

國 立 交 通 大 學

機 械 工 程 學 系

碩 士 論 文

改良式 SIMA 法製備鎂合金半固態成形胚料之研究

**Study on the manufacturing semi-solid billets by modified
Strain-Induced Melt-Activated process**

研 究 生：梁 達 嵐

指 導 教 授：徐 瑞 坤 教 授

中 華 民 國 九 十 六 年 六 月

改良式 SIMA 法製備鎂合金半固態成形胚料之研究

研究生：梁達嵐

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

半固態製程是一種在半固態溫度區間下進行金屬加工的近淨形製程，其相較於固態下的鍛造加工具有較低的變形抵抗，而相較於液態下的壓鑄加工，成品會具有較佳的機械性質。目前要將半固態製程應用在鎂合金上，最大的問題就在於如何製備具有球狀晶粒而非枝狀的胚料。回顧過去的文獻，應變導引熔漿活化法(SIMA)是一種適用於高固相率且製程成本較低的胚料製備方法，但傳統的 SIMA 製程是利用壓縮的方法來給予材料應變，鎂合金因為在室溫下的滑移系統限制，當壓縮率超過 15% 時，材料即會產生裂開的現象，而無法施加更大的應變量。

為了克服鎂合金應用在 SIMA 時的困難，本研究提出一種改良式的 SIMA 法，將傳統應用在晶粒細化上的大量塑性變形法(SPD)，應用在 SIMA 法的冷加工段上。本研究中所選用的大量塑性變形法為等徑轉角擠製(ECAE)，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材料的截面積不變，故可重覆多次擠製，透過控制擠製道次可調整材料的顯微結構及機械性質。

本研究以 AZ61、AZ80 鎂合金為對象，配合改良式 SIMA 法，利用 ECAE 施予材料大量應變，再重新升溫至半固態溫度區間，觀察其顯微組織。實驗結果顯示此法相較於傳統 SIMA 法，兩種材料在室溫下均可得到較細化的晶粒，但在半固態溫度下的顯微結構顯示，AZ61 可得到較佳的球狀晶粒結構，AZ80 則效果不彰。根據這樣的結果，可證明改良式 SIMA 法應用在 AZ61 鎂合金半固態胚料製備上，的確具有實用上的價值。

關鍵字：鎂合金、應變導引熔漿活化法、等徑轉角擠製

Study on the manufacturing semi-solid billets by modified Strain-Induced Melt-Activated process

Student : Da-Lan Liang

Advisor : Dr. Ray-Quen Hsu

Department of Mechanical Engineering
National Chiao Tung University

ABSTRACT

Semi-solid processing is one of the most widely used methods for forming magnesium alloy components because of its low resistance to deform comparing to solid alloy forging. Semi-solid process produces components with high mechanical properties of formed comparing to liquid alloy die casting. Semi-solid processing is defined as a forming process in which semi-solid billets with a spheroidal microstructure are formed to produce a near net shaped product at the semi-solid temperature. For semi-solid processing of magnesium alloy, the most important thing is to prepare semi-solid billets, which have spheroidal microstructure. Comparing with other methods for preparing semi-solid billets, strain-induced and melt-activated (SIMA) is simple and cheap, especially for magnesium with high solid fraction. In "traditional SIMA method", the billet is first upsetted then is isothermal treated in semi-solid temperature in order to obtain spheroidal grains. However, for upsetting process of magnesium alloy, plastic deformation is limited due to its limited slip system. If the deformation percentage of magnesium alloy is above 20%, crack will occur.

In order to overcome the difficulties of plastic deformation of magnesium alloys in die upset, a modified method for obtaining severe plastic deformation (SPD) was adopted. 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 consists of two channels with equal cross-section, intersecting at an angle. Since the cross-sectional shape of billet remains nearly the same, ECAE processing can be repeated for many passes to control the microstructure and properties of the material.

In this study, is to represent an attempt to prepare semi-solid billets of AZ61 and AZ80 magnesium alloys were selected as the billets. Experiment results indicate that modified SIMA method is very effective for preparing spheroidal grain AZ61, however, for AZ80 the effect was not so obvious. Based on the results, we can conclude that when SIMA method was incorporated with ECAE for preparing AZ61 semi-solid billet a fine dispersed spheroidal grain micro-structure can be obtained.

Keyword : magnesium, SIMA, 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、黃佑民教授、陳仁浩教授、與論文計畫書口試委員洪景華潘教授與周長彬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，博士班林耀楠學長和蔡毓斌學長給予我研究上的意見與幫助，感謝我的實驗室同學仕駿、啟峰及大益陪我一起修課與學習，感謝學長艾璁、俊銘、筱雯在我碩一的時候對我的照顧，感謝實驗室的學弟維堂、仁旌、偉強、昱劭及學妹千筑，謝謝你們，有你們讓實驗室總是天天都很開心。

□ 謝謝靜芬給我心靈上的鼓勵，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。

達嵐 謹識

2007.7

目錄

	頁次
中文摘要	i
英文摘要	ii
致謝	iii
目錄	iv
表目錄	vii
圖目錄	vii
一 緒論	1
1.1 研究背景	1
1.2 研究動機與目的	3
二 錫合金與半固態成形	6
2.1 錫合金簡介	6
2.1.1 錫合金的命名方式	6
2.1.2 添加合金元素對錫合金之影響	6
2.1.3 錫合金的優點	8
2.2 半固態成形加工	9
2.2.1 半固態成形原理	9
2.2.2 半固態材料之特性	11

2.2.3	半固態胚料之製造.....	14
2.2.4	半固態成形技術之類型.....	18
2.3	應變導引熔漿活化法 (SIMA 法).....	20
2.3.1	製程原理.....	20
2.3.2	大量塑性變形法.....	21
2.3.3	結合大量塑性變形法與 SIMA 法.....	24
三	實驗方法與流程.....	38
3.1	製備半固態胚料原理.....	38
3.2	實驗材料.....	39
3.3	實驗設備.....	39
3.4	實驗步驟.....	40
3.4.1	保護氣體.....	42
3.4.2	金相觀察流程.....	43
四	實驗結果與討論.....	51
4.1	冷作加工量對晶粒組織的影響.....	52
4.2	半固態溫度下之晶粒組織變化.....	53
五	結論與未來展望.....	78
5.1	結論.....	78
5.2	未來展望.....	79



表目錄

	頁次
表 2-1 鎂合金的命名方式.....	26
表 2-2 等徑轉角擠製不同路徑下的旋轉角度.....	27
表 3-1 AZ61 與 AZ80 化學組成分析表.....	46
表 3-2 AZ61 與 AZ80 物理特性及室溫下機械性質.....	46
表 4-1 經 ECAE 法製備之鎂合金胚料之平均晶粒大小(μm)	56
表 4-2 傳統 SIMA 法製備鎂合金胚料於半固態之平均晶粒大小...	56
表 4-3 ECAE 法製備鎂合金胚料於半固態溫度下之平均晶粒大小	56



頁次

	頁次
圖 2-1 Mg-Al 系二元相圖.....	27
圖 2-2 半固態溫度下顯微組織.....	28
圖 2-3 在不同剪力率下冷卻之錫鉛合金視黏度與固相率關係圖...	28
圖 2-4 半固態黏漿的觸變性質.....	29
圖 2-5 溫度與壓縮變形阻抗關係圖.....	29
圖 2-6 半固態金屬的變形機構.....	30
圖 2-7 變形時液相流動示意圖.....	30

圖 2-8 機械式攪拌.....	31
圖 2-9 電磁攪拌.....	31
圖 2-10 電磁攪拌線圈排列形式.....	32
圖 2-11 典型 SIMA 製程的示意圖.....	32
圖 2-12 噴覆成形裝置示意圖.....	33
圖 2-13 流變鑄造.....	33
圖 2-14 觸變鑄造.....	34
圖 2-15 流變射出成型.....	34
圖 2-16 觸變射出成型.....	35
圖 2-17 高壓扭轉示意圖.....	35
圖 2-18 等徑轉角擠製示意圖.....	36
圖 2-19 循環壓縮示意圖.....	36
圖 2-20 經等徑轉角擠製後試棒變形簡圖.....	37
圖 3-1 論文實驗流程圖.....	47
圖 3-2 100 噸油壓式壓床.....	47
圖 3-3 可程式控制之熱處理爐.....	48
圖 3-4 等徑轉角擠製模具外觀圖.....	48
圖 3-5 等徑轉角擠製模具內側.....	49
圖 3-6 模具加熱設備.....	49

圖 3-7	5 噸萬能材料試驗機.....	50
圖 3-8	搭配材料試驗機之加熱裝置內部.....	50
圖 4-1	利用傳統 SIMA 法於 200°C 下給予壓縮量之試片	57
圖 4-2	利用傳統 SIMA 法於 250°C 下給予壓縮量之試片	58
圖 4-3	利用傳統 SIMA 法於 300°C 下給予壓縮量之試片	59
圖 4-4	利用等徑轉角擠製法於 200°C 下製備之 AZ61 試片	60
圖 4-5	利用等徑轉角擠製法於 200°C 下製備之 AZ80 試片	61
圖 4-6	超細晶粒於高倍率下之金相照片	62
圖 4-7	利用等徑轉角擠製法於 250°C 下製備之 AZ61 試片	63
圖 4-8	利用等徑轉角擠製法於 250°C 下製備之 AZ80 試片	64
圖 4-9	利用等徑轉角擠製法於 300°C 下製備之 AZ61 試片	65
圖 4-10	利用等徑轉角擠製法於 300°C 下製備之 AZ80 試片	66
圖 4-11	AZ61 原素材於半固態溫度(560°C)下之顯微組織.....	67
圖 4-12	AZ80 原素材於半固態溫度(540°C)下之顯微組織.....	67
圖 4-13	利用傳統 SIMA 法(200°C)製備之試片半固態下顯微結構...	68
圖 4-14	利用傳統 SIMA 法(250°C)製備之試片半固態下顯微結構...	69
圖 4-15	利用傳統 SIMA 法(300°C)製備之試片半固態下顯微結構...	70
圖 4-16	利用 ECAE (200°C)製備 AZ61 試片之半固態顯微結構.....	71
圖 4-17	利用 ECAE (200°C)製備 AZ80 試片之半固態顯微結構.....	72

圖 4-18 利用 ECAE (250°C) 製備 AZ61 試片之半固態顯微結構.....	73
圖 4-19 利用 ECAE (250°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構.....	74
圖 4-20 利用 ECAE (300°C) 製備 AZ61 試片之半固態顯微結構.....	75
圖 4-21 利用 ECAE (300°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構.....	76
圖 4-22 傳統 SIMA 法製備試片之缺點.....	77



一、緒論

1.1 研究背景

近年來在環保意識抬頭下，環保的要求日益嚴格，世界各國紛紛訂法規定汽車、電腦資訊等產品的回收率，再加上促使運輸工具減重以減少廢氣排放、對電子產品要求減少電磁波等問題，使得各種工業產品使用輕量化、可回收的輕金屬材質乃為必然的趨勢。而眾多輕金屬中又以鎂合金作為結構材料最能達到輕量化之目的，因其比重為1.8，約為鋼鐵的1/4、鋁合金的2/3，且其合金比強度僅次於鈦合金，比重僅略高於工程塑膠，是一種兼具高強度與輕重量的金屬。



另外鎂合金在汽車工業上的應用，目前在歐美地區已成為發展的主軸，同時也佔全球鎂合金生產的最大宗。而相較於歐美地區，台灣及日本等地目前對於鎂合金的發展，均集中在可攜式消費性電子產品，例如：筆記型電腦、手機、數位相機及PDA的外殼等等，仍至於較大型的產品結構骨架等等，都可以看得到很多應用的實例。而這主要是因為鎂合金除具有輕量化的特性外，同時又具有金屬質感及優越的散熱性，並且還有優良的電磁遮蔽性及耐衝擊性，因此電子3C產品在輕、薄、短、小的發展趨勢下，同時又考慮散熱問題時，鎂合金即成為首要的選擇。

雖然鎂合金擁有上述之眾多優勢，但至目前應用上仍不及鋁合金來得

廣泛，其中尚有許多缺點需要克服。首先價格偏高是其普及化的最大致命傷，製造上成本約為鋁合金的四至五倍，其中原料冶煉的部分就佔了生產成本上的大部分，雖然在地殼組成元素中，只比氧、矽、鋁、鐵、鈣、鈉、鉀等元素少，是第八位之存量，且可從海水直接電解還原，所以原料來源很廣泛，但因為鎂合金的活性極高，利用目前的海水提煉方法，耗電量約為煉鋁的1.5倍，所以原料價格一直居高不下；又因鎂合金為六方最密堆積結構（HCP），在室溫時只有三個滑移系統，塑性加工方式也有所限制。所以目前鎂合金工件的生產技術是以壓鑄（Die-casting）及半固態觸變射出成型（Thixo-molding）的方法為主流。

壓鑄成形雖具有高產能、尺寸控制精密且可製造幾何形狀複雜的工件等優點，但是此種方法有下列幾項缺點[1][2]：

- 1.壓鑄時，熔融金屬充填時高速的紊流易造成捲氣，導致良率不高，成品中常含有許多氣孔及縮孔，造成機械強度下降、無法熱處理、氣密性差等問題。
- 2.湯餅、流道、溢料槽、毛邊等廢料過多，需後加工加以去除，耗費大量時間與成本。
- 2.壓鑄過程中鎂合金為熔融狀態，由於其活性很大，會有危險性。
- 3.壓鑄有鑄件肉厚限制，太薄無法製造，壁厚1mm可以說是目前之極限，估計若要減少0.1 mm的厚度，則相對必須損失10%的良品率（Yield

Rate)。

為了解決以上這些問題，從1971年美國麻省理工學院 Flemings 教授的研究[3]開始，大家開始對半固態成形（Semi-Solid Metal Forming，SSF）的技術進行相關研究，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。而所謂半固態成形，是利用金屬合金材料於部份熔融或部份凝固的固液共存態下所具有之特殊流變性質，進行加工的一種方法。藉由控制工件溫度、施力模式、冷卻速率與持溫時間等等的變因，可以有效的改變此一特性。然後再透過不同的加工程序（如：擠製、壓延、鍛造等等），可製成板、棒、線管材或各種機械零件。近年來，因工業發展上的需求，在歐美及日本等工業大國，半固態成形加工技術已逐漸獲得業界的重視與積極投入，是一種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

半固態加工技術依製程原理與設備的不同，目前可分為觸變鑄造（Thixocasting）、流變鑄造（Rheocasting）、觸變射出成型（Thixomolding）、流變射出成型（Rheomolding）這四種；觸變射出成型是現今唯一有商業應用的製造方法，但因設備與原料價格昂貴及專利的限制，一般中小企業並無法利用此技術；而像流變鑄造和流變射出成型需要精確的控制冷卻速率，較不易實行，迄今都尚未開發出可量產的商用設備；觸變鑄造的主要

問題是在半固態胚料的製作技術上，早期 MIT 的 Flemings 教授使用機械力攪拌，會有捲入氧化渣與攪拌棒接觸熔湯的沖蝕問題，所以並未馬上實用化，真正實用化是在電磁攪拌技術開發成功之後，然而電磁攪拌技術門檻過高與需投資龐大金額，非一般鑄廠所能為。目前世界上專門生產半固態鋁錠的公司僅有少數幾家，國內並無提供需仰賴進口。鎂合金半固態胚料則因需保護氣體及需求較低，並沒有在市面上販賣。若進口半固態胚料來進行觸變鑄造，昂貴的材料價格不但會使成本大幅提高，壓鑄件的餘料也無法直接再作為半固態原料使用，這是此製程的最大缺點。

為了要改善觸變鑄造成本太高的這個缺點，很多學者提出許多新的製造半固態球化材料的方法，其中製程最簡單也不需要昂貴設備的就是應變導引熔漿活化法 (Strain Induced Melt Activation, SIMA) [19]，此一製程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微結構。理論上來說，只要能夠使材料內部具有大量應變產生，在重新加溫時即可得到更細微且更接近球狀晶的組織，但傳統的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，無法得到細小的球狀晶粒。若能找到別種可施加大量應變的方法，則利用由此法製備的胚料進行加工，將可預期的得到機械性質更好的成品。

基於上述目的，本實驗將利用已被廣泛應用在晶粒細化上的「大量塑

性變形法（Severe Plastic Deformation，SPD）」，來取代傳統SIMA製程的冷加工段，利用此法製備半固態胚料，再重新升溫至半固態溫度區間，觀察其顯微組織，是否如我們預期的較傳統SIMA製程為佳，期望最後能證明此法可確實應用在製備鎂合金半固態成形用胚料。



二、鎂合金與半固態成形

2.1 鎂合金簡介

2.1.1 鎂合金的命名方式

根據ASTM-B275所訂定的鎂合金命名標準，其系列名稱可分為三部份，如Table 2-1[4]所示：例如AZ91D中，AZ代表主要合金元素為鋁及鋅，且鋁含量較鋅為高，”9”代表鋁含量約從8.6 wt% ~ 9.4 wt%，”1”代表鋅含量約為0.6 wt% ~ 1.4 wt%，”D“表示此合金為高純度，鐵、鎳、銅等雜質的含量極低，且鐵與錳的比例亦嚴格控制，以獲取最佳的抗腐蝕性。

2.1.2 添加合金元素對鎂合金之影響

茲將鎂合金之重要合金元素對其顯微組織與機械性質影響列於下：

鋁元素[5]、[6]：

為最主要的鎂合金添加元素，主要用途為增加鎂合金之室溫強度、硬度以及延性，同時擴大鎂合金的凝固範圍以便於鑄造使用，且由於鋁也是輕元素之一，因此並不會對鎂合金輕量化的發展造成影響，且有幫助晶粒細化的效果。當鋁含量在6 wt%以上時，根據 Mg-Al 的二元相圖（圖2-1）顯示[7]，由於第二相 γ 相的析出 ($Al_{12}Mg_{17}$)，因此可作為熱處理合金，改變熱處理條件，以調整所需的顯微組織與機械性質；但是如果鋁的含量過高，則會因為過量的第二相形成，而導致延性之降低。

鋅元素[5]、[6]：

鋅為鎂合金中僅次於鋁最被常用來添加的合金元素，在應用時往往會和鋁元素合併添加，可改善鎂合金的室溫機械性質。添加鋅的另外一個目的是在表面形成 $Mg_{12}(Al,Zn)_{49}$ 化合物，增加鎂合金抗腐蝕的能力，同時可以減少鐵、鎳等鑄造時可能導入的雜質元素固溶量，因此也具有去除雜質之作用；鐵、鎳含量的增加，會造成鎂合金之抗腐蝕能力大幅減弱。然而過量的鋅將會與鎂和鋁元素發生反應，產生其它的化合物，造成鎂合金在熱加工過程中的缺陷（Hot Shortness），因此一般都會將鋅元素的比例控制在1.5 wt% 以下。否則將會影響鎂合金的性質。

矽元素[8]：

鎂合金中通常會添加少量的矽，以與鎂形成 Mg_2Si 化合物，此種化合物析出將可增加鎂合金強度，但同時也會減少鎂合金之延展性。

錳元素[8]、[9]：

鎂合金的基本添加元素之一，用以增加鎂合金之抗腐蝕能力。同時在670°C時會有 Al_8Mn_5 析出物產生，對於鎂合金強度有提昇效果。添加量通常以0.5 wt% 為限。

鐵、鎳元素[9]：

鐵和鎳元素通常為鑄造鎂合金錠料時的雜質，因為一般所使用的鍋爐通常為鋼鐵材料，高溫熔融狀態下容易擴散而進入鎂合金中，或是與鎂合

金形成化合物，因此通常鎂合金於熔鍊的過程中還需添加其它的添加劑，以形成爐渣，並確保所熔製的鎂合金成份正確無誤。而鐵和鎳對於鎂合金影響最大的地方在於減弱其抗腐蝕性。因為鐵的固溶會抑制鎢對於鎂合金之抗蝕作用；而鎳則因電位的差異，而容易造成電化學腐蝕的現象。

2.1.3 鎂合金的優點

一般來說鎂合金的主要優點有以下幾點：

- (1) 實用金屬中質量最輕（鋁的 2/3）
- (2) 比剛性、比強度高
- (3) 抗凹性優良
- (4) 震動吸收性良好
- (5) 尺寸穩定性高
- (6) 電磁波絕緣性佳
- (7) 放熱性高
- (8) 切削加工性優良
- (9) 可回收使用



其目前主要用途大致可分為二種。其一，就是活用上述(1)～(5)性質為重點之汽車結構材料。其二，就是利用上述(1)、(6)、(7)、(8)的性質，應用在筆記型電腦等可攜式3C產品的構造零件，並且因為(9)這個優點而漸漸將成為塑膠的替代品。

2.2 半固態成形加工

2.2.1 半固態成形原理

半固態成形技術源自1971年，美國麻省理工學院（MIT）Flemings 教授實驗室研究錫—鉛合金時，無意中發現對凝固中的半固態黏漿加以持續攪拌時，原來剛生成的樹枝狀晶（dendrite）會斷裂而漸形成似球狀晶（圖2-2）[10]，使其黏度降低許多，如圖2-3所示[3]。而以往之所以沒人考慮在半固態溫度下使金屬成形的主要原因，乃因傳統的樹枝狀凝固結晶組織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。所以，自 Flemings 發現在半固態狀態下形成球狀晶的方法後，便引起了各方的注意，各國學者紛紛投入研究。從1990到2006年，每兩年一次，總共已舉行了九次半固態製程的國際研討會（International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites），可見半固態成形技術的確有其研究的價值。

球狀晶的半固態黏漿具有黏度隨剪力率增加而降低的性質，當然，也隨固相率的增加而提高。Joly 與 Mehrabian [11]發現即使固態含量已達60%，在較大剪力率下仍可具有像機油般的黏滯係數，這是由於固態結晶已

是球狀晶的緣故。Flemings 也由此發展出這種獨特晶粒結構的成形製程：流變鑄造與觸變鑄造[12]。而半固態黏漿的黏滯性隨剪應力變化的特性，使得我們可以控制黏漿的黏度到任何需要的黏滯性，以滿足成形時的各種需求。此研究同時也顯示出半固態黏漿中之球狀晶的直徑，主要是由凝固的速率來決定。其結果顯示，高凝固速率會產生較細的球狀晶，而高剪力速率會產生較圓之球狀晶且較不會結團。通常在正常凝固速率下，球狀晶直徑約在100至400 μm 的範圍。

而半固態成形技術，主要是分為兩個階段：第一階段為可形成非枝狀晶的半固態胚料製備；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：[13]

1. 樹枝臂受剪力而自根部斷裂，但須注意的是剛長成的樹枝臂近完美無缺，簡單的斷裂並不容易。
2. 樹枝臂自根部被熔掉，由於粗化降低表面能，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的可能性。
3. 較不同的觀點，認為流動應力造成樹枝臂彎曲而殘留差排累積的塑性變形，在此半固態高溫下，差排能提升，合併成高角度晶界，而此晶界能量超過固液界面能的兩倍以上，所以液相能潤濕穿透晶界，而樹枝臂從根部附近斷掉。

第三類說法可在加熱於固化線稍高的合金中發現有晶界先熔的現象獲

得證實[14]，此亦可能是應變導引熔漿活化法（SIMA）製作球狀晶技術的基本原理。至於斷掉的樹枝臂會因降低表面能而產生粗化、圓化的現象，此在恆溫下是不可逆的，當然亦會隨著時間增加而有些球狀晶聚集在一起的可能[14]。

在法國 J. C. Gebelin 研究小組的實驗中發現到[15]：在半固態溫度下，增加持溫時間，會使得半固態固相粒子獲得更球化的組織結構；但因一開始的結晶組織為樹枝狀，所以，在球化時會有液相內嵌於固相粒子內。隨持溫時間的持續增加，球狀粒子的尺寸也會增加，且內嵌的液相體積分率會慢慢的減少。

2.2.2 半固態材料之特性

(1) 非樹枝狀（nondendritic）結晶的固液混合體

金屬在一般的凝固過程當中，所生成的固相形狀是呈現樹枝狀的，而從它的形狀和液相比較時能形成非常堅固的骨架構造。由於液相仍須融於此堅固架構內，所以即使是成固液混合狀態也幾乎沒什麼流動性。[13]

由 Flemings 當初的實驗所無意中發現的結果，隨著持續的攪拌施加剪應力於半固態金屬上，其結晶顆粒會由樹枝狀漸漸的變為球狀。而這種圓球狀顯微組織具有特殊的流變性質，這使得半固態成形技術在今日得以吸引實驗研究的投入發展。

(2) 流動性質

1. 觸變性 (Thixotropy)

一般熔融金屬為牛頓流體，黏度與水接近，約為0.02~0.1poise；而具10~60%固相分率的半固態金屬則是一種具剪切變稀 (Shear-thinning) 特性的黏性流體¹；至於固相率60~90%的半固態金屬，其流動模式則已接近固態金屬的塑性變形。

半固態金屬具有所謂的觸變性，即當黏漿在受到固定的剪切條件下，其黏度會隨著時間而降低；若停止剪切，則黏度又會逐漸升高。

如圖2-4[16]所示，當剪力率增加到一定量後，固定剪力率，則黏度值會漸漸下降，經過一段時間後方成為穩態；同樣的，當剪力率減少一個量後將之固定，則黏度值會升高，然後達穩定狀態。

如前所述，半固態金屬黏漿 (slurry) 是一種圓球狀的固體晶粒與液體混合的模式，在不同固相分率下具有不同流變性質，其流動特性將影響鑄造時充填模穴的流場分佈，因此有很多學者一直在進行這方面的研究。而從圖2-3可看出，隨著剪力率的增加，半固態黏漿的黏度會漸漸降低。

¹ 半固態金屬受較低的剪力率時，其黏度會如蜜糖般黏稠；但剪力率增加很大時，其黏度又可像機油般容易流動。這使得半固態合金鑄錠，可以利用機械手臂來夾持搬移，而依舊能保持其形狀；受到如鍛造此類高剪力率成形時，又能似牙膏般輕易填滿模穴。這種特性在流變學上即稱為 Shear-thinning

2. 變形阻抗

Flemings 所述以剪切力攪拌所得之非樹枝狀晶體的半固態材料與一般冷卻凝固所得之含樹枝狀晶體的半固態材料比較時，其變形阻抗非常小，兩者之間的差約有三階次 (order) [13]。此關係被發現後，就有許多研究者開始將之應用於半固態鑄造技術的開發上。日本木內學研究小組利用壓縮試驗從事半固態金屬的變形阻抗與溫度的相關研究[17]，圖2-5即是在研究報告中揭示變形阻抗與試驗溫度的關係。從圖中可得知，隨固態金屬的逐漸加熱，變形阻抗會慢慢下降，當溫度超過固相線時，進入半熔融狀態的金屬的變形阻抗會急遽下降並接近液體的阻抗，推測原因是固相粒子間存在著液相成分，造成固相粒子間的結合力幾乎不存在，因而在巨觀的變形、流動下，其相對的抵抗即明顯降低（圖2-6）。這樣的結果使得在半固態下進行加工成形會比較容易。

(3) 其它特性

1. 固相成分與液相成分共存時，熔融、凝固與活潑的擴散均發生在固液相的介面之間。
2. 當固相率下降時，半固態金屬會呈現泥漿狀或黏性流體狀的特殊行為，此時只要施予微小地外力作用即可容易地使其變形流動。
3. 當附加外力的時候，液相成分和固相成分會各自流動。通常基於外力附加方法和邊界的條件，液相成分會先行流動。（圖2-7 [17]）

- 對於含陶瓷粒子、陶瓷纖維等之複合材類的難加工材，也可以利用半固態固液混合的方法，使其可以變得容易變形與加工。

2.2.3 半固態胚料之製造

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2-8[13]）。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2-9[13]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2-10[18]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 (SIMA) [19]

此製程的主要過程如圖2-11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2-12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），成為懸浮在金屬溶液中的顆粒，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，大多與電磁攪拌法和液相鑄造法配合使用。

2.2.4 半固態成形技術之類型

目前，在半固態成形製程上主要有以下四種：流變鑄造、觸變鑄造、流變成形、觸變成形。在獲得球狀晶的步驟中，若是將室溫下具有近球狀晶微結構的材料重新加熱至半固態狀態，稱之為『觸變』（Thixo-）；而若是直接將材料由熔融狀態一面攪拌一面冷卻至半固態，則稱之為『流變』（Rheo-）。在成形製造時，若是利用類似塑膠成形機，使用螺桿推進的方式成形，稱為『-molding』；而若是使用鑄造或鍛造方式成形，則稱為

『-casting』。

(1) 流變鑄造 (Rheocasting)

由 MIT 研究員針對半固態合金的流變特性於1972年所提出之應用。指用連續或批量漿料製備器製造半固態黏漿，然後再以冷室壓鑄法注射成形。（圖2-13）

(2) 觸變鑄造 (Thixocasting)

亦由 MIT 於1972提出，乃是利用半固態合金所具有的觸變性來進行成形。將具有球狀晶的合金棒材或鑄錠切成所需的尺寸後，重新加熱至半固態溫度區間，當達到所需固相率後，再將之送到壓鑄機成形。利用注射時所產生的強大剪斷力充填至模型內，可增加半固態黏漿的流動性。（圖2-14）

(3) 流變射出成型 (Rheomolding)

由美國康乃爾大學射出成型計畫 (Cornell Injection Molding Program，CIMP) 針對半固態材料的特性，自1992年所研發的新製程。先將金屬加熱至熔融狀態，再將之送入經特殊設計之射出成型機，在冷卻至半固態的同時施予剪切力，然後直接以螺桿計量，推送射出成形。（圖2-15）

(4) 觸變射出成型 (Thixomolding)

在1977年，由美國Dow Chemical Co.與Batelle研究所共同開始進行研究的半固態成形技術，1987年申請專利成立。觸變射出成型法沒有使用熔解爐，而是將合金錠切成細塊的原料（3~5mm）加料至射出成型機內，經料

管加熱與螺桿剪切形成半固態黏漿，再由螺桿推送射出成形。（圖2-16）。

以上四種製程之共同特點為：固、液相混合之金屬或合金進入成形模穴之前，都必須先具有近似球狀的細晶微結構。是以晶粒的型態與尺寸大小，對成形的結果有很大的影響。

2.3 應變導引熔漿活化法（SIMA法）

2.3.1 製程原理

在1983年，美國的 K.P.Young [19]發明了應變導引熔漿活化法，此法之溫度變化如圖2-11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，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，因為晶界區域熔點比較低（差排及雜質聚集處），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。

2.3.2 大量塑性變形法 (SPD)

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：

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$$

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[20]。

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[21]。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。

近幾年來，經由可使材料產生大量塑性變形的方法產生超細晶粒，一直是材料科學界關注的焦點。Valiev 等人[22]認為一個優良的產生超細晶粒 SPD 方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金屬內部形成。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。

在室溫下，利用傳統大量變形，例如，冷滾軋（cold rolling）或抽製（drawing），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）[22]（如圖2-17）、等徑轉角擠製（Equal Channel Angular Extrusion，ECAE）[22]（如圖2-18）、循環壓縮（Cyclic Channel Die Compression，CCDC）（如圖2-19）、往復擠型（Reciprocal Extrusion）[23]、高擠型比擠型（High Extrusion Ratio Extrusion）[24]、累積滾壓（Accumulative Roll Bonding，ARB）[25]、多道次鍛壓（Multi-forging）[22]、反折曲伸直強化法（Repetitive Corrugation and Straightening，RCS）[26]。

以下針對本實驗中所用來取代傳統SIMA中冷加工段的大量塑性變形法，等徑轉角擠製（ECAE）進行介紹：

Segal 在80年代提出 ECAE 的這個想法。其目的是為了讓棒材胚料（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。[22]

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2-18。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) [29]，因而得到很大的剪應變 (shear strain)，如圖2-20所示，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 [29] 與 Iwahashi 等人[30] 將路徑分為：路徑A (Route A)、路徑B (Route B) 及路徑C (Route C)。Furukawa [31]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所示。

比較 ECAE 與傳統施加應變的加工方式，傳統方法需要有較大的外力、材料橫截面會縮小、應變分佈較不均勻等缺點，而且胚料尺寸會隨加工次數的增加而改變，無法重複進行，不易得到大量的塑性變形。而 ECAE 法所需要的外力較小、材料之橫截面不會縮小、理論上可得到較均勻的材料組織，也可由材料擠製時旋轉角度的選擇來控制材料之變形組織。另外由於可以重複相同的擠製，因此可使材料的塑性變形量達到相當大的程

度。由此可以看出相對於傳統加工方式，ECAE 法有許多優點。

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。

2.3.3 結合大量塑性變形法與SIMA法

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[32] 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[33]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。



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 鈮 C 銅 D 鋨 E 稀土元素 F 鐵 H 鈦 K 鋯 L 鍍 M 錳 N 鍍 P 鉛 Q 銀 R 鉻 S 研 T 鋅 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° ↘

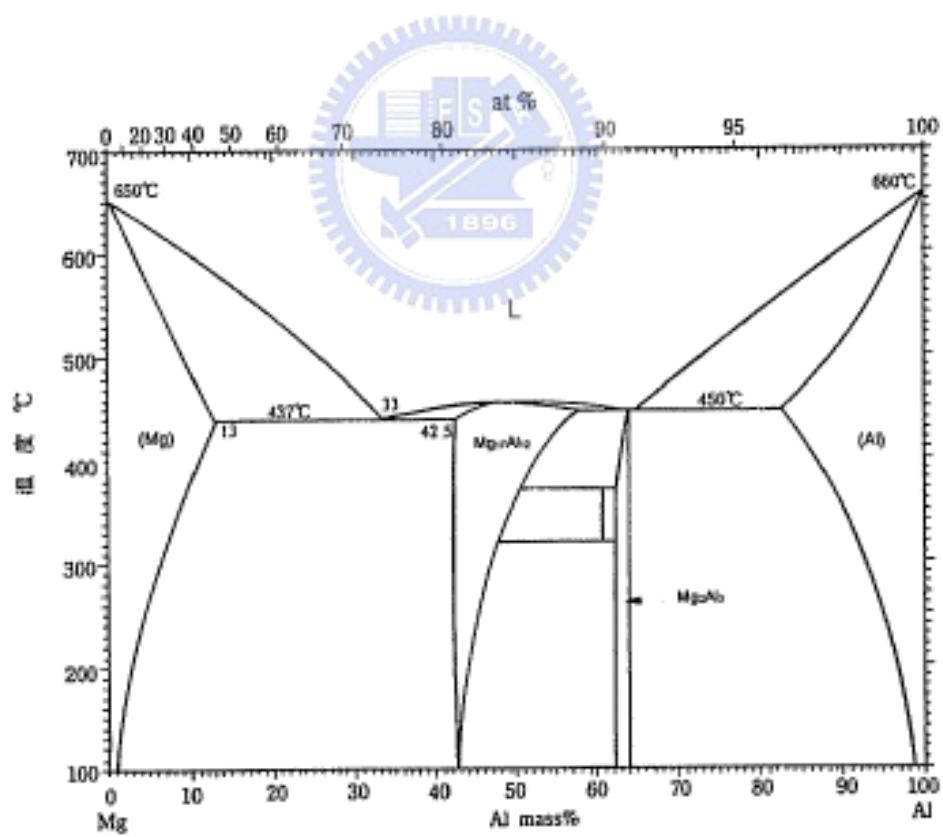
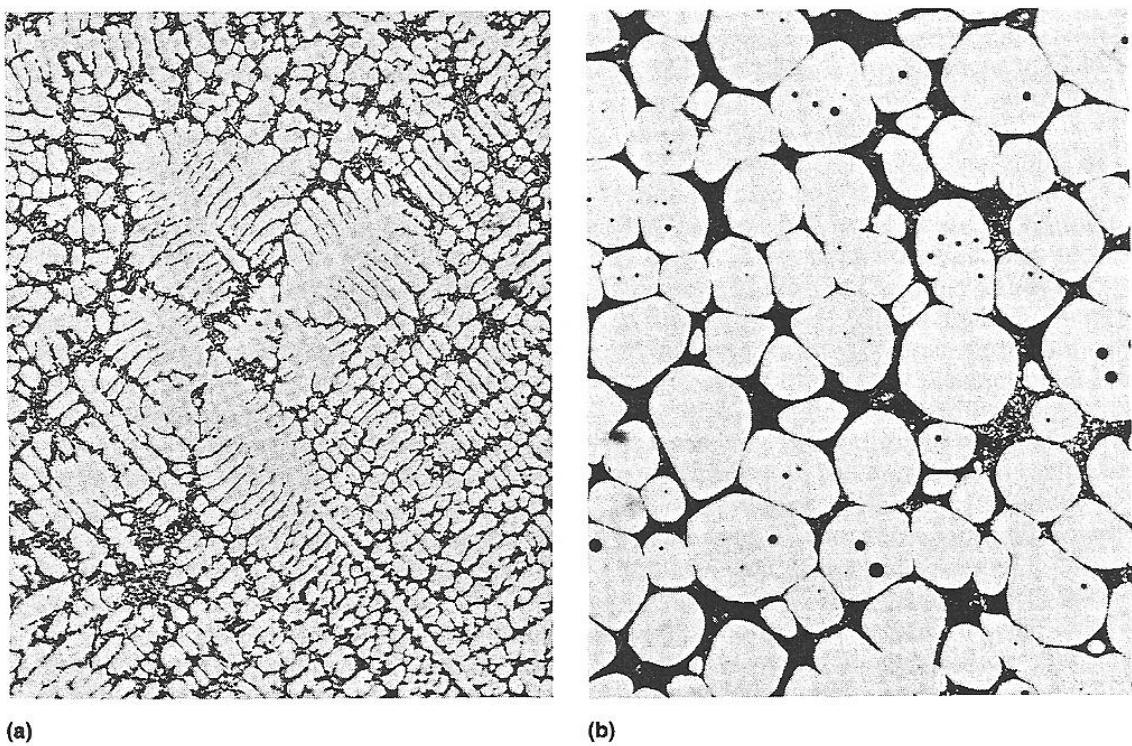


圖2-1 Mg-Al系二元相圖



(a)

(b)

圖2-3 半固態溫度下顯微組織(a)為樹枝狀晶(b)為球狀晶

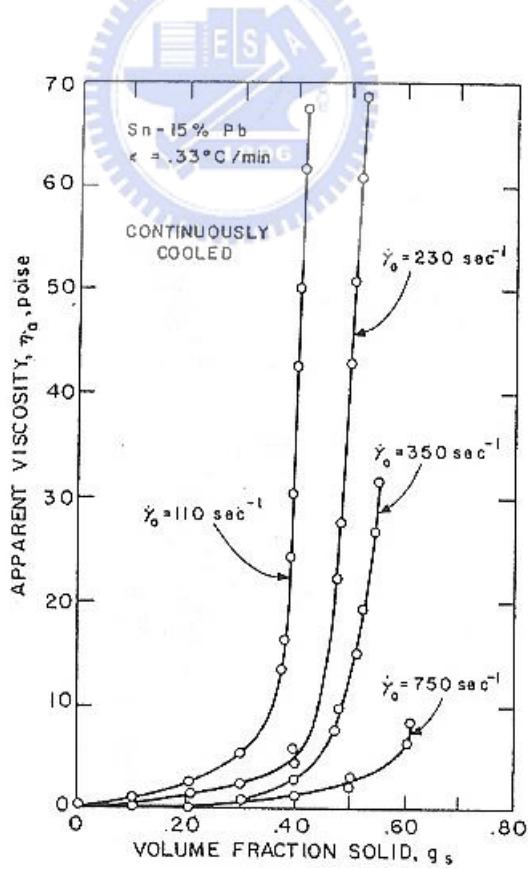


圖2-3 在不同剪力率下冷卻之錫鉛合金視黏度與固相率關係圖

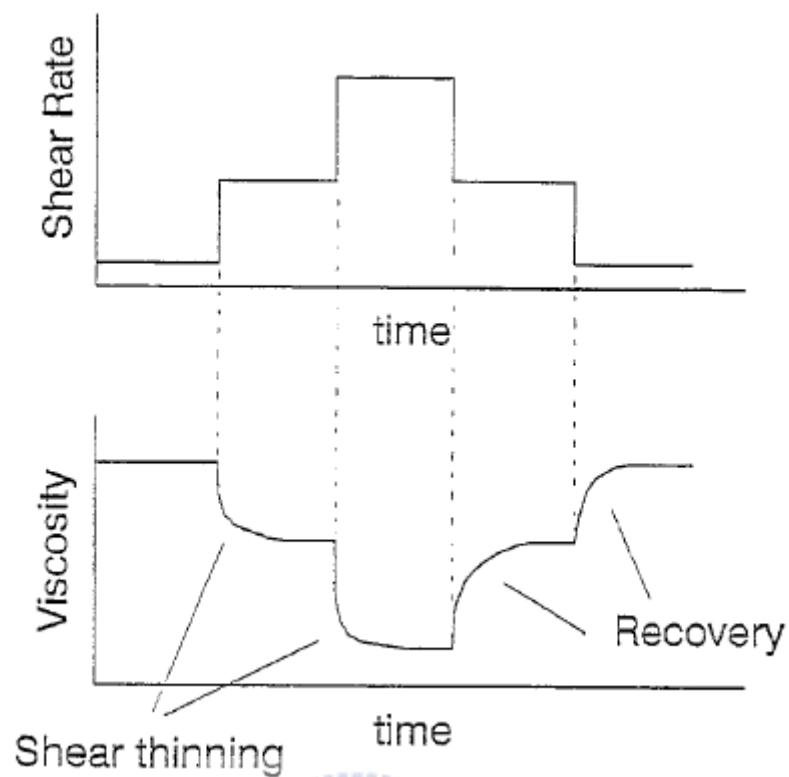


圖2-4 半固態黏漿的觸變性質

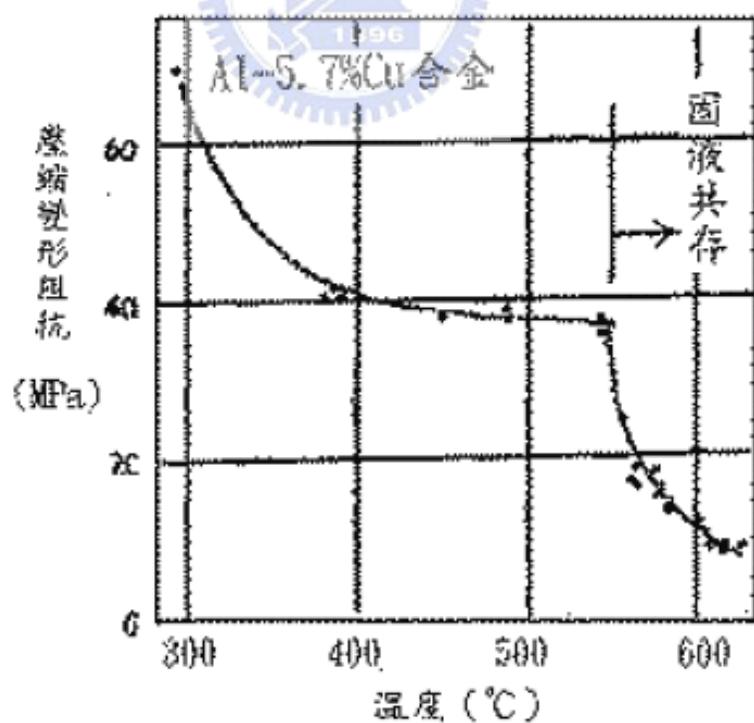


圖2-5 溫度與壓縮變形阻抗關係圖

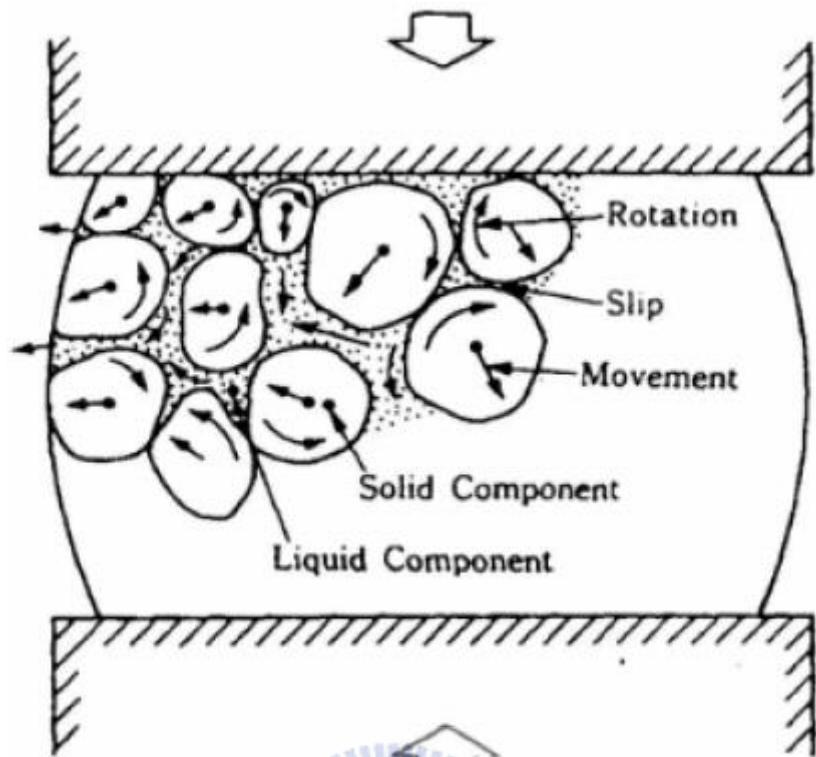


圖2-6 半固態金屬的變形機構

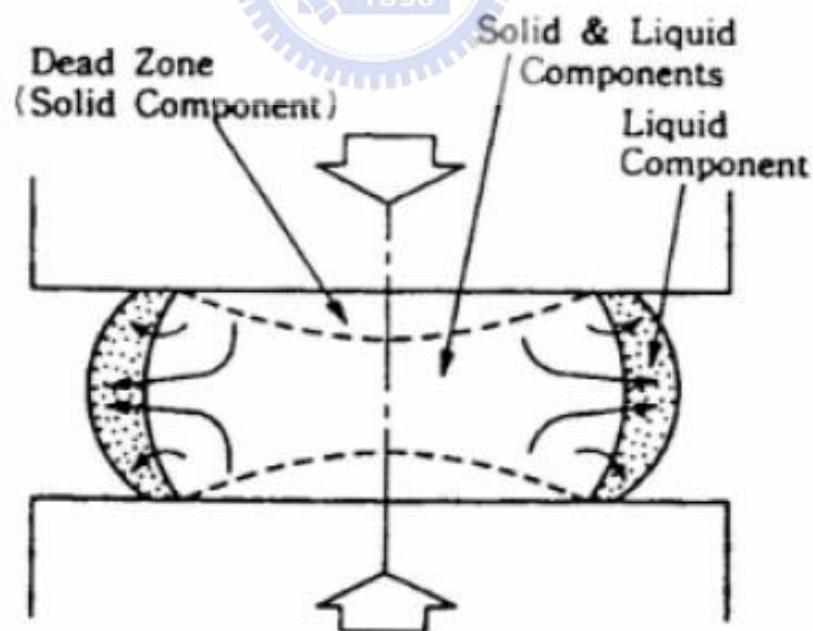


圖2-7 變形時液相流動示意圖

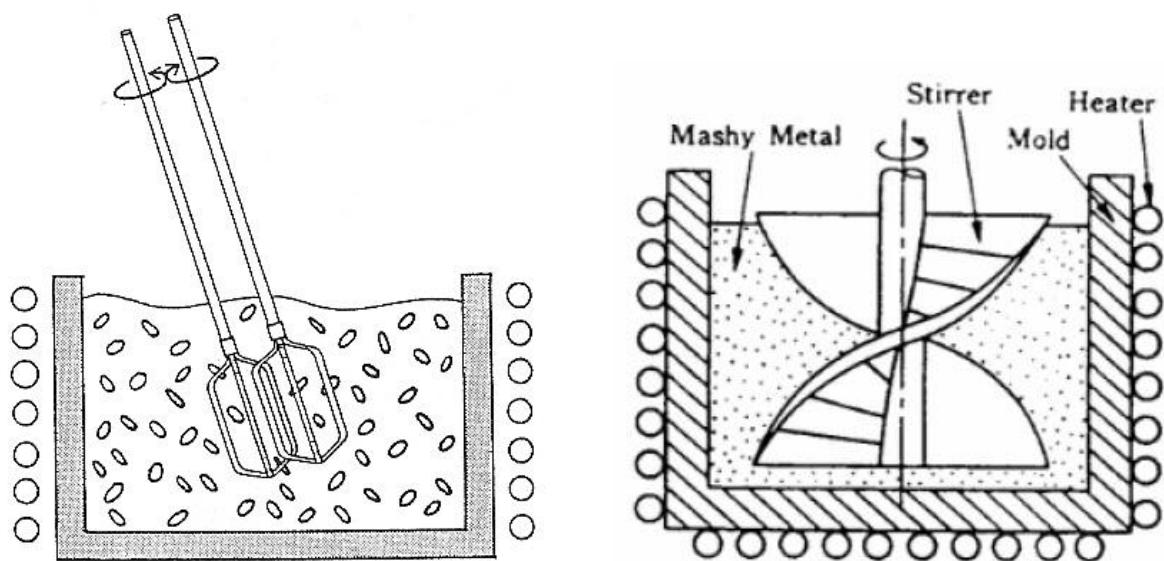


圖2-8 機械式攪拌

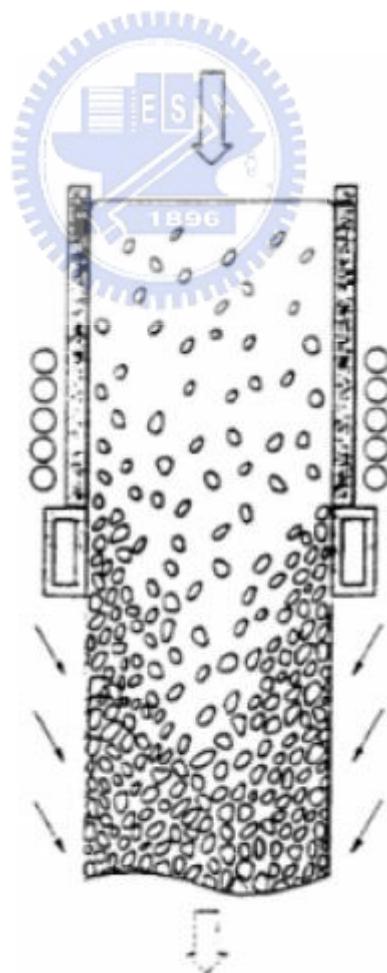


圖2-9 電磁攪拌

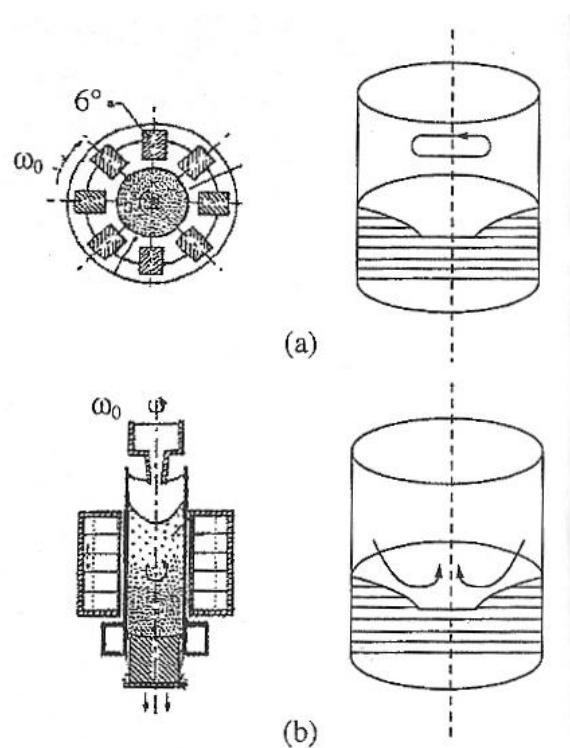


圖2-10 電磁攪拌線圈排列形式 (a)水平式 (b)垂直式

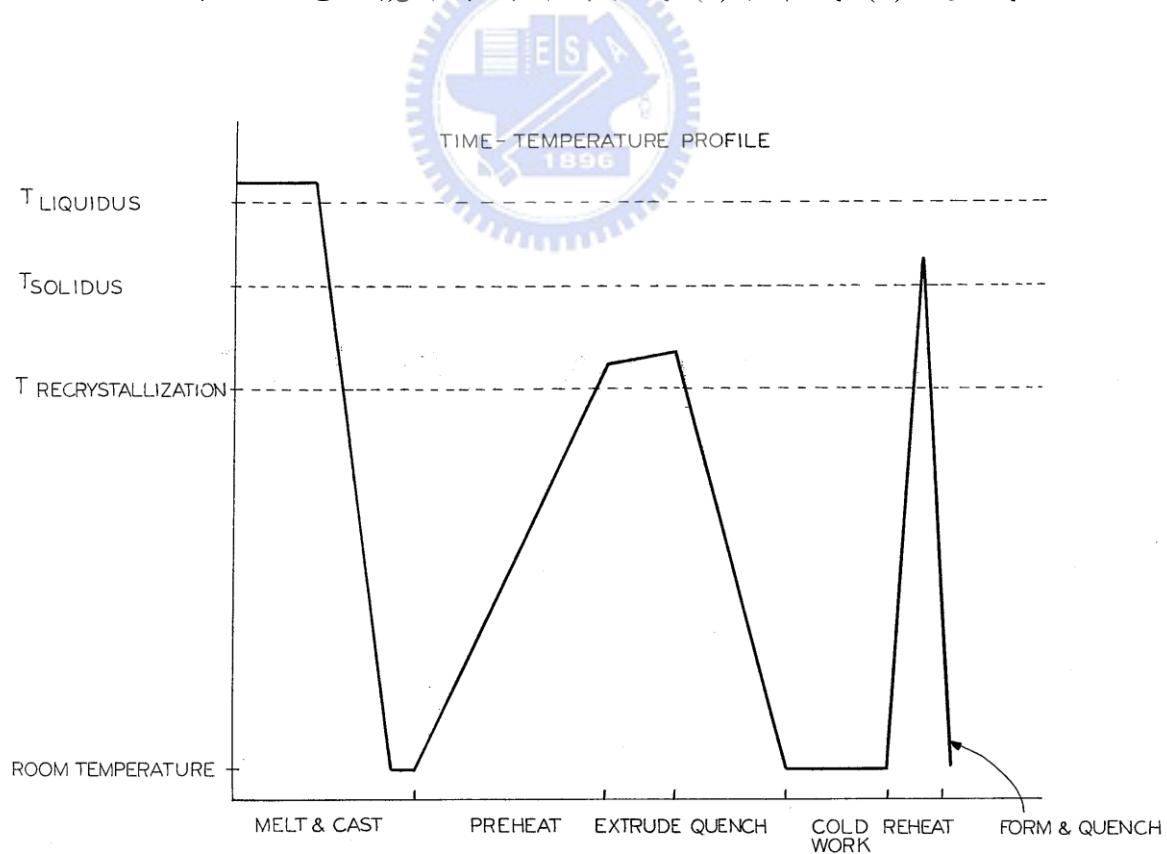


圖2-11 典型SIMA製程的示意圖

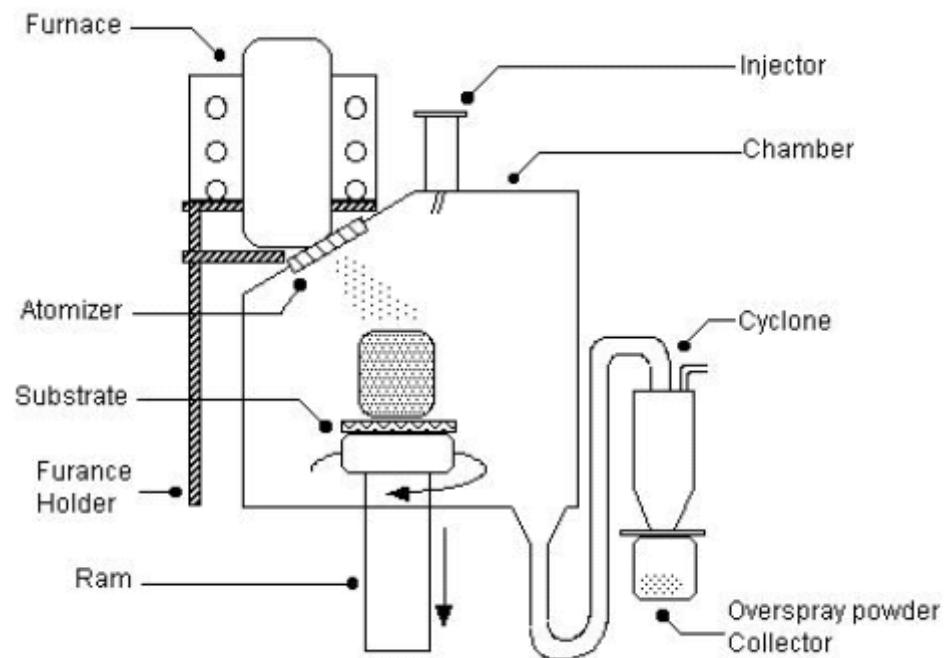


圖2-12 噴覆成形裝置示意圖

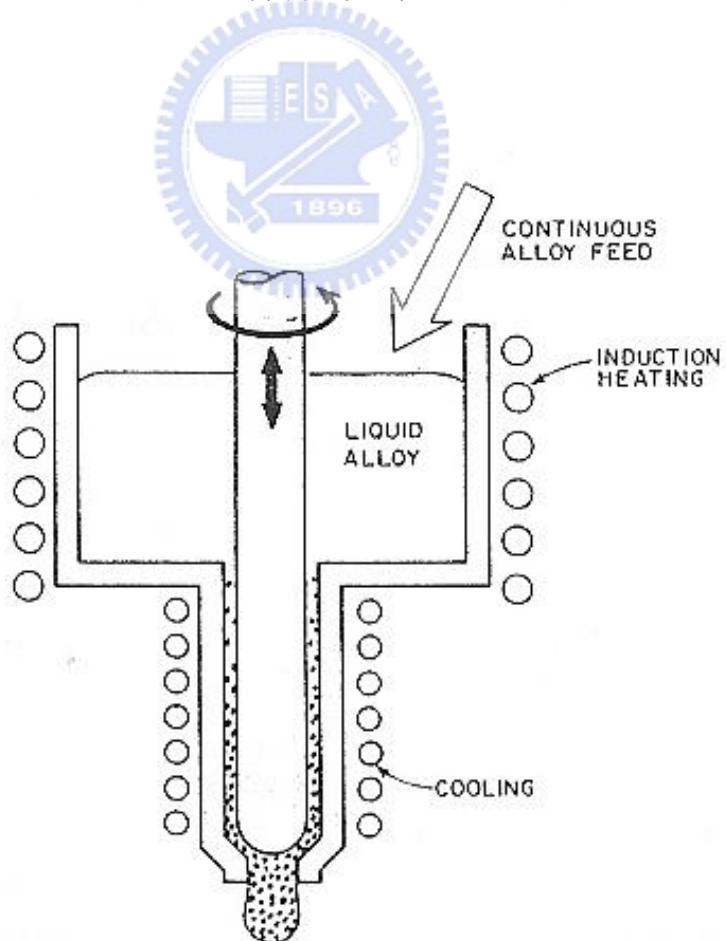


圖2-13 流變鑄造

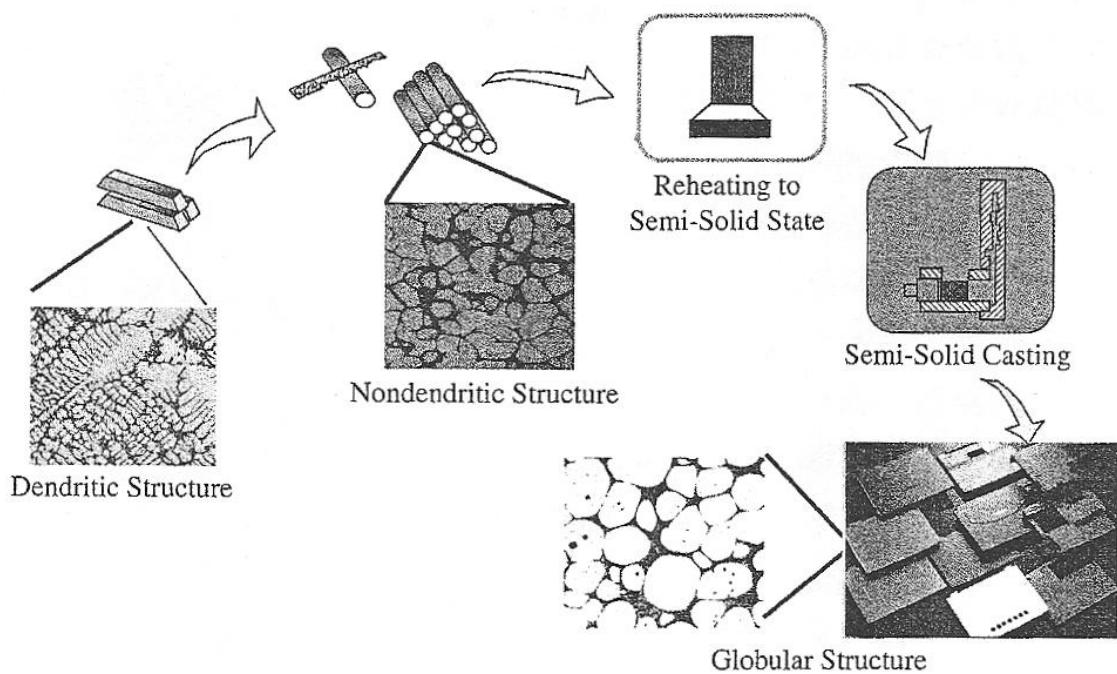


圖2-14 觸變鑄造

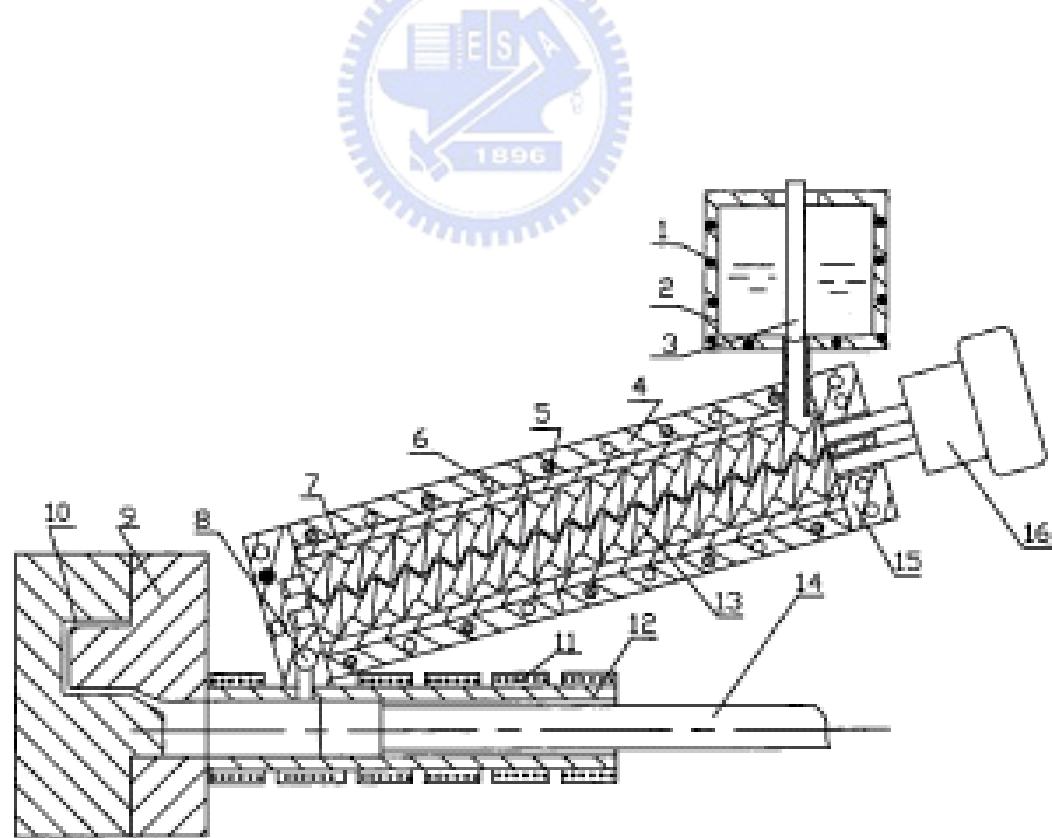


圖2-15 流變射出成型

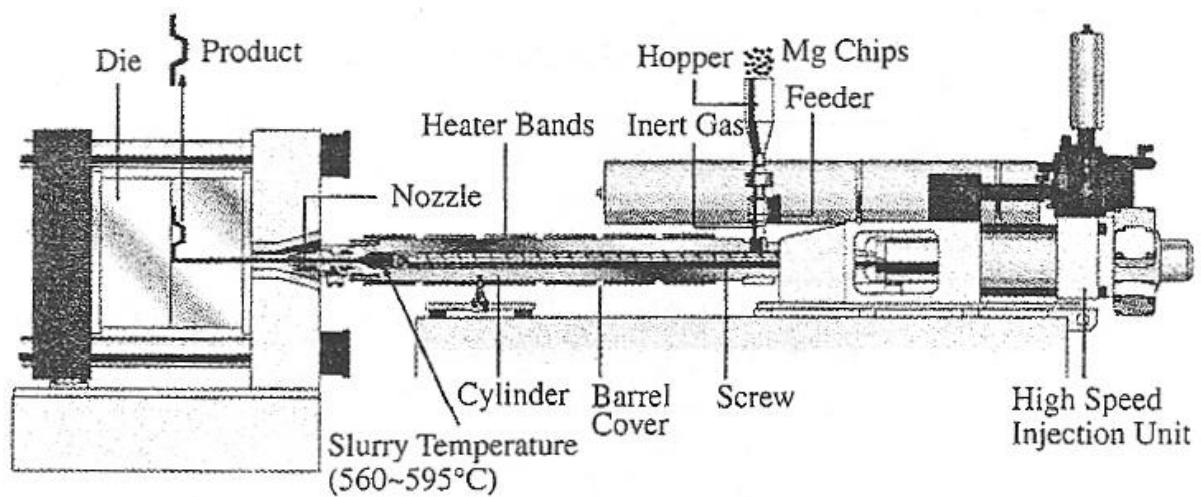


圖2-16 觸變射出成型

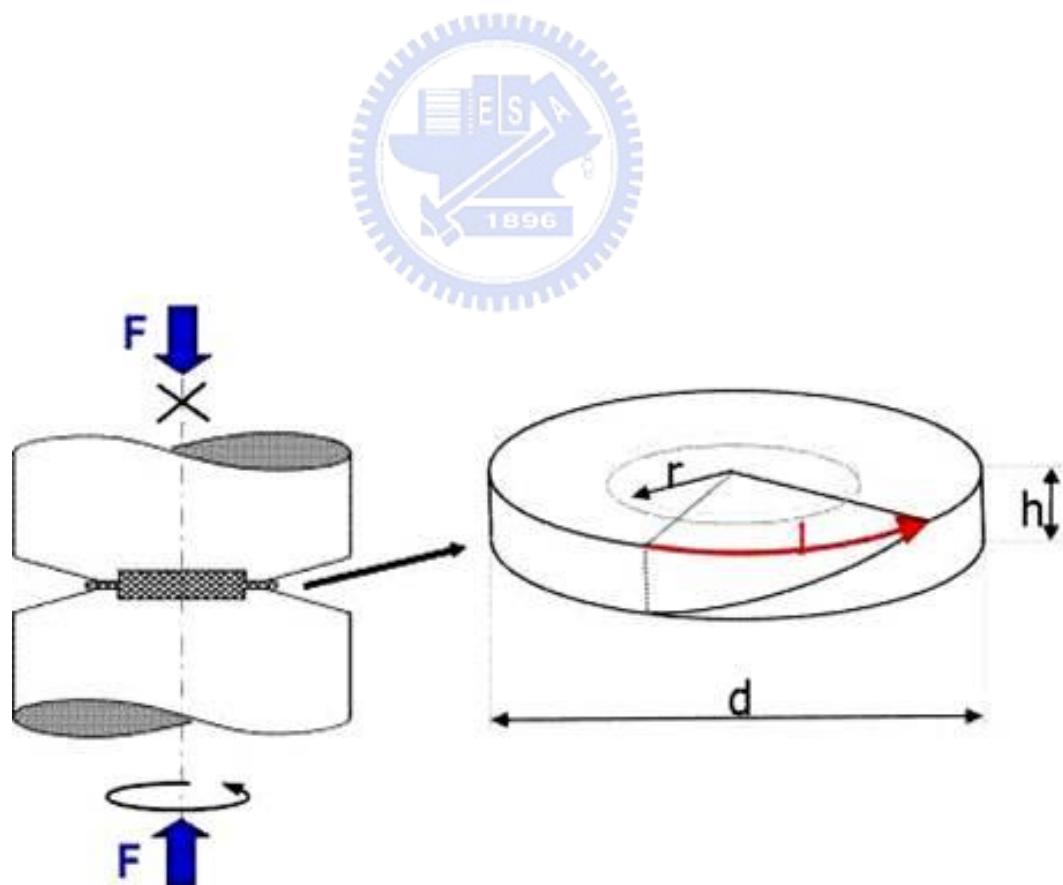


圖2-17 高壓扭轉示意圖

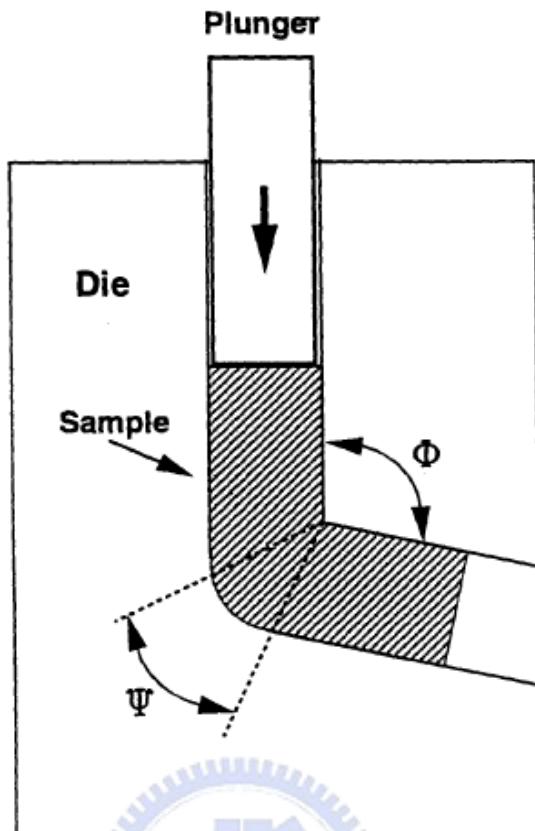


圖2-18 等徑轉角擠製示意圖

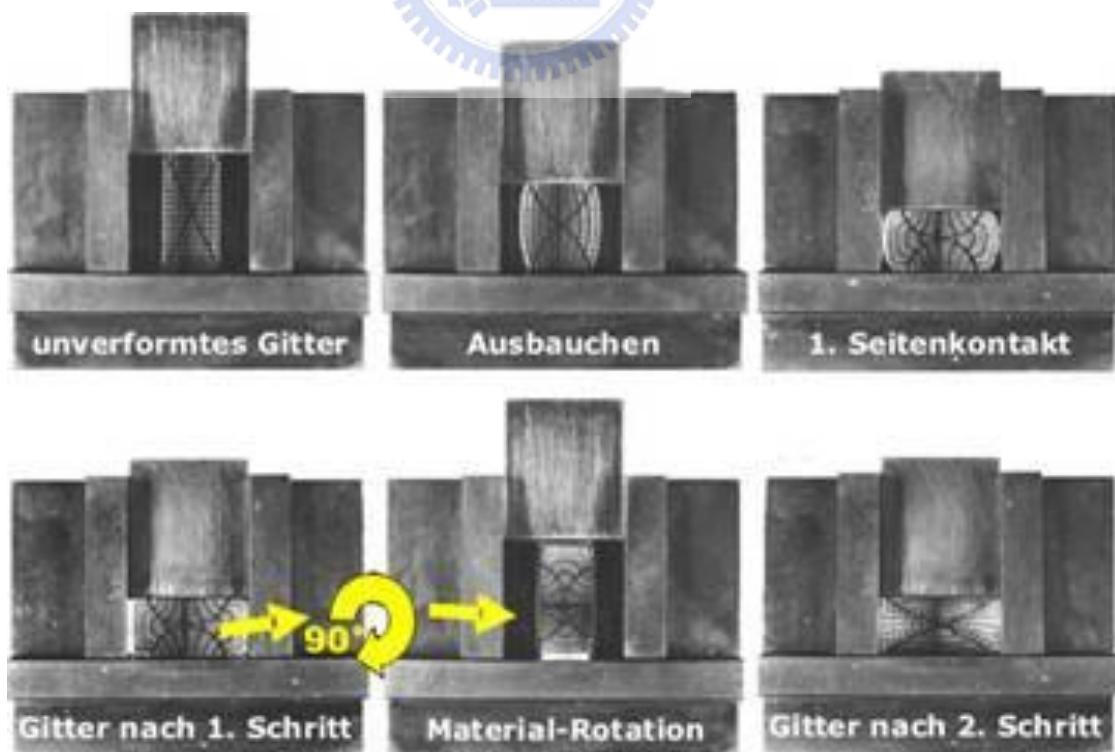


圖2-19 循環壓縮示意圖

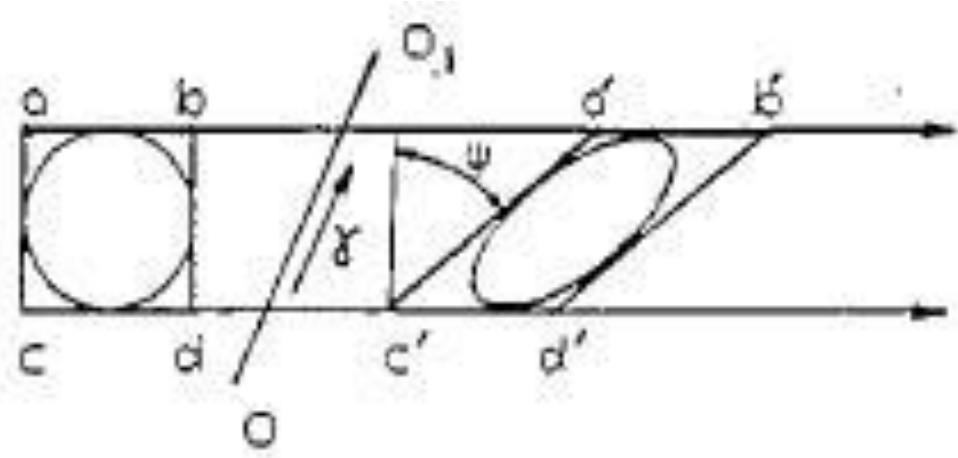


圖2-20 經等徑轉角擠製後試棒變形簡圖



三、實驗方法與流程

本研究的實驗主要可分為兩個部份：第一部份是利用傳統SIMA法製程，給予原高度20%及40%的壓縮量，再將這些製備好的胚料加熱至半固態溫度區間，觀察當應變量增加時，半固態溫度下的金相顯微結構變化。第二部份則是利用大量塑性變形法取代SIMA法的冷加工段，透過等徑轉角擠製法製備半固態胚料，同樣去觀察其在半固態溫度下的顯微組織變化。透過金相組織的觀察，來比較兩種方法的優劣，以期能找出最適合製備鎂合金半固態胚料之製程參數。本研究之實驗流程圖如圖3-1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 製備半固態胚料原理

若金屬塊在室溫經冷加工且其應變量大於一臨界值，則此金屬塊在加熱到某一溫度後內部會產生回復及再結晶，並形成大量的細小晶粒。若溫度繼續升高，再結晶所形成晶粒的晶界由於能量較高會先行熔化，使其成為一種晶粒懸浮於固態金屬的狀態。我們這次實驗所採用的應變導引熔漿活化法（SIMA）即是運用此原理製備半固態胚料。因SIMA法的成形過程簡便，設備裝置較為單純，不必經由加熱至純液態後施予剪應力再冷卻至半固態這樣一個步驟，適合實驗室的研究。

3.2 實驗材料

本研究實驗所選用的材料為AZ61與AZ80兩種棒材，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。目前AZ61已被廣泛使用在鍛造品上，而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。本研究希望透過比較這兩種成形性好壞不同的材料，證明本研究中所製作出的半固態胚料，的確能在半固態加工時得到較佳的塑性加工性質。

3.3 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（圖3-2），其最小行程為0.3 mm/s。用來做為等徑轉角擠製的沖頭動力來源。
2. 可程式控制之熱處理爐：為詠欣製造之CMF 60型（圖3-3）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：取 $\Phi = 90^\circ$ 、 $\Psi = 30^\circ$ （圖3-4、圖3-5）。
4. 模具加熱設備（圖3-6）：感溫的熱電偶鎖在接近90°轉角的位置，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（圖3-7）：為弘達製造之電腦式伺服控制材料試驗機，搭配加熱裝置（圖3-8），用來給予材料壓縮應變量。
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：如熱鑄埋機、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。

3.4 實驗步驟

本研究主要分為兩部份實驗，步驟如下：

（1）傳統SIMA法製程

1.材料準備

將我們所取得的AZ61、AZ80棒材，利用車床加工成直徑15mm、高20mm的圓柱試片，利用搭配加熱裝置之5噸萬能材料試驗機對材料施以壓縮應變（壓縮速率0.3 mm/s），分別在200°C、250°C、300°C下給予試片壓縮加工量20%及40%。潤滑劑選用OKS 511，均勻噴塗在試片表面及上下兩平行平面上。

2.壓縮後試片金相觀察

3.升溫至半固態溫度

將壓縮處理後的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

(AZ61為560°C，AZ80為540°C，固相率均約為80%)，持溫20分鐘，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ECAE之改良式SIMA法製程

1.材料準備

將我們所取得的AZ61、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 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，並將加熱器溫度調至200°C。

2-5 將圓柱鎂合金試片置入已加溫至200°C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，並再置入做為”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 將沖頭上昇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分鐘後，打開模具取出試片，此即為完成一道次。

2-9 若需繼續下一道次的情況下，則將試片表面毛邊刮除後，再度置入熱處理爐內持溫20分鐘，在持溫的時間內，清潔模穴內部。

2-10 重覆步驟2-2至2-8，唯需注意在置入試片時，需以與上一道次進入方向逆時鐘旋轉90°C的位置放入

2-11 按照以上流程，對AZ61、AZ80兩種材料在200°C、250°C、300°C下分別進行1、2、4、8道次的胚料製備。

3.升溫至半固態溫度（步驟同第一部份實驗）

4.淬火後之試片金相觀察

5.結果分析與討論

3.4.1 保護氣體

由於鎂合金的燃點大約550°C上下，當加熱到半固態溫度區間（約500°C ~600°C）時，很有可能引起激烈的氧化反應燃燒。因此在加熱時必須避免半固態的鎂合金接觸到空氣。而避免接觸空氣的方法主要有以下幾種：

1.抽真空：

利用真空爐加熱或將試片置放於容器內，再將容器內抽成真空狀態（容器可用石英或不鏽鋼等熔點較鎂合金高的材料製作）。

2.保護膜：

在放置鎂合金的容器中，置入少量不與鎂合金反應、比重比鎂合金輕且熔點較低的金屬或合金（如：鋁），這樣鎂合金於半固態狀態時，其表面上可浮著一層金屬或合金保護膜而與空氣隔離。

3. 噴氣體：

在半固態鎂合金移出加熱爐準備淬火時，於移動過程中不斷以常溫惰性氣體（如：氮氣、氬氣）噴溶液表面，直到進入淬火的液體中。

在本實驗當中採用的方法類似上述中的第三種方法，在加熱爐的後方接上高壓氮氣的管線，使氮氣充滿爐內將空氣逼出，而在移出加熱爐的同時，以噴槍噴出高壓氮氣於鎂合金表面，以達到隔絕空氣與半固態鎂合金接觸的目的。



3.4.2 金相觀察流程

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Matrox Inspector，進行金相照片的分析，可估算固相率及平均晶粒半徑。



表3-1 AZ61與AZ80化學組成分析表

		Chemical composition (Wt%)							
		Al	Zn	Cu	Fe	Mn	Ni	Si	others
AZ61	upper limit	7.2	1.5	0.05	0	0.35	0.05	0.1	0.3
	lower limit	5.8	0.4			0.15			
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			

From : ASTM B91 B107

表3-2 AZ61與AZ80物理特性及室溫下機械性質

AZ61		AZ80	
物理性質		物理性質	
密度(20°C)	1.8 (Mg/m ³)	密度(20°C)	1.81 (Mg/m ³)
液相線溫度	610~ (°C)	液相線溫度	610~ (°C)
固相線溫度	525 (°C)	固相線溫度	490 (°C)
溶解開始溫度	418 (°C)	溶解開始溫度	427 (°C)
燃點	559 (°C)	燃點	542 (°C)
線膨脹係數(20~200°C)	27.2 (×10 ⁻⁶ /°C)	線膨脹係數(20~200°C)	27.2 (×10 ⁻⁶ /°C)
比熱	1.05 (kJ/kgK)	比熱	1.08 (kJ/kgK)
融解潛熱	373 (kJ/kg)	融解潛熱	280 (kJ/kg)
熱傳導率	80 (W/m · K)	熱傳導率	47.3 (W/m · K)
電氣抵抗率	125 (nΩ · m)	電氣抵抗率	156 (nΩ · m)
室溫下標準機械性質		室溫下標準機械性質	
拉伸強度指標	300~350MPa	拉伸強度指標	300~350MPa
拉伸強度	305 (MPa)	拉伸強度	345 (MPa)
拉伸降伏應力	205 (MPa)	拉伸降伏應力	250 (MPa)
壓縮降伏應力	130 (MPa)	壓縮降伏應力	195 (MPa)
剪斷強度	140 (MPa)	剪斷強度	160 (MPa)
硬度, H B	60	硬度, H B	72
硬度, H R E	72	硬度, H R E	82
poisson's ratio	0.35	poisson's ratio	0.35

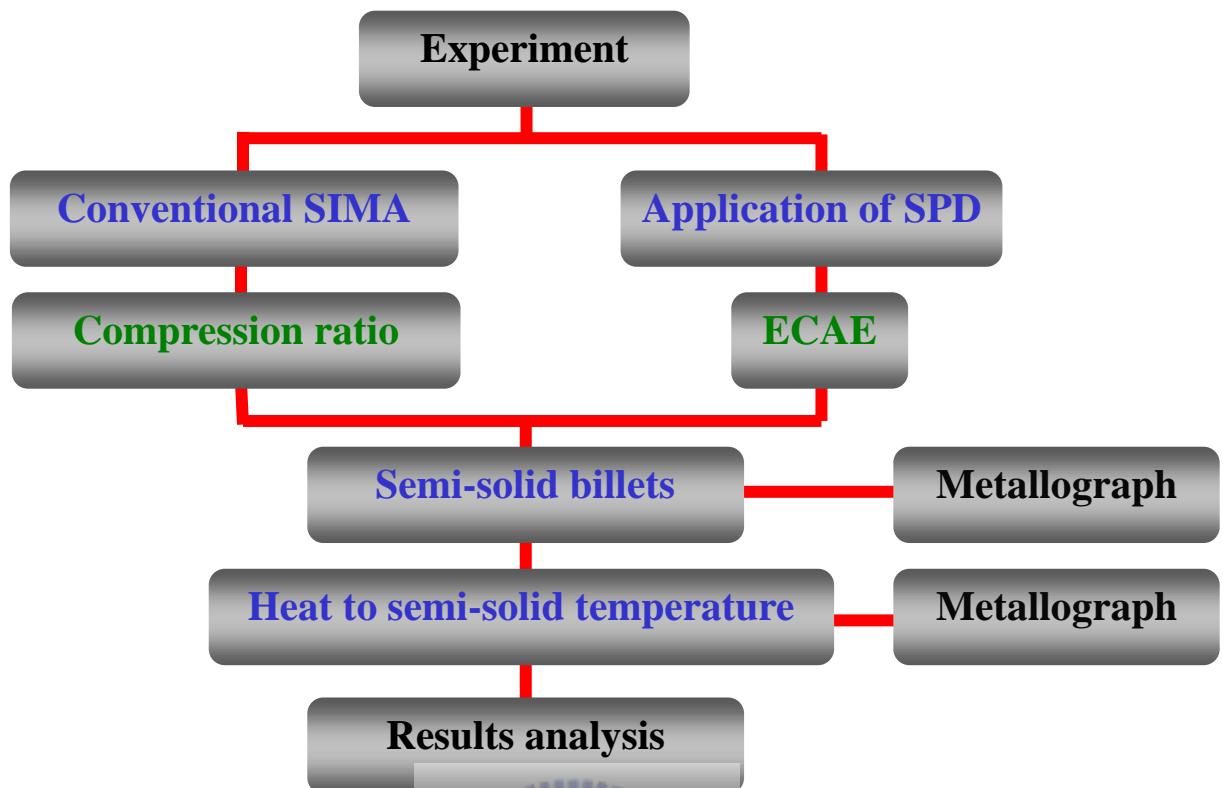


圖3-1 論文實驗流程圖



圖3-2 100噸油壓式壓床



圖3-3 可程式控制之熱處理爐

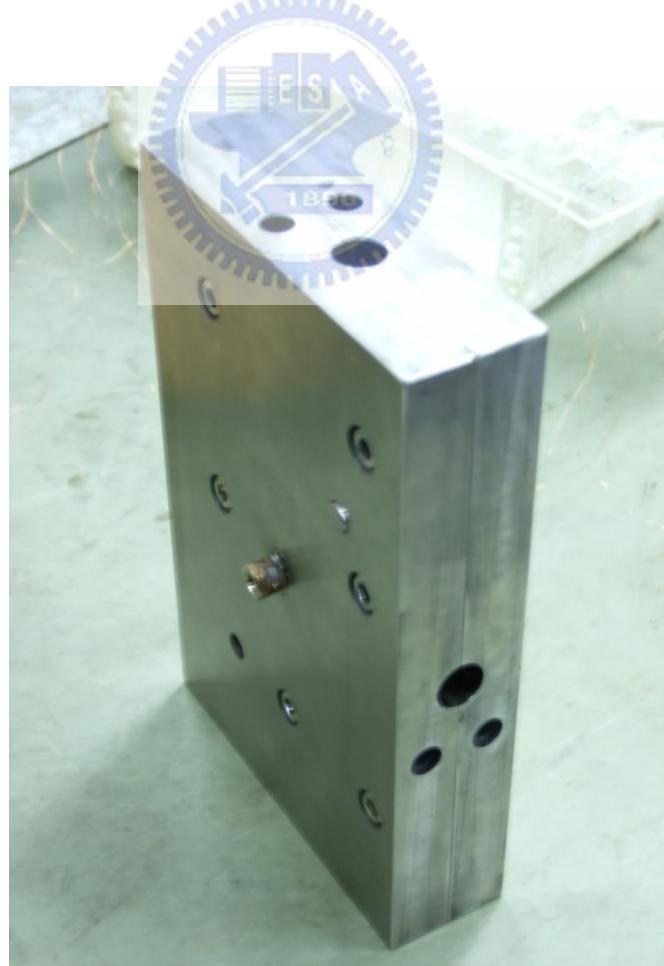


圖3-4 等徑轉角擠製模具外觀圖



圖3-5 等徑轉角擠製模具內側



圖3-6 模具加熱設備



圖3-7 5噸萬能材料試驗機



圖3-8 搭搭配材料試驗機之加熱裝置內部

四、實驗結果與討論

多晶金屬在低於再結晶溫度下進行塑性變形時，材料本身會發生顯微組織及性質的改變，包括晶粒形狀的改變、應變硬化、差排密度的增加。而其中有一部分因變形產生的能量儲存在金屬中成為應變能，常存在於新生差排附近的拉伸、壓縮及剪力區，就材料學的理論上來說，當發生再結晶時，新生無應變且等軸的晶粒將會取代類似上述所說之應力集中區域的晶粒，而這些新生結晶核同時也會進行晶粒生長。當冷加工量越大時，成核的量也越多，在有限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。

當再結晶過程是發生在高溫變形下時，我們稱為動態再結晶，其原理為當材料變形達一臨界值，新晶粒可能會在原始晶粒的晶界上成核並且成長，然後繼續變形使得新晶粒內有新差排增加，並使得晶粒成長的驅動力變少，最後再結晶就停止。

根據 K.P. Young [19] 提出的應變導引熔漿活化法理論，在室溫下的壓縮加工量，會造成材料內部有殘留應力的存在，在溫度增加至再結晶溫度時，材料經過回復與再結晶的過程，會形成許多無應變的細小新生晶粒，去取代受應變的舊晶粒且漸漸成長。當溫度到達半固態溫度區間時，因晶界區域熔點較低，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，而液相的存在也會促進新形成晶粒的成長及球狀化，因此可在半固態溫度時得到一個近等軸狀的球狀晶組織。

依照此理論，當材料具有細微的晶粒組織時，由於晶界具有較低的熔點，所以在半固態溫度時，引發應變先熔效應的地方也越多，由此可得到一較細微的球狀晶粒結構。本研究即在探討利用傳統SIMA法給予壓縮冷加工量得到的試片，及利用ECAE給予大量塑性變形得到的試片，何者在半固態溫度區間可得到最佳的球狀晶結構。

4.1 冷作加工量對晶粒組織的影響

圖4-1~圖4-3是利用傳統SIMA法製備的試片顯微金相組織。我們可以從結果中發現，基本上材料本身晶粒尺寸及形狀沒有改變，可推斷並沒有產生再結晶的現象。除了壓縮溫度未達鎂合金再結晶溫度，且持溫時間不長無法產生靜態再結晶，此外也可證明40%的壓縮量並不足以產生動態再結晶，無法得到細化的晶粒組織。

而圖4-4~圖4-5、圖4-7~圖4-10，則是利用等徑轉角擠製法製備的試片顯微金相組織。我們可以從結果中發現材料本身的晶粒結構均有顯著改變，且隨著擠製道次的增加，平均晶粒尺寸大小也有下降的趨勢（見表4-1）。其中200°C下兩種材料四道次及八道次的試片，均產生極細微的結構，若可證明的確是由極細晶粒所組成，平均晶粒尺寸即小於1μm，但礙於顯微鏡設備的限制，在最大倍率1000倍下仍無法看出明顯的晶界（圖4-6），若可利用

電子顯微鏡或更高倍的光學顯微鏡觀察，才可斷定經等徑轉角擠製後可得到如此強烈的晶粒細化效果，在此我們先假定此結構為極細晶粒所組成。

另外比較三種不同溫度下所得到結果，我們可以發現200°C下雖可得到最細微的晶粒組織，但經一道次及兩道次仍無法明顯得到細化的效果，而且金相結構內晶粒尺寸大小不一，分佈十分不均勻，原因可能是因為溫度較低，原子間的擴散較弱，導致再結晶速率較慢的結果。

在250°C下製備的試片有明顯的細化效果，隨著擠製道次的增加，晶粒尺寸大小沒有太大改變，但有變均勻的趨勢，若需要一均勻分佈的細微晶粒組織，此溫度應為較佳之實驗參數。

在300°C下製備的AZ61試片不但沒有細化的效果，相反的還有晶粒粗化的現象，擠製道次增加結構並沒有差異，晶粒尺寸大小不均，原因可能是此溫度較高，晶粒成長與再結晶速率相互競爭下，一旦產生新的晶粒即馬上快速成長，無法得到一個較細微的晶粒結構，對等徑轉角擠製方法來說，此溫度應為不良之實驗參數。

4.2 半固態溫度下之晶粒組織變化

圖4-11~圖4-12為AZ61、AZ80原素材於半固態溫度下之顯微組織。黑色部份為液相組織，我們可從相片中觀察到，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，按照半固態球狀晶粒的變形機構（圖2-6）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，無法得到我們進行半固態觸變鑄造所需之胚料性質。

圖4-13~圖4-15為利用傳統SIMA法製備之試片於半固態溫度下的金相顯微組織。可以從結果中發現在晶界的地方明顯有液相組織存在，而隨著冷作加工壓縮量的增加，晶粒尺寸有略為下降的趨勢，而晶粒球化的效果也越顯著。比較兩種材料來看，AZ80明顯可以得到較佳的顯微結構。

傳統SIMA製程除了上述缺點外，在實驗中還觀察到其他現象是不利半固態加工的缺點。我們發現利用壓縮給予冷加工量，不但會改變原材料的幾何形狀（圖4-22 (b)），在升溫至半固態時，液相組織會聚集在可能是雜質或是材料缺陷集中的地方，形成一肉眼即可觀察到的裂縫（圖4-22(a)），這在進行半固態加工時，極有可能從此裂縫處產生破壞，造成加工成品的缺陷。另外我們還觀察到其雖然具有球狀化的晶粒組織，但由於試片壓縮加工時內外側所承受的應變量差異大，於是造成再結晶的程度不一，在半固態溫度時，內外側晶粒尺寸相差甚巨（圖4-22(c)），此一現象也會造成後段加工上的問題點

圖4-16~圖4-21為利用ECAE製備之試片於半固態溫度下的金相顯微組織。在三個溫度下經八道次的AZ61試片，雖著溫度的增加，晶粒尺寸也跟

著增加，但均具有非常好的球狀晶結構，液相也均勻分布在晶粒之間，可預期的會是十分優秀的半固態觸變鑄造胚料。

但與傳統SIMA製程相反的結果，利用ECAE製備的AZ80試片，在半固態溫度下，除了在300°C下製備的試片之外，均沒有顯著的球化效果，甚至具有跟原素材類似的問題，液相組織集中在某些區域，無法達到我們對於半固態觸變鑄造胚料的性質要求。此一現象將不利於未來利用AZ80進行半固態加工。



表 4-1 經 ECAE 法製備之鎂合金胚料之平均晶粒大小(μm)

Extrusion passes (times)	Temperature at compression (°C)	AZ61			AZ80		
		200	250	300	200	250	300
1		14.58	7.23	16.33	11.26	4.47	12.61
2		13.42	6.54	17.54	10.89	2.63	12.27
4		X	4.17	17.35	X	2.10	13.34
8		X	4.13	19.12	X	2.08	13.06

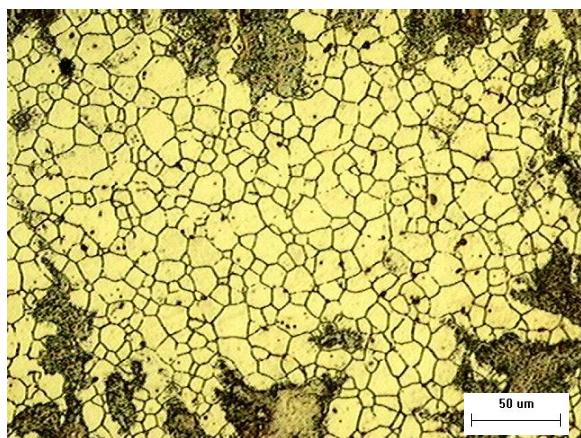
X：無法辨別晶界，以致無法分析平均晶粒大小

表 4-2 傳統 SIMA 法製備鎂合金胚料於半固態溫度下之平均晶粒大小(μm)

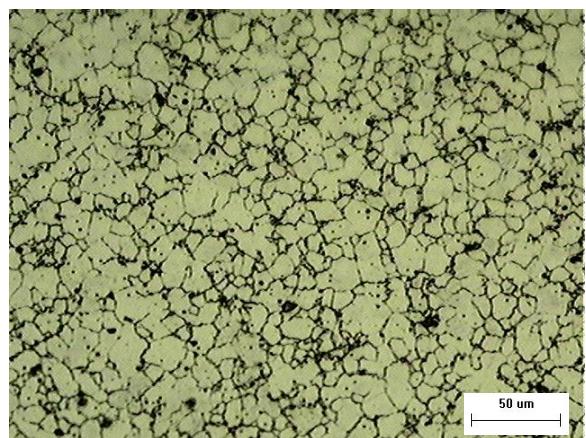
Reduction in height (%)	Temperature at compression (°C)	AZ61			AZ80		
		200	250	300	200	250	300
0		133.35			113.41		
20		124.77	127.19	132.44	101.17	100.23	101.05
40		103.45	104.61	104.93	82.56	80.27	81.22

表 4-3 ECAE 法製備鎂合金胚料於半固態溫度下之平均晶粒大小(μm)

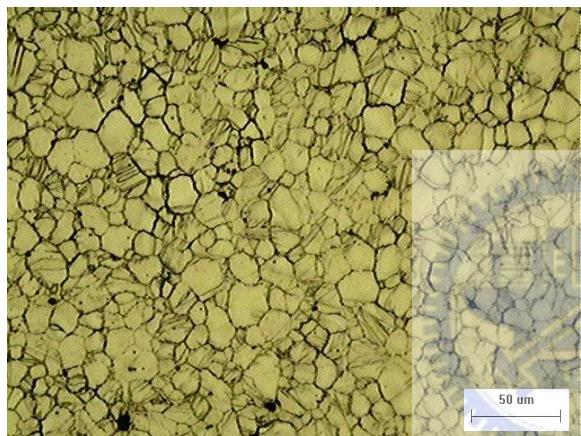
Extrusion passes (times)	Temperature at compression (°C)	AZ61			AZ80		
		200	250	300	200	250	300
1		174.42	178.33	165.53	134.22	135.57	137.60
2		163.84	166.14	164.81	128.97	130.24	135.77
4		145.16	145.32	164.47	107.13	105.76	133.28
8		105.37	144.69	161.07	99.87	103.95	132.61



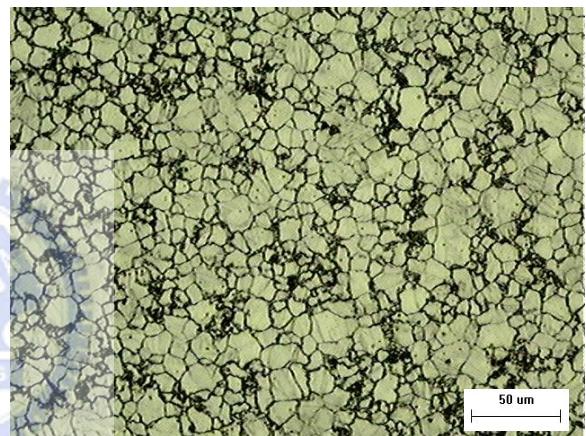
(a) AZ61 原素材



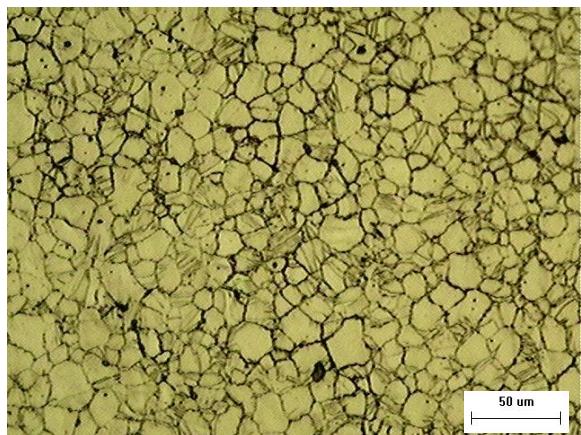
(d) AZ80 原素材



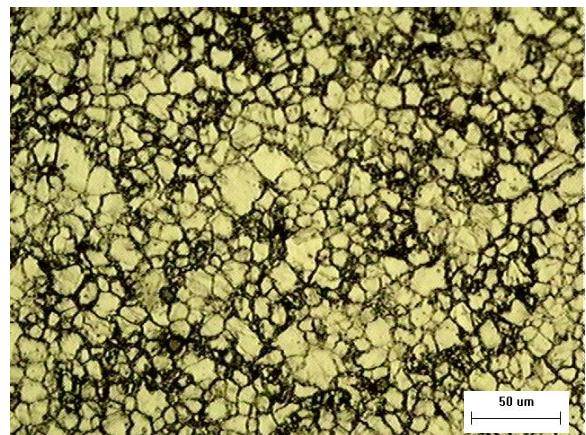
(b) AZ61 壓縮量 20%



(e) AZ80 壓縮量 20%

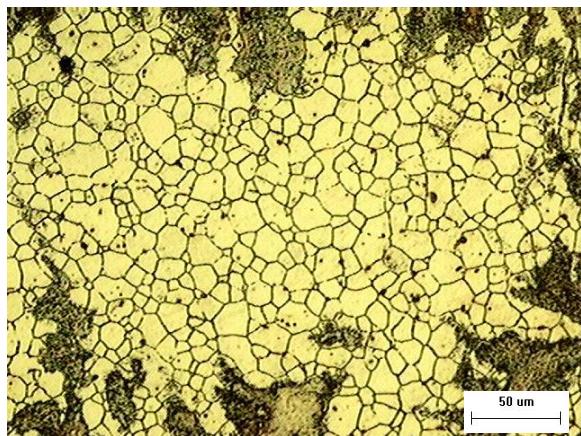


(c) AZ61 壓縮量 40%

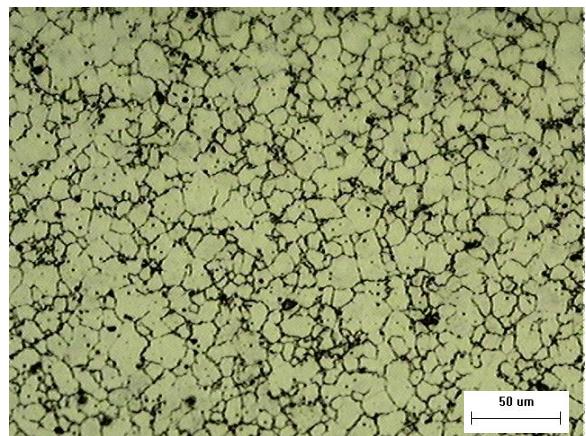


(f) AZ80 壓縮量 40%

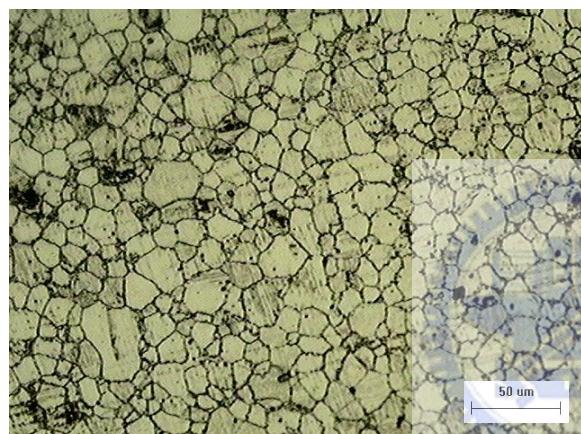
圖 4-1 利用傳統 SIMA 法於 200°C 下給予壓縮量之試片



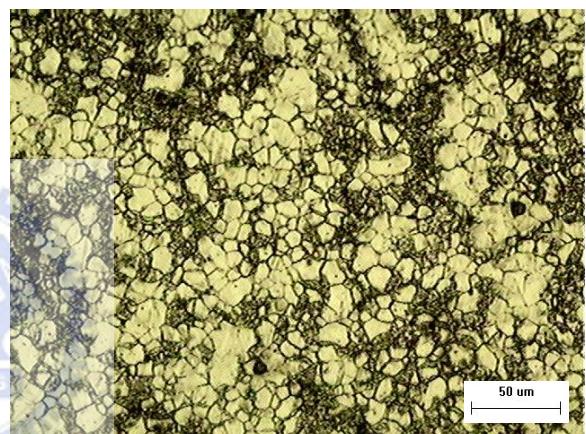
(a) AZ61 原素材



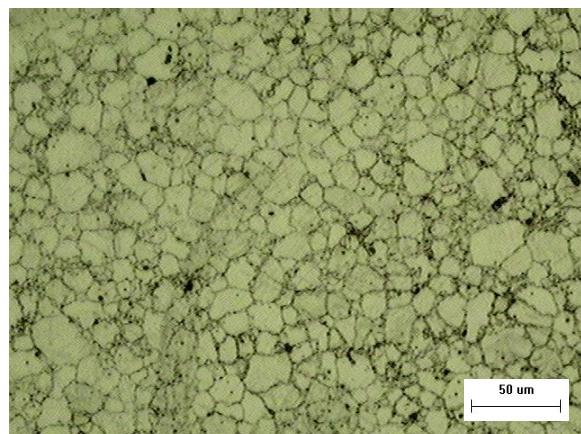
(d) AZ80 原素材



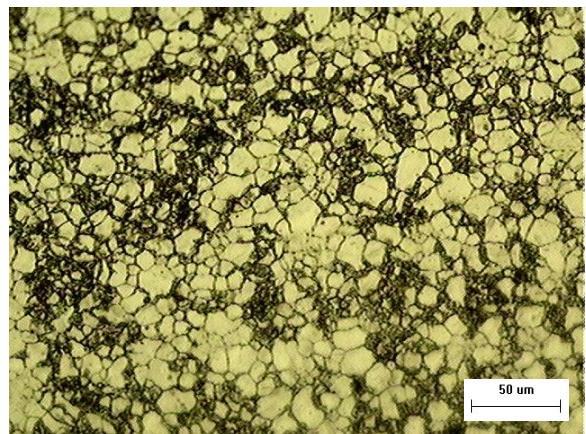
(b) AZ61 壓縮量 20%



(e) AZ80 壓縮量 20%

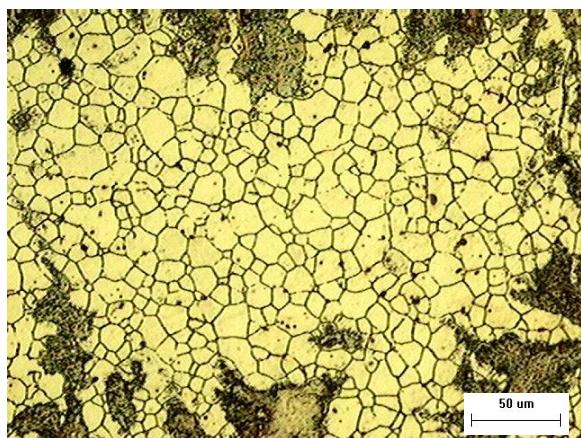


(c) AZ61 壓縮量 40%

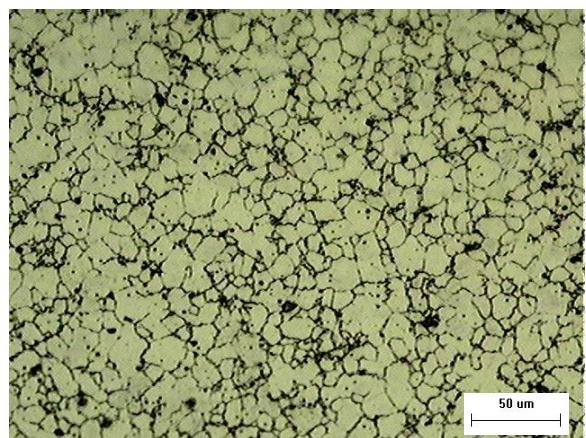


(f) AZ80 壓縮量 40%

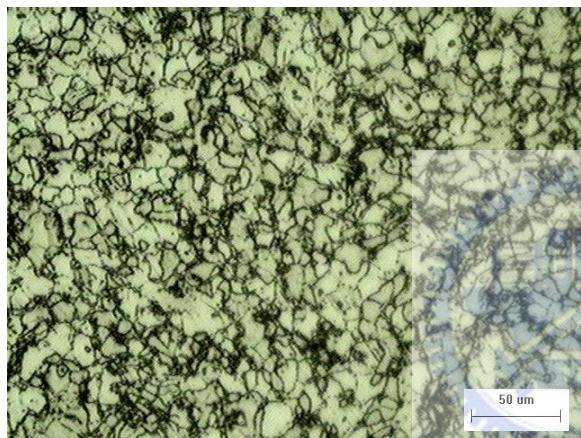
圖 4-2 利用傳統 SIMA 法於 250°C 下給予壓縮量之試片



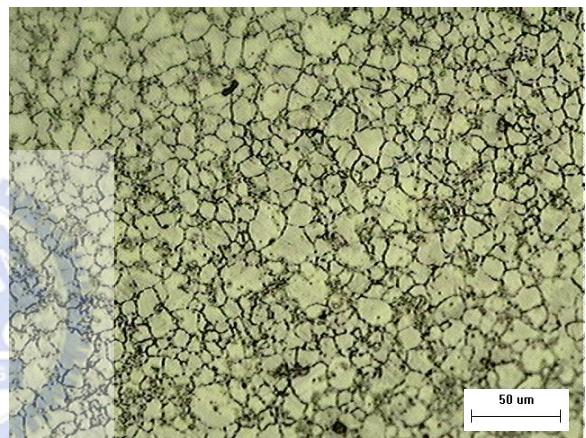
(a) AZ61 原素材



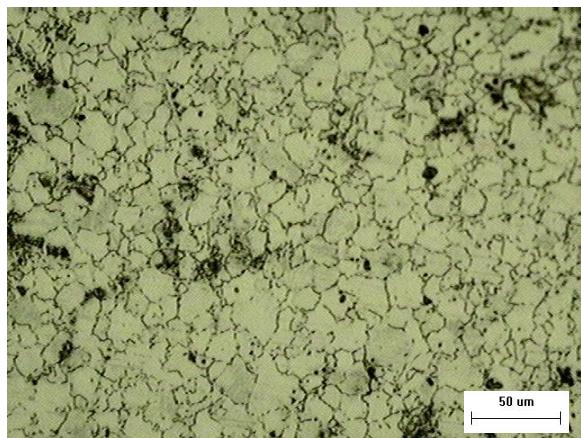
(d) AZ80 原素材



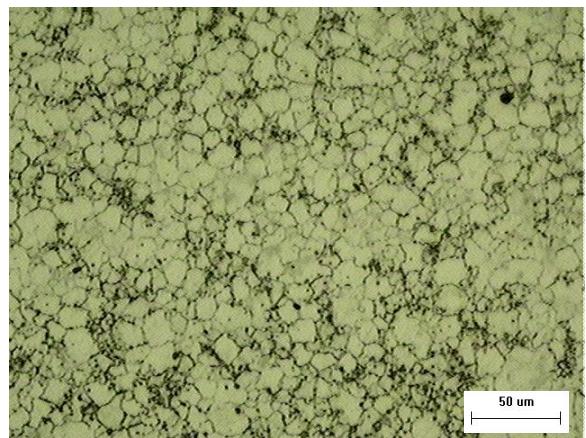
(b) AZ61 壓縮量 20%



(e) AZ80 壓縮量 20%

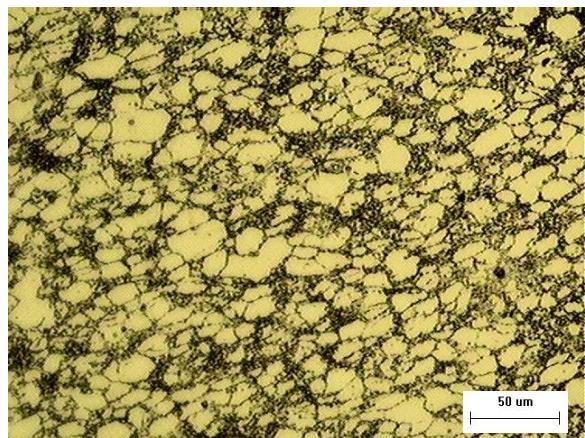


(c) AZ61 壓縮量 40%

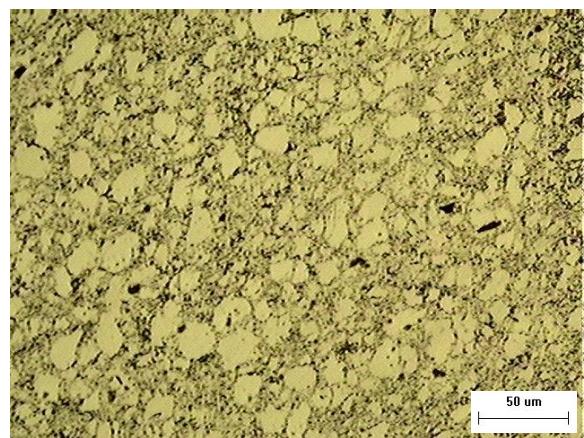


(f) AZ80 壓縮量 40%

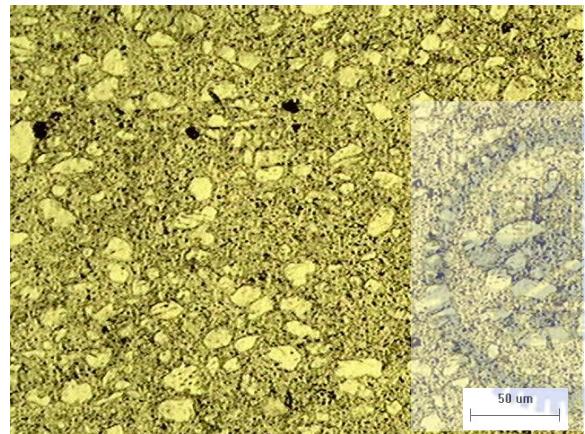
圖 4-3 利用傳統 SIMA 法於 300°C 下給予壓縮量之試片



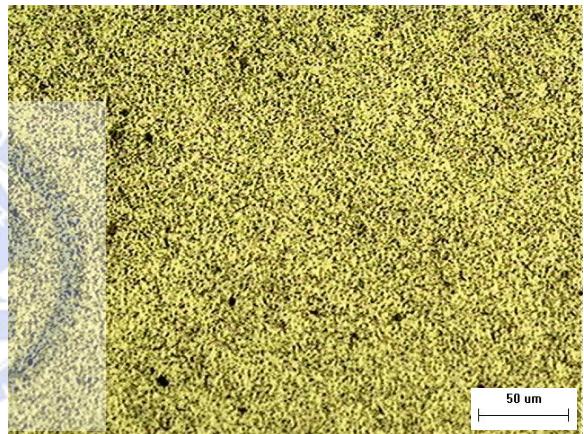
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

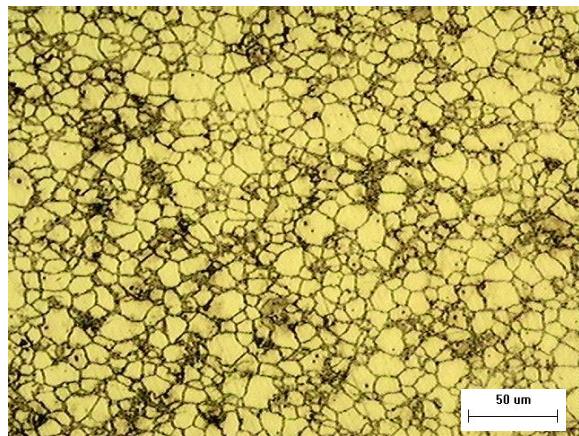


(c) 經 ECAE 四道次

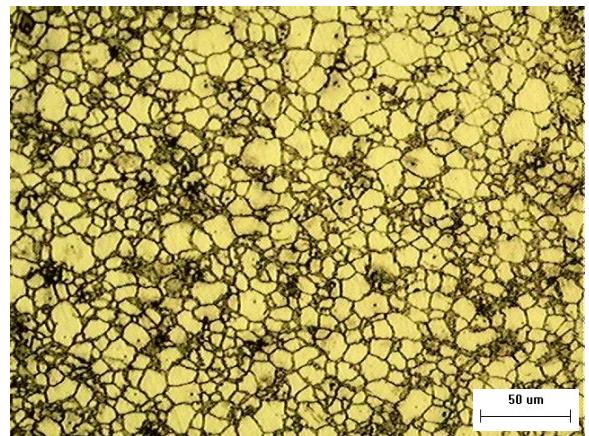


(d) 經 ECAE 八道次

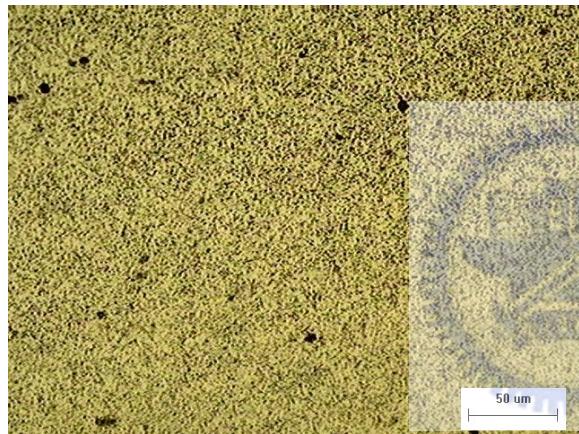
圖 4-4 利用等徑轉角擠製法於 200°C 下製備之 AZ61 試片



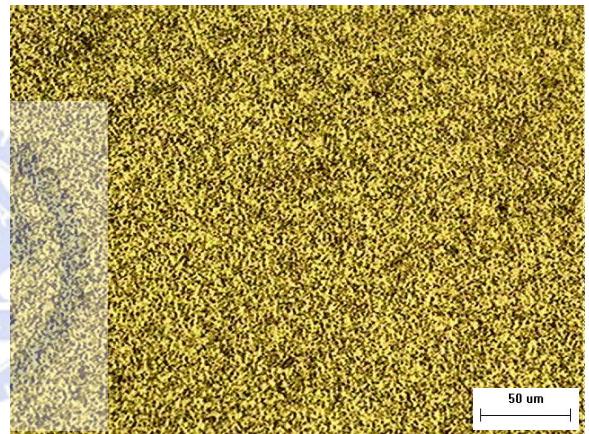
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

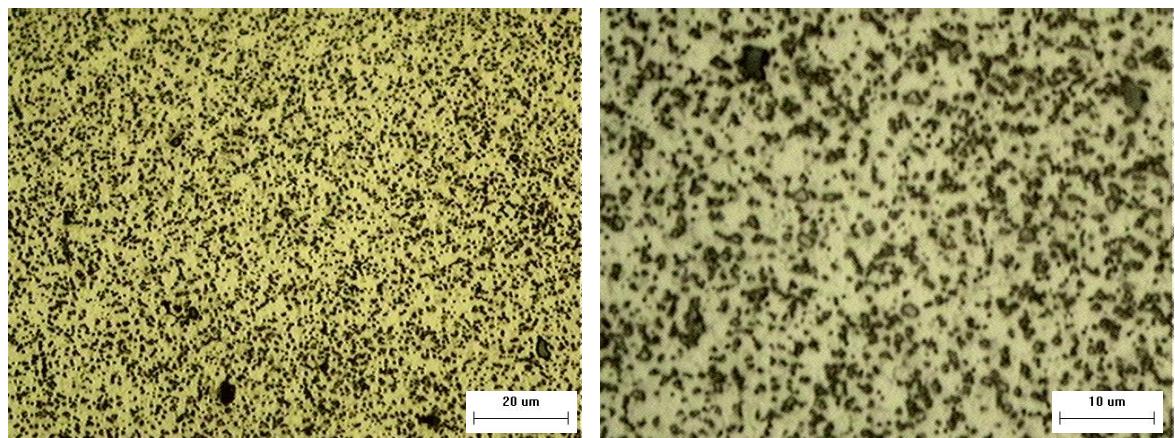


(c) 經 ECAE 四道次

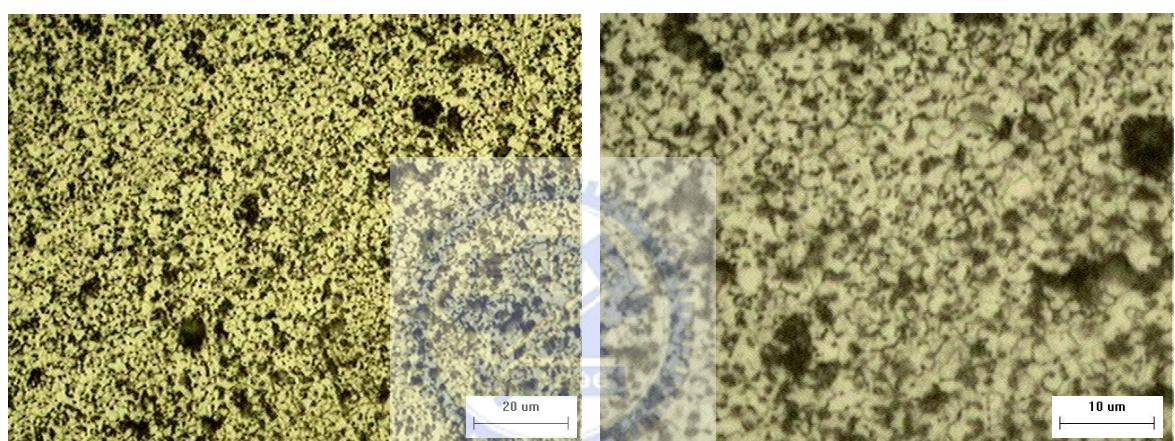


(d) 經 ECAE 八道次

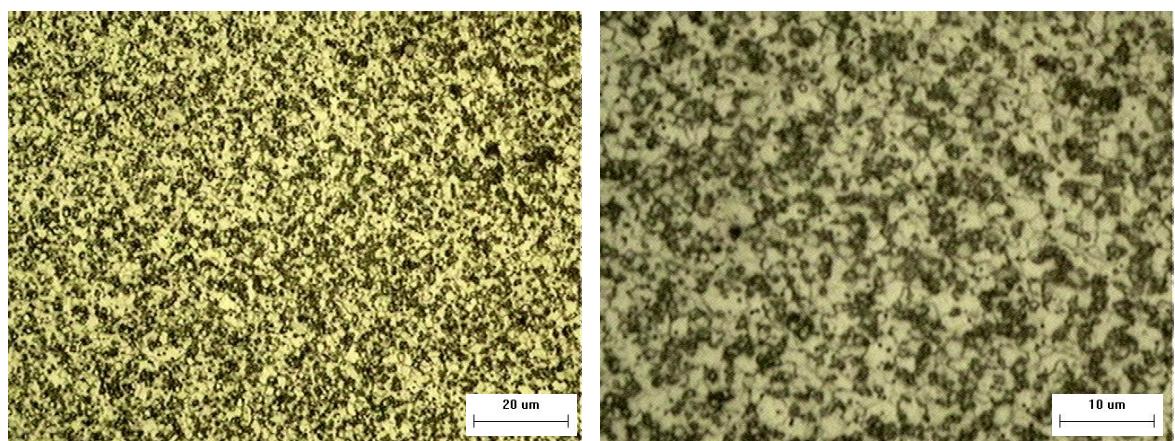
圖 4-5 利用等徑轉角擠製法於 200°C 下製備之 AZ80 試片



(a) AZ61 於 200°C 下經 ECAE 八道次後製備之試片

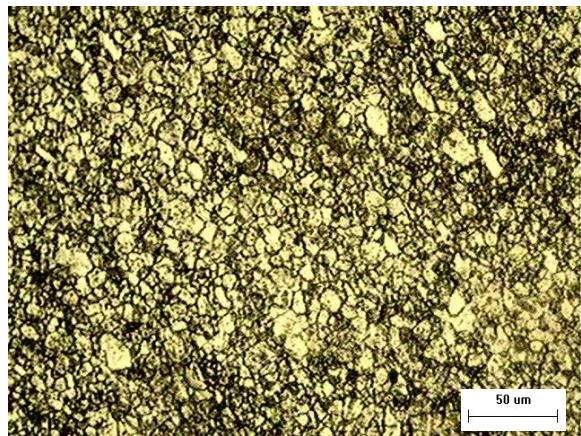


(b) AZ80 於 200°C 下經 ECAE 四道次後製備之試片

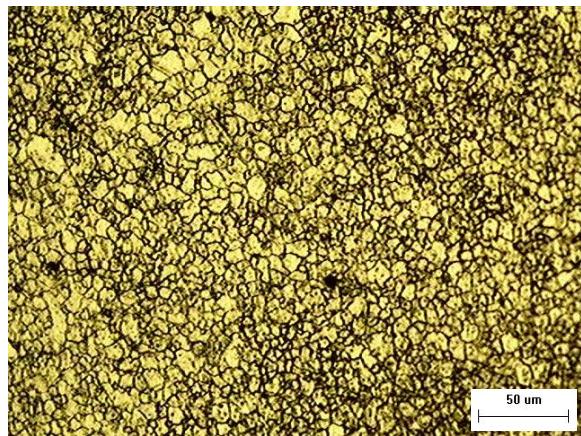


(c) AZ80 於 200°C 下經 ECAE 八道次後製備之試片

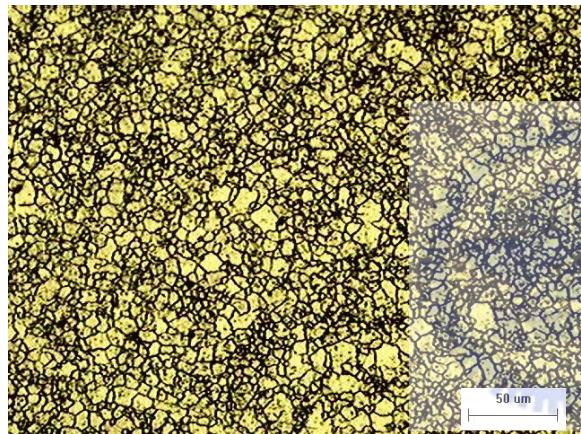
圖 4-6 超細晶粒於高倍率下之金相照片



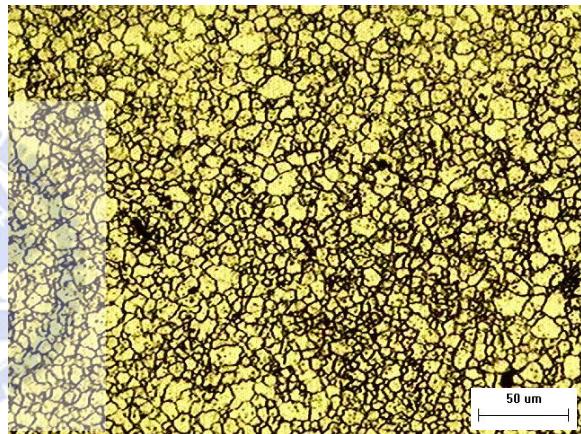
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

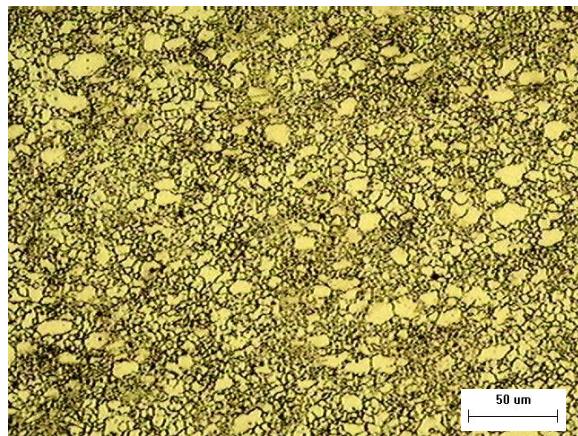


(c) 經 ECAE 四道次

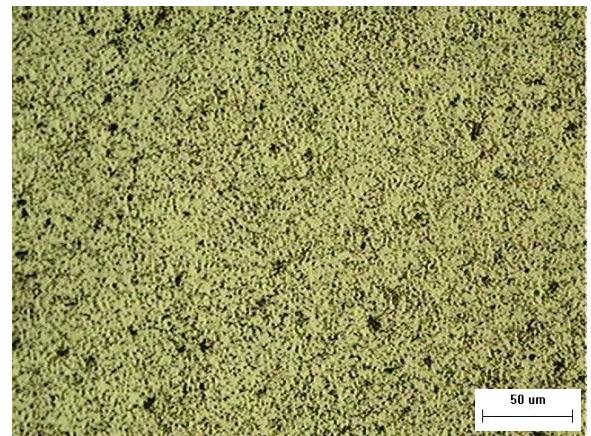


(d) 經 ECAE 八道次

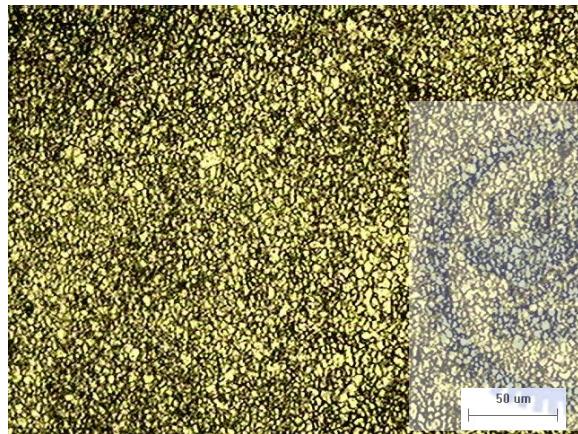
圖 4-7 利用等徑轉角擠製法於 250°C 下製備之 AZ61 試片



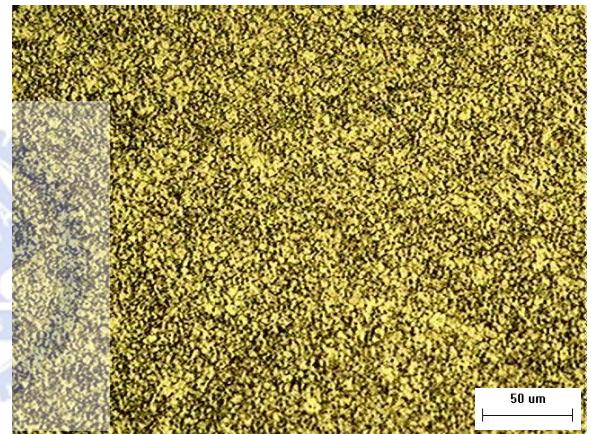
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

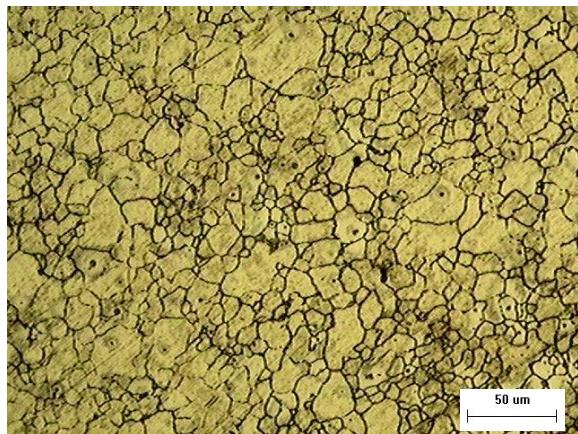


(c) 經 ECAE 四道次

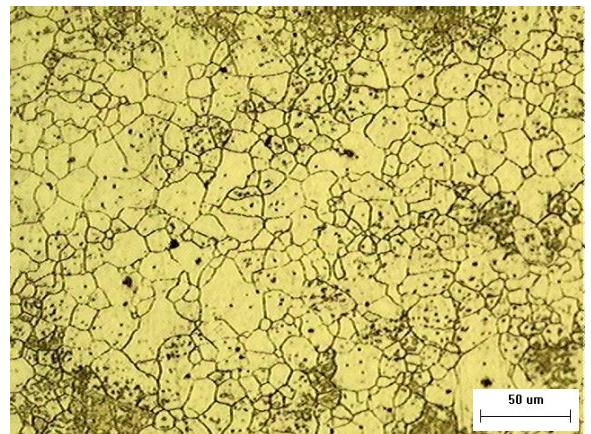


(d) 經 ECAE 八道次

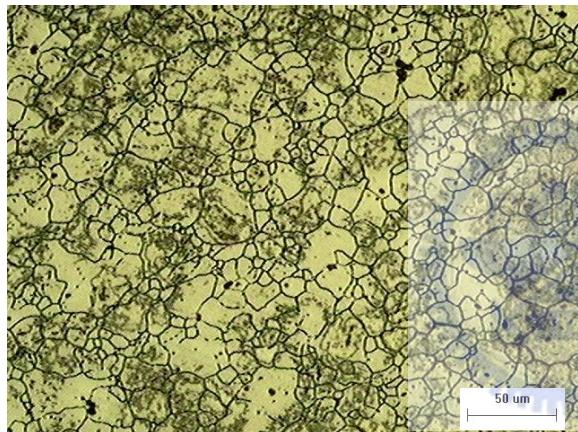
圖 4-8 利用等徑轉角擠製法於 250°C 下製備之 AZ80 試片



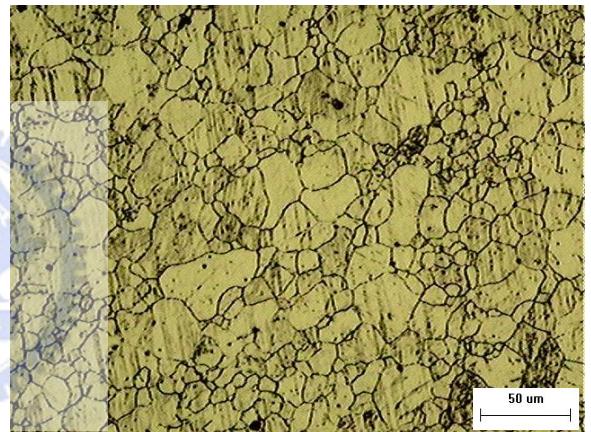
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

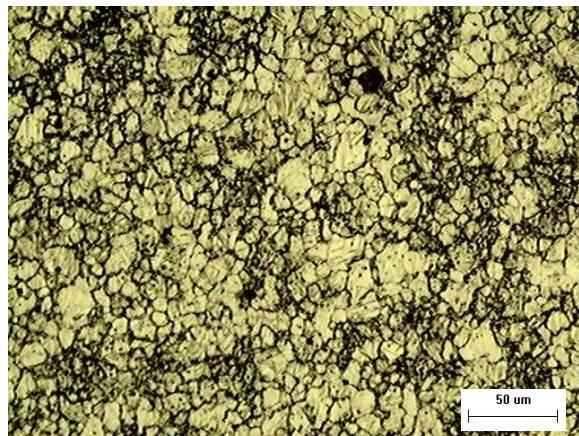


(c) 經 ECAE 四道次

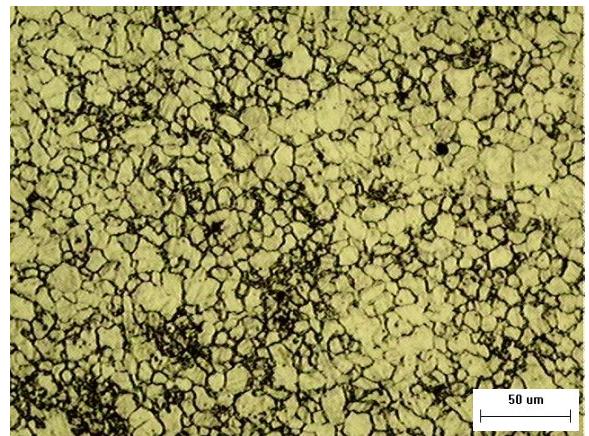


(d) 經 ECAE 八道次

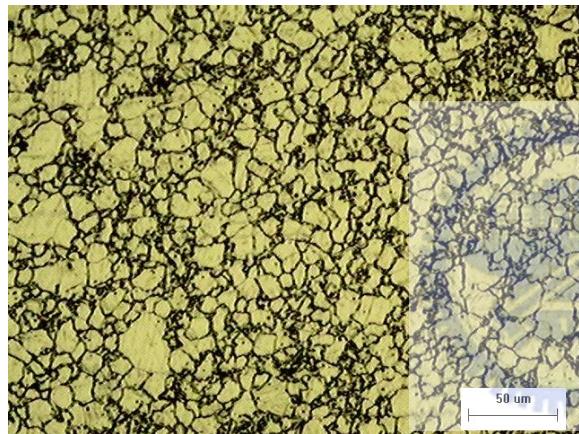
圖 4-9 利用等徑轉角擠製法於 300°C 下製備之 AZ61 試片



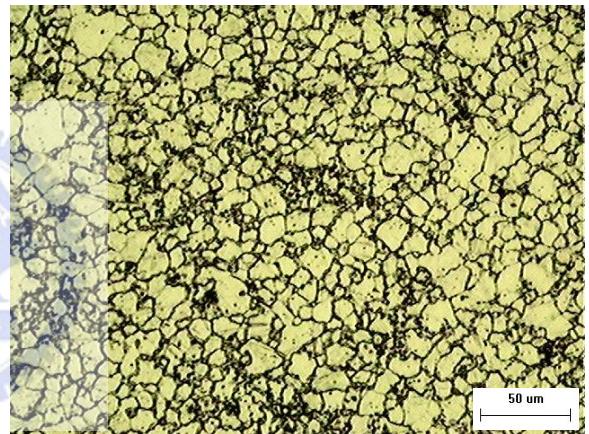
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次



(c) 經 ECAE 四道次



(d) 經 ECAE 八道次

圖 4-10 利用等徑轉角擠製法於 300°C 下製備之 AZ80 試片

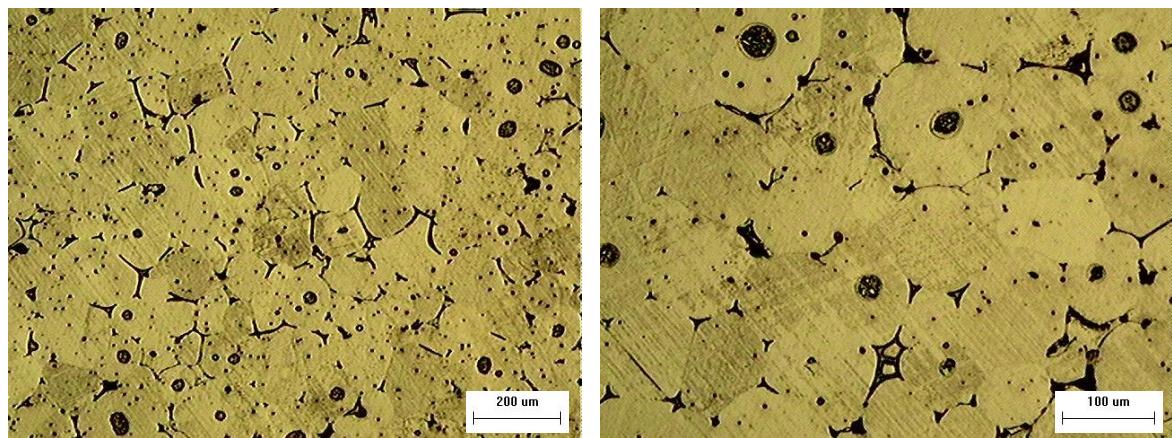


圖 4-11 AZ61 原素材於半固態溫度(560°C)下之顯微組織

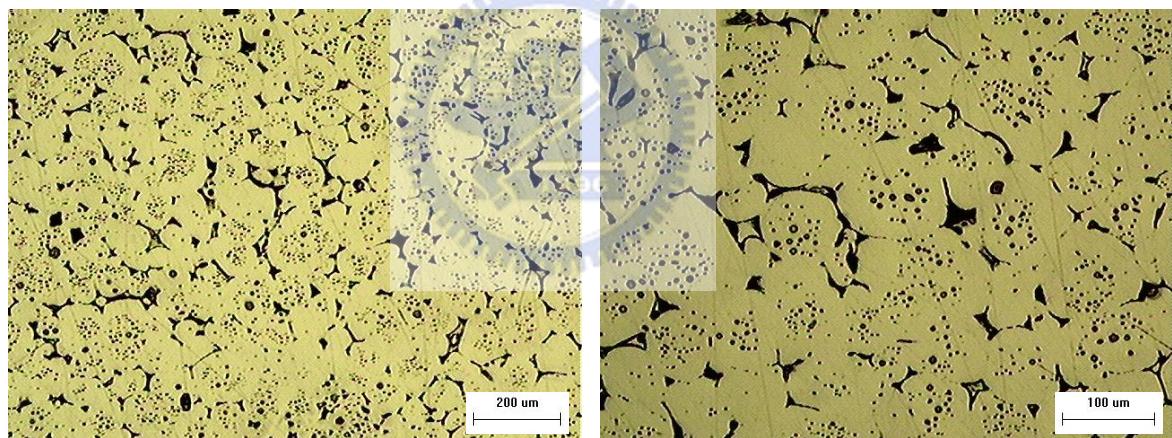


圖 4-12 AZ80 原素材於半固態溫度(540°C)下之顯微組織

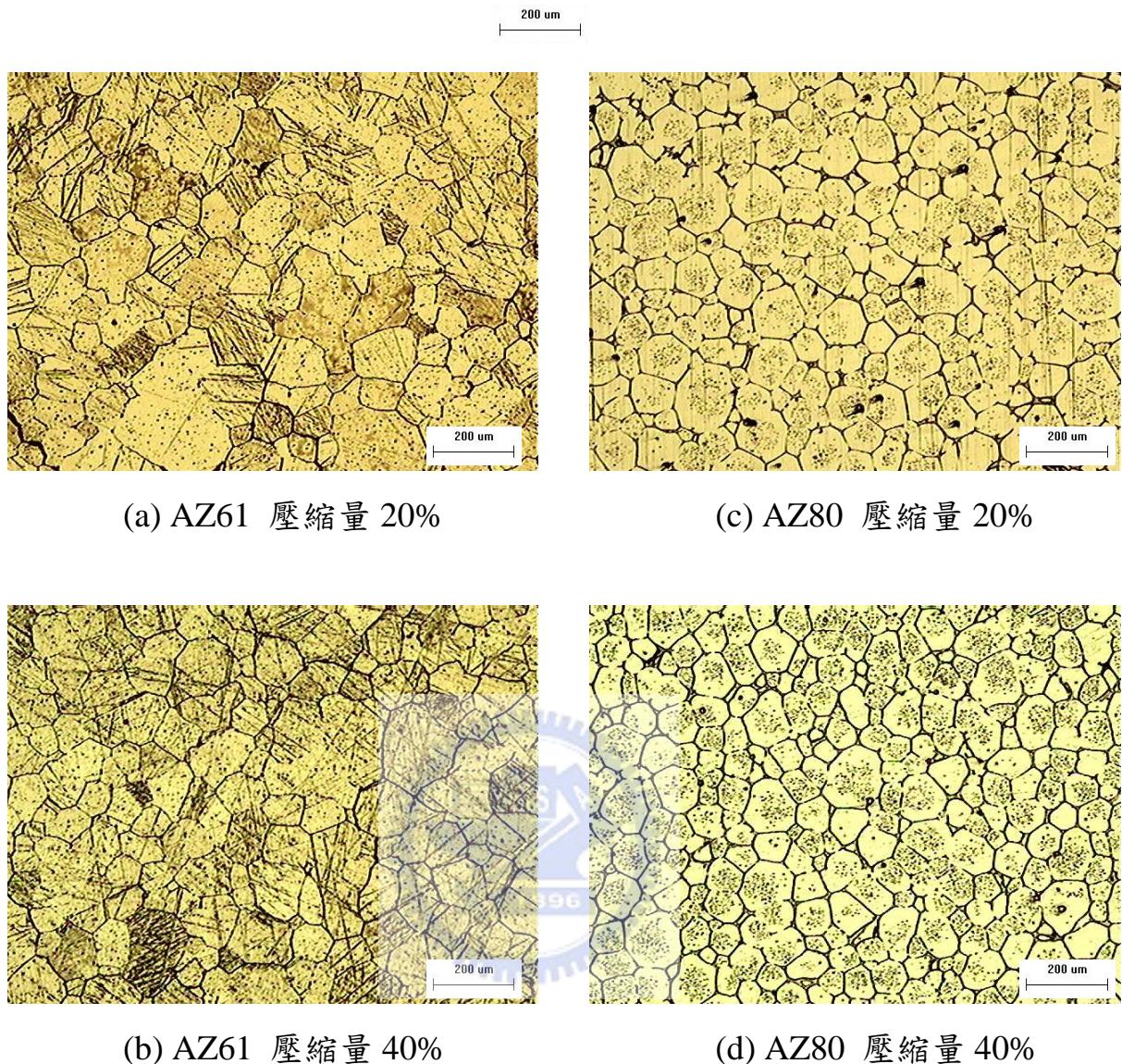
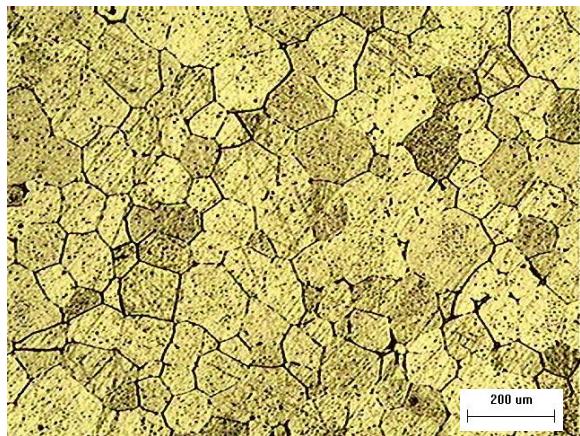
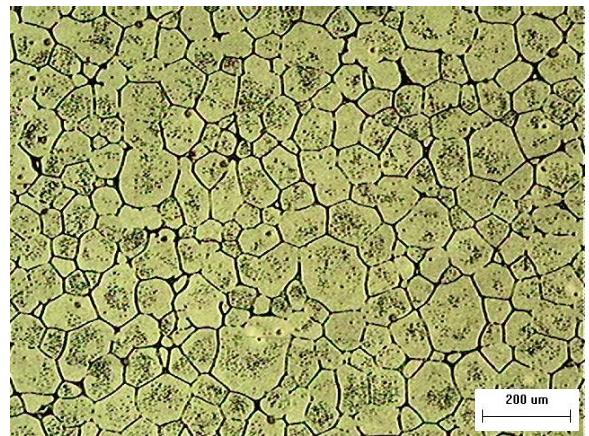


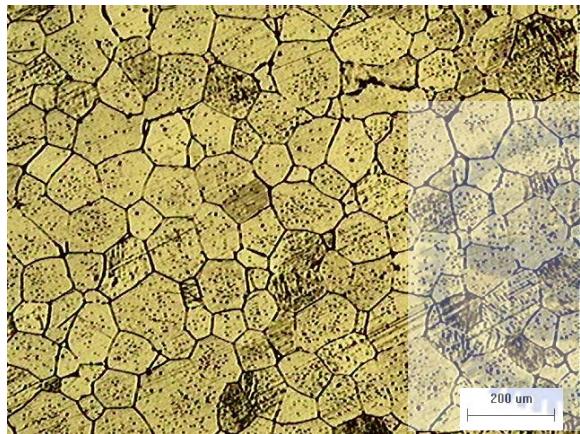
圖 4-13 利用傳統 SIMA 法(200°C)製備之試片半固態下顯微結構



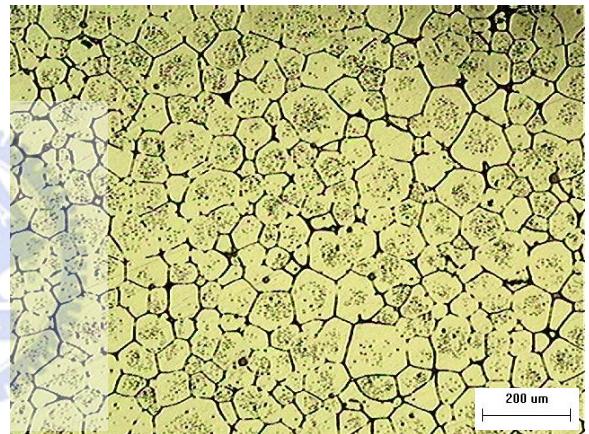
(a) AZ61 壓縮量 20%



(c) AZ80 壓縮量 20%

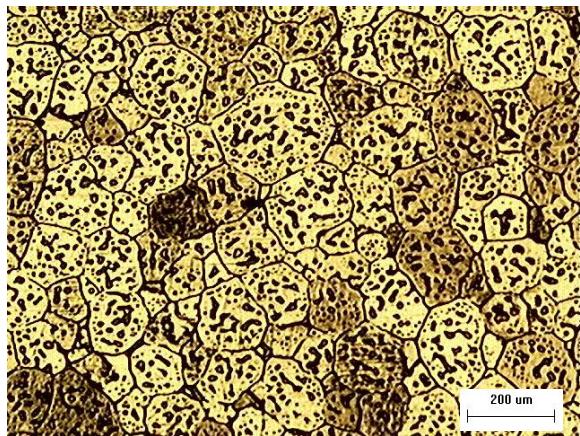


(b) AZ61 壓縮量 40%

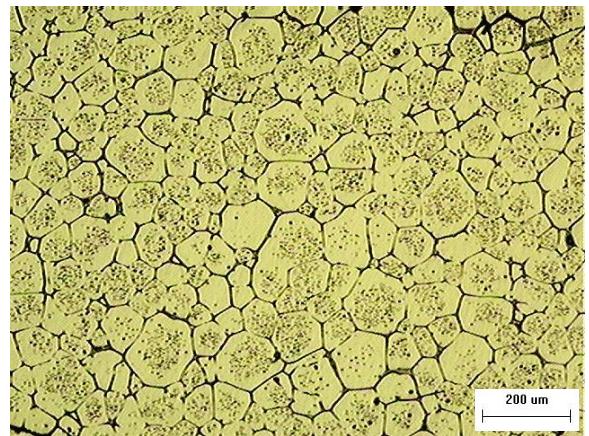


(d) AZ80 壓縮量 40%

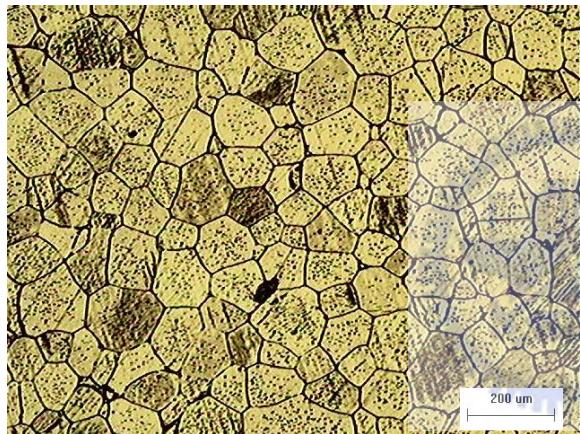
圖 4-14 利用傳統 SIMA 法(250°C)製備之試片半固態下顯微結構



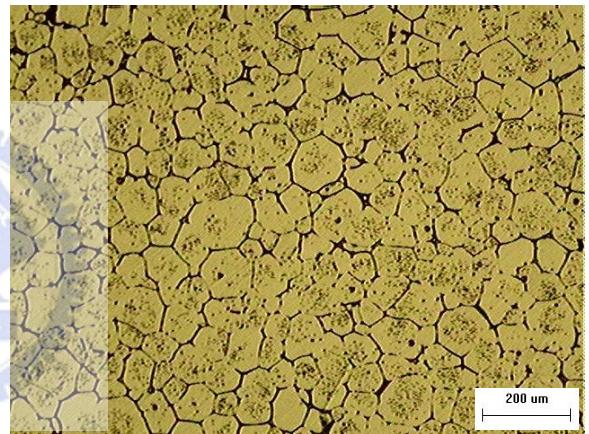
(a) AZ61 壓縮量 20%



(c) AZ80 壓縮量 20%

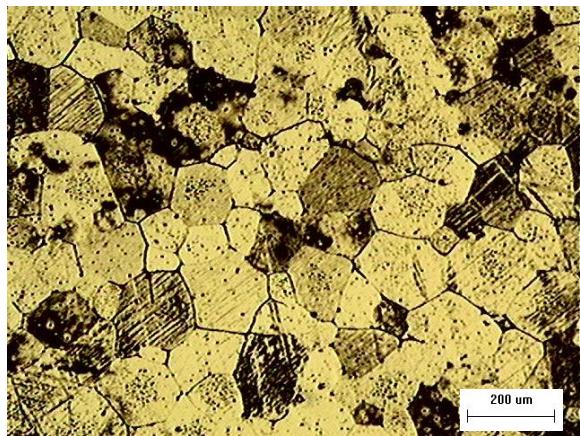


(b) AZ61 壓縮量 40%

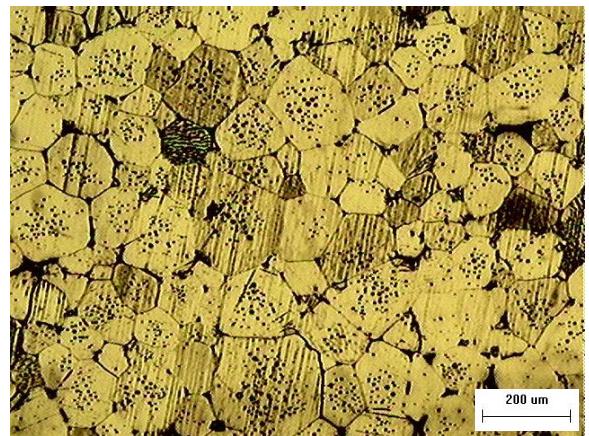


(d) AZ80 壓縮量 40%

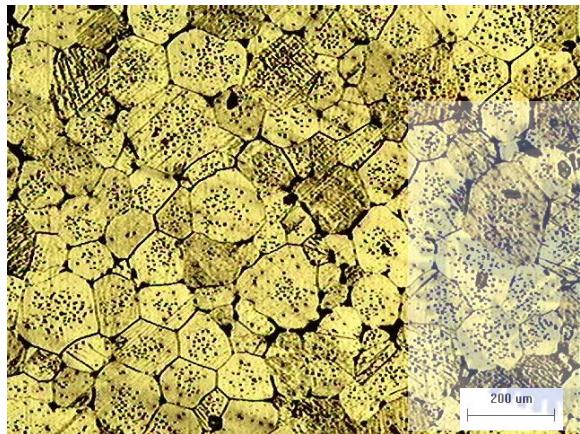
圖 4-15 利用傳統 SIMA 法(300°C)製備之試片半固態下顯微結構



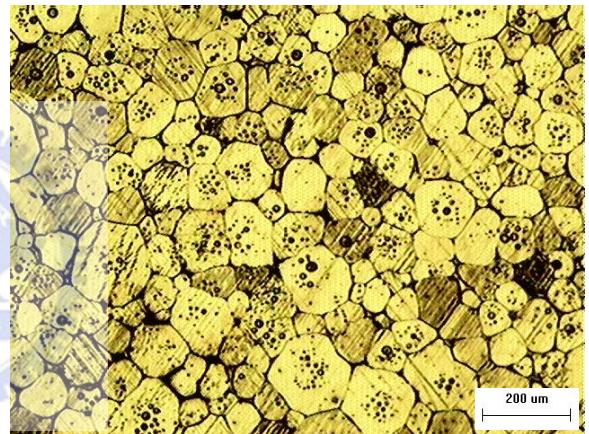
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

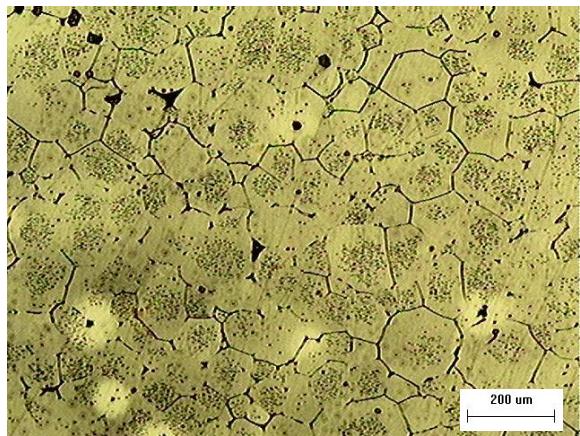


(c) 經 ECAE 四道次

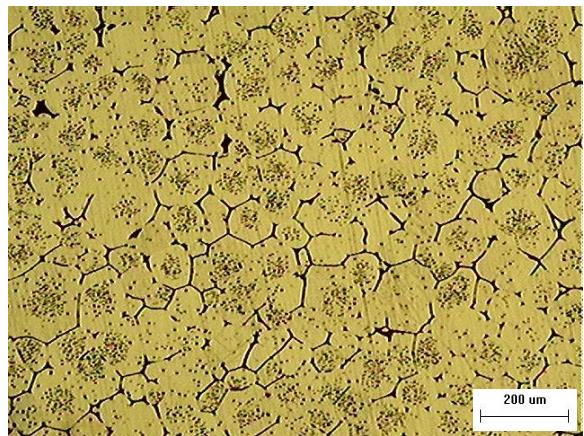


(d) 經 ECAE 八道次

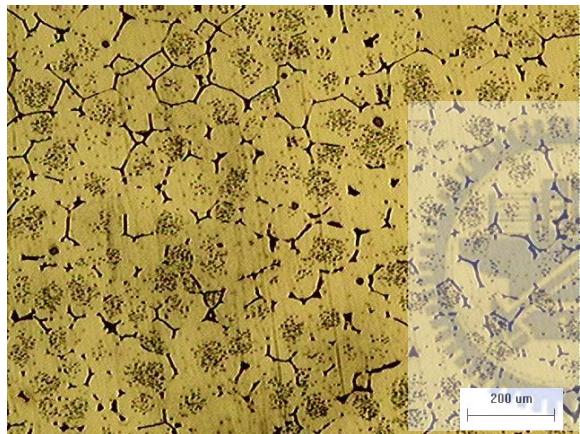
圖 4-16 利用 ECAE (200°C) 製備 AZ61 試片之半固態顯微結構



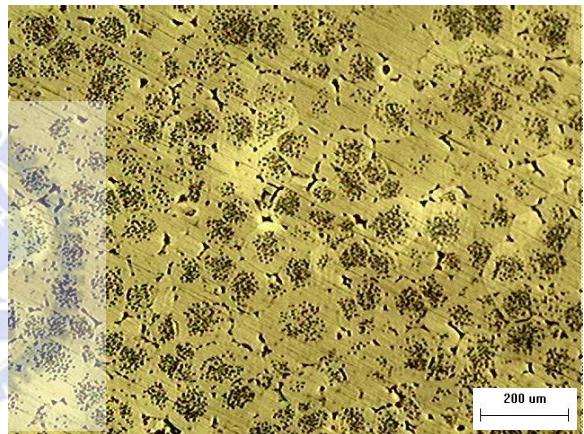
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

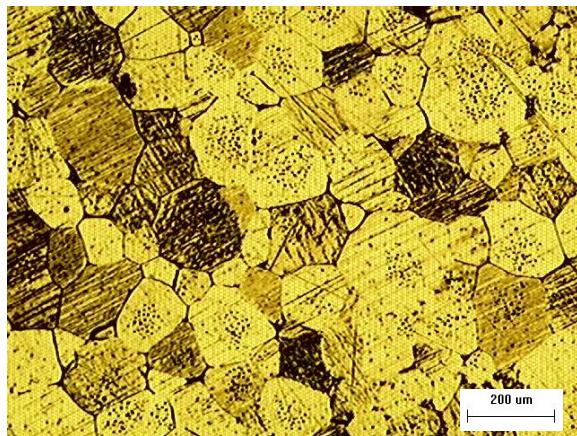


(c) 經 ECAE 四道次

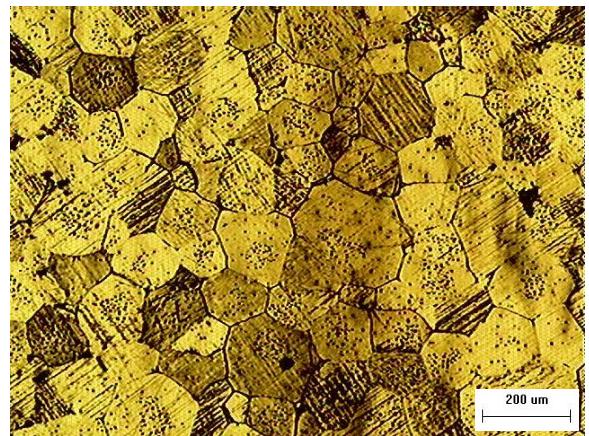


(d) 經 ECAE 八道次

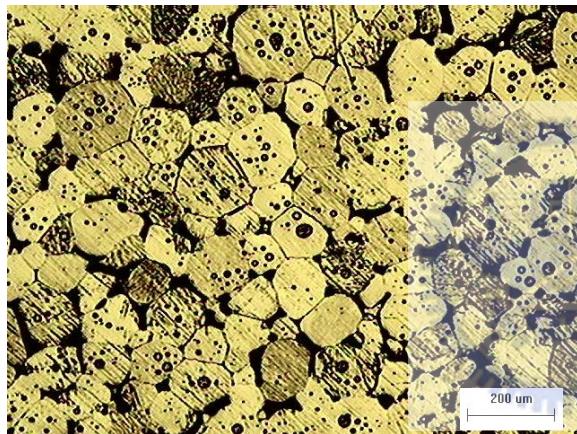
圖 4-17 利用 ECAE (200°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構



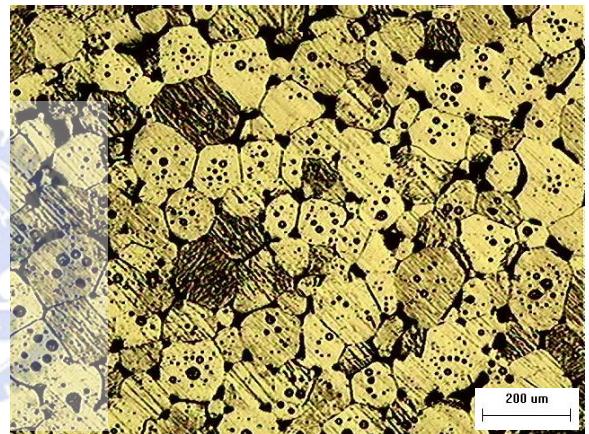
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

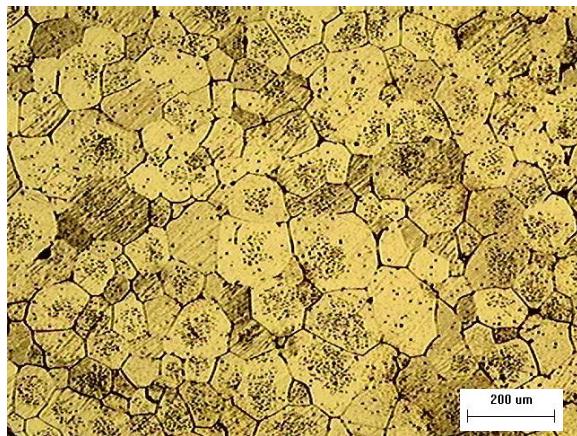


(c) 經 ECAE 四道次

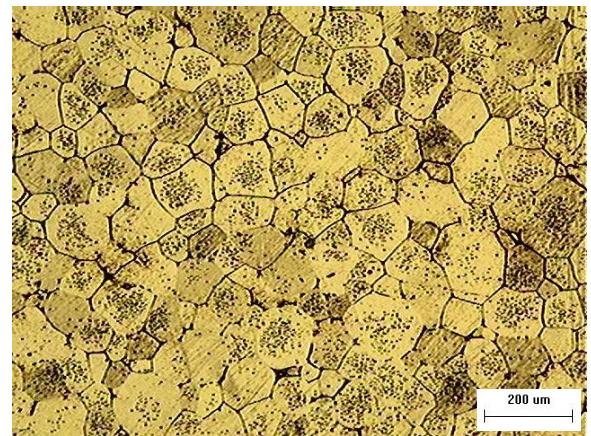


(d) 經 ECAE 八道次

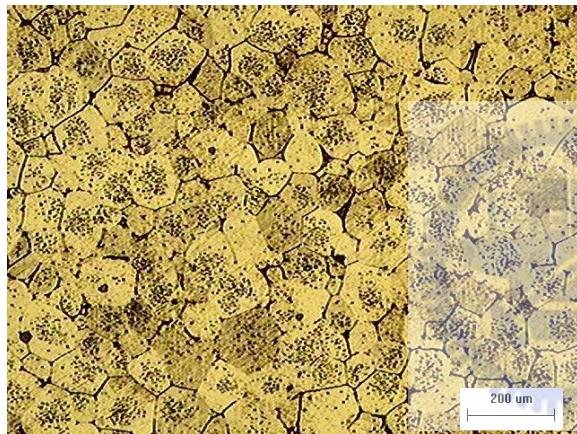
圖 4-18 利用 ECAE (250°C) 製備 AZ61 試片之半固態顯微結構



(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

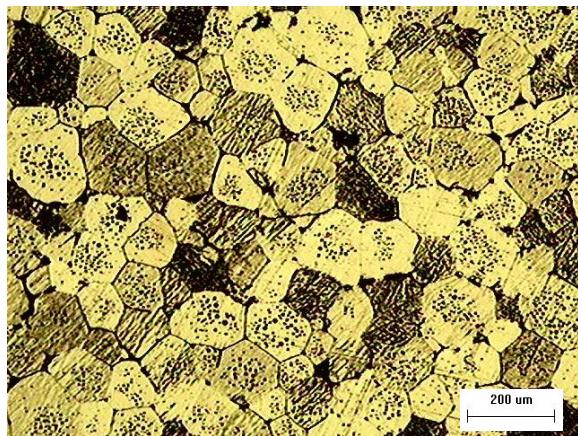


(c) 經 ECAE 四道次

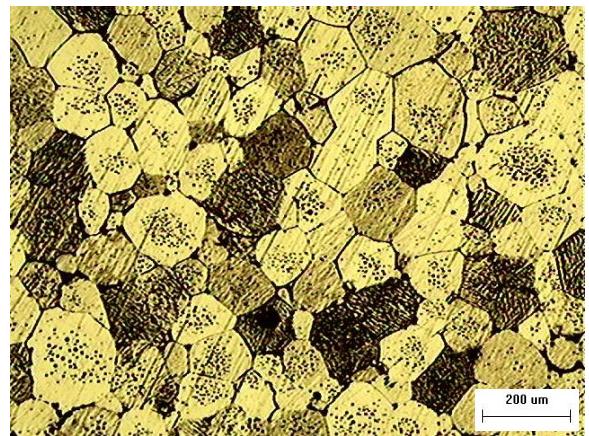


(d) 經 ECAE 八道次

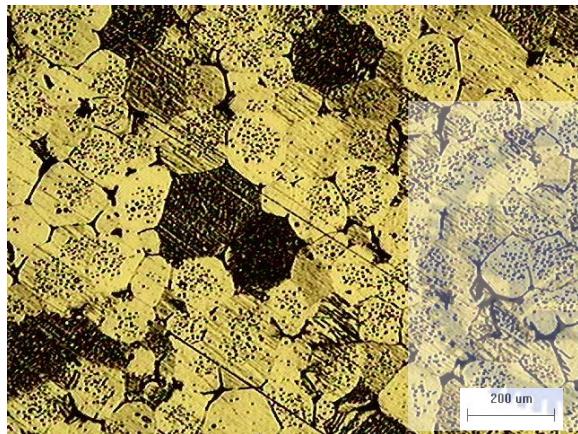
圖 4-19 利用 ECAE (250°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構



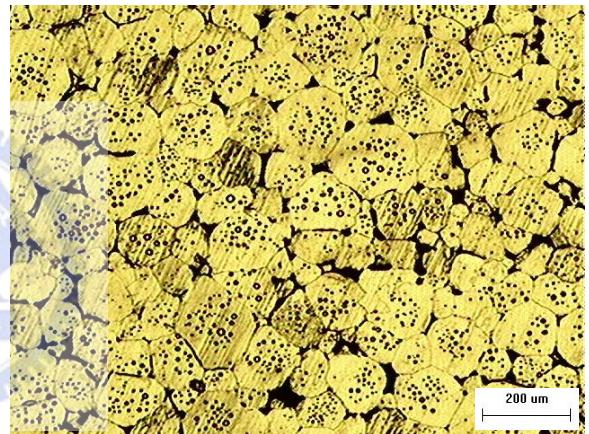
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

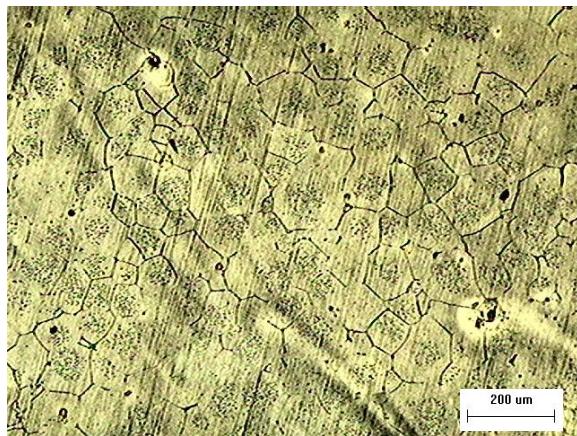


(c) 經 ECAE 四道次

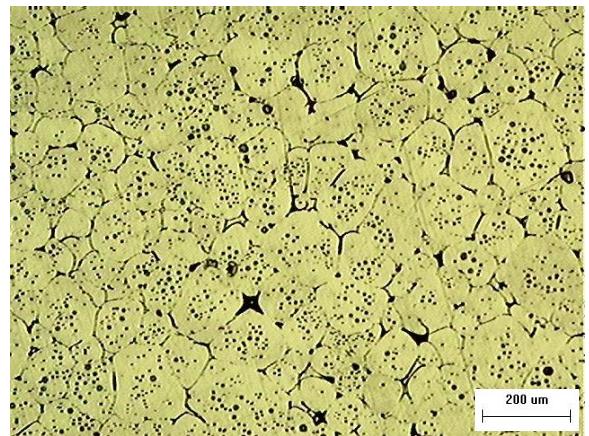


(d) 經 ECAE 八道次

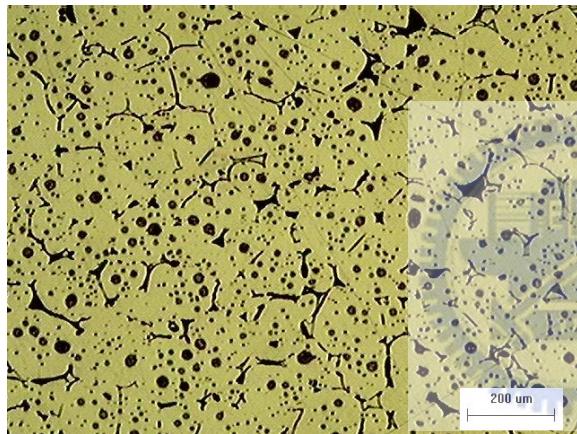
圖 4-20 利用 ECAE (300°C) 製備 AZ61 試片之半固態顯微結構



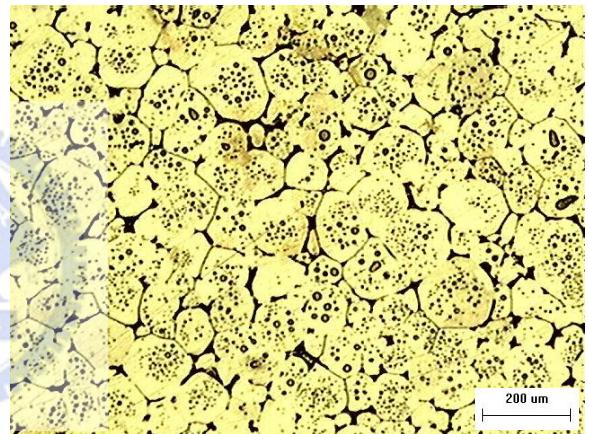
(a) 經 ECAE 一道次



(b) 經 ECAE 兩道次

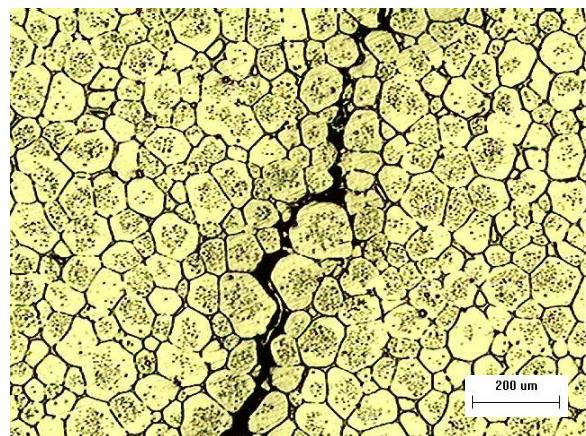


(c) 經 ECAE 四道次



(d) 經 ECAE 八道次

圖 4-21 利用 ECAE (300°C) 製備 AZ80 試片之半固態顯微結構



(a) 液相金屬聚集產生之裂縫



(b) 試片尺寸大小的改變



(c) 晶粒尺寸大小極為不均

圖 4-22 傳統 SIMA 法製備試片之缺點

五、結論與未來展望

5.1 結論

本研究是以鎂合金AZ61、AZ80為實驗材料，比較傳統SIMA製程與利用大量塑性變形法之改良式SIMA製程所製備之觸變鑄造用半固態胚料性質，藉由觀察金相組織的方式，來討論其在半固態溫度下具有的特性。總結實驗的結果可以歸納如下：

1. 利用傳統SIMA製程，壓縮後的試片形狀會改變，無法重複累積應變，造成在300°C溫度範圍內無法利用再結晶的方法來細化晶粒。
2. 傳統SIMA製程隨著冷作加工壓縮量的增加，晶粒尺寸有下降的趨勢，而晶粒球化的效果也越顯著，在晶界的地方也明顯有液相存在，具有我們所要求的半固態胚料性質。
3. 傳統SIMA製程雖然可得到具良好球狀晶的胚料，但同時會產生液相組織聚集所造成的裂縫、晶粒大小分佈差異太大等問題。
4. 利用等徑轉角擠製，可確實細化晶粒至數十 μm 到數 μm 的範圍內。但需注意擠製溫度不可太高，會造成晶粒成長過快，反而使晶粒粗化的結果。
4. 利用等徑轉角擠製的改良式SIMA製程，在擠製溫度200°C、道次八次的參數下，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，並不適用。

5.2 未來展望

本研究是從金相觀察的角度，去了解不同製程所製備之鎂合金半固態胚料性質差異，未來應搭配後段加工製程之實驗，以印證我們所製備之胚料，的確能實際應用在半固態加工製程上，而若有實際成品的話，也可進一步探討經半固態製程製造出的成品機械性質及缺陷分析，這樣可提出一些較佳的加工組合條件，提供業界未來發展半固態加工之參考與依據。

另外我們這次研究所使用的等徑轉角擠製方法，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，若合金性質對溫度較為敏感，則會影響實驗結果。未來應從模具的改良著手，使整個製程能夠連續進行，不但節省時間也更能達到原先設計的效果。

參考文獻

- [1] 邱垂泓，楊智超，「鎂合金成型技術之發展趨勢」，工業材料雜誌，174期，pp.84-88，90年6月。
- [2] 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。
- [3] 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.
- [4] H. Proffit, "Magnesium and Magnesium Alloys", ASM Handbook 9th edition, Vol. 2, ASM International, 1989.
- [5] C. H. Caceres, C. J. Davidson, J. R. Griffiths, C. L. Newton, "Effects of solidification rate and ageing on the microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy", Materials Science and Engineering, A325, pp.344-355, 2002.
- [6] C. Shaw and H. Jones, "The contributions of different alloying additions to hardening in rapidly solidified magnesium alloys", Materials Science and Engineering, A226-228, pp. 856-860, 1997.
- [7] 小島陽等編著，マグネシウム技術便覽，力ロス出版株式會社，日本，2000。
- [8] E. Cerri, M. Cabibbo and E. Evangelista, "Microstructural evolution during high-temperature exposure in a thixocast magnesium alloy", Materials Science and Engineering, A333, pp.208-217, 2002.
- [9] 陳信宏，「鎂合金薄板沖壓成型性之研究」，國立台灣大學，碩士論文，民國91年。
- [10] M. P. Kenney, et al., "Semisolid Metal Casting and Forging", Metals Handbook, 9th edition, vol. 15, ASM, 1988.

- [11] P. A. Joly, R. Mehrabian, "The rheology of a partially solid alloy", Journal of Materials Science, vol. 11, pp.1393-1418, 1976.
- [12] M. C. Flemings, R. G. Riek, K. P. Young, "Rheocasting", Materials Science and Engineering, 25, pp.103-117, 1976.
- [13] M. C. Flemings, "Behavior of metal Alloys in the semisolid state", Metallurgical Transactions A, vol. 22A, pp.957-981, 1991.
- [14] D. H. Kirkwood, "Semisolid metal processing", International Materials Reviews, vol. 39, pp.173-189, 1994.
- [15] J. C. Gebelin, M. Suery, D. Favier, "Characterisation of the rheological behaviour in the semi-solid state of grain-refined AZ91 magnesium alloys", Materials Science and Engineering, A272, pp.134-144, 1999.
- [16] A. R. A. Mclelland, et al., "Anomalous rheological behavior of semi-solid alloys slurries at low shear rates", Materials Science and Engineering, A232, pp.110-118, 1997.
- [17] 木內學, 「半熔融・半凝固加工 21 世紀展望」, 塑性と加工, vol. 35, 1994。
- [18] 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, 198 期, p.102-113, 92 年 6 月。
- [19] K. P. Young, et al., "Fine grained metal composition", United States Patent 4415374.
- [20] G. Neite, et al., Materials Science and Technology, Vol. 8 VCH (1996), pp.113.
- [21] J. A. Chapman, D. V. Wilson, J. Inst. Metals, 91 (1962-63), pp.35.
- [22] R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev and I. V. Alexandrov, "Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation", Progress in Materials Science, 45, pp.103-189, 2000.
- [23] A. Korbel, M. Richert, "Formation of shear bands during cyclic deformation of aluminum", Acta Metall., vol.33, pp.1971-1978, 1985.

- [24] M. Mabuchi, K. Kubota, K. Higashi, Mater. Trans. JIM, vol. 36, pp.1249, 1995.
- [25] R. B. Schwarz, W. L. Johnson, Phys. Rev. Lett., vol.51, pp.415, 1983.
- [26] J. Y. Huang, Y. T. Zhu, T. C. Lowe, Acta Mater., vol.49, pp.1497, 2001.
- [27] I. Saunders, J. Nutting, "Deformation of metals to high strains using combination of torsion and compression", Metal Science, vol.18, pp.571-575, 1984.
- [28] U. Andrade, M. A. Meyers, K. S. Vecchio, A. H. Chokshi, "Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper", Acta Metall. Mater., vol.42, pp.3183-3195, 1994.
- [29] V. M. Segal, "Materials processing by simple shear", Mater. Sci. and Eng., A197, pp.157, 1995.
- [30] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T. G. Langdon, "The process of grain refinement in equal-channel angular pressing", Acta Mater., vol.46, pp.3317-3331, 1998.
- [31] M. Furukawa, Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T. G. Langdon, "The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing", Materials Science and Engineering: A, vol.257, pp.328-332, 1998.
- [32] J. Jiang, S. 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.
- [33] Y. B. Song, K. T. Park, C. P. Hong, "Recrystallization behavior of 7175 Al alloy during modified strain-induced melt-activated (SIMA) Process", Materials Transactions, vol. 47, pp.1250-1256, 2006.