



國立中山大學材料科學研究所

碩士論文

電子束或電弧銲接鎂合金之微組織與機性分析



研究生：吳信輝 撰

指導教授：黃志青 博士

中華民國 九十二 年 七 月

誌謝

從土木踏入材料這個領域，是一趟未知的旅途，亦是一種挑戰，亦是人生中的另一個起點。很高興這兩年下來，有所收穫，有所成長，僅將此拙文獻給我身邊所有人。

首先，很感謝並很佩服我的指導教授黃志青博士心臟很大顆的收了我當學生，因為我知道自己的個性很倔強，真的很難教，故相信這對老師亦是一種挑戰，此外也感謝老師在日常生活中給我適時的幫助與鼓勵，並對於論文與實驗給我協助與指導，使我能順利完成此論文。再來，感謝口試委員何扭金博士、鄭憲清博士與張志溥博士給予我論文上的指正與建議，使我受益良多，在此由衷的感謝。

再來，進入黃幫二年是種機遇，故首先要感謝英博在老師面前的美言，讓老師能敢收下我這長頭髮的學生，並也感謝英博在我剛踏入這領域時的帶領與幫助，讓我不至於慌張與迷惘；再來，要感謝王軼農博士、陳盛祺、凱琳、佩汝、鉉凱、郭老師與黃建超等學長姐在知識方面的提供與分析上的協助，好讓我在實驗或分析遇到瓶頸時，能有人討論與求助；此外，更要感謝前任王牌鉉凱對於我的砥礪與刺激，讓我有取代他的念頭，所以奮發向上努力完成實驗；最後，當然是要感謝陪我一起度過這兩年的三位同窗，小毅、敬仁與小民，一起做實驗、一起討論、一起唸書、一起吃喝，這在在都是一段段歲月的見證，謝謝你們。

此外，感謝古錦松學長在銲接技術上的支援與協助；陳貴香小姐在 EBSD 與 SEM 上的教導與幫忙；江宏達先生在 OM 儀器方面的提供與建議；以及，敬仁在拉伸試驗上的協助，故才能使我的實驗能順利進行並且完成。

最後，感謝我的家人與女朋友，在我低潮時能給我適時的鼓勵與安慰，提供我一個溫暖的避風港，讓我無後顧之憂的全力完成我的論文。

如今，即將展開另一段人生旅程的我，在此祝福我身旁的每個人，身體健康、萬事如意。

目錄

目錄	I
表目錄	IV
圖目錄	VI
論文提要	X
第一章 研究背景與方向	1
1.1 鎂合金的發展與應用	1
1.2 鎂合金的基本特性	2
1.2.1 鎂合金的分類與基本特性	2
1.2.2 鎂合金銲接性	4
1.3 電子束銲接	5
1.3.1 電子束銲接原理與機構	6
1.3.2 電子束銲接之優劣	6
1.4 TIG(惰性氣體電弧銲)銲接	7
1.4.1 TIG 銲接原理與機構	7
1.4.2 TIG 銲接之優劣	7
1.5 熔融銲接的凝固特徵與型態	8
1.6 鎂合金之組織特性	9
1.6.1 組織表示方法	9
1.6.2 六方晶系的晶體特性	11
1.6.3 鎂合金變形組織	12
1.6.4 鎂合金再結晶組織	13
1.6.5 鎂合金銲件組織	14
1.7 組織分析	15
1.7.1 X 光繞射法	15
1.7.2 背向繞射微組織分析法(EBSD)	16

1.8 研究動機與規劃	17
第二章 實驗方法	19
2.1 實驗材料及處理	19
2.2 電子束銲接	19
2.3 惰性氣體電弧銲接	19
2.4 微硬度試驗	20
2.5 拉伸試驗	20
2.6 光學顯微鏡之觀察	21
2.7 掃描式電子顯微鏡之觀察	21
2.8 X 光繞射分析	21
2.9 穿透式電子顯微鏡之觀察	22
2.10 背向散射電子繞射組織分析法	22
第三章 實驗結果	24
3.1 銲道外觀與型態	24
3.1.1 電子束銲接試片的銲道外貌	24
3.1.2 惰性氣體電弧銲接試片的銲道外貌	25
3.2 微晶粒組織觀察	26
3.2.1 電子束銲接試片的 OM 觀察	26
3.2.2 惰性氣體電弧銲接試片的 OM 觀察	28
3.3 微硬度試驗	29
3.3.1 電子束銲接試片的微硬度試驗	29
3.3.2 惰性氣體電弧銲接試片的微硬度試驗	30
3.4 拉伸測試結果	31
3.4.1 電子束銲接試片的拉伸試驗	31
3.4.2 惰性氣體電弧銲接試片的拉伸試驗	32
3.5 X 光繞射分析結果	33
3.5.1 電子束銲接試片的 X 光繞射分析結果	33
3.5.2 惰性氣體電弧銲接試片的 X 光繞射分析結果	34

3.6 EBSD 微組織分析	34
3.6.1 電子束銲接試片的 EBSD 微組織分析	34
3.6.2 惰性氣體電弧銲接試片的 EBSD 微組織分析	36
第四章 討論	37
4.1 EBW 與 TIG 銲接法的冷卻速率之探討	37
4.2 電子束銲接的機性測試結果	38
4.2.1 銲速對於銲道機械性質的影響	38
4.2.2 合金成分對於銲道機械性質的影響	39
4.3 電子束銲接的微組織分析	40
4.3.1 電子束銲接法銲道微組織分析	40
4.3.2 銲接速度對於銲道微組織的影響	42
4.3.3 合金元素對於銲道微組織的影響	42
4.4 惰性氣體電弧銲接法的微組織分析	43
4.5 EBW 銲接法與 TIG 銲接法的比較	45
4.5.1 EBW 銲接法與 TIG 銲接法的機性比較	45
4.5.2 EBW 銲接法與 TIG 銲接法的微組織比較	46
第五章 結論	48
參考文獻	50
表	53
圖	67

表索引

表 1-1	各種材料物理與機械性質的比.....	53
表 1-2	鎂的基本物理與機械性質.....	54
表 1-3	有關合金元素對鎂合金的影響.....	55
表 1-4	AZ 系列合金主要元素與 Fe 元素的熱物理性質之比.....	56
表 1-5	不同晶體結構的{hkl}<uvw>轉換公式(Roe system).....	57
表 1-6	六方晶金屬的 c/a 比值與滑移系統.....	58
表 2-1	鎂合金 AZ31、AZ61、AZ91 的化學成分組成(wt%).....	59
表 2-2	電子束銲接法 30 mm 厚板之銲接參數.....	59
表 2-3	惰性氣體電弧銲接法 3 mm 薄板之銲接參數.....	59
表 3-1	AZ31、AZ61 與 AZ91 30 mm 厚板電子束銲接後之結果.....	60
表 3-2	三種 AZ 系列鎂基合金的熱物理性質.....	60
表 3-3	AZ31、AZ61 與 AZ91 3 mm 薄板 TIG 銲接後之結果.....	60
表 3-4	EBW 30 mm 厚板的銲道在上(TOP)、中(MID)、下(BOT)各區域之晶粒尺寸大小(單位: μm), 母材將表示為 Base.....	61
表 3-5	TIG 3 mm 薄板的銲道晶粒尺寸大小(單位: μm), 母材將表示為 Base, 銲後母材則表示為 P-Base.....	61
表 3-6	EBW 30 mm 厚板的銲道微硬度試驗(單位: HV), 熱處理後的母材將表示為 Base.....	61
表 3-7	EBW 30 mm 厚板銲後全銲道區拉伸試驗結果(標距長為 5.5 mm), Base 表示原始母材, Heat 表示熱處理後的母材, 銲接效率為銲道強度對熱處理後母材之比值.....	62
表 3-8	TIG 3 mm 薄板銲後全銲道區拉伸試驗結果(標距長為 5.5 mm), Base 表示原始母材, Heat 表示熱處理後的母材.....	63
表 3-9	TIG 3 mm 薄板銲後非全銲道區拉伸試驗結果(標距長為 5.5 mm), Base 表示原始母材, Heat 表示熱處理後的母材.....	64

表 4-1 電子束鐸接法下，於不同溫度(a) 650 °C (b) 1000 °C 之冷卻速率(III 表示三維)	65
表 4-2 TIG 鐸接法下，於不同溫度(a) 650 °C (b) 1000 °C 之冷卻速率(II 表示二維)	66



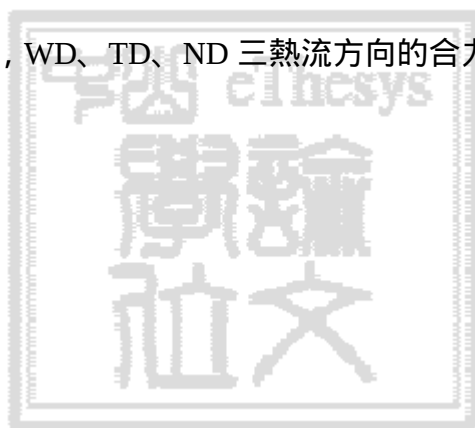
圖索引

圖 1-1	Mg-Al 的二元平衡相	67
圖 1-2	鎖孔機制產生示意圖	68
圖 1-3	惰性氣體電弧銲接法示意	69
圖 1-4	成核示意圖與不同成核型態自由能之變化曲線	70
圖 1-5	不同銲接類型的凝固型態(a) bead welding(b) arc spot welding	71
圖 1-6	溫度梯度 G 、成長速率 R 與凝固組織型態的關係圖	72
圖 1-7	銲接結晶組織型態(a) 細胞狀(b) 細胞狀樹枝晶(c) 柱狀樹枝晶 (d) 等軸樹枝晶	73
圖 1-8	銲速、熔池與晶粒成長的關係	74
圖 1-9	表示兩種不同尤拉角的系統(a) Roe system(b) Bunge system	75
圖 1-10	(a) 三個尤拉角(ψ , θ , ϕ)構成的尤拉空間(b) 分別以 ϕ 為 $0, 10, 20, \dots, 90^\circ$ 將 尤拉空間展開	76
圖 1-11	HCP 結構 $\{0001\}$ 系統中理想的 ODF 位置圖	77
圖 1-12	最密六方堆積的單位晶格表示法	78
圖 1-13	cold-rolling 後, 所得(0002)與(10 $\bar{1}0$)極圖(a) 鎂(b) 鋅(c) 鈦	79
圖 1-14	對不同 c/a 值的 HCP 金屬, 模擬冷軋的組織(a) c/a 值約等 1.633(b) c/a 值大於 1.633(c) c/a 值小於 1.633	80
圖 1-15	α -鈦板材在冷軋壓薄後(0002)極圖(a) 20 %(b) 30 %(c) 55 %(d) 97 %	81
圖 1-16	EBSD 的儀器裝置示意圖(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) 電子束相對於電腦之平面圖	82
圖 1-17	實驗流程圖	83
圖 2-1	試片取樣示意圖與銲接方向(箭頭表示銲接方向)	84
圖 2-2	微硬度、OM、SEM、TEM 試片取樣示意圖	85
圖 2-3	表示 TIG 與 EBW 拉伸試片的取樣方向與規格	86

圖 2-4	X-ray 與 EBSD 試片區域選取示意圖	87
圖 3-1	EBW 在不同鐸速下 AZ31 的鐸道外貌(單位：mm/s)	88
圖 3-2	EBW 在不同鐸速下 AZ61 的鐸道外貌(單位：mm/s)	89
圖 3-3	EBW 在不同鐸速下 AZ91 的鐸道外貌(單位：mm/s)	90
圖 3-4	不同材料中熱輸入量與鐸深(Depth)、鐸寬(Width)與熔入比(Aspect ratio)之關係	91
圖 3-5	EBW 30 mm 厚板在相同熱輸入量下,不同成分合金的鐸道型態	92
圖 3-6	TIG 3 mm 板材在不同組成下的鐸道外貌	93
圖 3-7	TIG 鐸接法在不同 AZ 系列鎂合金的鐸深(Depth)、鐸寬(Width)與熔入比(Aspect ratio)之關係	94
圖 3-8	AZ31 在鐸速 20 mm/s 下的鐸道剖面圖	95
圖 3-9	EBW 30 mm 厚板的熔融邊界型態, (a)AZ31(b)AZ61	96
圖 3-10	EBW AZ31 在鐸速(a) 16 mm/s(b) 20 mm/s(c) 35 mm/s 鐸道底部(BOT)之顯微組織	97
圖 3-11	EBW AZ31 鐸速 16mm/s 的(a) TOP(b) MID(c) BOT 鐸道顯微組織	98
圖 3-12	EBW 鐸速 16 mm/s 時, 在(a) AZ31-16-T(b) AZ61-16-T 不同成分合金中的鐸道上部(TOP)晶粒型態	99
圖 3-13	AZ31 鐸速 20 mm/s 的(a) 上部(b) 中部(c) 下部鐸道晶粒型態	100
圖 3-14	AZ31 TIG 鐸後各區(a) 鐸道剖面(b) 鐸道熔融區(c) 半熔融區(d) 母材(e) 雙晶	101
圖 3-15	AZ61 TIG 鐸後各區(a) 鐸道剖面(b) 鐸道熔融區(c) 半熔融區(d) 母材	102
圖 3-16	AZ91 TIG 鐸後各區(a) 鐸道剖面(b) 鐸道熔融區(c) 半熔融區(d) 母材	103
圖 3-17	TIG 3 mm 薄板的熔融邊界型態, (a) AZ31(b) AZ61(c)AZ91	104
圖 3-18	EBW 試片, 鐸道不同區域的維氏硬度值(a) AZ31(b) AZ61	105
圖 3-19	TIG 3 mm 試片, 在 ND 面由母材到熔融中心的微硬度值變化(a) AZ31(b) AZ61(c) AZ91	106

圖 3-20 TIG 3 mm 試片，在 WD 面由熔融中心到母材每格 200 μm 的微硬度值變化(a) AZ31(b) AZ61(c) AZ91	108
圖 3-21 EBW 30 mm 試片，的應力-伸長量關係圖(a) AZ31(b) AZ61(c) AZ91	111
圖 3-22 EBW 在銲速(a) 16 mm/s(b) 20 mm/s(c) 35 mm/s 下，三種鎂基合金中之應力-伸長量關係圖	113
圖 3-23 TIG 在三種鎂基合金中之應力-伸長量關係圖	115
圖 3-24 EBW AZ31 銲道上、中、下不同部位之 X 光繞射分析(a) AZ31-16 (b) AZ31-20(c) AZ31-35(TD : TD 面，T : 上，M : 中，B : 下)	116
圖 3-25 EBW AZ61 銲道上、中、下不同部位之 X 光繞射分析(a) AZ61-20 (b) AZ61-35(TD : 方向，T : 上，M : 中，B : 下)	118
圖 3-26 鎂粉的 X 光繞射圖	119
圖 3-27 EBW AZ31 試片，其 X-ray 繞射峰隨位置變化佔整體強度的變化趨勢關係圖(a) AZ31-16(b) AZ31-20(c) AZ31-35	120
圖 3-28 TIG 銲道與母材之 X 光繞射分析(a) AZ31(b) AZ61(c) AZ91(ND : ND 面，RD : RD 面，W : 銲道)	122
圖 3-29 EBW AZ61 30 mm 厚板，銲速 16 mm/s 之上、中、下之(0001)與(11 $\bar{2}$ 0)極圖	124
圖 3-30 標準立體投影圖(a) (0001) pole(b) (11 $\bar{2}$ 0) pole	125
圖 3-31 理想狀況下， $\{10\bar{1}1\} <10\bar{1}2>$ 、 $\{11\bar{2}1\} <10\bar{1}0>$ 與 $\{10\bar{1}0\} <11\bar{2}2>$ 三纖構在(0001)極圖上的位置示意圖	126
圖 3-32 EBW AZ61-16 材料中，上、中、下各部位在(0001)極圖之主要纖構強度之約略關係	127
圖 3-33 EBW AZ31 30 mm 厚板，銲速(a) 16 mm/s(b) 20 mm/s(c) 35 mm/s 之銲道上、中、下不同部位之(0001)極圖	128
圖 3-34 EBW AZ61 30 mm 厚板，銲速(a) 16 mm/s(b) 20 mm/s(c) 35 mm/s 之銲道上、中、下不同部位之(0001)極圖	129
圖 3-35 TIG AZ31 3 mm 薄板之(a) 銲道中心與(b) 銲道邊緣的(0001)、(11 $\bar{2}$ 0)與	

(11 $\bar{2}$ 1) 極圖	130
圖 3-36 TIG AZ61 3 mm 薄板之(a) 銲道中心與(b) 銲道邊緣的(0001)、(11 $\bar{2}$ 0)與(11 $\bar{2}$ 1) 極圖	131
圖 3-37 TIG AZ91 3 mm 薄板之(a) 銲道中心與(b) 銲道邊緣的(0001)、(11 $\bar{2}$ 0)與(11 $\bar{2}$ 1) 極圖	132
圖 3-38 TIG AZ 系列合金材料中, 在(0001)極圖之主要纖構強度之約略關係	133
圖 4-1 EBW 銲道在不同材料中(a) AZ31(b) AZ61, HV 與 $d^{-1/2}$ 的關係	134
圖 4-2 EBW 銲道在不同材料中(a) AZ31(b) AZ61, UTS 與 $d^{-1/2}$ 的關係	135
圖 4-3 WD TD ND 三熱流方向的合力影響示意圖	136
圖 4-4 銲道上、中、下不同部位 ND、TD、WD 方向熱流效應的影響示意圖	137
圖 4-5 TIG 銲接法中, WD、TD、ND 三熱流方向的合力影響示意圖	138



論文題目：電子束或電弧銲接鎂合金之微組織與機性分析

頁數：138

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：九十一學年度 第二學期 碩士學位論文摘要

研究生：吳信輝

指導教授：黃志青 博士

關鍵字：鎂合金、電子束銲接、惰性氣體電弧銲接、EBSD、組織分析

論文提要

本論文旨在於探討並比較電子束銲接法和惰性氣體電弧銲接法，對不同合金元素之 AZ 系列鎂合金，其銲後的冶金特性、機械性質以及銲後快速凝固後之微組織分析。並針對不同銲接方式其銲道型態，來做深入討論。電子束銲接法，屬於高能量密度之銲接方式，其銲道型態較深且窄，故針對其銲道上、中、下不同部位之差異來作比較與分析；而惰性氣體電弧銲接法，屬於高熱輸入量的銲接方式，其銲道型態較淺且寬，而且半熔融範圍區域大，故將針對其熔融區、半熔融區以及母材三區域為探討重點。

對於銲道的晶粒型態，隨著冷卻速率的變化，有著差異性存在。在 EBW 銲接法中，其 AZ31-16 中銲道各部位呈現較大的等軸細胞晶；而在 AZ31-20 中，由上至下則呈現等軸樹枝晶過渡到等軸細胞晶的現象；而在 AZ31-35 中，則呈現出較銲速 16 mm/s 中更小的等軸細胞晶。而在 TIG 銲接法中，可發現由 Al 含量增加造成冷卻速率的減少亦有相同的效應，故使得 AZ31 呈現較大的細胞晶，而在 AZ61 和 AZ91 呈現較小的等軸樹枝晶。

對於銲道的機械性質來說，兩種銲接法皆是呈現冷卻速率越快，則擁有較好的拉伸強度和微硬度值等機械性質，其皆因小晶粒的貢獻所造成。而在 EBW 中，造成冷卻速率改變因素的除了銲速外，尚有銲道上、中、下部位的差異，以及合金元素的差異；而在 TIG 銲接法中，主要造成冷卻速率差異的因素為合金元素

的改變。

對於合金成分對於鐸道的影響，發現在兩種鐸接法中，隨著 Al 含量的增加，其鐸道半熔融區邊界的判定，越來越模糊，而且 TIG 鐸接法更較 EBW 中明顯。而且機械性質，也因二次相、晶粒尺寸與冷卻速率的影響下，有較好的展現，

在電子束鐸接法的微組織分析中，發現其主要三種組織，分別為

$\{10\bar{1}1\} < 10\bar{1}2 >$ 組織(其 TD 方向平行 $[11\bar{2}0]$)， $\{11\bar{2}1\} < 10\bar{1}0 >$ 組織(其 ND 方向與 $[11\bar{2}0]$ 約成 15°)，以及 $\{01\bar{1}0\} < 11\bar{2}2 >$ 組織(其 WD 與 $[11\bar{2}0]$ 方向約成 30°)。且隨著冷卻速率的改變，其組織的強弱會有相互的變化，但未發現隨合金元素造成鐸道組織特徵的改變。

在 TIG 鐸接法的微組織分析中，發現其主要的四種組織，分別為

$\{11\bar{2}1\} < 16\bar{5}6 >$ 組織(其 ND 方向與 $[11\bar{2}0]$ 方向約成 15° 且與 WD TD 皆有夾角)， $\{10\bar{1}0\} < 12\bar{1}3 >$ 組織(其 WD 方向與 $[11\bar{2}0]$ 方向約夾 60°)， $\{10\bar{1}2\} < 10\bar{1}1 >$ 和 $\{10\bar{1}1\} < 10\bar{1}2 >$ 組織(其 TD 方向平行於 $[11\bar{2}0]$ 方向)，且隨著冷卻速率的降低，其組織強度會呈現相近且較弱的現象。此外，發現較 EBW 不同的便是，隨著合金元素的增加，TIG 鐸道的組織特性趨於複雜化(種類多)，而且隨著冷卻速度的變慢，在 AZ91 中會出現 $\{10\bar{1}0\} < 11\bar{2}0 >$ 組織(其 WD 平行 $[11\bar{2}0]$ 方向)。

壹.研究背景與方向

1.1 鎂合金的發展與應用

繼鎂元素在 1808 年被 H. Dary 發現後，1863 年，鎂塊成功地被 Devile 與 Caron 使用氧化還原法製得，使得這種銀白色輕金屬逐漸受到重視。初期，因其造價昂貴，活性大，抗腐蝕性不佳等不良性質使得其發展應用受到嚴重限制，但在二十世紀後，由於缺點的克服，加上其良好的特性：

- (1) 低比重(重量輕)：鎂比重為 1.74，為鋁(2.70)的 2/3，鐵(7.86)的 1/5，可有效減少產品重量，尤其在汽、機車產業上。
- (2) 高比剛性與比強度：可以較少用料即達到所需強度，減少厚度。
- (3) 散熱佳：熱傳導率較等重的塑膠好，可解決筆記型電腦的散熱問題。
- (4) 耐衝撞：耐撞強度及吸震性較塑膠好，且相同受力下只需要塑膠的 1/3。在汽車工業上安全性，與減少噪音的考量下，非常有利。
- (5) 厚度薄：最薄可到 0.5 mm，為塑膠 1 mm 的 1/2。
- (6) 良好的切削加工性：容易加工、成型，可以減少組裝之工時與花費。
- (7) 高韌性及延伸率：在重視安全考量之結構材中，可取代鋼鐵結構材。
- (8) 防磁性佳：可有效阻隔電磁波，比塑膠更優於使用在 3C 產業。
- (9) 可回收性：可回收再利用，較塑膠環保。

遂使鎂與鎂合金的產業蓬勃發展[1]。其他有關各種材料物理與機械性質的比較示於表 1-1[2]。

近年來，隨著日益追求輕量化的現代產業，再加上鎂合金壓鑄成型與半固態製程技術的開發，鎂合金應用在 3C 產業的項目已不勝枚舉，尤其是在可攜式產品上，如筆記型電腦外殼、手機面板、隨身聽外殼等；除此之外，鎂合金的應用也從小零組件，伴隨著機械成形技術的成熟，在其強度與功能上的改良，而能應用在大物件上，如已在生產的鎂合金自行車、汽車儀表版、方向盤、車椅架、引擎等，再加上，人民環保意識的日益抬頭，節省能源消耗與資源回收的課題，遂

使得挾其優點的鎂合金，在汽、機車工業上扮演著新結構輕量材料的重要角色[2-5]。

1.2 鎂合金的基本特性

1.2.1 鎂合金的分類與特性

近年來，由於能源、資源的短缺，加上環保法規要求的日益嚴格，尋找輕量化、符合環保的替代構材是刻不容緩，而在目前構造用金屬材料中，六方最密堆積(hexagonal close packed, HCP)結構的鎂又是最輕的，遂使鎂及鎂合金的應用漸次廣泛。鎂及鎂合金其主要用途可分為兩大類：

(1) 非結構材用途：如合金元素、防蝕陽極板、球狀石墨鑄鐵製造、化學反應還原劑等，有關鎂的基本物理與機械性質列於表 1-2[6]。

(2) 結構材用途：如鑄造及鍛造之合金件。

在結構材方面的應用，常見鑄造用鎂合金依成份不同可分為幾類：

A. Mg-Al-x 系列：

(a) Mg-Al-Zn 系：如 AZ91D。機械性、鑄造性、耐蝕性取得平衡之代表。

(b) Mg-Al-Mn 系：如 AM60、AM50、AM20。延展性、耐衝擊性提升之合金。

(c) Mg-Al-Si 系：如 AS41、AS21。耐潛變性提高至 423 K、抗拉、降服強度都提高。

(d) Mg-Al-RE(稀土類元素)系：如 AE42。耐潛變性、延展性、耐蝕性提升。

B. Mg-Zn-X 系列：

(a) Mg-Zn-Zr 系：ZK51A、ZK61A。降伏強度最高、能鑄造複雜形狀之特性。

(b) Mg-Zn-RE 系：ZE41A、ZE63A、EZ33A。高溫下強度穩定。

C. Mg-Th-X 系列：抗拉強度、降伏強度好、短時間抗潛變、高溫強度好。

(a) Mg-Th-Zr 系：HK31A、HK32。

(b) Mg-Th-Zn 系：HZ32A。

D. Mg-Ag-X 系列：高溫強度好、鑄性、鍛性好但是單價高。

(a) Mg-Ag-RE 系：QE22A。

(b) Mg-Ag-Zr 系：QH21A。

此類鑄造鎂合金，因可製出尺寸穩定、複雜的構件，具高度生產性。但鑄造所得鎂合金，材料不夠密實，易有孔洞形成，故常會造成延展性不高、疲勞強度不足等現象[7]。為此，塑性成形(機械成形)的技術便孕育而生，而目前最廣為應用的方法便是鍛造，此製程不但改善鑄造鎂合金之缺點，也使得鎂合金可以展現其正常良好之韌性，但因其成本較高、鎂合金室溫滑移性差等限制下，仍有待技術上的突破，常見適合鍛造用鎂合金大致有：

A. Mg-Mn 系列：M1A 合金。

B. Mg-Al-Zn 系列：AZ 系列合金，鑄造時加 C，可得細晶粒組織。

C. Mg-Zn-Zr 系列：ZK 系列合金，因 Zr 本身即有晶粒細化效果。

D. Mg-Y-RE 系列：WE (鎂釔稀土合金) 系列合金，因加入細小穩定的釔以及稀土元素，藉以提高材料高溫強度[8-9]。

這些合金都是隨著應用上需求的不同，加入各種不同的合金元素，使鎂合金產生各種不同的性質，如：

- (1) Al：固溶強化，如 Al 含量在 6% 以上時，藉由析出硬化與析出物 β 相($Mg_{17}Al_{12}$)之分散強化，但雖可以提高強度，但隨鋁含量增加，延展性和衝擊值會減少。此外，也可以改善鑄造性、而 β 相的存在亦可改善耐蝕性。
- (2) Zn：可以改善鑄造性與機械性，但當增加至 2~5% 時，鑄造破裂感受度會提高。
- (3) Mn：與鋁形成化合物，同時其中固溶 Fe、Ni 及 Cr，可改善耐蝕性。合金中 Fe + Ni + Cr/Mn 比保持在一定值以下至為重要。
- (4) Si：形成介金屬化合物 Mg_2Si ，微細分散在晶粒晶界，可提高耐磨性，亦可改善鑄造性。
- (5) RE：固溶體硬化，隨著析出硬化，與鎂合金成熟安定，且形成硬質的介金屬化合物，並提高耐熱性與抗腐蝕性。
- (6) Cl⁻：無特殊規格，但會降低抗腐蝕性。
- (7) Fe、Ni、Cu、Cr 等重金屬元素，會嚴重降低鎂合金的耐蝕性。

其他有關合金元素對鎂合金的影響列於表 1-3[6]。

目前, Mg-Al 系列合金是鎂合金中最輕者, 尤其是 Mg-Al-Zn 系列(AZ 系列), 因其容易鑄造, 且在機械性、鑄造性、耐蝕性均達平衡點, 故廣為一般使用。在此 AZ 系合金中, 隨著 Al 含量增加, 其密度漸增, 但熱傳導率及電傳導率卻隨之下降, 且當含量大於 6% 以上時, 會藉由析出硬化與析出物 $Mg_{17}Al_{12}$ (β 相, cubic α -Mn[10]) 產生強化效果, 但卻會因此降低了延展性和衝擊值。此外, 在此 AZ 系列的合金中, 少量的其他合金元素(Mn、Si、Cd、Ca 等)並不足以影響該合金系統的主要相, 主要是由鎂與鋁的含量所主導, 故在 AZ31、AZ61、AZ91 合金中, 除了平衡相 $Mg_{17}Al_{12}$ 會在晶界析出外, 均無其他 β 相之外的二次相產生[11]。圖 1-1 為 Mg-Al 的二元平衡相圖[12], 在右方鎂端, 隨著 Al 含量的減少, 液相線溫度越來越高, 在急速冷卻時會帶來非平衡凝固, 而使凝固溫度範圍隨之變寬, 降低了鑄造性, 這會使得鑄造所需溫度與成本皆提高。

再者, 在 Mg-Al 系合金中, 當加入 Zn 含量至 2~5 % 時其降伏強度明顯增加, 但伸長率會下降, 而且隨著 Zn 含量增加, 會降低其鑄造性與銲接性: 若加入 Zr 元素時, 因 Zr 可於晶界析出, 因而可以控制晶粒成長, 達到晶粒細化的作用, 提高強度但也因高溫時易脆化故不易銲接[13,14]。

最後, 另一重要課題, 便是鎂合金的抗腐蝕性。鎂合金的腐蝕機構是由氧分子, 水分子及電子移轉(電位差腐蝕)生成氧化物之化學反應。對純鎂而言, 其抗腐蝕性其實相當好, 與一般用的結構金屬相去不遠, 但因鎂合金無法完全除去雜質合金元素, 如 Fe、Ni、Cu、Cr、Co 等, 所以容易產生電位差腐蝕, 對鎂合金的抗腐蝕性有極大的不良影響[14,15]。

1.2.2 鎂合金的銲接性質

要瞭解鎂合金的銲接特性, 必須先瞭解影響其特性的因素為何, 大致上有:

(1) 物理性質

就銲接性質而言, 熱物理性質的影響佔有舉足輕重的地位。表 1-4[13,16] 表示 AZ 系列合金主要元素與 Fe 元素的熱物理性質之比較。觀其可知, 因鎂的的熔化潛熱只有鋁的一半, 故具有較低固態吸收性, 再加上其黏滯係數

低、膨脹係數大以及高蒸汽壓，導致鐸接時熔池不穩定，故鐸道表面合金元素易濺灑且扭曲變形[17]。

(2) 化學性質

鎂的活性很大故容易生成氧化層，但其氧化物並不成連續緊密的排列，因此較好處理，但因氧化層的熔點高達 3500 以上，不熔於固態鎂或熔融狀態的鎂中，因此鐸接時會因其存在而降低可鐸性。

(3) 合金元素

合金元素對鐸性的影響亦相當大，隨著添加合金元素不同，不但直接影響其凝固範圍，且也會伴隨產生不同的介金屬化合物，通常這些化合物都是高溫具脆性，對鐸接性質有不良的影響。

(4) 冶金性

鎂合金最重要之冶金性便是其晶粒容易長大，故鐸接時如何避免其鐸縫附近晶粒的成長，實為提高鐸後性質之要點。現今，通常加入 Zr 元素，因其會析出在晶界阻止顆粒長大，故可達抑制效果，提高鐸後性質。

(5) 母材之製成與加工

因鎂合金為 HCP 之晶體，在常溫不易加工，故必須選擇適當的製程與加工溫度，避免鐸接前鎂合金即有太多缺陷存在[17]。

(6) 孔洞

鎂合金鐸接時，因低熔化潛熱，故熔化範圍大。在熔融期間，由成分元素汽化(如 Mg 汽化溫度 1090)、母材本身含有的氣體(如氫、氧、氮)或氧化物汽化分解等，諸如此類之原因產生的氣體，因在熔融區內形成氣泡，但因冷卻速率比氣泡移動之速率快，故凝固後便在內部形成孔洞。此外，還有在高能量密度深穿厚鐸時，亦會藉由鎖孔(key-hole)機制產生孔洞，這些都會直接對鐸道性質造成不良之影響[18]。

1.3 電子束鐸接

1.3.1 電子束鐸接原理與機構

電子束鐸接是一種高能量密度的鐸接方法，顧名思義其在較小的熱輸入量下，即可完成鐸接，有別於需要大熱量輸入的傳統鐸接方法。電子束鐸接其原理是利用加熱陰極鎢(W)或鉭(Ta)金屬燈絲，使之放射出電子，再藉由調整裝置和電磁聚焦線圈匯聚成電子束。利用電子束高速撞擊母材表面，藉由動能轉換熱能機制，產生高溫，熔融汽化部分區域，達到鐸接效果[13,14,17]。

電子束鐸接的特點是鐸道非常的深，主要是由鎖孔效應所造成，與電子滲透能力無直接關係[19]。鎖孔現象的產生，如圖 1-2[17]所示，其主要藉由複雜的電子束壓力、蒸汽壓力、反作用力等作用下，產生並維持鎖孔；繼而因表面張力、重力、毛細現象等力作用下，完成凝固鐸接的程序。故就鎂合金而言，因沸點低容易汽化，再加上蒸汽壓力大，有助於鎖孔機制進行，所以容易得到較深的鐸接效果[17,18]。

1.3.2 電子束鐸接之優劣

電子束鐸接是高能量密度的鐸接方式，適合用於精密鐸接上。較於傳統鐸接方式，其具有以下之優點[17,18,20]：

- (1) 功率密度高($10^{10} \sim 10^{13} \text{ W/m}^2$)，可得深寬比大之鐸道。
- (2) 熱輸入量低，熱影響區小、變形少、鐸接殘留應力小，鐸道品質佳。
- (3) 在真空下進行，污染、氧化等問題少，精密度高。
- (4) 適合熱傳導率高之材料，如鋁、鎂等，不需預熱即可局部鐸接。
- (5) 對活潑金屬鐸接性良好，如鈦、鋯、鉬等。
- (6) 鐸接條件容易控制，鐸接速度快，生產率高。

除了上述優點之外，電子束鐸接亦因其操作原理與特性有以下的限制：

- (1) 設備昂貴，非高價值鐸件，不符合經濟效益，市場競爭力低。
- (2) 鐸件形狀與大小在真空室尺寸限制之下，使其應用範圍受到限制。
- (3) 鐸前準備較耗時，且因在隔離狀態下進行，所以鐸接過程中無法補救或修正。
- (4) 電子束會受磁場影響，故應使用非磁性夾具或工具，以免發生偏折。

(5) 受真空度影響大，故易在真空下蒸發之材料不適於進行銲接。

1.4 惰性氣體電弧銲（TIG）銲接

1.4.1 TIG 銲接原理與機構

自從惰性保護氣體 He、Ar 等被發現使用在電弧銲接上能獲得良好成效，再加上鎢極棒消耗率甚低，成本較低廉，遂使鎢極惰性氣體電弧銲(Tungsten Inert Gas Arc Welding, TIG, or Gas Tungsten Arc Welding, GTAW)廣為一般銲接工業使用。TIG 的適用性很廣泛，不但方便用於維護工作，對活潑或有色金屬也能施行，尤其更適於薄銲件上的使用。而電弧產生原理乃是給予原本非導電體的空氣，某值以上的電壓，產生電流形成迴路，使其在陰陽兩極之間電離而形成放電光束，此電光束即稱為電弧，如圖 1-3 所示。而 TIG 銲接機制便正是利用電弧由電能轉變成熱能，產生高熱，進而局部熔化母材形成熔池，再配以填料添加的與否，在表面張力、熔滴重力、擠壓力、電磁收縮力、氣體膨脹的壓力等交互作用推進下，達到銲接目的[21,22]。

1.4.2 TIG 銲接之優劣

氣體鎢極電弧銲屬於適用性較廣的銲接方法，與其他銲接方式比較，其有以下之優點：[21,22]

- (1) 可應用的金屬範圍大，對於活潑金屬、有色金屬、易形成高熔點氧化物的金屬合金皆具可銲性，如鎂、鋁。
- (2) 在氬氣的保護下，無激烈的氧化反應，可獲良好的銲道品質。此外氬氣還兼具冷卻、不分散熱源、減少銲道濺灑的效用。
- (3) 適用於在熔融狀態易吸收空氣中 O、N、H 形成脆化的材料。
- (4) 沒有銲渣，可節省人力與時間。
- (5) 可不需加添填料，並且可使用於任何位置的銲接。
- (6) 熱輸入容易控制，故對於薄銲件的銲接非常方便有效。

但氣體鎢極電弧銲也有一些使用上的限制，如：

- (1) 對於低熔點低的金屬，如 Pb、Sn、Zn、Cd 等，可銲性差，因其熔點比電弧的溫度低很多，極易汽化使得銲接品質變差。
- (2) 銲接速率慢，尤其對於厚截面銲件，不但耗時而且昂貴。
- (3) 電極易沾上熔池金屬，且鎢極所產生的顆粒也會進入熔池，污染銲道。
- (4) 深寬比約 1 比 1，熱影響區大，對銲接後機械性質較不佳。

1.5 熔融銲接的凝固特徵與型態

銲接依其接合型態不同可分為熔接(fusion)、壓接、鑷接等，而 TIG 銲接與電子束銲接都屬於熔接銲接中的一種，都是將銲接部分金屬局部加熱至熔化狀態，待其冷卻凝固而完成銲接程序，不同之處僅為加熱之熱源功率密度而已，但這點卻對銲件性質影響甚大。對於熔接銲接，因其熔池(weld pool)與母材緊密相連，晶粒成長方向由熔融邊界(fusion boundary)朝向熔融中心，此種晶體成長方式是屬於磊晶(epitaxial)成長，且成長時並不改變其組織。也因大部分的銲接是屬於此種型態，所以當熔池完全熔化相同組成的母材時，其接觸角變成 0 度，所以其成核所需的自由能 (ΔG^*)，較異質成核或均質成核均來的低，故在晶粒開始成長時即能順利成長，而無太大障礙能存在，圖 1-4 顯示不同成核型態自由能之變化曲線。

對銲接過程而言，熱行為（受熱及冷卻過程）在過程中扮演著舉足輕重的角色。隨著銲接方法的不同，造成溫度梯度(G)與成長速率(R)的差異，其熔池型態、顯微組織、凝固型態等也因其而異，圖 1-5[23]表示電子束銲接和 TIG 銲接凝固的型態。通常隨著 GR 值的上升，亦即冷卻速率(cooling rate)越快，其凝固組織型態易形較良好的細胞狀(cellular)或樹枝狀(dendrite)之結構，圖 1-6 表示 G、R 與組織結構的關係[24]。

一般而言，合金金屬通常在熔融邊界上會出現平面狀(planar)或細胞狀(cellular)之結構；當往熔融區中心接近時，晶粒隨著熱流反方向成長，則呈現細

胞樹枝狀(cellular dendrite)或柱狀樹枝狀(columnar dendrite)之結構；而在熔融中心處，則有機會出現等軸樹枝狀(equiaxed dendrite)之結構，圖 1-7 表示不同種類液、固界面的結晶組織型態[22]。

再者，合金元素的多寡亦會對凝固型態造成影響，對純度越高的合金，其組成過冷(constitutional supercooling)發生機率較小，故不利於中心等軸區的發展，所以中心區鮮少等軸晶結構，而呈現細胞狀之結構；反之，當合金成分多時，在熱過冷與組成過冷的雙重影響下，有助於中心等軸樹枝狀結構的發展[25]。

最後，除上述冷卻速率與合金成分外，銲接參數亦是影響晶體結構之因素，如銲速、熱輸入量等。圖 1-8[25]表示銲速與熔池的關係，因晶粒成長方向會隨著熱梯度方向改變(平行熱流方向)，故當銲速由慢轉快時，熔池型態便由橢圓狀(elliptical shape)變成淚滴狀(tear shape)，其熱梯度相對方向也改變，故晶粒便朝著垂直熔池邊界(pool boundary)的方向生長，造成不同方向的組織型態。此外，有一點需特別注意的便是，因晶粒會垂直熔池邊界成長，故無論在低速或高速的銲道中，亦有可能會發現柱狀或等軸之結構存在於熔池正下方，唯其寬窄之異，而其組織上的差異，則決定於成核型態和成長速的影響[24-26]。

1.6 鎂合金之組織特性

1.6.1 組織表示方法

組織(Texture or preferred orientation)在晶體材料中是一種很普遍的現象，對於晶體材料的各種特性佔有舉足輕重的影響。通常，組織被分為兩大類，變形組織(deformation texture)和再結晶組織(recrystallization texture)，在鑄造、加工變形、銲接等過程中，組織會隨之改變，故能瞭解組織的變化，便有助於瞭解晶體材料在經過製程後的各種特性。

想要瞭解組織特性，便需先瞭解其表示方法。其一是極圖(pole figure)，由於其測建方便、簡單，是一種最常被用來表示組織的方法，通常是以 $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ 來表示，其中的 $\{hkl\}$ 表示與 RD (rolling direction)平行的平面； $\langle uvw \rangle$ 則是與 RD

平行的方向。

對於一個未知材料，我們先予以訂出此材料的 RD TD (transverse direction) ND (normal direction)座標，然後利用 X 光(利用布拉格定律決定某特定平面，固定入射角與反射角角度，然後每格等間格傾斜角 θ ，旋轉 360° 收集分佈取向)或電子背向繞射(electron backscattering diffraction, EBSD)等技術，收集此材料某 $\{hkl\}$ 的晶粒取向在標準立體投影圖上的投影，此即為此材料 $\{hkl\}$ 的極圖。對於多晶材料而言，若其呈現出散亂分佈，表示該晶體取向為均勻分散(random)；若晶粒取向密度(投影點)有聚集的現象發生，則表示材料中晶粒的取向具有擇優分佈的特徵，此即所謂的纖維。當決定出材料的晶粒取向類型後(面纖維)，通常利用該 $\{hkl\}$ 的標準立體投影圖，與實測的極圖進行對比分析，便能決定出材料的纖維特性。

雖說極圖易於使用，但於實質應用上有其限制存在。因極圖為二維的表示方法，只是材料中晶粒取向分佈的投影，而不是分佈的全部描述，故對於纖維強度(與取向散亂分佈做比較)的確認、整體晶粒取向的分佈都無法給予完備的解釋，尤其在多纖維材料時，不但難以釐清，更可能造成誤判。鑑此，以下將介紹的取向分佈函數(orientation distribution functions, ODF)，是一種更完善的纖維分析方法，因其利用三維的尤拉空間(Euler space)來表示某特定晶粒取向發生的機率，故能確實的描述出各種晶粒取向之分佈與纖維組織。尤拉空間是一個由三個旋轉角建構的一個直角座標，尤拉角(Euler angle)系統的定義有 Roe system (ψ, θ, ϕ)和 Bunge system (ϕ_1, ϕ, ϕ_2)兩種，圖 1-9[27, 28]表示兩種尤拉角的系統，以下將以 Roe system 來做介紹。

考慮材料的加工特徵，先對材料定義出一直角座標系 OABC(樣品座標)，然後再對於每個晶體給予一固定不變的直角座標 OXYZ(晶體座標)，且 OXYZ 座標應盡量與該晶體的對稱軸重合，然後由兩座標重合開始，把 OXYZ 座標，先以 Z 軸旋轉 ψ 角，再以旋轉後的 Y 軸旋轉 θ 角，最後再以旋轉後的 Z 軸旋轉 ϕ 角，則 OXYZ 相對於 OABC 的三個尤拉角(ψ, θ, ϕ)即代表某個別晶粒的晶粒取向。由於每個取向都有個別的尤拉角與之相對應，故由所有晶粒在尤拉空間所構成晶粒取向分佈圖中，便能很確切的知道該材料晶粒取向的分佈。但在實際應用上，

晶粒取向分佈圖並不是以一群分立的點來表示，而是以取向密度來描繪，取向密度的定義是

$$\omega(\theta, \psi, \varphi) = K_w (\Delta V / V) / \sin \theta \Delta \theta \Delta \psi \Delta \varphi \quad (1)$$

故由取向密度便能確實瞭解晶粒取向位於取向 (ψ, θ, φ) 上的數量，亦即晶粒取向出現在該取向上的機率。若再對整個取向空間 $(2\pi, \pi, 2\pi)$ 加以積分，可得其值為 1，若以此值為材料無纖構取向的基準，便可與之比較而獲得所有取向在整體取向空間的分佈，用此我們便能確切的定性並定量的表示出纖構材料中晶粒取向的分佈與強弱。當了解材料晶粒分佈取向 (ψ, θ, φ) 後，經過幾何關係的轉換，便可求得材料所對應的 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ 纖構特性，表 1-5[29]表示不同晶體結構的轉換公式。

通常，在實際應用上，都是選取某軸以等間格方式，將尤拉空間展開成一系列截面圖來應用，如圖 1-10 所示。在分析時，因晶體具有對稱性，便可侍此特點來簡化分析，如六方晶系，因具三軸對稱，故分析範圍便可縮減至 $(\pi/3, \pi/2, \pi/3)$ ，如圖 1-11 所示，簡化後 HCP $\{0001\}$ 系統中理想的 ODF 位置圖。

1.6.2 六方晶系的晶體特性

金屬是由原子依特定方式排列而成晶粒組織的固體，這種有規律性的排列方式即為晶體組織(crystal structure)。目前較常見的晶體組織有體心立方(BCC)、面心立方(FCC)以及六方最密堆積(HCP)三種，許多的金屬性質，如延展性、加工硬化程度等，皆可由其原子排列方式初步決定。

在討論六方最密堆積時，通常習慣用圖 1-12[25]來表示六方最密堆積構造，雖說其不是單位晶格(unit cell)，但卻能充分表現出六方晶系中晶體的六重對稱性與堆疊方式(ABABA)。對於六方最密堆積，雖說其最密堆積面堆疊方式與面心晶體中並無差異，但因最密堆積面個數只有基面 $\{0001\}$ 一個，造成六方晶系的金屬，如鋁、鈦、鋯、鎂、鋅、鎢等不但在變形滑移上受到限制，其物理性質也有明顯差異。此外，特別值得注意的是，在同屬六方晶系的金屬中，其滑移系統卻存在著差異性，推測是因每種金屬其晶體的 c/a 值不同而造成的效應，故滑移系統便隨著晶體 c/a 值與理想球體 c/a 值(1.633)之間的差異而有所改變。通常，

對 c/a 值小於 1.633 的金屬，表示其基面間隔較小，在基面滑移時具有較高臨界分解剪應力，故滑移時不易從基面開始啟動；反之，則容易在基面滑移，表 1-6 表示六方晶金屬的 c/a 比值與滑移系統。

此外，HCP 結構另一項有別於立方金屬的特性便是雙晶的變形機制，在變形的過程中，如果不考慮其他主要變形機制，HCP 結構中的雙晶變形機制提供了比立方結構中更有效的滑移模式，而雙晶產生的難易程度，仍受 c/a 之影響而有所差異[30]。

1.6.3 鎂合金變形組織

在 HCP 結構中，影響組織的因素很多，如應變率、化學組成[31]、溫度[32]、起始組織、熱力、機械製程[33]等，而其中較特別的便屬於 c/a 值的影響，而鎂合金正屬此類。經由 Grewen 在 1973 年[30]，觀察 cold rolling 後，不同 c/a 值的 HCP 金屬(鎂、鋅、鈦)所得的極圖，圖 1-13[30]，與 Tenckhoff 在 1988 年[30]所做的模擬，圖 1-14[30]，經比對後可略知，在 HCP 的變形組織裡，依 c/a 值的不同大致可將其分為三類

- (1) c/a 值約等於 1.633，如鎂，由極圖可知其展現強烈的(0001)面組織，可知是因其基面滑移的結果，如圖 1-13 與圖 1-14 的(a)所示。
- (2) c/a 值大於 1.633，如鋅、鎢，由極圖可知其(0001)極點朝 RD 方向傾斜，而與 ND 方向呈 $\pm 15 \sim 25^\circ$ 的傾斜角，其 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 極點與 RD 方向對齊，且 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向則平行 TD，這是由於基面滑移系統與雙晶變形機制雙重作用下產生的效果，如圖 1-13 與圖 1-14 的(b)所示。
- (3) c/a 值小於 1.633，如鋁、鈦，由極圖可知其(0001)極點朝 TD 方向傾斜，而與 ND 方向呈 $\pm 20 \sim 40^\circ$ 的傾斜角，其 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 極點與 RD 方向對齊，且 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向則平行 TD，如圖 1-13 與圖 1-14 的(c)所示。

若再加入模擬的比對，綜合以上可知，因滑移系統的不同而產生變形組織可分為，

- (1) 在基面 $\{0001\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 上滑移，會產生基面的組織，如鎂($c/a=1.624$)。

(2) 在結合基面 $\{0001\}$ < $11\bar{2}0$ >和錐狀面 $\{11\bar{2}2\}$ < $11\bar{2}3$ >二系統上滑移會造成上述第(2)種的組織，如鋅($c/a=1.856$ 大於 1.633)。

(3) 在結合菱柱面 $\{10\bar{1}0\}$ < $11\bar{2}0$ >與基面 $\{0001\}$ < $11\bar{2}0$ >二系統上滑移，會產生上述第(3)種的組織，如鈦($c/a=1.587$ 小於 1.633)。

故由以上可知，(0001)極分散的這些組織，是由於其不是在基面滑移，而是在菱柱面上滑移所造成的。故就 c/a 值的不同，便可反映出滑移系統的差異，故可藉此來粗略判斷在不同鎂合金材料上的組織特性。

除了 c/a 值外，雙晶的形成亦會造成組織的改變，如 Blicharski 在 1979 年 [30] 對純 α -鈦在冷軋後，不同厚度下的組織觀察，可發現組織隨厚度之變化，由原本的 RD 方向傾斜轉變成最後的 TD 方向傾斜，如圖 1-15 [30] 所示，Blicharski 推斷在厚度減少 40 % 前，雙晶變形主導變形機制，故組織才會如此急促地改變，而 40 % 之後則又回到滑移系統主控。由此可知，雙晶變形機構，在變形的過程中，的確對整個組織的演化佔有一定的影響。對鎂合金來說，Mwembela 等人 [35]，在對 AZ31 合金進行不同溫度的變形下，也觀察到雙晶的產生，而受到 c/a 值的影響，鎂的主要雙晶變形機構是沿著 $\{10\bar{1}2\}$ < $10\bar{1}1$ >發展。故由三個不同滑移系統(basal、prismatic、pyramidal)所形成的變形組織，再加上雙晶變形機制所產生的 $\{10\bar{1}2\}$ < $10\bar{1}1$ >組織，此即為四種鎂合金的主要變形機制與相對應的變形組織，故在變形過程中，變形組織便會隨著四種機制之貢獻多寡而產生對應之組織 [30, 34]。

1.6.4 鎂合金再結晶組織

通常再結晶的發生，是經過冷作後的材料，因變形而儲存了大量的應變能，經退火的過程，以儲存能作為驅動力，而發生成核成長的過程。當然也包括，二次相的析出或消失等，以及表面能效應造成的二次再結晶。隨著再結晶的過程，晶粒成長(定向成長理論, oriented growth theory)或成核(定向成核理論, oriented nucleation theory)與原組織維持特殊的方向性存在，故當再結晶完成後，便產生新的組織組成。

一般而言，再結晶過程對組織產生的變化可能有下列三種情況發生，

- (1) 原先存在冷軋組織，但經過再結晶過程後，呈現隨機分佈(random)。
- (2) 冷軋組織與再結晶後的組織相近，可見於銅、鋁等金屬中。
- (3) 冷軋組織與再結晶後的組織不同。

故並不是所有的再結晶過程後都會造成組織的改變或相同的組織變化，而其差異可歸於各種材料其化學組成、變形機制、加工方式等都不盡相同，導致再結晶發生時，展現出不同的成核方式與成核特點，這便是造成差異的主因。

通常，在晶體學的限制下，再結晶的組織與原先變形組織的差異，可以簡單的旋轉方向來描述[34]，如 BCC 金屬，其再結晶方向通常與 $\langle 110 \rangle$ 方向約略旋轉 25° ；而在 FCC 金屬，則與 $\langle 111 \rangle$ 方向約略成旋轉 $30 \sim 40^\circ$ ；至於 HCP 金屬，則呈現約略與 $\langle 0001 \rangle$ 方向旋轉 30° 並且與 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向旋轉 90° 。但事實上，近來文獻指出，隨著不同的加工與退火過程，再結晶後的組織亦會有所不同，如由 Perez-Prado 等人[36]，對擠形後 AZ31 合金進行退火實驗，發現在再結晶組織中 $\{0001\}$ 與 $\{10\bar{1}0\}$ 的組織仍在，但是 $\{11\bar{2}0\}$ 組織漸漸變強；而二次再結晶後的組織呈現菱柱面 $\{11\bar{2}0\}$ 平行試片的隨機分佈成長；此外，由 Philippe[37]所觀察熱軋後的鎂合金，則呈現基面 $\{0001\}$ 平行試片的基面組織(basal texture)。

此外，對鎂合金來說，在室溫下，HCP 結構主要滑移系統只有 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ，故在室溫下很難變形加工。隨著操作溫度的提高，因鎂合金的 c/a 值較接近於理想球體，故較其他六方晶系的金屬，更易於不是基面滑移系統上產生滑移，而展現出較不同與多變的再結晶組織，且因鎂合金其有效的晶粒成長溫度約是在 $0.8 \sim 0.9 T_m$ [35]，故在升溫變形過程中，易伴隨著動態再結晶的發生，而其組織的特性，便是依照所對應的變形組織與再結晶組織，交互影響下而產生。

1.6.5 鎂合金銲件組織

對於銲接來說，其凝固型態相似於傳統鑄造，都是由熱對流和熔融狀態的物質流造成熱流現象，進而影響晶粒生長的結構與方向[38]，形成組織特徵，但對自體銲接而言，因母材與熔池的成分相近，凝固初期不需像傳統鑄造在激冷區的成核階段，即以磊晶方式成長，故並不會改變原先組織的特行。再且，組織特性、

晶粒成長與冷卻(凝固)速率三者間有著密不可分的關係。隨著凝固速率的增加，晶粒來不及依取向成長，故較容易造成等軸晶的形成，而較無織構特性；反觀，當凝固速率慢時，晶粒取向能有充足時間發展，故織構特性會較強些。故就傳統鑄造與鐸接比較，鐸接在巨觀上的冷卻速率快於鑄造，而電子束鐸接更尤甚於 TIG 電弧鐸[39]。

一般認為，HCP 結構之樹枝晶成長方向會依其最緊密堆積平面(closest packed planes)成長，而 HCP 因 c/a 與理想球體之差異，其最密堆基面亦有所差，根據文獻，如鎢(1.89)、鋅(1.86)等大於 1.633 者，其成長方向平行 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ ；而約略接近理想球體的鎂，則具有平行 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 的織構產生。此外，除了晶體結構之因素外，組成成分、熱影響、冷卻速率、機械加工等因素，亦會造成鐸接織構的改變。

除上述，對鐸接織構之分析來說，在鐸接後析出物與原母材的取向關係也是耐人尋味的，對於 AZ 系列合金，析出二次相只有 BCC 結構的 $Mg_{17}Al_{12}$ ，由 Sigrid 等人實驗[40]可知，母材(Mg)與析出二次相($Mg_{17}Al_{12}$)的關係約為，

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

$$(11\bar{0}1)Mg // (10\bar{1}) Mg_{17}Al_{12} \quad (3)$$

且受成長速率影響而會造成偏差(指成長方向與低指數方向的夾角)的改變，成長速率越快則偏差越小，相信是因為隨著成長速率加快，熱被移走的速度需更快，故沿最緊密堆積方方向傳遞最有效率，故成長自然沿著低指數方向發展，而偏差自然變小[40]。

1.7 織構分析

1.7.1 X 光繞射法

利用 X 光繞射法來分析織構特性已經行之有年。量測中，藉由布拉格定律與晶格特性，對於不同平面，產生不同的繞射強度與位置，以顯示織構特性。經由初步的 X 光繞射法，我們便可對整體材料織構特性有一宏觀的認知，之後再

依需求，利用其他設備，更進一步獲得所需要的訊息。目前較為廣泛利用的，便是 X 光繞射極圖與取向分佈函數(ODF)，應用之方法與原理，之前已經介紹過，故不再累述。

1.7.2 背向繞射微組織分析法(EBSD)

對於材料的顯微組織與結晶學構造，一直是被廣泛探討的課題。通常都是藉由光學顯微技術(OM)、掃描式電子顯微鏡(SEM)，以及穿透式電子顯微鏡(TEM)，再配以能譜儀(EDS)的功能，來獲得晶體大小形貌、成份分佈等顯微組織訊息。但若想進一步獲取結晶學方面的資訊，就必須再藉助 X 光繞射或 TEM 中繞射分析功能，再加以結晶學理論來分析。故當時，要同時獲得顯微組織與結晶學雙方面資訊是有相當程度的困難存在。鑑此，於 1980 年代，背向散射電子繞射法(electron backscattering diffraction, EBSD)便孕育而生[41]，由於其是在 SEM 上再增添的附件裝置，故不但能直接獲得試片表面的顯微組織外，也可以直接由顯微組織的成像中，選取所欲觀察組織部分，獲得該相關之結晶學上的訊息。

EBSD 其基本裝置架構如圖 1-16 所示，其原理乃是利用電子束入射試片晶體時，產生非彈性散射(inelastic scattering)，而其中某些非彈性散射電子其散射方向恰對某晶格平面產生布拉格繞射(Bragg diffraction)，每組晶格繞射因高低角度不同而會形成兩個輻射圓錐，當螢光幕屏與此二圓錐相交截時，而形成一對平行線，這就是所謂的菊池線(Kikuchi lines)。當晶粒旋轉時菊池線也會跟著移動，故由不同取向的晶粒，便可獲得不同的相對應菊池譜(Kikuchi patterns)，藉此我們便可比較不同菊池線彼此之間的相對位置及位移，來準確判斷晶格取向[42]。目前，在軟體應用上，已能對區域中的每一點作自動繞射分析，並給予不同顏色來區分晶粒取向，這有不但有助於獲得相鄰晶粒之間的關係，也可獲得大量且準確之晶粒取向訊息。

EBSD 的出現不但彌補了光學顯微技術中，低角度晶界或特殊晶界對腐蝕液反應不激烈而造成無法觀察的缺點；對於 TEM 繞射分析中，只能獲得小範圍資訊的限制；和 X 光繞射中，不能獲得單一晶粒取向等問題，都能給予一個完善

的解決，唯其試片製作方面，因菊池線的模糊程度反映著晶格受塑性變形量的多寡，故要求不能因研磨而受到機械損傷，否則在讀取資料判斷時，易造成誤解或誤判[43]。

1.8 研究動機與規劃

隨著鎂合金在各方面應用的日益廣泛，尤其對於汽車工業大物件上的使用，因鎂合金材料不易同時滿足高強度與一體成型的需求，故銲接便成為最快速、最經濟的解決之道。而在銲接過後，為符合安全強度、承受衝擊、變形等需求，造成銲件性質背後之因，實值得探討，以期能予以掌控。而對於銲件性質造成的影響因素甚多，如銲接參數、組成成分、孔洞、組織特性等，而文獻對於 HCP 結構的鎂合金銲件與組織關係部分的研究卻非常少。一般，具有組織特性的材料，在應用上往往展現出特殊的性質，故對於組織分析的探討，實為必要。本篇論文便是以此為出發點，針對不同鎂合金材料，以傳統的情性氣體電弧銲法與高能束電子束銲接法，比較觀察其機械性質、凝固型態與組織特性等相關性，並期對銲件各區域之晶粒取向、晶界角度分佈等能有更進一步的瞭解。

本論文的規劃如下：

- (1) 對於高能束電子銲接法，針對 AZ31、AZ61 兩種材料，進行 30 mm 厚板銲接，加入之前學長論文的 AZ91 的實驗結果[13]，整理系統化 EBW 30 mm 厚板之銲接參數之效應數據，銲接參數包括功率、銲速，並量測銲道深寬與表面型態等性質。
- (2) 對於傳統情性氣體電弧銲接法，針對 AZ31、AZ61、AZ91 三種材料，進行 3 mm 薄板銲接，整理系統化 TIG 3 mm 薄板銲接之銲接參數之效應數據。
- (3) 分別對兩種不同銲接法的銲件進行微硬度與拉伸等機性測試，並探討因合金成分不同與銲接方式不同時，所造成之差異。
- (4) 對於高能束電子束銲接法之 30 mm 厚板銲件，利用 X 光繞射、ODF、EBSD 等技術，分析探討銲件不同部位(銲道上部、中部、下部)、不同銲速、不同

組成等因素造成之組織特性。

- (4) 對於傳統惰性氣體電弧銲接法之 3 mm 薄板銲件，利用 X 光繞射、ODF、EBSD 等技術，探討銲件不同部位(銲道、熱影響區、母材)、不同組成等因素造成之組織特性。
- (5) 分析探討，傳統惰性氣體電弧銲接法與高能束電子束銲接法，兩種不同的銲接方式造成的差異。

本研究相關的實驗方法與程序如圖 1-17 之流程圖所示。

貳. 實驗方法

2.1 實驗材料及處理

本研究所使用的鎂合金材料為 AZ31、AZ61、AZ91，其成分於如表 2-1 所示。其中的 AZ31 與 AZ61 為半連續鑄造法(semi-continuous casting)製造而成，尺寸為直徑 178 mm 與高度 300 mm 的圓柱狀，是購於加拿大的 CDN 公司。而 AZ91 的材料為鑄造方式製造而成的鑄錠材，購於中國大陸 Nanjing Welbow Metals Corp.。

材料經過裁切後，製成 50x50x30 mm 深鋁原試片與 50x50x3 mm 薄鋁原試片，試片取樣方式如圖 2-1 所示。鋁接前，將 30 mm 試片進行 415°C、20 小時的固溶處理；而 3 mm 試片，則進行 415°C、10 分鐘的固溶處理，使材料達均質化，之後均放入水中進行水淬處理。

另外在實行鋁接前，為避免材料表面氧化層、油漬或污染物對鋁接過程造成影響，予以 200 號及 400 號砂紙研磨表面，接著將其至於甲醇溶液中，以超音波震盪洗淨試片表面。

2.2 電子束鋁接(EBW)

本研究所使用電子束鋁接設備為 TORVAC CVE63B 電子束鋁接機，使用的鋁接方式採無預熱、無填料的自體鋁接。鋁接時真空度維持 $5 \sim 8 \times 10^{-5}$ torr，鋁接方向如圖 2-1 所示，其他鋁接參數如表 2-2 所示。

2.3 惰性氣體電弧鋁接(TIG)

本研究所使用的惰性氣體電弧鋁接設備為 Miller 300A 型 M，採交流電(AC)電

源供應方式，銲接過程採氬氣保護，銲接方式採無預熱、無填料的自體銲接，銲接方向如圖 2-1 所示，其他銲接參數如表 2-3 所示。

2.4 微硬度試驗

本研究所採用的微硬度儀器為 SHIMADZU HVM-2000 微硬度試驗機，測試用的試片主要取樣於銲道橫剖面(cross section plane)(WD 面)，取樣方式如圖 2-2 所示，進行微硬度實驗時，荷重為 100 g，停留時間為 10 秒，量測時取點位置分為二主軸，

- (1) 重直軸方向，測量銲道上部、中部、下部，三段區域。
- (2) 水平軸方向，測量母材、熱影響區與銲道熔融中心。

觀察不同區域之間的微硬度變化情形(註：針對不同銲接方式的銲道特性，將會有特別著重部分。)

2.5 拉伸試驗

本研究所採用的拉伸試驗設備為 Instron 5582 萬能試驗機，測驗時的環境參數為，室溫拉伸，應變速率(strain rate)為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。試片取樣方面，因銲道特性不同分為以下兩種：

- (1) 針對 EBW 銲後材料，因其銲道深度較深，故以全熔融區試片製作為主，即試片縱軸方向平行 WD 方向，以便於瞭解銲道真實強度，取樣與試片規格如圖 2-3 所示。
- (2) 針對 TIG 銲後材料，因其銲道深度較淺，熱影響區大，故以試片面與銲料平行的試片為主，一為全銲道試片，即試片縱軸方向平行 WD 方向，以方便瞭解銲道真實強度；另一為非全銲道試片，即試片縱軸與 WD 方向重直的試片，以幫助比較母材、熱影響區與銲道三者間之強弱，取樣與試片規格

如圖 2-3 所示。

另外，對於 TIG 的試片，因其鐸道較淺，為求得真實鐸道強度，對於鐸深不及試片厚度之未鐸穿者，則予以研磨，使試片厚度全為鐸道。

2.6 光學顯微鏡之觀察

對於光學顯微鏡觀察的試片取樣，將分為鐸道正面(ND 面)與橫剖面(WD 面)兩方面給予觀察，如圖 2-2 所示。把經慢速切割機切下的試片，經過冷鑲埋後，以砂紙研磨，再以 0.3 μm 與 0.05 μm 的氧化鋁粉進行最後的拋光步驟。研磨完成後，以乙醇進行超音波震盪清洗，並以 5 g 苦味酸、100 ml 乙醇、5 ml 醋酸、10 ml 水的腐蝕液，進行腐蝕。將完成腐蝕的試片以光學顯微鏡觀察，並調整適當倍率與焦聚，針對鐸道形狀、鐸道晶相組織、孔洞分佈、晶粒成長方向等予以拍照記錄。

2.7 掃描式電子顯微鏡之觀察

本實驗所使用掃描式電子顯微鏡設備為 JEOL JSM-6400，操作模式為在加速電壓 20 kV，工作景深(working distance)15 ~ 39 mm 之間，使用二次電子成像(secondary electron image, SEI)。在 SEM 觀察中，將之前備製的 OM 試片繼續使用，利用儀器的高解析度，觀察 OM 設備無法觀察到的鐸道顯微組織或析出物，並使用附件 EDS(energy dispersive X-ray spectrometry)系統，觀察元素成分與其分佈情形。

2.8 X 光繞射分析

X 光繞射(XRD)分析，乃採用 Siemens D-5000 X-ray 繞射儀，在工作電壓 40 kV，電流為 30 mA 下，進行 X-ray 繞射分析。分析試片的取樣，將針對 ND 與 TD 方向，依鋁道特性，進行不同地區的 X-ray 繞射，而選取地區可分為：鋁道上部、中部、下部、母材、熱影響區與鋁道熔融中心，區域選取如圖 2-4 所示。此外，亦將對這些區域做極圖(pole figure)與取向分佈函數(orientation distribution function, ODF)的組織分析，而此部分將至中鋼進行，以該公司之 Siemens D-500 X-ray 繞射儀中操作。

2.9 穿透式電子顯微鏡之觀察

本實驗所使用的穿透式電子顯微鏡設備為 Jeol 200CX，對於使用 TEM 觀察的試片部分，除了著重於鋁後二次相析出的型態、大小與析出物與母材的組織特性外，也可以借用 TEM 的組織分析功能，與 X 光繞射所獲得的 ODF 或 EBSD 系統所得的訊息，相互對照分析，以期獲得正確的結果。

2.10 背向散射電子繞射組織分析法

本實驗所使用的 EBSD 系統乃於 JEOL JSM-6400 上外加附件 OXFORD Link Opal，而試片限制為直徑 10 mm 以內，厚度為 0.5 mm 以內。在實驗前需將試片 TD、ND、RD 方向與 PC 校正，並且使用標準試片鍺(Ge)進行菊池線的校正。在實驗進行時，為因應各鋁道晶粒尺寸，應採取適當的像數(pixel size)做 mapping 分析，而由實驗中發現，本實驗鋁道晶粒尺寸皆約為 10 μm 左右，故採取的 pixel size 為 1.7 μm ，而每次分析的點數約為 3500 ~ 4000 左右，約略 700 ~ 800 個晶粒。

在試片製備方面，因應力層對於菊池線的明確度會造成影響，為了得到較佳的 Kikuchi pattern 與較準確的實驗數據，故拋光時應盡量避免，而且鎂合金屬易

氧化金屬，製備完成後應即時觀察或以乙醇做適當的保存。本實驗所採取的拋光步驟為二方向：

- (1) 以機械研磨為主，先以 600 號、1200 號、1500 號與 2000 號砂紙予以研磨，再以 $1\text{ }\mu\text{m}$ 、 $0.3\text{ }\mu\text{m}$ 與 $0.05\text{ }\mu\text{m}$ 氧化鋁粉予以拋光，最後進行長時間 $0.04\text{ }\mu\text{m}$ 的氧化矽慢速拋光。
- (2) 以電解拋光為主，以硝酸與甲醇 1：2 配置成的溶液先予以腐蝕，再以電壓 8-15 V，溫度室溫 25°C ，1-3 mA 的工作環境下，以稀釋過的腐蝕液(25 ->150 ml)為電解液，進行約略 23 秒的電解拋光。

而試片取樣方式與位置如圖 2-4 所示。當取得電腦所蒐集的資訊後，便可進行極圖(pole figure)、反極圖(inverse pole figure)與晶相分佈(misorientation distribution)等資料的判讀與分析。

參. 實驗結果

3.1 鐸道外觀與型態

3.1.1 電子束鐸接試片的鐸道外貌

對於在電子束鐸接部分，因其冷卻速率較快，且在真空中進行，其鐸道表面型態都較 TIG 鐸接法穩定，濺灑程度相差異不大，故在此便不累述，圖 3-1 至圖 3-3 分別表示 AZ31、AZ61、AZ91 三種材料鐸道的俯視圖。此外，以下便針對鐸接參數(在此主要變化為鐸速)與合金成分此兩部分作為探討：

- (1) 對於在相同材料中，鐸速(熱輸入量)對外貌參數的影響，由圖 3-1 所示的 AZ31 鐸道剖面圖，可發現其鐸深原本在 16 mm/s 時達到超過 30 mm 的深度，而隨著鐸速增加至 20 mm/s 時，已降至 22.16 mm，甚至當鐸速達到 35 mm/s 時，此時鐸深只剩下 13.66 mm；而在 AZ61 與 AZ91 的材料中，亦可發現此相同的下降趨勢，詳見圖 3-2 與圖 3-3。此外，對於鐸寬部分，亦有相同的變化，只是變化的範圍大都介於 2 ~ 4 mm 之中，而不像鐸深般明顯。故可推論，對於在相同的材料中，隨著熱輸入量的增加(鐸速的減小)，可獲得較深的鐸道深度，且其上表面鐸寬亦有寬化的趨勢。此外，由於鐸深與鐸寬均與熱輸入量大致成線性關係，且因鐸寬的斜率較小，故其熔入比(深寬比)也隨著熱輸入量增加而變大，大約均在 6 ~ 8 之間，如圖 3-4 所示。
- (2) 在相同熱輸入量的條件下，對於不同材料間，發現隨著組成的改變，其鐸道形貌會隨之變化。如圖 3-5，表示在相同熱輸入量下(55 mm/s)，AZ 系列不同成分合金的鐸道剖面型態，可發現在 AZ31 中，其鐸深和鐸寬只有 13.66 mm 與 2.28 mm；而在 AZ61 中，則增加至 16.29 mm 與 2.66 mm；而在 AZ91 中，則達到最大鐸深與鐸寬值，分別為 19.77 mm 與 2.90 mm，其他不同熱輸入量下的變化，詳見表 3-1 與圖 3-4。對於此三種 AZ 系列合金，其 Al 含量是組成上最大的差異，故可粗略推斷，當熱輸入量固定時，隨著 Al 含量的增多，鐸深會隨之增加，即在 AZ91 中展現出最良好的鐸道深度，推論可

能原因乃：

- (a) Al 含量越多，二次相較多，而且二次相在溫度約 450 °C 即可被熔化，故較容易熔化形成通道有助於熔融，達到較深的鐸深。
- (b) 此外，亦有可能是因為隨著 Al 含量的增加，其熔融範圍亦增加，且初始熔融溫度會較 Al 含量少的合金還要來的低，故在相同熱輸入量下，Al 含量越多的越容易熔融完全，達到較好的鐸深。
- (c) 最後，根據之前的研究，隨著成分 Al 含量的增加，其冷卻速率呈現遞減的現象，亦即冷卻速率最快的是 AZ31，AZ61 次之，AZ91 最慢。換句話說，就熱傳能力(熱移除能力)亦是 AZ31 最好，故在相同輸入量下，因 AZ31 其熱傳效率好，移走熱量較快，故造成其熔融區域較小，所以造成的鐸深較淺；反之，AZ91 則因冷卻速率慢，移走熱的能較差，故熔融範圍大，造成較深的鐸深。

，除了鐸深外，在鐸寬與熔入比方面，也是呈現隨著 Al 含量增多而變大的現象，唯其鐸寬隨含量增加的趨勢較緩於鐸深，故熔入比也能維持上升趨勢

3.1.2 惰性氣體電弧鐸接試片的鐸道外貌

惰性氣體電弧鐸接，因其鐸接型態屬於熱輸入量大，但熱功率較低，故相對熱影響區較大且鐸道較淺。圖 3-6 為三種材料的鐸後外觀，因 TIG 鐸接法熱輸入量大，再加上是在大氣下進行，故可發現其表面濺灑程度都很嚴重，且鐸道區域起伏較不穩定。此外，經由觀察可發現，隨著 Al 含量的增加，其鐸道表面起伏趨於穩定且表面波紋較為細緻，推測可能是因為隨 Al 含量增加，使得合金的熱物理性質改變，故展現出較穩定的鐸道表面，如：

- (1) 當 Al 含量越多時，則原本蒸汽壓較高的 Mg 元素所佔的百分比降低，使的整體的蒸汽壓下降，故在蒸汽壓較低的情況下，鐸道較穩定不易濺灑。
- (2) 隨著 Al 含量的增加，其黏滯係數越高，故在熔融時其流動較緩慢且不易，故鐸道呈現較穩定細緻的表面。
- (3) 隨著 Al 含量增加，其冷卻速率越慢，所以熔池越容易維持平穩，不易擾動，故形成的鐸道表面亦較為穩定。

，有關此三種 AZ 系列鎂基合金的熱物理性質，如表 3-2 所示。

對於鐸深和鐸寬的結果也是與電子束鐸接法有類似規則，如表 3-3 與圖 3-7 所示。可發現隨著 Al 含量的增加，其鐸深由 AZ31 中的 1.27 mm 小幅增加至 AZ91 中的 1.37 mm；而在鐸寬部分，則由 AZ31 中的 2.8 mm 遽增至 AZ61 中的 3.4 mm 與 AZ91 中的 4.26 mm。由此可知，隨著 Al 含量的增加，鐸深和鐸寬亦呈現深化和寬化的趨勢。其中，相較於電子束鐸接法，較為不同的方面便是，雖其鐸深與鐸寬皆呈現與電子束鐸接法中相同的增加趨勢，但其熔入比卻是隨 Al 含量增加而降低，約從 0.55 降至 0.3，此概因此二種鐸接法本質上的差異。電子束鐸接法屬於易展現良好深寬比的鐸接方式，故其鐸深增加的趨勢遠超過鐸寬增加的趨勢，而得到熔入比增加的現象；反觀傳統惰性氣體電弧鐸接法，其深寬比一般約等於 1.0 以下，在此實驗中，其鐸深增加的效率更小於鐸寬，故熔入比便展現出下降的趨勢。

3.2 微晶粒組織觀察

3.2.1 電子束鐸接試片的 OM 觀察

在 EBW 鐸接法的試片當中，因為鐸道較深，且於電子束冷卻速率較快，故造成熔池內部氣體來不及向外逸散，故於鐸道內會有孔洞殘留，如圖 3-8 所示 AZ31 的鐸道剖面。除上述因素外，鐸道根部的孔洞，也可能是因為鎖孔效應造成，因熔融材來不及填補早先凝固造成的收縮作用，致使較晚凝固的鐸道根部產生孔洞。

此外，對於熔融邊界的界定，也隨著 Al 含量的多寡而有所變化，如圖 3-9(a) 與(b)分別表示 AZ31 和 AZ61 的熔融邊界型態，可發現在 AZ31 材料中熔融區與母材的界線非常明顯，而在 AZ61 中熔融區域的邊界似乎越來越不明顯，且有滲入母材的現象產生，此可能因為聚集在晶界上的二次相，熔點較鎂合金基地低(如圖 1-1 所示之 Mg-Al 相圖)，再加上鎂合金的熱傳導性佳與低熱容量等特性，使得當熱量足夠時，二次相會先開始熔融，沿著晶界流動與鐸道熔池形成一通道，

因此將攜帶更多熔池的熔融物質與熱量往母材方向傳遞，使得更多區域形成熔融區域，最後擴大形成所謂部分熔融區域。

對於鐸道晶粒尺寸和型態的觀察，其晶粒尺寸大小如表 3-4 所示。由表中可發現：

- (1) 在相同材料中，如圖 3-10 所示 AZ31 在不同鐸速條件下鐸道底部的顯微組織，可發現隨著鐸速的增加(熱輸入量的減少)，晶粒尺寸由 $8.9\ \mu\text{m}$ 降至 $6.7\ \mu\text{m}$ 左右，呈現減小的趨勢。此外，隨著鐸道上、中、下位置的不同，晶粒尺寸亦有往鐸道根部變小的趨勢，如圖 3-11 所示。此略可知是因為在鐸道不同部位中，其冷卻速率為下部 >中部 >上部，故下部的晶粒成核效應大於成長效應，故呈現較小的晶粒尺寸，而中部與上部則隨冷卻速率的變慢而使晶粒較有時間成長，故晶粒尺寸較大。
- (2) 而在不同材料中，發現隨著 Al 含量增加，亦有使晶粒尺寸下降的情況發生，如圖 3-12 中所示，在 AZ31 中鐸道晶粒尺寸約為 $25\ \mu\text{m}$ ，而在 Al 含量較多的 AZ61 中則約為 $11.1\ \mu\text{m}$ ，而這種差異可歸因於：
 - (a) 隨著鋁含量增加，二次相的增多，造成成核的機率增加。
 - (b) 另一方面，根據先前的研究[13]指出，AZ 系列合金中，隨著 Al 含量的增加，冷卻速率隨之下降，即 $\text{AZ31} > \text{AZ61} > \text{AZ91}$ ，所以冷卻速率越快者，較容易形成較小尺寸的晶粒。

故在以上兩種因素的交互影響下，便造成 AZ91 或 AZ61 鐸道的晶粒尺寸較同熱輸入量下的 AZ31 材料小的多。

- (3) 對於鐸道晶粒的型態觀察，發現晶粒型態多為等軸樹枝晶或者等軸細胞晶，如圖 3-13 所示，在 AZ31-20 的鐸道中發現，鐸道上部約為 $9\ \mu\text{m}$ 的等軸樹枝晶，中部則為過渡區域，下部則為 $7\ \mu\text{m}$ 左右大小的等軸細胞晶，由此觀察便可知，在下部冷卻速率大於中部和上部的情況下，造成晶粒尺寸和晶粒型態上都具有區域性的差異。此外，在 AZ31-35 的鐸道下部中，則可發現，由母材到鐸道中心的晶粒型態，亦有隨冷卻速率的不同有所不同展現，如圖 3-9(a)所示。在母材和熔融邊界因為冷卻速率最快故產生較小尺寸的等軸細胞晶，往熔融中心移動則因冷卻速率減慢，呈現隨熱流反向成長的柱狀

晶，而在熔融區域中心，則因冷卻速率最慢，故發現尺寸較大的等軸細胞晶，這與鑄錠合金中的凝固型態是相類似的，較有差異的是鐸接過程中，熱源方向是在改變的，故可發現柱狀晶與熔融邊界成某個角度成長而非垂直，而此角度便與鐸速有直接的關係。最後，隨著合金成分的改變，其晶粒型態亦會隨之變化，如圖 3-12 所示，在相同的鐸接條件下，AZ31 中的晶粒呈現細胞狀，而在 AZ61 中則呈現樹枝狀，此乃因為隨著 Al 含量的增加，其冷卻速率越慢，且形成組成過冷(constitutional supercooling)的能力越好，故較容易生成樹枝狀的晶粒。

3.2.2 惰性氣體電弧鐸接試片的 OM 觀察

在 TIG 鐸接法的鐸後試片中，如圖 3-14、3-15、3-16 所示，經觀察可發現，無論在那一種材料中，相較於電子束鐸接法，均無明顯的孔洞與缺陷存在於鐸道中；此外可發現，在某些試片的鐸道或熔融邊界母材中均有雙晶的存在，這可能表示在鐸接過程，熱應力產生壓應力的作用，使得鎂合金的雙晶在受應力較大的區域中產生。

在熔融區邊界的定義上，亦發現隨著合金 Al 含量增多，熔融區域的邊界似乎越來越不明顯，而且有滲入母材的情況發生，如圖 3-17 所示。相信這與電子束鐸接法中觀察到的現象是相同的原因造成的，而且在惰性氣體電弧鐸接法中，因熱輸入量大，且鐸道集中，故向左右母材滲入現象更較電子束鐸接法中明顯。

在鐸道晶粒尺寸和型態的觀察，其晶粒尺寸如表 3-5 所示。由表中可知，晶粒尺寸在 AZ31 鐸道中約為 11 ~ 13 μm 左右；而在 AZ61 鐸道中則約為 9 ~ 10 μm ；到了 AZ91 中則約為 8.5 μm 左右，此呈現一個隨 Al 含量增加而下降的變化。此大致可歸因於二次相較多時，成核效應較快，故造成的晶粒尺寸較小。此外，在鐸道中亦有發現，在鐸道 ND 面(俯視面)與鐸道 WD 面(橫剖面)(如圖 2-2 所示)的晶粒尺寸有些微異，但相差不大，故可推測，在鐸道剖面其位置造成的冷卻速率變化或晶粒尺寸變化與電子束鐸接試片相較下，影響甚小；在晶粒的型態學上，可發現在 AZ31 鐸道中呈現細胞狀的晶粒，而在 AZ61 和 AZ91 中則呈現樹枝狀的晶粒，基於相同熱輸入量的條件下，可知其主要差異來自於合金成分的不

同，亦即是 Al 含量的多寡，除了上述成核效應造成尺寸差異外，相信隨著 Al 含量的差異，造成組成過冷(constitutional supercooling)能力的強弱是主要造成晶粒型態差異的主因。

3.3 微硬度試驗

3.3.1 電子束鐸接試片的微硬度試驗

EBW 30 mm 試片，在鐸道不同位置(上部、中部、下部)與不同條件下的微硬度試驗結果，如表 3-6 所示。由表可知：

- (1) 無論是在 AZ31 或 AZ61 的試片中，都可發現鐸後鐸道的微硬度值皆較鐸前經熱處理(415 °C, 20 hr 後水淬)後的母材高，硬度皆有增加的傾向。在 AZ31 中，由原本的 54.7 提升到 56~70 間；而 AZ61 中，則由 69.7 提升至 70~78 之間，這可表示鐸後皆有晶粒細化的效果。
- (2) 在相同材料中，發現隨著鐸速越快(熱輸入量越小)有越硬的趨勢，如圖 3-18 所示。在 AZ31 的試片中，當鐸速由 16 mm/s 加快至 35 mm/s 時，其上部的硬度值亦由 56.4、61.9、63.6 逐漸往上攀上，而在其他部位亦有相同的趨勢。此外，在同鐸速的上、中、下部位也有差異，隨著越往鐸道下部，微硬度值亦有增加的趨勢，相信這也是因為晶粒大小的影響，這與晶粒尺寸的關係約略符合。
- (3) 在不同材料中，發現隨 Al 含量的增加微硬度值亦有增高的趨勢，例如相較 AZ31-16 與 AZ61-16 此組，很明顯在 AZ31-16 中約為 56~62 之間的硬度值，在經過相同條件的鐸接過程後，在 AZ61-16 中則展現出約高於 70 的微硬度值，這大概是因為二次相析出物較多的貢獻，再加以成核數多造成較小晶粒尺寸的結果。

綜合以上可知，無論是鐸速或是成分合金亦或是區域位置等因素的變化，造成冷卻速率的增加，都會使得晶粒尺寸下降，而獲得較高的微硬度值；此外，隨著二次相的增加，亦對微硬度值的上升有所幫助。

3.3.2 惰性氣體電弧銲接試片的微硬度試驗

TIG 3 mm 試片，銲後不同位置(銲道、熱影響區、母材)的微硬度試驗結果，如圖 3-19 所示，分別代表 AZ31、AZ61、AZ91 在 ND 面(如圖 2-2 所示)的維氏硬度值，由圖中可發現：

- (1) 銲後銲道微硬度值與其他區域比較，在 AZ61 和 AZ91 中大致上都是呈現較高的趨勢，此代表在銲道皆具晶粒細化的現象。
- (2) 此外，把銲道硬度值與熱處理後的母材(415 °C，10 min)相比較，則呈現較低的現象，這概因 TIG 銲接法其熱輸入量非常大，且冷卻速率較慢，故在銲接過程中不斷給予材料熱量，雖銲道晶粒細化的效果，使得硬度值提升，但大量的熱輸入，導致細化後的晶粒仍持續成長與軟化，故銲道的微硬度值呈現較低的現象。
- (3) 在相同材料中，由母材至銲道中心其微硬度值是呈現增加的趨勢。此外，可發現在熔融區與母材的邊界上附近，呈現出較低的微硬度值，推測這可能是熱影響區存在的地方，因此區晶粒未熔融重新成核成長，不像銲道區具晶粒細化的效果，再加上由銲道熔融區傳遞而來的熱量作用，造成本身晶粒成長，故展現較低的微硬度值。
- (4) 在不同材料中，可發現隨著 Al 含量的增加，其硬度亦有增加的趨勢，如圖 3-19 中所示。在 AZ31 中，硬度值均約在 50~60 之間；而在 AZ61 中，則增加至 55~68 此區間；到了 AZ91 中，則在 65~80 這較高的區間中。而其原因應該與 EBW 相同，皆因二次相較多時，造成晶粒尺寸較小，且伴隨著析出二次相對硬度值的貢獻所造成。

在另一方向，橫剖面(即 WD 面)的微硬度值，如圖 3-20 所示，可發現在銲道正中央時，其微硬度值並不是最高的，且隨著由銲道表面中心往熔融邊界走，其值有約略增加，但是差異不大，這與之前提過的 TIG 銲後剖面中因位置差異造成晶粒尺寸大小變化不大的結果是一致的，而當到了靠近熔融邊界附近，則有降低的現象。而且，可發現在 ND 與 TD 方向上(即 Y 軸與 X 軸方向)，似乎熔融區和母材邊界上的微硬度值，其值下降的較多且範圍較廣(約 400 μm

800 μm)，這可能是此二方向上的熱影響區較大之故，故可表示在此二方向上其受到鐸道熔融區所傳遞的熱流較其他方向大，亦即在此二方向熱流傳導的效應較佳。

3.4 拉伸測試結果

3.4.1 電子束鐸接試片的拉伸試驗

EBW 30 mm 鐸後的全鐸道區拉伸試片，試片取樣方式如圖 2-3(b)所示，其試片拉伸軸乃平行鐸道方向。在定夾頭應變速率為 1×10^{-3} 下，拉伸結果如表 3-7 所示，由表中可知，經過 415 $^{\circ}\text{C}$ ，20 hr 固溶處理後的母材強度與伸長量，無論在 AZ31 或 AZ61 中皆比原始母材要好些，其大概是因為 AZ31 與 AZ61 皆屬於固溶強化的材料，故展現出稍稍較好的拉伸強度。而就鐸道的強度來看，整體強度皆呈現增加的趨勢，由鐸接效率(weld efficiency)方面可知，其鐸接效率大致都超過 100 %，大概在 120 ~ 130 %之間，此代表電子束鐸接法鐸後接合率良好，無重大缺陷存在，故鐸後強度都能展現出較原母材好的現象；由另一方面來看，鐸後強度的提升，也表示鐸後晶粒細化效果良好，此外：

- (1) 在相同材料中，隨鐸速越快，拉伸強度有較大的現象，如圖 3-21 所示。在 AZ31-16 與 AZ31-20 比較下，其拉伸強度由 217 MPa 增加至 240 MPa；另外，由 AZ31-16 與 AZ31-35 比較下，亦是呈現鐸速較高拉伸強度較強的現象。有此結果可能是因為晶粒尺寸的關係造成的，在 AZ31 鐸速 16 mm/s 上部，其晶粒尺寸約在 25 μm ，遠大於鐸速 20 mm/s 和 35 mm/s 的 9 ~ 10 μm ，故其拉伸強度相較下，比在 20 mm/s 和 35 mm/s 的試片中還低；另外，因為鐸速 20 mm/s 和 35 mm/s 晶粒尺寸都在 10 μm 內，故其拉伸強度呈現約略相近的情況，而無明顯差異。總而言之，當不考慮材料個別的強化機制時，隨冷卻速率改變(鐸速改變)，造成晶粒尺寸上的差異是改變拉伸強度的原因之一，故當晶粒尺寸相近時，冷卻速率便反應不出強度的差距，故造成拉伸強度相近的現象，而這一點也恰恰正是為何在 AZ61 和 AZ91 的拉伸試片中，

未見到隨鐸速增加而造成拉伸強度明顯上升之因。此外，在伸長量方面，似乎受到鐸速影響的情況不大，同種材料中皆呈現伸長量相近的現象。

- (2) 在不同材料中，如圖 3-22 所示，可發現隨 Al 含量的遞增，拉伸強度亦隨之上升，但伸長量則相反，此可能因為隨 Al 含量增多，二次相析出增多，造成強化效果，但相對的也阻礙了差排在滑移系統的滑移，故造成伸長量下降的現象。
- (3) 對於在 AZ91-35 此組，其拉伸強度只有 198 MPa，遠低於其他鐸速下的試片，而且強度也較母材低，此較不合理的情況，藉由觀察其破斷面可發現，其破斷面是落在試片的拉伸孔附近，而且可發現破斷處有明顯的孔洞存在，故在可能受加工因素造成拉伸孔附近應力集中的影響下，再加以鐸接過程中，冷卻速率太快以致於氣泡來不及逸出而在鐸道中形成孔洞缺陷，此兩種可能因素的影響，致使拉伸時便從較弱處斷裂，而無法展現出鐸後性質。

3.4.2 惰性氣體電弧鐸接試片的拉伸試驗

TIG 3 mm 鐸後的拉伸試片主要分為兩種，一種為全鐸道區拉伸試片，其試片拉伸軸乃平行於鐸道方向；另一種為非全鐸道區試片，其試片拉伸軸乃垂直於鐸道方向，關於試片的取樣如圖 2-3(c)所示。

在全鐸道區的拉伸試驗，拉伸結果如表 3-8 所示，由表中可發現，鐸道的強度皆比母材還要高，其鐸接效率皆大於 100 %，約在 100 ~ 110 %之間，此結果可顯示，TIG 鐸接後可獲得良好的接合度，亦不會造成重大孔洞或缺陷，影響到鐸道強度，再加上鐸道晶粒細化的作用，故造成強度較高的結果出現。此外，如圖 3-23 所示，在相同的鐸接條件下，並未發現強度受成分影響的明顯效應存在，故三種材料的拉伸強度無很大的差異，均約為 200 MPa 左右，推測此乃因 AZ31、AZ61 母材屬於半連續鑄造法製得，初始晶粒尺寸約為 70 μm 左右，而 AZ91 為鑄錠方式製得，初始晶粒尺寸約為 120 μm 左右，故可能原先晶粒尺寸造成強度上的差異抵銷了成分影響所致。而在伸長量方面，就可以明顯觀察到，隨著 Al 含量的增加，其伸長量由 AZ31 中的 24.5 %，降至 AZ61 中的 11.3 %，而在 AZ91 中呈現最低的 9.6 %，此原因大概是由於二次相析出的增多，阻礙了滑移，故造

成伸長量下降的現象。

另外在非全鐸道區的測試方面，其拉伸結果詳見表 3-9。如表中所示，對於非全鐸道區的試片，因拉伸試片的破斷面大部分都沒落在鐸道內，故其所展現的拉伸強度與破斷的位置息息相關。若破斷面落於標距外或者標距內的非鐸道部分時，則其展現出的拉伸強度都約與母材相近，而無展現出鐸後鐸道較強的性質，此概因在非全鐸道區試片中，鐸道居於試片中央，而其他兩側均為母材或熱影響區，故在拉伸時，因鐸道強度較高，則破斷處本不易產生於鐸道區，而易破斷於母材區域，故呈現的拉伸強度結果均約與母材相近。而對於破斷面落於鐸道中的試片，其展現出的強度與全鐸道區試片相較下，約都呈現相近的結果。故經由非全鐸道區試片的拉伸結果，可粗略的知道 TIG 鐸後的鐸道強度的確有提升的現象。

3.5 X 光繞射分析結果

3.5.1 電子束鐸接試片的 X 光繞射分析結果

藉由 X 光繞射分析我們可獲得整體晶粒取向的概念，圖 3-24、圖 3-25 分別表示 AZ31、AZ61 經過電子束鐸接後，在不同鐸速下，鐸道上、中、下，不同位置之整體晶粒取向關係。由當中可以看到，經過鐸接後的鐸道整體晶粒取向與鎂粉(random)的取向非常接近，皆是以 $(10\bar{1}1)$ 最強，如圖 3-26。但在 AZ31-16 和 AZ31-20 兩個鐸速中，可發現其上部的 $(10\bar{1}1)$ 和 $(11\bar{0}3)$ 面與中部和下部比較皆有較強的趨勢，因試片大小約略相同，故這表示在鐸接後，鐸道凝固時，其晶粒仍是有依某一擇優取向生長的趨勢，只是較微弱或是局部性，所以才會造成原本較強的取向，隨著位置以及因其他取向的成長，而使得其與整體強度的關係呈現出趨於減弱的結果。

圖 3-27 表示 AZ31 此組試片，其 (0001) 、 $(10\bar{1}0)$ 、 $(10\bar{1}1)$ 、 $(11\bar{2}0)$ 等主要繞射峰，隨位置變化佔整體強度的變化趨勢關係圖。由此更可明顯發現，雖各部位呈現的 X-ray 繞射分析都近於鎂粉，但是實際上其纖構在鐸接過後隨著位置的變

化是有此消彼長的變化，如 $(10\bar{1}1)$ 、 $(1\bar{1}03)$ 隨著往鐸道的根部而有減弱的趨勢，不過 AZ31-35 此組似乎較不明顯；而其他如 (0002) 、 $(10\bar{1}0)$ 、 $(11\bar{2}0)$ 與 $(11\bar{2}2)$ 則有變強的趨勢，亦是除了 AZ31-35 此組外。

3.5.2 惰性氣體電弧鐸接試片的 X 光繞射分析結果

圖 3-28 表示 TIG 鐸接不同材料鐸道與母材之整體取向的變化。由圖大致可發現，鐸接後的熔融中心取向與一般鑄錠所形成的取向相近，整體取向都是以 $(10\bar{1}1)$ 具較有較強繞射強度，呈現 random 的取向，概因在 TIG 鐸接中，因為鐸道深度不深，再加以鐸道寬，故鐸道纖構特性非常局部性而且複雜，故整體晶粒取向呈現 random 的現象。

3.6 EBSD 微纖構分析

3.6.1 電子束鐸接試片的 EBSD 微纖構分析

藉由 EBSD 纖構分析，我們可以知道欲瞭解之局部區域的纖構特性。在此處分析中，試片取樣是採取圖 2-4 中之垂直方向(TD 面)。在此為了觀察鐸道各不同位置的纖構差異，所以取出不同位置差異性較大的一組來做為基準，故選擇鐸速 16 mm/s 的試片，因其鐸道較深，取出的試片位置相差較遠，差異性大，較不會因為差異性小而使不同位置的纖構，因相關性大而難以解析。在此便選擇 AZ61-16 來作為一個基準，經過 EBSD 分析後，其 (0001) 與 $(11\bar{2}0)$ 極圖，如圖 3-29 所示，經過與理想纖構之極圖比對，詳見圖 3-30 與圖 3-31，發現主要存在的纖構為 $\{10\bar{1}1\} <10\bar{1}2>$ ， $\{11\bar{2}1\} <10\bar{1}0>$ ， $\{10\bar{1}0\} <11\bar{2}2>$ ，而此三種其相關纖構關係如下：

$$\begin{array}{ll} \{10\bar{1}1\} <10\bar{1}2> & \text{TD} // [11\bar{2}0] \\ \{11\bar{2}1\} <10\bar{1}0> & \text{ND} \wedge [11\bar{2}0] \quad 15^\circ \\ \{10\bar{1}0\} <11\bar{2}2> & \text{WD} \wedge [11\bar{2}0] \quad 30^\circ \end{array}$$

由 AZ61-16 的極圖中可發現，在鐸道上部，三種纖構均存在且強度約略相近；

而到了中部時，三種織構均有些微減弱的情況；而到底部時，則呈現

$\{11\bar{2}1\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$ 此織構較為強，而 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}2 \rangle$ 則呈現微弱的現象，圖 3-32 約略表示 AZ61-16 各主要織構在不同位置的強度關係。

此外，經由觀察發現，

- (1) 在相同材料中，如圖 3-34 所示，AZ61 經過 EBSD 分析後，所得各不同位置的(0001)極圖。由於鋸速的不同造成冷卻速率和熱輸入量上的差異，再加上鋸速越快鋸深較淺的因素，使得取得試片時，試片彼此間的差異性減小，使得在 AZ61-20 中的(0001)極圖與 AZ61-16 相較下，上部呈現 $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ 和 $\{11\bar{2}1\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$ 較強的現象；到了中部，則持續上部的織構，但是織構稍稍變強；到了下部時，織構特性和鋸速 16 mm/s 差異較大之處，便是 $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ 的織構強度仍很強。由此可知，在鋸速 20 mm/s 這組試片中，因其試片的差異性較小，故其織構的特徵在上、中、下不同部位中，呈現相互重疊的現象；此外，再加入 AZ61-35 與前兩組相較，可發現隨著鋸速的增加，即熱輸入量的減小(冷卻速率增加)， $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}2 \rangle$ 的織構顯得非常微弱，甚至消失，觀看上、中、下不同部位的織構也發現，隨著位置的下移(冷卻速率的增加)，也有相同類似的情況，故可推論隨著冷卻速率的增加， $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}2 \rangle$ 織構相較於其他二主要織構有明顯減弱的趨勢。
- (2) 在不同材料裡，因為合金元素的差異(Al 含量為主要差異)，故在相同鋸速下(相同熱輸入量)，其冷卻速率為 AZ31 > AZ61。在冷卻速率的影響下，比較圖 3-33 圖 3-34 可以發現，在 AZ31 系列中，其主要織構和 AZ61 差異不大，都是 $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ ， $\{11\bar{2}1\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$ ， $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}2 \rangle$ 此三種為主，主要差異是在鋸道不同位置出現的織構強弱關係，如圖 3-33 中，在 AZ31 鋸速 16 mm/s 時，上部呈現 $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ 和 $\{11\bar{2}1\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$ 較強的現象，唯 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}2 \rangle$ 織構似乎變的很微弱；到了中部時，則持續上部織構特性，且強度差異未如 AZ61 明顯；到了下部時，則呈現 $\{11\bar{2}1\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$ 較強的現象，和 AZ61 中差異不大。由此可知，合金成分對於鋸道織構的影響，在 AZ31 和 AZ61 中並無明顯織構變化，主要是造成其冷卻速率上的差異來影響織構特性。

3.6.2 惰性氣體電弧銲接試片的 EBSD 微組織分析

惰性氣體電弧銲接後的試片，試片取樣的方式乃採取圖 2-4 中所示的 ND 面，經過 EBSD 的組織分析，觀察三種材料所得極圖可發現，在 AZ31 中，如圖 3-35 所示，可發現其存在的組織主要有 $\{11\bar{2}1\} \langle \bar{1}6\bar{5}6 \rangle$ 、 $\{0110\} \langle \bar{2}113 \rangle$ 、 $\{011\bar{2}\} \langle 0111 \rangle$ 與 $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ 四種組織為主，但四者強度均不高；而在 AZ61 中則發現，如圖 3-36 所示，除了上述的四種組織外，另外還出現相較於此四種組織顯的較微弱的 $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$ 組織；到了 AZ91 中，如圖 3-37 所示，其銲道中心組織顯的更為複雜，除了上述組織外，更較 AZ61 銲道中多了 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 組織，而且相較於 AZ31 和 AZ61 銲道組織，在 AZ91 中每個組織的強弱皆相近，不像 AZ31 和 AZ61 材料中強弱較為分明，圖 3-38 表示三種材料各主要組織的強度約略關係。由以上觀察可發現，隨著合金元素的增加，材料組織的複雜性也隨之增高，推測這可能是合金元素造成冷卻速率差異所造成，因冷卻速率越慢時，各種組織取向有足夠時間成長，但也因皆成長無較明顯強弱之區別，故組織呈現複雜化且強弱相近的現象。

此外，隨著銲道邊緣往銲道中心移動，發現組織亦有複雜化的現象，如在 AZ61 和 AZ91 中，相較於邊緣的組織，在銲道中心都出現 $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$ 的組織特徵，並且在 AZ91 銲道中心出現 $\{0110\} \langle \bar{2}110 \rangle$ 的組織，此概亦與冷卻速率有關，因為在銲道邊緣冷卻速率相較於銲道中心快，故組織在冷卻速率較慢的銲道中心亦呈現複雜化的現象。

肆. 討論

4.1 EBW 與 TIG 銲接法的冷卻速率之探討

在熔融與凝固的銲接過程中，凝固過程的變化是改變銲道微組織之關鍵，故銲道的特性將隨著不同的凝固過程而有差異，而凝固過程當中最為主要的因素便是冷卻速率。而為了探討冷卻速率的關係，必須先確定其主要熱流影響的方向，因隨著相對厚度(relative thickness)變化的加入，可能造成有二維或三維兩種不同的熱傳方式，根據文獻[44]，針對相對厚度計算的公式如下：

$$\omega = h\{\rho C(T - T_0)/H\}^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

式中 ω 為相對厚度， h 為試片厚度， ρ 為材料密度， C 為材料比熱， H 為熱輸入量， T 為欲求冷卻速率位置之銲道溫度， T_0 為銲件未銲前之溫度。根據計算，若所得 $\omega \geq 0.9$ ，則適用三維厚板公式；若 $\omega \leq 0.6$ ，則適用二維薄板公式，根據計算，在電子束銲接法中，三種材料與三種銲速的條件下，皆是適用於三維的厚板公式[44]，而在惰性氣體電弧銲中，則適用二維的薄板公式[45]。

$$\text{二維： } R = 2\pi k \rho C \left(\frac{t}{H}\right)^2 (T - T_0)^3 \quad (2)$$

$$\text{三維： } R = 2\pi k \left(\frac{T - T_0}{H}\right) \quad (3)$$

經過計算的冷卻速率如表 4-1 與表 4-2 所示。

由表 4-1 可知，在電子束銲接法中，此三種材料其冷卻速率大小排列是：
AZ31-35 > AZ61-35 > AZ91-35 > AZ31-20 > AZ61-20 > AZ31-16 > AZ61-16 $\approx$
AZ91-20 > AZ91-16，由當中可發現，銲速造成冷卻速率的差異尤甚於成分合金所造成的，故由此便可大略地利用冷卻速率的大小來判斷實驗所得的各種數據是否吻合。

在此便利用表 4-1 所獲得的冷卻速率來判斷 EBW 銲道晶粒大小，結果發現

在 AZ31 和 AZ61 各自比較三種不同鐸速時，的確都呈現隨鐸速越快，其晶粒有較小的趨勢。但是若是把 AZ31 和 AZ61 互相比較時，則發現 AZ31 任一鐸速與 AZ61 中相對應鐸速比較下，皆出現晶粒尺寸較 AZ61 中的大的現象。由此結果便可知，對於此實驗中的 EBW 鐸接法而言，在以下兩種主要影響晶粒尺寸的原因下：

(1) 冷卻速率

(a) 鐸速造成的冷卻速率

(b) 成分合金造成的冷卻速率

(2) 合金成分

，其影響鎂合金鐸道晶粒尺寸大小的效應為：(2) > (1)(a) > (1)(b)。

4.2 電子束鐸接的機性測試結果

4.2.1 鐸速對於鐸道機械性質的影響

對於相同的合金元素，隨著鐸速改變，主要造成其晶粒尺寸大小的不同，進而影響其機械性質。隨著鐸速的增加，其熱輸入量變小，冷卻速率也隨之增加，而這冷卻速率便是造成晶粒尺寸變化的主要原因之一。故由表 3-4 可以知道，在 AZ31 材料中，隨著鐸速由 16 mm/s 增加至 35 mm/s，其晶粒尺寸便由 25 μm 減小至 9 μm 左右，呈現一下降的趨勢，而且因應鐸道部位的不同造成冷卻速率差異，亦有表現出來，隨著越往鐸道底部，其冷卻速率越快，故造成的晶粒尺寸越小，如圖 3-13 所示，由此可明顯觀察到晶粒型態與尺寸的不同，這便是對於不同位置之冷卻速率差異的證據。

故在微硬度試驗中，由表 3-6，我們可以發現，無論是鐸接速度或不同位置造成的冷卻速率差異，晶粒尺寸越小的，都擁有較高的微硬度值，如 AZ31-16 與 AZ31-20 的比較或者 AZ31 上、中、下部的比較等，這與 Hall-Petch 方程式：

$$H = H_0 + k d^{-\frac{1}{2}} \quad (4)$$

，所表示的晶粒尺寸越小時，HV 值應該呈現越大的現象相當一致。但也發現一

點，雖然在 AZ31-20 中，其晶粒尺寸較 AZ31-35 中還要小，但其微硬度值卻約略等於鐸速 35 mm/s 的試片，而此可能是因為實驗誤差所造成。圖 4-1 表示不同材料中 HV 與 $d^{-1/2}$ 的關係圖，而其關係式為：

$$\text{AZ31 : } H = 43.2 + 64.97 d^{-1/2} \quad (5)$$

$$\text{AZ61 : } H = 54.9 + 48.97 d^{-1/2} \quad (6)$$

，而由式中可知，兩材料亦皆是呈現 d 越小 HV 越大的情況。

而除此之外，由表 3-7，亦可發現展現在拉伸強度方面的差異，晶粒尺寸越小，拉伸強度有增強的現象，如在 AZ31-16 的試片其拉伸強度為 217 MPa，而在 AZ31-35 中則達 238 MPa。且與母材相較下，皆有較高的趨勢，這代表電子束鐸接後，晶粒細化程度良好，而且在鐸道中無重大缺陷存在。另外，拉伸強度與微硬度值約略呈現 3 倍左右的關係，這與理論亦吻合。圖 4-2 表示不同材料中 UTS 與 $d^{-1/2}$ 的關係圖，其中關於 AZ61 斜率為一負值的情況，若放大尺寸來看，其斜率約成一直線，而造成此現象之原因可能是鐸道內部缺陷等因素的加入，故使得拉伸強度不再單存是因為晶粒尺寸的影響所致。

由以上可知道，隨著不同鐸速以及部位的影響下，造成凝固時冷卻速率的差異，深深影響著鐸道的微纖構組織，以及鐸道特性，而隨著鐸速的增加，冷卻速率的上升，通常使鐸件展現出較好的拉伸強度與微硬度值等機械性質。

4.2.2 合金成分對於鐸道機械性質的影響

在 AZ 系列中，合金成分最主要的差異在於 Al 的含量。根據之前學者的研究，Al 含量的差異不但對於鎂合金在強度上有影響，對於變形量和合金冷卻速率皆有莫大影響。

由實驗結果可知，由於溶質原子的增多，其成核效應大於成長，故展現出在相同熱輸入量下，AZ61 的晶粒尺寸皆較 AZ31 來的小，而且對於晶粒型態亦有明顯的改變，因為在 AZ61 中，組成過冷發生的機會較 AZ31 大，故可發現其晶粒型態呈現較小且等軸的樹枝晶，故相對下較容易展現良好的機械強度。

另外對於微硬度測試，亦可發現 AZ61 的強度皆較 AZ31 高，根據文獻，AZ31、AZ61 屬於固溶強化的金屬，故當 Al 含量上升時，其強度亦增加。此外，

因為 AZ61 析出二次相的機率較於 AZ31 高，而二次相通常都是高強度的物質，故對於整體得微硬度值有提升的效果。

在拉伸強度方面，亦是隨著 Al 含量增加而有增加的趨勢，如實驗所得 AZ61 不同鐸速的試片強度皆較 AZ31 來的高，推測應亦與造成微硬度強化之因相近。除強度增加外，另一明顯可由實驗結果發現的變化便是伸長量的減少，在 AZ31 試片中仍有 20~25 % 的伸長量，而在 AZ61 的試片中，即只剩 10-15 %，其因應該與二次相的析出量增多有關，因為 β 相會阻礙差排移動，導致滑移不易，雖達到強化效果，但也造成伸長量下降的現象。

總觀以上，對於合金成分的改變，鐸件特性的展現上，不單單只是隨合金元素造成冷卻速率上差異，而使得晶粒尺寸減小，達到提升拉伸強度與微硬度值而已；另一方面，由合金元素多寡造成二次相析出的數量，亦對於拉伸強度、伸長量與微硬度值等有著密切的影響。並且，由 AZ61 的晶粒尺寸皆小於同條件下的 AZ31 實驗結果可知，雖說在隨著 Al 含量增加時，冷卻速率會有下降的不利情況，但結果仍能產生較小晶粒尺寸，此代表合金元素造成晶粒細化的效應大於隨合 Al 含量增加而造成冷卻速率下降的效應來的大。

4.3 電子束鐸接的微組織分析

4.3.1 電子束鐸接法鐸道微組織分析

對於鐸接而言，其就是熔化與凝固的一種過程，與一般金屬鑄造大同小異，晶粒成核或成長都是因應熱流方向來發展，進而形成組織特性，而其主要差異在於熱流的方向，對鐸接而言熱流方向是隨時在改變的而不像鑄造是固定的，故以下就以熱流方向來分析造成鐸接後的組織特性。根據文獻，對於一般凝固後晶粒的方向，主要都依最密堆積方向，因其不易因為成長而消失，而在鎂合金中其最密堆積方向在 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ，故先推測其凝固後取向應依照此方向。

根據電子束的鐸接型態，我們將熱流分為 WD、TD 與 ND 三種方向來討論，此三種熱流方向均會對鐸道組織造成影響，故就鐸道不同位置，依此三種熱流方

向對於各部位之組織影響的大小與關係來分析。

就 AZ61-16 此組試片，根據實驗所得極圖可知，其主要組織為：

$$\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle \quad \text{TD} // [11\bar{2}0] \quad (a)$$

$$\{11\bar{2}1\} \langle 10\bar{1}0 \rangle \quad \text{ND} \wedge [11\bar{2}0] \quad 15^\circ \quad (b)$$

$$\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}2 \rangle \quad \text{WD} \wedge [11\bar{2}0] \quad 30^\circ \quad (c)$$

在鋁道上部，呈現以(a)(c)為較強，(b)較弱。在鋁道中部，則為通通都存在且相較於上部呈現較弱趨勢。在鋁道下部，則為(b)較為強，(a)仍存在，(c)已經非常微弱，如圖 3-32 所示。

對於熱流方向來作分析，因 WD、TD、ND 三方向熱流對鋁道組織的影響性均存在，以下便逐一分析，取出與實驗相近的情況說明：

- (1) 若受到 WD 和 TD 方向熱流合力的影響的話，其凝固晶粒方向應該在 WD 與 TD 組成的平面上的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向上，且與 WD 方向成某個角度，如圖 4-3(a) 所示，這種情況與實驗所得到的 $(10\bar{1}0) \langle 11\bar{2}2 \rangle$ 組織相互吻合。
- (2) 若單純受到 TD 方向熱流，則其凝固方向 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 應該平行於 TD 方向，如圖 4-3(b)所示，這種情況與實驗所得到的 $(10\bar{1}1) \langle 10\bar{1}2 \rangle$ 組織相互吻合。
- (3) 若單純受到 ND 和 TD 方向熱流合力的影響的話，其凝固晶粒方向應該在 ND 與 TD 組成的平面上的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向上，且與 ND 方向成某個角度，如圖 4-3(c)所示，這種情況與實驗所得到的 $(11\bar{2}1) \langle 10\bar{1}0 \rangle$ 組織相互吻合。

故根據實驗結果和熱流的分析，便可做以下推論，如圖 4-4 所示：

- (1) 在 AZ61-16 鋁道上部時，因 WD、TD、ND 三方向熱流對鋁道上部組織的影響性均存在，故三種組織均存在。再者，因為位於鋁道上部，故 WD 和 TD 方向熱流的影響效應大於 ND 方向，所以在上部組織裡呈現，由 WD 和 TD 方向熱流合力造成的 $(10\bar{1}0) \langle 11\bar{2}2 \rangle$ 組織與由 TD 方向熱流造成的 $(10\bar{1}1) \langle 10\bar{1}2 \rangle$ 的組織特性較強，而由 ND 和 TD 合力造成的 $(11\bar{2}1) \langle 10\bar{1}0 \rangle$ 組織則呈現較弱的現象。
- (2) 在 AZ61-16 鋁道中部時，因 WD、TD、ND 三方向均無較明顯強弱的效應，故成長時無較強的擇優取向，導致成長時均有所長，而使鋁道中部組織呈現出較弱且均存在的現象。

(3) 在 AZ61-16 鐸道下部時，則此時 WD 方向的熱流影響很小，故主要考慮 TD 和 ND 方向的熱流影響，故在鐸道下部組織呈現，由 ND 和 TD 熱流合力形成的 $(11\bar{2}1) < 10\bar{1}0 >$ 組織較強，以及由 TD 方向熱流造成的 $(10\bar{1}1) < 10\bar{1}2 >$ 組織，而由 WD 和 TD 造成的 $(10\bar{1}0) < 11\bar{2}2 >$ 組織幾乎消失不見的現象。另外值得注意的是，跟據圖 3-32 的統計可發現，TD 方向的熱流無論在上、中、下三區域，對組織特性均有影響存在；而 WD 方向的熱流效應，則隨著鐸道位置下降而逐漸減小，這與 ND 方向的熱流效應隨著鐸道位置下降而逐漸變大的現象恰恰相反。

4.3.2 鐸接速度對於鐸道微組織的影響

隨著鐸速的改變，鐸速越快，則熱輸入量越小，相對下冷卻速率也較快。故由圖 3-34 可知，在 AZ61-16、AZ61-20 與 AZ61-35 相較下，其主要組織大都相同，較為不同的便是在鐸道上部時，鐸速 20 mm/s 和 35 mm/s 的鐸道裡(即冷卻速率較快的情形下)，由 WD 和 TD 形成的 $(10\bar{1}0) < 11\bar{2}2 >$ 組織特性相當微弱。由此可以瞭解，當冷卻速率越快時，WD 方向的熱流效應似乎變的非常小，而主要都由 ND 和 TD 方向的熱流主導。此外，對於鐸速較小時，因不同部位試片彼此間的相關性較大，故組織特徵呈現交互影響的現象，而不像我們所取的 AZ61-16 試片中，差異較明顯。

4.3.3 合金元素對於鐸道微組織的影響

隨著成分合金的改變，由 AZ31 和 AZ61 的試片比較發現，並無明顯因為成分改變而形成新的組織特性，主要造成的差異仍是冷卻速率的差異導致的組織強弱變化。因隨合金成分 Al 含量的增加，其冷卻速率呈現 $AZ31 > AZ61 > AZ91$ 的現象，再加上鐸深也隨 Al 含量的增加而變深，所以可已發現在 AZ31-16 與 AZ61-16 相較下，顯的在 AZ61 中的三個主要組織，其上、中、下個部位的差異性較大，且強弱隨區域變化的趨勢也較明顯；而在 AZ31 中則因冷卻率快，在加上鐸深較淺，故在上、中、下三區域中，顯的組織特性相當類似，難以區分強弱，故重疊性較高。

4.4 惰性氣體電弧銲接法的微組織分析

在 TIG 銲接實驗過程中，全程採取 Ar 氣作為保護氣體，不但可以防止熱裂的產生，對於其在 ND 方向的冷卻速率亦有相當程度的幫助，故雖然在理想公式的計算下，TIG 銲接法的冷卻應屬於二維，但在考慮保護氣體得冷卻效應下，在分析時便將 ND 方向亦列入考慮。

經過仔細觀察比對可發現，在這三種材料銲後的銲道中，可發現其共通的幾種組織特徵：

$\{11\bar{2}1\} \langle \bar{1}6\bar{5}\bar{6} \rangle$	ND $\wedge$ $[11\bar{2}0]$ 15° 且與 WD、TD 皆有夾角
$\{10\bar{1}0\} \langle \bar{1}2\bar{1}3 \rangle$	WD $\wedge$ $[11\bar{2}0]$ 60° 且落在 WD、TD 面上
$\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}0\bar{1}1 \rangle$	TD $//$ $[11\bar{2}0]$ 且與 WD、TD 皆有夾角
$\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}0\bar{1}2 \rangle$	TD $//$ $[11\bar{2}0]$

根據三維的熱流方向來分析：

- (1) 若是在受 ND 方向熱流影響較大時，同時再予以 WD、TD 方向較小的熱流作用，則其熱流合力方向應如圖 4-5(a)所示，故使得凝固後晶粒方向 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 應呈現與 ND 方向成較小的夾角，且不座落在任兩熱流合力平面上，而這與 $\{11\bar{2}1\} \langle \bar{1}6\bar{5}\bar{6} \rangle$ 組織呈現與 ND 方向夾 15° 的情況相互符合。
- (2) 若是受到 TD 與 WD 方向的合力作用，且在 TD 方向熱流較大時，則其熱流合力方向應如圖 4-5(b)所示，故其凝固後晶粒方向 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 應做落在 WD 與 TD 所組成的平面上，且較靠近 TD 方向，而這與 $\{10\bar{1}0\} \langle \bar{1}2\bar{1}3 \rangle$ 組織呈現與 TD 方向夾 30° 的情況相互符合。
- (3) 若是單純受到 TD 方向熱流影響時，如圖 4-5(c)所示，則其凝固後晶粒方向 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 應該平行於 TD 方向，而這與 $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}0\bar{1}2 \rangle$ 組織呈現與 TD 方向平行的特徵相互符合。
- (4) 若是受到較大的 TD 方向熱流，伴隨著其他兩方向較小許多的熱流時，如圖

4-5(d)所示，則其凝固後晶粒方向 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 除了平行 TD 方向佔大部分外，應伴隨著一些三方向熱流混合的特徵，而這與 $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}011 \rangle$ 組織呈現的現象互相符合。

故由實驗結果和熱流分析的對應可知，在 TIG 銲接中，三個方向的熱流亦是佔有一定的影響力，故對於其主要組織可以整理如下：

- (1) 當受到 ND 方向熱流為主時，TIG 銲後組織會呈現 $\{11\bar{2}1\} \langle \bar{1}65\bar{6} \rangle$ 的特徵。
- (2) 當受到 WD 與 TD 方向熱流和作用時，TIG 銲後組織呈現 $\{10\bar{1}0\} \langle \bar{1}213 \rangle$ 的特徵。
- (3) 當受到 TD 方向熱流為主時，則 TIG 銲後組織容易呈現 $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}011 \rangle$ 與 $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}012 \rangle$ 的組織特徵。

由以上整理又可發現，似乎在 TIG 銲接法中，TD 方向的熱流影響甚巨，不但有 TD 方向熱流單獨造成的組織特徵，而且其他主要組織特徵也都受到 TD 方向熱流的影響，故可以知道在 TIG 銲接法中，其在 TD 方向的熱流傳遞量最大，亦即是其冷卻速度可能最快速，故才會造成此現象，而此與銲道微硬度值中發現 TD 與 ND 方向的硬度值較小且範圍較大亦不謀而合。

此外，對於 TIG 銲接的三種鎂基合金，因為銲接參數都相同，故銲後影響銲道最主要的差異便來自於合金元素，亦即是 Al 的含量。如圖 3-38 所示，隨著 Al 含量的增加，其組織的複雜性(組織的種類)亦隨之增加，如在 AZ61 和 AZ91 銲道中較 AZ31 增加的組織為 $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$ 組織，其 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 平行於 TD 方向；而 AZ91 中又較 AZ61 中多出了 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 組織，其 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 平行於 WD 方向。由這些結果看來，可推測如下，當合金元素改變時，隨著 Al 含量增加，其冷卻速率下降，故各種組織特徵較有充足的時間成長，所以銲道的組織呈現隨 Al 含量增加而增多的現象。再且，觀察這些組織的特徵可以發現，當冷卻速率變慢時，三個方向的熱流影響效應可能相近，這代表著每種組織都有足夠時間成長，故彼此強度呈現約略相近的現象，造成組織特徵無較強較弱之區分。而對照實驗中，在冷卻速率較慢的 AZ91 中出現 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 平行於 WD 熱流方向的 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 組織特徵，而且各種組織特徵呈現較弱但較多種類的現象，這意味著原本冷卻速率較快時，WD 方向熱流效應不大，故只有 TD 和 ND 影響的組織

構特徵較明顯，但當冷卻速率降低時，因 WD 方向熱流傳遞量也增加，故組織特徵不再是如 AZ31 鐸道中一樣，由 TD 和 ND 主導，而出現受 WD 方向熱流單獨影響的組織特徵，而這便是當冷卻速率減慢時，WD 方向熱流影響變大的有力證據。

4.5 EBW 鐸接法與 TIG 鐸接法的比較

4.5.1 EBW 鐸接法與 TIG 鐸接法的機性比較

若不考慮其他鐸接參數時，單單就此樣二種鐸接法的熱輸入量來探討，EBW 鐸接法中鐸速 20 mm/s 與 TIG 鐸接法的熱輸入量分別約為 96.25 J/mm 與 97.56 J/mm，此約略相等，故以下便以此為一比較的基準：

在晶粒尺寸方面，AZ31-20 晶粒尺寸為 8 μm 左右，而 TIG AZ31 中約為 12 μm ，故 TIG 相較於 EBW 還是比較大些，而關於 TIG 也能到達約略 10 μm 左右的尺寸，此概因在實驗中時，有加入 Ar 當作保護氣體，不但可以防止熱裂的產生，亦可增加冷卻速率，故造成鐸後鐸道晶粒尺寸約略與 EBW 中相近的現象。

但由其拉伸強度試驗便可發現，如表 3-7 與表 3-8 所示，雖熱輸入量相當，晶粒尺寸相當，但是在 EBW AZ31-20 此組的拉伸強度約為 240 MPa，而在 TIG AZ31 試片中卻只有 210 MPa；而在 AZ61 材料中更是差異明顯，EBW AZ61-20 強度達到 261 MPa，而 TIG AZ61 只有 205 MPa。由鐸接效率方面來看，在 EBW 中約為 120 ~ 130 %，遠高於在 TIG 中的 100 ~ 110 %，故比較下可知到 EBW 鐸後可獲得較好的拉伸強度。再看伸長量方面，似乎 EBW 和 TIG 鐸接法，鐸後伸長量幾乎相等。故由以上可約略知道，對於材料的強度來說，EBW 鐸後較 TIG 鐸後具有較好的抗拉強度，此大概與熱影響區的強弱大小有關，因為在電子束鐸接中，熱影響區小，故拉伸時強度受影響較小；反觀 TIG 鐸接法，其熱影響區大，故在拉伸時，其破斷面易落於較弱的熱影響區，故影響到所展現的拉伸強度。而至於伸長量方面，似乎在室溫拉伸中，其伸長量與晶粒尺寸相關性較大，故在晶粒尺寸約略相同的情況下，其伸長量亦約略相等。

而在微硬度值的測試方面，如表 3-6 所示，EBW 在 AZ31-20 鐸道中展現的硬度值約都為 61~67 之間，相較於圖 3-19 所示，其 AZ31 鐸道的微硬度值約略都小於 60，再比較其他組，亦是 EBW 鐸後鐸道所呈現的鐸道硬度值都高於 TIG 鐸後鐸道。在晶粒尺寸相近、熱輸入量相當的情況下，造成微硬度差異的現象，可歸因於雖熱輸入量是相等的，但對於此兩種鐸接法來看，EBW 屬於功率密度高且鐸速快的鐸接法，而 TIG 則屬於熱輸入量大且鐸速慢的鐸接法，故 TIG 在鐸接過程中，容易因為熱輸入量大而發生成長或軟化的現象，故所呈現的 HV 值會較 EBW 中來的低一些。

4.5.2 EBW 鐸接法與 TIG 鐸接法的微組織比較

在本實驗中，母材來自於半連續鑄造法的鑄錠，故本身組織特性呈現 random 的現象，故對於兩種不同鐸接法鐸道的組織而言，可以扣除其原先組織對鐸道組織的影響性，而只單單考慮熱流效應和合金元素的影響。

對於在兩種鐸接法的鐸道組織特性中，可發現皆因熱流方向決定其主要組織特性，而其異同如以下所示：

- (1) 皆有 TD 和 WD 方向熱流合力形成的組織特徵，在 EBW 中為 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}2 \rangle$ 組織，而在 TIG 中則為 $\{10\bar{1}0\} \langle 12\bar{1}3 \rangle$ 組織。但由其中又可發現，在 EBW 中其組織 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向與 WD 方向夾角約 30 度，而在 TIG 中其 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向則與 WD 方向夾角約 60 度。故此表示在 EBW 鐸接法中，WD 方向熱流所佔的效應較 TIG 鐸接法中大，故所形成組織其 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 會較靠近 WD 方向，而相對下這也表示，在 TIG 鐸接法中，其 TD 方向熱流佔有較大的影響力。考慮此原因可能是因為，在 EBW 中其鐸接速度較快，故在 WD 方向其冷卻速率較快(移除熱的能力較好)，故 WD 方向熱流影響亦較大；反觀，TIG 鐸接法，其鐸速(6.15 mm/s)遠小於 EBW 中的鐸速，故在 WD 方向移除熱能力相較下呈現較差的現象，故 WD 方向熱流的影響便無 EBW 中來的大。
- (2) 皆有 TD 方向熱流單獨影響下形成的組織，在 EBW 和 TIG 中均是 $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ ，故這表示 TD 方向熱流效應(熱移除能力)，對此二種鐸接法的冷卻過程中佔有一定的重要性。

(3) 皆有 ND 和 TD 方向熱流合力形成的組織,在 EBW 中為 $\{11\bar{2}1\} < 10\bar{1}0 >$ 組織,而在 TIG 中為 $\{11\bar{2}1\} < 1\bar{6}5\bar{6} >$ 組織。但由當中又可發現,因在 EBW 銲接法中,試片厚度是 30 mm,而在 TIG 中是 3 mm,故 EBW 其 ND 方向移除熱的能力較 TIG 中來的強,故呈現的 $\{11\bar{2}1\} < 10\bar{1}0 >$ 組織,受 ND 方向熱流影響較大,其他方向的影響非常小;而反觀 TIG 銲接法中所呈現的 $\{11\bar{2}1\} < 1\bar{6}5\bar{6} >$ 組織,其 ND 方向熱流雖佔主導地位,但是 TD 和 WD 方向的效應亦是佔有絕對的影響力,故此差異便造成兩銲接法組織的差異性。

由以上可知,在兩種銲接法中,三個方向的熱流對銲道組織均佔有一定的影響力,而在 EBW 中,相較於 TIG 銲接法,其 WD 方向的熱流效應較大,亦即是在其 WD 方向冷卻速率較快,而且對於其 WD、TD 與 ND 三方向熱流效應,隨著不同部位,均對銲道組織佔有一定的主導地位;而在 TIG 中,則可發現其 TD 方向的熱流效應似乎遠大於其他方向,故每個組織均受到 TD 方向熱流的影響,故可以知道在 TIG 銲接的冷卻過程中,TD 方向是主要的方向。

此外,對於合金元素的影響,我們並沒發現明顯的差異於 EBW 銲接法中;但對於 TIG 銲接法,則可發現隨 Al 含量增加,其組織複雜性的增加,以及冷卻速率隨 Al 增加而變小,造成 TIG 每個方向熱流的影響力相近,且在 AZ91 中出現 $< 11\bar{2}0 >$ 平行 WD 方向的組織。考慮原因,可能是因為 EBW 銲接法,其冷卻速率較快,故在快速凝固後,只剩下所觀察到的三種組織特徵,而其他組織可能因來不及成長或者較微弱而無法呈現;而在 TIG 銲接法中,因其冷卻速率較慢,故組織較有足夠的時間依其擇優取向成長,再加上三種合金造成冷卻速率上的差異,故冷卻速率越慢時,銲道呈現出較種類多且強度均等且較弱的組織特徵。

五．結論

AZ 系列 Mg 基合金，在經過電子束鐸接法和惰性氣體電弧鐸接法後，根據所獲得的實驗結果，可得到以下結論：

- (1) 在電子束鐸接法中，對於相同成分材料，當鐸速的增加，其冷卻速率越大，造成晶粒細化的效果越好，故在拉伸強度、微硬度等機性測試方面均展現良好。
- (2) 在電子束鐸接法中，當熱輸入量相同時，隨著 Al 含量的增加，其冷卻速率越小，所以造成晶粒細化的效果變差，但隨著溶質原子的增加，對於晶粒成核效應亦有幫助，而且由實驗中可知，AZ61 相較於同鐸接參數的 AZ31，其晶粒尺寸仍呈現細化現象，故代表 Al 含量造成造成晶粒細化的效果大於隨 Al 含量增加而遞減的冷卻速率之效應。而此結果在 TIG 鐸接法中亦然。
- (3) 在電子束鐸接法的鐸道不同部位中，其冷卻速率是下部 > 中部 > 上部，這可由 OM 照片中其晶粒尺寸的大小關係與晶粒型態獲得驗證，故不同部位展現的機械性質亦是以冷卻速率較快的鐸道下部為最好。
- (4) 隨著 Al 含量的增加，在兩種鐸接方式中，其鐸深與鐸寬均有增加的趨勢，但在熔入比方面，電子束鐸接法則呈現增加的現象，而惰性氣體電弧鐸接法呈現降低的現象。
- (5) 隨著 Al 含量的增加，在兩種鐸接方式中，其熔融的界線都越來越模糊；而且在惰性氣體電弧鐸解法中，因其熱輸入量較大，故此現象更益明顯。
- (6) 在電子束鐸接法中，對於相同材料中，在不同的鐸速與鐸道不同部位的影響下，因其冷卻速率的差異，使其晶粒型態呈現出不同型態，在 AZ31-16 中整個鐸道都呈現等軸晶；而在 AZ31-20 中，由上部到下部呈現由等軸樹枝晶過渡到等軸細胞晶的型態；而在 AZ31-35 中，則呈現較鐸速 16 mm/s 中更小的等軸細胞狀晶粒。此外，在 AZ31-35 下部裡發現柱狀區的顯微組織，與鑄造所產生的型態相類似。
- (7) 在惰性氣體電弧鐸接法中，隨著合金元素 Al 含量的增加，其冷卻速率隨之

下降，再加上組成過冷的影響，故在 AZ31 中形成較大的等軸細胞晶，而在 AZ61 和 AZ91 中形成較小的等軸樹枝晶。而也由於以上的差異，進而影響 TIG 銲接法在不同材料中所展現的機械性質以及銲道組織特性。

- (8) 在電子束銲接法的銲道微組織分析中，其組織特性主要隨熱流方向來發展。在銲道上部，受 WD 和 TD 方向熱流效應較大；在中部時，則 WD、TD、ND、三著效應均有；下部時，則主要以 ND 與 TD 為主。而且此種效應，隨著冷卻速率的變化，會使得不同部位受各方向熱流的影響效應，有上下平移的改變。
- (9) 在電子束銲接法中，其主要三種組織分別 $\{10\bar{1}1\} <10\bar{1}2>$ 組織，其 TD 方向平行 $[11\bar{2}0]$ ， $\{11\bar{2}1\} <10\bar{1}0>$ 組織，其 ND 方向與 $[11\bar{2}0]$ 約成 15° ，以及 $\{10\bar{1}0\} <11\bar{2}2>$ 組織，其 WD 與 $[11\bar{2}0]$ 方向約成 30° 。且隨著冷卻速率的改變，其組織的強弱會有相互的變化。此外，在 EBW 銲接法中，並無明顯發現合金元素對銲道組織特徵造成的影響。
- (10) 在惰性氣體電弧銲接法中，其主要組織特徵為 $\{11\bar{2}1\} <\bar{1}6\bar{5}6>$ 組織，其 ND 方向與 $[11\bar{2}0]$ 方向約成 15° 且與 WD、TD 皆有夾角， $\{10\bar{1}0\} <\bar{1}2\bar{1}3>$ 組織，其 WD 方向與 $[11\bar{2}0]$ 方向約夾 60° ， $\{10\bar{1}2\} <\bar{1}0\bar{1}1>$ 和 $\{10\bar{1}1\} <10\bar{1}2>$ 組織，其 TD 方向平行於 $[11\bar{2}0]$ 方向。且隨著冷卻速率的降低，其組織強度會呈現相近且較弱的現象。
- (11) 在惰性氣體電弧銲接法中，其銲道組織特性隨著 Al 含量的增加，亦即是冷卻速率的減慢，而趨於複雜化(種類較多)，而且每個組織的強度會呈現相近且微弱。此外，在不同冷卻速率中，在冷卻速率較慢的材料中，三方向熱流效應變的約略相同，故會出現受 WD 方向熱流影響的 $\{10\bar{1}0\} <11\bar{2}0>$ 組織，而在冷卻速率較快的材料中，則出現 TD 熱流影響為主的其他組織特徵。
- (12) 在 EBW 和 TIG 兩種銲接法的機械比較中，當熱輸入量相當時可發現，EBW 銲後的拉伸強度與微硬度值皆較 TIG 銲接法來的高，但是在伸長量方面則相差無幾。
- (13) 兩種組織特性的比較中，發現三方向的熱流對銲道組織特徵均佔有一定的影響。而較值得注意的是，TIG 的銲道組織特徵主要受 TD 方向熱流所主導。

參考文獻

- [01]王木琴, 工程材料, 1996, pp. 836-847.
- [02]陳錦修, 工業材料 186 期, 2002, pp. 148-152.
- [03]蔡幸甫, 工業材料 154 期, 1999, pp. 116-154.
- [04]蔡幸甫, 工業材料 166 期, 2000, pp. 165-168.
- [05]林鉉凱, 析出型 AZ91 鎂合金低溫超塑性之研究, 中山大學碩士論文, 2001.
- [06]R. W. Cahn, P. Haasen and E. J. Kramer, Materials Science and Technology: Structure and Properties of Nonferrous Alloys, VCH, New York, 1996, 8, pp. 131-212.
- [07]曾寶貞, 工業材料 156 期, 1999, pp. 153-159.
- [08]范光堯, 工業材料 162 期, 2000, pp. 139-144.
- [09]馬寧元, 鍛造, 第十卷第三期, 2001, pp. 25-28.
- [10]A. A. Nayeb-Hashemi and J. B. Clark, Phase Diagrams of Binary Magnesium Alloys, 1988, pp. 18-27.
- [11]S. Celotto, Acta Mater., 48, 2000, pp. 1775-1787.
- [12]T. B. Massalski, H. Okamoto, P. R. Subramanian and L. Kacprzak, Binary Alloy Phase Diagrams, 1990, p. 170.
- [13]蘇勢方, 鎂基材料電子束銲接之冶金特性與組織研究, 中山大學碩士論文, 2001.
- [14]中華民國鑄造學會, 鑄造手冊, 1999, pp. 111-135
- [15]邱六合, 林信安, 工業材料 186 期, 2002, pp. 118-123.
- [16]H. E. Boyer and T. L. Gall, Metals Handbook, Desk edition, 1985, pp. 1-46, 2-19.
- [17]王振欽, 銲接學, 1985, pp. Chapter 16, 40-47, Chapter 25, 95-101.
- [18]陳盛祺, 鋁鎂合金電子束與雷射束銲道之微組織與機性分析, 中山大學博士論文, 1998.
- [19]E. H. Bradbrum, R. A. Huber and P. W. Turner, Welding Journal, 1971, 50, p. 190s.
- [20]黃儒瑛, 6061/SiC 鋁基複合材料之高能束銲接性質研究, 中山大學碩士論文, 2000.
- [21]董基良, 銲接學, 1991, pp. 15-39.
- [22]胡少荃, 實用焊工手冊, 1998, pp. 1-9, pp. 82-89.

- [23]S. Katayama, *Welding International*, 2000, 14, pp. 952-963.
- [24]S. Kou, *Welding Metallurgy*, 1987, pp.129-151.
- [25]R. E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, Third Edition, 1994, pp. 8-10, pp. 140-145, pp. 243-248, pp. 444-455.
- [26]D. Radaj, *Heat Effects of Welding*, 1992, pp. 79-82.
- [27]R. J. Roe, *J. Appl. Phys.*, 36, 1965, p. 2024
- [28]H. J. Bunge, *Z. Metallkd*, 56, 1965, p. 1517.
- [29]梁志德, 徐家禎, 王福, *纖維材料的三維取向分析術-ODF 分析*, 1986, pp. 4-43.
- [30]U. F. Kocks, C. N. Tome and H. R. Wenk, *Texture and Anisotropy: Preferred Orientation in Polycrystals and Their Effect on Materials Properties*, 1998, pp. 203-209.
- [31]S. R. Agnew, M. H. Yoo and C. N. Tome, *Acta Mater.*, 49, 2001, pp. 4277-4289.
- [32]R. E. Reed-Hill and W. D. Robertson, *Trans AIME*, 1957, pp. 194-295.
- [33]G. Sambasiva and Y. Rao, *Metall Trans*, 13, 1982, pp. 2219-2226.
- [34]M. Hatherly and W. B. Hutchinson, *An Introduction to Textures in Metals*, 1990, pp. 39-52.
- [35]A. Mwembela, E. B. Konopleva and H. J. McQueen, *Scripta Materialia*, 37,1997, pp. 1789-1795.
- [36]M. T. Perez-Prado and O. A. Ruano, *Scripta Materialia*, 46, 2002, pp. 149-155.
- [37]M. J. Philippe, *International Conference on Textures of Materials ICOTOM-11: Switzerland*, Trans Tech Publications, 1994, pp.1337-1350.
- [38]H. Takatani, Ch.-A Gandin and M. Rappaz, *Acta Mater.*, 48, 2000, pp. 675-688.
- [39]O. Grong, *Metallurgical Modelling of Welding*, The Institute of Materials: London, 1994, pp. 221-300.
- [40]G. Sigrid and R. Nils, *Materials Science and Engineering*, A289, 2000, pp. 143-150.
- [41]D. J. Dingley and V. Randle, *Journal of Materials Science*, 27, 1992, pp. 4545-4566.
- [42]D. B. Williams and C. B. Carter, *Transmission Electron Microscopy*, Plenum Press, New York, 1996, pp. 291-295.
- [43]廖忠賢, 黃志青, *科儀新知*, 第十九卷第五期, 1998, pp. 43-51.

- [44]C. L. Tasi and C. M. Tso, ASM Metal Handbook, Vol. 6 , 1993, p. 12.
- [45]C. M. Adams, JR.,Welding Journal , 37, 5, 1958, pp. 210s-215s.

表 1-1 各種材料物理與機械性質的比較[02]

材料	Cast Mg		Wrought Mg		Cast Iron	Steel	Cast Al		Wrought Al		Plastics(PC/ABS)
合金	AZ91	AM50	AZ80-T5	AZ31-H24	Class-40	Galvanized	380	A356-T6	6061-T6	5182-H24	Dow Pulse 2000
製程	Die cast	Die cast	Extrusion	Sheet	Sand cast	Sheet	Die cast	P/M cast	Extrusion	Sheet	Injection
密度(g/cm ³)	1.81	1.77	1.80	1.77	7.15	7.80	2.68	2.76	2.70	27.0	1.13
彈性係數(GPa)	45	45	45	45	100	210	71	72	69	70	2.3
降伏強度(MPa)	160	125	275	220	N/A	200	159	186	275	235	53
抗拉強度(MPa)	240	210	380	290	293	320	324	262	310	310	55
延伸率(%)	3	10	7	15	0	40	3	5	12	8	5(降伏), 125(斷)
疲勞強度(MPa)	85	85	-	-	128	-	138	90	95	-	-
熱傳導係數(W/m, K)	51	65	78	77	41	46	96	159	167	123	-
熱膨脹係數(mm/m. K)	26	26	26	26	10.5	11.7	22	21.5	23.6	24.1	74
熔點()	598	620	610	630	1175	1515	595	615	652	638	143(軟化溫度)

表 1-2 鎂的基本物理與機械性質[06]

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)
a		0.32094 nm	
c		0.52107 nm	
c/a		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 C_{11}	25	59.3 GPa	Landolt-Börnstein (1979)
C_{33}		61.5 GPa	
C_{44}		16.4 GPa	
C_{12}		25.7 GPa	
C_{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 a	27	$24.7 \times 10^{-6}/\text{K}$	Touloukian et al. (1978)
	527	$29.8 \times 10^{-6}/\text{K}$	
parallel to c	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 C_p	27	24.86 J/mol K	Stull and Sinke (1956)
	527	31.05 J/mol K	
Entropy S	27	32.52 J/mol K	Stull and Sinke (1956)
	527	59.72 J/mol K	
Enthalpy $H-H_{25^\circ\text{C}}$	527	14057 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 1-3 有關合金元素對鎂合金的影響[06]

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 ($< 120^{\circ}\text{C}$)	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 1-4 AZ 系列合金主要元素與 Fe 元素的熱物理性質之比較[13,16]

	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)	0.56	0.91	0.78	1.87
Thermal conductivity of solid at T_m ($Wm^{-1}K^{-1}$)	310 0.333	210 0.22	9 0.144	30 -
Specific heat (cal/g.)	0.245	0.215	0.0915	0.11
Heat of fusion (cal/g)	88	94.5	24.09	65.5
Coefficient of linear thermal expansion ($\mu in/in$)	27.1	23.6	39.7	11.76

表 1-5 不同晶體結構的{hkl}<uvw>轉換公式(Roe system)[29]。

Roe system		
Cubic system	$\begin{bmatrix} H \\ K \\ L \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} H \\ K \\ L \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a & 0 & 0 \\ 0 & b & 0 \\ 0 & 0 & c \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -\sin \theta \cos \varphi \\ \sin \theta \sin \varphi \\ \cos \theta \end{bmatrix}$
	$\begin{bmatrix} U \\ V \\ W \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} U \\ V \\ W \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{a} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{b} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{c} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \cos \theta \cos \psi \cos \varphi - \sin \psi \sin \varphi \\ -\cos \theta \cos \psi \sin \varphi - \sin \psi \cos \varphi \\ \sin \theta \cos \psi \end{bmatrix}$
Hexagonal system	$\begin{bmatrix} H \\ K \\ I \\ L \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} H \\ K \\ I \\ L \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\sqrt{3}}{2} & \frac{-1}{2} & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ \frac{-\sqrt{3}}{2} & \frac{-1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{c}{a} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -\sin \theta \cos \varphi \\ \sin \theta \sin \varphi \\ \cos \theta \end{bmatrix}$
	$\begin{bmatrix} U \\ V \\ T \\ W \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} U \\ V \\ T \\ W \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{\sqrt{3}} & \frac{-1}{3} & 0 \\ 0 & \frac{2}{3} & 0 \\ \frac{-1}{\sqrt{3}} & \frac{-1}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{c}{a} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \cos \theta \cos \psi \cos \varphi - \sin \psi \sin \varphi \\ -\cos \theta \cos \psi \sin \varphi - \sin \psi \cos \varphi \\ \sin \theta \cos \psi \end{bmatrix}$

表 1-6 六方晶金屬的 c/a 比值與滑移系統[25]。

Metal	c/a	c/a 與理想值 (1.633) 的偏差	基面臨界 分解剪應 力(MPa)	Principal slip system	Secondary slip system	Other slip system
鈹 Be	1.586	-0.4%	39	$\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$
鈦 Ti	1.588	-2.8%	110	$\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$
鈳 Zr	1.590	-2.4%	-	$\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$
鎂 Mg	1.624	-0.6%	0.43	$\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$
理想 球體	1.633	-	-	-	-	-
鋅 Zn	1.856	+13.6%	0.18	$\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$	$\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$
鎘 Cd	1.886	+15.5%	0.57	$\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$	$\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$

$\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle \rightarrow$ Basal

$\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle \rightarrow$ Prismatic

$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle \rightarrow$ Pyramidal

$\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0 \rangle \rightarrow$ Pyramidal

表 2-1 鎂合金 AZ31、AZ61、AZ91 的化學成分組成(wt%)。

材料	Mg	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Be
AZ31B	Bal.	3.02	1.01	0.30	0.0067	0.0028	0.0031	0.0001	-
AZ61	Bal.	5.88	0.74	0.28	-	-	-	-	-
AZ91D	Bal.	9.07	0.62	0.331	0.0172	0.0026	0.0006	0.0004	0.0002

表 2-2 電子束銲接法 30 mm 厚板之銲接參數。

銲接機 真空度 torr	電子槍 真空度 torr	電壓 kV	電流 mA	功率 W (kV*mA)	走速 mm/s	熱輸入量 J/mm
6x10 ⁻⁵	4x10 ⁻⁶	55	35	1925	16	120.31
					20	96.25
					35	55

表 2-3 惰性氣體電弧銲接法 3 mm 薄板之銲接參數。

交流電 頻率 Hz	電壓 V	電流 A	功率 W (V*A)	走速 mm/s	熱輸入量 J/mm
60	12	50	600	6.15	97.56

表 3-1 AZ31、AZ61 與 AZ91 30 mm 厚板電子束銲接後之結果

	銲接參數 (kV, mA)	功率 (W)	銲速 (mm/s)	熱輸入量 (J/mm)	銲深 (mm)	銲寬 (mm)	熔入比 (depth/width)
AZ31	55 kV 35 mA	1925	16	120.31	Over	3.64	8.24
			20	96.25	22.16	2.99	7.41
			35	55	13.66	2.28	5.99
AZ61			16	120.31	Over	3.83	7.83
			20	96.25	25.15	3.32	7.58
			35	55	16.29	2.66	6.12
AZ91			16	120.31	28.61	3.48	8.23
			20	96.25	26.79	3.33	8.04
			35	55	19.77	2.90	6.81

*AZ91 的數據乃取於蘇勢方學長的論文[13]。

表 3-2 三種 AZ 系列鎂基合金的熱物理性質。

	密度 (g/cm ³)	熱傳導率 (W/m K)	比熱 (J/g K)	蒸汽壓 (MPa)	熱擴散係 數 (m ² /sec)	融化熱 (J/g)	熔融範圍 (°C)
AZ31	1.78	76.90	0.99	-	4.36X10 ⁻⁵	339.07	575-630
AZ61	1.80	64.05	0.99	-	3.63X10 ⁻⁵	354.54	530-610
AZ91	1.81	51.20	0.98	-	2.89X10 ⁻⁵	370	470-595

表 3-3 AZ31、AZ61 與 AZ91 3 mm 薄板 TIG 銲接後之結果

	銲接 參數 (Hz,A)	功率 (W)	銲速 (mm/s)	熱數 入量 (J/mm)	銲深 (mm)	銲寬 (mm)	熔入比 (depth/width)
AZ31	60 Hz 50 A 12 V	600	6.15	97.56	1.32	2.60	0.51
AZ61					1.23	3.41	0.36
AZ91					1.37	4.26	0.32

表 3-4 EBW 30 mm 厚板的鐸道在上(TOP)、中(MID)、下(BOT)各區域之晶粒尺寸大小(單位：μm)，母材將表示為 Base。

	AZ31				AZ61				AZ91			
	Base	16	20	35	Base	16	20	35	Base	16	20	35
TOP	56	25.0	9.0	9.6	70	11.1	8.8	7.3	120	-	-	-
MID		13.0	7.5	8.0		8	7.6	6.8		-	-	-
BOT		8.9	6.9	6.7		6.9	6	5.5		-	-	-

表 3-5 TIG 3 mm 薄板的鐸道晶粒尺寸大小(單位：μm)，母材將表示為 Base
鐸後母材則表示為 P-Base。

	AZ31				AZ61			AZ91		
	Base	Weld(ND)	Weld(WD)	P-Base	Base	Weld	P-Base	Base	Weld	P-Base
TOP	56	13.4	11.3	84.2	70	9.7	104.3	120	8.2	-
MID		13.3	-							
BOT		13.2	11.3							

表 3-6 EBW 30 mm 厚板的鐸道微硬度試驗(單位：HV)，熱處理後的母材將表示為 Base。

	AZ31				AZ61			
	Bass	16	20	35	Bass	16	20	35
TOP	54.7 ± 3.6	56.4 ± 4.0	61.9 ± 3.3	63.6 ± 1.4	69.7 ± 2.0	70.2 ± 2.4	70.3 ± 2.6	73.9 ± 0.8
MID		62.9 ± 2.8	66.6 ± 3.5	68.6 ± 3.4		72.5 ± 2.1	73.3 ± 2.1	72.7 ± 2.4
BOT		63.5 ± 2.4	67.0 ± 0.9	70.6 ± 2.2		71.7 ± 2.5	78.5 ± 3.2	75.0 ± 2.3

表 3-7 EBW 30 mm 厚板銲後全銲道區拉伸試驗結果(標距長為 5.5 mm) ,
Base 表示原始母材 , Heat 表示熱處理後的母材 ,
銲接效率為銲道強度對熱處理後母材之比值。

(全銲道)

	Speed (mm/s)	Heat Input (J/mm)	UTS (MPa)	Elongation (%)	Weld efficiency (%)
AZ31	Base	-	188	8.7	-
	Heat	-	196	17.4	-
	16	120	217	23.8	111
	20	96	240	25.8	122
	35	55	238	20.9	121
AZ61	Base	-	192	14.2	-
	Heat	-	197	15.2	-
	16	120	264	10	134
	20	96	261	15.5	132
	35	55	256	18.5	130
AZ91	Base	-	162	10.5	-
	Heat	-	236	17.8	-
	16	120	270	10.4	114
	20	96	258	9.8	109
	35	55	198*	11.3	84

*AZ91-35 的破斷面落於 Gage Length 外。

表 3-8 TIG 3 mm 薄板銲後全銲道區拉伸試驗結果(標距長為 5.5 mm) ,
Base 表示原始母材 , Heat 表示熱處理後的母材。

(全銲道)

	Speed (mm/s)	Heat Input (J/mm)	UTS (MPa)	Elongation (%)	Weld efficiency (%)
AZ31	Base	-	188	8.7	-
	Heat	-	207	17.6	-
	6.15	97	210	24.5	101
AZ61	Base	-	192	14.2	-
	Heat	-	192	13.3	-
	6.15	97	205	11.3	107
AZ91	Base	-	162	10.5	-
	Heat	-	195	8.7	-
	6.15	97	213	9.6	109

表 3-9 TIG 3 mm 薄板銲後非全銲道區拉伸試驗結果(標距長為 5.5 mm) ,
Heat 表示熱處理後的母材。

(非全銲道)

	Speed (mm/s)	Heat Input (J/mm)	UTS (MPa)	Elongation (%)	Fracture	Weld efficiency (%)
	Heat	-	207	17.6	-	-
	6.15	97	171	29.8	Out of GL	83
			189	32.9	Base	91
			182	30.2	Base	88
			215	10.0	Weld	104
			215	14.9	Weld	104
	Heat	-	192	13.3	-	-
	6.15	97	195	28.1	Base	102
			181	27.6	Out of GL	94
			105*	10.7	Weld	-
	Heat	-	195	8.7	-	-
	6.15	97	168	14.6	Out of GL	86
			162	13.5	Out of GL	83
			186	16.1	Out of GL	95
			210	11.1	Out of GL	108
			180	8.55	Base	92

*該組試片破斷片有明顯孔洞。

表 4-1 電子束銲接法下，於不同溫度(a) 650 °C (b) 1000 °C 之冷卻速率
(III 表示三維)。

(a) T=650 °C 時

	功率 (W)	銲速 (mm/s)	熱輸入量 (J/mm)	相對厚度 (mm)	冷卻速率 (°C/sec)	附註
AZ31	1925	16	120.31	2.87	2510	III
		20	96.25	3.21	3138	III
		35	55	4.25	5491	III
AZ61		16	120.31	2.89	2091	III
		20	96.25	3.23	2613	III
		35	55	4.27	4573	III
AZ91		16	120.31	2.88	1671	III
		20	96.25	3.22	2089	III
		35	55	4.26	3656	III

(b) T= 1000 °C 時

	功率 (W)	銲速 (mm/s)	熱輸入量 (J/mm)	相對厚度 (mm)	冷卻速率 (°C/sec)	附註
AZ31	1925	16	120.31	3.59	3916	III
		20	96.25	4.01	4895	III
		35	55	5.30	8568	III
AZ61		16	120.31	3.61	3261	III
		20	96.25	4.03	4077	III
		35	55	5.33	7134	III
AZ91		16	120.31	3.60	2607	III
		20	96.25	4.02	3259	III
		35	55	5.32	5703	III

表 4-2 TIG 銲接法下，於不同溫度(a) 650 °C (b) 1000 °C 之冷卻速率
(II 表示二維)。

(a) T=650 °C 時

	功率 (W)	銲速 (mm/s)	熱數入量 (J/mm)	相對厚度 (mm)	冷卻速率 (°C/sec)	附註
AZ31	600	6.15	97.56	0.32	196.4	II
AZ61				0.32	165.4	II
AZ91				0.32	131.6	II

(b) T=1000 °C 時

	功率 (W)	銲速 (mm/s)	熱數入量 (J/mm)	相對厚度 (mm)	冷卻速率 (°C/sec)	附註
AZ31	600	6.15	97.56	0.40	745.6	II
AZ61				0.40	628.0	II
AZ91				0.40	499.7	II

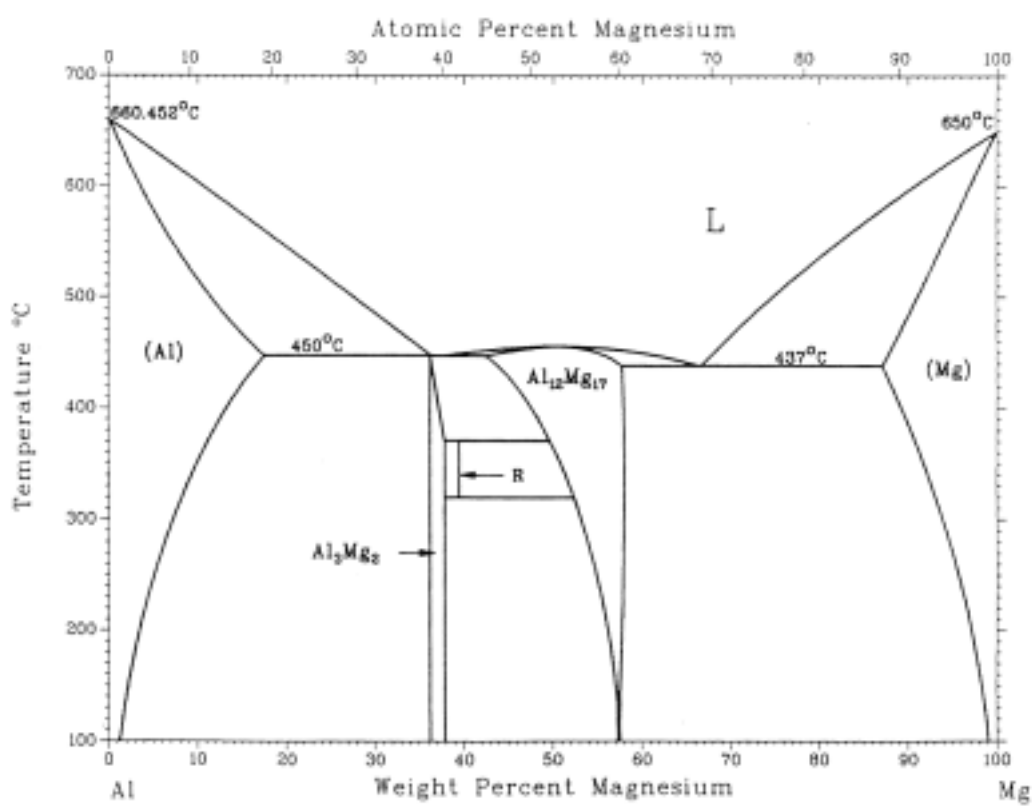
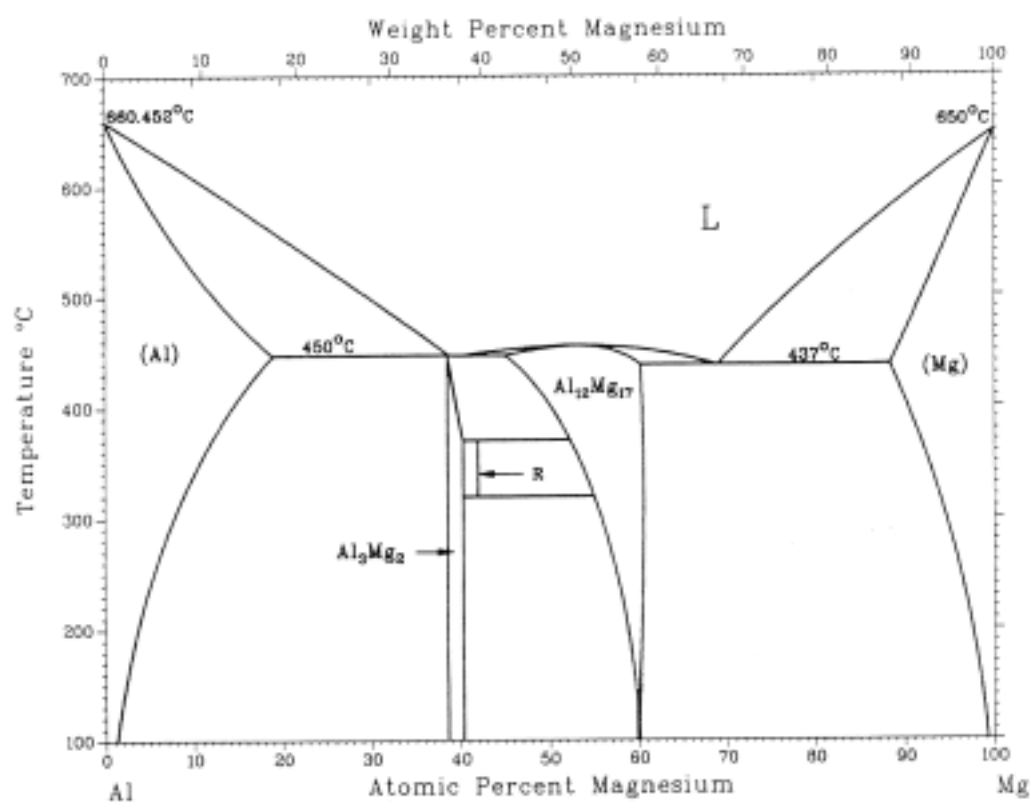


圖 1-1 Mg-Al 的二元平衡相圖[12]。

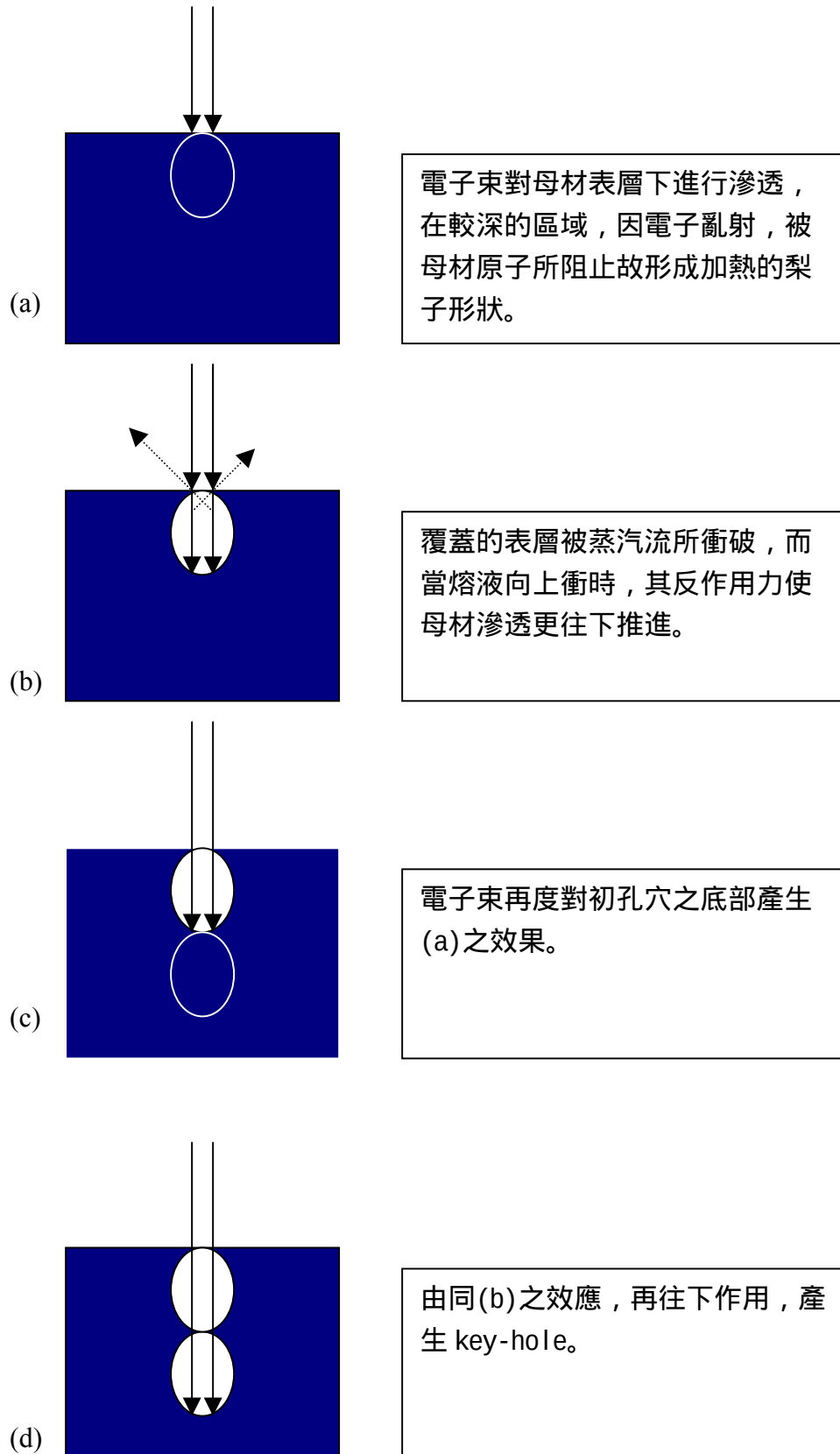


圖 1-2 鎖孔機制產生示意圖[17]。

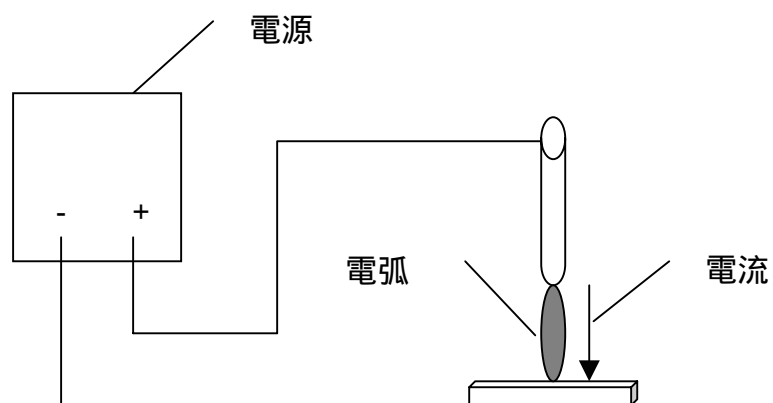
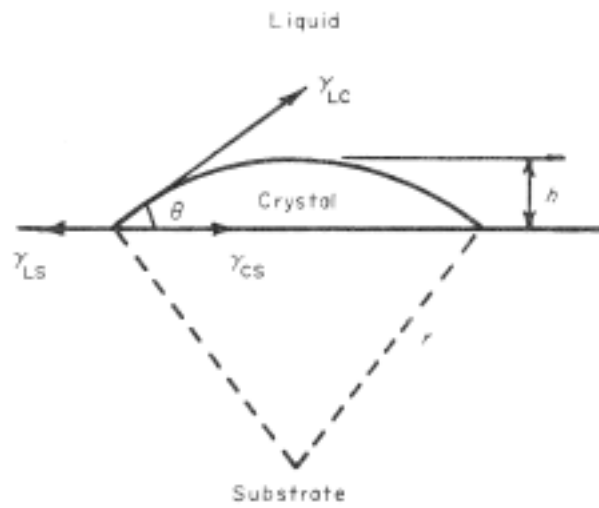
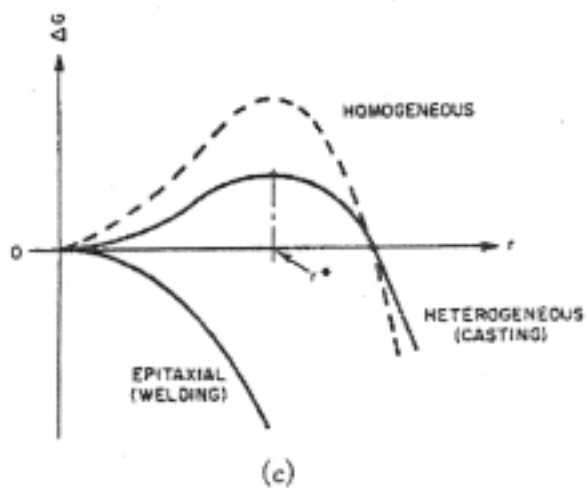


圖 1-3 惰性氣體電弧銲接法示意圖。



(a)成核示意圖



(b)不同成核型態

圖 1-4 成核示意圖與不同成核型態自由能之變化曲線[23,25]。

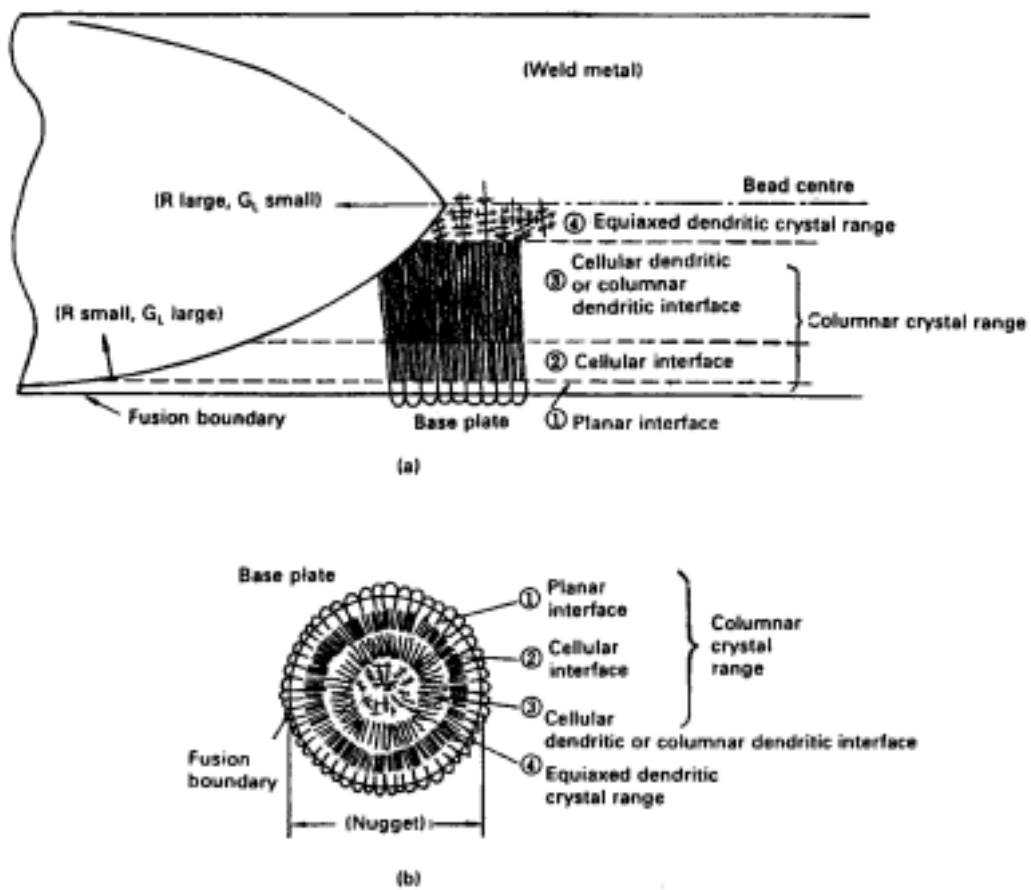


圖 1-5 不同銲接類型的凝固型態(a) bead welding (b) arc spot welding[23]

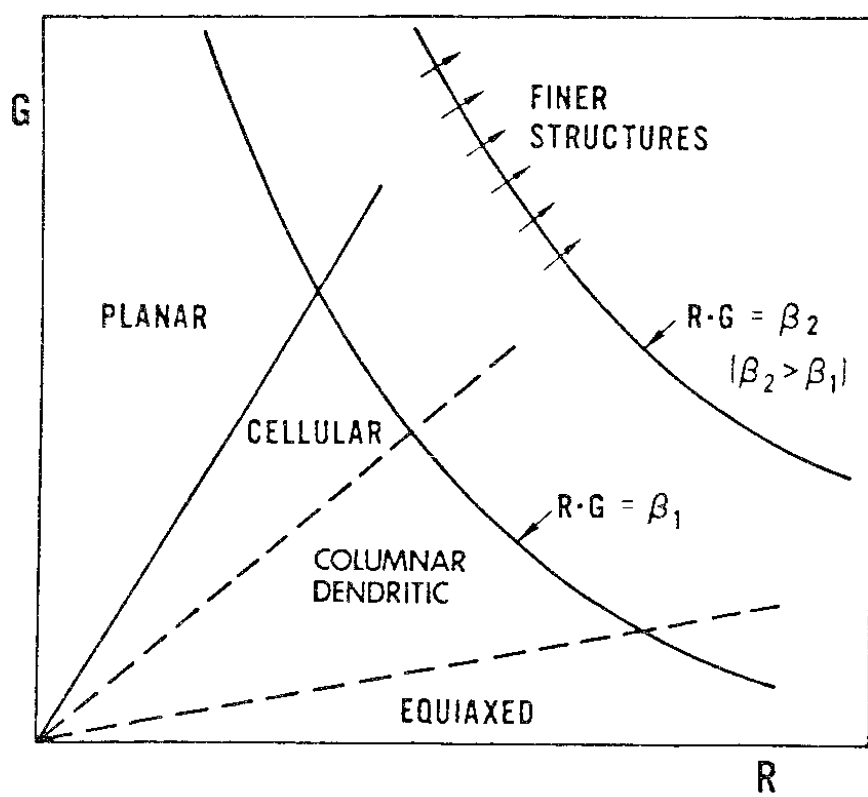


圖 1-6 溫度梯度 G 、成長速率 R 與凝固組織型態的關係圖[24]。

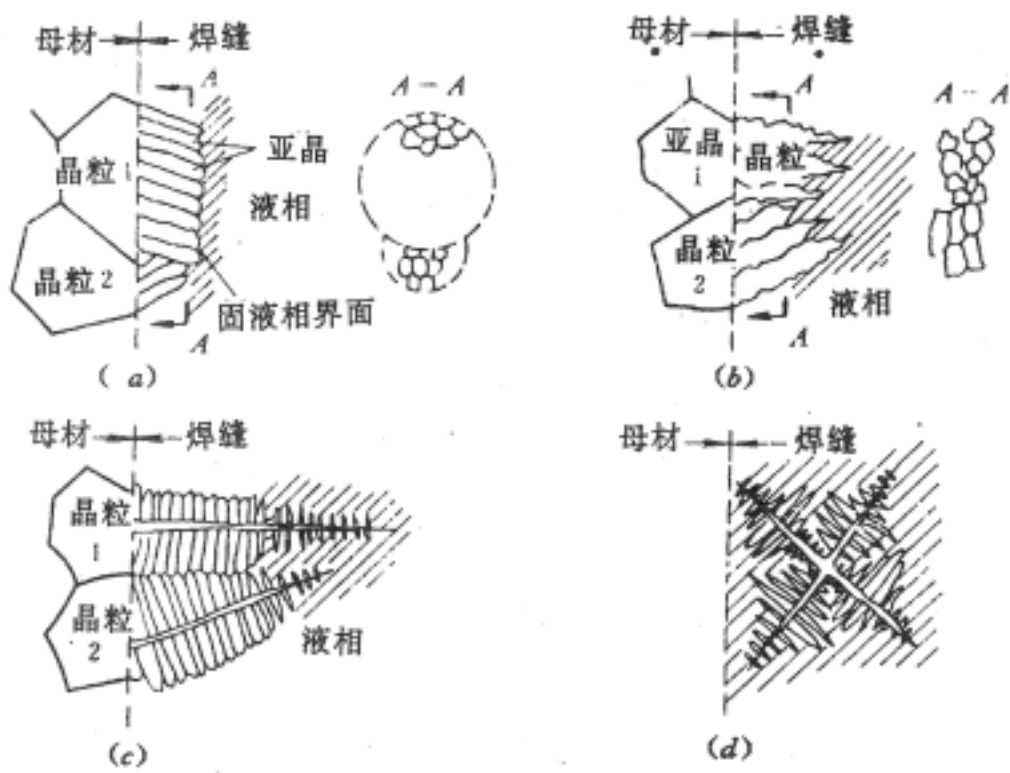
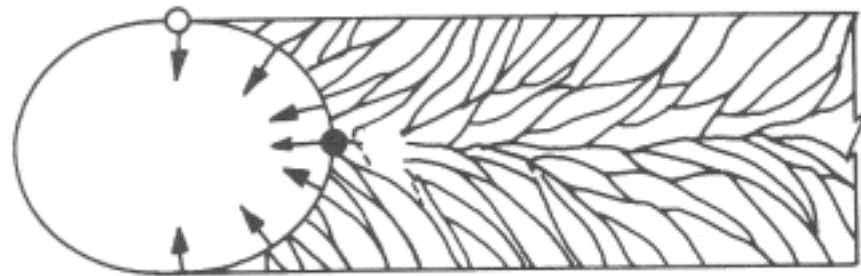
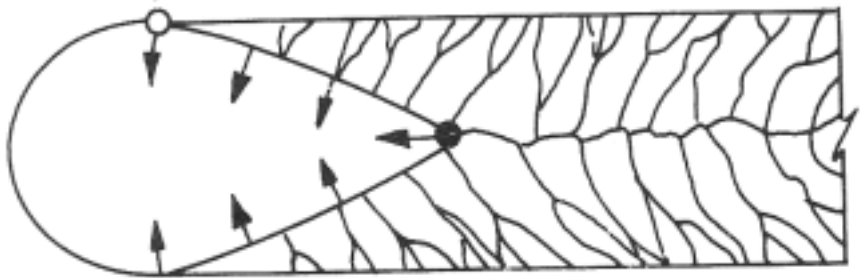


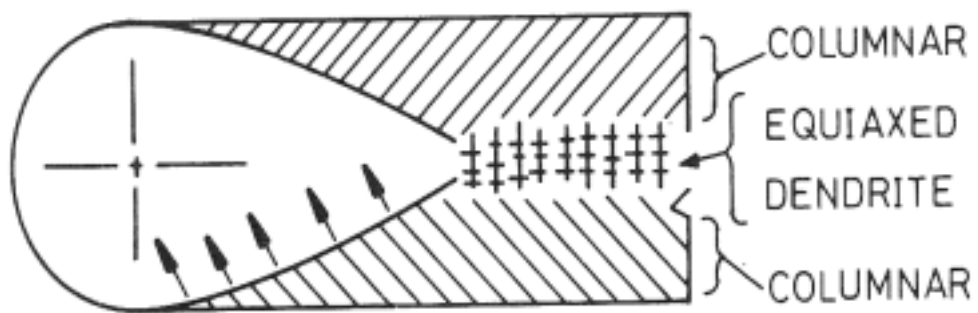
圖 1-7 銲接結晶組織型態(a) 細胞狀(b) 細胞狀樹枝晶(c) 柱狀樹枝晶
(d) 等軸樹枝晶[22]。



(a) ← 低鐸速

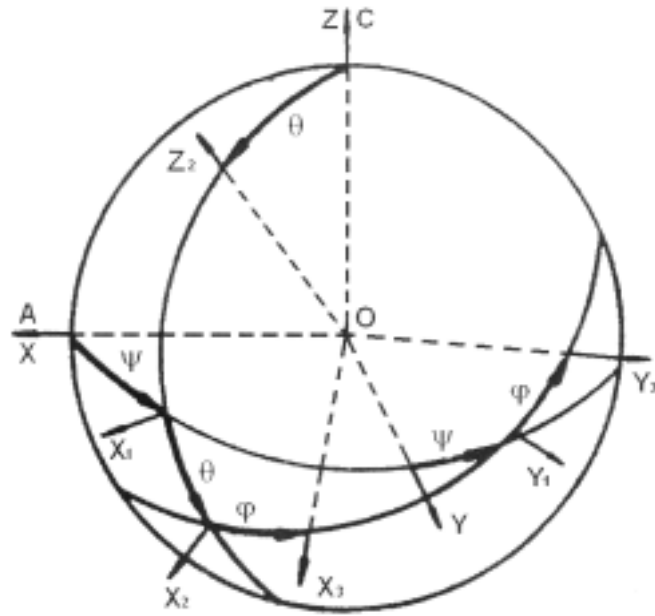


(b) ← 高鐸速

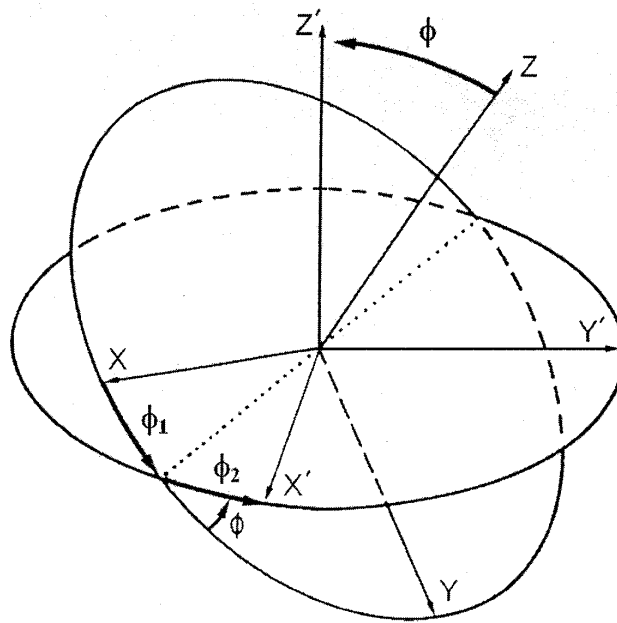


(c) 高鐸速伴隨異質成核時

圖 1-8 鐸速、熔池與晶粒成長的關係[25]



(a) Roe system 的三個尤拉角 φ , θ , ϕ 。



(b) Bunge system 的三個尤拉角 ϕ_1 , ϕ , ϕ_2 。

圖 1-9 表示兩種不同尤拉角的系統(a) Roe system(b) Bunge system[27,28]。

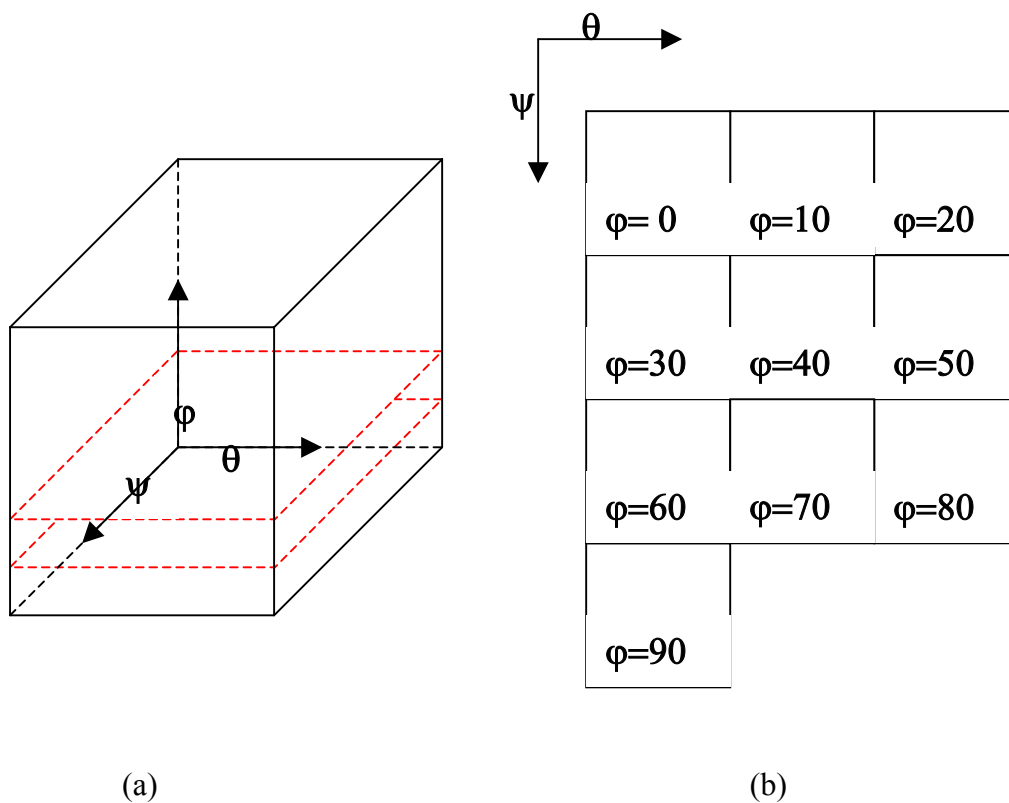


圖 1-10 (a) 三個尤拉角(ϕ , θ , ψ)構成的尤拉空間(b) 分別以 ϕ 為 $0, 10, 20, \dots, 90^\circ$ 將尤拉空間展開。

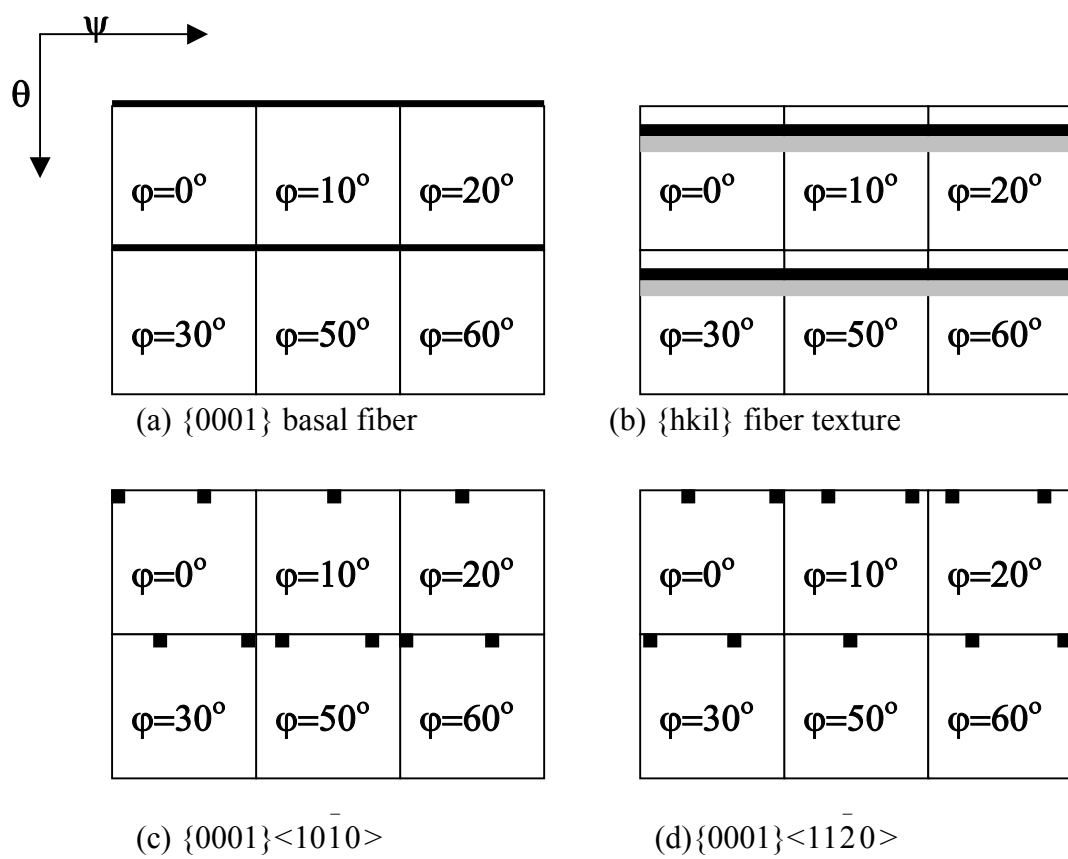


圖 1-11 HCP 結構 $\{0001\}$ 系統中理想的 ODF 位置圖。

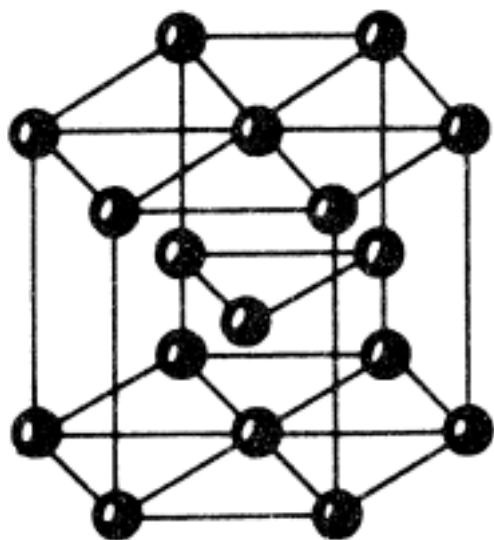


圖 1-12 最密六方堆積的單位晶格表示法[25]。

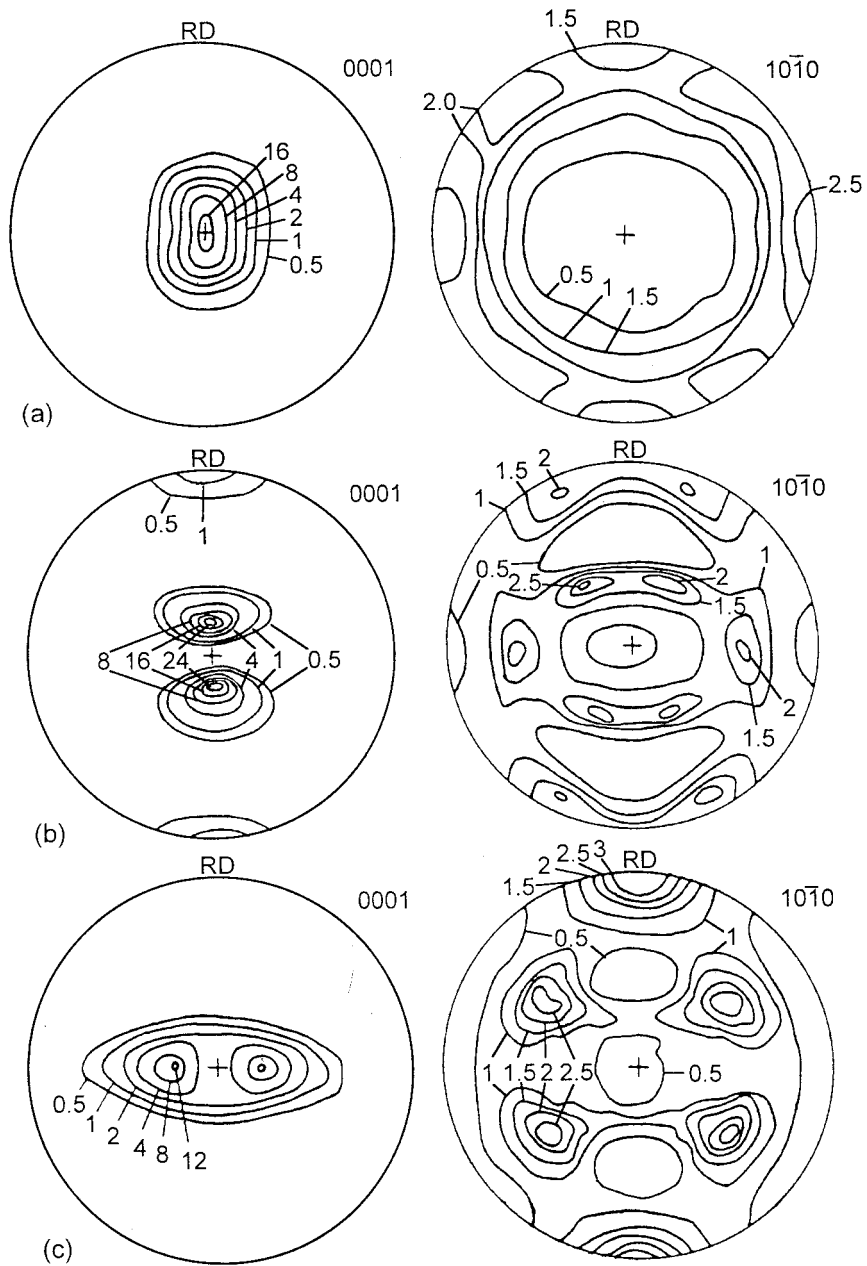


圖 1-13 Cold-rolling 後，所得(0002)與 $(10\bar{1}0)$ 極圖(a) 鎂(b) 鋅(c) 鈦[30]。

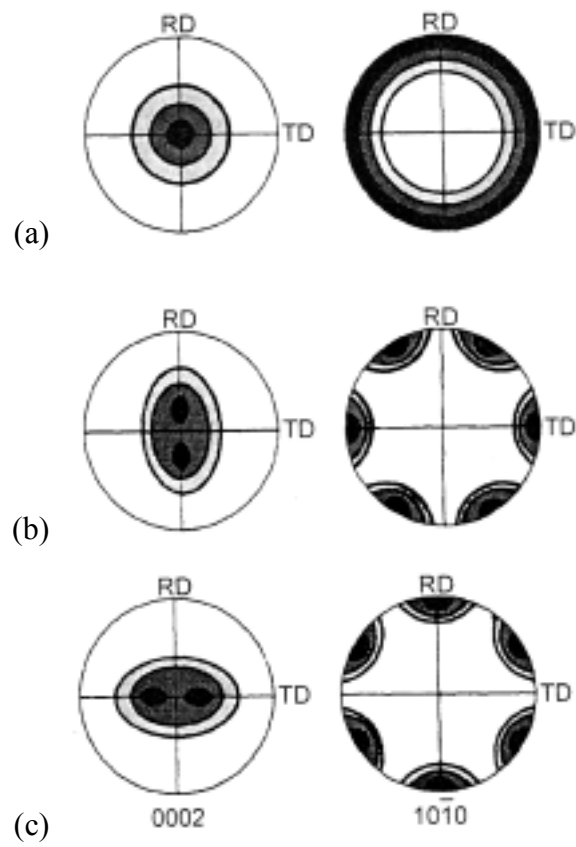


圖 1-14 對不同 c/a 值的 HCP 金屬，模擬冷軋的組織
 (a) c/a 值約等 1.633 (b) c/a 值大於 1.633 (c) c/a 值小於 1.633 [30]。

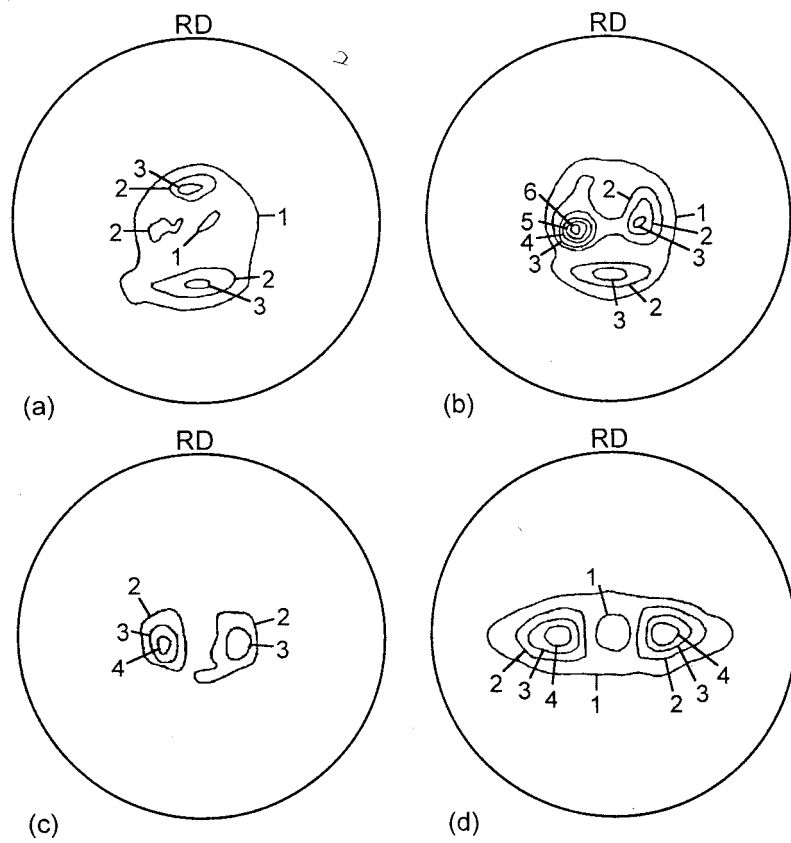


圖 1-15 α -鈦板材在冷軋壓薄後(0002)極圖(a) 20 %(b) 30 %(c) 55 %(d) 97 % [30]

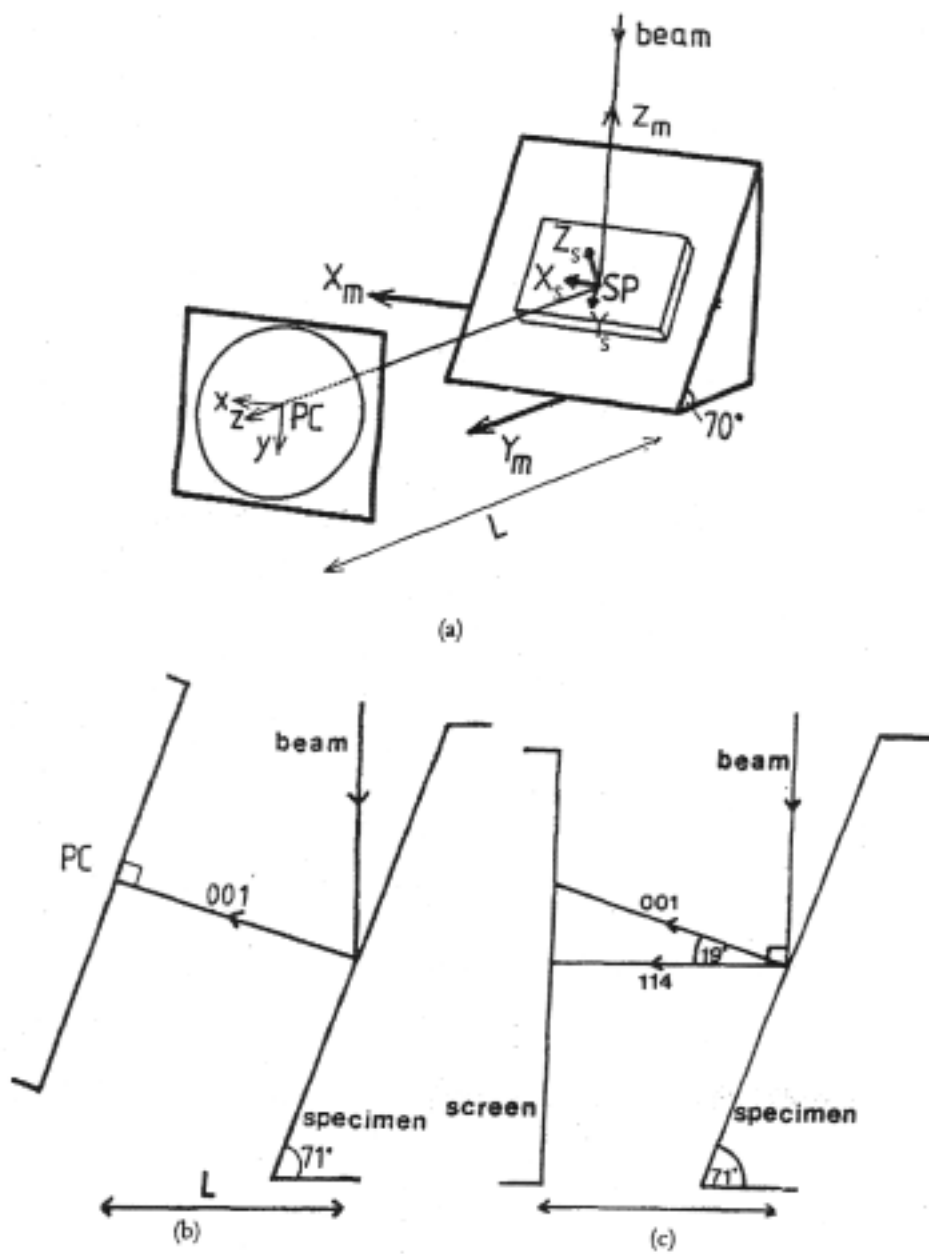


圖 1-16 EBSD 的儀器裝置示意圖(a) 電子束、試片與螢光幕之空間關係
(b) 電子束相對於電腦之平面圖(c) 電子束相對於電腦之平面圖[13]。

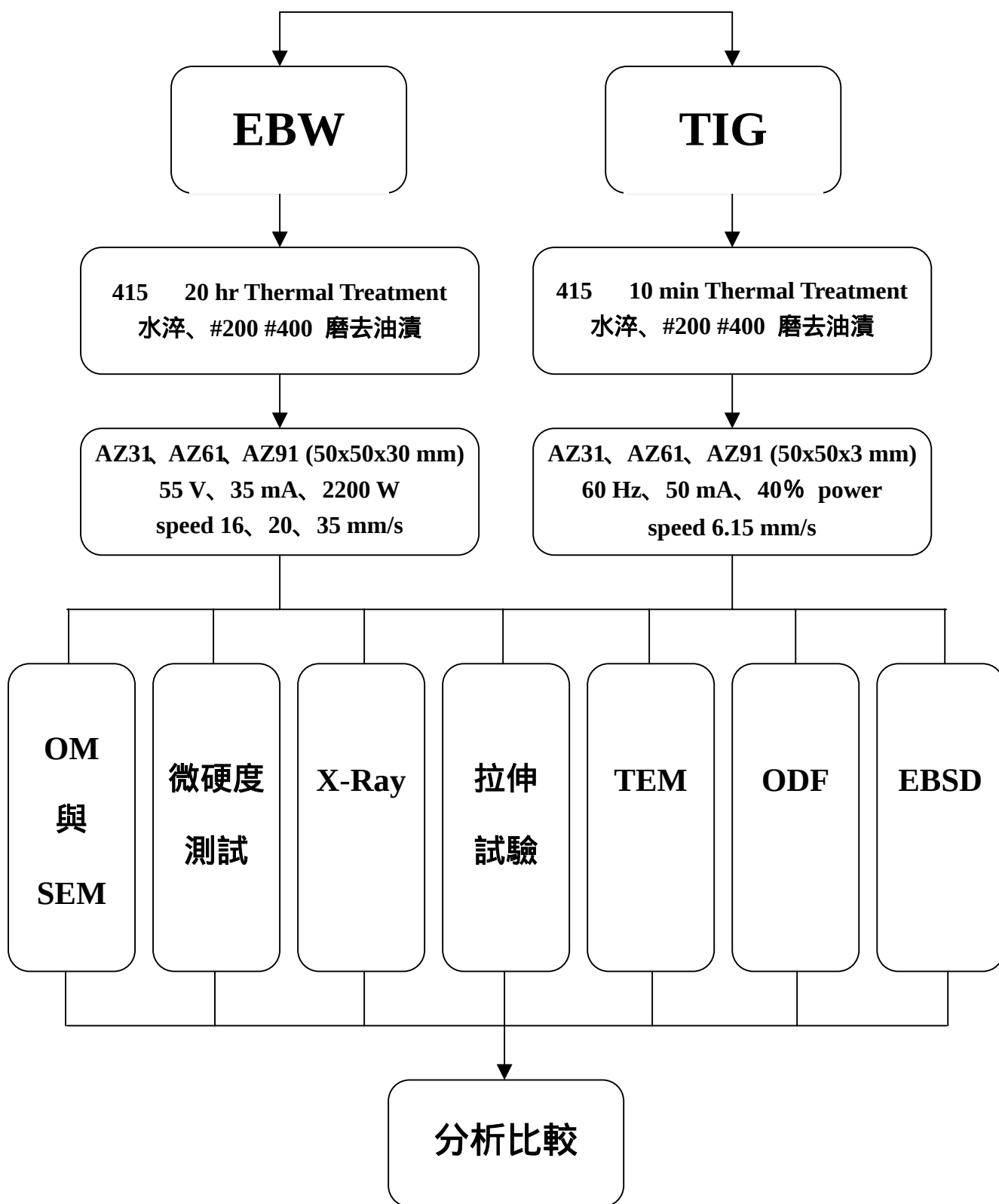
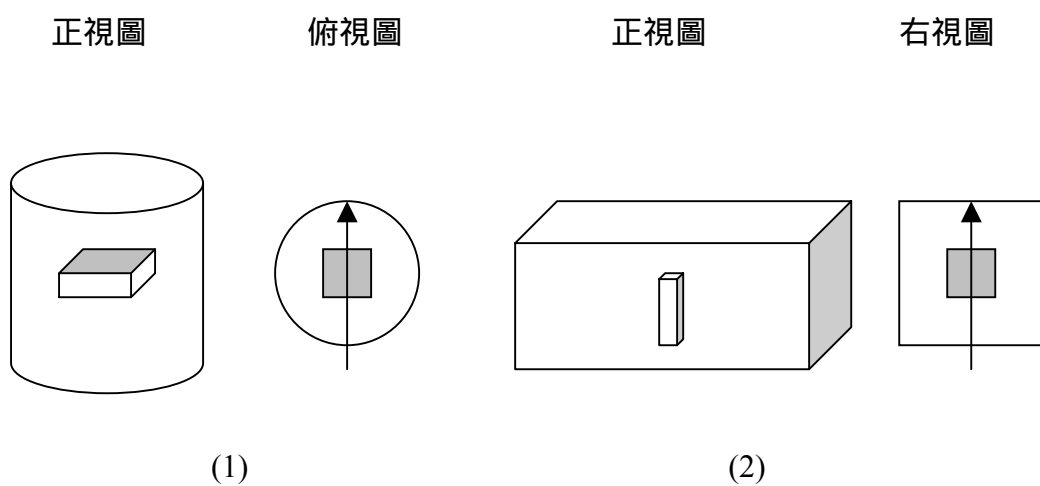
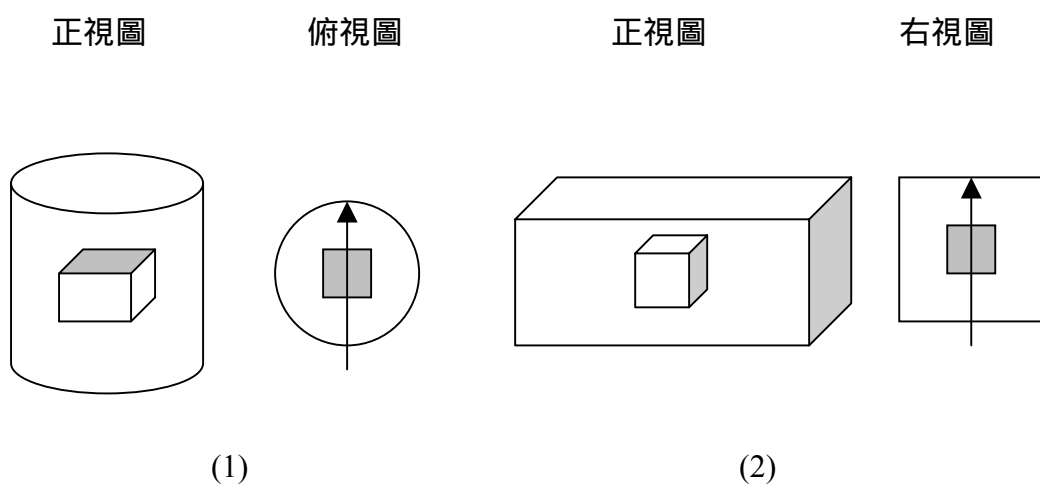


圖 1-17 實驗流程圖



(a) TIG 3 mm 試片取樣(1) AZ31、AZ61 試片取樣。(2) AZ91 試片取樣。



(b) EBW 30 mm 試片取樣(1) AZ31、AZ61 試片取樣。(2) AZ91 試片取樣。

圖 2-1 試片取樣示意圖與銲接方向(箭頭表示銲接方向)。

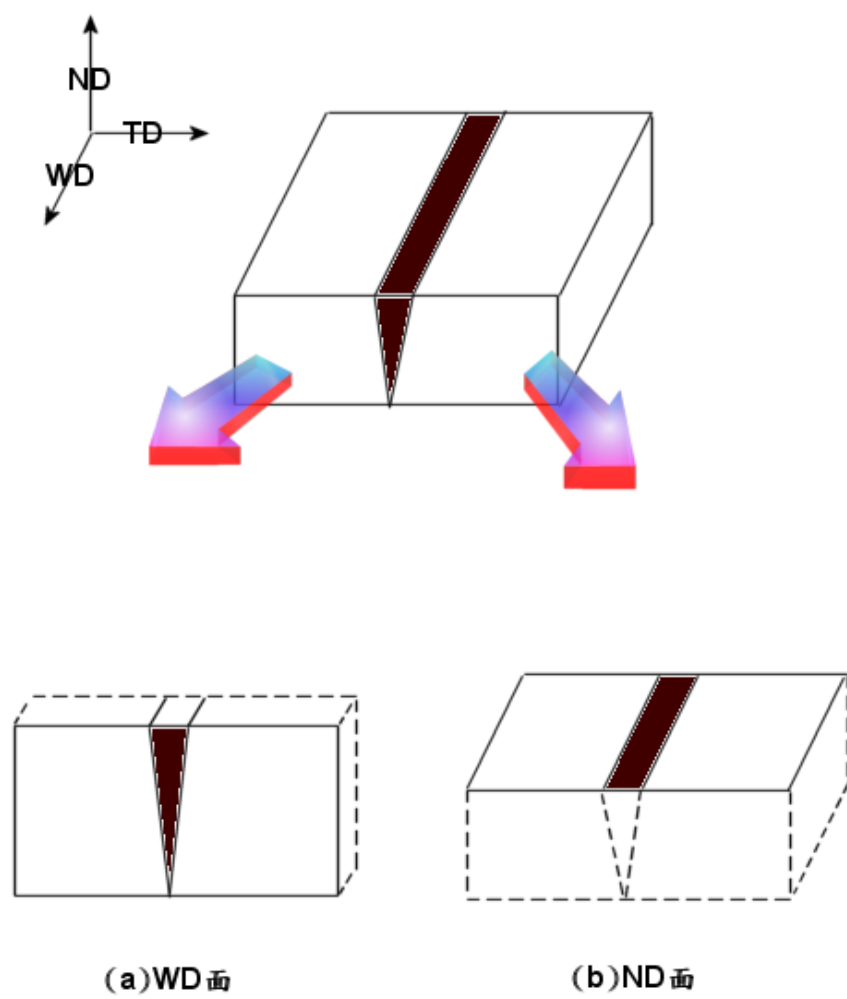
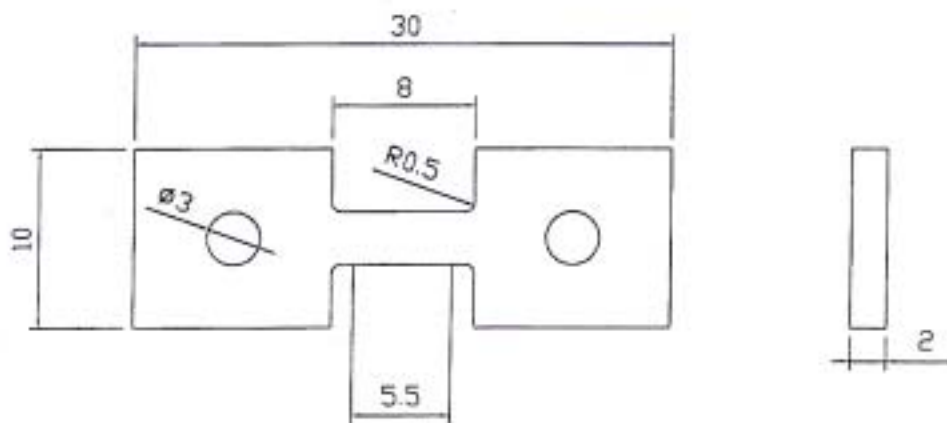
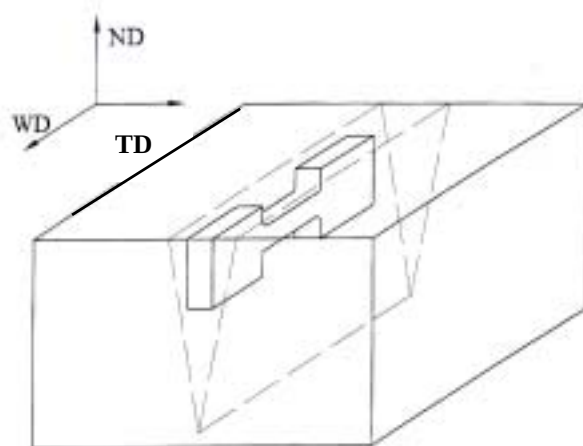


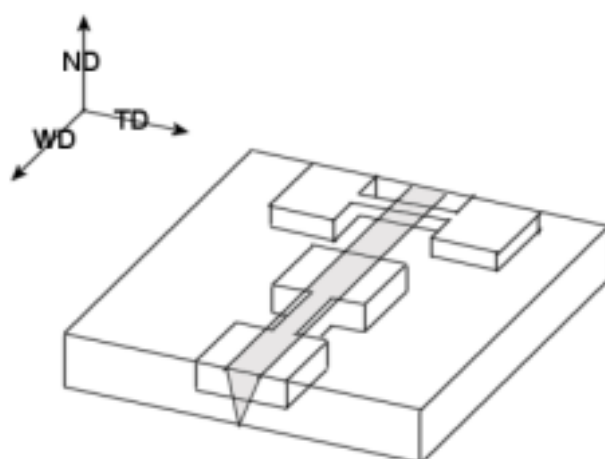
圖 2-2 微硬度、OM、SEM、TEM 試片取樣示意圖。



(a) 拉伸試片規格(單位：mm)。



(b) EBW 30 mm 全熔融區試片取樣示意圖。



(c) TIG 3 mm 試片取樣示意圖。

圖 2-3 表示 TIG 與 EBW 拉伸試片的取樣方向與規格。

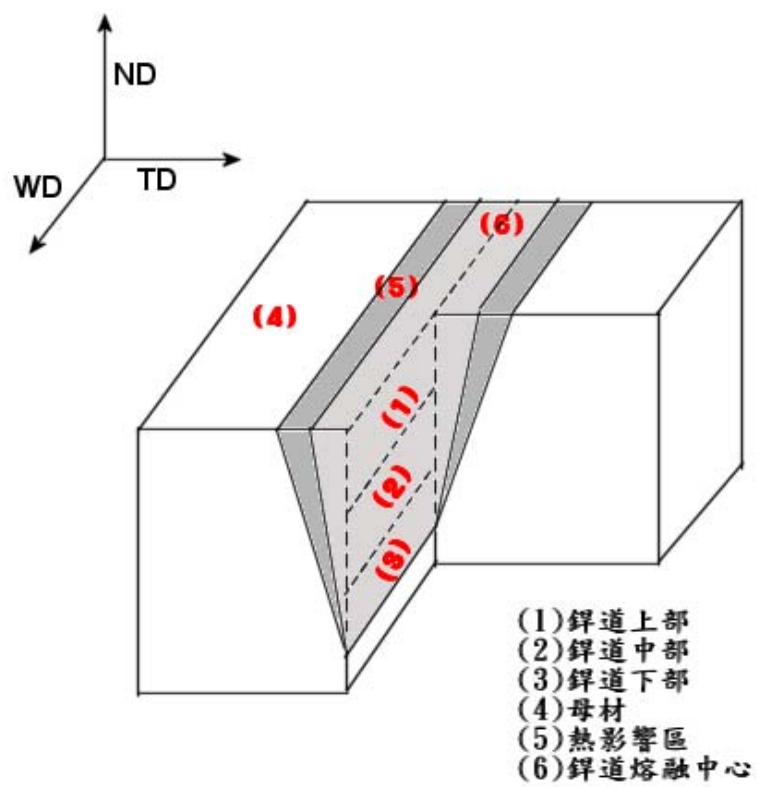
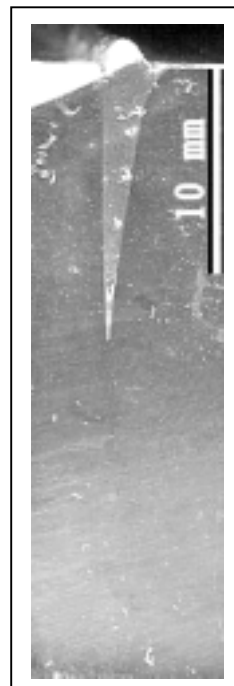
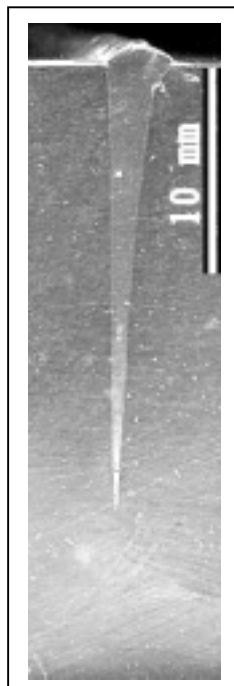
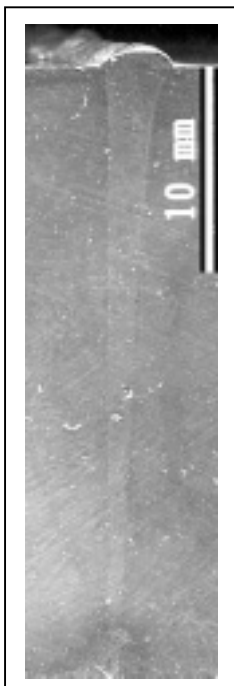


圖 2-4 X-ray 與 EBSD 試片區域選取示意圖。

(俯視圖)



(剖面圖)



(a) AZ31-16 mm/s
(120 J/mm)

(b) AZ31-20 mm/s
(96 J/mm)

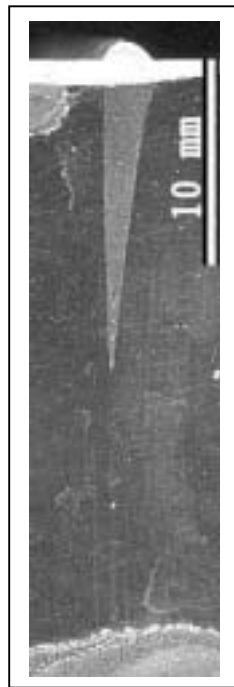
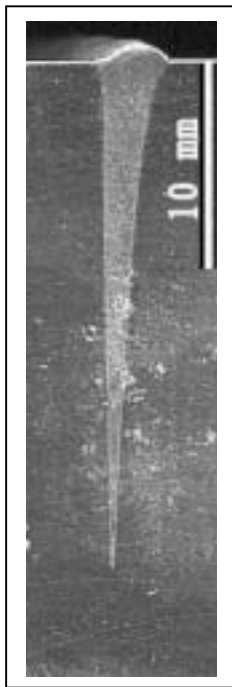
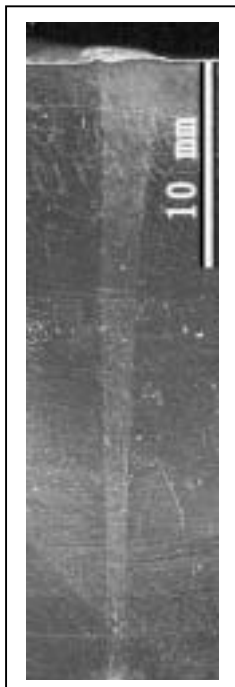
(c) AZ31-35 mm/s
(55 J/mm)

圖 3-1 EBW 在不同鐳速下 AZ31 的鐳道外貌。

(俯視圖)



(剖面圖)



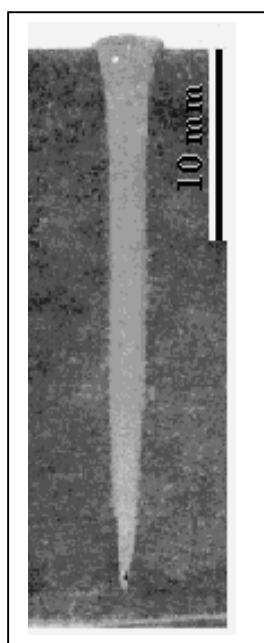
(a) AZ61-16 mm/s
(120 J/mm)

(b) AZ61-20 mm/s
(96 J/mm)

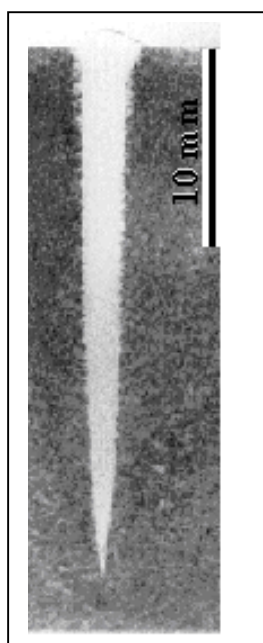
(c) AZ61-35 mm/s
(55 J/mm)

圖 3-2 EBW 在不同鐸速下 AZ61 的鐸道外貌。

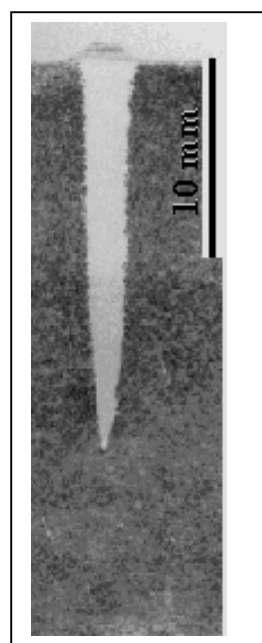
(剖面圖)



(a) AZ91-16 mm/s
(120 J/mm)



(b) AZ91-20 mm/s
(96 J/mm)



(c) AZ91-35 mm/s
(55 J/mm)

圖 3-3 EBW 在不同鐸速下 AZ91 的鐸道外貌[13]。

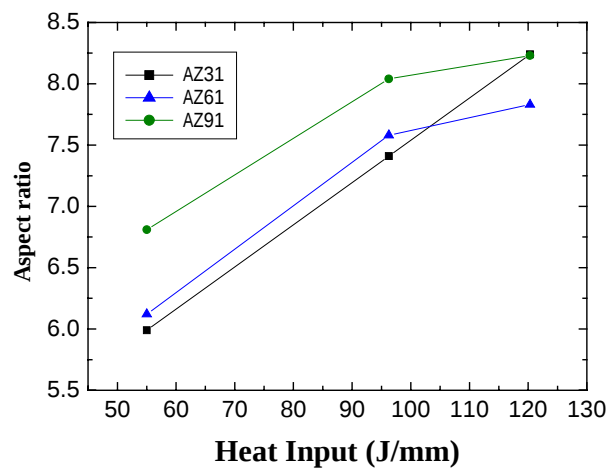
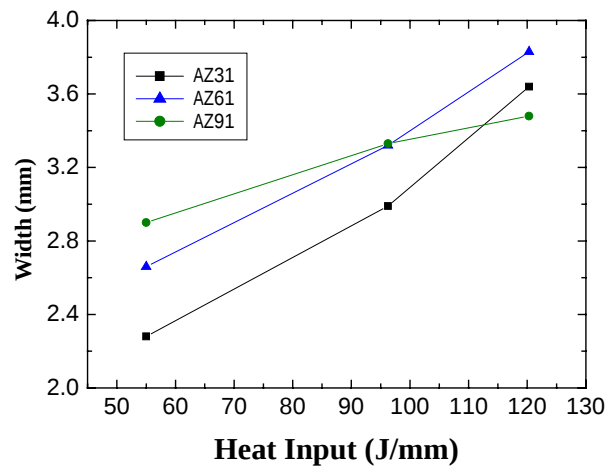
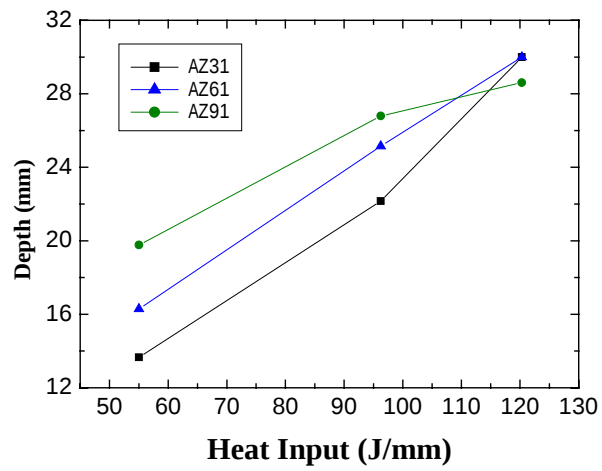
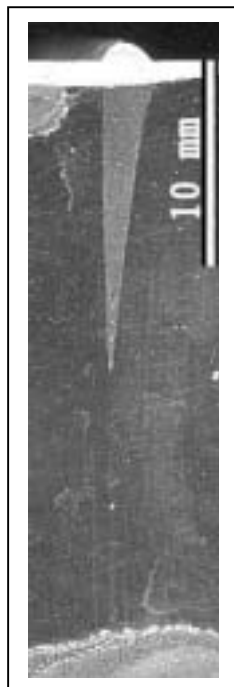


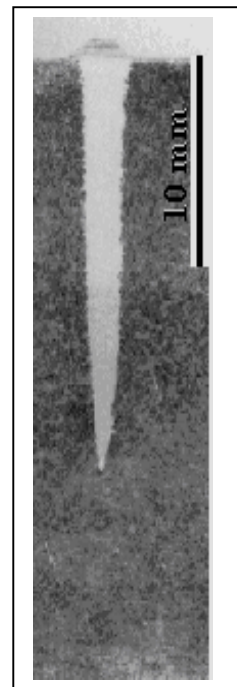
圖 3-4 不同材料中熱輸入量與鐸深(Depth)、鐸寬(Width)與熔入比(Aspect ratio)之關係。



(a) AZ31



(b) AZ61



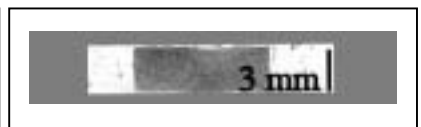
(c) AZ91

圖 3-5 EBW 30 mm 厚版在相同熱輸入量下(55 mm/s)，不同成分合金的鐸道剖面型態。

(俯視圖)



(剖面圖)



(a)AZ31

(b)AZ61

(c)AZ91

圖 3-6 TIG 3 mm 板材在不同組成下的鐸道外貌。

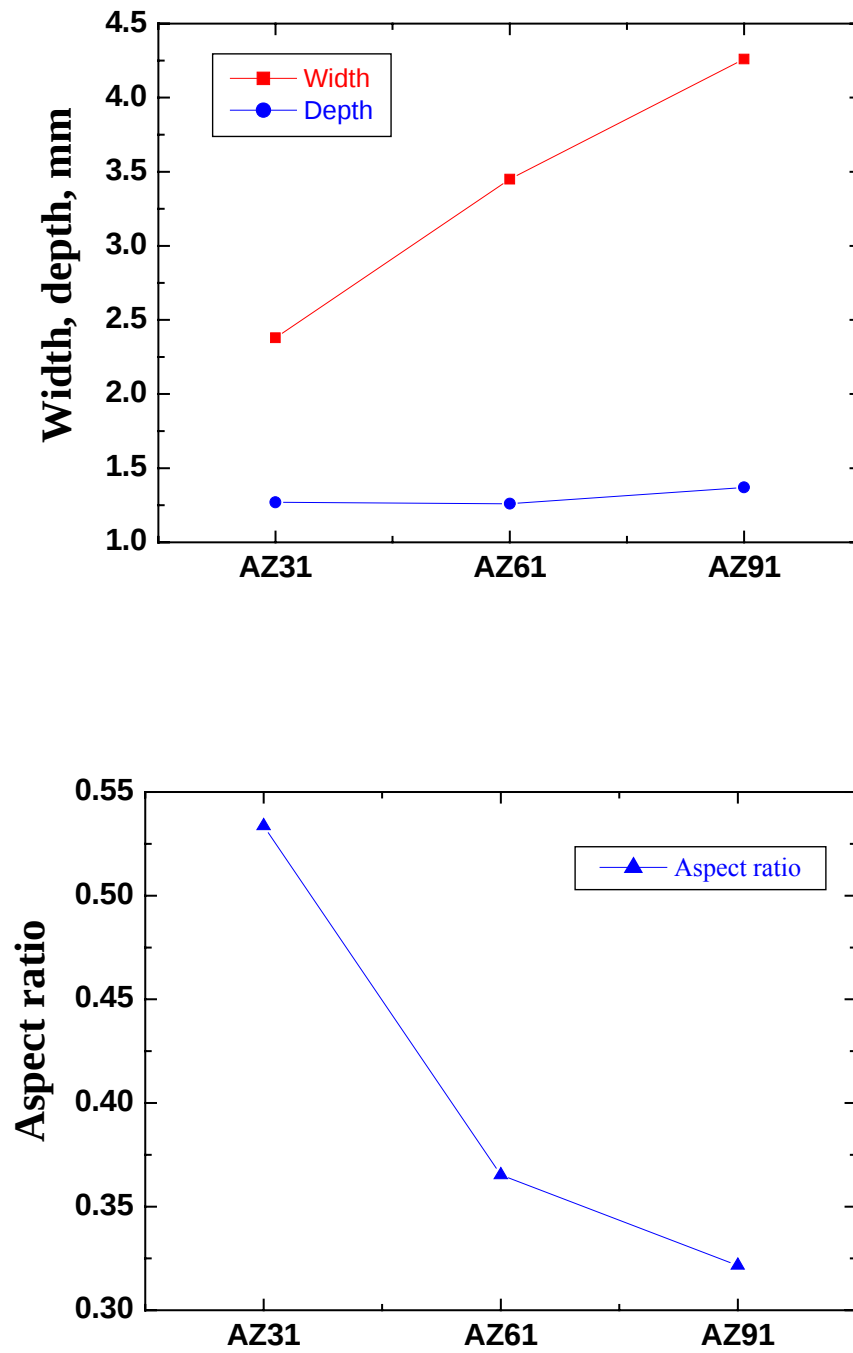


圖 3-7 TIG 銲接法在不同 AZ 系列鎂合金的銲深(Depth)、銲寬(Width)與熔入比 (Aspect ratio)之關係

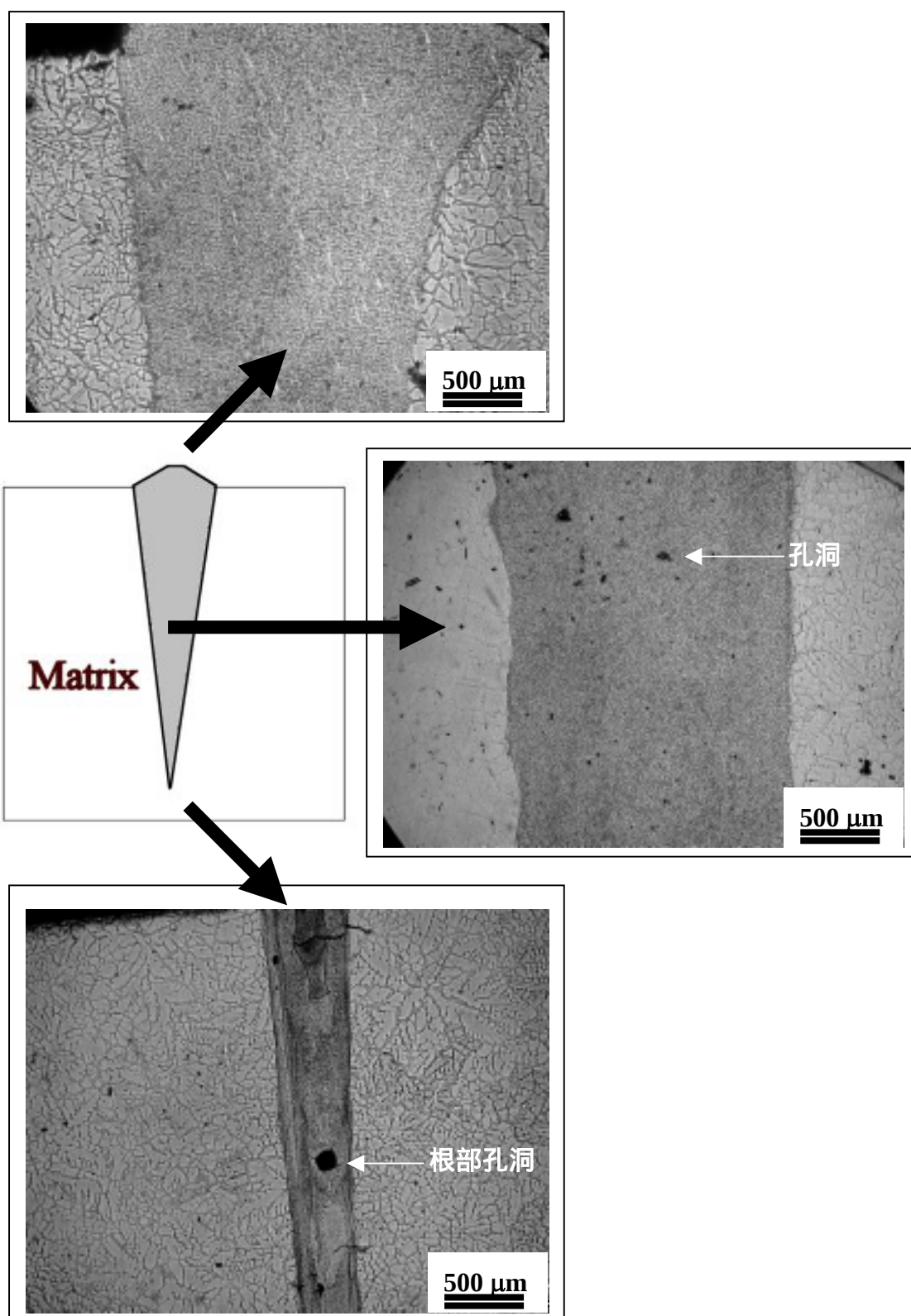
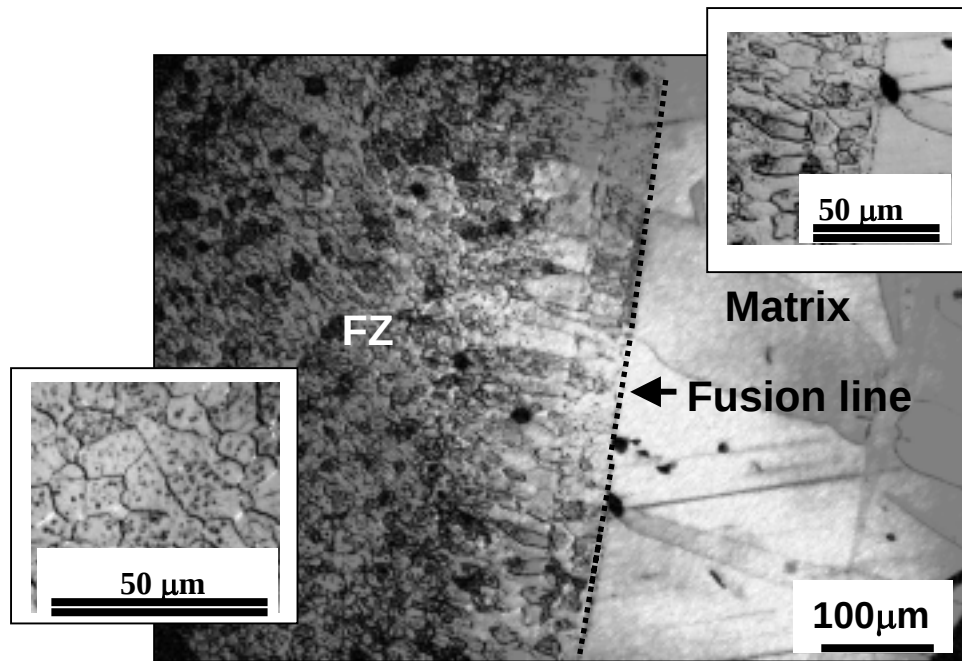
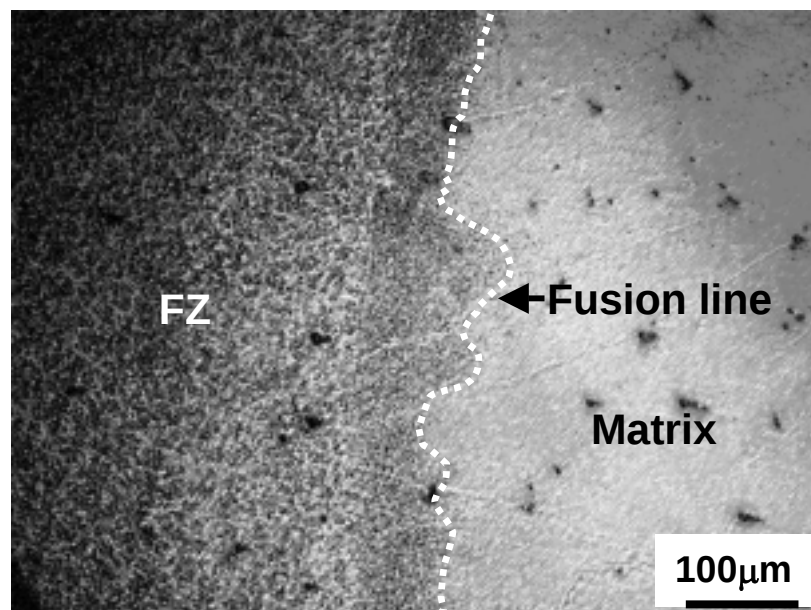


圖 3-8 EBW AZ31 在鐸速 20 mm/s 下的鐸道剖面圖。



(a) AZ31



(b) AZ61

圖 3-9 EBW 30 mm 厚板的熔融邊界型態，(a) AZ31(b) AZ61。

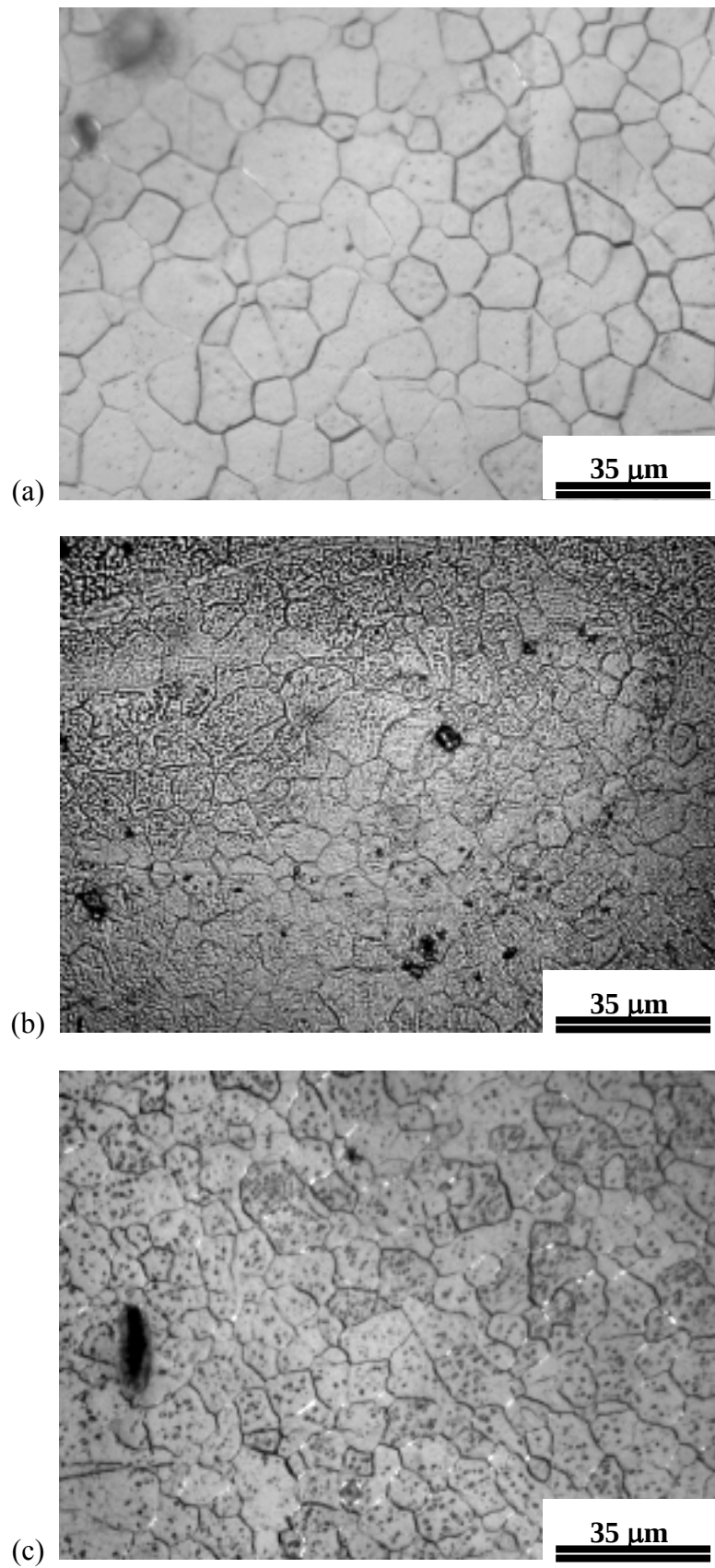


圖 3-10 EBW AZ31 在鐸速(a) 16 mm/s(b) 20 mm/s(c) 35 mm/s 鐸道底部(BOT)之顯微組織。

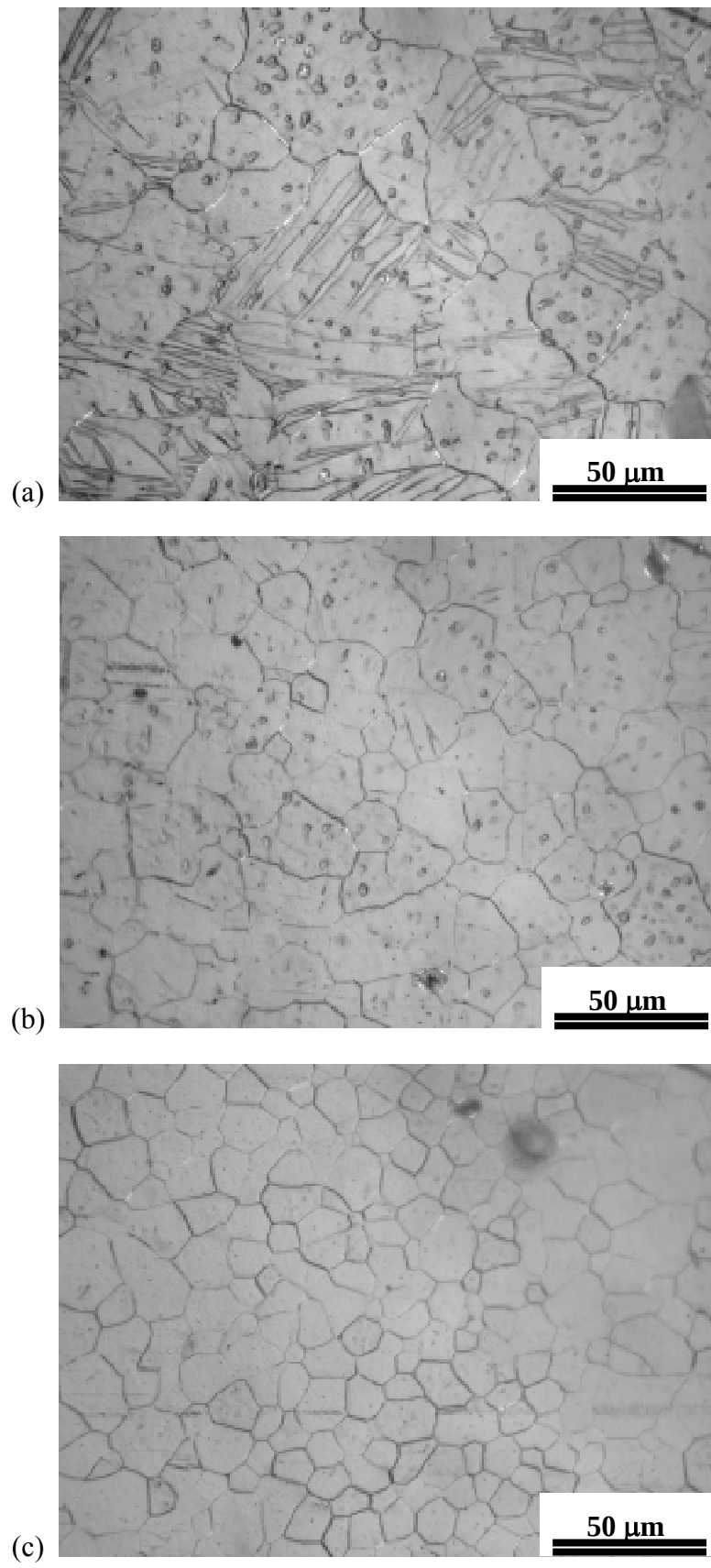
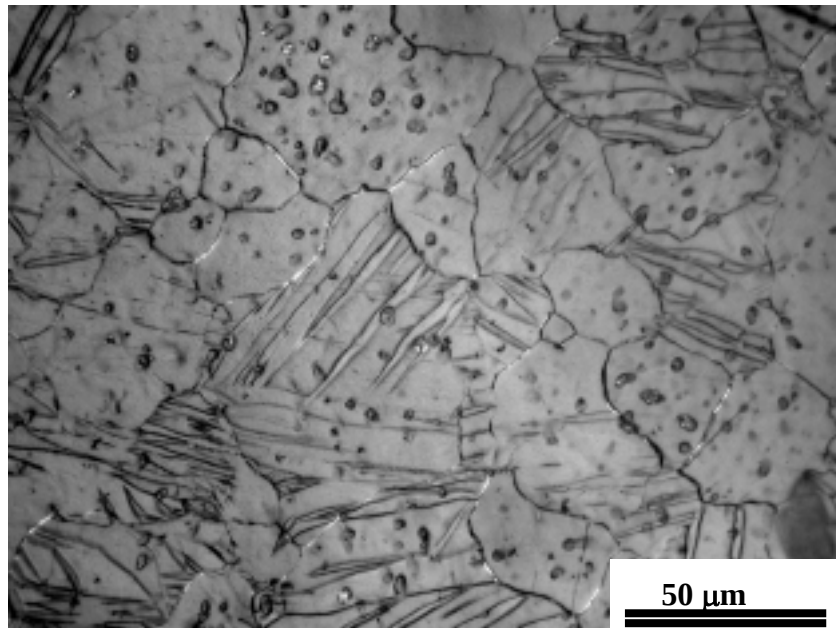
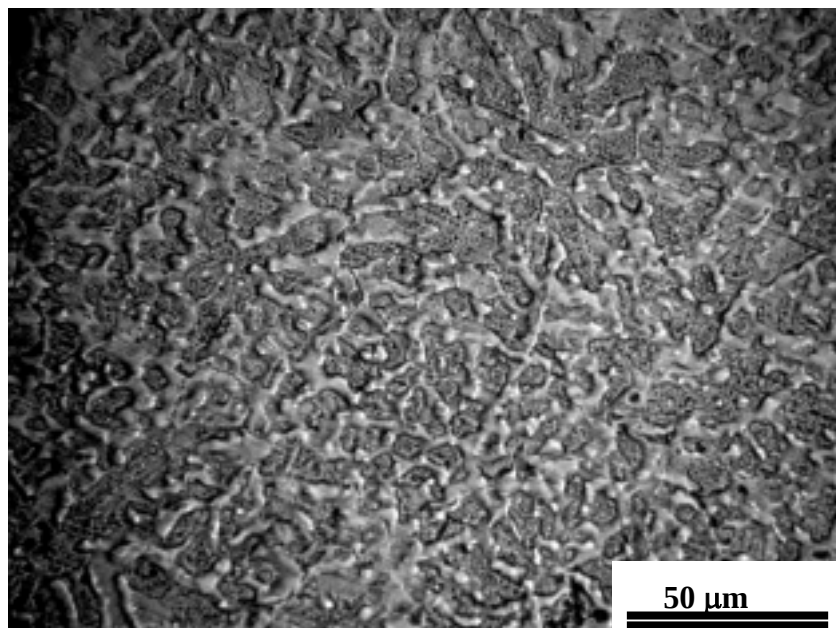


圖 3-11 EBW AZ31 鐸速 16mm/s 的(a) TOP(b) MID(c) BOT 鐸道顯微組織。



(a) AZ31-16-T



(b) AZ61-16-T

圖 3-12 EBW 鐸速 16 mm/s 時，在 (a) AZ31-16-T(b) AZ61-16-T 不同成分合金中的鐸道上部(TOP)晶粒型態。

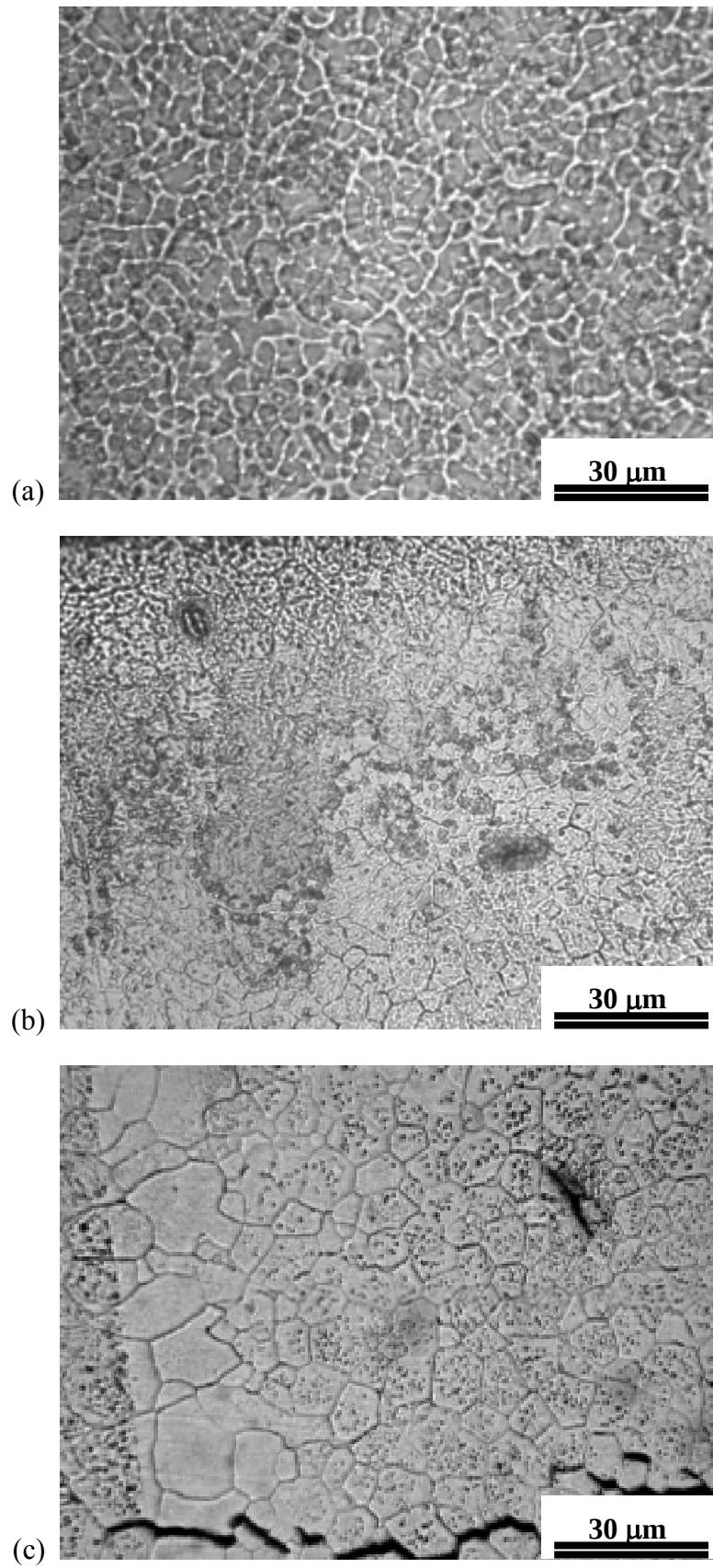


圖 3-13 AZ31 鐸速 20 mm/s 的(a) 上部(b) 中部(c) 下部鐸道晶粒型態。

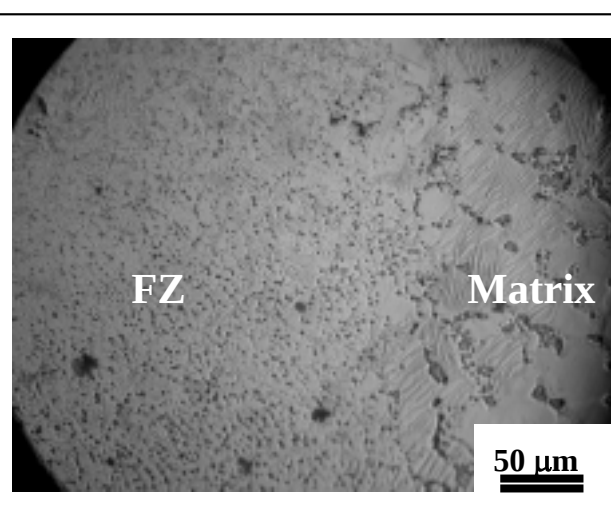
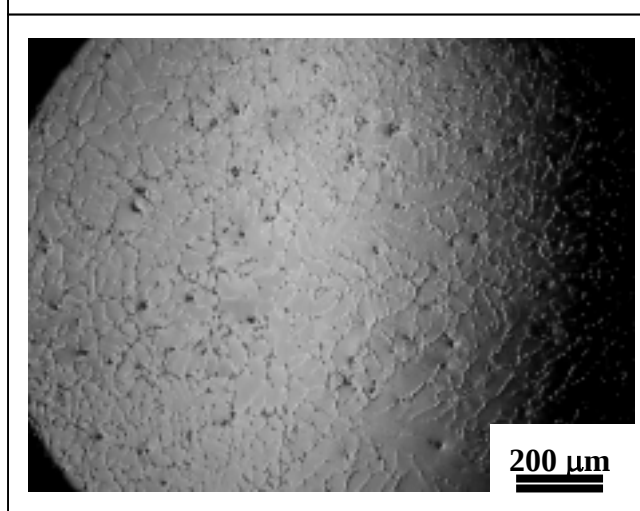
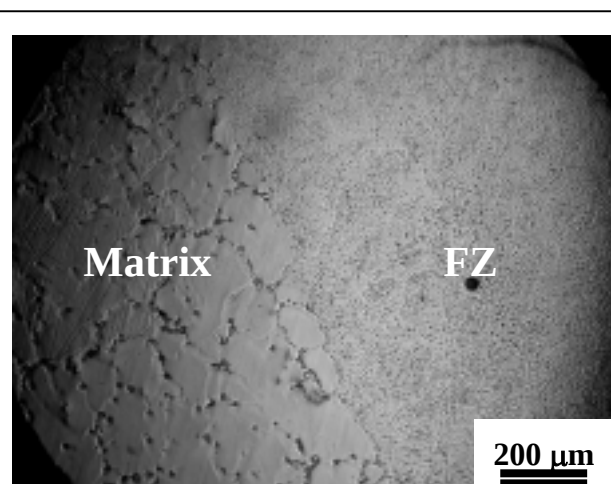
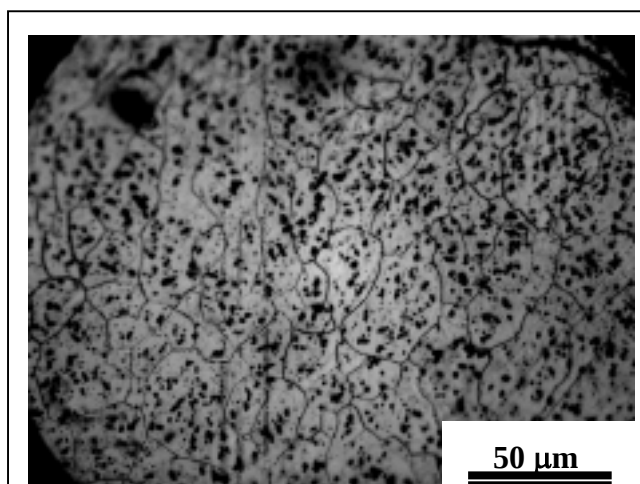
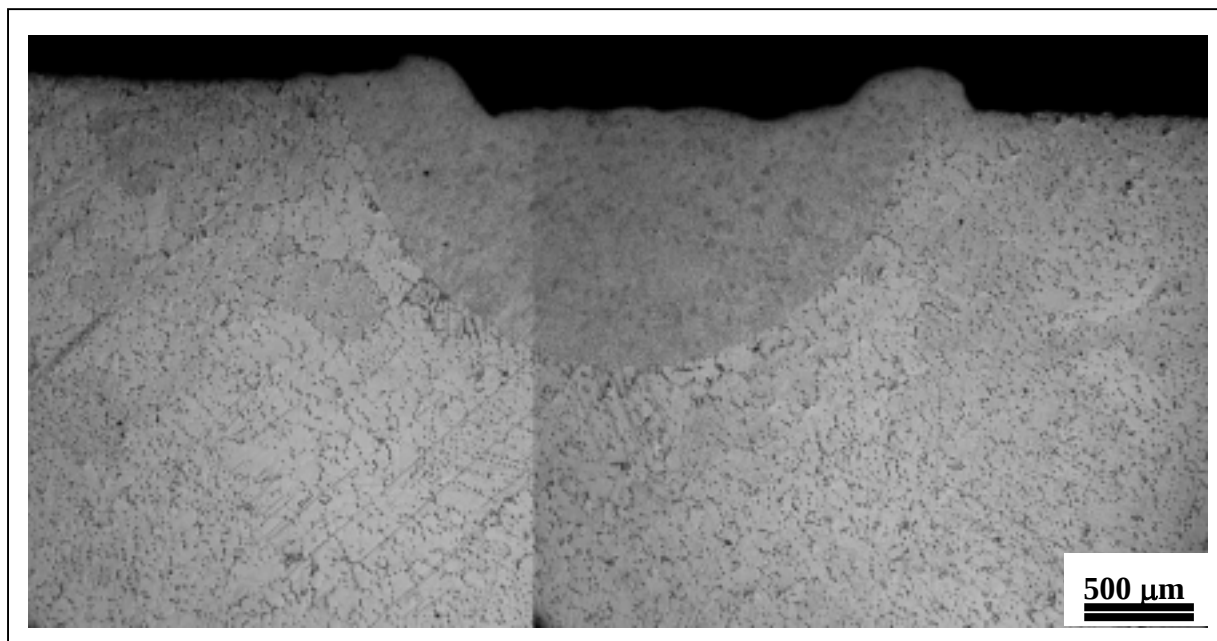


圖 3-14 AZ31 TIG 銲後各區(a) 銲道剖面(b) 銲道熔融區(c) 半熔融區(d) 母材
(e) 雙晶。

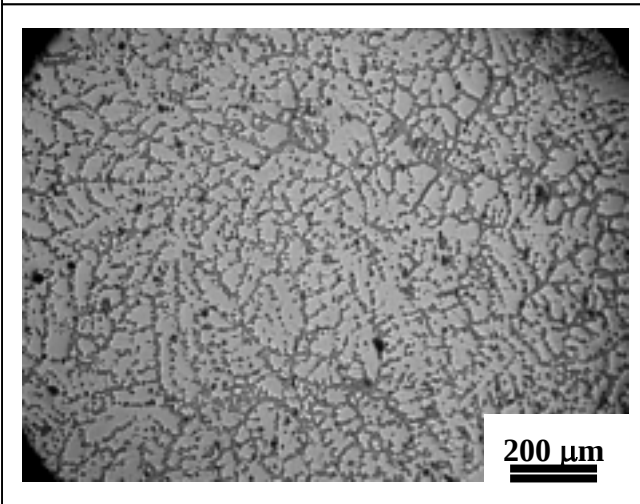
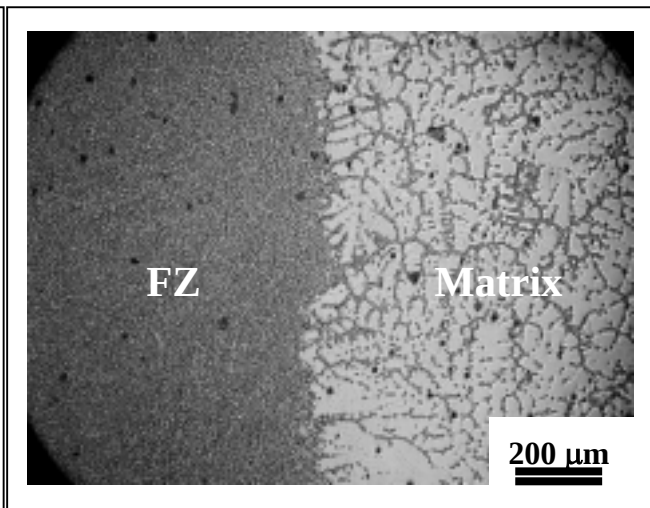
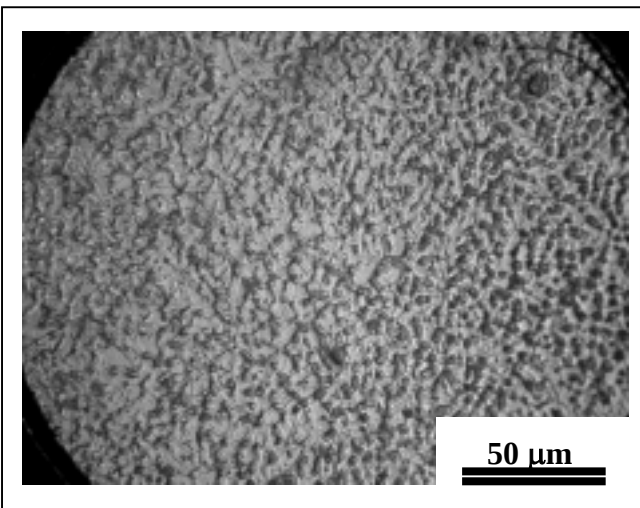
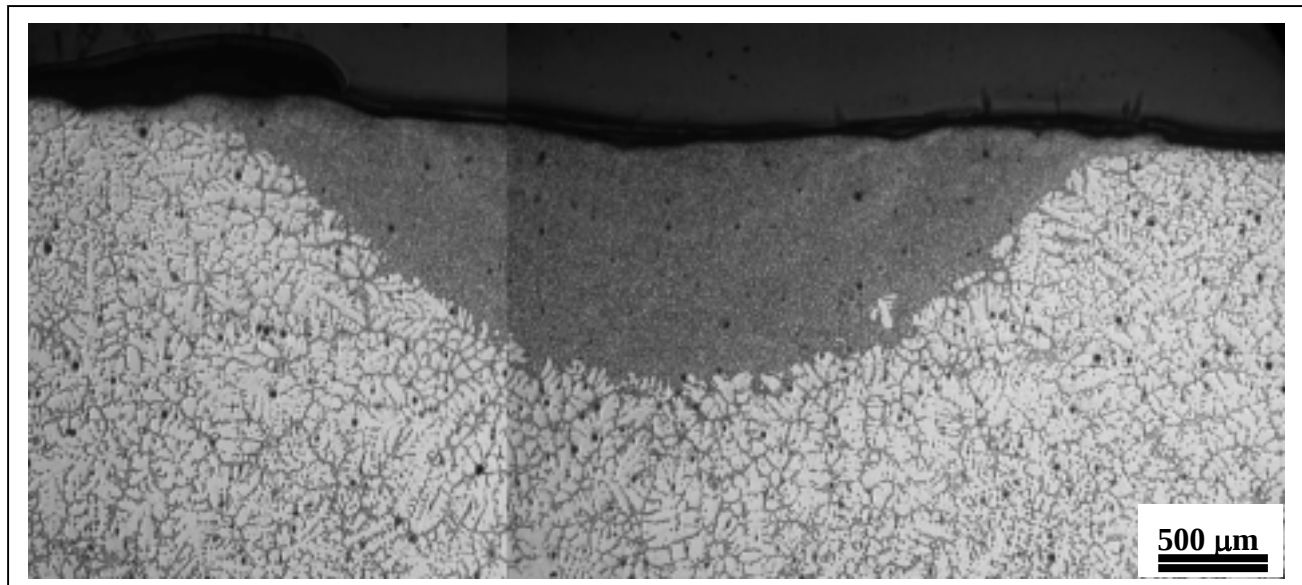


圖 3-15 AZ61 TIG 銲後各區(a) 銲道剖面(b) 銲道熔融區(c) 半熔融區(d) 母材

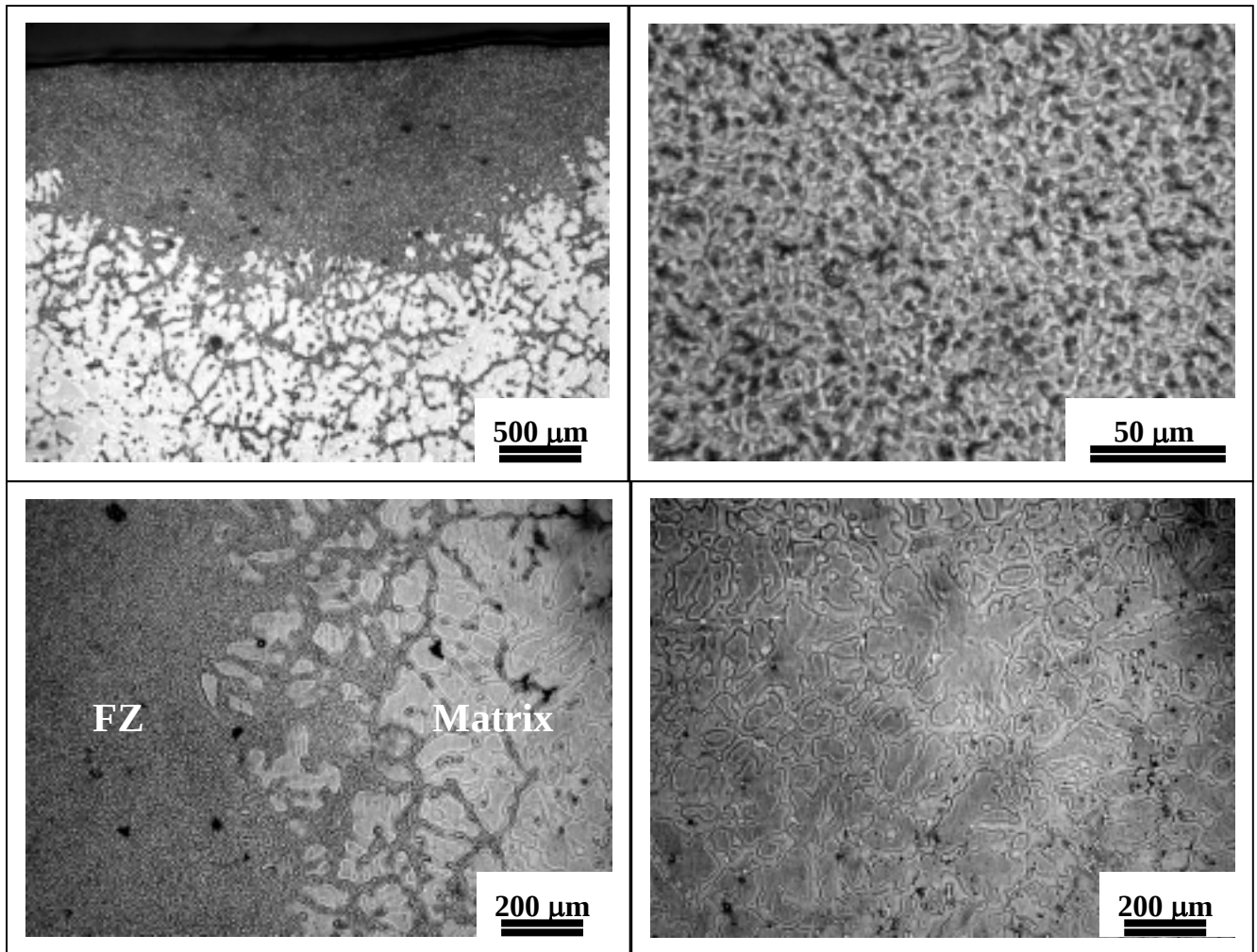


圖 3-16 AZ91 TIG 銲後各區(a) 銲道剖面(b) 銲道熔融區(c) 半熔融區(d) 母材

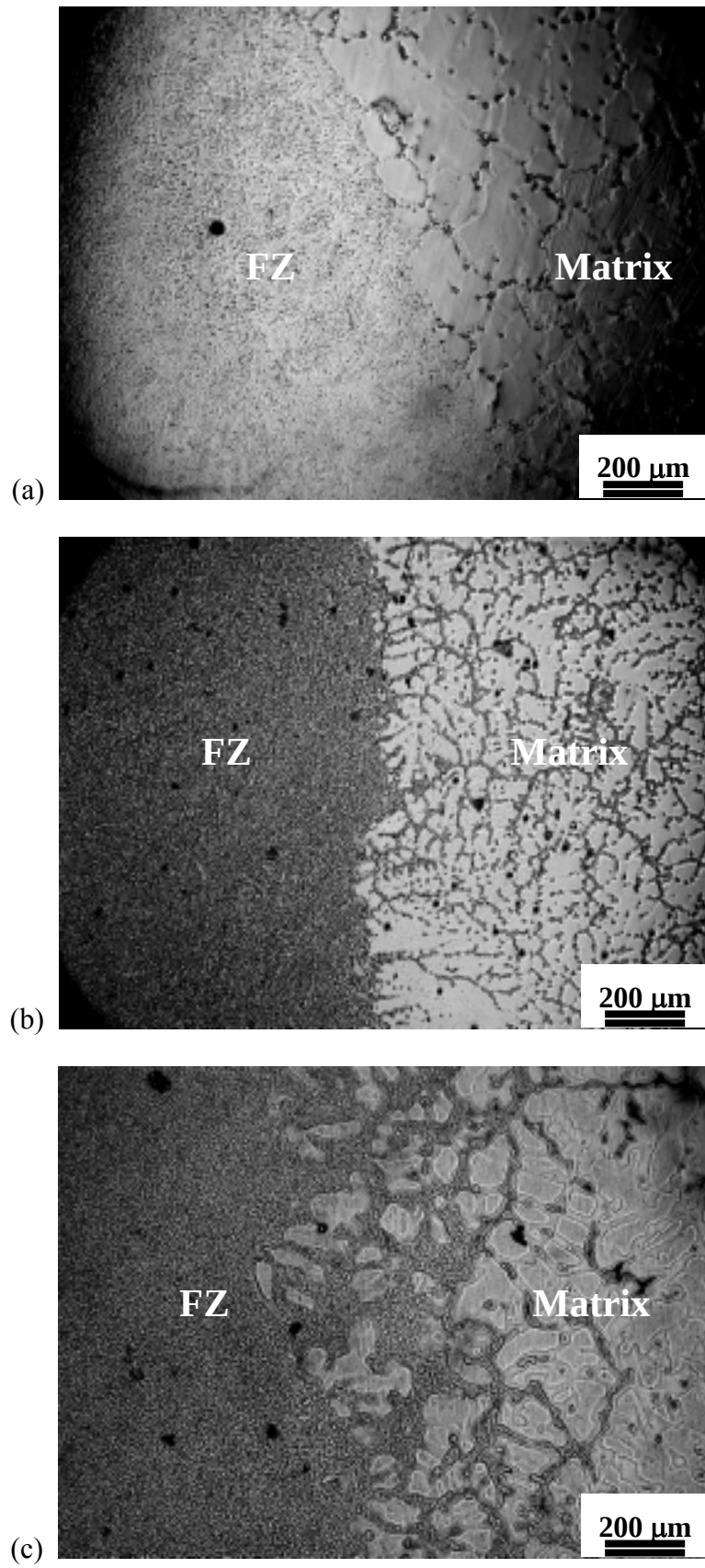
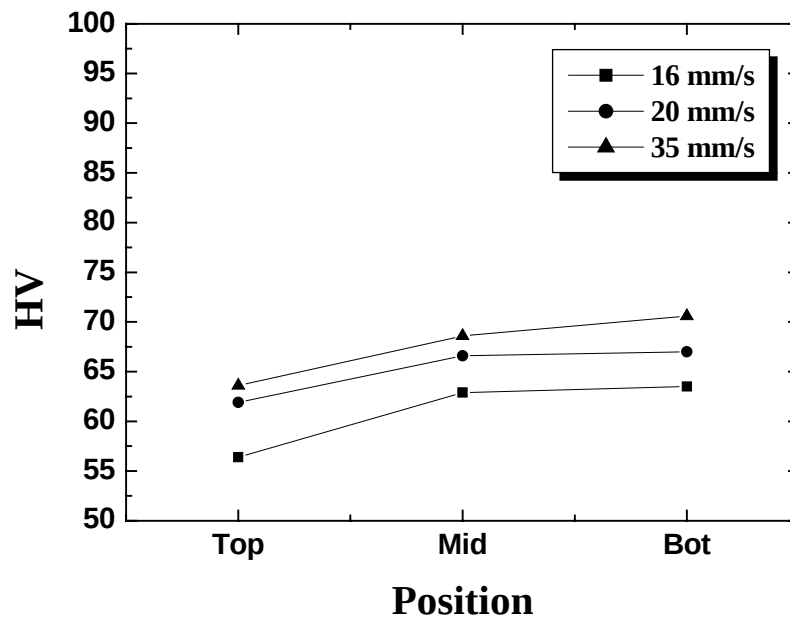
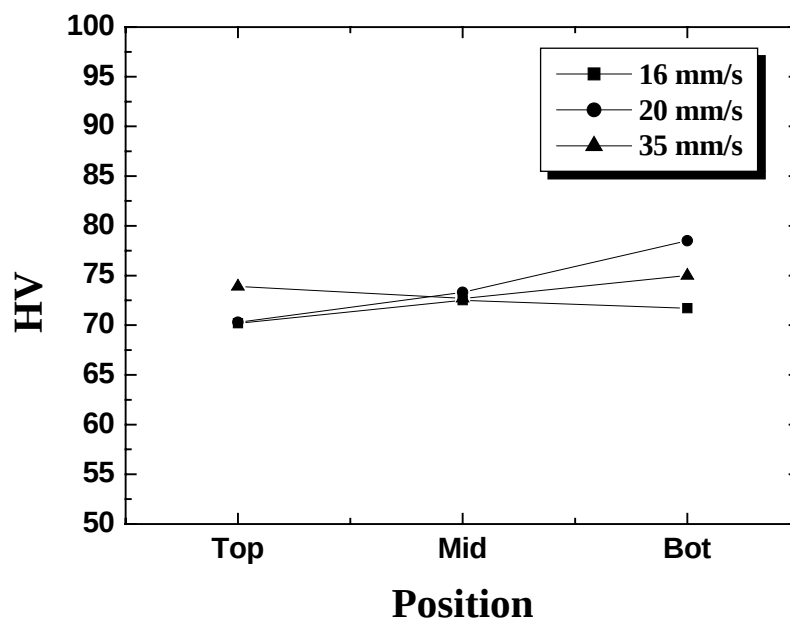


圖 3-17 TIG 3 mm 薄板的熔融邊界型態，(a) AZ31(b) AZ61(c) AZ91。

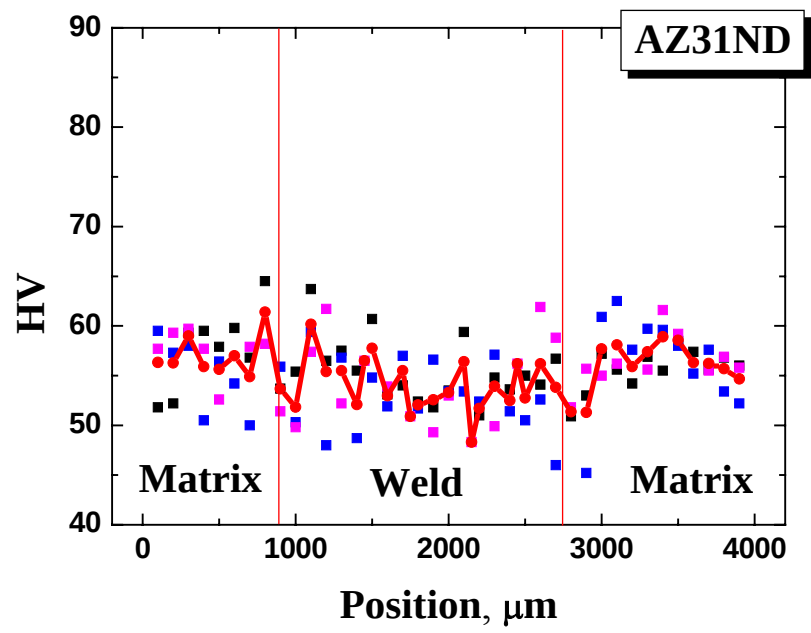


(a) AZ31

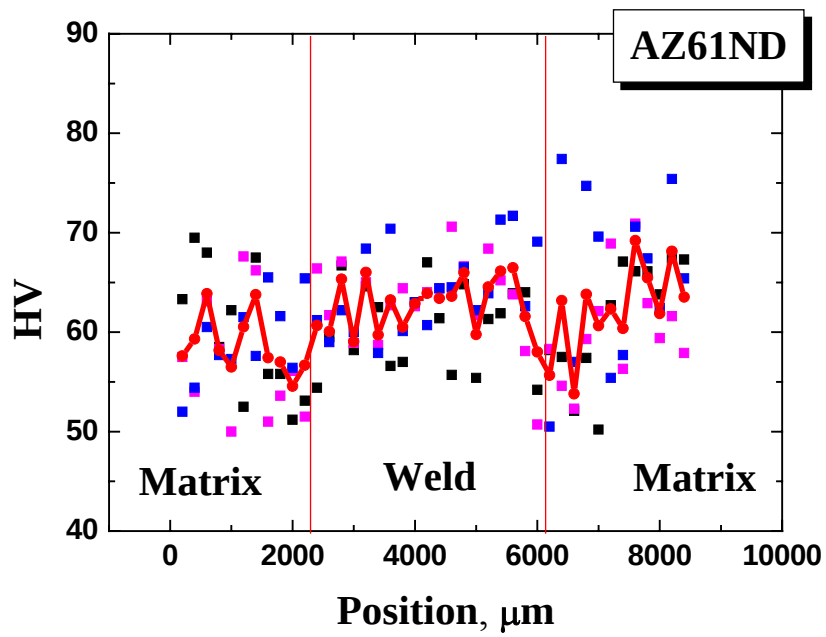


(b) AZ61

圖 3-18 EBW 試片，鐸道不同區域的維氏硬度值(a) AZ31(b) AZ61。

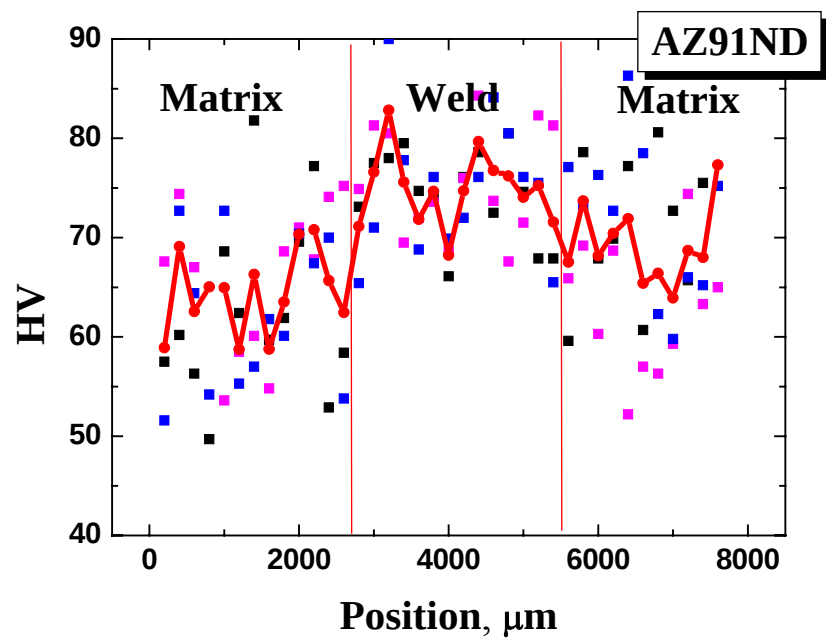


(a) AZ31

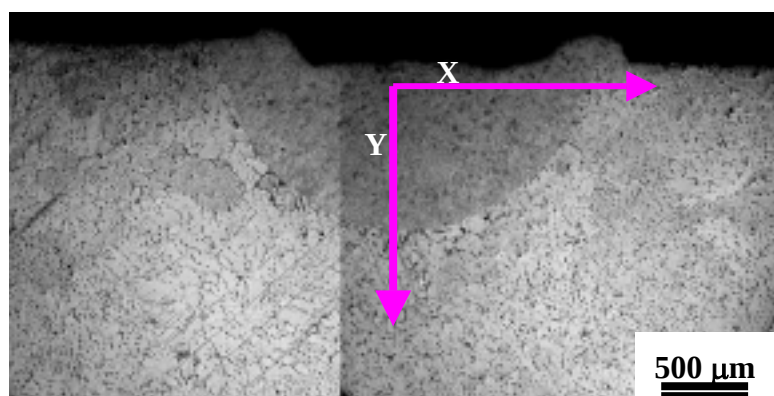


(c) AZ61

圖 3-19 TIG 3 mm 試片，在 ND 面由母材到熔融中心的微硬度值變化(a) AZ31
(b) AZ61(c) AZ91。



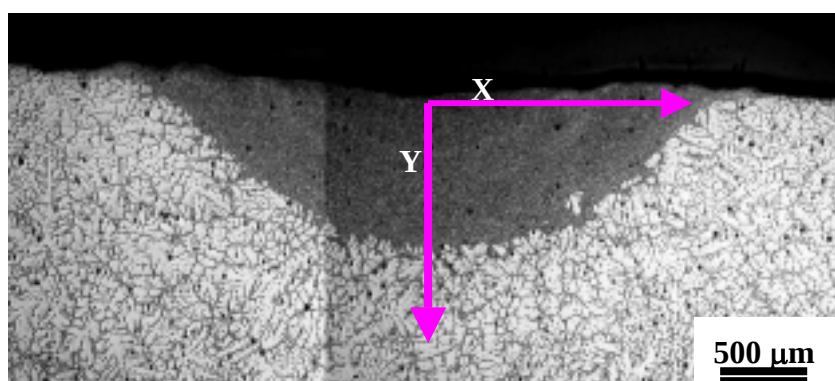
(c) AZ91



位置 (μm)	200	400	600	800	1000	1200	1400	1600	1800	2000	2200	2400	2600	2800	3000
200	47	54	54	49	50	46	52	40	47	55	58	60	58	56	57
400	57	57	48	56	54	46	49	46	50	58	55	59	54		
600	56	52	56	56	55	53	50	48	48	50	57	59	58		
800	61	53	52	50	48	55	46	48	57	59	58				
1000	49	51	58	53	54	51	57	50	55	55	57				
1200	47	58	58	55	54	62	50	52	57						
1400	49	51	51	58	51	52	51	57							
1600	50	49	54	52	52	56	56								
1800	46	53	52	54	54.3	50	56								
2000	52	60	51												
2200	51	59													

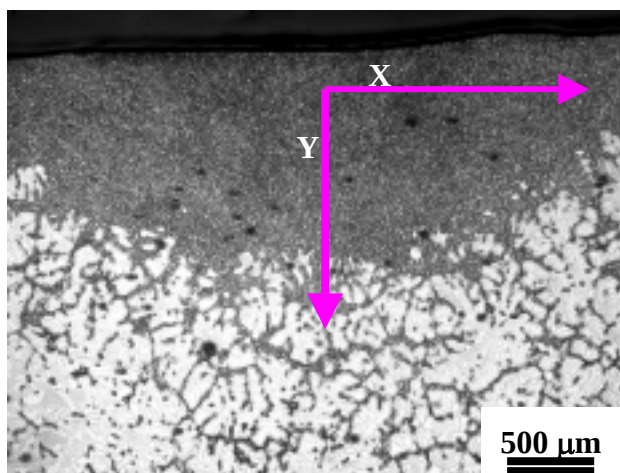
(a) AZ31

圖 3-20 TIG 3 mm 試片，在 WD 面由熔融中心到母材每隔 200 μm 的微硬度值變化(a) AZ31(b) AZ61(c) AZ91。



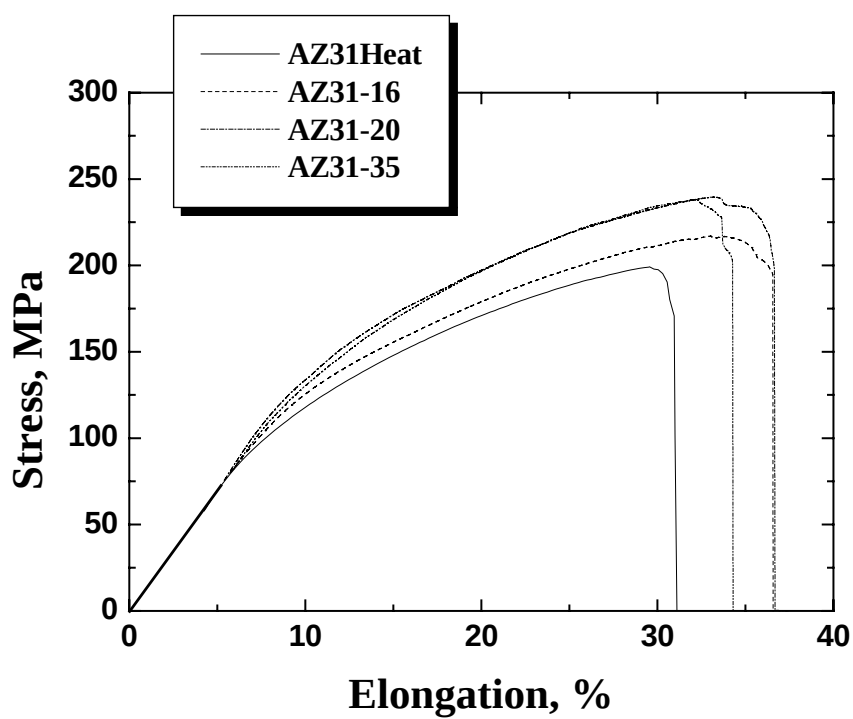
位置 (μm)	200	400	600	800	1000	1200	1400	1600	1800	2000	2200	2400	2600	2800	3000	3200	3400
200	59	63	61	55	61	66	59	69	56	45	49	56	52	56	54	53	63
400	67	64	60	62	57	63	65	60	47	70	47	57	57	58	36	61	56
600	62	69	58	59	60	61	62	59	49	53	57	50	59	59	53	51	56
800	63	64	59	56	59	67	58	62	60	52	51	56	55	50	62	59	
1000	58	61	62	65	61	59	59	53									
1200	59	61	59	59													
1400	54	48															
1600	57	52															

(b) AZ61

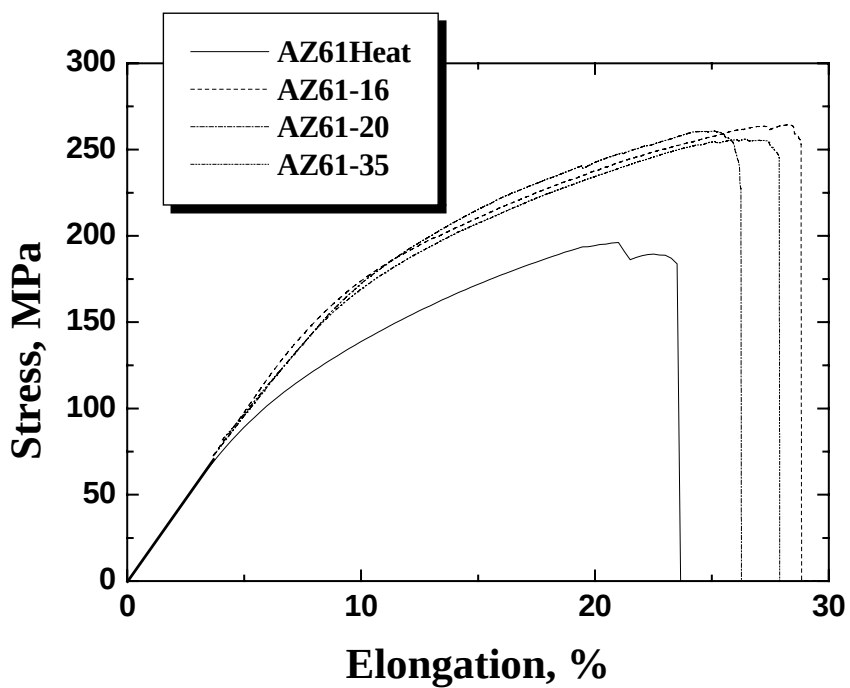


位置 (μm)	200	400	600	800	1000	1200	1400	1600	1800	2000	2200	2400	2600	2800	3000	3200	3400
200	67	78	79	69	72	76	76	73	79	45	51	51	72	73	63	61	68
400	73	81	76	73	70	71	73	77	73	62	56	66	63	64	70	57	69
600	68	69	69	73	66	76	76	67	72	67	61	60	70	80	73	68	
800	72	90	71	76	87	68	82	60	58	61	82	56	55	5			
1000	68	66	79	83	85.4	68	53	48	62	69	69	62					
1200	58	67	68	54	77	66	55										
1400	56	62	94	56	56	66	50										
1600	52	76	70	83	74												
1800	66	61	63	60	71												
2000	66	66	76														

(c) AZ91

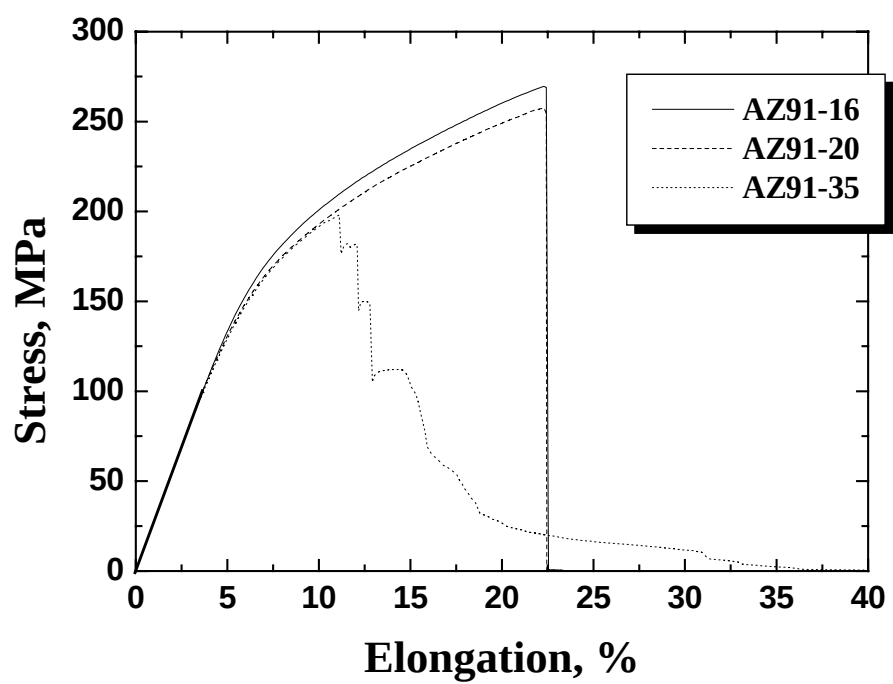


(a) AZ31

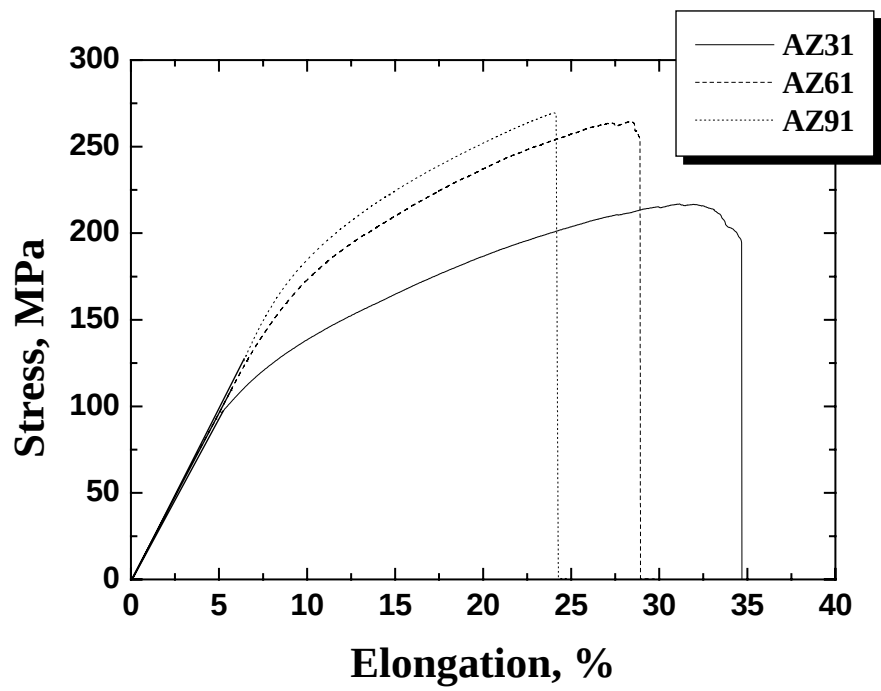


(b) AZ61

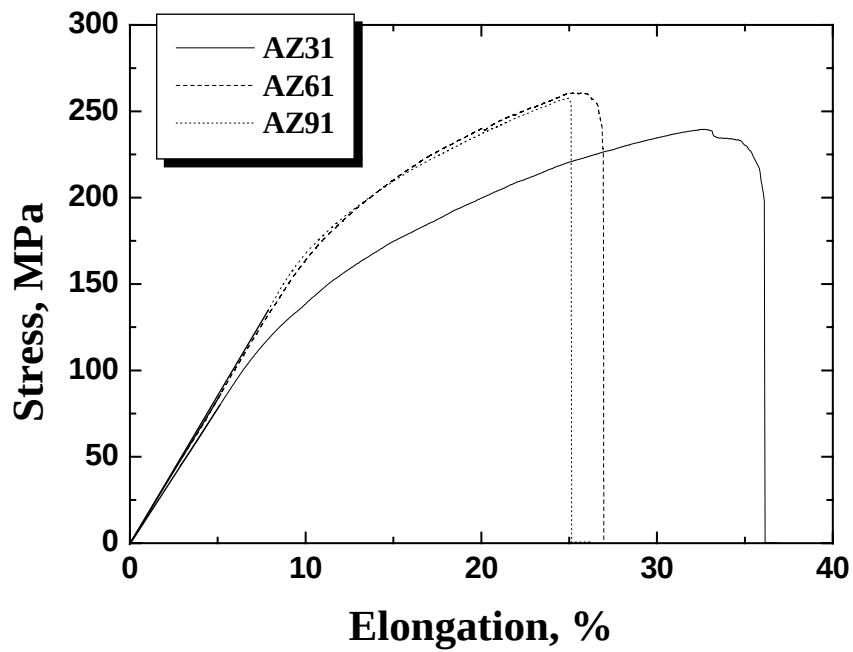
圖 3-21 EBW 30 mm 試片，的應力-伸長量關係圖(a) AZ31(b) AZ61(c) AZ91。



(c) AZ91

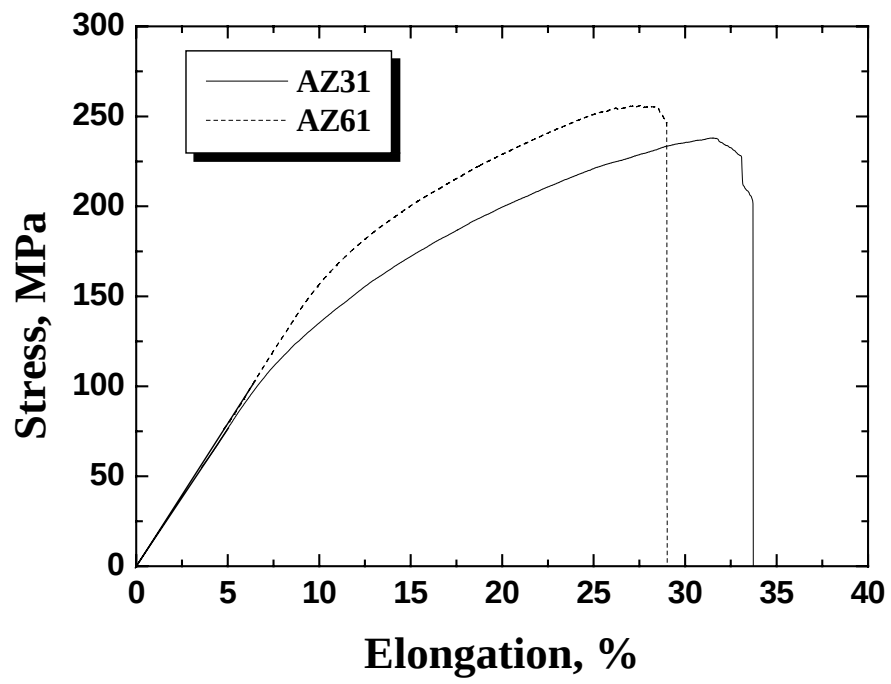


(a) 16 mm/s



(b) 20 mm/s

圖 3-22 EBW 在鐸速(a) 16 mm/s(b) 20 mm/s(c) 35 mm/s 下，三種鎂基合金中之應力-伸長量關係圖。



(c) 35 mm/s

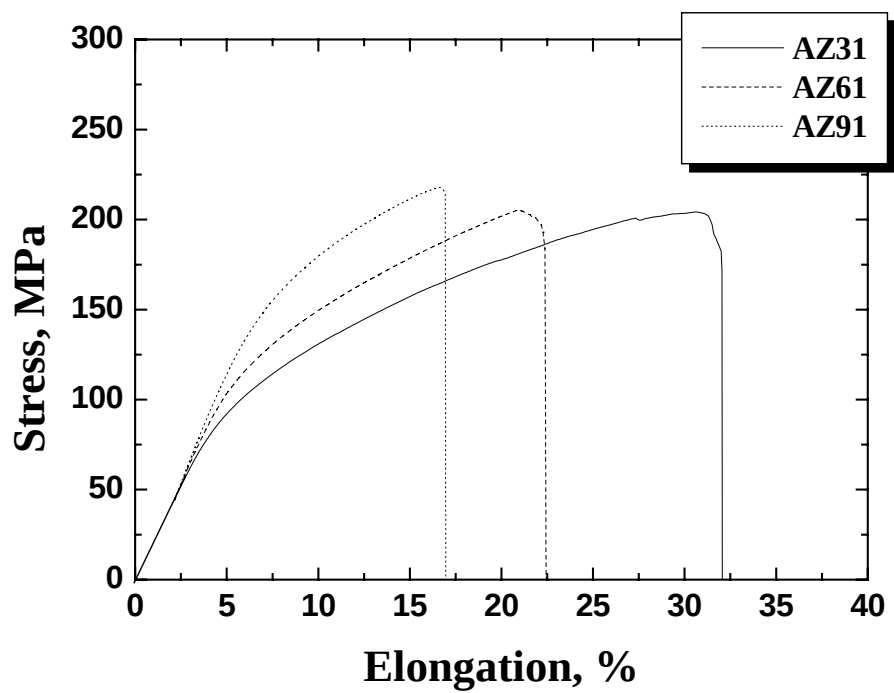
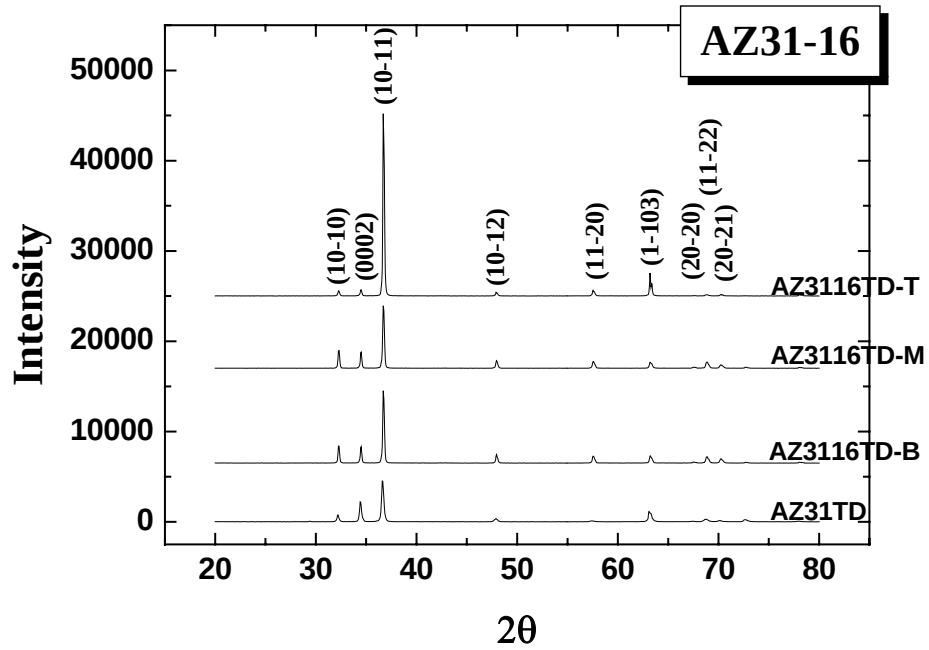
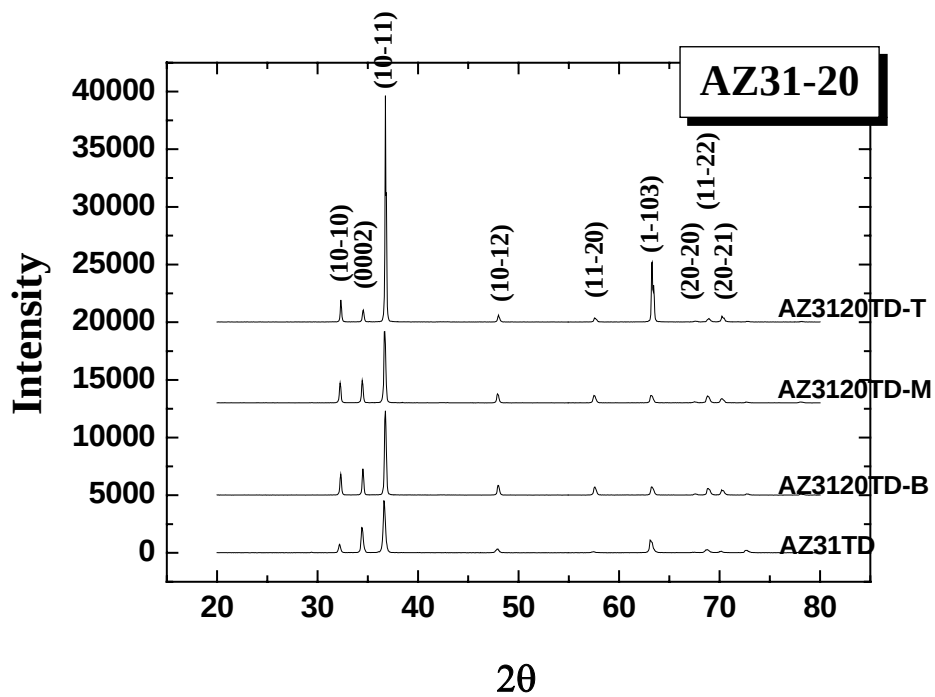


圖 3-23 TIG 在三種鎂基合金中之應力-伸長量關係圖

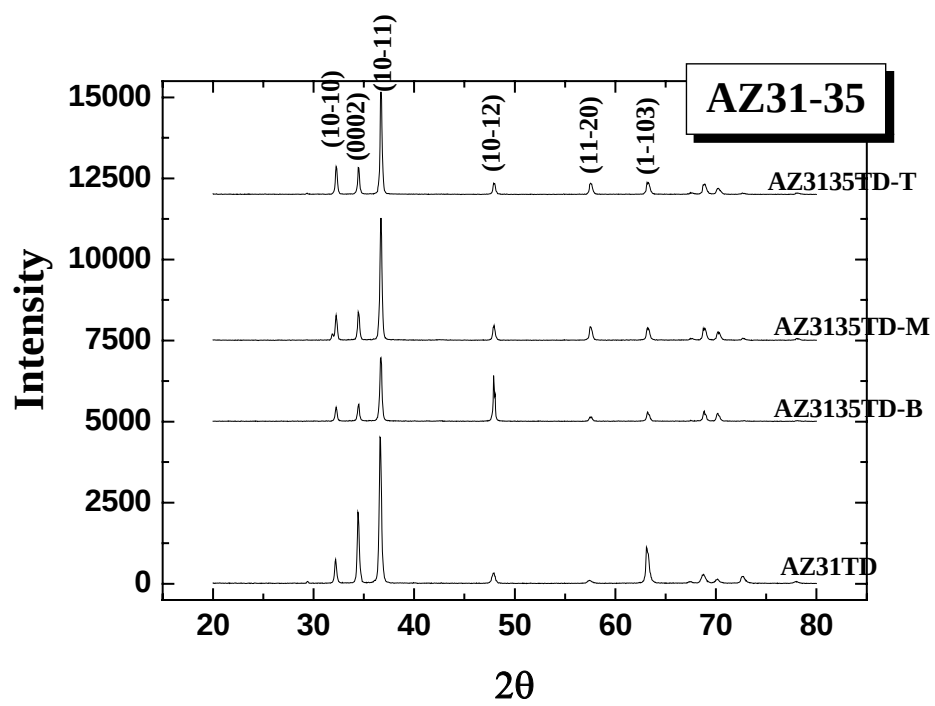


(a) AZ31-16

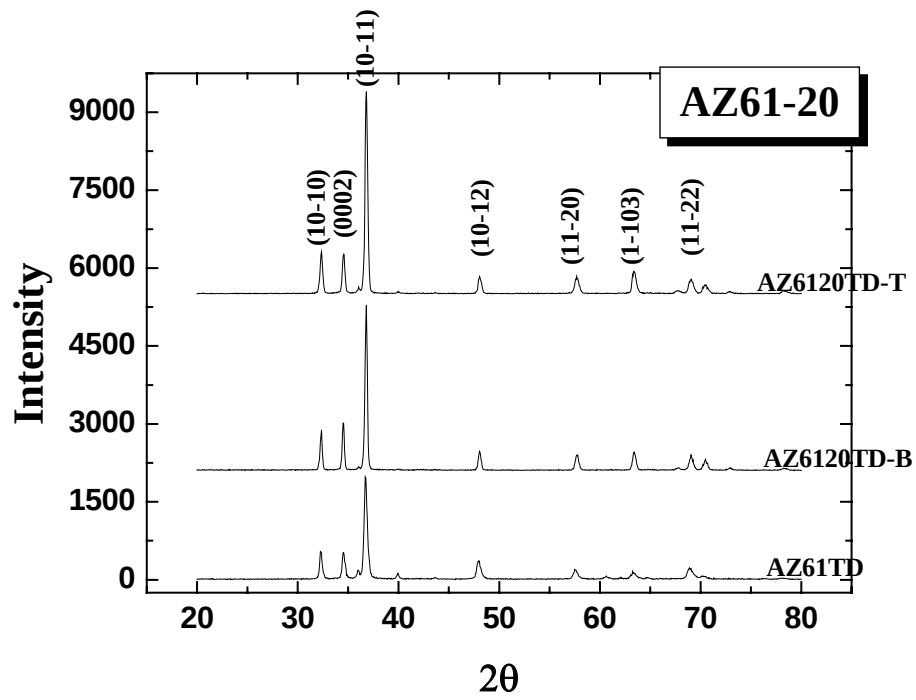


(b) AZ31-20

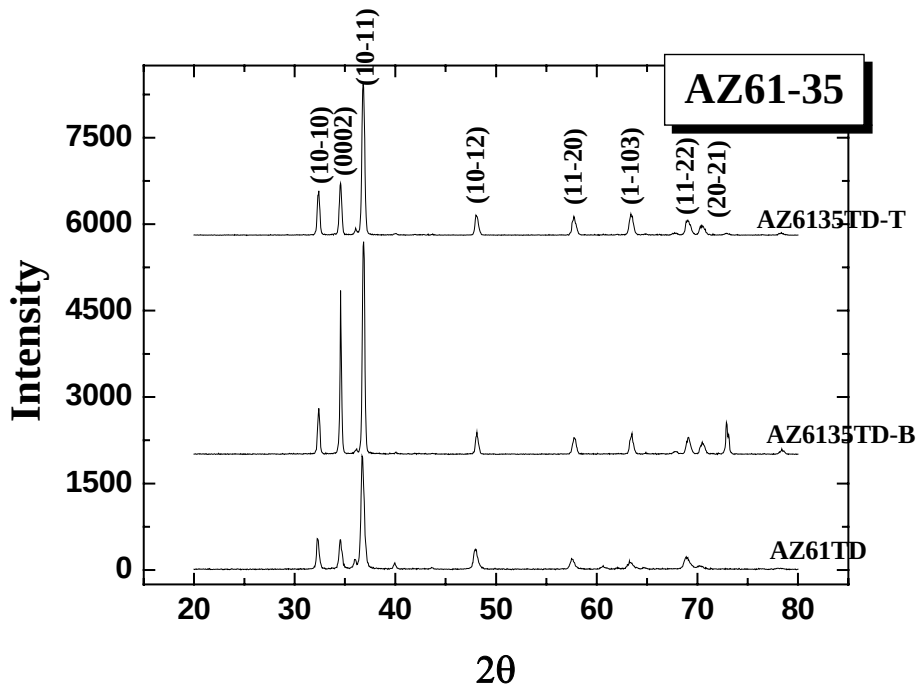
圖 3-24 EBW AZ31 鋁道上、中、下不同部位之 X 光繞射分析(a) AZ31-16
(b) AZ31-20(c) AZ31-35。(TD : TD 面 , T : 上 , M : 中 , B : 下)



(c) AZ31-35



(a) AZ61-20



(b) AZ61-35

圖 3-25 EBW AZ61 鋁道上、中、下不同部位之 X 光繞射分析(a) AZ61-20
(b) AZ61-35。(TD：方向，T：上，M：中，B：下)

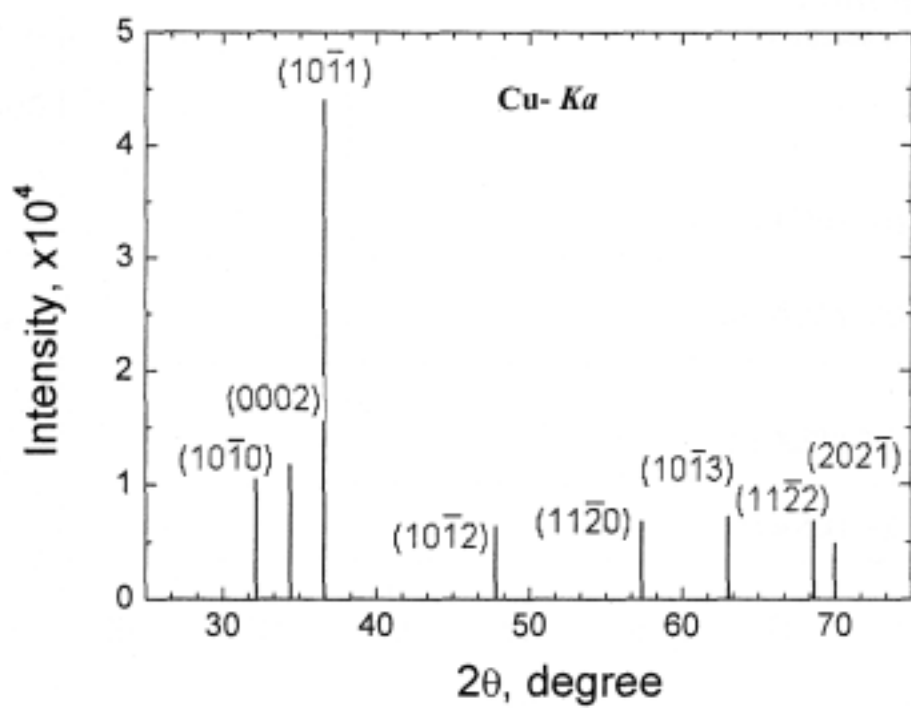
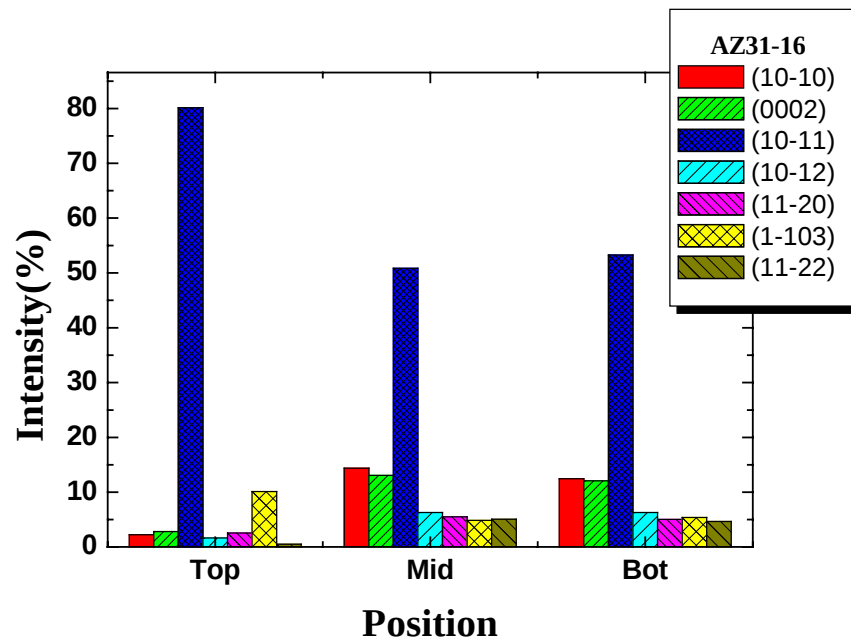
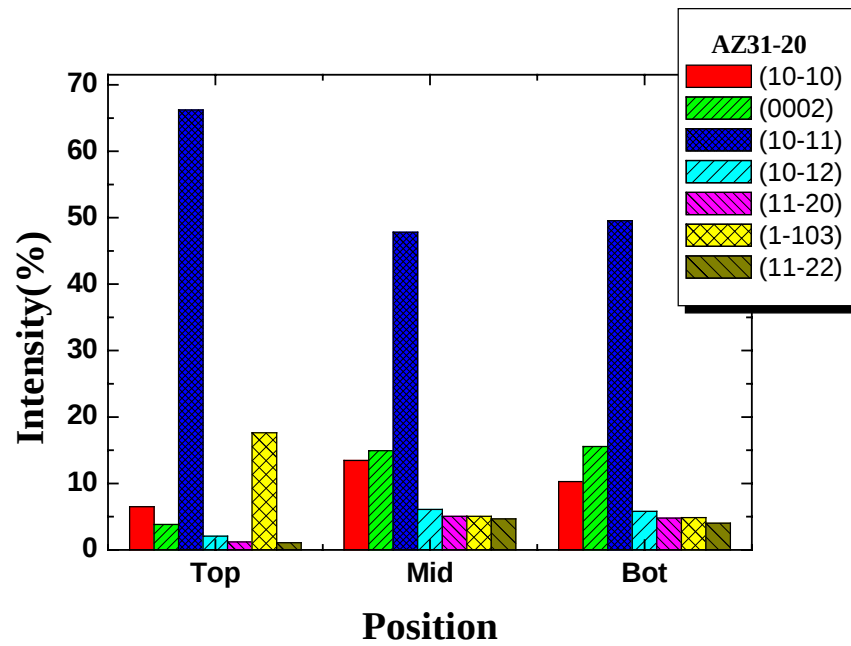


圖 3-26 鎂粉的 X 光繞射圖



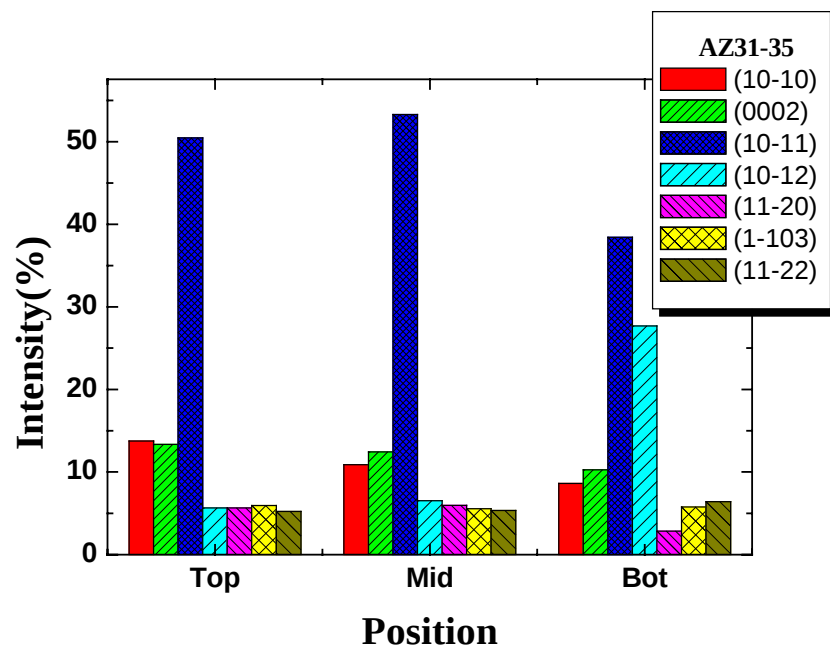
(a) AZ31-16



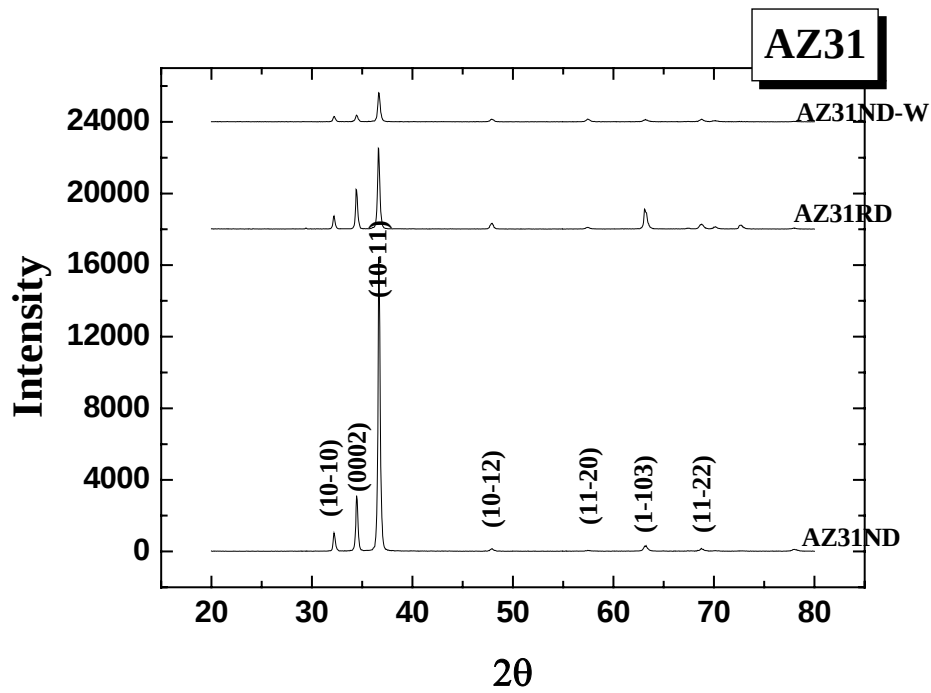
(b) AZ31-20

圖 3-27 EBW AZ31 試片，其 X-ray 繞射峰隨位置變化佔整體強度的變化趨勢關係圖

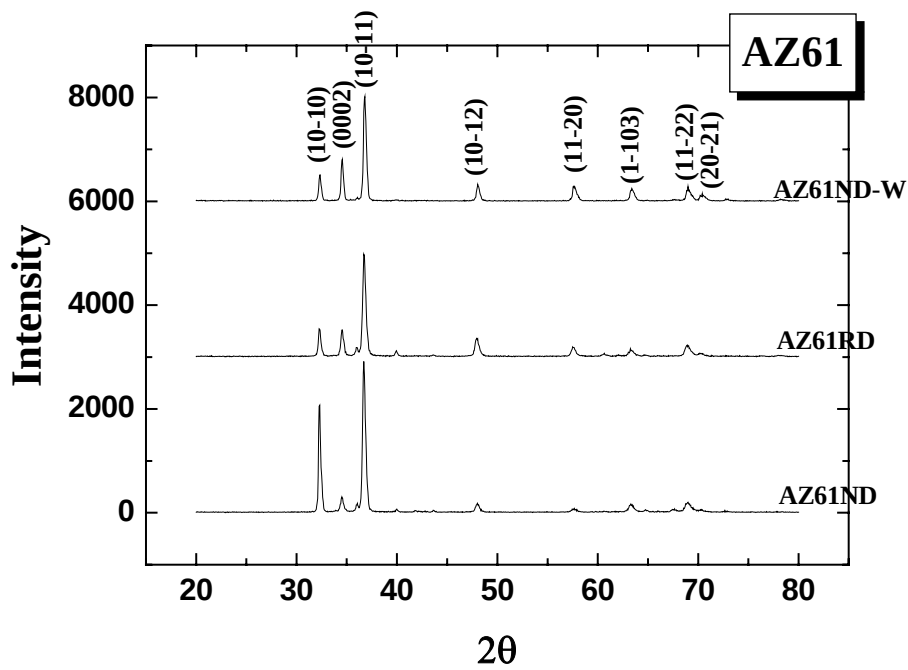
(a) AZ31-16 (b) AZ31-20 (c) AZ31-35 $\text{Intensity}(\%) = \frac{\text{本身繞射強度}}{\text{總體繞射強度}}$ 。



(c) AZ31-35

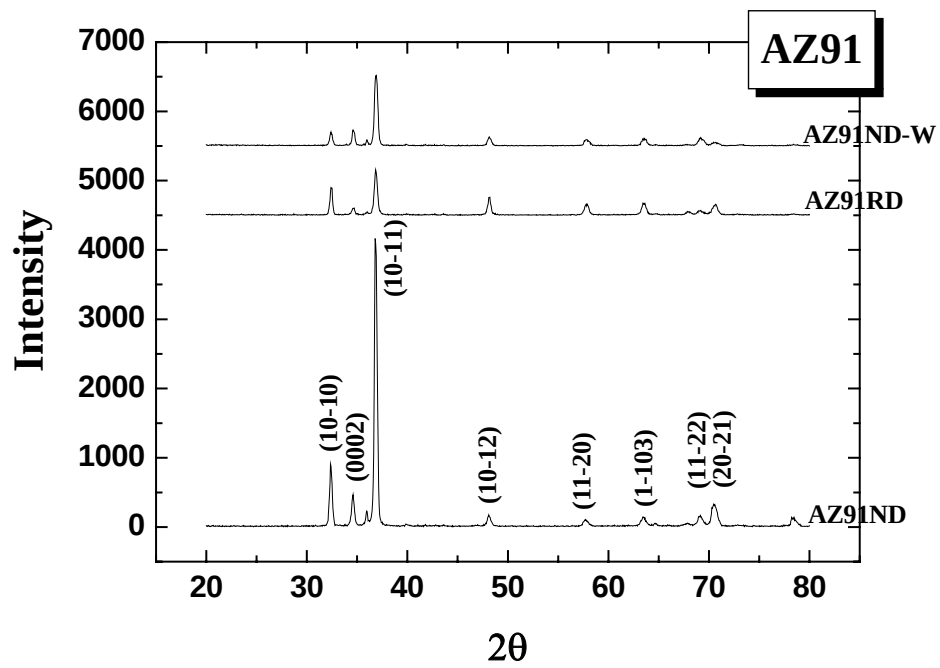


(a) AZ31



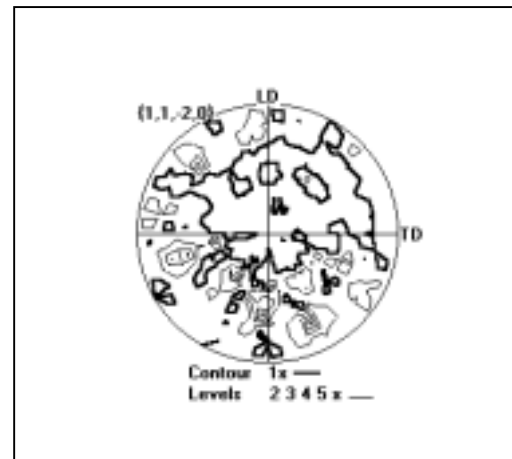
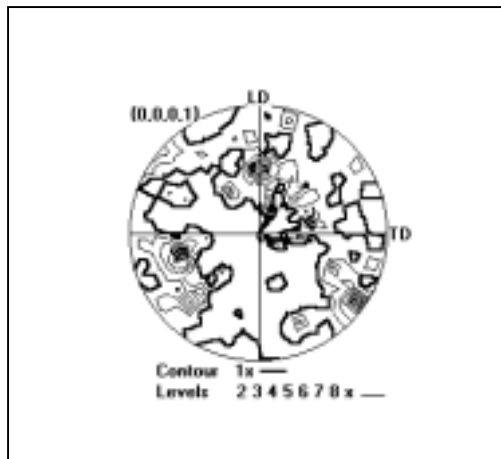
(b) AZ61

圖 3-28 TIG 鐸道與母材之 X 光繞測分析(a) AZ31(b) AZ61(c) AZ91。
(ND : ND 面 , RD : RD 面 , W : 鐸道)

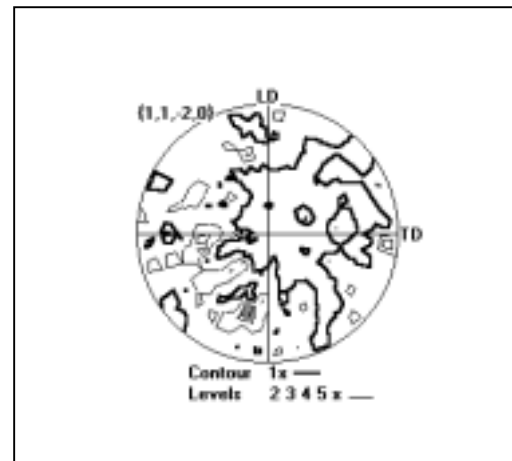
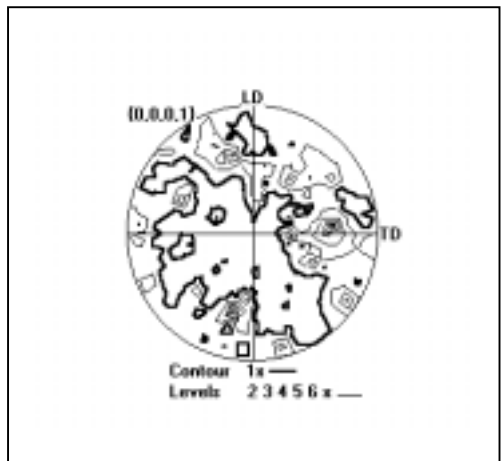


(c) AZ91

(a) Top



(b) Mid



(c) Bot

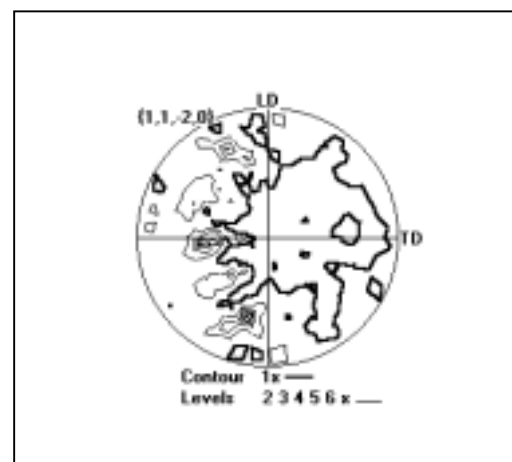
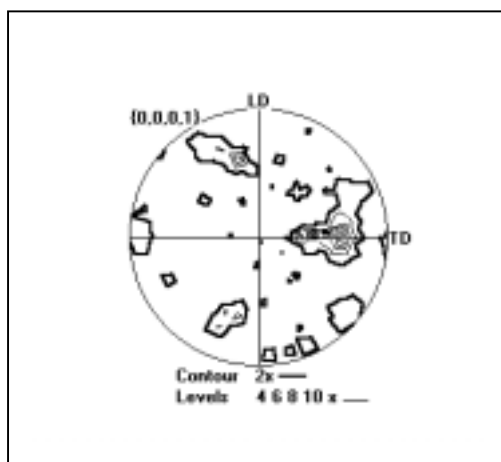
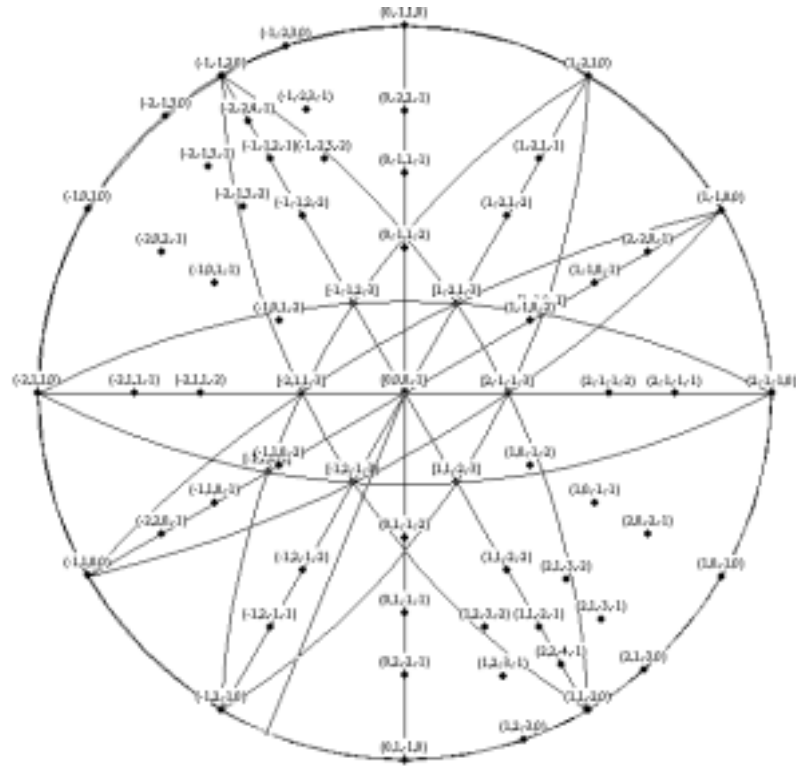
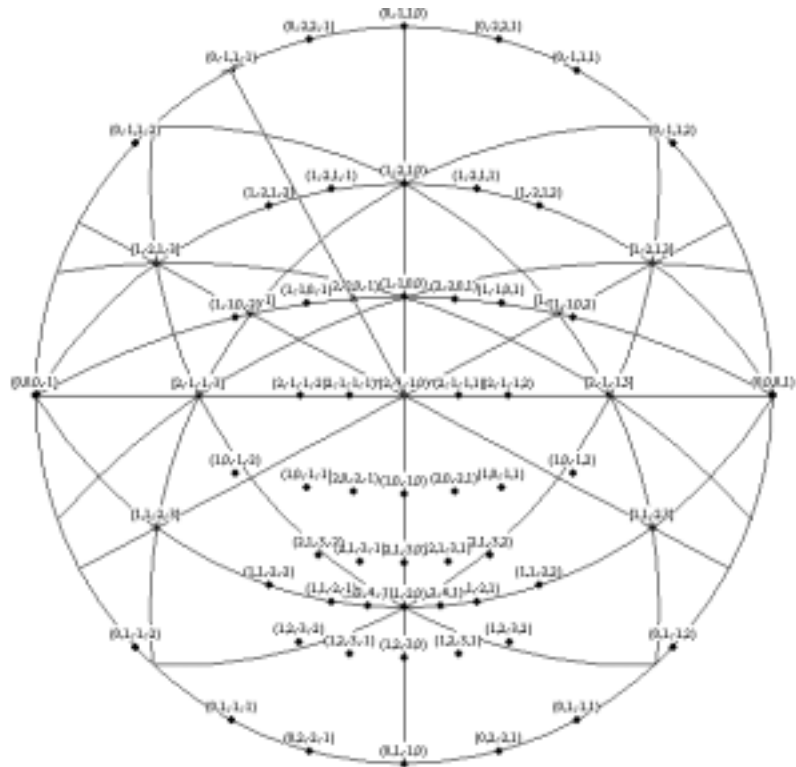


圖 3-29 EBW AZ61 30 mm 厚板，鐸速 16 mm/s 之上、中、下之(0001)與 $(11\bar{2}0)$ 極圖。

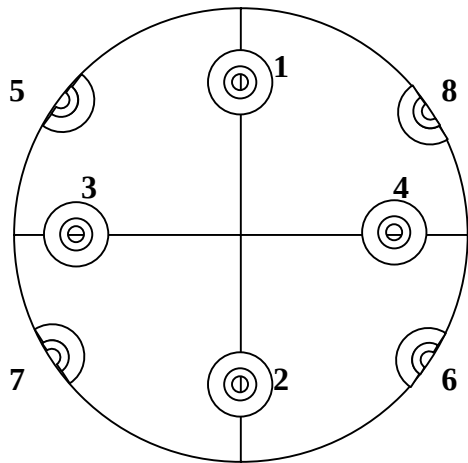


(a) (0001)標準立體投影圖



(b) $(11\bar{2}0)$ 標準立體投影圖

圖 3-30 標準立體投影圖(a) (0001) pole(b) $(11\bar{2}0)$ pole。



1 , 2- $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$

3 , 4- $\{11\bar{2}1\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$

5 , 6 , 7 , 8- $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}2 \rangle$

圖 3-31 理想狀況下， $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ 、 $\{11\bar{2}1\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$ 與 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}2 \rangle$ 三織構在(0001)極圖上的位置示意圖。

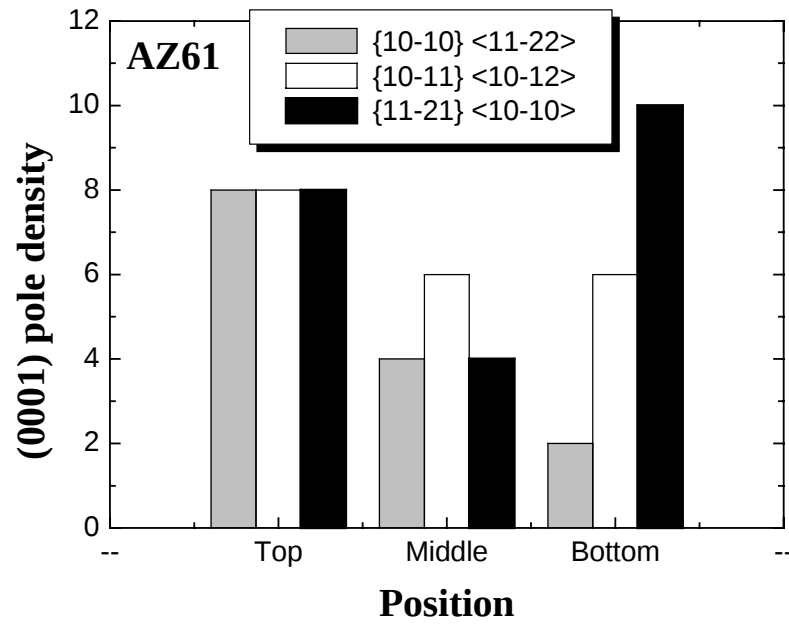
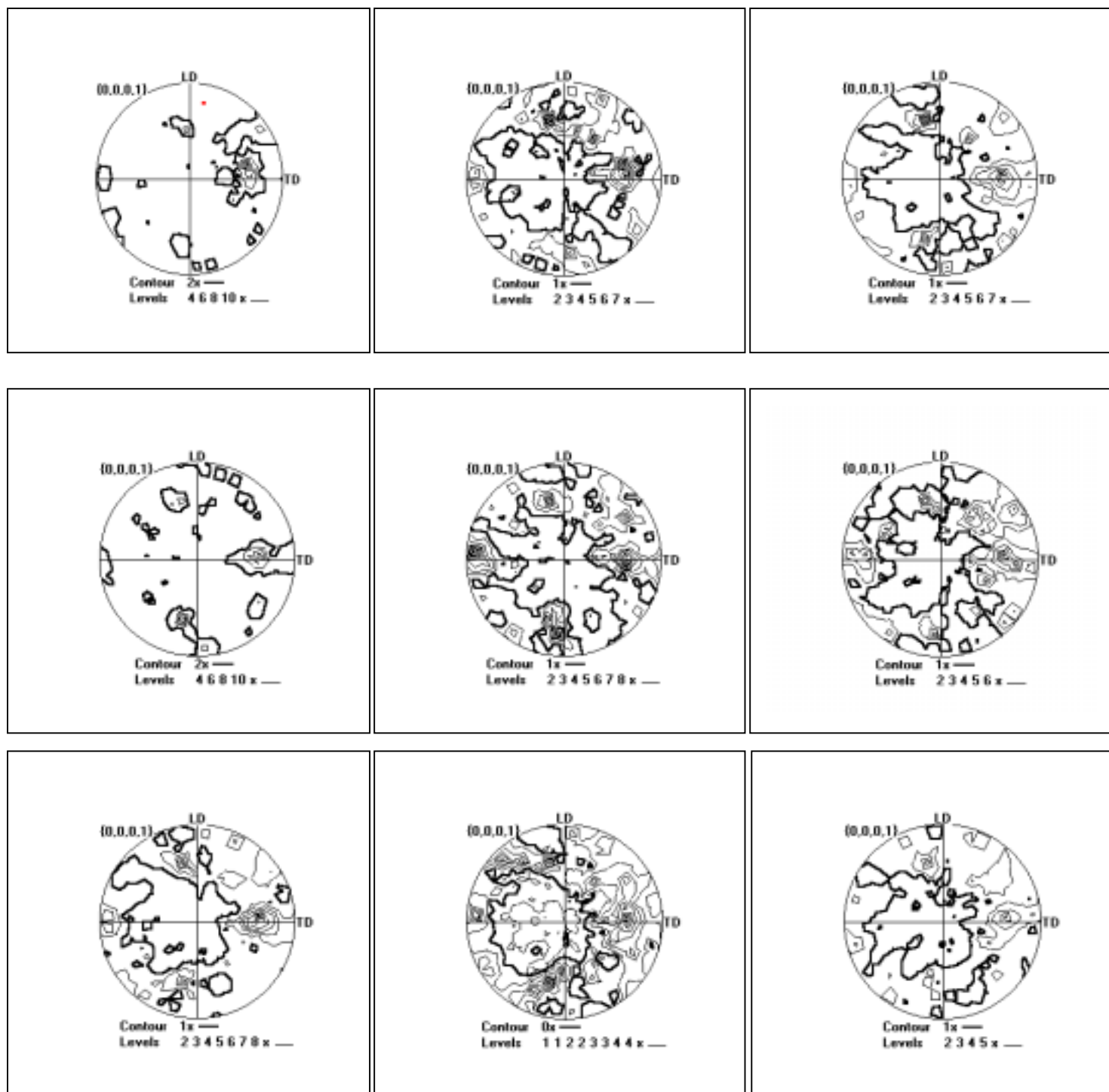


圖 3-32 EBW AZ61-16 材料中，上、中、下各部位在(0001)極圖之主要纖構強度之約略關係。

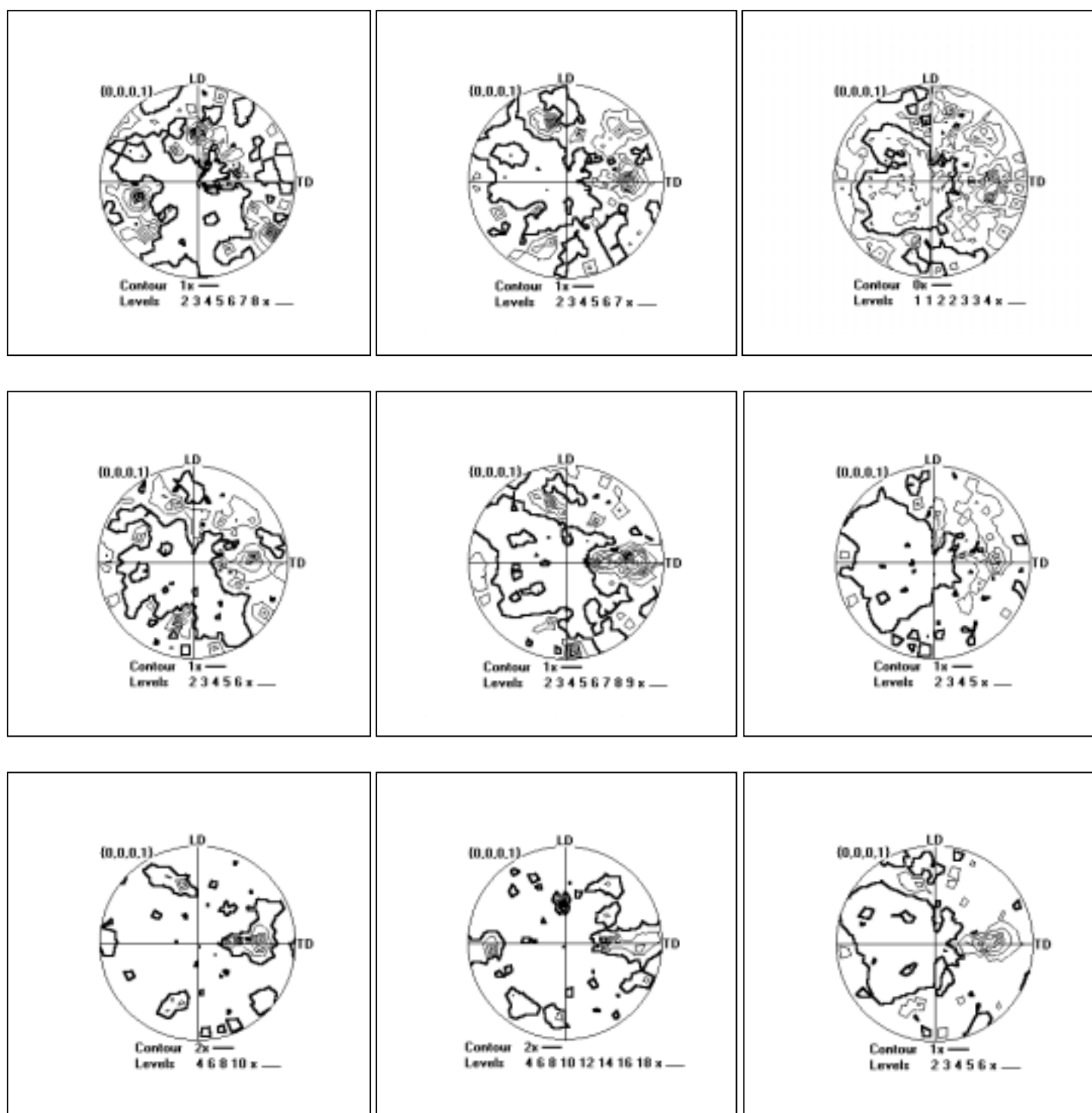


(a) AZ31-16 (120 J/mm)

(b) AZ31-20 (96 J/mm)

(c) AZ31-35 (55 J/mm)

圖 3-33 EBW AZ31 30 mm 厚板，銲速(a) 16 mm/s(b) 20 mm/s(c) 35 mm/s 之銲道上、中、下不同部位之(0001)極圖。

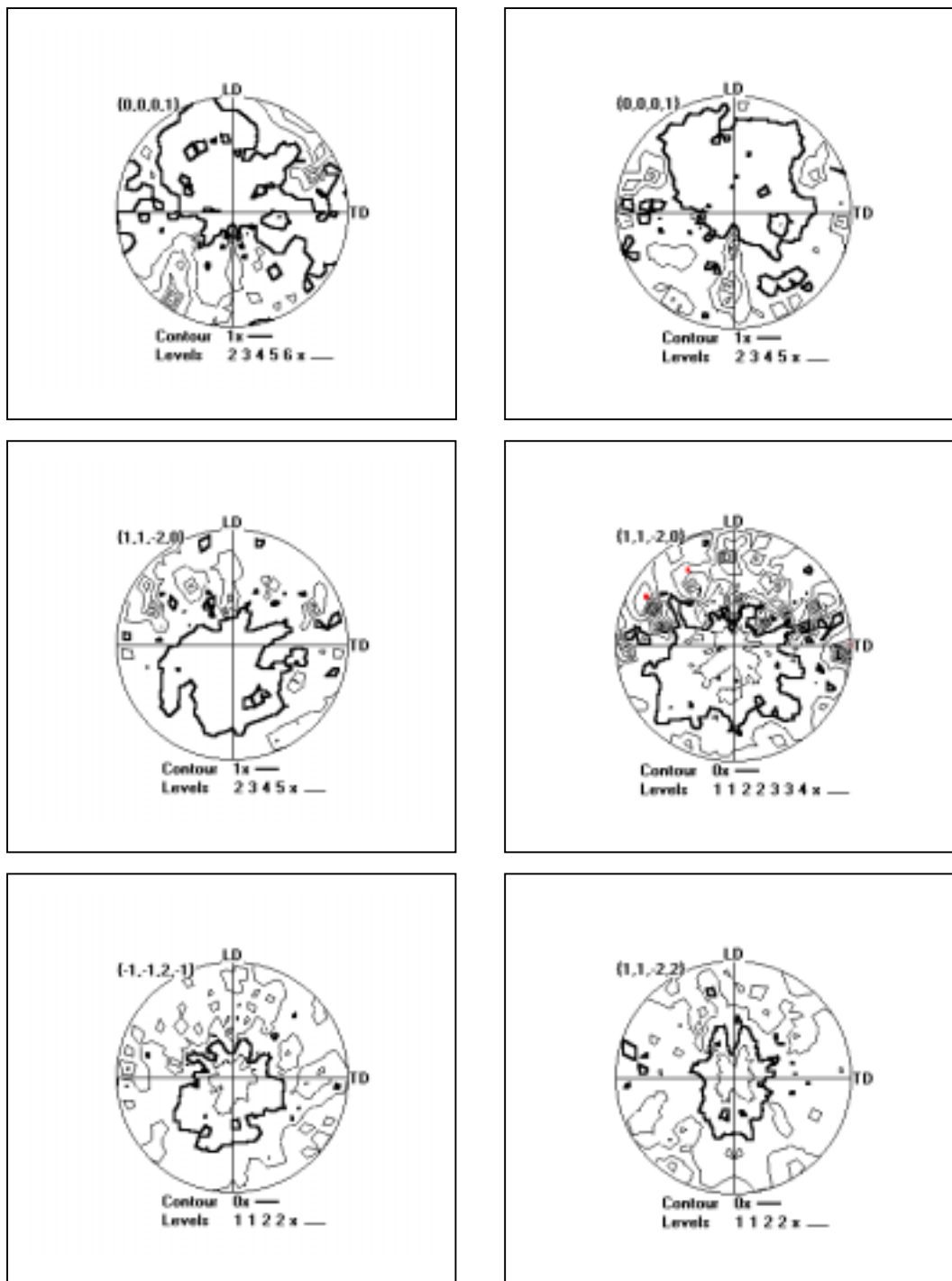


(a) AZ61-16 (120 J/mm)

(b) AZ61-20 (96 J/mm)

(c) AZ61-35 (55 J/mm)

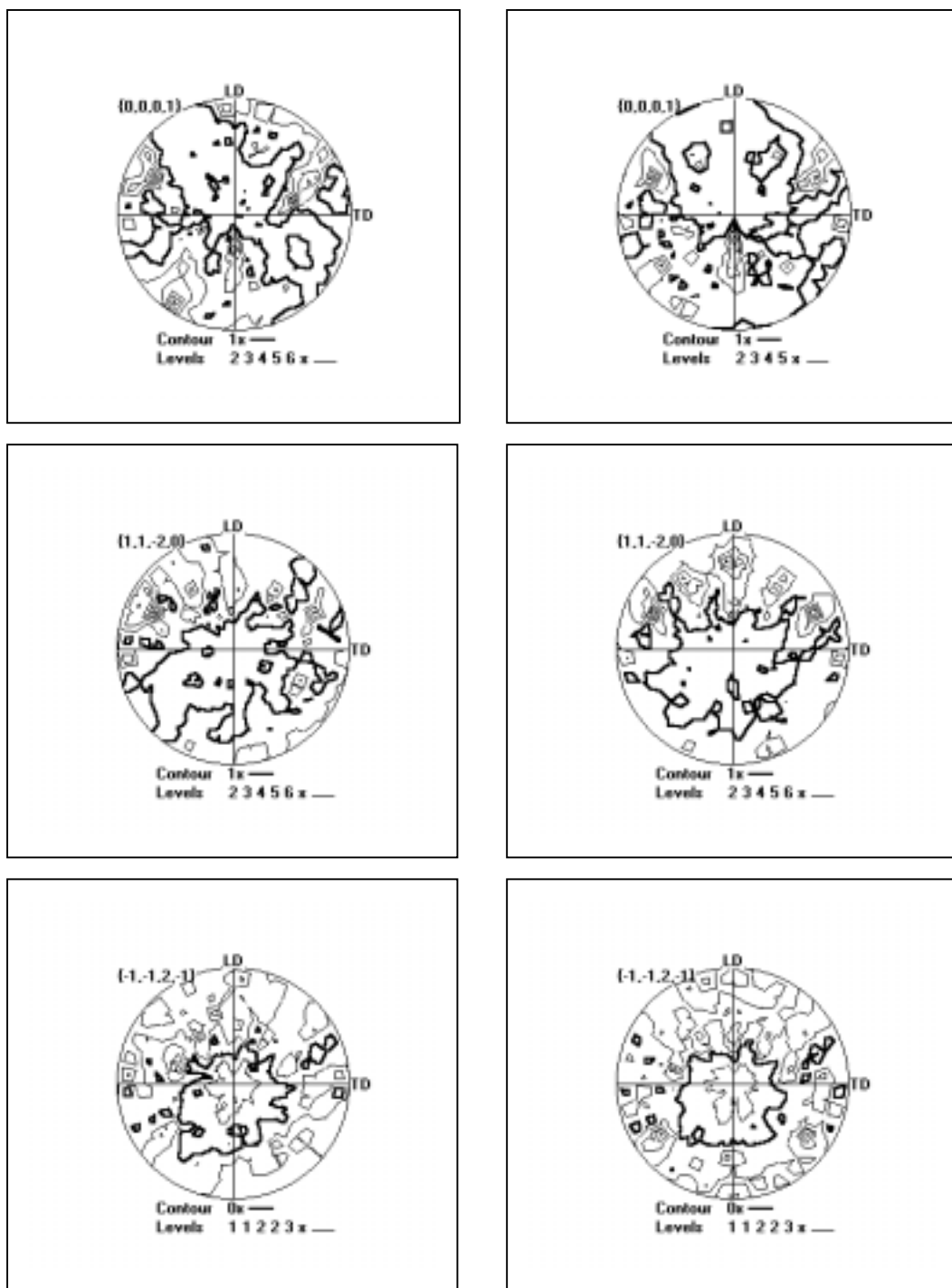
圖 3-34 EBW AZ61 30 mm 厚板，銲速(a) 16 mm/s(b) 20 mm/s(c) 35 mm/s 之銲道上、中、下不同部位之(0001)極圖。



(a) 鐸道中心

(b) 鐸道邊緣

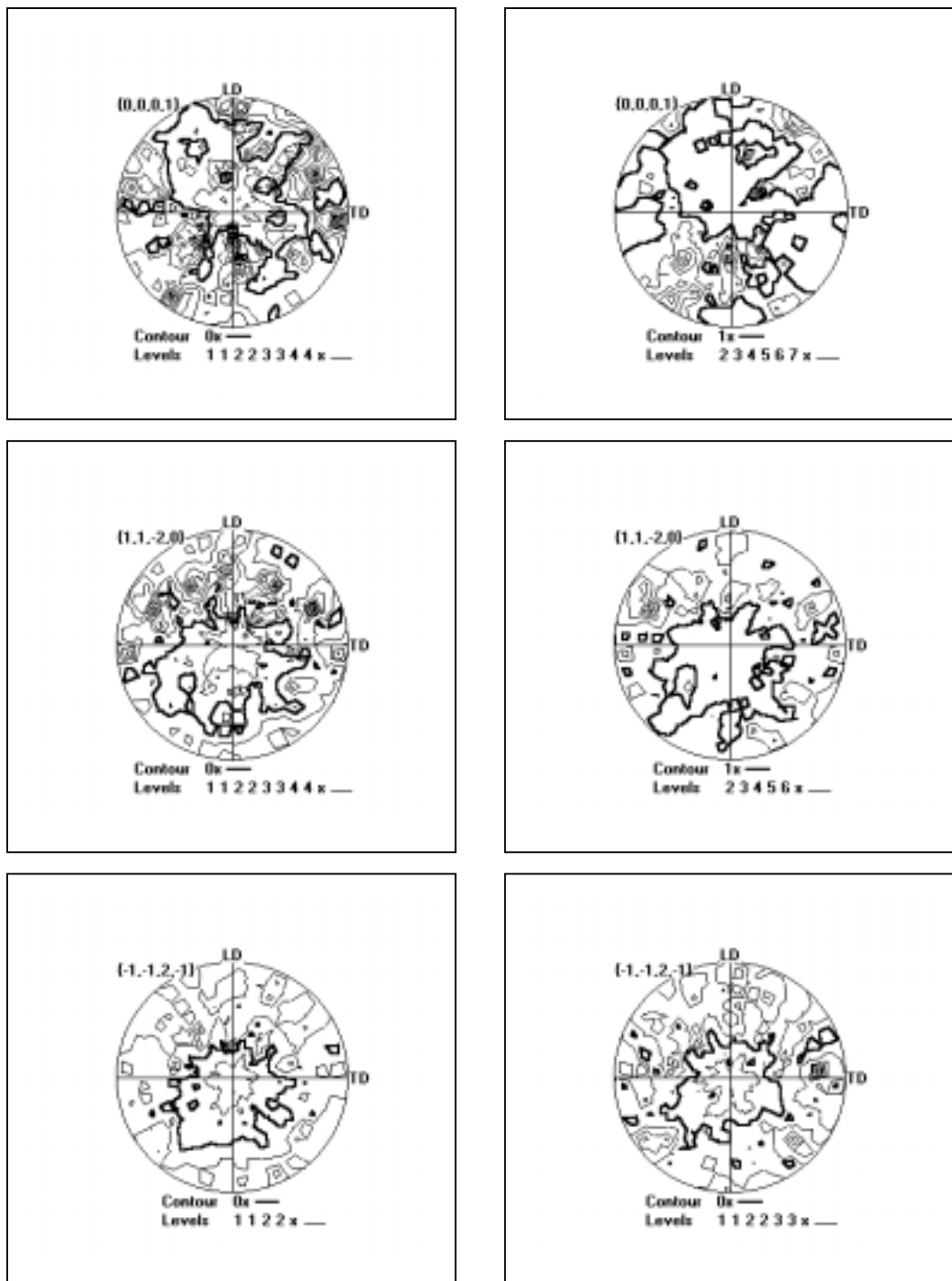
圖 3-35 TIG AZ31 3 mm 薄板之(a) 鐸道中心與(b) 鐸道邊緣的(0001), $(11\bar{2}0)$ 與 $(11\bar{2}1)$ 極圖。



(a) 鐸道中心

(b) 鐸道邊緣

圖 3-36 TIG AZ61 3 mm 薄板之(a) 鐸道中心與(b) 鐸道邊緣的(0001), $(11\bar{2}0)$ 與 $(11\bar{2}1)$ 極圖。



(a) 鐸道中心

(b) 鐸道邊緣

圖 3-37 TIG AZ91 3 mm 薄板之(a) 鐸道中心與(b) 鐸道邊緣的(0001), $(11\bar{2}0)$ 與 $(11\bar{2}1)$ 極圖。

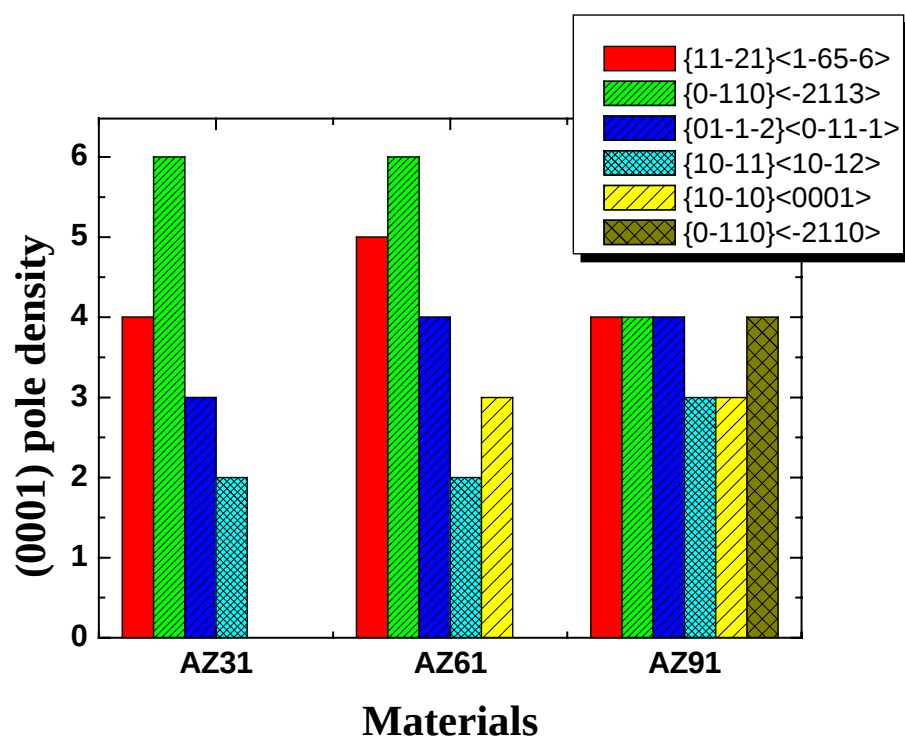
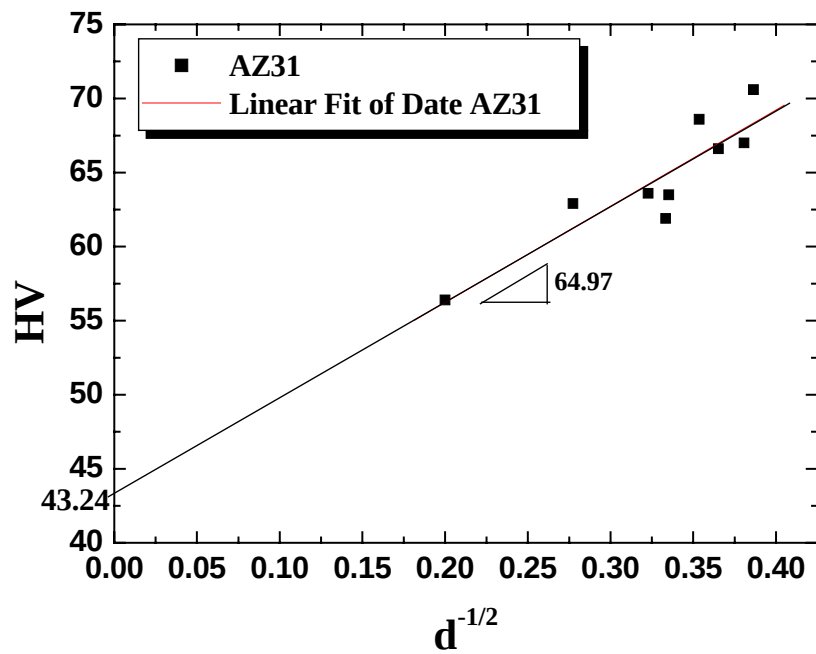
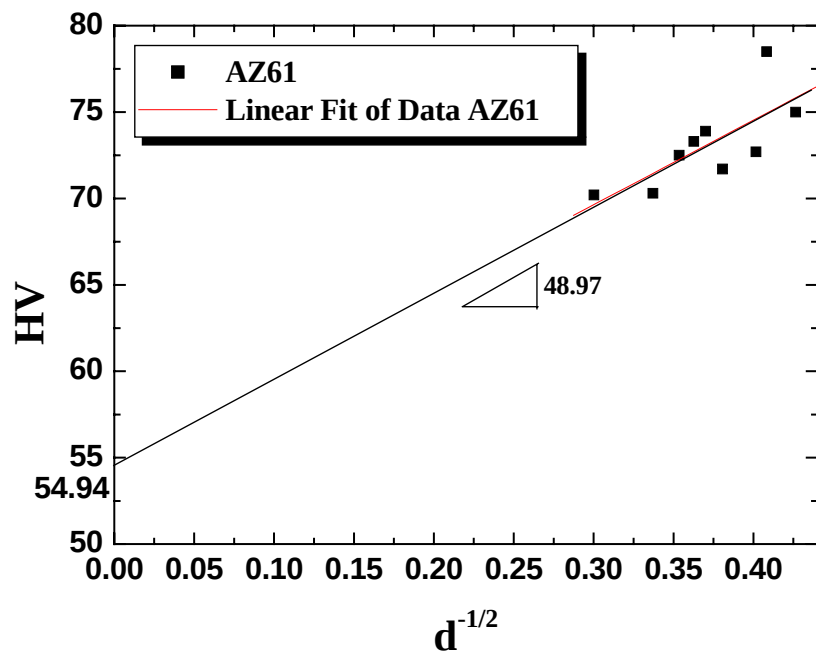


圖 3-38 TIG AZ 系列合金材料中，在(0001)極圖之主要纖構強度之約略關係

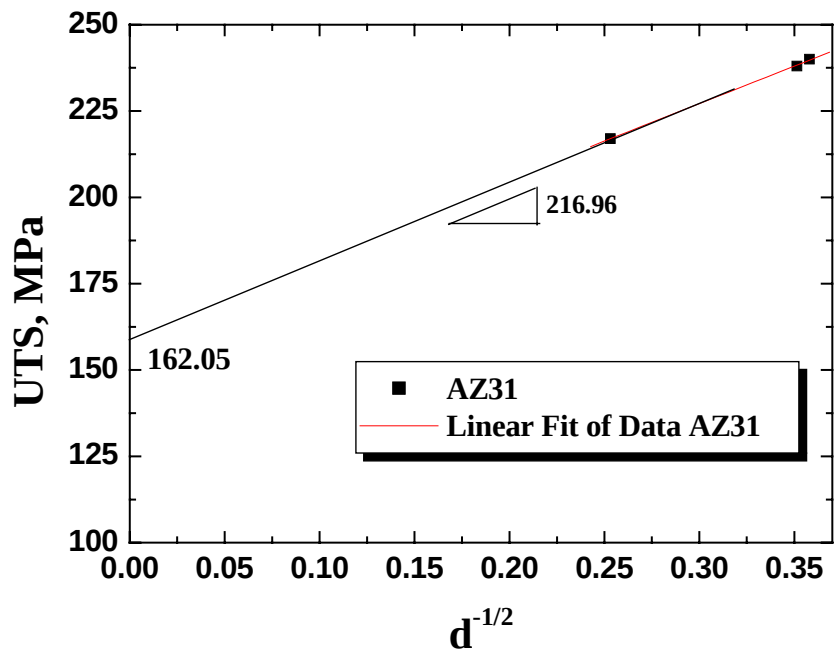


(a) AZ31

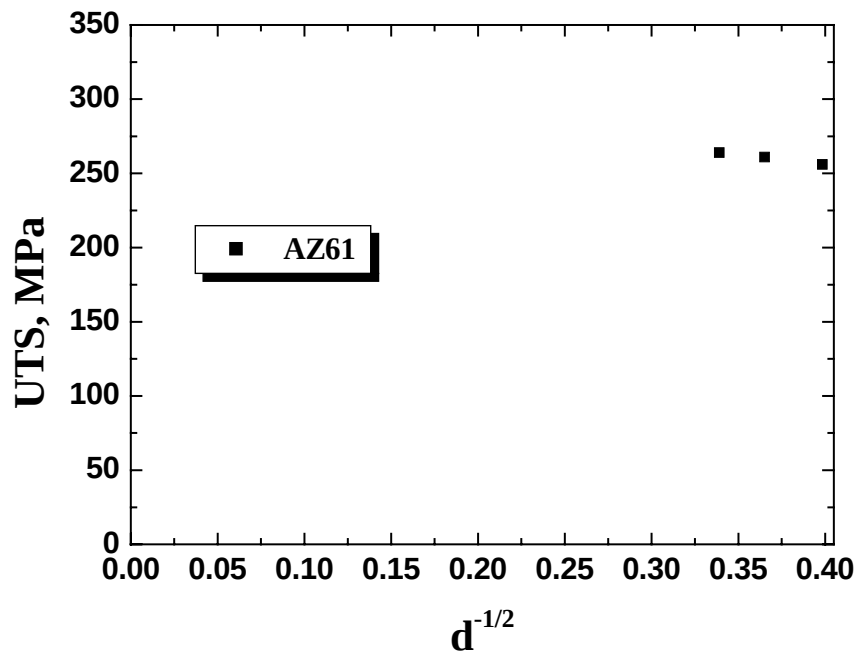


(b) AZ61

圖 4-1 EBW 銲道在不同材料中(a) AZ31(b) AZ61 , HV 與 $d^{-1/2}$ 的關係。



(a) AZ31



(b) AZ61

圖 4-2 EBW 銲道在不同材料中(a) AZ31(b) AZ61 , UTS 與 $d^{-1/2}$ 的關係。

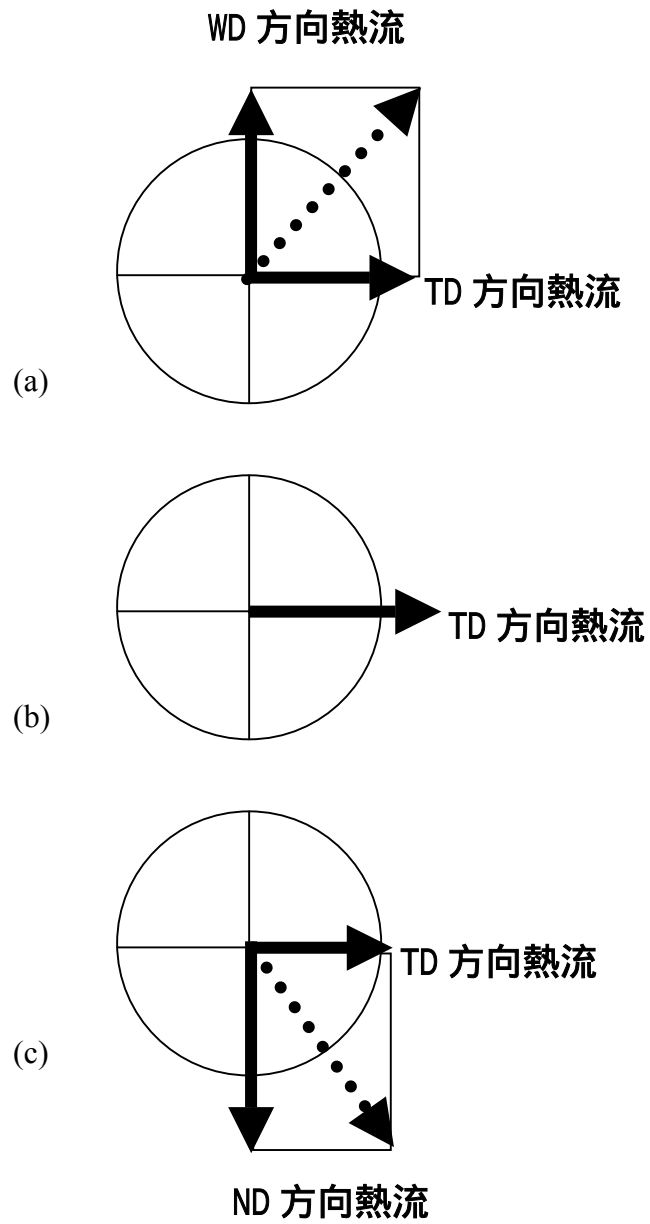


圖 4-3 WD、TD、ND 三熱流方向的合力影響示意圖。

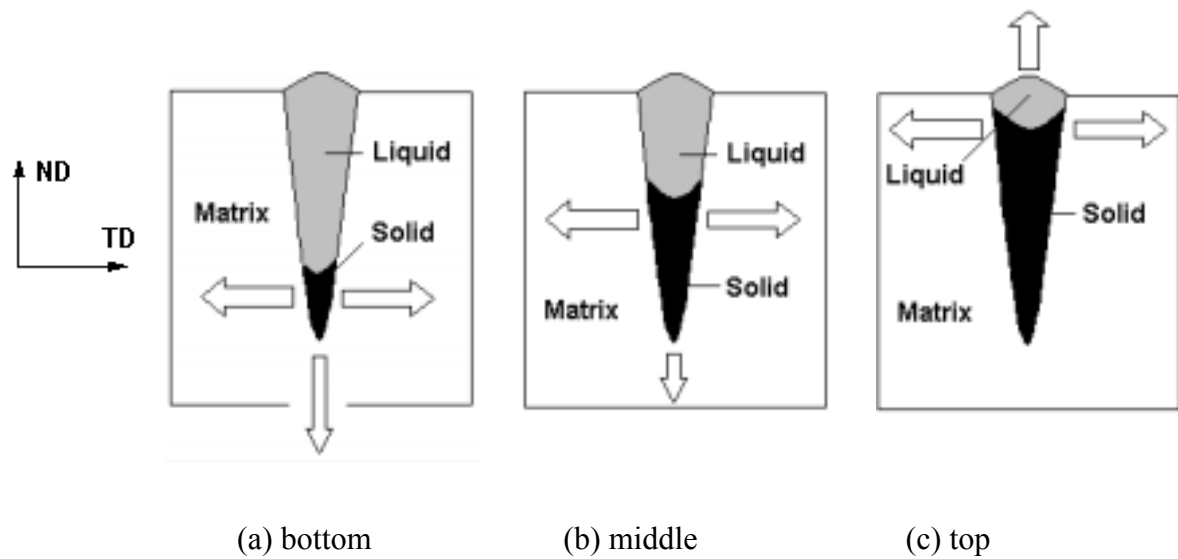


圖 4-4 鐸道上、中、下不同部位 ND、TD、WD 方向熱流效應的影響示意圖。

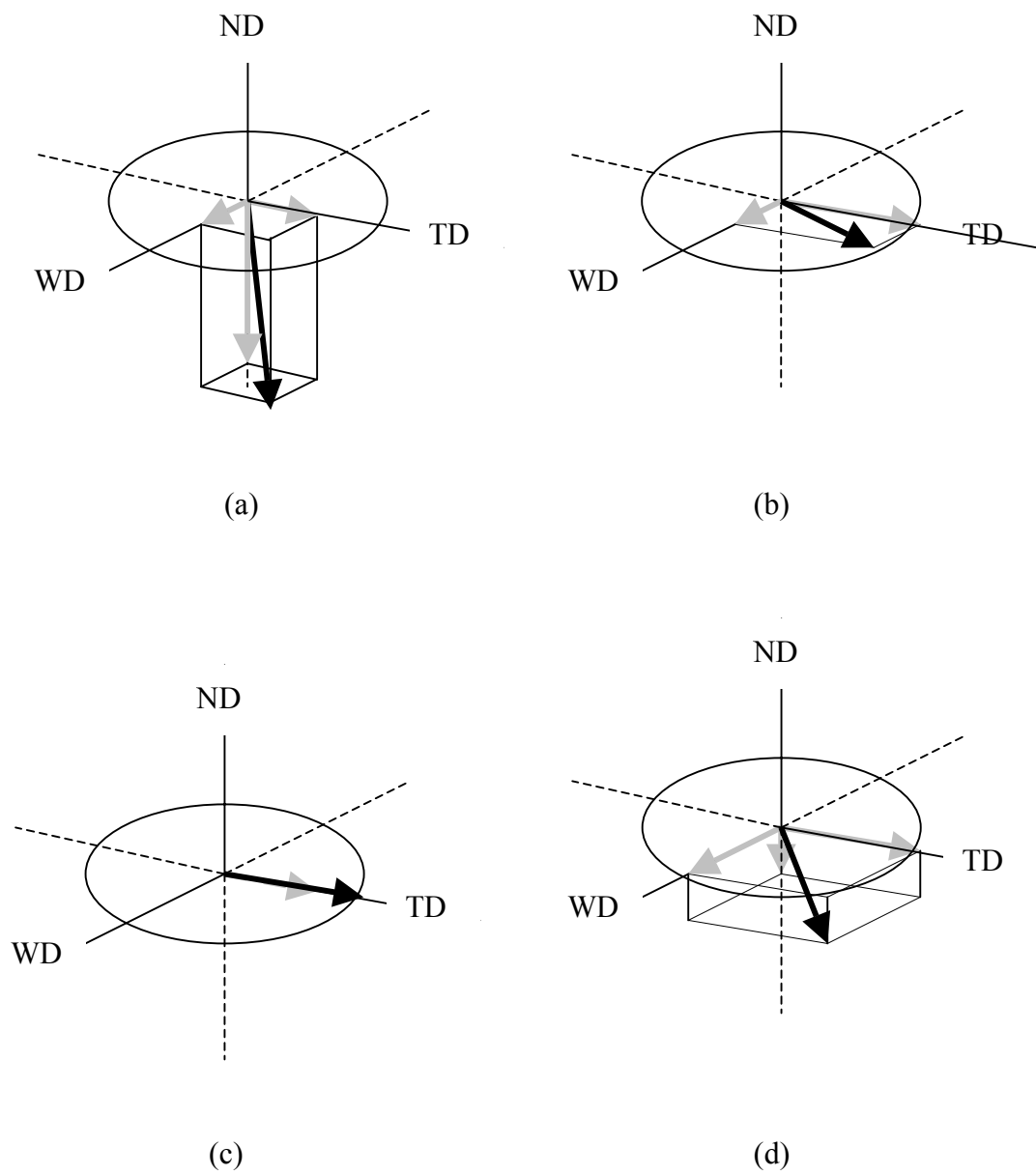


圖 4-5 TIG 銲接法中，WD、TD、ND 三熱流方向的合力影響示意圖。