



國立中山大學材料科學研究所

碩士論文

摩擦旋轉攪拌製程對 AZ31 鎂合金晶粒細化之研究

Grain Size Refinement in AZ31 Magnesium Alloy

by Friction Stir Processing

研究生：張志溢 撰

指導教授：黃志青 博士

中華民國 九十三年 六月

目錄

目錄.....	I
表目錄.....	IV
圖目錄.....	V
論文摘要.....	XIV
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 鎂合金的分類與特性.....	2
1.2.2 鎂合金的銲接性質.....	5
1.3 傳統銲接技術.....	5
1.3.1 氣體銲接法.....	6
1.3.2 被覆金屬電弧銲法.....	6
1.3.3 摩擦銲接.....	7
1.3.4 惰性氣體電弧銲接.....	7
1.3.5 電子束銲接與雷射銲接.....	8
1.4 摩擦旋轉攪拌銲接法(FSW).....	10
1.4.1 摩擦旋轉攪拌銲接原理與機構.....	10
1.4.2 摩擦旋轉攪拌銲接特性.....	12
1.4.3 摩擦旋轉攪拌銲接優劣.....	18
1.4.4 摩擦旋轉攪拌銲接之應用.....	19
1.5 晶粒細化技術.....	22
1.6 摩擦旋轉攪拌製程(FSP).....	24

1.6.1 利用 FSP 以製造極微細晶粒.....	25
1.6.2 FSP 在鐸道區的超塑性質.....	26
1.6.3 FSP 在金屬基複合材料(MMC)上的應用與異質材料的接合.....	27
1.6.4 工具頭的磨耗現象.....	28
1.7 織構分析.....	29
1.7.1 X-ray 繞射法.....	29
1.7.2 背向繞射微織構分析法(EBSD).....	29
1.8 研究動機與規劃.....	30
第二章 實驗方法.....	32
2.1 實驗材料及處理.....	32
2.2 摩擦旋轉攪拌製程.....	32
2.3 微硬度試驗.....	33
2.4 拉伸試驗.....	33
2.5 光學顯微鏡之觀察.....	34
2.6 掃描式電子顯微之觀察.....	34
2.7 X 光繞射分析.....	34
2.8 穿透式電子顯微鏡之觀察.....	35
第三章 實驗結果.....	36
3.1 摩擦旋轉攪拌製程鐸道外觀與型態.....	36
3.2 微晶粒組織觀察.....	37
3.3 溫度量測觀察.....	39
3.4 微硬度試驗.....	40
3.5 拉伸測試結果.....	42
3.6 X 光繞射分析.....	43
3.7 製程設定及工具頭黏滯問題之改善.....	44
第四章 討論.....	46

4.1 AZ31 鑄錠材與擠型材 FSP 之差異.....	46
4.2 應變速率與溫度.....	46
4.3 Zener-Holloman 參數與晶粒大小之關係.....	47
4.4 晶粒取向關係.....	49
第五章 結論.....	51
參考文獻.....	53
表.....	60
圖.....	70

表目錄

表 1-1	各種材料物理與機械性質的比較.....	60
表 1-2	鎂的基本物理與機械性質.....	61
表 1-3	有關合金元素對鎂合金的影響.....	62
表 1-4	AZ 系列合金主要元素與 Fe 元素的熱物理性質之比.....	63
表 1-5	摩擦旋轉攪拌銲接與熔融銲接的比較.....	64
表 1-6	各種細化製程綜合比較.....	65
表 2-1	鎂合金 AZ31B 與 AZ91D 的化學成分組成(wt%).....	66
表 3-1	不同轉速下,鑄錠材與擠型材之 FSP 製程後晶粒大小.....	67
表 3-2	在 800 rpm 時不同之高前進速度下,鑄錠材 FSP 製程後晶粒大小.....	68
表 3-3	錐形工具頭在鑄錠與擠型材之 FSP 製程後晶粒大小.....	68
表 3-4	不同冷卻方法在 7mm 薄板鑄錠材之 FSP 製程後晶粒大小.....	68
表 3-5	AZ31 鎂合金鑄錠材與擠型材在不同轉速下 FSP 製程之最大溫度.....	69

圖目錄

圖 1-1 Mg-Al 的二元平衡相圖.....	70
圖 1-2 摩擦銲接基本原則.....	71
圖 1-3 惰性氣體電弧銲接法示意圖.....	73
圖 1-4 鎖孔機制產生示意圖.....	74
圖 1-5 (a)摩擦旋轉攪拌銲接旋轉工具頭；(b)摩擦旋轉攪拌銲接步驟.....	75
圖 1-6 推進邊與退出邊.....	77
圖 1-7 鋁合金異質對接與其拉伸強度.....	78
圖 1-8 工具頭造成之漩渦狀流.....	79
圖 1-9 不同轉向攪拌鋁合金摩擦攪拌銲件之銲道表面外觀.....	80
圖 1-10 不同的工具頭形式.....	81
圖 1-11 可調式凸梢工具頭.....	84
圖 1-12 洋蔥圈立體相關示意圖.....	85
圖 1-13 三維片狀橢圓面間隔的出現在攪拌區.....	87
圖 1-14 銲道微觀橫截面圖.....	88
圖 1-15 銲道區微觀組織示意圖.....	89

圖 1-16 不同的工具頭.....	90
圖 1-17 三段凹槽凸梢 (a) 對接用MX Triflute™ (b) 搭接用Flared Triflute™...91	91
圖 1-18 可自動縮回凸梢工具頭.....	92
圖 1-19 可適合摩擦旋轉攪拌銲接的接合幾何形狀.....	93
圖 1-20 航空業上的應用.....	94
圖 1-21 航太工業-火箭上的應用.....	97
圖 1-22 航太工業-在太空梭上的應用.....	98
圖 1-23 汽車工業上的應用.....	101
圖 1-24 造船工業上的應用.....	102
圖 1-25 運輸工業的應用.....	104
圖 1-26 壓力下扭轉製程示意圖.....	105
圖 1-27 (a)循環擠型，或(b)往復擠型製程示意圖.....	105
圖 1-28 等徑轉角擠型製程示意圖.....	106
圖 1-29 累積滾壓製程之示意圖.....	106
圖 1-30 新式電鍍法製程之示意圖.....	107
圖 1-31 噴覆成形法製程之示意圖.....	107
圖 1-32 工具頭的磨耗現像.....	108
圖 1-33 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	109

圖 1-34	實驗流程圖.....	110
圖 2-1	試片取樣示意圖與銲接方向.....	111
圖 2-2	自行組裝之摩擦旋轉攪拌製程機.....	112
圖 2-3	熱電偶置於FSP 試片位置示意圖.....	113
圖 2-4	微硬度、OM、SEM、TEM 試片取樣示意圖.....	114
圖 2-5	拉伸試片的取樣方向與規格.....	115
圖 2-6	X-ray 與 EBSD 試片區域選取示意圖.....	116
圖 3-1	不同條件下經摩擦旋轉攪拌製程後之銲道外觀，前進速度皆為 90 mm/min.....	117
圖 3-2	在 90 mm/min 前進速度下，不同轉速之銲道外觀.....	119
圖 3-3	FSP 銲道橫截面外觀.....	120
圖 3-4	鑄錠材經摩擦旋轉攪拌製程後之銲道外觀，轉速皆為為 800rpm。(a)、(b) 前進速度分別為 200 及 400 mm/min，(c) 800 rpm 90 mm/min 於 7 mm 薄板，(d) 800 rpm 90 mm/min 於 7 mm 薄板，經液態氮冷卻.....	122
圖 3-5	經摩擦旋轉攪拌製程後之銲道外觀，前進速度皆為 90 mm/min。(a) AZ91D，(b) 800 rpm，圓錐形工具頭於 AZ31 鑄錠材，(c) 1000 rpm，圓錐形工具頭於 AZ31 鑄錠材，(d) 1000 rpm，圓錐形工具頭於 AZ31 擠型材.....	123
圖 3-6	AZ31 billet FSP 銲道全視圖。(a)800 rpm 400 mm/min，(b)錐形工具頭 1000	

rpm 90 mm/min.....	124
圖 3-7 攪拌區與母材分界。(a)、(b)擠型材 (c)鑄錠材.....	125
圖 3-8 原始母材之微晶粒觀察。(a)鑄錠,(b)擠型板材.....	127
圖 3-9 AZ31 billet specimen FSPed at 600 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態.....	128
圖 3-10 AZ31 extruded specimen FSPed at 600 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c)bottom 鐸道晶粒型態.....	129
圖 3-11 AZ31 billet specimen FSPed at 800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態.....	130
圖 3-12 AZ31 extruded specimen FSPed at 800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態.....	131
圖 3-13 AZ31 billet specimen FSPed at 1000 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態.....	132
圖 3-14 AZ31 extruded specimen FSPed at 1000 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c)bottom 鐸道晶粒型態.....	133
圖 3-15 AZ31 billet specimen FSPed at 1200 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態.....	134
圖 3-16 AZ31 extruded specimen FSPed at 1200 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle	

	(c) bottom 鋸道晶粒型態.....	135
圖 3-17	AZ31 billet specimen FSPed at 1400 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋸道晶粒型態.....	136
圖 3-18	AZ31 extruded specimen FSPed at 1400 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋸道晶粒型態.....	137
圖 3-19	AZ31 billet specimen FSPed at 1800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋸道晶粒型態.....	138
圖 3-20	AZ31 extruded specimen FSPed at 1800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋸道晶粒型態.....	139
圖 3-21	AZ31 extruded specimen FSPed at 800 rpm 200 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋸道晶粒型態.....	140
圖 3-22	AZ31 extruded specimen FSPed at 800 rpm 400 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋸道晶粒型態.....	141
圖 3-23	800 rpm 90 mm/min FSPed 鑄錠材，動態再結晶區上方、中間與橫截面 取樣之微晶粒觀測.....	142
圖 3-24	AZ31 billet specimen FSPed by cone shape tool at 800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋸道晶粒型態.....	143

圖 3-25 AZ31 billet specimen FSPed by cone shape tool at 1000 rpm 90 mm/min (a)	
top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態.....	144
圖 3-26 AZ31 extruded specimen FSPed by cone shape tool at 1000 rpm 90 mm/min	
(a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態.....	145
圖 3-27 AZ31 鑄錠材經 FSP 使用錐形工具頭於 1000 rpm 90 mm/min 條件下之	
大小晶粒帶狀層示意圖，每一圖中畫圈處放大圖示於其後.....	146
圖 3-28 AZ31 billet 7 mm thickness specimen FSPed at 800 rpm 90 mm/min and	
cooled by liquid N ₂ (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態.....	148
圖 3-29 AZ31 billet 7 mm thickness specimen FSPed at 800 rpm 90 mm/min (a) top	
(b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態.....	149
圖 3-30 AZ31 billet 7 mm thickness specimen FSPed at 800 rpm 90 mm/min and	
cooled by liquid N ₂ 於(a) SEM (b) TEM 下之微觀組織觀察.....	150
圖 3-31 AZ31 鎂合金於 FSP 過程中量測之溫度曲線.....	151
圖 3-32 AZ31 鎂合金在 800 rpm 200 mm/min 與 400 mm/min FSP 之溫度量測.	156
圖 3-33 AZ91D 鎂合金在 800 rpm 前進速度 90 mm/min FSP 之溫度量測.....	157
圖 3-34 在相同轉速下(800 rpm)不同前進速度之 AZ31 鎂合金鑄錠材經 FSP 之溫	
度量測.....	158
圖 3-35 AZ31 鎂合金使用錐形工具頭於 FSP 過程中量測之溫度曲線.....	159

圖 3-36 AZ31 specimens FSPed at 600 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下 之硬度值.....	160
圖 3-37 AZ31 specimens FSPed at 800 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下 之硬度值.....	161
圖 3-38 AZ31 specimens FSPed at 1000 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下 之硬度值.....	162
圖 3-39 AZ31 specimens FSPed at 1400 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下 之硬度值.....	163
圖 3-40 AZ31 specimens FSPed at 1800 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下 之硬度值.....	164
圖 3-41 AZ31 billets FSPed at 800 rpm 200 and 400 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上 到下 之硬度值.....	165
圖 3-42 經 FSP 後晶粒大小之 Hall-Petch 關係式.....	166
圖 3-43 AZ31 7 mm 鑄錠材 FSPed at 800 rpm 90 mm/min and cooled by liquid N ₂ . (a) 橫截面 (b) 由上到下 之硬度值。.....	167
圖 3-44 AZ31 specimens FSPed by cone shape tool at 1000 rpm 90 mm/min. (a) 橫 截面 (b) 由上到下 之硬度值。.....	168
圖 3-45 AZ91 billet FSPed at 800 rpm 90 mm/min 橫截面之硬度值.....	169
圖 3-46 經 FSP 之鑄錠材與擠型材拉伸工程應力-伸長量曲線圖，前進速度皆為 90 mm/min (a) 鑄錠材 (b) 擠型材.....	170

圖 3-47 拉伸試片破斷面之 SEM 觀察。(a)鑄錠母材，(b) FSP 鑄錠材於 800 rpm 90mm/min，(c)FSP 鑄錠材於 1000 rpm 90mm/min，(d) FSP 鑄錠材於 1400 rpm 90mm/min，(e)擠型母材，(f) FSP 擠型材於 800 rpm 90mm/min，(g) FSP 擠型材於 1400 rpm 90mm/min.....	171
圖 3-48 AZ31 billet specimens FSPed at 90 mm/min and varied rotation speed 之鐸 道區橫截面 X 光繞射分析.....	173
圖 3-49 AZ31 extrusion specimens FSPed at 90 mm/min and varied rotation speed 之 鐸道區橫截面 X 光繞射分析.....	174
圖 3-50 鎂粉的 X 光繞射圖.....	175
圖 3-51 X-ray diffraction patterns obtained from (a) billet and (b) extruded plate specimens before or after FSP with a rotation speed of 800 or 1800 rpm.....	176
圖 3-52 AZ91D 鎂合金經 FSP 之 X 光繞射分析。(a) 800 rpm 90 mm/min (b)鑄錠 母材.....	177
圖 3-53 經 FSP 之鑄錠材，於相同轉速下不同前進速度於鐸道橫截面之 X-ray 繞 射圖.....	178
圖 3-54 使用不同之工具頭於鑄錠材及擠型材進行 FSP，製程參數為 1000 rpm 90 mm/min 於鐸道橫截面之 X-ray 繞射圖。(a)傳統工具頭，(b)圓錐形工具	

	頭，(c)傳統工具頭，(d)圓錐形工具頭.....	179
圖 4-1	經 FSP 之鑄錠材與擠型材試片，鐸道區晶粒大小與旋轉速度變化函數 圖.....	180
圖 4-2	凸梢旋轉速度與(a)應變速率和(b)溫度之變化關係.....	181
圖 4-3	在不同 FSP 條件下，由置入之熱電偶所量測之溫度變化圖.....	182
圖 4-4	經(a) FSP 與 (b) extrusion or tension 所得之晶粒大小與 Zener-Holloman 參數作圖。經 FSP 之數據(實心方格)亦包含於(b)中以作為比較.....	183
圖 4-5	動態再結晶區 X 光繞射分析示意圖，箭頭所示為 X 光所打方向.....	184
圖 4-6	AZ31 800 rpm, 90 mm/min billet 動態再結晶區之 X 光繞射分析：(a)上方 取樣 (b)中間取樣.....	185

論文題目：摩擦旋轉攪拌製程對 AZ31 鎂合金晶粒細化之研究

頁數：185

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：九十二學年度 第二學期 碩士學位論文摘要

研究生：張志溢

指導教授：黃志青 博士

關鍵字：摩擦旋轉攪拌製程、鎂合金、微結構組織、熱機處理製程

論文摘要

本論文介紹了摩擦旋轉攪拌技術之原理機構及最新發展，並研究探討摩擦旋轉攪拌製程用於 AZ31 鎂合金的基礎性質及摩擦旋轉攪拌製程對 AZ31 鎂合金的改質和晶粒細化；並系統性的探討摩擦旋轉攪拌製程所得之晶粒大小與其工作應變速率及溫度之相關性，並使用 Zener-Holloman 參數來量化其關係，以及使用 X 光繞射分析研究鐸道之晶粒取向。

摩擦旋轉攪拌製程(Friction Stir Process, FSP)為一良好之晶粒細化技術，在本實驗中可發現 FSP 對 AZ31 鎂合金有明顯晶粒細化效果，最佳可達原本母材之 0.8% 大小，並可使得鐸道區硬度值上升 73%；而製程參數設定對鐸後材料性質有顯著影響，隨著轉速上升（製程熱量上升），於鐸道動態再結晶區晶粒大小亦上升。經 FSP 之 AZ31 鎂合金，鐸道區之晶粒大小與硬度值可以 Hall-Petch 關係式解釋。在 AZ31 鎂合金，FSP 之應變數率與溫度區間與擠型所得相近，且其 Zener-Holloman 參數與晶粒大小(d)間的相互關係與擠型、拉伸等變形機制之基本趨勢相符合，故可驗證 FSP 過程實為一塑性變形之過程。

FSP 對鐸後材料之晶粒取向有決定性影響，鐸後之鎂合金材料主要為表現出 $(10\bar{1}1)$ 、 (0002) 與 $(10\bar{1}0)$ 此三根峰值。對於柱狀 HCP 鎂合金，經 FSP 後為平躺在

鐸道上，其(0002)面恰平行於鐸道之橫截面，與鐸接時凸梢前進方向垂直。而具析出物之 AZ91D 鎂合金因受析出物影響，在 FSP 後，其晶粒取向呈現較 random 之趨勢。比較 AZ31 鎂合金鑄錠材與擠型材，雖為同種合金，但起始母材性質不同，經 FSP 所得結果亦約略不同。因此材料經 FSP 後性質無絕對固定性，而是隨著不同之母材而不同。

對於鎂合金之晶粒細化，可以降低轉速即應變速率與提高前進速度以降低製程所產生之溫度與熱量；及配合適當的冷卻方式以快速排出製程熱量或減少變形過程中的熱循環過程達到晶粒細化之目的。



第一章 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 Dary 發現後，於 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，加上具有良好的特性，如：(a)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，相同體積鎂或鎂合金製做零件約只有鋼製零件 23% 的重量，可有效減少產品重量，尤其在汽、機車產業上。(b)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。(c)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。(d)耐衝撞：耐撞強度及吸震性較塑膠好得多，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。(e)厚度薄：最薄可到 0.5 mm，為塑膠 1 mm 的 1/2。(f)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。(g)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。(h)防磁性佳：可有效阻隔電磁波，比塑膠更優於使用在 3C (computer, communication, consumer electronics) 產業。(i)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，而能應用在大物件之結構件上，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[2-6]。

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[7]。
- (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、降伏強度都提高。
- (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、ZE33A。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、鋸性好，但是單價高。

(a) Mg-Ag-RE 系：QE22A。

(b) Mg-Ag-Zr 系：QK21A。

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[8]。為此，鍛造用(塑性成形或機械成形)的鎂合金便孕育而生，這類合金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鋸性，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，如：AZ31B、AZ61A、AZ80A。

C. Mg-Zn-Zr 系列：ZK 系列合金，因 Zr 本身即有晶粒細化效果，如：ZK40A、ZK60A[9,10]。

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) Ag：提升高溫張力與潛變性質，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[7]。

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[11]) 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[12]。圖 1-1 為 Mg-Al 的二元平衡相圖[13]，在右方鎂端，隨著鋁含量的減少，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窄，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[14,15]。

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[16,17]。

1.2.2 鎂合金的銲接性質

影響鎂合金銲接特性的因素大致上有：(a)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[14,17]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，導致銲接時熔池不穩定，故銲道表面合金元素易濺灑且扭曲變形[18]。(b)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°C以上，不熔於固態鎂或熔融狀態的鎂中，因此銲接時會因其存在而降低可銲性。(c)合金元素。合金元素對銲性的影響亦相當大，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，對銲接性質有不良的影響。(d)冶金性。鎂合金最重要之冶金性便是其晶粒容易長大，故銲接時如何避免其銲縫附近晶粒的成長，實為提高銲後性質之要點。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，提高銲後性質。(e)母材之製程與加工。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，避免銲接前鎂合金即有太多缺陷存在[18]。(f)孔洞。鎂合金銲接時，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°C)、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銲時，亦會藉由鎖孔(key-hole)機制產生孔洞，這些都會直接對銲道性質造成不良之影響[19]。

1.3 傳統銲接技術

通常銲接的方法不外乎施以高熱、高能量，使得欲銲接區域受熱至融化溫度，加進熔填金屬(filler metal)或不加熔填金屬，熔融物質擴散至欲接合處的兩邊，待熔融區冷卻固化後將兩邊接合起來合成為一體。但此種融合銲接法(fusion welding)卻有以下之缺點：(a)銲道凝固後會出現細胞狀(cellular)或樹枝狀(dendritic)結構。此結構的出現會改變材料的機械性質使之變差（延性、破壞韌性的降低）。(b)因晶粒成長，晶粒大小過大，破壞銲道的良好微觀組織結構，以致於失去原本良好之塑性變形能力。(c)銲道周圍產生變形與缺陷。

如果施銲過程是完全在固態中進行，經由加壓使銲件緊密接觸，再輔以熱能提升銲件溫度（但未達熔點）、促進銲件彼此間原子的擴散能力而形成接頭，此種銲法即屬於固相式的銲接法，或稱為壓力銲法(pressure welding)。其所使用的熱源，如電阻、超音波或利用銲件與工具頭間的摩擦熱皆屬之[18,20]。

1.3.1 氣體銲接法(Gas Welding, GW)

氣體銲接法，俗稱氣銲。為使用燃料（通常為乙炔、氫氣等）和氧氣或空氣燃燒產生熱能來施銲的方法。由於銲接速度較之其他銲接方法慢，因此在工業生產方面就受到限制，反倒是應用在切割方面較多。氣銲大部分用在一般維護工作上，低熔點金屬銲接以及銅銲或錫銲操作上。氧炔焰是氣銲中使用最廣泛者，因為他產生火焰的溫度最高，以二又二分之一氧和一份乙炔所產生火焰溫度可高達3200°C[20]。

1.3.2 被覆金屬電弧銲法(Shield Metal Arc Welding, SMAW)

在現今之工業應用廣泛，在造船工業、大廈及橋樑之鋼架上使用最多。其他像在汽車、農具機等機械方面亦被廣泛使用。其法為利用電流由塗料銲條通過一處氣體的間距(gap)達到母材，當電流通過氣體的間距時，為銜接二端之導體，而產生電弧。由產生電弧而發生強而密集的高熱，靠此高熱來進行施銲。當電弧

產生之時，電銲條外覆的銲劑受高熱熔化蒸發而成為二氧化碳、氫氣等氣體而在電弧和熔池四周形成保護氣團，可防止熔池內熔融金屬和外界空氣接觸發生氧化。同時亦可使熔池內的雜質漂浮於熔液表面，冷卻後成為銲渣而被去除[20]。

1.3.3 摩擦銲接(Friction Welding, FW)

摩擦銲接自 1957 年發展成功後，在過去四十年來已被運用於製造旋轉的物體，且為一快速、可靠的銲接方法。摩擦銲接是以機械能方式，藉著相互旋轉之摩擦運動，將銲接表面的油脂、水分、氧化膜或其他附著物清除露出純潔的金屬表面，同時因兩個物體高速旋轉摩擦產生高熱，使溫度升高到適銲溫度時，加壓於銲接表面，使結合面達到原子間距離，進入原子引力作用半徑而形成金屬鍵結合，進而原子的相互嵌入擴散，形成牢固的銲接接頭，如圖 1-2[21]。因此摩擦銲接的運用限制於在旋轉對稱的物體上。此製程可廣泛運用於接合相同與不相同的兩異質物質，包括了金屬、一些金屬複合材料、陶瓷及塑膠。由於摩擦銲接的溫度特性，使得許多難以熔銲技術完成的銲件都可以使用摩擦銲接來完成，特別是熔點差異極大之異種材質，如 Al/Cu，Al/Fe 等都可藉摩擦銲接技術來銲接。由於銲件間是以軸向方式相對迴轉，因此銲件斷面形狀大部分侷限為實心圓棒或管件[22]。

1.3.4 惰性氣體電弧銲(Tungsten Inert Gas Arc Welding, TIG, or Gas Tungsten Arc Welding, GTAW)

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[23,24]。

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[23-25]：(a)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。(b)在氬氣的保護下，無激烈的氧化反應，可獲良好的銲道品質。此外氬氣還兼具有冷卻、不分散熱源、減少銲道濺灑的效用。(c)適用於在熔融狀態易吸收空氣中 O、N、H 形成脆化的材料。(d)沒有銲渣，可節省人力與時間。(e)可不需加添填料，並且可使用於任何位置的銲接。(f)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：(a)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。(b)銲接速率慢，尤其對於厚截面銲件，不但耗時而且昂貴。(c)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。(d)深寬比約 1 比 1，熱影響區大，對銲接後機械性質較不佳。

1.3.5 電子束銲接(Electron Beam Welding, EBW)與雷射束銲接(Laser Beam Welding, LBW)

電子束銲接是一種高能量密度的銲接方法，顧名思義其在較小的熱輸入量下，即可完成銲接，有別於需要大熱量輸入的傳統銲接方法。電子束銲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，達到銲接效果[14,15,18]。

電子束銲接的特點是銲道非常的深，主要是由鎖孔效應所造成，與電子滲透能力無直接關係[26]。鎖孔現象的產生，如圖 1-4[18]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，完成凝固銲接的程序。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銲接效果[18,19]。電子束銲接是高能量密度的銲接方式，適合用於精密銲接上。較於傳統銲接方式，EBW其具有以下之優點[18,19,25,27]：(a)功率密度高($10^{10}\sim 10^{13}$ W/m²)，可得深寬比大之銲道。(b)熱輸入量低，熱影響區小、變形少、銲接殘留應力小，銲道品質佳。(c)在真空下進行，污染、氧化等問題少，精密度高。(d)適合熱傳導率高之材料，如鋁、鎂等，不需預熱即可局部銲接。(e)對活潑金屬銲接性良好，如鈦、鋯、鉬等。(f)銲接條件容易控制，銲接速度快，生產率高。

除了上述優點之外，電子束銲接亦因其操作原理與特性有以下的限制：(a)設備昂貴，非高價值銲件，不符合經濟效益，市場競爭力低。(b)銲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。(c)銲前準備較耗時，且因在隔離狀態下進行，所以銲接過程中無法補救或修正。(d)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。(e)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。

雷射束銲接是將光放大且使成為同相位之雷射光聚焦於一點，故可得到相當高之功率密度，當能量密度達 $10^9\text{-}10^{11}$ W/m²時，局部受熱區域急速升溫產生汽化現象，最後如同電子束銲接生成鎖孔現象，因此材料於瞬間便獲得相當大的深寬比，也因為熱輸入量少冷卻速度快，故可得微細之組織、熱影響區小、變形少及熱裂現象少之銲道，且不必於真空中進行[19]。雷射銲法與電子束銲法在基本理論上有許多相同之處，然雷射銲法可在大氣中直接施銲，較電子束銲法方便許多，但雷射光的滲透力比電子束弱，故其銲道深度比電子束銲法小且雷射束有時會在表面被反射，降低其吸收滲透力。不過雷射銲接適合於極精密結構之金屬組件，可滿足對非傳統性加工之需求[20]。

因雷射銲為一束光，故有施銲時不致因衝擊而將熔化金屬衝擠開之優點。且雷射光束具有高強烈而集中的光能，能熔接兩種物理性相差很大的金屬，如電阻差很大或兩體積十分懸殊之工作件。應用LBW可以施銲較遠的距離，一般視力

可達到之處均可鐸到。但其設備成本高裝置不易，非高價值鐸件，不符合經濟效益。對於脈衝間歇性雷射而言，雖具可觀輸出功率，但受脈動時間所阻，故持續的時間非常短促，無法鐸接較厚的工作。而CO₂雷射不能直接控制，因當產生雷射後即無法再加以控制其能量，所有的控制，只能放在未放射前調整其能源[18]。

1.4 摩擦旋轉攪拌鐸接(Friction Stir Welding, FSW)

1.4.1 摩擦旋轉攪拌鐸接原理與機構

摩擦旋轉攪拌鐸接，為由英國鐸接研究所(The Welding Institute, TWI)於 1991 年所發展出來之新式鐸接法[28,29]，為一固相接合製程，具有無缺陷形成的高接合品質且較熔融鐸接佳之機械性質。初始時為了用於鐸接在難以使用傳統鐸接法鐸接的鋁合金，如：7075、2024 等。TWI 位於英國劍橋(Cambridge)附近的 Abington，為歐洲最大之研究與技術發展組織之一。有超過 400 位的成員與世界各地的工業界一起研究開發出更有效率的接合技術。TWI 最先研發出摩擦旋轉攪拌鐸接技術，並進行更進一步之的研究與開發於工業界的製程應用。

此鐸接法是在欲鐸接處插入一旋轉工具頭(rotating shoulder tool)，其前端為肩部(shoulder)並延伸出一凸梢(pin or probe)，凸梢之長度稍少於欲鐸工件(workpiece)之厚度。鐸接時凸梢插入攪拌同時加熱其周圍之金屬，使之軟化，並繼續施一向下力直至肩部接觸到工件表面，經由工具頭的旋轉產生摩擦熱而溫度升至高至被鐸金屬呈塑性狀態。隨著工具頭的轉動與移動，將塑性變形層兩邊的材料攪拌在一起，待冷卻後即形成緻密的鐸道並使工件產生接合的效果，如圖 1-5 所示[21,30-32]。鐸接過程中，肩部緊密接觸於工件表面，除了提供另一摩擦熱的來源外亦可避免材料從鐸道上方被擠出。通常使用一具有螺紋之凸梢，其長度稍少於工件厚度而其直徑約略為工件厚度。肩部的直徑約為凸梢直徑之三倍

[33]。摩擦旋轉攪拌銲接是一種固相接合過程，其原理係利用摩擦所引起的金屬塑性流動現象而接合，整個銲接過程銲道的溫度始終未超過母材的熔點[34]。在報告中，鋁合金在銲接過程中銲道區的溫度約為 $0.6 - 0.8 T_m$ (絕對熔點溫度)[30]。

在摩擦攪拌旋轉銲接過程中，金屬的流動可使用在待接合面置入追蹤物和凸梢瞬間停止在一處(frozen)的技術來觀察[33]。依工具頭旋轉方向與前進方向的相互關係，銲道可分為推進邊(advancing side)與退出邊(retreating side)，如圖 1-6 [30,33,35]。在工具頭前進時，旋轉方向與前進方向相同側稱之為推進邊；與推進邊相對的另一邊即為退出邊，在此邊，旋轉方向與前進方向相反。

摩擦攪拌旋轉銲接時在推進邊與退出邊處的物質流動情形不盡相同。在 Guerra 等人[33]與 Krishnan[36]的報告中指出，材料在 FSW 過程中經由兩種方式圍繞著凸梢移動：位於推進邊的銲道材料被帶入旋轉區域後，繞著凸梢旋轉與向前移動。此區的材料具極高之變形量。而在退出邊的銲道材料只被凸梢的旋轉移動所帶動，但並未繞著凸梢旋轉，此邊的材料隨後被用於填補入先前形成的空洞。

Lee 等人[35]在鑄造 A356 與鍛造 6061 鋁合金異質接合的實驗中發現：銲道攪拌區(stir zone)的微觀組織主要是由固定在退出邊的物質所構成，其機械性質主要由固定在退出邊的物質所決定，即退出邊的物質對銲道的微觀組織與機械性質影響較大。Karlsson 等人[37]在 AA 5083 與 AA 6082、Al-clad AA 2024 與 AA 5083/Cu 的 FSW 異質接合實驗中，銲後材料之機械性質亦隨著固定在退出邊物質的不同而不同，如圖 1-7。

物質在工具頭周圍除了水平旋轉造成的流動外，亦形成一垂直漩渦狀的流動[33]，如圖 1-8，這是經由凸梢的螺紋與工具頭旋轉方向所共同造成。當使用右旋螺紋凸梢在反時針方向旋轉下，造成將材料向下推之流動力；而使用相同之凸梢但以順時針方向旋轉時，通常會得到較不好的結果。這是此時凸梢造成將材料往上推之流動力，而沒有將材料回填至銲道下方內部而擠壓在上半部所造成，使得銲道較淺且有明顯的孔洞(pores)形成，而右旋螺紋反時針方向旋轉時銲道較深，材料集中在板面下並有較緻密之銲道組織。圖 1-9 [38]所示之偏光顯微鏡巨

觀金相為兩不同攪拌桿迴轉方向所形成的摩擦攪拌旋轉銲道。

在銲道區接近表面處（約佔全厚度三分之一），材料的流動受到肩部之影響大於凸梢，受複雜的交互作用影響，此區域的流動作用仍有待研究，而在銲道下方佔三分之二處的流動作用為受凸梢之影響較大[33]。材料在工具頭周圍所產生的塑性流動可被視為一鍛造與擠製的過程[39]。

工具頭的形式，依目前的研發狀況來說，約可分為三類，圖 1-10。(a)固定式凸梢工具頭(fixed pin tool, FPT)：為單一部件，一體成形製成，具有固定的工具頭形狀與可銲接深度，但銲接時需要支撐背板且只有旋轉方向之單軸向控制(one dimension)。(b)可調式凸梢工具頭(retractable tool or adjustable pin tool, APT)：為兩件式工具頭，分為肩部與凸梢兩部分，其凸梢長度可改變且具雙軸向控制(two dimension)，除了旋轉方向外還有上下之 y 方向。因此銲接深度可變化且銲接完成時可控制將凸梢順勢抽出而不留下孔洞，圖 1-11，但銲接時仍需有背板支撐。(c)自動反應工具頭(self-reacting pin tool, SRPT) [40]：為三件式工具頭，由二肩部與一凸梢組合而成。其兩肩部的分離度可調整改變，具雙軸向控制，因此可全穿透銲接及銲接時不需背板支撐且全穿透銲接深度可變化。

此種可調式工具頭最先是美國航空暨太空總署(NASA)之 NASA-Marshall Space Flight Center 所研發出來，並授權予 MTS Systems Corporation 與 MCE Technologies, Inc. (MCETEC)兩家公司用以製造、生產商業化機器。

1.4.2 摩擦旋轉攪拌銲接特性

A. 銲道區洋蔥環(onion ring)的出現

摩擦攪拌旋轉銲接銲道外觀最大的特徵就是洋蔥環的出現，橢圓型的礦塊(nugget)形狀與洋蔥環結構皆為摩擦旋轉攪拌銲接後銲道攪拌區(stir zone)的典型特徵。此形狀的出現是受到物質流動的影響，而物質的流動是由沿著旋轉的凸梢表面產生之剪應力所引起，且在攪拌區的殘留晶粒大小，受應變、應變速率和材

料流動時的加熱溫度影響。通常，在鐸道上方表面可觀察到後半圓形環，每環之間的空間大約等於工具頭每轉一圈時的前進距離[36]，而每環間的距離隨著前進速度下降及轉速的上升而減少，如圖 1-12。材料的流動方式在每一次旋轉皆重複，像這樣的材料流動方式重複的將應變和應變速率引入至材料中，使得具有不同晶粒大小的三維片狀橢圓面間隔的出現在攪拌區，如圖 1-13 所示[41]。此種具不同晶粒大小且間隔出現的橢圓面，在垂直鐸接前進方向的橫截面處產生洋蔥環構造。Mahoney 等人[42]的報告亦提到，在攪拌區的洋蔥環結構以具不同晶粒大小之帶狀為特徵。因此，橢圓型的礦塊與洋蔥環組織的形成起源於螺紋凸梢旋轉與前進所帶動之剪力變形，並將金屬擠製環繞至工具頭後退邊的過程所致。根據 Lee 等人[35]在鋁合金 A356 與 6061 的異質對接實驗中發現，攪拌區的面積大小會隨著鐸速上升而有些微的下降，這可能是因為不同的冷卻速率所造成，圖 1-14。

B. 鐸道區之微觀組織

鐸道區的微觀組織可分為，圖 1-15：(a)母材(base metal, BM)：即原始施鐸之材料，此處的物質並未受到鐸接過程所影響。(b)熱影響區(heat affected zone, HAZ)：介於母材和熱機影響區之間，在熱影響區的晶粒組織並沒有受到 FSW 過程的機械影響，只受到單純熱影響，其晶粒組織與母材相似。此一區域因受熱造成晶粒成長，通常平均晶粒尺寸會超過母材的晶粒大小，而使得機械性質因晶粒尺寸增加而變差，母材與熱影響區皆含有相對較低的差排密度。(c)熱機影響區(thermo mechanically affected zone, TMAZ)：介於動態再結晶區與熱影響區之間，具高變形組織，既受到熱影響又產生變形的區域。可分成前進邊與退出邊，他們略有不同的微觀構造。(d)攪拌區或動態再結晶區(dynamically recrystallized zone, DXZ)：位於鐸道中央，直接受到工具頭的摩擦、攪拌、擠壓的影響，其特徵為具有再結晶的等軸細晶粒且晶粒間存在高角度晶界。

動態再結晶區具有良好的機械性質，而熱影響區的機械性質不好；硬度值在熱影響區存在顯著的下降，在拉伸試驗時首先從此區域斷裂，一般被認為是在此

區域析出物的粗化現象所導致。在熱影響區，析出物與無析出區(precipitation free zone, PFZ)變粗與寬化為母材的五倍之多[43]。

在鋁合金鐸道部分一般可分為此四區域，但是在鎂合金上並沒有很明顯的熱機影響區之分。因在鋁合金的動態再結晶區旁雖然也受到鐸接過程的熱與形變的影響，但仍不足以發生動態再結晶而形成熱機影響區；而鎂合金之再結晶溫度約為 523 K[44]，此溫度低於鋁合金之溫度，因此，這可能是因為在鎂合金中比鋁合金更易於發生動態再結晶所致[45]。

C. 鐸道攪拌區之動態再結晶機構

鐸道攪拌區微細的等軸晶，被認為是在攪拌過程中經動態再結晶而形成的[46,47]。通常在鐸道區的溫度，雖然隨著旋轉速度變化，但仍在 $0.6\sim 0.8 T_m$ 的範圍裡，這比一般需要達再結晶的溫度($\sim 0.5 T_m$)要高出許多。動態再結晶可分為不連續動態再結晶(discontinuous dynamic recrystallization)：直接經由成核成具高角度晶界的新晶粒而成長與連續動態再結晶(continuous dynamic recrystallization)：以動態回復為基礎之再結晶過程，次晶粒經由連續重複吸收差排至晶界而成長，再經由旋轉而達到高角度晶界。

Jata 與 Semiatin[48]認為動態再結晶區中的高角度晶界，是原本為低角度晶界的母材晶粒因差排滑動(dislocation glide)而經由連續的旋轉而成。Su 等人[49]推論最後的微細晶粒是在攪拌動作下，藉由在 FSW 過程中所形成的次晶粒經由差排被吸收至次晶界的旋轉所成長。他們推測在 DXZ 動態再結晶過程的演化如下列步驟：差排產生(dislocation introduction)，在初始階段大量的差排經由塑性變形產生，同時因 FSW 過程上升的高溫引起晶粒成長。動態回復(dynamic recovery)，在此過程中，許多微小且具低角度晶界的次晶粒藉由動態回復在晶粒內形成。連續動態再結晶(continuous dynamic recrystallization)，微小的次晶粒經由重複地吸收差排至次晶界而成長與旋轉至高角度晶界，形成具高角度晶界之等軸再結晶晶粒。重複的差排產生與部分回復，塑性變形在再結晶晶粒中產生額外

的差排；在熱機循環末端，部分回復在部分 TMAZ 晶粒與 DXZ 晶粒中發生。

而Rhode等人[50]利用旋轉工具頭插入不往前進即拔出(plunge and extract)並急速冷卻的技術，來探討在摩擦旋轉攪拌過程中 7050 鋁合金微細晶粒結構的演變。假設經由旋轉工具頭插入即拔出方法，在洞底部的變形材料與FSW在攪拌區的變形材料相似。在工具頭繼續旋轉與前進造成更大劇烈變形與較大溫度上升之前即停止拔出，此種技術可說是在攪拌區變形過程中初期的一瞥，而插入孔洞(plunge hole)之底部的變形過程可說是FSW過程中激烈變形的前兆。母材中已有次晶粒存在，細晶粒的演化為從母材的激烈變形開始。當溫度上升，變形的組織經由成核與成長而再結晶，而再結晶所形成的晶粒較原先即已存在的次晶粒還要小。在插入孔洞底部所觀察到具高角度晶界的極細晶粒(50-100 nm)並非次晶粒，而再結晶形成的新晶粒在經過於 350-450°C下 1-4 分鐘之熱處理後，成長至與FSW製程所得的鋁合金相同[42,51-53]。因此這可推論出，在FSW鋁合金鐸道攪拌區所得的細晶粒，是由過程中重度變形所產生成核與成長所得的，而非從原先已存在的次晶粒旋轉而形成的[50]。

而 Sato 等人[51]也提出相似之理論，對於 6063 鋁合金在攪拌區晶粒組織演化的解釋。鐸接工具頭的旋轉導致摩擦熱和材料的塑性流動，塑性區軟化的材料跟著凸梢旋轉移動，藉著劇烈的形變與高溫，動態再結晶成核產生。在工具頭通過後，攪拌區動態再結晶粒核在熱循環的冷卻過程中靜態成長。而靜態晶粒成長受到溫度的強烈影響，殘留的晶粒大小隨著鐸接過程中最大溫度上升而增大，

$$\ln D = -Q/2RT + \ln (At)/2, \quad [1]$$

其中 D 為殘留的再結晶晶粒大小，A 為常數，Q 為晶粒成長之約略活化能，R 為理想氣體常數，T 為絕對溫度，t 為時間。

最後，Su 等人[54]也提出在攪拌區的等軸細晶粒是經由不連續動態再結晶而來，推翻了其之前的假設。提出奈米結構組織的演化為：在 FSW 的初期階段，

在攪拌前進的過程中引發複雜的應變狀態與高差排密度，高密度的具高角度晶界奈米尺寸晶粒經由在高溫下的動態成核形成，晶界移動並經由吸收差排形成一不平衡晶界。動態再結晶後，額外的差排經由後來的塑性變形在較大、較軟可優先容納應變的晶粒裡產生。

因此，在 7050、7075、6063 等鋁合金動態再結晶區的等軸細晶粒，一般被認為是經由新晶粒成核而成長的不連續動態再結晶過程產生。

D. 鐸道再結晶區硬度值的變化

在鐸道中央的動態再結晶區具有微細之等軸晶粒，依 Hall-Petch 關係式，在鐸道因晶粒細化其硬度值會較母材為高，但在文獻中發現並不完全依照此關係式 [55]，這是因為不同材質其析出現象不同所致。通常鋁合金約可分為析出強化與固溶強化型，而析出強化型鋁合金在鐸道的硬度值受到析出物的分佈影響大於晶粒大小的影響，因此對於析出強化型合金來說，其鐸道的硬度值就不適合只依 Hall-Petch 關係式來解釋。

在析出強化型鋁合金鐸道的探討中，如：Rhodes 等人研究之 7075-T651 [42,52]、Jata 等人研究之 7050-T7475 [56]、Murr 等人研究之 6061-T6 [57,58]、Sato 等人研究之 6063-T5 [59,60]。析出強化型鋁合金在經過FSW後的鐸道機械性質與強化項析出物的體積比率、大小與在鐸道的分佈狀態強烈相關，與晶粒大小相關性較低。他們說明了在鐸道區有較低的硬度值是因為在鐸接熱的影響下，析出物消失或粗化所造成。具體來說，這樣的軟化現象是由於強化項析出物 (Mg_2Si , $MgZn_2$) 在鐸接時的熱循環中溶解或成長，而此現象一般可藉由熱處理來改善 [61]。

然而，固溶強化型鋁合金在鐸道具不同的硬度分佈值，如 5083 鋁合金。從 Svensson 等人 [62] 與 Sato 等人 [63] 的研究中，鐸道區的硬度值約略與母材相同，這主要不只是由差排密度且也是由微小 $Al_6(Mn,Fe)$ 粒子的分佈與晶粒大小所控制。另一方面，在 1080 鋁合金的鐸道硬度值分佈略較母材高，此現象被認為是

因Hall-Petch 關係式影響所致[63]。

無析出或相關的時效或退火現象出現的鋁或鎂合金，在FSW後可得到極佳的銲道品質，無強度降低或其他性質的減少。除了在鋁合金外，在鎂合金上也可觀察到此一現象。鑄造鎂合金AZ91D與其他如AM50 和AM60 具 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出物，因此在FSW銲道有硬度值降低的現象出現。而無析出物之AZ31 在銲道無硬度降低之現象發生[46]。

E. 摩擦旋轉攪拌銲接之參數

影響摩擦旋轉攪拌銲接的參數有：銲接物質、工具頭（肩部、凸梢的螺紋）、工具頭轉速、銲接的前進速度、溫度與工具頭傾斜角度等。當轉速越高摩擦越激烈，在銲接時的熱輸入量越高，使得銲接溫度高，晶粒成長的驅動力越大，所得晶粒越大。而銲接前進速度越低，停留在高溫下較長時間，表示在相同的時間內對於銲道的熱輸入量越高，亦會使得溫度上升、冷卻速度下降，晶粒成長上升（但在較低銲速時停留在高溫下時間較長，亦有使在工具頭凸梢前部材料預熱作用，或使用雷射處理預熱[64]，這兩種均可使材料軟化更易於銲接，並可保護工具頭減少磨耗[65]）。較快的銲接速度下，銲材停留在高溫的時間較短，可供進行回復過程的時間較短，使得銲材在微觀構造上具有較高的的差排密度。因此在低轉速與高前進速度的配合下可得越細化的晶粒[66,67]。較高的銲速使的銲材有較大的破壞伸長量[68]。旋轉速度對硬度值無明顯影響，但是銲道的攪拌區寬度具隨著旋轉速度上升而稍微擴大的趨勢[51]。

溫度對銲後晶粒有極大之影響，除了因轉速與前進速度所導致熱輸入量的不同以致於晶粒大小的變化外，如在銲後立刻施以冷卻，藉由減少晶粒成長時間以增加銲後晶粒細化程度[54]。而銲前母材溫度亦有影響，較低的銲接母材起始溫度，所得之再結晶晶粒會小於起始溫度較高者[69]。工具頭與凸梢藉由旋轉攪拌與銲材產生摩擦並帶動物質的流動以形成固相接合。而不同的工具頭設計對銲道有不同的影響，最直接的即為銲道形狀，如圖 1-16[70,71]。在 Ma 等人[72]的研

究中顯示，工具頭的形狀對銲後材質之機械性質的影響複雜且牽涉到製程參數的設定，對於他們所嘗試之三段凹槽凸梢(Triflute)具有較普通凸梢好之銲道強度與延性，圖 1-17。

1.4.3 摩擦旋轉攪拌銲接優劣

摩擦攪拌旋轉銲接優點如下:(a)更具環境親和力。FSW 無汽化金屬氣體蒸汽、輻射、高電壓、熔融金屬及電弧等危險出現，沒有因熔融汽化而產生之煙塵及無熔融液態熔池之潑濺，具有安全操作性。此外 FSW 比熔融銲接所需能量更低，且更具能量效率，加上近年來能源、資源的短缺，節省能源更是重要的課題。(b)良好的銲接品質。因為固相接合過程，所以銲道無因熔融而引起的損耗、不需回填銲料、無孔隙產生、不會造成銲後材料的組成成分改變和無變形，因此不需後處理將變形處弄直及銲後加工處理，如銲後的研磨或拋光等步驟皆不需要。銲後具較低的殘留應力，可使用於對銲道裂縫敏感性較高的合金材料。對於修補性銲接，只需一次銲接即可，不需回銲。銲接製程可在短時間內完成，並有良好的再現性且接合處具好的持久性，提供了兩倍於熔融銲接的抗疲勞能力，同時沒有鎖匙孔留下。傳統 FSW 在銲接後工具頭離開後會留下一凸梢所在位置造成的鎖匙孔缺點，因可自動縮回凸梢工具頭研發出後，在銲後已無一孔洞留下，圖 1-18。FSW 可保持銲道的細化晶粒與良好塑性變形能力，傳統的熔融銲接會破壞銲道的良好微組織結構以致於失去此能力。且 FSW 具有範圍廣闊的可銲合金，包括之前認為不可銲接的 2XXX、7XXX 系列鋁合金，亦可使用於銲接複合材料及異質接合，已可被應用在 Al、Mg、Cu、Ti 與 Fe 等合金的接合上。(c)FSW 具多方位適用的靈活銲接，可在任何方位上銲接，從平坦表面至曲面，可直線銲接或在複雜形狀材料上的銲接。在非線性物體、非平面物體及三維方向皆可操作。可適用於對接(butt)、搭接(lap)、T 型接合、邊緣(edge)及角落銲接(corner fillet weld)等多種幾何形狀的接合，圖 1-19。(d)FSW 具有簡單的機械操作與銲接過程，整個過程可採自動化機器人操控的銲接方式並可經由螢幕線上監控，且可採全姿

勢(all position)的銲接位置，因此不需複雜的操作方法與人員訓練。銲接過程不需在特殊狀況下操作，可在常溫、常壓、無保護性氣體的環境下進行且不需進行銲材的前處理，如將表面氧化物去除等工作。摩擦旋轉攪拌銲接與熔融銲接的比較，如表 1-5。

摩擦攪拌旋轉銲接的障礙與缺點為需要特殊的夾具系統、抗腐蝕保護、在某些合金中單趟的銲速低於電弧銲接法及需從 TWI 取得授權。摩擦旋轉攪拌銲接為 TWI 所研發並保有其專利，而 FSW 的授權許可需從 TWI 或 EWI 取得。EWI, Edison Welding Institute, 為位於美國性質類似 TWI 之姊妹機構。

1.4.4 摩擦旋轉攪拌銲接之應用

A. 在航太工業的廣泛應用

(a) 航空器(Aircraft)的製造

可應用在飛機機身(airframe)骨架之接合與製造。在工業上使用 FSW 以接合飛機機身和蒙皮，用以取代傳統使用鉚釘(riveting)打入之接合方式。因為 FSW 對於傳統被認為不可銲接之航太工業用 7XXX 系列鋁合金具銲接性，且具有良好之銲接品質，所以 FSW 取代傳統鉚釘接合有許多之優點。因航太材料鋁合金變的可銲接，可將傳統上一些必須分離的組件銲接起來，藉以減少機體零件數增進製造效率。而 FSW 具有銲接品質好且不需回填材料的特性，且在少去額外的使用的鉚釘重量後，大大的減少了因鉚釘所增加的物料消耗及機體成品的重量。此意味著有更高的引擎效率，在相同的能量消耗下有更大的載重量。FSW 裝置簡便且銲接速度大於鉚釘需一個一個打入之速度，可使用自動化控制以減少人力需求及減少製造時間。在傳統鉚釘接合需打穿接合處表面以達成接合目的，易造成缺陷的產生，而使用銲接成型具一體性，銲接部分不若鉚釘接合有間隙與破壞面易形成往後破壞的產生處，因此使用 FSW 可改進破壞表現能力並減少缺陷形成速率。而 FSW 接合之銲道品質好，強度亦較傳統鉚釘接合高並可增進機

體的負載能力。因此在飛機製造上使用 FSW 技術，除了有更佳之成品品質外，最重要的就是製造成本的降低。

在航空業，已實際應用摩擦旋轉攪拌銲接於實際製造上。有法國的空中巴士集團(Airbus)運用BAE system Airbus 於其A3XX 系列飛機的製造，圖 1-20a。美國的波音集團(Boeing)亦使用ESAB公司所製造之ESAB Super Stir™應用於其製造上面，圖 1-20b。而Eclipse Aviation Corp. 已經使用MTS Systems Corp.所提供之FSW設備成功製造出世界上第一架使用FSW技術生產的飛機(Eclipse 500)，圖 1-20c，並將獲得美國聯邦航空總署(FAA)認證通過，進入行銷階段。現今的飛機製造中大量的使用鋁合金為材質，而在飛機的主要組裝中使用FSW接合，例如，在Eclipse 500 的製造中取代達百分之六十鉚釘的使用量，不止大大的縮短了製造時間並有更優越的接合效果。

(b)火箭、飛彈外殼，圖 1-21。

(c)太空梭：美國航空暨太空總署亦運用 FSW 之技術於太空梭主燃料槽(external fuel tank)、固態火箭推進器與可回收固態火箭(reuseable solid rocket)發動機主引擎的製造上面。美商洛克希德馬丁公司(Lockheed Martin Co.)使用通用工具公司(General Tool Company, GTC)所提供之設備，在 NASA 的授權下製造太空梭之外部主燃料槽，預計在 2005 年 1 月試飛，圖 1-22。

B. 交通運輸工具工業上的應用[73]

在汽車工業上的應用有引擎與底盤支架、內燃機汽缸的接合、車輪鋼圈，圖 1-23，和結構部分，如鋁、銅或鈦製骨架的接合。鐵路工業的應用為鐵路運輸工具，有地下鐵列車、有軌電車或礦車、車廂本體、鐵路貨車外殼及高速列車等。造船工業上可用於船體甲板、側邊與隔艙壁板的接合或船殼與上部構造，圖 1-24，及直昇機降落平台等。路上運輸工業上有卡車車身、巴士、篷卡車、拖車、裝甲覆蓋車輛、摩托車與腳踏車骨架、燃料槽、儲存槽與鋼瓶等應用。

目前的車體結構接合通常使用電弧銲接，但電弧銲接方法因加熱使銲件達到

熔點，因而在銲後物質損耗易造成大的變形量，這會使部件外觀看起來並不好且在車體部件組合時不容易去調整接合，而使用FSW的技術可避免掉這些缺點。日立利用FSW創造規劃出新概念列車而這些新概念描述如下：在汽車工業中，中空鋁擠形車體骨架可減少車體骨架的零組件數，且精確鋁合金製的車體骨架可經由FSW的接合。而精準的車體骨架使得製造時可以精確的固定組合大尺寸車體內部模組而不需要複雜的校正，圖 1-25 (bodysell)。

目前在CO₂排放量減少等環保對策中，汽車輕量化是不可或缺的話題，因此使用輕金屬來作為製造材料為一必然的趨勢。因其優點與特性，鋁合金與鎂合金即為一適當選擇。因此，對於汽車工業上使用此FSW新技術與製程的量無疑的會增加，因為FSW具經濟效益、不需複雜技術和低能量消耗，且具接合不同物質並有最小變形量的能力，使得此製程被廣泛的接受與採用。對於欲使車輛輕量化的設計工程師而言，因FSW的技術，使得他們可以採用新的合金作為車體零件與骨架，而不必如同以前一樣因這些合金在熔融銲接的銲接性差而避免使用。尤其是軌道車輛安全要求較高的衝擊值，FSW銲道品質明顯優於電弧銲道。此點，先後已有1998年德國高速鐵路在Eschede以及1999年英國鐵路在Ladbroke Grove的兩件火車事故中，鋁製火車車廂損壞的情形獲得實證[74]。

C. 在建築工業上的應用：

FSW 可用於建築物外觀壁板的接合與窗戶骨架的接合、管路的組建、在造橋所運用到的鋁合金之接合、鋁合金擠製物的接合與熱交換器和空調系統等。

D. 摩擦旋轉攪拌銲接之未來發展：

對於摩擦旋轉攪拌銲接未來所需的發展與研究方向大致為：新型工具頭設計的發展、摩擦攪拌旋轉銲接接合之基本特徵的觀察、銲接速度的提升、利用於它種金屬合金和可銲厚度的研究，如鈦或鋼鐵合金等與利用在複雜非平面的銲接

上。而目前經 TWI 授權用以發展製造 FSW 相關設備的廠商除了 MTS 外還有 ESAB、GTC、Hitachi、MCETEC、FPE & Gatwick Fusion Ltd, 等。

1.5 晶粒細化技術

近年來對輕金屬材料功能進一步改質，一方面是添加新成分，如輕量元素 Li、B、Sc、Sr 等，或較重之 Y、Nb、Zr、RE 等，另一方面便是使用各種二次加工處理，以期能夠達到微米、次微米，甚至奈米級的晶粒尺寸。對於粗晶粒往下細化(top down)之加工處理技術發展至今，方法不勝枚舉，一般在文獻上常引起注意的有：震波衝擊(shock loading)、壓力下扭轉(torsion under compression)、循環擠型(cyclic extrusion)或往復擠型(reciprocal extrusion)、等徑轉角擠型(equal channel angular extrusion, ECAE)、高擠型比擠型(high extrusion ratio extrusion)、累積滾壓(accumulative roll bonding, ARB)、滾壓式熱機處理(rolling typed thermomechanical treatment, R-TMT)、粉末冶金加擠型(powder metallurgy plus extrusion, PM/EX)、快速冷卻加粉末冶金(rapid solidification plus powder metallurgy, RS/PM)、機械合金(mechanical alloying, MA)等。另外，也發展出由原子噴覆堆積往上磊晶(bottom up)之成形技術，如新式電鍍法(electrodeposition)、氣相層積法(gas condensation)、噴覆成型法(spray forming)，以及表層晶粒細化技術，如超音鋼球撞擊(ultrasonic shot peening, USSP)、離子佈植法、輻射照射法等 [75]。

一般震波衝擊可將純金屬之晶粒細化至 0.1-0.3 μm 之範圍，材料經每秒 10-100 公尺之高速衝擊，在內部產生極高能量之差排等缺陷，再進行動態再結晶形成細微組織，機械性之 Hall-Petch 強化效應相當明顯，可增加數倍之多，但成品一般較小，不易工業化。壓力下扭轉加工示於圖 1-26，材料先做成環狀，至入

一特殊的模具內，再施以扭轉和壓縮加工，材料接近試片表面的部分會發生大量剪力變形，隨著轉速增加，晶粒形狀愈加等軸，尺寸亦可細化至 0.1-1 μm 。此外，大量應變的循環擠型技術乃是將原始材料置於兩側均有油壓衝模，中間有一頸縮區之裝置內，如圖 1-27，當一邊油壓衝模進行時，另一邊不動，材料經頸縮區受到擠型後再經過壓縮，然後由另一邊推回，經反覆來回擠型與壓縮，材料受到大量的變形，使晶粒尺寸驟減而達到超細、等軸的理想微結構，操作溫度多屬中高溫，以免材料嚴重碎裂。Yeh 等人[76]也使用類似設計，自行開發往覆式擠型方法，於高溫擠製 Al-12%Si 材料，擠型比約為 10:1，當擠型次數達 6 次時，顆粒分佈相當均勻，晶粒大小可降至 0.8 μm 左右，室溫強度增加，伸長率約可達到 25%。

近年來也有不少學者相繼發展等徑轉角擠型加工，如圖 1-28，目前常見的轉角有 90° 與 120° 等，棒材從一端壓入，經轉角時材料經歷大量剪應變，再從另一端壓出，棒材雖經大量變形，但截面積尺寸並未縮減，與一般擠型不同因此可施加 4-8 道高變形量等徑轉角擠型，材料仍維持原始大小，這點與震波衝擊、循環往覆擠型或累積滾壓之效果類似。Berbon 等人[77]曾利用此一加工技術對純鋁與 Al-Mg-Li-Zr 合金做研究，在原始約 400 μm 之晶粒經過等徑轉角擠型大量真實變形 3.7 後，得到 1 μm 的細晶粒，降伏強度與拉伸強度均有增加，且室溫延性亦有改善。Mabuchi 等人[78]曾以等徑轉角擠型方式加工鎂合金 AZ91(Mg-9Al-1Zn)，得到 1 μm 之細晶粒並成功發展出低溫超塑性，在 200°C ($\sim 0.5 T_m$)，可得到 661% 的高變形量。Mukai 等人[79]使用等徑轉角擠型加工 AZ31(Mg-3Al-1Zn) 鎂合金，再施予熱處理發展出有利纖構，使室溫拉伸量提昇到 50%，提供未來鎂合金室溫成形之可能性。

在開發細晶之高速超塑性複合材料時，為了使陶瓷粉粒均勻分散，開始施加高擠型比擠型，擠型比約在 40:1 至 100:1，效果很好。新近由於鎂合金較難施加大量滾壓以生產薄板，故高擠型比擠型可藉助運用，由於一般商用 AZ、AM、ZK 鎂合金，在 300°C 以下擴散便很快，其動態再結晶過程可於中溫高擠型比擠型過

程中順利完成，可以一道 100:1 之擠型，毋需循環或轉角擠型，即可產生均勻細晶之板材、棒材或無縫管材，室溫强度高，室溫拉伸達 50%，且呈現極優異之低溫高速超塑性，可作為 100-300°C 之溫間壓製成形 (press forming or press forging) 或液壓管材成形 (tube hydroforming) 之素材。

針對傳統滾壓熱機處理技術，McNalley 等人 [80] 對於高鎂 Al-10Mg-0.1Zr 之實驗用合金加工方式，是經過十二道滾壓，中間穿插五次於 300°C 下的退火處理。材料由厚度 25 mm 壓到 2 mm，真實應變值大約為 2.6，使此合金在 300°C 下有超過 1000% 之拉伸變形量。Pu 等人 [81] 與 Hsiao 等人 [82] 也使用滾壓熱機處理技術，將 8090 Al-Li-Cu-Mg-Zr 合金與 5083 Al-Mg 合金細化至 0.5 μm 左右，開發出低溫超塑性。Saito 等人 [83] 則是使用累積滾壓的製程技術，將 1100 純鋁之 1 mm 厚度薄板疊層後進行 200°C 的滾壓，壓延後的材料再截成兩半，疊層後再壓延，重複步驟至少六次以上，如圖 1-29。晶粒由原始 37 μm 被細化到 0.67 μm 。其室溫強度由原始的 100 MPa 增加到 300 MPa，顯示晶粒的細化對材料也有強化之作用。

新式電鍍法其裝置如圖 1-30，電鍍成形材料一般被形容為無缺陷 (Defect Free)，晶粒在 10-50 nm 上下，呈現驚人之強度與韌性，是塊狀奈米金屬之最佳製程之一。噴覆成形法則是一種以商業化之成形技術可以製造大型細晶材料，圖 1-31 為其示意圖，晶粒範圍一般分布於 1-20 μm 上下，但如藉助經設計改良之快速冷卻技術，可以開發奈米甚至非晶質材料。其他還有不少表面層晶粒細化技術，如超音鋼球撞擊、離子佈植法、輻射照射法等，均可以在表層 100-500 μm 深度以內，形成細晶粒強化保護層，增加局部摩擦性。以上簡介各種金屬細化製程技術之綜合比較列於表 1-6 [75]。

1.6 摩擦旋轉攪拌製程 (Friction Stir Process, FSP)

利用摩擦旋轉攪拌銲接的固相銲接技術應用於鋁合金上的一種製程技術稱

之為摩擦旋轉攪拌製程。不同於摩擦旋轉攪拌銲接為將兩分離之材質對接加以銲接起來，摩擦旋轉攪拌製程為一新的製程技術，主要在單一材質在施以同摩擦旋轉攪拌銲接原理之技術進行材料之改質或複合材料的製作。此概念最先是由美國密蘇里大學的 Mishra 教授研究團隊所提出[84,85]，並應用於母材的改質、金屬基複合材料的製作、改質母材使之具備超塑變形等。摩擦旋轉攪拌程序可非常有效的應用於創造一材料均質的微觀組織並增加其延性，可用於金屬基複合材料的製備，且具有使材料晶粒細化之潛力，成為一新興的晶粒細化技術。

1.6.1 利用 FSP 以製造極微細晶粒

為使晶粒細化，傳統使用激烈塑性變形法(severe plastic deformation, SPD)，而此法的晶粒再結晶行為為利用差排在晶界的堆疊，使晶粒進行連續動態再結晶。但使用 SPD 法以形成奈米結構高角度晶界材料為一複雜的過程，以等徑轉角擠型而言，需要在進行八次 ECAE 以後才能達到具高角度晶界的微細晶粒組織。而 FSP 在單次的製程中經由工具頭所造成的擠壓、旋轉與鍛造行為，攪拌區微細的等軸晶即可在攪拌過程中經不連續動態再結晶形成，可使製程後的金屬材料有比原始母材更細化的晶粒構造，達到晶粒細化的目的。

在 Kwon 等人[70,71]在 1050 鋁合金、Su 等人[54]在 7075 鋁合金與 Charit 等人[86]在 2024 鋁合金以 FSP 製程研究時，皆能在攪拌區形成良好的晶粒細化結果至 10 μm 以下，甚至可達奈米尺度。Su 等人[54]在 7075 鋁合金上進行單趟 FSP 製程，利用在工具頭經過後立即急速冷卻材料，減少不連續動態再結晶粒核在熱循環過程的晶粒成長過程，在動態再結晶區製造出 30~180 nm 的等軸晶粒。因此，藉由使用 FSP 與快速冷卻的結合和在材料上進行多次 FSP，可以製造出大尺寸的奈米晶粒材料。

以 FSP 製備極微細晶粒材料的優點有：(a)FSP 可在單次製程中即可得到具高角度晶界的奈米晶粒，不需經過複雜程序或步驟即可達到晶粒細化之目的。(b)可經由改變製程參數與冷卻速率來控制最後的微結構組織。(c)整個薄板或材料

可經由多次接續的 FSP 製程得到大範圍的理想晶粒尺寸。(d)此製程技術可提供製造大尺寸奈米結構金屬或合金於工業上結構材料的應用，且無複雜之機器設置與低能量消耗並具簡單的機械操作與製程。

1.6.2 FSP 在鐸道區的超塑性質

超塑成形方法(Superplastic forming, SPF)具較傳統成形方法具較多的優點，但是對於大體積製造工業，典型使用低應變速率(10^{-4} - 10^{-3} s^{-1})。因此，材料具備高應變速率超塑性(high strain rate superplasticity, HSRSP)，指應變速率 $\geq 10^{-2}$ s^{-1} ，可用以增加超塑成形的應用[86]。

傳統上，為使材料晶粒細化而達到超塑性質，需經過複雜的熱機處理過程(thermo mechanical processing, TMP)或是粉末冶金製程、成分改變法(composition modification)與激烈塑性變形法等製程。例如，Paton 等人[87]發展一個四階段TMP方法，要使晶粒大小細化至 8-14 μm 以應用於商用 7075 與 7475 鋁合金。最近，Jiang 等人[88]與Xianggang 等人[89]對於 7075 鋁合金提出一改良TMP方式，其中包括了固溶化處理、過時效處理、多次的熱壓延並保持預熱在 200-220 $^{\circ}C$ 之間和再結晶處理。然而TMP對於製造細晶粒組織複雜且耗時間，因此也增加了材料的價格。此外，上述方法所得鋁合金之理想應變速率為 1 至 10×10^{-4} s^{-1} ，這對使用超塑鍛造或成型方法以製造零件來應用於汽車工業上而言仍太低了。要使超塑成型能更進一步適用於工業製造上，需要發展新製程技術使得鋁合金的最佳應變速率能提升至高速($>10^{-2}$ s^{-1})範圍[90]。

而摩擦旋轉攪拌製程的出現使得TMP所遇到的問題可得到初步的解決。經過FSP後，7075 鋁合金具有良好微細晶粒(~ 3.8 μm)且具有高應變速率之超塑性質[85]，在 480 $^{\circ}C$ 與應變速率 3×10^{-3} - 3×10^{-2} s^{-1} 下有大於 1250%之伸長率，其最佳應變速率較先前所述使用於 7XXX系列TMP所得之最佳應變速率還要高出一個數量級。如果良好微細晶粒組織不能在高溫下保持穩定，則則超塑性伸長量會有顯著的減少，如在 7475 鋁合金的研究中，7475 鋁合金在高溫下並沒有超塑性的產

生。雖然經過FSP後晶粒細化至 2-3 μm ，但由於沒有良好之熱穩定性而產生不正常的晶粒成長，使得其沒有良好超塑行為[91]。7075 鋁合金的微結構穩定性是由於受到晶界被分散膠體(dispersoids)與析出物所絆住而不易移動所影響。在 Al-Mg-Zr 鋁合金中含高Zr成分，有 Al_3Zr 分散膠體均勻的分佈在微結構中，使之具有良好細晶粒穩定性。應用FSP於 2024 鋁合金[86]、2095 鋁合金[68]、Al-Mg-Zr 鋁合金[90]等，皆有良好超塑性質的表現。

經 FSP，可使材料具非常微細之晶粒大小和高晶界錯位(high angle grain boundary misorientation)[48,84,92,93]，這亦是材料具備超塑性質的兩個關鍵因子。摩擦旋轉攪拌製程具有使攪拌區晶粒細化的顯著特性，因此摩擦旋轉攪拌製程為一使材料晶粒細化達超塑性質製程的良好選擇。鋁合金可經由 FSP 達到高應變速率超塑性質。

1. 6. 3 FSP 在金屬基複合材料(Metal Matrix Composites, MMC)上的應用與異質材料的接合

金屬基複合材料經由如 Al_2O_3 、SiC 等陶磁材料粒子強化，被應用在航太、汽車、造船與其他工業上的輕量化結構材料上。因為他們在特定的拉伸強度、剛性及抗磨耗性有很好的表現。與未經強化的金屬相比，經由陶瓷相強化的金屬基複合材料具有高強度、高彈性係數與抗磨耗、潛變和疲勞性質的增進。這使得他們有能力作為航太與汽車工業上的結構性材料。

在許多應用上，零件的使用壽命通常取決於其表面性質，如抗磨耗能力等。此時希望在表面經複合材料改質，而塊材本體仍保有原本的組成、結構與較高的韌性。目前之表面處理技術，如高能雷射融化處理(high energy laser melt treatment)、高能電子束輻射(high energy electron beam irradiation)、電漿噴覆(plasma spraying)、鑄造燒結(cast sinter)與鑄造等方法，是以在高溫下的液相製程為基礎。在此狀況下，難於避免強化物與金屬基母材間的介面反應產生有害相(detrimental phase)，因此製程的控制參數即在保持有理想的固化微結構。而 FSP

為一固相製程，溫度不超過熔點，可避免傳統製程所遇到的問題。在 Mishra 等人[94]的研究裡，指出在較低的前進速度與適當鐸深，FSP 可在表面製造具有均勻的奈米粒子分佈並與鋁基質有良好鍵結的金屬基複合材料。因此製程是一非常有效的應用技術，對於製造具粒子良好分散且與金屬基質有良好鍵結的表面金屬基複合材料。FSP 技術亦非常有效率於製造均質微結構並有更好的延性。使用 FSP 法與熱均壓法(hot isostatic pressing, HIP)來均勻化 Al-Ti-Cu 奈米複材，兩者的比較下，以 FSP 法可得均勻的微結構組織並且有更高的延性與拉伸強度，比 HIP 法更能達到均質化材料的目標[95]。

應用於MMC適當的接合技術尚未被建立起來，而適當的接合技術對於結構材料而言尤其重要。傳統的熔融鐸接不適於應用在MMC材料上，因為熔融後凝固造成強化粒子的不規則再分佈，且在熔融區如孔隙等的鐸接缺陷亦使得鐸接品質下降。而摩擦攪拌旋轉鐸接為一固相接合過程，具有良好鐸接品質，無氣孔等缺陷與破裂產生。此製程可用於接合鑄造金屬與複合材料，如 6061 鋁合金與 Al_2O_3 MMC材料[96]及 AA2014 鋁合金與 Al_2O_3 MMC材料[97]，可以FSW成功的接合。原本在母材中規則取向的粒子分佈，經FSW後完全消失而均勻的再分佈於攪拌區。

1.6.4 工具頭的磨耗現象

傳統在摩擦旋轉攪拌鐸接上被認為非消耗(non-consumable)性的工具頭，在金屬基複合材料的FSP應用上，發現會有磨耗的發生。Prado等人比較了 6061 鋁合金與添加 20% Al_2O_3 的鋁基複合材料比較的研究指出，在經陶瓷粒子強化過的複合材料上，工具頭螺紋會有明顯的磨耗發生。但在 6061 鋁合金上則沒有磨耗的現象發生。工具頭凸梢螺紋的磨耗速率隨著旋轉速度上升至 1000 rpm而上升，但是隨著前進速度上升而下降[98]。

經在A359+20vol%SiC MMC與Al 6061+20vol% Al_2O_3 MMC的FSP研究後，發現在工具頭凸梢螺紋的磨耗有自我最佳化的現象(self-optimization)，因凸梢螺紋

與工具頭旋轉的影響，會使物質在凸梢周圍流動，而MMC材料的物質會使凸梢螺紋被磨耗成對物質流動具最小阻力的形狀[99]，如圖 1-32。

1.7 織構分析

1.7.1 X 光繞射法(X-ray diffraction, XRD)

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(orientation distribution function, ODF)。

1.7.2 背向繞射微織構分析法(Electron Backscattered Diffraction, 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。通常都是借由光學顯微技術(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便孕育而生[100]，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 1-33 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[101]。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[102]。

1.8 研究動機與規劃

隨著資源的短缺且近年來在重視能源節約的環保要求下，質輕、可回收再使用，又有優異性質的鋁、鎂合金在運輸、航太等工業方面之應用有逐漸增加之趨勢。隨著新技術的再突破，未來鋁、鎂合金等輕金屬的應用將會逐漸取代鋼鐵等重金屬的應用。而鎂為應用於結構合金中最輕的金屬，比重只有 1.74。最普遍使用的商用鎂合金即為 AZ 系列鎂合金，為在鎂中含有鋁及鋅，例如：析出強化型 AZ91 與固溶強化型 AZ31 鎂合金。

摩擦旋轉攪拌銲接為一嶄新的銲接技術，自開發至今只有約十年的時間，但在各方的相關實驗與研究上，已證實此一固相銲接法具有卓越的優越性。因為固相銲接，無缺陷、破裂、成分改變與低變形等缺點。具有晶粒細化與均勻化之特

性，可保有鐸道超塑性質、操作簡易且環保，適用於任何方位之鐸接與異質間的接合。傳統在高強度鋁合金的難鐸接性，更因摩擦旋轉攪拌鐸接的出現而去除。摩擦旋轉攪拌鐸接在鋁合金、鋁基金屬複合材料與鋁、銅等異質接合皆有良好鐸接性。

鎂合金也適用於 FSW 與 FSP 之應用，但之前幾乎所有研發均是針對於鋁合金，對於鎂合金的文獻研究極少，但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，對於鎂的研究開發日趨重要。且對於材料良好機械性質與超塑性質，最直接的改善即是將其晶粒細化，本論文便是以此為出發點，針對不同鎂合金材料，施以以 FSP 為基礎之摩擦旋轉攪拌製程，觀察及建立鎂合金在摩擦旋轉攪拌製程的性質，及在溫度的影響下晶粒可被細化的程度。

本實驗的規劃如下：

- (1) 對 7~20 mm 厚鎂合金 AZ31B、AZ91D 兩種材料，進行基本摩擦旋轉攪拌製程，建立在不同轉速、前進速度等參數下的性質比較。進行 OM、微硬度與拉伸之機性測試。
- (2) 改良或設計不同型式工具頭，比較工具頭與鐸道品質關連性，減少材料在工具頭上的黏附行為。
- (3) 改變製程溫度。選取從(1)所得之最佳條件參數進行不同溫度下的摩擦旋轉攪拌製程，分別使用空冷、水浴、或水、甲醇與乾冰混和物、甚至液態氮，控制不同的製程溫度，找出最佳細化晶粒與機械性質之條件。由於在極低溫下形變極易形成裂孔或缺陷，旋轉攪拌速度與多參數之調整最佳化亦是重點。
- (4) 對於母材與動態再結晶區，利用 X 光繞射或 EBSD 等技術，分析探討其織構特性。本研究相關的實驗方法與程序如圖 1-34 之流程圖所示。

第二章 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AZ31B與AZ91D，其成分於如表 2-1 所示。AZ31 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.。另有AZ31B擠型材作為與鑄錠材之比較，其為在 350°C下、擠型比 20:1，經一次熱擠型所得之寬 50 mm 厚 30 mm 之擠型棒材。

在材料初步經擠型且裁切後，依工具頭形式之不同而裁切成適合之形狀。初步製成 50x100x20 mm 深鋅原試片與 50x100x7 mm 薄鋅原試片，試片取樣方式如圖 2-1 所示。另外在實行鋅接前，為避免材料表面氧化層、油漬或污染物對製程過程造成影響，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 摩擦旋轉攪拌製程

本研究使用之摩擦旋轉攪拌製程機係由立式摩擦輪銑床改裝而成，如圖 2-2 所示。主軸馬達最大馬力為三相 3 HP。依工具頭形式使用 7~20 mm厚的鎂合金 AZ31 與AZ91 進行 FSP，使用不同的製程參數比較其結果。主要以AZ31 鑄錠材 (billet)與擠型材(extruded)兩種不同起始材料進行不同轉速(rpm)、前進速度 (mm/min)等不同參數，進行系統性試驗並尋找可得到最佳微觀組織或機械性質之條件。FSP所使用工具頭主要為傳統型式工具頭，使用直徑與高皆為 6 mm之圓柱狀凸梢並使用右旋螺紋，其螺距約為 1.2 mm而肩部直徑為 18 mm並有一向內凹之碗狀結構；另使用一圓錐形凸梢工具頭，凸梢為一上下直徑分別為 3 mm、6

mm之圓錐形，其右旋螺紋螺距約為 1.8 mm而肩部直徑亦為 18 mm並有一向內凹之碗狀結構。使用此兩種工具頭作為比較，而製程進行時工具頭傾斜一角度與試片垂直方向夾 3° 角，圖 2-3。本實驗亦特別探討溫度對製程結果的影響，為了解製程參數與溫度之關連性，製程中在材料中置入一K-type熱電偶於 T_1 位置，圖 2-3，在製程中持續記錄相關溫度。對於低溫控制，嘗試使用液態氮冷卻製程溫度，在工具頭走過後以液態氮急速冷卻，藉此將過程所產生之多餘熱迅速排除，不使其經歷長時間晶粒成長過程以期保有極微細晶粒尺寸。

2.3 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鐸道橫截面(cross sectional plane)，取樣方式如圖 2-4 所示，進行微硬度實驗時，荷重為 200 g，停留時間為 10 秒，量測時取點位置分為二主軸：重直軸方向，測量鐸道橫截面上部至下部區域；水平軸方向，測量橫截面經母材、熱影響區與鐸道動態再結晶區構成之水平軸，以觀察不同區域之間的微硬度變化情形。

2.4 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，為取用沿試片鐸道動態再結晶區之WD方向進行測試，取樣與試片規格如圖 2-5 所示。

2.5 光學顯微鏡之觀察

對於光學顯微鏡觀察的試片取樣，將分為鋅道上表面與橫截面兩方面進行觀察，如圖 2-4 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，針對鋅道形狀、鋅道晶相組織、孔洞分佈、晶粒成長方向等予以拍照記錄。

2.6 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 設備無法觀察到的鋅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。

2.7 X 光繞射分析

X 光繞射分析，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，將針對鋅道動態再結晶區之橫截面與母材橫截面進行 X-ray 繞射，藉以比較母材與動態再結晶區之差別，區域選取如圖 2-6 所示。

2.8 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 200CM，使用 TEM 觀察鋅道區之微細晶粒藉以輔助確認晶粒細化之微細晶粒大小。

第三章 實驗結果

3.1 摩擦旋轉攪拌製程鐸道外觀與型態

摩擦旋轉攪拌製程，係使用一特殊工具頭對材質進行摩擦攪拌，為一固相塑性變形過程，其製程皆未超過材料熔點，故製程後材料並無熔融相產生，可避免傳統熔融鐸接所產生之缺陷，如，孔隙缺陷、變形等。本實驗以AZ31 鎂合金鑄錠(billet)與經擠型過之板材(extruded plate)進行摩擦旋轉攪拌製程試驗。使用傳統工具頭，在前進速度為 90 mm/min下，改變轉速從 180 到 2450 rpm (rotation per min)，分別在鑄錠與擠型材進行製程實驗，其經摩擦旋轉攪拌製程後之外觀如圖 3-1。在其表面所見，圓形的攪拌紋路隨工具頭移行而成為一直線鐸道，在鐸道收尾處留下一圓孔為使用固定式凸梢工具頭離開材料表面所留下，此一情況可藉由使用可調式凸梢工具頭而改善。隨著工具頭轉速上升，如圖 3-2，可發現，依轉速上升，其表面環狀間隔縮減，使的鐸道外貌更平滑。可能是鐸道上方表面所觀察到的後半圓形環，每環之間的空間大約等於工具頭每轉一圈時的前進距離，當轉速提升時在相同的鐸速且同時間下，轉的圈數上升但行走距離不變，因此每轉一圈的距離縮短，使的鐸道表面的半圓形環距減少，鐸道外貌更平滑。圖 3-3 為鐸道截面外觀，可看到鐸道區的洋蔥環範圍；物質因凸梢的旋轉攪拌，帶動物質圍繞著凸梢產生塑性流動，隨著工具頭前進產生一個個三維片狀橢圓面堆積在鐸道處，而從鐸道橫截面處看去即形成一洋蔥圈結構。在動態再結晶區與母材交界處，可看到一段晶粒成劇烈變形，被拉長、扭曲之區間，此處即為熱機影響區，但並不若鋁合金般明顯。通常鎂合金動態再結晶溫度約為 $0.5-0.7 T_m$ (250-400°C)，低於鋁合金之溫度($0.6-0.8 T_m$ ，即 300-450°C)，這可能是為何鎂合金比鋁合金更易發生動態再結晶之故。

圖 3-4 為 AZ31 鎂合金鑄錠材在轉速 800 rpm 時，前進速度為 200、400 mm/min 與 90 mm/min 在 7 mm 薄板及經液態氮冷卻鋸材之鐸道外觀；圖 3-5(a)為在 AZ91D 鎂合金經 FSP 之鐸道外觀，圖 3-5(b)-(d)為另行設計之圓錐形工具頭在 AZ31 鎂合金鑄錠材與擠型材經摩擦旋轉攪拌製程後之鐸道外觀。單就從 FSP 製程後之鐸道外觀來看，不同工具頭或參數之製程所得鐸道其外觀並無顯著差異，但在其橫截面之鐸道型態即有顯著差異出現。在 800 rpm 400 mm/min 參數下之 FSP 製程於表面雖能形成完美鐸道形狀，但從其橫截面之鐸道型態可觀察到一顯著缺陷，如圖 3-6 (a)，可能是此一前進速度已接近鎂合金製程參數極限，前進速度若再大於 400 mm/min 可能即不能成功進行摩擦旋轉攪拌製程。因工具頭轉速過低或前進速度過快時，工具頭對鋸材之熱輸入量低於成功使其塑性變形所需時，此時即不能成功進行 FSP 製程。由圖 3-6(b)可看出錐形工具頭經 FSP 後所形成之鐸道型態亦呈狹長之錐形狀，與其錐形工具頭型式相似而與傳統工具頭所得鐸道型態不同，因此經 FSP 所得之鐸道型態與工具頭形狀有直接相關性。

3.2 微晶粒組織觀察

AZ31 鎂合金鑄錠與擠型材試片在經摩擦旋轉攪拌製程後，其橫截面在光學顯微鏡下，可看出明顯母材與攪拌區間之差別如圖 3-7 所示。鑄錠與擠型板材原始母材之微晶粒示於，圖 3-8，鑄錠母材晶粒約 75 μm 而擠型母材晶粒約 10 μm ，在橫截面對鐸道區之微晶粒觀察如圖 3-9~3-22。由動態再結晶區橫截面、中間與上方取樣所得之微晶粒觀察之 3-D 立體圖形，圖 3-23，在攪拌區可發現均勻等軸晶分佈，此一等軸晶為經過動態再結晶之細晶粒，其晶粒大小與母材相比，經摩擦旋轉攪拌製程後之材料有明顯晶粒細化之效果。鑄錠與擠型母材晶粒皆可細化至 8 μm 以下，甚至可達 1 μm 以下，如表 3-1~3-4，本實驗晶粒大小為利用線截距法(line intercept method)求得。對於FSP所產生之動態再結晶機制，經Rhode等

人[50]利用旋轉工具頭插入不往前進即拔出(plunge and extract)並急速冷卻方式之實驗，發現在此一狀態下所產生之微晶粒在 350-450°C下 1-4 分鐘之熱處理後成長至與FSW製程所得結果相同。而這可推論出，在FSP過程中鉸道攪拌區所得的細晶粒，是由過程中重度變形所產生成核與成長所得的，而非從原先已存在的次晶粒旋轉而形成的；因此FSP過程中為不連續動態再結晶之機制。而鉸道區之再結晶晶粒大小亦隨著轉速的上升而上升，這一般認為是因為製程熱量的差異所致，隨著轉速的上升，摩擦旋轉更快速，也產生了較多之熱量，使得晶粒成長之驅動力增加，而形成較大之晶粒。而在鉸道區之上、中、下三區域之觀察，可發現愈下方，其晶粒愈細化，如在 800 rpm與 1400 rpm鑄錠材之上、中、下區域之晶粒大小，分別為 3.7/3.6/2.0 μm 和 4.7/3.8/2.6 μm 。上部區域有較大之晶粒是因為從工具頭肩部所產生之摩擦熱在此區域引起較劇烈溫度上升所致。鉸道區之再結晶晶粒大小除了與轉速有關外，亦與前進速度有相關性，在相同轉速 800 rpm下，前進速度分別為 90、200 與 400 mm/min條件下，可發現晶粒大小隨著前進速度上升而降低的趨勢，這亦是因為當前進速度上升時，作為熱輸入來源的工具頭停留在同一位置的時間相對減少，以致於對鉸材之熱輸入量相對減少，使得晶粒成長之驅動力降低，而形成較小之晶粒。而前進速度 200 與 400 mm/min間的晶粒大小並無明顯差距，這可能是因為此一參數已接近到製程極限，此時前進速度對其晶粒大小的影響性變的不那麼顯著所致。

與先前不同型式之錐形凸梢工具頭經摩擦旋轉攪拌製程所得鉸道，在橫截面對鉸道區之微晶粒觀察如圖 3-24~3-26，其上方到底部晶粒大小分佈趨勢與先前所得相符，但是其晶粒大小較傳統工具頭有些微上升現象，表 3-3。這可能是因工具頭凸梢型式不同所致，此一圓錐形凸梢工具頭除凸梢型式與先前不同外，其螺紋螺距亦較寬大，約為 1.8 mm。圓錐形凸梢工具頭所得鉸道橫截面微觀組織可觀察到明顯之洋蔥環痕跡，經放大觀察可發現此一環狀組織由不同晶粒大小之晶粒堆疊而成，形成大小晶粒帶狀層使鉸道晶粒組織呈不均勻分佈，圖 3-27，此一現象在傳統型式工具頭所得鉸道較不明顯，而大晶粒帶之晶粒大小較同參數下

傳統型式工具頭所得晶粒尺寸為大，以致於在圓錐形凸梢工具頭所得鐸道晶粒大小較傳統工具頭為大，這推測可能是與凸梢螺紋螺距有關[103]或與鎂合金經 FSP 後的晶粒取向有關。當凸梢螺紋螺距大於一極限值時，凸梢對鐸材的摩擦攪拌不若細螺紋來的緊密，可能使其熱輸入量不足以致於一些空隙缺陷在鐸道裡產生；而亦可能因凸梢螺紋螺距過大使得對鐸材的旋轉攪拌不均勻，而在鐸道裡產生明顯晶粒不同大小之層狀帶出現。通常在 FSP 中所使用之工具頭凸梢螺紋螺距不能過大，而有一定範圍[103,104]。

在經液態氮冷卻下所得之摩擦旋轉攪拌製程鐸道橫截面微晶粒觀察如圖 3-28，此製程為使用傳統型式工具頭在 7 mm 鑄錠材薄板進行，另一未經液態氮冷卻對照組，圖 3-29。經液態氮冷卻 FSP 微觀組織其鐸道上、中、下區域之晶粒大小，分別為 2.1/2.1/0.6 μm ，於下方之晶粒已明顯細化至 1 μm 以下，此時光學顯微鏡已無法解析，故使用掃瞄式電子顯微鏡(SEM)與穿透式電子顯微鏡(TEM)進行觀察，圖 3-30。可發現位於鐸道下方之再結晶晶粒大小約為 0.6 μm ，比起未經液態氮冷卻製程所得晶粒有明顯細化效果，因此在適當的溫度控制下，FSP 對晶粒細化有良好之成效。

3.3 溫度量測觀察

為了解轉速與溫度之關連性，製程中在材料中置入一K-type熱電偶於 T_1 位置，圖 2-3，在製程中持續記錄相關溫度。FSP過程中所量得之溫度曲線，如圖 3-31，為AZ31 鎂合金擠型材與鑄錠材在固定 90 mm/min之前進速度下，不同轉速時溫度與製程經過時間做圖；而表 3-5 為在各條件下所量測到之最大溫度。根據實驗數據，量測到之溫度範圍為 250-450 $^{\circ}\text{C}$ ，而製程溫度升降所經歷之時間約為 150 秒，這與AZ31 鎂合金經擠型所得之數據相似[105-108]。而在各條件所量測之溫度值隨著工具頭轉速不同而變化，而當轉速上升時其所測得之溫度亦跟著

上升。這是因為轉速上升，工具頭與鋁材間之摩擦攪拌情形愈激烈，使得製程中對鋁材產生的熱量愈大，以致於整體溫度之上升，但在轉速上升之 1000 rpm 以上後，其溫度上升的趨勢有減緩的現象。在溫度的觀測中，可發現到鑄錠材在製程中所量測之溫度約略較擠型材為低，尤其在高轉速下其溫度之差距較為明顯，這可能是因為起使母材不同所造成的差異。

圖 3-32 為 AZ31 鎂合金在 800 rpm 但前進速度為 200 mm/min 與 400 mm/min 之溫度量測；圖 3-33 為 AZ91D 鎂合金在 800 rpm 前進速度 90 mm/min 之溫度量測。由圖 3-34 可看出，在相同轉速下不同的前進速度，所量測的溫度也不同；當前進速度愈快其製程所量測到溫度愈低。這是因為工具頭更快通過鋁材，在同一區域停留的時間變短了，所造成之熱輸入量減少，因此上升之溫度較低。但可特別注意到的是，當前進速度上升，鋁材在 FSP 過程中從起始溫度上升到最大溫度的時間間隔縮短了。在 90 mm/min 的前進速度下，從起始溫度至最大溫度之時間間隔約為 20~30 秒，而在 200 mm/min 前進速度下，此一時間間隔約為~15 秒，在 400 mm/min 前進速度下，溫度上升間隔更縮短為 5~10 秒；而對 200 mm/min 與 400 mm/min 製程溫度升降所經歷之時間分別約為 80 與 60 秒，這比在 90 mm/min 前進速度下溫度升降所經歷約 150 秒的時間間隔為短，這亦表示在高前進速度下所受到的熱輸入較低前進速度時少，使得在高前進速度下亦有較細化之晶粒。圖 3-35 為 AZ31 鎂合金在使用錐形工具頭經 FSP 所得之溫度曲線，可發現其最大溫度較使用傳統工具頭在相同條件下經 FSP 所得為低，因圓錐形工具頭與鋁材接觸面積較傳統工具頭小，其作用螺紋螺距較大，在與鋁材摩擦攪拌時產之摩擦狀況不若傳統工具頭激烈，因此產生之熱量較低致使所量測之溫度值較低。

3.4 微硬度試驗

對於 AZ31 鎂合金經摩擦旋轉攪拌製程後之鐸材之橫截面橫向（經母材與鐸道），及鐸道縱向（由上部至下部），做一維式硬度值(H_v)之量測，如圖 3-36~3-41。由圖得知，不管是以鑄錠材($H_v\sim 50$)或擠型材($H_v\sim 65$)作為母材之試片，在摩擦旋轉攪拌製程後其鐸道區皆有明顯之硬度上升之趨勢，此點與一些鋁合金發生在鐸道區硬度下降的趨勢有很大的不同。這是因為 AZ31 鎂合金不為析出強化型合金，不因在鐸接過程中的熱循環影響下，強化項析出物溶解或成長，而造成鐸道區的硬度值降低。而遵循 Hall-Petch 關係式，即晶粒細化其硬度值上升，如圖 3-42，即

$$H_v = 40 + 72 d^{1/2}. \quad [2]$$

而在鐸道縱向的硬度值分佈來看，圖 3-36(b)~3-41(b)，其硬度值由上方至下方呈低至高之分佈，此一趨勢與鐸道由上至下晶粒大小之分佈趨勢相符合，亦與晶粒大小相關；即在鐸道上方因直接受到肩部的摩擦熱能影響，以致於熱量較下方為高。而由圖 3-36(a)~3-41(a)可發現鑄錠材經 FSP 之鐸道硬度值較擠型材些微高，而當在高轉速時，因再結晶區晶粒已成長，其硬度值上升之趨勢亦減緩，甚或有降低之現象。

在高前進速度(200 與 400 mm/min) 參數下經摩擦旋轉攪拌製程之鐸材，其鐸道橫截面硬度量測如圖 3-41，可看出因其晶粒較於低前進速度參數時更為細化以致於其硬度值亦隨之上升。在摩擦旋轉攪拌製程中經液態氮冷卻之薄板鐸材，圖 3-43，其硬度值亦隨晶粒細化而上升，其最高值可達到 110Hv，此亦為本實驗各參數中所得之最高硬度值。在 AZ31 鎂合金的各項 FSP 鐸材所得之晶粒與硬度關係皆大致符合 Hall-Petch 關係式，圖 3-44 為鑄錠材與擠型材使用圓錐形工具頭經 FSP 之硬度值。

而對於 AZ91D 鎂合金的微硬度量測，如圖 3-45。在圖中可看出，其硬度值在鐸道區不若同參數下 AZ31 鎂合金所得之高硬度值，這是因為 AZ91D 為析出

強化型鎂合金與 6xxx 或 7xxx 系列析出強化型鋁合金同具有析出物，利用析出物作為其強化相。但在 FSP 的熱循環作用中，因析出物的溶解或成長粗化以致於軟化而造成硬度值的下降。在此類析出強化型合金其鐸道區的晶粒大小與硬度關係即不遵循 Hall-Petch 關係式了。

3.5 拉伸測試結果

對經摩擦旋轉攪拌製程後之鑄錠材與擠型材試片進行室溫拉伸試驗，應變速率 (strain rate) 為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。試片取樣方面，為取用沿試片鐸道動態再結晶區之 WD 方向進行測試，為一全鐸道試片，取樣與試片規格如圖 2-4 所示。經拉伸測試後所得之工程應力-伸長量曲線圖，圖 3-46，由圖中可看到經 FSP 之鑄錠材或擠型材其伸長量比原始母材些微高；而其降伏強度約為 50-100 MPa 上下，而拉伸強度皆約為 210 MPa 左右，較鑄錠母材為高，但低於擠型母材。雖然經 FSP 後，材料之晶粒細化且硬度值亦提高，但其拉伸強度卻比擠型母材為低，推測在此不能只由晶粒分佈趨勢主導，而與晶粒取向有關。由於工具頭在製程中對鐸材進行激烈塑性變形改變其晶粒取向，因其纖構變化而影響了其塑性變形性質有關 [45]，在此一拉伸方向有較低之臨界分解剪應力 (CRSS) 或有較高之 Schmidt factor 使之有較低之降伏強度 (yield stress)，但詳細原因需再進一步研究。AZ31 鎂合金在經 FSP 後，有較擠型母材低之降伏強度，而這亦或許表示著經 FSP 後鐸件的易加工性。

而對於拉伸試片之破斷面，使用掃瞄式電子顯微鏡進行觀察，利用掃瞄式電子顯微鏡具有良好景深之特性，觀察其破斷表面，所得如圖 3-47 所示。由圖中可觀察到明顯的圓形凹槽，此為 dimple 型式之破斷面，可證實其為延性 (ductile) 破斷而非脆性破斷，即此一材料為一具延展性之延性材料。

3.6 X 光繞射分析結果

藉由 X 光繞射分析我們可以獲得整體晶粒取向的概念，圖 3-48、3-49 分別為 AZ31 鑄錠材、擠型材經摩擦旋轉攪拌製程後，在相同前進速度但工具頭不同旋轉速度下，鐸道區橫截面與母材之整體晶粒取向關係。圖 3-50 為鎂粉末之 X 光繞射圖，此為一鎂金屬之 random 取向，其具有最高之 $(10\bar{1}1)$ 峰，而 (0002) 與 $(10\bar{1}0)$ 峰值約略為 $(10\bar{1}1)$ 之一半。由 X 光繞射分析可看出鑄錠母材橫截面之晶粒取向類似於鎂粉之 random 取向，而擠型母材則具有強烈 $(10\bar{1}0)$ 之織構。但在經過 FSP 後其織構與原本母材有很大之不同，一般 (0002) 面強度增加很多，甚至超過 $(10\bar{1}1)$ ，原本擠型母材之 $(10\bar{1}0)$ 織構，在 FSP 後趨近於微弱，表示經摩擦旋轉攪拌製程後，對於母材之晶粒取向具有顯著之影響。

由圖 3-51，原始之鑄錠母材具有較強之 $(10\bar{1}1)$ 峰，類似於鎂粉之 random 織構。鑄錠材在較低的工具頭轉速之 FSP 製程後，如 800 rpm，其 (0002) 峰突出，趨近於柱狀 HCP 鎂金屬平躺在鐸道上，其 (0002) 面恰平行於鐸道之橫截面，與鐸接時凸梢前進方向垂直。當轉速上升時，如 1400 或 1800 rpm，其 $(10\bar{1}1)$ 峰之高度些微上升，但仍未達鎂粉之 random 織構。而擠型材在較低之轉速下，如 800 rpm，具有較高之 (0002) 峰值，此表示鎂金屬之 (0002) 面平行於鐸道橫截面，如同鑄錠材經 FSP 後同樣之結果。當轉速上升時，如 1400 或 1800 rpm，因溫度較高，產生較完全之動態再結晶，使得 FSP 後之鐸道具有更 random 之晶粒取向，趨近於鎂粉之 random 織構。

圖 3-52 為 AZ91D 鎂合金經 FSP 之 X 光繞射分析，可看出原本母材織構具有多根不同面之峰值，較 AZ31 鎂合金母材更為複雜，這是因為 AZ91D 鎂合金具二次相之關係，造成其晶粒取向的複雜化。但在經過 FSP 後其晶粒取向即單

純化許多，與 AZ31 經 FSP 所得織構類似，主要為 $(10\bar{1}1)$ 、 (0002) 與 $(10\bar{1}0)$ 三根峰值存在，此亦表示經摩擦旋轉攪拌製程後，對於母材之晶粒取向具有決定性之影響。但在此要注意的是，AZ91D 鎂合金經 FSP 之 X 光繞射分析所得類似於鎂粉之 random 取向，而約略不同於 AZ31 鎂合金之晶粒取向，這是因為 AZ91D 鎂合金具有析出物，在動態再結晶的過程中，鎂晶粒在析出物邊緣藉由異質成核產生，使得成長後所得之晶粒成較 random 分佈而無明顯之晶粒取向，此與無析出物之 AZ31 鎂合金不同。

圖 3-53 為不同前進速度之 X 光繞射分析，其主繞射峰皆相似但有些微不同，前進速度對其晶粒取向有些微之影響。圖 3-54 為不同工具頭之 X 光繞射分析，可發現目前試驗之工具頭型式之不同，對其晶粒取向並無顯著影響。

3.7 製程設定及工具頭黏滯問題之改善

對於摩擦旋轉攪拌製程在操作過程中發現，對於我們所使用之 10 mm 或 7 mm 薄板試片使用壓板固定之效果較先前之虎鉗方式為好。在實驗過程中發現，使用虎鉗固定鋁件所得鋁材易在鋁道區出現孔隙，這可能是因為虎鉗固定方式為只從試片左右兩側施力之橫向力而無從上下固定之垂直力，易因在 FSP 過程中鋁道區產生之高熱及塑性流動使得鋁道區軟化，在左右施力狀態下成為力量集中區而使試片在此出現彎曲現象而在其中形成孔隙。而壓板之固定方式為上下施力，故可避免此一現象發生，而在使用壓板固定後可有效避免孔隙並得到良好之鋁道品質。

而先前之工具頭黏滯問題，在經過工具頭凸梢之細微改良及找出化學腐蝕配方後，可得一較有效之解決方法。將工具頭凸梢處磨尖可使得其黏滯問題獲得改善，而使用 20 ml 醋酸 + 80 ml 水及 5 g NaNO_3 所配成之腐蝕液，可有效清除沾附

在工具頭凸梢螺紋上之鎂合金。經由以上此兩步驟，可使工具頭黏滯問題獲得大致之改善。

第四章 討論

4.1 AZ31 鑄錠材與擠型材 FSP 之差異

鑄錠母材與擠型母材，雖然皆為 AZ31 鎂合金材料，但是經過 FSP 後其之性質大致相同但是仍有些微之差異，這是因為起始母材性質的差異所造成。因為鑄錠母材之硬度值($Hv\sim 50$)較擠型母材硬度值($Hv\sim 65$)低，在鑄錠材中之物質流動阻力較擠型材小，而擠型材中物質流動阻力較鑄錠材大，使得其在 FSP 所造成之塑性流動中產生較高之溫度，而從鑄錠母材與擠型母材在 FSP 過程中所量測到之溫度，擠型材之溫度約略大於鑄錠母材，表 3-5，亦符合此一趨勢。因此，雖然鑄錠母材晶粒($\sim 75\ \mu\text{m}$)較擠型母材晶粒($\sim 10\ \mu\text{m}$)大，在經過 FSP 後，鑄錠材具有較細化之再結晶晶粒，如圖 4-1。也因此在此道硬度值的分佈上，依 Hall-Petch 關係式，鑄錠材較擠型材為高。

4.2 應變速率與溫度

在摩擦旋轉攪拌製程中之物質流動經由旋轉工具頭上之凸梢所帶動。其流動速率可能與凸梢之旋轉速度相當或受到一些遲滯影響而稍慢於凸梢。藉由一簡單之線性假設； R_m 為平均物質流動速率， R_p 為凸梢旋轉速度及 $\dot{\epsilon}$ 為物質流動應變速率。若 $R_m = 1/2R_p$ ，則在FSP過程中之物質流動應變速率可藉由扭轉型式變形機構導出，

$$\dot{\epsilon} = \frac{R_m \cdot 2\pi r_e}{L_e}, \quad [3]$$

在此， r_e 為動態再結晶區之有效或平均半徑， L_e 為動態再結晶區之有效或平均深度。所有在動態再結晶區之物質為進行塑性流動，且亦形成一洋蔥圈狀之區域。在動態再結晶區所有物質之平均半徑可以有效半徑， r_e ，表示，此值約為觀測之區域邊界半徑， r_b ，之 0.78 (或 $\pi/4$ [105])倍， L 亦可由相同方式產生。對於給定一 R_p 為 800 rpm (或 13.3 rps, rotation per second)，其 $r_b \sim 3$ mm與 $L_b \sim 6$ mm，則其 $\dot{\epsilon}$ 可被計算出為 ~ 21 s⁻¹。在AZ31 鎂合金之FSP轉速 180 rpm至 1800 rpm之試片，其 $\dot{\epsilon}$ 值分佈為 4 至 50 s⁻¹，圖 4-2 (a)，或是分佈在 10⁰ – 10² s⁻¹數量級之間；但可注意的是此為一假設式所得之應變速率值，而在高轉速時在凸梢周邊之塑性流動物質可能會跟不上凸梢的旋轉速率，使得其真實應變數率上升幅度如同溫度量測值般於高轉速時趨於平緩。在FSP所得之應變速率分佈範圍約略同於Lin等人[106]、Wang等人[107]與Huang等人[108]在高擠型比擠型所得之應變速率(皆約在 10⁻² – 10⁻¹ s⁻¹之間)，但比其些微高些。在FSP過程中隨著轉速不同所量測到之溫度變化值在 250-450°C之間，圖 4-2(b)，但在高轉速時溫度上升趨勢有平緩之現象。這些溫度升降曲線所持續時間約為 150 秒，圖 4-3，這些溫度趨勢與Lin、Wang、Huang等人在高擠型比擠型研究所得趨勢相同，而本實驗晶粒大小亦與其之研究所得相符。

4.3 Zener-Holloman 參數與晶粒大小之關係

將工作溫度與應變速率結合，可以 Zener-Holloman 參數 Z ，來表示：

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT), \quad [4]$$

式中 $\dot{\epsilon}$ 為應變速率， R 為氣體常數， T 為溫度， Q 為活化能。鎂原子晶格擴散活

化能 Q 約為 135 kJ/mol，由此建立 AZ31 鎂合金在 FSP 時之 Zener-Holloman 參數與平均再結晶粒大小(d , in μm)之關係式，如圖 4-4(a)，以數學式表示為：

$$\ln d = 8.7 - 0.27 \ln Z. \quad [5]$$

因其 d 與 Z 值之範圍狹窄，所以所得之數據存在著較高之不準確性。而在 Wang 等人[107]與 Huang 等人[108]對同樣 AZ31 鎂合金於熱擠型時之分析研究中，具有較大範圍的 d 與 Z 值，如圖 4-4(b)，其形式為：

$$\ln d = 6.0 - 0.17 \ln Z, \quad [6]$$

式[6]之值與式[5]有些微不同，但其數據仍在合理的分佈範圍內。如將上述各實驗所得數據結合比較，可以發現不管是擠型、拉伸或 FSP 等變形機制，其 Zener-Holloman 參數與晶粒大小(d)間的相互關係之基本趨勢是相符合的。

因此由以上 4.2 與 4.3 節可印證摩擦旋轉攪拌製程其過程可視為一擠製過程，符合之前 Reynold 等人[39]所推測在 FSP 過程中，材料在工具頭周圍所產生的塑性流動可被視為一鍛造與擠製的過程。

Sato 等人[51]亦提出 6063 鋁合金經 FSP 後其晶粒大小與溫度間之關係式，

$$\ln d = -Q/2RT + \ln (At)/2, \quad [7]$$

其中 A 為常數， t 為時間。而式[5]可改寫為

$$\begin{aligned} \ln d &\approx 9 - \ln \frac{B\varepsilon}{t} - \frac{Q}{4RT} \\ &= K_1 + \ln K_2 t - \frac{Q}{4RT}, \end{aligned} \quad [8]$$

在此 K_1 與 K_2 為常數，工作持續之時間包含在工作應變速率因子裡。藉由此式，在 FSP 製程中之晶粒與溫度和應變速率(或時間)之相關性可易於與其他變形過程中之因素相比。

4.4 晶粒取向關係

因為在摩擦旋轉攪拌製程中經歷強烈之動態再結晶過程，使得經 FSP 之 AZ31 鎂合金動態再結晶區之微細等軸晶具有遠較擠型而得之 AZ31 鎂合金低之織構強度[104-106]。在此實驗中，原始之鑄錠母材具有較強之 $(10\bar{1}1)$ 峰，類似於鎂粉之 random 織構。鑄錠材在較低的工具頭轉速之 FSP 製程後，如 800 rpm，其 (0002) 峰突出，趨近於柱狀 HCP 鎂金屬平躺在鐸道上，其 (0002) 面恰平行於鐸道之橫截面，與鐸接時凸梢前進方向垂直。當轉速上升時，如 1400 或 1800 rpm，其 $(10\bar{1}1)$ 峰之高度些微上升，但仍未達鎂粉之 random 織構。

在擠型母材的 X 光繞射圖中 $(10\bar{1}0)$ 峰值明顯較強，這可能是柱狀 HCP 鎂金屬直立在擠型母材試片上，其 $(10\bar{1}0)$ 面平行於擠型材試片之橫截面，而 (0002) 面平行於試片之上表面，即垂直於橫截面，此為 HCP 鎂合金經過滾壓或擠型後之典型晶粒取向[109]。擠型材經 FSP 後，鐸道橫截面具有與母材全然不同之織構。在較低之轉速下，如 800 rpm，具有較高之 (0002) 峰值，此表示鎂金屬之 (0002) 面平行於鐸道橫截面，如同鑄錠材經 FSP 後同樣之結果。當 FSP 製程轉速上升時，如 1400 或 1800 rpm，因溫度較高，產生較完全之動態再結晶，使得 FSP 後之鐸道具有更 random 之晶粒取向，趨近於鎂粉之 random 織構。

對於鎂合金鐸道具微細等軸晶粒之動態再結晶區之晶粒取向分析，對於其動

態再結晶區之上方與中間取樣進行 X 光繞射分析，如圖 4-5。其結果為呈現 $(10\bar{1}0)$ 與 $(10\bar{1}1)$ 兩個峰，而 (0002) 峰極為弱小，圖 4-6，此表示柱狀 HCP 鎂合金確實為平躺在鐸道上，其 (0002) 面恰平行於鐸道之橫截面，與鐸接時凸梢前進方向垂直，此一結果亦與 Park 等人[41]實驗推論結果相符。

而在 AZ91D 的 X 光繞射分析中，經 FSP 後所得之晶粒取向趨近於 random 分佈，這是因為 AZ91D 鎂合金具有析出物所致，在動態再結晶的過程中，鎂晶粒在析出物邊緣經異質成核產生，使得成長後所得之晶粒成較 random 分佈而無明顯之晶粒取向，此與無析出物之 AZ31 鎂合金不同。而在不同之 AZ31 鎂合金母材或 AZ91D 鎂合金，經 FSP 後所得之晶粒取向皆為以 $(10\bar{1}1)$ 、 (0002) 與 $(10\bar{1}0)$ 為主要峰值，這或許可表示摩擦旋轉攪拌製程，對於材料之晶粒取向具有決定性之影響。

第五章 結論

對 AZ 系列鎂合金進行摩擦旋轉攪拌製程實驗後，根據所得實驗結果，可獲得以下結論：

- (1) 在進行摩擦旋轉攪拌製程時對於較薄鋁件的固定，較適用壓板固定方式，以避免鋁件有彎曲現象而於鋁道中產生孔隙。
- (2) 製程參數設定對鋁後材料性質有顯著影響。隨著工具頭轉速上升，所量得製程溫度亦上升，而其應變速率也隨著工具頭轉速上升而上升，其最後所得之 FSP 晶粒大小亦上升；當前進速度上升，所量得製程溫度隨之下降，所得之 FSP 晶粒大小亦下降。因此當在較低轉速或較高前進速度時，鋁後材料有較細化之晶粒，因為製程熱量較少使其晶粒成長現象較不明顯，而能保有細晶粒。
- (3) 在本實驗經一次 FSP 製程，在 AZ31 鎂合金有明顯晶粒細化效果，由 75 μm 晶粒大小之鑄錠母材細化至 3 μm ，晶粒細化至原本母材之 4%；並使得鋁道區硬度值上升，由母材之 55 Hv 上升至~80 Hv。尤其在適當冷卻條件下有極佳之晶粒細化效果，在液態氮冷卻下可使得晶粒細化至原本至鑄錠母材之 0.8% 大小，硬度上升至~95 Hv 達原本之 173%，因此 FSP 可為一良好晶粒細化製程之技術。而 AZ31 鎂合金經 FSP，在鋁道區之晶粒與硬度值遵循 Hall-Petch 關係式。
- (4) 在 AZ31 鎂合金，FSP 之應變數率與溫度區間與擠型所得相近；而不管是擠型、拉伸或 FSP 等變形機制，其 Zener-Holloman 參數與晶粒大小(d)間的相互關係之基本趨勢是相符合的，故可驗證 FSP 過程實為一塑性變形之過程。
- (5) FSP 過程中，鋁材經凸梢之旋轉攪拌作用，對其晶粒取向有決定性影響，在鎂合金經 FSP 製程後其晶粒取向以 $(10\bar{1}1)$ 、 (0002) 與 $(10\bar{1}0)$ 為主要峰值。對於

柱狀 HCP 鎂合金，經 FSP 後為平躺在鐳道上，其(0002)面恰平行於鐳道之橫截面，與鐳接時凸梢前進方向垂直。而具析出物之 AZ91D 鎂合金因受析出物影響，在 FSP 後，其晶粒取向呈現較 random 之趨勢。

- (6) 於拉伸測試所得可發現經 FSP 對 AZ31 鎂合金會改變其拉伸性質，在鑄錠材經 FSP 有約略相等或微高之拉伸強度，但在擠型材卻有較低之拉伸強度；這可能與鎂合金經 FSP 其織構產生變化而影響了其塑性變形性質有關，使之在實驗拉伸方向有較低之臨界分解剪應力或有較高之 Schmidt factor 使之有較低之降伏強度，但詳細原因目前所得資料有限，需再進一步利用 EBSD 等研究以得更詳盡織構分析來判定。
- (7) 比較 AZ31 鎂合金鑄錠材與擠型材後，其雖為同種合金，但起始母材性質不同，經 FSP 所得結果亦約略不同；擠型材製程溫度約較鑄錠材高，而其最後所得晶粒亦較大。因此材料經 FSP 後性質無絕對固定性，而是隨著不同之母材而不同。
- (8) 對於鎂合金之晶粒細化，可以降低轉速即應變速率與提高前進速度以降低製程所產生之溫度與熱量；及配合適當的冷卻方式以快速排出製程熱量或減少變形過程中的熱循環過程達到晶粒細化之目的。

參考文獻

- [01]王木琴, 工程材料, 復文, 台南市, 1996.
- [02]陳錦修, 工業材料 186 期 (2002) 148.
- [03]蔡幸甫, 工業材料 154 期 (1999) 116.
- [04]蔡幸甫, 工業材料 166 期 (2000) 165.
- [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] B.L. Mordike, T. Ebert, Mater. Sci. Eng. A 302 (2001) 37.
- [07] R. W. Cahn, P. Haasen and E. J. Kramer, Materials Science and Technology
Structure and Properties of Nonferrous Alloys, VCH, New York, 1996.
- [08]曾寶貞, 工業材料 156 期 (1999) 153.
- [09]范光堯, 工業材料 162 期 (2000) 139.
- [10]馬寧元, 鍛造, 第十卷第三期 (2001) 25.
- [11] A. A. Nayeb-Hashemi and J. B. Clark, Phase Diagrams of Binary Magnesium
Alloys, ASM International, Ohio, 1988.
- [12] S. Celotto, Acta Mater. 48 (2000) 1775.
- [13] T. B. Massalski, H. Okamoto, P. R. Subramanian and L. Kacprzak, Binary Alloy
Phase Diagrams, ASM International, Ohio, 1990.
- [14]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.
- [15]中華民國鑄造學會, 鑄造手冊 (1999) 111.
- [16]邱六合, 林信安, 工業材料 186 期 (2002) 118.
- [17] H. E. Boyer and T. L. Gall, Metals Handbook, Desk edition, 1985.
- [18]王振欽, 銲接學, 登文, 高雄市, 1985.

- [19]陳盛祺，鋁鋰合金電子束與雷射束鐸道之微組織與機性分析，中山大學博士論文，1998.
- [20]李玉振，鋁合金加工叢書：鋁及鋁合金鐸接，工研院工材所，新竹市，1985.
- [21] K. Knipstrom and B. Pekkari, *Welding J.* (1997) 55.
- [22]林偉邦，摩擦鐸接強度之研究，中山大學碩士論文，1988.
- [23]董基良，鐸接學，三民，台北市，1991.
- [24]胡少荃，實用焊工手冊，航空工業，北京市，1998.
- [25]吳信輝，電子束或電弧鐸接鎂合金之微組織與機性分析，中山大學碩士論文，2003.
- [26] E.H. Bradbrum, R.A. Huber and P.W. Turner, *Weld. J.* 50 (1971) 190.
- [27]黃儒瑛，6061/SiC 鋁基複合材料之高能束鐸接性質研究，中山大學碩士論文，2000.
- [28] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. TempleSmith and C.J. Dawes, The Welding Institute, TWI, International Patent Application No. PCT/GB92/02203 and GB Patent Application No. 9125978.8, 1991.
- [29] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. TempleSmith and C.J. Dawes, The Welding Institute, TWI, U.S. Patent No. 5, 460, 317, 1995.
- [30] Ying Li, L.E. Murr and J.C. McClure, *Mater. Sci. Eng. A* 271 (1999) 213.
- [31] C.J. Dawes and W.M. Thomas, *Welding J.* 75 (1996) 41.
- [32] S.W. Williams, *Air & Space Furopf.* 3, No. 3/4 (2001).
- [33] M. Guerra, C. Schmidt, J.C. McClure, L.E. Murr and A.C. Nunes, *Mater. Characterization* 49 (2003) 95.
- [34] A.P. Reynold, W.D. Lockwood and T.U. Seidel, *Mater. Sci. Forum* 331-337 (2000) 1719.
- [35] W.B. Lee, Y.M. Yeon, S.B. Jung and *Scripta Mater.* 49 (2003) 423.
- [36] K.N. Krishnan, *Mater. Sci. Eng. A* 327 (2002) 246.

- [37] L. Karlsson, E.L. Bergqvist and H. Larsson, Eurojoin 4, Dubrovnik-Cavtat, Croatia, May (2001) 24.
- [38] 陳志鵬、曾天佑、何扭今, 中華民國銲接協會 92 年論文發表研討會, 2003.
- [39] A.P. Reynold, Sci. Technol. Weld 5 (2) (2000) 104.
- [40] M. Skinner and Edwards, Mater. Sci. Forum 426-432 (2003) 2849.
- [41] S.H.C. Park, Y.S. Sato, H. Kokawa, Metall. Mater. Trans. 34A (2003) 987.
- [42] M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.C. Flintoff, R.A. Spurling, W.H. Bingel, Matall. Mater. Trans. 29A (1998) 1955.
- [43] A. Denquin, D. Allehaux, M.H. Campagnac, G. Lapasset, Mater. Sci. Forum 426-432 (2003) 2921.
- [44] S.E. Ion, F.J. Humphreys, S.H. White, Acta Metall. 30 (1982) 1909.
- [45] S.H.C. Park, Y.S. Sato and H. Kokawa, Scripta Mater. 49 (2003) 161.
- [46] J.A. Esparza, W.C. Davis, E.A. Trillo and L.E. Murr, J. Mater, Sci. Lett. 21 (2002) 917.
- [47] S. Juttner, Weld. Met. Fabr. 66 (1998) 11.
- [48] K.V. Jata and S.L. Semiatin, Scripta Mater. 43 (2000) 743.
- [49] J.Q. Su, T.W. Nelson, R. Mishra and M. Mahoney, Acta Mater. 51 (2003) 713.
- [50] C.G. Rhodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel and M. Calabrese, Scripta Mater. 48 (2003) 1451.
- [51] Y.S. Sato, Mitsunori Urata and H. Kokawa, Metall. Mater. Trans. 33A (2002) 625.
- [52] C.G. Rhodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel, R.A. Spurling and C.C. Bampton, Scripta Mater. 36 (1997) 69.
- [53] J.B. Lumsden, M.W. Mahoney, G. Pollock and C.G. Rhodes, Corrosion 55 (1999) 1127.
- [54] J.Q. Su, T.W. Nelson and C.J. Sterling, J. Mater. Res. 18 (2003) 1757.

- [55] H. Liu, H. Fujii, M. Maeda and K. Nogi, *J. Mater. Sci. Lett.*, 22 (2003) 1061.
- [56] K.V. Jata, K.K. Sankaran and J.J. Ruschau, *Metall. Mater. Trans.* 31A (2000) 2181.
- [57] G. Liu, L.E. Murr, C.S. Niou, J.C. McClure and F.R. Vega, *Scripta Mater.* 37 (1997) 355.
- [58] L.E. Murr, G. Liu and J.C. McClure, *J. Mater. Sci.* 33 (1998) 1243.
- [59] Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto and S. Jorgan, *Metall. Mater. Trans.* 30A (1999) 2429.
- [60] Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, S. Jorgan and J. Hashimoto, *Metall. Mater. Trans.* 30A (1999) 3125.
- [61] W.B. Lee, Y.M. Yeon and S.B. Jung, *Mater. Sci. Eng. A* 355 (2003) 154.
- [62] L.E. Svensson, L. Karlsson, H. Larsson, B. Karlsson, M. Fazzini and J. Karlsson, *Sci. Technol. Weld. Joining* 5 (2000) 285.
- [63] Y.S. Sato, S.H. C. Park and H. Kokawa, *Metall. Mater. Trans.* 32A (2001) 3033.
- [64] G. Kohn, *Weld. J.* Feb (2002) 46.
- [65] M. Song and R. Kovacevic, *Inter. J. Machine & Manu.* 43 (2003) 605.
- [66] Kh. A.A. Hassan, A.F. Norman, D.A. Price and P.B. Prangnell, *Acta Mater.* 51 (2003) 1923.
- [67] Y.S. Sato, Mitsunori Urata, H. Kokawa and K. Ikeda, *Mater. Sci. Eng. A* 354 (2003) 298.
- [68] H.G. Salem, A.P. Reynolds and J.S. Lyons, *Scripta Mater.* 46 (2002) 337.
- [69] S. Benavides, Y. Li, L.E. Murr, D. Brown and J.C. McClure, *Scripta Mater.* 41 (1999) 809.
- [70] Y.J. Kwon, N. Saito and I. Shigematsu, *J. Mater. Sci. Lett.* 21 (2002) 1473.
- [71] Y.J. Kwon, I. Shigematsu and N. Saito, *Scripta Mater.* 49 (2003) 785.
- [72] Z.Y. Ma, S.R. Sharma, R.S. Mishra and M.W. Mahoney, *Mater. Sci. Forum*

426-432 (2003) 2891.

- [73] W.M. Thomas and E.D. Nicholas, *Mater. & Design* 18, No. 4/6 (1997) 269.
- [74] S.W. Kaller, J.Davenport, and E.D. Nicholas, *Weld. J.*, 81, 47 (2002).
- [75] 黃志青, *工業材料* 198 期 (2003) 114.
- [76] J.W. Yeh, S.Y. Yuan and C.H. Pen, *Metall. Mater. Trans.* 30A (1999) 1249.
- [77] P. Berbon, M. Furukawa, Z. Valiev and T.G. Langdon, *Mater. Sci. Forum*, 217-22 (1996) 1013.
- [78] M. Mabuchi, H. Iwasaki, K. Yanase and K. Higashi, *Scripta Mater.* 36 (1997) 681.
- [79] T. Mukai, M. Yamanoi, H. Watanabe and K. Higashi, *Scripta Mater.* 45 (2001) 89.
- [80] T.R. McNelley, R. Crooks, P.N. Kalu and S.A. Rogers, *Mater. Sci. Eng. A* 166 (1993) 135.
- [81] H.P. Pu, F.C. Liu and J.C. Huang, *Metall. Mater. Trans.* 26A (1995) 1153.
- [82] I.C. Hsiao, S.W. Su and J.C. Huang, *Metall. Mater. Trans.* 31A (2000) 2550.
- [83] Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai and R.G. Hong, *Scripta Mater.* 39 (1998) 1221.
- [84] R.S. Mishra, M.W. Mahoney, S.X. McFadden, N.A. Mara and A.K. Mukherjee, *Scripta Mater.* 42 (2000) 163.
- [85] Z.Y. Ma, R.S. Mishra and M.W. Mahoney, *Acta Mater.* 50 (2002) 4419.
- [86] I. Charit, R.S. Mishra and *Mater. Sci. Eng. A* 359 (2003) 290.
- [87] N.E. Paton, C.H. Hamilton, J. Wert and M. Mahoney, *J. Metals* 34 (1982) 21.
- [88] X. Jiang, Q. Wu, J. Cui and L. Ma, *Metall. Trans.* 24A (1993) 2596.
- [89] J. Xianggang, C. Jiangzhong and M. Longxiang, *Acta Metall. Mater.* 41 (1993) 2721.
- [90] Z.Y. Ma, R.S. Mishra, M.W. Mahoney and R. Grimes, *Mater. Sci. Eng. A* 351

- (2003) 148.
- [91] I. Charit, R.S. Mishra, Murray and M.W. Mahoney, *Scripta Mater.* 47 (2002) 631.
- [92] R.S. Mishra and M.W. Mahoney, *Mater. Sci. Forum* 357-359 (2001) 507.
- [93] A.F. Norman, I. Brough and P.B. Prangell, *Mater. Sci. Forum* 331-337 (2000) 1713.
- [94] R.S. Mishra, Z.Y. Ma and I. Charit, *Mater. Sci. Eng. A* 341 (2003) 307.
- [95] P.B. Berbon, W.H. Bingel, R.S. Mishra, C.C. Bampton and M.W. Mahoney, *Scripta Mater.* 44 (2001) 61.
- [96] K. Nakata, S. Lnoki, Y. Nagano and M. Ushio, *Mater. Sci. Forum* 426-432 (2003) 2873.
- [97] John A. Wert, *Scripta Mater.* 49 (2003) 607.
- [98] R.A. Prado, L.E. Murr, D.J. Shindo and K.F. Soto, *Scripta Mater.* 45 (2001) 75.
- [99] D.J. Shindo, A.R. Rivera and L.E. Murr, *J. Mater. Sci.* 37 (2002) 4999.
- [100] D. J. Dingley and V. Randle, *J. Mater. Sci.* 27 (1992) 4545.
- [101] D. B. Williams and C. B. Carter, *Transmission Electron Microscopy*, Plenum Press, New York (1996) 291-295.
- [102] 廖忠賢, 黃志青, *科儀新知*, 第十九卷第五期 (1998) 43.
- [103] H.J. Liu, H. Fujii, M. Maeda and K. Nogi, *J. Mater. Processing Tech.* 142 (2003) 692.
- [104] B. Mustafa and A. Kurt, *Mater Design* 25 (2004) 343.
- [105] A.J. Ardell, *Metall. Trans.* 16A (1985) 2131.
- [106] H.K. Lin and J.C. Huang, *Mater. Trans.* 43 (2002) 2424.
- [107] Y.N. Wang, C.J. Lee, H.K. Lin, C.C. Huang and J.C. Huang, *Mater. Sci. Forum* 426-432 (2003) 2655.
- [108] C.C. Huang, J.C. Huang, I.K. Lin and Y.M. Hwang, *Key Eng. Mater.* 2004 (in press).

[109] Y.N. Wang and J.C. Huang, Mater. Chem. Phys. 81 (2003) 11.

表 1-1 各種材料物理與機械性質的比較[2]

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(°C)	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[7]

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±0.5)°C	Massalski et al. (1990)
Boiling point		1090 °C	Massalski et al. (1990)
First ionization energy		7.646 eV	Fluck and Heumann (1986)
Structure	25	hexagonal (hP2)	Massalski et al. (1990)
<i>a</i>		0.32094 nm	
<i>c</i>		0.52107 nm	
<i>c/a</i>		1.6236	
Density	25	1736 kg/m ³	from structure data
Electrical resistivity	20	4.46 × 10 ⁻⁸ Ω m	Kirk-Othmer (1981)
(polycrystalline)	600	17.0 × 10 ⁻⁸ Ω m	
Elastic moduli <i>C</i> ₁₁	25	59.3 GPa	Landolt-Börnstein (1979)
<i>C</i> ₃₃		61.5 GPa	
<i>C</i> ₄₄		16.4 GPa	
<i>C</i> ₁₂		25.7 GPa	
<i>C</i> ₁₃		21.4 GPa	
Young's modulus of polycrystalline Mg	25	45 GPa	Kirk-Othmer (1981)
Poisson's ratio of polycrystalline Mg	25	0.35	Kirk-Othmer (1981)
Coeff. of thermal expansion parallel to <i>a</i>	27	24.7 × 10 ⁻⁶ /K	Touloukian et al. (1978)
	527	29.8 × 10 ⁻⁶ /K	
parallel to <i>c</i>	27	25.7 × 10 ⁻⁶ /K	
	527	30.5 × 10 ⁻⁶ /K	
polycrystalline	27	25.0 × 10 ⁻⁶ /K	
	527	30.0 × 10 ⁻⁶ /K	
Linear contraction	650–20 °C	1.9%	
Volume contraction liquid–solid	650 °C	4.2%	Kirk-Othmer (1981)
Heat capacity <i>C</i> _p	27	24.86 J/mol K	Stull and Sinke (1956)
	527	31.05 J/mol K	
Entropy <i>S</i>	27	32.52 J/mol K	Stull and Sinke (1956)
	527	59.72 J/mol K	
Enthalpy <i>H-H</i> _{25°C}	527	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[7]

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

表 1-4 AZ 系列合金主要元素與 Fe 元素的熱物理性質之比較[14,17]

	Mg	Al	Zn	Fe
Melting point $T_m(^{\circ}\text{C})$	650	660	420	1535
Boiling point $T_b(^{\circ}\text{C})$	1107	2060	930	2730
Vapor pressure (Pa) at T_m	360	10^{-6}	23	2.3
Vapor pressure (Pa) at 727°C	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 ($\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$)	310 0.333	210 0.22	9 0.144	30 -
Specific heat ($\text{cal/g}^{\circ}\text{C}$)	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 ($\mu\text{in/in}^{\circ}\text{C}$)	27.1	23.6	39.7	11.76

表 1-5 摩擦旋轉攪拌銲接與熔融銲接的比較

銲接製程	摩擦旋轉攪拌銲接	熔融銲接
銲後材料變形量	小	大
銲接時需至入保護性氣體或材料回填	不需	需要
銲道機械性質	較熔融銲接強或相等	較摩擦旋轉攪拌銲接差
銲道品質	良好	孔洞、坑洞、重疊、凹陷、破裂等
工作環境	乾淨，無汽化液體、無電弧及潑濺	不乾淨，有汽化氣體、有電弧及潑濺

表 1-6 各種細化製程綜合比較[75]

製程方式	需要機具	產品形式	細化程度	技術成熟度	產品成本
震波衝擊	爆震系統或氣槍	中小塊材	0.1 μm	中	極高
壓力下扭轉	扭型機	中小棒材	0.2 μm	低	高
循環往覆擠型	往復擠型機	中小棒材	1 μm	中	中
循環往覆擠型、 再加一般擠型	往復擠型機、一 般擠型機	板材、棒 材、管材	1 μm	中	中
等徑轉角擠型	等徑轉角擠型機	中小棒材	0.2 μm	中	中
等徑轉角擠型、 再加一般擠型	等徑轉角擠型 機、一般擠型機	板材、棒 材、管材	0.5 μm	中	中
高擠型比擠型	一般擠型機	板材、棒 材、管材	1 μm	高	低
滾壓式熱機處理	一般滾壓機	板材	0.5 μm	高	低
累積滾壓	一般滾壓機	板材、棒 材、塊材	10 nm、非 晶質	低	中
一般粉末冶金	熱壓機	塊材	0.5 μm	高	中
一般粉末冶金、 再加一般擠型	熱壓機、一般擠 型機	板材、棒 材、管材	0.5 μm	高	中
機械合金	球磨機	粉粒、塊 材	0.1 μm、 非晶質	中	高
新式電鍍法	電鍍沈積系統	薄片材	20 nm	低	高
氣相沈積法	氣相沈積系統	薄片材	20 nm	中	高
噴覆成形法	噴覆成型機	板材、塊 材	5 μm	中	中
噴覆成形法、再 加一般擠型	噴覆成型機、一 般擠型機	板材、棒 材、管材	1 μm	中	中

表 2-1 鎂合金 AZ31B 與 AZ91D 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	-
AZ91D	Bal.	9.07	0.62	0.331	0.0172	0.0026	0.0006	0.0004	0.0002

表 3-1 不同轉速下之鑄錠與擠型材之 FSP 製程後晶粒大小

AZ31 90 mm/min	Billet (75 μm)				Extruded (10 μm)			
	Top	Middle	Bottom	Average	Top	Middle	Bottom	Average
600 rpm	3.5 μm	3.5 μm	1.9 μm	2.9 μm	4.3 μm	4.3 μm	3.0 μm	3.9 μm
800 rpm	3.7 μm	3.6 μm	2.1 μm	3.1 μm	3.4 μm	4.0 μm	2.2 μm	3.2 μm
1000 rpm	4.2 μm	4.5 μm	2.2 μm	3.6 μm	3.8 μm	5.0 μm	2.6 μm	3.8 μm
1200 rpm	4.3 μm	4.5 μm	2.3 μm	3.7 μm	4.6 μm	3.5 μm	3.3 μm	3.8 μm
1400 rpm	4.7 μm	3.8 μm	2.6 μm	3.7 μm	8.1 μm	5.3 μm	4.8 μm	6.1 μm
1800 rpm	9.4 μm	7.1 μm	6.5 μm	7.7 μm	8.6 μm	8.6 μm	6.9 μm	8.1 μm

表 3-2 在 800 rpm 時不同之高前進速度下，鑄錠材 FSP 製程後晶粒大小

AZ31 800 rpm	Billet (75 μm)			
	Top	Middle	Bottom	Average
90 mm/min	3.7 μm	3.6 μm	2.1 μm	3.1 μm
200 mm/min	3.3 μm	3.1 μm	1.5 μm	2.6 μm
400 mm/min	3.7 μm	3.0 μm	1.5 μm	2.8 μm

表 3-3 錐形工具頭在鑄錠與擠型材之 FSP 製程後晶粒大小

AZ31 90 mm/min (Cone shape tool)	Billet (75 μm)				Extruded (10 μm)			
	Top	Middle	Bottom	Average	Top	Middle	Bottom	Average
800 rpm	3.6 μm	2.7 μm	2.6 μm	3.0 μm	X			
1000 rpm	4.8 μm	3.3 μm	2.8 μm	3.6 μm	7.7 μm	6.3 μm	5.0 μm	6.3 μm

表 3-4 不同冷卻方法在 7 mm 薄板鑄錠材之 FSP 製程後晶粒大小

AZ31 800 rpm 90 mm/min 7 mm in thickness	Billet (75 μm)			
	Top	Middle	Bottom	Average
Air cooling	3.4 μm	3.0 μm	1.5 μm	2.7 μm
Liquid N ₂ cooling	2.1 μm	2.1 μm	0.6 μm	1.6 μm

表 3-5 AZ31 鑄錠材與擠型材在不同轉速下之 FSP 製程之最大溫度

AZ31	Billet (max. temp.)	Extruded (max. temp.)
600 rpm, 90 mm/min	365 °C	364 °C
800 rpm, 90 mm/min	385 °C	384 °C
1000 rpm, 90 mm/min	413 °C	420 °C
1400 rpm, 90 mm/min	422 °C	438 °C
1800 rpm, 90 mm/min	417 °C	428 °C

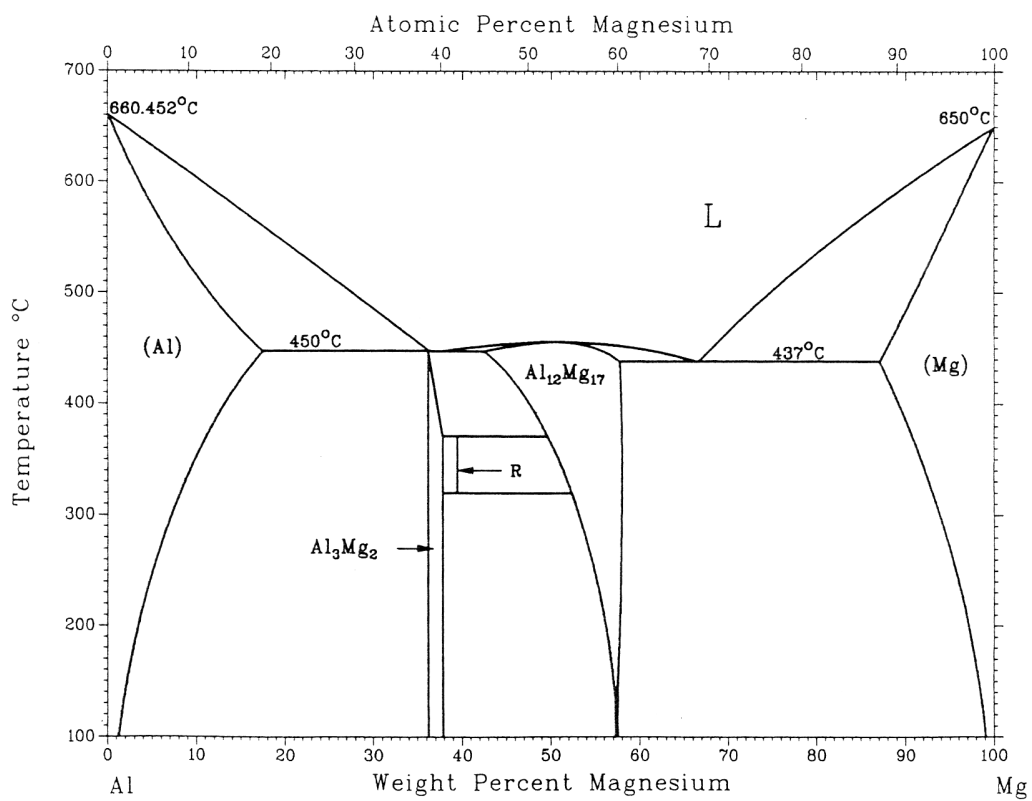
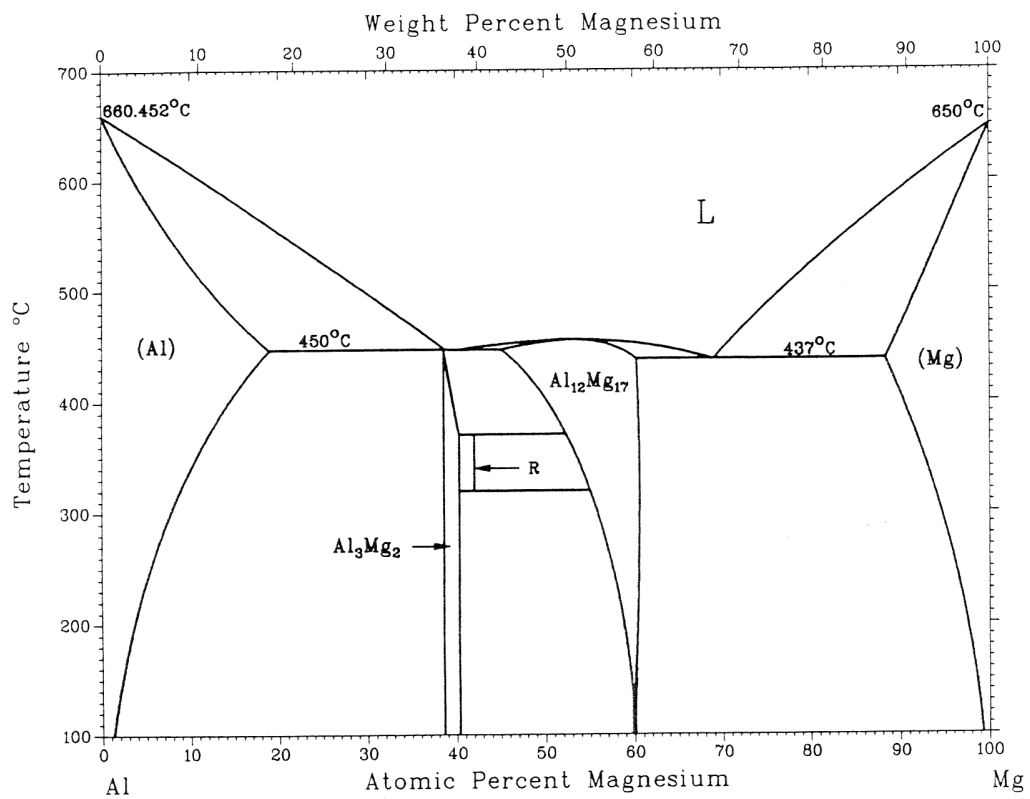


圖 1-1 Mg-Al的二元平衡相圖[13]。

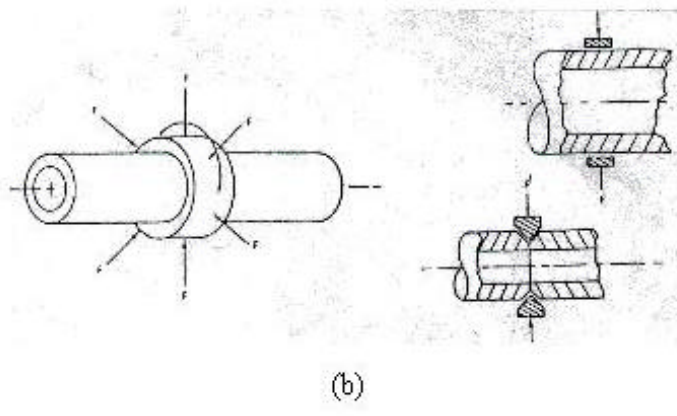
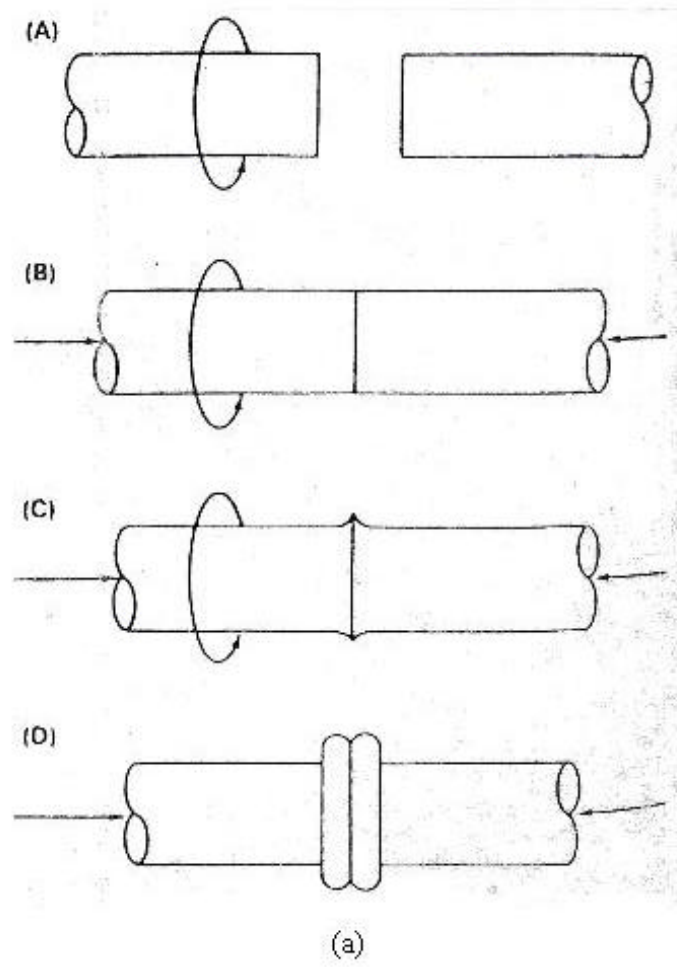
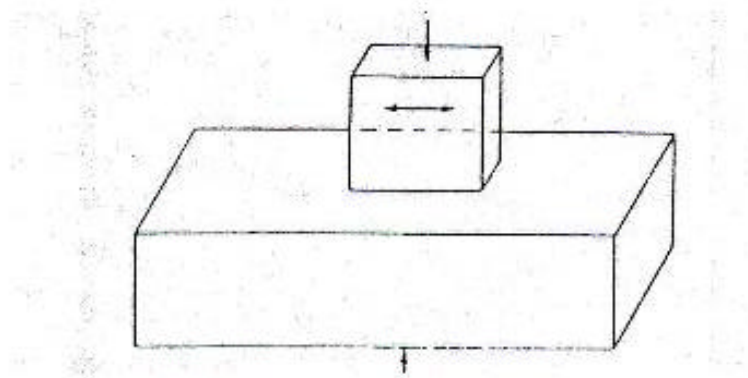
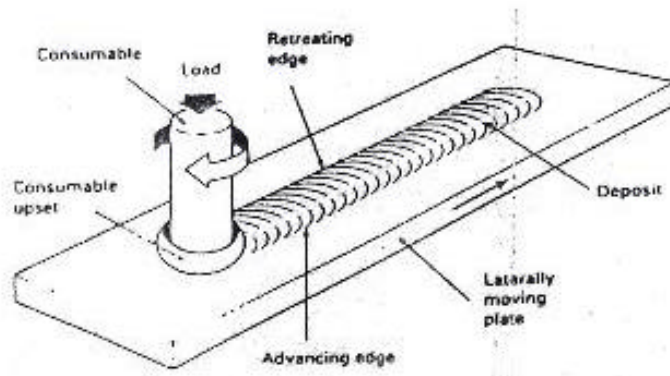


圖 1-2 摩擦銲接基本原則[21] (a)摩擦銲接基本步驟；(b)徑向摩擦銲接；(c)直線往復 摩擦銲法；(d)表面摩擦。



(c)



(d)

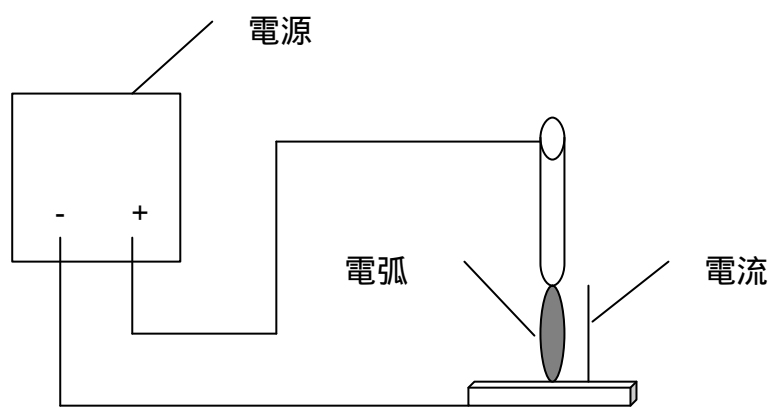


圖 1-3 惰性氣體電弧銲接法示意圖。

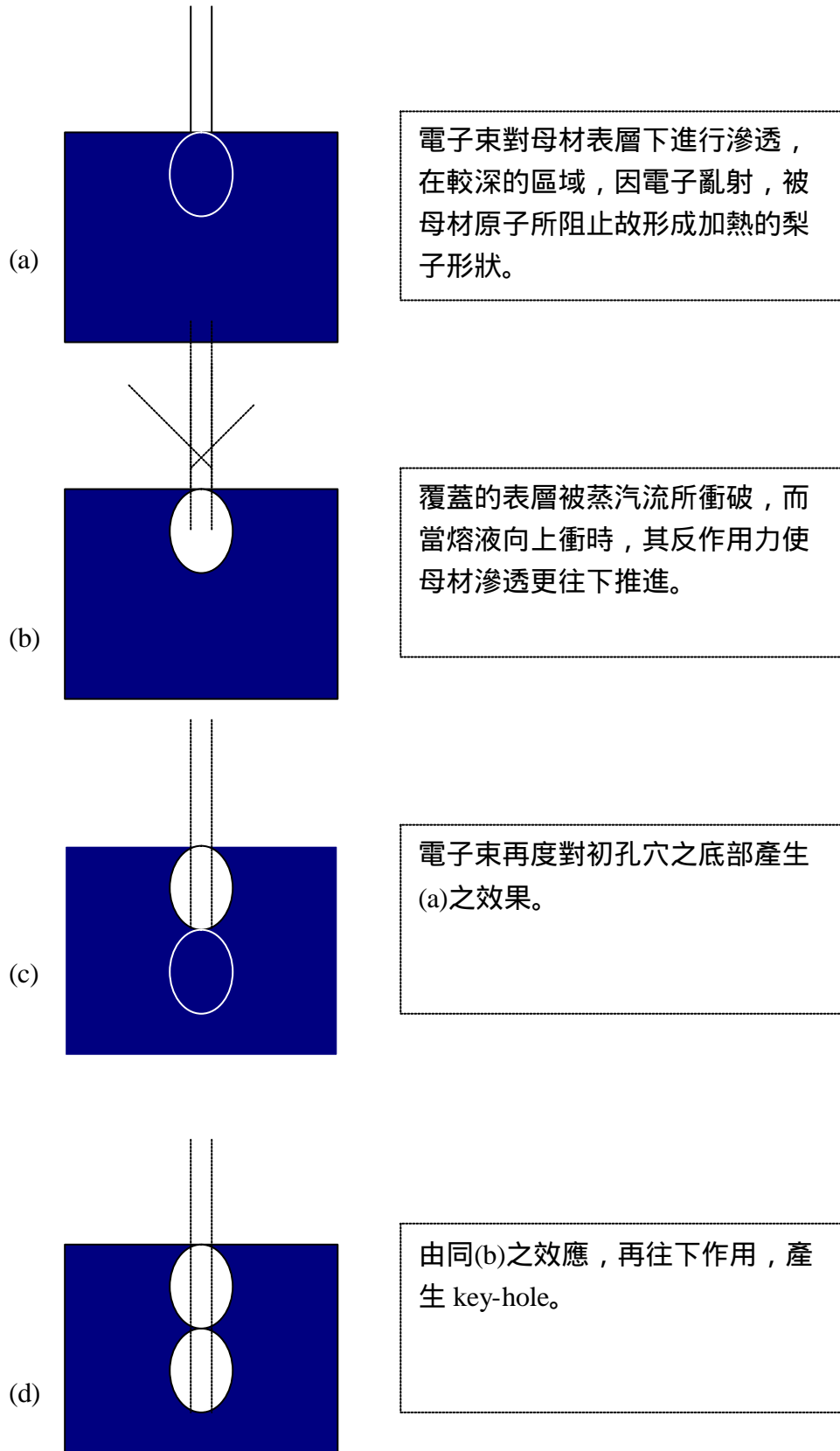
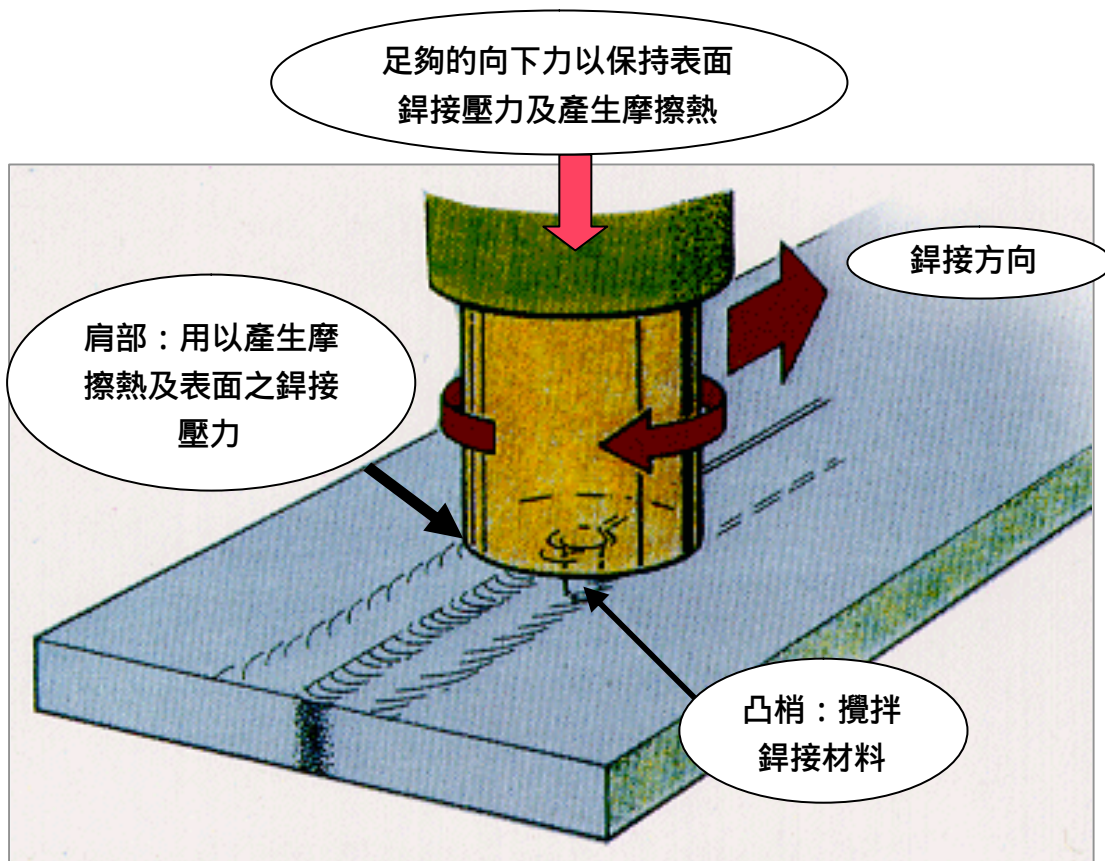


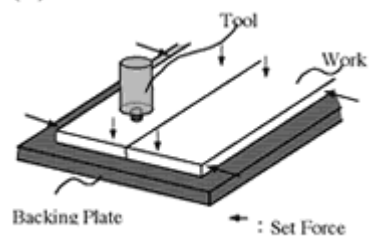
圖 1-4 鎖孔機制產生示意圖[18]。



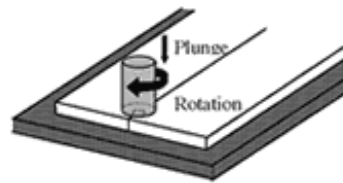
(a)

圖 1-5 (a)摩擦旋轉攪拌銲接旋轉工具頭；(b)摩擦旋轉攪拌銲接步驟。

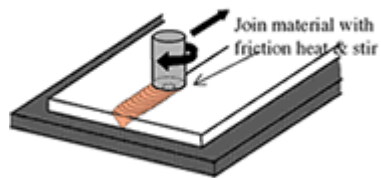
(1) Start



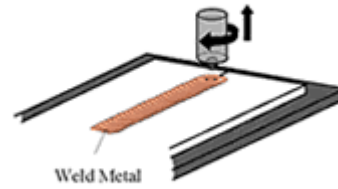
(2) Plunged into the joint



(3) Moving



(4) Finished



(b)

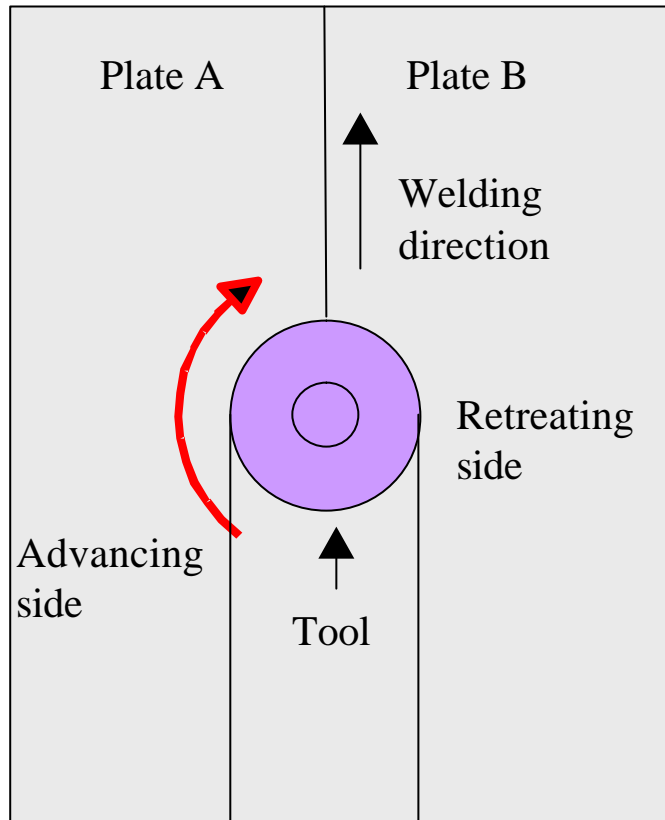


圖 1-6 推進邊與退出邊。

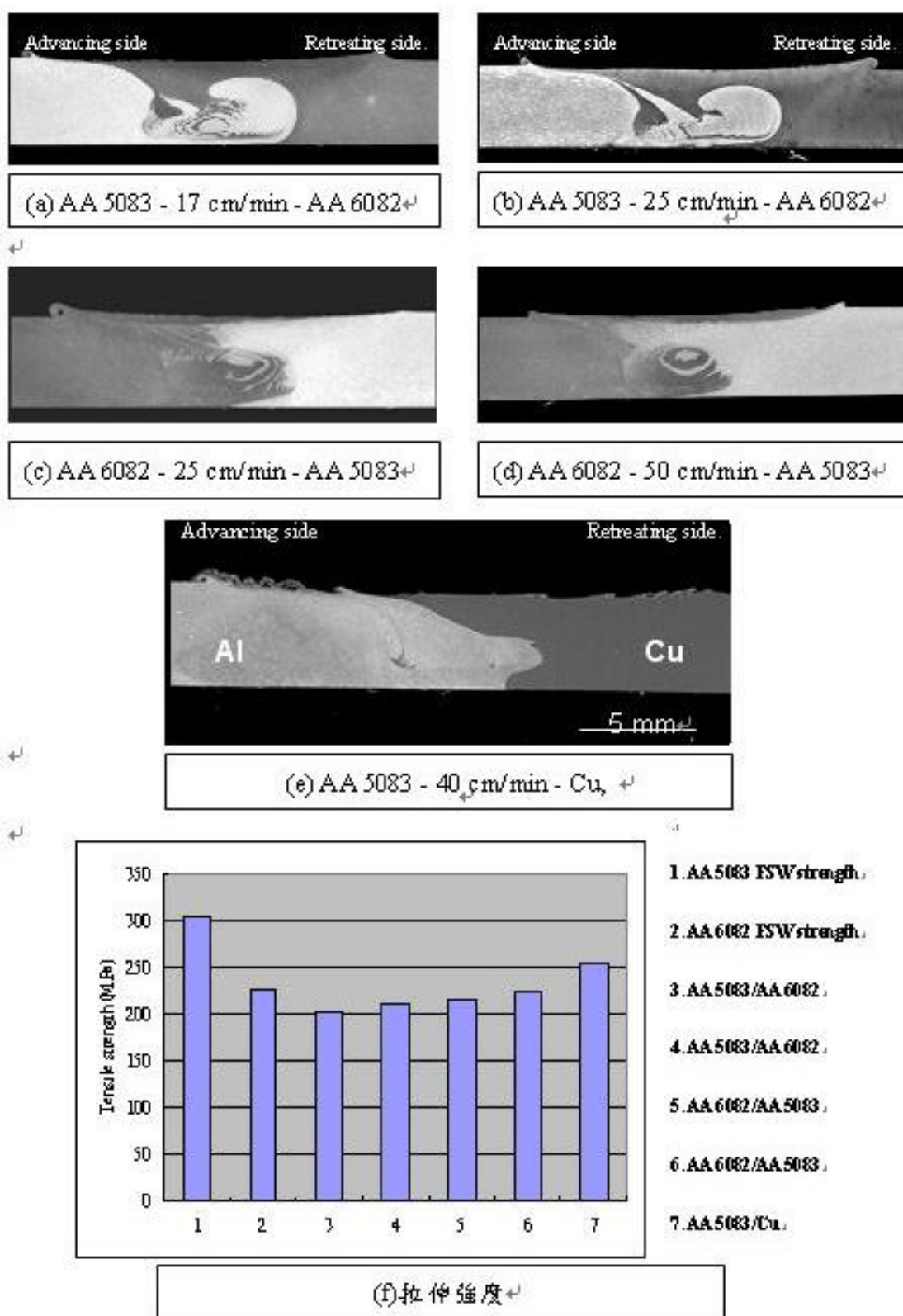


圖 1-7 鋁合金異質對接與其拉伸強度[37]

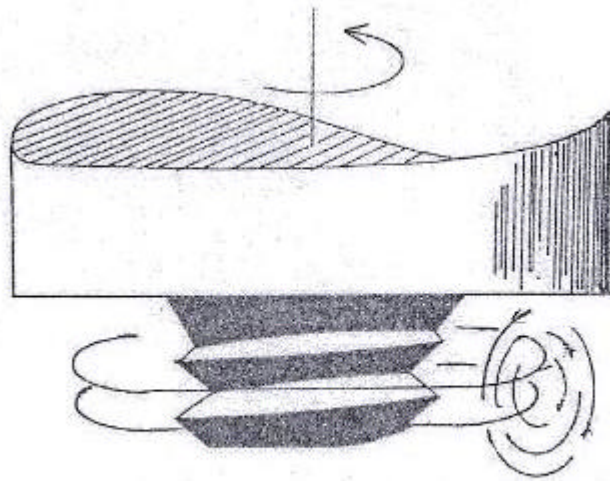


圖 1-8 工具頭造成之漩渦狀流[33]。

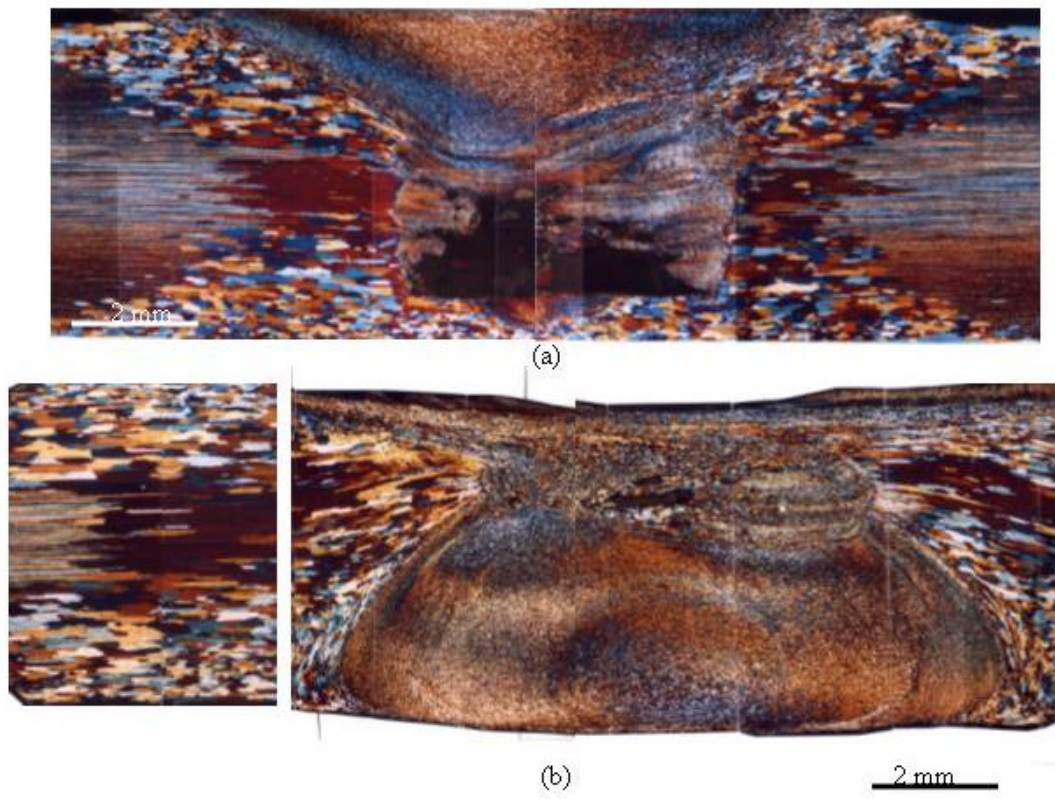
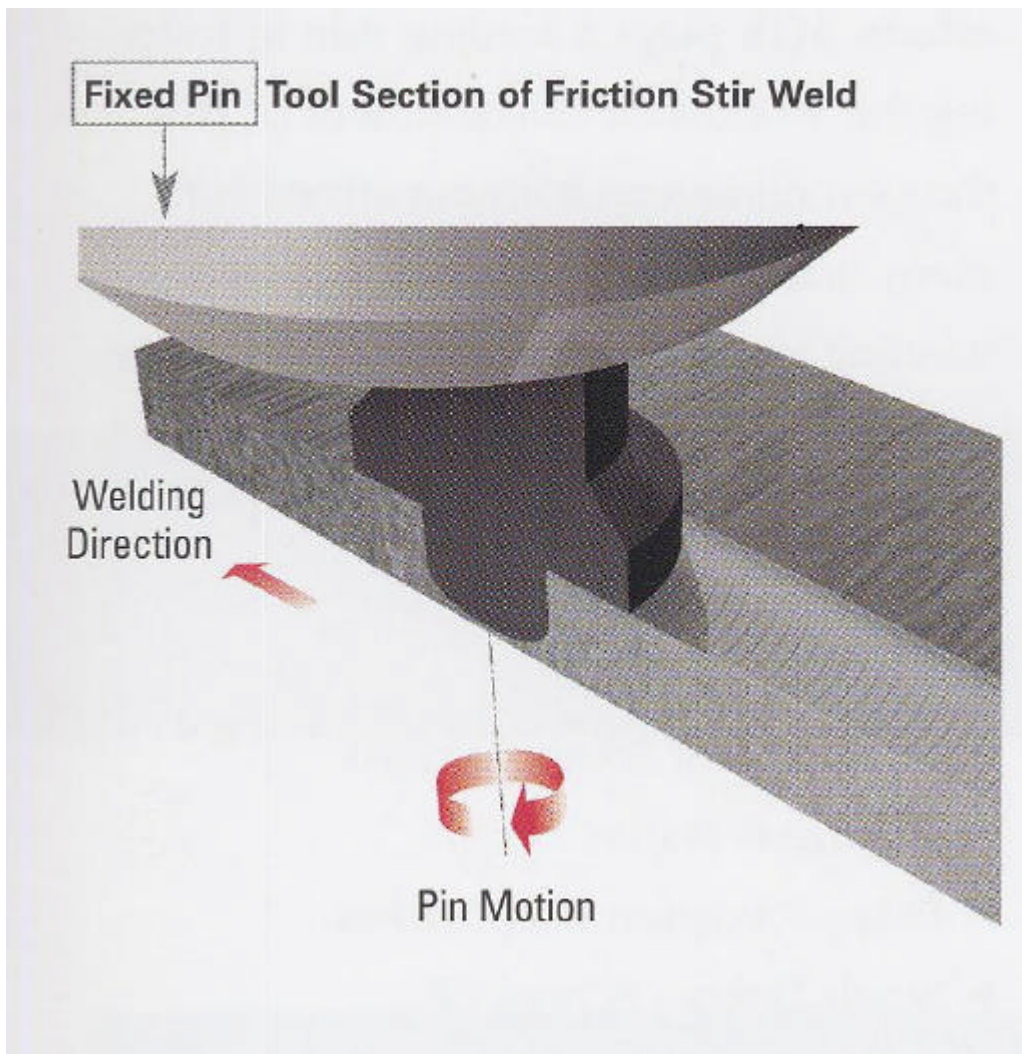
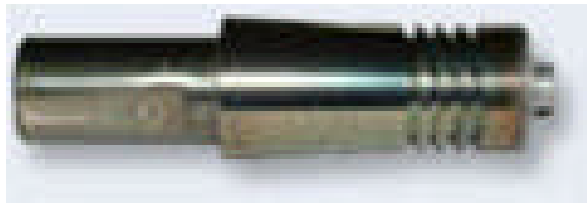


圖 1-9 不同轉向攪拌鋁合金摩擦攪拌銲件之銲道表面外觀。(a)右旋螺紋順時針方向旋轉；(b)右旋螺紋反時針方向[38]。

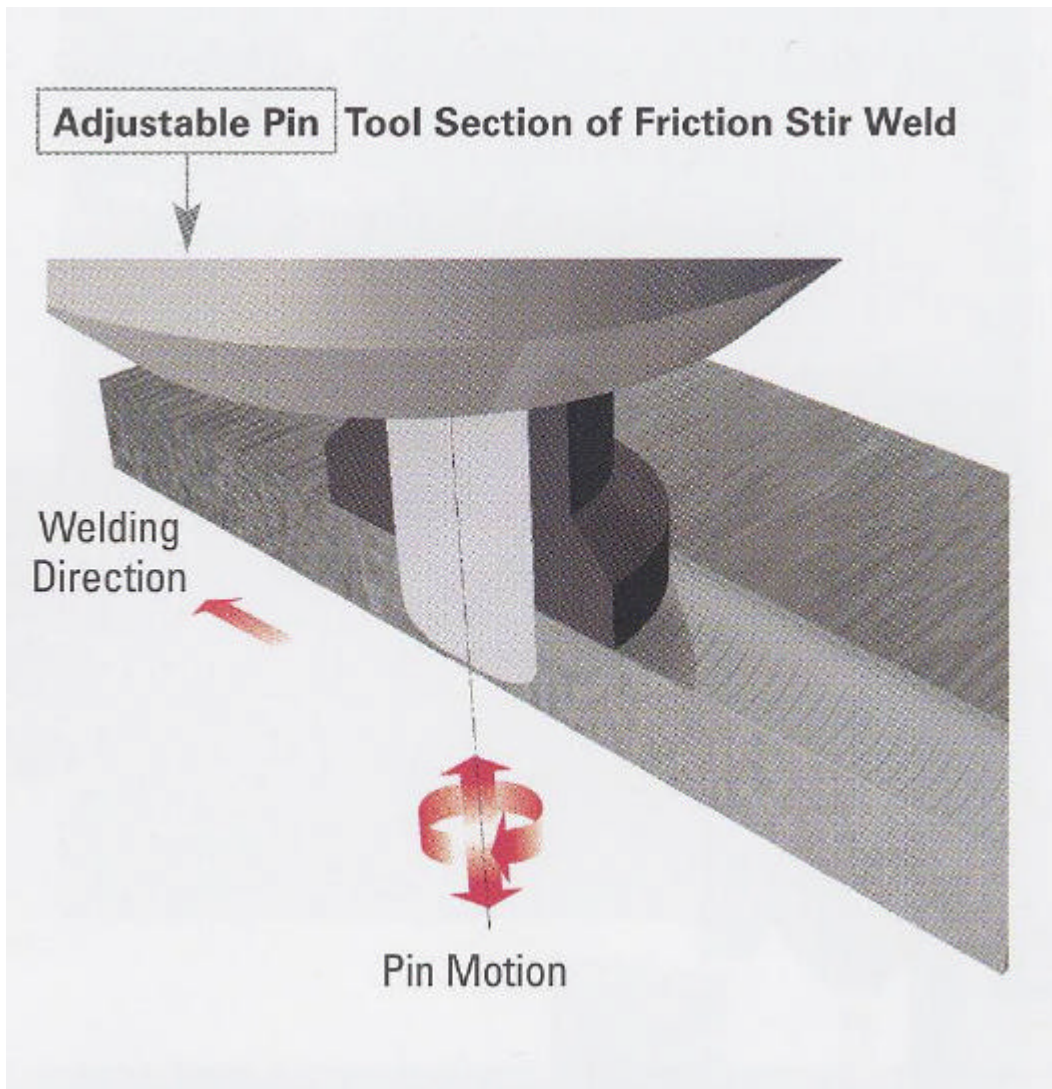
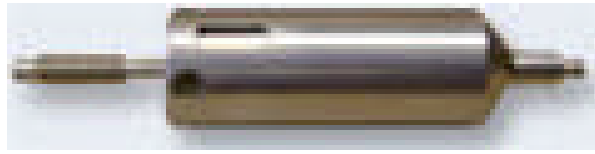
FPT (*Fixed Pin Tool*)



(a) 固定式凸梢工具頭

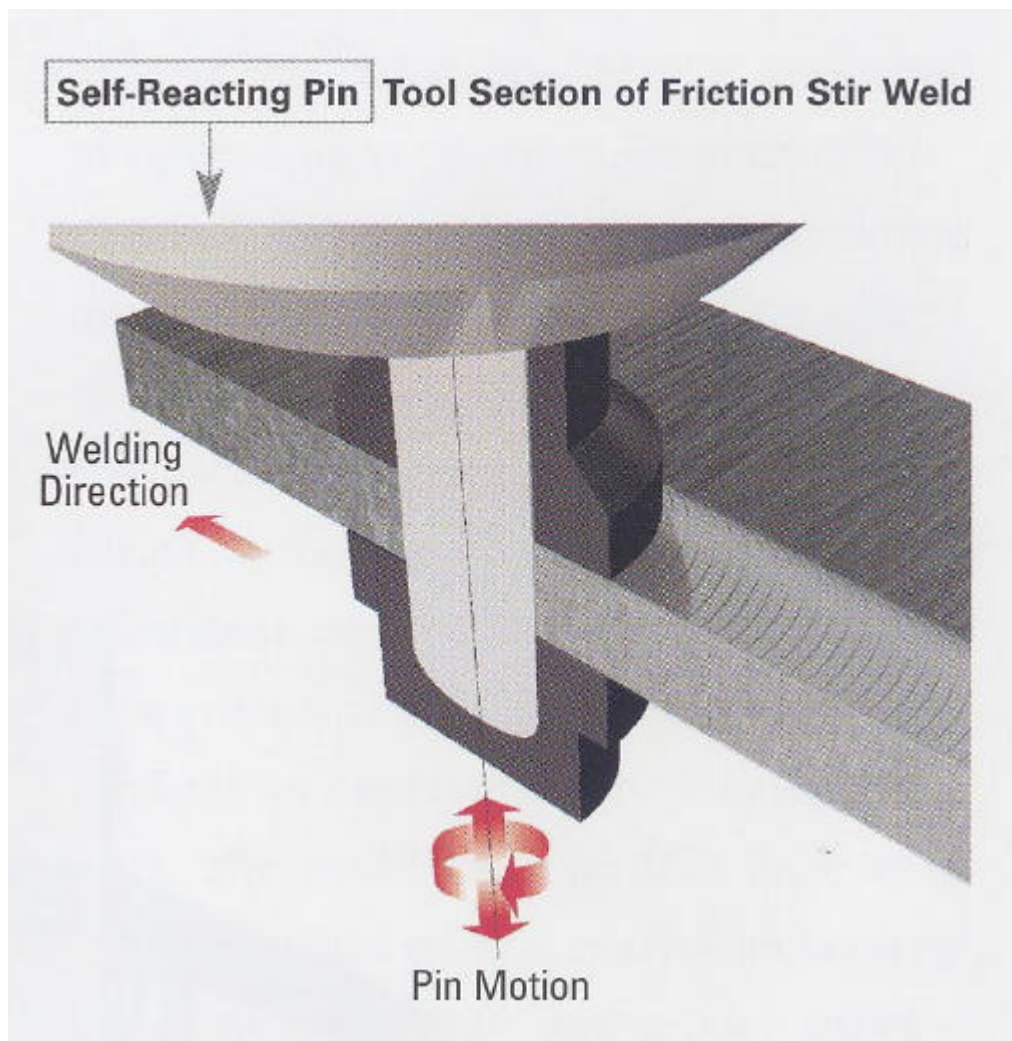
圖 1-10 不同之工具頭形式。

APT (*Adjustable Pin Tool*)

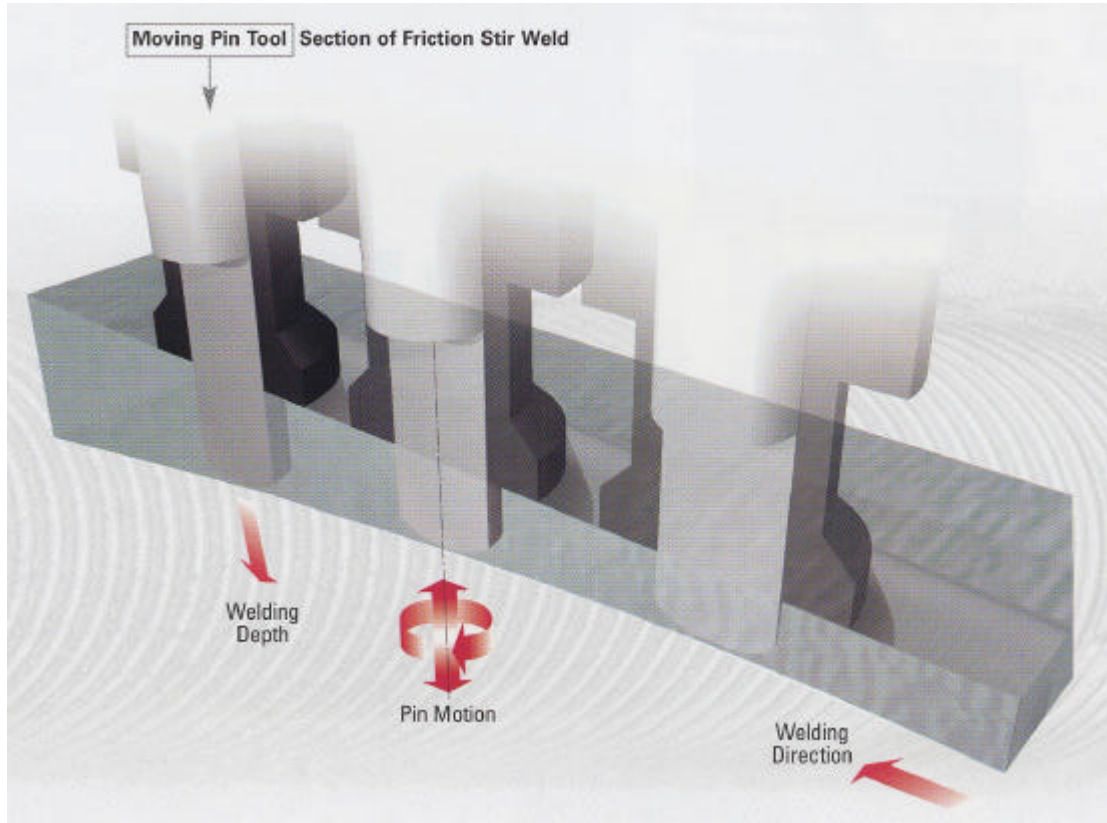


(b) 可調式凸梢工具頭

SR (Self-Reacting Pin Tool)

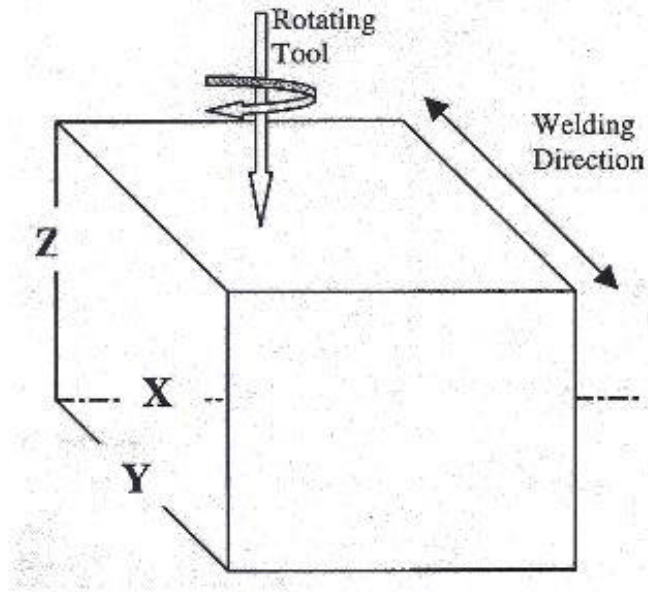


(c) 自動反應工具頭[40]

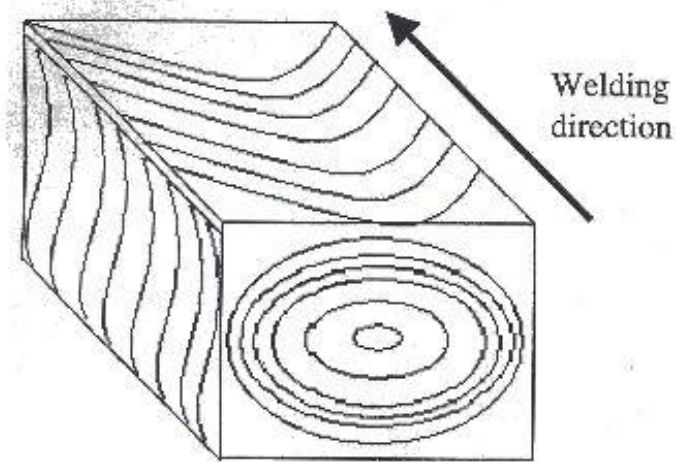


MTS®

圖 1-11 可調式凸梢工具頭運行方式。

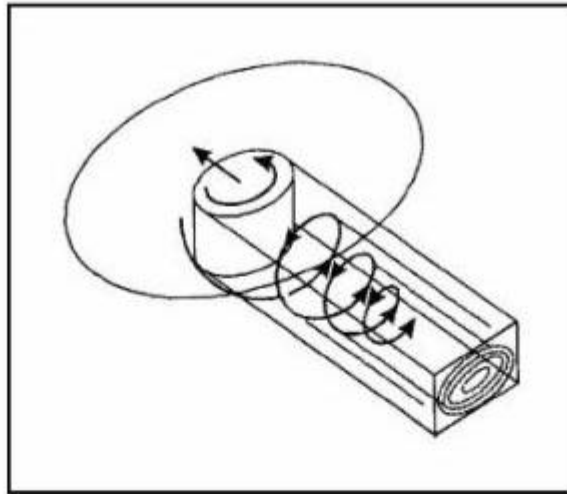


(a) 鐸道三維相關方位。

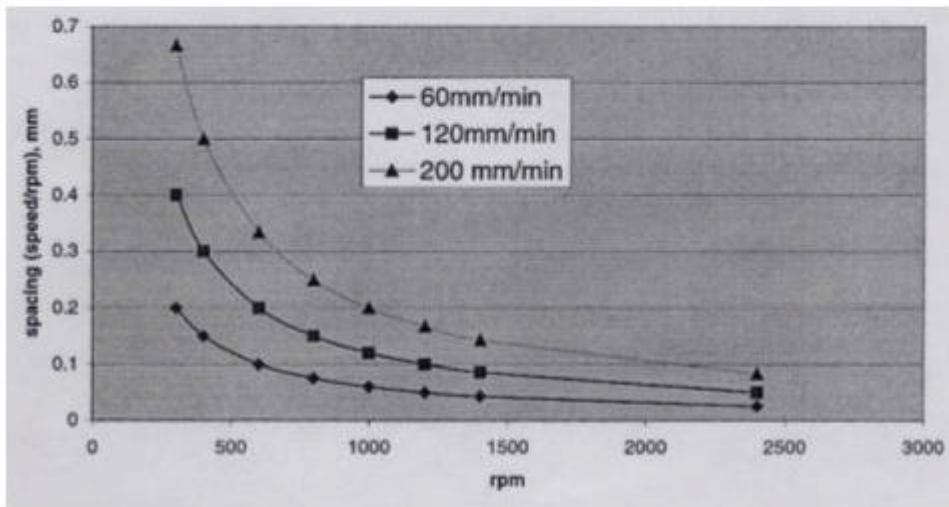


(b) 鐸道三維立體圖。

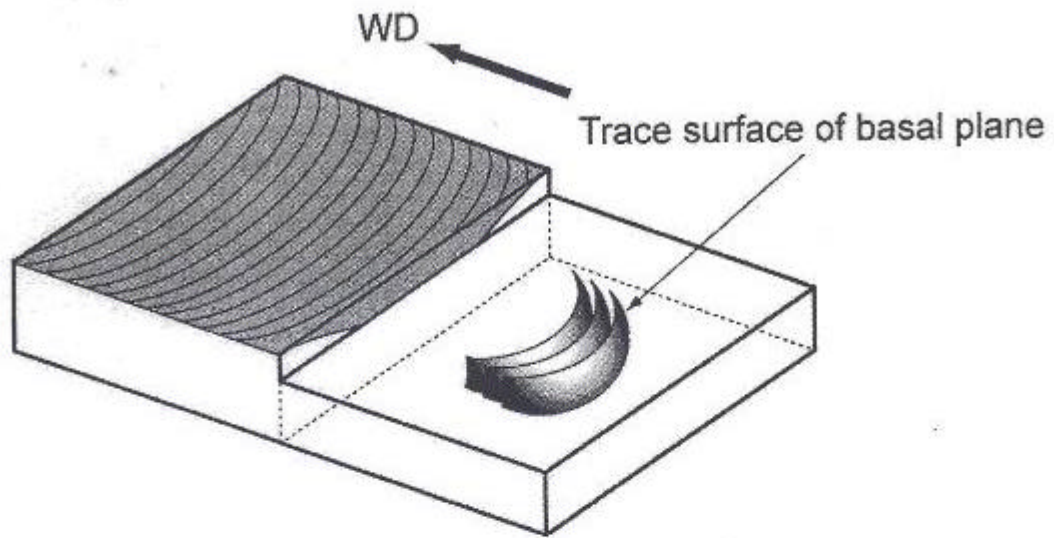
圖 1-12 洋蔥圈立體相關示意圖[36]。



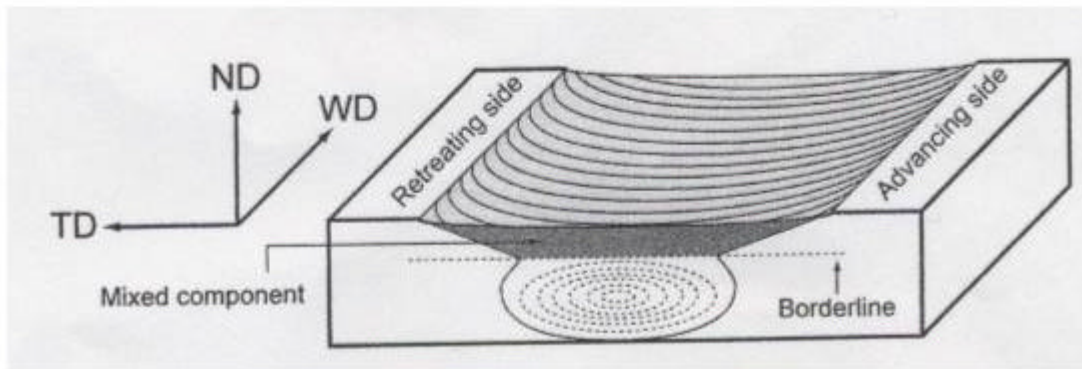
(c) 洋蔥圈形成示意圖。



(d) 每洋蔥環之間的空間約等於工具頭每轉一圈時的前進距離。



(a)



(b)

圖 1-13 三維片狀橢圓面間隔的出現在攪拌區：(a)上表面示意圖，(b)剖面示意圖[41]。

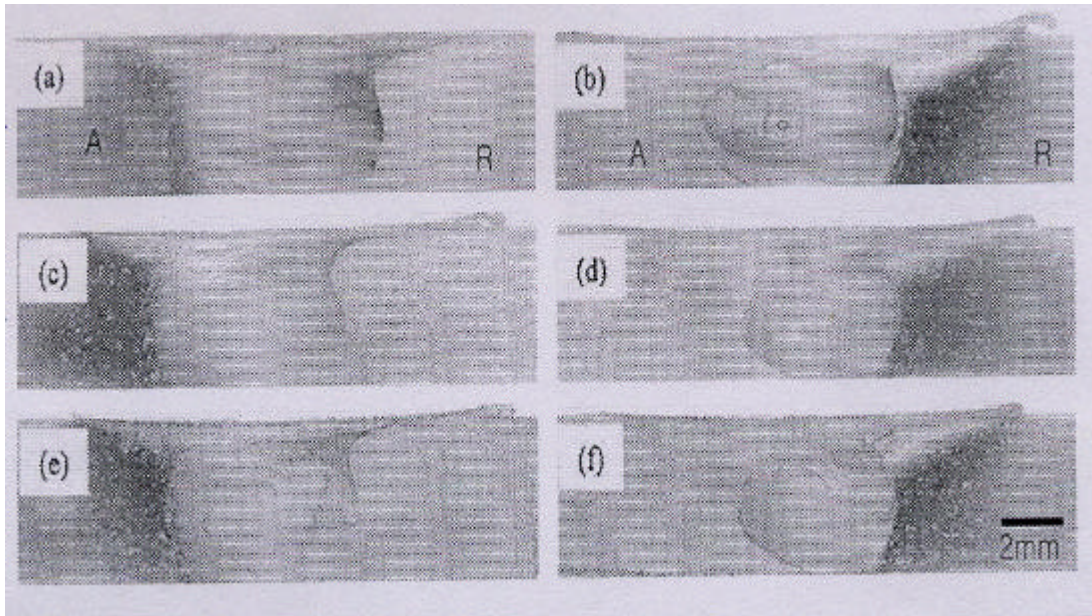
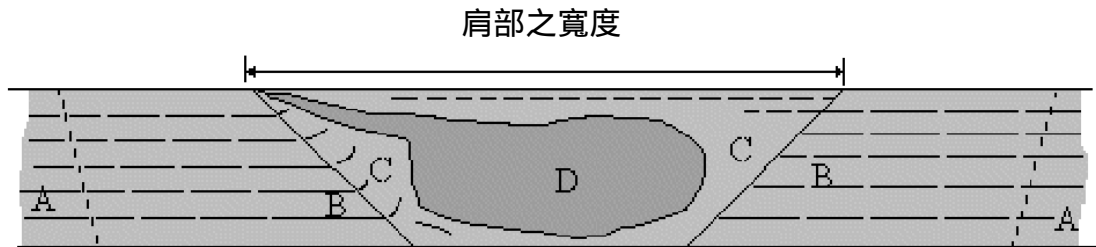
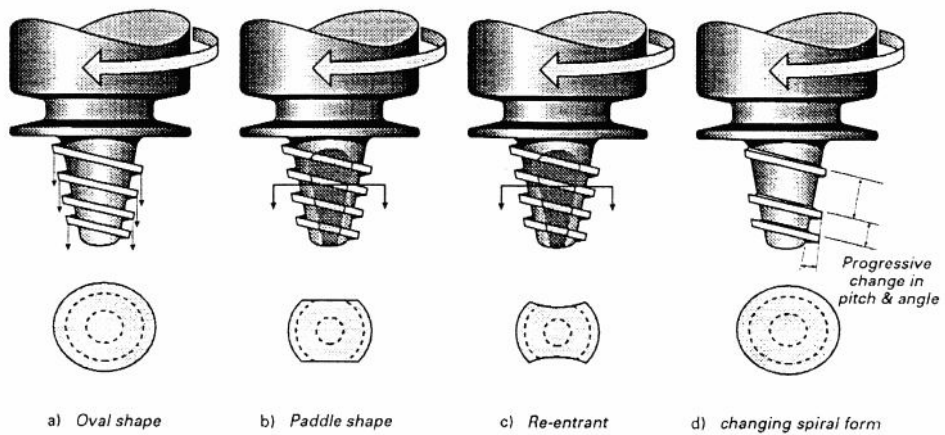
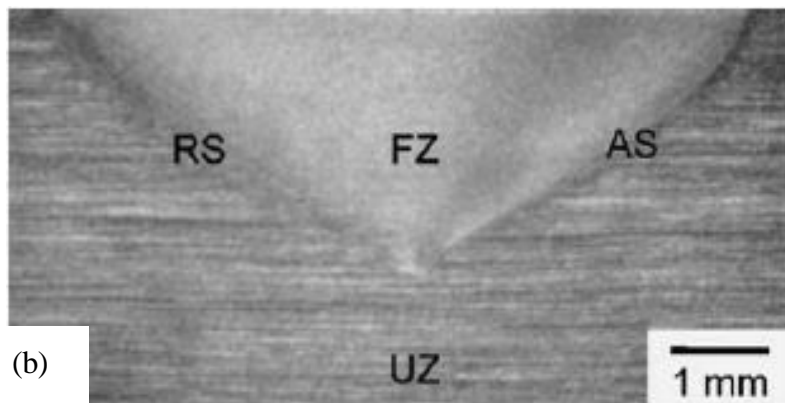
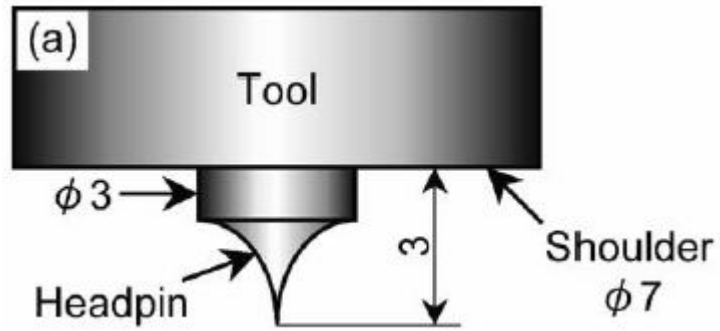


圖 1-14 鐳道微觀橫截面圖。(a)與(b)為鐳速 87 mm/min , (c)與(d)為鐳速 187 mm/min , (e)與(f)為鐳速 267 mm/min。左邊圖為 A 356 鋁合金固定在退出邊，右邊圖為 6061 鋁合金固定在退出邊。R: 退出邊；A: 前進邊[35]。



- A 母材(Base metal, BM)：此處的物質並未受到銲接過程所影響。
- B 熱影響區(Heat affected zone, HAZ)：受到銲接過程熱影響無機械影響。
- C 熱機影響區(Thermomechanically affected zone, TMAZ)：具高變形組織，受到熱影響與變形的區域。
- D 動態再結晶區(Dynamically recrystallized weld nugget, DXZ)：受到熱與激烈變形，發生動態再結晶區域。

圖 1-15 銲道區微觀組織示意圖。



(c) Whorl™ friction stir welding tool profiles.

圖 1-16 不同的工具頭[70,71];(b)為(a)工具頭所形成之銲道。

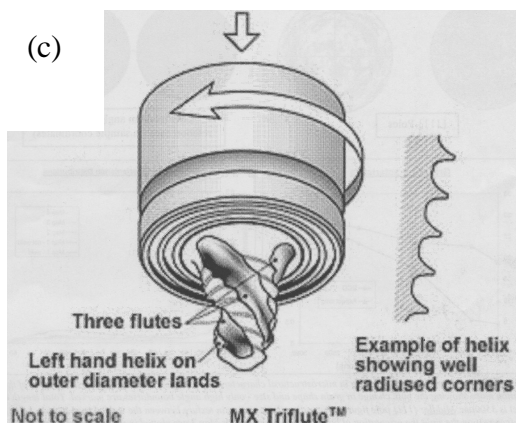
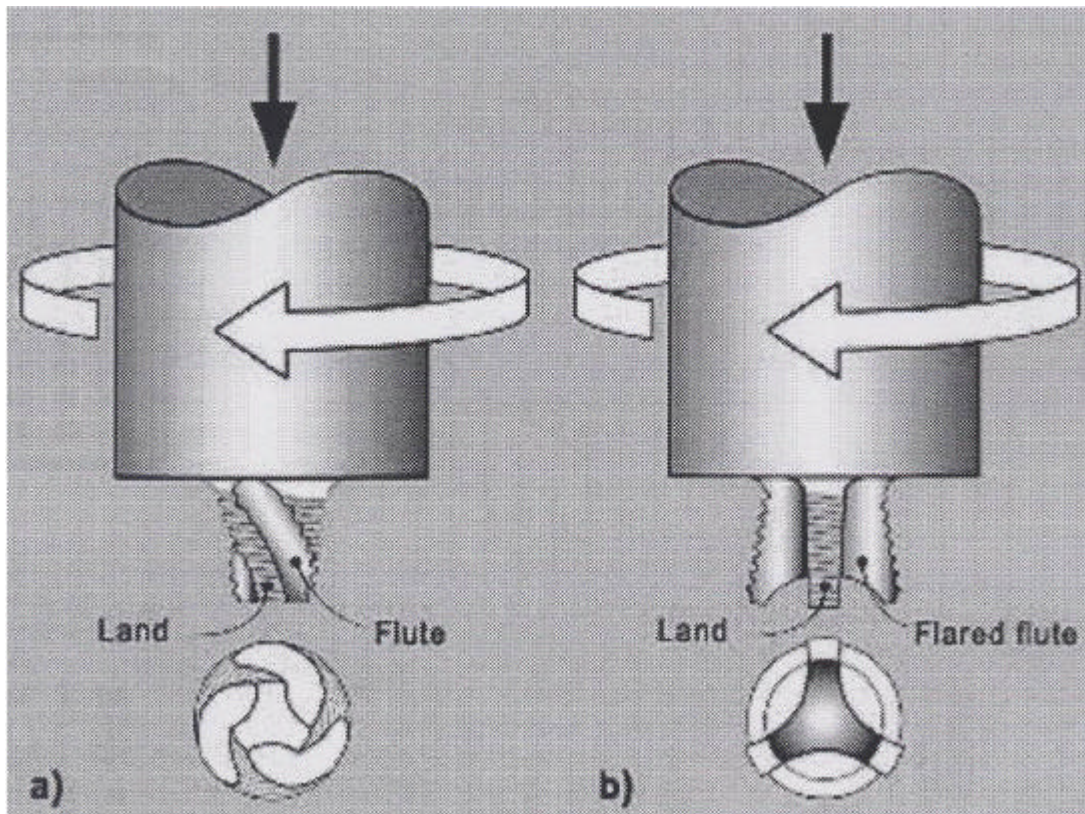


圖 1-17 三段凹槽凸梢 (a) 對接用 MX Triflute™
 (b) 搭接用 Flared Triflute™。

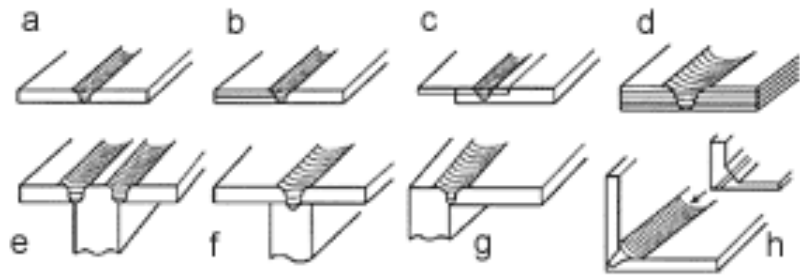


NASA-Marshall Space Flight Center

圖 1-18 可自動縮回凸梢工具頭(retractable pin tool)。



圖 1-18 (a)



- a. 方形對接 (butt)
- b. 包含對接與搭接 (lap)
- c. 單一搭接
- d. 多重搭接
- e. 三件式 T 型對接
- f. 兩件式 T 型對接
- g. 邊緣 (edge) 對接
- h. 角落銲接 (corner fillet weld)



(b) 不同接法與圖例。

圖 1-19 可適合摩擦旋轉攪拌銲接的接合幾何形狀。



(a) BAE system Airbus.

圖 1-20 航空業上的應用。



Photo ©The Boeing Company

(b) ESAB Super StirTM 應用於 Boeing 之製造上。



Eclipse 500



(c) Eclipse Aviation Corp.使用 MTS Systems Corp.所提供之設備製造出商用 Eclipse 500 型飛機。

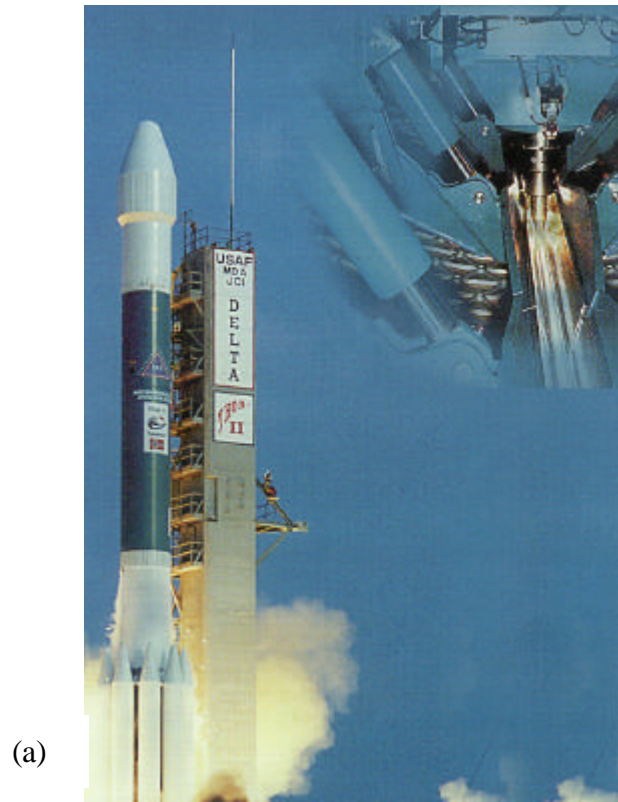


圖 1-21 航太工業-火箭上的應用。



(a)

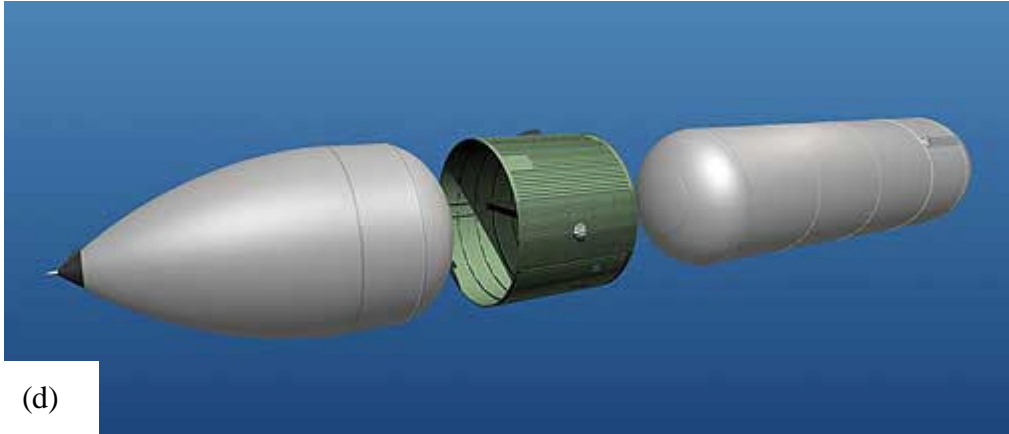


(b)

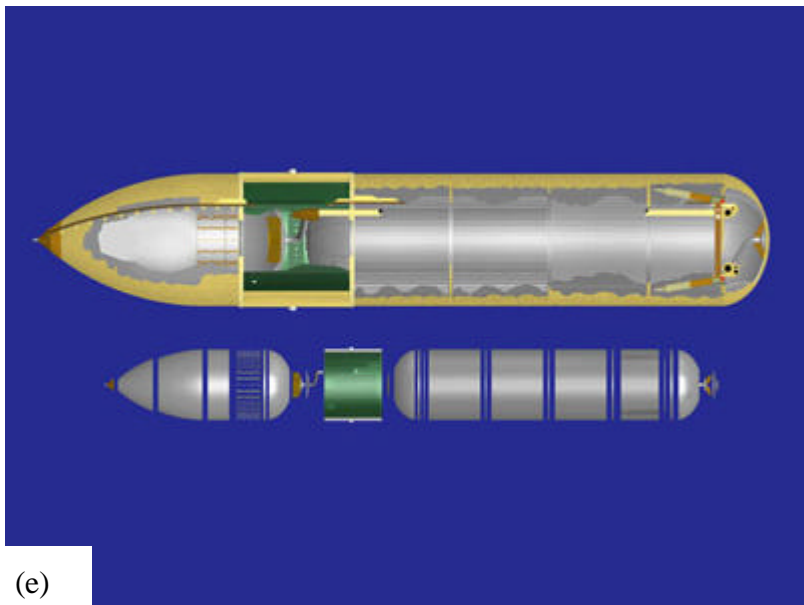
圖 1-22 航太工業-在太空梭上的應用。



(c)



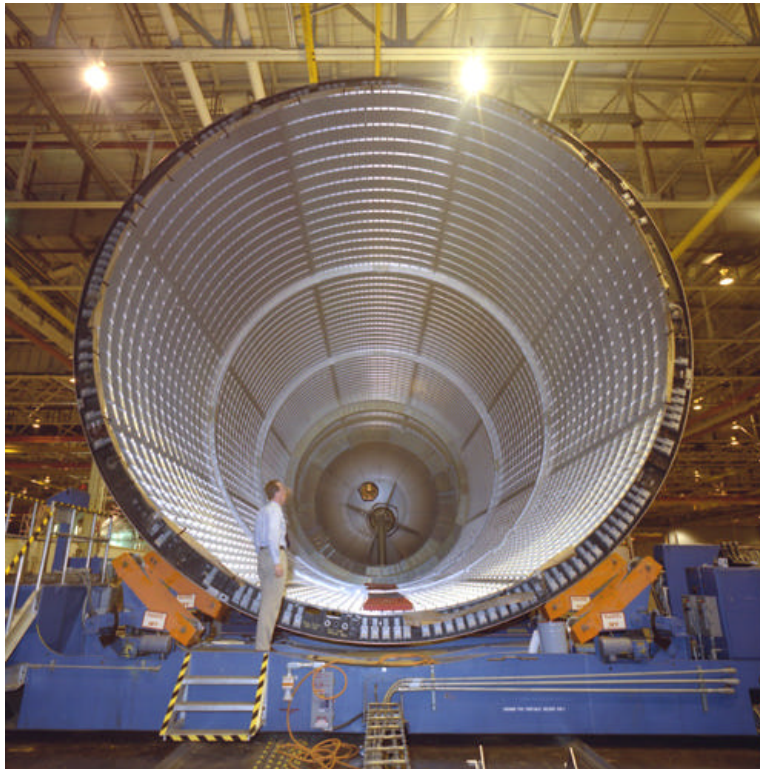
(d)



(e)



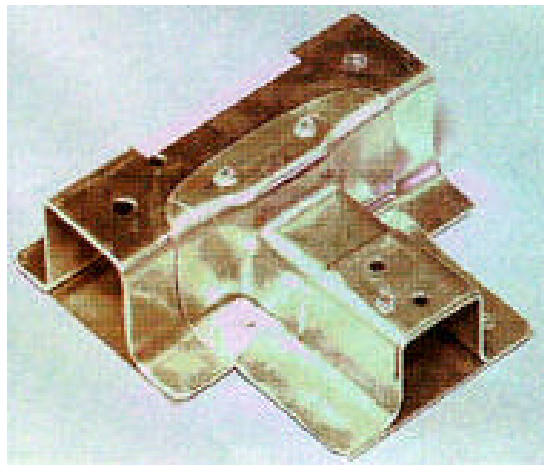
(f)



(g)

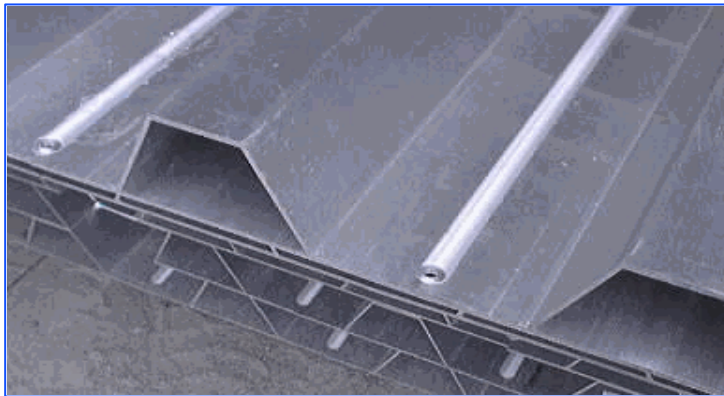


(a) A friction stir welded aluminium wheel.

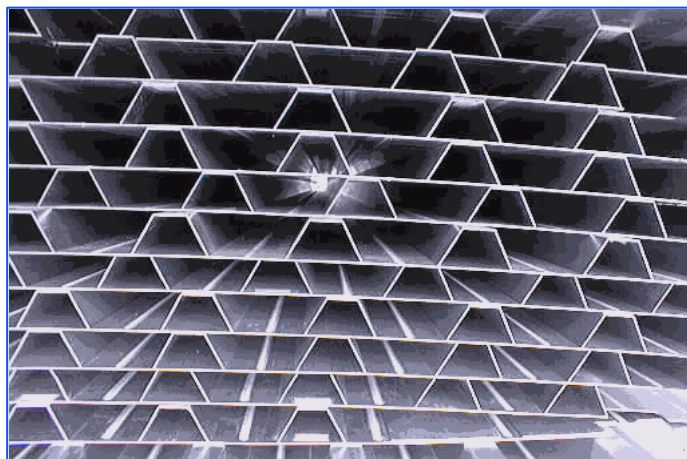


(b) A friction stir welded aluminium connector.

圖 1-23 汽車工業上的應用。

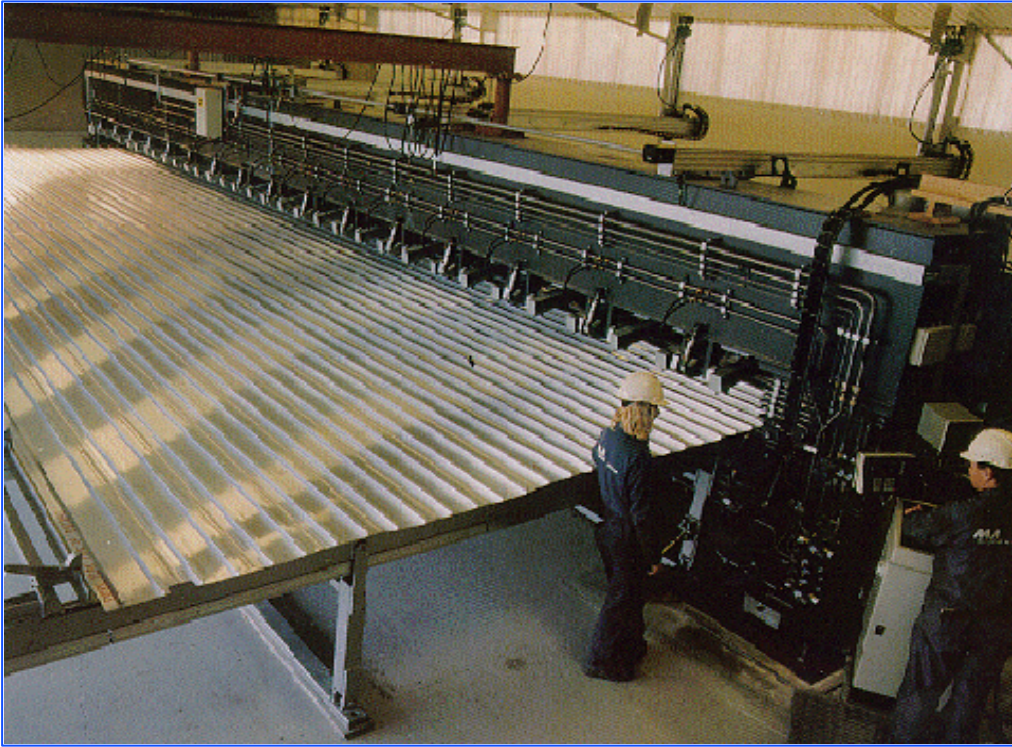


(a)



(b)

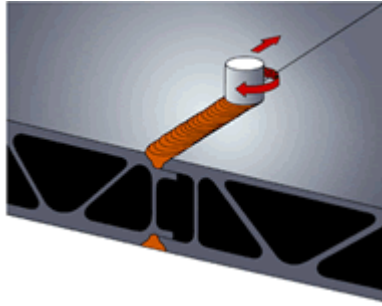
圖 1-24 造船工業上的應用。(a)、(b)、(c) Panels from Extrusions welded with
ESAB SuperStir™ at Marine Aluminium, Norway. (d) 船體與甲板。



(c)



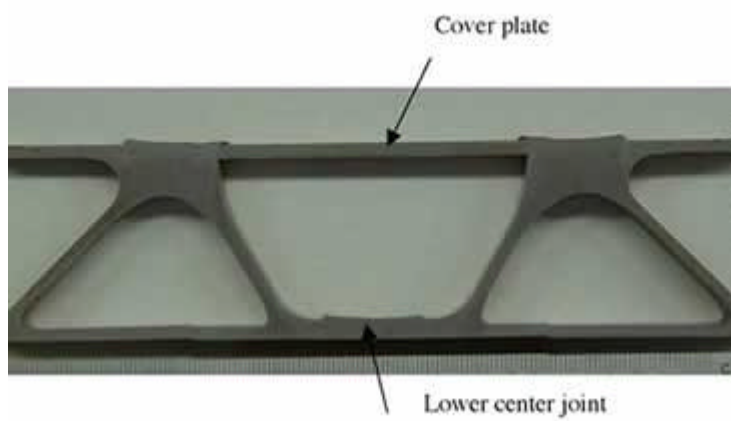
(d)



(a) Rolling stock's body shell 之銲接。



(b) Double-skin double side FSW joint.



(c) One side FSW joint shape.

圖 1-25 運輸工業的應用。

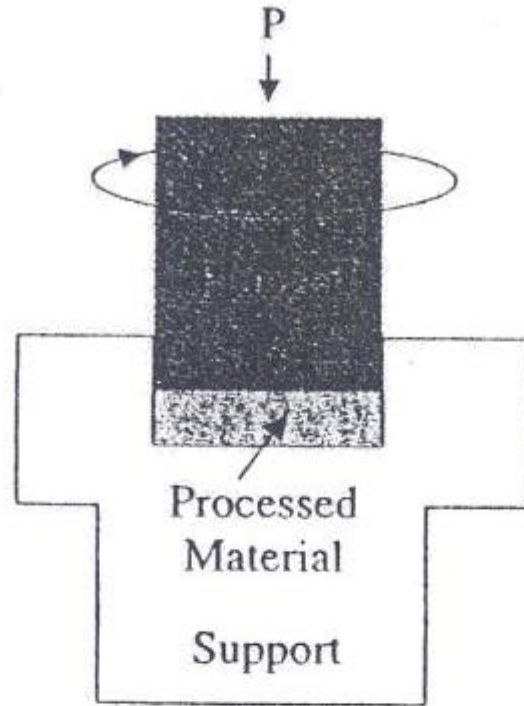


圖 1-26 壓力下扭轉製程示意圖[75]。

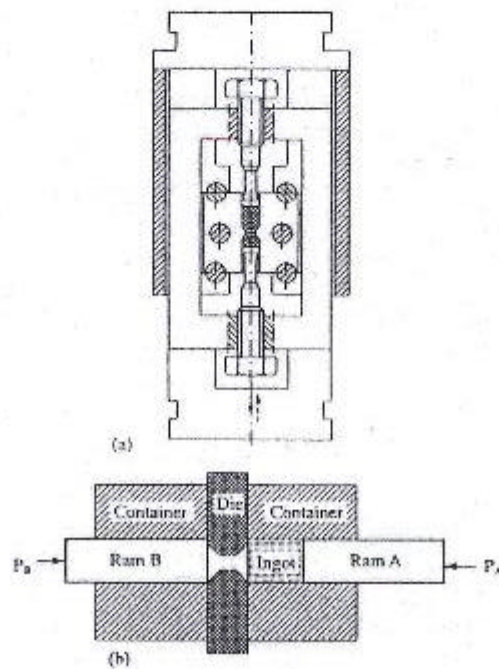


圖 1-27 (a)循環擠型，或(b)往復擠型製程示意圖[75]。

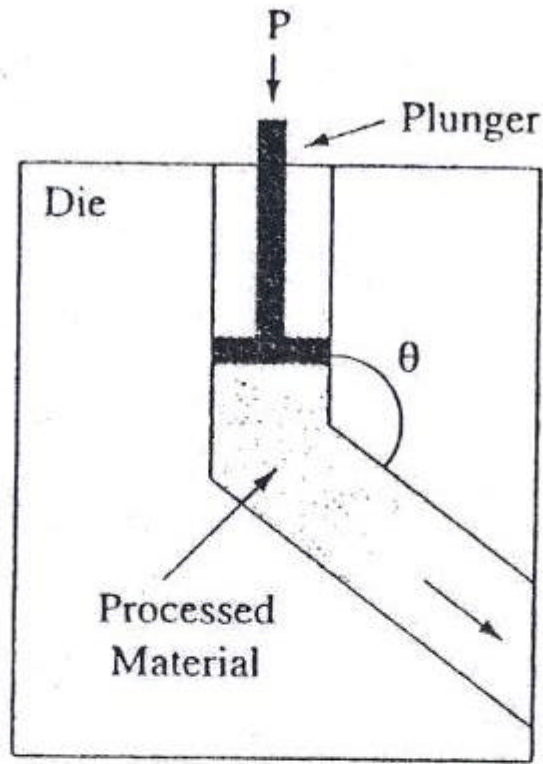


圖 1-28 等徑轉角擠型製程示意圖，其中 θ 角度可為 90 度或 120 度[75]。

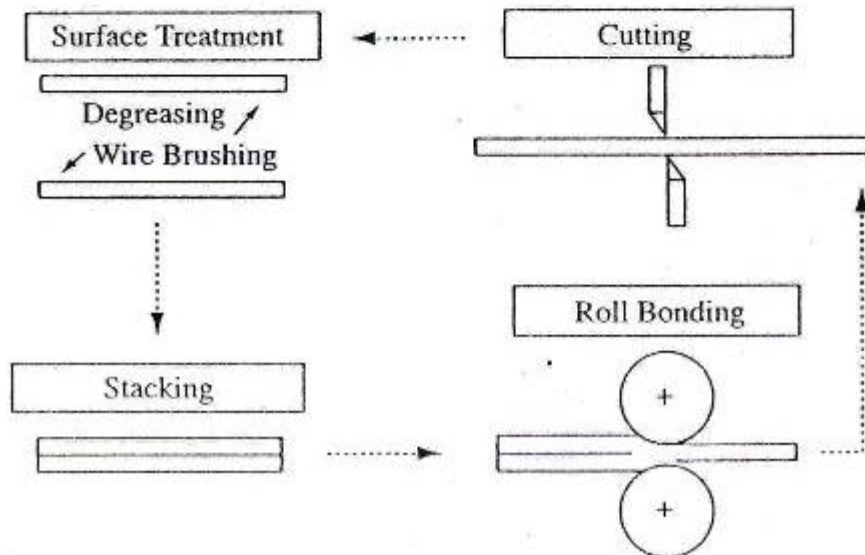


圖 1-29 累積滾壓製程之示意圖[75]。

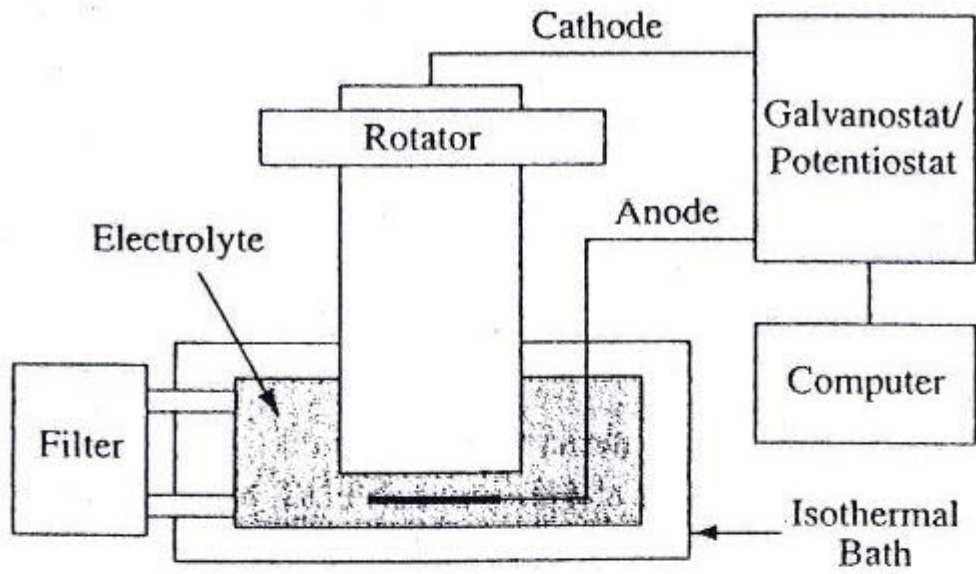


圖 1-30 新式電鍍法製程之示意圖[75]。

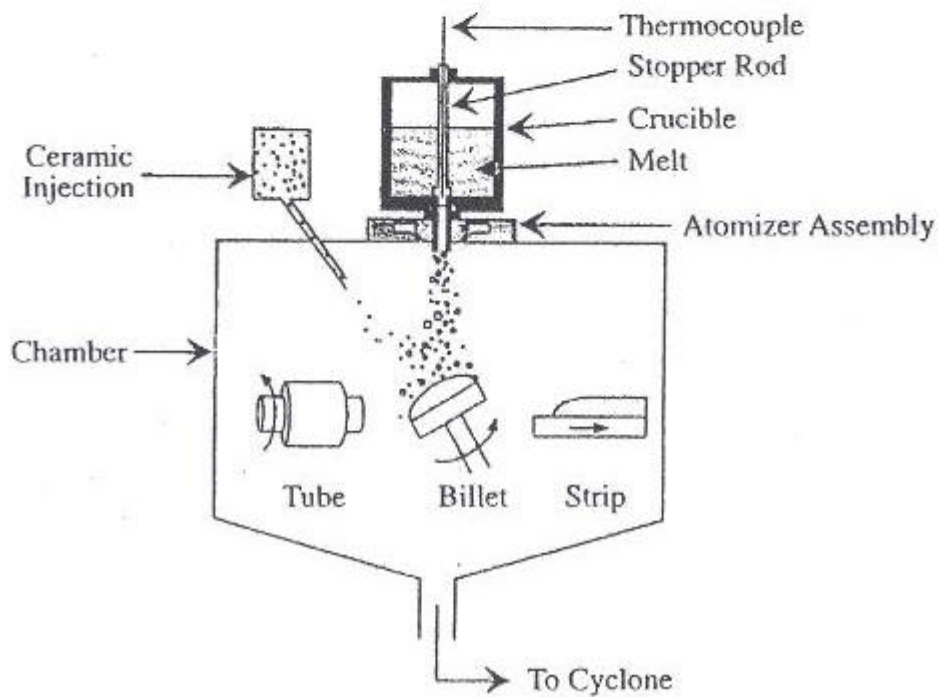
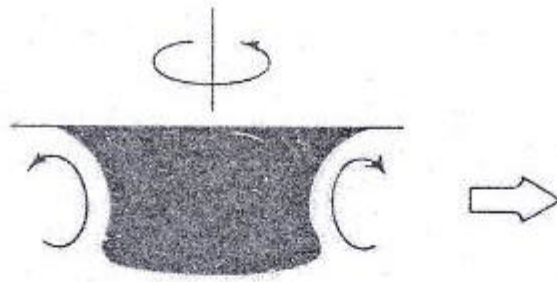
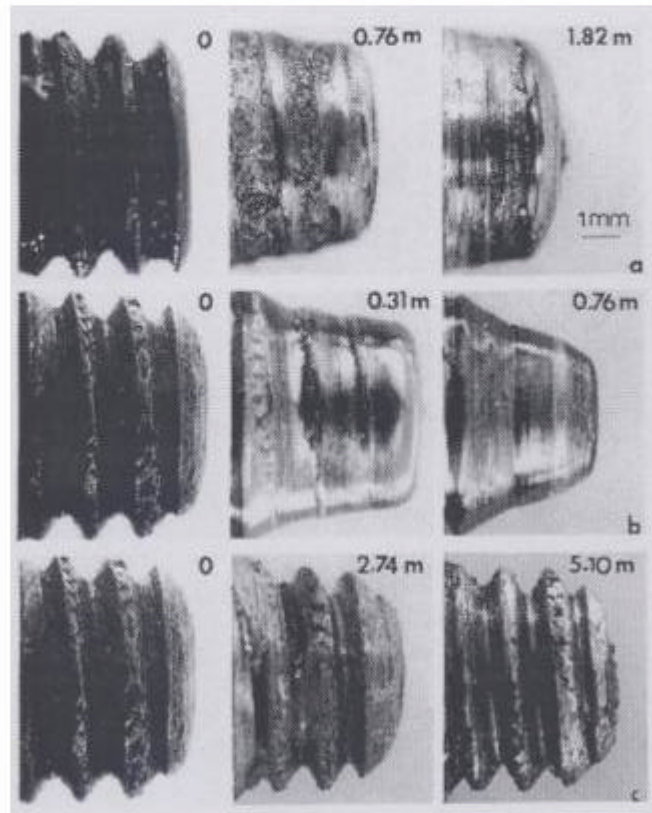


圖 1-31 噴覆成形法製程之示意圖[75]。



(a) 磨耗自我最佳化的現象 (self-optimization)。



(b) 工具頭之磨耗。a. MMC FSW at 500 rpm, b. MMC FSW at 1000 rpm, c. 6061 鋁合金 FSW at 1000 rpm.

圖 1-32 工具頭的磨耗現象[99]。

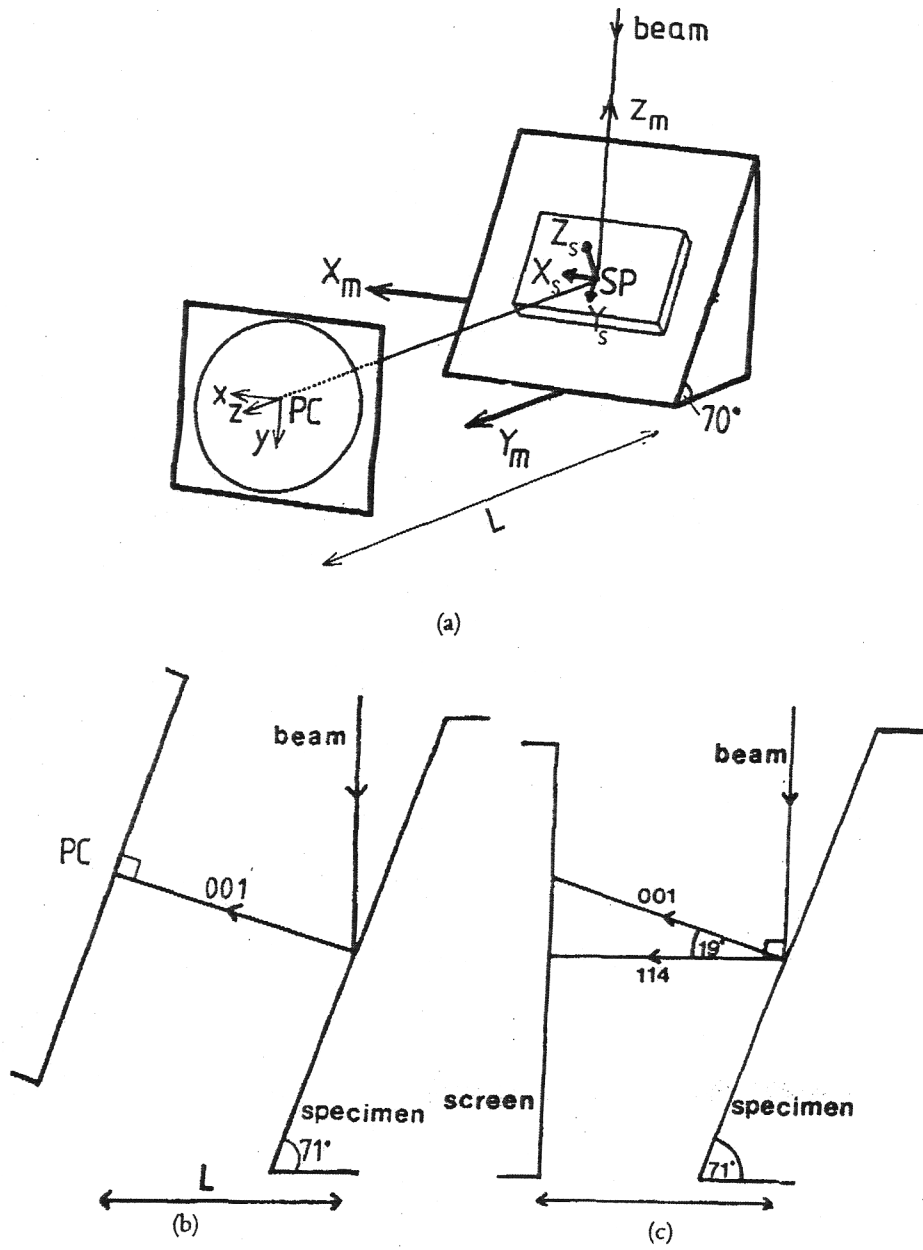


圖 1-33 EBSD 的儀器裝置示意圖：(a) 電子束、試片與螢光幕之空間關係，
 (b) 電子束相對於電腦之平面圖，(c) 電子束相對於電腦之平面圖[14]。

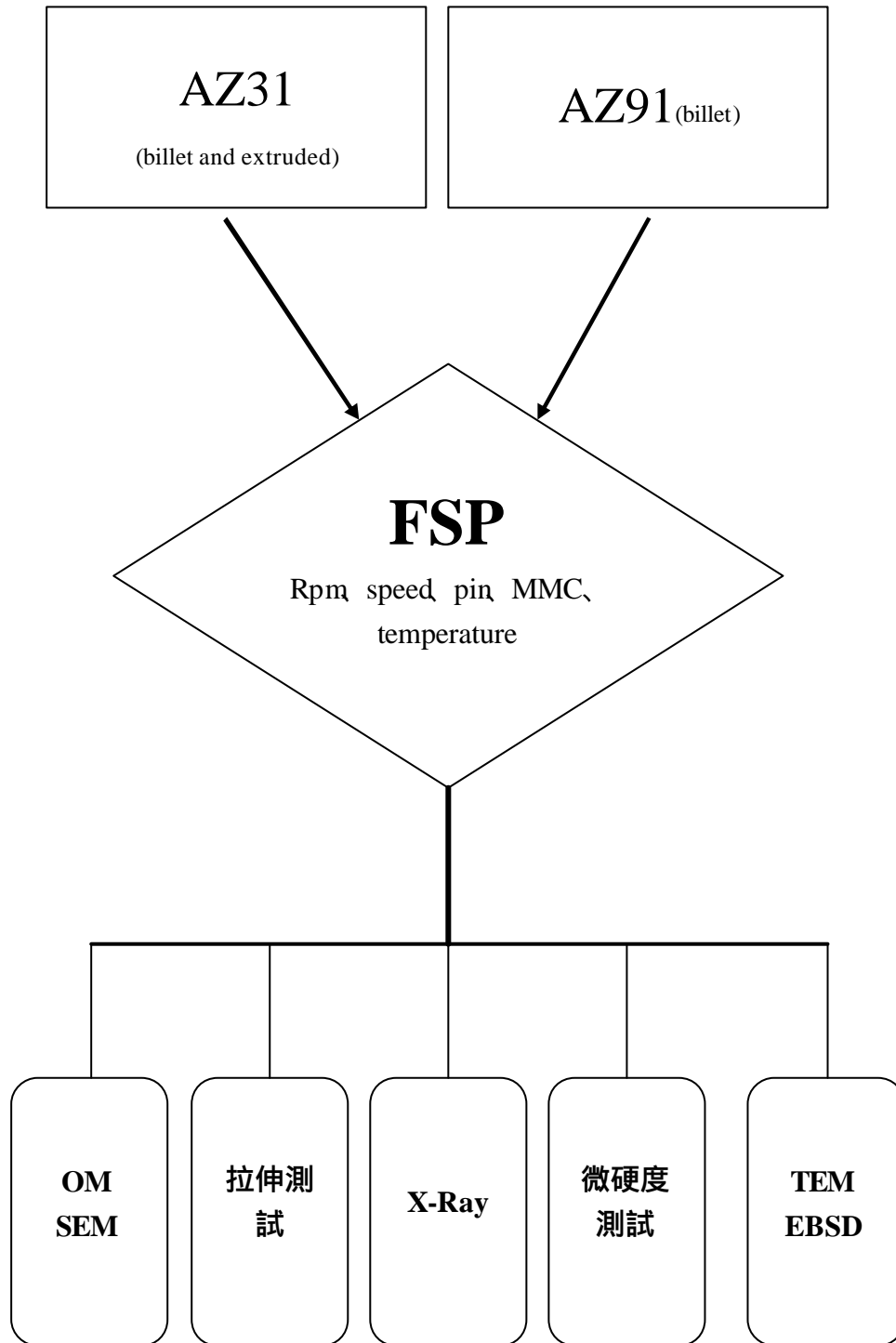


圖 1-34 實驗流程圖。

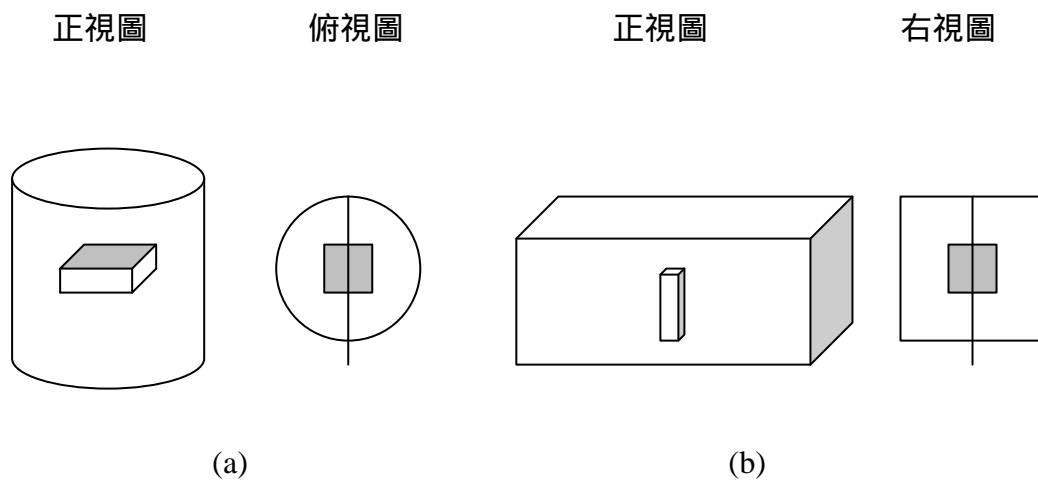


圖 2-1 試片取樣示意圖與銲接方向(箭頭表示銲接方向)：

(a) AZ31 試片自半連續凝固圓柱中取樣；(b) AZ91 試片自長方塊澆鑄錠中取樣。

試片長寬分別為 100x50 mm，而厚度則為 7-20 mm 不等。



圖 2-2 自行組裝之摩擦旋轉攪拌製程機。

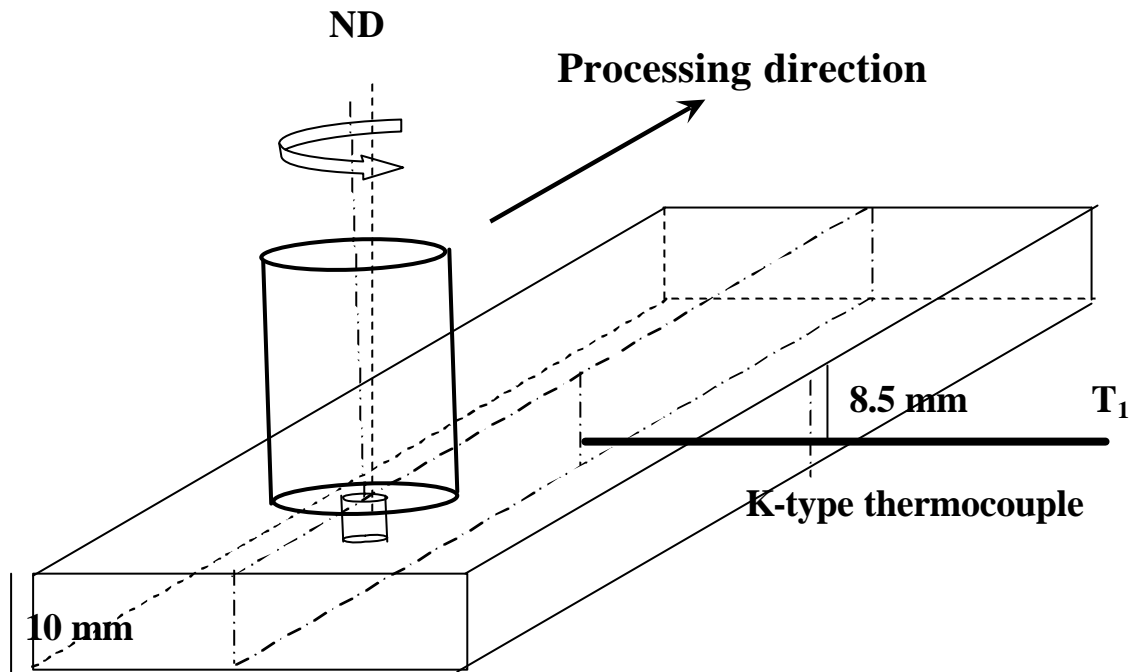
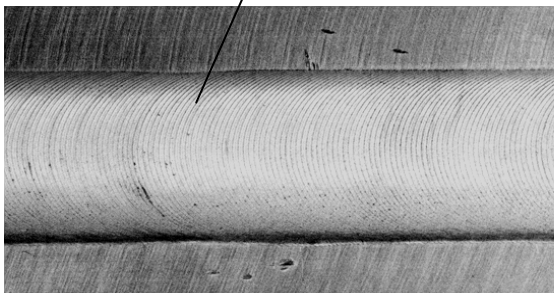
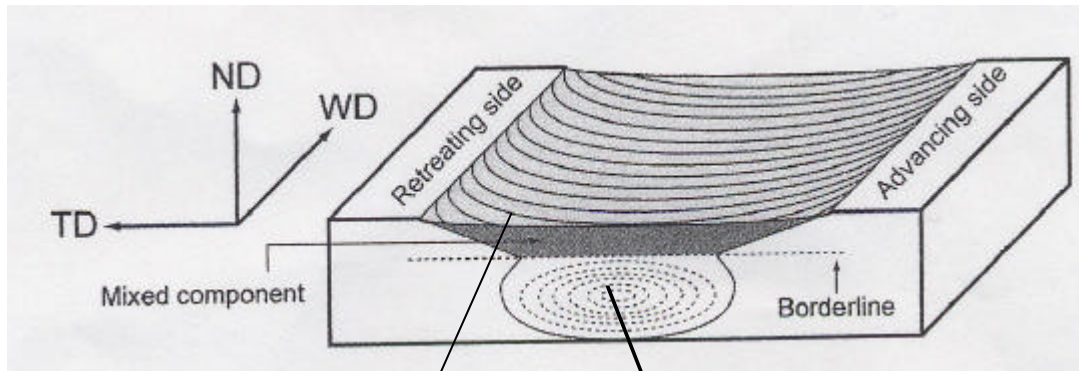
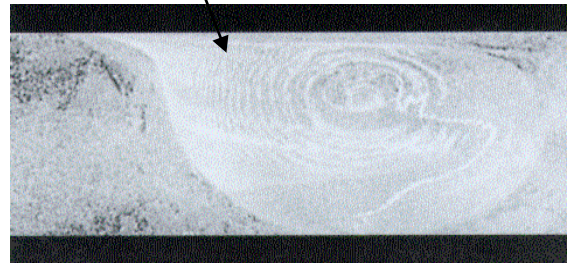


圖 2-3 熱電偶置於 FSP 試片位置示意圖。

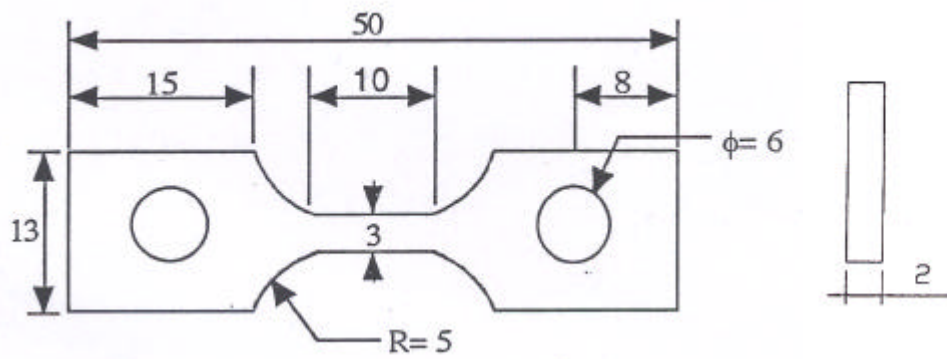


(a) 上表面

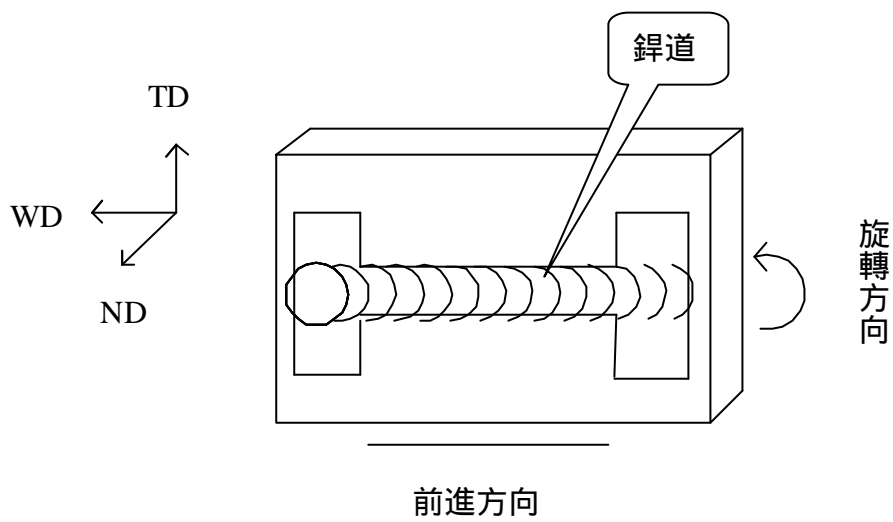


(b) 橫截面

圖 2-4 微硬度、OM、SEM、TEM 試片取樣示意圖。



(a) 拉伸試片規格(單位：mm)。



(b) FSP 拉伸試片取樣圖

圖 2-5 拉伸試片的取樣方向與規格。

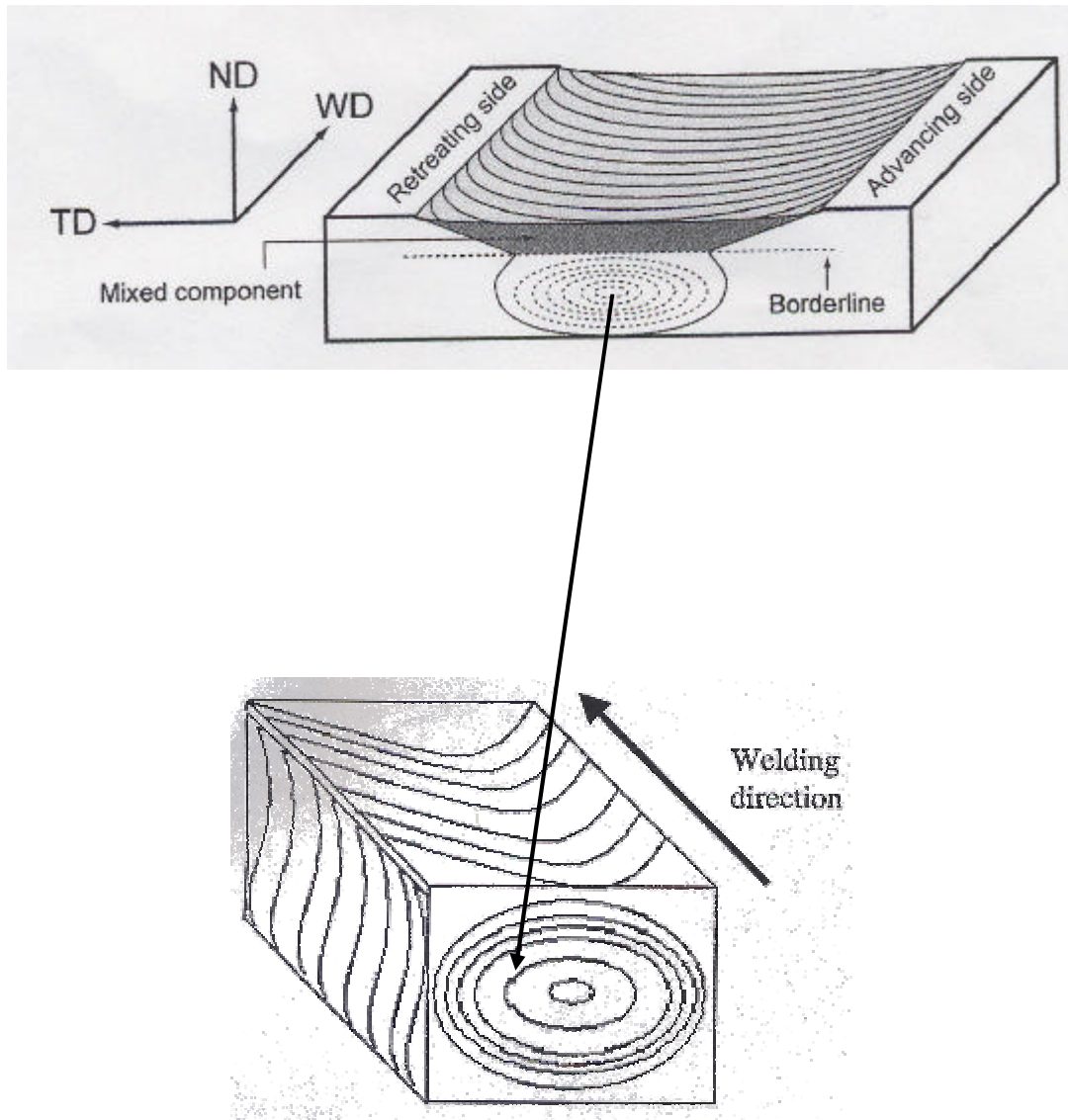


圖 2-6 X-ray 與 EBSD 試片區域選取示意圖，選取部位為動態再結晶區之橫截面。

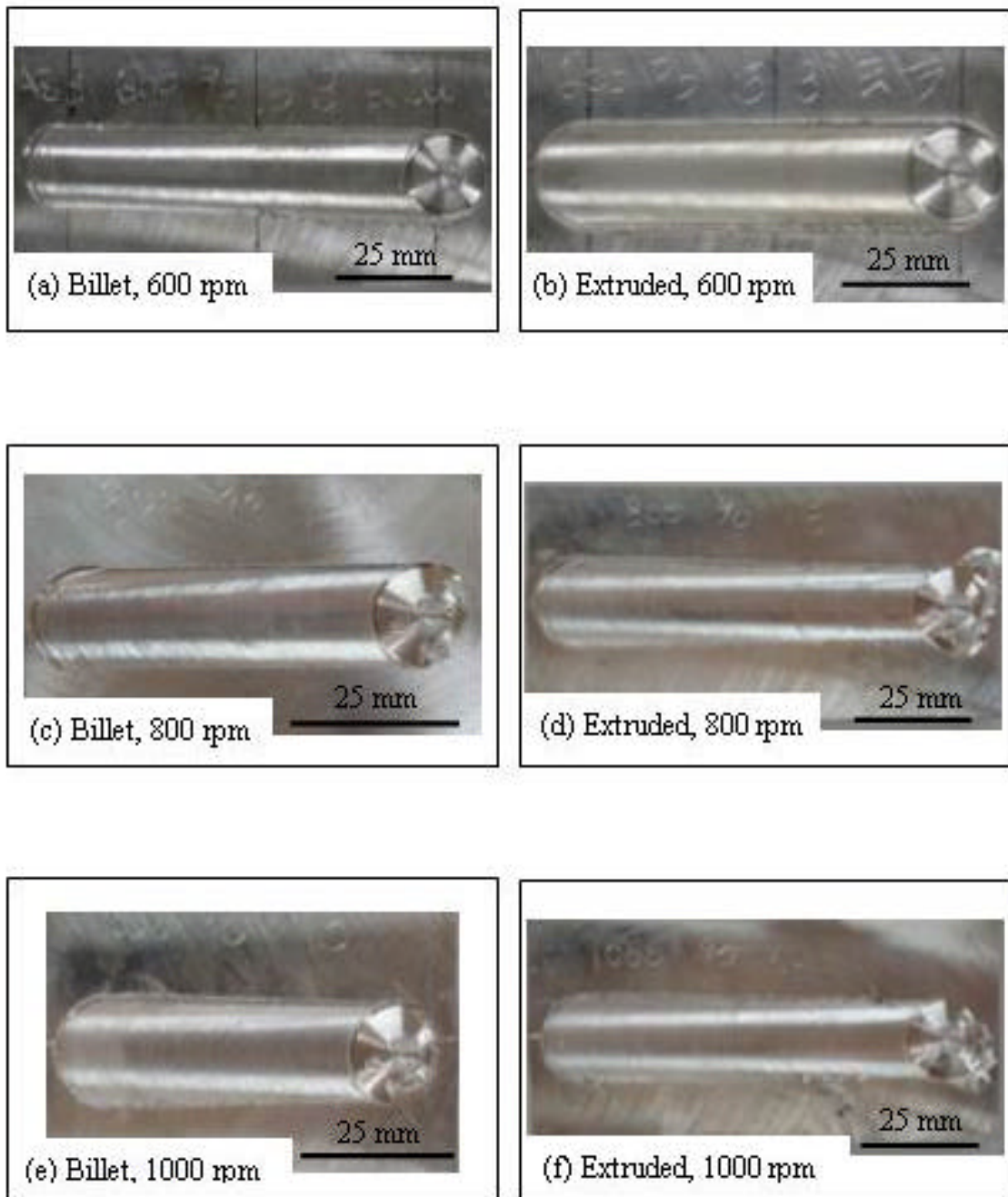
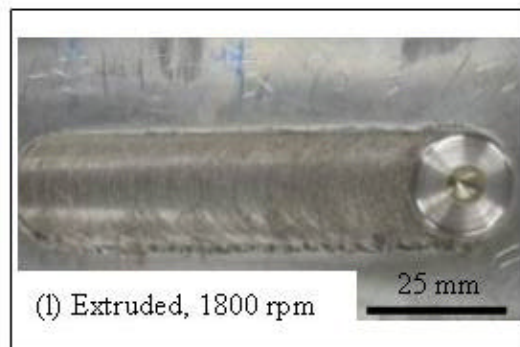
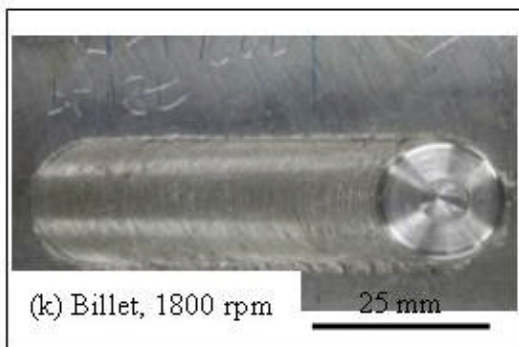
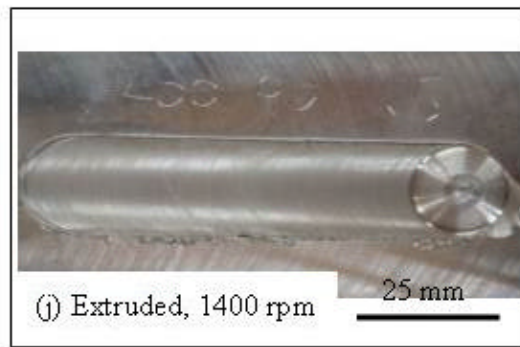
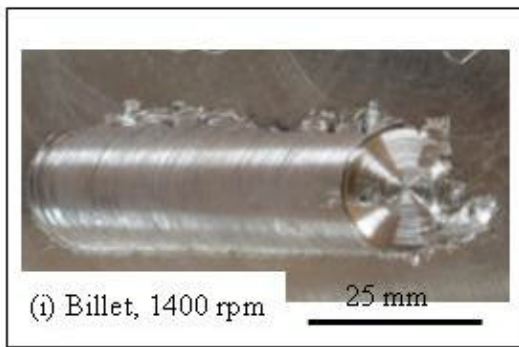
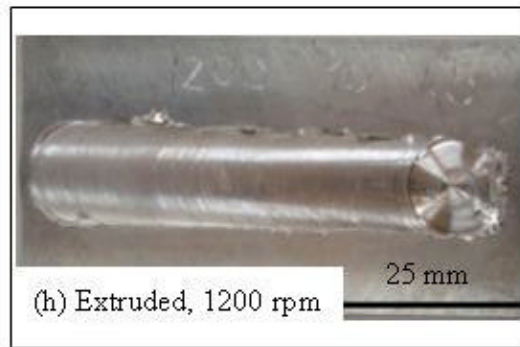
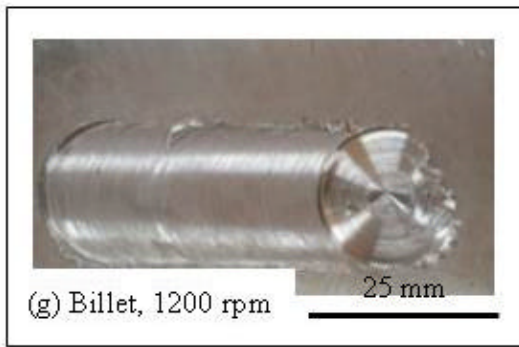
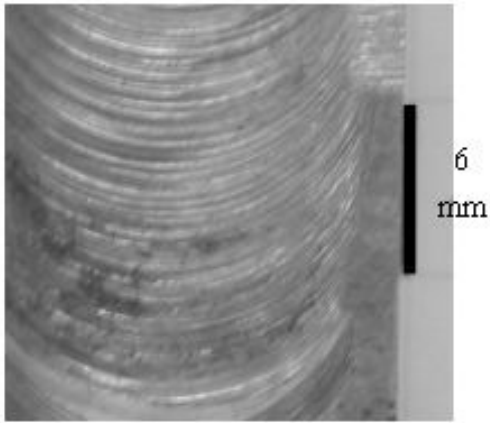
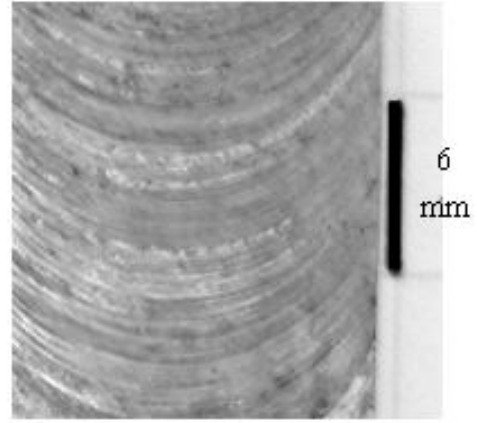


圖 3-1 不同條件下經摩擦旋轉攪拌製程後之鐳道外觀，前進速度皆為 90 mm/min。

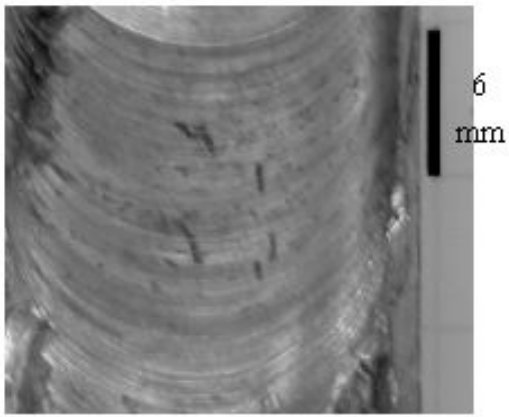




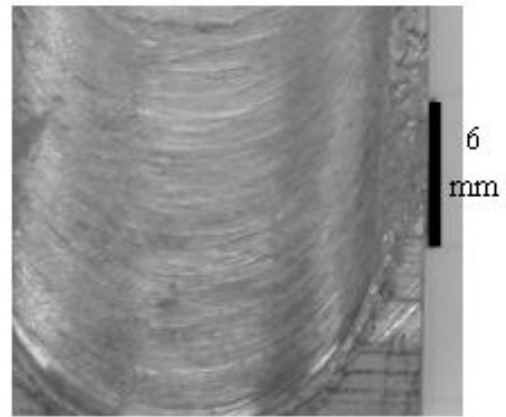
(a) AZ31 180 rpm



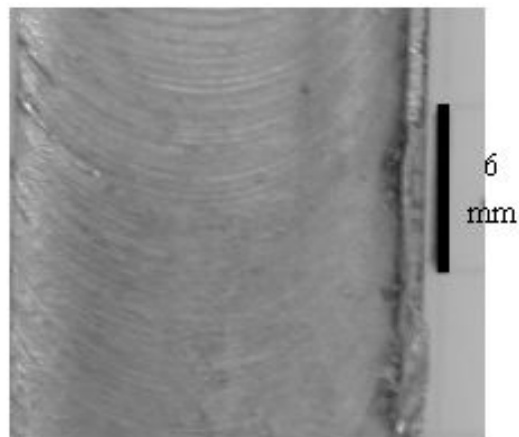
(b) AZ31 500 rpm



(c) AZ31 1000 rpm

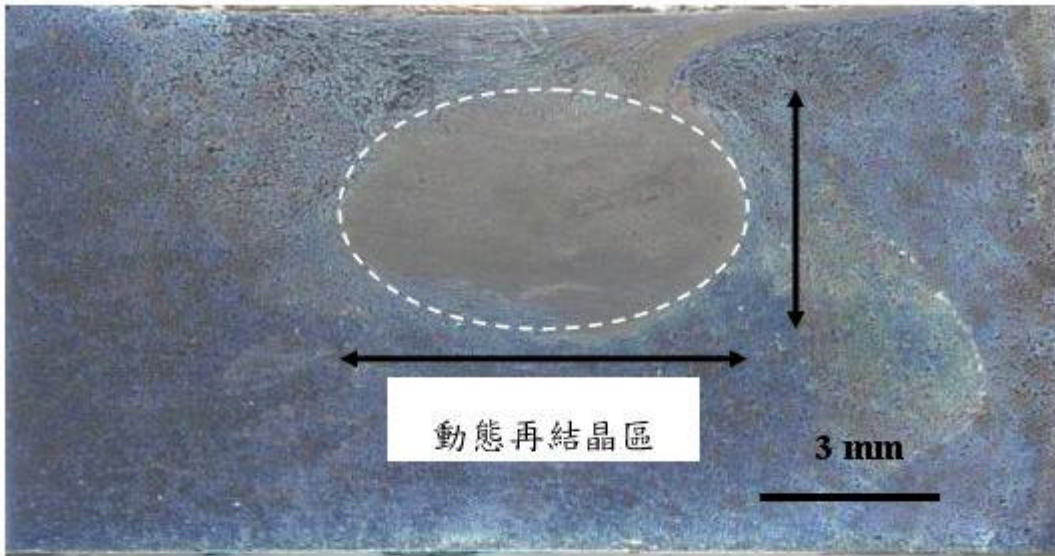


(d) AZ31 1750 rpm

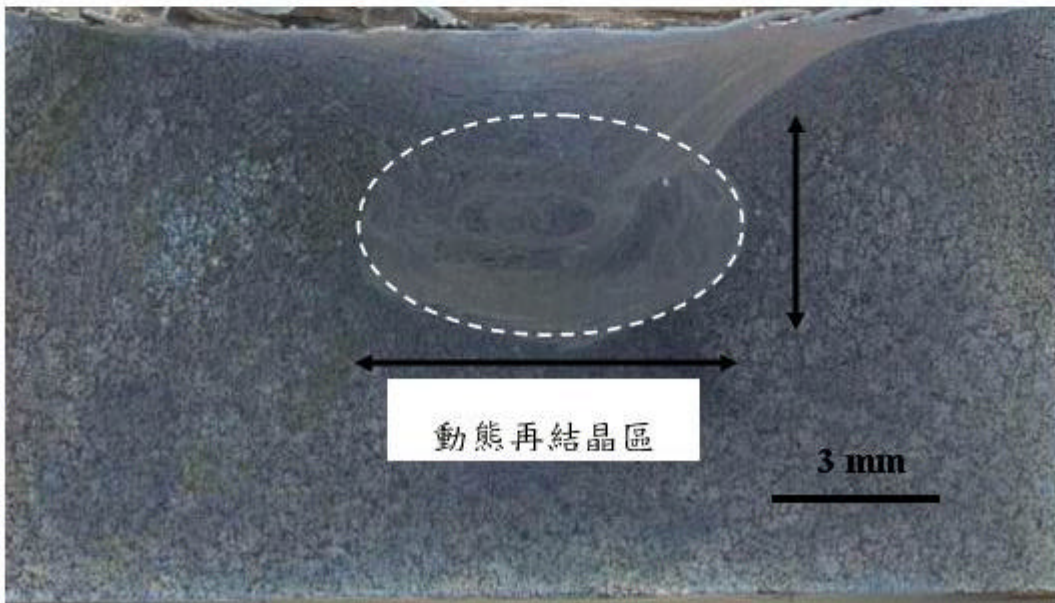


(e) AZ31 2450 rpm

圖 3-2 在 90 mm/min 前進速度下，不同轉速之銲道外觀。

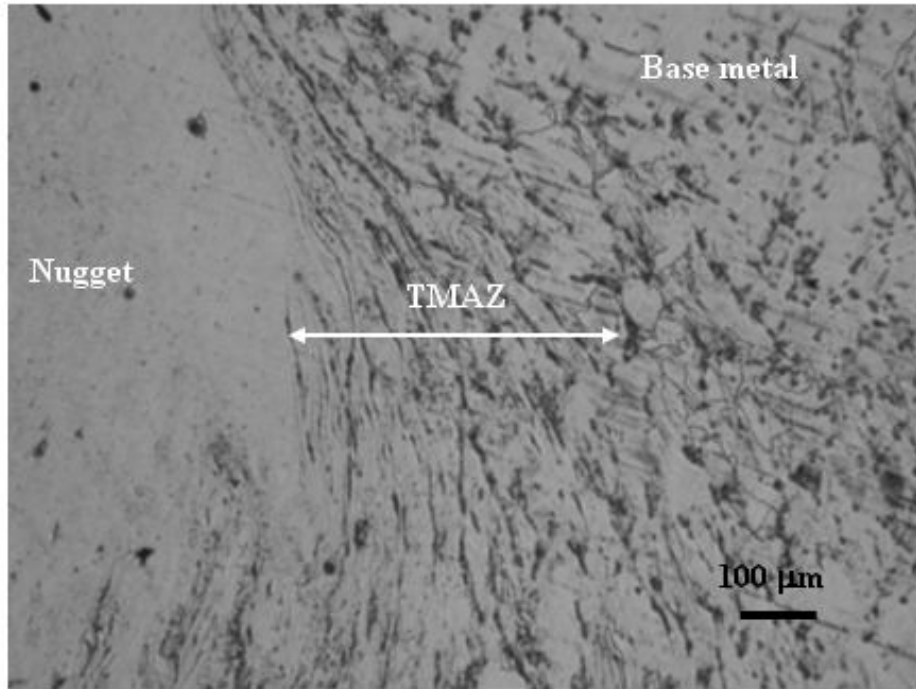


(a) Billet specimen FSPed at 1800 rpm 90 mm/min.

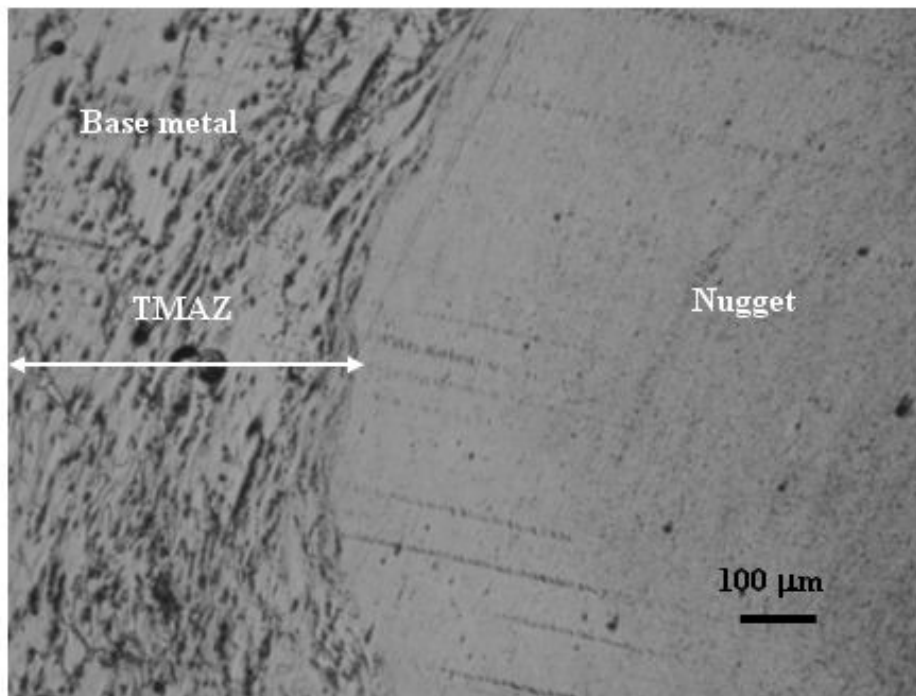


(b) Billet specimen FSPed at 800 rpm 200 mm/min.

圖 3-3 FSP 鋁道橫截面外觀。



(c) Billet specimen FSPed at 1400 rpm 90 mm/min.



(d) Billet specimen FSPed at 1400 rpm 90 mm/min.

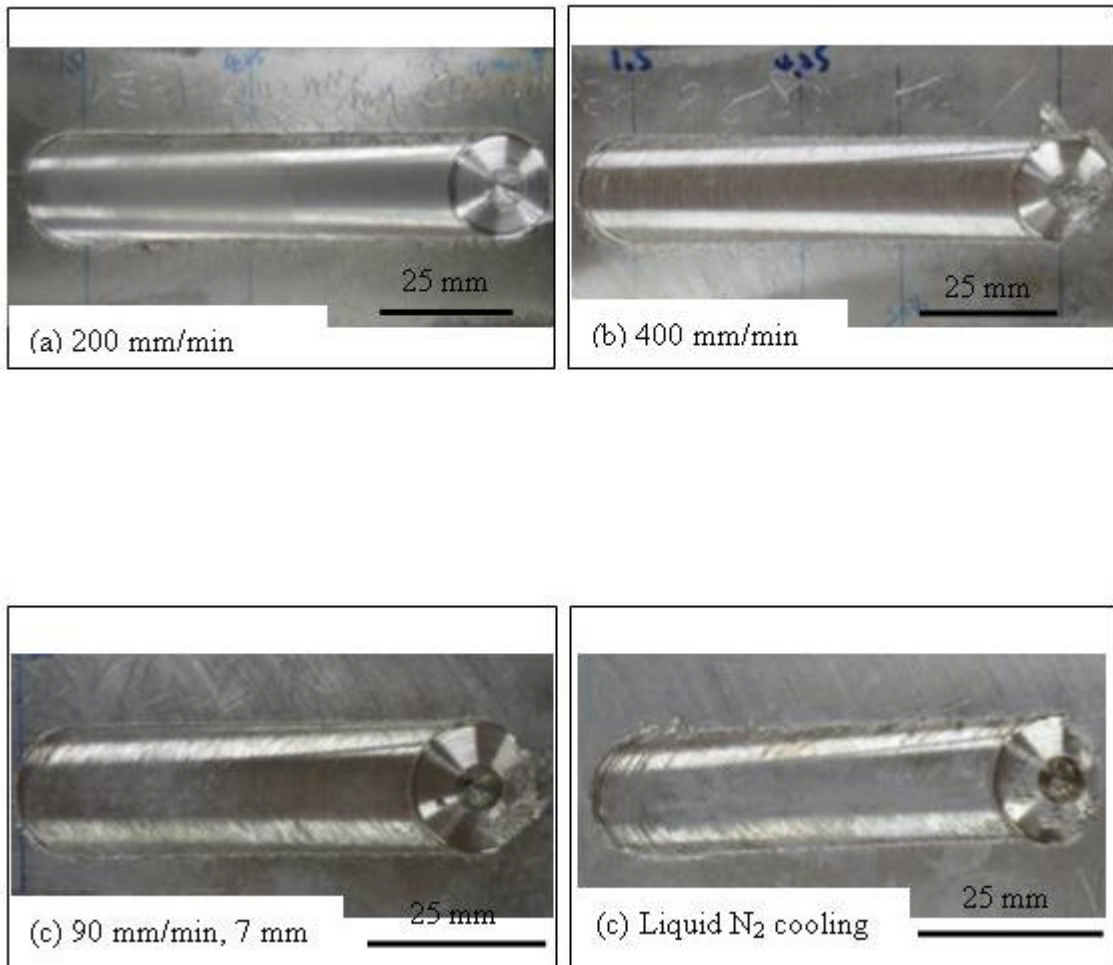


圖 3-4 鑄錠材經摩擦旋轉攪拌製程後之鋁道外觀，轉速皆為為 800rpm。 (a)、(b) 前進速度分別為 200 及 400 mm/min，(c) 800 rpm 90 mm/min 於 7 mm 薄板，(d) 800 rpm 90 mm/min 於 7 mm 薄板，經液態氮冷卻。

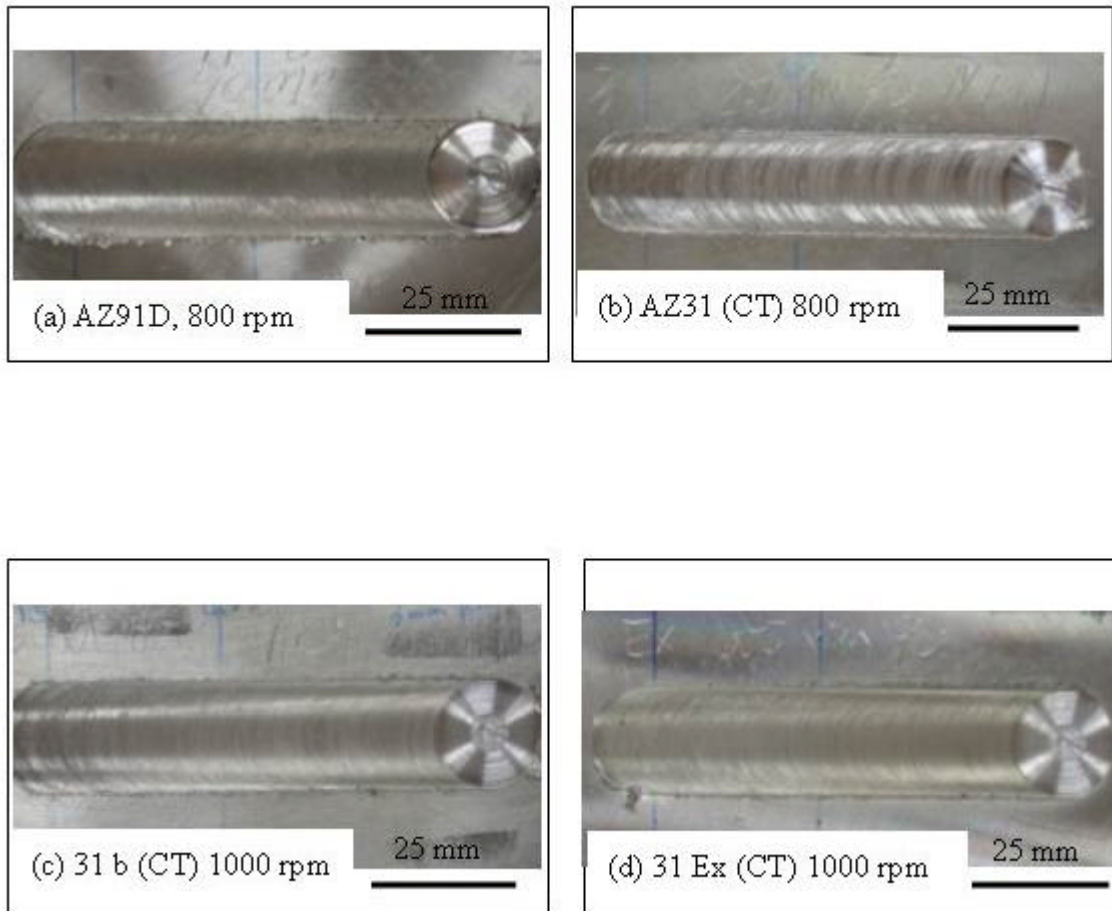


圖 3-5 經摩擦旋轉攪拌製程後之鐸道外觀，前進速度皆為 90 mm/min。(a) AZ91D，(b) 800 rpm，圓錐形工具頭於 AZ31 鑄錠材，(c) 1000 rpm，圓錐形工具頭於 AZ31 鑄錠材，(d) 1000 rpm，圓錐形工具頭於 AZ31 擠型材。

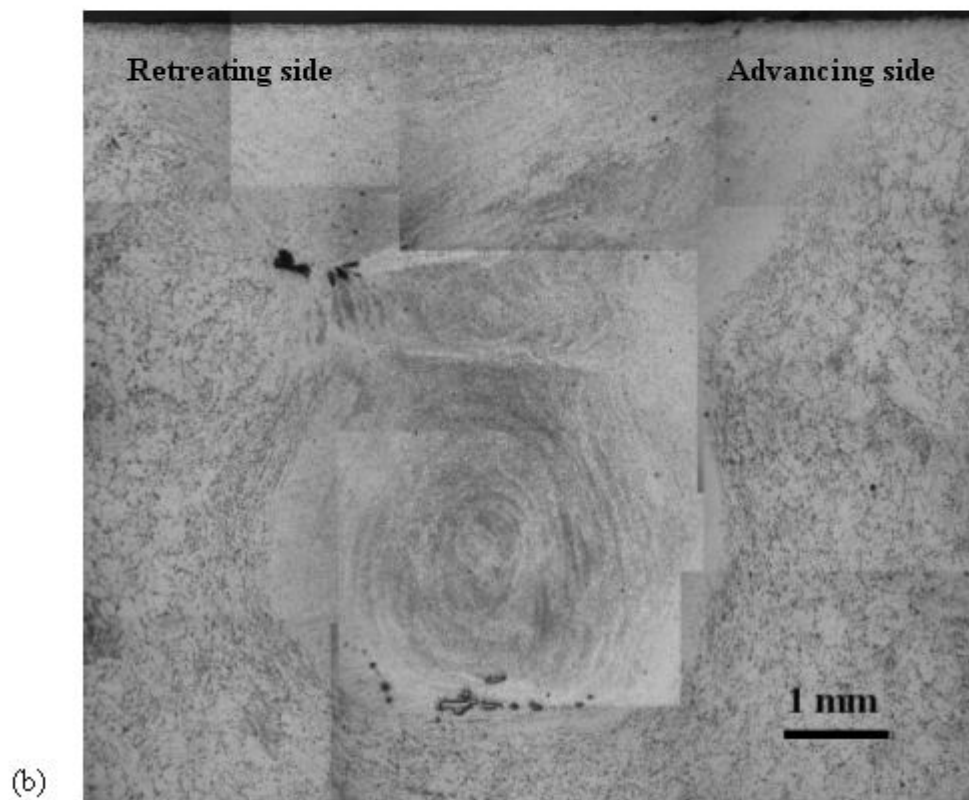
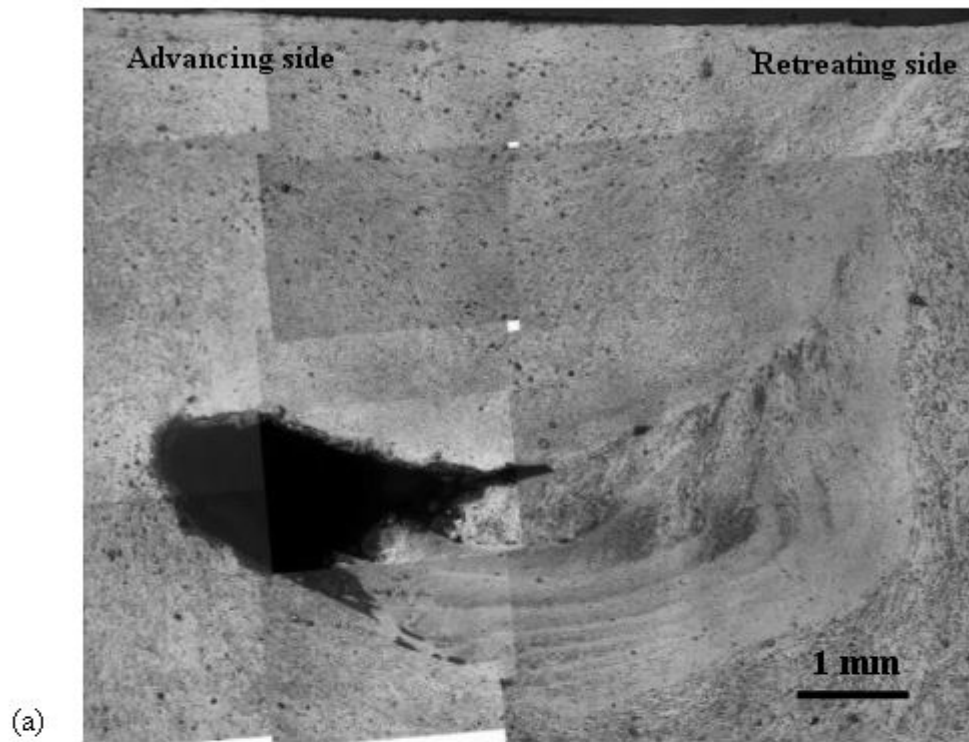


圖 3-6 AZ31 billet FSP 鐸道全視圖。(a)800 rpm 400 mm/min , (b)錐形工具頭 1000 rpm 90 mm/min。

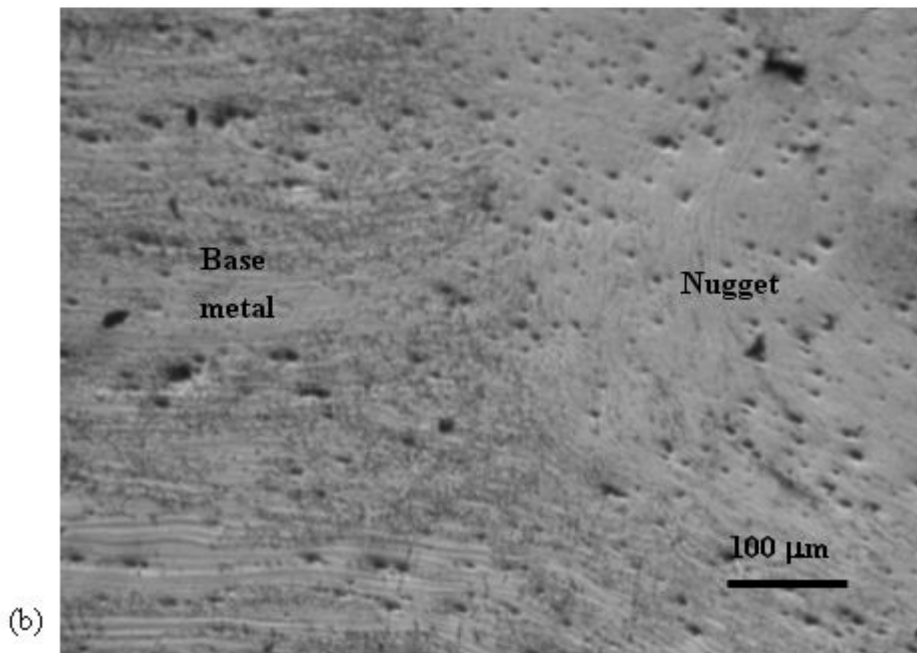
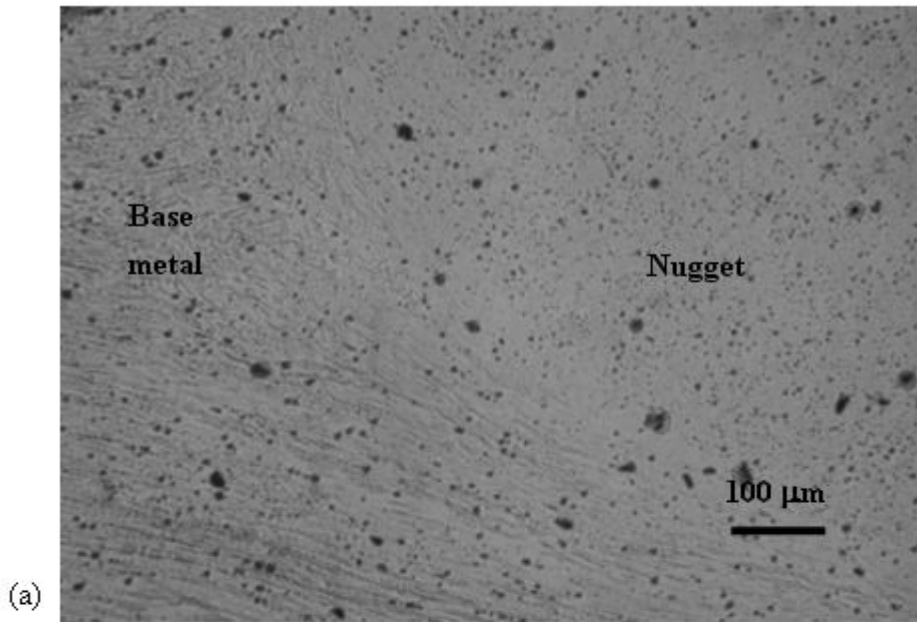
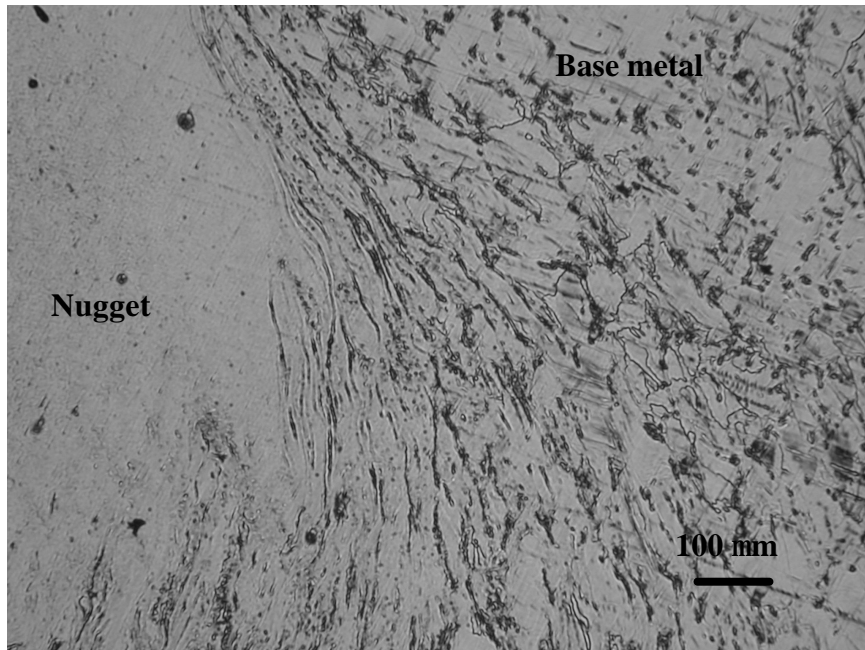


圖 3-7 攪拌區與母材分界。(a)、(b)擠型材，(c)鑄錠材。



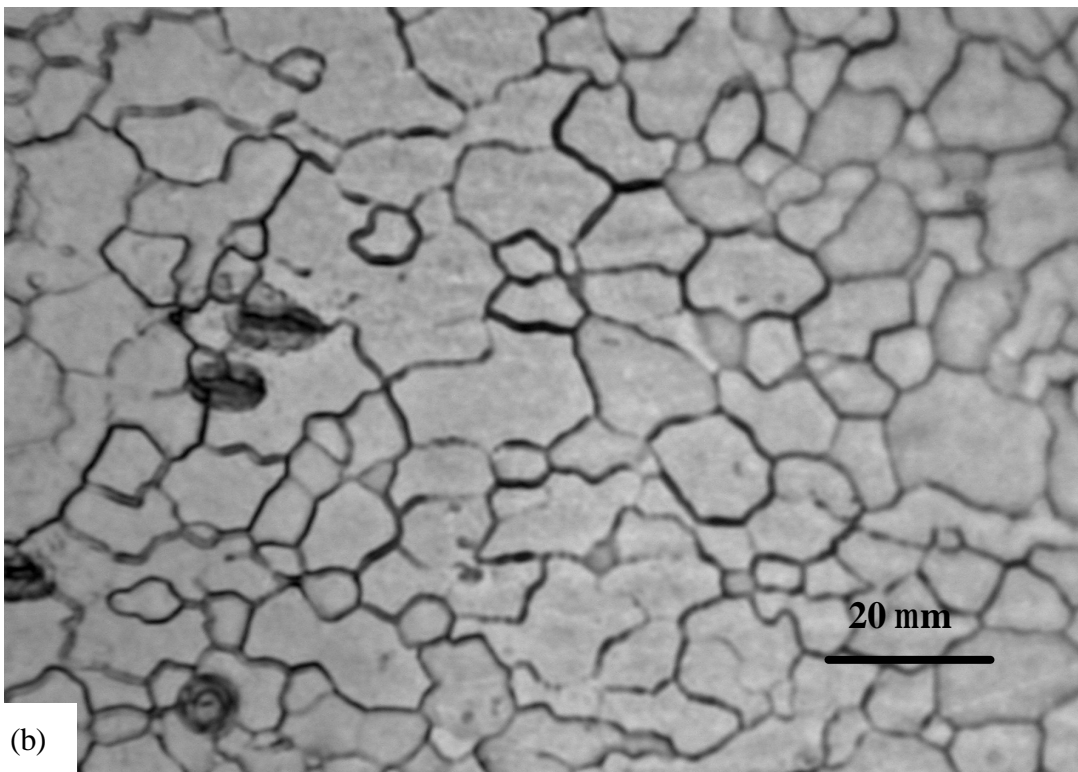
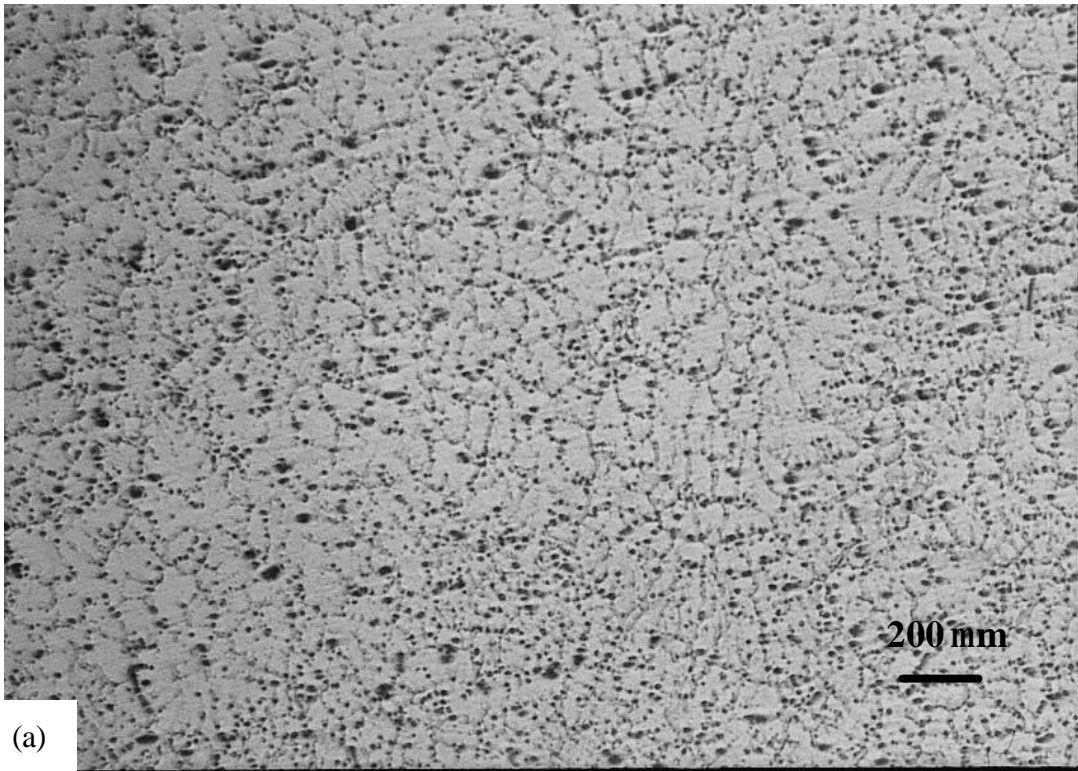


圖 3-8 原始母材之微晶粒觀察：(a)鑄錠，(b)擠型板材。

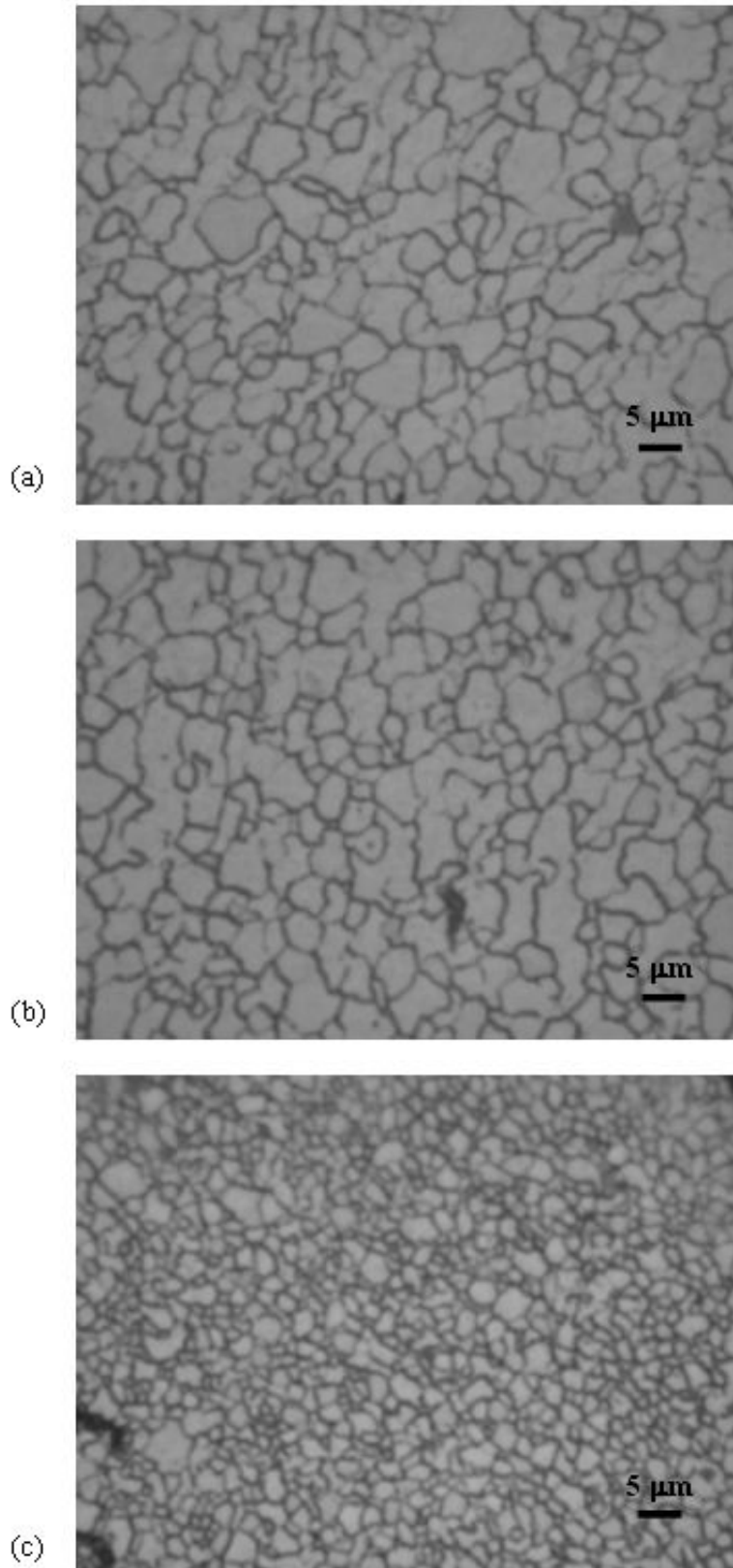


圖 3-9 AZ31 billet specimen FSPed at 600 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態。

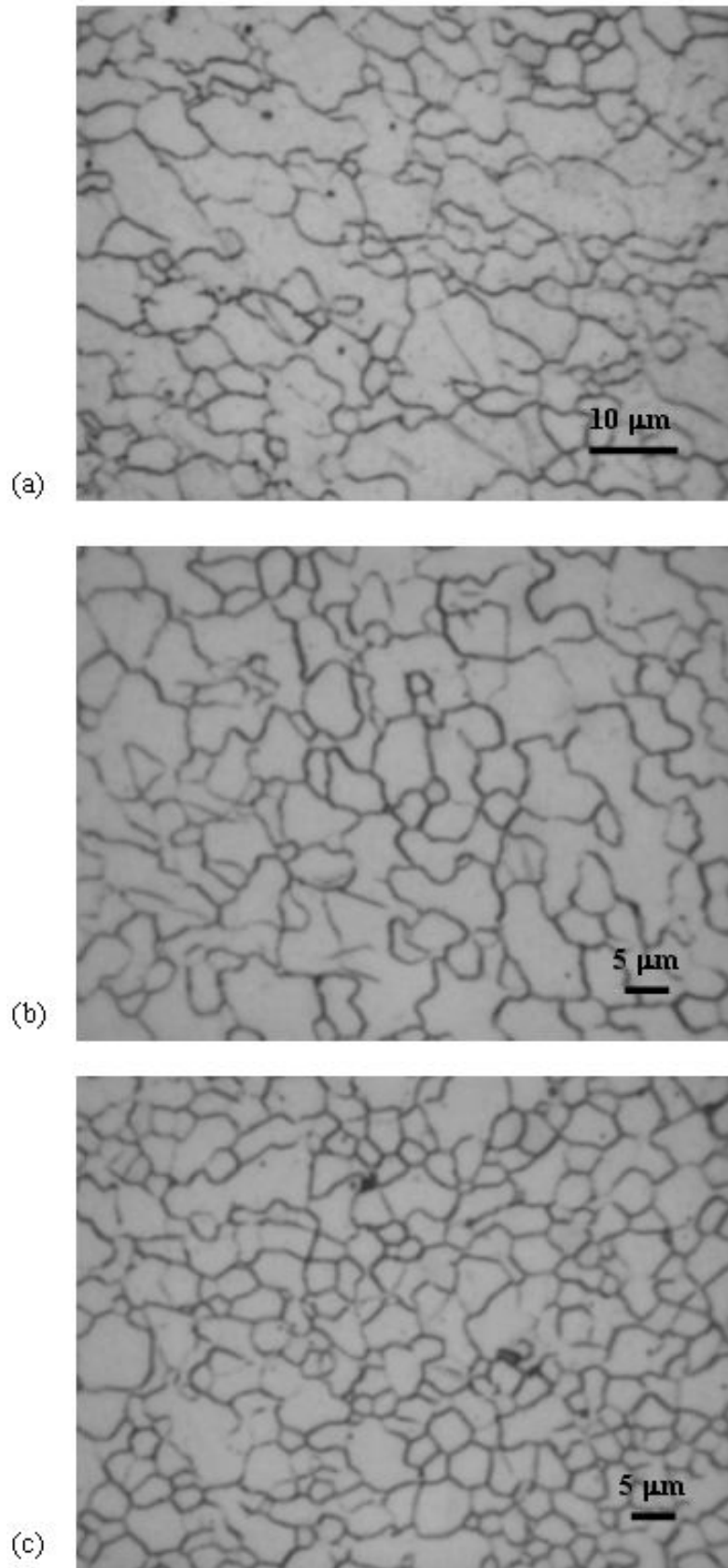


圖 3-10 AZ31 extruded specimen FSPed at 600 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態。

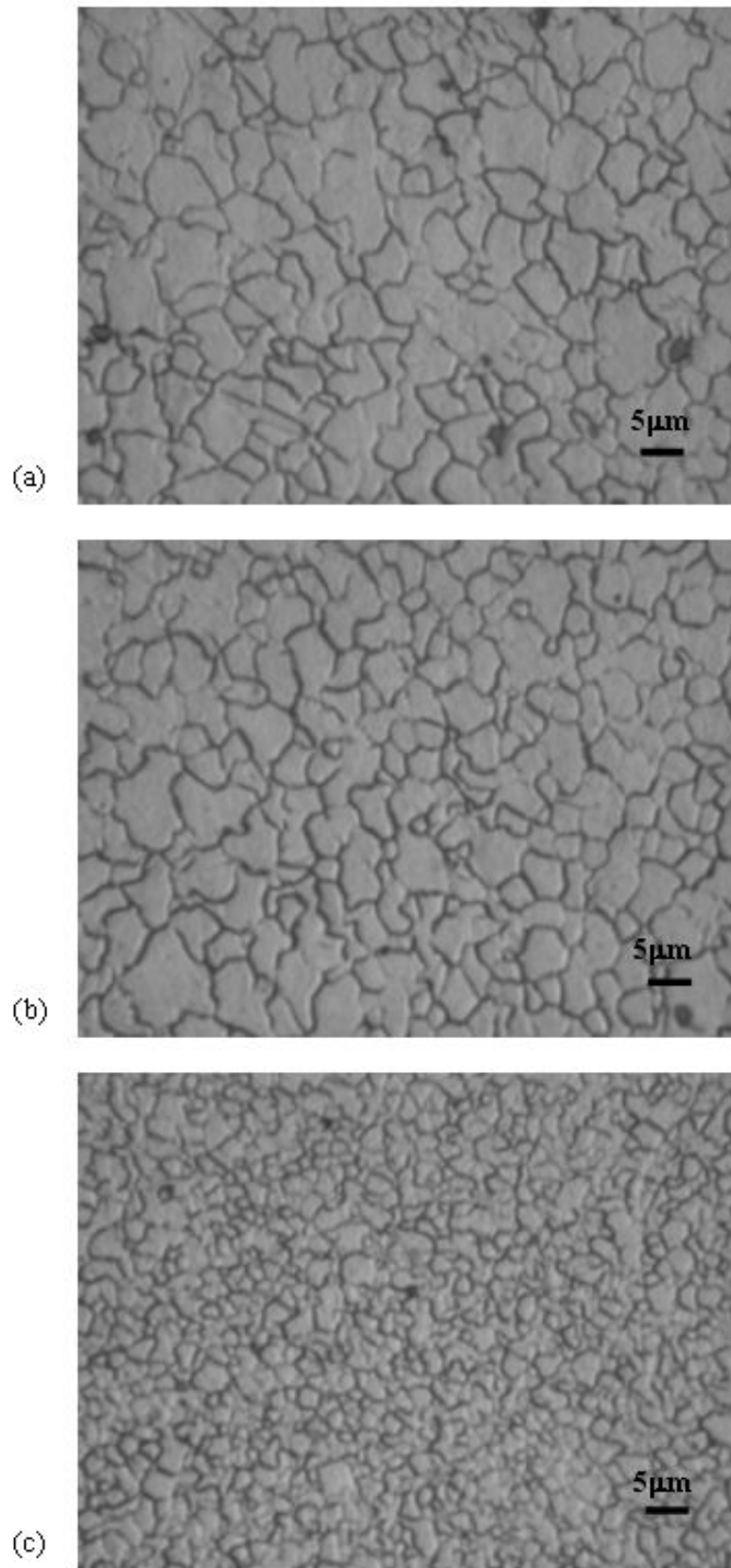


圖 3-11 AZ31 billet specimen FSPed at 800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態。

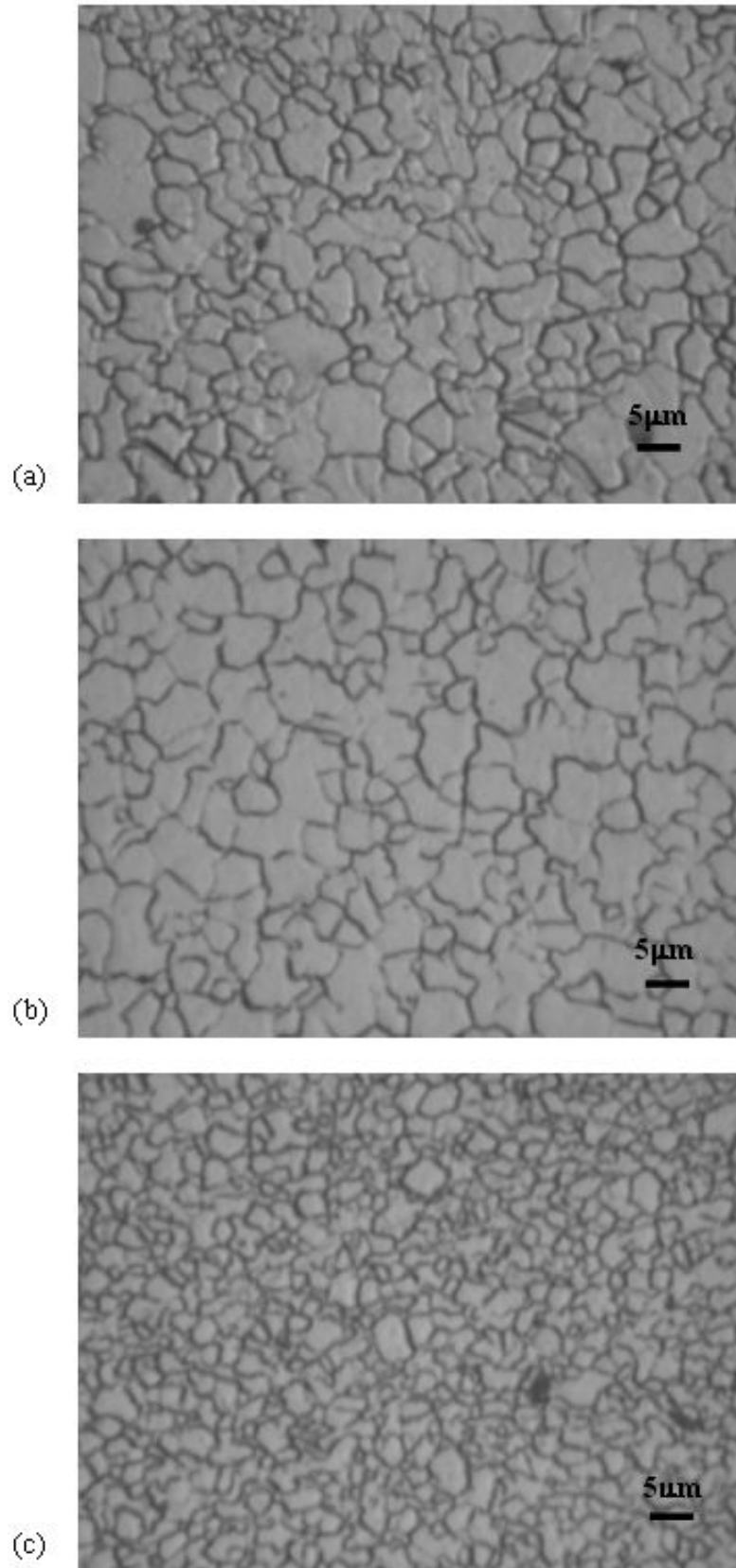


圖 3-12 AZ31 extruded specimen FSPed at 800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態。

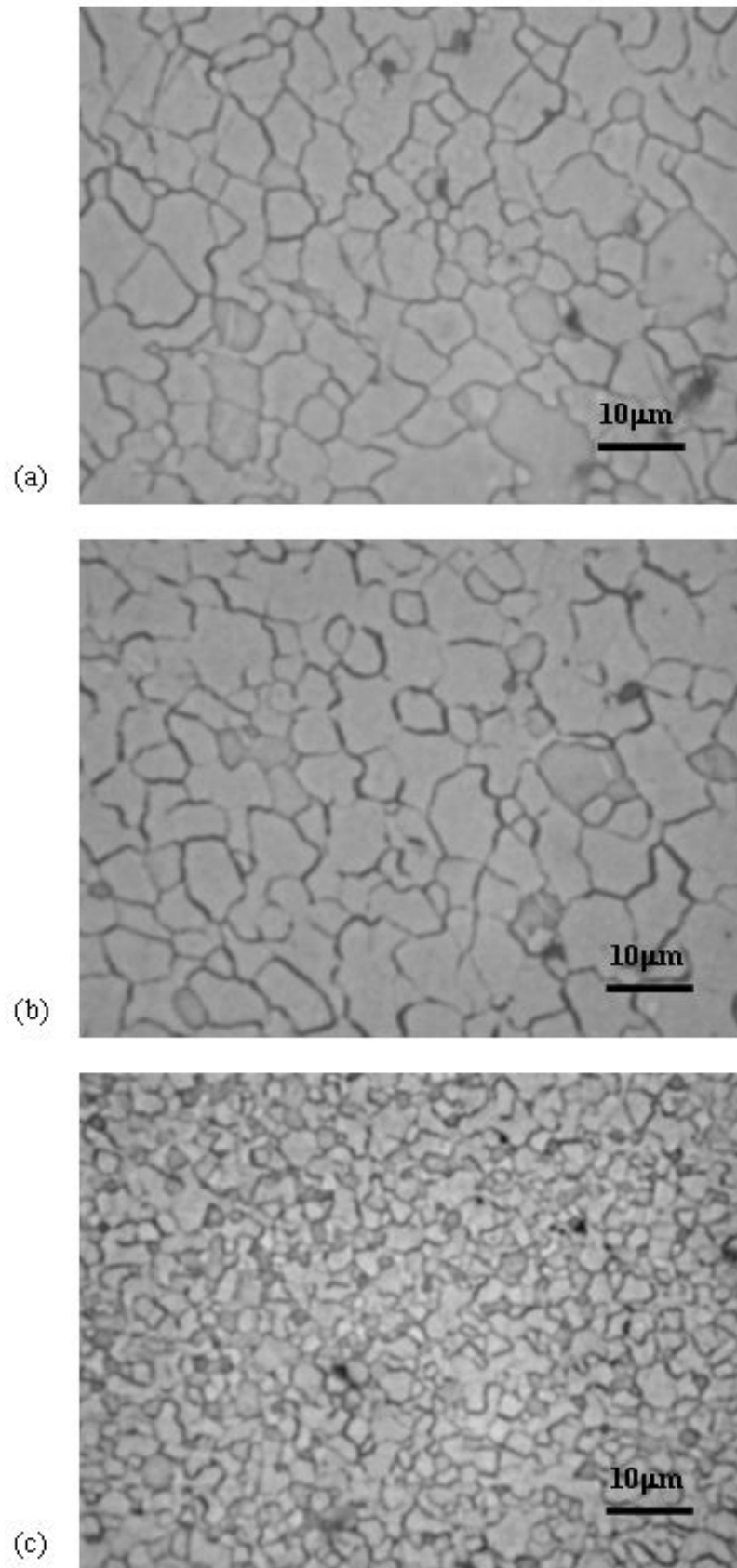


圖 3-13 AZ31 billet specimen FSPed at 1000 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態。

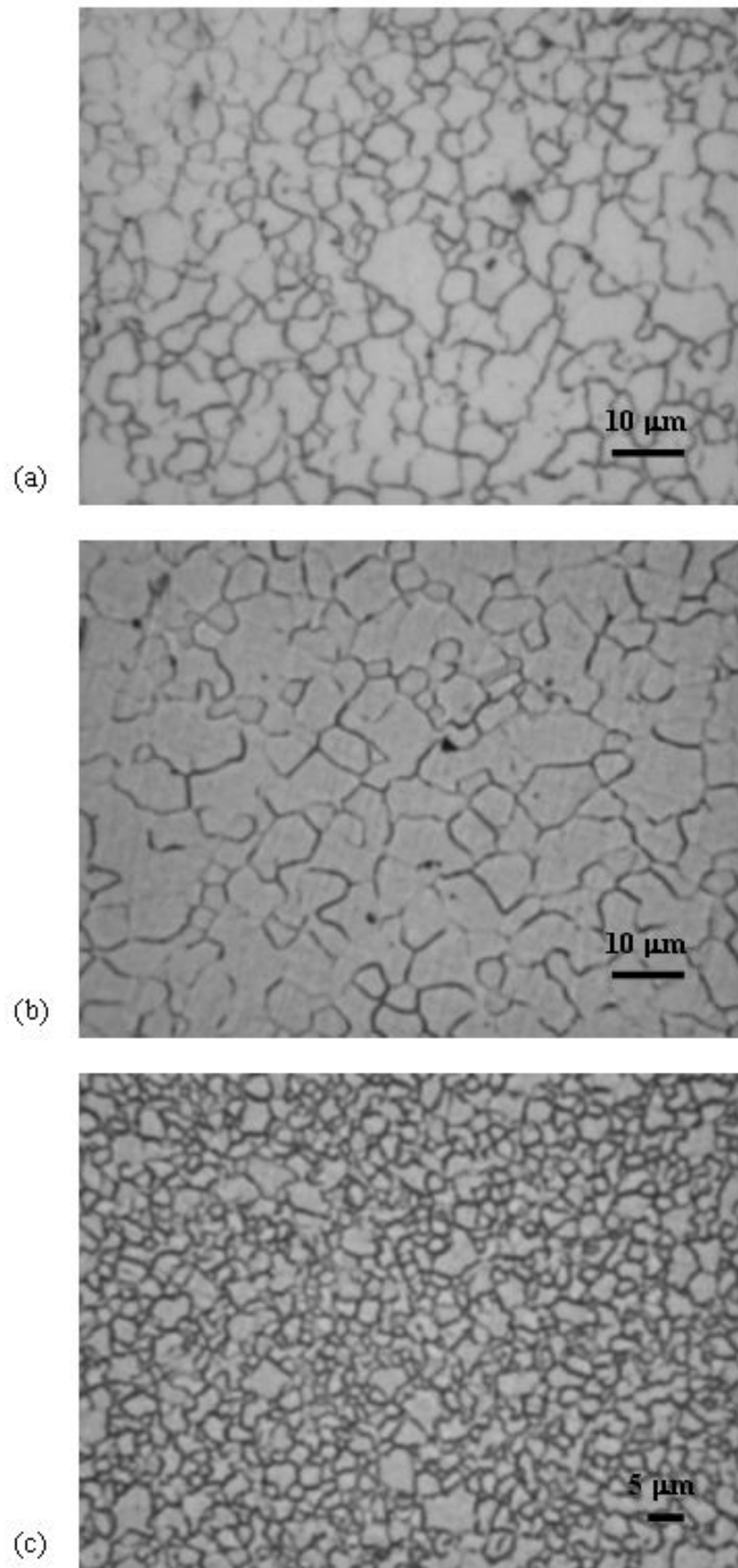


圖 3-14 AZ31 extruded specimen FSPed at 1000 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態。

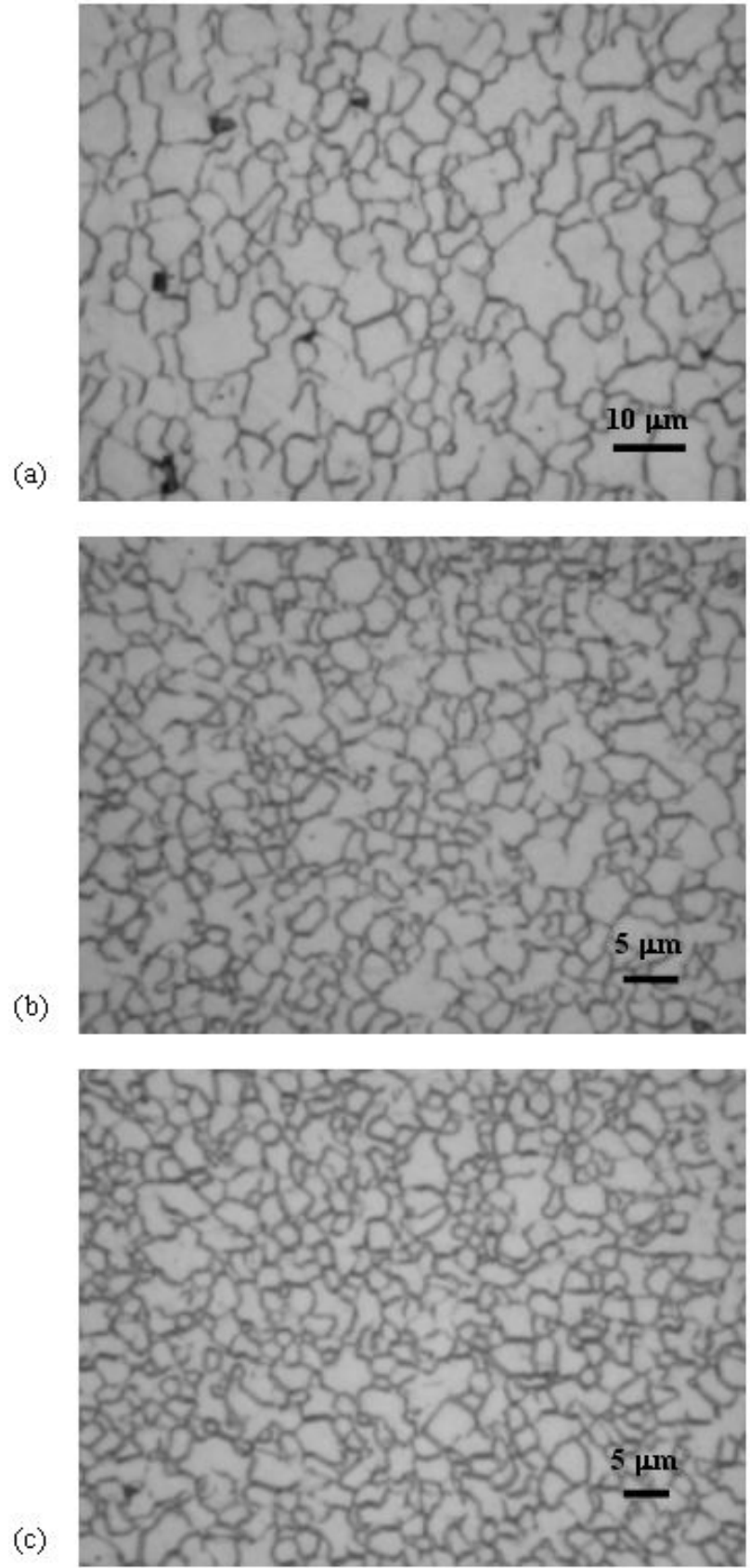


圖 3-15 AZ31 billet specimen FSPed at 1200 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態。

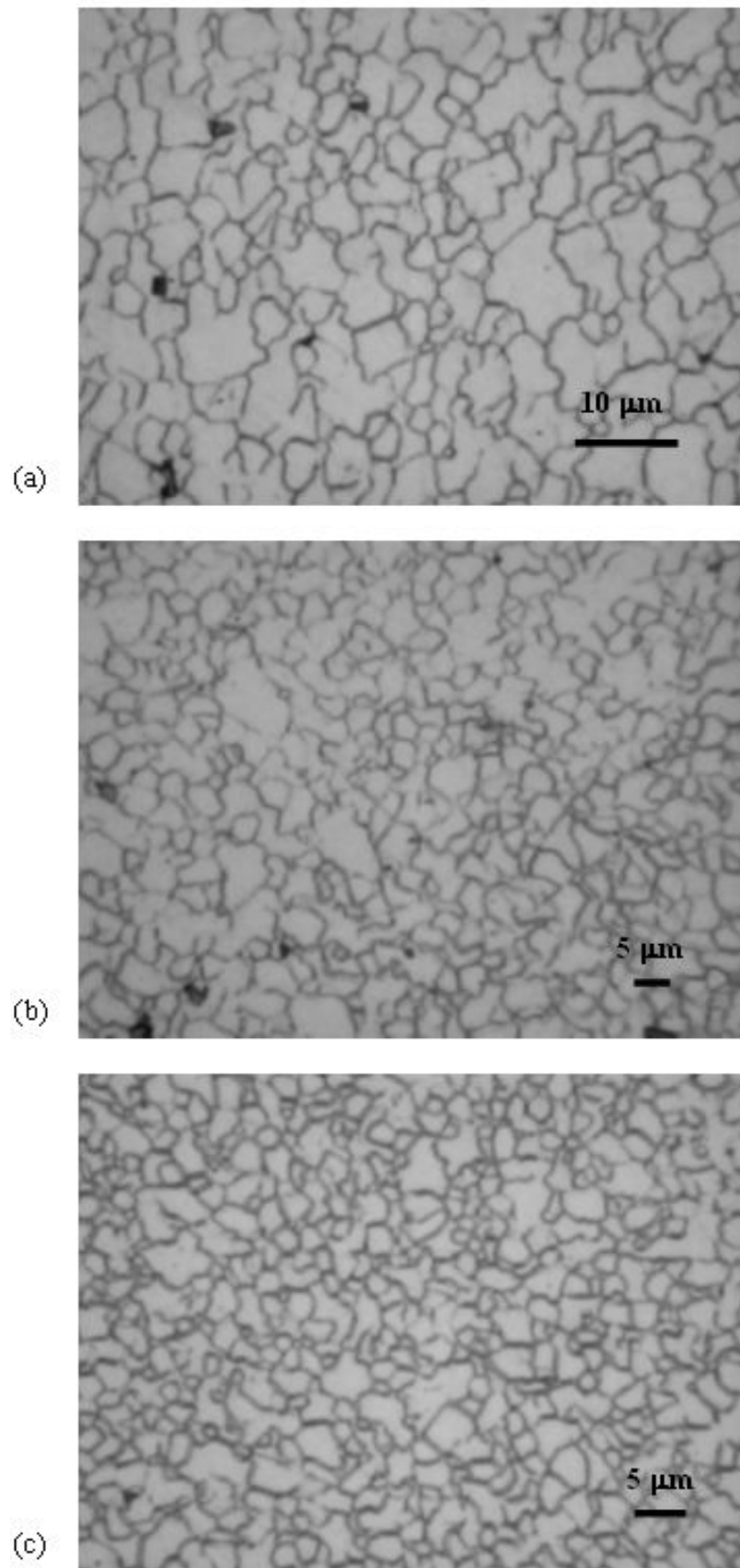


圖 3-16 AZ31 extruded specimen FSPed at 1200 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態。

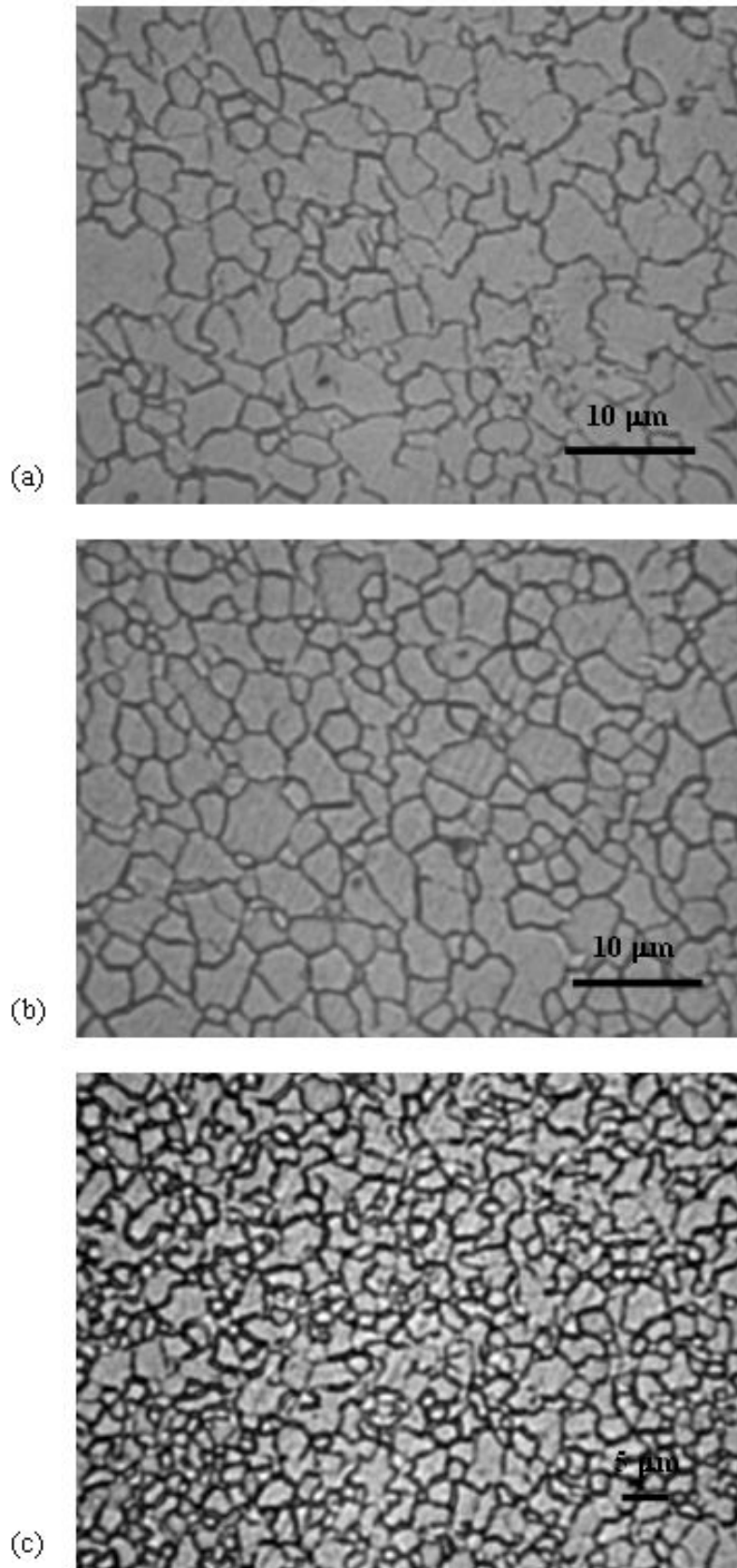


圖 3-17 AZ31 billet specimen FSPed at 1400 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態。

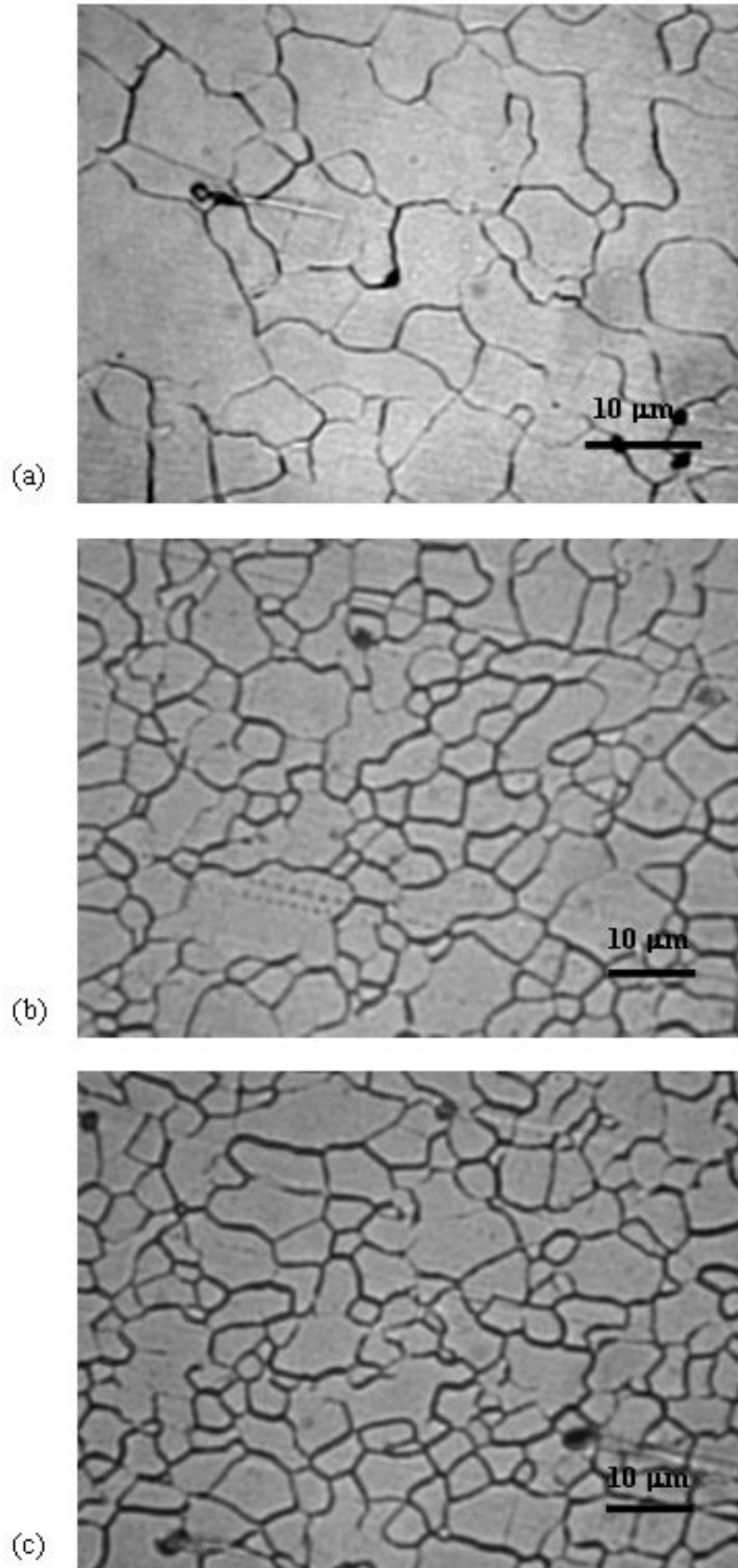


圖 3-18 AZ31 extruded specimen FSPed at 1400 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態。

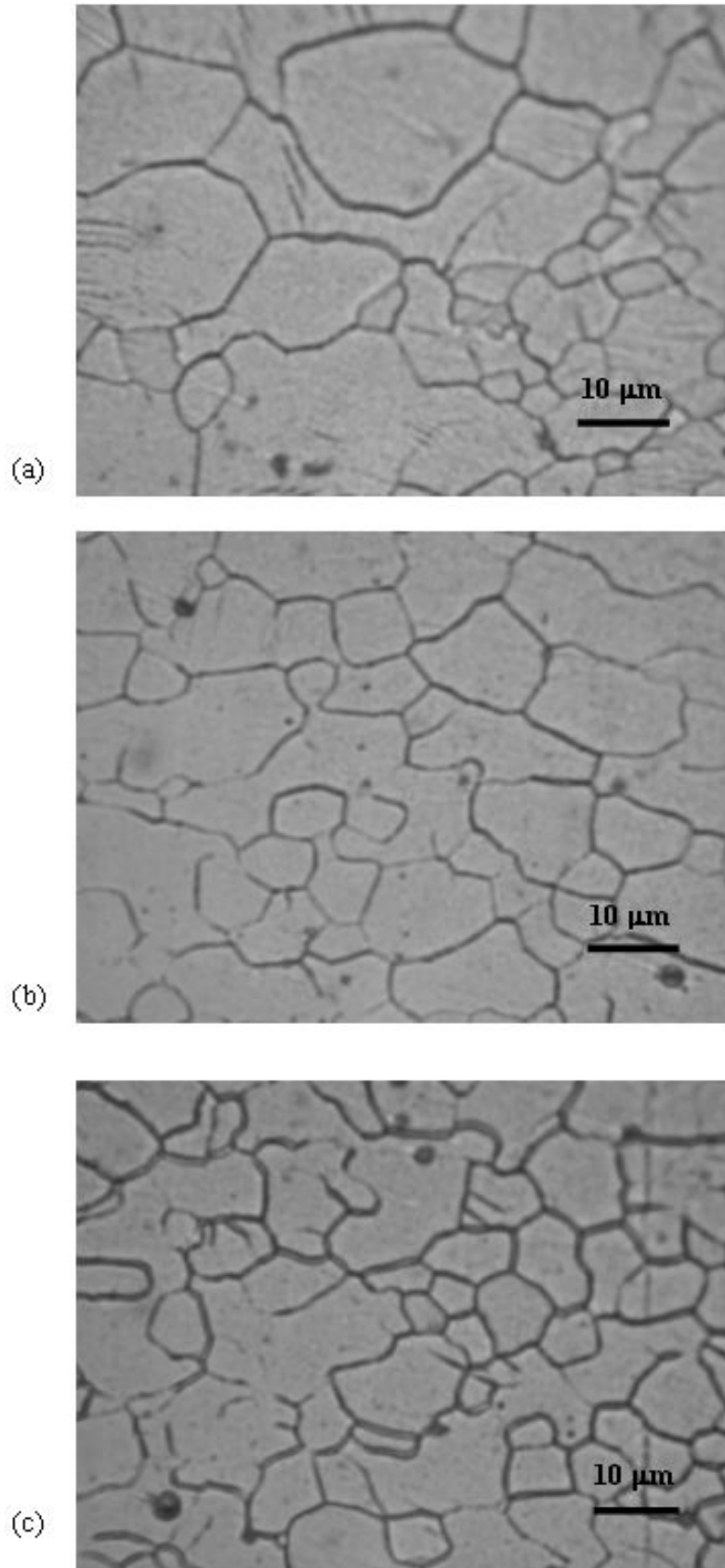


圖 3-19 AZ31 billet specimen FSPed at 1800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態。

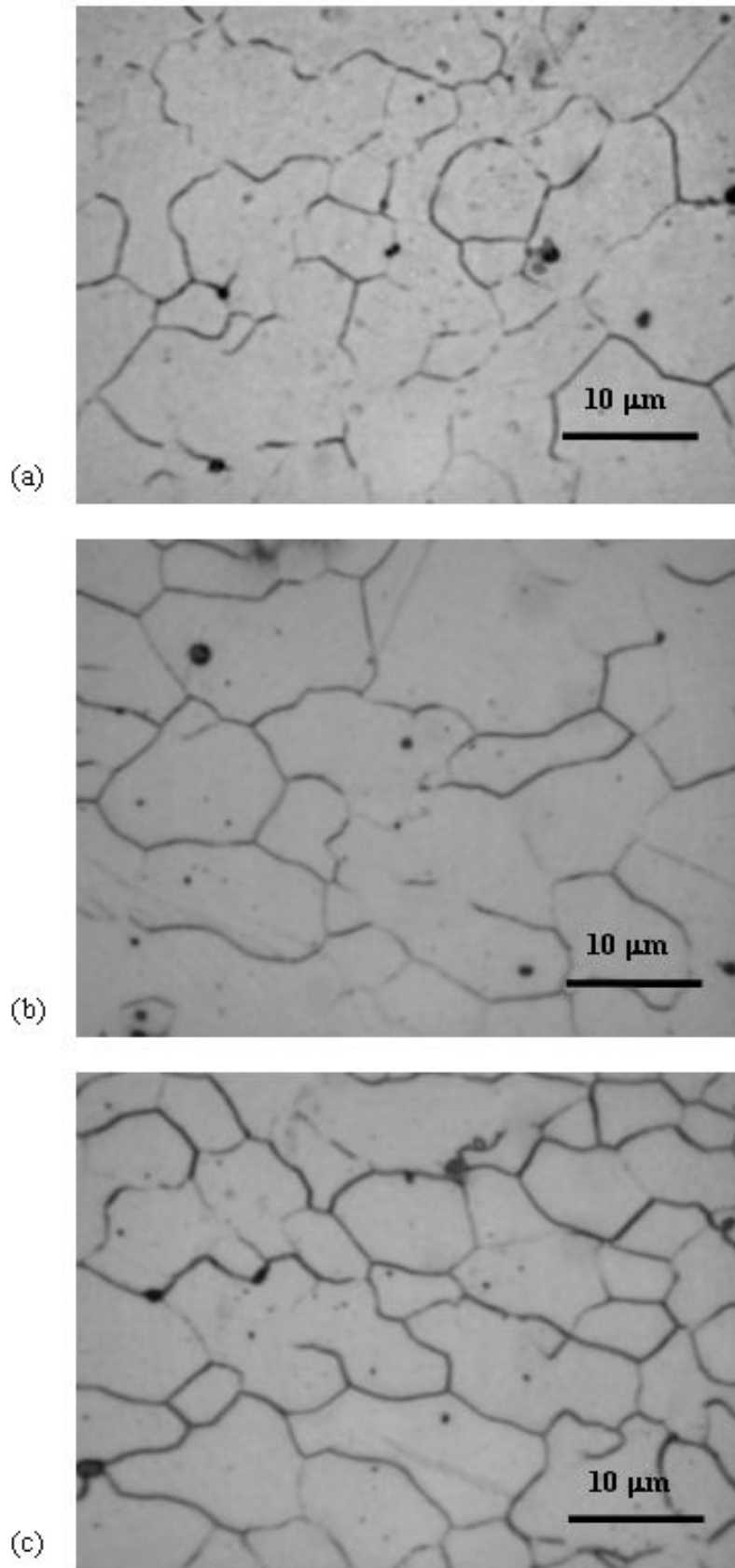


圖 3-20 AZ31 extruded specimen FSPed at 1800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態。

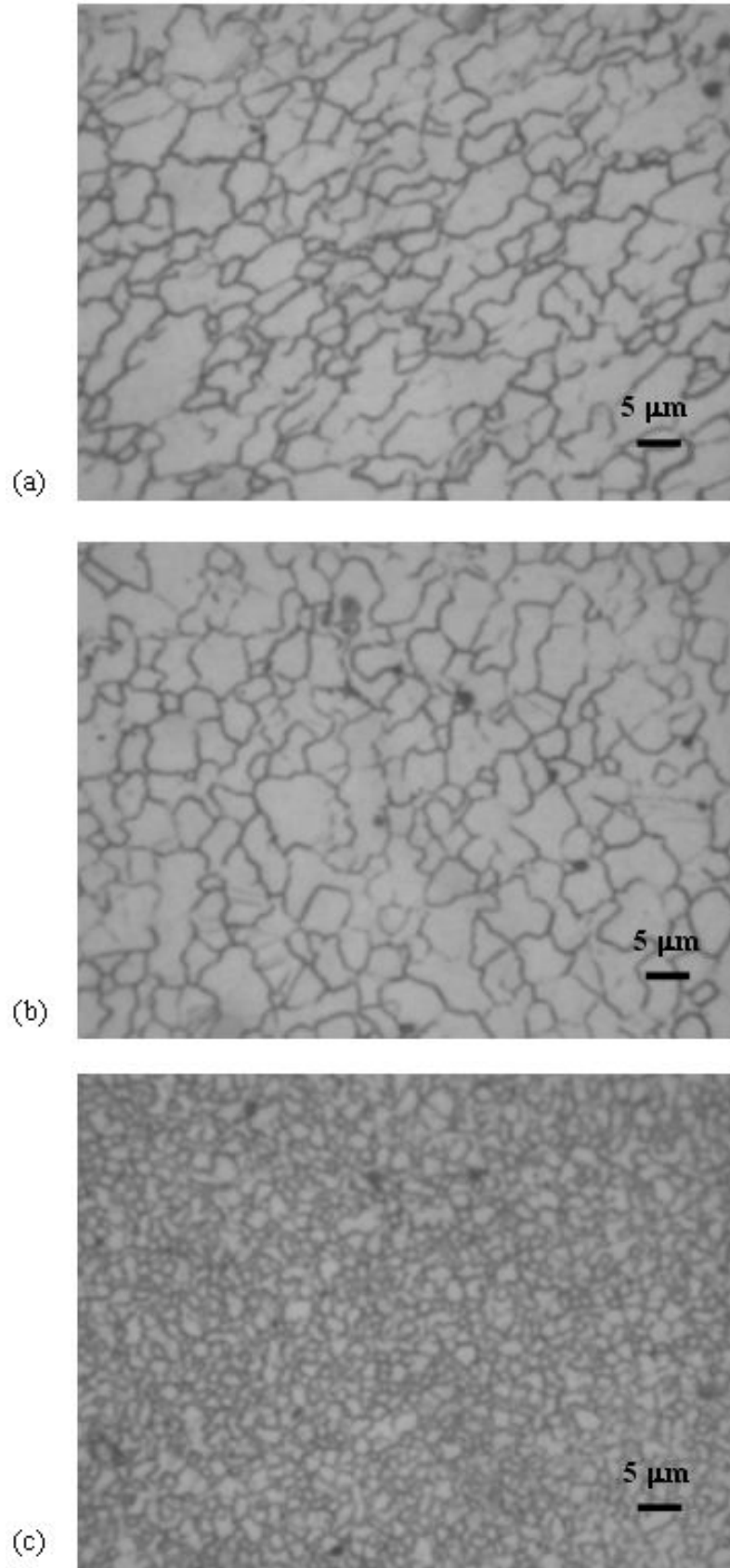


圖 3-21 AZ31 extruded specimen FSPed at 800 rpm 200 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態。

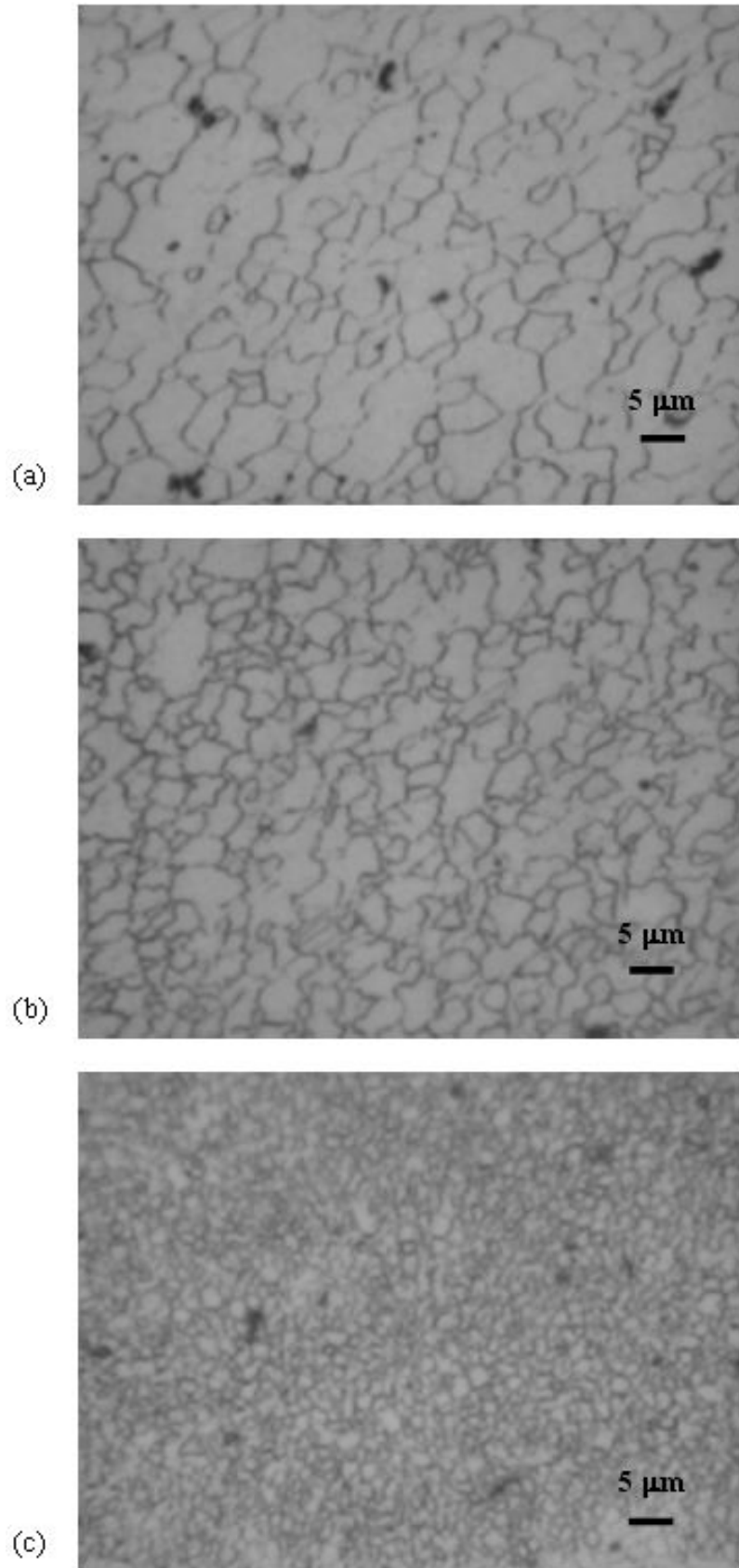


圖 3-22 AZ31 extruded specimen FSPed at 800 rpm 400 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態。

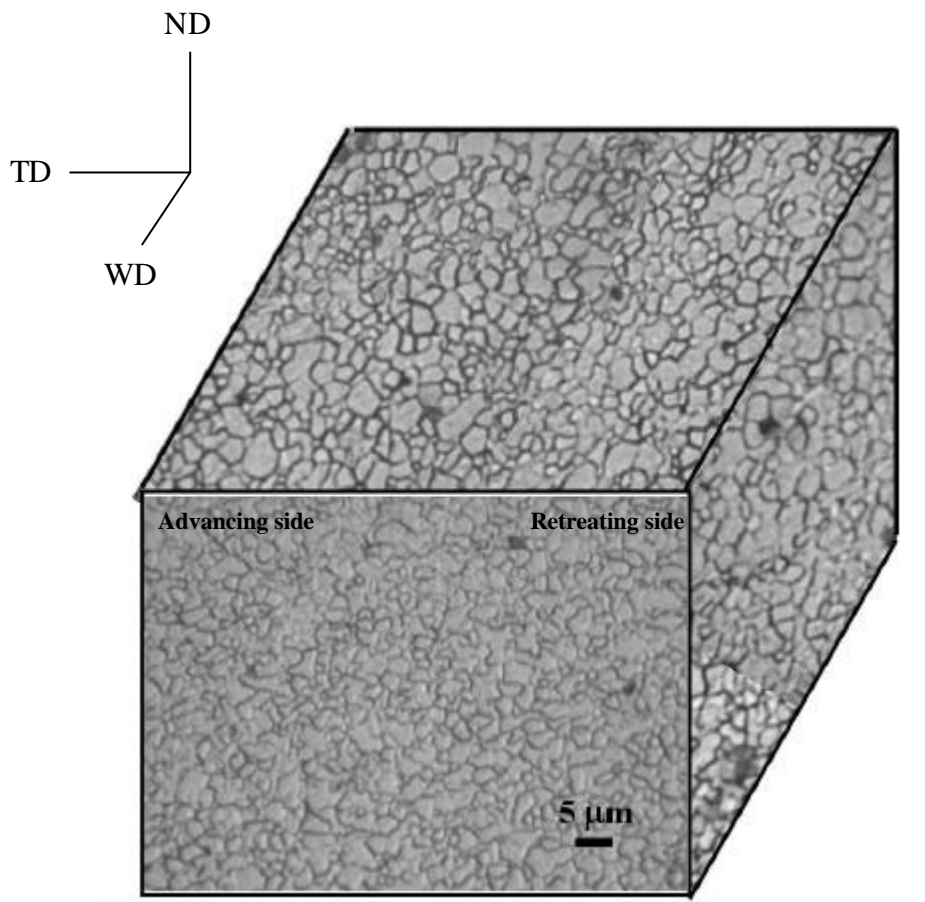


圖 3-23 800 rpm 90 mm/min FSPed 鑄鋅材，動態再結晶區上方、中間與橫截面取樣之微晶粒觀測。

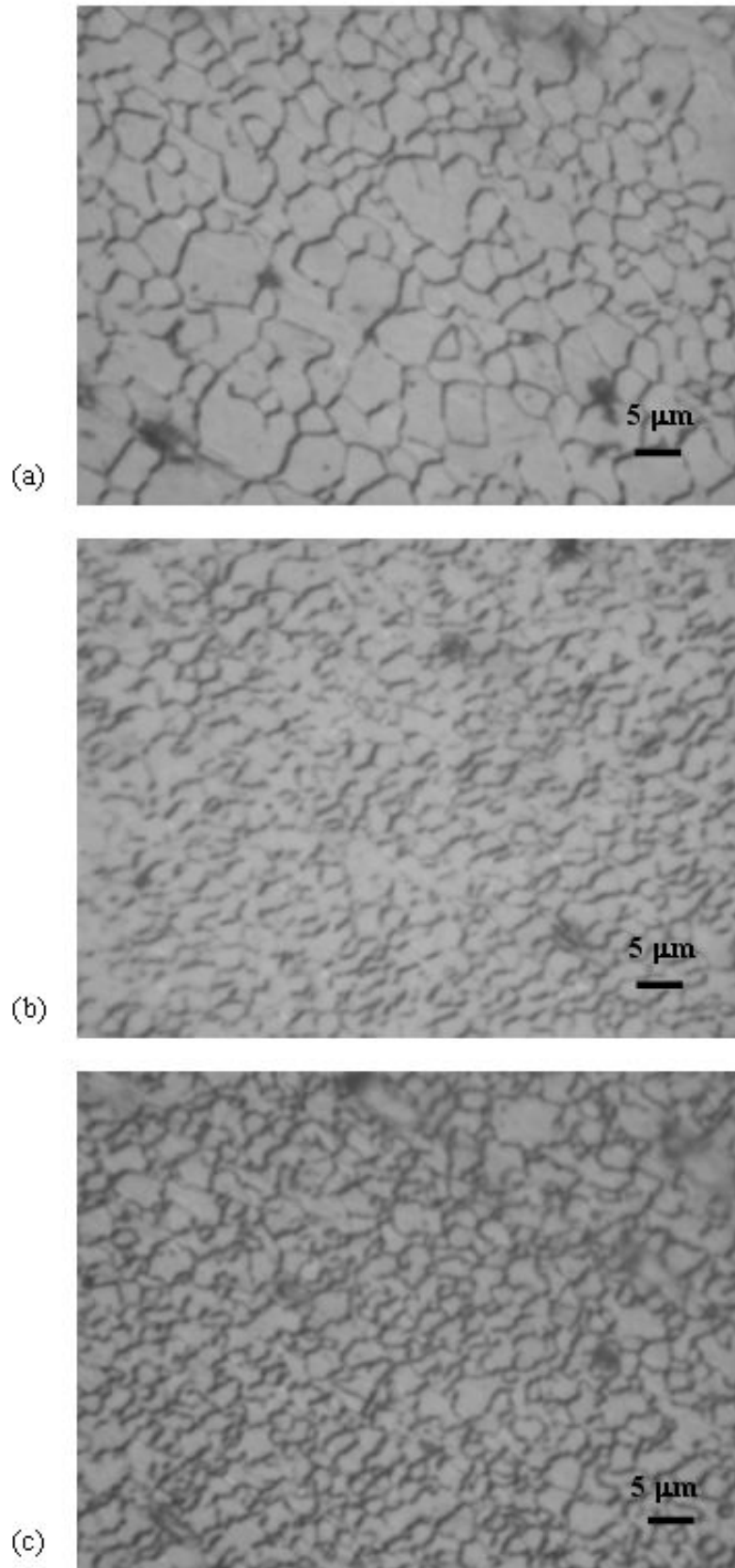


圖 3-24 AZ31 billet specimen FSPed by cone shape tool at 800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態。

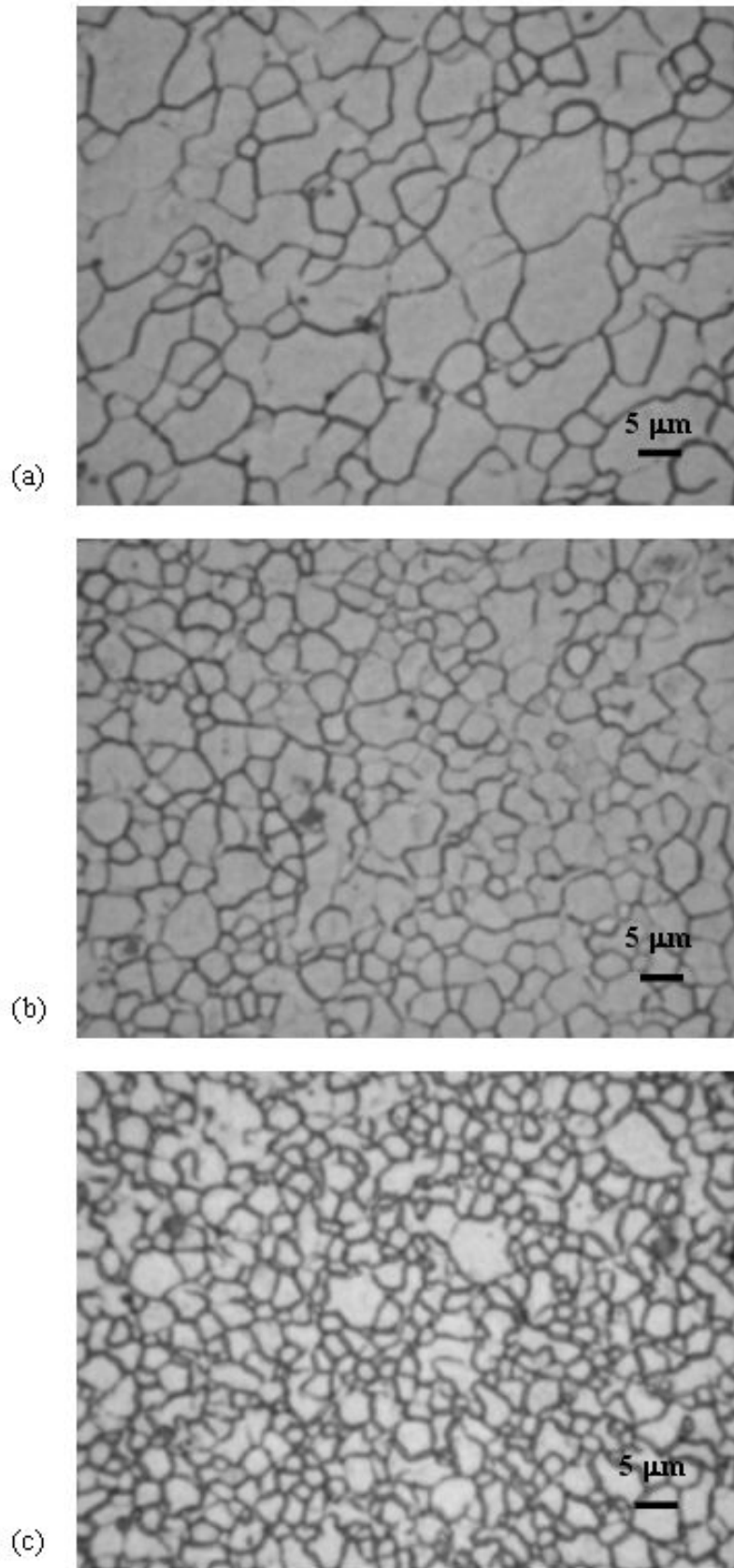


圖 3-25 AZ31 billet specimen FSPed by cone shape tool at 1000 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋸道晶粒型態。

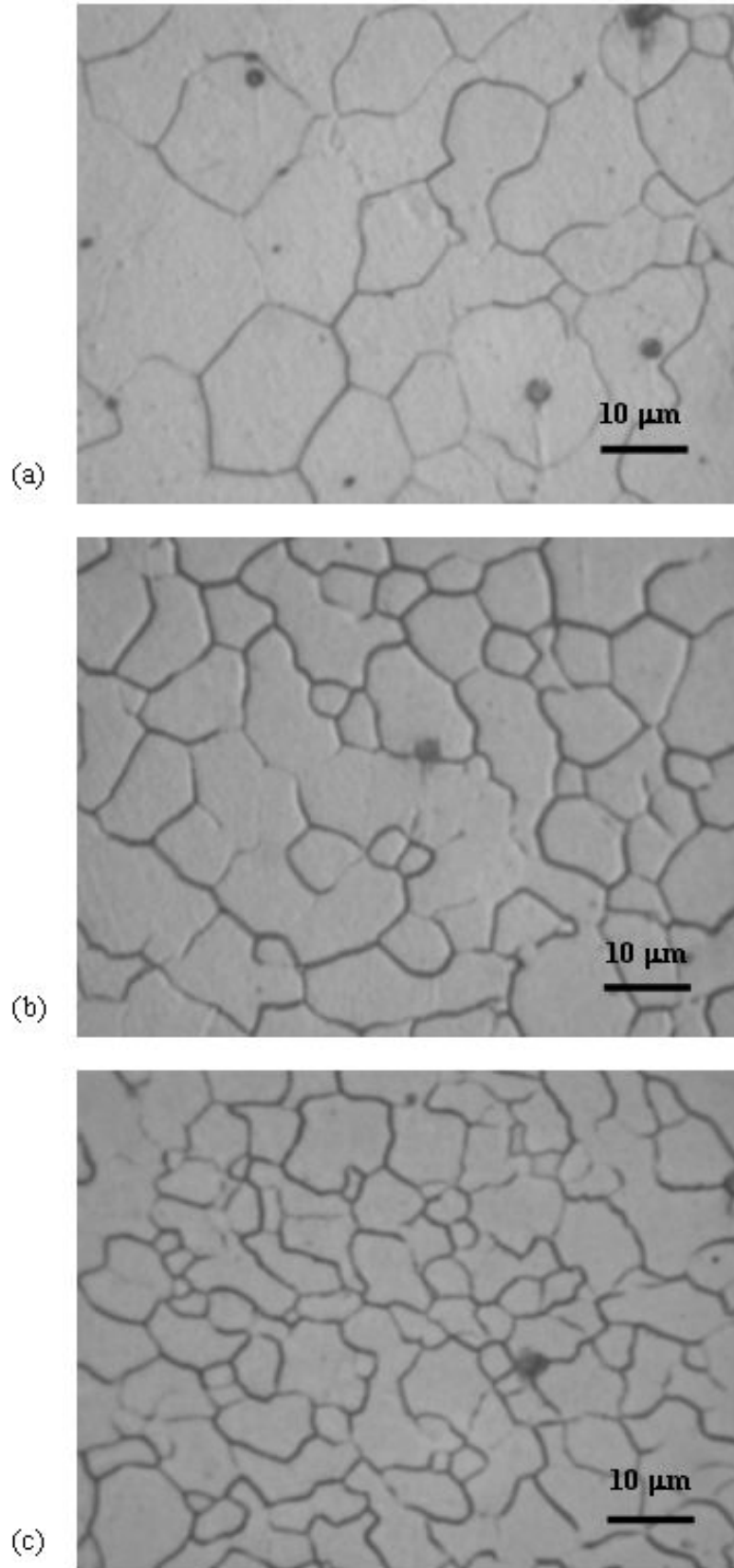


圖 3-26 AZ31 extruded specimen FSPed by cone shape tool at 1000 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鋁道晶粒型態。

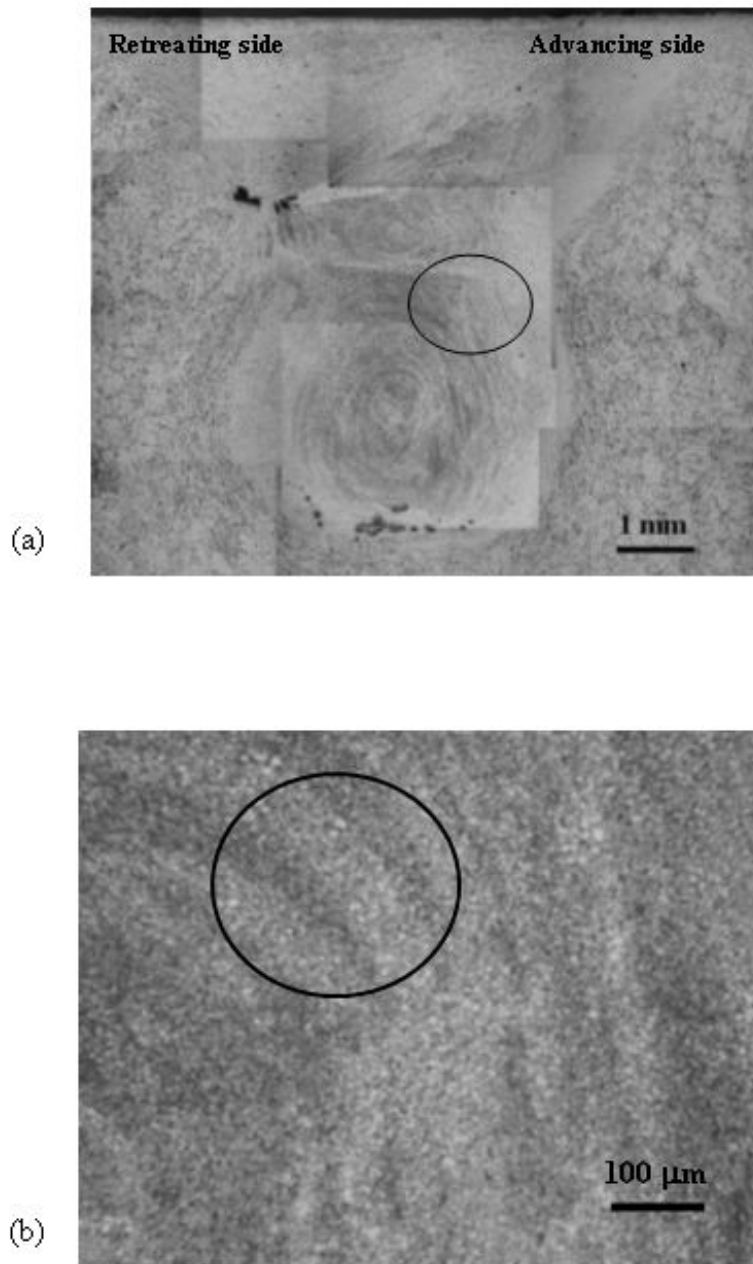
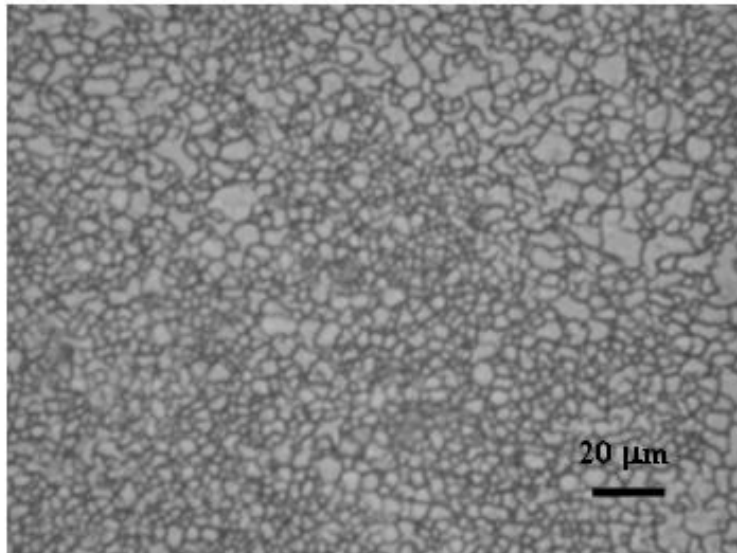
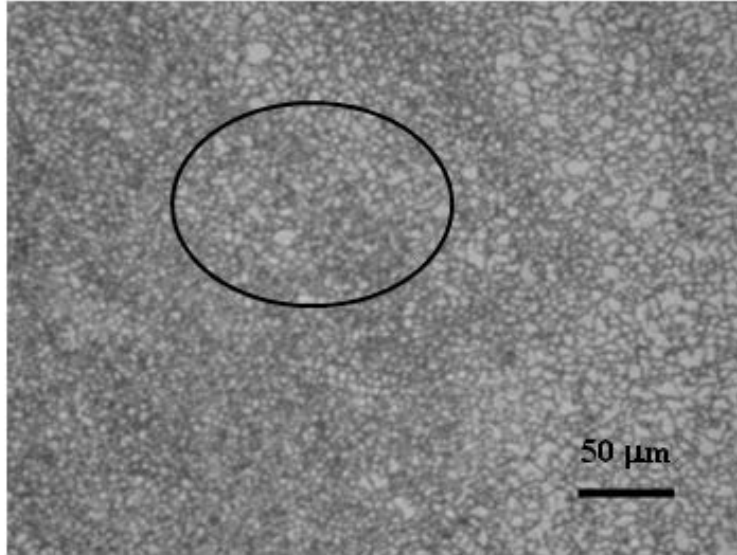


圖 3-27 AZ31 鑄錠材經 FSP 使用錐形工具頭於 1000 rpm 90 mm/min 條件下之大小晶粒帶狀層示意圖，每一圖中畫圈處放大圖示於其後。



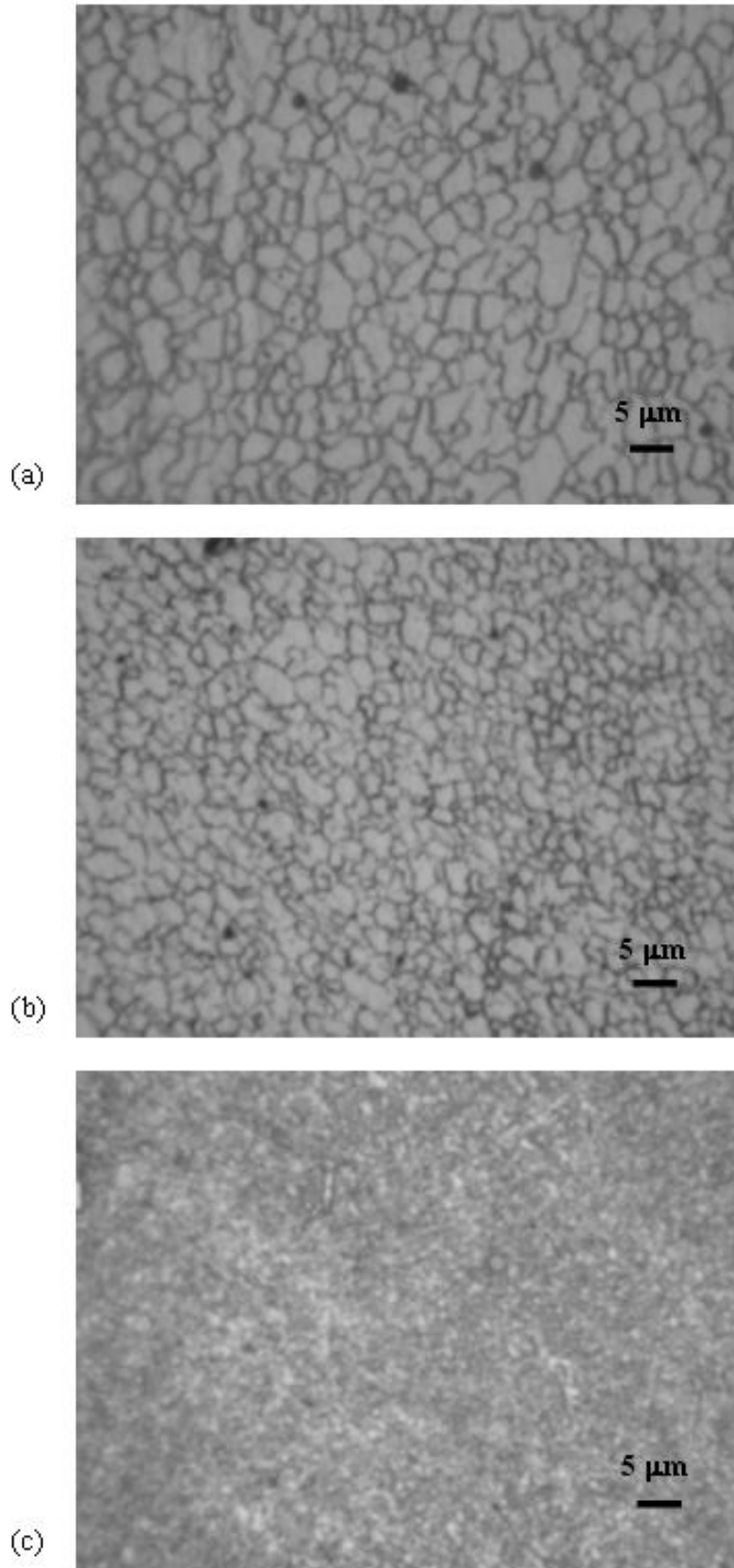


圖 3-28 AZ31 billet 7 mm thickness specimen FSPed at 800 rpm 90 mm/min and cooled by liquid N₂ (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態。

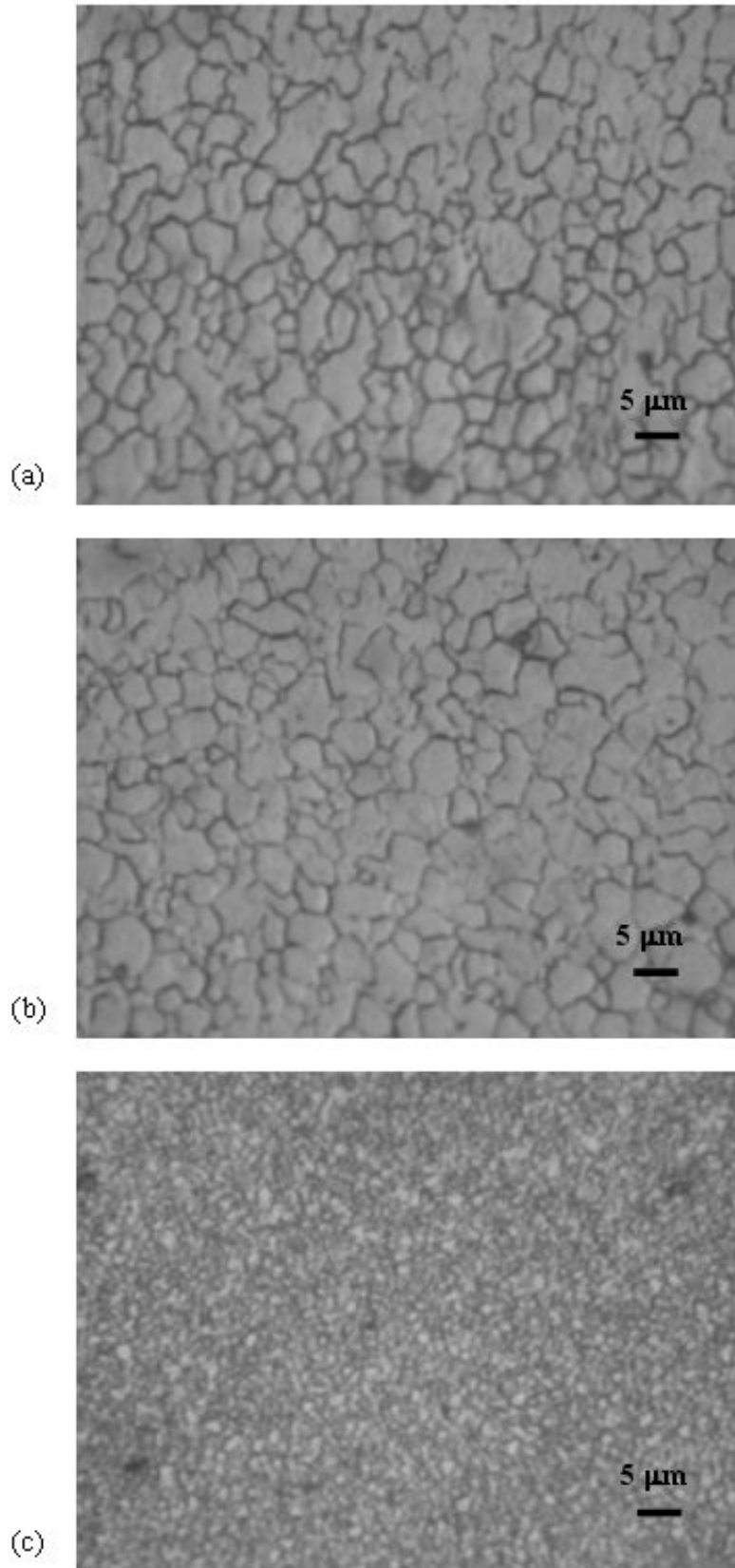


圖 3-29 AZ31 billet 7 mm thickness specimen FSPed at 800 rpm 90 mm/min (a) top (b) middle (c) bottom 鐸道晶粒型態。

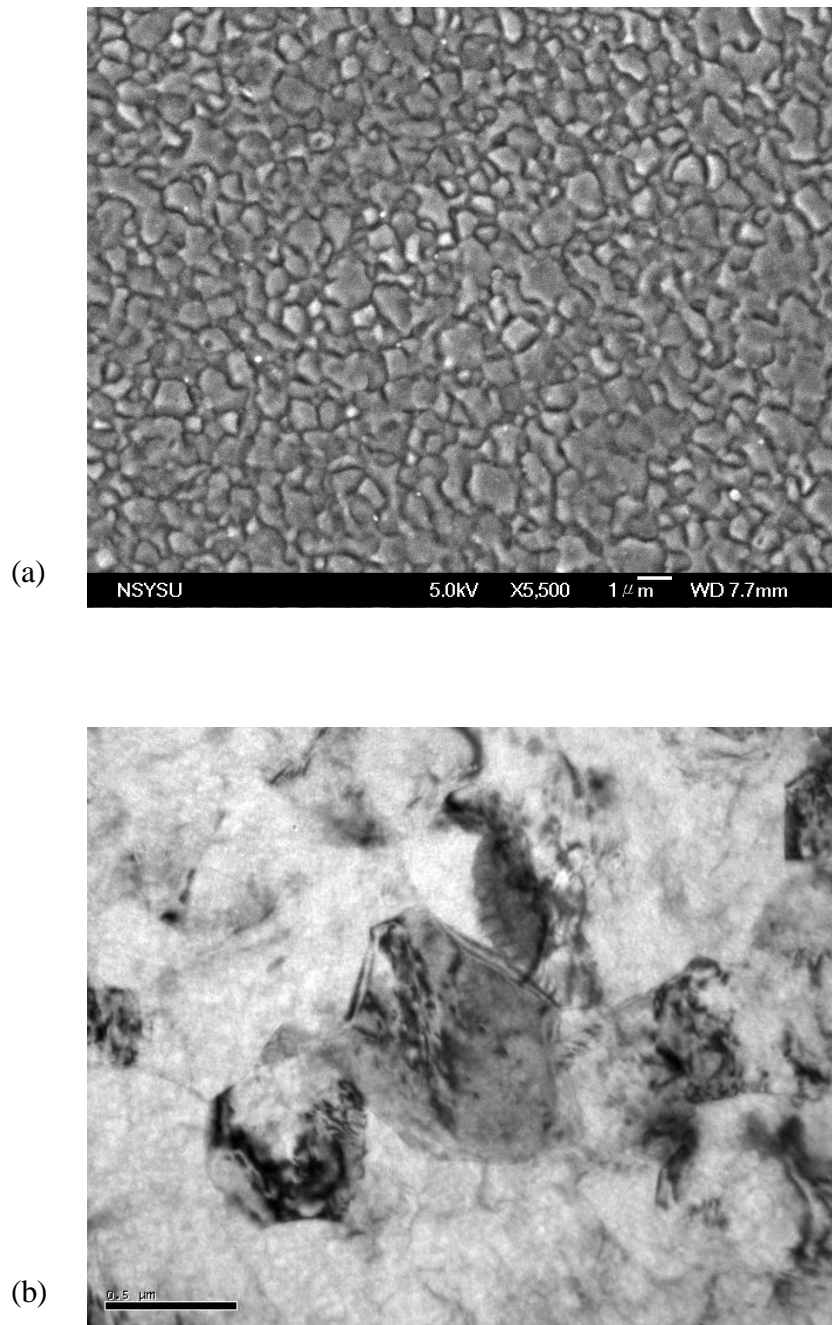


圖 3-30 AZ31 billet 7 mm thickness specimen FSPed at 800 rpm 90 mm/min and cooled by liquid N₂ 於(a) SEM (b) TEM 下之微觀組織觀察。

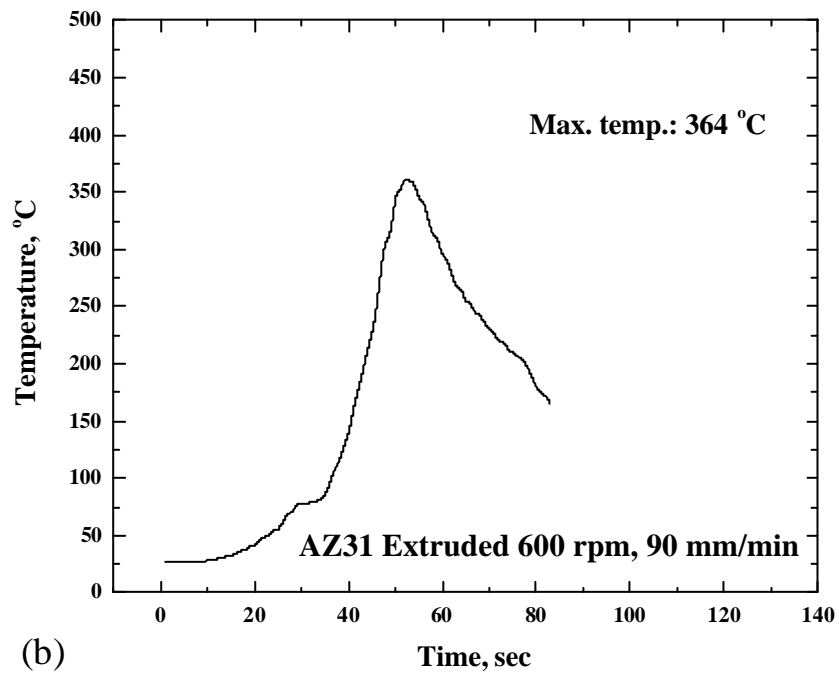
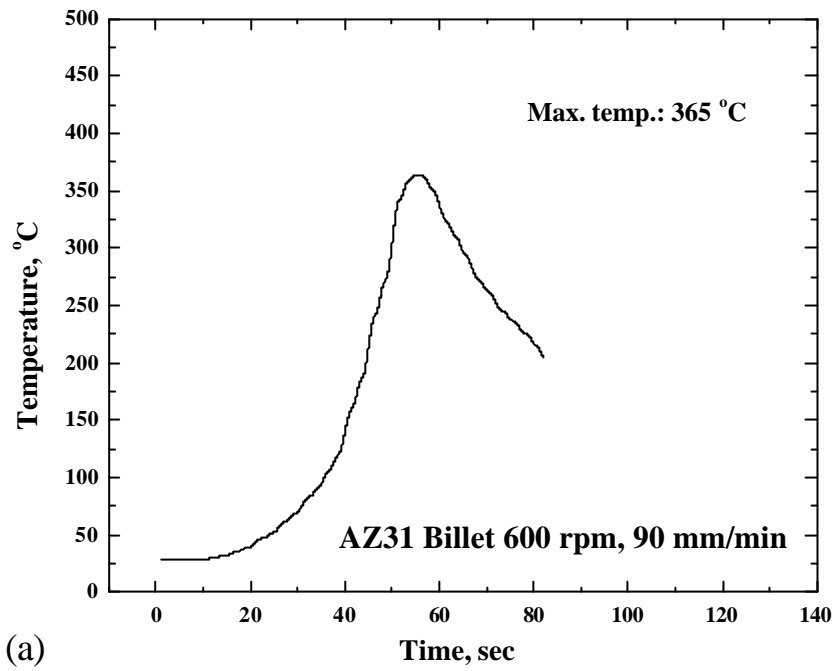
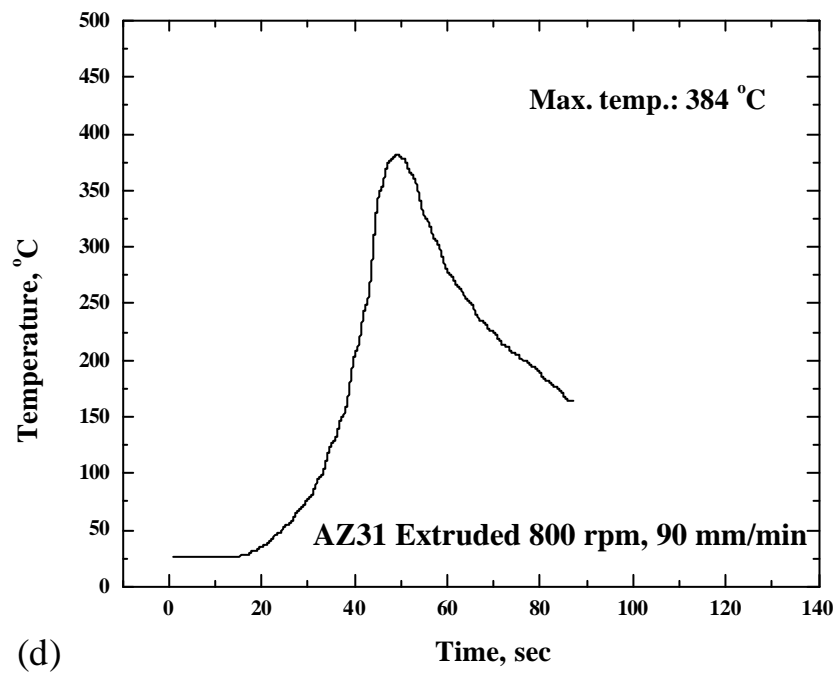
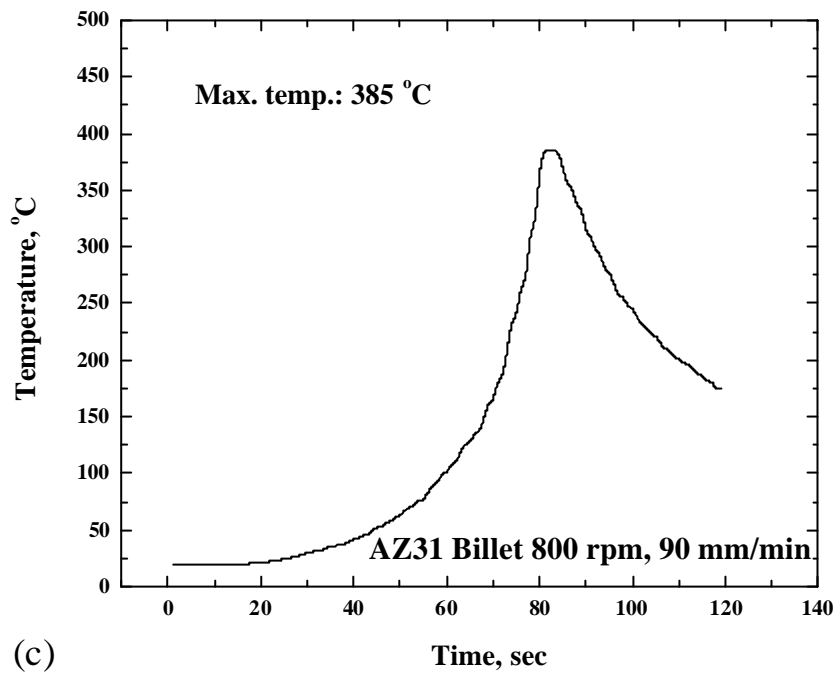
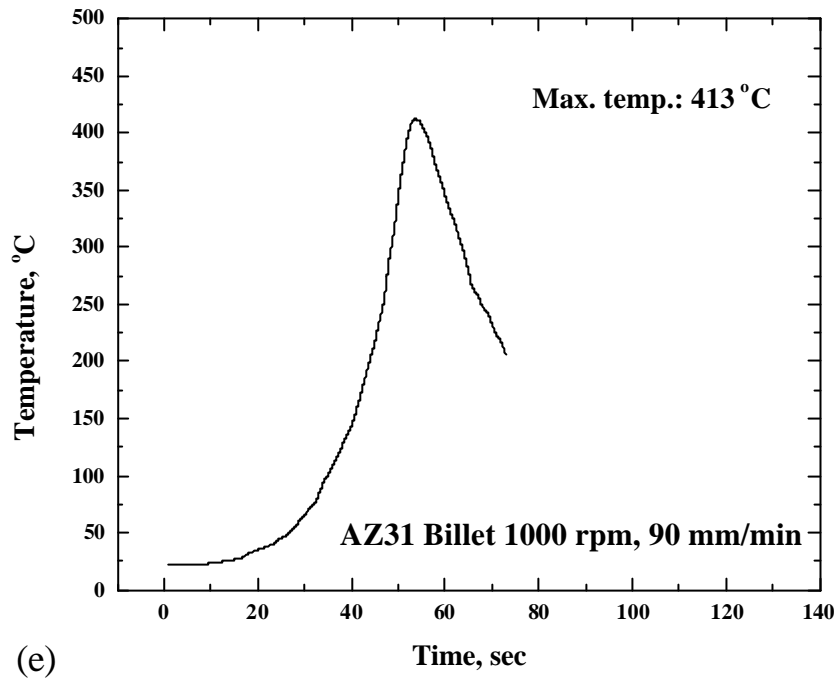
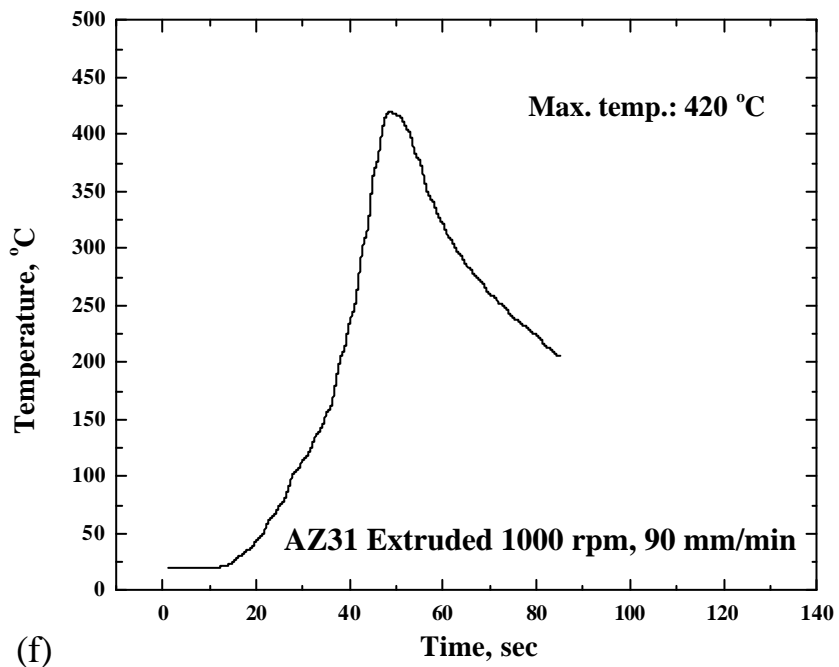


圖 3-31 AZ31 鎂合金於 FSP 過程中量測之溫度曲線。

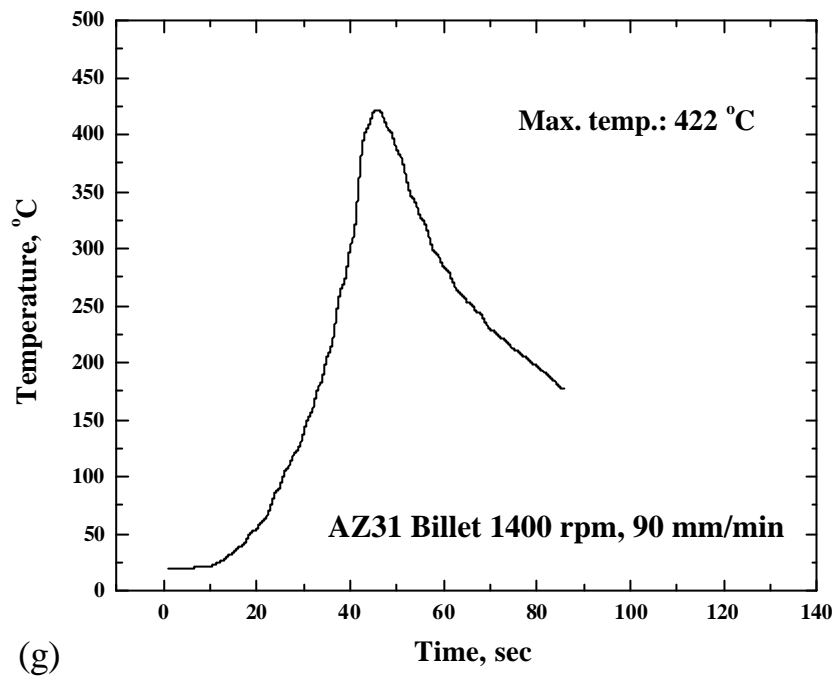




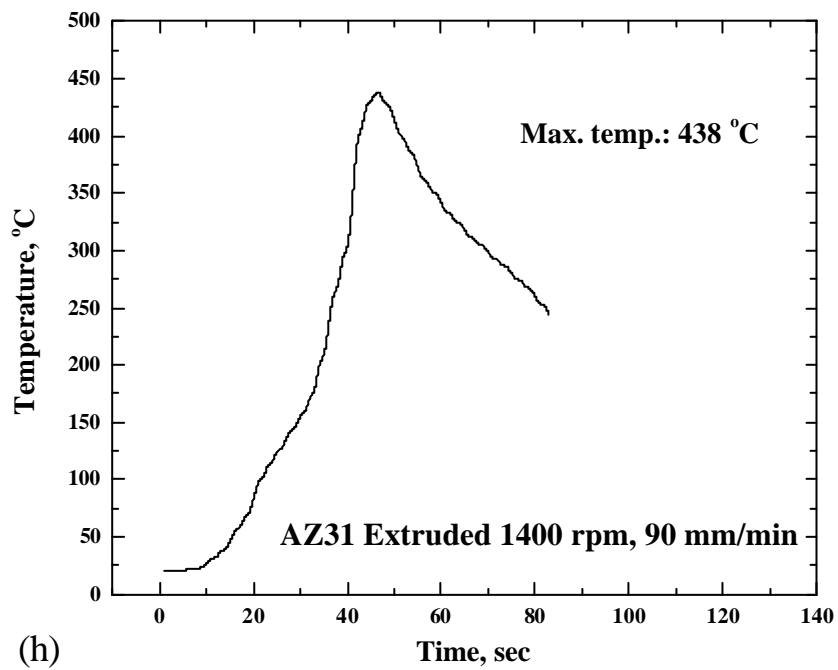
(e)



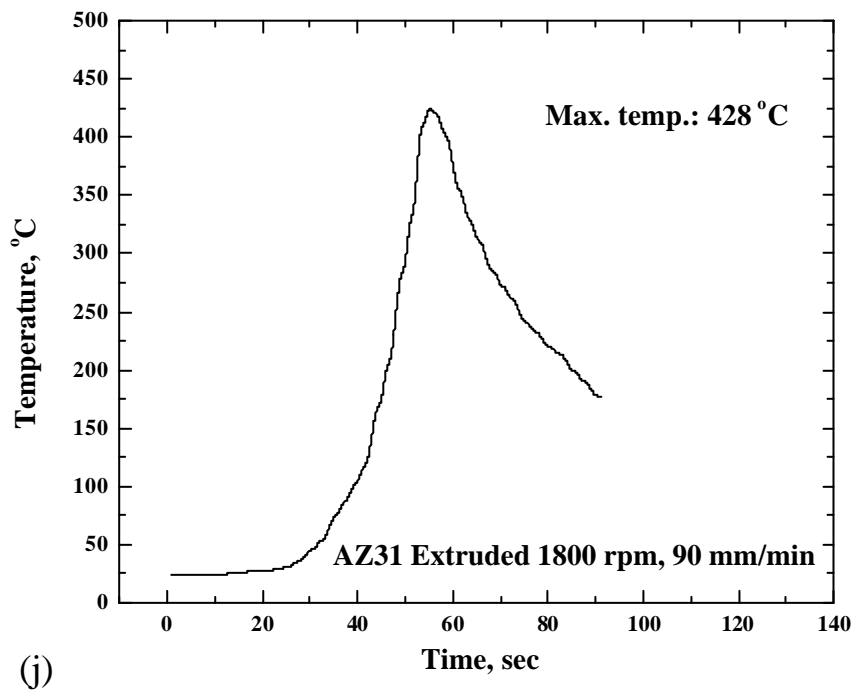
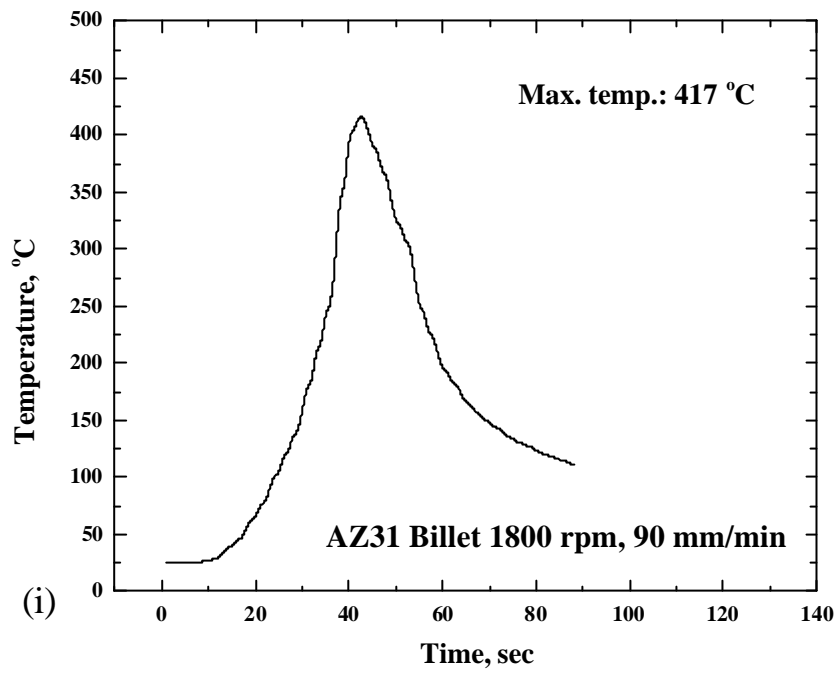
(f)

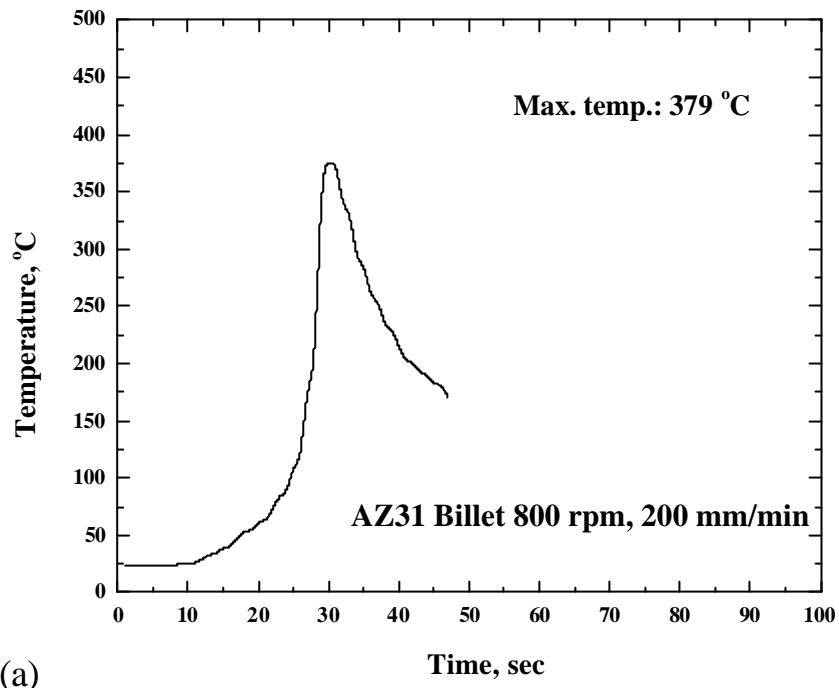


(g)

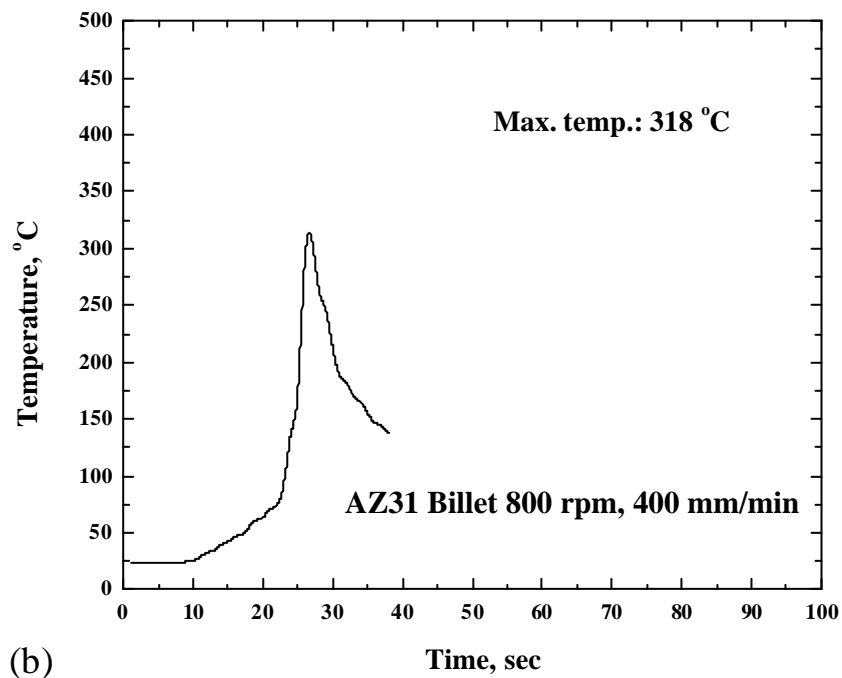


(h)





(a)



(b)

圖 3-32 AZ31 鎂合金在 800 rpm 200 mm/min 與 400 mm/min FSP 之溫度量測。

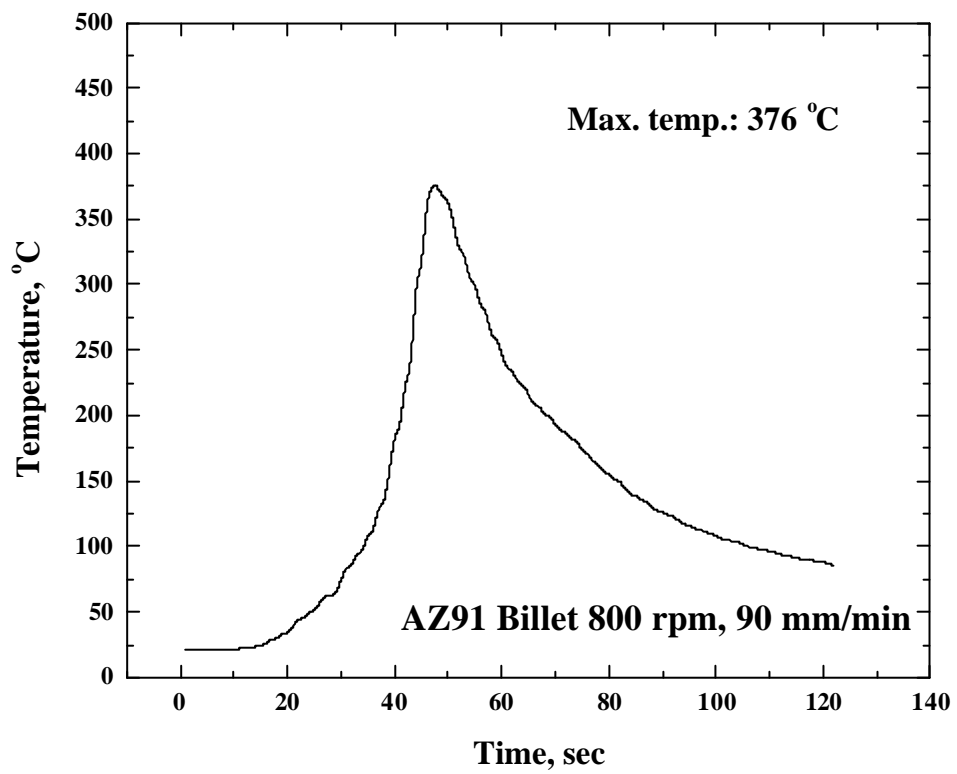


圖 3-33 AZ91D 鎂合金在 800 rpm 前進速度 90 mm/min FSP 之溫度量測。

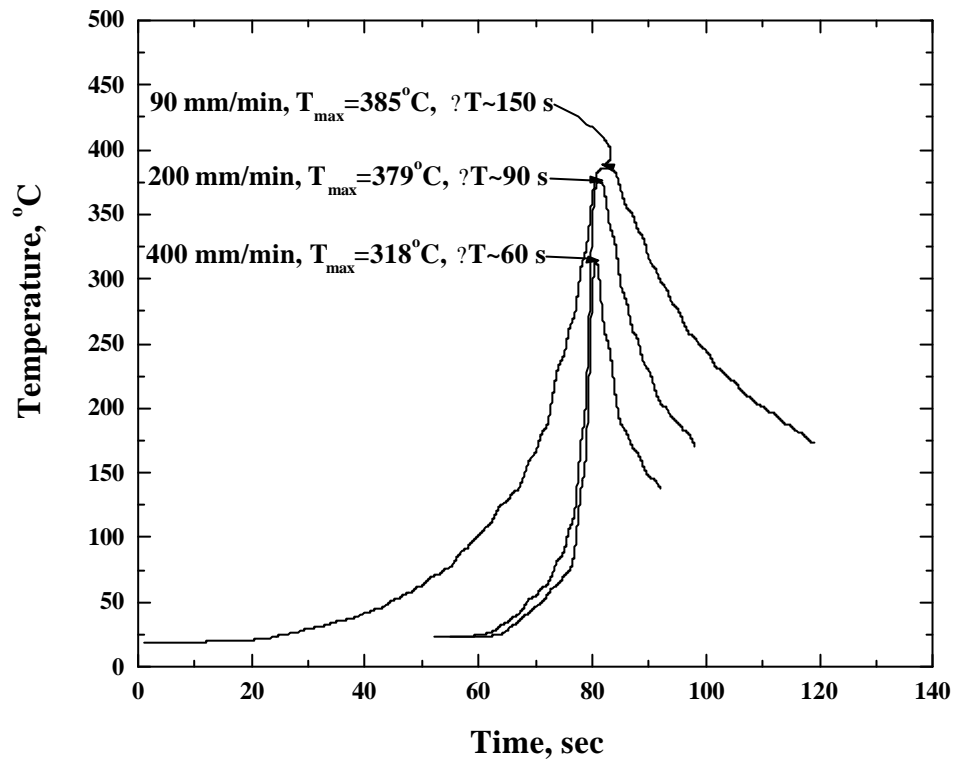
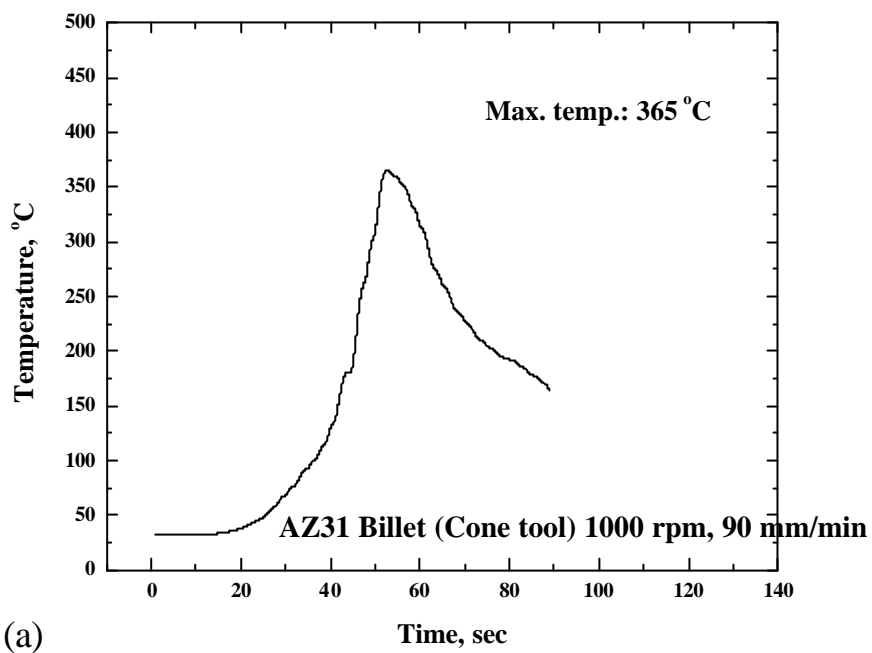
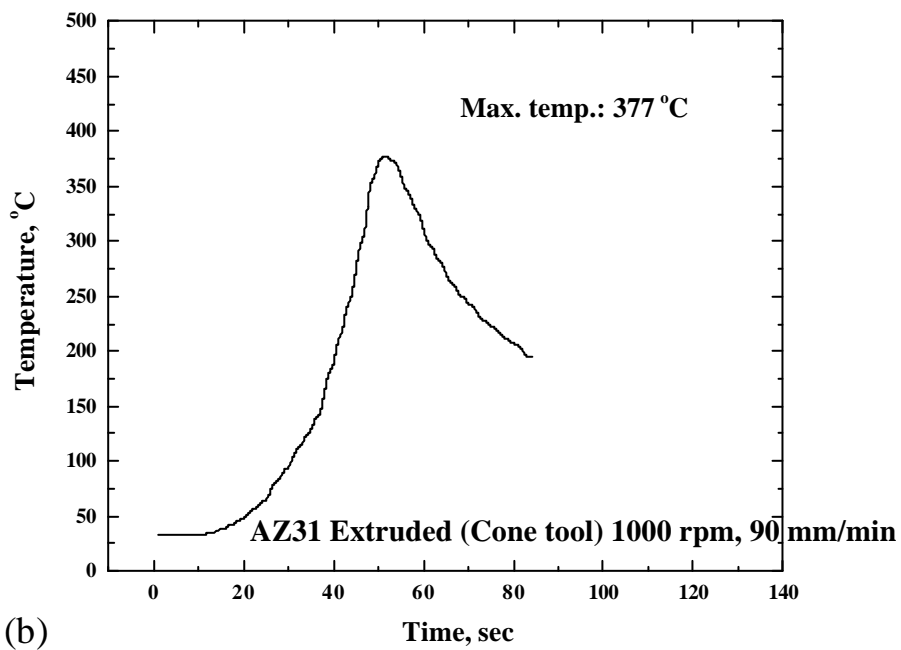


圖 3-34 在相同轉速下(800 rpm)不同前進速度之 AZ31 鎂合金鑄錠材經 FSP 之溫度量測。

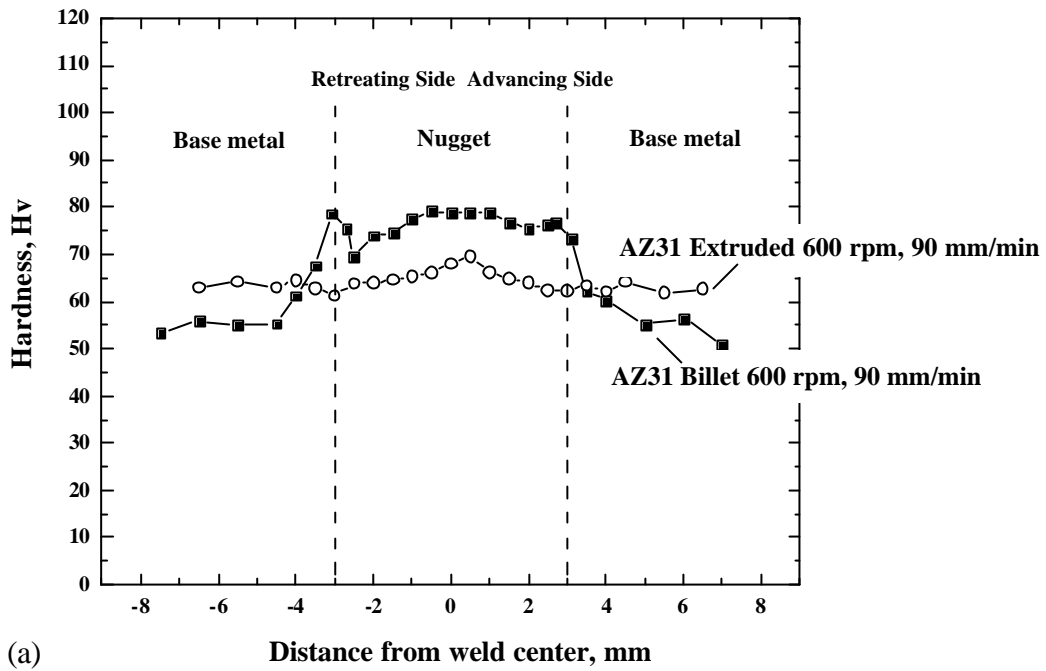


(a)

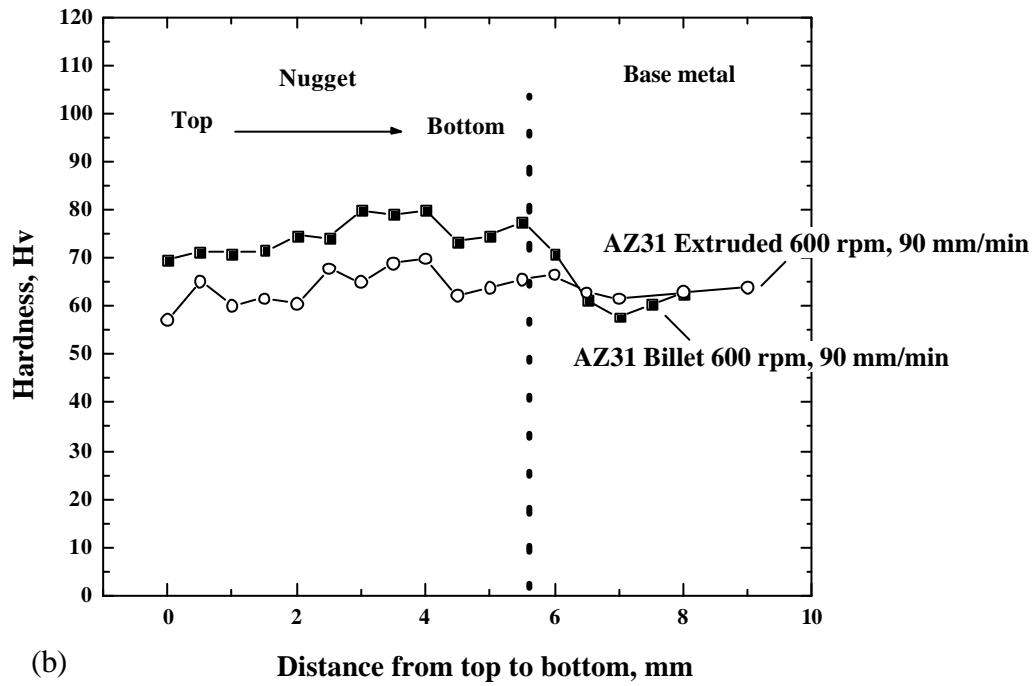


(b)

圖 3-35 AZ31 鎂合金使用錐形工具頭於 FSP 過程中量測之溫度曲線。

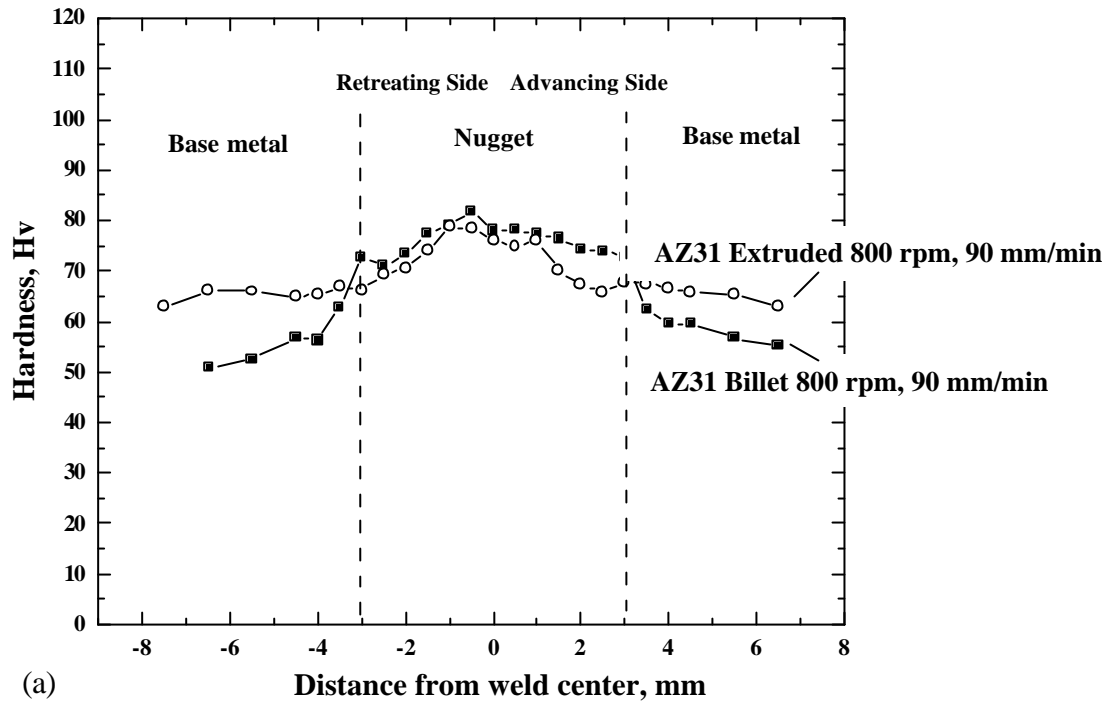


(a)

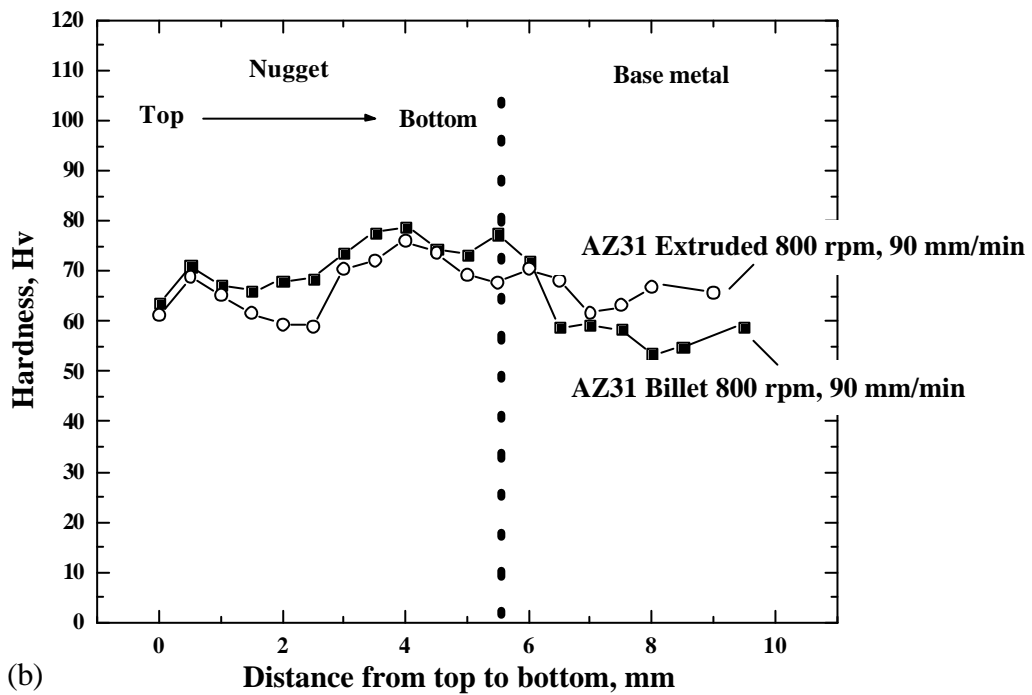


(b)

圖 3-36 AZ31 specimens FSPed at 600 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下之硬度值。

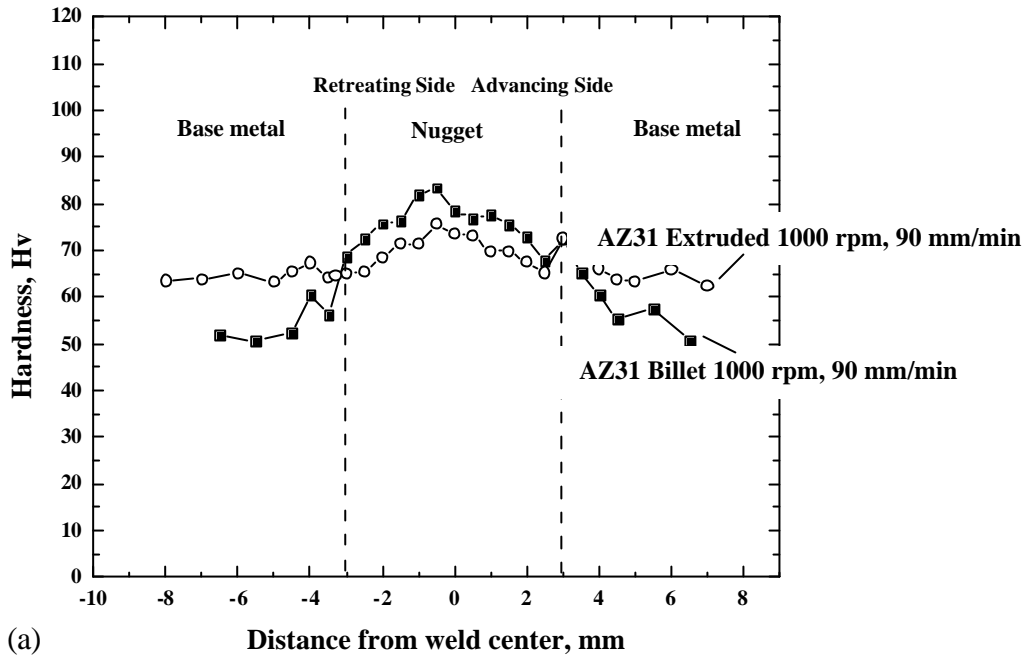


(a)

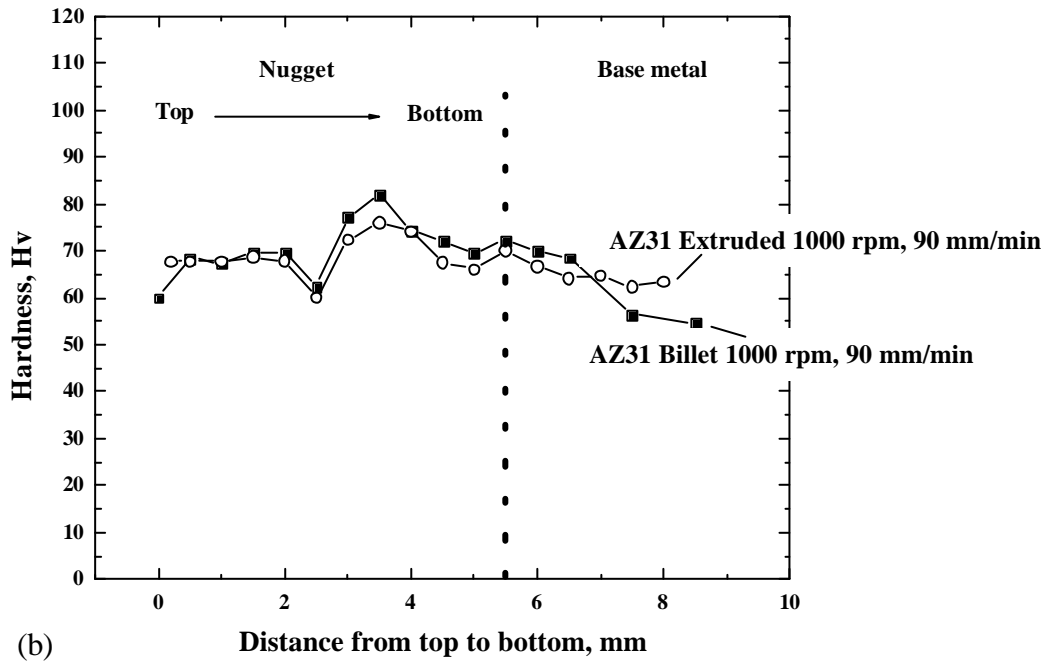


(b)

圖 3-37 AZ31 specimens FSPed at 800 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下之硬度值。

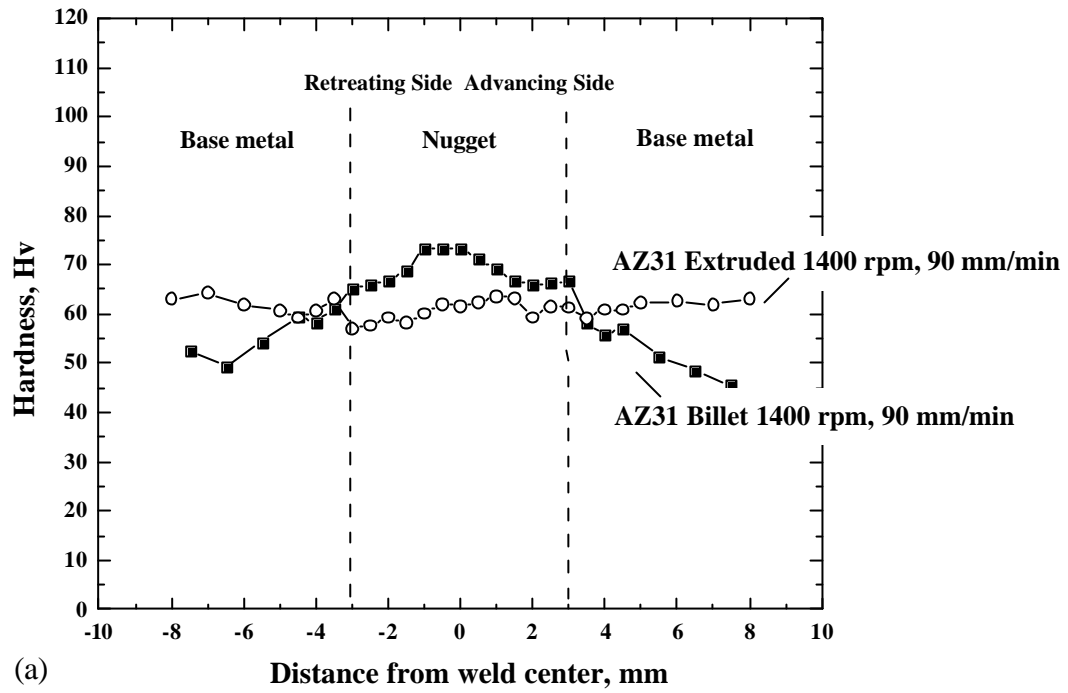


(a)

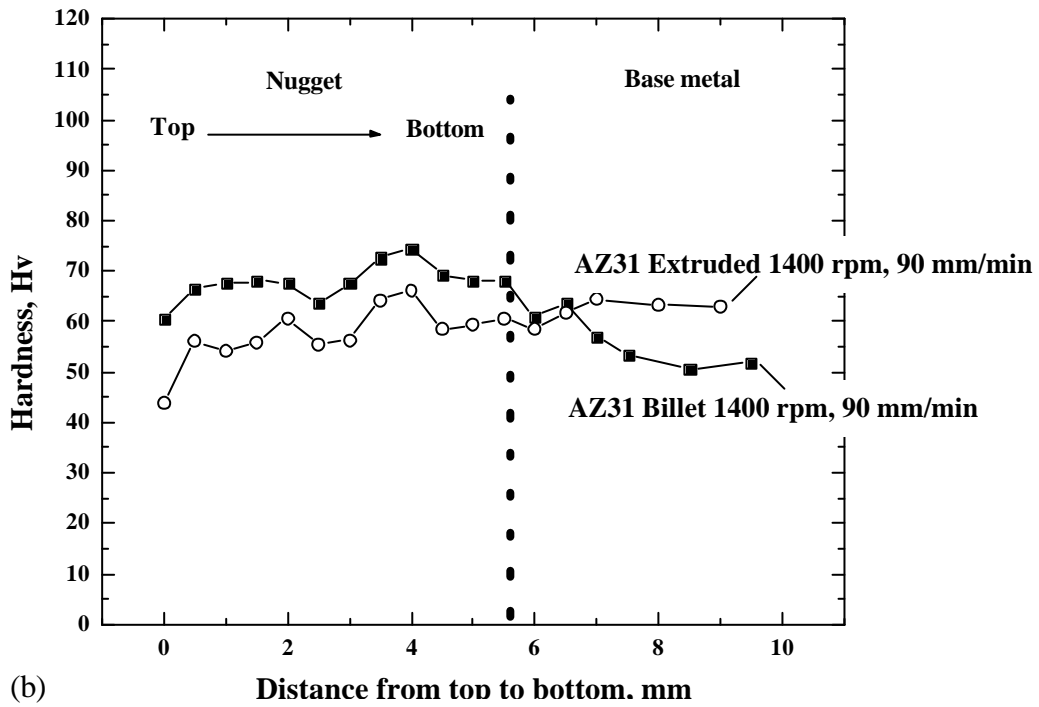


(b)

圖 3-38 AZ31 specimens FSPed at 1000 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下之硬度值。

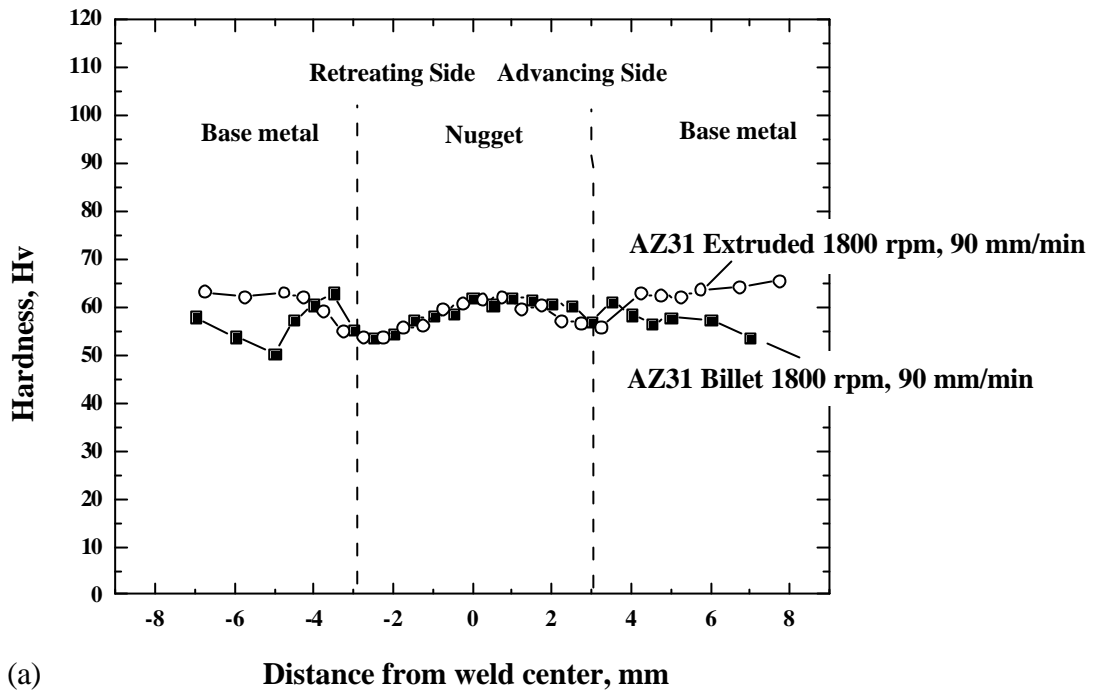


(a)

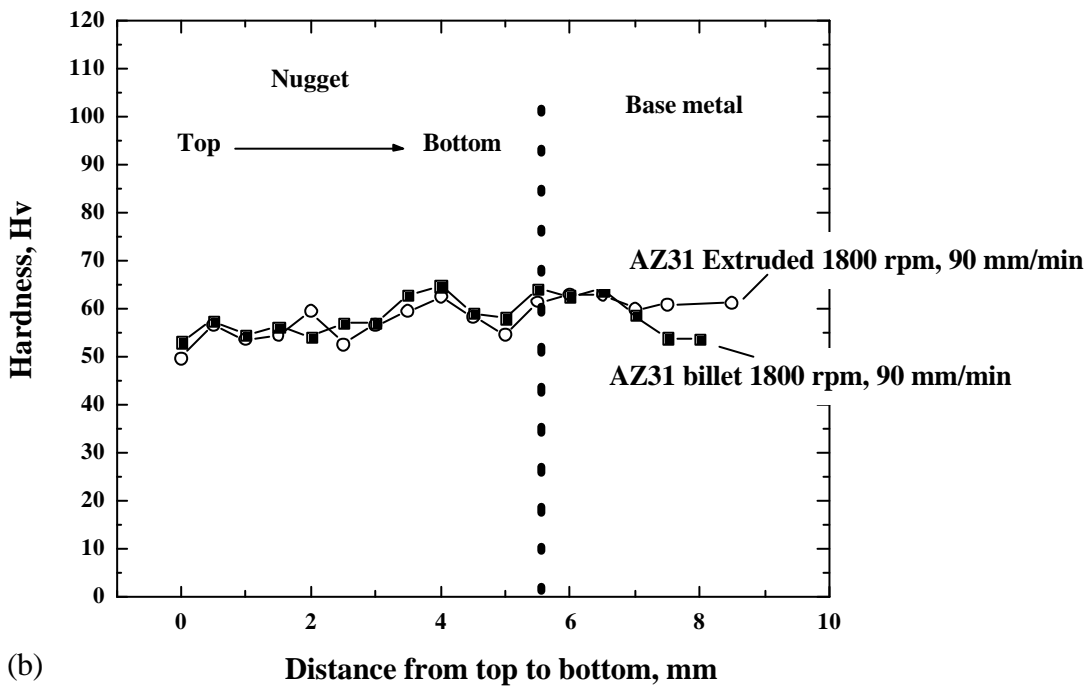


(b)

圖 3-39 AZ31 specimens FSPed at 1400 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下之硬度值。

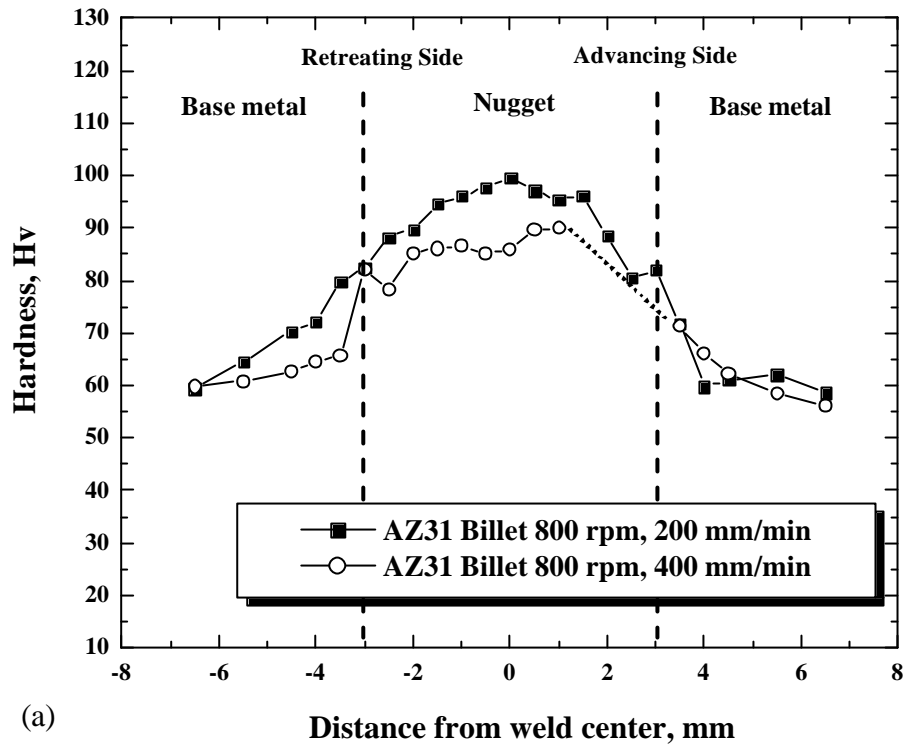


(a)

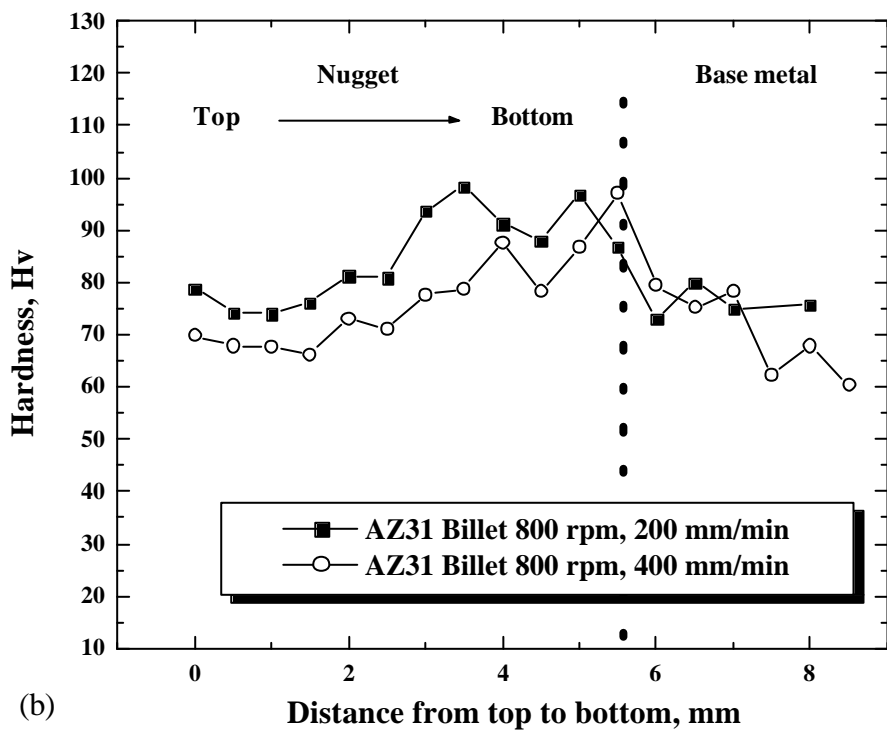


(b)

圖 3-40 AZ31 specimens FSPed at 1800 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下之硬度值。



(a)



(b)

圖 3-41 AZ31 billets FSPed at 800 rpm 200 and 400 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下的硬度值。虛線部分表有缺陷存在。

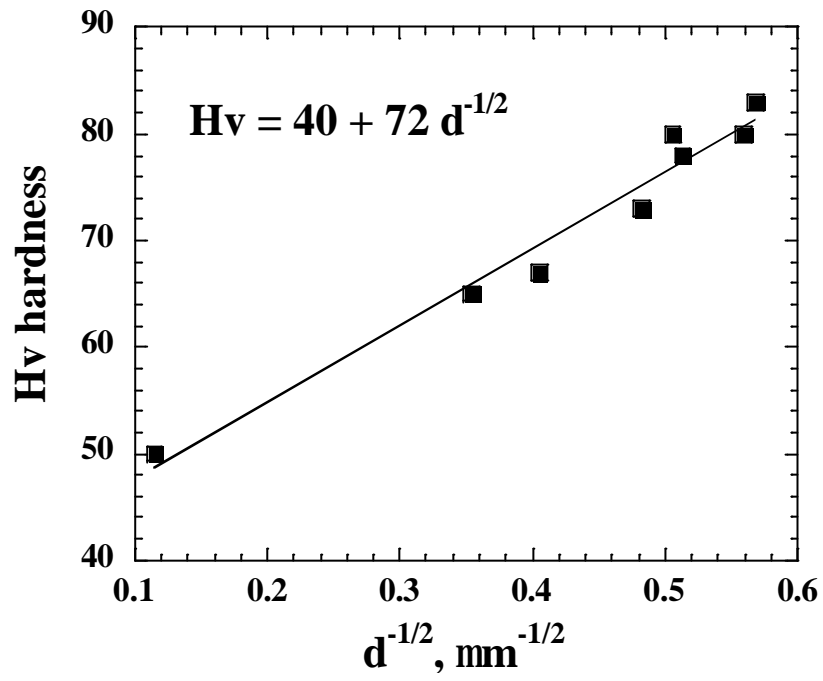
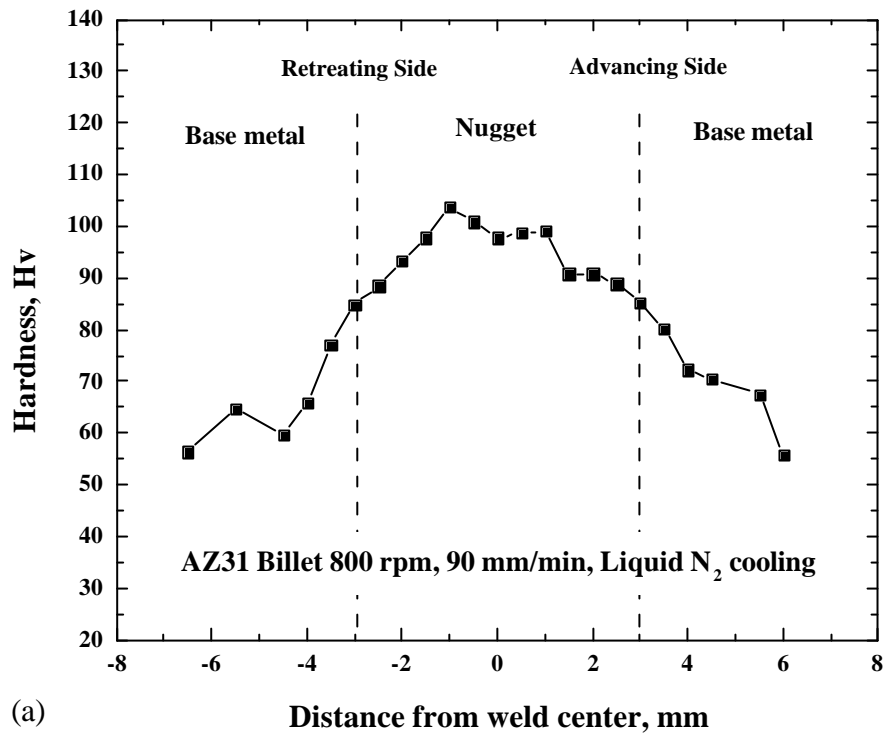
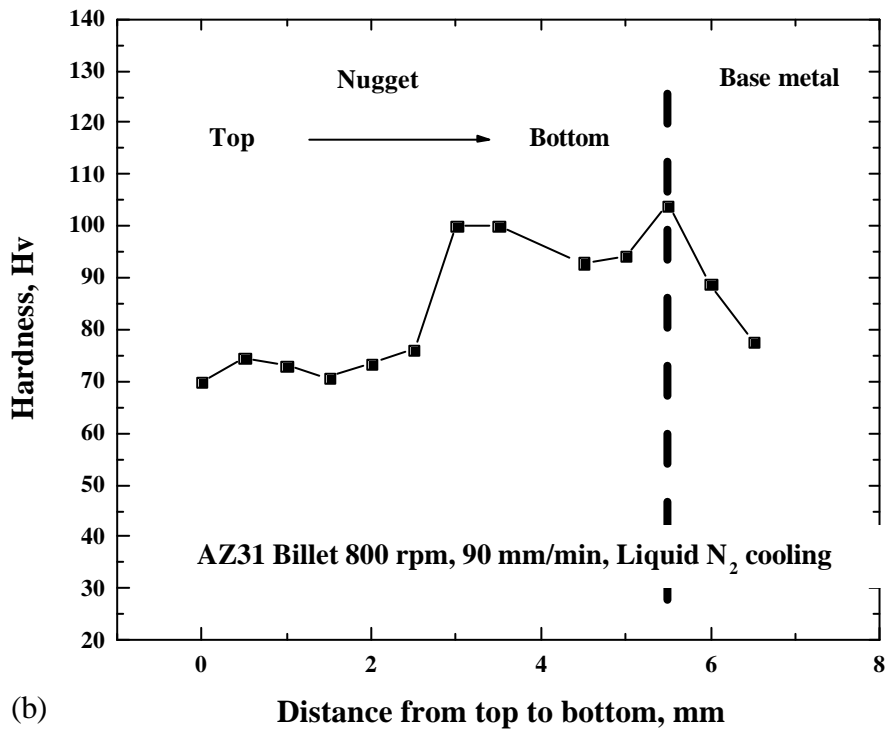


圖 3-42 經 FSP 後晶粒大小之 Hall-Petch 關係式。



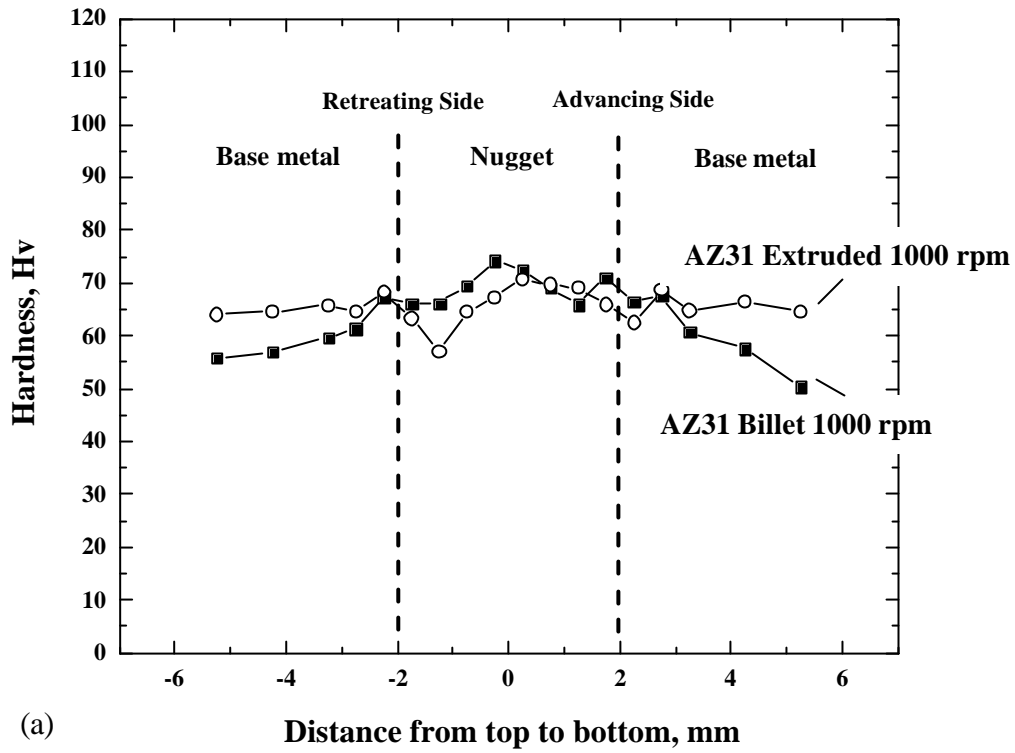
(a)



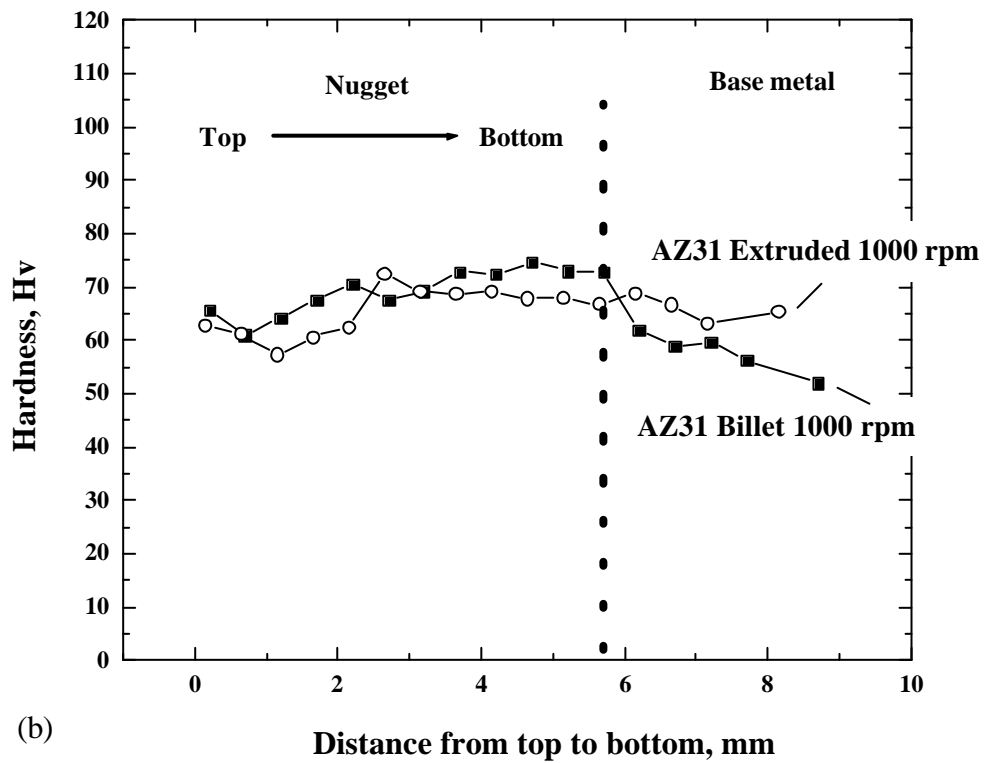
(b)

圖 3-43 AZ31 7 mm 鑄錠材 FSPed at 800 rpm 90 mm/min and cooled by liquid N₂.

(a) 橫截面 (b) 由上到下 之硬度值。



(a)



(b)

圖 3-44 AZ31 specimens FSPed by cone shape tool at 1000 rpm 90 mm/min. (a) 橫截面 (b) 由上到下之硬度值。

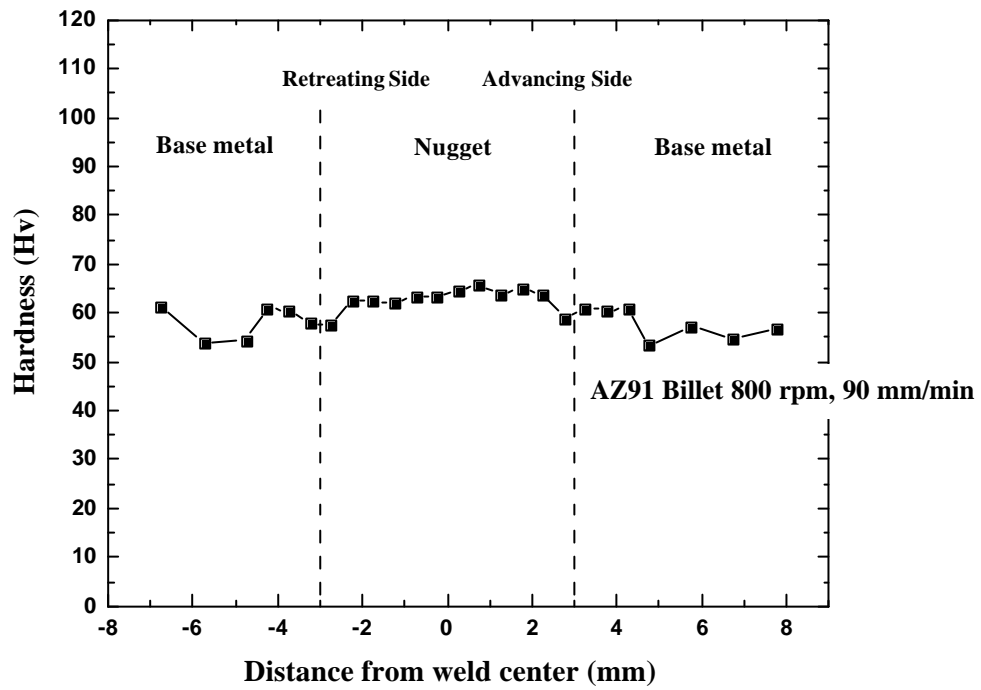
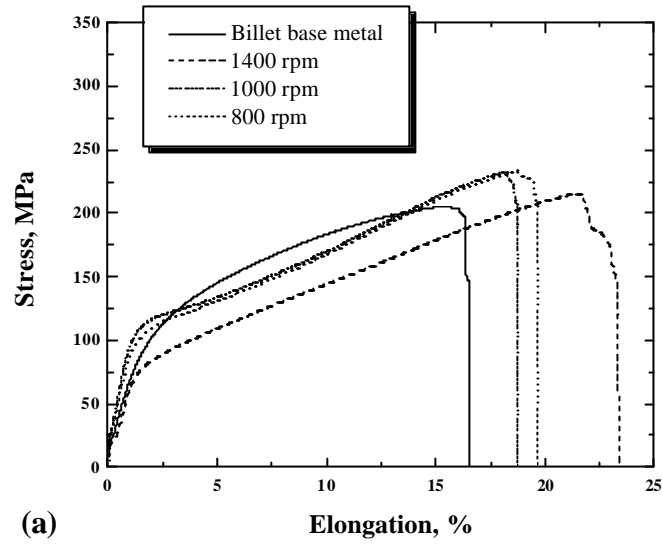
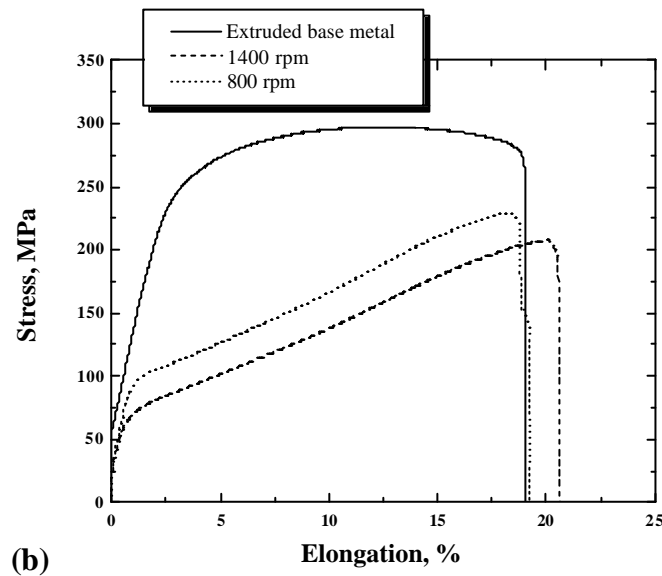


圖 3-45 AZ91 billet FSPed at 800 rpm 90 mm/min 橫截面之硬度值。

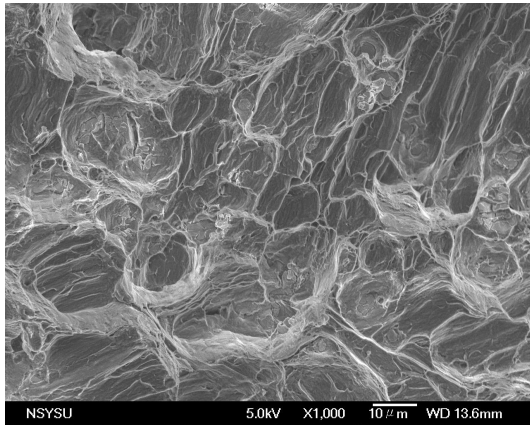


(a)

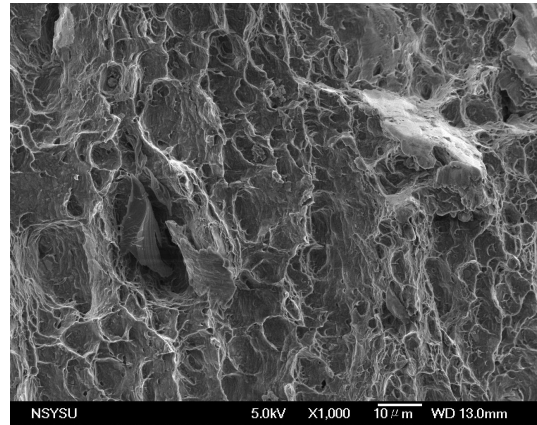


(b)

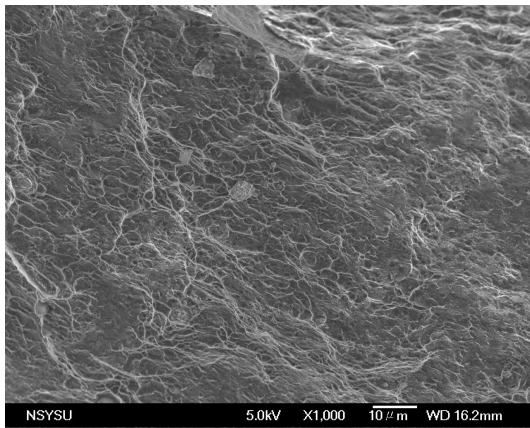
圖 3-46 經 FSP 之鑄錠材與擠型材拉伸工程應力-伸長量曲線圖，前進速度皆為 90 mm/min (a)鑄錠材 (b)擠型材。



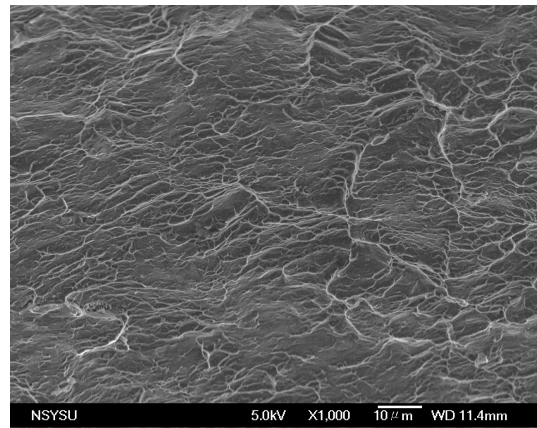
(a)



(b)

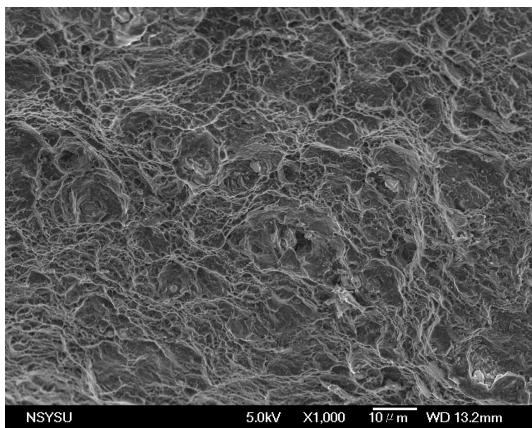


(c)

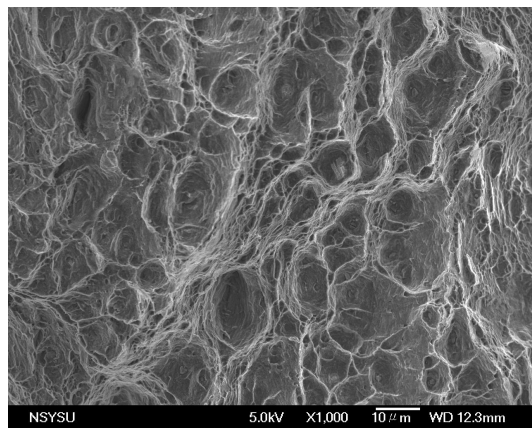


(d)

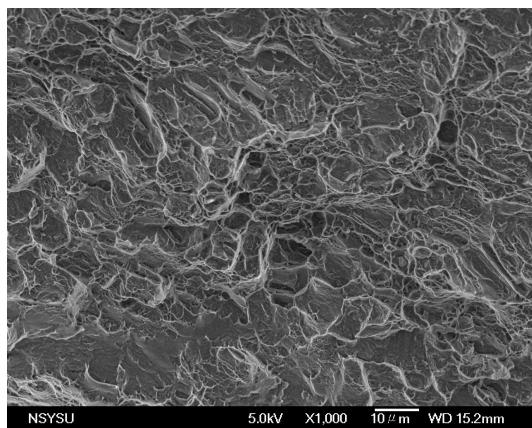
圖 3-47 拉伸試片破斷面之 SEM 觀察。(a)鑄錠母材，(b) FSP 鑄錠材於 800 rpm 90mm/min，(c)FSP 鑄錠材於 1000 rpm 90mm/min，(d) FSP 鑄錠材於 1400 rpm 90mm/min，(e)擠型母材，(f) FSP 擠型材於 800 rpm 90mm/min，(g) FSP 擠型材於 1400 rpm 90mm/min。



(e)



(f)



(g)

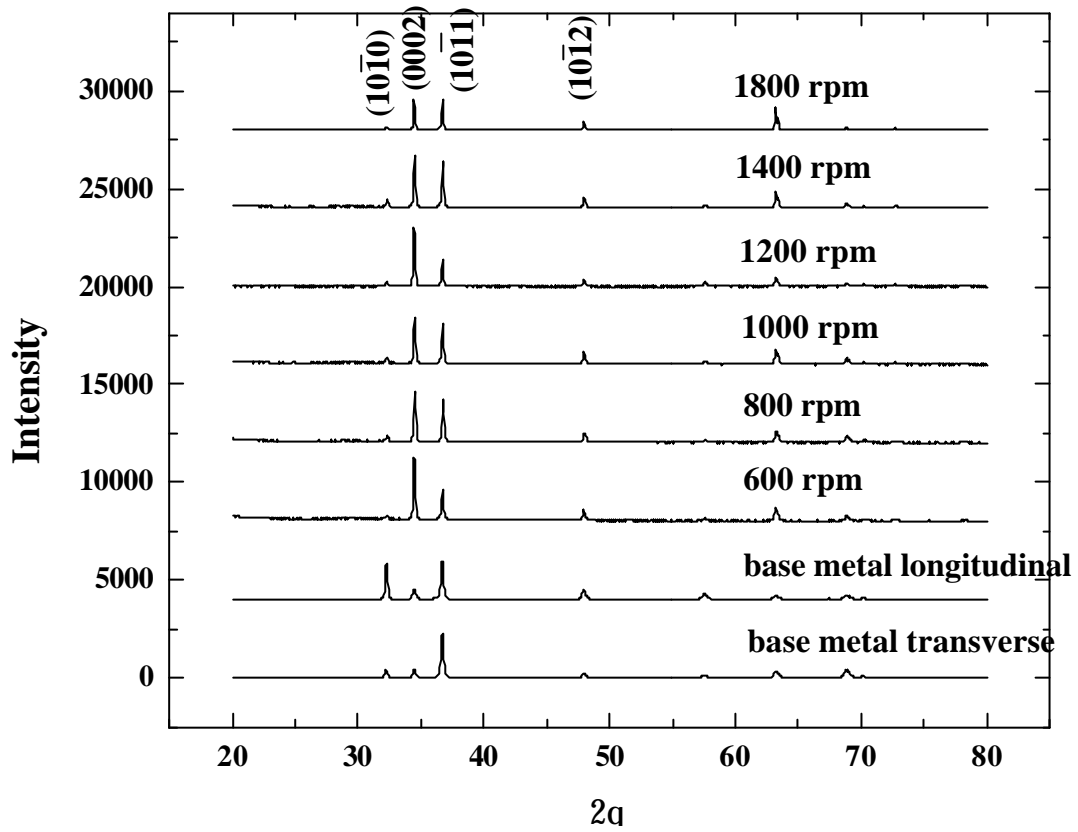


圖 3-48 AZ31 billet specimens FSPed at 90 mm/min and varied rotation speed 之鋸道區橫截面 X 光繞射分析。

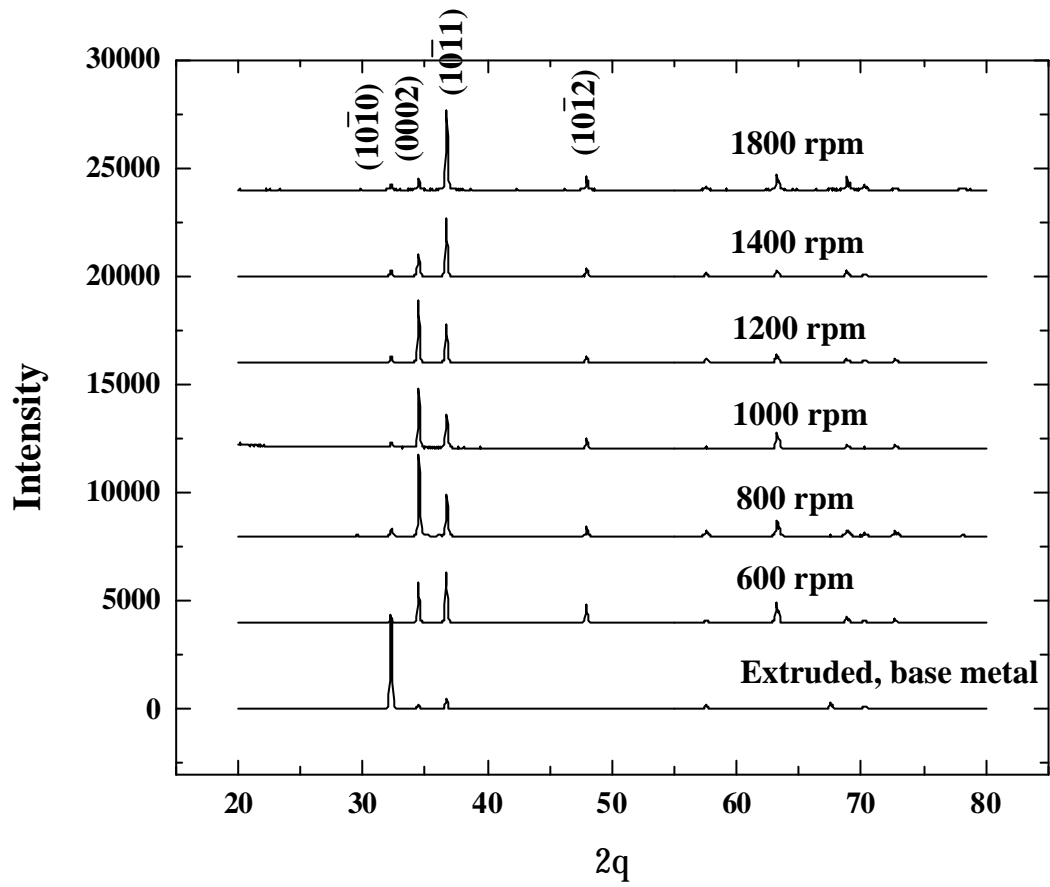


圖 3-49 AZ31 extrusion specimens FSPed at 90 mm/min and varied rotation speed 之鋁道區橫截面 X 光繞射分析。

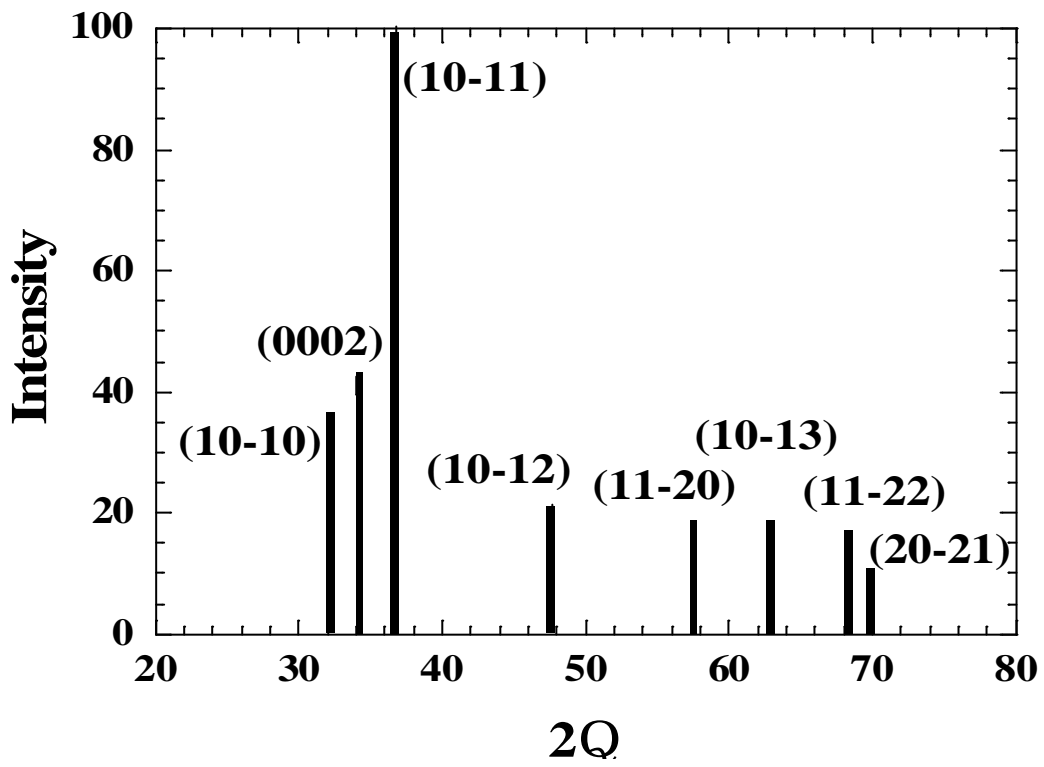
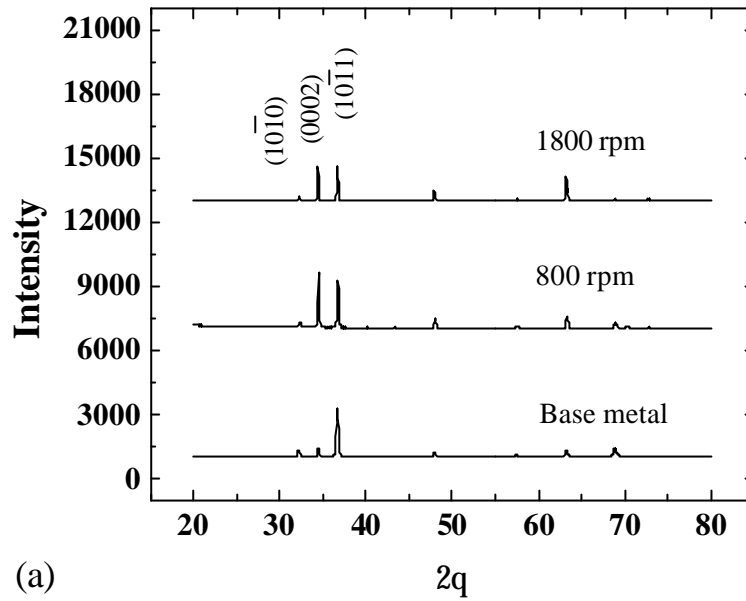
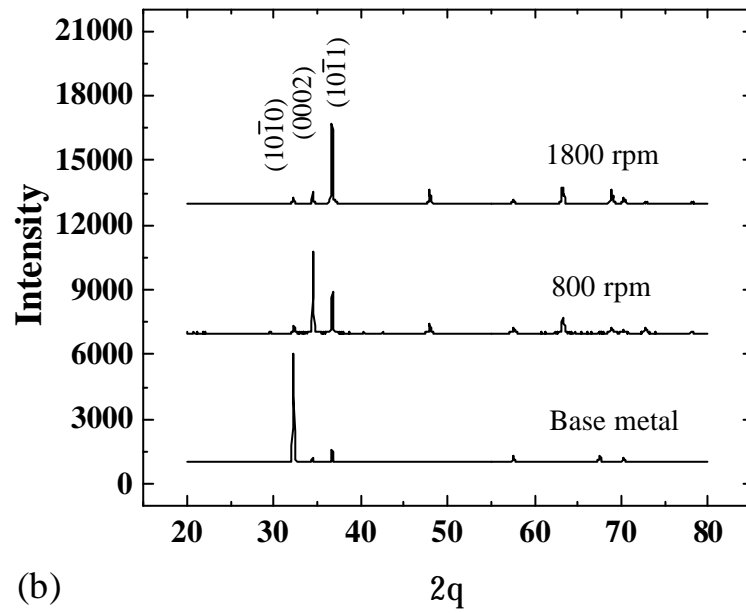


圖 3-50 鎂粉的 X 光繞射圖。



(a)



(b)

图 3-51 X-ray diffraction patterns obtained from (a) billet and (b) extruded plate specimens before or after FSP with a rotation speed of 800 or 1800 rpm.

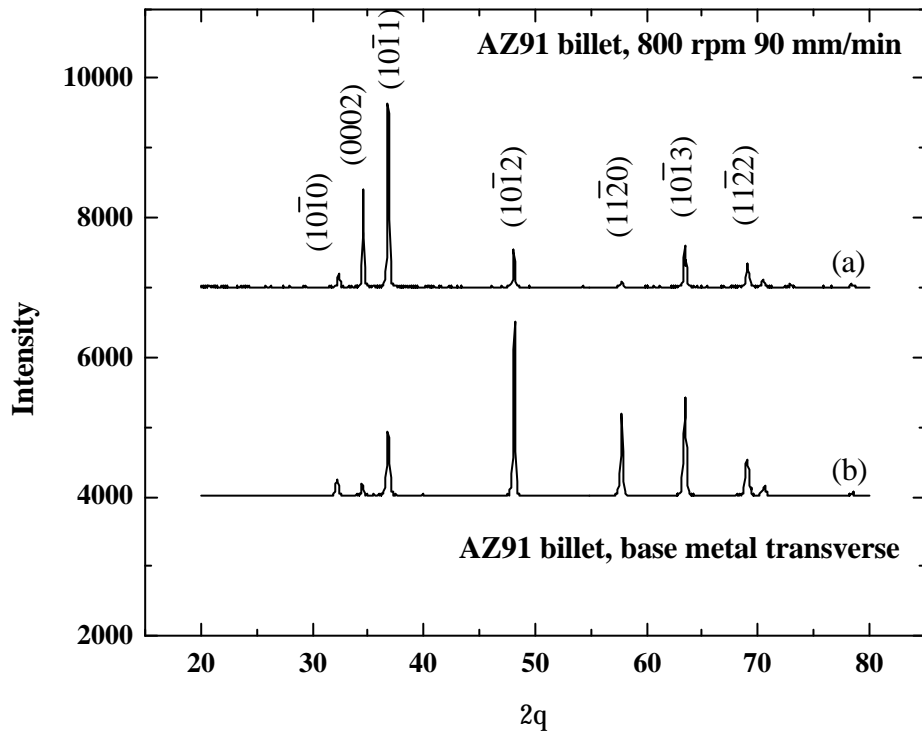


圖 3-52 AZ91D 鎂合金經 FSP 之 X 光繞射分析。(a) 800 rpm 90 mm/min (b) 鑄錠母材。

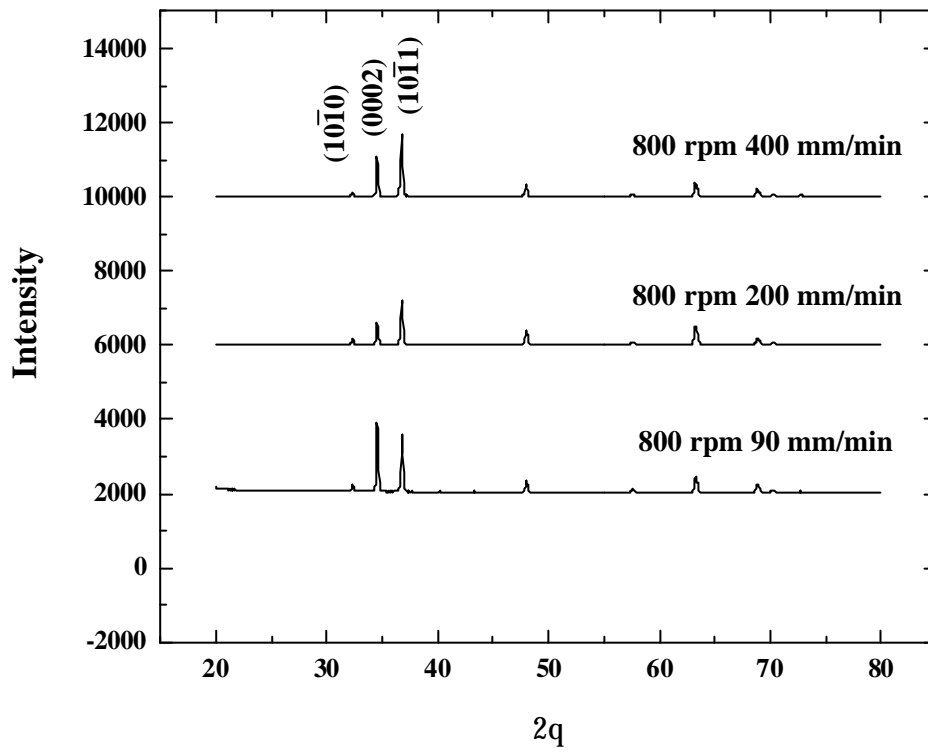


圖 3-53 經 FSP 之鑄鋅材，於相同轉速下不同前進速度於鋁道橫截面之 X-ray 繞射圖。

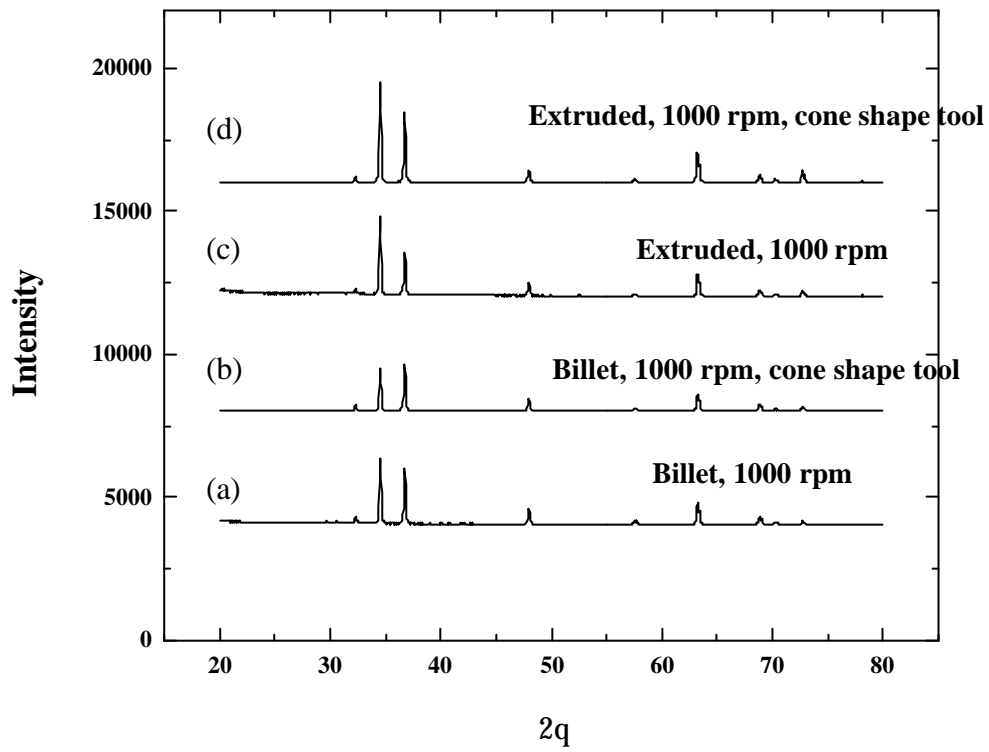


圖 3-54 使用不同之工具頭於鑄錠材及擠型材進行 FSP, 製程參數為 1000 rpm 90 mm/min 於鋁道橫截面之 X-ray 繞射圖。(a)傳統工具頭, (b)圓錐形工具頭, (c)傳統工具頭, (d)圓錐形工具頭。

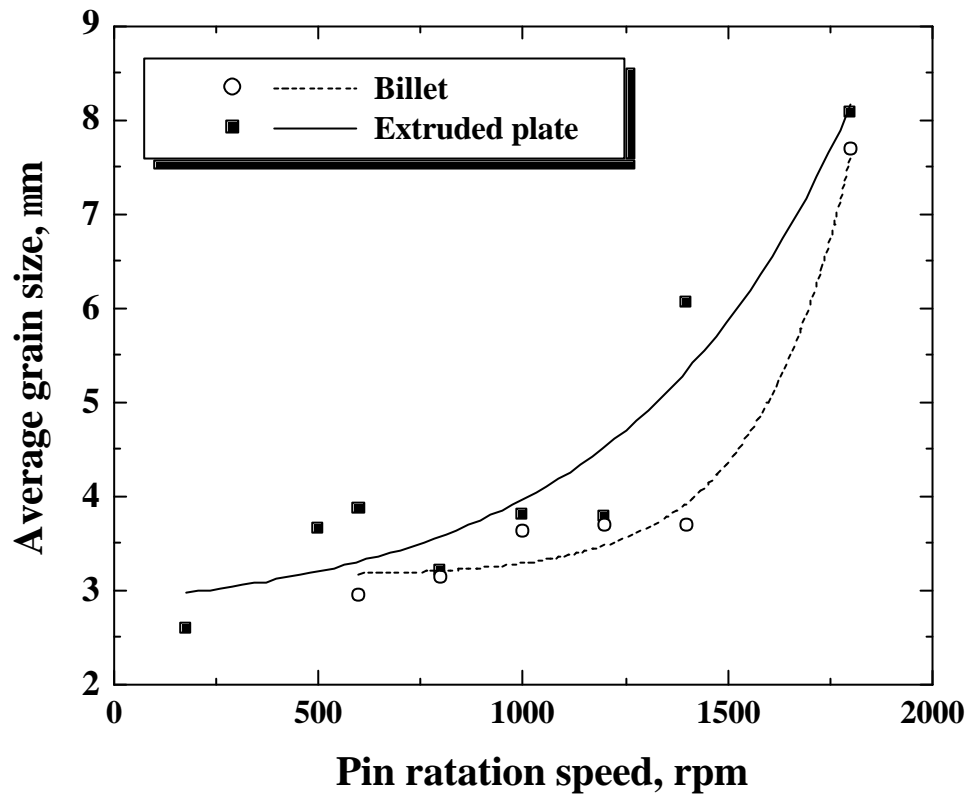


圖 4-1 經 FSP 之鑄錠材與擠型材試片, 鋁道區晶粒大小與旋轉速度變化函數圖

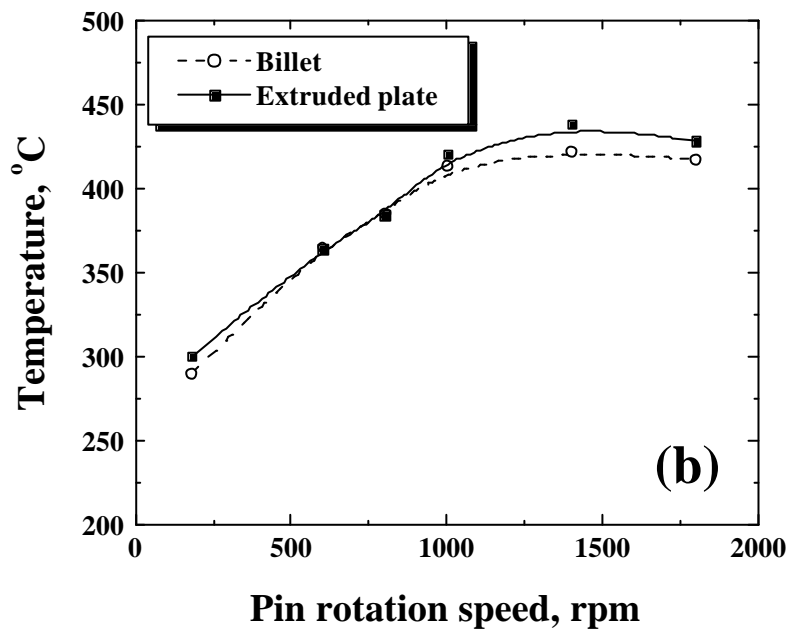
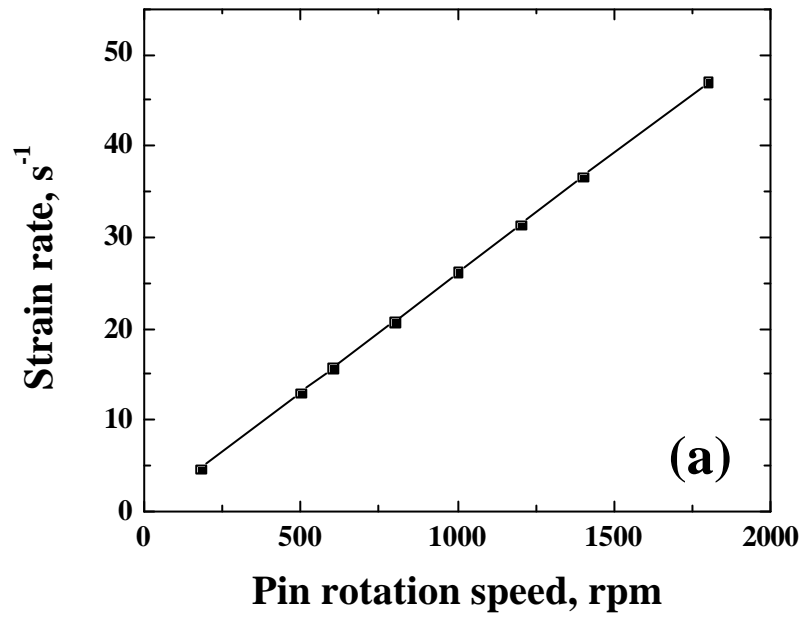


圖 4-2 凸梢旋轉速度與(a)應變速率和(b)溫度之變化關係。

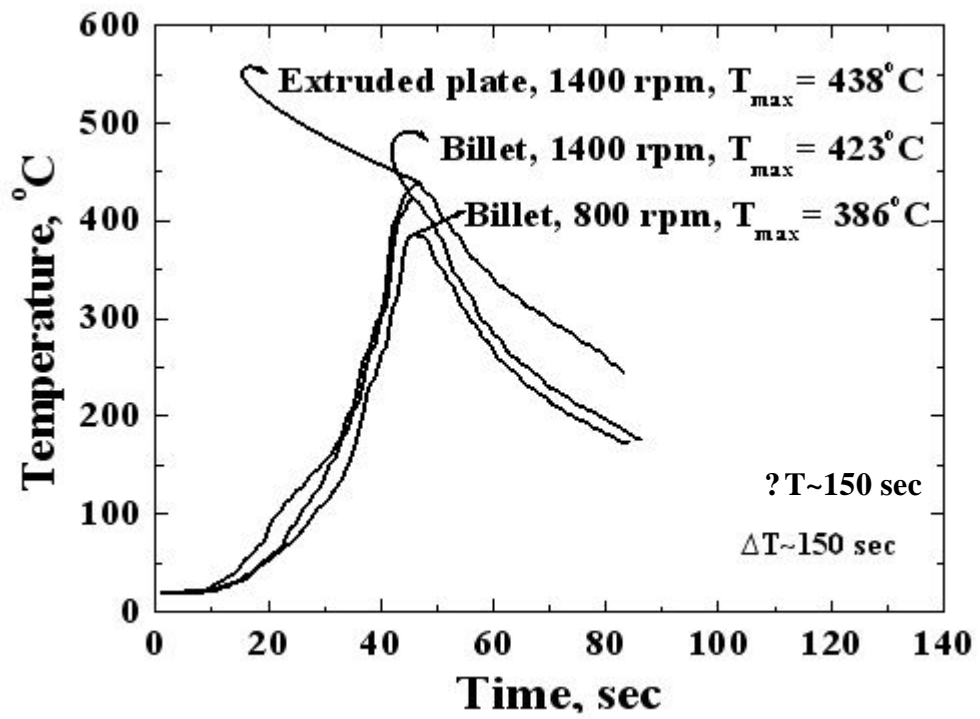


圖 4-3 在不同 FSP 條件下，由置入之熱電偶所量測之溫度變化圖。

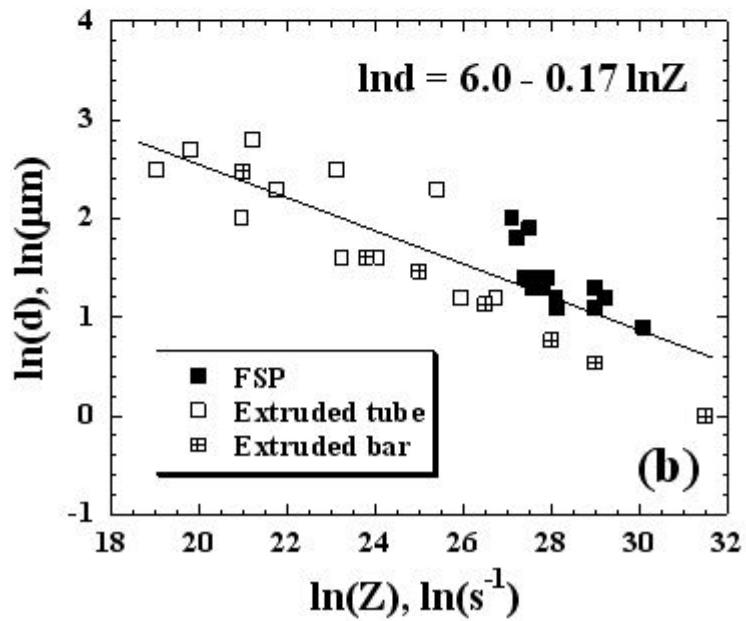
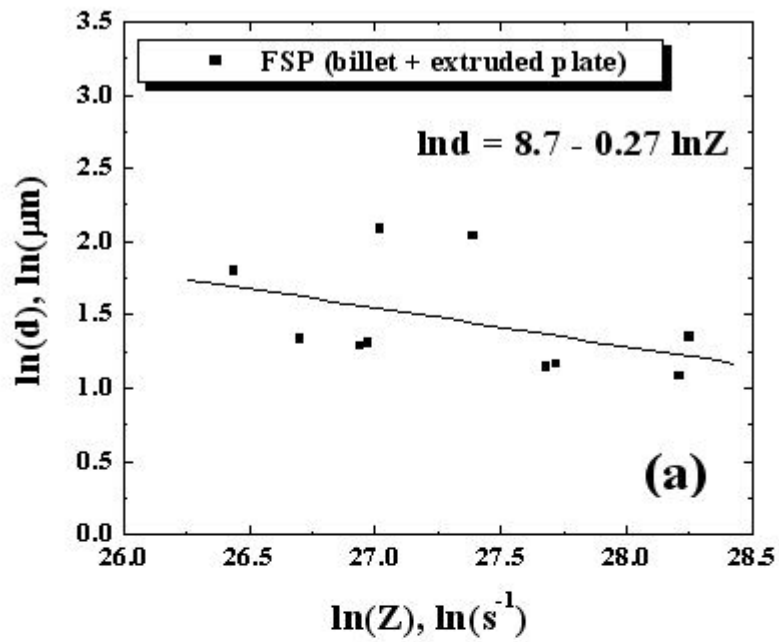


圖 4-4 經(a) FSP 與 (b) extrusion or tension 所得之晶粒大小與 Zener-Holloman 參數作圖[107,108]。經 FSP 之數據(實心方格)亦包含於(b)中以作為比較。

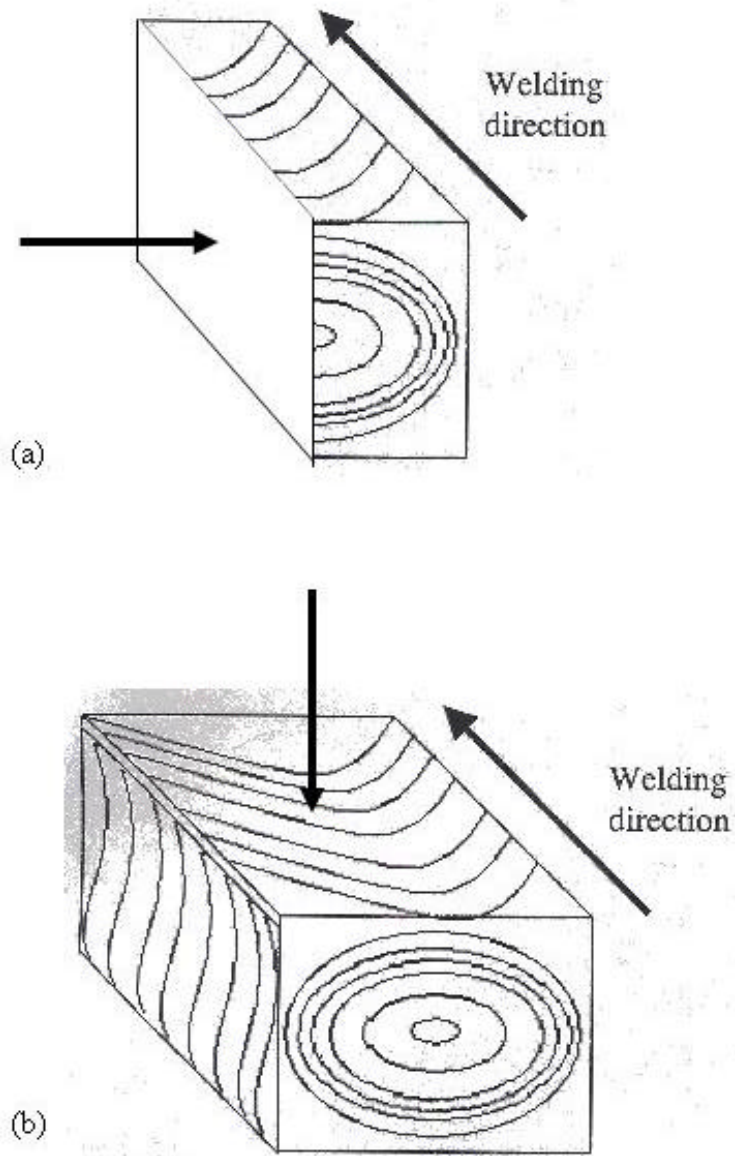


圖 4-5 動態再結晶區 X 光繞射分析示意圖，箭頭所示為 X 光所打方向。

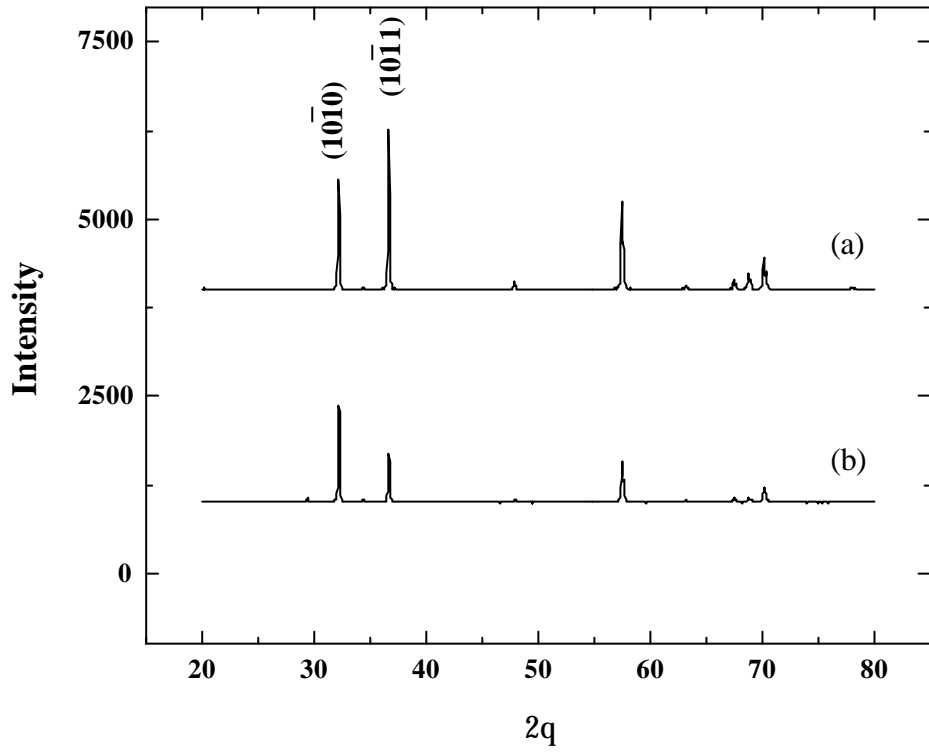


圖 4-6 AZ31 800 rpm, 90 mm/min billet 動態再結晶區之 X 光繞射分析：(a)上方取樣 (b)中間取樣。