



國立中山大學
材料科學與工程研究所
博士論文

指導教授 黃志青 博士

5083 鋁合金低溫超塑性研發
與變形機構分析

研究生 蕭一清 撰

中華民國 九十年 一月

本論文

5083 鋁合金低溫超塑性研發與變形機構分析

係研究生 蕭一濤 君博士學位資格之一部份，經下列委員口試
及審查通過，特此證明

審查委員

高伯威

高伯威教授
國立中山大學材料科學研究所

張志溥

張志溥教授
國立中山大學材料科學研究所

黃永茂

黃永茂教授
國立中山大學機械工程學系

張士欽

張士欽教授
國立清華大學材料科學工程學系

陳立輝

陳立輝教授
國立成功大學材料科學及工程學系

指導教授

黃志青

黃志青教授
國立中山大學材料科學研究所

所長

黃志青

黃志青教授
國立中山大學材料科學研究所

授權書
(博碩士論文)

本授權書所授權之論文為本人在中山大學(學院)材料科學系所
組89學年度第1學期取得博士學位之論文。

論文名稱：5083 鋁合金低溫超塑性研發與變形機構分析

同意 不同意

本人具有著作財產權之論文全文資料，授予行政院國家科學委員會科學技術資料中心、國家圖書館及本人畢業學校圖書館，得不限地域、時間與次數以微縮、光碟或數位化等各種方式重製後散布發行或上載網路。

本論文為本人向經濟部智慧財產局申請專利的附件之一，請將全文資料延後兩年後再公開。(請註明文號：)

同意 不同意

本人具有著作財產權之論文全文資料，授予教育部指定送繳之圖書館及本人畢業學校圖書館，為學術研究之目的以各種方法重製，或為上述目的再授權他人以各種方法重製，不限地域與時間，惟每人以一份為限。

上述授權內容均無須訂立讓與及授權契約書。依本授權之發行權為非專屬性發行權利。依本授權所為之收錄、重製、發行及學術研發利用均為無償。上述同意與不同意之欄位若未鈎選，本人同意視同授權。

指導教授姓名：黃志青

研究生簽名：葉一靖
(親筆正楷)

學號：8636807
(務必填寫)

日期：民國 90 年 1 月 18 日

1. 本授權書請以黑筆撰寫並影印裝訂於書名頁之次頁。
2. 授權第一項者，請再交論文一本予畢業學校承辦人員或逕寄 106-36 台北市和平東路二段 106 號 1702 室 國科會科學技術資料中心 王淑貞。(本授權書諮詢電話：02-27377746)
3. 本授權書於民國 85 年 4 月 10 日送請內政部著作權委員會(現為經濟部智慧財產局修正定稿)。
4. 本案依據教育部國家圖書館 85.4.19 台(85)圖編字第 712 號函辦理。

目錄

目錄.....	i
表目錄.....	v
圖目錄.....	vii
謝誌.....	xvi
論文提要.....	xvii
第一章 研究背景與方向.....	1
1.1 超塑性之簡介與鋁合金之應用.....	1
1.1.1 超塑性之簡介.....	1
1.1.1.1 細晶粒超塑性.....	2
1.1.1.2 內應力超塑性.....	4
1.1.1.3 高應變速率超塑性.....	4
1.1.1.4 粗晶粒超塑性.....	5
1.1.1.5 其它.....	6
1.1.2 低溫超塑性之簡介.....	6
1.1.3 超塑性鋁合金之運用.....	7
1.2 細晶粒超塑性材料之特性.....	9
1.2.1 第二相.....	9
1.2.2 晶界的性質.....	10
1.2.3 織構與晶粒的形狀.....	10
1.3 Class I 固溶合金之特性.....	11
1.4 鋁鎂合金之超塑性研究.....	12
1.4.1 晶粒尺寸.....	12
1.4.2 鎂濃度.....	12

1.4.3	第三元素的添加.....	14
1.4.4	四元合金.....	18
1.4.5	加工方式.....	19
1.5	電子背向散射繞射之介紹.....	22
1.5.1	電子背向散射繞射的基本原理與系統裝設組成.....	22
1.5.2	EBSD 之應用.....	23
1.6	織構分析.....	25
1.6.1	熱機處理過程中織構之形成與影響織構之因素.....	25
1.6.2	織構之表示.....	26
1.6.3	取向分佈函數之應用.....	27
1.6.4	有關鋁合金之織構之研究.....	29
1.7	5083 鋁鎂合金超塑性之研究.....	31
1.7.1	目前有關 5083 鋁鎂合金超塑性之研究.....	31
1.7.2	5083 鋁鎂合金低溫超塑性開發之目的.....	34
第二章	實驗方法.....	36
2.1	實驗材料.....	36
2.2	加工製程.....	36
2.3	機械性質測試.....	37
2.4	微組織觀察.....	38
2.4.1	析出物.....	38
2.4.2	晶粒結構.....	38
2.4.3	顯微觀察.....	39
2.5	微織構觀察.....	39
第三章	結果與討論.....	41
3.1	機性試驗測試結果.....	41
3.1.1	ARA 試片與 TMT3 之比較.....	41

3.1.2	TMT3 試片受應變速率、溫度與時間之影響.....	44
3.1.3	熱機處理中不同軋延量之試片比較.....	45
3.1.4	相同軋延量但不同熱機處理條件試片比較.....	48
3.1.5	綜論熱機處理過程與低溫超塑性之關連.....	50
3.2	拉伸試片的截面機縮減率.....	52
3.3	顯微結構的變化.....	52
3.3.1	析出物.....	52
3.3.2	超塑拉伸前的微組織變化.....	53
3.3.3	超塑拉伸後的微結構變化.....	56
3.4	織構組織與晶界性質的變化.....	57
3.4.1	熱機處理條件對織構組織與晶界性質的影響.....	59
3.4.1.1	冷加工與溫加工所產生的影響.....	59
3.4.1.2	相同熱機處理中不同軋延量所產生的影響.....	60
3.4.1.3	不同熱機處理過程之影響.....	61
3.4.2	恆溫靜置退火過程中織構組織及晶粒取向的變化.....	62
3.4.3	拉伸過程中織構組織及晶粒取向的變化.....	63
3.4.4	探討合併加工應變量與拉伸應變量對晶界性質之影響.....	65
第四章	數據分析.....	66
4.1	彈性係數對溫度效應.....	66
4.2	變形機構分析.....	67
4.2.1	200 ~ 250 °C 之溫度區間.....	68
4.2.1.1	表面應變速率敏感值.....	68
4.2.1.2	表面活化能.....	68
4.2.1.3	門檻應力值與真實應變速率敏感值.....	70
4.2.1.4	真實活化能.....	71
4.2.1.5	晶粒尺寸指數.....	72

4.2.1.6	230 ~ 250 °C 之溫度區間.....	74
4.2.2	300 ~ 400 °C 之溫度區間.....	75
4.2.2.1	表面應變速率敏感值.....	75
4.2.2.2	表面活化能.....	76
4.2.2.3	門檻應力值與真實應變速率敏感值.....	76
4.2.2.4	真實活化能.....	76
4.2.3	450 ~ 550 °C 之溫度區間.....	78
4.2.3.1	表面應變速率敏感值.....	78
4.2.3.2	表面活化能.....	79
4.2.3.3	門檻應力值與真實應變速率敏感值.....	79
4.2.3.4	真實活化能.....	79
4.2.4	探討 ARA 試片可能之變形機構.....	80
第五章	結論.....	82
第六章	參考資料.....	91
表.....		94-124
圖.....		125-261

表目錄

表 1-1	文獻上已報導關於 Al-Mg 系之高溫或低溫超塑性.....	94
表 1-2	{011}<2 $\bar{1}$ 1> 與 {110}<001> 之尤拉角度.....	97
表 1-3	面心立方晶系金屬常見之軋延織構.....	98
表 2-1	5083 鋁合金之組成 (wt%).....	99
表 2-2	各種試片之熱機處理條件.....	100
表 3-1	AR 試片與各種經過不同溫度退火後 TMT3 試片之室溫機械性質比較.....	101
表 3-2	ARA 試片與 TMT3 試片在高於室溫溫度之機性測試比較.....	102
表 3-3	TMT3 試片在經過不同溫度 30 分鐘的退火所得機械性質.....	105
表 3-4	TMT3 試片升溫至 250 °C 後，分別再靜置 0 ~ 60 分鐘所得機械性質.....	106
表 3-5	AR、ARA 試片以及七種不同熱機處理後試片之室溫機械性質.....	107
表 3-6	TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片之機性測試比較.....	108
表 3-7	TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片之機性測試比較.....	109
表 3-8	TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別拉伸至不同的伸長量 (e)，其相對之真實應變 (ϵ) 及試片的局部真實應變 (ϵ').....	110
表 3-9	TMT2 與 TMT2a 試片之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例.....	111
表 3-10	TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例.....	112
表 3-11	TMT3、TMT3a 與 TMT3b 試片之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例.....	113
表 3-12	剛熱機處理後之 TMT3 試片，並升溫至 250 °C，及分別維持 30、60 分鐘後之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例.....	114
表 3-13	TMT3 試片從升溫及拉伸過程中之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例.....	115
表 4-1	TMT3 試片在 200、230 及 250 °C 及各應變速率的條件下，所擷取 $\epsilon = 0.4$ 之真實應力值.....	116
表 4-2	TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，以 n 等於 3、3.5 及 4 帶入 $\epsilon^{1/n}$ 對 σ 作圖，	

	分別求得各 n 值相關之門檻應力值及線性關係精確度 (r).....	117
表 4-3	TMT3 試片升溫至 250 °C，並恆溫靜置 0 ~ 60 分鐘後，再於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下進行拉伸，並擷取真實應變等於 0.4 之真實應力值，及恆溫靜置當時之晶粒尺寸.....	118
表 4-4	TMT3 試片在 300、350 及 400 °C 及各應變速率的條件下，所擷取 $\epsilon = 0.4$ 之真實應力值.....	119
表 4-5	TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，以 n 等於 2.5、3 及 3.5 帶入 $e^{\frac{\sigma}{n}}$ 之對 σ 作圖，分別求得各 n 值相關之門檻應力值及線性關係精確度 (r).....	120
表 4-6	TMT3 試片在 450、500 及 550 °C 及各應變速率的條件下，所擷取 $\epsilon = 0.4$ 之真實應力值.....	121
表 4-7	TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，以 n 等於 1.5、1.8 及 2.0 帶入 $e^{\frac{\sigma}{n}}$ 對 σ 作圖，分別求得各 n 值相關之門檻應力值及線性關係精確度 (r).....	122
表 4-8	ARA 試片在 250、450、500 及 550 °C 及各應變速率的條件下，所擷取 $\epsilon = 0.3$ 之真實應力值.....	123
表 4-9	TMT3 試片於低溫、中溫及高溫，分別所求得變形機構相關數據之平均代表值，以及在各溫度區間所推測可能之變形機構與變形機構中控制速率之主要擴散步驟.....	124

圖目錄

圖 1-1	細晶材料之高溫變形行為.....	125
圖 1-2	晶界滑移對差排滑移兩機構對晶粒細化之關係圖.....	126
圖 1-3	電子背向散射繞射形成原理示意圖.....	127
圖 1-4	電子背向散射繞射儀基本架設系統.....	128
圖 1-5	(a) 旋轉共位晶界；(b) 傾斜共位晶界之示意圖.....	129
圖 1-6	(a) 一單晶立方晶系金屬在 {100} 立體投影空間之投影示意圖；(b) 單一晶粒之投影圖；(c) 具有織構之多晶金屬之投影圖；(d) 在極圖上投影點之密度分佈；(e) 以等高線來表示密度之分佈.....	130
圖 1-7	立方系金屬在 (100)、(110)、(111) 極圖上，一些常見之織構組成.....	131
圖 1-8	Bunge 對軋延板材所定義之尤拉角.....	132
圖 1-9	(a) 由三個尤拉角 (ϕ_1 、 Φ 、 ϕ_2) 所構成之尤拉空間；(b) 分別以 ϕ_2 為 0, 5, 10 ..90° 之區隔，將尤拉空間展開.....	133
圖 1-10	面心立方晶系金屬在尤拉空間上所常見之織構組織，並呈現連續管狀分佈之 α -fiber 與 β -fiber.....	134
圖 2-1	AR 試片之 (a) S 面；(b) T 面；(c) L 面，OM 照片.....	135
圖 2-2	5083 鋁合金拉伸試片之尺寸規格.....	137
圖 3-1	ARA 試片 (a) 在 250 °C 及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(b) 在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別於 250 ~ 550 °C 進行拉伸實驗所得之試片外觀.....	138
圖 3-2	TMT3 試片在 (a) 230 °C；(b) 250 °C，及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(c) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 200 ~ 550 °C 拉伸之試片外觀.....	140
圖 3-3	ARA 試片與 TMT3 試片，於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，兩者拉伸真實應力	

	應變曲線之比較圖.....	143
圖 3-4	ARA 試片與 TMT3 試片，於 300 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，兩者拉伸真實應力應變曲線之比較圖.....	144
圖 3-5	ARA 試片與 TMT3 試片，於 550 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，兩者拉伸真實應力應變曲線之比較圖.....	145
圖 3-6	TMT3 試片在 250 °C 時，伸長量與初始應變速率之關係	146
圖 3-7	TMT3 試片在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，伸長量與拉伸溫度之關係.....	147
圖 3-8	TMT3 試片在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，抗拉強度與拉伸溫度之關係.....	148
圖 3-9	TMT3 試片分別在 200、250、270、300、350、500 及 550 °C，及應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸之真實應變應力曲線圖	149
圖 3-10	TMT3 試片分別在 10Q、15Q、20Q、250 °C 退火 30 分鐘後，在於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，與未經退火 TMT3 試片之拉伸真實應力應變曲線比較圖	150
圖 3-11	TMT3 試片在 250 °C 分別恆溫靜置 0 ~ 60 分鐘後，再於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的測試條件下，所得之拉伸真實應力應變曲線比較圖	151
圖 3-12	TMT1 試片在 (a) 250 °C，及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 250 ~ 550 °C 拉伸之試片外觀	152
圖 3-13	TMT2 試片在固定應變速率為 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 230 ~ 270 °C 拉伸試之試片外觀.....	154
圖 3-14	TMT4 試片在 (a) 250 °C，及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 230 ~ 550 °C 拉伸之試片外觀.....	155
圖 3-15	TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片，在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 或 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的測試條件下，伸長量與拉伸溫度之關係圖.....	157
圖 3-16	TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片，在固定拉伸溫度為 250 °C 的條件下，伸長量與起始應變速率之關係圖.....	158

圖 3-17	TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片，在 250 °C 及 1×10^{-3} 或 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的條件下之拉伸真實應力應變曲線比較圖.....	159
圖 3-18	TMT1、TMT3 及 TMT4 試片，在 300 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下之拉伸真實應力應變曲線比較圖.....	160
圖 3-19	TMT1、TMT3 及 TMT4 試片，抗拉強度 (UTS) 與溫度之關係圖	161
圖 3-20	TMT1、TMT3 及 TMT4 試片，在 550 °C 及 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下之拉伸真實應力應變曲線比較圖.....	162
圖 3-21	TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片，(a) 伸長量；(b) 抗拉強度 (UTS)，與拉伸溫度之關係圖.....	163
圖 3-22	TMT3a 試片在 (a) 250 °C，及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 250 ~ 500 °C 拉伸之試片外觀.....	164
圖 3-23	TMT3b 試片在 (a) 250 °C，及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 250 ~ 500 °C 拉伸之試片外觀.....	166
圖 3-24	TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片，在固定拉伸溫度為 250 °C 時，伸長量與起始應變速率之關係圖.....	167
圖 3-25	TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片，在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下之拉伸真實應力應變曲線比較圖.....	168
圖 3-26	TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸至不同伸長量後，在標距區域中之 (a) 厚度；(b) 寬度；(c) 截面積，隨位置而變化之情形.....	169
圖 3-27	TMT3 試片在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別拉伸至 10、20、108、153 及 216% 之拉伸試片外觀.....	170
圖 3-28	TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸至不同伸長量後，在標距區域中 (a) R_w/R_T 隨位置而變化之情形；(b) R 值隨局部真實應變之增加而變化之情形.....	171
圖 3-29	TMT3 試片於 250 °C 退火一小時後，所得析出物之 (a) TEM 照片；(b) 繞射圖；	

(c) EDS 分析之結果。結果顯示析出物應為 Al-Mg 之組成.....	172
圖 3-30 TMT3 試片分別於 (a) 250 °C ; (b) 550 °C , 退火一小時後之 TEM 照片.....	174
圖 3-31 ARA 試片之 (a) S 面 ; (b) T 面 ; (c) L 面 , OM 照片	175
圖 3-32 (a) TMT3 試片之 TEM 亮視野照片 ; (b)-(d) 利用選區繞射所得 TMT3 試片幾種不同繞射圖形。(b) 為 [110] zone ; (c) 靠近 [112] zone ; (d) 靠近 [100] zone.....	177
圖 3-33 (a)-(b) TMT3 試片升溫至 250 °C ; 並恆溫靜置 (c)-(d) 10 分鐘 ; (e)-(f) 20 分鐘 ; (g)-(h) 30 分鐘 ; (i)-(j) 40 分鐘 ; (k)-(l) 50 分鐘 ; (m)-(n) 60 分鐘 , 之 TEM 亮視野照片及其繞射圖形.....	179
圖 3-34 TMT3 試片升溫至 250 °C 後 , 再分別靜置 0 ~ 60 分鐘 , (次) 晶粒尺寸隨靜置時間而變化至情形.....	185
圖 3-35 TMT3 試片升溫至 270 °C 之 (a) S 面 ; (b) T 面 ; (c) L 面 , OM 照片	186
圖 3-36 TMT3 試片升溫至 300 °C 之 (a) S 面 ; (b) T 面 ; (c) L 面 , OM 照片	188
圖 3-37 TMT3 試片升溫至 350 °C 之 (a) S 面 ; (b) T 面 ; (c) L 面 , OM 照片	190
圖 3-38 TMT3 試片升溫至 400 °C 之 (a) S 面 ; (b) T 面 ; (c) L 面 , OM 照片	192
圖 3-39 TMT3 試片升溫至 450 °C 之 (a) S 面 ; (b) T 面 ; (c) L 面 , OM 照片	194
圖 3-40 TMT3 試片升溫至 500 °C 之 (a) S 面 ; (b) T 面 ; (c) L 面 , OM 照片	196
圖 3-41 TMT3 試片升溫至 550 °C 之 (a) S 面 ; (b) T 面 ; (c) L 面 , OM 照片	198
圖 3-42 TMT3 試片之有效平均晶粒尺寸 (d_{ave}) 隨拉伸溫度升高而變化之情形	200
圖 3-43 TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下 , 分別拉伸至局部真實應變 (ϵ') 為 (a) $\epsilon' = 0.1$; (b) $\epsilon' = 0.25$; (c) $\epsilon' = 0.97$; (d) $\epsilon' = 1.31$; (e) $\epsilon' = 2.21$ 之 TEM 亮視野照片及其相對之繞射圖形.....	201
圖 3-44 TMT3 試片在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下 , 於拉伸過程中 , (次) 晶粒尺寸隨著 (a) 局部真實應變 (ϵ') ; (b) 拉伸時間而變化之情況與恆溫靜置試片之比較.....	206

圖 3-45	TMT3 試片透過 EBSD 分析所得之 (a) 晶界角度分佈趨勢；(b) 共位晶界分佈之圖例.....	207
圖 3-46	(a) ~ (j) 為 TMT1 試片透過 EBSD 分析十次所得之 (100) 極圖，其中 (a) ~ (g) 分析面積較小，(h) ~ (j) 分析面積較廣	208
圖 3-47	(a) ~ (j) 為 TMT1 試片透過 EBSD 分析十次所得試片法線方向之反極圖，其中 (a) ~ (g) 分析面積較小，(h) ~ (j) 分析面積較廣	209
圖 3-48	完全散亂之晶界角度分佈趨勢示意圖。其中低角度晶界、中間角度晶界及高角度晶界所佔比例分別為 2%、19%及 79%.....	210
圖 3-49	TMT1 試片透過 EBSD 分析所得十次結果。(a) 低角度、中間角度及高角度晶界所佔比例；(b) 共位晶界及 $\Sigma=3^n$ 之晶界所佔比例.....	211
圖 3-50	ARA 試片透過 EBSD 分析所得 (a) (100) 極圖；(b) 試片法線方向之反極圖..	218
圖 3-51	(a) TMT2 試片透過 EBSD 分析五次所得 (100) 極圖；(b) TMT2a 試片透過 EBSD 分析三次所得 (100) 極圖.....	213
圖 3-52	(a) TMT2 試片透過 EBSD 分析五次；(b) TMT2a 試片透過 EBSD 分析三次所得試片法線方向之反極圖.....	215
圖 3-53	(a) TMT2 試片；(b) TMT2a 之晶界角度分佈趨勢	217
圖 3-54	TMT3 試片透過 EBSD 分析七次所得之 (a) (100) 極圖；(b) 試片法線方向之反極圖.....	218
圖 3-55	TMT4 試片透過 EBSD 分析十次所得 (a) (100) 極圖；(b) 試片法線方向之反極圖.....	220
圖 3-56	(a) TMT1；(b) TMT2；(c) TMT3；(d) TMT4 之晶界角度分佈趨勢.....	222
圖 3-57	TMT3a 試片透過 EBSD 分析七次所得 (a) (100) 極圖；(b) 試片法線方向之反極圖.....	223
圖 3-58	TMT3b 試片透過 EBSD 分析六次所得 (a) (100) 極圖；(b) 試片法線方向之反極圖.....	225
圖 3-59	(a) TMT3 試片剛升溫至 250 °C；(b) TMT3 試片在 250 °C 恆溫靜置 30 分鐘；(c)	

	TMT3 試片在 250 °C 恆溫靜置 60 分鐘後，透過 EBSD 分析所得 (100) 極圖..227
圖 3-60	(a) TMT3 試片升溫至 250 °C ; (b) TMT3 試片在 250 °C 恆溫靜置 30 分鐘 ; (c) TMT3 試片在 250 °C 恆溫靜置 60 分鐘後，透過 EBSD 分析所得試片法線方向之反極圖.....228
圖 3-61	TMT3 試片 (a) 剛熱機處理完 ; (b) 升溫至 250 °C ; (c) 在 250 °C 恆溫靜置 30 分鐘 ; (d) 在 250 °C 恆溫靜置 60 分鐘，並透過 EBSD 分析所得之晶界角度分佈趨勢.....229
圖 3-62	TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別拉伸至 (a) 10% ($\epsilon' \sim 0.1$) ; (b) 20% ($\epsilon' \sim 0.25$) ; (c) 42% ($\epsilon' \sim 0.42$) ; (d) 108% ($\epsilon' \sim 0.97$) ; (e) 153% ($\epsilon' \sim 1.31$) ; (f) 216% ($\epsilon' \sim 2.21$) 後，透過 EBSD 分析所得之 (100) 極圖230
圖 3-63	TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別拉伸至 (a) 10% ($\epsilon' \sim 0.1$) ; (b) 20% ($\epsilon' \sim 0.25$) ; (c) 42% ($\epsilon' \sim 0.42$) ; (d) 108% ($\epsilon' \sim 0.97$) ; (e) 153% ($\epsilon' \sim 1.31$) ; (f) 216% ($\epsilon' \sim 2.21$) 後，透過 EBSD 分析所得之試片法線方向之反極圖231
圖 3-64	(a) 剛熱機處理後 TMT3 試片 ; (b) TMT3 試片升溫至 250 °C ; (c) TMT3 試片在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸至 10% ($\epsilon' \sim 0.1$) ; (d) 20% ($\epsilon' \sim 0.25$) ; (e) 42% ($\epsilon' \sim 0.42$) ; (f) 108% ($\epsilon' \sim 0.97$) ; (g) 153% ($\epsilon' \sim 1.31$) ; (h) 216% ($\epsilon' \sim 2.21$) 之晶界角度分佈趨勢.....232
圖 3-65	在同時考慮熱機處理之真實應變量及拉伸局部真實應變量時，低角度晶界、中間角度晶界與高角度晶界隨應變量之增加而變化之情形.....234
圖 4-1	鋁單晶 C_{11} 之彈性係數與溫度之關係圖235
圖 4-2	TMT3 試片於 200、230 及 250 °C 之流應力與應變速率之關係圖236
圖 4-3	TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定應力值為 200 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖 ; (b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln \sigma$ 對 $1000/RT$ 作圖237
圖 4-4	在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，以 n 等於 (a) 3 ; (b) 3.5 ; (c) 4，帶入 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 對 σ 作圖..238
圖 4-5	TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，並考慮門檻應力值，其有效應力值對

- 應變速率之關係圖.....239
- 圖 4-6 TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定 $(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 為 200 MPa，以 $\ln \dot{\mathbf{e}}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 對 1000/RT 作圖.....240
- 圖 4-7 TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，並考慮門檻應力值及溫度對彈性係數之修正，其 $\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}$ 值對應變速率之關係.....241
- 圖 4-8 TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定 $\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}$ 為 1.5×10^{-3} ，以 $\ln \dot{\mathbf{e}}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln\left(\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}\right)$ 對 1000/RT 作圖.....242
- 圖 4-9 TMT3 試片在 250 °C 分別恆溫靜置 0 ~ 60 分鐘，以獲得不同之晶粒尺寸，並擷取在相同測試條件下，真實應變為 0.4 之真實應力值，且以 $\ln\left(\frac{\mathbf{s}}{E}\right)^n$ 對 $\ln\left(\frac{1}{d}\right)$ 作圖，求取相關之晶粒尺寸指數.....243
- 圖 4-10 TMT3 試片在 250 °C 分別恆溫靜置 0 ~ 60 分鐘，以獲得不同之晶粒尺寸，並擷取在相同測試條件下，真實應變為 1.0 之真實應力值，且以 $\ln\left(\frac{\mathbf{s}}{E}\right)^n$ 對 $\ln\left(\frac{1}{d}\right)$ 作圖，求取相關之晶粒尺寸指數.....244
- 圖 4-11 TMT3 試片在 230 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定應力值為 200 MPa，以 $\ln \dot{\mathbf{e}}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln \mathbf{s}$ 對 1000/RT 作圖.....245
- 圖 4-12 TMT3 試片在 230 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定 $(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 為 200 MPa，以 $\ln \dot{\mathbf{e}}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 對 1000/RT 作圖.....246
- 圖 4-13 TMT3 試片在 230 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定 $\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}$ 為 1.5×10^{-3} ，以 $\ln \dot{\mathbf{e}}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln\left(\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}\right)$ 對 1000/RT 作

圖	247
圖 4-14 TMT3 試片在 300、350 及 400 °C 之流應力與應變速率之關係圖	248
圖 4-15 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，(a) 固定應力值為 40 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln \mathbf{s}$ 對 1000/RT 作圖	249
圖 4-16 在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，以 n 等於 (a) 2.5；(b) 3；(c) 3.5，帶入 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 對 σ 作圖	250
圖 4-17 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，並考慮門檻應力值，其有效應力值對應變速率之關係	251
圖 4-18 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，(a) 固定 $(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 為 40 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 對 1000/RT 作圖	252
圖 4-19 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，(a) 固定 $\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}$ 為 5×10^{-4} ，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln\left(\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}\right)$ 對 1000/RT 作圖	253
圖 4-20 TMT3 試片在 450、500 及 550 °C 之流應力與應變速率之關係圖	254
圖 4-21 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，(a) 固定應力值為 10 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln \mathbf{s}$ 對 1000/RT 作圖	255
圖 4-22 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，以 n 等於 (a) 1.5；(b) 1.8；(c) 2，帶入 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 對 σ 作圖	256
圖 4-23 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，並考慮門檻應力值，其有效應力值對應變速率之關係	257
圖 4-24 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，(a) 固定 $(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 為 5 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 對 1000/RT 作圖	258

- 圖 4-25 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，(a) 固定 $\frac{\mathbf{s}-\mathbf{s}_{th}}{E}$ 為 1×10^{-4} ，以 $\ln \dot{\mathbf{e}}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln \left(\frac{\mathbf{s}-\mathbf{s}_{th}}{E} \right)$ 對 1000/RT 作圖259
- 圖 4-26 ARA 試片於 250、450、500 及 550 °C 之流應力與應變速率之關係圖260
- 圖 4-27 ARA 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，(a) 固定應力值為 15 MPa，以 $\ln \dot{\mathbf{e}}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln \mathbf{s}$ 對 1000/RT 作圖261

謝誌

感謝上帝讓我可以這四年半的時間，去發現祂所創造的材料。而心中也甚感榮幸，能夠在黃志青老師所指導的門下學習，除了在學業及研究上，在屬靈信仰上，黃老師總是給予學生莫大的幫助，相信，這是上帝所賜的恩典。另外，也特別感謝專程來幫助學生之口試委員，清大材張士欽教授、成大陳立輝教授；以及本校張志溥教授、高伯威教授、黃永茂教授，在審核過程中，所給予學生的指導，更重要的是，讓學生深深體會到學者之風範，以及研究學問之謹慎態度。

在這兒，也要感謝黃幫的每一個成員，從剛進學校時，即受到陳宗榮學長、陳盛祺學長、伏和中學長、樓百堯學長、黃永發學長、黃俊仁學長的照顧，並且有廖忠賢學長、王宗鼎學長及 85 級的同學陪伴我走過許多辛苦的日子，也感謝小妹在實驗上的教導及幫忙，還有小毛總是帶來歡笑及喜樂。另外，也感謝凱琳、佩汝、儒瑛、鉉凱、義凱、勢方、英博在生活上彼此的關懷及照應。

在實驗上，要特別感謝江先生在機性上，不厭其煩的教導及幫助；強哥在 TEM 的教導，使我學會第一部儀器；還有 SEM 的陳小姐，給予我許多在 SEM 的知識及經驗；也感謝王良珠師母，亦是常常給予我許多精神上的鼓勵。在行政事物上，要特別感謝朱小姐，總是細心、耐心的幫助我解決每一項疑惑。在這兒，還要特別感謝華大哥，待我如親兄弟一般。

而另一直得我回憶的地方，就是中山聖經研究社的弟兄姊妹，一起追求信仰，並彼此的扶持及代禱，還有劉寄萍大哥，這四年來，從未中斷對我的關心及支持。

最後，謝謝爸媽，還有弟弟對我的支持，並給予我很溫暖的家庭和避風港。還有我的女朋友，佩玲，謝謝你支持我到最後，以及你對我所付出的關懷，與你在一起的日子，很喜樂，但願在未來，我們可以一起共同去經營一個合神心意的家庭。

此時心中最大之心願，即是大家能夠身體健康，課業能夠順利，並能夠在上帝的恩典裡，得著耶穌基督的救恩。加油！各位！

論文名稱：5083 鋁合金低溫超塑性研發與變形機構分析 頁數：261

校所組別：國立中山大學材料科學研究所

畢業時間與提要別：八十九學年度第一學期博士學位論文提要

研究生：蕭一清

指導教授：黃志青 博士

論文提要

本研究針對 5083 鋁合金低溫超塑性之研發，使用一套簡單之壓延式熱機處理方法來改良材料之微結構，以期在工業界，能以現有之壓延機設備，而能直接生產低溫超塑性材料，而不需另設計一套方法或設備。實驗中，分別嘗試七種可改變之熱機處理變數，以期達製程簡化之目的。經適當之熱機處理後，能產生次晶粒結構，次晶粒尺寸約為 $0.3\ \mu\text{m}$ 。本實驗之主軸為 TMT3 製程，其並且在 $230\ ^\circ\text{C}$ 及 $2\times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ 能得到 511% 之伸長量，以及在 $250\ ^\circ\text{C}$ 及 $1\times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ 時，能得到 443% 之伸長量。隨著壓延量之提高，將使 5083 鋁合金之低溫超塑性，提升至更高更廣之應變速率範圍。

TMT3 試片在拉伸過程中，原本明顯之壓延 β -fiber texture 將逐漸消失，晶粒取向逐漸呈現散亂之分佈；在晶界特性方面，原為 bimodal 之晶界角度分佈趨勢，最後逐漸呈現散亂分佈，共位晶界及 $\Sigma=3^n$ 之雙晶晶界在中高角度中所佔比亦逐漸降低，顯示原為低角度之晶界將逐漸轉為可供晶界滑移之晶界，而非形成共位晶界。

TMT3 試片雖在低溫能有突出之超塑性質，但溫度超過 $270\ ^\circ\text{C}$ ，伸長量逐漸降低，特別是在 $300\ ^\circ\text{C}$ 時，TMT3 試片與未熱機處理之試片呈現類似之結果，當溫度超過約 $400\ ^\circ\text{C}$ ，則 TMT3 試片又逐漸恢復其超塑性質，顯然，TMT3 試片在不同溫度有不同之變形機構。本實驗乃透過在不同溫度區間，將 TMT3 試片之變形行為分為三階段，分別是 $200\sim 250$ 、 $300\sim 400$ 及 $450\sim 550\ ^\circ\text{C}$ 之溫度，從實驗發現，各溫度區間之變形機構及控制速率之主要擴散步驟不盡相同，如此顯示著，5083 鋁合金對溫度之敏感，及溫度不同所造成變形機構之差異。

第一章 研究背景與方向

1.1 超塑性之簡介與鋁合金之應用

1.1.1 超塑性之簡介

經過多年來的研究，多種的材料，包括金屬、陶瓷、介金屬化合物、複合材料等，均發現有超塑性的存在 [1-3]。所謂的超塑性就是一多晶材料在拉伸變形時，呈現出均勻的變形，並且在破斷前能夠得到相當程度的伸長量 [4]，一般而言是定義在大於 200%。在工業界，使用超塑成形之主要目的是在於開發一體成形之製程，因超塑成形後可以減少應變回彈之問題，以及減少因鉚接或焊接所產生應力集中的問題，並且亦減少成形後之車修，也就是提高產品的良品率，因而降低了生產成本並提高產率。從 Considere 理論 [5]，當拉伸應力值達最高值時，頸縮將發生，並且 $d\sigma/d\varepsilon = \sigma$ ，從這理論，為阻止頸縮在原處持續惡化，因此， $d\sigma/d\varepsilon > \sigma$ ，並產生超塑性。而通常真實應力值是一個與應變 (ε)、應變速率 ($\dot{\varepsilon}$)、溫度 (T)、表面能 (γ)、等，有關之函數，如下列式子所示，

$$\sigma = \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, \gamma, \dots) \quad (1-1)$$

若取 $d\sigma/d\varepsilon$ ，則 (1-1) 式可寫為下列式子 (1-2)，

$$d\sigma/d\varepsilon = (\partial\sigma/\partial\varepsilon) + (\partial\sigma/\partial\dot{\varepsilon})(d\dot{\varepsilon}/d\varepsilon) + (\partial\sigma/\partial T)(dT/d\varepsilon) + (\partial\sigma/\partial\gamma)(d\gamma/d\varepsilon) + \dots$$

在一般的拉伸測試裡，第一項之 $(\partial\sigma/\partial\varepsilon)$ 會佔重要部分，而當超塑性發生時，第二項之 $(\partial\sigma/\partial\dot{\varepsilon})$ 會比較重要，而第三及第四項之影響則很小而忽略。若定義應力與應變及應變速率之關係，如下列式子所示，

$$\sigma = K' \dot{\epsilon}^m \epsilon^{n'} \quad (1-3)$$

應變速率敏感值 (strain rate sensitivity, m) 之定義為,

$$m = (\partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}) = (\dot{\epsilon} / \sigma) (\partial \sigma / \partial \dot{\epsilon}) \quad (1-4)$$

應變硬化指數 (work hardening exponent, n') 之定義為,

$$n' = (\partial \ln \sigma / \partial \ln \epsilon) = (\epsilon / \sigma) (\partial \sigma / \partial \epsilon) \quad (1-5)$$

當 m 值增加時, $(\partial \sigma / \partial \dot{\epsilon})$ 會跟著增加, $d\sigma/d\epsilon$ 亦會跟著增加, 因而符合 $d\sigma/d\epsilon > \sigma$ 之法則, 延緩頸縮之惡化, 並產生超塑性。故一般超塑性材料在高溫拉伸變形時, 它的應變速率敏感值通常是高的。材料若呈現出牛頓型黏滯行為 (Newtonian viscous behavior), 則其 m 值等於 1, 如在玻璃轉換溫度 (T_g) 以上之熔融玻璃。一般的金屬及合金, 其 m 值小於 0.2, 而超塑性材料的 m 值一般大於 0.3。大部分超塑性材料在成形時, 通常會有兩個需求 [6,7], 第一是小且穩定的晶粒結構, 一般是小於 10 μm , 且在變形後, 仍維持細小且等軸之晶粒; 第二則是高的變形溫度, 大約是 $0.5T_m$ (T_m 為熔點溫度) 左右, 此乃因超塑性變形是一個與擴散控制有關的過程 (diffusion-controlled process)。在高溫變形時, 為了維持細晶粒結構, 通常需要第二相 (second phase) 的幫助, 因此, 早期超塑性材料多為共析或共晶合金, 而目前則較多研究現有的商用合金, 並利用第二相的析出物來抑制晶粒成長。

超塑性的種類通常包括: (1) 細晶粒超塑性 (fine-structure superplasticity, FSSP); (2) 內應力超塑性 (internal-stress superplasticity, ISSP); (3) 高應變速率超塑性 (high-strain-rate superplasticity, HRSP); (4) 粗晶粒超塑性 (coarse-grained superplasticity, CGSP); (5) 其它。

1.1.1.1 細晶粒超塑性 (Fine-structure superplasticity, FSSP)

一般細晶粒超塑性材料的變形模式大概有三種: (1) 利用擴散流 (diffusional flow,

Coble creep, Nabarro-Herring creep) [8] ; (2) 晶界滑移伴隨擴散流為補償機構 (Ashby-Verral) [8] ; (3) 晶界滑移伴隨差排滑移為補償機構 [8]。對於細晶粒超塑性材料而言，最常考慮的通常是晶界滑移伴隨一些補償機構，補償機構的存在乃是為了避免因晶界三接點的裂孔發展而導致材料的破壞，或是析出物顆粒、第二相與母材之間的相界在晶界滑移過程中所衍生的裂孔。許多學者對補償機構有各種不同的詮釋，但這些公式尚無法精確的定量預測細晶粒超塑性材料的潛變速率，通常預估值會低於實驗值 10^2 到 10^3 不等的程度 [8]，因此，這些公式中的常數項，通常是以實驗數據去配合出來的。

從圖 1-1 我們可以看到高溫時細晶粒材料應力與應變速率的關係，大致上分為三個區域或 S 形曲線 [6-8]，Region I、Region II、Region III，而且也可以發現到在變形時，會有兩個獨立變形機構相互競爭著，虛線為晶界滑移，實線為差排滑移潛變(power-law creep)，兩者為獨立機構，因此，行為較快者即為速率控制機構。Region III 為差排滑移潛變所控制，在 region I 可發現一門檻應力值 (threshold stress)，當溫度上升時，該應力值會下降，其真正的意義及值目前尚有爭議，而在 region I 區域內延展性差， m 值很低。region II 則為超塑性流區域， m 值大約是 0.5 左右。過去有些學者利用在試片表面刻劃線條，而經過拉伸變形後，這些表面的線條會產生偏位 (offset) 的現象，來證明晶界滑移的存在。為達晶界滑移之目的，晶粒必須是小的，隨著材料的不同，有不同的要求，對於金屬材料，一般需小於 $10\ \mu\text{m}$ ，而對於陶瓷材料則需小於 $1\ \mu\text{m}$ 。並且應變速率隨著晶粒尺寸 d 的降低而提高，因此，應變速率與晶粒尺寸呈現著一簡單關係 [9]

$$\dot{\epsilon} \propto d^{-p} \quad (1-6)$$

其中 p 等於 2 或 3。許多的學者致力於研發降低晶粒尺寸的方法來提升應變速率，如熱機處理 (thermomechanical treatment, TMT)、等徑轉角擠型 (equal channel angular pressing, ECAP)、往復式擠型等，而達晶粒細化之目的，以提升應變速率。另外在相同條件的拉伸過程中，以晶界滑移為變形機構之試片，其拉伸應力將大大的低於以差排潛變為變形機構的試片，此外，試片的拉伸應力亦隨著晶粒尺寸之降低而下降。

1.1.1.2 內應力超塑性 (Internal-stress superplasticity, ISSP)

利用材料內部所產生的內應力而達超塑性之目的。一般具有內應力超塑性的材料，其 m 值約可達到 1 左右，也就是呈現出牛頓型黏滯行為。該類材料主要是由滑移過程 (slip-controlled process) 控制其變形機構，因此對晶粒尺寸的要求不是很大。而產生內應力的原因有下列幾種 [8]：(1) 多相材料在熱循環或壓力循環過程中發生相變化而產生的內應力；(2) 在熱循環過程中，純金屬或單相合金因本身的非均向性 (anisotropic) 熱膨脹係數 (thermal expansion coefficients) 所導致的內應力；(3) 在熱循環過程中，複合材料因本身組成的不同而有不同的熱膨脹係數，因而產生內應力。內應力超塑性的概念也被使用在疊層複材 (laminated composites) 裡。

1.1.1.3 高應變速率超塑性 (High strain rate superplasticity, HRSP)

高應變速率超塑性可以說是細晶粒超塑性的延伸。高速超塑性的發展最初應來自於 1984 年所發現的 2124/SiCw 複合材料 [10] 以及 1985 年所發現利用機械合金法所製得的 IN9021 合金 [11]。而自 1990 年來，鋁合金的高速超塑性也被廣泛的研究。之所以高速超塑性的研究越來越多，是因為過去所研究的傳統超塑性，雖然可以得到相當可觀的伸長量，但應變速率仍稍嫌慢了一點，由於提高應變速率，相對的就減少了成形的時間，因此，高速超塑性的開發有其重要的意義。根據日本標準協會 (Japanese Standards Association) 於 JIS H 7007 所下的定義，當應變速率超過 10^{-2} s^{-1} 時，則為高速超塑性。由第 (1-6) 式可發現，欲提高應變速率相對的就必須降低晶粒尺寸，傳統超塑性材料所要求的晶粒尺寸約 $10 \mu\text{m}$ 以下，而顯示超塑性的應變速率範圍約在 10^{-4} s^{-1} 上下，而高速超塑性對晶粒尺寸的要求約 $5 \mu\text{m}$ 以下或甚至到 $1 \mu\text{m}$ 以下之次微米大小。因此，對於高速超塑性材料的微觀組織晶粒尺寸可以說是一個重要的參數。從圖 1-2 可看出，在理論上有兩個變形機構相互競爭，一個是晶界滑移，另一個則是差排在析出強化合金的滑移 [8]。它們各自的應變率與應力的關係如下列兩式 [9,12]

$$\dot{\epsilon}_{gbs} = A_{gbs} \left(\frac{b}{d} \right)^3 \left(\frac{D_{gb}}{b^2} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^2 \quad (1-7)$$

$$\dot{\epsilon}_{slip} = A_s \left(\frac{l}{b} \right)^3 \left(\frac{D_L}{b^2} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^8 \quad (1-8)$$

A_{gbs} 和 A_s 是常數， λ 是顆粒間距， D_{gb} 是晶界的擴散係數， D_L 是晶格擴散係數， b 是 Burgers vector， E 是 Young's modulus。兩方程式在取對數後的應變速率與應力的曲線圖上，應變速率與應力呈現線性關係，並有一交點

$$\left. \frac{\sigma}{E} \right|_{\dot{\epsilon}_{SP\max}} = \left(\frac{A_{gbs} D_{gb} b^6}{A_s D_L d^3 l^3} \right)^{1/6} \quad (1-9)$$

$$\therefore \dot{\epsilon}_{SP\max} = \left[\frac{(A_{gbs} D_{gb})^{4/3}}{(A_s D_L)^{1/3}} \right] \frac{b^3}{d^4 l} \quad (1-10)$$

此交點對應在一已知的微結構之超塑性流 (superplastic flow) 的最大應變速率， $\dot{\epsilon}_{SP\max}$ ，因此當晶粒尺寸 d 下降時， $\dot{\epsilon}_{SP\max}$ 就可以 d^4 比率快速提高，如圖 1-2 所示， $\dot{\epsilon}_{SP\max}$ (i) 提高至 $\dot{\epsilon}_{SP\max}$ (ii)。而 Nieh 及 Wadsworth [13,14] 認為晶界上的液相 (liquid phase) 與高速超塑性也有相當大的關係。目前所發現高速超塑性的材料多為鋁合金、鎂合金及其複合材料。

1.1.1.4 粗晶粒超塑性 (Coarse-grained superplasticity, CGSP)

有一類材料，即所謂的 Class I 固溶合金，該類材料在高溫的變形機構主要是差排潛變，而差排在移動過程中會受到溶質原子的牽制，即所謂的溶質原子拖曳潛變 (solute-drag creep) 機構，差排的移動速率控制了變形速率，因此對於晶粒尺寸的要求就不是很需要，其 m 值約等於 0.33，最大伸長量約可達 400% 左右或以上。本實驗所使用的 5083 Al 即為 Class I 固溶合金。

1.1.1.5 其它

另外，粗晶粒材料在非常低的應變速率下可藉由擴散流 (diffusion flow) 而得到不錯的伸長量，其 m 值甚至可達到 1 左右。如 Coble creep，也就是原子沿著晶界擴散 (grain-boundary diffusion)；Nabarro-Herring creep，乃原子經由晶格擴散 (lattice diffusion)。而近年來，也發展出低溫超塑性 (Low temperature superplasticity, LTSP)，這也是本實驗研究之主題，故特別獨立於下節說明之。

1.1.2 低溫超塑性 (Low temperature superplasticity, LTSP) 之簡介

鋁合金與鋁基複合材料，一般其超塑性溫度約在 $450\text{ }^{\circ}\text{C} \sim 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 之間，近年來，除了發展高速超塑性外，也逐漸開始發展低溫超塑性。

由於各種新熱機處理的開發，可以製出極細晶粒 (約 $0.1\text{-}0.5\ \mu\text{m}$) 之材料，使低溫低速之超塑材料也逐漸產生，並可以應用在汽車工業上，尤其是在公元 2000 年以後，鋁合金預期將大量運用在原以鋼鐵為主的汽車上。從 1986 年開始 McNelley 之研究室即開始探討含高量鎂之實驗用鋁合金 [15-18]，即 Al-10Mg-1Mn 與 Al-10Mg-1Zr (皆以 wt% 表示，以下同) 合金，在低溫之 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 與 $1 \times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ 時有 1000% 之超塑伸長量，但此材料含 10 wt% Mg，因此內有高量之 Al-Mg β -type 析出物，並非一般之商用鋁合金；隨後在 1991-1997 年間，俄國 Valiev 等人 [19-21] 發展出細晶粒 Al-Cu-Zr 與 Al-Cu-Li-Zr 合金，分別在 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 與 $1 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 時，有 850% 和 550% 之伸長量；中山大學 Pu 與 Huang 也於 1993-1995 年間 [22-24] 開發出細晶粒 8090 Al-Li-Cu-Mg 合金，在 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 與 $8 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 時，有 710% 的伸長量。另外在鎂合金方面也有不少報導 [25,26]，多是在 $190 \sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 與 $10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 附近時，呈現 350 ~ 700% 左右之伸長量。值得注意的是，以上現象均是低溫但低速 (LTSP but LRSP) 之超塑性。

最近兩年，這方面研發進展迅速，Horita 等人 [27,28] 已發展出極細晶粒之 Supral

Al-6Cu-0.5Zr (AA2004), Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr (Russian 1420) 與 Al-3Mg-0.2Sc 等合金，經過等徑轉角擠形，在 300 ~ 400 °C 與 $10^{-2} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 時，成功地獲得數百到 1000% 之低溫且高速之超塑性 (LTSP and HRSP)，引起震驚，這是商業化鋁合金首先獲得之成果，雖然以前曾在非商用之某些實驗用合金已有報告，但這次是乃採用商用登記成分之合金，意義非凡，勢必會引起各界一路追蹤發展下去。有關低溫超塑性之變形機構，雖有極少數之討論 [22,25]，但仍未有定論。

1.1.3 超塑性鋁合金之運用

近年來，由於環保意識的抬頭，因此，節約能源及空氣污染為現代製造業所必須考慮的兩項重要課題。也因為如此，鋁合金材料的大量使用已逐漸成為一趨勢。因為鋁合金質輕，鋁的比重僅為鋼鐵的三分之一，尤其在再生性方面，目前許多先進國家中，鋁合金已有完善的回收工業，更是符合了日益重要的資源回收概念 [30]；另外，隨著各種用途的需求，鋁合金也有良好的加工性及成形性；並且利用合金之添加、軋延及各種熱處理製程而得到不同強度等級之製品。

鋁合金在汽車工業上的應用，近年來，佔有越來越重要之地位，為了環保及節約能源之目的，特別是在在車體上，逐漸取代鋼材 [31]。目前最常見之鋁合金零件，如汽缸體、活塞、離合器罩、輪圈等，而結構用途上，最常見的是保險桿、油管、引擎蓋等，近幾年來最具意義的發展是在空間結構材 (space-frame) 上，其目的是為了取代焊鋼，相較於鋼體結構，其重量減少了約 40% 左右 [32]。另外，鋁材在建築上亦逐漸受重視，從以前的鋁門窗框到現今的鋁帷幕牆，可有效減少建築結構體的負荷，成為今日建築輕量化的重要建材 [33]。

傳統的鋁合金成形的方法有許多種，如，軋延 (rolling)、擠型 (extrusion)、鑄造 (casting)、鍛造 (forging) 等 [34]。而利用超塑成形鋁合金材料亦成為現代工業界頗受

注意的成形方法之一，包括航太工業、汽車工業、通訊及電子通訊器材等。利用超塑性成形鋁合金應起始於 1973 年，而第一個利用超塑性成形的鋁合金元件乃是 Concord 超音速航空公司使用 Supral 100 (Al-6Cu-0.4Zr) 所成形的結構板 [8]，而 Superform Metals, England 及 Superform USA 也利用超塑性成形了數以千計的元件，其中包括航空用頂出座椅 (Supral 100)、機身骨架 (Supral 150)、電子用的包殼 (2004 Al)、結構板 (8090 Al)，另外在歐洲於鐵路運輸上亦大量採用超塑性成形的鋁合金。

Superform Metals 乃利用氣體壓力來完成超塑性，而其最常使用的鋁合金材料為 2004 Al、7475 Al、8090 Al、5083 Al，其中又以 5083 Al 及 2004 Al 用量最多，而 5083 Al 更是佔了約三分之二以上 [8]。Superform Metals 所使用 5083 Al，其組成包含了約 4.5 wt% 的鎂以及 0.5 wt% 的錳，晶粒尺寸大約是 25 μm 左右，而且它的變形機構是屬於溶質拖曳潛變， m 值大約等於 0.3，所得伸長量約 200 至 250% 左右，已足夠該公司生產所需。在俄羅斯，近來超塑性成形也大多使用鋁鎂合金 [8]，這類合金多屬於 Class I 固溶合金，也就是屬於粗晶粒超塑性，該類材料於低溫時其強度並不是很高，因此大多用於較次要的結構元件。相對的，在主要元件上則要求在低溫時必須有相當的強度，乃傾向於使用一些高強度鋁合金，如 2004 Al、7475 Al、8090 Al。因此各種工業對於超塑性都有其不同之需求，大致上來說，伸長量大於 200 % 已足夠成形時所需的變形量。大部分的超塑性材料都能滿足此需求，然而成形後的機械及物理性質亦是超塑性所要面對的重要課題。

航太材料之超塑性研發，通常有兩個方向：第一即添加顆粒形成元素 (particle-forming elements)，而得到各種不同的析出物 (precipitates)，以抑制晶粒之成長而有利於超塑性成形時晶界滑移之運作，如鋁銅基合金 Supral 150 添加 0.5 wt% 的鋯 (Zirconium) [35] 而得到新的組成 Al-6Cu-0.5Zr；另一則是給予材料一連串的特殊熱機處理，如鋁鋅鎂基的 7075 合金 [36] 以及鋁鋰基的 8090 合金 [37]。

1.2 細晶粒超塑性材料之特性

就如在前面所提到的，在細晶粒超塑性材料中，細晶粒是必要的條件，不同材料，有不同的要求。而晶粒尺寸的改變，也將直接影響到超塑性的應變速率。然而，除了晶粒尺寸外，還有一些因素會影響到細晶粒材料變形是否能順利的進行，例如第二相的存在，更是直接關係到晶粒尺寸及裂孔 (cavitation) 的成長；另外還有晶界的性質、織構與晶粒的特性等。因此，我們需要更清楚的來討論這些因素的影響。

1.2.1 第二相 (Second phase)

在單相材料，雖透過種種應變方式可得到細晶粒結構，然而，往往在到達操作溫度時，甚至升溫過程中，晶粒已嚴重的成長，以致於最後無法順利的進行晶界滑移，因此，如何在升溫過程以及變形過程中維持細晶粒結構，是有其重要的意義，故透過第二相或析出顆粒的幫助，來抑制晶粒之成長。早期的細晶粒超塑性材料多為共析(eutectoid)、共晶 (eutectic) 或偏析 (monotectoid) 之組成，如當 Zn-Al 合金中，各成分所佔重量百分比為偏析組成 (Al-20 wt%, Zn-80 wt%) 時，該材料於 250 °C 時，可得 650%之伸長量 [38]；而現在的細晶粒材料，則多利用元素的添加，如 Mg、Zr、Sc 等元素，使其在晶界析出第二相的顆粒，以抑制晶粒之成長。而這些第二相的顆粒，其性質、大小以及分佈的情況亦關係著晶界滑移是否能順利進行。一般認為，當析出顆粒的強度大於母材時，在變形過程中，容易在相界 (interface) 產生裂孔，而不利於超塑性，如 Humphries 等人 [39] 在 Pb-Sn 合金中所發現上述現象；相反的，當析出顆粒的強度與母材相似時，則裂孔較不易發生，如 Walser 等人 [40] 在 Fe-Fe₃C 合金中所發現。但 Maehara [41] 卻有不同的觀察，他認為在不銹鋼中，硬的析出顆粒反而有助於超塑性。Maehara 發現，在超塑性變形過程中，大量的析出硬顆粒，將導致再結晶的發生，而有利於不銹鋼的超塑成形。一般而言，當這些析出顆粒的強度大於母材，但卻是細小且均勻的分散在母材內，則可透過各種的補償機構來減緩裂孔的產生，如 Chung 等人 [42]，他們在 Al-Si 合金中發現，雖有強硬的 SiO₂ 析出顆粒，但由於其細小且均勻分佈，故裂孔仍被有效

的抑制住。相反的，粗大的析出顆粒，將可能導致裂孔容易產生。

1.2.2 晶界的性質

一般而言，高能量的晶界，如高角度晶界，將有利於晶界滑移的進行；相反的，低能量晶界，如低角度晶界、共位晶界 (coincidence site lattice boundary, CSLB)，將不利於晶界滑移的進行。因此，當材料經過熱機處理或其他一些晶粒細化之過程後，雖可得到細小晶粒，但其晶界性質仍將嚴重影響著超塑性。若晶界結構是屬於低角度晶界，而在升溫及拉伸過程中，這些低角度晶界若是能夠逐漸轉換為高角度或高能量晶界，則將有利於晶界滑移順利進行。此外，晶界上的析出物亦會影響晶界滑移之進行。

1.2.3 織構與晶粒的形狀

晶粒的形狀若為等軸 (equiaxed) 晶粒，將有利於晶界滑移；相反的，長條圓柱狀的晶粒，除非在拉伸過程中，因動態再結晶之因素，逐漸轉為等軸晶粒，否則，將不利於晶界滑移。另外，散亂的 (random) 晶粒取向亦有利於晶界滑移。

從上述，我們可以明白，在細晶粒材料中，有五個主要因素將影響著超塑性，分別是晶粒尺寸、第二相、晶界性質、以及織構與晶粒形狀。因此，從這些因素來思考，要研發出一細晶粒超塑性材料，不只是給予極大之應變量而得到細晶粒，更是要考慮到所得細晶之晶界結構、織構與晶粒結構對溫度之變化，並透過所使用材料之性質，如析出物的種類及性質，而發現該材料獨特之超塑性質。

1.3 Class I 固溶合金之特性

所謂 Class I 固溶合金，其主要特性乃該材料以溶質拖曳潛變 (solute-drag creep) 為其主要的變形機構，材料的變形主要是受到差排滑移的控制，也就是因差排的移動而導致塑性變形，而差排的移動又會受到溶質原子的阻擋，因此溶質原子的擴散速度也會影響潛變速度。Weertman [43] 首先提出一個被廣泛接受的關係式，當穩定狀態潛變 (steady-state creep) 發生時，應變速率將與應力呈現下列關係式，

$$\dot{\epsilon} = AD_L \frac{kT}{E} \left(\frac{\sigma}{E} \right)^3 \quad (1-11)$$

D_L 是晶格擴散係數， A 是一個有關於溶質濃度及溶質原子與溶劑原子體積差異的常數。因此由該關係式可預期潛變速率與 D_{sol} 的關係以及與施加應力呈現三次方的關係 ($n=3$, $m=1/n=0.33$)，而且從關係式上也可發現到，潛變速度似乎與晶粒大小無關。有別於過去所常提到細晶超塑性，材料需要細小的晶粒，以利晶界滑移的產生，所以通常需要給予材料特殊的熱機處理或添加額外的合金元素，但如今這類以溶質拖曳潛變為變形機構的材料，就不需考慮晶粒的大小，因此可省去複雜的熱機處理過程，相對的也降低了生產成本。而它的 m 值仍可達 0.33 左右，且伸長量一般可達 200 ~ 400% 左右或以上，對於大部分的工業已足夠使用。其種類大多為置換型 (substitutional) 固溶合金 [44]，其中也包括了鋁鎂合金。

McQueen 和 Kassner [45] 做了一個簡單的定義來區別 Class I 固溶合金與傳統超塑性材料的區別：

- (1) Class I 固溶合金在適當條件下，是以溶質拖曳潛變為變形機構， m 值大約 0.33 左右，所得伸長量約在 100 到 300% 左右或更高一些。
- (2) 他們的晶粒尺寸通常大於 20 μm ，在這情況下很難有大幅的晶界滑移產生。

1.4 鋁鎂合金超塑性之研究

有關鋁鎂合金之研究，如添加不同種類與含量的第三元素及量、不同的鎂含量、不同的加工過程或熱機處理過程，均會得到許多有趣的現象。在這裡，我們可以從一些學者的研究，探討他們對晶粒尺寸的改變、添加不同的合金元素、添加不同量的合金元素、不同的熱機處理所下的功夫，而對材料的潛變強度、應變速率敏感值、伸長量、裂孔現象、變形機構及微結構所造成的影響或改變。我們將一些學者所做研究及結果做一簡單整理，可以了解二元合金、三元合金及多元商用合金目前超塑性進展的狀況，如表 1-1 所示。

1.4.1 晶粒尺寸

Taleff 等人 [46] 以二元 Al-2.8Mg 合金，利用鍛造、軋延及退火而得到不同的晶粒尺寸，30 及 450 μm ，來探討晶粒尺寸對 m 值、潛變強度及伸長量的影響。在 400 $^{\circ}\text{C}$ 時，它們兩者的 m 值及潛變強度幾乎是一樣的， m 值都約等於 0.29 左右，屬於溶質拖曳潛變，因此若不受晶粒尺寸的影響，伸長量應該差不多，但實驗所得，卻有明顯的差異，顯然除了 m 值以外，還有其他因素會影響伸長量，如因晶粒尺寸的不同所造成不同破斷頸縮 (necking)。一般拉當伸試驗開始時，頸縮就產生了，應力會迅速的下降，但不同的晶粒尺寸會有不同的頸縮進展率 (necking propagation rate)，當晶粒尺寸較大時，較易頸縮，即頸縮延伸率快，而當晶粒尺寸較小時，頸縮延伸率較低，即可得到較好的伸長量，在 400 $^{\circ}\text{C}$ 與 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，30 μm 的合金可得 325% 的伸長量，450 μm 的合金則有 233% 的伸長量。他們認為當溶質拖曳潛變為主要變形機構時，晶粒尺寸從 30 到 450 μm 的範圍， m 值不會有太大的改變。

1.4.2 鎂濃度

Ayres [47] 觀察在鋁鎂合金中隨著鎂含量的改變，造成在 25 $^{\circ}\text{C}$ 到 250 $^{\circ}\text{C}$ 之間延展

性的變化。鎂含量從 0 wt% 到 6 wt%，其中包括 5182-O (Al-4Mg) 鋁合金。各種不同含鎂量的合金經過熱軋及冷軋後，於 25 °C 到 250 °C 做拉伸測試。從 25 °C 到 250 °C，隨著鎂含量的增加，拉伸應力都有增加的趨勢，但延展性只有在靠近 250 °C 時，才會隨著鎂的增加而增加，尤其是在低速時；在 25 °C 時，鎂的增加反而降低延展性，且達到最大拉伸應力的應變值也逐漸降低；在 $2.9 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 及 $2.9 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的應變速率下，溫度提高，則 m 值才有隨著鎂濃度的增加而增加的趨勢，不過在慢速時較明顯。

Taleff 等人 [48] 則針對 Al-1.02Mg-0.50Mn，Al-2.52Mg-0.46Mn，Al-4.05Mg-0.46Mn，Al-5.51Mg-0.47Mn，Al-6.64Mg-0.48Mn 等材料作探討，而他們的晶粒尺寸分別是 $79 \pm 22 \mu\text{m}$ ， $46 \pm 19 \mu\text{m}$ ， $39 \pm 10 \mu\text{m}$ ， $33 \pm 11 \mu\text{m}$ ， $25 \pm 7 \mu\text{m}$ 。這些材料的錳含量幾乎是相同的，因此可以忽略錳所造成的差異，而且也忽略晶粒尺寸的影響。在 400 °C 與 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的條件下， m 值會隨著鎂含量的提高，從 0.16 增加到 0.26；在 400 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，也是從 0.17 增加到 0.27 左右；在 400 °C 及 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 條件下， m 值則從 0.14 增加到 0.26。Taleff 等人 [48] 他們認為鎂含量約低於 4 wt% 時， m 值為 0.2 以下，是屬於差排爬昇控制 (dislocation climb controlled) 潛變，鎂含量大於 4 wt% 後， m 值增加到 0.26 左右，變形機構則轉變為溶質拖曳潛變。而對潛變強度影響也不大，或說只有稍微的增加。該研究群所得 m 值似乎比其他同樣含鎂量但未添加錳的材料還要低，因此在稍後我們也會針對錳的添加做討論。

Kim 等人 [49] 利用粗晶粒的 Al-5.3Mg，Al-7Mg，Al-11Mg 來研究鎂含量對溶質拖曳潛變的影響，它們的晶粒尺寸分別是 $140 \mu\text{m}$ ， $130 \mu\text{m}$ ， $55 \mu\text{m}$ 。他們從實驗發現到，從 400 °C 到 530 °C，在適當的應變速率下，三種材料的潛變強度似乎沒有太大的差別，直到較高的應變速率才有明顯的影響。當鎂含量越低時，在較高的應變速率下， m 值有較容易降低的趨勢。至於伸長量，Al-7Mg 會優於 Al-5.3Mg，Al-11Mg 最差。

Taleff 等人 [48] 發現，當鎂含量從 2.5 wt% 增加到 5.5 wt% 時，在 400 °C 時， m 值會從 0.29 增加到 0.32，潛變強度也有些許的增加，但伸長量不見得會增加。在 300 °C

時, Al-5.5Mg的強度明顯的比 Al-2.8Mg強, 但在該區域, m 值小於0.15, 乃屬於power-law breakdown 區域, 因此是固溶強化效果。若從 $\dot{\epsilon}/D_{Mg}$ 這個參數來看, Al-2.8Mg 和 Al-5.5Mg 在 $\dot{\epsilon}/D_{Mg}$ 大於 $7.2 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$ 時, 即屬於 power-law breakdown 區域。

McNelly 等人 [50] 則比較了二元鋁鎂合金, 鎂含量從 2 wt%到 10 wt%對 m 值及潛變強度的影響。他們發現在溶質拖曳潛變區域內, 潛變強度不受鎂含量 (2 ~ 10 wt%) 的影響。他們以 $\dot{\epsilon}/D_{Mg}$ 等於 $1 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 為劃分, 大於 $1 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 時, 則屬於 power-law breakdown 區域, 即得明顯之固溶強化效果, 小於 $1 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 時, 2 wt%到 10 wt%的鎂含量, 所得 m 值大都在 0.3 左右, 而純鋁的 m 值約等於 0.2 左右。

綜觀以上各研究結果, 可以簡單的發現到, 在溶質拖曳潛變的區域內, 如 400 °C 以上與 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 左右的應變速率時, 潛變強度幾乎是不受鎂濃度 (2-10 wt%) 的影響, 而 m 值隨著鎂濃度的提高會有稍微增加的趨勢, 若就單純的二元鋁鎂合金來說, m 值可增加到 0.33 左右, 若添加錳元素, 則將對 m 值造成有害的影響, 其細節將於下節討論。然而在中低溫 (250 °C 以下) 之二元鋁鎂合金, 因受固溶強化之影響, 材料的強度會隨著鎂濃度之提高而上升 (在 power-law breakdown 區域), m 值則變化不大, 只有在靠近 250 °C 以及慢速時, m 值才有較明顯的變化。

1.4.3 第三元素的添加

Taleff 等人 [46] 以 Al-2.8Mg [46], Al-3.0Mg-0.25Mn [46], Al-2.52Mg-0.46Mn [48], Al-4.6Mg-0.75Mn [51] 來探討錳添加後以及添加量之影響。忽略些微鎂含量的差異 (2.5 ~ 4.6 wt%), 他們發現到隨著錳的添加以及量的增加, m 值從 0.29 (0 wt% Mn) 降到 0.25 (0.25 wt% Mn), 然後再降至 0.21 (0.46 wt% Mn), 但潛變強度都差不多, 而含鎂較多之 Al-4.6Mg-0.75Mn 的 m 值則升至 0.24, 且潛變強度較強, 此乃因 4.6 wt%的鎂以及材料

本身所含 0.2 wt% 的鐵和 0.15 wt% 的矽所導致。另外也以 Al-3.0Mg-0.25Mn 和 Al-3.0Mg-0.18Zr 來比較，他們發現兩者的 m 值都差不多，約等於 0.25，但加入鋇後潛變強度明顯下降，猜測可能因該材料的晶粒較小 (23 μm) 而引發晶界滑移，但也可能起因於兩者測試方法不同，真正的原因尚無法驗證。在伸長量的影響上，若在 power-law breakdown 區域，不管鎂含量的多寡或是有無添加錳以及添加量的多寡，它們的伸長量都很低，而在溶質拖曳潛變區域，錳的添加會降低伸長量，量越多，降低越多，且錳的添加更容易引起裂孔的產生，當含錳量超過約 0.46 wt% 時， Al_6Mn 的顆粒大量形成，因而導致材料會由頸縮所引起斷裂的形式，轉變為因 crack 而導致斷裂的形式。

Kim 及 Shin [52] 指出在鋁鎂合金中添加適量的第三元素 (通常低於 1 wt%)，如錳、鉻、鋇等，經過特殊之熱機處理可得細晶粒，但這類元素通常會傾向於與鎂形成各種型態的化合物，因而降低在鋁基材中的有效鎂含量。他們嘗試添加鐵為第三元素，發現到鐵很難與鎂產生化學反應，意思是說，大部分都是鋁鐵的化合物 (Al_3Fe)，故利用鋁鐵化合物而得晶粒細化之效果，而且又可以保持鎂在鋁基材的濃度。因此，他們採用 Al-7Mg-1Fe 來做探討，經過特殊熱機處理後，可得晶粒尺寸為 10 到 15 μm 左右，並包含 2 到 3 μm 的次晶粒 (subgrains)，並與 Woo 等人 [51] 所研究 Al-7Mg 做比較，發現到在 500 $^\circ\text{C}$ ，中高應變速率下，Al-7Mg-1Fe 所呈現的 m 值大都在 0.3 左右，但在低應變速率下，卻發現到 m 值可達 0.5 左右，可能有晶界滑移參與在變形中，但 Al-7Mg 在整個應變速率範圍依然呈現 m 值等於 0.3。因此兩者在應力與應變速率關係是很相似的，除了在低應變速率時，晶界滑移已開始對 Al-7Mg-1Fe 產生作用。因此看來 Al_3Fe 的存在，雖然降低了晶粒尺寸，但對鋁鎂合金的變形行為不是有太大的影響。他們歸納了兩個因素，第一是 Al_3Fe 顆粒尺寸大，約 5 μm 左右，所佔體積比率少，分散不均勻，因而降低顆粒強化效果；第二是，當溶質拖曳潛變為主要變形機構時，潛變強度不受晶粒尺寸的影響，因此即使晶粒較小的 Al-7Mg-1Fe 也很難改變鋁鎂合金的潛變強度。而 Al-7Mg-1Fe 在 465 $^\circ\text{C}$ 及 480 $^\circ\text{C}$ 與 $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，可得 450% 的伸長量，對於一晶粒尺寸大於 10 μm 以上的材料，最佳的應變速率很難達到 $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ，相對於 Al-7Mg 在

500 °C 與 $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 條件下，只有 250% 的伸長量，最好的條件是在 450 °C 與 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 時，也僅有 350% 的伸長量。他們也將 Maeng 等人 [53] 所做 Al-7Mg-Cr, Al-7Mg-Zr 及 Al-7Mg-Mn 之研究 (晶粒尺寸約 8 到 12 μm) 與 Al-7Mg-Fe 相比較，發現 Al-Mg-(Zr, Mn, Cr) 的最佳應變速率條件為 10^{-4} 到 10^{-3} s^{-1} 之間，比 Al-7Mg-Fe 慢了一百倍以上。

Hales 等人 [15] 利用溫軋及退火的熱機處理使高鎂量之 Al-10Mg-0.1Zr 達到細晶粒的效果。他們從幾個熱機處理的變數來研究對該合金的影響，其中包括總軋延真實應變量、每次軋延的量、每次回火的時間以及軋延的溫度。他們發現到真實應變量越大者 ($\epsilon=2.5$) 可得較佳的伸長量，在 300 °C 與 $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 得條件下可得 450% 的伸長量， m 值為 0.4 左右，相對的，較小的軋延量 (0.4) 在較低的應變速率下也只有 170% 的應變量；在足夠長的回火時間情況下 (從 4 分鐘提高到 30 分鐘)，使其有足夠的時間回復及再結晶；另外，每次有較大的軋延量是有利於延展性的，每次 10 pct 的軋延量並累積總真實應變達 2.5，在 300 °C 與 $1.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，可使伸長量從 475% (每次 4 pct 的壓延量) 增加到約 600%；該合金經過大量的軋延後產生高密度的差排，因此需要足夠長的時間使其回復並再結晶而成為有利於晶界滑移的高角度晶粒結構，所以經過每次 30 分鐘的回火是優於僅有 4 分鐘的回火條件；另外軋延溫度的選擇也是一個值得探討的問題，隨著軋延溫度的增加，固定回火時間為 4 分鐘，從 220 °C 到 350 °C，流應力隨著下降， m 值上升，伸長量可提高 150% 左右，只是軋延溫度再高也不能高過 β 相 (Al_8Mg_5) 的固溶溫度，因會導致晶粒迅速粗大化，且值得一提的是，在 300 °C 之軋延溫度時，提高回火時間會比提高軋延溫度但降低退火時間來得有效。在 1993 年，McNelly 等人 [16] 針對 Al-10Mg-0.1Zr 做研究，在經過 12 道的軋延，累積真實應變為 2.6，且每兩道軋延間再施予 30 分鐘 300 °C 的回火，得到晶粒尺寸約 0.85 μm 。在 300 °C 與 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，可得 1100% 的伸長量。在應變速率 10^{-3} 到 10^{-2} s^{-1} 的範圍內， m 值在 0.5 左右。加入鋇後，顯然對鋁鎂合金的超塑性有改善，若與 Al-11Mg [51] 相比較的話，在同樣的應變速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，不僅溫度降低且伸長量可提高約 1000% 左右。

Wang 等人 [54,55] 利用等徑轉角擠型，使原晶粒尺寸為 500 μm 的 Al-3Mg，最後

得到約 0.2 μm 的晶粒大小，但晶粒的熱穩定性差。因此 Komura 等人 [27] 針對該材料再添加 0.2 wt% 的鈦 (Sc) 以改善材料的潛變強度及熱穩定性。它的起始晶粒尺寸為 200 μm ，經過轉角擠型後得平均晶粒尺寸為 0.2 μm ，且為高角度晶界。經過 300 $^{\circ}\text{C}$ 及 400 $^{\circ}\text{C}$ ，1 小時的退火，發現晶粒成長很少，兩者的晶粒都在 1 μm 以下，此乃因整合 (coherent) 析出物 Al_3Sc 的均勻分散而抑制了晶粒的成長。該材料與 Sawtell 等人 [56] 所研究 Al-4Mg-0.5Sc 來比較，發現在中高速的應變速率 $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ，300 $^{\circ}\text{C}$ 及 400 $^{\circ}\text{C}$ ，Al-3Mg-0.2Sc 可得較好的伸長量，300 $^{\circ}\text{C}$ 時，在中低速，伸長量可達 700%，400 $^{\circ}\text{C}$ 與 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 時，更可達 1000% 以上，因此 Al-3Mg 在添加了微量的鈦之後，使結構安定化，而使其有低溫或高速超塑性之產生。

1997 年，Nieh 等人 [57] 以 Al-6Mg-0.3Sc 為實驗材料，研究 Al_3Sc 對微結構安定化的效果以及對該合金成形性的關係。不同於 Komura 等人 [27] 所用轉角擠型，Nieh 等人 [57] 利用軋延的方式而達晶粒細化之效果。該合金軋延方向有明顯的 $\langle 110 \rangle$ 纖維 (texture) 及低角度晶粒或胞狀結構 (cellular structure)，大小範圍約在 100 nm 至 2 μm 。經過 350 $^{\circ}\text{C}$ 與 $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 的測試後，在夾持 (grip) 區域，晶粒維持在 1 μm 左右，在標距 (gage length) 區域則維持 2 μm 左右。在 475 $^{\circ}\text{C}$ 與 10^{-2} s^{-1} 的條件下，夾持區域的次晶粒仍維持在 1 μm ，而在標距區域的晶粒則為 6 μm 左右，且為高角度晶粒，因此結構可以說是相當的穩定，這都是因為 Al_3Sc 的均勻分布，而有效的抑制晶粒成長，使結構安定。m 值隨著溫度的上升而增加，在 $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 與 350 $^{\circ}\text{C}$ 時，m 值為 0.35，在 475 $^{\circ}\text{C}$ 時，m 值為 0.45。伸長量都在 200% 以下，即使 m 值達 0.45，但這是因為試片太薄，只有 0.1 mm，而易受表面缺陷影響。1998 年，Nieh 等人 [58] 再度對 Al-6Mg-0.3Sc 作深入探討，這次他們將試片軋延至 2 mm 厚。因為在鋁裡面析出整合 L_{12} 相的 Al_3Sc ，有效的安定合金的次結構，並在變形過程中低角度晶粒逐漸轉變為高角度晶粒，在起始應變速率 (initial strain rate) 為 $1.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 與 475-520 $^{\circ}\text{C}$ 之間，都可得到超過 1000% 的伸長量。m 值在 475-520 $^{\circ}\text{C}$ 的溫度間，於 $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 可達最高值超過 0.5，而 m 值越高，伸長量也就越好。

綜觀上述的研究結果，我們可以看到，當鋁鎂合金中加入有效的晶粒成長抑制元素，如鈦，鋯或鐵元素等，由於它們所形成的化合物，如 Al_3Sc ， Al_3Zr 在高溫時能夠有效的抑制晶粒成長，使得鋁鎂合金在高溫時仍然可保有細晶粒結構，以致於能夠發展高溫超塑性或高溫高速超塑性，甚至低溫超塑性；然而，錳的加入反而降低了 m 值，而不利於超塑性，雖然它對於抑制晶粒成長的功用上有某一程度的貢獻（在中低溫貢獻較大）[36]。

1.4.4 四元合金

Berbon 等人在 1996 年 [59] 及 1997 年 [60] 將原晶粒尺寸為 $500\ \mu m$ 的 $Al-3Mg$ 在室溫經過轉角擠型後與原晶粒尺寸為 $400\ \mu m$ 的 $Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr$ 經過在 $400\ ^\circ C$ 的轉角擠型（真實應變為 3.7 左右）後做比較，發現 $Al-3Mg$ 會呈現部分為等軸晶（約 $0.23\ \mu m$ ）及部分為被拉長的晶粒（寬度約 $0.17\ \mu m$ ），且晶界不是很清楚，屬於不穩定的結構，但 $Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr$ 則大部分呈現高角度的等軸晶，平均晶粒尺寸為 $1.2\ \mu m$ 。在升溫過程中， $Al-3Mg$ 的晶粒會逐漸轉成穩定狀態，但晶粒成長迅速，在 $260\ ^\circ C$ 時，已成長到 $2\ \mu m$ ， $275\ ^\circ C$ 時，更是超過 $5\ \mu m$ ；由於 Al_3Li 及 Al_3Zr 的析出，因此 $Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr$ 升溫直到 $400\ ^\circ C$ 才有稍微的晶粒成長，到了 $495\ ^\circ C$ 會出現兩種大小的晶粒，直到 $520\ ^\circ C$ 才消失。另外他們也跟經過扭轉 (torsion) 應變的 $Al-3Mg$ 及 $Al-1.5Mg$ [61] 相比較，發現它們晶粒成長的趨勢與經過轉角擠形的 $Al-3Mg$ 一樣，亦成長快速，因此在微硬度測試方面，低於 $127\ ^\circ C$ 時， $Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr$ 的硬度會低於其他的二元鋁鎂合金，因晶粒較大於它們，但約在 $227\ ^\circ C$ 以上， $Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr$ 的硬度會大於其它二元鋁鎂合金，因二元鋁鎂合金的晶粒迅速成長之故。在 $427\ ^\circ C$ 以下時， Al_3Li 及 Al_3Zr 都能提供對結構安定化的效果，但超過 $427\ ^\circ C$ ， Al_3Li 已溶入基材內，因此，此時則只剩 Al_3Zr 提供安定化效果。並且在 $330\ ^\circ C$ 與 $3.3 \times 10^{-4}\ s^{-1}$ 時，可得 416% 的伸長量； $3.3 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ 時，可得 550% 的伸長量； $3.3 \times 10^{-2}\ s^{-1}$ 時，亦可得 341% 的伸

長量。而未經轉角擠形的材料 (400 μm) 最好也只有 200% 左右。

Berbon 等人 [60] 也研究了經轉角擠型後的 Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr 再經過 400 °C , 3 小時的固溶處理後水淬火, 並於 175 °C 做時效處理的硬度變化。由於細晶粒及微細界穩相 d' -Al₃Li 的析出, 並且在晶界上析出穩定的 δ -AlLi 相 (被 d' -Al₃Li 所包圍著), 而產生時效硬化的效果, 隨著時效處理的時間增長, d' -Al₃Li 逐漸粗大, 因而失去它的安定化作用。Tsenev 等人 [62] 亦對 1420 鋁合金 (Al-5Mg-2Li-0.1Zr) 做了一些探討, 在經過 12 道的轉角擠型 (250 °C) 後得到約 0.8 μm 的晶粒。在 300 °C 時, 晶粒仍維持在 0.8 μm , 在 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的應變速率下, 可得 330% 的伸長量, m 值約為 0.41; 在 520 °C 時, 晶粒已成長到約 20 μm , 在 $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的應變速率下, 卻可得 560% 的伸長量, m 值約為 0.5。同年 Valiev 等人 [28] 亦對 Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr 提出他們的看法, 在 400 °C 施與 8 道的轉角擠型, 再於 200 °C 施與 4 道, 得總真實應變為 12 左右, 因此從原晶粒為 400 μm 降至約 1.2 μm , 同樣的亦呈現大部分為高角度晶界。他們發現在 350 °C 與 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的條件下可得到 1180% 的伸長量, 在 $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 時, 仍可達 910% 的伸長量, 是令人矚目的低溫且高速超塑性新例。從上述幾個研究群來看, 我們可以發現經過轉角擠型後的 Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr 隨著不同的擠型次數, 不同的擠型溫度, 而呈現出不同的機械性質。

綜觀以上結果, 加入 Li 及 Zr 的鋁鎂合金比相同含鎂量的二元合金, 不僅在高溫高速, 甚至在低溫超塑性都提升了許多。而且經過熱機處理方法不斷的改良後, 低溫超塑性更是大大的提升, 如 350 °C 與 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的條件下可得 1180% 的伸長量 [28]。

1.4.5 加工方式

1986 年 McNelley 等人 [17] 使用 Al-10.2Mg-0.52Mn, 經過固溶處理、熱加工, 並於 300 °C 進行軋延式熱機處理後, 得到 0.2 到 0.5 μm 的次晶粒結構以及 Al₈Mg₅ 與 Al₆Mn

的析出，在做拉伸試驗前，並未施與任何的靜態退火。m 值隨著溫度的上升而增加，在 300 °C 與 2×10^{-3} - $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的範圍內，m 值可達 0.45，因此在 300 °C 與 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，可得將近 400% 的伸長量，在 325 °C 時，則可得到將近 600% 的伸長量。同年，McNalley 等人 [61] 乃將熱機處理完的試片，在測試之前，再分別施與 200 °C 的退火處理或於 440 °C 做靜態再結晶處理。他們發現在退火過程中，可幫助回復及析出反應，因而可以降低變形時的動態再結晶及晶粒成長，退火後，雖然微觀結構沒有多大改變，但在結構上比剛軋延完的試片穩定。將這三種條件的試片做拉伸試驗比較，他們發現，經過靜態再結晶的試片，於 300 °C 時，強度最強，但伸長量最少，m 值約只有 0.3 左右，而另兩者則差不多，m 值均約 0.45，但經退火後的試片，伸長量明顯的增加，尤其在 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，可得將近 600% 的伸長量。

Wang 等人 [54,55] 在室溫利用等徑轉角擠型，累積真實應變約為 4 左右，然後再於室溫軋延，使原晶粒尺寸為 500 μm 的 Al-3Mg，最後得到約 0.2 μm 的晶粒大小。但這微小的晶粒處於不穩定狀態，因此對溫度很敏感，也因為它沒有第二相顆粒的幫助，因此當溫度上升到 230 °C 並退火 1 小時，晶粒已成長到 1.5 μm 左右，在 260 °C 時，則呈現已再結晶晶粒 (2.5 μm) 及未再結晶晶粒 (1.5 μm) 共存的現象，到了 290 °C，更是達到 6 μm ，327 °C 以上，晶粒超過 20 μm ，因此 Al-3Mg 很難發展高溫高速超塑性。在低溫 130 °C 時，經過轉角擠型與未經過轉角擠型的材料相比，材料在應變速率 $8.7 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1} \sim 8.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的範圍內，最大拉伸應力值約從 140 MPa 增加至 225 MPa，在 $1.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 時，伸長量只有 88%，而經擠型後，在同樣應變速率範圍，最大拉伸應力值增為 180 MPa 到 400 MPa，在 $1.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 時，可得 175% 的伸長量，低溫延展性有明顯的增加，n 值 ($n=1/m$) 約為 7 到 8 之間，屬於 power-law breakdown 區域。

Markushev 等人 [63] 研究不同的變形方法來得到超細晶粒 (ultrafine-grained) 的結構，他們比較了多階段鍛造 (multi-step forging)、壓縮扭轉應變 (torsion under the compression)、等徑轉角擠型，對 1420 (Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr) 機械性質及微觀結構的影響。經扭轉應變後得到碎片狀 (fragment) 結構，平均晶粒尺寸為 0.2 μm ，常溫最大

拉伸強度為 600 MPa，伸長量為 6%；經轉角擠型後得碎片狀與等軸晶混合結構，平均晶粒為 0.7 μm ，常溫最大拉伸強度為 405 MPa，伸長量為 9%；經多階段鍛造後得到超細等軸晶，平均晶粒為 1.6 μm ，常溫最大拉伸強度為 390 MPa，伸長量為 23%；原為細晶材料經 T6 處理後再經超塑性拉伸，晶粒尺寸為 4.5 μm ，常溫最大拉伸強度為 490 MPa，伸長量為 16%。

Hasegawa 等人 [64] 利用機械合金法 (mechanical alloying, MA) 來獲得細晶粒，因在研磨 (milling) 過程中會形成 Al_2O_3 及 Al_4C_3 顆粒均勻分散在基材上，因而能有效的抑制晶粒成長。

Saito 等人 [65] 利用累積軋延結合 (accumulative roll-bonding, ARB) 方式使純鋁 (1100 Al) 獲得細晶粒，合金經過軋延後，截成兩半，堆疊後再軋延，在軋延過程中，上下兩塊合金會鐸在一起，在這循環過程中，合金的真實應變量可以無限制的累積。

另外還有 Lavernia 等人 [66] 利用噴霧沉積法 (spray-deposited processing, SD) 來製造細晶粒 5083 Al。利用該法，通常可製得低於 50 μm 的等軸晶，若小心的控制凝固及熱條件，則可得到低於 20 μm 的晶粒。由於霧化後的液滴甚小，因此成形後的組成偏析距離低於 100 μm ，且溶質的溶入可超過固溶極限。經噴霧沉積後，晶粒細小且等軸，因此可以降低之後熱機處理 (軋延) 的次數。

綜觀上述多位學者在加工方式的研究結果，我們可以發現他們乃朝向可以得到細小且穩定的晶粒結構之目標而努力，當中有最簡易的軋延式熱機處理再加上適當的退火處理以得穩定晶粒，而近年來則有提供大應變量的方式，如等徑轉角擠型、往復式擠型 (cyclic extrusion)、機械合金以及累積軋延結合等；另外也有利用噴霧法得到細晶粒粉末。不同方式所考慮的變數就不同，而測試結果也不同。

1.5 電子背向散射繞射 (Electron BackScattered Diffraction, EBSD) 之介紹

就如我們前面所提到，影響細晶粒材料之超塑性的因素主要有：晶粒尺寸、第二相、晶界性質、織構與晶粒形狀等，因此，了解熱機處理過程、升溫過程、拉伸過程對材料的晶粒尺寸、織構以及晶界性質的影響，不僅使我們更了解材料的性質，而且可以使我們更確定材料之變形機構以及在變形過程中，微結構的變化。而這些因素之總和即構成結晶學與顯微組織學之連結。在過去的傳統分析上，並不是很容易可以同時獲得結晶學與顯微組織學的相關訊息，如分析顯微組織的光學顯微技術 (optical microscopy, OM)、掃描式電子顯微技術 (scanning electron microscopy, SEM)，以及穿透式電子顯微技術 (transmission electron microscopy, TEM)；而結晶學則以 X 射線繞射技術 (X-ray diffraction, XRD) 及穿透式電子顯微技術的繞射功能分析。光學顯微鏡及掃描式電子顯微鏡雖可以觀察晶粒大小及尺寸，但卻得不到有關結晶學方面的訊息，而且有些低角度晶界或特殊晶界對腐蝕液反應不是很劇烈，因此，有時並無法發現它們存在與否；而 X 射線繞射法，雖可得到總體上晶粒的取向分佈，但卻無法得到個別的晶粒取向，包括晶界角度的訊息，而穿透式電子顯微鏡雖可得到單一晶粒的取向及晶界角度，但可觀察範圍小，無法得到大量及可靠訊息。基於上述傳統研究方式的不足，近年來乃發展一套可結合結晶學與顯微組織學研究之工具，即電子背向散射繞射儀，不僅可分析單一晶粒取向及晶界角度，更可分析大範圍之晶粒取向、晶界角度的分佈趨勢、織構組織的取向，其空間解析度，隨電子束光源的不同，可達 $0.5 \mu\text{m}$ 以下，可說是結晶學與顯微組織學上的一項新利器 [67]。

1.5.1 電子背向散射繞射的基本原理與系統裝設組成

利用圖 1-3 所示，可以簡單說明 EBSD 繞射形成的原理 [68]。當入射電子束在 P 點產生了非彈性散射 (inelastic scattering)，而某些非彈性散射之電子束其散射方向恰對某晶格平面產生布拉格繞射 (Bragg diffraction)，且由於電子束所產生的低角度散射及高角度散射，每一組晶格繞射會在三維空間上形成兩個輻射圓錐，當螢光屏置於此空間中

而與兩圓錐交截時，螢光屏將截取一錐形段而成為一段平行線，此與 TEM 所觀察到之繞射圖形中之平行線是一樣的，即所謂的 channelling pattern。當晶粒旋轉時，channelling pattern 亦會跟著移動，因此，在做 EBSD 觀測時，不同取向之晶粒，將反應出不同繞射條件之 channelling pattern，如此，即使是很小角度差異的次晶界，透過此方法，亦可反應出不同方位之 channelling pattern。因此，透過 EBSD 的觀測後，我們便可獲得大量且準確之材料晶粒取向訊息。

在硬體設備上，EBSD 乃是 SEM 的附加套件，如圖 1-4 所示為其基本架設系統 [69]，試片表面方向與入射電子束約成 70.5° 的高傾斜，使所產生的背向散射電子被充分強化到能被螢光屏吸收，當試片產生電子背向散射繞射譜時，便被磷螢光屏所吸收，此磷螢光屏乃接於一弱光電視相機 (low-light TV camera) 之前端，所獲得之繞射譜便經由此相機傳送至個人電腦儲存並作分析。而 EBSD 為了能做大範圍區域之分析，乃發展出在硬體上可自動控制電子束在試片上分析的位置，在軟體上則可自動分析所得繞射譜，並儲存每一點之結果，並隨所需資訊可做進一步之計算。

1.5.2 EBSD 之應用

由於 EBSD 乃利用不同的晶粒取向，得到電子背向散射繞射圖，並由電腦分析這些繞射圖，轉成可用的矩陣型態數據輸出，電腦根據這些數據可做各種有關取向及織構的分析，如極圖 (pole figure)、試片法線方向 (normal direction, ND)、橫向方向 (transverse direction, TD) 及縱向方向 (longitudinal direction, LD) 之反極圖 (inverse pole figure)、晶界角度分佈趨勢 (grain boundary misorientation distribution)、共位晶界 (coincidence site lattice boundary) 之分佈、晶粒大小之分佈等，乃有利於我們更清楚材料微結構、微織構隨著熱機處理過程、升溫加熱過程以及拉伸變形過程之變化。

(1) 極圖、反極圖：極圖與反極圖乃直接反應出材料內部晶粒之取向分佈，特別是當材

料經過熱機處理後，通常會產生擇優取向，即所謂的織構。而材料內部晶粒取向是散亂的或是聚集的，將明顯的影響到材料之性質，如彈性係數、磁導率、硬度和塑性。因此，透過 EBSD，我們將可以得到材料內部晶粒取向之分佈情形，甚至可以得知所含織構之種類及強度。

- (2) 晶界角度分佈趨勢：晶界角度的產生乃由於晶粒取向之差異，因此，當電子背向散射繞射在做掃描工作時，便從每一分析位置得到晶粒取向資料，而相鄰兩分析位置，若屬不同之取向，系統將自動分析取向差異之角度並儲存所得資料，當掃描工作完成時，電腦將呈現取向差異角度對某一差異角度所得資料筆數之分佈圖。且隨著電子束光源之進步，其空間解析度可達 $0.5\ \mu\text{m}$ 以下，因此，即使是些微取向差異之位置，如次晶界 (subgrain boundary)、雙晶晶界 (twin boundary) 等，均可分辨出來。這樣的功能特別是有助於分析熱機處理完之微結構。熱機處理後，通常所呈現的是細小晶粒之微結構，且往往有織構、次晶界及再結晶等現象之存在，因此，透過 EBSD 所擁有該功能之分析，將可得到清楚之晶界角度分佈之趨勢。
- (3) 晶粒大小之分佈：一般在測量晶粒尺寸之方式多為利用腐蝕液腐蝕試片表面，並透過顯微組織之觀察而測得。然而，並不是所有的晶界都能夠腐蝕而顯現，特別是一些低角度晶界，如雙晶、次晶界等。而透過上述第 (2) 點所得之 EBSD 系統分析之結果，可得晶界角度分佈從趨近於 0° 及 0° 以上之訊息，在操作上，可定義多少角度以上之晶界為參考晶界，並勾勒出真實之晶粒尺寸。因此，統計分析後，可得晶粒尺寸對該尺寸之晶粒數的分佈圖。
- (4) 共位晶界：共位晶界雖有可能也是高角度晶界，但其中晶界原子卻是按一定規則而排列，如圖 1-5 (a) 乃顯示相鄰兩晶粒沿著一固定軸旋轉一角度後，而形成旋轉共位晶界 (twist coincident site boundary)；而另一種乃相鄰兩晶粒沿著一固定軸傾斜一角度而形成傾斜共位晶界 (tilt coincident boundary)，如圖 1-5 (b) 所示 [70]，而這兩種共位晶界均屬低能量之晶界，故共位晶界與次晶界都是不利於晶界滑移之晶界。不

同之熱機處理過程有可能會產生不同比例之次晶界及共位晶界，而當我們得到次晶界及共位晶界所佔比例之數據後，可以去驗證這些低能量晶界對超塑性之影響。

1.6 織構之分析

在實驗過程中，我們常常可發現到，當試片經過熱機處理後，其晶粒往往會產生一優選方向之現象，也就是所謂的織構。而織構的存在，將對材料的性質產生嚴重的影響。具有織構的材料，最明顯的表現就是非均向性質 (anisotropy)，也就是材料性質將隨不同幾何方向而有差別，如磁化率 (magnetization)及電阻係數 (resistance coefficient)，而降伏強度 (yield stress) 與伸長量亦將隨著施力方向的不同而改變，特別是在成形時，將產生變形不均勻的現象。而有關織構之形成及影響織構之因素，以及目前有關鋁合金織構之研究將在下節做討論。

1.6.1 熱機處理過程中織構之形成與影響織構之因素

在加工或變形過程中，通常材料的變形機構多為差排滑移以及雙晶變形 (twinning)，透過差排滑移系統之運作，導致晶格之取向將隨滑移系統而形成某些特定之方向，如此便產生了擇優取向 [71]。如此看來，不同施加應力方式將啟動不同的滑移系統，而影響到織構之組成。另外，由於應變量乃關係到滑移系統進行的程度，進而影響到織構組成強度之分佈。

影響織構組織之轉變及強度分佈，另一重要因素為退火過程 [71]。在退火過程之三階段中，回復、再結晶以及晶粒成長，每一階段將對應變織構產生不同程度之影響。在回復過程裡，差排將做短距離的移動並重新排列，因此，形成許多次晶界 (sub-grain boundary)，此過程對應變織構之型態將不會產生多大影響。然而，在再結晶過程裡，

隨著無應變之新晶粒的產生及原始應變區逐漸的消失之情況下，局部區域之晶粒取向將有大幅度之變化，而產生所謂的初始再結晶組織 (primary recrystallization texture)，在這個階段裡，組織組織將包含應變組織及再結晶組織，並且再結晶組織將逐漸取代應變組織。再結晶過程之後，即進入晶粒成長階段，由於晶粒成長之驅動力乃在降低晶界能量，透過次晶界作微小角度的旋轉，以及較小晶粒被較大晶粒取代而減少晶界數，故一般呈現的組織將是更簡單且強度逐漸增強。

另外，除了應變及退火外，材料原有組織以及材料的組成亦會影響組織 [72]，特別是材料組成，因其關係到材料疊差能 (stacking fault energy) 之大小，進而影響到應變時滑移機構之進行。在拉伸變形過程中，通常細小且高角度的晶粒較易於進行晶界滑移，而低角度及特殊晶界將不易於進行晶界滑移 [73]。因此，透過上述簡單的分析，如何利用熱機處理過程來獲得細小且高角度之晶粒，如加工方法之改善、退火溫度及時間之控制等，將是一有趣之課題。

1.6.2 組織之表示

從 X 光繞射技術或電子背向散射繞射技術，可以得到某區域範圍之晶粒取向之資訊，而最典型的表示方式，就是極圖。然而，這些極圖要能夠呈現出某種意義，勢必要定義出一些參考方向，如在軋延材料上，則定義出軋延方向 (rolling direction, RD)、橫向方向 (transverse direction, TD) 以及軋延面之法線方向 (normal direction, ND)。如圖 1-6 (a)-(b) 所示 [74]，假設一單晶立方晶系金屬在 $\{100\}$ 立體投影空間之中心位置，在投影平面上可得 $\{100\}$ 之投影點。而在一多晶材料中，將隨晶粒取向之不同，在投影平面上之投影位置亦將隨之改變，因此，在極圖上之投影點若呈現散亂分佈，表示該材料之晶粒取向為散亂 (random)；反之，若投影點有聚集之現象，表示相鄰晶粒間之取向差異不大，因此，乃產生所謂的組織，如圖 1-6 (c) 所示。從這些聚集的投影點之位置可定義出晶粒之取向或組織之組成，通常用 $\{h k l\}\langle u v w\rangle$ 來表示， $\{h k l\}$ 乃平

行軋延面；而 $\langle u v w \rangle$ 則平行於軋延方向。如圖 1-7 所示，為立方晶系金屬在 (100)、(110) 以及 (111) 極圖上所呈現各種織構之組成。在一多晶材料上，通常可能顯示一種或一種以上之織構。如圖 1-6 (d)-(e) 所示，在極圖上聚集之投影點會有密度之分佈，因此，利用等高線來表示密度之分佈，並可用來描述織構之強度。因此，織構強度之定義乃與散亂晶粒取向之密度做比較，而等高線上之數字即代表密度為散亂取向之倍數。

1.6.3 取向分佈函數 (Orientation Distribution Functions, ODFs) 之應用

從極圖雖可獲得材料織構組織之相關資訊，但事實上在分析或解釋上，都有其困難性。如在極圖所出現的投影點，其聚集的密度不見得是一樣或接近，某一聚集處之最高密度可能是散亂取向之二十倍，但屬同一織構系統另一聚集處之最高密度，可能只有五倍，如此的差距，可能是其它織構組織所提供，因此，令分析者很難明確的去說出其織構強度，再者，因強度之定義乃與取向散亂分佈做比較，故一些較微弱之織構亦可能被忽略而不會明顯出現在極圖上。且每一極圖乃為單一取向數據累積之結果，故無法觀測及解釋整個晶體取向之分佈。因此，另一分析系統——取向分佈函數，乃是一套較為完整的方法，可更詳細描述各種取向之分佈及織構組織。如圖 1-8 所示 [75]，乃 Bunge 所定義之尤拉角 (Euler angles)，分別是 ϕ_1 、 Φ 及 ϕ_2 ，當中可發現，透過這三個尤拉角，便可定義出 ND 及 RD。其表示的方式，乃由這三個尤拉角所構成三度空間之尤拉空間 (Euler space)，如圖 1-9 (a) 所示，並可以 ϕ_2 為 $0^\circ, 5^\circ, 10^\circ \dots 90^\circ$ 之區隔，將尤拉空間展開，如圖 1-9 (b) 所示 [75] 而下列 (1-9) 至 (1-16) 乃說明在立方晶系金屬中，密勒指數 $\{h k l\}$ 與尤拉角之關係 [75]。

$$h = \sin(\Phi) \sin(\phi_2) \quad (1-9)$$

$$k = \sin(\Phi) \cos(\phi_2) \quad (1-10)$$

$$l = \cos(\Phi) \quad (1-11)$$

$$u = \cos(\mathbf{f}_1)\cos(\mathbf{f}_2) - \sin(\mathbf{f}_1)\sin(\mathbf{f}_2)\cos(\Phi) \quad (1-12)$$

$$v = -\cos(\mathbf{f}_1)\sin(\mathbf{f}_2) - \sin(\mathbf{f}_1)\cos(\mathbf{f}_2)\cos(\Phi) \quad (1-13)$$

$$\tan(\Phi)\cos(\mathbf{f}_2) = \frac{k}{l} \quad (1-14)$$

$$\tan(\mathbf{f}_2) = \frac{h}{k} \quad (1-15)$$

$$\cos(\Phi)\tan(\mathbf{f}_1) = \frac{lw}{ku - hv} \quad (1-16)$$

由此可知，每一織構組成有其特定之尤拉角，故每一織構組成會出現在尤拉圖上之特定位置，通常每一立方晶系之 $\{h k l\}\langle u v w \rangle$ 在 $90^\circ \times 90^\circ \times 90^\circ$ 之尤拉空間上會出現三次，如表 1-2 及圖 1-9 (b) 所示 [75]，為 $\{011\}\langle 2\bar{1}1 \rangle$ 與 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 在尤拉空間之分佈。因此，經過 X 光繞射技術或電子背向散射繞射技術後，所得之尤拉角度分佈圖，便可幫助分析者清楚的知道在一材料中所存在之織構組成及其相對強度。ODFs 除了能提供上述定性的分析外，亦能提供一較完善之定量分析，通常定義 10° 誤差以內之取向，屬於同一織構組成，並透過電腦軟體之計算，而得織構之相對強度。

如表 1-3 及圖 1-10 所示 [76]，為一些常見之軋延織構組織，並且分別在尤拉空間上所呈現之位置，若織構乃呈現連續之管狀分佈，一般稱之為纖維 (fiber) 織構，如 α -fiber，乃由 Goss texture 延續至 Brass texture；另外， β -fiber，乃由 Brass texture 延續至 S-type texture，然後再延至 Copper texture。

1.6.4 有關鋁合金織構之研究

近年來，關於織構之研究有越來越多之趨勢，特別是在鋁合金，由於超塑性的發展，

當中常使用到各種熱機處理方式，如軋延、擠型等方式，而所產生之織構結構常引起各國學者的興趣，尤其是應變方式及應變量對織構之影響，如軋延量多寡對織構之影響；利用等徑轉角擠型所產生的織構與軋延方式的不同；另外還有織構對超塑性之影響以及在超塑變形過程中，織構之轉變等，均是極為有趣且重要之課題。

McNalley 等人 [77] 探討 Al-10Mg-0.1Zr 在熱機處理過程中，每次回火時間對超塑性的影響。透過他們的實驗發現，回火時間的長短對織構的組成影響不大，均為 Brass texture 和 S-type texture，以及一些 Copper texture，即為 β -fiber，但所得織構強度卻是有差異。隨著拉伸的進行，織構強度逐漸降低，並無新的織構產生，顯然是晶界滑移運作之結果。另外，他們更深入探討，是何種因素，導致回火時間較短者，得到較差的超塑性。他們發現，在回火時間較短之試片存在較多雙晶晶界及特殊共位晶界，即便這些晶界是屬於高角度晶界，但晶界原子之排列有其規則性，乃屬於不易滑移之晶界，因此對超塑性造成不利的影響。除了回火時間會影響晶界性質及織構外，Mishin 等人 [78] 則針對純鋁 AA 1050 在壓延過程中，對織構造成之影響做探討。其中影響之因素包括軋延軋輪 (roller) 的幾何形狀以及每一道軋延量。每次不同程度的軋延，將導致剪切織構 (shear texture) 及軋延織構 (rolling texture) 分佈在不同厚度位置的現象，因此，在同一經熱機處理後之試片，不同的厚度位置將產生不同的織構組織。Choi 等人 [79] 則認為除了軋輪與試片之接觸幾何關係外，軋延速度及溫度亦會影響織構之分佈。至於織構之分佈狀況，各研究學者大都有自己的看法，並非很一致。因此，透過上述幾位學者之探討，發現熱機處理過程對於織構組織之影響極為複雜，再加上材料本身的複雜性，對於織構及晶界性質之研究將是極為艱辛之工程，然而，當眾多影響織構組織之因素能被加以了解及掌握後，相信可以讓超塑性成形之研究建立更完整之機構。如 Chou 與 Chen [80] 能有效利用退火及再結晶時機來改善 AA 1050 連鑄鋁片之晶體構造及織構分佈，進而改善其成形性。

而不同的加工方式或過程，亦會對織構及晶界性質產生影響。Gholina 等人 [81] 使用等徑轉角擠型方式來擠製 Al-Mg 及 Al-Mn 合金，當中他們亦嘗試幾種不同旋轉角度

之擠型路徑來探討哪一路徑較易得到高比例之高角度晶界，並將此路徑用在這兩種合金上。

除了熱機處理過程中，織構組織會改變外，在之後的拉伸或成形實驗中，亦可觀察到織構及晶界性質之變化。Liu 等人 [82] 利用了電子背向散射繞射技術，記錄了 Al-Zn-Mg-Cu 合金在 447 °C 拉伸過程中，織構與晶粒取向之變化。當合金經過熱機處理後，得到 Brass texture，而且晶粒結構為次晶粒之結構。然而，當試片在 477 °C 及 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸至應變量為 0.1 及 0.2 時，此時，差排滑移為主要變形機構，低角度晶界 ($<9^\circ$) 仍佔約 80% 左右；當拉伸進行至 0.4 之應變時，此為最大應力值之位置，而低角度晶界則逐漸降至約 60%，他們相信，此時的變形機構，將由晶界滑移所主導；當應變量為 0.75 時，低角度晶界更是只有 5%。剛經過熱機處理的試片，原具有明顯的 Brass texture，然而，隨著拉伸之進行，織構強度逐漸消退，最後的晶粒取向將呈現散亂 (random) 分佈。而 Kobayashi 等人 [83] 亦探討晶界性質對 Al-Li-Cu-Mg-Zr 合金之影響。同樣的，雖然經過熱機處理後將產生明顯的織構組織，但隨著在 450 °C 拉伸之進行，微結構逐漸變化，織構組織亦將逐漸消失，而晶界滑移成為主要的變形機構，並顯示出超塑性質。

透過上述等人之研究發現，雖然經過熱機處理後，材料將產生大量次晶粒結構及織構組織，但有趣的是，在高溫拉伸過程中，材料受到應力、溫度等因素之影響下，微結構將逐漸轉變，反而有利於超塑性質。因此，材料微結構在變形過程中，如何發展出有利於超塑性之結構，也就是如何發展並維持細小且高角度晶界，將比材料的起始結構狀態來得重要。至於針對鋁合金低溫或高速超塑性之拉伸過程中織構變化，目前還沒有看到相關之報告及探討。

1.7 5083 鋁鎂合金超塑性之研究

1.7.1 目前有關 5083 鋁鎂合金超塑性之研究

Verma 等人 [84] 以 Alusuisse 公司所取得的 5083 Al 經過冷軋延及退火的過程得到約 $6.5\ \mu\text{m}$ 的晶粒及 Al_6Mn 的析出物，在 $525\ ^\circ\text{C} \sim 565\ ^\circ\text{C}$ 的溫度範圍，以及 $5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ 的條件下， m 值約為 $0.4 \sim 0.65$ 之間，溫度越高， m 值越大，但最大值會往低應變速率移動，在 $565\ ^\circ\text{C}$ 與 $5 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 的條件時， m 值達 0.65 。因此，在這溫度及應變速率範圍內，大約都可得到 250 至 400% 不等的伸長量。但若施予兩階段不同速率的拉伸測試，如 $1.2 \times 10^{-2}\ \text{s}^{-1} \sim 8 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ ，使得該合金因連續再結晶而得到細晶粒結構，次晶粒結構轉換為高角度晶粒，因此，使得伸長量大大的提昇， $525\ ^\circ\text{C}$ 時，可得約 450% 的伸長量，隨著溫度的上升，伸長量增加， $555\ ^\circ\text{C}$ 時為最高，可達 600% ； $565\ ^\circ\text{C}$ 時，則為 555% ；若在拉伸過程中，施予靜液壓力 (hydrostatic pressure) 抑制裂孔的成長，在 $525\ ^\circ\text{C}$ 時，可得 661% 的伸長量，與未加靜液壓力的試片相比，長了約 50% 以上。

Friedman 及 Ghosh [85] 以 5083 Al 經過簡單的冷軋延及退火方式獲得 $7\ \mu\text{m}$ 之晶粒，並有 Al_6Mn 之析出。而在 $550\ ^\circ\text{C}$ 時，分別以 $2 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 及 $2 \times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ 的應變速率來觀察晶粒成長及裂孔成長，並觀察 m 值之變化。當到達相同應變量時，慢速拉伸的晶粒較大，因置於高溫時間較長，快應變速率時，晶粒成長少，但晶粒被拉長。晶粒的縱橫比 (aspect ratio) 為應變量的函數，他們模擬一合金隨著應變，晶粒逐漸被拉長之現象與該兩條件之合金相比，它們的縱橫比成長緩慢，尤其是慢速拉伸，此意味著慢速時，晶界滑移有越來越大的影響。他們也認為該合金可以承受相當程度的裂孔量，因為 m 值很高的緣故，於 $550\ ^\circ\text{C}$ 時，從極低速 $10^{-6}\ \text{s}^{-1}$ 到 $10^0\ \text{s}^{-1}$ ， m 值從 0.15 逐漸增加，到 $10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ 時，約可達 0.6 左右，然後再逐漸下降，因此在 $550\ ^\circ\text{C}$ 與 $8 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 時，可得 325% 的伸長量，而在兩階段 (two-step) 的拉伸試驗中 ($1.2 \times 10^{-2}\ \text{s}^{-1} \sim 8 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$)，則可承受更程度的裂孔量，若以 $1.2 \times 10^{-2}\ \text{s}^{-1}$ 預先應變 0.4 ，則伸長量可達 480% 左右。

Iwasaki 等人 [86] 針對 SKY 鋁業公司所提供的 5083 Al，經過一簡單的均質化處理

及熱機處理後得到約 $9.5\ \mu\text{m}$ 之晶粒，並發現 Mg_2Si , $\text{Al}(\text{MnFe})\text{Si}$ 及 Al_6Mn 之析出顆粒。從 $500\ ^\circ\text{C}$ ~ $571\ ^\circ\text{C}$ 與 $8 \times 10^{-5}\ \text{s}^{-1}$ - $2 \times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ 的範圍下， m 值約在 0.3 到 0.5 之間。在 $5 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 的應變速率下，在 $530\ ^\circ\text{C}$ 時，可得 430% 的伸長量； $550\ ^\circ\text{C}$ 時，則降為 300%；但在 $560\ ^\circ\text{C}$ 時，又升至 610%。他們發現在 $510\ ^\circ\text{C}$ 、 $530\ ^\circ\text{C}$ 以及 $550\ ^\circ\text{C}$ 時，於顆粒與基材介面上均發現裂孔的存在，在拉伸時，這些原本存在的裂孔會沿著垂直拉伸方向而延伸，而在 $560\ ^\circ\text{C}$ 時，這些原先存在的裂孔因擴散而消除，拉伸後所產生的裂孔多形成於晶粒間，而為何 $560\ ^\circ\text{C}$ 時擴散速率這麼快，目前尚無法得知，有可能是因液相 (liquid phase) 的生成所致。

Lavernia 等人 [87] 將 5083 Al 利用噴霧沉積法 (spray-deposited processing, SD) 製得等軸晶粒約 $15.2\ \mu\text{m}$ ，並包含 0.1 到 5.4 體積百分比的孔洞 (porosity)，之後再經擠型與溫軋延以降低晶粒尺寸及封閉孔洞。經過擠型及熱機處理後，在 $550\ ^\circ\text{C}$ 與 $3 \times 10^{-5}\ \text{s}^{-1}$ 的條件下，可得最佳伸長量為 465%，低於 $500\ ^\circ\text{C}$ 或高於 $3 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 的應變速率，伸長量都低於 200%。噴霧後直接軋延的材料，其拉伸性質不如噴霧後擠型再加熱機處理的材料。而 m 值大約在 0.3 到 0.5 之間，應變速率越慢， m 值越高。隔年 Dai 等人 [61] 亦用此法來研究不同的過熱 (superheat) 溫度，噴霧氣體中不同的氧濃度以及在合金中添加鋇對 5083 Al 的晶粒尺寸所造成的影響。因當中鋁、鎂及鋇均會與氧產生反應而形成氧化物，而能抑制晶粒之成長，因此不同的氧濃度勢必造成不同的結果。因此他們發現當氧濃度提高或添加鋇之後，可以得到較細小的晶粒，兩者同時作用時，晶粒細化效果更有效率。

Patankar 等人 [88] 亦對 SKY 鋁業公司所提供 $1.5\ \text{mm}$ 的 5083 Al 板材做研究。他們將原試片在 $500\ ^\circ\text{C}$ 與 $10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 到 $10^{-1}\ \text{s}^{-1}$ 的應變速率下做一連串的拉伸測試，發現 $10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 及 $10^{-1}\ \text{s}^{-1}$ 時，均有 280% 左右的伸長量，且在拉伸開始時，均呈現快速應變硬化後再應變軟化現象，但若先將原試片置於 $550\ ^\circ\text{C}$ 的高溫 27.8 小時，晶粒成長後，再於 $500\ ^\circ\text{C}$ 做同樣測試，則伸長量與應變速率呈現不同的關係，應變硬化較緩慢，然後再應變軟化。在高溫高速時， m 值不受晶粒尺寸影響為 0.34 左右，變形機構主要為溶質拖曳潛變，

而在中速時，晶粒成長後的 5083 其 m 值明顯的改變且較高。而在 400 °C 時，則呈現不同的現象，只有在特定的應變速率下因動態再結晶而呈現應變軟化現象，否則均呈現應變硬化現象，伸長量易受應變速率的影響， m 值亦隨應變速率的提高而降低。

Tsuji 等人 [89] 則利用累積軋延結合方式來開發 5083 Al 的低溫超塑性，經過 5 次的循環後，可得 280 nm 的細晶粒，在 200 °C 及中速時，可得 220% 的伸長量， m 值 0.3 以上，但若昇溫至 400 °C 時， m 值及伸長量均降低，晶粒成長到 10 μm 。

清大葉均蔚教授 [90] 則利用往復式擠型來製造微米級晶粒並探討在 5083 Al 加入鋇錳元素後的影響。經過 10 次擠型後，傳統 5083 Al 得到約 2.5 μm 的細晶，而將之置於 500 °C 仍可維持細晶結構，525 °C 時，晶粒成長粗大化；而加入鋇、錳元素後，細晶結構則可維持到 525 °C，升溫至 550 °C 時，亦晶粒粗大化。經過 10 次的擠形後，5083 Al 在 500 °C 與 $2 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 時，可得 361% 的伸長量，在 $5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 高應變速率時，則可得 294% 的伸長量。

綜觀上述多位學者的研究，5083 Al 在 500 °C 以上的高溫與中高速以上時，幾乎都可得 200 ~ 600% 不等的伸長量，可見 5083 Al 是個不錯的高溫超塑性材料，經過不同的熱機處理過程後，產生各種不同程度的延展性，且因顆粒的析出，如 Al_6Mn 及 Al_8Mg_5 ，而造成裂孔之形成，使得試片呈現因裂孔連結而斷裂之型態。在高溫變形時，5083 Al 似乎對晶粒尺寸不是很敏感，不過上述多位學者對於其真正的變形機構並非交代得很清楚，只知道它似乎是屬於 Class I 固溶合金，然而，是否整個中高溫度範圍或不論其晶粒尺寸大小，溶質拖曳潛變均為其主要變形機構？或者，當晶粒細化後，會引發其它的變形機構？如晶界滑移。而近年來，則逐漸朝向低溫超塑性之研究，如 Tsuji 等人 [89] 利用累積軋延結合方式來開發 5083 Al 之低溫超塑性，在 200 °C 及中速時，可得 220% 的伸長量。高溫時，晶粒尺寸似乎不是很重要，但在低溫時，其重要性，我們不曉得，且晶粒尺寸又跟變形機構與應變速率有關，其中充滿了許多變數，因此，5083 Al 之低溫超塑性也將是一有趣的課題。

1.7.2 5083 鋁鎂合金低溫超塑性開發之目的

研究低溫超塑性之目的主要是在低溫生產時，能降低生產所需能源，也就能降低生產成本，也使成形過程中的升溫期縮短，更換片材與模具簡易，成形模具也容易選擇價廉之鋼材；另外亦能避免晶粒成長，除了有利於晶界滑移外，亦能避免裂孔之成長以及材料表層溶質原子之散失。因此經過低溫超塑成形後之材料，它仍然能保持良好的室溫機械性質 [22]。由於 5083 Al 是屬於 Class I 固溶合金，因此上述有多位學者對 5083 Al 的研究除了 Tsuji 等人 [89] 以外，其他則多為 500 °C 上下之高溫方面，雖然在高溫有不錯的延展性，但成形後晶粒成長嚴重，且裂孔在高溫時佔有相當的體積百分比，因此，對於成形後之機械性質有些疑慮，如 Superform Metals 雖大量使用 5083 Al，但多用於較次要結構，因此配合低溫超塑性開發之目的，使廉價的 5083 Al 也能於 250 °C 上下之低溫呈現超塑性，且低溫超塑成形後之材料，晶粒尺寸仍然很小，強度也高，因此，將使其用途更廣泛，並且也將使我們更明白晶粒細化後之 5083 Al，在低溫時，所呈現的機械性質為何。而上述 Tsuji 等人 [89] 雖利用累積軋延結合得到低溫超塑性，但其使用之方法太過於繁雜，因此本實驗乃利用較簡單的軋延式熱機處理來達到晶粒細化之目的，並探索該合金在中低溫（約 250 °C 上下）時的變形機構及其超塑性質。

因此，本研究乃朝向幾個方向來探討：

- (1) 已知粗晶粒的 5083 Al 在高溫已有不錯的超塑性，因此，在不改變材料成分的條件下，嘗試利用一簡單軋延式熱機處理來得到細晶粒，並探討於低溫時是否也能夠得到超塑性。
- (2) 嘗試改善熱機處理之過程，以期達簡化製程但仍可維持良好低溫超塑性之目的。
- (3) 明白溫度、變形速率及晶粒尺寸，對低溫超塑性之影響。
- (4) 探討在熱機處理過程、低溫靜置、低溫拉伸過程中，微結構、晶界性質與微纖構之變化。

- (5) 將熱機處理後之試片，再升溫至具高溫超塑性之溫度，探討其高溫超塑性與原母材之異同性，並了解當時可能之變形機構為何。
- (6) 當低溫超塑性發生時，探討當時可能之變形機構為何。



第二章 實驗方法

2.1 實驗材料

本實驗所使用的材料為中國鋼鐵鋁業公司所提供的 5083 鋁合金，是透過中鋼研發處 (T1) 石漢正博士所得。該合金乃經過鑄造與均質化後，再於 $520\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ 熱軋延所得之厚板材，其厚度約 30 mm，並將此厚板材定為本實驗之原始材 (as-received, AR)，且以縱向 (longitudinal direction, LD)、橫向 (transverse direction, TD) 及法線方向 (normal direction, ND) 等方向，來定義試片之幾何方位，一般縱向即為軋延方向，因此，AR 試片之晶粒尺寸，分別以 S 面 (即軋延面, rolling plane)、T 面 (即橫截面, transverse plane) 及 L 面 (即縱截面, longitudinal plane) 三度空間來表示，約為 $500 \times 80 \times 8\text{ }\mu\text{m}$ ，如圖 2-1 (a) ~ 2-1 (c) 所示。而本實驗所使用 5083 鋁合金之組成如表 2-1 所示。

2.2 加工製程

本實驗乃採用一套簡單的軋延式熱機處理。因此，先將該厚板材於 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 做一小時的固溶處理，並於空氣中冷卻至室溫，定義此固溶處理後之試片為 ARA 試片，可與原始材 AR 試片區隔，之後，沿著原軋延方向再進行一連串的高溫或中低溫軋延，本實驗所使用之軋延機為 HF 200x200 可調速冷熱軋延機 (cold and hot rolling machine)，所採用最大軋延速度為 8.3 m/min。本實驗分別嘗試了七種不同的熱機處理條件，其目的除了研製出低溫超塑性外，更期待能尋找出適用於工業上生產的加工製程。其加工過程如表 2-2 所列，熱機處理條件的改變乃朝向簡化製程之目標。從原厚度 30 mm 軋延至 2

到 0.5 mm 的厚度，所得總軋延量約為 93%~98%左右，真實應變量約為 2.7~4.1；另外，亦從 12 mm 軋延到 1 mm 的厚度，軋延量約為 92%，真實應變約為 2.5。而表 2-2 之編排方式乃以軋延量的多寡，以及軋延方式的差異性，依序作編排，從 TMT1 至 TMT4，軋延量逐漸增加，而 TMT2 與 TMT2a 或 TMT3 與 TMT3a 及 TMT3b 則是相同軋延量，但熱機處理過程不同，故在整個實驗過程中，乃以 TMT3 為實驗主軸，而其它之製程則是為了探討熱機處理變數對低溫超塑性之影響而產生之製程。這七種製程的真實應變量相對於轉角擠型所得的真實應變量是小了點，但仍能得到細晶粒的結構，因此，對於材料加工工廠而言，不需再重新設計一套擠型機，而所製得的產品也非棒材，可利用現有軋延設備直接製得超塑性板材。在最後一道軋延達到所要的厚度後，視實驗條件所需，再決定是否要於拉伸試驗前進行退火，但一般而言是不需再進行任何的退火，直到進行拉伸試驗時，才升溫至拉伸溫度。鑄造合金經軋延後，依美國材料試驗學會 (ASTM) 之規格車製成片狀試片，如圖 2-2 所示，標距長為 8 mm。為降低試片表面缺陷之影響，故在拉伸進行前，先以 600、1200 及 1500 號砂紙研磨拋光之。

2.3 機械性質測試

經過熱機處理後的試片，利用拉伸測試來觀察其機械性質之變化。本實驗所使用的拉伸試驗機為 INSTRON 1125 型及 5582 型齒輪傳動式萬能試驗機，該機械配有三區 (3-zone) 加熱高溫爐，升溫時，爐溫控制在誤差 ± 2 °C 以內。拉伸速度的控制是以固定夾頭速度法 (constant cross-head speed) 為主，分別進行室溫及中高溫之拉伸。室溫時，測試的起始應變速率 (initial strain rate) 為 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ，主要量測材料室溫的極限拉伸強度 (ultimate tensile stress, UTS) 與室溫伸長量。而中高溫的測試在 200 °C 以上，分別進行 8×10^{-5} 、 2×10^{-4} 、 5×10^{-4} 、 8×10^{-4} 、 1×10^{-3} 、 2×10^{-3} 、 5×10^{-3} 、 8×10^{-3} 以及 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 之起始應變速率。從室溫加熱至各種拉伸溫度大都花了 50 分鐘。所得數據經電腦處理後，可

得真實應力應變曲線圖 (true stress-strain curve)，並可計算出應變速率敏感值 (m value)、活化能 (activation energy) 等機械性質。

另外，亦將花了 50 分鐘加熱至 250 °C 之 TMT3 試片，分別再靜置 10、20、30、40、50、60 分鐘持溫，再於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的起始應變速率下做拉伸試驗，與未作過這種靜態持溫的試片相比較，觀察在 250 °C 靜態退火對該薄板之機械性質所造成的影響。我們也嘗試將 TMT3 試片於拉伸試驗前先分別在 100 °C、150 °C、200 °C 做靜態退火 30 分鐘後，空冷，再升溫至 250 °C 後，作拉伸試驗，同樣的也與未作靜態退火的試片比較。

2.4 微組織觀察

2.4.1 析出物

為了觀察析出物對晶粒結構的影響，因此將 TMT3 之試片，分別置於 250 °C、300 °C、400 °C 退火一小時，以及在 500 °C、550 °C、570 °C 做一小時的固溶處理後，再水淬火。將材料製作成 TEM 試片，並觀察析出物隨著溫度的變化及其分佈之情況。

2.4.2 晶粒結構

將 TMT3 之試片置於拉伸試驗機的高溫爐中，大約花了 50 分鐘升溫到 250、270、300、350、400、450、500 及 550 °C 後，打開高溫爐取出試片，並空冷之。如此，可以觀察升溫到不同溫度時之晶粒成長狀況，以及析出物對晶粒成長的抑制能力。而另一組的試片，同樣花了大約 50 分鐘加熱到 250 °C，並於分別於 250 °C 靜置 10、20、30、40、50、60 分鐘，以觀察在 250 °C 作恆溫靜態退火的時間對晶粒結構的影響。另外，我們

於 250 °C 與 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，將 TMT3 之試片拉伸至不同的應變量 ($\epsilon=0.1, 0.2, 0.4, 0.7, 0.9, 1.2$) 後，實驗停止，取出試片，並取各試片最大應變位置，製成 TEM 試片，以觀察在拉伸過程中，不同應變量時，晶粒結構與晶粒取向的轉變，並取得相關變形機構存在的證據。

2.4.3 顯微觀察

將 AR、ARA 以及升溫至各種溫度之試片經過研磨與拋光之後，使用稀釋的 Poulton's reagent (50 ml Poulton's reagent, 25 ml HNO_3 , 12 g Cr_2O_3 , and 40 ml H_2O) 腐蝕 8 秒，而一般 Poulton's reagent 之配方為 60 ml HCl +30 ml HNO_3 +5 ml HF +5 ml H_2O ，並以光學顯微鏡及 JEOL-JSM6400 掃描式電子顯微鏡觀察其晶粒結構。而經過熱機處理後的試片，因受限於 OM 及 SEM 對次晶粒的解析能力及倍率所限制，故採用 JEOL-200CX 掃描穿透式電子顯微鏡來觀察，而試片乃使用電解拋光 (twin-jet) 法來拋光試片，腐蝕液為 25 vol% HNO_3 +75 vol% CH_3OH 之混合溶液，溫度約為 $-35 \text{ }^\circ\text{C}$ ，電壓約在 10 伏特左右。

2.5 微結構觀察

此外，使用 JEOL-JSM6400 SEM 上之配件 OXFORD Link Opal 電子背向繞射儀來分析原始 AR 試片、ARA 試片、經熱機處理完後之各種 TMT 試片、低溫超塑拉伸過後之試片以及不同拉伸階段之試片，其晶界性質、晶粒取向、晶粒取向之進展及微觀組織。

試片之處理，乃先經過人工拋光至 2000 號砂紙，並在同一研磨面至少磨去 25% 的試片厚度，再利用電解拋光方法處理試片，所使用的電解液為 6 vol% HClO_4 +80 vol%

$C_2H_5OH+14 \text{ vol\% } H_2O$ ，並於 $5^\circ C$ 以及 30 伏特的直流電。而在操作電子背向散射繞射儀時，SEM 之操作電壓為 20 kV，所使用之 condenser lens 為 7 ~ 8，工作距離 (working distance, WD) 為 19 mm，且試片表面法線方向與入射電子束成 70.5° 之傾斜角，並定義試片之軋延方向、橫向及軋延面之法線方向，與操作軟體相符合。當試片經過熱機處理後，將累積不同程度之應變量，並造成晶粒之細化 (晶粒尺寸約 $0.5 \mu m$)，但礙於本實驗所使用之電子束燈絲為鎢絲，其空間解析度對於熱機處理後之試片，幾乎達其極限，為求數據之精確，故在試片上取約 5 ~ 10 個區域作 mapping，並配合 TEM 觀察所得之晶粒尺寸而選用合適之 pixel size，最後將數個區域所得數據加以平均之，一般是作約 40 點 x 40 點之面積，故每次 mapping 約包含了 400 個晶粒數目，因此，每一試片能得到約 2000 ~ 3000 個晶粒之統計數據；而對於 TMT 後再作退火處理或超塑拉伸後之試片，晶粒尺寸約 $1 \sim 3 \mu m$ ，故較無空間解析度極限之問題，但每一試片仍作約 2 ~ 4 個區域之 mapping，因此，每一試片仍約可得到 800 ~ 1200 個晶粒之統計數據。

從 EBSD 之分析可以得到極圖、反極圖、晶界角度分佈、晶粒尺寸分佈以及取向分佈函數，由於本實驗所使用之 OXFORD Link Opal 系統，其取向分佈函數乃以 ϕ_2 等於 $0 \sim 5^\circ$ 之角度區間作為區隔，而非單以 5° 作為區隔，故在分析上難以定性分析，且系統亦無法提供織構強度之定量分析，故在本實驗較無討論取向分佈函數之應用，而僅能從極圖推測可能織構及其強度。

第三章 結果與討論

在本章將分別討論有關各種熱機處理後之機性拉伸結果、各種試片之顯微組織觀察及微纖構分析、以及 TMT3 試片經恆溫靜置及動態拉伸後之顯微組織觀察及微纖構分析。由於顯微組織觀察及微纖構分析乃牽涉各種不同熱機處理以及不同機性測試拉伸量之試片，故首先我們將於 3.1 節討論相關機性測試結果，在 3.2 節將探討拉伸試片之截面積斷面縮率；而於 3.3 節及 3.4 節再分別報告有關微結構及微纖構之分析。

3.1 機性試驗測試結果

3.1.1 ARA 試片與 TMT3 之比較

TMT3 試片乃本實驗製程的主軸，再由這基礎製程發展至其它不同簡化製程的方法，故將 ARA 試片與 TMT3 試片的機性性質做比較。表 3-1 為 ARA 試片與 TMT3 試片，其室溫機械性質之比較，起始應變速率為 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。經過 TMT 後的材料，由於加工硬化，因此抗拉強度 (UTS) 增加許多，由 316 MPa 增加到 507 MPa；但相對的，伸長量會從 20% 下降至 10%。

表 3-2 所列，為 ARA 試片與 TMT3 試片在室溫以上之相同溫度及應變速率下之比較。由表 3-2 可看出 ARA 試片不管在低溫或中溫時，並在 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 左右的應變速率範圍下，大都呈現出有限的伸長量 (82% ~ 196%)；然而，TMT3 試片在相同的測試溫度及應變速率範圍均能呈現良好的伸長量，如在 250 °C 與 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的應變速率下，可得到不錯的伸長量 443%，或甚至在 230 °C 及 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，可得到約 511% 的伸長量，乃典型之低溫超塑性行為，且其呈現超塑性之溫度 (230 ~ 250 °C) 遠低於先前

本實驗室所做 8090 Al-Li 合金之超塑性溫度 (350 °C)。圖 3-1 (a) 所示乃 ARA 試片於 250 °C 及各種應變速率下之拉伸試片外觀，可發現到明顯的頸縮；而圖 3-2 (a) 及 3-2 (b) 所示，為 TMT3 試片分別於 230 與 250 °C，在各種應變速率下之拉伸試片外觀，一開始先呈現局部之頸縮，之後頸縮乃向兩端擴展開來，顯然，在低溫時，控制 ARA 與 TMT3 試片之變形機構是不同的。而從表 3-2 亦可發現，當溫度超過 270 °C 時，TMT3 試片的伸長量明顯的降低，甚至在 300 °C 時，伸長量將降至與 ARA 試片差不多的伸長量，而當溫度上升至約 400 °C 時，TMT3 試片的伸長量才又逐漸的上升，可見得高於 270 °C 之溫度，材料微結構將產生不利於低溫超塑性之變化，會有不均勻的晶粒成長。

在高於 400 °C 的拉伸實驗，可發現到 ARA 試片在 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 左右的應變速率範圍下，依然只有約 110 ~ 160% 之伸長量；然而在 TMT3 試片裡，隨著溫度的上升，伸長量明顯提升許多，特別是在 550 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，可得 550% 的伸長量。從文獻上所發表之討論 [66,84-89]，5083 鋁合金之高溫變形機構一般是溶質拖曳潛變，且伸長量可達 200 ~ 600% 左右，晶粒尺寸約為 10 ~ 20 μm ，但由於 ARA 試片乃經熱軋延之厚板，雖經均質化處理，試片仍呈現不均勻晶粒尺寸之微結構（平均約 32x25x20 μm ），故高溫伸長量仍不理想；但經熱機處理後之 TMT3 試片，高溫時之晶粒尺寸分佈均勻，且具有均勻之顯微結構，故在高溫時，能呈現良好之超塑性。如圖 3-1 (b) 所示，ARA 試片在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別於 250 ~ 550 °C 進行拉伸實驗所得之試片外觀，可發現到，隨著溫度的上升，ARA 試片有較明顯之 cavitation，如此更說明，高溫之 ARA 試片雖欲進行溶質拖曳潛變，但因先前熱軋延所導致不均勻之晶粒尺寸，故仍無法得到理想之延展性；而圖 3-2 (c) 所示，為 TMT3 試片在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別於 200 ~ 550 °C 拉伸之試片外觀，試片於 200 °C 時，有明顯的頸縮現象，而在 230 及 250 °C 時，雖先有局部之頸縮，但之後頸縮將向兩端擴展，故原先頸縮處並未繼續惡化；但在 300 ~ 400 °C 時，亦有較明顯之頸縮，而在 450 °C 以上之拉伸，試片呈現均勻變形，並且明顯有許多 cavitation 分散在整個拉伸試片內。

從拉伸應力及應變曲線的表現上也可看出兩者極大的不同，如圖 3-3 所示，為 ARA

試片與 TMT3 試片，於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，兩者的拉伸真實應力應變曲線比較圖，很明顯的看到，TMT3 試片拉伸應力值大大的降低。在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 條件下，TMT3 試片最大拉伸真實應力值 (s_{\max}) 將從 ARA 試片之 170.0 MPa 降至 TMT3 之 105.0 MPa。可見得，在低溫時，更顯示出控制兩者的變形機構是不同的。TMT3 試片，其最大拉伸應力出現約在真實應變等於 0.4 之處，因此推論在真實應變 0 到 0.5 之間，材料本身的次晶粒結構逐漸轉變為高角度晶粒，即所謂動態再結晶，以致於該材料可以再做進一步晶界滑移之變形，並大幅降低拉伸應力，而得到相當不錯的伸長量。但值得注意的地方是，當溫度升至 300 °C 時，並在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，TMT3 試片的伸長量將大大的降低，從 443% 降至 153%，而且 TMT3 試片之抗拉強度 (83.9 MPa) 會與 ARA 試片之值相當 (約 85 MPa)，暗示此時兩者之變形機構又趨於類似，如圖 3-4 所示，為 ARA 與 TMT3 試片於 300 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 之拉伸應力應變圖，由圖上可發現，兩者之拉伸應變行為是很類似的，均是快速之應變硬化，之後再應變軟化而斷裂。而圖 3-5 所示，乃兩組試片在 550 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下之拉伸應力應變圖，此時，兩者之拉伸應變行為又呈現截然不同之現象，ARA 試片之 550 °C 拉伸與本身 300 °C 之拉伸行為是很類似的，此意味著，ARA 試片在中高溫拉伸，其變形機構是相似的，然而 TMT3 試片 550 °C 之拉伸則是與本身中溫時之拉伸是很不同的，乃呈現逐漸且緩慢之應變硬化，當應力值達到最高後才斷裂，如此暗示著，此時之 TMT3 與 ARA 試片之變形機構又是不同的。

因此，從這些現象之觀察，將可提供一些線索，似乎是在 230 ~ 250 °C 的環境下，ARA 與 TMT3 試片之變形機構乃呈現明顯之差異性，使得抗拉強度下降，但在 300 ~ 400 °C 的環境下，兩者之變形機構卻又是類似的，而在更高之溫度，兩者卻又是呈現不同之機構。

3.1.2 TMT3 試片受應變速率、溫度與時間之影響

如圖 3-6 所示為 TMT3 試片，於 250 °C 及各種不同應變速率下的伸長量，最佳的應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，有 443% 的伸長量。在慢速時，如 $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 仍可維持 250% 以上之伸長量，超過 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，伸長量則逐漸的下降，當應變速率達 $8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，伸長量仍可維持在 240% 左右。因此，相信在 $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的應變速率範圍內，TMT3 試片，應仍可得 200% 以上之伸長量。

另外，就如上一節所敘述的，在固定應變速率下，TMT3 試片之伸長量將隨溫度之變化而呈現不一樣的結果。也就是在 230 °C ~ 250 °C 及高於 400 °C 時，TMT3 試片將呈現較好之超塑性。當溫度處在高於 270 °C 及低於 400 °C 之區間時，伸長量將先逐漸降低，當溫度達 300 °C 時，伸長量最低，僅約 150% 左右，而之後隨著溫度之上升，伸長量才逐漸增加，如圖 3-7 所示；在抗拉強度方面，250 °C 時，因晶界滑移之運作，使得抗拉強度下降，在 300 °C 時，由於晶界滑移無法順常運作，故抗拉強度乃呈現與 ARA 類似之值，之後才隨著溫度之增加而逐漸降低，因此，在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，顯然是低溫與高溫超塑性之交界位置，且隨著微結構的變化，低溫超塑性將明顯的喪失，如圖 3-8 所示，TMT3 試片在固定應變速率下，抗拉強度與溫度的關係。而事實上，TMT3 試片於 270 °C 做測試時，其抗拉強度已逐漸恢復與 ARA 類似之值，且伸長量明顯下降，如此更是證明了，當溫度高於 270 °C 時，TMT3 將逐漸喪失有利於低溫超塑性之微結構。另外，TMT3 試片之拉伸應力值與應變速率之關係，我們將於第四章再作討論。

圖 3-9 所示為在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下，各個溫度所呈現之真實應力應變曲線圖。在無超塑性之溫度，如 200 °C、300 °C，通常呈現明顯的應變硬化，此現象與 ARA 試片相似；而在具有良好超塑性之 250 °C，應變硬化較和緩；在高溫超塑性方面，則呈現緩慢且連續的應變硬化。因此，透過真實應力應變圖的比較，可以讓我們更明白低溫與高溫超塑性之差異，及非超塑性溫度區間之表現。

如表 3-1 中已經列示，是 TMT3 試片分別於 100 °C、150 °C、200 °C 以及 250 °C 做

30 分鐘的退火後，於室溫下所做的機械性質測試，材料隨著退火溫度的上升，其抗拉強度逐漸下降，約從 507 MPa 降至 423 MPa，但依然優於 ARA 試片；而伸長量則逐漸由 10% 增加至 18%。而在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時所做之機械測試方面，退火後試片之抗拉強度值有稍微的提高，而伸長量則隨著退火溫度的上升而明顯的下降至約 200 ~ 300% 左右，如表 3-3 所示，另外，圖 3-10 所示，乃 TMT3 試片分別於 100、150、200 及 250 °C 退火 30 分鐘後，再於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，與未經退火 TMT3 試片之拉伸應變應力比較圖，從圖上可發現，退火後之試片，拉伸應力值會稍微偏高。

表 3-4 所列為 TMT3 試片升溫至 250 °C，再分別靜置 10 ~ 60 分鐘後，於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下進行拉伸試驗所得之結果，就如表上所列，很難看出時間對抗拉強度的影響，但伸長量則降至約 250% 到 300% 左右的範圍，而圖 3-11 所示，為未經靜置退火與靜置不同時間試片之拉伸應力應變圖，大致上來看，經過恆溫靜置後，拉伸應力值之高低並不會隨時間而有一定變化之趨勢，而拉伸應變硬化速率，似乎沒有明顯之變化；另外，在經過不同靜置時間後，將導致晶粒的成長，而此將牽涉到晶粒尺寸對拉伸應力值的關係，我們亦於第四章討論之。因此，不管是拉伸前的靜置退火或是在拉伸溫度維持恆溫靜置進行靜態再結晶，對超塑拉伸並不會產生有利的影響，此暗示著，材料在動態再結晶狀態下，會有較佳之低溫超塑性。

3.1.3 熱機處理中不同軋延量之試片比較

TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片均是在相同的熱機處理條件下進行，只是軋延量不同，它們的軋延量分別是 91.7%、93.3%、96.7% 及 98.3%，相對於真實應變量為 2.48、2.71、3.40 及 4.09。其中 TMT2、TMT3 及 TMT4 試片乃從 30 mm 分別軋延至 2 mm、1 mm 及 0.5 mm；而 TMT1 則從 12 mm 壓延至 1 mm。

表 3-5 所示為 AR、ARA 試片及六種熱機處理後之試片，其常溫機械性質之比較。

當中，我們可以看到，在相同熱機處理方式中，由於加工硬化，抗拉強度將隨著軋延量之增加而逐漸提高，從 ARA 試片之 316.0 MPa 逐漸增加至 TMT1 之 505.4 MPa、TMT2 之 512.0 MPa、TMT3 之 507.0 MPa 以及 TMT4 之 534.7 MPa；而相對的，伸長量將隨著軋延量之增加而降低，從 ARA 試片之 20% 降至 TMT1 之 12%、TMT2 之 9%、TMT3 之 10% 以及 TMT4 之 4%。

如表 3-6 所列為此四種試片在相同的溫度及應變速率下所得的拉伸測試結果，而圖 3-2、3-12、3-13 及 3-14，為這四種試片拉伸後之試片外觀。我們發現 TMT1、TMT3 及 TMT4 這三組試片的伸長量隨著溫度的上升，呈現出很類似的變化趨勢，也就是在 230 °C ~ 250 °C 可以得到不錯之低溫超塑性，如圖 3-12 (a)、3-2 (b) 及 3-14 (a) 所示，為 TMT1、TMT3 及 TMT4 試片在 250 °C 及在各種應變速率的條件下之拉伸試片外觀，在此溫度區間內及適當應變速率下，TMT1、TMT3 及 TMT4 均呈現類似之外觀；而在高於 250 °C 及低於 400 °C 之區間，其伸長量明顯的降低，甚至與 ARA 試片類似。就如在上節所得類似的結果，當溫度達 300 °C 時，在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，這三組試片均降至類似的伸長量（約 150%），並呈現類似的抗拉強度（約 82 MPa）；而在高於 400 °C 之溫度，可能因溶質拖曳潛變機構之運作，隨著溫度之上升，可得約 300 ~ 500% 之伸長量，如圖 3-12 (b)、3-13、3-2 (c) 及 3-14 (b) 所示，為 TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片在固定應變速率下，於各種溫度下之拉伸試片外觀，從圖上可以觀察到，在 200 ~ 250 °C 之拉伸，無理想超塑性之試片有明顯頸縮之現象，否則試片將在局部頸縮之後，頸縮不會在原處惡化，反而向兩端擴展開來，而在 300 ~ 400 °C 之拉伸，試片亦有明顯之頸縮，而在 450 ~ 550 °C 之拉伸，試片均經過均勻變形後，在試片拉伸標距內，有明顯之 cavitation 分散在其中。而 TMT2 雖比 TMT1 有較高的軋延量，但卻得到異於其它三組試片之結果，僅在 250 °C 及 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 時，得到 215% 的伸長量，而在 200 °C、270 °C 及 300 °C，更是無法展現低溫超塑性。顯然，影響 TMT2 低溫超塑性的因素，可能是與最後厚度有關，因較大的厚度所存在微結構及織構之差異性將隨之增大，也就是試片表面與中心位置呈現不一樣之微結構及織構 [74]。如圖 3-15 所示，為這四組試片在相

同的應變速率下，溫度對伸長量的影響。而不管軋延量的多寡，當溫度超過 250 °C 時，低溫超塑性將逐漸喪失。

而這四組試片在低溫時，隨著不同的應變速率而呈現出不同的現象，如圖 3-16 所示，在 250 °C 時，這四組試片之伸長量隨著應變速率而變化之關係。軋延量較低的 TMT1 試片，可以很明顯的看出其具有良好低溫超塑性之範圍較狹小，約在 250 °C 及 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 左右之範圍，而最佳的拉伸條件是 250 °C 及 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ，伸長量為 350%；而 TMT2 試片由於厚度之效應，低溫超塑性較不明顯，其最佳之拉伸條件為 250 °C 及 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ，可得約 215% 之伸長量；而 TMT3 試片的最佳超塑性條件乃在 230 ~ 250 °C 及 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 之範圍，如 230 °C 及 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，可得 511% 的伸長量，在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，可得 443% 之伸長量，其它條件下則可得約 300% 以上的伸長量；TMT4 試片軋延量最高，但由於最後的厚度僅為 0.5 mm，可能會因試片受表面缺陷之影響，故 TMT4 試片在低溫慢速時，並無法展現出突出的超塑性，在 230 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，伸長量為 272%，然而，在低溫高速時，TMT4 試片依然可維持一定程度之超塑性，如 250 °C 及 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 時仍可得 287% 的伸長量，具有低溫超塑性的範圍，明顯延伸許多，且已達到低溫（350 °C）且高速（ $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ）超塑性之門檻，甚至在 250 °C 及 $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 時，仍可得 100% 左右的伸長量，如此已逐漸朝向低溫高速超塑性之發展，而其最佳之拉伸條件為 250 °C 及 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，可得 367% 之伸長量。

而隨著軋延量的增加，抗拉強度 (UTS) 則逐漸的降低，如表 3-6 所示，在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 或 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 時，TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片的抗拉強度 (UTS) 分別為 94.4、93.1、77.1 及 73.7 MPa。如圖 3-17 所示，為這四組試片在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 或 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 時之真實應力應變曲線圖，隨著軋延量之提高，拉伸應力值逐漸降低，且達到最高應力之真實應變值將往後移動，約從 $\epsilon=0.35$ 移至 $\epsilon=0.5$ 左右；而圖 3-18 所示，為 TMT1、TMT3 及 TMT4 試片在 300 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時之真實應力應變曲線圖，不管軋延量為何，當溫度達 300 °C 時，這三組試片均呈現迅速之應變硬化，甚至最大拉伸應力值之應變位置是很接近的，約為 0.1 左右，如此顯示著，在 300 °C 時，這三組試片

將呈現類似之變形機構。隨著溫之上升，如圖 3-19 所示，TMT1、TMT3 及 TMT4 試片則呈現類似之抗拉強度變化；而圖 3-20 所示，為 TMT1、TMT3 及 TMT4 試片，於 550 °C 及 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，所呈現之拉伸應力應變圖，從圖上可發現，這三組試片均呈現緩慢且連續之應變硬化，並當應力達到最高值時，材料將斷裂。

當 5083 鋁合金在相同熱機處理條件下，若除掉最後厚度的考量，軋延量的提高，使得材料的微結構更加的均勻，晶粒更細化，晶界滑移更容易，因而降低了拉伸應力，同時，低溫超塑性亦將被提升至更廣速率且朝向高速之範圍。

因此，從這裡我們可以看出，軋延量對材料微結構的影響，因而導致對變形機構運作之影響。在一般工業界，成形時所要求的伸長量通常為 200%，我們即可利用 TMT1 之製程，將鑄造後之 5083 合金直接熱壓延至 12 mm 後，再進行一般程序之熱機處理至 1 mm，在 250 °C 及 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，都能得到 200% 的伸長量，即簡化了 TMT3 的製程，值得注意的是，相對於 TMT3 製程（真實應變量為 3.40），軋延真實應變量僅需約 2.48，即能使材料呈現明顯異於原始母材之低溫機械性質，並且在高溫時，TMT1 所呈現之超塑性，幾乎是與 TMT3 相似的，如此意味著，TMT1 之軋延量已足夠發展出低溫及高溫超塑性之微結構。

3.1.4 相同軋延量但不同熱機處理條件試片比較

由於 TMT3 試片之熱機處理過程較為繁瑣，退火時間及次數都較長及較多，因而，TMT3a 及 TMT3b 試片乃為了簡化 TMT3 試片之熱機處理，而延伸出來的兩種製程。TMT3a 乃簡化 30 mm 到 7.5 mm 之過程，並嘗試較高溫（250 °C），但較短時間（5 分鐘）的退火，之後仍按一般程序進行；TMT3b 則為更簡化之製程，乃延續 500 °C 之熱軋延至 5.6 mm，再冷軋延至 1 mm，中間只退火一次。

已如表 3-5 所列，為 TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片，室溫之機性測試結果。從表

上可看到，TMT3 與 TMT3a 試片之抗拉強度及伸長量較接近，而 TMT3b 因連續之熱軋延及冷軋延，故加工硬化現象較為明顯，伸長量也較低。表 3-7 所列為 TMT3、TMT3a 及 TMT3b 在室溫以上相同的溫度及應變速率下之拉伸結果。從表上可看出，TMT3a 與 TMT3 的拉伸結果是很類似的，在 230 ~ 250 °C 之溫度，並在適當應變速率下，均可得到超過 300% 之伸長量，且隨著溫度的上升，TMT3a 與 TMT3 的伸長量及抗拉強度之變化趨勢都很接近，如圖 3-21 (a) 與 (b) 所示，且從拉伸後之試片外觀可發現，TMT3a 在低溫、中溫及高溫的環境下，均將呈現與 TMT3 相似的結果，如圖 3-22 (a) 及 3-22 (b) 所示；而 TMT3b 試片則呈現很不一樣的結果，在低溫時，並沒有明顯的超塑性，約只有 150% 之伸長量，顯然，如此簡化的過程，並無法發展出有利於低溫超塑性的結構，只有在高溫時（高於 400 °C），伸長量才逐漸提升，如圖 3-23 (a) 及 3-23 (b) 所示，分別為 TMT3b 試片於固定溫度不同應變速率及固定應變速率不同拉伸溫度的條件下，所呈現之拉伸試片外觀，我們可以明顯看出，在低溫及中溫時，試片有明顯之頸縮，只有在高溫時，方呈現均勻之變形。而就如同上兩節所提到的，在這裡也可發現到類似的結果，就是當溫度達 300 °C 時，這三組試片亦得到類似的伸長量（約 150%）及類似的抗拉強度（約 82 MPa）。可見得，5083 鋁合金，在高於 250 °C 時，將呈現不利於低溫超塑性的晶粒結構狀態，在這裡又得到證明；而在高於 400 °C 時，亦可能因溶質拖曳潛變機構之運作，這三組試片亦均能得到 300 ~ 500% 之伸長量。如圖 3-24 所示，為 TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片，在 250 °C 時，應變速率與伸長量的關係，TMT3 及 TMT3a 試片在相似的應變速率範圍下，均能呈現良好之超塑性，而 TMT3b 試片則無明顯之低溫超塑性。

如圖 3-25 所示，為 TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片在相同測試條件下之真實應力應變曲線圖。從圖上可發現 TMT3 與 TMT3a 在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時之變形行為是很類似的，而 TMT3b 則明顯的應變硬化，再次說明 TMT3b 之製程並無法發展出有利於低溫超塑性之結構。

因此，從 TMT3 簡化至 TMT3a 是可行的，並從這三組試片可看出回火的溫度及時

間對 5083 鋁合金的影響，從 30 mm 到 7.5 mm，回火時間可以簡化，但溫度卻是需要控制在 250 °C 以內，過了 7.5 mm，溫度、時間，甚至退火次數還是需要謹慎的控制，以致於材料能發展出有利於超塑性的結構來。

綜觀上述所得結果，經過這六種熱機處理過程之嘗試，發現良好之低溫超塑性範圍，僅局限在 230 °C ~ 250 °C 左右，當溫度高於 270 °C，低溫超塑性將明顯受影響，且在六組試片中，伸長量及抗拉強度隨溫度之變化，幾乎是一致的，而且不管軋延量之多寡以及熱機處理過程之如何簡化，一旦溫度達 300 °C 時，所有試片之伸長量均將降至 150% 左右，且變形行為與 ARA 試片是相似的，如此之結果，明顯說明此時之變形機構是類似的，且似乎不受晶粒尺寸之影響，並更顯示著，300 °C 微結構之變化，將嚴重影響到低溫超塑性。可見，具有低溫超塑性之 5083 鋁合金對溫度之敏感，此發現更顯示出，該合金在進行低溫成形時，對於溫度準確度之要求相對提高許多。而對於該合金而言，需要多少應變量之熱機處理，方能使該合金呈現低溫超塑性，從實驗顯示可知，2.48 之真實應變量（從 12 mm 壓延至 1 mm）已足夠，但須考慮最後軋延厚度，以降低在不同厚度位置之結構差異性。並從 TMT1 及 TMT3a 實驗結果之結合，5083 鋁合金仍有極大的簡化製程發展之空間，如高溫熱軋延至 12 mm，再於中溫軋延至 7.5 mm 或可更低，隨後施與適當次數及適當溫度之退火，並軋延至 1 mm 厚度以下，相信應仍可以得到類似之結果。

3.1.5 綜論熱機處理過程與低溫超塑性之關連

本實驗為達低溫超塑性及簡化製程之目的，故乃嘗試七種不同的熱機處理方式，其中不僅嘗試改變退火溫度及提高軋延量，在低溫超塑性產生後，乃繼續嘗試減少退火次數及退火時間，以達簡化製程之目的。以下數點可作一簡單結論。

(1) 從實驗結果可得知，若忽略最後軋延厚度的影響，隨著軋延量的增加，低溫超塑性

將可提升至更廣且更高速之範圍，如軋延量為 91.67% 之 TMT1，具良好低溫超塑性範圍約只在 $5 \times 10^{-4} \sim 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 之間，伸長量約可維持在 200% 以上，最佳拉伸條件為 250 °C 及 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ，可得 350% 之伸長量；當軋延量提升至 96.67%，即 TMT3，低溫超塑性將提升為 $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 之範圍，伸長量均約可維持 250% 以上，而最佳拉伸條件為 230 °C 及 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，可得 511% 之伸長量；而當 TMT4 之軋延量提升至 98.33% 時，更是可以發現，在 250 °C 時，低溫超塑性更是明顯朝向高應變速率發展，而具良好低溫超塑性範圍為 $5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，且伸長量幾乎都可達 300% 以上。

- (2) 而當達到低溫超塑性之目的後，乃繼續往製程之簡化而努力。由 TMT3 所得拉伸數據，可發現 5083 鋁合金在低於 250 °C 之溫度，其微結構是很穩定的，並不會有明顯之晶粒成長現象，因此，TMT3a 乃嘗試簡化 30 ~ 7.5 mm 之熱機處理，其中只在 250 °C 退火 5 分鐘，之後的步驟與 TMT3 相同。從拉伸實驗結果顯示，這樣的製程對於低溫超塑性並不會有明顯之影響，也就是得到與 TMT3 相似之結果，在 250 °C 及 $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 均可得到 250% 以上之伸長量；而 TMT3b 乃嘗試更簡化之製程，其中將 30 mm 之厚板直接熱軋延至 5.6 mm，然後再冷軋延至 1.0 mm，其中只退火一次。然而，這樣的製程，並無法得到低溫超塑性，並在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，僅得到 140% 之伸長量。

因此，從上述七種製程所得之拉伸結果可發現，5083 鋁合金在提高軋延量後，很明顯的已朝向低溫高速超塑性發展，而在製程之改善方面，除了在中溫軋延是必須的條件外，退火溫度及次數之是可以調整的。而經過熱機處理後，所顯出之低溫超塑性，其當時之變形機構將是值得去探討之課題，尤其 5083 鋁合金乃屬一 Class I 固溶合金，一般學者認為，其在高溫超塑性時（約 450 ~ 550 °C），變形機構為溶質拖曳潛變，因此，具低溫超塑性之 5083 鋁合金，其低溫及高溫之變形機構確實為何，將在第四章探討之。

3.2 拉伸試片的截面積縮減率

TMT3 試片在低溫拉伸過程中，分別在不同的伸長量，停止拉伸，並將試片取出，以觀察試片是否均勻變形以及截面積的縮減率。在 250 °C 與 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別取樣於 10%、20%、42%、108%、153% 及 216% 等六個試片，此六個試片取樣即標在圖 3-3 中之應力應變曲線上，並量取每個試片標距部分的寬度、厚度及截面積變化，其相對真實應變量及所截取局部最大應變位置之真實應變量，如表 3-8 所示。如圖 3-26 所示，我們可以看到試片經過不同的應變量後，其厚度、寬度及截面積隨位置而變化的情形。而大約在伸長量約為 150% 左右時，會開始產生較明顯的局部頸縮，從拉伸之試片外觀，亦可觀察到，當拉伸至約 150% 時，試片將產生明顯局部之頸縮，如圖 3-27 所示。

另外，我們也利用寬度縮減率 (R_W) 與厚度縮減率 (R_T) 的比值來描述試片變形的均勻程度，即一般塑性變形文獻定義之塑性異向性 R 值 (plastic anisotropic R ratio, $R = R_W/R_T$)。而 $R_W = (W_f - W_o)/W_o$ ， $R_T = (T_f - T_o)/T_o$ ，其中 W_o 及 T_o 為起始寬度與厚度； W_f 及 T_f 為當時寬度與厚度 [22]。如果晶粒結構逐漸趨向於等軸且均勻，則 R_W/R_T 會逐漸穩定於一個值，最後會趨近於 0.8 ~ 1 左右。如圖 3-28 (a) 所示，為 R_W/R_T 對標距位置所作的圖，而圖 3-28 (b) 顯示 R_W/R_T 隨著試片標距中測量點之局部應變 (local strain, e') 的增加而逐漸上升，大約在 $e' = 1.31$ 時，即試片總體拉伸量 153% 時，R 值已趨近於 0.8，此意表著材料變形已相當等軸均勻化，因此，雖然出現局部之頸縮，但由於微結構之變化，頸縮並未繼續在原處惡化，乃向兩端擴展開來，而得到不錯之伸長量。

3.3 顯微結構的變化

3.3.1 析出物

將 TMT3 試片分別置於 250 °C、300 °C、400 °C 作退火一小時，以及在 500 °C、550 °C 及 570 °C 作固溶處理 1 小時後，淬火，並作 TEM 觀察。在 250 °C 之試片，從 EDS

之分析，可發現 Al-Mg 之析出物，如圖 3-29 所示，根據 Al-Mg 二元相圖 [92]，Mg 在 Al 的溶解度約為 4.4 wt%，而 5083 鋁合金含鎂量約 4.5 wt%，故此時之 Al-Mg 析出物應為 β 相 (Al_8Mg_5)，其大小約為 0.3 μm ，而隨著溫度的上升，Mg 在 Al 的溶解度逐漸增加，在 300 °C 時，鎂在鋁的溶解度約為 6.4 wt%，故此時的鎂將溶入鋁的母材中。而另一明顯之析出物為 Al-Mn 之組成，由於錳 5083 Al 中所佔比例約為 0.7 wt%，而根據 Al-Mn 之二元相圖 [93]，約在 600 °C 時，錳在鋁的溶解度尚不到 1 wt%，故在所有偵測溫度中，均將發現 Al-Mn 之析出物，其組成為 Al_6Mn ，且不管退火或固溶處理溫度為何，其大小幾乎很固定，約 0.1 到 0.3 μm 左右，如圖 3-30 所示，即使材料以升溫至 550 °C， Al_6Mn 之大小及顆粒間距依然無明顯之變化，而其顆粒的間距約為 0.3 到 1 μm 。 Al_8Mg_5 及 Al_6Mn 對於晶粒結構的穩定，在某一溫度下有其功用，但超過該溫度， Al_8Mg_5 將溶入母材中，特別是在 300 °C 時，鎂的溶解度已超過 5083 鋁合金含鎂量，故 β 相將完全消失，而 Al_6Mn 亦無法有效抑制晶粒的成長。從 270 °C 之拉伸測試數據可看出，低溫超塑性受溫度之影響已趨於明顯，特別是慢速拉伸時。因此，當溫度高於 250 °C 時， Al_8Mg_5 及 Al_6Mn 對於晶粒結構之穩定作用將逐漸消失。

3.3.2 超塑拉伸前的微組織變化

從光學顯微鏡的觀察可得知 AR 試片的晶粒尺寸為 500x80x8 μm ，為明顯的熱軋延結構，如圖 3-1 (a) ~ 3-1 (c)，並有部分之再結晶晶粒，在粗大晶粒之晶界形成，而 AR 材料再於 500 °C 做 1 小時的固溶處理後，ARA 試片之晶粒尺寸以 2D 線性截距 (linear intercept) 分別在三截面測量之，所量得知晶粒尺寸約為 32x25x20 μm 左右，如圖 3-31 (a) ~ 3-31 (c) 所示，晶粒結構雖較清楚，但晶粒尺寸明顯大小不均勻，且沿著厚度方向觀察，仍為扁平狀之晶粒，並非等軸晶粒，較不利於晶界滑移，如此之晶界結構很可能是造成高溫延展性不佳之主要因素。經過 TMT3 處理後，沿著軋延平面做 TEM 觀察，晶粒結構呈現出次晶粒結構，次晶粒尺寸平均約為 0.3 到 1 μm 左右，如圖 3-32 (a) 所示。

在做電子繞射圖之檢測時，在相同的倍率下，選用相同的選區孔徑 (selected area aperture)，即約 10 μm 直徑大小之區域。從繞射圖上可看出，試片平面的法線方向 (specimen normal direction) 大致上是靠近 [110] 與 [112] 之間，另外也有一些 [100]、[113] 或 [123] 方向，對此 10 μm 直徑之區域，相鄰兩晶粒或次晶粒的總取向差異常常最多是 10 度左右，如圖 3-32 (b)-(d)。

將 TMT3 試片加熱至 250 $^{\circ}\text{C}$ (花了約 50 分鐘)，則晶粒結構呈現較清楚的輪廓，晶粒尺寸約為 0.5 μm ，如圖 3-33 (a) 所示，因此，當拉伸試驗開始時，此時的晶粒結構尚屬於小角度的次晶粒結構；另外，將 TMT3 試片同樣加熱至 250 $^{\circ}\text{C}$ ，然後再分別維持 10、20、30、40、50 及 60 分鐘，以觀察靜態退火對晶粒結構的影響。隨著靜置時間的增長，晶粒結構逐漸轉換為較清楚的結構及晶界，晶粒亦逐漸成長，但經過 60 分鐘的靜置後，平均晶粒尺寸仍低於 2.0 μm ，如圖 3-33 (b)-(g) 所示，分別為經過 10 ~ 60 分鐘的靜置後之顯微組織及繞射圖，而此時之晶粒應是趨近於等軸晶粒，其晶粒尺寸以 3D 線性截距法來表示，分別為 0.65、0.75、0.75、0.95、1.55 及 1.7 μm ，如此顯示著，該材料於 250 $^{\circ}\text{C}$ ，在未施任何荷重的情況下，晶粒結構可以說是相當穩定的，圖 3-34 為晶粒尺寸隨著靜置時間而變化的情形。而隨著升溫至 250 $^{\circ}\text{C}$ 及靜置時間的增長，雖然晶粒結構逐漸清晰，且晶界也越來越明顯，然而試片法線方向仍然趨近於 [110] 方向，且晶粒取向差異也沒有多大的改變，如此顯示著，在靜置退火時的回復過程中，雖然次晶粒與晶界結構逐漸轉變為較清晰、較完整的結構，但主要晶粒取向並沒有明顯的改變。

從上述看來，5083 鋁合金若在適當的溫度，如 250 $^{\circ}\text{C}$ ，及未施應力情況下，其晶粒結構似乎對時間不是很敏感。然而，該合金對溫度卻是相當的敏感。TMT3 試片同樣的花了約 50 分鐘升溫至 270、300、350、400、450、500 及 550 $^{\circ}\text{C}$ ，並利用 OM 來觀察其靜態狀況下之微結構。當升溫至 270 $^{\circ}\text{C}$ 時，晶粒結構仍屬於次晶粒結構，故腐蝕液無法將次晶界顯明出來，如圖 3-35 (a) ~ 3-35 (c) 所示，分別為軋延面、橫截面及縱截面之 OM 照片，並以 2D 線性截距方法來測量其晶粒尺寸，在軋延面上發現少數之再

結晶晶粒，約 $3\ \mu\text{m}$ 左右，若沿著厚度方向觀察，明顯為軋延結構，且在厚度中心處，偶而可發現有較粗大之帶狀晶粒，如此更是說明壓延試片之表面與中心位置，將呈現不同之微結構，可見得，當軋延厚度為 $2\ \text{mm}$ 時，試片表面與中心位置之差異性將更大因此。而當溫度升至 $300\ ^\circ\text{C}$ 時，晶界結構將更為清晰，如圖 3-36 (a) ~ 3-36 (c) 所示，但乃呈現應變之帶狀晶粒結構，其尺寸約為 $8\times 7\times 4\ \mu\text{m}$ ，且可發現細小之再結晶晶粒，約為 $3\ \mu\text{m}$ 左右。隨著溫度上升至 350 、 400 、 450 、 500 及 $550\ ^\circ\text{C}$ ，晶粒結構逐漸轉為等軸之晶粒，且細小之再結晶晶粒亦逐漸成長，並再結晶將逐漸取代原應變帶狀之區域，如圖 3-37、3-38、3-39、3-40 及 3-41 所示，分別為 350 、 400 、 450 、 500 及 $550\ ^\circ\text{C}$ 之照片，從照片上量測各溫度之平均晶粒尺寸，分別約為 $7.5\times 7\times 5\ \mu\text{m}$ 、 $8.1\times 7.1\times 5.5\ \mu\text{m}$ 、 $9.6\times 7.7\times 6.5\ \mu\text{m}$ 、 $8.7\times 7.8\times 6\ \mu\text{m}$ 、 $11.1\times 10\times 7.8\ \mu\text{m}$ ，若將各溫度之平均晶粒尺寸轉換為有效平均晶粒尺寸 (equivalent average grain size, d_{ave})，即在三截面分別所量取之尺寸相乘後，再開立方根而得之值，則 $300 \sim 550\ ^\circ\text{C}$ 之有效平均晶粒尺寸分別為 6.0 、 6.4 、 6.8 、 7.8 、 7.4 、 $9.5\ \mu\text{m}$ ，如圖 3-42 所示，乃 TMT3 試片之有效平均晶粒尺寸所受溫度影響之情況，當溫度高於 $270\ ^\circ\text{C}$ 時，晶粒明顯成長迅速，但隨後溫度之提高，晶粒成長趨於和緩，此乃由於試片經熱機處理後，整個試片之微結構可說是相當的均勻，隨著溫度之提高，再結晶及晶粒成長之發生，最後乃呈現小且等軸之穩定晶粒結構，明顯有別於 ARA 試片之結構。而從拉伸測試數據顯示，在 $250\ ^\circ\text{C}$ 及 $1\times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ 時，可得 443% 的伸長量，但升溫至 $270\ ^\circ\text{C}$ 時，在同樣應變速率下，伸長量降為 232%，在 $300\ ^\circ\text{C}$ 時，更是降至 153%，可見得，升溫至 $270\ ^\circ\text{C}$ 或 $300\ ^\circ\text{C}$ 時，靜態再結晶的發生，將對 5083 鋁合金低溫超塑性造成嚴重之影響，由於在 $270\ ^\circ\text{C}$ 或 $300\ ^\circ\text{C}$ 時，再結晶才逐漸發生，故晶粒尺寸不均勻，此時的結構，是與 ARA 試片類似的，只是晶粒尺寸差異較小，但同樣已對低溫超塑性造成明顯影響，而隨著溫度之上升，晶粒結構逐漸轉為小且等軸之穩定晶粒結構，且又在更高之高溫，故是有利於晶界滑移之進行。

3.3.3 超塑拉伸後的微結構變化

將 TMT3 試片，於 $250\ ^\circ\text{C}$ 與 $1\times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ 的條件下，分別拉伸至 10% (真實應變約等

於 0.1)、20% (真實應變約等於 0.2)、42% (真實應變量約等於 0.4)、108% (真實應變約等於 0.7)、153% (真實應變約等於 0.9) 及 216% (真實應變約等於 1.2) 後，停止拉伸並取出試片做軋延面之 TEM 觀察，試片取樣位置為局部最大真實應變 (e') 的位置，分別是 0.1、0.25、0.42、0.97、1.31 以及 2.21，如表 3-8 所列之對照。隨著應變量的增加，晶粒結構與晶粒取向也隨著改變。拉伸起始的晶粒結構如圖 3-33 (a) 所示，晶粒尺寸約 $0.5 \mu\text{m}$ ，而拉伸至 10% ($e' \sim 0.1$) 後，晶粒則成長至約 $0.9 \mu\text{m}$ ，如圖 3-43 (a) 所示；當拉伸至 20% ($e' \sim 0.25$) 後，晶粒則成長至約 $1.4 \mu\text{m}$ ，如圖 3-43 (b) 所示；拉伸至 108% ($e' \sim 0.97$) 後，晶粒成長至 $1.8 \mu\text{m}$ ，如圖 3-43 (c) 所示；而拉伸至 153% ($e' \sim 1.31$) 後，則晶粒成長至約 $2 \mu\text{m}$ ，如圖 3-43 (d) 所示；又如圖 3-43 (e) 所示，拉伸至 216% ($e' \sim 2.21$) 後，晶粒成長至約 $2.5 \mu\text{m}$ 。從圖 3-43 (a) 與 (b) 中可看出在晶粒內部有明顯的差排活動的痕跡，且差排密度也很高，如此顯示著在應變起始 ($e' = 0 \sim 0.3$) 時，材料的變形與差排的活動有著密切的關係。而當 e' 等於或超過 0.97 時，晶粒內部的差排密度明顯減少許多，因此也意味著，當拉伸試驗進行到該階段時，晶界滑移將成為主要的變形機構。當拉伸至 216% 後，晶粒已呈現穩定的結構狀態，晶粒內的差排更是很少了。圖 3-44 (a) 為晶粒尺寸與局部真實應變的關係，圖 3-44 (b) 為晶粒尺寸與拉伸時間的關係圖，其圖也比較，晶粒尺寸在 250°C 靜態退火與動態拉伸時之相對關係。因此，在 250°C 與 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸至 216% 的伸長量，大約需花 20 分鐘的時間，晶粒尺寸約為 $2.5 \mu\text{m}$ ，因此我們將與在 250°C 靜置 20 分鐘的試片 (晶粒尺寸約 $0.75 \mu\text{m}$) 做比較，很明顯的可以看到，在拉伸過程中，動態晶粒成長的速率比靜態晶粒成長還來得快。

隨著伸長量的增加，晶粒取向也逐漸的改變。從繞射圖來看，當局部真實應變約等於 0.1 時，很明顯的，從原本的 [110] 及 [112] 織構組織 (如圖 3-33 (a) 所示) 轉換成較散亂分布的晶粒取向 (如圖 3-43 (c) 所示)，當局部真實應變達 0.97 時，原始的織構組織已很難再看到。

另外，在局部真實應變 (e') 等於 1.31 及 2.21 的試片裡，發現到有微裂孔 (micro-cavitation) 的存在，尤其是在晶界或晶粒的三接點 (grain triple point)。而這些微

裂孔的長度大多為 0.5 到 1.5 μm 左右，當這些微裂孔串聯在一起後，將導致試片斷裂。

3.4 織構組織與晶界性質的變化

通常鋁合金在經過軋延或熱機處理後，會出現 β -fiber 的織構組織 [94]，也就是從 α -Brass $\{110\}\langle 112\rangle$ 織構延伸至 S $\{123\}\langle 634\rangle$ ，然後再延伸至 Copper $\{112\}\langle 111\rangle$ ，如圖 1-9 所示，只是可能會因為軋延條件的不同而呈現出不同強弱的織構分佈，如軋延溫度、軋延量以及最後的厚度。而在拉伸過程中，織構的變化亦將顯示出材料在應力及溫度之作用下，其變形機構為何及運作狀況。因此，透過 EBSD 的分析，將可得到不同熱機處理條件下所呈現的晶界角度分佈趨勢以及共位晶界之分佈，如圖 3-45 (a)-(b) 所示，為實驗所得晶界角度分佈趨勢及共位晶界之分佈圖例。由於經過熱機處理後之試片，礙於空間解析度之有限，故選取多次不同區域來做分析，並將所得幾次實驗數據加以平均。

舉例透過 TMT1 之 EBSD 實驗來說明 β -fiber 之存在以及數據處理之過程。在同一塊 TMT1 試片上，乃選取十個不同區域大小且不連續之位置，來作 EBSD 分析，並以 A ~ J 來作區分。實驗所採用的 pixel size 為 406 nm，而分析面積約為 $8\ \mu\text{m} \times 6\ \mu\text{m} \sim 24\ \mu\text{m} \times 24\ \mu\text{m}$ ，因此，若累積十次的分析數據，即大約可得到 $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$ 之分析總面積。

如圖 3-46 所示，為這十組實驗所得之極圖結果，(a) ~ (g) 之極圖所選取之分析面積較小，而(h) ~ (j) 之極圖所選取的面積較大，因此，當選取較小之面積時，隨著選取位置的不同，分別可得到 Copper type R type (以 $\{123\}\langle 412\rangle$ 來表示，並與 S type texture 很接近) 以及 Brass type 之織構組織，而當所選取的面積增加時，則可同時發現這三種織構組織之存在，即 β -fiber。同樣的，從試片法線方向之反極圖也可觀察到類似之結果，如圖 3-47 所示，當分析區域較小時，試片法線方向分別集中在 $[112]$ 、 $[123]$ 及 $[110]$ ，

而當分析區域增加時，則呈現出 [112]、[123]、[110] 之連續帶狀分佈。不過，從極圖上似乎很難去明確的讀出每一特定織構之強度，因為 β -fiber 乃由多個連續之織構所組成，故在 fiber 上之織構容易有重疊之現象，因此，較難直接從極圖上得到織構強度，而只能得一大約之強度。

而從 EBSD 的實驗上，可獲得另一重要數據，即為晶界角度分佈趨勢。一般文獻上將晶界區分為低角度 (low angle boundary, LAB) 與高角度 (high angle boundary, HAB) 兩種 [76,81]，但其區分晶界的角度並沒有一致的定義，有時是以 10° 來分，有時則是以 15° 或 18° 來區分 [77,82,95]。而本實驗則將晶界分為三種，分別是將 0° 到 10° 定義為低角度晶界， 10° 到 30° 之間為中間角度晶界 (medium angle grain boundaries, MAB)，而 30° 以上則定義為高角度晶界。如此之區分，乃因熱機處理後，試片有時會呈現 bimodal distribution，此時 MAB 會很低，故可以用 MAB 之量來評估 bimodal distribution 之嚴重性。如為完全散亂之晶界分佈，則會如圖 3-48 所示，此時，LAB、MAB 及 HAB 所佔比例分別為 2%、19% 及 79% [96]。如圖 3-49 (a) 所示，為 TMT1 試片十組不同區域分析所得之結果，可看出，雖是在同一塊試片上，但所得晶界角度分佈之數據卻為分散之狀態，，特別是在低角度及高角度晶界，而中間角度晶界較無明顯之高低落差，故在做統計時，將所得十組數據加以平均，並依下列式子來計算。

$$LAB_{Ave.} \% = \frac{\sum LAB_n \% \times Ngb_n \times A_n}{\sum Ngb_n} \times 100\% \quad (3-1)$$

$$MAB_{Ave.} \% = \frac{\sum MAB_n \% \times Ngb_n \times A_n}{\sum Ngb_n} \times 100\% \quad (3-2)$$

$$HAB_{Ave.} \% = \frac{\sum HAB_n \% \times Ngb_n \times A_n}{\sum Ngb_n} \times 100\% \quad (3-3)$$

Ngb 為每一分析所區域測得晶界總數目； A 乃因使用不同 pixel size 所產生一修飾因子，

如使用 pixel size 為 406 nm 與 203 nm，在平均數據時，應基於相同之 pixel size，而 406 nm 之 pixel size 每偵測一點，203 nm 之 pixel size 需偵測兩點，故在平均時，假設 406 nm 被分成兩點時，兩點所得數據差異很小，因此，將晶界總數乘上 2 倍。而對於所得有關共位晶界之數據，如圖 3-49 (b) 所示，大致上是維持在平均值左右，同樣依上述類似之方法將十組數據加以平均。在探討共位晶界所佔比例之意義時，由於共位晶界乃屬於中高角度晶界之一部分，且會隨著中高角度比例之增減而變化，故考慮共位晶界在中高角度晶界中所佔比例，即 $\frac{\Sigma}{(MAB + HAB)}$ ，似乎較有其物理意義。

3.4.1 熱機處理條件對織構組織與晶界性質的影響

從 EBSD 的結果來看，AR 試片再經過 500 °C 一小時的退火後，即 ARA 試片中，如圖 3-50 所示，織構組織較弱或不明顯，但當試片經過熱機處理後，將呈現明顯的織構。因此，透過各種可變化之熱機處理因素來分析織構組織與晶界性質所受到之影響。

3.4.1.1 冷加工與溫加工所產生之影響

TMT2 與 TMT2a 在製程上其差異，主要在 TMT2a 的回火次數大大減少，除此之外，TMT2 乃是溫軋延，而 TMT2a 大部分的軋延過程均是在常溫下進行冷軋延。雖然，回火溫度在 320 °C，似乎是偏高，但由於次數少且時間短，且其目的主要是避免試片的龜裂以及幫助壓延順利之進行，故在此忽略其影響。因此，可從兩者之比較，來探討加工溫度對晶界性質之影響及與低溫超塑性之關連。而兩製程之最後厚度均為 2 mm。

從幾次分析所得之極圖可看出，不管是冷軋延或溫軋延，均可分別發現 Copper texture、R-type texture 以及 Brass texture 之存在，也就是產生 β -fiber texture，如圖 3-51 所示，而除了發現這三種織構以外，並無發現其它明顯織構。至於織構強度方面，雖無法明確指出個別之強度，但大致上，兩者之 β -fiber texture 強度均約為 20 ~ 30x。

如表 3-9 所示，為 TMT2 與 TMT2a 之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例。從表上可發現，經冷軋延後所得之低角度晶界 (36.3%) 會高於溫軋延之試片 (26.9%)；相反

的，冷軋延後高角度晶界 (56.7%) 則比溫軋延之試片 (63.6%) 低。顯然，溫軋延將有助於提高高角度晶界之比例，而兩者之晶界角度分佈趨勢均明顯呈現所謂的 bimodal 分佈，如圖 3-52。另外冷軋延與溫軋延之共位晶界在中高角度晶界中所佔之比例分別約為 17.1% 及 18.7%，這樣的結果是很接近的；而與雙晶有關之晶界，即 $\theta = 3^\circ$ 之晶界，兩組試片均約佔總共位晶界的一半分量，而在中高角度晶界中，兩組試片分別約佔了 9.7% 及 9.1%。由此可發現，軋延溫度對共位晶界似乎影響不大。

3.4.1.2 相同熱機處理中不同軋延量所產生之影響

TMT1、TMT2、TMT3 以及 TMT4，均在相同的熱機處理條件下進行，只是軋延延量不同，而這四組試片之最後壓延厚度分別為 1 mm、2 mm、1 mm 以及 0.5 mm。而藉由這四組試片之比較，來探討壓延量對低溫超塑性材料中，微結構與晶界演化之影響。

經過熱機處理後，透過 EBSD 幾次的分析，這四組試片均發現典型的 β -fiber texture，如圖 3-46、3-51 (a)、3-54 (a) 及 3-55 (a) 所示，而織構之平均強度，大致上會隨著軋延量之增加而逐漸下降，TMT1 織構強度約為 25 ~ 35x，TMT2 約為 20 ~ 30x，TMT3 約為 15 ~ 25x，而 TMT4 則約為 10 ~ 15x。同樣的，在反極圖上，亦可發現同樣的結果，如圖 3-47、3-51 (b)、3-54 (b) 及 3-55 (b) 所示。

從表 3-10 可發現，當軋延量增加時，低角度晶界所佔比例逐漸降低，約從 28.3% 降至約 16.6%，相反的，高角度晶界所佔比例則是越來越高，約從 61.3% 增加至 70.9%，並且原本為 bimodal 之晶界解度分佈趨勢逐漸轉換為散亂分佈，如圖 3-56 所示，因此，隨著高角度晶界所佔比例之增加，將使晶界滑移之運作更多，使得低溫超塑性質亦被提升至更廣及更高之應變速率範圍。而隨著軋延量的增加，共位晶界及 $\theta = 3^\circ$ 之晶界在中高角度晶界中所佔比例並無明顯之變化，平均約 18.0% 及 9.0%，另外，這四組試片中， $\theta = 3^\circ$ 之晶界平均亦佔總共位晶界約一半之比例。

3.4.1.3 不同熱機處理過程之影響

為了簡化繁雜之 TMT3 製程，故乃分別研製出 TMT3a 及 TMT3b 之製程，而三組試片之最後厚度均為 1 mm。經過 TMT3a 之製程後，其纖構組織主要依然為 β -fiber texture，平均強度約為 15 ~ 25x；而經連續熱軋延及冷軋延之 TMT3b 試片，雖亦呈現 β -fiber texture，但強度明顯增強許多，約為 15 ~ 40x，如圖 3-57 (a) 及 3-58 (a) 所示。同樣的，在反極圖上，亦可發現 β -fiber texture 之存在，如圖 3-57 (b) 及 3-58 (b) 所示。

另外，在晶界角度分佈方面之比較，如表 3-11 所示，TMT3a 試片所得之結果，是與 TMT3 試片相類似的，其低角度晶界所佔比例約為 29.1%，高角度晶界所佔比例約為 61.7%，此結果相對於 TMT3 試片之低角度晶界 (27.8%) 及高角度晶界 (63.3%) 所佔比例是很接近的；而 TMT3b 試片則呈現不同之結果，其低角度晶界所佔比例約為 43.4%，明顯比 TMT3 及 TMT3a 高得許多，相對的，其高角度晶界所佔比例 (50.5%)，則比 TMT3 及 TMT3a 低，因此，從實驗上可以發現，TMT3 與 TMT3a 試片之低溫超塑拉伸結果是很類似的，而含高比例低角度晶界之 TMT3b 試片，其低溫超塑性則明顯差了許多。在共位晶界方面，TMT3a 試片其共位晶界及 $\Sigma=3^n$ 之晶界在中高角度晶界中所佔比例亦與 TMT3 試片相類似，所得之值約為 18.5% 及 8.3%，並且 $\Sigma=3^n$ 之晶界亦佔總共位晶界一半左右之比例；而 TMT3b 試片之共位晶界及 $\Sigma=3^n$ 之晶界在中高角度晶界中所佔比例約為 18.7% 及 11.3%，其共位晶界所佔比例乃與 TMT3 試片接近，而 $\Sigma=3^n$ 之晶界則稍有偏高之趨勢。

因此，在經過不同溫度與不同軋延量之熱機處理後，纖構強度與晶界角度之分佈明顯會因軋延溫度、軋延量而產生變化，溫軋延及提高軋延量將降低纖構強度，並有助於提高高角度晶界之比例；而在簡化製程之 TMT3a 試片，纖構強度及晶界角度分佈與 TMT3 試片相類似，但經連續熱軋延及冷軋延之 TMT3b 則呈現高強度之纖構及高比例之低角度晶界。而在這七種不同熱機處理過程中，我們發現，其對共位晶界及 $\Sigma=3^n$ 之晶界在中高角度所佔比例，並沒有明顯之影響，而 $\Sigma=3^n$ 之晶界佔總共位晶界大約一半之比例。

3.4.2 恆溫靜置退火過程中織構組織及晶粒取向的變化

為探討恆溫靜置對 TMT3 試片低溫超塑性之影響，故將其放置在萬能試驗機之高溫爐中，加熱至 250 °C，並分別維持 0 ~ 60 分鐘，在恆溫靜置過程中，乃盡量避免溫度之擾動，以增加數據之準確性。為避免恆溫靜置時間太過接近所導致分析數據的誤差，故僅將未加熱之 TMT3 試片、剛升溫至 250 °C 之試片、恆溫靜置 30 分鐘及 60 分鐘之織構相關數據來作分析比較。

如圖 3-54 (a) 及 3-59 (a)-(c) 所示，TMT3 原本之織構組織為 β -fiber texture，升溫後，則較集中於 Brass texture，且強度明顯增加為 30x 左右，此表示其微組織有更明確清晰之趨勢，此與 TEM 結果相符合，如圖 3-32 (a) 與圖 3-33 (a) 之比較。而隨著恆溫時間的延長，織構組織依然較集中於 Brass texture，而強度則逐漸的下降，當加熱至 60 分鐘時，Brass texture 之強度降為 15x 左右。顯然，恆溫靜置並不會明顯大幅改變織構組織，而從反極圖上，亦可得到類似的結果，如圖 3-54 (b) 及 3-60 (a)-(c) 所示。且配合 TEM 之繞射觀察，如圖 3-33 (b) ~ (g)，結果也是很一致的。

如表 3-12 所示，當 TMT3 試片剛升溫至 250 °C 時，由於升溫過程中之回復及部分再結晶，使得低角度晶界所佔比例明顯增加許多。而隨著恆溫靜置之進行，並因再結晶及晶粒成長的發生，低角度晶界所佔比例逐漸下降，如圖 3-61 所示。配合 TEM 照片之觀察，熱機處理後之試片，此時之晶界不明顯，如圖 3-32 (a)，乃為 diffused 之狀態，當升溫至 250 °C 時，則呈現大量之低角度晶界，如圖 3-33 (a)，因此是與 EBSD 之結果是相符合的；隨著恆溫時間之延長，再結晶及晶粒之成長，使得晶界更趨於明顯，並較為高角度晶界，這樣的結果也是與 EBSD 相符合的，因此，在本實驗中，EBSD 之實驗數據，算是相當合理正確的。而在溫度及時間的作用下，共位晶界在中高角度晶界中所佔之比例略高於未加熱之試片，但不是相差很多，因此，在靜置退火的條件下，晶界較容易傾向於形成共位晶界。另外，雖有溫度及時間變數之加入， $\theta = 3^\circ$ 之晶界在總共

位晶界中依然佔了將近一半之比例，而在中高角度晶界中所佔比例，亦是維持在 8 ~ 9% 左右。

3.4.3 拉伸過程中織構組織及晶粒方位的變化

從上一節我們可以發現，TMT3 經升溫至 250 °C 後，甚至維持恆溫在 250 °C，其晶粒取向並不會有明顯之變化，即依然呈現著明顯之織構組織。然而，隨著拉伸的進行，晶粒取向由於晶界滑移將逐漸呈現越來越散亂的分佈，此意味著織構組織將逐漸的消失。如圖 3-62 所示，為 TMT3 試片在 250 °C 與 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的測試條件下，分別拉伸至 10% ($e' \sim 0.1$)、20% ($e' \sim 0.25$)、42% ($e' \sim 0.42$)、108% ($e' \sim 0.97$)、153% ($e' \sim 1.31$) 以及 216% ($e' \sim 2.21$) 後，再由 EBSD 分析所得之極圖，當 TMT3 升溫至 250 °C 時，仍呈現出明顯之織構，但隨著伸長量之增加，織構強度因晶界滑移而逐漸降低，約從 $10x$ 降至 $3x$ 。而這樣的結果，亦可從反極圖得到證明，如圖 3-63 所示，當試片拉伸至 153% 時，可以發現到晶粒取向已接近於均勻之分佈。

如圖 3-64 所示，為剛熱機處理後、升溫至 250 °C 及不同拉伸量之晶界角度分佈趨勢。剛熱機處理後之試片升溫至 250 °C 時，低角度晶界先從 27.8% 躍升至 49.1%，此現象顯示著一些 diffused 差排組織，在升溫過程中轉換為低角度晶界，且整個微組織變得更清晰 (sharp)，而隨著伸長量的增加，低角度晶界所佔比例則逐漸降低，當拉伸量達 216% 時，低角度晶界將降至約 6.9% 左右。且原本 bimodal 之晶界角度分佈逐漸轉為散亂分佈，理想的散亂分佈，乃低角度晶界、中間角度晶界及高角度晶界分別佔了 2%、19% 及 79% [96]，因此，當伸長量達 216% 時，其晶界角度分佈已趨近於散亂分佈，三種角度晶界所佔比例分別為 6.9%、15.7% 及 77.4%，如表 3-13 所示。

在共位晶界分析方面，剛熱機處理後之試片升溫至 250 °C 時，其共位晶界在中高角度晶界中所佔比例將由 17.3% 升至 21.8%，但隨著拉伸之進行，共位晶界在中高角度

中所佔比例將逐漸降低，當拉伸量達 216%時，其所佔比例將降至約 12.2%；而 $\theta = 3^\circ$ 之晶界在中高角度中所佔比例，從熱機處理後，在升溫至 250 °C，並進行拉伸，其所佔比例之變化，乃從 8.3% 升至 14.5%，在逐漸下降，當拉伸量達 216%時，則其所佔比例降為約 5.3%，也就是說，不易進行晶界滑移之共位晶界，其所佔份量逐漸減少，此意味著，在拉伸過程中，原為低角度之晶界將轉為有利於進行晶界滑移之晶界，而非形成共位晶界，故在中高角度晶界中，將有更高比例之晶界可以進行晶界滑移。而 $\theta = 3^\circ$ 之晶界在總共位晶界中所佔比例，依然約佔了一半左右，隨著應變量之增加，並未發現其變化之趨勢。

因此，透過 EBSD 之分析，將使我們可以更明白，對於熱機處理條件的改變、在適當溫度不同程度的退火以及拉伸過程，所造成對材料微結構、晶界性質及織構組織之影響。而從分析結果可發現：

- (1) 在適當溫度條件下進行熱機處理，將使 β -fiber texture 之強度下降，並提高中高角度晶界之比例，而隨著軋延量之增加，織構之強度將逐漸下降，且中高角度晶界所佔比例亦將逐漸提高。
- (2) 在 250 °C 恆溫靜態退火的影響下，並不會明顯改變熱機處理後之織構，但由於回復、再結晶及晶粒成長，織構強度及晶界角度分佈將隨時間之延長而變化。
- (3) 隨著拉伸之進行，織構的強度將逐漸下降，晶界角度分佈將逐漸呈現散亂之分佈。
- (4) 熱機處理條件的改變，對共位晶界及 $\theta = 3^\circ$ 之晶界的影響，並不明顯，其主要是受到靜置退火及拉伸之進行而改變。

3.4.4 探討合併加工應變量與拉伸應變量對晶界性質之影響

考慮 3.4.1.2 節所提到，隨著加工應變量之提高，晶界角度分佈將趨近於散亂分佈，

而由於 TMT3 之熱機處理溫度與拉伸測試溫度接近，故我們乃嘗試將熱機處理所累積之應變加上拉伸應變，來觀察該材料之晶界角度分佈隨應變量之增加而變化之整個趨勢。如圖 3-65 所示，因此，當軋延量加上拉伸應變量累積達 5.6 時，晶界角度分佈將趨近於散亂分佈。而這樣的結果也常在其它材料上發現，通常使用等徑轉角擠型累積高應變量而達晶界角度散亂分佈之目的 [97,98]。而對於共位晶界變化之趨勢，同樣，我們也是嘗試將軋延量及拉伸應變量一起併入來探討。如表 3-13 所示，可發現，當所考慮之應變量範圍增加時，隨著應變量之增加，共位晶界在中高角度中所佔之比例，會逐漸的降低，約從 TMT1 之 17.4% 降至約 12.3% (拉伸至 216%)，同樣的， $\theta = 3^\circ$ 之晶界在中高角度中所佔比例，約從 TMT1 之 9.2% 降至約 5.3% (拉伸至 216%)。

第四章 數據分析

4.1 彈性係數對溫度效應

對於一多晶純鋁而言，彈性係數會隨溫度而有特別之變化，如圖 4-1 所示，當溫度

高於 400 °C 以上時，曲線將不再是線性行為，此乃因晶界之鬆弛效應 (grain boundary relaxation effect) 所致 [99]。因此，在此溫度以下，多晶材料與單晶材料均是線性關係，但在此臨界溫度以上時，多晶材料將失去線性關係，隨著溫度的升高，彈性係數將快速的遞減。因此，在分析高溫之變形機構時，需要導入正確的彈性係數值來修正應力值。

從物理上的觀點而言，彈性係數乃與原子間的鍵結有關，而晶界是原子鍵結較弱或較亂的地方，且在熔點溫度附近時，液相會在晶界產生，因而降低彈性係數值。然而上述兩種因晶界所造成彈性係數的降低，並不會影響晶粒內部的變形，且一般認為，彈性係數的降低，乃因熱震動 (thermal vibration) 導致原子間之平衡間距改變所致，因此，對於 5083 鋁合金而言，在考慮應力值之修正時，仍採用單晶純鋁 C_{11} 的彈性係數對溫度之線性關係來修正。此關係式 [99] 為：

$$E = 81057 - 37.62T \quad (4-1)$$

尤其 5083 鋁合金無論是在高溫 (450 ~ 550 °C) 或低溫 (200 ~ 250 °C) 超塑性範圍，均遠低於該材料之起始初融溫度 (incipient partial melting temperature, T_i)， T_i 約為 591 °C [100]，故使用線性之 (4-1) 式，是正確且無疑慮的。

4.2 變形機構分析

一般所探討之中高溫變形機構，主要有三種，第一種為晶界滑移，並伴隨一些應變之補償機構，而其應變速率敏感值 m 約為 0.5 左右 (即 $n=1/m=2$)，並與晶粒尺寸有明顯之關係，如下列式子 [9] 所示其應變速率控制方程式，

$$\dot{\epsilon} = A \frac{Eb}{kT} D_{eff} \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{\sigma - \sigma_{th}}{E} \right)^2 \quad (4-2)$$

其中 A 乃與晶界結構有關之常數； k 為 Boltzmann's constant； D_{eff} 為有效之擴散係數

(effective diffusivity), 可能包括晶格擴散 D_k 、晶界擴散 D_{gb} 或差排軸擴散 D_c ; d 為晶粒尺寸; p 為晶粒尺寸指數 (約 2 ~ 3), σ_{th} 為門檻應力值(threshold stress)。第二種可能之變形機構為 power law dislocation creep, 其應變速率敏感值 m 約為 0.2 左右 (m 介於 0.125 到 0.25 之間, 即 $n = 4 \sim 8$ 之間), 與晶粒尺寸無關, 如下列式子 [12] 所示其應變速率控制方程式,

$$\dot{\epsilon} = B \frac{Eb}{kT} D_{eff} \left(\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E} \right)^5 \quad (4-3)$$

其中 B 乃是一與差排潛變有關之係數。第三種可能之變形機構為溶質拖曳型之差排潛變, 其應變速率敏感值約為 0.33 左右 (即 $n = 3$), 並亦與晶粒尺寸無關, 如下列式子 [43] 所示其應變速率控制方程式,

$$\dot{\epsilon} = C \frac{kT}{E} D_s \left(\frac{\mathbf{s}}{E} \right)^3 \quad (4-4)$$

其中 D_s 為溶質原子在鋁基材中之擴散係數。

從 TMT3 之拉伸數據可發現, 在低於 250 °C 及高於 400 °C 時, 均能呈現出良好之超塑性, 而介於 270 °C 到 400 °C 之間, 伸長量明顯降低許多, 且從 TEM 分析結果發現, 在低於 250 °C 時, 5083 鋁合金之晶粒結構可說是相當的穩定, 不管是恆溫靜置或動態的拉伸, 晶粒尺寸均約維持在 3 μm 以下, 而當溫度達 270 °C 時, 由於部分再結晶之發生, 在 300 °C 時, 再結晶更為明顯, 但卻造成此時晶粒尺寸不均勻之現象, 而到了約 500 °C 以上, 再結晶幾乎已完成, 此時所呈現的是小且等軸之均勻晶粒結構, 可見得, 在低於 250 °C、或 270 °C 至 400 °C 之間, 以及高於 400 °C 之三區段溫度, 材料之微結構是不同的。因此, 已知材料微結構有明顯差異的情況下, 我們將嘗試在 200 ~ 250 °C、300 ~ 400 °C 以及 450 ~ 550 °C 等, 三個溫度區間分別探討其變形機構為何, 以及造成伸長量優劣之主要因素。

4.2.1 200 ~ 250 °C 之溫度區間

4.2.1.1 表面應變速率敏感值 (Apparent strain rate sensitivity, m_a)

在 200 ~ 250 °C 之溫度區間下，將 TMT3 試片分別在 $8 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 之起始應變速率下進行拉伸實驗。由圖 3-3 可看出，當真實應變達 0.4 時，為應變硬化與應變軟化之交接位置，此意味著，當拉伸應變至約 0.4 時，材料微結構將趨於穩定，因此，我們乃擷取真實應變值為 0.4 位置之流應力值來計算該溫度之 m_a 值，如表 4-1 所示，並根據第 (1-4) 式對 m 值之定義，以應力值對應變速率作雙對數曲線圖，其斜率即為各個溫度之表面應變速率敏感值，如圖 4-2 所示，三組曲線之斜率乃分別為 200、230 及 250 °C 之 m_a 值，從圖 4-2 上可看出，230 °C 與 250 °C 之 m_a 值是很接近的約為 0.24 左右，然而，200 °C 之 m_a 值，相對的就明顯偏低，約只有 0.15 左右。

4.2.1.2 表面活化能 (Apparent activation energy, Q_a)

當材料發生潛變或超塑變形時，由於晶界滑移或其它變形機構，而需要一些補償機構，其中包括差排滑移或差排爬升、原子晶格擴散或晶界擴散等，均可能是控制整個變形過程之速率控制 (rate controlling) 因素。而應變速率與溫度的關係，可由 power law creep 之速率控制方程式來加以說明。

$$\dot{\epsilon} = A' \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4-5)$$

其中， A' 為一係數， σ 為應力值， n 為應力指數， Q 為活化能， R 為氣體常數，而 T 為絕對溫度。將 (4-5) 式兩邊分別取自然對數後偏為分，可得一表面活化能：

$$Q_a = -R \frac{\partial(\ln \dot{\epsilon})}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)} \Big|_{\sigma} \quad (4-6a)$$

或

$$Q_a = nR \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)} \Big|_{\dot{\epsilon}} \quad (4-6b)$$

因此，可從 (4-6a) 及 (4-6b) 兩式中，分別計算出表面活化能。在 (4-6a) 式中，乃在固定應力值的條件下，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1/RT$ 作圖，而其斜率即為 Q_a 值；而在 (4-6b) 式中，在固定應變速率的條件下，以 $\ln \sigma$ 對 $1/RT$ 作圖，所得斜率在乘上應力指數後，即為 Q_a 值。因此，透過這兩種方法，對於所算得之值，可互相驗證 Q_a 值及所乘上之應力指數是否正確。

如圖 4-3 (a) 所示，乃固定應力值為 200 MPa 的條件下，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖，所得斜率約為 118.0，也就是說，在 200 ~ 250 °C 之溫度區間下，其 Q_a 值約為 118 kJ/mole；另外，在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，以 $\ln \sigma$ 對 $1000/RT$ 作圖，所得斜率約為 27.87，如圖 4-3 (b) 所示，而欲求 Q_a 值，需再乘上應力指數，在上一節我們所算得 200 ~ 250 °C 之 m_a 值，分別為 0.15、0.24 及 0.24，在此我們乃取一大約 m_a 值 (約 0.23) 帶入計算，所得 Q_a 值約為 121.2 kJ/mole。因此，透過兩種方式所算得之 Q_a 值是很接近的，約為 120 kJ/mole。不過此值尚未考慮初始應力值，及溫度對彈性係數之修正，故此值不具特別之意義，但仍可看出，即使在低於 250 °C 之溫度，材料在變形時，仍可能透過某種擴散之途徑來進行。

4.2.1.3 門檻應力值 (Threshold stress, σ_{th}) 與真實應變速率敏感值 (m)

門檻應力值 (σ_{th}) 乃指材料在中高溫發生潛變或超塑變形時，所需最小應力值，因此，在此 σ_{th} 以下，材料長時間放置在測試溫度下，其潛變變形量將小到幾乎可以忽略 [101,102]，而門檻應力值將隨溫度之上升而下降 [103]。而在讀取門檻應力值的作法上，乃分別將不同之應變速率敏感值或應力指數帶入 $\dot{\epsilon}^m$ 或 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ ，並以 $\dot{\epsilon}^m$ 或 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 對 σ 作圖，若所帶入之應變速率敏感值能得到最佳之線性關係，則稱此應變速率敏感值為真實應變速率敏感值，並從此線性關係延伸至 $\dot{\epsilon}^m$ 或 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 為零之 σ 值，此交點即為門檻應力值。

因此，我們乃將 n 等於 3、3.5 及 4 分別帶入 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 對 σ 作圖，並選取合理且最佳線性關係之精確度 (r) 之圖形。從拉伸實驗結果來看，在 200 °C 時，伸長量明顯降低許多，特別是在高應變速率， 5×10^{-3} 及 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，伸長量僅為 70% 左右，相對於 230 及 250 °C，仍約有 250% 以上之伸長量。而在探討變形機構時，一般是考慮可能是相同變形機構之溫度範圍，方一起列入計算，而從 200 °C 之拉伸表現，顯然是有異於 230 及 250 °C，特別是高應變速率，故在作圖時，不將 200 °C 之 5×10^{-3} 及 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 之數據列入計算。如圖 4-4 所示，分別為 n 等於 3、3.5 及 4 時， $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 對 σ 所作之圖，所得門檻應力值及精確度，如表 4-2 所示，相較之下， n 等於 3.5 是較合理的，也就是真實應變速率敏感值約為 0.28，乃介於 power law creep 及溶質拖曳潛變之間。而此時之門檻應力值在 200、230 及 250 °C，分別為 67.92、23.58、16.98 MPa。而根據 Park 及 Mohamed [104] 所提出有關表面應力指數 (n_a) 及真實應力指數 (n_t) 與真實應力 (σ) 及有效應力 ($\sigma - \sigma_{th}$) 之關係，如下列式子所示，

$$\frac{n_a}{n_t} = \frac{S}{S - S_{th}} \quad (4-7a)$$

或
$$\frac{m_t}{m_a} = \frac{S}{S - S_{th}} \quad (4-7b)$$

透過 (4-7b) 式，將可驗證我們所求得的 m_t 是否正確。在 230 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，真實應變為 0.4 時，真實應力為 135.08 MPa，有效應力為 111.5 MPa，因此， $\frac{m_t}{m_a}$ 約為 1.2 左右，而 $\frac{S}{S - S_{th}}$ 亦約為 1.2，故我們所求得的 m_t 值應是在合理範圍內。

4.2.1.4 真實活化能 (True activation energy, Q_t)

在獲得各溫度之門檻應力值後，我們便可將所擷取之流應力值減去門檻應力值，即得到有效應力值 (effective flow stress)。此時，我們乃以有效應力值對 $\dot{\epsilon}$ 作圖，如圖 4-5 所示。而在考慮初始應力值後，(4-5) 式可重新以下列式來表示。

$$\dot{\epsilon} = A'(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4-8)$$

同樣的，(4-6a) 及 (4-6b) 亦重新以下列兩式來表示：

$$Q_t = -R \frac{\partial(\ln \dot{\epsilon})}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)} \Big|_{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}} \quad (4-9a)$$

$$Q_t = nR \frac{\partial[\ln(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})]}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)} \Big|_{\dot{\epsilon}} \quad (4-9b)$$

因此，利用 (4-9a) 式，在固定 $(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 為 200 MPa 的條件下，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖，所得斜率約為 70.0，如圖 4-6 (a) 所示，即所得之真實活化能約為 70.0 kJ/mole；而利用 (4-9b) 式，在固定 $\dot{\epsilon}$ 為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，從 $\ln(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 對 $1000/RT$ 所作之圖，可得斜率為 20.31，如圖 4-6 (b) 所示，故除上 m_t (0.28) 後，可得真實活化能約為 72.5 kJ/mole。從兩式所得之活化能亦很接近。

而在考慮溫度對彈性係數之修正，乃以 (4-1) 計算各溫度之彈性係數，並以 $\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}$ 對 $\dot{\epsilon}$ 作雙對數之圖形，如圖 4-7 所示。此時，在 (4-8) 式需多考慮 E 之影響，即 $(\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th})$ 之項，變為 $\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}$ 。因此，我們以 (4-9a) 及 (4-9b) 分別來求取真實活化能，並考慮 E 值。首先固定 $\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}$ 等於 1.5×10^{-3} 時，從 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 所作圖形，可求得真實活化能為 65.6 kJ/mole，如圖 4-8 (a) 所示；其次再固定 $\dot{\epsilon}$ 等於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，並以 $\ln\left(\frac{\mathbf{s} - \mathbf{s}_{th}}{E}\right)$ 對 $1000/RT$ 作圖，所算得斜率約為 19.14，如圖 4-8 (b) 所示，因此，再除上 m_t 值，即得真實活化能約為 66.0 kJ/mole。

從所得之 Q_t 值來分析可能之擴散途徑，其中鎂在鋁中之晶格擴散活化能約為 136 kJ/mole [39]；鋁的自身晶格擴散 (lattice self-diffusion) 活化能約為 142 kJ/mole [105]；鋁的晶界擴散 (grain boundary diffusion) 活化能約為 84 kJ/mole [106]；鋁的差排管擴散

(dislocation pipe diffusion) 活化能約為 82 kJ/mole [107]；另外，鎂在鋁中之晶界擴散活化能，文獻上並無數據，但應是與鋁的晶界擴散類似，且稍低一些；而鎂在鋁中的差排管擴散活化能，亦應是與鋁的差排管擴散相似，且亦來得低一些。因此，從所求得之真實活化能，且在低溫時，晶粒尺寸很小，推測在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，其可能之應變速率控制之主要擴散步驟可能為鋁的差排管擴散或晶界擴散，也有可能是鎂在鋁基材之差排管擴散或晶界擴散，而到底哪一種，還需考慮晶粒尺寸之效應。

4.2.1.5 晶粒尺寸指數 (Grain size exponent, p)

為分析低溫超塑性之變形機構，除了求取真實活化能外，另外可透過求取 p 值之大小，來驗證當時之變形機構為何。從 (4-2)、(4-3) 與 (4-4) 中可發現，當晶界滑移發生時，p 值可為 2 或 3，在晶格擴散或差排管擴散時，p 值為 2，而於晶界擴散時，p 值為 3；至於 power law dislocation creep 或溶質拖曳潛變發生時，p 值=0。在探討應變速率對流應力之影響，最常用之關係式為 (4-5) 式，但若要探討晶粒尺寸與應變速率及流應力之關係，則可將 (4-5) 式再重新以下列式子來表達，

$$\dot{\epsilon} = B \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (4-10)$$

其中 B' 為一係數，p 為晶粒尺寸指數，d 為晶粒尺寸。而再將 (4-10) 式兩邊分別取自然對數，在固定溫度下時，則可得下列式子：

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln C' + p \ln \left(\frac{b}{d} \right) + n \ln \left(\frac{\sigma}{E} \right) \quad (4-11)$$

其中 C' 為一係數。因此，在求算 p 值時，可採用兩種方式。第一種，可在固定 $\dot{\epsilon}$ 的條件下，透過分析 σ 與 d 之關係，而求得 p 值；第二種，乃在固定 σ 的條件下，分析 $\dot{\epsilon}$ 與 d 之關係，而求得 p 值。

而在 3.1.2 節中，曾經討論過 TMT3 試片受溫度、時間及應變速率之影響，其中乃

嘗試將 TMT3 試片分別於 250 °C 恆溫靜置 10、20、30、40、50 及 60 分鐘後，並再於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下做拉伸測試。因此，我們可採用第一種方式來求算 p 值。如表 4-3 所示，在各種靜置時間下，由 TEM 照片所量取之晶粒尺寸，並從各條件下之拉伸應力應變曲線圖上，擷取真實應變為 0.4 之真實應力值。如圖 4-9 所示，乃以 $\ln\left(\frac{\sigma}{E}\right)^n$ 對 $\ln\left(\frac{1}{d}\right)$ 作圖，所得斜率即為 p 值，從圖 4-9 上可發現，其斜率乃趨近於零，也就是 p 值趨近於零，此意味著，在 250 °C 之低溫，拉伸至真實應變為 0.4 時，應變速率與晶粒尺寸並沒有明顯之關係。

透過上述所求得之結果，當拉伸至真實應變為 0.4 時，其真實應變速率敏感值約為 0.28，乃介於 power law dislocation creep ($m \sim 0.2$) 及溶質拖曳潛變 ($m \sim 0.33$) 之間，且因 m_t 值較靠近 0.33，故推測溶質拖曳潛變之貢獻較大；真實活化能約為 66 kJ/mole，靠近差排管擴散或晶界擴散；且晶粒尺寸指數趨近於零，因此，可推測在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，拉伸初期其主要之變形機構並不是晶界滑移，而應仍以溶質拖曳潛變或 power law dislocation creep 為主，且這兩種變形機構，理論上均與晶粒尺寸沒有任何關係，此與實驗數據顯示晶粒尺寸指數趨近於零是完全一致相符的，由於應變進行時，溶質拖曳潛變之貢獻較大，故其應變速率之步驟控制機構極可能是鎂在鋁基材中的差排管擴散。

然而，當拉伸至真實應變為 1.0 時，如圖 4-10 所示， p 值會增加至 0.8 左右，因此，當拉伸越到高應變量時，晶界滑移將有更多之參與，由於此時 m 值之測量會因部分試片有不同程度頸縮之影響，使其真實應力估算會有較大之不準確性，不易確認其 m_a 或 m_t 值，但從 TEM 與 EBSD 結果來看，晶界滑移是一定曾參與在其中，因在 $\epsilon = 1.0$ 之後，晶界滑移使織構強度大幅下降，且高角度晶界比例明顯增加，以及晶界角度分佈趨勢呈現散亂分佈狀態等發現，證明晶界滑移之運作，另外，從 ARA 與 TMT3 試片在 250 °C 上下低溫之抗拉強度來看 (表 3-2)，TMT3 試片常出現約為 ARA 試片一半以下之抗拉強度值，故也暗示著，TMT3 試片在 $\epsilon = 0.3 \sim 0.5$ 之後，成功的進行動態再結晶，並轉

型出高角度晶界，以致於在 $\epsilon > 0.5$ 之後，可以運行晶界滑移，而使抗拉強度大幅下降。

4.2.1.6 230 ~ 250 °C 之溫度區間

就如同 4.2.1.3 節所提到，由於在 200 °C 之條件下，不管在任何之應變速率下，其所呈現之伸長量與 230 °C 及 250 °C，相較起來有極大之差別，且從拉伸應力應變圖上，更可發現 200 °C 時，有明顯之應變硬化，有別於 230 °C 及 250 °C 之拉伸，幾乎已喪失超塑性質，因此，將 200 °C 併入與 230 及 250 °C 一起計算，雖可使這溫度區間有三點數據，便於測量 Q_a 或 Q_t 值，但可能會產生計算上的誤差，故我們乃嘗試計算在 230 °C ~ 250 °C 之兩點數據，推測可能之活化能。

如圖 4-2 所示，在 230 °C 及 250 °C 兩者之 m_a 值很接近，約為 0.24 左右。而透過 (4-6a) 式，在固定應力值為 200 MPa 的條件下，可得斜率約為 119.5，如圖 4-11 (a) 所示，即 Q_a 值約為 119.5 kJ/mole；另外，透過 (4-6b) 式，在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，可得斜率約為 28.1，如圖 4-11 (b) 所示，再除上 m_a 值後，得 Q_a 值約為 117.3 kJ/mole。

而透過 4.2.1.3 節所提到求算 m_t 值之方法，所算得在 230 ~ 250 °C 之 m_t 值，依然約為 0.28，而其初始應力值分別為 23.58 & 16.98 MPa。因此透過 (4-9a) 式，在固定 $(s - s_{th})$ 為 200 MPa 的條件下，可求得 Q_t 值約為 89.5 kJ/mole，如圖 4-12 (a) 所示；而透過 (4-9b) 式，在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，所求得之斜率約為 26.0，如圖 4-12 (b) 所示，故除上 m_t 值後，則可得 Q_t 值約為 92.9 kJ/mole。

另外，亦透過 (4-1) 式，來考慮溫度對彈性係數之影響，因此，在固定 $\frac{s - s_{th}}{E}$ 等於 1.5×10^{-3} 時，如圖 4-13 (a) 所示，可求得斜率為 84.7，即所求得之 Q_t 值約為 84.7 kJ/mole；而在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，則可求得斜率約為 24.7，如圖 4-13 (b) 所示，故再除上 m_t 值，則則可求得 Q_t 值約為 88.2 kJ/mole。

從上述所得之結果可發現， m_t 值仍約為 0.28，而 Q_t 值則約為 86 kJ/mole 上下，乃更接近於鎂在鋁中或鋁自身的差排管擴散，如此更是說明了，在 230 ~ 250 °C 之溫度區

間, $\epsilon = 0.4$ 之初期應變中, 其主要變形機構為溶質拖曳潛變及 power law dislocation creep 二者同步進行, 而應變速率控制之主要擴散步驟最可能為鎂在鋁中的差排管擴散。

4.2.2 300 ~ 400 °C 之溫度區間

此溫度區間所呈現之伸長量, 明顯都比另兩個區間來得低, 因此, 在低溫與高溫超塑性之交接區間, 其變形機構為何, 是值得我們去探討的。而透過該區間變形機構之分析, 亦可讓我們更清楚低溫與高溫超塑性變形行為之差異, 以致於在這中間交接區域對超塑性所產生不利之因素。

4.2.2.1 表面應變速率敏感值 m_a

如表 4-4 所示, 乃為 300、350 及 400 °C 於各個應變速率下, 並於真實應變等於 0.4 之位置所量取之真實應力值。如圖 4-14 所示, 為這三組溫度之流應力值對應變速率所作之雙對數曲線圖, 其斜率即為 m_a 值, 分別為 0.22、0.28 及 0.30。因此, 隨著溫度的上升, m_a 值乃逐漸的上升。

4.2.2.2 表面活化能

同樣的, 透過 (4-6a) 及 (4-6b) 兩式來求算此溫度區間之 Q_a 值。如圖所示, 在固定 σ 等於 40 MPa 的條件下, 以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖, 算得斜率約為 156.8, 如圖 4-15 (a) 所示, 即 Q_a 值約為 156.8 kJ/mole; 而在固定 $\dot{\epsilon}$ 等於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下, 以 $\ln \sigma$ 對 $1000/RT$ 作圖, 所得斜率為 39.0, 如圖 4-15 (b) 所示, 並取大概之 m_a 值約為 0.26 帶入計算, 故得 Q_a 值約為 150.0 kJ/mole。因此, 透過此兩種方法所算得之 Q_a 值是很接近的, 約為 150 kJ/mole。

4.2.2.3 門檻應力值 (σ_{th}) 與真實應變速率敏感值 (m_t)

如圖 4-16 所示，乃分別將 n 等於 2.5、3 及 3.5 帶入 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ ，並以 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 對 σ 作圖來求取合理且最佳線性關係之 n 值。如表 4-5 所示，為各個 n 值及其可能之門檻應力值，以及各 n 值之最佳精確度 (r)，從表 4-5 上可發現，相較之下 n 等於 3 為最恰當之值，也就是 m_t 值約為 0.33。而所求得在 300、350 及 400 °C 之門檻應力值分別為 28.00、7.92 及 2.11 MPa。在 300 °C 所求得之門檻應力值反而比 230 及 250 °C 之值高，此乃因在 230 及 250 °C 時，晶粒尺寸很小，多少有晶界滑移之參與，然而在 300 °C 時，其變形機構將更是為溶質拖曳潛變或 power law dislocation creep，因此，由於變形機構的差異，導致 230 及 250 °C 之門檻應力值反而低於 300 °C 之值。

4.2.2.4 真實活化能 Q_t

在求得各個溫度的門檻應力值後，可將門檻應力值帶入而求得有效應力值，因此，從 $(\sigma - \sigma_{th})$ 對 $\dot{\epsilon}$ 所作之雙對數曲線圖上，如圖 4-17 所示，並透過 (4-9a) 及 (4-9b) 兩式，來求取 Q_t 值。在固定 $(\sigma - \sigma_{th})$ 等於 40 MPa 的條件下，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 所對 $1000/RT$ 作圖，所得斜率約為 79.2，如圖 4-18 (a) 所示，即所求得之 Q_t 值約為 79.2 kJ/mole；而在固定 $\dot{\epsilon}$ 等於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，以 $\ln(\sigma - \sigma_{th})$ 對 $1000/RT$ 作圖，所得斜率為 26.8，如圖 4-18 (b) 所示，並將此斜率除上 m_t 值 (0.33)，則可得 Q_t 值約為 81.3 kJ/mole。

另外，考慮溫度對彈性係數之影響，同樣的，採用 (4-1) 式來計算各個溫度之 E 值。在考慮 E 值之修正後，同樣的，透過 (4-9a) 及 (4-9b) 來求算 Q_t 值。因此，在固定 $\frac{\sigma - \sigma_{th}}{E}$ 等於 5×10^{-4} 時，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 所對 $1000/RT$ 作圖，所得斜率約為 71.1，如圖 4-19 (a) 所示，即所求得之 Q_t 值約為 71.1 kJ/mole；而在固定 $\dot{\epsilon}$ 等於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，以 $\ln\left(\frac{\sigma - \sigma_{th}}{E}\right)$ 對 $1000/RT$ 作圖，所得斜率約為 24.7，如圖 4-19 (b) 所示，並在除上 m_t 值 (0.33) 後，得到 Q_t 值約為 74.9 kJ/mole。因此，透過固定應力值及應變速率兩種方法來求算此溫度區間之 Q_t 值，結果是很相近的，平均約為 73 kJ/mole。

因此，從所求得之 Q_t 值，約為 73 kJ/mole，以及 m_t 值，約為 0.33，可推測在 300 ~

400 °C 之溫度區間，其主要之變形機構為溶質拖曳潛變，且其應變速率控制之擴散步驟應為鎂在鋁中之差排管擴散。而在此溫度區間，由於未做不同晶粒尺寸之拉伸試驗，故不易求得 p 值，但若假設在 300 °C 時，ARA 試片及 TMT3 試片之變形機構均為溶質拖曳潛變，當升溫至 300 °C 時，其兩者之平均有效晶粒尺寸分別為 26.0 (假設值) 及 6.0 μm ，而在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的測試下， $\epsilon = 0.4$ 之真實應力值分別為 97.46 及 82.64 MPa，從這兩點數據估計 300 °C 之 p 值，大約是 0.3 左右，顯示並沒有明顯之晶粒尺寸效應，且從晶粒尺寸 6 ~ 26 μm 之試片，其伸長量皆類似，並沒有因晶粒尺寸之改變而有明顯變化之趨勢，在文獻中，一般 m_t 值為 0.33 時 ($n_t=3$)，表示為溶質拖曳潛變之機構，而在此機構中，並沒有晶粒尺寸之影響。另外，我們可以從表 3-2 中看出 ARA 試片與 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 間之 UTS 值，並不似在 250 °C 時差異大到兩倍，反而呈現類似之值或差距在 1.5 倍以內，且其晶粒尺寸及分佈在此兩種試片中並不相同，但 UTS 值卻類似，因此，也可側面支持此溫度區間的確是以溶質拖曳潛變為主要變形機構。

觀察從 200 到 400 °C 之整個溫度區間，其伸長量、 m_t 值及 Q_t 值之變化，發現隨著溫度之上升， m_t 值從 0.28 提高至 0.33，而 Q_t 值則得到相似之值，約 70 kJ/mole 上下，然而，在 300 ~ 400 °C 所呈現之伸長量，卻遠低於 230 ~ 250 °C，此乃因在 230 ~ 250 °C 之溫度區間， m_t 值雖只有 0.28，但由於在此溫度區間之晶粒尺寸很小，因此，其變形機構可能有溶質拖曳潛變、power law dislocation creep 及晶界滑移，並分別以不同之程度參與在變形中，並提供伸長量，而在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，從 m_t 值為 0.33 及 Q_t 值約為 73 kJ/mole，故此溫度區間主要之變形機構為溶質拖曳潛變，但因再結晶造成微結構之不均勻性，使得差排之移動受阻撓，且溶質擴散速度不夠快，以溶質拖曳潛變為主要變形方式時，不能充分回應 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 之應變需求，故容易在內部產生微裂孔，造成伸長量大大降低，除非降低應變速率，也因此從表 3-2 之拉伸數據可發現，在 300 °C，當應變速率從 1×10^{-3} 降至 $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 時，伸長量則可從約 155% 提升至約 202%。

4.2.3 450 ~ 550 °C 之溫度區間

從拉伸實驗數據可發現，當溫度高於 400 °C 時，TMT3 試片之伸長量將再逐漸的上升，而值得去探討的是，此時所表現之超塑性質與低溫所呈現之超塑性質，其差異性為何，且透過對此溫度區間變形機構之了解，亦可幫助我們更明白 300 ~ 400 °C 之溫度區間，伸長量較差之主要因素。

4.2.3.1 表面應變速率敏感值 m_a

如表 4-6 所示，分別為 450、500 及 550 °C 時，在個種應變速率下，並於拉伸應力應變圖上選取真實應變為 0.4 位置之真實應力值。透過 (1-2) 式對 m 值之定義，我們可以 σ 對 $\dot{\epsilon}$ 來作圖，如圖 4-20 所示，並分別求得 450、500 及 550 °C 之 m_a 值約為 0.38、0.39 及 0.50。顯然，隨著溫度的上升， m_a 值亦逐漸的上升，甚至在 550 °C 時，可達 0.5 左右，似乎在高溫時，除了溶質拖曳潛變外，晶界滑移所佔份量亦提高許多。

4.2.3.2 表面活化能 Q_a

透過 (4-6a) 及 (4-6b) 兩式，可求得 450 ~ 550 °C 溫度區間之 Q_a 值。如圖 4-21 (a) 所示，在固定 σ 等於 10 MPa 的條件下，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖，可得斜率約為 159.5，如圖所示，即約為 159.5 kJ/mole；另外，在固定 $\dot{\epsilon}$ 等於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，以 $\ln \sigma$ 對 $1000/RT$ 作圖，則可得斜率約為 70.2，如圖 4-21 (b) 所示，並將一大約之 m_a 值約為 0.45 帶入計算，則可求得 Q_a 值約為 156.0 kJ/mole。因此，透過 (4-6a) 及 (4-6b) 兩式所算得之 Q_a 值是很接近的。

4.2.3.3 門檻應力值 (σ_{th}) 與真實應變速率敏感值 (m_t)

如圖 4-22 所示，乃分別將 n 等於 1.5、1.8 及 2.0 別帶入 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ ，並以 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 對 σ 作圖，以求取合理且最佳線性關係之 n 值。如表 4-7 所示，為各 n 值所得可能之門檻應力值及最

佳精確度 (r)，由表上可看出， n 等於 1.8 時，是較合理的，也就是說，此溫度區間之 m_t 值約為 0.55 左右。而所求得 450、500 及 550 °C 之 σ_{th} 值為 4.49、1.85 及 0.39 MPa。

4.2.3.4 真實活化能 Q_t

在求得各個溫度的初始應力值後，可將初始應力值帶入而求得有效應力值，並以 $(s - s_{th})$ 對 $\dot{\epsilon}$ 作雙對數曲線圖，如圖 4-23 所示，透過 (4-9a) 及 (4-9b) 兩式，來求取 Q_t 值。在固定 $(s - s_{th})$ 等於 5 MPa 的條件下，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖，可得斜率約為 82.2，如圖 4-24 (a) 所示，即 Q_t 值約為 82.2 kJ/mole；若在固定 $\dot{\epsilon}$ 等於 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，以 $\ln s$ 對 $1000/RT$ 作圖，則可得斜率約為 49.5，如圖 4-24 (b) 所示，而將 m_t 值約為 0.55 帶入計算，則可得 Q_t 值約為 90.1 kJ/mole。

同樣的，我們也考慮在此區間，溫度對彈性係數之影響，並以 (4-1) 式分別求算各溫度之彈性係數值。而同樣透過 (4-9a) 及 (4-9b) 兩式來求算經彈性係數修正後之 Q_t 值。在固定 $\frac{s - s_{th}}{E}$ 等於 1×10^{-4} 的條件下，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖，可得斜率約為 76.3，如圖 4-25 (a) 所示，即 Q_t 值約為 76.3 kJ/mole；而在固定 $\dot{\epsilon}$ 等於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，以 $\ln \left(\frac{s - s_{th}}{E} \right)$ 對 $1000/RT$ 作圖，則得斜率約為 44.3，如圖 4-25 (b) 所示，並將 m_t 值約為 0.55 帶入計算，則所算得之 Q_t 值約為 80.5 kJ/mole。因此，以 (4-9a) 及 (4-9b) 兩式所算得之 Q_t 值亦是很接近，平均約為 78 kJ/mole。故推測此溫度區間之應變速率控制之擴散步驟為晶界擴散或差排管擴散。

因此，從上述所得結果，450 ~ 550 °C 之 m_t 值約為 0.55，且所求得之 Q_t 值約為 78 kJ/mole，且從 OM 照片所觀察之微結構，在此溫度區間所呈現的結構是小且等軸之晶粒，在 3.3.2 節中，已知在 450 ~ 550 °C 時，平均有效晶粒尺寸約為 7.4 ~ 9.5 μm ，故在推測此溫度區間之主要變形機構為晶界滑移，並伴隨差排滑移與爬升為補償機構，而差排爬升所需之擴散步驟似乎為鋁之晶界擴散。另外，比較表 3-2 中，TMT3 試片之 UTS 值又呈現遠比 ARA 試片小之現象，在 550 °C 時，ARA 試片之 UTS 值為 TMT3 試片之

3 ~ 4 倍，因其變形機構不相同，但仍可看出其有明顯之晶粒尺寸效應，此與 TMT3 試片以晶界滑移為變形機構之推測是相符合的，因晶界滑移運作時，晶粒尺寸係數約為 2 ~ 3，是有明顯之晶粒尺寸效應的。

4.2.4 探討 ARA 試片可能之變形機構

如表 4-8 所示，為 ARA 試片於 250、450、500 及 550 °C 時，及在 $8 \times 10^{-4} \sim 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 之條件下，所取真實應變為 0.3 之真實應力值。如圖 4-26 所示，為各溫度應變速率與流應力之關係圖，其斜率即為各溫度之 m_a 值，從圖上可發現，250 °C 時之 m_a 值約只有 0.14 左右；而在高溫時，ARA 試片之 m_a 值則約為 0.3 左右，若在固定應力值為 15 MPa 的條件下，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖，如圖 4-27 (a) 所示，則可得斜率約為 129.4，即所求得之 Q_a 值約為 129.4 kJ/mole；而若在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，以 $\ln \sigma$ 對 $1000/RT$ 作圖，如圖 4-27 (b) 所示，則得斜率約為 44.2，若除上 m_a 值，則可求得 Q_a 約為 147.4 kJ/mole。由於所作實驗數據有限，故未求取 m_t 值及 Q_t 值，但從所得數據來看，ARA 試片在低溫時之變形機構，推測應為 power law dislocation creep (即 $n \sim 5$)；而在高溫時，顯然是典型的溶質拖曳潛變 (即 $n = 3$)，而控制應變速率之主要擴散步驟應為鎂在鋁中之差排管擴散。因此，未經熱機處理之 ARA 試片，乃呈現與 TMT3 試片迥然不同之結果，除了在低溫時，以 power law dislocation creep 為其主要變形機構，在高溫時，仍主要以溶質拖曳潛變為主，此與 TMT3 試片中溫之結果相類似，同樣是因結構之不均勻性而產生之變形行為。

第五章 結論

- (1) 本實驗由中鋼鋁業公司所取得經熱軋延之 5083 鋁合金，原始晶粒尺寸約為 $500 \times 80 \times 8 \mu\text{m}$ ，在 500°C 退火一小時候，因再結晶及晶粒成長，晶粒尺寸約為 $32 \times 25 \times 20 \mu\text{m}$ ，而在經過 TMT3 熱機處理後，晶粒尺寸明顯細化，並得到次晶粒結構，其尺寸平均約為 $0.3 \sim 1 \mu\text{m}$ 。
- (2) 經過 TMT3 熱機處理後之試片在 230°C 及 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，可得到 511% 之伸長量；在 250°C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，可得 443% 之伸長量；在 $300 \sim 400^\circ\text{C}$ 之溫度區間，則呈現與 ARA 類似之伸長量；於高溫之 550°C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時，可得 550% 之伸長量。另

外，在拉伸前之低溫退火或恆溫靜置，並不會對低溫超塑性帶來幫助。

- (3) 在相同熱機處理過程中，軋延量的提高，將使室溫抗拉強度增加，但伸長量降低。在除去最後壓延厚度之考量，軋延量的提高，將使低溫超塑性提升至更高且更廣之應變速率範圍，並朝向低溫高速超塑性發展；在 270 ~ 400 °C 之溫度範圍，不管軋延量提升多少，試片之伸長量均明顯下降，以及抗拉強度均提高；而在高溫之拉伸測試，試片均呈現與 TMT3 試片類似之性質。
- (4) 在相同軋延量但不同熱機處理過程之比較，過程與 TMT3 相似之 TMT3a 試片，所得低溫及中高溫之機性測試結果，以及各溫度試片之拉伸外觀現象，均與 TMT3 試片相似；而過程簡化許多之 TMT3b 試片，並無法發展出有利於低溫超塑性之結構，故無明顯之低溫超塑性，但在中高溫之拉伸測試，則又與 TMT3 試片類似。
- (5) 從 TMT3 試片之低溫拉伸截面積縮減率來看，當拉伸至約 150%時，試片將產生局部之頸縮，但在此局部頸縮會向兩端擴展開來，且其塑性異向性 R 值會趨近於 0.8，此意味著，頸縮不會於繼續惡化。
- (6) 5083 鋁合金主要之析出物為 Al_8Mg_5 及 Al_6Mn 。當溫度升至 300 °C 時， Al_8Mg_5 及 Al_6Mn 均將無法有效抑制晶粒成長。
- (7) 從 TEM 觀察 TMT3 試片，在 250 °C 之溫度，其晶粒結構是相當穩定的，而晶粒取向並沒有隨退火時間之延長而有明顯之改變。
- (8) TMT3 試片隨著溫度升高超過 270 °C，晶粒結構明顯因再結晶及晶粒成長而改變。但當溫度升至 300 °C 時，晶粒成長之趨勢將趨於和緩，當溫度達 550 °C 時，其平均有效晶粒尺寸為 9.5 μm ，並趨近於等軸晶粒結構。而在試片厚度中心位置，受軋延應變影響較小，偶而呈現較粗大之帶狀晶粒結構。
- (9) TMT3 試片在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸至 216%，晶粒尺寸仍維持在 2.5 μm

左右，相對於在 250 °C 之恆溫靜置，動態晶粒成長速率將比靜態再結晶速率快。在拉伸過程中，晶粒取向明顯改變，逐漸轉為散亂分佈之晶粒取向。

- (10) 不管冷軋延或溫軋延，將都使試片形成 β -fiber 纖構，其兩者纖構之強度相當，但冷軋延將使試片形成較高比例之低角度晶界。而溫軋延及冷軋延並不會對共位晶界造成明顯影響。
- (11) 在相同熱機處理過程中，軋延量的提高將使 β -fiber 纖構強度逐漸下降，低角度晶界及高角度晶界所佔比例將隨軋延量之提高而逐漸下降及提高，中間角度晶界則較無明顯之變化趨勢。而共位晶界及 $\Sigma=3^n$ 之雙晶晶界對於軋延量之提高，並無明顯受影響。
- (12) 在不同熱機處理過程試片中，連續熱軋延及冷軋延之 TMT3b 試片將呈現較強之 β -fiber 纖構強度，並造成較高比例之低角度晶界，而 TMT3a 試片之晶界角度分佈趨勢，則與 TMT3 試片相似。而共位晶界及 $\Sigma=3^n$ 之雙晶晶界亦沒有因熱機處理過程之不同而有明顯受影響。
- (13) TMT3 試片升溫至 250 °C 時，由於回復，將使低角度晶界所佔比例明顯提高，且 β -fiber 纖構強度明顯增加，而隨著退火時間之延長，由於再結晶及晶粒成長，低角度晶界則逐漸下降，而 β -fiber 纖構強度亦逐漸降低。而共位晶界在中高角度中所佔比例略高於未加熱試片，如此顯示著，靜態退火將使晶界較容易傾向於形成共位晶界， $\Sigma=3^n$ 之雙晶晶界則無明顯變化。
- (14) TMT3 片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時之拉伸過程中，由於晶界滑移之運作， β -fiber 纖構強度逐漸下降，晶粒取向逐漸呈現散亂之分佈，低角度晶界及高角度晶界隨著拉伸應變量之增加而逐漸降低及提高，中間角度晶界則無明顯變化趨勢，晶界角度分佈趨勢逐漸呈現散亂分佈，此顯示有越來越高比例之晶界可進行晶界滑移。而共位晶界在中高角度中所佔比例將隨拉伸應變量之增加而逐漸下降，此意味著，不易

進行晶界滑移之共位晶界，所佔份量逐漸減少，且在拉伸過程中，原為低角度之晶界將轉換為有利於晶界滑移之晶界，而非形成共位晶界，而 $\Sigma=3^n$ 之雙晶晶界則未因拉伸應變量之增加而有明顯變化之趨勢。

- (15) ARA 試片在低溫之變形機構推測應是 power law dislocation，而在中高溫，則應是以溶質拖曳潛變為主。由於 ARA 試片在中高溫時結構之不均勻性，造成溶質拖曳潛變之不易進行，此與 TMT3 試片中溫時是相類似的，均無法得到良好之超塑性質。
- (16) TMT3 試片於 200 ~ 250 °C 溫度區間之變形機構，在應變初期，其所佔比例依序為溶質拖曳潛變、power law dislocation creep 以及晶界滑移，且應變速率控制之擴散步驟應為鎂原子在鋁基材之差排管擴散，此時之晶粒尺寸指數趨近於零，但在拉伸後期，晶粒尺寸指數將提高至約 0.8 左右，顯示晶界滑移有更多之參與。
- (17) TMT3 試片於 300 ~ 400 °C 之溫度區間，主要之變形機構為溶質拖曳潛變，而應變速率控制之擴散步驟為鎂原子在鋁基材之差排管擴散。由於再結晶造成結構之不均勻性，以及溶質擴散速率不夠快，無法充分回拉伸應變速率，造成伸長量明顯降低。
- (18) TMT3 試片於 450 ~ 550 °C 之溫度區間，晶粒結構主要為小且等軸之晶粒，故主要之變形機構推測為晶界滑移，而可能之應變速率控制之擴散步驟為晶界擴散。

第六章 參考資料

1. O. D. Sherby and J. Wadsworth, *Prog. Mater. Sci.*, 33, (1989) p. 169.
2. N. Ridley, *Mater. Sci. Tech.*, 6 (1990) p. 1145.
3. A. H. Chokshi, A. K. Mukherjee and T. G. Langdon, *Mater. Sci. Eng.*, R10, (1993) p. 1.
4. T. G. Langdon, in Superplasticity in Advanced Materials, ed., S. Hori, M. Tokizane and N. Furushiro, (Osaka, JSRS, 1991) p. 3.
5. G. E. Dieter, in Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill Book Co., (1988) p. 289.

6. J. W. Edington, *Metall. Trans. A*, 13A, (1982) p. 703.
7. M. Kawazoe, T. Shibata, T. Mukai, and K. Higashi, *Scripta Mater.*, 36, (1997) p. 699.
8. T. G. Nieh, J. Wadsworth, and O. D. Sherby, in Superplasticity in metals and ceramics, (1997).
9. O. D. Sherby and J. Wadsworth, in Deformation, Processing and Structure, ed., G. Krauss, ASM, Metal Park, Ohio, (1984) p. 355.
10. T. G. Nieh, C. H. Henshall, and J. Wadsworth, *Scripta Metall.*, 18, (1984) p. 1405.
11. T. G. Nieh, P. S. Gilman, and J. Wadsworth, *Scripta Metall.*, 19, (1985) p. 1375.
12. A. Ball and M. M. Hutchinson, *Met. Sci. J.*, 3, (1969) p. 1.
13. T. G. Nieh and J. Wadsworth, *Mater. Sci. Eng.*, A147, (1991) p. 229.
14. T. G. Nieh, J. Wadsworth, and T. Imai, *Scripta Metall. Mater.*, 26, (1992) p. 703.
15. S. J. Hales, T. R. McNelley, and H. J. McQueen, *Metall. Trans. A*, 22A, (1991) p. 1037.
16. T. R. McNelley, R. Crooks, P. N. Kalu, and S. A. Rogers, *Mater. Sci. Eng.*, A166, (1993) p. 135.
17. T. R. McNelley, E. -W. Lee, and M. E. Mills, *Metall. Trans. A*, 17A, (1986) p. 1035.
18. T. R. McNelley and S. J. Hales, in Superplasticity and Superplastic Forming, A. K. Ghosh and T. R. Bieler, ed., TMS, Warrendale, PA, (1995) p. 57.
19. R. Z. Valiev, A. V. Korznikov, and R. R. Mulyukov, *Mater. Sci. Eng.*, A168, (1993) p. 141.

20. R. Z. Valiev and N. K. Tsenev, in Hot Deformation of Aluminum Alloys, T. G. Langdon, H. D. Merchant, J. G. Morris, and M. A. Zaidi, ed., TMS, Warrendale, PA, (1991) p. 319.
21. R. Z. Valiev, *Mater. Sci. Forum*, 243-245, (1997) p. 207.
22. H. P. Pu, F. C. Liu, and J. C. Huang, *Metall. Mater. Trans.*, 26A, (1995) p. 1153.
23. H. P. Pu and J. C. Huang, *Scripta Metall. Mater.*, 28, (1993) p. 1125.
24. H. P. Pu and J. C. Huang, *Scripta Metall. Mater.*, 33, (1995) p. 383.
25. M. Mabuchi, H. Iwasaki, K. Yanase, and K. Higashi, *Scripta Mater.*, 36, (1997) p. 681.
26. T. Mukai, in Thermec' 97, T. Chandra and T. Sakai, ed., TMS, Warrendale, PA, (1997) p. 1847.
27. S. Komura, P. B. Berbon, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, and T. G. Langdon, *Scripta Mater.*, 38, (1998) p. 1851.
28. R. Z. Valiev, D. A. Salimonenko, N. K. Tsenev, P. B. Berbon, and T. G. Langdon, *Scripta Mater.*, 37, (1997) p. 1945.
29. T. R. Bieler, L. A. Lalli, and S. R. MacEwen, *J. Metals*, (1998) p. 14.
30. 史碩華，*金屬工業*，第 32 卷，第 6 期，(1998) p. 39.
31. R. Verma, A. K. Ghosh, S. Kim, and C. Kim, *Mater. Sci. Eng.*, A191, (1995) p. 143.
32. 蘇聖紋，*國立中山大學材料科學研究所碩士論文*，(1999) p. 2.
33. 林淑貞，鄭忠志，陳連杰，張雲妃，*工業材料*，第 145 期，(1999) p. 76.

34. Z. Horita, M. Furukawa, J. Wang, M. Nemoto, R. Z. Valiev, Y. Ma, and T. G. Langdon, in Light Weight Alloys for Aerospace Applications, E. W. Lee, N. J. Kim, K. V. Jata, and W. E. Frazier, eds., TMS, Warrendale, PA, (1995) p. 245.
35. J. Wadsworth, A. R. Pelton, and R. E. Lewis, *Metall. Trans.*, 16A, (1985) p. 2319.
36. R. Grimes, W. S. Miller, and R. G. Bulter, *J. de Physique*, C3, (1987) p. 239.
37. N. Ridley, D. W. Livesey, and J. Pilling, *J. de Physique*, C3, (1987) p. 251.
38. E. E. Underwood, *J. Metals*, 14, (1962) p. 914.
39. C. W. Humphreys and N. Ridley, *J. Mater. Sci.*, 12, (1997) p. 851.
40. B. Walser and O. D. Sherby, *Metall. Trans.*, 10A, (1979) p. 1461.
41. Y. Maehara, *Trans. ISIJ*, 27, (1987) p. 705.
42. J. W. Chung and J. R. Cahoon, *Metal Sci.*, 13, (1979) p. 635.
43. J. Weertman, *J. Appl. Phys.*, 28, (1957) p. 1185.
44. W. R. Cannon and O. D. Sherby, *Metall. Trans.*, 1, (1970) p. 1030.
45. H. J. McQueen and M. E. Kassner: in Superplasticity in Aerospace, H. C. Heikkinen, and T. R. McNelley, eds., TMS, Warrendale, PA, (1990) p. 77.
46. E. M. Taleff, G. A. Henshall, T. G. Nieh, D. R. Lesuer, and J. Wadsworth, *Metall. Mater. Trans.*, 29A, (1998) p. 1081.
47. R. A. Ayres, *Metall. Trans.*, 10A, (1979) p. 849.
48. E. M. Taleff, D. R. Lesuer, and J. Wadsworth, *Metall. Mater. Trans.*, 27A, (1996) p. 343.

49. S. S. Woo, Y. R. Kim, D. H. Shin, and W. J. Kim, *Scripta Mater.*, 37, (1997) p. 1351.
50. T. R. McNelley, D. J. Michel, and A. Salama, *Scripta Metall.*, 23, (1989) p. 1657.
51. A. A. Tavassoli, S. E. Razavi, and N. M. Fallah, *Metall. Trans. A*, 6A, (1975) p. 591.
52. J. K. Kim, and D. H. Shin, *Scripta Mater.*, 38, (1998) p. 991.
53. D. Y. Maeng, Master Dissertation, Department of Metallurgy Engineering, Chungnam National University, Taejon, Korea (1997).
54. J. Wang, Z. Horita, M. Furukawa, and M. Nemoto, *J. Mater. Res.*, 8, (1993) p. 2810.
55. J. Wang, Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, R. Z. Valiev, Y. Ma, and T. G. Langdon, *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, 319, (1994) p. 293.
56. R. R. Sawtell and C. L. Jensen, *Metall. Trans.*, 21A, (1990) p. 421.
57. T. G. Nieh, R. Kaibyshev, L. M. Hsiung, N. Nguyen, and J. Wadsworth, *Scripta Mater.*, 36, (1997) p. 1011.
58. T. G. Nieh, R. Kaibyshev, L. M. Hsiung, N. Nguyen, and J. Wadsworth, *Acta Mater.*, 46, (1998) p. 2789.
59. P. B. Berbon, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, N. Tsenev, R. Valiev, and T. G. Langdon, *Mater. Sci. Forum*, 217-222, (1996) p. 1013.
60. P. B. Berbon, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, N. Tsenev, R. Valiev, and T. G. Langdon, *Mater. Sci. Forum*, 243-245, (1997) p. 239.
61. E. -W. Lee, T. R. McNelley, and A. F. Stengel, *Metall. Trans. A*, 17A, (1986) p. 1043.
62. N. K. Tsenev, R. Z. Valiev, and I. R. Kuzeev, *Mater. Sci. Forum*, 242, (1997) p. 127.

63. M. V. Markushev, C. C. Bampton, M. Y. Murashkin, and D. A. Hardwick, *Mater. Sci. Eng.*, A234-236, (1997) p. 927.
64. T. Hasegawa, T. Yasuno, T. Nagai, and T. Takahashi, *Acta Mater.*, 46, (1998) p. 6001.
65. Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai, and R. G. Hong, *Scripta Mater.*, 39, (1998) p. 1221.
66. S. L. Dai, J. P. Delplanque, and E. J. Lavernia, *Metall. Mater. Trans. A*, 29A, (1998) p.2597.
67. 廖忠賢 , 黃志青 , 科儀新知 , 第十九卷 , 第五期 , (1998) p. 43.
68. V. Randle, in Oxford Guide Book Series, Electron Backscatter Diffraction, p. 3.
69. V. Randle, in Oxford Guide Book Series, Crystal Orientation Mapping, p. 5.
70. R. E. Reed-Hill and R. Abbaschian, in Physical Metallurgy Principle, 3rd Edition, International Thomson Publishing, Boston, (1994) p. 197.
71. M. Hatherly and W. B. Hutchinson, in An Introduction to Textures in Metals, Institution of Metallurgist, (1979) p. 2.
72. M. Hatherly and W. B. Hutchinson, in An Introduction to Textures in Metals, Institution of Metallurgist, (1979) p. 39.
73. T. Wantanabe, S. Kimura, and S. Karashima, *Phil. Mag.*, A49, (1984) p. 845.
74. M. Hatherly and W. B. Hutchinson, in An Introduction to Textures in Metals, Institution of Metallurgist, (1979) p. 6.
75. F. J. Humphreys and M. Hatherly, in Recrystallization and Related Annealing

Phenomena, (1995) p. 437.

76. F. J. Humphreys and M. Hatherly, in Recrystallization and Related Annealing Phenomena, (1995) p. 46.
77. T. R. McNelley and M. E. McMahon, *Metall. Mater. Trans. A*, 27A, (1996) p. 2252.
78. O. V. Mishin, B. Bay, and D. J. Jensen, *Metall. Mater. Trans. A*, 31A, (2000) p. 1653.
79. C. H. Choi, J. W. Kwon, K. H. Oh, and D. N. Lee, *Acta Mater.*, 45, (1997) p. 5119.
80. T. S. Chou and S. R. Chen, *Chinese Journal of Mater. Sci.*, 31, (1999) p. 226.
81. A. Gholinia, P. B. Prangnell, and M. V. Markushev, *Acta Mater.*, 48, (2000) p. 1115.
82. J. Liu and D. J. Chakrabarti, *Acta Mater.*, 44, (1996) p. 4647.
83. S. Kobayashi, T. Yoshimura, S. Tsurekawa, and T. Wantanabe, *Mater. Sci. Forum*, 304-306, (1999), p. 591.
84. R. Verma, P. A. Friedman, A. K. Ghosh, S. Kim, and C. Kim, *Metall. Mater. Trans. A*, 27A, (1996) p. 1889.
85. P. A. Friedman and A. K. Ghosh, *Metall. Mater. Trans. A*, 27A, (1996) p. 3827.
86. H. Iwasaki, T. Mori, T. Tagata, M. Matsuo, and K. Higashi, *Mater. Sci Forum*, 233-234, (1997) p. 293.
87. Y. Wu, L. D. Castillo, and E. J. Lavernia, *Metall. Mater. Trans. A*, 28A, (1997) p. 1059.
88. S. N. Patankar and T. M. Jen, *Scripta Mater.*, 38, (1998) p. 1255.
89. N. Tsuji, K. Shiotsuki, H. Utsunomiya, and Y. Saito, in Towards Innovation in

Superplasticity II, Kobe, JIMIS, 1998, p. 10.

90. 李士璋 , 葉均蔚 , 中國材料科學學會輕合金及其複合材料論文集 , (1998) p. 53.
91. M. Kawazoe, T. Shibata, T. Mukai, and K. Higashi, *Scripta Mater.*, 36, (1997) p. 699.
92. M. Hansen and K. Anderko, in Constitution of Binary Alloys, (1958) p.106.
93. M. Hansen and K. Anderko, in Constitution of Binary Alloys, (1958) p.111.
94. J. Hirsch and K.Lücke, *Acta Metall.*, 36, (1988) p. 2863.
95. T. Watanabe and S. Tsurekawa, *Acta Mater.*, 47, (1999) p. 4171.
96. J. C. Huang, I. C. Hsiao, T. D. Wang, and B. Y. Lou, *Scripta Metall.*, 43, (2000) p. 213.
97. P. L. Sun, P. W. Kao, and C. P. Chang, Proc. 1999 Annual Conf. of Chinese Society for Materials Science, Tsinchu, Taiwan, B-5, (1999).
98. M. Furakawa, Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, N. K. Tsenev, P. Z. Valiev, and T. G. Langdon, *Acta Mater.*, 45, (1997) p.4751.
99. R. B. McLellan and T. Ishikawa, *J. Phys. Chem. Solids*, 48, (1987) p. 603.
100. H. E. Boyer and T. L. Gall eds., in Metals Handbook, desk edition, American Society for Metals, (1984) p. 6-31.
101. J. Harper and J. E. Dorn, *Acta Mater.*, 5, (1957) p. 654.
102. B. Burton, *Phil. Mag.*, 27, (1972) p. 645.
103. R. S. Mishra, T. R. Bieler, and A. K. Mukherjee, *Acta Metall. Mater.*, 43, (1995) p. 877.
104. K. -T. Park and F. A. Mohamed, *Metall. Mater. Trans.*, 26A, (1995) p. 3119.

105. T. S. Lundy and J. F. Murdock, J. Appl. Phys., 33, (1962) p. 1671.

106. H. J. Frost and M. F. Ashby, in Deformation-Mechanism Maps: the Plasticity and Creep of Metals and Ceramics, New York, Pergamon Press, (1982) p. 21.

107. R. W. Balluffi, Phys. Stat. Sol., 42, (1970) p. 11.

表 1-1 文獻上已報導關於 Al-Mg 系之高溫或低溫超塑性

合金	處理法	晶粒尺寸	測試條件	伸長量	參考文獻
(A) 高溫超塑性部分 (400 °C 以上) :					
Al-7Mg-1Fe	Rolling	2 μm	465 °C, $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	450%	[51]
			520 °C, $2 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	250%	
Al-4Mg-0.5Sc	Rolling	0.5 μm	538 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1020%	[55]
5083 Al	Spray-De posited+T MT	15.2 μm	500 °C, $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	200%	[86]
			530 °C, $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	350%	
			550 °C, $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	465%	
5083 Al	Rolling	7 μm	550 °C, $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	300%	[84]
			550 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	150%	
			550 °C, two step	470%	

5083 Al	Rolling	9.5 μm	530 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	430%	
			550 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	300%	
			560 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	610%	
5083 Al	Rolling	10 μm	550 °C, $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	480%	[87]
			550 °C, $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	380%	
5083 Al	往復式 擠型	2.5 μm	500 °C, $2 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	361%	[89]
5083 Al	Rolling	6.5 μm	525 °C, two step	450%	[83]
			555 °C, two step	600%	
			525 °C/H. P., two step	661%	
Al-5.3Mg	Rolling	140 μm	450 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	250%	[48]
			450 °C, $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	225%	
Al-7Mg		130 μm	450 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	250%	
			450 °C, $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	250%	
Al-11Mg		55 μm	450 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	125%	
			450 °C, $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	150%	
Al-5.8Mg-0.3Sc	Rolling	1 μm	475 °C, $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	170%	[56]
Al-5.8Mg-0.3Sc	Rolling	0.2-1 μm	475 °C, $1.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1130%	[57]
Al-2.3Mg	機械合金	0.5 μm	475 °C, $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	80%	[63]
Al-4Mg		0.5 μm	475 °C, $1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	100%	
(B) 低溫超塑性部分 (400 °C 以下) :					
Al-3Mg	ECAP	0.2 μm	130 °C, $1.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	170%	[53]
			130 °C, $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	30%	
Al-2.8Mg	Rolling	30-450 μm	200 °C, $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	84%	[45]
Al-5.5Mg		250 μm	200 °C, $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	51%	
			400 °C, $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	254%	
Al-3Mg-0.25Mn		200 μm	400 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	165%	
Al-3Mg-0.50Mn		140 μm	400 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	142%	
Al-3Mg-0.2Zr		23 μm	400 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	135%	
Al-1Mg	Rolling	---	250 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	100%	[46]

Al-3Mg		---	250 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	150%	
Al-6Mg		---	250 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	160%	
5182-O		---	250 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	180%	
Al-1.02Mg-0.50Mn	Rolling	---	400 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	116%	[47]
Al-2.52Mg-0.46Mn		---	400 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	116%	
Al-4.05Mg-0.46Mn		---	300 °C, $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	110%	
Al-5.5Mg-0.47Mn		---	400 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	125%	
Al-6.64Mg-0.48Mn		---	300 °C, $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	130%	
5456-H343	Rolling	---	275 °C, $2.4 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	155%	[50]
Al-10Mg-0.1Zr	TMT	2.4 μm	300 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	600%	[14]
Al-10Mg-0.1Zr	TMT	0.85 μm	300 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1100%	[15]
			300 °C, $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	400%	
Al-3Mg-0.2Sc	ECAP	0.2 μm	300 °C, $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	700%	[26]
			400 °C, $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1030%	
Al-4Mg-0.5Sc	Rolling	0.5 μm	400 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1020%	[55]
			400 °C, $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	440%	
Al-5.5Mg-2.2Li-0.1 2Zr	ECAP	1 μm	330 °C, $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	550%	[58]
			330 °C, $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	341%	
Al-5Mg-2Li-0.1Zr	ECAP	0.8 μm	300 °C, $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	330%	[61]
Al-5.5Mg-2.2Li-0.1 2Zr	ECA	1.2 μm	350 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1180%	[27]
			350 °C, $1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	310%	
5083 Al	ARB	280 nm	200 °C, 中速	220%	[88]
Al-10.2Mg-0.52Mn	TMT	0.2-0.5 μm	200 °C, $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	200%	[16]
			300 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	400%	
			400 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	580%	
Al-10.2Mg-0.52Mn	TMT+ annealing	0.5 μm	300 °C, $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	580%	[60]
5056 Al	ECAP	0.3 μm	200 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	90%	[90]
			275 °C, $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	185%	

表 1-2 $\{011\}\langle 2\bar{1}1\rangle$ 與 $\{110\}\langle 001\rangle$ 之尤拉角度。[70]

織構組成	ϕ_1	Φ	ϕ_2
$\{011\}\langle 2\bar{1}1\rangle$	35	45	0
	55	90	45
	35	45	90
$\{110\}\langle 001\rangle$	90	90	45
	0	45	0
	0	45	90

表 1-3 面心立方晶系金屬常見之軋延織構

織構名稱	{h k l}	<u v w>	ϕ_1	Φ	ϕ_2
Cube	001	100	0	0	0
Copper	112	111	90	35	45
Brass	011	211	35	45	90
Goss	011	100	0	45	90
S-type	123	634	59	37	63
R-type	124	211	56.8	29.2	26.5

表 2-1 5083 鋁合金之組成 (wt%)

Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr	Ti	Cu	Al
4.5%	0.70%	0.40%	0.40%	0.25%	0.15%	0.15%	0.10%	Bal.

表 2-2 各種試片之熱機處理條件

試片名稱	軋延或熱處理條件	總軋延量	真實應變量
AR	鑄錠於 520±10 °C 時，熱軋延至 30 mm。	---	---
ARA	AR 試片於 500 °C 固溶處理 1 小時。	---	---
TMT1	由 12 mm 溫軋延至 1 mm，並且每兩道軋延之間於 200 °C 退火一次，時間約 30 分鐘。	91.67%	2.48
TMT2	由 30 mm 溫軋延至 2 mm，並且每兩道軋延之間於 200 °C 退火一次，時間約 30 分鐘。	93.33%	2.71

TMT2a	由 30 mm 冷軋延至 2 mm，其中於 320 °C 退火 6 次，每次時間約 10 分鐘。	93.33%	2.71
TMT3	由 30 mm 溫軋延至 1 mm，並且每兩道軋延之間於 200 °C 退火一次，時間約 30 分鐘。	96.67%	3.40
TMT3a	由 30 mm 溫軋延至 7.5 mm，並且每兩道軋延之間於 250 °C 退火一次，時間約 5 分鐘；由 7.5 mm 溫軋延至 1 mm，每兩道軋延間於 200 °C 退火一次，時間為 30 分鐘。	96.67%	3.40
TMT3b	在 500 °C 時，由 30 mm 熱軋延至 5.6 mm；再由 5.6 mm 冷軋延至 2.08 mm 後，於 200 °C 退火 30 分鐘，再冷軋延至 1 mm。	96.67%	3.40
TMT4	由 30 mm 溫軋延至 0.5 mm，並且每兩道軋延之間於 200 °C 退火一次，時間約 30 分鐘。	98.33%	4.09

表 3-1 AR 試片與各種經過不同溫度退火後 TMT3 試片之室溫機械性質比較

Specimen condition	UTS, MPa	Elongation
As-received (AR)	370	12%
AR+annealing at 500 °C for 1 hr (ARA)	316	20%
As-TMT3	507	10%
TMT3+annealing at 100 °C for 0.5 hr	493	10%
TMT3+annealing at 150 °C for 0.5 hr	481	11%
TMT3+annealing at 200 °C for 0.5 hr	470	12%

TMT3+annealing at 250 °C for 0.5 hr

423

18%

表 3-2 ARA 試片與 TMT3 試片在高於室溫溫度之機性測試比較

試片名稱	ARA		TMT3	
	Elongation	UTS, MPa	Elongation	UTS, MPa
200 °C, $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	---	---	187%	100.7 MPa
200 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	152%	126.7 MPa
200 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	170%	149.3 MPa
200 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	125%	184.7 MPa
200 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	120%	207.2 MPa
200 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	71%	243.0 MPa
200 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	---	---	73%	271.4 MPa
230 °C, $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	---	---	237%	54.5 MPa
230 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	247%	67.0 MPa

230 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	228%	86.2 MPa
230 °C, $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	405%	102.5 MPa
230 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	375%	107.9 MPa
230 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	511%	127.9 MPa
230 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	199%	166.6 MPa
230 °C, $8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	136%	189.9 MPa
250 °C, $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	---	---	265%	43.0 MPa
250 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	234%	49.1 MPa
250 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	110%	134.2 MPa	368%	62.4 MPa
250 °C, $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	124%	142.0 MPa	378%	71.3 MPa
250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	122%	146.0 MPa	443%	77.1 MPa
250 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	82%	156.8 MPa	316%	95.6 MPa
250 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	261%	125.7 MPa
250 °C, $8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	245%	146.3 MPa
270 °C, $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	---	---	152%	59.6 MPa
270 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	186%	54.3 MPa
270 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	241%	63.8 MPa
270 °C, $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	216%	68.6 MPa
270 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	232%	77.7 MPa

表 3-2 (續前頁)

270 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	247%	88.3 MPa
270 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	176%	114.5 MPa
270 °C, $8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	205%	126.7 MPa
300 °C, $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	---	---	202%	35.4 MPa
300 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	162%	51.0 MPa
300 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	137%	67.0 MPa
300 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	144%	89.9 MPa	153%	83.9 MPa
300 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	136%	118.1 MPa
300 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	---	---	132%	125.7 MPa
350 °C, $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	---	---	221%	14.7 MPa
350 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	199%	19.9 MPa
350 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	181%	29.7 MPa

350 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	196%	54.9 MPa	202%	37.5 MPa
350 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	162%	68.7 MPa
350 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	---	---	175%	80.8 MPa
400 °C, $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	---	---	216%	7.9 MPa
400 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	244%	11.5 MPa
400 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	232%	13.0 MPa
400 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	184%	27.9 MPa	225%	20.2 MPa
400 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	200%	33.8 MPa
400 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	---	---	206%	43.6 MPa
450 °C, $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	---	---	241%	5.0 MPa
450 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	272%	5.6 MPa
450 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	244%	6.5 MPa
450 °C, $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	159%	16.1 MPa	---	---
450 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	160%	18.4 MPa	267%	13.3 MPa
450 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	186%	21.8 MPa	265%	12.2 MPa
450 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	226%	17.4 MPa
450 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	---	---	252%	24.5 MPa
500 °C, $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	---	---	342%	1.4 MPa
500 °C, $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	402%	3.2 MPa

表 3-2 (續前頁)

500 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	316%	4.3 MPa
500 °C, $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	154%	10.7 MPa	---	---
500 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	118%	13.7 MPa	400%	5.8 MPa
500 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	126%	16.4 MPa	---	---
500 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	251%	11.3 MPa
500 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	---	---	277%	12.4 MPa
550 °C, $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	116%	7.1 MPa	327%	2.0 MPa
550 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	110%	7.7 MPa	550%	2.3 MPa
550 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	160%	9.1 MPa	531%	3.1 MPa
550 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	331%	4.9 MPa

表 3-3 TMT3 試片在經過不同溫度 30 分鐘的退火所得機械性質

Specimen condition	Testing condition	Elongation	UTS, MPa
As-TMT3	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	443%	77
TMT3+annealing at 100 °C for 0.5 hr	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	212%	86
TMT3+annealing at 150 °C for 0.5 hr	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	193%	90
TMT3+annealing at 200 °C for 0.5 hr	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	188%	86
TMT3+annealing at 250 °C for 0.5 hr	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	300%	83

表 3-4 TMT3 試片升溫至 250 °C 後，分別再靜置 0 ~ 60 分鐘所得機械性質。

Specimen condition	Testing condition	Elongation	UTS, MPa
As-TMT3	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	443%	77
TMT3+annealing at 250 °C for 10 min	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	303%	72
TMT3+annealing at 250 °C for 20 min	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	250%	80
TMT3+annealing at 250 °C for 30 min	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	300%	83
TMT3+annealing at 250 °C for 40 min	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	278%	80
TMT3+annealing at 250 °C for 50 min	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	312%	72
TMT3+annealing at 250 °C for 60 min	250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	297%	74

表 3-5 AR、ARA 試片以及六種不同熱機處理後試片之室溫機械性質

試片名稱	UTS, MPa	Elongation, %
AR	370.0	12%
ARA	316.0	20%
TMT1	505.4	12%
TMT2	512.0	9%
TMT2a	---	---
TMT3	507.0	10%
TMT3a	517.4	12%

TMT3b	545.9	7%
TMT4	534.7	4%

表 3-6 TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片之機性測試比較

試片名稱 (壓延量)	TMT1 (91.67%)		TMT2 (93.33%)		TMT3 (96.67%)		TMT4 (98.33%)	
	Elongation	UTS	Elongation	UTS	Elongation	UTS	Elongation	UTS
200 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	100%	219.0	170%	149.3	---	---
230 °C, $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	204%	---	405%	102.5	---	---
230 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	---	---	375%	107.9	272%	108.8
250 °C, $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	224%	74.0	185%	121.0	368%	62.4	359%	56.8
250 °C, $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	350%	85.6	215%	118.0	378%	71.3	306%	65.0
250 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	242%	94.4	---	---	443%	77.1	356%	73.7
250 °C, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	202%	116.3	189%	147.0	316%	95.6	367%	95.4
250 °C, $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	---	---	261%	125.7	353%	114.9

250 °C, 8x10 ⁻³ s ⁻¹	---	---	---	---	245%	146.3	300%	136.8
250 °C, 1x10 ⁻² s ⁻¹	---	---	---	---	---	---	287%	143.3
250 °C, 1x10 ⁻¹ s ⁻¹	---	---	---	---	---	---	100%	250.4
270 °C, 8x10 ⁻⁴ s ⁻¹	---	---	197%	92.0	216%	68.6	---	---
270 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	---	---	---	---	232%	77.7	---	---
300 °C, 5x10 ⁻⁴ s ⁻¹	137%	67.0	140%	77.0				
300 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	145%	82.5	---	---	153%	83.9	142%	81.3
350 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	190%	36.6	---	---	202%	37.5	---	---
350 °C, 2x10 ⁻³ s ⁻¹	163%	49.2	---	---	---	---	---	---
400 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	204%	17.7	---	---	225%	20.2	276%	17.6
450 °C, 8x10 ⁻⁴ s ⁻¹	257%	8.0	---	---	---	---	---	---
450 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	235%	8.4	---	---	267%	13.3	---	---
450 °C, 2x10 ⁻³ s ⁻¹	246%	8.4	---	---	265%	12.2	---	---
500 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	393%	4.7	---	---	400%	5.8	---	---
500 °C, 2x10 ⁻³ s ⁻¹	354%	6.2	---	---	---	---	---	---
550 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	534%	2.0	---	---	550%	2.3	---	---
550 °C, 2x10 ⁻³ s ⁻¹	---	---	---	---	531%	3.1	383%	3.0

註：UTS 單位為 MPa

表 3-7 TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片之機性測試比較

試片名稱	TMT3		TMT3a		TMT3b	
	Elongation	UTS, MPa	Elongation	UTS, MPa	Elongation	UTS, MPa
100 °C, 5x10 ⁻⁴ s ⁻¹	---	---	---	---	21%	477.8 MPa
200 °C, 5x10 ⁻⁴ s ⁻¹	---	---	---	---	121%	176.8 MPa
200 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	125%	184.7 MPa	142%	201.5 MPa	---	---
230 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	375%	107.9 MPa	333%	113.5 MPa	---	---
250 °C, 5x10 ⁻⁴ s ⁻¹	378%	62.4 MPa	301%	63.4 MPa	158%	88.7 MPa
250 °C, 8x10 ⁻⁴ s ⁻¹	363%	71.3 MPa	314%	76.0 MPa	---	---
250 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	443%	77.1 MPa	346%	79.6 MPa	140%	102.9 MPa
250 °C, 2x10 ⁻³ s ⁻¹	316%	95.6 MPa	330%	100.7 MPa	161%	121.1 MPa
300 °C, 1x10 ⁻³ s ⁻¹	153%	83.9 MPa	159%	79.8 MPa	166%	82.4 MPa

350 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	202%	37.5 MPa	216%	35.5 MPa	---	---
400 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	225%	20.2 MPa	253%	16.6 MPa	228%	15.4 MPa
450 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	267%	13.3 MPa	338%	7.4 MPa	---	---
500 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	400%	5.8 MPa	---	---	375%	4.8 MPa
550 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	550%	2.3 MPa	---	---	---	---

表 3-8 TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別拉伸至不同的伸長量(e)，其相對之真實應變 (ϵ) 及試片的局部塑性真實應變 (e')。

Engineering elongation of the gauge length, e	True strain of the gauge length, ϵ	Local plastic true strain, e'
10%	0.1	0.10
20%	0.2	0.25
42%	0.4	0.42
108%	0.7	0.97

153%	0.9	1.31
216%	1.2	2.21

表 3-9 TMT2 與 TMT2a 試片之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例

試片名稱	TMT2	TMT2a
LAB, %	26.9	36.3
MAB, %	9.5	7.0
HAB, %	63.6	56.7
Σ , %	13.7	10.9
$\Sigma=3^n$, %	7.1	5.8

$\Sigma=3^n/\Sigma, \%$	51.8	53.2
$\Sigma/(MAB+HAB), \%$	18.7	17.1
$\Sigma=3^n/(MAB+HAB), \%$	9.7	9.1

表 3-10 TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例

試片名稱	TMT1	TMT2	TMT3	TMT4
LAB, %	28.3	26.9	27.8	16.6
MAB, %	10.4	9.5	8.9	12.5
HAB, %	61.3	63.6	63.3	70.9
$\Sigma, \%$	12.5	13.7	12.5	14.6

$\Sigma=3^n$, %	6.6	7.1	6.0	7.3
$\Sigma=3^n/\Sigma$, %	52.8	51.8	48.0	50.0
$\Sigma/(MAB+HAB)$, %	17.4	18.7	17.3	17.5
$\Sigma=3^n/(MAB+HAB)$, %	9.2	9.7	8.3	8.7

表 3-11 TMT3、TMT3a 與 TMT3b 試片之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例

試片名稱	TMT3	TMT3a	TMT3b
LAB, %	27.8	29.1	43.4
MAB, %	8.9	9.2	6.1
HAB, %	63.3	61.7	50.5

Σ , %	12.5	13.1	10.6
$\Sigma=3^n$, %	6.0	5.9	6.4
$\Sigma=3^n/\Sigma$, %	48.0	45.0	60.4
$\Sigma/(MAB+HAB)$, %	17.3	18.5	18.7
$\Sigma=3^n/(MAB+HAB)$, %	8.3	8.3	11.3

表 3-12 剛熱機處理後之 TMT3 試片，並升溫至 250 °C，及分別維持 30、60 分鐘後之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例。

試片名稱	As-TMT3	As-heated	Held 30 min	Held 60 min
LAB, %	27.8	49.1	41.7	23.6

MAB, %	8.9	14.3	15.5	19.7
HAB, %	63.3	36.5	42.8	56.7
<hr/>				
Σ , %	12.5	11.4	10.9	16.9
$\Sigma=3^n$, %	6.0	7.4	4.9	7.0
$\Sigma=3^n/\Sigma$, %	48.0	64.9	45.0	41.4
<hr/>				
$\Sigma/(MAB+HAB)$, %	17.3	21.8	18.7	22.1
$\Sigma=3^n/(MAB+HAB)$, %	8.3	14.5	8.4	9.1
<hr/>				

表 3-13 TMT3 試片從升溫及拉伸過程中之晶界角度分佈及共位晶界所佔比例

試片名稱	As-TMT3	As-Heated	10% ($\epsilon' \sim 0.10$)	20% ($\epsilon' \sim 0.25$)	42% ($\epsilon' \sim 0.42$)	108% ($\epsilon' \sim 0.97$)	153% ($\epsilon' \sim 1.31$)	216% ($\epsilon' \sim 2.21$)
LAB, %	27.8	49.1	29.4	26.2	15.0	10.0	9.4	6.9
MAB, %	8.9	14.3	11.9	15.1	14.3	15.8	14.5	15.7
HAB, %	63.3	36.5	58.7	58.7	70.7	74.2	76.1	77.4
Σ , %	12.5	11.4	12.1	12.0	15.0	10.0	11.1	11.5
$\Sigma=3^\circ$, %	6.0	7.4	5.1	6.4	7.5	5.0	5.1	4.9
$\Sigma=3''/\Sigma$, %	48.0	64.9	42.1	53.3	50.0	50.0	46.0	42.6
$\Sigma/(MAB+HAB)$, %	17.3	21.8	17.1	16.3	17.6	11.1	12.2	12.3
$\Sigma=3''/(MAB+HAB)$, %	8.3	14.5	7.2	8.7	8.8	5.6	5.6	5.3

表 4-1 TMT3 試片在 200、230 及 250 °C 及各應變速率的條件下，所擷取 $\epsilon = 0.4$ 之真實應力值。

測試條件	200 °C	230 °C	250 °C
$8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	132.71 MPa	70.72 MPa	56.41 MPa
$2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	153.85 MPa	88.87 MPa	68.37 MPa
$5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	183.02 MPa	110.42 MPa	83.31 MPa
$8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	126.95 MPa	96.46 MPa
$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	211.38 MPa	135.08 MPa	104.45 MPa
$2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	231.35 MPa	158.41 MPa	121.19 MPa
$5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	247.65 MPa	193.19 MPa	151.59 MPa
$8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	208.45 MPa	164.85 MPa
$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	277.55 MPa	---	---

表 4-2 TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，以 n 等於 3、3.5 及 4 帶入 $e^{1/n}$ 對 σ 作圖，分別求得各 n 值相關之初始應力值及線性關係精確度 (r)。

Temperature	n = 3		n = 3.5		n = 4	
	σ_{th} , MPa	r	σ_{th} , MPa	r	σ_{th} , MPa	r
200 °C	107.54	0.96899	67.92	0.99516	78.11	0.98011
230 °C	37.35	0.99216	23.58	0.99535	6.79	0.99716
250 °C	29.43	0.99582	16.98	0.9977	negative	0.99887

表 4-3 TMT3 試片升溫至 250 °C，並恆溫靜置 0 ~ 60 分鐘後，再於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下進行拉伸，並擷取真實應變等於 0.4 之真實應力值，及恆溫靜置當時之晶粒尺寸。

Time, min	Grain size, μm	Flow stress, MPa
0 min	0.50	104.5
10 min	0.65	98.9
20 min	0.75	114.4
30 min	0.75	119.6
40 min	0.95	110.1
50 min	1.55	105.8
60 min	1.70	103.1

表 4-4 TMT3 試片在 300、350 及 400 °C 及各應變速率的條件下，所擷取 $\epsilon = 0.4$ 之真實應力值。

測試條件	300 °C	350 °C	400 °C
$8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	47.18 MPa	21.22 MPa	11.62 MPa
$2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	57.34 MPa	27.30 MPa	15.27 MPa
$5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	70.82 MPa	37.76 MPa	17.76 MPa
$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	82.64 MPa	45.34 MPa	26.25 MPa
$5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	121.22 MPa	70.69 MPa	40.36 MPa
$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	132.80 MPa	84.63 MPa	47.91 MPa

表 4-5 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，以 n 等於 2.5、3 及 3.5 帶入 $e^{1/n}$ 對 σ 作圖，分別求得各 n 值相關之初始應力值及線性關係精確度 (r)。

Temperature	n = 2.5		n = 3		n = 3.5	
	σ_{th} , MPa	r	σ_{th} , MPa	r	σ_{th} , MPa	r
300 °C	34.33	0.98312	28.00	0.99278	19.54	0.99530
350 °C	11.09	0.99123	7.92	0.99804	0.52	0.99929
400 °C	3.70	0.99014	2.11	0.99518	negative	0.99596

表 4-6 TMT3 試片在 450、500 及 550 °C 及各應變速率的條件下，所擷取 $\epsilon = 0.4$ 之真實應力值。

測試條件	450 °C	500 °C	550 °C
$8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	6.57 MPa	1.83 MPa	---
$2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	6.70 MPa	3.56 MPa	---
$5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	9.44 MPa	6.09 MPa	---
$8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	---	---	2.81 MPa
$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	13.10 MPa	6.91 MPa	2.88 MPa
$2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	---	---	4.51 MPa
$5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	23.52 MPa	14.95 MPa	6.90 MPa
$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	30.48 MPa	17.20 MPa	---

表 4-7 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，以 n 等於 1.5、1.8 及 2.0 帶入 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 對 σ 作圖，分別求得各 n 值相關之初始應力值及線性關係精確度 (r)。

	n = 1.5		n = 1.8		n = 2.0	
Temperature	σ_{th} , MPa	r	σ_{th} , MPa	r	σ_{th} , MPa	r
450 °C	6.34	0.99128	4.49	0.99589	3.56	0.99759
500 °C	2.51	0.97050	1.85	0.98058	1.18	0.98488
550 °C	0.79	0.99560	0.39	0.99667	negative	0.99692

表 4-8 ARA 試片在 250、450、500 及 550 °C 及各應變速率的條件下，所擷取 $\epsilon = 0.3$ 之真實應力值。

測試條件	250 °C	450 °C	500 °C	550 °C
$5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	150.32 MPa	---	---	---
$8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	162.34 MPa	19.32 MPa	13.30 MPa	7.75 MPa
$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	169.62 MPa	20.74 MPa	16.08 MPa	8.70 MPa
$2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	183.40 MPa	25.65 MPa	18.41 MPa	10.11 MPa

表 4-9 TMT3 試片於低溫、中溫及高溫，分別求得變形機構相關數據之平均代表值，以及在各溫度區間所推測可能之變形機構與變形機構中控制速率之主要擴散步驟。

	低溫			中溫	高溫
	200 ~ 250 °C ($\epsilon=0.4$)	230 ~ 250 °C ($\epsilon=0.4$)	230 ~ 250 °C ($\epsilon=1.0$)		
m_a	~0.23	~0.24	~0.3	~0.26	~0.45
Q_a , kJ/mole	120	118	---	150	158
$\sigma_{0.01}$, MPa	67.92, 23.58, 16.98	23.58, 16.98	---	28.00, 7.92, 2.11	4.49, 1.85, 0.39
m_t	~0.28	~0.28	---	~0.33	~0.55
Q_t , kJ/mole	66	85	---	73	78
P	~0	~0	~0.8	~0.3	---
主要變形機構 (依其貢獻之重要性排列)	1. 溶質拖曳潛變 2. power law dislocation creep 3. 晶界滑移	1. 溶質拖曳潛變 2. power law dislocation creep 3. 晶界滑移	1. 晶界滑移 2. 溶質拖曳潛變 3. power law dislocation creep	溶質拖曳潛變	1. 晶界滑移 2. 溶質拖曳潛變
變形機構中 控制速率之主要擴散步驟	鎂在鋁基材中之差排 管擴散	鎂在鋁基材中之差排 管擴散	鋁之晶界擴散	鎂在鋁基材中之差排 管擴散	鋁之晶界擴散

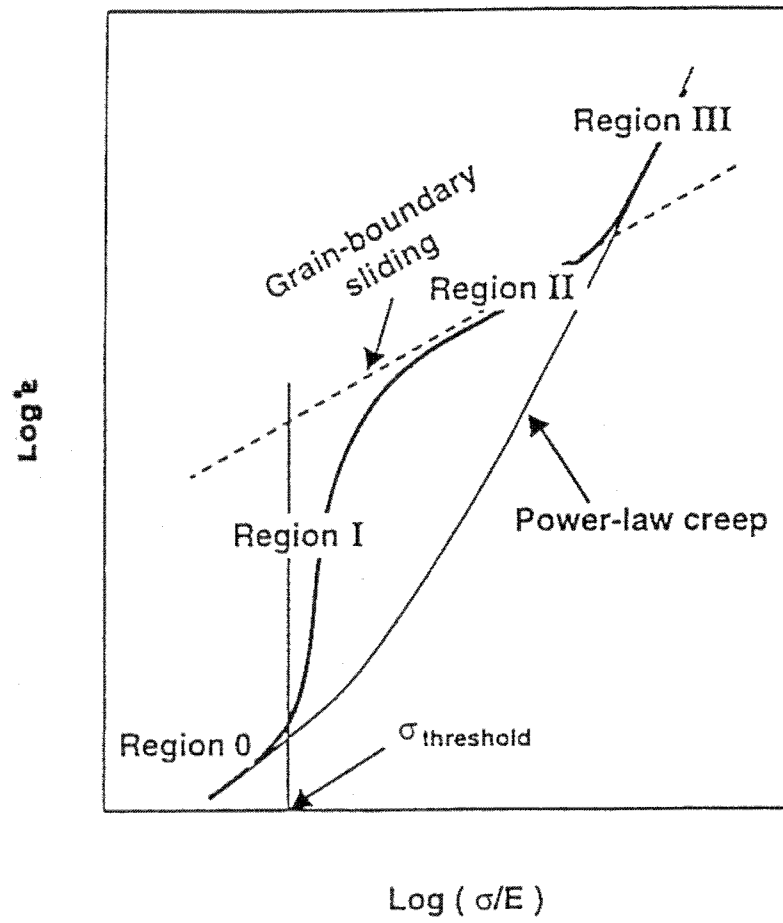


圖 1-1 細晶材料之高溫變形行為 [8]

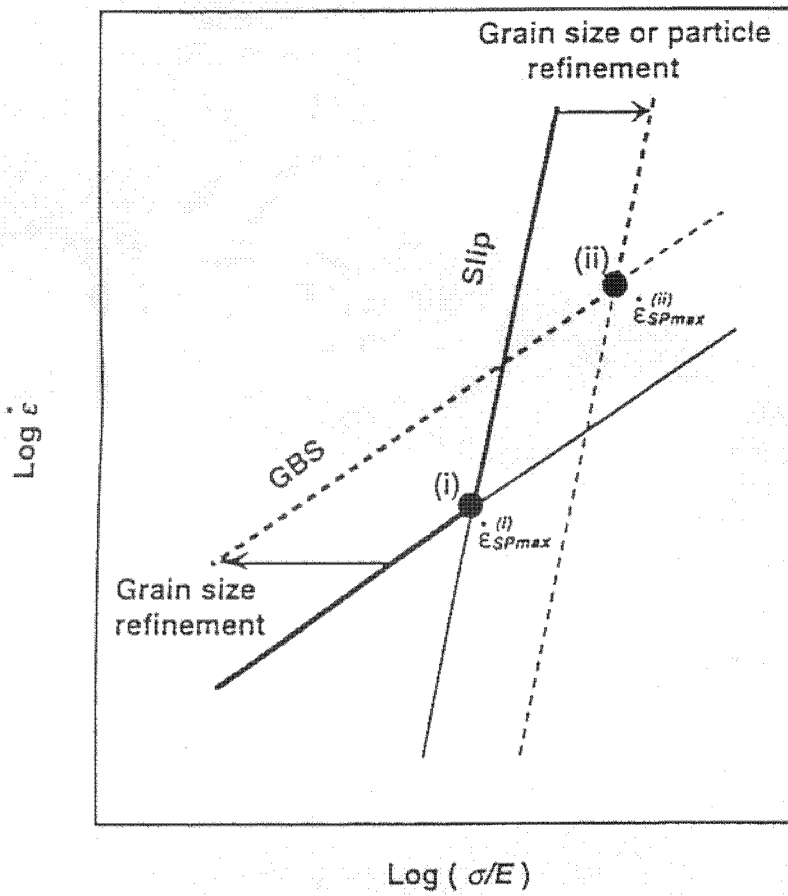


圖 1-2 晶界滑移與差排滑移兩機構對晶粒細化之關係圖 [8]

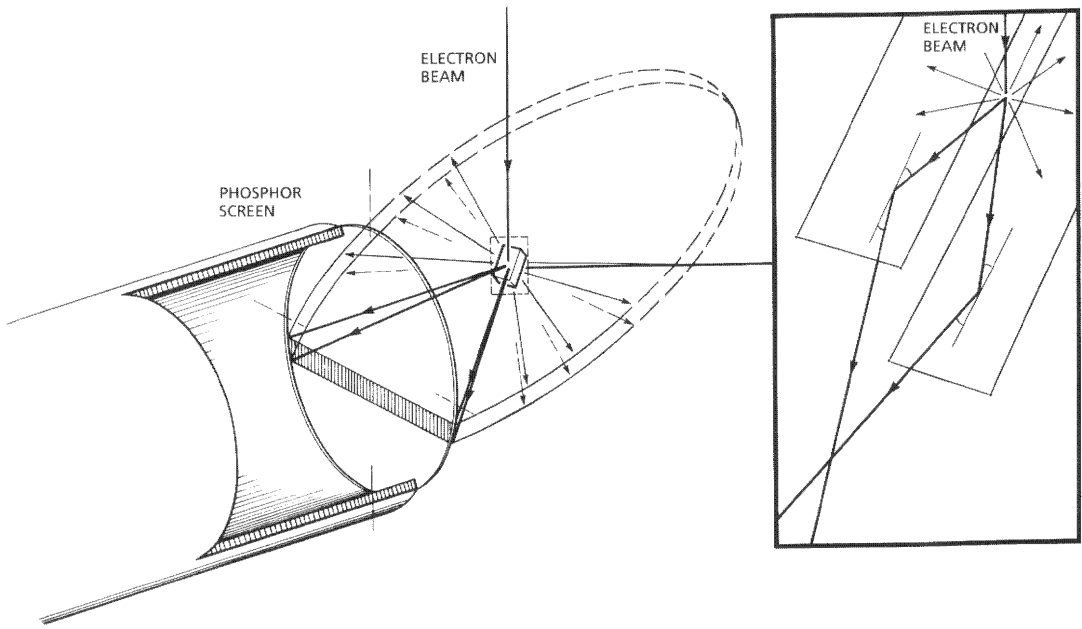


圖 1-3 電子背向散射繞射形成原理示意圖 [68]

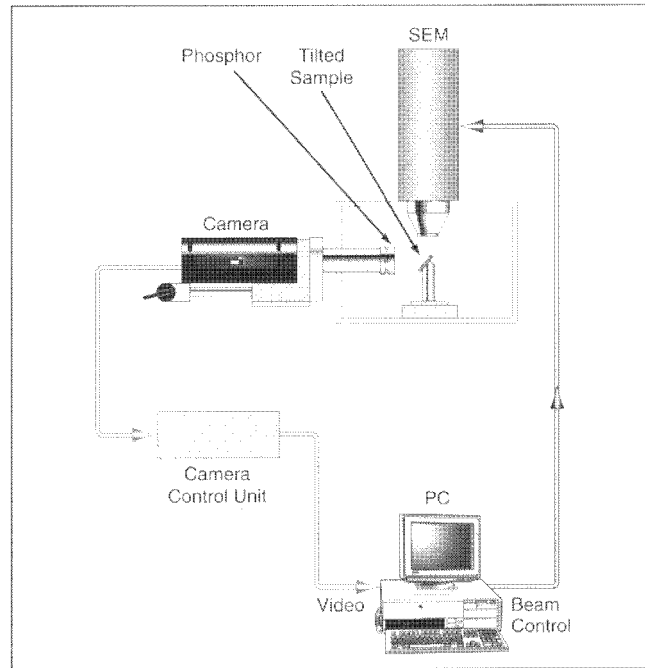
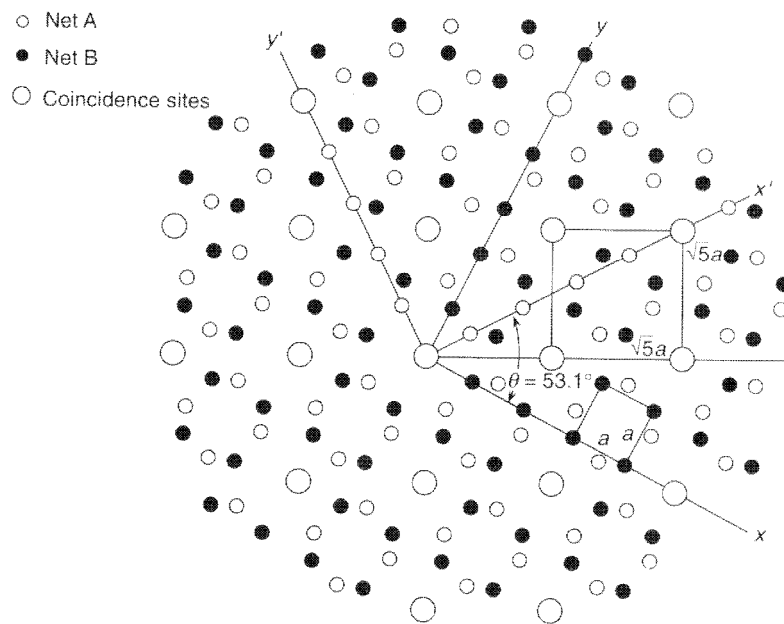
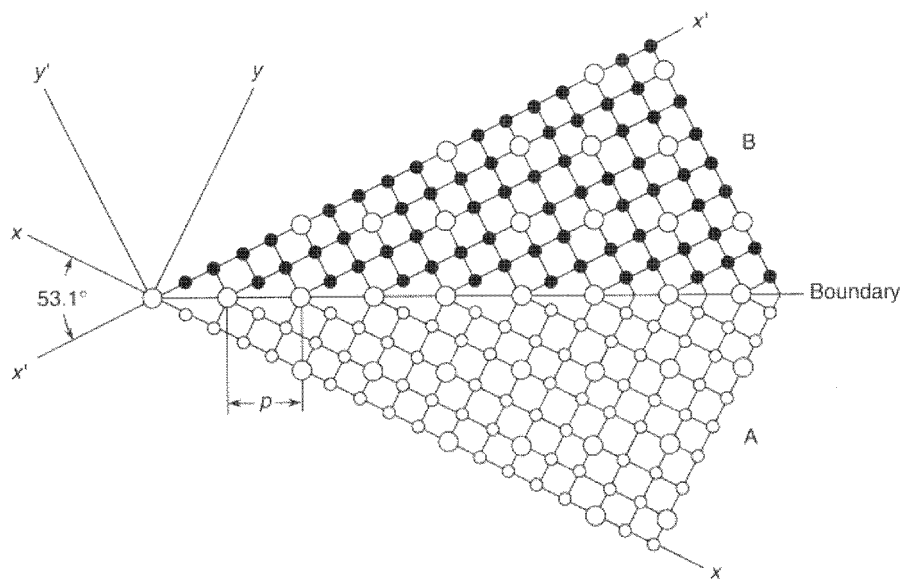


圖 1-4 電子背向散射繞射儀基本架設系統 [69]



(a)



(b)

圖 1-5 (a) 旋轉共位晶界；(b) 傾斜共位晶界之示意圖。[70]

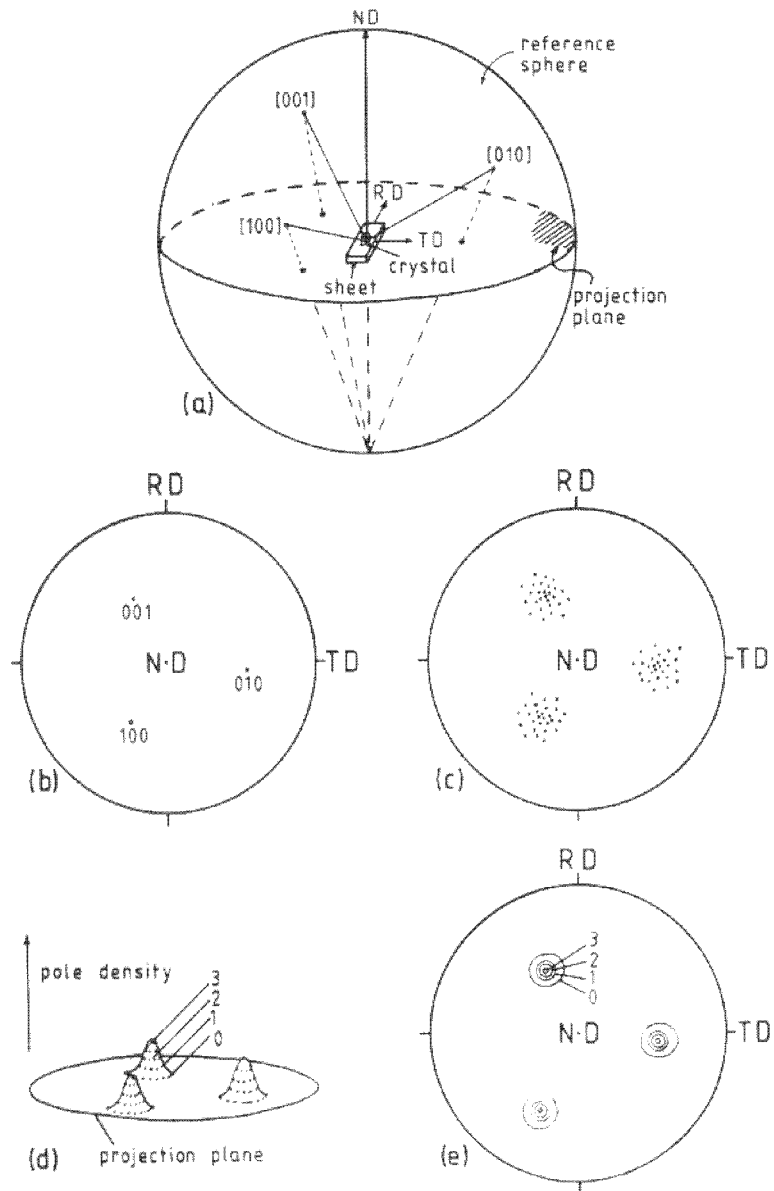


圖 1-6 (a) 一單晶立方晶系金屬在 $\{100\}$ 立體投影空間之投影示意圖；(b) 單一晶粒之投影圖；(c) 具有織構之多晶金屬之投影圖；(d) 在極圖上投影點之密度分佈；(e) 以等高線來表示密度之分佈。[74]

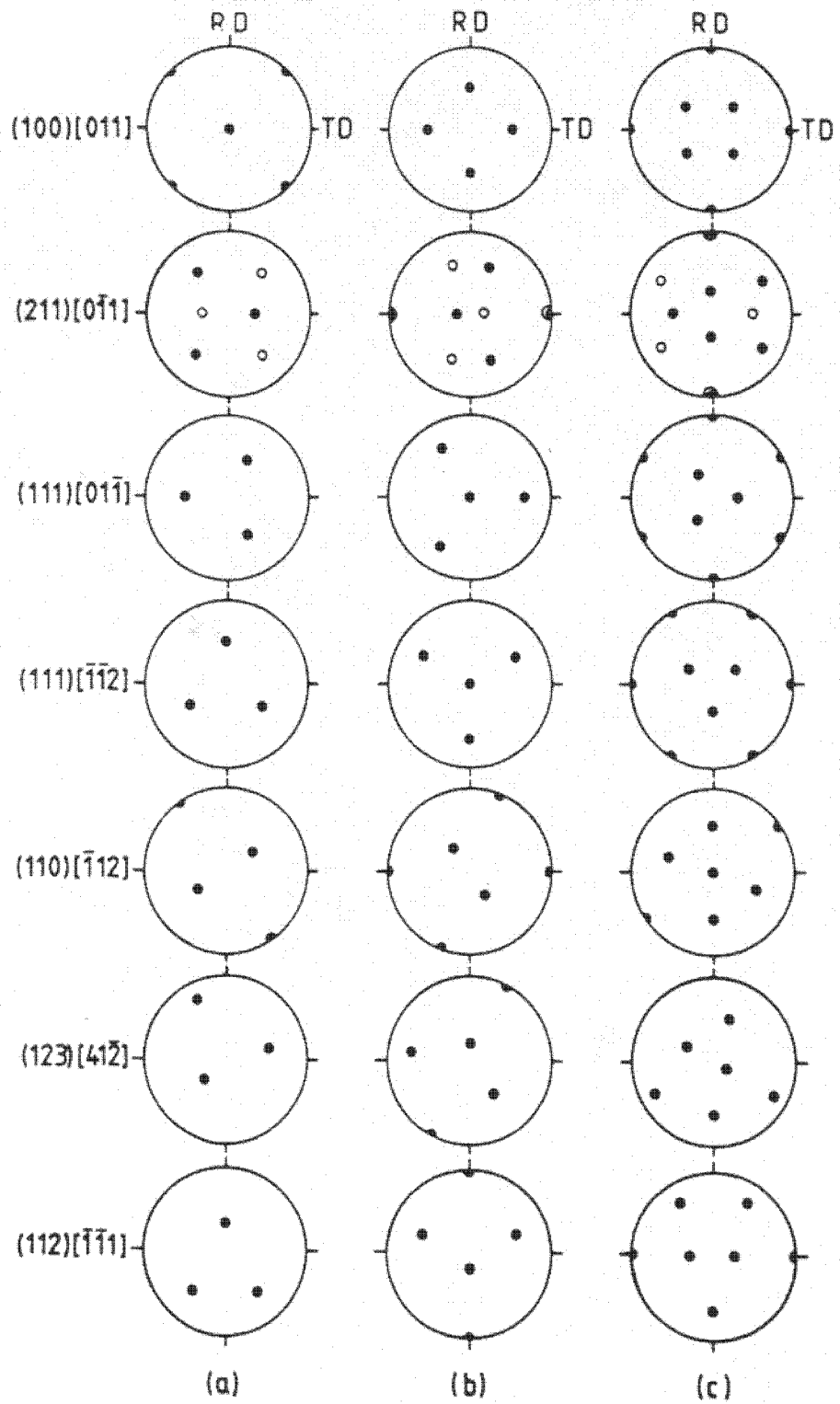


圖 1-7 面心立方晶系金屬在 (a) (100) ; (b) (110) ; (c) (111) 極圖上，一些常見之織構組成。 [74]

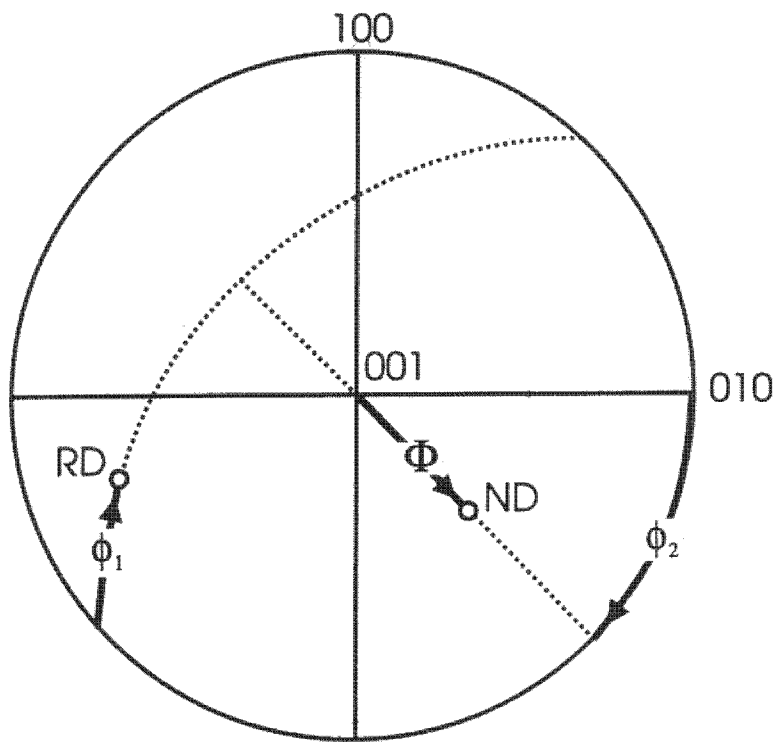


圖 1-8 Bunge 對軋延板材所定義之尤拉角。 [75]

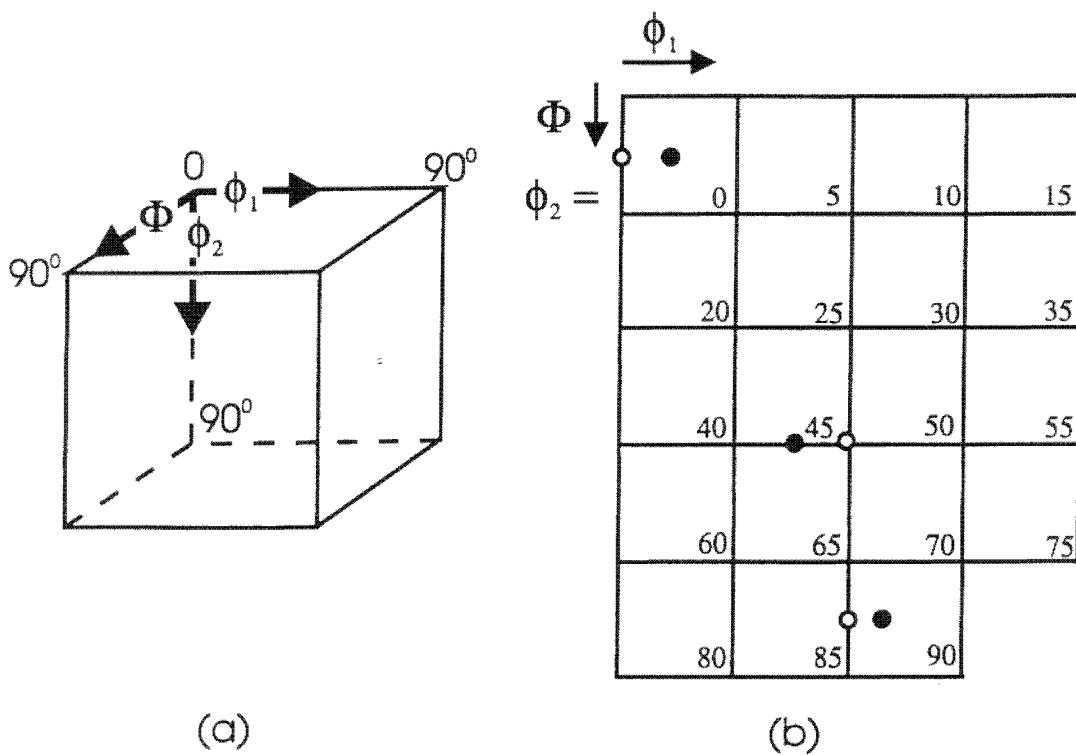


圖 1-9 (a) 由三個尤拉角 (ϕ_k Φ ϕ_2) 所構成之尤拉空間；(b) 分別以 ϕ_2 為 0, 5, 10 ..90° 之區隔，將尤拉空間展開。[75]

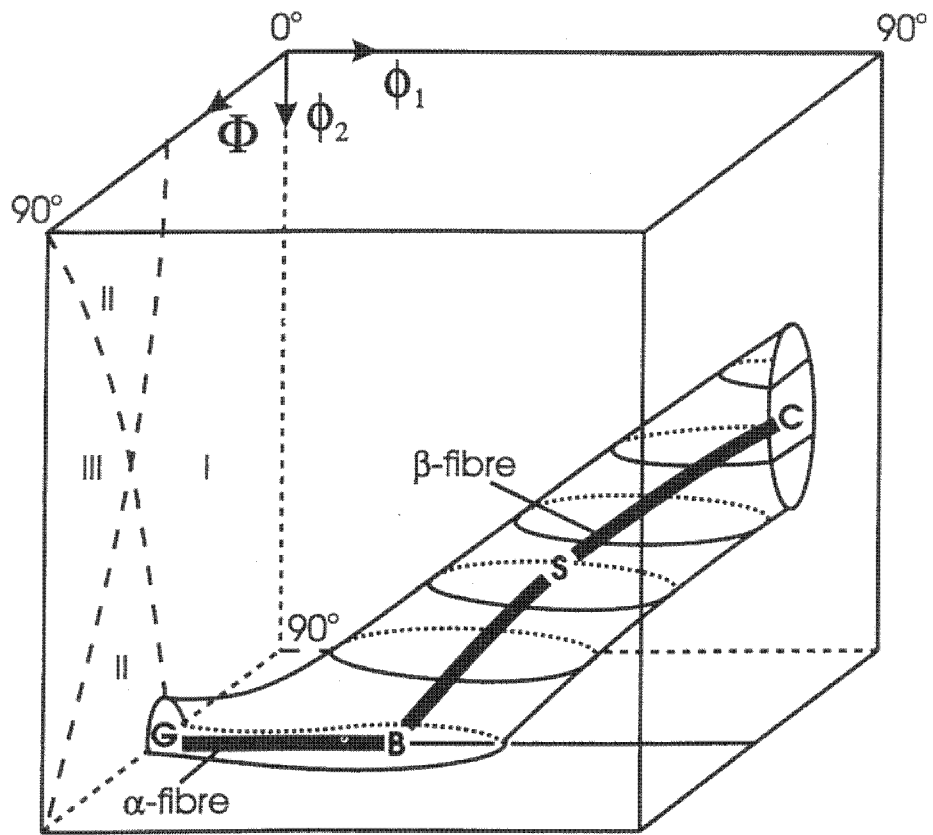
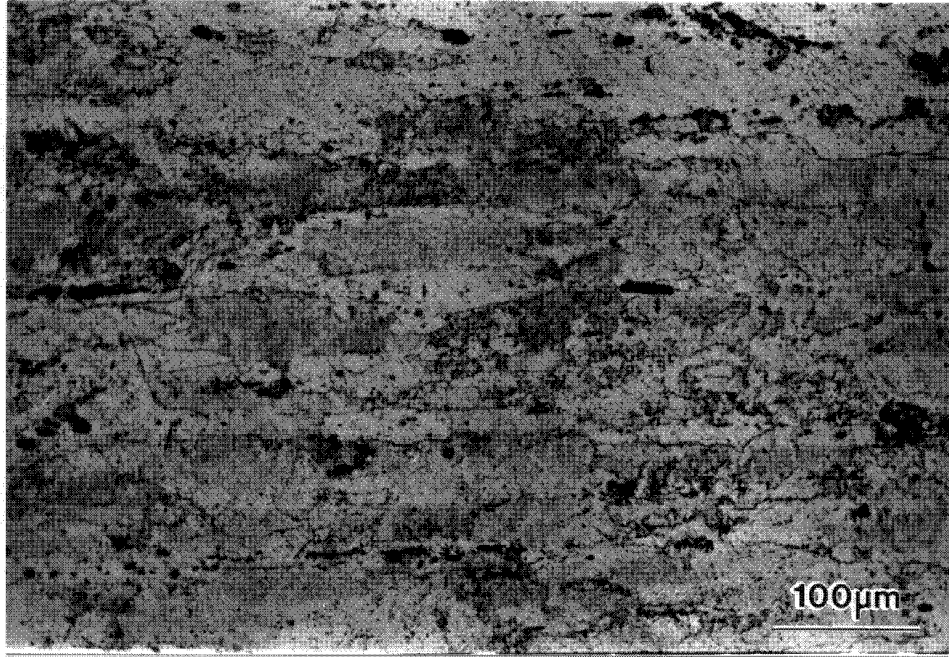
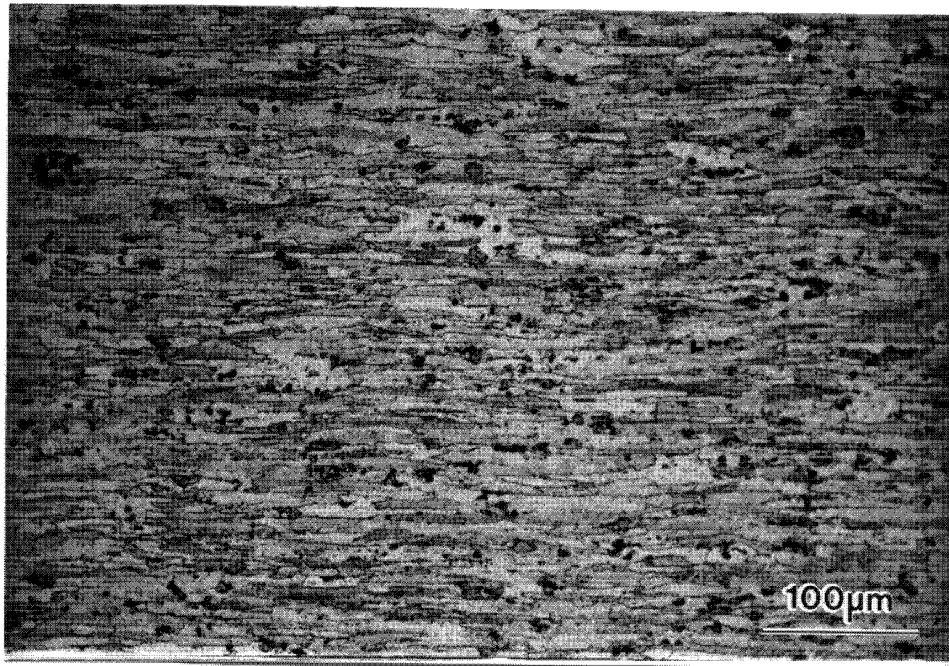


圖 1-10 面心立方晶系金屬在尤拉空間上所常見之織構組織，並呈現連續管狀分佈之 α -fiber 與 β -fiber。 [76]

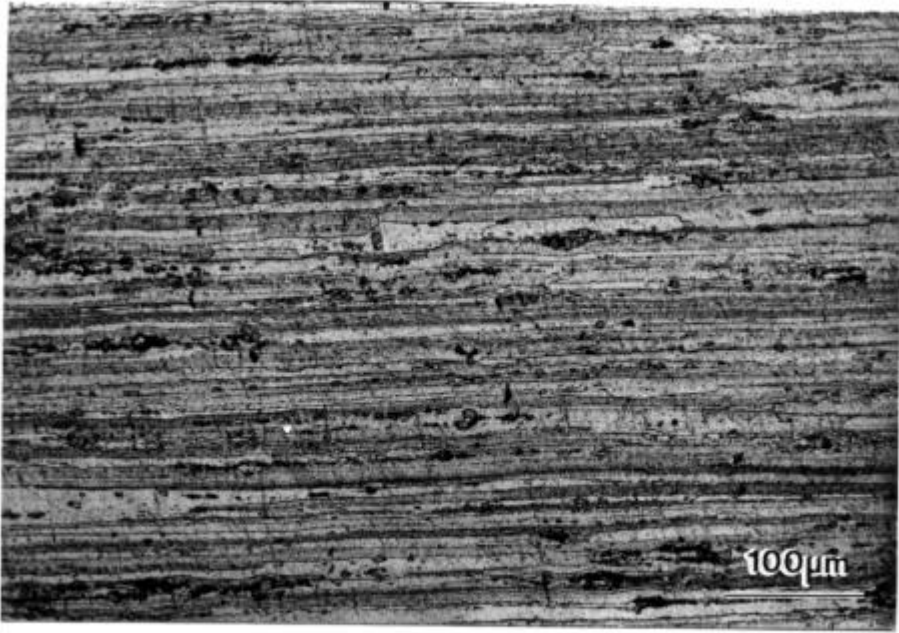


(a)



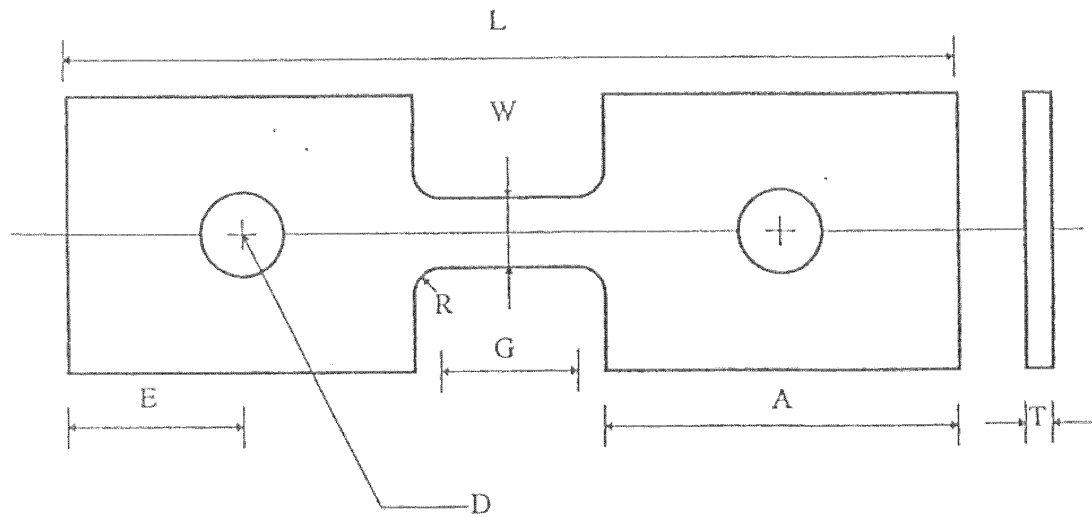
(b)

圖 2-1 AR 試片之 (a)S 面；(b)T 面；(c)L 面，OM 照片。



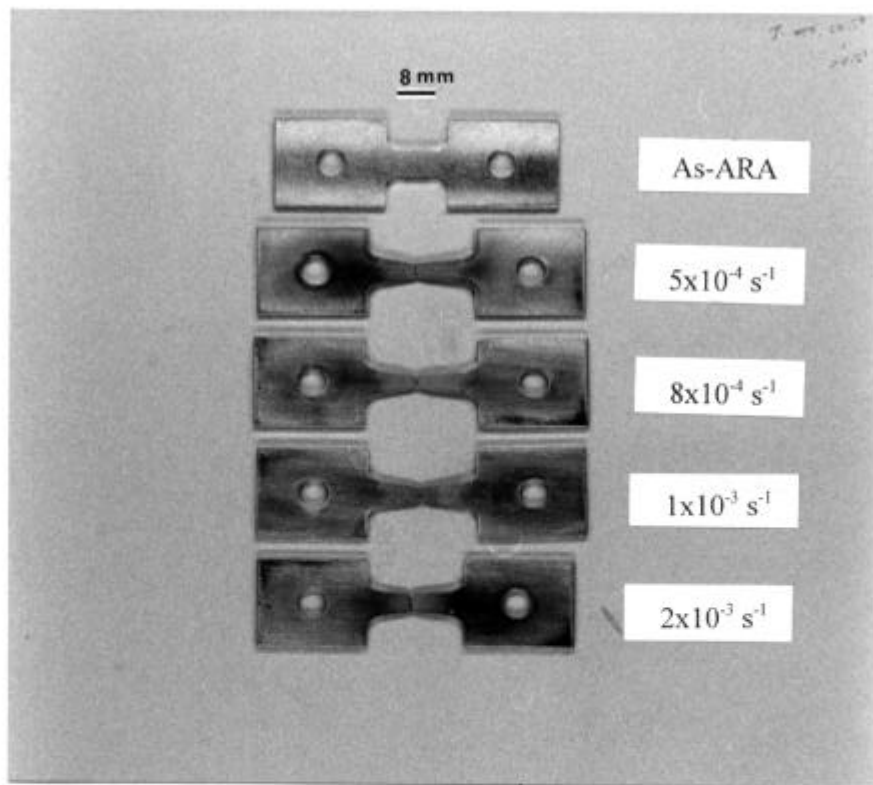
(c)

圖 2-1 (續前頁)



Subsize Specimen	mm
G-Gage length	8
W-Width	6
T-Thickness	0.5-2
R-Radius of fillet	2
L-Overall length	65
A-Length of grip section	25.5
B-Width of grip section	20
D-Diameter of hole for pin	6.2
E-Edge distance from pin	13

圖 2-2 5083 鋁合金拉伸試片之尺寸規格



(a)

圖 3-1 ARA 試片 (a) 在 250 °C 及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(b) 在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別於 250 ~ 550 °C 進行拉伸實驗所得之試片外觀。

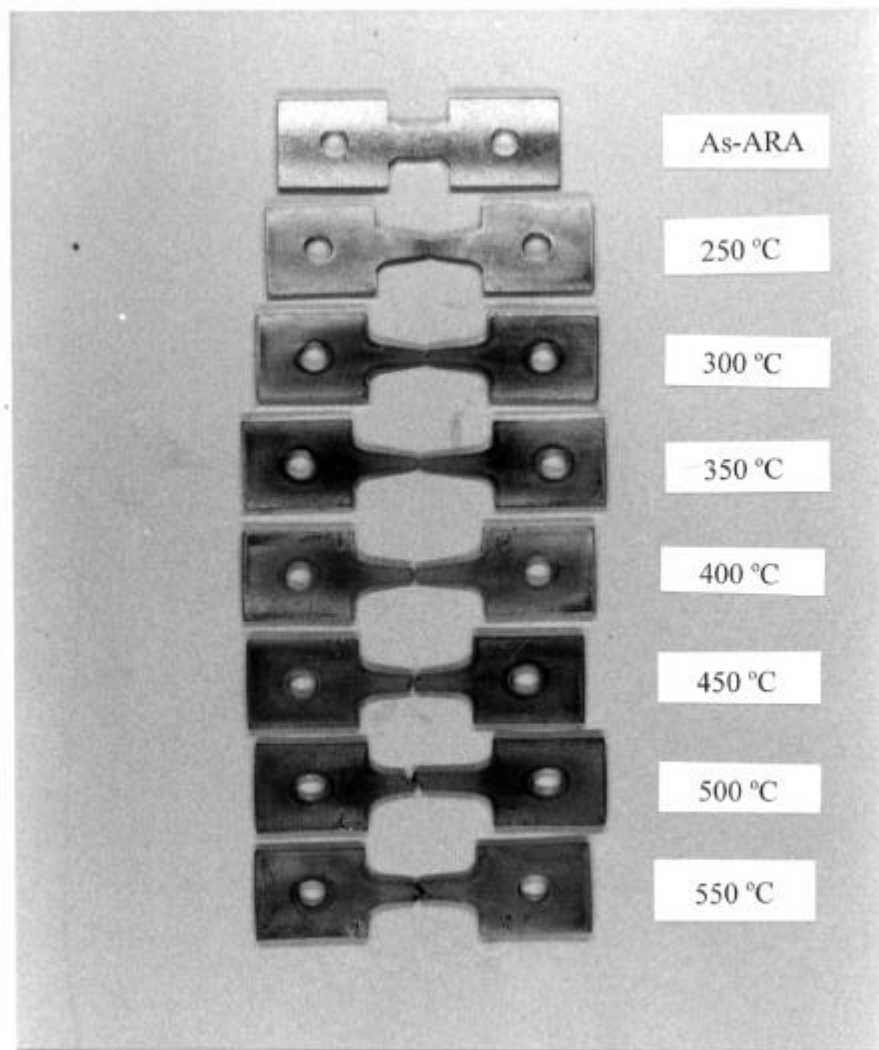
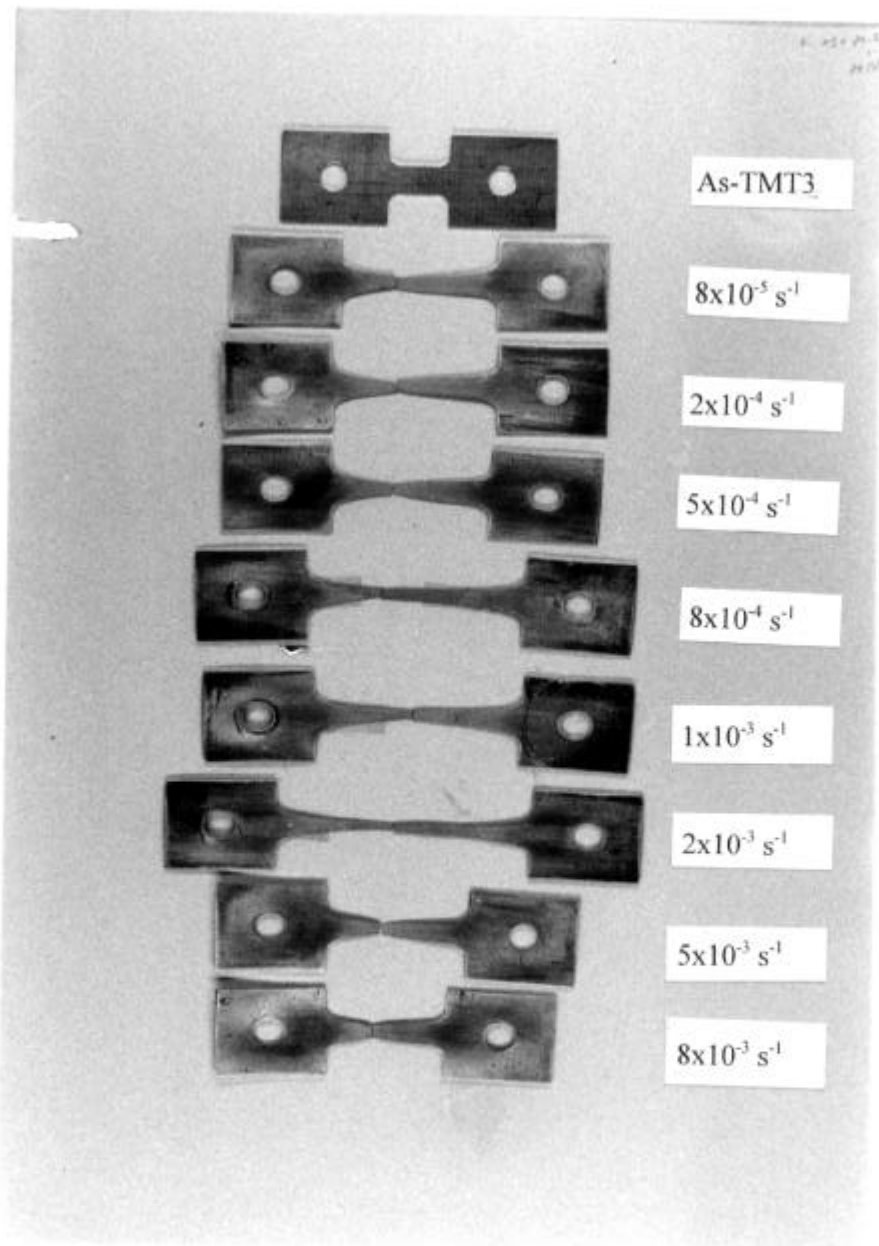


圖 3-1 (b) (續前頁)



(a)

圖 3-2 TMT3 試片在 (a) 230 °C; (b) 250 °C, 在各種應變速率下之拉伸試片外觀; (c) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下, 於 200 ~ 550 °C 拉伸之試片外觀。

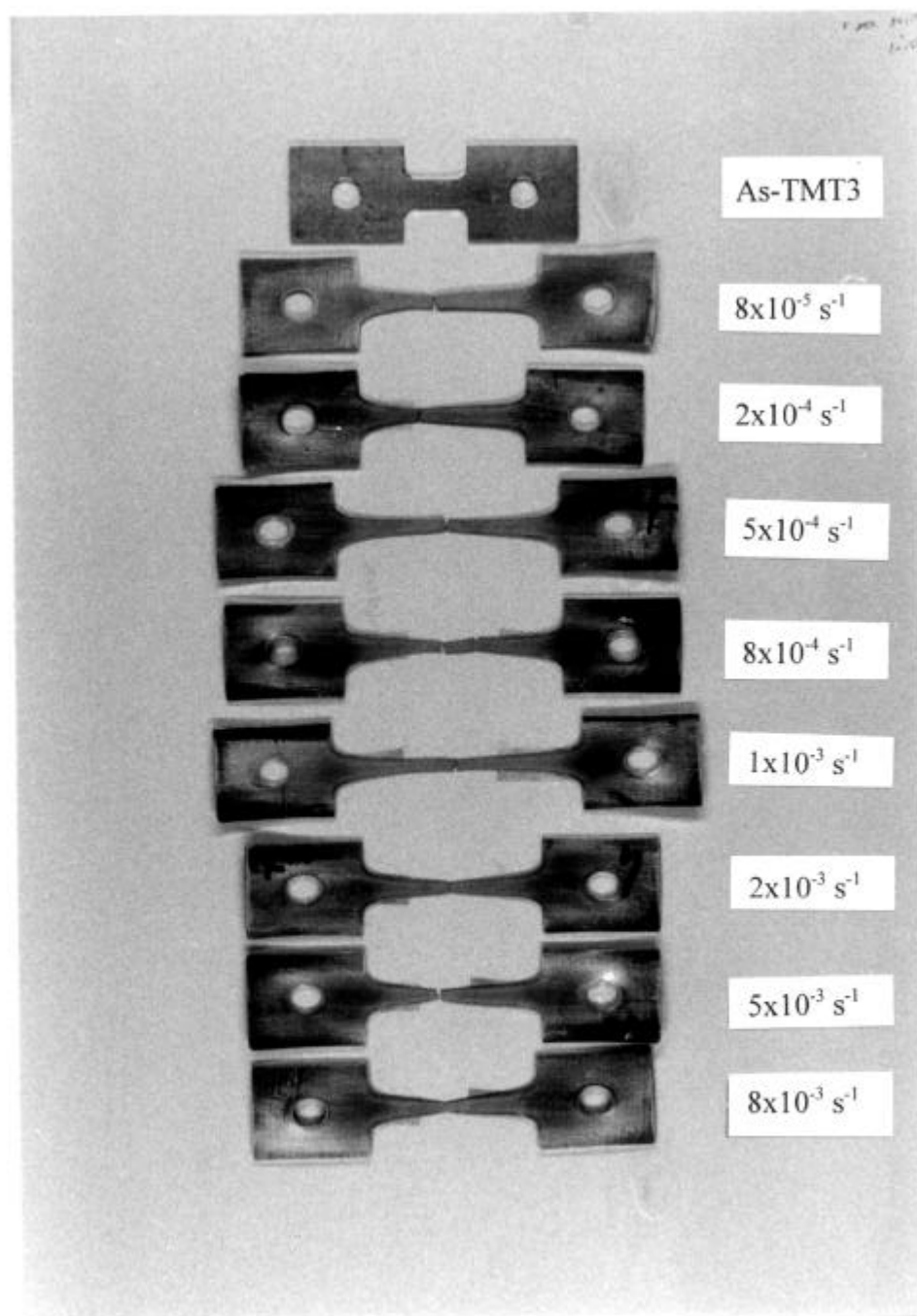


圖 3-2 (b) (續前頁)

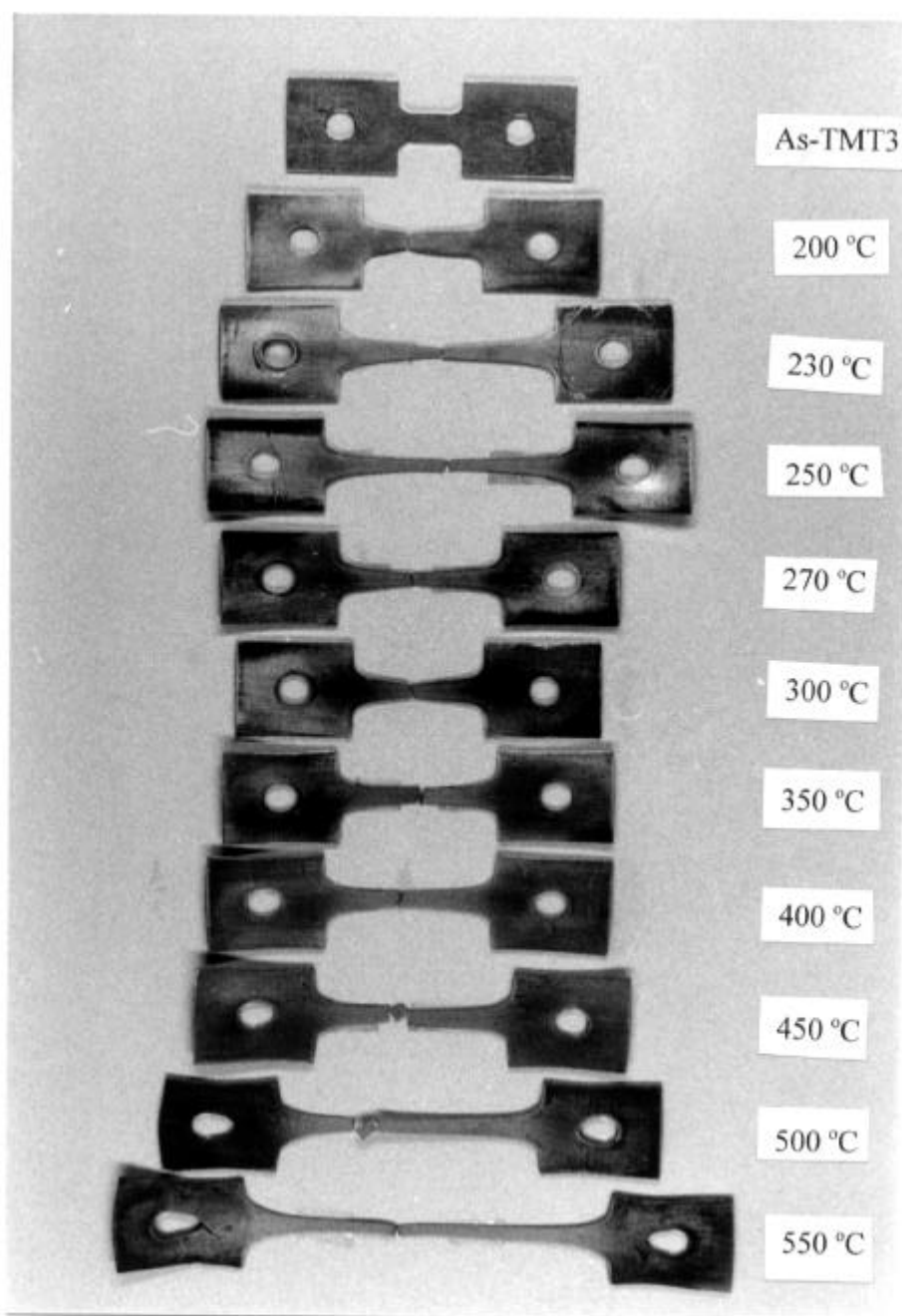


圖 3-2 (c) (續前頁)

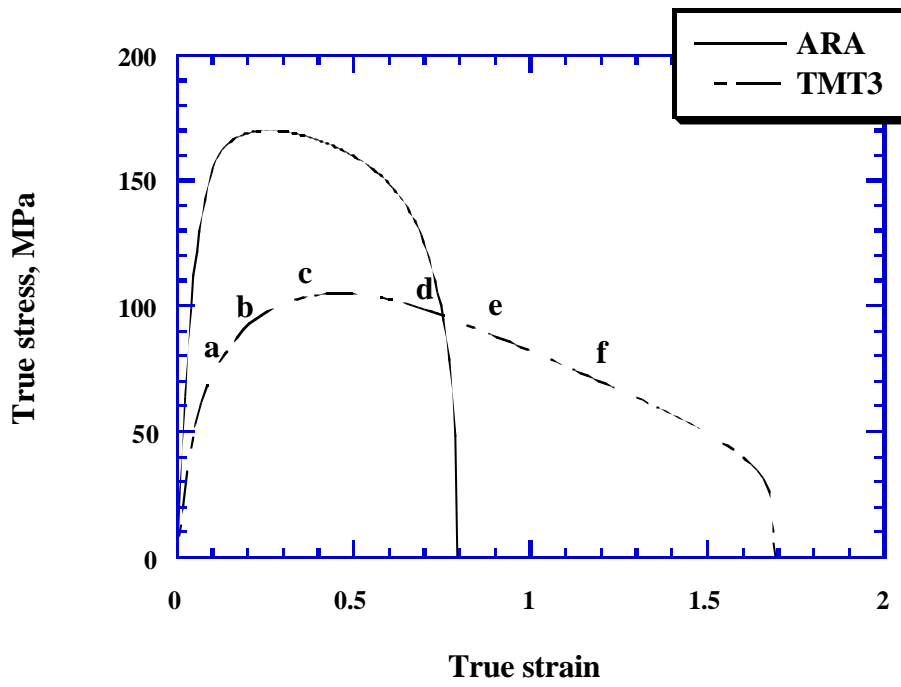


圖 3-3 ARA 試片與 TMT3 試片，於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，兩者拉伸真實應力應變曲線之比較圖。

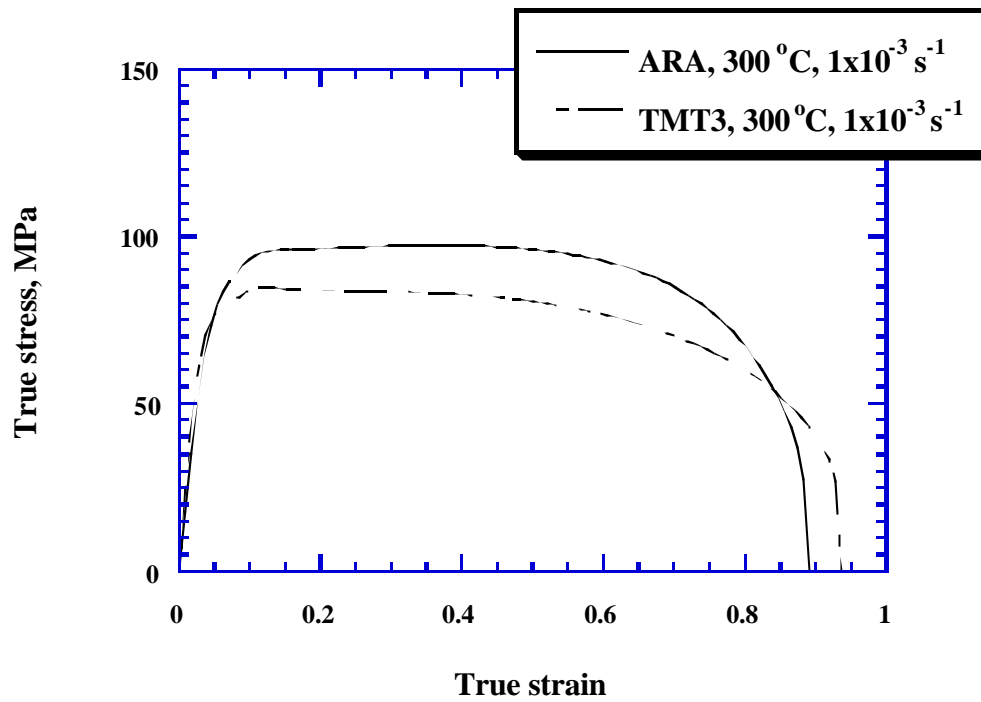


圖 3-4 ARA 試片與 TMT3 試片，於 300 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，兩者拉伸真實應力應變曲線之比較圖。

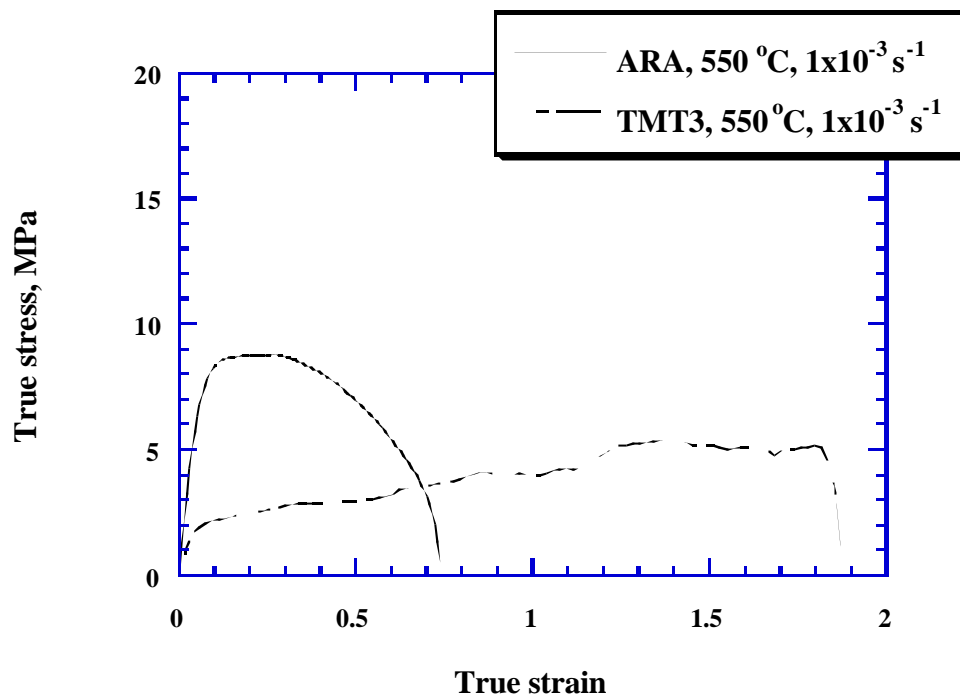


圖 3-5 ARA 試片與 TMT3 試片，於 550 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，兩者拉伸真實應力應變曲線之比較圖。

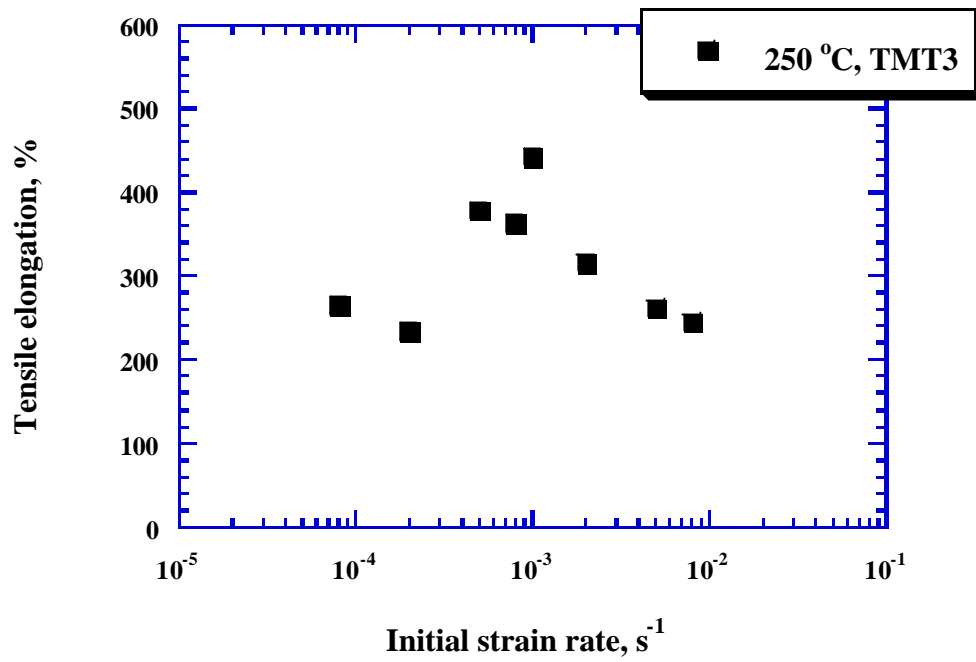


圖 3-6 TMT3 試片在 250 °C 時，伸長量與初始應變速率之關係。

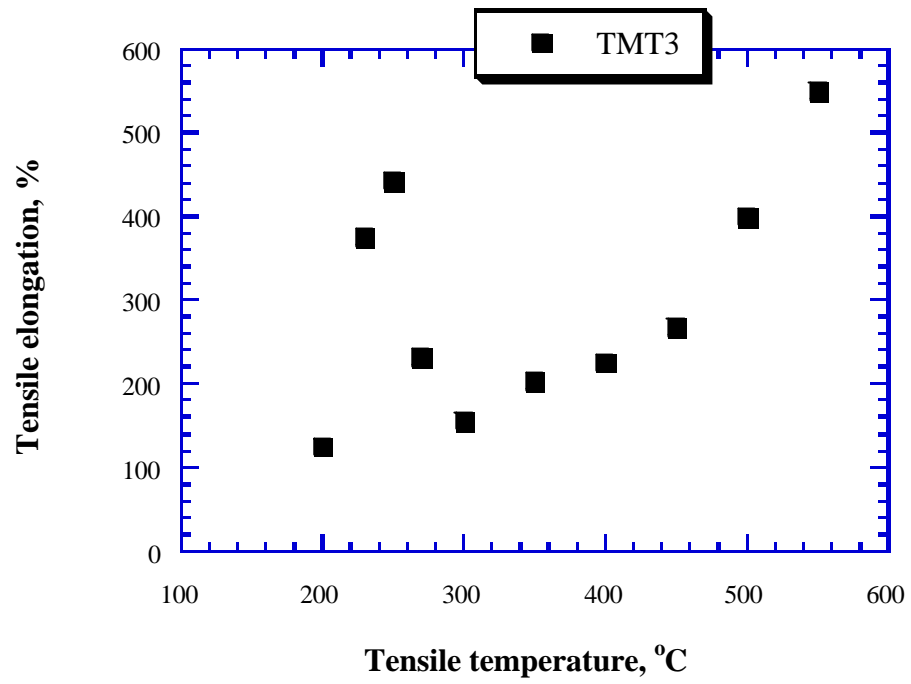


圖 3-7 TMT3 試片在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，伸長量與拉伸溫度之關係。

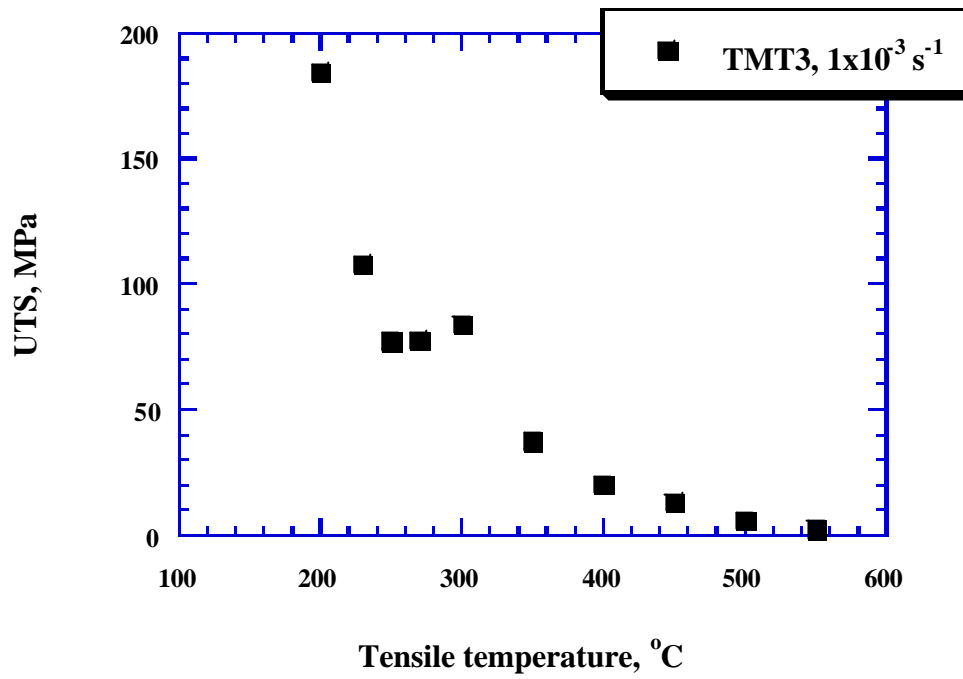


圖 3-8 TMT3 試片在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，抗拉強度與拉伸溫度之關係。

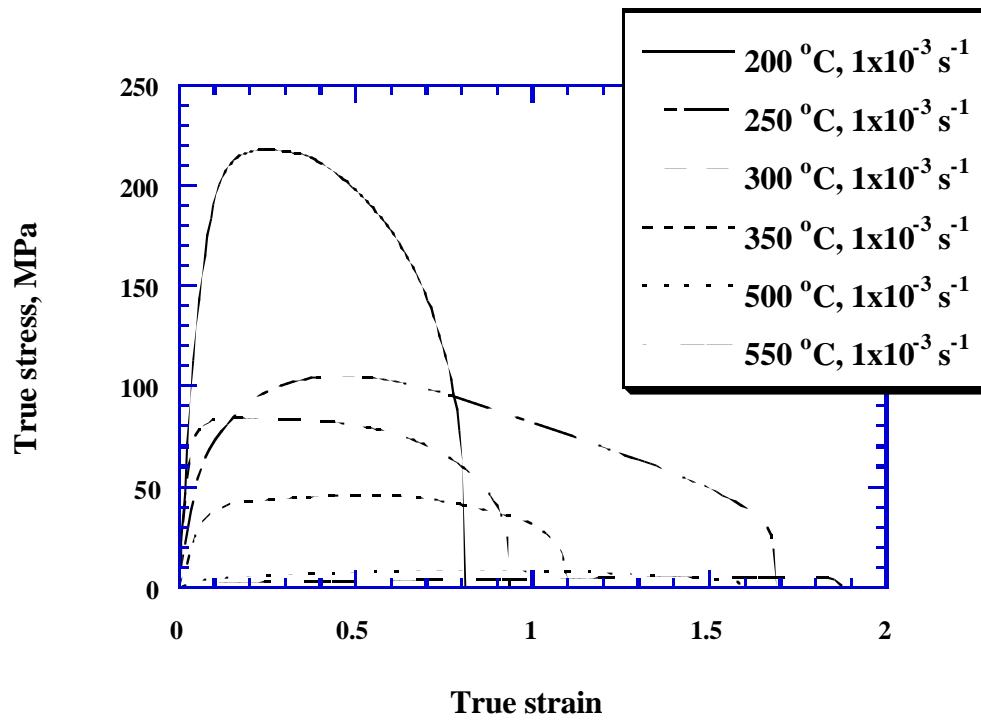


圖 3-9 TMT3 試片分別在 200、250、300、350、500 及 550 °C，及應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸之真實應變應力曲線圖。

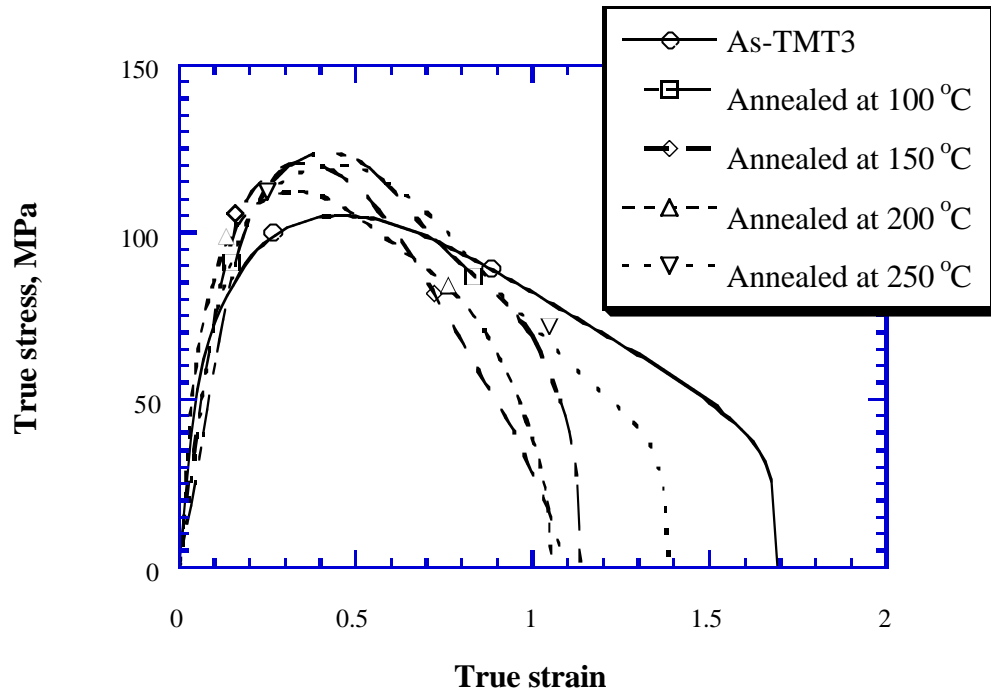


圖 3-10 TMT3 試片分別在 100、150、200、250 °C 退火 30 分鐘後，在於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，與未經退火 TMT3 試片之拉伸真實應力應變曲線比較圖。

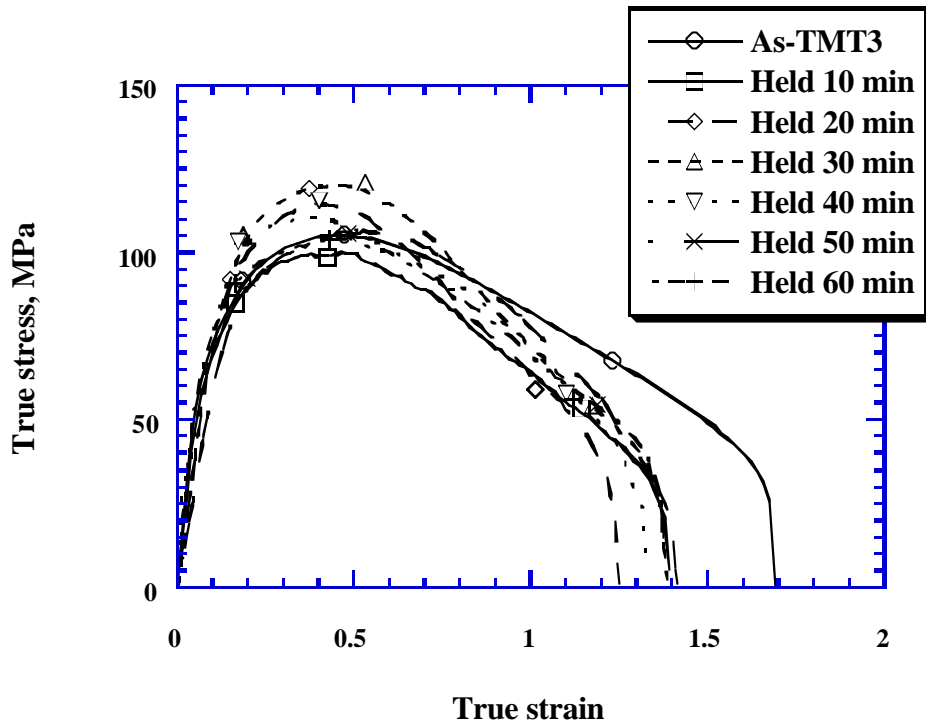
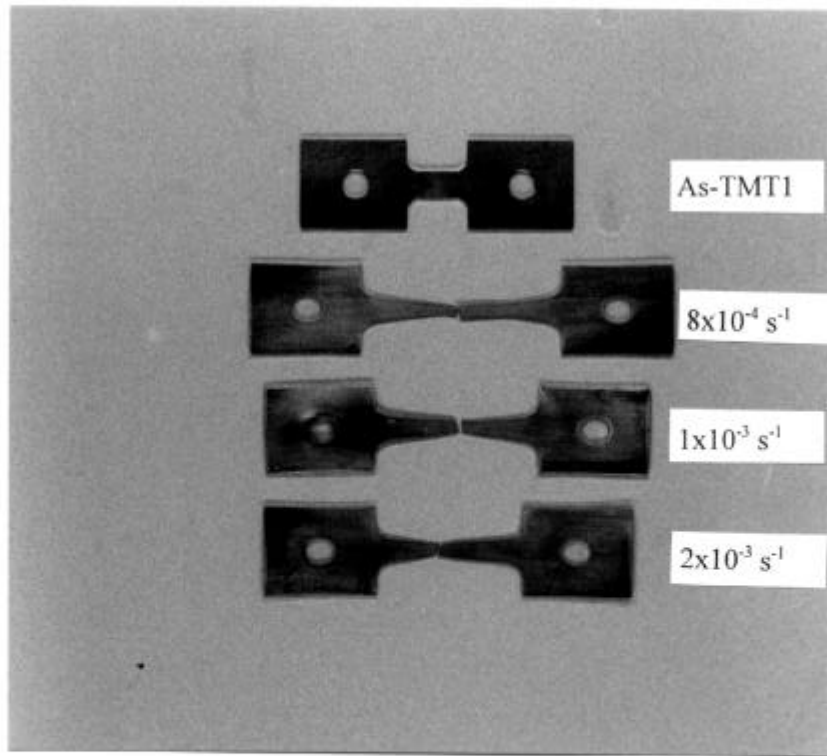
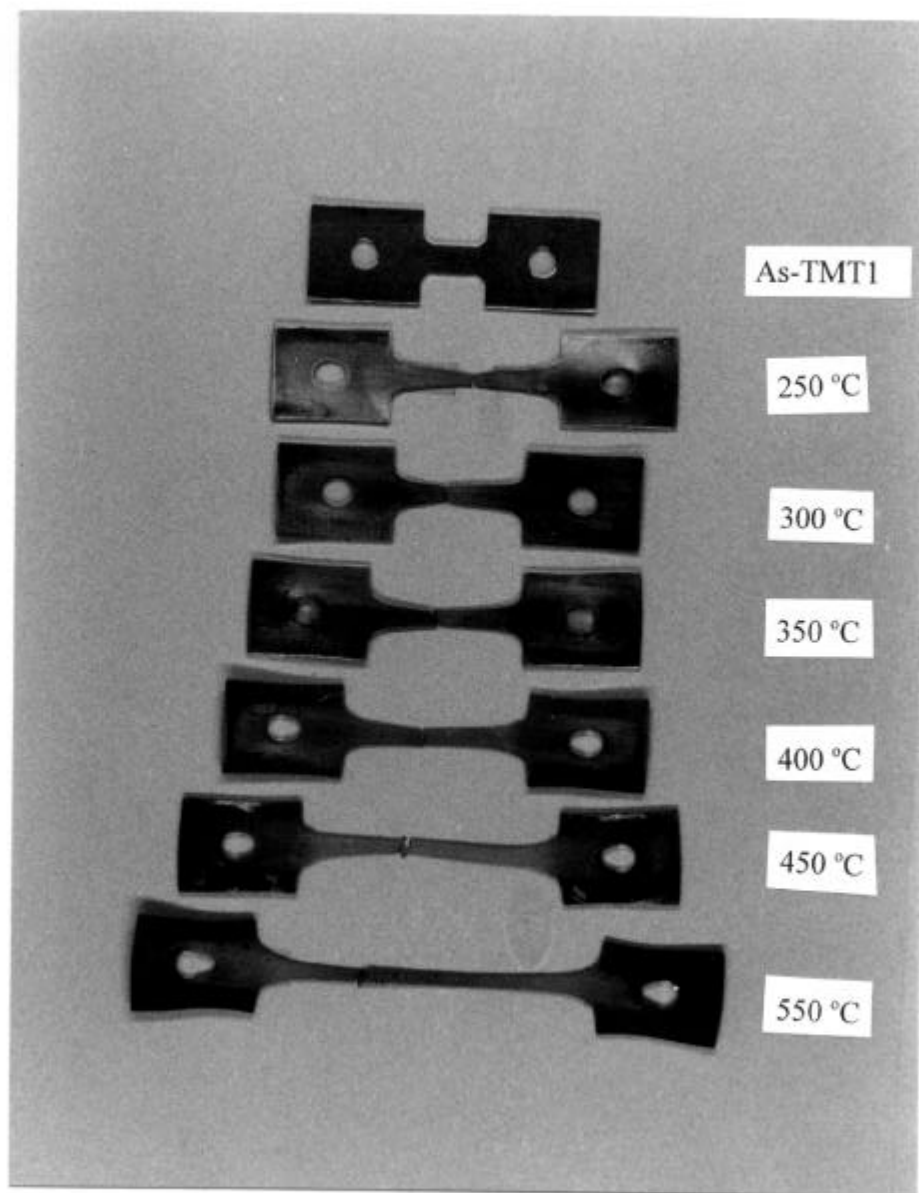


圖 3-11 TMT3 試片在 250 °C 分別恆溫靜置 0 ~ 60 分鐘後，再於 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的測試條件下，所得之拉伸真實應力應變曲線比較圖。



(a)

圖 3-12 TMT1 試片在 (a) 250 °C，及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 250 ~ 550 °C 拉伸之試片外觀。



3-12 (b) (續前頁)

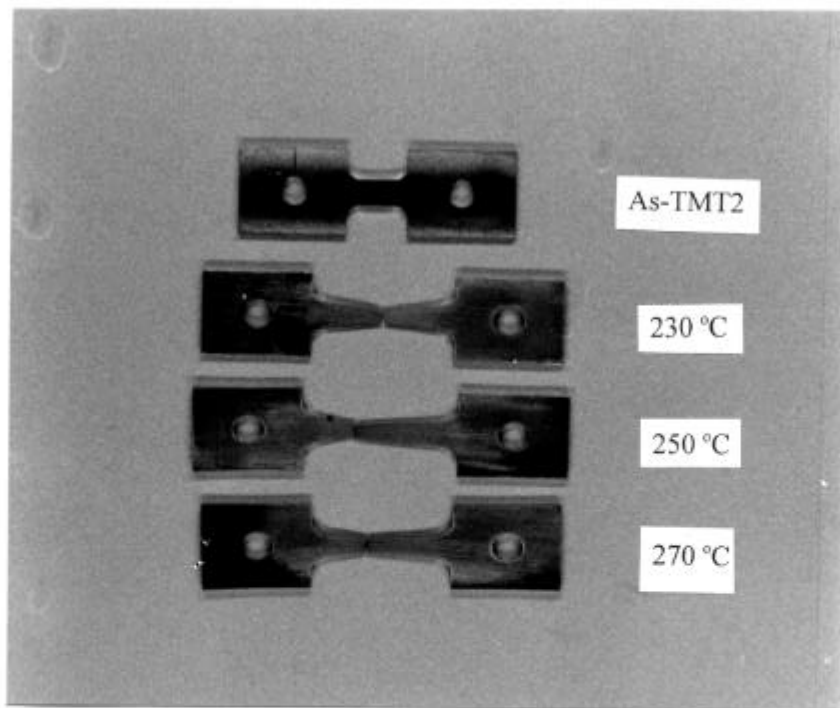


圖 3-13 TMT2 試片在固定應變速率為 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 230 ~ 270 °C 拉伸之試片外觀。

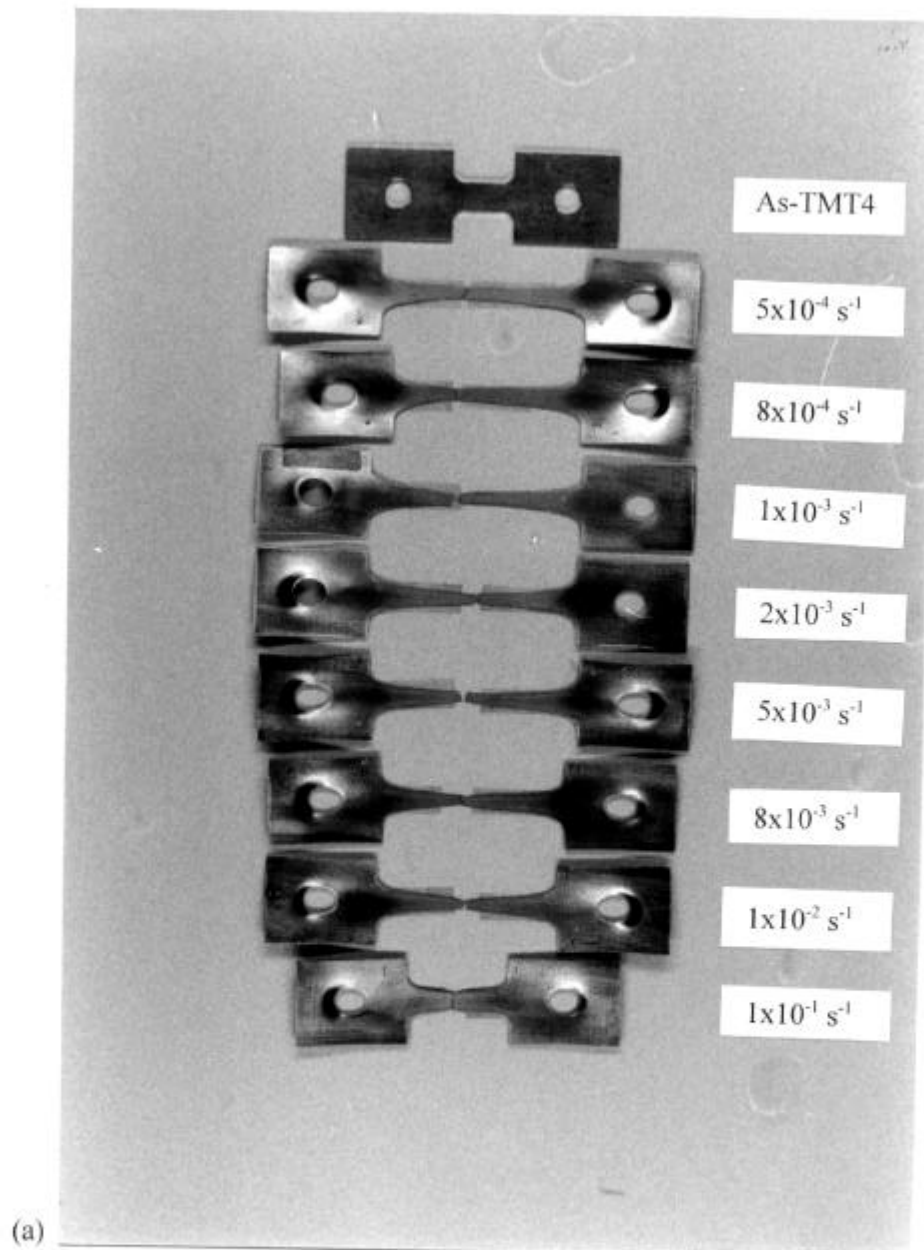
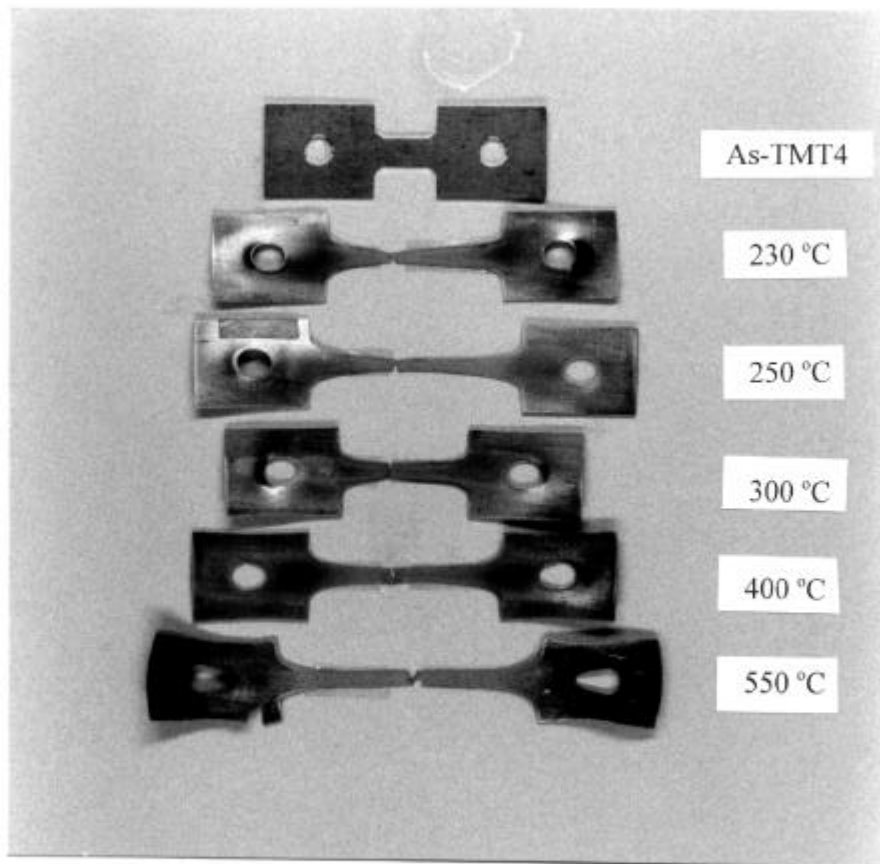


圖 3-14 TMT4 試片在 (a) 250 °C，及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 230 ~ 550 °C 拉伸之試片外觀。



3-14 (b) (續前頁)

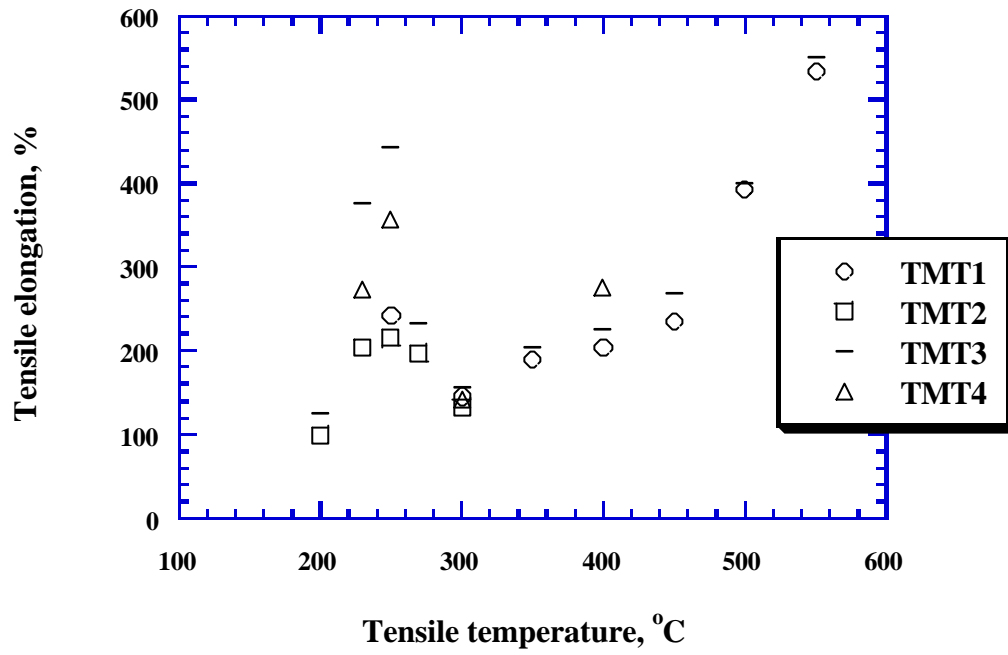


圖 3-15 TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片，在固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 或 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的測試條件下，伸長量與拉伸溫度之關係圖。

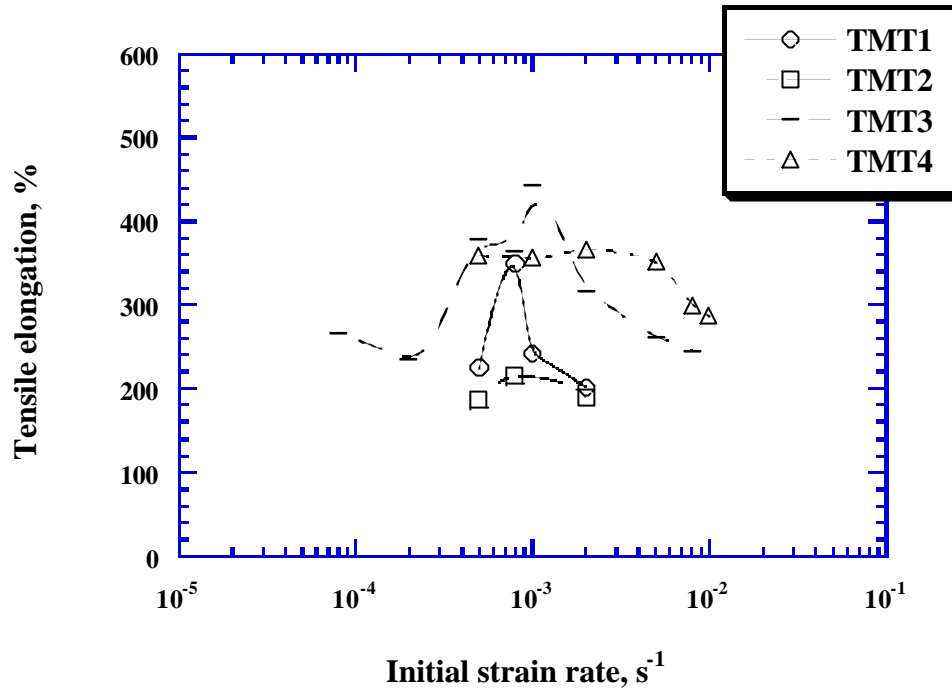


圖 3-16 TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片，在固定拉伸溫度為 250 °C 的條件下，伸長量與起始應變速率之關係圖。

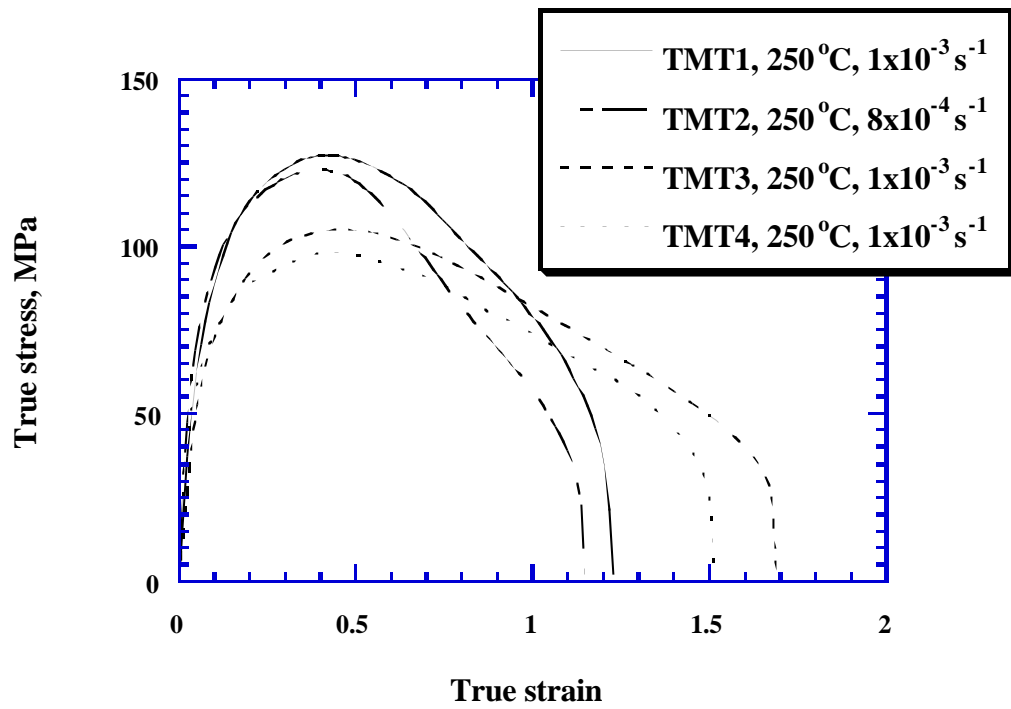


圖 3-17 TMT1、TMT2、TMT3 及 TMT4 試片，在 250 °C 及 1×10^{-3} 或 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的條件下之拉伸真實應力應變曲線比較圖。

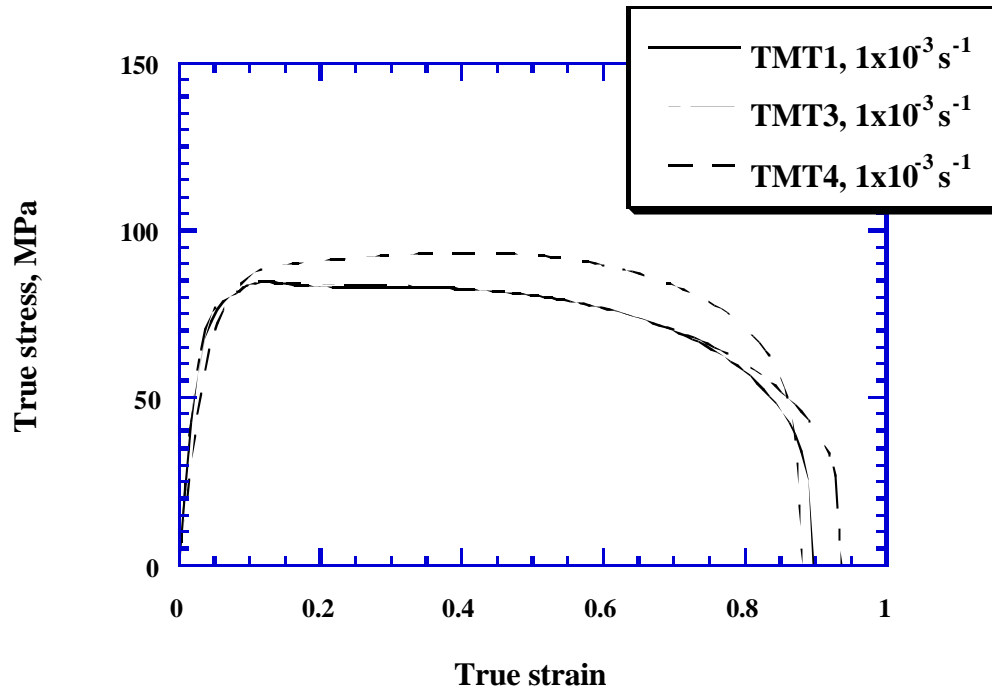


圖 3-18 TMT1、TMT3 及 TMT4 試片，在 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下之拉伸真實應力應變曲線比較圖。

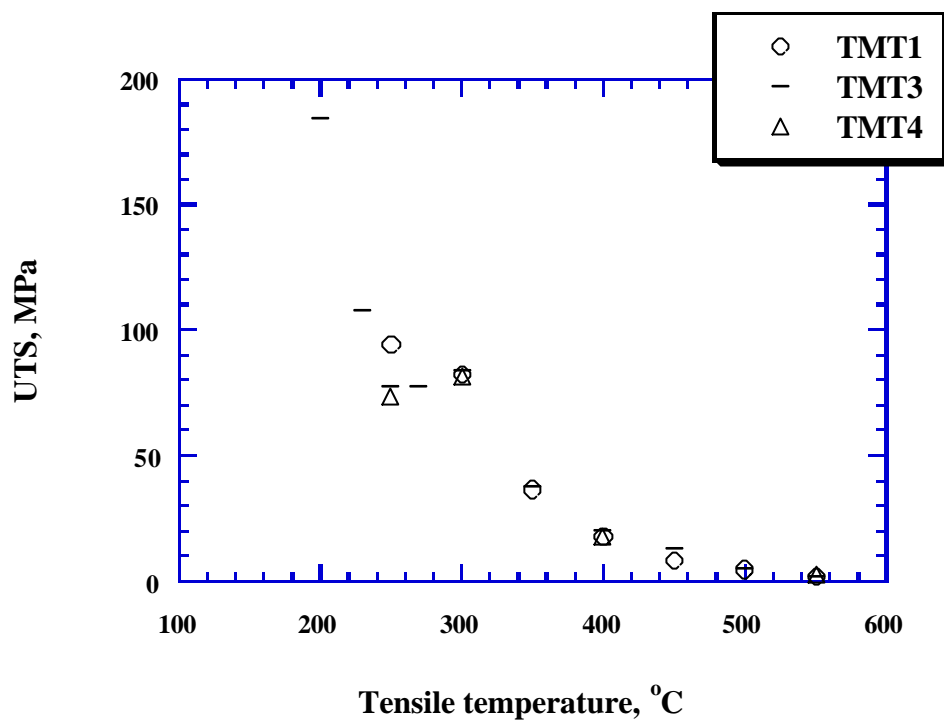


圖 3-19 TMT1、TMT3 及 TMT4 試片，在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，抗拉強度 (UTS) 與溫度之關係圖。

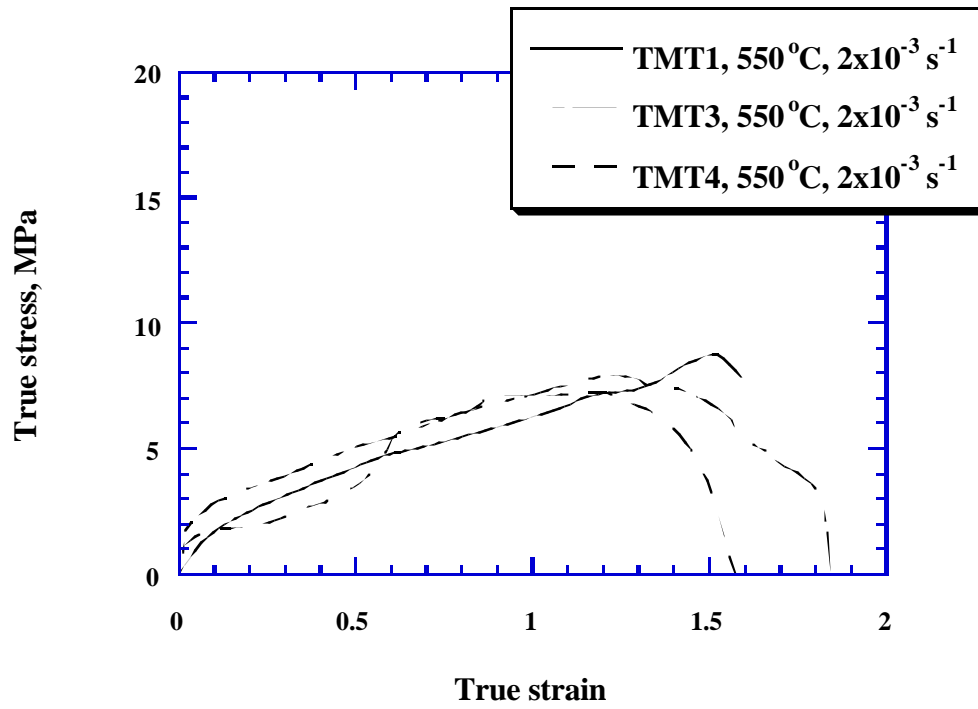


圖 3-20 TMT1、TMT3 及 TMT4 試片，在 $550 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 及 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下之拉伸真實應力應變曲線比較圖。

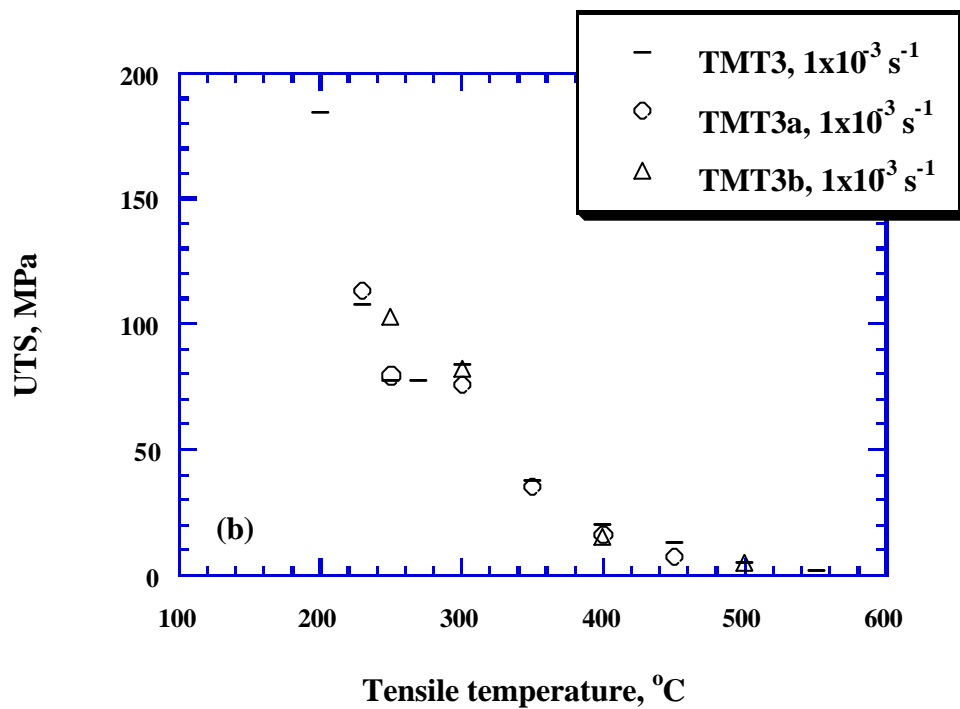
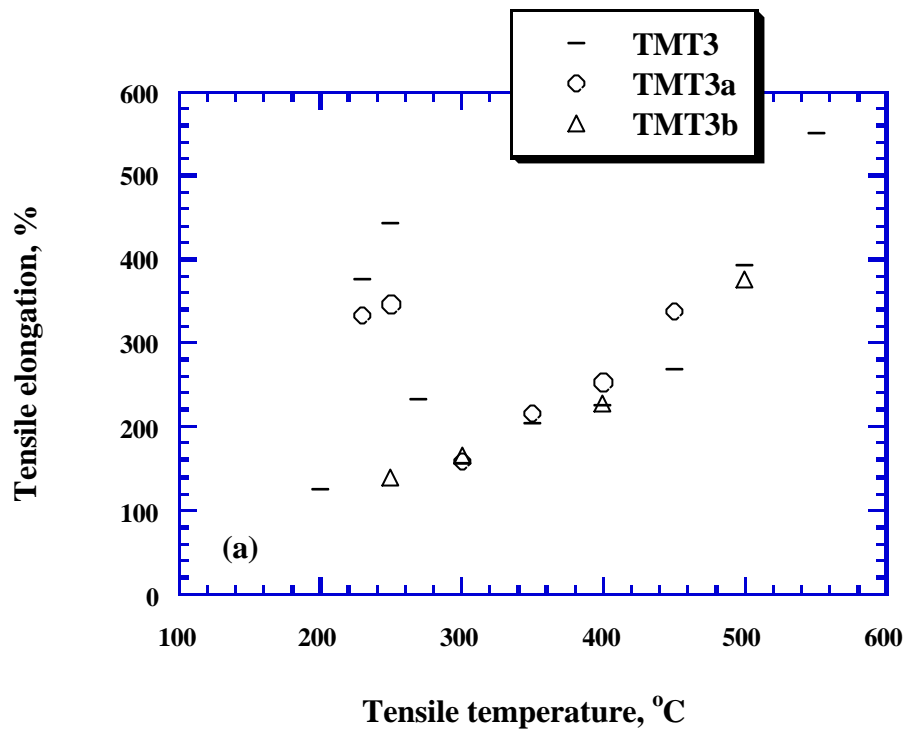
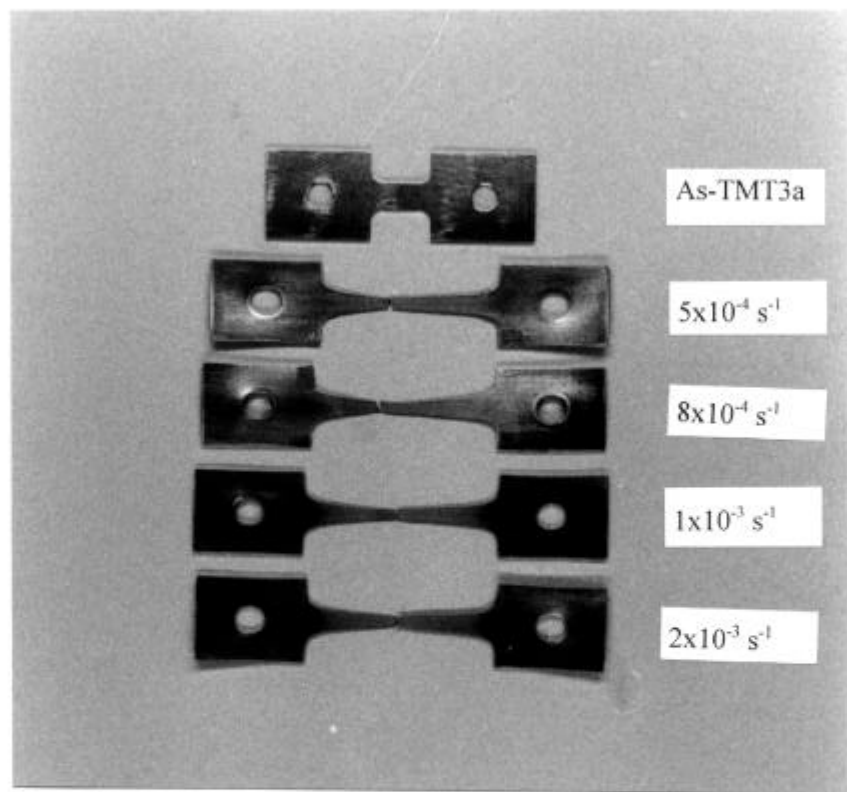
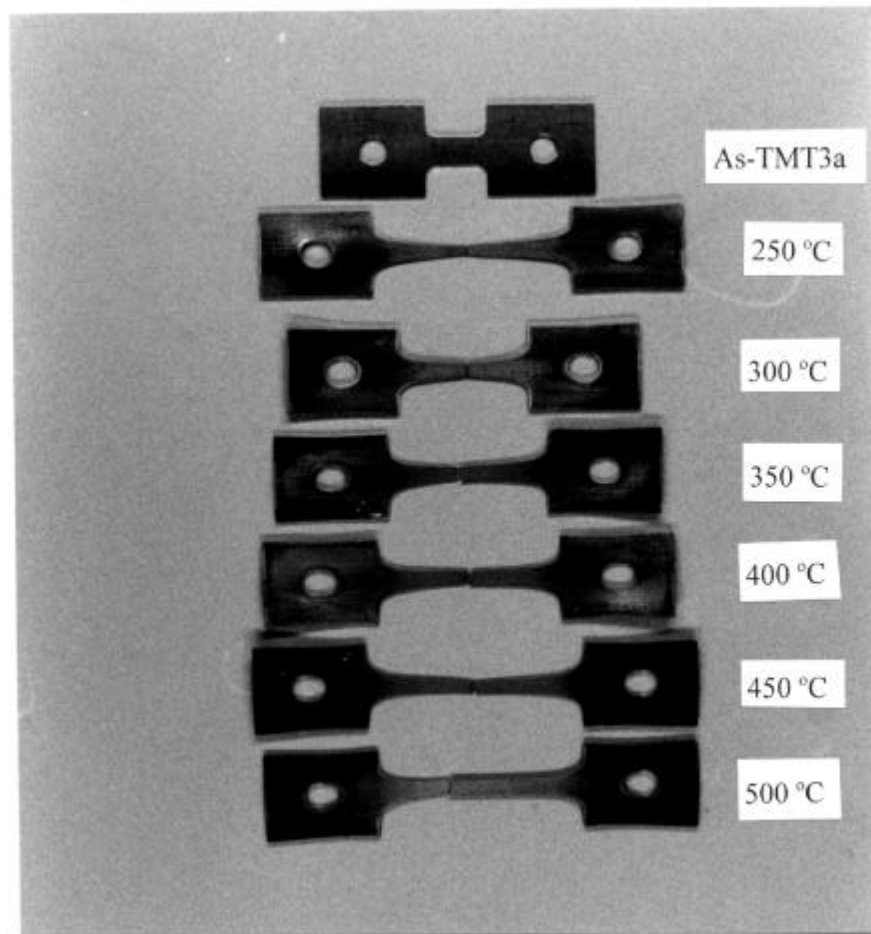


圖 3-21 TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片，(a) 伸長量；(b) 抗拉強度 (UTS)，與拉伸溫度之關係圖。

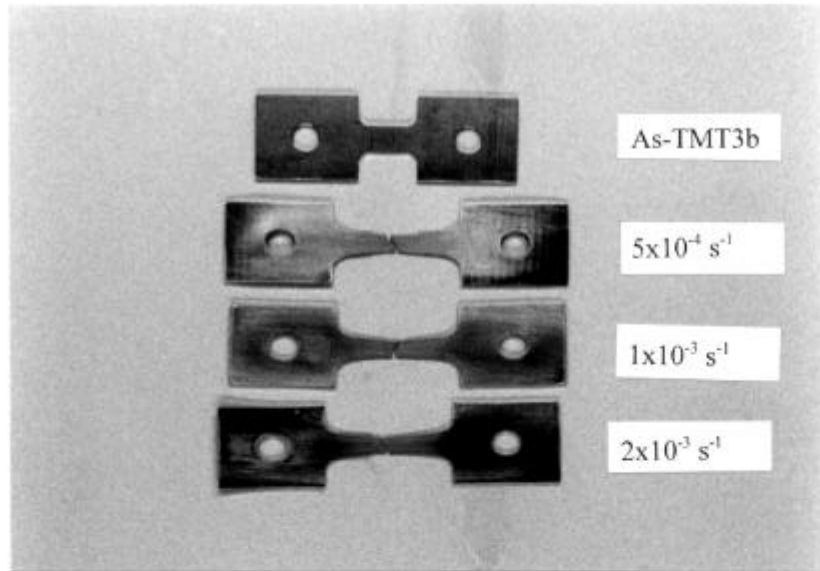


(a)

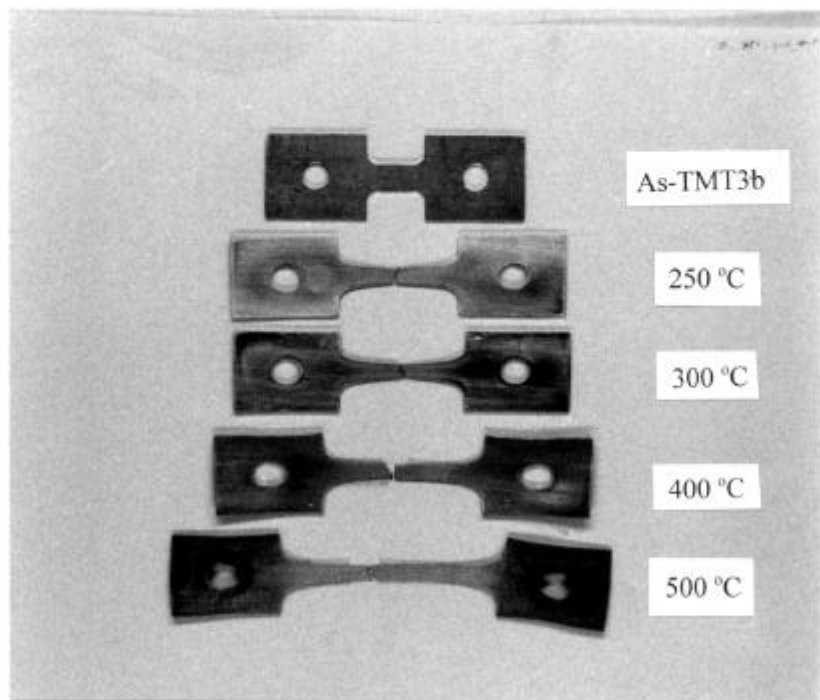
圖 3-22 TMT3a 試片在 (a) 250 °C，及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 250 ~ 500 °C 拉伸之試片外觀。



3-22 (b) (續前頁)



(a)



(b)

圖 3-23 TMT3b 試片在 (a) 250 °C，及各種應變速率下之拉伸試片外觀；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，於 250 ~ 500 °C 拉伸之試片外觀。

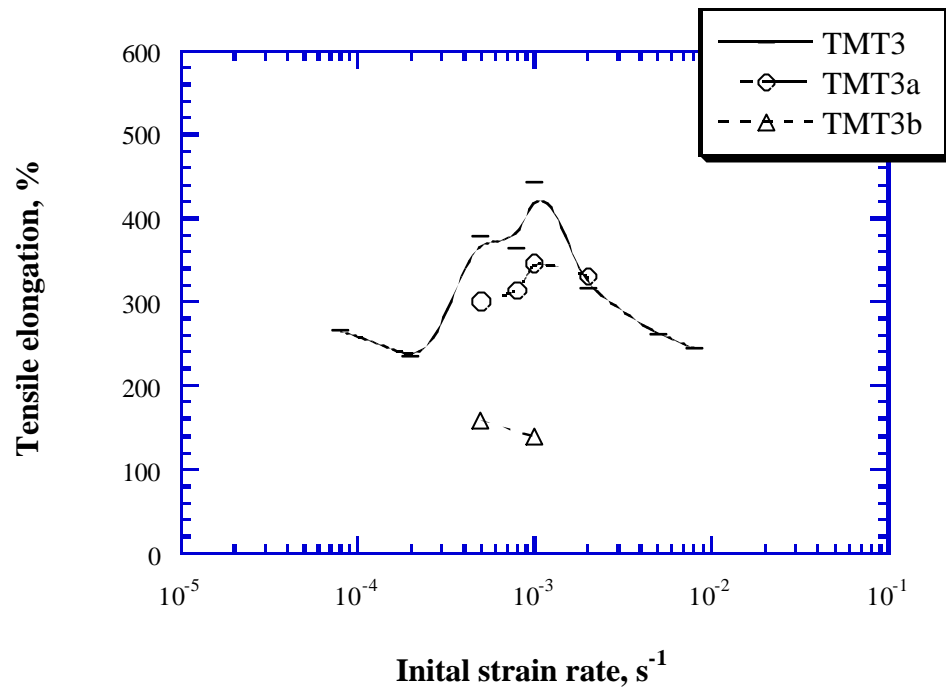


圖 3-24 TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片，在固定拉伸溫度為 250 °C 時，伸長量與起始應變速率之關係圖。

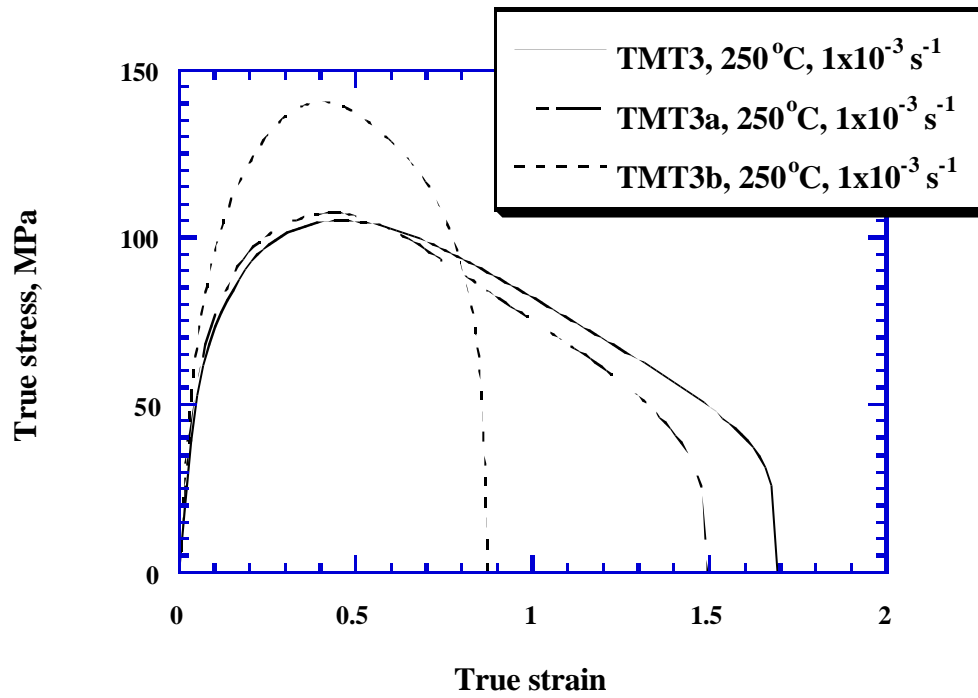


圖 3-25 TMT3、TMT3a 及 TMT3b 試片，在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下之拉伸真實應力應變曲線比較圖。

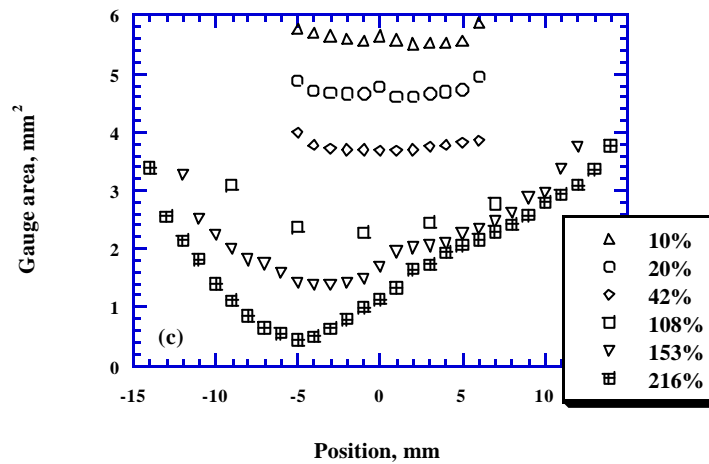
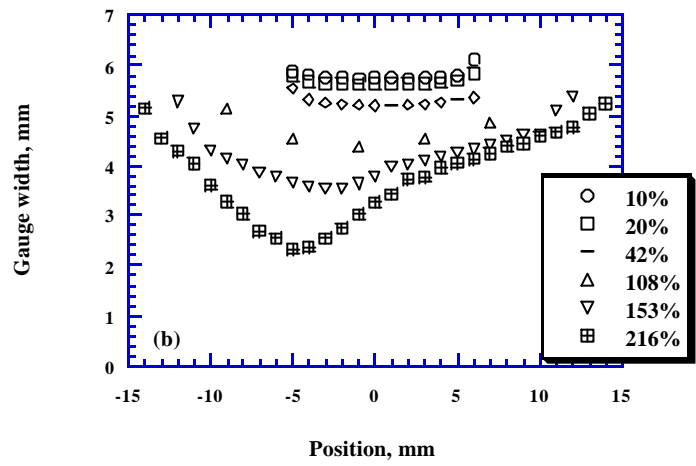
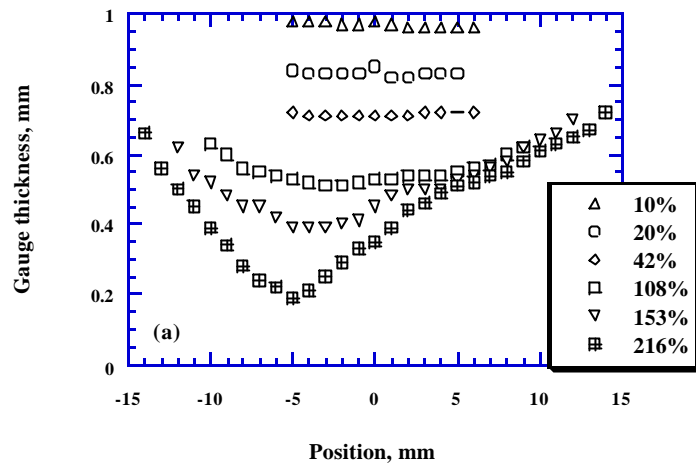


圖 3-26 TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸至不同伸長量後，在標距區域中之 (a) 厚度；(b) 寬度；(c) 截面積，隨位置而變化之情形。

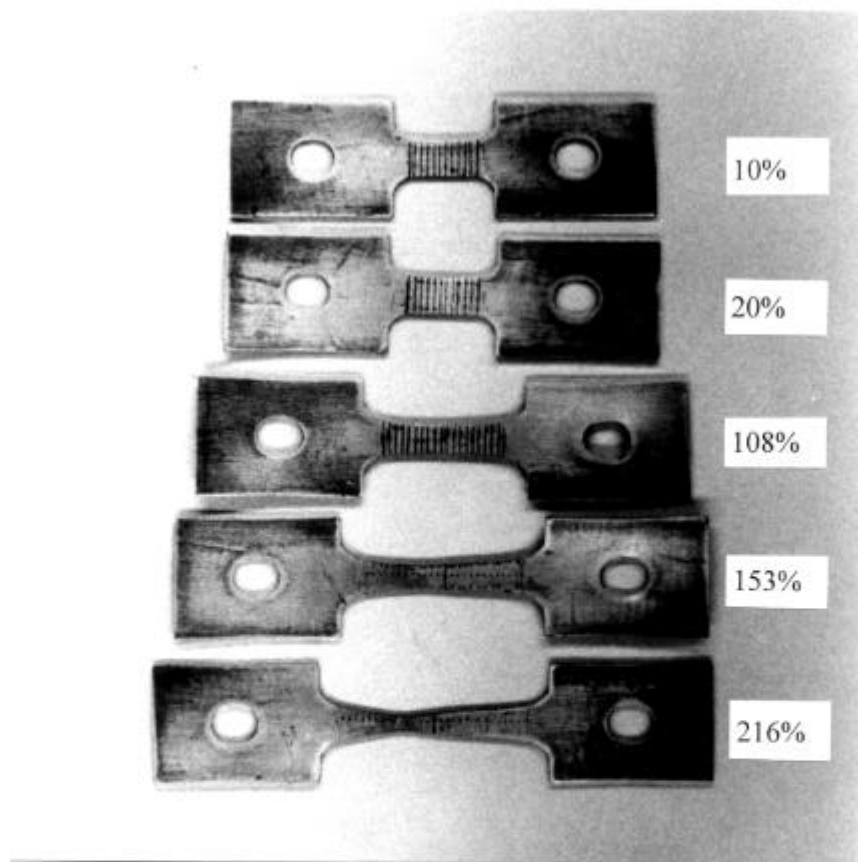


圖 3-27 TMT3 試片在 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 及 $1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別拉伸至 10、20、108、153 及 216%之拉伸試片外觀。

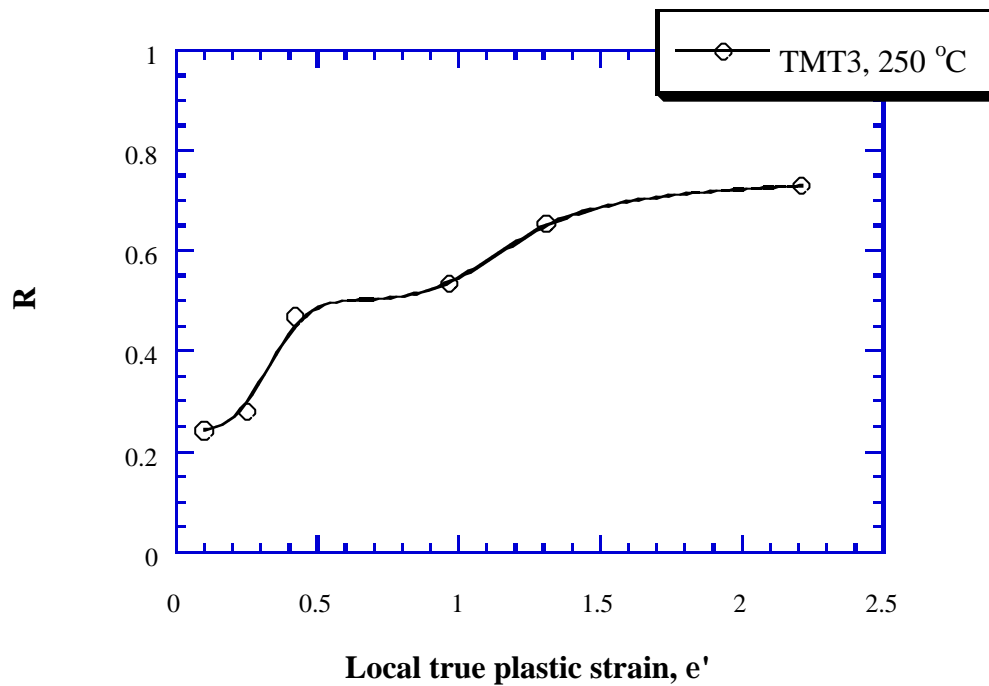
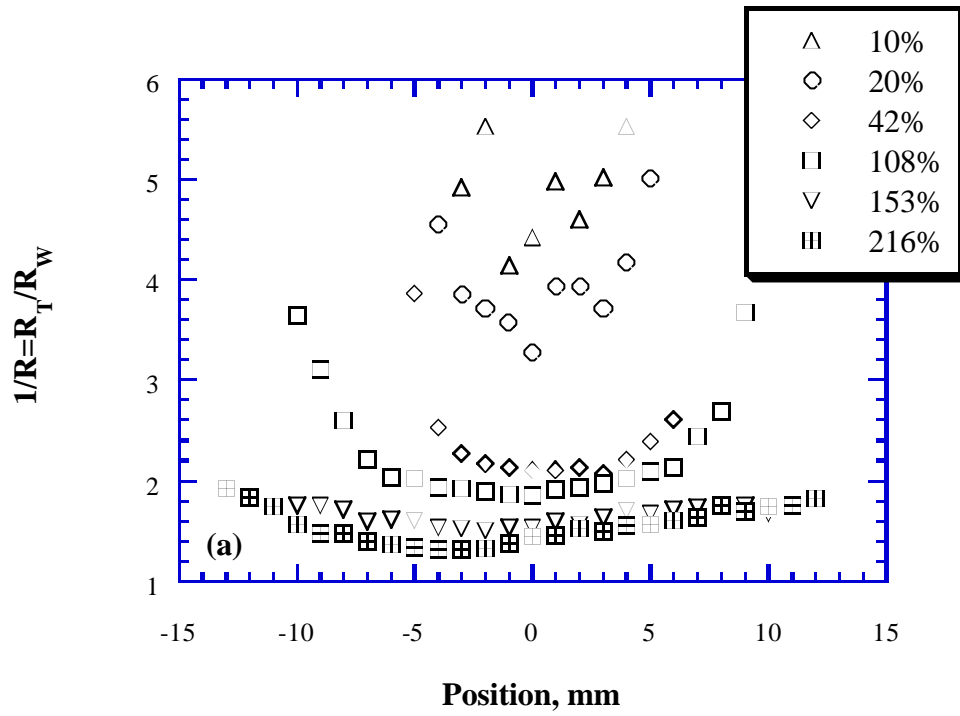


圖 3-28 TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸至不同伸長量後，在標距區域中 (a) R_T/R_W 隨位置而變化之情形；(b) R 值隨試片局部最大真實應變之增加而變化之情形。

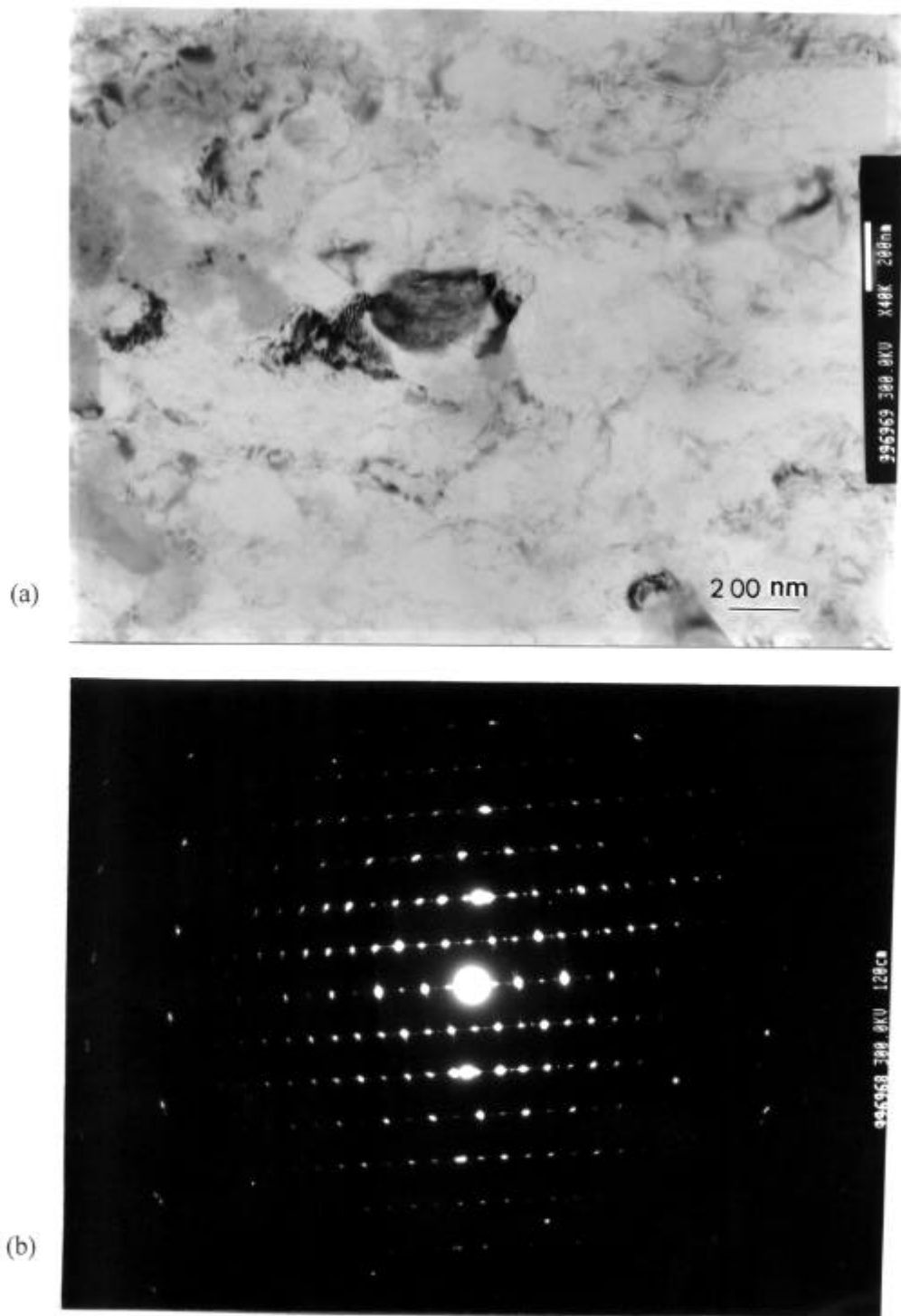


圖 3-29 TMT3 試片於 250 °C 退火一小時後，所得析出物之 (a) TEM 照片；(b) 繞射圖；(c) EDS 分析之結果。結果顯示析出物應為 Al-Mg 之組成。

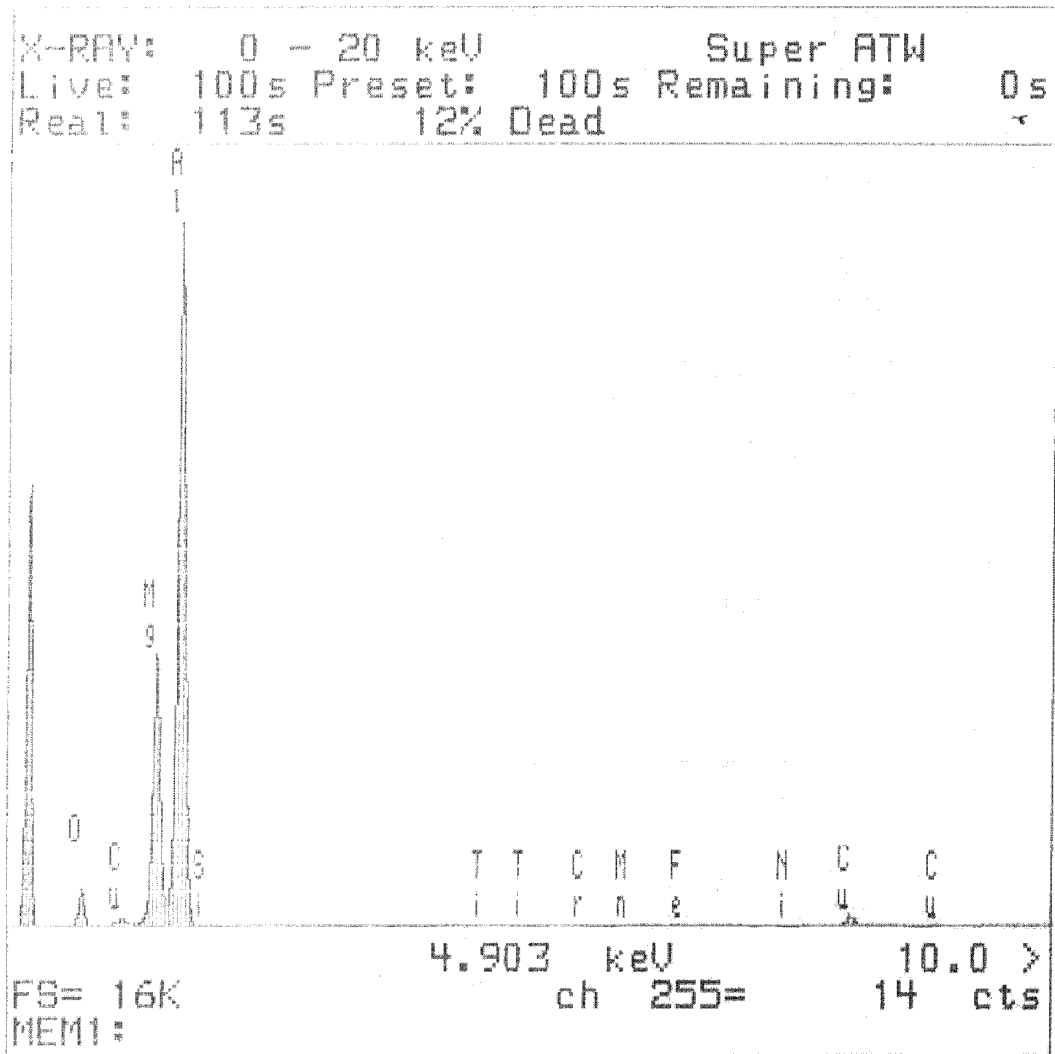
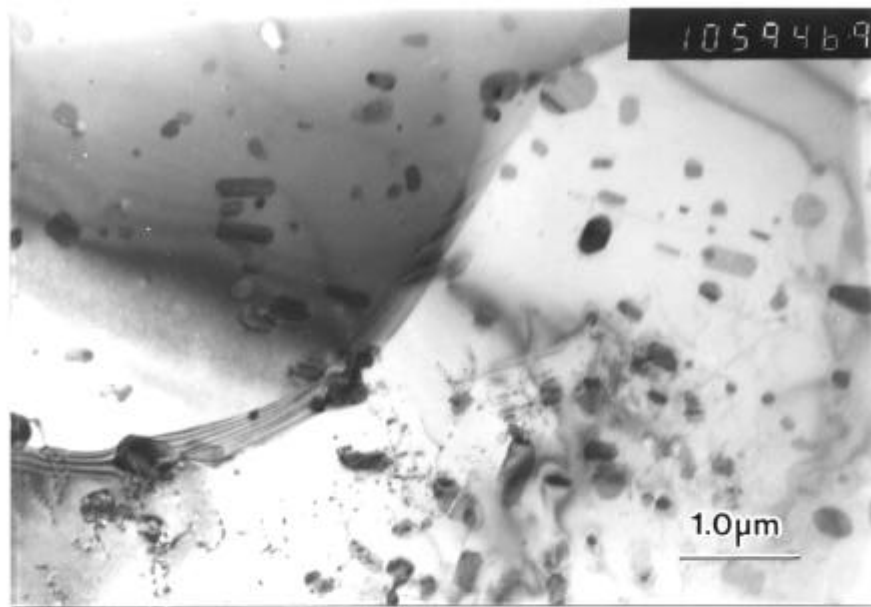
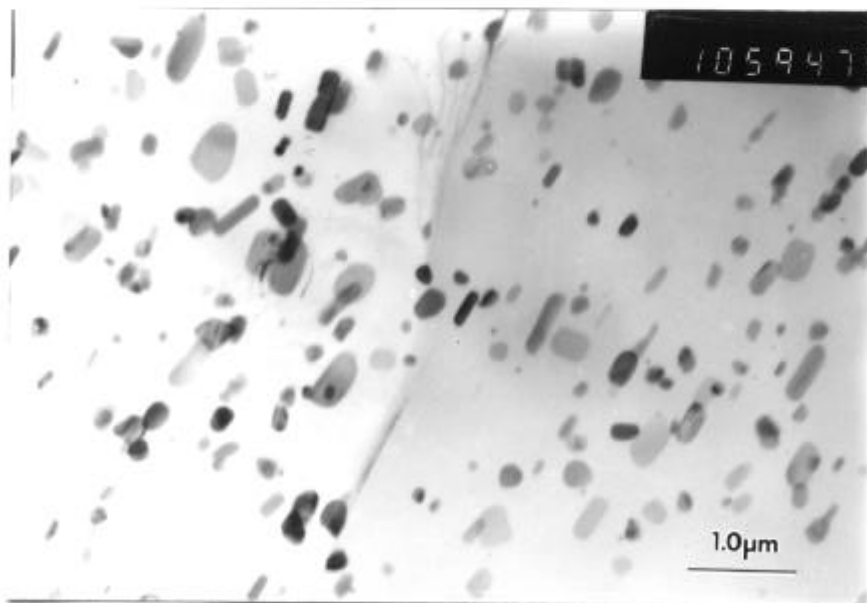


圖 3-29 (c) (續前頁)

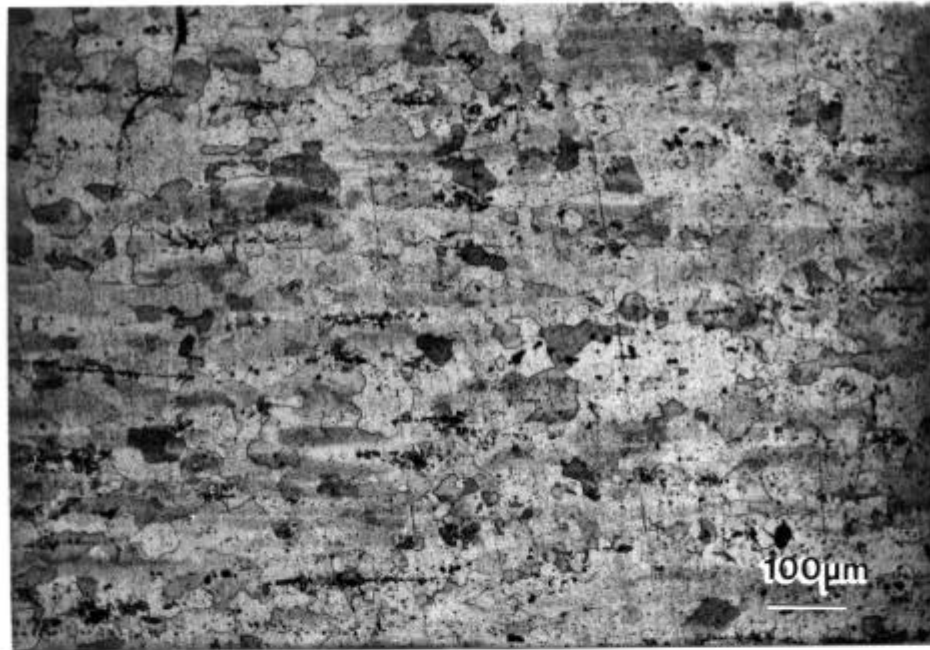


(a)

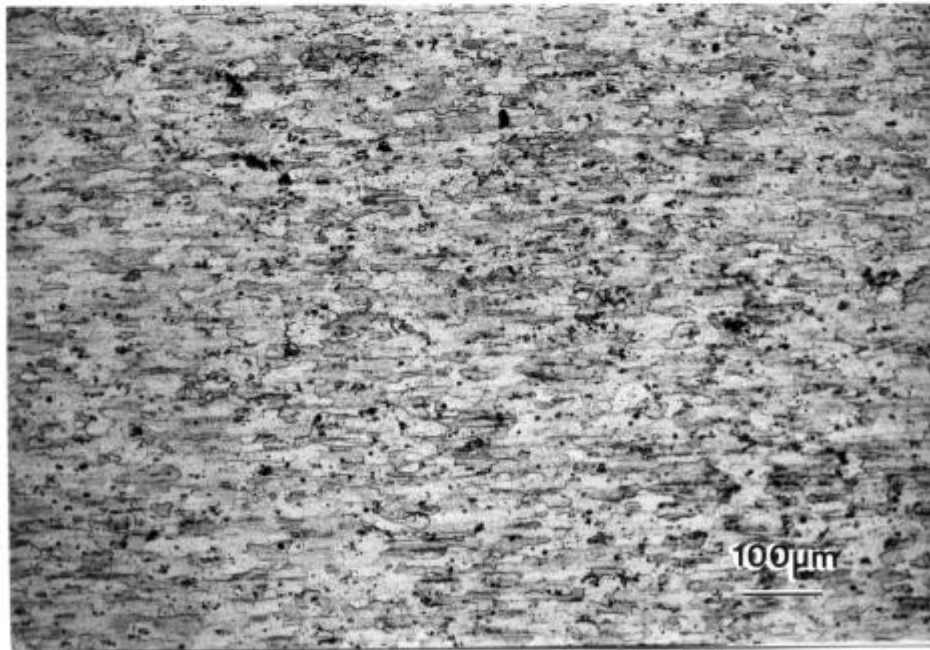


(b)

圖 3-30 TMT3 試片分別於 (a) 250 °C ; (b) 550 °C , 退火一小時後之 TEM 照片。照片顯示雖在不同溫度但大小相似之 Al_6Mn 。

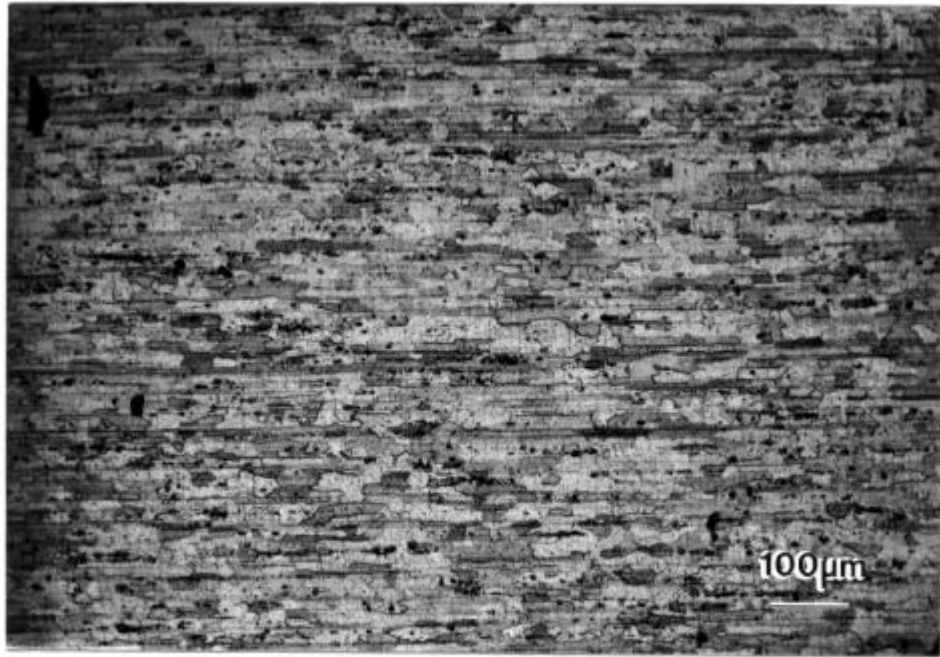


(a)

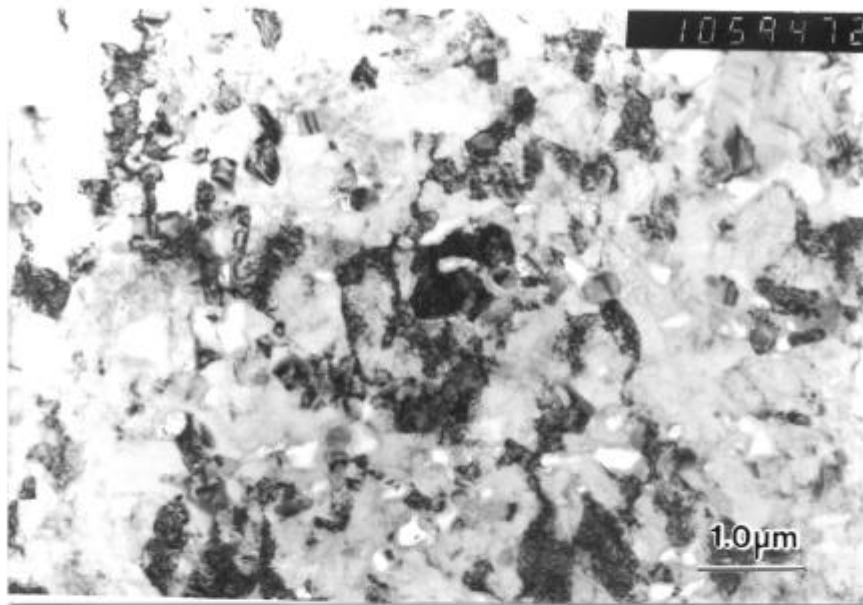


(b)

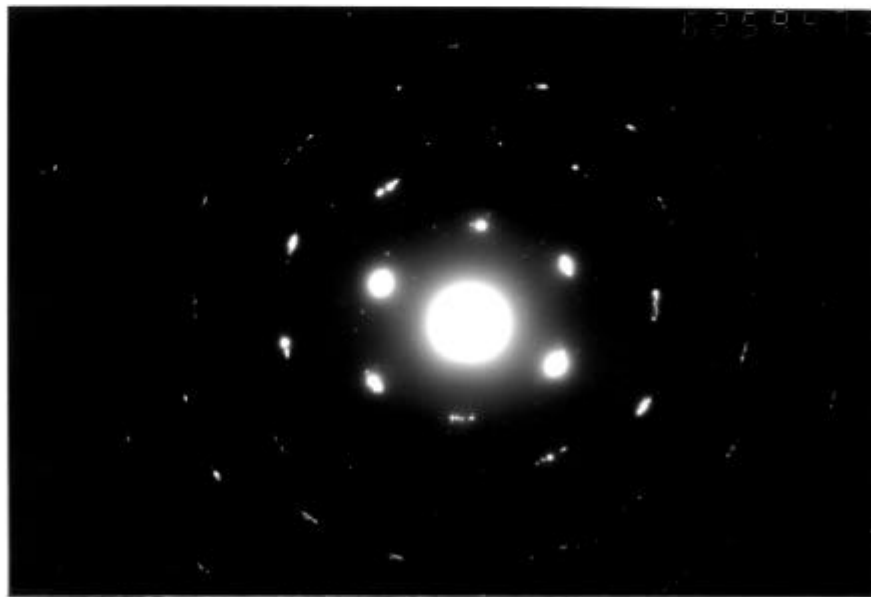
圖 3-31 ARA 試片之 (a) S 面；(b) T 面；(c) L 面，OM 照片。



3-31 (c) (續前頁)

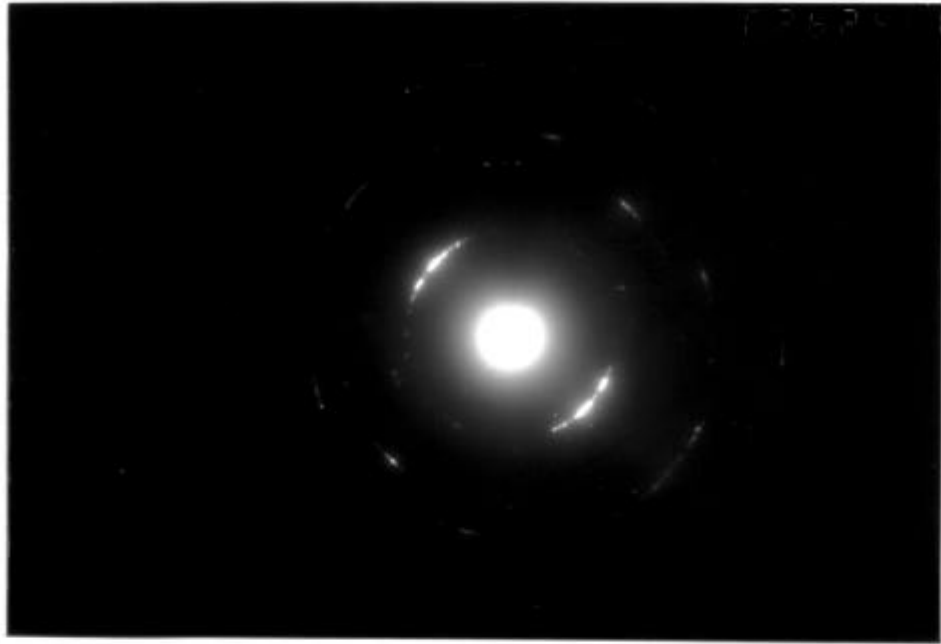


(a)

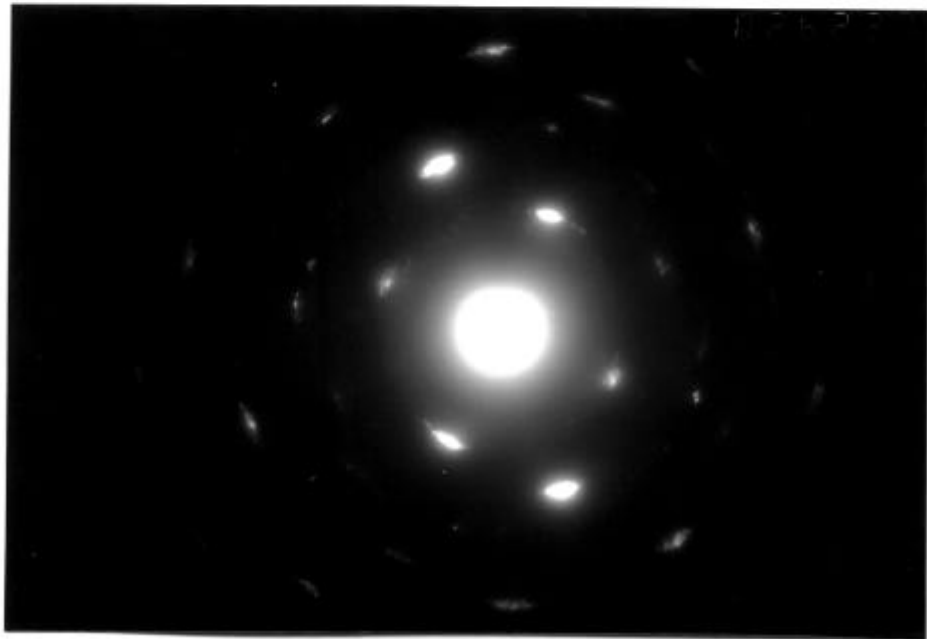


(b)

圖 3-32 (a) TMT3 試片之 TEM 亮視野照片；(b)-(d) 利用選區繞射所得 TMT3 試片幾種不同繞射圖形。(b) 為 $[110]$ zone；(c) 靠近 $[112]$ zone；(d) 靠近 $[100]$ zone。

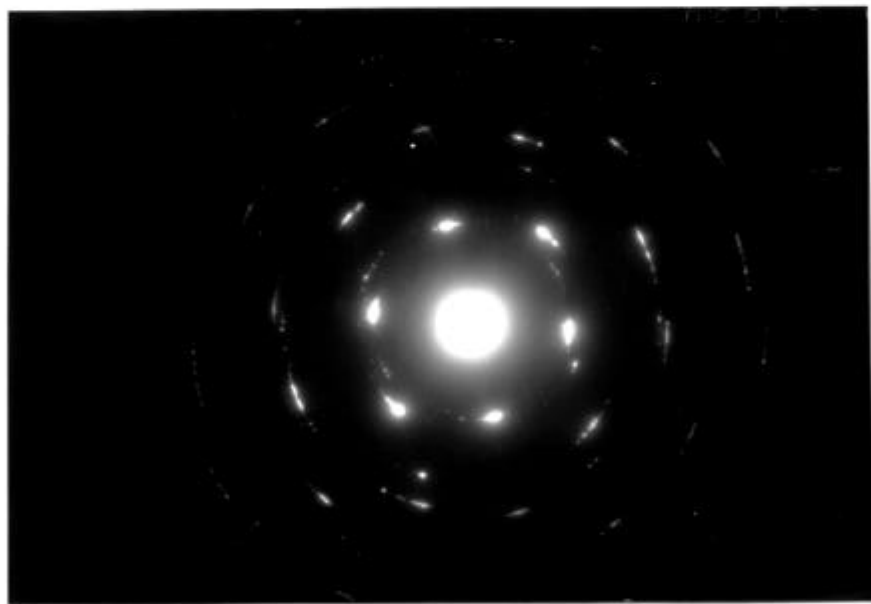
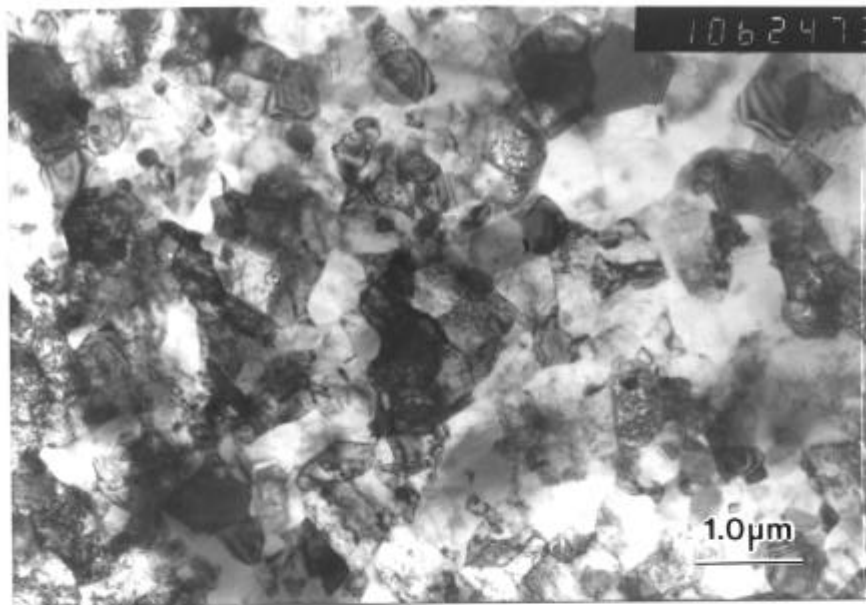


(c)



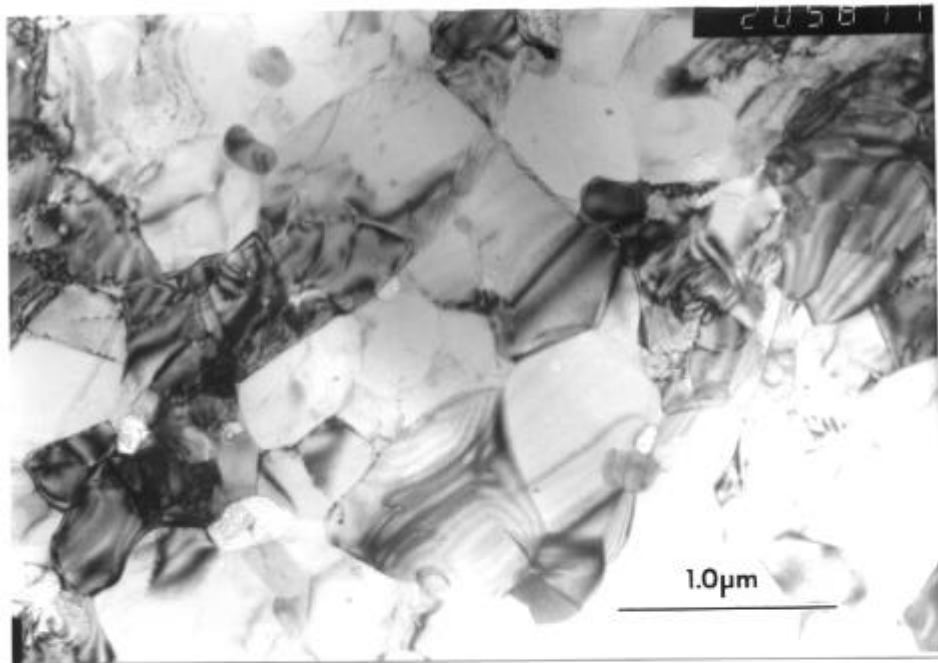
(d)

圖 3-32 (續前頁)

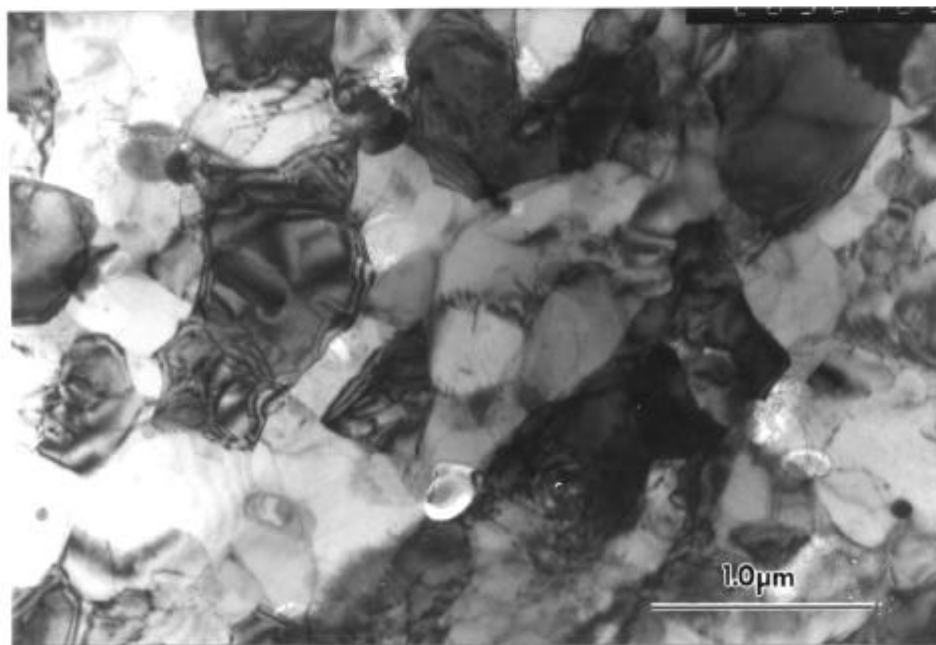


(a)

圖 3-33 TMT3 試片 (a) 升溫至 250 °C；之後在於 250 °C 恆溫靜置 (b) 10 分鐘；(c) 20 分鐘；(d) 30 分鐘；(e) 40 分鐘；(f) 50 分鐘；(g) 60 分鐘，之 TEM 亮視野照片或及其繞射圖形。

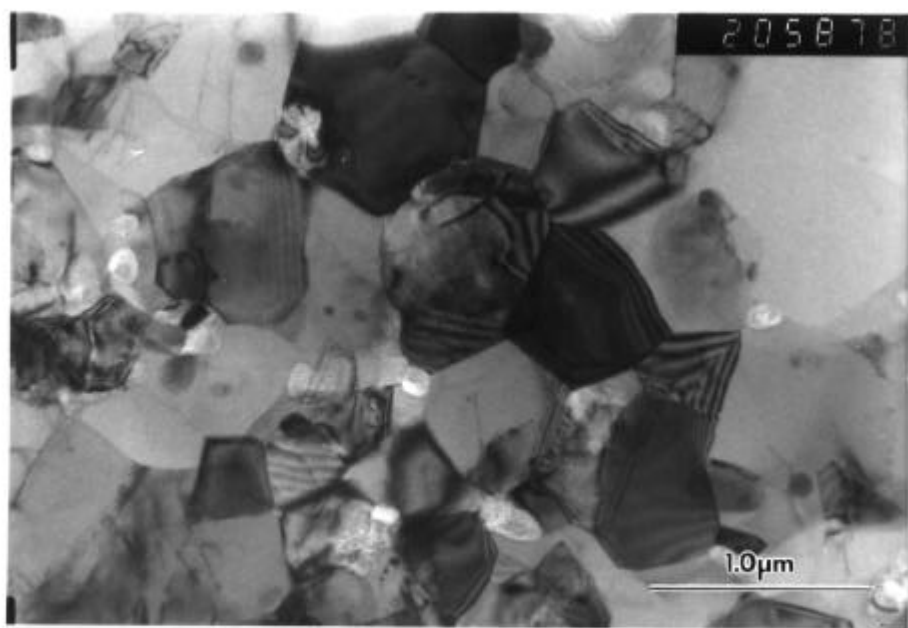


(b)



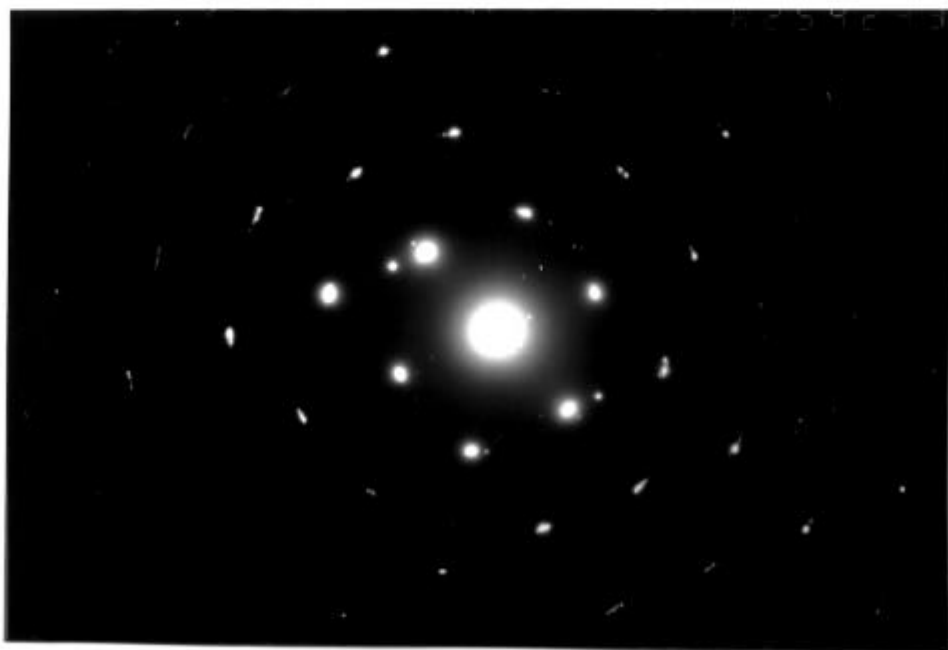
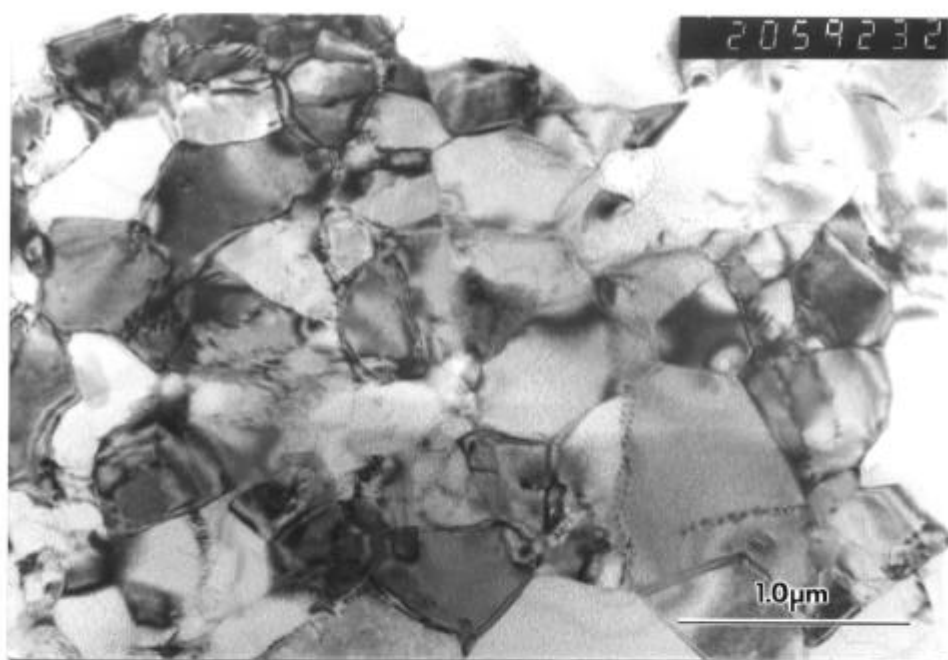
(c)

圖 3-33 (續前頁)



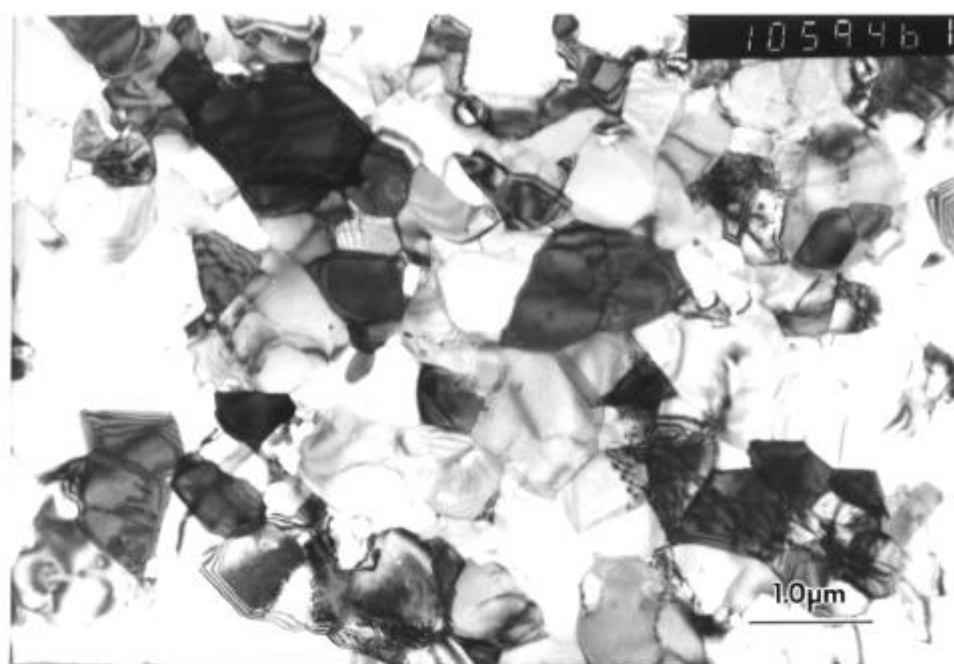
(d)

圖 3-33 (續前頁)



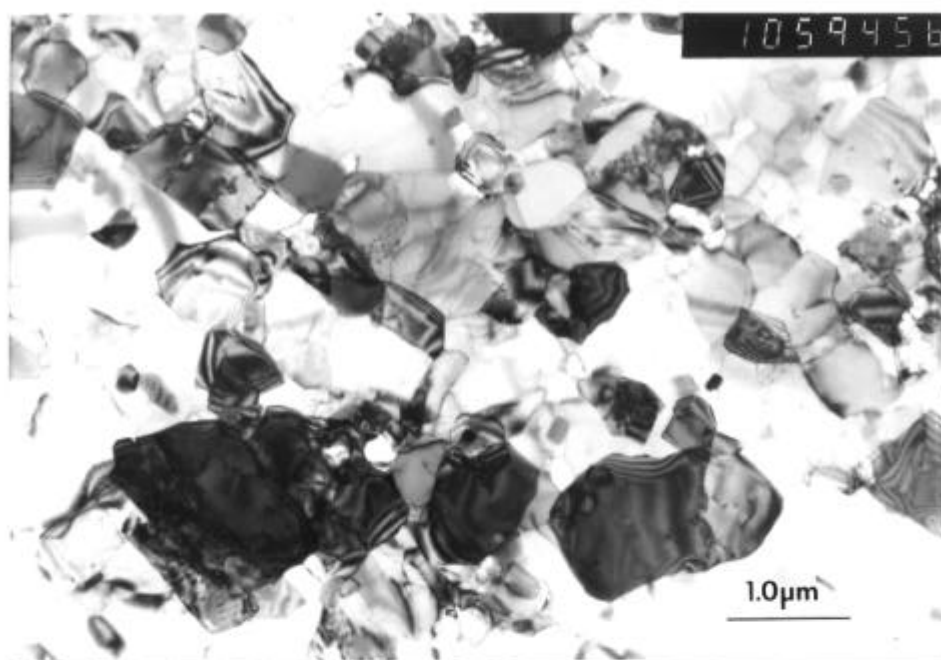
(e)

圖 3-33 (續前頁)



(f)

圖 3-33 (續前頁)



(g)

圖 3-33 (續前頁)

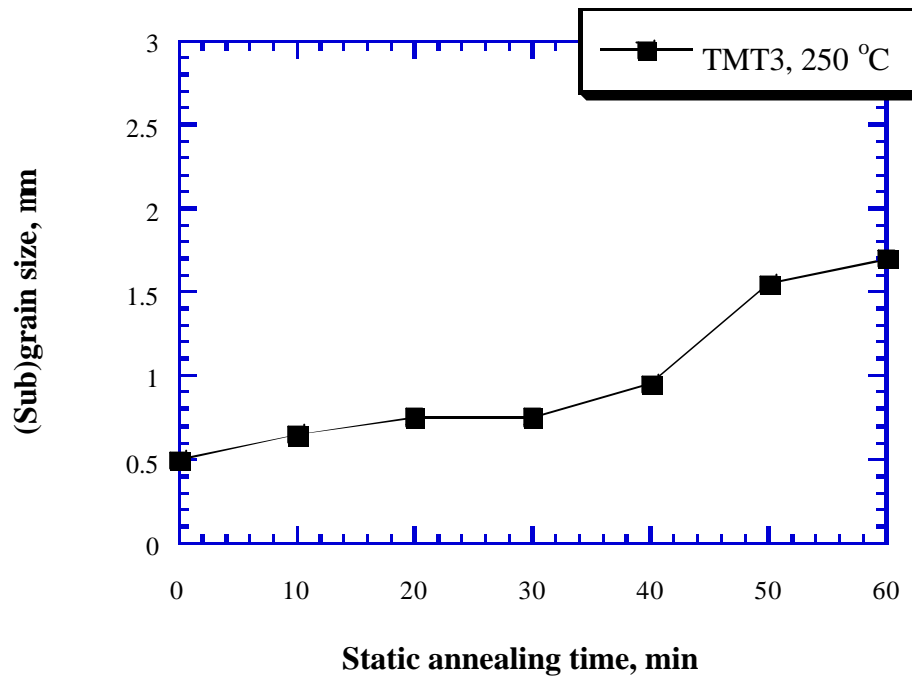
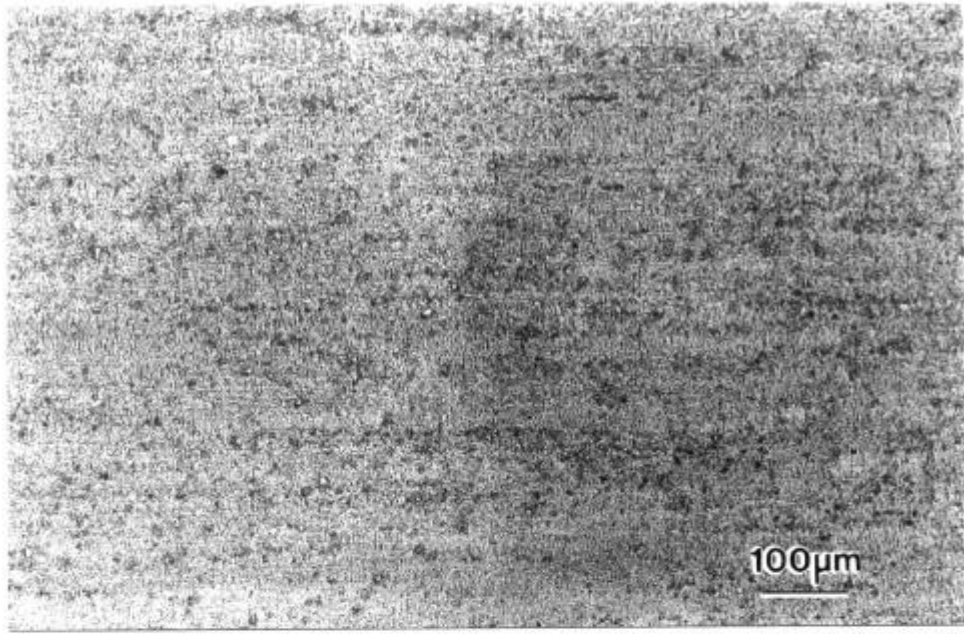
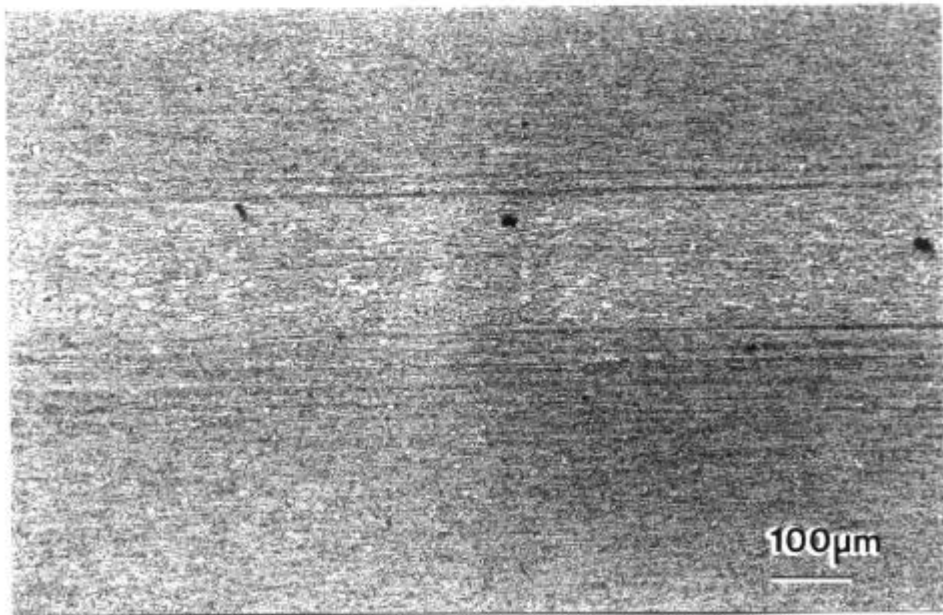


圖 3-34 TMT3 試片升溫至 250 °C 後，再分別靜置 0 ~ 60 分鐘，(次) 晶粒尺寸隨靜置時間而變化至情形。



(a)



(b)

圖 3-35 TMT3 試片升溫至 270 °C 之 (a) S 面；(b) T 面；(c) L 面，OM 照片。

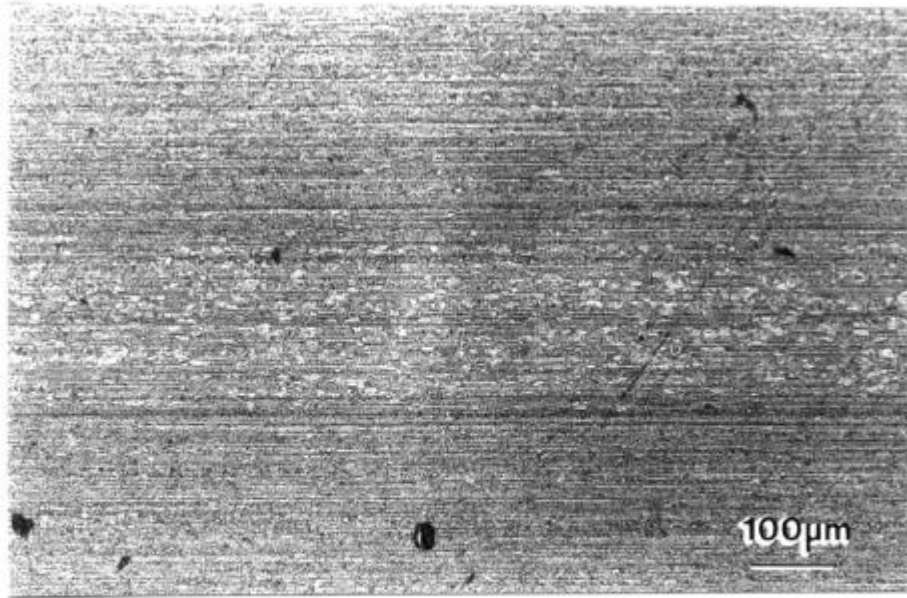
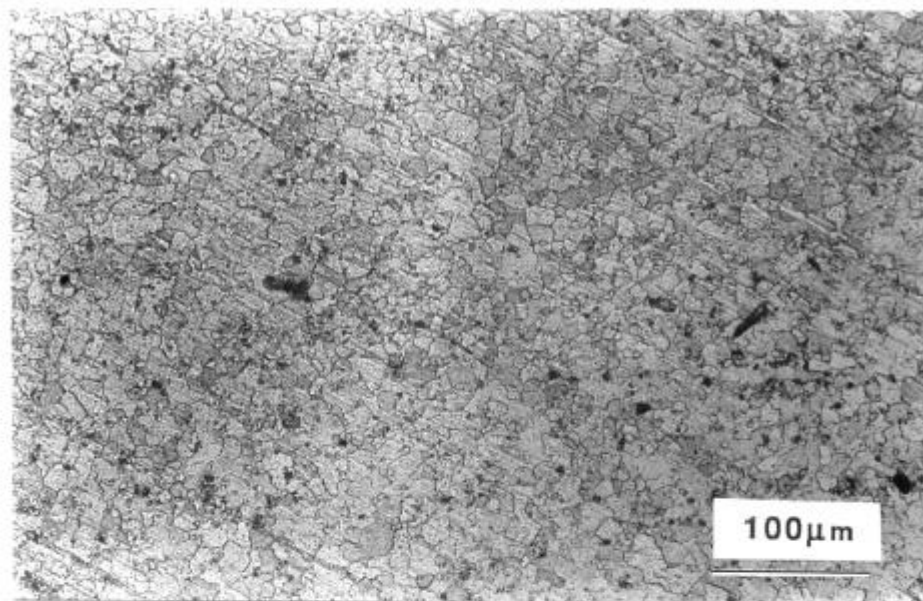
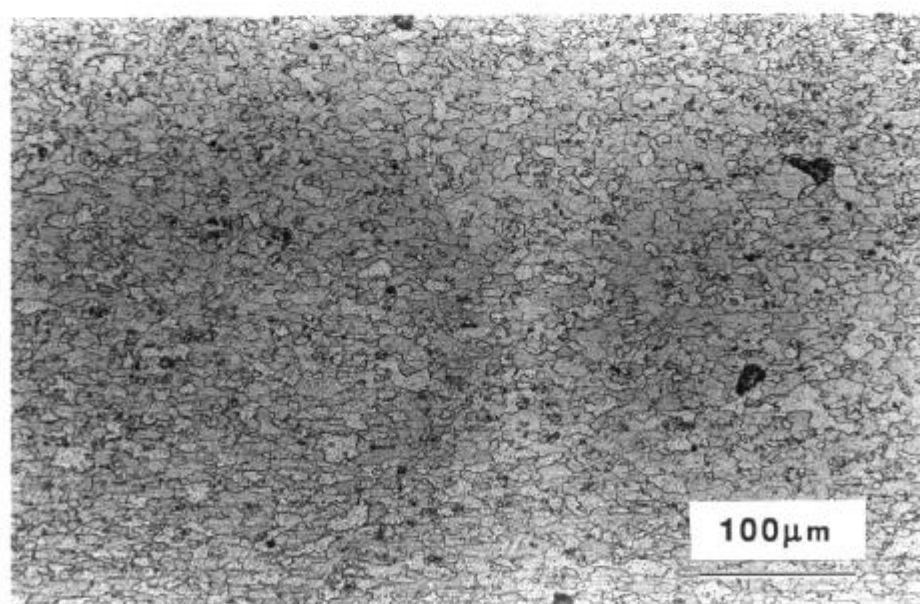


圖 3-35 (c) (續前頁)



(a)



(b)

圖 3-36 TMT3 試片升溫至 300 °C 之 (a) S 面；(b) T 面；(c) L 面，OM 照片。

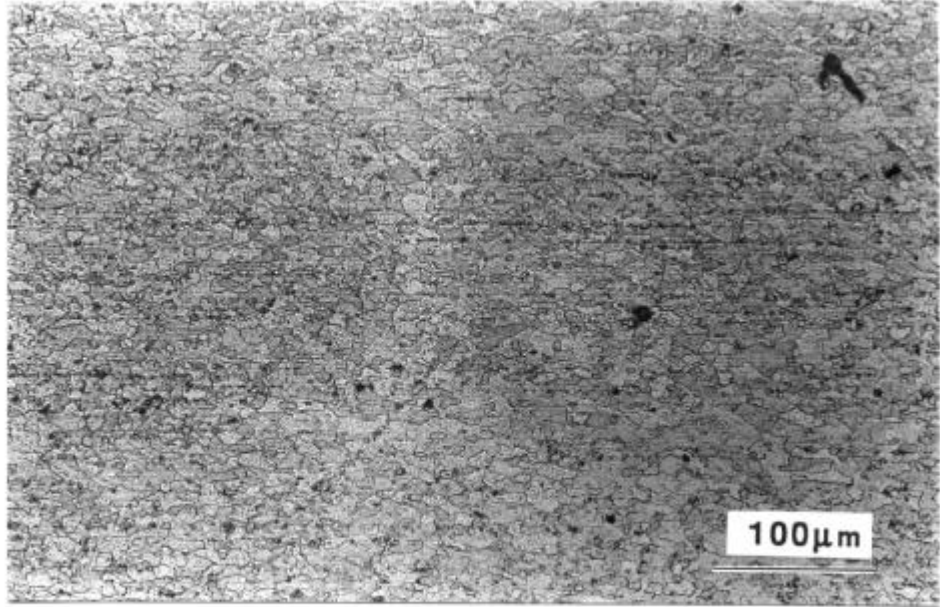
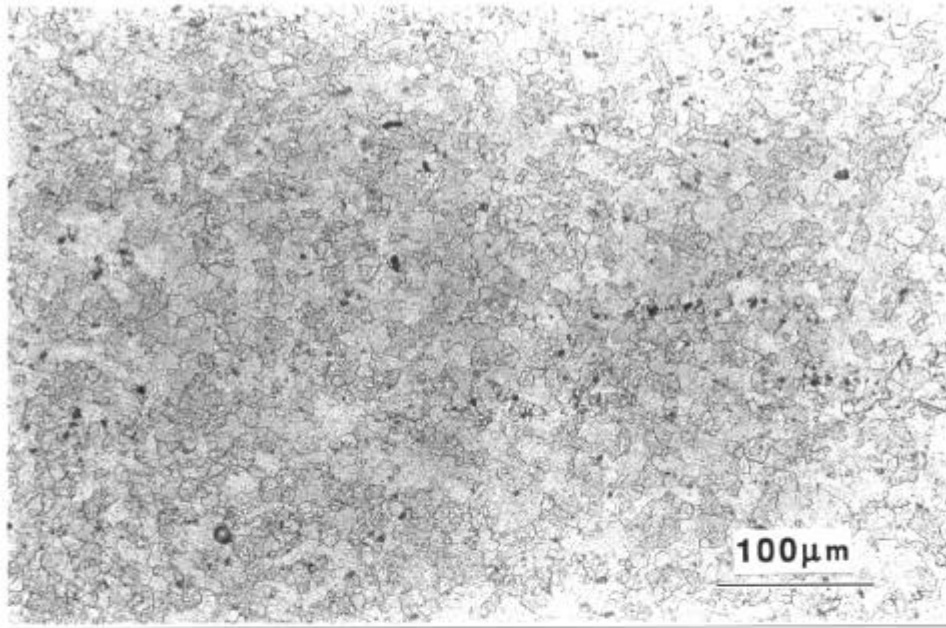
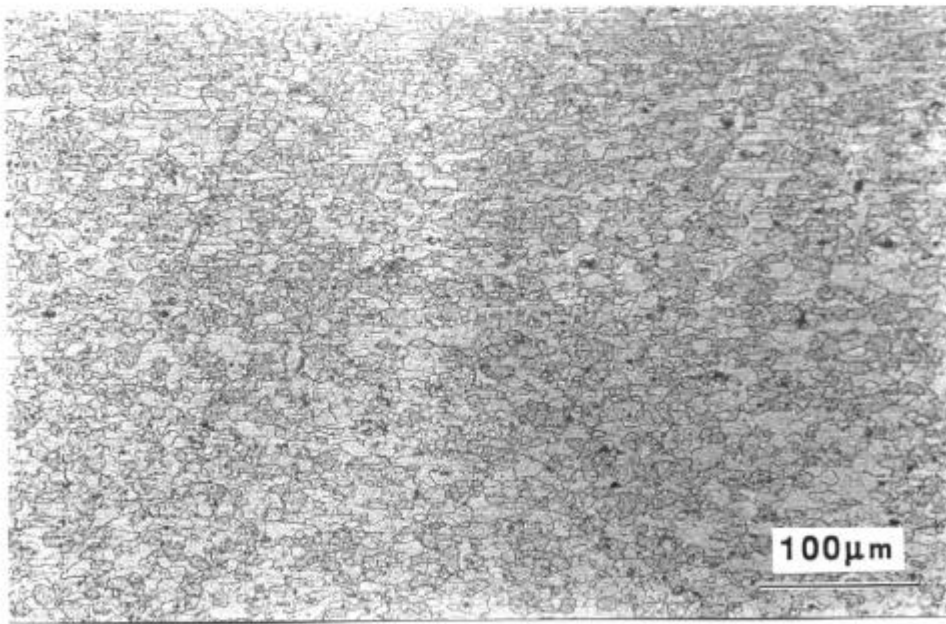


圖 3-36 (c) (續前頁)



(a)



(b)

圖 3-37 TMT3 試片升溫至 350 °C 之 (a) S 面；(b) T 面；(c) L 面，OM 照片。

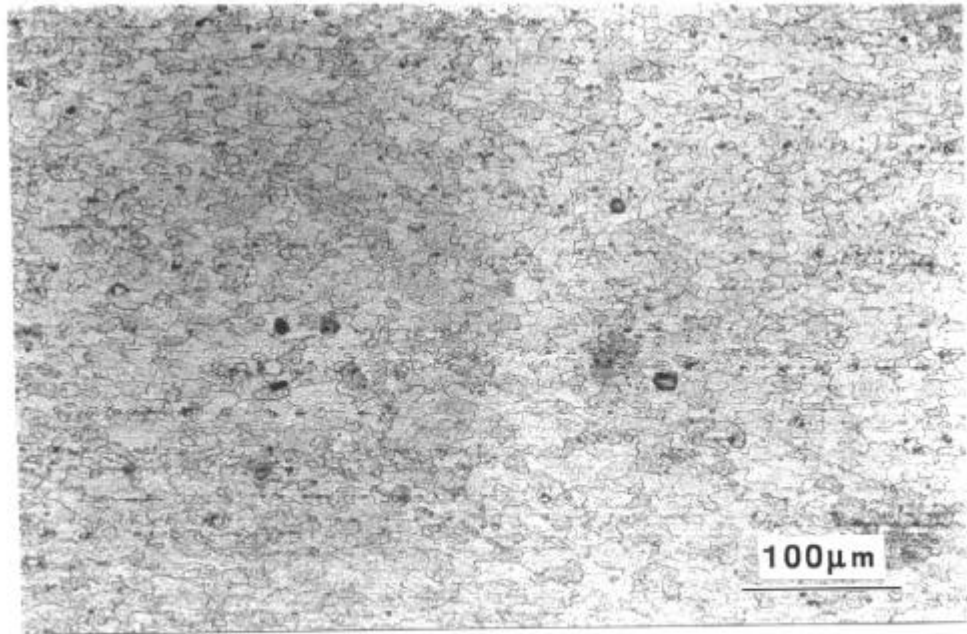
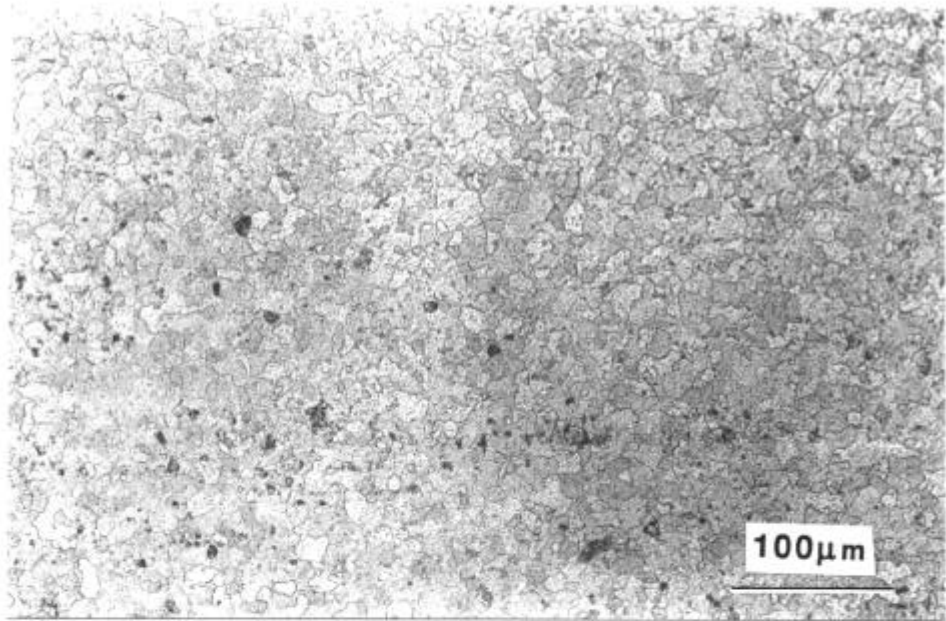
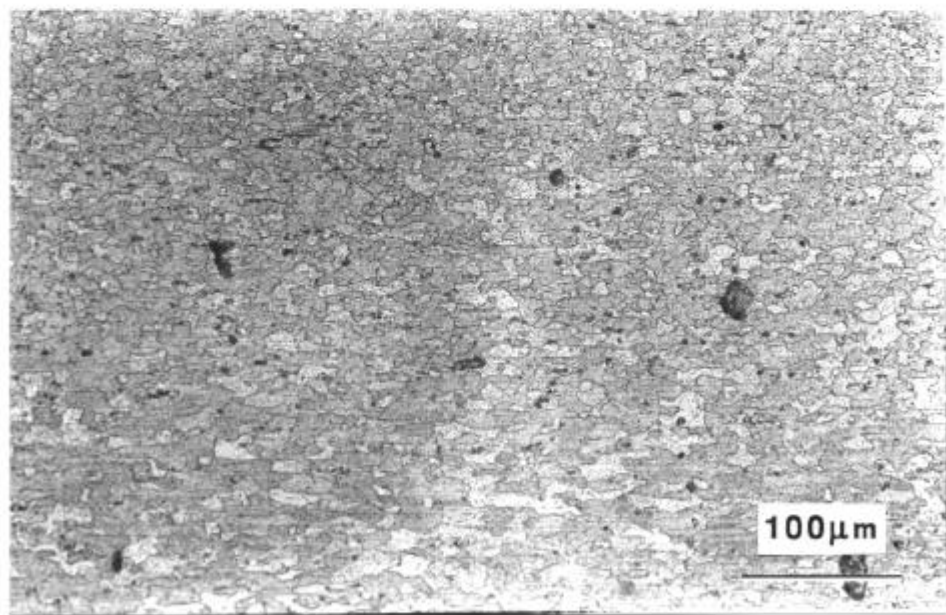


圖 3-37 (c) (續前頁)



(a)



(b)

圖 3-38 TMT3 試片升溫至 400 °C 之 (a) S 面；(b) T 面；(c) L 面，OM 照片。

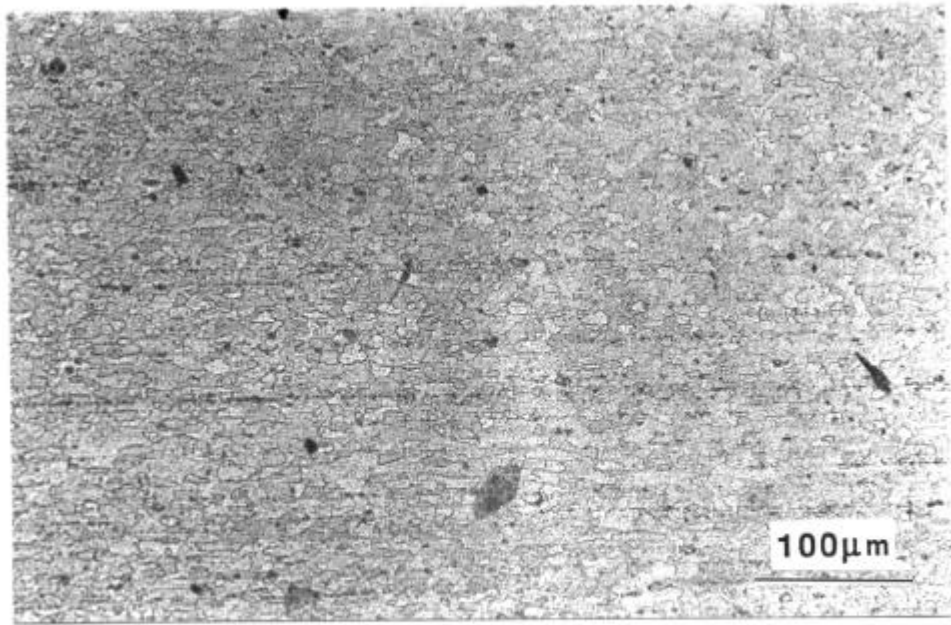
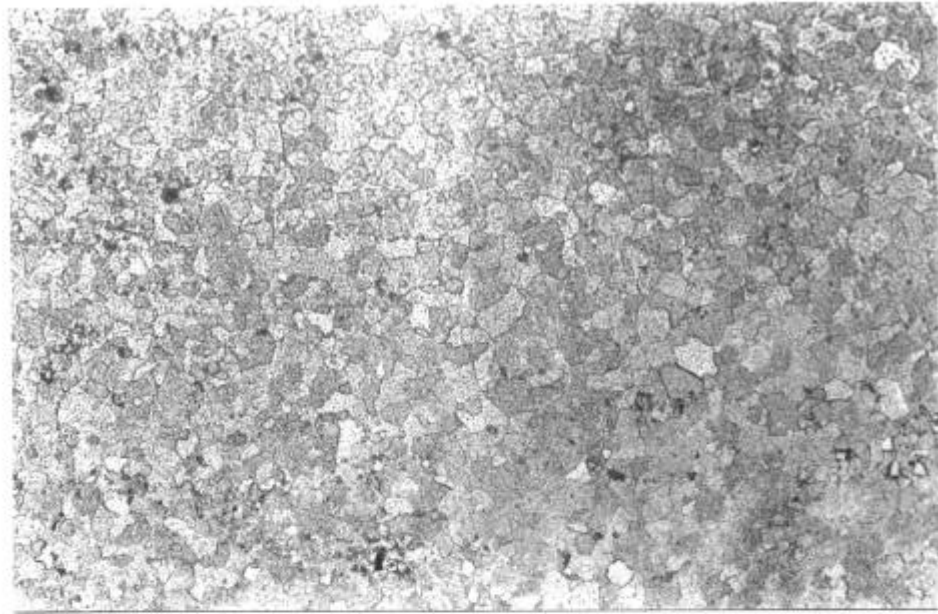
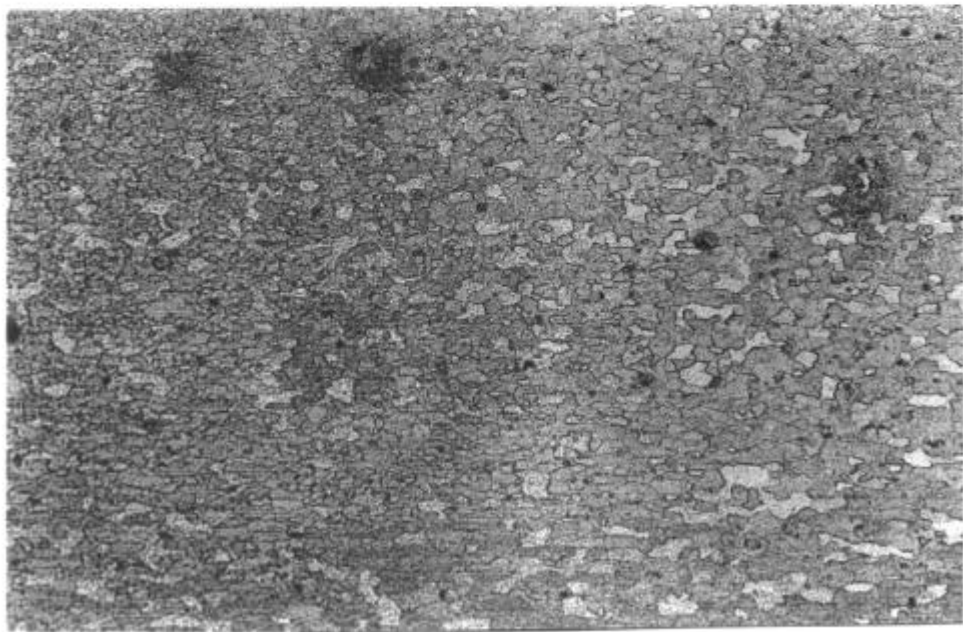


圖 3-38 (c) (續前頁)



(a)

100μm



(b)

圖 3-39 TMT3 試片升溫至 450 °C 之 (a) S 面；(b) T 面；(c) L 面，OM 照片。

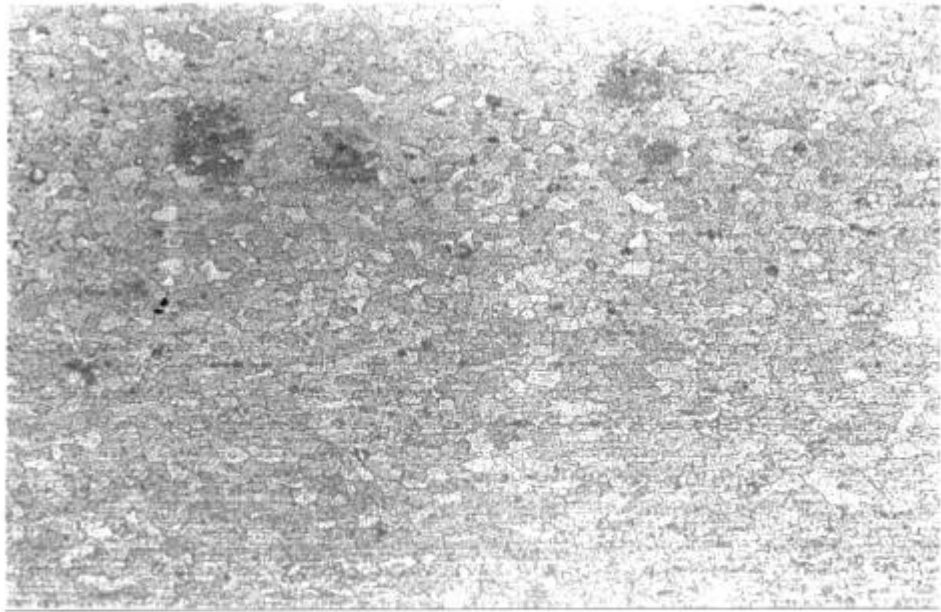
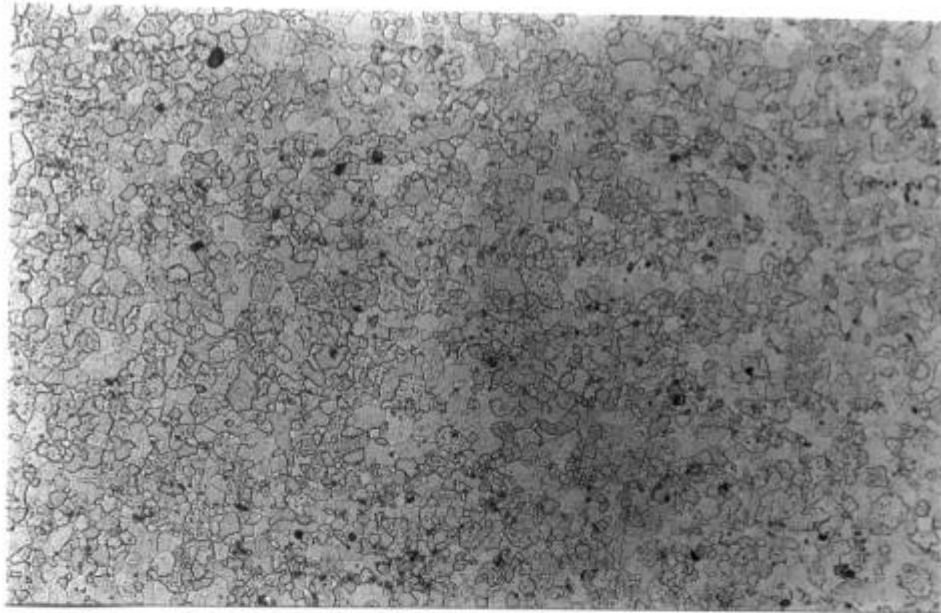


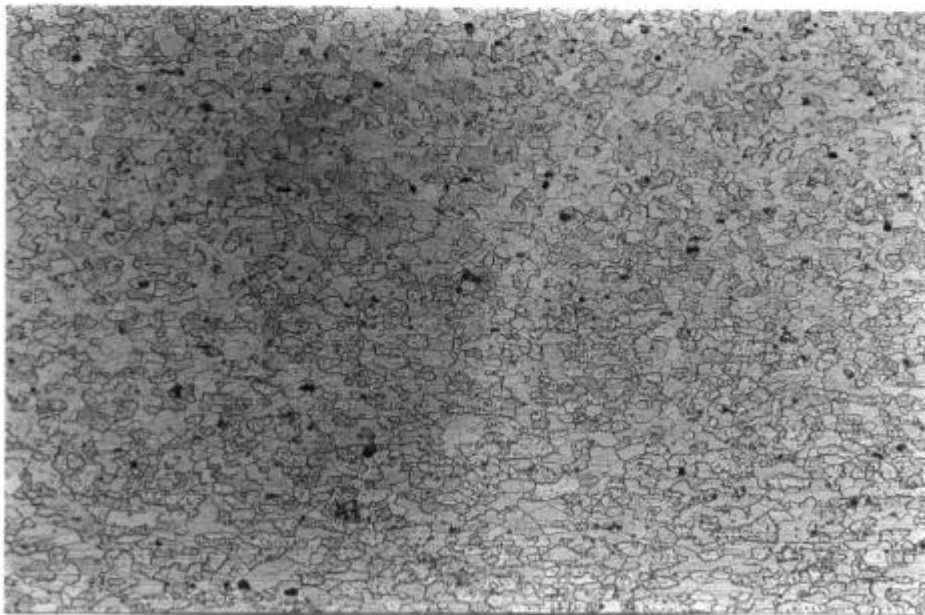
圖 3-39 (c) (續前頁)

100μm



(a)

100 μ m



(b)

圖 3-40 TMT3 試片升溫至 500 °C 之 (a) S 面；(b) T 面；(c) L 面，OM 照片。

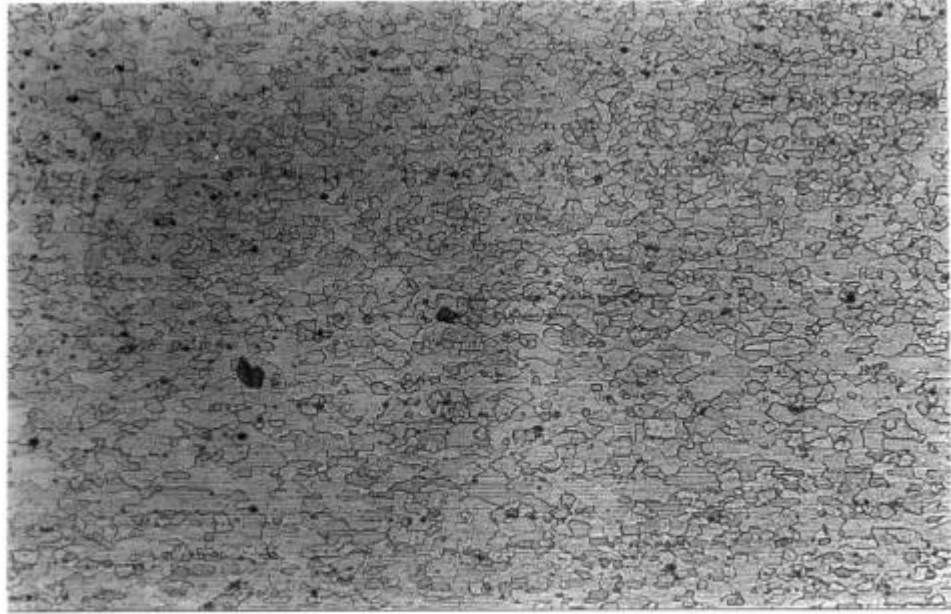
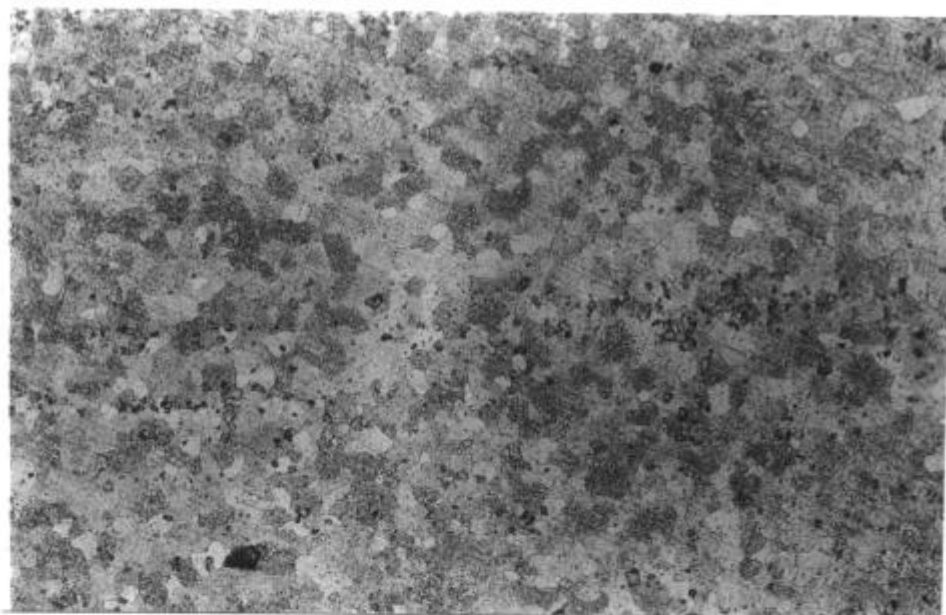


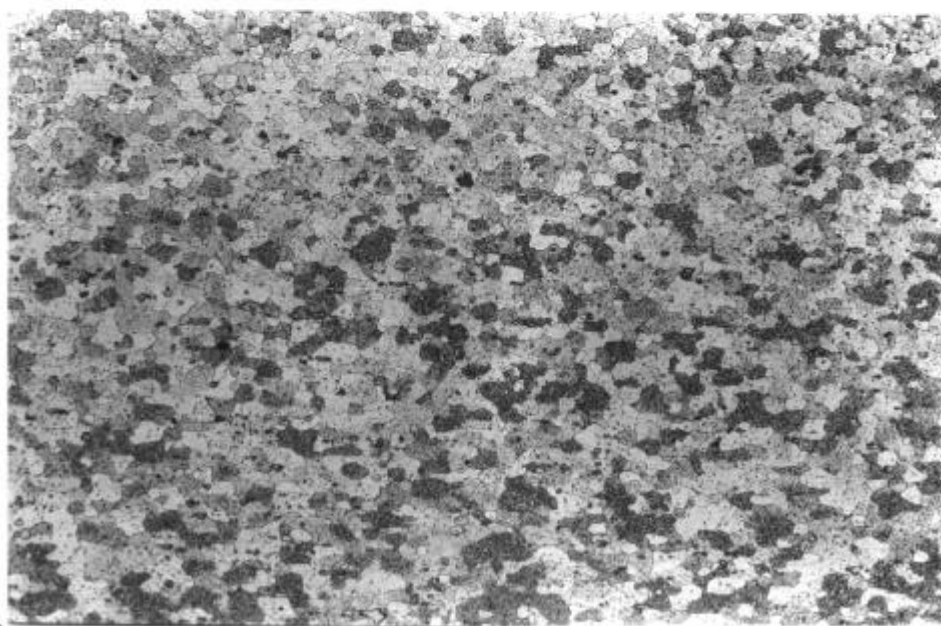
圖 3-40 (c) (續前頁)

100μm



(a)

100 μm



(b)

圖 3-41 TMT3 試片升溫至 550 °C 之 (a) S 面；(b) T 面；(c) L 面，OM 照片。

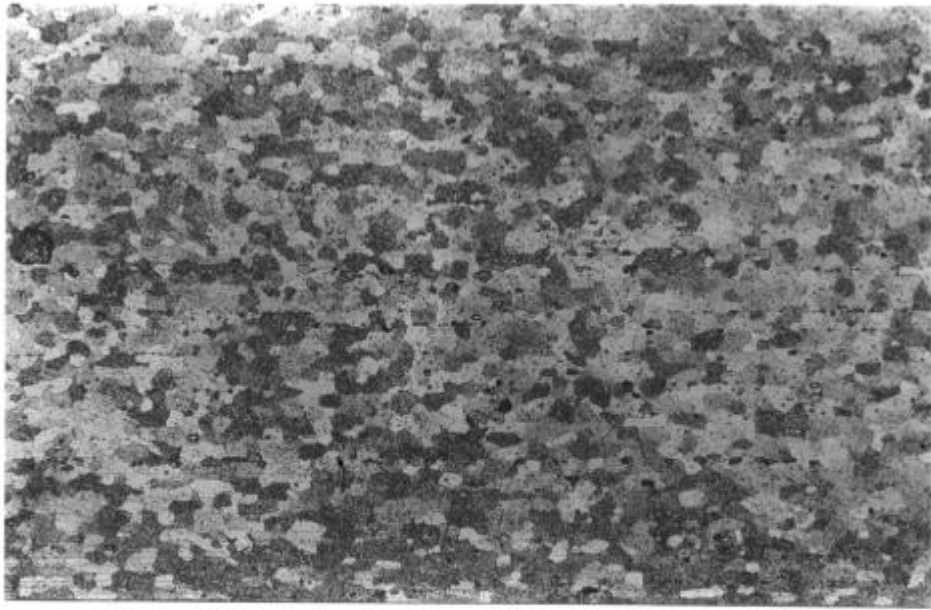


圖 3-41 (c) (續前頁)

100μm

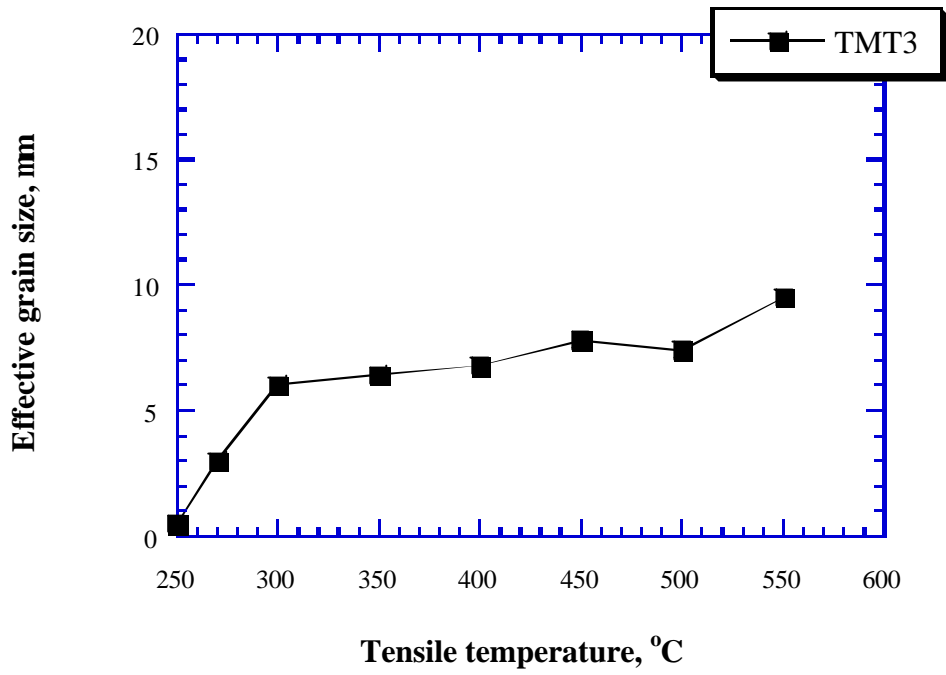
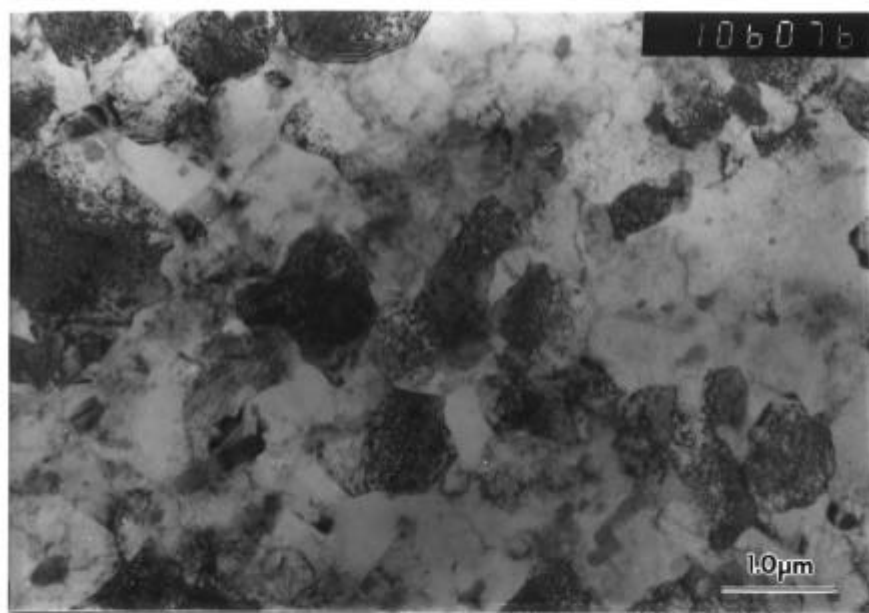


圖 3-42 TMT3 試片之有效平均晶粒尺寸 (d_{ave}) 隨拉伸溫度升高而變化之情形。



(a)

圖 3-43 TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別拉伸至局部真實應變 (ϵ') 為 (a) $\epsilon' = 0.1$; (b) $\epsilon' = 0.25$; (c) $\epsilon' = 0.97$; (d) $\epsilon' = 1.31$; (e) $\epsilon' = 2.21$ 之 TEM 亮視野 (BF) 照片及其相對之繞射圖形。

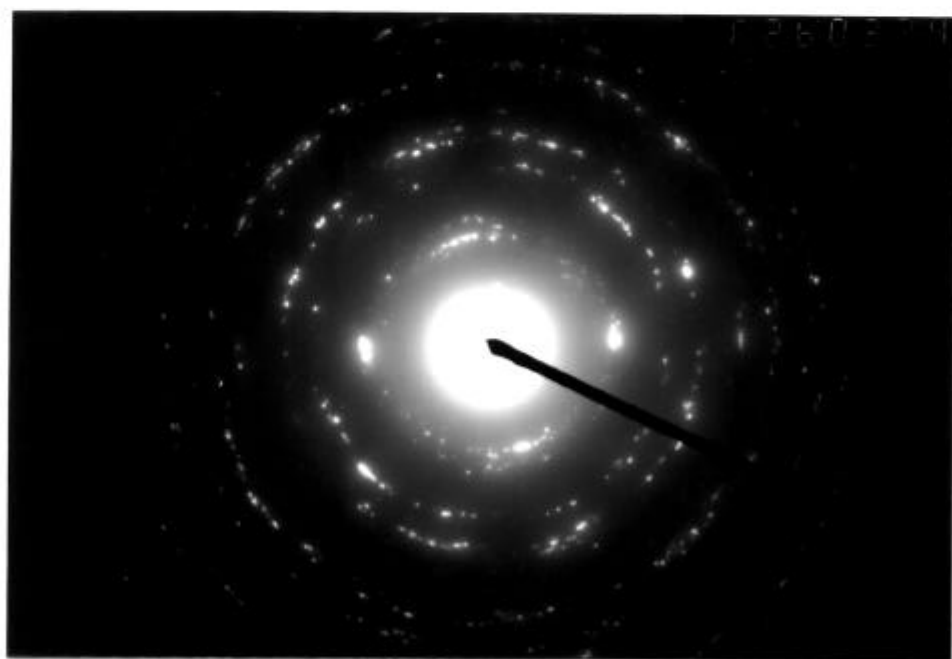
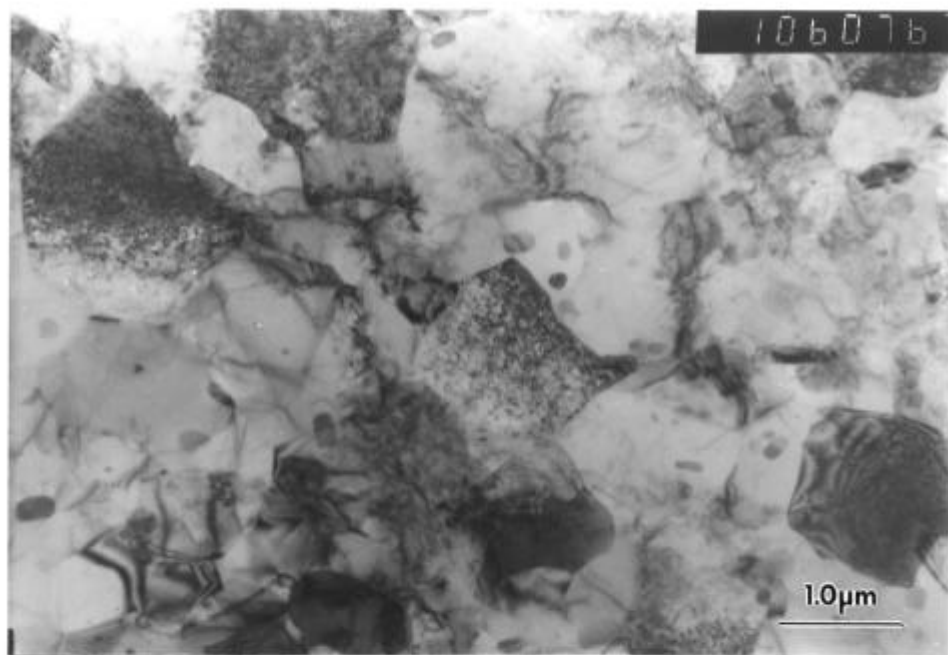


圖 3-43 (b) (續前頁)

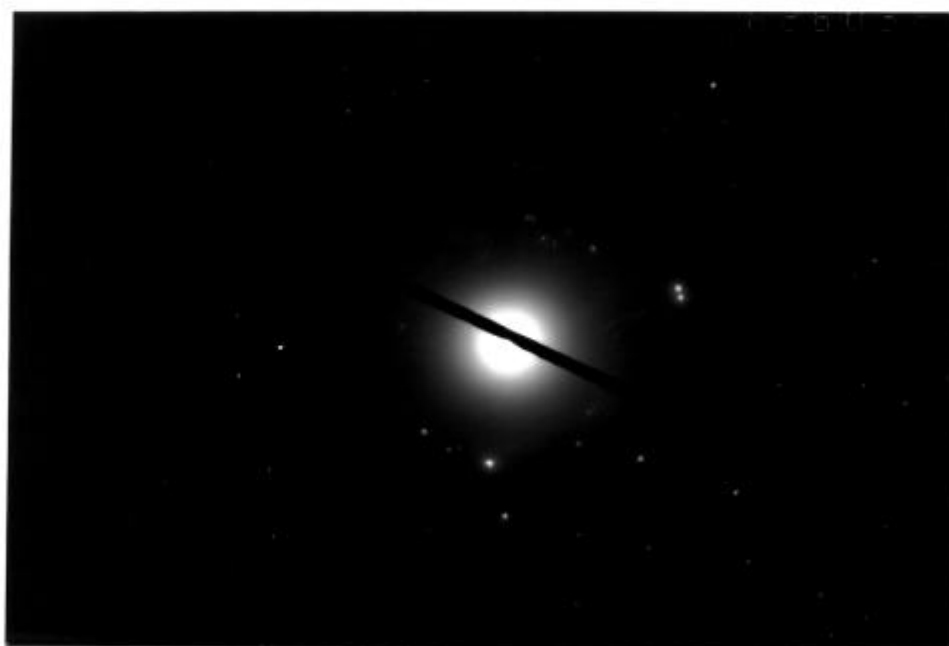
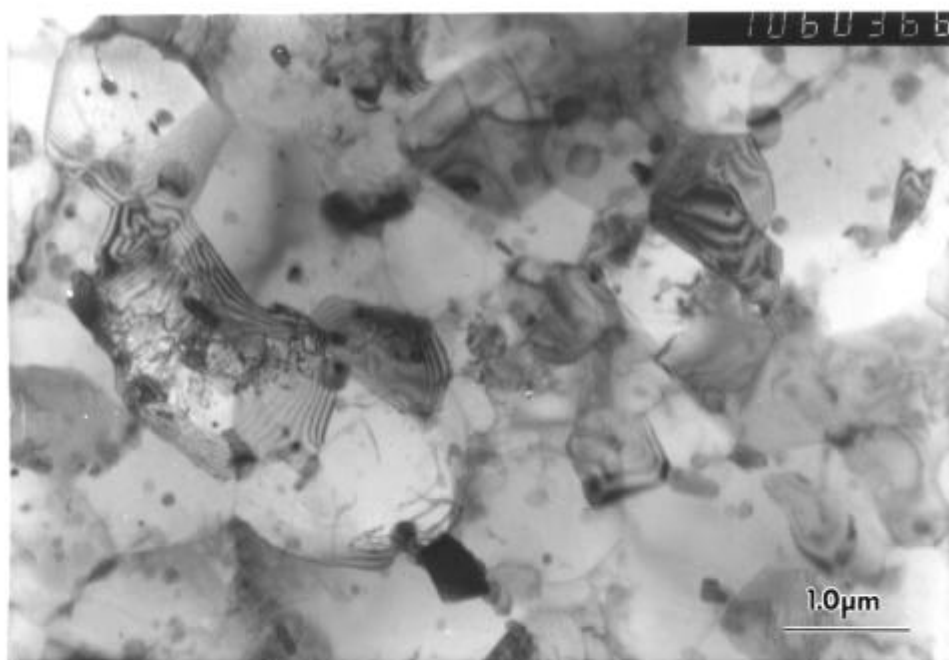


圖 3-43 (c) (續前頁)

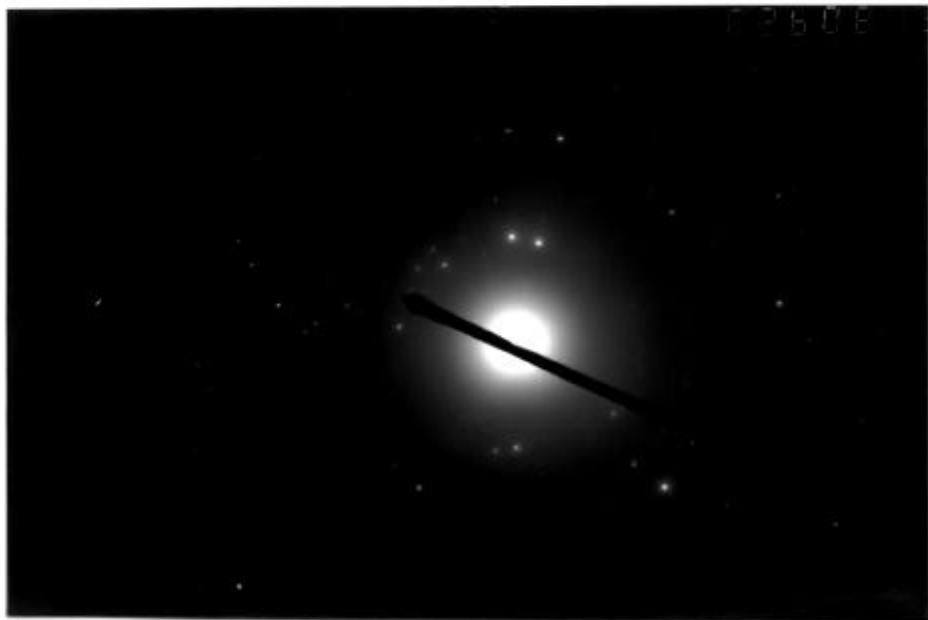
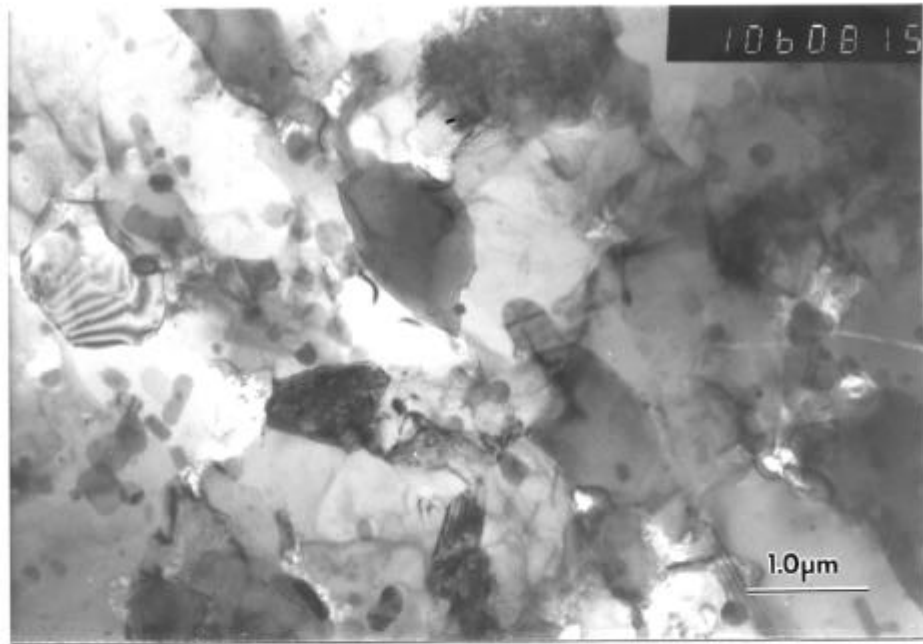


圖 3-43 (d) (續前頁)

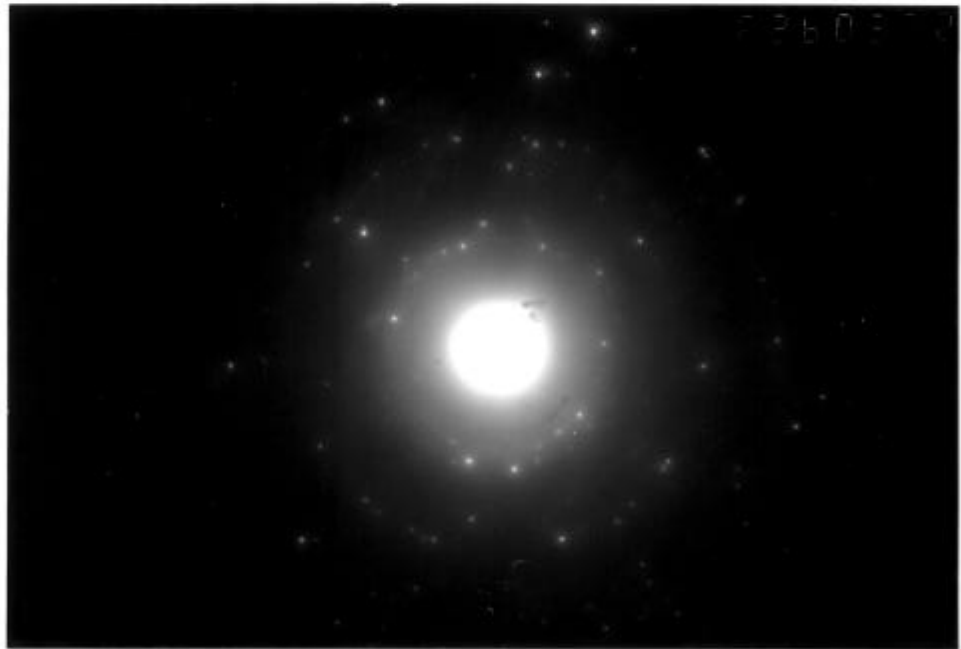
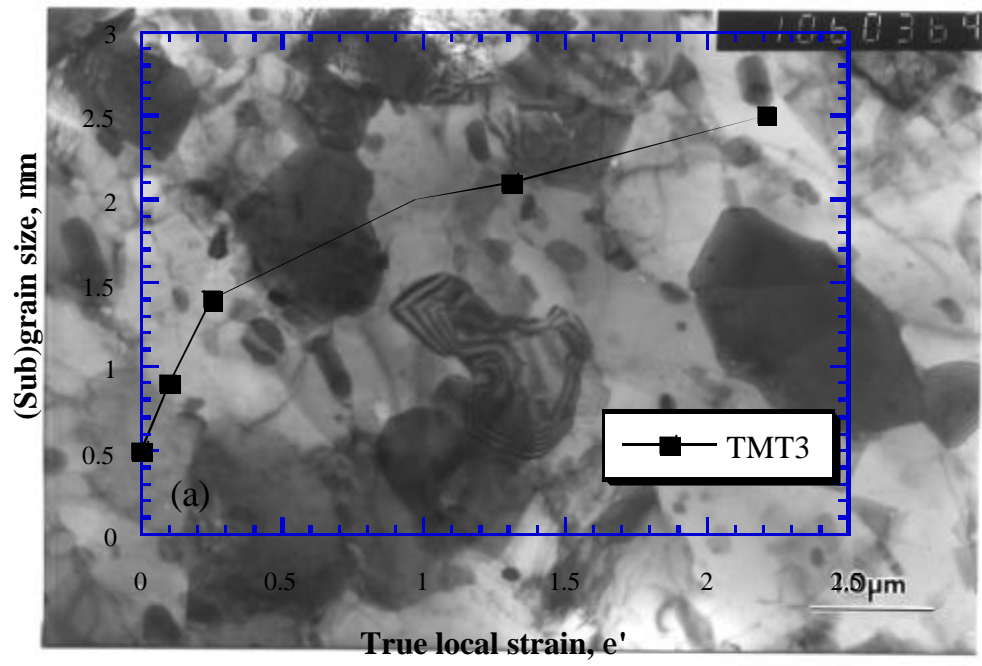


圖 3-43 (e) (續前頁)

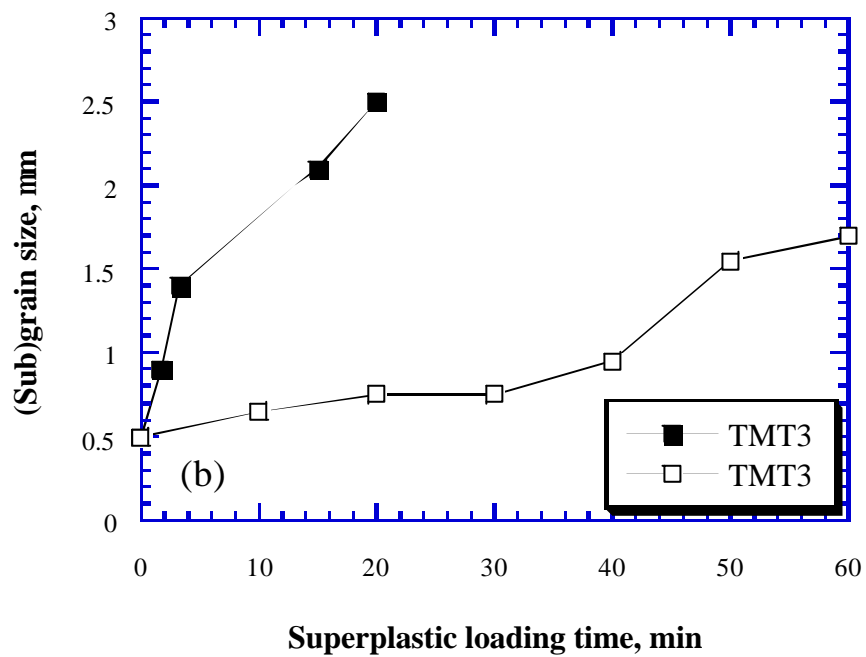
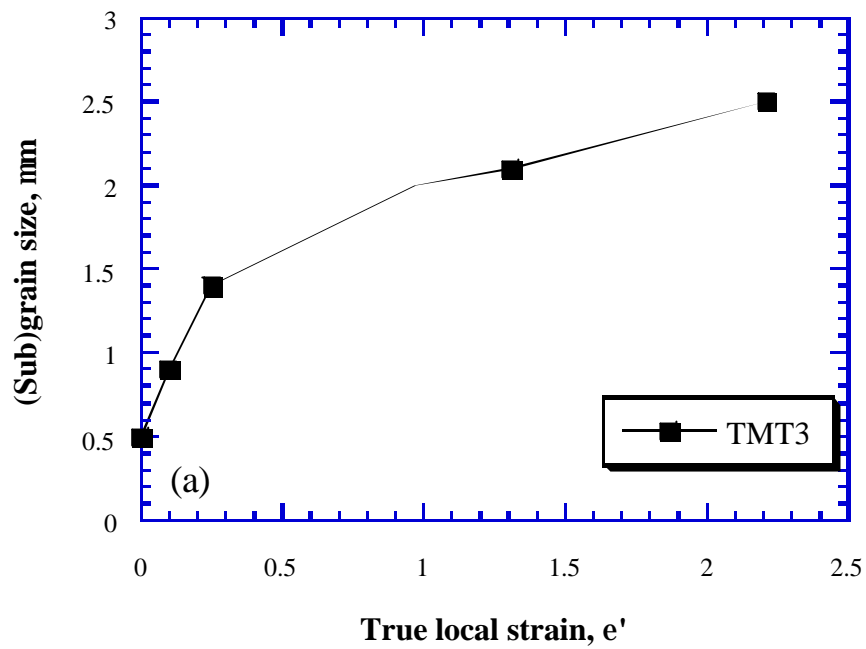


圖 3-44 TMT3 試片在 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 及 $1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 的條件下，於拉伸過程中，(次) 晶粒尺寸隨著 (a) 局部真實應變 (e')；(b) 拉伸時間而變化之情況與恆溫靜置退火之比較。

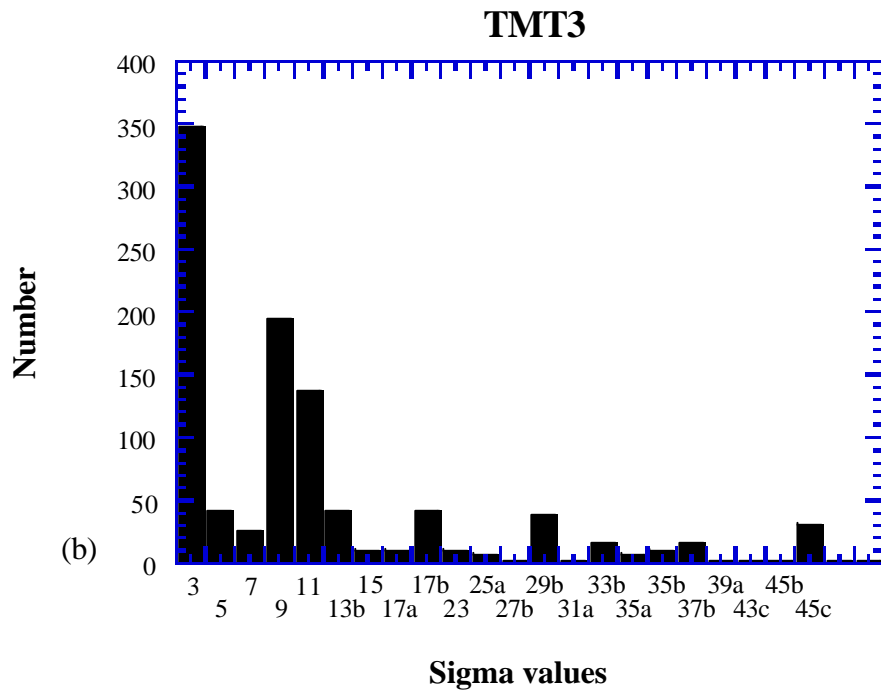
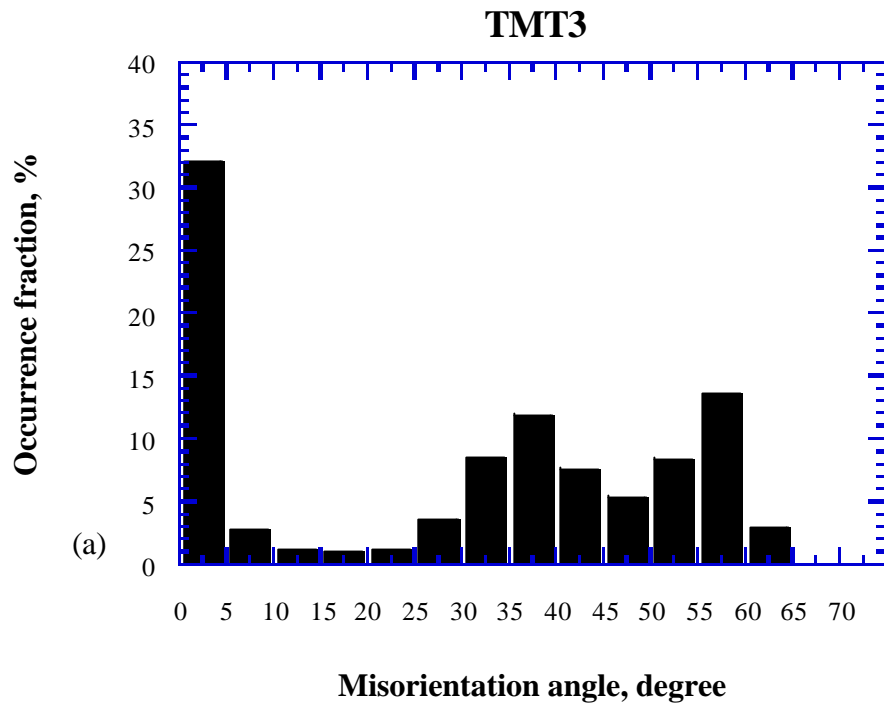


圖 3-45 TMT3 試片透過 EBSD 分析所得之 (a) 晶界角度分佈趨勢；(b) 共位晶界分佈之圖例。

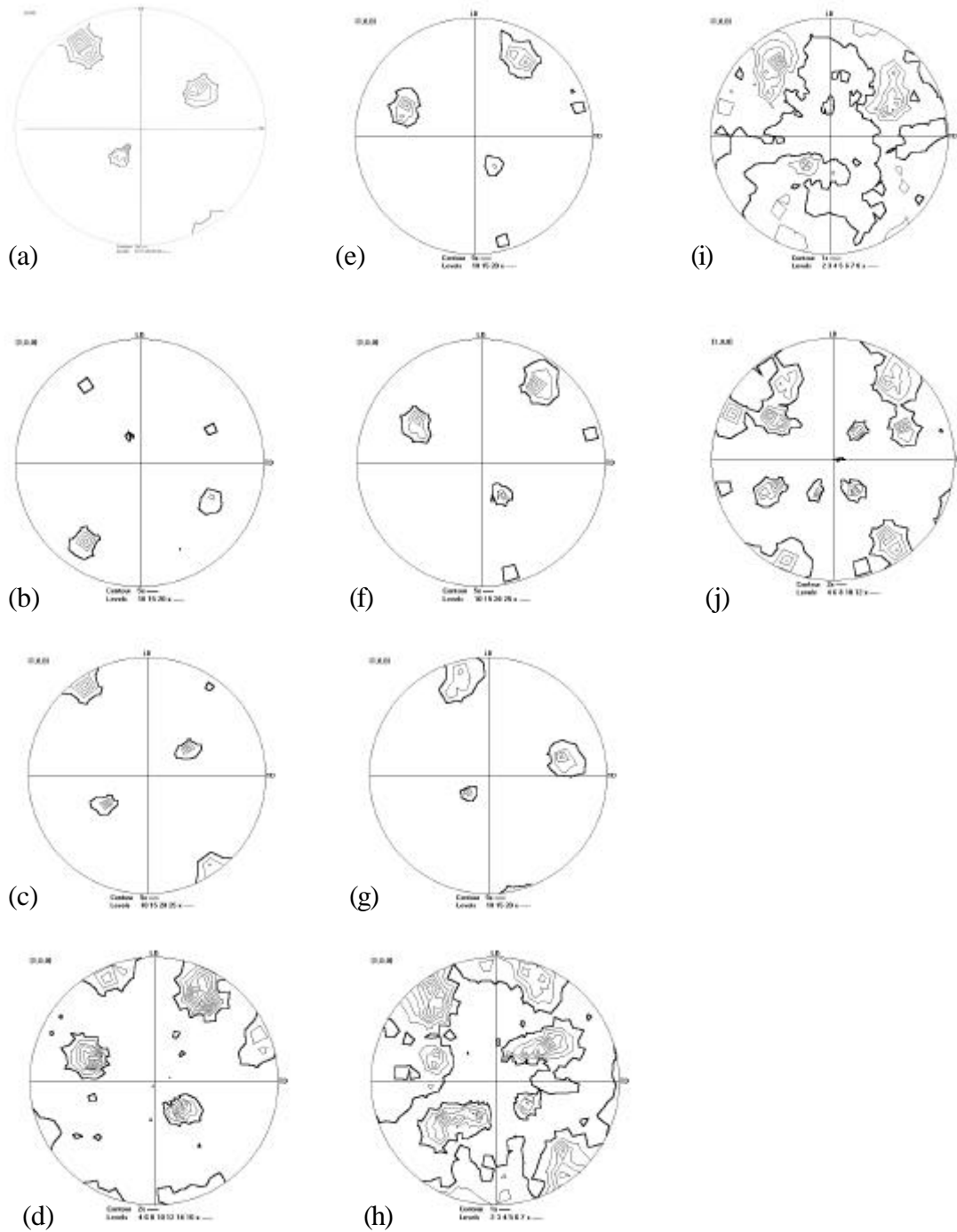


圖 3-46 (a)~(j) 為 TMT1 試片透過 EBSD 分析十次所得之 (100) 極圖，其中 (a)~(g) 分析面積較小，(h)~(j) 分析面積較廣。

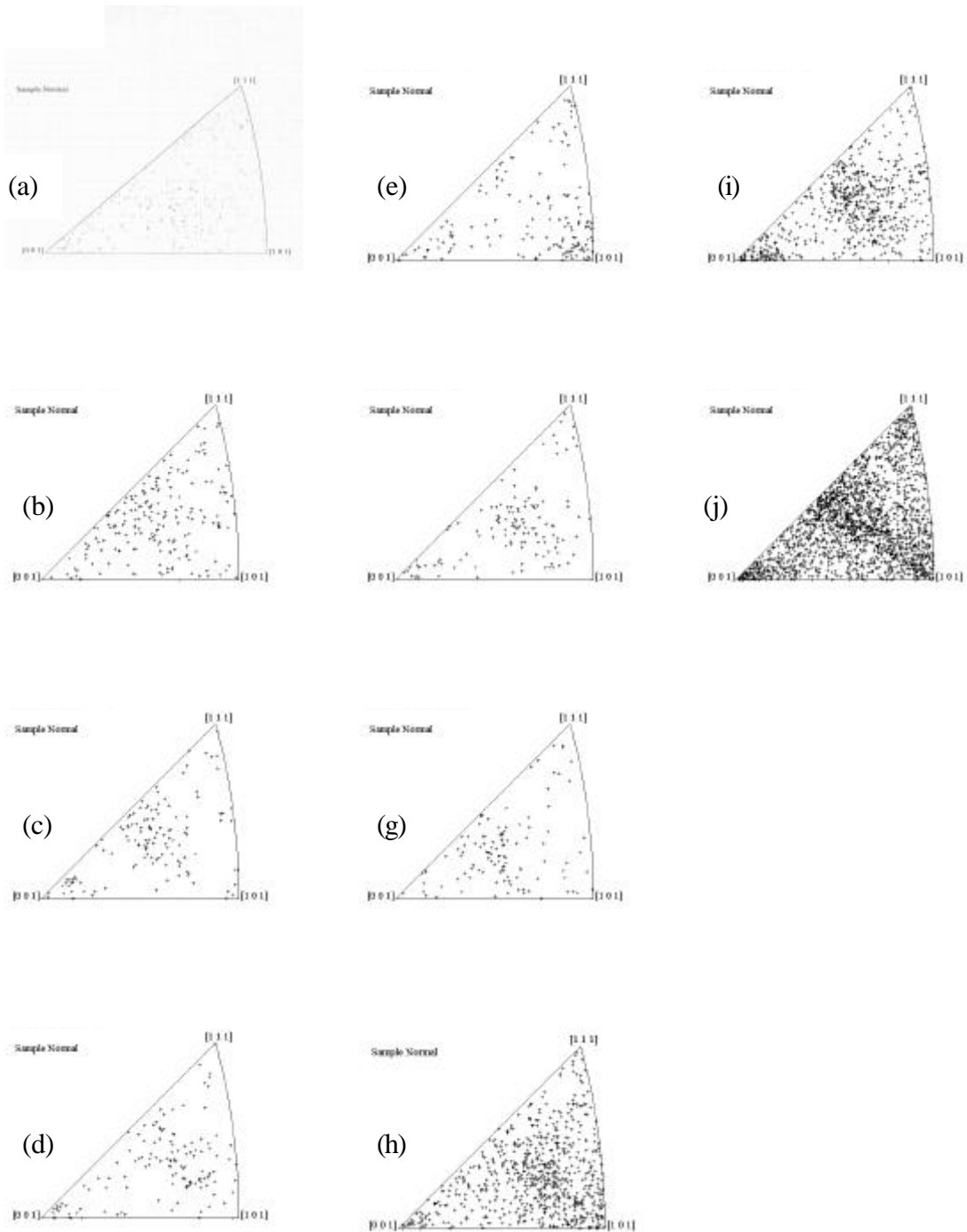


圖 3-47 (a) ~ (j) 為 TMT1 試片透過 EBSD 分析十次所得試片法線方向之反極圖，其中 (a) ~ (g) 分析面積較小，(h) ~ (j) 分析面積較廣。

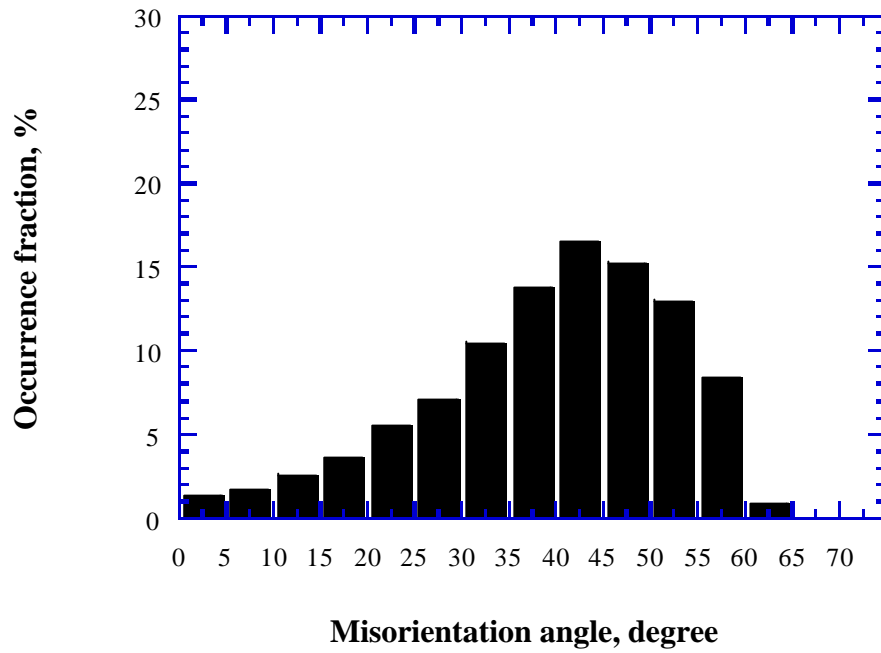


圖 3-48 完全散亂之晶界角度分佈趨勢示意圖。其中低角度晶界、中間角度晶界及高角度晶界所佔比例分別為 2%、19% 及 79%。[96]

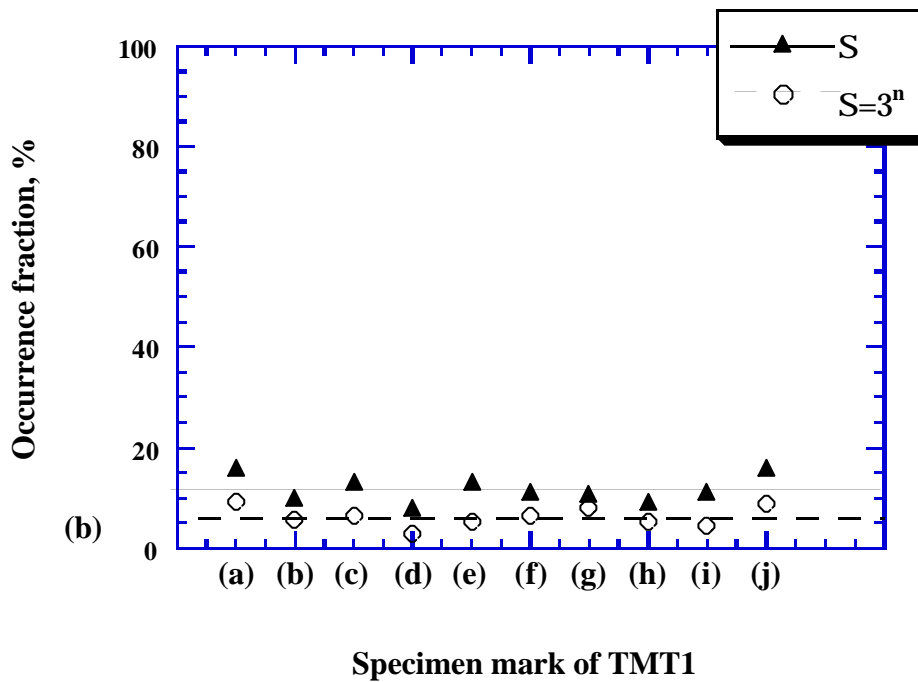
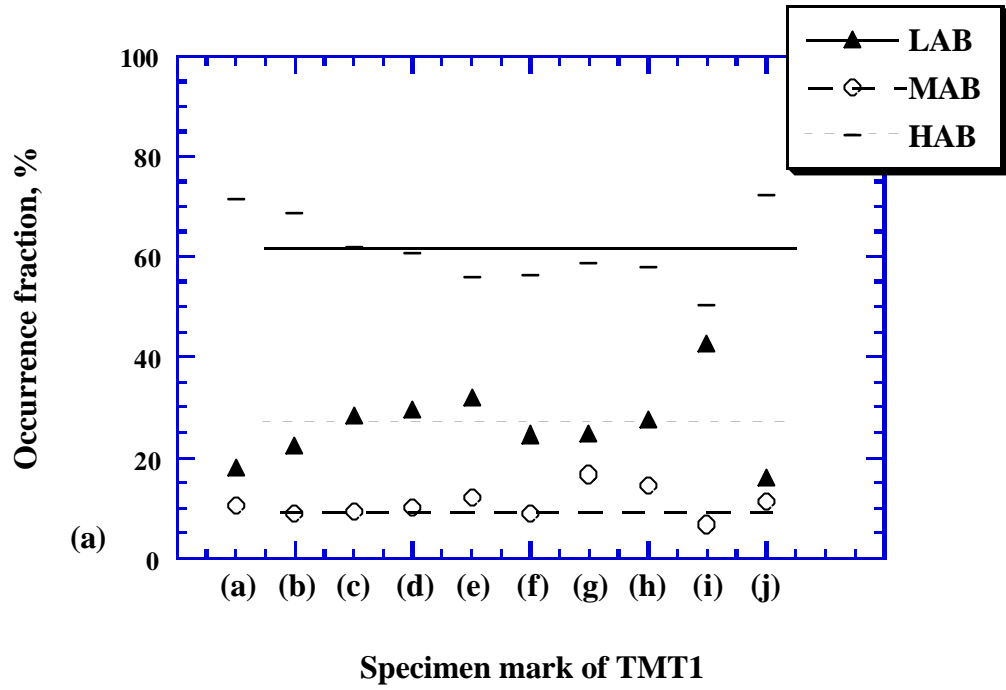
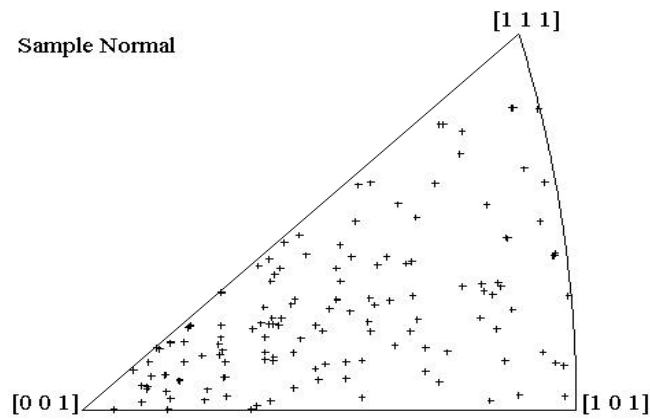


圖 3-49 TMT1 試片透過 EBSD 分析所得十次結果。(a) 低角度、中間角度及高角度晶界所佔比例；(b) 共位晶界及 $\Sigma=3^n$ 之晶界所佔比例。

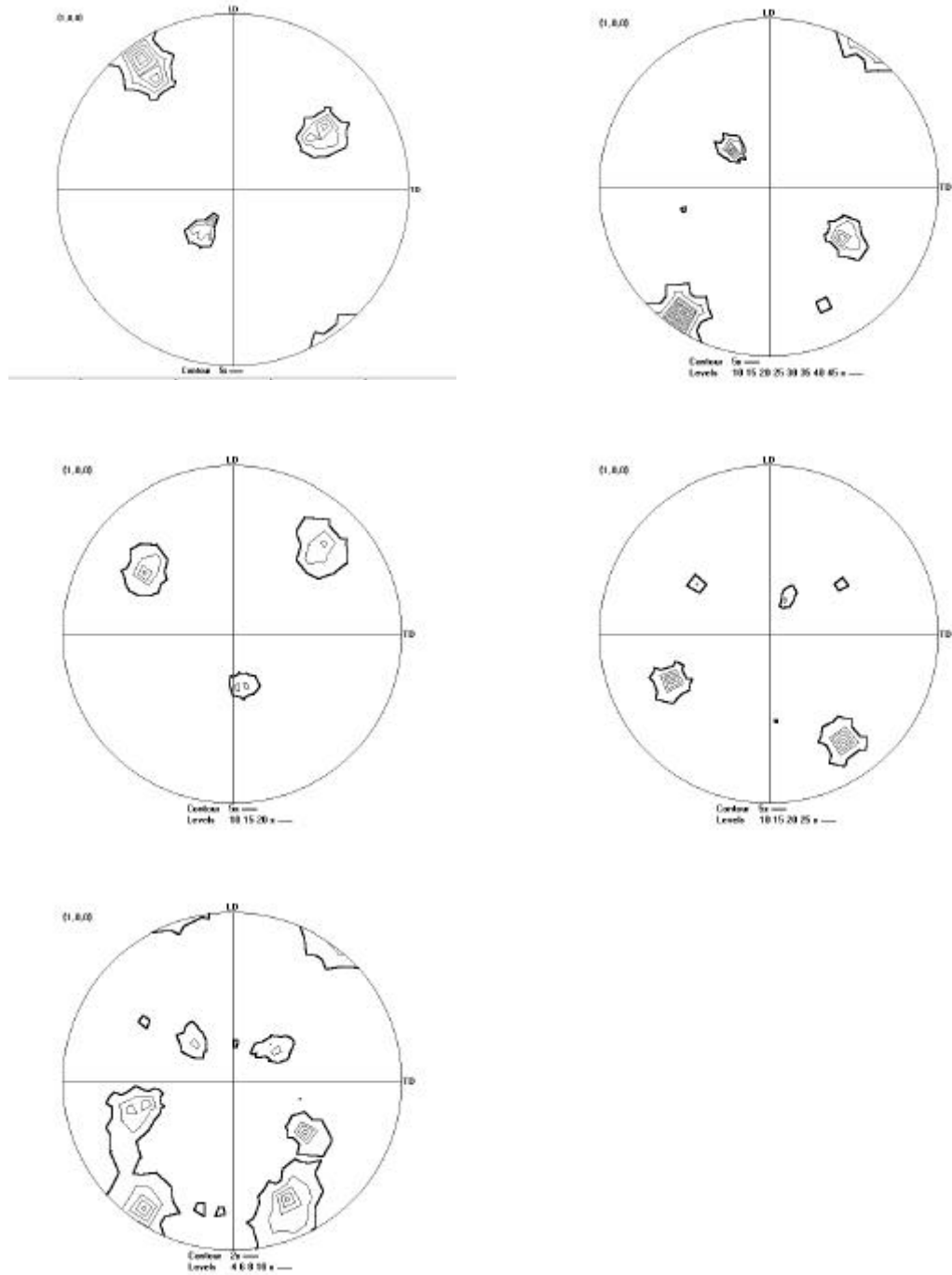


(a)



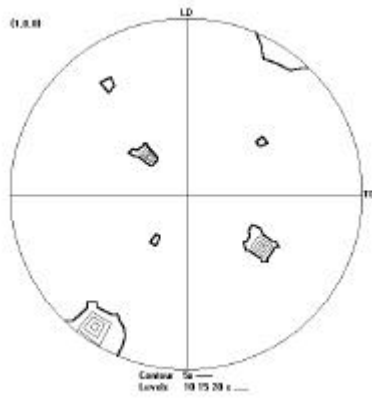
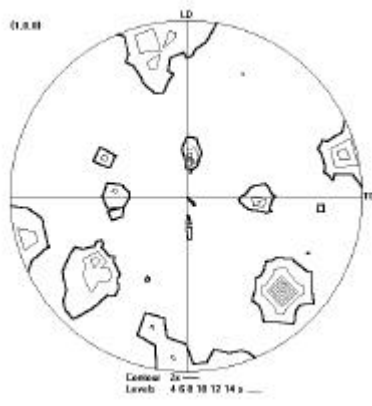
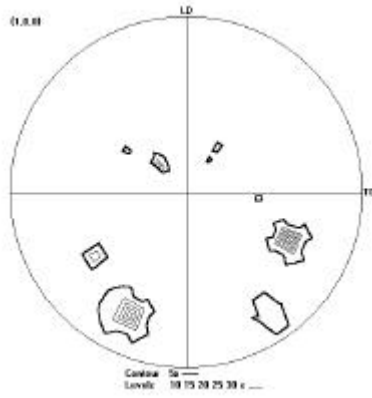
(b)

圖 3-50 ARA 試片透過 EBSD 分析所得 (a) (100) 極圖；(b) 試片法線方向之反極圖。

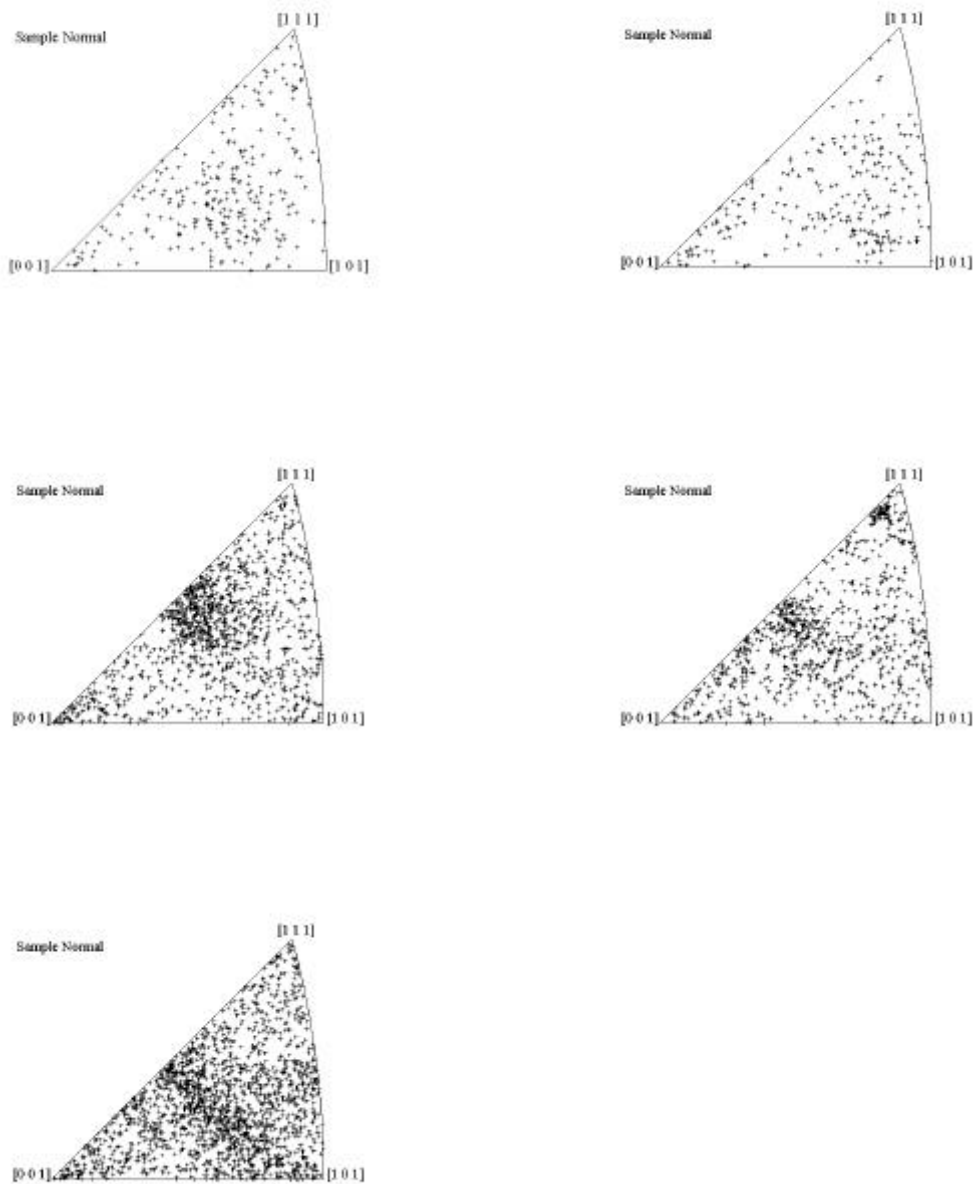


(a)

圖 3-51 (a) TMT2 試片透過 EBSD 分析五次所得 (100) 極圖；(b) TMT2a 試片透過 EBSD 分析三次所得 (100) 極圖。

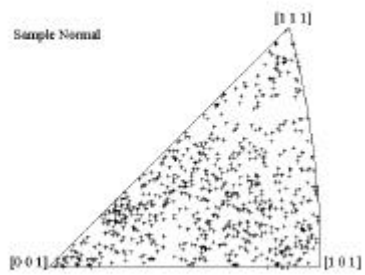
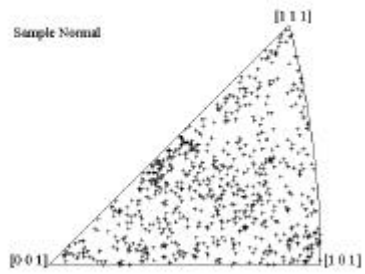
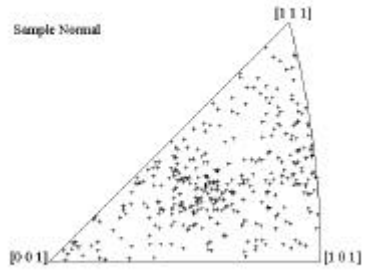


(b)



(a)

圖 3-52 (a) TMT2 試片透過 EBSD 分析五次；(b) TMT2a 試片透過 EBSD 分析三次所得試片法線方向之反極圖。



(b)

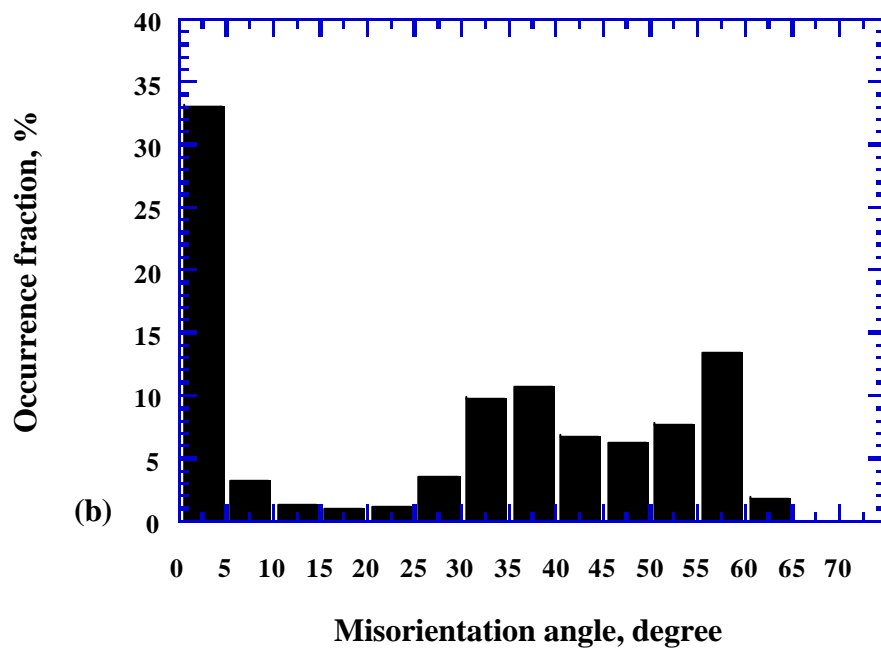
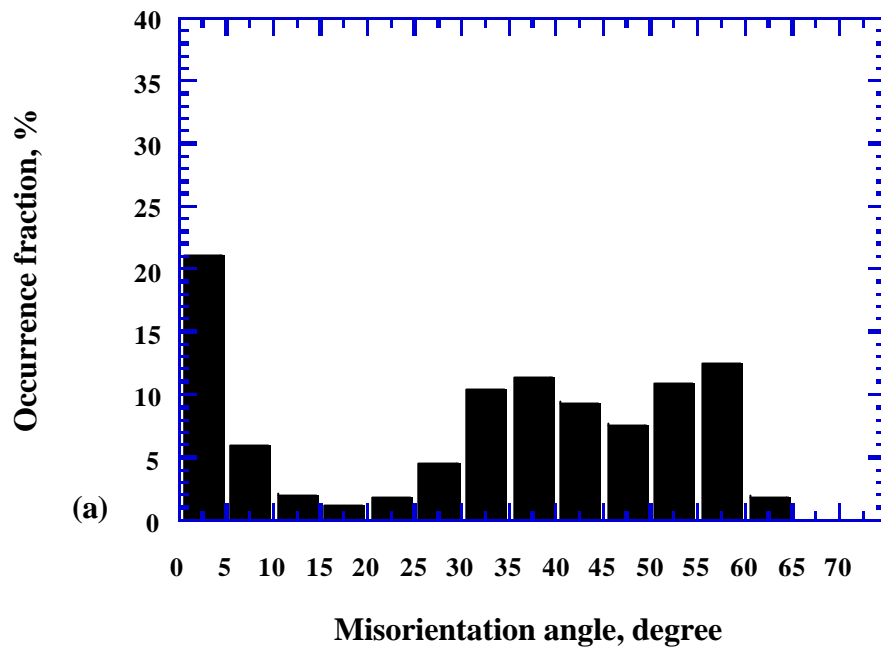
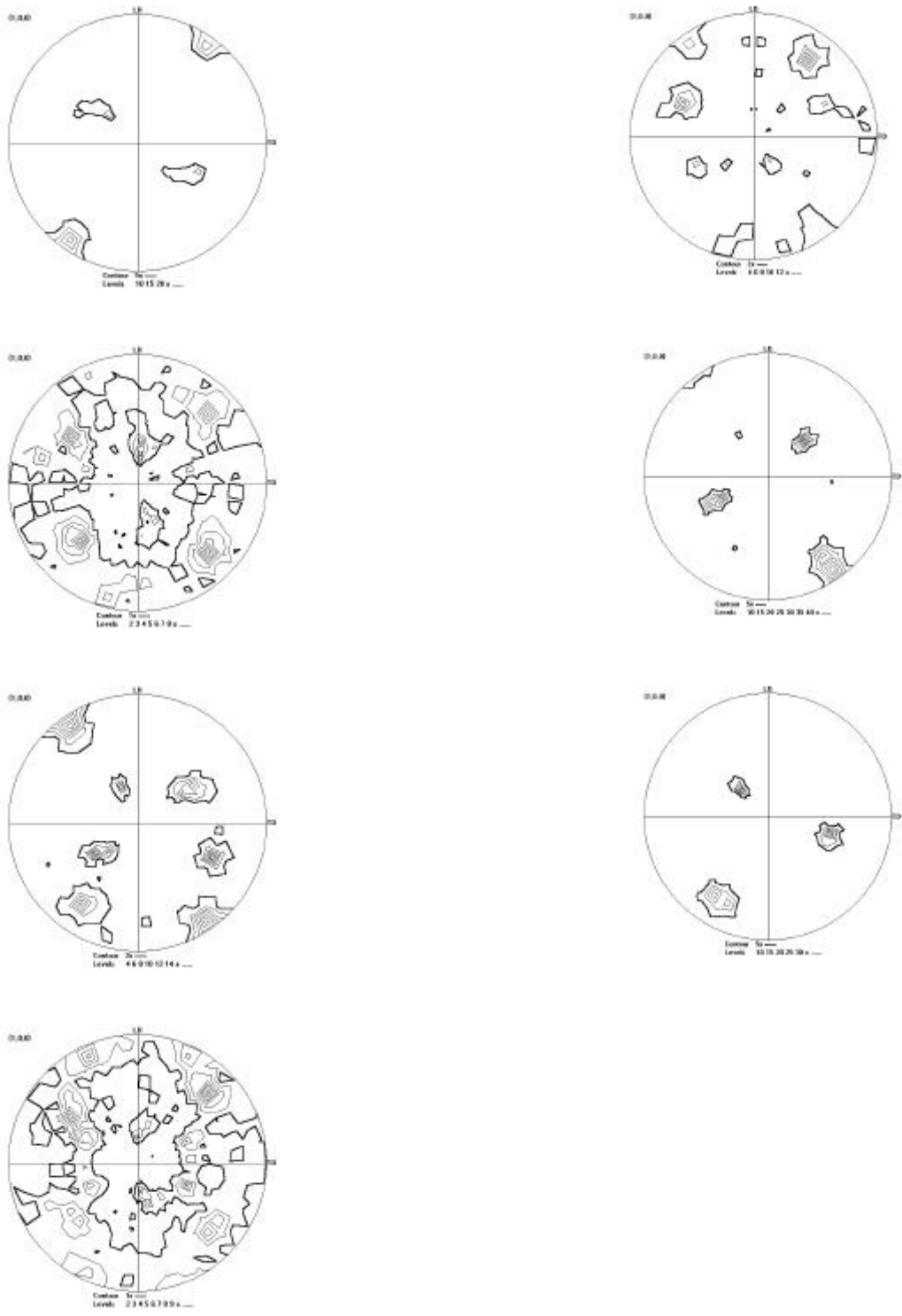
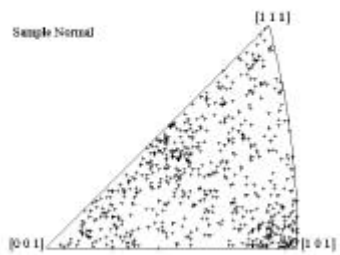
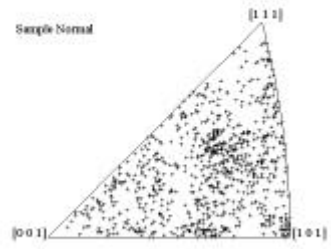
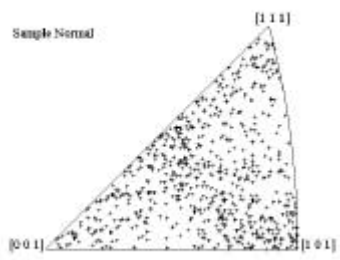
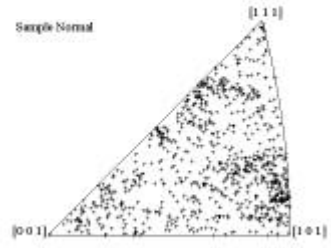
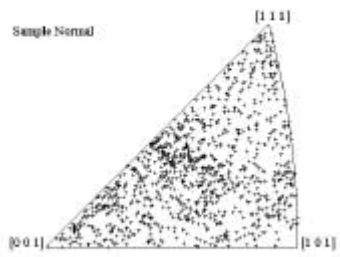
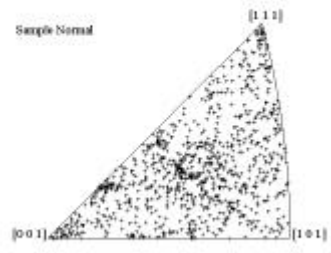
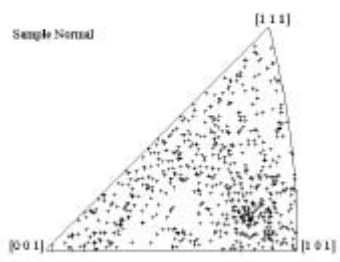


圖 3-53 (a) TMT2 試片；(b) TMT2a 之晶界角度分佈趨勢。

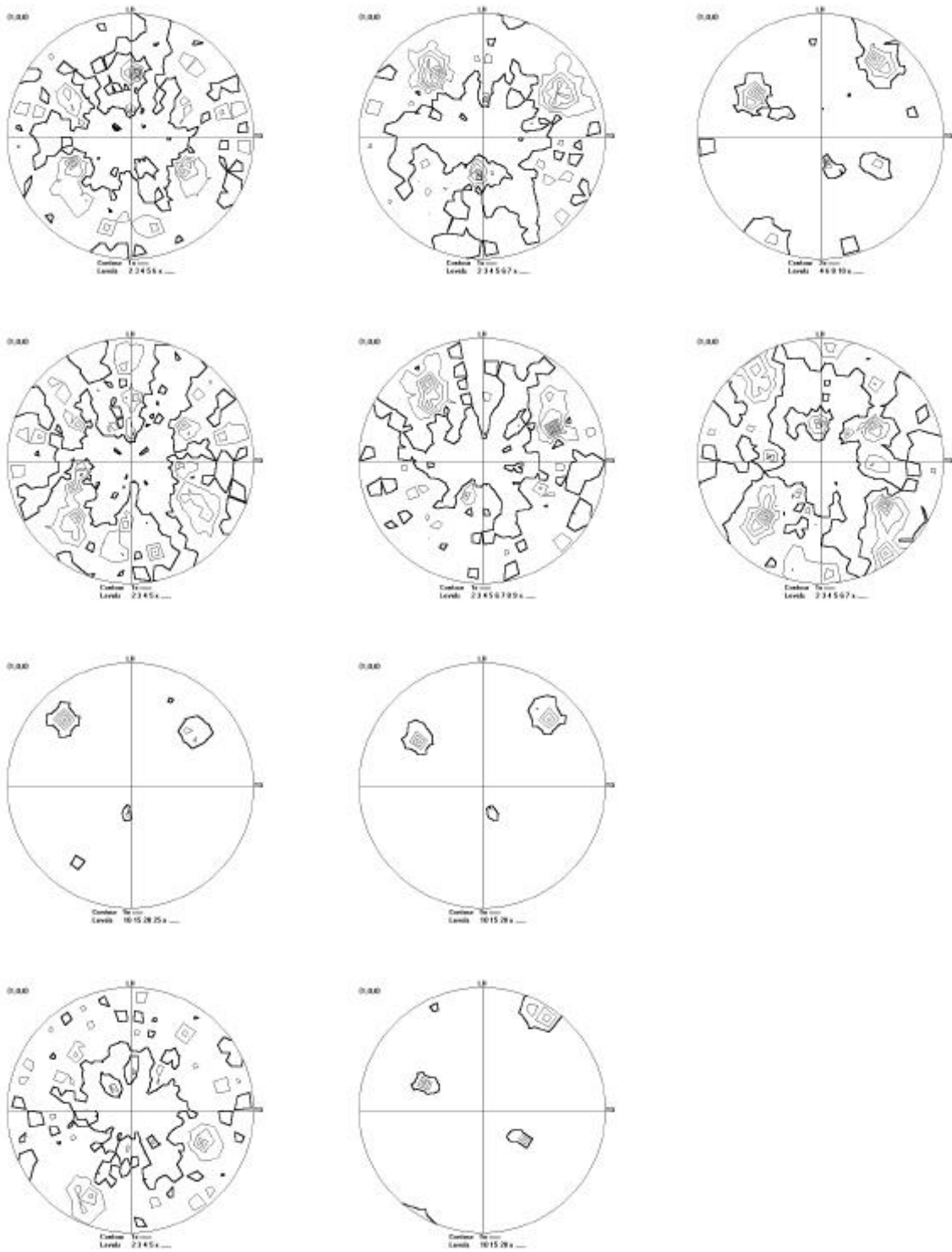


(a)

圖 3-54 TMT3 試片透過 EBSD 分析七次所得之 (a) (100) 極圖；(b) 試片法線方向之反極圖。



(b)



(a)

圖 3-55 TMT4 試片透過 EBSD 分析十次所得 (a) (100) 極圖；(b) 試片法線方向之反極圖。

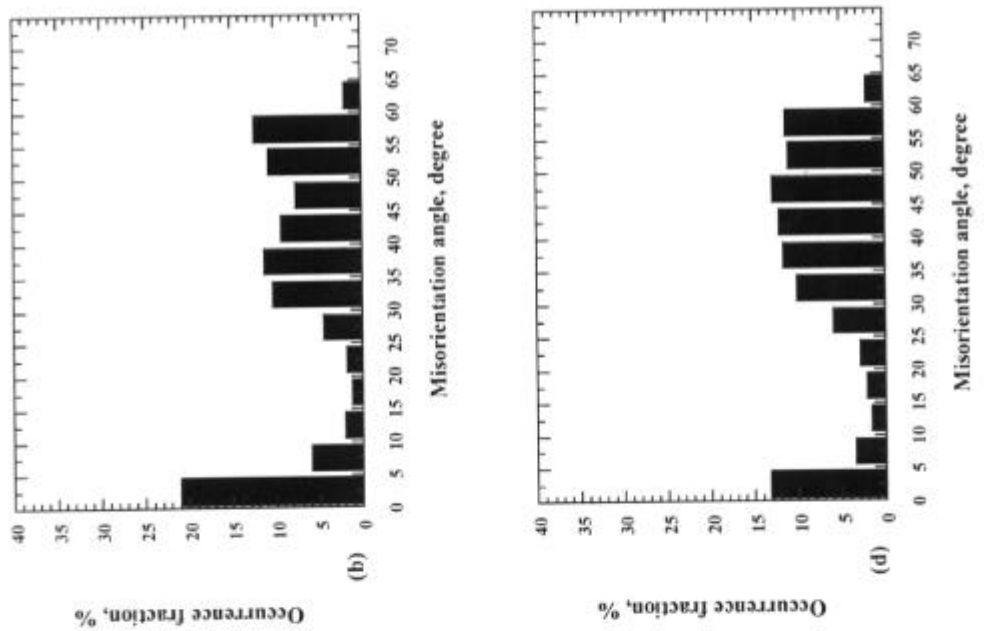
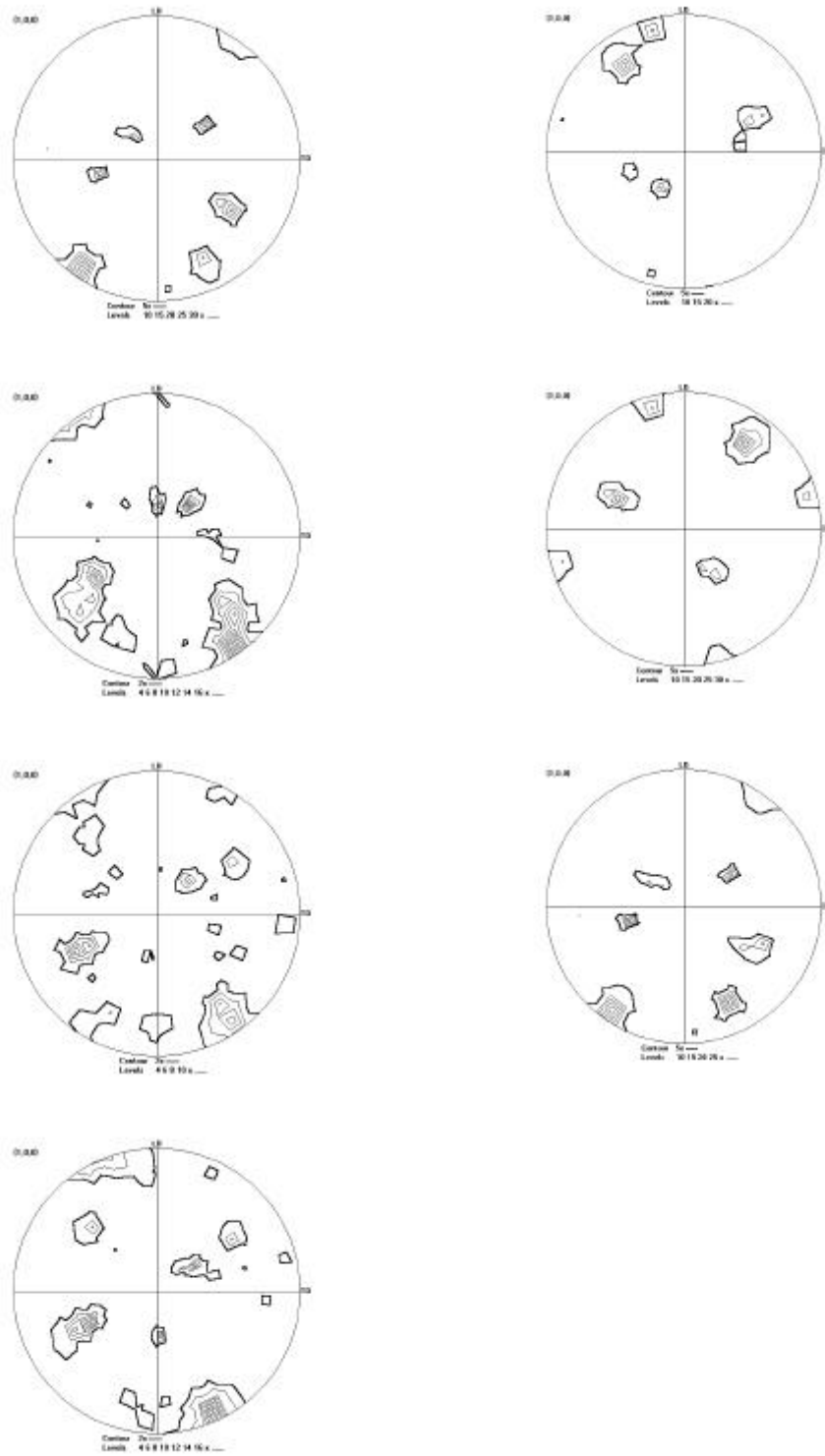
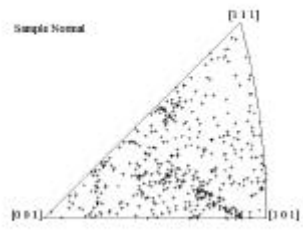
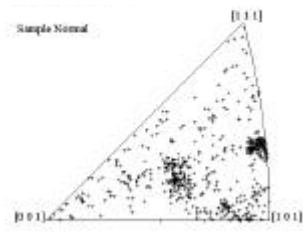
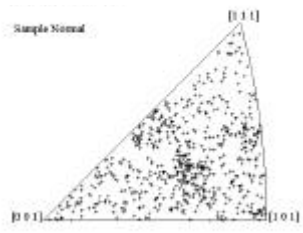
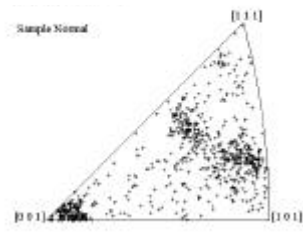
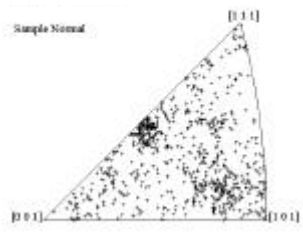
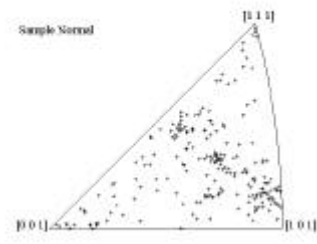
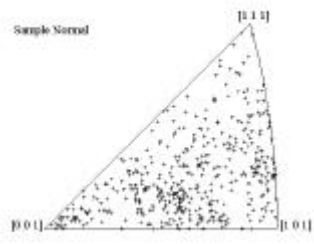


圖 3-56 (a) TMT1 ; (b) TMT2 ; (c) TMT3 ; (d) TMT4 之晶界角度分佈趨勢。

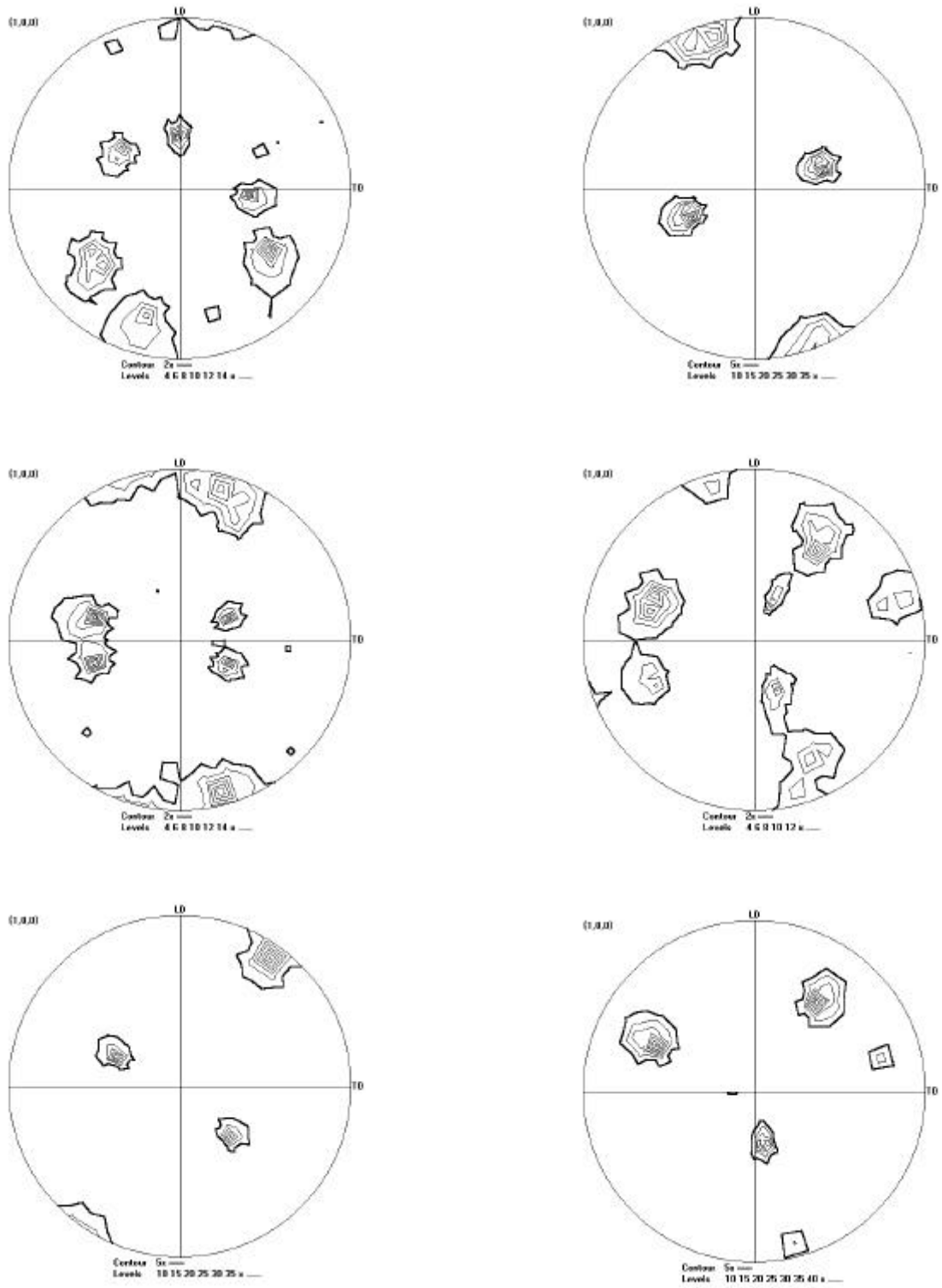


(a)

圖 3-57 TMT3a 試片透過 EBSD 分析七次所得 (a) (100) 極圖；(b) 試片法線方向之反極圖。

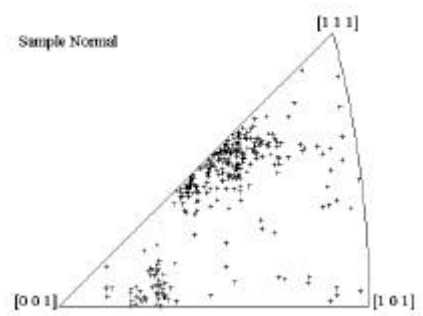
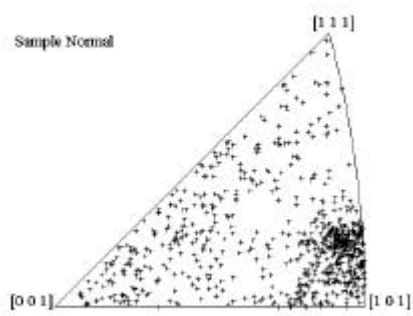
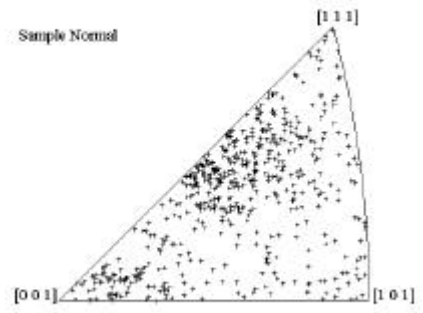
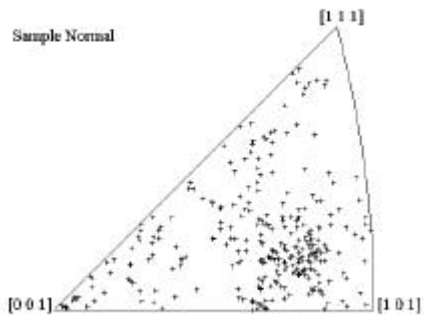
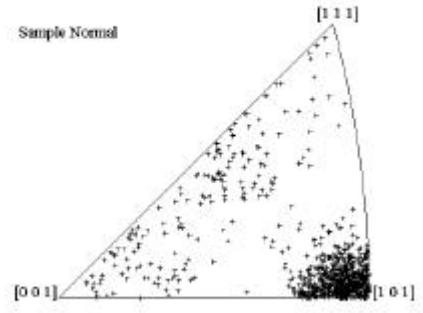
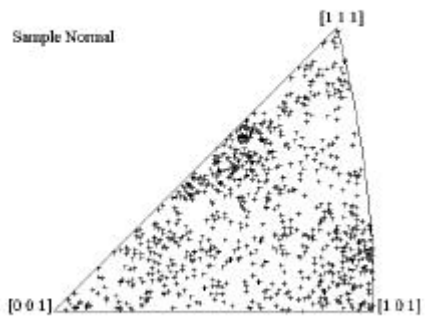


(b)



(a)

圖 3-58 TMT3b 試片透過 EBSD 分析六次所得 (a) (100) 極圖；(b) 試片法線方向之反極圖。



(b)

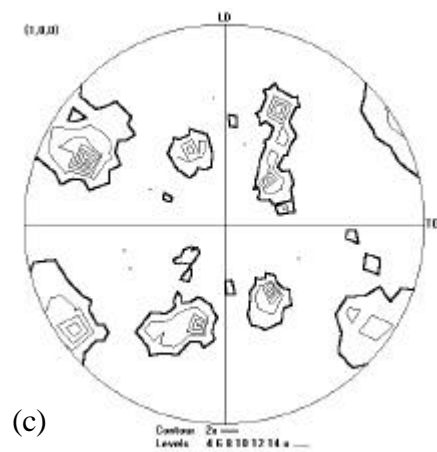
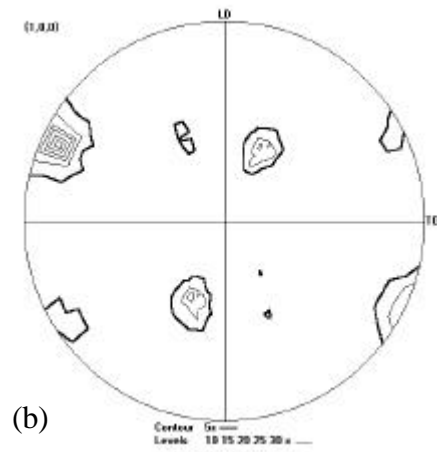
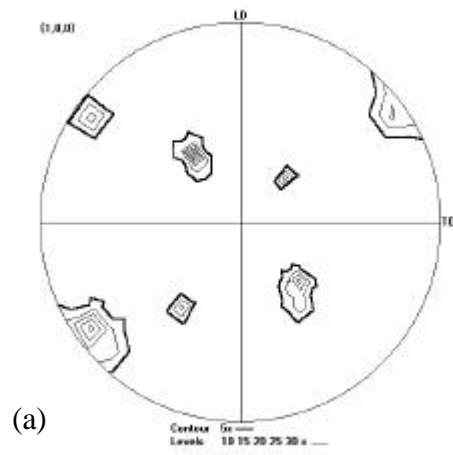


圖 3-59 (a) TMT3 試片剛升溫至 250 °C ; (b) TMT3 試片在 250 °C 恆溫靜置 30 分鐘 ; (c) TMT3 試片在 250 °C 恆溫靜置 60 分鐘後，透過 EBSD 分析所得 (100) 極圖。

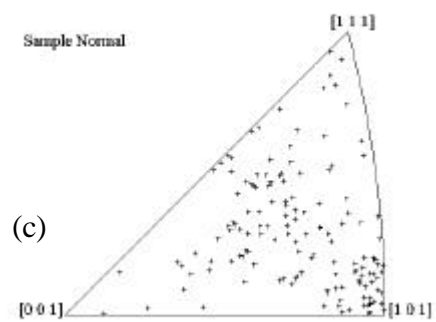
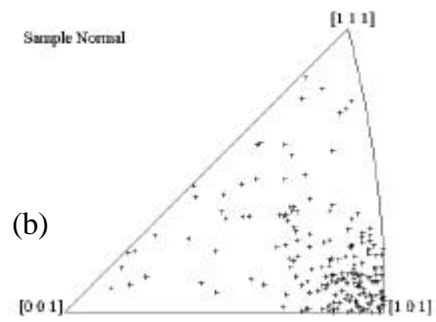
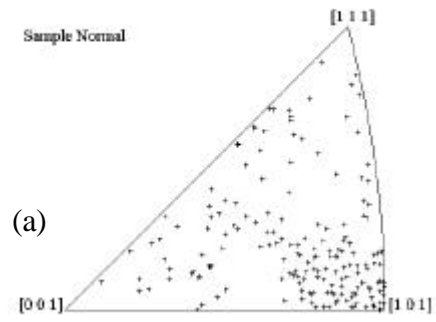


圖 3-60 (a) TMT3 試片升溫至 250 °C ; (b) TMT3 試片在 250 °C 恆溫靜置 30 分鐘 ; (c) TMT3 試片在 250 °C 恆溫靜置 60 分鐘後，透過 EBSD 分析所得試片法線方向之反極圖。

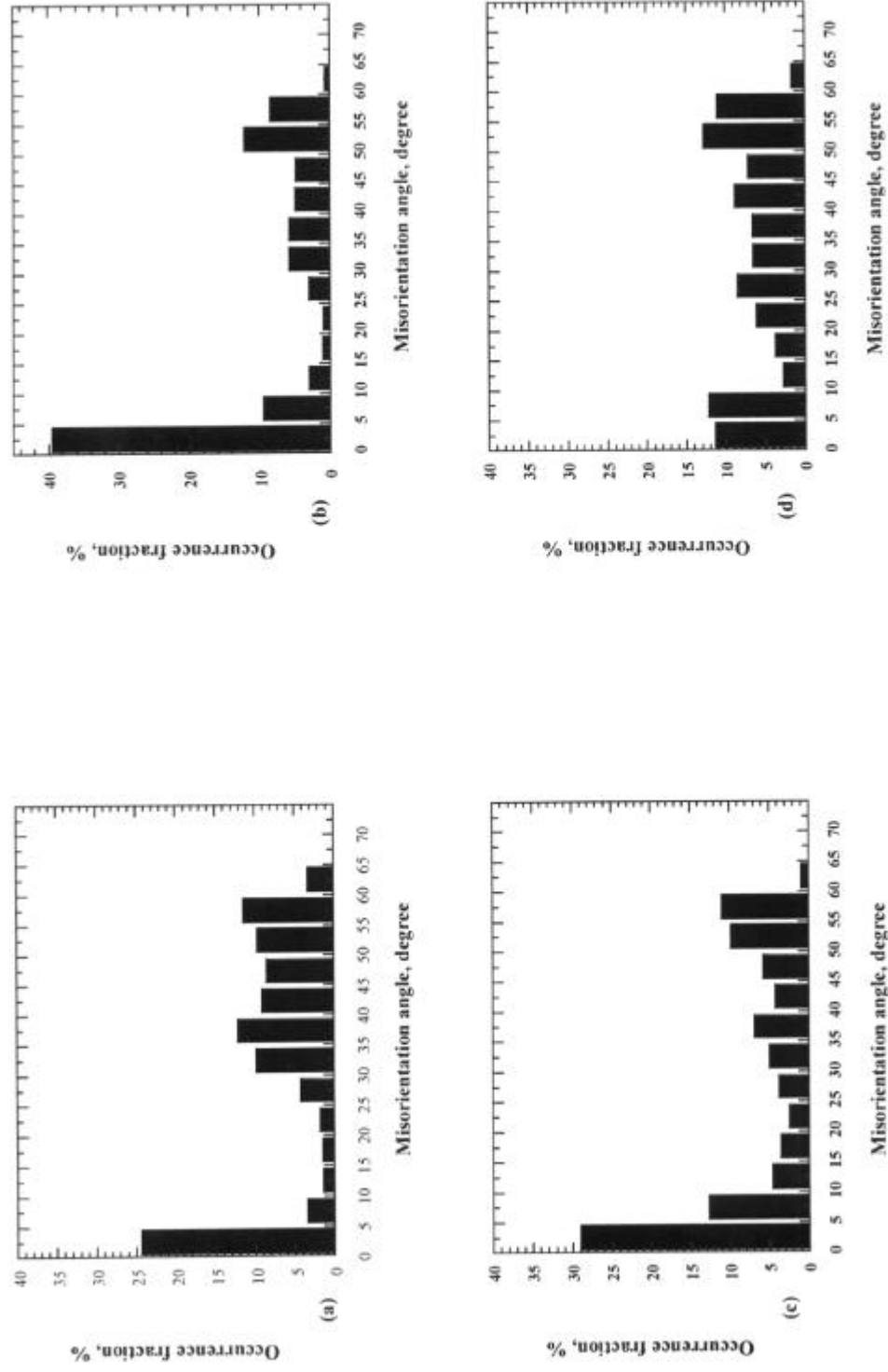


圖 3-61 TMT3 試片 (a) 剛熱機處理完；(b) 升溫至 250 °C 在 250 °C 恆溫靜置 30 分鐘；(c) 在 250 °C 恆溫靜置 60 分鐘，並透過 EBSD 分析所得之晶界角度分佈趨勢。

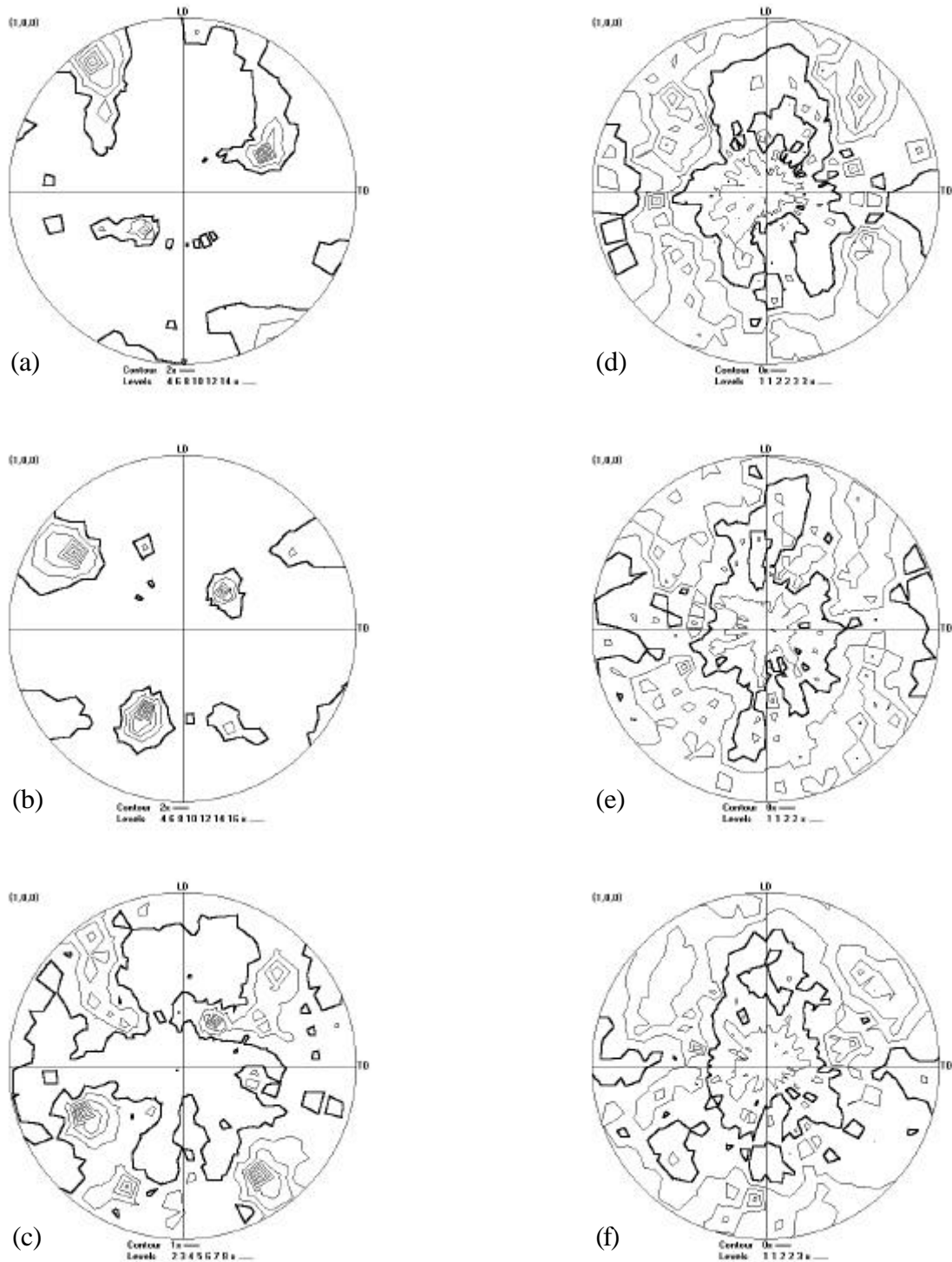


圖 3-62 TMT3 試片於 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別拉伸至 (a) 10% ($\epsilon' \sim 0.1$)；(b) 20% ($\epsilon' \sim 0.25$)；(c) 42% ($\epsilon' \sim 0.42$)；(d) 108% ($\epsilon' \sim 0.97$)；(e) 153% ($\epsilon' \sim 1.31$)；(f) 216% ($\epsilon' \sim 2.21$) 後，透過 EBSD 分析所得之 (100) 極圖。

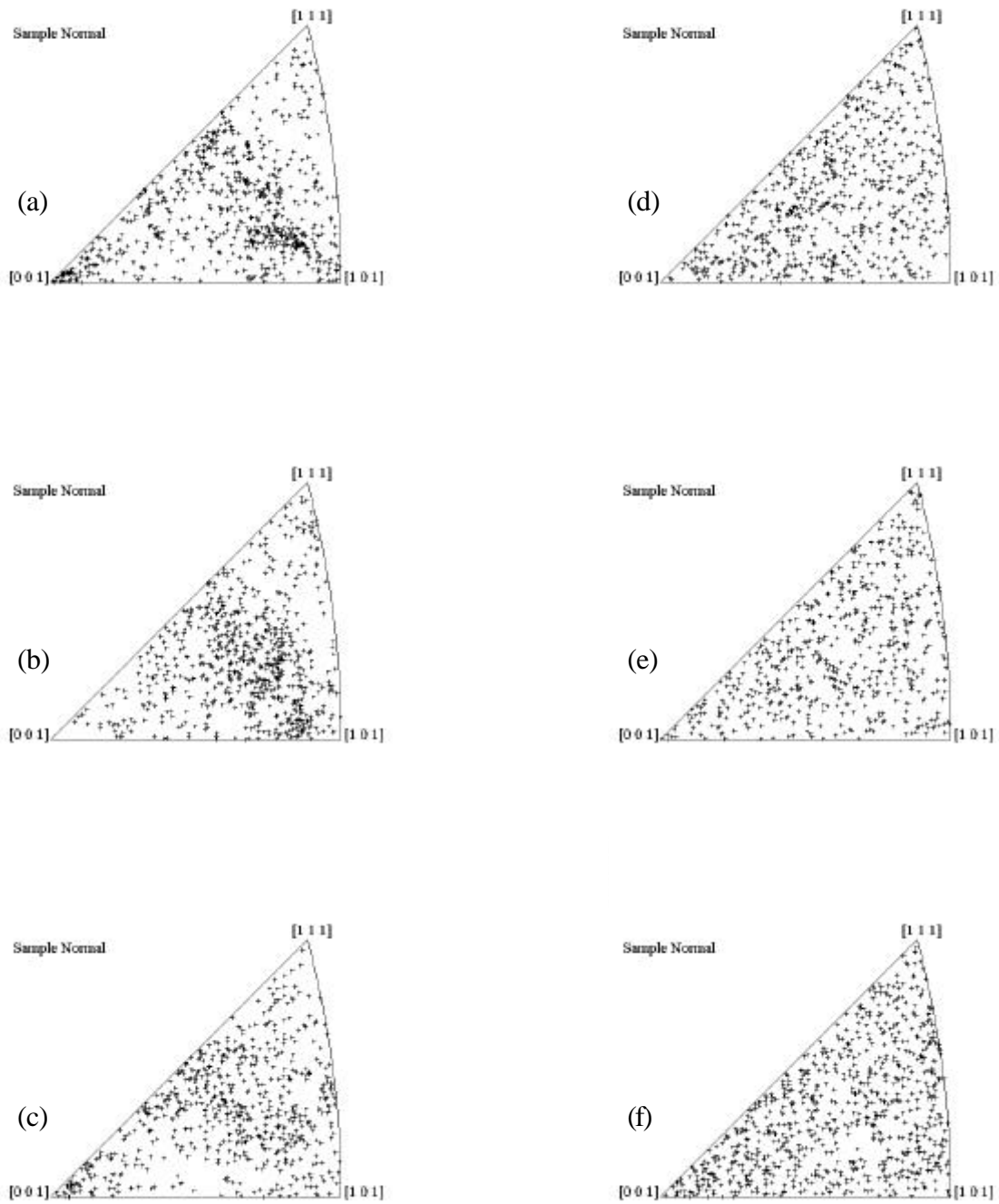


圖 3-63 TMT3 試片於 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 及 $1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 的條件下，分別拉伸至 (a) 10% ($\epsilon' \sim 0.1$)；(b) 20% ($\epsilon' \sim 0.25$)；(c) 42% ($\epsilon' \sim 0.42$)；(d) 108% ($\epsilon' \sim 0.97$)；(e) 153% ($\epsilon' \sim 1.31$)；(f) 216% ($\epsilon' \sim 2.21$) 後，透過 EBSD 分析所得之試片法線方向之反極圖。

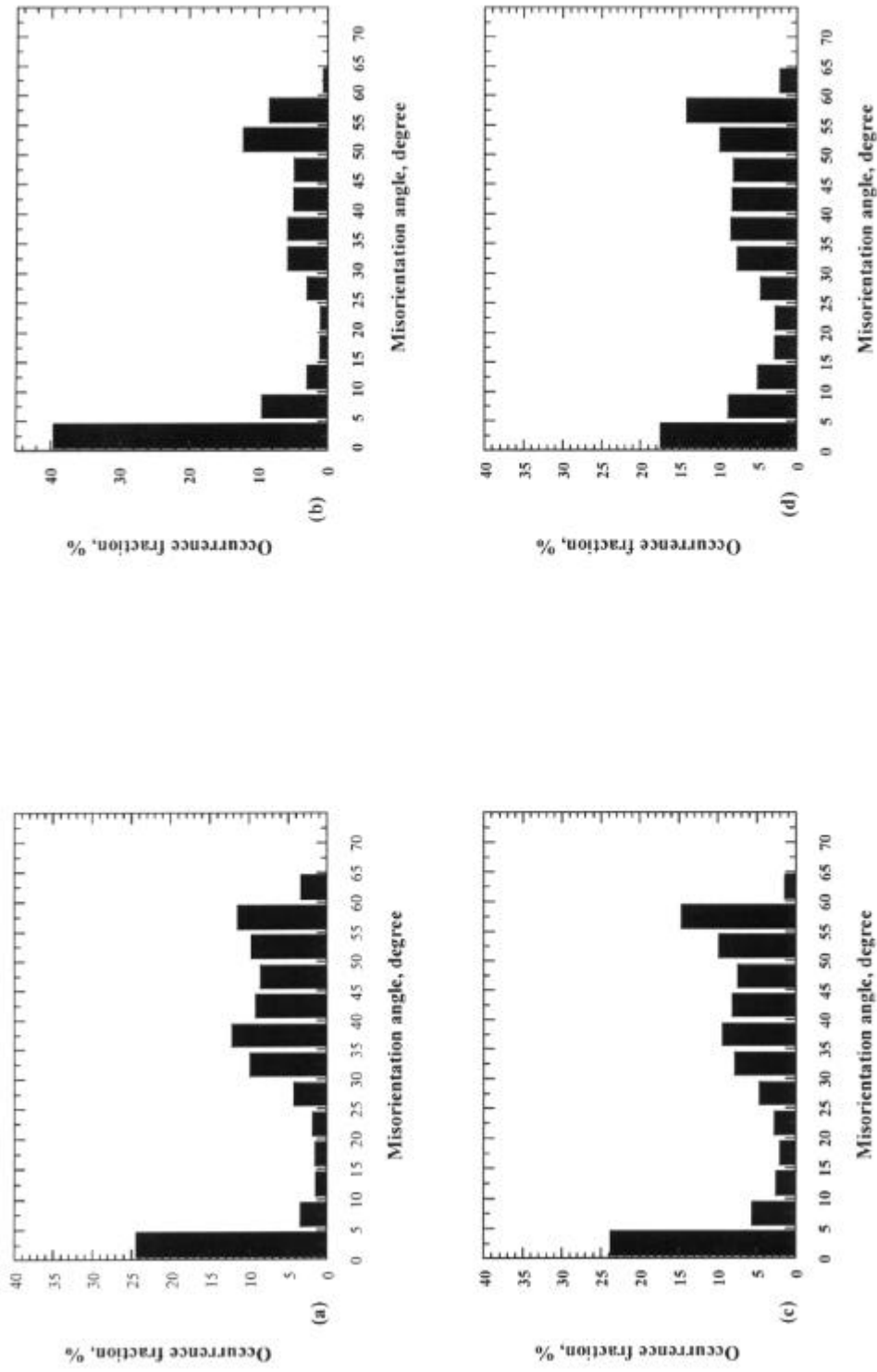
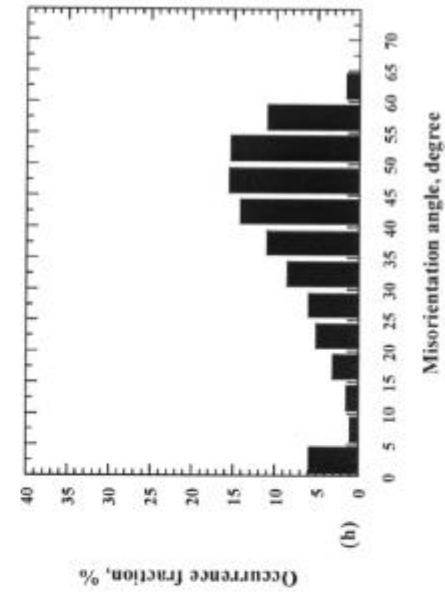
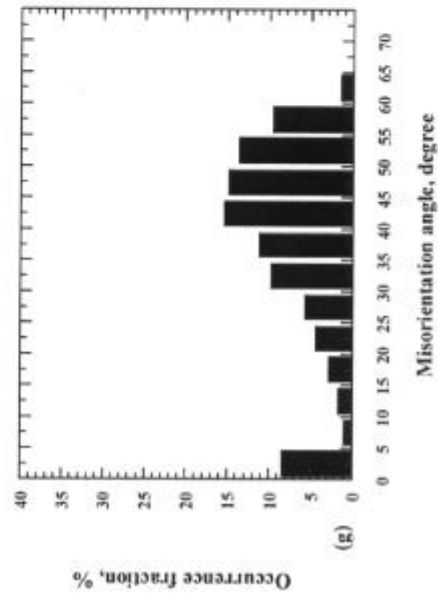
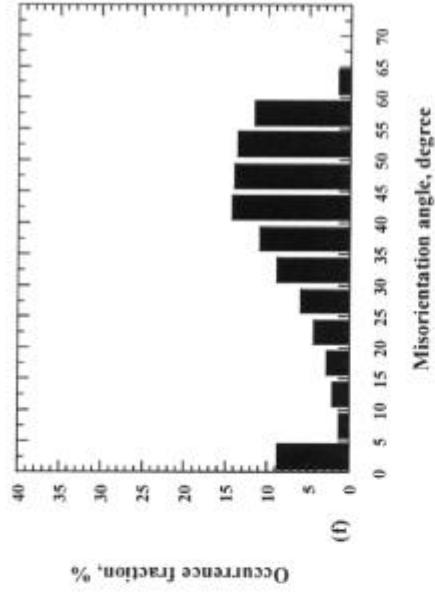
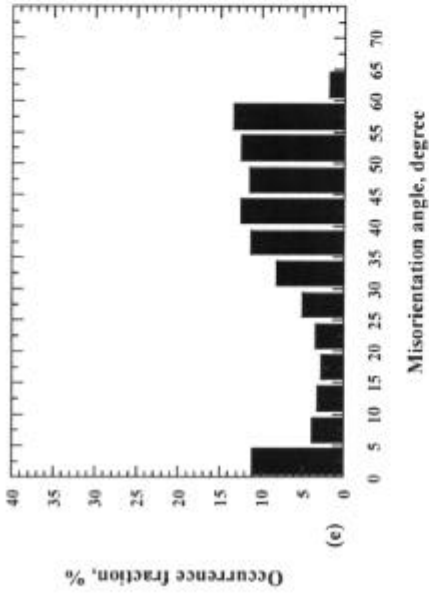


圖 3-64 (a) 剛熱機處理後 TMT3 試片；(b) TMT3 試片升溫至 250 °C；(c) TMT3 試片在 250 °C 及 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的條件下，拉伸至 10% ($\epsilon' \sim 0.1$)；(d) 20% ($\epsilon' \sim 0.25$)；(e) 42% ($\epsilon' \sim 0.42$)；(f) 108% ($\epsilon' \sim 0.97$)；(g) 153% ($\epsilon' \sim 1.31$)；(h) 216% ($\epsilon' \sim 2.21$) 之晶界角度分佈趨勢。



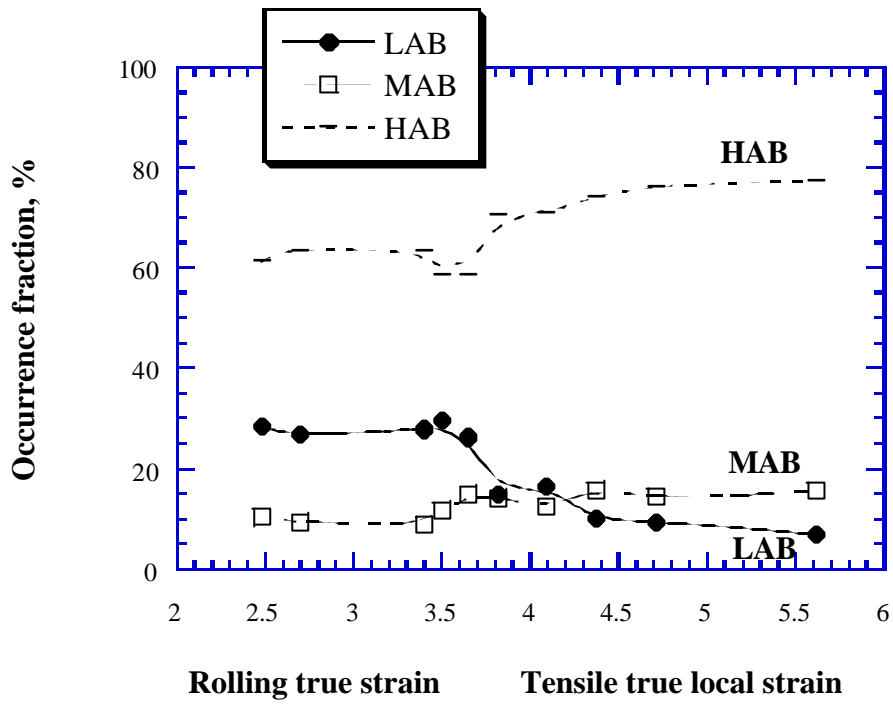


圖 3-65 TMT3 試片在同時考慮熱機處理之真實應變量及拉伸局部真實應變量時，低角度晶界、中間角度晶界與高角度晶界隨應變量之增加而變化之情形。

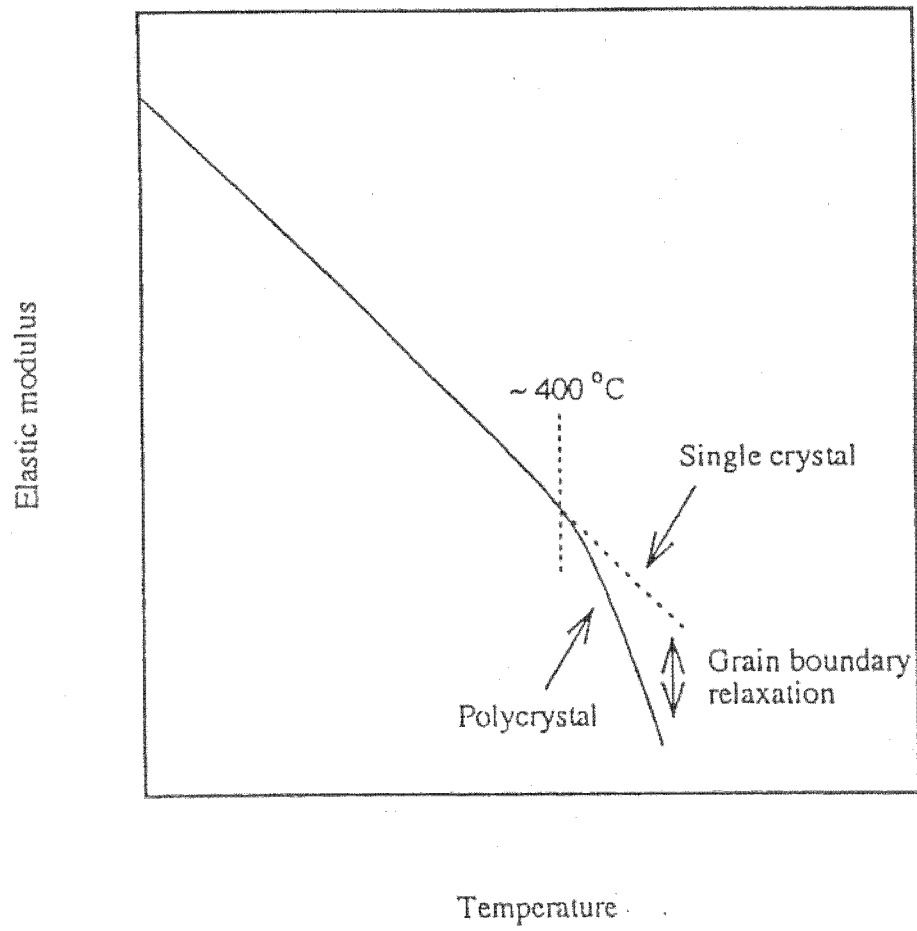


圖 4-1 鋁單晶 C_{11} 之彈性係數與溫度之關係圖。[99]

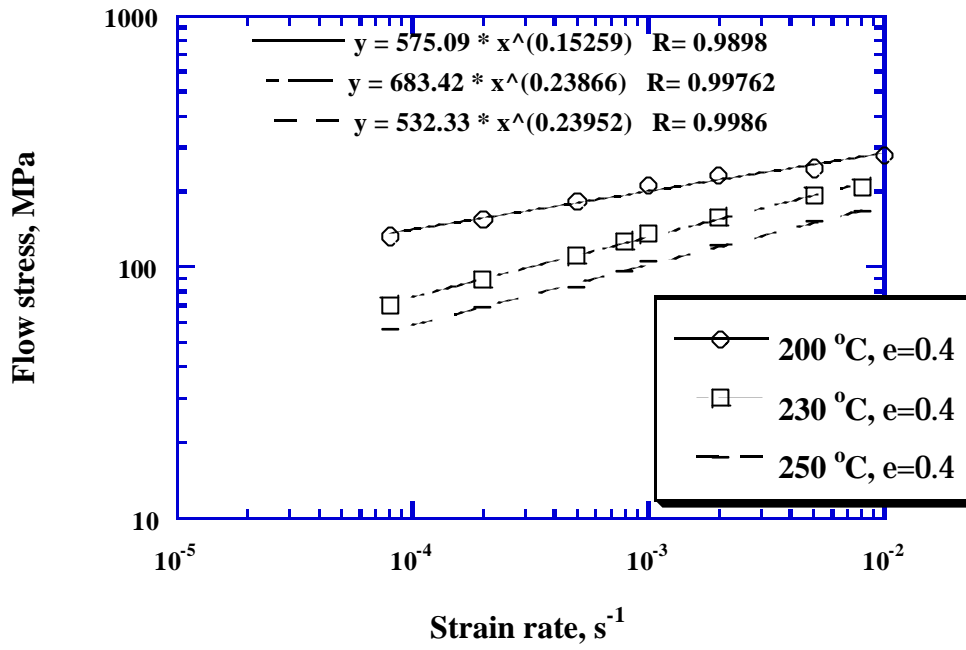


圖 4-2 TMT3 試片於 200、230 及 250 °C 之流應力與應變速率之關係圖。

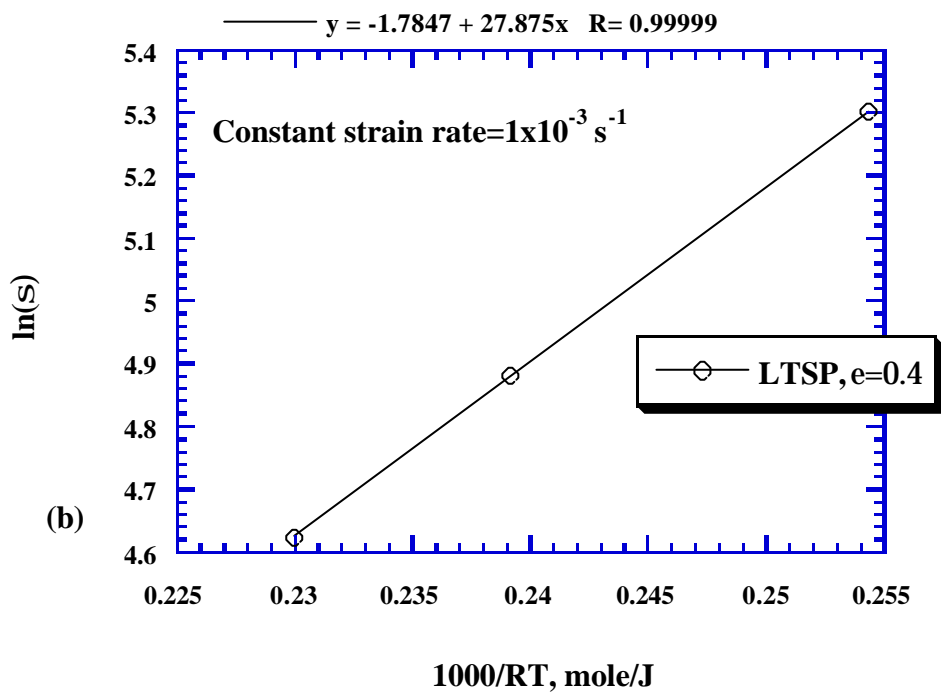
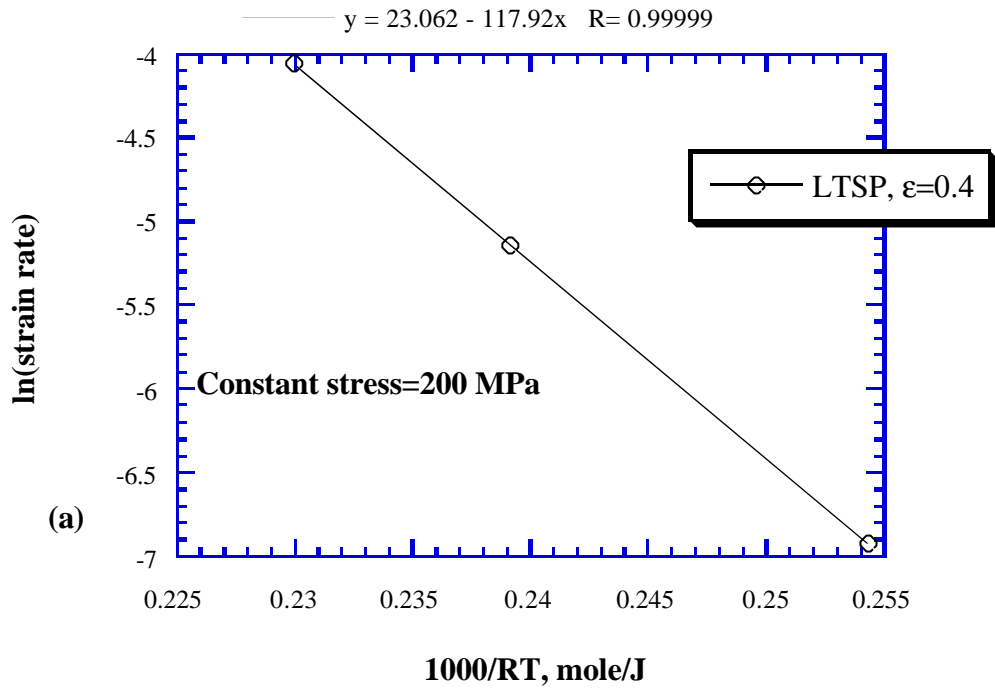


圖 4-3 TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定應力值為 200 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln s$ 對 $1000/RT$ 作圖。

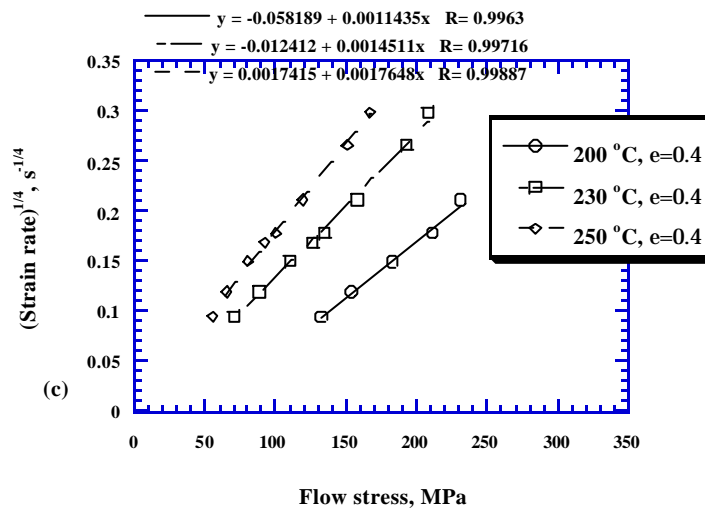
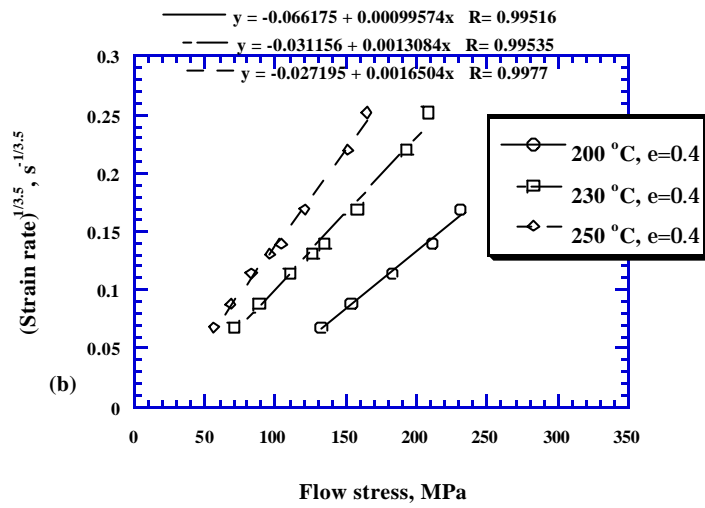
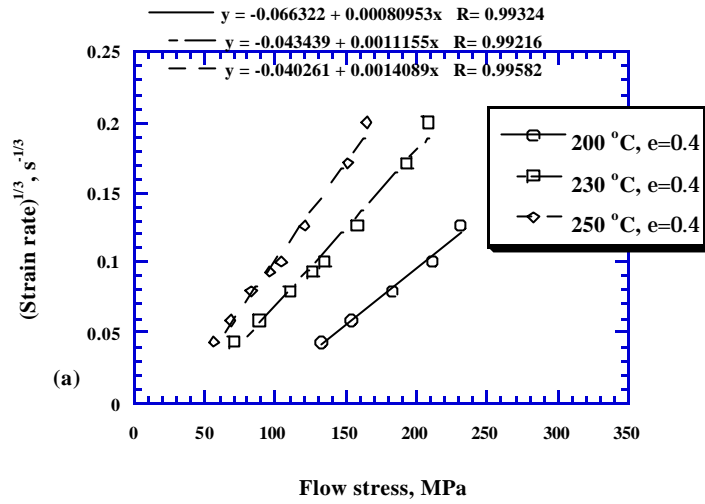


圖 4-4 在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，以 n 等於 (a) 3；(b) 3.5；(c) 4，帶入 $\dot{\epsilon}^{1/n}$ 對 σ 作圖。

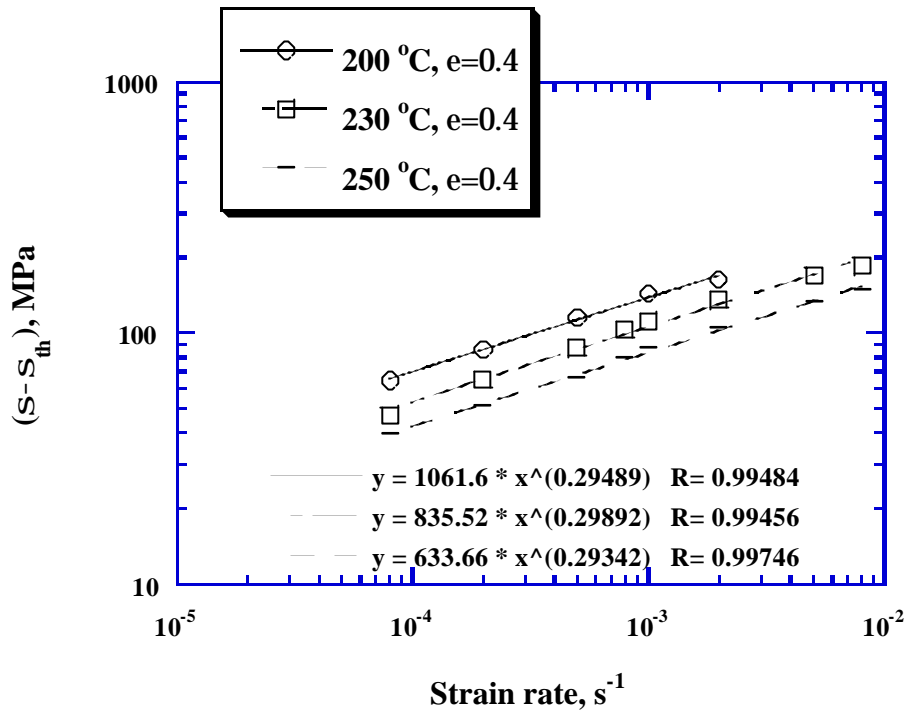


圖 4-5 TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，並考慮門檻應力值，其有效應力值對應變速率之關係圖。

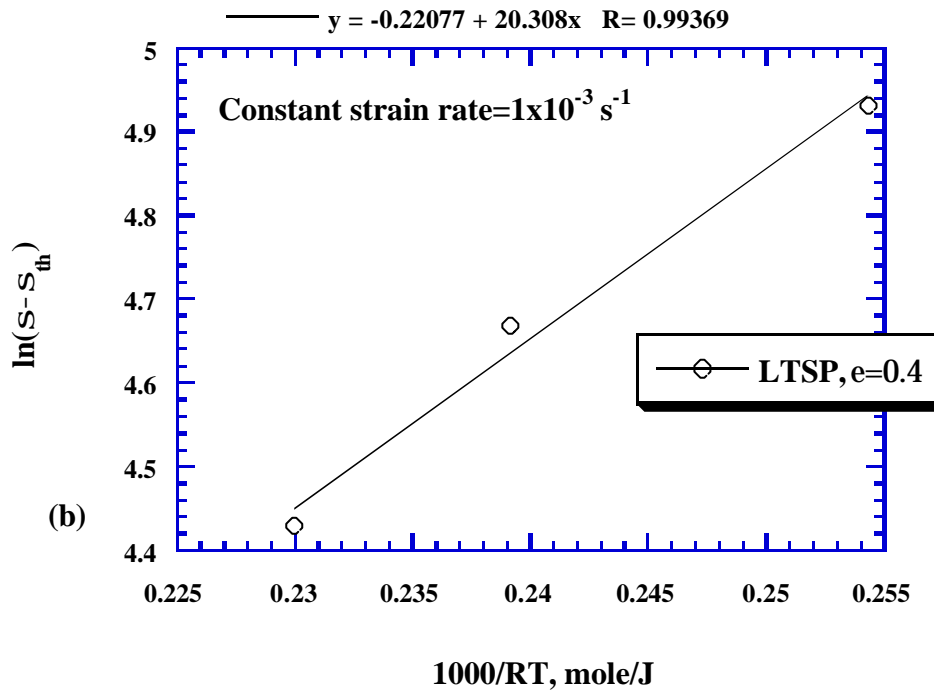
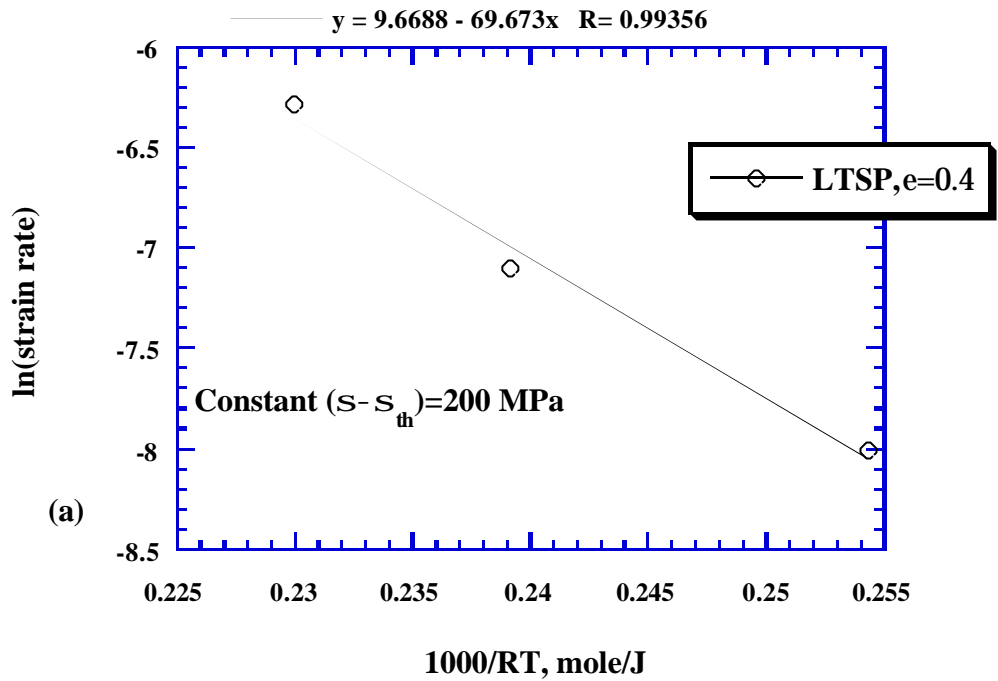


圖 4-6 TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定 $(s-s_{th})$ 為 200 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 1000/RT 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln(s-s_{th})$ 對 1000/RT 作圖。

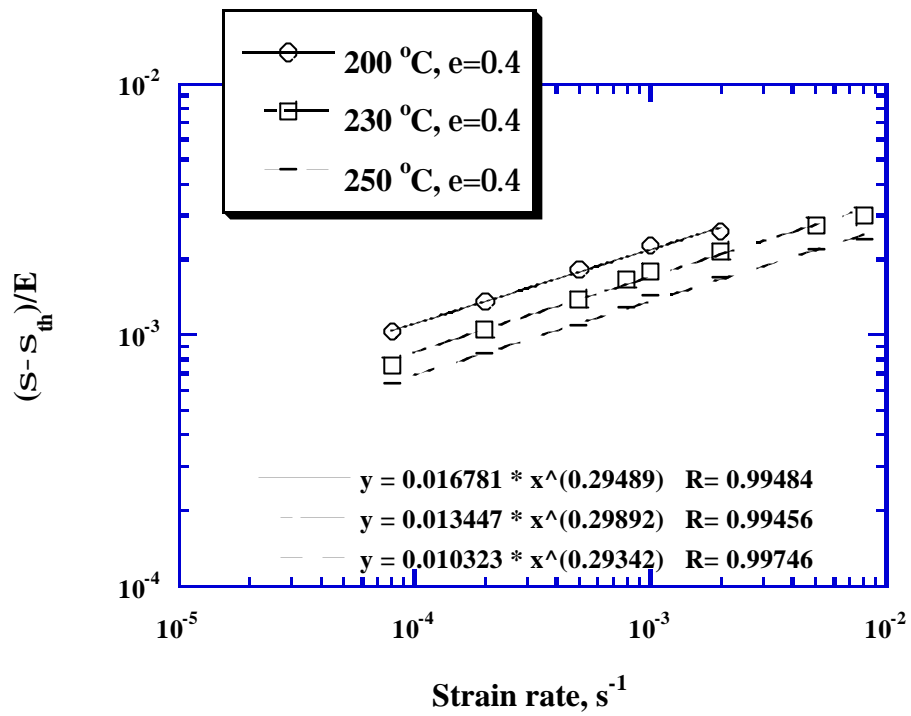


圖 4-7 TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，並考慮門檻應力值及溫度對彈性係數之修正，其 $\frac{s - s_{th}}{E}$ 值對應變速率之關係。

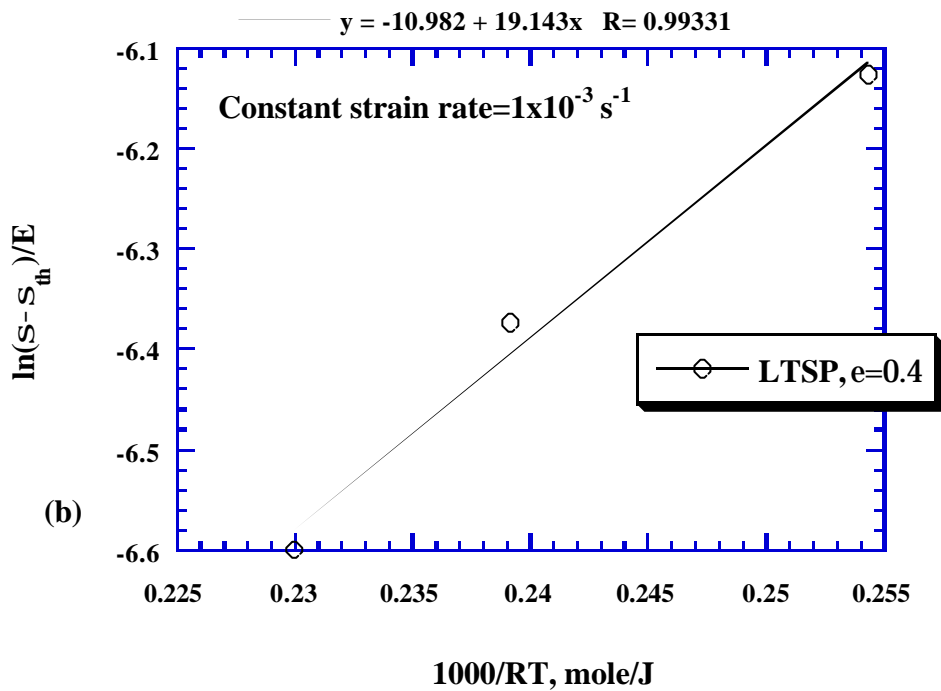
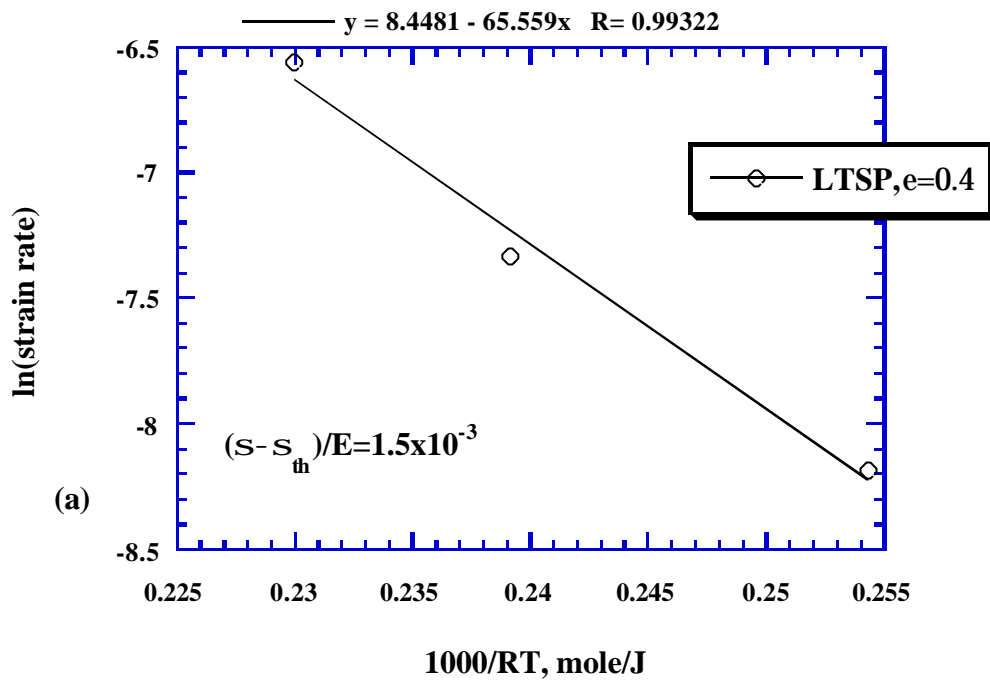


圖 4-8 TMT3 試片在 200 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定 $\frac{s - s_{th}}{E}$ 為 1.5×10^{-3} ，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln\left(\frac{s - s_{th}}{E}\right)$ 對 $1000/RT$ 作圖。

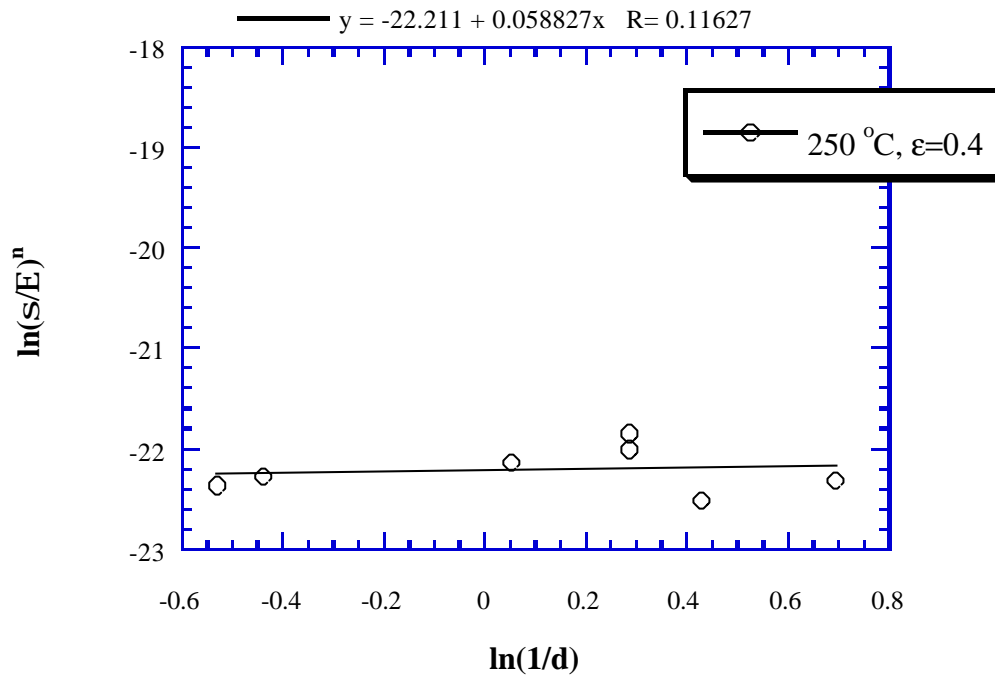


圖 4-9 TMT3 試片在 $250\text{ }^\circ\text{C}$ 分別恆溫靜置 0 ~ 60 分鐘，以獲得不同之晶粒尺寸，並擷取在相同測試條件下，真實應變為 0.4 之真實應力值，且以 $\ln\left(\frac{s}{E}\right)^n$ 對 $\ln\left(\frac{1}{d}\right)$ 作圖，求取相關之晶粒尺寸指數。

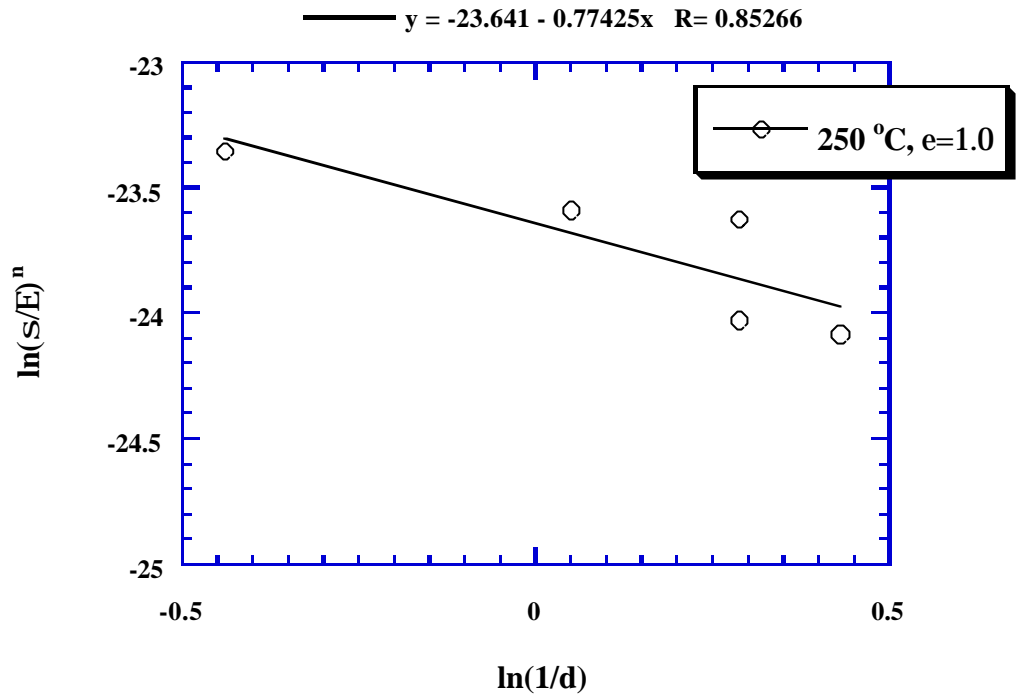


圖 4-10 TMT3 試片在 250 °C 分別恆溫靜置 0 ~ 60 分鐘，以獲得不同之晶粒尺寸，並擷取在相同測試條件下，真實應變為 1.0 之真實應力值，且以 $\ln\left(\frac{s}{E}\right)^n$ 對 $\ln\left(\frac{1}{d}\right)$ 作圖，求取相關之晶粒尺寸指數。

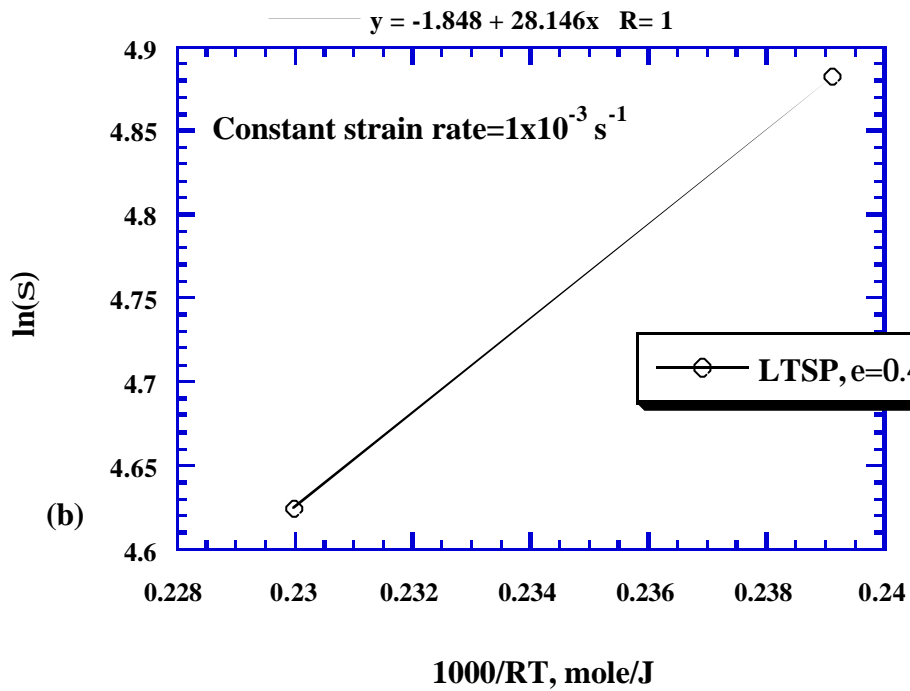
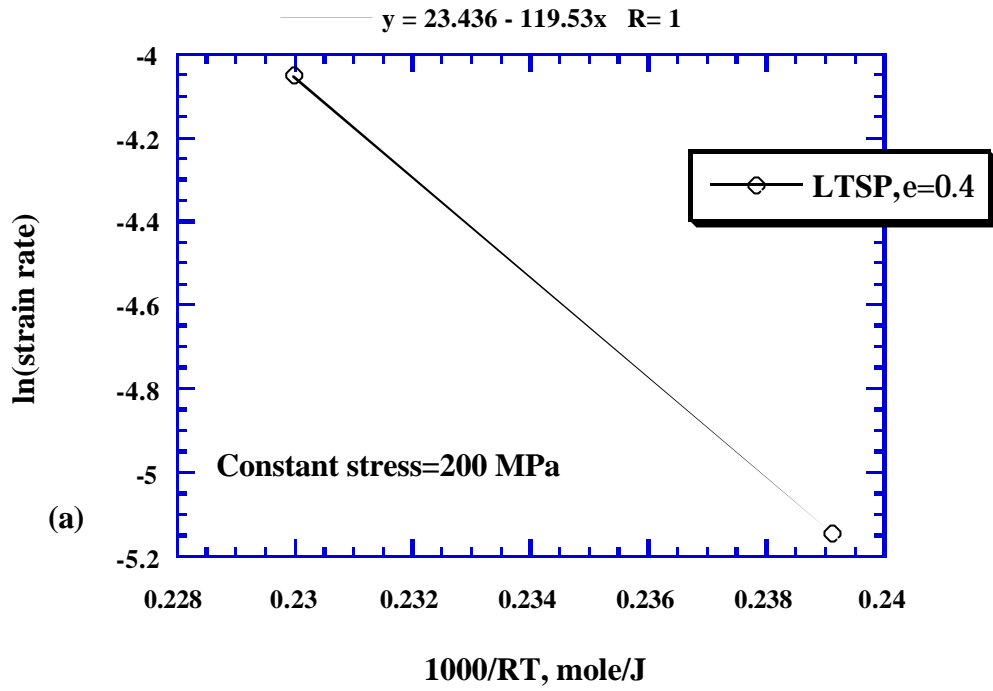


圖 4-11 TMT3 試片在 230 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定應力值為 200 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln s$ 對 $1000/RT$ 作圖。

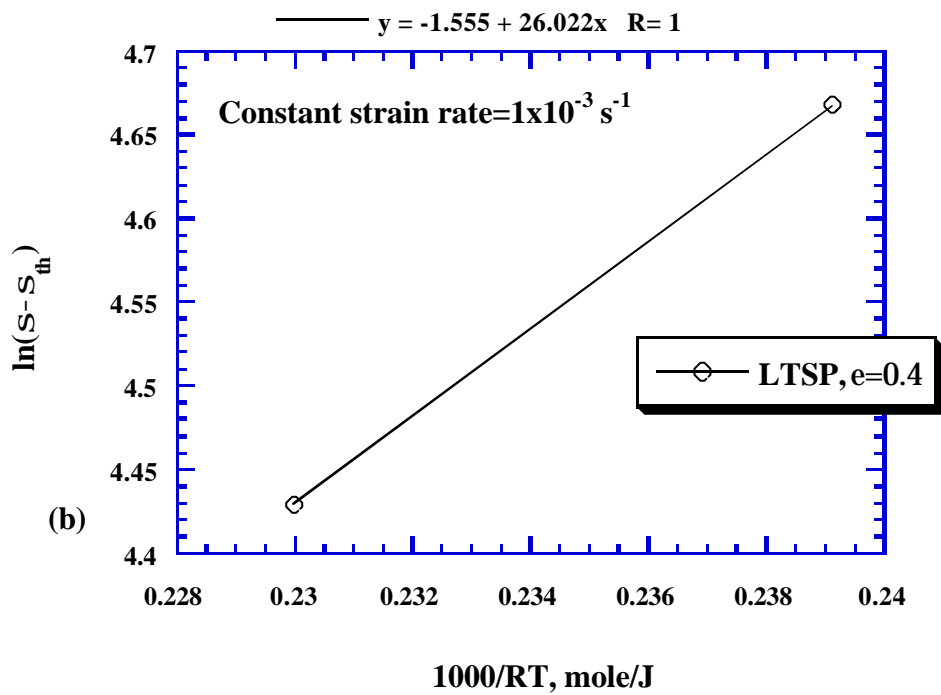
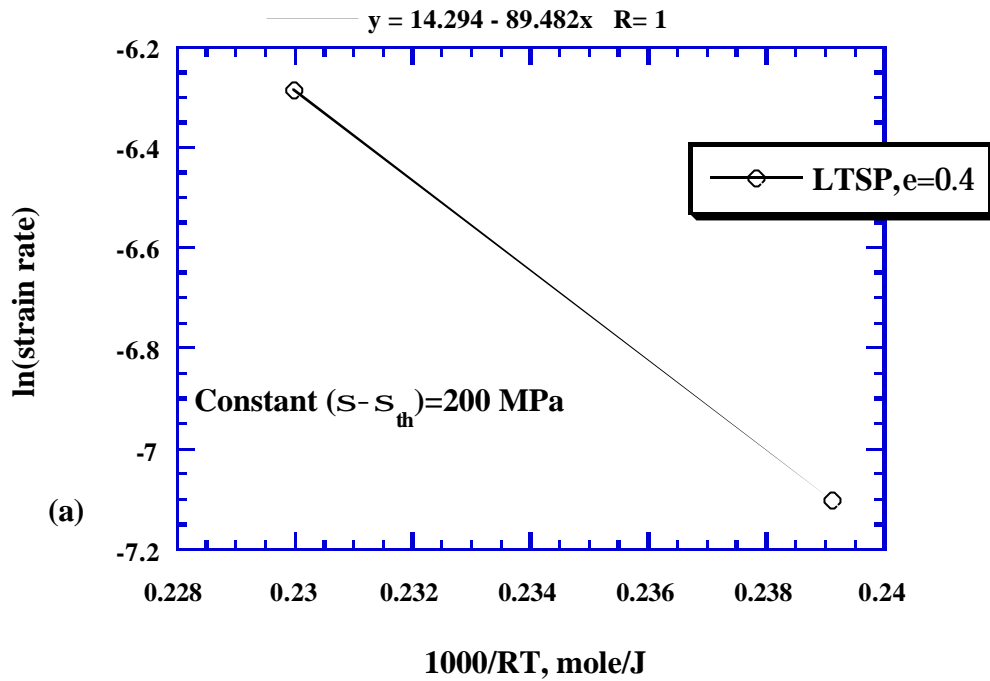


圖 4-12 TMT3 試片在 230 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定 $(s-s_{th})$ 為 200 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln(s-s_{th})$ 對 $1000/RT$ 作圖。

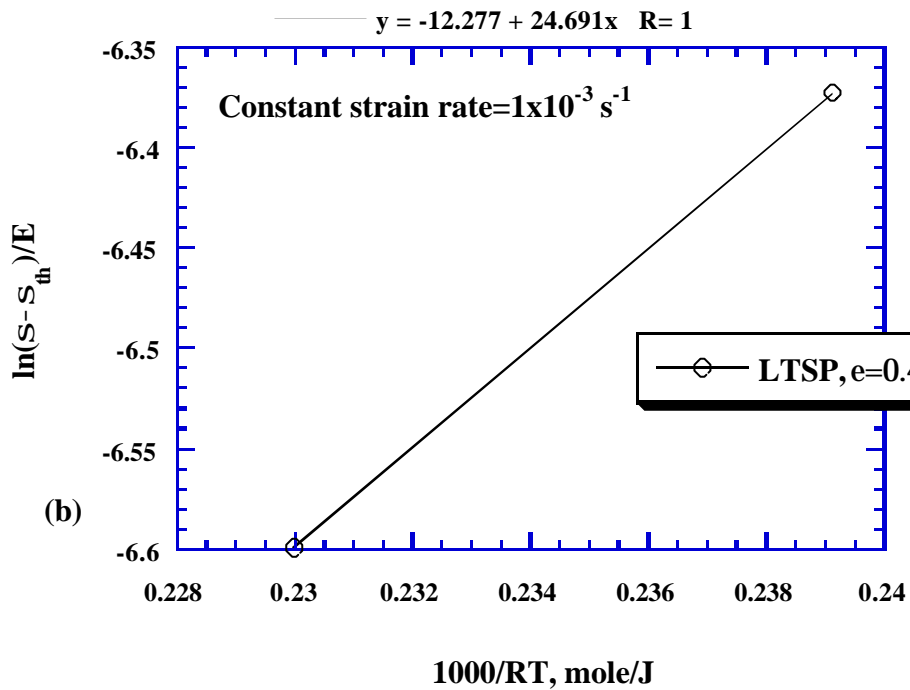
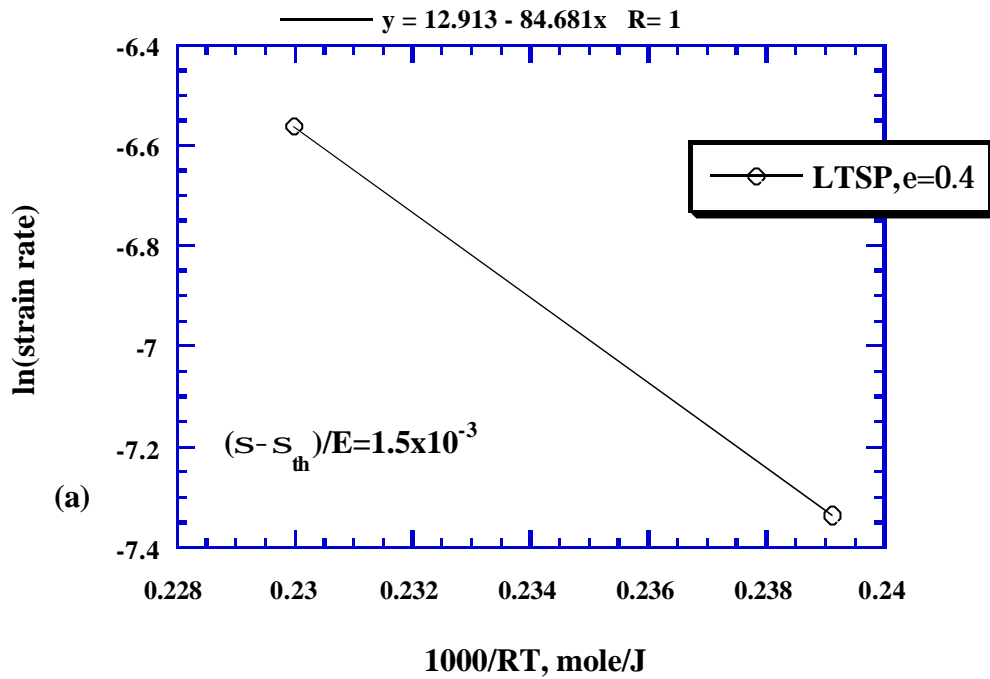


圖 4-13 TMT3 試片在 230 ~ 250 °C 之溫度區間，(a) 固定 $\frac{s - s_{th}}{E}$ 為 1.5×10^{-3} ，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln\left(\frac{s - s_{th}}{E}\right)$ 對 $1000/RT$ 作圖。

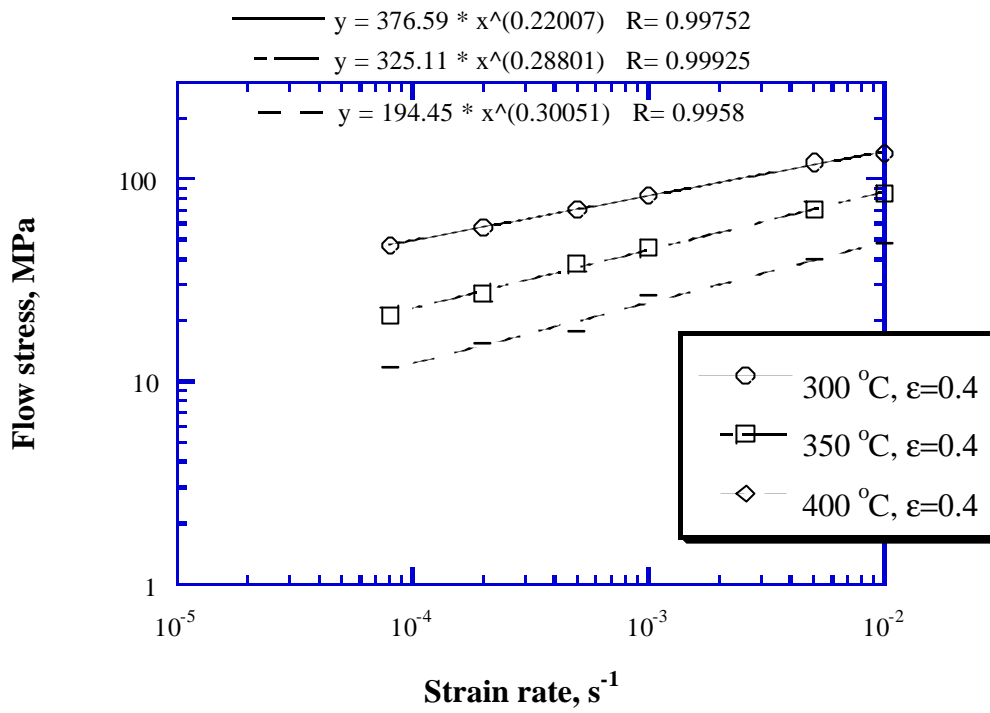


圖 4-14 TMT3 試片在 300、350 及 400 °C 之流應力與應變速率之關係圖。

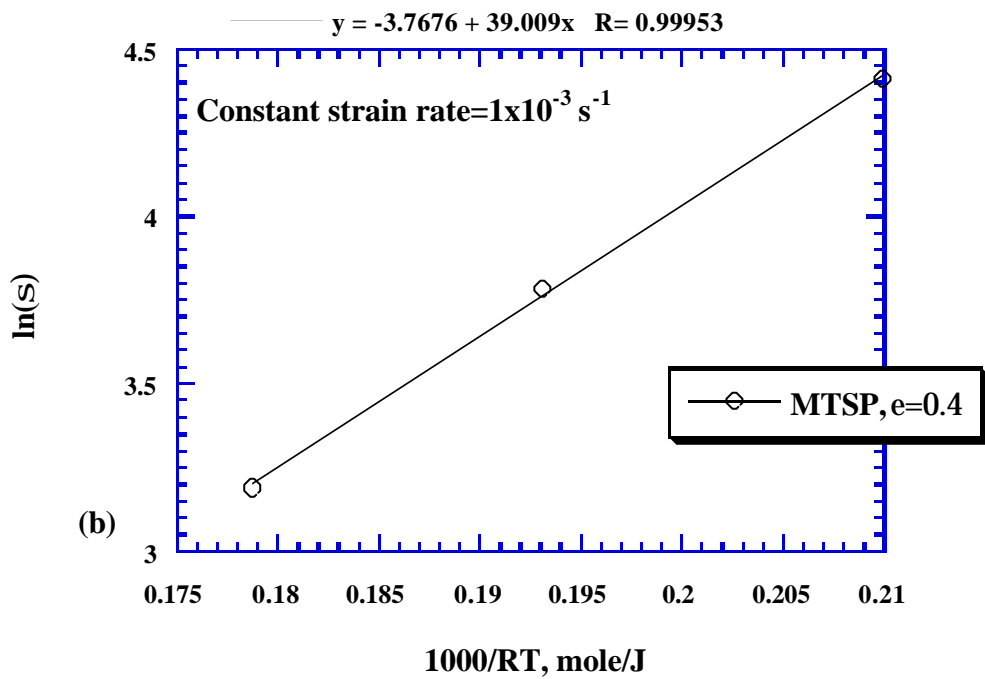
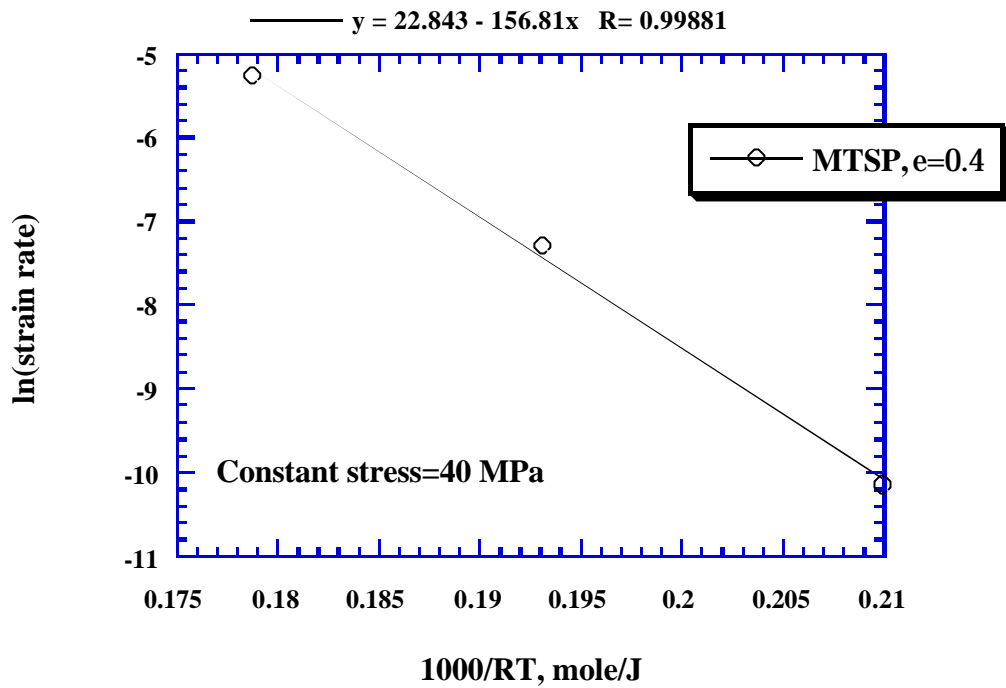


圖 4-15 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，(a) 固定應力值為 40 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln s$ 對 $1000/RT$ 作圖。

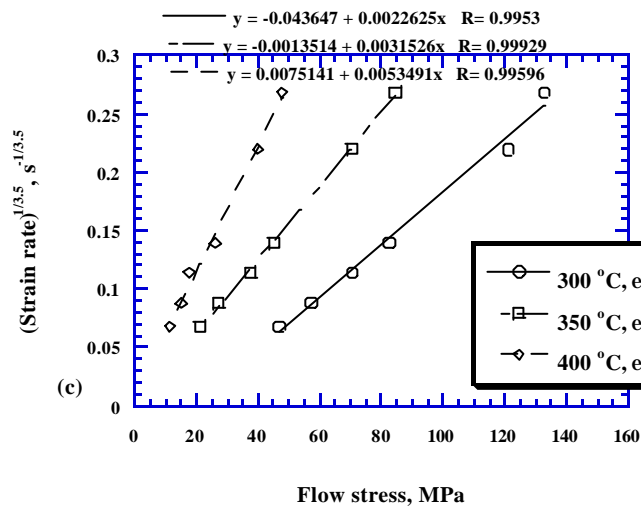
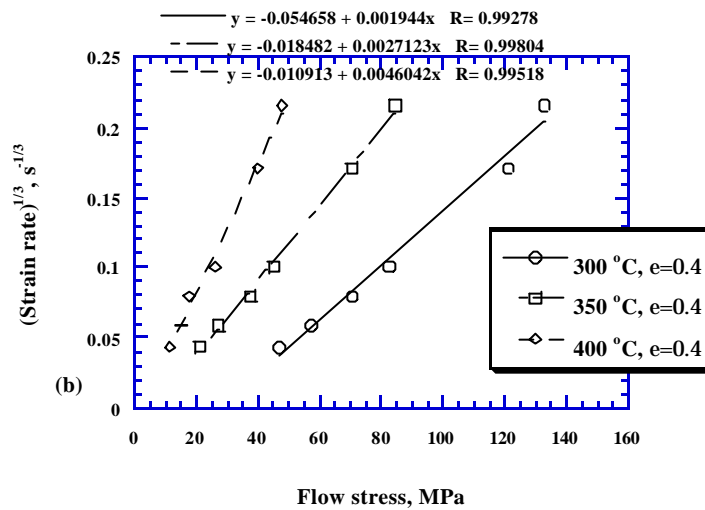
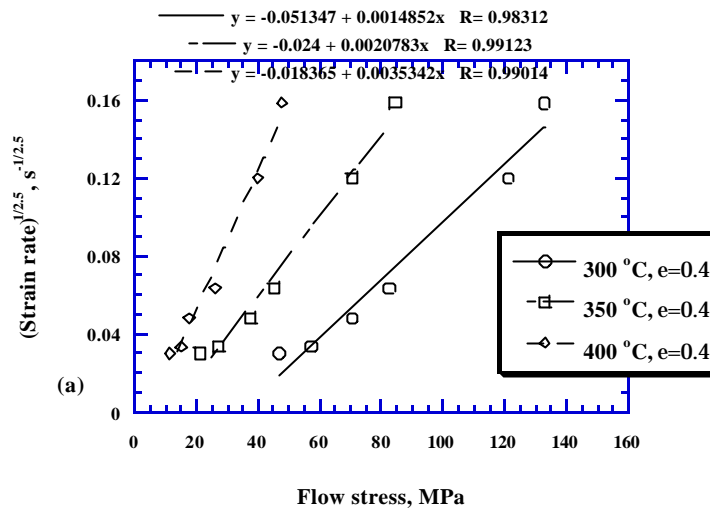


圖 4-16 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，以 n 等於 (a) 2.5 ; (b) 3 ; (c) 3.5，帶入 $e^{1/n}$ 對 σ 作圖。

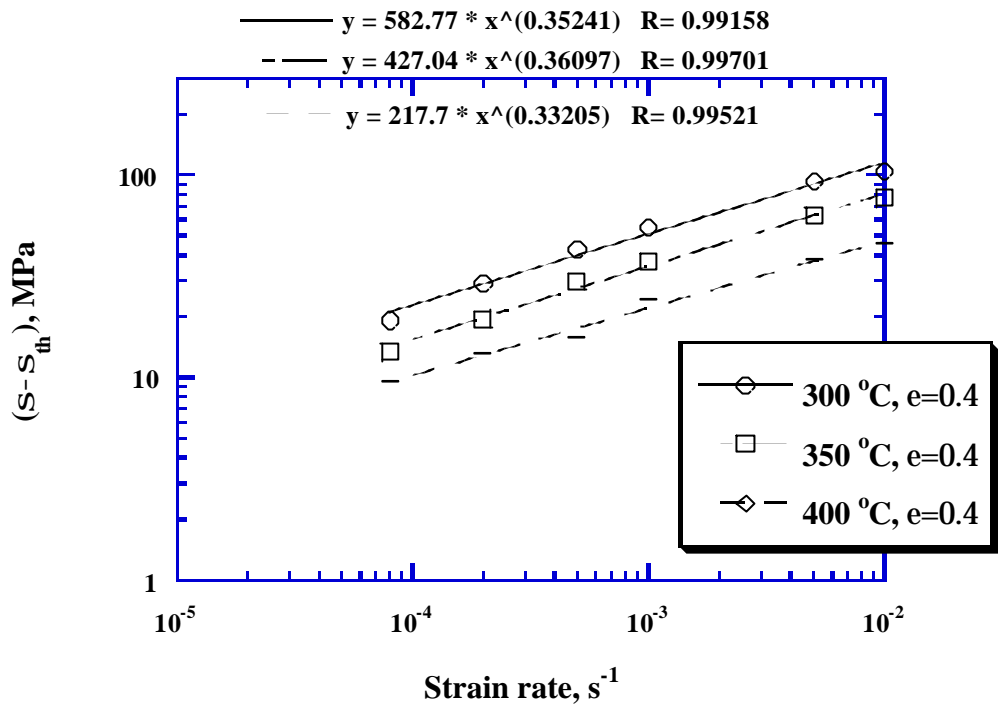


圖 4-17 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，並考慮門檻應力值，其有效應力值對應變速率之關係。

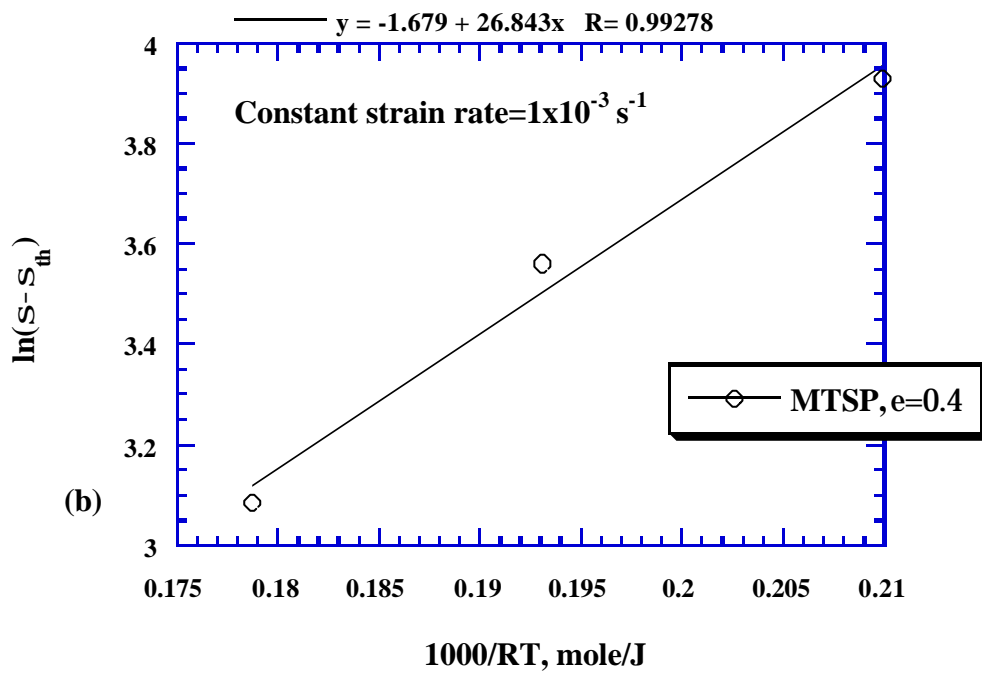
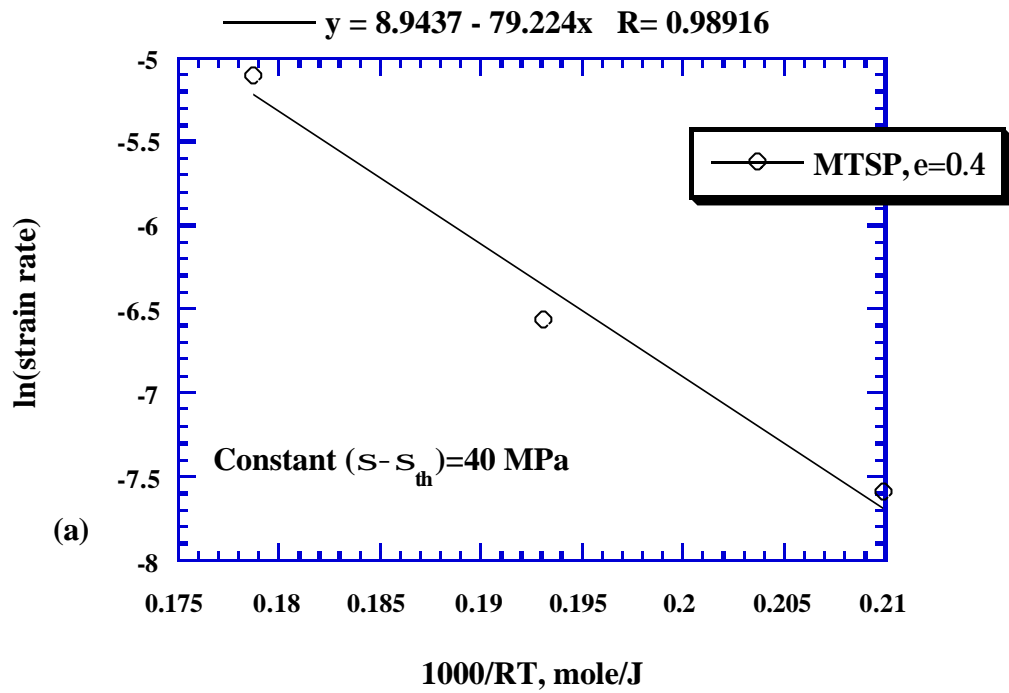


圖 4-18 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，(a) 固定 $(s - s_{th})$ 為 40 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln(s - s_{th})$ 對 $1000/RT$ 作圖。

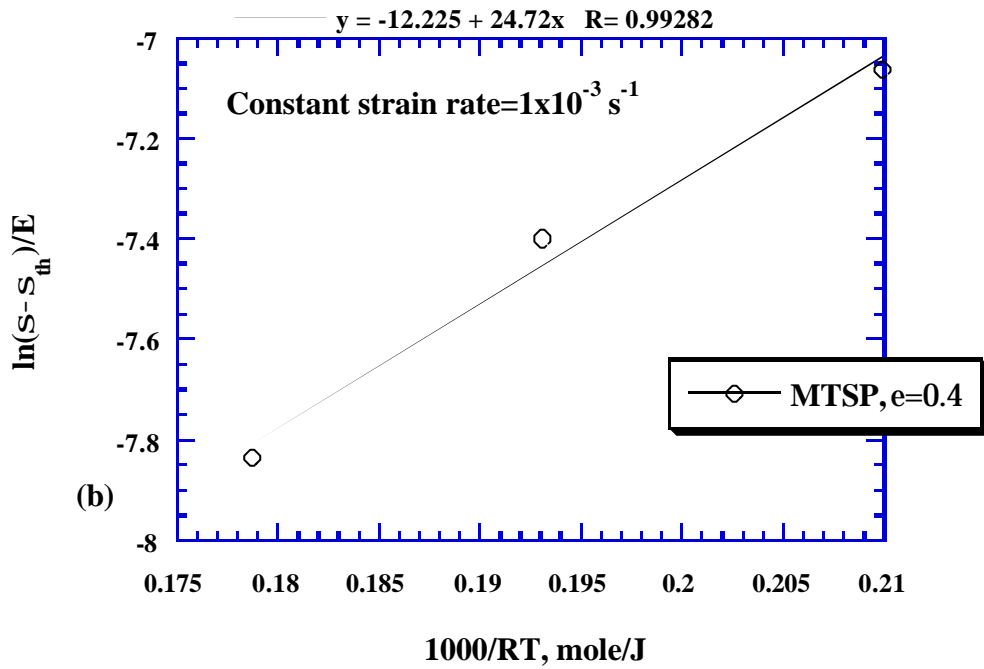
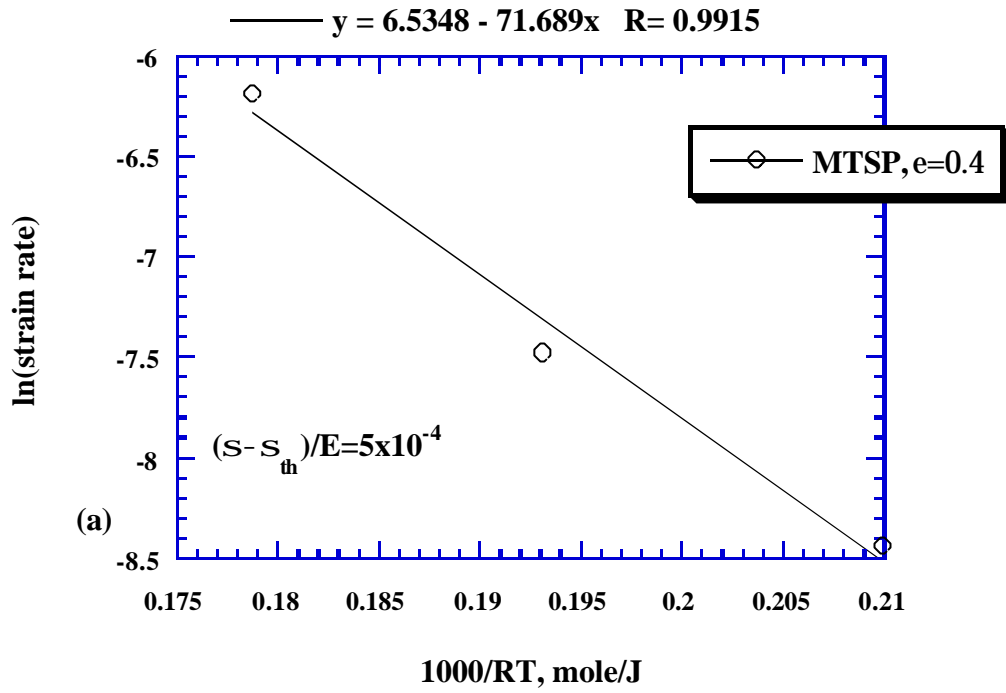


圖 4-19 TMT3 試片在 300 ~ 400 °C 之溫度區間，(a) 固定 $\frac{s - s_{th}}{E}$ 為 5×10^{-4} ，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln\left(\frac{s - s_{th}}{E}\right)$ 對 $1000/RT$ 作圖。

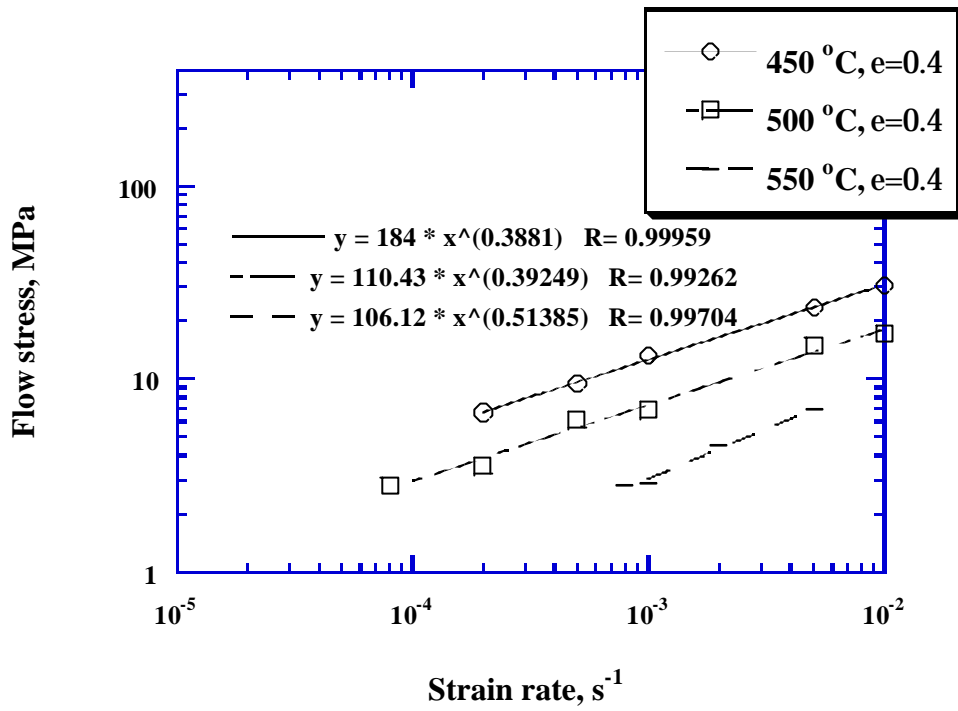


圖 4-20 TMT3 試片在 450、500 及 550 °C 之流應力與應變速率之關係圖。

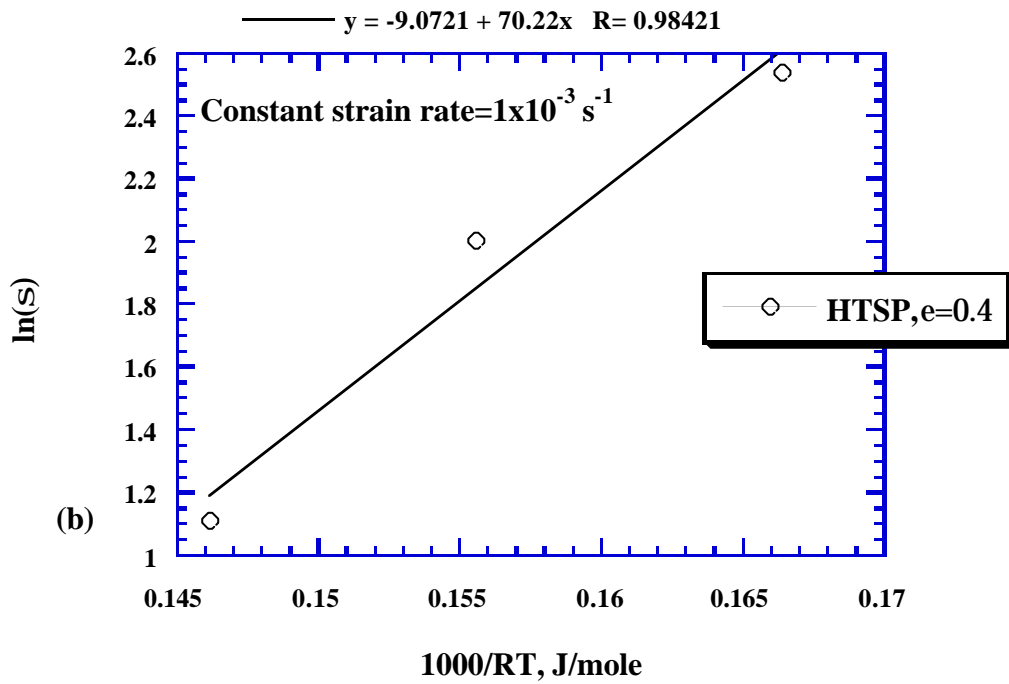
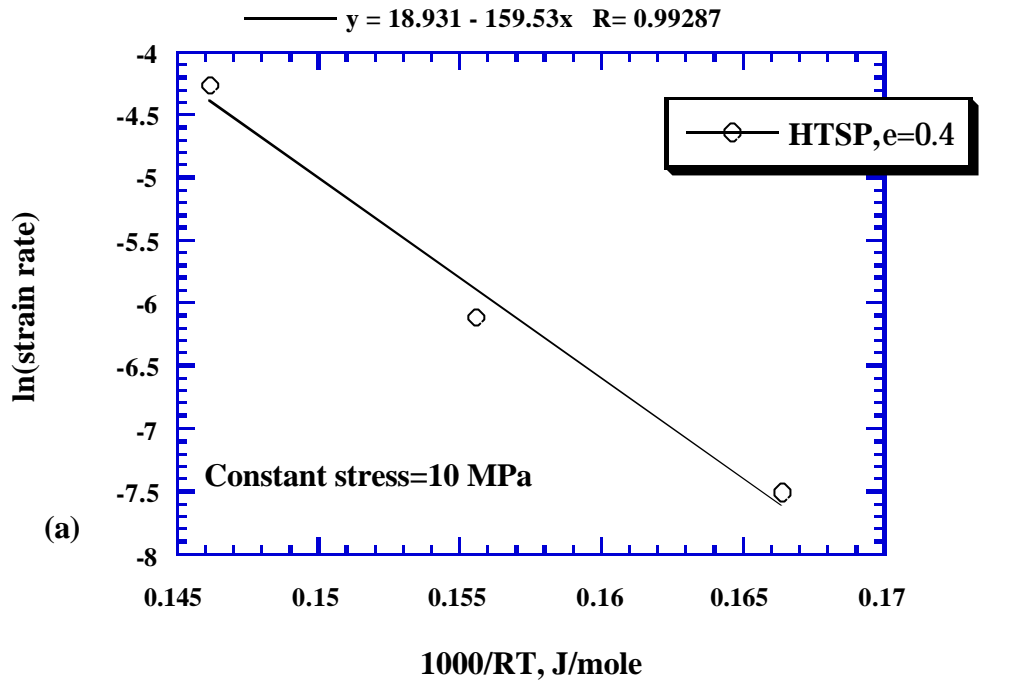


圖 4-21 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，(a) 固定應力值為 10 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖。

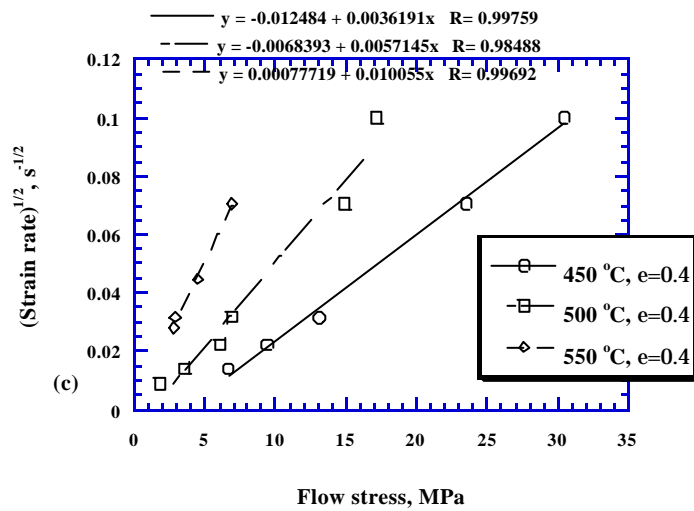
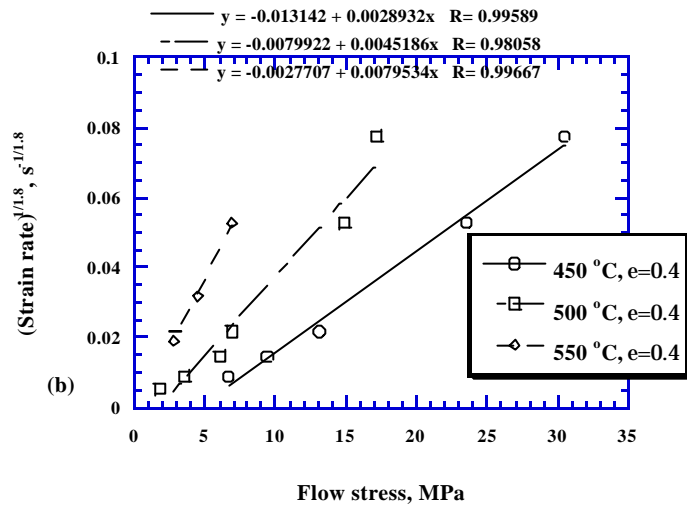
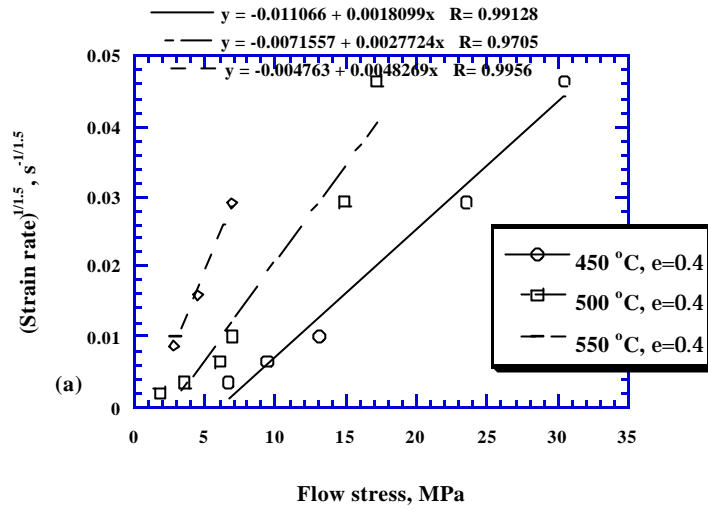


圖 4-22 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，以 n 等於 (a) 1.5 ; (b) 1.8 ; (c) 2，帶入 $e^{1/n}$ 對 σ 作圖。

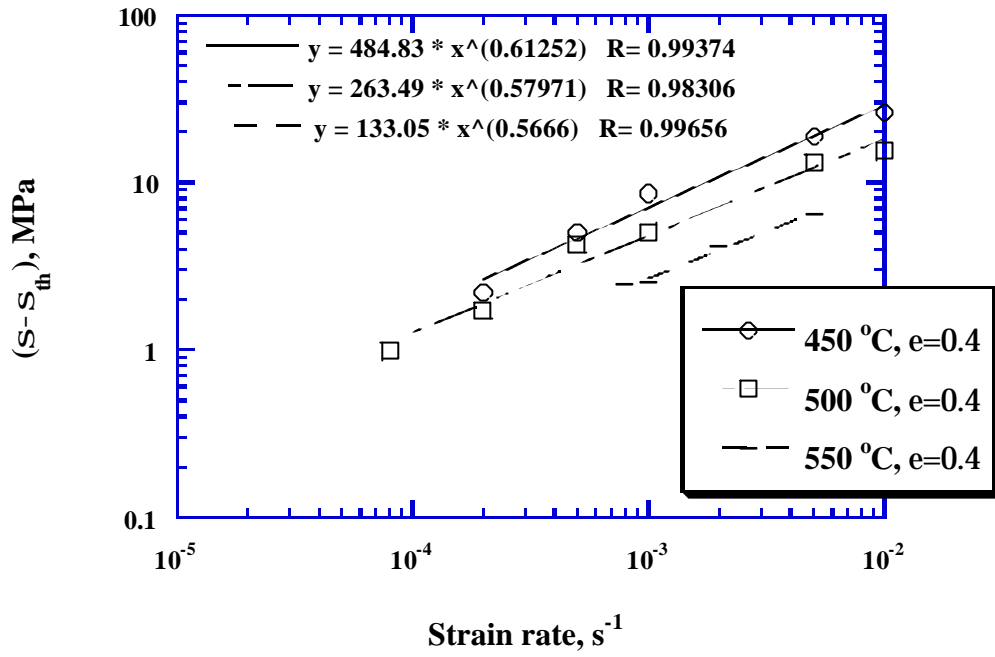


圖 4-23 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，並考慮門檻應力值，其有效應力值對應變速率之關係。

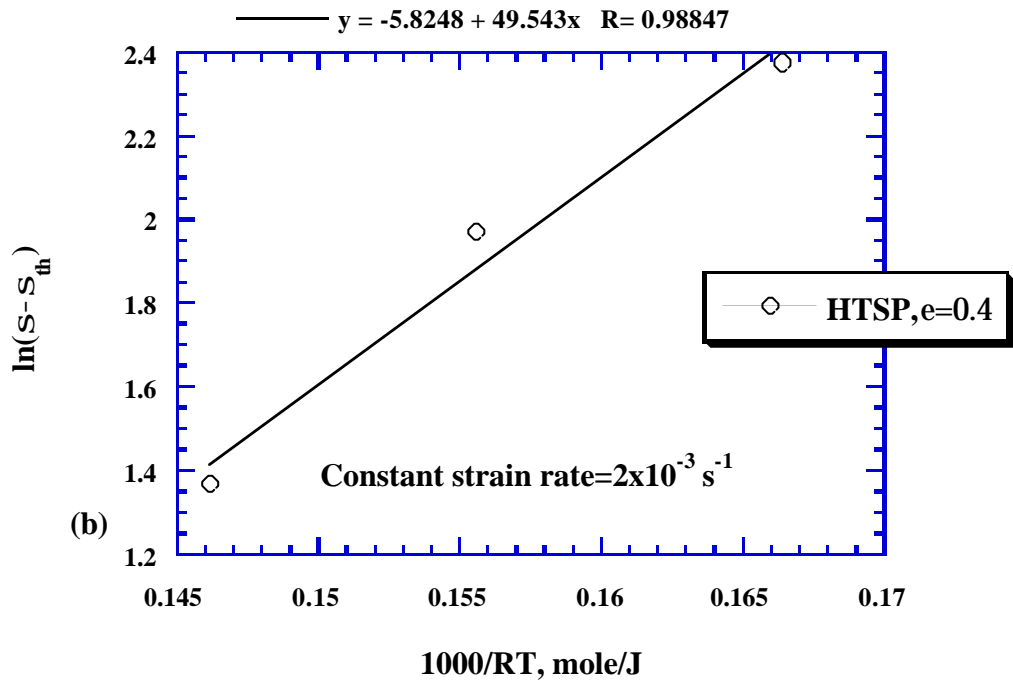
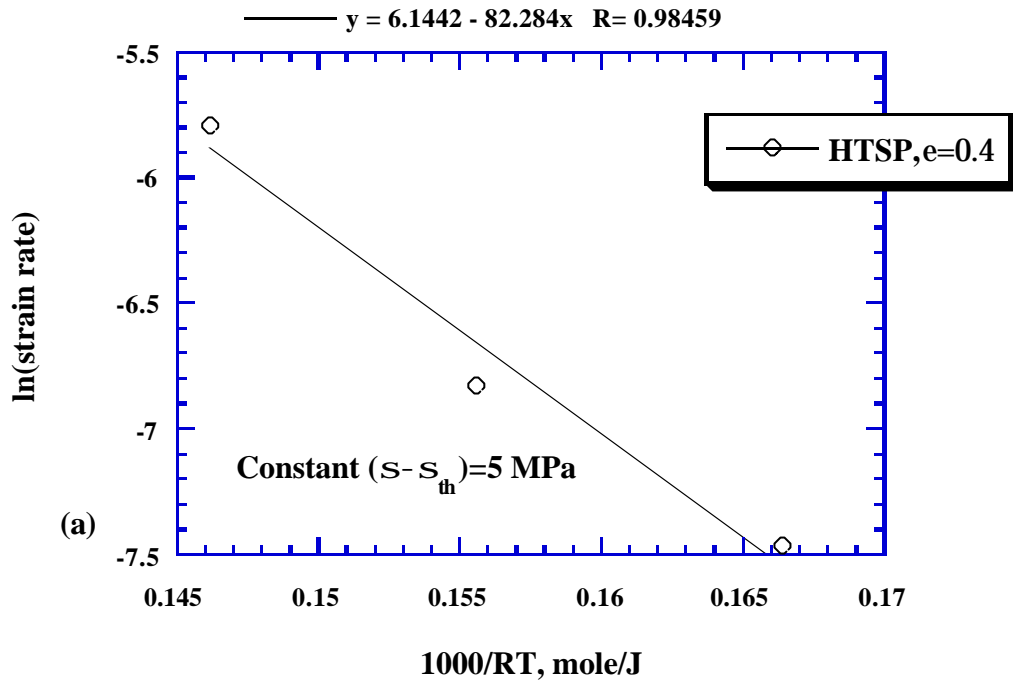


圖 4-24 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，(a) 固定 $(s - s_{th})$ 為 5 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln(s - s_{th})$ 對 $1000/RT$ 作圖。

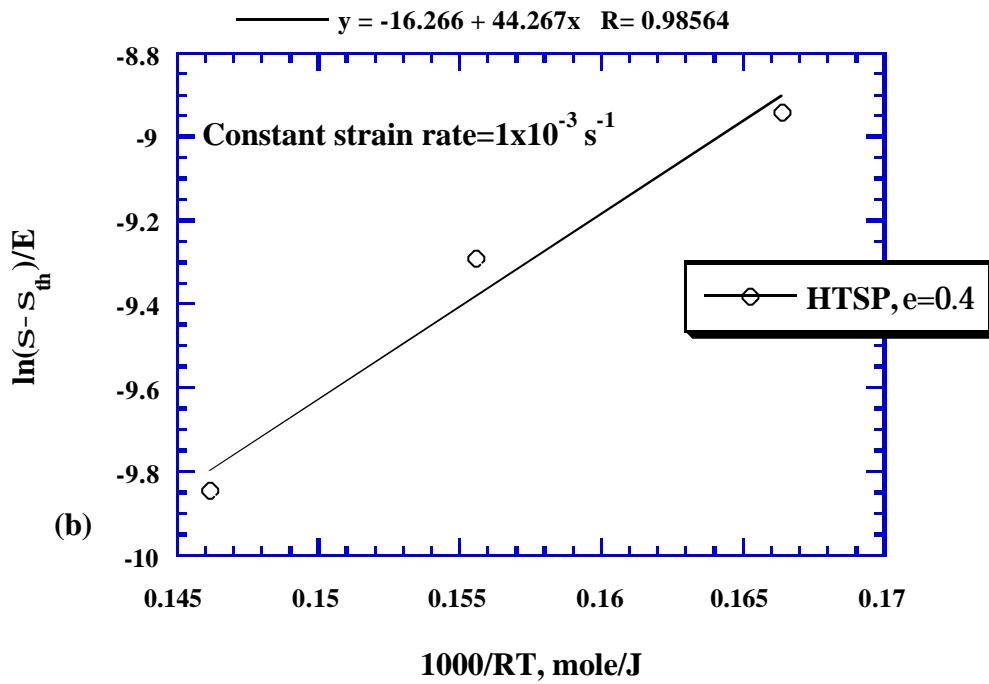
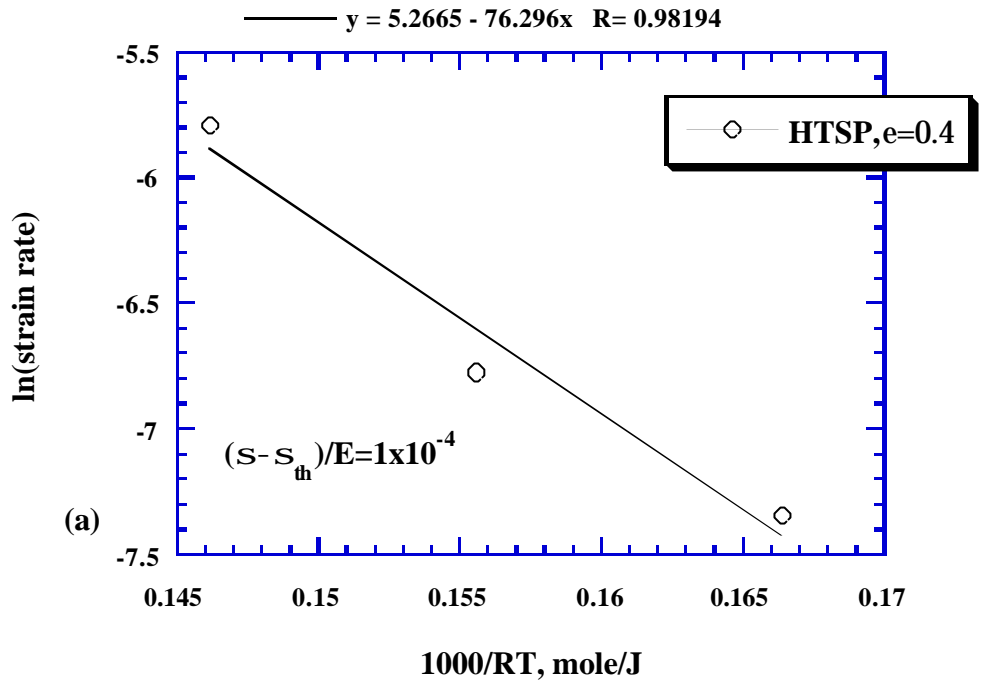


圖 4-25 TMT3 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，(a) 固定 $\frac{s - s_{th}}{E}$ 為 1×10^{-4} ，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln\left(\frac{s - s_{th}}{E}\right)$ 對 $1000/RT$ 作圖。

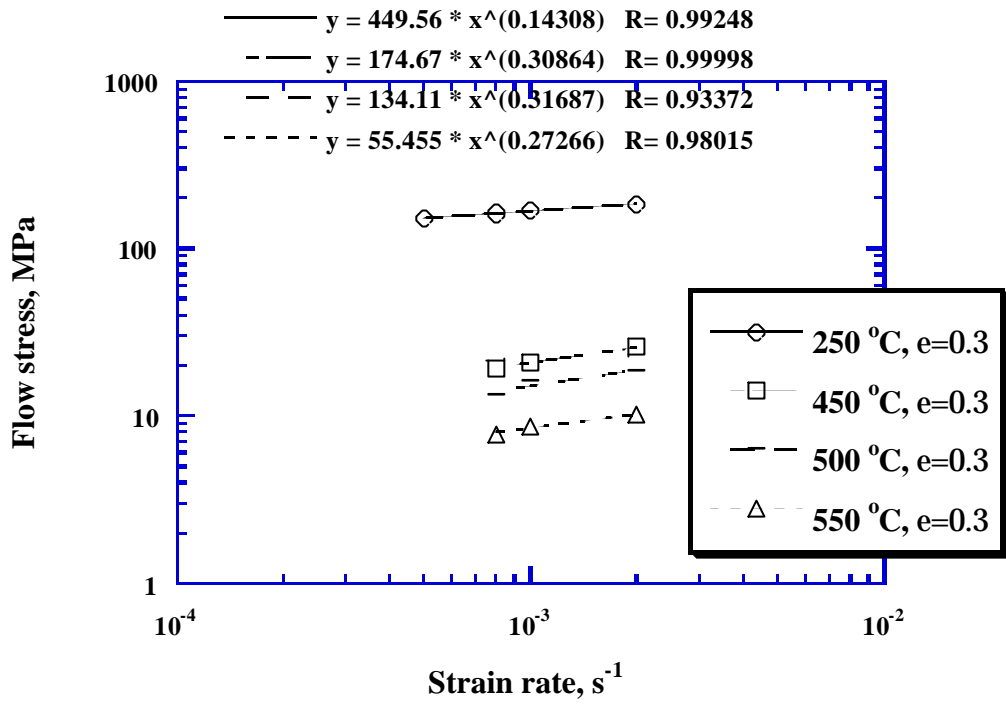


圖 4-26 ARA 試片於 250、450、500 及 550 °C 之流應力與應變速率之關係圖。

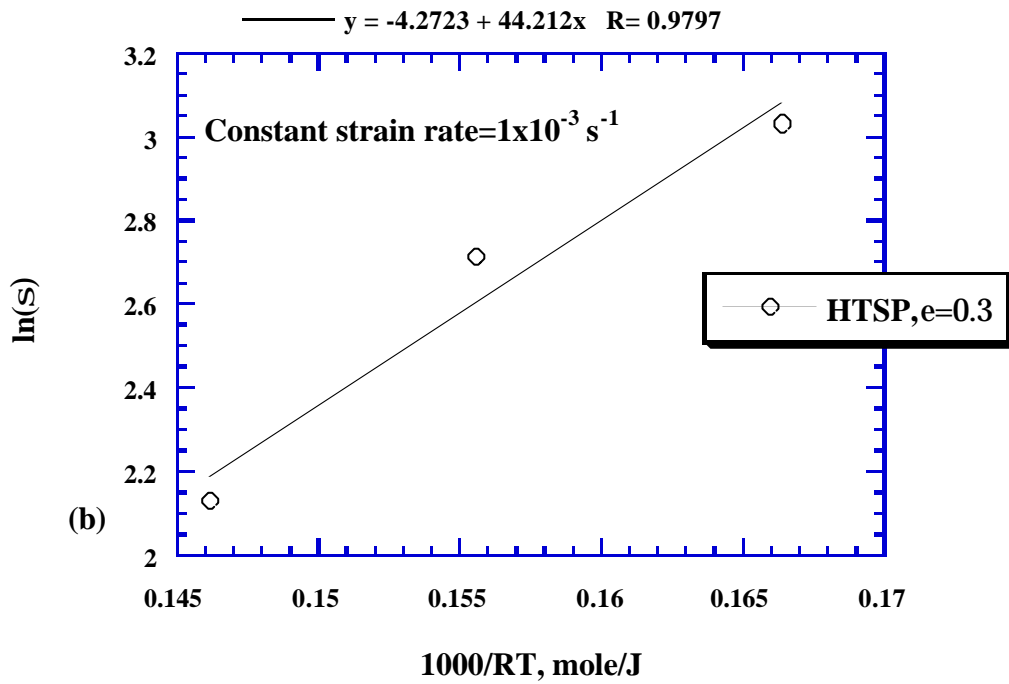
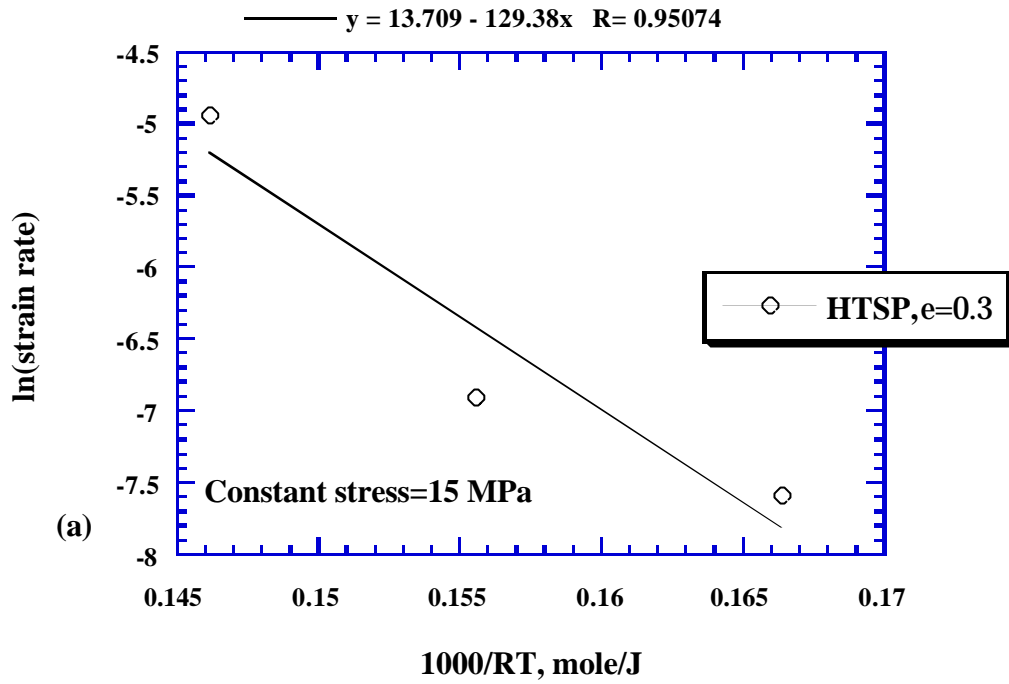


圖 4-27 ARA 試片在 450 ~ 550 °C 之溫度區間，(a) 固定應力值為 15 MPa，以 $\ln \dot{\epsilon}$ 對 $1000/RT$ 作圖；(b) 固定應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，以 $\ln s$ 對 $1000/RT$ 作圖。