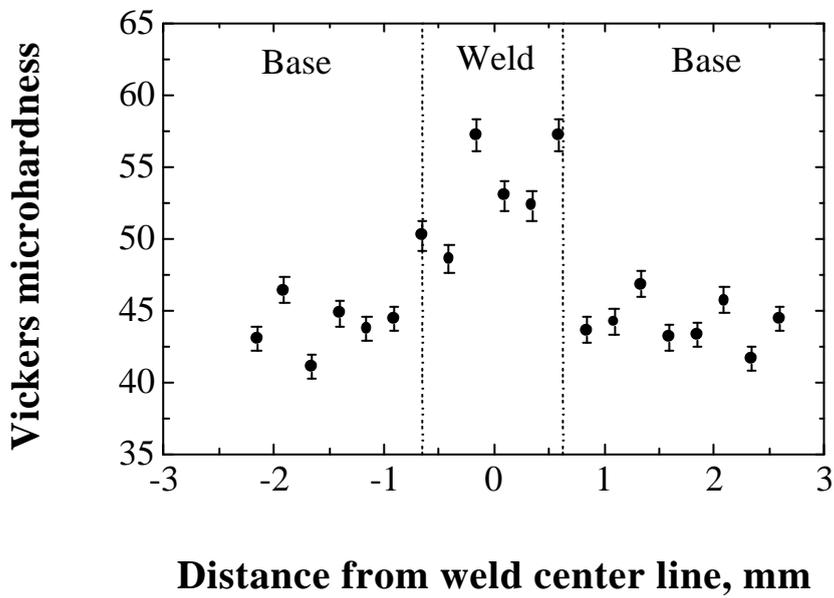


(b)

圖 4-37 純 Mg 熔融區之水平向的微硬度關係圖 (a) 500 W , 15 mm/s ,(b) 500 W , 35 mm/s

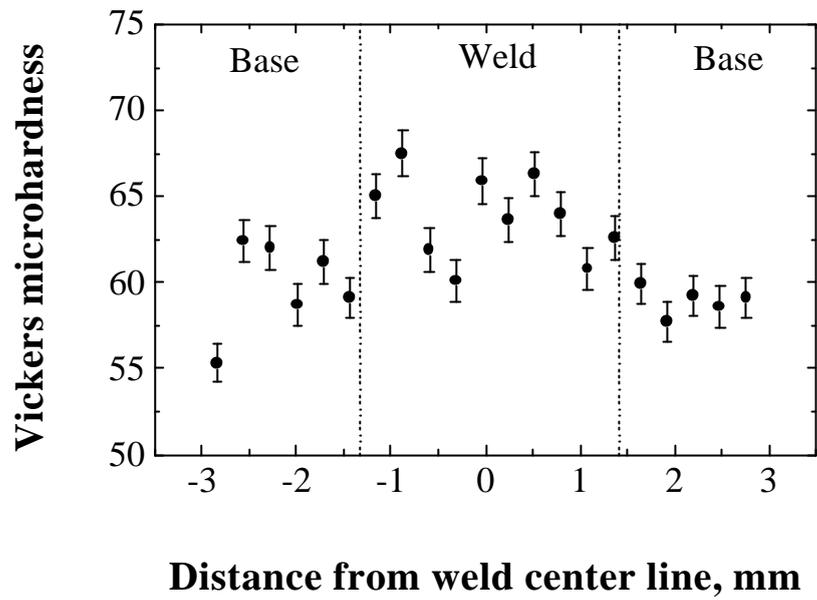


(a)

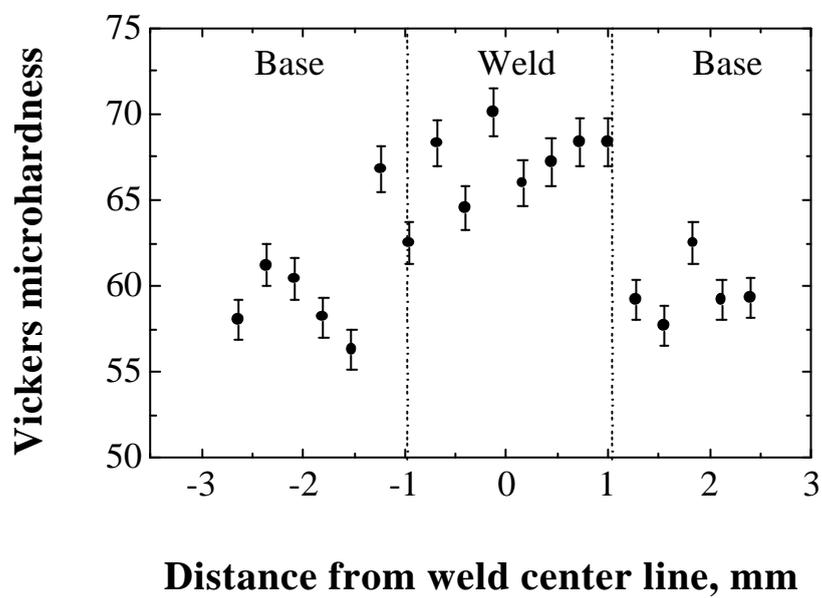


(b)

圖 4-38 AZ31 熔融區之水平向的微硬度關係圖 (a) 500 W , 15 mm/s ,(b) 500 W , 35 mm/s

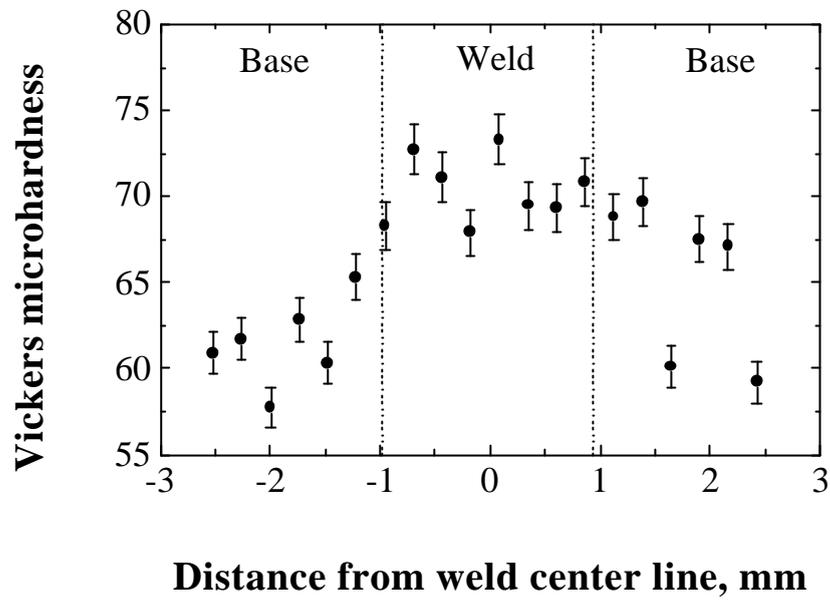


(a)

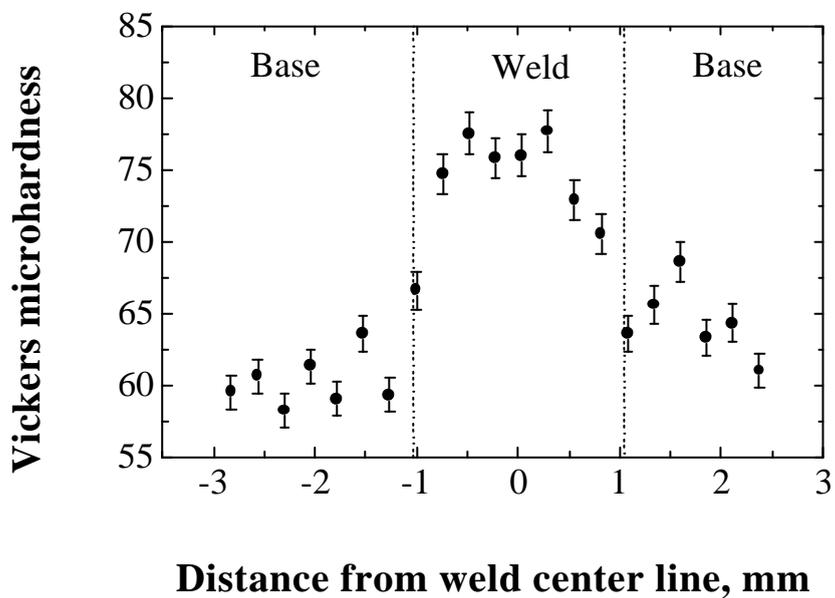


(b)

圖 4-39 AZ61 熔融區之水平向的微硬度關係圖 (a) 500 W , 15 mm/s ,(b) 500 W , 35 mm/s

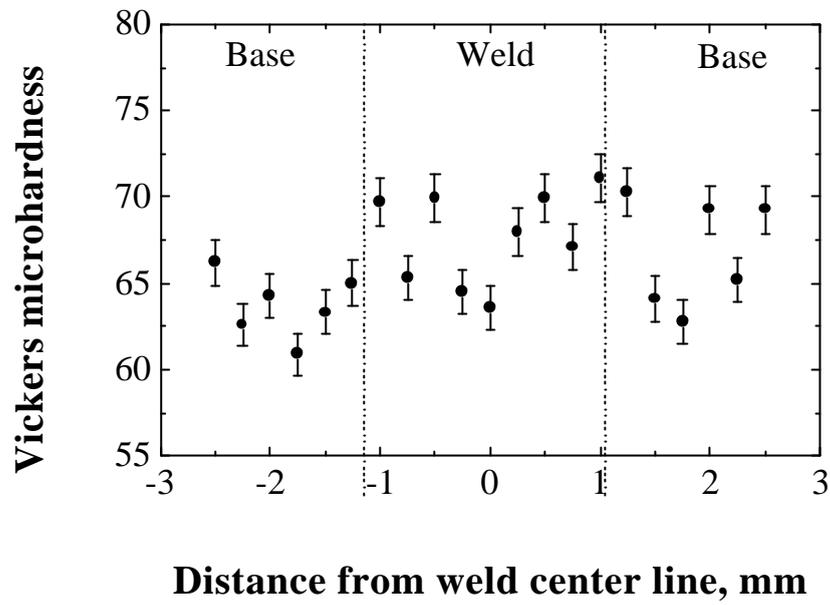


(a)

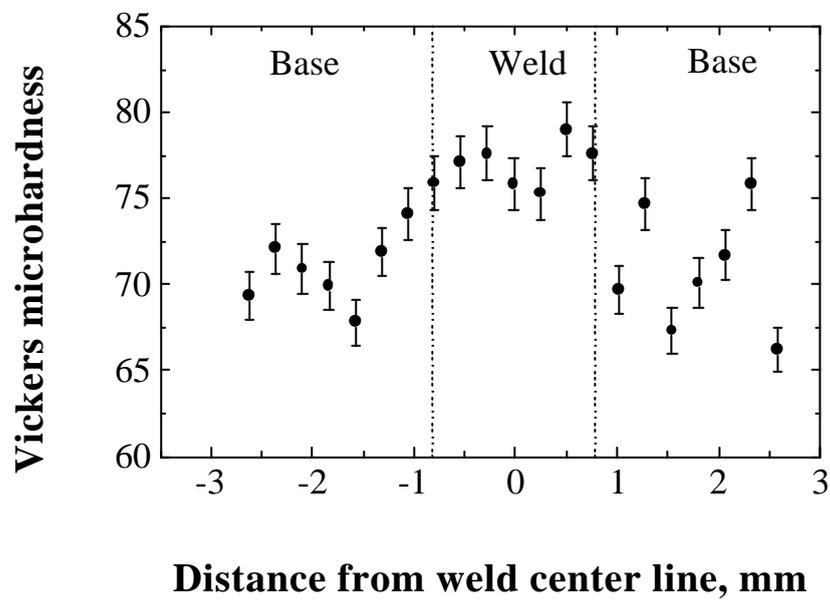


(b)

圖 4-40 AZ91 熔融區之水平向的微硬度關係圖 (a) 500 W , 15 mm/s ,(b) 500 W , 35 mm/s



(a)



(b)

圖 4-41 AZ91-NST 熔融區之水平向的微硬度關係圖 (a) 500 W , 15 mm/s ,(b) 500 W , 35 mm/s

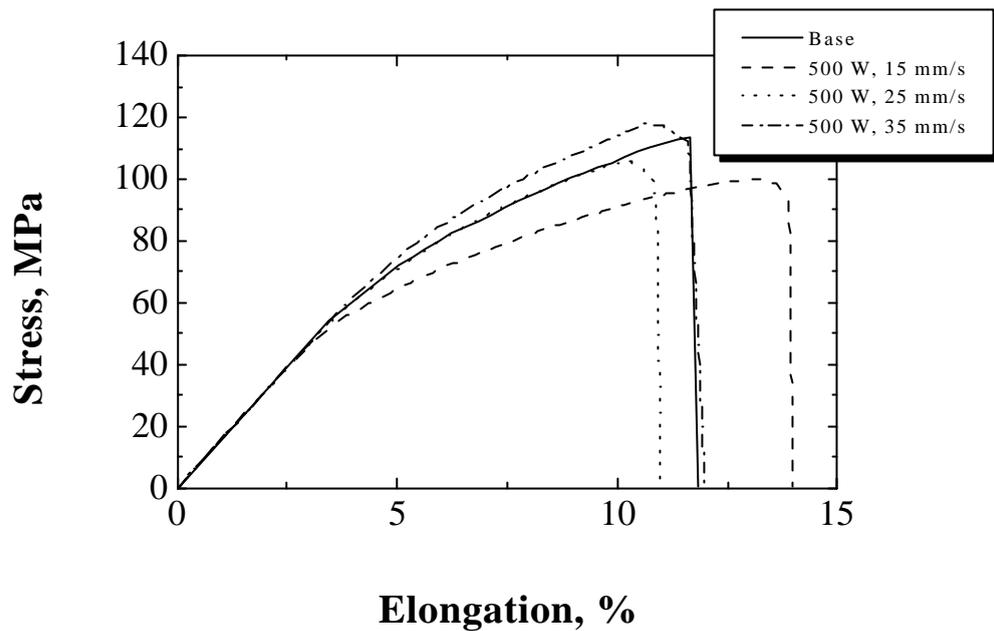


圖 4-42 6 mm-Mg 的應力-伸長量關係圖

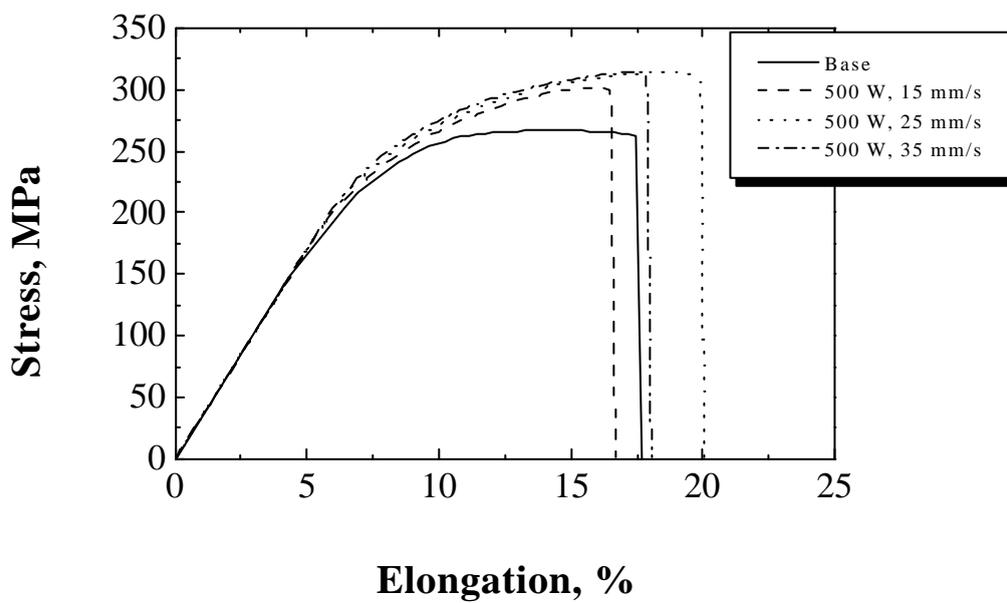


圖 4-43 6 mm-AZ31 的應力-伸長量關係圖

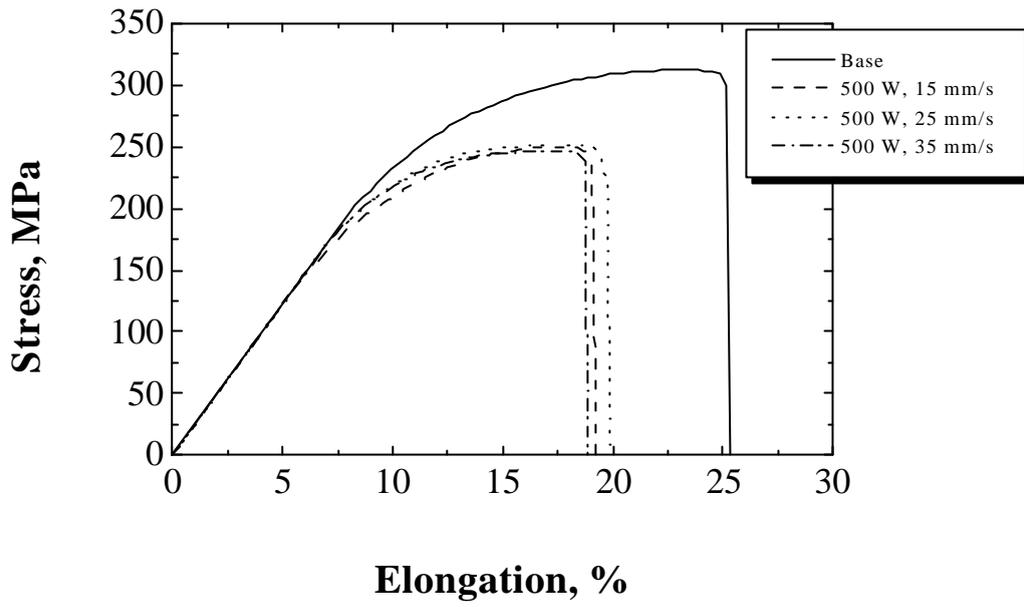


圖 4-44 6 mm-AZ61 的應力-伸長量關係圖

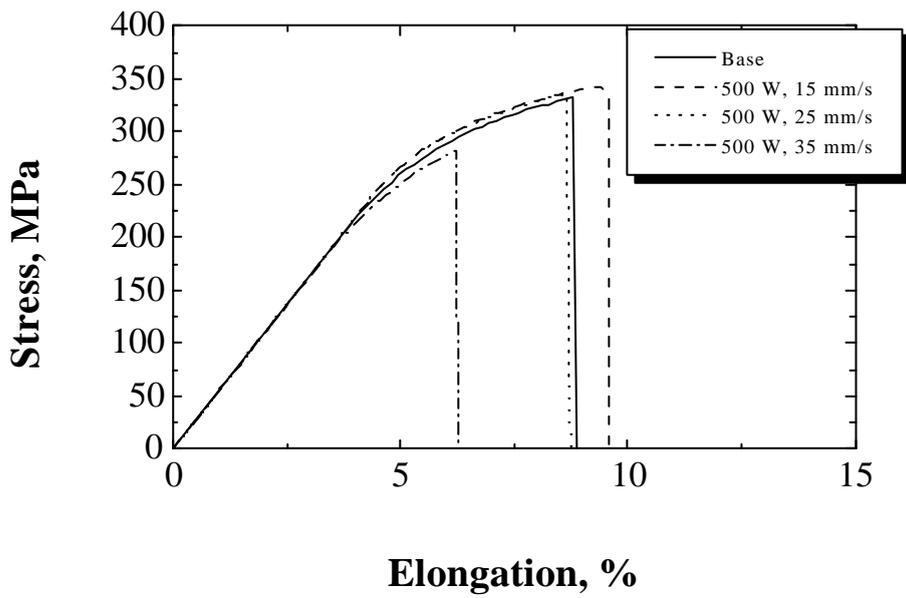


圖 4-45 6 mm-AZ91 的應力-伸長量關係圖

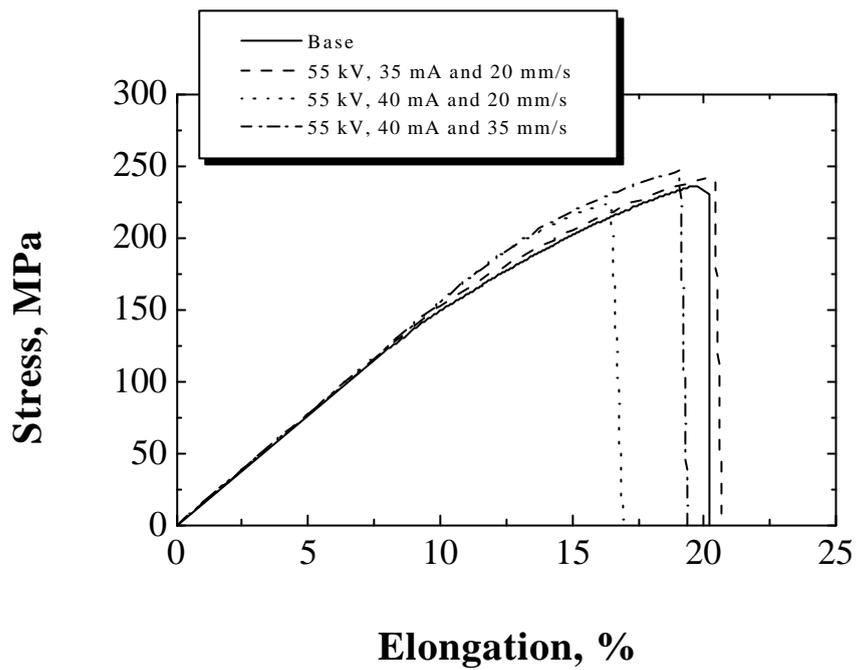


圖 4-46 30 mm-AZ91 的應力-伸長量關係圖 (全熔融區試片)

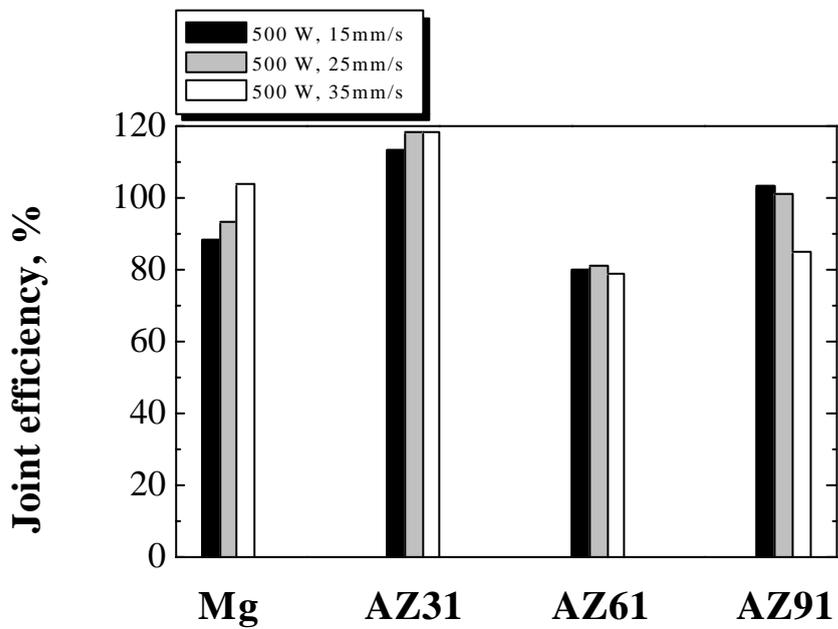


圖 4-47 6 mm 厚之 Mg 基材料的接合效率

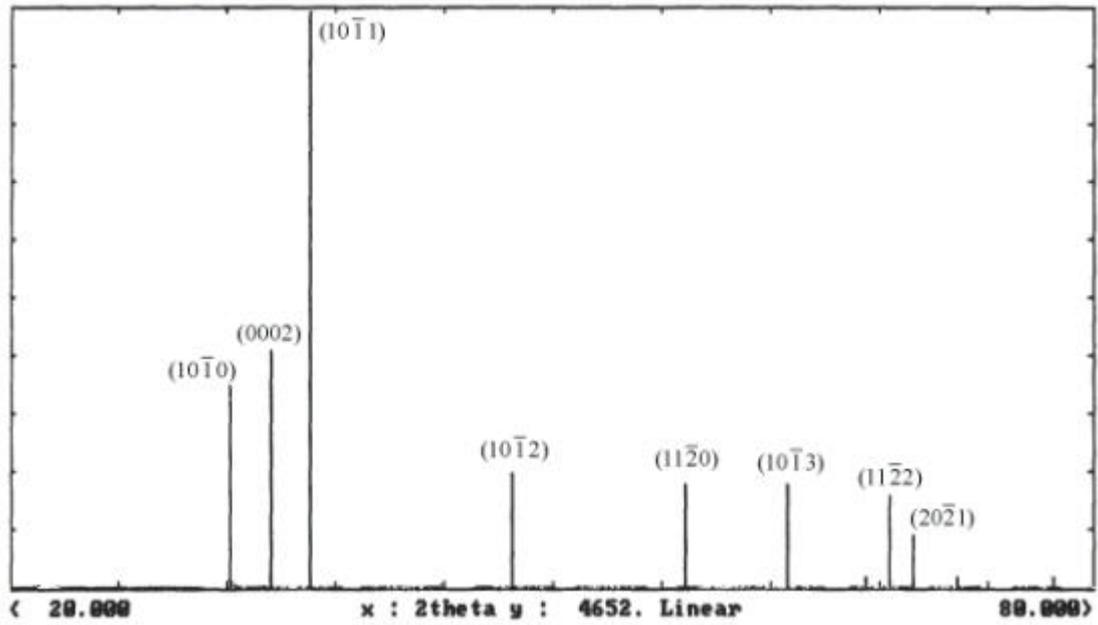


圖 4-48 純 Mg 粉末經 XRD 分析後之角度-強度示意圖

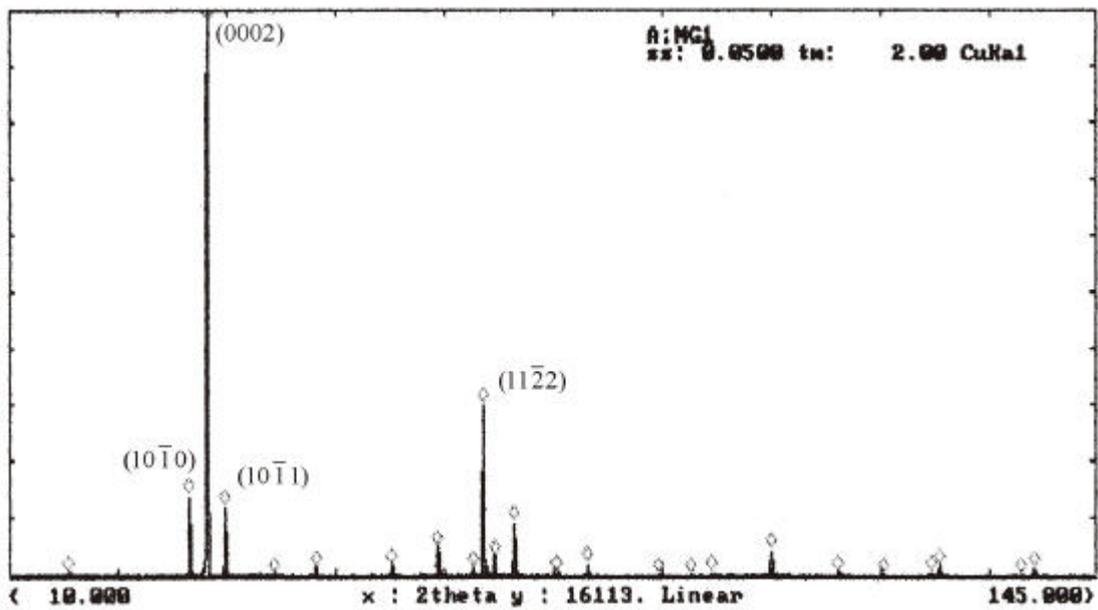


圖 4-49 擠型材 AZ31 經 XRD 分析後之角度-強度示意圖

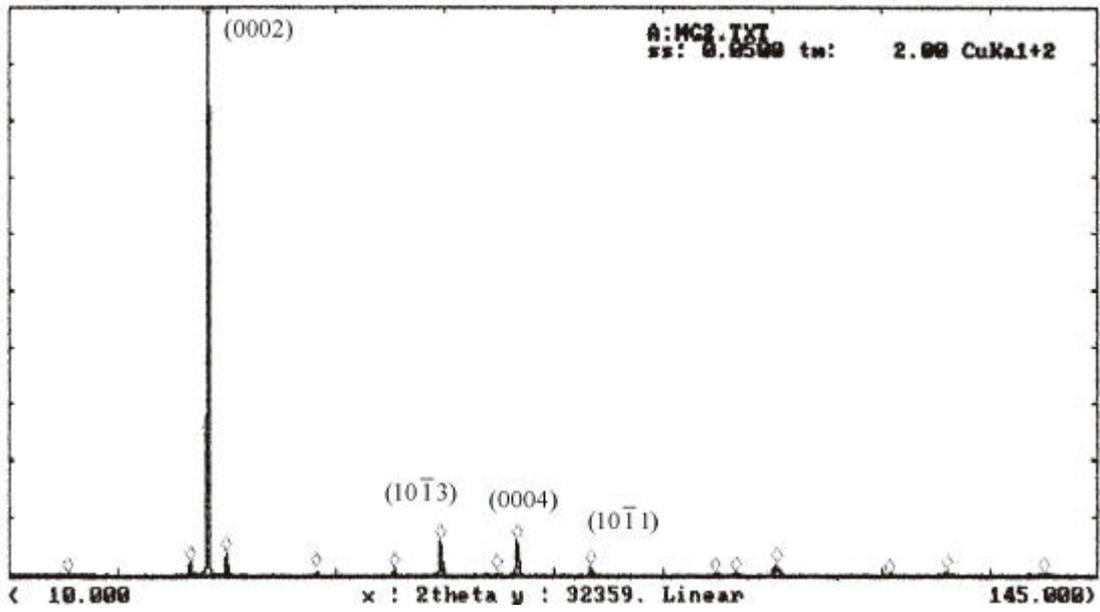


圖 4-50 擠型材 AZ61 經 XRD 分析後之角度-強度示意圖

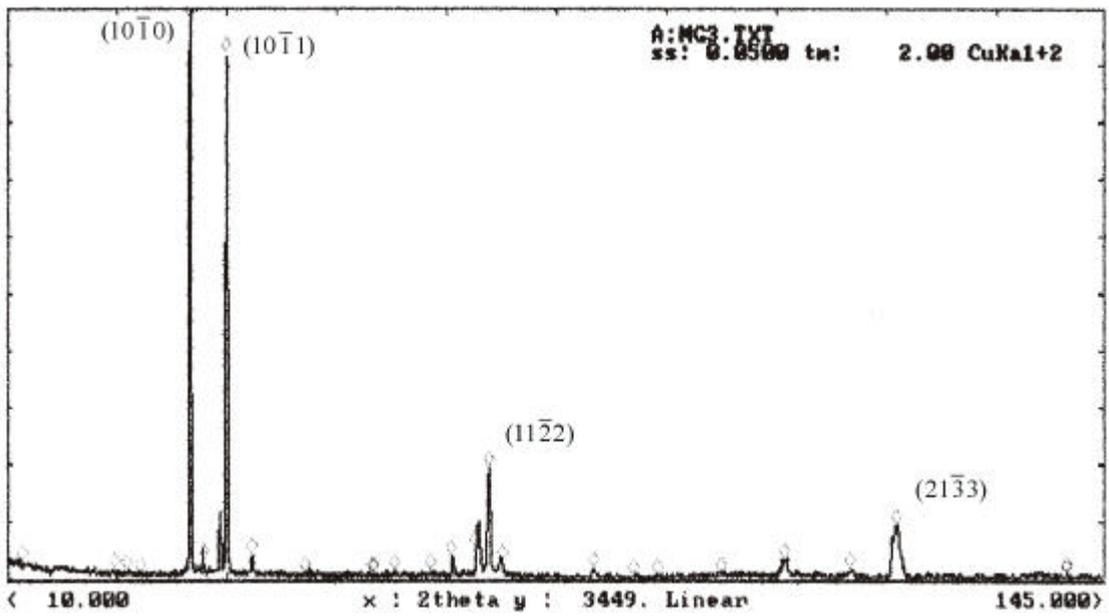


圖 4-51 熱壓延後之 AZ91 經 XRD 分析後之角度-強度示意圖

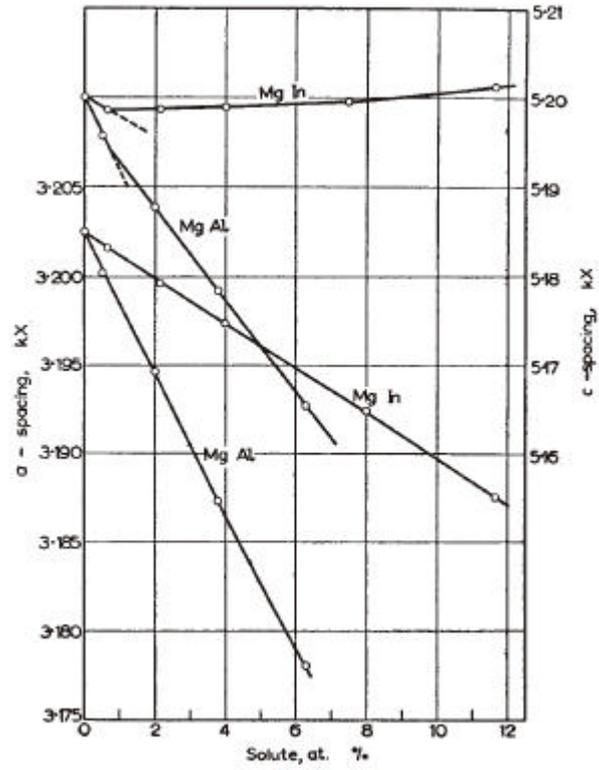


圖 4-52 Mg-Al 固溶體中，Al 溶質量與 a 和 c 值的關係圖[7]

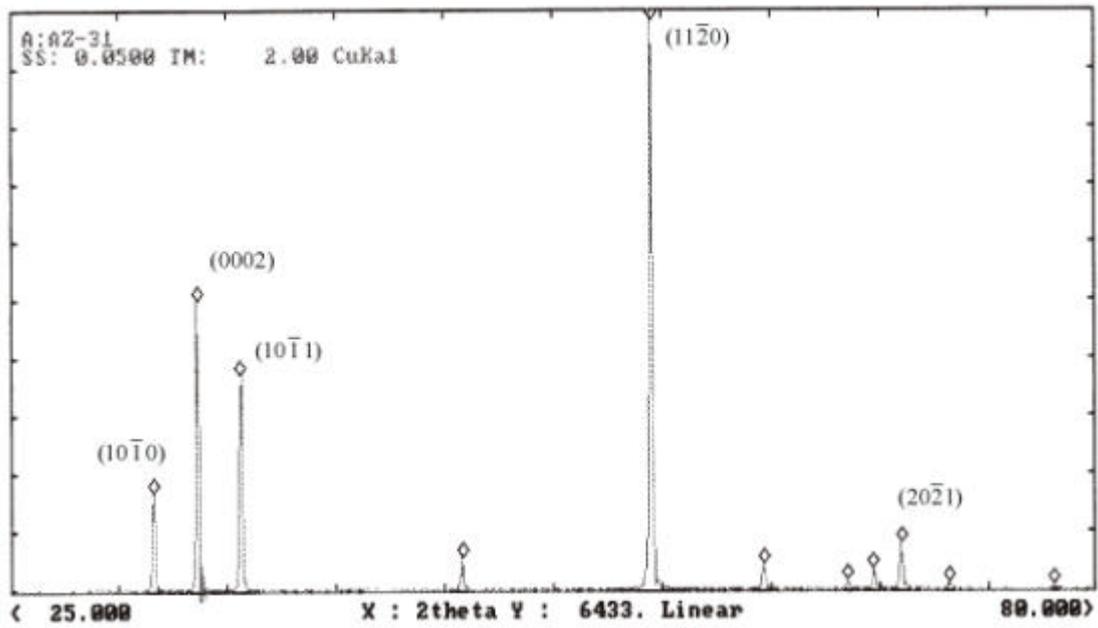


圖 4-53 AZ31 熔融區經 XRD 分析後之角度-強度示意圖

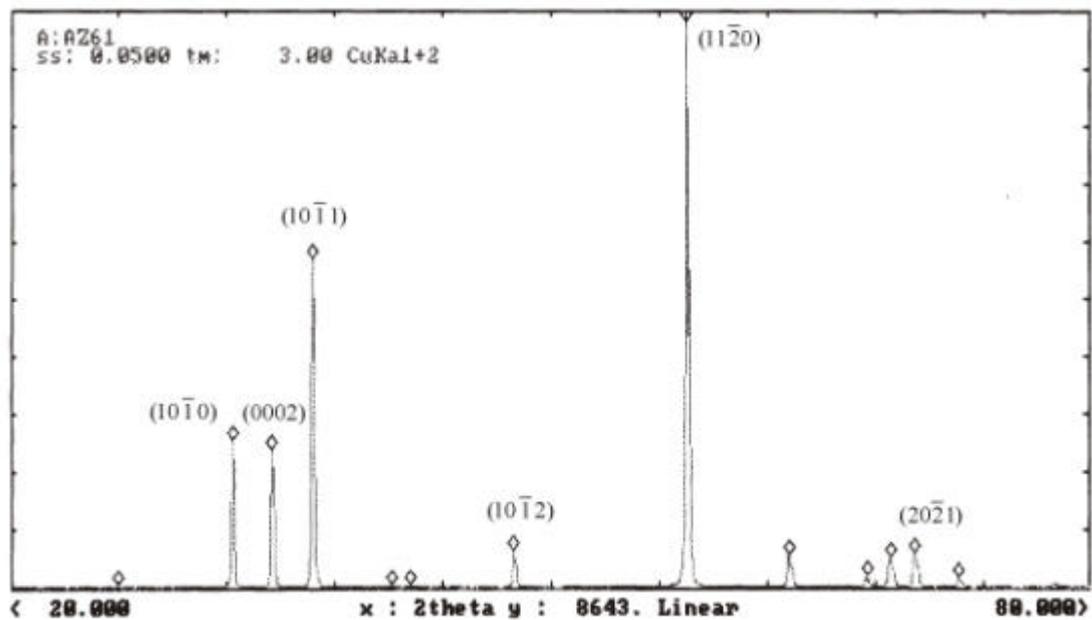


圖 4-54 AZ61 熔融區經 XRD 分析後之角度-強度示意圖

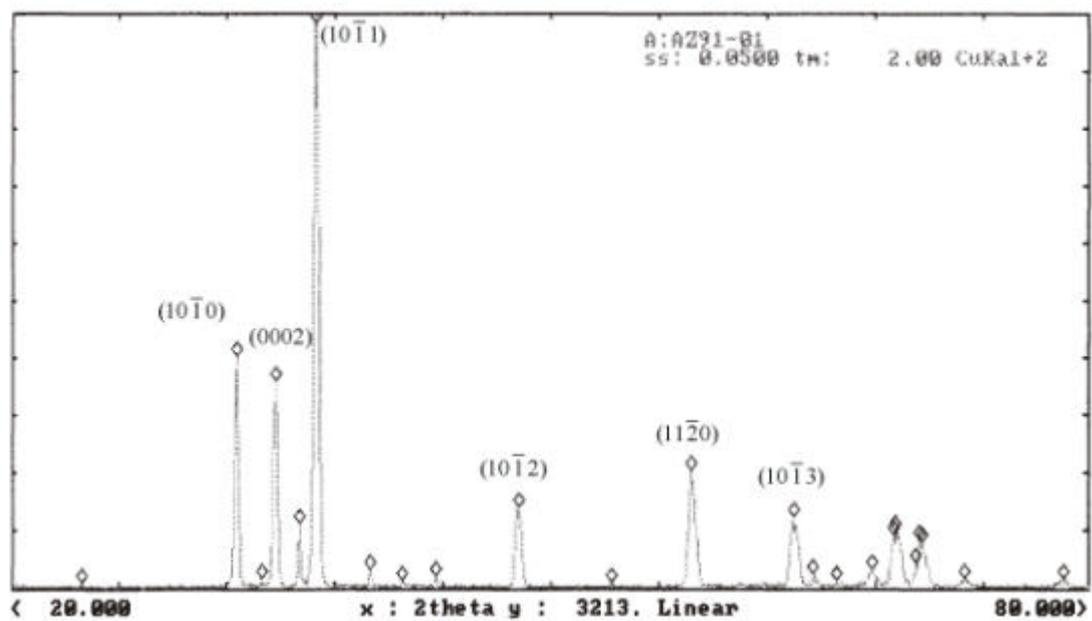


圖 4-55 AZ91 熔融區經 XRD 分析後之角度-強度示意圖

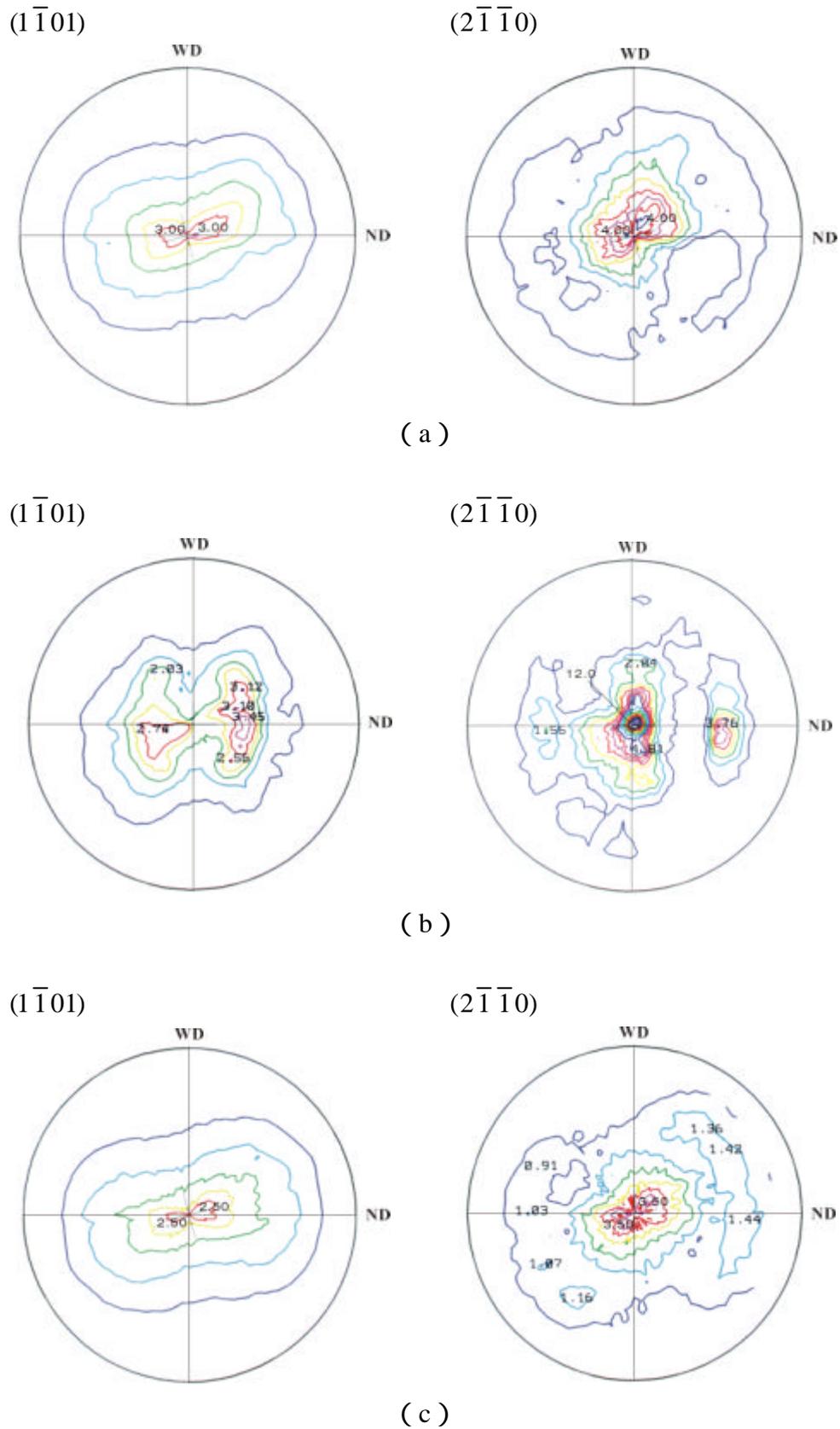


圖 4-56 (a) AZ31 ,(b) AZ61 ,(c) AZ91 之熔融區經 XRD 分析後，於 $(1\bar{1}01)$ 與 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 的極圖 (三者的銲接條件皆為 500 W 與 15 mm/s)

AZ31

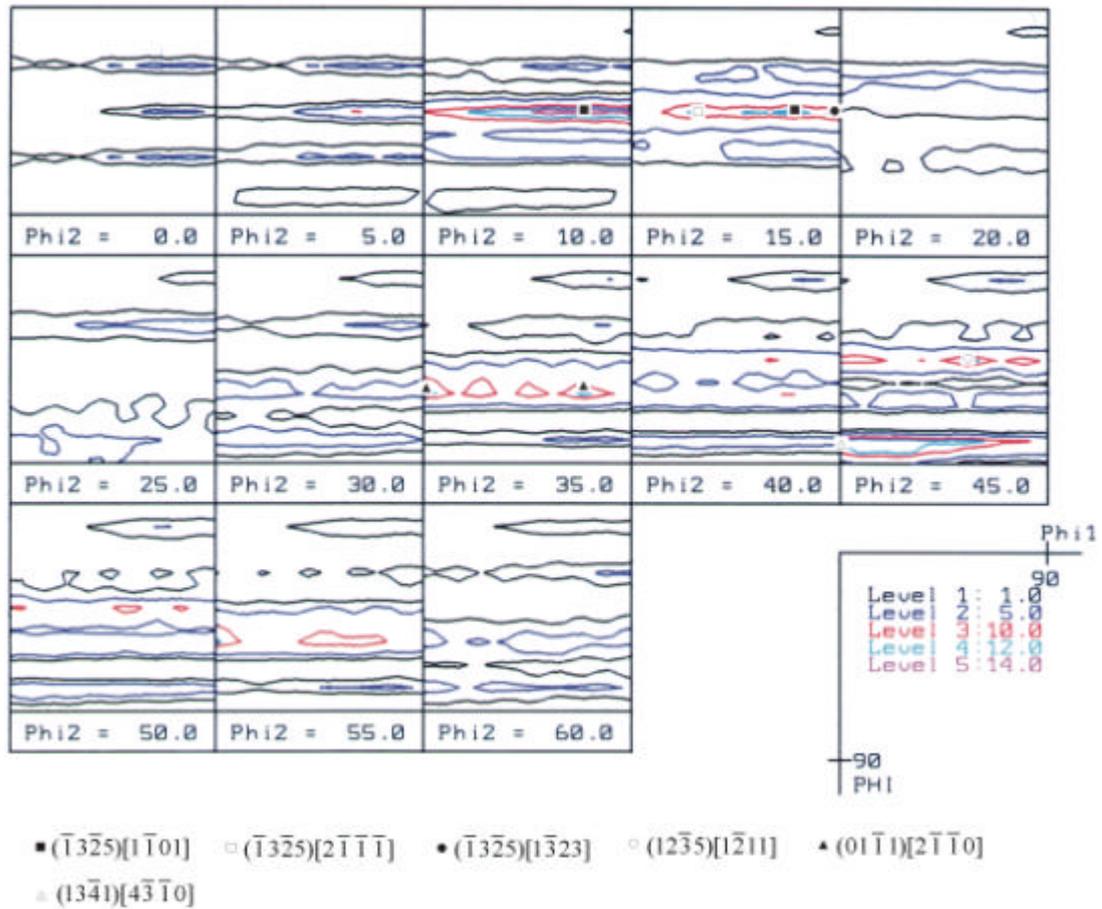


圖 4-57 AZ31 之熔融區的 ODF (鐸接條件為 500 W 與 15 mm/s)

MG SAMPLE-AZ61

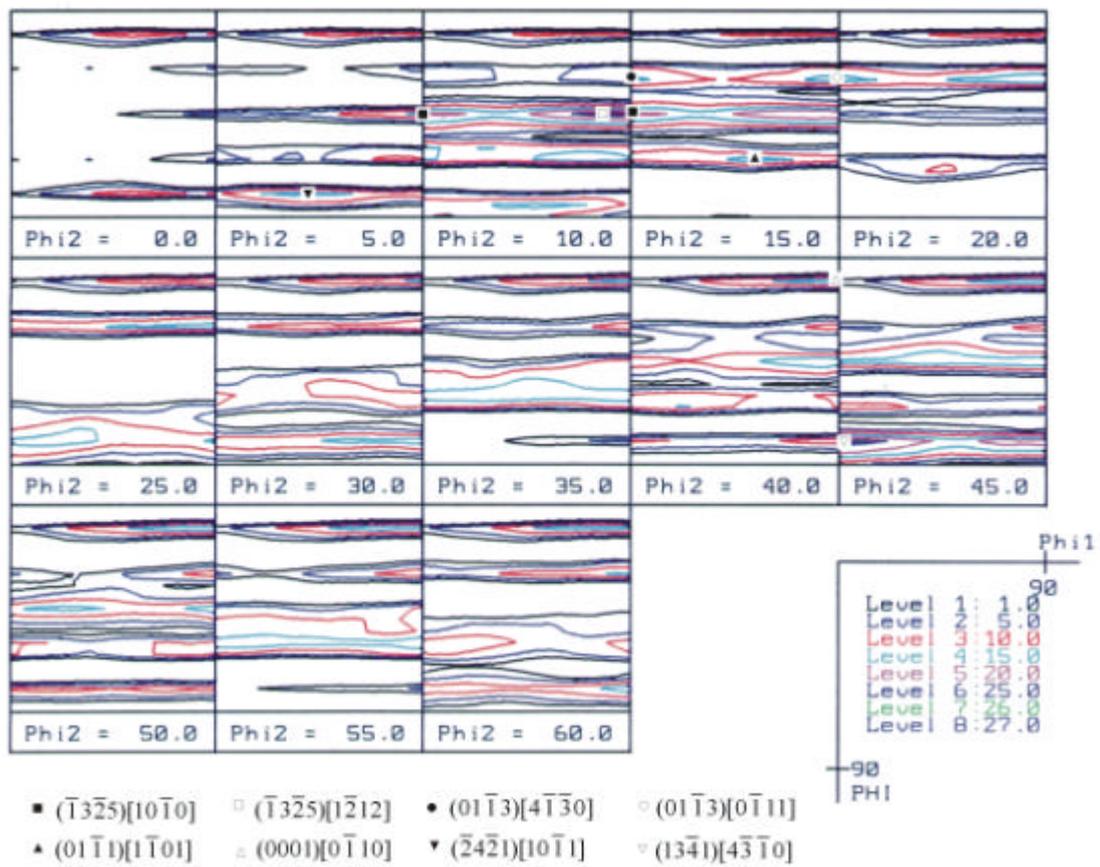
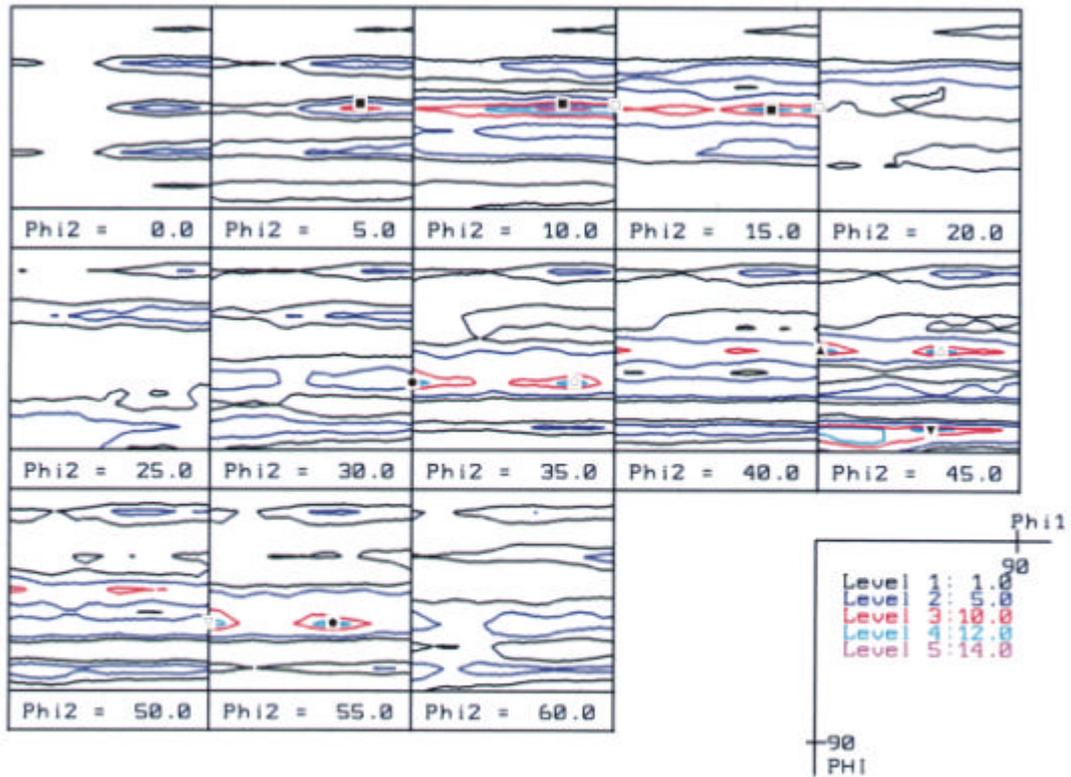


圖 4-58 AZ61 之熔融區的 ODF (鐸接條件為 500 W 與 15 mm/s)

MG-SAMPLE-AZ91

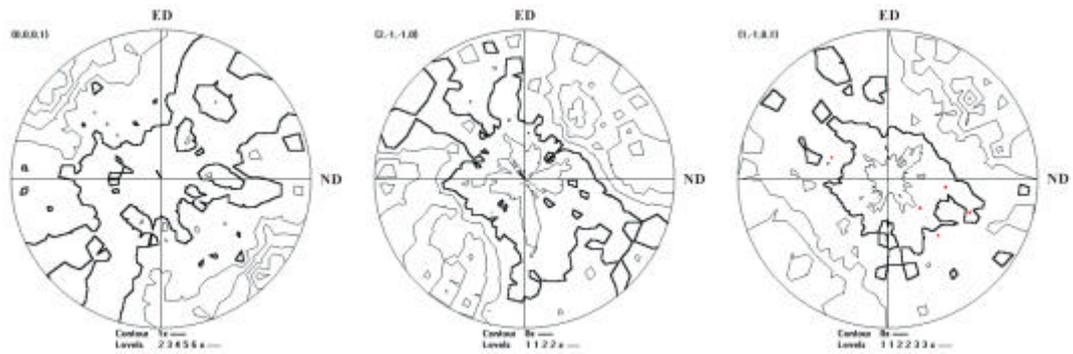


- $(\bar{1}32\bar{5})[1\bar{1}01]$ ◻ $(\bar{1}32\bar{5})[0\bar{1}11]$ • $(01\bar{1}1)[2\bar{1}\bar{1}0]$ ◊ $(01\bar{1}1)[1213]$
- ▲ $(01\bar{1}2)[1\bar{1}00]$ = $(01\bar{1}2)[1\bar{2}11]$ ▼ $(13\bar{4}1)[1\bar{1}01]$ ▽ $(11\bar{2}2)[1\bar{1}00]$
- $(11\bar{2}2)[1\bar{2}12]$

圖 4-59 AZ91 之熔融區的 ODF (銲接條件為 500 W 與 15 mm/s)



(a)

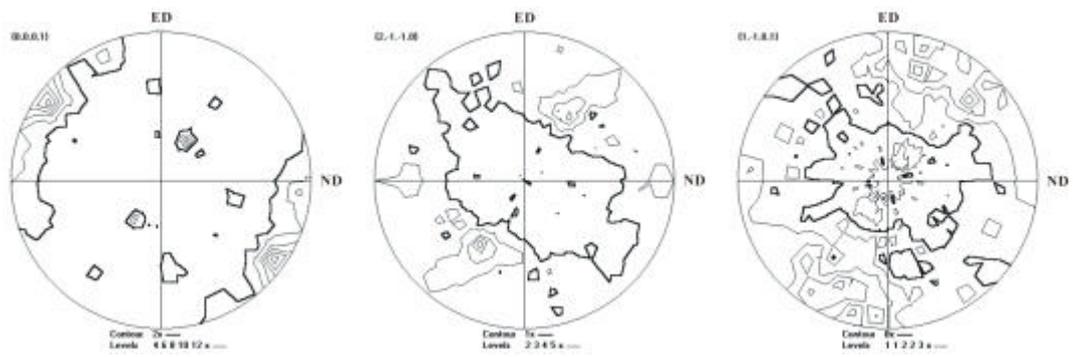


(b)

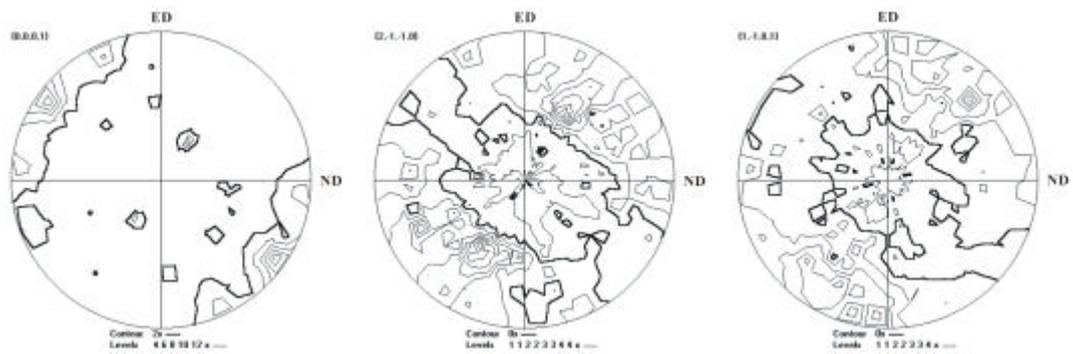


(c)

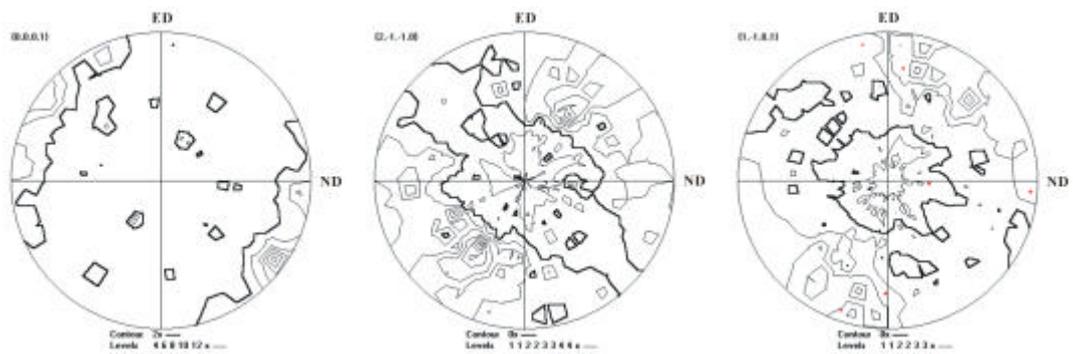
圖 4-60 AZ31 之熔融區經 EBSD 分析後，熔融區之 (a) 上，(b) 中，(c) 下部位於 (0001)、 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 與 $(1\bar{1}01)$ 的極圖 (銲接條件為 500 W 與 15 mm/s)



(a)

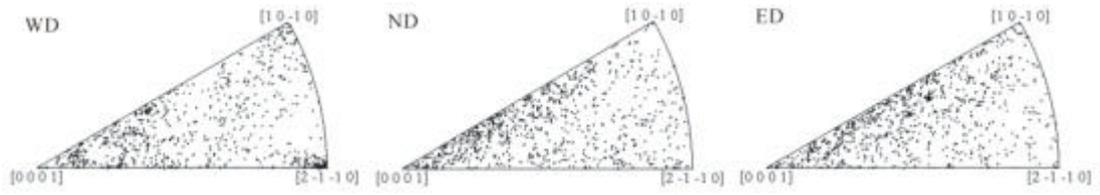


(b)

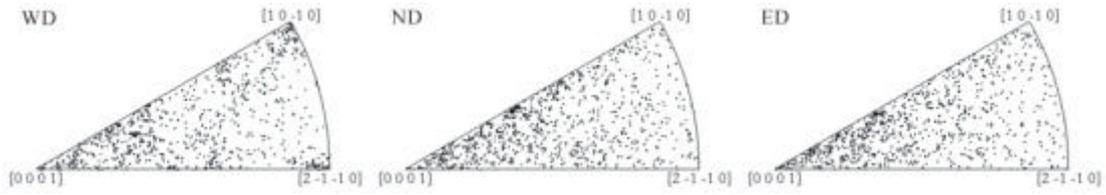


(c)

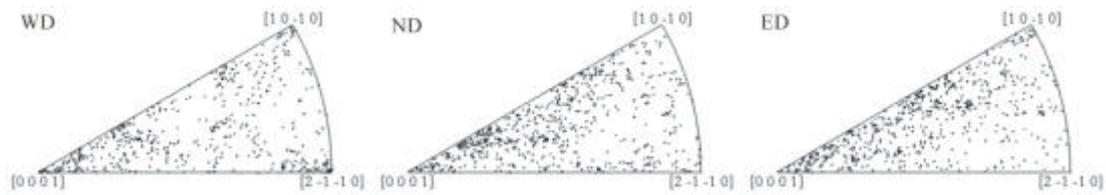
圖 4-61 AZ61 之熔融區經 EBSD 分析後，熔融區之 (a) 上，(b) 中，(c) 下部位於 (0001)、 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ 與 $(1\bar{1}01)$ 的極圖 (銲接條件為 500 W 與 15 mm/s)



(a)

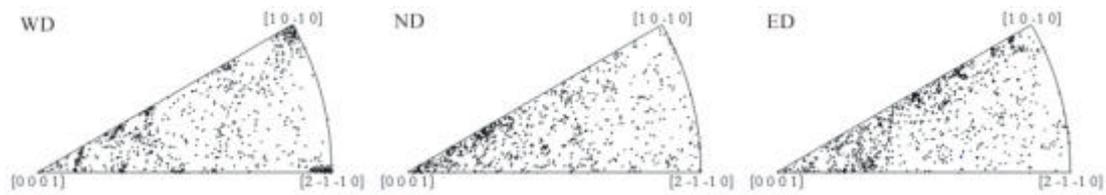


(b)

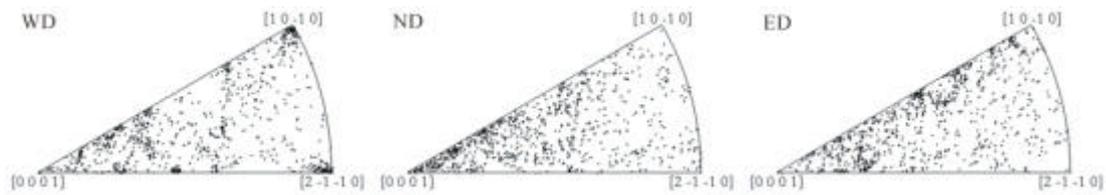


(c)

圖 4-62 AZ31 在熔融區的 (a) 上, (b) 中, (c) 下局部區域的反極圖



(a)

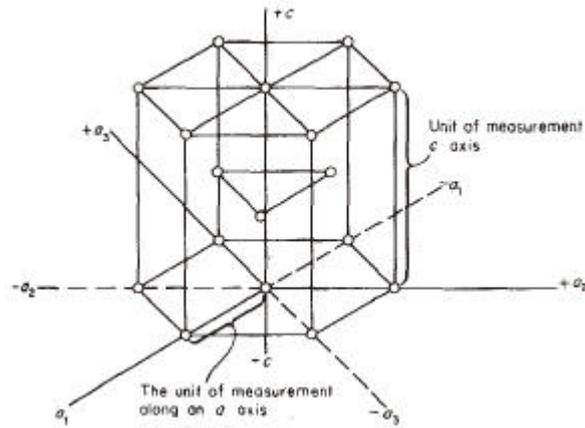


(b)

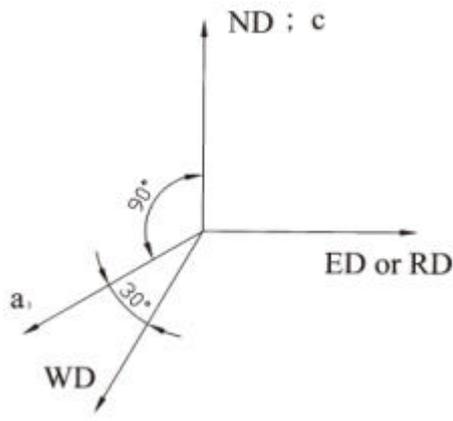


(c)

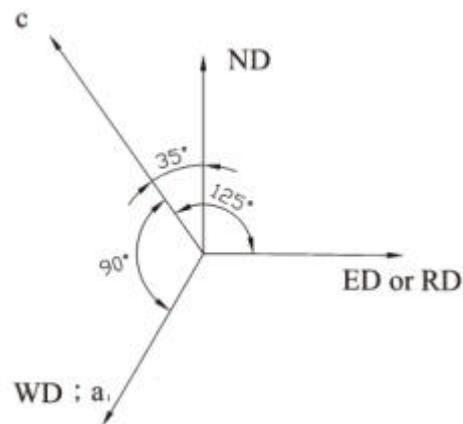
圖 4-63 AZ61 在熔融區的 (a) 上, (b) 中, (c) 下局部區域的反極圖



(a)

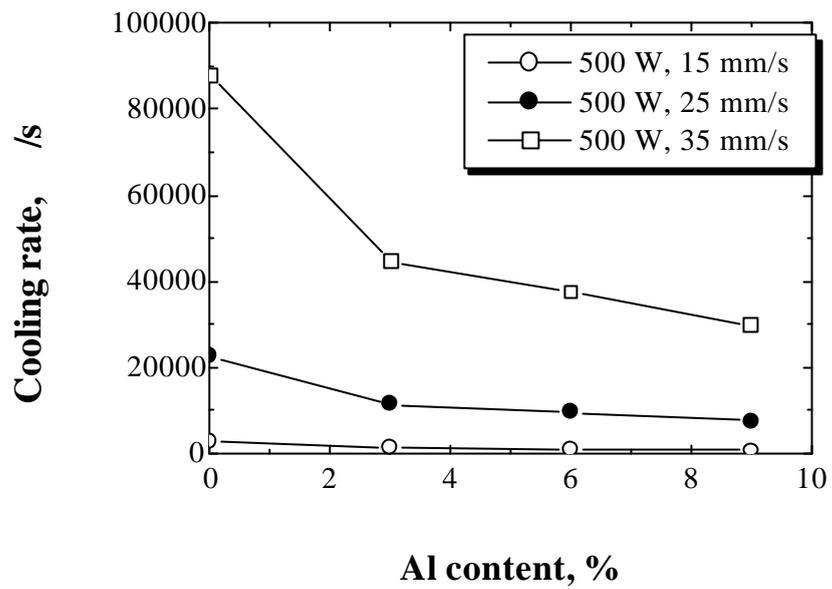


(b)

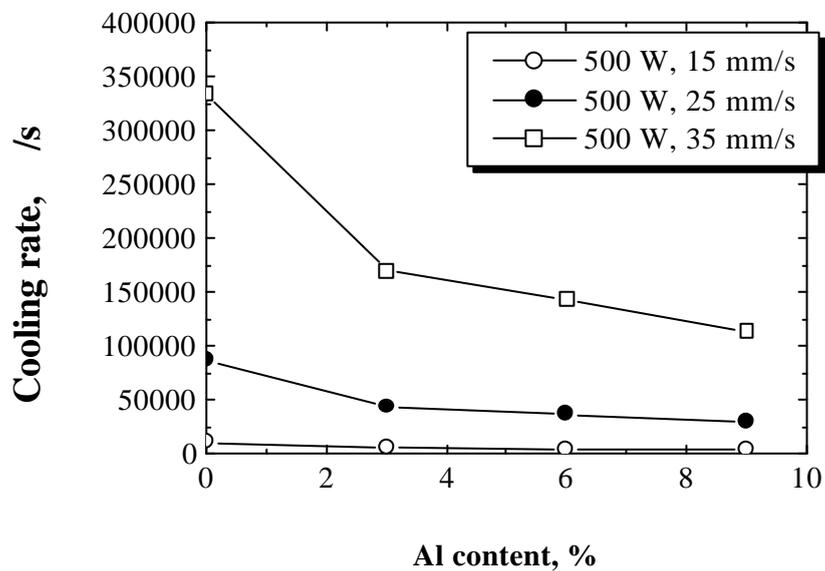


(c)

圖 4-64 三種 Mg 合金之晶體結構與實驗的晶向關係，(a)HCP 的晶體結構，(b) X 光繞射分析所得之 AZ31、AZ61 與 AZ91 的晶向關係，(c) EBSD 分析所得之 AZ31 與 AZ61 的晶向關係



(a)



(b)

圖 5-1 四種 Mg 基材料之 Al 含量與冷卻速率的關係 (a) for T=650 , (b) for T=1000

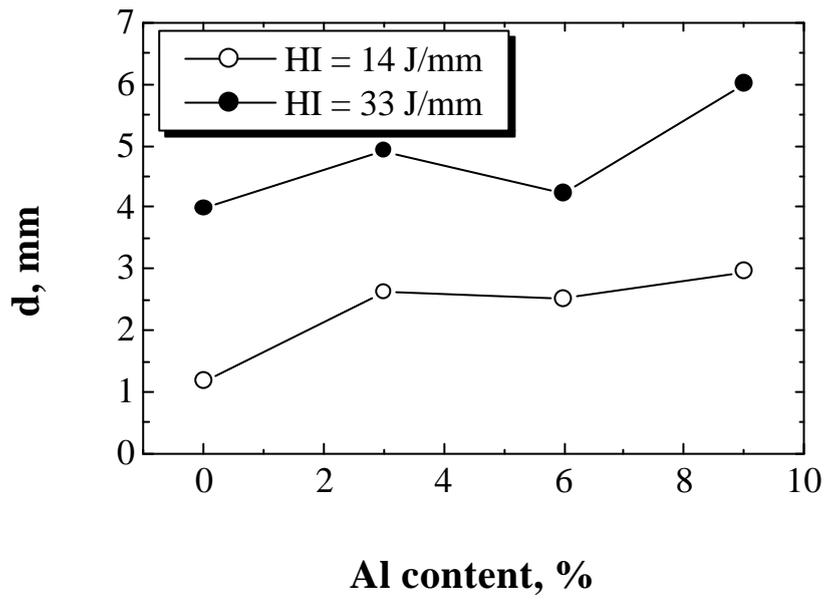


圖 5-2 Mg 基材料中之 Al 含量與鐳深的關係圖