

國立交通大學

機械工程學系

碩士論文

6061 鋁合金半固態變形特性及顯微組織變化之
研究

Study of Deformation Behavior and the Variations of Microstructures of

6061 Aluminum Alloy in the Semi-Solid State

研究生：蕭國賢

指導教授：徐瑞坤 教授

中華民國一百零二年九月

6061 鋁合金半固態變形特性及顯微組織變化之研究

**Study of Deformation Behavior and the Variations of
Microstructures of 6061 Aluminum Alloy in the Semi-Solid State**

研究生：蕭國賢

Student : Kuo-Hsien Hsiao

指導教授：徐瑞坤

Advisor : Ray-Quan Hsu



Mechanical Engineering

Sep. 2013

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國一百零二年九月

6061 鋁合金半固態變形特性及顯微組織變化之研究

研究生：蕭國賢

指導教授：徐瑞坤

國立交通大學機械工程學系碩士班

摘要

半固態成形技術可以改善以往鍛造有殘留應力及鑄造有氣孔、夾渣的缺點，製造出無孔洞的成品、排除殘留應力、且成形速度快以及能得到更好的機械性質。此技術主要可以分為兩個階段實施，第一階段是準備半固態成形用胚料，第二階段是將胚料升溫至半固態下進行成形加工。

本實驗是使用大量塑性變形法中的等徑轉角擠製法來製作半固態成形用胚料，使胚料產生超細晶粒且升溫至半固態下能具有球狀晶的結構。

本研究主要探討在半固態溫度下 6061 鋁合金的變形特性及顯微組織變化情形，利用高週波感應加熱設備對試片進行升溫及持溫，觀察試片在半固態持溫時顯微組織的變化，以及利用壓縮試驗，比較原素材及經等徑轉角擠製之試片其成形性的差異。

實驗結果顯示晶粒尺寸及形狀因子皆對壓縮結果是有較大的影響。較小的晶粒尺寸及較佳的形狀因子能讓試片在壓縮過程中固液相呈現均勻的分佈，可以有效地保持試片壓縮時的完整性，且成形負荷低，是有利於半固態成形的。

關鍵字：6061 鋁合金、等徑轉角擠製、顯微結構、半固態成形、形狀因子

Study of Deformation Behavior and the Variations of Microstructures of 6061 Aluminum Alloy in the Semi-Solid State

Student : Kuo-Hsien Hsiao

Advisor : Dr. Ray-Quen Hsu

Department of Mechanical Engineering

National Chiao Tung University

ABSTRACT

The technique of Semi-Solid Metal Forming can decrease residual stress during forging and avoid producing products with air pockets and slag in casting. Semi-Solid Metal Forming further reduces the cost in forming time and ensures better mechanical properties. This process is divided into two stages. The first stage is to prepare the billets for forming. In the second stage, the billets are heated to the semi-solid state and then proceed to forming process.

The experimental method, Equal Channel Angular Extrusion, is adopted to produce the billets. By conducting this method, billets produce ultrafine-grain and spherical grains in the semi-solid state.

In this study, the deformation behavior and the variations of microstructures of 6061 Aluminum Alloy in the semi-solid state were discussed. Changes of microstructures were observed by heating and isothermal holding by the High Frequency Induction Heating System. Also, we compared the differences in formability between Al-6061 Alloy and ECAE Al-6061 Alloy by compression tests.

The result indicated that grain size and shape factor have significant effect on the compression results. The solid-liquid state was found in a uniform distribution found from smaller grain size and better shape factor. This has benefit on maintaining the integrity of billets and decreasing the load during the compression. Therefore, grain size and shape factor are beneficial to semi-solid forming.

Keywords : Aluminum 6061 Alloy, Equal Channel Angular Extrusion, Microstructure, Semi-Solid forming, Shape Factor

誌謝

時光飛逝，碩士兩年的時間一轉眼就到了盡頭，非常感謝徐瑞坤指導教授的悉心指導，教導我們作研究的方法以及態度，且當我們遇到問題的時候也會給予我們許多建議，讓我們能夠順利的解決問題。也非常的感謝口試委員洪景華教授、陳仁浩教授對我論文上的指導及建議，讓我的論文得以更加完善。

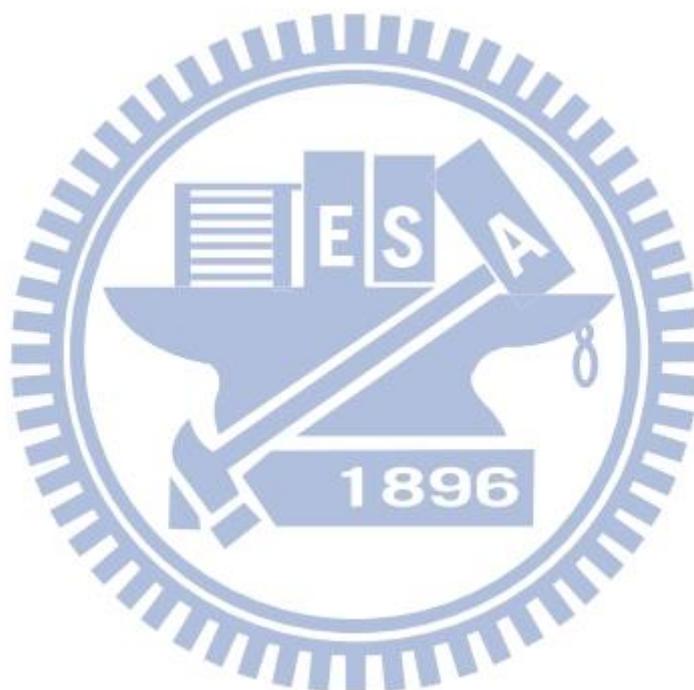
感謝梁達嵐、江維堂、黃宣諭、葉人瑜、李艾聰、張洪誌、吳偉仁等學長在實驗上的幫助，指導我研究中不足的地方以及幫助我解決實驗上遇到的困難，也很感謝實驗室的同學們曾炫凱、林治濤、劉佳文在碩士班的兩年裡在課業上及研究上互相幫助，一起度過碩士班兩年的生活，也感謝學弟李俊賢、葉陳懋、王啟龍、邱祺文陪我度過碩二這一年。因為有大家在，才能讓我擁有兩年美好的回憶，謝謝各位EE407 成形技術實驗室的學長、學弟們。

最後要感謝我的家人和我的朋友們，感謝爸媽 20 多年來的付出及支持，讓我在求學的時候可以無牽無掛，感謝哥哥姊姊們讓我可以吃到很多不用錢的美食，感謝朋友們讓我的生活充滿著歡樂，還有感謝筱純對我的支持及陪伴，讓我能順利的完成學業，謝謝你們。

目錄

摘要.....	i
ABSTRACT.....	ii
誌謝.....	iii
目錄.....	iv
表目錄.....	vi
圖目錄.....	vii
第一章 序論.....	1
1-1 研究背景.....	1
1-2 研究動機與目的.....	3
第二章 文獻回顧.....	9
2-1 鋁合金特性.....	9
2-2 半固態成形原理.....	10
2-3 半固態成形技術.....	12
2-4 半固態成形胚料之製造方法.....	13
2-4-1 應變導引熔漿活化法.....	13
2-5 大量塑性變形法.....	15
2-5-1 等徑轉角擠製法.....	16
2-6 半固態成形用胚料之顯微組織變化.....	18
2-7 半固態胚料之適用性.....	20
2-8 對鎂合金胚料之研究沿革.....	22
第三章 實驗方法與流程.....	32
3-1 實驗材料.....	32
3-2 實驗設備.....	33
3-3 實驗步驟.....	34
3-3-1 等徑轉角反覆擠製.....	34
3-3-2 半固態持溫時間參數壓縮試驗.....	36
3-3-3 半固態持溫時間參數實驗.....	37
3-3-4 顯微組織觀察及分析.....	38
第四章 實驗結果與討論.....	47
4-1 實驗用試片之顯微組織.....	47
4-2 持溫時間對半固態顯微組織之影響.....	48
4-2-1 比較不同儀器設備之實驗差異.....	49
4-3 半固態壓縮試驗.....	51
4-3-1 壓縮試片的外觀觀察.....	52
4-3-2 壓縮試片金相顯微組織觀察.....	54

4-3-3 壓縮曲線數據	56
第五章 結論與未來展望	81
5-1 結論	81
5-2 未來展望	82
參考文獻	84



表目錄

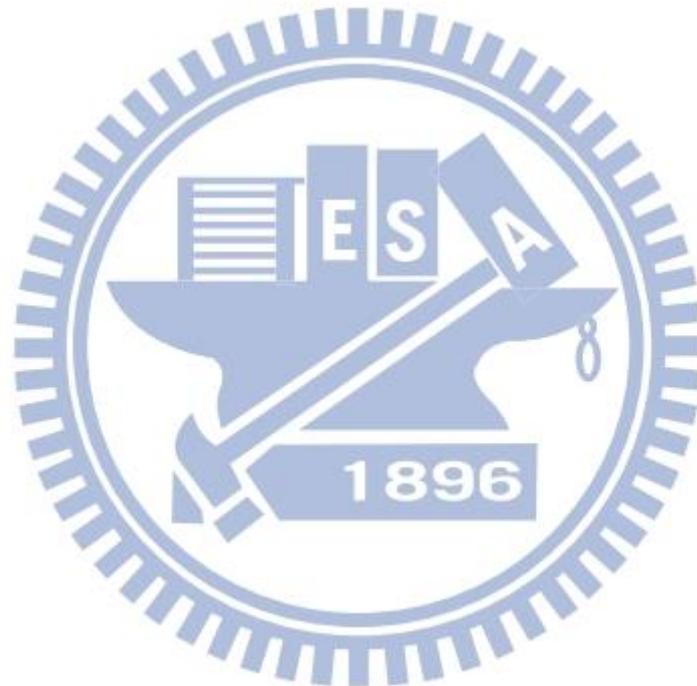
表 2-1 鋁合金代號	25
表 2-2 鋁合金熱處理代號	25
表 2-3 等徑轉角擠製之各不同路徑的旋轉角度[28]	26
表 2-4 本實驗室半固態成形用胚料研究沿革	26
表 3-1 6061 鋁合金化學成分	40
表 3-2 6061 鋁合金材料特性	40
表 3-3 半固態持溫時間實驗參數	41
表 3-4 日本半固態持溫時間參數實驗	41
表 4-1 605°C 不同持溫時間參數原素材與 ECAE 試片前後段之數據	58
表 4-2 日本實驗於 5s、30s、60s 持溫時間原素材與 ECAE 試片前後段之數據	59
表 4-3 605°C 不同持溫時間參數原素材與 ECAE 試片前後段壓縮試驗結果 ..	60



圖目錄

圖 2-1 金屬半固態溫度下的流動應力[4]	27
圖 2-2 機械式攪拌 (a)打蛋式 (b)螺旋槳式[6].....	27
圖 2-3 (a)樹枝狀晶 (b)球狀晶[3].....	28
圖 2-4 半固態之球狀晶粒變形機制[4]	28
圖 2-5 半固態觸變鑄造之製程流程圖[29]	29
圖 2-6 鎂合金射出成形製程 [10].....	29
圖 2-7 等徑轉角擠製示意圖[28].....	29
圖 2-8 AlSi7Mg Alloy 經電磁攪拌後之顯微組織 (a)鑄塊中心 (b)鑄塊表面[15]30	
圖 2-9 等溫度不同持溫時間下形狀因子的變化曲線[17]	30
圖 2-10 金屬在半固態溫度成形時固液相分離之情形[4]	31
圖 3-1 實驗流程圖	42
圖 3-2 連續式六向等徑轉角反覆擠製機具	42
圖 3-3 連續式六向等徑轉角反覆擠製模具	43
圖 3-4 高週波感應加熱設備	43
圖 3-5 高溫高速多段壓縮實驗裝置	44
圖 3-6 等徑轉角擠製用胚料	46
圖 3-7 實驗用試片	46
圖 3-8 ECAE 實驗用試片前、後段	46
圖 4-1 鋁鎂矽合金相圖[32]	61
圖 4-2 原素材試片之顯微組織	61
圖 4-3 ECAE 試片之顯微組織	61
圖 4-4 原素材試片在 605°C 不同持溫時間參數下之顯微組織	62
圖 4-5 ECAE 試片前段在 605°C 不同持溫時間參數下之顯微組織	63
圖 4-6 ECAE 試片後段在 605°C 不同持溫時間參數下之顯微組織	64
圖 4-7 605°C 不同持溫時間參數原素材與 ECAE 前後段試片之數據圖	65
圖 4-8 使用非平衡 Scheil-Gulliver module 模擬凝固之過程[33]	66
圖 4-9 原素材在 605°C 三種持溫時間參數下之顯微組織	67
圖 4-10 ECAE 前段在 605°C 三種持溫時間參數下之顯微組織	68
圖 4-11 ECAE 後段在 605°C 三種持溫時間參數下之顯微組織	69
圖 4-12 持溫時間參數原素材與 ECAE 前後段試片之日本台灣實驗數據圖	70
圖 4-13 固液相分離情形之示意圖	71
圖 4-14 固液相均勻分佈之示液圖	71
圖 4-15 ECAE 前段 605°C 持溫 5 秒壓縮結果外形完整及顯微組織	72

圖 4-16 ECAE 前段 605°C 持溫 5 秒壓縮結果液相濺出外形卻不碎裂及顯微組織	73
圖 4-17 ECAE 後段 605°C 持溫 30 秒壓縮結果外形完整及顯微組織	74
圖 4-18 ECAE 後段 605°C 持溫 30 秒壓縮結果外形完整但表面有裂痕及顯微組織	75
圖 4-19 ECAE 後段 605°C 下持溫 30 秒壓縮結果外形碎裂及顯微組織	76
圖 4-20 原素材 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之關係圖	78
圖 4-21 ECAE 前段 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之關係圖	78
圖 4-22 ECAE 後段 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之關係圖	79
圖 4-23 原素材 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之曲線前段關係圖	79
圖 4-24 ECAE 前段 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之曲線前段關係圖	80
圖 4-25 ECAE 後段 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之曲線前段關係圖	80



第一章 序論

1-1 研究背景

近年來，全球環保意識抬頭，節能減碳已經成為現今社會很重要的課題之一，而隨著全球經濟不斷的發展，飛機、船舶、汽機車、民生用品及 3C 產品的使用量與日俱增，因此開始使用輕金屬來設計製造產品，而輕金屬的優點有高度的回收性及能製造輕量化的產品，這樣不只能達到節能減碳的訴求，也能對保護地球盡一份心力。

現今使用的輕金屬主要為鋁 Al，比重約 2.7、鎂 Mg，比重約 1.74、鈦 Ti，比重約 4.5；而鎂合金有質輕、美觀、防電子波干擾、耐磨性佳、比強度高優點。輕金屬在工業上已有應用於 3C 產品的外殼及交通運輸工具的零件上，雖然鎂合金具有許多的優點，但在其應用上還是遠遠不及鋁合金，其原因是因為鎂合金的結晶構造為六方最密堆積(Hexagonal Closed Packed, HCP)，導致在室溫下成形性不佳，而且鎂的化學活性很高，在高溫時容易燃燒，在大氣裡將鎂升溫至熔點附近，溫度約 650°C，就會直接產生燃燒的現象，所以將鎂合金用於半固態成形加工上，必須將加熱空間抽真空或填入保護氣體防止鎂合金燃燒，本研究由於現階段設備上的限制，實驗用的材料將使用一樣是輕金屬的鋁合金代替。

鋁比重約 2.7，是為鋼鐵材料的三分之一，熔點約為 660°C，結晶構造

為面心立方體(Face Centered Cubic, FCC)，其熱傳導度約為軟鋼的 3.5 倍，熱膨脹係數約為軟鋼的 2 倍，而鋁的優點有加工容易、美觀、無毒、質輕、耐腐蝕、強度佳、高導電及導熱性等特點，目前已廣泛的應用在汽車、電線電纜、食品包裝、3C 產品、航太工業...等產業上。

現今半固態成形技術(Semi-Solid Metal Forming, SSF)的發展越來越成熟，其技術的優點是可以製造出無孔洞的成品且可以排除鍛造品的殘留應力。半固態成形技術包括以下四種，流變鑄造(Rheo-Casting)、流變射出成形(Rheo-Molding)、觸變鑄造(Thixo-Casting)、觸變射出成形(Thixo-Molding)技術，Thixo-為觸變的意思，係指將材料加熱至半固態在放入模具，Rheo-為流變的意思，係指將材料冷卻至半固態在放入模具裡，兩者較大的差異是一個為加熱，一個為冷卻。其中觸變鑄造製程比其它幾種技術來的簡單，且設備成本也較低，因此在台灣已有商業化上的應用[1]。

半固態成形技術主要可以分為兩個階段，第一階段是製備半固態成形用之胚料，第二階段是將胚料升溫至半固態下再進行成形。半固態成形用之胚料是將材料加熱至半固態溫度後，使其內部晶粒結構要具有非樹枝狀之球狀晶粒，此種晶粒結構具備了較佳的流動性，使材料在半固態熔漿成形時增加其材料的成形性。

有學者提出了導引熔漿活化法(Strain Induced Melt Activation, SIMA)製作半固態成形用之胚料，此製造方法主要是把材料置於再結晶溫度以上

再進行擠製，使材料的晶粒排列具有方向性，再對其材料進行冷加工，此時材料內部的結晶組織就會較原素材更為細化且接近球狀晶粒。後來也有學者提出大量塑性變形法(Severe Plastic Deformation, SPD)[2]，此方法比SIMA 能獲得更好的晶粒細化效果，且製作出來的成品也能獲得較佳的機械性質。而大量塑性變形法是反覆的給予材料大量的應變累積，使材料的晶粒有細化的效果。等徑轉角擠製法(Equal Channel Angular Extrusion, ECAE)就屬大量塑性變形法中的其中一種，其特點是可反覆擠製、擠製完材料其截面積固定、壓力及應變的均勻性極高、也可藉由不同的擠製路徑來改變應變分佈等。讓材料產生大量的塑性變形，將其材料的內部晶粒細化。因此實驗半固態成形用之胚料部分我們將使用 ECAE 的方式來製備，並使用此胚料進行半固態成形加工。

1-2 研究動機與目的

半固態成形主要劃分為兩階段，第一階段為將試片升溫至半固態使其具有非樹枝狀的球狀晶粒；第二階段為將試片至於半固態溫度下進行成形加工。

半固態成形試片需要有以下顯微結構之特點：1. 良好球狀化之晶粒。
2. 晶粒尺寸、固液相分佈均勻。3. 較小的固相晶粒。

影響半固態成形試片之顯微結構最主要的因素是溫度與時間。溫度越

低時，晶粒成長速度較慢，相反地，溫度越高時，晶粒成長速度越快，而在同時間不同溫度下，溫度較高的環境其晶粒尺寸會比溫度低時的晶粒尺寸大。而固相比率會隨著溫度的不同有所變化，0.4-0.6 之固相率是較適合用於半固態金屬成形的條件。而本實驗室之觸變鑄造技術已發展多年，實驗部分皆是取固相分率較高的狀態去進行半固態鍛造成形的。

半固態加工溫度對於晶粒尺寸影響很大，超細晶粒材料在升溫到加工溫度後，晶粒就會成長到一定尺寸，在某種程度上會抵消了晶粒細化的效果，但為了達到相同的球狀化效果，ECAE 試片能比原素材大幅減少其半固態溫度下的持溫時間，這樣不僅可以縮短製程時間，同時也能獲得更小的晶粒尺寸，有助於半固態成形。

升溫速率，升溫速率越快，其胚料升溫到半固態下的晶粒尺寸就越小，但由於加工溫度對胚料影響太大，以致於升溫速率之差異對抑制晶粒尺寸效果較不明顯。

持溫時間，持溫時間越長，其晶粒尺寸就越大、形狀因子越好。晶粒尺寸小，在半固態下的降伏負荷越低，利於成形；形狀因子則對於固液相分離有影響，較低的形狀因子會造成嚴重的固液相分離，可能會在成品上造成一些缺陷，而 ECAE 則有助於減少固液相分離之情形。

陳瑋奇[26]研究晶粒尺寸分佈對半固態成形之成形負荷影響，從研究中 ECAE 試片之 Bc 路徑的剪應力特性顯示試片中段所累積應變量是較為平均

的，但中段之前後端的晶粒尺寸分佈及形狀因子還是有些微的差異存在。

曹植培[27]研究升溫速率與持溫時間對超細晶粒 AZ80 鎂合金半固態顯微結構之影響，實驗是將 AZ80 原素材及 AZ80 經 ECAE 過之試片，進行不同升溫速率與持溫時間之實驗，在進而觀察其試片的顯微結構變化情形，對實驗結果進行比對及分析。

其研究的實驗流程是將原素材及 ECAE 試片以不同升溫速率升溫至 480°C，觀察顯微組織。接著以 50 °C/s 升溫速率升溫至 480°C 以不同持溫時間下進行壓縮試驗及顯微組織觀察。

曹植培研究升溫速率對超細晶粒 AZ80 鎂合金半固態顯微結構的影響，從中發現以 1°C/s 升溫至 480°C 觀察其顯微組織，原素材及 ECAE 試片並沒有太大的差異，而以 25°C/s 及 50°C/s 進行升溫，從結果中可以得到 ECAE 試片較原素材的晶粒尺寸小，形狀因子則差異不大，但由於往後加工溫度對晶粒尺寸影響太大，以致於較快的升溫速率對抑制晶粒尺寸之效果就不明顯了。

而從曹植培研究不同持溫時間參數的壓縮試驗中發現，原素材在 5 分鐘以前的持溫時間所壓縮的試片，固液相分離情形嚴重，要到了 5 分鐘持溫後才開始有機會獲得較完整的試片，但仍然會出現碎裂的情形；要持溫 10 分鐘後才有較穩定的結果產生。而 ECAE 試片在 30 秒之前的壓縮結果也是出現嚴重固液相分離的情形，在 30 秒時出現與原素材 5 分鐘類似之結果，

有嚴重分離也有外觀良好的現象；而持溫 1 分鐘後的壓縮結果漸趨於穩定，5 分鐘跟 10 分鐘的壓縮結果也沒有再出現固液相分離嚴重的試片。

根據以上結果，在與半固態持溫時間參數實驗結果作比對，ECAE 持溫時間為 30 秒時形狀因子約為 0.742，此時有不同的壓縮結果產生，原素材於 5 分鐘時的形狀因子約為 0.734，此時也有不同的壓縮結果產生，到了持溫時間為 10 分鐘時兩者的形狀因子是非常接近的，此時兩者的壓縮結果皆是完整的試片外形。曹植培學長從此實驗結果推測出形狀因子的高低是會對固液相分離有一定的影響，將有可能會對每次壓縮試驗造成不同的結果產生。

當時使用 ECAE 試片材料不是為同一批，所以只能從半固態持溫參數實驗的數據中推測，並沒有足夠的證據能夠證明推測形狀因子的高低有較大影響的原因是否正確。而當時未將材料分成前後段，先前研究指出 ECAE 前後段的顯微組織有細微的差異，所以在當時推測在不同壓縮結果產生時的形狀因子可能為一個臨界值，不可排除試片的前後段是有可能導致兩極化的結果產生。

先前實驗儀器是使用日本東京大學柳本實驗室之高溫高速多段壓縮實驗裝置來進行，以高週波感應加熱方式對試片進行升溫、持溫及壓縮試驗，本次研究將在台灣架設高週波感應加熱設備，並以兩者的持溫時間參數實驗之結果作比較，驗證台灣架設之高週波感應加熱設備是否可行。由於台

灣有壓縮實驗設備上的不足，所以壓縮試驗的部分還是使用日本的設備來進行實驗。

本實驗材料會選擇使用鋁合金的原因是由於本實驗室之設備並無法抽真空或填入保護氣體，而鎂的化學活性很高，所以鎂加熱至高溫時容易有燃燒的現象，在這種情況下，是無法使用 AZ80 鎂合金進行實驗的，而另一原因是覺得鋁合金與鎂合金在半固態溫度下的顯微組織之特性很類似，不會產生許多複雜的相，所以最後選擇了強度高，耐腐蝕性較佳的 6061-T6 鋁合金作為實驗用材料。

本研究希望透過以下實驗方法，根據 AZ80 鎂合金實驗結果，以 6061 鋁合金為實驗材料，試以比較是否會發生相同的現象，以及找出 6061 鋁合金半固態下的變形特性及顯微組織之變化。

半固態持溫時間參數顯微組織觀察及壓縮試驗

1. 將原素材及 ECAE 鋁合金試片升溫至半固態溫度下進行持溫，在以不同的持溫時間參數進行壓縮試驗，找出與 AZ80 鎂合金有不同結果發生的現象。
2. 將 ECAE 試片裁切成前段與後段，用以比較兩者的顯微組織是否有差異且觀察在壓縮試驗時是否會因為前段與後段不同，而導致有兩極化的結果產生，其結果有可能為前段壓縮結果皆是有完整外形的試片，

- 而後段壓縮結果則皆是碎裂的情形，反之，則結果對調。
3. 將原素材及 ECAE 鋁合金試片升溫至半固態溫度下進行持溫，在以不同的持溫時間參數觀察顯微組織變化之情形，主要觀察試片的平均粒徑及形狀因子，更進一步地判斷先前推測形狀因子的高低有較大影響的原因是否正確。
 4. 以日本持溫實驗與台灣持溫實驗顯微組織觀察結果作比較，驗證台灣高週波感應加熱設備是否為可行的。



第二章 文獻回顧

2-1 鋁合金特性

鋁 Aluminum(Al)，原子序 13，原子量 26.981，在地殼上存量豐富(約 7.57%)，晶體結構為面心立方體，外觀呈銀白色。

鋁的比重約為 2.7，為鋼鐵材料的三分之一，是屬於輕金屬中的其中一種(鋁、鎂、鈦)，熔點約為 660°C，具有比强度高、質輕、耐腐蝕、導熱性與導電性佳、容易加工、美觀、無毒等特點，現今已廣泛的應用在航太、汽機車、食品包裝、建築、電線電纜、3C 產品等方面。

鋁合金主要是以鋁為基準，再添加其他元素所組成的合金，主要添加的元素有銅、矽、錳、鎂、鋅等元素，其中以銅元素最為特別，其特別的原因在於不管在何種的鋁合金下都會需要添加此元素。

鋁合金代號是以美國鋁業協會(Aluminum Association，簡稱 AA)之標準為基準，以四位數字代表各種不同的合金成分，目前我國通用的是以美國鋁業協會之標準編號。如表 2-1 所示，四位數字中第一位數字為合金系統。第二位數是用來區分未改良型與改良型，0 數字代表未改良型的合金，而 1234...則是代表為改良型合金，通常係指雜質含量較少的合金。最後兩位數若是在純鋁系中是表示為鋁的純度，在鋁合金系中，則是用以區別同一系統合金成分上的差別。以 6061 為例，第一位數 6 表示其為鋁鎂矽合金，第

二位數 0 表示為未改良型，最後 61 是表示為此於 6XXX 系中的合金代號。

鋁合金可依熱處理的性質分類成兩種類型，其兩種類型為熱處理型及非熱處理型，熱處理型合金主要為 2000 系(鋁鎂銅合金)、6000 系(鋁鎂矽合金)、7000 系(鋁鋅鎂合金)；非熱處理型合金主要為 1000 系(純鋁)、3000 系(鋁錳合金)、4000 系(鋁矽合金)、5000 系(鋁鎂合金)。在非熱處理型之鋁合金系列中，是屬於在加工及成形的過程可以得到強度提升，也就是所謂的加工硬化，此型的鋁合金也可以藉由不同的退火處理來調整其合金內部的性質。熱處理型之鋁合金系列，是以熱處理的方式對鋁合金進型固溶處理、淬火及時效處理等過程，藉由析出硬化來獲得強度，其中性質會因時效處理的不同而產生變化，關於鋁合金熱處理代號如表 2-2 所示。

2-2 半固態成形原理

當金屬合金加熱的溫度超過其固相線，未抵達液相線時，此時合金內部就處於固液共存的狀態，而此狀態可稱之為半固態或是半熔融態。在此狀態下，若金屬內部是屬於具備非樹枝狀的球狀晶粒，會大幅降低其金屬的變形阻抗，如圖 2-1 所示[4]，在半固態的情形下，是有利於金屬成形並使成形後的金屬具有細小的球狀晶粒結構，且能比樹枝狀晶粒結構具有更好的機械性質。

在 1971 年，由美國麻省理工學院 Flemings[3]教授實驗室發現半固態的現象與特性，並利用此特性開發了半固態成形技術，以攪拌的方式對錫-鉛合金之半固態黏漿持續攪拌，如圖 2-2 所示[6]，發現其內部樹枝狀結晶會斷裂，而且會逐漸轉變成類似球狀化的晶粒，此時合金的黏度會有明顯的下降。當晶粒從樹枝狀晶逐漸變成球狀晶粒，如圖 2-3 所示[3]，會減少晶粒與晶粒間的限制，使其晶粒間可以產生相互滑移，以及能讓自身的晶粒作有限度的移動、旋轉，如圖 2-4[4]。

球狀晶粒的半固態黏漿之黏滯性會隨著剪應力和固相率的大小而產生變化，當剪應力增加時和固相率下降時，半固態黏漿的黏度會下降，在 1976 年 Joly 與 Mehrabian[5]發現即使固態含量達 60%，在較大的剪應力下仍然具有像機油般的黏滯係數，是因為內部固態結晶已球狀化的緣故。由於半固態黏漿的黏滯性會隨著剪應力變化的特性，使我們可以控制黏漿的黏滯性，以滿足成形時的各種需求。

關於樹枝狀晶支解的機制，Flemings 歸納為三種說法[6]：

1. 樹枝狀晶臂受到剪應力作用而斷裂，但對於剛長成的樹枝狀晶臂，其晶臂結構較完整，因此小剪應力不易對其結構造成破壞。
2. 樹枝狀晶臂受到剪應力破壞斷裂後，由於粗化作用降低其表面能，並且有熔湯流動來加速擴散，引發熱不安定產生根部應力而幫助融化。
3. 當其流動應力未將樹枝狀晶臂打斷時，亦會使樹枝狀的晶臂產生彎曲進

而殘留差排累積的塑性變形，此時殘留的差排會累積能量，當在高溫的狀態下時，由於差排能的提升，會使晶界合併成高角度，當晶界能量超過固液界面能的兩倍以上時，其內部的熔液就能將晶界浸濕並且穿透，彎曲的晶臂就因此從根部處斷裂。

2-3 半固態成形技術

半固態成形技術是將金屬或合金材料升、降溫到半固態溫度，讓材料置於半固相的狀態，使其成形的變形阻抗降低後，再進行成形加工的方法。半固態成形加工的製程可區分為兩個階段：1.半固態熔漿的製備；2.成形加工

第一階段的技術，由於溫度履歷的不同，可以區分為由低溫升高溫度使其超過固相線或由高溫降低溫度使其低於液相線兩者，前者是觸變成形，後者是流變成形。再以第二階段加工方式的不同，可細分為以下四種[1]：

1. 觸變鑄造(Thixo Casting)，如圖 2-5 所示[29]
2. 流變鑄造(Rheo Casting)
3. 觸變射出成形(Thixo Molding)，如圖 2-6 所示[1]
4. 流變射出成形(Rheo Molding)

半固態成形技術的要點在固、液相混合的金屬或合金材料進入成形模具之前，必須先將樹枝狀晶支解為具有近等軸的球狀晶微結構，目的是為

了使材料在作半固態成形時，其半固態熔漿能獲得較佳的流動性。上述四種半固態成形加工法，皆是利用材料在半固相狀態時所具備的流變性質，藉由控制不同的參數，並以不同的成形加工方法來製作出各種不同的金屬、合金元件。

2-4 半固態成形胚料之製造方法

半固態成形用之胚料，當材料加熱至半固態溫度後，其內部晶粒結構要具有非樹枝狀之球狀晶粒，這種晶粒結構具備了較佳的流動性，使在半固態熔漿成形時增加其材料的成形性。而半固態熔漿的製造法，主要可分為下列 7 型：應變導引熔漿活化法(Strain-Induced Melt Activation, SIMA)、凝固擾動法(Agitation During Solidification)、粉末預型部分熔融法(Partial Melting of Power Preforms)、噴霧沉積材料部分熔融法(Partial Melting of Spray-Deposit Materials)、脈衝放電法(Electric-Pulse Discharge)、液相鑄造法(Liquidus casting)、化學晶粒細化法(Chemical Method)。然而基於技術與成本效益上，應變導引熔漿活化法(SIMA)是常被討論的一種製造方法。

2-4-1 應變導引熔漿活化法

在 1983 年，美國的 K.P.Young[7]發明了 SIMA 法。此製造方法主要是把材料置於再結晶溫度以上再進行擠製，使材料的晶粒排列具有方向性，

再對材料進行冷加工。當溫度升溫至再結晶溫度時，其材料為了釋放儲存於內部的能量，會產生回復(Recover)及再結晶(Recrystallization)現象，由於回復與再結晶都會降低材料內部所儲存的能量，因而使材料軟化。回復與再結晶兩者是互相抗衡的現象，回復作用跟溫度有很大的關係，而回復的行為也牽涉到差排的移動，當材料處於高溫時，原子的運動變得容易許多，回復可以造成異號差排相消或差排重新排列，將過多的儲存能量釋放出來。若當材料累積相當大量的應變量，回復作用無法有效利用差排來紓解能量時，再結晶現象會導致原始晶界周遭會形成遠小於原晶粒尺寸的細小結晶核並且逐漸地成長，逐漸地取代原先的晶粒。當加工的應變量越大，材料的應變內能越多，將會使再結晶的現象提高，因此產生再結晶現象的溫度將會降低。

而將金屬加熱使其超過固相線溫度時，由於差排的聚集處熔點會比較低，所以會有部分晶界熔解的情況產生，而具有較高能量的晶界會被這些熔融的液體所穿透，造成原晶粒的破碎，且液相的存在會促進球狀晶粒結構產生與新晶粒的成長，對於晶粒散部的情形也有很好的影響，因此 SIMA 法可以得到比傳統製程更加均勻且微小的球狀晶粒結構。此方法可用來製備高熔點的合金材料，但是仍具有加工時間長及晶粒尺寸的限制等缺點。

2-5 大量塑性變形法

經由大量塑性變形法(Severe Plastic Deformation, SPD)能使材料產生超細晶粒，而此方法在材料科學領域中早已廣為研究探討。Valiev 等人[2]認為一個好的產生超細晶粒的大量塑性變形法應具備下列三個條件：

1. 可以產生擁有高角度晶界(High Angle Grain Boundaries)的超細晶粒。此條件是非常重要的，要讓材料的性質有定性上的改變，就必須要有高角度晶界的超細晶粒才能達成。
2. 超細晶粒需均勻的在試驗材料中形成，這樣材料的性質才會比較穩定。
3. 在經由大量變形後，試驗材料不可以被損傷或裂開。

在低溫時，利用傳統大量變形法，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三個條件。而且傳統的方法在變形量很大的時候，材料的尺寸會被嚴重的限制住，尤其是厚度。為了將這些缺點改善，有些較為特殊的大量變形方法就被開發出來，一般在文獻中常提起的方式如下：

高壓扭轉變形(High Pressure Torsion, HPT)[2]

等徑轉角擠製(Equal channel Angular Extrusion, ECAE)[8]

循環壓縮(Cyclic Channel Die Compression, CCDC)

多道次段壓(Multi-forging)[8]

往復擠型(Reciprocal Extrusion)[9]

高擠型比擠型(High Extrusion Ration Extrusion)[10]

累積滾壓(Accumulative Roll Bonding, ARB)[11]

反折曲伸直強化法(Repetitive Corrugation and Straightening, RCS)[12]

其中以等徑轉角擠製法為大量塑性變形法中使用上最為簡單方便的一種方法，使用此方法可以在材料擠製後一樣可以獲得在擠製前相同的橫截面，而且 ECAE 所需的外力很小，並可以藉由不同的參數來控制試片的顯微組織。

2-5-1 等徑轉角擠製法

等徑轉角擠製法是在 80 年代時由 Segal[8]提出的加工法，此加工法的目的是為了讓棒材在經過塑性變形後斷面積不會改變。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。

ECAE 的實驗方法是利用有兩個截面相同的孔徑通道之模具(Die)，此通道以 Φ 角度相交，而在相交處的外側弧角為 Ψ ，如圖 2-7[28]。試片的大小約與通道的大小相同，將試片放入模具上方的通道，經由壓桿(plunger)的擠壓後，在經過轉角的變形之後進入另一個通道。試片在經過轉角時，會受到很大的剪應變(Shear Strain)，但仍可維持跟原來試片大小相同的截面積。

當棒材完成每一道擠製之後，以棒材的長軸作為旋轉軸，旋轉某個角度以後在進行下一道的擠製，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[8]和 Iwahsahi 等人[13]將路徑分為：路徑 A、路徑 B 及路徑 C。Furukawa[28]更進一步的把路徑 B 細分為路徑 B_A、路徑 B_C。各路徑不同的旋轉角度，如表 2-3 所示。不同路徑會導致不同的應變量累積模式，進而影響了晶粒尺寸的細化程度，以及其分佈的位置。

除了擠製路徑外，應變量、擠製溫度、材料初晶晶粒尺寸等都是會影響晶粒細化效果的原因，而擠製模具的通道夾角和重覆擠製的方位則是會影響應變量的大小及分佈，擠製的溫度及速率亦會影響應變能儲存的多寡，進而再影響再結晶的晶粒尺寸大小，綜合以上個項的參數，如欲使 ECAE 的晶粒細化效果達到最佳，應該要盡可能的降低其擠製溫度，但如果 ECAE 加工過程中溫度越低，其過低的擠製溫度將會造成棒材的損傷或破裂。

C.W. Su [14]以 3D 模擬軟體 ABAQUS 模擬得知擠製模具的通道夾角對於擠製的應變量大小的效果是非常顯著的，而當材料經由多道次的擠壓後，其材料的應變均值性變好，從模擬實驗結果指出，Bc-4 道次可以得到較佳的應變均值性。

W.J. KIM[30]等人將 6061 鋁合金經 530°C 固溶處理 4 小時，以 125°C 溫度下 ECAP(Bc) 擠壓 12 道次，顯微組織所觀察到的晶粒尺寸約 0.4 μm。8 道次和 12 道次皆有極細的晶粒和高角度晶界的產生，且材料表現出低溫的超塑性

及升高溫度後合理的超塑性。

Y. W. THAM[31]等人將 6061 鋁合金進行等徑轉角擠製(C 路徑),從其研究的結果中可以得知經過 ECAE 後的鋁合金試片可以獲得更好的機械性質,其結果擠製 8 道次的鋁合金試片能較其他擠製道次下獲得最高的拉伸應力及硬度值。

蔡孟珊[32]研究 6061 鋁合金等徑轉角擠形之機械性質,從結果中可以得知,6061 固溶料經 ECAE(160°C, Bc 路徑, 8 道次)後再進行低溫時效處理(100°C, 48 小時),在與 6061-T6 鋁合金作比較,其降伏應力及拉伸應力皆較 6061-T6 鋁合金提升許多,而 Elongation 僅下降 4%。

整體來說,ECAE 可以製造出變形量高、機械性質較佳、尺寸不變的產品,且在材料的內部無殘留孔洞。此方法目前已應用於各種工程金屬材料如鋁、銅、鎂、鋅等,及各類的金屬材料,如純金屬、合金、介金屬等,可應用範圍極廣。

2-6 半固態成形用胚料之顯微組織變化

半固態成形用之胚料是將胚料升溫或降溫至半固態溫度,使其內部的晶粒結構能夠長成非樹枝狀近等軸球狀晶粒,此時材料內部的黏滯性就會大幅降低,為的是要讓材料能夠有好的成形性及能獲得更好的成品。

先前提到利用擬固擾動法或 SIMA 法來製造半固態成形用胚料，其主要的目的是為了能夠製造出細小、分佈均勻的球狀晶粒胚料，圖 2- 8(A)(B)[15] 為 AlSi7Mg Alloy 以擬固擾動法中的電磁攪動法製作胚料所拍出材料的顯微組織圖，從圖中可得知，鑄塊中心的晶粒呈現球狀化結晶，鑄塊表面的晶粒則呈現薔薇花狀結晶，根據此研究指出，較長的攪拌時間與較低的冷卻速率可以使中心的顯微組織擁有更高程度的球狀化晶粒。

在成形的過程中，半固態胚料的顯微組織之結構對成形負荷有著相當大的影響，而從文獻中指出對半固態胚料的顯微組織之結構有較大影響的主要原因是溫度以及時間。

在法國 J.C.Gebelin[16]中的研究指出，在半固態的溫度下增加其持溫時間，可以使半固態中的固相粒子能獲得更球狀化的晶粒結構，但由於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中，而球狀化的粒子會隨著持溫的時間增加而增加，其內嵌的液相體積分率則會逐漸地減少。

從 Shoujing Luo[17]等人研究指出，在不同溫度，相同的持溫時間下，隨著溫度的提升，其球狀化的晶粒越來越顯著，但相對的晶粒尺寸也會隨之變大。從 S. Ashouri[18]等人與 Shoujing Luo[17]等人研究皆指出在相同的溫度，不同的持溫時間下，其球狀化的晶粒也會越來越明顯，裏頭的液相會隨著持溫時間的增加逐漸變多，到最後固態晶粒完全被液相包覆，晶粒

的大小也是會隨著持溫時間的增加而變大，並會減少晶粒的數量及增大晶粒的平均尺寸。從文獻中的實驗可以得知形狀因子是會隨著持溫時間的增加而提升，但實驗指出，當液相率超過某一定數值以後，其形狀因子不會增加反而會開始減少了，如圖 2-9[17]所示，而 Shoujing Luo 等人研究也發現在半固態溫度下持溫過久，會導致再結晶的發生，晶粒過度成長，反而會使球狀化的效果變差，不利成形。

從以上可以得知，在半固態溫度下的時間越長，其晶粒外型會越趨近於球狀化，固液相的分佈會越均勻，晶粒尺寸會越大，其中外形越趨近於球狀化及固液相分佈越均勻是有利於成形的，而晶粒成長則對成形是不利的，由此可知晶粒球狀化的程度之差異比晶粒尺寸對成形負荷的影響來的明顯許多。

除此之外，將製造好的半固態成形用胚料在半固態成形加工以前先進形適當的熱處理，可以使材料均質化，這樣升溫至半固態時其固液相分佈速度就會比較快能達到均勻的程度。

2-7 半固態胚料之適用性

在金屬凝固的過程中將金屬持續不停的攪拌，則結晶晶粒會從樹枝狀晶粒改變為球狀晶粒。首先樹枝狀晶粒會逐漸的變為薔薇花瓣狀晶粒，接著持續的攪拌，晶粒結構就會開始慢慢的轉變為球狀晶。這種球狀化晶粒顯

微組織有特殊的流變特性，這也是半固態成形技術得以迅速發展的關鍵之一。因此要評估此半固態材料是否適合用於半固態金屬成形，可以從以下的幾個要點來做為判斷的依據。一般來說，較少的固相率會降低半固態金屬材料的黏滯性，而較高固相率的材料能夠防止材料缺陷，能獲得較佳的成品，依據文獻研究指出，0.4-0.6 之固相率是較適合用於半固態金屬成形的。除了固相率的限制以外，晶粒等軸化程度、結晶形態以及均勻化程度對半固態成形影響很大，以下是要因的描述[19]：

1. 形狀因子(F)

$$F = 4\pi A / C^2$$

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，若固態結晶形態不夠球狀，在半固態成形時，會因為固相的互相黏結糾纏而失去觸變性。為了確保製程的穩定性，形狀因子不可小於 0.5。

2. 晶粒大小

較小的固相晶粒，在半固態金屬熔漿的黏滯性會比較低，換言之，也就是晶粒尺寸太大會導致半固態金屬熔漿的流動性降低。根據研究結果指出，晶粒大小不可以超過鑄件最小厚度的十二分之一，才適合用於半固態成形。

3. 固相結晶形態均勻性

固相結晶形態均勻性是表示固相結晶與液相間分佈的均勻化程度，要是固相結晶聚集在一起與液相分佈不均，會導致在半固態成形加工時其熔漿像是完全地固相而失去觸變性，如圖 2-10[4]所示，固相集中在中心區域，液相向外圍聚集，產生固液相分離的情形，導致半固態成形的結果失敗。若固相結晶與液相分佈均勻，將可以有效地增加半固態成形時熔漿的流動性，使其熔漿的成形負荷會比較低。

2-8 對鎂合金胚料之研究沿革

本實驗室對於鎂合金製程已研究多年，如表 2-4 所示，其研究如下

梁達嵐[20]提出一種改良式的 SIMA 法，是利用大量塑性變形法中的 ECAE 來取代 SIMA 法之冷鍛加工，透過控制擠製的參數來調整其材料的機械性質及顯微結構。從實驗結果顯示，在室溫階段以改良式 SIMA 法製備成形用胚料可以得到比傳統 SIMA 較細化的晶粒組織，而且在半固態下也有較佳的球狀化晶粒結構，以此證明了改良式 SIMA 法的可行性。

江維堂[21]研究觀察鎂合金胚料之顯微結構對半固態成形負荷之影響，利用改良式 SIMA 法製備半固態成性用之胚料，觀察其顯微組織。從顯微結構的結果顯示，此用方式製備的胚料的確具有優良之半固態成形用胚料之性質，從半固態鍛造實驗結果可以得知，半固態溫度下胚料的晶粒球狀

化程度及平均晶粒尺寸為影響半固態成形負荷的主要原因，也就是晶粒形狀越趨近於球狀化及平均粒徑尺寸越小的晶粒，其所需的成形負荷越低。

林岳賢[22]研究 ECAE 增加背壓來降低最低擠製溫度對鎂合金晶粒尺寸之影響，從實驗結果可以得知增加背壓的確能有效得降低最低擠製溫度，而在相同溫下增加背壓則會導致晶粒尺寸變大，不過隨著擠製溫度的降低，其材料晶粒細化的效果就越顯著。

黃柏昇[23]主要的研究是設計出新型等徑轉角反覆擠製模具，解決了先前 ECAE 無法連續擠製的問題，並能有效得縮短製程時間。在利用此模具以不同的擠製道次、擠製溫度及擠製路徑找出一個晶粒細化效果最佳的參數。

李俊億[24]研究在多道次連續等徑轉角擠製後的胚料內，觀察到會因為應力集中而過度腐蝕的區域，認為應力集中的現象會對半固態成形造成影響，因此利用退火方式之熱處理來消除胚料應力集中問題，其實驗結果顯示使用 AZ80 250°C 退火擠製材，作 300°C、應變率 $10^{-1}S^{-1}$ 之條件下有最佳的伸長率，證明了晶粒細化能有效地提升胚料之延性。

何昇融[25]配合黃柏昇設計的等徑轉角反覆擠製模具，設計出連續式六向等徑轉角反覆擠製機具，由於先前技術上的困難，其 ECAE 製程的時間會比較長，而機具就能有效得大幅減少 ECAE 製程的時間，並由實驗結果顯示，縮短 ECAE 製程時間，能有效得保留其 ECAE 所帶來的晶粒細化之

效果，進而得到更好的半固態胚料的成形性。

陳瑋奇[26]研究晶粒尺寸分佈對半固態成形之成形負荷影響，ECAE 以不同的擠製路徑擠製胚料，其胚料內的晶粒尺寸及分佈情況會有所不同，從實驗結果可以得知晶粒尺寸均勻的分佈，其胚料在半固態成形時的成形負荷會比較低。

曹植培[27]研究以升溫速率與持溫時間對超細晶粒 AZ80 鎂合金半固態顯微結構之影響，從實驗結果顯示，其半固態加工溫度對晶粒尺寸影響很大，ECAE 過的試片比原素材能大幅減少在半固態溫度下的持溫時間，且能得到比原素材較小的晶粒尺寸，有助於半固態成形。升溫速率由於加工溫度的影響，以致於升溫速率的差異對抑制晶粒尺寸的效果不明顯。而持溫時間越長，晶粒尺寸越大、形狀因子越好，晶粒的形狀因子對固液相分離有很大的影響，太低的形狀因子會造成嚴重的固液相分離發生，而 ECAE 過之試片有助於減少固液相分離的情形。

表 2-1 鋁合金代號

第一數字	第二數字	第三、四數字
1XXX：純鋁	表示為原合金中雜質成分含量或主要添加合金元素含量數字用來區分未改良型及改良型 0:表示為未改良型 1:表示原合金經第一次修改 2 表示原合金經第二次修改	為純鋁時，後兩位數則表示鋁的純度 為合金時，後兩位數則是用來區分同一系統合金成分上的差別
2XXX：Al-Cu 系合金		
3XXX：Al-Mn 系合金		
4XXX：Al-Si 系合金		
5XXX：Al-Mg 系合金		
6XXX：Al-Mg-Si 系合金		
7XXX：Al-Zn-Mg 系合金		
8XXX：其他		
9XXX：備用新合金編號		

表 2-2 鋁合金熱處理代號

符號	狀態說明
-F	指經過成形加工，未行熱處理或常溫加工者
-O	表示退火至最低強度之鍛製品，及經退火增加延展性及尺寸安定性之鑄造品
-H	表示經加工硬化狀態
-H1n	表示僅受應變硬化
-H2n	表示受應變硬化後，再行部分退火
-H3n	表示受應變硬化後，再行安定化處理
	n=2：為 20% 常溫加工 (1/4 硬質) n=4：為 40% 常溫加工 (1/2 硬質) n=6：為 60% 常溫加工 (3/4 硬質) n=8：為 80% 常溫加工 (全硬質) n=9：為 90% 常溫加工 (特別硬質)
-W	表示經固溶處理淬火後進行自然時效硬化者，例 W20 表示淬火後 20 天
-T	表示經過熱處理者
-T1	表示經高溫加工成型後自然時效至安定狀態
-T2	表示經過退火處理
-T3	表示經過固溶處理後進行常溫加工
-T4	表示經過固溶處理後經常溫時效至安定狀態
-T5	表示僅經人工時效(其前不施以固溶處理)
-T6	表示固溶處理後再施以人工時效
-T7	表示固溶處理後安定化

-T8	表示固溶處理後常溫加工及人工時效
-T9	表示固溶處理及人工時效後再施以常溫加工
-T10	人工時效後再施以常溫加工
TX51	固溶處理後使用伸張的方式消除內部應力
TX52	固溶處理後使用壓縮的方式消除內部應力
TX53	用伸張及壓縮的方式消除內部應力

表 2-3 等徑轉角擠製之各不同路徑的旋轉角度[28]

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° ↙

表 2-4 本實驗室半固態成形用胚料研究沿革

發表年度	論文題目	作者姓名
95	改良式 SIMA 法:細晶粒胚料在半固態之顯微結構	梁達嵐
96	顯微結構與半固態成形之關聯	江維堂
97	ECAE 模具開發	黃柏升
	背壓對 ECAE 的影響	林岳賢
98	ECAE 後退火處理	李俊億
99	ECAE 製程時間與半固態成形性表現	何昇融
	晶粒尺寸分佈與成形性表現	陳瑋奇
100	升溫速率與持溫時間對半固態顯微結構之影響	曹植培

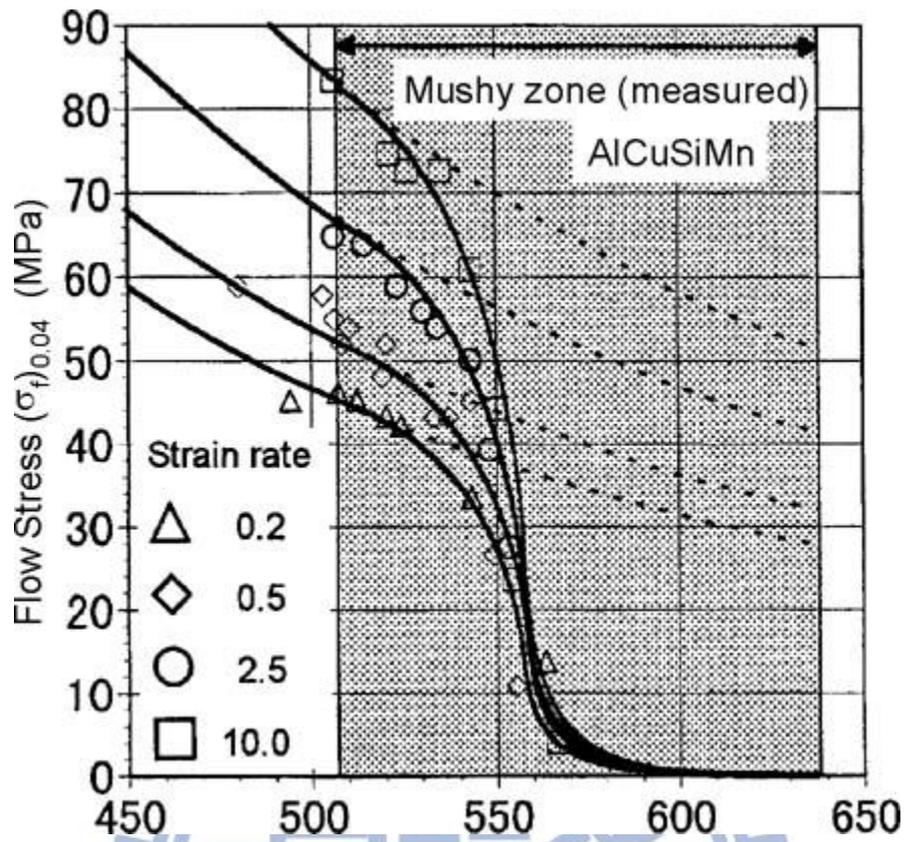


圖 2-1 金屬半固態溫度下的流動應力[4]

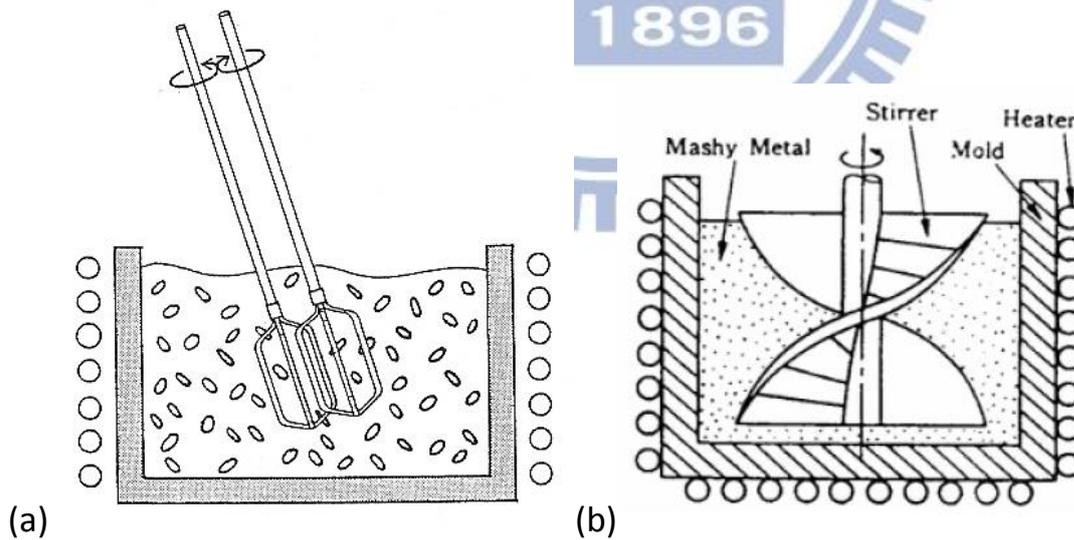


圖 2-2 機械式攪拌 (a)打蛋式 (b)螺旋槳式[6]

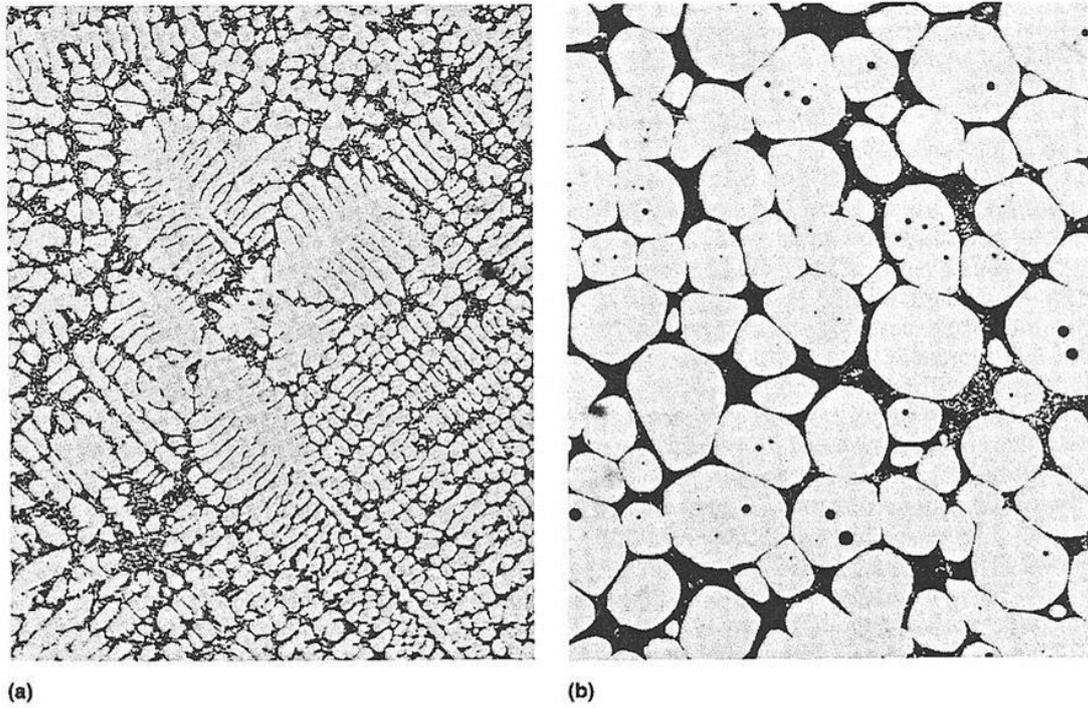


圖 2-3 (a)樹枝狀晶 (b)球狀晶[3]

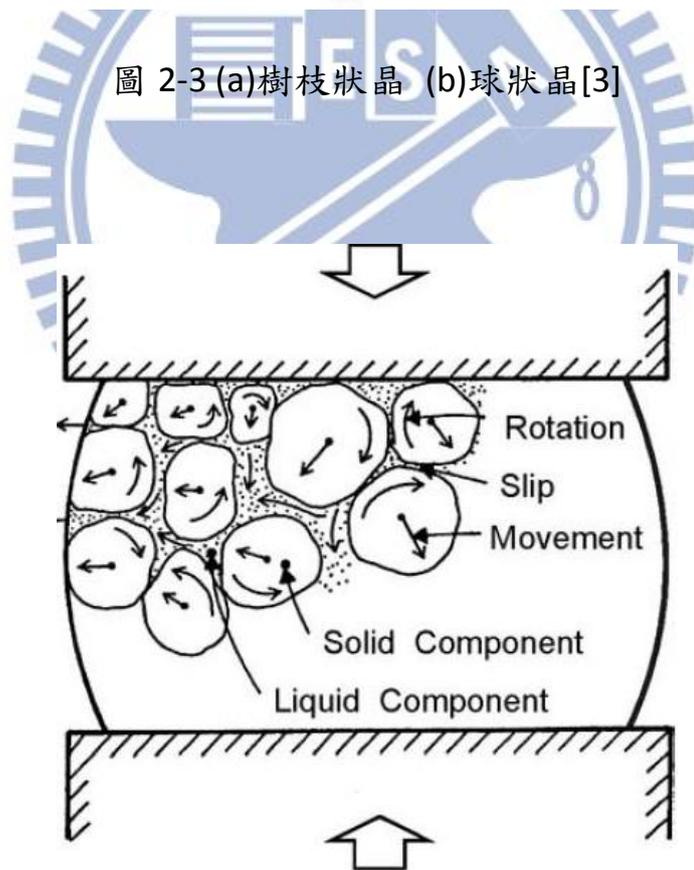


圖 2-4 半固態之球狀晶粒變形機制[4]

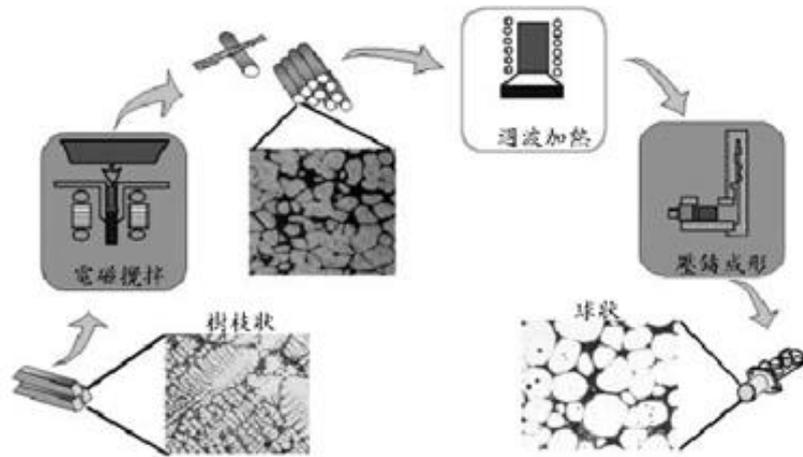
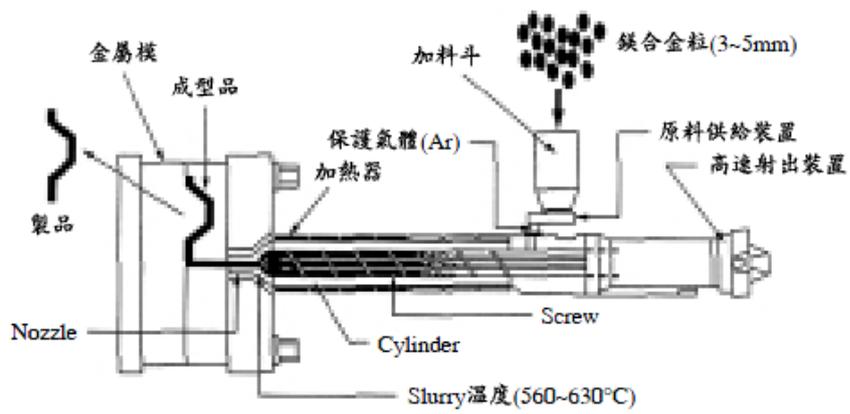


圖 2-5 半固態觸變鑄造之製程流程圖[29]



資料來源：JSW

圖 2-6 鎂合金射出成形製程 [1]

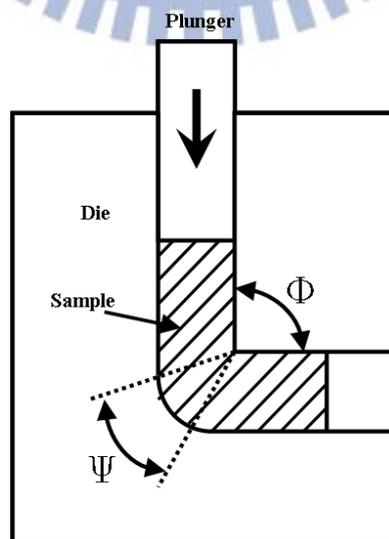


圖 2-7 等徑轉角擠製示意圖[28]

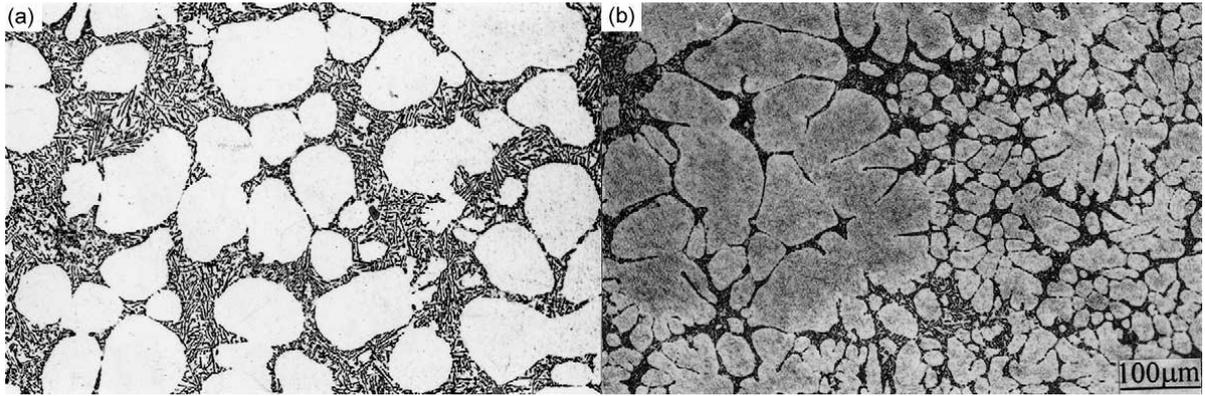


圖 2-8 AISi7Mg Alloy 經電磁攪拌後之顯微組織 (a)鑄塊中心 (b)鑄塊表面[15]

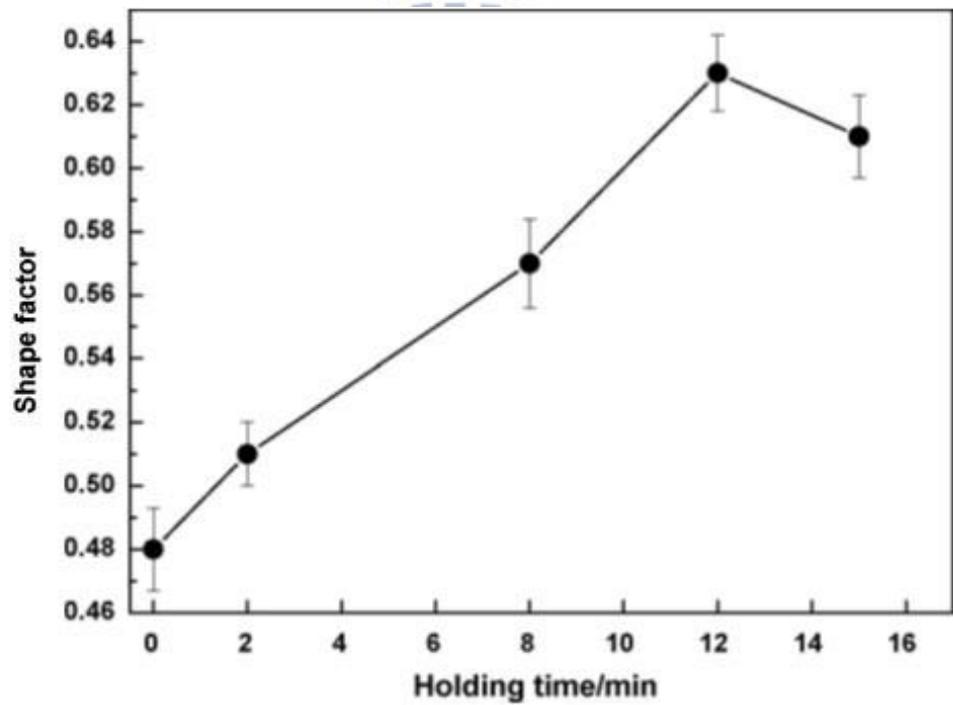


圖 2-9 等溫度不同持溫時間下形狀因子的變化曲線[17]

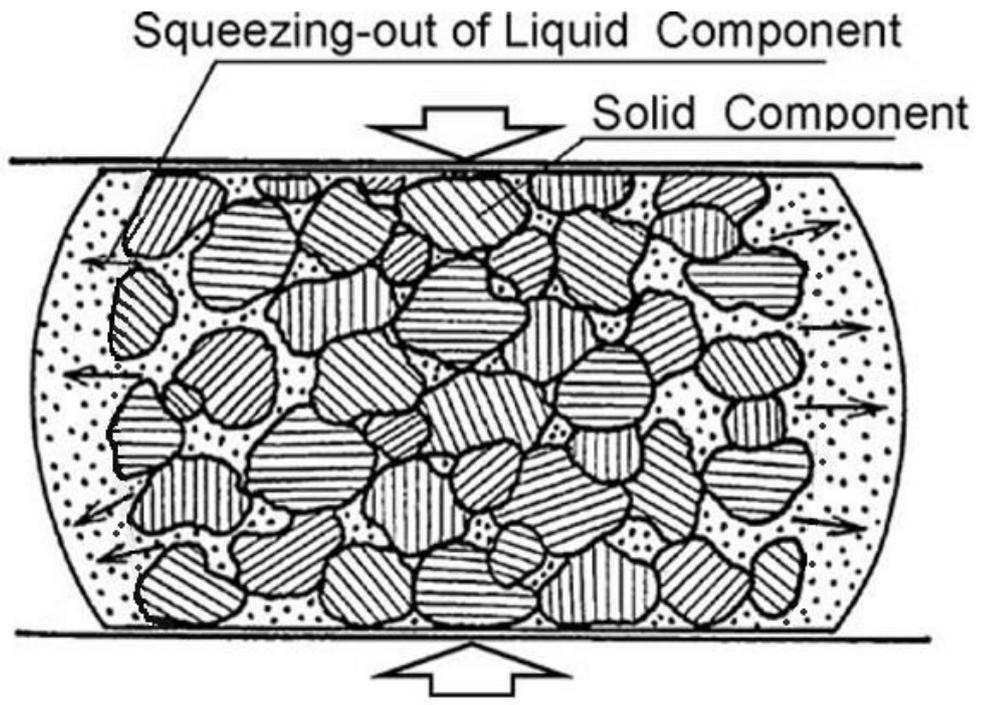


圖 2-10 金屬在半固態溫度成形時固液相分離之情形[4]



第三章 實驗方法與流程

本論文的研究實驗主要部份是將 6061 鋁合金升溫至半固態溫度下進行不同持溫時間參數及半固態成形壓縮實驗，試以找出與 AZ80 鎂合金經一段持溫時間後進行半固態壓縮試驗出現不同結果之現象，推測當下形狀因子正處於一個臨界值的狀態，當時未將 ECAE 試片裁切成前段與後段，所以也推測壓縮結果有完整外觀之試片有可能皆是 ECAE 前段或是 ECAE 後段試片，所以這次實驗材料將加入 ECAE 前段與後段的比較作一個驗證。

以原素材及 ECAE 試片前後段進行不同持溫時間參數壓縮試驗及顯微組織觀察，分析原素材和 ECAE 前後段顯微組織及成形壓縮試驗的差異性。還有以日本與台灣不同持溫時間參數實驗之顯微組織觀察的結果作比較，比較兩者實驗結果是否有差異性，用以證明台灣高週波感應加熱設備是否為可行的，由於台灣壓縮實驗設備不足，所以壓縮試驗的部分還是使用日本高溫高速多段壓縮實驗裝置來進行實驗。實驗流程圖如圖 3-1 所示。

3-1 實驗材料

本實驗選用 6061-T6 鋁合金材料，係屬於鋁鎂矽合金，其 6061 鋁合金組成的化學成分如表 3-1 所示，其合金材料特性之物理性質及機械性質如表 3-2 所示，6061 鋁合金具有好的機械性質，可以進行熱處理及焊接，是屬於

常被使用的鋁合金，且在退火或固溶處理狀態能做嚴苛之成形加工，耐蝕性佳且強度為中等度。之後會將實驗材料分成鋁合金原素材及 ECAE 前段與 ECAE 後段鋁合金試片。

實驗材料數量以 ECAE 前段、ECAE 後段與原素材在各種參數下以各三個試片為一組進行實驗，接著將每個試片取多張金相顯微組織圖並經由電腦金相分析軟體計算後，取晶粒尺寸、形狀因子的平均值來進行實驗結果的分析與討論。

3-2 實驗設備

1. 連續式六向等徑轉角反覆擠製機具，設計者何昇融，凱統工業製造，此機具具備加熱裝置，結合等徑轉角反覆擠製模具可作不同溫度、道次、路徑等參數進行等徑轉角擠製，如圖 3-2 所示，用以製作半固態成形用之胚料。
2. 等徑轉角反覆擠製模具， $\Phi = 90^\circ$ 、 $\Psi = 0^\circ$ ，係立體六向模具，如圖 3-3 所示。
3. 高週波感應加熱機及溫度控制器搭配 R type 熱電偶，偉祥實業有限公司製造，如圖 3-4 所示，功率 5KVA，能作不同升溫速率、多段時間升溫及持溫且能快速的擷取材料的溫度並作溫度上的控制。
4. 高溫高速多段壓縮實驗裝置：富士電波工機株式會社製造，由日本東京

大學生產技術研究所提供。萬用材料試驗機，能進行材料壓縮及拉伸等試驗，最大出力為 5 噸。配備高週波感應加熱線圈，升溫速率可達每秒 50°C 以上，且能提供真空或惰性氣體實驗環境，設備如圖 3-5 所示。

5. 金相觀察之設備，熱鑲埋機、研磨拋光機、不同顆粒大小之水研磨砂紙、拋光布、拋光用氧化鋁粉、腐蝕液(15% NaOH + 85% Water)、清洗腐蝕膜(15% HNO₃ + 85% Water)、光學顯微鏡搭配影像擷取裝置。

3-3 實驗步驟

3-3-1 等徑轉角反覆擠製

1.材料準備：將 6061 鋁合金裁切成 13mmx13mmx40mm 之尺寸，如圖 3-6 所示。

2.六向等徑轉角反覆擠製機具操作，機具如圖 3-2 所示。

3.設備確認

3.1 確認模具、衝頭、油壓系統、加熱系統有無異常情形。

3.2 將石墨潤滑劑均勻塗在六向反覆擠製模具之通道及胚料上。

3.3 確認下衝頭底面不凸出，放入模具。

3.4 將加熱銅管及熱電偶安裝好，並使用螺栓將模具固定好。

3.5 確認各加熱銅管及熱電偶無干涉後將衝頭逐一對位。

4 設定參數

4.1 開啟控制介面，確認背壓、衝頭速度、總出力等參數。

4.2 設定步序，設定擠製路徑及停留時間。

4.3 開啟加熱器加熱模具並持溫。

5 擠製試片

5.1 持溫結束後，確認路徑參數設定無誤，按下啟動按鈕進行自動擠製。

5.2 待擠製完成後，關閉加熱器，退出上衝頭並把 Dummy Block 從上方通道放入。

5.3 退開下衝頭，將上衝頭前進至底，Dummy Block 推動試片從下通道退出。

5.4 迅速取出試片並放入水桶淬火。

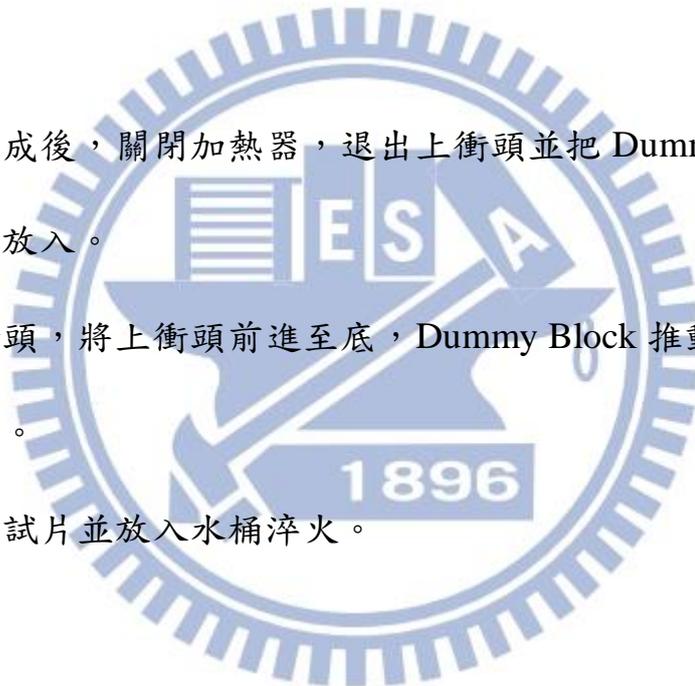
6 還原設備

6.1 退開所有衝頭，鬆開定位螺絲。

6.2 取出加熱銅管及熱電偶。

6.3 取出模具。

6.4 關閉機台，清理模具及衝頭，並刮除模具通道內之溢料。



3-3-2 半固態持溫時間參數壓縮試驗

本實驗設備使用高溫高速多段壓縮實驗裝置，如圖 3-5 所示，實驗參數如表 3-3 所示。

實驗步驟：

1. 將原素材及經 ECAE 之胚料利用車床加工成直徑 8.0mm、高 12.0mm 圓柱試片，ECAE 試片將裁切為前段與後段，如圖 3-7、3-8 所示。
2. 放入試片，對準衝頭及加熱線圈，並固定。
3. 緊閉保護門，打開泵浦抽真空。
4. 觀察壓力計並等待壓力到達指定範圍內，接通外管持續為爐內通入氮氣。
5. 設定升溫速率為 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，應片速率 1s^{-1} ，壓縮率 50%，並按照實驗參數設定持溫時間，確認無誤後開始加熱。
6. 當達到指定溫度後開始計時持溫時間。
7. 持溫結束，關閉加熱電源，進行壓縮試驗。
8. 迅速往試片噴水 10 秒淬火至室溫，即完成半固態壓縮試驗。
9. 取出試片。
10. 擷取衝頭行程及負荷數據。

3-3-3 半固態持溫時間參數實驗

(1)台灣實驗設備使用高週波感應加熱機，實驗參數如表 3-3 所示。

實驗步驟：

1. 將原素材及經 ECAE 之胚料利用車床加工成直徑 8.0mm、高 12.0mm 圓柱試片，ECAE 試片將裁切為前段與後段，如圖 3-7、3-8 所示。
2. 將試片放入高週波感應加熱線圈內。
3. 設定第一階段加熱溫度及第二階段持溫時間。
4. 將 R type 放到試片孔洞內並固定。
5. 確認設定無誤後開始對試片進行加熱與持溫。
6. 等候加熱及持溫，到達指定持溫時間後關閉高週波感應加熱機。
7. 持溫時間結束後並迅速將試片丟入水中淬火至室溫，即完成半固態持溫時間參數實驗。
8. 取出試片，準備進行金相觀察。

(2)日本實驗設備使用高溫高速多段壓縮實驗裝置，如圖 3-5 所示，實驗參數如表 3-4 所示。

實驗步驟：

1. 將原素材及經 ECAE 之胚料利用車床加工成直徑 8.0mm、高 12.0mm 圓柱試片，ECAE 試片將裁切為前段與後段，如圖 3-7、3-8 所示。

2. 放入試片，對準衝頭及加熱線圈，並固定。
3. 緊閉保護門，打開泵浦抽真空。
4. 觀察壓力計並等待壓力到達指定範圍內，接通外管持續為爐內通入氮氣。
5. 設定升溫速率為 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，確認無誤後開始加熱。
6. 等候加熱，加熱至半固態 605°C 後進行持溫時間參數。
7. 持溫結束，關閉電源，迅速往試片噴水 10 秒淬火至室溫，即完成半固態持溫時間參數實驗。
8. 取出試片，準備金相觀察。

3-3-4 顯微組織觀察及分析

此實驗是為觀察上述兩實驗原素材及 ECAE 試片前後段在升溫速率時間參數及不同持溫時間參數下顯微組織之變化情形。

實驗步驟

1. 鑲埋：將欲觀察之試片放入熱鑲埋機，並放入鑲埋粉，將壓力調整為 15kN 、溫度 200°C 、加熱 7 分鐘、冷卻 6 分鐘。
2. 研磨拋光：把鑲埋好之試片以水磨沙紙進行研磨，分別從 120 號、240 號、400 號、600 號、1000 號、1500 號、2000 號之砂紙依序進行研磨。

3. 拋光：以 $1\mu\text{m}$ 氧化鋁粉為拋光粉，與水作混合，氧化鋁粉與水比例為 1:10。打開研磨拋光機電源，把氧化鋁粉溶液噴灑至絨布上，再將試片置於絨布上進行拋光。
4. 腐蝕：為了觀察鋁合金之顯微結構，需利用適當之腐蝕液對試片表面進行腐蝕。本實驗使用之腐蝕液是根據 Metal handbook 中所提及的配方，其成份為：15%NaOH + 85% Water，及 15% HNO₃ + 85% Water 洗腐蝕膜。是將試片表面浸入腐蝕液後至適當時間取出，再浸入硝酸水溶液洗腐蝕膜，之後再以清水沖洗，將表面吹乾即可進行顯微組織觀察。
5. 觀察：利用光學顯微鏡進行觀察，並利用電腦截取影像。
6. 分析：利用圖像處理軟體 Image Pro Plus 對步驟 5 所得圖片進行分析，計算平均粒徑及形狀因子。

表 3-1 6061 鋁合金化學成分

		化學成份 (Wt%)									
		Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Other
Al 6061	上限	Bal.	0.20	0.35	0.10	0.10	0.45	0.10	0.10	0.10	0.05
	下限		0.60				0.9				0.15

表 3-2 6061 鋁合金材料特性

物理性質			
密度	2700(kg/m ³)	線膨脹率	23.6X10 ⁻⁶ /°C
比重	2.71 (g/cm ³)	熱傳導係數	0.37(cal/cm · s · °C)
固相線溫度	582°C	比電阻	0.043Ω(mm ² /m)
液相線溫度	652°C	彈性率	7.0 (kg/mm ² X10 ³)
比熱	0.22(cal/g · °C)	剛性率	2.7(kg/mm ² X10 ³)

機械性質				
6061 合金	0.20% 降伏強度 N/mm ²	最高拉伸強度 N/mm ²	伸長率 50%	
			t1.6mm	d12.7mm
O	55	125	25	30
T6,T651	280	315	12	17
	勃氏強度 N/mm ²	最高剪斷強度 N/mm ²	疲勞強度 N/mm ²	
O	300	85	65	
T6,T651	950	210	100	

表 3-3 半固態持溫時間實驗參數

半固態溫度 (°C)	605	
材料	ECAE	原素材
升溫速率 (°C/s)	30	
持溫時間(秒)	5、15、30、45、60、180、300、600	

表 3-4 日本半固態持溫時間參數實驗

半固態溫度 (°C)	605	
材料	ECAE	原素材
升溫速率 (°C/s)	30	
持溫時間(秒)	5、30、60	

實驗流程圖

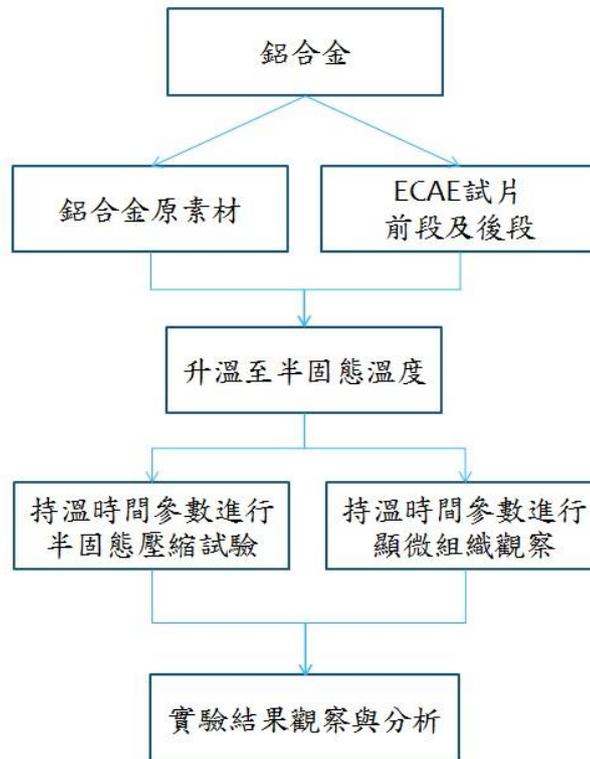


圖 3-1 實驗流程圖



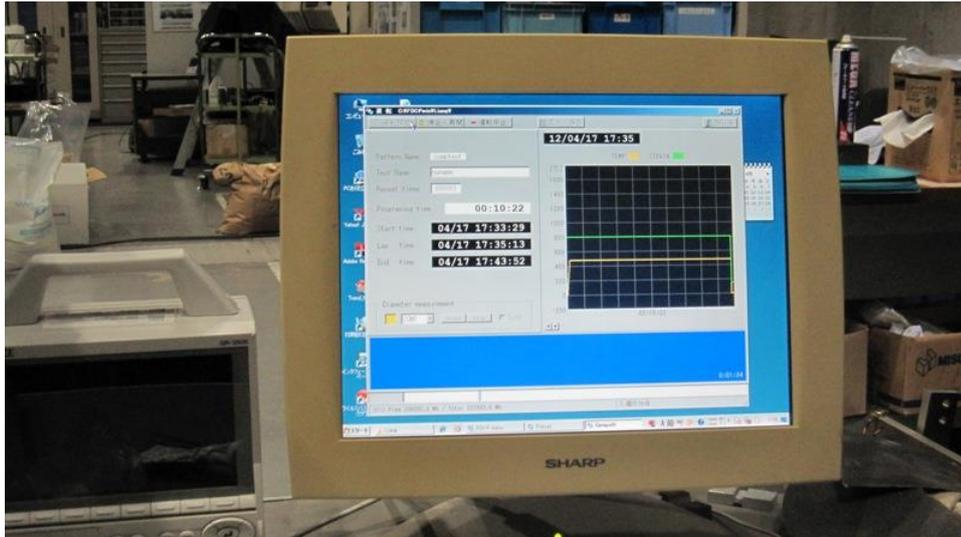
圖 3-2 連續式六向等徑轉角反覆擠製機具



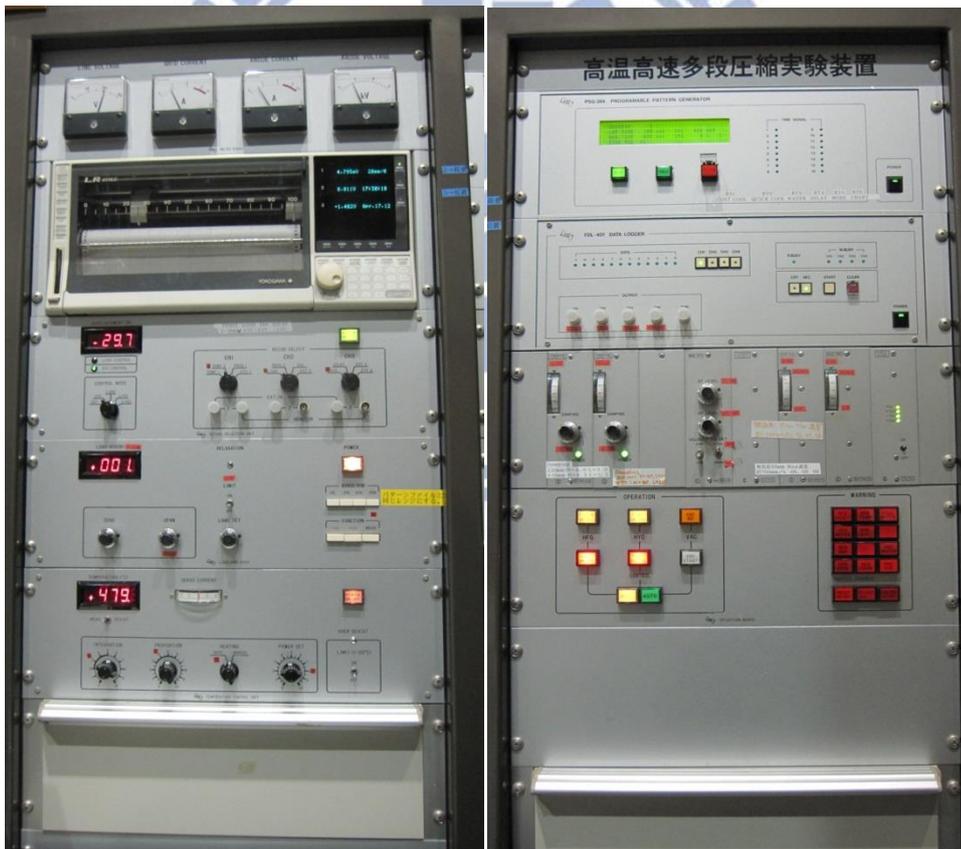
圖 3-3 連續式六向等徑轉角反覆擠製模具



圖 3-4 高週波感應加熱設備

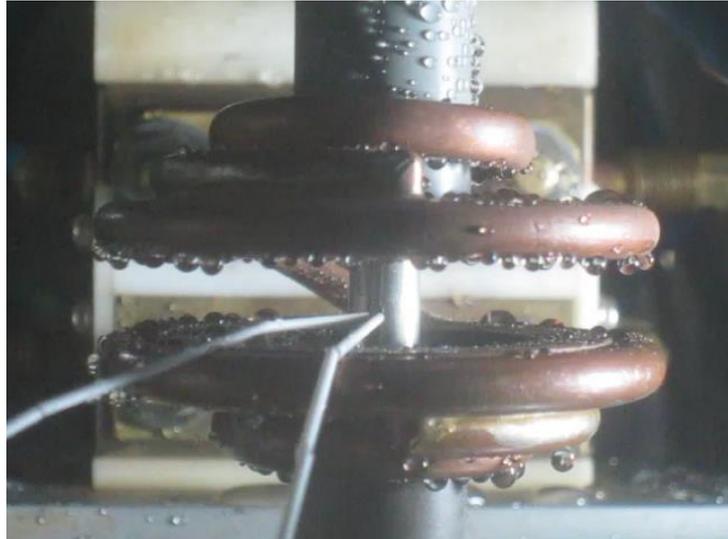


(a)電腦控制介面



(b)顯示及控制面板

圖 3-5 高溫高速多段壓縮實驗裝置



(c) 衝頭及線圈示意圖



(d) 機台外觀

圖 3-5 高溫高速多段壓縮實驗裝置(續)

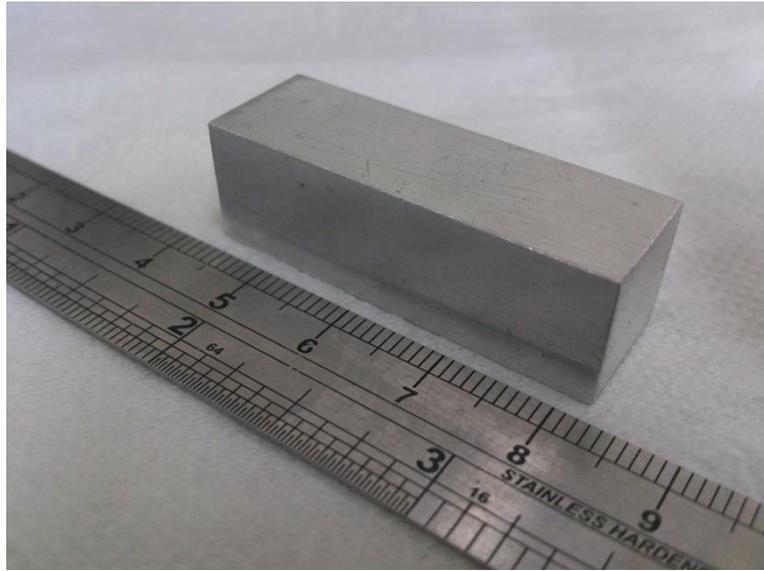


圖 3-6 等徑轉角擠製用胚料

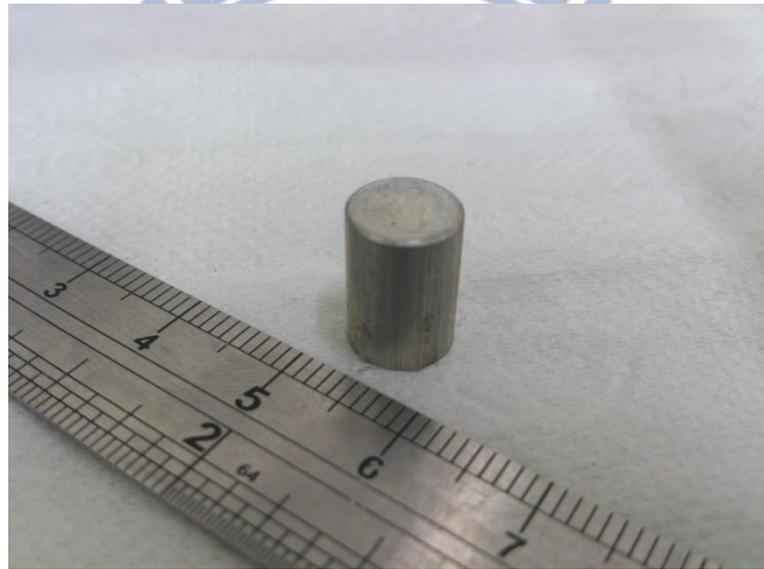


圖 3-7 實驗用試片

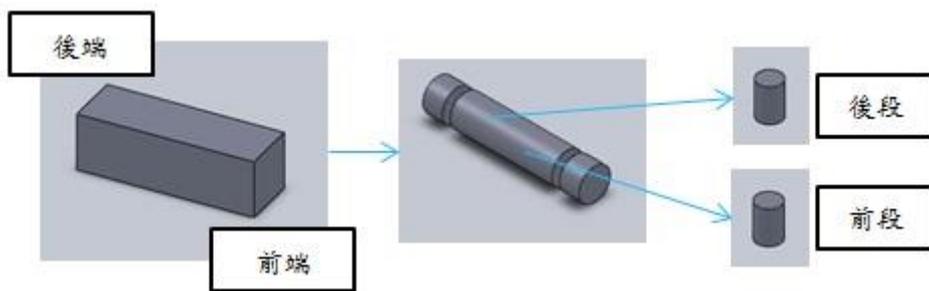


圖 3-8 ECAE 實驗用試片前、後段

第四章 實驗結果與討論

本章主要是探討半固態持溫時間參數對材料的顯微組織及機械性質之影響，比較經過 ECAE 晶粒細化之鋁合金試片前後段與原素材的差異。顯微組織的部分主要是探討其晶粒的平均粒徑、形狀因子及晶粒尺寸分佈情形，其中晶粒尺寸的分佈即為晶粒尺寸大小的標準差，其標準差數值愈低，則表示其晶粒尺寸分散之程度就愈低，反之，則愈高。而機械性質的部分是由半固態壓縮試驗從壓縮過之試片外觀及成行負荷上來進行比較，比較 ECAE 前段與後段及 ECAE 的鋁合金試片與原素材的壓縮試驗結果，其結果成形負荷越低，是越有利於半固態成形的。

4-1 實驗用試片之顯微組織

實驗使用材料為 6061-T6 鋁合金，圖 4-1 為鋁鎂矽相圖，6061-T6 為熱處理型鋁合金，屬於析出硬化鋁合金，從相圖中可以發現，在溫度約 595 °C 時， Mg_2Si 的溶解度有 1.85wt%，隨著溫度下降，溶解度就會降低，於室溫時 Mg_2Si 的溶解度只有 0.1wt%，而 Mg_2Si 的溶解度需大於 0.6 wt% 才會有析出硬化的效果，文獻中指出，經過固溶處理的鋁合金，以 ECAE 擠製完成後，再進行低溫時效處理可以得到更好的機械性質。

圖 4-2 為原素材的顯微組織圖，放大倍率為 200X，顯微組織的平均粒徑約為 50 μm ，形狀因子約為 0.50。圖 4-3 為鋁合金經過 230°C、Bc 路徑、

8 道次等徑轉角擠製之顯微組織圖，但從圖面上觀察，無法明顯地看出顯微組織圖的晶界，其原因還有待探討。

4-2 持溫時間對半固態顯微組織之影響

圖 4-4、圖 4-5、圖 4-6 為原素材與 ECAE 鋁合金試片前後段在 605°C 半固態溫度以不同持溫時間參數下的顯微組織，圖 4-7 為顯微組織經過電腦金相分析軟體計算所得之數據。

從圖表中可以得知試片在 605°C 半固態溫度下，持溫時間越長，平均粒徑及晶粒尺寸分佈會越大，形狀因子會越好，形狀因子的標準差皆約為 0.10 左右。

在各持溫時間參數下，ECAE 之鋁合金試片不論在平均粒徑、晶粒尺寸分佈及形狀因子都較原素材來的好，以平均粒徑上來看，原素材的晶粒尺寸比 ECAE 過之試片平均約大 70 μm 左右，而兩者形狀因子的平均約差 0.05，從以上結果可以得知，ECAE 過之試片比原素材有較小的晶粒尺寸及較好的形狀因子，所以經 ECAE 過的試片是有助於鋁合金半固態成形的。

然而從 ECAE 之鋁合金試片前段與後段來看，在各參數下，前段的平均粒徑較後段的平均粒徑約大 1.5 μm ，而形狀因子在持溫時間為 180 秒前，後段較前段好，而 180 秒後，則前段較後段好，但兩者形狀因子的差距約在 0.01 以內。

從先前的文獻中指出，晶粒的外形在半固態持溫的過程中會愈趨近於球狀化，其中半固態加工溫度會決定材料的固相率，會限制材料最大圓球化的程度，使得晶粒外形不會一直變圓下去，而過長的持溫時間反而會使材料的形狀因子變差，根據 AZ80 鎂合金的實驗結果，鎂合金在較短的持溫時間內形狀因子變化會比較大，隨著持溫時間的增長，其材料的形狀因子就會下降，與文獻中的結果相似，而 6061 鋁合金在持溫時間的過程中，形狀因子並沒有太大的起伏變化，在此推論兩種合金因固相率及合金成分的不同，所以產生的形狀因子變化也會不同。如圖 4-8 所示，6061 鋁合金在半固態溫度 605°C 時，固相率約為 0.90。

4-2-1 比較不同儀器設備之實驗差異

台灣在架設高週波感應加熱設備時有遇到以下幾點問題：

1. 最先是以前以紅外線探頭作為溫度量測的感測器，由於台灣設備架設並無抽真空或是能填入惰性氣體之設備，會使得鋁合金在升溫的過程中，表面會依溫度的不同，其氧化程度也會不同，由於表面氧化的關係，會對紅外線探頭的溫度量測造成影響，導致溫度量測不準確。
2. 使用 K type 熱電偶作為溫度量測的感測器，直徑約 3.2mm，因熱電偶的直徑較大，容易受到高週波感應的影響而造成溫度量測上的不準確。
3. 當溫度進行升溫要到達設定溫度時，由於升溫速度太快，而會導致試片

有過加溫度的問題。

為了改善以上問題，最後我們選擇了使用與日本設備相同的貴金屬熱電偶，以 R type 熱電偶作為台灣高週波感應加熱設備之溫度感測器，外層包覆保護材質後直徑為 2.3mm。對於高週波感應的影響，只有升溫前段有些微影響，溫度為 200°C 以後就不再受高週波感應加熱所干擾。

我們還使用 OMRON 溫度量測器搭配相同之熱電偶，作為溫度量測的對照，測試兩組量測器之溫度是否有過高溫度誤差存在，經由溫度控制器參數調整，可將兩者量測之溫度誤差控制在 5°C 以內。以及調整高週波感應加熱設備的 PID 參數值，用以控制試片過加溫度的問題，使其過加溫度控制在 5-10°C 的範圍內，並可快速降溫到實驗所需溫度值。也測試將鋁合金升溫至 630°C 進行測試，約 630°C 時表面開始有熔化的現象但試片不倒塌，在將溫度提升上去，試片承受不住而有倒塌的現象，接著試片就完全熔化，由此可知在溫度範圍上是有符合 6061 鋁合金的熱履歷的。

圖 4-9、圖 4-10、圖 4-11 為日本實驗及台灣實驗在 605°C 半固態溫度下以持溫時間為 5 秒、30 秒、60 秒的顯微組織圖，圖 4-12 為顯微組織經過電腦金相分析軟體計算所得之數據。

在三組持溫時間參數下，日本與台灣實驗的比較，ECAE 的鋁合金試片及原素材在平均粒徑上並沒有太大的差異，形狀因子的部分，日本所作的實驗其形狀因子都較台灣實驗部份要好一些，約高 0.01 左右。而且兩邊所

作的實驗都有共同的趨勢，平均粒徑會隨著持溫時間增加而變大，形狀因子也會提升，從上述顯微組織圖及實驗數據可以證實台灣實驗部份所使用高週波感應加熱設備是可行的。

4-3 半固態壓縮試驗

在進行半固態壓縮試驗時遇上了一些問題，若想要實現等溫壓縮 (Isothermal Compression)，則必須在壓縮的過程中持續對材料進行恆溫上的控制。但在壓縮的過程中，由於鋁合金與熱電偶的焊接不夠牢固，會使得熱電偶在壓縮的途中掉落，導致熱電偶回傳給 PID 控制器的訊號不準確，此時高週波感應加熱設備的加熱功率會一瞬間有較大的波動，造成感應電流的瞬間提升，不過瞬間提升的功率會被機器本身的保險系統給中斷掉。

而為了減少感應加熱對材料造成集膚效應 (Skin effect) 的影響，故此實驗選擇了較小的尺寸做為壓縮試片。雖然因熱電偶掉落而造成感應電流瞬間上升的時間很短，但在壓縮的過程中感應電流的瞬間起伏也會對小試片的溫度上造成一定的影響。

所以在壓縮試驗開始前，我們會先將加熱線圈的電源切斷，避免以上的問題發生，而在壓縮的過程中，由於衝頭為陶瓷材質，不會受到感應電流的影響，所以衝頭是處於在較低溫的狀態，在切斷電源後，小試片會持續的被衝頭帶走熱量，且溫度下降的速度很快，所以在壓縮試驗時使用較

大的應變速率，以縮短壓縮的時間，為的是要減小試片在壓縮的過程時溫度的散失。

4-3-1 壓縮試片的外觀觀察

表 4-3 為原素材與 ECAE 鋁合金試片前後段在 605°C 經不同持溫時間參數進行壓縮試驗後的結果，O 為壓縮外形完整，X 為壓縮外形呈碎裂狀，△ 為外形完整但表面有裂痕之試片。原素材在持溫時間 45 秒及 300 秒時有不同結果產生，第一個壓縮的結果是有完整外形的試片，另一個則是固液相分離嚴重的情形，在其他的持溫時間參數下，壓縮試驗的結果其試片皆是屬於固液相分離嚴重的情形，外觀呈現碎裂狀，從以上可以發現，原素材在持溫壓縮的過程中並沒有一個穩定的結果。而 ECAE 前段於持溫時間為 300 秒時，其試片壓縮的結果皆是有完整的外形，ECAE 後段則是於持溫時間為 45 秒時有相同的結果，兩者較有差異的地方是在持溫時間為 5 秒時，ECAE 前段的部分，試片有完整的外形及碎裂的情況發生，而 ECAE 後段的結果皆是呈現碎裂狀的。

以半固態持溫時間參數實驗與壓縮試驗結果作比對，從原素材的數據中可看出在各參數下形狀因子皆是相近的，但大多壓縮試片都是碎裂的情形，並沒有一個穩定的結果產生。ECAE 前段於持溫時間為 300 秒時，形狀因子約為 0.701，壓縮試片皆是有完整的外形，但形狀因子低於此數值就有

不同的結果產生了，而 ECAE 後段於持溫時間 45 秒時，形狀因子約為 0.680，此時也有相同的結果產生。從數據圖中可看出在各參數下 ECAE 前後段的形狀因子及晶粒尺寸是相近的，壓縮試驗的結果也是非常相近，其結果有完整外形的試片居多。我們認為 ECAE 壓縮碎裂的試片可能是因為以下原因所造成的，可能是試片圓柱表面有切削刀痕而造成表面粗糙度不一以及圓柱試片頂面與底面不平整，造成試片壓縮時受力不均導致固液相分離的情形發生。而從 ECAE 前後段的實驗結果作比較，兩者在顯微組織方面並沒有太大的差異，而且從壓縮試驗結果中可得知，試片不會因為前後段的區別，而出現與先前預測可能造成兩極化的結果產生。

接著以原素材及 ECAE 前後段作比較，兩者在晶粒尺寸及形狀因子上就有比較大的差距，平均粒徑約差 $70\mu\text{m}$ ，所以結果上顯示原素材壓縮的結果近乎都是碎裂的。統整以上結果可以得知，除了形狀因子以外，平均粒徑及固液相均勻分佈也是很重要的，內部有較小的晶粒尺寸及固液相均勻地分佈也是影響壓縮結果的關鍵因素。

我們推測形狀因子對於固液相分離是有一定的影響力，而平均粒徑的大小及固液相的平均分佈亦是重要，如圖 4-13 所示，此圖為固液相分離情形之示意圖，主要是因為較大的晶粒在半固態成形下不好移動或是轉動，所以在壓縮的過程中只有液相向外聚集，最後導致固液相分離的結果產生。如圖 4-14 所示，此圖為固液相均勻分佈之示意圖，經 ECAE 過之試片的平

均粒徑較原素材細化很多，較小的晶粒尺寸在半固態成形下會比較好移動或是轉動，所以在壓縮的過程中可以使得固液相呈現均勻的分佈，不會導致固液相分離的結果產生。而從持溫時間參數的實驗可以發現，雖然 ECAE 後段的平均粒徑及形狀因子都較 ECAE 前段來的好，可從圖 4-5、圖 4-6 ECAE 前段與 ECAE 後段的金相圖中可以看見差異，ECAE 前段的液相分佈是較 ECAE 後段明顯的，在此推測 ECAE 前段較 ECAE 後段固液相分佈來的均勻，所以在壓縮的結果中，ECAE 前段在持溫時間為 5 秒及 15 秒時，並沒有皆是固液相分離嚴重的情形發生，且比 ECAE 後段有較完整的試片外形。

4-3-2 壓縮試片金相顯微組織觀察

一般來說，壓縮完整之試片實際上其金相是要處於固液分佈均勻的狀態，才不會導致碎裂的情況產生。而壓縮碎裂之試片，我們推測是因為固液相分離所導致的，分離的原因主要是因為在壓縮成形時，固相過於集中且不移動、滑動，此時只有液相向外聚集，最後因為固液相分佈不均，液相聚集過多而向外濺出，導致試片碎裂的結果。所以此顯微組織觀察主要的目的是為了要驗證固液相分離的情況是否合乎推測，如圖 4-13 所示。

觀察金相是採用 ECAE 前段持溫 5 秒及 ECAE 後段持溫 30 秒時壓縮結果之試片，主要是觀察 ECAE 前段持溫 5 秒時壓縮外形完整及壓縮時液相

濺出卻不碎裂之試片和 ECAE 後段持溫 30 秒時壓縮外形完整、外形完整但表面有裂痕及壓縮試片碎裂之情況進行探討。

圖 4-15 為 ECAE 前段鋁合金試片升溫至半固態溫度 605°C 下持溫 5 秒進行壓縮後外形完整的顯微組織圖，從圖中可以發現晶界，但晶界較淺且模糊，不易觀察。圖 4-16 為 ECAE 前段鋁合金試片升溫至半固態溫度 605°C 下持溫 5 秒進行壓縮後液相濺出外形卻不碎裂的顯微組織圖，從中心區域的顯微組織圖中可以發現固相都聚集在一起並挾帶些微液相，而從外圍區域的顯微組織圖中，則是發現固液相混雜在一起且固相晶粒有扭曲變形的情况。

圖 4-17 為 ECAE 後段鋁合金試片升溫至半固態溫度 605°C 下持溫 30 秒進行壓縮後外形完整的顯微組織圖，此圖也是與上述 ECAE 前段持溫 5 秒時發生相同的現象。圖 4-18 為 ECAE 後段鋁合金試片升溫至半固態溫度 605°C 下持溫 30 秒進行壓縮後外形完整但表面有裂痕之顯微組織圖，圖中可以稍微觀察到晶界，但中心所觀察到的顯微組織與壓縮外形完整之試片並沒有太大的差異。圖中邊界裂痕的顯微組織部分，推測是此處液相聚集的比例較其他處高，而導致壓縮過程時產生裂痕。圖 4-19 為 ECAE 後段鋁合金試片升溫至半固態溫度 605°C 下持溫 30 秒進行壓縮試片碎裂的顯微組織圖，從中心區域的顯微組織圖裡可以觀察到固相是聚集在中央的部分且挾帶些微液相，而從試片外圍區域的顯微組織圖中可以觀察到越接近外圍

的地方，其液相所占的比例會越來越多，則表示試片內部固液相分離嚴重的情形就越明顯。

從上述的圖中可以證實，壓縮成形時有不同的結果與固液相分佈的均勻性是有關聯的，以試片碎裂的結果觀察圖來看，確實是固相集中於中心區域，而液相則是聚集在外圍區域，如圖 4-13 所示，最後因固液相嚴重的分離而導致試片碎裂的情況。從此部份我們也可以推測出，壓縮有完整外形之試片，其固液相分佈是均勻的，如圖 4-14 所示，最後才不會導致固液相分離嚴重的情形發生。

4-3-3 壓縮曲線數據

圖 4-20、圖 4-21、圖 4-22 為原素材和 ECAE 鋁合金試片前段與後段升溫至半固態溫度 605°C 經過不同持溫時間參數進行壓縮試驗後所量測的負荷與行程數據之圖表，如圖所示，可將各曲線分為三區，分別為 I、II、III。I 區的試片為壓縮試驗中，結果皆是有完整的試片外形，在 I 區所量測到的曲線結果趨勢是一致的。II 區的試片在壓縮試驗中，其結果是有完整的外形但表面會有裂痕，裂痕程度越小的，所量測到的曲線會越接近 I 區。而 III 區則表示試片在壓縮試驗的結果皆是固液相分離嚴重的情形，導致試片是呈現碎裂的情況。

從上述圖表中可發現，壓縮外形完整之鋁合金試片其負荷-行程的趨勢

都是很接近的，ECAE 前段與後段最高降伏負荷皆是介於 2.4-2.8kN，而原素材則是在 3.5kN 左右，從結果上來看原素材的降伏負荷較 ECAE 過的鋁合金試片來的高。

然而各種參數下的試片在壓縮的過程時因為截面積的改變，而無法比較其中的差異，所以接下來截取還未出現固液相分離的曲線前段，用以比較半固態溫度下的降伏負荷之情形。

圖 4-23、圖 4-24、圖 4-25 為原素材和 ECAE 鋁合金試片前段與後段在半固態溫度 605°C 進行壓縮試驗後所量測到的負荷與行程數據之圖表，此圖表僅截取還未出現固液相分離的曲線前段，以圖面上所觀察，壓縮外形完整的鋁合金試片其降伏負荷都較表面有裂痕或是碎裂的試片來的高，且在原素材曲線前段的圖表中可以發現碎裂之試片的降伏負荷數值高低不齊，研判碎裂的情況是在不同的壓縮行程下所產生的，所以才會導致量測出的降伏負荷數值高低不一。而從圖中可以發現原素材壓縮完整之試片的降伏負荷都較完整之 EACE 鋁合金試片來的高，平均約高 0.35kN 左右。降伏負荷愈低是有利於半固態成形的，經由 ECAE 過之鋁合金試片與原素材所受的降伏負荷做比較，由以上結果可以判斷，ECAE 過之鋁合金試片是比原素材較有利於半固態成形的。

表 4-1 605°C 不同持溫時間參數原素材與 ECAE 試片前後段之數據

原素材	5s	15s	30s	45s	60s	180s	300s	600s
Diameter (μm)	99.30	101.97	106.57	110.66	116.34	125.10	132.59	141.42
Shape factor	0.625	0.622	0.627	0.632	0.633	0.642	0.634	0.637
Standard Deviation	40.842	41.625	45.800	47.843	50.452	51.936	53.838	57.604

ECAE 前段	5s	15s	30s	45s	60s	180s	300s	600s
Diameter (μm)	31.761	34.628	36.928	39.515	43.959	53.208	60.608	69.137
Shape factor	0.660	0.661	0.674	0.672	0.682	0.695	0.701	0.718
Standard Deviation	10.764	13.642	13.468	13.624	14.689	21.696	21.912	29.097

ECAE 後段	5s	15s	30s	45s	60s	180s	300s	600s
Diameter (μm)	30.741	30.069	36.829	38.515	43.091	47.998	58.011	65.891
Shape factor	0.667	0.664	0.678	0.680	0.698	0.693	0.699	0.704
Standard Deviation	11.379	11.571	13.159	14.626	14.921	19.338	22.180	28.248

Shape factor(F), $F = 4\pi A / C^2$, C: 晶粒平均周長, A: 晶粒平均面積

F 趨近於 1 表示固相結晶形態愈趨近於球狀化

F=1 表示固相結晶形態是完全球狀

表 4-2 日本實驗於 5s、30s、60s 持溫時間原素材與 ECAE 試片前後段之數據

原素材	5s	30s	60s
Diameter	98.85	106.17	115.17
Shape factor	0.628	0.636	0.639
Standard Deviation	42.728	44.513	51.543

ECAE 前段	5s	30s	60s	ECAE 後段	5s	30s	60s
Diameter	29.506	35.420	37.303	Diameter	27.847	33.042	41.835
Shape factor	0.669	0.681	0.694	Shape factor	0.672	0.680	0.702
Standard Deviation	12.599	12.989	14.994	Standard Deviation	10.729	12.629	15.673

表 4-3 605°C 不同持溫時間參數原素材與 ECAE 試片前後段壓縮試驗結果

原素材	1	2	3
5s	X	X	X
15s	X	X	
30s	X	X	X
45s	X	O	X
60s	X	X	X
300s	X	O	X
600s	△	X	

ECAE-前段	1	2	3	4
5s	O	X	O	
15s	X	X	O	O
30s	O	X	O	
45s	O	X	O	
60s	X	O		
300s	O	O	O	

ECAE-後段	1	2	3	4
5s	X	X	X	
15s	X	X	O	
30s	X	O	O	△
45s	O	O	O	
60s	X	△	O	
300s	O	O	X	

O：壓縮外形完整 X：壓縮外形呈碎裂狀 △：外形完整但表面有裂痕

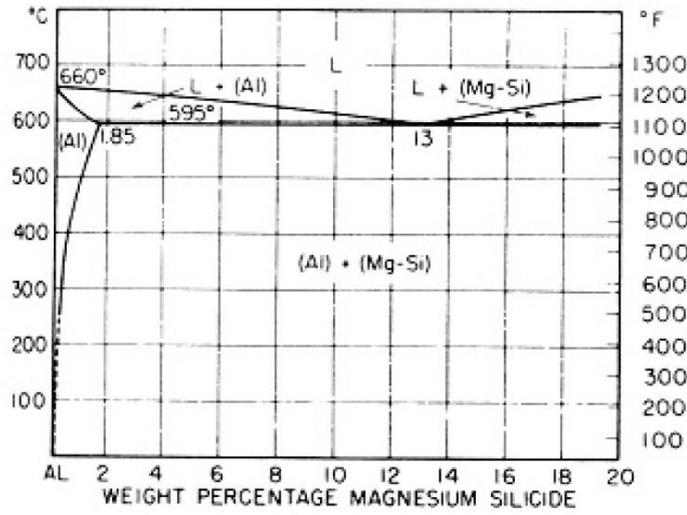


圖 4-1 鋁鎂矽合金相圖[32]

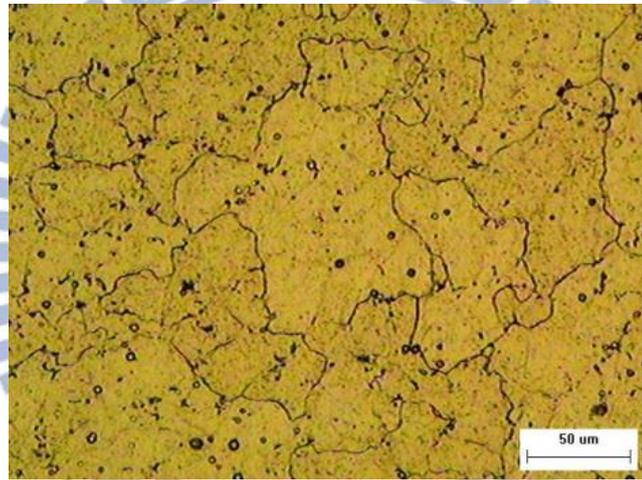


圖 4-2 原素材試片之顯微組織

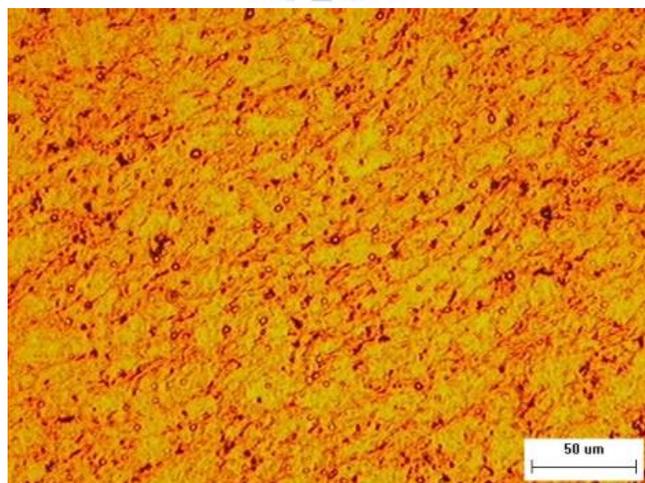
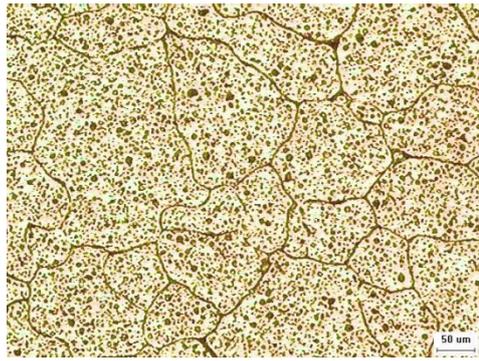
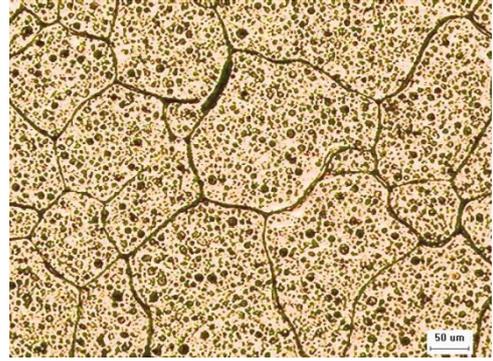


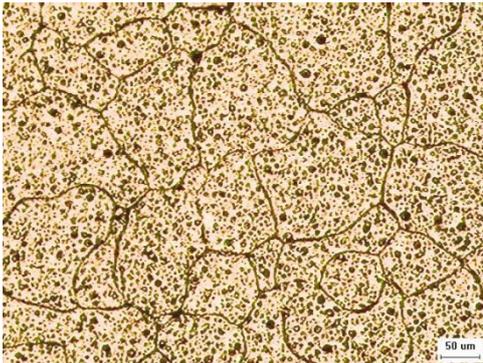
圖 4-3 ECAE 試片之顯微組織



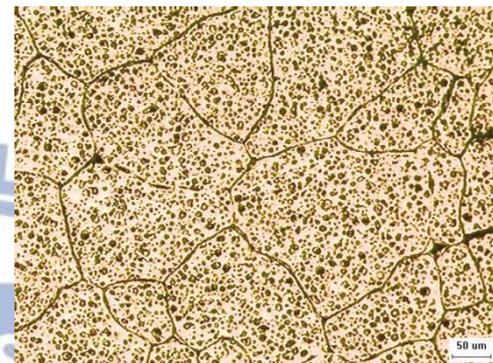
5 秒



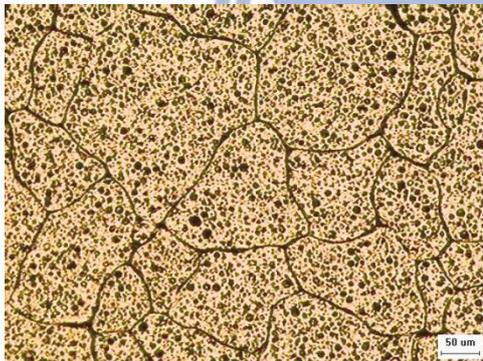
60 秒



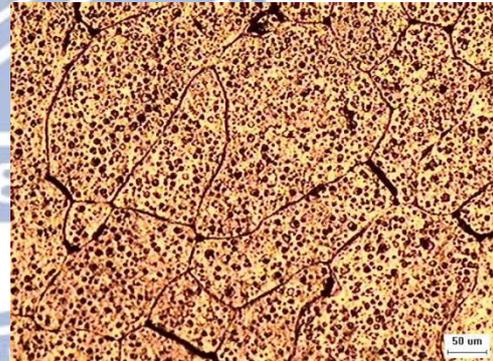
15 秒



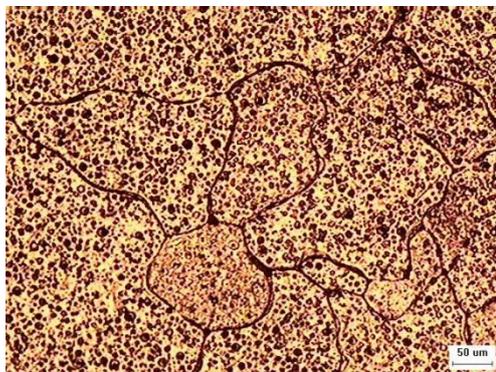
180 秒



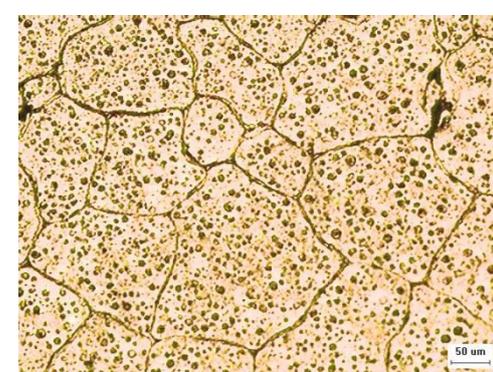
30 秒



300 秒



45 秒

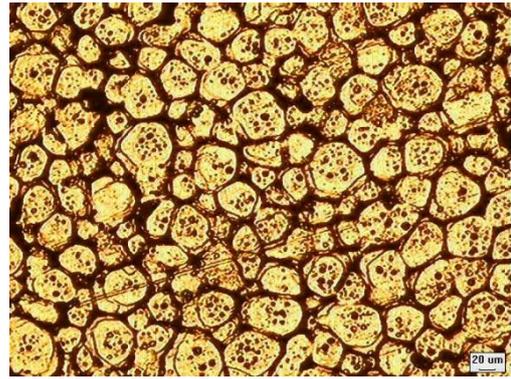


600 秒

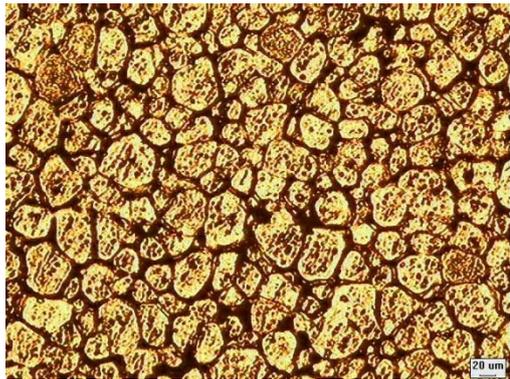
圖 4-4 原素材試片在 605°C 不同持溫時間參數下之顯微組織



5 秒



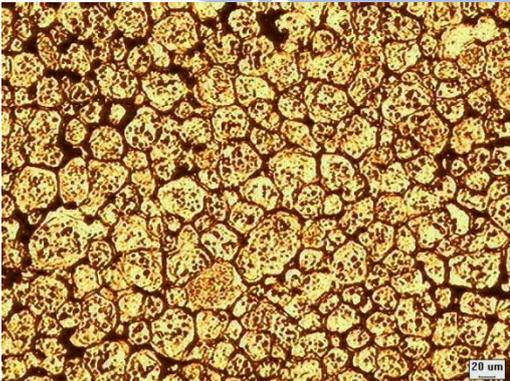
60 秒



15 秒



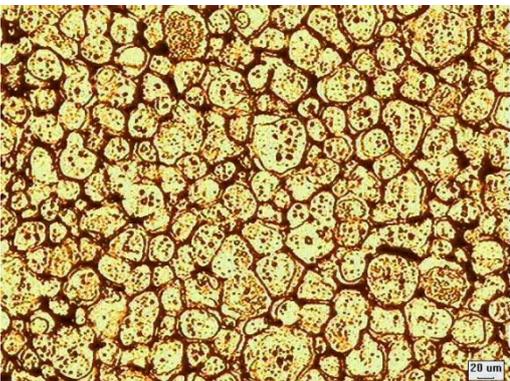
180 秒



30 秒



300 秒

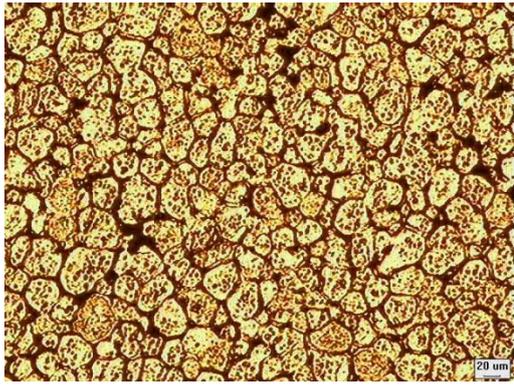


45 秒

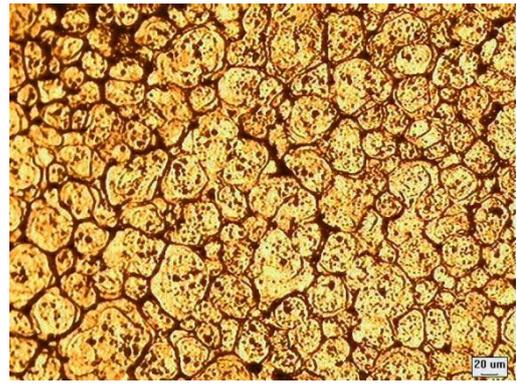


600 秒

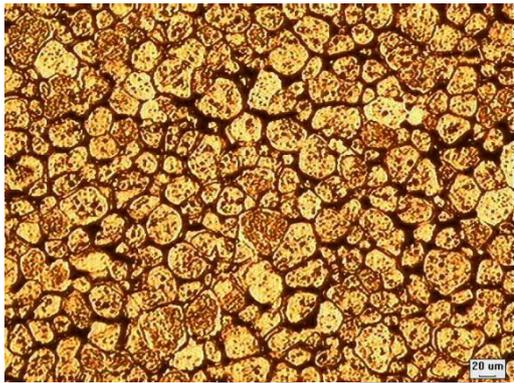
圖 4-5 ECAE 試片前段在 605°C 不同持溫時間參數下之顯微組織



5 秒



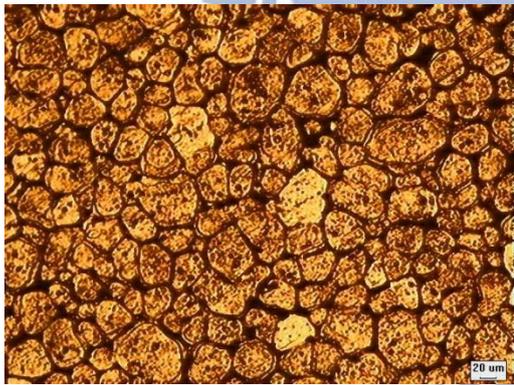
60 秒



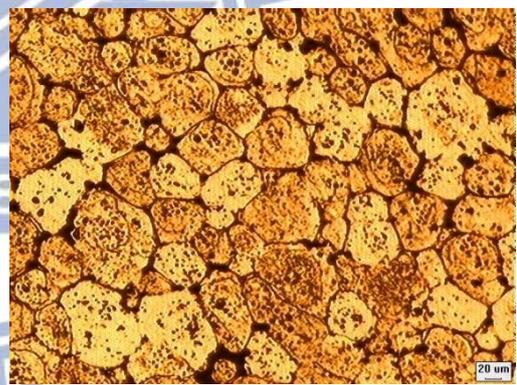
15 秒



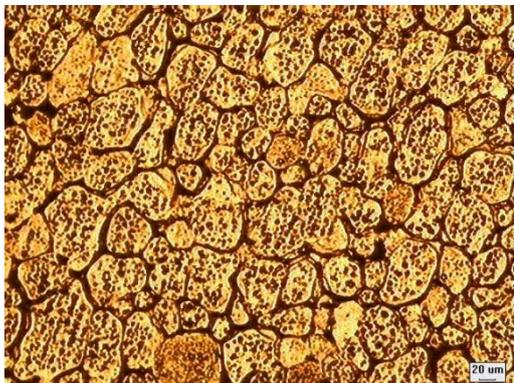
180 秒



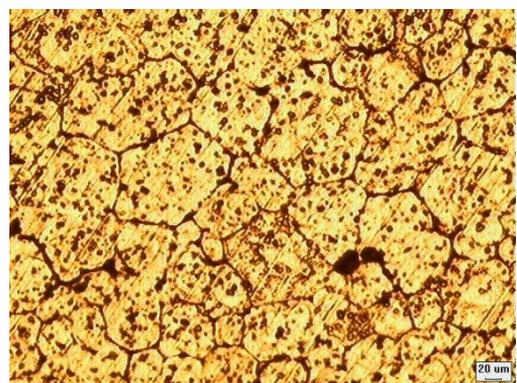
30 秒



300 秒



45 秒



600 秒

圖 4-6 ECAE 試片後段在 605°C 不同持溫時間參數下之顯微組織

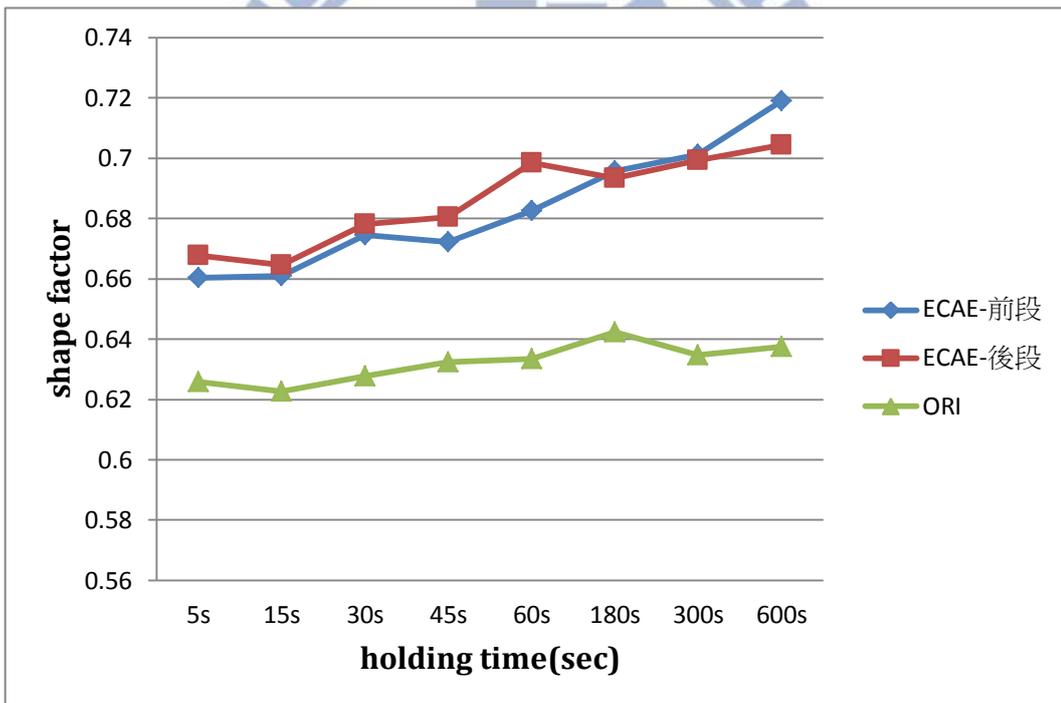
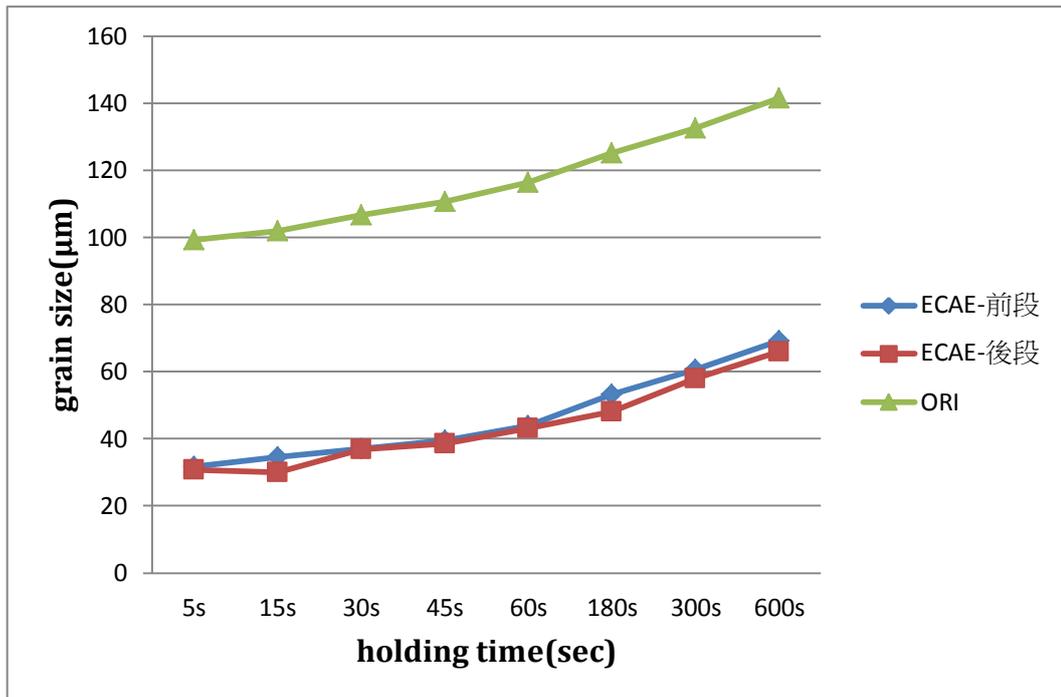


圖 4-7 605°C 不同持溫時間參數原素材與 ECAE 前後段試片之數據圖

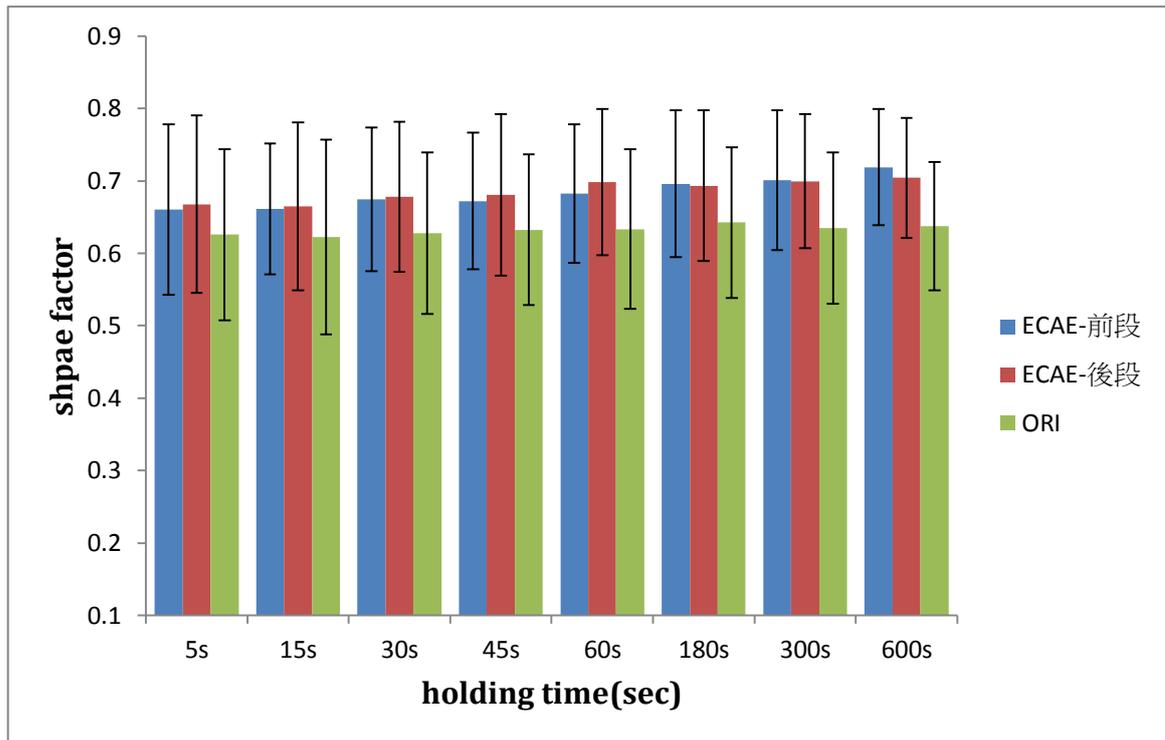


圖 4-7 605°C 不同持溫時間參數原素材與 ECAE 前後段試片之數據圖(續)

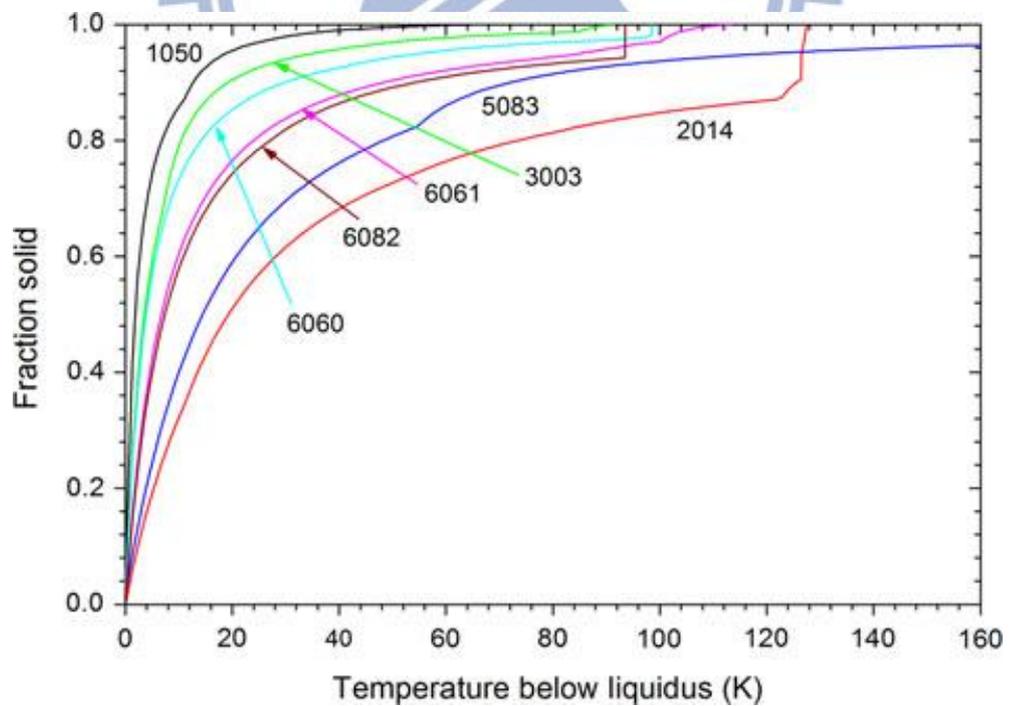
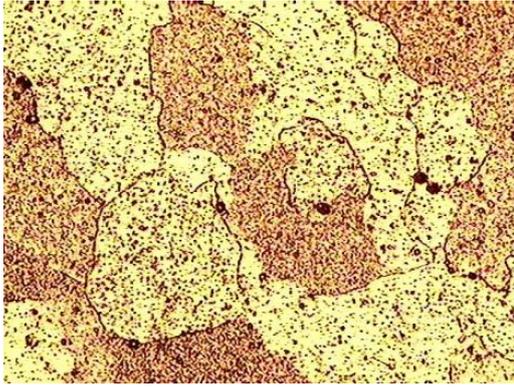
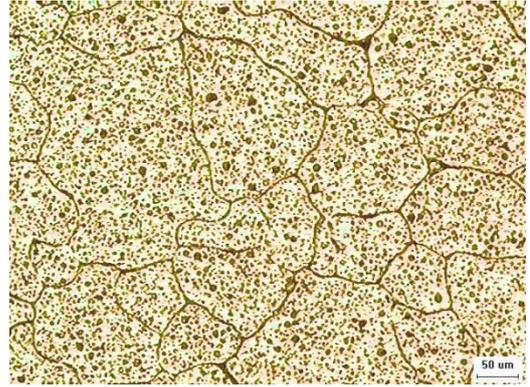


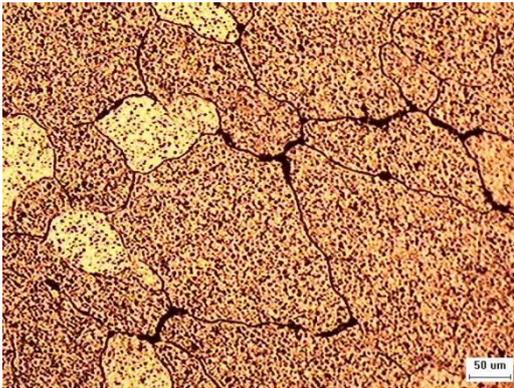
圖 4-8 使用非平衡 Scheil-Gulliver module 模擬凝固之過程[33]



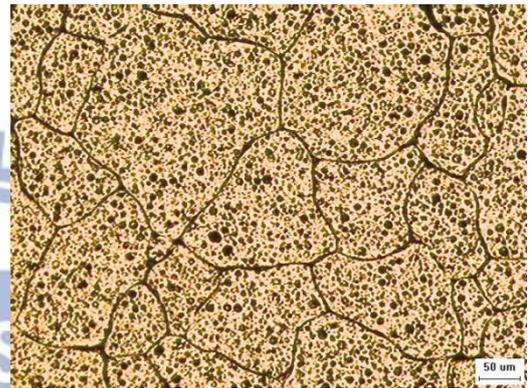
5 秒



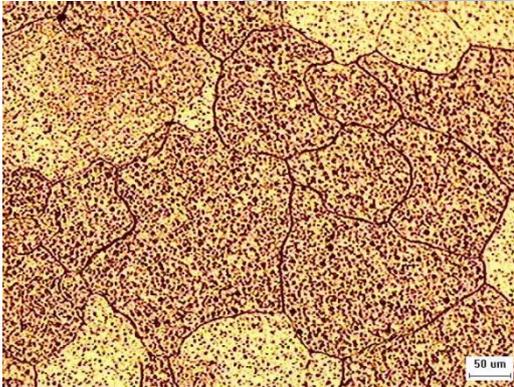
5 秒



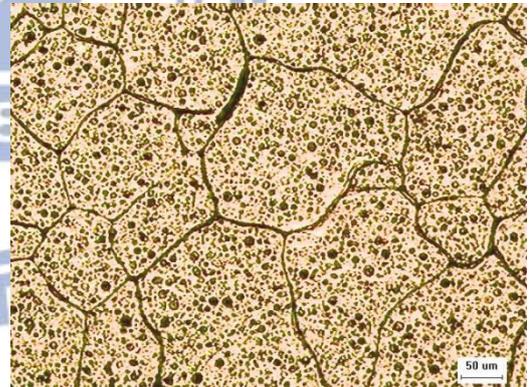
30 秒



30 秒



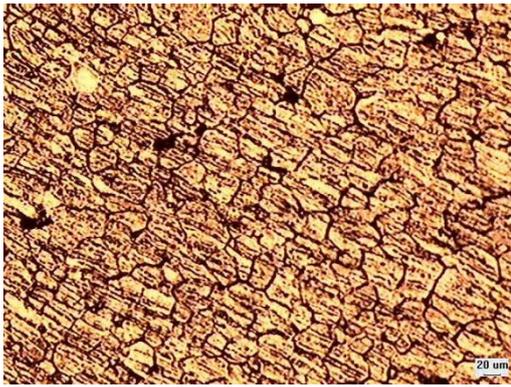
60 秒



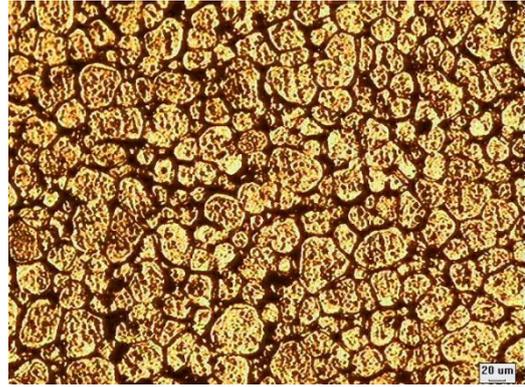
60 秒

圖 4-9 原素材在 605°C 三種持溫時間參數下之顯微組織

(左圖：日本 右圖：台灣)



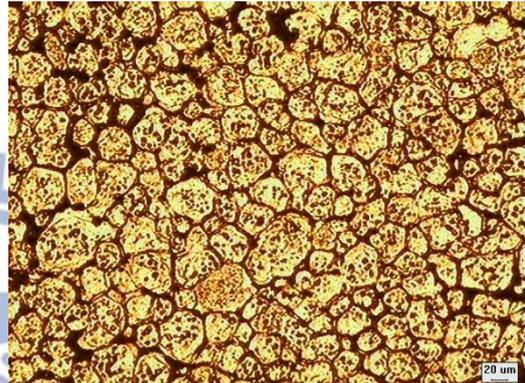
5 秒



5 秒



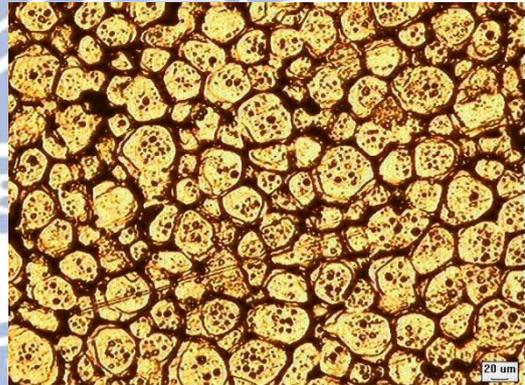
30 秒



30 秒



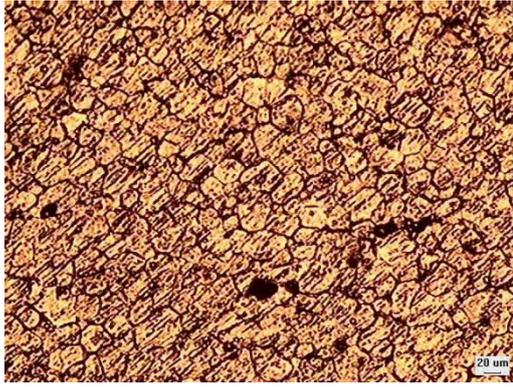
60 秒



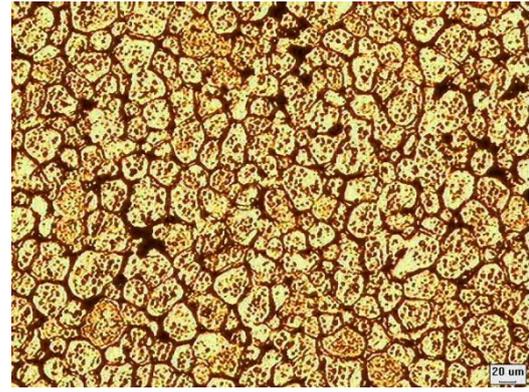
60 秒

圖 4-10 ECAE 前段在 605°C 三種持溫時間參數下之顯微組織

(左圖：日本 右圖：台灣)



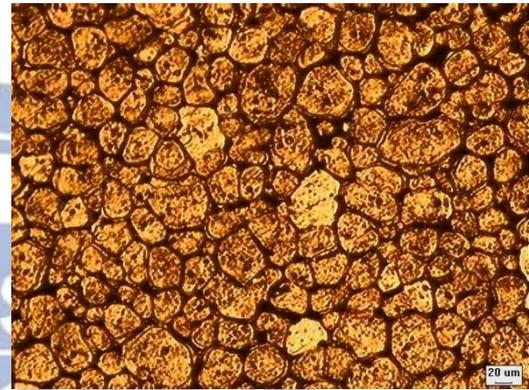
5 秒



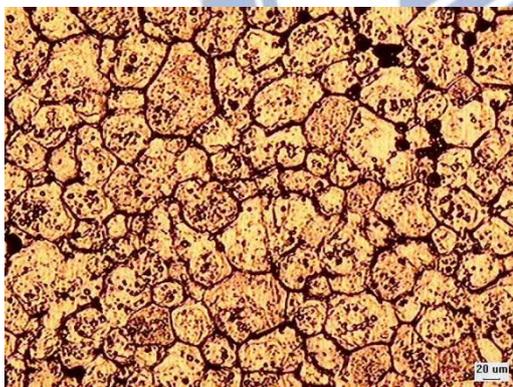
5 秒



30 秒



30 秒



60 秒



60 秒

圖 4-11 ECAE 後段在 605°C 三種持溫時間參數下之顯微組織

(左圖：日本 右圖：台灣)

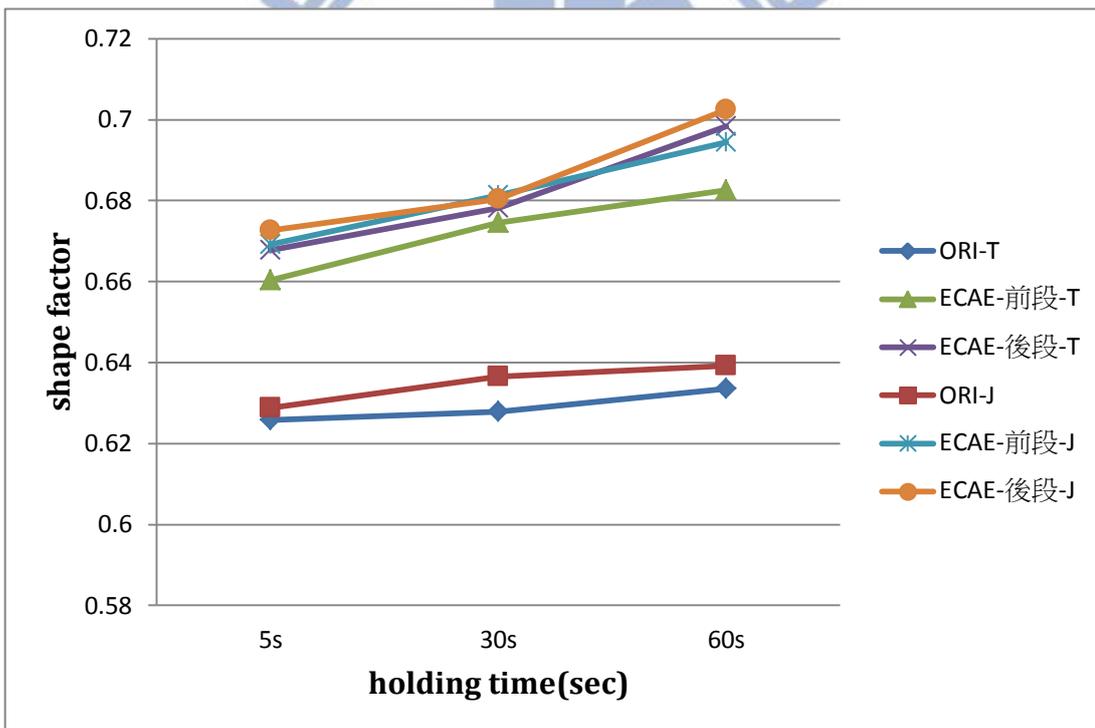
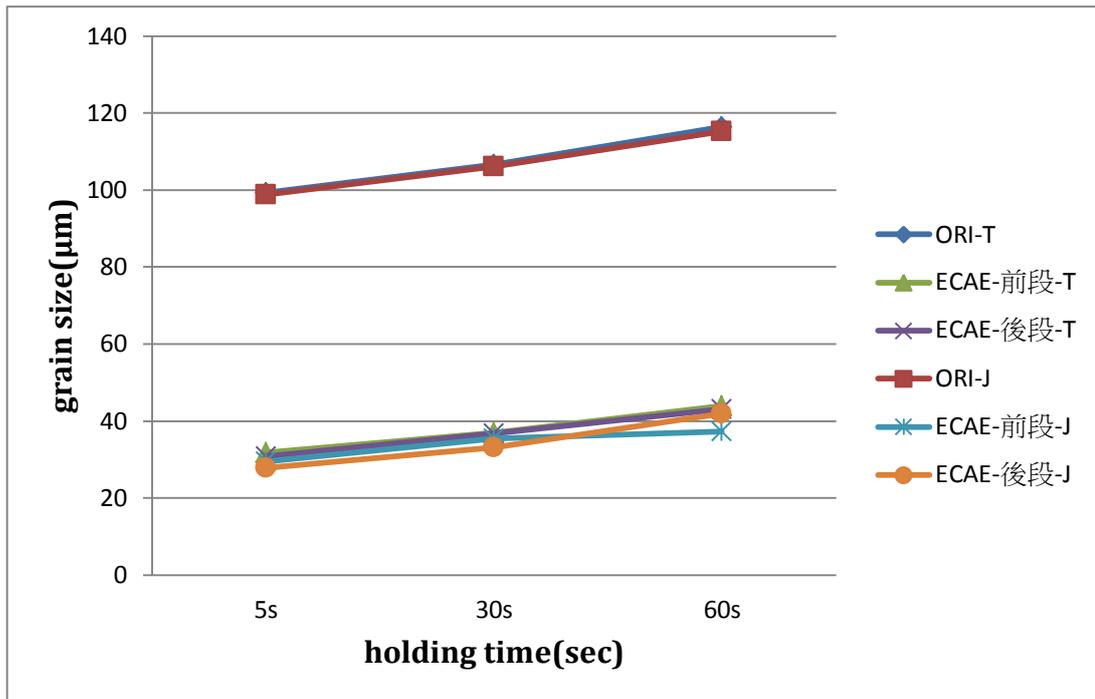


圖 4-12 持溫時間參數原素材與 ECAE 前後段試片之日本台灣實驗數據圖

(T：台灣 J：日本)

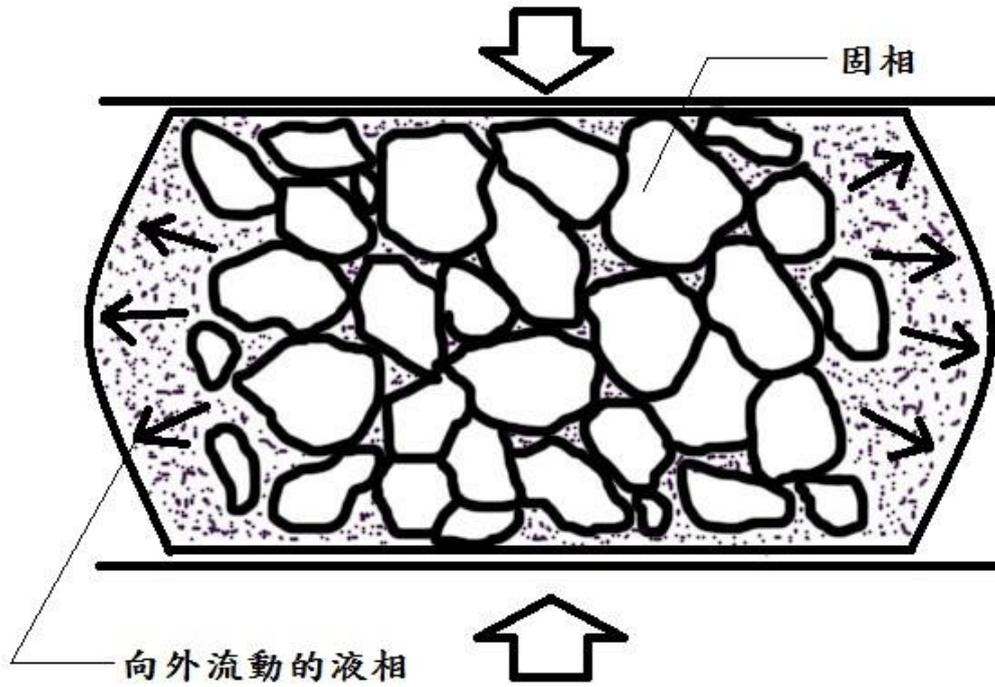


圖 4-13 固液相分離情形之示意圖

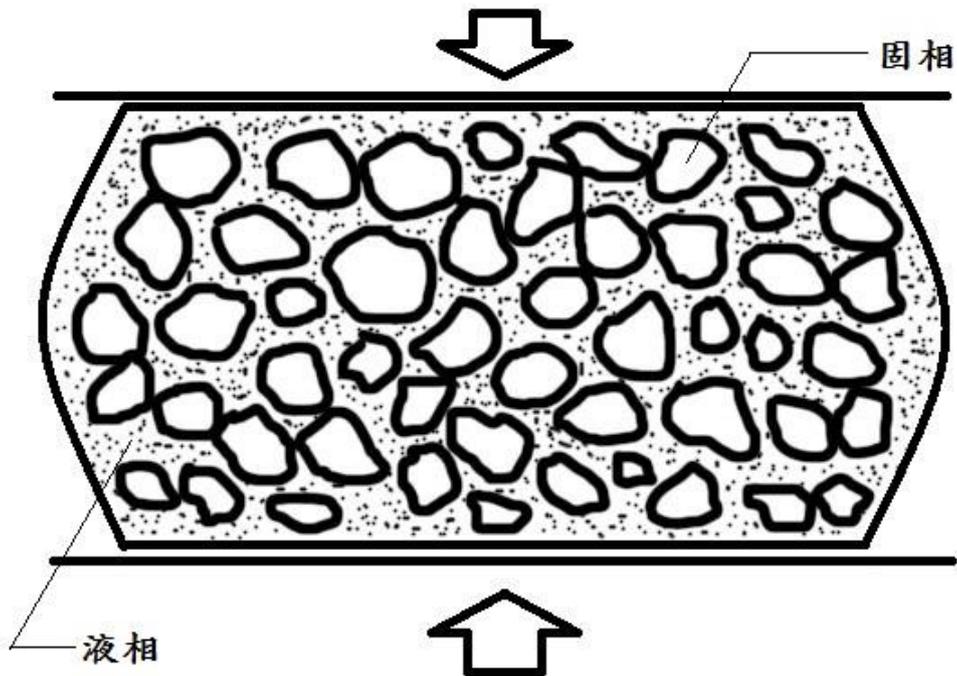
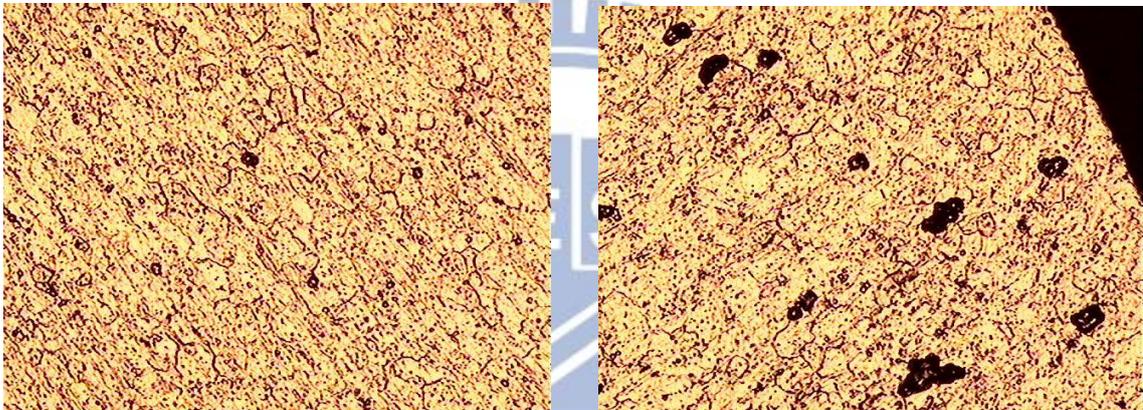


圖 4-14 固液相均勻分佈之示意圖



(a)

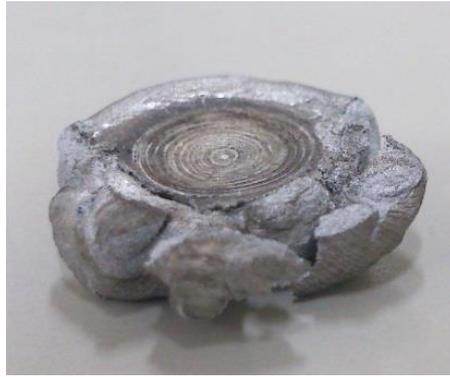


(b)

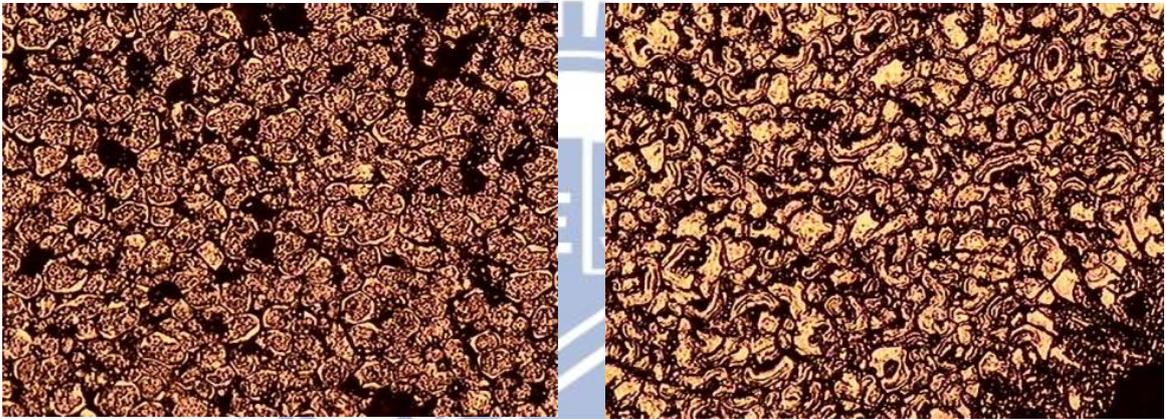
(c)

圖 4-15 ECAE 前段 605°C 持溫 5 秒壓縮結果外形完整及顯微組織

(a)壓縮試片外觀 (b)中心區域 (c)邊緣區域



(a)



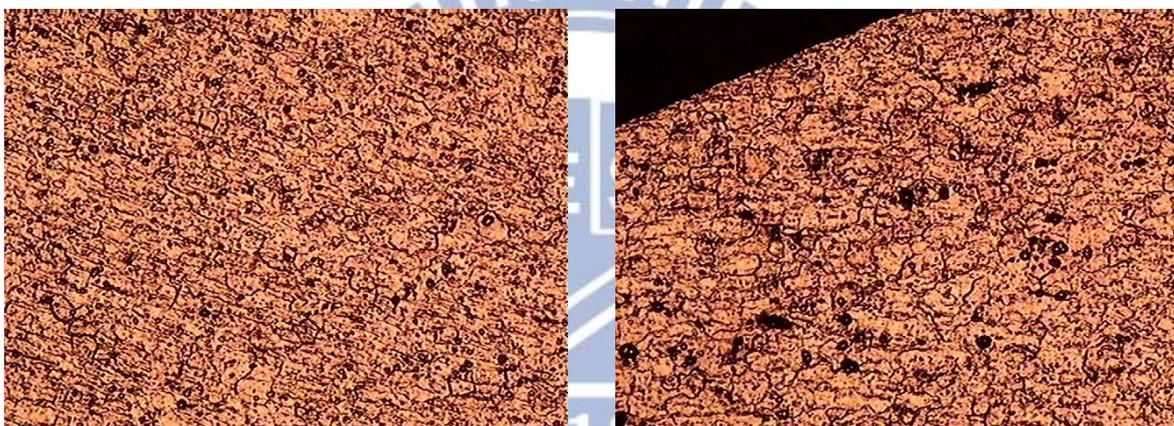
(b)

(c)

圖 4-16 ECAE 前段 605°C 持溫 5 秒壓縮結果液相濺出外形卻不碎裂及顯微組織 (a)壓縮試片外觀 (b)中心區域 (c)邊緣區域



(a)



(b)

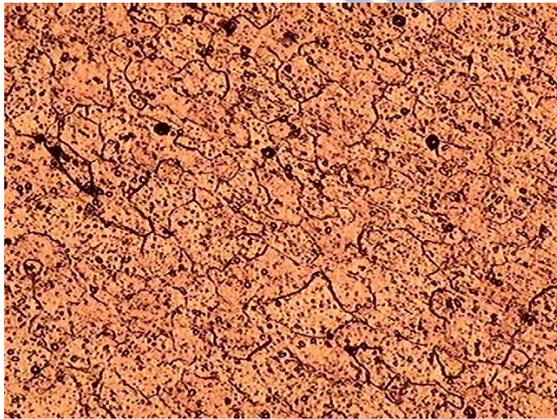
(c)

圖 4-17 ECAE 後段 605°C 持溫 30 秒壓縮結果外形完整及顯微組織

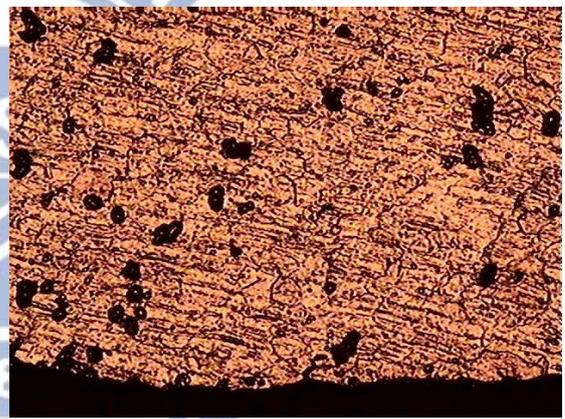
(a)壓縮試片外觀 (b)中心區域 (c)邊緣區域



(a)



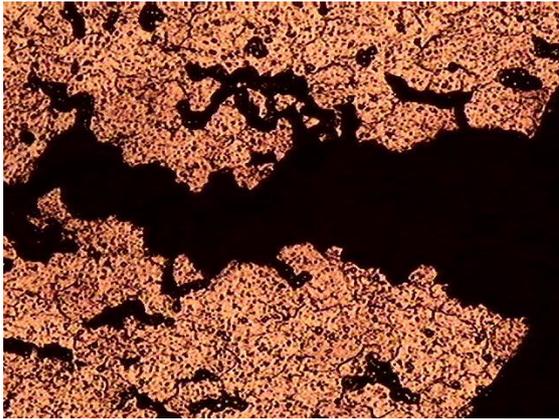
(b)



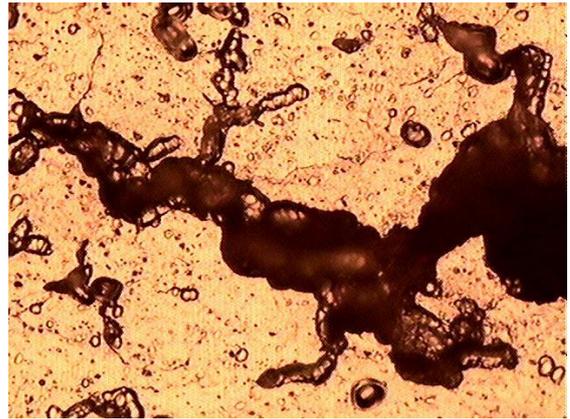
(c)

圖 4-18 ECAE 後段 605°C 持溫 30 秒壓縮結果外形完整但表面有裂痕及顯微組織(a)壓縮試片外觀 (b)中心區域 (c)邊緣區域 (d)裂痕區域 (e)裂痕觀察

倍率 200X



(c)



(d)

圖 4-18 ECAE 後段 605°C 持溫 30 秒壓縮結果外形完整但表面有裂痕及顯微

組織 (續) (a)壓縮試片外觀 (b)中心區域 (c)邊緣區域 (d)裂痕區域

(e)裂痕觀察倍率 200X



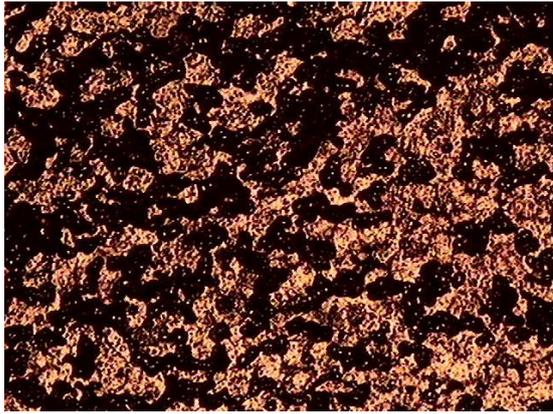
(a)



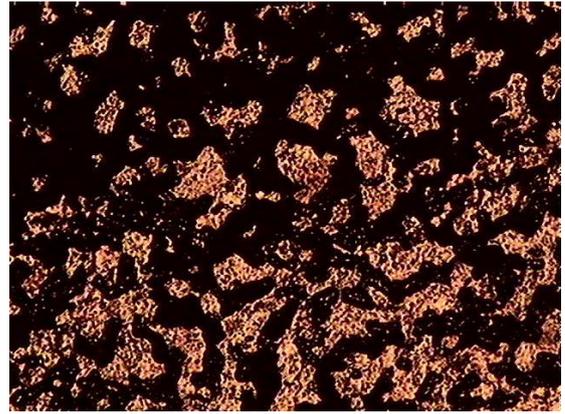
(b)

圖 4-19 ECAE 後段 605°C 下持溫 30 秒壓縮結果外形碎裂及顯微組織

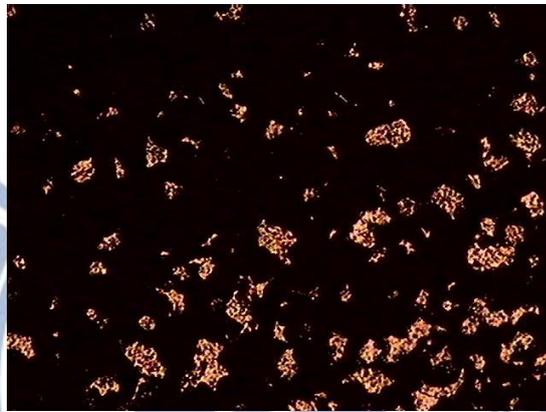
(a)壓縮試片外觀 (b)中心區域 (c),(d),(e)外圍區域，由內而外



(c)



(d)



(e)

圖 4-19 ECAE 後段 605°C 下持溫 30 秒壓縮結果外形碎裂及顯微組織(續)

(a)壓縮試片外觀 (b)中心區域 (c),(d),(e)外圍區域，由內而外

ORI 壓縮試驗

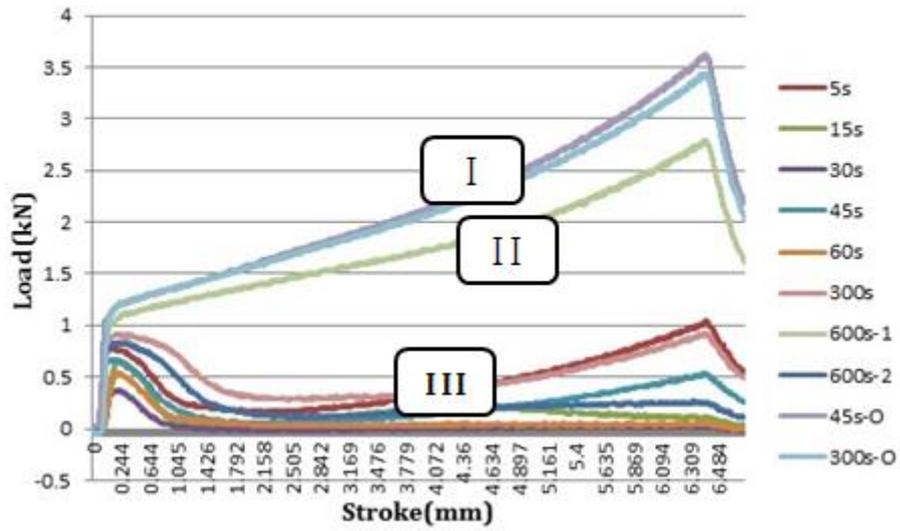


圖 4-20 原素材 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之關係圖

ECAE-前段 壓縮試驗

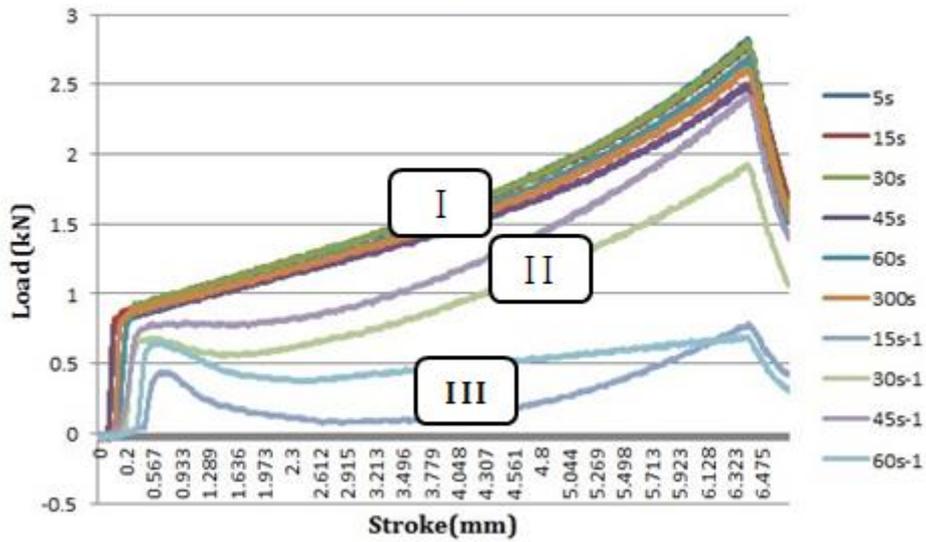


圖 4-21 ECAE 前段 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之關係圖

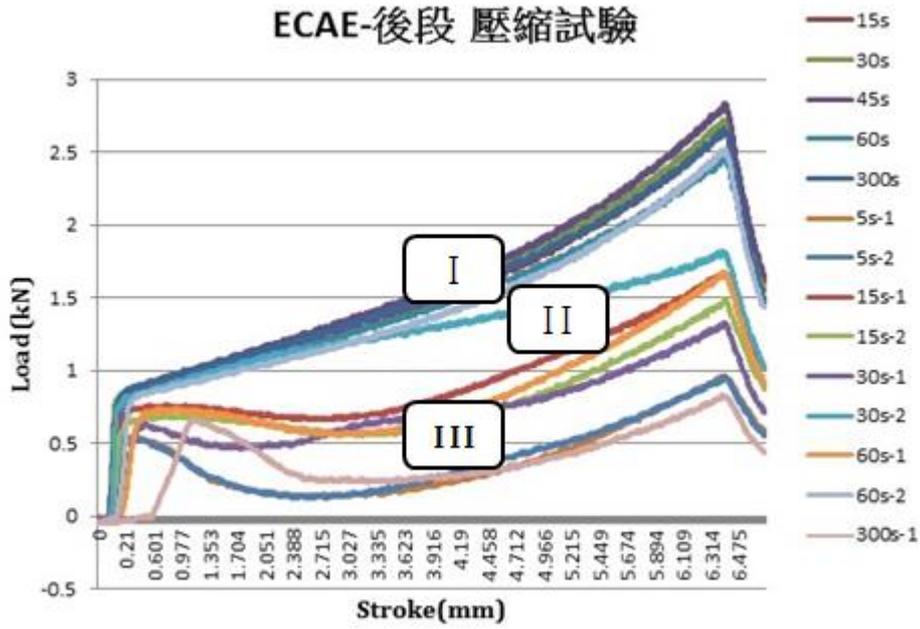


圖 4-22 ECAE 後段 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之關係圖

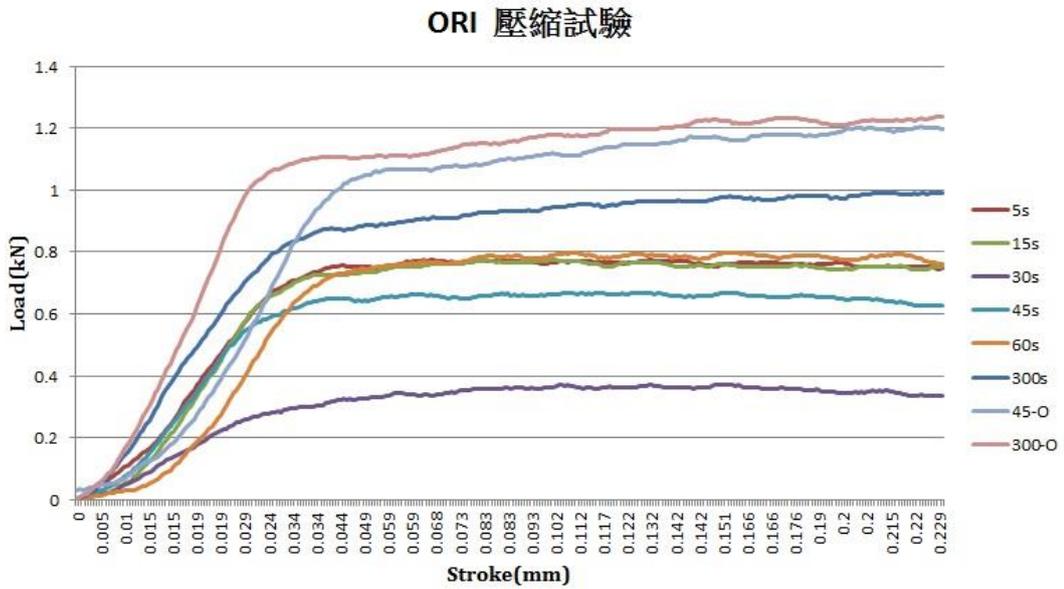


圖 4-23 原素材 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之曲線前段關係圖

ECAE-前段 壓縮試驗

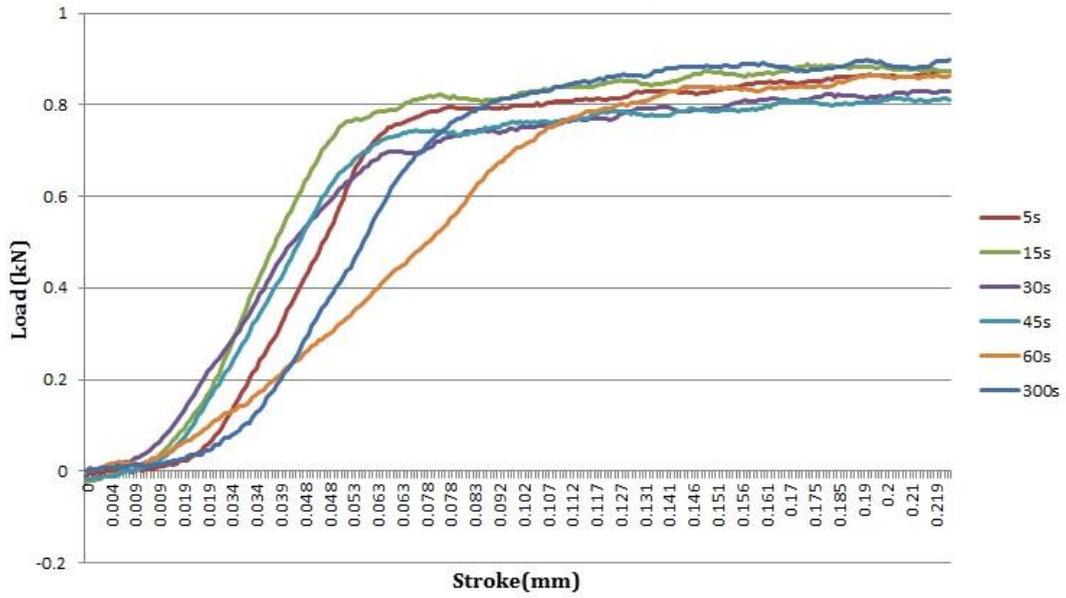


圖 4-24 ECAE 前段 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之曲線前段關係圖

ECAE-後段 壓縮試驗

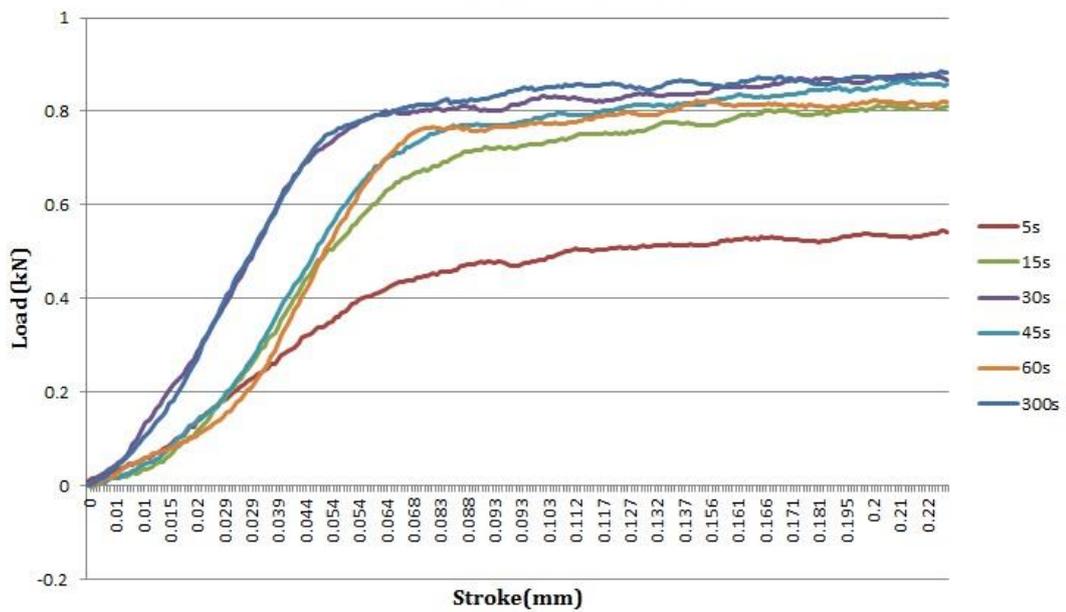


圖 4-25 ECAE 後段 605°C 壓縮試驗負荷與行程數據之曲線前段關係圖

第五章 結論與未來展望

5-1 結論

本研究是根據先前研究 AZ80 鎂合金實驗結果，探討 6061 鋁合金在半固態溫度下經不同持溫時間時其變形特性及顯微組織之變化，並討論先前研究推測形狀因子的高低對壓縮結果有較大影響的原因是否合乎推測和 ECAE 試片前段與後段兩者對壓縮結果及顯微組織是否有差異性存在。

而且我們使用新架設的高週波感應加熱設備與日本高溫高速多段壓縮實驗裝置作相同持溫時間參數實驗並進行比較，從實驗結果可以證明新架設的高週波感應加熱設備是可行的。

根據實驗結果，可以歸納出以下幾點：

1. 以持溫時間實驗結果可以得知隨著持溫時間增加，平均粒徑會增加，形狀因子也會越來越好，但晶粒尺寸分散的程度會變差，以鋁合金原素材及 ECAE 試片前後段作比較，經 ECAE 擠製過之試片無論是在平均粒徑、形狀因子及晶粒尺寸的分佈都較原素材來的好，所以 ECAE 試片是比原素材更有利於半固態成形的。
2. 以持溫時間數據與壓縮試驗結果作比對，可以從結果中證實形狀因子的高低是有影響的。而兩者平均粒徑的大小也有很大的差距，從兩者的壓

縮結果也可以比較出差異，原素材的壓縮結果几乎都是呈現碎裂狀的，因此除了形狀因子外，平均粒徑的大小也是會對固液相分離有較大影響的因素之一。

3. 壓縮數據結果得知，ECAE 試片的降伏負荷比原素材低，則表示試片在半固態下變形阻抗比較小，所以 ECAE 試片是較原素材有利於半固態成形的。而從 ECAE 前後段進行比較，兩者在顯微組織方面並沒有太大的差異，而且從壓縮試驗結果中可得知，試片不會因為前後段的區別，而出現先前預測可能造成兩極化的結果產生。

5-2 未來展望

1. 本實驗使用連續式六向等徑轉角反覆擠製機具製作半固態成形用胚料時有遇到鋁合金溢料嚴重的問題，鋁合金在擠製的過程中容易在衝頭與模具中的間距留下溢料，導致擠製完成後模具內的通道留下過多的溢料且不好清理，需花大量的時間在清理模具上，而更嚴重的溢料問題是會將衝頭卡緊於模具通道內，而導致衝頭無法退出而斷裂在模具內，在未來可以對模具進行改良，以降低擠製材料溢料的問題。
2. 6061 鋁合金經等徑轉角擠製，Bc-8 道次後，使用過文獻及操作手冊中的腐蝕液配方進行腐蝕，但還是無法從顯微組織圖裡清楚的看到晶界及晶粒的情況，其原因還有待探討。

3. 壓縮試驗時所使用的雲母片，目的是為了減低摩擦力及隔熱，但摩擦力仍須改善，在未來可以選用其他材料來替代，改善其摩擦力的條件，讓壓縮的成果可以變好。
4. 希望在未來要增加實驗組數，並改善試片表面的切削刀痕及表面不平整的問題，避免掉不必要的誤差，讓實驗有一個更穩定的結果。



參考文獻

- [1] 邱垂泓，「金屬半固態製技術簡介」，鎂合金產業專欄，158-160 頁，民國 89 年。
- [2] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev and I.V. Alexandrov, “Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation”, Progress in Materials Science, vol. 45, pp. 103-189, 2000.
- [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] M. Kiuchi, R. Kopp, “Mushy/Semi-Solid Metal Forming Technology – Present and Future”, 2007.
- [5] P.A. Joly and R. Mehrabian, “The Rheology of a Partially Solid Alloy”, Journal of Materials Science, vol. 11, pp. 1393-1418, 1976.
- [6] M.C. Flemings, “Behavior of metal Alloys in the semisolid state”, Metallurgical Transactions A, vol. 22A, pp. 957-981, 1991.
- [7] K.P. Young, C.P. Kyonka, and J.A. Courtois, “Fine grained metal composition”, United States Patent 4415374, 1983.
- [8] V.M. Segal, “Materials processing by simple shear”, Materials Science and

Engineering A , vol. 197, pp. 157, 1995.

- [9] A. Korbel, and M. Richert, “Formation of shear bands during cyclic deformation of aluminum”, *Acta Metall.*, vol. 33, pp. 1971-1978, 1985.
- [10] 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.
- [11] 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.
- [12] 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.
- [13] Y. Iwahashi, et al. “The process of grain refinement in equal-channel angular pressing”, *Acta Mater*, vol. 46, pp. 3317-3331, 1998.
- [14] C.W. Su, L. Lu, and M.O. Lai, “3D finite element analysis on strain uniformity during ECAP process”, *ProQuest Science Journals*, pp.727, June 2007
- [15] Yongzhong Zhang, Kui Zhang, Guojun Liu, Jun Xu, Likai Shi, Daijin Cui, Xuping Wu, and Bo Cui, “The formation of rosette α phase, structure

evolution during the reheating and semi-solid casting of AlSi7Mg alloy”*Journal of Materials Processing Technology*, vol. 137, pp. 195–200, 2003.

[16] 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, 1999.

[17] Shoujing Luo, Qiang Chen, Zude Zhao, “Effect of processing parameters on the microstructure of ECAE-formed AZ91D magnesium alloy in the semi-solid state”, *Journal of Alloys and Compounds* 477, pp. 602–607, 2009.

[18] S. Ashouri, M. Nili-Ahmadabadi, M. Moradi, M. Iranpour, “Semi-Solid microstructure evolution during reheating of aluminum A356 alloy deformed severely by ECAP”, *Journal of Alloys and Compounds* 466, pp. 67–72, 2008.

[19] 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。

[20] 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。

[21] 江維堂, 「鎂合金胚料顯微結構對半固態成形負荷之影響」, 國立交通大

學，碩士論文，民國 96 年.

[22]林岳賢，「背壓對 AZ80 鎂合金等徑轉角擠製顯微結構之研究」，國立交通大學，碩士論文，民國 97 年.

[23]黃柏升，「連續等徑轉角擠製模具之開發」，國立交通大學，碩士論文，民國 97 年.

[24]李俊億，「退火處理對 AZ80 鎂合金的顯微結構與機械性質之影響」，國立交通大學，碩士論文，民國 98 年.

[25]何昇融，「連續式六向等徑轉角反覆擠製機具之開發」，國立交通大學，碩士論文，民國 99 年.

[26]陳瑋奇，「鎂合金晶粒尺寸分佈對半固態成形負荷之影響」，國立交通大學，碩士論文，民國 99 年.

[27]曹植培，「升溫速率與持溫時間對超細晶粒 AZ80 鎂合金半固態顯微結構之影響」，國立交通大學，碩士論文，民國 100 年.

[28]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.

[29]范元昌,蘇健忠,翁震灼,陳俊沐，「鋁、鎂合金半固態觸變鑄造技術」，工業材料雜誌，第 186 期，131-138 頁，91 年 6 月.

[30]W.J. KIM, J.K. KIM, T.Y. PARK, S.I. HONG, D.I. KIM, Y.S. KIM, and

J.D. LEE, “Enhancement of Strength and Superplasticity in a 6061 Al Alloy Processed by Equal-Channel-Angular-Pressing”, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 33A, pp. 3155-3164, October 2002.

[31] Y. W. Tham, M. W. Fu, H. H. Hng, Q. X. Pei, and K. B. Lim, “Microstructure and Properties of Al-6061 Alloy by Equal Channel Angular Extrusion for 16 Passes”, Materials and Manufacturing Processes, 22:7-8, pp. 819-824, 2007.

[32] 蔡孟珊，「6061 鋁合金經等徑轉角擠形之機械性質」，國立中山大學，碩士論文，民國 93 年。

[33] Mark Easton, Cameron Davidson, and David ST John, “Effect of Alloy Composition on the Dendrite Arm Spacing of Multicomponent Aluminum Alloys”, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 41A, June 2010.