

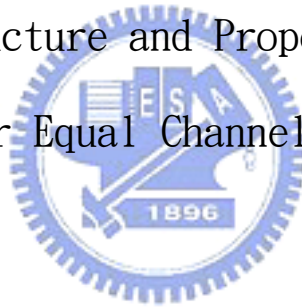
國立交通大學

材料科學與工程研究所

碩士論文

A356-20%SiC 鋁基複合材料經等通道轉角擠型之微結構及性質研究

A Study on Microstructure and Properties of an A356-20%SiC  
Composite after Equal Channel Angular Extrusion



研究生：王清陽

指導教授：朝春光 博士

劉增豐 博士

中華民國九十六年七月

A356-20%SiC 鋁基複合材料經等通道轉角擠型之微結構及性質研究

A Study on Microstructure and Properties of an A356-20%SiC  
Composite after Equal Channel Angular Extrusion

研究生：王清陽

Student : Ching-Yang Wang

指導教授：朝春光 博士

Advisor : Chuen-Guang Chao

劉增豐 博士

Tzeng-Feng Liou



材料科學與工程學系

碩士論文

A Thesis

Submitted to Department of Materials Science and Engineering

College of Engineering

National Chiao Tung University

in Partial Fulfillment of the Requirements

for the Degree of Master

in Materials Science and Engineering

2007

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國九十六年

# A356-20%SiC 鋁基複合材料經等通道轉角擠型之微結構及性質研究

學生：王清陽

指導教授：朝春光 博士

共同指導：劉增豐 博士

國立交通大學材料科學與工程研究所

## 摘要

本實驗係以 A356-20%SiC 鋁基複合材料，選定不同模具、擠型速率、擠型溫度進行等通道轉角擠型並觀察其結果。並針對經過不同擠型溫度之 A356-20%SiC 鋁基複合材料試片進行微結構及性質進行研究。

實驗結果顯示，轉角  $120^\circ$  無外弧角  $\Psi$  之模具擠型之試片破斷情形較不嚴重。不同擠型速率及擠型溫度低於  $100^\circ\text{C}$  均會使經過轉角  $120^\circ$  有外弧角  $\Psi$  模具之試片產生階梯狀破斷，而  $200^\circ\text{C}$ 、 $300^\circ\text{C}$  擠型後則無。 $25^\circ\text{C}$  至  $75^\circ\text{C}$  之試片擠型後常溫硬度值與原材硬度值 HV 88 相近， $300^\circ\text{C}$  擠型試片之常溫硬度值則降至 HV 84。試片內部 SiC 堆積於試片表面及轉角內側區域，但  $200^\circ\text{C}$  及  $300^\circ\text{C}$  試片 SiC 分布較均勻。試片內部孔隙率，由擠型溫度  $25^\circ\text{C}$  之 7.5% 下降至擠型溫度  $300^\circ\text{C}$  之 4%。觀察不同平面之孔隙率可知擠型後試片無明顯之優選方向。

A Study on Microstructure and Properties of an A356-20%SiC Composite  
After Equal Channel Angular Extrusion

Student : Ching-Yang Wang

Advisor : Dr. Chuen-Guang Chao

Co-advisor: Dr. Tzeng-Feng Liu

Institute of Materials Science and Engineering

National Chiao Tung University



**Abstract**

In this research, an A356-20%SiC composite through different equal channel angular extrusion (ECAE) conditions of mold type, extrusion speed and extrusion temperature were investigated. Microstructure and properties of the A356-20%SiC composite through different extrusion temperatures were studied.

The A356-20%SiC composite through 120° channel angle without additional angle  $\Psi$  extrusion had less breakage. The A356-20%SiC composite through 120° channel angle with additional angle  $\Psi$  extrusion generated ladder shape breakage with changing extrusion speed and extrusion temperatures under 100°C. However, the A356-20%SiC composite of 200°C and 300°C extrusion did not generate ladder shape breakage. Hardness of specimens through 25°C to 75°C extrusion resembled the hardness of the raw material which was HV 88. When extrusion temperature increased to 300°C, hardness was decreased to HV 84. SiC particles were accumulated at specimen surface and region of inner point of intersection of the two channels; however, that of 200°C and 300°C extrusion specimen was distributed more uniformly. The porosity fraction at 25°C extrusion temperature is 7.5%, which was decreased to 4% at 300°C extrusion temperature. No prefer orientation was produced by observing porosity fraction of different planes.

# 目 錄

中文摘要	.....	I
英文摘要	.....	II
目錄	.....	III
表目錄	.....	IV
圖目錄	.....	V
一、	前言	1
二、	文獻回顧	3
2-1	ECAE 製程	3
2-1-1	ECAE 製程理論	4
2-1-2	ECAE 擠製路徑	6
2-1-3	ECAE 之優點	7
2-2	A356-20%SiC 鋁基合金複合材料	8
2-3	複合材料中強化相對機械性質之影響	10
2-4	A356-20%SiC 鋁基複合材超塑性質	12
2-5	金屬基奈米複合材料	13
三、	實驗方法與步驟	21
3-1	試片準備	21
3-2	模具與加溫系統	21
3-3	衝壓過程	21
3-4	測試與分析	22
四、	結果	28
4-1	改變擠型條件之結果	28
4-1-1	改變模具	28
4-1-2	改變材料	28
4-1-3	改變擠型速度	29
4-1-4	改變溫度	29
五、	討論	35
5-1	改變擠型條件之討論	35
5-2	擠型試片內部 SiC 分布量分析與討論	38
5-3	破斷面 SEM 與討論	40
5-4	A356-20%SiC 鋁基複合材料中溫度對 SiC 與空孔縫隙之影響	41
六、	結論	55
參考文獻	.....	56

# 表目錄

表 3-1 鋁合金 A356 成分一覽表..... 24



# 圖目錄

圖 2-1	Torsion Straining 示意圖	14
圖 2-2	ECAE 製程示意圖	14
圖 2-3	三種等通道轉角擠型模式與應變對應量	15
圖 2-4	不同轉角及弧角對應變量的影響	16
圖 2-5	等通道轉角擠型之不同擠製路徑	17
圖 2-6	不同擠製路徑對單位元素變形之影響	18
圖 2-7	Elongation 與 Porosity 之關係	19
圖 2-8	Tensile Strength 與 Porosity 之關係	19
圖 2-9	Yield Stress 與 Porosity 之關係	20
圖 2-10	Tensile Stress 與奈米顆粒重量百分比關係	20
圖 3-1	模具示意圖	25
圖 3-2	50 噸萬能試驗機	26
圖 3-3	實驗流程	27
圖 4-1	常溫下經有外弧角模具擠型之試片	30
圖 4-2	經無外弧角之 120° 模具擠型之試片	30
圖 4-3	經 90° 轉角模具擠型後之結果	31
圖 4-4	A356 鋁合金經擠型後試片	31

圖 4-5	提高擠型速率之試片	32
圖 4-6	50°C 擠型試片	32
圖 4-7	75°C 擠型試片	33
圖 4-8	100°C 擠型試片	33
圖 4-9	200°C 擠型試片	33
圖 4-10	300°C 擠型試片	34
圖 5-1	無外弧角試片經過轉角之應變示意圖	42
圖 5-2	有外弧角試片經過轉角之應變示意圖	42
圖 5-3	90° 轉角模具黏土擠型流變之示意圖	43
圖 5-4	不同擠型溫度之試片降至室溫之硬度值	43
圖 5-5	擠型溫度與剪切面滑移量關係	44
圖 5-6	切面方向及切面編號示意圖	44
圖 5-7	未擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖	45
圖 5-8	25°C 擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖	45
圖 5-9	50°C 擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖	46
圖 5-10	75°C 擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖	46
圖 5-11	100°C 擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖	47



圖 5-12	200°C 擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖 .....	47
圖 5-13	300°C 擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖 .....	48
圖 5-14	未擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖 .....	48
圖 5-15	25°C 擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖 .....	49
圖 5-16	50°C 擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖 .....	49
圖 5-17	75°C 擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖 .....	50
圖 5-18	100°C 擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖 .....	50
圖 5-19	200°C 擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖 .....	51
圖 5-20	300°C 擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖 .....	51
圖 5-21	常溫下經有外弧角模具擠型階梯狀破斷試片破斷面	52
圖 5-22	100°C 經有外弧角模具擠型階梯狀破斷試片破斷面	52
圖 5-23	SiC 與基材界面孔隙 SEM .....	53
圖 5-24	XZ 面不同擠型溫度下孔隙率變化 .....	53
圖 5-25	XZ 面不同擠型溫度下孔隙率變化 .....	54

## 誌謝

學生生涯終於告一段落，一路走來雖然算是順遂，但也仍然經歷了大大小小的挫折。最要感謝的就是我的父母親，沒有他們的付出以及督促，我想我也不可能有現在的成果。其次就是指導教授朝春光老師的教導，沒有老師的叮嚀督促，我現在應該還是渾渾噩噩的無法完成碩士的學位。作研究的過程，不可能是單獨一個人完成，實驗室的蓉萱學姐、士勛、兆鼎學長，學弟妹文翔、欣君、郁祥、筱媛、仕漢、大緯都給了我很多的幫助，也要感謝清大的大學同學禹辰以及學弟上睿的幫忙。作研究的日子很單調，我也容易發牢騷跟抱怨，謝謝畢家蓉小姐這兩年來一直很有耐心的聽我訴說這些雞毛蒜皮的事情，另外我很開心認識了有茶氏的朋友們，吃喝玩樂之餘也讓我學到很多事情，當然也讓枯燥的研究生活應添了許多快樂。



# 第一章 前言

隨著航太、汽車工業的蓬勃發展，材料性能要求越趨嚴格，在高性能與低成本的要求下，複合材料的應用也越來越廣泛。配合不同強化材(Reinforcement)與基材(Matrix)，複合材料可達到一般材料無法達到之特性。然而，除了前述工業用途之外，電子產業對於複合材料的應用也是越來越多。該產業要求輕、薄、短、小，且要有相當程度的機械性質。例如在電子封裝產業，便要求材料有低熱膨脹係數、高熱傳導率、高剛性及低密度的要求，因此如何增強複合材料之機械性質，是一個重要的課題。晶粒細化的研究是當前主要的方向之一，因為當金屬的或合金的晶粒小於一定尺寸(約  $10\mu\text{m}$ )時，材料在低溫高強度<sup>[1][2]</sup>或是高溫超塑性<sup>[3]</sup>都會有優於一般合金的表現。一般晶粒細化的方法可藉由以下幾種製程，如機械合金法(Mechanical Alloying)、熱機處理(Thermo Mechanical Processing)、快速凝固(Rapid Solidification Processing)、物理氣相沉積(Physical Vapor Deposition)、扭轉應變(Torsion Straining)、往復式擠型(Reciprocating Extrusion)、以及等通道轉角擠型(Equal Channel Angular Extrusion)等<sup>[4]</sup>。以上各種方法雖然都可以達到細晶化的目的，但是某些方法卻非常繁複(機械合金法、熱機處理、快速凝固)或是無法製作塊材(物理氣相沉積、扭轉應變)，目前則以往復式擠型以及等通道轉角擠型之製程

對材料細晶化有較佳的效果。

由 Segal 發展出的等通道轉角擠型(Equal Channel Angular Extrusion, ECAE)是利用純剪(Pure Shear)應力使材料經過一個等截面積的通道而產生較大的應變量(Strain)，給予材料所需的應力也較小，且擠製前後試片截面積不變，可以重複擠製使其累積大量應變，進而得到次微米級(Sub-micrometer)晶粒，使材料在機械性質方面表現更加優秀。

A356 添加 20% SiC 顆粒的商用鋁合金複合材受到相當廣泛的使用。然而將該複合材應用等通道轉角擠型嘗試改變其機械性質之研究並不多見。複合材中所添加之 SiC 顆粒對於此材料在經過擠型後的表現之影響將會是一討論的重點。



## 第二章 文獻回顧

### 2-1 ECAE 製程

塑性變形是一有效改變其結構以及機械性質的方法，如滾壓 (Rolling )、鍛造 (Forging )、擠製 (Extrusion ) 等製程。然而大部分的製程多是利用重複加工大幅縮減材料截面積，來達到變形的目的，因此需要極大的工作壓力，對於模具性質要求亦高。由於利用縮減截面積的方法來累積塑性變形，材料經過加工後不容易保持原尺寸。例如 Richmond 與 Devenpeck<sup>[5]</sup> 利用純剪應力 (Pure Shear) 來達成理想的擠製過程，又如 Bridgeman<sup>[6]</sup> 利用扭轉應變 (Torsion Straining) 來達成近乎 Simple Shear，如圖 2-1，然而上述製程也只能製造小型工件。1977 年，V. M. Segal<sup>[7][8]</sup> 提出了 ECAE 製程，以簡單有效的方法來達成 simple shear。

## 2-1-1 ECAE 製程理論

等通道是由兩等截面的通道相交。將經過潤滑且與通道截面積相等的試片由模具上端開口置入通道，利用衝頭將試片沿著通道擠型至另一連接的通道。如圖 2-2 所示，試片經過兩通道相接的  $OO'$  平面，會受到 Simple Shear 而達到塑性變形的目的。製程結束後由另一出口取出試片。

利用重複擠製可以在試片上累積相當大的應變(Strain)，進而得到次微米(Sub-Micrometer)大小之晶粒。在擠製過程，試片截面積不會改變，且不會改變內部結構而產生空孔之類缺陷，也更能確保材料性質不至於降低。ECAE 的模具設計大致分為三種，由轉角部分的  $\Phi$  角、外側弧角  $\Psi$  演變出三種不同的模式，如圖 2-3 所示。不同的  $\Phi$  角與不同的  $\Psi$  角會對應不同的應變量，可由數學公式推導出<sup>[9]</sup>。以下分別為圖 2-3 三者應變量之應變量推導。

(1) 圖 2-3(A)

$$\Psi = 0, \Phi \neq 0, abcd \rightarrow a'b'c'd' \quad \therefore \text{shear strain } \gamma = \frac{a'q}{qd'}$$

$$\therefore ab' = dc' = a'p = qp = ad \cot(\Phi/2) \quad \therefore a'q = 2ad \cot(\Phi/2)$$

$$\therefore \underline{\gamma = 2 \cot(\Phi/2)}$$

(2) 圖 2-3(B)

$$\Psi = \pi - \Phi \quad \gamma = \frac{rc'}{rb'} \quad \therefore rb' = da = (oa - od) \quad \therefore ab' = dc' = oa\Psi = rc' - od\Psi$$

$$\therefore rc' = (oa - od)\Psi \quad \therefore \underline{\gamma = \Psi}$$

(3) 圖 2-3(C)

$$\gamma = \frac{a'u}{d'u} \quad a'u = ad, \quad a'u = a't + tu = rc' + as \quad \therefore as = ad \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)$$

$$ab' = dc' = as + os\Psi = rc' + od\Psi \quad \therefore (os - od) = ad \csc\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)$$

$$\therefore au = 2ad \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + ad \csc\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)$$

$$\therefore \underline{\gamma = 2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \csc\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)}$$

由圖 2-4<sup>[10]</sup>可以對應不同 $\Psi$ 角以及 $\Phi$ 變化時，應變量的變化。當 $\Phi$ 由 $90^\circ$ 增加至 $120^\circ$ ，其應變量大約由 1.15 降至 0.67 左右。若是相同的 $\Phi$ 角( $90^\circ$ )且增加其 $\Psi$ 角( $30^\circ$ )，其應變量大約從 1.15 降至 1，因此影響應變量之主要關鍵在於 $\Phi$ 角，增加 $\Phi$ 會使應變量大幅降低。

## 2-1-2 ECAE 擠製路徑

ECAE 的擠製路徑可分為 A、B、C 三大類如圖 2-5<sup>[11]</sup>，會因為擠製路徑的不同，會造成擠製後微結構的不同，如圖 2-6<sup>[12]</sup>所示。：

- (1) Route A：每次擠製，試片方向都相同。由於擠製方向都相同，因此增加擠製的次數時，試片的微結構都是在同一方向累積變形，因此會得到如絲或薄板狀的微結構。此與經過大量應變滾壓而得到的織構 (Texture) 組織類似。
- (2) Route B：每次擠製時，沿擠製軸翻轉  $90^\circ$ 。此路徑可再細分為  $B_A$ 、 $B_C$  兩類。 $B_A$  路徑是第二次擠製時，順/逆時針翻轉  $90^\circ$ ，第三次擠製時再朝第二次擠製翻轉的方向反轉  $90^\circ$ 。 $B_C$  為每次擠製後朝同一方向旋轉  $90^\circ$ 。  
此路徑得到之結構類似傳統擠製 (Extrusion) 及 (Drawn)。
- (3) Route C：每次擠製之間翻轉試片  $180^\circ$ 。此路徑在奇數次擠製時，會有變形的結構，在偶數次擠製時則會因為反向變形而恢復原狀，得到等軸晶結構。



### 2-1-3 ECAE 之優點

ECAE 可累積大量塑性變形，可使材料緻密化、細晶化。近年來在鋁合金<sup>[13]</sup>或銅合金<sup>[14]</sup>的應用上，都有優異的效果。ECAE 大體上有以下的優點：

1. 均勻的微結構與性質。
2. 擠型一次即可得到大量變形。
3. 擠型時所需的壓力較小，設備需求較低。
4. 可得特殊的機械性質，如超塑性。
5. 低成本。



## 2-2 A356-20%SiC 鋁基合金複合材料

金屬基複合材料 (Metal Matrix Composites, MMC) 是利用強化相複合金屬基材而成，根據強化相形態可分為三類<sup>[15][16]</sup>，

1. 分散強化：此類強化材直徑小於  $0.1\ \mu\text{m}$ ，如高溫燒結鋁粉、高溫分散鎳鉻合金及氧化物分散強化合金(ODS)。
2. 顆粒強化：利用高強度或高硬度之粒子，粒子直徑在  $1\ \mu\text{m}$  以上。如超合金中之碳化鎢(WC)、碳化鈦(TiC)等粒子與少量的鈷結合。
3. 纖維強化：此系列是由纖維強化塑膠(Fiber Reinforce Plastic, FRP)為基礎，擴展至 添加連續長纖、短纖或鬚晶於金屬基材中，例如添加碳化矽纖維( $\text{SiC}_w$ )、碳纖維( $\text{C}_f$ )以及硼纖維( $\text{B}_f$ )等。

本研究中所使用的金屬基複合材料為 A356 鋁合金添加 20%體積百分率之碳化矽(SiC)顆粒。添加碳化矽強化之 A356 鋁合金複合材料具有相當多的優點，分別來自於鋁基合金以及碳化矽顆粒之組合：

### 鋁基合金優點：

1. 低密度。依合金成份大約在分布在  $2.6\sim 2.8\text{g/cm}^3$
2. 利用熱處理以及改變合金成份，容易獲得所需之機械性質。
3. 良好的導熱性質。

**碳化矽顆粒優點：**

1. 剛性高 (450GPa)
2. 密度低 ( $3.2\text{g/cm}^3$ )
3. 低熱膨脹係數 ( $3.4\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ )
4. 價格便宜，且容易取得各種顆粒尺寸。
5. 等向性，適合製成各種形狀，具有均勻的機械性質。



## 2-3 複合材料中強化相對機械性質之影響

P. K. Rohatgi 等人的研究中提到<sup>[17]</sup>，在含有 30%SiC 之鋁合金複合材中，越大尺寸之 SiC 顆粒，就會有越大的傾向會造成初期的缺陷(Premature failure)以及材料的低延展性。因為 SiC 顆粒聚集處，容易有較大之 SiC 顆粒造成該區成為試片受力時產生裂縫之處。

由研究可知<sup>[18]</sup>，具有高分率非金屬顆粒之金屬材料，當經過加工時，便會於顆粒處形成微小裂縫，而且顆粒不僅生成裂縫，且會因為裂縫在顆粒間傳遞而幫助裂縫成長。因此顆粒聚集處，裂縫在該處容易形成、傳遞且成長。

複合材為添加強化材與基材結合以增加其強化效果。複合材中，強化相與基材的結合狀況會影響材料的強度。首先，在 C. Tekmen<sup>[19]</sup>等人的研究指出，在 Al-Si-Mg/SiCp 的複合材中，孔隙率的增加會降低 Yield Strength 以及 Ultimate Tensile Strength。添加 20%SiC 顆粒之 Al-Si-Mg 合金，當孔隙率由 1%增加至 2%時，Yield Strength 降低了 50MPa。P. N. Bindumadhavan 等人的研究<sup>[20]</sup>，找出了 SiC 含量與孔隙度的關係，為一二次方的方程式，如下所示：

$$P=2.19+0.36x(S)-0.006x(S)^2 \quad (1)$$

P：孔隙百分比      S：SiC 體積百分比

此外，該研究中也提到在高含量 SiC 的複合材中，基材會較脆且僅能承受較低的塑性變形。因此高含量 SiC 的複合材，為了釋放在鑄造時因為基材與添加顆粒不同熱膨脹係數而導致的內應力，基材多半會與 SiC 顆粒分離。S. N. Ahmad 等人<sup>[21]</sup>對於 A356 添加 SiC 複合材機械性質也有相關的討論。當 A356 合金添加之 SiC 顆粒比例升高時，會造成孔隙率的上升，因此造成 Elongation、Tensile Strength 以及 Yield Stress 的下降，如圖 2-7 至 2-9 所示<sup>[21]</sup>。

添加之 SiC 顆粒大小對於機械性質之影響亦有影響。文獻指出<sup>[22]</sup>顆粒越小，因凡得瓦力作用使得 SiC 顆粒在鋁合金中之聚集現象更為明顯，造成複合材料的脆性增加、破裂韌性(Fracture Toughness)降低，因而影響複合材料之機械性質。另外，根據 Brown and Miller 等人<sup>[23]</sup>之研究，顆粒強化金屬基複合材料的抗拉強度和降伏強度會隨顆粒粒度減小而上升，但延展性則有下降的趨勢<sup>[24] [25]</sup>，原因在於理想潤濕條件下，顆粒粒徑越小，顆粒與鋁液接觸反應區域越廣，容易生成脆性介金屬( $Al_4C_3$ )，裂縫易生成於此界面，因而降低延展性<sup>[24] [26]</sup>。

當 A356-20 vol % SiC 複合材經過擠型時，剪應力多半不會剪切 SiC 顆粒，而是會在基材中傳遞造成基材與 SiC 顆粒的分離更為明顯，也造成複合材原有的機械性質降低。

## 2-4 A356-20%SiC 鋁基複合材超塑性質

在 2004 年 Z. Y. Ma 的研究<sup>[27]</sup>則對於高溫下 A356 合金的超塑性有相關的研究。該研究是利用摩擦攪拌法在低應變速率下(應變速率為  $3 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$  -  $1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ )，可在  $470^\circ\text{C}$  -  $570^\circ\text{C}$  具有超塑性的現象發生，最大之伸長量可達 650%。利用等通道擠型細化晶粒，經過研究<sup>[28][29]</sup>，一般則是需要六道次反覆擠型可以得到具有超塑性之細晶化微結構，與其他方式相比，ECAP 之擠型以及加溫設備之需求較低。



## 2-5 金屬基奈米複合材料

在 Yong Yang 等人之研究中<sup>[30]</sup>提到，相同重量百分比之奈米尺寸 SiC 添加於鑄造之 A356 合金中可增加之 Yield Strength 如圖 2-10，較相同量之微米尺寸 SiC 增加為多，此外根據研究<sup>[31][32]</sup>，在金屬基奈米複合材料中之差排密度高，基材與強化相之熱膨脹係數不同可以產生高差排密度，且奈米 SiC 顆粒可成為差排移動之障礙，這樣的特性使得金屬基奈米複合材料即使添加非常少量的強化相也可以大幅增強機械性質<sup>[30]</sup>。



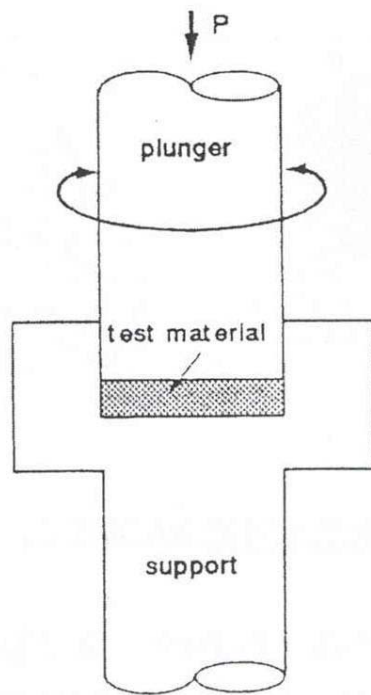


圖 2-1 Torsion Straining 示意圖<sup>[6]</sup>

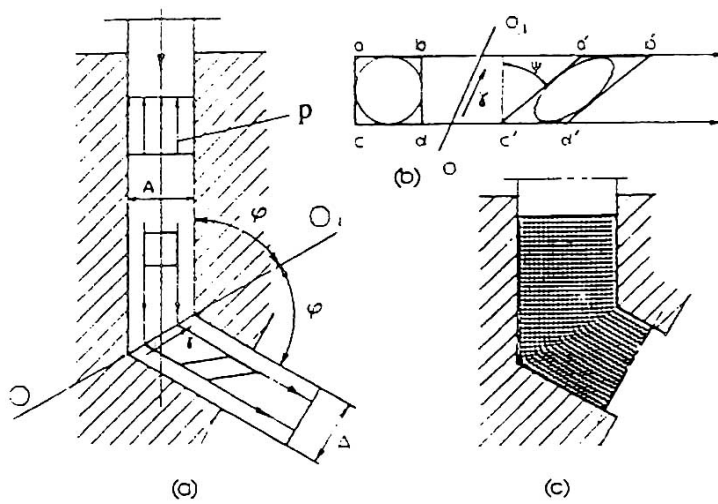


圖 2-2 ECAE 製程示意圖<sup>[7]</sup>



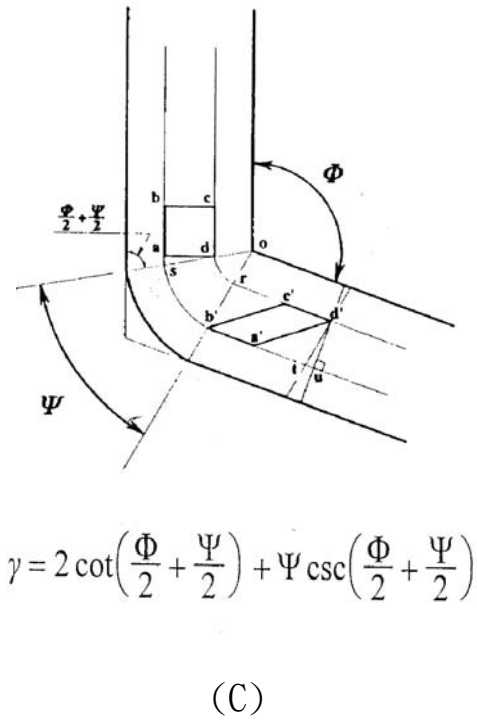
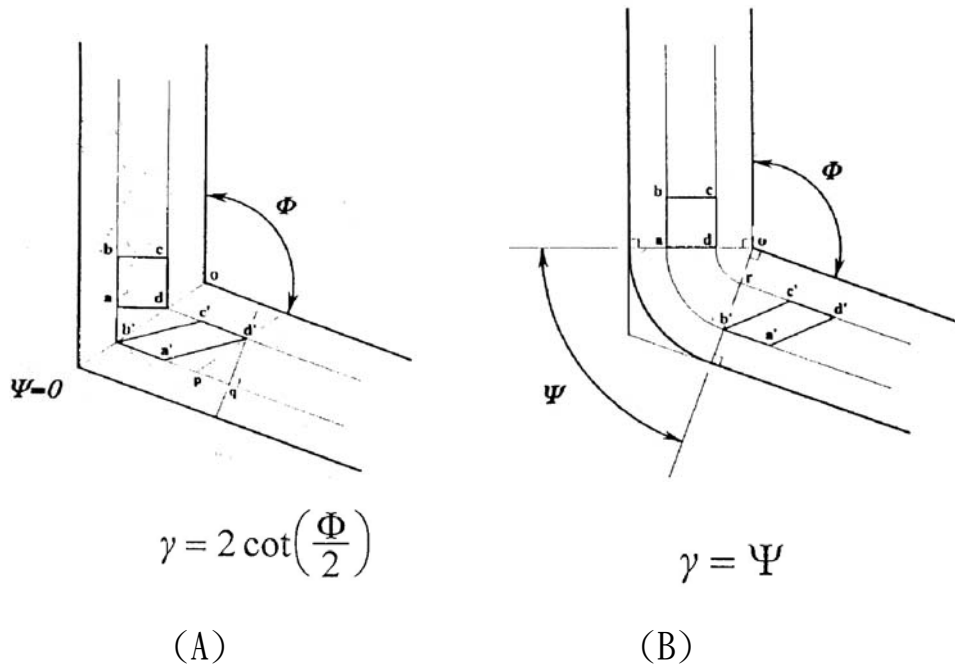


圖 2-3 三種等通道轉角擠型模式與應變對應量<sup>[8]</sup>

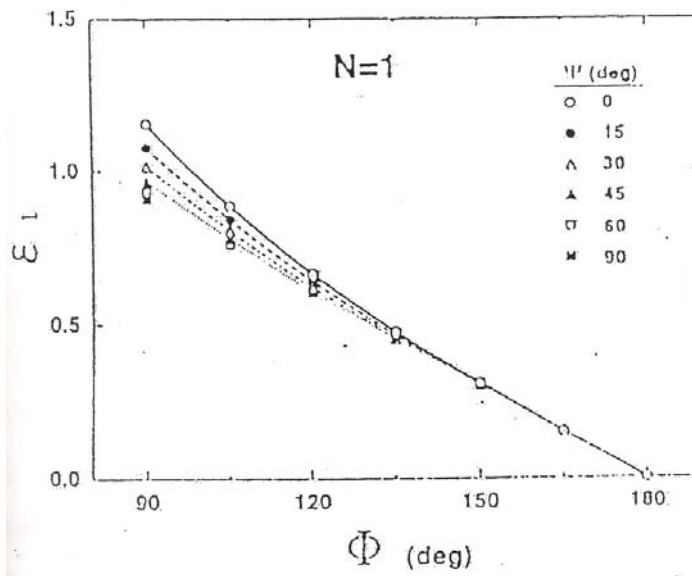


圖 2-4 不同轉角及弧角對應變量的影響<sup>[10]</sup>

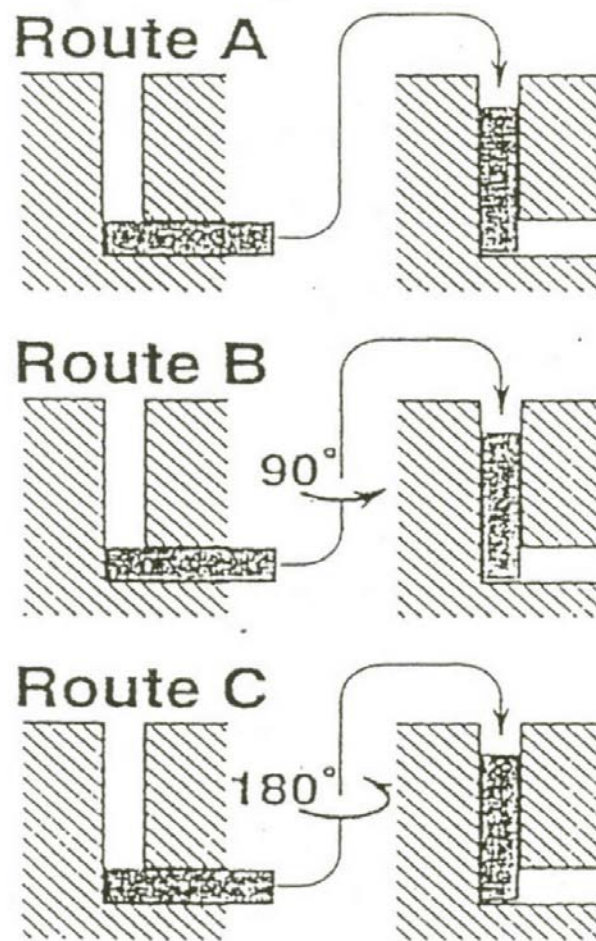


圖 2-5 等通道轉角擠型之不同擠製路徑<sup>[10]</sup>

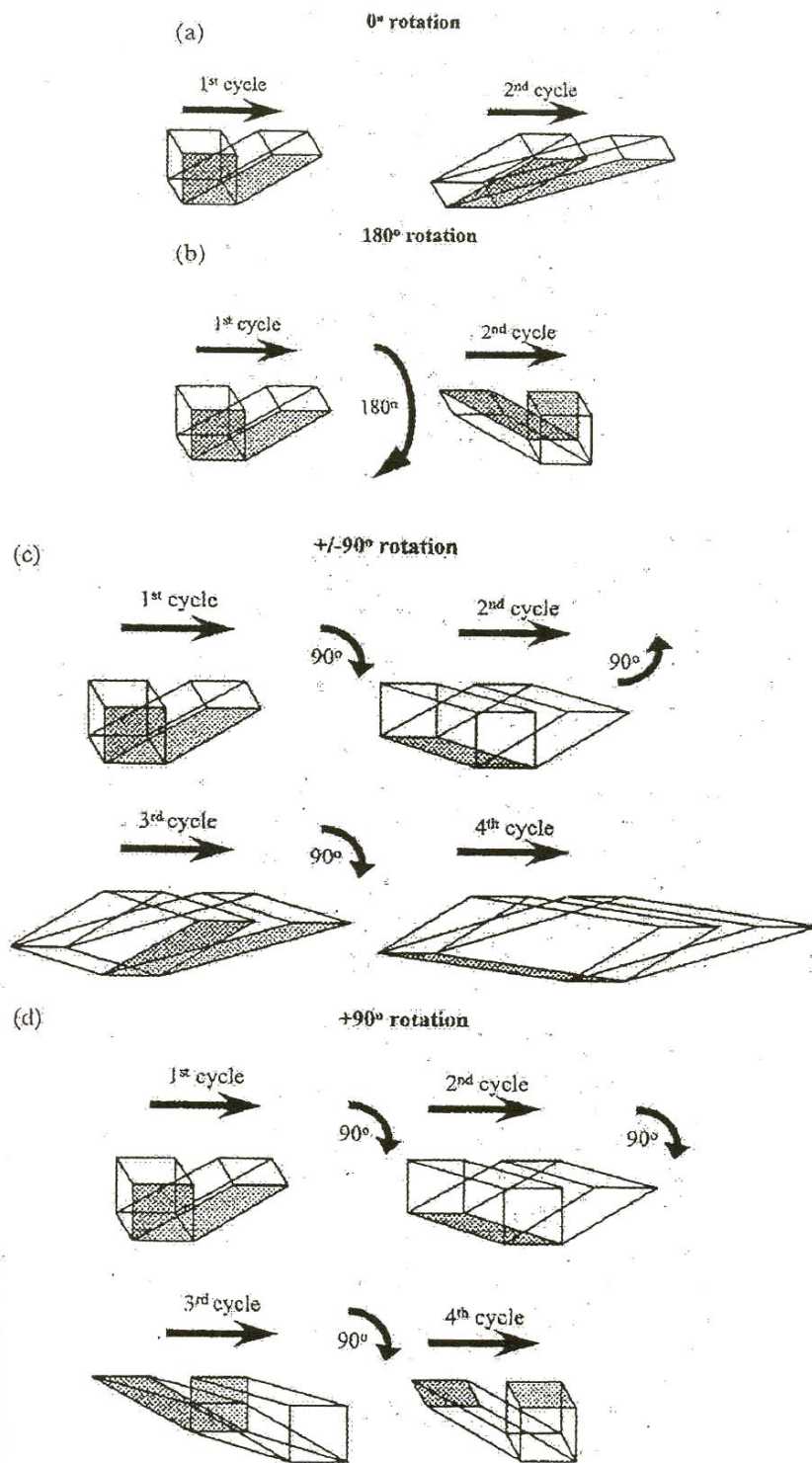


圖 2-6 不同擠製路徑對單位元素變形之影響<sup>[11]</sup>

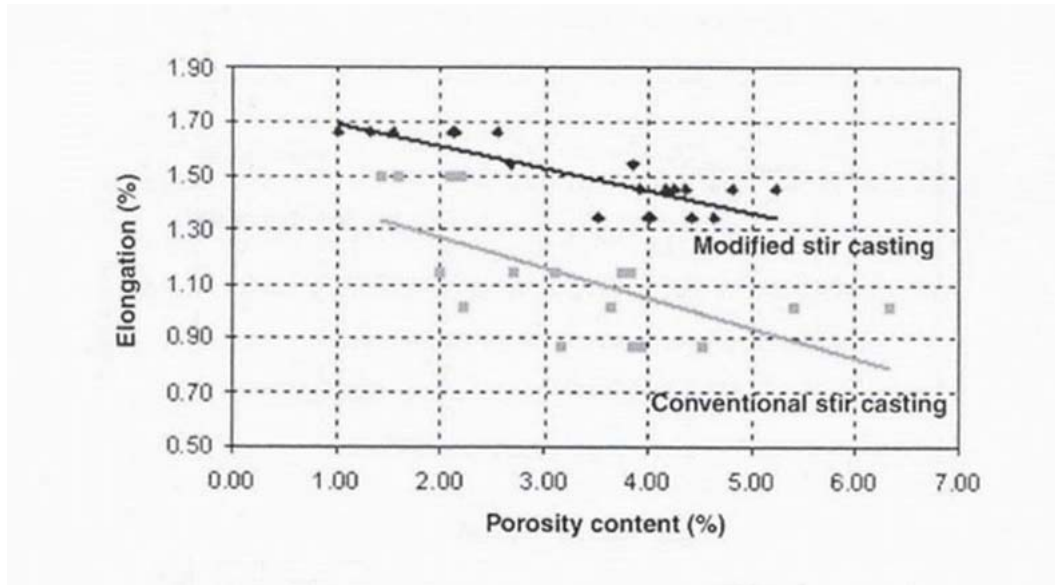


圖 2-7 Elongation 與 Porosity 之關係<sup>[21]</sup>

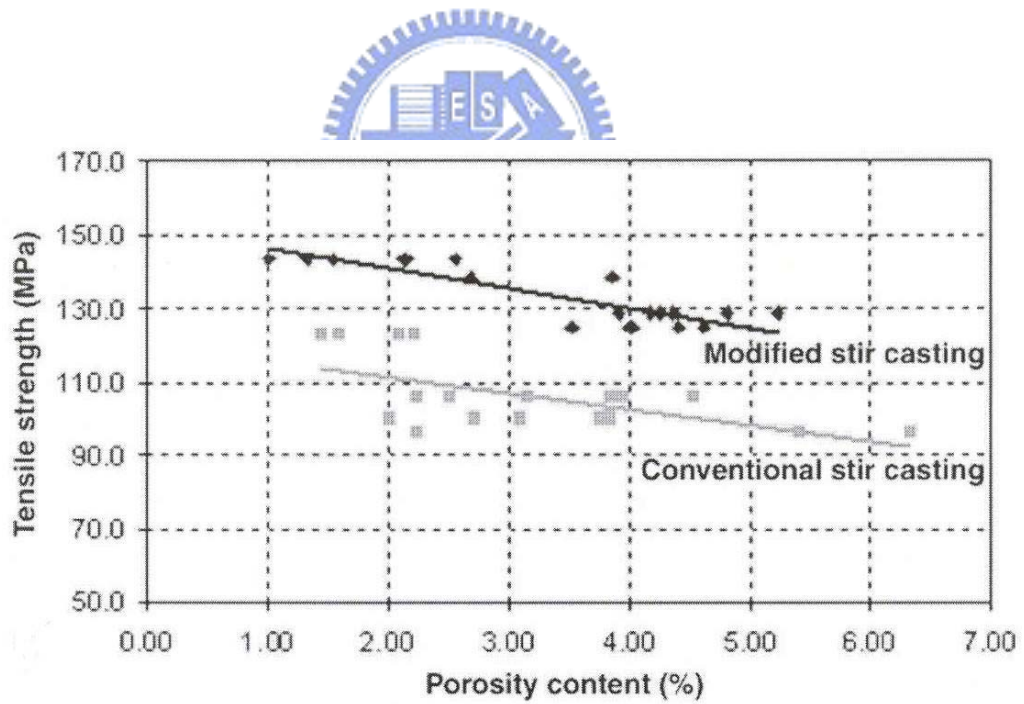


圖 2-8 Tensile Strength 與 Porosity 之關係<sup>[21]</sup>

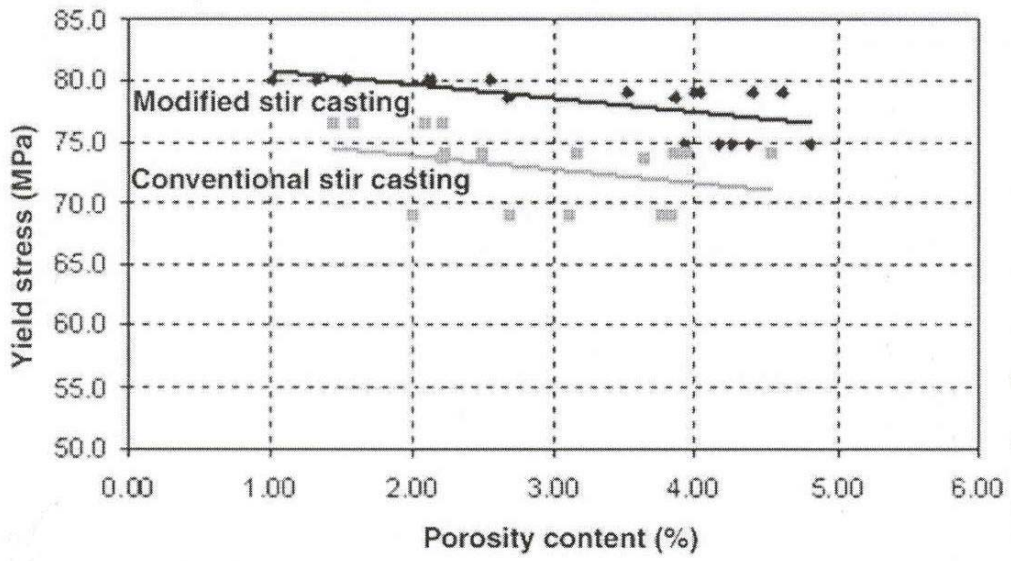


圖 2-9 Yield Stress 與 Porosity 之關係<sup>[21]</sup>

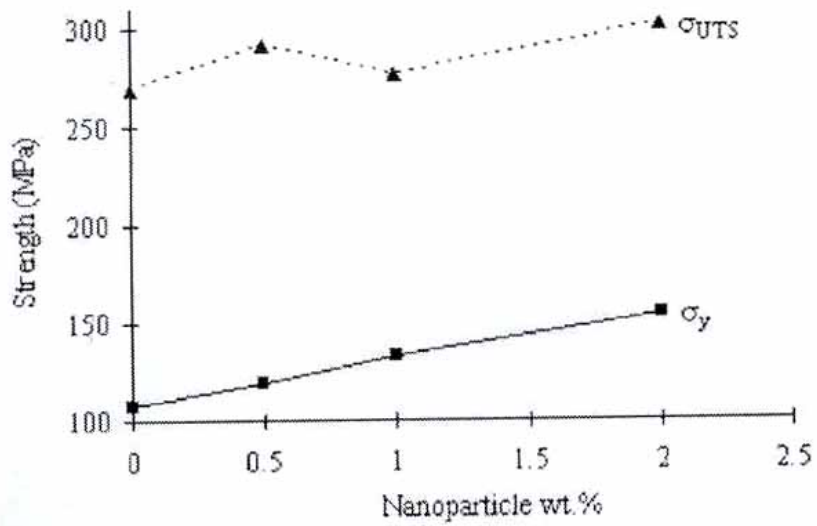


圖 2-10 Tensile Stress 與奈米顆粒重量百分比關係<sup>[25]</sup>

## 第三章 實驗方法與步驟

### 3-1 試片準備

本實驗所採用的是 A356-20%SiC 金屬基複合材料(Metal Matrix Composite)，如表 3-1 所示。將 A356-20%SiC 試片切割為 15mm×15mm×60mm 以及 17mm×17mm×60mm 兩種尺寸以符合兩種不同的 120° 轉角擠型模具。另外將 A356 鋁合金切割為 15mm×15mm×60mm 單一尺寸。

### 3-2 模具與加溫系統



如圖 3-1 所示，擠型模具為內模套、外模套、底座以及加熱設備。內模套採用對稱的兩個半模具組合而成，並以插銷固定。此外，內外模套以 4° 傾斜角相接，可在擠型的過程讓兩模套越來越緊密。加熱裝置為一具有控溫裝置之加熱器，內模套可插入熱電偶，提高溫度控制的準確性。

### 3-3 衝壓過程

本實驗利用圖 3-2 所示之 50 噸萬能試驗機以及模具設備進行。將模具以及



加溫設備置於萬能試驗機平台上。常溫擠型不需加溫設備，擠型流程如下：

1. 先將已切割之試片均勻塗抹脫模劑，放入內模具之通道內，再將內模具置入外模套中。
2. 將長衝頭置於通道中之試片上方。
3. 使用長衝頭將試片擠出。
4. 清洗試片表面之脫模劑。

升溫擠型時，重複常溫擠型步驟 1、2 後，將內模套連同試片、衝頭以加熱包緊密包覆加熱至擠型溫度後，再將試片由通道中擠出，待溫度降低至室溫之後再取出試片。本研究中選擇的溫度為 25°C、50°C、75°C、100°C、200°C 以及 300°C。

實驗流程圖則如圖 3-3 所示。



### 3-4 測試及分析

#### 1. 光學顯微鏡金相觀察

將擠型前後之試片切成適當大小，經冷鑲埋後以砂紙依序由 80 號、240 號、400 號、800 號、1200 號以及 2000 號研磨，再以 0.3  $\mu\text{m}$  氧化鋁粉溶液拋光即可進行觀察。以具有 CCD 以及影像擷取裝置之金相顯微鏡觀察擠型過後試片之微結構以及 SiC 顆粒分佈。



## 2. 影像分析

利用 Image-Pro Plus 軟體分析各條件擠型後之試片金相照片，瞭解試片內 SiC 之分布於擠型過後改變之情形。此外，擠型後對於基材與 SiC 顆粒界面之微結構變化也可利用此方法分析。

## 3. 掃描式電子顯微鏡分析 (Scanning Electron Microscopy, SEM)

將擠型過後之試片切割成適當的大小，利用掃描式電子顯微鏡觀察因為擠型而造成之試片破斷面。



表 3-1 鋁合金 A356 成分一覽表

Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ti	Al
0.042wt%	0.436wt%	0.061wt%	0.043wt%	0.031wt%	0.167wt%	Bal.



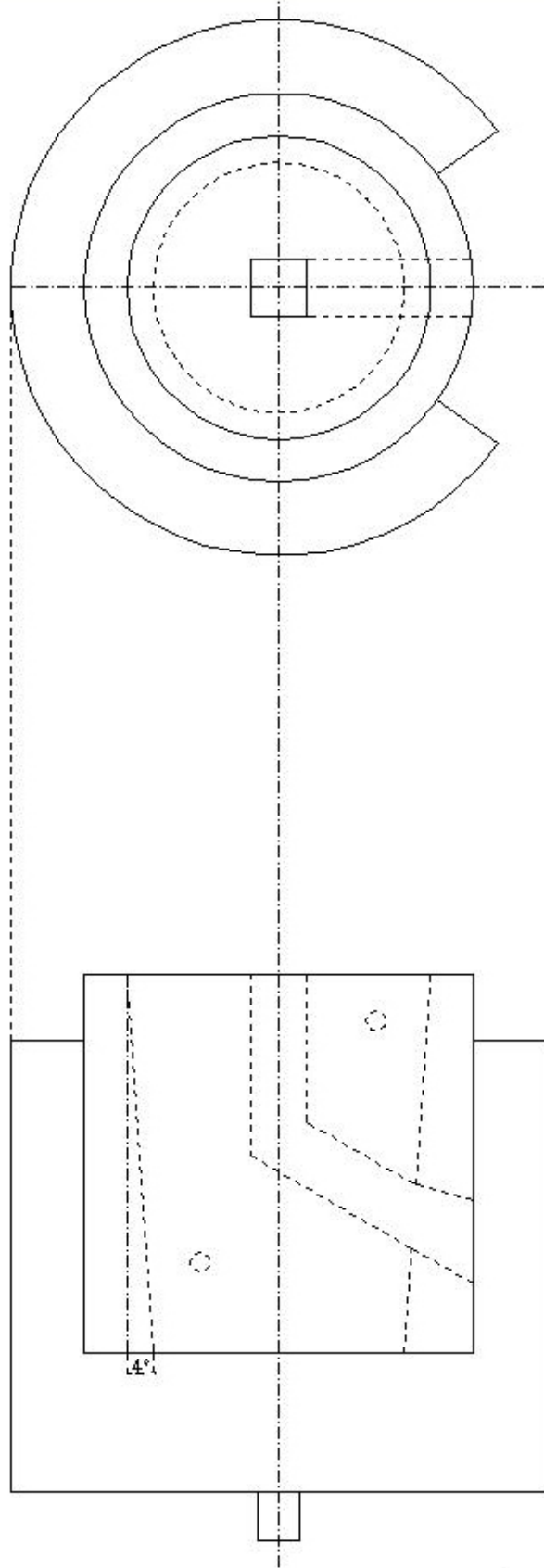


圖 3-1 模具示意圖



圖 3-2 50 噸萬能試驗機

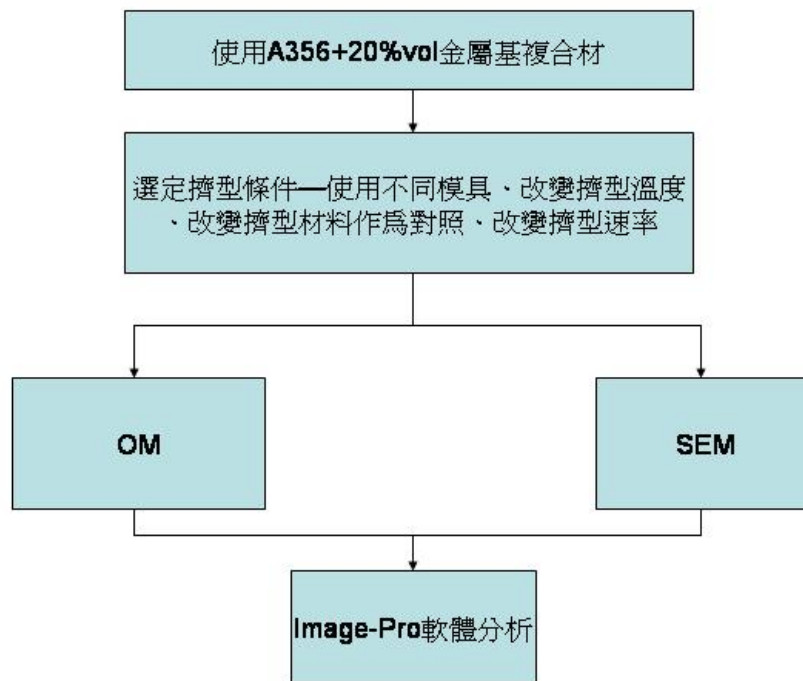


圖 3-3 實驗流程

## 第四章 結果

### 4-1 改變擠型條件之結果

#### 4-1-1 改變模具

選用有外弧角  $\Psi=30^\circ$  的模具進行擠型，可以發現試片有規則的出現階梯狀斷裂，如圖 4-1 所示。每一階梯厚度幾乎相等，且傾斜一固定角度。

選用無外弧角的  $120^\circ$  轉角模具，試片無階梯狀斷裂，僅在轉角內側有規則重複出現的裂縫，如圖 4-2 所示。轉角為  $90^\circ$  的模具擠型造成的結果如圖 4-3 所示，雖不見規則的階梯狀斷裂，而是呈現一規則  $45^\circ$  度及水平的破裂。

#### 4-1-2 改變材料

爲了解材料本身對於造成階梯狀是否有影響，選用了 A356 合金來進行等通道擠型。使用有外弧角之模具，發現 A356 合金經過擠型後並無階梯狀破裂。A356 擠型後如圖 4-4，與一般金屬或合金經過擠型後無異。由此可知，添加 SiC 對於形成階梯狀斷裂是有影響的。

### 4-1-3 改變擠型速度

為了解擠型速度對於形成階梯狀斷裂是否有影響，在本實驗中將擠型速度提高為原本的三倍，變成每分鐘 3 公分。擠型速度增加，會增加加工硬化速率，然而對於試片的破裂情形有些微程度的改變，見圖 4-5 箭頭處，為試片通過轉角時靠外側弧角處，本試片雖然有階梯狀斷裂產生，但於箭頭處仍然連接著。

### 4-1-4 改變溫度



在本實驗中，選用了六個溫度條件，分別是 25°C、50°C、75°C、100°C、200°C 以及 300°C。選用的模具則是 120° 轉角外弧角 30° 之模具，25°C 的結果即為圖 4-1，50°C、75°C、100°C、200°C 以及 300°C 則為圖 4-6 至 4-10。溫度升高對是否產生階梯狀斷裂之影響必須到 200°C 以上才有不同之結果。升溫至 200°C 時，試片可以保持不斷裂而完成擠行，但是試片表面仍有規則狀的破裂痕跡，300°C 時，擠行後之試片表面破裂情形又較 200°C 稍微不嚴重。



圖 4-1 常溫下經有外弧角模具擠型之試片

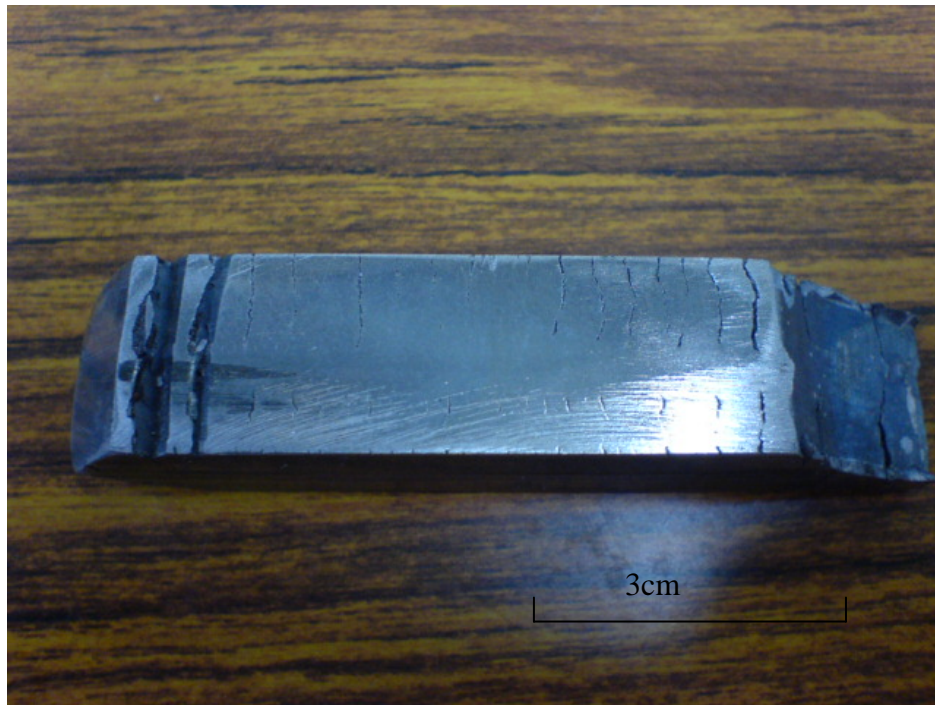


圖 4-2 經無外弧角之  $120^\circ$  模具擠型之試片





圖 4-3 經 90° 轉角模具擠型後之結果



圖 4-4 A356 鋁合金經擠型後試片

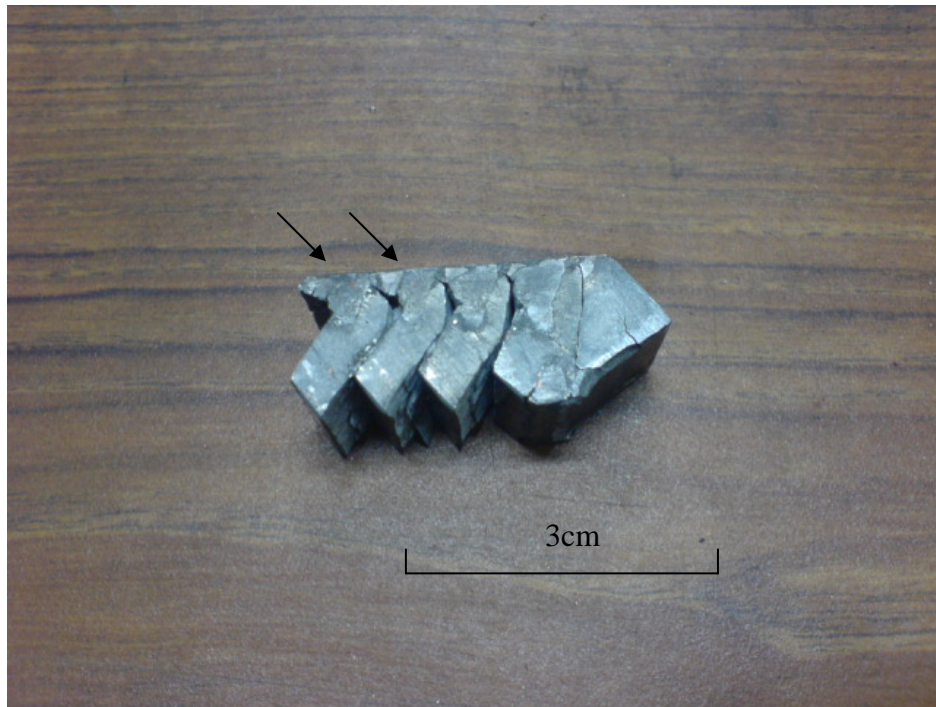


圖 4-5 提高擠型速率之試片



圖 4-6 50°C 擠型試片



圖 4-7 75°C 擠型試片

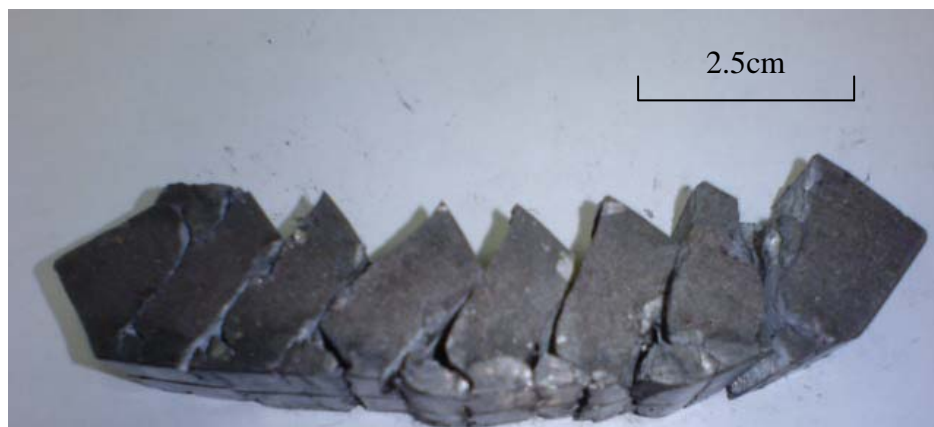


圖 4-8 100°C 擠型試片



圖 4-9 200°C 擠型試片

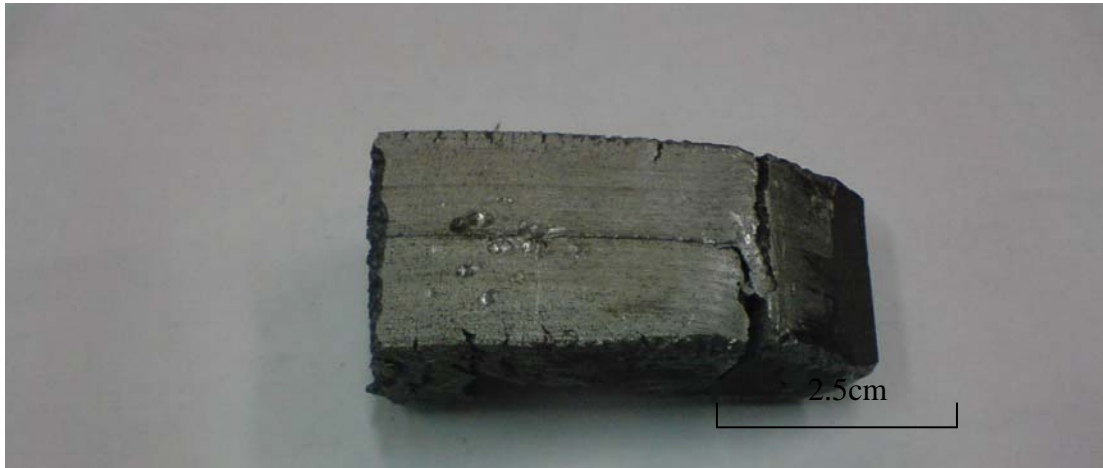


圖 4-10 300°C 擠型試片



## 第五章 討論

### 5-1 改變擠型條件之討論

將圖 5-1 及 5-2 之比較，通過轉角時明顯的差別在於無外弧角之模具僅在通過 00 平面時才受到剪應變，而在有外弧角的模具中，00 至 AA' 為一連續之轉角，試片必須通過 AA'，才等於通過整個轉角，且在通過轉角時，圖 5-1 試片於轉角內外側為均勻變形，圖 5-2 之試片則是先於外側產生不均勻之變形。

單一階梯狀厚度與模具轉角之設計有關係。經過測量，單一階梯狀斷裂之厚度約為 5mm，實驗所選用之模具經過計算， $\Psi/2$  所夾之弧長為 4.71mm，因此試片經過圖 5-2 之 00 平面時開始受剪應力作用，並前進至 AA' 平面，重複此過程造成階梯狀斷裂會規則性產生。溫度對於破裂厚度的關係則是在於當溫度低時，基材流動性差局部堆積 SiC 時便容易斷裂。高溫時由於基材流動性佳，過轉角厚度增加，局部 SiC 堆積情形更嚴重時，才會造成破斷。

經過 90° 轉角模具擠型之試片，受到轉角的剪應力作用，造成 45° 夾角之破裂。試片之水平破裂，則是試片於垂直通道最底轉角處通過轉角同時，試片受到水平受力將試片往通道口推出，而造成水平破裂，圖 5-3 所示為黏土於模具中流變之情形，作為試片於擠型中受力以及變形之參考。



擠型速率的改變，對於試片的內部情形會有影響。當擠型速率快時，通過轉角時間短，因此應變速率快，反之擠型速率慢，應變速率慢。試片內差排與剪應變速率的關係可以由 Orowan Equation 得知：

$$\dot{\gamma} = \rho b v \quad (1)$$

$\dot{\gamma}$ : 剪應變速率 ;  $\rho$ : 差排密度,

$b$ : 伯格向量 ;  $v$ : 平均差排速度

由於  $b$  相同，因此可將等式簡化為以下之形式：

$$\dot{\gamma} \propto \rho v$$

差排移動速度與溫度有關，若溫度不變，剪應變速率與差排密度有關。

溫度對於材料加工有相當程度的影響，在本研究中擠型溫度對於試片的破裂與否是主要的關鍵。常溫下，A356-20%volSiC 鋁基複合材料延展性不佳，升溫可增加鋁基材之延展性，且升溫擠型過後較 SiC 局部堆積的情形較不嚴重。

由圖 5-4 之硬度可以看出，於 200°C 擠型溫度試片雖然可以通過轉角而無破裂，但擠型過程仍造成試片表面規則破裂。A356 合金之固相溫度 (Solidus Temperature) 及液相溫度 (Liquidus Temperature) 分別為 555°C 及 615°C，200°C、300°C 已接近  $0.4T_{\text{solidus}}$ ，因此細化之晶粒會因為再結晶使得硬度持續下降。

此外，溫度造成之巨觀影響可由試片階梯狀的位移量程度得之，位移

量為相鄰之階梯破斷面移動之距離。圖 5-5 可見位移量與溫度之關係，可見當溫度越高，位移量則會降低。



## 5-2 擠型試片內部 SiC 分布量分析與討論

A356-20%SiC 鋁基複合材料中，SiC 分布於基材中以強化材料，然而在擠型過程 SiC 會有不均勻之現象產生。透過金像觀察試片內部，並利用 Image-Pro 軟體分析，以了解擠型過程中 SiC 的分布之變化。

圖 5-6 為擠型後階梯狀破裂試片切面方向及切面分析編號示意圖。首先是 XZ 切面。未擠型的試片可以看出 SiC 分布量相當均勻。SiC 的分布情形則可分兩階段討論，分別是擠型後斷裂為階梯狀以及在高溫(200 以及 300 °C)擠型後未斷裂。圖 5-7 為未進行擠型前試片分析，圖 5-8 至圖 5-11 為 100°C 以下之擠型試片分析。在 X=1、6 處 SiC 含量均較中央部份為高，造成之原因是試片與模具壁摩擦，使得試片的金屬基材在靠近模具壁部分流動較慢，無法充分帶動 SiC 流動造成表面 SiC 堆積。另外在 Z 軸為 8 之處，SiC 含量也偏高，這是因為擠型時 Z=8 為一階梯狀破裂最先通過轉角處，必須先克服起始變形量，因此此處之應變也較為不均勻。

當擠型溫度上升到 200 以及 300°C，因試片中段為均勻變形，試片無階梯狀斷裂，SiC 分析如圖 5-12、5-13。在前面所提到 Z=8 處的 SiC 堆積情形已經消失。此外，靠近模具壁的堆積情形仍然存在，然而與有階梯狀斷裂之試片比較，較為均勻，證明溫度升高對於基材流動性有助益。

YZ 面之 SiC 分布如圖 5-14 至圖 5-20。擠型溫度升高時有助於基材流



動，儘管如此，轉角內外側受到摩擦力的影響仍然會堆積 SiC 顆粒。轉角外側因為擠型時試片是受到一向內側之剪應力，因此試片與內側模具壁摩擦造成之影響較大，由圖 5-15 至 5-20 可發現在  $Y=1$  之處 SiC 堆積量都較高。



### 5-3 破斷面 SEM 與討論

圖 5-21 為常溫下 A356-20%SiC 鋁基複合材經過有外弧角之模具擠型後，階梯狀斷裂之破段面 SEM，低溫下，上下相鄰階梯狀破斷之兩平面互相摩擦時，SiC 可能會脫落，圖 5-21 中箭頭所指處可見 SiC 脫落後造成之空孔。

圖 5-22 為 100°C 下 A356-20%SiC 鋁基複合材經過有外弧角之模具擠型後，階梯狀斷裂之破段面 SEM。可以發現照片內圓圈處有 SiC 顆粒存在。與常溫相比較，較高的溫度下，基材較軟且流動性較佳，在擠型過程中階梯狀破斷上下兩面互相摩擦時，SiC 仍能受到基材較佳的包覆。



#### 5-4 A356-20%SiC 鋁基複合材料中溫度對 SiC 與空孔縫隙之影響

A356-20%SiC 鋁基複合材料中，強化相之 SiC 顆粒與基材之接面有孔隙存在，由圖 5-23 可以得知。

圖 5-24、25 分別為 XZ、YZ 面不同擠型溫度下孔隙面積/SiC 面積變化，取樣之位置為(Y, Z)、(X, Z)=(3, 4)、(3, 5)、(4, 4)、(4, 5)，取樣位置均為 XZ、YZ 面之中心，避免受到摩擦力等非必要之因素影響。未擠型試片在兩圖中之孔隙率幾乎相同，因此試片中 SiC 之分布在擠型前無方向性存在。

溫度影響了孔隙率之變化，除了 XZ 面之 100°C 條件之外，會造成試片階梯狀斷裂之擠型溫度，基材的流動性不佳，不易填補 SiC 周圍之孔隙，同時 SiC 移動時也會產生新孔隙，因此孔隙率均高於未擠型試片。當溫度升高至 200°C 及 300°C，基材流動性佳且較軟，在擠型過程中容易填滿 SiC 移動後造成之孔隙，此外可填補原來材料已有之缺陷，因此孔隙率會較未擠型試片為低。

由於擠型可能因為產生優選方向使得孔隙率在不同平面觀察會有差異，在本研究中觀察 XZ 面以及 YZ 面可以發現孔隙率變化相近，因此可由此判斷試片經過擠型後未產生明顯之優選方向。

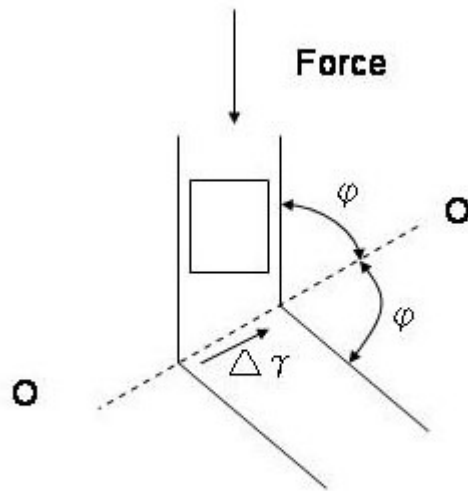


圖 5-1 無外弧角試片經過轉角之應變示意圖

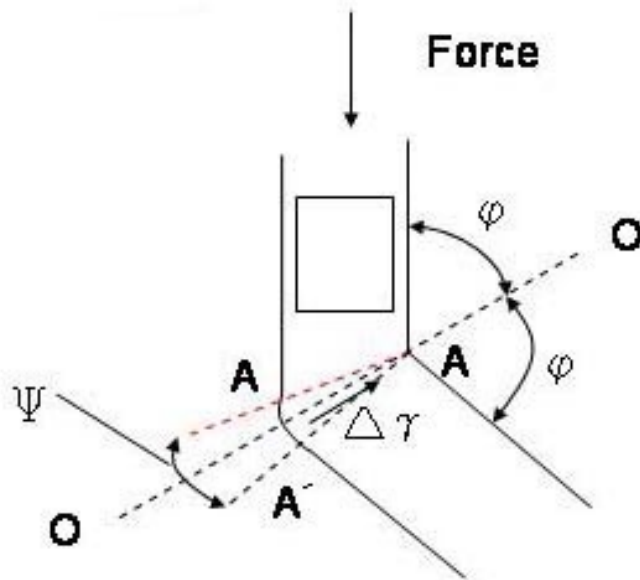


圖 5-2 有外弧角試片經過轉角之應變示意圖

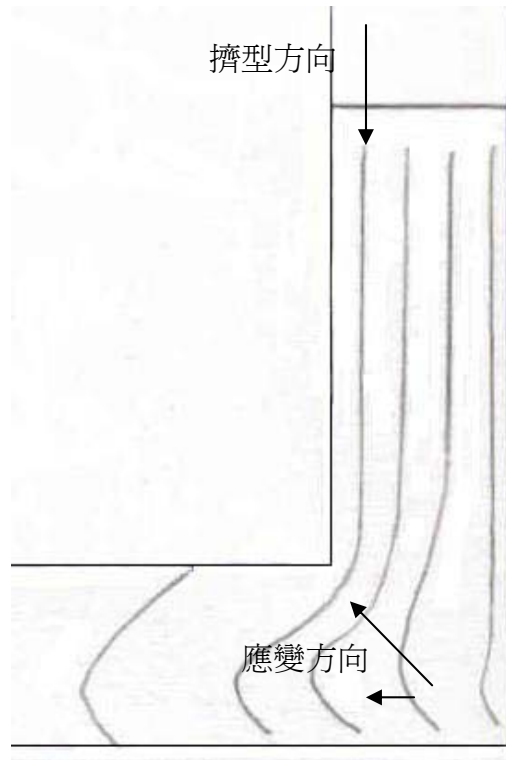


圖 5-3 90°轉角模具黏土擠型流變之示意圖

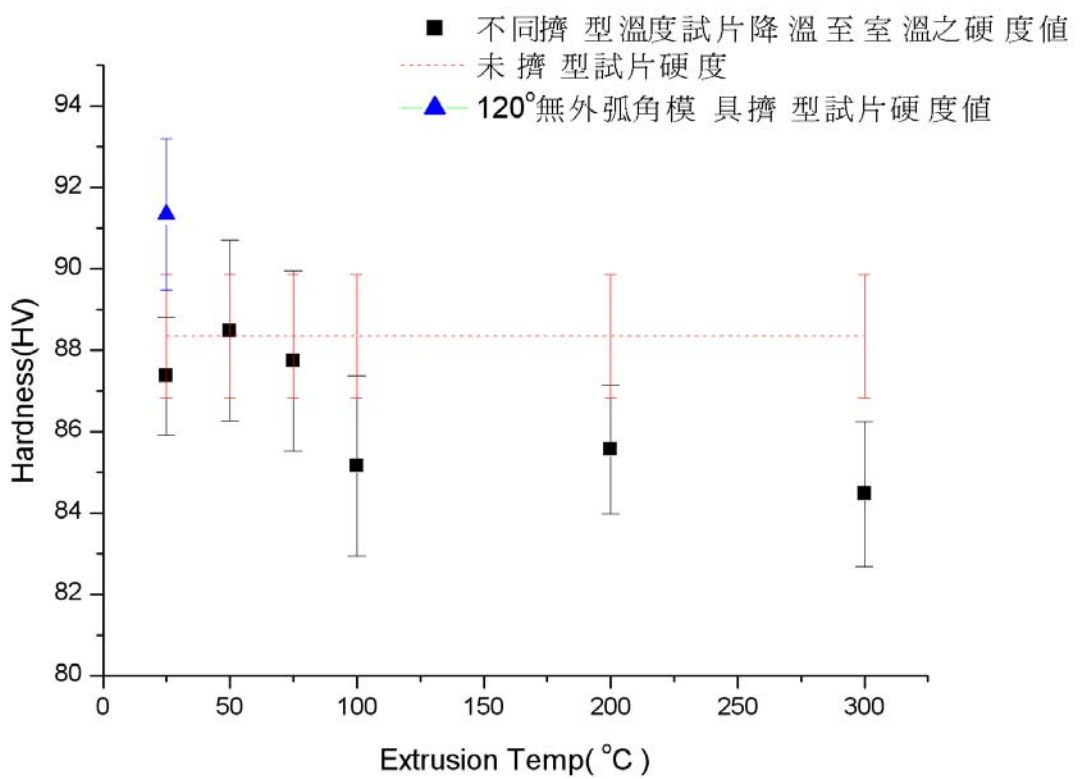


圖 5-4 不同擠型溫度之試片降至室溫之硬度值

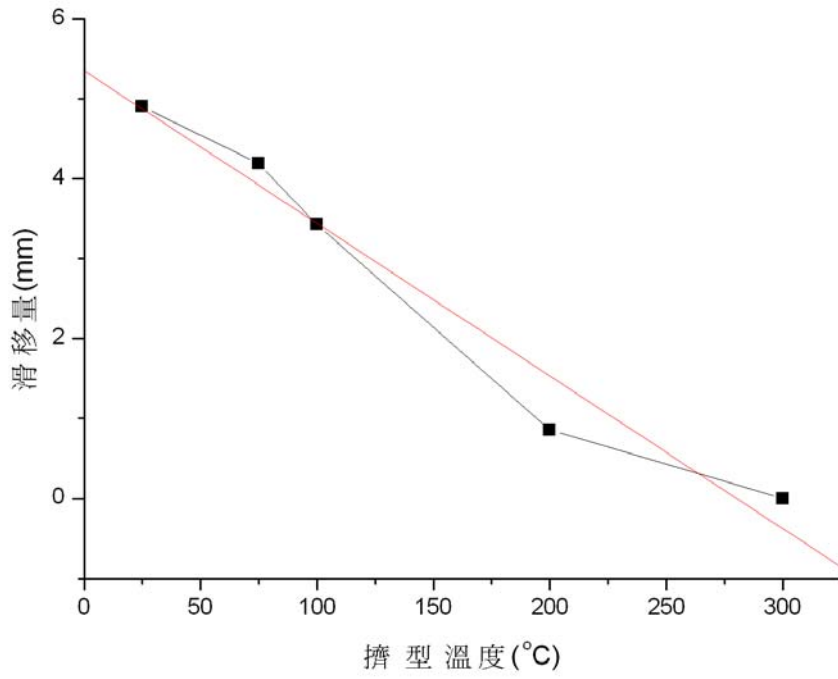


圖 5-5 擠型溫度與剪切面滑移量關係

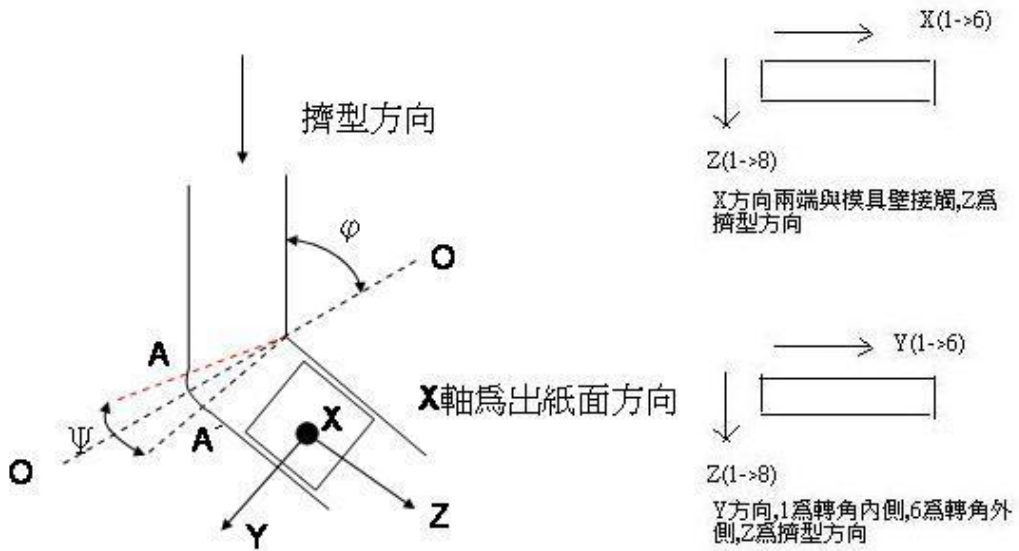


圖 5-6 切面方向及切面編號示意圖

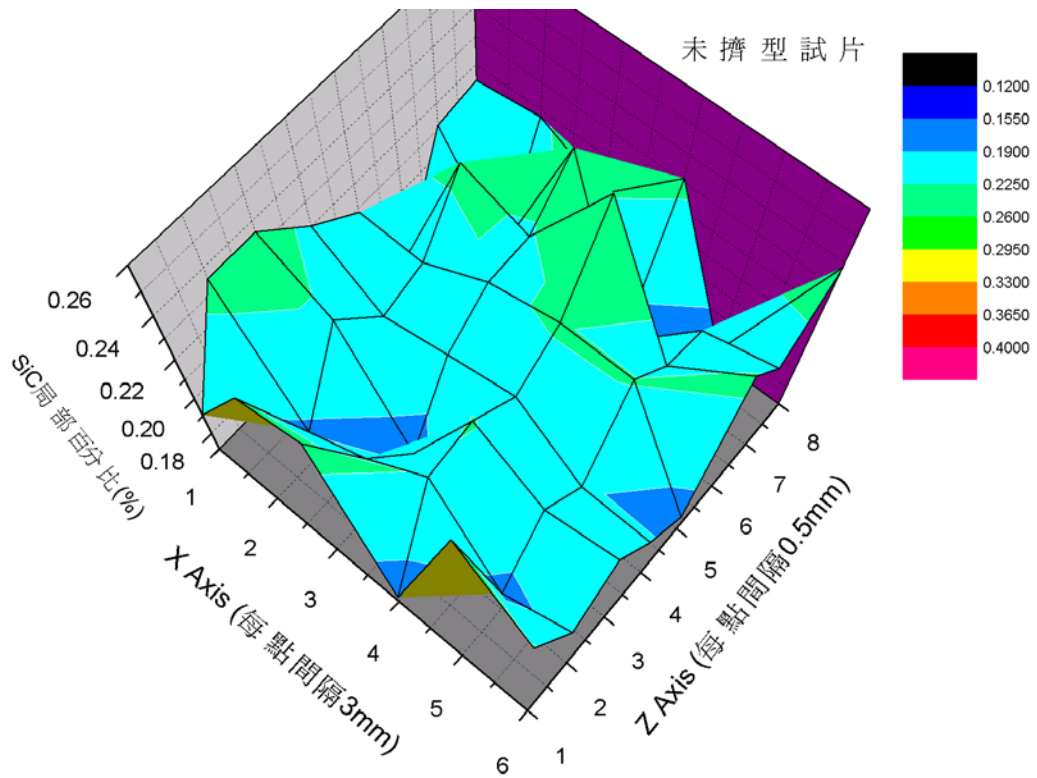


圖 5-7 未擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖

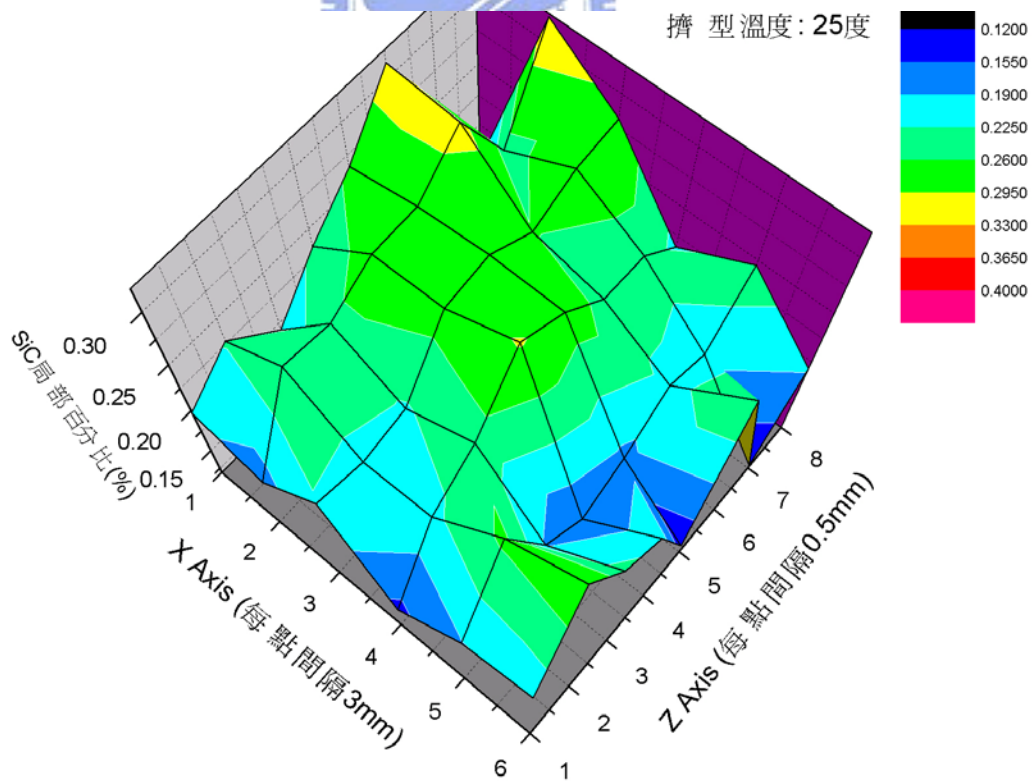


圖 5-8 25°C 擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖

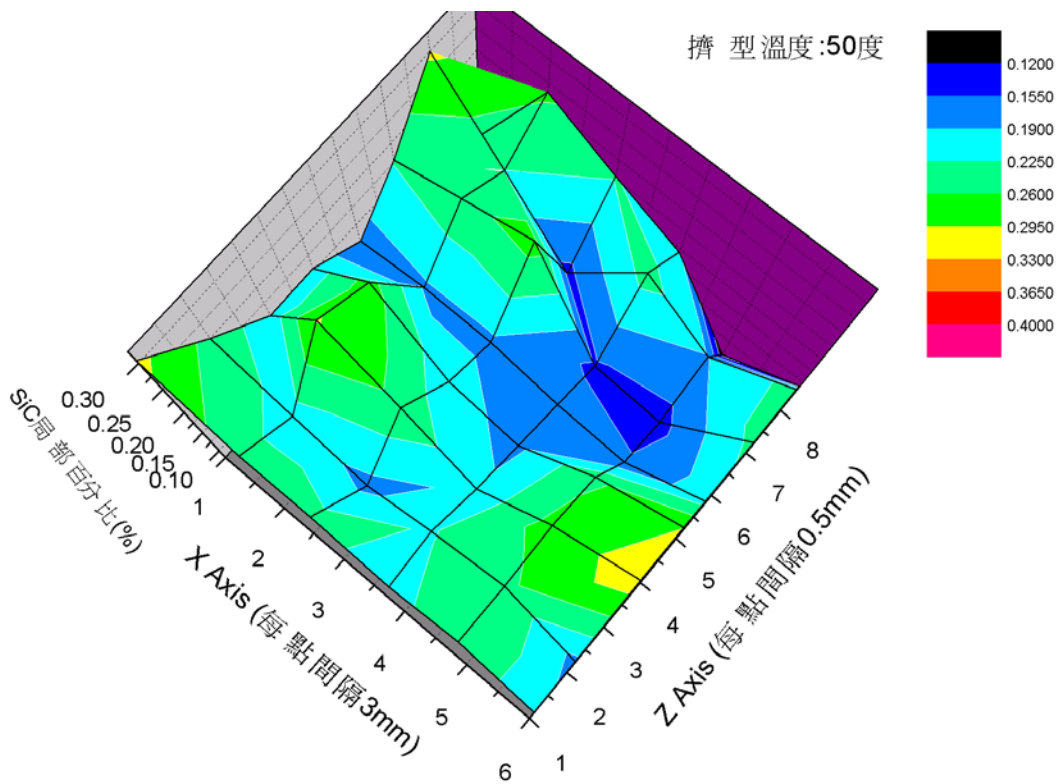


圖 5-9 50°C擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖

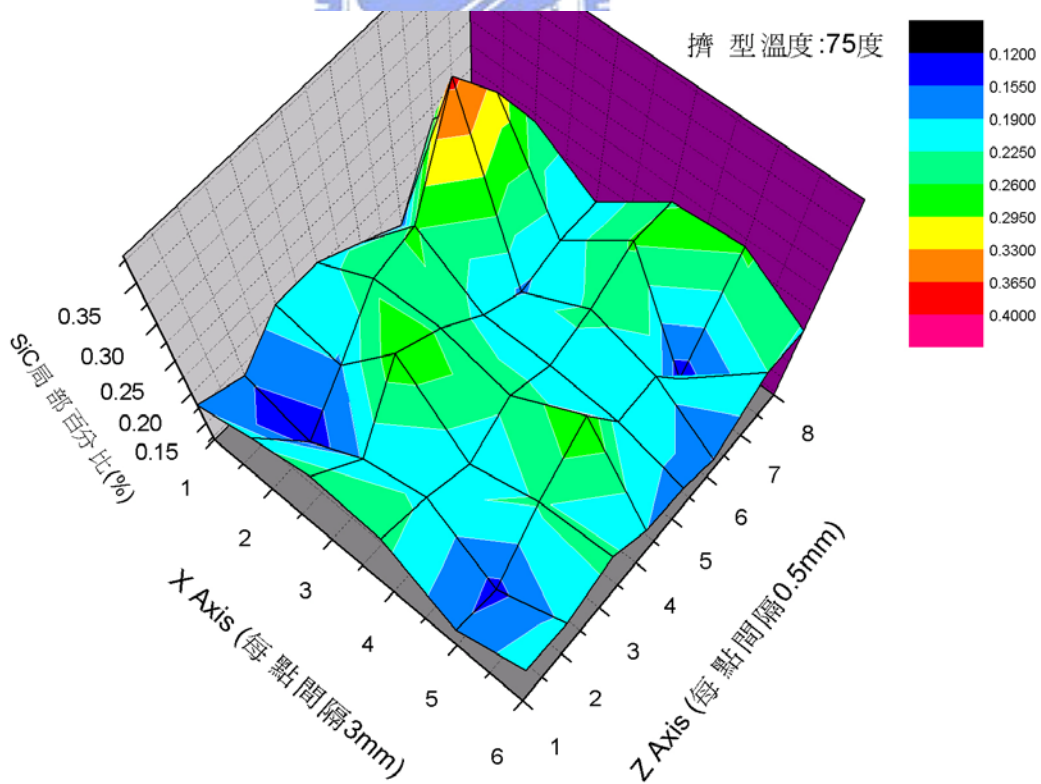


圖 5-10 75°C擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖



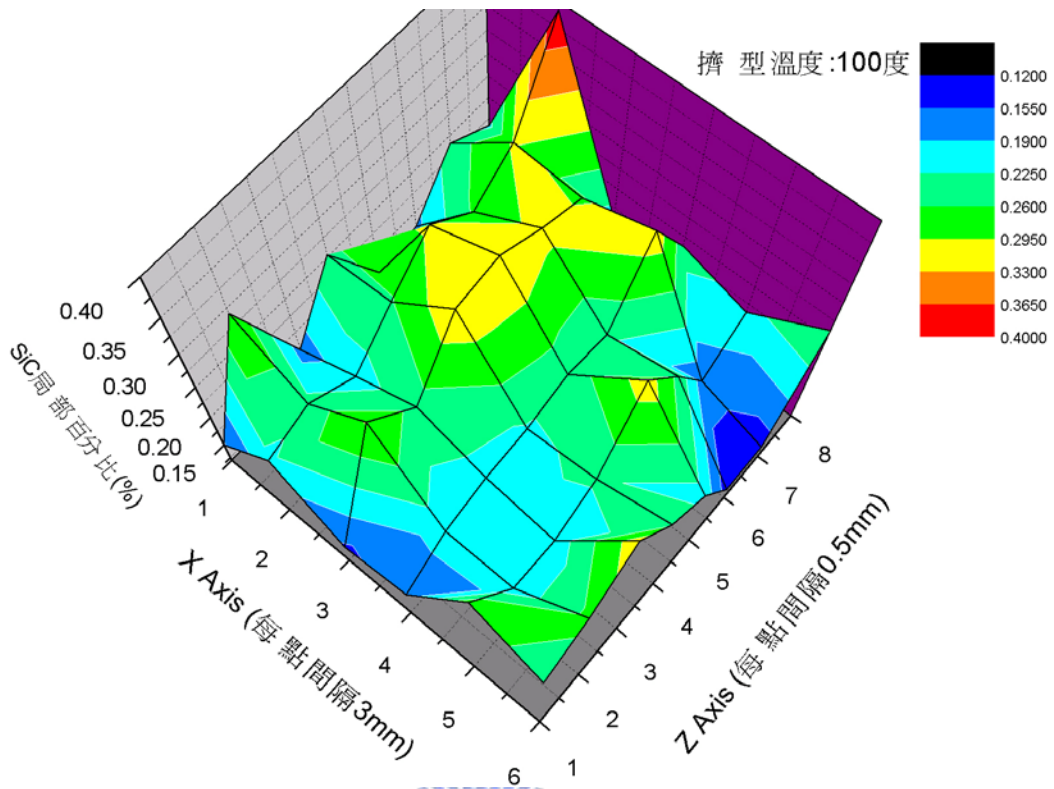
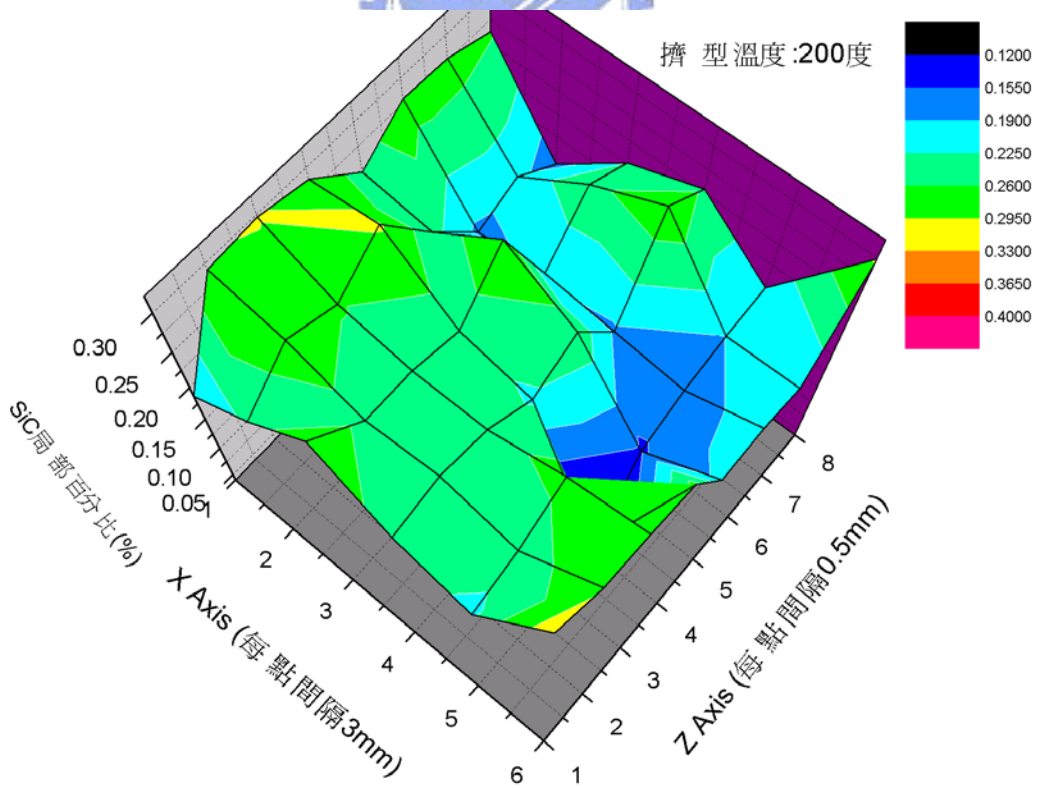


圖 5-11 100°C 擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖



5-12 200°C 擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖

圖

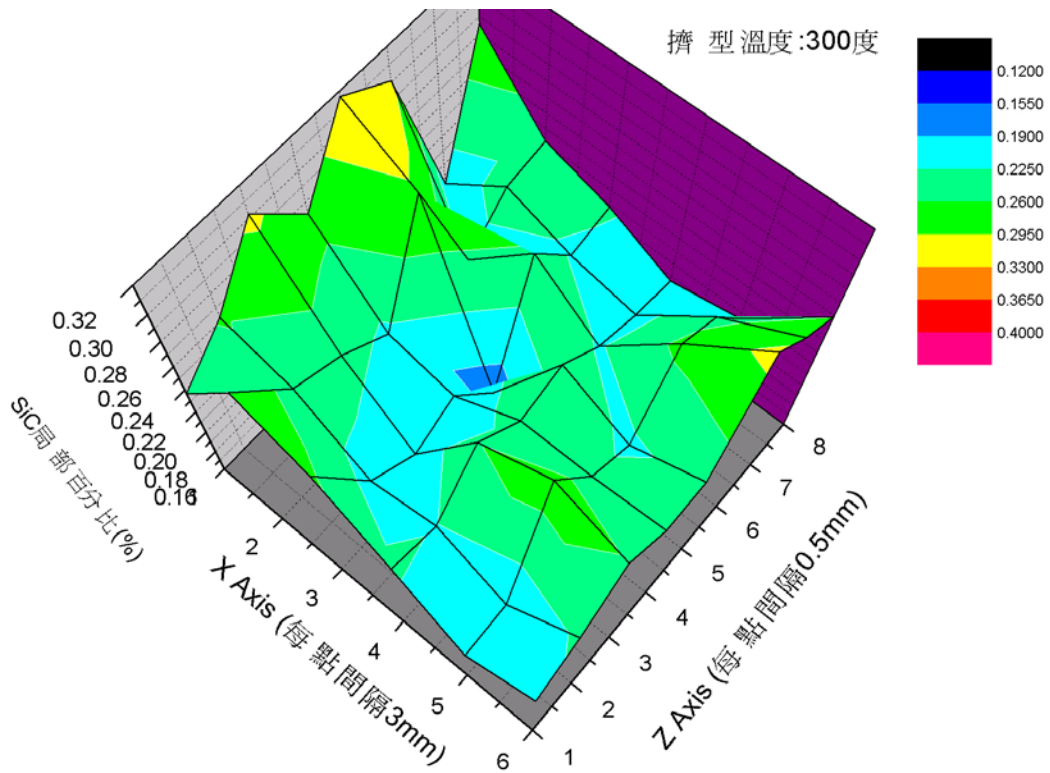


圖 5-13 300°C 擠型試片 XZ 面 SiC 分布圖

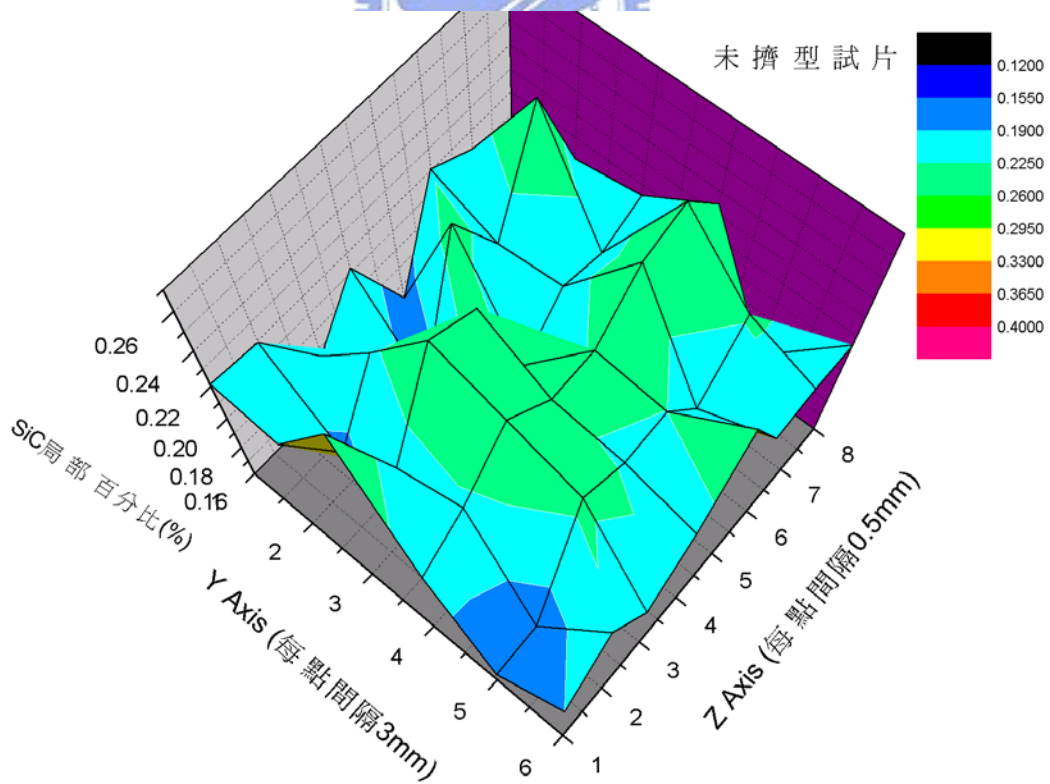


圖 5-14 未擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖

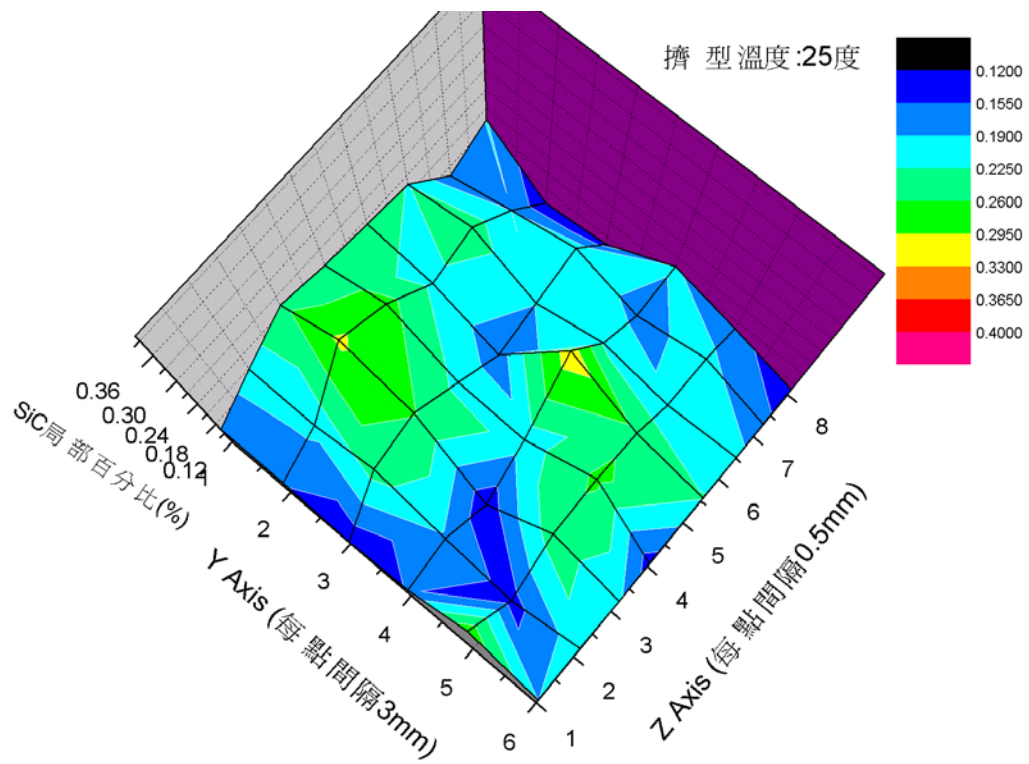


圖 5-15 25°C擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖

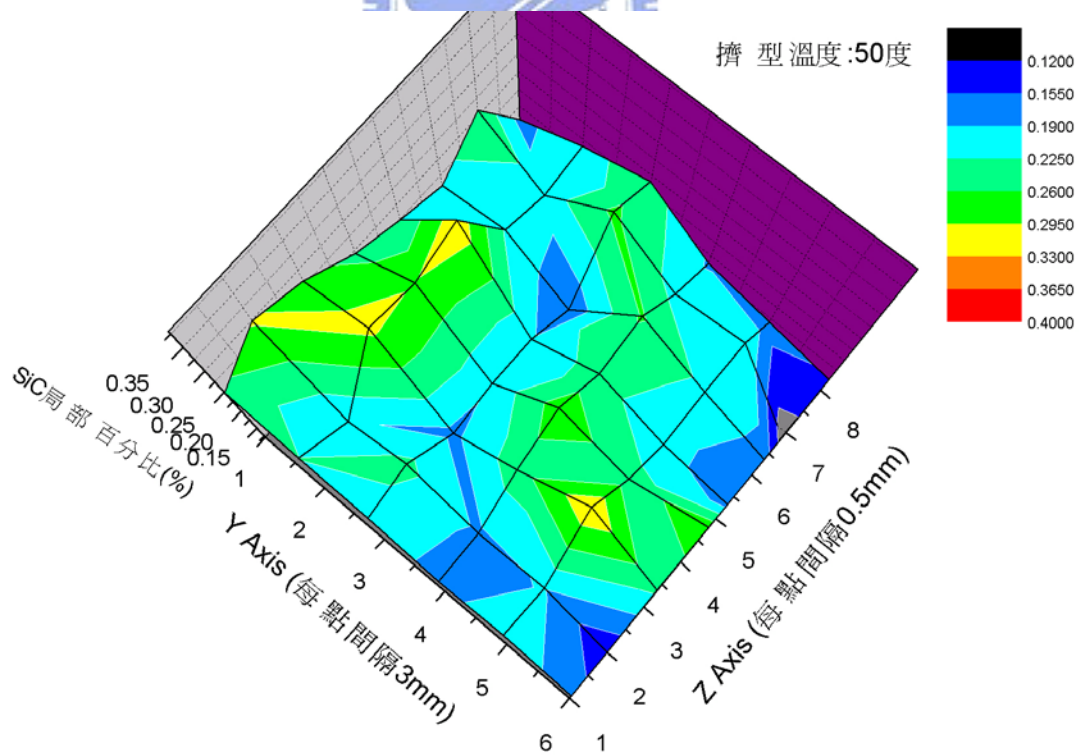


圖 5-16 50°C擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖

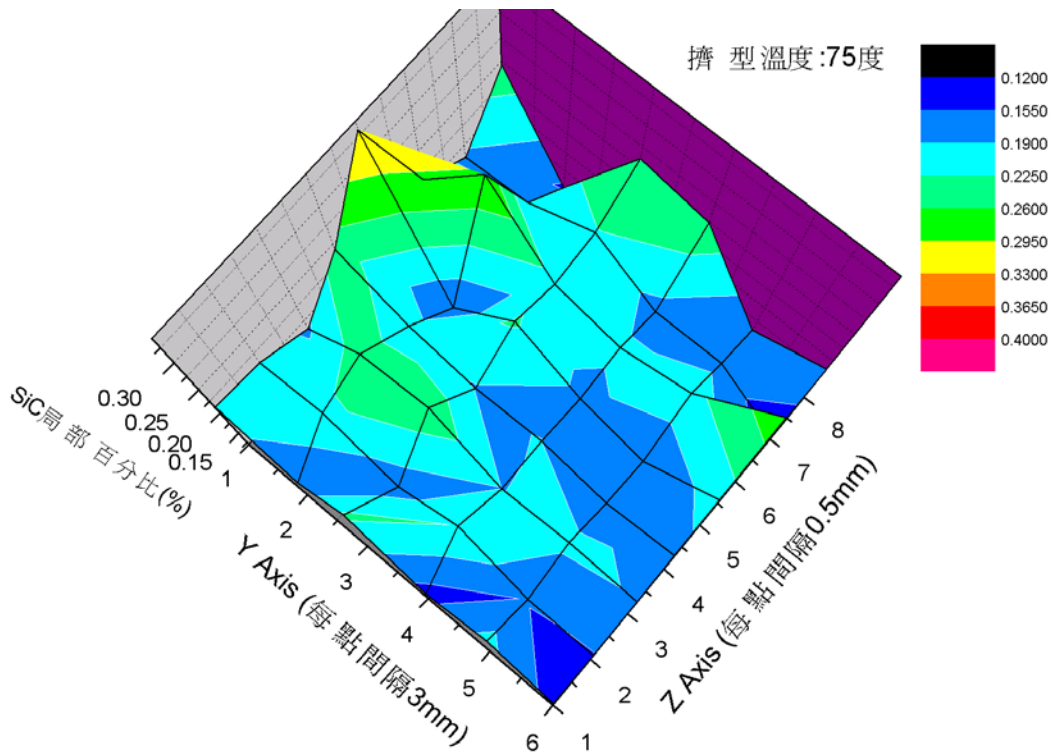


圖 5-17 75°C 擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖

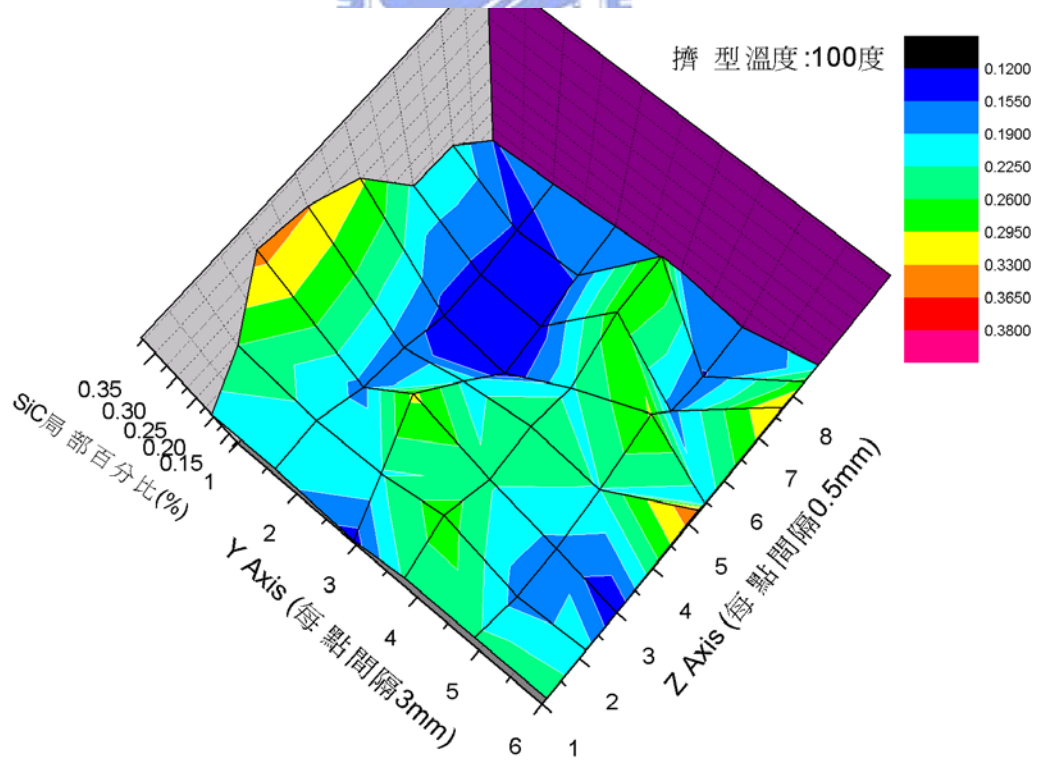
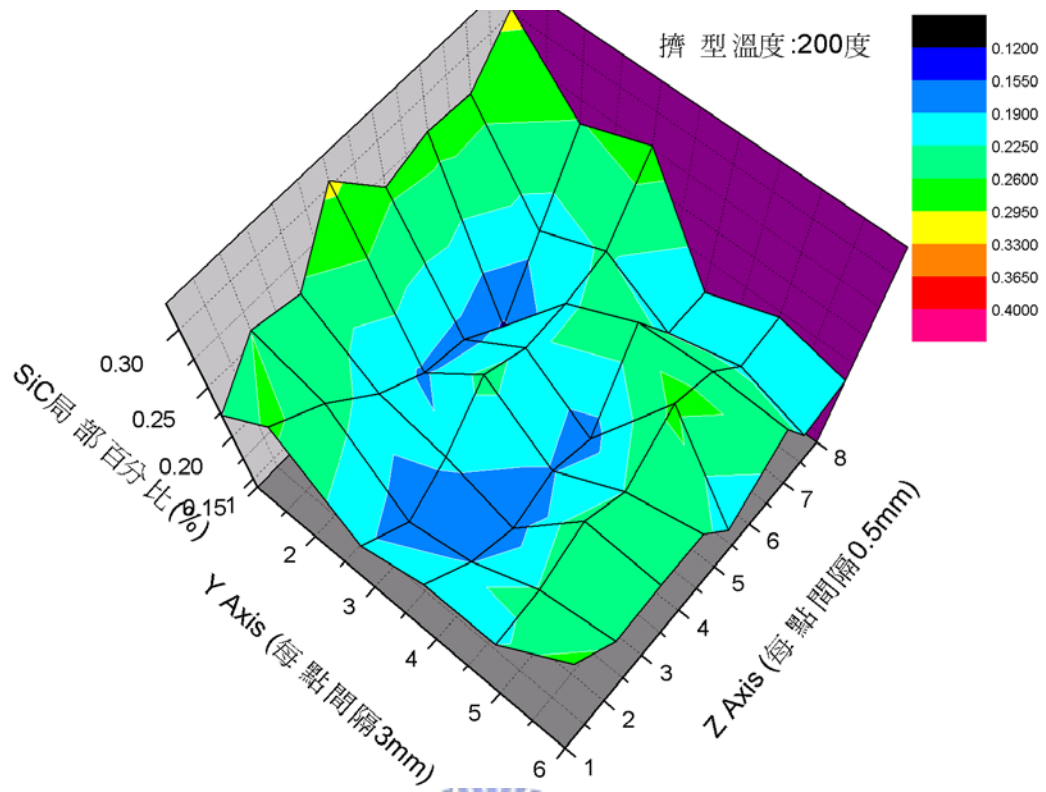


圖 5-18 100°C 擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖





圖

5-19 200°C擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖

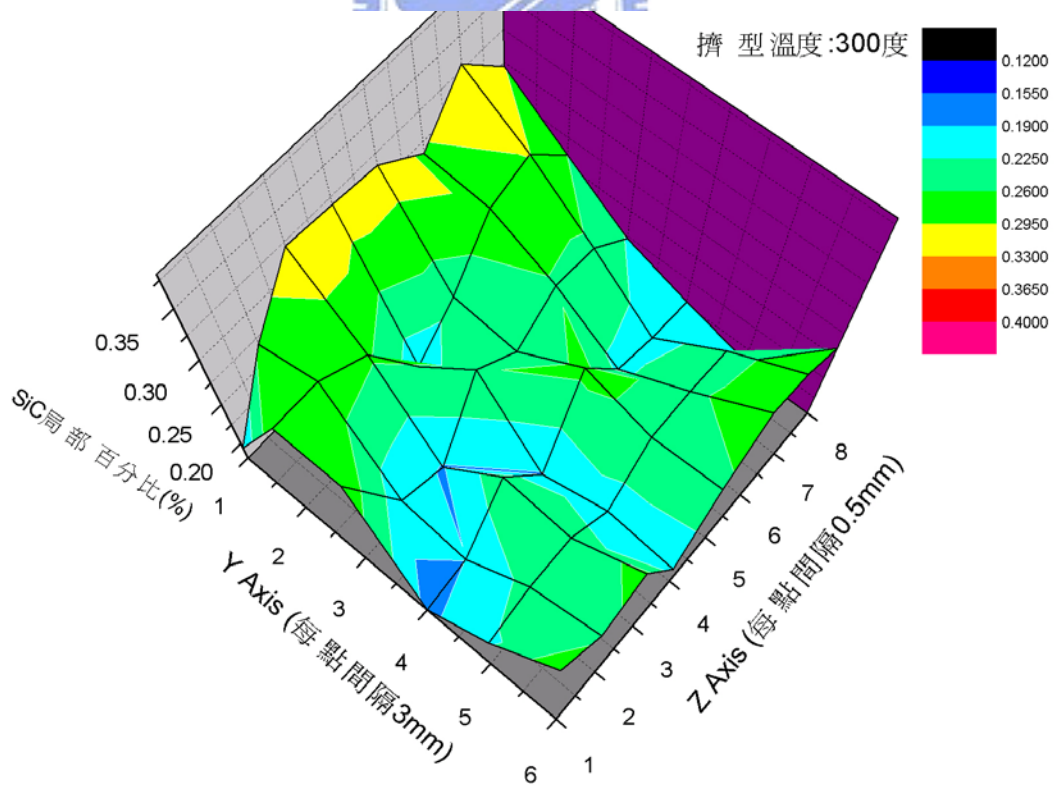


圖 5-20 300°C擠型試片 YZ 面 SiC 分布圖

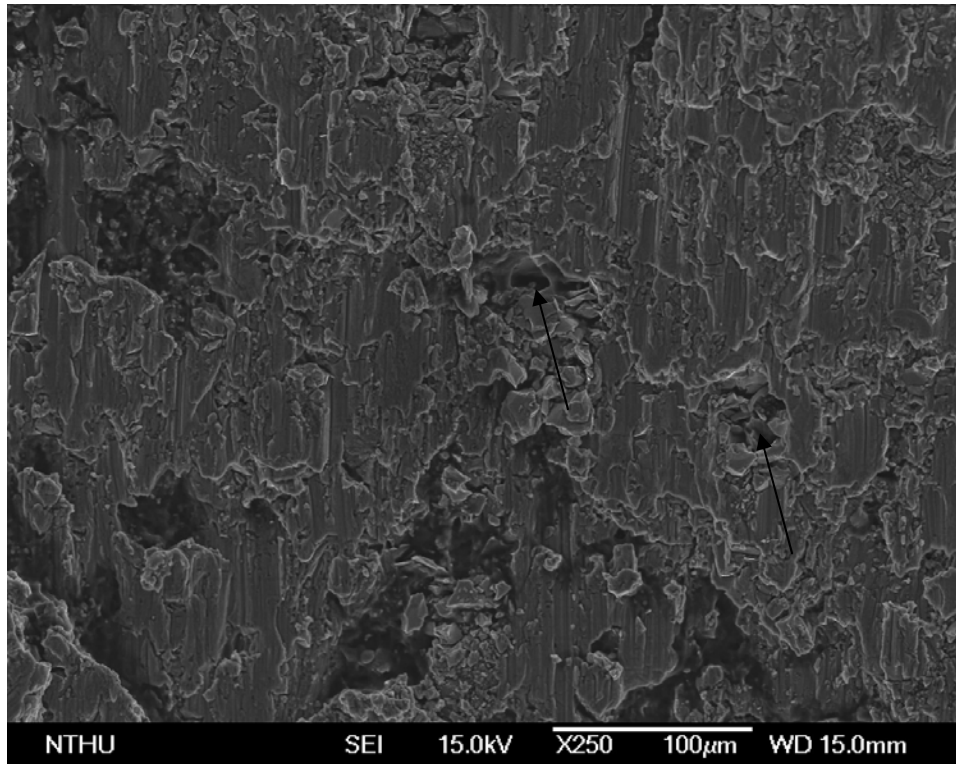


圖 5-21 常溫下經有外弧角模具擠型階梯狀破斷試片破斷面

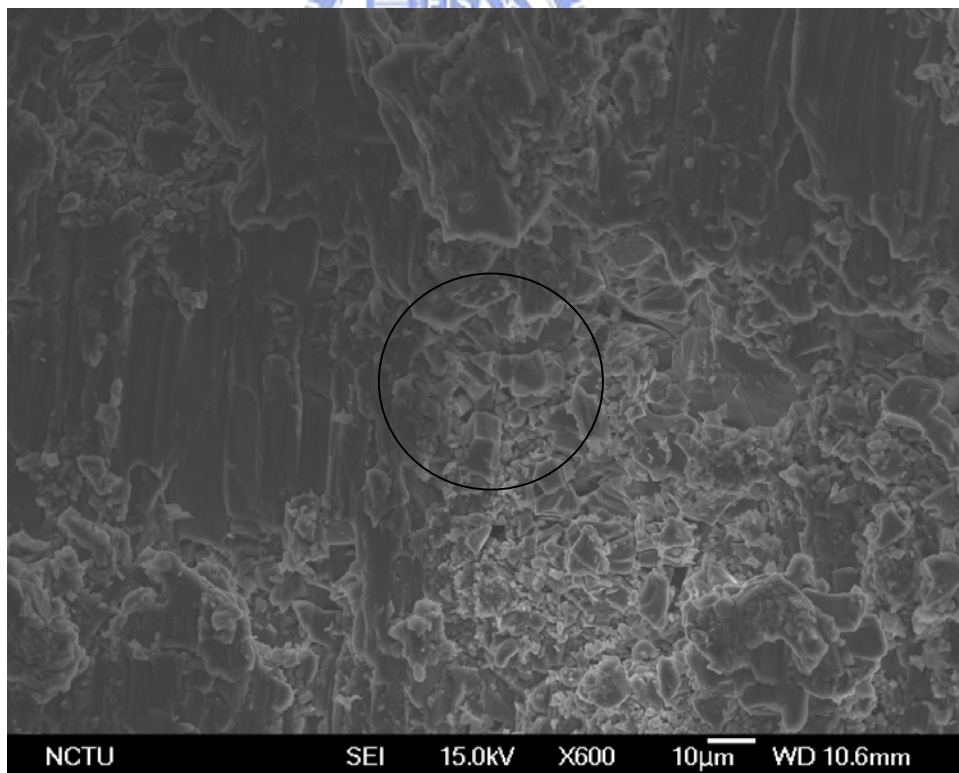


圖 5-22 100°C 經有外弧角模具擠型階梯狀破斷試片破斷面

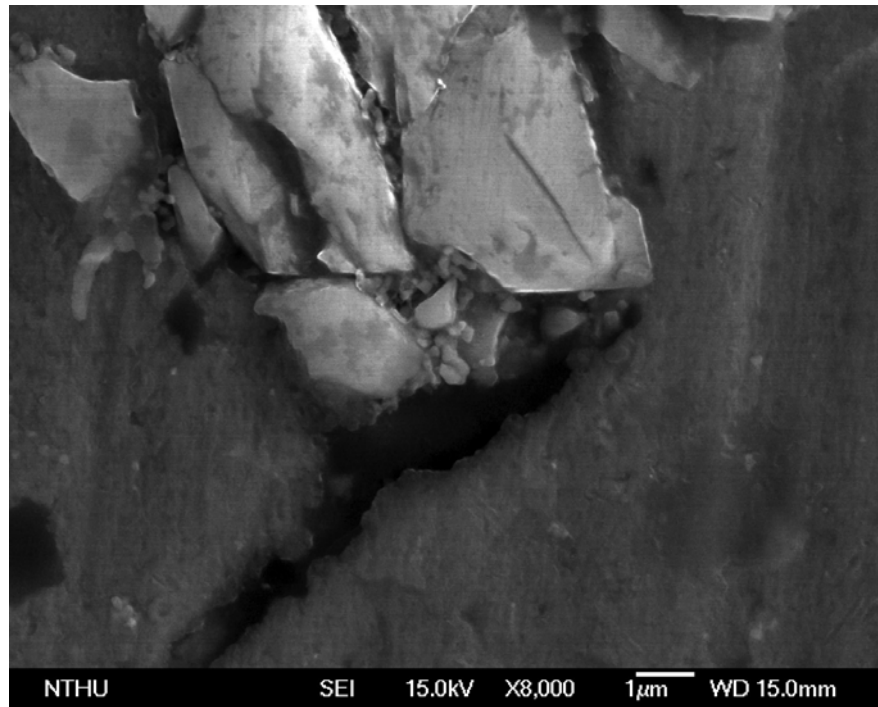


圖 5-23 SiC 與基材界面孔隙 SEM

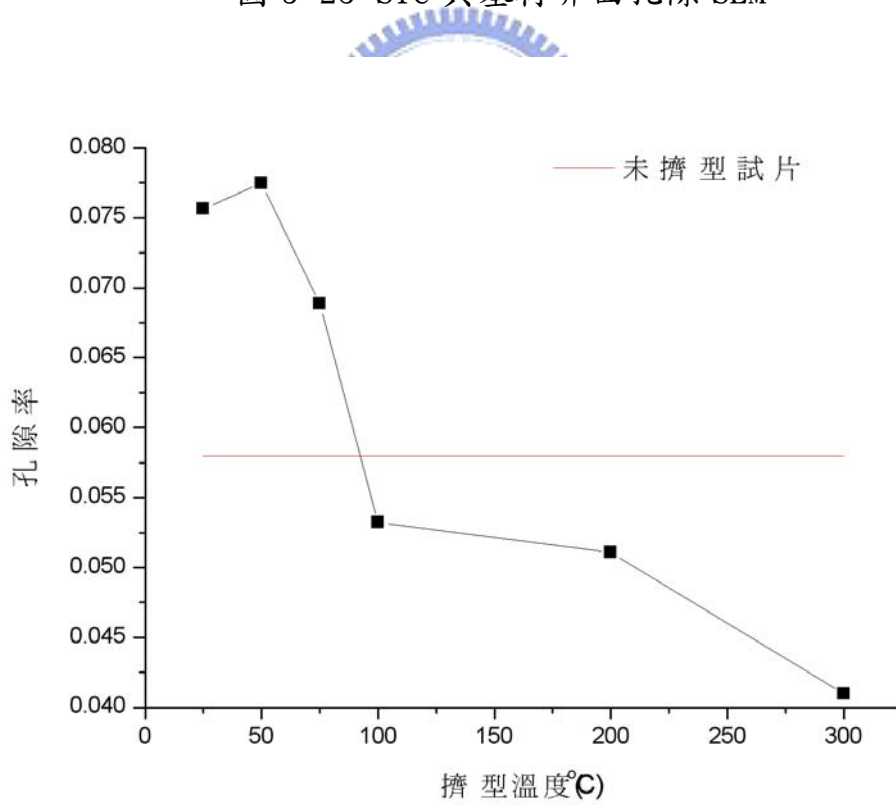


圖 5-24 XZ 面不同擠型溫度下孔隙率變化

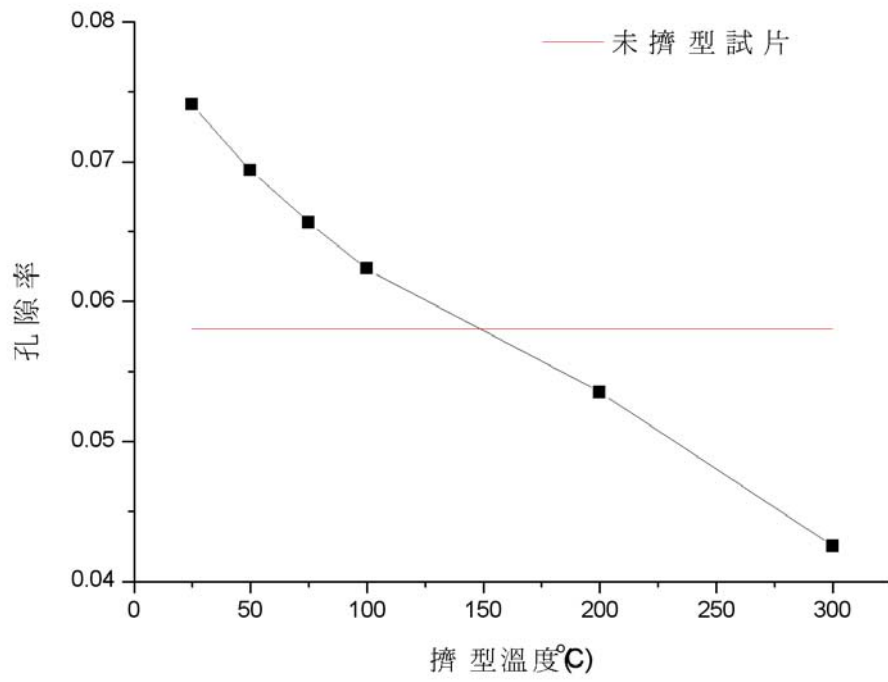


圖 5-25 YZ 面不同擠型溫度下孔隙率變化





## 第六章 結論

1. A356-20%SiC 鋁基複合材料於常溫下應用於等通道轉角擠型必須考慮模具之設計。由本研究可以得知，A356-20%SiC 鋁基複合材料於常溫下以  $120^\circ$  無外弧角模具進行等通道轉角擠型，破斷情形較  $120^\circ$  有外弧角模具進行之擠型不嚴重。
2. A356-20%SiC 鋁基複合材料於常溫至  $100^\circ\text{C}$  時，以  $120^\circ$  有外弧角之模具進行等通道轉角擠型，試片會產生階梯狀破裂，破裂的原因可能是材料內部 SiC 堆積造成局部機械性質下降。
3. A356-20%SiC 鋁基複合材料經過  $200^\circ\text{C}$ 、 $300^\circ\text{C}$  之擠型後，儘管試片可通過轉角不造成階梯狀破裂，然而升溫造成之再結晶使得試片硬度未上升。
4. 擠型過程中，靠近模具壁之 SiC 含量都較高，表示試片仍受到摩擦力之影響造成表面流動速度較慢，不易帶動 SiC 之移動。此外，轉角內側會堆積較多 SiC 顆粒，是由於內轉角處摩擦力較高，基材流動差，SiC 運動較不易。
5. 溫度為改變 A356-20%SiC 鋁基複合材料擠型結果之重要因素。擠型溫度升高，基材流動性好，降低 SiC 局部堆積，擠型過程亦會降低試片內孔隙率。

## 參考文獻

1. T. Mukai, K. Ishikawa and K. Higashi, “Influence of Strain Rate on the the Mechanical Properties in Fine-Grained Aluminum Alloys” , Materials Science and Engineering, A204, 1995, pp. 12-18
2. M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, R. Z. Valiev, and T. G. Langdon, “Microhardness Measurement and the Hall-Patch Relationship in Al-Mg Alloy with Submicrometer Grain Size” , Acta. Mater., 44, 1996, pp. 4619-4629
3. T. G. Langdon, “Superplasticity in Ultrafine-Grained Materials” , Key Engineering Materials, 97-98, 1994, pp. 109-124
4. 張榮桂, “利用往復式擠型法製作超塑性 AZ91 鎂合金之研究” , 國立清華大學材料科學與工程研究所碩士論文, 2000
5. O. Richmond and M. L. Devenpeck, 4<sup>th</sup>-US Congress on Appl. Mech. ASME, (1967) 1053
6. P. W. Birdgeman, ” Studies in Large Plastic Flow and Fracture” , McGraw-Hill, ASME(1967) 1053.
7. V. M. Segal, “Materials Processing by Simple Shear” , Materials Science and Engineering, A197, 1995, pp. 157-164

8. V. M. Segal, K. T. Hartwig and R. E. Goforth, "In Situ Composites Processed by Simple Shear" , Materials Science and Engineering, A224, 1997, pp. 107-115
9. Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Langdon, "Principle of Equal-Channel Angular Pressing for the Processing of Ultra-Fine Grained Materials" , Scripta Materialia, 1996, 35, pp. 143-146
10. Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Langdon, "An Investigation of Microstructural Evolution During Equal-Channel Angular Pressing" Acta. Mater., 11, 1997, pp 4733-4741
11. Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Langdon, "The Process of Grain Reinforcement in Equal-Channel Angular Pressing" , Acta. Mater., 9, 1998, pp. 3317-3331
12. A. Gholinia, P. B. Prangnell, and M. V. Markushec, "The Effect of Strain Path on the Development of Deformation Structure in Severely Deformed Aluminum Alloys Processed by ECAE" , Acta. Mater., 48, 2000, pp. 1115-1130

13. C. Pithan, T. Hashimoto, M. Kawazoe, J. Nagahora, and K. Higashi, "Microstructure and Texture Evolution in ECAE Processed A5056" , A280, 2000, pp. 62-68
14. 黃文賢, "純銅經等徑轉角擠型加工後微觀組織之變化" 國立中山大學材料科學研究所博士論文, 2000
15. 張錦, 張乃恭編著, 新型複合材料力學機理及其應用, 北京航空航天大學出版社, 1993, p219
16. 陳炎成, 工業材料, 第 85 期, 1994, p89
17. P. K. Rohatgi, R. B. Thakkar, J. K. Kim, A. Daoud, " Scatter and Statistical analysis of tensile properties of cast SiC reinforced A359 alloys" , Materials Science and Engineering, A398, 2005, pp. 1-14
18. Hempel, M. R., Fracture, p. 376, The Technology Press and John Wiley and Sons, Inc., Ney York, 1959
19. C. Tekmen, I. Ozdemir, U. Cocen, K. Onel, "The Mechanical response of Al-Si-Mg/SiC<sub>p</sub> composite: influence of porosity" , Materials Science and Engineering, A360, 2003, pp. 365-371
20. P. N. Bindumadhavan, T. K. Chia, M. Chandrasekaran, Heng Keng Wah,

- Loh Nee Lam, O. Prabhakar, “Effect of particle–porosity clusters on tribological behavior of cast aluminum alloy A356–SiCp metal matrix composites” , Materials Science and Engineering, A315, 2001, pp. 217–226
21. S. N. Ahmad, J. Hashim, M. I. Ghazali, “The Effect of Porosity on Mechanical Properties of Cast Discontinuous Reinforced Metal–Matrix Composite” , Journal of Composite Materials, 2005, Vol. 39, No. 5, pp. 451–466
22. G.A. Irons, K. O. Boehm, Metallurgical Transactions B, Vol. 286, 1995, pp. 32–42
23. C. W. Brown, W.S. Miller, “Materials and the Processing– Move Into The 90’ ” , edited by S. Benson, T. Cook, E. Trevin, and M. Turner. Elsevier Publishers, 1989, p.321
24. V. V. Bhanuprasad, R. B. V. Bhat, A. K. Kuruvilla, K. S. Prasad, A. B. Pandey, Y. R. Mahajan, American Powder Metallurgy Institute, Vol. 27, 1991, pp. 227–235
25. M. Yarandi, P. K. Rohatgi, S. Ray, AFS Transaction, Vol. 153, 1992, pp. 575–581
26. M. G. Nicholas, Mater. Sci. Forum, Vol. 29, 1998, pp. 127–150

27. Z. Y. Ma, R. S. Mishra, M. W. Mahoney, “Superplasticity in Cast A356 Induced via Friction Stir Processing” , Scripta Materialia, 50, pp931-935, 2004
28. M. Furukawa, Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, G. T. Langdon, Mater Sci Eng 1998, A257:328
29. 楊仁豪, ” AZ31 鎂合金經 ECAE 後精粒細化與超塑性之研究” 國立交通大學材料科學研究所碩士論文, 2001
30. Yong Yang, Jie Lan, Xiaochun Li, “Study on bulk aluminum matrix nano-composite fabricated by ultrasonic dispersion of nano-sized SiC particles in molten aluminum alloy” , Materials Science and Engineering, A380, 2004, pp. 378-383
31. R. J. Arsenault, Material Science Engineering, 64, 1984 pp. 171-181
32. A. Ibrahim, F. A. Mohamed, E. J. Lavernia, Journal of Material Science, 26, 1991, pp. 1137-1156