

國立交通大學

機械工程學系

碩士論文



等徑轉角反覆擠製模具之開發與實驗

**Development and Experiment of Equal Channel Angular
Repetitive Extrusion Mold**

研究 生：黃柏升

指 導 教 授：徐瑞坤 教 授

中 華 民 國 九 十 八 年 六 月

等徑轉角反覆擠製模具之開發與實驗
**Development and Experiment of Equal Channel Angular
Repetitive Extrusion Mold**

研究 生：黃柏升

Student : Bo-Sheng Huang

指導 教授：徐瑞坤

Advisor : Ray-Quan Hsu

國 立 交 通 大 學
機 械 工 程 學 系
碩 士 論 文
A Thesis
Submitted to Department of Mechanical Engineering
College of Engineering
National Chiao Tung University

in partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of
Master of Science
In

Mechanical Engineering

June 2009

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中 華 民 國 九 十 八 年 六 月

等徑轉角反覆擠製模具之開發與實驗

研究生：黃柏升

指導教授：徐瑞坤教授

國立交通大學機械工程學系碩士班

摘要

鎂合金在常溫之塑性變形能力較差，若要克服此缺點，我們可以使用大量塑性變形法來改善。大量塑性變形法不需要改變鎂合金原料的合金成份，只需要採取塑性變形的方式來累積應變量，即可形成各種不同大小的晶尺寸，達到提高塑性變形能力之特性。

大量塑性變形法現階段並未利用在工業生產中，原因為無法連續進行，而文獻中較受關注的連續大量塑性變形法製程均有其的缺點存在。大量塑性變形法中的等徑轉角擠製法原理是利用兩個交角為 90° 的等徑模具，利用沖頭下壓將材料擠過 90° 轉角，藉此施予材料應變。此方法的優點在於擠製前後胚料截面積不變，擠製後胚料結構與性質均勻且可應用於大尺寸塊材。但因等徑轉角擠製法無法連續進行，而無法達到最好的細化效果。因此我們將針對上面所發生問題點進行改良，設計出一種全新的模具，在改變不同的製程參數下，找出一個最佳的參數組合，來生產出細化效果最佳的鎂合金胚料，並且可以有效提高生產速率，增加它的商業價值。

將本研究所設計出來的模具，以 AZ80 為對象進行以擠製溫度、擠製道次、擠製路徑，這三種參數的實驗組合，由這些實驗組合所求出來的數據來找出最佳的晶粒細化參數。並與先前傳統等徑轉角擠製模具實驗時間作比較，可發現新模具確實可使製程時間有明顯的縮短。

關鍵字：鎂合金、連續大量塑性變形法、等徑轉角擠製

Development and Experiment of Equal Channel Angular Repetitive Extrusion Mold

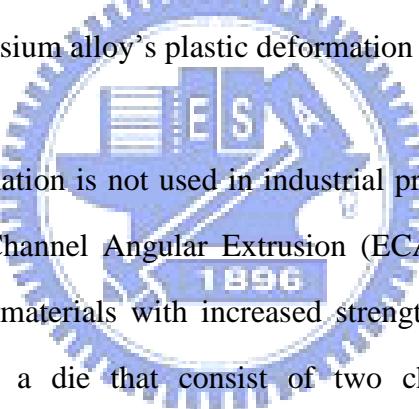
Student : Bo-Sheng Huang

Advisor : Dr. Ray-Quen Hsu

Department of Mechanical Engineering
National Chiao Tung University

ABSTRACT

Magnesium alloy has poor plastic deformation ability under room temperature, in order to overcome the shortcoming, we can use “severe plastic deformation” (SPD) to improve this ability. SPD adopts the plastic deformation to accumulate the stain, which in turn refines the strain size without the adjustment of the alloy composition. The results lead to the improvement of the magnesium alloy’s plastic deformation ability.



Severe plastic deformation is not used in industrial production, because it can not carry out continuously. Equal-Channel Angular Extrusion (ECAE) is a promising technique for obtaining ultra-fine grain materials with increased strength and ductility. During ECAE, a billet is pressed through a die that consist of two channel with equal cross-section, intersecting at an angle. The cross-sectional shape of billet remains nearly unchanged in ECAE process, properties and micro-structure in the billet are very uniform after extrusion, it is often applied to large size piece of material. However, ECAE can not be carried out continuously to achieve the best results of refinement. Therefore, we design a new mold to achieve this result.

In this study, we design the new mold, applied it to AZ80 magnesium alloys, conducted experiment with this mold to find the best parameters combination for grain refinement. We found the new mold significantly reduce the time for continuous ECAE.

Keyword : magnesium, CSPD, ECAE

誌謝

時間飛逝短短兩年碩士生涯很快的就結束了，在這兩年中首先要感謝我的指導教授徐瑞坤老師對我論文上的指導，也因為有老師不斷灌輸我們做研究的方法及態度，論文才能順利完成。感謝論文口試委員向四海教授、與論文口試委員及論文計畫書口試委員洪景華教授與陳仁浩教授對我論文上的指教，讓我的論文得以更加完善。

感謝台科大的向四海教授和林益璋學長在實驗材料上的提供與大力協助，使得實驗才能順利進行，論文得以完成。感謝在 EE407 成形實驗室的所有研究伙伴，博士班梁達嵐學長和江維堂學長給予我研究上的意見與幫助，感謝我的實驗室同學岳賢、宣諭及鍾慧陪我一起修課與學習，感謝學長仁旌、昱劭、偉強在我碩一的時候對我的照顧，感謝實驗室的學弟偉仁、有毅、俊億、立群、人瑜及昇融，謝謝你們，有你們讓實驗室總是天天都很開心。

最後最重要的，感謝我的家人，感謝爸爸媽媽 20 幾年來對我的付出與養育之恩，讓我在求學的路上順利沒有牽掛，謝謝你們。

柏升 謹識
2009.7

目錄

中文摘要.....	i
英文摘要.....	ii
目錄.....	iii
表目錄.....	vi
圖目錄.....	vii
第一章 序論.....	1
1-1 研究背景.....	1
1-2 研究動機與內容.....	4
第二章 文獻回顧.....	9
2-1 鎂合金簡介.....	9
2-1-1 鎂合金命名方式.....	9
2-1-2 鎂合金優點.....	9
2-2 晶粒細化之影響.....	10
2-3 晶粒細化之原理.....	11
2-3-1 回復.....	12
2-3-2 再結晶.....	12
2-4 晶粒細化之方法.....	13
2-5 大量塑性變形法.....	14

2-5-1 等徑轉角擠製之介紹	15
2-5-2 等徑轉角擠製之變形原理	16
2-5-3 等徑轉角擠製之製程參數	18
2-5-3-1 挤製路徑	19
2-5-3-2 挤製道次	21
2-5-3-3 挤製溫度	22
2-6 其它連續大量塑性變形法	23
2-7 傳統等徑轉角擠製法之實驗步驟	26
第三章 等徑轉角反覆擠製模具之介紹	38
3-1 設計概念	38
3-2 模具零件介紹	39
3-2-1 實驗模具	39
3-2-2 沖棒	39
3-2-3 拔沖棒夾具組	40
3-2-4 固定模具夾具組	40
3-3 等徑轉角反覆擠製模具之實驗介紹	41
3-3-1 路徑 Bc	41
3-3-2 路徑 C	41
3-3-3 路徑 A	42

第四章 研究方法與實驗步驟.....	49
4-1 實驗材料.....	49
4-2 實驗設備.....	49
4-3 實驗步驟.....	50
4-3-1 等徑轉角反覆擠製實驗之流程.....	50
4-3-2 金相觀察流程.....	52
4-3-3 退火處理流程.....	55
第五章 實驗結果與討論.....	62
5-1 等徑轉角反覆擠製模具之優點.....	62
5-2 不同參數下進行等徑轉角擠製對於晶粒組織之影響.....	63
5-2-1 挤製溫度之影響.....	63
5-2-2 挤製道次之影響.....	65
5-2-3 挤製路徑之影響.....	65
5-3 退火觀察.....	66
第六章 結論與未來展望.....	73
6-1 結論.....	73
6-2 未來展望.....	74
參考文獻.....	75

表目錄

表 1- 1 常見金屬元素表	7
表 2- 1 一般金屬材料與超塑性材料之變形比	28
表 2- 2 鎂合金命名方式	29
表 2- 3 傳統 ECAE 模具實驗各步驟所需花費的時間	30
表 4- 1 AZ80 化學組成成份分析表	56
表 4- 2 AZ80 物理特性及室溫下機械性質	56
表 4- 3 實驗各步驟所需花費的時間	57
表 5- 1 AZ80 原素材之顯微組織	68
表 5- 2 改變溫度參數之顯微組織	68
表 5- 3 改變擠製次數參數之顯微組織	68
表 5- 4 改變路徑參數之顯微組織	68

圖目錄

圖 1- 1 一般金屬材料與超塑性材料之變形比較	7
圖 1- 2 一般材料與超塑性材料特性比較.....	8
圖 1- 3 超塑性之應變速率與晶粒尺寸之關係.....	8
圖 2- 1 多邊形化過程中刀差排的重排(a)晶體被彎曲後，過剩的差排仍留在活躍的滑移面(b)經過多邊形化後，差排重新排列.....	30
圖 2- 2 動態再結晶過程.....	31
圖 2- 3 幾何動態再結晶過程 (a) 低應變 (b) 高應變所產生的次晶粒 ...	31
圖 2- 4 ECAE 之原理.....	32
圖 2- 5 無導角之 ECAE 製程剪應變.....	32
圖 2- 6 有導角之 ECAE 製程剪應變.....	33
圖 2- 7 ECAE 擠製方位示意圖.....	33
圖 2- 8 試棒 X、Y、Z 面經第一個道次後的剪應力特性	34
圖 2- 9 純鋁在不同溫度下的微結構之電子繞射顯微鏡圖	34
圖 2- 10 累積滾壓製程之流程圖.....	35
圖 2- 11 可連續反折曲伸直強化法製程之示意圖	35
圖 2- 12 往復式擠型製程之示意圖.....	36
圖 2- 13 道次等徑轉角擠製之示意圖.....	36
圖 2- 14 ECAP-Conform 製程之示意圖	37

圖 2- 15 “Push-Pull”連續大量塑性變形製程之示意圖	37
圖 3- 1 等徑轉角反覆擠製之模具.....	43
圖 3- 2 沖棒(1)	43
圖 3- 3 沖棒(2)	44
圖 3- 4 拔沖棒夾具組.....	44
圖 3- 5 固定模具夾具組.....	45
圖 3- 6 實驗模具與各零件組合圖.....	45
圖 3- 7 路徑 B_C 兩道次之流程圖(a)~(k).....	47
圖 3- 8 路徑 C 一道次之流程圖(a)~(e).....	47
圖 3- 9 路徑 A 一道次之流程圖(a)~(f).....	48
圖 4- 1 實驗流程圖	58
圖 4- 2 金相觀察流程圖	58
圖 4- 3 100 噸油壓式壓床	59
圖 4- 4 模具加熱設備	60
圖 4- 5 可程式控制之熱處理爐.....	60
圖 4- 6 製作金相觀察圖檔之流程圖(a)~(d).....	61
圖 4- 7 Matrox Inspector 8 影像分析軟體	61
圖 5- 1 AZ80 原素材之顯微組織	69
圖 5- 2 (200°C)A 路徑經 ECAE 4 道次後之顯微組織.....	69

圖 5- 3 (220°C)A 路徑經 ECAE 4 道次後之顯微組織.....	69
圖 5- 4 (240°C)A 路徑經 ECAE 4 道次後之顯微組織.....	70
圖 5- 5 (240°C)A 路徑經 ECAE 1 道次後之顯微組織.....	70
圖 5- 6 (240°C)A 路徑經 ECAE 8 道次後之顯微組織.....	70
圖 5- 7 (240°C)C 路徑經 ECAE 4 道次後之顯微組織.....	71
圖 5- 8 (240°C)Bc 路徑經 ECAE 4 道次後之顯微組織	71
圖 5- 9 (200°C)Bc 路徑經 ECAE 8 道次後之顯微組織	71
圖 5-10 (200°C)Bc 路徑經 ECAE 8 道次之退火處理後的顯微組織	72



第一章 序論

1-1 研究背景

輕金屬材料產業之發展，符合目前節約能源、降低二氧化碳排放、資源回收等全球性環保訴求。透過輕金屬新材料，新製程之研發成果，可以製造出輕量化、超薄化、除電磁波干擾、表面質感佳、散熱佳之高附加價值產品，目前輕金屬的應用領域包含運輸工具、一般民生用品外、更跨足電腦及 3C 等高科技產品。

一般常見的輕金屬中，以鎂、鋁、鋅三種最為耳熟能詳，其中又以比強度高、質量輕的鎂合金最受重視，由表 1-1 可以知道，鎂的比重為 1.74，約為鋁的 $2/3$ 、鐵的 $1/5$ ，塑膠材料比重雖然較鎂合金低，但是鎂合金強度卻比塑膠材料高。



鎂合金的熱傳導率優越，用於機械內部或外部零件時，散熱效果佳。基於質量輕、散熱佳、比強度高及可以回收再利用之環保意志抬頭等條件下，電子資訊產品已有一部分的機殼及內部結構零件已由原來的工程塑膠材料轉為以鎂合金為主的輕金屬材料。

在鎂合金的成形技術上，目前主要是以壓鑄法(Die casting)與半固態成形法(Semi-solid Metal Forming, SSF)為主流。工業上仍是以壓鑄法為主，凡熔點低於 800°C 的金屬材料，可以使用鋼鐵金屬模具，除了可以製作精度較高的鑄件外，藉由壓鑄法之高速操作，亦可以提

升生產速率，且因鋼鐵金屬模具壽命高，可有效降低模具成本。由於符合低熔點的金屬材料只有鎂、鋁、鋅三種，雖然鋁的熱傳導速率居冠，但鎂比重只有鋁的 $2/3$ 、鋅的 $1/4$ ，因此鎂仍是金屬材料的首選。然而，壓鑄成形的製程所生產的鎂合金工件材料不夠密實，容易有氣孔及縮孔形成，造成疲勞強度不足，並不適用於安全結構上。至 1970 年 MIT 發現半固態合金材料的黏滯性低，且其流動性可經由剪應力加以控制，有利於成形的現象，並於 1987 年研發出一種有效解決前述壓鑄工件孔隙問題的觸變成形法。其後，美國 Cornell 大學則於 1996 年開發出另一種半固態的流變成形技術。由於半固態成形製程技術的開發，其半固態材料特殊的顯微結構，可以使得過去傳統鑄造方式的高強度鋁鎂合金最受人詬病的缺點—延展性太低，得以有效的改善。

但其設備與原料費用觸變成形製程較一般壓鑄製程為高，且良率與生產性仍低，且由於製程關係，會使得半固態成形零件產生下列缺陷：

- (1) 固液相分離的巨觀偏析
- (2) 表面起泡(Blister)
- (3) 冷接紋(Cold Shuts)
- (4) 未填充滿(Non-Fill)
- (5) 表面風紋(Surface Blow)
- (6) 热裂(Hot Tear)

因此，為了改善上述的各種缺點，製程的改善或發展將是必要的條件。

鎂是屬於六方緊密堆積(Hexagonal Close Packed Structure；HCP)的方式排列，其在常溫之塑性變形能力較差，是產品應用上的一大限制。若要使鎂合金克服此一缺點，要讓鎂合金材料經過某些處理，並且在特殊的環境下，例如：在溫度大於材料熔點溫度一半之下，施予低的應變速率能使材料之伸長量達到 200~300% 以上。若達到超塑性成形條件，作拉伸試驗過程中便不會有局部頸縮(Necking)的現象發生，有別於一般材料如圖 1-1 所示，且幾乎沒有加工硬化的產生，而是以均勻(Post-Uniform)的方式變形，如圖 1-2 所示[1]。有了此種優良塑性的合金材料，在特殊的加工條件下，藉由其加工成形只需低流變應力的特性，鎂合金材料將可以更容易填充模穴，而更可能以近淨形(Near Net Shape)的方式完成加工，來完成各種複雜形狀的成品，也因此，近年來有大量的人力投入於鎂合金材料的開發。

改善鎂合金之塑性變形能力的研究大致分為三個方向：

(1) 合金成分之改善

添加稀土族元素或添加各種合金成份來改善鎂合金的延展性。

(2) 複合材料之添加

添加如 SiC、TiC、AlN 粉末等於鎂合金基材中。

(3) 热機處理(Thermal-Mechanical Treatment，TMT)

Bussiba 等人[2]藉由熱機處理，對鎂合金的塑性變形能力有正面幫助，亦能提昇室溫之延展性。

(4) 大量塑性變形法(Severe Plastic Deformation, SPD)

由於大量塑性變形法不需要改變鎂合金原料的合金成份，只需要採取塑性變形的方式來累積應變量，即可組成各類型不同的晶粒細化製程，比起以上方法，大量塑性變形法較為經濟且多樣化，便可達到提高塑性變形能力之特性，為目前備受注目的方法。

1-2 研究動機與內容



製造各種機械零件及產品時，我們總是會有兩種普遍的要求，第一是希望產品耐磨、耐用且強度高，第二是希望製程簡單方便且省時省力。但是這兩者往往是互相矛盾，因為強度高的材料加工起來往往製程繁複、費時費力且成本昂貴。所以，研究金屬材料時，就是由這兩方面考慮，第一是從使用的角度去考慮它的強度、硬度，第二是從製造的角度去考慮它的塑性、成形性。

若想要讓材料擁有一般金屬的強度、硬度，及超越一般金屬的塑性、成形性，則主要有下面兩種條件：

(1) 材料條件：

擁有細晶粒組織之材料，通常是雙向結構（共晶或共析）或具有微細的散佈相，使其晶粒在高溫下不易成長。

(2) 製程條件：

這類不要求材料具有細晶粒，但是需在一定的溫度範圍及各種條件下進行，始獲得擁有一般金屬的強度、硬度，及超越一般金屬的塑性、成形性之狀態。

鎂合金若要達到理想的合金狀態，主要是應用第一類細晶組織，晶粒越小，可提供更多的晶界供應晶界滑動，根據多種合金測試數據歸納可知：應變速率與晶粒尺寸倒數的對數關係成一直線，如圖1-3所示[3]，也就是說晶粒大小與塑性變形能力的表現存在著反比關係；晶粒越小，塑性變形的能力越佳。

同一製程在不同的條件下，例如不同的溫度、壓力、回火時間下、可以單就合金晶粒大小，作為塑性優劣的指標。現今發展之細晶粒製程方法有許多種，利用大量塑性變形法產生超細晶粒，一直是材料科學界關注的焦點，而大量塑性變形法中很多製程只能停留在實驗階段，無法利用在工業生產中，原因是因為無法連續進行大量塑性變形，以至於生產效率低，所以，我們將設計出一種全新的模具來進行連續大量塑性變形(Continuous Severe Plastic Deformation，CSPD)。

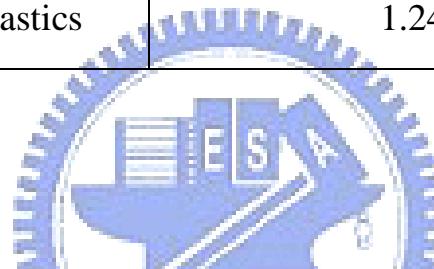
先前文獻中較受關注的連續大量塑性變形法有累積滾壓(Accumulative Roll Bonding，ARB)、反折曲伸直強化法(Repetitive Corrugation and Straightening，RCS)...等，以上連續大量塑性變形法

製程均有它的缺點存在，例如：累積滾壓和反折曲伸直強化法皆只能做板材，無法生產出截面積較大的塊材。

大量塑性變形法中的等徑轉角擠製法在擠製一次後即可獲得大量塑性變形，且胚料截面積不因擠製後有所改變，擠製後胚料結構與性質均勻，可有效消除孔洞，提升機械性質且可應用於大尺寸塊材，但因等徑轉角擠製法無法連續進行，例如：每擠完一個道次後，必須將胚料取出再轉向，才能進行下一個道次，而不能達到連續的大量塑性變形，或是若以不取出胚料的方式連續擠製，則製程的路徑便受限制，無法達到最好的細化效果，因此我們將針對上面所發生問題點進行改良，設計出一種全新的模具，在改變不同的製程參數下例如：溫度、擠製路徑、擠製道次...等，找出一個最佳的參數，來生產出細化效果最佳的鎂合金胚料，並且可以有效提高生產速率，增加它的商業價值。

表 1-1 常見工業用材料之密度

	Density(g/cm³)
Magnesium	1.74
Aluminum	2.7
Zinc	7.14
Copper	8.96
Iron	7.87
Engineering Plastics	1.24~1.43



Ductile metal



Superplastic materials

圖 1-1 一般金屬材料與超塑性材料之變形比較

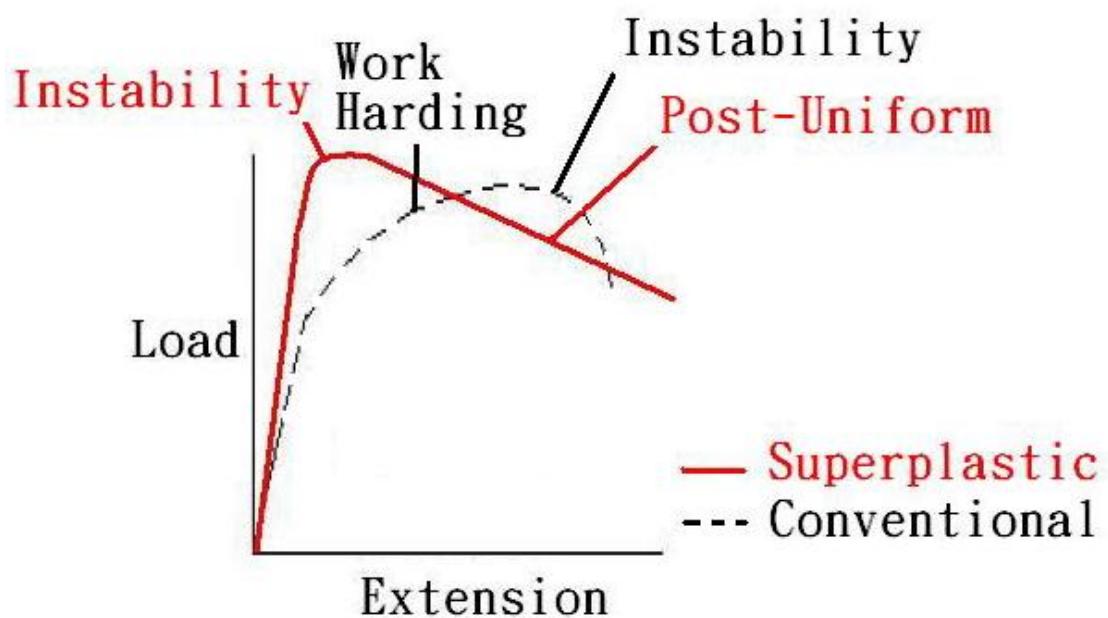


圖 1-2 一般材料與超塑性材料特性比較[1]

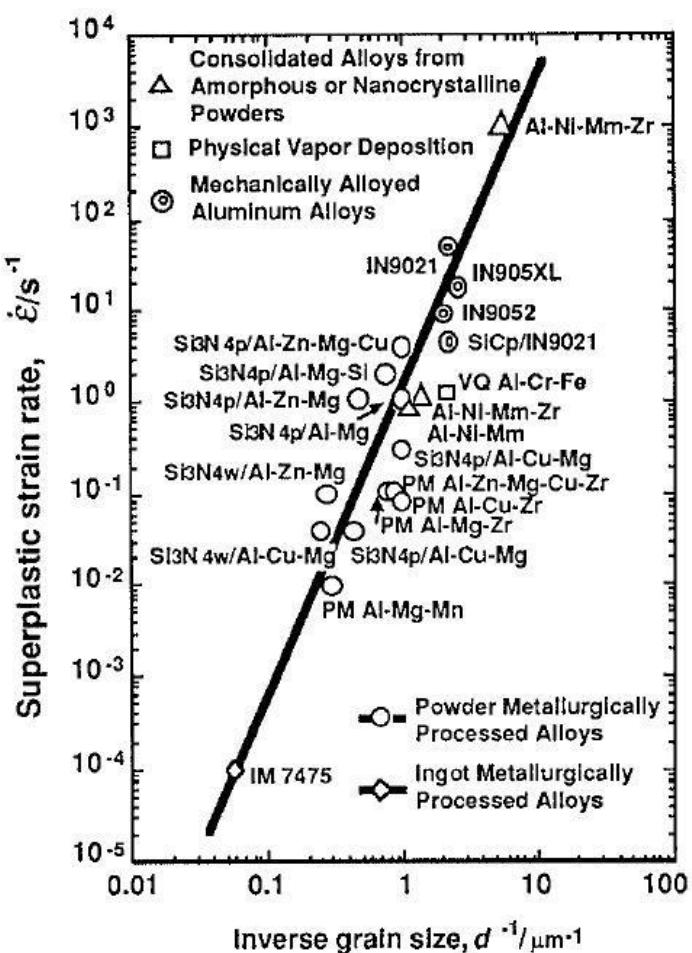


圖 1-3 應變速率與晶粒尺寸之關係[3]

第二章 文獻回顧

2-1 鎂合金簡介

鎂(Magnesium, Mg)在地殼中的含量約為 2.77%，為地表所含第八大豐富元素，最普通之鎂礦是白雲石($MgCO_3 \cdot CaCO_3$)和菱鎂礦石($MgCO_3$)，其次為水鎂石($MgO \cdot H_2O$)和水鹵石($MgCl_2 \cdot KCl \cdot 6H_2O$)。還有大量的鎂儲存於海水中，佔海水的 0.14%，於海水中含量第三的元素，其製造始祖為西元 1808 年的英國人漢佛萊・戴唯(Humphrey)。鎂呈銀白色，其結構為六方緊密堆積(HCP)，比重在固態時($20^\circ C$)為 1.738 g/cm^3 、在熔融狀態時($700^\circ C$)為 1.572 g/cm^3 、熔點 $651^\circ C$ 、沸點 $1107^\circ C$ 、比熱為 $0.25 \text{ cal/g}^\circ C$ 、熔解潛熱 89 cal/g ，於週期表中屬於 2A 鹼土族、原子序為 12、原子量為 24.32。

2-1-1 鎂合金命名方式

鎂合金之命名根據 ASTM-B275 標準規定[4]，名稱分為四個部份，如表 2-1 所示，第一部分表示兩種主要所添加合金的元素，第二部分表示兩種主要所添加合金的元素之比例，第三部份表示非主要和次要合金元素外的其他合金元素，第四部分表示合金狀態及性質。

2-1-2 鎂合金優點

一般來說鎂合金的優點有以下幾點：

- (1) 鎂合金比重約 1.7，為鋁合金比重 2.7 之 $2/3$ ，為鋼鐵比重 7.9 之 21%，為最輕之結構用金屬。
- (2) 鎂合金之比剛性(材料強度/比重)，為目前結構用金屬最高者，優於鋁、鋼鐵等材質。
- (3) 尺寸穩定性高
- (4) 抗凹性優良、震動吸收性良好、耐衝撞：耐撞強度及吸振性較塑膠佳，尤其是相同抗力下厚度僅塑膠的 $1/3$ 。
- (5) 鎂合金具備吸收電磁波防電磁干擾、散熱快及吸震耐摔等性能，因而大受 3C 產業之青睞。
- (6) 放熱性高、散熱佳：傳導率較塑膠好。
- (7) 切削加工性優良
- (8) 可回收材料。
- (9) 鎂合金由於上游原料供應充足，原料單位價格已接近鋁合金，成為各產業適合採用之經濟型材料。



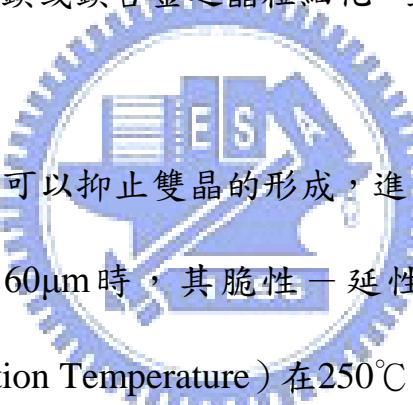
利用前述 (1) ~ (4) 性質，主要重點用於汽車或自行車之輕量化結構材料。利用上述 (1)、(5)、(6)、(7) 的性質，應用在 3C 產品的構造零件，並且因為 (8)、(9) 這個優點而漸漸將成為塑膠的替代品。

2-2 晶粒細化之影響

金屬多結晶體之降伏強度 σ_y 與晶粒大小 d 之關係，可由 Hall-Petch 關係式來表示。即：

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \frac{1}{\sqrt{d}} \quad (2-1)$$

其中 σ_y 為降伏應力， k_y 為強度常數，此強度常數 k_y 為溫度之函數，與應力集中成比例關係。室溫下鋁之 k_y 約為 $68 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ ，而純鎂及 Mg-2%Al 鎂合金室溫下之 k_y 值分別高達 280 及 521 $\text{MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ 。顯示純鎂或鎂合金之晶粒細化，對降伏強度的增加效果非常大[5]。



此外，晶粒細化可以抑止雙晶的形成，進而改善延性。鑄造後之鎂合金晶粒大小約 $60\mu\text{m}$ 時，其脆性—延性轉移溫度 (DBTT；Ductile-Brittle Transition Temperature) 在 250°C 附近，而當晶粒細化至在 $2\mu\text{m}$ 時，則轉移溫度可降至室溫左右[6]。由此可知，晶粒微細化不僅可改善鎂合金之機械性能，更可以提高其室溫成形性。

2-3 晶粒細化之原理

一般材料再經過大量的塑性變形後，材料內部會累積大量的應變能，此時材料是處於一個高能量的狀態，此時，經由回復與再結晶的行為來釋放儲存於材料內部的能量，使材料軟化。但是回復與再結晶這兩個過程在材料內部為彼此互相競爭的，若回復過程容易發生的

話，材料便會選擇以回復的方式釋放過多的能量，再結晶過程便不明顯；若再結晶過程容易發生的話，材料便會選擇以再結晶的方式釋放的能量，回復過程便不明顯。加工應變量越大，材料的應變內能越多，則產生再結晶的現象便會提高，而產生再結晶現象的溫度將降低。

2-3-1 回復

回復過程可能是由於多餘正負刀差排、左右螺旋差排的消除，或是由差排的多邊形化，如圖 2-1 所示。多邊形化所造成的晶界稱之為次晶界(sub boundaries)，由次晶界所分開的晶粒為次晶粒(subgrain)，這些次晶粒組成了金屬的次結構(substructure)，次晶粒與晶粒的不同在於其晶界角度的高低之分。當低溫時，原子的運動相對較慢，回復行為也較不明顯，當處於高溫時，原子的運動變得較容易，回復將很容易進行。當材料內部的異號差排相消或者是差排重新排列形成一個較低能量的狀態，將釋放出來過多的儲存能(stored energy)。



2-3-2 再結晶

當材料內部累積之殘留應變量過大時，初期和緩的回復作用無法有效抒解差排達到平衡，過多的差排堆積量形成局部應變，而達到臨界應變。當材料受到的應變值不同而會有不同的再結晶狀態發生：

(1) 動態再結晶

其中動態再結晶係定義為在變形過程中，應變超過一特定值時，所產生的再結晶稱之。動態再結晶通常會在原始的晶界處產生再結晶，若再結晶的晶粒度遠小於原始晶粒的晶粒度，再結晶則會形成類似項鍊狀的分布，如圖 2-2 所示[7]，隨著加工量的提高，在高角度邊界間分隔間的晶粒愈細小，因而後續產生的次晶粒核相對的也愈細，利用提高塑性變形的應變，可以有效的細化其晶粒，如圖 2-3 所示[7]，最後成長為完整晶粒。

(2) 介動態再結晶

介動態再結晶則係指在變形完成後，當殘留的應變率超過一特定值，以及殘留的應變超過動態再結晶中的應變值時，會另行新生晶核，而產生的再結晶稱之。

(3) 靜態再結晶

靜態再結晶則係指在變形完成後，當殘留的應變率介動態再結晶之殘留應變率，以及殘留的應變低於動態再結晶中的應變值時，會在無晶核的環境下，所產生的再結晶稱之。

2-4 晶粒細化之方法

近年來希望對輕金屬材料性質進一步改進，一方面添加稀土族元素或添加各種合金成份來改善鎂合金的延展性。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。對於粗晶粒向下細化(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技術中，除了下面會提到的大量塑性變形法（Severe Plastic Deformation，SPD）外，另外，也發展出由原子噴覆堆積往上磊晶(bottom up)之成形技術，如噴覆成型法(Spray Forming)[8]、機械合金法（Mechanical Alloying，MA）[9]、化學及物理沈積（Chemical and Physical Deposition）等，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[10]等。

2-5 大量塑性變形法



近幾年，經由大量塑性變形方法產生超細晶粒，一直是材料科學界關注的焦點。Valiev 等人[11]認為一個產生超細晶粒好的大量塑性變形法應該具備下列三個條件：

1. 可以產生擁有高角度晶界（High Angle Grain Boundaries）的超細晶粒。這是最重要的一點，因為只有擁有高角度晶界的超細晶粒，材料的性質才會有定性上的改變。
2. 超細晶粒需均勻的在試體中形成。如此，材料的性質才會較穩定。
3. 在經由大量變形後，試體不可以被損傷或裂開。

在低溫，利用傳統大量變形，人們可以明顯的改良金屬材料的微結構及性質；但是卻無法滿足上述的條件。而且，這些傳統的方法在

變形量很大的時候，材料的尺寸（尤其是厚度）會被嚴重的限制。為了改善這些缺點，有些較特殊的大量塑性變形方法就被開發出來，一般在文獻中常引起注意的方式如：等徑轉角擠型(Equal Channel Angular Extrusion, ECAE)[11]、壓力下扭轉(Torsion Under Compression)[11]、累積滾壓(Accumulative Roll Bonding, ARB)[12]，循環擠型(Cyclic Extrusion)或往復擠型(Reciprocal Extrusion)[13]、高擠型比擠型(High Extrusion ratio Extrusion)[14]、多道次鍛壓(Multi-Forging) [11]、反折曲伸直強化法 (Repetitive Corrugation and Straightening, RCS) [15]等。以下針對本實驗要探討的對象，等徑轉角擠製進行介紹：



2-5-1 等徑轉角擠製之介紹

於 1977 年由蘇聯人 Segal 首先提出 ECAE 這個想法[16]，目的是為了讓棒材 (billet) 在不改變截面積的情況下，得到大量的塑性應變。到了 90 年代初期，ECAE 更進一步的被提出應用在 SPD，用來產生具有次微米晶粒結構 (submicron grain) 和奈米晶粒結構 (nanometric grain) 的金屬材料[11]。

ECAE 的工作原理如圖 2-4 所示，先將棒材置於一個金屬模具中，此金屬模具擁有兩個通道(Channel)，垂直的通道下方連接一個相同截面的傾斜通道，這兩個通道夾一個彎角，將表面經過良好潤滑後

的試片，置於垂直的通道中，並利用上方之壓桿，藉由壓力將試片擠入另一個通道中，材料在通過兩通道之夾角時會受到單剪力（simple shear）的作用，不但可以獲得很大的剪應變（shear strain），在試棒產生變形的同時，其截面積還可以維持不變。

2-5-2 等徑轉角擠製之變形原理

ECAE 是利用材料通過兩個成 Φ 夾角的通道來產生塑性應變，如圖 2-5 所示，當材料通過兩通道的接合面 O-O'，此接合面為剪力面，會受到如圖上 VS 方向的剪應力，材料因而發生剪應變，如果取元素 abcd 為一自由體，當元素 abcd 通過剪力面 O-O' 時會受到 VS 方向的應力，其中 VS 的垂直分力與擠製的力量 P 平衡，VS 的水平分力則為元素 abcd 的剪應力，此剪應力使元素發生剪應變，假設忽略摩擦力所造成的正向應變，則材料內部每個位置都有相同的剪應變。

在圖 2-5 中[17]，變形前的元素為 abcd 正方形的元素，在通過 O-O' 剪應力作用面後，元素變形為 a`b`c`d` 的平行四邊形，由於材料內部的每一個質點移動速度相同，因此 $dc` = ab` = a`p = pq = adcot(\Phi/2)$ ， $a`q = 2qd` \cot(\Phi/2)$ 。剪應變 γ 定義為 $a`q/qd`$ ，所以推導出以下方程式：

$$\gamma = 2 \cot\left(\frac{\Phi}{2}\right) \quad (2-2)$$

此方程式為 Segal[18]在沒有外側圓角條件下所提出的理想方程式；若是考慮外側圓角的影響，如圖 2-6 所示。假設 Ψ 為外側圓角大小，經過幾何關係的運算，可以求得以下的剪應變方程式：

$$\gamma = 2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \cos es\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) \quad (2-3)$$

當 Ψ 有最小值 $\Psi=0$ ，方程式 2-3 則簡化為方程式 2-2；當 Ψ 有最大值 $\Psi=\pi-\Phi$ 時，方程式 2-3 則可以簡化為 $\gamma=\Psi$ (2-4)

材料力學中 von Mises 理論的等效應變 (Equivalent Strain) 方程式定義為

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \left(\varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \varepsilon_z^2 + \frac{\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2}{2} \right)} \quad (2-5)$$

將方程式 2-3 代入方程式 2-5，可以得到一次擠製的應變量為

$$\varepsilon = \frac{2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \cos es\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)}{\sqrt{3}} \quad (2-7)$$

假設於理想狀態下，每次擠製後的外型尺寸都相同，則每一次的擠製都會有相同的應變量累積，那麼重複N次的擠製過程就可以得到以下的應變量

$$\varepsilon_N = N \left[\frac{2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \cos es\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)}{\sqrt{3}} \right] \quad (2-8)$$

上列方程式為 Iwahashi[19]在不考慮摩擦力及正向應變的條件下所推導出的等效應變方程式。經由上式的推導，了解到隨著通道夾角 Φ 及外側圓角 Ψ 的增加，相對獲得的等效應變量 ε_{eq} 就比較少。

不論是方程式 2-2 或是方程式 2-3 所計算的應變量，都是理想狀態下受純剪力變形而且均勻分布的，但是在一些以純鋁[20]或黏土[21]為實驗的研究報告中指出，擠製後的應變分布其實是不均勻的，除了試片前端與末端的區域以外，在試片的外側還會有一個較低應變的區域 (less strain zone)，這是因為試片在通過剪力作用面時，外側部分比內側部分有較快的流動速度所導致，也就是說擠錠的外側部分在通過通道時是處於拉應力的狀態[22]。在擠錠中間部分的應變分布是屬於比較均勻的區域，其應變量與方程式 2-7 的計算值較為符合，這表示此公式適合用於預估擠製後中間均勻區域的應變量。

2-5-3 等徑轉角擠製之製程參數

不同於傳統的大量塑性變形法，ECAE 是利用兩個相交的等截面通道對材料施以純剪應力的方式加工，剪應力的加工方式除了所需要的擠製壓力較小、適合用於不易加工的金屬外，相對地，每道次擠製

也可獲得相當大的剪應變；此外，試棒在擠製前後的形狀不會改變，發展出可以不斷重複擠製的特性，也使得其製程參數相較於一般的熱機製程複雜許多，以下就針對 ECAE 的製程參數及影響做介紹。

2-5-3-1 挤製路徑(Route)

藉由上述簡單的介紹，得知試棒經 ECAE 製程後的截面積不會改變，與傳統的金屬加工製程比較，材料具有可以不斷地重複擠製的特點，進而衍生出利用不同擠製方位（Route）來進行擠製的想法，擠製方位的定義即試棒在每一個擠製道次後以長軸方向為旋轉軸，旋轉某個角度及方向，再進行下一個道次的擠製；ECAE 的創始者 Segal[16]率先將擠製方位區分為 Route A 及 Route C，並透過純鎳（pure Ni）及鐵在常溫下以 Route A 及 Route C 兩種不同的擠製方位分別擠製 4~8 道次，觀察到這兩種不同的擠製方位，分別在擠製過程中對材料的微結構產生不同的影響，進而改變材料的機械性質及物理性質；Iwahashi 等人[23, 24]採用擇區繞射（selected area electron diffraction, SAED）的方式觀察純鋁在常溫下，經過不同擠製方位擠製後的微結構發展，並且進一步定義出 Route B 的擠製方位，Furukawa 等人[25]又將 Route B 細分為 Route B_A 及 Route B_C 兩種，以下分別說明使用不同的擠製方位，如圖 2-7 所示[26]與相對應擠製後的微結構發展。

1. Route A：試棒擠製後不旋轉方位繼續進行下一個道次的擠製，這種擠製方位稱為 Route A。將試棒劃分為三個相互垂直的 X、Y、Z 平面，如圖 2-8 所示[25]，分別觀察試棒在 $\Phi=90^\circ$ 、 $\Psi=0^\circ$ 的條件下，經過不同擠製方位後在各個平面上剪應力特性 (shearing characteristic) 的發展，如表 2-2 所示[25]，擠製前試棒在各個平面皆為正方形，擠製後立方體元素產生扭曲變形，當擠製方位為 Route A 時，只對立方體元素的 X 及 Y 平面持續產生作用、Z 平面則完全不會變形。

2. Route B：細分為 Route B_A 及 Route B_C 兩種。

(1) Route B_A：試棒經第一個道次的擠製後，先順時針旋轉 90° 放入模

具進行第二個道次的擠製，再逆時針旋轉 90° 進行第三個道次的擠製，依此規則反覆的改變旋轉方向 ($\pm 90^\circ$) 進行後續的擠製工作。

(2) Route B_C：試棒經第一個道次的擠製後以順時針或逆時針旋轉 90° 再放入模具進行下一個道次的擠製，後續的擠製工作都是以同方向旋轉 90° 的方式來進行。

3. Route C：試棒擠製後旋轉 180° 放入模具進行下一個道次的擠製，試棒如此反覆旋轉 180° 再進行後續的擠製稱為 Route C。

利用純鋁在 $\Phi=90^\circ$ 、 $\Psi=20^\circ$ 及室溫的條件下，經不同擠製方位

各擠製 4~10 道次[23、24]後，直接觀察擠製後的微結構發展，發現隨著擠製道次的增加，Route B_C 可以快速的將次晶粒（subgrain）發展成具有高角度晶界的等軸晶，Route C 發展的速度次之，Route A 發展的速度最慢。

2-5-3-2 挤製道次(number of passes)

通道夾角 Φ 的大小除了直接關係到材料所獲得的應變量大小之外，最重要的是透過不同的通道夾角 Φ ，導致材料在每個道次的擠製後有不同微結構發展，理論上，作用於材料的應變量隨著擠製道次的增加會不斷的累積，所以不同的通道夾角皆可利用增加擠製道次的方式達到相同應變量的效果，而且相同的應變量應該會導致類似的微結構發展。



Iwahashi 等人[23]利用純鋁在 $\Phi=90^\circ$ 、 $\Psi=20^\circ$ 及室溫的條件下，透過 Route A 及 Route C 進行 1~10 個道次的擠製，純鋁在第一個擠製道次之後，初始的晶粒尺寸由 1mm 迅速減少至 4 μm ，展現 ECAE 製程快速達到晶粒細化的效果，但是微結構屬於低角度晶界（low angle boundaries）的帶狀次晶粒（band of subgrains），隨著擠製道次的增加，長條狀的次晶粒（elongated subgrain）逐漸發展成具有高角度晶界的等軸晶粒，晶粒細化的極限尺寸 $\sim 1\mu\text{m}$ ，由此可見擠製道次增加導致應變量累積在微結構發展方面，除了獲得較均勻、更細化的

晶粒結構外，同時快速地消滅長條狀晶胞與促進低角度的次晶界進展成高角度晶界，是其最為顯著的效果。

2-5-3-3 擠製溫度

ECAE 的擠製過程中，選擇擠製溫度的高低，不但關係到材料的塑性變形能力，還會影響擠製時所需的壓力，擠製壓力（punch pressure）和應變量之間的關係如方程式 2-9[16]：

$$\frac{P}{Y} = \Delta \varepsilon i = \frac{2}{\sqrt{3}} \cot \alpha n \frac{\phi}{2} \quad (2-9)$$

其中 P 為擠製壓力、 Y 為材料流變應力（flow stress）、 $\Delta \varepsilon_i$ 為應變強度增量（Increment of strain intensity）；擠製過程中，過低的擠製溫度容易使得試棒無法承受大量的塑性變形，進而導致材料產生破裂，亦會因為過高的擠製壓力造成模具或衝頭損壞，反之，若是擠製溫度太高則無法有效達到晶粒細化的效果，而且材料的回流也是無法避免的問題，所以選擇適當的擠製溫度，才能順利擠製材料，有效達到快速細化晶粒的目的。

Yamashita 等人[27]在探討擠製溫度對鋁合金微結構發展的研究指出，擠製後的晶粒尺寸會隨著擠製溫度上升而增加，晶界角度則會下降，如圖 2-9 所示，而且當擠製溫度超過一特定溫度後，晶粒內的次晶粒可能被具有低角度方位差（misorientation）的次晶界所區隔。

推測溫度對擠製後微結構的影響，當擠製溫度升高時，主要是由於晶粒成長 (grain growth) 階段的出現導致晶粒尺寸的成長；然而對晶界方位差的影響，應該是取決於差排的回復率 (rate of recovery)，當擠製溫度升高時，差排的回復率會增加，提供了次晶粒內差排在滑移過程中互相抵消的機會，所以較不容易被次晶界吸收，為不易產生高角度晶界的主要原因。

綜觀上述的說明，材料經 ECAE 製程後，若想要獲得均勻、等軸、細小且具有高角度晶界的晶粒，擠製溫度的選用不能太高；反之，較低的擠製溫度雖然可以快速的獲得細小的晶粒及高角度晶界，卻也容易在擠製過程中造成試棒與模具的破裂，所以選用適當的擠製溫度也是相當重要的因素之一。



2-6 其它連續大量塑性變形法

大量塑性變形法雖然可以生產出機械性質優良的細晶粒材料，但是許多製程仍停留在實驗的階段，無法應用在工業生產中；原因是因為大量塑性變形法中許多製程無法連續的進行，以至於生產效率低，失去了它的商業價值。有鑑於此，許多研究也正在積極發展出可連續的大量塑性變形法製程，以下針對文獻上常提起的連續大量塑性變形法進行介紹：

(1) 累積滾壓製程：

讓板材經過第一個道次的滾壓後，將板材由中間剪斷，再把剪斷的兩塊板材上下接合，送去第二個道次的滾壓，如圖 2-10 所示[28]。此流程利用滾輪讓材料重複的累積變形量，達到晶粒細化的效果，缺點是只能利用在板材的製作，無法應用在製作截面積較大的塊材。

(2) 可連續之反折曲伸直強化法：

由滾輪和一個類似齒輪的機構組合而成的製程，當滾輪的摩擦力帶動板材經過齒輪機構時，齒輪擠壓板材會造成大量的塑性變形，如圖 2-11 所示[29]。在齒輪機構造成的板材變形後，再進行滾壓使板材變平，如此反覆的進行可以讓材料重複的累積變形量，達到晶粒細化的效果，缺點同上只能利用在板材的製作，無法應用在製作截面積較大的塊材。

(3) 往復擠型：

當材料放入擠筒內時，擠筒兩端皆有擠桿來施加高壓力，此時控制左、右擠桿來回擠製的次數以及擠筒內的溫度，來使材料造成大量的塑性應變，如圖 2-12 所示[30]。往復式擠型製程可以製作截面積較大的塊材，但是若在較低溫且擠製速度較快下進行製程時，因為低溫下材料流變應力較大，當擠型的速率過快時，會使成品出模時的摩擦力過大而有嚴重的表面缺陷出現；但若選用的擠型溫度的太高，會使得晶粒粗化造成細化效果不佳，且因材料的累積應變量集中在材料的

表面，材料中間的累積應變量相對較少，使的細化效果並不均勻。

(4) 可連續等徑轉角擠製：

大量塑性變形法中的等徑轉角擠製法在擠製一次後即可獲得大量塑性變形，且胚料截面積不因擠製後有所改變，擠製後胚料結構與性質均勻，可有效消除孔洞，提升機械性質且可應用於大尺寸塊材，但因等徑轉角擠製法無法連續進行，例如：每擠完一個道次後，必須將胚料取出再轉向，才能進行下一個道次，而不能達到連續的大量塑性變形，失去它的商業價值。因此有許多研究是在探討如何讓等徑轉角擠製可連續進行，以下是回顧文獻中提到的可連續等徑轉角擠製：

1. 多道次等徑轉角擠製

胚料經過一個內有數個轉角的模穴，當沖棒向下擠壓時，胚料會因經過數個轉角而造成大量的塑性變形，如圖 2-13 所示[26]。此製程雖然在一次擠製後，就得到大量塑性變形，但是製程路徑卻受限於 Route C，且擠製完後的胚料取出不易。

2. ECAP-Conform

藉由滾輪帶動胚料，通過一個等截面的轉角來達到大量的塑性應變，如圖 2-14 所示[31]。此製程必須經由滾輪與胚料間的摩擦力帶動下才能連續進行，若胚料所通過轉角的阻力過大，摩擦力不足以提供前進的力量，則此製程變得難以進行。

3. “Push-Pull”連續大量塑性變形

和上述方法有些類似，由數個滾輪的帶動下，讓胚料後通過一個等徑的轉角來達到大量的塑性應變，如圖 2-15 所示[32]。缺點也是若摩擦力不足以提供前進的力量，則此製程變得難以進行。

由上述的文獻回顧發現的連續等徑轉角擠製法均有一些缺點無法突破，例如：若以不取出胚料的方式連續擠製，則製程的路徑便受限制，無法達到最好的細化效果，或是製程時必須透過間接的摩擦力，無法直接施予胚料一個力量讓它連續進行每一道次。因此，針對上面所發生問題點進行改良，設計出一種全新的模具，在改變不同的製程參數下例如：溫度、擠製路徑、擠製道次...等，找出一個最佳的參數，來生產出細化效果最佳的鎂合金胚料。

2-7 傳統等徑轉角擠製法之實驗步驟

依先前梁達嵐學長[33]所做的 ECAE 之改良式 SIMA 法製程之實驗步驟為：

2-1 利用 M6 螺絲將沖頭固定在壓床上方平臺。

2-2 噴覆快乾式 MoS2 潤滑劑 OKS 511 於模穴內側，等待五分鐘潤滑劑乾後將兩片模具相互鎖緊，置放於壓床下方平臺上。

2-3 利用壓床慢慢降下沖頭至模穴內部，一邊調整模具位置，確保沖頭與模具沒有干涉的情況發生。

2-4 模具插入加熱棒、鎖上熱電偶，並將控溫器溫度調至實驗溫度。

- 2-5 將圓柱鎂合金試片置入已加溫至實驗溫度之熱處理爐內，持溫 20 分鐘。
- 2-6 利用火鉗將試片從爐內取出放入模穴內部，並置入做為”dummy block”之鋁塊，以防止鎂合金在沖壓過程中包覆住沖頭。
- 2-7 下降沖頭至定位，壓床速度設定為 0.3 mm/s。
- 2-8 將沖頭上升並關掉模具加熱裝置，利用電風扇吹送冷風使模具冷卻，等待 40 分鐘，打開模具取出試片，即為完成一道次。
- 2-9 若要進行下一道次，則將試片表面毛邊刮除後，再置入熱處理爐內持溫 20 分鐘，再持溫的時間內，清潔模穴內部。
- 2-10 重複步驟 2-2 至 2-8，唯需注意在置入試片時，須依路徑放入不同位置的胚料。
- 2-11 若不需進行下一道次，則回到步驟 2-8。
- 2-12 清理模具和模穴。

表 2-3 為傳統等徑轉角擠製模具實驗各步驟所需花費的時間。

表 2-1 鎂合金命名方式[4]

	第一部份	第二部份	第三部份	第四部份
意義	表示兩種主要的合金元素，含量高者在前	表示兩種主要元素的含量，順序同第一部份	表示同一合金中已規格化之順位，區別兩種主要元素外其他元素的不同	表示合金的狀態與性質
表示法	用兩個英文字母代表最多與次多之合金元素（若百分比相同，則按字母順序排列）	用兩個數字表示第一部份合金元素的百分比含量	由一個英文字母表示其成為標準之序列號	由一個字母和數字組成
符號說明	A 鋁 B 鈮 C 銅 D 鎮 E 稀土元素 F 鐵 H 鈦 K 鎠 L 鈹 M 錳 N 錳 P 鉛 Q 銀 R 鉻 S 砂 T 錫 Z 鋅	元素含量百分比四捨五入至整數位	A—第一種標準成份 B—第二種標準成份 C—第三種標準成份 D—高度存合金 E—高抗蝕性合金 X1—尚未在ASTM登記的合金	F—製作狀態 O—退火 H10、H11—應變強化 H24、H26—應變強化及部份退火 T4—固溶處理 T5—只時效處理 T6—固溶處理後時效處理

表 2-2 不同擠製路徑下的剪應力特性發展[25]

Route	Plane	Number of pressings								
		0	1	2	3	4	5	6	7	8
A	X	□	□	—	—	—	—	—	—	—
	Y	□	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼
	Z	□	□	□	□	□	□	□	□	□
B _A	X	□	□	○	△	／	＼	／	＼	／
	Y	□	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼
	Z	□	□	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼	／＼
B _C	X	□	□	○	□	□	□	○	□	□
	Y	□	／＼	／＼	□	□	／＼	／＼	□	□
	Z	□	□	／＼	／＼	□	□	／＼	／＼	□
C	X	□	□	□	□	□	□	□	□	□
	Y	□	／＼	□	／＼	□	／＼	□	／＼	□
	Z	□	□	□	□	□	□	□	□	□

表 2-3 傳統 ECAE 模具實驗各步驟所需花費的時間

行程	花費時間 (分鐘)	實驗步驟說明
前置準備	30~40	2-1~2-3
第一道次之升溫+持溫	20+20	2-4~2-5
每道次擠製	40	2-6~2-8 , 2-10
第一道次後每次的升溫+持溫	15+15	2-9
擠出胚料	10	2-8
清理模具	60	2-12

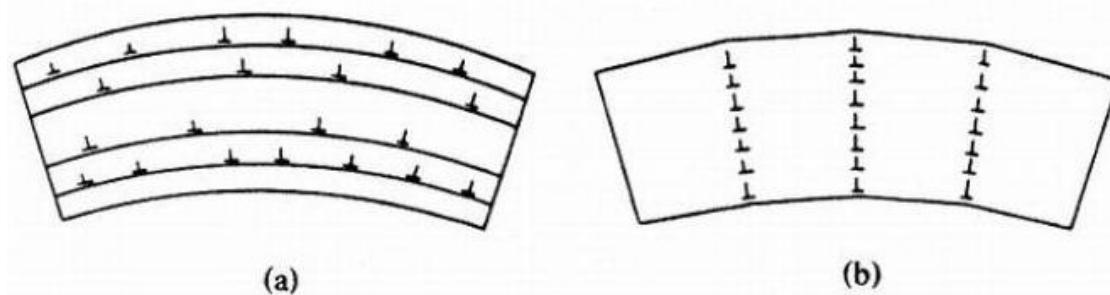


圖 2-1 多邊形化過程中刀差排的重排(a)晶體被彎曲後，過剩的差排

仍留在活躍的滑移面(b)經過多邊形化後，差排重新排列

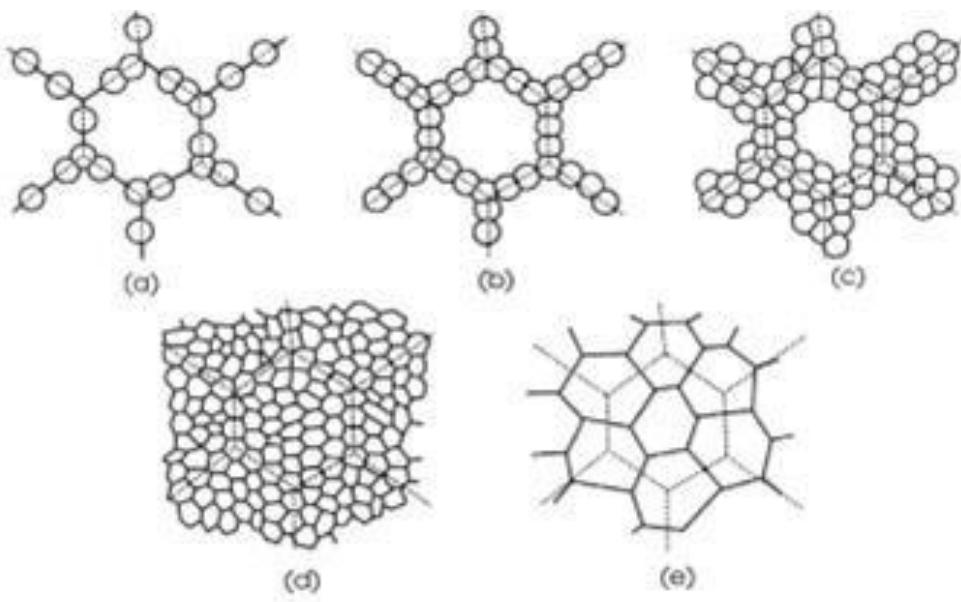


圖 2-2 動態再結晶過程[7]

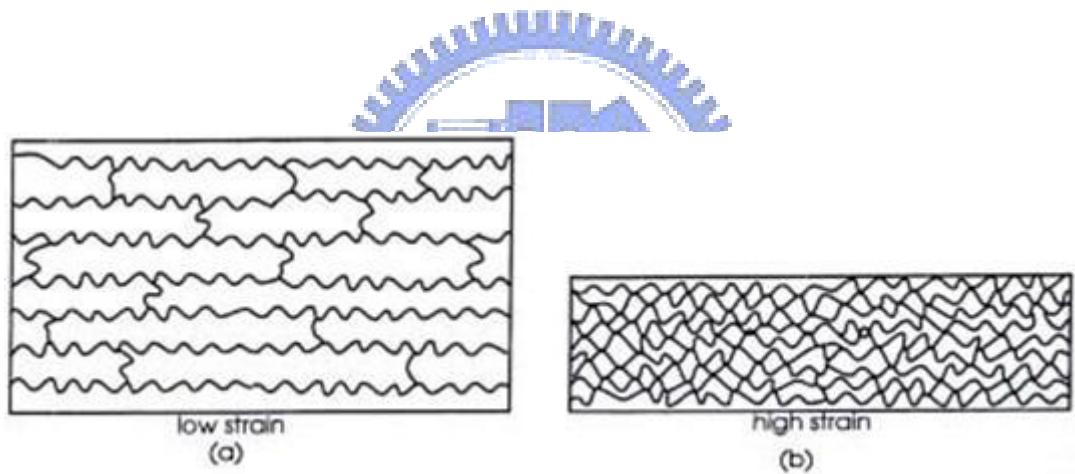


圖 2-3 幾何動態再結晶過程 (a) 低應變 (b) 高應變所產生的次晶粒

[7]

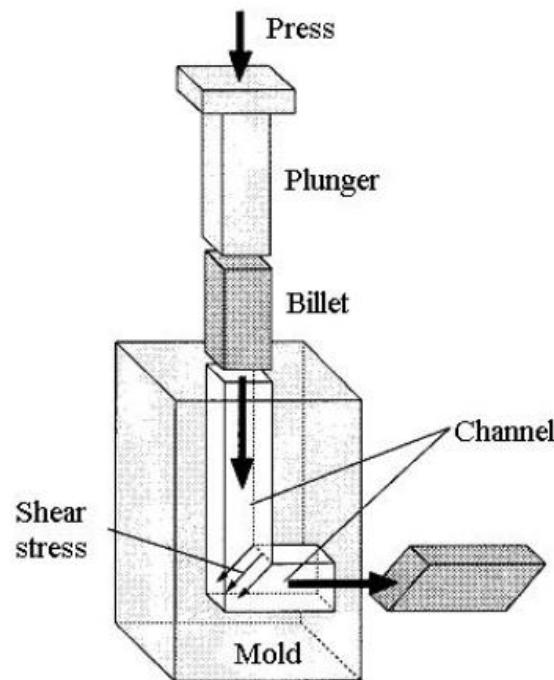


圖 2-4 ECAE 之原理

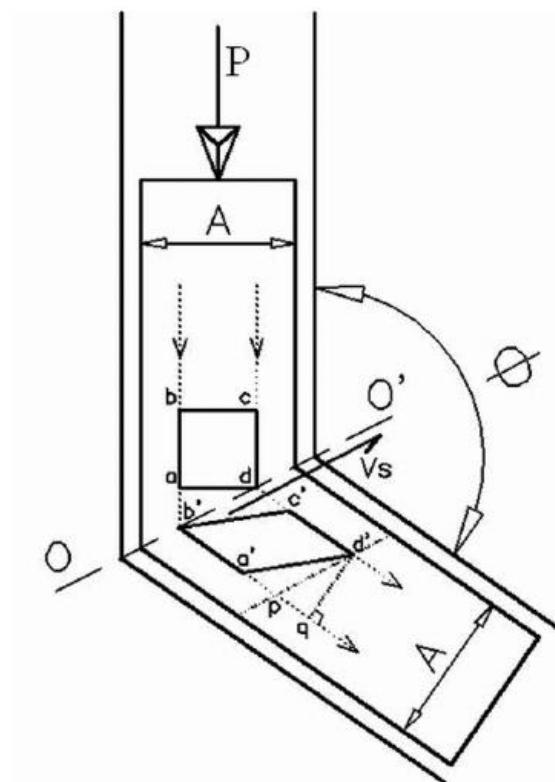


圖 2-5 模具無導角之 ECAE 製程剪應變

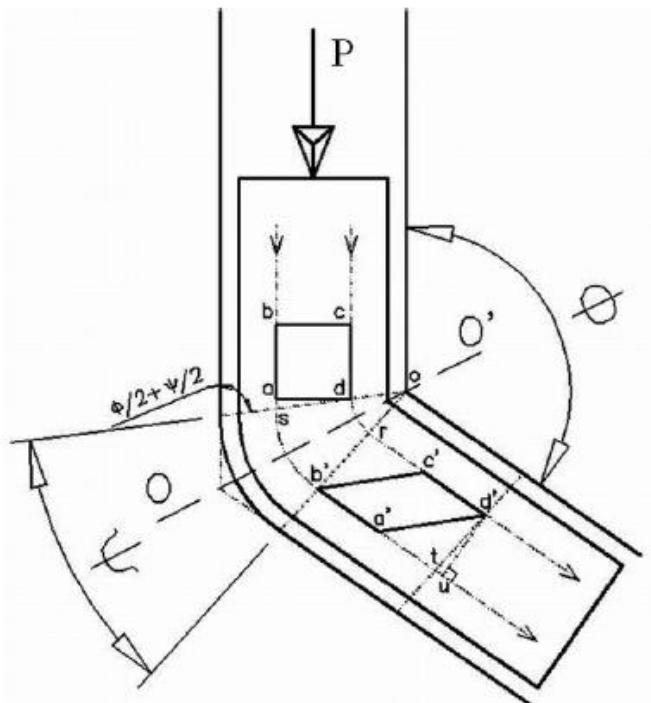


圖 2-6 模具有導角之 ECAE 製程剪應變

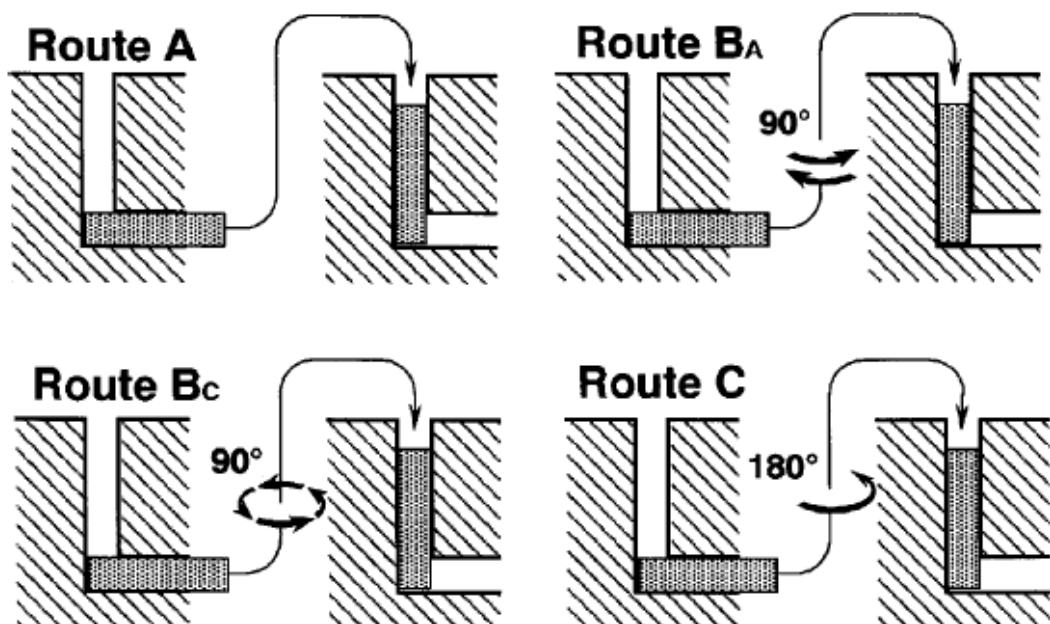


圖 2-7 ECAE 擠製方位示意圖

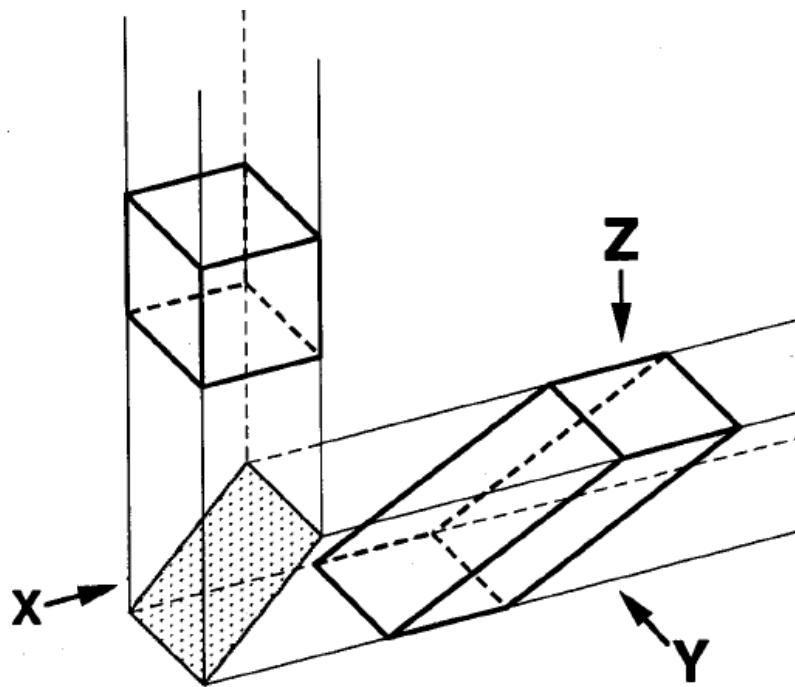


圖 2-8 試棒 X、Y、Z 面經第一個道次後的剪應力特性

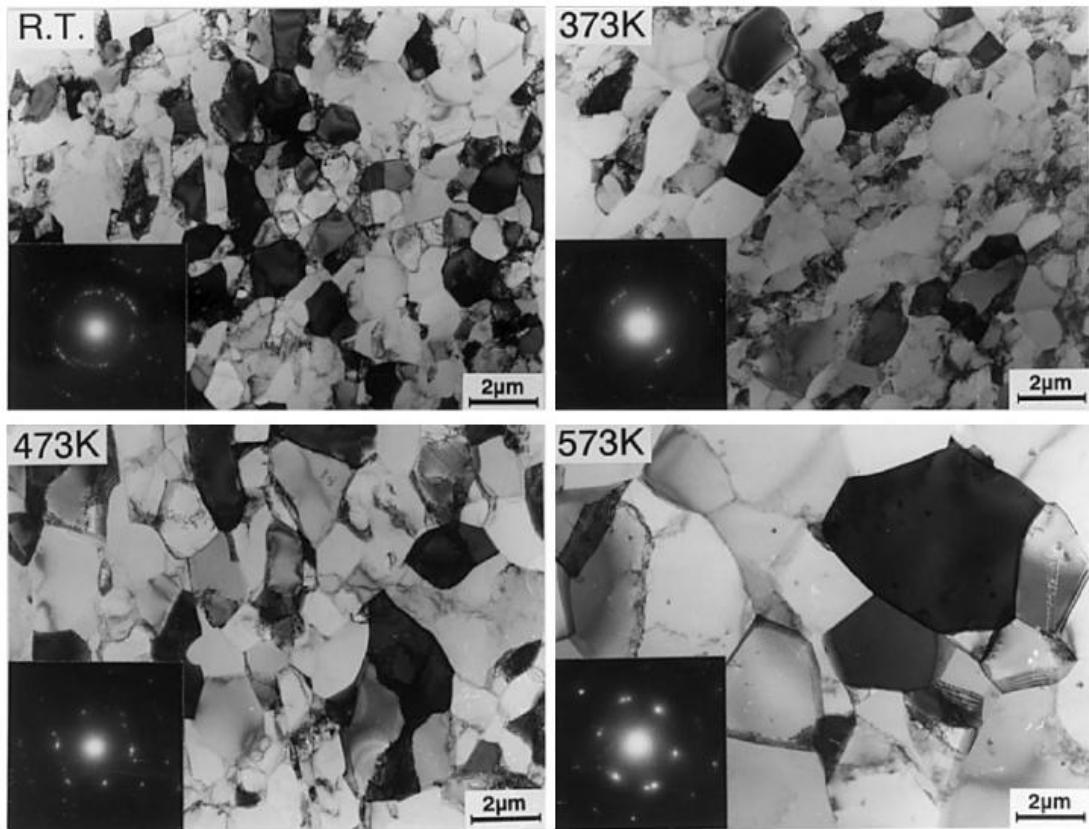


圖 2-9 純鋁在不同溫度下的微結構之電子繞射顯微鏡圖[27]

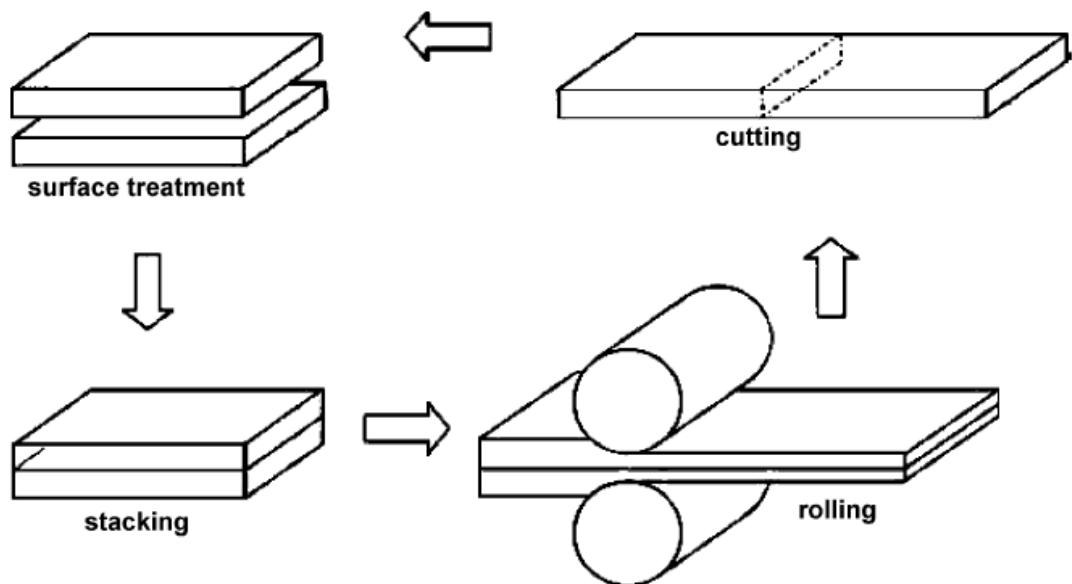


圖 2-10 累積滾壓製程之流程圖[28]

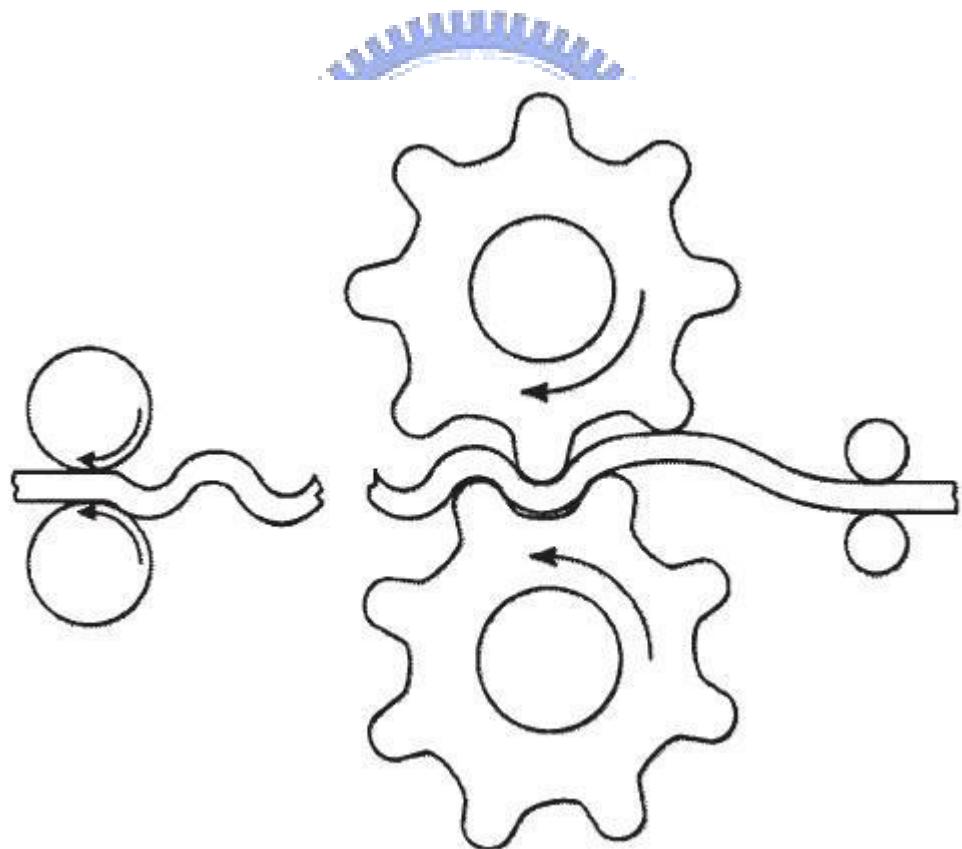


圖 2-11 可連續反折曲伸直強化法製程之示意圖[29]

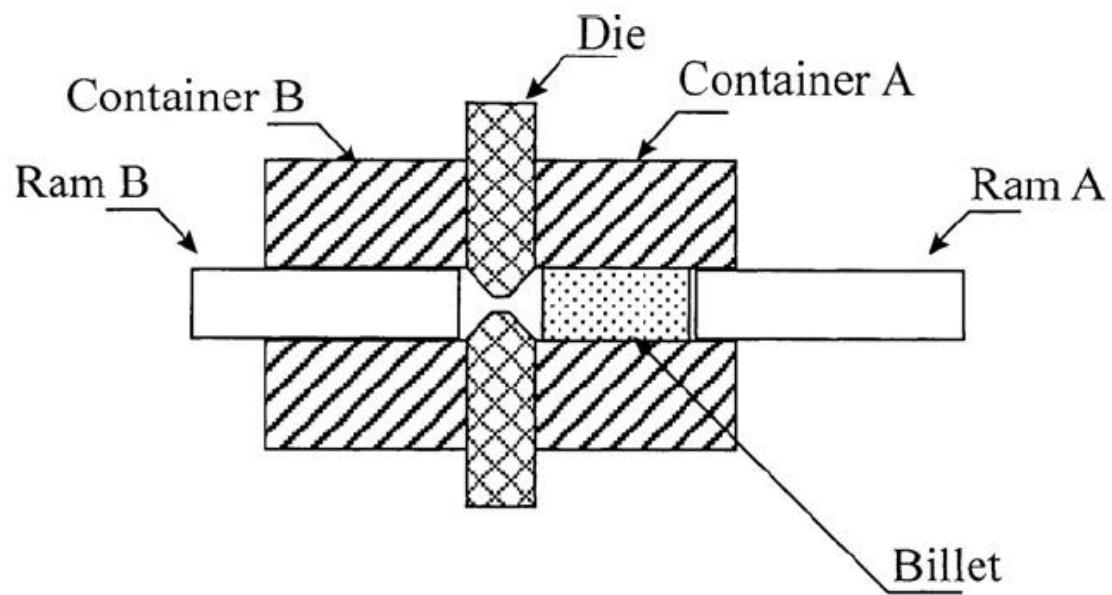


圖 2-12 往復式擠型製程之示意圖[30]

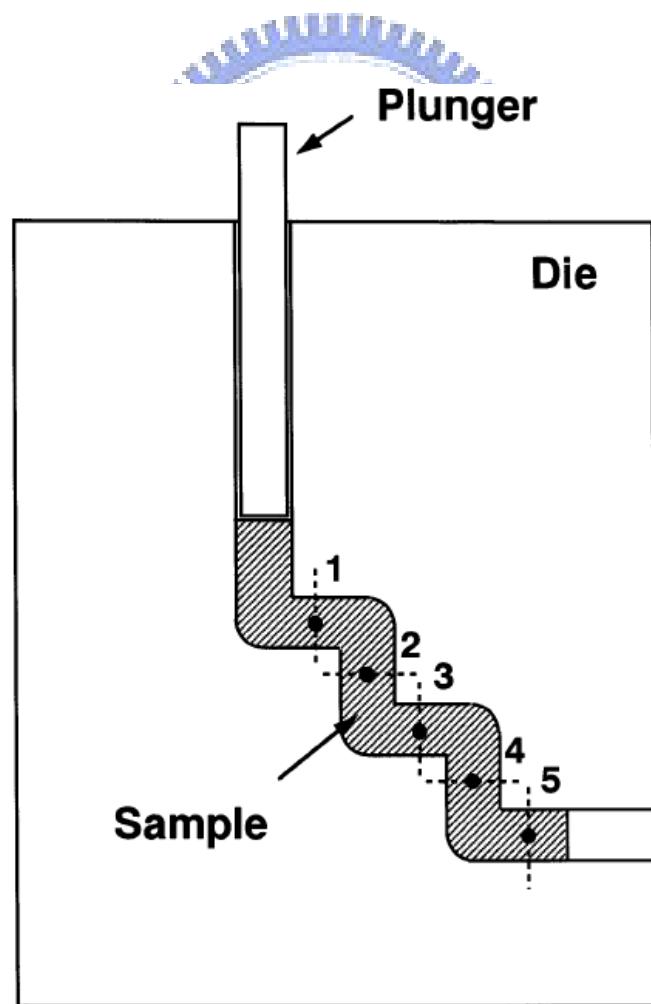


圖 2-13 多道次等徑轉角擠製之示意圖[26]

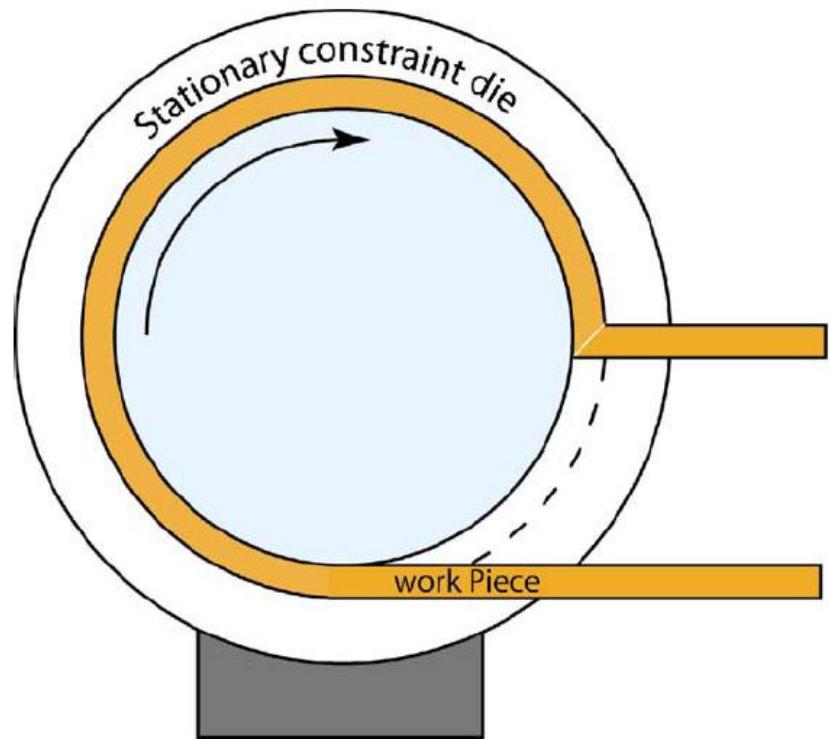


圖 2-14 ECAP-Conform 製程之示意圖[31]

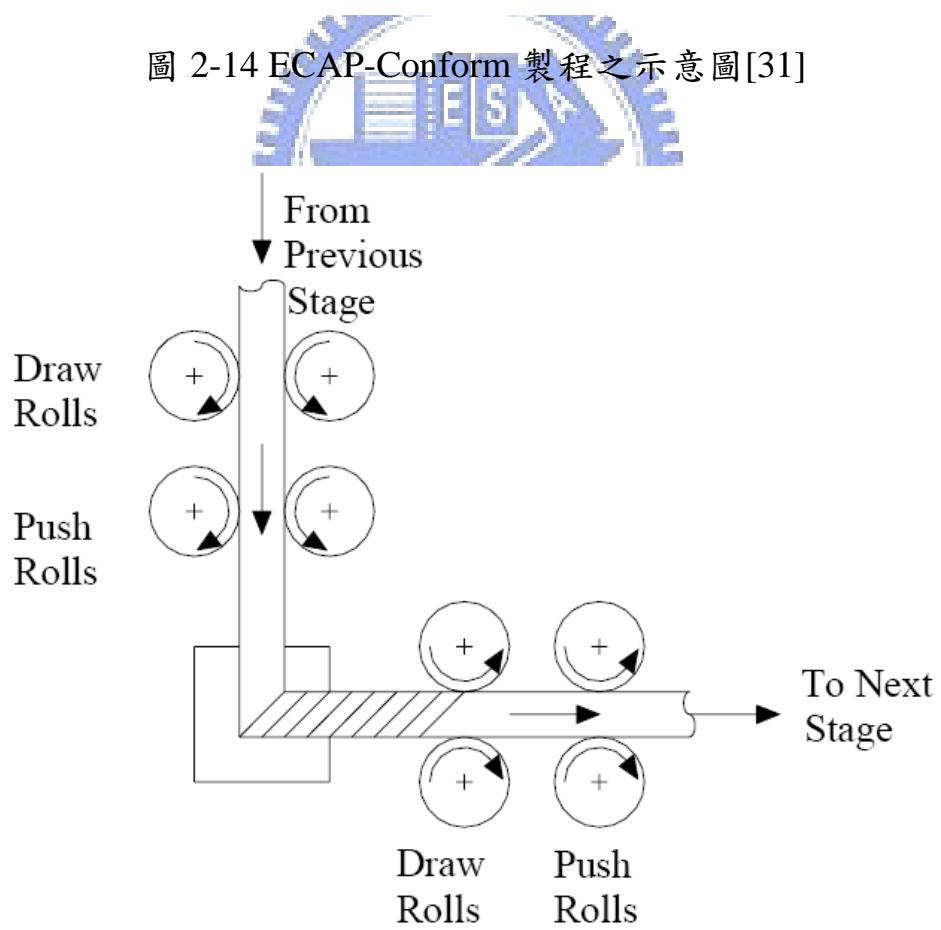


圖 2-15 “Push-Pull”連續大量塑性變形製程之示意圖[32]

第三章 等徑轉角反覆擠製模具之介紹

3-1 設計概念

由於傳統的等徑轉角擠製法，在每擠完一個道次後，必須將胚料取出後轉向再放回模具內，才能進行下一個道次，而不能達到連續的大量塑性變形，或是若以不取出胚料的方式連續擠製，則製程的路徑便受限制，無法達到最好的細化效果，因而失去它的商業價值。有鑑於此，我們將針對上面所發生問題點進行改良，設計出一種全新的模具，讓胚料在進行等徑轉角擠製時，可以在不取出胚料的條件下，連續進行所需的擠製路徑，再配合其他參數的改變，例如：實驗溫度、擠製道次...等，找出一個最佳的參數，來生產出細化效果最佳的鎂合金胚料。

為了達到以上要求，本模具設計應用的需求為：

- [1] 能生產截面積較大的塊材。
- [2] 不必依靠摩擦力的帶動，能直接施予胚料前進的力量來進行等徑轉角擠製。
- [3] 不必取出胚料的情況下，能快速連續進行各種路徑之等徑轉角擠製。
- [4] 挤製完成後，可容易的取出胚料。
- [5] 加熱棒能快速將模具升溫至 300°C 以上及模具至少能夠承受 300

°C 以上的溫度。

[6] 本模具硬度為至少能承受擠製八道次以上時所需的壓力。

3-2 模具零件介紹

3-2-1 實驗模具

為了要使等徑轉角擠製連續進行，我們將模具設計成 $105 \times 105 \times 105 \text{ mm}^3$ 的正立方體，如圖示 3-1，材質為 SKD61，熱處理到 HRC55 以上，熱處理後表面再經研磨，據廠商的資料此模具應可承受反覆擠製八道次後的壓力及實驗所需的溫度。

因為實驗用的鎂合金胚料形狀採用的是 $13 \times 13 \times 40 \text{ mm}^3$ 的正立方柱，所以模穴設計成三個截面為 $13 \times 13 \text{ mm}^2$ 的正方形通道交錯而成。模具各面皆有四個半徑為 5 mm 和一個半徑為 1.25 mm 的貫穿孔，分別為放置加熱棒和電熱偶所用。

由於以往實驗的模具為組合式的居多，以至於當擠製道次增加、壓力變大時，內部的力量會往外推，讓模穴與沖棒的間隙增大許多，使得鎂合金胚料在模穴內移動時，胚料碎削會卡入縫隙內造成溢料。本設計為一體成形式的模具，所以溢料的發生情況可能會較組合式模具改善許多。

3-2-2 沖棒

沖棒分別設計為兩種類型，如圖 3-2、3-3 所示：

沖棒（1）：專門為擠製胚料所用，其固定在壓床上方平台。

沖棒（2）：當模穴為非擠製路徑時，沖棒（2）為封住其他路徑所用。

當使用沖棒（2）封住非擠製路徑時，模具上有預留截面為 40×40 mm²，深度為 12 mm 的凹槽和螺絲孔可供沖棒擋板沉入模具內，擋板上四個角落還有四個半徑 3mm 的沉頭螺絲孔，以便用螺絲將沖棒擋板與模具鎖緊。沖棒擋板中間預留一個半徑為 3mm 的螺絲孔，為拔沖棒所用，且模穴與沖棒的尺寸誤差抓在 0.03mm 左右以防止有溢料的發生。

3-2-3 拔沖棒夾具組



雖然本模具溢料情況會較為減少，但當進行實驗時，因為加熱溫度所造成的熱漲冷縮，或是製作模具時的公差，還是會讓的模穴與沖棒間有小縫隙產生，造成溢料。

溢料發生時，模穴與沖棒間的摩擦力便會增大許多，造成不易將沖棒從模具內拔出，進而無法進行下一道次的情況。所以我們將利用 100 噸油壓式壓床，在壓床上方平台設計出拔沖棒夾具組，如圖示 3-4。當要拔沖棒時，拔沖棒夾具組將下降至一定高度，並用螺絲將欲拔出沖棒和拔沖棒夾具組結合，再利用 100 噸壓床向上的力量將沖棒拔出。

3-2-4 固定模具夾具組

利用拔沖棒夾具取出模具內沖棒時，若是模穴與沖棒間溢料過多，則模穴與沖棒間的摩擦力會大於模具本身加上各沖棒重量，此時100噸壓床上升，會連同模具與沖棒本身一同提起，無法達到取出沖棒的目的。所以，在壓床下方平台上設計一個抵抗模具向上的機構，如圖示3-5，固定模具夾具組的功用除了防止模具被向上帶起外，承座上面還有用來定位模具的孔，以防止沖棒與模具的干涉。

圖3-6 為實驗模具與各零件組合圖。

3-3 等徑轉角反覆擠製模具之擠製路徑介紹

3-3-1 路徑 Bc



胚料經第一個道次的擠製後以順時針或逆時針旋轉90°再放入模具進行下一個道次的擠製，後續的擠製工作都是以同方向旋轉90°的方式來進行。利用新設計出來的模具所示意路徑流程圖，如圖3-7(a)~(k)¹所示，圖中為兩個道次的行程，若要進行八個道次則重複流程四次即可。

3-3-2 路徑 C

胚料擠製後旋轉180°放入模具進行下一個道次的擠製，胚料如此

¹ (1)模具內黑色長方型柱表示為待擠製胚料(2)白色箭頭表示轉動模具的方向(3)黑色箭頭表示沖棒所要放入模穴的行程

反覆旋轉 180° 再進行後續的擠製稱之。利用新設計出來的模具所示意路徑流程圖，如圖 3-8(a)~(e)所示，圖中為一個道次的行程，若要進行八個道次則重複流程八次即可。

3-3-3 路徑 A

胚料擠製後不旋轉方位繼續進行下一個道次的擠製，這種擠製方位稱之。利用新設計出來的模具所示意路徑流程圖，如圖 3-9(a)~(f)所示，圖中為一個道次的行程，若要進行八個道次則重複流程八次即可。



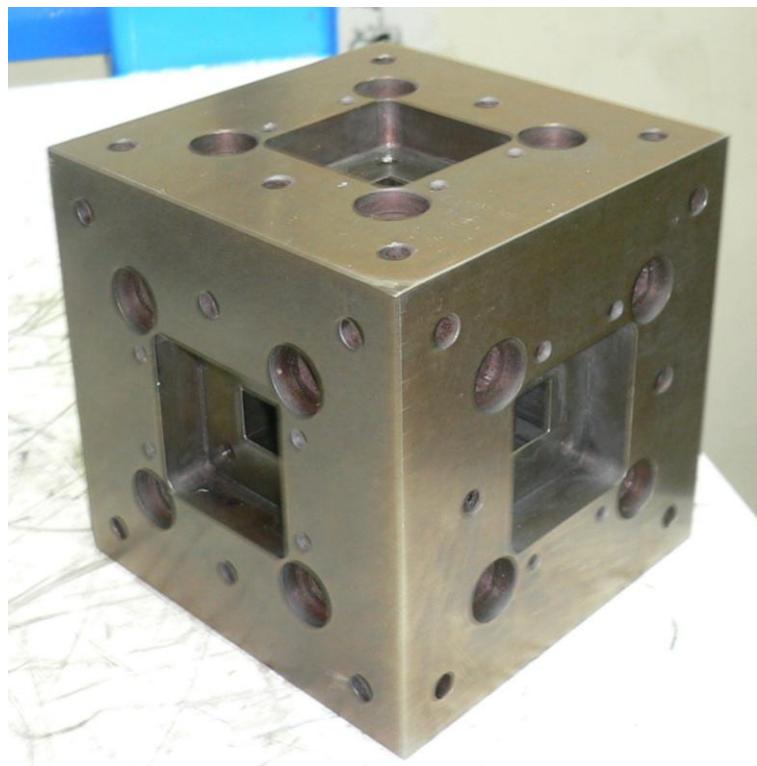


圖 3-1 等徑轉角反覆擠製之模具



圖 3-2 沖棒(1)

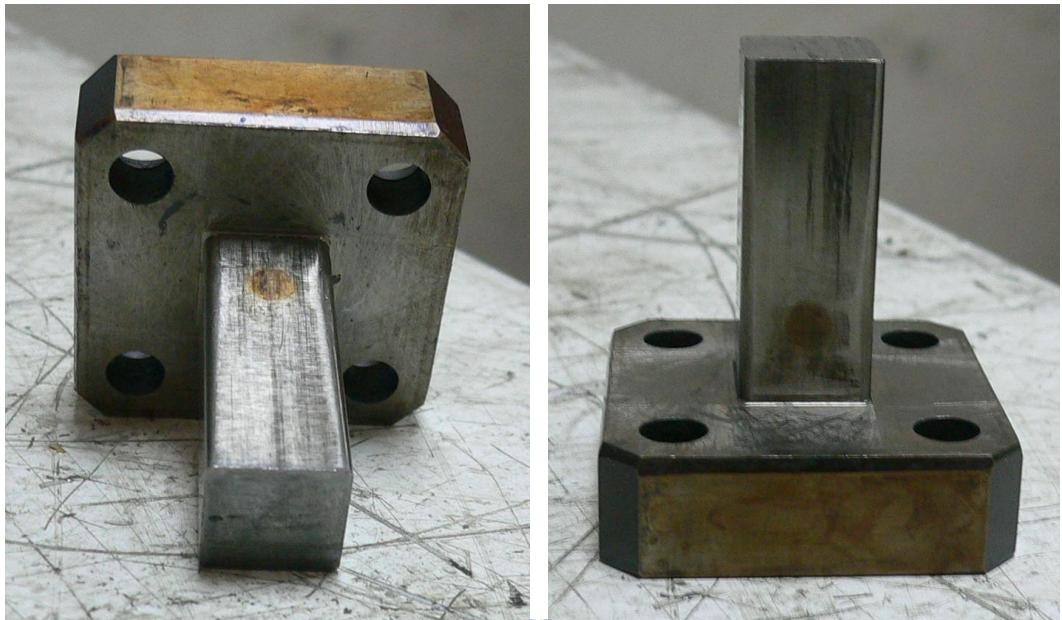


圖 3-3 沖棒(2)



圖 3-4 拔冲棒夾具組

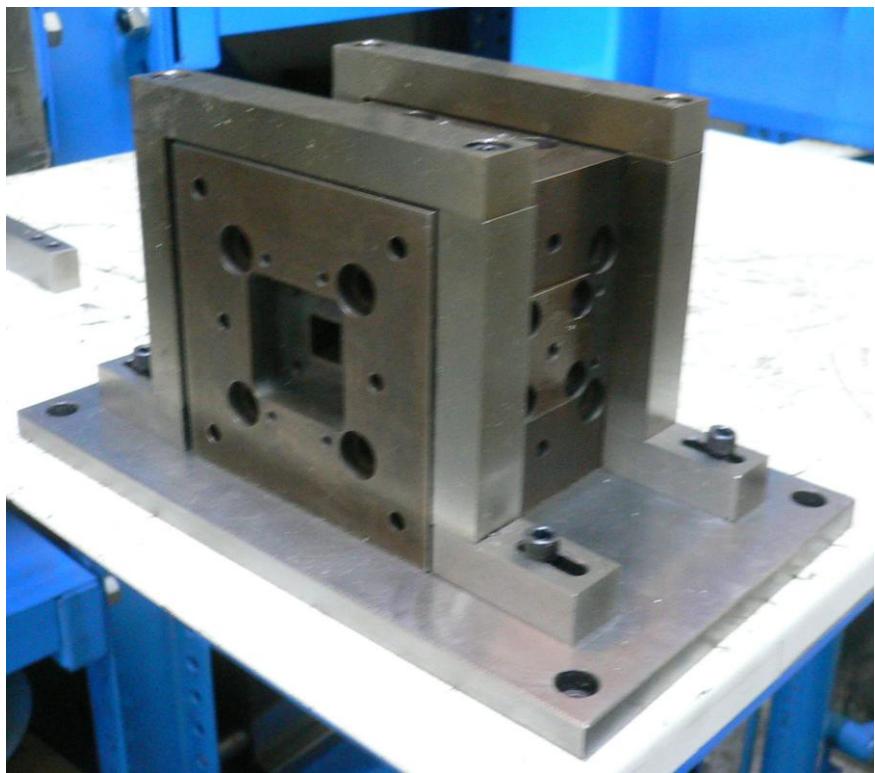


圖 3-5 固定模具夾具組

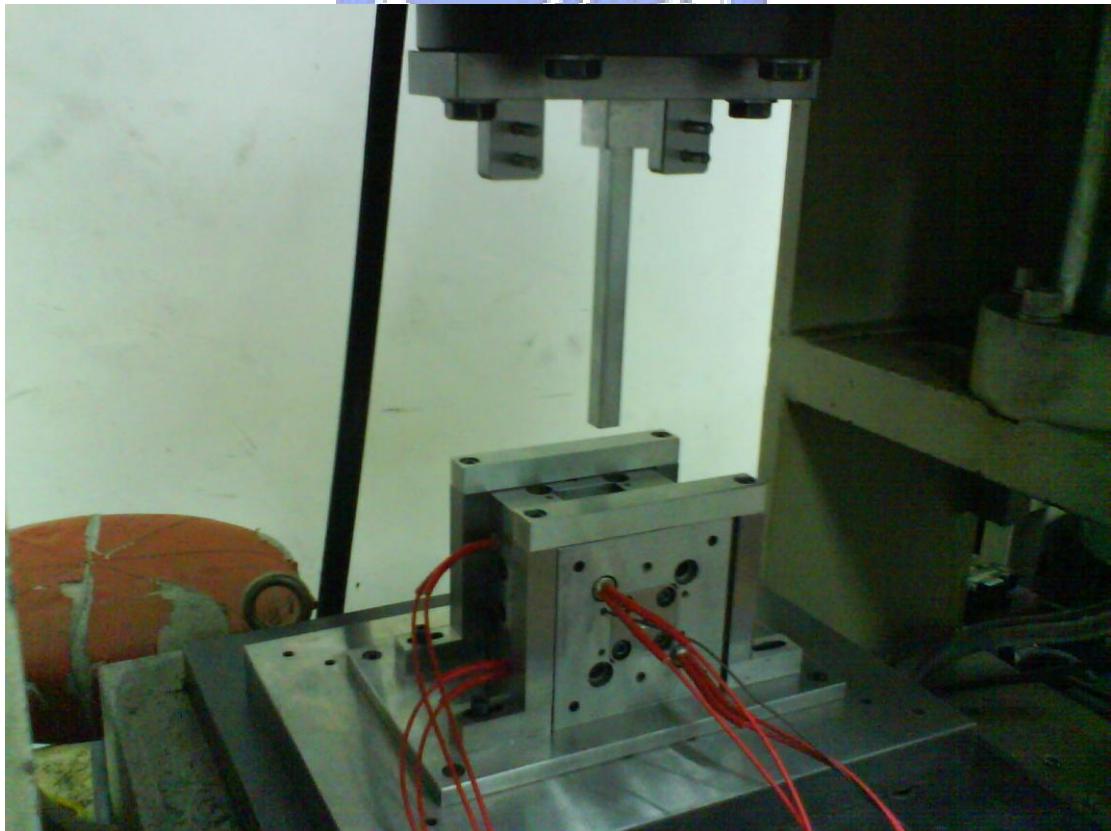
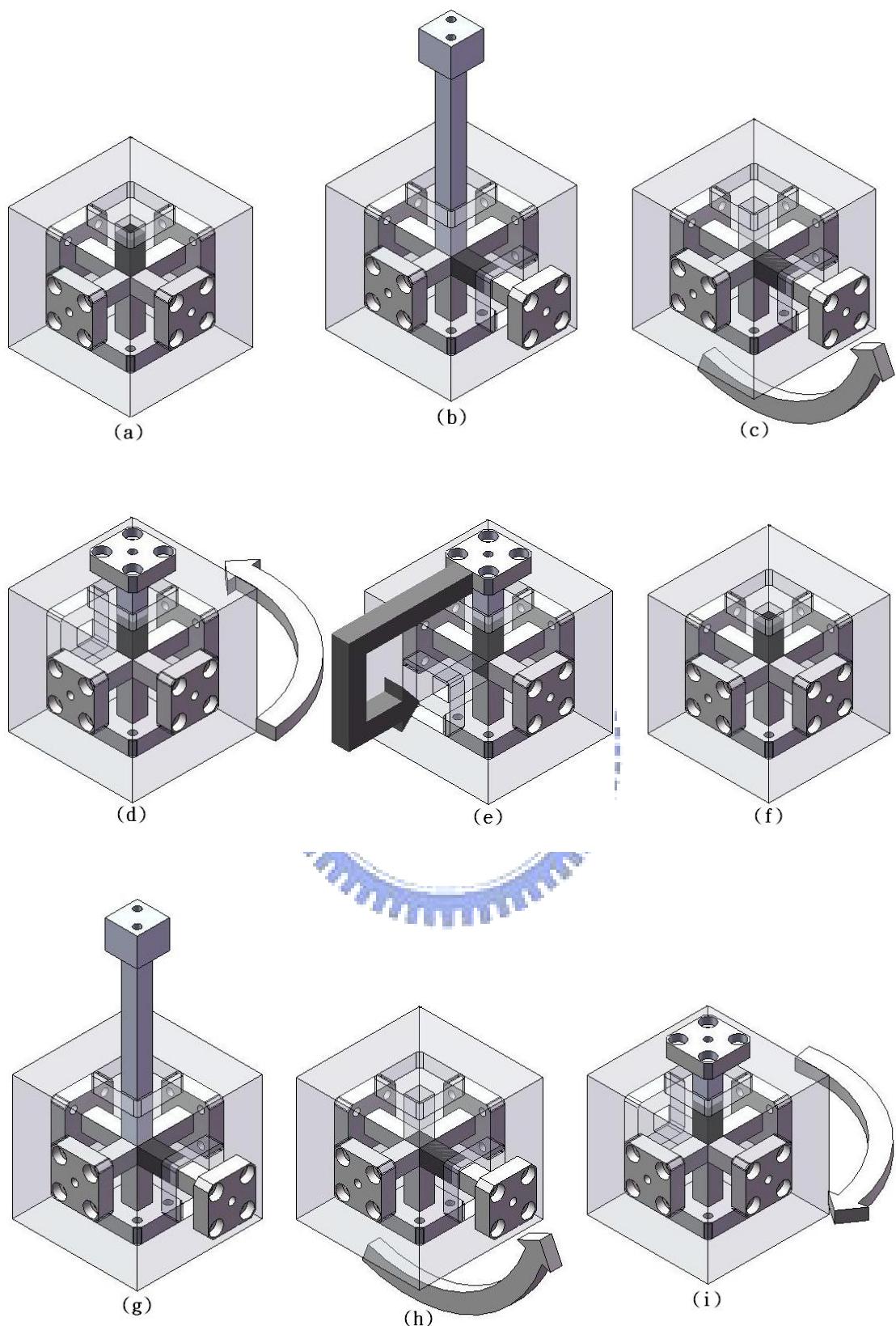


圖 3-6 實驗模具與各零件組合圖



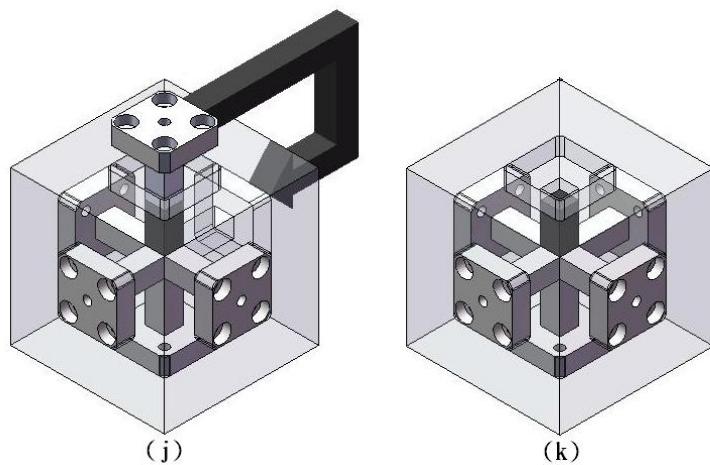


圖 3-7 路徑 B_C 兩道次之流程圖(a)~(k)

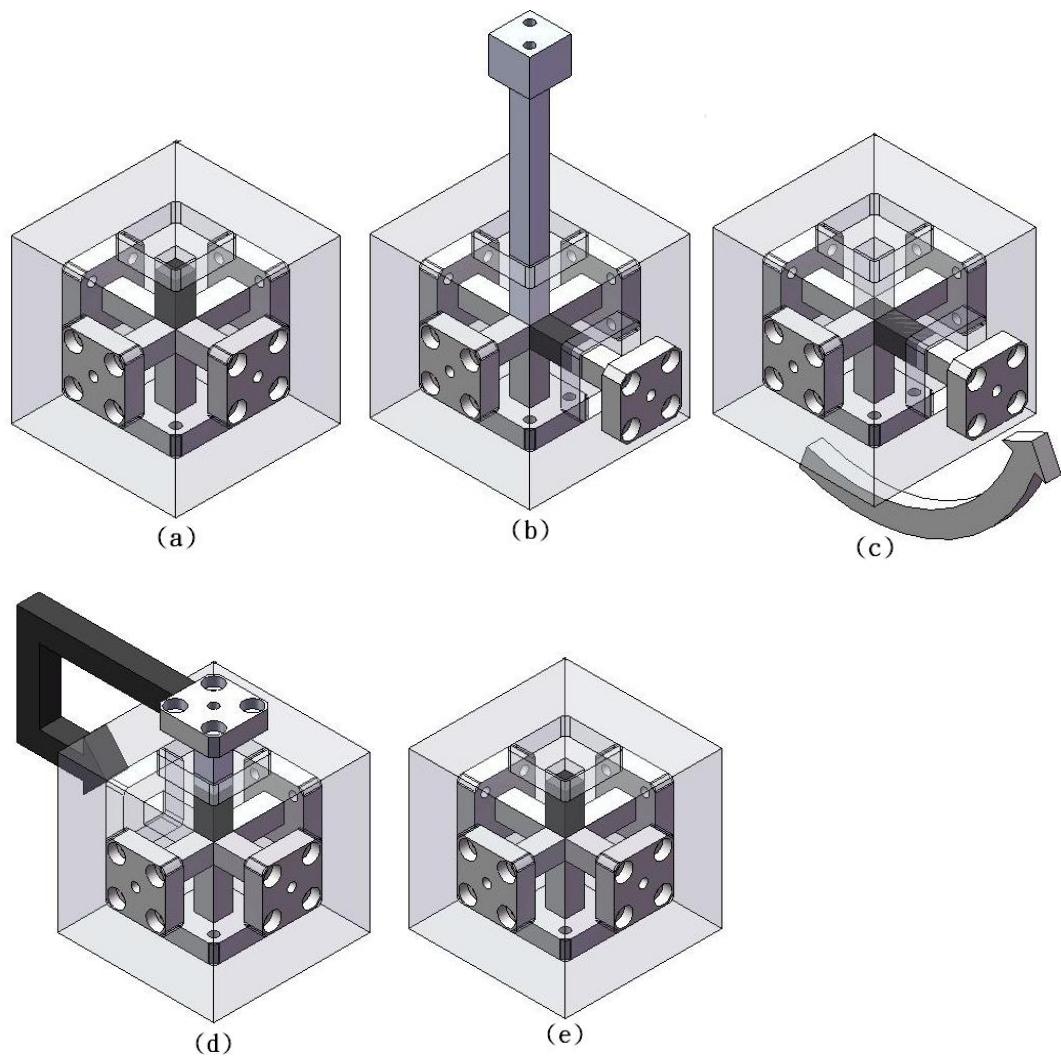


圖 3-8 路徑 C 一道次之流程圖(a)~(e)

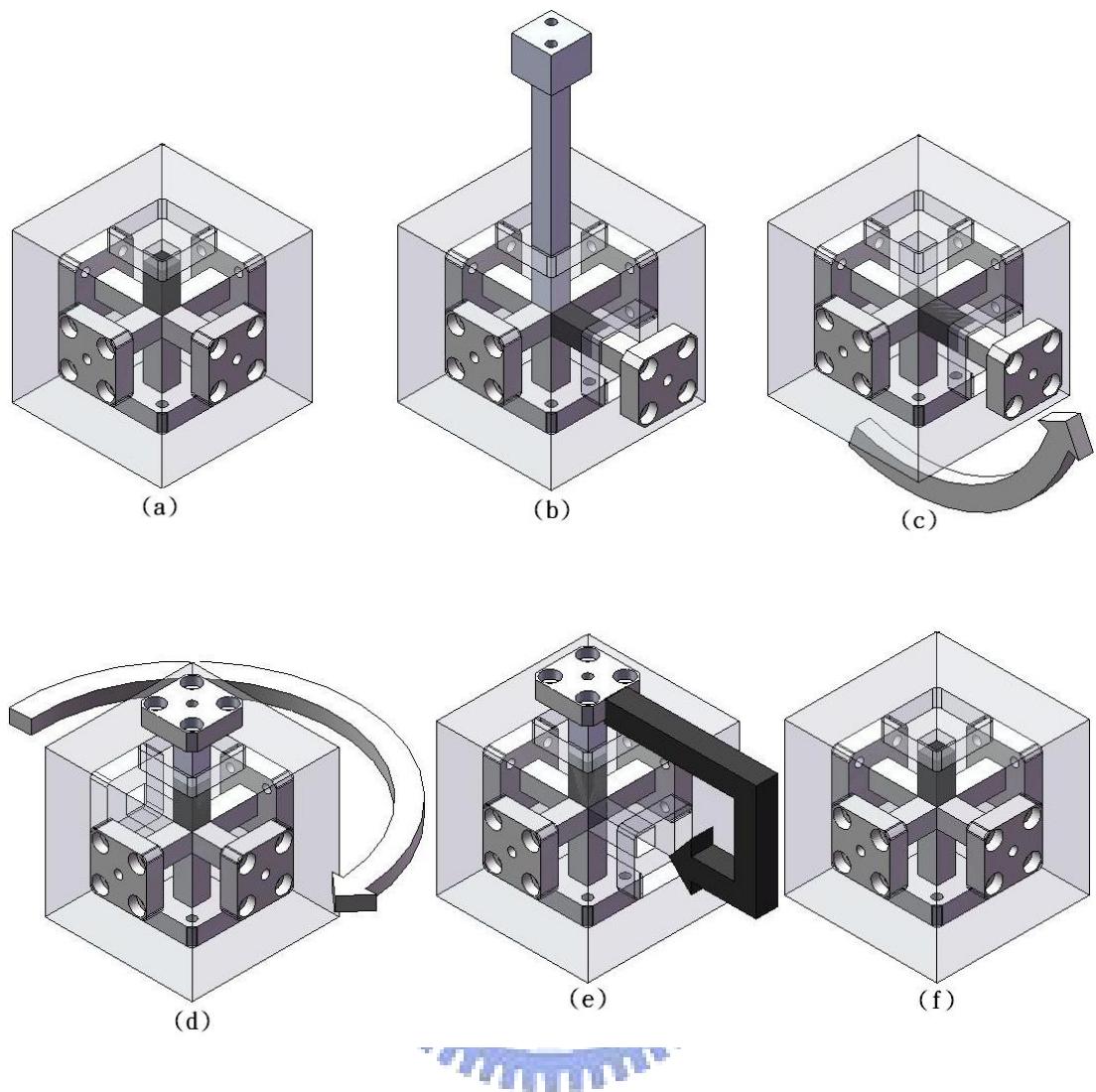


圖 3-9 路徑 A 一道次之流程圖(a)~(f)

第四章 研究方法與實驗步驟

本研究在觀察鎂合金在不同的製程參數下，例如分別在 200°C、250°C 之擠製溫度下，利用新開發之等徑轉角反覆擠製模具，改變擠製的路徑，例如分別使用 Route A、Route Bc、Route C，再擠製四道次或八道次後，觀察它在不同製程參數下的顯微組織變化。透過金相組織的觀察，期望能找出晶粒細化效果最佳之製程參數，實驗流程圖如圖 4-1 所示。

4-1 實驗材料

本研究所選用的材料為 AZ80，AZ 開頭表示是鋁鎂合金，其材料組成化學成分如表 4-1 所示，其物理性質室溫下機械性質如表 4-2 所示。而 AZ80 的機械強度、潛變抵抗、耐熱性等均佳，但是成形性不好，故應用範圍較小。本研究希望透過新模具的製程將鎂合金胚料加工後，能得到更佳的鎂合金胚料性質。

4-2 實驗設備

- 1、100 噸油壓式壓床(圖 4-3)：為協易機械公司製造之 SDP-100 型，其最小之行程為 0.3 mm/s。用來做為等徑轉角反覆擠製的沖頭動力來源。
- 2、等徑轉角反覆擠製模具：取 $\Phi = 90^\circ$ 、 $\Psi = 0^\circ$ 。

3、模具加熱設備(圖 4-4)：感溫的熱電偶延伸至接近模穴中間的位置，利用四支加熱棒及一控溫器，加熱模穴附近至我們所需的工作溫度。

4、急冷設備：為容積約 5.6 公升之水桶，將加熱至半固態之試片快速丟入桶中淬火至常溫。

5、金相觀察使用之相關設備：如熱鑲埋機、研磨拋光設備、鑽石膏、腐蝕液（配方：4.2 g 苦味酸、10 ml 冰醋酸、10 ml 水、70 ml 酒精）、酒精（清潔用）、吹風機、搭配影像截取設備之光學顯微鏡等。

6、石墨潤滑劑。

7、可程式控制之熱處理爐(圖 4-5)：為永欣製造之 CMF 60 型所示，其加熱功率為 10KW，加熱溫度最高達 1200°C。



4-3 實驗步驟

本研究實驗步驟如下：

4-3-1 等徑轉角反覆擠製實驗之流程

1、材料準備

將我們取得的 AZ80 棒材，利用車床加工成邊長 13mm、高 40mm 的方柱試片。

2、等徑轉角反覆擠製之實驗步驟：

- 2-1 利用 M6 螺絲將沖頭固定在壓床上方平臺。
- 2-2 均勻的塗抹石墨潤滑劑於模穴內側。
- 2-3 將沖棒放入模具之模穴內，並將非擠至路徑上的沖棒擋板與模具用四顆 M6 螺絲互相鎖緊。
- 2-4 均勻的塗抹潤滑劑於鎂合金方柱各面，並置入模具之待擠入面的模穴內。
- 2-5 將模具放於壓床下方平台並定位，確保沖棒與模具沒有干涉的情況發生，並將固定模具夾具組鎖上。
- 2-6 模具插入加熱棒、放入電熱偶，並將加熱器溫度調至實驗溫度。
- 2-7 開啟控溫器，將模具與胚料加熱至所需溫度；並持溫 20 分鐘，確保胚料均勻升溫至實驗溫度 96 °C。
- 2-8 壓床速度設為 0.3mm/s，下降壓床將沖頭壓入模穴內至定位，此即為完成一道次。
- 2-9 若要進行下一道次，此時，將沖頭上升並關掉模具加熱裝置，依下一道次路徑，將沖棒擋板的螺絲鬆開。且把沖棒放入非擠製路徑的模穴內並用螺絲將沖棒擋板與模具互相鎖緊。
- 2-10 鬆開固定模具夾具組，依下一道次路徑，翻轉模具後、將模具放在壓床下方平台並定位，鎖上固定用模具之夾具組，並清理下一道次路徑之模穴。

2-11 裝上拔沖棒夾具組，並用拔沖棒夾具組，將上方沖棒拔出，把加熱裝置放入後打開。

2-12 壓床速度設為 0.3mm/s ，下降壓床將沖頭壓入模穴內至定位，此即為完成二道次。

2-13 若需繼續進行下一道次，即反覆 2-9~2-12 步驟，增加道次。

2-14 若不需繼續進行下一道次，則關掉模具加熱裝置，利用拔沖棒夾具組，將取出胚料路徑上的沖頭拔出。

2-15 鬆開固定模具夾具組，並將模具取出放在固定模具夾具組上方，一邊調整模具位置，利用壓床慢慢降下沖頭進入模穴內部至最底時，試片即會退出模穴。

2-16 等模具冷卻後，將模具拆卸，刮除溢料，噴上防鏽油。

3、將試片取出後進行淬火。

4、淬火後進行金相觀察。

5、結果分析與討論。

表 4-3 為實驗各步驟所需花費的時間。

4-3-2 金相觀察流程

流程如圖 4-2，詳細步驟如下：

1、鑄埋

使用熱鑄埋機鑄埋，壓力 15kN 、加熱時間 7 分鐘、冷卻時間 6

分鐘，製作成研磨前的試片材料。

2、研磨

經過鑲埋好的試片，將要觀察的那一面先磨平再磨光。首先以粗顆粒的砂紙磨平，將試片旋轉 90°後，再以較細的砂紙將前一次的研磨痕跡完全磨掉。使用的砂紙粗細以 120 號開始研磨，再依序換上 240、400、600、1000、1500 號的砂紙，最後以 2000 號的砂紙研磨磨光。在研磨的過程中，使用水做為濕式研磨媒介，優點為沖除顆粒、碎屑及冷卻試片等作用。

3、拋光

為使試片表面至光亮的鏡面，必須用更細的顆粒研磨，這一道手續稱為拋光。我們實驗中所用顆粒為 $1\mu\text{m}$ 的 ALUMINA POWDER。將 ALUMINA POWDER 的水溶液噴灑至絨布上，再將酒精噴灑在絨布台上，再將試片放到絨布上研磨。拋光好的試片必須以清水清潔表面，最後以酒精噴灑（防止表面氧化）及用熱風吹乾試片表面。

4、腐蝕

為使我們要觀察的顯微結構突顯出來，必須利用適當的腐蝕液腐蝕之，實驗中所使用的腐蝕液是根據 Metal handbook 中的 Acetic-picral 配方，成份為：4.2 g 的苦味酸、10 ml 的冰醋酸、10 ml 純水以及 70 ml 的酒精。將欲觀察的表面浸入腐蝕液中 7 秒後，取

出用清水洗去腐蝕液，利用吹風機之熱風吹乾表面後即可觀察。

5、觀察

將處理完的試片以光學顯微鏡觀察之，將所觀察到的顯微組織照片，利用影像截取設備輸出為圖檔。

6、分析

本實驗使用由影像處理及顯示設備製造商 Matrox 公司研發的 Inspector 8 軟體作為後端分析使用。此軟體可做金相照片的處理與粒徑的分析，並可產生報表輸出供後續研究使用，亦可計算出固相粒子的特性，如尺寸、面積、周長、半徑，以及孔洞情形，以及產生統計圖表以供分析。Maxtor 公司是美國著名的影像軟體與顯示卡製造業者，其 MIL(Matrox Image Library) 是一套建構於 PC 之下的跨平台式影像處理/視覺檢測發展工具軟體。Inspector 是建立在 MIL 上的視窗介面軟體，他提供的視窗化圖形操控界面，使用者可立即進行取像、分析、量測及後續數據報表作業。功能涵蓋影像比對，影像辨識，動態影像監視，取樣，分析，統計，輸出報表。

因為經過等徑轉角擠製後的胚料，腐蝕後試片上面會有許多不連續的黑色霧狀物來妨礙金相的觀察，若要使用影像截取設備輸出之圖檔，並利用此軟體進行正確分辨出每個晶粒的各種參數，這些陰影可能會使軟體做出誤判，導致結果的不正確；所以必須先避開或過濾掉

這些不必要的黑色霧狀物後，再輸入做分析。

本實驗使用避開或過濾掉這些不必要的黑色霧狀物的方法為將影像截取設備輸出之圖檔列印出來後，在透明的投影片紙上描繪出明顯的晶界並且避開會妨礙軟體計算的黑色陰影，之後再將繪製好的明顯晶界圖檔掃描後存成和之前相同像素的圖檔，流程如圖 4-6(a)~(d) 所示，之後再輸入軟體做分析，如圖 4-7 所示。此軟體內建的功能可計算出整張金相照片各晶粒之平均粒徑、形狀因子，將金相觀察的結果有一個數量化的輸出。

4-3-3 退火處理流程



1、材料準備：經 ECAE 擠製後的鎂合金胚料。

2、退火處理之步驟：

2-1 將可程式控制之熱處理爐設定至所需溫度。

2-2 當熱處理爐升至定溫時，持溫 30 分鐘。

2-3 將擠製後的鎂合金胚料放入爐內持溫 1 小時。

2-4 關掉熱處理爐電源，並打開爐門使其自然冷卻至室溫。

3、進行金相觀察。

4、結果分析與討論

表 4-1 AZ80 化學組成成份分析表

		Chemical composition (Wt%)							
		Al	Zn	Cu	Fe	Mn	Ni	Si	residual
AZ80	upper limit	9.2	0.8	0.05	0	0.35	0	0.1	0.3
	lower limit	7.8	0.2			0.12			

資料來源：ASTM B91 B107

表 4- 2 AZ80 物理特性及室溫下機械性質

AZ80			
物理性質		室溫下標準機械性質	
密度 (20°C)	1.81 (g/cm ³)	拉伸強度指標	300~350MPa
液相線溫度	610~ (°C)	拉伸強度	345 (MPa)
固相線溫度	490 (°C)	拉伸降伏應力	250 (MPa)
電氣抵抗率	156 (nΩ • m)	壓縮降伏應力	195 (MPa)
燃點	542 (°C)	剪斷強度	160 (MPa)
線膨脹係數 (20—200°C)	27.2 (×10 ⁻⁶ /°C)	硬度，HB	72
比熱	1.08 (kJ/kgK)	硬度，HRE	82
融解潛熱	280 (kJ/kg)	Poisson's Ratio	0.35
熱傳導率	47.3 (W/m • K)		

表 4-3 實驗各步驟所需花費的時間

行程	花費時間 (分鐘)	實驗步驟說明
前置準備	30~40	2-1~2-6
第一道次之升溫+持溫	20+20	2-7
每道次擠製	10	2-8~2-11
第一道次後每次的升溫+持溫	10+10	2-7
擠出胚料	10	2-14~2-15
清理模具	60	2-16

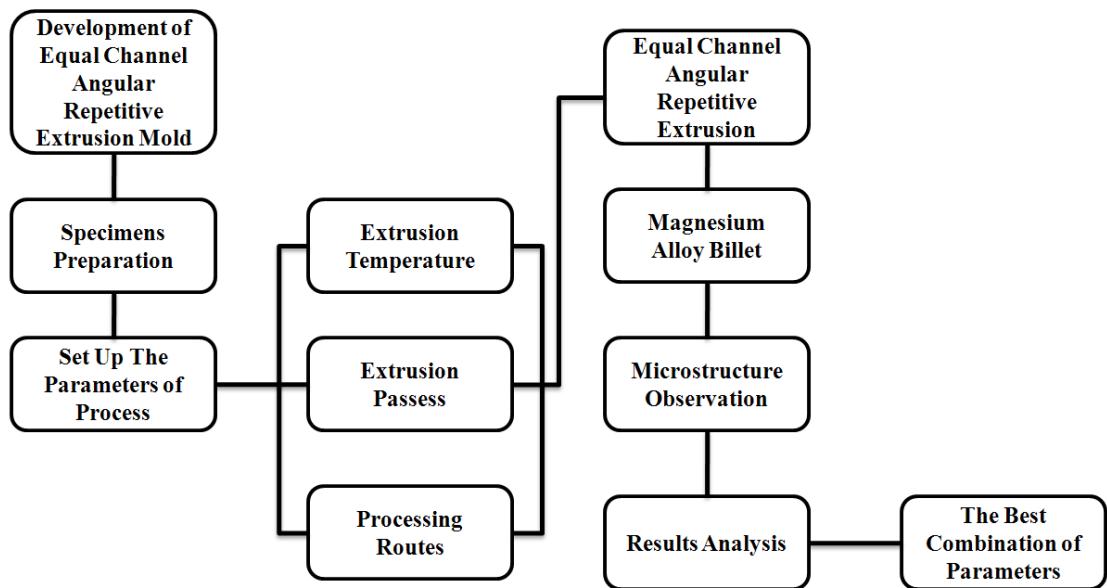


圖 4-1 實驗流程圖

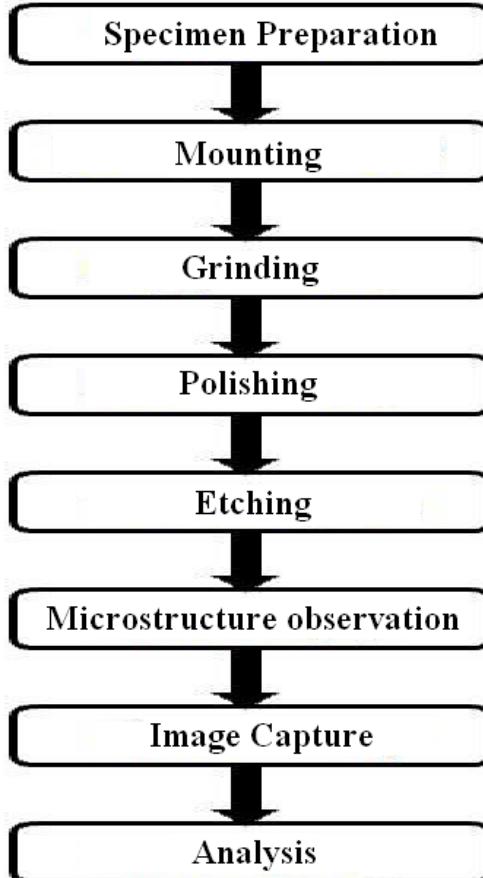


圖 4-2 金相觀察流程圖



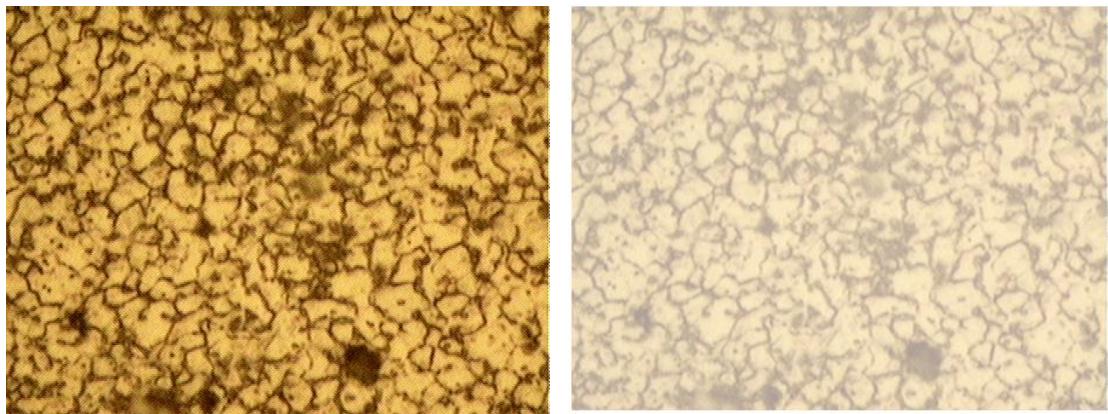
圖 4-3 100 噸油壓式壓床



圖 4-4 模具加熱設備

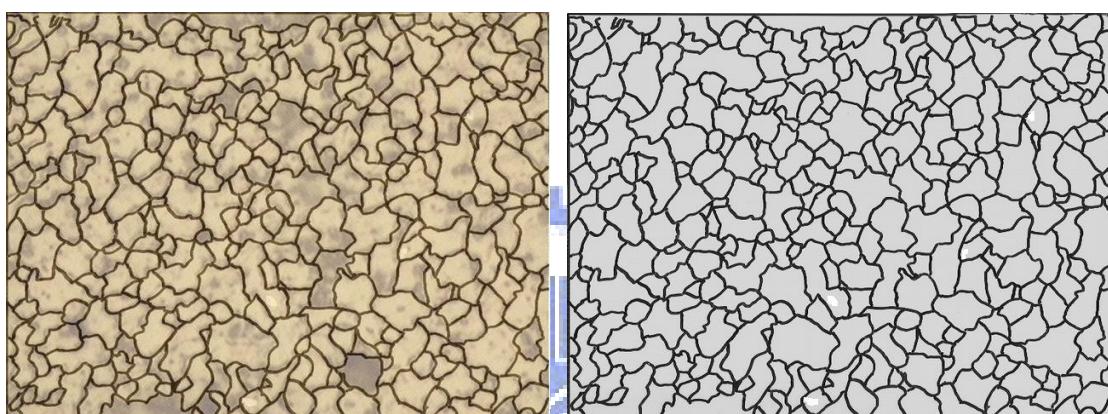


圖 4-5 可程式控制之熱處理爐



(a)Print the original image

(b)Slide the paper cover its



(c)Describe the grain boundary

(d)Slide scan and archiving paper

圖 4-6 製作金相觀察圖檔之流程圖(a)~(d)

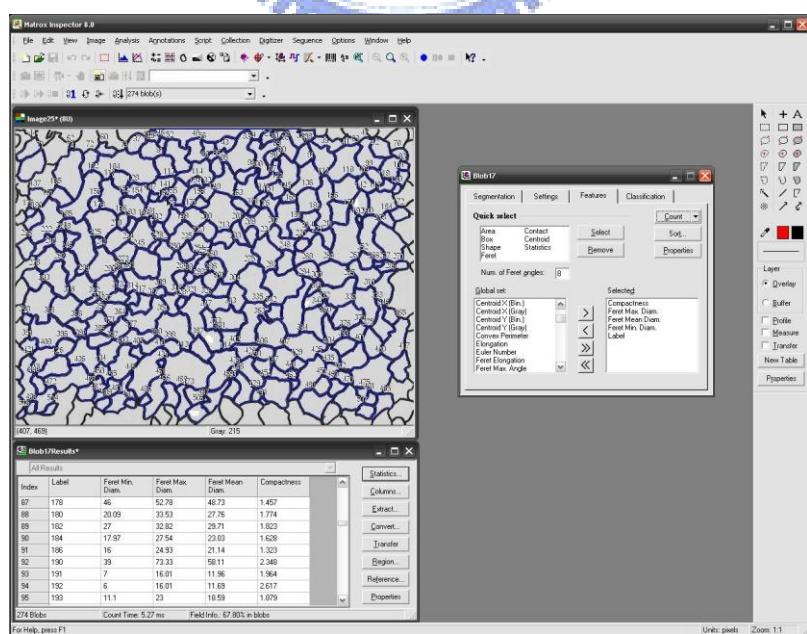


圖 4-7 Matrox Inspector 8 影像分析軟體

第五章 實驗結果與討論

5-1 等徑轉角反覆擠製模具之優點

傳統等徑轉角擠製模具之實驗步驟中，因為模具的限制，導致在每擠完一個道次後，都必須等待模具冷卻，再打開模具取出試片放入加熱爐中持溫，並且在持溫的時間內清潔模穴內部，然後再組合模具進行下一道次的擠製；由於此種限制，讓傳統的方法無法連續的進行擠製。

根據先前梁達嵐學長[33]所使用的傳統等徑轉角擠製模具之實驗步驟與第四章本實驗步驟所需花費的時間來比較，可以得知若在多道次的情況下，扣除前置準備及模具清理的時間，傳統等徑轉角擠製模具實驗擠製八道次，所需的時間大約為：40（第一次升溫及持溫） $+[15+15+40]\times7$ 〔（之後每一道次的升溫和持溫）+擠製行程〕+20（擠出胚料）= 540(分鐘)；而利用新模具扣除前置準備及模具清理的時間，擠製八道次，所需的時間大約為：40（第一次升溫及持溫） $+[10+10+10]\times7$ 〔（之後每一道次的升溫和持溫）+擠製行程〕+20（擠出胚料）= 260(分鐘)。

以擠製 8 道次為例，新的等徑轉角反覆擠製模具所節省的時間可達 4 個多小時且傳統模具的實驗方法必須使材料重複升溫降溫，若合金性質對溫度較為敏感，則會容易影響實驗結果。

5-2 不同參數下進行等徑轉角擠製對於晶粒組織之影響

當金屬在低於其熔點之一半的溫度下塑性變形時，被稱之為冷作加工(Cold Work)。但其冷作加工溫度的上限並沒有明確的定義，它會隨著金屬組成、變形速率和變形量而變化，然而，我們可以概略的定義，低於熔點一半的溫度之塑性變形，稱之為“冷作加工”。

冷作加工時，所施加的能量大部份都以熱能的形式消耗掉，而只有少部份以應變能 (Strain Energy) 形式儲存於金屬中，而此應變乃是指出變形所產生之晶格缺陷(如差排等)。當冷作加工量越大時，新生結晶成核的量也越多，在有限的空間內結晶生長的大小受到限制，於是可得到晶粒細化的效果。

等徑轉角擠製也是冷加工的其中一種，影響等徑轉角擠製的參數中，本實驗將以擠製溫度、擠製道次、擠製路徑，這三種參數來完成下列不同的實驗組合；同一種實驗組合為了避免有實驗誤差的情況發生，所以同一種組合將做出三個胚料，並將各實驗數據加以平均，由這些實驗組合所求出來的數據來找出最佳的晶粒細化參數。

5-2-1 挤製溫度之影響

首先將擠製路徑固定為路徑 A，擠製道次固定為 4 道次，實驗溫度分別在 200°C 、 220°C 、 240°C 下進行等徑轉角擠製，圖 5-1 為 AZ80 原素材之顯微組織，圖中可以看到有一些黑色的析出物，根據 ASM

Specialty Handbook [4] 中有提到，因鎂合金中含有鋁的成份，所以升溫至 205°C 以上時將會有為 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出，且此析出物在鎂合金中鋁含量為 8% 以上時特別明顯，若繼續升溫至 370°C 以上這些析出物將會溶解。

圖 5-2~5-4 是分別於 200°C 、 220°C 、 240°C 下使用路徑 A，經 ECAE 擠製 4 道次後的顯微組織。觀察後發現原素材之顯微組織雖然有一些析出物的存在，但是仍然可以明顯的看出晶粒分佈；而在 200°C 下擠製後的金相觀察發現，試片上面會有許多不連續的黑色霧狀物，由於景深的不同來妨礙了金相的觀察，推測是因為 AZ80 有析出物 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出於晶界，容易讓差排不斷的累積，且材料差排較多的位置較容易有腐蝕的現象，所以在較低溫時的金相觀察較為困難。高溫時材料的回復率(rate of recovery)增加，使得差排在晶粒內相消的機率大增，所以在高溫下擠製時所產生的差排會比低溫時還來的少，腐蝕後因差排被腐蝕性較高所造成黑色霧狀物亦較少，金相觀察較低溫時容易。

雖然低溫下 ECAE 製程會產生微細之析出物，但在高溫加工時這些析出物可以抑制晶粒的成長，所以也具有較佳之高溫塑性能力。

由表 5-2 可以發現，隨著溫度的上升晶粒尺寸也會逐漸變大，原因可能是在高溫時晶粒成長的速率較低溫時來的快速，故若是要得到

較細微的晶粒結構， 200°C 應為較佳的實驗參數。

5.2.2 擠製次數之影響

由於擠製溫度高時，材料內部差排較少，較有利於金相的觀察，所以將固定擠製溫度為 240°C ，擠製路徑固定為 A 路徑，擠製次數分別使用 1 道次、4 道次、8 道次下進行等徑轉角擠製。

圖 5-4 為 4 道次、圖 5-5、5-6 分別為 1 道次及 8 道次下使用路徑 A 於 240°C 經 ECAE 擠製後的顯微組織。表 5-1 及表 5-3 分別為原素材和經 ECAE 實驗後的晶粒尺寸，觀察後發現隨著擠製道次的增加，晶粒尺寸有逐漸細化的趨勢，但是並非呈線性狀態，在擠製第一道次後原素材晶粒尺寸由 $10.6\mu\text{m}$ 快速細化至 $3.2\mu\text{m}$ ，隨後再繼續增加擠製道次，則細化效果會逐漸變差；擠製 4 道次後晶粒尺寸持續細化至 $2.81\mu\text{m}$ ，8 道次後晶粒尺寸只細化至 $2.71\mu\text{m}$ 。可見增加擠製道次所產生的細化效果應該是有個極限存在，不會因為擠製次數增加而無限細化。

觀察發現經一道次擠製後的金相結構內晶粒尺寸大小不一，分佈十分不均勻，隨著擠製次數的增加有越來越趨於均勻的趨勢，可能原因為再結晶時，大晶粒較易細化，而小晶粒細化有限，所以隨著擠製次數的增加，大晶粒數目逐漸變少，而使得晶粒分佈均勻，所以若是想要得到較細微且均勻的晶粒結構，8 道次應為較佳的實驗參數。

5-2-3 擠製路徑之影響

擠製溫度固定為 240°C ，擠製道次固定為 4 道次，擠製路徑分別使用 A 道次、Bc 道次、C 道次下進行等徑轉角擠製。

圖 5-4 為 A 路徑、圖 5-7、5-8 分別為 C 路徑及 Bc 路徑下使用 240°C 經 4 道次 ECAE 擠製後的顯微組織。以累積應變的效果來看，文獻[25]中指出，路徑 Bc 製程效果是最佳的，路徑 C 次之，而路徑 A 則是最差的，這是因為在路徑 A 中重複的擠製時，在 Y 平面形成了極大的扭曲而會抑制材料變形的發展，而路徑 Bc 可說是最佳的擠製條件，因為它在每一個平面上都有很大的剪應變，而且在經過每 4 或 8 個道次的擠製後就復原到原來的立方體元素形狀。表 5-4 為實驗後的晶粒尺寸及形狀因子，可以發現路徑 Bc 的晶粒尺寸最為細小且形狀因子亦較佳，路徑 C 次之，而路徑 A 為最差，故若是要得到較細微且形狀因子較佳的晶粒結構，路徑 Bc 應為較佳的實驗參數。

總合以上結果，若要生產出細晶粒且形狀因子較佳的胚料，所設的實驗參數應該要使用低溫、路徑 Bc，且盡量增加擠製次數才有辦法達成。

5-3 退火觀察

由於鎂合金 ECAE 製程後材料內殘留應力仍存在，且材料內存在大量的差排，所以希望藉由恆溫退火處理來消除存在的殘留應力並且

確認低溫時的金相觀察時發現的黑色霧狀物是由差排堆積位置較多的地方，較容易腐蝕所造成。

圖 5-9 為 200°C 下利用路徑 Bc 擠製 8 道次後的顯微組織，由觀察發現，經過腐蝕後，黑色霧狀物幾乎充滿了整個金相難以觀察；圖 5-10 為經過退火處理後的金相圖，為了避免晶粒的粗化，退火的溫度設為擠製的溫度，經過 $200^{\circ}\text{C}/1\text{hr}$ 的退火處理後作金相觀察發現，腐蝕後所形成的黑色霧狀物因為退火處理而減少，取而代之為再結晶之新晶粒，而這些差排堆積之處則是形成再結晶晶粒的地方，所以可以看到有許多細晶粒的形成。

因為擠製後所產生的黑色霧狀物經退火處理後減少，所以可以推測產生黑色霧狀物的原因應該不是析出物 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ ，而大部分是差排較多的位置較容易有腐蝕的現象所造成。

表 5-1 AZ80 原素材之顯微組織

	Original Material
Feret Mean diameter	10.67

平均粒徑單位 (μm)

表 5-2 改變溫度參數之顯微組織

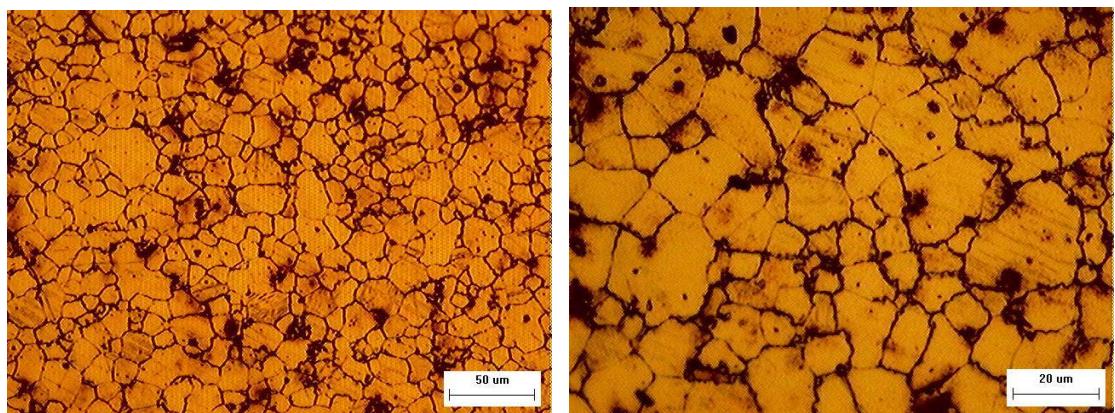
	200°C	220°C	240°C
	Route A	Route A	Route A
	4 Passess	4 Passess	4 Passess
Feret Mean diameter	1.292	1.343	2.873

表 5-3 改變擠製次數參數之顯微組織

	240°C	240°C	240°C
	Route A	Route A	Route A
	1 Passess	4 Passess	8 Passess
Feret Mean diameter	3.248	2.873	2.712

表 5-4 改變路徑參數之顯微組織

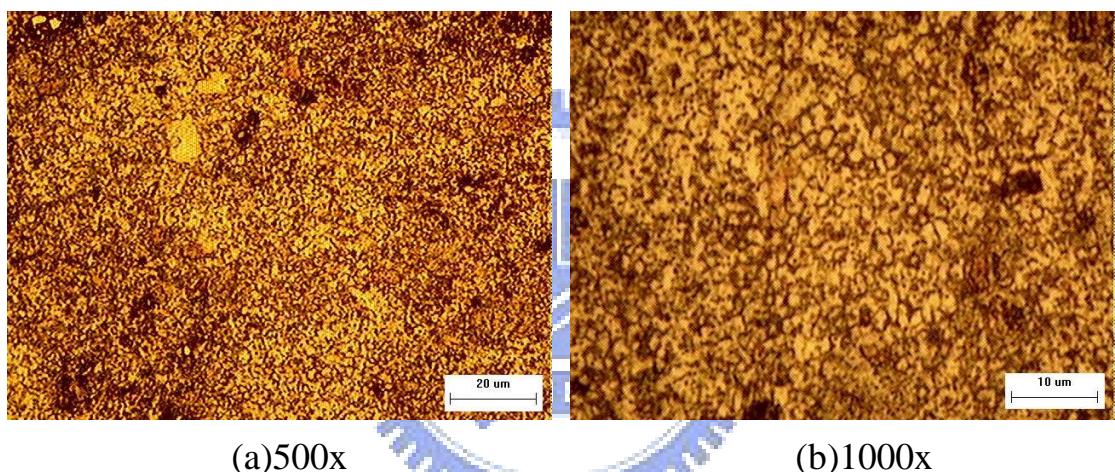
	240°C	240°C	240°C
	Route A	Route C	Route Bc
	4 Passess	4 Passess	4 Passess
Feret Mean diameter	2.873	1.871	1.707



(a)200x

(b)500x

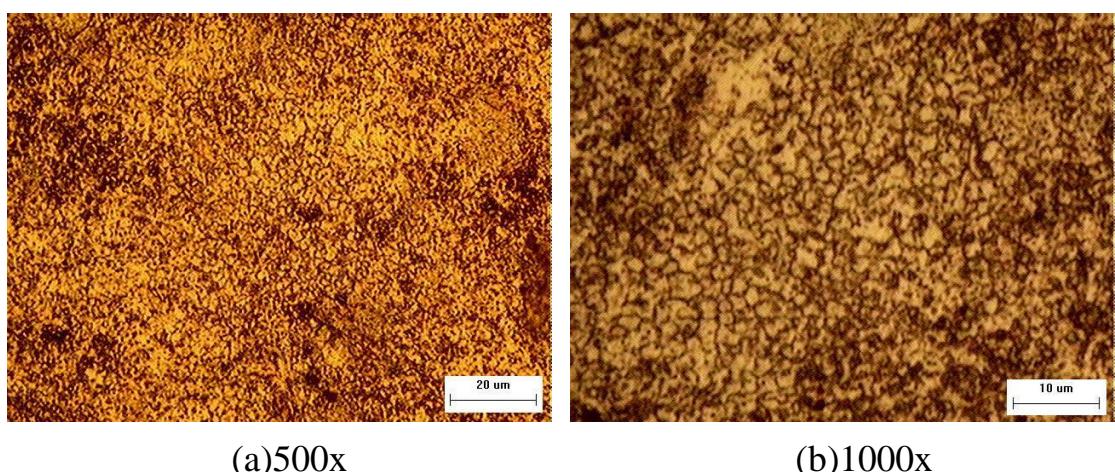
圖 5-1 AZ80 原素材之顯微組織



(a)500x

(b)1000x

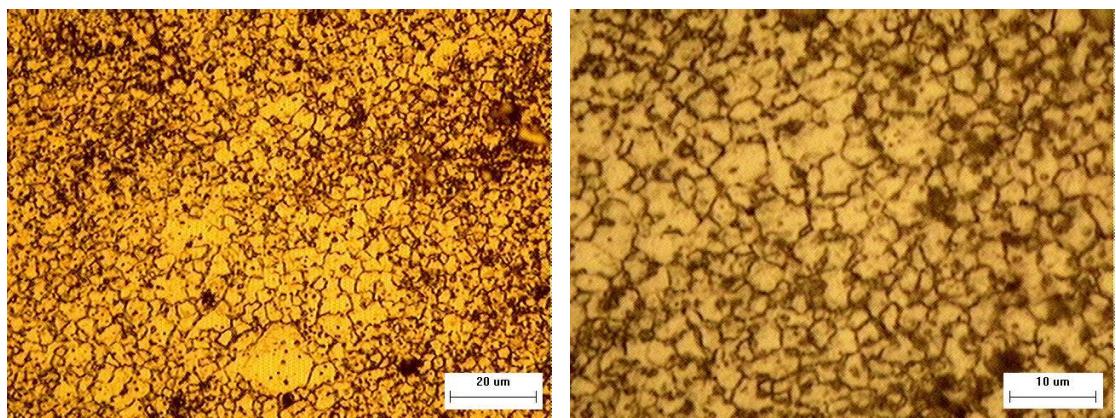
圖 5-2 (200°C)A 路徑經 ECAE 4 道次後之顯微組織



(a)500x

(b)1000x

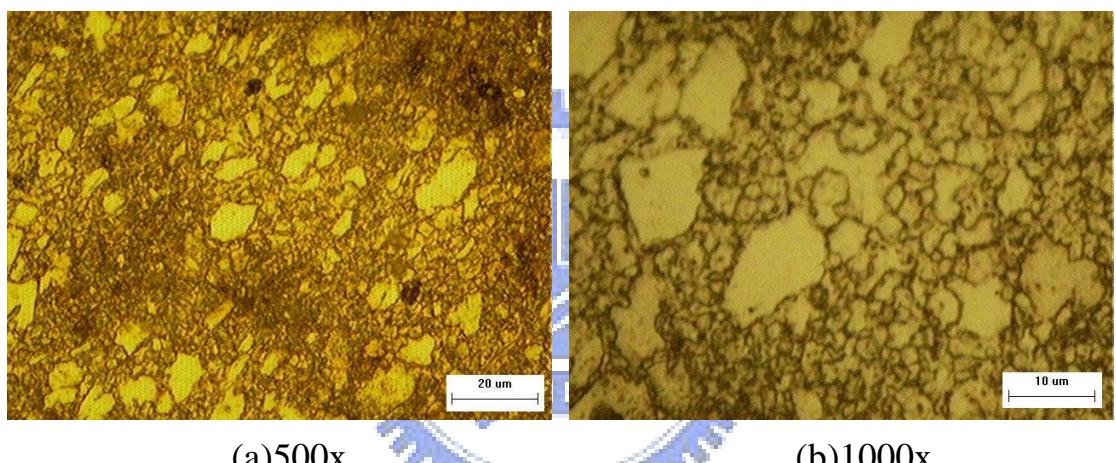
圖 5-3 (220°C)A 路徑經 ECAE 4 道次後之顯微組織



(a)500x

(b)1000x

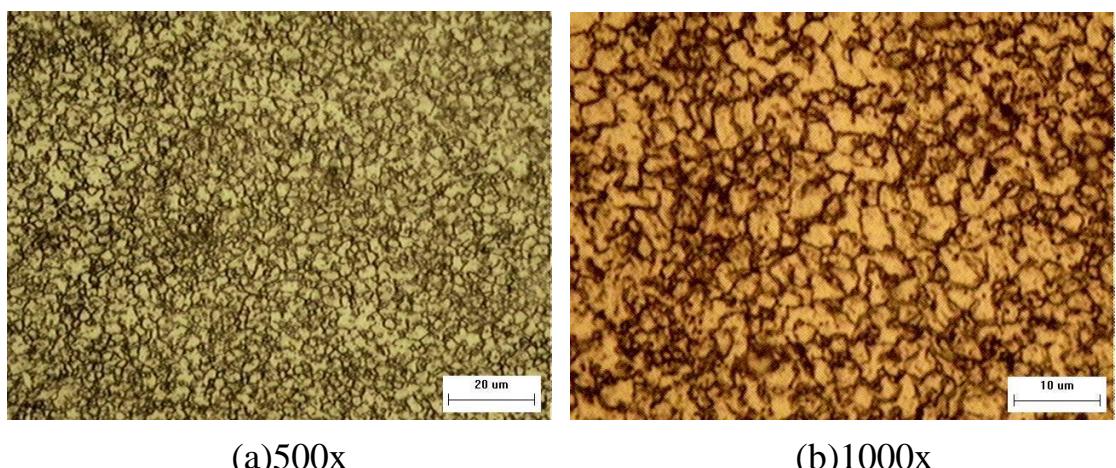
圖 5-4 (240°C)A 路徑經 ECAE 4 道次後之顯微組織



(a)500x

(b)1000x

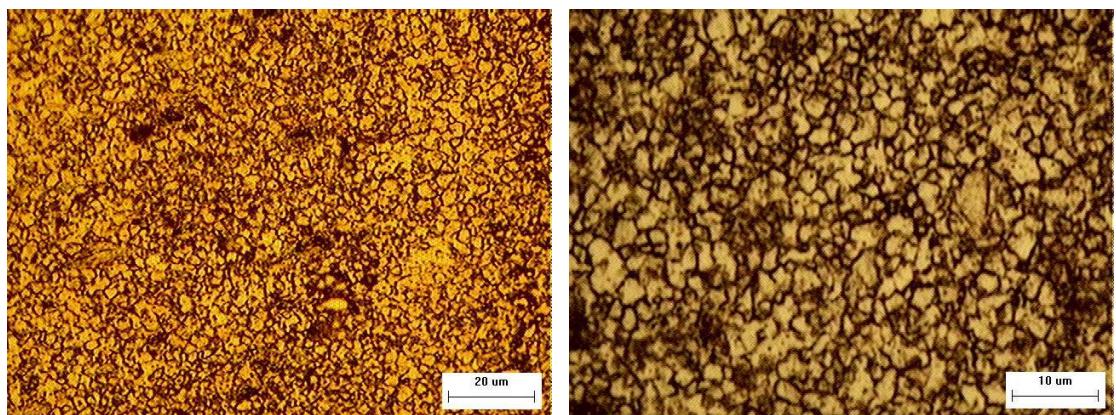
圖 5-5 (240°C)A 路徑經 ECAE 1 道次後之顯微組織



(a)500x

(b)1000x

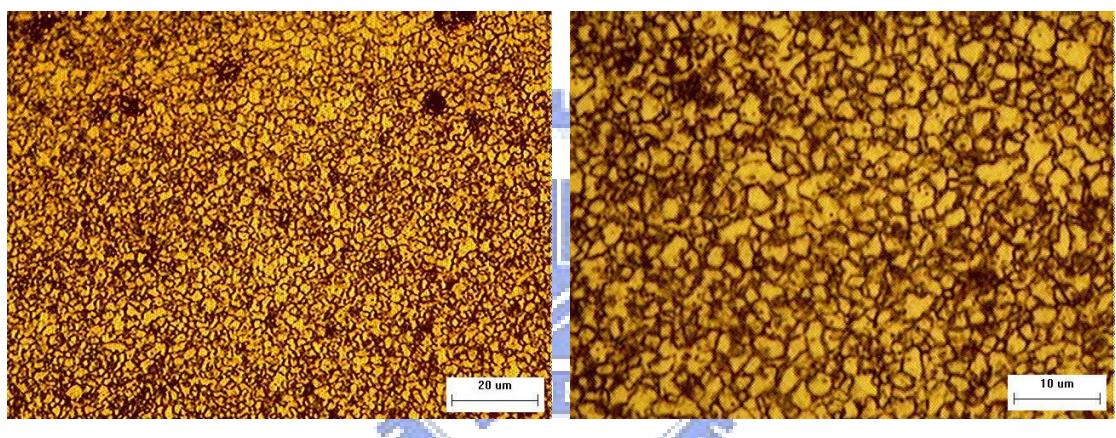
圖 5-6 (240°C)A 路徑經 ECAE 8 道次後之顯微組織



(a)500x

(b)1000x

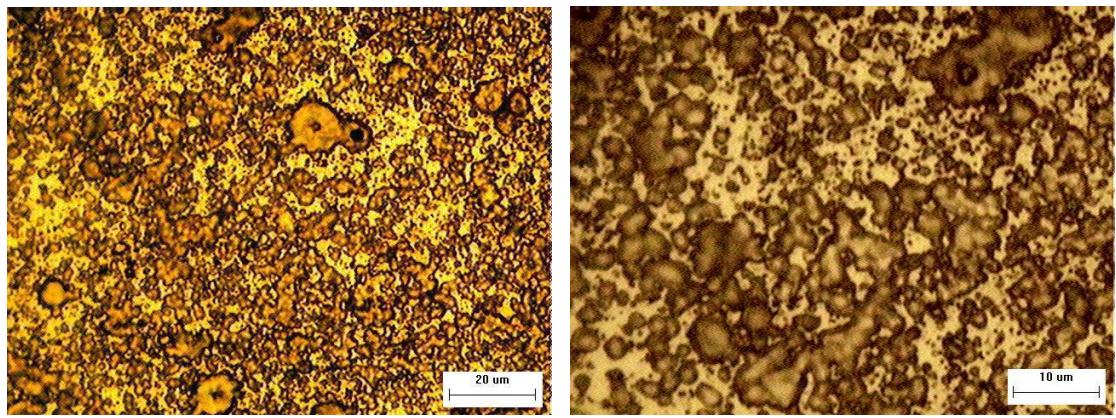
圖 5-7 (240°C)C 路徑經 ECAE 4 道次後之顯微組織



(a)500x

(b)1000x

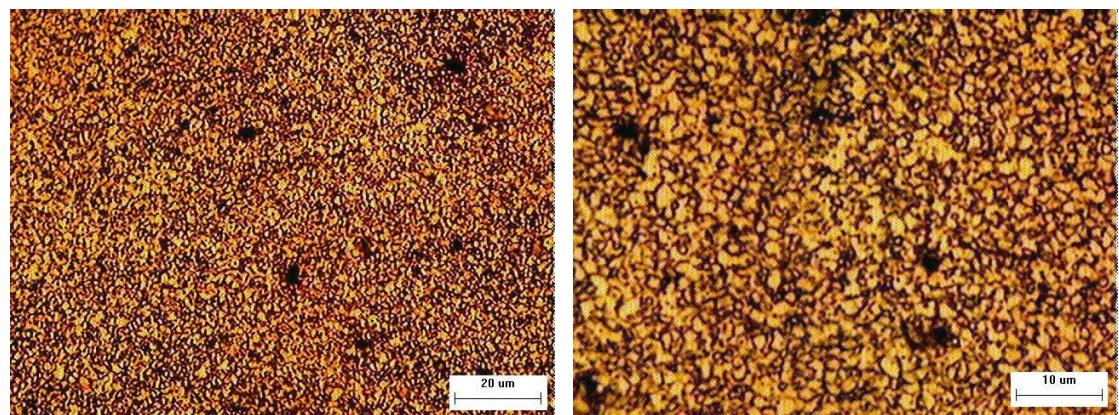
圖 5-8 (240°C)Bc 路徑經 ECAE 4 道次後之顯微組織



(a)500x

(b)1000x

圖 5-9 (200°C)Bc 路徑經 ECAE 8 道次後之顯微組織



(a)500x

(b)1000x

圖 5-10 (200°C)Bc 路徑經 ECAE 8 道次之退火處理後的顯微組織



第六章 結論與未來展望

6-1 結論

本研究是以鎂合金 AZ80 為實驗材料，藉由利用大量塑性變形法中的等徑轉角擠製法，在擠製一次後即可獲得大量塑性變形，且胚料截面積不因擠製後有所改變，擠製後胚料結構與性質均勻，可有效消除孔洞，提升機械性質且可應用於大尺寸塊材的以上各種優點，再改善其缺點，例如：等徑轉角擠製法無法連續進行，每擠完一個道次後，必須將胚料取出再轉向，才能進行下一個道次，而不能達到連續的大量塑性變形，或是若以不取出胚料的方式連續擠製，則製程的路徑便受限制，無法達到最好的細化效果，因此針對上面所發生問題點進行改良，設計出一種全新的模具，在改變溫度、擠製路徑、擠製道次，三種不同的製程參數，找出一個最佳的參數，來生產出細化效果最佳的鎂合金胚料，並且有效提高生產速率，增加它的商業價值。總結實驗的結果可以歸納如下：

1. 利用新開發出來的模具，確實可以有效的縮短胚料生產所需花費的時間，且因製程時間縮短，細化的效果更佳，擁有更高的商業價值。
2. 等徑轉角擠製時的溫度不宜過高，不然可能會造成晶粒成長過快，反而使晶粒粗化，以本實驗所用的 AZ80 鎂合金來說，200

°C 為較佳的實驗溫度。

3. 等徑轉角擠製的擠製次數越高，細化的效果及均勻程度越好。
4. 等徑轉角擠製的路徑 Bc，因為它在每一個平面上都有很大的剪應變，晶粒細化效果皆比其他路徑優良，所以路徑 Bc 為較佳的實驗路徑。
5. 因為擠製後所產生的黑色霧狀物經退火處理後減少，所以可以推測產生黑色霧狀物的原因應該不是析出物 $Mg_{17}Al_{12}$ ，而大部分是差排較多的位置較容易有腐蝕的現象所造成。

6-2 未來展望



本研究是改善傳統等徑轉角擠製模具的缺點，在改變不同的擠製參數下，從金相觀察的角度，去了解何種參數下可以生產出性質較佳的鎂合金胚料。由於擠製後的胚料內部有許多的殘留應力，爾後將不利於後續的各種加工；未來可以搭配退火處理，再觀察退火處理所帶給胚料性質的影響；或者使用油壓的設備來改變沖頭進出時機來設計出不同方向的路徑，將本製程達到更佳省時並且可以連續進行擠製的目的。

參考文獻

- [1] A.K.Ghosh and C.H.Hamilton, Seminar Course, Taiwan Feb. 13~15, pp.25, 1990.
- [2] A. Bussiba, A. Ben Artzy, A. Shtechman, S. Ifergan and M. Kupiec, “Grain refinement of AZ31 and ZK60 Mg alloy-towards superplasticity studies”, Materials Science and Engineering A302A, pp.56~62, 2001.
- [3] K. Higashi M. Mabuchi and T.G. Langdon, “High-Strain-Rate Superplasticity in Metallic Materials and the Potential for Ceramic Materials”, ISIJ International, pp.1423~1438, 1996.
- [4] H. Proffit, “Magnesium and Magnesium Alloys”, ASM Handbook 9th edition, Vol. 2, ASM International, 1989.
- [5] D. William and Callister, J.R., Fundamental of Materials Science and Engineering, 7th edition, John Wiley & Sons, 2007.
- [6] J.A. Chapman and D.V. Wilson, J. Inst. Metals, pp.35, 1962~63.
- [7] J. Humphreys and M. Hatherly, “Recrystallization and Related Annealing Phenomena”, Pergamon, 1994.
- [8] V.L. Tellkamp and E.J. Lavernia, “Process and Mechanical Properties of Nanocrystalline 5083 Al Alloy”, NanoStructured Materials, Vol.12, pp. 249~252, 1999.
- [9] Y. Wu, L. Del Castillo and E.J. Lavernia, “Superplasticity of 5083 alloys produced by spray deposition”, Scripta Materials, Vol. 34, No. 8, pp.1243 ~1249, 1996.
- [10] 黃志青, 輕金屬細化技術近況工業材料, 第198期, 114頁, 2003。

- [11]R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev and I.V. Alexandrov, “Bulk nanostructured materials from severe plastic deforementation”, Progress in Materials Science, 45, pp.103~189, 2000.
- [12]R.B. Schwarz and W.L. Johnson, Phys. Rev. Lett., Vol.51, pp.415, 1983.
- [13]A. Korbel and M. Richert, “Formation of shear bands during cyclic deformation of aluminum”, Acta Metall, Vol.33, pp.1971~1978, 1985.
- [14]M. Mabuchi, K. Kubota and K. Higashi, Mater. Trans. JIM, Vol. 36, pp.1249, 1995.
- [15]J.Y. Huang, Y.T. Zhu and T.C. Lowe, Acta Mater., Vol.49, pp.1497, 2001.
- [16]V.M. Segal, “Materials processing by simple shear”, Materials Science and Engineering , Vol.197, pp.157, 1995.
- [17]K. Nakashima, Z. Horita, M. Nemoto and T.G. Langdon, “Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in equal-channel angular extrusion”, Acta Materialia , Vol. 46 No.5 , pp. 1589~1599, 1998.
- [18]V.M. Segal, USSR Patent No. 575892 , 1977.
- [19]Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto and T.G. Langdon, “Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials”, Scripta Materialia, Vol.35, pp.143~146, 1996.
- [20]A. Shan, I.G. Moon, H.S. Ko and J.W. Park, “Direct observation of shear deformation during equal channel angular pressing of pure aluminum”, Scripta Materialia , Vol.41, pp.353~357, 1999.

- [21]Y. Wu and I. Baker, “An experimental study of equal channel angular extrusion”, Scripta Materialia , Vol.37, pp.437~442, 1997.
- [22]H.S. Kim, Materials Science and Engineering , A315, pp.122~128, 2001.
- [23]Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto and T.G. Langdon, “ An investigation of microstructural evolution during equal-channel angular pressing”, Acta Materialia, Vol. 45, pp. 4733~4741, 1997.
- [24]Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto and T.G. Langdon, “ The process of grain refinement in equal-channel angular pressing”, Acta Materialia, Vol. 46, pp. 3317~3331, 1998.
- [25]M. Furukawa, Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto and T.G. Langdon, “The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing”, Materials Science and Engineering , A257, pp. 328~332, 1998.
- [26]K. Nakashima, Z. Horita, M. Nemoto and TG. Langdon , “Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains” , Materials Science and Engineering, A281, pp.82~87, 2000.
- [27]A. Yamashita, D. Yamaguchi, Z. Horita and T.G. Langdon, “ Influence of pressing temperature on microstructural development in equal-channel angular pressing”, Materials Science and Engineering ,A287, pp. 100~106, 2000.
- [28]M. Shaarbaaf and M.R. Toroghinejad, “Nano-grained copper strip produced by accumulative roll bonding process”, Materials Science and Engineering , A473, pp. 28~33, 2008.
- [29]J.Y. Huang, Y.T. Zhu, H. Jiang and T.C. Lowe. “Microstructures and

dislocation configuration in nanostructured Cu processed by repetitive corrugation and straightening”, Acta Materialia. , 49, pp.1497~1505, 2001.

[30]Shih-Wei Lee and Jien-Wei Yeh, “Superplasticity of 5083 alloys with Zr and Mn additions produced by reciprocating extrusion”, Materials Science and Engineering, A460–461, pp.409~419, 2007.

[31]J.G. Raaba, R.Z. Valiev, T.C. Lowe and Y.T. Zhu, “Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP–Conform”. Materials Science and Engineering , A382, pp.30~34, 2004.

[32]R. Srinivasan, P.K. Chaudhury, B. Cherukuri, Q. Han, D. Swenson and P. Gros. “Continuous Severe Plastic Deformation Processing of Aluminum Alloys”, June 30, 2006.

[33]梁達嵐，「改良式 SIMA 法製備鎂合金半固態成形胚料之研究」
國立交通大學，碩士論文，民國 96 年。