

國立交通大學

機械工程學系

碩士論文

鎂合金胚料顯微結構對半固態成形負荷之影響

**Study on the effect of magnesium alloy billet microstructure
on semi-solid forming load**

研究生：江維堂

指導教授：徐瑞坤 教授

中華民國九十七年六月

鎂合金胚料顯微結構對半固態成形負荷之影響
**Study on the effect of magnesium alloy billet microstructure
on semi-solid forming load**

研究生：江維堂

Student : Wei-Tang Chiang

指導教授：徐瑞坤

Advisor : Ray-Quan Hsu



In

Mechanical Engineering

June 2008

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國九十七年六月

鎂合金胚料顯微結構對半固態成形負荷之影響

研究生：江維堂

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

鎂合金半固態的成形方式同時擁有鑄造與鍛造的優點，但是要進行半固態成形需要先製備具有球狀化晶粒且固液相混和均勻胚料，使得此成形方式成本大幅提高，而製造半固態胚料的方法中，以應變導引熔漿活化法（Strain Induced Melt Activation, SIMA）最為簡單，也不需要昂貴設備，只需在室溫下進行一定量的冷加工，再加熱至半固態溫度區間時，即可得到球狀晶粒顯微結構。傳統的 SIMA 法利用壓縮應變給予冷加工量的方法，過程中很容易造成胚料裂開，變形量受到限制。因此本研究將傳統晶粒細化上使用的大量塑性變形法，應用在 SIMA 法中加大加工量。本研究中所選用的大量塑性變形法為等徑轉角擠製與循環壓縮。此方法的優點在於擠製前後材料的截面積與幾何形狀沒有太大的改變，故可重覆多次擠製，透過控制擠製溫度與道次可調整材料的顯微結構及機械性質。

本研究以 AZ80 鎂合金為對象，以改良式 SIMA 法製備胚料，觀察其半固態溫度下顯微組織，並進行半固態鍛造探討胚料顯微組織對成形負荷之影響。實驗結果顯示改良式 SIMA 法應用在 AZ80 鎂合金半固態胚料製備上，的確具有優良半固態成形胚料之性質，在進行半固態凸緣鍛造，胚料半固態溫度下的晶粒圓球化效果和平均晶粒大小為影響半固態鍛造成形負荷的主要因素；晶粒形狀越圓球化及平均晶粒大小越小的胚料，成形所需之負荷越小。

關鍵字：鎂合金、應變導引熔漿活化法、等徑轉角擠製、循環壓縮、半固態鍛造

Study on the effect of magnesium alloy billet microstructure on semi-solid forming load

Student : Wei-Tang Chiang

Advisor : Dr. Ray-Quen Hsu

Department of Mechanical Engineering
National Chiao Tung University

ABSTRACT

Semi-solid forming of magnesium alloy has the advantage of casting and forging. Semi-solid forming requires raw materials with the spheroidal grains, and homogeneous solid-liquid distribution. However, preparing billets of this kind increase costs. Strain Induced Melt Activation (SIMA) method is simple and does not require expensive equipment for preparing semi-solid billet. In SIMA method, the billet is first upset then is isothermal treated in semi-solid temperature in order to obtain spheroidal grains. However, traditional SIMA method uses upsetting process, which causes crack easily, the deformation is limited. In order to overcome the difficulties of the plastic deformation of magnesium alloys in die upset, a modified method for obtaining severe plastic deformation (SPD) was adopted. In SPD, Equal channel angular extrusion (ECAE) and channel die compression process (CCDC) are combined for obtaining ultra-fine grain. This method has the advantage of the same cross-sectional area and geometry before and after deformation. The process can be repeated for many passes. Through the control of temperature, extrusion passes, material microstructure can be modified and mechanical properties can be improved. A semi-solid forging, uses modified SIMA prepared billet was conducted, the forging loads were compared under various conditions.

In this study, magnesium alloy AZ80 was selected as the raw material, modified SIMA prepared billet, were observed of its microstructure. And semi-solid forgings of modified SIMA prepared billet were conducted. Semi-solid flange forging results indicated that shapes and grain size were main factors in relation with the forging load. More spheroidal and smaller the average sizes of the billet, the smaller forming load.

Keyword : Magnesium, SIMA, ECAE, CCDC, Semi-solid forging

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。感謝論文口試委員洪景華教授、向四海博士與論文計畫書口試委員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。感謝在成形實驗室的所有研究伙伴，博士班林耀楠學長、梁達嵐學長、溫華強學長和鄭凱文學長給予我研究與生涯的方向和幫助，感謝我的實驗室同學仁旌、偉強、昱劭及千筑陪我一起修課與學習，感謝學長大益、啟峰、仕駿在我碩一的時候對我的照顧，感謝實驗室的學弟妹，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，感謝我的哥哥和姊姊們，讓我在求學的路上順利沒有牽掛，謝謝你們。

維堂 謹識

2008.6

目錄

中文摘要.....	ii
英文摘要.....	iii
誌謝.....	iv
目錄.....	v
表目錄.....	viii
圖目錄.....	ix
第一章 序論.....	1
1-1 研究背景.....	1
1-2 研究動機與目的.....	3
第二章 文獻回顧.....	6
2-1 鎂合金簡介.....	6
2-1-1 鎂合金命名方式.....	6
2-1-2 鎂合金的優點.....	6
2-2 半固態成形原理.....	7
2-3 半固態胚料製造.....	10
2-3-1 半固態黏漿製造法.....	10
2-3-2 半固態胚料之適用性.....	14
2-4 應變導引熔漿活化法.....	16

2-5	回復與再結晶	16
2-5-1	回復	17
2-5-2	再結晶	17
2-6	大量塑性變形法	18
2-6-1	等徑轉角擠製	19
2-6-2	循環壓縮	20
2-7	結合大量塑性變形法與應變導引熔漿活化法之顯微組織	21
2-8	鍛造成形加工	22
2-8-1	鍛造的分類	23
2-8-2	熱間鍛造成形之優缺點	25
2-8-4	影響可鍛性因素及測試方法	26
第三章	實驗流程與規劃	38
3-1	實驗材料	38
3-2	實驗設備	39
3-3	實驗步驟	40
3-3-1	利用大量塑性變形法之改良式SIMA法製程	40
3-3-2	金相觀察	43
3-3-3	金相分析	45
3-3-4	凸緣鍛造	46

3-3-5 凸緣鍛造成形性分析	47
第四章 實驗結果與討論	59
4-1 累積應變量對於半固態溫度下晶粒組織之影響	59
4-2 半固態鍛造之成形性	60
4-2-1 半固態溫度下顯微組織對成形負荷之影響	60
4-2-2 半固態鍛造與熱間鍛造差異	62
第五章 結論與未來展望	75
5-1 結論	75
5-2 未來展望	76
參考文獻	78



表目錄

表 1-1 鍛造材料之比強度	5
表 1-2 鎂合金之特性.....	5
表 2-1 鎂合金命名方式.....	28
表 2-2 等徑轉角擠製不同路徑下的旋轉角度.....	29
表 3-1 AZ80 化學組成分析表.....	48
表 3-2 AZ80 物理特性及室溫下機械性質.....	48
表 4-1 AZ80 經CCDC與ECAE製備胚料於半固態溫度下顯微組織.....	64
表 4-2 半固態鍛造成形最大負荷與胚料之相關性.....	64



圖目錄

圖 2-1 (a) 為樹枝狀晶 (b) 為球狀晶.....	29
圖 2-2 在不同剪力率下冷卻之錫鉛合金視黏度與固相率關係圖[5].....	30
圖 2-3 半固態的流動行為機制.....	30
圖 2-4 機械式攪拌[7].....	31
圖 2-5 電磁攪拌[7].....	31
圖 2-6 電磁攪拌線圈排列形式[8] (a) 水平式 (b) 垂直式.....	32
圖 2-7 典型SIMA製程的示意圖[9].....	32
圖 2-8 噴覆成形裝置示意圖.....	33
圖 2-9 動態再結晶過程.....	33
圖 2-10 幾何動態再結晶過程.....	33
圖 2-11 等徑轉角擠製示意圖.....	34
圖 2-12 循環壓縮示意圖.....	34
圖 2-13 循環壓縮不同路徑示意圖.....	35
圖 2-14 鍛造所形成的鍛鍊效果.....	35
圖 2-15 鍛造的分類.....	36
圖 2-16 開模鍛造與閉模鍛造.....	36
圖 2-17 可鍛性實驗應力方向示意圖.....	37
圖 3-1 實驗流程圖 (第一部份).....	49

圖 3-2 實驗流程圖 (第二部份)	50
圖 3-3 等徑轉角擠製模具外觀圖	51
圖 3-4 等徑轉角擠製模具內側	51
圖 3-5 循環壓縮模具外觀圖	52
圖 3-6 凸緣鍛造模具外觀圖	52
圖 3-7 凸緣鍛造模具圖	53
圖 3-8 利用ECAE之改良式SIMA法 流程圖	54
圖 3-9 利用CCDC之改良式SIMA法 流程圖	55
圖 3-10 金相觀察 流程圖	56
圖 3-11 Matrox Inspector 8 影像分析軟體	57
圖 3-12 凸緣鍛造 示意圖	57
圖 3-13 凸緣鍛造 流程圖	58
圖 4-1 AZ80 原素材於半固態溫度 (540°C) 下之顯微組織	65
圖 4-2 利用CCDC (200°C) 製備AZ80 試片之半固態顯微結構	65
圖 4-3 利用CCDC (220°C) 製備AZ80 試片之半固態顯微結構	65
圖 4-4 利用CCDC (240°C) 製備AZ80 試片之半固態顯微結構	66
圖 4-5 180°C下進行CCDC製程發生斷裂	66
圖 4-6 200°C下進行CCDC製程內部產生裂縫	66
圖 4-7 利用ECAE (180°C) 製備AZ80 試片之半固態顯微結構	67

圖 4- 8 利用ECAE (200°C) 製備AZ80 試片之半固態顯微結構.....	67
圖 4- 9 利用ECAE (200°C) 製備AZ80 試片之半固態顯微結構.....	68
圖 4- 10 利用ECAE (240°C) 製備AZ80 試片之半固態顯微結構.....	68
圖 4- 11 180°C 下進行ECAE製程內部產生裂縫	68
圖 4- 12 經CCDC與ECAE製備之胚料半固態鍛造成形位移與負荷	69
圖 4- 13 平均晶粒大小粗大之胚料半固態鍛造成形位移與負荷	69
圖 4- 14 類似形狀因子與平均晶粒大小之胚料半固態鍛造成形位移與負荷	70
圖 4- 15 相近平均晶粒大小之胚料半固態鍛造成形位移與負荷	71
圖 4- 16 相近形狀因子之胚料半固態鍛造成形位移與負荷	71
圖 4- 17 AZ80 於 400°C 與 450°C 下熱間鍛造成形位移與負荷	72
圖 4- 18 AZ80 熱間凸緣鍛造成品.....	73
圖 4- 19 AZ80 改良式SIMA法製備胚料之半固態鍛造成品	74
圖 4- 20 鍛造成品上以維克氏硬度機量測的 14 個位置點	74

第一章 序論

1-1 研究背景

在產品講求輕量化、省能源及環保回收的趨勢下，鋁、鎂、鈦三種輕金屬及其合金以其比重輕的特性，逐漸成為新世代結構材的主要材料，這些材料製作的產品輕量化的效果可以與工程塑膠製品一較長短。輕金屬主要的應用，除了汽車輕量化之外，以3C產品及需要講求輕量化的資訊產品為主，各種新的應用亦陸續出現，且應用比率仍在增加中。我國的輕金屬產業中，鋁、鈦都早已存在，鎂合金產業則近年來發展迅速，成為我國基本金屬產業中重要的一環。

鋁、鎂、鈦三種輕金屬中，目前以鎂合金工業的發展最受重視，由表1-1[1]可以知道，鎂合金比重1.8，僅略高於工程塑膠，約為鋼鐵的1/4、鋁合金的2/3，鎂之比強度僅稍微比鈦低一些，但是它的價格卻是低了許多。鎂合金材料除了密度低，且具有較佳的比強度外、比剛性、散熱性佳、耐衝擊、耐磨耗性佳、表面性質佳、吸震性佳且具有磁遮蔽性等特性，如表1-2[2]所示，在運動休閒、機械、民生、運輸、航太等產業上之應用已日趨廣泛，其具有優越的散熱性及優良的電磁遮蔽性及耐衝擊性，因此更逐漸擴及3C 產業與醫療。且因應環境保護潮流下，漸廣為應用於汽車的結構件上，以減輕重量，增加性能，減少耗油。

目前鎂合金工件的生產技術仍是以鑄造為主，因為應用鑄造方法可以

製造出尺寸穩定的複雜幾何形狀工件，同時也具有較高的生產性。然而，以鑄造所得的鎂合金工件材料不夠密實，易有氣孔及縮孔形成，造成疲勞強度不足，並不適用於重要的安全結構件上，鑄造過程中鎂合金為熔融狀態，由於其活性很大，會有危險性。鑄件肉厚受限制，無法製造太薄的工件。如果應用機械成形，亦即塑性成形的方式，譬如鍛造，所製造出來的鎂合金工件就如同其他金屬一樣，會因有晶粒流線而比鑄件有韌性，而且機械成形的方式可以藉擠壓的結果，形成無孔洞的工件，同時，隨後的熱處理也可以得到更佳的顯微組織，這些都比應用鑄造方法所製造出來的工件更具有延性及強度，能供汽車安全結構或功能件上的使用。然而鎂合金材料的機械成形製程仍屬於開發階段，加工技術並不成熟，應用上仍受限制。

目前鎂合金材料以金屬成形的方法製造工件，仍以鍛造為主。而使鎂合金材料在金屬成形技術上受限制的最主要原因，是鎂金屬原子係以六方最密堆積（Hexagonal Close Packed, HCP）的方式排列。在這種只有一個滑移平面以及三個滑移方向的原子結構下，鎂合金材料在室溫下所擁有的滑移可能性相當有限，造成延性非常低、不易成形的特性，而必須升高溫度，以產生新的變形機制，才足以使材料變形容易，能夠填滿成形模具內的空間，並令作用力減小，降低製造成本。例如，將鎂合金材料加熱到溫加工範圍，亦即溫度約在 180°C 到 240°C 之間，就可以伴隨著雙晶的形成而有

更多附加滑移面的產生，而溫度在 300°C 以上，即可擁有再結晶的過程，而使得鎂合金具有更好的成形性。然而一味的提高溫度以增加鎂合金材料的成形性並不足夠，因為晶粒會增長，而使機械性能降低。在鍛件幾何形狀十分複雜時，通常需要應用二或三次不同的鍛造變形過程，才能達到最後的工件幾何幾何形狀及尺寸。

為了解決以上的問題，我們可利用金屬合金材料於部分熔融或部分凝固的固液共存狀態下具有特殊流變性質的半固態成形（Semi-Solid Metal Forming, SSF）技術。半固態成形的溫度範圍介於液態下的鑄造與固態下的鍛造之間，它的優點在於可製造出無孔洞、近淨形（Near Net Shape）、高品質的金屬鑄件；比鑄造有較少的捲氣及因為凝固而出現的縮孔。另一方面，也可降低巨觀偏析及表面裂痕，增加方向性的精密度。由於非樹枝狀晶的結構，使其鑄造能力隨著升高，也增強後處理時機械性質的改善。比鑄造較低的鑄造溫度和少量保護氣體消耗；比鍛造較低的成形能量需求和複雜形狀的成形性等。近年來，因工業發展上的需求，不論3C產業或汽車業，在歐美及日本等工業大國，半固態成形技術已漸獲得工業界的重視與積極投入，是一新興且未來尚有極大發展空間的新加工技術。

1-2 研究動機與目的

鎂合金半固態的成形方式同時擁有鑄造與鍛造的優點，但是要進行半固態成形需要先製備符合半固態的球化晶粒的胚料，使得此成形方式成本

大幅提高，而製造半固態球化晶粒材料的方法中，以應變導引熔漿活化法（Strain Induced Melt Activation, SIMA）最為簡單，也不需要昂貴設備，只需在室溫下進行一定量的冷加工，再度加熱至半固態溫度區間時，即可得到我們想要的球狀晶粒顯微結構。傳統的SIMA法利用壓縮應變給予冷加工量的方法，過程中很容易裂開，造成變形量受到限制[3]，因此其他改良式SIMA法因應而生，例如利用其他加工方式增加SIMA法中冷加工段的加工量，以促進增加半固態成形胚料的晶粒更加細化與球狀化即為其一。

先前文獻多為探討半固態胚料之顯微結構與機械性質是否符合半固態成形之需求條件，相對之下，關於鎂合金半固態鍛造成形之相關研究甚少，因此本論文針對鎂合金AZ80之半固態鍛造成形性進行研究，藉由改良SIMA法及調整各種製程參數，尋找最佳半固態胚料之製備條件，探討胚料圓球化效果和平均晶粒大小與鎂合金半固態鍛造與熱間鍛造之鍛造成形性，進而驗證半固態成形原理是否如預期擁有較傳統鍛造良好的鍛造成形性，及用此製程製造之成品是否可得到較佳之機械性質。

表 1-1 鍛造材料之比強度

材料	密度(g/cm ³)	降伏強度/密度 (MPa · cm ³ /g)	抗拉強度/密度 (MPa · cm ³ /g)
鎂合金	1.8	7.1~11	17
鋁合金	2.8	11	11~18
鈦合金	4.5	13~27	17~29
特殊鋼	7.8	6.4~15	8.9~20
碳鋼	7.8	3.5~7.6	6.1~10
銅合金	8.6	2.3 以上	4.7 以上

表 1-2 鎂合金之特性

鎂合金之特性	
電磁波屏障性	鎂合金本身具防電磁波干擾特性，不須做特別處理。
散熱特性	於密閉中電子機械罩殼達到平衡之內部氣溫於約 27W 消耗電子時，鎂合金低於塑膠 6°C。
輕量化輕薄化	鋼重量為同樣體積鎂重量之 4 倍，而鋁重量為同樣鎂體積重量之 1.5 倍，適用於殼罩之製品。
尺寸安定性	鎂合金不須做退火及應力消除，不致產生尺寸變形之問題。
可回收性	回收之鎂合金於 650°C 左右可熔煉，再生所須之能量低，不致產生污染物。
減振能力	鎂有極佳非彈性之吸收能量之能力，這種品質特性可提供振動吸收能力以保證設備操作無噪音。
耐衝擊性及耐凹性	鎂金屬彈性能量之吸收特性形成其高衝擊強度與耐凹性之雙重優點。
剛性/重量比	這種特性使鎂合金具有抗彎性，相同剛性狀況，1 磅鎂之鋼性相當於 1.8 磅之鋁

第二章 文獻回顧

2-1 鎂合金簡介

鎂金屬在地殼中含量約2.5%，為地表所含第八大豐富元素，其製造始於西元1808年。鎂（Magnesium，Mg）呈銀白色，其結晶結構為六方緊密堆積（HCP），比重為1.74g/cm³，熔點為650°C，沸點約1107°C，比熱為0.25cal/g°C，溶解潛熱為89cal/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

根據ASTM-B275所訂定的鎂合金命名標準，其名稱可分為四個部份，如表2-1[4]所示，前面兩個英文字分別代表主要和次要的合金元素，數字分別代表主要和次要的合金元素在合金內的重量比例，第三部分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，第四部分表示合金的狀態與性質。

2-1-2 鎂合金的優點

一般來說鎂合金的主要優點有以下幾點：

- (1) 重量輕：鎂合金的比重是其他常用結構合金中最輕者。
- (2) 比剛性、比强度高
- (3) 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。

- (4) 尺寸穩定性高
- (5) 防電磁波干擾
- (6) 放熱性高、散熱佳：傳導率較塑膠好
- (7) 切削加工性優良
- (8) 符合環保：可回收再利用

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) 這個優點而漸漸將成為塑膠的替代品。

2-2 半固態成形原理

金屬的加工製造過程中，可以發現固體金屬會因為加熱的效應，其變形阻抗會慢慢地降低，且當球狀化半固態金屬超過固相線時，會有急遽下降並且接近於液體的阻抗，基於此種現象，故在對金屬進行加工時，升高溫度，使其熔融，較便於製造且成本較省。金屬的微結構的角度來看，具有細小球狀 (spheroidal) 的晶粒結構的產品，機械性質會比樹枝狀晶粒結構還佳 (圖2-1 表示樹枝狀和球狀晶粒的結構)。在1971年時，美國麻省理工學院 Flemings教授實驗室在對錫-鉛合金做熱裂處理研究時發現，當金屬在凝固的過程中給予連續的攪拌動作，會把剛生成的樹枝狀結構破壞成球狀結構，也因為有這種微結構上的改變，所以使黏漿的視黏度降低許多，

如圖2-2所示[5]。所以他們建構一個高溫同心圓柱黏度計，將熔融的錫-鉛合金放置於同心圓柱體隙縫間，再控制外圓柱的轉動，然後量測在凝固過程中攪拌動作與視黏度間的關係。他們在這實驗中發現，半固態黏漿的黏度會隨著溫度的降低、固相晶粒結構的量增加，而逐漸變大，且當給予的剪應力變大、晶粒球化和細化的程度也會更好，因而造成視黏度的下降。

以往之所以沒人考慮在半固態溫度下使金屬成型的主要原因，乃因傳統的樹枝狀凝固組織結晶對材料的顯微結構產生一重大影響：當凝固中的液體，只要凝固出約20%體積分率的樹枝狀晶時，這些樹枝狀晶就會互相連結成網狀結構體。此時，若受到剪應變作用，這些網狀體會產生剪力應變面或是裂縫。而這些裂縫，之後有可能會被其他尚未凝固的金屬熔液所填補，因而產生了巨觀的偏析；也有可能根本無法被填補，於是變成了鑄件裂縫。

在1976年時Joly等人[6]發現即使當固相率（solid fraction）達到60%，在較大的剪應力作用下仍然可得到跟機油差不多的黏滯係數，這個特殊的性質是因為非樹枝狀結晶和球狀結晶的微結構所致。且當給予外力作用時，固相成分與液相成分都會有流動的現象發生，而因為流體在流動時所產生的摩擦力較小，所以液相成分會先行流動。所以半固態的流動行為機制主要可分為四種（圖2-3），分別為（a）液相的流動（b）液相帶動固相的移動（c）固相間的接觸滑動（d）固相的塑性變形。所以Flemings也由實

驗的發現而發展出新的成型製造技術：半固態成形（semi-solid forming）。藉由半固態黏漿會隨著剪應力的變化而改變視黏度的特性以及攪拌作用對於晶粒結構的破壞及對外型尺寸的影響變化，使我們可以控制黏漿的黏度到任何需要的黏滯性，使我們在對半固態黏漿充填模具時所產生的流動行為能較有效的控制，以避免有紊流與捲氣的現象發生，也可控制攪拌的作用得到成形時所需要的晶粒結構，以利於成形時的各種需求。

而半固態成形技術，主要是分為兩個階段：第一階段為非樹枝狀的球狀晶材料製備；第二階段方為半固態成形的技術。關於樹枝狀晶支解成球狀晶的機制，Flemings歸納為三種說法：[7]

1. 樹枝狀晶臂受剪應力作用而斷裂，但對於剛生成的樹枝狀晶臂，其結構較為完整，小剪應力對其破壞較為不易。
2. 樹枝狀晶臂受力破壞斷裂後，由於粗化作用降低表面能，且有熔湯流動加速擴散，引發熱不安定產生根部應力而幫助融化。
3. 當攪拌產生的流動應力若未將樹枝狀晶臂打斷時，亦會造成樹枝狀晶臂的彎曲而產生塑性變形，此時殘留的差排會累積能量，且在此高溫的狀態下，由於差排能的提升，將導致晶界合併成高角度，而當晶界超過固液界面能的兩倍以上時，熔液將能把晶界給浸濕穿透，彎曲的晶臂因而從根部處斷裂。

2-3 半固態胚料製造

2-3-1 半固態黏漿製造法

半固態金屬成形技術的要點在固、液相混合的金屬或合金進入成形模具之前，必須先將樹枝狀晶支解為具有近等軸的球狀晶微結構，這樣半固態黏漿在成形時才能獲得較佳的流動性。而半固態黏漿製造法，主要可分為下列七型：凝固擾動法（agitation during solidification），應變導引熔漿活化法（Strain-Induced Melt Activation，簡稱SIMA），粉末預型部分熔融法（partial melting of powder preforms），噴霧沈積材料部分熔融法（partial melting of spray-deposit materials），脈衝放電法（electric-pulse discharge），液相鑄造法（liquidus casting），以及化學晶粒細化法，分別敘述如下：

（1）凝固擾動法

由於此法需將材料熔融後，在施以剪切的條件下逐漸冷卻，因此較適用於液相線較低的金屬材料。擾動之效果可藉由以下種方法達成：機械攪動、電磁攪動、震動及被動攪動。依次說明如下

1. 機械攪動

1971年MIT之Flemings 研究小組用來量測錫鉛合金流變性的同軸筒，即為機械攪拌法之最早應用。之後的研究者，則設計出了各種攪拌器轉子的形狀，如打蛋式、螺旋槳式等（圖2-4[7]）。機械式攪拌主要就是對半固態黏漿直接施予剪應力，將形成的樹枝狀晶剪切破碎。這種方法的缺點是，

攪拌的過程中，激烈的攪動常導致轉子在熔融的金屬中快速磨耗或沖蝕，且碎渣會滲入材料中形成雜質；有時攪動所產生的漩渦也可能會將氣體給捲入。

2. 電磁攪動 (Electromagnetic Stirring, EMS)

電磁攪拌是將電場與磁場交感產生的磁流力 (magneto-hydrodynamic, MHD) 施加在熔融金屬內，使黏漿旋轉攪拌的方法，如圖2-5[7]所示。電磁攪拌可分為水平式 (旋轉軸與模具軸平行) 與垂直式 (旋轉軸與模具軸垂直) 兩種，如圖2-6[8]所示，而水平式較垂直式更能有效地改變顯微組織。

在電磁攪拌中雖然沒有轉子直接與半熔融金屬接觸而衍生磨耗的問題，但由於凝固過程中固相結晶漸漸析出，導致流體黏度連續變化，因此電磁感應產生的轉速及剪切速率較難控制，且當固相分率超過某一極限值時 (約30~40%) 時，磁流力就無法有效地攪動黏漿。所以，以EMS所製造的半固態黏漿有其固相率不能太高的限制，且得到的材料內部顯微組織為薔薇花瓣狀，而不是完全球狀。

3. 震動

一般來說，震動對凝固過程的影響包括細化晶粒、加速結晶、促進混合及除氣，而其效果隨震動頻率、強度及介質中的靜水壓力 (hydrostatic pressure) 而有不同；另外，雜質、容器共振頻率、施加震動的方法等亦有影響。在實驗上已證實使用超音波震動冷卻中的熔湯，能有效地產生具有

非樹枝狀顯微結構的材料。

4. 被動攪動

要改變凝固中的金屬顯微組織，除了前述三種方法外，讓熔融金屬通過一個內有迂迴通道的容器，並同時施以冷卻也可達到類似的效果；由於擾動是由流體對固定障礙物的相對運動所產生，因此稱為「被動攪動」。

(2) 應變導引熔漿活化法[9]

此製程的主要過程如圖2-7所示。將鑄錠在再結晶 (recrystallization) 溫度以上進行擠製，使材料具有方向性，再對材料進行一定量的冷加工。之後再將材料加熱至半固態溫度區間，在到達再結晶溫度前會先形成細小的等軸晶，當到達半固態溫度時，晶界區域因熔點較低而熔化，使材料形成細小且分佈均勻的球狀晶顯微結構。此方法可用以製備高熔點合金材料，但其仍具有加工時間長及尺寸較小等缺點。

(3) 粉末預型部分熔融法

將適當比例的金屬粉末混合後，加壓燒結成預型錠料，這種錠料在加熱至部分熔融狀態時，亦具有半固態胚料的顯微組織及特性。這種製程的最大優點在於其以金屬粉末為原料，且僅需加熱至部分熔融的溫度，因此可以用來製造熔點高、活性強的金屬，如醫學工程上用的鈦合金元件。其主要限制在金屬粉末價格昂貴，且混合、燒結的過程費時較久。

(4) 噴霧沈積材料部分熔融法

噴覆鑄造法為非攪動製程，高壓惰性氣體迫使將熔融金屬液通過噴嘴，霧化成細小的液滴，讓液滴沉積在一基板上，以連續噴覆成形一塊狀的沉積體，裝置如圖2-8所示。其顯微結構為細微等軸晶粒及極細小的微偏析。而1987年間有研究人員指出，將噴霧沈積（如osprey法）所得的材料加熱至部分熔融狀態時，亦具有非樹枝狀晶的顯微組織；運用此法亦可製作半固態金屬基複合材料（MMC）。然而，缺點是噴覆成形設備較為昂貴且需大量惰性氣體，成本較高，另外則由於材料需經兩次加熱過程（噴霧前過熱熔融及噴霧後部分熔融），因此能源耗費較多且製程時間較長。

（5）脈衝放電法

1990年間部分MIT研究人員指出，在凝固初期將2-3千伏特的高壓電利用脈衝放電至金屬液中，可使其固化組織由樹枝狀晶改變成粒狀晶。然而，由於其效果隨放電電極間距增大而變差，一次可產生的非樹枝狀晶數量有限，因此工業實用價值不大。

（6）液相鑄造法

液相鑄造法又為低過熱鑄造法，是將熔湯澆鑄溫度維持液相線溫度或高於液相線溫度 10°C 之內，再倒入模具中凝固。此方法可以得到較細小的晶粒，同時樹枝狀程度也比較小，之後再加熱時，顯微結構可以快速的球化。這方法的原理有點類似快速凝固機構，或者可說是成核與成長競爭的結果：增加成核速率，並減少成長速率，就越容易形成微細的晶粒，而晶

粒樹枝化的程度也會比較小。另外在合金中添加異質成核劑，可確保在低過熱鑄造法時能形成良好非樹枝狀的結構。液相鑄造法之優點在於簡單及花費少，但在工業應用上有其困難性，是因為大尺寸的產品其需要精準且均勻的溫度控制，目前技術上尚有問題等待解決。

(7) 化學晶粒細化法

化學晶粒細化法目前多用於鋁合金的連續鑄造，此技術也被認為可用於非枝狀胚料的生產。在熔鍊時添加微小的高熔點顆粒（一般添加Ti、B），成為懸浮在金屬熔液中的顆粒，作為金屬凝固的異質成核位置，可增加異質成核率和抑制枝狀晶成長，以得到接近球狀的等軸晶顯微組織。但化學晶粒細化法並不單獨使用，大多與電磁攪伴法和液相鑄造法配合使用。

2-3-2 半固態胚料之適用性

西元1971年美國麻省理工學院Flemings教授在從事金屬熱裂性實驗研究偶然發現，若在凝固過程將金屬持續不停攪拌，則結晶顆粒會由傳統靜止時的樹枝狀鑄造組織改變為球狀晶粒，首先樹枝狀晶會漸漸變為玫瑰花瓣狀，持續地攪拌，它會慢慢成熟為圓球狀。這種圓球狀顯微組織有特殊的流變特性，這也是使得半固態成形技術得以迅速發展的關鍵。因此要評估半固態材料是否適用於半固態金屬成形，有幾個要點可以作為評估依據。一般較少之固相率會降低半固態金屬材料之黏滯性，依據文獻研究結果顯示，0.4~0.6之固相率是最適合半固態金屬成形。除了固相率之限制

外，固相結晶形態及其均勻度對半固態成形影響很大，以下是影響要因之描述[10]：

1. 形狀因子 (F)

$$F=C^2/(4 \cdot \pi \cdot A)$$

C：晶粒平均周長

A：晶粒平均面積

F=1 表示固相結晶形態是完全球狀，如果固相結晶形態不夠球狀，在半固態成形時，會因固相互相黏結糾纏而失去觸變性。為了確保製程穩定性，形狀因子不可超過 2。

2. 晶粒大小

較小之固相晶粒會降低半固態金屬材料之黏滯性，也就是晶粒太大會導致半固態金屬材料之流動性降低。依據研究結果顯示，晶粒大小不可超過鑄件最小厚度之十二分之一，才適合半固態金屬成形。

3. 固相結晶形態均勻性

固相結晶形態均勻性表示固相結晶與液相之間分佈的均勻性，要是固相結晶集結在一起與液相分佈不均勻，在半固態成形時，像是完全固相而失去觸變性。要是固相結晶與液相分佈均勻，將可有效增加半固態成形時金屬材料之流動性。

2-4 應變導引熔漿活化法

在1983年，美國的 K.P.Young 發明了應變導引熔漿活化法，此法之溫度變化如圖2-7所示。此製程之步驟為：先在再結晶溫度以上將材料進行擠製，使其晶粒的排列成為有方向性，然後再對材料進行一定量的冷加工。之後，再將此材料加溫到半固態區間，使材料產生部分的熔解。在加熱的過程中，當溫度到達再結晶溫度時，材料內部組織會產生回復（recover）及再結晶（recrystallization），形成許多新的、無應變的細小晶粒成核且成長，慢慢取代原本那些受應力應變的舊晶粒。繼續加熱超過固相線溫度時，因為晶界區域（差排及雜質聚集處）熔點比較低，所以會先行熔解，而具較高能量的晶界會被這些熔解的液體所刺穿，造成初始晶粒的破碎，且液相的存在會促進新形成晶粒的成長與圓球化，因此形成一種分離且微細的球狀固相顆粒存在於液相基地的混合體。此方法可得到較傳統的製程均勻且細微的晶粒組織。

2-5 回復與再結晶

材料在經大量的塑性變形後，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，很容易經由回復和再結晶的行為來釋放儲存於材料內部的能量。回復與再結晶都會降低材料內部的儲存能，使材料軟化。但回復和再結晶這兩個過程在材料內部是彼此互相競爭的，若再結晶容易發生的話，材料本身會選擇以再結晶的方式釋放過多的儲存能，回復過程

便不明顯；若回復容易發生的話，材料則會選擇以回復過程釋放多餘的能量，則再結晶較不容易發生。加工應變量越大，材料的應變內能越多，將使產生再結晶的現象提高，因此產生再結晶現象的溫度將降低。

2-5-1 回復

回復的行為牽涉到差排的移動，所以當低溫時，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。回復也是一種材料軟化的行為，主要是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，將過多的儲存能〈stored energy〉釋放出來。

2-5-2 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2-9所示[11]，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2-10所示[11]，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。

2-6 大量塑性變形法

近幾年，經由大量塑性變形（Severe Plastic Deformation, SPD）方法產生超細晶粒，一直是材料科學界關注的焦點。Valiev 等人[12]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：高壓扭轉變形（High Pressure Torsion，HPT）[12]、等徑轉角擠製（Equal Channel Angular Extrusion，ECAE）[12]、循環壓縮（Cyclic Channel Die Compression，CCDC）、往復擠型（reciprocal extrusion）[13]、高擠型比擠型（high extrusion ratio extrusion）[14]、累積滾壓（Accumulative Roll Bonding，ARB）[15]、多道次鍛壓（multi-forging）[12]、反折曲伸直強化法（Repetitive Corrugation and Straightening，RCS）[16]。

以下針對本實驗要探討的對象，等徑轉角擠製、循環壓縮這兩種方法進行簡單的介紹：

2-6-1 等徑轉角擠製

Segal在80年代提出ECAE的這個想法[17]。其目的是為了讓棒材（billet）在經過塑性變形之後，斷面積不會改變。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[12]。

ECAE是利用一個模具（die），有兩個截面相同的孔徑通道，以 Φ 角度

相交，而其相交處的外側弧角為 Ψ ，如圖2-11。試件大小約與通道的大小相同，將材料從模具上方的通道放入，經由壓桿（plunger）的擠壓，經過轉角變形後進入另一通道。材料在經轉角時，會受到一剪變形（simple shear）[17]，因而得到很大的剪應變（shear strain），同時也維持棒材的橫斷面積不變。

在ECAE的加工過程中，棒材在每一道擠製完成之後，以棒材的長軸為旋轉軸，旋轉某個角度再進行下一道的擠製，此一步驟稱為加工路徑（route）。不同的加工路徑會得到不同的變形組織。Segal [17]與 Iwahashi 等人[18]將路徑分為：路徑A（route A）、路徑B（route B）及路徑C（route C）。Furukawa [19]更進一步把路徑B 細分為路徑B_A、路徑B_C。各路徑不同的旋轉角度，如表2-2[18]所示。

ECAE 法可製造出高變形量、尺寸不變且尺寸較大的產品，且在材料內部無殘留孔洞（porosity）。此方法目前已應用於各種工程金屬材料（如鋁、銅、鎂、鋅、鋼鐵等）及各類金屬材料（如純金屬、合金、介金屬等等），可應用之範圍極廣。

2-6-2 循環壓縮

循環壓縮的示意圖如圖2-12所示，為ESI（Erich Schmid Institute）所發展出來的一種大量塑性變形法，為傳統通道模具壓縮製程（channel die

compression process) [20][21]的一種變形應用。

透過上方沖頭施力壓縮試片，金屬的流動會與通道方向平行，又如果讓試片高度與模具寬度相等的话，則壓縮前後試片的幾何形狀大致上將會相等。如此我們只要每次壓完垂直轉 90° ，即可重複進行壓縮，試片可累積大量的應變。而依照轉的角度的不同，可以分為兩種路徑。route I 是垂直旋轉 90° ；route II 是垂直轉 90° 後再延橫向轉 90° ，詳細的圖示可參考圖2-13。

2-7 結合大量塑性變形法與應變導引熔漿活化法之顯微組織

因為鎂合金為六方最密堆積晶體結構，在這種只有一個滑移平面以及三個滑移方向的原子結構下，造成延性非常低、不易成形的特性，冷加工時容易產生裂紋。傳統的SIMA法需要利用壓縮給予一定量的冷加工，由於鎂合金的此一特性，造成變形量受到限制，得不到較大的應變，在熔化的過程中就得不到細小的球狀晶粒。

Jufu Jiang[22]利用等徑轉角擠製的方法製備AZ91D的半固態胚料，發現對鎂合金在半固態時的晶粒組織有很好的球化與細化效果，當加熱溫度和持溫時間固定時，隨著擠壓次數的增加，即胚料獲得更多的應變量，半固態溫度下的晶粒尺寸減小，同時球化的效果也更好。另外用此法製備的胚料進行觸變鑄造後的成品，在拉伸強度與伸長率上比傳統SIMA法所得到的成品都有明顯提昇。

Young Buem Song[23]利用多道次鍛壓 (multi-forging) 來取代SIMA法

的冷加工段，材料為鋁合金7175，發現同樣溫度下，利用多道次鍛壓持溫10分鐘和傳統製程下持溫30分鐘所製造的胚料，具有大致相同的等軸晶顯微組織，證明利用此方法可有效縮短製程時間。

梁達嵐[24]利用等徑轉角擠製的方法製備鎂合金AZ61和AZ80的半固態胚料，發現對鎂合金在完成ECAE之大量塑性變形之後晶粒組織，可確實細化晶粒至數十 μm 到數 μm 的範圍內。但擠製溫度太高時會造成晶粒成長過快，反而使晶粒粗化的結果。利用等徑轉角擠製的改良式SIMA製程，在擠製溫度 200°C 、八道次的參數下，可使AZ61材料具有最佳的半固態胚料性質，球化晶粒的效果可比傳統SIMA製程更優良。但AZ80使用此法則球化效果不彰，液相組織也分佈不均勻，並不為合適的半固態胚料。不過由於模具設計的關係，多道次的情況下必須使材料重複升溫降溫，以致於可能因合金性質對溫度的敏感性而影響實驗結果。

綜觀以上結合大量塑性變形法和應變導引熔漿活化法之改良式SIMA法的文獻，鮮少對於製備之胚料的半固態鍛造成形性質，SIMA法中加工量與半固態成形溫度條件對於鎂合金半固態鍛造的影響，有直接的研究或探討。

2-8 鍛造成形加工

鍛造與鑄造自古即是金屬成形的兩大主流，但鍛造製品因經鍛打或擠壓的塑性成形方式成形，因此材料較為細密，且晶粒流動連續而使材料有

良好的機械性質。鍛造加工的目的有二[25]，其一為鍛鍊：破壞粗大鑄造組織，使之細粒化，並使胚料內的空隙壓著，並隨著流動變形而形成機械性纖維化的組織-鍛流線（forging flow line）如圖2-14所示，以提高韌性、強度等機械性質；其二是成形：將胚料鍛成具有連續鍛流線的各种製品形狀。

2-8-1 鍛造的分類

鍛造的分類依工作溫度、受力形態、模具形式、施力來源不同而分。如圖2-15所示。

(1) 依工作溫度之不同而分

1. 熱間鍛造

將金屬材料加熱至再結晶溫度而鍛造者，簡稱熱鍛。熱間鍛造因在高溫作業，金屬流動性良好，可塑性佳，變形所需的壓力、能量較小，且複雜形狀與大型鍛件易於成形。但是鍛件容易產生氧化生鏽、尺寸難以控制之缺憾。

2. 冷間鍛造

若材料不加熱而在室溫進行鍛造，簡稱為冷鍛。製品不會有如熱間鍛造下所產生之厚氧化層鱗皮，所以尺寸精確，表面狀態優良，增加材料強度。由於冷間鍛造係在常溫下，故引起加工硬化，因此所需負荷較大。為避免鍛模變形，故需要使用高價值的模具材料。

3. 溫間鍛造

加熱溫度在再結晶溫度以下室溫以上而鍛造者，簡稱為溫鍛。係工作溫度介於熱間、冷間鍛造的一種方法，材料係在加熱狀態，所以材料中沒有金相變化，且所需負荷較冷間鍛造低且無高溫氧化之銹皮。

(2) 依受力形態之不同而分

1. 衝擊鍛造

簡稱衝鍛，其鍛造的負荷是為瞬間衝擊，材料塑性變形亦是在及短時間內完成。由於材料在模穴內受力進行的流動時間較短，因此適合鍛件體積小且形狀較不複雜的加工。

2. 壓擠鍛造

簡稱壓鍛，其鍛造壓力以漸進的方式增加，以促使金屬材料產生降服而變形，因此材料在模穴內受力流動時間長，胚料有充裕時間進行流動充模，可用於體積較大或形狀較複雜鍛件的加工。

(3) 依模具形式之不同而分，如圖2-16所示

1. 開模鍛造

又稱自由鍛，乃是將金屬胚料放置在平面或簡易形狀面的上下鍛模之間，施行加壓鍛打的加工，在金屬流動及尺寸等方面之控制較難，完全依操作人員之技術。但具有低廉的模具和安裝費用，適合於少量生產及閉模鍛造用之預鍛成形。

2. 閉模鍛造

又稱模鍛，係將金屬胚料置於具有三維空間模穴內，使上下模密合而成形的鍛造法。故能有精確的尺寸控制，亦可以顧慮晶粒流動而獲最大強度方向。

(4) 依施力來源之不同而分

1. 手工鍛造

此法係直接用人的雙手握持各種鍛打工具斷胚料進行加壓鍛打。為古代主要鍛造方法，現今僅限於修理工作及小量零件使用。

2. 機器鍛造

此法係利用各種不同形式的鍛造機器產生強大外力，對胚料進行加壓鍛打，由於壓力強大，速度快，適合大量生產及大型胚料的鍛製，是現今鍛造方法的主流。

2-8-2 熱間鍛造成形之優缺點

以熱間鍛造成形對材料加工，具有下列各項優點：

1. 鍛造與一般加工方式相較之下，其工件晶粒組織更細密，且較少出現氣孔等缺陷。
2. 具有連續的晶粒流動且為纖維化狀態，工件獲得最大方向性的強度，並提高耐衝擊及抗疲勞等機械性質，如圖 2-14 所示。
3. 生產複雜零件，較機械加工更具經濟性，且適合大量生產，降低生產成本。

4. 金屬以流動方式成形，因此更能節省材料，降低成本。

而熱間鍛造加工之缺點則如下所述：

1. 高溫鍛造容易氧化，工件表面產生一層銹皮。
2. 由於氧化層的產生，因此工件精度不高。
3. 模具造價高，故不適合做少量生產。
4. 開模鍛造製程變數多，所需操作技術高，故品質掌握不易。

2-8-4 影響可鍛性因素及測試方法

可鍛性乃是鍛造時材料能產生塑性變形且不破裂損毀的承受能力。影響材料的可鍛性最重要的因素是溫度。一般來說，材料的可鍛性會隨著溫度的升高而提高，但溫度超過一定界限後可鍛性反而可能會降低。而其他影響可鍛性的因素，大致可分為兩類[25]：

(1) 冶金因素

1. 結晶構造：FCC 大於 BCC，BCC 大於 HCP。
2. 成分：純金屬較合金佳。
3. 純度：金屬中含有不溶解化合物時，可鍛性大為增進。
4. 晶粒大小：晶粒越小，可鍛性越佳。

(2) 機械因素

1. 應變率：通常金屬在冷鍛溫度顯示低延性者在應變率增大時，可鍛性降低，如為高延性者，則在應變率增大時，其可鍛性不致受影響

至可察覺的程度。

2. 應力分佈：一般材料破裂是由張應力與剪應力所造成，若材料內部應力分佈較均勻者，由於能得到較均勻的金屬流動，應力分佈較均勻，可鍛性較佳。

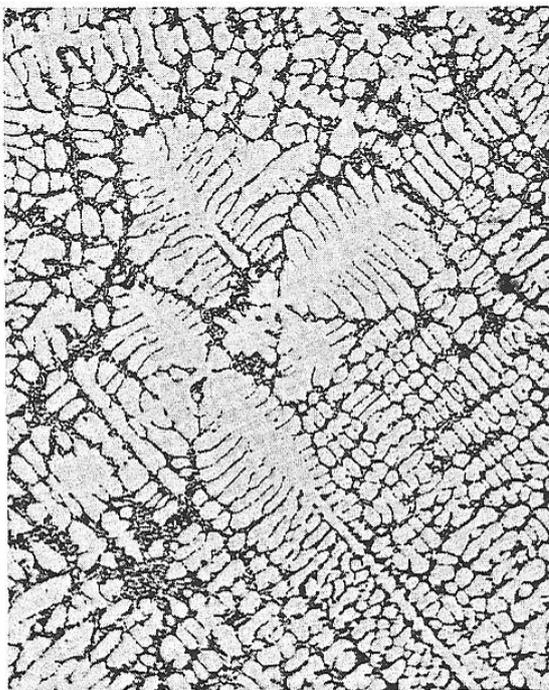
可鍛性的評斷方法有很多[26][27]，包括鍛粗 (upsetting)、軋延 (rolling) 及彎曲成形 (bending) 或平面應變測試 (plane strain test) 等。這幾種方法皆是以自由表面破裂處的應變狀態，作為判斷是否會產生破壞的標準。不同的試驗方法，試件之自由表面破裂處應變方向會有所不同，鍛粗時張應變方向為軸向，壓應變方向為環向；平面應變測試時則僅於軸向受張應變，並未有壓應變作用，如圖 2-17 所示[26]。考量實驗的便利性，圓柱鍛粗試驗已經成為可鍛性測試的標準方法[28]。

表 2-1 鎂合金命名方式

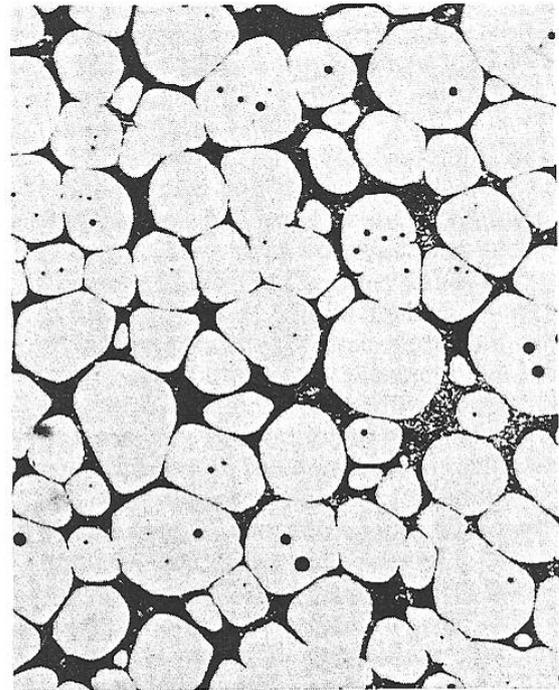
	第一部份	第二部份	第三部份	第四部份
代表意義	表示兩種主要的合金元素，含量高者在前	表示兩種主要元素的含量，順序同第一部份	表示同一合金中已規格化之順位，區別兩種主要元素外其他元素的不同	表示合金的狀態與性質
表示法	用兩個英文字母代表最多與次多之合金元素(若百分比相同，則按字母順序排列)	用兩個數字表示第一部份合金元素的百分比含量	由一個英文字母表示其成為標準之序列號	由一個字母和數字組成
符號說明	A 鋁 B 鈹 C 銅 D 鎘 E 稀土元素 F 鐵 H 鈦 K 銻 L 鉍 M 錳 N 鎳 P 鉛 Q 銀 R 鉻 S 矽 T 錫 Z 鋅	元素含量百分比 四捨五入至整數位	A—第一種標準成份 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 等徑轉角擠製不同路徑下的旋轉角度

Route	Number of pressings						
	2	3	4	5	6	7	8
A	0°	0°	0°	0°	0°	0°	0°
B _A	90° ↙	90° ↘	90° ↙	90° ↘	90° ↙	90° ↘	90° ↙
B _C	90° ↙	90° ↙	90° ↙	90° ↙	90° ↙	90° ↙	90° ↙
C	180°	180°	180°	180°	180°	180°	180°
B _A -A	90° ↙	0°	90° ↘	0°	90° ↙	0°	90° ↘
B _C -A	90° ↙	0°	90° ↙	0°	90° ↙	0°	90° ↙



(a)



(b)

圖 2-1 (a) 為樹枝狀晶 (b) 為球狀晶

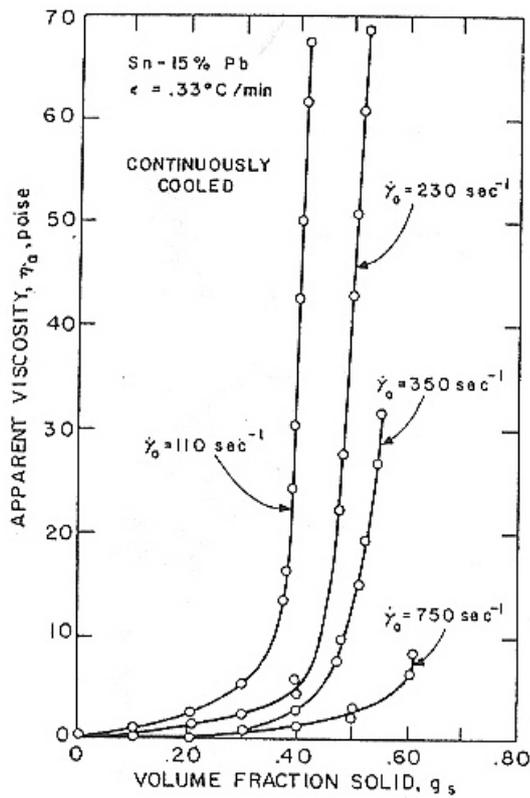


圖 2-2 在不同剪力率下冷卻之錫鉛合金視黏度與固相率關係圖[5]

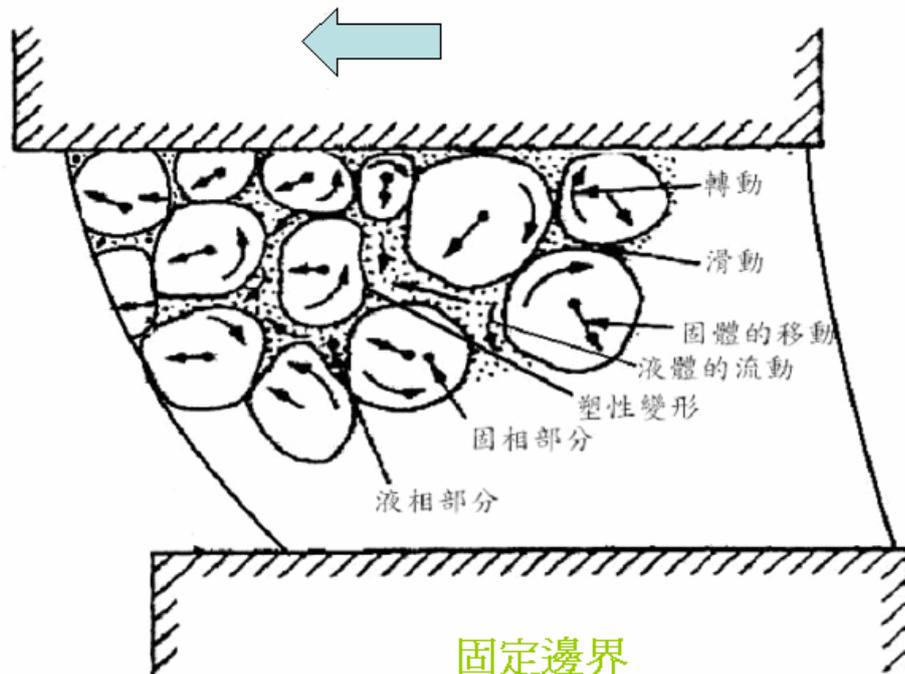


圖 2-3 半固態的流動行為機制

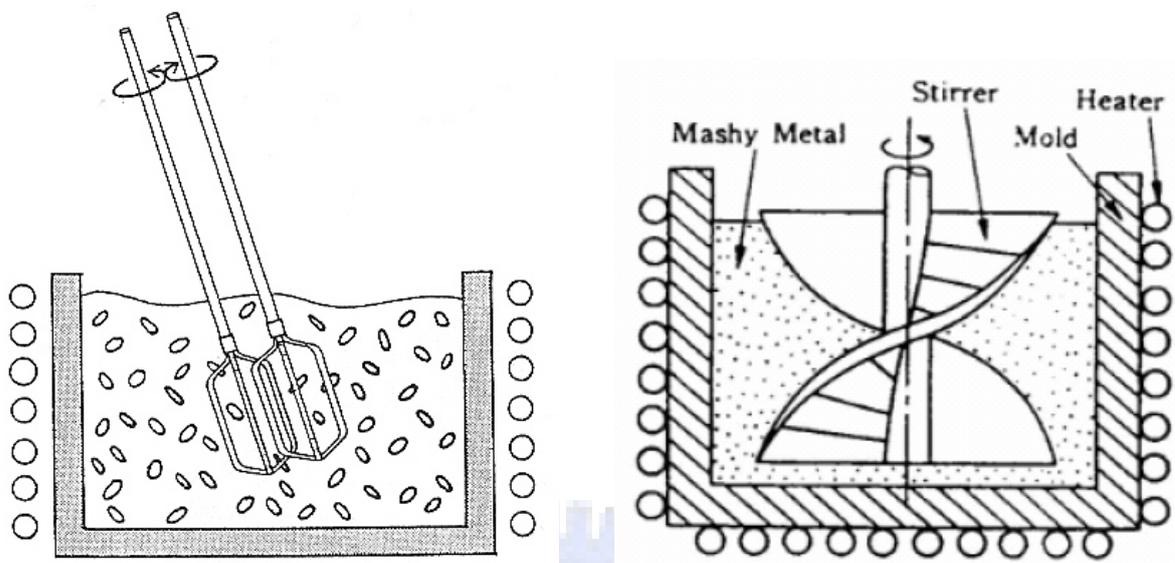


圖 2-4 機械式攪拌[7]

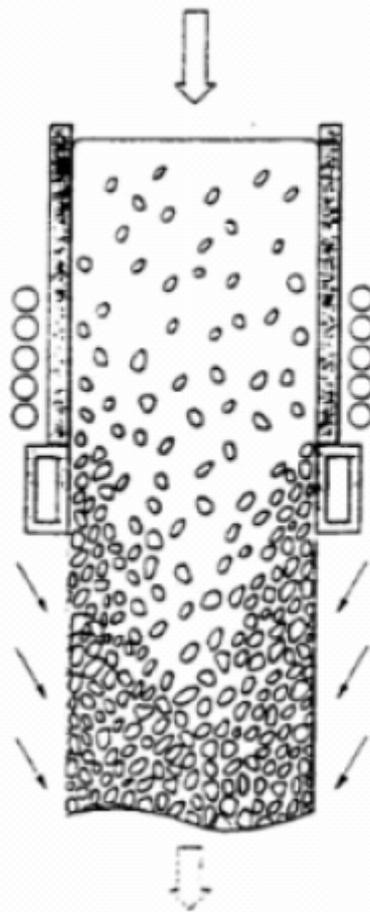


圖 2-5 電磁攪拌[7]

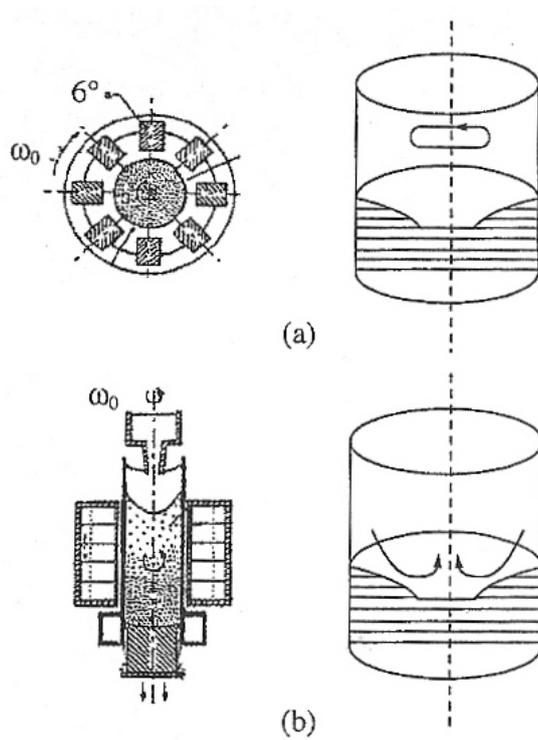


圖 2-6 電磁攪拌線圈排列形式[8] (a) 水平式 (b) 垂直式

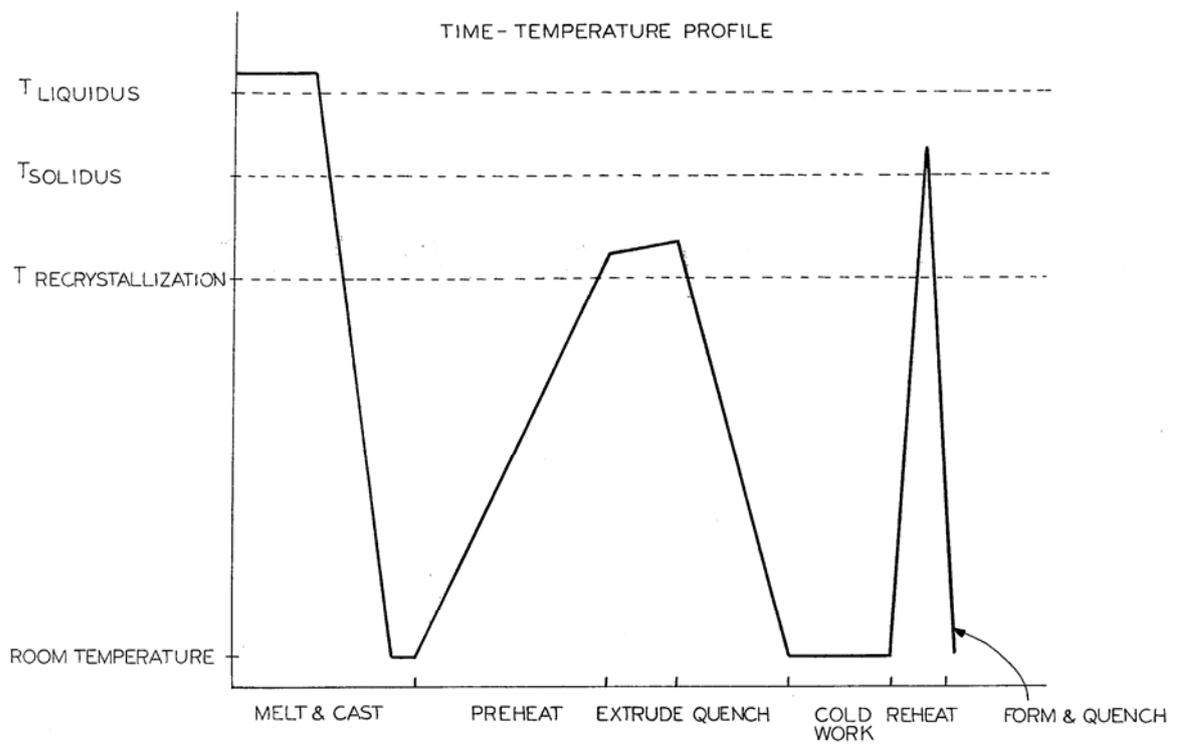


圖 2-7 典型 SIMA 製程的示意圖[9]

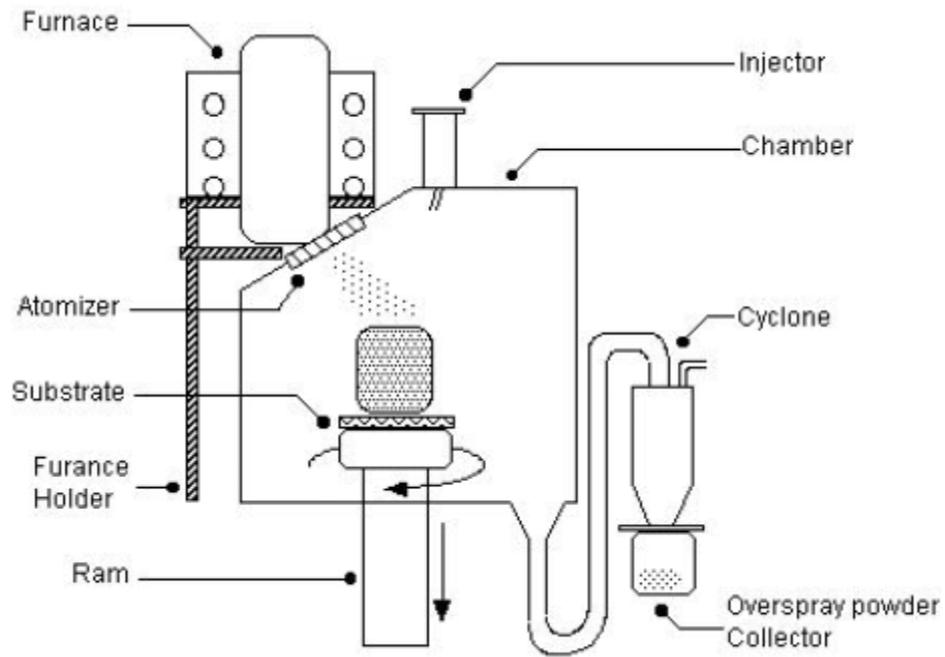


圖 2-8 噴覆成形裝置示意圖

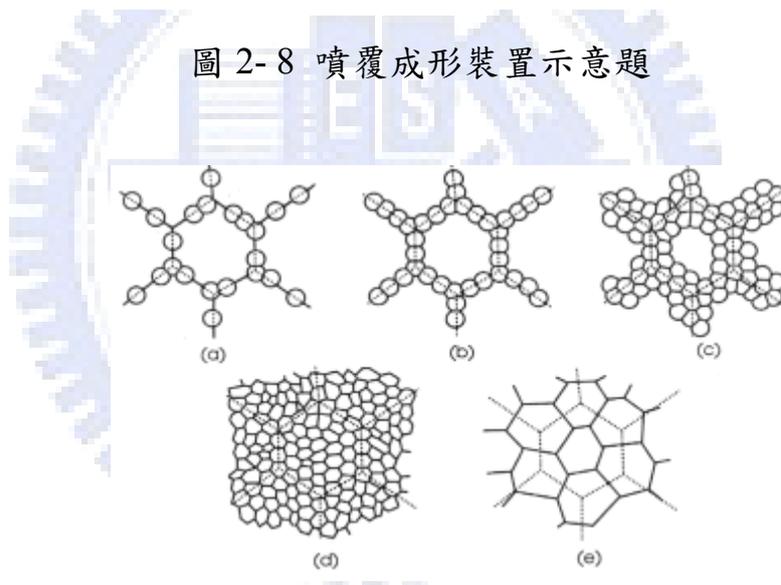


圖 2-9 動態再結晶過程

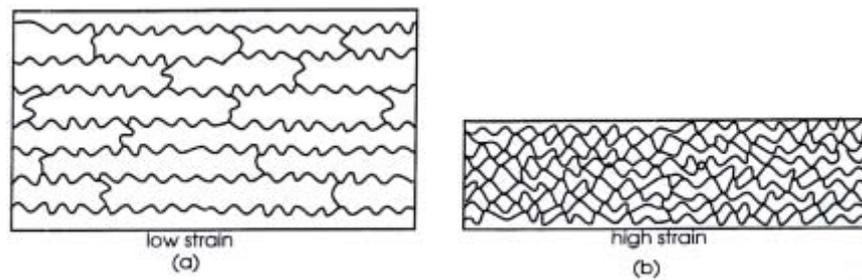


圖 2-10 幾何動態再結晶過程，(a) 低應變 (b) 高應變所產生的次晶粒

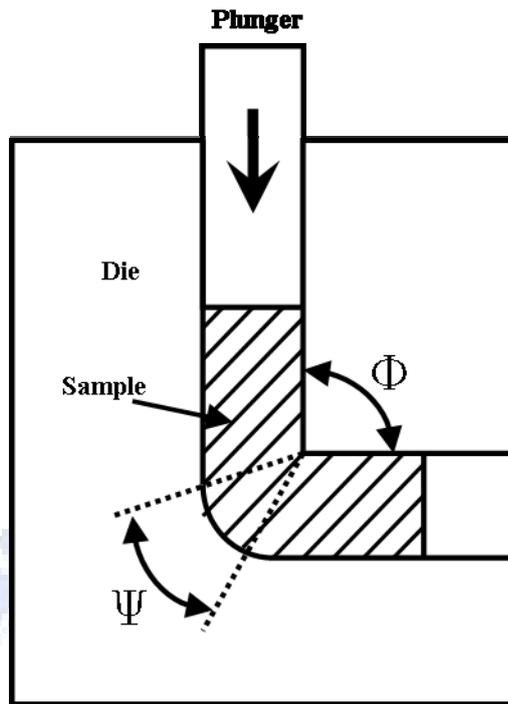


圖 2-11 等徑轉角擠製示意圖

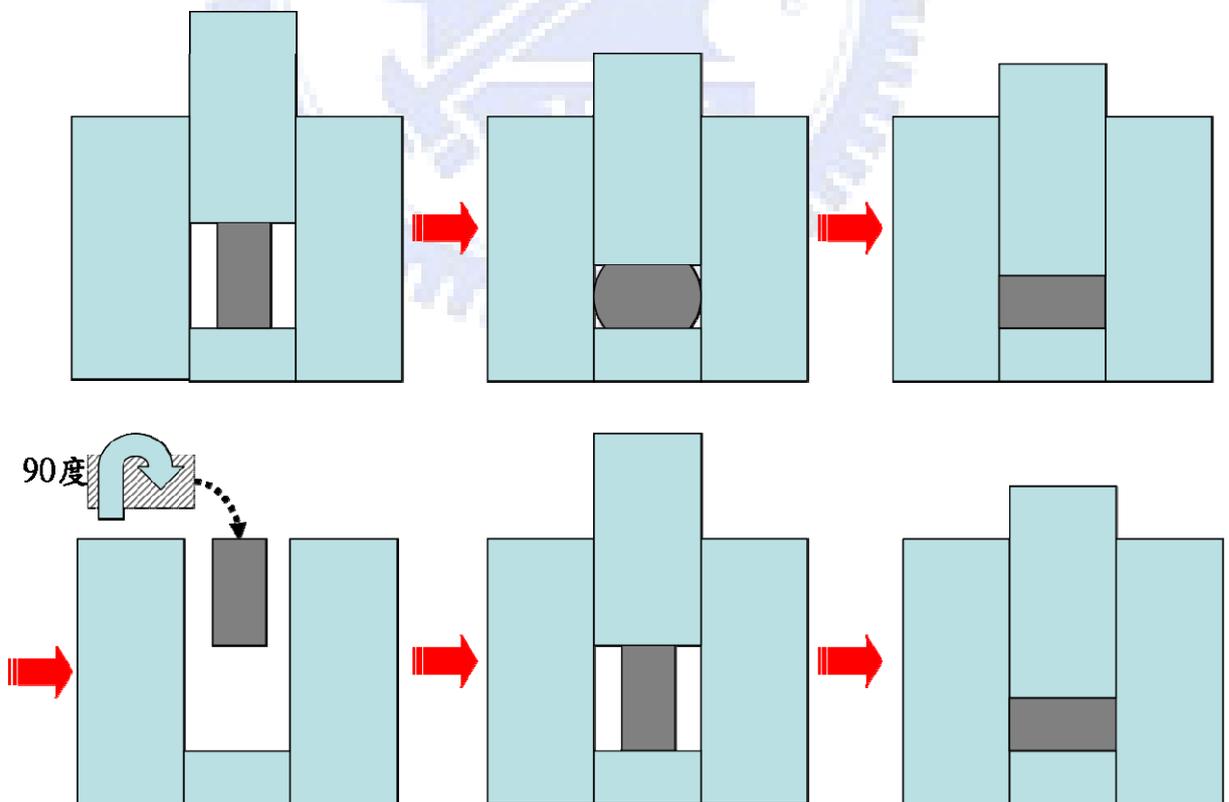


圖 2-12 循環壓縮示意圖

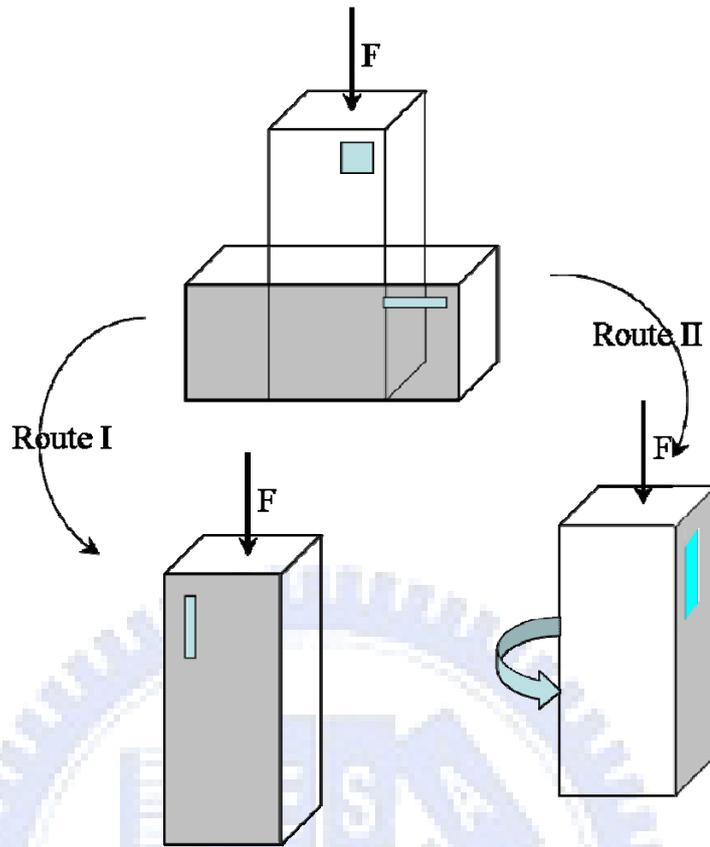


圖 2-13 循環壓縮不同路徑示意圖

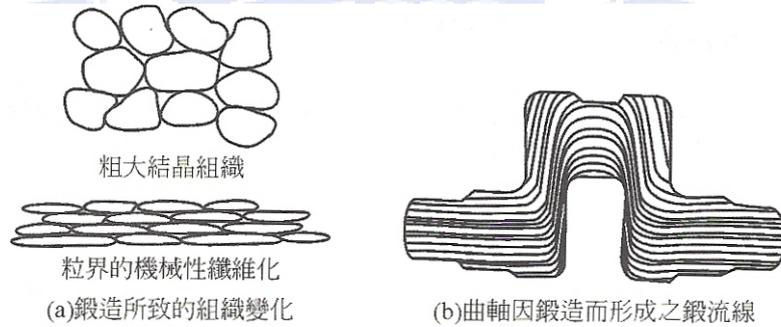


圖 2-14 鍛造所形成的鍛鍊效果

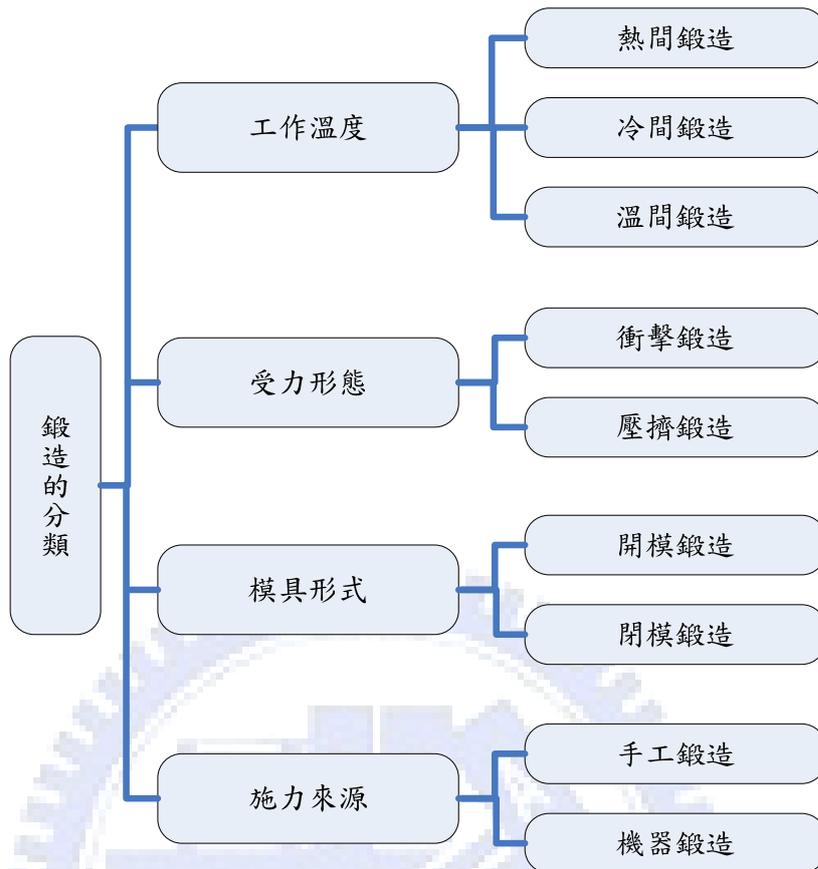


圖 2-15 鍛造的分類

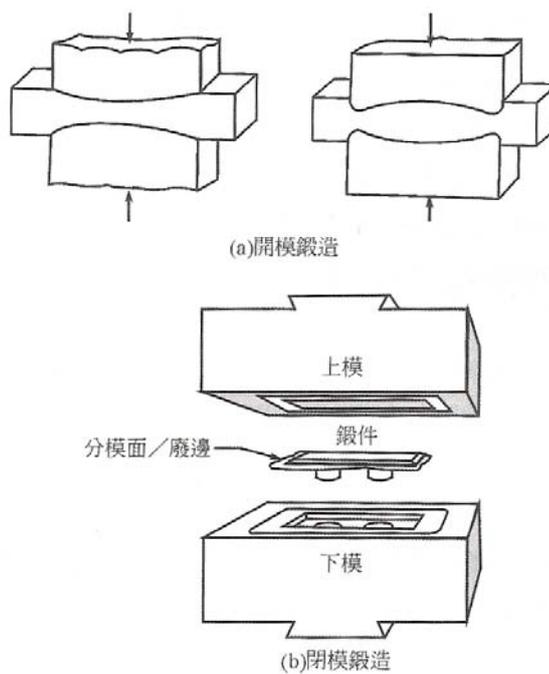


圖 2-16 開模鍛造與閉模鍛造

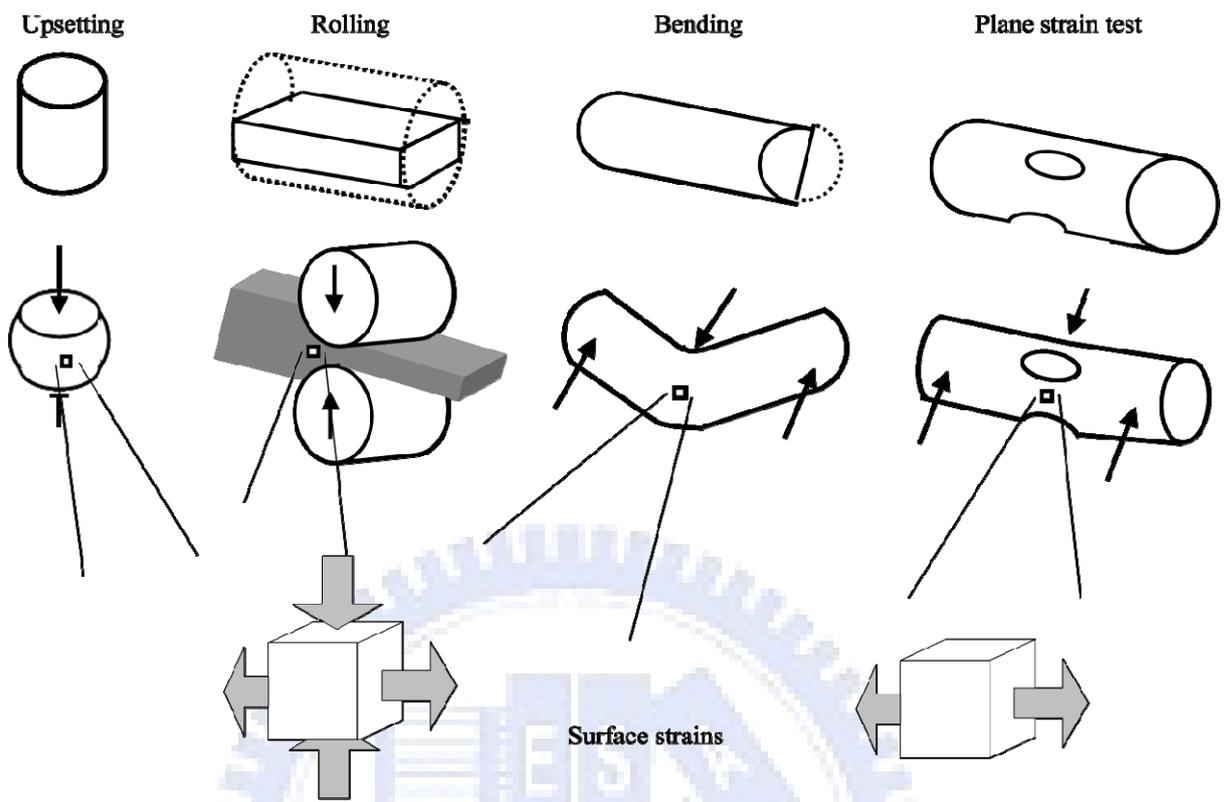


圖 2-17 可鍛性實驗應力方向示意圖

第三章 實驗流程與規劃

本研究的實驗主要可分為兩個部份：第一部份是半固態胚料的製備，利用等徑轉角擠製與循環壓縮兩種大量塑性變形製程，取代SIMA法的冷加工段，觀察在改變製程參數後，其在半固態溫度下的顯微組織變化，找出符合半固態胚料條件的最佳製程參數，流程圖如圖3-1所示。

第二部分為鍛造成形性之分析，利用第一部份實驗中應用大量塑性變形法所得到的最佳半固態胚料，與原素材分別進行熱間和半固態的凸緣鍛造實驗。透過外觀輪廓的成形性檢測，搭配對於成形工件的強度測試，探討分析SIMA法累積加工量方法的適用性，並驗證半固態成形是否為較佳之鎂合金生產製程，流程圖如圖3-2所示。

以下將對實驗步驟及相關的一些原理進行詳細的介紹：

3-1 實驗材料

本研究實驗所選用的材料為AZ80，AZ開頭表示是鎂鋁鋅合金，其材料組成化學成份如表3-1所示，而物理及室溫下機械性質如表3-2所示。AZ80的機械強度、潛變抵抗、耐熱性等均較佳，但因成形性不好，故應用的範圍較小。本研究希望應用大量塑性變形法所改良之SIMA法所得到的AZ80胚料，證明此法所得之半固態胚料在進行半固態加工時的確為較佳的成形性。

3-2 實驗設備

1. 100噸油壓式壓床：為協易機械公司製造之SDP-100型，其最小行程為0.3 mm/s。用來做為大量塑性變形的沖頭及鍛造動力來源。
2. 可程式控制之熱處理爐：為詠欣製造之CMF 60型所示。其加熱功率為10KW，加熱溫度最高可達1200°C。
3. 等徑轉角擠製模具：根據文獻中模擬之結果，選取最佳累積應變量之方式，取 $\Phi = 90^\circ$ 、 $\Psi = 30^\circ$ （圖3-3、圖3-4）。
4. 循環壓縮模具（圖3-5）。
4. 凸緣鍛造模具（圖3-6、圖3-7）。
4. 模具加熱設備：感溫的熱電偶鎖在接近模具中央的位置，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。
5. 5噸萬能材料試驗機：為弘達製造之電腦式伺服控制材料試驗機，搭配加熱裝置，用來進行半固態鍛造。
6. 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。
7. 高壓氮氣鋼瓶：提供防止鎂合金在爐內自燃的保護氣體。
8. 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：4.5 g 苦味酸、10 ml 冰醋酸、10 ml 水、80 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。

9. 快乾式MoS₂潤滑劑 OKS 511。
10. 石墨潤滑劑：黃油與石墨粉末以十比一的比例均勻混合。

3-3 實驗步驟

本研究主要分為兩部份實驗，步驟如下：

3-3-1 利用大量塑性變形法之改良式 SIMA 法製程

(1) 利用ECAE之改良式SIMA法製程

為了使等徑轉角擠製不會因為模具的限制，導致無法進行連續的擠製，多道次的情況下必須使材料重複升溫降溫，若材料性質對溫度較為敏感，則會影響實驗結果。於是本實驗選定等徑轉角擠製的路徑為A的方式。Route A變形方式（詳如表2-2）是在每次擠製之間不翻轉試片，每擠製一次材料就被剪切一次，因材料未翻轉任何角度，在接下來的擠製過程中被剪切後之角度就越來越小，可得到如絲或薄板狀的組織。

流程如圖3-8，詳細步驟如下：

1. 材料準備

將我們所取得經過擠製後的AZ80棒材，利用車床加工成直徑14.5mm、高40mm的圓柱試片。

2. 等徑轉角擠製

2-1 模具準備：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。

2-2 均勻的塗抹潤滑劑於鎂合金圓柱試片之兩端及圓周面，並置入較短側模穴內。

2-3 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。

2-4 開啟控溫器，將試片及模具加熱至所需溫度；並持溫20分鐘，確保試片均勻升溫至實驗溫度。

2-5 放置短沖頭於短模穴內，壓床速度設定為0.3mm/s，下降壓床將沖頭壓至定位，此即為完成一道次。

2-6 上升壓床，翻轉模具為長模穴邊向上，放置長沖頭於長模穴內，壓床速度設定為0.3mm/s，下降壓床將沖頭壓至定位，此即為完成兩道次。

2-7 若需繼續下一道次的情況下，即再次翻轉模具，反覆由短模穴與長模穴處進行擠製，增加道次。

2-8 若不需繼續下一道次，則直接鬆開模具螺絲，打開模具取出沖頭與試片，將試片進行淬火，關掉模具加熱裝置。

2-9 按照以上流程，進行AZ80在各個實驗參數下的胚料製備。

3. 升溫至半固態溫度

將試片置於陶瓷坩鍋裡，再放入可程式控制之熱處理爐內，爐後外接通管持續灌入氮氣。先將爐內溫度加熱至500°C，再把試片連同坩鍋一起置入爐內，持溫5分鐘後開始加熱至半固態溫度區間（AZ80為

540°C，固相率約為80%)，持溫20分鐘後，再從爐內取出迅速投入水中淬火，以保留此溫度下材料之顯微結構。

4. 淬火後之試片金相觀察

5. 結果分析與討論

(2) 利用CCDC之改良式SIMA法製程

流程如圖3-9，詳細步驟如下：

1. 材料準備

將我們所取得經過擠製後的AZ80棒材，利用銑床加工成16.10乘以16.10mm、高20.05mm的方塊試片。

2. 循環壓縮

2-1 利用M6螺絲將沖頭固定在壓床上方平臺。

2-2 模具準備：將模具墊塊放入模穴底部，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，置放於壓床下方平臺上。

2-3 沖頭與模具定位：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 均勻的塗抹潤滑劑於鎂合金試片六個端面，並置入模穴內。

2-5 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。

2-6 開啟控溫器，將試片及模具加熱至所需溫度；並持溫20分鐘，確

保試片均勻升溫至實驗溫度。

2-7 壓床速度設定為0.3mm/s，下降壓床將沖頭壓至定位，此即為完成一道次。

2-8 將沖頭上升，將模具邊緣墊高後，下降沖頭將模具墊塊和試片推出。

2-9 若需繼續下一道次的情況下，再將模具墊塊放入模穴底部，旋轉試片以路徑 (Route) II 的方式，將試片置入模穴內。再重覆步驟

2-7與2-8來增加擠製道次。

2-10 若不需繼續下一道次，則將墊塊與試片推出後，將試片進行淬火，關掉模具加熱裝置。

2-11 按照以上流程，進行AZ80在各個實驗參數下的胚料製備。

3. 進行過循環壓縮後淬火。

4. 升溫至半固態溫度 (步驟同前面敘述)

5. 淬火後之試片金相觀察

6. 結果分析與討論

3-3-2 金相觀察

流程如圖3-10，詳細步驟如下：

1. 鑲埋

使用熱鑲埋機鑲埋，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鑽石膏。將酒精噴灑在旋轉絨布台上，再將少許鑽石膏塗抹至試片表面，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：4.5 g 的苦味酸、10 ml 的冰醋酸、10 ml 純水以及 80 ml 的酒精。將欲觀察的表面浸入腐蝕液中13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

利用影像處理軟體，進行金相照片的分析，可估算平均晶粒粒徑及計算晶粒形狀因子。

3-3-3 金相分析

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。Matrox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。

將金相觀察時，截取設備輸出之圖檔利用此軟體，進行一些影像前處理使軟體可正確分辨出每個晶粒，再利用軟體內建的功能計算出固相粒子

的周長與面積（如圖3-11所示），以前面所說半固態胚料之適用性中所提到的方法，求得整張金相照片之形狀因子、平均粒徑，將金相觀察的結果有一個數量化的輸出。

3-3-4 凸緣鍛造

此部分實驗主要分為半固態鍛造與熱間鍛造，半固態鍛造的試片利用第一部份實驗中利用改良式SIMA法所製備之半固態胚料，熱間鍛造的試片則是取用鎂合金原素材。將所得之AZ80半固態胚料與原素材，利用車床加工成圓柱試片。再利用凸緣鍛造模具成形，鍛造示意圖3-12，實驗流程如圖3-13所示。

(1) 半固態鍛造

1. 材料準備

將我們所製備的半固態胚料，利用車床加工成直徑12.0mm、高18.0mm的圓柱試片。

2. 半固態凸緣鍛造

2-1 將沖頭與基座固定於材料試驗機上。

2-2 模具準備：將模具模穴內側均勻塗抹石墨潤滑劑，安置於基座上。

2-3 模具插入熱電偶，並將加熱爐溫度調至500°C。

2-4 均勻的塗抹潤滑劑於鎂合金胚料之端面，當模具溫度達到500°C

時，將試片放進模穴內，打開外接通管持續灌入氮氣。再將加熱

爐溫度調至半固態溫度區間（AZ80為540℃，固相率均約為80％），持溫20分鐘。

2-5 沖頭速度設定為0.3mm/s，下降沖頭壓至定位，即完成半固態凸緣鍛造，擷取位移及負荷數據後，將加熱爐電源關掉。

2-6 待爐內溫度降至500℃後，取出鍛造成品淬火，以備後續分析

3. 試片觀察

(2) 熱間鍛造

1. 材料準備

將原素材利用車床加工成直徑12.0mm、高18.0mm的圓柱試片。

2. 熱間凸緣鍛造

與半固態鍛造步驟大致相同，成形溫度改為400℃與450℃。

3. 試片觀察

3-3-5 凸緣鍛造成形性分析

此部分實驗主要分為：（1）透過擷取鍛造時，位移與荷重資料，分析不同的半固態胚料性質於成形所需之荷重（2）透過外觀輪廓的成形性檢測，觀察鍛造的填充性和外觀缺陷。（3）對於成形工件的硬度測試，本實驗預計將鍛造成品以水砂輪切割機將材料切割成兩平行之平面，依序由粗砂紙至細砂紙將試片表面磨平，以維克氏硬度機來量測成形後成品的硬度變化，來瞭解鍛造成品的強度差異。

表3- 1 AZ80化學組成分析表

		化學成份 (Wt%)							
		Al	Zn	Cu	Fe	Mn	Ni	Si	其他
AZ80	上限	9.2	0.8	0.05	0	0.35	0	0.1	0.3
	下限	7.8	0.2			0.12			

資料來源：ASTM B91 B107

表 3-2 AZ80 物理特性及室溫下機械性質

AZ80	
物理性質	
密度 (20℃)	1.81 (Mg/m ³)
液相線溫度	610~ (℃)
固相線溫度	490 (℃)
溶解開始溫度	427 (℃)
燃點	542 (℃)
線膨脹係數 (20—200℃)	27.2 (×10 ⁻⁶ /℃)
比熱	1.08 (kJ/kgK)
融解潛熱	280 (kJ/kg)
熱傳導率	47.3 (W/m · K)
電氣抵抗率	156 (nΩ · m)
室溫下標準機械性質	
拉伸強度指標	300~350MPa
拉伸強度	345 (MPa)
拉伸降伏應力	250 (MPa)
壓縮降伏應力	195 (MPa)
剪斷強度	160 (MPa)
硬度, HB	72
硬度, HRE	82
poisson's ratio	0.35

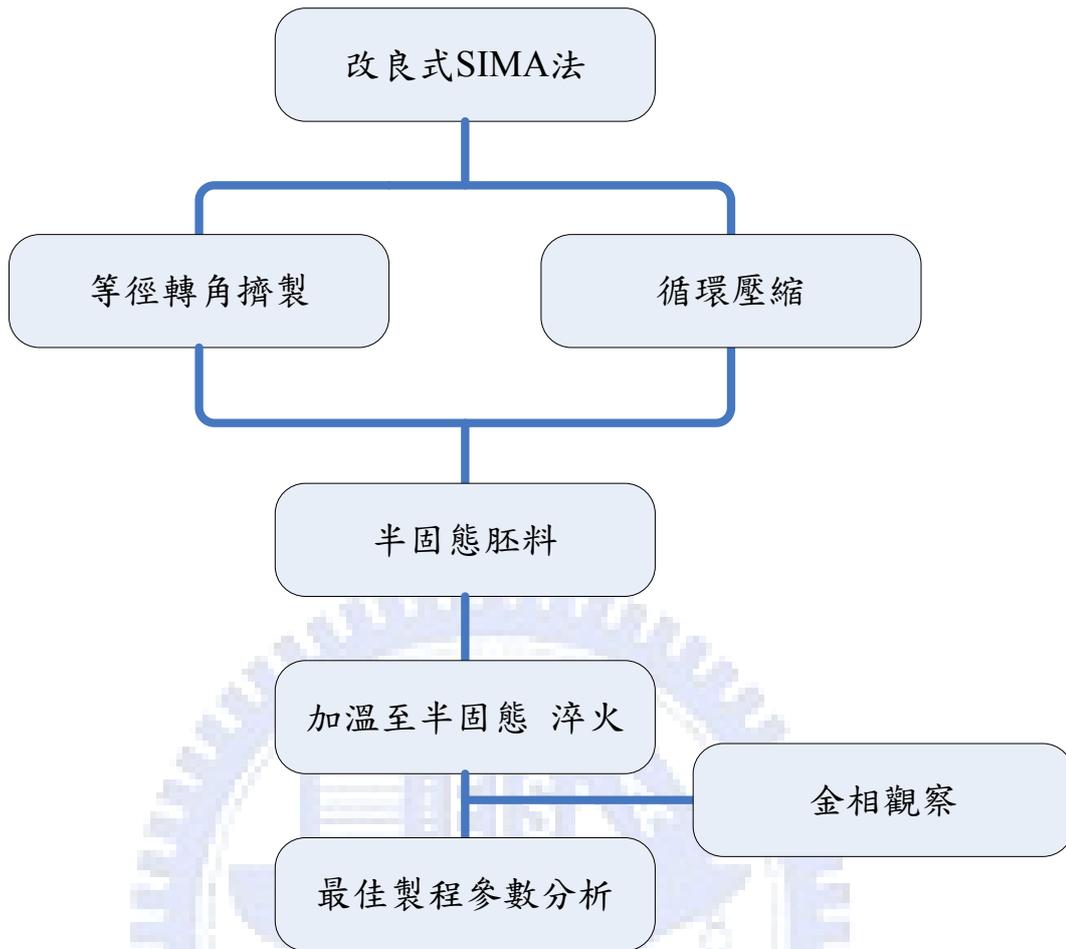


圖 3-1 實驗流程圖 (第一部份)

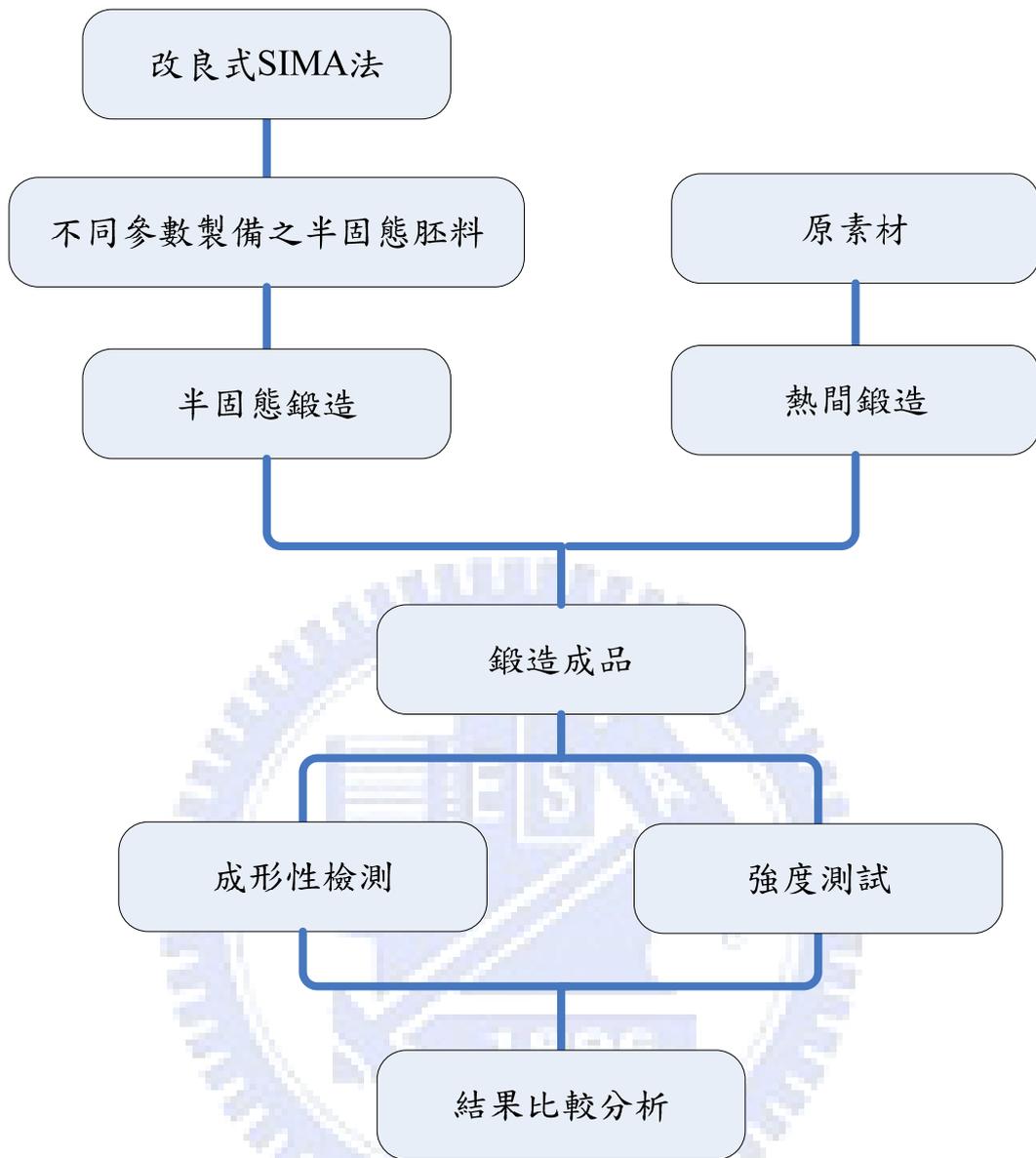


圖 3-2 實驗流程圖 (第二部份)



圖 3-3 等徑轉角擠製模具外觀圖

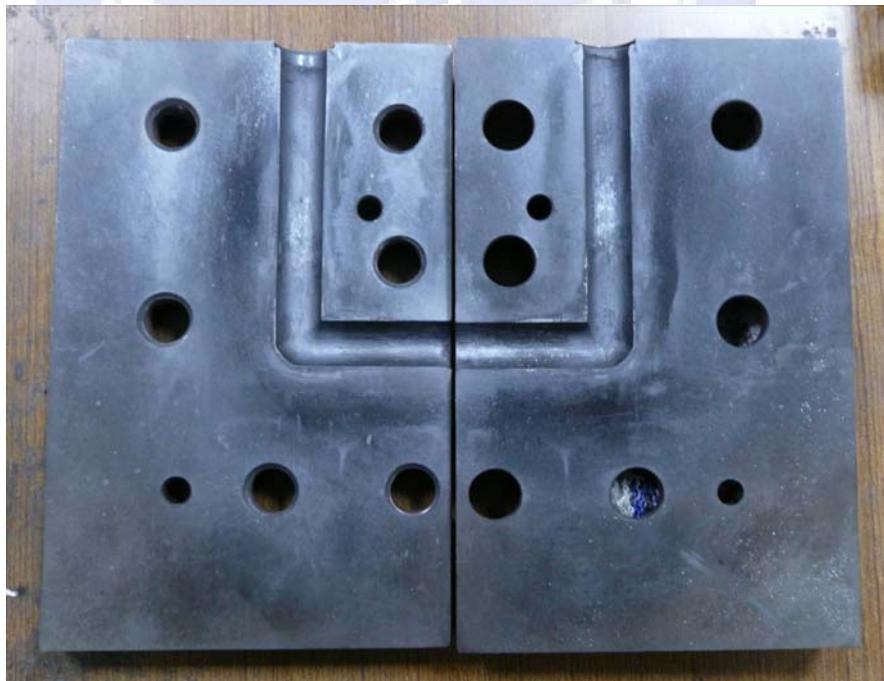


圖 3-4 等徑轉角擠製模具內側

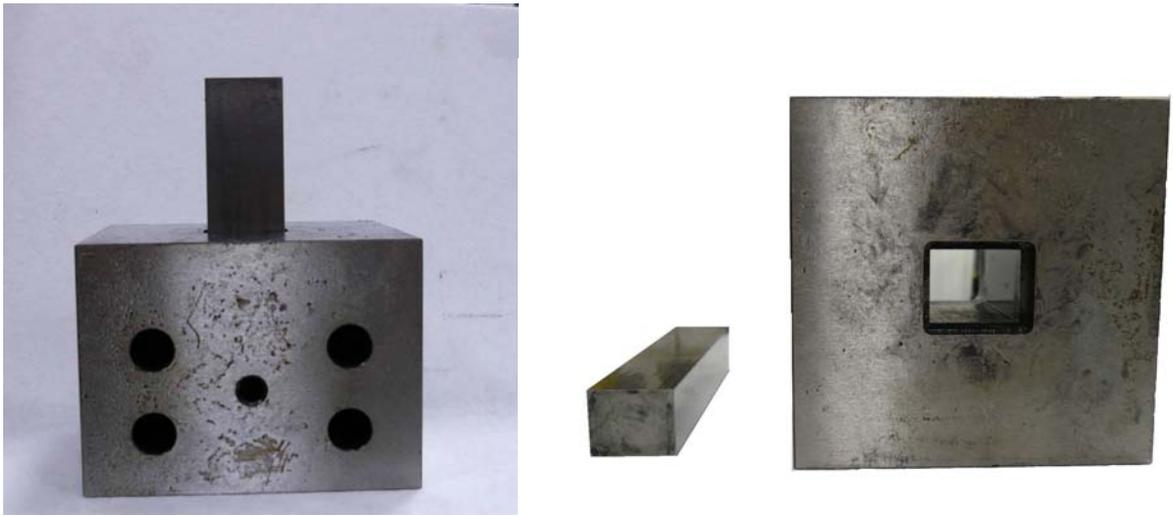


圖 3-5 循環壓縮模具外觀圖

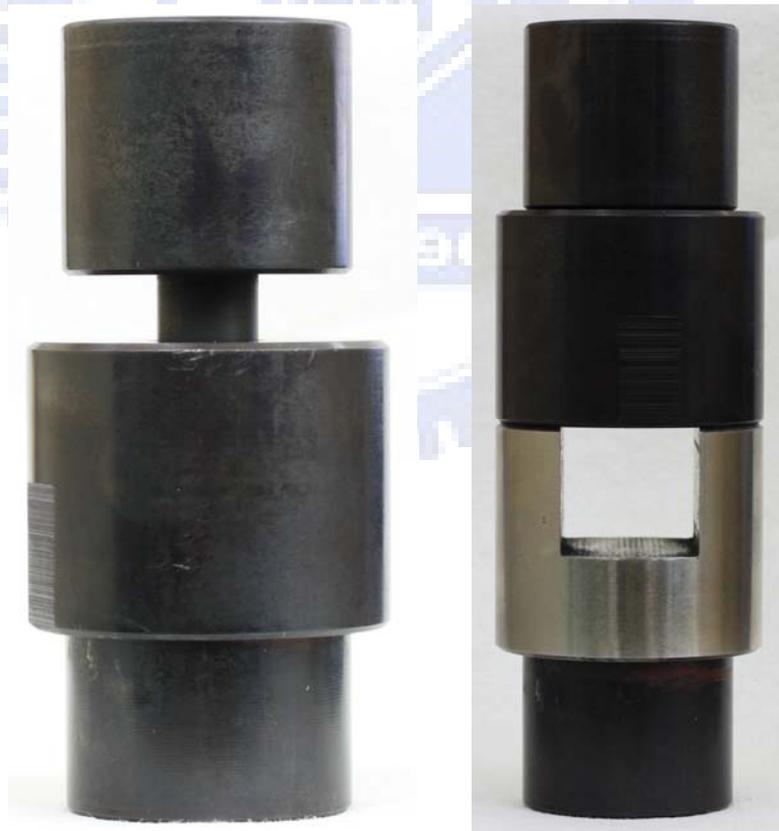
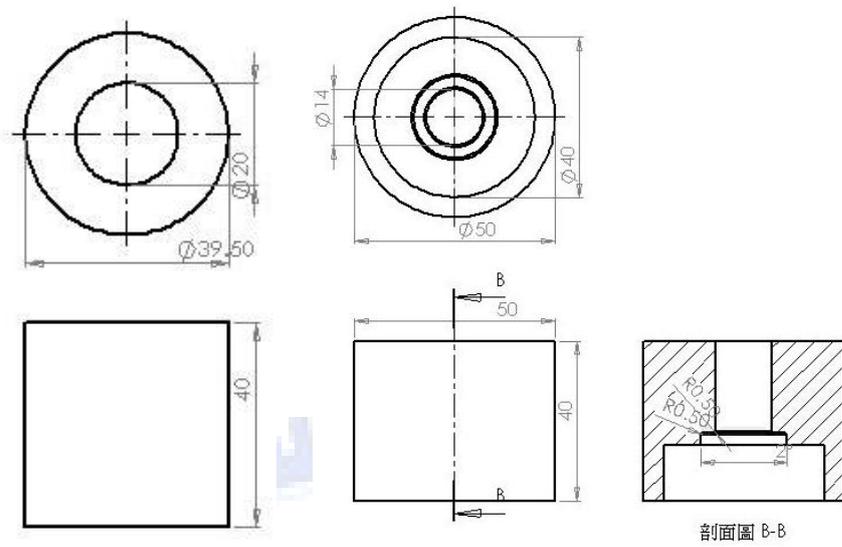
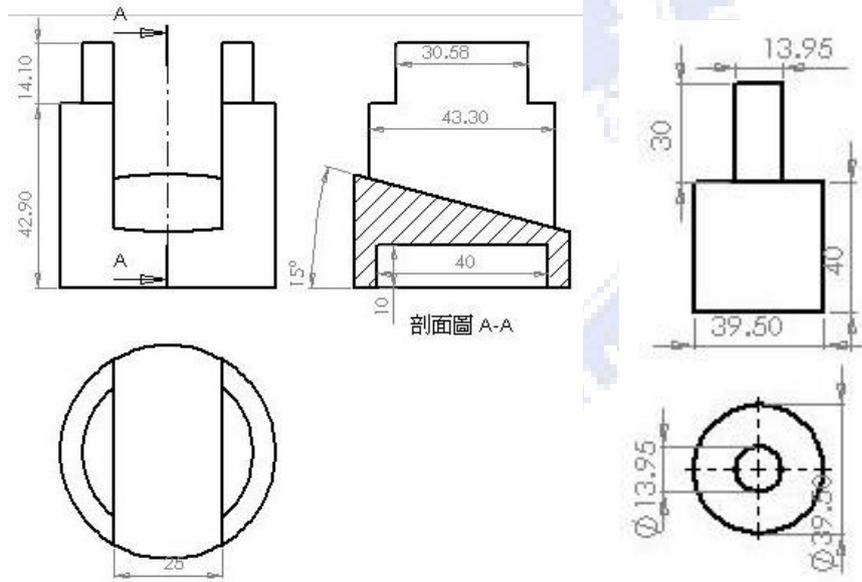


圖 3-6 凸緣鍛造模具外觀圖



(a)

(b)



(c)

(d)

圖 3-7 凸緣鍛造模具圖

(a) 基座 (b) 模穴 (c) 墊塊 (d) 沖頭

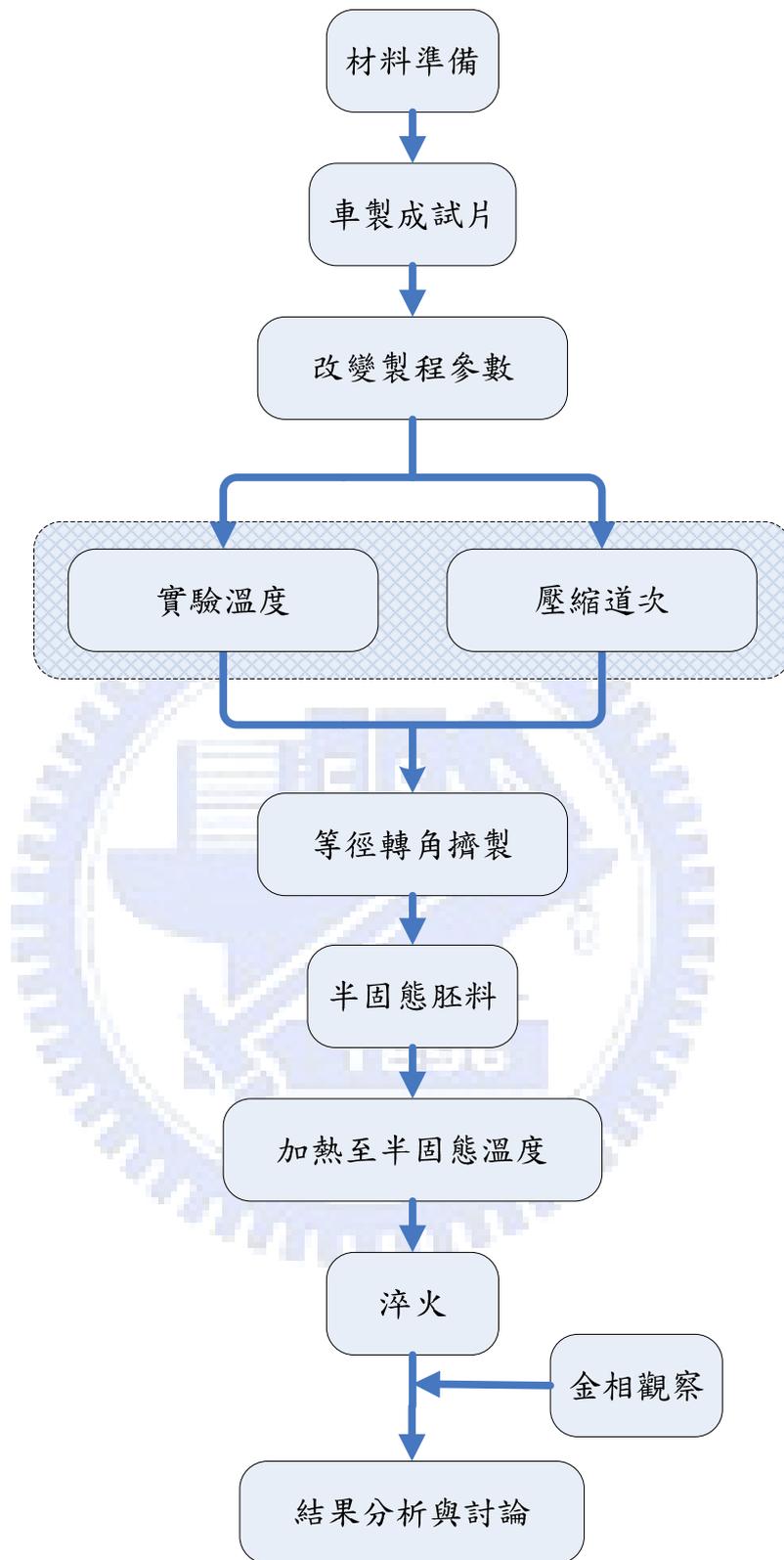


圖 3-8 利用 ECAE 之改良式 SIMA 法 流程圖

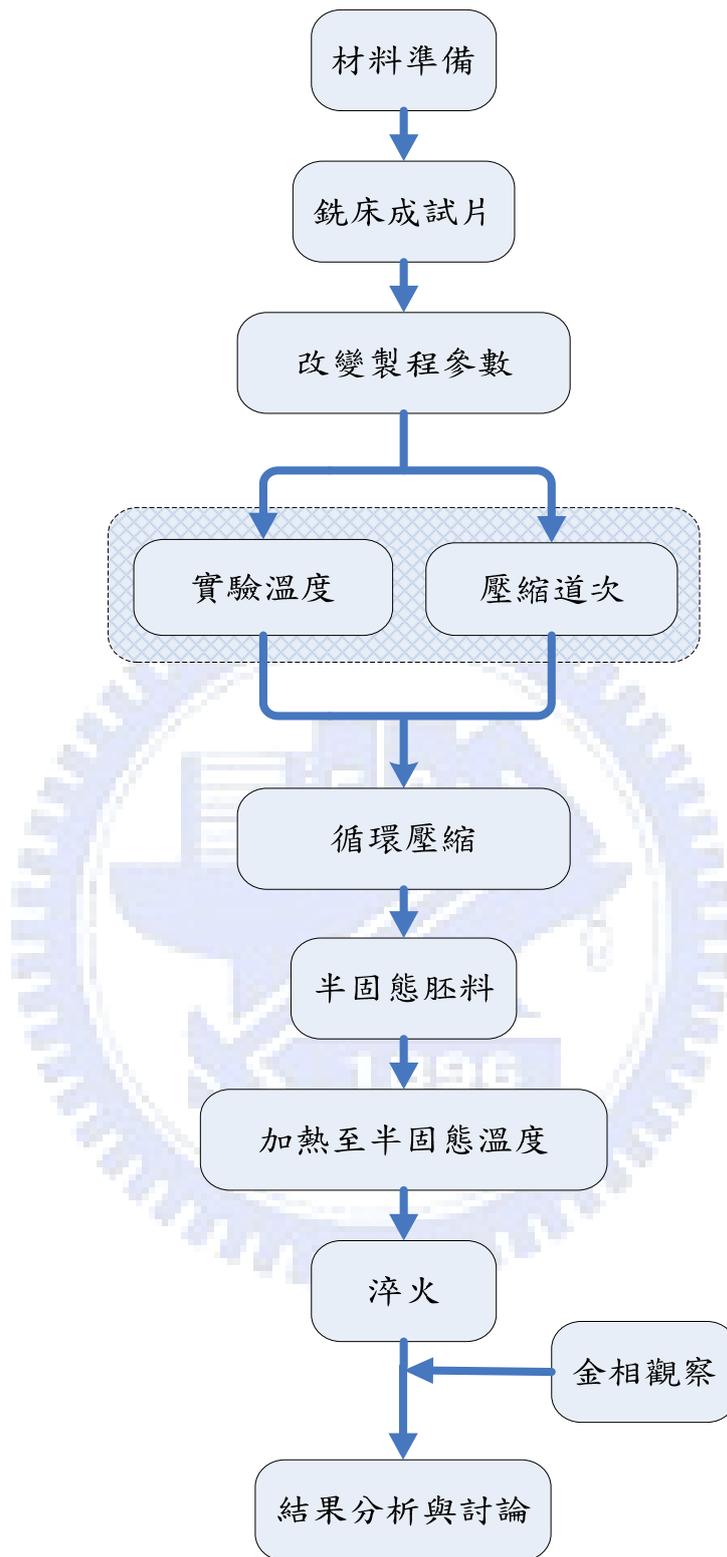


圖 3-9 利用 CCDC 之改良式 SIMA 法 流程圖

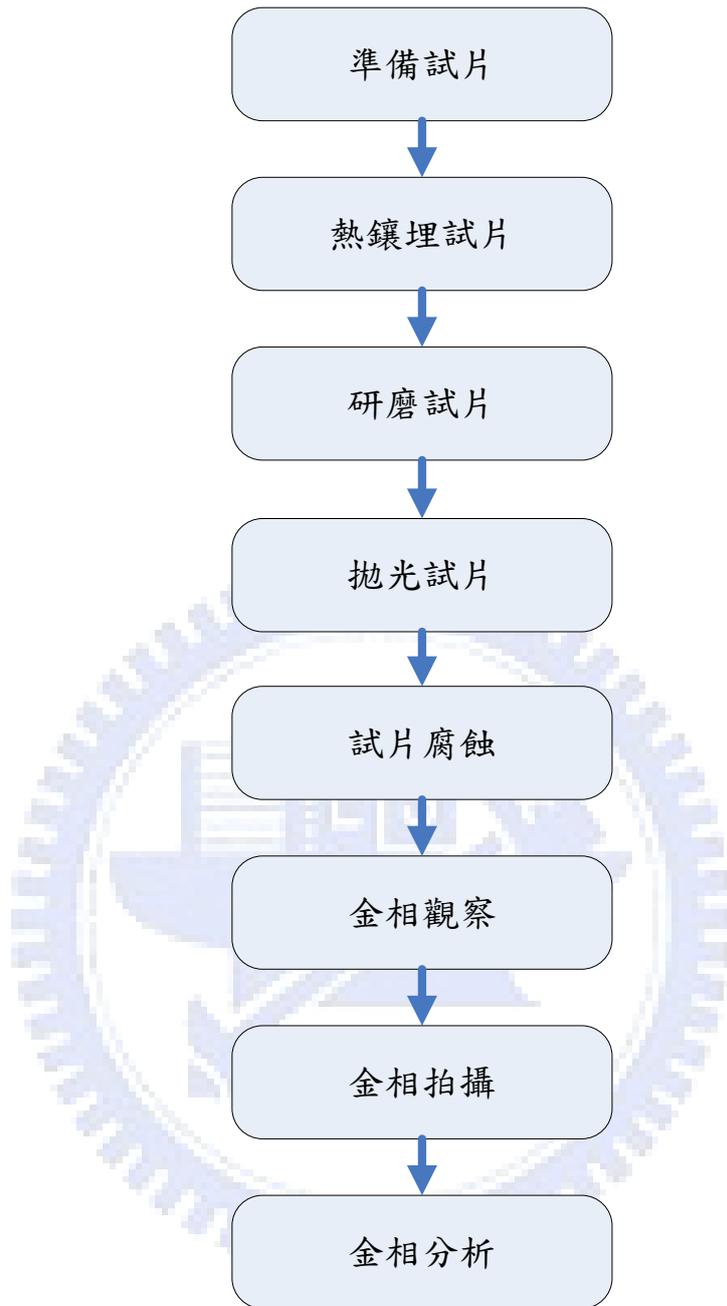


圖 3-10 金相觀察 流程圖

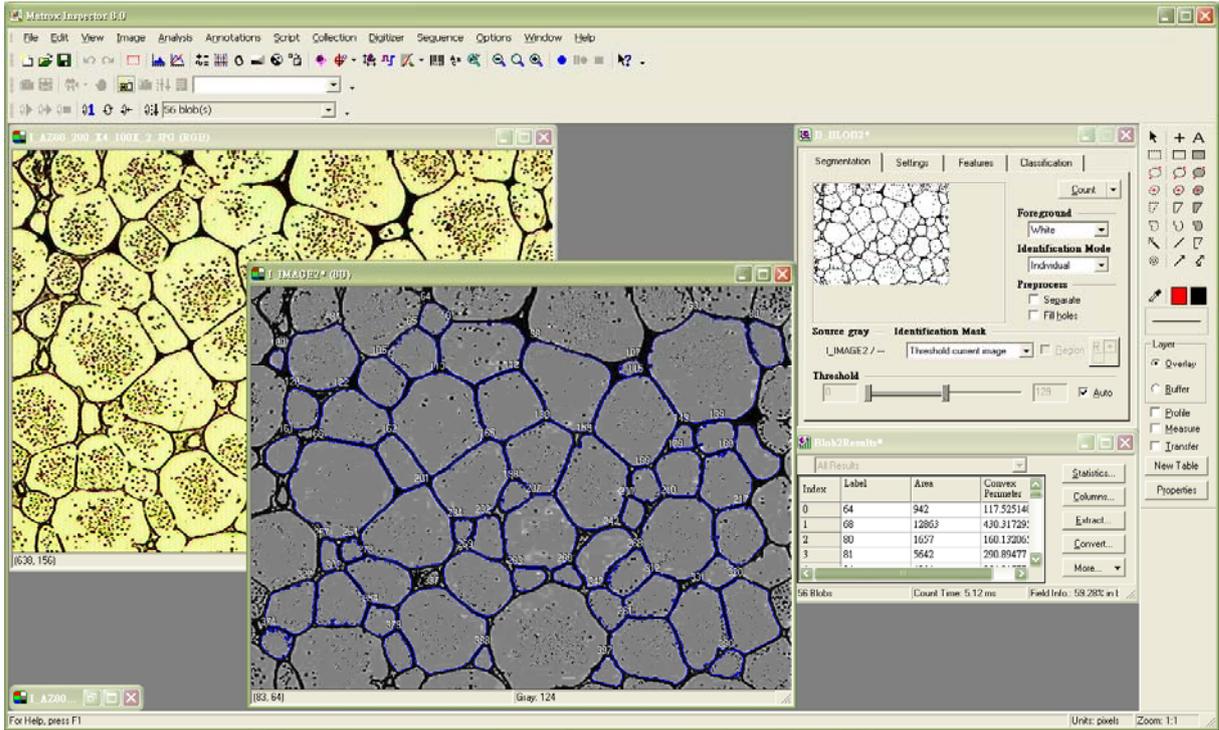


圖 3- 11 Matrox Inspector 8 影像分析軟體

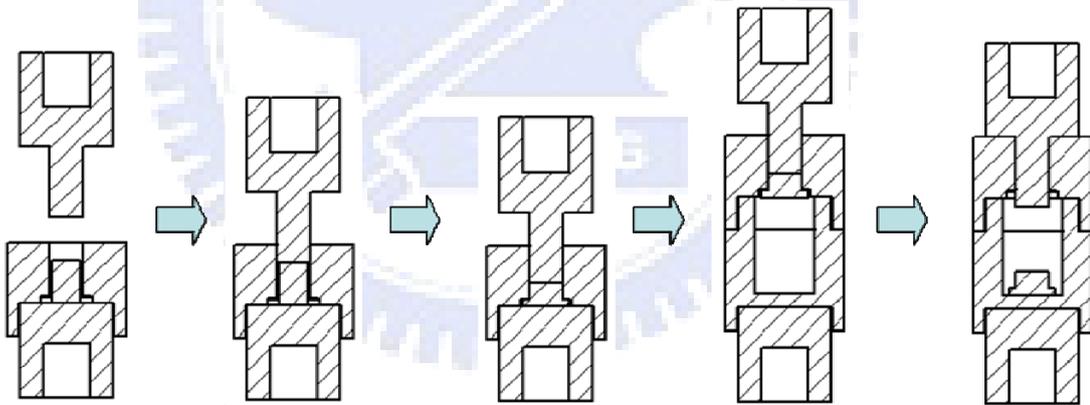


圖 3- 12 凸緣鍛造 示意圖

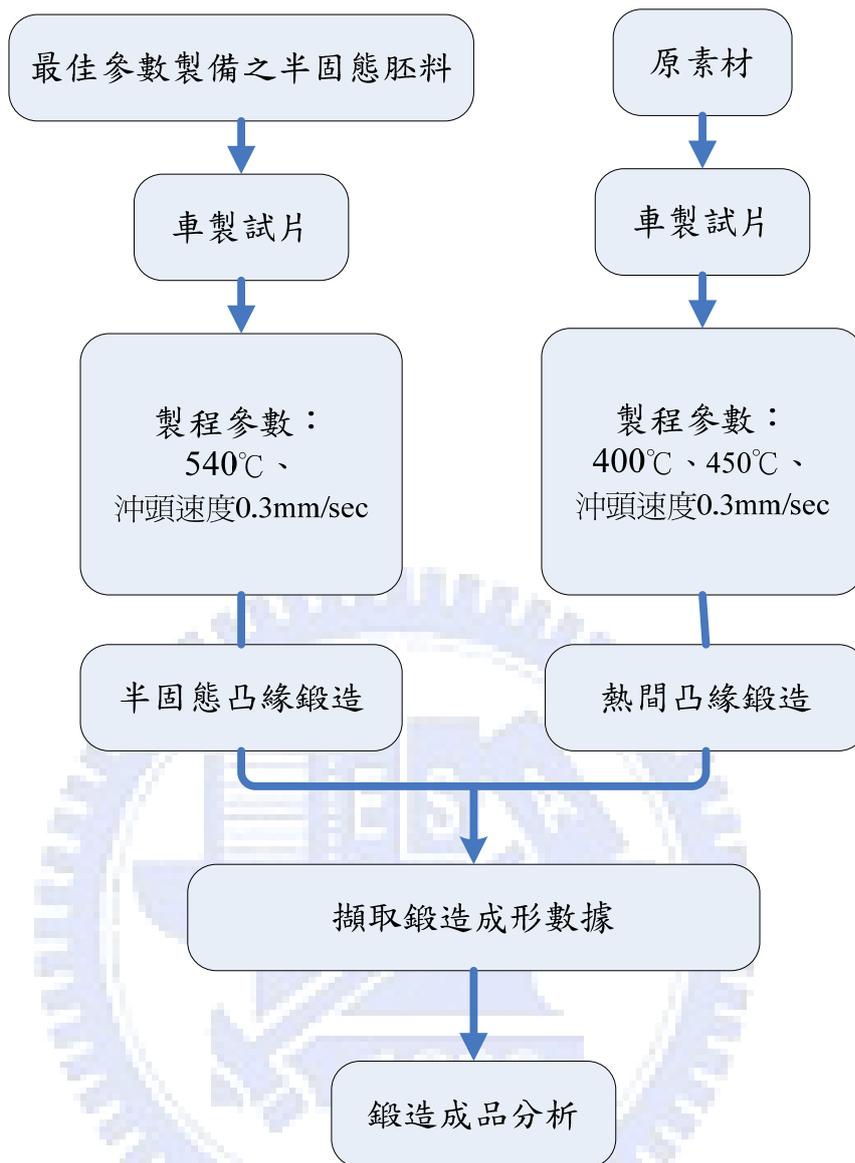


圖 3-13 凸緣鍛造 流程圖

第四章 實驗結果與討論

4-1 累積應變量對於半固態溫度下晶粒組織之影響

圖4-1為AZ80原素材於半固態溫度（540°C，AZ80固相率約為0.8）下之顯微組織。黑色部份為液相組織，可以從相片中觀察到，液相組織大部份是從晶界的地方開始熔化，少部份則是從晶粒內部產生，雖然液相的產生有幫助部份晶粒球化的效果，但液相組織主要集中在某些區域，固液相分佈不均勻，按照半固態球狀晶粒的變形機構（圖2-3）來看，晶粒與晶粒之間沒有足夠的液相做潤滑，不容易產生相對滾動的滑移，不利於降低此時的變形阻抗，由於固液相分佈不均勻且圓球化效果不明顯，因此無法得到進行半固態鍛造所需之胚料性質。

圖4-2～圖4-4，是利用CCDC所製備的試片於半固態溫度下的金相顯微組織。可以從結果中發現材料的晶粒結構均有顯著改變，且隨著擠製道次的增加，形狀因子也有明顯下降的效果，亦即越趨近於球狀晶。在較低溫度下進行CCDC製程時，由於材料填滿方形角落時需要較大負荷，在180°C和200°C試片會發生斷裂的情況或內部產生裂縫，如圖4-5，圖4-6所示，因此進行CCDC製程溫度至少要超過200°C。此製程雖然晶粒平均粒徑並沒有明顯細化的效果，但均有較圓球化的晶粒組織，且固液相分佈都相當均勻。可能是此製程累積的應變量不夠大，因此無法發生動態再結晶，回復的效果大於再結晶的現象，所以沒有明顯晶粒細化的效果，由結果中可看出，

此製程最佳製程參數為溫度在220°C下進行多道次循環壓縮。

圖4-7~圖4-10，是利用ECAE所製備的試片於半固態溫度下的金相顯微組織。可以從結果中發現晶粒大小有相當顯著的細化效果，且都較原素材和傳統SIMA法所製備的胚料有較圓球化的效果，而固相與液相的分佈也相當均勻，因此可推斷ECAE製程是一個適合製備半固態鍛造所需之胚料的製程方法，在200°C下進行八道次的擠製之後具有相當圓球化的效果，且平均粒徑較原素材的平均粒徑細化約25%，也較傳統SIMA法製備之胚料細化約12%。在擠製溫度較低下進行擠製，雖然外觀沒有產生缺陷，但在內部有裂縫的產生，如圖4-11。由結果中可看出，此製程的最佳製程參數為：溫度200°C下進行八道次的擠製。

4-2 半固態鍛造之成形性

4-2-1 半固態溫度下顯微組織對成形負荷之影響

在實驗第二部份中，我們將利用改良式SIMA法所得到的半固態胚料與原素材兩種不同試片，於半固態溫度下實際進行凸緣鍛造加工試驗，目的是為了驗證經大量塑性變形法製備之胚料，在半固態鍛造時能得到較低之成形負荷及較佳機械性質之成品。

圖4-12是進行半固態鍛造時量測到的位移與負荷圖，我們可以從結果中看出經大量塑性變形法製備之胚料，在同一成形溫度下，成形所需之負荷

的確均較未經任何處理之原素材為小，只有經ECAE於240°C下擠製四道次之試片和經CCDC於220°C下擠製八道次之試片與原素材成形所需之負荷差異甚小，如圖4-13，由此結果我們可得知，當平均晶粒大小和形狀因子太大時，並無法有效降低成形所需負荷。

在實驗第一部份中，我們透過金相觀察及影像處理軟體分析，可計算出升溫至半固態溫度區間時胚料之平均晶粒尺寸及形狀因子。根據過去文獻推導之變形機制，可推測晶粒形狀越圓球化及平均尺寸越小的胚料，在半固態鍛造時應具有較低之成形負荷，鍛後所得成品也應具有較佳之機械性質。對照表4-1所得胚料在半固態溫度下之顯微組織分析結果及圖4-12，可發現實驗結果的確符合我們原先之假設。

另外我們從表4-1的結果中，挑出形狀因子及平均晶粒尺寸大小均接近之胚料參數，將其半固態鍛造所得之位移—負荷關係繪成圖4-14。可看出在半固態溫度下顯微組織特性相近之胚料，其成形負荷曲線也相當接近，我們再進一步利用統計學上的分析方法，對結果進行相關係數的計算，得到晶粒尺寸與成形最大負荷之相關係數為0.726，形狀因子與成形最大負荷之相關係數為0.713，如表4-2，證明兩變數均與成形負荷呈正相關趨勢。因此，綜合以上分析結果，我們推斷晶粒圓球化效果和平均晶粒大小為影響半固態鍛造成形負荷的主要因素。

ECAE在溫度200°C下經過四道次與八道次和220°C與240°C下經過八道

次擠製之後，平均晶粒大小都在 $58\ \mu\text{m}$ 左右，但成形負荷明顯隨著形狀因子大小而增加，如圖4-15，在溫度 200°C 下經過八道次擠製下於半固態顯微組織形狀因子為1.249，依序為溫度 200°C 下經過四道次、溫度 240°C 下經過八道次、溫度 220°C 下經過八道次，成形所需之負荷也隨之增加，因此我們可以推斷形狀因子可能為影響半固態成形負荷的主要影響參數。

若我們取形狀因子相近的胚料觀察其半固態鍛造成形負荷曲線，可發現雖然成形所需之負荷有隨著晶粒大小增加而變大的趨勢，如圖4-16，但是晶粒大小對於成形所需之負荷影響的幅度沒有很大，原因可能是由於實驗中使用來進行鍛造的加熱裝置升溫速率較慢，為了使試片可均勻升溫至實驗溫度，導致試片在高溫下持溫時間過長，促使晶粒成長擴散的速率遠大於再結晶的速率，造成無論是CCDC或ECAE這兩種製程中增加擠製道次，並無法有效降低晶粒尺寸。

4-2-2 半固態鍛造與熱間鍛造差異

根據之前的文獻，我們知道鍛造與一般加工方式相較之下，其工件晶粒組織更細密，且較少出現氣孔等缺陷，具有連續的晶粒流動且為機械性的纖維化狀態，工件獲得最大方向性的強度，並提高耐衝擊及抗疲勞等機械性質，但是，鍛造成形所需成形之負荷較大，因此成形所需要的機台設備需求較高導致成本的增加，如圖4-17為AZ80在溫度 400°C 和 450°C 下進行熱間鍛造之位移與負荷圖，成形所需之負荷為半固態鍛造的兩到三倍，而

且在我們實驗機台的最大荷重之下，無論是在400°C或是450°C下的鍛造成品都無法將凸緣的圓角完整的填充，如圖4-18，並不像半固態鍛造時可以用較小的負荷完全填充鍛造模穴，如圖4-19，因此可推測如果成形之形狀如果是更複雜的凸緣或是其他較複雜的形狀，在熱間鍛造的成形方式下很有可能無法成形或是有破壞的現象發生。

我們將鍛造之後的成品以水砂輪切割機將材料切割成兩平行之平面，依序由粗砂紙至細砂紙將試片表面磨平，在試片上分別以維克氏硬度機來量測成形後成品上的14個位置點(如圖4-20)的硬度變化，來瞭解鍛造成品的強度差異，結果如圖4-21所示，400°C與450°C下熱間鍛造成品之平均維克氏硬度值分別為62.2與53.9，半固態鍛造之成品平均維克氏硬度值雖較小於熱間鍛造，但其中以ECAE於200°C下經八道次擠製製備之胚料在經過半固態鍛造成形之後的平均硬度值為55.3，以這個實驗結果中可以發現，擁有較小平均晶粒之胚料在經過半固態鍛造成形之後的機械強度，並不會與熱間鍛造之後的成品有相當大的差距，甚至比450°C下熱間鍛造成品有更高的硬度值，因此可以推測半固態鍛造確實為一個可保留鍛造成形之優點，並且可在較低的負荷下成形較複雜的成形品。

表 4- 1 AZ80 經 CCDC 與 ECAE 製備胚料於半固態溫度下顯微組織

		180°C		200°C		220°C		240°C	
		4	8	4	8	4	8	4	8
ECAE	形狀因子	1.284	1.327	1.279	1.249	1.269	1.312	1.321	1.299
	平均粒徑	56.91	61.96	58.29	58.32	60.51	59.71	72.20	58.36
CCDC	形狀因子	n/a	n/a	1.314	1.227	1.296	1.289	1.352	1.320
	平均粒徑	n/a	n/a	77.38	83.44	80.61	74.92	78.29	77.17
原素材	形狀因子	1.438		傳統 SIMA 法：250°C 40%壓縮量		形狀因子	1.360		
	平均粒徑	77.95				平均粒徑	66.40		

平均粒徑單位(μm)

表 4- 2 半固態鍛造成形最大負荷與胚料之相關性

	成形最大負荷(N)	形狀因子	平均粒徑(μm)
As extruded	10723.57	1.438	77.95
ECAE 200°C 4 passes	8004.188	1.279	58.29
ECAE 200°C 8 passes	4232.55	1.249	58.32
ECAE 220°C 4 passes	7951.232	1.269	60.51
ECAE 220°C 8 passes	8738.215	1.312	59.71
ECAE 240°C 4 passes	10430.35	1.321	72.20
ECAE 240°C 8 passes	8390.079	1.299	58.36
CCDC 220°C 8 passes	9536.967	1.289	74.92
形狀因子與成形最大負荷之相關係數			0.7132
平均晶粒與成形最大負荷之相關係數			0.7259

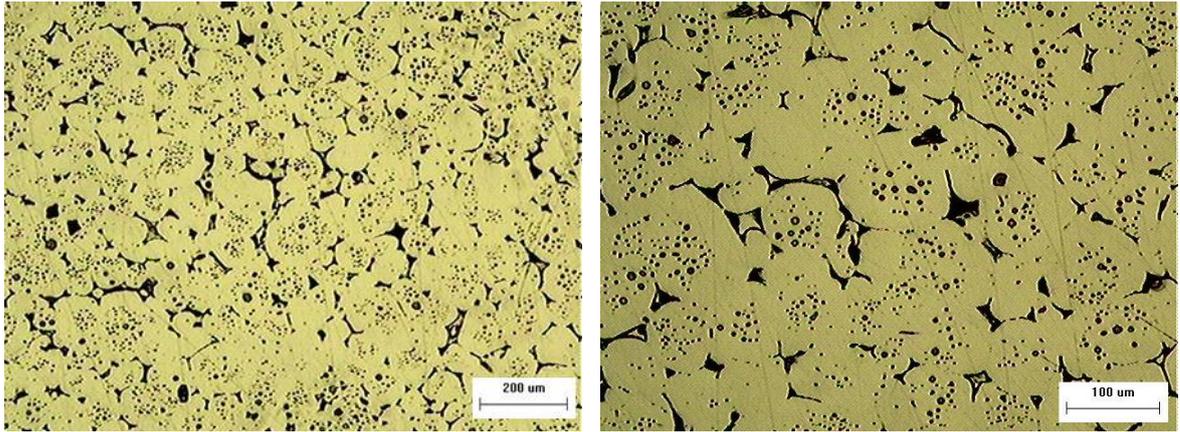
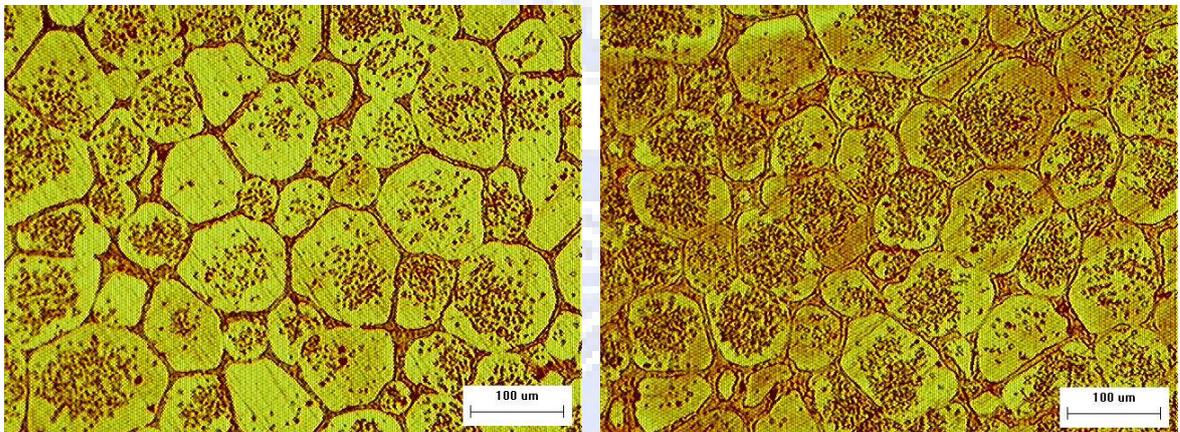


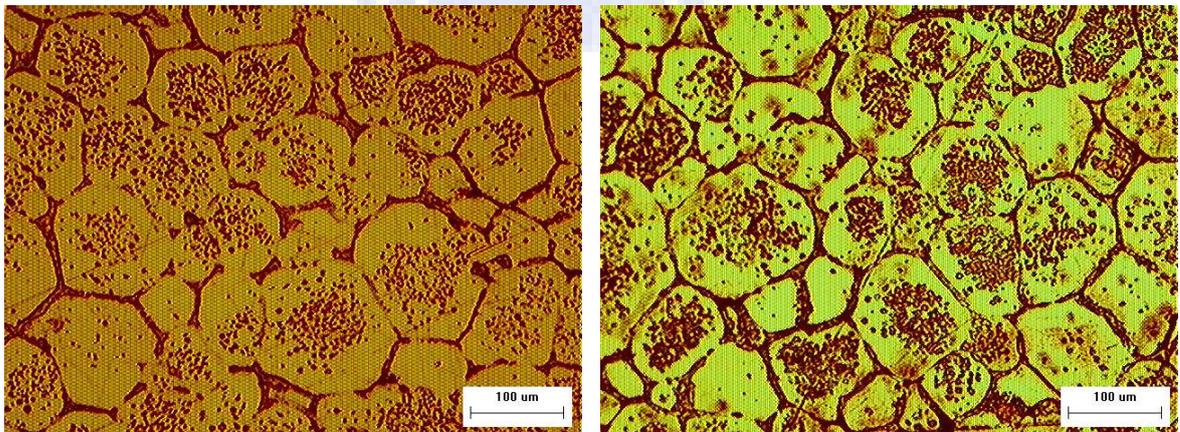
圖 4-1 AZ80 原素材於半固態溫度 (540°C) 下之顯微組織



(a) 經 CCDC 四道次

(b) 經 CCDC 八道次

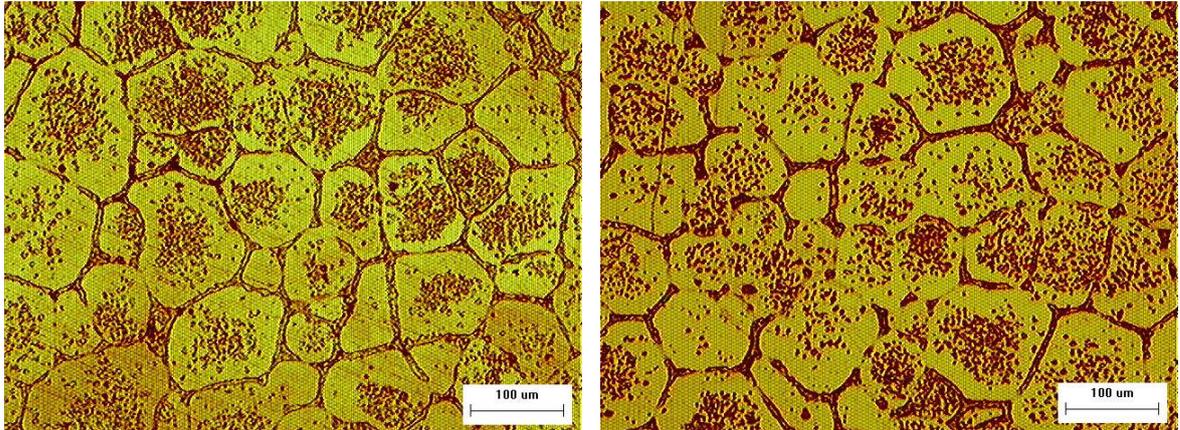
圖 4-2 利用 CCDC (200°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構



(a) 經 CCDC 四道次

(b) 經 CCDC 八道次

圖 4-3 利用 CCDC (220°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構



(a) 經 CCDC 四道次

(b) 經 CCDC 八道次

圖 4-4 利用 CCDC (240°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構



圖 4-5 180°C 下進行 CCDC 製程發生斷裂

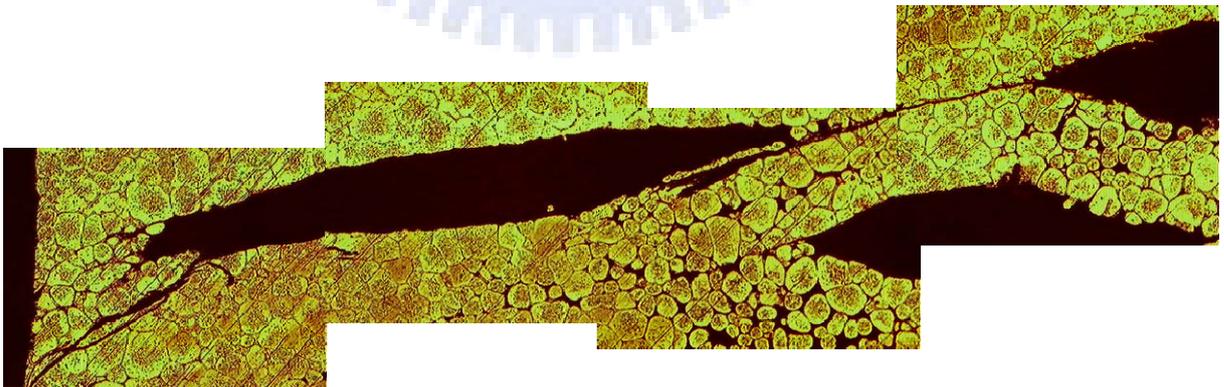
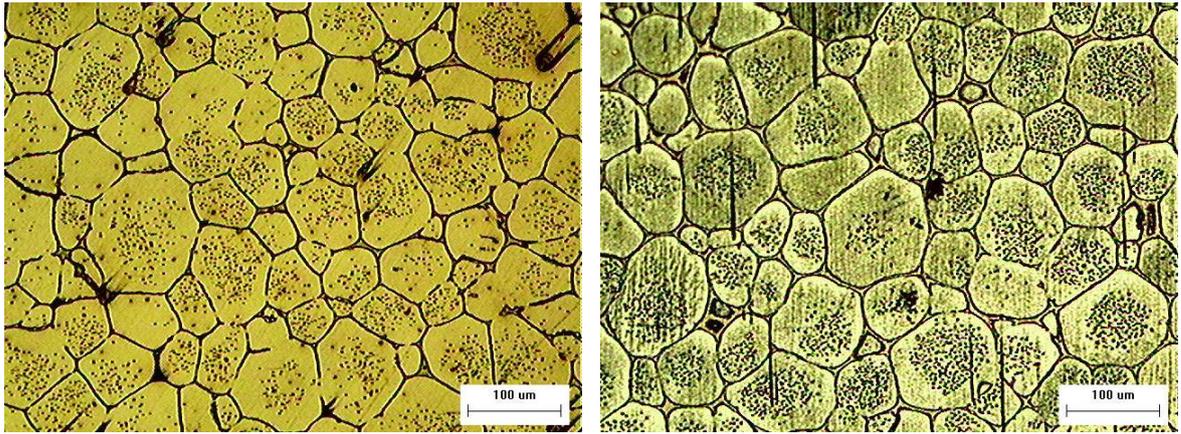


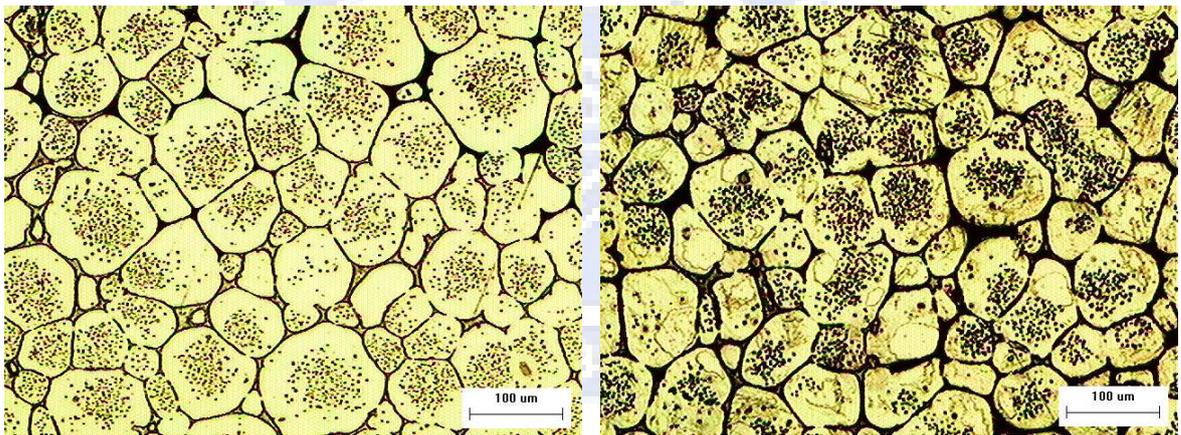
圖 4-6 200°C 下進行 CCDC 製程內部產生裂縫



(a) 經 ECAE 四道次

(b) 經 ECAE 八道次

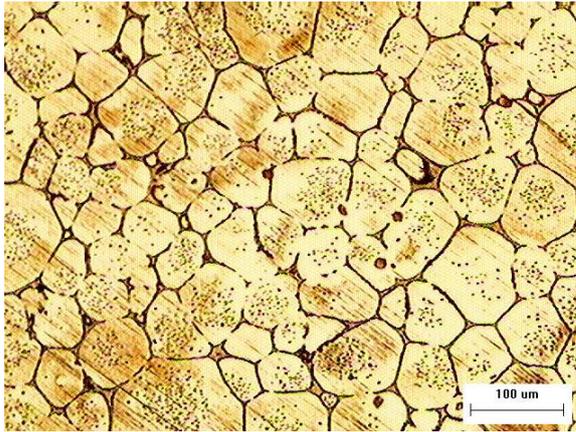
圖 4-7 利用 ECAE (180°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構



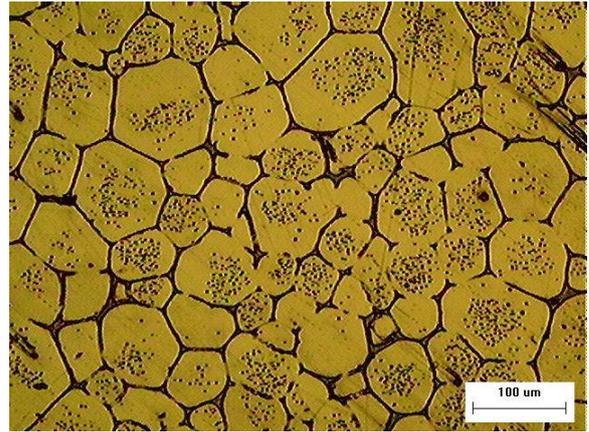
(a) 經 ECAE 四道次

(b) 經 ECAE 八道次

圖 4-8 利用 ECAE (200°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構

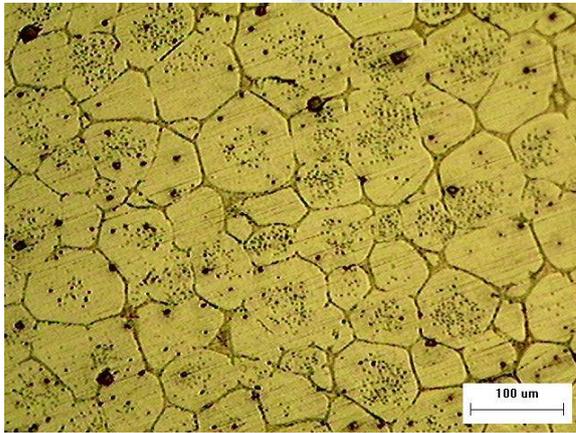


(a) 經 ECAE 四道次

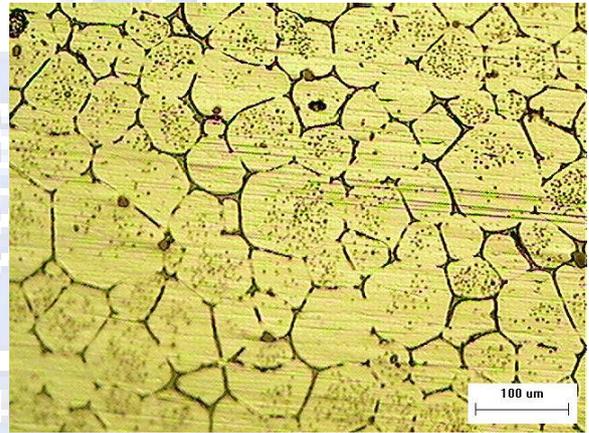


(b) 經 ECAE 八道次

圖 4-9 利用 ECAE (200°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構



(a) 經 ECAE 四道次



(b) 經 ECAE 八道次

圖 4-10 利用 ECAE (240°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構

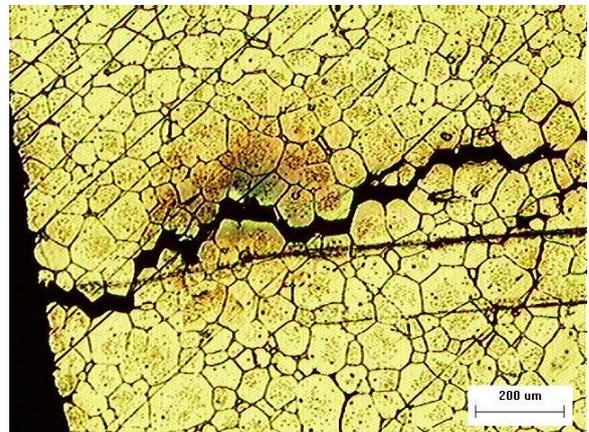
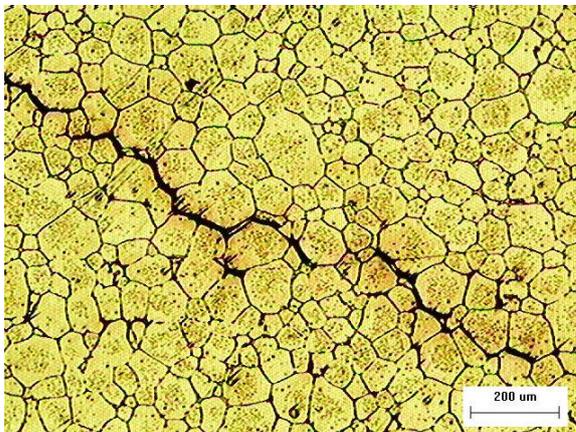


圖 4-11 180°C 下進行 ECAE 製程內部產生裂縫

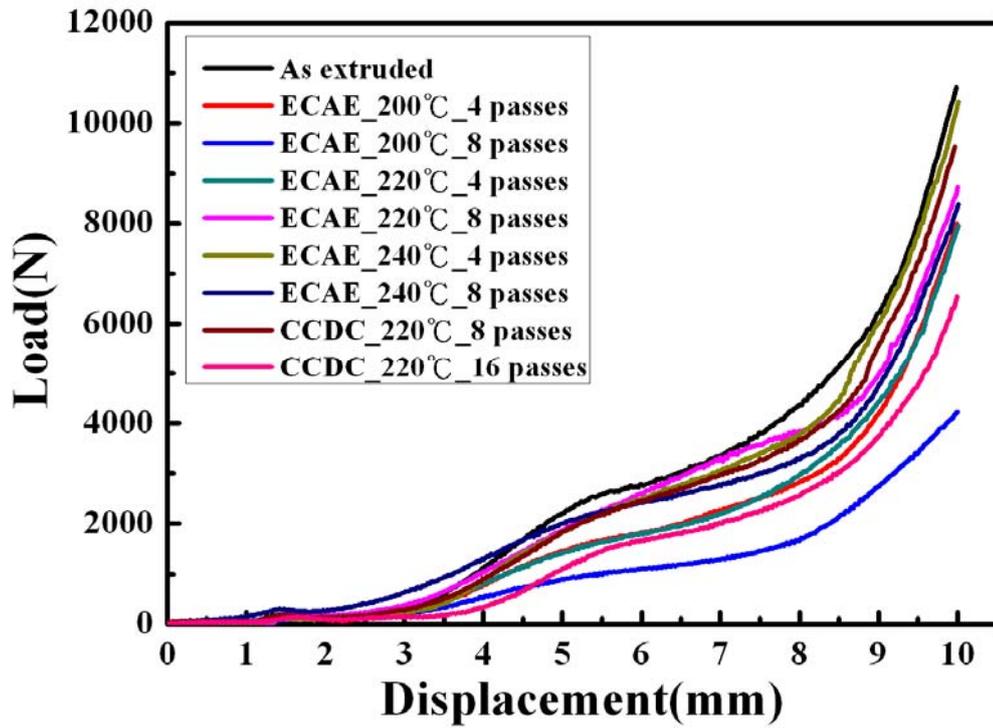


圖 4-12 經 CCDC 與 ECAE 製備之胚料半固態鍛造成形位移與負荷

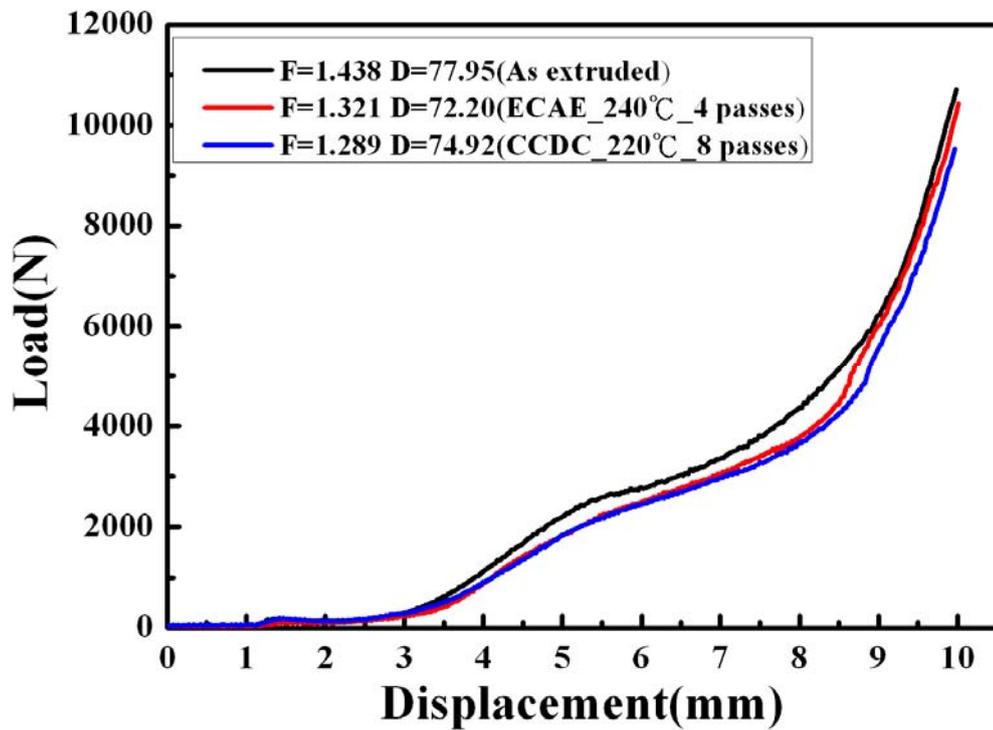
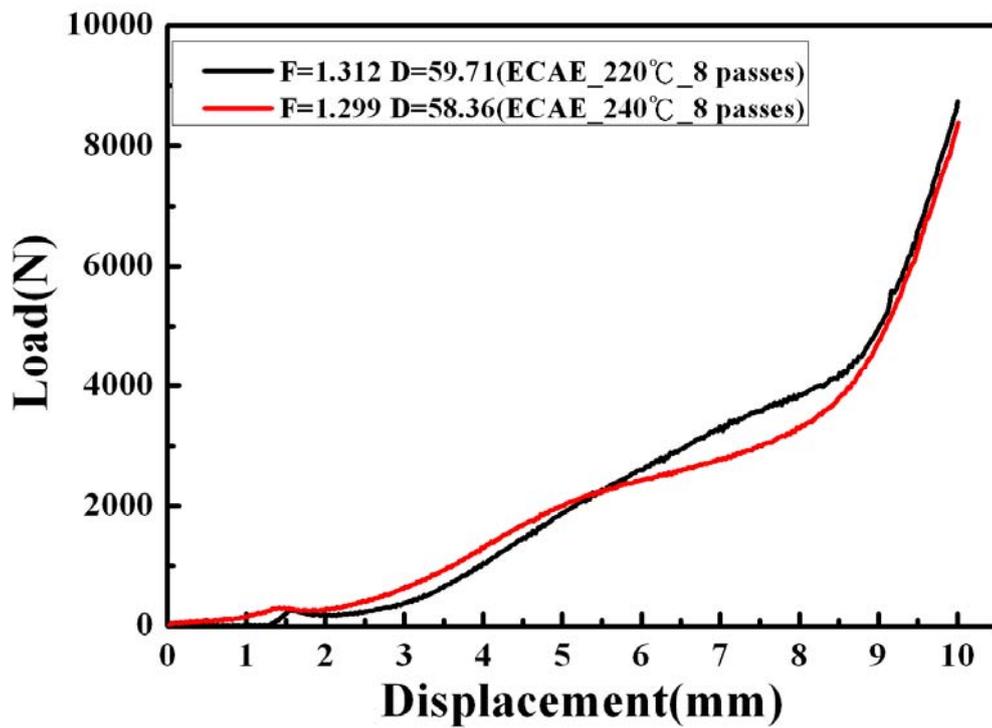
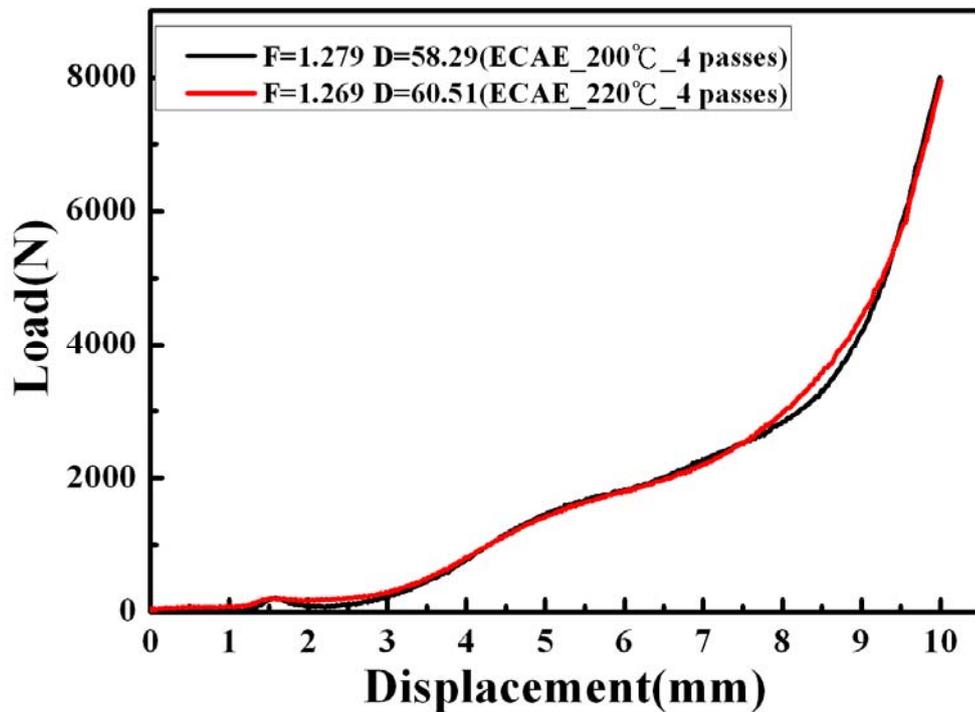


圖 4-13 平均晶粒大小粗大之胚料半固態鍛造成形位移與負荷



(a) 經 ECAE 220°C 與 240°C 八道次



(b) 經 ECAE 200°C 與 220°C 四道次

圖 4-14 類似形狀因子與平均晶粒大小之胚料半固態鍛造成形位移與負荷

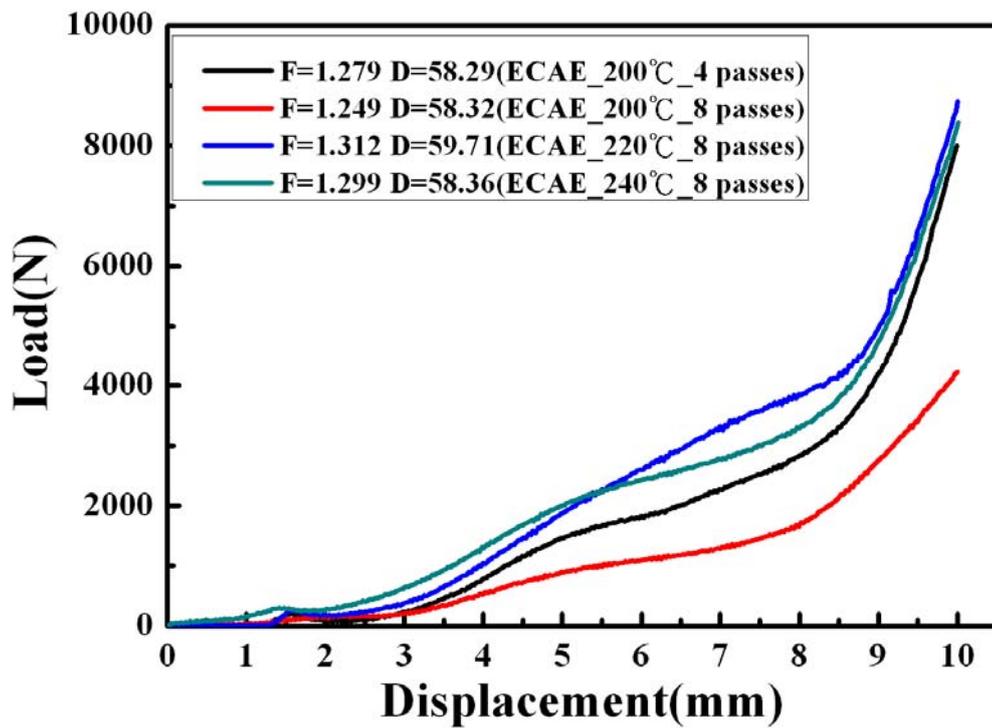


圖 4- 15 相近平均晶粒大小之胚料半固態鍛造成形位移與負荷

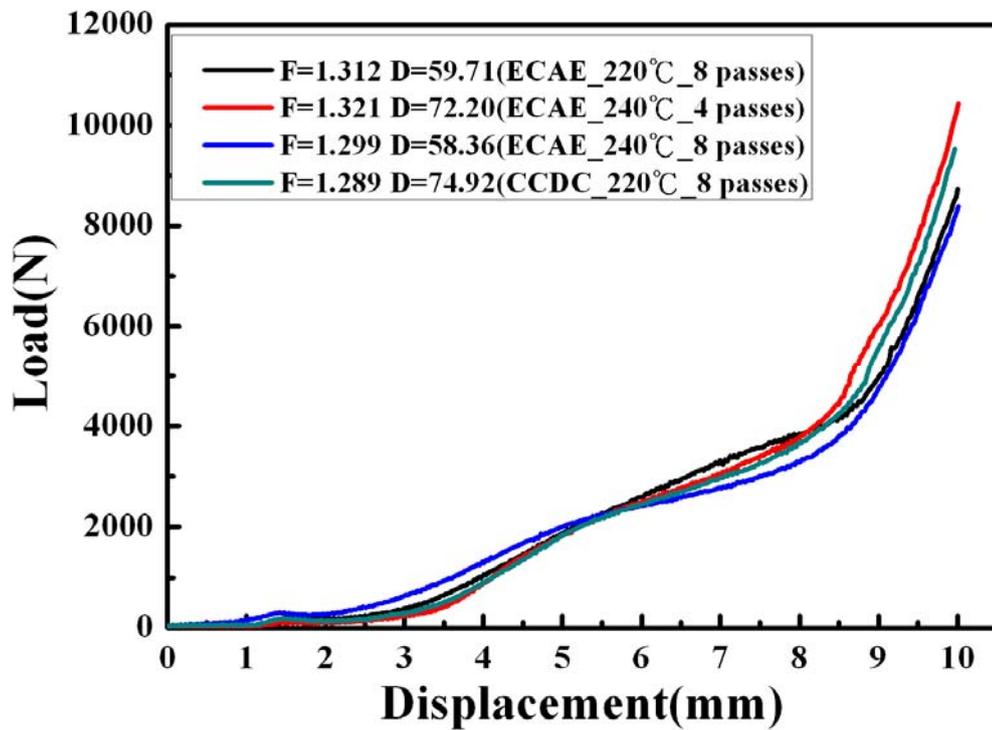


圖 4- 16 相近形狀因子之胚料半固態鍛造成形位移與負荷

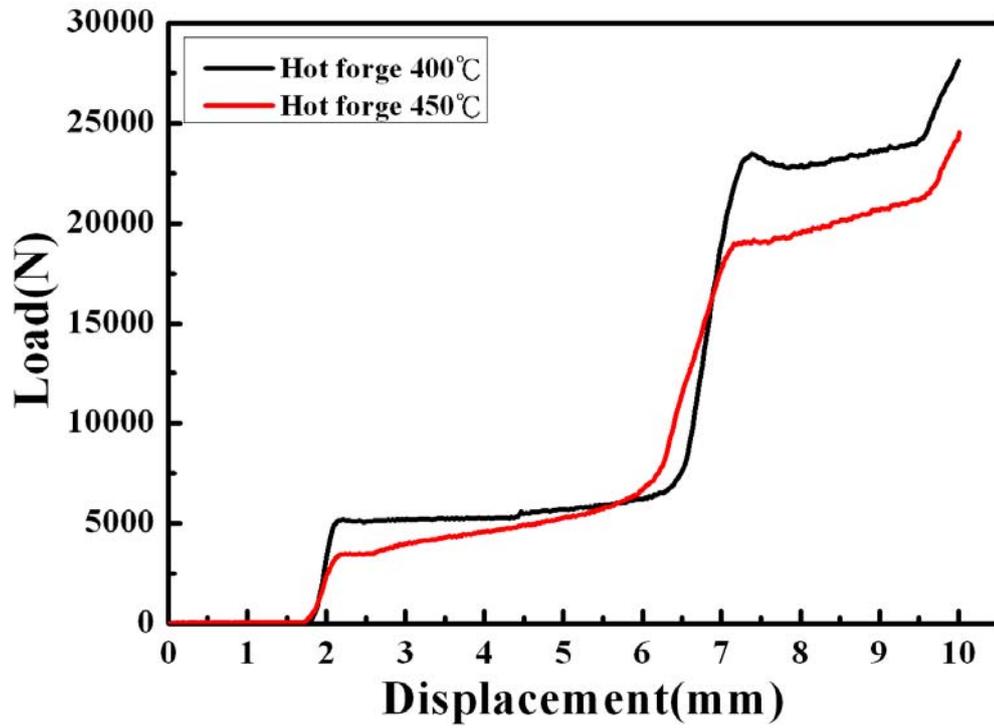


圖 4-17 AZ80 於 400°C 與 450°C 下熱間鍛造成形位移與負荷





(a) 400°C

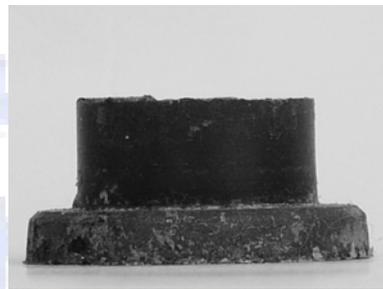


(b) 450°C

圖 4- 18 AZ80 熱間凸緣鍛造成品



(a) 經 ECAE 200°C 下四道次



(b) 經 ECAE 200°C 下八道次



(c) 經 ECAE 220°C 下四道次



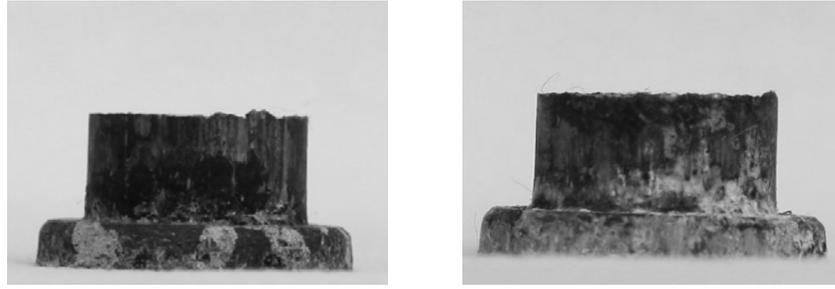
(d) 經 ECAE 220°C 下八道次



(e) 經 ECAE 240°C 下四道次



(f) 經 ECAE 240°C 下八道次



(g) 經 CCDC 220°C 下八道次 (h) 經 CCDC 220°C 下十六道次

圖 4- 19 AZ80 改良式 SIMA 法製備胚料之半固態鍛造成品

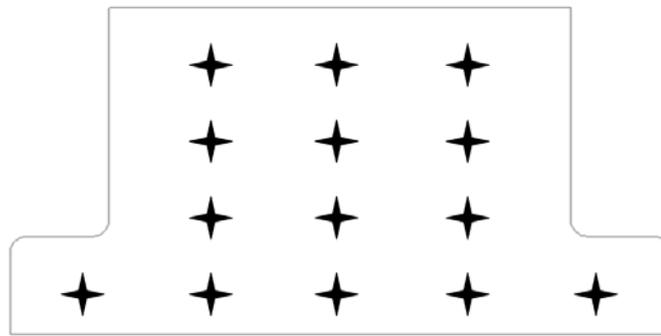


圖 4- 20 鍛造成品上以維克氏硬度機量測的 14 個位置點

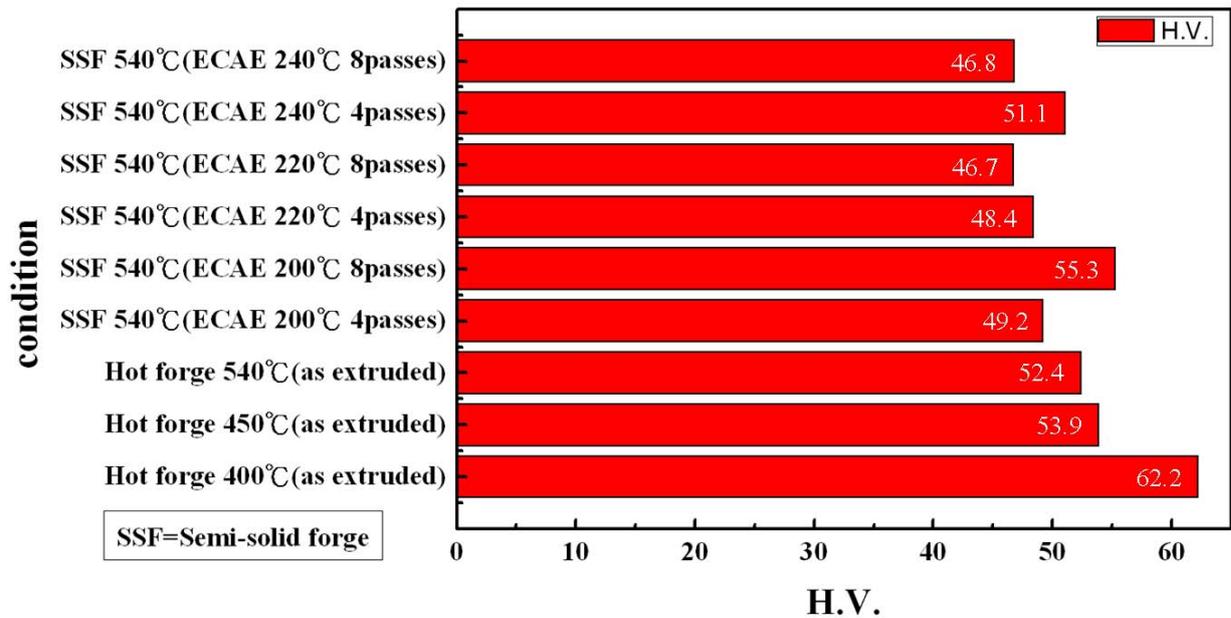


圖 4- 21 鍛造成品之平均維克氏硬度值

第五章 結論與未來展望

5-1 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之改良式SIMA法及調整各種製程參數，以觀察胚料在半固態溫度下之金相顯微組織的方式，尋找最佳半固態胚料之製備條件，並進行凸緣鍛造探討鎂合金之鍛造成形所需負荷，探討半固態鎂合金胚料的顯微組織對鍛造加工成形性之影響。總結實驗的結果可以歸納如下：

1. 利用循環壓縮製程，隨著擠製道次的增加，在半固態溫度下顯微組織的有趨近球狀晶的效果，且固液相分佈相當均勻，因此，循環壓縮的確適用來製備半固態鍛造之胚料。
2. 利用循環壓縮製程製備之胚料，升溫到半固態溫度下的晶粒組織平均粒徑大小並不如預期有明顯細化的效果，可能是此製程累積的應變量不夠大，因此再結晶的現象並沒有比晶粒成長的效果來得明顯，所以沒有明顯晶粒細化的效果，所以我們判斷循環壓縮此製程最佳參數為220°C下進行多道次的壓縮。
3. 利用等徑轉角擠製，製備之胚料升溫至半固態溫度下的粒徑大小明顯有顯著的細化效果，圓球化的效果也相當優良，且固相與液相組織分佈均勻，因此我們可知等徑轉角擠製製程為一個良好的製備半

固態成形用之胚料的製程。

4. 利用等徑轉角擠製製程，在擠製溫度 200°C 、道次八次的參數下，可使AZ80材料具有最佳的半固態胚料性質。
5. 在進行半固態凸緣鍛造，胚料在半固態溫度下，晶粒形狀越圓球化及平均粒徑大小越小的胚料，成形所需之負荷越小。
6. 在進行半固態凸緣鍛造，胚料半固態溫度下的晶粒圓球化效果和平均晶粒大小為影響半固態鍛造成形負荷的主要因素。
7. 擁有較小平均晶粒之胚料在經過半固態鍛造成形之後的機械強度，並不會與熱間鍛造之後的成品有相當大的差距，因此可以推測半固態鍛造確實為一個可保留鍛造成形之優點，並且可在較低的負荷下成形較複雜的成形品。

5-2 未來展望

本實驗所進行之等徑轉角擠製製程，因模具的限制為了使之可以連續擠製，因此選擇以路徑A的方式，每次擠製一道次之後，再進行下一道次時試片沒有旋轉角度，因此可能造成試片累積的應變量分佈不夠均勻，在半固態溫度下的金相照片中可看出晶粒尺寸大小略有分佈不均勻的現象，若往後改良模具使之可以連續並可選擇其他應變量分佈較均勻的路徑，應該可以做出性質更加優良的半固態鍛造用胚料。

本實驗所進行之循環壓縮製程，由實驗結果中我們判斷其八道次壓縮

之後累積的應變量不夠大，因此沒有明顯晶粒細化的效果，往後應先配合數值模擬軟體，先瞭解不同道次所累積應變量的差異，可幫助建立累積應變量對於升溫到半固態之後的晶粒組織的關係，縮短製備胚料製程設定參數的時間。

實驗中所使用來進行鍛造的加熱裝置升溫速率較慢，為了使試片可均勻升溫至實驗溫度，導致試片在高溫下持溫時間過長，促使晶粒成長擴散的速率遠大於再結晶的速率，造成無論是CCDC或ECAE這兩種製程中增加擠製道次，並無法有效降低晶粒尺寸。未來應改善加熱裝置，使升溫速率加快，簡短試片在高溫環境下晶粒成長過大。



參考文獻

- [1] 高永洲，「鎂合金鍛造製程技術」，工業材料雜誌，第 198 期，149-166 頁，92 年 6 月。
- [2] 郭哲良，「鎂合金薄板之熱間擠製加工之探討」，國立台灣科技大學，碩士論文，民國 90 年。
- [3] 陳彥彰，「AZ91D 鎂合金經應變導引熔漿活化法 (SIMA) 之顯微結構研究」，國立交通大學，碩士論文，民國 91 年。
- [4] H. Proffit, "Magnesium and Magnesium Alloys", ASM Handbook 9th edition, Vol. 2, ASM International, 1989.
- [5] D.B. Spencer, R. Mehrabian and M.C. Flemings, "Rheological behavior of Sn-15% Pb in the crystallization range", Metallurgical Transaction, vol. 3, pp. 1925-1932, 1972.
- [6] H.A. Barnes, J.F. Hutton, and K. Walters, "An Introduction to Rheology", Eleservier, 1989.
- [7] M.C. Flemings, "Behavior of metal Alloys in the semisolid state", Metallurgical Transactions A, vol. 22A, pp. 957-981, 1991.
- [8] 陳俊沐，「金屬半固態成形技術發展現況與趨勢」，工業材料雜誌，第 198 期，102-113 頁，92 年 6 月。
- [9] K.P. Young, C.P. Kyonka, and J.A. Courtois, "Fine grained metal composition", United States Patent 4415374, 1983.
- [10] 楊智超，「鋁鎂合金半固態成形製程之新材料開發」，工業材料雜誌，第 211 期，92-98 頁，93 年 7 月。
- [11] J. Humphreys, and M. Hatherly, "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", Pergamon, 1994.
- [12] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev and I.V. Alexandrov, "Bulk nanostructured materials from severe plastic deforematon", Progress in Materials Science, vol. 45, pp. 103-189, 2000.

- [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, "New recycling process by extrusion for machined chips of AZ91 magnesium and mechanical properties of extruded bar", Mater. Trans. JIM, vol. 36, pp. 1249, 1995.
- [15] R.B. Schwarz, and W.L. Johnson, "Formation of an Amorphous Alloy by Solid-State Reaction of the Pure Polycrystalline Metals", Phys. Rev. Lett., vol. 51, pp. 415-418, August 1983.
- [16] J.Y. Huang, Y.T. Zhu, and T.C. Lowe, "Microstructures and dislocation configurations in nanostructured Cu processed by repetitive corrugation and straightening", Acta Mater., vol. 49, pp. 1497-1505, February 2001.
- [17] V.M. Segal, "Materials processing by simple shear", Materials Science and Engineering A, vol. 197, pp. 157, 1995.
- [18] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, and T.G. Langdon, "The process of grain refinement in equal-channel angular pressing", Acta Mater., vol. 46, pp. 3317-3331, 1998.
- [19] 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 A, vol. 257, pp. 328-332, 1998.
- [20] N. Vanderesse, Ch. Desrayaud, S. Girard-Insardi, and M. Darrieulat, "Channel-die compression at high temperature", Materials Science and Engineering A, vol. 476, pp.322-332, April 2007.
- [21] A. Kundu, R. Kapoor, R. Tewari and J.K. Chakravartty, "Severe plastic deformation of copper using multiple compression in a channel die", Scripta Materialia, vol. 58, pp. 235-238, 2008.
- [22] Jufu Jiang, and Shoujing Luo, "Microstructure evolution of AZ91D magnesium alloy semi-solid billets prepared by a new SIMA method", Solid State Phenomena, vol. 116-117, pp. 132-135, 2006.

- [23] Young Buem Song, Kyung-Tae Park, and Chun Pyo Hong, “Recrystallization behavior of 7175 Al alloy during modified strain-induced melt-activated (SIMA) Process”, Materials Transactions, vol. 47, pp. 1250-1256, 2006.
- [24] 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。
- [25] 許源泉，「塑性加工學」，全華科技圖書股份有限公司，民國 94 年。
- [26] J. C. Gelin, J. Oudin, Y. Ravalard and A. Moisan, “A New Testing Method for the Determination of Ductile Fracture in Cold Forming Processes”, Annals of CIRP, Vol. 32, pp. 191-194, 1983.
- [27] H.A. Kuhn, P.W. Lee and T. Ertürk , “A fracture criterion for cold forming”, Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol., vol. 95, pp. 213–218, 1973.
- [28] 謝金吉 譯，「金屬成形加工」，大中國圖書公司，民國 66 年。