



國立中山大學材料科學研究所
博士論文

AZ31 鎂合金之管材擠型與液壓鼓脹成形研發

Tube Extrusion and Hydroforming of AZ31 Mg Alloys

研究生：黃建超 撰

指導教授：黃志青 博士

何扭今 博士

中華民國 九十三年 六 月

國立中山大學研究生學位論文審定書

本校材料科學研究所博士班
研究生 黃建超 (學號：8636802) 所提論文

AZ31鎂合金之管材擠型與液壓鼓脹成形研發

經本委員會審查並舉行口試，符合博士學位論文標準。

學位考試委員簽章：

高伯威

高伯威教授
國立中山大學材料科學研究所

黃永茂

黃永茂教授
國立中山大學機械與機電工程學系

李雄

李雄教授
國立中央大學機械工程學系

謝克昌

謝克昌教授
國立中山大學材料科學研究所

任明華

任明華教授
國立中山大學機械與機電工程學系

指導教授

黃志青 何扭今

黃志青教授、何扭今教授
國立中山大學材料科學研究所

所長

曾百亨

曾百亨教授
國立中山大學材料科學研究所

博碩士論文授權書

(國科會科學技術資料中心版本, 93.2.6)

本授權書所授權之論文為本人在 國立中山大學 材料科學研究所 九十二 學年度第 二 學期取得 博士學位之論文。

論文名稱：AZ31 鎂合金之管材擠型與液壓鼓脹成形研發

同意 不同意 (政府機關重製上網)

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(或其改制後之機構)、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(未申請者本條款請不予理會)的附件之一，申請文號為：_____，註明文號者請將全文資料延後半年後再公開。

同意 不同意 (圖書館影印)

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鉤選，本人同意視同授權。

指導教授姓名：黃志青博士、何扭今博士

研究生簽名：黃建超

學號：d8636802

(親筆正楷)

(務必填寫)

日期：民國 93 年 7 月 5 日

1. 本授權書 (得自 <http://sticnet.stic.gov.tw/sticweb/html/theses/authorize.html> 下載或至 <http://www.stic.gov.tw> 首頁右下方下載) 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，請確認學校是否代收，若無者，請個別再寄論文一本至台北市(106) 和平東路二段 106 號 1702 室 國科會科學技術資料中心 黃善平小姐。(電話：02-27377606 傳真：02-27377689)

目 錄

目錄.....	I
表索引.....	IV
圖索引.....	V
論文摘要.....	
第一章 研究背景與方向.....	1
1.1 輕量鎂基合金.....	1
1.1.1 鎂合金的特性.....	1
1.1.2 鎂合金的發展與應用.....	3
1.2 鎂合金擠型概述.....	6
1.3 管材擠型.....	9
1.3.1 無縫圓形管材擠型.....	9
1.3.2 無縫圓形管材熱加工.....	9
1.4 管材液壓成形.....	14
1.4.1 管材液壓成形應用.....	17
1.4.2 管材液壓成形技術簡介.....	19
1.5 超塑性材料的基本性質.....	20
1.5.1 細晶粒超塑性.....	23
1.5.2 內應力超塑性.....	25
1.5.3 高應變速率超塑性或低溫超塑性.....	26
1.5.4 其它機構.....	27
1.6 鎂合金超塑性之研究與發展.....	27
1.6.1 晶粒尺寸之影響.....	28
1.6.2 晶粒細化之加工方式.....	29

1.6.2.1	粉末法	32
1.6.2.2	快速凝固法	33
1.6.2.3	壓延法	33
1.6.2.4	擠型法	34
1.6.2.5	等徑轉角擠製法	35
1.6.2.6	雙重擠型法與往復式擠型法	36
1.6.3	鎂合金的拉伸性質	37
1.7	X 光繞射纖構分析	38
1.8	研究動機	38
第二章	實驗方法	41
2.1	實驗材料	41
2.2	材料加工製程	41
2.2.1	管材擠型模具設計與製作	41
2.2.2	管材擠型	43
2.3	機械性質測試	45
2.3.1	微硬度試驗	45
2.3.2	超塑性測試	45
2.3.3	管材液壓成形模具設計與製作	46
2.3.4	管材退火處理	50
2.3.5	電化學網格蝕刻	50
2.3.6	管材壁厚量測	51
2.3.7	管材液壓成形測試	52
2.4	微觀組織觀察	53
2.4.1	晶粒變化	53
2.4.2	掃描式電子顯微鏡之觀察	54
2.4.3	X 光繞射分析	54

第三章 實驗結果.....	55
3.1 AZ31 管狀擠型.....	55
3.2 AZ31 管狀擠型金屬流.....	56
3.3 實驗結果編號定義.....	57
3.4 AZ31 擠製成管材之應變速率計算.....	57
3.5 AZ31 擠製成管材之微觀組織.....	58
3.6 機械性質測試結果.....	59
3.6.1 微硬度試驗.....	59
3.6.2 室溫的拉伸性質.....	60
3.6.3 超塑性測試.....	61
3.6.3.1 低溫 200 °C 之拉伸測試特性.....	61
3.6.3.2 中溫 300 °C 之超塑性行為.....	63
3.6.3.3 高溫 400 °C 之超塑性行為.....	65
3.6.4 管材液壓成形測試.....	67
3.6.5 退火試片的拉伸測試.....	70
3.6.6 退火的試片壓平製作與拉伸測試.....	71
3.7 X 光繞射分析結果.....	72
3.8 室溫拉伸試片破斷面之觀察.....	74
3.9 室溫液壓鼓脹破裂後破斷面之觀察.....	74
第四章 分析與討論.....	76
4.1 擠型模具半模角的影響.....	76
4.2 AZ31 管狀擠型金屬流之分析.....	77
4.3 AZ31 管材試片晶粒與棒材、片材之差異.....	78
4.4 影響棒材、片材、管材之應變速率探討.....	79
4.5 Zener- Holloman 參數與晶粒大小之關係.....	80
4.6 AZ31 管材試片變形機構分析.....	82

4.7	AZ31 管材試片應變速率敏感係數計算.....	83
4.8	超塑性行為之差異.....	84
4.9	AZ31 管材試片機械性質測試結果.....	86
4.10	管材液壓行為之探討.....	88
4.11	織構造成的液壓成形限制探討.....	91
4.12	Schmid factor 判讀.....	92
第五章	結論.....	95
參考文獻	98-110
表	111-137
圖	138-268
附錄	269
圖 A1	擠製方向速度分量之分析, α 是半模角.....	269
圖 A2	直接擠製三種不同金屬流的型態.....	269

表目錄

表 1-1	鎂金屬的物理與機械性質.....	111
表 1-2	ASTM 標準鎂合金分類規範四部份之記號.....	112
表 1-3	不同元素對鎂合金之影響.....	113
表 1-4	鎂合金於室溫下之機械性質與化學成分.....	115
表 1-5	輕金屬及工程塑膠之比較.....	116
表 1-6	不同材料的機械性質比較.....	117
表 1-7	輕重量材料和鋼的相等彎曲剛性和相等彎曲強度設計之厚度比及質量比	118
表 1-8	鎂、鋁、熱塑性塑膠的設計因素與製造特徵比較表.....	119
表 1-9	現今應用於 THF 製成之管件材料.....	120
表 1-10	AZ91 晶粒大小對機械性質之關係.....	120
表 1-11	各種細化製程綜合比較.....	121
表 2-1	AZ31 鎂合金的化學成分組成.....	122
表 3-1	AZ31 無縫、無導孔管材擠製實驗結果編號定義.....	123
表 3-2	管材擠製在不同擠型溫度、應變速率的晶粒尺寸.....	124
表 3-3	管材微硬度測試結果.....	125
表 3-4	AZ31 管材室溫拉伸比較表.....	126
表 3-5	AZ31 管材在低溫(200 °C)不同應變速率之拉伸特性.....	127
表 3-6	AZ31 管材在中溫(300 °C)不同應變速率之拉伸特性.....	128
表 3-7	AZ31 管材在高溫(400 °C)不同應變速率之拉伸特性.....	129
表 3-8	AZ31 管材鼓脹成形數據表.....	130
表 3-9	AZ31 管材經不同退火溫度的室溫拉伸結果.....	131
表 3-10	AZ31 管材室溫拉伸伸長量綜合比較表.....	132
表 3-11	400 °C、4 h 靜態退火後室溫拉伸應變速率 $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 拉伸結果.....	133

表 3-12	軸向、周向室溫拉伸結果比較.....	133
表 4-1	AZ31 管材之 m 值.....	134
表 4-2	AZ31 管材經 400 °C, 4 h 退火後的室溫拉伸測試所計算出的 K , n 值.....	135
表 4-3	AZ31 管材鼓脹成形所算出之 K , n 值.....	136
表 4-4	AZ31 管材鼓脹成形解析	136
表 4-5	Schmid factor 對於 basal slip system{0002}<a>之計算結果.....	137



圖目錄

圖 1-1	HCP 結構的滑移系統：(a) 底面滑移 (b) 柱面滑移 (c) 錐面滑移 (d) 錐面滑移 (e) 最密六方堆積的單位晶格表示法.....	138
圖 1-2	鎂單晶底面滑移與非底面滑移之臨界剪斷應力.....	140
圖 1-3	擠製的形式 (a) 直接擠製 (b) 間接擠製.....	141
圖 1-4	圓管擠形加工中材料內部變形區之速度場.....	142
圖 1-5	管材液壓鼓脹示意圖.....	143
圖 1-6	管材液壓成形 F 各作用力示意圖。其中 F_a 為軸向推力， P_i 為內向壓力， F_q 為背向壓力.....	143
圖 1-7	假設管材鼓脹成形外形曲線為橢圓形之示意圖 (a) 鼓脹成形示意圖 (b) 鼓脹成形幾何關係示意圖.....	144
圖 1-8	管材液壓成形可製作出照相機三腳架.....	145
圖 1-9	管材由原來圓形剖面逐漸貼模變換成不同形狀.....	145
圖 1-10	汽車結構件由液壓成形方式製造後的組裝圖.....	146
圖 1-11	汽車的側板金模.....	146
圖 1-12	排氣管系統零件.....	147
圖 1-13	傳動軸等速接頭的六片式整形模.....	147
圖 1-14	管材液壓成形不同形狀產品.....	148
圖 1-15	著名汽車公司管材液壓成形成品實例 (a) Audi 汽車 (b) BMW 汽車 (c) Daimler Chrysler 汽車 (d) VW 汽車 (e) Entwicklung 汽車.....	149
圖 1-16	聞名的德國公司投入管材液壓成形研發 (a) Kaltumformung GmbH 公司產品 (b) Krupp Presta 公司的凸輪軸 (c) Krupp Presta 公司的精密冷鍛產品 (d) Krupp Presta 的轉向柱件.....	151
圖 1-17	管材二次成形之加工分類.....	153

圖 1-18 擴散潛變、差排潛變、晶界滑移之變形機構.....	154
圖 1-19 細晶材料之高溫變形行為.....	155
圖 1-20 (a) 超塑性材料之變形量與應變速率的關係 (b) 超塑性材料之流應變力與應變速率關係.....	156
圖 1-21 晶界滑移與差排滑移兩機構對晶粒細化之關係圖.....	157
圖 1-22 壓力下扭轉製程示意圖.....	158
圖 1-23 (a) 循環擠型，或 (b) 往復擠型製程示意圖.....	158
圖 1-24 等徑轉角擠型製程示意圖.....	159
圖 1-25 累積滾壓製程之示意圖.....	159
圖 1-26 新式電鍍法製程之示意圖.....	160
圖 1-27 噴覆成形法製程之示意圖.....	160
圖 1-28 (a)摩擦旋轉攪拌銲接旋轉工具頭；(b)摩擦旋轉攪拌銲接步驟.....	161
圖 2-1 實驗流程圖.....	162
圖 2-2 KCAEP-350E 銅鋁用高溫擠型機全貌照片.....	163
圖 2-3 壓塊與胚料照片.....	163
圖 2-4 原擠型機推桿 (a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片.....	164
圖 2-5 自行改良設計管狀擠型推桿 (a) 尺寸示意圖 (b) 橫式照片 (c) 直式照片.....	165
圖 2-6 自行設計的穿孔心軸模具 (a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片.....	166
圖 2-7 自行設計的推桿與穿孔心軸模具組合裝置於擠型機模座上，並已經噴上氮化硼準備擠型之照片.....	167
圖 2-8 管材出口成形的模具組 (a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片.....	168
圖 2-9 校正中心點用的頂心照片，反向由左向右放入盛錠筒中.....	169
圖 2-10 放置在擠型機滑軌上自行設計的滑塊 (a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片.....	170
圖 2-11 改良式的量錶與滑塊組合校正照片.....	171
圖 2-12 擠型機面板控制器照片.....	172

圖 2-13	AZ31 鎂合金管材拉伸試片規格大小.....	173
圖 2-14	管材室溫液壓鼓脹成形系統設備組合圖.....	174
圖 2-15	1 比 4 增壓器增壓作動示意圖.....	174
圖 2-16	室溫液壓鼓脹試驗機台組立圖 (a) 示意圖 (b) 組立圖外貌照片.....	175
圖 2-17	鼓脹高度量測輔助機構之元件.....	177
圖 2-18	液壓鼓脹成形固定模實體照片.....	177
圖 2-19	進油管示意圖 (a) 上進油管尺寸示意圖 (b) 下進油管尺寸示意圖 (c) 實體照片.....	178
圖 2-20	嵌管模 (a)、(b) 尺寸示意圖 (c) 上下對稱的實體照片.....	180
圖 2-21	嵌管模高度墊圈 (a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片.....	182
圖 2-22	進油管長度墊圈 (a) 長度 10 mm 墊圈尺寸示意圖 (b) 支撐筒尺寸示意圖 (c) 支撐筒與墊圈排列照片.....	183
圖 2-23	優力膠 (a) 外徑 24 mm (b) 外徑 26 mm (c) 優力膠實體照片.....	184
圖 2-24	優力膠受力示意圖.....	185
圖 2-25	自行設計的連結上、下封蓋板與上、下進油管墊圈 (a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片.....	186
圖 2-26	變形後網格在成形極限圖中之相對位置.....	187
圖 2-27	LECTROETCH V45A 型電化學蝕刻儀與配件.....	187
圖 2-28	電化學表面蝕刻網格形式，圓直徑 5.0 mm，兩圓中心距 6.0 mm.....	188
圖 2-29	管材在電化學表面蝕刻網格外徑前處理 (a) 砂紙研磨後 (b) 絨布拋光後...189	
圖 2-30	管材經電化學表面蝕刻網格後的管壁量測實貌圖.....	190
圖 2-31	AZ31 管材放置於嵌管模內，裝上鼓脹高度輔助機構式.....	191
圖 3-1	AZ31 胚料之 OM 微觀照片.....	192
圖 3-2	形成管狀前的實心硬頭直徑 30 mm、高度 32 mm (a) 俯視圖 (b) 正視圖....193	
圖 3-3	擠型後管子的照片 (a) 前段氧化粗糙 (b) 中、後段表面光亮.....	194
圖 3-4	擠型成形後的 AZ31 無縫管被剪斷設備的照片 (a) 斷面壓凹破裂的局部照片	

(b) 浪費成品約 40~50 mm.....	195
圖 3-5 擠型後均勻管子的照片，管壁厚度為 2.5 mm (a) 平放 (b) 站立.....	196
圖 3-6 250 °C $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 擠型, (a) 試片取樣區 (b) 250 倍 OM 各區金屬流照片.....	197
圖 3-7 AZ31 擠製管材試片取樣示意圖.....	199
圖 3-8 試片編號 4, 250 °C 應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$, 沿擠型方向管狀擠型後段照片 (a) 外徑 OW 面，平均晶粒尺寸 $1.2 \mu\text{m}$ (b) 內徑 IW 面，平均晶粒尺寸 $1.1 \mu\text{m}$ (c) LP 面，平均晶粒尺寸 $1.1 \mu\text{m}$ (d) TP 面，平均晶粒尺寸 $1.1 \mu\text{m}$	200
圖 3-9 試片編號 9 , 350 °C、應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 沿擠型方向管狀擠型後段照片 (a) 外徑 OW 面，平均晶粒尺寸 $1.7 \mu\text{m}$ (b) 內徑 IW 面，平均晶粒尺寸 $1.6 \mu\text{m}$ (c) LP 面，平均晶粒尺寸 $1.5 \mu\text{m}$ (d) TP 面，平均晶粒尺寸 $1.5 \mu\text{m}$	201
圖 3-10 250 °C，內徑 IW 面，沿擠型方向管狀擠型後段照片(a) 試片編號 1，應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.2 \mu\text{m}$ (b) 試片編號 2，應變速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.2 \mu\text{m}$ (c) 試片編號 3，應變速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.1 \mu\text{m}$ (d) 試片編號 4，應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.1 \mu\text{m}$	202
圖 3-11 300 °C，內徑 IW 面，沿擠型方向管狀擠型後段照片 (a) 試片編號 5，應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.5 \mu\text{m}$ (b) 試片編號 6，應變速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.2 \mu\text{m}$ (c) 試片編號 7，應變速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.2 \mu\text{m}$ (d) 試片編號 8，應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.1 \mu\text{m}$	203
圖 3-12 350 °C，內徑 IW 面，沿擠型方向管狀擠型後段照片(a) 試片編號 9，應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.6 \mu\text{m}$ (b) 試片編號 10，應變速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.5 \mu\text{m}$ (c) 試片編號 11，應變速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.3 \mu\text{m}$ (d) 試片編號 12，應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.3 \mu\text{m}$	204
圖 3-13 400 °C，內徑 IW 面，沿擠型方向管狀擠型後段照片 (a) 試片編號 13，應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $2.5 \mu\text{m}$ (b) 試片編號 14，應變速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $2.5 \mu\text{m}$ (c) 試片編號 15，應變速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $2.5 \mu\text{m}$ (d) 試片編號 16，應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $2.3 \mu\text{m}$	205

圖 3-14 管材晶粒尺寸與擠型應變速率關係圖.....	206
圖 3-15 經管狀擠型後晶粒大小之 Hall-Petch 關係式.....	207
圖 3-16 250 °C 不同擠型應變速率室溫拉伸應力-應變圖.....	208
圖 3-17 300 °C 不同擠型應變速率室溫拉伸應力-應變圖.....	208
圖 3-18 350 °C 不同擠型應變速率室溫拉伸應力-應變圖.....	209
圖 3-19 400 °C 不同擠型應變速率室溫拉伸應力-應變圖.....	209
圖 3-20 不同擠型試片在低溫 200 °C 拉伸測試後具有超塑性試片的外觀圖.....	210
圖 3-21 低溫 200 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型 (c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果.....	211
圖 3-22 250 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片.....	213
圖 3-23 300 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片.....	214
圖 3-24 350 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片.....	215
圖 3-25 400 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片.....	216
圖 3-26 中溫 300 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型 (c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果.....	217
圖 3-27 中溫 300 °C、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型 (c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果.....	219
圖 3-28 中溫 300 °C、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型 (c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果.....	221
圖 3-29 低溫 250 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片.....	223
圖 3-30 300 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片.....	224
圖 3-31 350 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片.....	225
圖 3-32 高溫 400 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片.....	226
圖 3-33 高溫 400 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型 (c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果.....	227
圖 3-34 高溫 400 °C、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型	

(c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果.....	229
圖 3-35 高溫 400 °C、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型 (c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果.....	231
圖 3-36 壁厚 2.5 mm 的內徑研磨後之實體照片 (a) 平放 (b) 直立.....	233
圖 3-37 未退火管材室溫鼓脹破裂照片 (a) 編號 4, 250 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 擠製的管材 (b) 編號 8 300 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 擠製的管材.....	234
圖 3-38 管材經 200 °C、1 h 靜態退火後, 室溫鼓脹破裂照片 (a) 試片編號 1, 鼓脹高 度 0.46 mm、最大鼓脹壓力 47.2 MPa (b) 試片編號 2, 鼓脹高度 0.56 mm、最 大鼓脹壓力 47.4 MPa (c) 試片編號 12, 鼓脹高度 0.40 mm、最大鼓脹壓力 55.9 MPa.....	235
圖 3-39 管材經 400 °C、4 h 靜態退火後, 室溫鼓脹破裂照片 (a) 試片編號 3, 鼓脹高 度 0.46 mm、最大鼓脹壓力 47.2 MPa (b) 試片編號 16, 鼓脹高度 0.81 mm、最 大鼓脹壓力 41.0 MPa.....	237
圖 3-40 管材經 400 °C、4 h 靜態退火後, 車製成壁厚 1.3 mm 並經過內徑研磨拋光 (a) 平 放 (b) 直立.....	238
圖 3-41 管材經 400 °C、4 h 靜態退火後, 壁厚 1.3 mm 鼓脹破裂照片 (a) 試片編號 1, 鼓脹高度 1.06 mm 最大鼓脹壓力 21.5 MPa (b) 試片編號 9, 鼓脹高度 1.04 mm 最大鼓脹壓力 23.7 MPa.....	239
圖 3-42 室溫下不同溫度退火及不同拉伸速率之比較.....	240
圖 3-43 管材剖開並切成一半之實體照片.....	240
圖 3-44 以 SHIMADZU UH-1000kNA 萬能試驗機壓平 (a) 即將壓平狀態 (b) 控制機 台.....	241
圖 3-45 管材壓平後變成片材.....	242
圖 3-46 拉伸試片方向定義示意圖.....	242
圖 3-47 250 °C 擠型於不同擠型速率 X 光繞射分析.....	243
圖 3-48 350 °C 擠型於不同擠型速率 X 光繞射分析.....	243

圖 3-49	350 °C 擠型於不同擠型速率 X 光繞射分析.....	244
圖 3-50	400 °C 擠型於不同擠型速率 X 光繞射分析.....	244
圖 3-51	相同擠型速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較.....	245
圖 3-52	相同擠型速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較.....	245
圖 3-53	相同擠型速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較.....	246
圖 3-54	相同擠型速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$, 但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較.....	246
圖 3-55	鎂金屬粉末的 X 光繞射圖.....	247
圖 3-56	經 300 °C、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製後 pole figure.....	248
圖 3-57	經 400 °C、 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 擠製後 pole figure.....	249
圖 3-58	經 400 °C、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製後 pole figure.....	250
圖 3-59	低溫 250 °C 擠製的管材 , 在室溫拉伸破斷面 (a) $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (b) $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (c) $5.4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-2}$ (d) $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	251
圖 3-60	高溫 400 °C 擠製的管材 , 在室溫拉伸破斷面 (a) $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (b) $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (c) $5.4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-2}$ (d) $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	252
圖 3-61	液壓鼓脹破裂後之破斷面 SEM 照片 (a) 編號 4 管材 , 未經過退火 (b) 編號 12 管材 , 200 °C, 1 h 退火 (c) 編號 1 管材 , 400 °C, 4 h 退火 (d) 編號 3 管材 , 400 °C, 41 h 退火	253
圖 4-1	擠製產品外形對擠製壓力的影響.....	254
圖 4-2	各種不同形狀的擠型模具半模角對擠製壓力的影響.....	254
圖 4-3	AZ31 經細化加工所得之晶粒大小與 Zener-Holloman 參數作圖 (a) 管狀擠型 (b) FSP 與棒材以作為比較.....	255
圖 4-4	管材試片在 200 300 及 400 °C 時, 流應變與應變速率關係圖.....	256
圖 4-5	AZ31 管材在低溫 200 °C 之(a) 抗拉強度 (b) 伸長量 對拉伸速率的關係圖..	257
圖 4-6	AZ31 管材在中溫 300 °C 之(a) 抗拉強度 (b) 伸長量 對拉伸速率的關係圖..	258
圖 4-7	AZ31 管材在高溫 400 °C 之(a) 抗拉強度 (b) 伸長量 對拉伸速率的關係圖..	259
圖 4-8	不同拉伸速率的抗拉強度平均值與擠型溫度關係圖.....	260

圖 4-9	不同拉伸速率的伸長量平均值與擠型溫度關係圖.....	260
圖 4-10	管材室溫拉伸 UTS 之平均值與 $d^{-1/2}$ 之關係.....	261
圖 4-11	編號 1 管材，壁厚 1.3 mm，400 °C，4 h 退火後，液壓鼓脹實驗與回歸曲線關係圖.....	262
圖 4-12	編號 7 管材，壁厚 1.3 mm，400 °C，4 h 退火後，液壓鼓脹實驗與回歸曲線關係圖.....	262
圖 4-13	編號 15 管材，壁厚 1.3 mm，400 °C，4 h 退火後，液壓鼓脹實驗與回歸曲線關係圖.....	263
圖 4-14	AZ31 管材經 400 °C，4 h 退火，壁厚 2.5 或 1.3 mm，在不同液壓鼓脹壓力與鼓脹高度所成形半球體的關係圖.....	263
圖 4-15	比較室溫真實應力-應變曲線從單軸的拉伸測試，與壁厚 2.5 或 1.3 mm 之液壓鼓脹實驗.....	264
圖 4-16	試片編號 6 軸向、周向室溫拉伸比較.....	265
圖 4-17	試片編號 13 軸向、周向室溫拉伸比較.....	265
圖 4-18	不同應力狀態的 3D Mohr's circles (a) 單軸拉伸 (b) 單軸壓縮 (c) 雙軸拉伸 (d) 不相同的三軸拉伸 (e) 單軸拉伸加上單軸壓縮.....	266
圖 4-19	差排移動或成形在垂直於 basal {0002} planes 之示意圖，表示差排滑移在 {0002} planes 上是相當容易，但要 climb 與 cross-slip 在鄰接的 {0002} planes 是非常困難.....	267
圖 4-20	相同 AZ31 材料，經過管材擠製與不同轉速 FSP 加工，室溫拉伸測試比較圖.....	268
附錄	269
圖 A1	擠製方向速度分量之分析， α 是半模角.....	269
圖 A2	直接擠製三種不同金屬流的型態.....	269

校所組別：國立中山大學 材料科學研究所

畢業時間及提要別：九十二學年度 第二學期 博士學位論文摘要

研究生：黃建超

指導教授：黃志青 博士、何扭今 博士

關鍵字：AZ31 鎂合金、管狀擠型、穿孔心軸模具、超塑性、晶界滑移、液壓成形

論文摘要

本研究以自行研發的穿孔心軸模具組，藉由 KCAEP-350E 簡單單道擠型機，擠型比 15.4，研發無縫、無導孔的 AZ31 管材。不但操作簡單且可巨幅節省模具的設計費，同時更能符合工業界所希求的『一次加工』生產作業程序的目標，來達到加工成本的節流。

本實驗進行四種不同溫度 250、300、350 及 400 °C 之管狀擠製，並以四種不同擠型速率 $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 、及 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 來探討其差異，除機械性質的測試外，還有進行室溫液壓鼓脹成形實驗。結果得知，不同擠型參數所擠製的管材，均可將胚料的大晶粒 75 μm ，藉一次擠製，晶粒尺寸大幅下降至 2~3 μm ，擠型溫度對晶粒尺寸的影響，遠比擠型速率來的明顯。所獲得之晶粒大小與 Zener-Holloman 參數作圖得到數學形式為： $\ln(d) = 1.7 - 0.06 \ln(Z)$ ，顯示出當加工溫度愈低，或應變速率愈高，Z 參數愈高，則致使材料的晶粒尺寸愈小。經過管狀擠型後，明顯地提高材料硬度，顯示熱擠型加工能有效且良好的使晶粒細化，將鑄錠微硬度值~ 50，提升到平均值 83。且也明顯提高材料的抗拉強度，將鑄錠 UTS ~ 160 MPa，提升到 289 ~ 322 MPa，將近有 2 倍。

以 400 °C、 $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 之擠製條件下，所獲得的管材在室溫伸長量 41% 為最大，相較擠型比 100:1，比 AZ91 棒材、與片材擠製，伸長量高出 2.5 倍，比起 AZ31 片材擠製伸長量相差無幾。然而低溫 250 °C、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製的 AZ31 管材，在高溫 400 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試可獲得最高超塑性伸長率為 631%，在中溫 300 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試也可

獲得 605% 不錯的伸長率。中溫 350 °C、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製的 AZ31 管材，在中溫 300 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試所獲得超塑性伸長量為 607%，是中溫擠型之冠。

採用低溫 250 °C 所擠製的管材，伸長量都是最高的，中溫 300 °C、350 °C 擠製的管材伸長量較接近，而高溫 400 °C 所擠製的管材，伸長量都是最低。故知，以低溫 250 °C 所擠製的管材其超塑性最好，以高溫 400 °C 所擠製的管材其超塑性最差，實驗得知，擠型溫度比擠型速率對管材之晶粒與超塑性影響較大。再從拉伸測試結果得知，高溫 400 °C 之 m 值為 0.40，屬於以晶界滑移變形機構為主導。中溫 300 °C 的 m 值為 0.29，是以溶質拖曳型之差排潛變變形機構為主導；低溫 200 °C 之 m 值，只有 0.22，變形機構為 power law dislocation creep。隨著溫度的上升 m 值就逐漸上升，顯示晶界滑移較順暢。

從 SEM 的觀察，沿著擠型方向所進行的室溫拉伸測試，破斷面均是延性破裂，有不少微小 dimples。而室溫液壓鼓脹破裂後破斷面，是呈現一長條撕裂狀的脆性破壞。並從液壓鼓脹成形與拉伸測試所獲得的 K 、 n 值，大致相符合，如果擠製的 AZ31 管材外徑尺寸增加、管材內壁厚度減少，或液壓鼓脹成形過程中，溫度增加，則所獲得的鼓脹高度必能相符合一致。所擠製的 AZ31 管材內的所有晶粒，是與 basal planes 相互平行著，差排的滑移只能被限制在 2D 的平面滑移上，所以擠製的 AZ31 管材要在 3D 形成橢圓形的自由鼓脹是相當困難的，尤其是在室溫環境之下。如提示鼓脹溫度或改變管材組織，應可以大幅改善其成形性。

致 謝

非常感激賜我生命再燃起光輝的恩師 黃志青教授，在我生命歷程中最低落最黯淡時刻黃志青教授在擔任所長職務時，除克盡管理之責外，更時時刻刻發揚了上帝愛人助人的慈愛，主動且無私地引領我走向光明天堂，上帝使者黃志青教授專業學術受到全世界景仰與推崇，寬厚的仁義將受萬世所稱頌。更感謝追隨九年的大智慧恩師 何扭今教授，教導我如何去思考，更是不斷鼓勵我面對難關的奮戰心法與傳授正面迎擊之戰術，恩師何扭今教授的學問淵博，令我終生受用不盡。謝謝兩位世界級的偉大恩師！

獻上謝忱予本校機電系系主任 黃永茂教授，在實驗暨研究過程中無私地提供儀器設備與研究成果來教導敝人，令敝人在液壓成形領域中獲取無窮的技術與智識，並且在論文學位審查中正面的鼓勵與指導，將在我方寸中烙下永不磨滅的感謝。同時也要向遠在中央大學機械系的 李雄教授致謝，不辭千里來為敝人口試及指導，從李雄教授那兒學得許多鎂合金系列的專業細化及成形知識，更學得了專注、謙虛及用心。再感謝本所高伯威教授與 謝克昌教授，九年來從碩士班到博士班，像慈父般的從旁真誠的激勵與關懷，也感謝本校機電系 任明華教授，在論文審查與口試上的肯定與指導，任明華教授學術才德兼備，言談中綻放國際學者的風範，是學生一生效仿的尊者。謝謝您們！

由衷感謝中國大陸大連理工學院 王軼農副教授，在本實驗室從事博士後研究期間之教導，更感謝本實驗室學弟林鉉凱、洪英博、李敬仁、張志溢、洪子翔、鄭宇庭、林政信、莊家豪；及機電所博士班學弟林義凱、小學弟陳秉鍵；技術員長老陳貴香、王良珠、李秀月、江宏達、許鑒、林明政、學長古錦松、華應麒大哥等人，在實驗、研究、電腦繪圖、生活上的全力支持與鼓勵。謝謝您們！

感謝偉大母親永遠的鼓勵與支持、感謝寬宏妻子念園長時期的體諒及可愛兒子逸甫的誕生，更感謝姐夫奈良診所 李秋良院長及姐姐實質的協助，也感謝萬能的上帝、清海無上師 觀世音菩薩等神佛的加持，才能讓我順利取得博士學位。謝謝！謝謝您們！

後學 中華民國不動產服務職業工會全國聯合會 名譽理事長黃建超

於高雄西子灣永遠的懷念與感激

第一章 研究背景與方向

1.1 輕量鎂基合金

早在 1808 年前，第一個提煉出鎂金屬(magnesium, Mg)的是 Davey [1]，鎂金屬是地表上排名第八位之元素，也佔地球外殼組成質量的 1.93%，同時佔海洋組成的 0.13%，在地層及海水中的含量相當豐富。鎂之蘊藏量雖然相當豐富，但由於受限於製程及成本之因素，昔日的使用量遠比鋁(aluminum, Al)及鐵(iron, Fe)來的低。鎂金屬與鎂合金之所以受到極大的關注主要是由於它的輕重量、高比強度、可回收重覆製造，及可應用在結構及非結構元件上之種種綜合優勢。由於鎂金屬的密度 (density)只有 1.74 g/cm^3 ，見表 1-1 [2]，是結構金屬材料(structural metallic materials)中密度最小的金屬，同時只為鋁的 2/3、鐵的 1/4，其中鋁密度為 2.7 g/cm^3 、鈦(titanium, Ti)為 4.5 g/cm^3 、鋅(zinc, Zn)為 7.1 g/cm^3 、鐵為 7.9 g/cm^3 、銅(copper, Cu)為 8.9 g/cm^3 。而鎂之強度約等於軟鋼。

鎂能夠添加不同的溶質元素(solute element)來形成合金，包含銀(silver, Ag)、鋅、鋰(lithium, Li)、釷(thorium, Th)、鋁及稀土元素(rear earth elements);例如：鈾(cerium, Ce)、鈰(neodymium, Nd)、釔(yttrium, Y)等。鋁的添加能夠大幅度增加合金強度，其原理是由於固溶強化(solution hardening)和析出強化(precipitation hardening)所造成，然而若添加少量的鋅，將可改善鑄造性能(cast capability)，見於表 1-2 [2]。

1.1.1 鎂合金的特性

依 ASTM (American Society for Testing and Materials) 規格，鎂合金之分類記號可分為四部份，其符號及意義見於表 1-3 [3-4]。第一部分為兩個英文字母，以表示材料之兩

種主要合金元素，含量較高者在前。第二部份分別表示前述兩種主要合金元素含量，第三部份以單一英文字母表示，以區別兩種主要元素以外其他元素之差異。第四部份和第三部份以“-”記號隔開，由一個字母及數字組成，以表示合金之熱處理或製作狀態。例如：AZ31B-H24，字母 A 及 Z 分別表示 Al 及 Zn 元素，數字 31 表示鋁含量 3 wt% 及鋅含量 1 wt%，B 表示合金制定序號，H24 則表示經加工硬化後進行部份退火處理，且其硬度降為加工硬化狀態的一半。

鎂合金具有高比強度(high specific strength)、高比剛性(high specific stiffness)、優越的抗震性能(damping capacity)、高熱傳導性(thermal conductivity)、高尺寸穩定性(dimensional stability)、良好的加工性能(good machinability)、不易磨耗、優越的防電磁波干擾特性(shielding of electromagnetic interference, EMI)、防射頻干擾性能(shielding of radio frequency interference, RFI)、薄壁鑄造性質(thin wall cast capability)、較佳散熱性(better heat dissipation)、可回收性(recycling ability)、良好的抗撓曲度、抗衝擊性、及環境穩定性(environmental stability)等 [5-12]。

鎂合金應用的種類非常廣，其室溫下的機械性質與化學成份詳見表 1-4 [13]，在鍛造成形的產業，AZ31 有被大量使用，來沖鍛出非結構性產品，其它如 ZK60A，ZK21A，ZK40A，ZC71，HK31A，AZ91，M1A，HM21A 等均是鍛造用的鎂合金材料。一般鍛造用鎂合金主要分為五大類：

- (1) Mg-Al-Zn 系：如 AZ31B、AZ61A、AZ80A。
- (2) Mg-Zn-Zr 系：如 ZK60A。
- (3) Mg-Th 系：如 HK31A、HM21A。
- (4) Mg-Mn 系：如 M1A。
- (5) 其他合金系(Mg-Li 系)：如 ZE10A、ZE42A、ZE62A。

而壓鑄用鎂合金依合金成份之不同可分成四類：

- (1) Mg-Al-Zn 系：如 AZ91D。

(2) Mg-Al-Mn 系：如 AM60，AM50，AM20。

(3) Mg-Al-Si 系：如 AS41，AS21。

(4) Mg-Al-稀土類元素(RE) 系：如 AE42。

此類鑄造鎂合金，因可製造出尺寸穩定、形狀複雜的構件，具高度生產性。但鑄造所得鎂合金，材料不夠密實，易有孔洞形成，故常會造成延展性不高、疲勞強度不足等現象[14]。

1.1.2 鎂合金的發展與應用

由於近年來在科技需求和綠色環保概念迅速推展下，使用具『輕量化與環保可回收』[15]雙重特性的材料，已成為當今產品設計與製造用材的選擇趨勢，此類材料中以鎂合金和鋁合金最具代表性，遠較工程塑膠更符合需求。也由於製程技術的持續提升，消費者對產品品質及性能(如：輕巧化、高頻化、多功能性等)的要求更為提高，及擁有上述多項之特性，因而促成「鎂合金」成為輕量化用材的新主流。更是 3C (computer, communication and consumer electronic) [16]產業結構用材之新寵兒，鎂合金可應用於音頻工業(audio industry)、電子工業(electronic industry)等，已成為商業材料最新的設計目標。例如：新型可攜帶式個人電腦(portable personal computer) 機殼和內構件、錄影相機(video camera)、行動電話(cellular phone)、陀螺儀外殼(gyroscope shell) [17]、腳踏車前叉、可攜帶的數據終端機(portable data terminal)、及許多應用在電子產品(electronic product)、電器產品(electrical product)與電話通訊產品(telecommunication product)上。

鎂合金的比重雖比工程塑膠略高(1.80 對 1.2-1.7)，但就比強度(強度/重量比)而言，鎂合金完全不遜於工程塑膠(甚至比某些複合材料還要好) [6,18]，見於表 1-5。在歐美國家更是將鎂合金應用在新型汽車(automobile)輕量化且省油的設計上，及鑄造電子裝置(electronic devices)，故現今與未來在車輛元件的應用上，可包含四個部份[19-25]：

(1) 傳動部份(Drive train parts)：齒輪箱(gear box)、通風口歧管(intake manifold)、曲柄箱

(crankcase)、汽缸蓋(cylinder head cover)、油泵箱(oil pump housing)、機油箱(oil sump)、變速箱(transfer case)、支架(support)。

(2) 內層部份 (Interior parts)：方向盤心軸 (steering wheel cores)、坐墊元件 (seat components)、後座(rear seat)、儀表板(instrument panel)、控制零件(steering column components)、剎車及離合器踏板托架 (brake and clutch pedal brackets)、安全氣囊護圈(air bag retainer)。

(3) 底盤部份(Chassis components)：車輪(road wheels)、前後懸吊支架(suspension arms of front and rear)、引擎拖架(engine cradle)、後車體拖架(rear support)。

(4) 車體部份(Body components)：鑄造元件(cast components)，如內門栓(inner bolt lid section)、車內門(cast door inner)、A/B 柱子鑄造(cast A/B pillars)，以及薄板零件(sheet components)、與擠型零件(extruded components)。

根據通用汽車(General Motors)、福特汽車(Ford)、克萊斯勒(Chrysler)這三大汽車公司的評估，每輛汽車需求鎂的含量至少 12 公斤，如：儀表板(instrument panel)、變速箱(transfer case)、方向盤(steering wheel)、照後？托架(side mirror brackets)等。鑄造與加工後的鎂合金(cast and wrought magnesium alloys) 選擇使用在汽車元件上的主要因素，和與其他材料(鑄造與加工後的鋁合金、鋼和鐵)比較的機械與物理性質[26-28]，見於表 1-6。鎂合金在儀表板(instrument panel)樑柱或控制板(body panel)的應用上，荷重(loading)模式的主因係為彎曲荷重(bending)，彎曲剛性(bending stiffness)及彎曲強度(bending strength)為決定元件設計的極限因素(limiting factors)。當一個平坦的樑柱或控制板遭遇彎曲荷重時，最小厚度(the minimum thickness, t)與最小質量(the minimum mass, m)，可藉由材料性能指數(materials performance index)的觀念計算出來，在設計鋼與鎂兩種材料元件的性質，是將其厚度比(thickness ratios)和質量比(mass ratios)假設具有相等的剛性，並以下標符號(subscript) “S” 和 “Mg”來區別鋼與鎂[26-28]，可表示成如下：

(1) 相等彎曲剛性(Equal Bending Stiffness)：

$$t_{Mg} / t_S = \sqrt[3]{E_S / E_{Mg}} = 1.67 \quad , \quad (1)$$

$$m_{Mg} / m_S = (d_{Mg} / d_S) \sqrt[3]{E_S / E_{Mg}} = 0.39 \quad , \quad (2)$$

(2) 相等彎曲強度(Equal Bending Strength)：

$$t_{Mg} / t_S = (d_{Mg} / d_S) \sqrt{YS_S / YS_{Mg}} = 1.12 \quad , \quad (3)$$

$$m_{Mg} / m_S = (d_{Mg} / d_S) \sqrt{YS_S / YS_{Mg}} = 0.26 \quad , \quad (4)$$

其中 E 為材料彈性模數(elastic modulus)，d 為材料密度(density)，從上可見鎂之用料重量比鋼祇有 26-39%。在表 1-7 中為不同輕重量材料(lightweight material)與鋼材對於相等彎曲剛性和相等彎曲強度設計之厚度比及質量比的比較。鎂、鋁、熱塑性塑膠的設計因素與製造特徵比較表見於表 1-8 [25-26]。同時經由工研院材料所研究員蔡幸甫先生的探討得知[18]，若以鎂合金的剛性值為 100，則塑膠材料的剛性值皆遠比鎂合金為低，尤以 ABS 塑膠更只有 7.8 而已，若想與鎂合金達到相同剛性，就其重量來最比較，則塑膠所需之重量與其材料費要高很多，且針對整個工件重量而論，鎂合金製品的元件重量不僅不比塑膠重，有時還更輕(在達到相同剛性下)，因而在結構體的剛性上，鎂合金製品遠比塑膠製品為佳，成為筆記型電腦與許多電子產品之最愛，更為消費市場之主導潮流。

雖然鎂合金已成為 3C 產業主流，但由於鎂的晶體結構屬於六方最密堆積(hexagonal close-packed, HCP)，其滑移系統相較於鋁的面心立方堆積(face-centered cubic, FCC)少了許多，因為六方最密堆積的滑移系統，只為底面滑移(basal slip)和少數非底面

滑移(non basal slip), HCP 結構的滑移系統如圖 1-1 所示, 在室溫的一般僅為底面滑移, 故鎂在室溫時要進行非底面滑移的可能性是相當有限, 且可由圖 1-2 鎂單晶在不同溫度產生滑移所需的臨界剪應力中觀察, 與學者 Yoo 等人[30]等研究得知, 致使鎂在室溫時的延展性很差, 造成鎂合金無法在室溫下鍛造成形, 只有隨著溫度的升高才會降低其臨界剪應力, 使得鎂合金非底面滑移較易產生。所以鎂合金除了退火材料以外, 在室溫下只能進行少量的冷加工, 大部分的鎂合金塑性成型都是以熱加工方式來進行[27-30]。目前鎂合金成形方式大都採用(1)壓鑄成形(die casting) [31]、(2)觸變成形(thixomolding) [7]、(3)觸變鑄造(thixocasting), 亦稱為半固態成形(semi-solid forming, SSF)或觸變鍛造(thixoforging) [14]等方式。若鎂合金採用擠型成形, 應會有不少有意義的優越性質勝過於壓鑄成形。

1.2 鎂合金擠型概述

對於鍛造或擠型合金(extrusion alloy), 鎂合金 AZ80 具有像合金 6061 般的拉伸強度(tensile strength), 但延展性則較差。而金屬鎂板如 AZ31, 來與 5052、5083 系列的鋁合金作比較, 則強度稍低了一點, 伸長量約可達到 20%, 如同細晶 AZ31 伸長量可大幅提升。鎂合金滾壓板片在 1930 年至第二次世界大戰期間被廣泛使用, 因其密度低及機械性質佳, 其於飛機上的應用可將重量大幅減輕, 故可賦予優異的操控性能, 甚至連戰機全是鎂合金板片、擠型片所製成, 包括德國的 Aroda 196, 美國的 XP56 及 F-80 等, 幾乎贏得「鎂合金飛機」之美名[32-33]。

早在 1700 末期就已經有基礎的擠型加工, 當時是針對鉛管的加工。擠型指的是塊狀金屬(block of metal)被擠形機藉由油壓驅動擠桿加高壓致使通過模具的孔徑(die orifice)造成塊狀金屬截面積(cross section)減縮成模具孔徑尺寸之過程[34]。通常, 都是利用擠型方式來製造出圓柱型棒材(cylindrical bars)或中空型管材(hollow tubes), 但對於

不規則截面積形狀的擠製則較為困難甚至無法達成，因為在擠型過程中需要極大的壓力，大部分是在熱加工條件下來進行，由於金屬的變形抵抗力(deformation resistance)較低的緣故。其所擠製胚料(billet)放置在盛錠筒內藉由高壓應力(high compressive stress)作用，將胚料壓擠通過一縮小開口面積之型模孔徑製成所需尺寸，並可在擠製過程中有效地減少材料發生龜裂(creak)現象，這對於想提高擠製材料使用上是相當重要的因素，尤其是針對一些較難以成型的金屬而言更是重要，像不銹鋼(stainless steel)、鎳基合金(nickel-base alloy)和其他高溫材料[35-36]。因此擠型可製造出棒狀成品(bar products)、線狀成品(line products)、板狀成品(plate products)、管狀成品(tube products)及中空型成品(hollow components)或非中空型成品(unhollowed components)。根據成功大學曹紀元教授研究[37]得知，甚至可利用擠型的製程來改善鑄造性、抗腐蝕性和合金強度，並適合用於進一步的加工。且再由工研院工業材料所研究員賴詩文研究[38]得知，我國擠型技術，無論擠型機械、模具或製程等技術更新、產品開發，均追隨全球擠型先進業界而發展。與其他塑性成型製成—諸如鍛造(forging)、滾軋(rolling)、機械加工等相比較，擠型有下述之優點：

- (1) 可製造複雜形狀之成品。
- (2) 可一次完成成品要求之尺寸和精度。
- (3) 成品精度佳。
- (4) 表面處理性佳。
- (5) 高應變量加工造成細緻強韌組織。
- (6) 產速及產量大且可高度自動化。
- (7) 設備較低廉且工作場地較小。

擠製作業的四種基本型式是直接擠製(direct extrusion)、間接擠製(indirect extrusion)(亦稱反擠製或後擠製)、靜液壓擠製(hydrostatic extrusion)和衝擊擠製(impact extrusion)。介紹如下：

- (1) 直接擠製，亦稱為向前擠製(forward extrusion)，如圖 1-3 (a)所示，直接擠製的製程，

係將塊狀金屬置於擠壓容器(即盛錠筒)中，並在胚料後放置一塊可分離的隔塊(dummy block)或壓力板並與塊狀金屬接觸，當推桿(ram)擠製胚料後可藉由隔塊之作用製始於料在檢斷時易於脫離，同時藉由與胚料運動方向相同的推桿使胚料受力通過模具開口，直至剩一點餘料切除為止。

- (2) 間接擠製，又稱為反向擠製(reverse extrusion)、倒轉擠製(inverted extrusion)或向後擠製(backward extrusion)，在圖 1-3 (b)說明間接擠製的製程。推桿與胚料的運動方向相反空心推桿支持著模子，模子是固定的，而擠製容器另一端則以板塊封閉，在間接擠製時擠壓容器壁和胚料之間沒有相對運動，磨擦力較低，所以製所需動力比直接擠製為低，但間接擠致有時用上限制，主要是由於它必須使用空心推桿的設備，強度變弱，限制了可被作用的負荷，擠製品無法獲得良好支撐，也限制其應用性。實用上仍以直接擠製較為常用[39]。
- (3) 靜液壓擠製，在整個置放胚料的容器內充滿了液體，最主要功能是用來傳輸壓力致胚料上，使之通過模具來達到所需成品尺寸。由於此法在擠製過程中，具有流體的潤滑劑，所以胚料與盛錠筒間摩擦力很低，並具有高擠型比(high extrusion ratio)、大的模具半角(die semi- angle)、及均勻的金屬流(metal flow)等優點[40]。且其優越性可從複合材料及粉末材料擠壓之適用性、難加工材料擠壓之適用性、高斷面減縮率之工程可行性、高品質製品之可能性等四大性能。靜液壓擠製也可在室溫中進行，所採用的流體是蔬菜油(vegetable oils)，最特殊的是也可使用海狸油(castor oils)來當流體，其主要原因是此類液體具有優良的潤滑性能同時其黏性(viscosity)並不會防阻礙壓力的進行，因為靜液壓擠製專用來製造形狀複雜的成品，例如螺旋式齒輪、各種異形材、化合物系超導線材、散熱銅管等[41-42]。
- (4) 衝擊擠製，屬於間接擠製之一種，特別適用於中空形狀(hollow shape)成品之擠製，其推桿(punch)係由上往下以高速衝擊實心模具，將實心公模具製成與管狀內徑尺寸一樣大小，藉由往下重擊之壓力來成形管材，所擠製成形的管材管壁厚度(wall thickness)決定在實心公模具與孔穴母模具之間之尺寸差異。此法甚至可製造出可摺疊式管材(collapsible tubes)，諸如牙膏(toothpaste)就是以此種方法來從事生產[41]。

1.3 管材擠型

1.3.1 無縫圓形管材擠型

根據 ASTM 的規範，"tubes"這個名詞指的是圓柱狀成品(tubular products)，其實也包含"pipe" and "tubing"的稱呼。Dieter [43]，Laue 與 Stenger [44]曾介紹多種管狀擠型方法，強調擠型是製造無縫管(seamless round tubes)管材極佳方法，更可應用在難於成形加工的金屬或空心非對稱造型擠製件。Dieter [43]指出，擠製管子若使用空心軸胚料作為起始材料，雖然孔可藉著機械加工、鑄造或分離衝床來進行穿孔，但孔之口徑在加熱期間會氧化，導致產生氧化內表面的管材。強調欲獲得滿意且不會有內表面氧化的管材，是將胚料在擠型機上一次完成穿孔和擠製的製程。穿孔心軸模具和推桿同心移動，但它是獨立運動的，在雙動作擠製管材的製成中，其第一步驟是先用推桿端壓胚料，然後推出穿孔心軸，緊接著胚料用艱辛軸來穿孔，且通過空孔模具組來將金屬塊推出，然後推桿前進並藉著心軸擠製胚料以製造出管子。

1.3.2 無縫圓形管材熱加工

Murakami 等人[45]以實驗來進行對熱擠型鋁合金管狀製品，其塑性區金屬向結構，在不同溫度狀況下對擠製的管材機械性質之影響。Hsiang 與 Liao[46]認為在熱擠型(hot extrusion)過程中，胚料的加熱溫度會影響整個管材變形的行為。因為胚料溫度會造成胚料與模具在接合面(interface)產生分佈行為，同時擠型過程中所加在胚料上的負荷(load)也會影響管材的成形。故從文獻探討可知，在擠製過程中，除了胚料的塑性變形熱之外，其他如胚料與模具間的摩擦熱及其間的熱傳導現象等亦伴隨著發生，這些現象的出現使得熱加工與冷加工之間的差異相形增大。由於溫度所造成的熱效應，導致胚料內部材料的機械性質因而發生改變，造成材料變形抵抗應力降低，材料的流動性較佳。所以基本上管材冷加工與熱加工最明顯的不同就是熱加工時其擠型機所需施出的功率

較少，可節省能源。從 Mwembela 等人[47]的研究中更可確知 AZ31 鎂合金在 300-450 °C 的高溫成形是一項非常重要的成形過程，尤其是針對擠型或滾軋加工而言。

然而，在熱間擠製加工常會受到許多參數的影響：熱傳因素使模具與高溫的材料接觸後其溫度會急速上升，模具與材料之摩擦熱，胚料與模具間的潤滑薄膜影響，另外胚料與模具接觸時間的長短，皆造成材料內部溫度分佈不均，此一現象使得材料在模具內的流動產生變化，對於成形負荷將會受到很大影響。在實際操作管材擠製時，為減少模具與胚料間的摩擦，及防止胚料餘料黏著在模具表面造成損壞，故擠製前會在胚料與模具接觸面上塗上一層薄薄的石墨當潤滑劑，其介面間的熱通率 Q_L 為：

$$Q_L = K_L / d \quad , \quad (5)$$

其中 d 為潤滑薄膜的厚度(m)， Q_L 為介面間的熱通率(W / m² K)， K_L 為潤滑薄膜的熱通過率(W/ m K)。

因此，在金屬成形問題中要獲得正確解，就必須同時滿足下列條件：

- (1) 力平衡方程式，即 $\sigma_{ij} / \partial x_i + F_j = 0$
- (2) 材料體積一定條件，即 $\sum_i \frac{\partial(du_i)}{\partial x_i} = 0$
- (3) 應變與位移之適合方程式，即 $\epsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right)$
- (4) 真實材料之應力-應變關係式。
- (5) 幾何邊界條件及外力、位移之邊界條件。
- (6) 降伏條件(Yielding criterion)。
- (7) 物體表面之摩擦狀況。

一般文獻上[46-55]在推導實心材料在擠製加工之速度場，為使問題簡化，於解析中有十項基本假設：

- (1) 材料在模具內流動，其剛性區內任一截面上之 V_y 速度一致。
- (2) 解析的材料為剛完全塑性體。即不考慮彈性應變。
- (3) 材料符合 von Mises 之降伏條件，即 $t = \frac{1}{\sqrt{3}} s_0$
- (4) 材料之塑性變形區為一圓扇形區外，其餘為剛性區。
- (5) 在熱間擠製過程中，挺桿、模具、胚料其材質特性係數均為常數，如比重、比熱、熱傳導係數等，不隨溫度昇降而變化。
- (6) 挺桿速度在擠製過程中是保持一定的。
- (7) 摩擦係數在擠製過程中是保持不變的。
- (8) 模具外圍保持恆溫加熱。
- (9) 胚料與模具接觸間之潤滑薄膜厚度，在擠製過程中是保持一定的。
- (10) 材料在模具內無旋轉現象，且金屬流動為軸對稱。

圖 1-4 [49-50]是採用上界法(the upper bound method)與有限元素法 (the finite difference method) 解析金屬成形區中變形區分割的探討，分為四個區域(ZONE1~ZONE3, DEAD ZONE)，採用圓柱座標系統(r, y, θ)，依 Chang 及 Choi[50]之推導公式：ZONE1 和 ZONE3 是剛性區(rigid zones)，而 ZONE 2 是塑性變形區(the plastic deformation zone)。各變形區域的速度分量與有效應變率分別敘述如下：

- (1) ZONE1：(材料入口剛性區)

$$\dot{U}_r = \dot{\epsilon} = 0 \quad , \quad (6)$$

$$\dot{U}_y = V_0 = 1 \quad , \quad (7)$$

(2) ZONE2：(塑性變形區)

$$\dot{U}_r = \frac{R(y)R'(y)(1 - R_i^2)(r^2 - R_i^2)}{r(R^2(y) - R_i^2)^2} , \quad (8)$$

$$\dot{U}_y = \frac{1 - R_i^2}{R^2(y) - R_i^2} , \quad (9)$$

$$\text{符合體積不變條件 } \dot{e}_{rr} + \dot{e}_{yy} + \dot{e}_{\theta\theta} = 0 , \quad (10)$$

(3) ZONE3：(管材出口剛性區)

$$\dot{U}_r = \dot{e} = 0 , \quad (11)$$

$$\dot{U}_y = \frac{1 - R_i^2}{R_o^2 - R_i^2} = V_f , \quad (12)$$

(4) ZONE4：(剛性區)

$$\dot{U}_r = \dot{U}_y = \dot{e} = 0 , \quad (13)$$

其中 V_o = 擠製圓管入口速度， V_f = 擠製圓管出口速度， R_o = 擠製圓管出口外半徑， R_i = 擠製圓管出口內半徑(心軸半徑)。

總變形功率 J^* 為內部變形功率、摩擦損失功率、剪斷損失功率之總和。

(1) 內部變形功率：

材料內部發生塑性變形(ZONE 2)時，內部變形功率總和為：

$$\dot{W}_j = \sum_{j=1}^{N_j} \overline{s_j} \dot{e}_{eqj} V_j , \quad (14)$$

其中 V_j = 各元素的體積， $\overline{s_j}$ = 各元素的塑流應力， \dot{e}_{eqj} = 各元素的有效應變率， N_j = 塑性變形區元素個數。

(2) 剪斷損失功率：(產生速度不連續量， $\Gamma_1, \Gamma_2, \Gamma_3$)

$$\dot{W}_s = \sum_{j=1}^{L_j} t_{sj} |\Delta V_s| S_j , \quad (15)$$

其中 L_j = 剪斷面上元素個數， t_{sj} = 剪斷面上各元素之剪斷應力， S_j = 剪斷面上各元素之面積。

(3) 摩擦損失功率：($\Gamma_4 \sim \Gamma_8$)

$$\dot{W}_f = \sum_{j=1}^{M_j} t_{fj} |\Delta V_f| F_j = \sum_{j=1}^{M_j} \frac{m}{\sqrt{3}} \overline{s_j} |\Delta V_f| F_j , \quad (16)$$

其中 M_j = 摩擦面上元素個數， t_{fj} = 元素剪斷應力， F_j = 摩擦面上各元素之面積， m = 定摩擦係數(0.0 = m = 1.0)。

(4) 總變形功率：(total power of deformation)

$$J^* = \dot{W}_j + \dot{W}_s + \dot{W}_f , \quad (17)$$

為內部變形功率、摩擦損失功率、剪斷損失功率之總和。

管材的應變速率的估算方法，可依據 Manufacturing Processes for Engineering Materials [41]書中所提，假設擠型胚料的死區(dead zone)與擠型軸方向夾 45° ，其胚料變形的平均應變速率公式如下：

$$\dot{\epsilon} = \frac{6V_o}{D_o} \ln R , \quad (18)$$

其中 V_o 為推桿的前進速率， D_o 為胚料的直徑大小， R 為擠型比。如此推算出 AZ31 管材的應變速率。在擠型升溫過程中，擠型壓力增加是隨著推桿前進速率的增加。且當擠型速度增加，進而擠型應變速率也會著增加，單位時間內所輸入的功也會跟著增加。

1.4 管材液壓成形 (Tube hydroforming, THF)

金屬塑性成形產業為能促進產業升級，達到降低生產成本，提高產品附加價值及產業競爭力之目的。早在 1951 年時，美國 Cincinnati 公司就曾發表過液壓成形技術，當初只用於板材之成形加工，如今已擴大至管材之二次成形加工。管材液壓成形加工製程 (tube hydroforming, THF)，是使金屬管材內部承受高壓液體，同時輔以軸向推力，致使管材向外側鼓脹變形，以得到所需形狀產品之加工製程，圖 1-5 為管材液壓鼓脹示意圖 [56]。其成形方式是屬於冷壓加工 (cold press-working)，所以學者 Ahmetoglu 等人 [57, 58] 又稱為液體鼓脹成型 (liquid bulge forming, LBF)。近年來，隨著電腦控制技術及高壓液壓系統的進步，加上現代化的液壓成形機械設備皆具有軸向推料力、內向液壓壓力及背向壓力 (counter pressure) 等三個獨自控制的作用力單元，如圖 1-6 所示 [59]，不僅已大幅提升製程中材料成形的能力，更使液壓成形製程逐漸成為另一種可用於大量生產之加工方式。若依 THF 零件形狀製程來區分，可分為兩大類。一為液壓鼓脹成形，專用來進行管材局部擴張之用。二為不規則形狀之液壓成形，常伴隨著彎曲、預成形加工。

發展管材液壓成形技術最大優勢在於「輕量化」，此外也可降低成本，同時改善產品性能等。相較於傳統沖壓製程，管材液壓成形加工可算是一種相當新穎的技術，用以取代工業上需經多道次沖壓及組裝後方可使用的零件。高壓液體通常是使用水或液壓油，此外在某些特殊用途上也採用如氣體、低溶點金屬、粉末、黏性聚合物等。

因而現今德國、美國、日本之汽車大廠等紛紛投入管材液壓成形之研發和設計，由於當紅的商業用 AZ 系列的鎂合金，在此一領域所發表的文獻相當罕見，故本實驗係將所研發的 AZ31 管材，以液壓成形來測試自由鼓脹成效，並探討材料的機械性質，以提

供學界與工業界對於 AZ31 鎂合金之發展潛力及未來豐富商機有更深一層之瞭解。

對於管材液壓成形技術而言，主要有六大項優點[60-72]：

- (1) 減輕重量：因為管材液壓成型乃是將較小尺寸的管材，以壓力擴張成較大尺寸且可成形複雜的零組件，如此素材、零組件、甚至是銲料也可節省掉，減少元件之數目，而達到產品輕量化之目的。
- (2) 品質提高：可致使材料強度增加、降低材料回彈(spring back)效應的彈性變形、增加工件整體的均勻性、改善公差並增加精度、減少工件的接合點。
- (3) 降低成本：因模具種類數量及材料上的銲接接合點、凸緣部(flange)、素材、零組件均減少了，所以可大幅降低材料成本與生產成本；同時加工製造道數、零組件裝配過程減少，因此人力成本也可大大節省下來。
- (4) 增加設計彈性：是當今新興技術，可成形複雜且大型工件，就連汽車的引擎托架(engine cradles)、車頂蓋(roof headers)也能成形製造。
- (5) 提昇製造技術：昔日對於中空管材的成形加工技術較少，而液壓成型可將中空狀的管材直接一體成形製成所欲獲得的產品形狀。且可提高成品封閉斷面之剛性、強度及其可靠度。
- (6) 減少廢料：管材的成形是藉由模具設計之形狀來成形，所以幾乎沒有廢料產生。

儘管有上述之優點，但有下列不利的缺點：

- (1) 單一製程週期時間(cycle time)較長：普通一個鍛件約只需數秒鐘即可完成，但對於 THF 成形，由於壓力上升速度受到限制，因此約需數分鐘。最快也須 20 秒鐘以上。因此較不適合做為大規模量產之加工方法。
- (2) 昂貴之加工設備：由於複雜管材之成形需要較高之內部成形壓力，因此需要大型且昂貴之加工機械設備。
- (3) 製程知識與技術缺乏：與傳統之板材成形相比，管材之成形加工顯然必須要高度加工技術。目前較缺乏這方面相關之資料庫(database)及技術(knowhow)可供參考，必須自行研發。

Fuchizawa 等人[73]的實驗證明,自由鼓脹區域的外型(profile of free-bulging)是較接近橢圓表面弧形狀(elliptical surface arc),自由鼓脹區域的厚度(thickness of free-bulged)是近似於正方形分佈(quadratic distribution)。基於以上兩大實驗證明,因而發展出簡易的數學模式(mathematical model),針對管材經過鼓脹加工後,可獲得鼓脹厚度之分佈數值,即在鼓脹加工過程中其鼓脹高度(bulge height)及內部壓力(internal pressure)間之關聯性。

$$R_e = r_o + r_e (1 - \cos\phi_e) , \quad (19)$$

$$Z_e = L/2 - r_e \sin\phi_e , \quad (20)$$

$$R_p = \{R_e (R_e + Z_e \tan\phi_e)\}^{1/2} , \quad (21)$$

$$R_z = \{Z_e (Z_e + R_e \cot\phi_e)\}^{1/2} , \quad (22)$$

其中, t_0 為初始厚度, r_0 為初始厚度, t_p 為變形後極點厚度, (R_e, Z_e) 是點 e 的座標 (coordinate), R_e, Z_e 分別為 e 點在 r 方向及 z 方向之座標, ϕ_e 是接觸角度(contact angle), L 是初始的管長(initial tube length), r_e 是模具進入半徑(entrance radius of the die), P 為壓力, R_p 和 R_z 分為小軸與大軸的半長, 亦即其管材鼓脹成形示意圖詳見圖 1-7[74]。

管狀胚料於模具內同時承受內壓力及軸向推料力,亦即在液壓成形時管件原料將受到很大的抗拉應變。開發零件及製程時,變形條件及應變限制必須正確控制以避免發生頸縮(necking)、翹曲(warped)、起皺(wrinkling)等不良現象。利用工程計算及電腦模擬分析可得到適當的製程參數(諸如內壓力、軸向推料力、抗壓力)以減少零件及製程開發時間。THF 製程商品化模擬解析軟體,目前常被使用的有最小平方回歸法(Least-Squares Pegression)、NDEED、LS-DYNA 及 PAM-STAMP 等,其程式符碼採用有

限元素法(finite element simulation, FEM)來進行分析。Hwang [75]在 2003 年曾針對圓形管材在方形模具內施行液壓鼓脹成型與破裂模擬研究，結果得知摩擦係數(friction coefficient)在鼓脹過程中影響很小，但對成品的厚度分佈則影響較大，以摩擦係數 0.1 而言，鼓脹後對照初始厚度達到 0.25。並從模擬結果可獲知所需成形壓力、破裂壓力及均勻的厚度分佈等條件，故電腦模擬有限元素分佈可作為製程與零組件開發設計重要參考，甚至可改進液壓成形管壁震動造成不良成品等問題，零組件初始設計後藉由電腦模擬分析可事先預測其成形時變形狀況，作為變更設計之依據，同時也可用於製程參數及模具設計之修正，進而減少後續試模工程之時間，進行 THF 時，為可靠地預測其可成形性，提供正確的材料資料(如流動應力、管材厚度、管材直徑、機械性質等)，及製程參數資料(如內向液壓力、軸向推料力、對向壓壓力、摩擦力等)[76-79]。

1.4.1 管材液壓成形應用

透過對金屬材料塑性流動進行精確控制之手段，結合高精度模具設計、製造及自動化生產技術，製造高附加價值、高精度複雜形狀製品，其應用領域則從汽、機車業拓展至電子、通訊與電腦等 3C 產業、微細尺寸零件成形產業，以至微機電成品等，將開創出金屬塑性加工新領域並拓展其應用範圍。

管材液壓成形的技術多應用在圓筒、板、管做任意剖面的造型，在表 1-9 為現今應用於 THF 製成之管件材料[72]，更常使用於製造腳踏車、機車、三通管、管配件、衛浴設備、照相機三腳架，見圖 1-8、休閒運動器材等民生用品，管材由原來圓形剖面逐漸貼模變換成不同形狀，如圖 1-9 所示。此外也可製作汽車、航太的輕量化零件。單說應用在汽車零組件的就有如圖 1-10 顯示[80-81]：

- (1) 引擎支承座(Engine cradles)：位於車體前方的次結構件(front subframe)，應用高強度低合金鋼液壓管一體成形，取代了六個元件沖壓後組合的傳統方式，直接的效益是重量減輕，且縮短了組配時間。

- (2) 儀表板支架(Instrument panel support)：接合點處接合完美，儀錶安裝孔與支架外形一體成形且表面光滑。
- (3) 冷卻水箱支承座(Radiator supports)：由液壓成形元件組合而成，取代了由多件沖壓元件組成之傳統做法，直接減輕了 5 公斤的重量。
- (4) 側門橫樑(Frame rail)：由管件液壓成形的側邊橫樑提升了整體汽車剛性，也避免了傳統長條焊道焊接的困難點，圖 1-11 為汽車的側板金模。
- (5) 車頂橫樑(Roof headers)：必須做成具有凹槽的剖面以利擋風玻璃的鑲入，同時橫樑本身也要有是當彎曲力矩，這樣的造型惟有以液壓成形方式最合適。
- (6) 其他以液壓成形之汽車零件尚有：座墊支承架(seat frame)、方向控制桿(control arm)、各類排氣管系統(exhaust manifolds)在圖 1-12、底盤、結構安全件、引擎支架(engine cradle)、懸吊系統元件(suspension components)等。

另外像輕卡車車架滑軌、傳動軸等速接頭的六片式整形模如圖 1-13 所示等，甚至是齒輪件的成形，不勝枚舉見圖 1-14 所列出的管材液壓成形不同形狀產品。就連著名的汽車公司 Audi、BMW、Daimler Chrysler、VW、Entwicklung、Beetle(金龜車)等都將塑膠件改用兼具環保、安全、高性能且省成本的金屬管材液壓成形產品，如圖 1-15 所示。大約從 1995~1997 年，聞名全球德國 Volkswagen 公司、Benteler 公司、Krupp Presta 公司、Muller Weingarten 公司紛紛投入此一領域進行新產品研發，見圖 1-16(a)~(d)之成品，結合自動化設備開創新契機來符合消費市場之需求[82]。

1.4.2 管材液壓成形技術簡介

管材依製造方式可分為無縫管、電縫管、熔接管、鍛接管等，而液壓鼓脹成形為管材之二次成形加工，如圖 1-17 所示[83]。針對 THF 重要參數可分為生產設備以及管件

成形能力兩大部分，以下針對這兩方面討論：

(1) 管材液壓成形生產設備

- (a) 成形設備：具有確實開啟及閉合成形模具之功能是液壓成形機械之必要條件，亦即設備在成形操作時必須能提供足夠的夾模力，以避免模具分離或產生彈塑性變形，此外，並須有軸向推力及高壓密封防洩之功能。
- (b) 模具：模具直接影響整個成品之好壞，因此良好的成品必須要有適合的模具配合。模具根據產品形狀及管材材料性質來設計，由於模具筒體必需承受高內壓以及軸向負載，所以高強度之材料是必要的；而良好之表面品質影響成品之成形能力以及表面精度，更可以將摩擦力降至最低；彈性之設計可以增加成品之多變化性以及降低成本，以上皆為設計模具之首要條件。
- (c) 液壓供應設備：液壓系統包含有液壓幫浦、增壓器及各式控制閥等，主要是在液壓成形過程中，供應足夠之液體壓力以及具有更彈性之操作範圍。
- (d) 控制系統：計有電腦、電子式控制閥、放大器、線性量測尺及資料擷取卡等，其主要目的為液壓成形製程中，各製程參數(成形壓力、軸向推料力、鼓脹高度及厚度分佈等)精準之控制以及量測，並利用控制器做閉迴路回授控制，以得到較佳之成品以及較高之精度。

(2) 管材成形能力

- (a) 管材有各種材料特性，如應變硬化指數 n 值、強度係數 K 值、塑性異方向性(R 值)。這些材料性質影響液壓成形製程之成形能力以及成品好壞，一般而言 THF 用管件材料要素有：抗拉強度、延展性、材料成分、流動性、高應變硬化指數、高異方向性值、良好且無刮痕之表面品質，以及熱處理的狀況。
- (b) 影響摩擦力之因素主要有潤滑劑、管材材料特性(表面品質)、模具表面狀況(表面粗糙度、表面處理等)。潤滑效果之好壞，會直接影響到成形厚度分佈、模具表面之磨耗及軸向推力所造成之形變。所以，適當的潤滑劑使用，不僅減少滑動所產生之摩

擦力及防止黏著或刮痕之發生，也減少模具之磨耗及軸向推力所造成的變形。此外，必需承受高內壓、軸向負載及避免分離或回彈之高壓密封成形設備與模具，也是影響液壓成形製程的重要因素[74-86]。

1.5 超塑性材料的基本性質 (The basic of super plastic materials)

超塑性(Superplasticity)專指具有特定組織與材質的材料，在特定之溫度與應變速率下，變形行為猶如高溫玻璃、塑膠或場溫泡泡棉般，具有極大的拉伸率，可達數百甚至上千百分比，一般而言是定義在大於200 %，而且形變過程中變化十分均勻，沒有局部頸縮的現象(free of localized necking)。亦即超塑性被定義成材料有很大的拉伸應變。超塑性自1912年被發現以來，經過許多研究人員的努力與發展，多種的材料，包括金屬、陶瓷、介金屬化合物、複合材料等都發現到超塑性的存在性質[87-88]。在工業界，使用超塑性的目的在於開發一體成形的製程，降低加工回彈(spring back)現象，減少因為鉚接或鉚接而產生的應力集中的所造成的問題，亦減少成形後之車修，也就是提高產品的良品率，因此能降低生產成本並提高產率。從Considere 理論[43]，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，

$$\sigma = \sigma (\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, \gamma), \quad (23)$$

若取 $d\sigma / d\varepsilon$ ，則(22) 式可寫為下列式子(23)，

$$d\sigma / d\varepsilon = (\partial\sigma / \partial\varepsilon) + (\partial\sigma / \partial\dot{\varepsilon}) (d\dot{\varepsilon} / d\varepsilon) + (\partial\sigma / \partial T) (dT / d\varepsilon) + (\partial\sigma / \partial\gamma) (d\gamma / d\varepsilon) + \dots \quad (24)$$

在一般的拉伸測試裡，第一項之 $(\partial\sigma/\partial\epsilon)$ 會佔重要部分，而當超塑性發生時，第二項之 $(\partial\sigma/\dot{\epsilon})$ 會變成比較重要，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，材料在超塑性變形過程中，其流變可以用關係式 $\sigma = K' \dot{\epsilon}^m \epsilon^{n'}$ ，即所謂的 constitutive equations，我們最常用的數學公式為 power law：

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m, \quad (25)$$

其中 σ 為流應力(flow stress)， K 為材料的性質常數， $\dot{\epsilon}$ 為應變速率(strain rate)；材料的超塑性特性通常以 m 值做為指標，用以描述材料受拉伸時，對於頸縮的抵抗力。 m 為應變速率敏感係數(strain rate sensitivity)，亦稱為應變速率敏感值，而 m 的定義如下：

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon}}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\dot{\epsilon}}, \quad (26)$$

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

$$n' = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \epsilon} = \left(\frac{\epsilon}{\sigma} \right) \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \right), \quad (27)$$

通常 m 值介於 0 ~ 1 之間，一般的金屬與合金在室溫約 0.01~0.1，其 m 值小於 0.2。當 m 值增加時， $(\partial\sigma/\partial\dot{\epsilon})$ 會跟著增加， $d\sigma/d\dot{\epsilon}$ 亦會跟著增加，因而符合 $d\sigma/d\dot{\epsilon} > \sigma$ 之法則，延緩頸縮現象之惡化，同時產生超塑性質。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。對於超塑性材料而言， m 值在超塑性溫度($0.5 \sim 0.8 T_m$ ， T_m 是熔點溫度)時約介於 0.3~0.8 之間。也就是用來判定超塑性材料的 m 值一般大於 0.3。若材料呈現出理想的牛頓型黏滯行為(ideal Newtonian viscous behavior)，則其 $m = 1$ ，如在玻璃轉換溫度(T_g) 以上之熔融玻璃。大部分超塑性材料在成形時，通常會有兩

個需求[88-96]，第一是小且穩定的晶粒結構，一般是小於 $10\ \mu\text{m}$ ，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 $0.5\ T_m$ (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。

一般材料要達到超塑性的能力，其材料的基本性質要達到以下幾個基本要求[20，90]：

- (1) 細晶粒組織：一般而言，要具備良好超塑性，材料的晶粒尺寸約需小於 $10\ \mu\text{m}$ ，如此才能讓材料方便達到最主要的變形機構——晶界滑移(grain boundary sliding)。
- (2) 第二相的存在：超塑性變形是一個與擴散控制有關的過程。在較高的拉伸溫度，大約是 $0.8\ T_m$ 左右，因為在高溫形變時，為維持細晶粒結構，通常需要第二相的幫助。利用第二相顆粒的析出的存在，使超塑性成形的晶粒成長得以抑制，並且隨著第二相數量的增加與分佈越均勻，其抑制晶粒成長的效果越顯著。早期超塑性材料多為共析(eutectoid)、共晶(eutectic)或偏析(monotectoid)之組成的合金，而目前則較多研究現有的商用合金。
- (3) 晶界結構的性質：相鄰晶粒的晶界為高角度晶界(high angle boundary)將有助於超塑性的主要變形機構——晶界滑移的啟動，而低角度晶界(low angle boundary)受到剪力時，並無法有效是晶界滑移或旋轉。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。
- (4) 組織與晶粒形狀：材料變形後晶粒的形狀能維持細小且等軸(equiaxed)晶粒，當材料受到剪力時能有利於產生晶界滑移或旋轉。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。

- (5) 晶界的移動性：在晶界滑移之時，應力會集中在晶界交會點(triple point)，而造成空孔的產生而提早破斷。具有較高晶界移動力(mobility)，會減少這種應力集中的現象。

對於影響超塑性材料因素一般可分為：

- (1) 晶粒大小與彼此之間角度的差異，係指晶界滑移的能力強或弱。
- (2) 應力與應變速率的關係，即應變速率敏感係數(m 值)大小。較低的應變速率，一般是低於 $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 左右，材料才會達到超塑性。
- (3) 應力大小與應變的關係。
- (4) 晶粒成長的趨勢與裂洞產生的趨勢。

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, HSRSP)；(4) 其它機構。

1.5.1 細晶粒超塑性

一般細晶粒超塑性(Fine-structure superplasticity, FSS)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)；
- (2) 晶界滑移伴隨擴散流為補償機構(Ashby-Verral)；
- (3) 晶界滑移伴隨差排滑移為補償機構如圖 1-18 所示[89-91]。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成的裂孔。

從圖1-19與圖1-20 [89-91]我們可以看到高溫時細晶粒材料流應力(flow stress)與應變速率(strain rate)的關係，大致上分為S形曲線或三個不同變化區域，Region I、Region

II、Region III，同時也可以觀察到當材料在變形時，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，材料變形行為較快者即為速率控制機構。說明如下：

Region I區域：

在低應變速率區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，故在Region I區域內m值很低，材料的伸長量很小導致延展性差，此區存在著三種不同變形機構都有貢獻，而主要的控制機構來自穿晶差排應變與擴散潛變。

Region III區域：

Region III 為差排滑移潛變所控制。

Region II區域：

在中間應變速率區間Region II 則為超塑性流區域，m值大約是0.5 左右，且最大伸長量可以獲得，此區間為最理想的超塑性操作範圍。主要的控制機構來自晶界滑移並伴隨穿晶差排應變補償。

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，基本的需求是晶粒必須小於10 μm；而對於陶瓷材料則需小於1 μm。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簡單關係[89]：

$$\dot{\epsilon} = A \frac{kD}{d^p} \left(\frac{s - s_0}{G} \right)^n \exp\left(- \frac{Q}{TR} \right) , \quad (28)$$

其中 $\dot{\epsilon}$ 是應變速率，A，p是常數，d是晶粒尺寸，s是流應力， s_0 門檻應力值，G是剪力模數，D是擴散係數，Q是活化能，R是氣體常數，T是絕對溫度。對於p，n及Q變化而言，都是依據特定的擴散機制(diffusion law)、特定的流應力與材料中不純物(impurity)而改變。

$$\dot{\epsilon} \propto d^{-p} \exp(-1/T) , \quad (29)$$

其中 p 等於2或3意表示晶粒細化後，在固定溫度時，超塑應變速率會增快。很多研究人員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 extrusion, ECAE)、往復式擠型等方式(本論文將在1.3.2節晶粒細化之加工方式詳細說明)，以達到晶粒細化之目的，並能提升應變速率。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。另一方面，在固定應變速率時，晶粒細化會導致超塑性溫度降低。同時在拉伸過程中，還有一現象發生，流應力(flow stress)亦會隨著晶粒尺寸之降低而下降。

1.5.2 內應力超塑性

利用材料內部所產生的內應力而達到超塑性(Internal stress superplasticity, ISS)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，例如呈現理想牛頓型黏滯行為。晶粒尺寸大小並不是很關鍵。在大部分例子產生內應力的原因有下列幾種[88, 93]：

- (1) 多相材料在熱循環或壓力循環過程中發生相變化。
- (2) 在熱循環中，純金屬或單相合金其本身的非均向性(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不同而有不同的熱膨脹係數，因此產生內應力。

1.5.3 高應變速率超塑性或低溫超塑性

事實上，高應變速率超塑性(High strain rate superplasticity, HSRSP)或低溫超塑性(Low temperature superplasticity, LTSP)是細晶粒超塑性的種類之一。這領域的重要是因為傳統超塑性僅被發現在相對低的應變速率，典型的應變速率為 $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。速率快約1000倍以上，高應變速率超塑性發生在較高的應變速率，其應變速率為 $10^{-1} \sim 10^1 \text{ s}^{-1}$ ，晶粒大幅細化明顯地為高應變速率超塑性之重要因素。另一方面，超塑性溫度一般大約為材料熔點之 $0.8 T_m$ 以上，對鎂合金($T_m = 650^\circ\text{C}$ 或 923 K)或鋁合金($T_m = 660^\circ\text{C}$ 或 933 K)，其超塑性溫度約為 500°C 或 773 K 上下，即 $0.8 T_m$ 附近，由於晶粒細化，超塑性溫度也可下降到 $0.4 \sim 0.7 T_m$ ，就鎂及鋁合金而言，就降到 $200^\circ\text{C} \sim 400^\circ\text{C}$ 上下。由第(28)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1-21 晶界滑移與差排滑移兩機構對晶粒細化之關係圖中，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[89]。

由於各種新熱機處理的開發，可以製出極細晶粒(約 $0.1 \sim 0.5 \mu\text{m}$)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，鎂合金預期將大量運用在原以鋼鐵為主的汽車上(如1.1.2節 鎂合金的發展與應用所述)。本實驗室Pu與Huang等人早在1993~1995年間[94-96]就已經成功開發出細晶粒8090 Al-Li-Cu-Mg合金，在 350°C 與 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 時，有710%的伸長量。本實驗室在鎂合金系列，進行細晶粒開發也有許多值得參考之結果[92-99]，多是在 $190^\circ\text{C} \sim 300^\circ\text{C}$ 與 $10^{-3} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 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 LSRSP)之超塑性，祇是對AZ31合金經過擠型得到 $\sim 2 \mu\text{m}$ 棒材，才獲得低溫且高速超塑性之結果[90]。

1.5.4 其它機構

在金屬中大的拉伸變形量還有可能被觀察到如在 Class I 固溶合金，該類變形機構主要是溶質原子拖曳潛變(solute-drag creep)機構，差排的移動會受到溶質原子的牽制，差排的移動速率控制了變形速率，故晶粒尺寸的要求就並很需要其 m 值約為 0.33。另一種便是粗晶粒材料在很低應變速率下藉由擴散流(diffusion flow)而得到不錯的伸長量，其 m 值可達到 1 左右。就像藉著 Coble creep 也就是晶界擴散(grain-boundary diffusion)；Nabarro-Herring creep 是原子經晶格擴散(lattice diffusion)和 Harper-Dorn creep 是經由滑移。

1.6 鎂合金超塑性之研究與發展

針對鎂基合金要達到超塑性的能力，在材料的微結構上都採取細晶結構的方法來達到超塑性的能力，而 AZ31 鎂合金是當今消費市場上最常用且廉價之商用鎂合金，由於業界所講求的是效率及成本，故提高應變速率和降低溫度是一重要的課題。Bussiba 等人[101]提到過藉由熱機處理(thermomechanical process)不僅可以對鎂基合金的超塑性能力有正面幫助，還能提升室溫的延展性。當晶粒細化時，便能提高速率及降低溫度，本實驗利用工業界最易接受之簡單單道擠型機，配合本實驗自行設計的模具組，專用來研發 AZ31 無縫管材並達到晶粒細化之目的。Watanabe 等人[102]提到對於減小晶粒尺寸的效應，能降低達到最大伸長量所需應變速率與溫度，更進而達到低溫與高速超塑性的要求。

1.6.1 晶粒尺寸之影響

Nussbaum 等人[93]則以 AZ91(Mg-9Al-1Zn)為例，以快速凝固(rapid solidification, RS)及不同擠型情況（溫度、速度及比例）得到不同的晶粒，當晶粒愈小時所對應的機械性質愈好。可藉由表 1-10 明顯觀察到晶粒大小與機械性質之相對的關係。在 Mg-Al

合金系統中，以純鎂、AZ31 和 AZ91 為例，其中 AZ31 及 AZ91 經過 T4 處理，把三種不同材料做硬度值比較，我們觀察到硬度值分別為 $H_v = 28$ 、47 及 60 kg/mm^2 。我們可以看出在此實驗，Mg-Al 系中 Al 可當成有效的硬化元素。而析出 β 相($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$)會隨著退火溫度的提高而使得 β 相之體積比率下降。

Mabuchi 等人[97-98]以不同熱處理條件以及工作環境溫度得到不同晶粒尺寸，藉由晶粒大小來探討晶粒對機械性質的影響。以 AZ91 鎂合金為例，可由文獻觀察到晶粒愈小時，整體所表現出的機械性質越佳，如室溫最大抗拉強度和伸長量。且符合 Hall-Petch 方程式：

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2} , \quad (30)$$

其中 σ 為材料的降伏強度， d 為晶粒大小， σ_0 為與晶粒大小無關之材料應力，而 k 為例常數。由於鎂合金之 k 常數比鋁合金大很多，故在鎂合金中作晶粒細化，可以比鋁合金有效低提升強度。

超塑性方面而言，晶粒大小對於伸長量、應變速率及潛變強度都有明顯的變化。在固定應變速率下，當晶粒較小時，其伸長量比大晶粒大很多。小晶粒可在較高的應變速率或較低溫度下得到和大晶粒一樣的伸長量。從上述及 1.5 節材料超塑性的基本性質之探討，我們更可以明白，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、晶界結構的性質、組織、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、組織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。

1.6.2 晶粒細化之加工方式

從 1990 年以後，次毫米(sub-millimeter)的金屬元件、細晶粒的材料製造變得極為熱門，因為它可以應用在電腦、電子元件上、行動電話、汽車導航系統、連結元件、微反

應器、醫學用途的微系統、醫學產品的零件尺寸範圍等級等等，用途可說是非常廣，市場非常大。因此有許多研究人員致力於發展精密金屬塑性成形，及材料細化加工製造領域之研發與改良，欲達到生產量化、材料成本精簡之目的。

對輕金屬材料功能進一步改質，一方面是添加新成分，如輕量元素 Li、B、Sc、Sr 等，或較重之 Y、Nb、Zr、RE 等，另一方面便是使用各種二次加工處理，以期能夠達到微米、次微米，甚至奈米級的晶粒尺寸。對於粗晶粒往下細化(top down)之加工處理技術發展至今，有：震波衝擊(shock loading)、壓力下扭轉(torsion under compression)、循環擠型(cyclic extrusion)或往復擠型(reciprocal extrusion)、等徑轉角擠型(equal channel angular extrusion, ECAE)、高擠型比擠型(high extrusion ratio extrusion)、累積滾壓(accumulative roll bonding, ARB)、滾壓式熱機處理(rolling typed thermomechanical treatment, R-TMT)、粉末冶金加擠型(powder metallurgy plus extrusion, PM/EX)、快速冷卻加粉末冶金(rapid solidification plus powder metallurgy, RS/PM)、機械合金(mechanical alloying, MA)等。另外，也發展出由原子噴覆堆積往上磊晶(bottom up)之成形技術，如新式電鍍法(electrodeposition)、氣相層積法(gas condensation)、噴覆成型法(spray forming)，以及表層晶粒細化技術，如超音鋼球撞擊(ultrasonic shot peening, USSP)、離子佈植法、輻射照射法等常較引人注意，方法不勝枚舉[103]。

就震波衝擊技術而論，可將純金屬之晶粒細化至 $0.1 \sim 0.3 \mu\text{m}$ 之範圍，材料經每秒 $10 \sim 100$ 公尺之高速衝擊，造成材料內部產生極高能量之差排缺陷，再進行動態再結晶形成細微組織，機械性之 Hall-Petch 強化效應相當明顯，可增加數倍之多，但成品一般較小，不易工業化。而壓力下扭轉加工示於圖 1-22，首先必須材料先做成環狀，至入一特殊的模具內，再施以扭轉和壓縮加工，材料接近試片表面的部分會發生大量剪力變形，隨著轉速增加，晶粒形狀愈加等軸，尺寸亦可細化至 $0.1 \sim 1 \mu\text{m}$ 。此外，大量應變的循環擠型技術乃是將原始材料置於兩側均有油壓衝模，中間有一頸縮區之裝置內，如圖 1-23，當一邊油壓衝模進行時，另一邊不動，材料經頸縮區受到擠型後再經過壓縮，然後由另一邊推回，經反覆來回擠型與壓縮，材料受到大量的變形，使晶粒尺寸驟減而

達到超細、等軸的理想微結構，操作溫度多屬中高溫，以免材料嚴重碎裂。

等徑轉角擠型加工也是細化晶粒的一種加工方式，如圖 1-24，目前常見的轉角有 90° 與 120° 等，棒材從一端壓入，經轉角時材料經歷大量剪應變，再從另一端壓出，棒材雖經大量變形，但截面積尺寸並未縮減，與一般擠型不同，因此可施加 4-8 道高變形量等徑轉角擠型，材料仍維持原始大小，這點與震波衝擊、循環往覆擠型或累積滾壓之效果頗為相像。Mabuchi 等人 [97] 曾以等徑轉角擠型方式加工鎂合金 AZ91(Mg-9Al-1Zn)，得到 $1\text{ }\mu\text{m}$ 之細晶粒並成功發展出低溫超塑性，在 200°C ($\sim 0.5\text{ }T_m$)，可得到 661% 的高變形量。Mukai 等人 [104] 使用等徑轉角擠型加工 AZ31(Mg-3Al-1Zn) 鎂合金，再施予熱處理發展出有利纖構，使室溫拉伸量提昇到 50%，提供未來鎂合金室溫成形之可能性。

細晶之高速超塑性複合材料之開發，亦成為相當熱門的研究主題，為使陶瓷粉粒均勻分散開來，施加高擠型比擠型，擠型比約在 40:1 ~ 100:1，成效良好。由於鎂合金較難施加大量滾壓以生產薄板，故高擠型比擠型可藉助運用，由於一般商用 AZ、AM、ZK 鎂合金，在 300°C 以下擴散便很快，其動態再結晶過程可於中溫高擠型比擠型過程中順利完成，可以一道 100:1 之擠型，毋需循環或轉角擠型，即可產生均勻細晶之板材、棒材或無縫管材，室溫強度高，室溫拉伸達 50% [105]，且呈現極優異之低溫高速超塑性，可作為 $100 \sim 300^\circ\text{C}$ 之溫間壓製成形 (press forming or press forging) 或液壓管材成形 (tube hydroforming) 之素材。

為使精密金屬元件能夠順利製造，從傳統大晶粒尺寸材料，要能細化成微細晶粒尺寸材料，必須仔細考慮四項議題，第一，材料；第二，製程；第三、工具；第四，機械及設備。故 Pu 等人 [96] 使用傳統滾壓熱機處理技術，將 8090 Al-Li-Cu-Mg-Zr 合金與 5083 Al-Mg 合金細化至 $0.5\text{ }\mu\text{m}$ 左右，開發出低溫超塑性。Saito 等人 [106] 則是使用累積滾壓的製程技術，將 1100 純鋁之 1 mm 厚度薄板疊層後進行 200°C 的滾壓，壓延後的材料

再截成兩半，疊層後再壓延，重複步驟至少六次以上，如圖 1-25。晶粒由原始 37 μm 被細化到 0.67 μm 。其室溫強度由原始的 100 MPa 增加到 300 MPa，證明晶粒的細化對材料也有強化之作用，材料晶粒尺寸改變，則材料原來的強度也會隨著改變。

另外也有研究人員將傳統的電鍍法裝，改良成新式電鍍法其裝置，如圖 1-26，電鍍成形材料通常被形容為無缺陷(defect free)，晶粒在 10~50 nm 上下，呈現驚人之強度與韌性，是塊狀奈米金屬之最佳製程之一。而噴覆成形法則是一種以商業化之成形技術可以製造大型細晶材料的絕佳方式，圖 1-27 為其示意圖，晶粒範圍一般分布於 1~20 μm 上下，但如藉助經設計改良之快速冷卻技術，可以開發奈米甚至非晶質材料。新式金屬噴射成形法，也可應用於金屬微元件之製造，可達顆粒尺寸 8 μm 。其他還有不少表面層晶粒細化技術，如超音鋼球撞擊、離子佈植法、輻射照射法等，均可以在表層 100~500 μm 深度以內，形成細晶粒強化保護層，增加局部摩擦性。以上簡介各種金屬細化製程技術之綜合比較列於表 1-11[103]。

在最新的晶粒細化加工技術，本實驗室在 2004 年已突破傳統的銲接接和技術，利用工具頭摩擦旋轉攪拌(friction stir)著眼於材料晶粒細化或添加微細顆粒來達成材料晶粒細化之目的，已具相當成果[107]，見圖 1-28 的簡單示意圖。摩擦旋轉攪拌程序可非常有效的應用於創造一材料均質的微觀組織並增加其延性，可用於金屬基複合材料的製備，且具有使材料晶粒細化之潛力，成為一新興的晶粒細化技術。

為了使鎂合金有更好的機械性質，可以藉由不同的加工方式來細化內部的晶粒大小，因為晶粒大小影響超塑性性質，綜合歸納成下列幾大項，且一一說明其中的優劣。

1.6.2.1 粉末法

Mabuchi 等人以 AZ91 ZK60 ZK61 鎂合金為例，比較粉末冶金法(powder metallurgy,

PM)與鑄錠冶金(ingot metallurgy, IM)製造之材料在特性上有何差異。使用鎂合金粉末在 250 °C 時，用 500 MPa 的壓力燒結成胚料，再經過 100：1 的擠型材料，比用鑄造法再經過擠型的材料有著較好的高速超塑性行為。先從晶粒大小說明，粉末冶金法與鑄錠冶金經過 300 °C 時 100:1 的熱擠製後，將試片做退火處理，退火溫度為 300°C，而退火時間為 30 分鐘，觀察四種材料(PMAZ91、IMAZ91、PMZK61、IMZK60)之晶粒大小分別為 1.4 μm 、5.0 μm 、1.4 μm 、2.4 μm 。發現由粉末冶金法所製造的材料，其晶粒都明顯地小於鑄錠冶金法所製造，而以粉末冶金法所製造的材料在高應變速率下有較良好的超塑性性質，這是因為晶粒越小時所對應的超塑性應變速率越快[20]。

Watanabe 等人[108]研究以用粉末法的鎂合金與鎂基複合材料的超塑性變形機構，而提出是報告過是晶界滑移並伴隨晶界擴散控制滑移的補償機構。且這些用粉末法的材料只能在 277 °C 以下被強化。另外在鎂合金中沿著晶界散佈的氧化物顆粒小於 25 nm，複合材料的強化物小於 2 μm ，經由顆粒周圍的擴散流能扮演讓應力集中處得到舒緩作用(relaxation)的角色。但當溫度低於 277 °C 以下，這種舒緩作用在滑移補償(slip accommodation)過程中並不完全進行，使得差排在晶界上或沿晶顆粒上堆積(dislocation pile-up)，而這種差排在沿晶顆粒上的堆積為強化的主要貢獻。但由於粉末材料成本亦大幅高於鑄造材，大規模使用仍受限制。

1.6.2.2 快速凝固法

曾在 1991 年時，Solberg 等人進行 AZ91 鎂合金快速凝固法(rapid solidification, RS)研究，測到寬度 12 mm，而厚度僅 100 μm 之薄片帶，之後再裁斷疊成厚塊，再經過 40:1 擠型，可得到均勻的晶粒尺寸約 1.2 μm ， β 相約為 0.2 μm ，相較一般壓鑄再經擠型的晶粒大約為 3 ~ 20 μm ，故快速凝固所得的晶粒較一般壓鑄的晶粒小。而且微結構在溫度上升時也很穩定，如晶粒在 300 °C 時，保持 12 小時的加熱溫度，其晶粒大小並沒有很大的改變，晶粒仍然維持在 1.9 μm 左右。在 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 與 300 °C 下為例，一般壓鑄及快速凝固法所得的伸長量分別為 170% 及 1000%。快速凝固法所獲得超塑性行為遠較一

般傳統的壓鑄好很多，其最主要的原因是因為成形時，快速凝固法所造成的空洞較少之原因。否則在高溫下拉伸容易因空洞而斷裂，不過這種厚度僅 100 μm 之快速凝固薄片帶，再經繁複累疊後施予擠型加工，材料成本太高，只適合實驗室研究卻無法大量工業化生產應用[90]。

1.6.2.3 壓延法

Kim 等人[109]使用熱壓延(rolling)方式，在 375°C 下使 AZ61 鎂合金初始晶粒從 16 μm 細化到 8.7 μm ，當壓延溫度過高而使快速晶粒成長而無法使晶粒細化 10 μm 以下，而溫度過低時則會有邊緣破裂(edge cracking)發生而經過壓延後的 AZ61 在 400 °C 以 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 應變速率下能得到最大伸長量 580%。

Mohri 與 Mabuchi 等人[110]在 400°C 壓延 AZ91 鎂合金，並在 300°C 以 $1.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 作拉伸測試。被壓延過後的晶粒雖是 39.5 μm 大，但當試片變形到真實應變為 0.6 時，晶粒已經細化到 9.1 μm 。晶粒細化的過程主要來自於拉伸時的初始階段所發生的動態連續再結晶(dynamically continuous recrystallization)，也由於發生晶粒細化才能使試片再繼續變形，才能啟動晶界滑移的變形機構。

李雄等人[111]也曾利用擠型製作成 2 mm 的 AZ31 片材，約為 10 μm ，再經加熱至 350 ~ 400 °C 後，保持在 160 °C 的壓延溫度，可將晶粒尺寸有效地降至 4 μm 。同樣對 Mg-Li-Zn 合金進行壓延後，來探討強化機構之發展，也具有相當成果[112]。

另外本實驗室 Lin and Huang[93,99]也對經過擠型後再經過壓延的 AZ91 鎂合金在 300°C 以 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 作拉伸測試，也發現到晶粒從初始的 13 μm 細化到 2.5 μm ，晶粒細化也是來自動態再結晶(dynamic recrystallization)的貢獻。

1.6.2.4 擠型法

Lee 等人[113]以 AZ91 鎂合金與 AZ91/SiC_p 複合材料，以不同的擠型(extrusion)條件對擠型後材料的拉伸性質與微結構影響進行分析研究。獲得的結論是不同的擠型比(extrusion ratio)、擠型溫度和 SiC_p 顆粒大小都會影響機械性質好壞。其結果得知擠型溫度越高或擠型比越小對於擠型的壓力也相對的越小，不過所得到的試片拉伸強度也相對地減小，而且強化相顆粒大小和含量也影響到超塑性的好壞，這現象不只在複合材料成立，也驗證在鎂合金或鎂基複材在 300 °C 以 25 : 1 以上的擠型比之實驗條件上，均能獲得細小且等軸晶粒，而晶粒細化的原因也是在熱擠型過程中發生動態再結晶。而兩種

材料的拉伸強度都隨著擠型比越高而強度越高。

Mabuchi 等人[114]對用鑄造與用粉末冶金(powder metallurgy)兩種不同方式的原始坯料 AZ91 與 ZK61, 在 280 °C 以 100 : 1 的擠型比下擠製後的材料作超塑性的研究。實驗的結果顯示理想的超塑性應變速率反比於起始晶粒, 流應力所對應的活化能, 是高於晶界擴散(grain boundary diffusion)而低於晶格擴散(lattice diffusion)之活化能。用粉末冶金方式的原始坯料, 經過擠製後所呈現的超塑性行為, 比用鑄錠的坯料好, 而這是因為用粉末冶金的坯料存在有較小的初始晶粒。另外這些擠型後的材料存在有高速超塑性的行為, 而其主要的變形機構不同於以往鋁基複合材料的有液態相的存在作為一種調適機構, 而是因為鎂的晶界擴散能力優於鋁, 使得在應力集中處能得到有效舒緩。

由於鎂合金不易作中低溫滾壓, 故擠型法成為鎂合金最佳細化晶粒方法。本實驗室[90,93,99-100]針對 AZ31、AZ61、AZ91 鎂合金施行高擠型比 100:1 ~ 166:1 晶粒細化加工, AZ31 所擠型製造的棒材, 晶粒尺寸可細化~2.5 μm , 有優異的 HSRSP 可達 1000% 的伸長量, 在 200~250 °C 時的 LTSP 仍可輕易獲得 1000% 的伸長量超塑性材料行為[115-116]。不過擠型成品多為棒材, 不利於後續大量應用, 而薄板擠型本實驗室, 成功開發出厚度 2 mm 的片材, 晶粒尺寸可大大細化~ 2 μm [90], 管材擠形將是工業界積極想開發之領域。

1.6.2.5 等徑轉角擠製法

等徑轉角擠型加工也是細化晶粒的一種加工方式, 如圖 1-24, 目前常見的轉角有 90° 與 120° 等, 棒材從一端壓入, 經轉角時材料經歷大量剪應變, 再從另一端壓出, 棒材雖經大量變形, 但截面積尺寸並未縮減, 與一般擠型不同。而 Segal 等人[117-118]已成功開發出一種等徑轉角擠型(equal channel angular extrusion, ECAE)的變形方式, 將一個模子挖兩各等橫截面的通道, 如圖 1-24 所示。材料在擠製過程中, 經過通道交角時, 會產生一個剪應力變形, 其應變量表示方法為:

$$e_N = N \left[\frac{2 \cot(f/2 + y/2) + y \sec(f/2 + y/2)}{\sqrt{3}} \right], \quad (31)$$

其中 N 為擠製次數， ϕ 為此兩通道的交角， ψ 為通道外側的弧角。經由這種變形方式，可以在不改變試片橫截面而不斷反覆擠製而累積大量應變下，得到次微米級的晶粒。

Mabuchi 等人[97]使用 AZ91 的鎂合金在 175 °C 下使材料累積應變量達到 8.05，能得到約 1 μm 的晶粒尺寸，較一般傳統加工如擠型(extrusion)、壓延(rolling)小，使得在低溫 200 °C 與 $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 能到 661% 的最大伸長量。相對於其他方式的加工，的確有效地降低超塑性的溫度。應變速率敏感係數約 0.3，所對應的低溫超塑性機構是差排黏滯滑移(viscous-glide of dislocations)，但試片經過變形後的表面觀察，卻呈現是晶界滑移的特徵，以 AZ91 的低溫超塑性來說，差排黏滯滑移似乎並未是主要的變形機構。不過 ECAE 擠製之試片，尺寸很小，約為 10 ~ 30 mm 之直徑，目前仍很難作工業大量應用。

Mabuchi 等人[119]利用高解析電子顯微鏡(high-resolution electron microscopy, HREM)進行微觀組織(microstructure)的分析，觀察到經過等角擠製後的材料呈現不平衡狀態(non-equilibrium state)，這現象便是晶界的刻面上有規則或不規則排列的起伏(wavy)，且隨著愈接近晶界其晶格平面歪曲(distortion)愈大。將試片放置在 225 °C 環境下 12 小時做退火(annealing)，使非平衡晶界轉變為平衡晶界(equilibrium state grain)。而晶粒大小由 0.7 μm 變為 3.1 μm 。另外退火前後之兩種材料都有應變速率敏感係數 0.5 的值，而流應力所對應的活化能也是晶界擴散的值。經過退火的材料所呈現的低溫超塑性比沒有經過退火的好，而主要的原因是未退火材料的不平衡晶界的長程應力(long-range stresses)阻礙了差排的移動，反觀退火後的材料存在平衡晶界，這種情況使得當晶界滑移時所造成的應力集中處得到的補償，進而延緩斷裂。因此有平衡晶界之材料會呈現較長的超塑性伸長量，其主要原因是由於材料具有平衡晶界則較易進行晶界滑移。

1.6.2.6 雙重擠型法與往復式擠型法

Mukai 等人[120]利用雙重式擠製法(double extrusion and reciprocal extrusion)來製造細晶粒，雙重擠型也就是二次加工擠型。以 ZK60 加上 17vol%SiC 的顆粒為複合材料，經過一次擠型與二次擠型比較，經過雙重式擠製法(double extrusion)可得到大約為 1.7 μm 的晶粒，而在 350°C 以下晶粒大小維持一定，350°C 以上晶粒則快速成長，在該文

獻中觀察到在 350 °C 與 10^{-1} s^{-1} 時可得到最大的伸長量，伸長量為 450%，其應變速率敏感係數約 0.5，且活化能是 81 kJ/mol，可以算是低溫且高速超塑性。從實驗結果可以得知主要的變形機構是晶界滑移伴隨晶界擴散補償機構。

國內清大的葉均蔚教授的研究群，以往復式擠型(reciprocal extrusion)法製作超塑性 AZ91 鎂合金，在 275 °C 往復擠型 10 次後，可以得到等軸晶粒 3.5 μm ，在 300 °C 以 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 可以得到 989% 的伸長量，在機械性質上比一般鑄錠，降伏強度(yield strength)提高為 3 倍，抗拉強度(ultimate tensile strength)提高為 2.6 倍。具有這些良好的性質主要是因為在具有均勻且緻密的微結構[90]。

1.6.3 鎂合金的拉伸性質

學者 Narutanic [121]在鎂合金有廣泛的描述，其晶粒大小和拉伸性質有相對關係存在。當探討鎂合金之低溫超塑性行為時，也需先就室溫拉伸來探究鎂合金之破壞行為(fracture behavior)。Reed-Hill[122]則以 Zn 為例，觀察其晶體之劈裂面(cleavage plane)為(0001)。對於 AZ91 鎂合金中最主要介金屬是析出物 β 相($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$)。不過因為鎂基為六方堆積結構，而 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 為體心立方結構(body-centered cubic, BCC)，導致 Mg/ $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 之界面呈現脆性。微小裂紋(microcrack)產生趨向於 Mg/ $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 之界面或者 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 之顆粒。 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的體積和型態會影響機械性質。同樣的 Lahaie 與 Embury 等人[123]也從實驗中驗證了 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的多寡會影響材料拉伸強度，且當溫度越高時， $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的量會相對的減少。觀察拉伸的表面時，會發現裂紋主要發生在靠近 Mg/ $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 之界面或者 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 之顆粒。這些裂紋會合成一長的裂紋流(crack river)，裂紋流連接最主要的裂紋及二次裂紋。材料斷裂最主要原因是細紋的合併(coalescence)及成長(growth)，而劈裂特徵是劈裂階(cleavage steps)、劈裂流(cleavage rivers)及二次裂紋(second cracks)。

Lu 等人[124]以 AZ91 鎂合金作為實驗材料，利用光學顯微鏡及掃描式電子顯微鏡

(scanning electron microscopy, SEM)觀察拉伸後 AZ91 鎂合金之破斷面，顯示出 AZ91 鎂合金最主要的室溫破裂模式為脆性破裂(brittle fracture)和劈裂(cleavage)。

1.7 X 光繞射織構分析

利用 X 光繞射法(X-ray diffraction)來分析織構(texture)特性已相當普遍。量測中，藉由布拉格定律(Bragg's law)與晶格特性，對於不同平面，產生不同的繞射強度與位置，以顯示織構特性。經由 X 光繞射法來鑑定，我們便可對整體材料織構特性有一宏觀的認知，之後再依需求，利用其他設備，更進一步獲得所需要的訊息。但 X 光繞射法雖然可獲取整體上(macrotecture; macroscopic texture)晶粒的取向分佈，卻無法取得個別 microtexture (local texture)晶粒取向、晶界角度之量測訊息。目前較為廣泛利用的，便是 X 光繞射極圖與取向分佈函數(orientation distribution functions, ODFs)。極圖只能顯示 2 維(two dimension)的方向性，若欲獲得 3 維的晶粒資訊，只能仰賴 ODFs。從 ODFs 中可取得完整的織構組成資料也可獲取 X 光繞射法所無法量測出的尤拉角(Euler angles, j_1, f, j_2)，而尤拉角可由極座標(polar coordinations)在尤拉空間(Euler space)繪製出，而尤拉空間建構成 ODFs。

1.8 研究動機

由於能源缺乏及環保意識抬頭，質輕、可回收再使用，具有優異性質的鋁、鎂合金在工業方面之應用有逐漸增加之趨勢。督促材料業界求新求變使材料製程技術提升、新技術的再突破，未來鋁、鎂合金等輕金屬的應用將會逐漸取代鋼鐵等重金屬的應用。在這十年來許多鎂基系列的合金已成功轉化成細晶粒材料，並廣泛地應用於 3C 產品與交通工具或運輸設備，也應用於在休閒運動器具上，來迎合消費市場對產品高標準要求(如

輕巧性、多功能性、環保性、價格低廉及高頻化等多元性能) [97,105]，甚至手工具及材料處理設備亦為鎂輕質特性之廣大市場。近年來由於可攜帶式產品蔚為風潮，鎂合金前景大受看漲與開發，其卓越的特性：重量輕(比重是結構合金中最輕)、散熱佳(傳導率比塑膠好)、耐衝撞(耐狀強度和吸震性均比塑膠好)、厚度薄(最薄可達 0.5 mm 只為塑膠之一半)、加工成本低、可回收再利用、並具防電磁波干擾等優異特性。而鎂為應用於結構合金中最輕的金屬，比重只有 1.74。最普遍使用的商用鎂合金即為 AZ 系列鎂合金，為在鎂中含有鋁及鋅，例如：析出強化型 AZ91 與固溶強化型 AZ31 鎂合金，本研究將以 AZ31 為重點，作以下的研究規劃。

- (1) 從文獻得知，擠型後材料多為棒材(rod-shaped bars)或片材(thin sheets)，而管材(tubes)擠型的研究卻相當罕見；工業界所生產管材，大多只著重在鋁合金領域，幾乎很少針對商用鎂合金來研發管材。故而對於本實驗室現有的簡易單道擠型機來研發管材引發濃厚之研究興趣，首當其衝是必須設計出能一體成形的模具組，才能一次擠製出無縫 AZ31 鎂合金管材。
- (2) 需嘗試研發、設計的穿孔心軸模具組，來搭配本實驗室 KCAEP-350E 型銅鋁用高溫擠型機，由於機台出口徑約為 50 mm，故所擠製管材外徑只得以小於 50 mm 為設計方向，並能符合鎂合金週邊產品的應用開發。
- (3) 探討低擠型比的 AZ31 管材，對於 250 °C~400 °C 不同擠型溫度參數，及 6 秒~1100 秒不同擠型過程時間所製造的管材，與本研究團隊在高擠型比所擠製的棒材、片材，比較其晶粒細化情形有何不同。
- (4) 管材的拉伸測試，在文獻上亦是少有探討，所以本實驗將 AZ31 管材製作成拉伸試片後，採行不同單軸拉伸溫度參數室溫 25 °C、低溫 200 °C、中溫 300 °C、高溫 400 °C，及不同拉伸應變速率 2×10^{-4} 、 1×10^{-3} 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 之測試下，測試是否具有超塑性

性質，並探討其最佳超塑性條件、與超塑性成形後材料強度，並與棒材、片材進行比較分析。

- (5) 針對所擠製的 AZ31 管材，當作液壓成形材料，設計製作管材液壓成形模具組，進行固定管長鼓脹試驗，並由電腦模擬與實驗值之分析，來探討 AZ31 材料性質對於管材液壓鼓脹成形與鋁合金管材液壓鼓脹成形之差異。
- (6) 近年來鎂合金的超塑性研究，大都偏重在如何開發最好的超塑性鎂合金，但消費市場的激烈競爭下，鎂合金的應用已經不再侷限一般的 3C 產業外殼，逐漸往結構性管材材料應用發展，但對於超塑性及液壓成形併行的研究幾乎乏人問津，故而本研究對於研發 AZ31 管材並進行超塑性測試、液壓鼓脹成形與材料機械性質分析，期盼能供學術界與工業界作為參考。

第二章 實驗方法

2.1 實驗材料

本實驗材料所選用的材料為鎂合金，鎂合金編號為 AZ31 (Mg-3Al-1Zn)材料。AZ31 的材料是購自加拿大 Deltabc 市的一家 CDN 公司，材料是經由半連續鑄造 (semi-continuous casting)方式製造出來的，其購得時的尺寸為直徑 178 mm 和高度 300 mm 的圓柱狀。AZ31 的詳細化學成分列在表 2-1。

2.2 材料加工製程

原始購得的 AZ31 鑄錠材料，已經充分再結晶，晶粒已成等軸形狀，其晶粒大小約 75 μm ，這些原始材料因其晶粒過大，室溫韌性不佳，也沒有具備超塑性的要求。所以藉由熱機處理的方式來達到晶粒細化的目的，使得材料具有更佳的室溫韌性與超塑性的能力。整個實驗流程以圖 2-1 來表示。

2.2.1 管材擠型模具設計與製作

本實驗所用的擠型機為國內的功益公司所製造，KCAEP-350E 銅鋁用高溫擠型機。為雙缸橫軸式油壓擠製機，最高出力為 350 噸，如圖 2-2 所示。擠製棒材或片材時，均是在擠壓容器中的胚料後方放置塊狀金屬當作壓塊(dummy block)，見圖 2-3 之放置次序圖，並利用推桿(ram)見圖 2-4，與之配合來直接加壓使其通過模孔來擠製出成品，成為直接擠製，尤其是熱擠製大部分是藉由直接擠製來完成，本實驗室的擠型機為簡易單道擠型機即屬此類型式。但對於欲擠製出管材則必須加以改良設計所需模具組才能達成目的。

Dieter [43]在 Mechanical Metallurgy 書中，且 Laue 與 Stenger 在 Extrusion Processes, Machinery, Tooling 書中[44]均曾介紹多種管狀擠型方法，強調擠型是製造無縫管管材極佳方法，更可應用在難於成形加工的金屬。Mannesmann mill 的方法雖廣泛運用在鋼和銅胚料的製管方法，由於侷限於 KCAEP-350E 型號擠型機盛錠筒與出口設備之限制，是無法在製程上使用二個彼此成一角度的桶形驅動輥輪來製造管材，同時從 Dieter [43]一書中明確得知，Mannesmann mill 方法無法提供足夠大的管壁減少量和伸長量來製造管子，所以類似的方式，如 Assel 輥軋法、三輥輪穿孔軋管法(three-roll piercing machine method)等，都無法適用在本實驗機型上。再者本實驗室的簡易單道擠型機，盛錠筒重量高達 200 ~ 300 公斤固定於機台上，為了安全設計是絲毫無法移動，且盛錠筒開口孔徑祇有 65 mm，因此最常應用在鋁、鎂合金擠型的無心軸多孔拔模(porthole die)方法，將施以強大壓力致使胚料被強擠而通過多孔型模，產生分離流束的變形，來繞著中心橋式孔型模，而在模內匯聚接合的製管流程，同樣是遭遇到擠型機台限制而無法運用。

若利用空心軸胚料來擠製管材，雖可運用機械加工方式先行鑽孔或車削來完成所需，但孔之口徑在加熱期間會氧化，同時無法達到材料晶粒細化之目的，使用此方法則祇是在進行機械製造，根本不需使用到擠型機，與本研究主題背道而馳。鑑此，本實驗運用材料力學理論中的懸臂樑載重模式[126]，考量推桿承座是固定於機台上，絕對不能移動，而推桿是如同樑的分佈載重作用，在設計上必須考量擠型過程中推桿強度必須能承受高壓立即安全性之問題，故推桿材料選用依據標準機械設計圖表便覽書中資料，詳察得知[127]，由於 AZ31 鎂合金必須施以 250 ~ 400 °C 的溫度來進行細化製成擠製，故針對擠型用途來選用熱作金屬模的工具鋼材，所以本實驗選用 SKD61 工具鋼並經熱處理，硬度達 HRC 48~50 當作擠製推桿，其跨深比(spandepth ratio)誤差小，可擠製一體成形加工的 AZ31 無縫管材。同時將推桿前端以機械加工方式，曲率厚度需足夠來支撐擠壓過程的強度，所以車製 57 mm 長、半徑減縮 12.25 mm 的厚度，及在外徑車製 37.5 mm 的螺紋。見圖 2-5，用來配合自行設計的穿孔心軸模具(piercing mandrel die)，

穿孔心軸模具的材料同樣選用為 SKD61 工具鋼並經熱處理一體成形，如圖 2-6 所示，重量 2.1 kg，硬度達 HRC 48~50，經過數次實驗與改良，符合 KCAEP-350E 型號擠型機之現有條件，穿孔心軸直徑為 25 mm，長 112 mm，並有穿孔心軸頂部有特殊圓弧設計，以防止緩衝模具斷裂、卡死或難以退模等棘手問題。圖 2-7 為自行設計的推桿與穿孔心軸模具組合裝置於擠型機模座上照片，而圖 2-8，是管材出口成形的模具組，模孔大小與管材外徑相同為 30 mm，材料同樣選用為 SKD61 工具鋼並經熱處理，硬度達 HRC 48~50，其中有圓弧溝槽部分，是為配合螺栓固定管材出口成形的模具組於擠型機模具上而設計的。

茲因擠型推桿重達 9.5 kg，只單靠推桿模座之單向固定，容易造成裝設無法在中心線上，模座夾持推桿之形式宛如機械加工法中的車床加工，然而盛錠筒位置是不變的所以設計了如圖 2-9 的校正頂心[128]，由左向右放入盛錠筒中，並搭配擠型機滑軌寬 93 mm，自行設計重量 4.1 kg 的滑塊如圖 2-10，放置在滑軌上，同時上面吸附改良式的量錶，桿長 40 mm，專用來校正推桿裝置的真直度，及中心線的維持，組合圖如圖 2-11 所示。

2.2.2 管材擠型 (Tube extrusion)

所採用的熱機處理方式是採用熱擠製來達到晶粒細化的目的，並降低材料內部的空隙，更進一步提高材料的機械性質。將購得的材料車製成直徑 65 mm，高度 45 mm 的圓柱體，材料要放置於擠型機前，在擠型模具上噴上氮化硼(BN)，以減少擠型時材料與模具之間的摩擦力。擠型出來的材料為 AZ31 管材，其擠型比為 15.4：1，擠型後的管材外直徑為 30 mm，內直徑為 25 mm，管壁壁厚為 2.5 mm。針對 AZ31 材料進一步了解固溶型材料管狀成形後材料變形情形與棒材、片材之差異。在 250 ~ 400 °C 的溫度之間進行擠製。本實驗時之前所擠製的棒材及片材，均無探討擠型速率的變化所得的材料有無變化之研究，故而本實驗特別在擠型機上加裝速率指示(speed indicator)，配合輸出功率旋鈕(power output controller)見圖 2-12 所示，分別以 6 s、125 s、500 s、1100 s 四種不同擠製完成時間的擠型速率，來研究其管材由於擠型成形速率不同，其晶粒細化程度有何差異。

擠型比(Extrusion ratio, ER)定義為 $ER = A_0/A_f$, 其 A_0 為最初的截面積, A_f 最後的截面積, 擠型比如下:

$$ER = (65/2)^2 \pi : [(30/2)^2 \pi - (25/2)^2 \pi] = 15.4:1 , \quad (32)$$

$$\text{真實應變量(true strain) } \ln(ER) = 2.7 , \quad (33)$$

管材擠型操作步驟:

1. 將直徑 65 mm , 高度 45 mm 的 AZ31 圓柱體胚料放進盛錠筒。
2. 裝置擠型推桿於推桿模座上, 並鎖上穿孔心軸模具於前端。
3. 放上滑塊在滑軌上, 同時上面吸附量錶, 校正推桿裝置的真直度, 及中心線。
4. 放入口成形的模具組於模座上, 並以螺栓固定。
5. 將擠型機的溫度控制器設定在欲達到之溫度。
6. 等候加熱時間 4 h 完成, 啟動主缸前進, 調整輸出功率旋鈕來控制擠型速率。
7. 退模, 待溫度降至室溫, 切斷管材並取出。

2.3 機械性質測試

2.3.1 微硬度試驗

本研究所採用的微硬度儀器為 SHIMADZU HMV-2000 微硬度試驗機，測試用的試片主要取樣於管材內徑，進行微硬度實驗(H_v tests)，荷重為 100 g，停留時間為 15 s，量測時取點位置觀察不同區域之間的微硬度變化情形。

2.3.2 超塑性測試 (Superplasticity tests)

本研究的拉伸實驗試片，是直接從擠型機擠型後的管材，沿擠型方向截取並依照工業界使用之習慣，只截取中、後段來製作拉伸試片。而拉伸實驗試片依照美國材料試驗學會(ASTM)規格加工製成[129]，如圖 2-13 所示，標距長(gauge length) 5.5 mm，標距長軸與管材擠製方向平行。所進行的拉伸試驗機機型為 INSTRON 5582 型萬能試驗機，設備主要是由主機、油壓系統、控制器以及電腦週邊所組成。且該機型搭配具有三區加熱高溫爐控制器設備。其拉伸速度控制採固定夾頭速度法(constant crosshead speed)的方式來進行，對於試片實施室溫與 250 ~ 400 °C 的測試，室溫的拉伸應變速率(strain rate)為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，來量測管材在室溫的極限抗拉強度與伸長量。在 250 ~ 400 °C 溫度範圍則分為施以 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 等不同的應變速率來檢測。本研究主要探討 AZ31 管材於塑性區之變形情形，故材料特性著重於伸長量與 m 值的判定，而對於材料之拉伸強度係數(K)值及應變硬化指數(n)值，則用來與管材液壓成形後分析之比對。

茲因 Instron 5582 型萬能試驗機只能測得夾頭位移的伸長量(displacement)與拉伸試片的荷重(load)，依據體積不變定律，可將負荷-位移關係透過工程應力與工程應變，轉為真實應力與真實應變關係。故必須將這些數據利用電腦來進行運算轉換成真實應力(true stress)與真實應變(true strain)，才符合工業界和學術研究之所需。首先假設試片在

進行拉伸過程中為均勻變形(uniform deformation)，所以轉換公式如下：

$$L = (L_d/L_f) \times L_m + L_0 , \quad (34)$$

$$\epsilon_{\text{true}} = \ln(L/L_0) , \quad (35)$$

$$\sigma_{\text{true}} = \sigma_e (1 + \Delta L/L_0) = \sigma_e (L_f / L_0) , \quad (36)$$

$$L_f = L_0 + \Delta L , \quad (37)$$

其中 L 為試片在拉伸過程中真正的伸長量， L_d 為試片在拉伸過程中 Instron 5582 型萬能試驗機所紀錄夾頭位移伸長量， L_f 為試片在拉伸直至斷裂(fracture)，Instron 5582 型萬能試驗機所紀錄的夾頭位移總伸長量， L_m 是試片拉伸完畢實際由尺規量測值， L_0 是試片起始的標距長， ϵ_{true} 為試片的真實應變， σ_{true} 為試片的真實應力， σ_e 為試片的工程應力(engineering stress)。

所得資料可經由電腦處理後，得到真實應力應變圖(true stress-strain curve)，應變速率敏感值(m value)，加工硬化值(work hardening)，活化能(activation energy)等。同時材料拉伸試驗後的結果，可量測出預測成形極限所需的材料強度係數 K 、應變硬化指數 n 等材料常數，以便將求得之材料參數代入理論準則中，預測材料的成形極限結果。

2.3.3 管材液壓成形模具設計與製作

本實驗所使用的液壓成型機台，是本校機械與機電工程學系黃永茂教授實驗室，自行設計製作的室溫液壓鼓脹成形試驗機，其成形系統設備組合圖見圖 2-14[59]，主要分為四大系統，第一為管材液壓鼓脹試驗機台(圖 2-14 中編號①)、第二為幫泵動力

設備(圖 2-14 中編號②) 第三為利用帕司卡原理設計的 1 比 4 增壓器(圖 2-14 中編號③), 高壓液體供應幫泵最大產生壓力為 350 kgf/cm^2 , 可達 1000 大氣壓, 液體從幫泵產生經由增壓器就能產生 1400 kgf/cm^2 之高壓液體。油壓增壓器係由二個不同斷面積之同軸油壓缸所構成, 1 比 4 增壓器增壓作動示意圖[59]見圖 2-15, 流體輸入側之直徑 $d_1 = 120 \text{ mm}$, 高壓流體輸出側之直徑 $d_2 = 120 \text{ mm}$, 入口壓力 $P_1 = 350 \text{ kgf/cm}^2$, 故可有 4 倍之增壓, 出口壓力則可達到 1400 kgf/cm^2 。

第四系統為 1/2 噸小型吊車(圖 2-14 中編號④)等組成之固定管長液壓鼓脹試驗系統。圖 2-16 (a)試驗機台組立示意圖, 而 2-16 (b)為組立圖外貌照片[59], 其中編號 1 是上封蓋板、編號 2 是下封蓋板、上、下封蓋板, 如圖 2-16 (a)的(4)及圖 2-16 (b)的 1、2 所示, 係為結合上、下固定模及胴身之用, 主要以當管材受壓鼓脹時不致發生撓曲為設計原則。下封蓋板並有洩油孔之設計, 當管材完成實驗鬆開優力膠後, 機台內剩餘之液體可由此孔流入回收桶, 如編號 8 是洩油孔, 而編號 9 是液壓油回收桶。

編號 3 是胴身, 如圖 2-16 (3)所示, 其主要功能有二: 1. 做機台上、下封蓋板結合之用。2. 可避免管材在因高壓液體鼓脹變形而產生爆裂時, 液體大量外流或瞬間噴出而造成之危險。胴身上並有可觀察管材鼓脹情形之透明壓克力視窗, 如編號 4 是透明壓克力視窗, 編號 5 是管材鼓脹高度輔助量測規, 其元件見圖 2-17[59], 考慮管材於受高壓鼓脹而至破裂時, 洩出之液體容易損壞長度量測規(dial indicator), 因此, 沿用黃永茂教授實驗室的輔助量測機構, 其固定於機台胴身上, 如圖 2-16 (b)的⑤, 用以輔助量測管材鼓脹高度之用。此外, 為避免管材於鼓脹變形時, 最大鼓脹高度點不是在管材中點, 因而我們在輔助量測機構前端加上直徑 20 mm 圓盤之設計, 輔助量測工具之組件是以螺栓方式結合。

編號 6 是液壓壓力規(pressure gauge)、編號 7 是 0.001 mm 精度的長度測量規(dial indicator)。

黃永茂教授實驗室的室溫液壓鼓脹成形試驗機之設計, 係以成形 2~5 英吋(510~127 mm)鋁合金管材作為主要考量, 最大設計壓力為 100 MPa (約 1000 大氣壓), 可承受 280 KN 之分離力, 有結構簡單、重量輕盈(約 400 kg)、成本低廉及工作能力頗具彈

性等之特色。但本實驗所擠製出的 AZ31 管材外直徑只有 30 mm、內直徑 25 mm，只有固定模相同如圖 2-18[59]，無法使用其他主件，故須重新設計液壓鼓脹成型的主要組件包括有上、下進油管、嵌管模、嵌管模高度墊圈與進油管長度墊圈、優力膠、連結墊圈等，如下說明：

(1) 上、下進油管：

上、下進油管，如圖 2-19 所示，為高壓液體流入試驗機台之路徑，亦是本實驗機台於管件受管內液壓鼓脹成型過程中，管材未達破壞前試驗機台最主要之承受壓力部份，可謂是本試驗機台最重要之組件。考慮此進油管在反覆實驗承壓情況，仍不致有破壞變形之產生，本進油管採用材質 SNCM8 之鎳鉻鉬鋼鋼材，HRC 38~40，由標準機械設計圖表便覽[127]，可查得其降伏強度為 90 kgf/mm² (882.9 MPa)以上。再者，因市場上材料品質並不穩定，因此我們使用較大之安全係數(n=2)，根據厚壁理論[130]，管壁應力與內部應力之關係可得：

$$(s_t)_{\max} = \frac{(b/2)^2 + (a/2)^2}{(b/2)^2 - (a/2)^2} P = \frac{(20/2)^2 + (6/2)^2}{(20/2)^2 - (6/2)^2} \times 100 = 120 \text{ MPa} , \quad (38)$$

$$(s_r)_{\max} = -P = -100 \text{ MPa} , \quad (39)$$

其中 s_t 為切線方向之應力， s_r 為厚度方向之應力， a 為進油管之內徑， b 為進油管之最小外徑， P 為本試驗機台之最大設計壓力，由 Tresca criterion[131]：

$$s_y = \frac{(s_t)_{\max} - (s_r)_{\max}}{2} = \frac{120 - (-100)}{2} = 110 \text{ MPa} , \quad (40)$$

故可知材料之選擇符合彈性限之要求。

(2) 嵌管模：

為配合 AZ31 擠型管外徑，本實驗所使用之嵌管模設計具有入模圓角，本嵌管模材質採用 SNCM8 之鎳鉻鉬鋼鋼材，由標準機械設計圖表便覽[127]，可查得其降伏強度為 90 kgf/mm^2 (882.9 MPa)以上，HRC 38~40，如圖 2-20 所示，上下對稱，入模圓角 5 mm，模具內徑 30 mm。

(3) 嵌管模高度墊圈與進油管長度墊圈：

本實驗係針對 AZ31 所擠製出的管材，只取中、後段 188 mm 的長度，並以固定鼓脹中心部份 40 mm 的自由鼓脹長度來進行研究，鼓脹長度亦為影響管材成形之重要參數，為達到 AZ31 管材鼓脹長度之高度，同樣選擇 SNCM8 之鎳鉻鉬鋼鋼材，HRC 38~40，製成外徑 160 mm、厚度 10 mm 的嵌管模高度墊圈，其尺寸示意圖及實體照片

見圖 2-21

所示。

由於上、下封蓋板的距離為 200 mm 是固定不動的尺寸，在欲鼓脹長度之調整，需憑藉各種不同尺寸的進油管長度墊圈，套入上、下進油管設定鼓脹長度，如圖 2-22。以確保管材鼓脹長度是實驗的需求。本實驗採用將固定模、嵌管模、高度墊圈及長度墊圈分開製作之設計，其可有效減少製模成本，及縮短更換模具的時間。

(4) 優力膠(Elastic rubber)：

優力膠，如圖 2-23 所示，內徑 20 mm 配合上、下進油管徑大小，而外徑分別為 24 mm 與 26 mm，用來配合 2.5 mm 及 1.3 mm 壁厚的管材尺寸。其主要功能為做密封管材兩端之用，藉由上、下進油管因螺帽緊鎖而對優力膠產生軸向壓力、致使優力膠發生徑向擴張變形即產生側向膨脹，使得優力膠在高壓液體注入之初，能密實填充於進油管，及管材之間而達到密封之目的。然待管材充以高壓後，高壓液體的作用會撐開上、下進油管使優力膠產生大量之變形，以致管材在高壓狀態仍能保持良好之密封效果。甚至異種材料擠型或多孔穴管件之液壓成形也是工業界之最愛。復原性強，耐油及無毒等優點

是採用優力膠做為密封材料之主要原因，優力膠受力示意圖見圖 2-24。

(5) 連結墊圈：

室溫液壓鼓脹成形試驗機的胴身及上、下封蓋板都是已經固定的尺寸，然而本實驗的 AZ31 管材外直徑祇有 30 mm，無法放置於液壓鼓脹成形試驗機上進行液壓鼓脹之成形加工，故需自行設計可連結上、下封蓋板與上、下進油管的配合墊圈，同時必須達到鎖緊螺帽後不得產生洩油之現象，如圖 2-25 所示。

2.3.4 管材退火處理

從文獻中得知[56-66]，管材經自由鼓脹試驗結果得知，未經退火之管材其成形性較差，而退過火之管材因為內部應力消除，增加其延展性及韌性，使得管材易於進一步之加工。所以本實驗將 AZ31 管材施行加熱爐經過靜態退火處理，分別為 200 °C、1 h 及 400 °C、4 h 的靜態退火，然後空冷至室溫，比較其液壓成形後與未退火試片之差異。

2.3.5 電化學網格蝕刻

在管材上蝕刻網格的主要目的，是用來量測管材變形後的最大主應變及最小主應變。本實驗所使用的是圓形網格，AZ31 管材經過液壓成形加工後，圓形網格大致會變形成橢圓形；量測出橢圓形網格長軸及短軸的長度，再與原始圓形網格的直徑作比較，即可得到該網格點的長軸應變及短軸應變。在液壓成形過程中，管材試片的變形大致分為張伸、引伸及平面應變三種模式，可由圓形網格變形後之形狀來決定，如圖 2-26 所示[64]。

本實驗所使用的蝕刻方法是電化學蝕刻，蝕刻儀器為 LECTROETCH V45A 型電化學蝕刻儀與蝕刻配件，有滾輪、鋁製承墊、網格蝕刻樣板(stencil)、清潔液(cleaner)、蝕刻液(electro-etch electrolyte)等，如圖 2-27 所示。而圖 2-28 是網格蝕刻樣板。

AZ31 管材蝕刻步驟：

1. 先將 AZ31 管材表面擦拭乾淨，放在鋁製承墊上。
2. 再將網格蝕刻樣板對齊鋁製承墊邊緣。
3. 在 AZ31 管材表面上方放置含適量腐蝕液之棉墊。
4. 將電源供應機上選定交流電形式，並將正負電極分別接到鋁製承墊及滾輪，將電阻設在 $45\ \Omega$ 。
5. 將 AZ31 管材一邊與鋁製承墊接觸通電。
6. 以適當速度將滾輪自棉墊上滾過後，蝕刻便完成。
7. 將 AZ31 管材表面以中和清潔液，沖洗乾淨並擦拭烘乾，即完成了試片網格蝕刻。

要以網格蝕刻前，需將管材外徑刮傷不平的粗糙表面施行前處理，分別以砂紙研磨及絨布拋光後，再進行網格蝕刻，如圖 2-29 (a) (b)所示，在蝕刻網格過程中，手持滾輪速度之快慢會直接影響到網格之解析度與精確度。滾輪速度快則可獲得網格線條較細，但較不清楚；手持滾輪速度慢則網格線條較粗，在影像處理時容易造成精度產生誤差。必須穩定滾輪速度，才可獲得網格線條最適當的網格線條。

2.3.6 管材壁厚量測

欲施行管材液壓成形測試，其管材壁厚的量測是一項非常重要的步驟，但由於管材切斷後，為配合液壓鼓脹成形試驗機的尺寸高度，本實驗的 AZ31 管材長 188 mm，外徑、內徑尺寸可用游標卡尺量測，而壁厚原始尺寸、鼓脹過程中及鼓脹破裂後尺寸，則無法使用游標卡尺或分厘卡來進行量測，基於此一必須突破之困難，我們與機電所博士班學弟林義凱設計了以花崗石平台為基座，結合精度 0.001 mm 的量錶，配合水平儀設計出管壁量具，如圖 2-30 為管材經電化學表面蝕刻網格後的管壁量測實貌照片，放置水平儀之主要目的是為了校正裝設時與量測時能真正維持在水平狀態，以避免誤差產

生。

2.3.7 管材液壓成形測試

本實驗對於液壓油之選用，以具有良好之壓力傳輸、管材表面與模具介面的潤滑為主要考量，因此液壓油採用工業界最為廣泛使用的中國石油公司國光牌特級液壓循環油(CPC-R68)進行實驗，液壓油在液壓裝置中除了做為功率之傳輸外，亦可做為滑動件的潤滑、機具之防銹及雜質的清除與散熱等功能，因此選用良好的液壓油對整個液壓裝置的性能及機具之使用壽命是極為重要的。液壓循環油(CPC-R68)等效體積彈性係數為 54000 kgf/cm^2 ，R68 其實是一種以石蠟基(paraffin)原油精煉而成之高品質潤滑油，精製品內再加入防止氧化、抗泡沫和防銹等添加劑，具有良好的抗氧化性、抗泡沫性、潤滑性及抗防銹性能等[59, 64]。

管材室溫液壓鼓脹成形之操作步驟：

1. 放置連結墊圈於胴身的下模孔，並裝置鎖緊嵌管模於液壓鼓脹成形試驗機內。
2. 套入長度墊圈於下進油管上，裝置下進油管於下模，並纏繞止滑帶於螺紋上，以防洩油。
3. 置入 AZ31 實驗管材在下進油管的嵌管模內，鋪放高度墊圈在嵌管模上面，及裝上鼓脹高度輔助機構，如圖 2-31 所示，插上液壓壓力規的電流並歸零。
4. 放置連結墊圈於胴身的上模孔，套入長度墊圈於上進油管上，裝置上進油管於上模中，並纏繞止滑帶於螺紋上，以防洩油。
5. 推入吊著上模及上進油管的吊車，蓋上上封蓋板，致使上下模能對準，即上進油管能順利且準確地放入 AZ31 實驗管材中，然後移開吊車。
6. 緊鎖結合上封蓋板的兩支大螺栓。
7. 鎖緊上、下進油管螺帽，使胴身內的管材成密封狀態。
8. 關上試驗機台下方切斷閥，並鬆開上方之排氣旋塞。

9. 切換三位電磁換向閥到閥位 A 進油，至排氣孔溢出少許油料後停止。
10. 鎖上排氣旋塞，並穩固長度測量規，致使只針對應在 0 的位置。
11. 切換三位電磁換向閥到閥位 A 進油，使其對試驗機台微量充壓，直至適當壓力後停止。
12. 切換三位電磁換向閥到閥位 B 進油，調整流量調節閥至適當流量，使增壓器作動，對試驗機台充以高壓，直至完成管材之鼓脹成形。
13. 同步讀取液壓壓力規及長度測量規上之數值，並記錄實驗結果。
14. 鬆開機台下方切斷閥，使管材洩壓，剩餘油料流回回收桶。
15. 鬆開上、下進油管螺帽，推入空吊車，垂直吊起上封蓋板，取出鼓脹後的 AZ31 管材成品。
16. 擦拭模具及地面維持環境清潔與安全。

2.4 微觀組織觀察

2.4.1 晶粒變化

把欲觀察的試片位置，以切割機取下欲觀察的位置，本實驗所觀察的 AZ31 管材以內壁面為主，將切割下來具有曲率的試片做冷鑲埋處理，待 20~24 h 冷鑲埋完成後，先從 800 號砂紙，經由 1000 號、1200 號、1500 號、2000 號，最後研磨至 4000 號。研磨完後的試片先以 1 μm 氧化鋁粉拋光，在換 0.3 μm 氧化鋁粉拋光，最後施以 0.05 μm 氧化鋁粉做最後的拋光。拋光完後的試片放入丙酮中溶液中並置於超音波震盪器中，將殘存於試片表面的氧化鋁粉震落試片表面。做完這些前置準備後，將試片置於腐蝕液中 1~2 秒，進行腐蝕(etching)以讓試片表面的形貌(morphology)得以顯現。AZ31 的腐蝕液成分為 100 ml 的乙醇(ethanol)+5g 的苦味酸(picric acid)+5 ml 的醋酸(acetic acid)+10 ml 的水，AZ91 的腐蝕液成分為 5 ml 的醋酸(acetic acid)+95 ml 的水。再以光學顯微鏡(optical microscopy)來針對晶粒尺寸大小計算、晶粒細化情形、晶粒變化情形(grain sizes

difference)等予以拍照分析及紀錄。

2.4.2 掃描式電子顯微鏡之觀察

本實驗所使用掃描式電子顯微鏡(scanning electron microscopy, SEM)設備為 JEOL JSM-6400, 操作模式為在加速電壓 20 kV, 工作景深(working distance)15 ~ 39 mm 之間, 使用二次電子成像(secondary electron image, SEI)。在 SEM 觀察中, 利用儀器的高解析度, 觀察拉伸後的試片? 裂面、及觀察其晶粒結構細微組織。

2.4.3 X 光繞射分析

X 光繞射(XRD)分析, 乃採用 Siemens D-5000 X-ray 繞射儀, 在工作電壓 40 kV, 電流為 30 mA 下, 進行 X-ray 繞射分析。試片取樣大小以沿擠型方向的縱軸面(longitudinal plane), 即 AZ31 管材內壁面以 7 mm x 5 mm 來分析, 依擠型參數之差異, 進行 X-ray 繞射, 而選取區域為擠製的 AZ31 管材的內徑。此外, 亦將對此些區域做極圖(pole figure)的結構分析, 而此部分將至雲林科技大學機械工程學系之 Siemens D-5000 X-ray 繞射儀中操作。

第三章 實驗結果

3.1 AZ31 管狀擠型

本實驗所使用的 AZ31 鎂合金是購自加拿大 Deltabc 市的一家 CDN 公司,材料是經由半連續鑄造方式製造出來的,其購得時的尺寸為直徑 178 mm 和高度 300 mm 的圓柱鑄錠狀,已經充分再結晶,晶粒已成等軸形狀,其晶粒大小約 75 μm 見圖 3-1,這些原始材料因其晶粒過大,室溫韌性不佳,不具超塑性的性質,再者鎂合金的晶體結構為 HCP,在室溫僅為底面滑移,若要進行非底面滑移是相當困難的。故藉由熱加工的方式來達到晶粒細化的目的,使得材料具有更佳的室溫韌性與超塑性的能力。

本實驗將鑄錠製成直徑 65 mm,高度 45 mm 的圓柱體胚料,橫放置入盛錠筒中,預熱時間同為 4 h,擠型比 15.4,真實應變 2.7;分別以 250 °C、300 °C、350 °C、400 °C 四種不同的溫度參數,及 6 s、125 s、500 s、1100 s 四種不同擠製完成時間的擠型速率,以直接擠製方式擠製一體成形的 AZ31 無縫、無導孔管材,出口模具組內孔直徑為 30 mm,即為管材外直徑 30 mm,穿孔心軸模具半模角為 0°,穿刺長度為 112 mm、外直徑為 25 mm,就是擠製成形的管材內直徑 25 mm,兩者之差除以 2 可得管材管壁厚度 2.5 mm,擠型機擠製行程已固定在胚料擠製後的廢料厚度為 10 ~12 mm 停止,而本實驗的圓柱體胚料高度為 45 mm,也就是胚料長度 45 mm,故擠製後可獲得長度 410 mm 的管材。

無論是哪一種擠型溫度參數、或擠型速率的擠製形式,只須 6~7 s 的製程時間,就會在管子成形前,會先擠製出直徑 30 mm、高度 32 mm 的實心硬頭,且是自行剝落,如圖 3-2 所示。硬頭外表非常粗糙,但硬頭底部卻是非常光滑的內凹狀表面形貌。

當 KCAEP-350E 型號擠型機盛錠筒與出口設備壁合後進行擠製,其擠型機的出口模座長只有 180 mm,所以所擠製的管材前段無法保存在加熱狀態的盛錠筒與出口模具內,需往外伸長形成管狀,造成擠製的管材前段非常粗糙,見圖 3-3 (a),而管材中

後段是繼續保持在加熱狀態的盛錠筒與出口模具內，以避免與大氣接觸而氧化，故能形成表面光亮的管材，見圖 3-3 (b)。擠製完畢後，採行空冷方式進行管材降溫，不可使用擠型機上的剪? 設備來剪斷管材，因為會造成管材因剪斷時彎曲及致使斷面壓凹，見圖 3-4 (a) 的局部照片，同時也無法在殘留廢料前端剪斷，造成浪費成品約 40~50 mm，如圖 3-4 (b)所示。為節省材料成本，且機械性質測試的取樣，遵照工業界的慣例，為維持較佳品質只取管材中後段，茲因擠製出來的成品最前端位置，在熱變形過程中藉由動態再結晶來細化晶粒的機制，尚未完全在材料內部展開，通常工業界用來生產應用產品只取管材中後段，故此必須以手工剪斷方式來取出無縫、無導孔的管材。經過無數次的校正及測試，將所取下的 AZ31 無縫、無導孔管材，使用研磨機將毛邊去除及磨平，可獲得均勻壁厚的管材，如圖 3-5 所示。

3.2 AZ31 管狀擠型金屬流

本實驗的擠製半模角 α 為 0° ，(見附錄圖 A1 所示為擠製方向速度分量之分析圖，係假設模具之入、出口垂直於擠型方向的斷面區間為塑性變形區，材料進入模具前為剛性移動，離開模具後亦為剛性移動。附錄圖 A2 為直接擠製三種不同金屬流(metal flow)的型態)，金屬流在整個擠型過程中扮演著非常重要的因素，最常運用的技術是在圓形胚料的縱長方向(lengthwise)，以對半(halve)的記號來觀察擠製時金屬材料流動之情形。但文獻上僅有棒材、板材在簡單單道擠型機擠製之研究，缺乏圓形管材擠製時，胚料在盛錠筒中被穿刺推桿施加壓力，所擠製而成的無縫管材的金屬流探討，本實驗將 250°C 、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 低溫擠型完成後的扁圓塊切成對半，進行 OM 觀察，所得到的金屬流照片如圖 3-6 (b) (1)~(15)所示。由圖 3-6 (b) (14)可得知材料受到擠壓成管材，已經呈現圓弧曲率變的很小，在圖 3-6 (b) (15)可清楚觀察得知，材料已經完全與擠型方向相同，且無任何圓弧曲率了，表示材料即將變形成中空狀的圓形管材。

3.3 實驗結果編號定義

本實驗將 AZ31 鎂合金所施行的無縫、無導孔管材擠製表列於表 3-1，為 250 °C、300 °C、350 °C 及 400 °C 四種不同擠型溫度，與四種不同擠型完成時間編號對照表，以利後續實驗項目的指定說明。

3.4 AZ31 擠製成管材之應變速率計算

AZ31 鎂合金經過熱擠型加工，由於加熱升溫之緣故，造成金屬的應變速率敏感值 (strain rate sensitivity)，在熱擠型加工時的力量計算有所不同，而平均的真實應變速率計算公式依據 Manufacturing Processes for Engineering Materials [41] 書中所示如下：

$$\dot{\epsilon} = \frac{6V_0 D_0^2 \tan a}{D_0^3 - D_f^3} = \ln R, \quad (41)$$

其中 V_0 為推桿的前進速率， D_0 為胚料的直徑大小， R 為擠型比。假設擠型胚料的死區 (dead zone) 與擠型軸方向夾 45° ， $a = 45^\circ$ ，則 $\tan 45^\circ = 1$ ，其胚料變形的平均應變速率公式如下：

$$\dot{\epsilon} = \frac{6V_0}{D_0} \ln R, \quad (42)$$

如此計算出管材擠型完成時間 1100 s、500 s、125 s 及 6 s 的應變速率，分別為 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 及 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 四種應變速率。6 s 的管材擠型完成時間是 KCAEP-350E 型號擠型機最快速的擠型速率，分別為 125 s、500 s、1100 s 管材擠型應變速率的 20 倍、85 倍、180 倍。

3.5 AZ31 擠製成管材之微觀組織

所擠製出的無縫管材微觀組織試片及拉伸身試片取樣觀察，與方向定義如圖 3-7 所

示，擠製方向由左向右，並以管材沿擠型方向來表示，沿擠型方向為 RD；管材外徑面(outer wall) OW 定義為 A 管材內徑面(inner wall) IW 定義為 B 在沿著管材壁厚 2.5 mm 縱軸面(longitudinal plane)上的試片取樣為 LP 定義為 C、在管材壁厚 2.5 mm 橫軸面(transverse plane)上的試片取樣為 TP 定義為 D。

因擠製出來的成品最前端位置，在熱變形過程中藉由動態再結晶來細化晶粒的機制，尚未完全在材料內部展開，通常工業界用來生產應用產品只取管材中後段來應用在商品上。為了解管材擠製後不同區域再結晶的細化情形，只針對管材後段來進行分析。故挑選試片編號 4，低溫 250 °C、應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 管材擠製結果，與間隔相差 100 °C 的試片編號 9，350 °C、應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 管材擠製結果，進行本實驗所定義的 A、B、C、D 四種不同區域進行微觀觀察。在試片編號 4，250 °C、應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 見圖 3-8 所示，得知 A、B、C、D 四種不同區域的平均晶粒尺寸為 1.2 μm ，四種不同區域的晶粒尺寸相差無幾，表示晶粒均為等軸晶，不過因擠型比較低，僅 15.4，有些區域未能完成再結晶，如圖 3-8 (b)。再看到圖 3-9 所示，試片編號 9，350 °C、應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 其 A、B、C、D 四種不同區域的平均晶粒尺寸為 1.6 μm ，同樣獲取四種不同區域的晶粒尺寸也是幾乎相近的。

本實驗室的擠型機已使用十二年了，盛錠筒內孔經過真圓度檢測已經呈現喇叭孔不真圓之現象，再者推桿與穿孔心軸組合後重達 12 kg，已經是不容易固定，再加上推桿模座上的固定螺栓座，並不是為上下相對 90° 的設計，曾請託 KCAEP-350E 銅鋁用高溫擠型機製造公司--功益公司，來改變原設計模座，但該公司強調無法改變，因原先只設計來擠製棒材或片材成品，根本無法擠製管子。造成每次擠型前都必須花費許多時間進行真圓度、真直度校正工作，但螺栓的鬆緊是呈 45°，無法完全做到單向調整，造成管材擠製後在 RD 與 TD 會產生偏心，會致使試片取樣不一致之情況。也曾試圖更換盛錠筒尺寸，但由於推桿尺寸與盛錠筒尺寸是一整組，無法任意更換；而且擠製後的管材必須藉由手工來剪斷，其原因在前面單元已經詳述，且擠製後必須施行開模動作及降溫，

再加上出口模具磨損和黏料等加工因素，因此管子的外直徑常常會有損傷及碰撞情形發生，故此，往後的實驗探討與分析將以管材內徑面 IW，即定義為 B 之面來作為主要研究對象。

四種不同擠型溫度 250 ~400 °C，與四種不同擠型應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ~ $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，所擠製的無導孔、無縫管材後段之平均晶粒尺寸 OM 照片，列於圖 3-10~圖 3-13，並整理成於表 3-2，並將所獲得的管材晶粒尺寸，與四種不同擠型應變速率繪製成圖 3-14，從圖 3-14 中我們可以發現管材擠型溫度愈高晶粒尺寸愈大，管材擠型溫度愈低晶粒尺寸愈小，同時也觀察到擠型應變速率愈小，所擠製的管材其晶粒尺寸有愈大之趨勢，尤其在低溫 250 °C 管材擠型更可獲得平均細化至 1.2 μm 的晶粒尺寸。

3.6 機械性質測試結果

將 AZ31 擠製成管材後，取其管材中後段，以機械加工方式製作成拉伸試片，進行機械性質的拉伸測試，比較室溫的拉伸性質，與從低溫 200 °C 到高溫 400 °C 之超塑性行為，並以每隔 100 °C 為一個間隔進行測試。

3.6.1 微硬度試驗

原始購得的 AZ31 鑄錠材料，已經充分再結晶，晶粒已成等軸形狀，這些原始材料因其晶粒過大，晶粒大小約 75 μm ，造成室溫韌性不佳，也沒有具備超塑性的要求且 Hv 值只有~50，室溫韌性不佳，也沒有具備超塑性的要求，進而對 AZ31 鎂合金施行管狀擠型製程，經過 250 °C、300 °C、350 °C、400 °C 四種不同擠型溫度，及四種不同擠型速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，一體成形加工擠製成無縫管材後，對於管材後段內壁面不同區域進行荷重 100 g，停留時間 15 s，量測十次，並將

最大數據及最小數據去除，取其平均值列於表 3-3，並繪製得圖 3-15。從圖 3-15 得知不論是哪种擠型溫度或哪种擠型速率所擠製的管材，硬度皆有確切明顯的上升趨勢，而遵循 Hall-Petch 關係式，表示當晶粒細化後，材料的硬度值會隨著上升，而以線性方程式來作圖回歸，可滿足 $H_v = 26 + 69 d^{-1/2}$ 方程式。並從圖 3-15 中觀察出，以 250 °C 低溫擠製的 AZ31 管材，平均硬度值高達~91，接近原胚料硬度值的兩倍，而 300 °C 與 350 °C 所擠製的管材平均硬度值分別為~87、~82，而以高溫 400 °C 所擠製的管材平均硬度值只有~71，顯示出平均晶粒尺寸愈大則硬度值愈低之結果，同時也由於在高溫 400 °C 進行管材擠製加工，雖管材晶粒已由原先胚料的大晶粒尺寸約 75 μm ，有效產生細化結果~2.5 μm ，使得硬度值皆提升了許多，但大量的熱輸入，導致擠製加工細化後的晶粒仍持續成長與軟化，故 400 °C 所擠製的 AZ31 管材微硬度值呈現較低現象。

3.6.2 室溫的拉伸性質

將相同幾何條件的管材進行室溫拉伸測試，室溫拉伸的應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，250 °C~400 °C 不同擠型應變速率室溫拉伸應力-應變圖比較，見於圖 3-16~圖 3-19，並將經過不同擠型溫度、不同擠型應變速率的管材，室溫拉伸後伸長量(elongation, e%)、極限抗拉強度(ultimate tensile stress, UTS)整理成比較表，詳見表 3-4。原始所購買的 AZ31 胚料極限抗拉強度只有 160 MPa，伸長率只有 9%，經過管狀擠型後，均明顯地提高了材料的機械性質，UTS 隨不同擠型條件而有所出入，但均在 289~322 MPa 之間，顯示熱擠型加工能有效的使晶粒細化。同時與本實驗室林鉉凱學弟[20]、李敬仁學弟[90]所進行的棒材與板材擠製，仍能發現相同的材料晶粒細化之結果。在林鉉凱學弟對於 AZ91 鎂合金以擠型比 100:1 所擠製成棒材與板材，棒材的 UTS 可達 340 MPa，e%為 16%，而板材的 UTS 為 330 MPa，e%為 4%；李敬仁學弟也同樣以擠型比 100:1 來擠製 AZ31 鎂合金為棒材與板材，棒材與板材的 UTS 可達 335 MPa 左右，棒材的 e%為 38%、板材的 e%為 43%。再比較本實驗的室溫拉伸結果，只以擠型比 15.4 對於 AZ31 鎂合金所擠製成的管材，在 400 °C、 $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 之擠製條件下，所獲得的伸長量 41%為最大，相較

於 AZ91 的 100:1 的棒材、與板材擠製，伸長量高出 2.5 倍，而與 AZ31 板材的擠製伸長量相差無幾，同時從表 3-3 中更可明顯得知，與原始胚料比較，其伸長量高出 2~3 倍，UTS 也高出將近 2 倍的較佳機械性質。

3.6.3 超塑性測試

3.6.3.1 低溫 200 °C 之拉伸測試特性

表 3-4 列出管材在相同 200 °C 低溫的拉伸性質，拉伸應變速率以低應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 三種來進行測試，在低應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試中，以試片編號 4，經 250 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 最快速擠製的管材，伸長量 334% 最好，乃典型之低溫超塑性行為。其次為以試片編號 12，經 350 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 最快速擠製的管材，伸長量 297% 排名第二。在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 在 200 °C 的拉伸測試，同樣也是以試片編號 4，經 250 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 最快速擠製的管材，伸長量 233% 最好。其次為以試片編號 8，經 300 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 最快速擠製的管材，伸長量 220% 排名第二。在高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試，以試片編號 8，經 300 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 最快速擠製的管材，雖不具有超塑性但伸長量為 171% 最大，經 250 °C、350 °C 最快速擠製的管材，在高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試結果也均超過 125% 的伸長量，但由實驗結果得知，試片在低溫 200 °C、高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的高速超塑性的測試中均無法達成，圖 3-20 為低溫 200 °C 拉伸測試後具有超塑性試片的外觀圖，從圖 3-20 中可以觀察得知所有試片變形狀態較為一致，有明顯的頸縮且一開始先呈現局部頸縮，之後頸縮乃向兩端擴展開來，顯然在低溫時，控制著不同溫度、不同應變速率所擠製的管材試片的變形機構是相同的。而於以 250 °C 擠型製作的拉伸試片，在低溫 200 °C 時有 4 個具有超塑性，而以 400 °C 所擠製的管材能達到超塑性的只有 1 個，顯示高溫擠型 400 °C 所擠製的 AZ31 管材，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。

將四種不同擠型溫度 250 °C、300 °C、350 °C、400 °C 所擠製而得的管材，經低溫 200 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸結果，見圖 3-21 (a) (b) (c) (d) 為電腦換算所得真實應力應變圖，從圖 3-21 (d) 中可以得知，以 400 °C 所擠製而得的管材其低溫 200 °C 拉伸測試的真實應力值較大，均超過 100 MPa，見表 3-5，相對的伸長量則較小，因晶粒較大致使晶粒滑移較不順暢所造成之緣故。並分別將四種不同溫度參數的管材拉伸後數據取其平均值來進行比較，可以獲得結果，無論是哪一種應變速率的拉伸性質測試，250 °C 低溫擠製的管材經 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試結果得知，均比其它三種溫度參數所擠製的 AZ31 管材拉伸性質好，發現以 400 °C 高溫擠製的管材拉伸性質是最差的，在高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試結果平均伸長量只有 98%。而極限抗拉強度恰巧呈現相反之現象，以 400 °C 高溫擠製的管材經過 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試後，極限抗拉強度總平均值 70 MPa、100 MPa、136 MPa，見表 3-5，高於其它三種溫度參數所擠製的管材，計算結果得知以 250 °C 低溫擠製的管材經過 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試後，極限抗拉強度總平均值 43 MPa、65 MPa、123 MPa 為最差，見表 3-5，真實應力均低於 100 MPa，而極限抗拉強度會隨拉伸速率增大而變大，拉伸速率越小則伸長量越好。

再將三種不同拉伸應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸結果取其平均值來進行比較，也同樣觀察出，以 250 °C 低溫擠製的管材具有總平均的伸長量 185% 為最大，而以 400 °C 高溫擠製的管材總平均的伸長量 136% 為最小，見表 3-5。同樣也由計算結果得知，以 400 °C 高溫擠製的管材極限抗拉強度總平均值 102 MPa，高於其它三種溫度參數所擠製的管材，計算結果得知以 250 °C 低溫擠製的管材極限抗拉強度總平均值 77 MPa 為最差。

以試片編號 4，擠型比 15.4:1、250 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 最快速擠製的管材，經 200 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試結果，伸長量為 334%，與本實驗室李敬仁學弟[90]所進行的擠型比 100:1 板材擠製，經 200 °C、 $6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試得到 300% 進行比較，得知同樣為 AZ31

鎂合金，在低溫 200 °C 低應變速率拉伸測試結果，管材伸長量較板材伸長量好。

3.6.3.2 中溫 300 °C 之超塑性行為

將四種不同溫度參數 250 °C、300 °C、350 °C、400 °C 所擠製而得的管材，在 300 °C 以三種不同拉伸應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸後實際伸長量照片圖，見於圖 3-22 為 250 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片、圖 3-23 為 300 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片、圖 3-24 為 350 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片、圖 3-25 為 400 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片。

將溫度加熱至 300 °C 然後固定住，進行中溫 300 °C 超塑性性質測試，觀察其結果與低溫 200 °C 的拉伸測試有何差異，同樣採用三種不同拉伸應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試，並將其結果整理在表 3-5 中，在低應變速率的測試中，可以獲知不論哪種擠製溫度都可以擠製出具有超塑性性質的管材，試片隨著溫度的上升，伸長量明顯比低溫提升許多，尤其以試片編號 10，經 350 °C、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 所擠製的管材，伸長量高達 607% 為最好。而試片編號 3，經 250 °C、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製的管材，伸長量也具有 605% 也相當良好。在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 在 300 °C 的拉伸測試，是以試片編號 8，經 300 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 最快速擠製的管材，伸長量 438% 最好。其試片編號 3，經 250 °C、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製的管材，伸長量 438% 幾乎具有相同的伸長量，圖 3-26、圖 3-27 與圖 3-28 分別為伸應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 與 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的真實應力應變圖，從圖 3-26 (a) 經過 250 °C 擠製的管材試片，可以看出拉伸應變行為很類似，形成應力應變曲線極為類似，最大拉伸應力不超過 30 MPa，圖 3-26 (b) 經過 300 °C、 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 最慢速率擠製的管材試片最大拉伸應力值為 44 MPa，出現約在真實應變 0.8 之處，是中溫 300 °C 拉伸測試最高的，伸長量有 483% 也不錯；同樣以此編號 8 試片觀察它在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸後情形，最大拉伸應力值也在 44 MPa 左右，但在真實應變 0.5 之處就已出現，造成伸長量下降至 438%，

如圖 3-27(b),顯示拉伸應變速率的快慢,會影響伸長量的長短。在觀察伸長量超過 607% 的試片編號 10,如圖 3-26 (c),發現最大拉伸應力值為接近 40 MPa,出現約在真實應變 0.7 之處,推論在此區域中,材料本身的次晶粒結構逐漸轉變為高角度晶粒,即所謂的動態再結晶,以致於材料可再做進一步的晶界滑移變形,及降低拉伸應力,而得到不錯的伸長量。

同時再從表 3-6 結果可確知,四種不同擠製溫度均可擠製出具有超塑性的管材。而在高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試,仍以試片編號 3,經 250°C 、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 所擠製出的管材,伸長量高達 406% 排名第一,是唯一伸長量超過 400% 的試片;而以溫度 300°C ,任一種擠製速率所擠製的 AZ31 管材,在高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試結果,都具有超塑性性質。從拉伸低應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 至高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的測試結果得知,具有最佳伸長量的試片且穩定的試片為試片編號 3,經 250°C 、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製的管材。

再將經 300°C 中溫拉伸結果,分別將它們取平均值來比較,無論是哪一種應變速率的拉伸性質測試, 250°C 低溫擠製的管材經 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試結果得知,均比其它三種溫度參數所擠製的 AZ31 管材拉伸性質好,發現以 400°C 高溫擠製的管材拉伸性質是最差的,在高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試結果平均伸長量只有 179%,是不具超塑性的。而在低應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、中應變速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試結果,即使是伸長量最差的 400°C 高溫擠製的管材,伸長量也都超過 300%。而極限抗拉強度恰巧呈現相反之現象,以 400°C 高溫擠製的管材經過 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試後,極限抗拉強度總平均值 19 MPa、30 MPa、56 MPa,見表 3-6,高於其它三種溫度參數所擠製管材的極限抗拉強度,並從圖 3-27 (d)可以發現在 300°C $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 拉伸速率測試結果,以 400°C 、高溫擠製的管材經過 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 最慢速率擠製的管材試片最大拉伸應力值為 62 MPa 為最大,致使其伸長量不到 300%。而圖 3-28 (a)中,可看出試片編號 3,經由 250°C 、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 所擠製的 AZ31 管材,在中溫 300°C 高速拉伸速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 測試結果伸長率 406% 最佳,而從圖 3-28 (d),觀察出在高溫 400°C

°C 的溫度條件下，以慢速 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製 AZ31 管材，分別為試片編號 13、14，在中溫 300 °C 高速拉伸速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 測試結果伸長率皆低於 140% 以下為最差，另外的試片編號 15、16，在此條件的拉伸測試結果則稍微較好，顯示出 AZ31 管材擠製的產品，若應用於高速拉伸速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 之情況時，必須以較快速的擠型速率來進行擠製管材，才能致使 AZ31 管材具有超塑性。

再將三種不同拉伸應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸結果取其平均值來進行比較，也同樣觀察出，以 250 °C 低溫擠製的管材具有總平均的伸長量 367% 為最大，見表 3-6，而以 400 °C 高溫擠製的管材總平均的伸長量 268% 為最小。同樣也由計算結果得知，以 400 °C 高溫擠製的管材極限抗拉強度總平均值 35 MPa，高於其它三種溫度參數所擠製的管材，計算結果得知以 250 °C 低溫擠製的管材極限抗拉強度總平均值 26 MPa 為最低。

3.6.3.3 高溫 400 °C 之超塑性行為

在 400 °C 以三種不同拉伸應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸後實際伸長量照片圖，見於圖 3-29 為 250 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片、圖 3-30 為 300 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片、圖 3-31 為 350 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片、圖 3-32 為 400 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片。

同樣將溫度加熱至 400 °C 然後固定住，進行高溫 400 °C 超塑性性質測試，觀察其結果與低溫 200 °C、中溫 300 °C 的拉伸測試有何不同，依然採用三種不同拉伸應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試，並將其結果整理在表 3-7 中，在低應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的測試中，可以獲知不論哪種擠製溫度都可以擠製出具有超塑性性質的管材，試片隨著溫度的上升，伸長量明顯比低溫提升許多，特別以試片編號 3，經 250 °C、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 所擠製的管材，伸長量 631% 為最好。而試片編號 10，經 350 °C、

$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製的管材，伸長量也具有 540% 不錯的伸長量。在 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 在 300°C 的拉伸測試，是以試片編號 1，經 250°C 、 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 最慢速擠製的管材，伸長量 423% 最好。其試片編號 5，經 300°C 、 6.1×10^{-3} 擠製的管材，伸長量 386% 為第二，同時從表 3-7 結果可得知，在高溫 400°C 擠製的管材均具有超塑性性質。而在高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試，仍以試片編號 3，經 250°C 、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 所擠製出的管材，伸長量高達 502% 排名第一，是唯一伸長量超過 500% 的試片；而以溫度 250°C 、 300°C ，四種不同擠製速率所擠製的 AZ31 管材，在高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試結果，都具有超塑性性質。

將四種不同溫度參數 250°C 、 300°C 、 350°C 、 400°C 所擠製而得的管材，經 400°C 高溫拉伸結果，圖 3-33 為拉伸應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的真實應力應變圖，圖 3-34 為拉伸應變速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的真實應力應變圖，圖 3-35 為拉伸應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的真實應力應變圖，得知應力過了降伏點後，所產生的應變硬化，會隨著溫度不同其達到的最高應力值也隨著不同，由真實應力應變圖其圖 3-33 與圖 3-34 比較得知，拉伸應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 所獲得的最大應力值比拉伸應變速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 所獲得的最大應力值小。並配合表 3-7 分別將它們取平均值來比較，無論是哪一種應變速率的拉伸性質測試， 250°C 低溫擠製的管材經 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試結果得知，均比其它三種溫度參數所擠製的 AZ31 管材拉伸性質好，發現以 350°C 擠製的管材拉伸性質是最差的，在高應變速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試結果平均伸長量只有 213%。而在低應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、中應變速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸測試結果，即使是伸長量平均值最差的 400°C 高溫擠製的管材，伸長量也都超過 280%。而極限抗拉強度呈現相反之現象，以 400°C 高溫擠製的管材經過 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試後，極限抗拉強度總平均值 7 MPa 15 MPa 32 MPa，見表 3-7，均高於其它三種溫度參數所擠製的管材，而經過 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試後，平均結果得知以 250°C 、 300°C 、 350°C 、 400°C 擠製的管材極限抗拉強度總平均值為 20~30 MPa 幾乎相近。

從圖 3-33 (a) 與圖 3-34 (a) 的應力應變圖，與之比較發現，經由低溫 250°C

擠製的管材試片，在高溫 400 °C 的拉伸測試結果，材料在應力到達最高應力值後，不是緩慢應變硬化，而是快速應變硬而致斷裂，此與其它三種溫度 300 °C、350 °C、400 °C 所擠製的管材試片所呈現的應力應變圖不同。

再將三種不同拉伸應變速率 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸結果取其平均值來進行比較，也同樣觀察出，以 250 °C 低溫擠製的管材具有總平均的伸長量 386% 為最大，見表 3-7，極限抗拉強度 14 MPa 為最小。而以 400 °C 高溫擠製的管材總平均的伸長量 279% 為最小，極限抗拉強度 18 MPa 為最大。

3.6.4 管材液壓成形測試

本實驗主要探討 AZ31 管材液壓成形變形，材料特性著重於管材強度係數(strength coefficient) K 值及應變硬化指數(strain hardening exponent) n 值之求得。採行入模半徑為 5 mm，見圖 2-20 之嵌管模 (a)及(b)尺寸示意圖，管材總長 188 mm，來進行不同厚度 2.5 mm 與 1.3 mm、不同鼓脹長度 40 mm 與 30 mm 參數之相關實驗，從而量取管材鼓脹成形之管內壓力、鼓脹高度、實驗值，以探討各項參數對管材之成形性的影響。

從圖 2-28 中，可清楚看見管材內壁面粗糙不平，所以首先必須將管材內徑研磨去除粗糙之內壁，由於管材長 188 mm，外徑只有 30 mm，內徑更小只有 25 mm，若要將不平整粗糙的部分磨除，則相當不易，必須以長棒子綁緊砂紙或拋光布，慢慢研磨，研磨後如圖 3-36 (a) (b)。如前所述，本實驗室的擠型機已使用十二年了，盛錠筒內孔經過真圓度檢測已經呈現喇叭孔不真圓之現象，再者推桿與穿孔心軸組合後重達 12 kg，已經是不容易固定，再加上推桿模座上的固定螺栓座，並不是為上下相對 90° 的設計，擠製出的管材有些會產生偏心現象，故專門選取較不偏心的管材，壁厚差最小的管材，來進行液壓測試。

以試片編號 4，250 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，與試片編號 8、300 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 之管材，未退火直接進行液壓成形實驗，來獲取原始管材鼓脹數據，以進行比較。實驗結果為鼓脹高度分別為 0.33 mm、0.19 mm 而已，如表 3-8 的 AZ31 管材鼓脹成形數據表，但鼓脹壓力高達 47.9 MPa 與 58.8 MPa，成形性非常差鼓脹破裂後如圖 3-37。試片編號 4，250 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 的試片，破裂在管壁最薄處，破裂長度總長為 67.0 mm，在中心線下方破裂長度 36.0 mm，上方破裂長度 31.0 mm。試片編號 8、300 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 的試片，破裂在管壁最薄，破裂長度總長為 58.0 mm，在中心線下方破裂長度 35.0 mm，上方破裂長度 23.0 mm。從文獻中得知[56-66]，管材經自由鼓脹試驗結果得知，未經退火之管材其成形性較差，所以必須將管材進行熱退火處理，而其主要目的為：降低硬度、消除加工時所產生之殘留應力、調整結晶組織、改善切削性或常溫加工性、獲得所希望之機械性質或物理性質(延展性)。而退過火之管材因為內部應力消除，增加其延展性及韌性，使得管材易於進一步之加工。所以本實驗將 AZ31 管材施行加熱爐經過靜態退火處理，分別為 200 °C、1 h 及 400 °C、4 h 的靜態退火，然後空冷至室溫，比較其靜態退火處理的管材與未退火試片液壓成形性之差異。

進行 200 °C、1 h 靜態退火後，以試片編號 1，250 °C、 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、試片編號 2，250 °C、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，與試片編號 12、350 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 之管材試片施行測試，實驗結果為鼓脹高度分別為 0.46 mm、0.56 mm 與 0.40 mm，鼓脹壓力高達 47.2 MPa、47.4 MPa 與 55.9 MPa，成形性還是不良，但有比未退火試片稍微好一點，但鼓脹壓力仍然差不多，鼓脹破裂後如圖 3-38 (a) (b) (c)。圖 3-38 (a)試片編號 1，破裂在管壁最薄處，破裂長度總長為 46.5 mm，在中心線下方破裂長度 22.0 mm，上方破裂長度 24.5 mm。圖 3-38 (b) 試片編號 2，破裂在管壁最薄處，破裂長度總長為 43.5 mm，在中心線下方破裂長度 19.0 mm，上方破裂長度 24.5 mm。圖 3-38 (c)試片編號 12，破裂在管壁最薄處，破裂長度總長為 46 mm，在中心線下方破裂長度 20.0 mm，上方破裂長度 24.5 mm。從表 3-8，可以發現管材試片經過 200 °C、1 h 靜態退火後，雖管徑內部所能承受的極限壓力是相差無幾，但其鼓脹高度稍微改善，且破裂長度也變小了。

再將管材試片施行 400 °C、4 h 靜態退火後，液壓成形稍有改善，如表 3-8 所示。仍是同樣管徑、壁厚及 40 mm 的鼓脹長度來進行測試，實驗結果得知，試片編號 3，250°C、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，破裂在管壁最薄處，破裂長度總長為 44.5 mm，在中心線下方破裂長度 22.5 mm，上方破裂長度 22 mm。如圖 3-39 (a)，鼓脹高度 1.63 mm、鼓脹壓力 49.6 MPa。試片編號 16，400 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，破裂在管壁最薄處，破裂長度總長為 45 mm，在中心線下方破裂長度 22.5 mm，上方破裂長度 22.5 mm。如圖 3-39 (b)，鼓脹高度 0.81 mm、鼓脹壓力 41.0 MPa。同樣都是在最薄處破裂，管徑內部所能承受的極限壓力是與 200 °C、1 h 靜態退火的管材試片差不多，鼓脹高度的成形性較好。

400 °C、4 h 的退火管材試片，成形高度雖較好一點，但仍未能達到好的成形性管材之要求，所以我們將以內徑車削方式將 AZ31 管材的內壁厚度削薄，茲因管材內徑小 25 mm 且管材長度長 188 mm，又是中空的工件，夾持上不能太緊，是無法以磨床加工，只得將內孔車刀車細伸進管內，並採用調頭方式進行兩次加工來完成。如圖 3-40 (a) (b)。

進行試片編號 1 測試，實驗結果獲得鼓脹高度 1.06 mm，如表 3-8，最大鼓脹壓力 21.5 MPa，破裂在管壁最薄處，破裂長度總長為 43 mm，在中心線下方破裂長度 21 mm，上方破裂長度 22 mm，如圖 3-41 (a)。而圖 3-41 (b) 試片編號 9，鼓脹高度 1.04 mm、最大鼓脹壓力 23.7 MPa，破裂在管壁最薄處，破裂長度總長為 43 mm，在中心線下方破裂長度 19 mm，上方破裂長度 24 mm。從表 3-8 的 AZ31 管材鼓脹成形數據表，得知管材經過 400 °C、4 h 的退火熱處理後，若將壁厚削薄成 1.3 mm，可將內徑所能承受的最大壓力下降一半左右，但鼓脹高度卻無法與同樣是在室溫進行的拉伸測試所得到的不錯伸長率成正比，因此我們再將退火後的管材，施行拉伸測試來探討成形性不佳之原因為何？是否與液壓成形速率有關或其它織構因素所造成的，我們進行以下實驗。

3.6.5 退火試片的拉伸測試

將經過 200 °C、1 h 及 400 °C、4 h 靜態退火後的試片，進行室溫拉伸測試，室溫拉伸的應變速率為 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，結果列於表 3-9，再與前述表 3-4 未退火試片所進行的室溫拉伸結果，針對伸長量歸納成表 3-10 以便能清楚比較之。

在未退火試片方面，以 400 °C，擠型應變速率 $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，所獲得的室溫伸長率 41% 為最長，以 400 °C、擠型速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，所獲得的伸長率 31% 為第二。四種擠型應變速率的伸長率平均值：250 °C 為 19%、300 °C 為 18%、350 °C 為 21%、400 °C 為 32%，以 400 °C 擠型管材伸長率為最大；而 250 °C、300 °C、350 °C 幾乎沒有差異。以擠型應變速率 $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，在四種不同擠型溫度所獲得的伸長率平均值為 24% 最大。整體而言未退火的試片總平均室溫拉伸伸長量為 22%。

經過 200 °C、1 h 靜態退火後的試片獲得，以 400 °C，擠型應變速率 $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，所獲得的伸長率 32% 為最長，以 350 °C，擠型速率 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，所獲得的伸長率 31% 為第二。四種擠型應變速率的伸長率平均值：250 °C 為 23%、300 °C 為 23%、350 °C 為 24%、400 °C 為 24%，四種擠型應變速率的伸長率平均值可看出差異不大。以擠型應變速率 $1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，在四種不同擠型溫度所獲得的伸長率平均值為 26% 最大；而 $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，在四種不同擠型溫度所獲得的伸長率平均值為 22% 最小。在 400 °C 擠型，四種擠型應變速率所製得的 AZ31 管材，經過 200 °C，1 h 的退火試片與完全未退火試片比較得知，室溫拉伸結果均呈現下降趨勢。整體而言 200 °C、1 h 靜態退火的試片總平均室溫拉伸伸長量為 24%，與未退火試片之平均值 22% 比較，改善仍為有限。

經過 400 °C、4 h 靜態退火後的試片獲得，以 300 °C，擠型應變速率 $1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，所獲得的伸長率 51% 為最長，以 250 °C，120 秒，擠型速率 $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，所獲得的伸長率 49% 為第二。四種擠型應變速率的伸長率平均值：250 °C 為 39%、300 °C 為 41%、350 °C 為 39%、400 °C 為 37%，以 300 °C 擠型管材伸長率 41% 為最大；而 400 °C 擠型管材伸長率 37% 為最小。250 °C 與 350 °C 四種擠型應變速率的伸長率平均值為 39% 相同。

以擠型應變速率 $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，在四種不同擠型溫度所獲得的伸長率平均值為 42% 最大；而 $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，在四種不同擠型溫度所獲得的伸長率平均值為 35% 最小。整體而言 400 °C、4 h 靜態退火的試片總平均室溫拉伸伸長量為 39%，遠比為退火與 200 °C、1 h 靜態退火的試片改善甚多。

由於在進行液壓成形實驗時，鼓脹成形速率相當快，必須在每 50 kg/cm² 停下來，並拔取管材試片來量測管材鼓脹的高度，對工業界而言，是相當耗時的工作，且不合乎人力成本，為了瞭解快速的鼓脹成形速率與 AZ31 管材成型之關係，便進行快速的拉伸速率，來探究管材的伸長量是否能維持良好的伸長率？故將經過 400 °C、4 h 靜態退火後的管材試片，以室溫拉伸的應變速率為 $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 進行拉伸測試比對。結果列在表 3-11，由表 3-11 繪製成工程應力應變圖如圖 3-42，我們可以發現 UTS 及 elongation 都是差不多的，那為什麼在沿著管材方向的室溫拉伸結果不論是較低速 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 時或較高速 $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 時，都可以獲得不錯的伸長量。至於是不是在橫向的伸長量並非如此，我們再做了以下測試來進行探討。

3.6.6 退火的試片壓平製作與拉伸測試

茲因本實驗所擠製出的 AZ31 管材，外徑只有 30 mm，圓弧彎曲太大無法製作拉伸試片，且未經退火處理之管材於整平過程中會發生龜裂現象，故先將 AZ31 之管材，經 400 °C、4 h 靜態退火處理後對半剖開並切成一半如圖 3-43 之實體照片，接著以 SHIMADZU UH-1000kNA 萬能試驗機壓平，如圖 3-44 (a) 即將壓平狀態 (b) 控制機台所示。圖 3-45 所示為管材壓平後變成片材，再以機械加工方式截取 $\theta = 45^\circ$ 與 $\theta = 90^\circ$ (周向) 方向之試片，方向定義如圖 3-46 所示[64]，其中 $\theta = 0^\circ$ 表示沿擠行方向。挑選試片編號 6 與 13 來進行比對測試，結果列在表 3-12，得知在 300 °C 與 400 °C 所擠製的管材試片，經室溫拉伸應變速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 拉伸結果，發現在周向 45° 及 90° 的管材 UTS 均呈上

升現象，而 $\epsilon\%$ 呈現很明顯的下降趨勢，大致從 0° 時之 40% 降至 20%，表示所擠製的 AZ31 管材在周向的伸長量遠比軸向伸長量來的差，此也是造成液壓成形性不良之主要原因，我們再以 X 光繞射與極圖來作進一步的測試，探討同樣是在室溫的條件下進行測試，為何室溫的液壓鼓脹成形性無法與室溫的拉伸測試具有相同的延展性。

3.7 X 光繞射分析結果

藉由 X 光繞射分析我們可以獲得整體晶粒取向之概念。故本實驗對於管材後段內壁面進行 X 光繞射分析，圖 3-47 至圖 3-50 為低溫 250°C ~ 高溫 400°C 擠型於不同擠型速率的 X 光繞射分析，再以擠型速率為固定參數，我們來看在不同溫度擠製管材後同樣對內壁面來進行比較分析，可得圖 3-51 是相同擠型速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較圖。圖 3-52 是相同擠型速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較圖，圖 3-53 是相同擠型速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較圖，圖 3-54 是相同擠型速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較圖。

圖 3-55 為鎂粉的 X 光繞射圖，此為鎂金屬之 random 取向，其具有最高之 $(10\bar{1}1)$ 峰，而 (0002) 與 $(10\bar{1}0)$ 峰值強度約略為 $(10\bar{1}1)$ 峰值強度之一半不到。由 X 光繞射分析可觀察獲知，AZ31 鎂合金鑄錠胚料橫截面之晶粒取向類似於鎂金屬粉末之 random 取向，而經過無導孔、簡單單道管狀擠製加工成無縫管材後，我們可以確知，其 (0002) 峰突起，峰值激增了數倍，從圖 3-47 可以看出，在低溫 250°C 管材擠製後，以 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的 (0002) 峰值強度為最大，以 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 的 (0002) 峰值強度為最小。在圖 3-48 中 300°C 管材擠製，以 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 的 (0002) 峰值強度為最大，而 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的 (0002) 峰值強度便成最小。到了 350°C 管材擠製的情況，從圖 3-49 中發現，以 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的 (0002) 峰值強度為最大，以 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 的 (0002) 峰值強度為最小。再以高溫 400°C 管材擠製後來進行 X 光繞射觀察

晶粒取向之結果，從圖 3-50 中發現，以 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的(0002)峰值強度為最大，以 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的(0002)峰值強度為最小，可以發現擠製溫度愈高 400 °C 高溫，擠型速率愈慢 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，(0002)峰值強度愈大，表示{0002} basal 面纖構發展式完整的。

因此在擠型速率固定的情況下進行比較 X 光繞射結果，同樣在圖 3-51 也可得到同樣的論述，擠製溫度愈高，如 400 °C 高溫，擠型速率愈慢，如 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，則(0002)峰值強度愈大。而在圖 3-54 快速的擠型速率擠型速率固定下來比對 X 光繞射結果，仍是高溫 400 °C 的(0002)峰值強度為最大，而低溫 250 °C 的(0002)峰值強度為最小，表示溫度愈高，在擠型速率極快的擠製加工中，溫度參數是致使材料產生較完全的動態再結晶，形成整體材料依(0002)面擇優取向生長之趨勢，但仍只是強或微弱之區別而已，故證明材料的纖構經過管狀擠製後會產生很強烈、很簡單晶粒擇優取向生長的變化，比起鎂金屬粉末晶粒取向不同面峰值的複雜性簡單單純多了。

(0002)峰值強度愈大，表示趨近於柱狀 HCP 鎂金屬平躺在沿擠型方向，亦即(0002)面恰平行於擠型方向，與液壓成形鼓脹方向垂直，原本鎂合金原子排列結構就是 HCP，很難在室溫再近形成加工，再加上擠製後的成形圓形管材， $(10\bar{1}0)$ 與 $(10\bar{1}1)$ 峰值強度變的很小，完全只由(0002)面主導，此為造成 AZ31 圓形鎂管無法在室溫下獲得良好的鼓脹成形之主要原因，也就是說 AZ31 鎂合金經過圓管擠製加工後，對於原母材胚料之晶粒取向具有非常明顯且決定性的影響。

將同樣管材內壁面試片 10 x 10 mm 大小，送至雲林科技大學機械工程學系進行極圖(pole figure)的纖構分析，獲得圖 3-56~圖 3-58 之結果，從 pole figure 分析，清楚看出 AZ31 鎂合金的六角形晶格(hexagonal lattice)基面(basal plane)的擇優方向是平行於擠型方向平面，其(0002)面是主導整個管材的擇優取向，證明液壓成形自由鼓脹難以在室溫的 AZ31 鎂合金管材得到良好的成形性。

3.8 室溫拉伸試片破斷面之觀察

將室溫拉伸後的試片，以慢速切割機將破斷面切下來，以 SEM 來觀察其組織形貌，以放大倍率 2000 倍來呈現，如圖 3-59 為低溫 250 °C 擠製的管材，在室溫拉伸破斷面，圖 3-60 為高溫 400 °C 擠製的管材，在室溫拉伸破斷面。從圖中我們可以看出，有不少微小 dimples，故知沿著擠型方向所進行的室溫拉伸測試，其破斷面均是呈現延性破裂，亦即能造成擠製後的管材在室溫拉伸能獲得良好的伸長量之結果，其伸長量一般均在 20~40% 之間。

3.9 室溫液壓鼓脹破裂後破斷面之觀察

將本實驗所擠製的 AZ31 管材，以管材厚度 2.5 mm，鼓脹長度 40 mm，進行室溫液壓鼓脹成形破裂後，以慢速切割機將破斷面切下來，並以 SEM 來觀察其組織形貌，以放大倍率 1000 倍來呈現，如圖 3-61 (a) 管材編號 4，未經過退火的管材，液壓鼓脹破裂後破斷面照片，圖 3-61 (b) 為管材編號 12，經過 200 °C, 1 h 靜態退火後，液壓鼓脹破裂後之破斷面照片，圖 3-61 (c) 為管材編號 1，經過 400 °C, 4 h 靜態高溫退火後，液壓鼓脹破裂後之破斷面照片，圖 3-61 (d) 為管材編號 3，經過 400 °C, 4 h 靜態高溫退火後，液壓鼓脹破裂後之破斷面照片。我們可以很清楚觀察到，液壓鼓脹的破裂面均是呈現一長條的撕裂狀，亦即表示 AZ31 管材在徑向是脆性破壞，造成在非軸向延展性差之證明。與 Lu 等人[124]對 AZ91 鎂合金觀察拉伸後之破斷面，最主要的室溫破裂模式為脆性破裂和劈裂是相符合。

第四章 分析與討論

4.1 擠型模具半模角的影響

所謂模具半模角被定義為模具表面所形成錐體之錐度最小的角度，當半模角很小時，材料和模具的接觸長度將變長，材料變形相對較緩和，所以摩擦消耗功率佔的比重增加，而內部變形功率所佔的比重降低，故在模具半模角小於最佳擠製半模角時，擠製壓力將隨著半模角的減少而增加。相反的，當半模角大於最佳擠製半模角時，材料必須在短時間內完成變形，因而造成內部變形功率快速增加，所以內部變形功率所佔的比重增加，而摩擦消耗功率所佔的比重減少。同時擠製壓力會隨著斷面減縮率的增加。

因為在擠型過程中，模具入、出口端斷面形狀並不相同，不同位置所量測之模具半模角也會不同，因此在所有計算過程中，所謂模具半模角被定義為模具表面所形成錐體之錐度最小的角度。相當於在模具出口端以多邊形之外接圓所形成之半模角。當模具半模角較小時，擠製壓力將大於模具半模角較大的情況，且隨著半模角的增加，擠製壓力也將遞減並達到一個最小值。若半模角大於這個擠製壓力最小時的模具半模角，擠製壓力將隨著半模角增大而增加，於是稱此擠製所需壓力最小時的模具半模角為最佳擠製半模角。當半模角很小時，材料和模具的接觸長度將變長，材料變形相對較緩和，所以摩擦消耗功率佔的比重增加，而內部變形功率所佔的比重降低，故在模具半模角小於最佳擠製半模角時，擠製壓力將隨著半模角的減少而增加。相反的，當半模角大於最佳擠製半模角時，材料必須在短時間內完成變形，因而造成內部變形功率快速增加，所以內部變形功率所佔的比重增加，而摩擦消耗功率所佔的比重減少。同時擠製壓力會隨著斷面減縮率的增加。從圖 4-1 與圖 4-2 所示，各種不同形狀正方形、六角形、八角形與圓形的擠型模具半模角與擠型壓力比較關係圖[132]，從擠製產品外形對擠製壓力的影響圖

得知，圓形斷面擠製成為圓形斷面，所需之擠製壓力為最低，圓形斷面擠製成為正方形斷面，所需之擠製壓力為最高，當多邊形的邊數增加，產品斷面形狀越接近圓形，其擠製壓力也就越接近圓擠圓之軸對稱所需的壓力。隨著邊數的減少，擠製壓力將增加，且增加幅度也越明顯。因此，從圖 4-1，我們可確知，當斷面積減縮率都是 59.48%時，擠製圓形實心產品外形所需的壓力比長方形、六角形及八角形產實心品外形小，再看圖 4-2，以擠製品斷面積減縮率愈小者，所需的擠製壓力為最小，其中以十字型實心擠製品的斷面積減縮率 47.07%所需的擠製壓力，比菱形的 59.48%、正方形的 70.23%、圓形實心的 79.33%還要小。本實驗的擠製品外形為圓形管材，由於圓形管材是空心圓管，且斷面積減縮率只有 35%，比圖 4-2 中的十字型實心擠製品斷面積減縮率 47.07%還要小，故推算當 AZ31 胚料受到推桿壓應力作用，擠製成空心的圓管則推算所需的壓力必在 1.0 MPa 以下。再從文獻[132]來進行驗證，由國立台灣工業技術學院機械工程系向四海教授所做研究得知，擠製加工中，若斷面積減縮率越大，則加工所需的壓力就會越大，獲得相同之結論。

4.2 AZ31 管狀擠型金屬流之分析

材料擠製變形過程之假設[132]：

- 1、模具為剛體，忽略模具本身之變形與耗損。
- 2、不考慮熱效應，忽略變形過程中因摩擦生熱所造成溫度變化的影響。
- 3、假設材料為具有等方向性之均質材料，亦即沒有雜質等缺陷存在。
- 4、材料為遵循 Von Mises 降伏條件之完全剛塑性材料，不考慮彈性變形及材料應變硬化對變形行為所產生的影響。
- 5、假設模具之入、出口垂直於擠型方向的斷面區間為塑性變形區，材料進入模具前為剛性移動，離開模具後亦為剛性移動。

本實驗將 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1.1\times 10^0\text{ s}^{-1}$ 低溫擠型完成後的扁圓塊剩餘胚料切成對半，進行 OM 觀察，所得到的金屬流照片如圖 3-6 (b) (1)~(15)所示。由圖 3-6 (b) (14)可得知材料受到擠壓成管材，已經呈現圓弧曲率變的很小，在圖 3-6 (b) (15)可清楚觀察得知，材料已經完全與擠型方向相同，且無任何圓弧曲率了，表示材料即將變形成中空狀的圓形管材。另外，從 XRD 結果發現，鎂管壁內{0002}面與圖 3-6 (b) (15)中之水平線式平行的，表示{0002} basal 面纖構發展式完整的，也就是說 AZ31 鎂合金經過圓管擠製加工後，對於原母材胚料之晶粒取向具有非常明顯決定性的影響，六方晶系鎂合金中的{0002}底面，在熱擠型時，有極大傾向推力使之導引於金屬流方向，到了出口時，及平行於擠型方向，如果擠型品是一片材，則{0002}面平行於擠型方向，且平躺於擠型平面，如果是擠製管材，則管壁每一處皆含平躺之{0002}面，如果是擠製棒材，則{0002}面會隨機分佈，但一定仍是平行於擠型方向，即 c-軸 $\langle 0001 \rangle$ 垂直於擠型棒之長軸。

4.3 AZ31 管材試片晶粒與棒材、片材之差異

從本實驗室李敬仁學弟[90]對於 AZ31 鎂合金之擠製研究得知，在 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的溫度參數下，採行 100 : 1 之擠型比進行棒材與片材之擠製，面積減縮率均為 99%，真實應變量也同為 4.61，在相同的擠型溫度下與相同的擠型比下，棒狀試片之超塑性伸長量比板狀試片還高。如在高應變速率的 $1\times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 下，其低溫的 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 到 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 其伸長量差異不大，但高於 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的溫度後，其伸長量差異有到 60~70%左右。在往更低的應變速率來看，如 $1\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 來看，其差異有到 200%左右，有些甚至更大。

依據式(42)計算後，推算出棒狀的應變速率約 $7\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 、板狀的應變速率約 $1\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ ，其兩種的應變速率差了約 7 倍。而本實驗擠型比只有 15.4 : 1，真實應變量為 2.7，再計算本實驗的管材擠型，如此計算出管材擠型完成時間 1100 s、500 s、125 s 及 6 s 的應變速率，分別為 $6.1\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 、 $1.3\times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ 、 $5.4\times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ 及 $1.1\times 10^0\text{ s}^{-1}$ 四種應變速率。6 s 的管材擠型完成時間是 KCAEP-350E 型號擠型機最快速的擠型速率，分別為 125 s、500 s、1100 s 管材擠型應變速率的 20 倍、85 倍、180 倍。且為棒材的 157 倍、板狀的 1100 倍。其擠製的應變速率差異可說是非常大。應變速率有如此大的差異，故以下就同樣是 AZ31 的材料，在相同 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 所擠製的不同幾何形狀--管材、棒材、片材來進行比較分析。

4.4 影響棒材、片材、管材之應變速率探討

從本實驗室李敬仁學弟[90]對於 AZ31 鎂合金之擠製研究討論中得知，在相同材料，相同擠製溫度與擠型比下，以及相同模具角度，及擠型機的油壓馬達相同電流使其主推桿的出力相同，會因為擠型孔的幾何形狀不同，而所獲得的成品材料機械性質會有所不同。其實驗結果確知，棒材的擠製速率大於片材，其背後所代表的是在相同主推桿施力下，實際傳遞力量用於材料塑性變形上有所差異。棒材與片材因其擠出速率不同造成其製程應變速率不同，進而影響到再結晶晶粒大小，更進一步影響到機械性質與超塑性行為的表現。那管材的幾何形狀又與棒材、片材不同，若施行不同擠製速率所得到的管材，其機械性質又有什麼差異？這是文獻上所罕見的研究主題，也是本實驗室所欲獲得之實驗結果。

一個主推桿施力於胚料塑性變形擠出，推桿與材料之間的力量關係可以用簡單的數學關係式表示：

$$F = F_y + F_f + F_r , \quad (43)$$

其中 F 為主推桿的施力， F_y 為用於克服材料降伏應力而塑性變形所需的力量， F_f 為胚料與模具之間的摩擦力， F_y 與 F_f 的力量只會因材料特性與胚料和模具夾角不同而有所差異，還有 F_r 為克服區域不均勻變形所需的多餘力量，而此處所謂的不均勻變形指的是波浪變形、頸縮斷裂、裂縫、斷裂、起皺紋、膨脹破裂等[134]。從式(43)中可知，對棒材、片材有著相同條件的擠製， F_y 是相同，而 F_f 因圓形擠型孔的周長為 20.2 mm，比板狀擠型孔周長的 32.4 mm 長，所以片材的摩擦力會比棒材大，但其差異並未太大。 F_r 會因為所設計的擠出孔的幾何形狀不同而造成區域不均勻變形不同，進而影響到 F_r 所需的力量不同。在相同主推桿力量下，棒材的擠出速率大於板材，若假設棒材與片材的摩擦力差異是可以忽略[90]，但比較管材成形擠製，茲因本實驗管材擠製之進行，去除壓塊以自行設計的穿刺型模具來加工，雖然擠製的摩擦力 F_f 較大，但由於使用相同擠型機，其主推桿力量是相同的，而本實驗管材擠製實驗，擠型比 15.4、斷面減縮率 35% 遠小於棒材、片材擠型比 100、斷面減縮率 99%，由 4-1 節的討論分析得知，擠製加工中，若斷面積減縮率越大，則加工所需的壓力就會越大，故在相同的推桿作用力之

下來擠製成品，擠製管材時具有更多的壓應力來促使管材細化之作用。

若同樣將摩擦力的差異忽略掉，可以推論管狀擠型的圓孔空心擠型孔所造成的 F_r ，小於實心圓形棒材的擠型孔所造成的 F_r ，更小於片材矩形的擠型孔所造成的 F_r ，如此主推桿的力量就有更多餘力量可以用於提高應變速率所需的 F_y 進而提高 Z 參數值，而更能細化擠製後的晶粒，也就是說為何本實驗擠型比只有 15.4，而擠製出的管材晶粒尺寸遠比以擠型比高達 100 的棒材、片材晶粒尺寸小之原因得到驗證。讓我們看看 Zener-Holloman 參數是不是能與晶粒尺寸大小相符合。

4.5 Zener-Holloman 參數與晶粒大小之關係

將工作溫度與應變速率結合，可以 Zener-Holloman 參數(Z parameter)來表示：

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) , \quad (44)$$

式中 Q 為活化能， R 為氣體常數約為 8.314 J/mole， T 為絕對溫度($K = 273 + ^\circ C$)，鎂原子晶格擴散活化能 Q 約為 135 KJ/mol，由此建立 AZ31 鎂合金在管材擠製時之 Zener-Holloman 參數，與平均再結晶晶粒大小(μm)的關係，作圖表示在圖 4-3 (a)，對應的數學式表示為：

$$\ln(d) = 1.7 - 0.06 \ln(Z) , \quad (45)$$

從 Z 參數概念提供了，不同熱加工條件，如工作溫度，應變速率等會造成不一樣的再結晶晶粒大小的想法。所以從棒材與板材擠出速率的差異推斷，棒材的平均晶粒約小於板材 1 μm 左右。並從此關係式中可以發現到，在相同溫度下，應變速率越高其 Z 參數就越大，而再結晶的晶粒就越小。再觀察 Wang 等人[115]與 Huang 等人[135]對同樣 AZ31 鎂合金於熱擠型時之分析研究中，同樣具有較大範圍的 d 與 Z 值，如圖 4-3 (b) AZ31 經細化加工所得之晶粒大小與 Zener-Holloman 參數作圖與 FSP、棒材作為比較 [136-137]，其形式為：

$$\ln(d) = 6.0 - 0.17 \ln(Z) , \quad (46)$$

式(45)與式(46)中之係數雖有些許不同，但其數據仍在合理分佈範圍內，仍可得到相同之結果。綜將上述各實驗所得數據結合比較後，可以發現不管是拉伸、FSP 或不同幾何形狀棒材、片材或管材的擠型，其變形機制的 Zener-Holloman 參數與晶粒大小(d)間的相互關係之基本趨勢是相符合的，亦即，顯示出當加工溫度愈低，則應變量愈高，致使材料的晶粒尺寸愈小，由此可得到一個完整結論。

4.6 AZ31 管材試片變形機構分析

一般所探討之中高溫變形機構，主要區分為三種，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，

$$\dot{\epsilon} = A \frac{Eb}{kT} D_{eff} \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{\sigma - \sigma_{th}}{E} \right)^2, \quad (47)$$

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_l 、晶界擴散 D_{gb} 或差排核擴散 D_c ； d 為晶粒尺寸； p 為晶粒尺寸指數(約 2 ~ 3)， σ_{th} 為初始應力值(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，如下列式子用來表示其應變速率控制方程式，

$$\dot{\epsilon} = B \frac{Eb}{kT} D_{eff} \left(\frac{s - s_{th}}{E} \right)^5, \quad (48)$$

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，如下列式子所示其應變速率控制方程式，

$$\dot{\epsilon} = C \frac{kT}{E} D_s \left(\frac{s}{E} \right)^3, \quad (49)$$

其中 D_s 為溶質原子在基材中之擴散係數。

從拉伸數據之結果可發現，在中高溫 300~400 °C 時，均能呈現出良好之超塑性，而在低溫 200 °C，伸長量明顯降低許多，且從晶粒成長分析結果發現，在低於 350 °C 時，AZ31 鎂合金所擠製的管材其晶粒結構可說是相當的穩定，晶粒尺寸均約維持在 1.4 μm 左右，甚至因動態再結晶，晶粒還會細化到 1.2 μm ，而當溫度達 350 °C 以上時，由於部分靜態或動態再結晶以及晶粒成長之發生更為明顯，造成此時晶粒尺寸粗大之現象，晶粒成長至 2.5 μm 。

由於本研究只進行低溫 200 °C、中溫 300 °C、高溫 400 °C 之拉伸測試，不一一進行各溫度區間的拉伸測試來探討管材超塑性之分析，所以只以 m 值作為大概之評估，如下節所述。

4.7 AZ31 管材試片應變速率敏感係數(strain rate sensitivity, m 值)計算

將 AZ31 管材試片在 200、300 及 400 °C 之溫度區間下， 2×10^{-4} 、 1×10^{-3} 、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 之起始應變速率下進行拉伸實驗。各不同的應變下所對應的應變速率敏感值，擷取真實應變值為 0.5 位置之流應力值，將試片編號 1~16 之所有值取其平均值，來計算該溫度之 m 值，如表 4-1 所示，根據第(26)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 4-4 所示，由電腦軟體來 fit 其斜率，其三組曲線之斜率乃分別為 200、300 及 400 °C 之 m 值，並與計算值相當接近。從圖 4-4 上可看出，400 °C 之 m 值是很接近的約為 0.40 左右，在此溫度區間所呈現的平均伸長量約為 278~386%，見表 3-7，而 N 值(應力指數)與 m 值互為倒數， N 值約為 2.5，在高溫時，除了屬於溶質拖曳型之差排潛變外，晶界滑移所佔份量是相當多的，研判是屬於晶界滑移變形機構。

中溫 300 °C 的溫度區間，為介於低溫 200 °C 與高溫 400 °C 超塑性之交接區間，其變形機構為何？從圖 4-4 上可看出， m 值是很接近的約為 0.29 左右， N 值約為 3.4，是差排滑移主導的變形機構，屬於溶質拖曳型之差排潛變變形機構；所呈現的平均伸長量約為 268~367%，見表 3-6，與高溫 400 °C 的拉伸測試伸長量較為接近，但遠比低溫 200 °C 的拉伸測試總平均伸長量高出 60% 左右。

然而，低溫 200 °C 之 m 值，相對的就明顯偏低，約只有 0.22 左右， N 值約為 4.5，可能之變形機構為 power law dislocation creep。從表 4-1 中可發現，由 400 °C 所擠製的 AZ31 管材試片，在低溫 200 °C 的拉伸測試，平均 m 值只有 0.16， N 值為 6.2 大於 5，文獻中說明[89]，是不具有超塑性的，此與表 3-5 之測試結果得知在其總平均值得伸長量式不具超塑性的，結果是相符合的。並從表 4-1 之觀察我們可以發現，在高溫 400 °C 拉伸測試所得到的 m 值較大，表示隨著溫度的上升 m 值就逐漸上升，而以低溫 200 °C 拉伸測試所得到的 m 值為最小，中溫 300 °C 拉伸測試所得到的 m 值則介於之間，表示隨著溫度的上升 m 值就逐漸上升，溫度下降則 m 值乃跟著下降。

4.8 超塑性行為之差異

通常在敘述一物質的超塑性行為的基本方程式，都可以整理寫成下列的形式：

$$\dot{\epsilon} = A \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n, \quad (50)$$

其中 A 為定值，b 為布格向量(Burgers vector)，d 為晶粒尺寸，E 為彈性係數，p 是晶粒尺寸指數，p 與 n 皆是大於 1 的數值。若把(50)式改寫成我們最常用的數學公式為 power law 式(25)的形式 $\sigma = K \dot{\epsilon}^m$ ，其中 σ 為流應力，K 為材料的性質常數， $\dot{\epsilon}$ 為應變速率；其可寫為下式：

$$\sigma = B \dot{\epsilon}^{1/n} \left(\frac{d}{b} \right)^{p/n}, \quad (51)$$

從式(51)中可知，在固定應變速率下，隨著晶粒越大其流應力就越大。

從文獻[90]棒材與片材在超塑性變形後，可以明顯地看出棒材的伸長量優於片材，但變形機構是相同，材料於超塑性變形後的伸長量，是內部微結構與材料本身基本特性整體表現，材料的晶粒尺寸只是其中一環，另外如材料的擇優取向、起始的缺陷、試片的幾何形狀影響等都會影響材料的整體表現，對於鎂合金而言，當材料能具有細晶粒結構時，若升溫則可大幅增加鎂合金的加工性能，且可有效貢獻在低溫超塑性(LTSP)及高應變速率超塑性(HSRSP) [115]。讓我們來看看低溫 200 °C、中溫 300 °C、高溫 400 °C 拉伸測試後，UTS 與伸長量對拉伸應變速率有何關聯？

圖 4-5 為 AZ31 管材在低溫 200 °C 之(a) 抗拉強度 (b) 伸長量 對拉伸速率的關係圖，從圖中我們可以發現，以低溫 250 °C 所擠製的管材 UTS 相對最低，但伸長量最好，而以高溫 400 °C 所擠製的管材 UTS 相對最高，但伸長量最差，這均與低溫擠型的晶粒較小，而高溫擠型晶粒較大相符合。在圖 4-6 為中溫 300 °C 之 (a) 抗拉強度 (b)

伸長量 對拉伸速率的關係圖，同樣也獲得以低溫 250 °C 所擠製的管材 UTS 相對最低，但伸長量最好，亦即當材料具有超塑性時，若 UTS 值較小表示晶界滑移(grain boundary sliding, GBS)較為順暢。而以高溫 400 °C 所擠製的管材 UTS 相對最高，但伸長量最差之結果。再看到高溫 400 °C 的拉伸測試結果歸納比較在圖 4-7，除了在 300 °C 所擠製管材，在拉伸應變速率 10^{-3} s^{-1} 最低之外，可能是些許實驗誤差所造成，大致也是以低溫 250 °C 所擠製的管材 UTS 相對最低，但伸長量最好，而以高溫 400 °C 所擠製的管材 UTS 相對最高，但伸長量最差。故我們將不同拉伸速率的抗拉強度平均值與擠型溫度，與不同拉伸速率的伸長量平均值與擠型溫度，繪製成圖 4-8 與圖 4-9 之關係圖。從圖 4-8 我們可以觀察到在低溫 200 °C 的拉伸測試結果，四種不同溫度所擠製的管試片其 UTS 遠高於中溫 300 °C 及高溫 400 °C 的 UTS 值，而以高溫 400 °C 的拉伸測試結果 UTS 最低。在看到圖 4-9 我們可以發現，採用低溫 250 °C 所擠製的管材，不論是在 200 °C、300 °C、400 °C 的不同溫度條件下進行拉伸測試，所獲得的伸長量都是最高的，中溫 300 °C、350 °C 擠製的管材伸長量較接近，而以高溫 400 °C 所擠製的管材，同樣是在 200 °C、300 °C、400 °C 的不同溫度條件下進行拉伸測試，所獲得的伸長量都是最低。因此從整個實驗結果，我們得到一個重要結論，以低溫 250 °C 所擠製的管材其超塑性最好，以高溫 400 °C 所擠製的管材其超塑性最差，擠型溫度比擠型速率對管材之晶粒與超塑性影響較大。

4.9 AZ31 管材試片機械性質測試結果

在微硬度試驗中，由圖 3-15 我們可以發現，實驗所擠製的 AZ31 管材試片，晶粒尺寸越小的管材，都擁有較高的微硬度值，這與 Hall-Petch 方程式：

$$H_v = H_0 + k d^{-1/2} , \quad (52)$$

所表示的晶粒尺寸越小時，Hv 值應該呈現越大之現象相當一致。表示當晶粒細化後，材料的硬度值會隨著上升，而可滿足 $H_v = 26 + 69 d^{1/2}$ 方程式，未擠型的 AZ31 胚料微硬度約為 50。以 250 °C 低溫擠製的 AZ31 管材，平均硬度值高達~91，接近原胚料硬度值的兩倍，300 °C 與 350 °C 所擠製的管材平均硬度值分別為~87、~82，而以高溫 400 °C 所擠製的管材平均硬度值只有~71，顯示出平均晶粒尺寸愈大則硬度值愈低之結果，同時也由於在高溫 400 °C 進行管材擠製加工，雖管材晶粒已由原先胚料的大晶粒尺寸約 75 μm ，有效產生細化結果~2.5 μm ，使得硬度值皆提升了許多，但大量的熱輸入，導致擠製加工細化後的晶粒仍持續成長與軟化，故 400 °C 所擠製的 AZ31 管材微硬度值呈現較低現象。

由表 3-3 亦可發現，展現在拉伸強度方面的差異，晶粒尺寸越小則拉伸強度有增強之趨勢。在溫度較低的參數所擠製出的管材，如 250 °C 與 300 °C，其 UTS 均略高於其它較高溫度參數所擠製出的管材。尤其是當 250 °C 與 300 °C 較低溫度參數、最高擠製速率 $1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 之擠製條件下，材料被細化到 1.1 μm 左右時，UTS 值可高達 322 MPa 比起由 400 °C、 $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 之擠製條件下，所獲得的管材晶粒尺寸較大 2.5 μm ，而 UTS 只有 289 MPa 高出許多。故我們將四種不同溫度 250 ~400 °C，以四種不同擠型速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1} \sim 1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 所擠製的 AZ31 管材，經過室溫拉伸測試後，以各擠型速率 UTS 的平均值與 $d^{-1/2}$ 之關係整理成如圖 4-10 所示，發現呈現 $UTS = 153 + 187 d^{-1/2}$ 之關係式，發現斜率約成一條直線，並從圖 4-10 中可觀查出，當管材晶粒尺寸被加工細化至越小時，其 UTS 則越高，顯示出機械性質強度越佳之情況。若以數據來比較原始所購買的 AZ31 胚料，則更能清楚看出，胚料極限抗拉強度只有 160 MPa，但經過管狀擠型後，均明顯地提高了材料的拉伸強度，顯示熱擠型加工能有效且良好的使晶粒細化，而改善原本鑄錠 UTS 有 2 倍左右、微硬度值也提升將近 1 倍。

而在伸長率探討方面，原始所購買的 AZ31 胚料伸長率只有 9%，經過管狀擠型後，從表 3-3 中更可明顯得知，與原始胚料比較，其伸長量高出 2~3 倍，並與本實驗

室林鉉凱學弟[20]、李敬仁學弟[90]所進行的棒材與板材擠製，進行比較仍能發現相同的材料晶粒細化之結果。在林鉉凱學弟對於 AZ91 鎂合金以擠型比 100:1 所擠製成棒材與板材，棒材的 UTS 可達 340 MPa， e 為 16%，而板材的 UTS 為 330 MPa， e 為 4%；李敬仁學弟也同樣以擠型比 100:1 來擠製 AZ31 鎂合成為棒材與板材，棒材與板材的 UTS 可達 335 MPa 左右，棒材的 e 為 38%、板材的 e 為 43%。再比較本實驗的室溫拉伸結果，只以擠型比 15.4 對於 AZ31 鎂合金所擠製成的管材，在 400 °C、 $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 之擠製條件下，所獲得的伸長量 41% 為最大，相較於 AZ91 的 100:1 的棒材、與板材擠製，伸長量高出 2.5 倍，而與 AZ31 板材的擠製伸長量相差無幾。故此我們可以知道，經由擠製加工所獲得的擠製品，顯著影響材料的微纖構組織，其拉伸強度與伸長率均能大幅提升，尤其是以 15.4:1 的低擠型比所獲得的管材，在機械強度與室溫拉伸性質均不錯，同時在擠製時間、材料成本上與商品應用上都較符合成本要求。

4.10 管材液壓行為之探討

一開始進行室溫液壓鼓脹成形，就是採用本實驗藉簡單單道擠型機所擠製的自行研發 AZ31 管材，在成形過程是使用液壓鼓脹成型機，利用帕司卡原理所設計的 1 比 4 增壓器將液壓油輸入機台中對稱的橢圓形狀(asymmetric elliptic shape)模具來進行，過程中遭遇到相當高的工作壓力，室溫的 UTS 值高達近 300 MPa，將 AZ31 擠製管材施行 400 °C 4 h 的靜態退火熱處理後，獲得些許的改善，UTS 值降低至 260 MPa 左右。藉由 fitting 拉伸測試所得到的流應力(tensile flow stress)之方法來進行分析，首先假設材料之塑流應力遵循冪次定律(power law)：

$$s = K e^n, \quad (53)$$

其中， K ：強度係數(strength coefficient)， n ：應變硬化指數(work hardening exponent) 或稱為加工硬化指數(strain harden exponent)。將上式取自然對數，則可得：

$$\ln S = \ln K + n \ln e , \quad (54)$$

由(53)式可知，將實驗所得之真實應力與真實應變數據取對數，分別以 $\ln e$ 及 $\ln S$ 為 X 軸及 Y 軸，再以最小均方根法(least mean square root method)做線性迴歸，得其 Y 軸截距值為 $\ln K$ ，斜率即為應變硬化指數 n 值。 n 值與成形極限曲線(FLC)之高低及應變路徑變化都有直接的關係。 n 值還反應了材料變形時均一應變的能力，因為 n 值較大者有較好的成形性，材料不易產生破壞，因此在鼓脹過程中， n 值是個極重要的參數。本研究之理論模式主要以塑性不安定準則為主，所以在材料性質測試中，針對 AZ31 鎂合金材料進行 K 值、 n 值測試，此為應用塑性不安定準則所必須代入的參數。

AZ31 管材經過 400 °C, 4 h 靜態退火後，以 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸應變速率，在室溫進行拉伸測試，以求取材料之 K 、 n 值，如表 4-2 所示，以平均的 n 值 0.52 來反推得到 K 值約為 2015 MPa 左右，AZ31 鎂合金的 K 值不可能這麼大，由表 1-6 所示，得知 AZ31 鎂合金的彈性模數為 45 GPa，UTS 約為 290 MPa，代入虎克定律計算，如下式：

$$s = E e , \quad (55)$$

其中 s 為應力， E 為彈性模數， e 為應變。可得到 e 為 0.0064，而由液壓鼓脹成形試驗得知，其破裂時的 $e \sim 0.02$ ，表示 AZ31 管材在彈性區間內就以產生了破壞，證明經由擠製成形的 AZ31 管材，在 2D 或 3D 的變形不如單軸之變形，因此我們來比較一下 AZ31 管材在不同方向的延展性是否真的較差？

故截取管材 0°、45°或 90°的拉伸試片，經過萬能試驗機拉伸試驗後，由(53)、(54)式將試驗結果的工程應變與工程應力轉換成為真應變與真應力。再將真應變與真應力取自然對數，以 $\ln e$ 為 X 軸，以 $\ln S$ 為 Y 軸，並以最小均方根法做線性迴歸，得其斜率

即為應變硬化指數 n ，而 $\ln e = 0$ 所對應之 $\ln s$ 值即為 $\ln K$ ，再將試驗所得的 n 值與 K 值加以平均，就可以得到我們所需的材料應變硬化指數值。我們挑選經過 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h 靜態退火，及管材內壁厚度削薄成 1.3 mm 的試片，進行液壓鼓脹成型，且有進行 50 kg/cm^2 停下來，並拔取管材試片來量測管材厚度，其試片為編號 1、7、15，如表 4-3，為 AZ31 管材鼓脹成形 K 、 n 值之計算，然後以實際的實驗值與電腦模擬回歸值比對，看是否能相符合？如圖 4-11~4-13 所示，發現實驗值與回歸點是可以符合的，由管材鼓脹成型中所得之 K 值平均值為 $\sim 473\text{ MPa}$ 、 n 值平均值為 0.25 ，如表 4-4 所示，由於管材外徑小，只有 30 mm ，所以無法量測沿管子的半徑方向之拉伸性質。那到底本實驗所獲得的拉伸實驗 K 、 n 值，與液壓鼓脹成形所獲得的 K 、 n 值到底相不相符呢？我們做以下深入討論分析。

由圖 3-37~3-39 與 3-41 發現液壓鼓脹後的管材，對於壁厚 2.5 mm 與 1.3 mm 壓力在 50 及 20 MPa 就會產生破裂，由此 AZ31 管材液壓成形實驗結果與 6061 Al 合金管材液壓成形作比較[40]，其自由鼓脹的成形性是較低的，其有幾個因素造成分析如下：

1. 可能是由擠製過程中的 defect 所造成比預期早的垂直脆性破裂 (premature vertical crack)。
2. 由於在液壓鼓脹期間，鼓脹應變速率 (bulging strain rate) $\sim 10^{-2} - 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 過高，導致 AZ31 管材發生較低的延展性。
3. 最重要的是，由於 A31 管材擠製後，纖構產生強烈的 basal plane texture，抑制了 AZ31 管材在液壓鼓脹時的 non-basal direction 之伸展所造成的，關於此一分析後面會有詳細論述。

而鼓脹高度 h ，是液壓鼓脹壓力 P 之函數，將管材壁厚 2.5 mm 與 1.3 mm 進行液壓鼓脹所獲得的實驗數據繪製成圖 4-14 所示，為 AZ31 管材經 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h 退火，壁厚 2.5 或 1.3 mm ，在不同液壓鼓脹壓力與鼓脹高度所成形半球體 (hemisphere) 的關係圖，再將液壓鼓脹實驗所獲得的 K 值與 n 值代入由機電系黃永茂實驗室所開發的數學模擬程式[62,66,

4-75]，則有效的應力及應變曲線可被繪製出來，如圖4-15所示，同時也可計算出由液壓鼓脹成形所推算的 K' 與 n' 值，得到管材壁厚2.5 mm時為821 MPa與0.34，略大於拉伸試驗結果；也獲得管材壁厚1.3 mm時， K' 值為401 MPa與 n' 值為0.22，略小於拉伸試驗結果。故此，我們可以下一個結論，液壓鼓脹成形實驗所獲得的 K 、 n 值，與拉伸測試所獲得的 K 、 n 值大致相符合，如果擠製的AZ31管材外徑尺寸增加、管材內壁厚度減少，或液壓鼓脹成型過程中溫度增加，則所獲得的鼓脹高度必能相符合一致。

4.11 組織造成的液壓成形限制探討

茲因 AZ31 鎂合金胚料置入擠型機盛錠筒後，經推桿帶動穿孔心軸模具，進行一體成型的無縫管材擠製加工，在擠製管材製程中，AZ31 胚料晶粒強烈的動態再結晶之過程，造成管狀擠製之 AZ31 鎂合金再結晶區之微細等軸晶具有遠較經過 FSP 加工所獲得之組織強度大[100,115,136]。在此實驗中，原始鑄錠母材具有較強的 $(10\bar{1}1)$ 峰，類似於鎂金屬之 random 組織取向，而 (0002) 與 $(10\bar{1}0)$ 峰值強度約略為 $(10\bar{1}1)$ 峰值強度之一半不到。並由 X 光繞射分析可觀察獲知，AZ31 鎂合金鑄錠胚料橫截面之晶粒取向類似於鎂金屬粉末之 random 取向，而經過無導孔、簡單單道管狀擠製加工成無縫管材後，我們可以確知，其 (0002) 峰突起，峰值比起原鑄錠激增了數倍。

在比較文獻[40,65,75]對 6061 Al 合金管材的室溫拉伸伸長量約為 15%，在液壓鼓脹成形就已經具有成功的成形性。在本實驗對於 AZ31 鎂合金管材，在沿著擠製方向所截取 0°、45°或 90°的拉伸試片，比 6061 Al 合金管材的室溫拉伸伸長量較高，約為 20~40%，如圖 4-16~4-17 軸向、周向室溫拉伸比較圖所示，但液壓的鼓脹高度反而不如 6061 Al 合金管材之成形行為，顯示出 AZ31 管材 planar basal texture 強烈地主導著整個液壓管材成形機制，也造成本實驗在經過電化學網格蝕刻後之管材，在液壓自由鼓脹成

形實驗後，由於管材的變形量太小，故無法精確量測出橢圓形網格之長軸及短軸長度，來與原來圓形網格的直徑作比較，來獲得長軸應變與短軸應變之數據，也就是無法施行管材成形極限曲線之繪製。

對 Al 管材而言，是屬於 FCC 結構，與混合的纖構如紅銅(Copper)、黃銅(Brass)及 Goss type 等，可估算出其室溫的成形是藉由差排滑移(dislocation cross slip)發生在為數眾多的 plane families 上。相反地，就鎂合金管材而言，簡單且佔強烈驅使優勢的 {0002} basal plane 纖構，則躺在整個 AZ31 管材壁面上，並結合 non-basal cross slip 主導著整個室溫管材鼓脹成形過程，造成 HCP 結構的 AZ31 管材只能夠進行平面滑移變形而已，無法形成 3D 均勻的加工變形。因為晶粒取向發生在平面纖構中(plane texture)，亦即表示這些微細的晶粒 $2\sim 3\ \mu\text{m}$ ，在管壁內是呈現 2D random condition，而 [0001] c 軸是被垂直於管壁的，但在 {0002} basal plane 上的晶粒取向，如 $[11\bar{2}0]$ 或 $[10\bar{1}0]$ 都是呈現 random 分佈。而這 {0002} $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ a-typed 差排能輕易地在 {0002} basal plane 上產生滑移，致使它能在單軸拉伸應力狀態下產生較高的拉伸伸長率變形，只要是試片擺置方向是平行於 basal plane 就會發生。但有些差排是很難發生 cross slip 在 non-basal plane 的，如 $\{10\bar{1}0\}$ 、 $\{10\bar{1}1\}$ 、或 $\{11\bar{2}2\}$ ，其示意圖見圖 4-19 所示，差排移動或成形在垂直於 {0002} basal planes 之示意圖，表示差排滑移在 {0002} planes 上是相當容易，但要 climb 與 cross-slip 在鄰接的 {0002} planes 是非常困難。因此我們得知，所擠製的 AZ31 管材內的所有晶粒，是與 basal planes 相互平行著，差排的滑移只能被限制在 2D 的平面滑移上，所以擠製的 AZ31 管材要在 3D 形成橢圓形的自由鼓脹是相當困難的，尤其是在室溫環境之下。

4.12 Schmid factor 判讀

管材液壓成形的應力狀態比起單軸拉伸測試是較為複雜，在液壓鼓脹成形的初始階段，牽涉到環域(circumferential)、子午線(meridional)及徑向(radial)應力，直到鼓脹

形狀接近橢圓形或半圓形時，此時應力狀態接近雙軸應力(biaxial)之條件，故可忽略徑向應力之考量。是否雙軸或三軸的應力狀態，其 principal shear stress 在整個滑移系統中，可以被考慮減少呢？而被比較為只考慮非單軸的拉伸應力狀態呢？其實是可由 Mohr's circles 來作分析，如圖 4-18 所示[43]，在多軸應力時較小的剪應力範圍將降低塑性變形之能力，也就是這較小的剪應力發生在管材被液壓鼓脹成橢圓形或半圓形，直到管材破裂之前會發生效應，而強烈的 basal texture 是牽制著很小的 cross slip 能力，會變成非常困難來進行移動，特別是在徑向應力之作用上。

在室溫中的塑性變形之判斷，最簡單的方法就是從晶粒方向的 Schmid factor 估算， S ，其 $S = \cos\theta \cos\phi$ ， θ 與 ϕ 表示滑移平面及滑移方向與拉伸軸所夾的角度，而強烈的 basal plane 總是允許一些較小方向之散射在 $\pm 0^\circ$ ，從圖 3-15 所示可得到此一論述之驗證，並由本實驗室 Wang 等人[137]所獲得的關於鎂基合金的 pole figures，或 orientation distribution 之特性實驗結果得到驗證。Schmid factor 估算是對於理想的且確實的 $\{0002\}$ plane texture，對於鎂基合金在室溫中佔支配優勢的滑移系統形式為 $\{0002\}\langle a \rangle$ type，而不考慮柱狀(prismatic)或角錐形(pyramidal)的滑移系統。

表 4-5 所列為 Schmid factor 之計算結果，系沿著擠型軸或管材長軸方向的 0° 、 45° 與 90° ，是對應於環域、子午線及徑向應力，由此表可以看出，對於理想的 $\{0002\}$ texture 而言，平均的 Schmid factor 對應環域、子午線應力大約為 0.11，對應徑向應力基本上大致是 0。然而這 $\pm 0^\circ$ 造成平均的 Schmid factor 對環域、子午線應力大約為 0.2，對徑向應力而言大約為 0.1。故此，我們得知，上述這些理論探討可應用在非軸向之拉伸負載測試中，但在管材液壓鼓脹成形的徑向負載是有所限制的，亦表示 AZ31 管材若要在室溫中施行液壓鼓脹成形，則受到強烈主導且佔優勢的 basal texture 之影響，是成形能力受到限制則是無法避免之困難課題，除非是改善其 plane texture 來解決成形性較差之限制，如局部的 FSP (friction stir processing)加工，讓我們以本實驗未退火的試片編號 13 經 400°C 、 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 擠製，室溫最長的伸長率 41%的管材，試片編號 8， 300°C 、 1.1×10^0

s^{-1} ，並經過 400 °C、4 h 的退火處理，室溫最長的伸長率 51% 的管材，來與經 1400、1000 及 800 rpm FSP 細化加工之試片進行分析。從表 1-6、表 3-3 及表 3-9 確知，對擠型的 AZ31 鎂合金管材而言，降伏強度約為 250 MPa、極限抗拉強度約為 300 MPa；若以 FSP 之製程對 AZ31 鎂合金細化加工之實驗結果，如圖 4-20 所示，以相同 AZ31 材料，經過管材擠製與不同轉速 FSP 加工，室溫拉伸測試比較圖，得知以 FSP 之製程對 AZ31 鎂合金細化加工降伏強度約為 75 MPa、極限抗拉強度約為 250 MPa [136,138]，即可令降伏強度大幅度且有效的降低，表示其臨界分解剪應力(critical resolved shear stress, CRSS)也大大地降低，亦即表示有充足的差排可在早期時就可啟動，勢必可解決成形性受限之難題。

第五章 結論

1. KCAEP-350E 簡單單道擠型機，經由精心設計的穿孔型模具組及推桿之設計，可以擠製出無縫管材。由自行研發的穿孔心軸模具組來擠製管材，不但操作簡單且可巨幅節省模具的設計費，同時更能符合工業界所希求的『一次加工』生產作業程序的目標，來達到加工成本的節流。
2. 本實驗所使用的 AZ31 鎂合金經過簡單單道擠型熱加工處理後，晶粒尺寸都有明顯的細化，從原始胚料之 $75\text{ }\mu\text{m}$ ，大幅降到 $2\sim 3\text{ }\mu\text{m}$ ，擠型溫度對晶粒尺寸的影響，遠比擠型速率來的明顯且重要。
3. 單一熱擠型後的鎂合金，隨者加工量的增加，晶粒尺寸愈細化，對於超塑性愈有良好的影響。AZ31 經細化加工所得之晶粒大小與 Zener-Holloman 參數作圖得到數學形式為： $\ln(d) = 1.7 - 0.06 \ln(Z)$ ，顯示出當加工溫度愈低，或應變速率愈高，Z 參數愈高，致使材料的晶粒尺寸愈小。
4. 經過管狀擠型後，明顯地提高了材料的硬度，顯示熱擠型加工能有效且良好的使晶粒細化，而改善原本鑄錠微硬度值 ~ 50 ，提升到平均值 83。
5. 經過管狀擠型後，明顯地提高了材料的抗拉強度，顯示熱擠型加工能有效且良好的使晶粒細化，而改善原本鑄錠 UTS $\sim 160\text{ MPa}$ ，提升到 $289\sim 322\text{ MPa}$ ，將近有 2 倍左右。
6. 以 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 低溫擠製的 AZ31 管材，平均硬度值高達 ~ 91 ，接近原胚料硬度值的兩倍， $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 與 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 所擠製的管材平均硬度值分別為 ~ 87 、 ~ 82 ，而高溫 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 所擠製的管材平均硬度值只有 ~ 71 ，顯示出平均晶粒尺寸愈大則硬度值愈低之結果。
7. 在 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $6\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 之擠製條件下，所獲得的室溫伸長量 41%為最大，相較於 AZ91 的 100:1 的棒材、與片材擠製，伸長量高出 2.5 倍，而與 AZ31 的 100:1 片材擠製伸長量相差無幾。

8. 低溫 250 °C、 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製的 AZ31 管材，在高溫 400 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試可獲得最高超塑性伸長率為 631%，在中溫 300 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試也可獲得 605% 不錯的伸長率。
9. 中溫 350 °C、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製的 AZ31 管材，在中溫 300 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸測試所獲得超塑性伸長量為 607%，是中溫擠型之冠。
10. 擠製加工中，若斷面積減縮率越大，則加工所需的壓力就會越大，故在相同的推桿作用力之下來擠製成品，實驗證明擠製管材時具有更多的壓應力來促使管材細化之作用。
11. 採用低溫 250 °C 所擠製的管材，不論是在 200 °C、300 °C、400 °C 的不同溫度條件下進行拉伸測試，所獲得的伸長量都是最高的，中溫 300 °C、350 °C 擠製的管材伸長量較接近，而高溫 400 °C 所擠製的管材，同樣是在 200 °C、300 °C、400 °C 的不同溫度條件下進行拉伸測試，所獲得的伸長量都是最低。
12. 以低溫 250 °C 所擠製的管材其超塑性最好，而高溫 400 °C 所擠製的管材其超塑性最差，擠型溫度比擠型速率對管材之晶粒與超塑性影響較大。
13. 從 SEM 的顯微觀察，得知室溫拉伸測試的破斷面，是呈現有不少微小 dimples，沿著擠型方向所進行的室溫拉伸測試，破斷面均是延性破裂。
14. 從 SEM 的顯微觀察，得知室溫液壓鼓脹破裂後破斷面，是呈現一長條撕裂狀的脆性破壞。
15. 從拉伸測試結果得知，高溫 400 °C 之 m 值為 0.40，屬於以晶界滑移變形機構為主導；中溫 300 °C 的 m 值為 0.29，是以溶質拖曳型之差排潛變變形機構為主導；低溫 200 °C 之 m 值，只有 0.22，變形機構為 power law dislocation creep。隨著溫度的上升 m 值就逐漸上升，顯示晶界滑移較順暢。
16. 液壓鼓脹成形實驗所獲得的 K 、 n 值，與拉伸測試所獲得的 K 、 n 值大致相符合，如果擠製的 AZ31 管材外徑尺寸增加、管材內壁厚度減少，或液壓鼓脹成形過程中，溫度增加，則所獲得的鼓脹高度必能相符合一致。
17. 所擠製的 AZ31 管材內的所有晶粒，是與 basal planes 相互平行著，差排的滑移只能

被限制在 2D 的平面滑移上，所以擠製的 AZ31 管材要在 3D 形成橢圓形的自由鼓脹是相當困難的，尤其是在室溫環境之下。

參考文獻

1. I. J. Polmear, “ Magnesium Alloys and Application”, Materials Science and Technology, 10 (1994), p. 1.
2. R. W. Cahn, P. Hasssen, and E. J. Kramer, “ Structure and Properties of Nonferrous Alloys”, Materials Science and Technology, 8 (1996), p. 131.
3. M. M. Avedesian and H. Baker, ASM Specialty Handbook—Magnesium and Magnesium Alloys, ASM Metals Park, OH (1999), p. 13.
4. 李信委, “ AZ31B 鎂合金室溫至 500°C 之拉伸性質與其變形組織探討 ”, 國立成功大學材料科學及工程學系, 碩士論文, 2002。
5. 戴國政, 郭晉全, 詹德泉, “ 鎂合金高溫性質之基礎研究 ”, 中國材料科學學會論文集, 2001。
6. 張志坤, 黃庭彬, 陳復國, “ 鎂合金 AZ31 板材之沖壓製程 ”, 工業材料雜誌, 186 期, 91 年 6 月, p. 99。
7. 葉圳轍, “ 鎂合金成型產業現況 ”, 工業材料雜誌, 186 期, 2002 年 6 月, p. 82。]
8. T. Lyman, H. E. Boyer, P. M. Unterweiser, J. E. Foster, J. P. Hontas, and H. Lawton, “ Magnesium and Magnesium Alloys”, Metals Handbook, 1, Properties and Selection of Metals, 9th.(1977), p. 1067.
9. 陳盈志, 吳炳興, 廖芳俊, “ AZ31B 鎂合金鐳補制製程的探討 ”, 工業材料雜誌, 186 期, 91 年 6 月, p. 106。
10. Y. Kojima, “Project of Platform Science and Technology for Advanced Magnesium Alloys”, Materials Transactions, 42, 7 (2001), p. 7.
11. 馬寧元, “ 鎂於電子工業之應用 ”, 中華民國鍛造協會會刊, 第 10 卷, 第 3 期, 90 年 9 月, p. 28。

12. S. F. Su, J. C. Huang, H. K. Lin, and N. J. Ho, "Electron-Beam Welding Behavior in Mg-Al-Based Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33A (2002), P. 1461.
13. 高永洲, "鎂合金鍛造技術簡介", 中華民國鍛造協會會刊, 第 8 卷, 第 2 期, 88 年 6 月, p. 18。
14. 曾寶貞, "壓鑄用鎂合金的特性與動向" 工業材料雜誌, 156 期, 1999 年 12 月, p. 153.
15. 王建義, "鎂合金之環保化", 工業材料雜誌, 186 期, 2002 年 6 月, p.125。
16. H. K. Lin, S. F. Su, and J. C. Huang, "On Superplasticity and Welding Behavior in Mg-Al-Zn Base Alloys", 中國材料科學學會論文集, 2001。
17. 曾義豐, "鎂合金 AZ31B 的脈衝 Nd:YAG 雷射疊焊接技術開發", 中國機械工程學會, 第十七屆全國學術研討會, 89 年。
18. 蔡幸甫, "筆記型電腦應用鎂合金的幾個重大理由", 工業材料雜誌, 154 期, 88 年 10 月, p. 116。
19. H Zenner and F. Renner, "International Material Behavior of Magnesium Die Castings and Extrusions", 24 (2002), p. 1255.
20. 林鉉凱, "析出型 AZ91 低溫超塑性之研究", 國立中山大學材料科學與工程研究所, 碩士論文, 2001。
21. M. C. Kuo, J. C. Huang, M. Chen, and M. H. Jen, 中國材料科學學會論文集, 2002。
22. G V. Raynor, "The Physical Metallurgy of Magnesium and Its Alloys", Pergamon Press, London, (1957), p. 1.
23. N. Ogawa, M. Shiomi, and K. Osakada, "Forming Limit of Magnesium Alloy at Elevated Temperatures for Precision forging", *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 42 (2002), p. 607.
24. I. J. Polmear, "Recent Developments in Light Alloys", *Materials Transactions, JIM*, 37 1 (1996), p. 12.

25. 蘇勢方, “ 鎂基材料電子束和焊接冶金特性與組織研究 ”, 國立中山大學材料科學與工程研究所, 碩士論文, 2001。
26. A. A. Luo, “Magnesium: Current and Potential Automotive Applications”, JOM, (2002) 2, p. 42.
27. 陳錦修, “ 鎂合金在汽車工業之應用 ”, 工業材料雜誌, 186 期, 2002 年 6 月, p. 148。
28. 林東毅, 魏振仁, 林義翔, “ 鎂合金時效行為之研究 ”, 中國材料科學學會論文集, 2001。
29. 王建義, “ 鎂合金板材之壓型加工技術 ”, 工業材料雜誌, 170 期, 2001 年 2 月, p.132。
30. M. H. Yoo, S. R. Agnew, J. R. Morris, and K. M. Ho, “ Non-Basal Slip System in HCP Metals and Alloys: Source Mechanisms”, Materials Science and Engineering, 319-321 (2001), p. 87.
31. 范元昌、蘇健忠、翁震灼、陳俊沐, “ 鋁、鎂合金半固態觸變鑄造技術 ”, 工業材料雜誌, 186 期, 2002 年 6 月, p. 131。
32. 王文寬, “ 鎂板材的製造方法 ”, 工業材料雜誌, 192 期, 91 年 12 月, p. 125。
33. 邱垂泓, “ 鎂板的應用及其製造方法 ”, 工業材料雜誌, 190 期, 91 年 10 月, p. 164。
34. C. Y. Wu and Y. C. Hsu, “The Influence of Die Shape on The Flow Deformation of Extrusion Forging”, Journal of Materials Processing Technology, 124 (2002), p. 67.
35. G. E. Dieter and D. Bacon, “Mechanical Metallurgy”, SI Metric Edition, (2001), p. 616.
36. S. Lee, Y. H. Chen, and J. Y. Wang, “Isothermal Sheet Formability of Magnesium Alloy AZ31 and AZ61”, Journal of Materials Processing Technology, 124 (2002), p. 19.
37. 施詠堯, 郭敏郎, 曹紀元, “ 噴覆成型散熱片 6063 鋁合金擠型性質研究 ”, 中國材料科學學會論文集, 2001。
38. 賴詩文, “ 鋁合金擠型製程技術 ”, 工業材料雜誌, 134 期, 87 年 2 月, p.101。
39. 廖招順, “ 圓管熱間擠製加工研究 ”, 國立台灣工業技術學院, 機械工程技術研

究所，碩士論文，1995。

40. Y. M. Hwang and M. T. Yang, “Study of Hydrostatic Extrusion Processes with Extra-High Extrusion Ratio”, *Journal of Key Engineering Materials*, 233-236 (2003), p. 311.
41. S. Kalpakjian, “Bulk Deformation Processes”, *Manufacturing Processes for Engineering Materials (Third Edition)*, Addison-Wesley Publishing Company, Menlo Park, California, USA, (1997), p. 295.
42. 李少濠, “靜液壓擠壓成形技術之發展現況及其應用介紹”, *中華民國鍛造協會會刊*, 第 10 卷, 第 1 期, 90 年 4 月, p. 18。
43. G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Book Co., (1988), p. 633.
44. K. Laue and H. Stenger, “Extrusion Processes”, *Extrusion Processes, Machinery, Tooling*, (1989), p. 63.
45. T. Murakami, J. X. Xie, H. Takahashi, K. Ikeda, and K. I. Takaku, “Forming of A7475 and A5056 Pipes by Hot Multi-Billet Extrusion: Hollow Section Forming by Multi-Billet Extrusion”, *J. of JSTP* Vol. 33, No. 380, Sep., (1992), p. 1045.
46. S. H. Hsiang and C. S. Liao, “Study on Hot Extrusion”, *Journal of Materials Technology*, 63 (1997), p. 254.
47. A. Mwembela, E. B. Konopleva, and H. J. McQueen, “Microstructural Development in Mg Alloy AZ31 During Hot Working”, *Scripta Materialia*, 37,11(1997), p. 1789.
48. 向四海, 廖招順, “圓管熱間擠製加工之研究”, *中國機械工程學會第十二屆學術研討會論文集*, 民國 84 年 11 月, p. 423。
49. 向四海, 楊學奇, “異種金屬在熱擠製加工中之結合狀態分析”, *中國機械工程學會第十四屆學術研討會論文集*, 民國 86 年 12 月, p. 183。
50. K. T. Chang and J. C. Choi, “Upper-Bound Solutions to Tube Extrusion Problems through Curved Dies”, *J. Eng. Industry, Trans, ASME*, Nov. (1972), p. 1108.
51. M. Mabuchi, K. Kubota, and K. Higashi, “New Recycling Process by Extrusion for

- Machined Chips of AZ91 Magnesium and Mechanical Properties of Extruded Bars”, Materials Transactions, JIM, 36, 11 (1995), p. 1249.
52. M. M. Potapenko, V. A. Drobishev, V. Y. Filkin, I. N. Gubkin, V. V. Myasnikov, A. D. Nikulin, E. N. Shingarev, G. P. Vedernikov, S. N. Votinov, V. S. Zurabov, and A. B. Zolotarev, “Manufacture of Semifinished items of Alloys V-4Ti-4Cr and V-10Ti-5Cr for Use as a Structural Material in Fusion Applications”, Journal of Nuclear Materials, 233-237 (1996), p. 438.
 53. E. F. Kukovitsky, S. G. L’vov, N. A. Sainov, V. A. Shustov, and L. A. Chernozatonskii, “Correlation Between Metal Catalyst Particle Size and Carbon Nanotube Growth”, Chemical Physics Letters, 355 (2002), p. 497.
 54. C. W. Wu and R. Hsu, “Extrusion of Three-layer Composite Hexagonal Clad Rods”, Journal of Materials Processing Technology, 123 (2002), p.47.
 55. J. L. Alcaraz, J. M. Martinez-Esnaola, and J. G.. Sevillano, “An Analytical Approach to The Stress Field in The Extrusion of Bimetallic Tubes”, Int. J. Solids Structures, 33, 14 (1996), p. 2075.
 56. 黃建成, “ 管材液壓鼓脹成形之力學解析 ”, 國立中山大學機械與機電工程研究所, 碩士論文, 2000。
 57. M. Ahmetoglu, K. Sutter, X. J. Li, and T. Alan, “Tube Hydroforming: Current Research, Applications and Need for Training”, Journal of Materials Processing Technology, 98(2000), p. 224.
 58. Y. K. Fuh, “Current Status of the Tube Hydroforming (THF) Technology and Applications”, Forging, 12, 1(2003), p. 37.
 59. 蔡錦文, “ 管材液壓鼓脹之實驗與模擬 ”, 國立中山大學機械與機電工程研究所, 碩士論文, 2002。
 60. M. Ahmetoglu and T. Altan, “Tube Hydroforming: State-of-the-Art and Future Trends”, Journal of Materials Processing Technology, 98(2000), p. 25.

61. F. Dohman and C. Hartl, "Tube Hydroforming – Research and Practical Application", *Journal of Materials Processing Technology*, 71 (1997), p.187.
62. Y. K. Lin, C.C. Huang, and Y.M. Hwang, "Analysis on Tube Bulge Hydroforming Process with Consideration of Ellipsoidal Tube Surface", *Proceedings, International Conference on Advanced Materials Processing Technologies (AMPT'01)*, 2 (2001), p. 931, Madrid, Spain.
63. 陳文智, " 管材於方形模具內液壓鼓脹成形之解析 ", 國立中山大學機械與機電工程研究所, 碩士論文, 2002。
64. 林瑞彰, " 管材之成形極限研究 ", 國立中山大學機械與機電工程研究所, 碩士論文, 2003。
65. Y. M. Hwang, Y. K. Lin, H. C. Wu, and H. C. Chen, "FE-Simulations on T-shape Tube Hydroforming, "Proceeding, the 18th National Conference of CSME, (2001), p. 311, Taipei, Taiwan, R.O.C.
66. Y. M. Hwang and Y. K. Lin, "FE-Simulations of TShape Tube Hydroforming", *Key Engineering Materials*, 233-236 (2003), p. 317.
67. H. J. Kim, B. H. Jeon, and J. J. Kim, *Advanced Technology of Plasticity, Proceeding of the Fourth International Conference on Technology of Plasticity*, (1993), p. 545.
68. M. Ahmed and M. S. J. Hashmi, "Estimation of Machine Parameters for Hydraulic bulge Forming of Tubular Components", *Journal of Materials Processing Technology*, 64, (1997), p. 9.
69. Hideo Abe, "The State of the Art in Tube Hydroformation Technology in Japan", *International Workshop on Tube Hydroforming Proceeding of The TUBEHYDRO*, Sep. (2003), p. 42, Aichi, Japan.
70. C. Y. Chuang, P. K. Cheng, and M. F. Li, "Introduction to the Tube Hydroforming Die", *Forging*, 12, 1 (2003), p. 14.
71. M. Ahmed and M. S. J. Hashmi, "Finite-element Analysis of Bulge Forming Applying

- Pressure and In-plane Compressive Load”, Journal of Materials Processing Technology, 77 (1998), p. 95.
72. M. Koc and T. Altan, “A Overall Review of the Tube Hydroforming (THF) Technology”, Journal of Materials Processing Technology, 108 (2001), p. 25.
 73. S. Fuchizawa, M. Narazaki, and A. Shirayori, “Bulge Forming of Aluminum Alloy Tubes by Internal Pressure and Axial Compression”, Advanced Technology of Plasticity, 5th ICTP, Columbus, Ohio, USA, 1, Oct. (1996), p. 497.
 74. Y. M. Huang, Y. K. Lin, and C. Y. Chung, “Experiment of Tube Bulging Forming and Determination of the Flow Stress of Tubular Materials”, Forging, 12, 4 (2003), p. 6.
 75. Y. M. Huang, “Process Fusion: Tube Hydroforming and Crushing”, International Workshop on Tube Hydroforming Proceeding of The TUBEHYDRO, Sep. (2003), p. 105, Aichi, Japan.
 76. K. I. Mori, A. U. Patwari, and S. Maki, “Finite Element Simulation of Hammering Hydroforming of Tubes”, International Workshop on Tube Hydroforming Proceeding of The TUBEHYDRO, Sep. (2003), p. 84, Aichi, Japan.
 77. T. Altan, M. Koc, Y. Aueulan, and K. Tibari, “Formability and Design Issues in Tube Hydroforming”, Hydroforming of Tubes, Extrusion and Sheet Metals, 1 (1999), p. 105.
 78. J. Kim and B. S. Kang, “Numerical Prediction of Bursting Failure in Bulge Forming of a Seamed Tube Using FEM”, International Workshop on Tube Hydroforming Proceeding of The TUBEHYDRO, Sep. (2003), p. 36, Aichi, Japan.
 79. A. Shirayori, S. Fuchizawa, and M. Narazaki, “A Trial Design Method of Loading Paths by FEM Simulator for Free Hydraulic Bulging”, International Workshop on Tube Hydroforming Proceeding of The TUBEHYDRO, Sep. (2003), p. 18, Aichi, Japan.
 80. Y. C. Wen, “The Introduction and Application of Tube Hydroforming Technology”, Forging, 9, 1 (2000), p. 50.
 81. 鄭炳國, 周金龍, “參加「第六屆國際塑性加工技術會議」及工廠訪問考察心得”,

中華民國鍛造協會會刊，第 9 卷，第 1 期，89 年 3 月，p. 63。

82. E. Bollinger and D. W. Jutten, “Tubes for Hydroforming”, Hydroforming of Tubes, Extrusions and Sheet Metals, 1 (1999), p. 97.
83. 賴耿陽，管材加工二次成形，復漢出版社，2001，p. 2。
84. T. Altan, M. Koc, Y. Aue-u-lan, and K. Tibari, “Formability and Design Issues in Tube Hydroforming”, Hydroforming of Tubes, Extrusions and Sheet Metals, 1 (1999), p. 105.
85. 王之佑，“管材液壓成形試驗機之設計與製作”，國立中山大學機械與機電工程研究所，碩士論文，2003。
86. B. J. Kim, D. I. Hyun, S. M. Oak, S. K. Choi, and Y. H. Moon, “Effect of Process Parameters on Tubular Hydroformability”, Key Engineering Materials, 233-236 (2003), p. 457.
87. 王宗鼎，“ Ti_3Al 基超塑薄板之超塑性特性分析”，國立中山大學材料科學與工程研究所，碩士論文，1996。
88. 蕭一清，“5083 鋁合金低溫超塑性研發與變形機構分析”，國立中山大學材料科學與工程研究所，博士論文，2001。
89. T. G. Nieh, J. Wadsworth, and O. D. Sherby, “Superplasticity in Metals and Ceramics”, Printed in the United Kingdom at University Press, Cambridge, USA, (1997).
90. 李敬仁，“鎂合金超塑變形之裂孔成核成長研究”，國立中山大學材料科學與工程研究所，碩士論文，2003。
91. 陳宗榮，“鋁鎂合金板材超塑成形因子與晶界滑移機構之分析”，國立中山大學材料科學與工程研究所，博士論文，1997。
92. 普翰屏，“8090 鋁鎂合金低溫與高溫超塑板材之製程開發與形變機構分析”，國立中山大學材料科學與工程研究所，博士論文，1995。
93. 林鉉凱，“Material Development and Property Analysis of High Strain Rate and Low Temperature Superplasticity in AZ31 Mg Alloys”，國立中山大學材料科學與工程研究

所博士論文計劃書，2002。

94. H. P. Pu and J. C. Huang, "Processing Routes for Intertransformation Between Low-and High-Temperature 8090 Al-Li Superplastic Sheets", *Scripta Metallurgica et Materiala*, 33 (1995), p. 383.
95. H. P. Pu, F. C. Liu, and J. C. Huang, "Characterization and Analysis of Low-Temperature Superplasticity in 8090 Al-Li Alloys", *Metallurgy Material Transition*, 26A (1995), p. 1153.
96. H. P. Pu and J. C. Huang, "Low-Temperature Superplasticity in 8090 Al-Li Alloys", *Scripta Metallurgical et Materiala*, 28 (1993), p. 1125.
97. M. Mabuchi, H. Iwasaki, K. Yanase, and K. Higashi, "Low Temperature Superplasticity in AZ91 Magnesium Alloy Processed by ECAE", *Scripta Materialia*, 36 (1997), p. 681.
98. M. Mabuchi, K. Ameyama, H. Iwasaki, and K. Higashi, "Low Temperature Superplasticity of AZ91 Magnesium Alloy with Non-equilibrium Grain Boundaries", *Acta Materialia*, 47 (1999), p. 2047.
99. H. K. Lin and J. C. Huang, "Fabrication of Low Temperature Superplasticity AZ91 Mg Alloys Using Simple High-Ratio Extrusion Method", *Key Engineering Materials.*, 233-236 (2003), p. 875.
100. H. K. Lin and J. C. Huang, "High Strain Rate and/ or Low Temperature Superplasticity in AZ31 Mg Alloys Processed by Simple High-Ratio Extrusion Methods", *Materials Transactions*, 43, 10 (2002), p. 2424.
101. A. Bussiba, A. Ben Artzy, A. Shtechman, S. Ifergan, and M. Kupiec, "Grain Refinement of AZ31 and ZK60 Mg Alloys—Towards Superplasticity Studies", *Materials Science and Engineering A*, 302A (2001), p. 56.
102. H. Watanabe, T. Mukai, K. Ishikawa, M. Mabuchi, and K. Higashi, "Realization of High-Strain-Rate Superplasticity at Low Temperatures in a Mg-Zn-Zr Alloy", *Materials Science and Engineering A*, 307A (2001), p. 119.

103. 黃志青, “輕金屬細化技術近況”, 工業材料, 198 期, (2003), p. 114。
104. T. Mukai, M. Yamanoi, H. Watanabe, and K. Higashi, “Ductility Enhancement in AZ31 Magnesium Alloy by Controlling Its Grain Structure”, Scripta Materialia, 45 (2001), p. 89.
105. 黃建超, 黃志青, 何扭今, “AZ31 鎂合金之管材擠型成型研發與超塑性研究”, 中國材料科學學會論文集, 2003。
106. Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai, and R. G. Hong, “Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process”, Scripta Materialia, 39 (1998), p. 1221.
107. 張志溢, 黃志青, “摩擦旋轉攪拌製程之新近發展與應用”, 科儀新知, 第 25 卷, 第 4 期, (2004), p. 81。
108. H. Watanabe, T. Mukai, M. Mabuchi, and K. Higashi, “Superplastic Deformation Mechanism in Power Metallurgy Magnesium Alloys and Composites”, Acta Materialia, 49 (2001), p. 2027.
109. W. J. Kim, S. W. Chung, C. S. Chung, and D. Kum, “Superplasticity in Thin Magnesium Alloy Sheets and Deformation Mechanism Maps for Magnesium Alloys at Elevated Temperatures”, Acta Materialia, 49 (2001), p. 3337.
110. T. Mohri, M. Mabuchi, M. Nakamura, T. Asahina, H. Iwasaki, T. Aizawa, and K. Higashi, “Microstructural Evolution and Superplasticity of Rolled Mg-9Al-1Zn”, Materials Science and Engineering, A290 (2000), p. 139.
111. Y. H. Chen, S. Lee, and J. Y. Wang, “Isothermal Sheet Formability and Microstructure Study of Rolling Processed Magnesium Alloy AZ31”, Materials Science Forum, 419-422 (2003), p. 383.
112. J. Y. Wang, W. P. Hong, P. C. Hsu, C. C. Hsu, and S. Lee, “Microstructures and Mechanical Behavior of Processed Mg-Li-Zn Alloy”, Materials Science Forum, 419-422 (2003), p. 165.

113. D. M. Lee, B. K. Suh, B. G. Kim, J. S. Lee, and C. H. Lee, "Fabrication, Microstructures, and Tensile Properties of Magnesium Alloy AZ91/SiC_p Composites Produced by Power Metallurgy", *Materials Science and Technology*, 13 (1997), p. 590.
114. M. Mabuchi, T. Asahina, H. Iwasaki, and K. Higashi, "Experimental Investigation of Superplastic Behaviour Magnesium Alloys", *Materials Science and Technology*, 13 (1997), p. 825.
115. Y. N. Wang, C. J. Lee, C. C. Huang, H. K. Lin, and J. C. Huang, "Influence from Extrusion Parameters on High Strain Rate and Low Temperature Superplasticity of AZ Serious Mg-Based Alloys", *Materials Science Forum*, 426-432 (2003), p.2655.
116. Y. N. Wang and J. C. Huang, "Texture Characteristics and Anisotropic Superplasticity of AZ61 Magnesium Alloy", *中國材料科學學會論文集*, 2002.
117. V. M. Segal, "Materials Proceeding by Simple Shear", *Materials Science and Engineering A*, 197A(1995), p. 157.
118. 楊仁豪, 朝春光, "AZ31 鎂合金經等通道轉角擠型(ECAE)後晶粒細化與超塑性之研究", *中國材料科學學會論文集*, 2002.
119. M. Mabuchi, K. Ameyama, H. Iwasaki, and K. Higashi, "Low Temperature Superplasticity of AZ91 Magnesium Alloy with Non-Equilibrium Grain Boundaries", *Acta Materialia*, 47 (1999), p. 2047.
120. T. Mukai, T. G. Nieh, H. Iwasaki, and K. Higashi, "Superplasticity in Doubly Extruded Magnesium Composite ZK60/SiC/17p", *Materials Science and Technology*, 14 (1998), p. 32.
121. T. Narutani and J. Takamura, "Grain-Size Strengthening in Terms of Dislocation Density Measured by Resistivity", *Acta Material*, 39 (1991), p. 2037.
122. R. E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, PWS Publishing Company, Boston, USA, (1994), p. 729.
123. D. Lahaie, J. D. Embury, M. M. Chadwick, and G. T. Gray, "A Note on The

- Deformation of Fine Grained Magnesium Alloys”, Scripta Materialia, 27 (1992), p. 139.
124. Y. Z. Lu, Q. D. Wang, W. J. Ding, X. Q. Zeng, and Y. P. Zhu, “Fracture Behavior of AZ91 Magnesium Alloy”, Materials Letters, 44 (2000), p. 265.
125. 吳信輝, “電子束或電弧銲接鎂合金之微組織與機性分析”, 國立中山大學材料科學與工程研究所, 碩士論文, 2003。
126. S. P. Timoshenko and J. M. Gere, “Mechanics of Materials”, PWS Publishing Company (Third Edition), Boston, USA, (1990), p. 770.
127. 張兆豐主編, 標準機械設計圖表便覽, 臺隆書店出版, 增補 2 板, 77 年, p. 3a-45.
128. 魏秋建, “車床”, 機械製造, 全華科技圖書出版, 85 年, p. 12-2。
129. “Nonferrous Metal Products”, Annual Book of ASTM Standards, 02.02 (1990), p. B661
130. J. E. Shigley and C. R. Mischke, Mechanical Engineering Design, McGraw-Hill Book Company, 5th., Singapore, (1989), p. 57.
131. E. M. Mielnik, Metalworking Science and Engineering, McGraw-Hill Book Company, 5th., USA, (1993), p. 39.
132. 吳志偉, “非軸對稱複合包蕊材擠製加工之研究”, 國立交通大學機械工程研究所, 博士論文, 1999。
133. 向四海, 巫賢榮, “熱間擠製之模式與實驗分析研究”, 中國機械工程學會第十一屆學術研討會論文集, 民國 83 年 11 月, p. 325。
134. 黃德福, “複合材擠製之研究”, 國立中山大學機械與機電工程研究所, 博士論文, 2002。
135. C. C. Huang, J. C. Huang, Y. K. Lin, and Y. M. Hwang, “Processing Fine-Grained and Superplastic AZ31 Mg Tubes for Hydroforming”, Key Engineering Material, (2004), in press.
136. C. I. Chang, C. J. Lee, J. C. Huang, “Relationship between Grain Size and Zener-Holloman Parameter During Friction Stir Processing in AZ31 Mg alloys”, Scripta

Materialia, (2004), in press.

137. Y. N. Wang and J. C. Huang, "Texture Characteristics and Anisotropic Superplasticity of AZ61 Magnesium Alloy", *Material Transition* 44 (2003), p. 2276.
138. 張志溢, " 摩擦旋轉攪拌製程對 AZ31 鎂合金晶粒細化之研究 ", 國立中山大學材料科學與工程研究所, 碩士論文, 2004。

表 1-1 鎂金屬的物理與機械性質[2]

Property	Temperature (°C)	Value
Atomic number		12
Relative atomic mass		24.3050
Natural isotopes		79% $^{24}_{12}\text{Mg}$ 10% $^{25}_{12}\text{Mg}$ 11% $^{26}_{12}\text{Mg}$
Melting point		(650.0 \pm 0.5) °C
Boiling point		1090 °C
First ionization energy		7.646 eV
Structure	25	Hexagonal(hP2)
a	25	0.32094 nm
c	25	0.52107 nm
c/a	25	1.6236
Density	25	1736 kg/m ³
Electrical resistivity	20	4.46 x 10 ⁻⁸ m
(polycrystalline)	600	17.0 x 10 ⁻⁸ m
Elastic moduli C ₁₁	25	59.3 GPa
Elastic moduli C ₃₃	25	61.5 GPa
Elastic moduli C ₄₄	25	16.4 GPa
Elastic moduli C ₁₂	25	25.7 GPa
Elastic moduli C ₁₃	25	21.4 GPa
Young's modulus of polycrystalline Mg	25	45 GPa
Poisson's ratio of polycrystalline Mg	25	0.35
Coeff. of thermal expansion parallel to a	27	24.7 x 10 ⁻⁶ /K
Coeff. of thermal expansion parallel to a	527	29.8 x 10 ⁻⁶ /K
Coeff. of thermal expansion parallel to c	27	25.7 x 10 ⁻⁶ /K
Coeff. of thermal expansion parallel to c	527	30.5 x 10 ⁻⁶ /K
Coeff. of thermal expansion polycrystalline	27	25.0 x 10 ⁻⁶ /K
Coeff. of thermal expansion polycrystalline	527	30.0 x 10 ⁻⁶ /K
Linear contraction	650-20 °C	1.9%
Volume contraction liquid -solid	650 °C	4.2%
Heat capacity C _p	27	24.86 J/mol K
Heat capacity C _p	527	31.05 J/mol K
Entropy S	27	32.52 J/mol K
Entropy S	527	59.72 J/mol K
Enthalpy H-H ₂₅ °C	527	14057 J/mol
Thermal conductivity	27	156 W/m K
Thermal conductivity	527	1456 W/m K
Thermal diffusivity	27	0.874 cm ² /s
Electrochemical potential (Nomal hydrogen electrode)		-2.37 V
Rel. machining power Mg alloy: Al alloy		1:1.8
Rel. machining power Mg alloy: cast iron		1:3.5
Rel. machining power Mg alloy: Ni alloy		1:10

表 1-2 ASTM 標準鎂合金分類規範四部份之記號[3-4]

第一部份		第二部份	第三部份	第四部份
表示二種主要合金元素		表示二種主要合金元素	區別二種主要元素外其他元素之不同	表示合金狀態及性質
由二個字母代表二種主要元素，含量高者在前		由二個數字代表二種主要元素含量，順序如第一部份	由一個字母組成	由二個字母和數字組成
A 鋁 B 鈹 C 銅 D 鎢 E 稀土元素 F 鐵 H 鈦	M 錳 N 鎳 P 鉛 Q 銀 R 鉻 S 矽 T 錫 Z 鋅	所有數字	除 1、0 外之字母	F-製作狀態 O-退火 H10、H11-應變強化 H24、H26-應變強化及部份退火 T4-固溶處理 T5-時效處理 T6-固溶處理後時效處理

表 1-3 不同元素對鎂合金之影響[2]

element	Melting and casting behavior	Mechanical and technological properties	Corrosion behavior I/M produced
Ag		Improves elevated temperature tensile and creep properties in the presence of rare earths	Detrimental influence on corrosion behavior
Al	Improves castability, tendency to microporosity	Solid solution hardener, precipitation hardening at low temperatures (< 120°C)	Minor influence
Be	Significantly reduces oxidation of melt surface at very low concentrations (<30 ppm), leads to coarse grains		
Ca	Effective grain refining effect, slight suppression of oxidation of the molten metal	Improves creep properties	Detrimental influence on corrosion behavior
Cu	System with easily forming metallic glasses, improves castability		Detrimental influence on corrosion behavior, limitation necessary
Fe	Magnesium hardly reacts with mild steel crucibles		Detrimental influence on corrosion behavior, limitation necessary
Li	Increases evaporation and burning behavior, melting only in protected and sealed furnaces	Solid solution hardener at ambient temperatures, reduces density, enhances ductility	Decreases corrosion properties strongly, coating to protect from humidity is necessary
Mn	Control of Fe content by precipitating Fe-Mn compound, refinement of precipitates	Increases creep resistivity	Improves corrosion behavior due to iron control effect

續

Ni	System with easily forming metallic glasses		Detrimental influence on corrosion behavior, limitation necessary
Rare earths	Improve castability, reduce microporosity	Solid solution and precipitation hardening at ambient and elevated temperatures ; improve elevated temperature tensile and creep properties	Improve corrosion behavior
Si	Decreases castability, forms stable silicide compounds with many other alloying elements, compatible with Al, Zn, and Ag, weak grain refiner	Improves creep properties	Detrimental influence
Th	Suppresses microporosity	Improves elevated temperature tensile and creep properties, improves ductility, most efficient alloying element	
Y	Grain refining effect	Improves elevated temperature tensile and creep properties	Improves corrosion behavior
Zn	Increases fluidity of the melt, weak grain refiner, tendency to microscropy	Precipitation hardening, improves strength at ambient temperatures, tendency to brittleness and hot shortness unless Zr refined	Minor influence, sufficient Zn content compensates for the detrimental effect of Cu
Zr	Most effective grain refiner, incompatible with Si, Al, and Mn, removes Fe, Al, and Si from the melt	Improves ambient temperature tensile properties slightly	

表 1-4 鎂合金於室溫下之機械性質與化學成分

降 伏 強 度															
合金	成 份(%)					抗 拉 強 度	拉 伸	壓 縮	伸長率	剪 切 強 度	硬 度				
	Al	Mn(a)	Th	Zn	Zr	Other	MPa HRB(c)	Ksi	MPa	Ksi	MPa	Ksi	2in,%	MPa	Ksi
砂模與永久模鑄件															
AM100A-T61	10.0	0.1	275 69	40	150	22	150	22	1
AZ63A-T6	6.0	0.15	...	3.0	275 73	40	130	19	130	19	5	145	21
AZ91C-and E-T6															
EQ21A-T6	8.7	0.13	...	0.7	275 66	40	145	21	145	21	6	145	21
HK31A-T6	0.7	1.5Ag,2.1Di	235 65-68	34	195	28	195	28	2
QE22A-T6	3.3	...	0.7	...	220 55	32	105	15	105	15	8	145	21
WE43A-T6															
ZC63A-T6	0.7	2.5Ag,2.1Di	260 80	38	195	28	195	28	3
ZE41A-T5	0.7	4.0Y, 3.4RE	250 75-95	36	165	24	2
ZH62A-T5															
ZK61A-T5	...	0.25-0.75	...	6.0	...	2.7Cu	210 55-65	30	125	18	4

...	4.2	0.7	1.2RE	205 62	30	140	20	140	20	3.5	160	23
...	...	1.8	5.7	0.7	...	240 70	35	170	25	170	25	4	165	24
...	6.0	0.7	...	310 68	45	185	27	185	27	...	170	25

壓鑄件

AM60A-and B-F		6.0	0.13	205	30	115	17	115	17		
					6							
AS21X1		1.7	0.4	1.1Si	240	35	130	19	130	19		
					9							
AZ91A, B and D, F	9.0	0.13	...	0.7	230	33	150	22	165	24	3	140	20
							63								

擠型棒

AZ31 B and C	3.0	1.0	260 49	38	200	29	97	14	15	130	19
AZ61AF	6.5	1.0	310 60	45	230	33	130	19	16	140	20
AZ80A-T5															
ZK21A-F	8.5	0.5	380 82	55	275	40	240	35	7	165	24
ZK60A-T5															
			2.3	0.45	...	260	38	195	28	135	20	

						4						
	5.5	0.45	...	365	53	305	44	250	36	11	180	26
							88								
							板片材								
AZ31B-H24	3.0	1.0	290	42	220	32	180	26	15	160	23
							73								
HK31A-H24															
	3.0	...	0.6	...	255	37	200	29	160	23	9	140	20
HM21A-T8							68								
	...	0.6	2.0	235	34	200	29	160	23	9	140	20
							68								

表 1-5 輕金屬及工程塑膠之比較[6]

材料	熱傳導 度 (W/m-°C)	比熱 (J/kg-°C)	比重	比強度
鋁合金	121-239	880-920	2.68	109
鎂合金	75-138	1046	1.80	163
鈦合金	8-12	502-544	4.51	195
ABS	0.28	-	1.14	29

表 1-6 不同材料的機械性質比較

Material	Cast Mg	Cast Mg	Wrought Mg	Wrought Mg	Cast Iron	Steel	Cast Al	Wrought Al	Wrought Al	Plastics (PC/ABC)
Alloy/ Grade	AZ 91	AM50	AZ80 -T5	AZ31 -H24	Class 40	Galva- nized	380	6061 -T6	5182 -H24	Dow Pulse 2000
Process/ Product	die cast	die cast	extrusion	sheet	sand cast	sheet	die cast	extrusion	sheet	Injection molding
Density (d, g/cm ³)	1.81	1.77	1.80	1.77	7.15	7.80	2.68	2.70	2.70	1.13
Elastic Modulus (E, GPa)	45	45	45	45	100	210	71	69	70	2.3
Yield Strength (YS, MPa)	160	125	275	220	N/A	200	159	275	235	53
Ultimate Tensile (S,MPa)	240	210	380	290	293	320	324	310	310	55
Elongation (e _r ,%)	3	10	7	15	0	40	3	12	8	5 at yield abd 125 at break
Fatigue Strength (S _r ,MPa)	85	85	--	--	128	--	138	95	--	--
Thermal Cond. (l,W/mk)	51	65	78	77	41	46	96	167	123	--
Thermal Exp.Coeff. (mm/mk)	26	26	26	26	10.5	11.7	22	23.6	24.1	74
Melting Temp. (T _m , °C)	598	620	610	630	1175	1515	595	652	638	143 (softening temp.)

表 1-7 輕重量材料和鋼的相等彎曲剛性和相等彎曲強度設計之厚度比及質量比

	相等彎曲剛性		相等彎曲強度	
Material	厚度比	質量比	厚度比	質量比
Mg(AZ91)	1.67	0.39	1.12	0.26
Mg(AM50)	1.67	0.38	1.26	0.29
Mg(AZ80-T5)	1.67	0.38	0.85	0.20
Mg(AZ31-H24)	1.67	0.38	0.95	0.22
Al(A380)	1.43	0.49	1.12	0.38
Al(A356-T6)	1.43	0.50	1.04	0.37
Al(A6061-T6)	1.45	0.50	0.85	0.30
Al(5182-H24)	1.44	0.50	0.92	0.32
Plastics	4.50	0.65	1.94	0.28

表 1-8 鎂、鋁、熱塑性塑膠的設計因素與製造特徵比較表[23-24]

Material	鎂(Mg)	鋁(Al)	熱塑性塑膠 (Thermoplastics)
Dimensional tolerance (mm/mm)	±0.001	±0.002	±0.002
Draft angle	0 - 1.5	2 - 3	2 - 3
Minimum wall thickness (mm)	1 - 1.5	2 - 2.5	2 - 3
Casting/molding cycle time (unit)	1.4 - 1.6	1.1 - 1.4	1
Typical die life (x 1000 shots)	250 - 300	100 - 150	500
Triming cycle time (unit)	1	1	1
Machinability	excellent	good	Poor
Welding/joining	fair	good	Poor
Surface finishing	good	excellent	Fair
Recyclability	good	good	poor

表 1-9 現今應用於 THF 製成之管件材料[72]

Material	US designation	German designation	Material No. DIN
Steels	AISI 1015	C 15	DIN 17007, 1.0401
	AISI 1020	C 22	DIN 17007, 1.0402
	AISI 1035	C 35	DIN 17007, 1.0501
	AISI 1045	C 45	DIN 17007, 1.0503
	AISI 1015	St 37	DIN 17007, 1.0100
	AISI 1020	St 42	DIN 17007, 1.0130
	ASTM A572-575	St 50	DIN 17007, 1.0530
Alloyed steels	AISI 5120	21 MnCr 5	DIN 17007, 1.2162
	AISI 420	X 20 Cr 12	DIN 17007, 1.4021
	AISI 304		
	AISI 409		
Aluminum alloys	AA 1050A	Al 99.5	DIN 1712 (part3)
	AA 5005 A	Al Mg 1	DIN 1725 (part1)
	AA 5056A	Al Mg 5	DIN 1725 (part1)
	AA 5086	Al Mg 4 Mn	DIN 1725 (part1)
	AA 7075	Al Zn Mg Cu 1.5	DIN 1725 (part1)
	AA 5052		
	AA 5754		
	AA 6260 T4		
	AA 6261 T4		
	AA 6063 T4		

表 1-10 AZ91 晶粒大小對機械性質之關係[93]

熱處理	晶粒大小	β 相之體積比率	降伏強度
快速凝固法 + 擠型	1.2 μm	0.18	445 MPa
在 400°C 退火 1 小時	15 μm	0.06	320 MPa

表 1-11 各種細化製程綜合比較[103]

製程方式	需要機具	產品形式	細化程度	技術成熟度	產品成本
震波衝擊	爆震系統或氣槍	中小塊材	0.1 μm	中	極高
壓力下扭轉	扭型機	中小棒材	0.2 μm	低	高
循環往覆擠型	往復擠型機	中小棒材	1 μm	中	中
循環往覆擠型、 再加一般擠型	往復擠型機、一 般擠型機	板材、棒 材、管材	1 μm	中	中
等徑轉角擠型	等徑轉角擠型機	中小棒材	0.2 μm	中	中
等徑轉角擠型、 再加一般擠型	等徑轉角擠型 機、一般擠型機	板材、棒 材、管材	0.5 μm	中	中
高擠型比擠型	一般擠型機	板材、棒 材、管材	1 μm	高	低
滾壓式熱機處理	一般滾壓機	板材	0.5 μm	高	低
累積滾壓	一般滾壓機	板材、棒 材、塊材	10 nm、 非晶質	低	中
一般粉末冶金	熱壓機	塊材	0.5 μm	高	中
一般粉末冶金、 再加一般擠型	熱壓機、一般擠 型機	板材、棒 材、管材	0.5 μm	高	中
機械合金	球磨機	粉粒、 塊材	0.1 μm 、 非晶質	中	高
新式電鍍法	電鍍沈積系統	薄片材	20 nm	低	高
氣相沈積法	氣相沈積系統	薄片材	20 nm	中	高
噴覆成形法	噴覆成型機	板材、 塊材	5 μm	中	中
噴覆成形法、 再加一般擠型	噴覆成型機、一 般擠型機	板材、棒 材、管材	1 μm	中	中

表 2-1 AZ31 鎂合金的化學成分組成(wt %)

	Mg	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Be
AZ31B	Bal.	3.02	1.01	0.3	0.0067	0.0028	0.0031	0.0001	--

表 3-1 AZ31 無縫、無導孔管材擠製實驗結果編號定義

No.	Temperature (°C)	Finish time	Heating time	Average strain rate	True strain
1	250	1100 s	4 h	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	2.7
2	250	500 s	4 h	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.7
3	250	125 s	4 h	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.7
4	250	6 s	4 h	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	2.7
5	300	1100 s	4 h	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	2.7
6	300	500 s	4 h	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.7
7	300	125 s	4 h	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.7
8	300	6 s	4 h	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	2.7
9	350	1100 s	4 h	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	2.7
10	350	500 s	4 h	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.7
11	350	125 s	4 h	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.7
12	350	6 s	4 h	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	2.7
13	400	1100 s	4 h	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	2.7
14	400	500 s	4 h	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.7
15	400	125 s	4 h	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.7
16	400	6 s	4 h	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	2.7

表 3-2 管材擠製在不同擠型溫度、應變速率的晶粒尺寸

No.	Temperature (°C)	Average strain rate	Grain size	Average grain size
1	250	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1.2 μm	1.2 μm
2	250	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.2 μm	
3	250	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.1 μm	
4	250	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	1.1 μm	
5	300	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1.5 μm	1.3 μm
6	300	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.2 μm	
7	300	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.2 μm	
8	300	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	1.1 μm	
9	350	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1.6 μm	1.4 μm
10	350	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.5 μm	
11	350	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.3 μm	
12	350	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	1.3 μm	
13	400	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	2.5 μm	2.5 μm
14	400	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.5 μm	
15	400	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.5 μm	
16	400	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	2.3 μm	

表 3-3 管材微硬度測試結果

No.	Temperature (°C)	Average strain rate	Grain size	Hv
1	250	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1.2 μm	88
2	250	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.2 μm	88
3	250	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.1 μm	95
4	250	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	1.1 μm	93
5	300	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1.5 μm	80
6	300	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.2 μm	87
7	300	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.2 μm	89
8	300	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	1.1 μm	92
9	350	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1.6 μm	79
10	350	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.5 μm	81
11	350	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1.3 μm	84
12	350	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	1.3 μm	85
13	400	$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	2.5 μm	71
14	400	$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.5 μm	69
15	400	$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2.5 μm	71
16	400	$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	2.3 μm	72

表 3-4 AZ31 管材室溫拉伸比較表

Ext. °C Ext. $\dot{\epsilon}$	250 °C			300 °C			350 °C			400 °C				
	No.	e%	UTS	No.	e%	UTS	No.	e%	UTS	No.	e%	UTS	Ave	Ave
$6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1	17%	311 MPa	5	19%	314 MPa	9	18%	296 MPa	13	41%	289 MPa	24%	303 MPa
$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	2	12%	313 MPa	6	17%	311 MPa	10	25%	306 MPa	14	31%	294 MPa	22%	306 MPa
$5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	3	18%	307 MPa	7	16%	309 MPa	11	17%	309 MPa	15	30%	308 MPa	21%	308 MPa
$1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	4	28%	322 MPa	8	20%	322 MPa	12	26%	322 MPa	16	24%	301 MPa	25%	317 MPa
Ave		19%	313 MPa		18%	314 MPa		21%	308 MPa		32%	298 MPa		

表 3-5 AZ31 管材在低溫(200 °C)不同應變速率之拉伸特性

	$2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$		$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$		Ave	
No.	e%	UTS (MPa)	e%	UTS (MPa)	e%	UTS (MPa)	e%	UTS (MPa)
1	187	44	157	74	111	135	152	84
2	183	50	169	73	145	120	166	81
3	250	44	203	60	121	116	191	73
4	334	34	233	53	126	121	231	69
Ave	239	43	191	65	126	123	185	77
5	168	41	154	69	134	136	152	82
6	144	59	160	71	60	123	121	84
7	232	46	188	73	135	125	185	87
8	276	41	220	64	171	124	222	76
Ave	205	47	181	69	125	127	170	82
9	228	62	110	112	104	133	147	102
10	272	57	188	88	97	134	186	93
11	152	60	169	101	131	134	151	98
12	297	50	186	83	126	124	203	86
Ave	237	57	163	96	115	131	172	95
13	162	64	122	93	89	135	124	97
14	179	73	151	100	102	135	144	103
15	163	63	116	107	103	131	127	100
16	217	79	133	98	98	144	149	107
Ave	180	70	131	100	98	136	136	102

表 3-6 AZ31 管材在中溫(300 °C)不同應變速率之拉伸特性

	$2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$		$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$		Ave	
No.	e%	UTS (MPa)	e%	UTS (MPa)	e%	UTS (MPa)	e%	UTS (MPa)
1	364	15	256	27	192	46	271	29
2	434	15	309	28	282	39	342	27
3	605	11	378	14	406	34	463	20
4	474	13	437	13	268	33	393	20
Ave	469	14	345	21	287	38	367	24
5	375	22	303	26	368	42	349	30
6	304	15	253	24	221	44	259	28
7	309	13	282	22	232	39	274	25
8	483	10	438	14	317	31	413	18
Ave	368	15	319	22	285	39	324	25
9	382	19	366	24	299	42	349	28
10	607	21	350	31	214	57	390	36
11	302	22	275	28	169	53	249	34
12	386	10	368	19	225	34	326	21
Ave	419	18	340	26	227	47	329	30
13	352	16	291	38	132	59	258	38
14	260	15	236	29	124	65	207	36
15	368	18	312	33	226	53	302	35
16	284	25	393	20	235	45	304	30
Ave	316	19	308	30	179	56	268	35

表 3-7 AZ31 管材在高溫(400 °C)不同應變速率之拉伸特性

	$2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$		$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$		Ave	
No.	e%	UTS (MPa)	e%	UTS (MPa)	e%	UTS (MPa)	e%	UTS (MPa)
1	427	5	423	9	201	27	350	14
2	435	9	304	14	243	25	327	16
3	631	7	364	11	502	22	499	13
4	511	4	336	10	256	23	368	12
Ave	501	6	357	11	301	24	386	14
5	421	8	386	11	211	25	339	15
6	313	8	336	7	210	35	286	17
7	383	8	293	9	235	26	304	14
8	386	3	344	10	311	23	347	12
Ave	376	7	326	9	240	27	319	15
9	230	7	239	13	221	30	230	17
10	540	7	309	10	237	27	362	15
11	508	5	310	14	228	34	349	18
12	424	4	322	10	165	33	304	16
Ave	426	6	295	12	213	31	311	17
13	309	9	308	13	249	27	289	16
14	382	4	368	12	226	34	325	17
15	317	9	193	15	243	42	251	22
16	292	6	266	21	189	26	249	18
Ave	325	7	284	15	227	32	279	18

表 3-8 AZ31 管材鼓脹成形數據表

No.	Tube thickness (mm)	Bulge length (mm)	Fracture pressure (MPa)	Bulge height (mm)	Annealing	Fracture length (mm)
4	2.5	40	47.9	0.33	no	67
8	2.5	40	58.8	0.19	no	58
1	2.5	40	47.2	0.46	200 °C, 1 h	46.5
2	2.5	40	47.4	0.56	200 °C, 1 h	43.5
12	2.5	40	55.9	0.40	200 °C, 1 h	46
3	2.5	40	49.6	1.63	400 °C, 4 h	44.5
16	2.5	40	41.0	0.81	400 °C, 4 h	45
1	1.3	40	21.5	1.06	400 °C, 4 h	43
7	1.3	40	20.3	0.30	400 °C, 4 h	36
9	1.3	40	23.7	1.04	400 °C, 4 h	43
15	1.3	30	19.8	0.37	400 °C, 4 h	35

表 3-9 AZ31 管材經不同退火溫度的室溫拉伸結果

Extrusion °C Extrusion $\dot{\epsilon}$			250 °C	300 °C	350 °C	400 °C
$6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	annealing	UTS (MPa)	313	315	304	297
		e %	19	21	23	32
	200 °C, 1 h	UTS (MPa)	255	259	260	261
		e %	35	33	35	38
$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	annealing	UTS (MPa)	361	306	313	292
		e %	19	19	31	25
	200 °C, 1 h	UTS (MPa)	255	253	249	258
		e %	38	40	44	37
$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	annealing	UTS (MPa)	350	326	297	268
		e %	25	21	21	21
	200 °C, 1 h	UTS (MPa)	253	256	257	258
		e %	49	41	41	35
$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	annealing	UTS (MPa)	318	323	322	298
		e %	30	32	22	19
	200 °C, 1 h	UTS (MPa)	261	259	268	262
		e %	32	51	37	36

表 3-10 AZ31 管材室溫拉伸伸長量綜合比較表

Without annealing					
Extrusion °C Extrusion $\dot{\epsilon}$	250 °C	300 °C	350 °C	400 °C	Ave
$6.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	17%	19%	18%	41%	24%
$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	12%	17%	25%	31%	22%
$5.1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	18%	16%	17%	30%	21%
$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	28%	20%	26%	24%	25%
Ave	19%	18%	21%	32%	
200 °C, 1 h annealing					
$6.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	19%	21%	23%	32%	24%
$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	19%	19%	31%	25%	24%
$5.1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	25%	21%	21%	21%	22%
$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	30%	32%	22%	19%	26%
Ave	23%	23%	24%	24%	
400 °C, 4 h annealing					
$6.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	35%	33%	35%	38%	35%
$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	38%	40%	44%	37%	40%
$5.1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	49%	41%	41%	35%	42%
$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	32%	54%	37%	36%	40%
Ave	39%	42%	39%	37%	

表 3-11 400 °C、4 h 靜態退火後室溫拉伸應變速率 $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 拉伸結果

Extrusion °C Extrusion $\dot{\epsilon}$		250 °C	300 °C
$6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	UTS (MPa)	256	259
	e %	42	41
$1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	UTS (MPa)	259	255
	e %	39	33
$5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	UTS (MPa)	246	259
	e %	46	38
$1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$	UTS (MPa)	229	264
	e %	30	35

表 3-12 軸向、周向室溫拉伸結果比較

No.	Annealing parameter	Angle	e%	UTS (MPa)
6	300 °C, $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	0°	40	253
6	400 °C, 4 h annealing	45°	28	266
6	400 °C, 4 h annealing	90°	26	277
13	400 °C, $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	0°	38	261
13	400 °C, 4 h 退火	45°	28	265
13	400 °C, 4 h 退火	90°	19	264

表 4-1 AZ31 管材之 m 值

No.	200 °C	300 °C	400 °C
1	0.27	0.32	0.47
2	0.22	0.40	0.34
3	0.24	0.36	0.45
4	0.31	0.32	0.50
Ave m	0.26	0.35	0.44
N value	3.9	2.9	2.3
5	0.29	0.25	0.36
6	0.21	0.27	0.39
7	0.22	0.27	0.34
8	0.25	0.30	0.44
Ave m	0.24	0.27	0.38
N value	4.1	3.7	2.6
9	0.20	0.25	0.32
10	0.20	0.30	0.40
11	0.19	0.28	0.49
12	0.22	0.30	0.44
Ave m	0.20	0.28	0.41
N value	4.9	3.5	2.4
13	0.13	0.28	0.31
14	0.17	0.29	0.35
15	0.18	0.24	0.32
16	0.17	0.22	0.33
Ave m	0.16	0.26	0.33
N value	6.2	3.9	3.1
Total Ave m	0.22	0.29	0.40
Total N value	4.5	3.4	2.5

表 4-2 AZ31 管材經 400 °C, 4 h 退火後的室溫拉伸測試所計算出的 K、n 值

No.	Eng. stress (MPa)	Eng. strain	True stress (MPa)	True strain	K (MPa)	n
1	254.6	0.41	358.5	0.34	633.1	0.51
2	255.4	0.41	360.6	0.34	620.8	0.49
3	252.7	0.45	367.3	0.37	647.1	0.55
4	261.4	0.38	362.0	0.33	677.2	0.54
5	259.4	0.42	368.5	0.35	667.3	0.55
6	253.2	0.46	369.4	0.38	681.0	0.60
7	256.2	0.39	355.4	0.33	646.6	0.52
8	259.4	0.42	369.5	0.35	698.9	0.59
9	260.1	0.38	358.5	0.32	643.3	0.50
10	248.6	0.42	352.7	0.35	629.1	0.53
11	257.5	0.40	361.6	0.34	654.9	0.53
12	263.0	0.34	353.0	0.29	675.4	0.51
13	261.2	0.47	383.5	0.38	706.8	0.62
14	199.6	0.39	359.2	0.33	652.1	0.52
15	258.3	0.39	359.4	0.33	675.2	0.55
16	261.6	0.36	356.4	0.31	706.0	0.56
Ave			362.2	0.34	663.4	0.54
Error			7.9	0.02	26.9	0.04

表 4-3 AZ31 管材鼓脹成形所算出之 K、n 值

No. 1		No. 7		No. 15	
strain	stress	strain	stress	strain	stress
0.0008	93.7275	0.0008	43.5362	0.0016	90.9328
0.0016	140.7538	0.0023	87.2905	0.0048	137.0889
0.0232	193.9657	0.0046	131.4097	0.0449	207.2839
0.0605	219.3272	0.0165	178.5084	-	-
-	-	0.0633	193.5952	-	-
K = 369.43		K = 602.61		K= 448.02	
n = 0.174		n = 0.331		n = 0.239	

表 4-4 AZ31 管材鼓脹成形解析

No.	Annealing condition	Tube thickness (mm)	Bulge length (mm)	Strength coefficient K (MPa)	Strain hardening exponent n
1	400 °C, 4 h	1.3	40	369.43	0.174
7	400 °C, 4 h	1.3	40	602.61	0.331
15	400 °C, 4 h	1.3	30	448.02	0.239
Ave				473.35	0.248

表 4-5 AZ31 管材沿著擠形方向的 0°、45° 與 90°，Schmid factor 對於 basal slip system{0002}<a>之計算結果

Stress	0°	45°	90°
Circumferential (or meridional)	Average 0.10 $1/3(0+0.15+0.15)$	Average 0.11 $1/3(0.17+0.12+0.05)$	Average 0.11 $1/3(0.17+0.08+0.08)$
Radial	Average 0	Average 0	Average 0

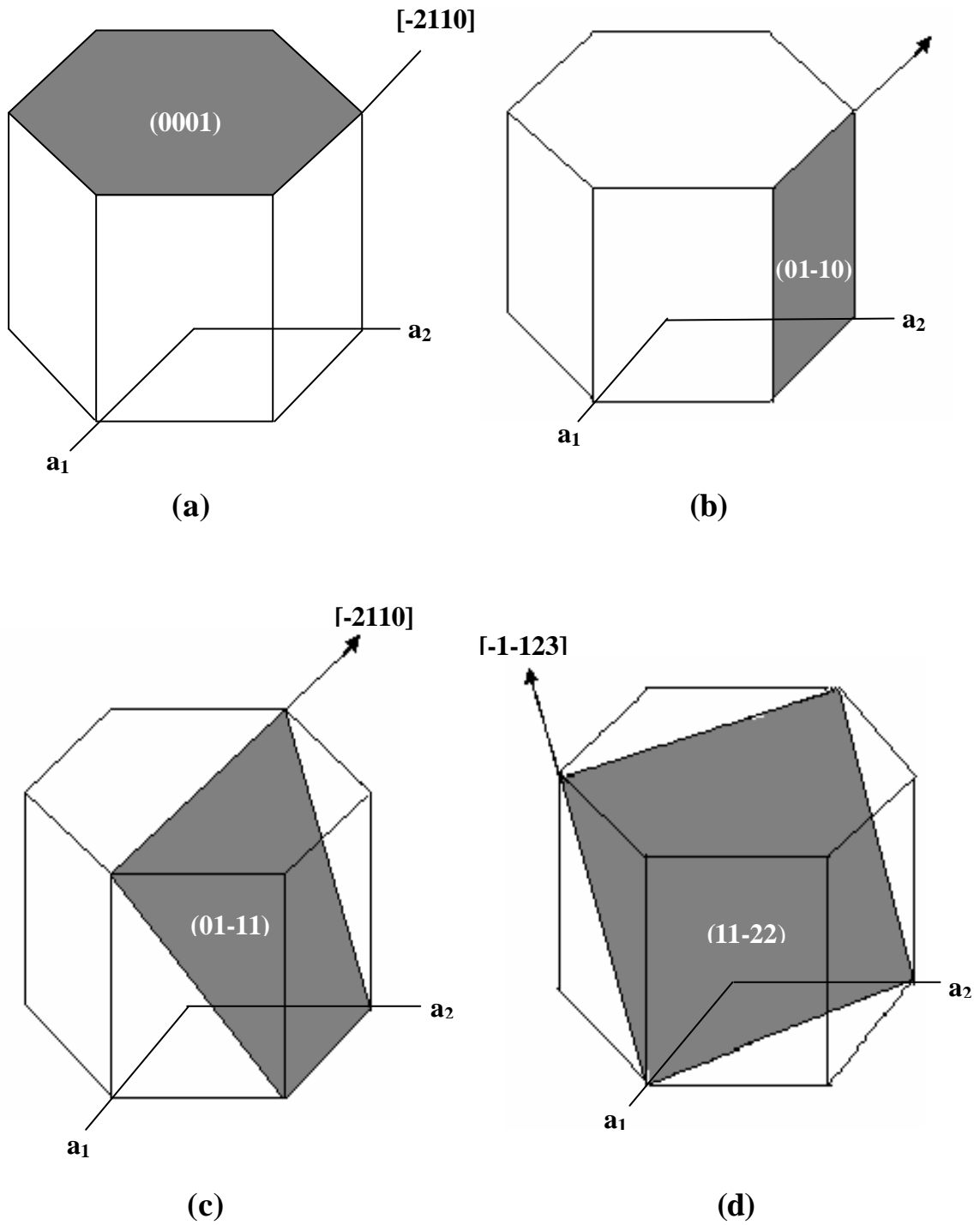
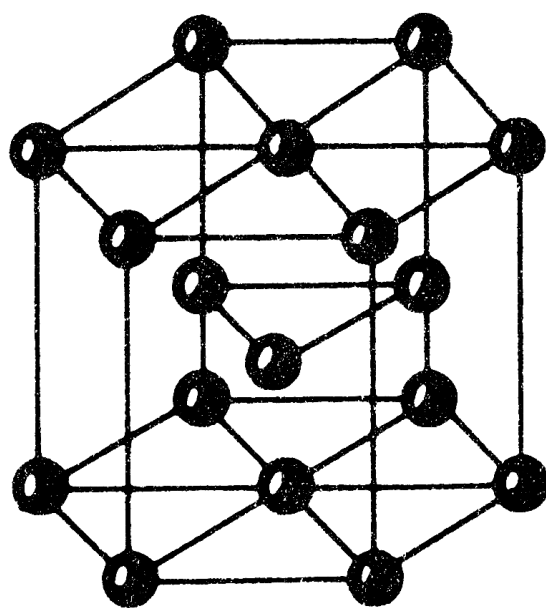


圖 1-1 HCP 結構的滑移系統：(a) 底面滑移 (b) 柱面滑移 (c) 錐面滑移
 (d) 錐面滑移 (滑移面以灰色區域表示，箭頭表示滑移方向)
 (e) 最密六方堆積的單位晶格表示法



(e)

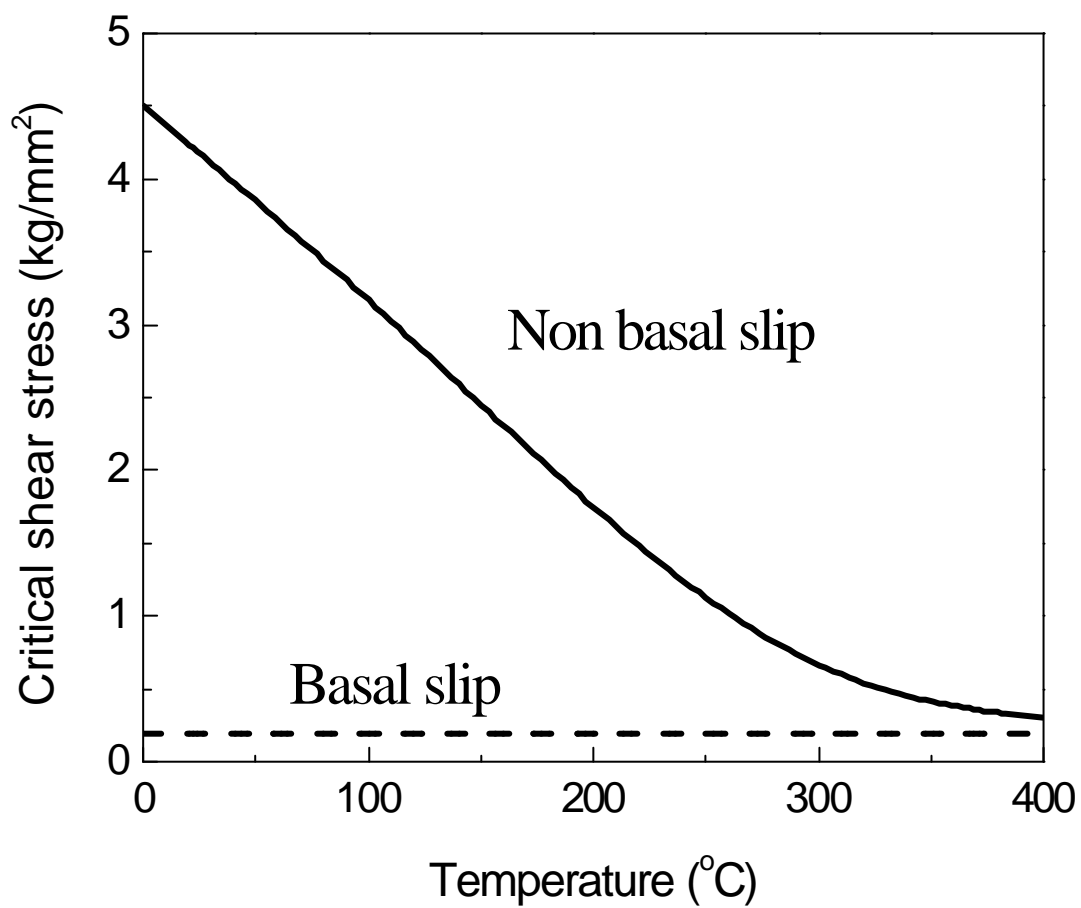
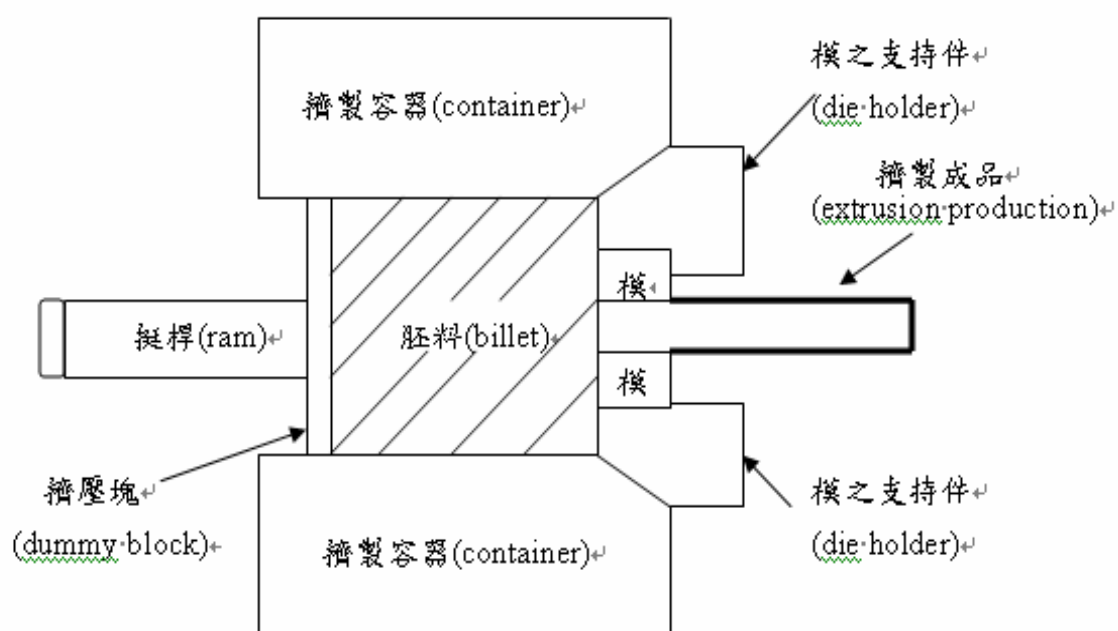
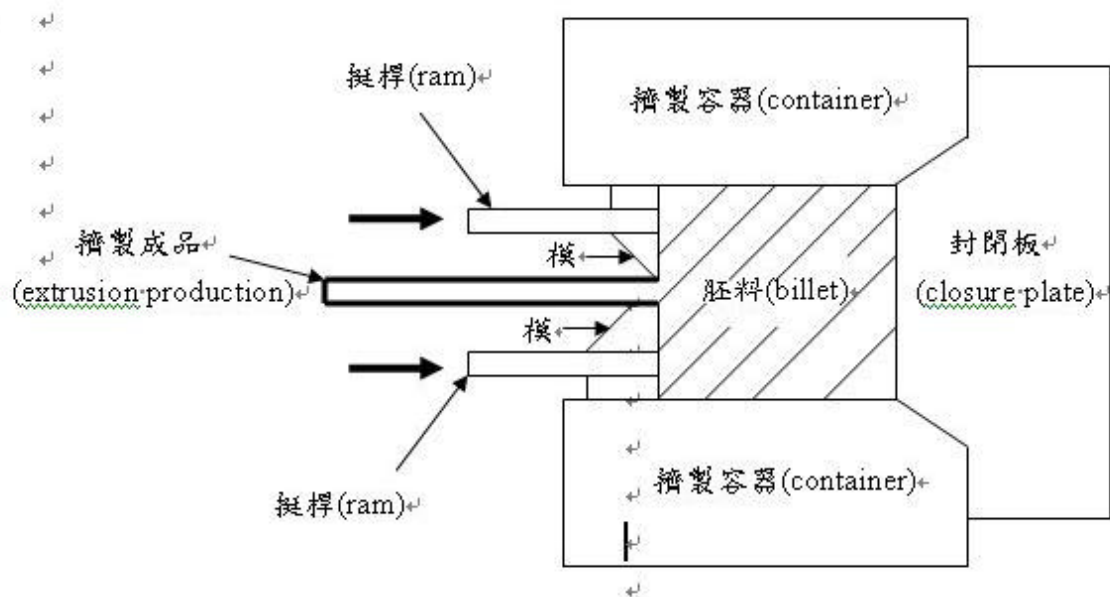


圖 1-2 鎂單晶底面滑移(basal slip)與非底面滑移(non basal slip)之臨界剪斷應力。



(a) 直接擠製(direct extrusion)



(b) 間接擠製(indirect extrusion)

圖 1-3 擠製的形式 (a) 直接擠製 (direct extrusion) (b) 間接擠製 (indirect extrusion)

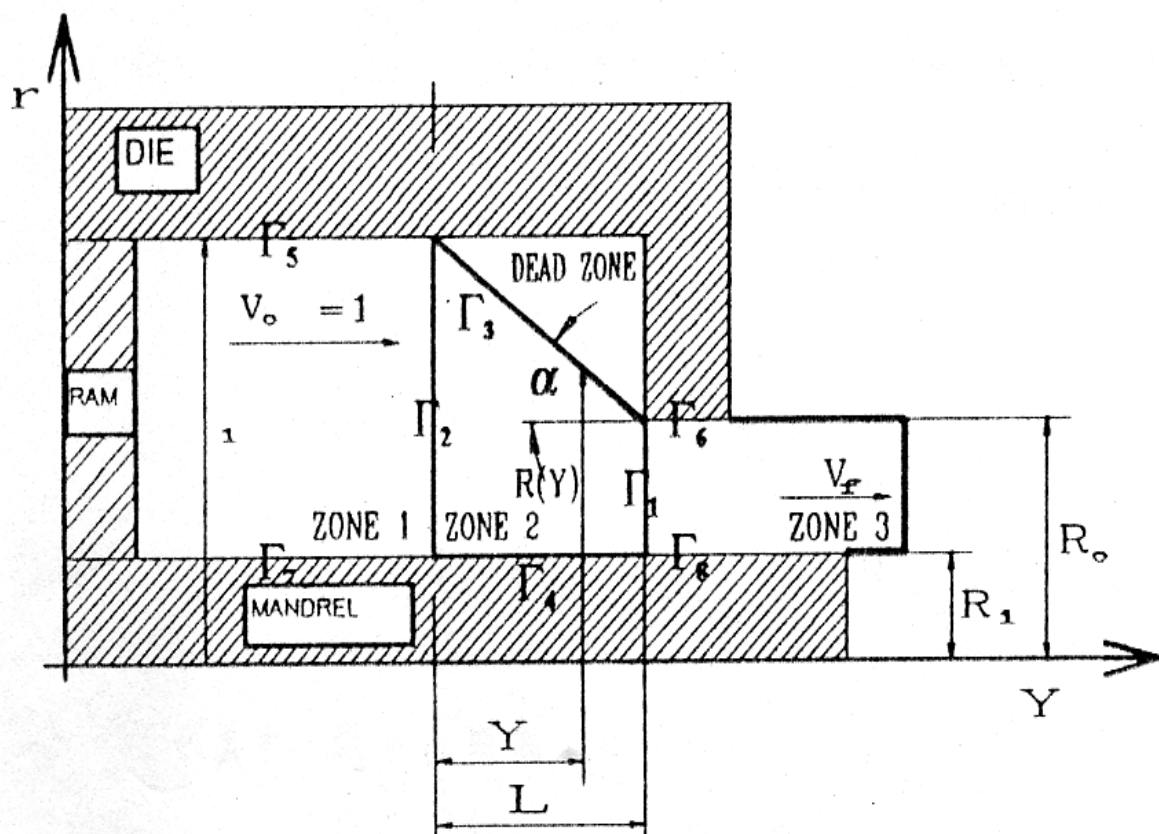


圖 1-4 圓管擠形加工中材料內部變形區之速度場[47-48]

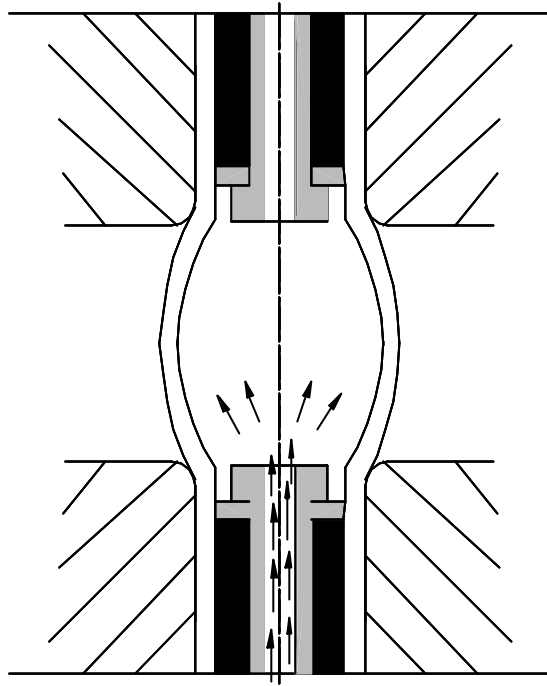


圖 1-5 管材液壓鼓脹示意圖[56]

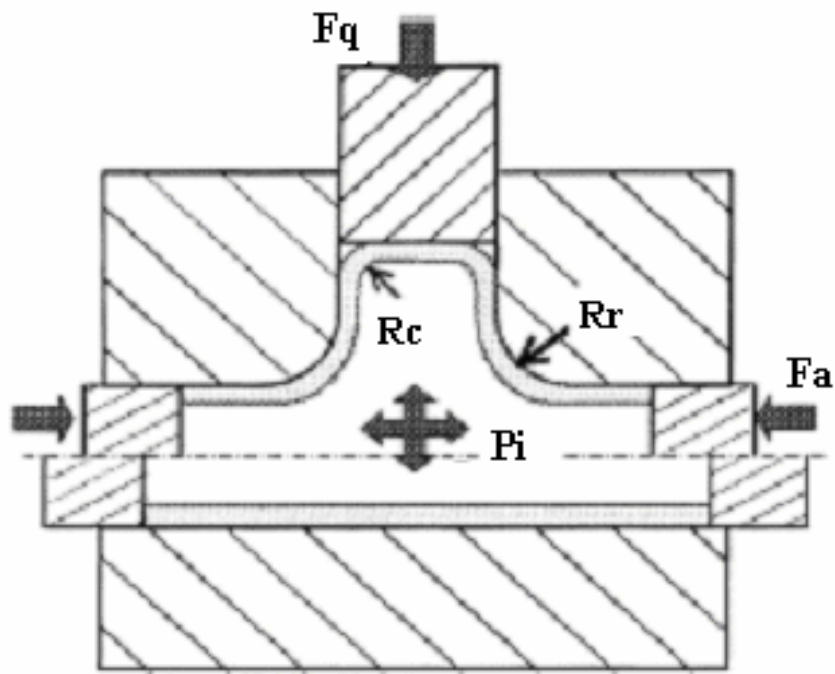


圖 1-6 管材液壓成形各作用力示意圖。

其中 F_a 為軸向推力， P_i 為內向壓力， F_q 為背向壓力[59]。

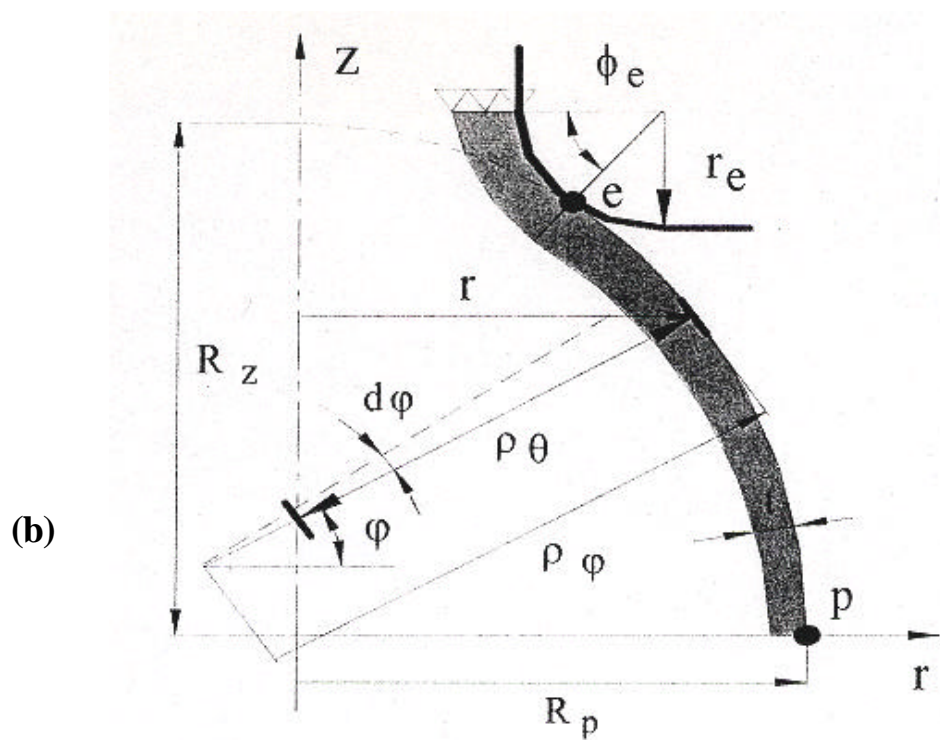
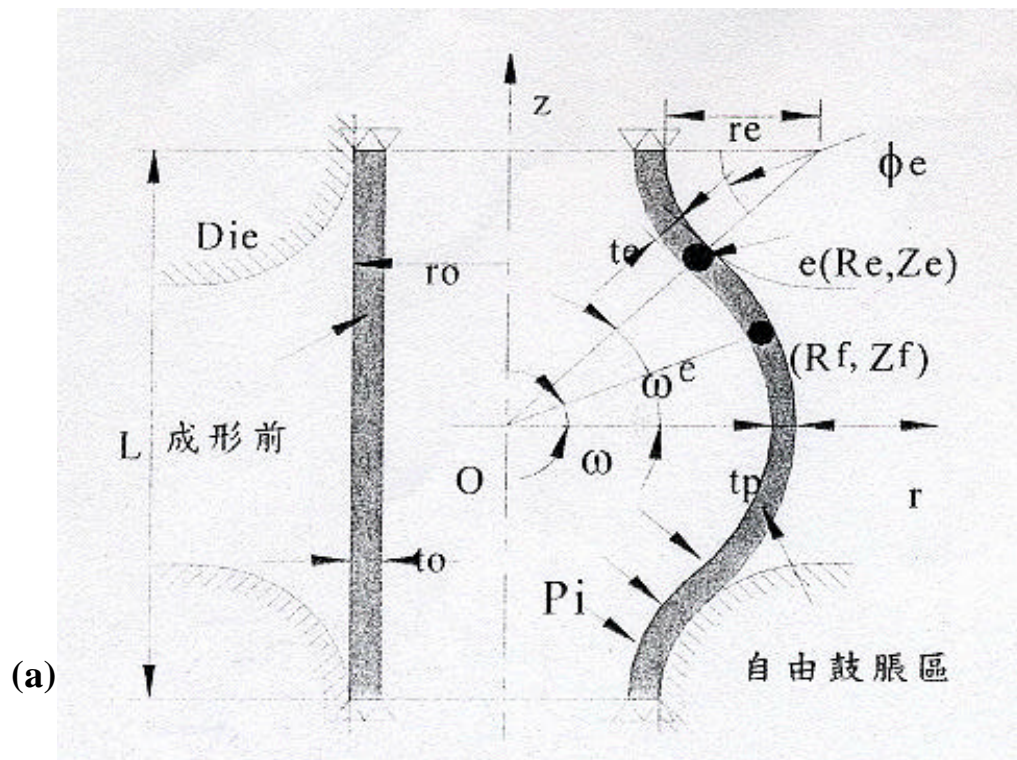


圖 1-7 假設管材鼓脹成形外形曲線為橢圓形之示意圖

(a) 鼓脹成形示意圖 (b) 鼓脹成形幾何關係示意圖[74]



圖 1-8 管材液壓成形可製作出照相機三腳架

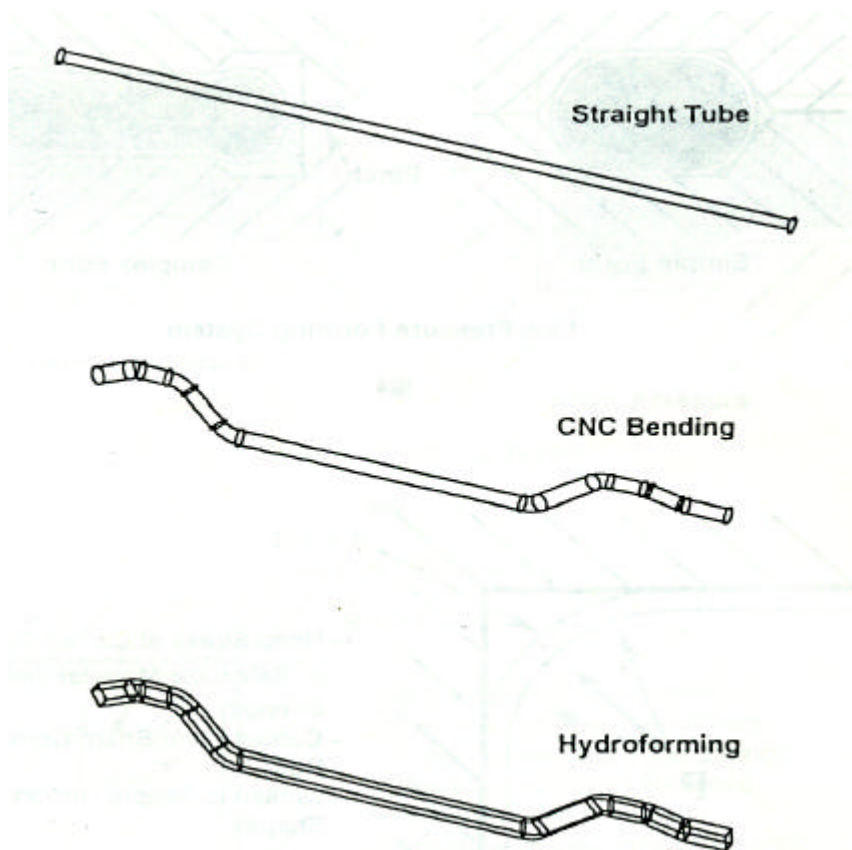


圖 1-9 管材由原來圓形剖面逐漸貼近模具變成不同形狀

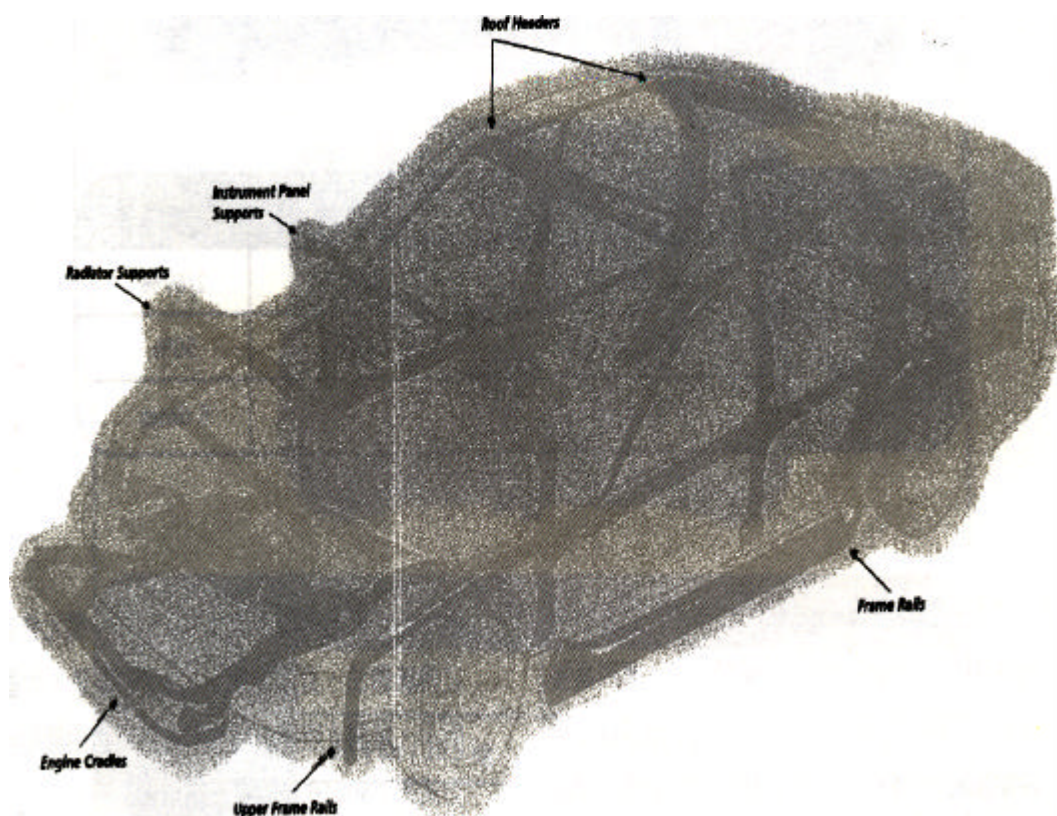


圖 1-10 汽車結構件由液壓成形方式製造後的組裝圖

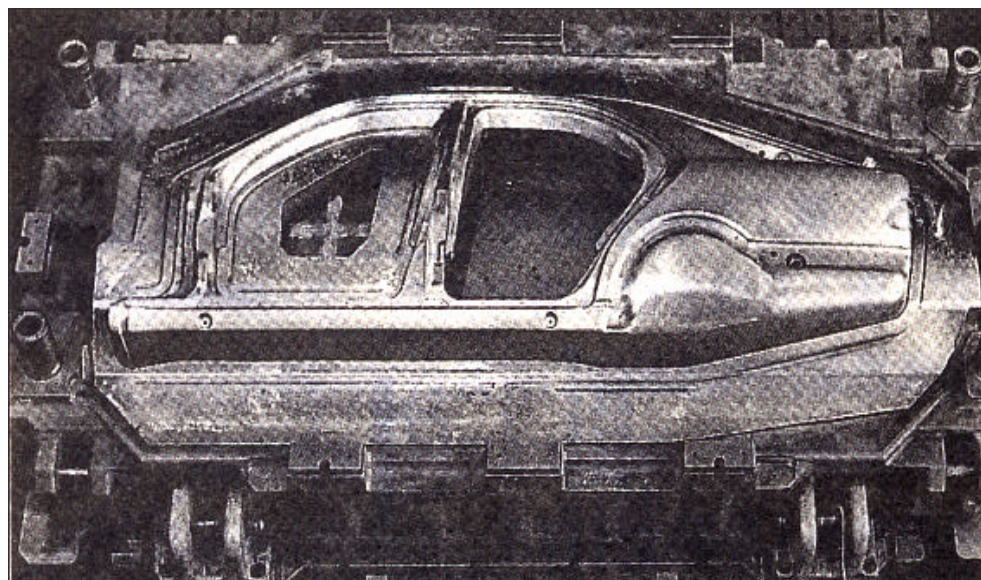


圖 1-11 汽車的側板金模

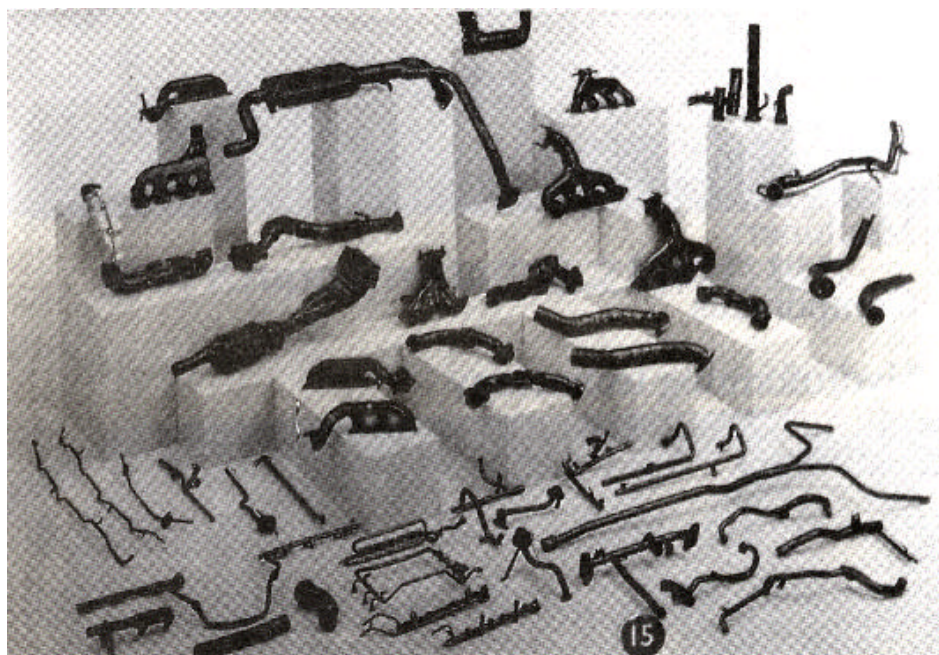


圖 1-12 排氣管系統零件

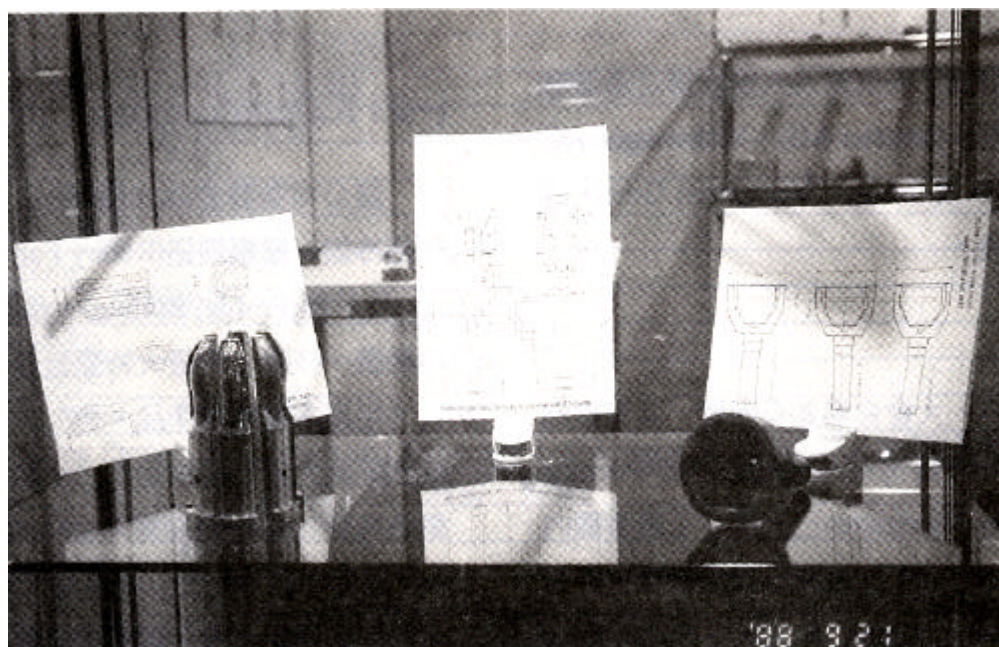


圖 1-13 傳動軸等速接頭的六片式整形模

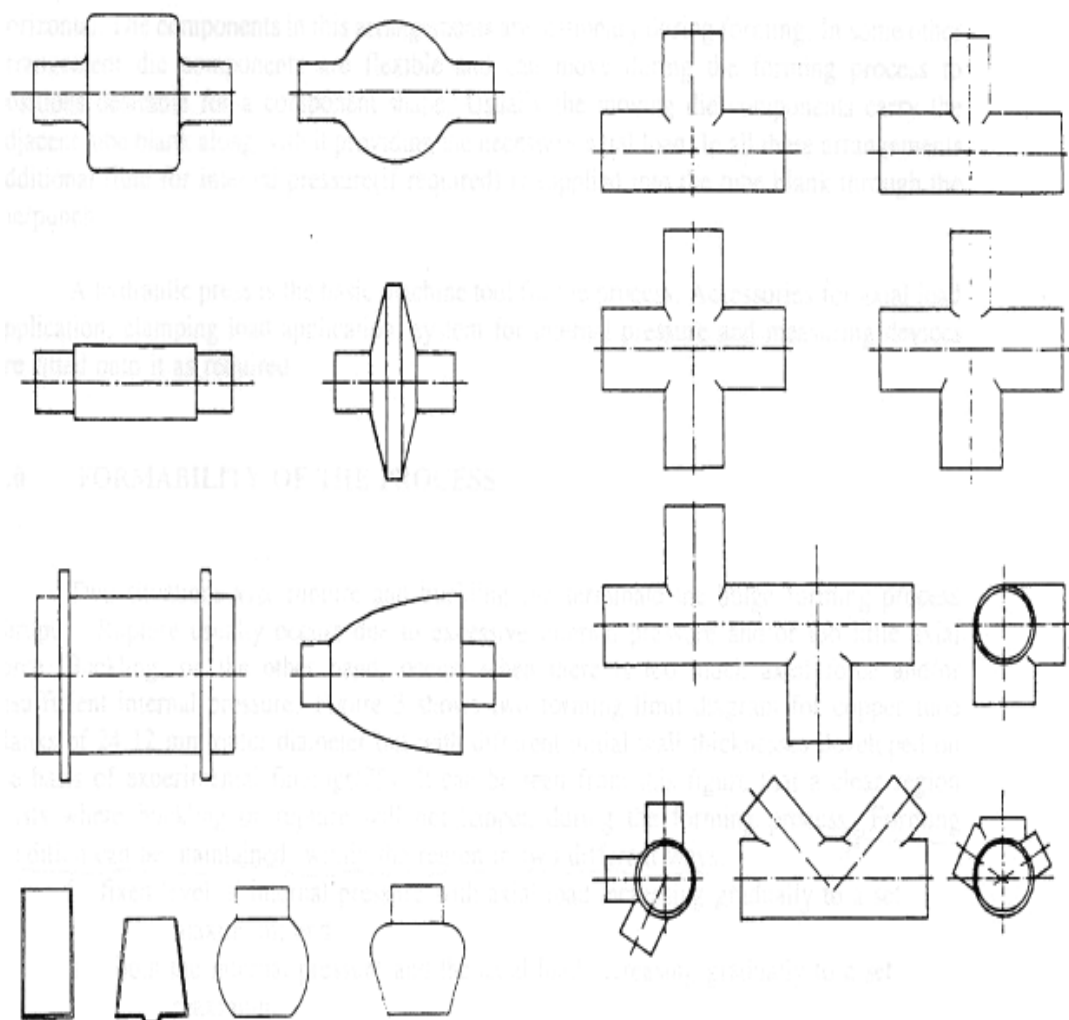


圖 1-14 管材液壓成形不同形狀產品

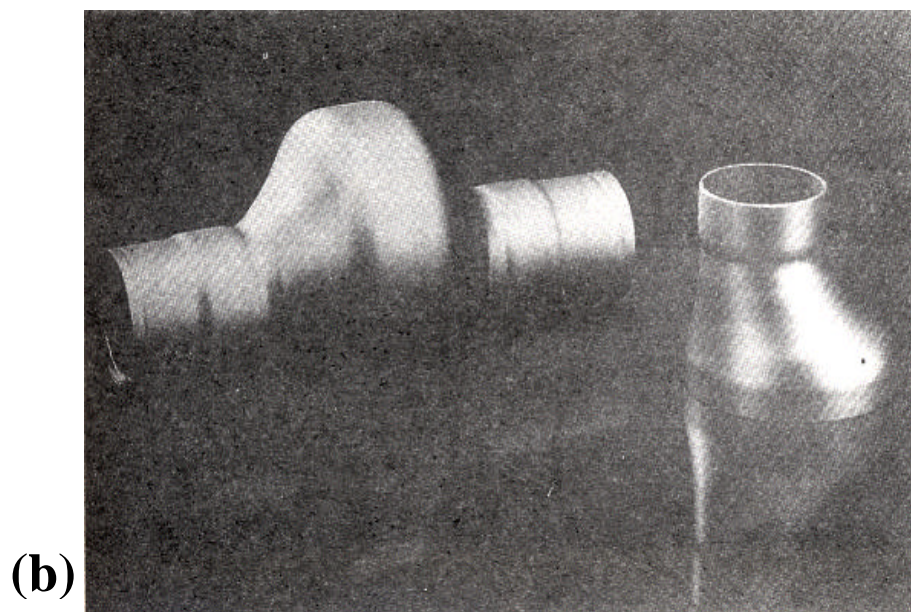
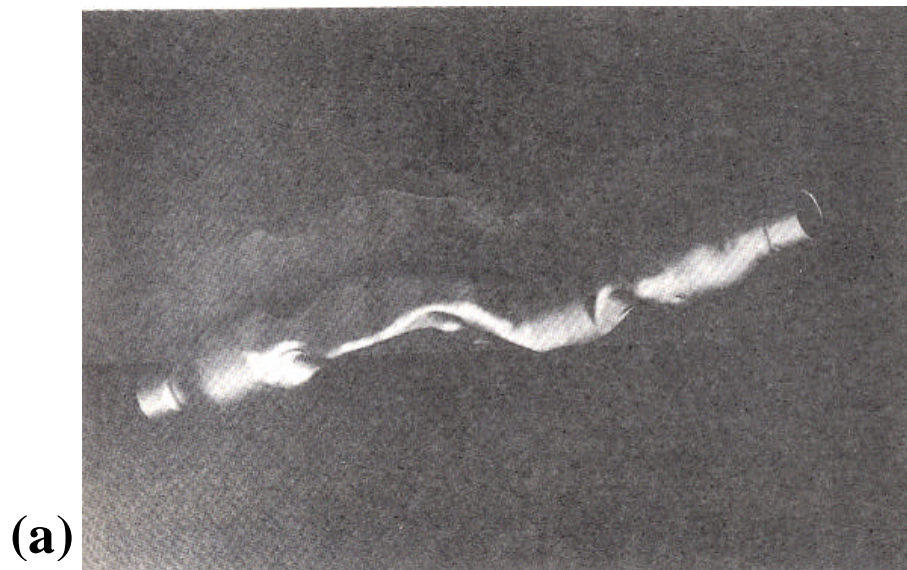


圖 1-15 著名汽車公司管材液壓成形成品實例

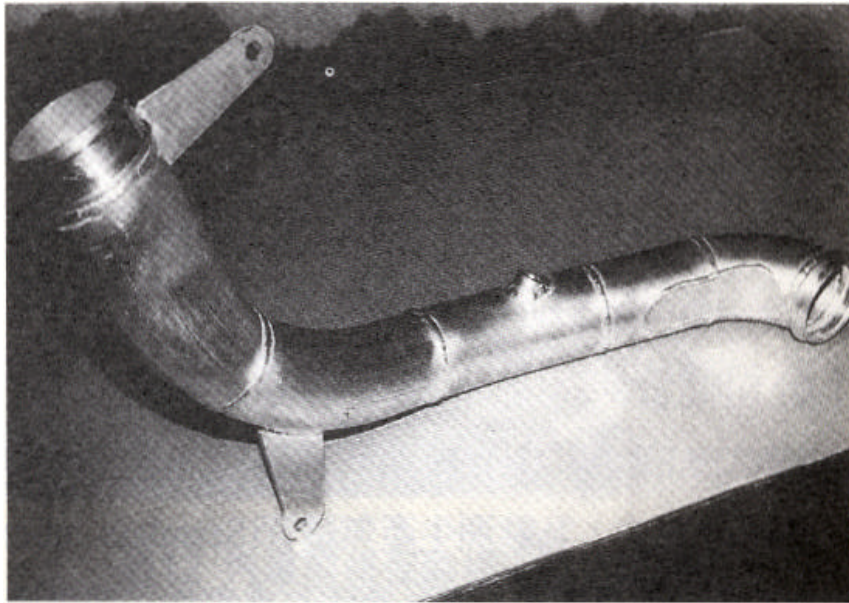
(a) Audi 汽車

(b) BMW 汽車

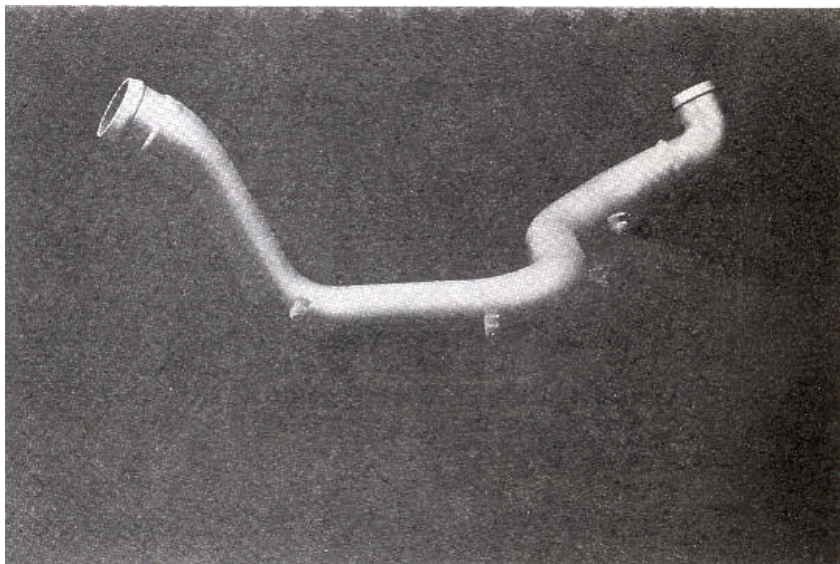
(c) Daimler Chrysler 汽車

(d) VW 汽車

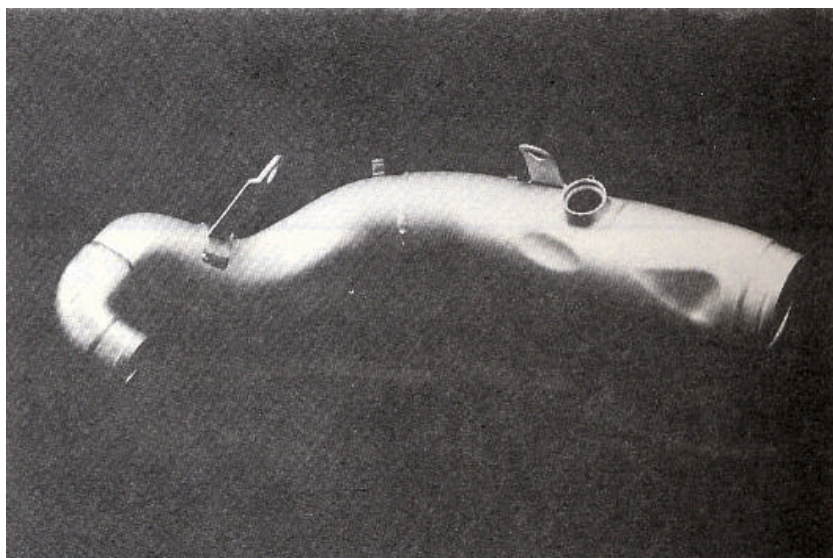
(e) Entwicklung 汽車



(c)



(d)



(e)

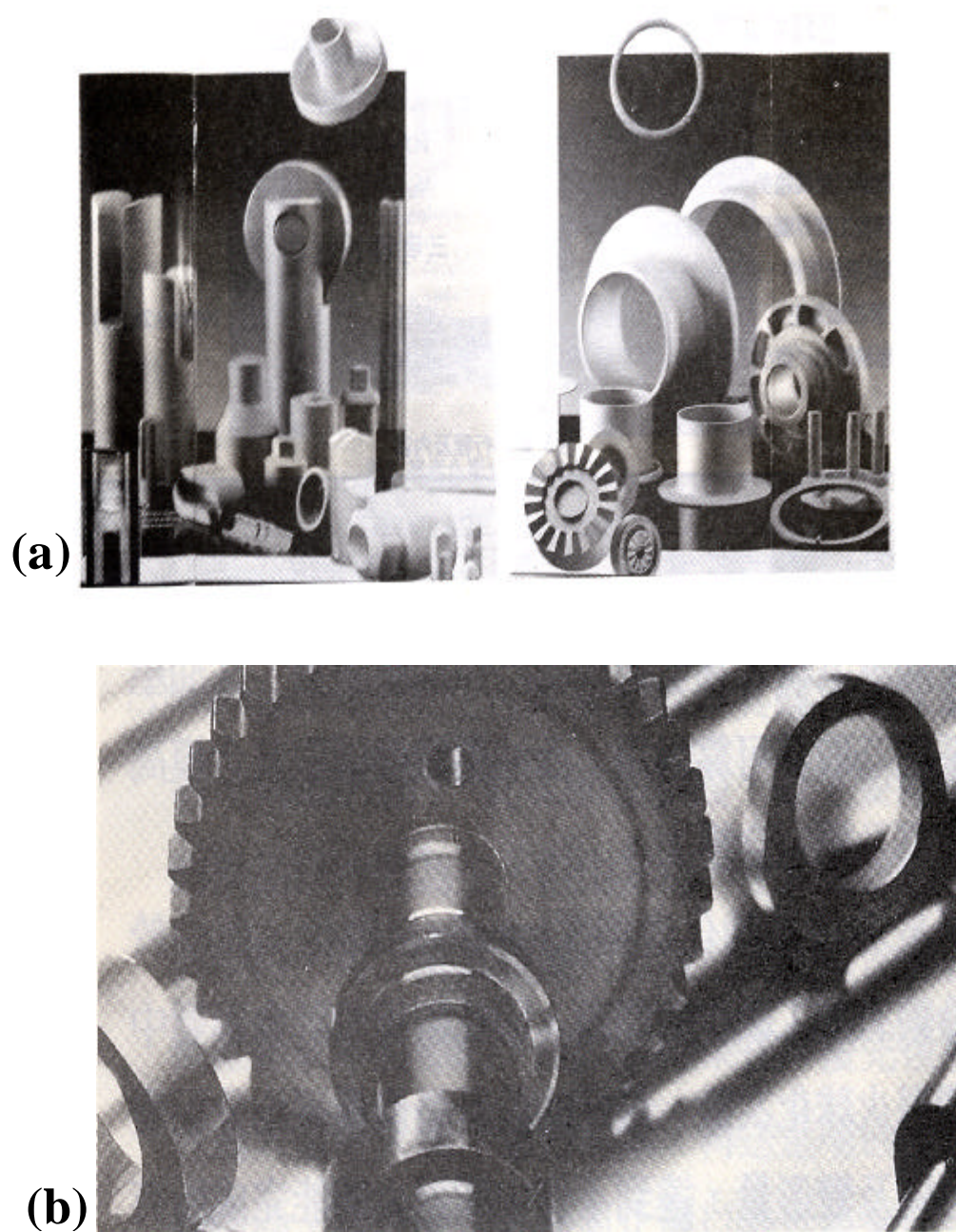


圖 1-16 聞名的德國公司投入管材液壓成形研發

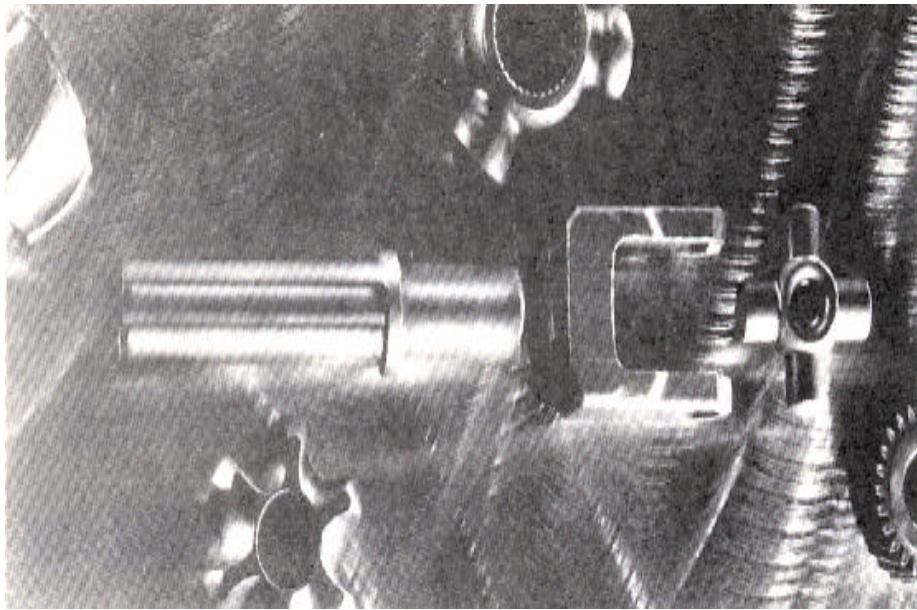
(a) Kaltumformung Gmbh 公司產品

(b) Krupp Presta 公司的凸輪軸

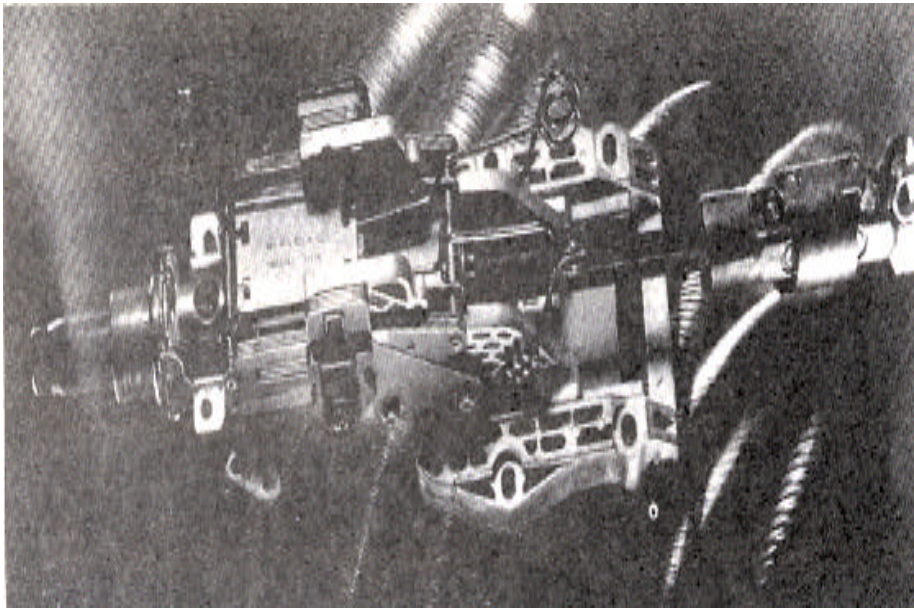
(c) Krupp Presta 公司的精密冷鍛產品

(d) Krupp Presta 的轉向柱件

(c)



(d)



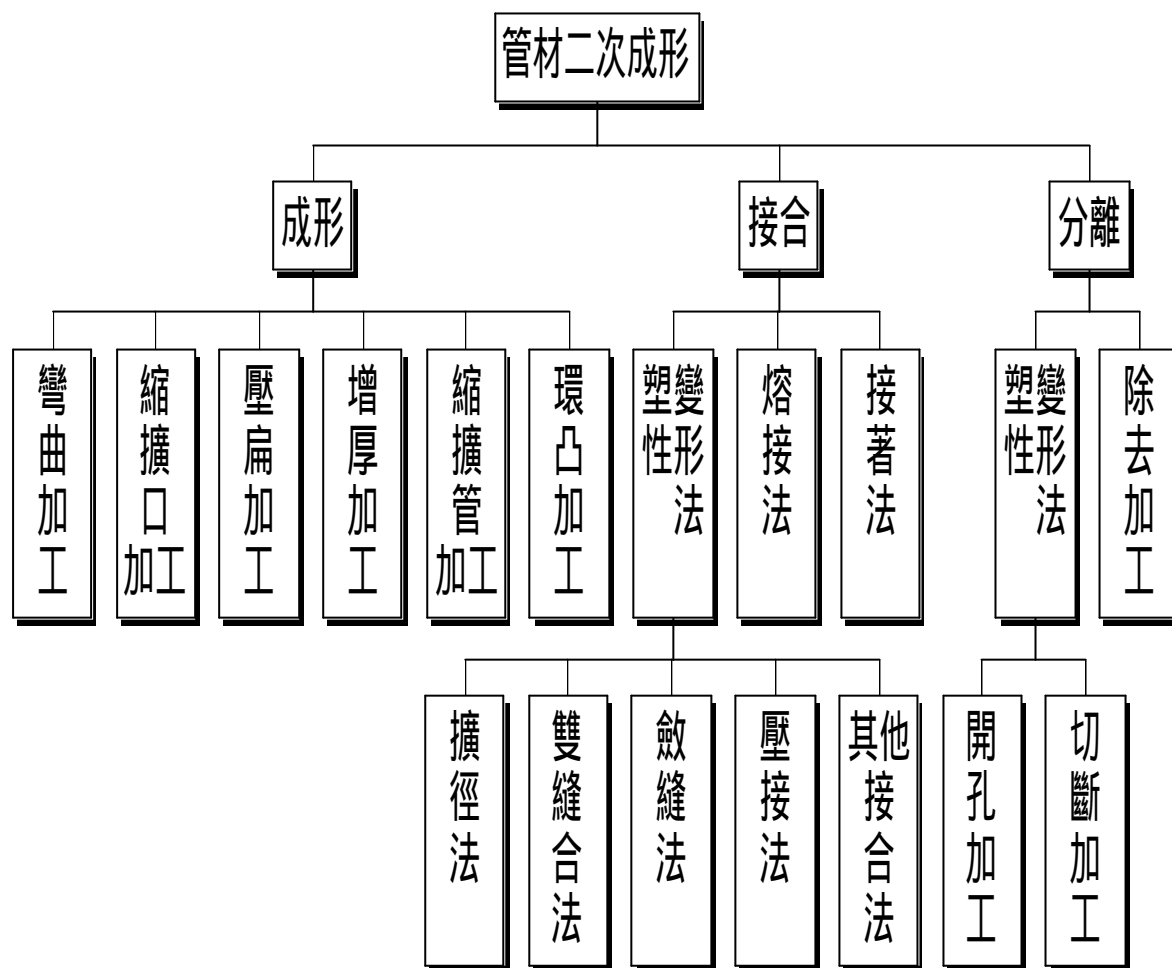


圖 1-17 管材二次成形之加工分類[83]

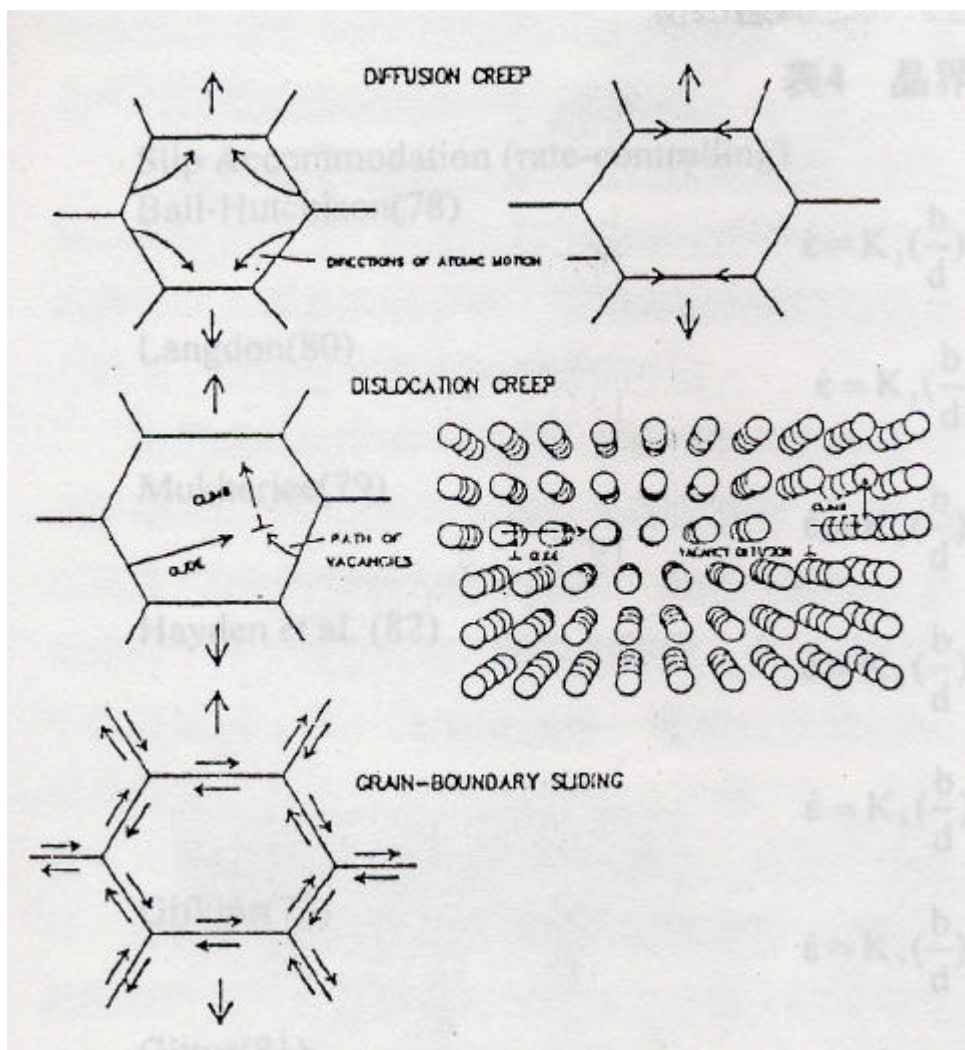


圖 1-18 擴散潛變、差排潛變、晶界滑移之變形機構[89-91]

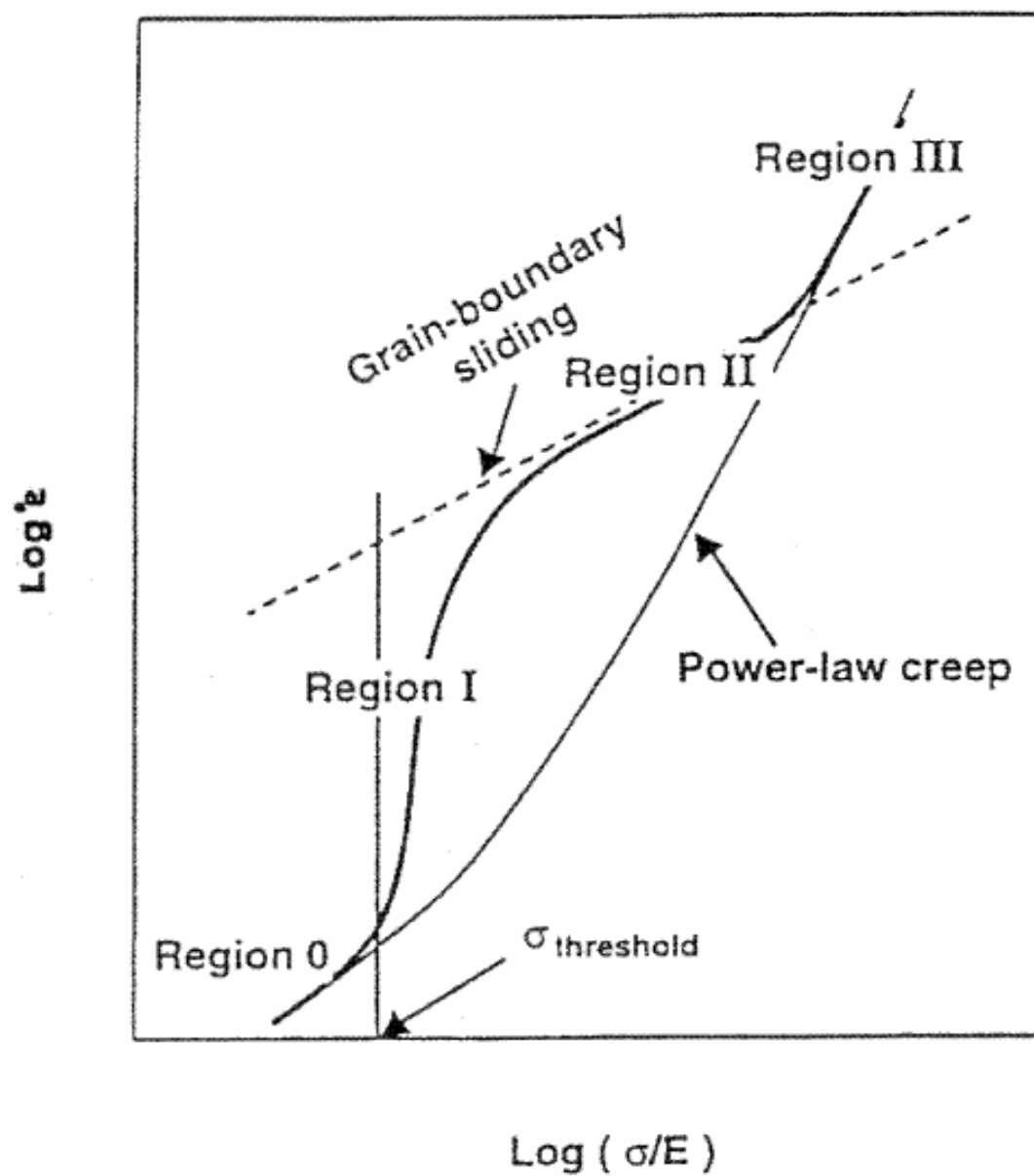


圖1-19 細晶材料之高溫變形行為[89-91]

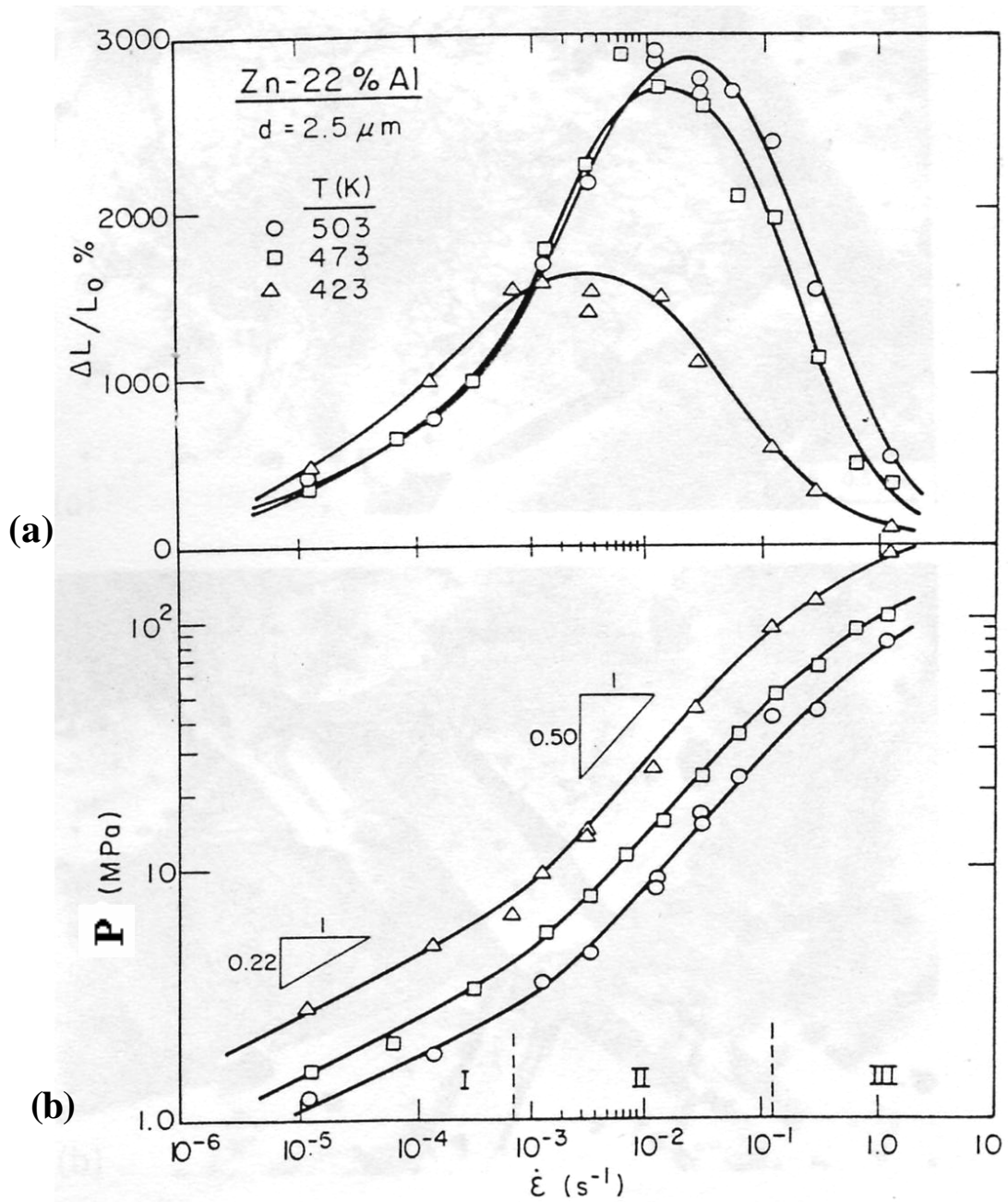


圖 1-20 (a) 超塑性材料之變形量與應變速率的關係 (b) 超塑性材料之流應變力與應變速率關係 [89-91]

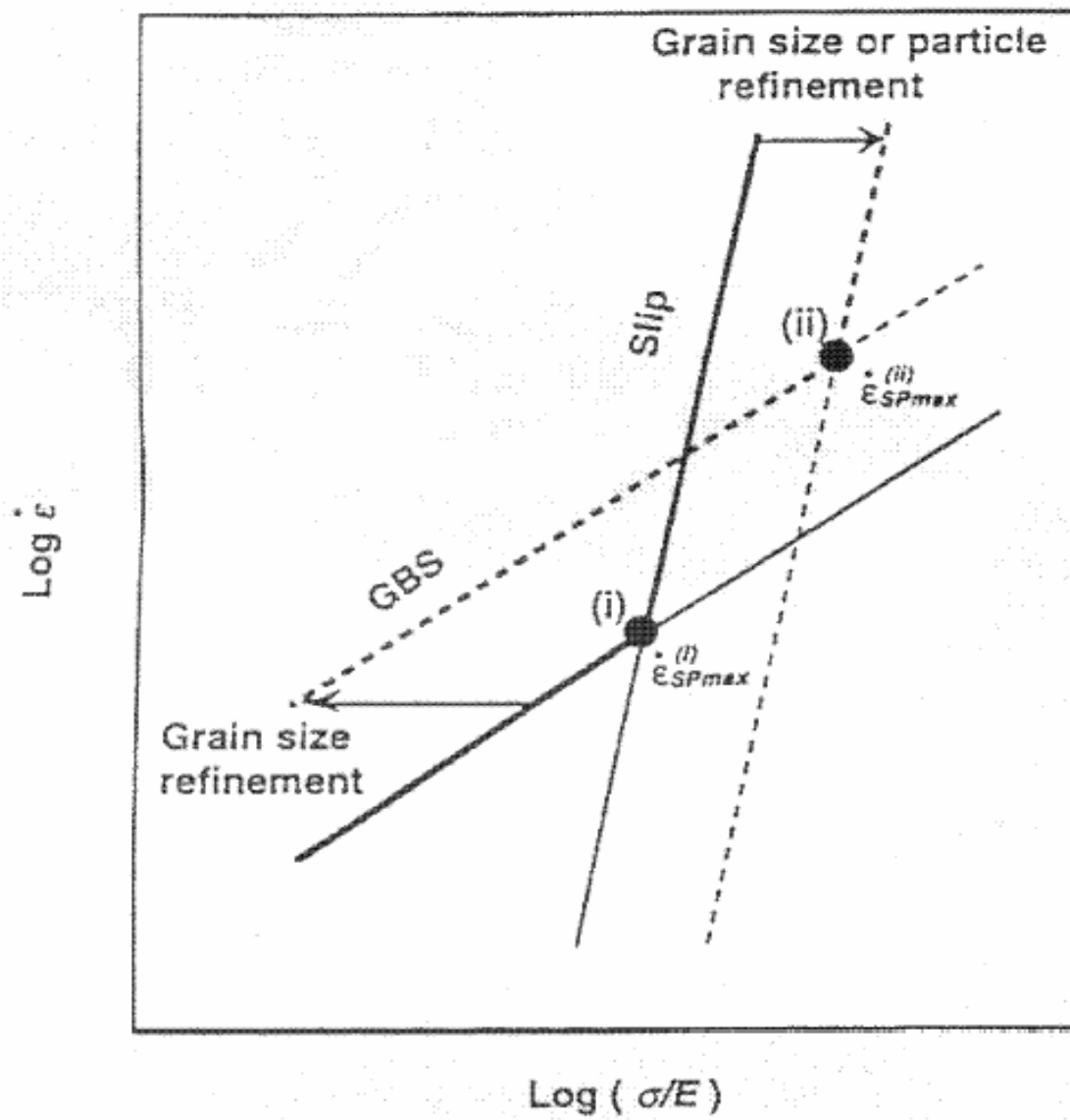


圖1-21 晶界滑移與差排滑移兩機構對晶粒細化之關係圖[89]

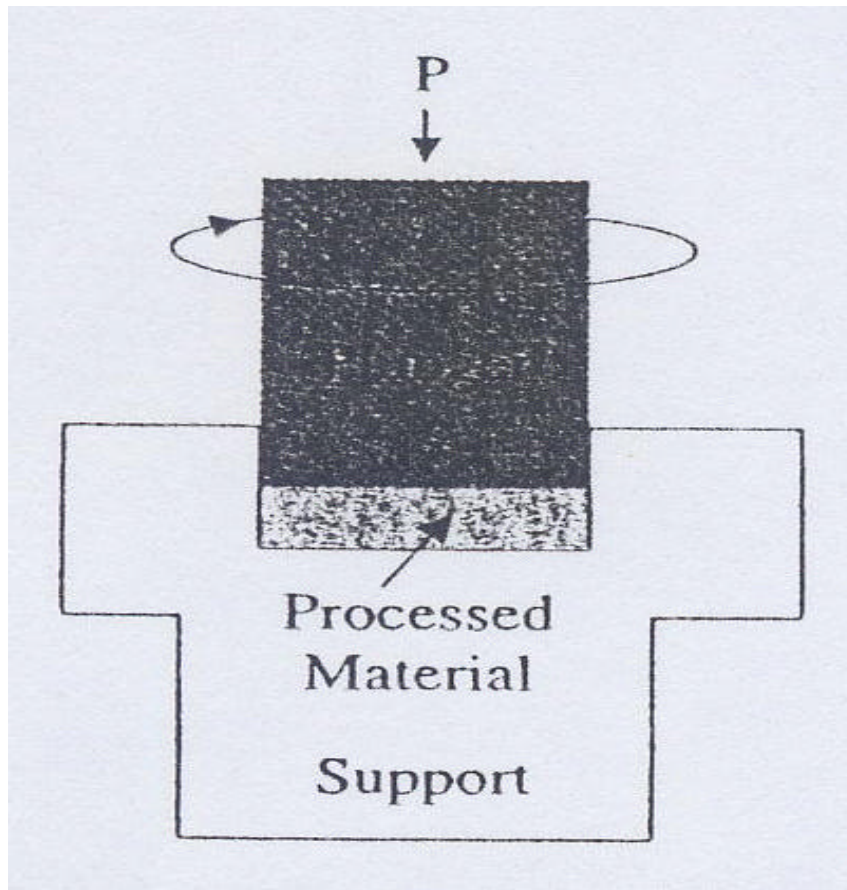


圖 1-22 壓力下扭轉製程示意圖

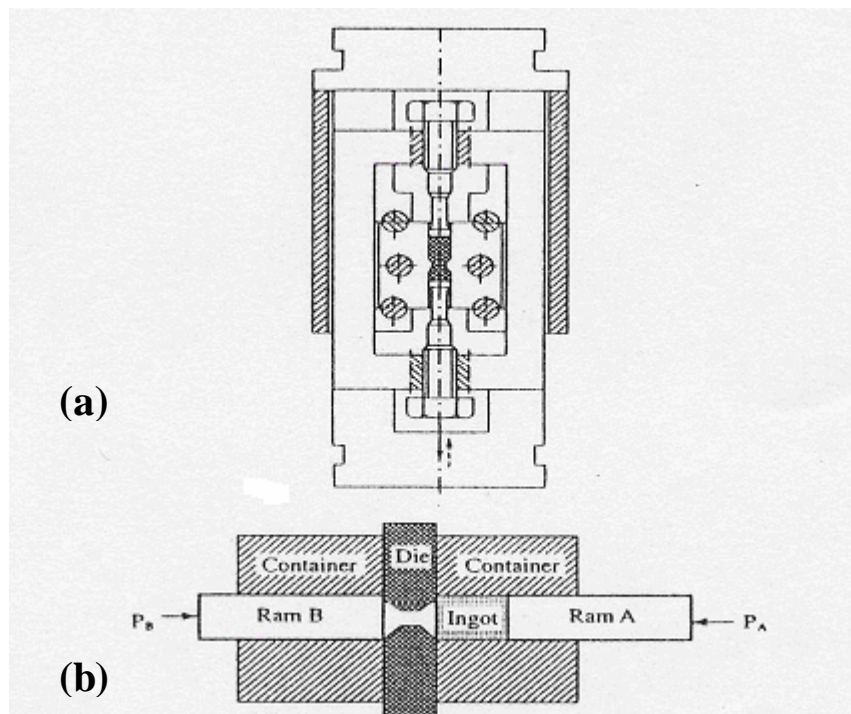


圖 1-23 (a)循環擠型，或(b)往復擠型製程示意圖

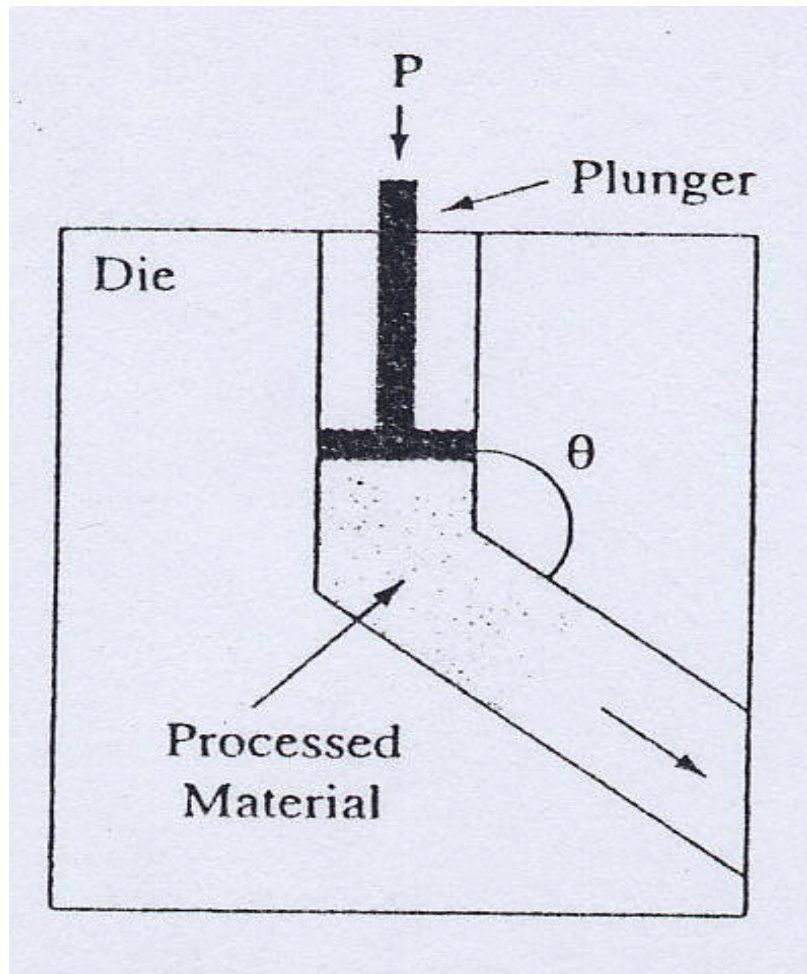


圖 1-24 等徑轉角擠型製程示意圖，其中 θ 角度可為 90 度或 120 度

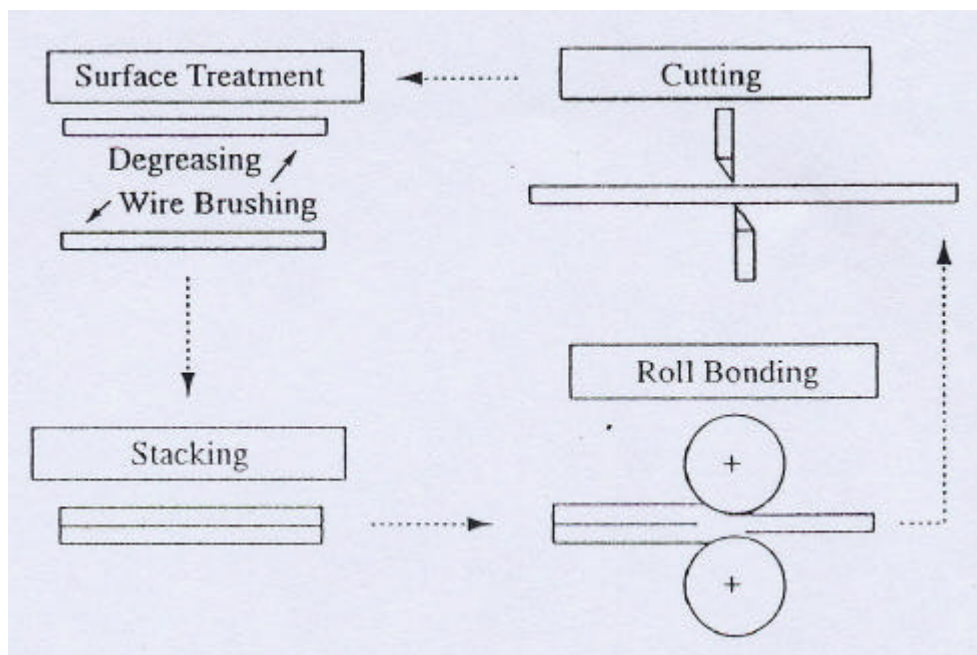


圖 1-25 累積滾壓製程之示意圖

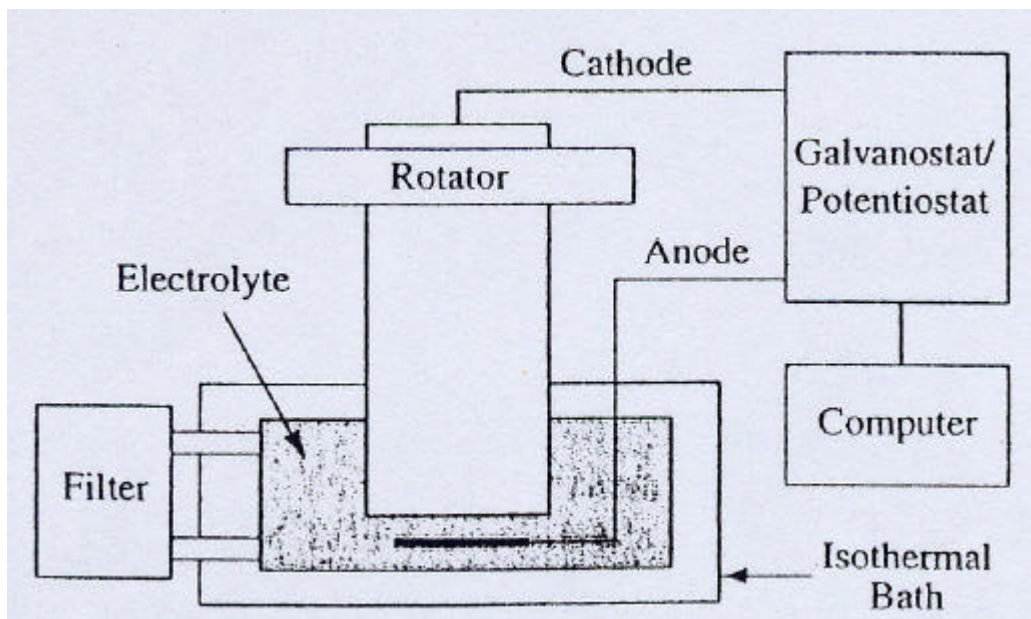


圖 1-26 新式電鍍法製程之示意圖

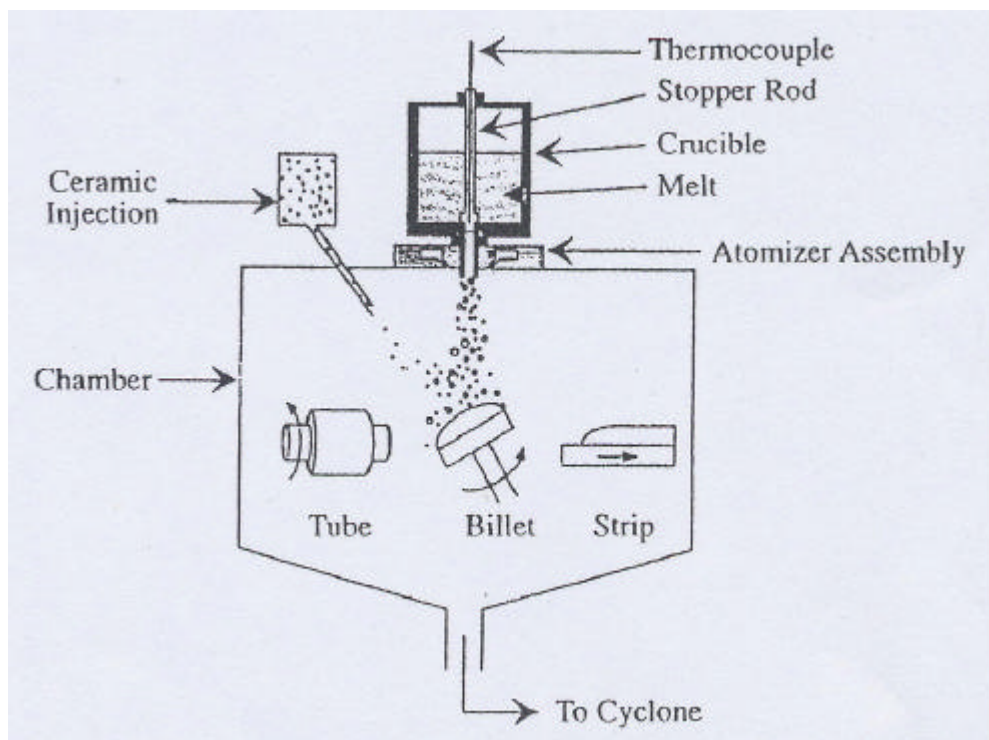


圖 1-27 噴覆成形法製程之示意圖

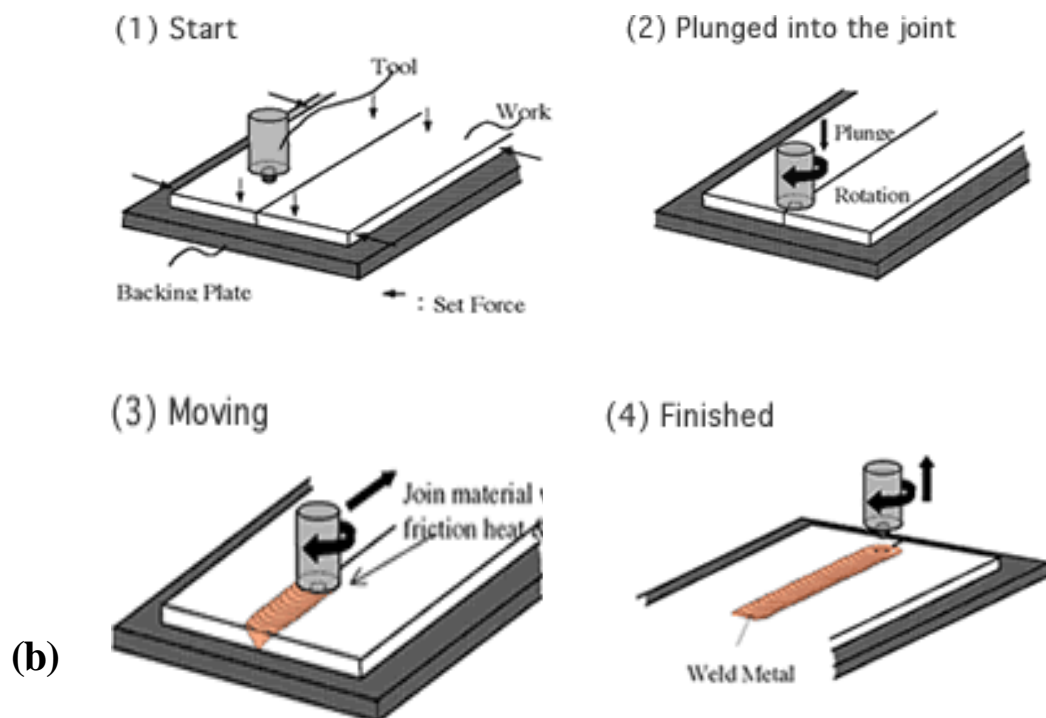
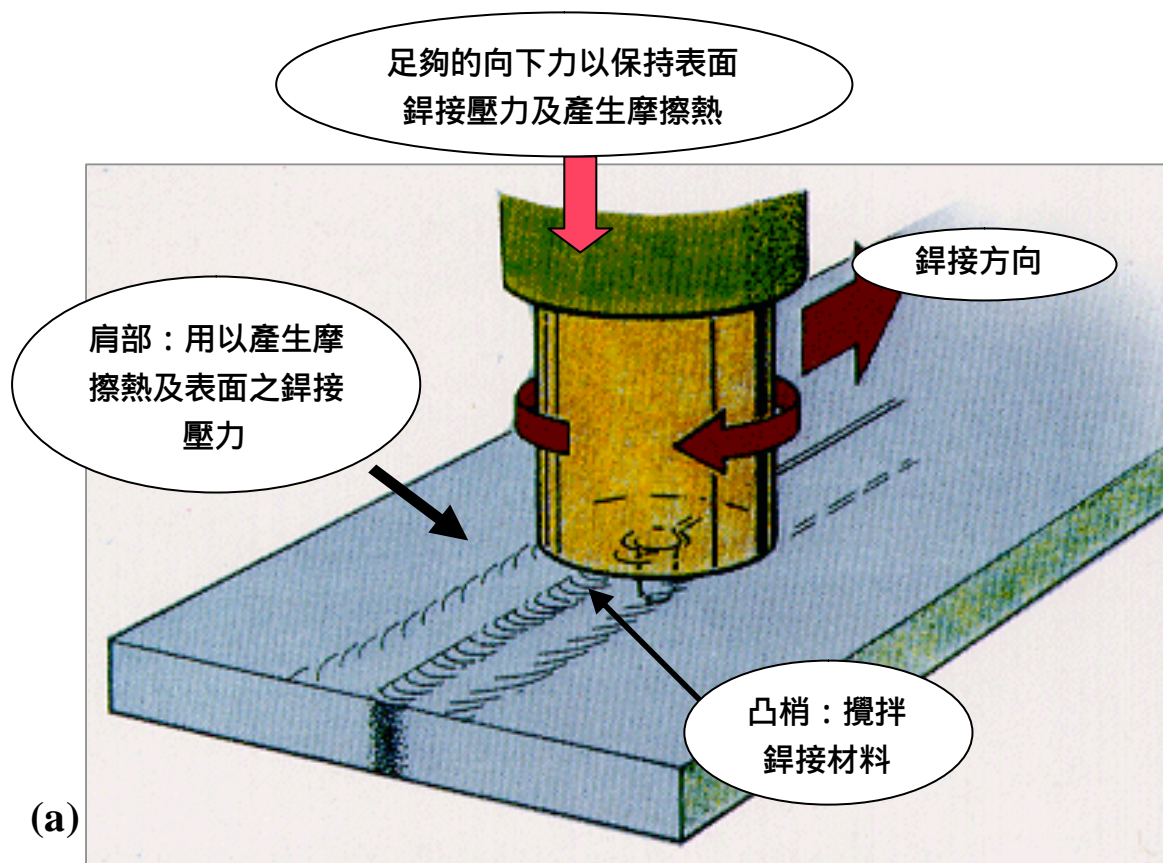


圖 1-28 (a)摩擦旋轉攪拌銲接旋轉工具頭；(b)摩擦旋轉攪拌銲接步驟[106]

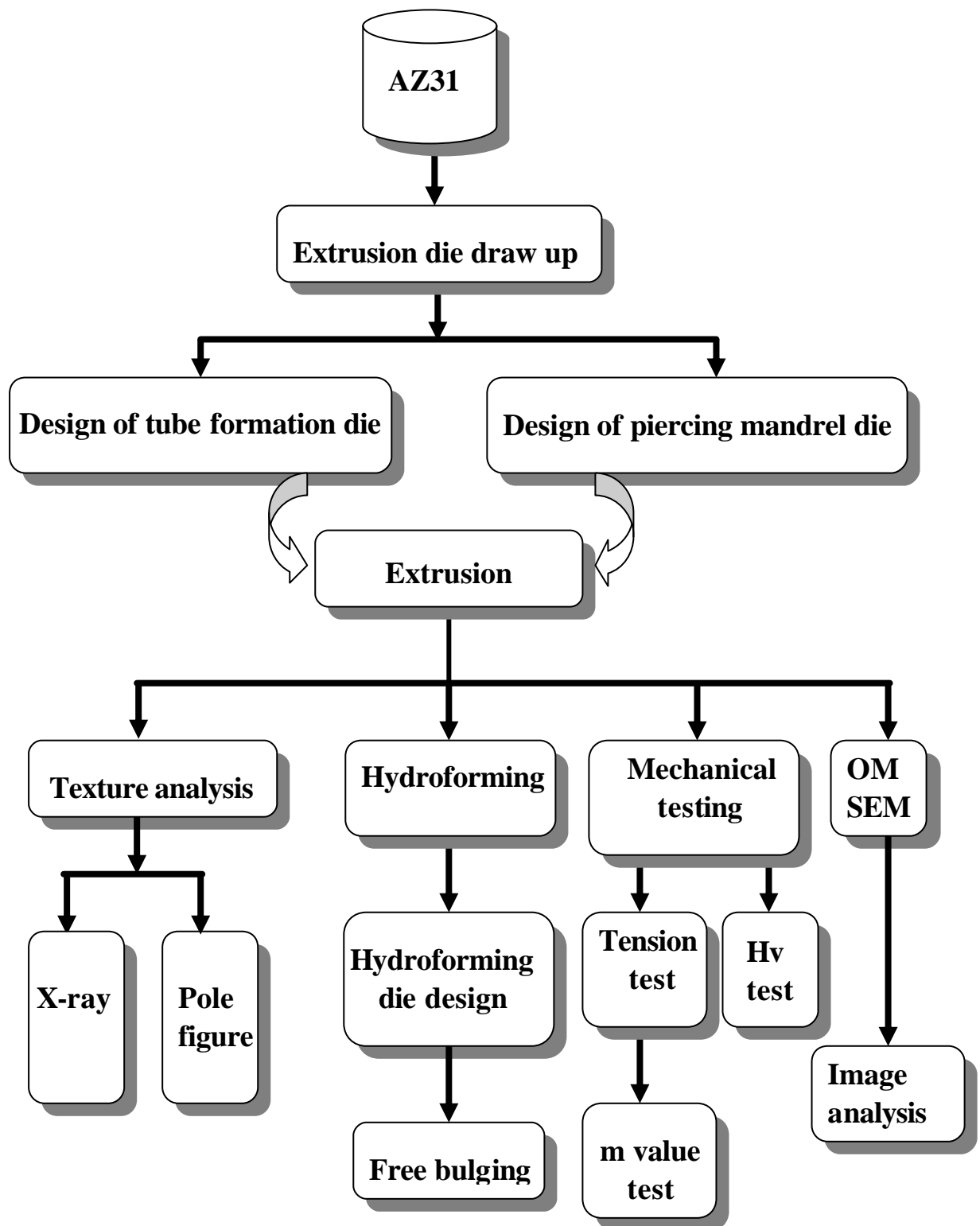


圖 2-1 實驗流程圖



圖 2-2 KCAEP-350E 銅鋁用高溫擠型機全貌照片

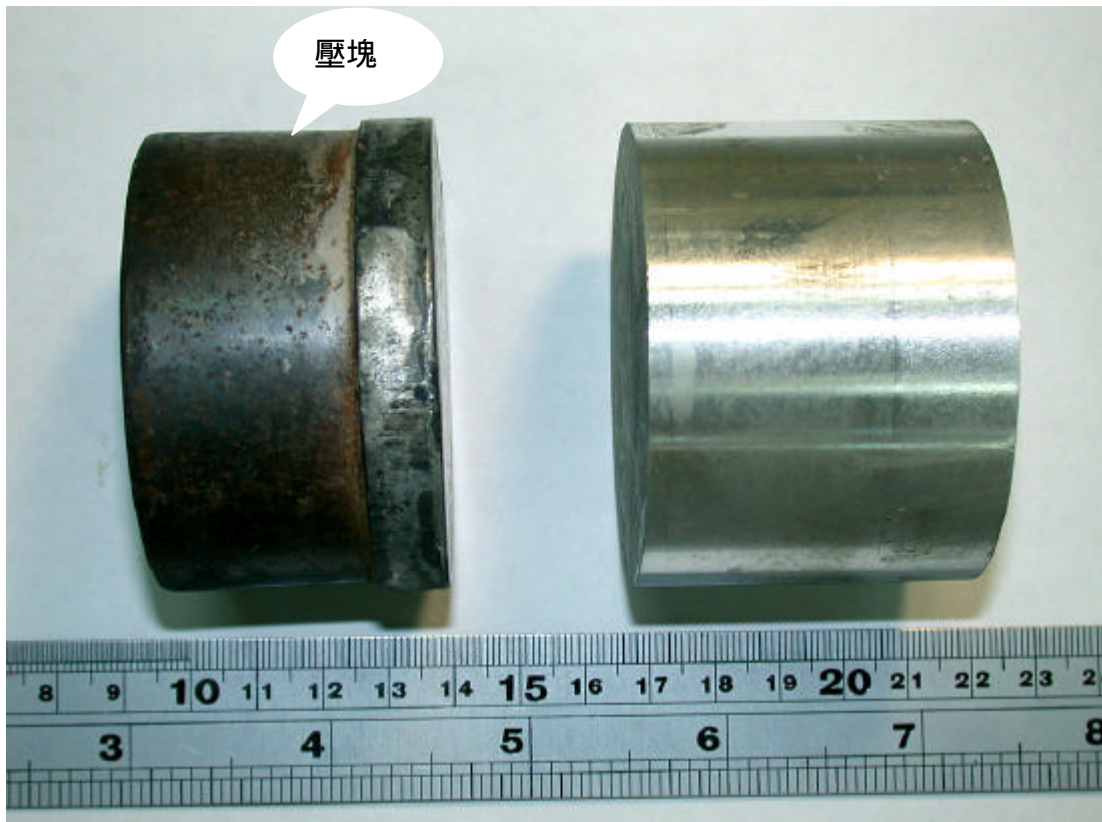


圖 2-3 壓塊與胚料照片

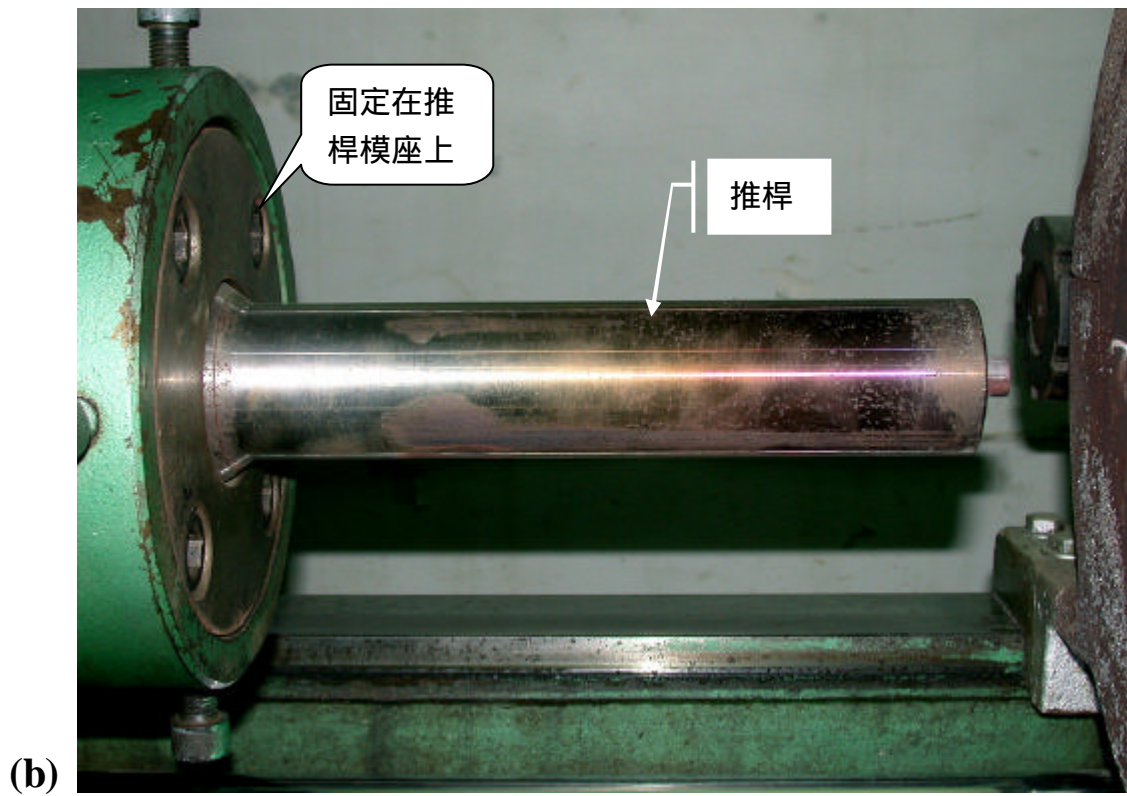
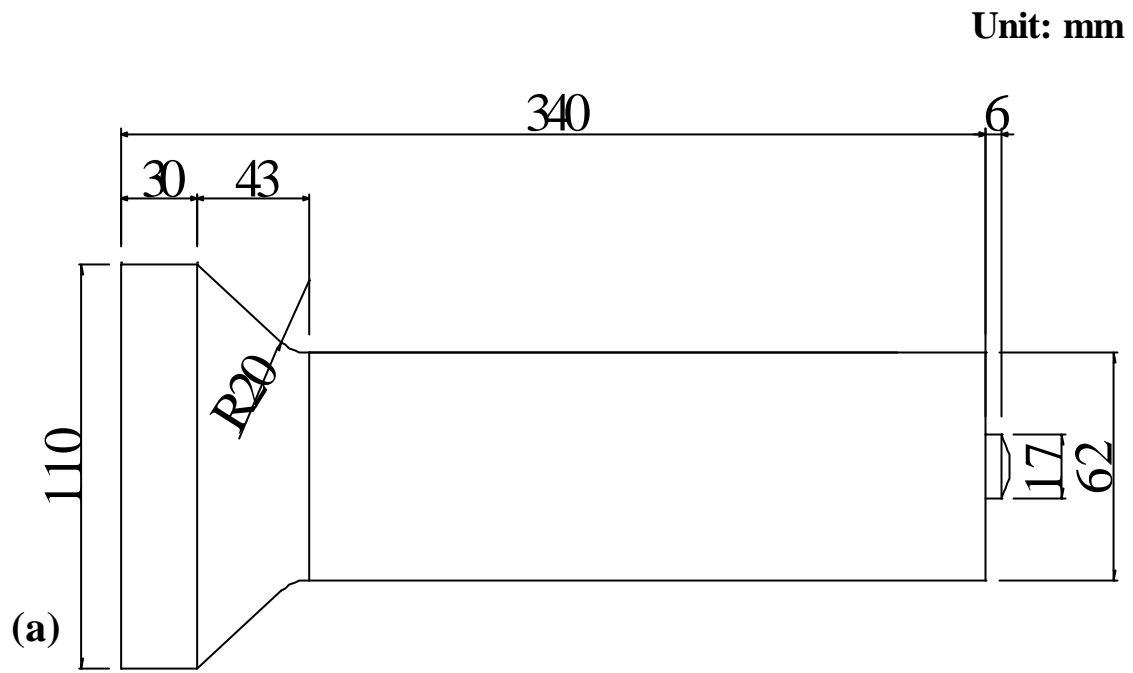


圖 2-4 原擠型機推桿 (a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片

Unit: mm

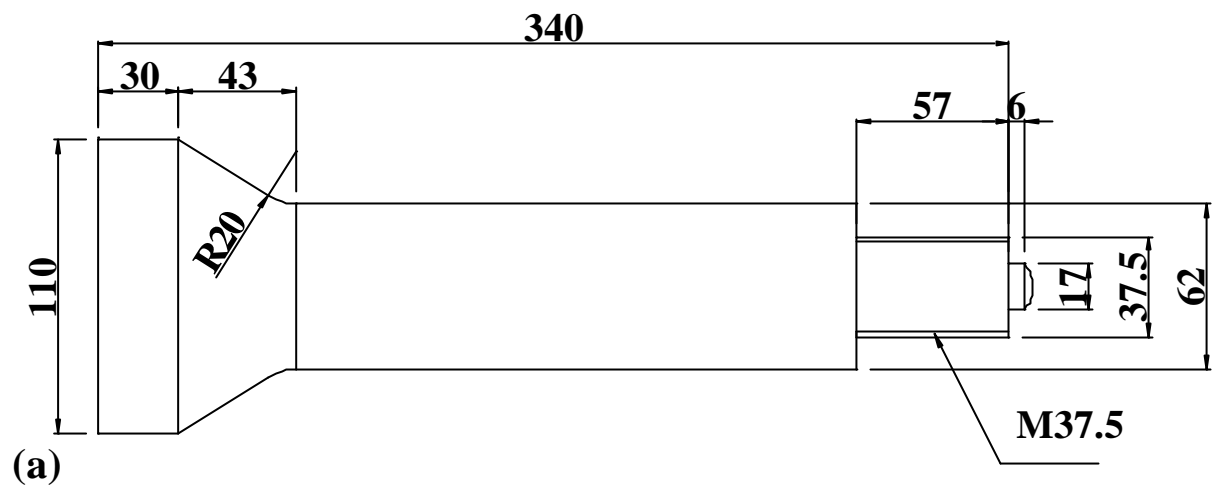


圖 2-5 自行改良設計管狀擠型推桿 (a) 尺寸示意圖 (b) 橫式照片 (c) 直式照片

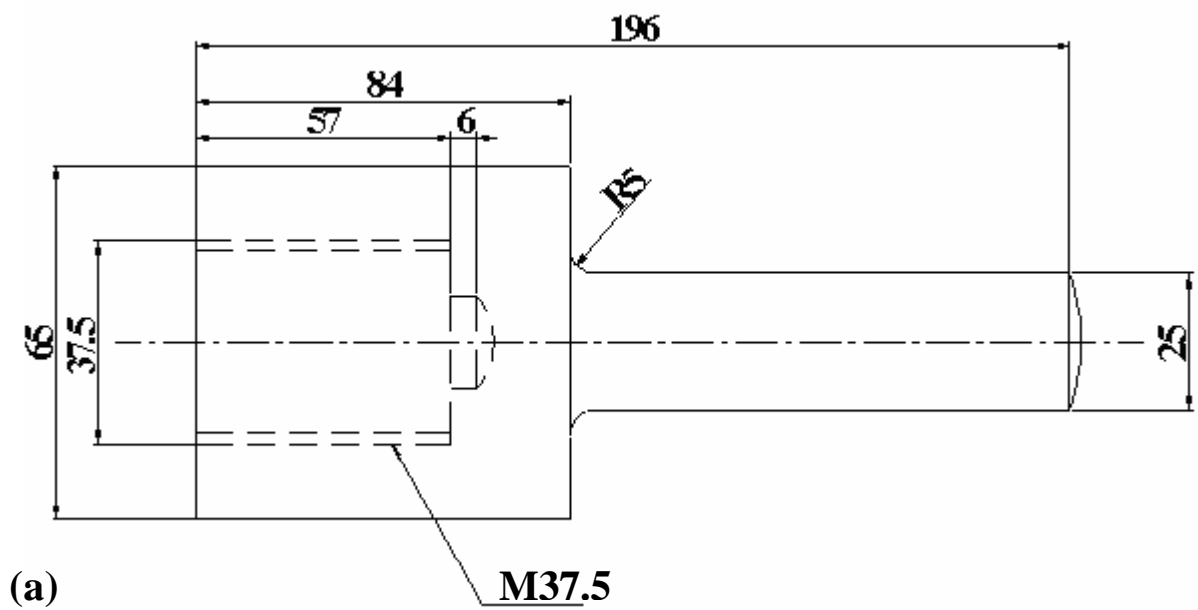


圖 2-6 自行設計的穿孔心軸模具 (a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片

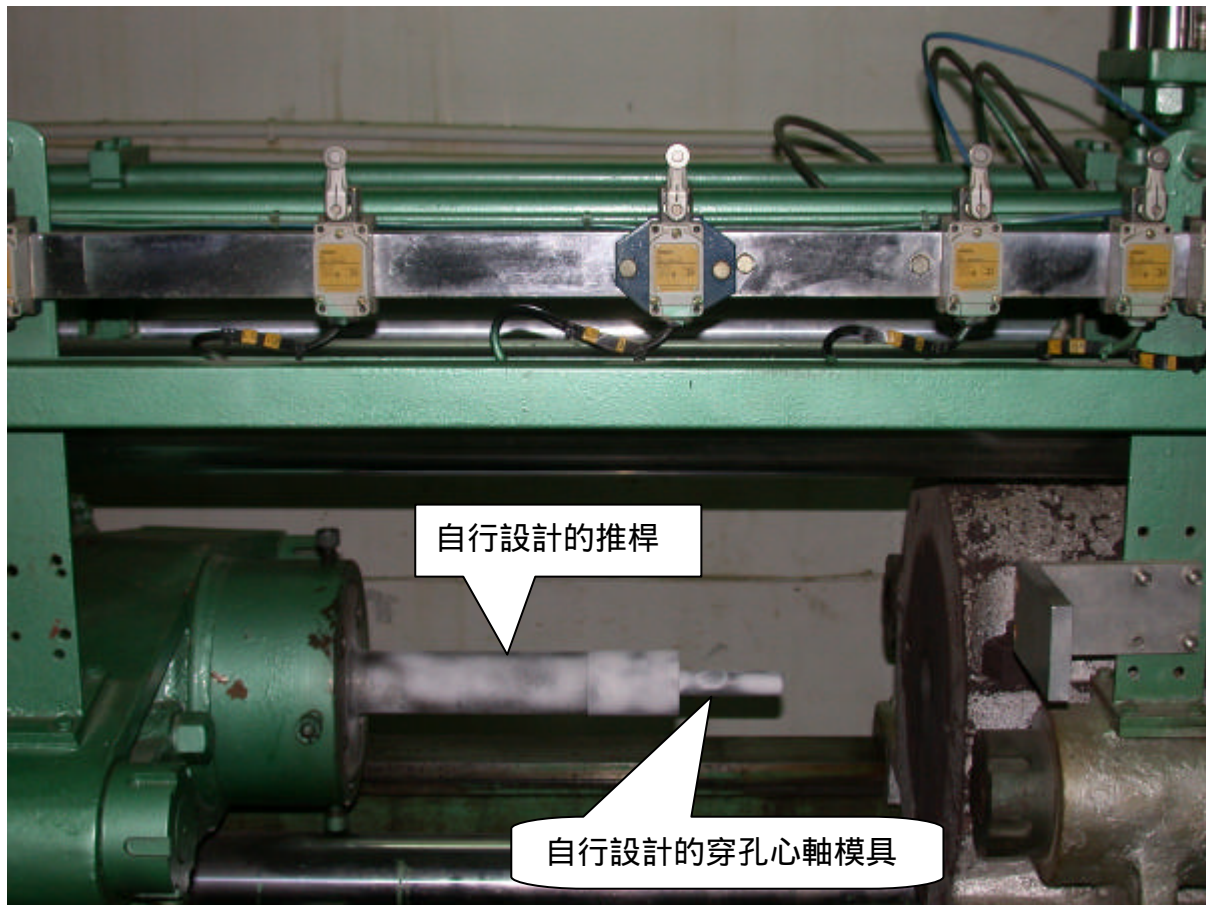


圖 2-7 自行設計的推桿與穿孔心軸模具組合裝置於擠型機模座上，
並已經噴上氮化硼準備擠型之照片

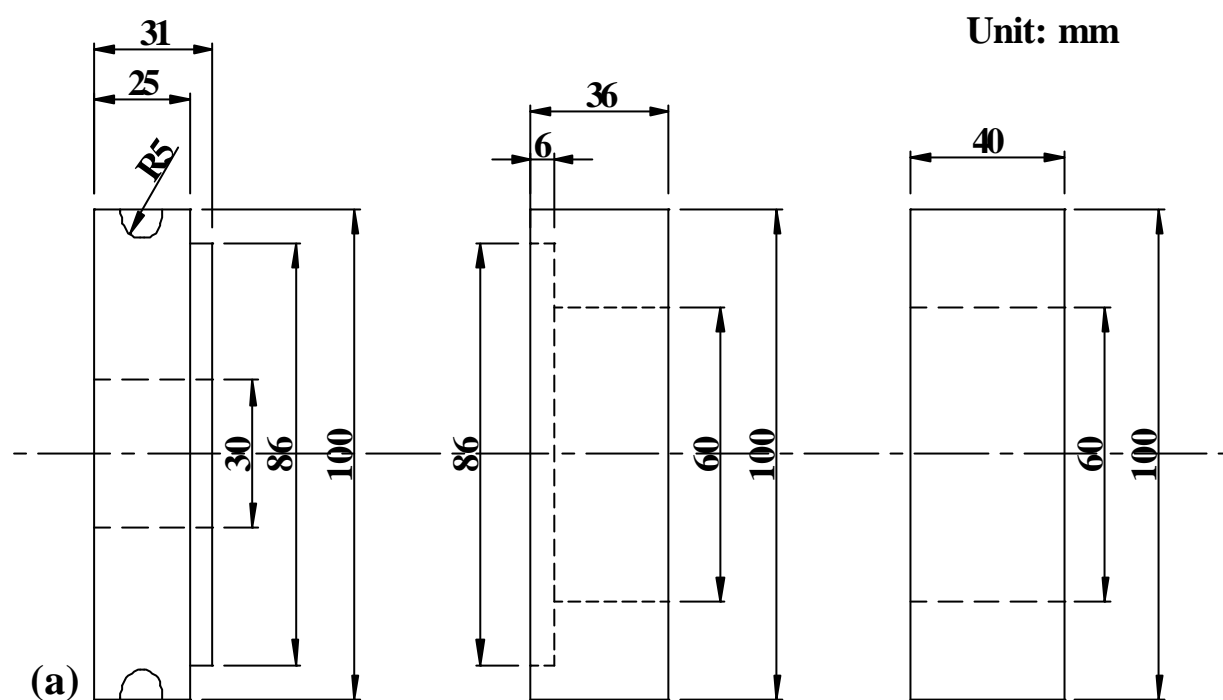


圖 2-8 管材出口成形的模具組(a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片

→
Extrusion direction

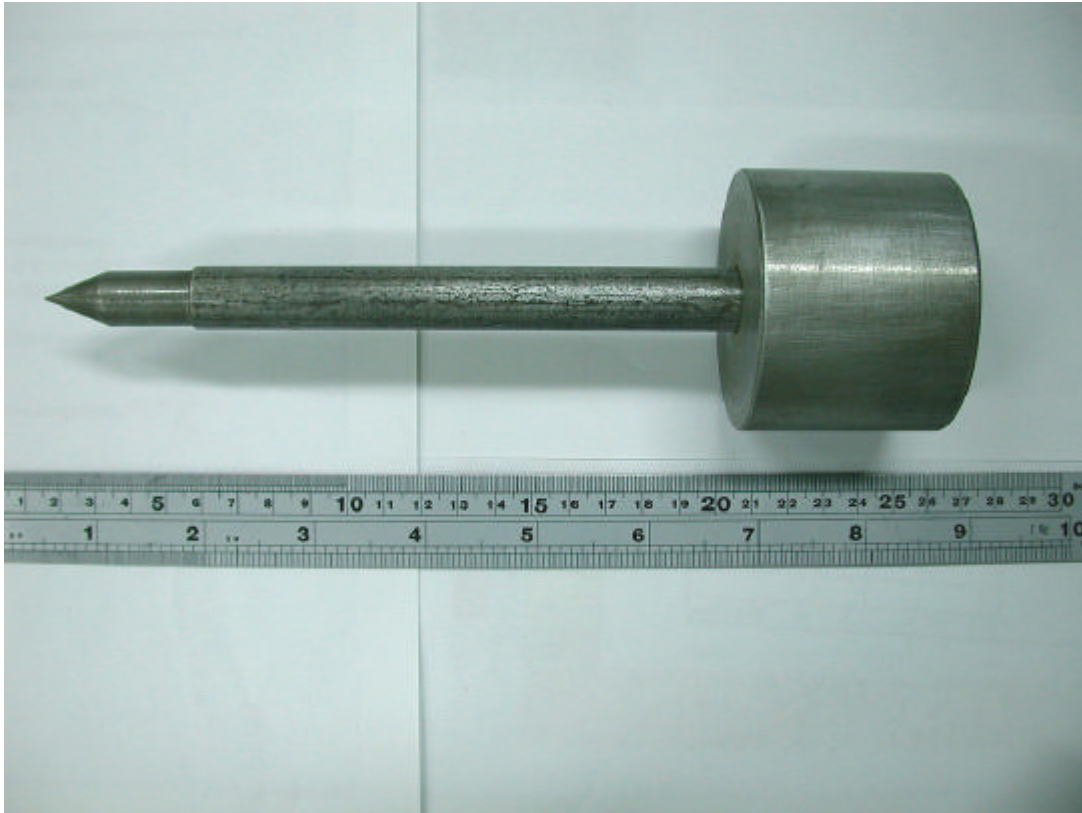


圖 2-9 校正中心點用的頂心照片，反向由左向右放入盛錠筒中

Unit: mm

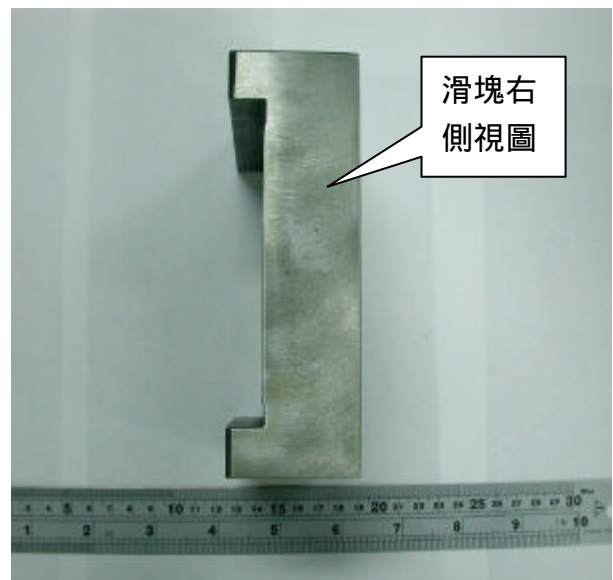
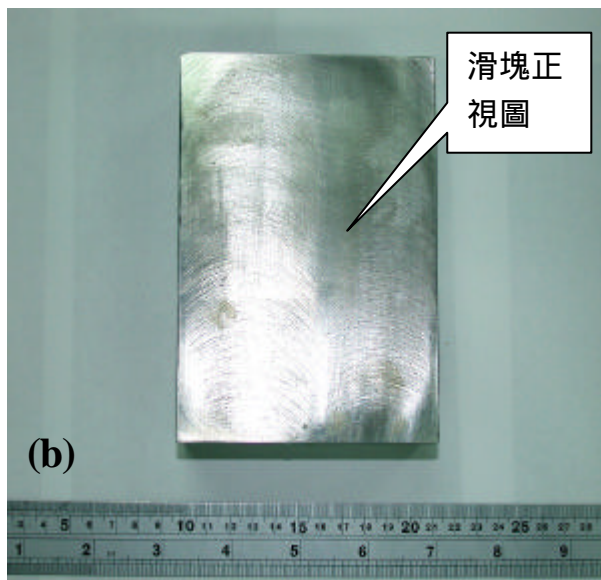
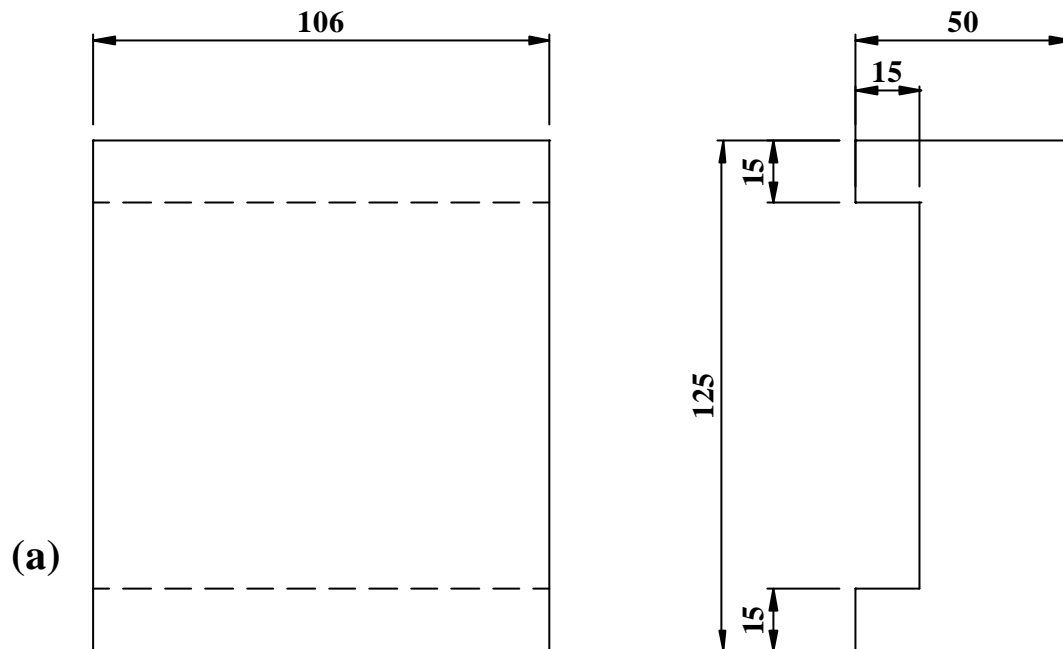


圖 2-10 放置在擠型機滑軌上自行設計的滑塊
(a) 尺寸示意圖
(b) 實體照片

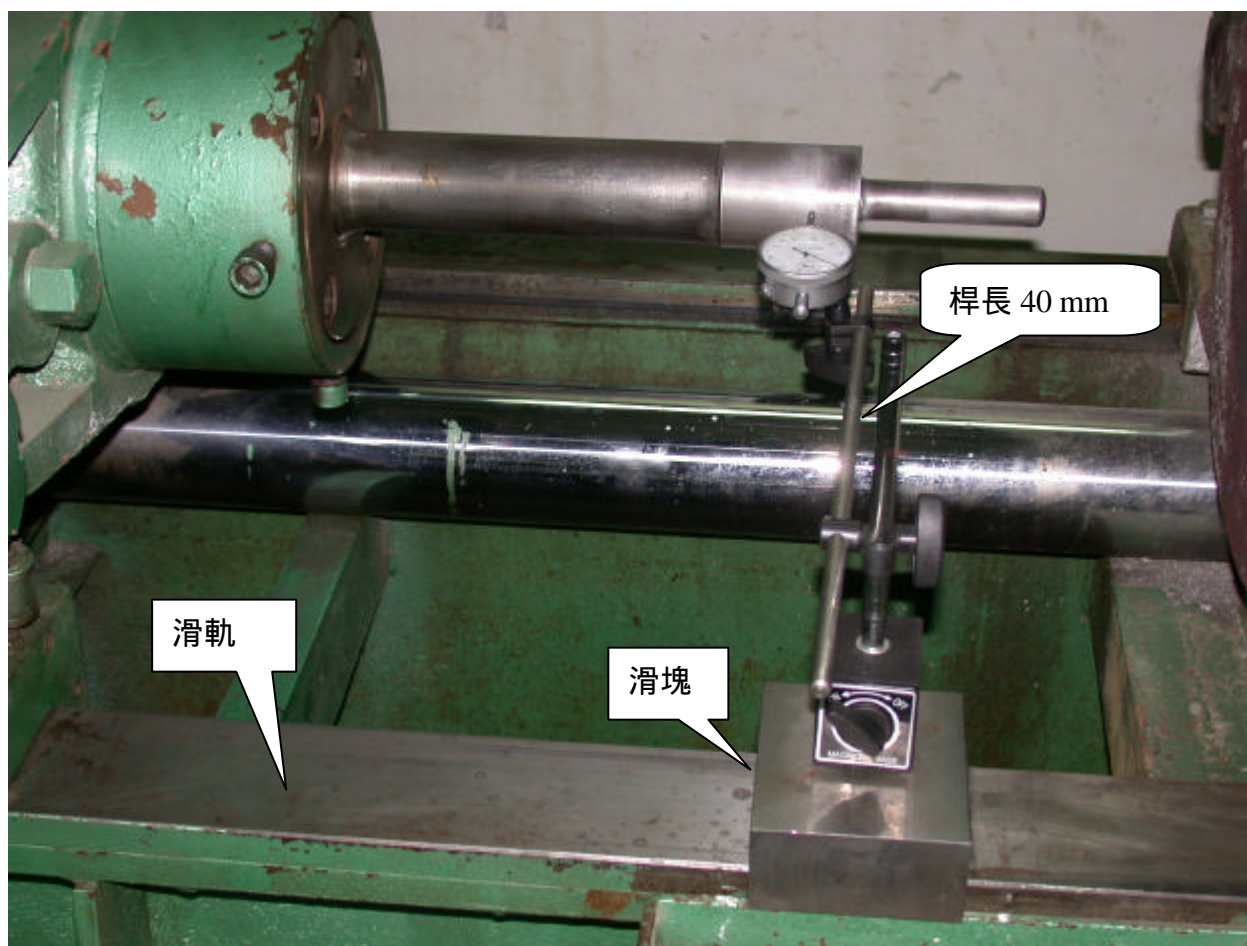
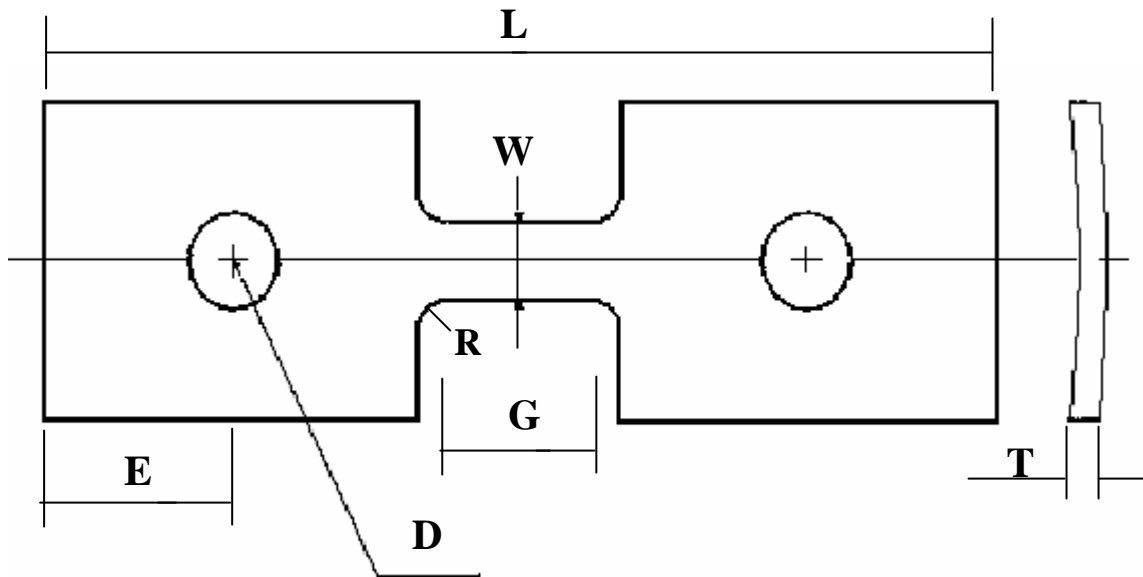


圖 2-11 改良式的量錶與滑塊組合校正照片



圖 2-12 擠型機面板控制器照片

Unit: mm



Subsize specimen	mm
G-Gage length	5.5
W-Width	3
T-Thickness	1-2
R-Radius of fillet	0.5
L-Over all length	30
A-Length of grip section	11
B-Width of grip section	10
D-Diameter of hole for pin	3

E-Edge distance from pin

5.5

圖 2-13 AZ31 鎂合金管材拉伸試片規格大小

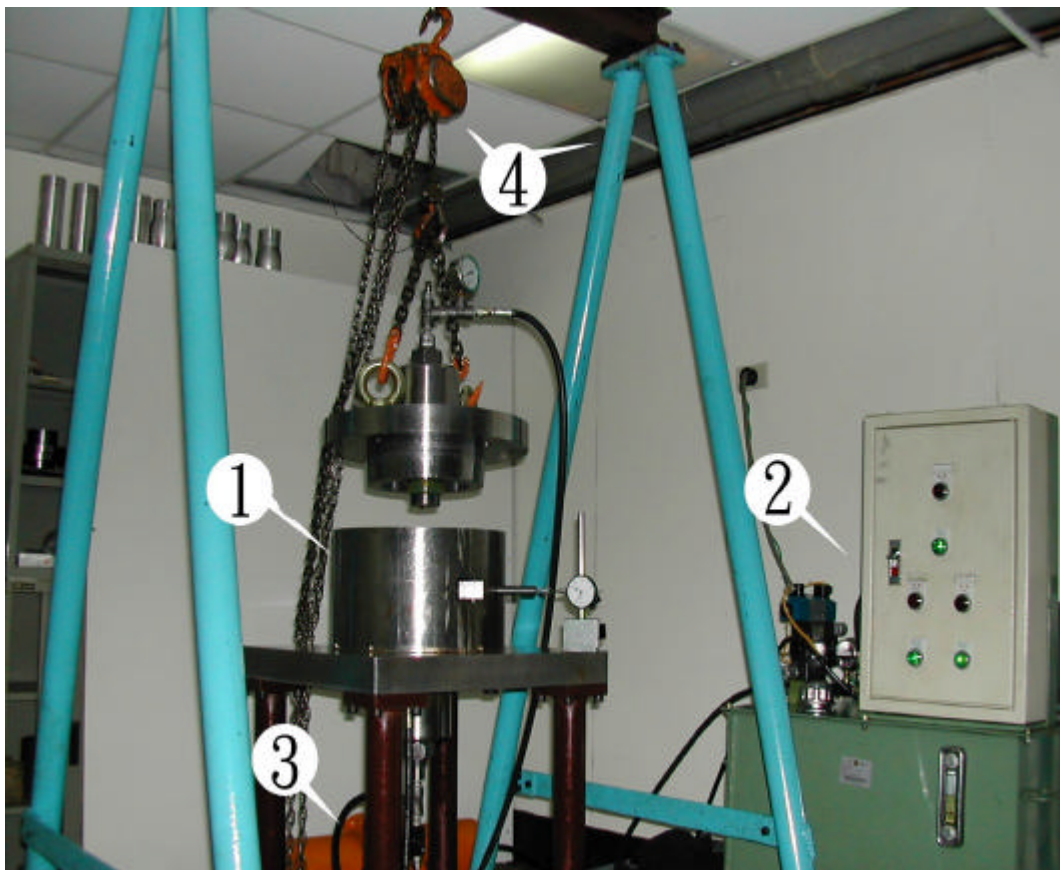


圖 2-14 管材室溫液壓鼓脹成形系統設備組合圖[59]

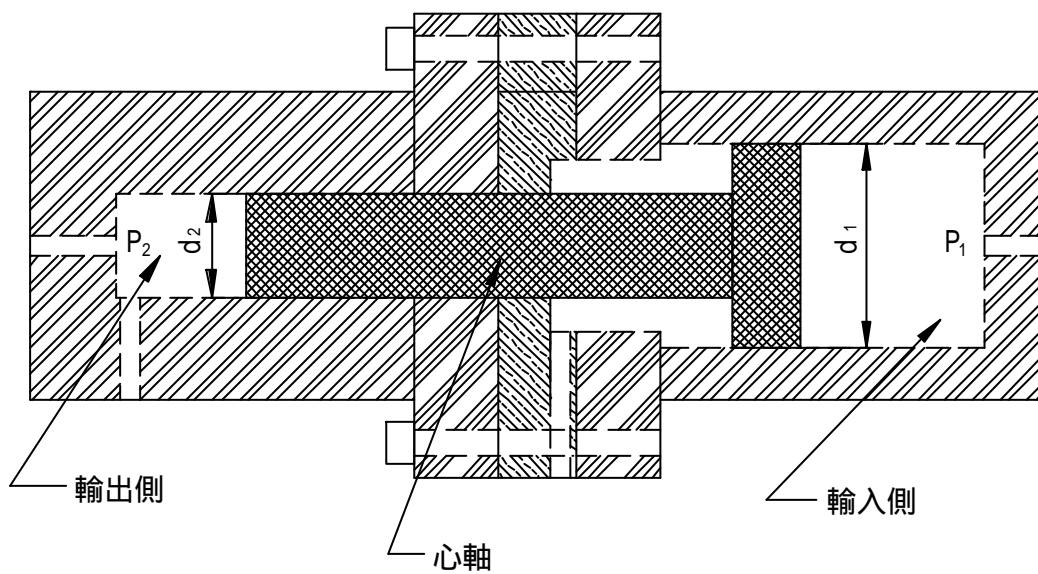


圖 2-15 1 比 4 增壓器增壓作動示意圖[59]

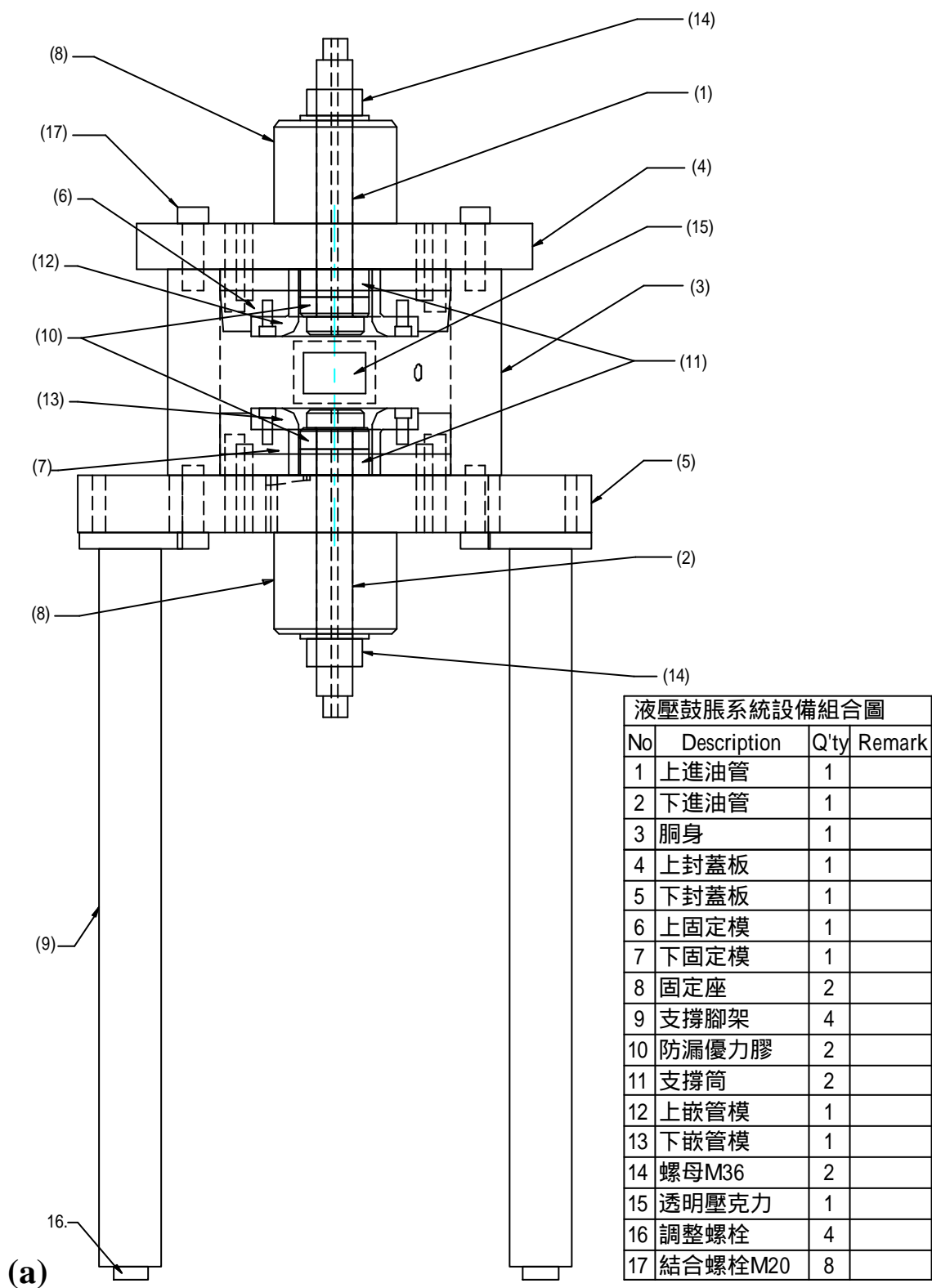


圖 2-16 室溫液壓鼓脹試驗機台組立圖 (a) 示意圖 (b) 組立圖外貌照片[59]

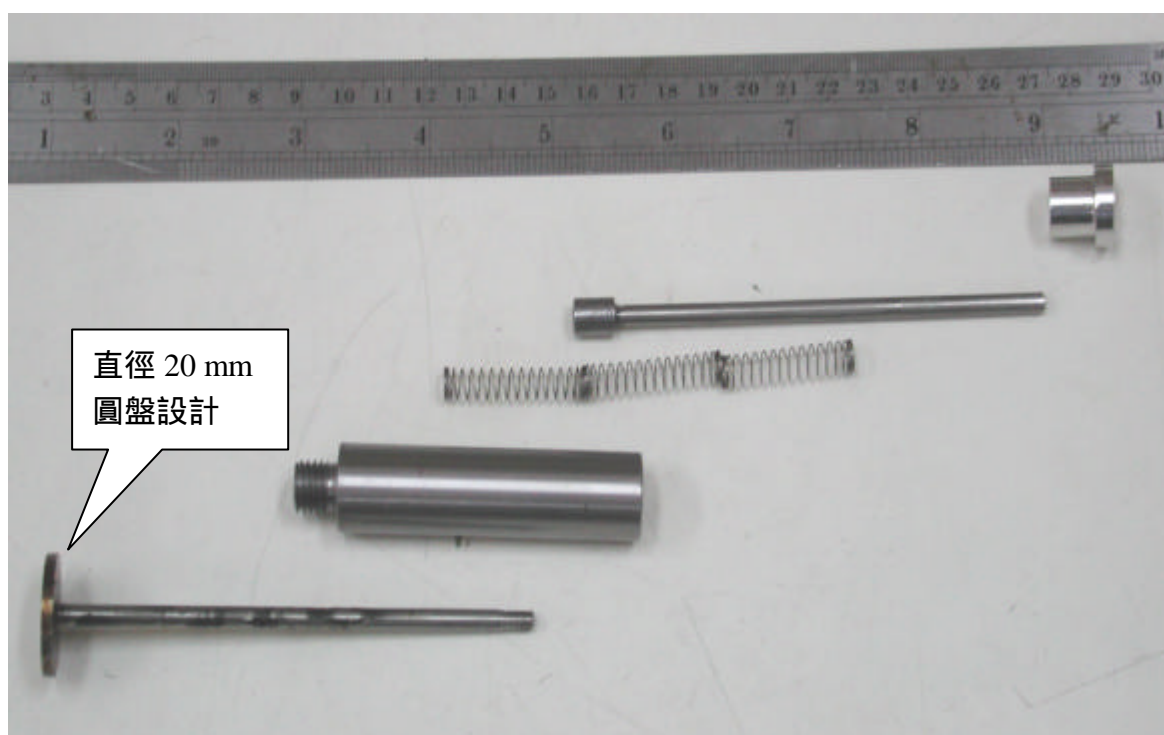


圖 2-17 鼓脹高度量測輔助機構之元件[59]



圖 2-18 液壓鼓脹成形固定模實體照片[59]

Unit: mm

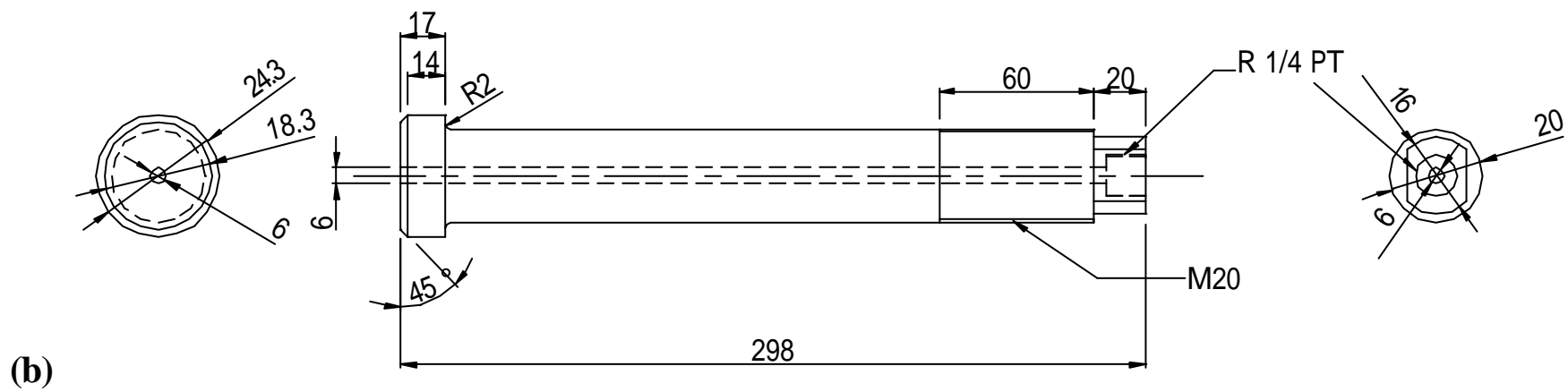
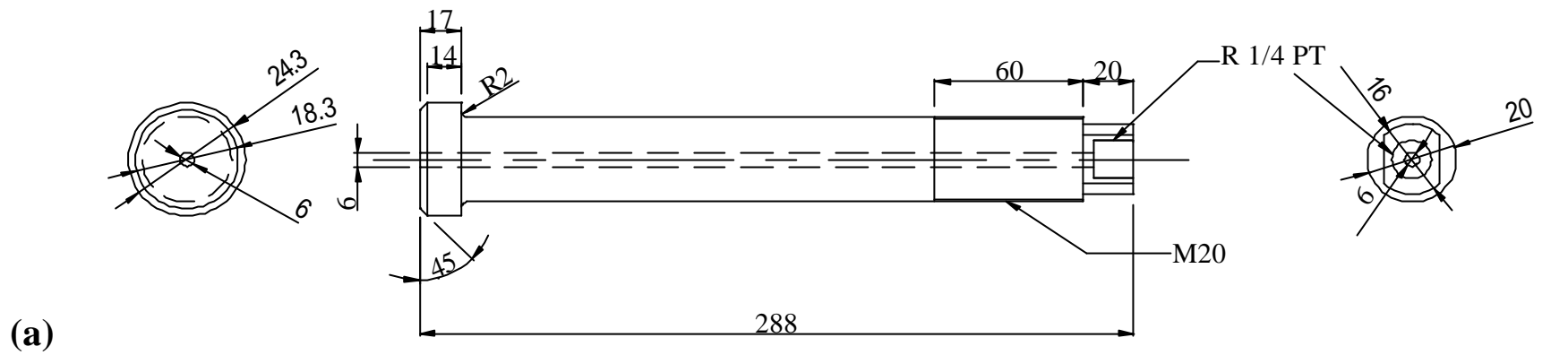
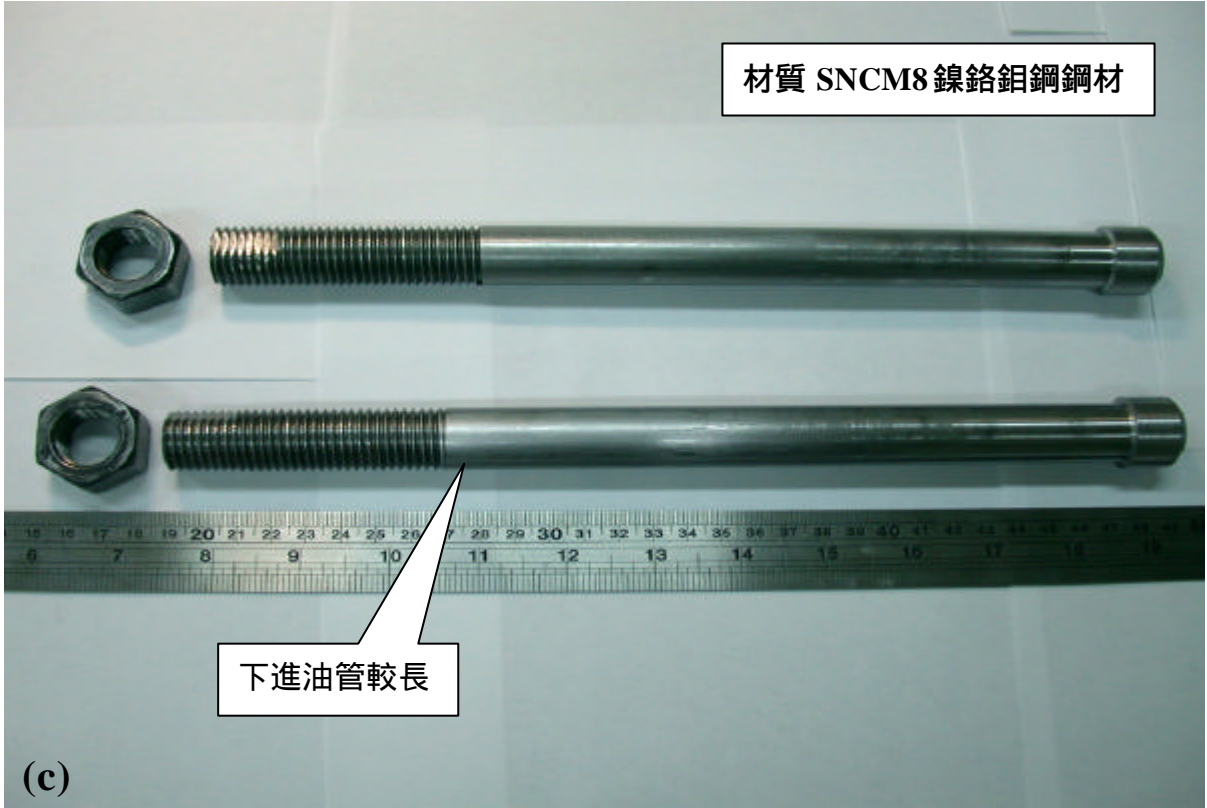


圖 2-19 進油管示意圖 (a) 上進油管尺寸示意圖 (b) 下進油管尺寸示意圖 (c) 實體照片

材質 SNCM8 鎳鉻鉬鋼鋼材

下進油管較長

(c)



Unit: mm

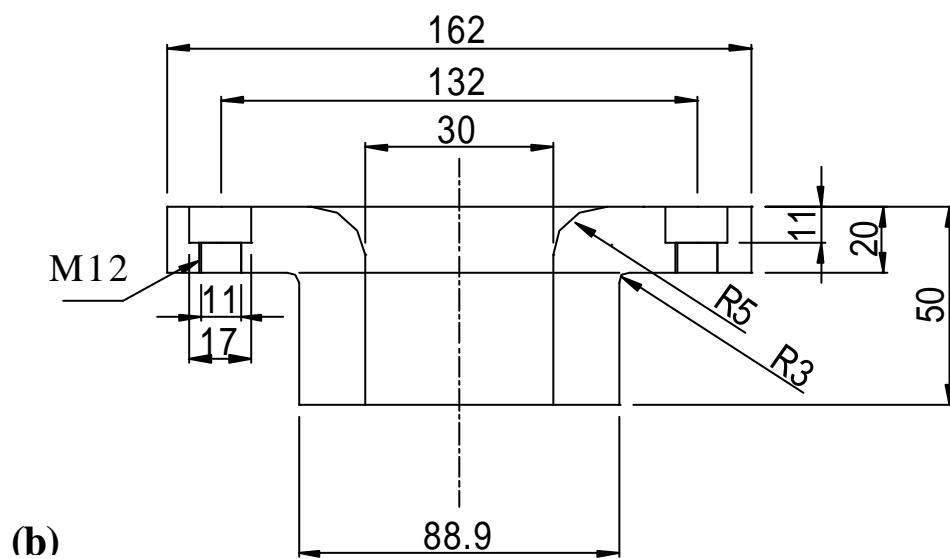
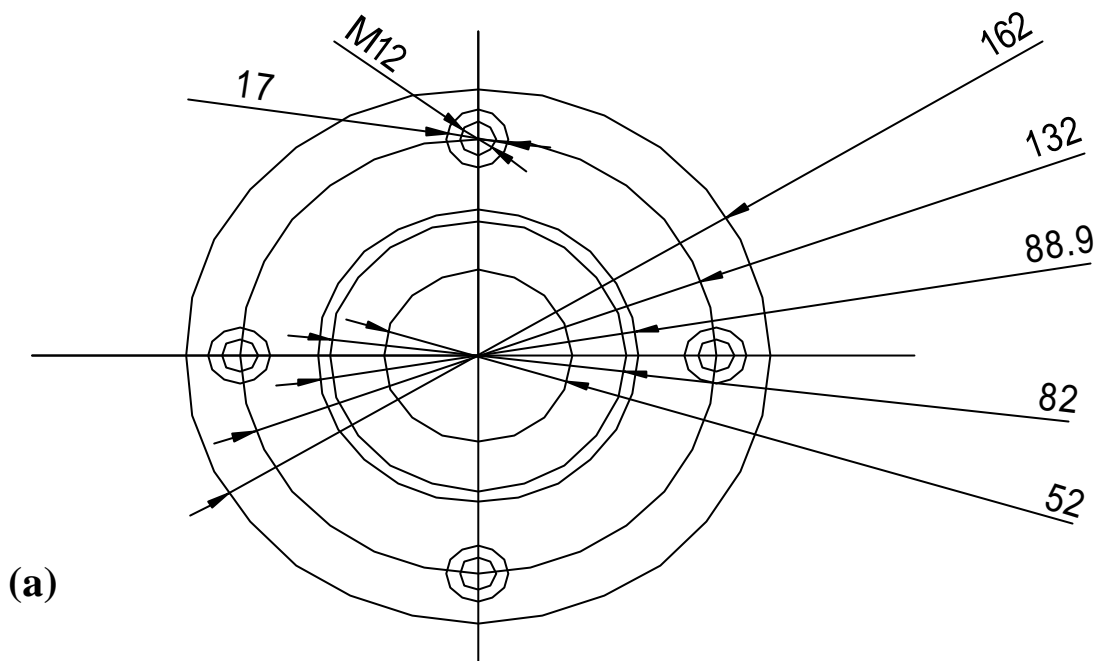


圖 2-20 嵌管模 (a)、(b) 尺寸示意圖 (c) 上下對稱的實體照片

入模圓角 5 mm

材質 SNCM8 鎳鉻鉬鋼鋼材



(c)

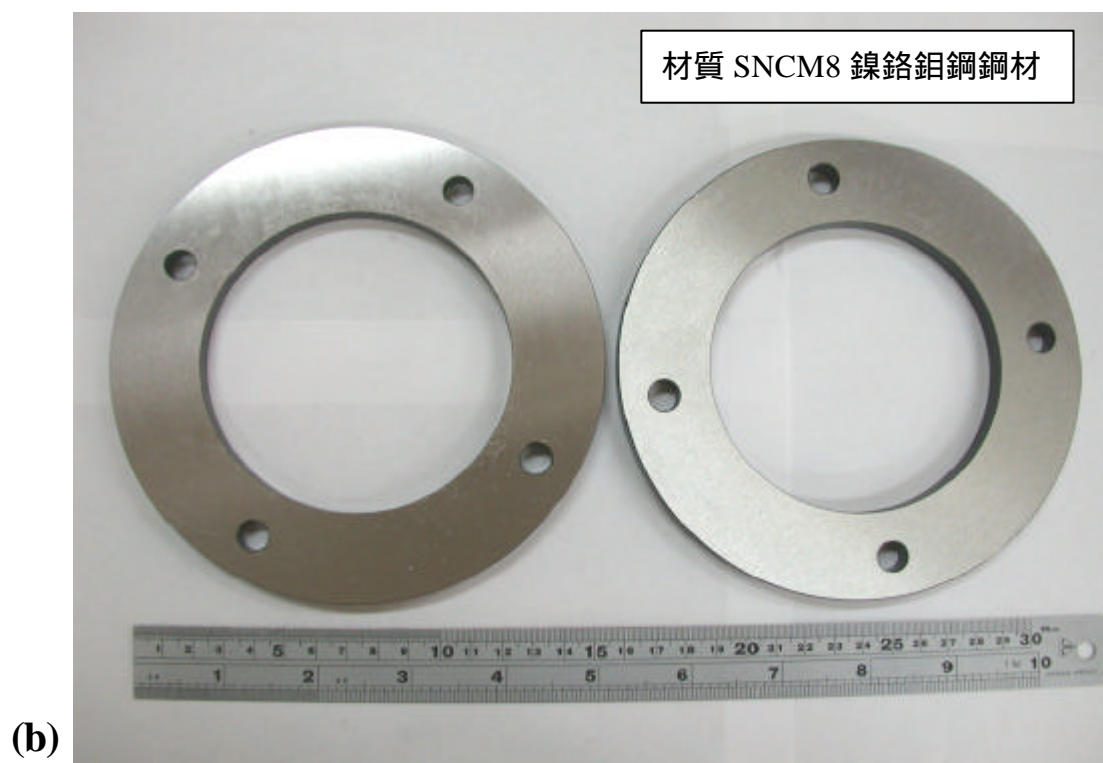
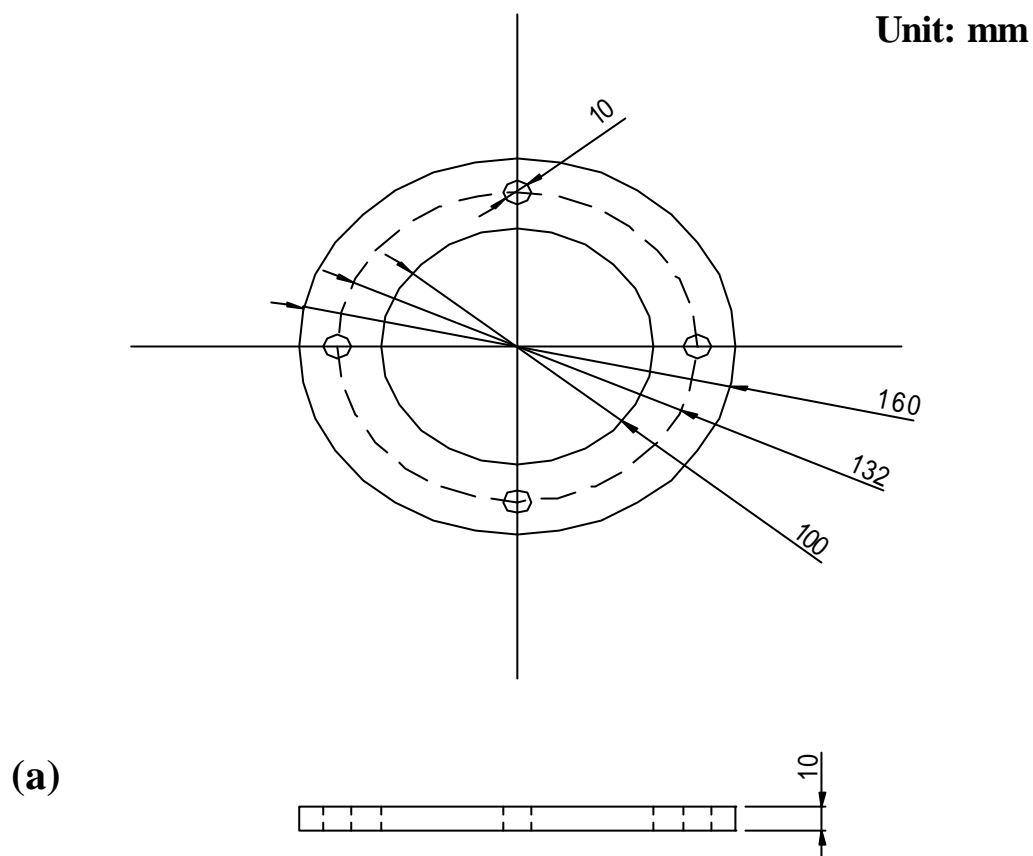


圖 2-21 嵌管模高度墊圈 (a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片

Unit: mm

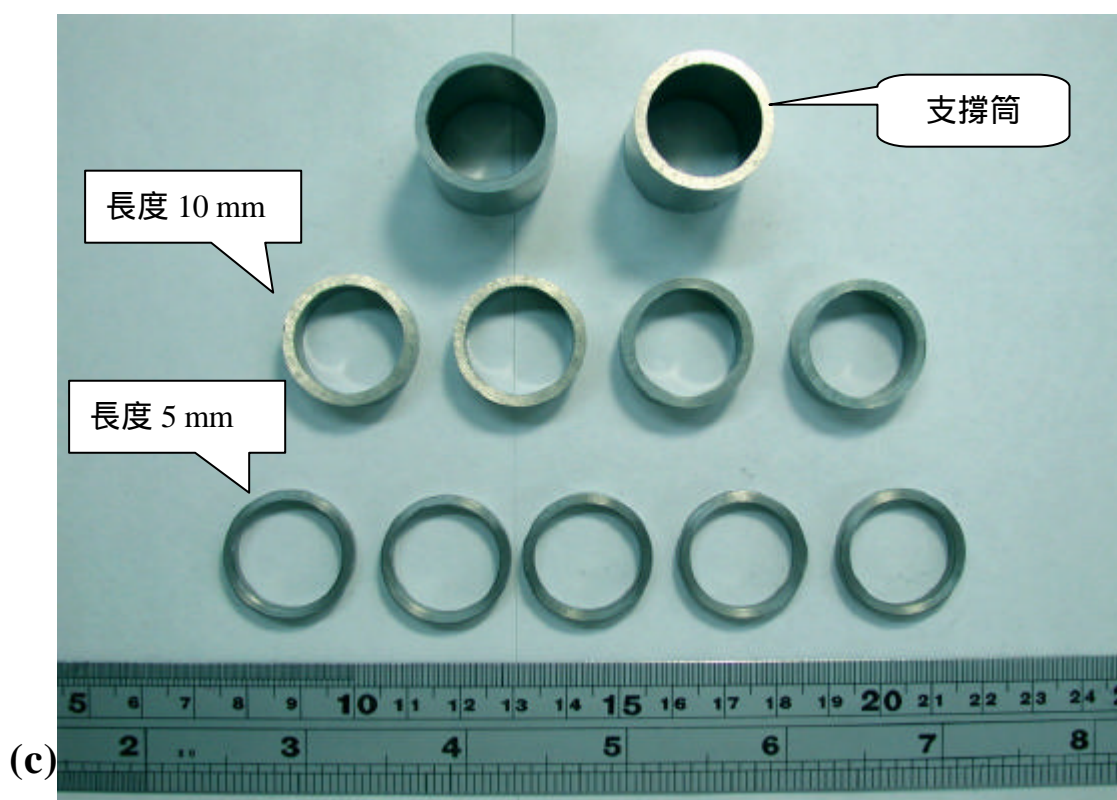
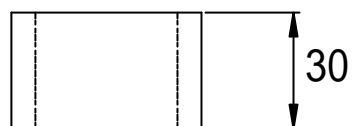
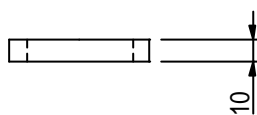
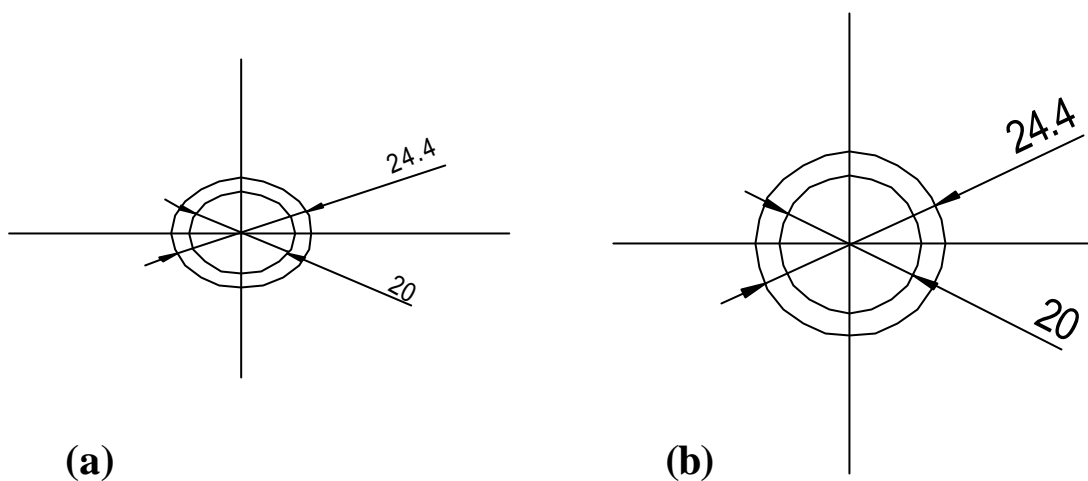
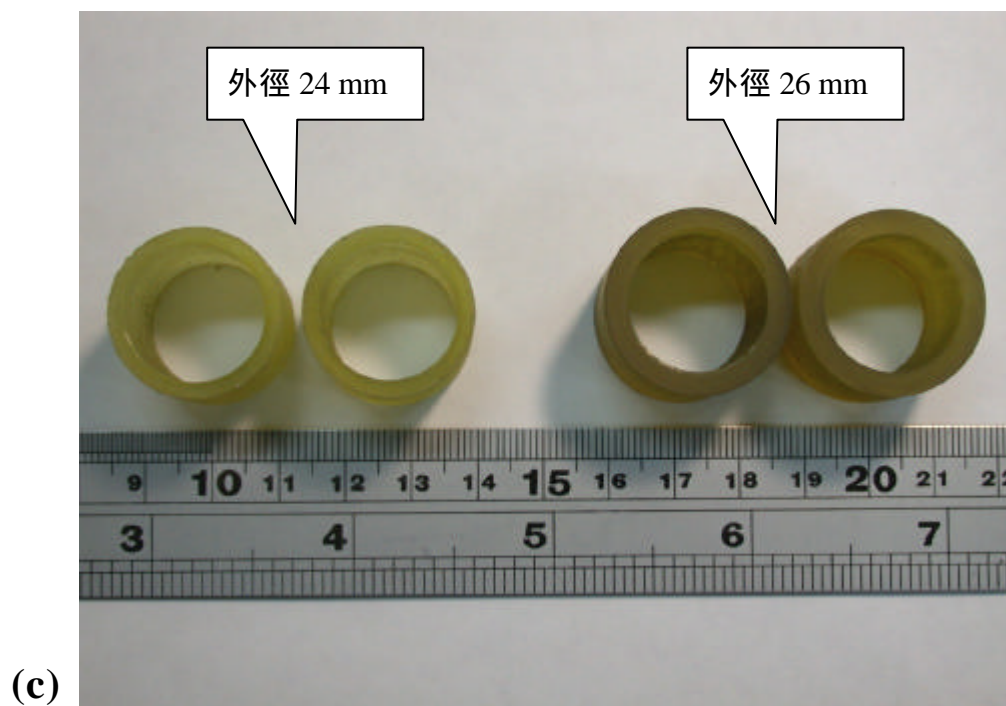
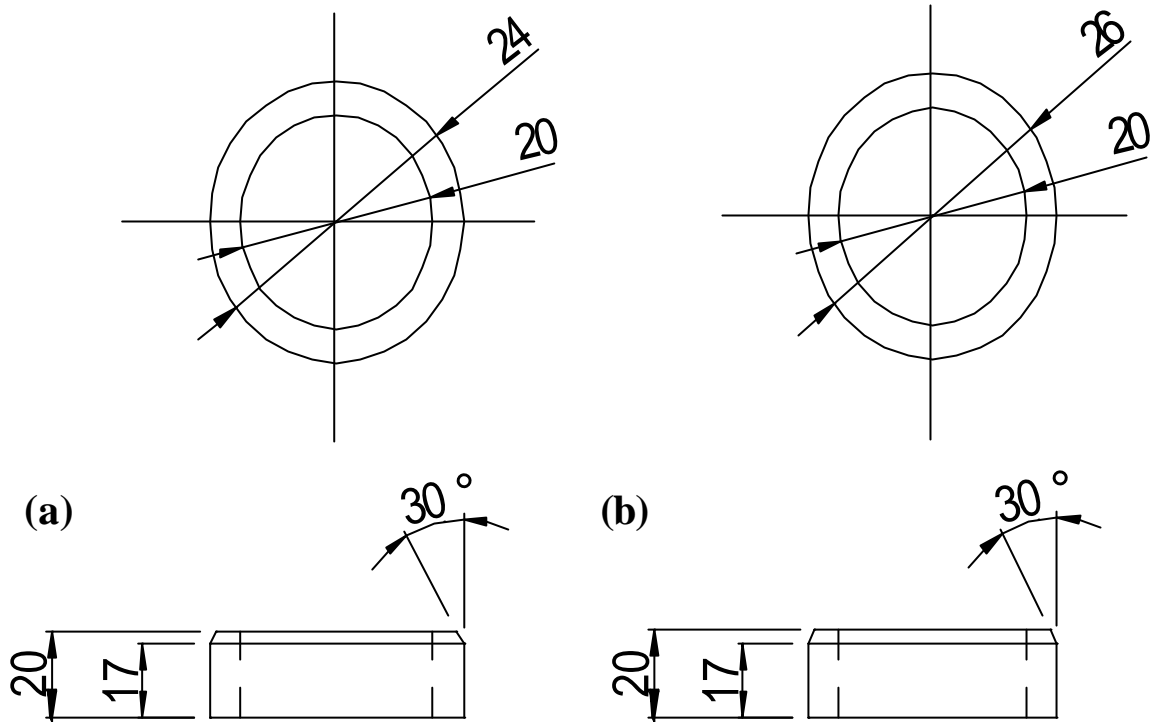


圖 2-22 進油管長度墊圈 (a) 長度 10 mm 墊圈尺寸示意圖 (b) 支撐筒尺寸示意圖
(c) 支撐筒與墊圈排列照片

Unit: mm



(c)

圖 2-23 優力膠 (a) 外徑 24 mm (b) 外徑 26 mm (c) 優力膠實體照片

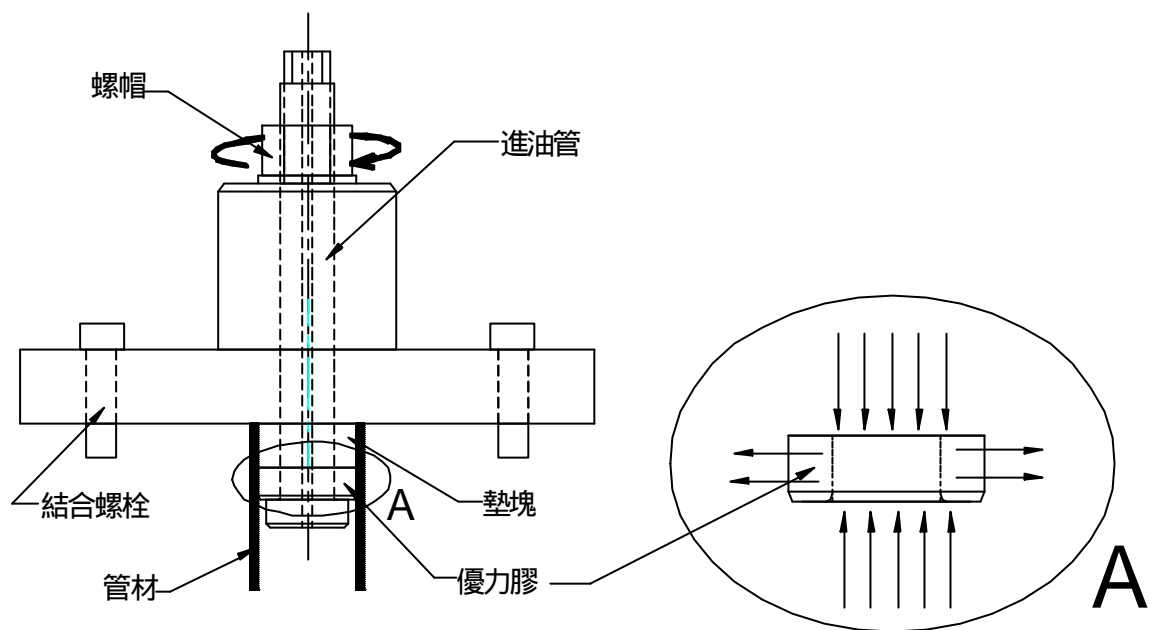


圖 2-24 優力膠受力示意圖[59]

Unit: mm

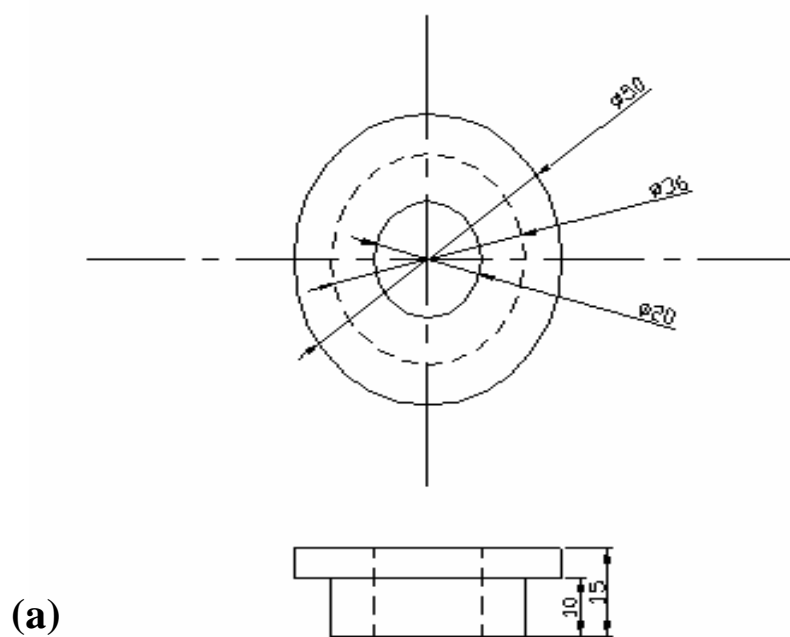


圖 2-25 自行設計的連結上、下封蓋板與上、下進油管墊圈
(a) 尺寸示意圖 (b) 實體照片

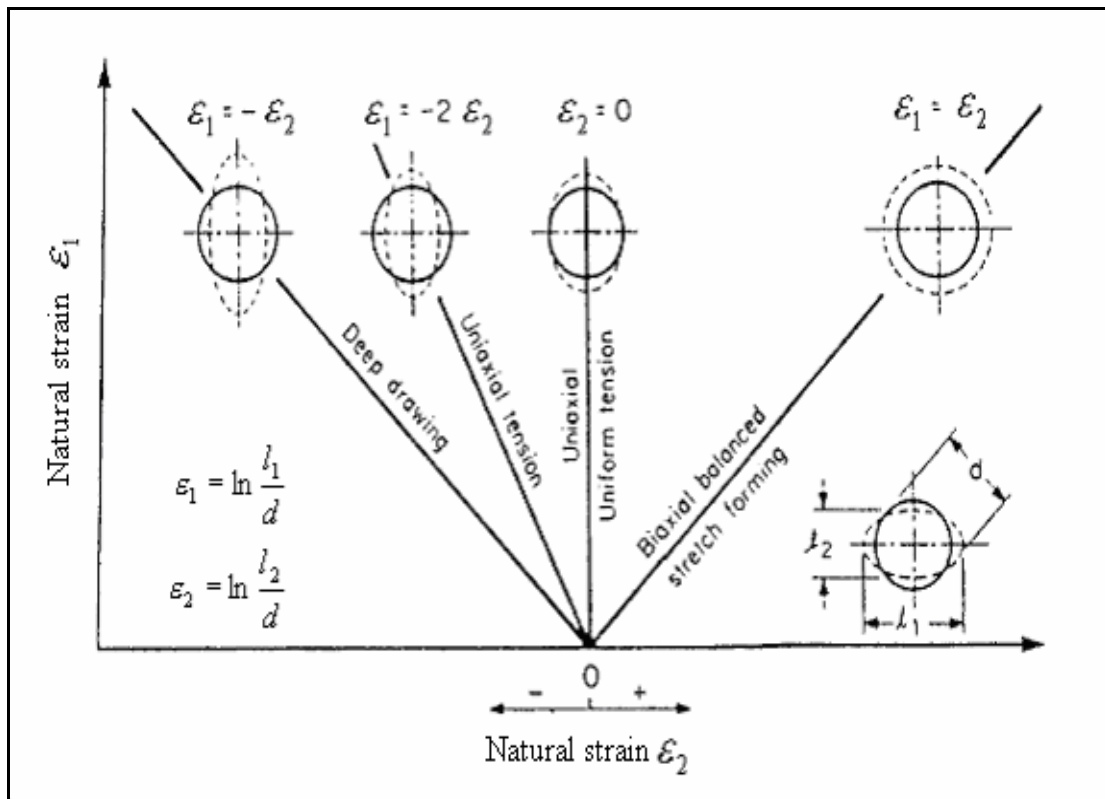


圖 2-26 變形後網格在成形極限圖中之相對位置[64]



圖 2-27 LECTROETCH V45A 型電化學蝕刻儀與配件[64]

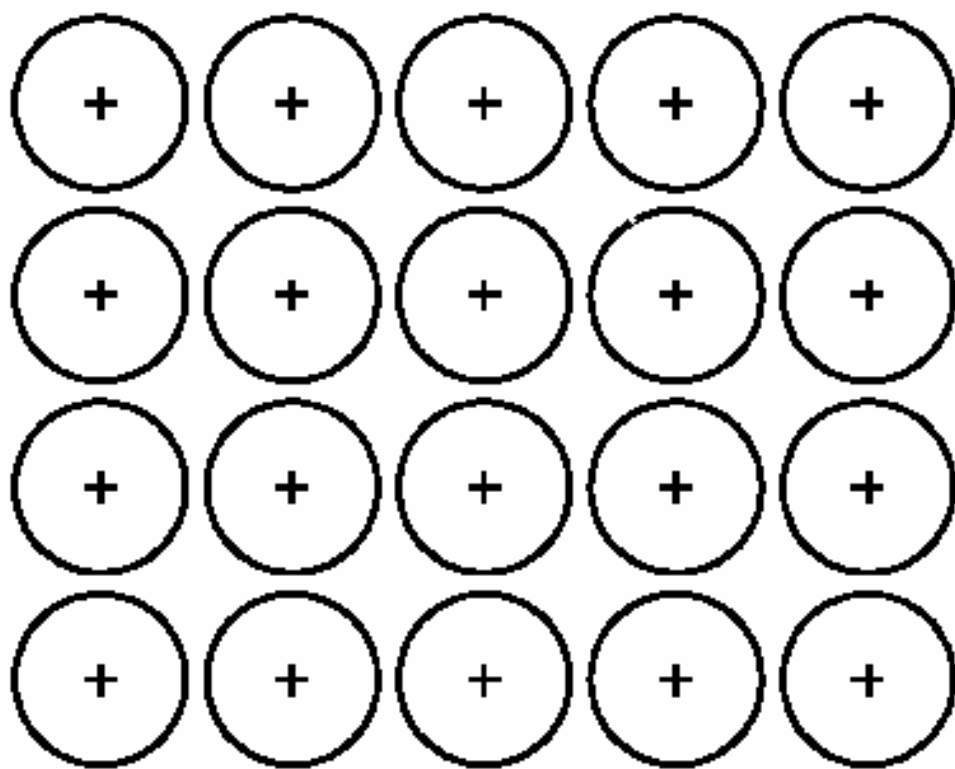
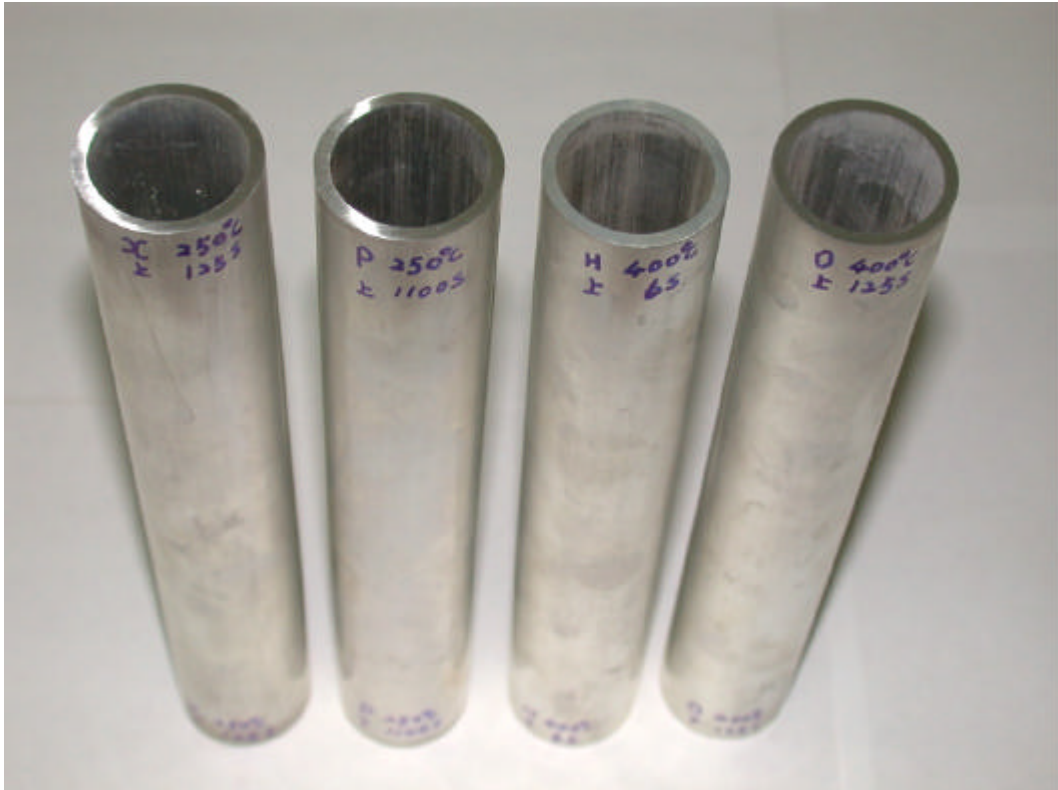
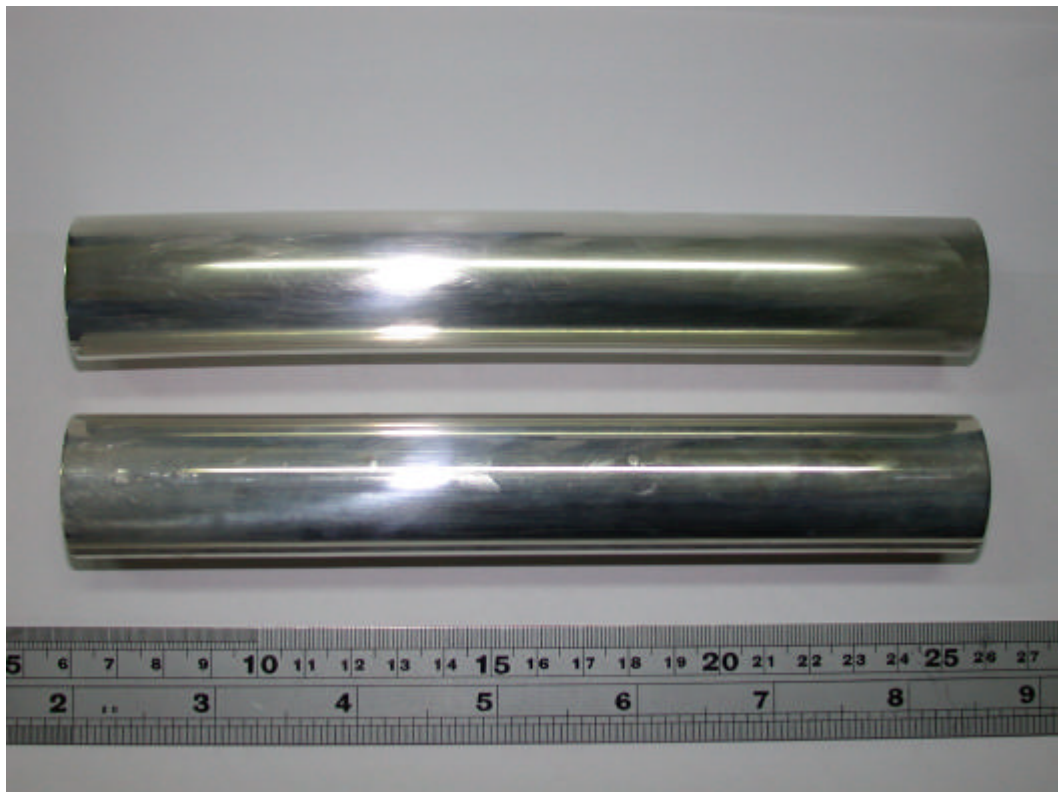


圖2-28 電化學表面蝕刻網格形式，圓直徑5.0 mm，兩圓中心距6.0 mm[64]



(a)



(b)

圖 2-29 管材在電化學表面蝕刻網格外徑前處理 (a) 砂紙研磨後 (b) 絨布拋光後

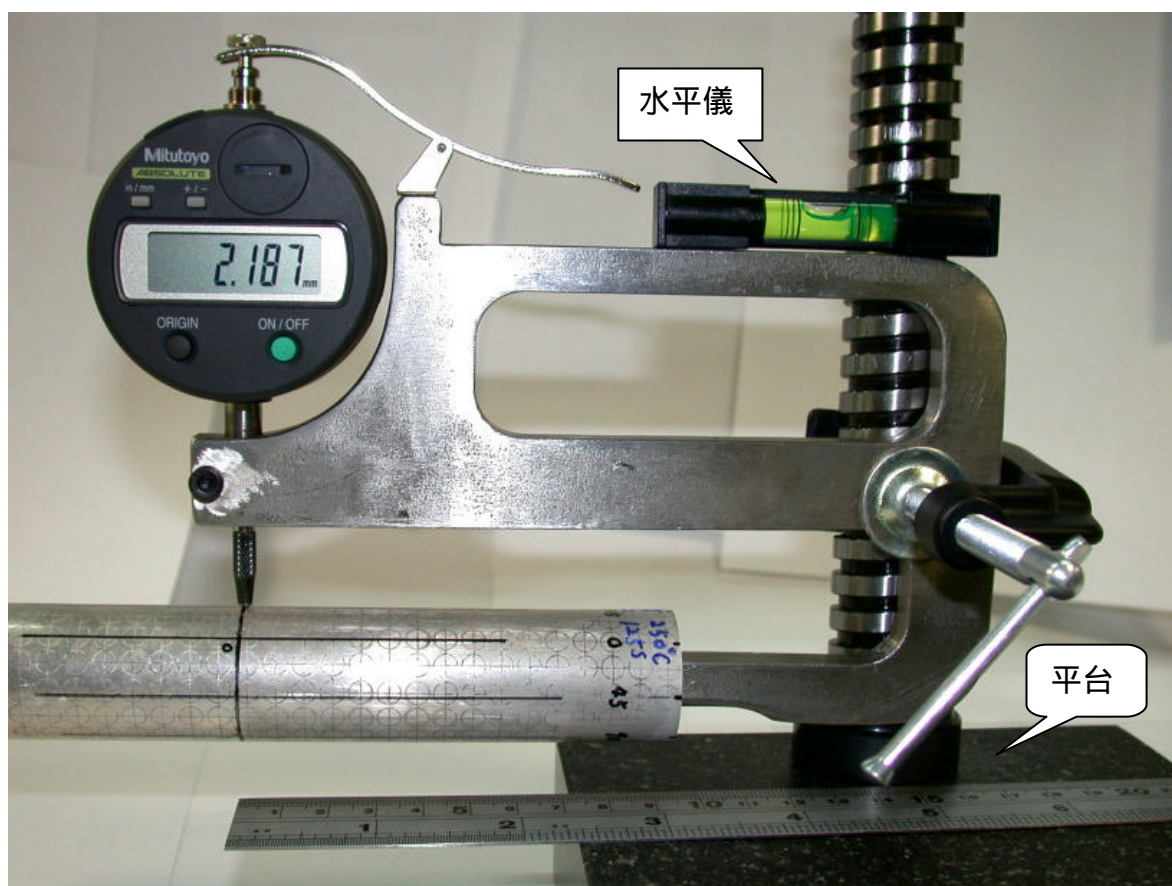


圖 2-30 管材經電化學表面蝕刻網格後的管壁量測實貌圖



圖 2-31 AZ31 管材放置於嵌管模內，裝上鼓脹高度輔助機構

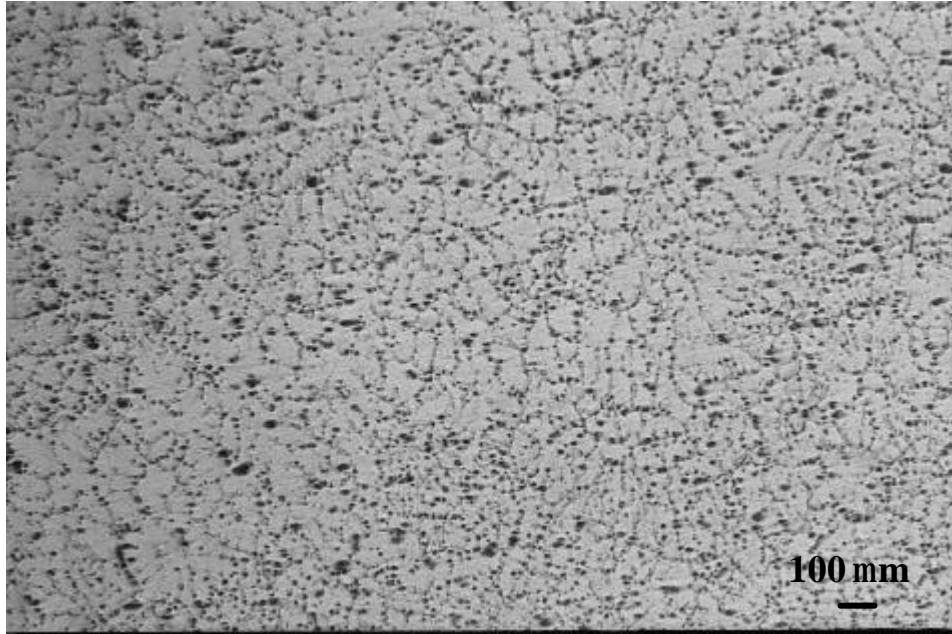


圖 3-1 AZ31 胚料之 OM 微觀照片



圖 3-2 形成管狀前的實心硬頭直徑 30 mm、高度 32 mm (a) 俯視圖 (b) 正視圖

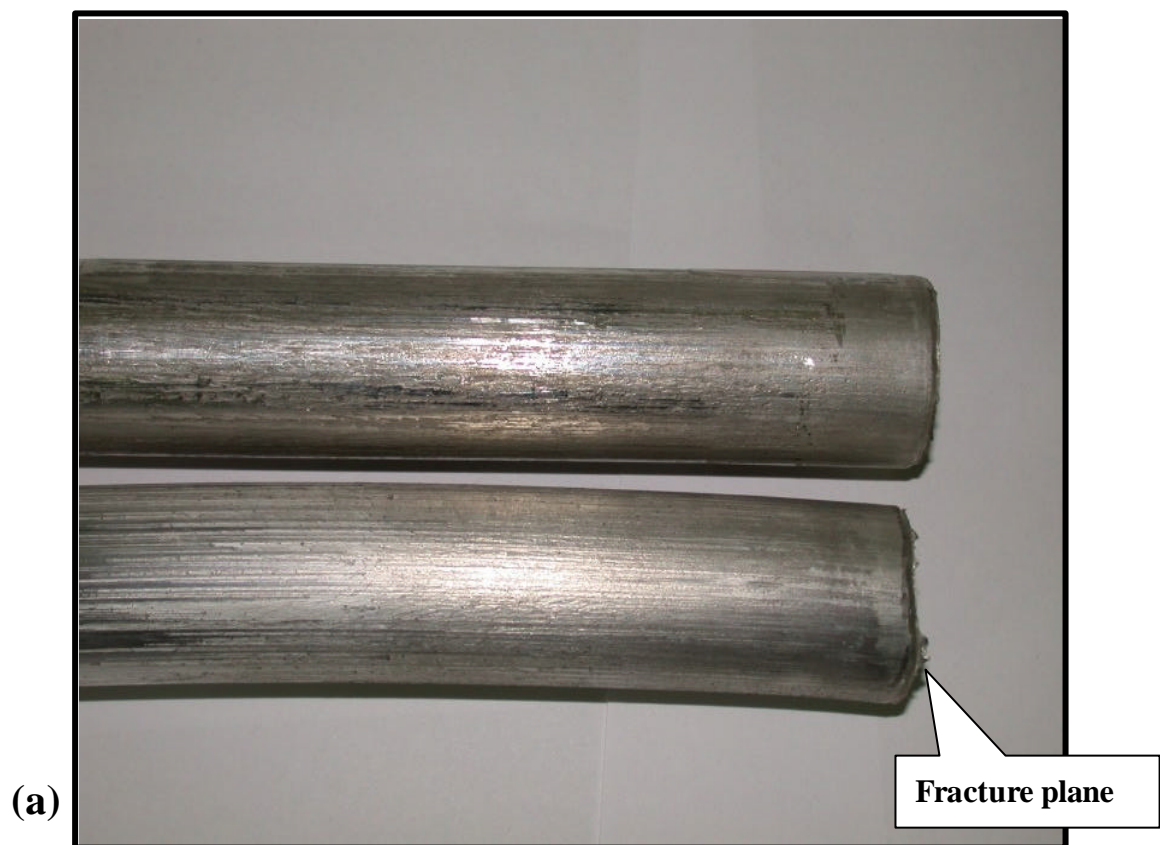
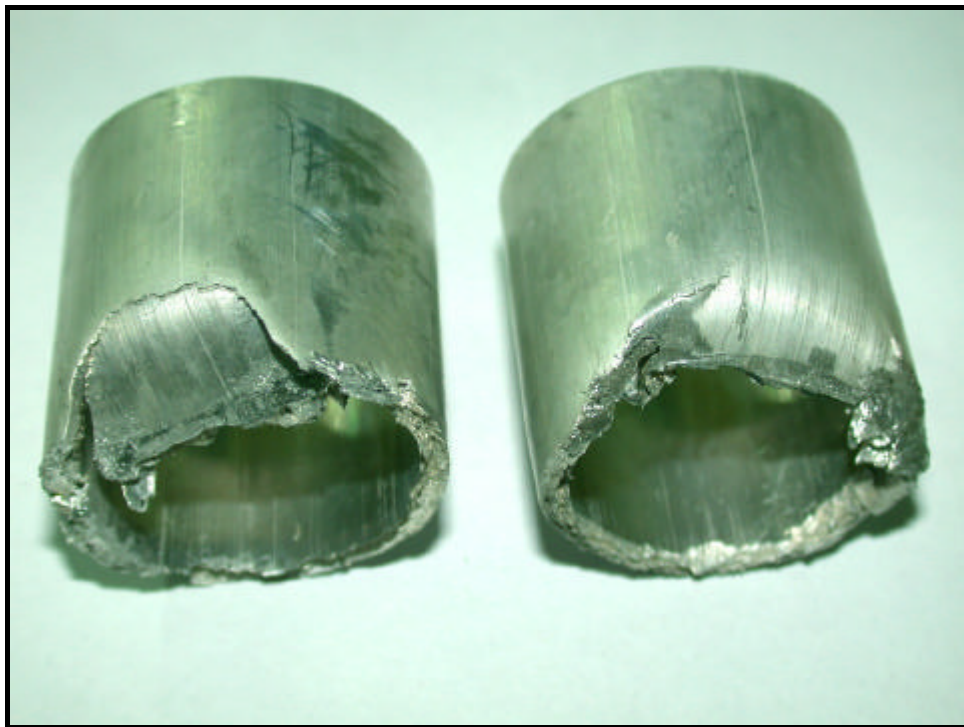


圖 3-3 擠型後管子的照片 (a) 前段氧化粗糙 (b) 中、後段表面光亮

(a)



(b)



圖 3-4 擠型成形後的 AZ31 無縫管被剪斷設備的照片
(a) 斷面壓凹破裂的局部照片 (b) 浪費成品約 40~50 mm

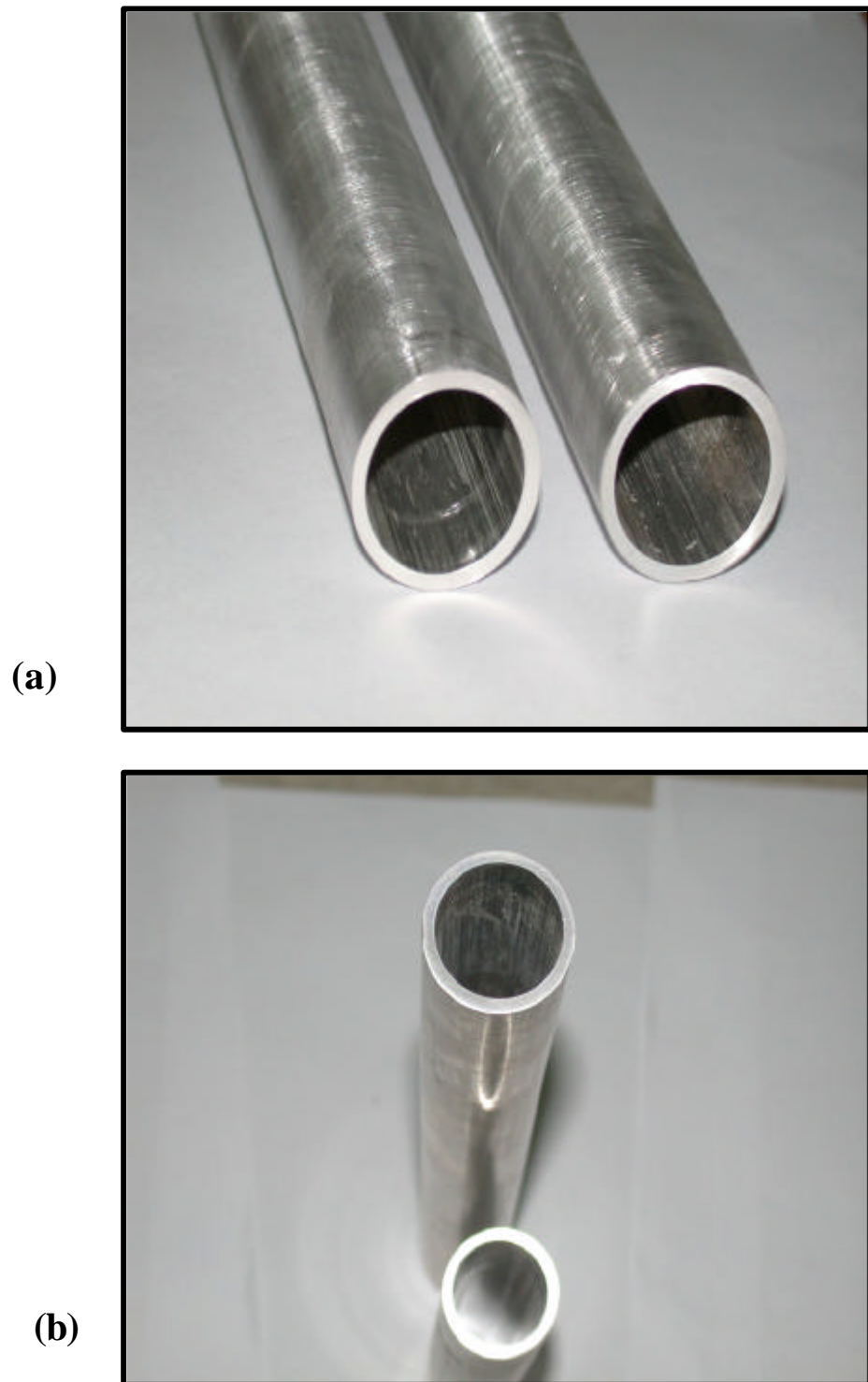


圖 3-5 擠型後均勻管子的照片，管壁厚度為 2.5 mm (a) 平放 (b) 站立

Unit: mm

(a)

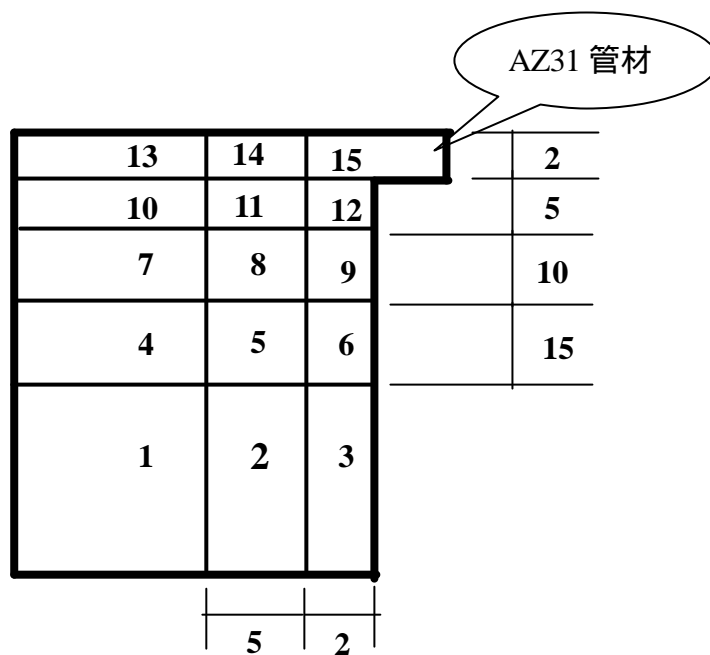
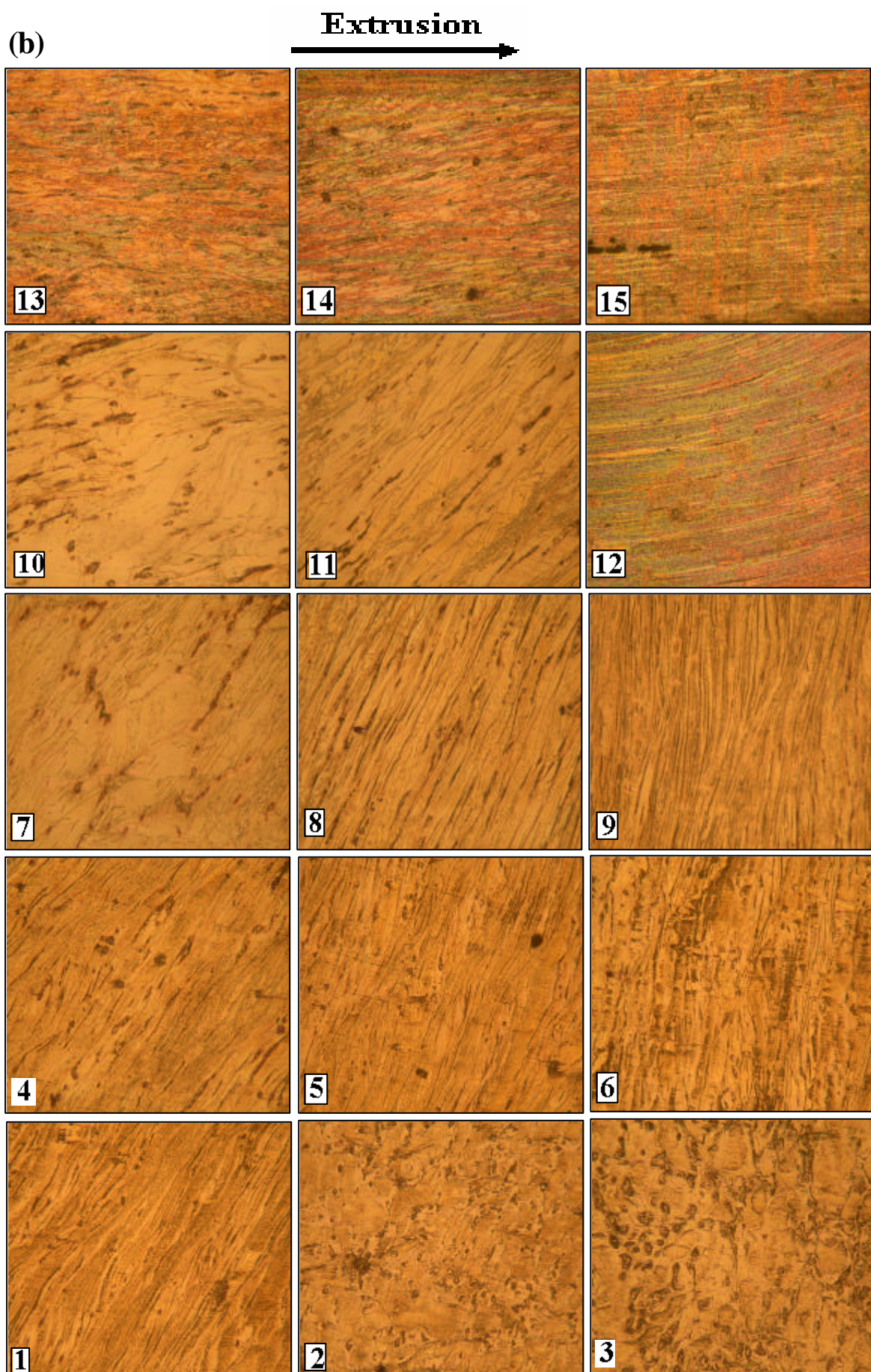


圖 3-6 250 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 擠型， (a)試片取樣區 (b) 250 倍 OM 各區金屬流照片



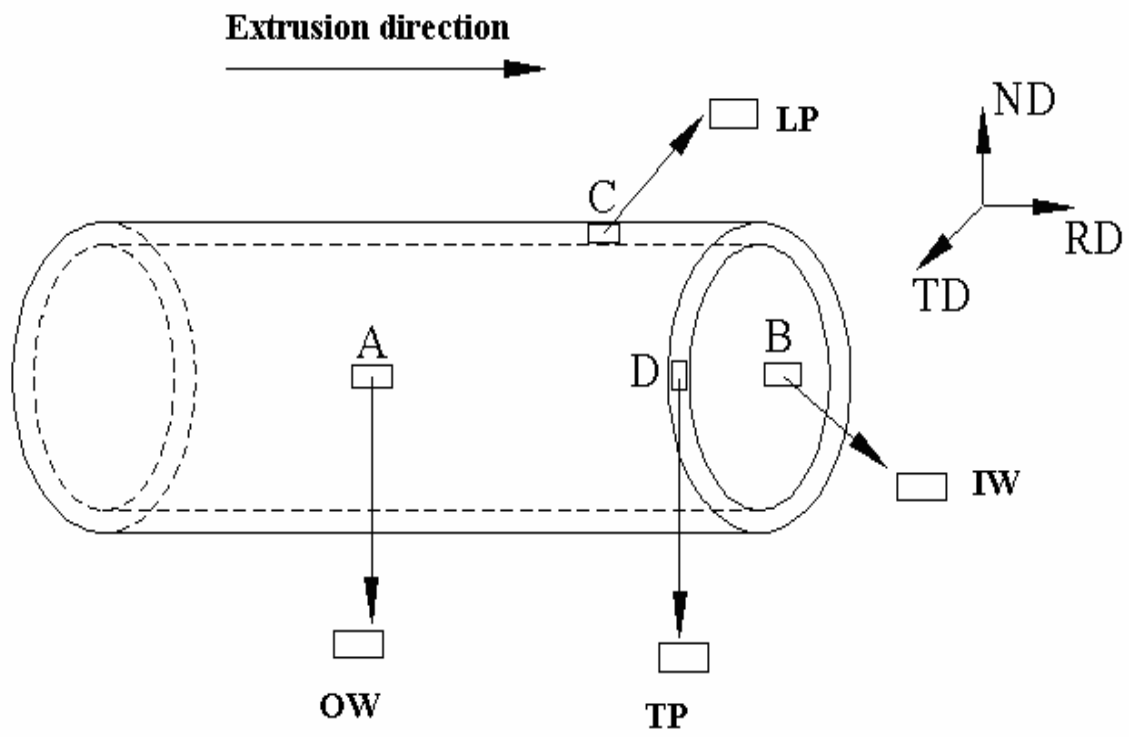


圖 3-7 AZ31 擠製管材試片取樣示意圖

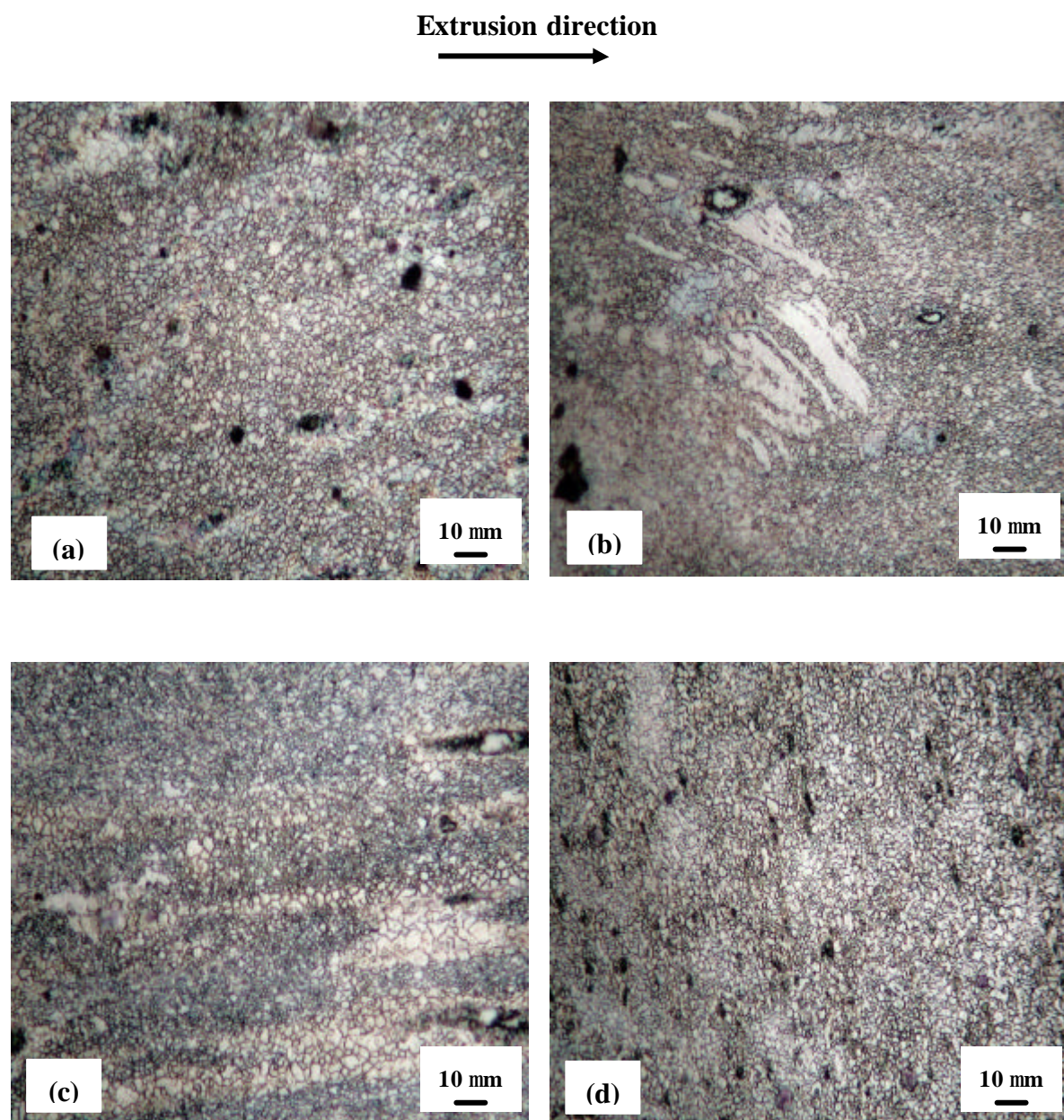


圖 3-8 試片編號 4，250 °C、應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，沿擠型方向管狀擠型後段照片

- (a) 外徑 OW 面，平均晶粒尺寸 $1.2 \mu\text{m}$ (b) 內徑 IW 面，平均晶粒尺寸 $1.1 \mu\text{m}$
(c) LP 面，平均晶粒尺寸 $1.1 \mu\text{m}$ (d) TP 面，平均晶粒尺寸 $1.1 \mu\text{m}$

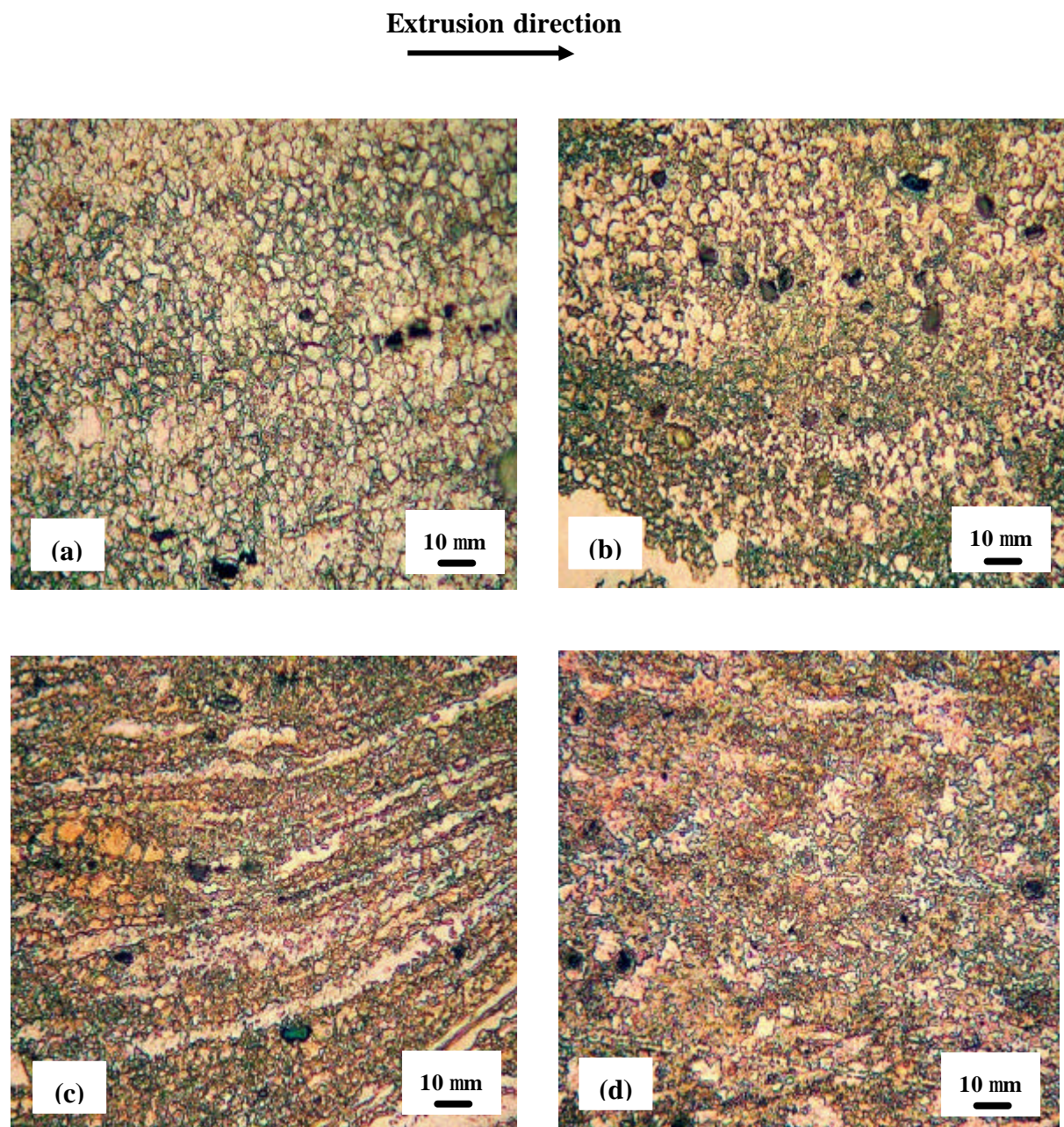


圖 3-9 試片編號 9，350 °C、應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，沿擠型方向管狀擠型後段照片

(a) 外徑 OW 面，平均晶粒尺寸 $1.7 \mu\text{m}$ (b) 內徑 IW 面，平均晶粒尺寸 $1.6 \mu\text{m}$

(c) LP 面，平均晶粒尺寸 $1.5 \mu\text{m}$ (d) TP 面，平均晶粒尺寸 $1.5 \mu\text{m}$

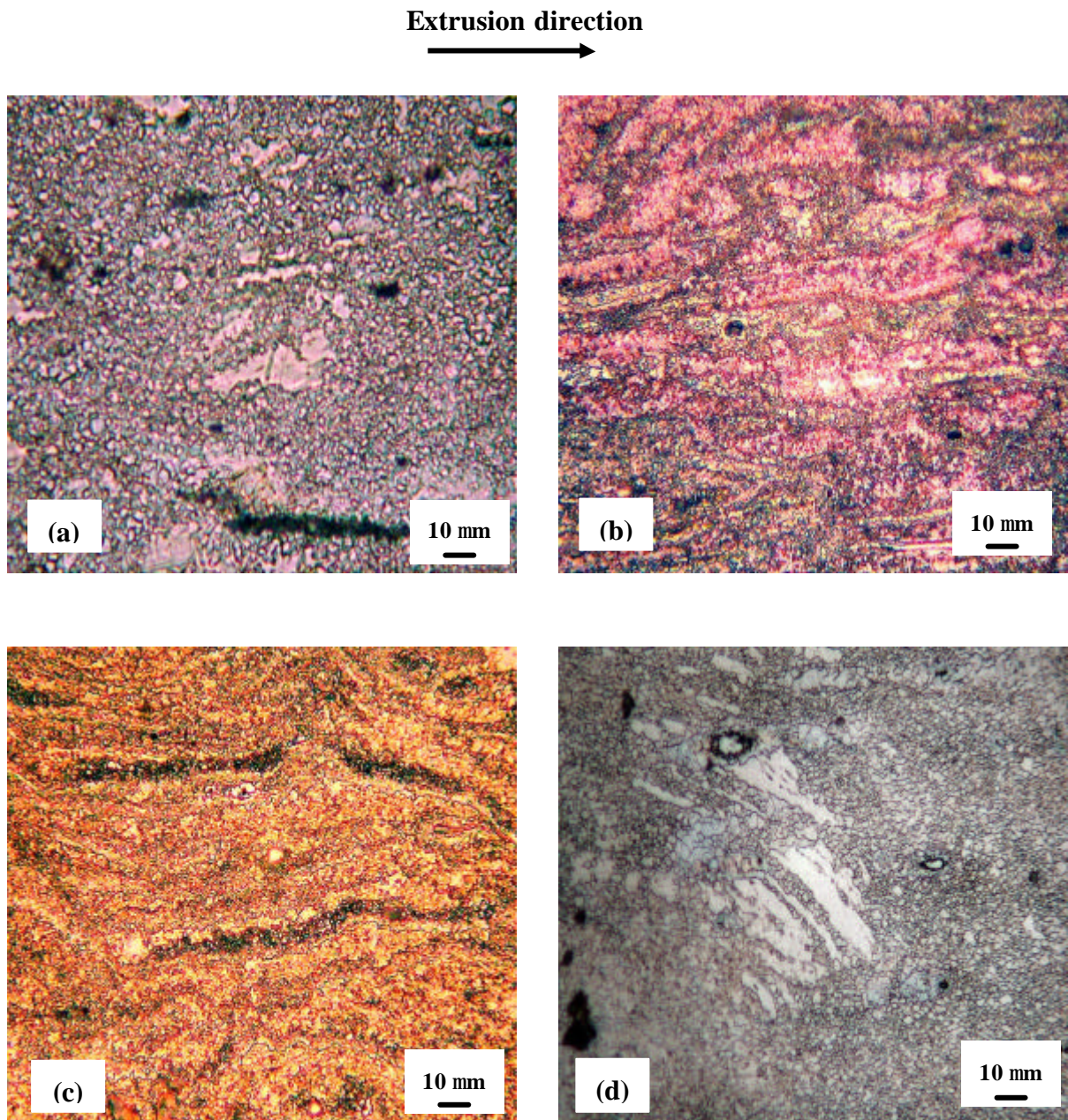


圖 3-10 250 °C，內徑 IW 面，沿擠型方向管狀擠型後段照片

(a) 試片編號 1，應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.2 \text{ }\mu\text{m}$

(b) 試片編號 2，應變速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.2 \text{ }\mu\text{m}$

(c) 試片編號 3，應變速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.1 \text{ }\mu\text{m}$

(d) 試片編號 4，應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.1 \text{ }\mu\text{m}$

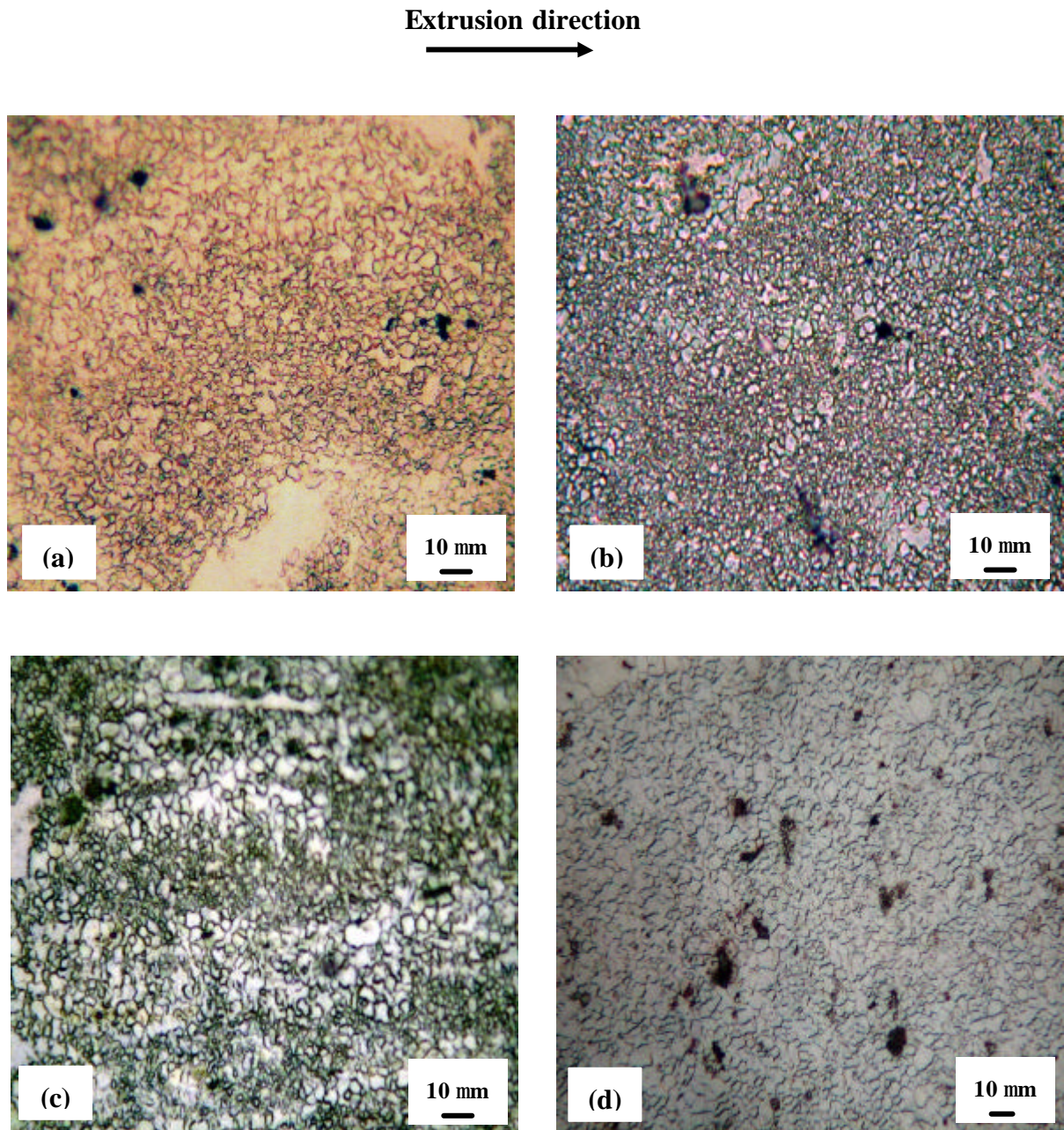


圖 3-11 300 °C，內徑 IW 面，沿擠型方向管狀擠型後段照片

(a) 試片編號 5，應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.5 \mu\text{m}$

(b) 試片編號 6，應變速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.2 \mu\text{m}$

(c) 試片編號 7，應變速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.2 \mu\text{m}$

(d) 試片編號 8，應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.1 \mu\text{m}$

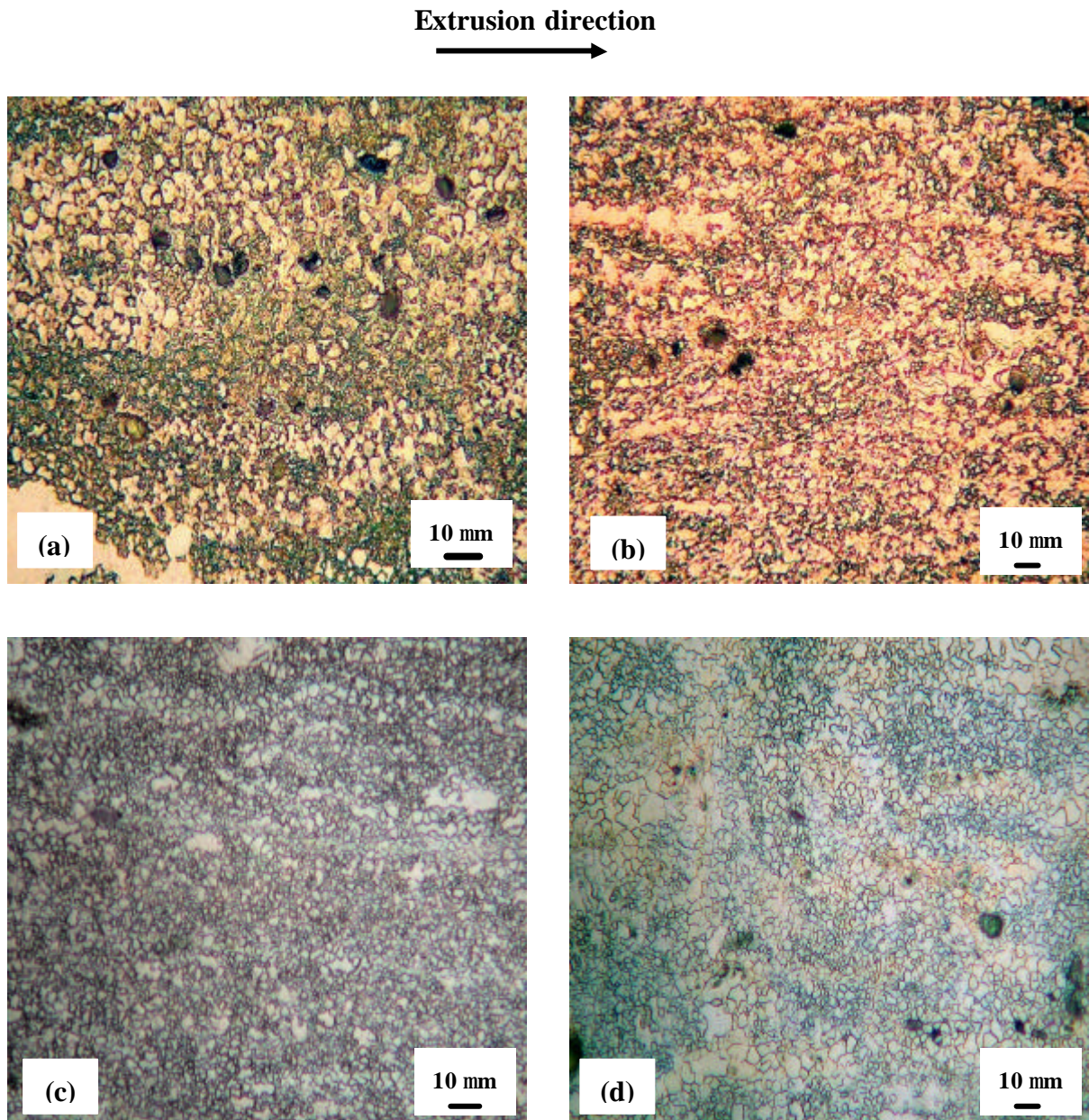


圖 3-12 350 °C，內徑 IW 面，沿擠型方向管狀擠型後段照片

- (a) 試片編號 9，應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.6 \mu\text{m}$
- (b) 試片編號 10，應變速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.5 \mu\text{m}$
- (c) 試片編號 11，應變速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.3 \mu\text{m}$
- (d) 試片編號 12，應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $1.3 \mu\text{m}$

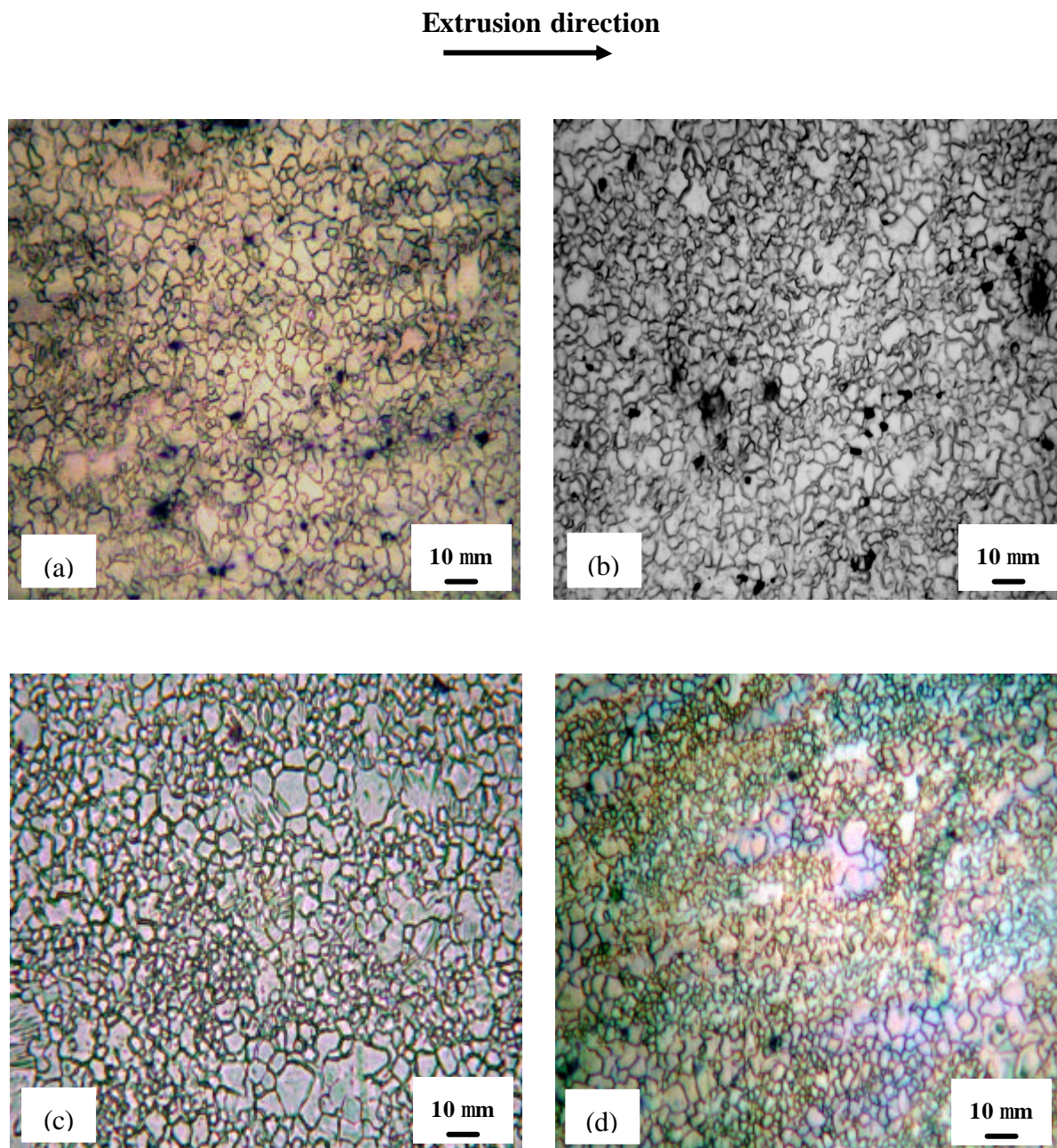


圖 3-13 400 °C，內徑 IW 面，沿擠型方向管狀擠型後段照片

(a) 試片編號 13，應變速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $2.5 \mu\text{m}$

(b) 試片編號 14，應變速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $2.5 \mu\text{m}$

(c) 試片編號 15，應變速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $2.5 \mu\text{m}$

(d) 試片編號 16，應變速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，平均晶粒尺寸 $2.3 \mu\text{m}$

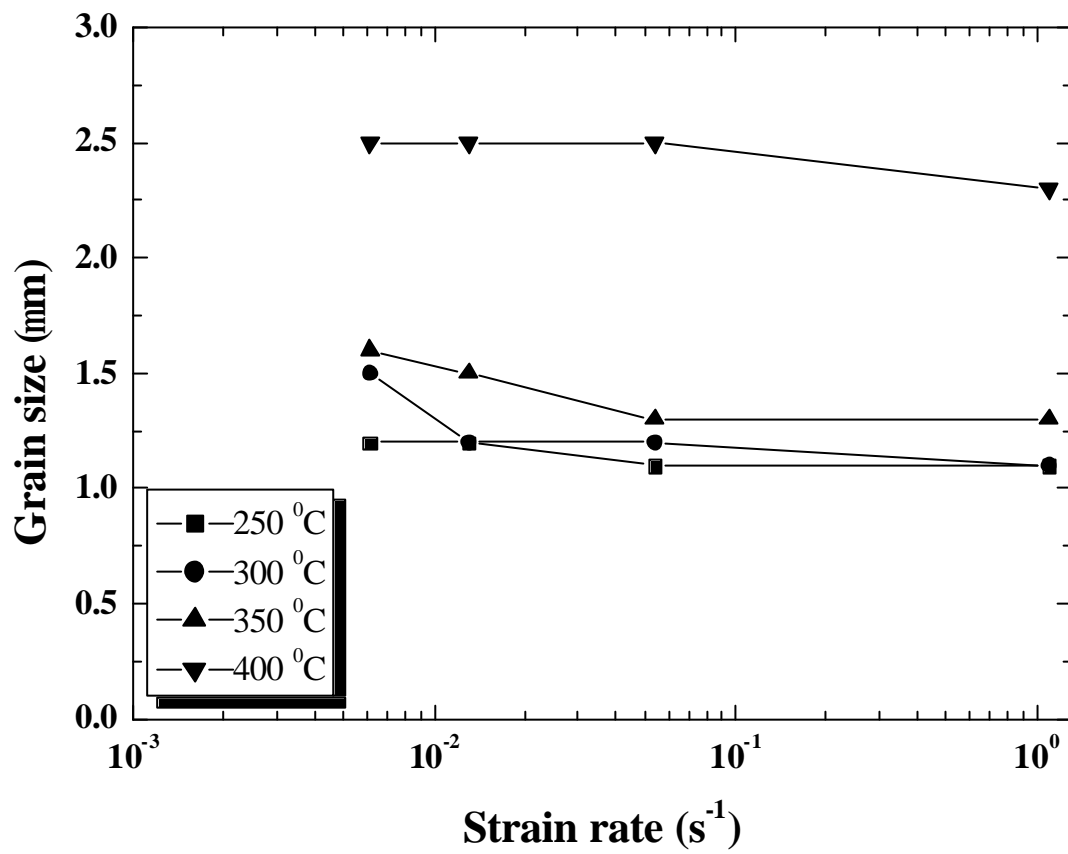


圖 3-14 管材晶粒尺寸與擠型應變速率關係圖

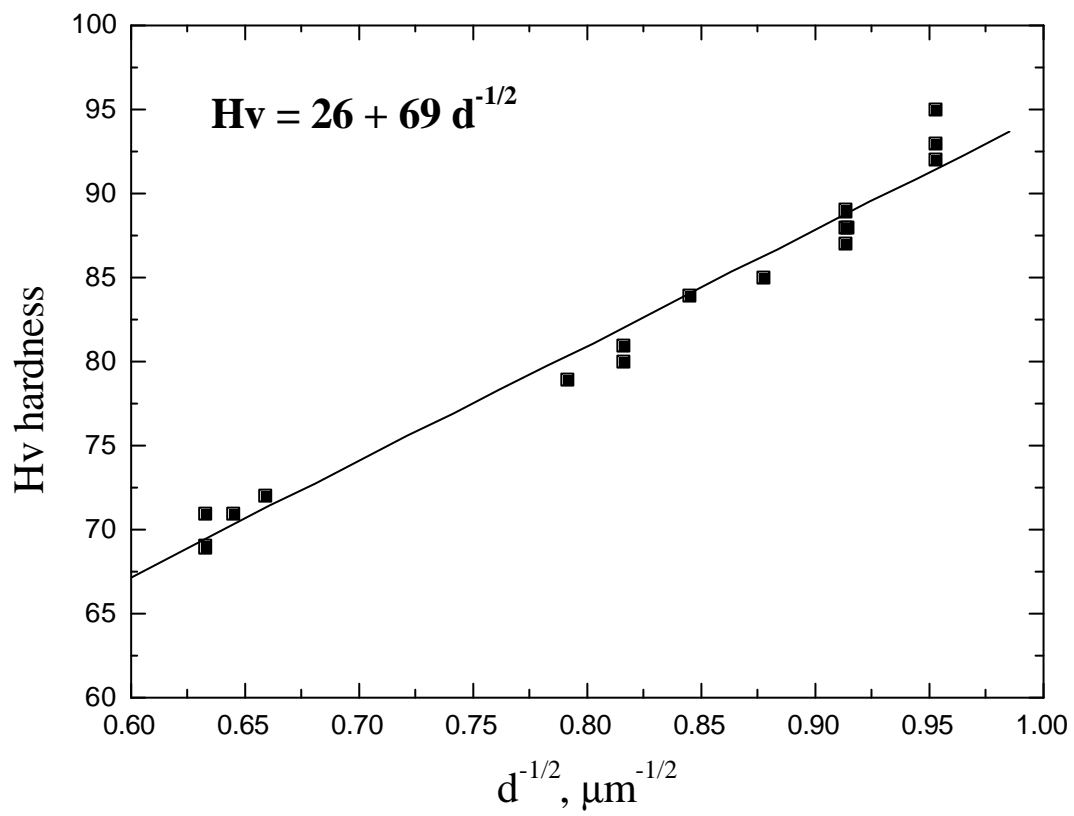


圖 3-15 經管狀擠型後晶粒大小之 Hall-Petch 關係式

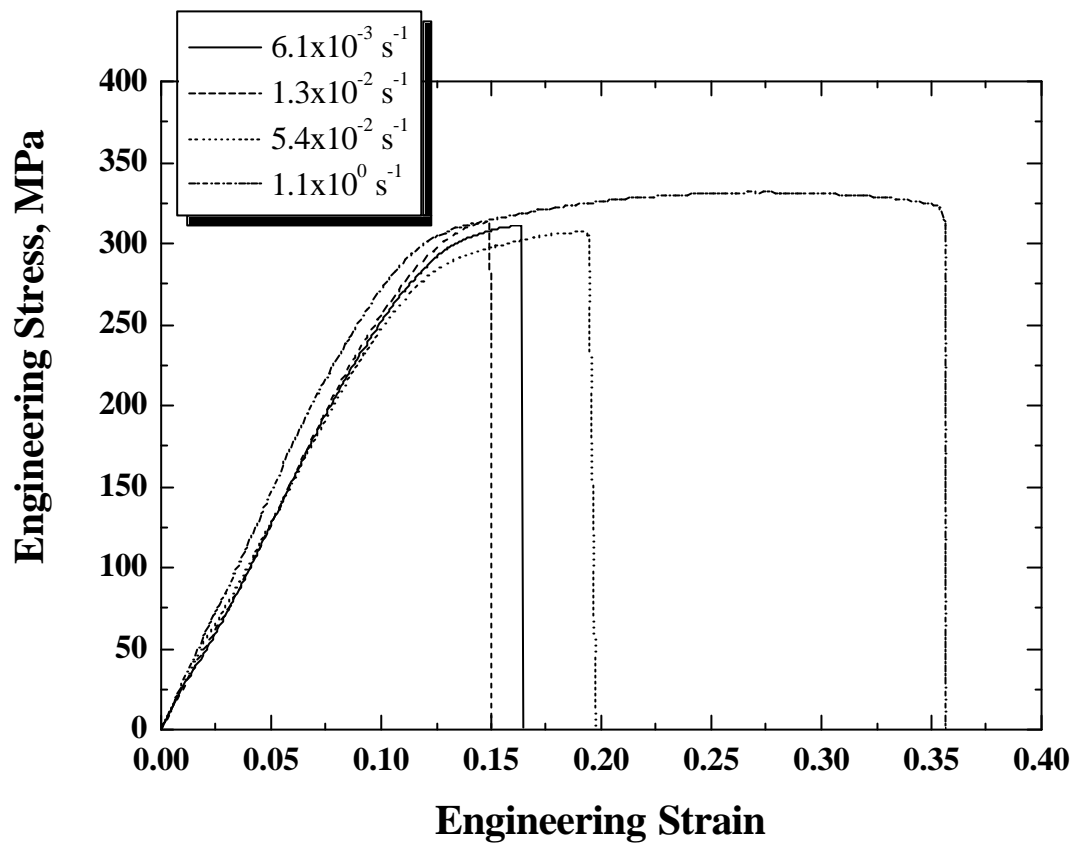


圖 3-16 250 °C 不同擠型應變速率室溫拉伸應力-應變圖

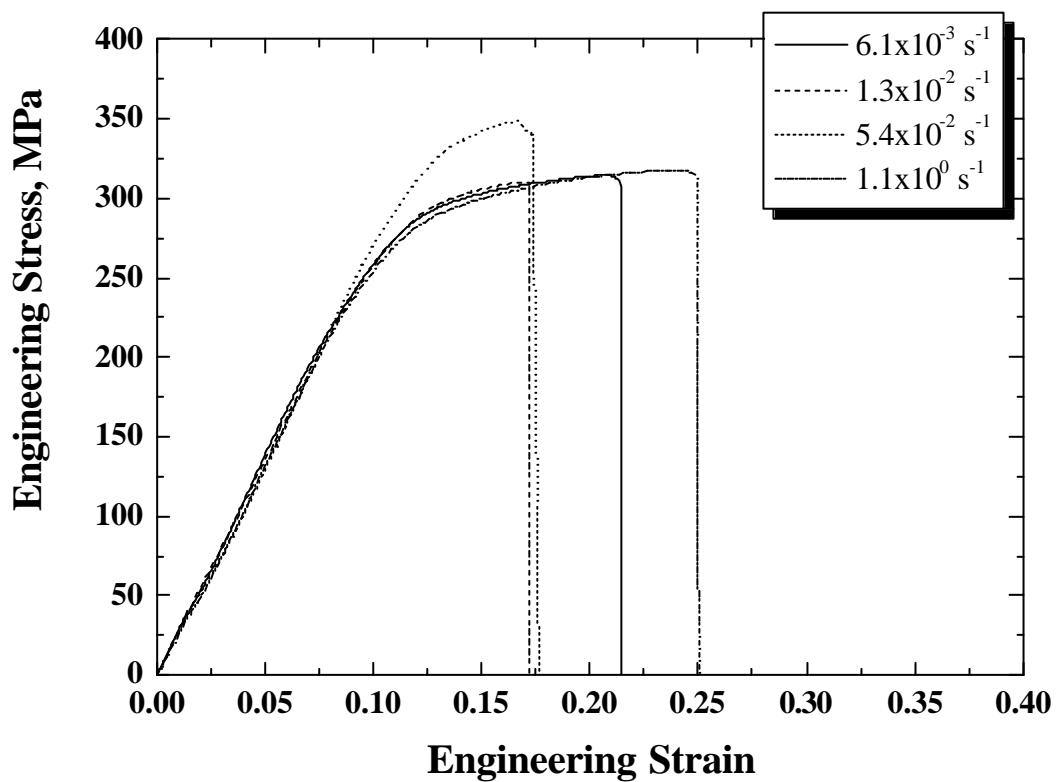


圖 3-17 300 °C 不同擠型應變速率室溫拉伸應力-應變圖

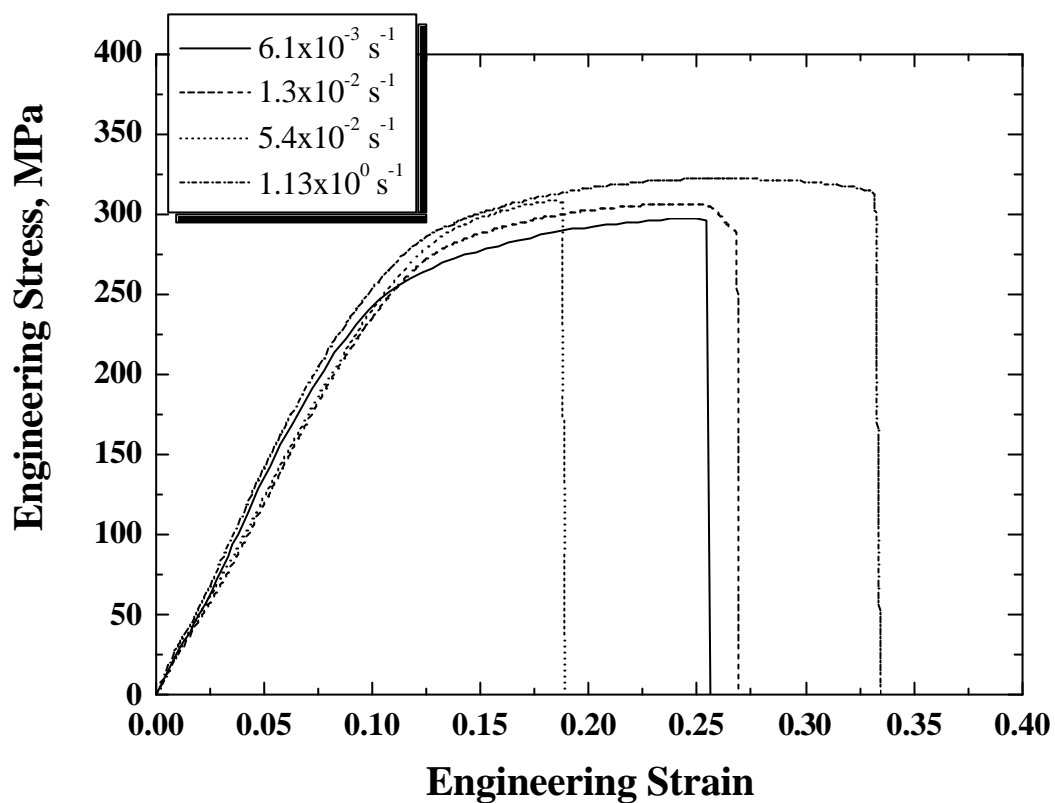


圖 3-18 350 °C 不同擠型應變速率室溫拉伸應力-應變圖

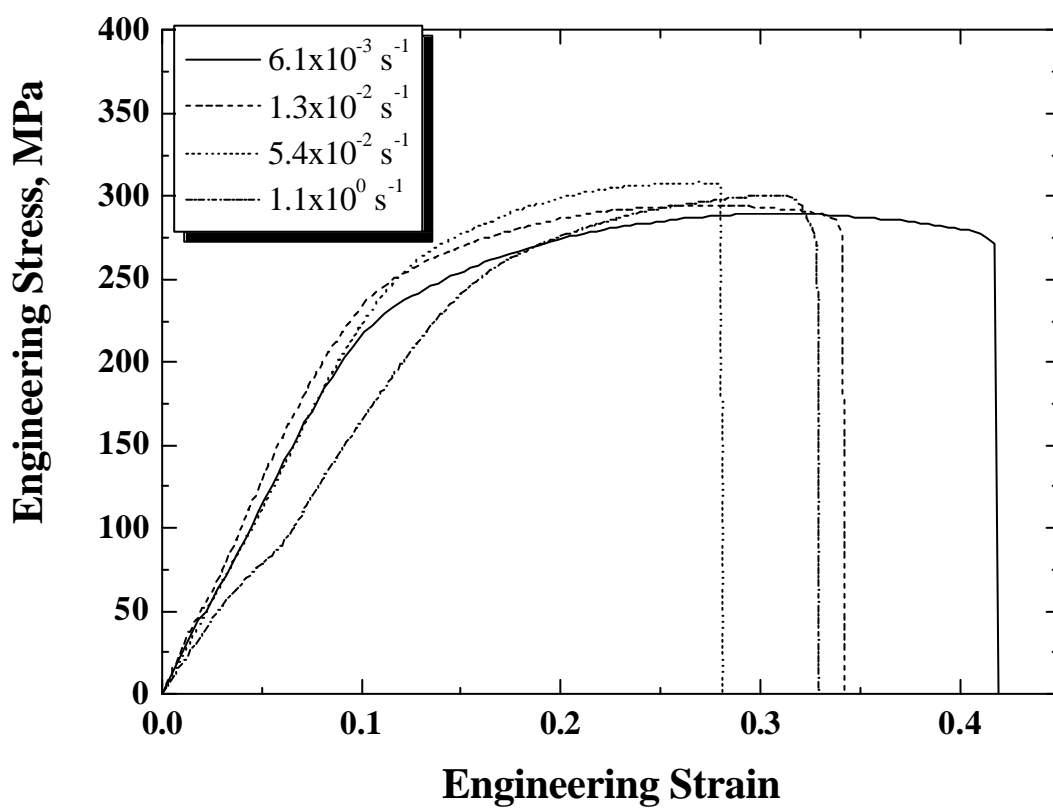


圖 3-19 400 °C 不同擠型應變速率室溫拉伸應力-應變圖

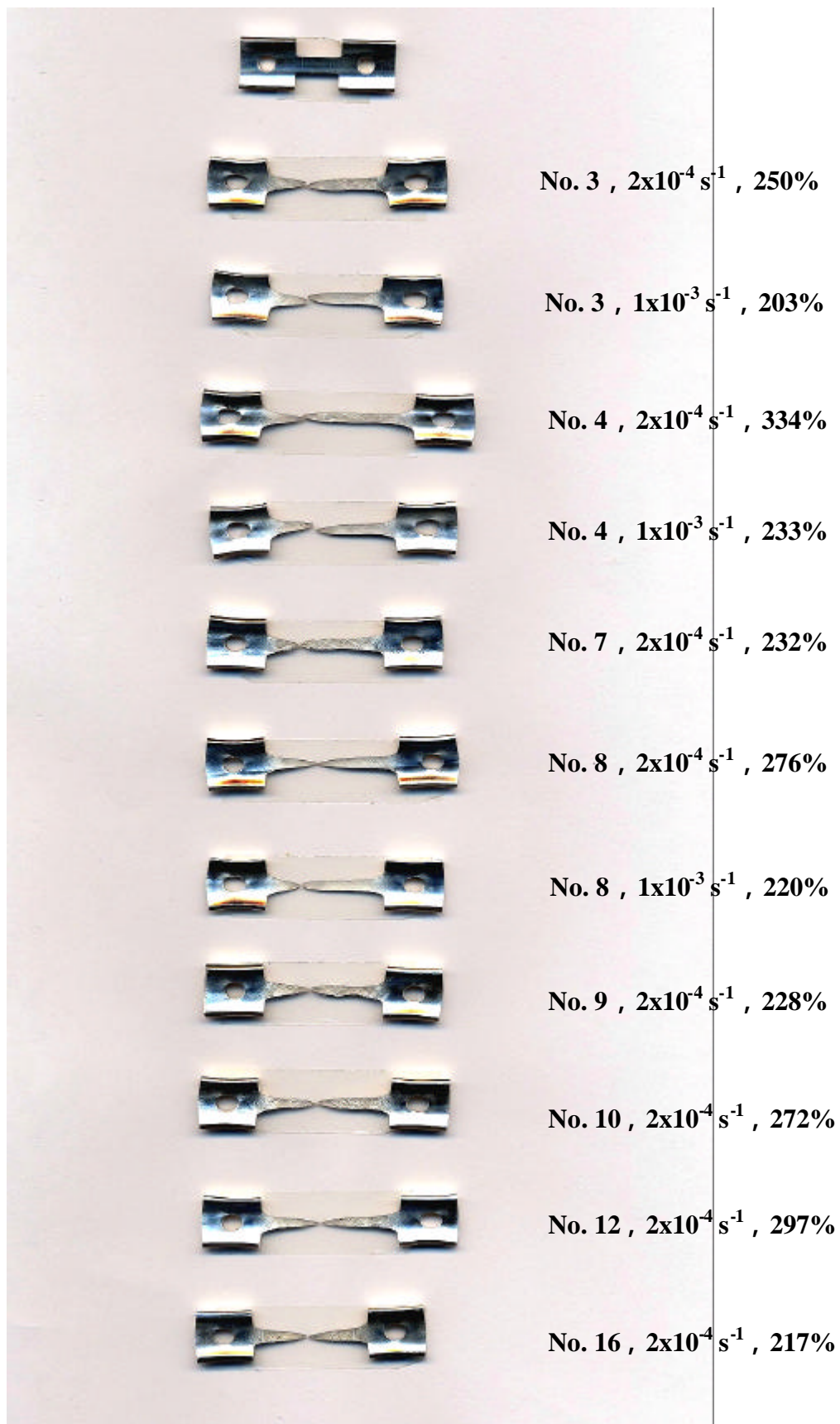


圖 3-20 不同擠型試片在低溫 200 °C 拉伸測試後具有超塑性試片的外觀圖

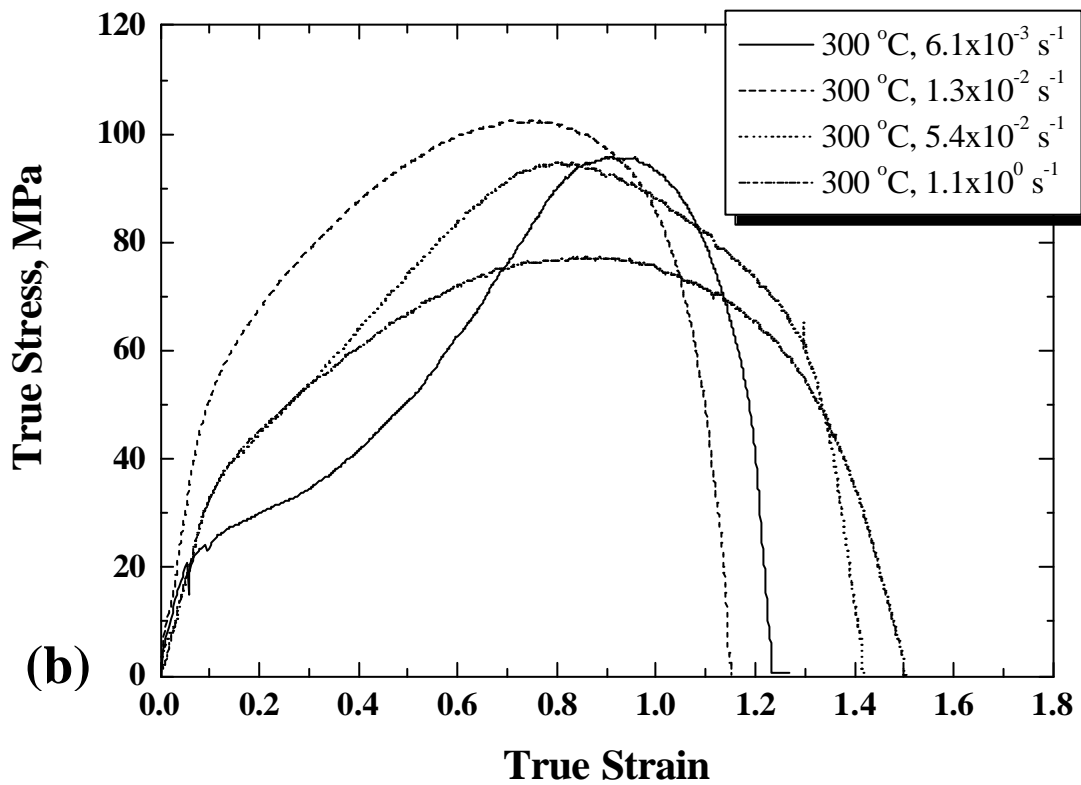
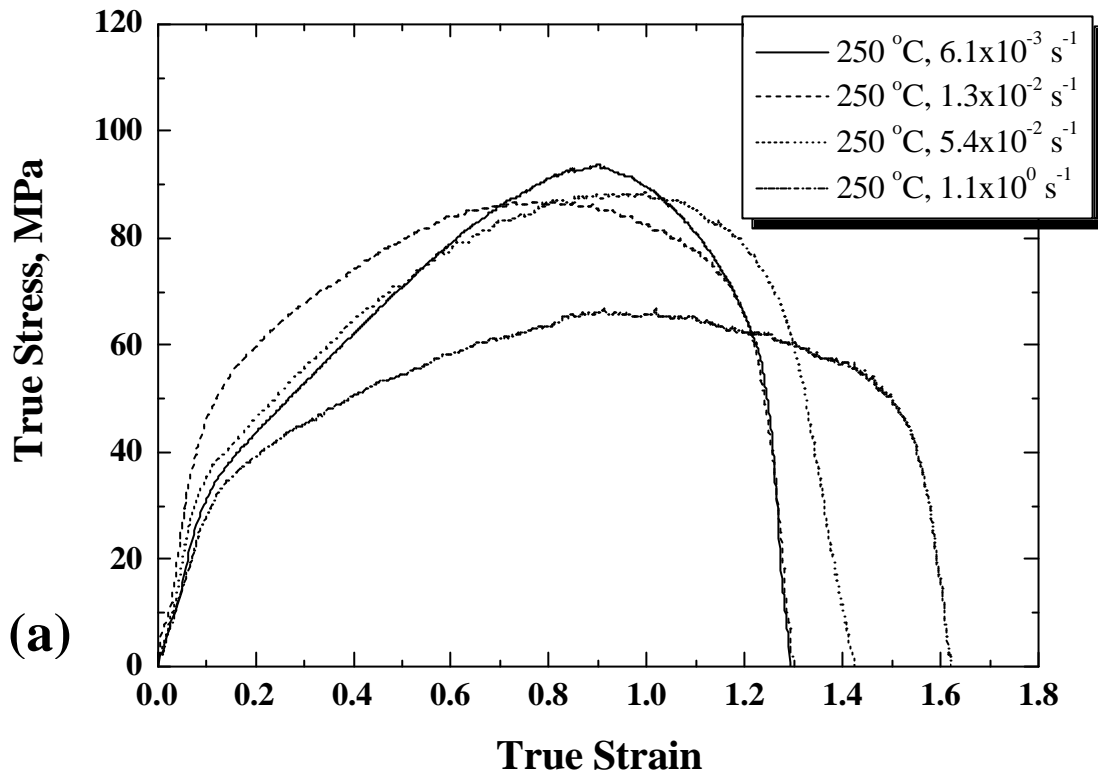
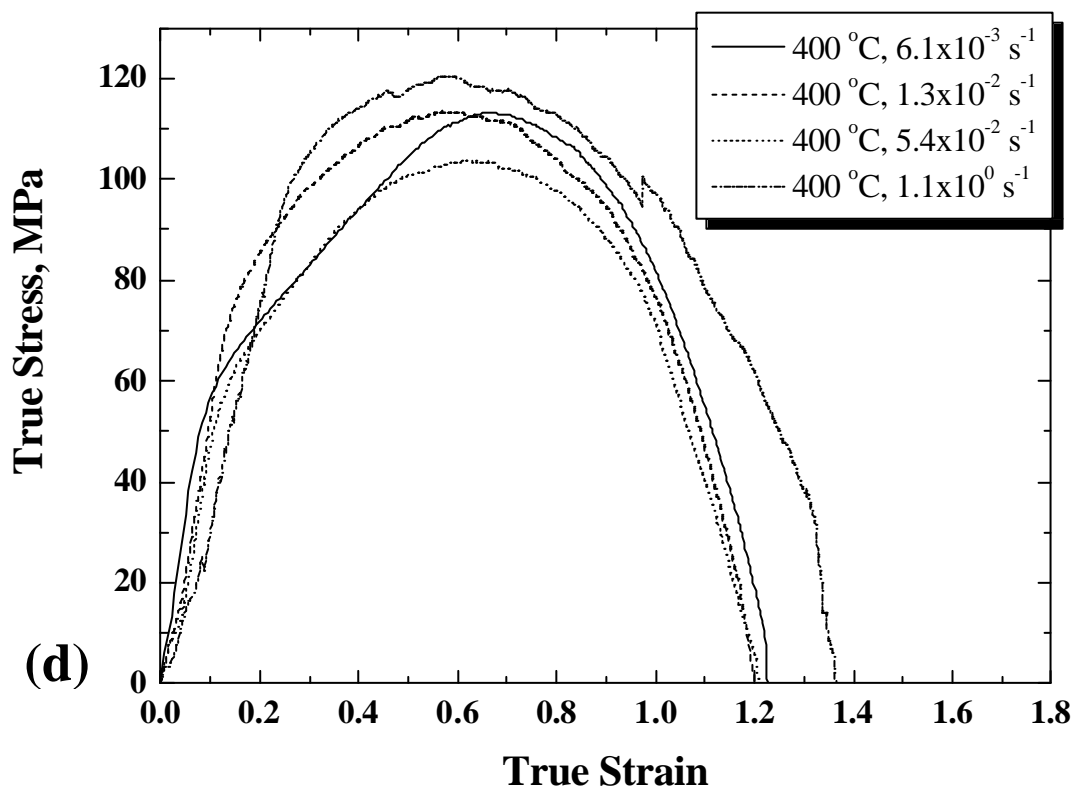
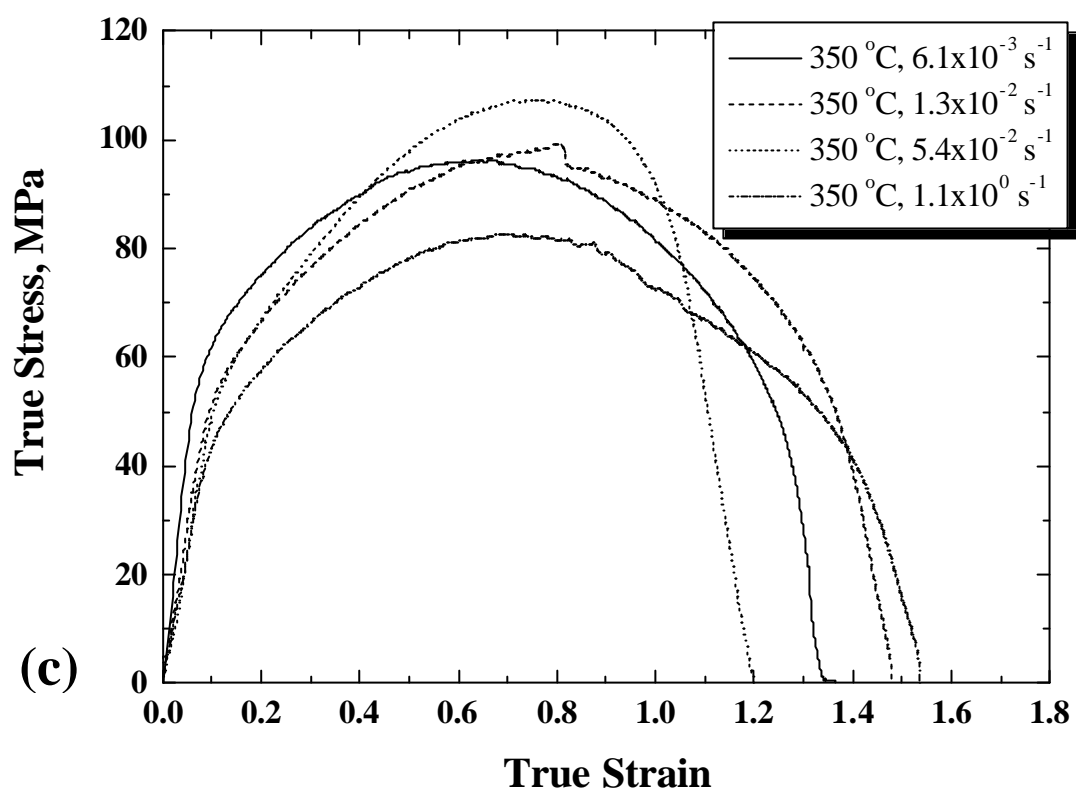


圖 3-21 低溫 200 °C、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型 (c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果



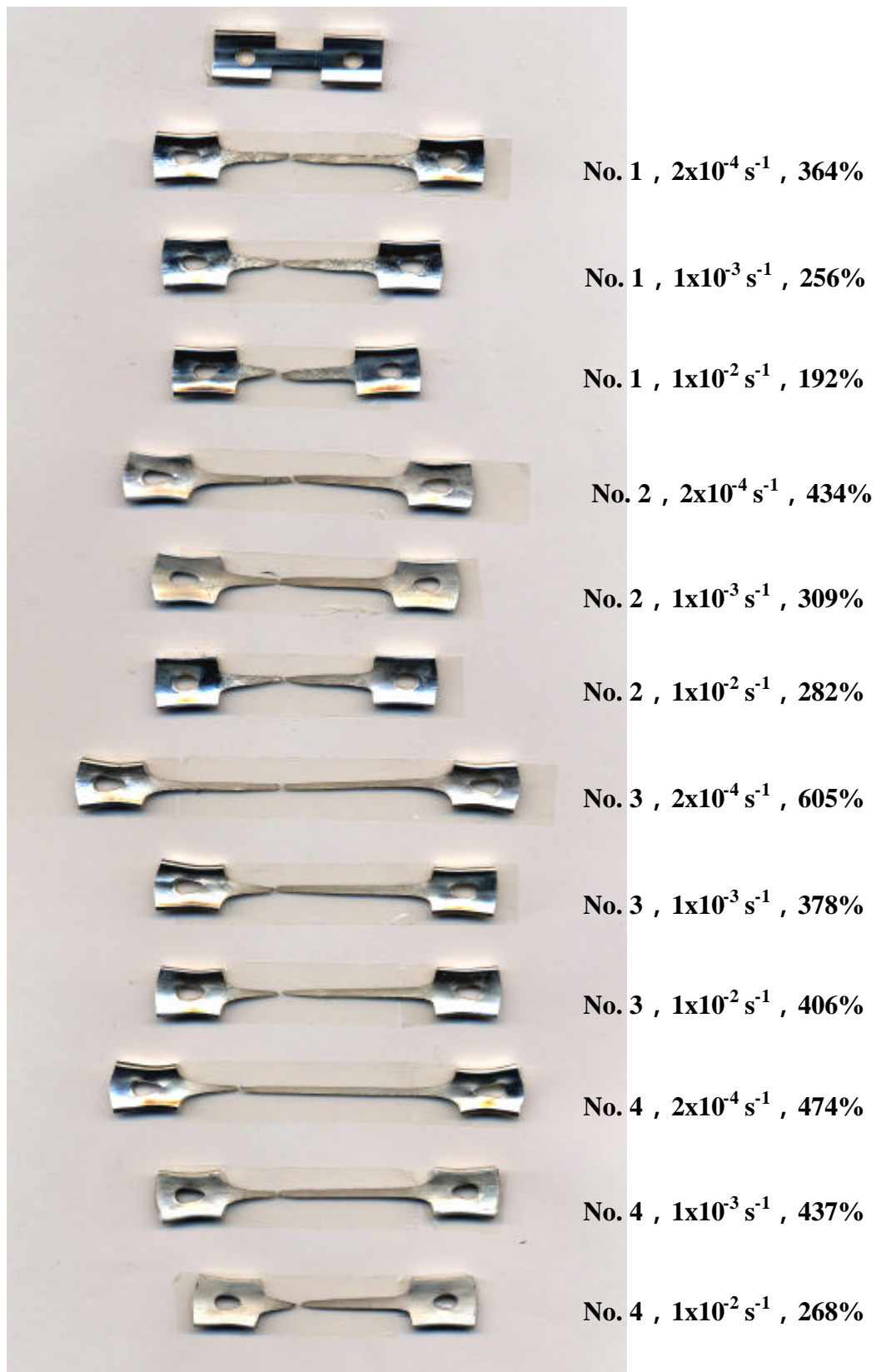


圖 3-22 250 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片

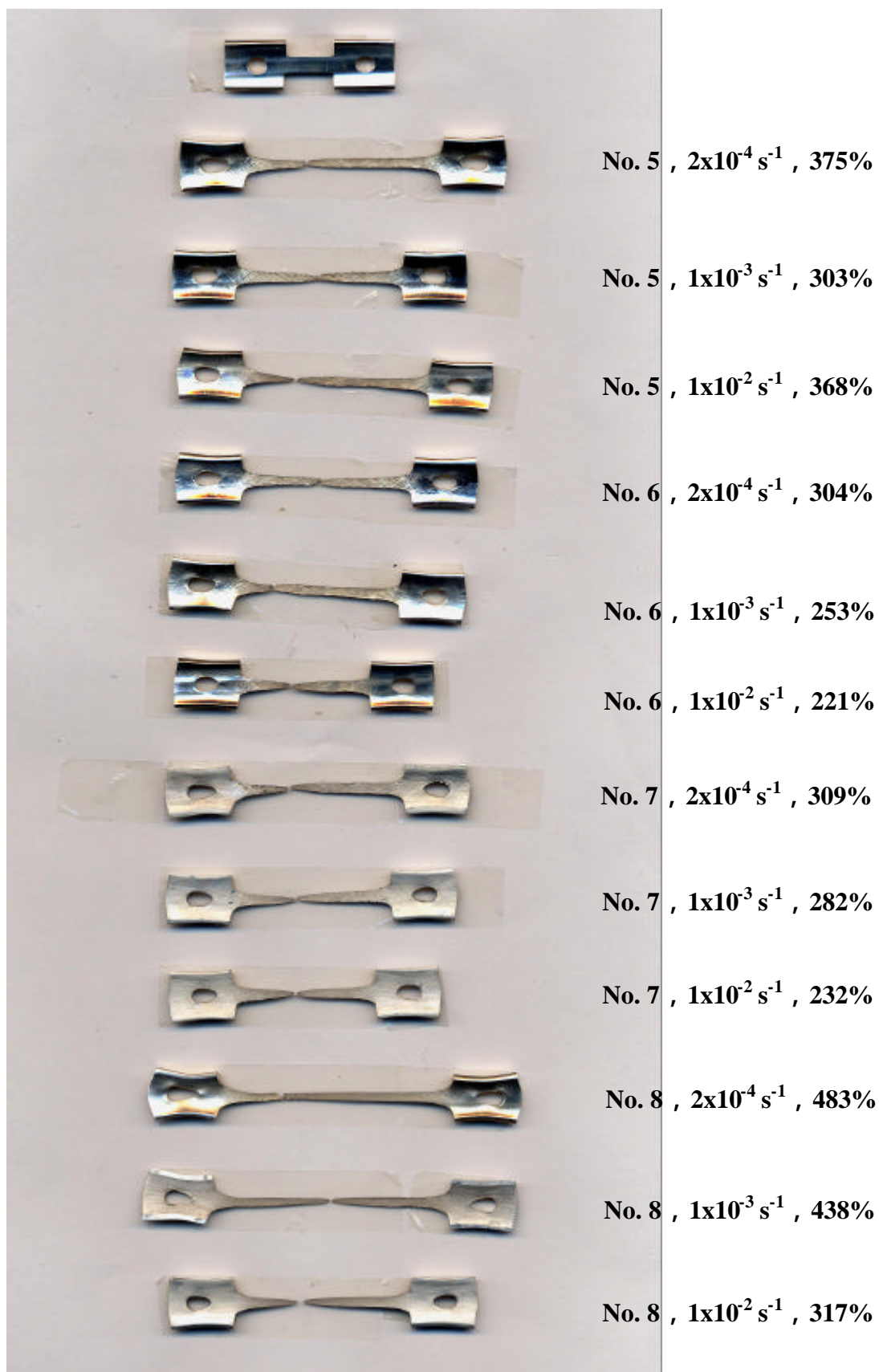


圖 3-23 300 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片

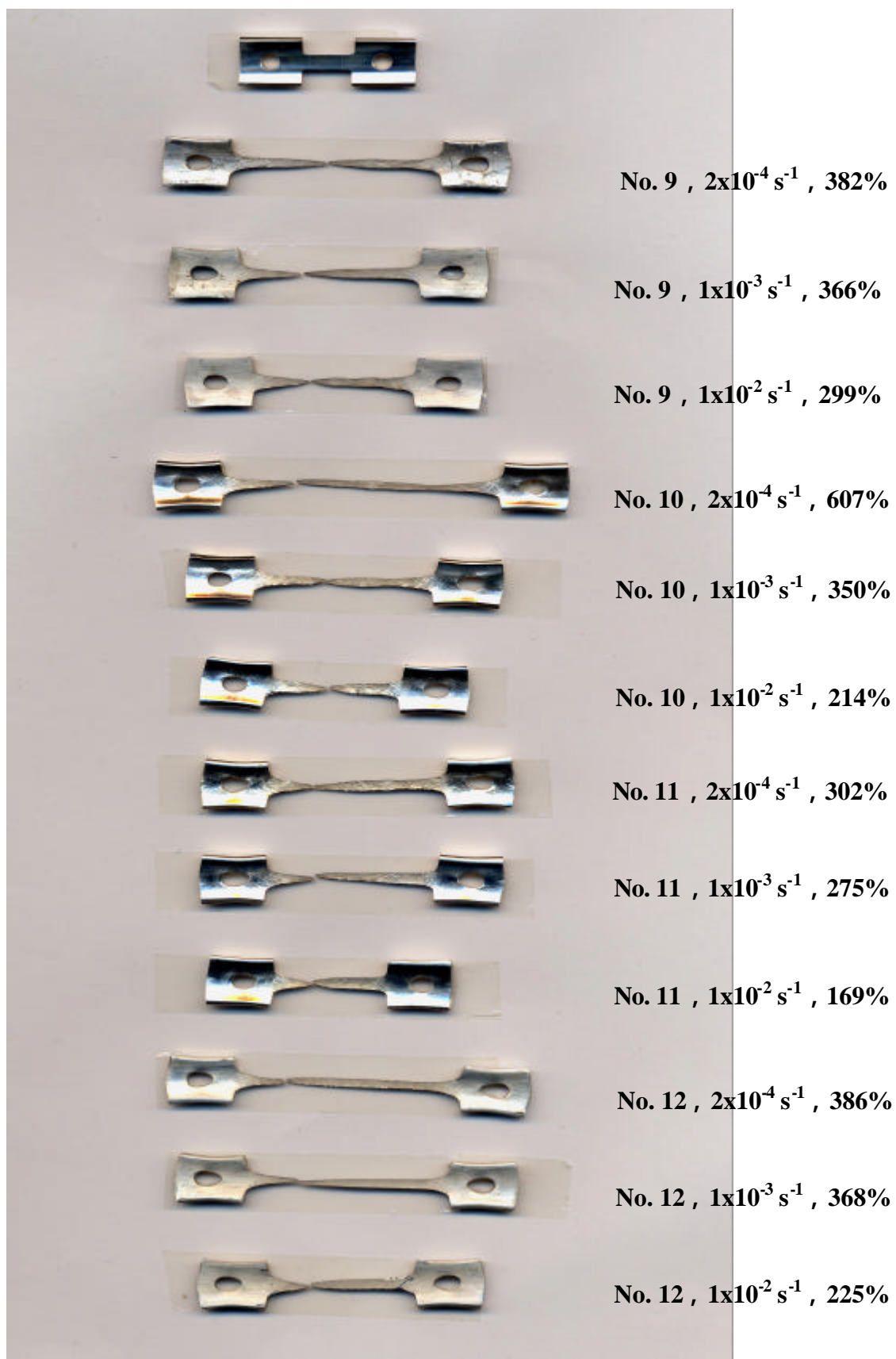


圖 3-24 350 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片

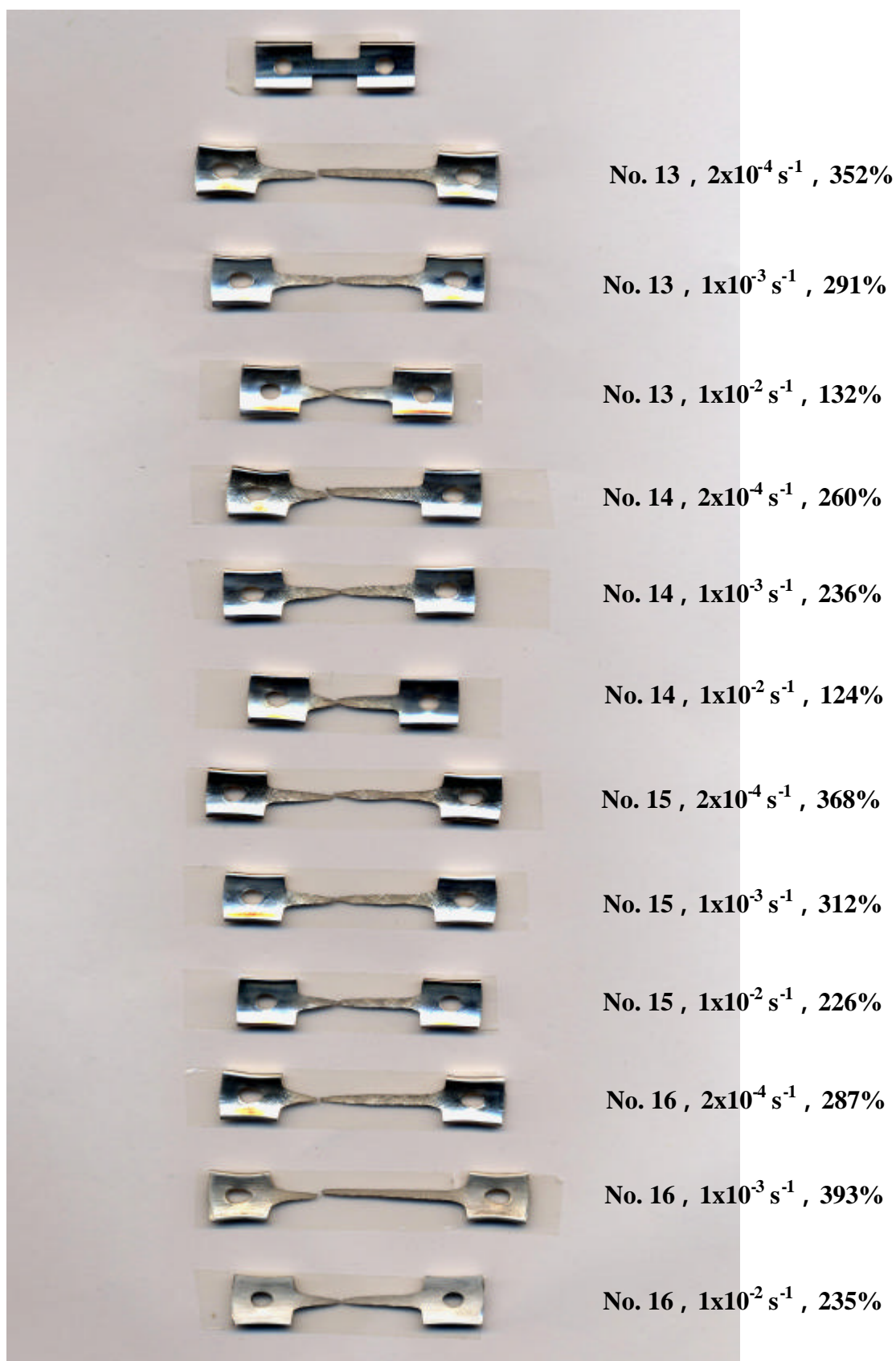


圖 3-25 400 °C 擠製試片經中溫 300 °C 拉伸測試後的外貌圖片

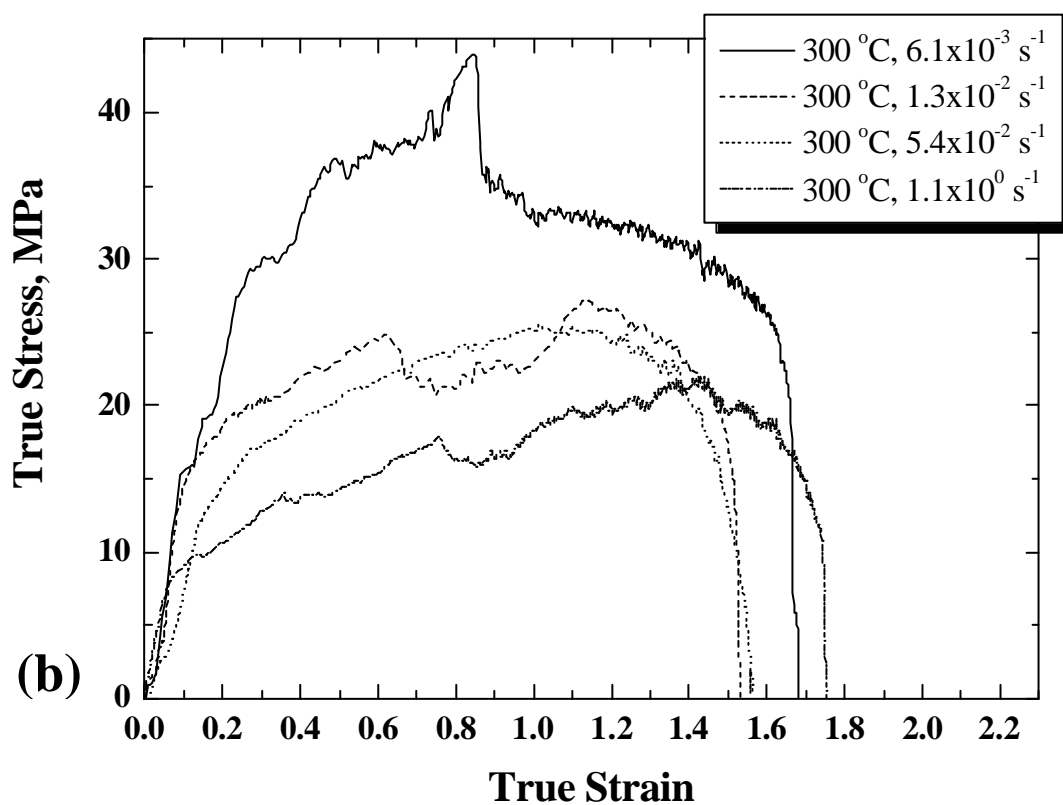
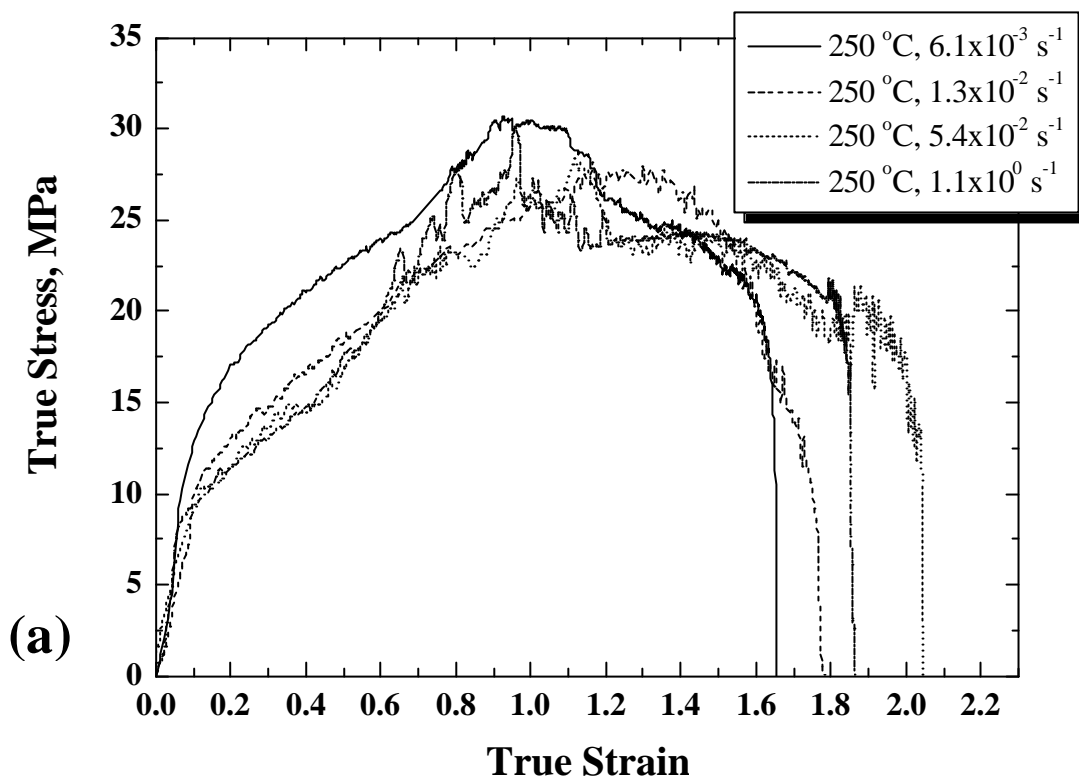
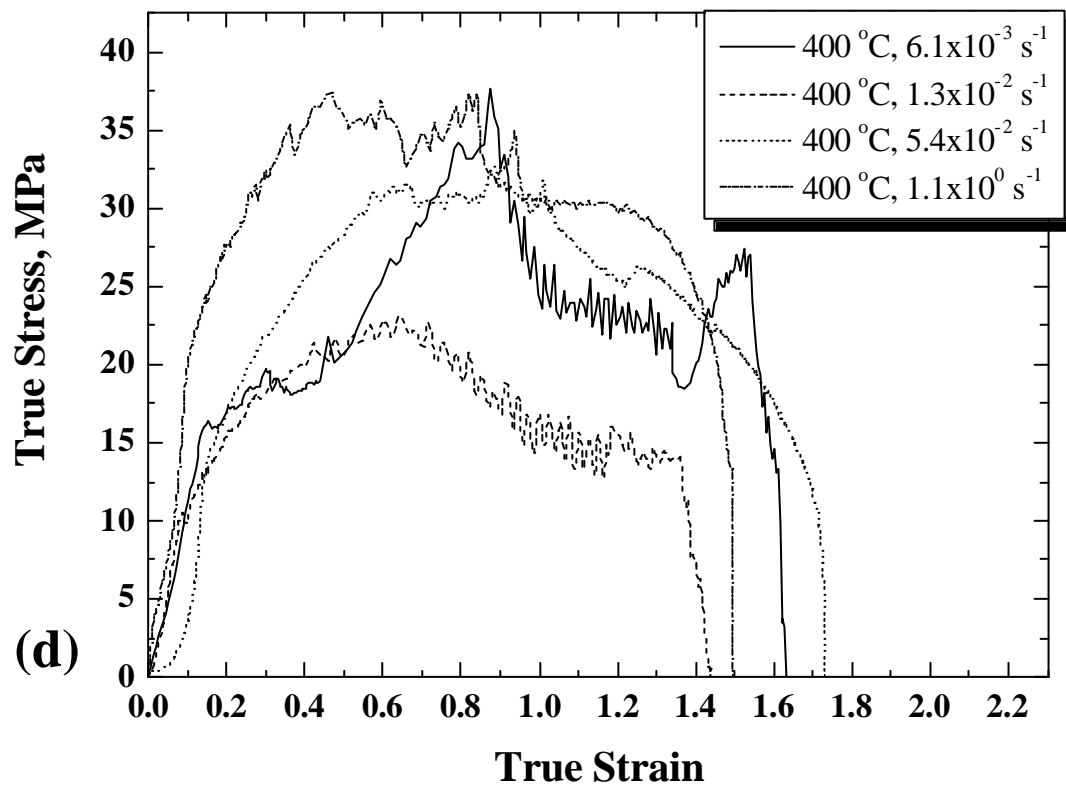
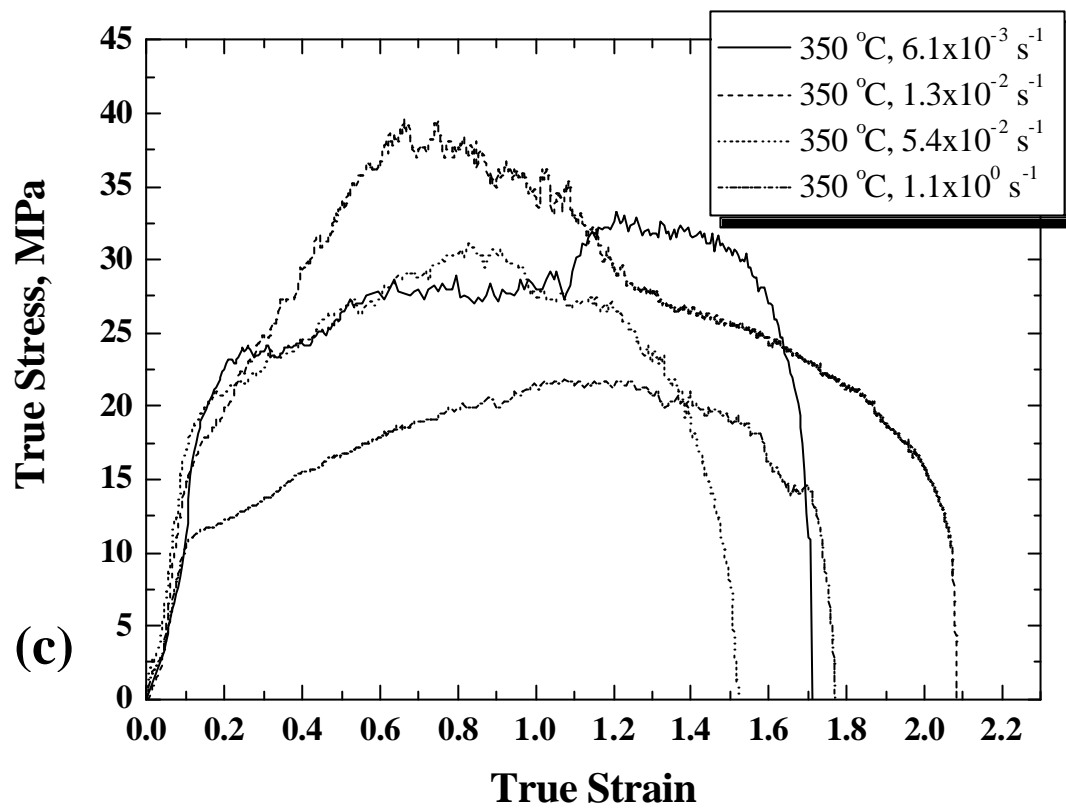


圖 3-26 中溫 $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 (b) $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 (c) $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 (d) $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 的測試結果



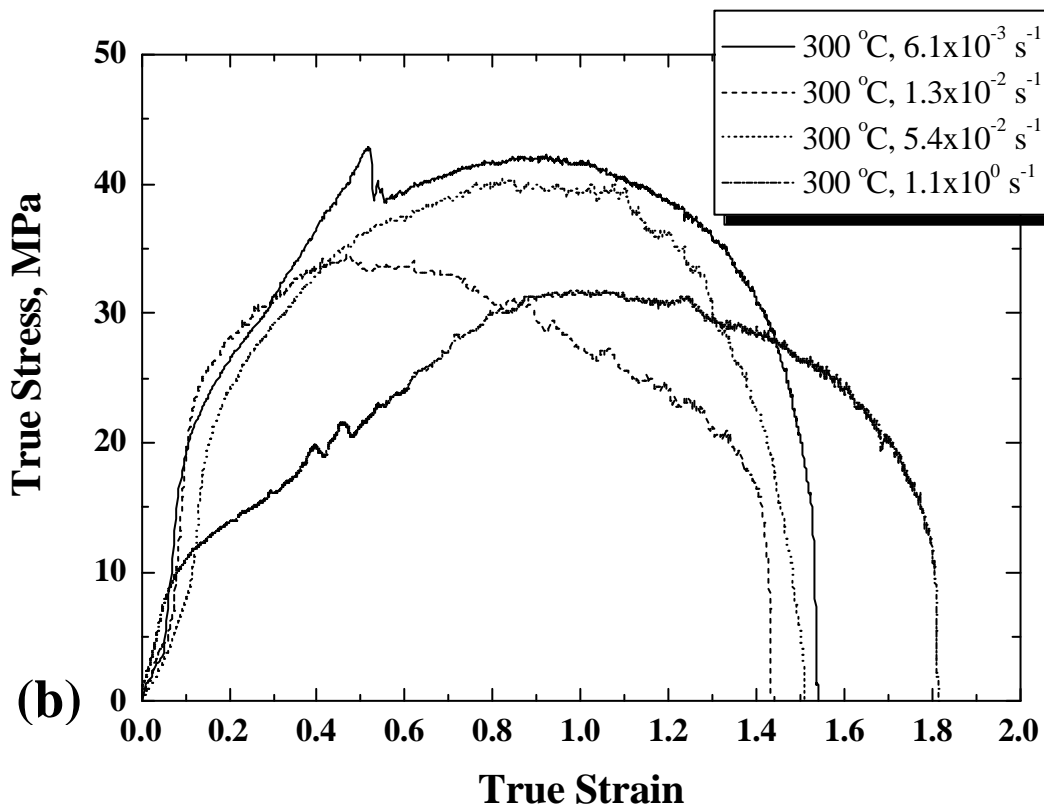
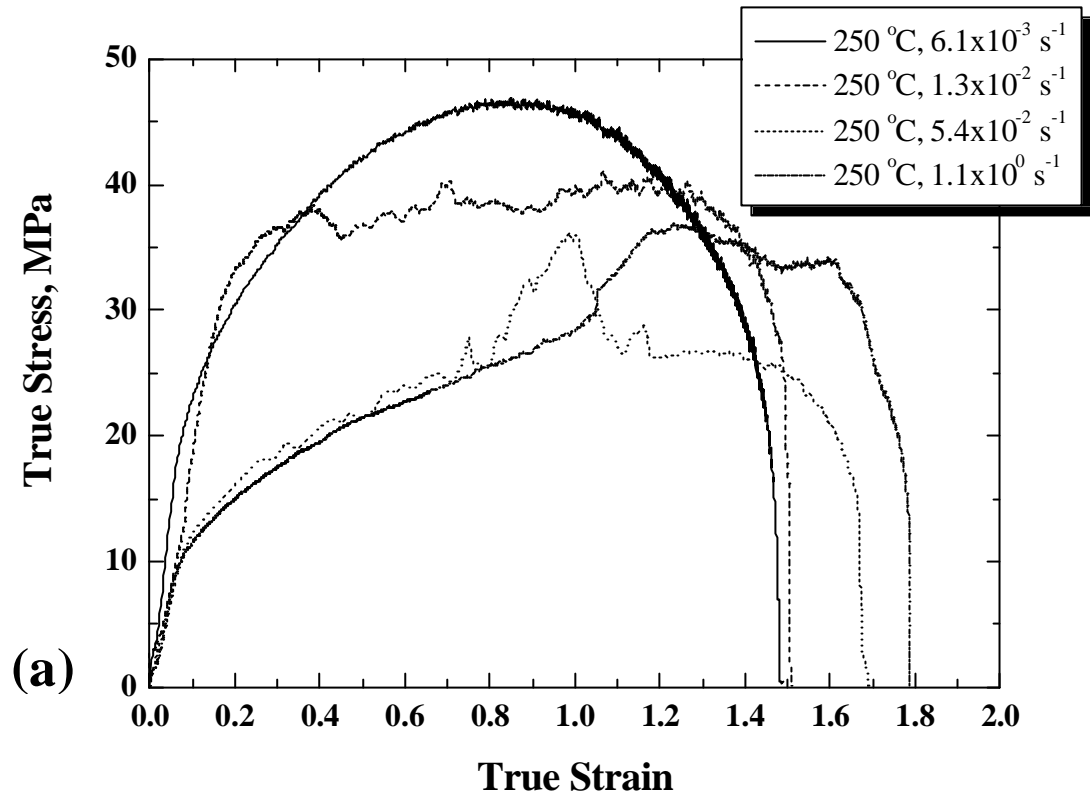
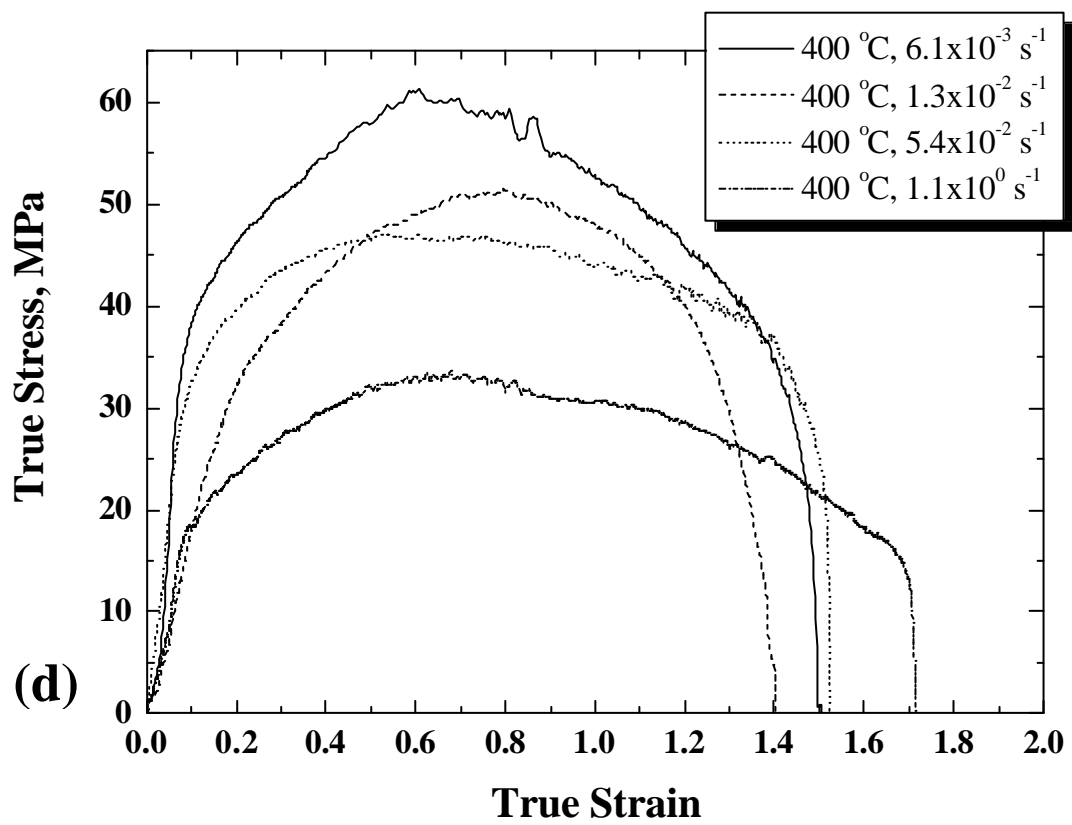
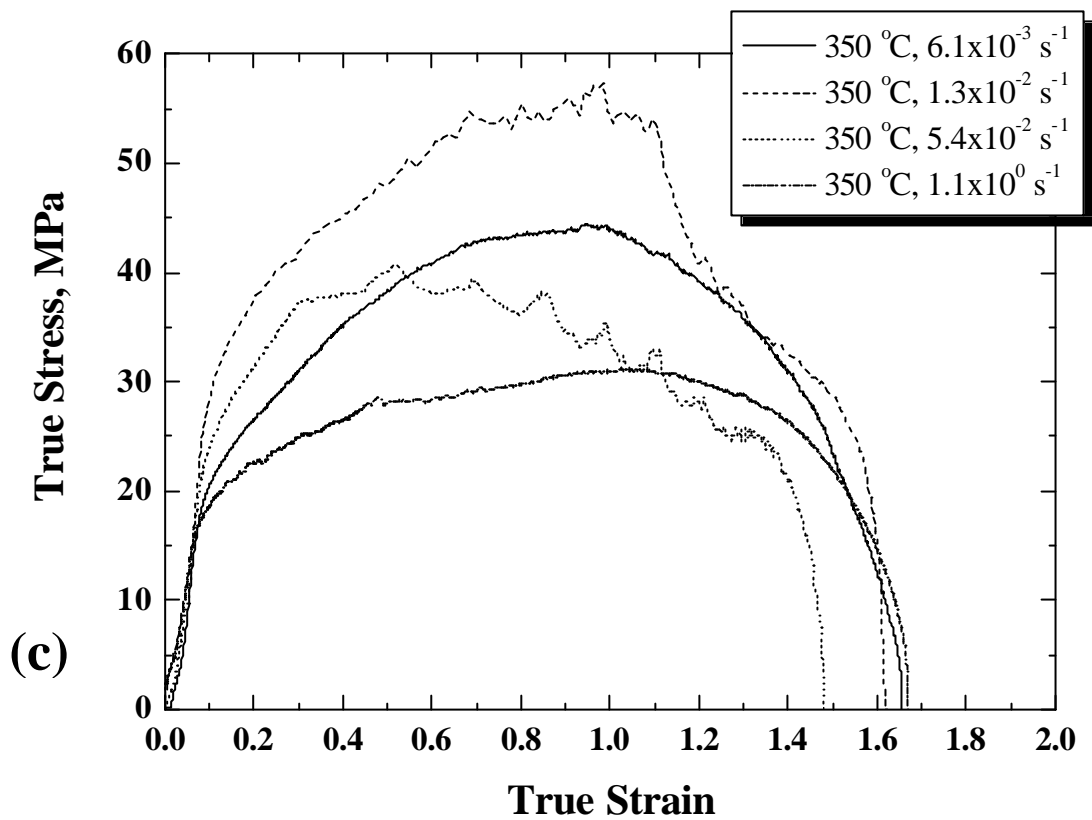


圖 3-27 中溫 300 °C、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型 (c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果



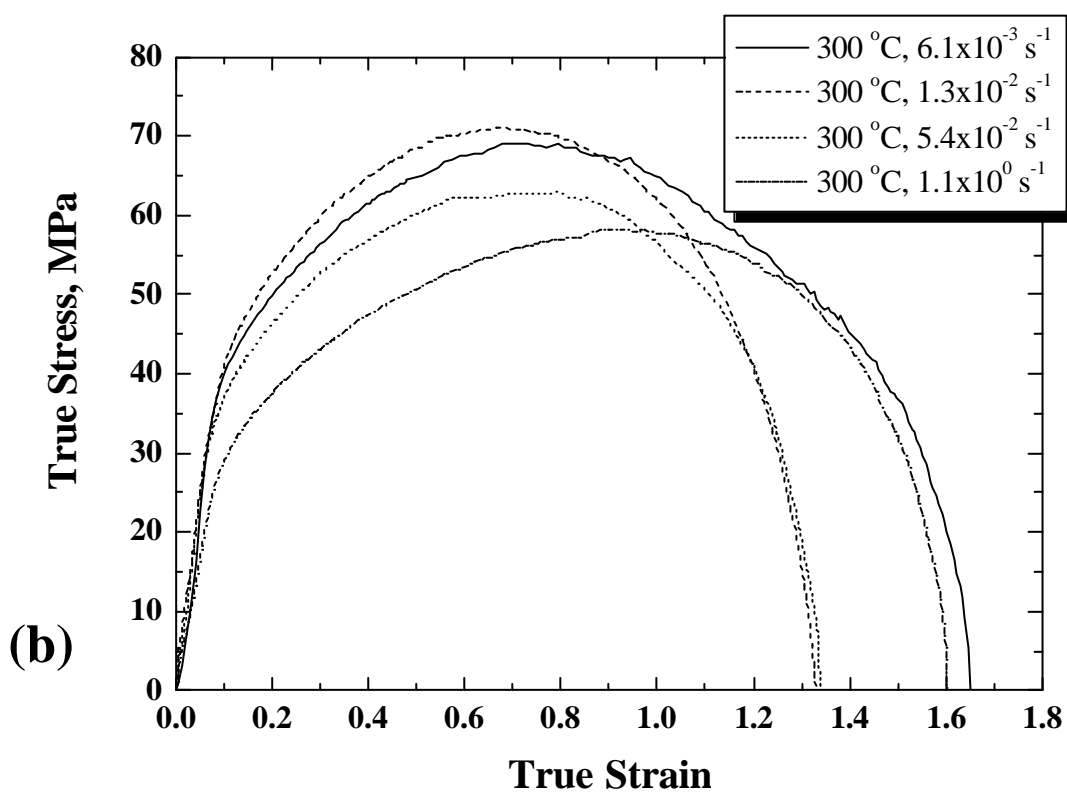
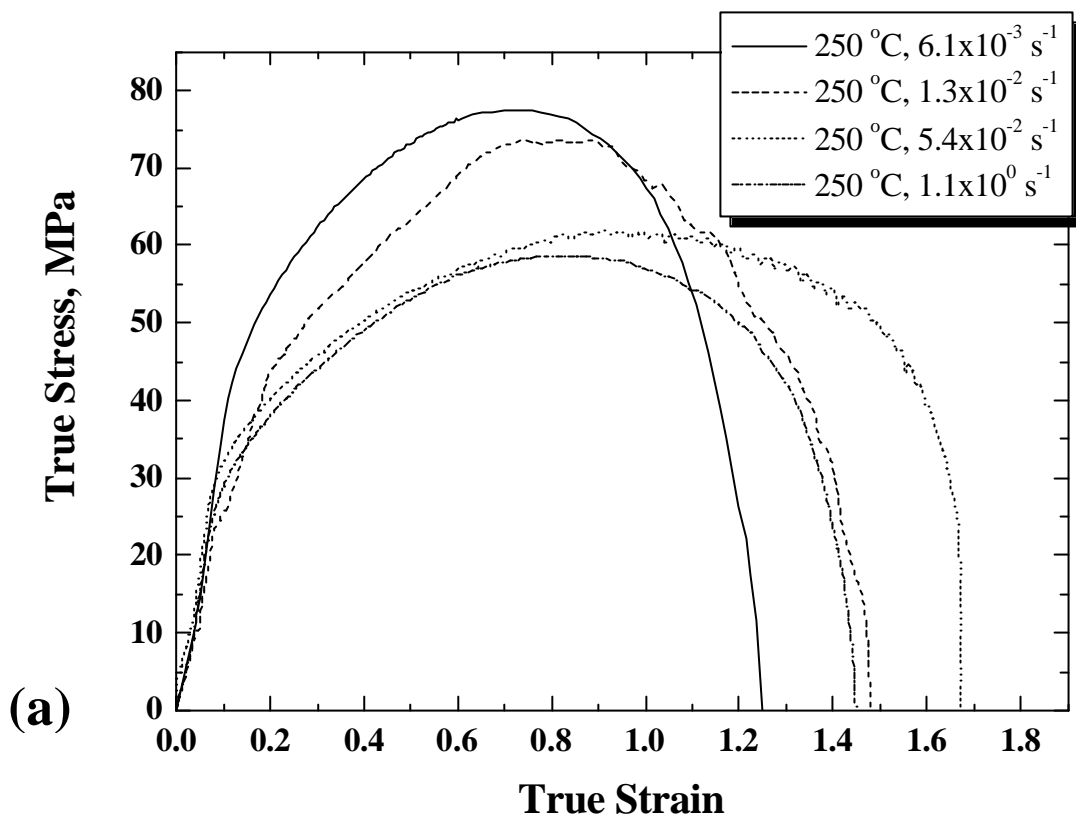
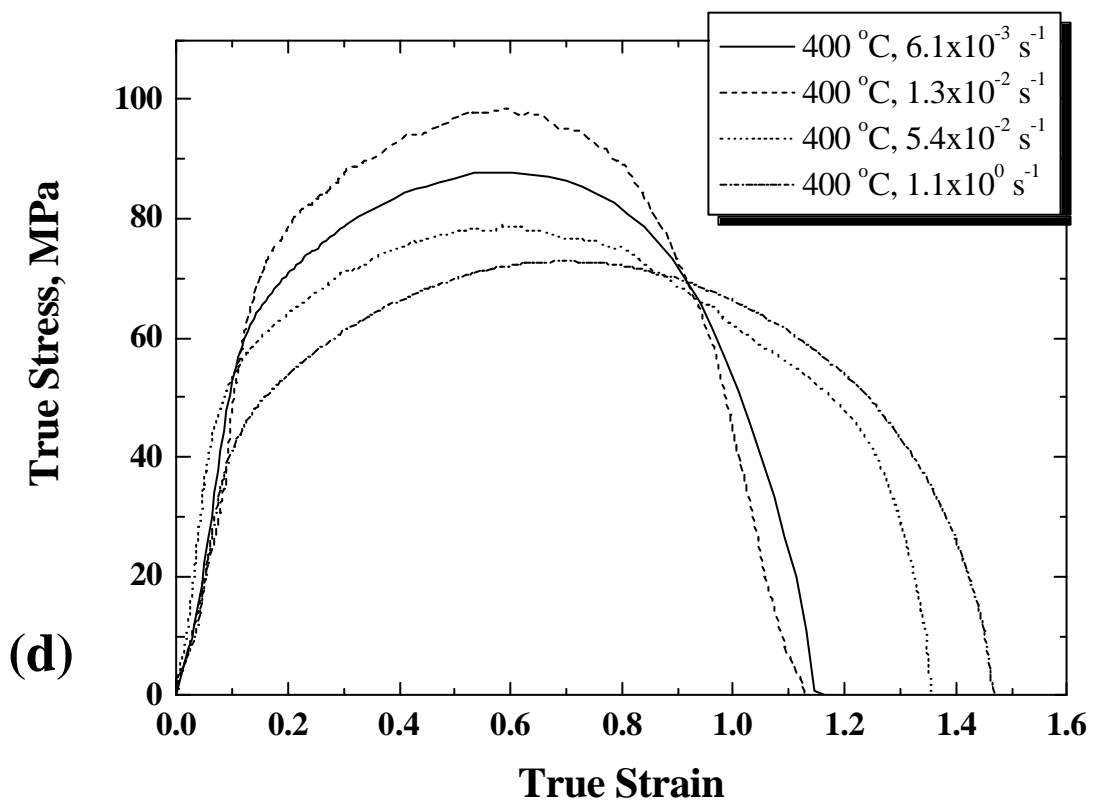
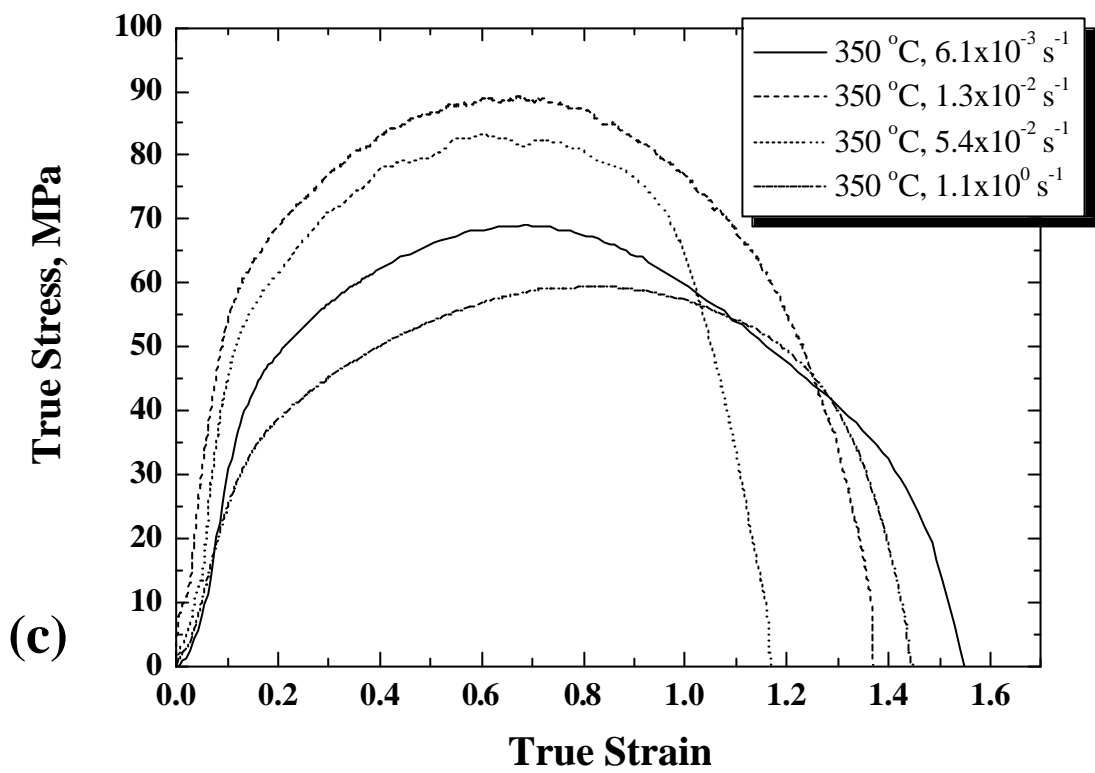


圖 3-28 中溫 300 °C、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型 (c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果



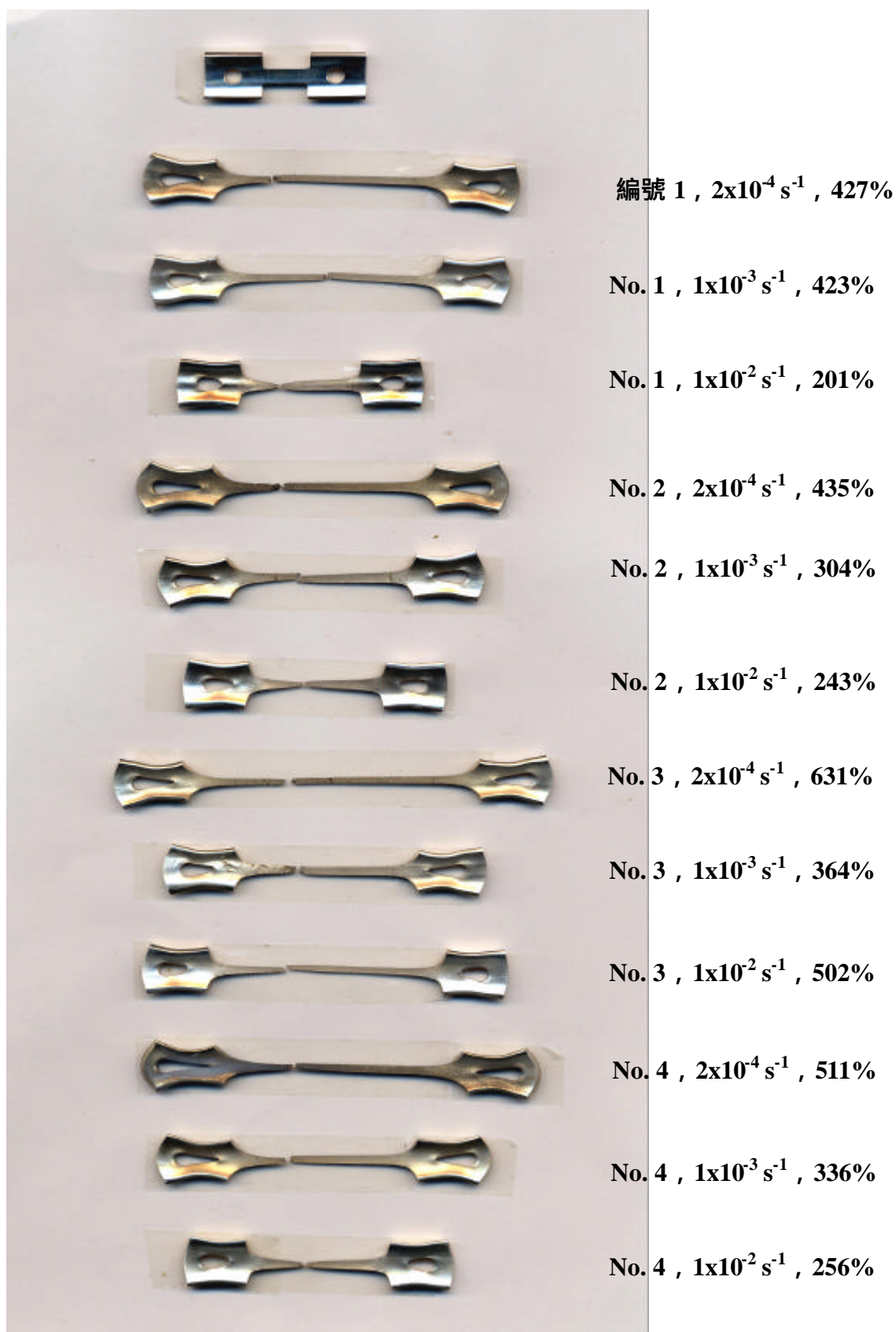


圖 3-29 低溫 250 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片

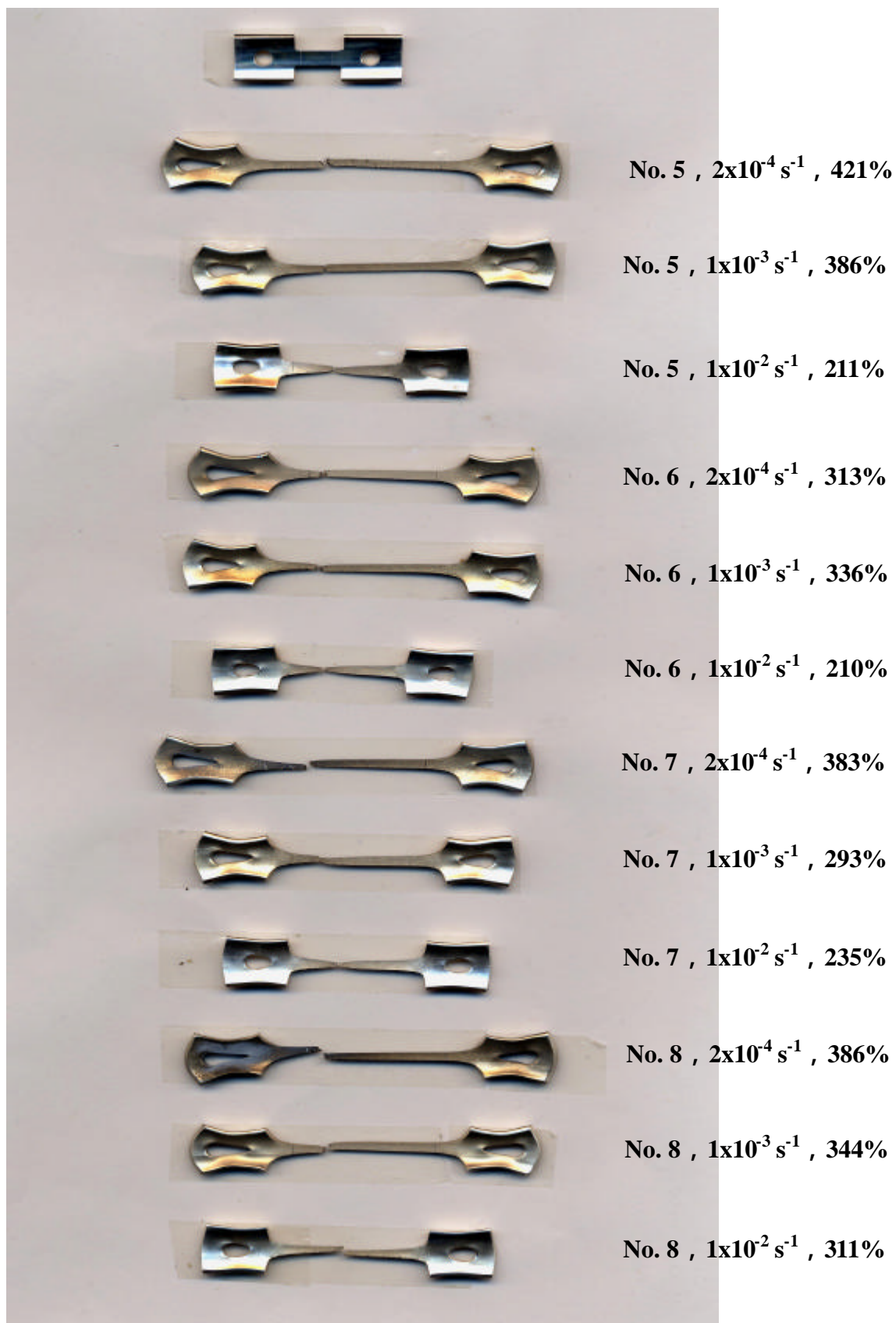


圖 3-30 300 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片

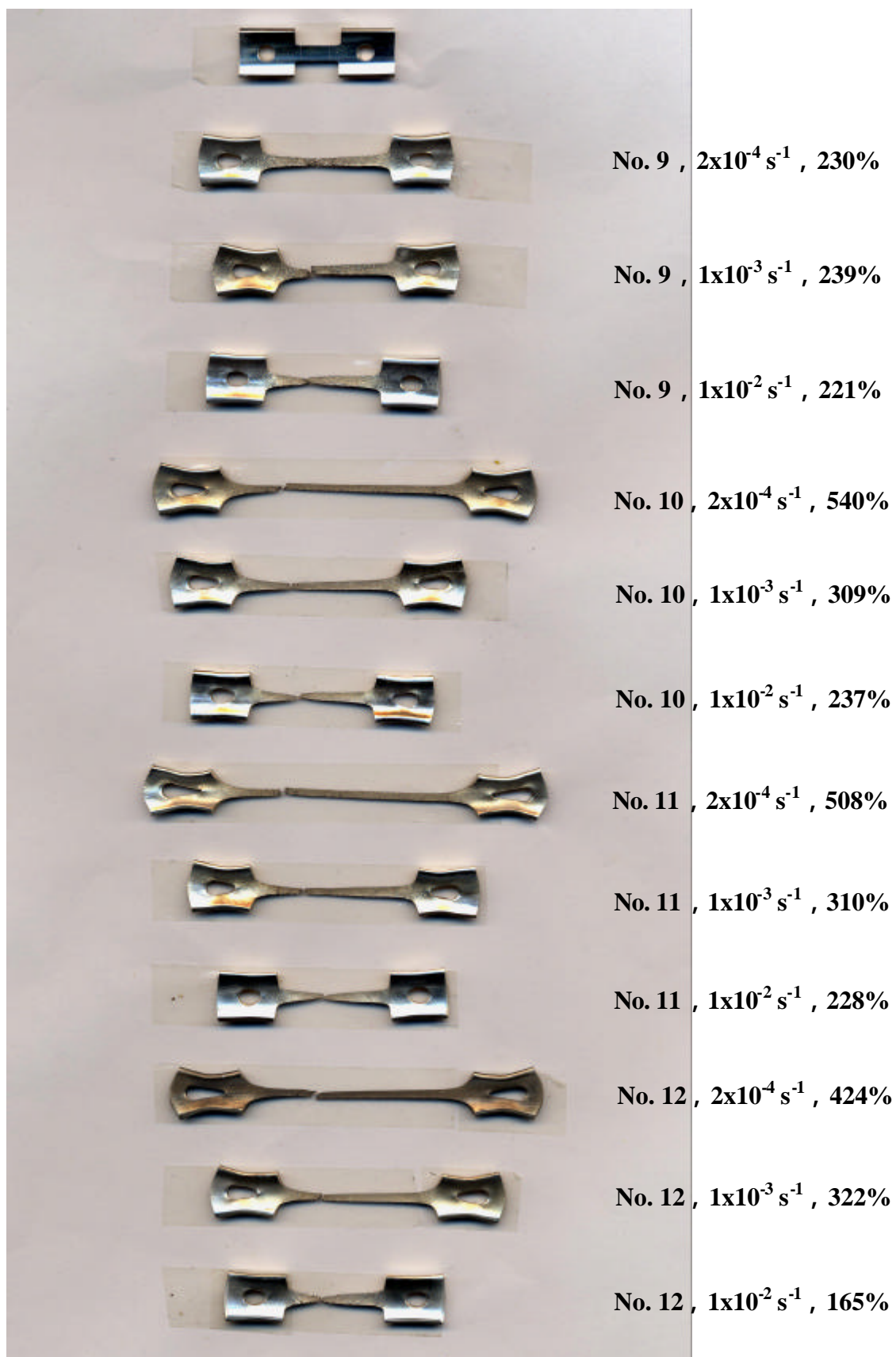


圖 3-31 350 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片



圖 3-32 高溫 400 °C 擠製試片經高溫 400 °C 拉伸測試後的外貌圖片

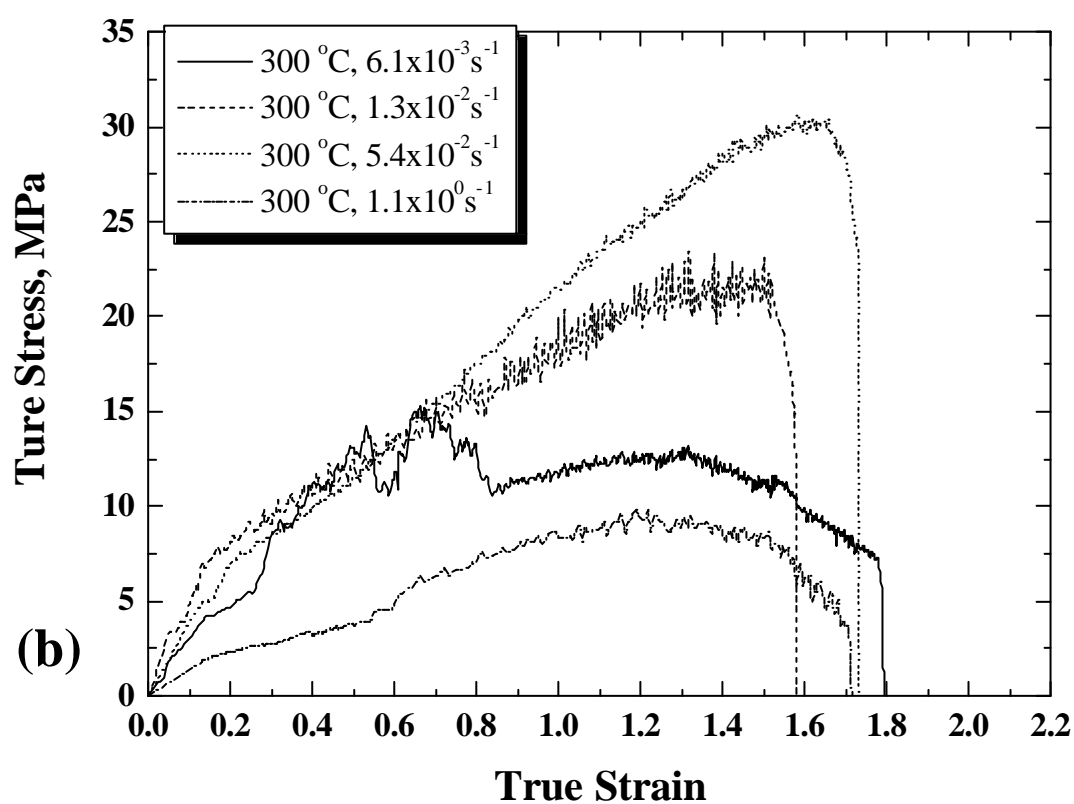
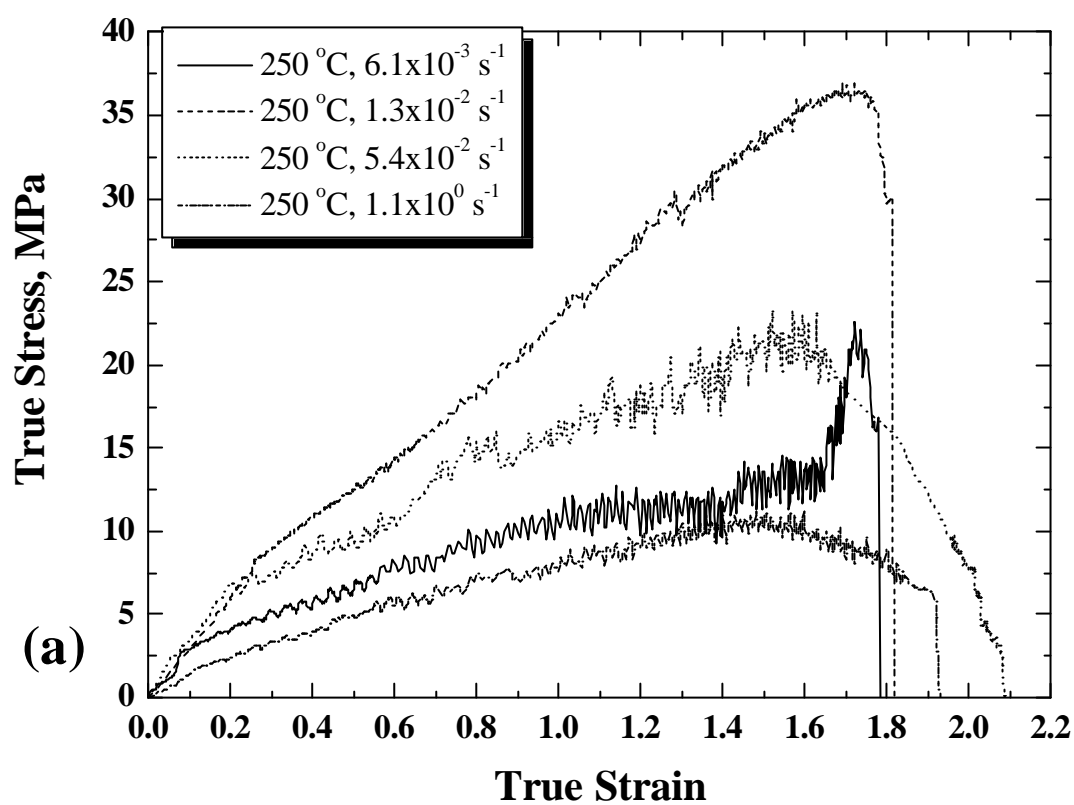
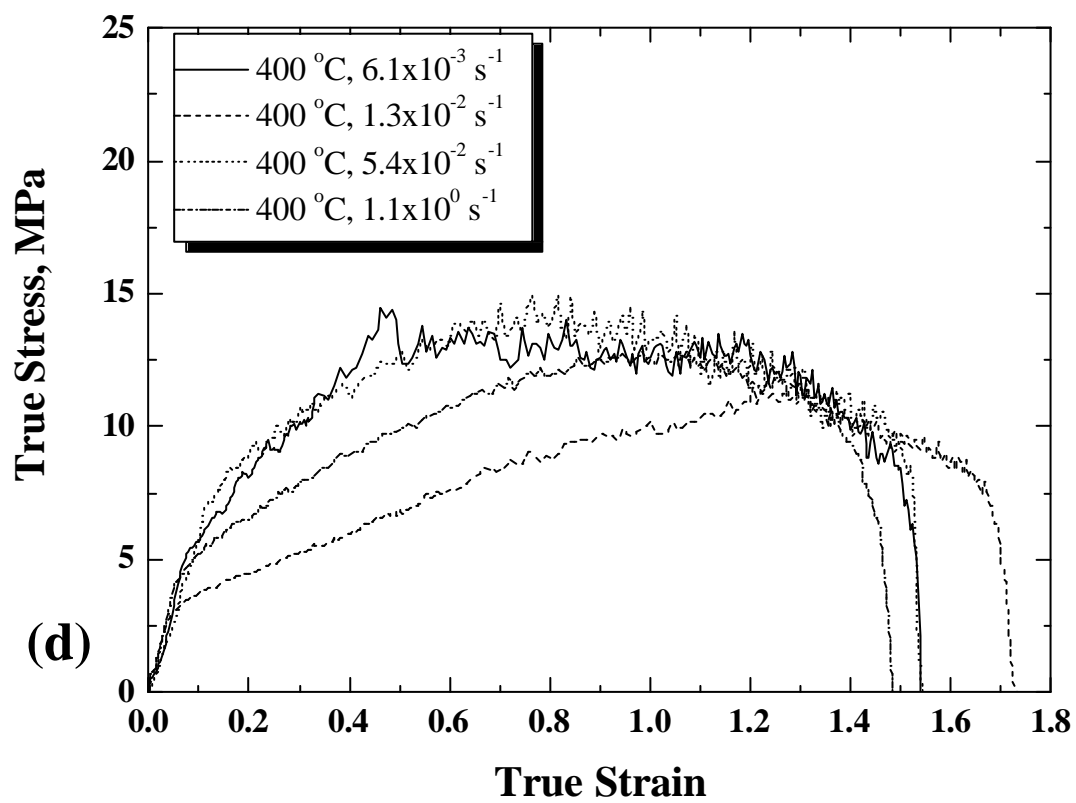
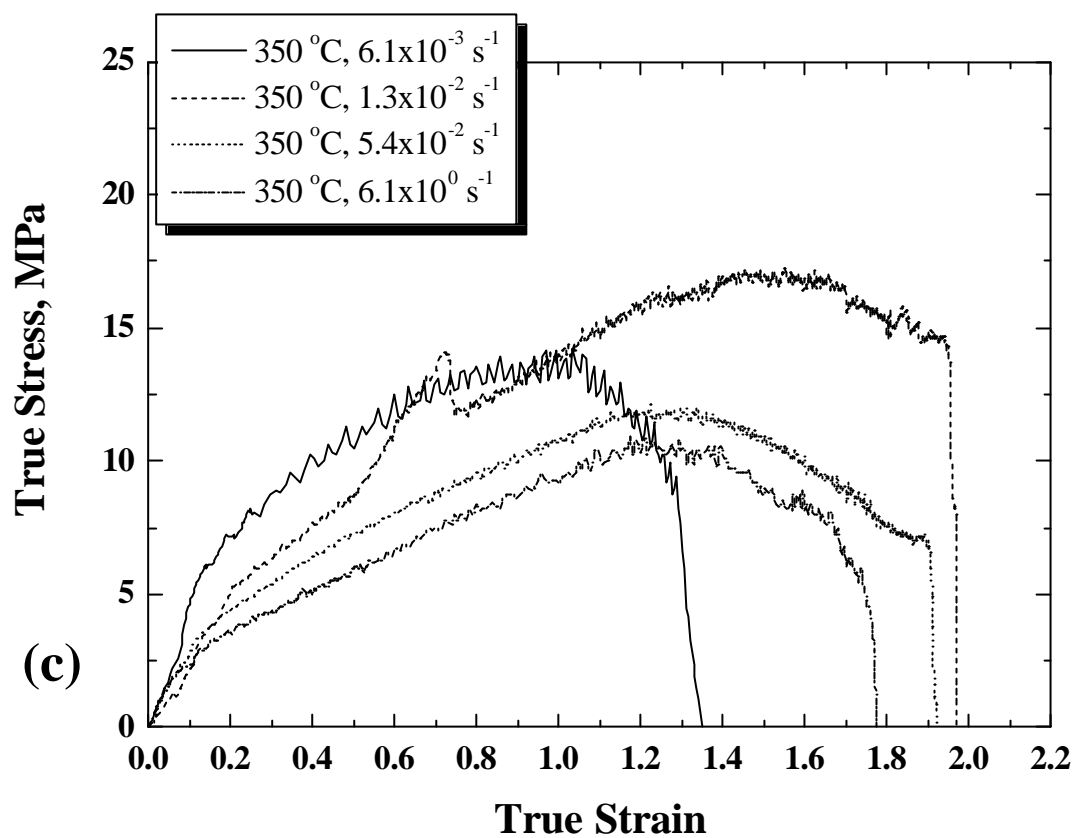


圖 3-33 高溫 $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 (b) $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 (c) $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 (d) $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 的測試結果



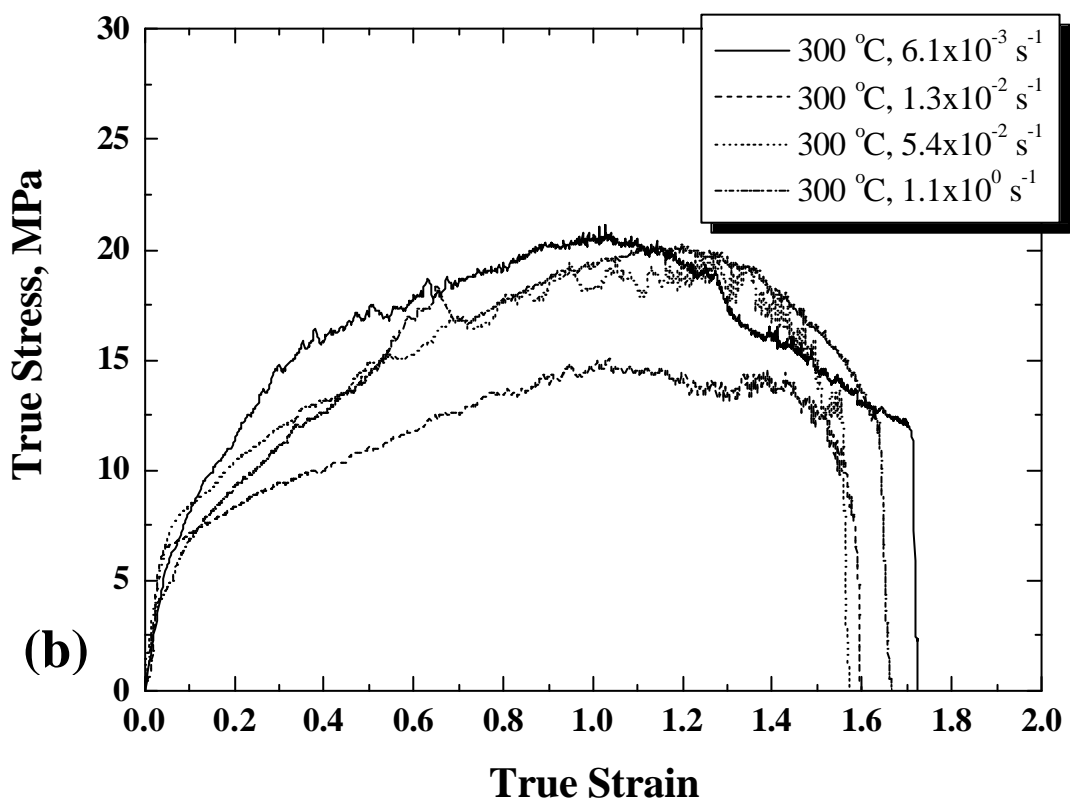
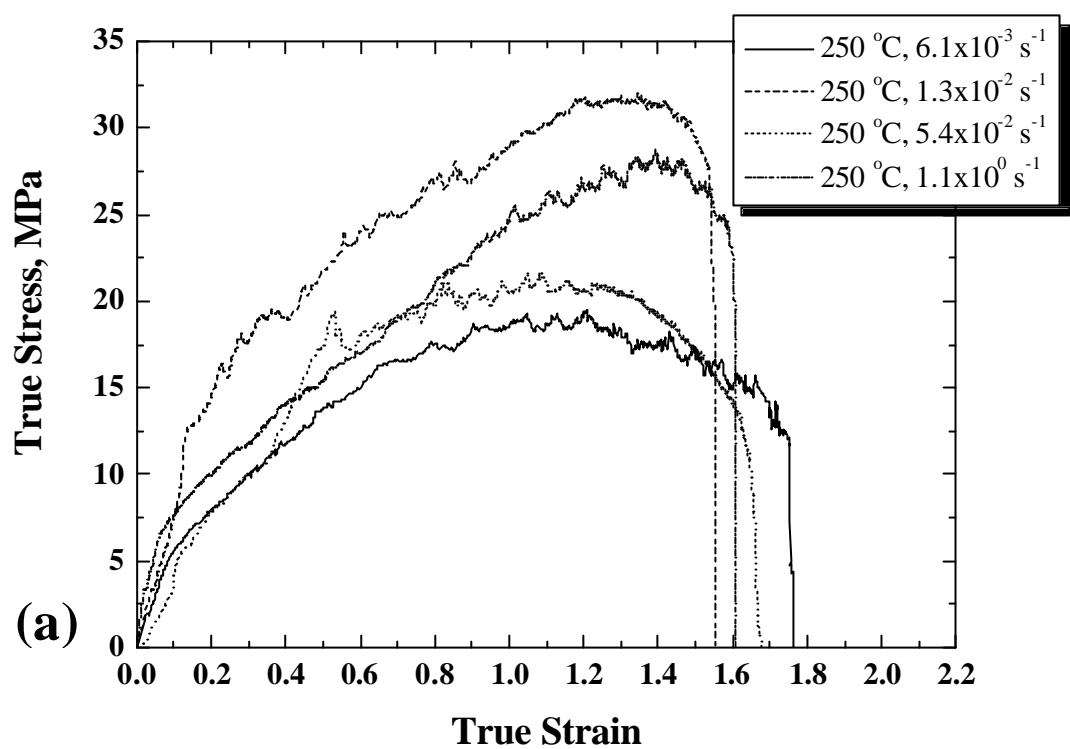
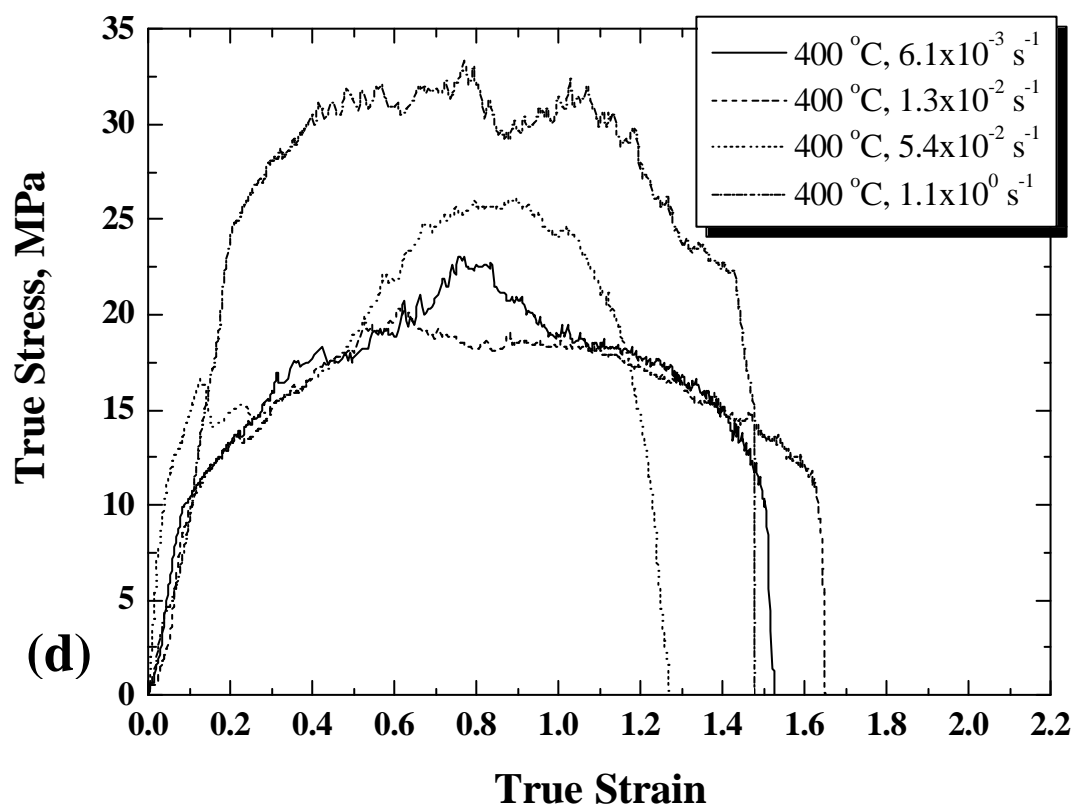
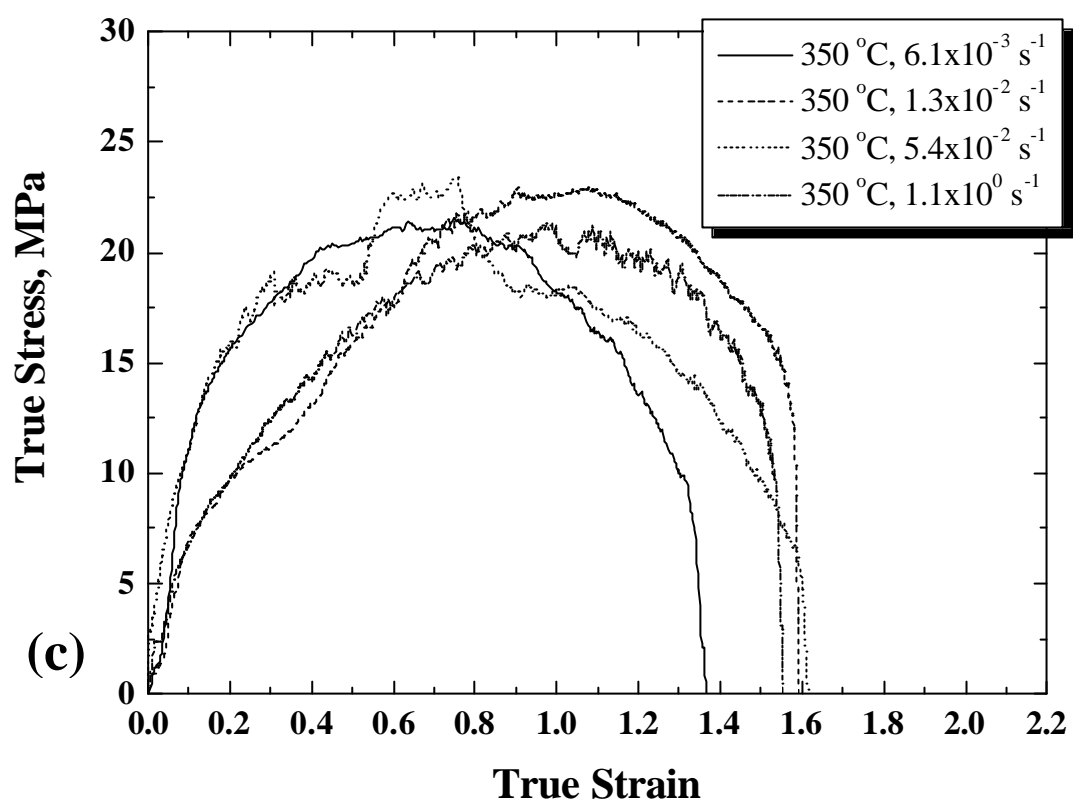


圖 3-34 高溫 400 °C、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) 250 °C 擠型 (b) 300 °C 擠型 (c) 350 °C 擠型 (d) 400 °C 擠型 的測試結果



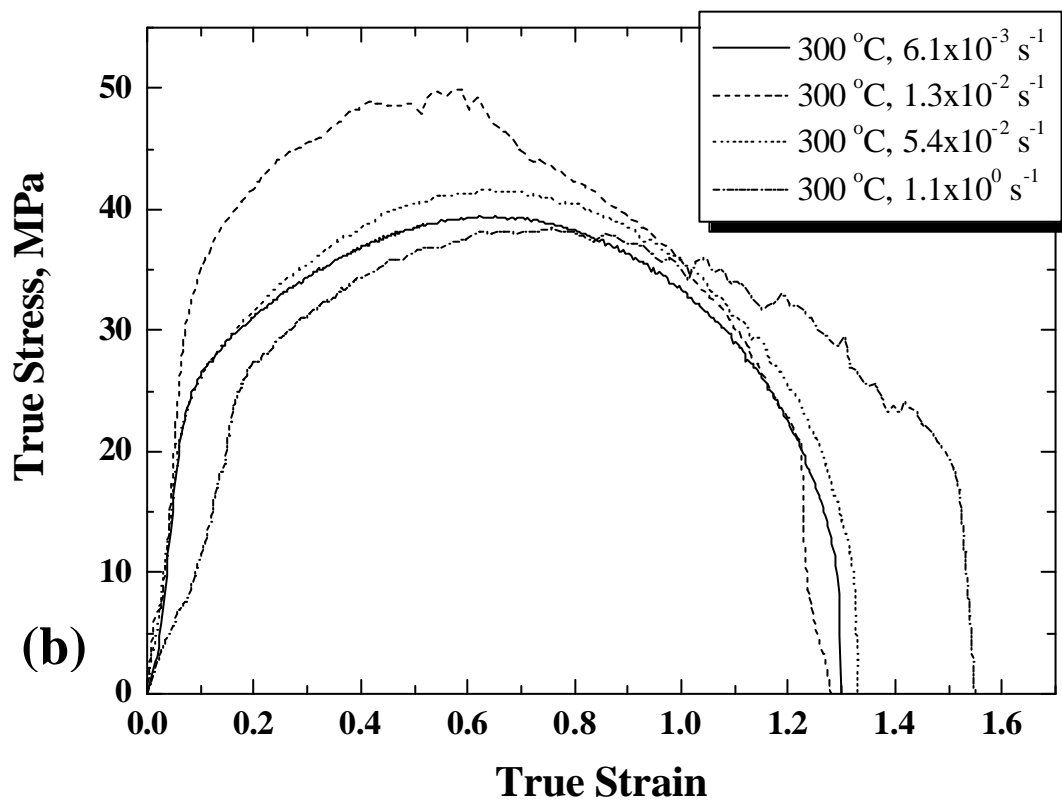
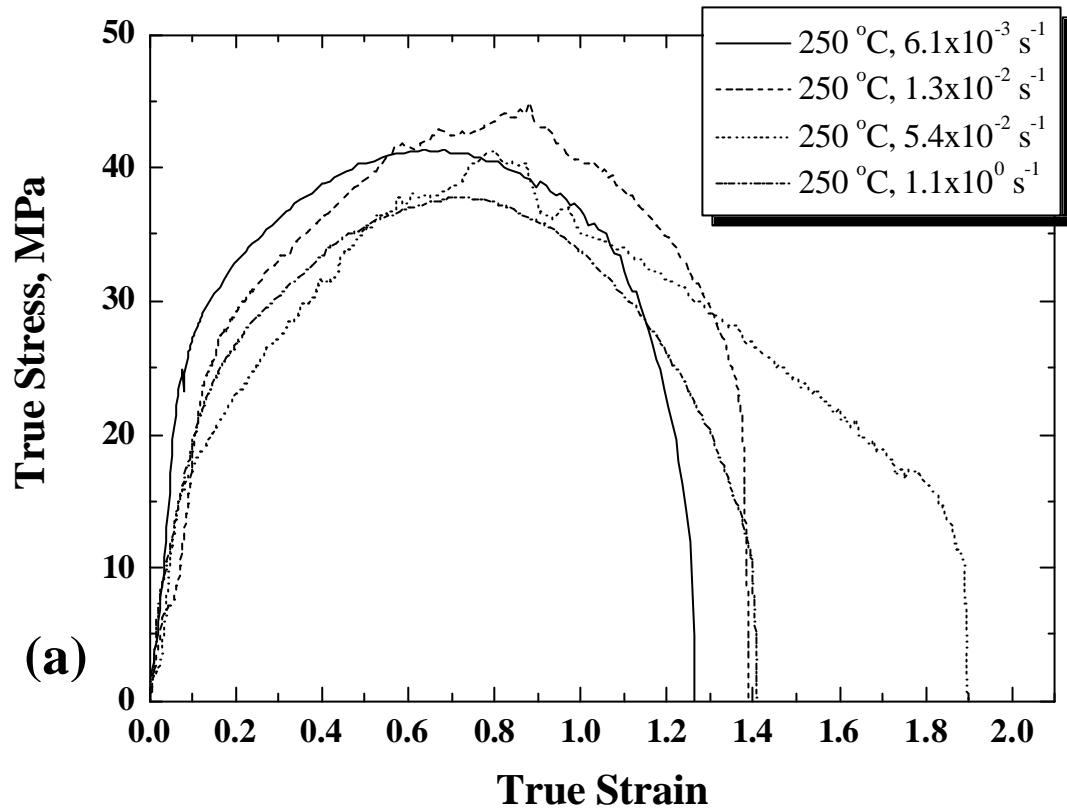
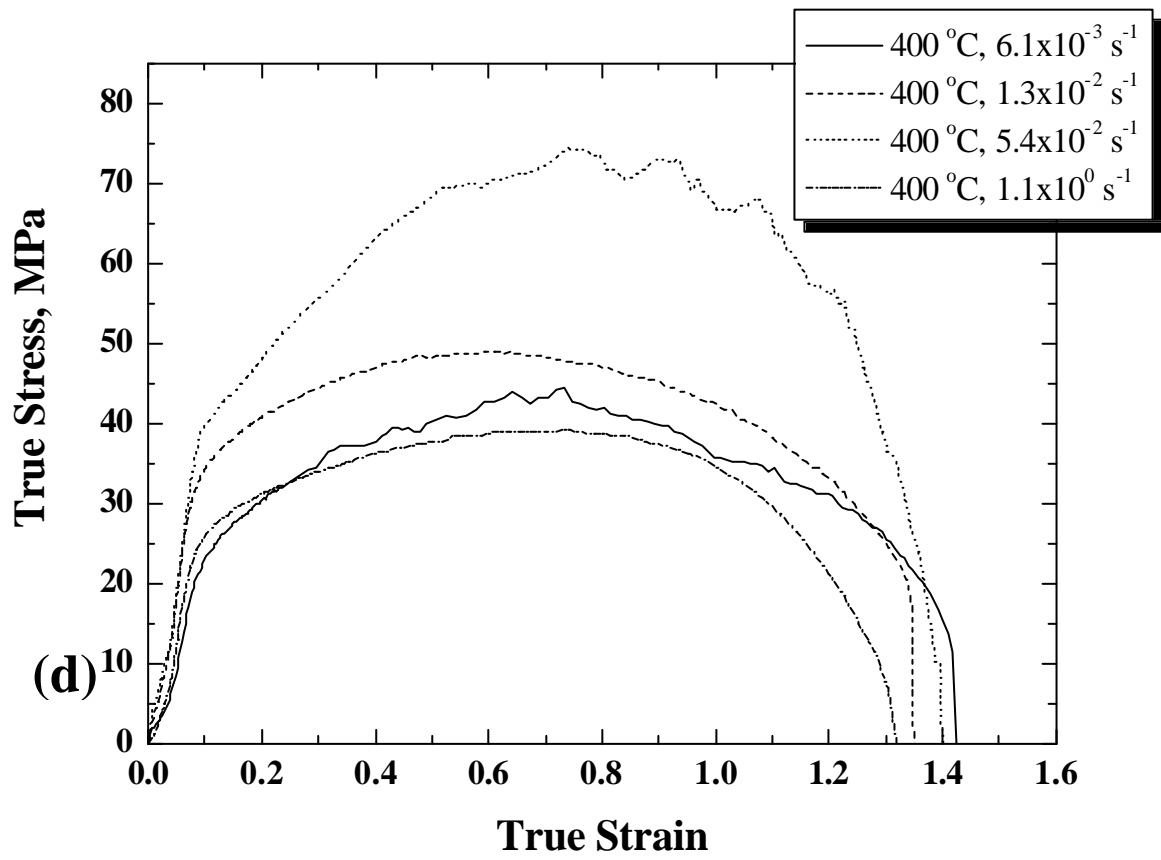
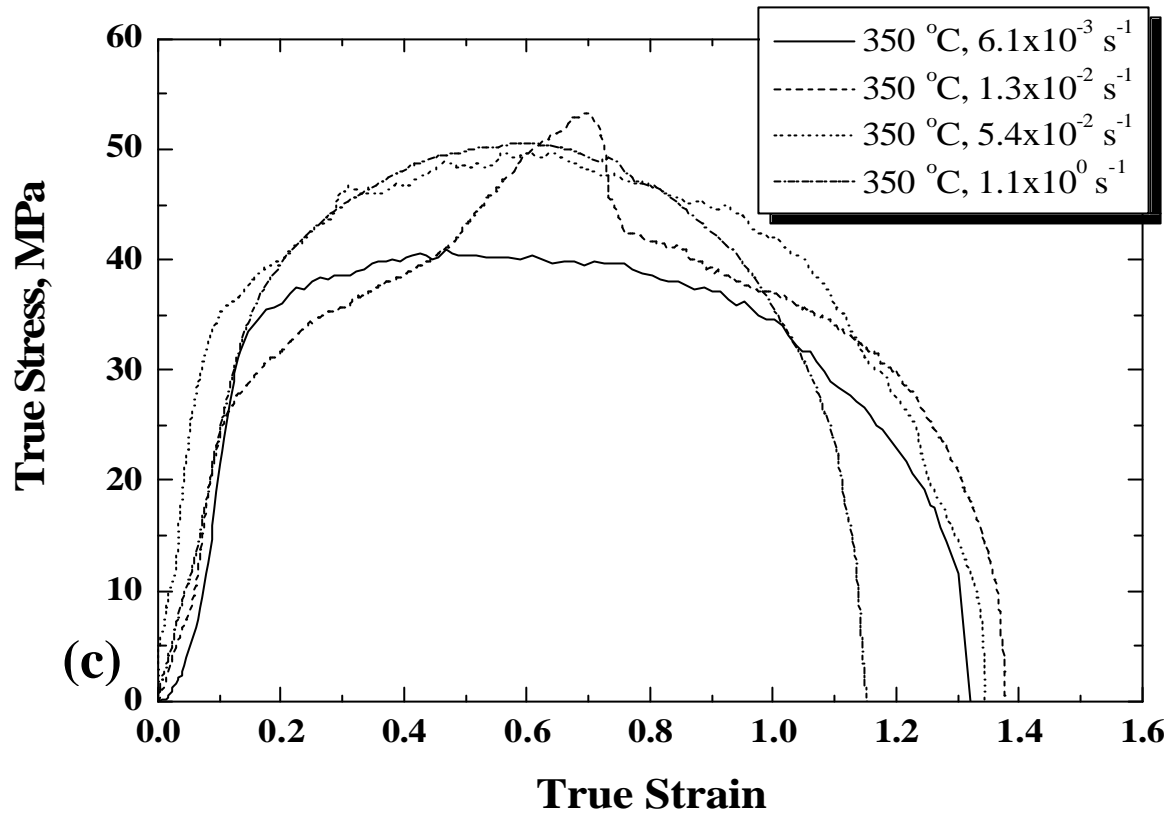


圖 3-35 高溫 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1\times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ 拉伸真實應力-應變圖 (a) $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 (b) $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 (c) $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 (d) $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 擠型 的測試結果



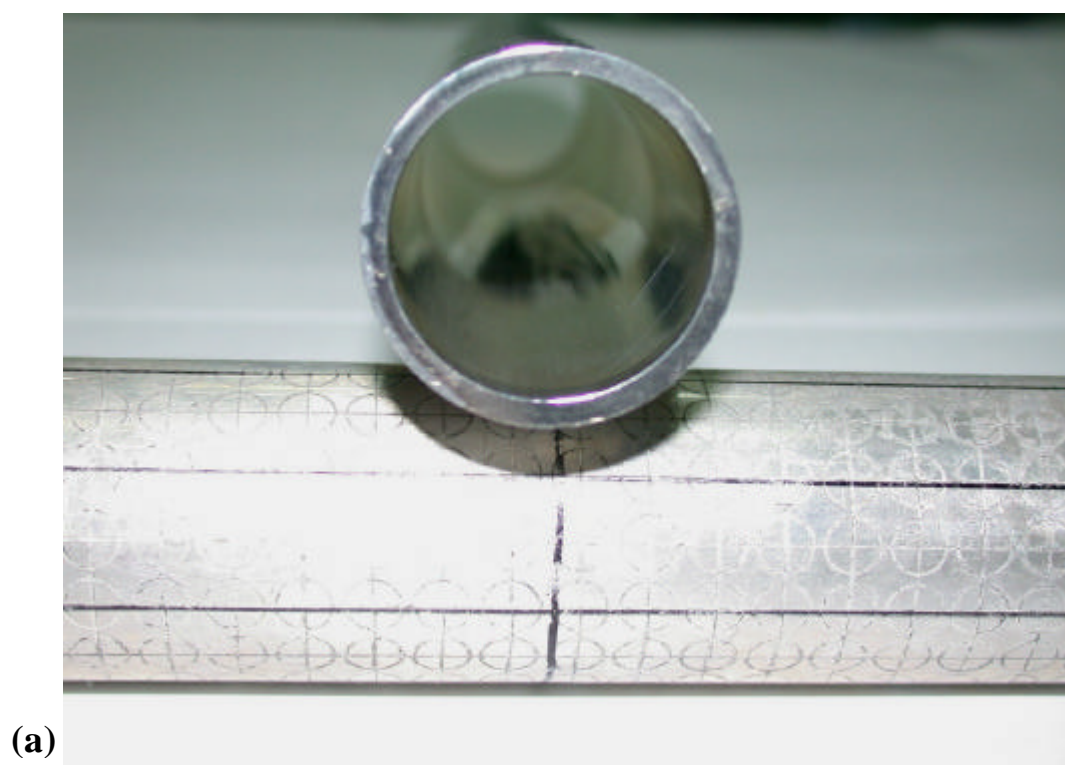


圖 3-36 壁厚 2.5 mm 的內徑研磨後之實體照片 (a) 平放 (b) 直立

(a)



(b)



圖 3-37 未退火管材室溫鼓脹破裂照片 (a) 編號 4 , 250 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 擠製的管材
(b) 編號 8、300 °C、 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 擠製的管材

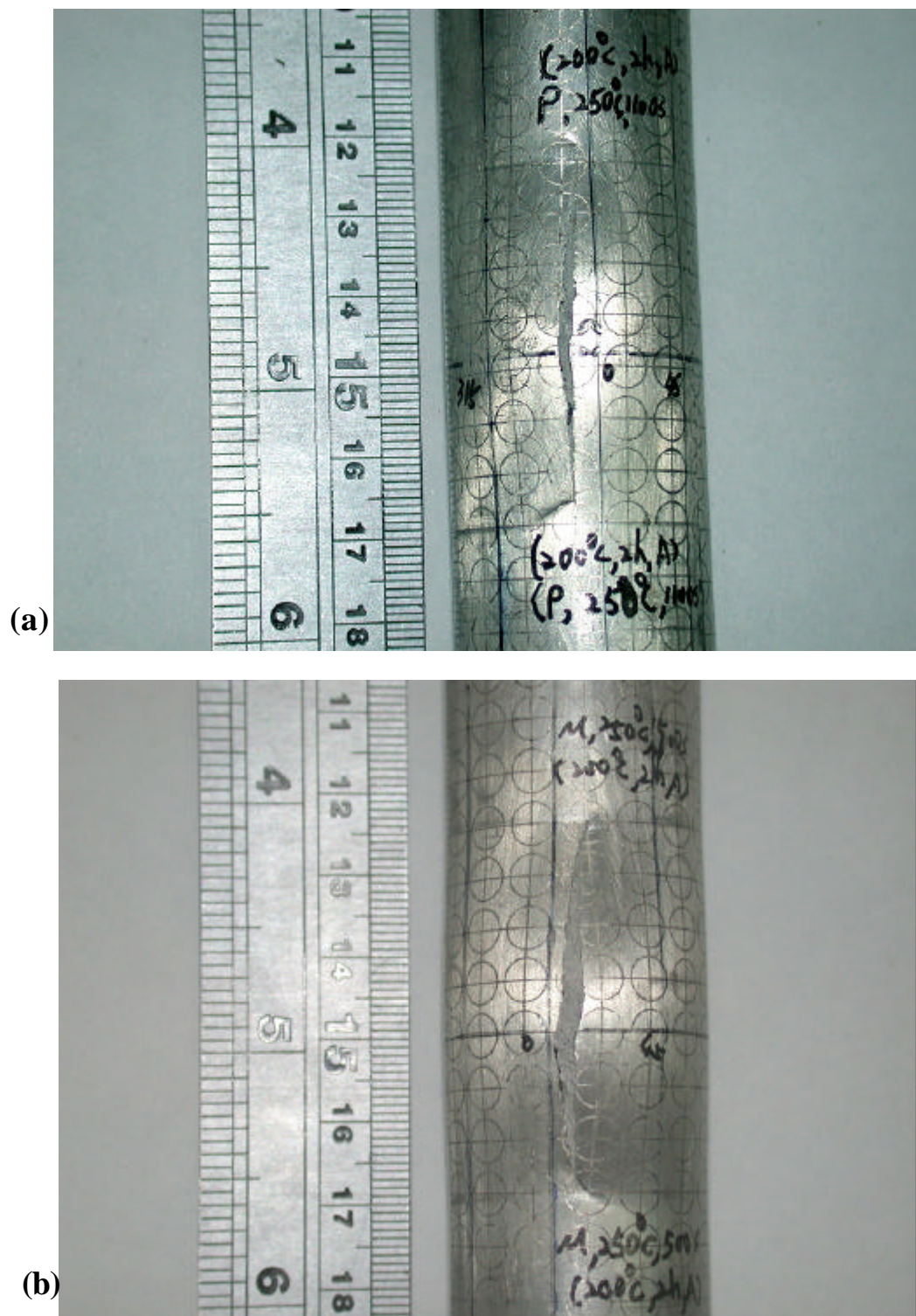


圖 3-38 管材經 200 °C、1 h 靜態退火後，室溫鼓脹破裂照片

(a) 試片編號 1，鼓脹高度 0.46 mm、最大鼓脹壓力 47.2 MPa

(b) 試片編號 2，鼓脹高度 0.56 mm、最大鼓脹壓力 47.4 MPa

(c) 試片編號 12，鼓脹高度 0.40 mm、最大鼓脹壓力 55.9 MPa

(c)



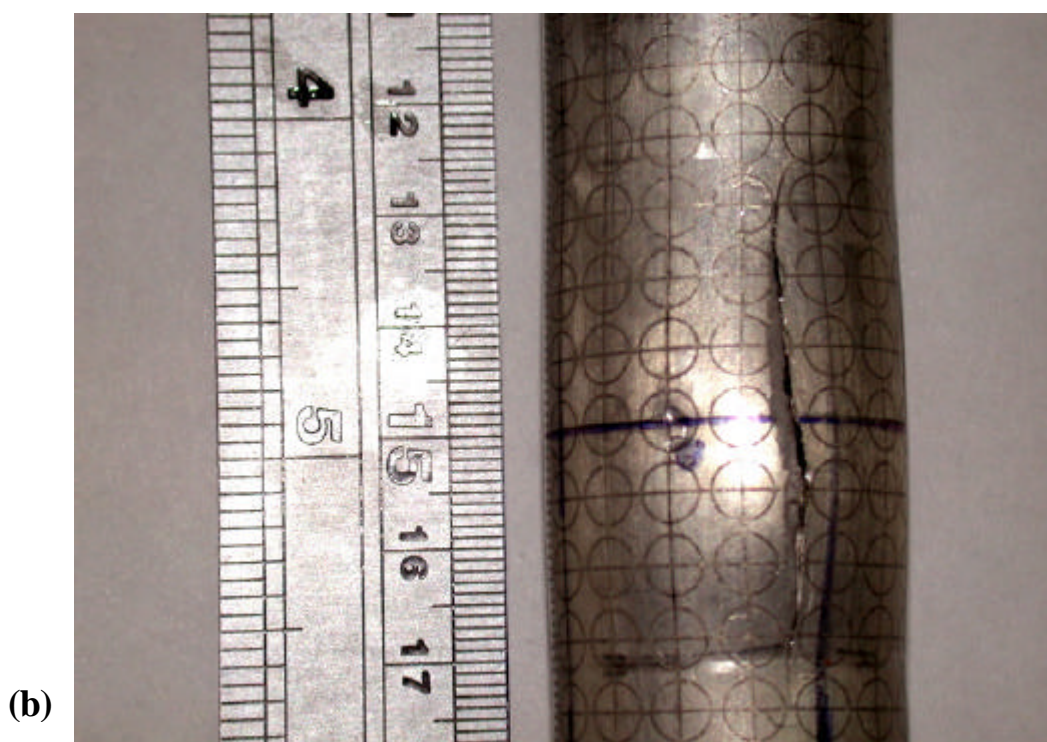
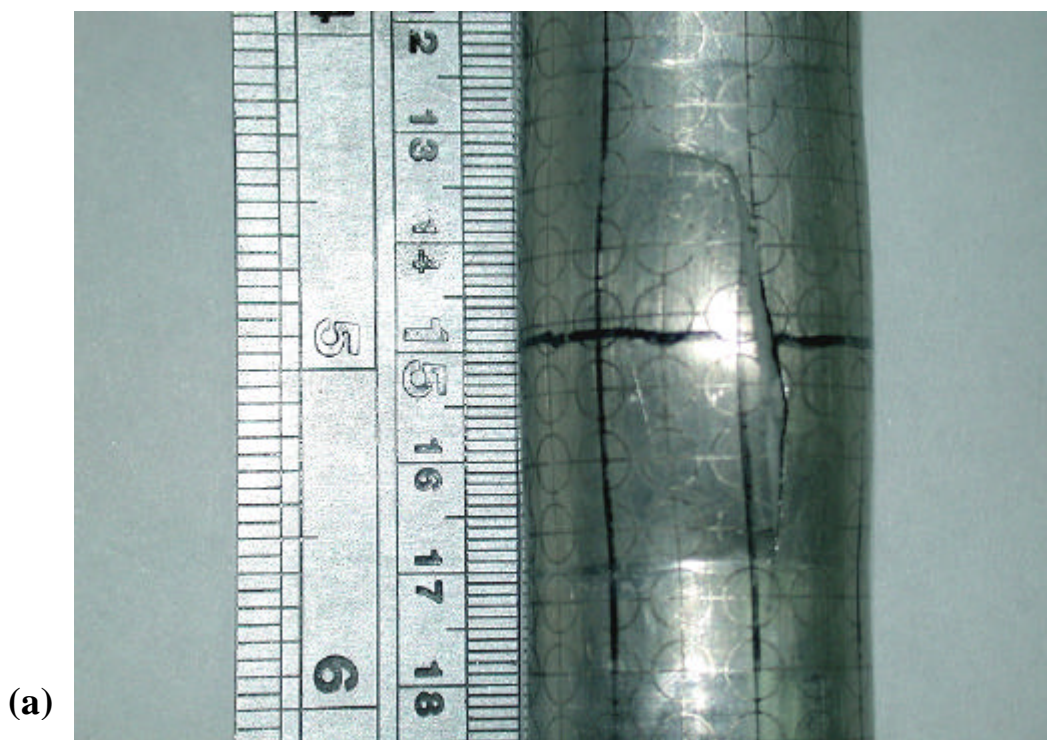
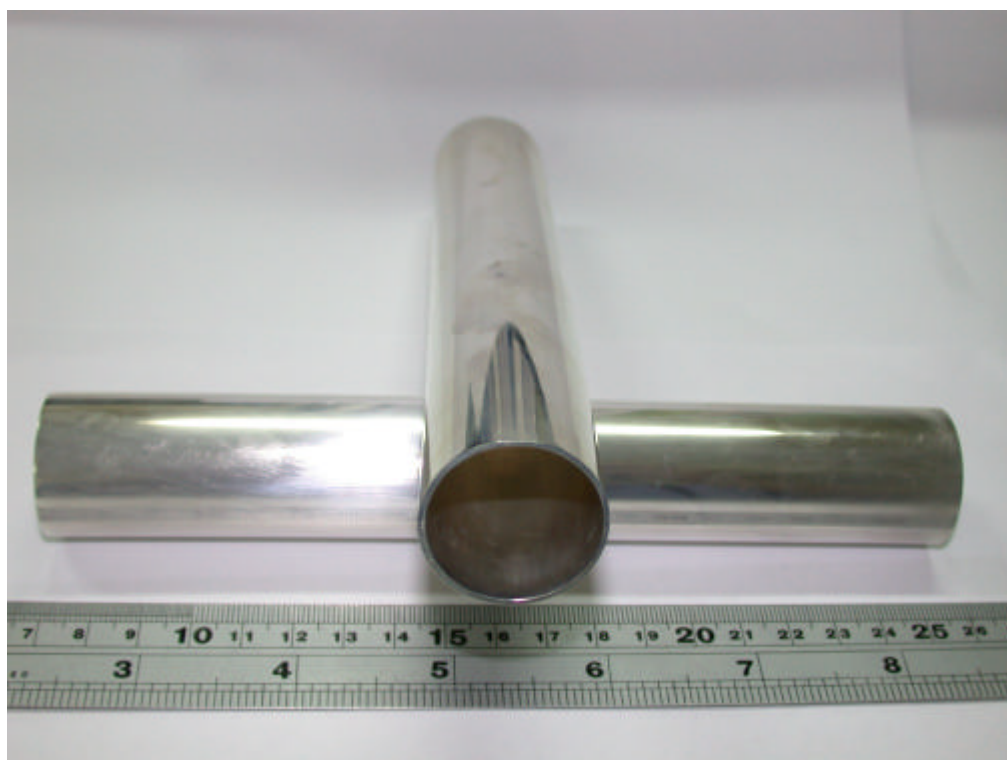


圖 3-39 管材經 400 °C、4 h 靜態退火後，室溫鼓脹破裂照片

(a) 試片編號 3，鼓脹高度 0.46 mm、最大鼓脹壓力 47.2 MPa

(b) 試片編號 16，鼓脹高度 0.81 mm、最大鼓脹壓力 41.0 MPa

(a)



(b)

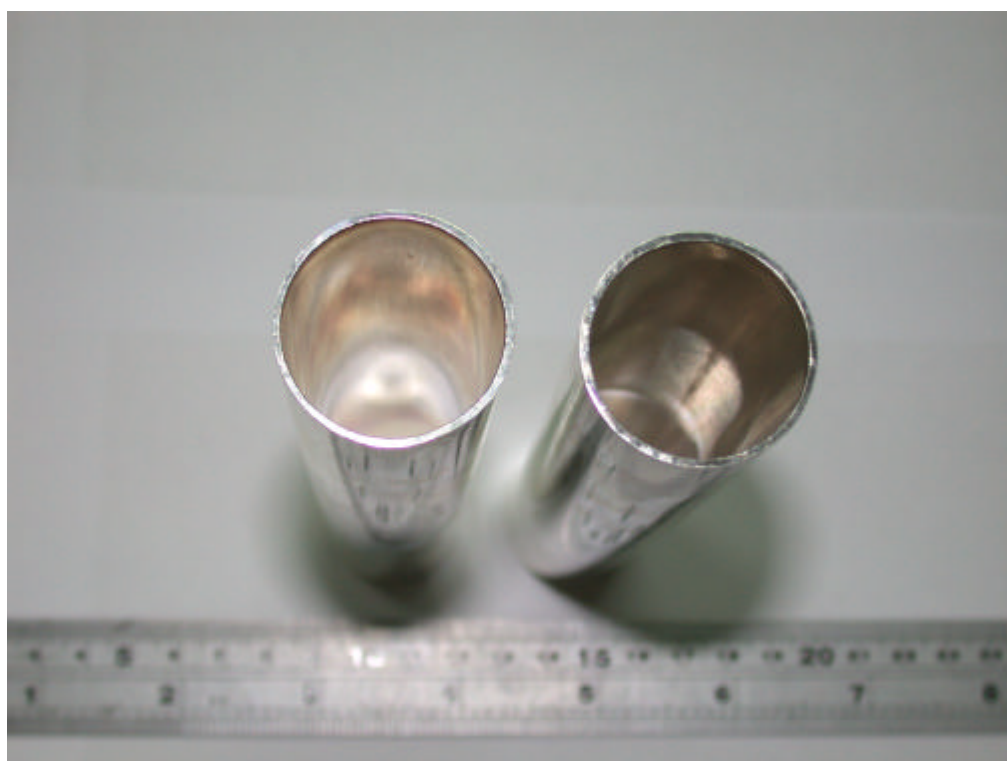


圖 3-40 管材經 400 °C、4 h 靜態退火後，車製成壁厚 1.3 mm 並經過內徑研磨拋光
(a) 平放 (b) 直立

(a)



(b)

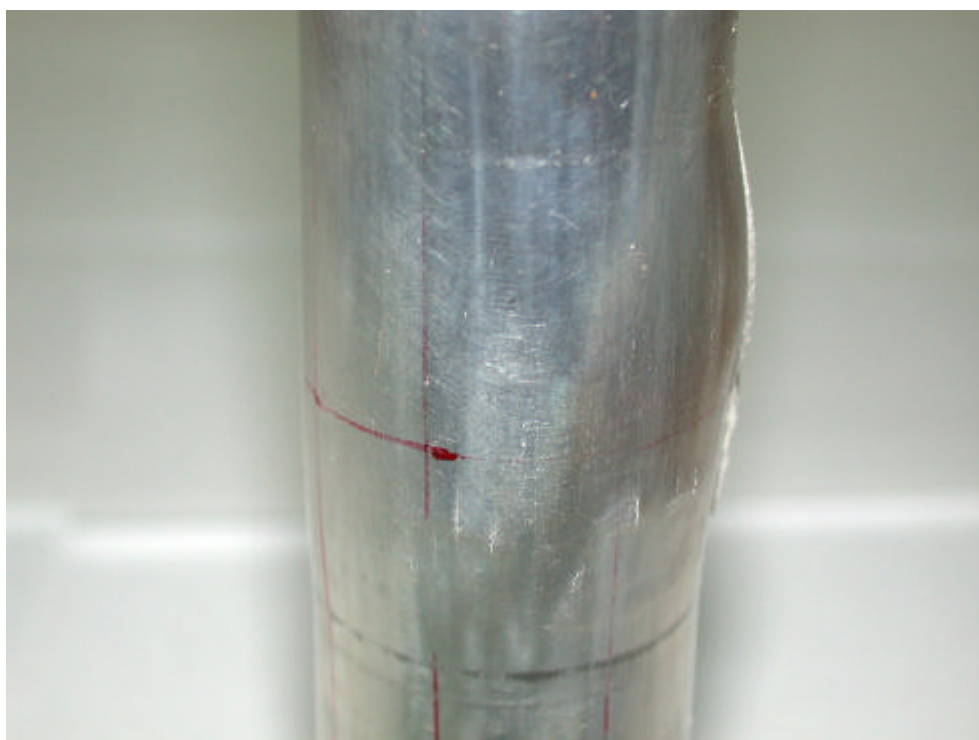


圖 3-41 管材經 400 °C、4 h 靜態退火後，壁厚 1.3 mm 鼓脹破裂照片

(a) 試片編號 1，鼓脹高度 1.06 mm、最大鼓脹壓力 21.5 MPa

(b) 試片編號 9，鼓脹高度 1.04 mm、最大鼓脹壓力 23.7 MPa

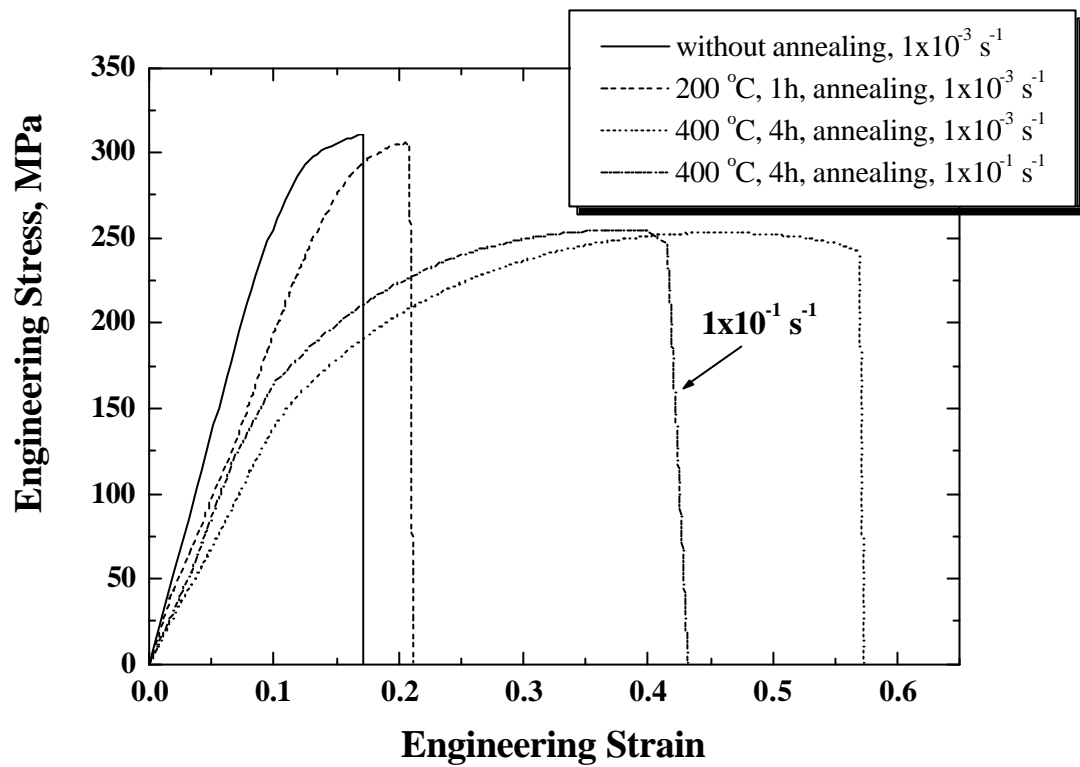


圖 3-42 室溫下不同溫度退火及不同拉伸速率之比較

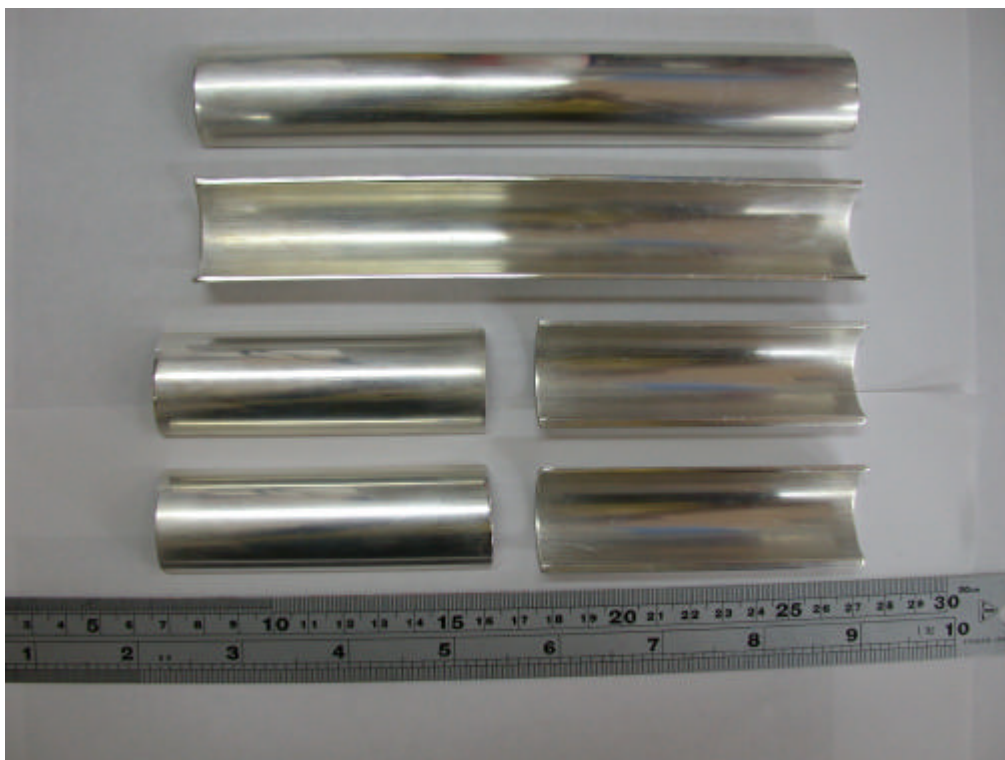
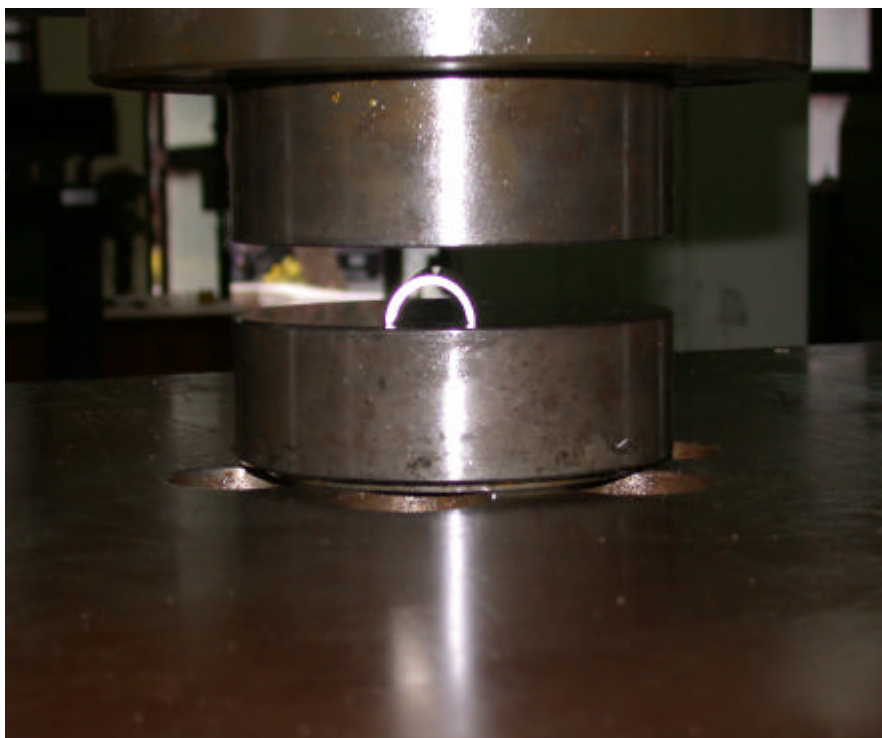


圖 3-43 管材剖開並切成一半之實體照片

(a)



(b)



圖 3-44 以 SHIMADZU UH-1000kNA 萬能試驗機壓平
(a) 即將壓平狀態 (b) 控制機台

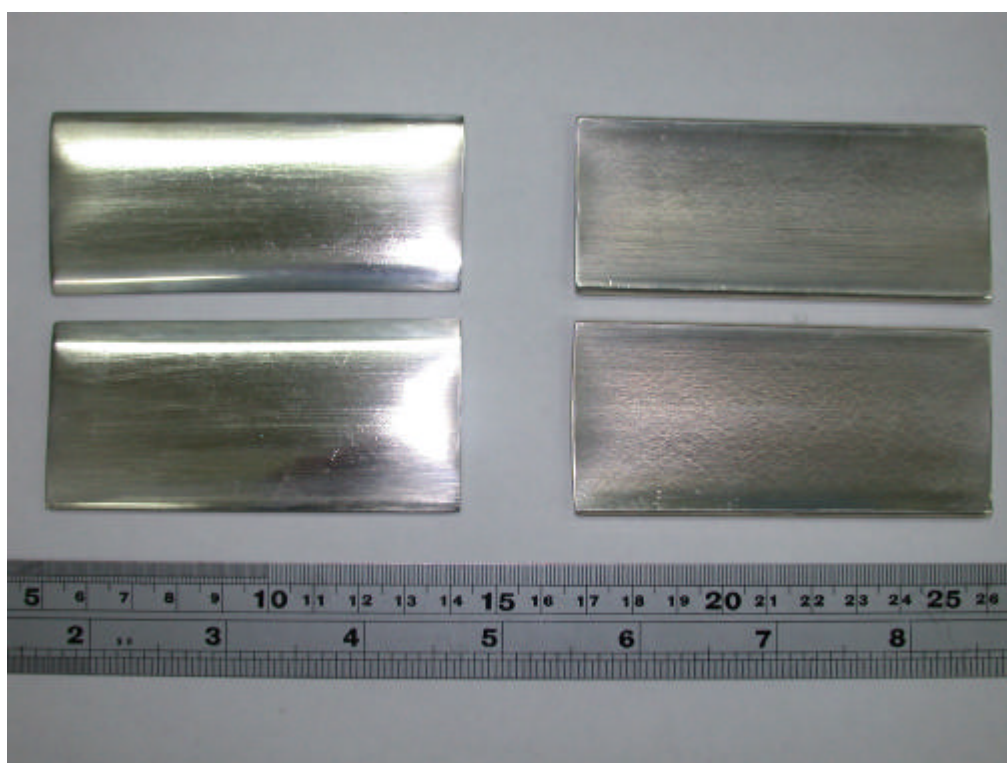


圖 3-45 管材壓平後變成片材

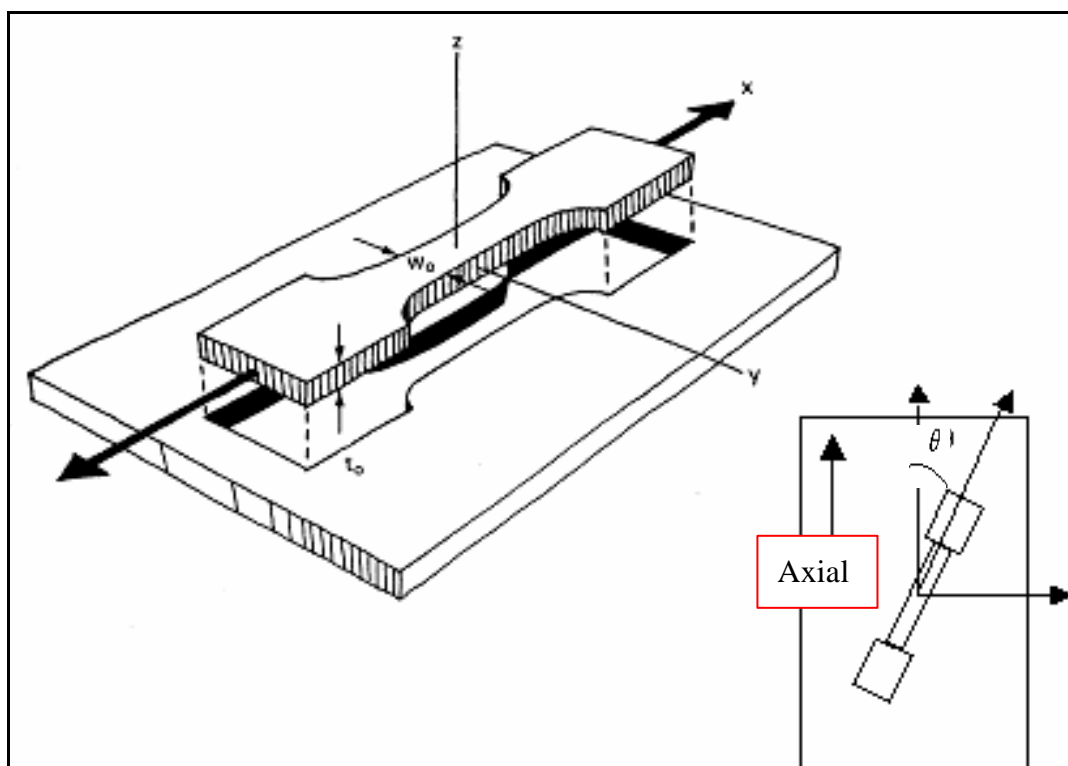


圖 3-46 拉伸試片方向定義示意圖[64]

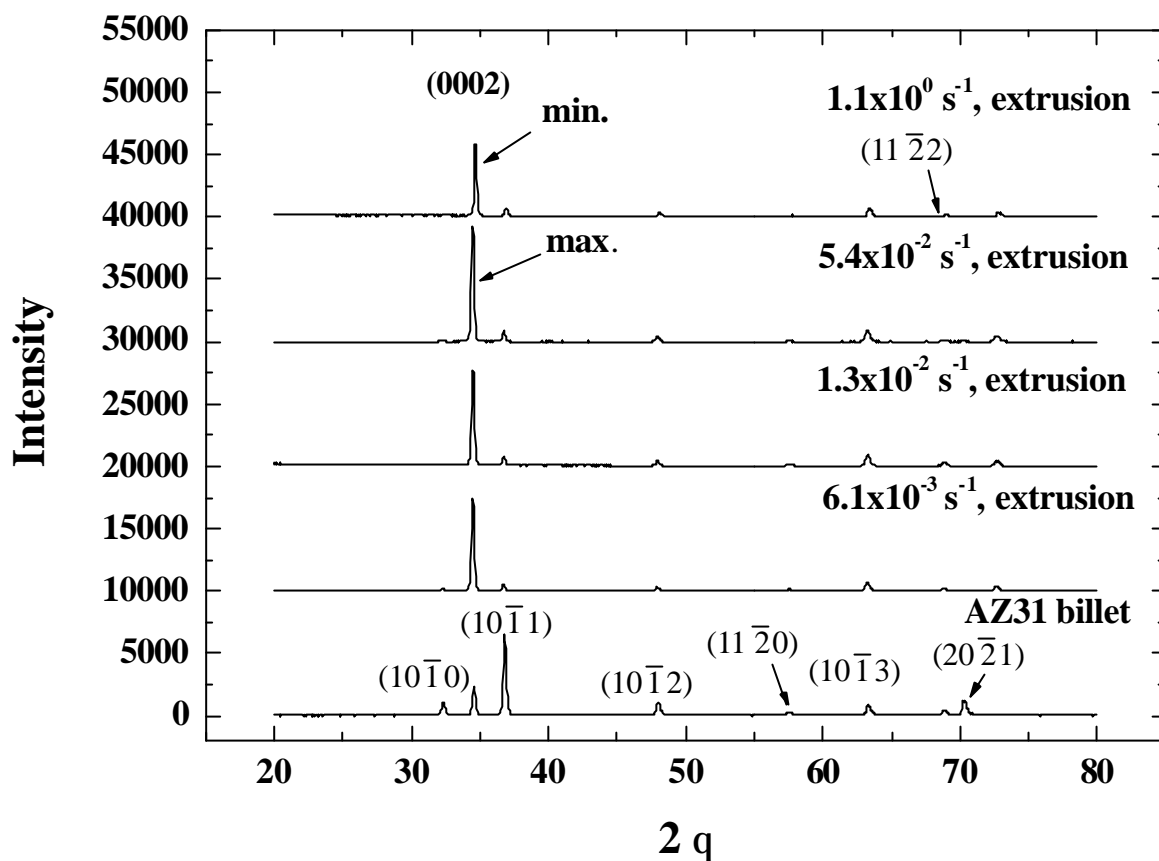


圖 3-47 250 °C 擠型於不同擠型速率 X 光繞射分析

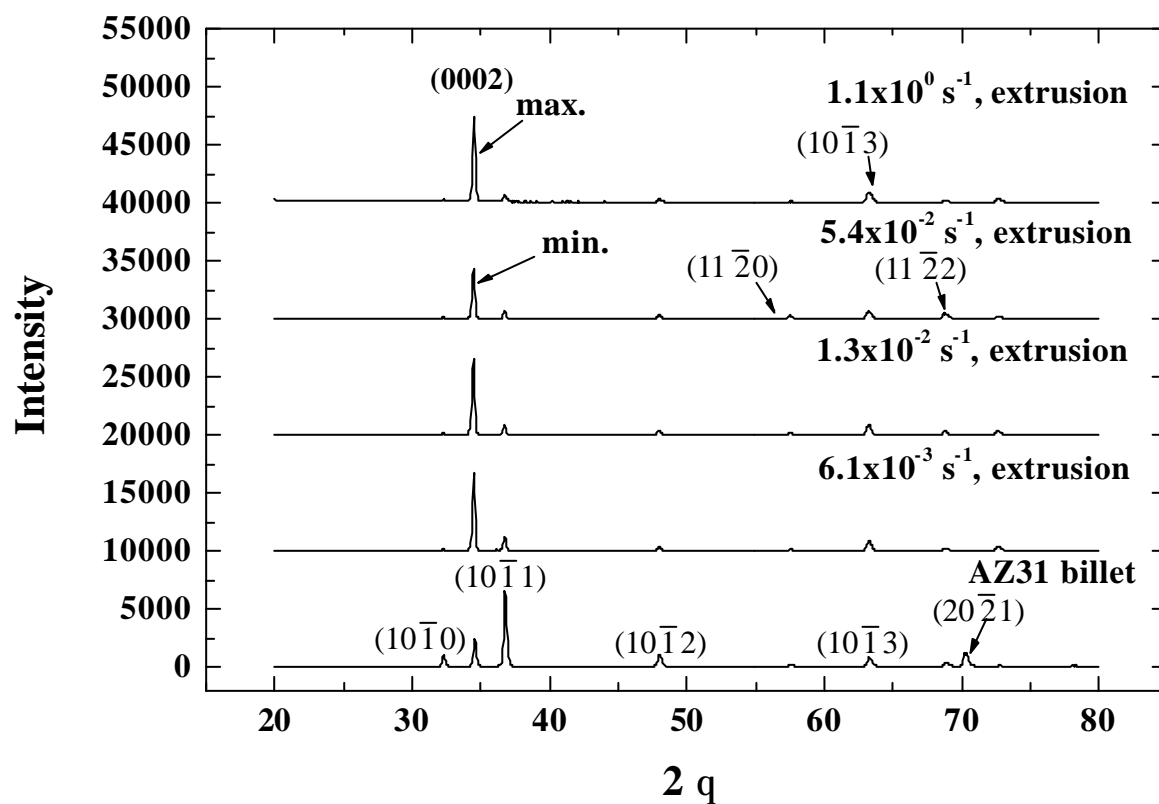


圖 3-48 300 °C 擠型於不同擠型速率 X 光繞射分析

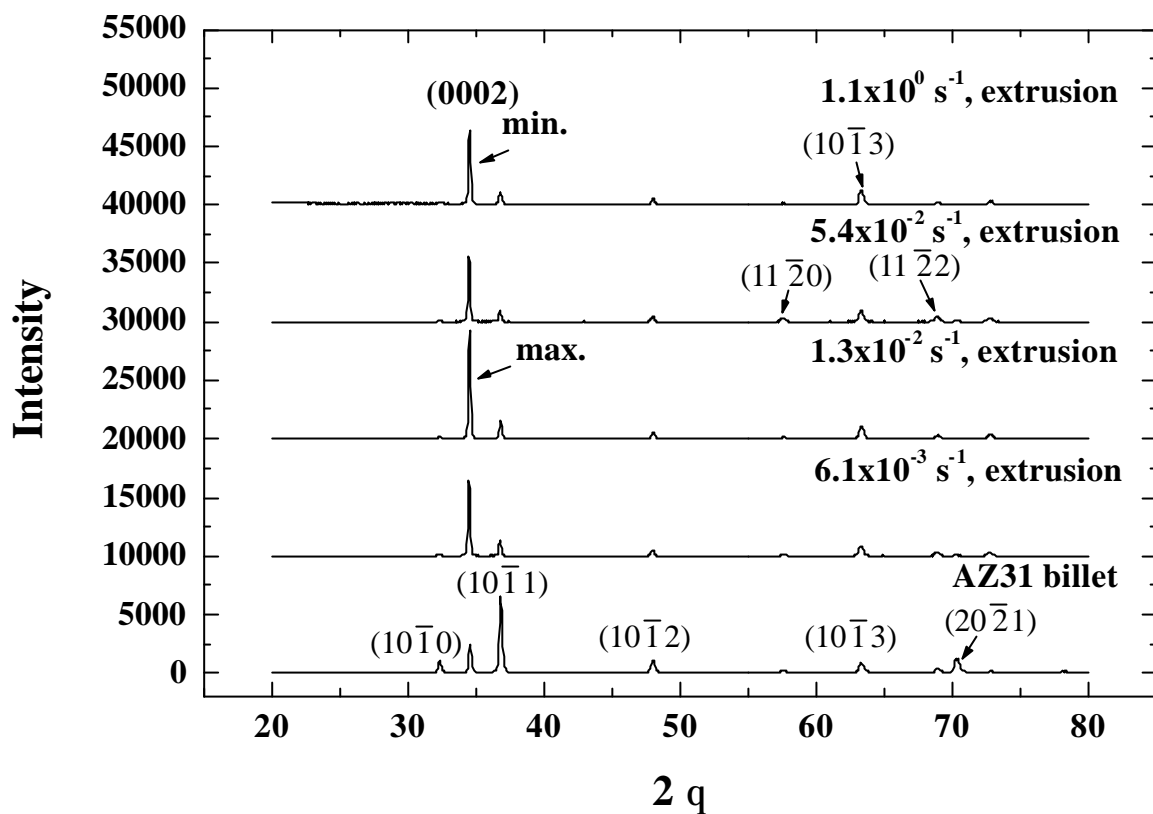


圖 3-49 350 °C 擠型於不同擠型速率 X 光繞射分析

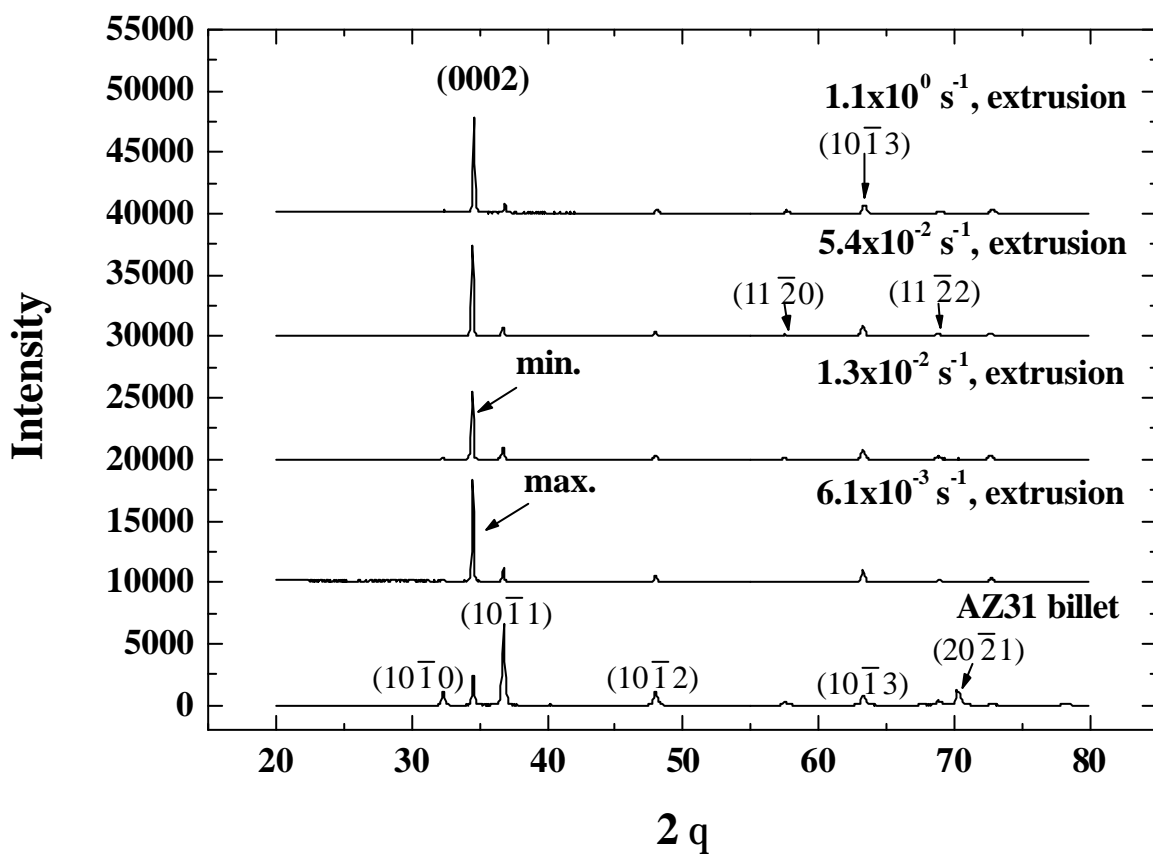


圖 3-50 400 °C 擠型於不同擠型速率 X 光繞射分析

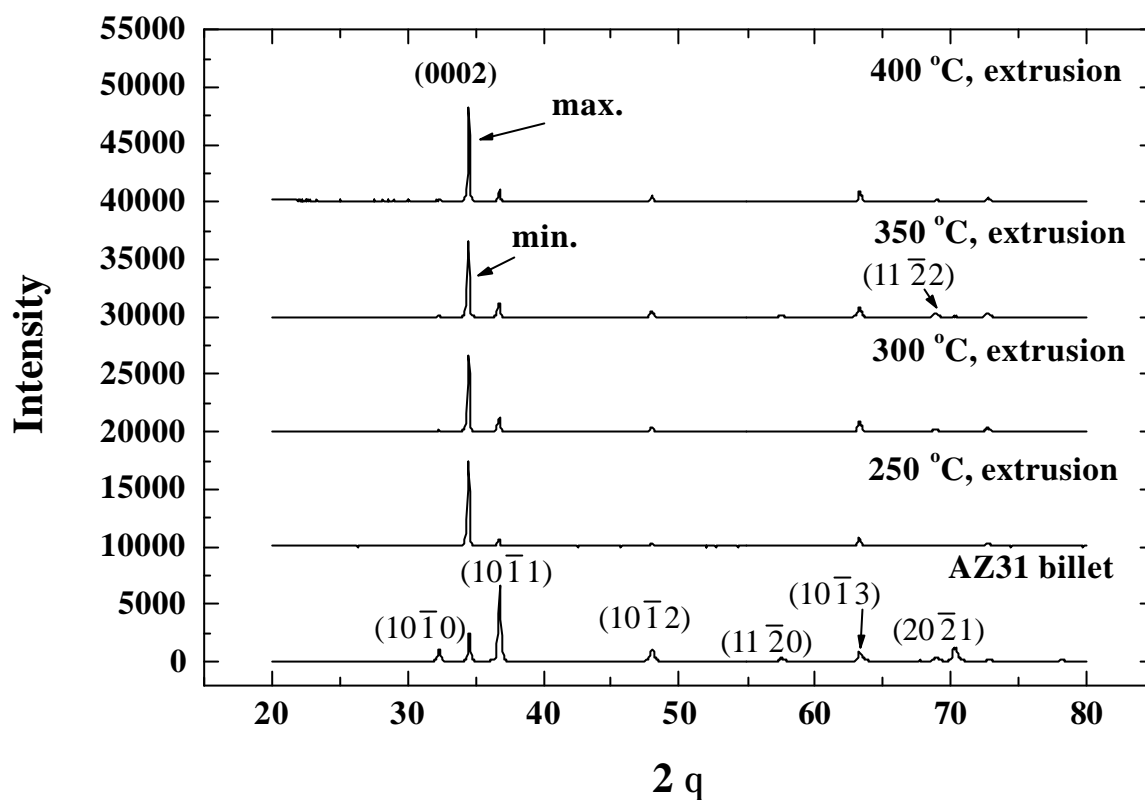


圖 3-51 相同擠型速率 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較

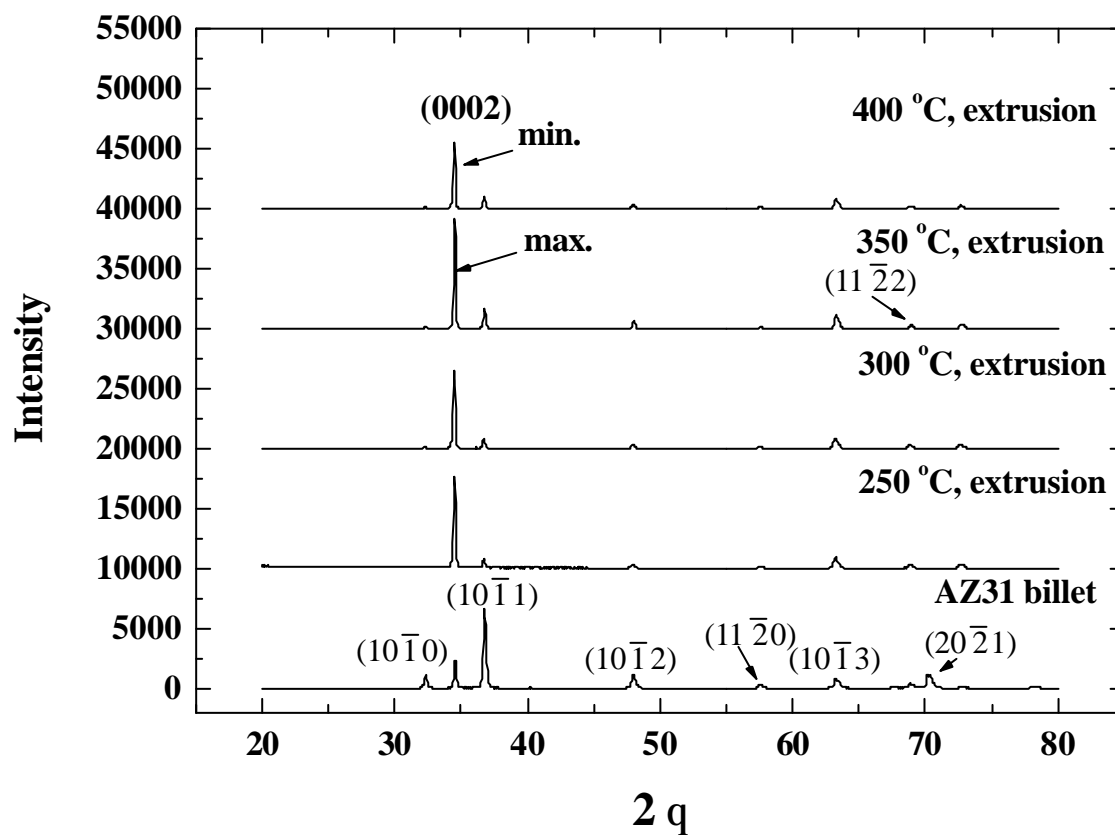


圖 3-52 相同擠型速率 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較

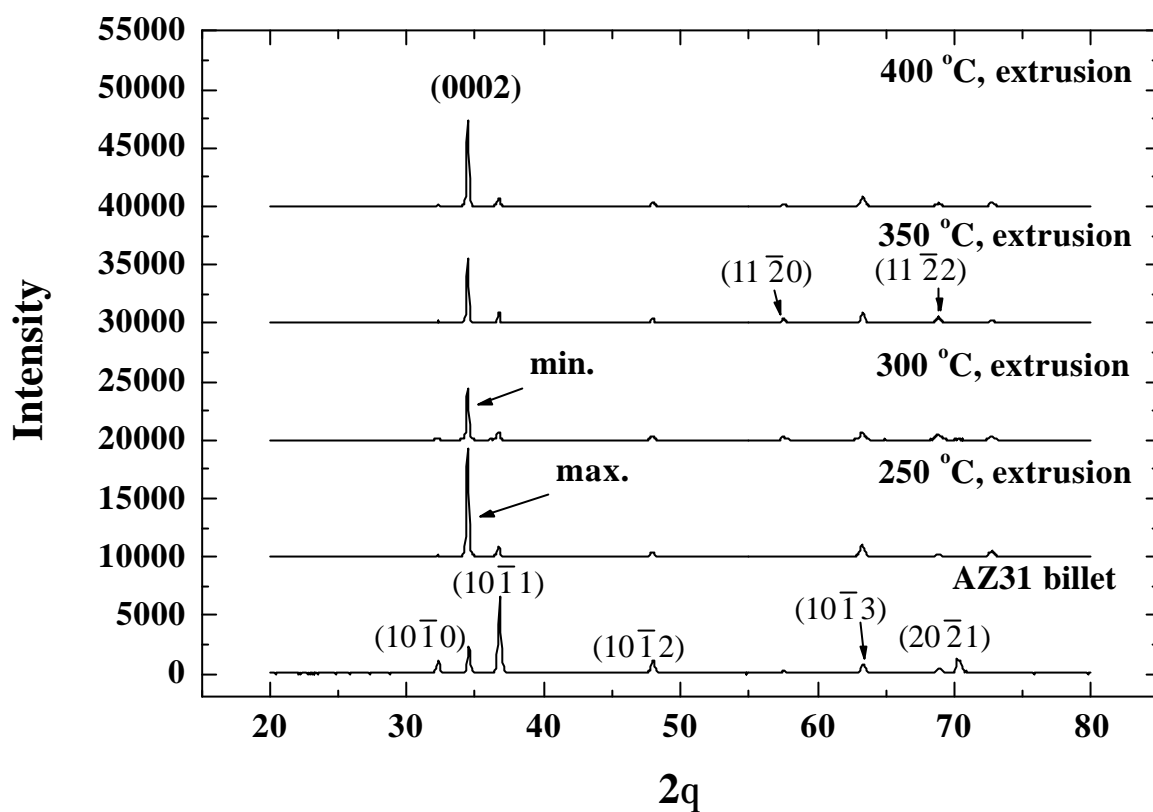


圖 3-53 相同擠型速率 $5.4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較

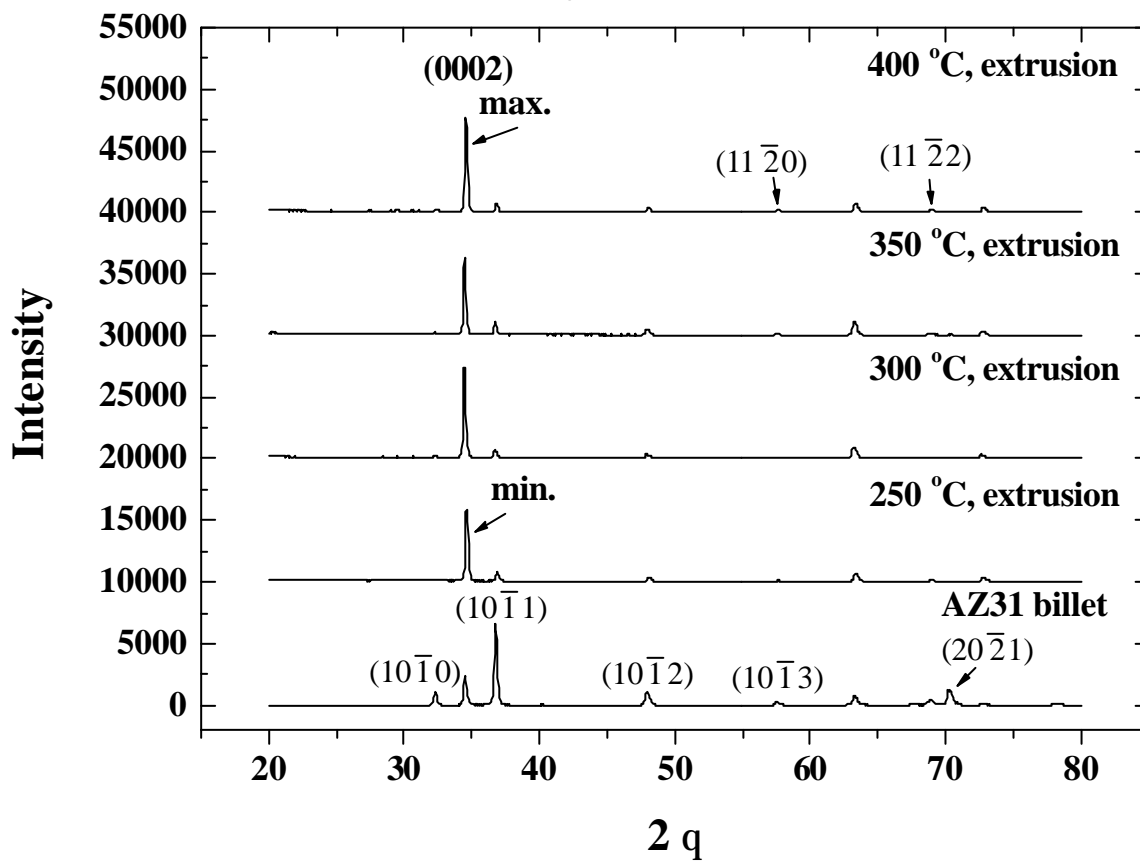


圖 3-54 相同擠型速率 $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ，但不同擠型溫度 X 光繞射分析比較

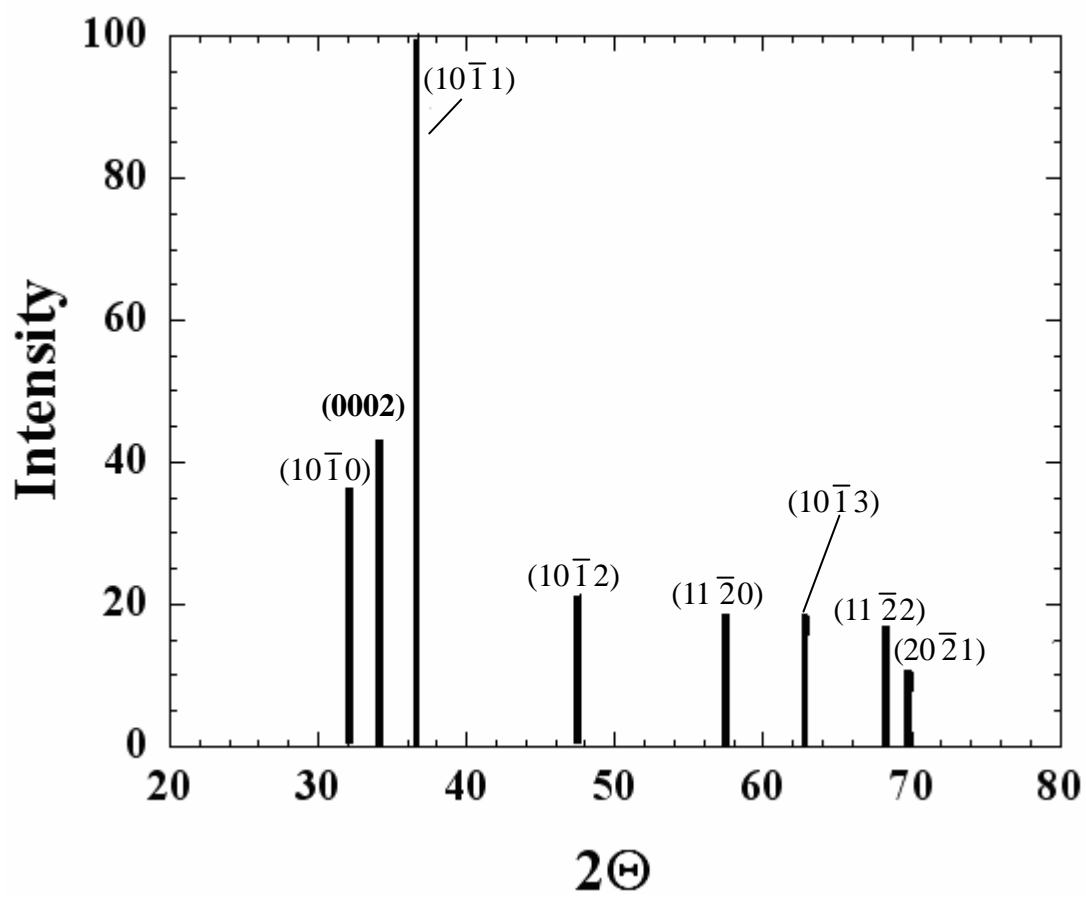
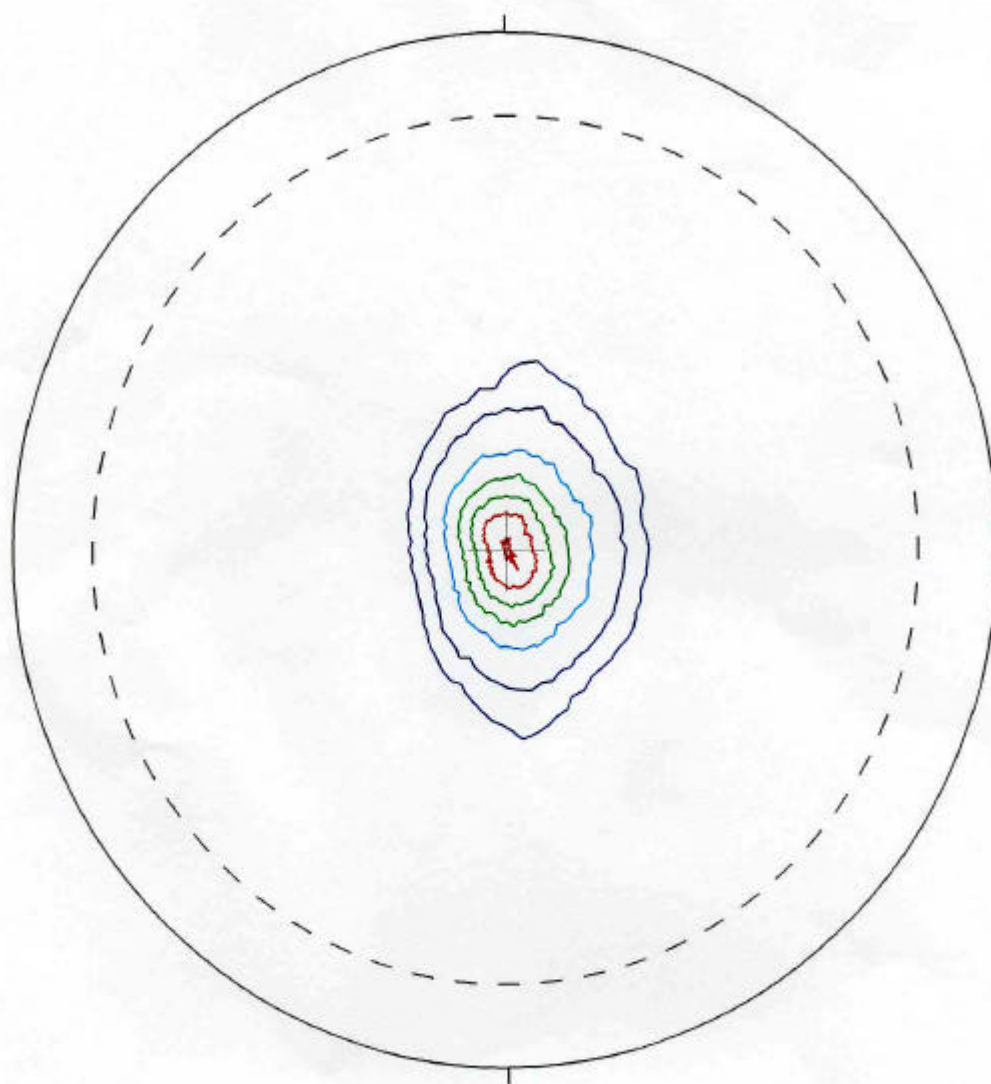


圖 3-55 鎂金屬粉末的 X 光繞射圖

300C500S

Measured pole figure 002

Levels: 1.0 2.0 2.0 4.0 6.0 8.0 10.0 12.0



300C500S

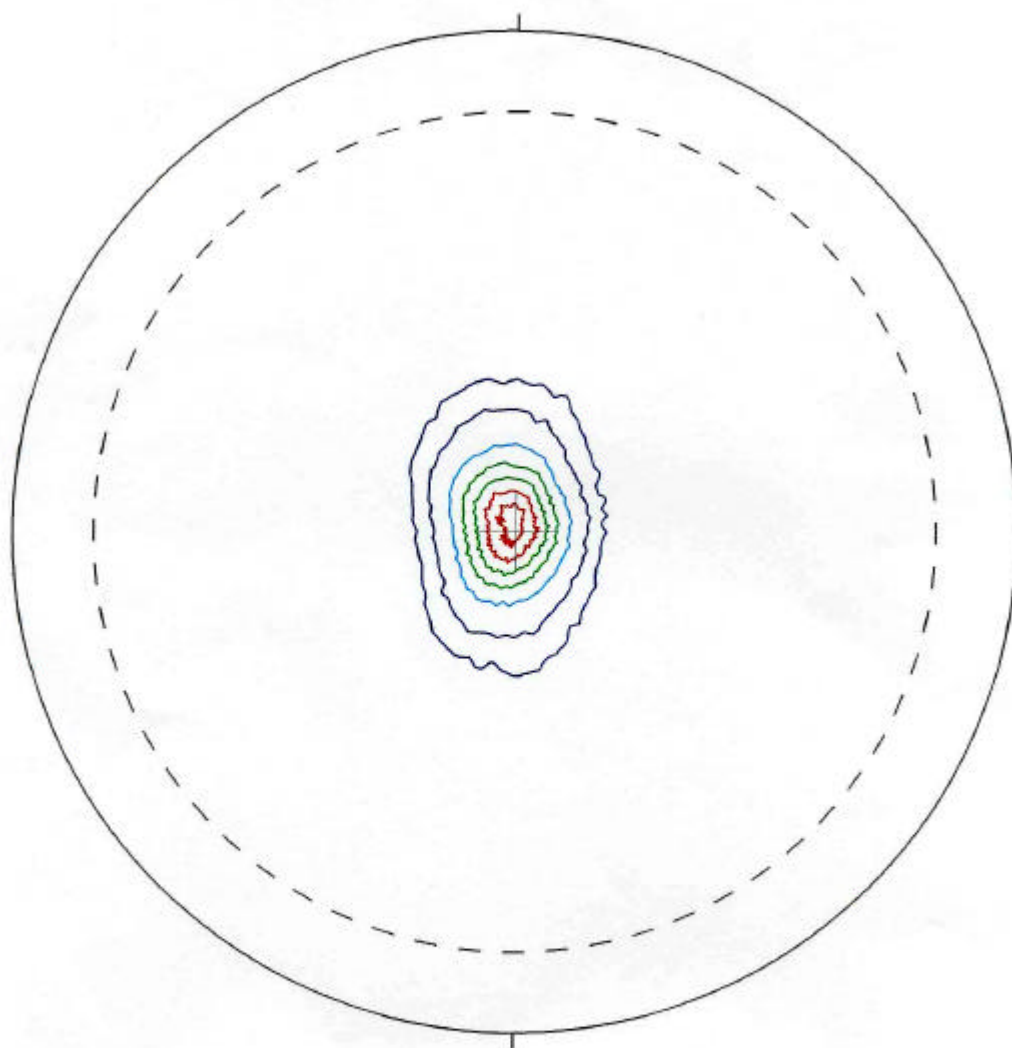
National Yunlin Institute of Technology 18-Apr-2004 00:29

圖 3-56 經 300 °C、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製後 pole figure

400C1100S

Measured pole figure 002

Levels: 1.0 2.0 2.0 4.0 6.0 8.0 10.0 12.0

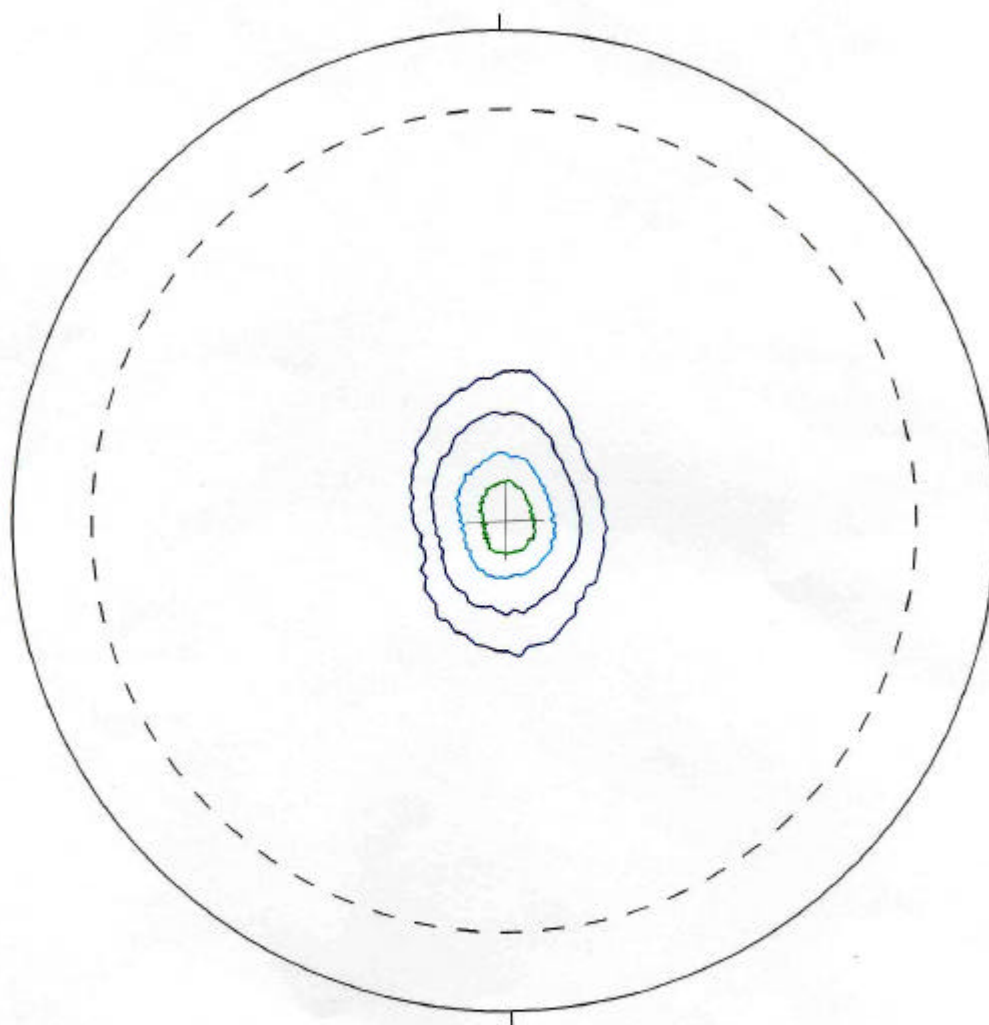


400C1100S

National Yunlin Institute of Technology 18-Apr-2004 08:24

圖 3-57 經 400 °C、 $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 擠製後 pole figure

400,500
Measured pole figure 002
Levels: 1.0 2.0 2.0 4.0 6.0



400_500
National Yunlin Institute of Technology 18-Apr-2004 08:34

圖 3-58 經 400 °C、 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 擠製後 pole figure

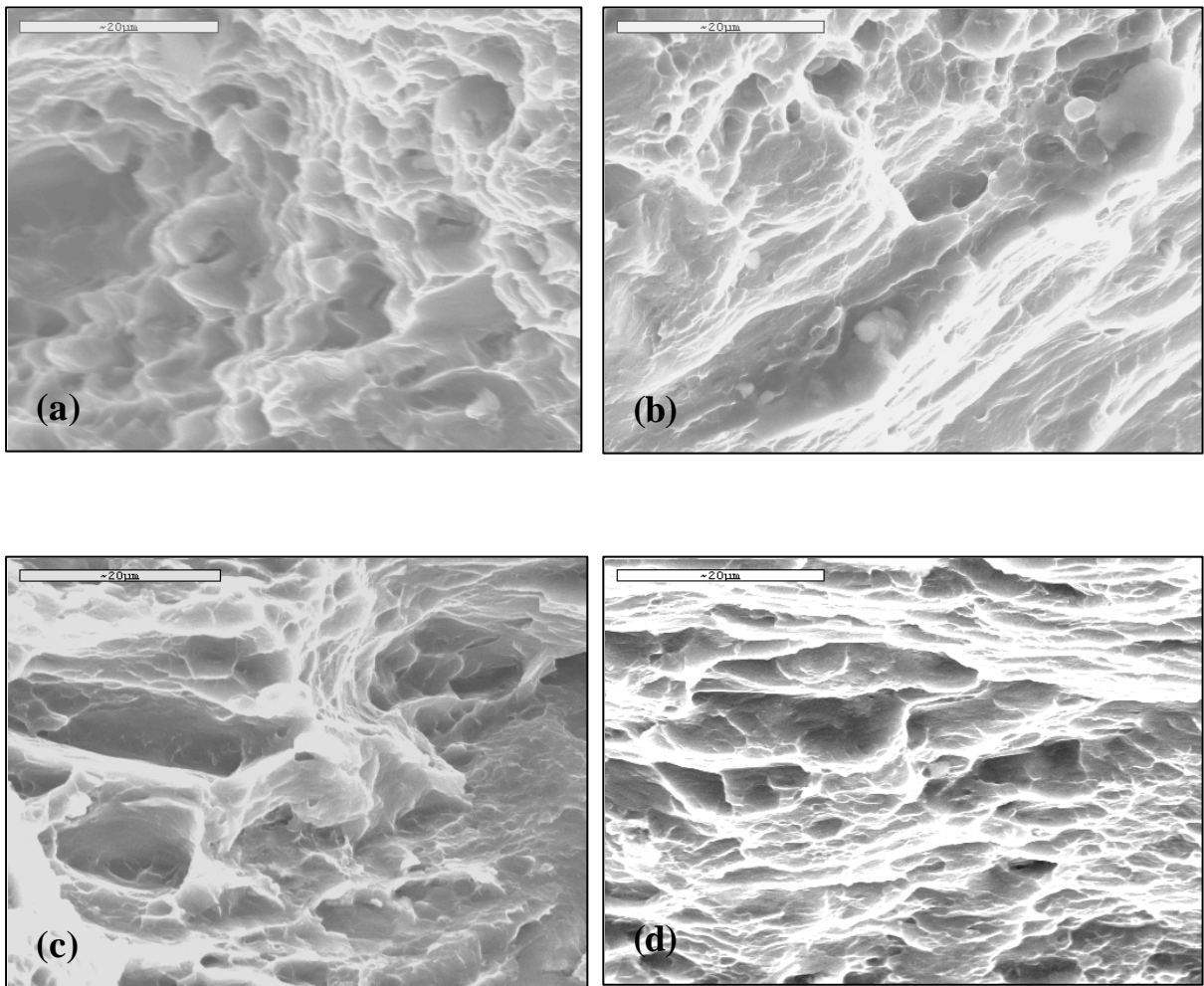


圖 3-59 低溫 250 °C 擠製的管材，在室溫拉伸破斷面

(a) $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

(b) $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

(c) $5.4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-2}$

(d) $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$

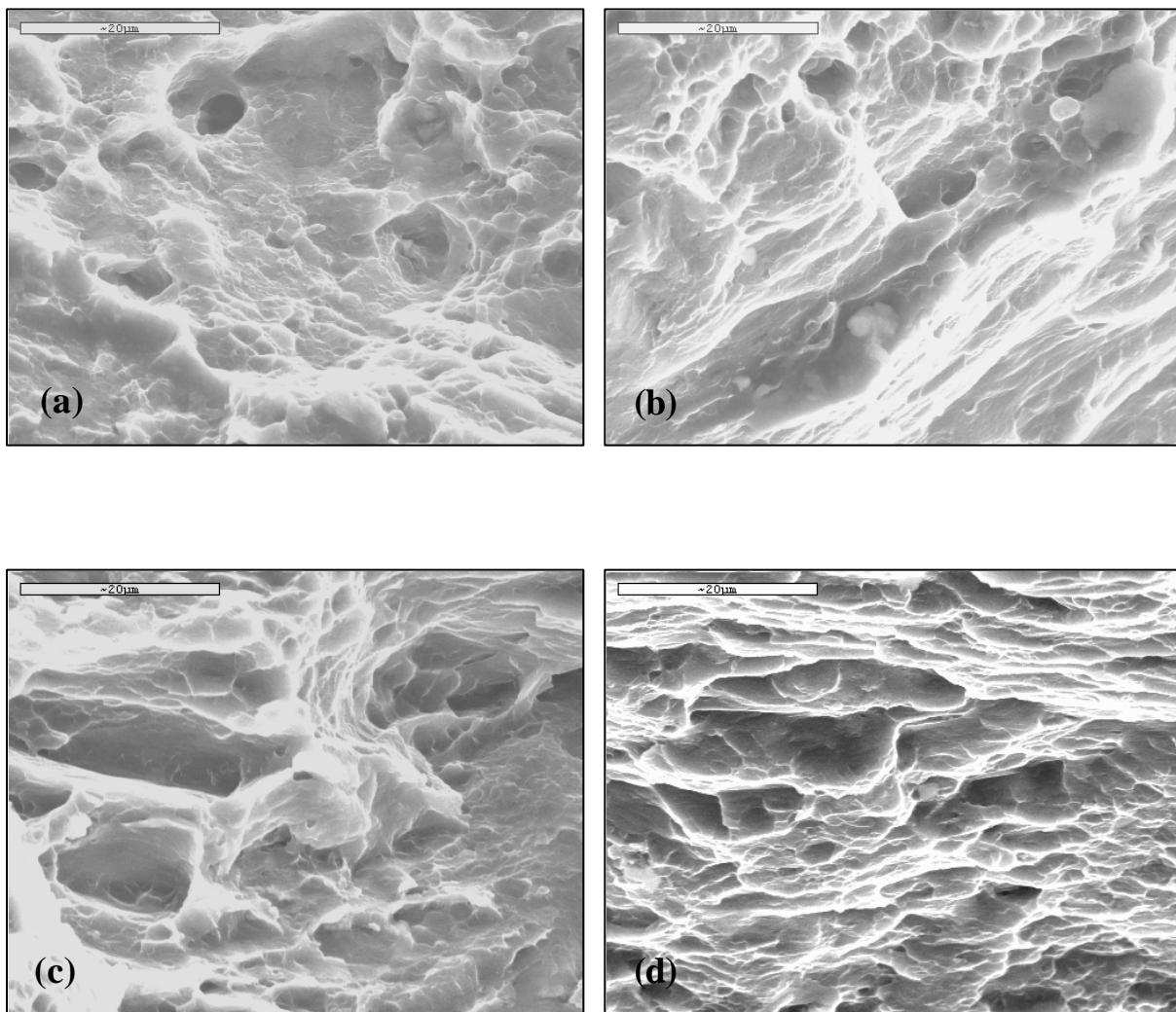


圖 3-60 高溫 400 °C 擠製的管材，在室溫拉伸破斷面

(a) $6.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

(b) $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

(c) $5.4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-2}$

(d) $1.1 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$

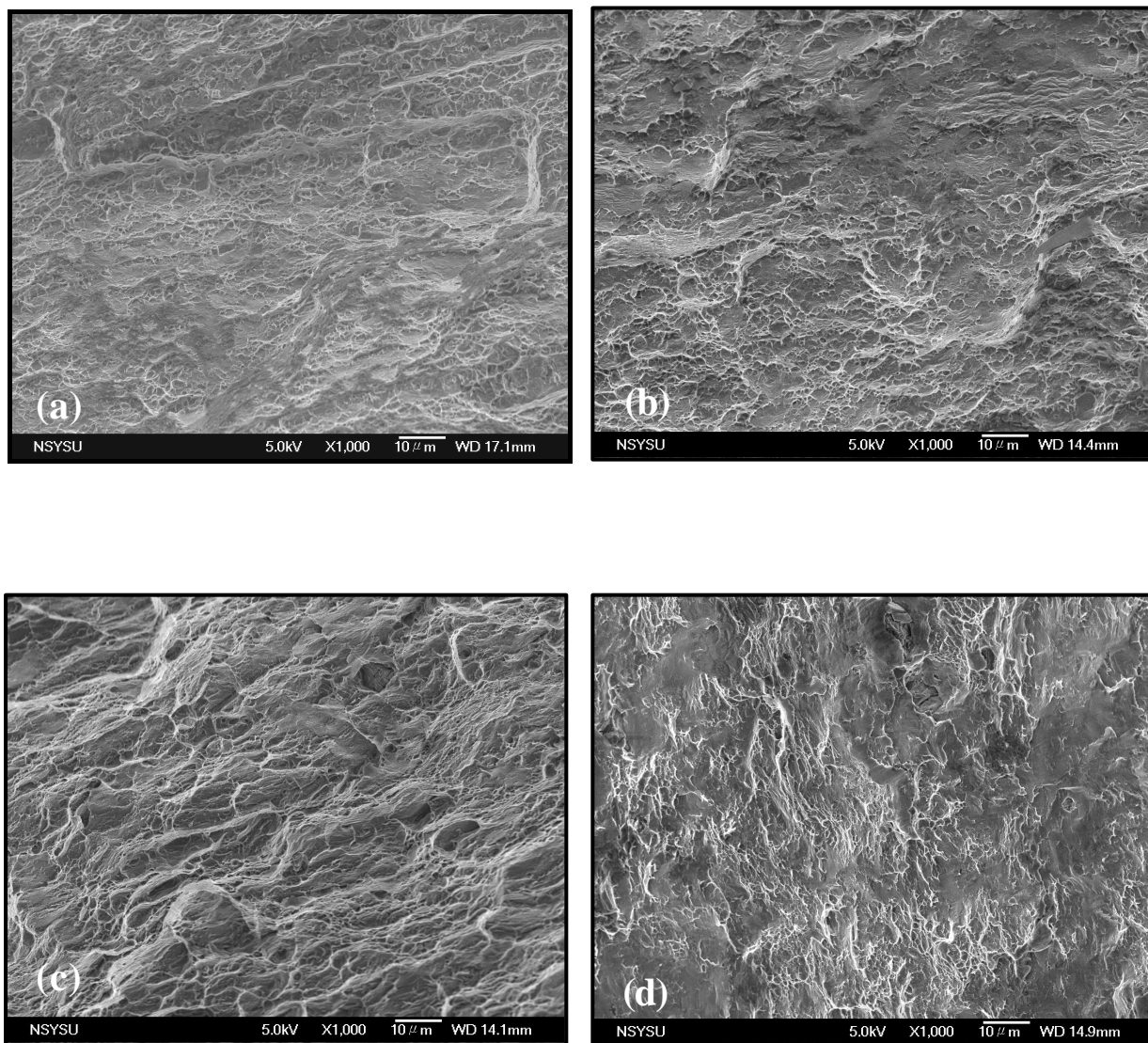


圖 3-61 液壓鼓脹破裂後之破斷面 SEM 照片

- (a) 編號 4 管材，未經過退火 (b) 編號 12 管材，200 °C, 1 h 退火
 (c) 編號 1 管材，400 °C, 4 h 退火 (d) 編號 3 管材，400 °C, 4 h 退火

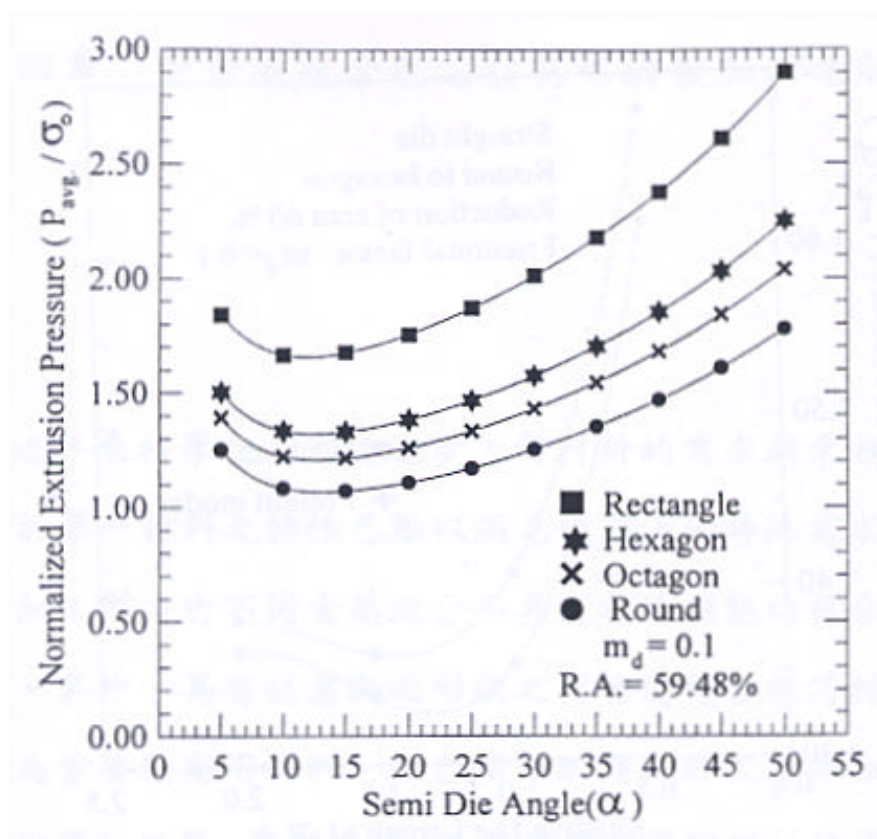


圖 4-1 擠製產品外形對擠製壓力的影響[132]

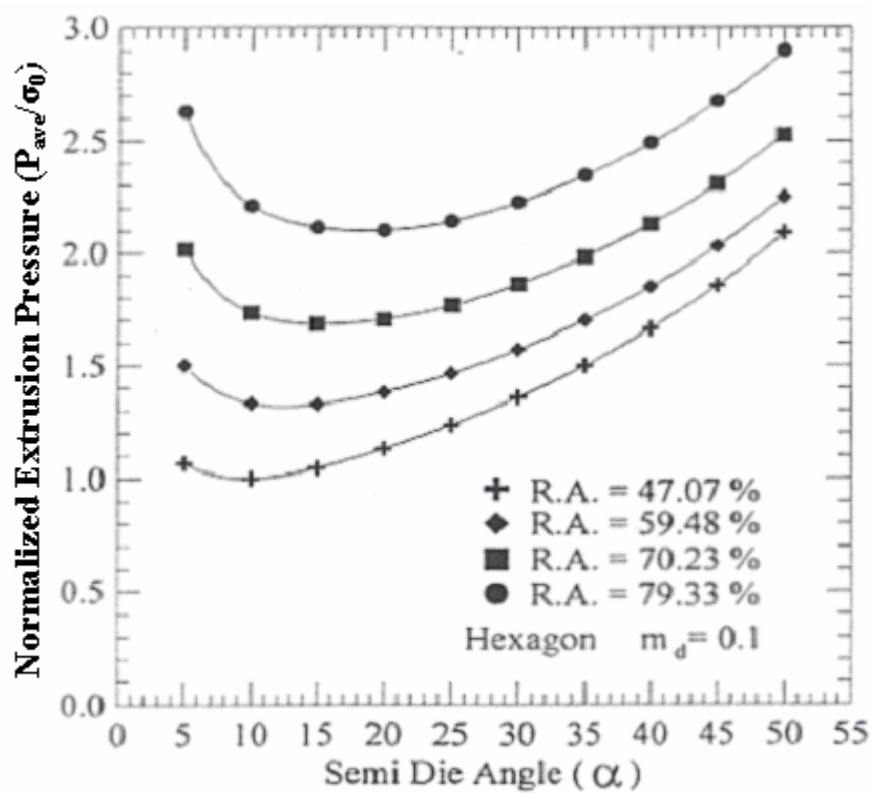


圖 4-2 各種不同形狀的擠型模具半模角對擠製壓力的影響[132]

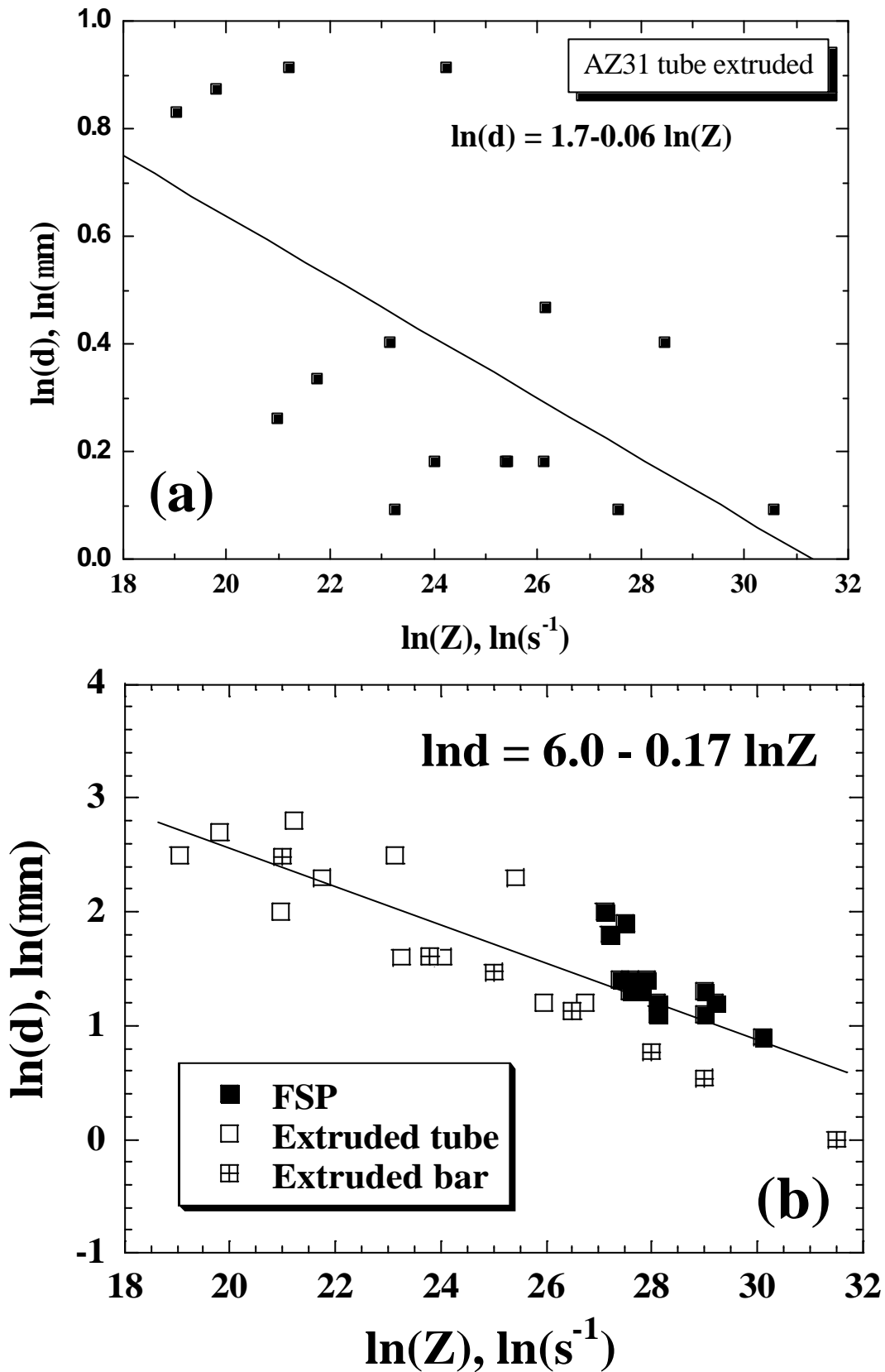


圖 4-3 AZ31 經細化加工所得之晶粒大小與 Zener-Holloman 參數作圖
(a) 管狀擠型 (b) FSP 與棒材以作為比較[138]

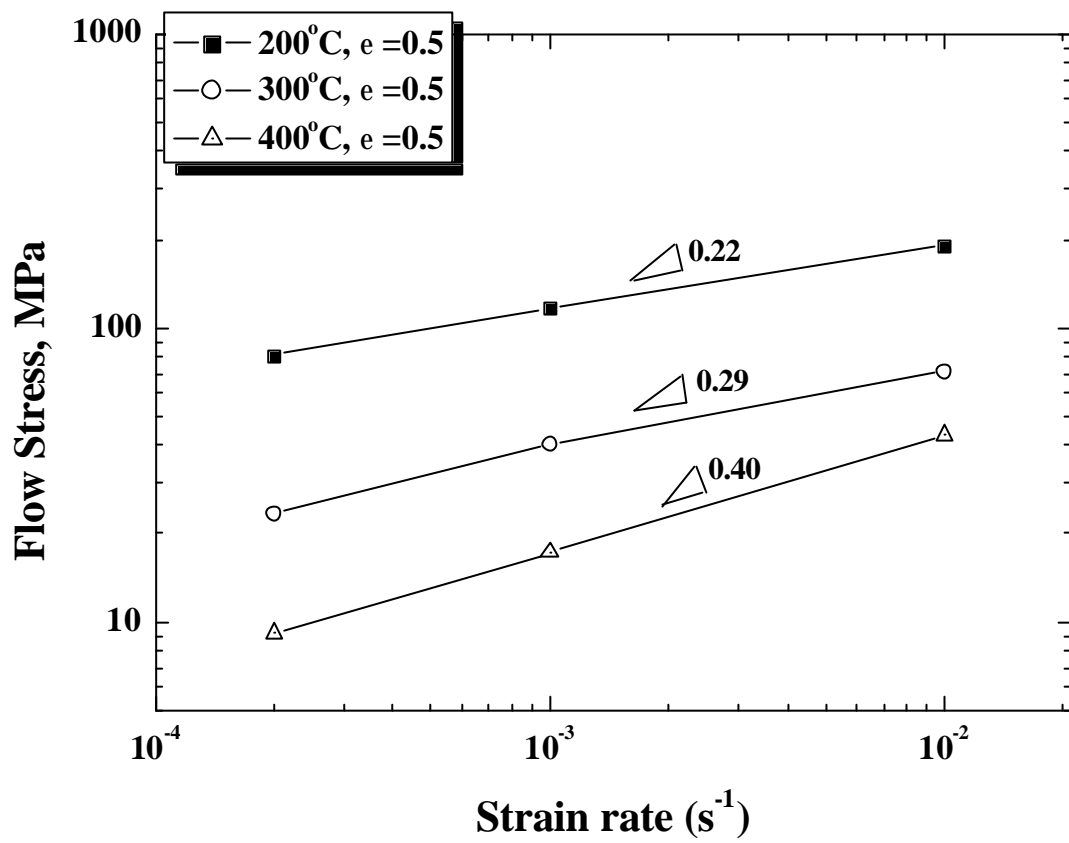


圖 4-4 管材試片在 200、300 及 400 °C 時，流應變與應變速率關係圖

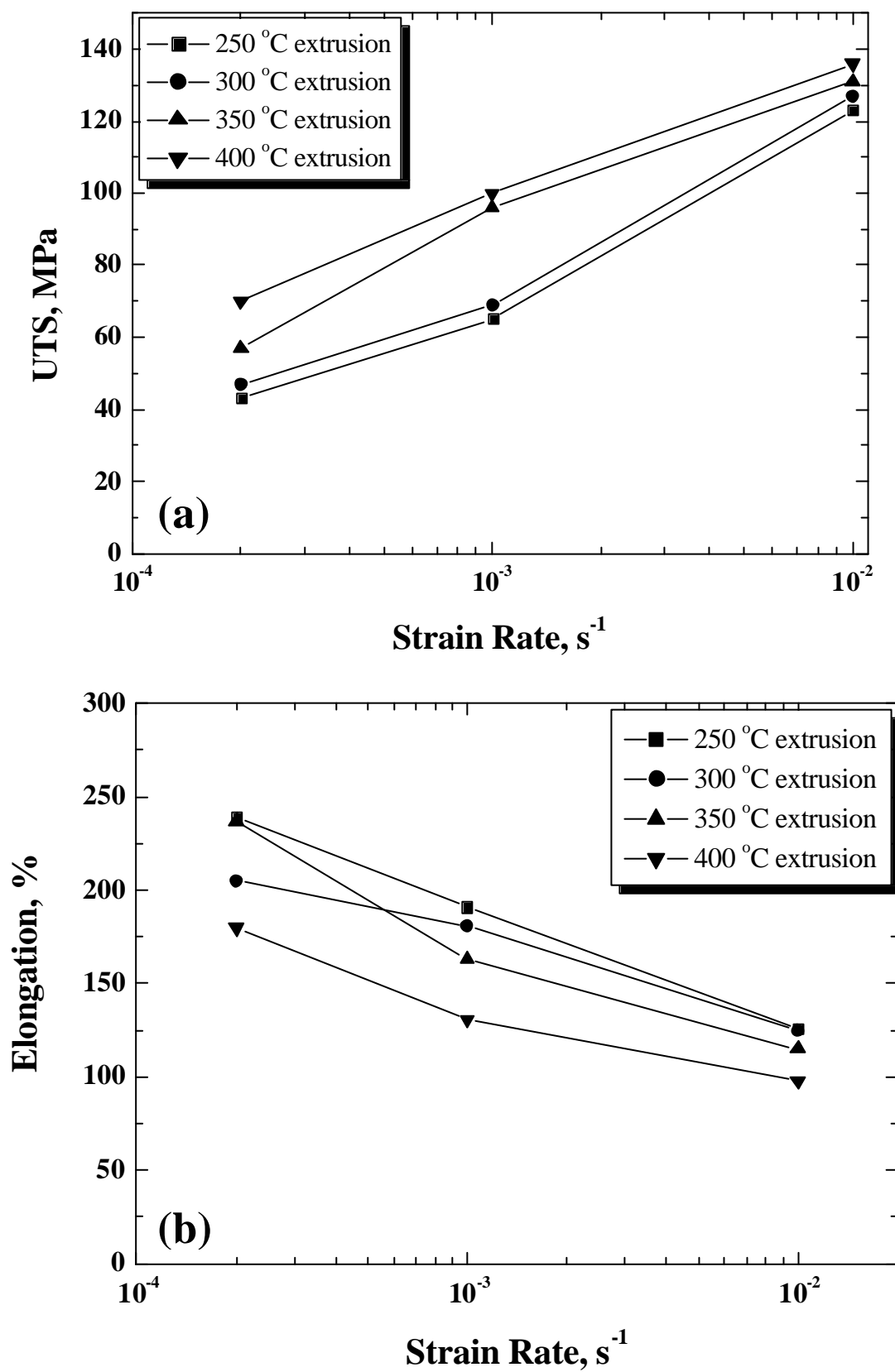


圖 4-5 AZ31 管材在低溫 200 °C 之(a) 抗拉強度 (b) 伸長量 對拉伸速率的關係圖

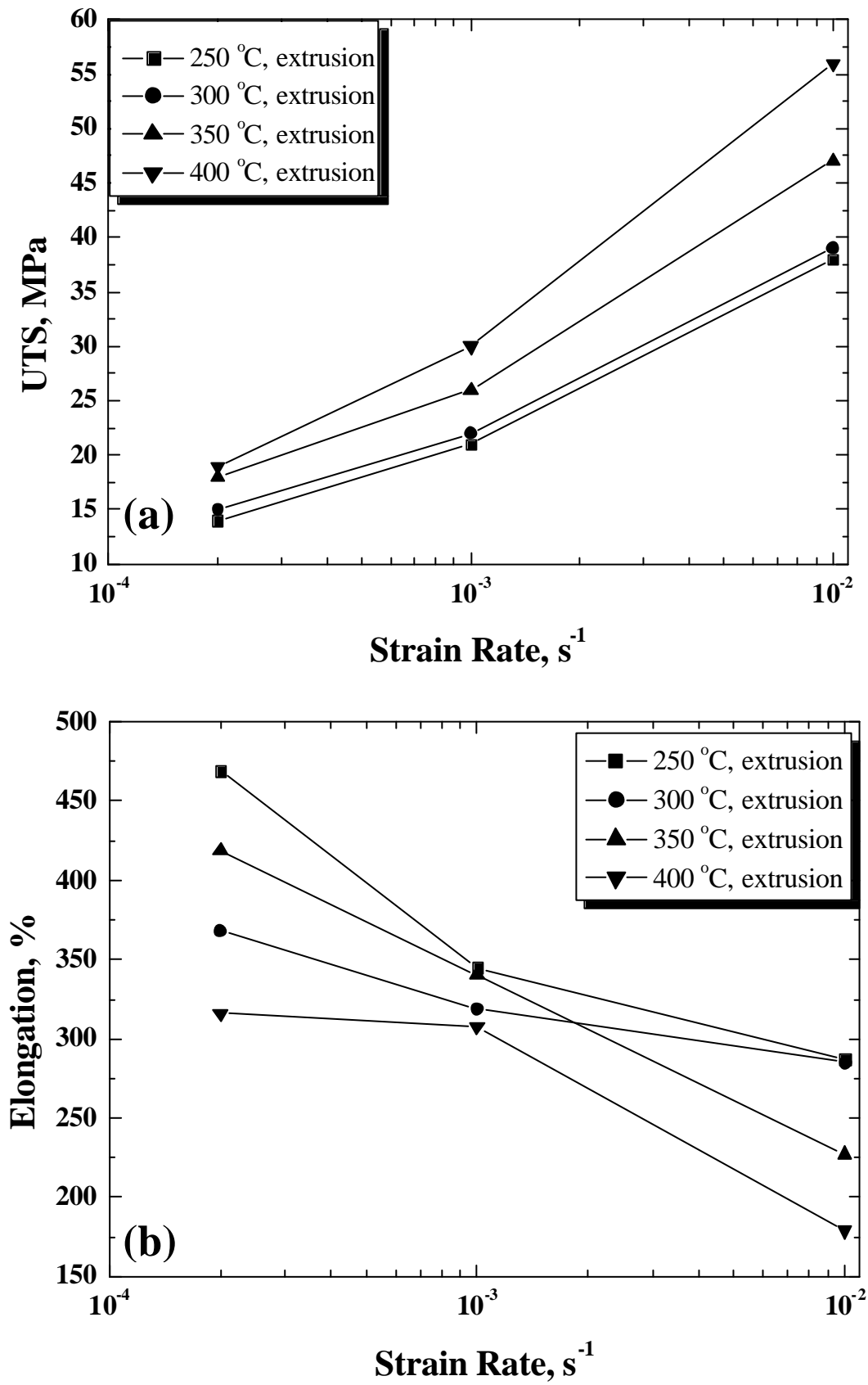


圖 4-6 AZ31 管材在中溫 300 °C 之(a) 抗拉強度 (b) 伸長量 對拉伸速率的關係圖

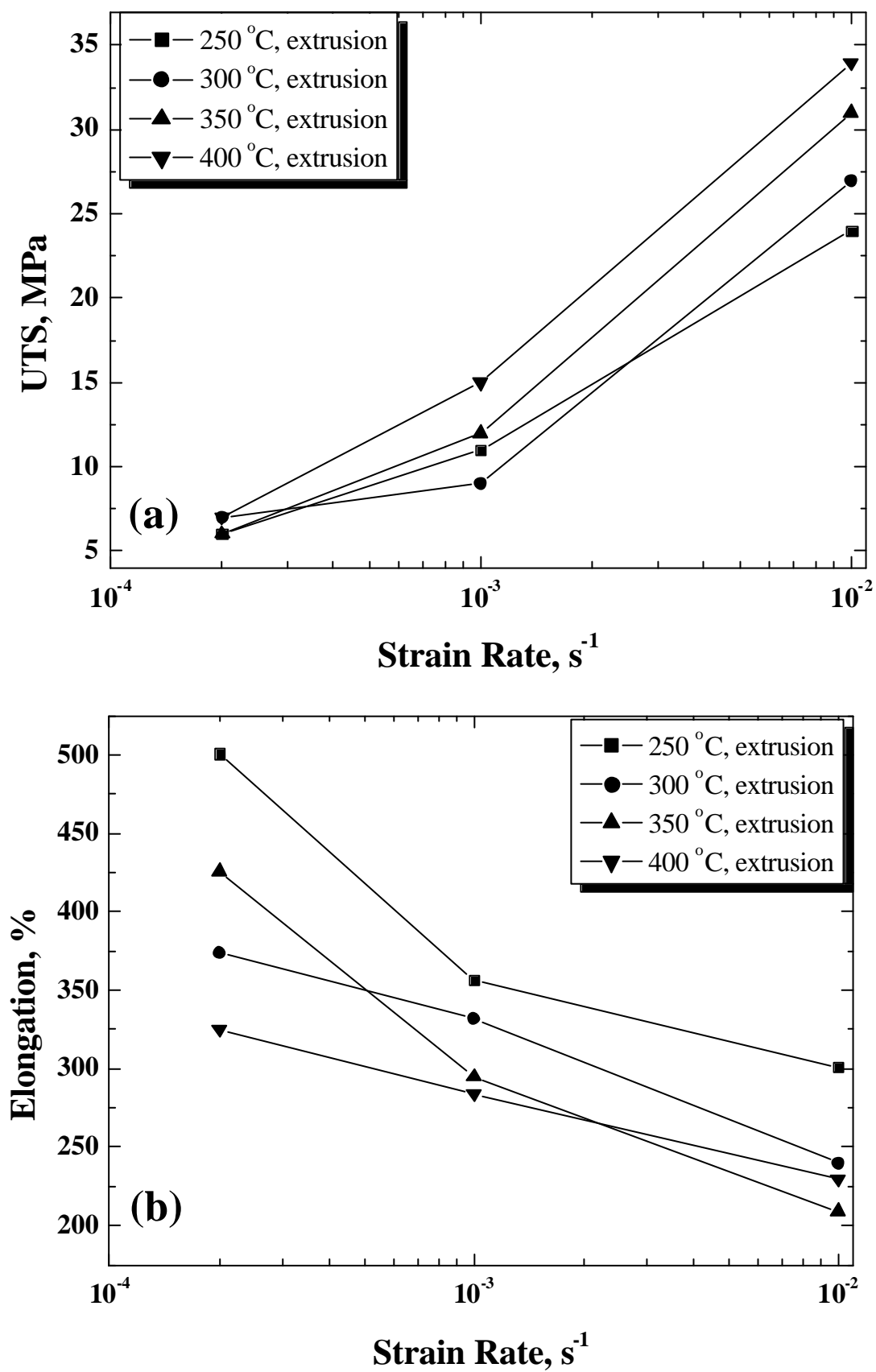


圖 4-7 AZ31 管材在高溫 400 °C 之(a) 抗拉強度 (b) 伸長量 對拉伸速率的關係圖

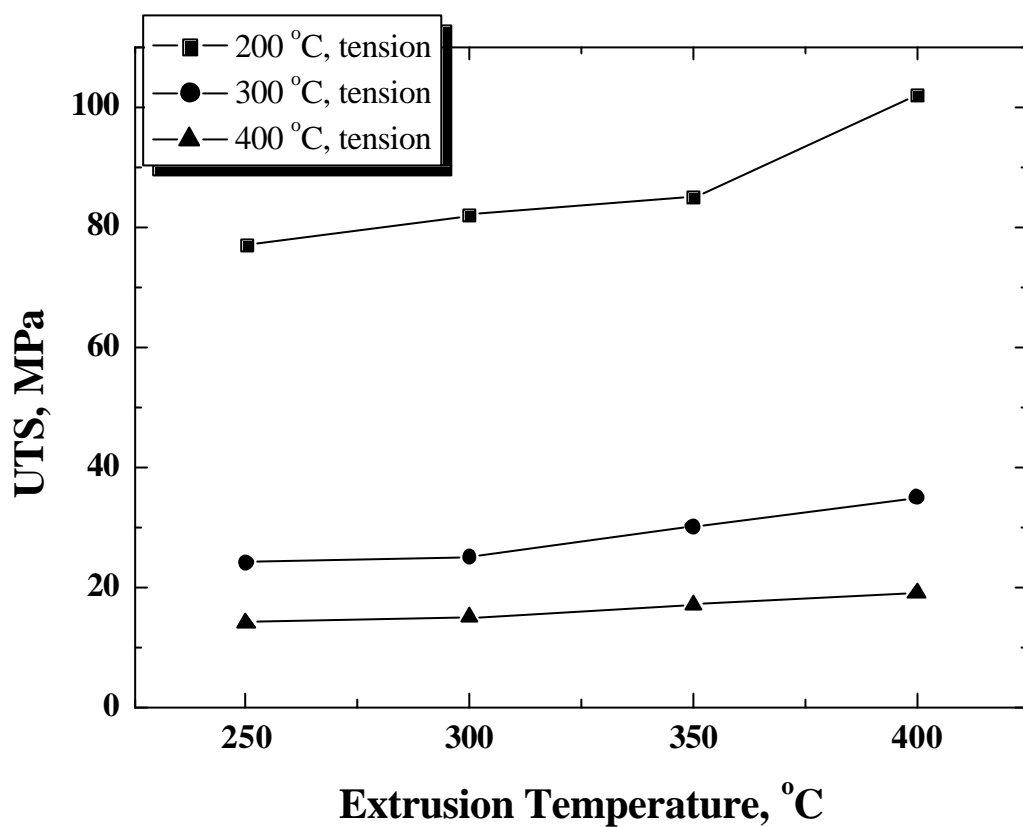


圖 4-8 不同拉伸速率的抗拉強度平均值與擠型溫度關係圖

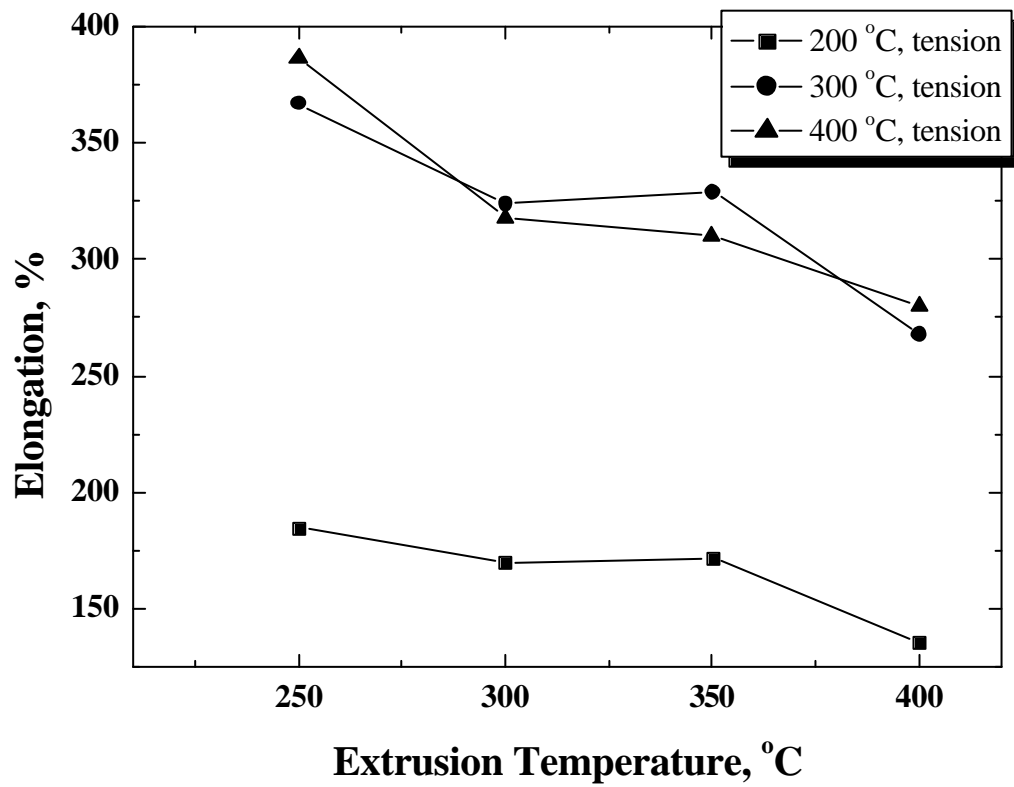


圖 4-9 不同拉伸速率的伸長量平均值與擠型溫度關係圖

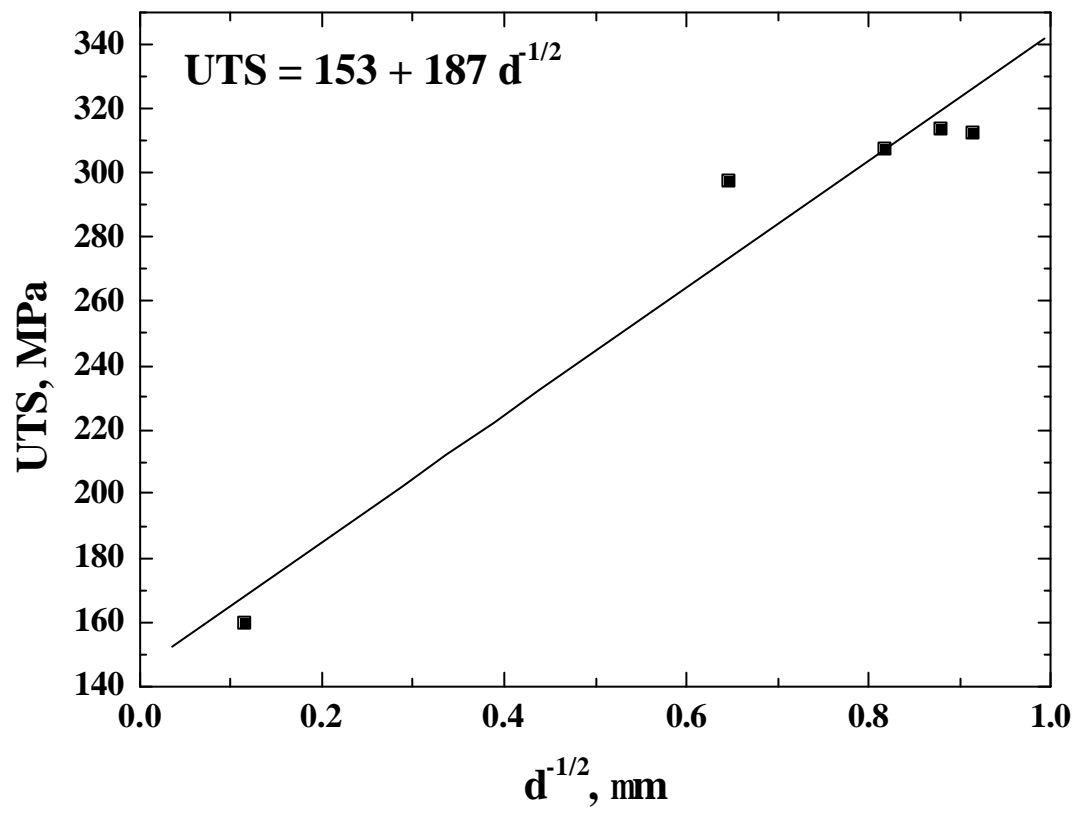


圖 4-10 管材室溫拉伸 UTS 之平均值與 $d^{-1/2}$ 之關係

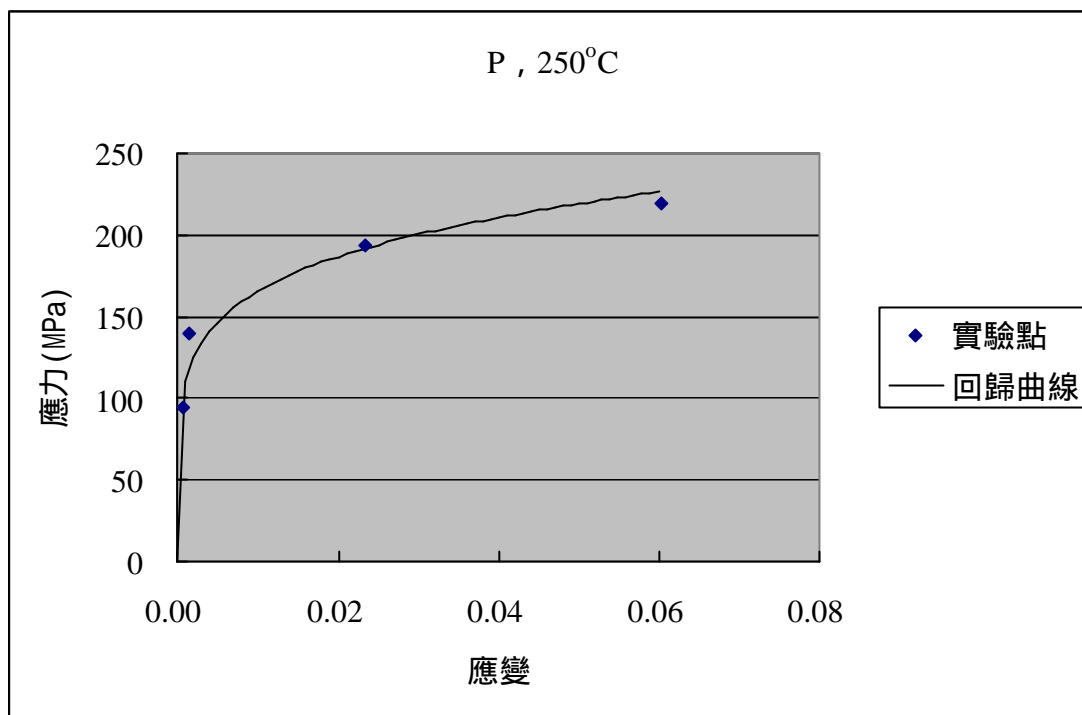


圖 4-11 編號 1 管材，壁厚 1.3 mm，400 °C, 4 h 退火後，
液壓鼓脹實驗與回歸曲線關係圖

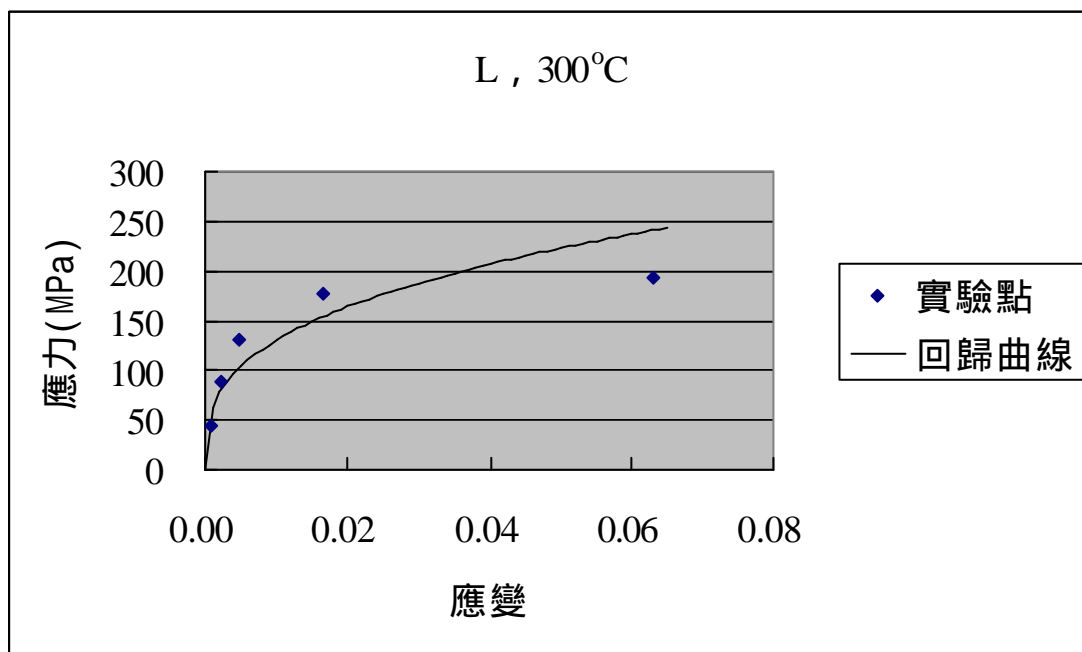


圖 4-12 編號 7 管材，壁厚 1.3 mm，400 °C, 4 h 退火後，
液壓鼓脹實驗與回歸曲線關係圖

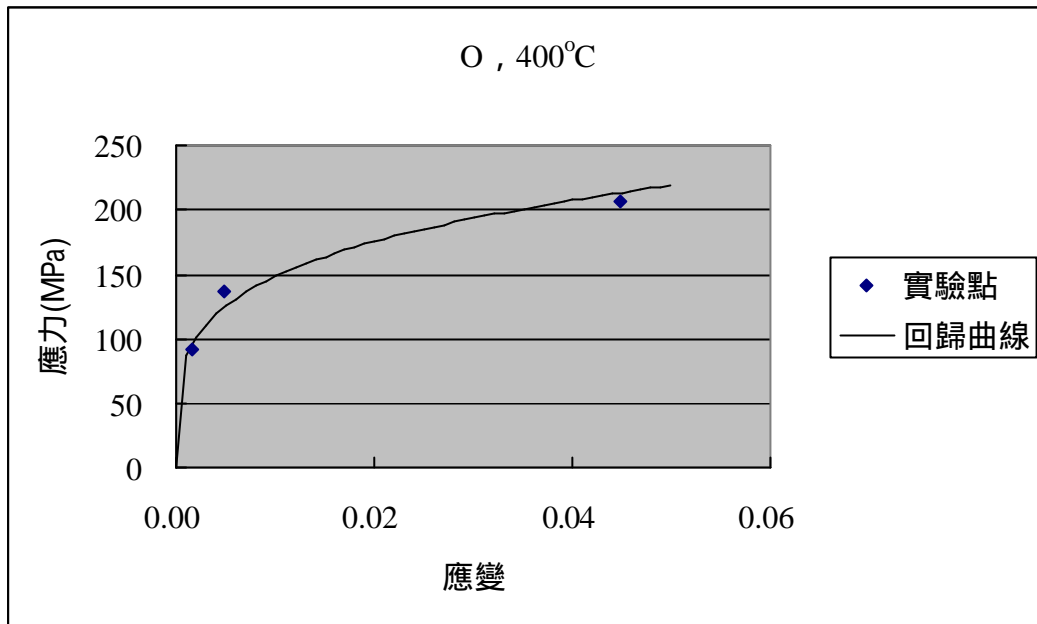


圖 4-13 編號 15 管材，壁厚 1.3 mm，400 °C, 4 h 退火後，
液壓鼓脹實驗與回歸曲線關係圖

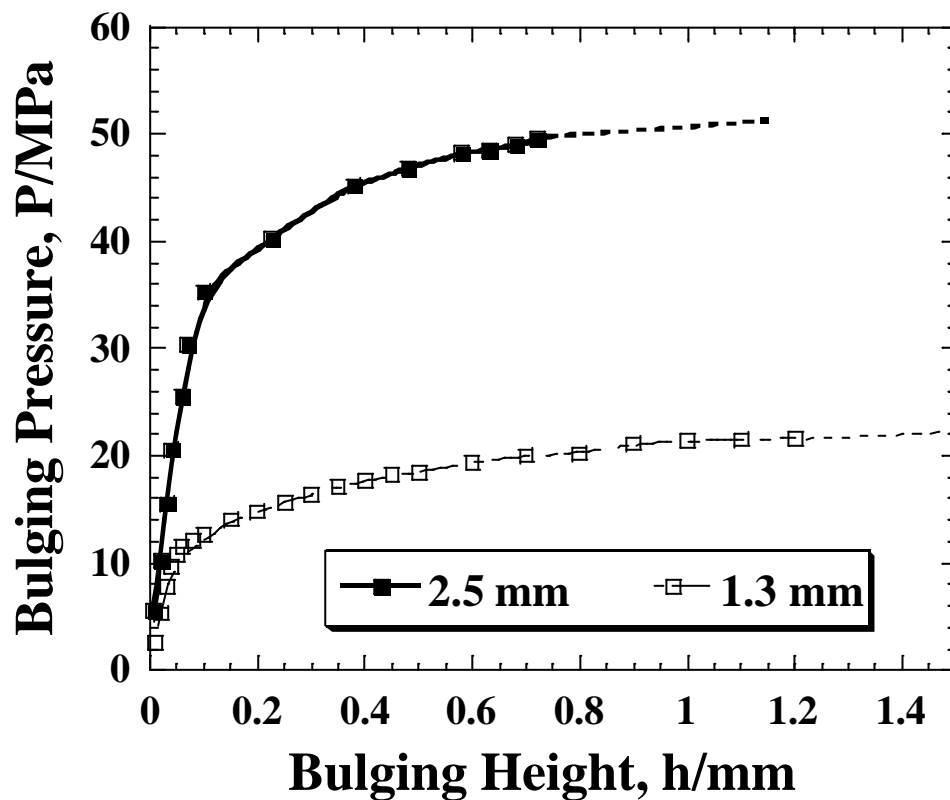


圖4-14 AZ31管材經400 °C, 4 h退火，壁厚2.5或1.3 mm，在不同液壓鼓脹壓力
與鼓脹高度所成形半球體的關係圖

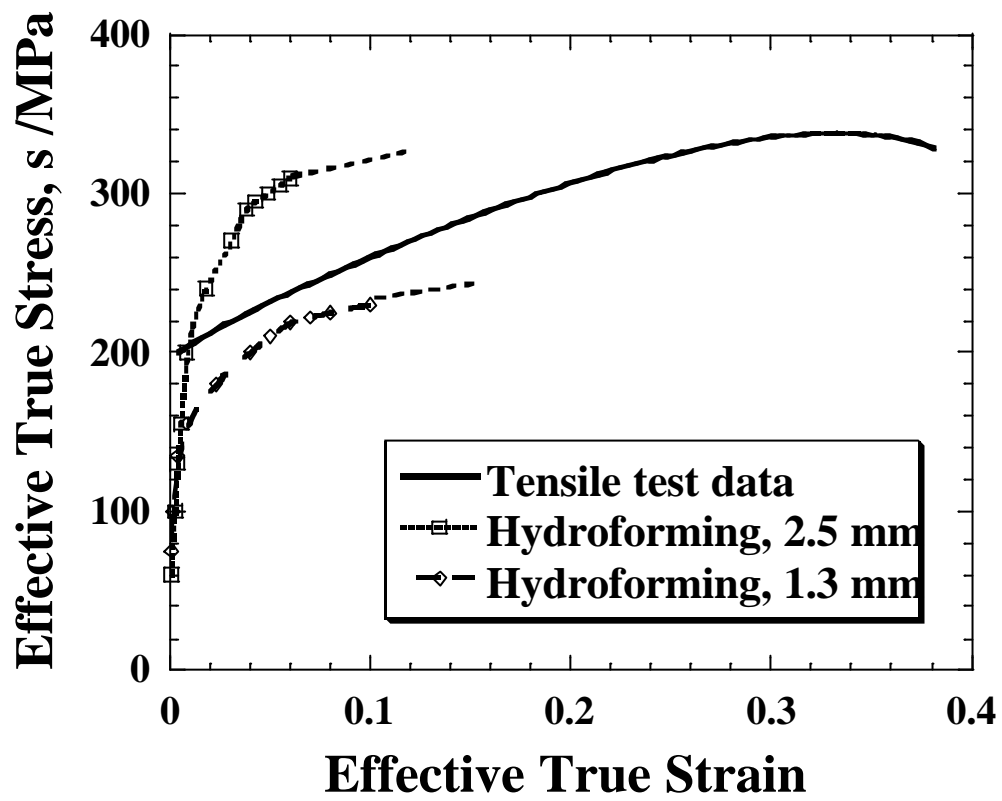


圖 4-15 比較室溫真實應力-應變曲線從單軸的拉伸測試，
與壁厚 2.5 或 1.3 mm 之液壓鼓脹實驗

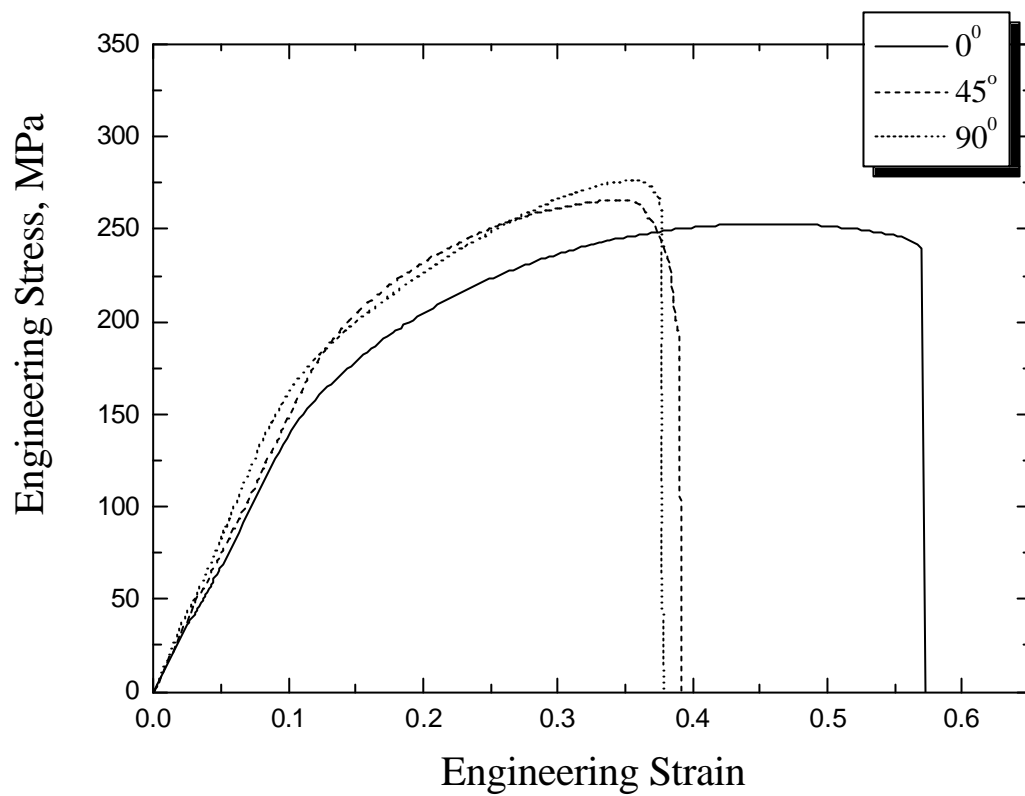


圖 4-16 試片編號 6 軸向、周向室溫拉伸比較

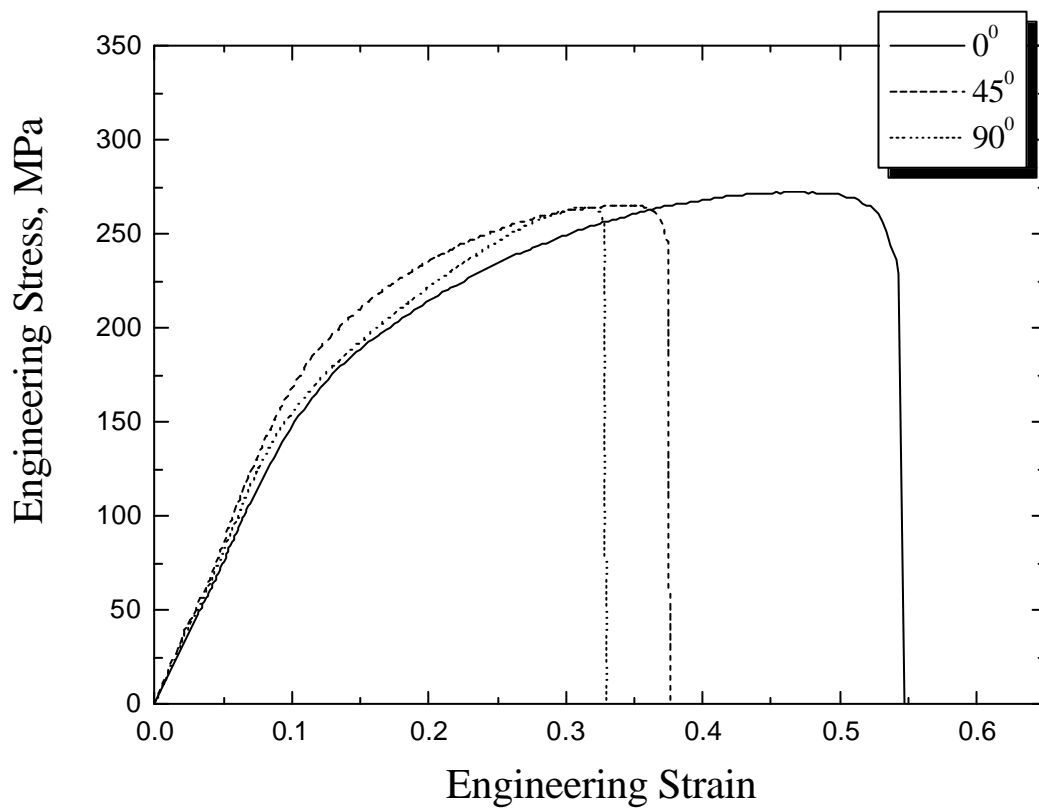


圖 4-17 試片編號 13 軸向、周向室溫拉伸比較

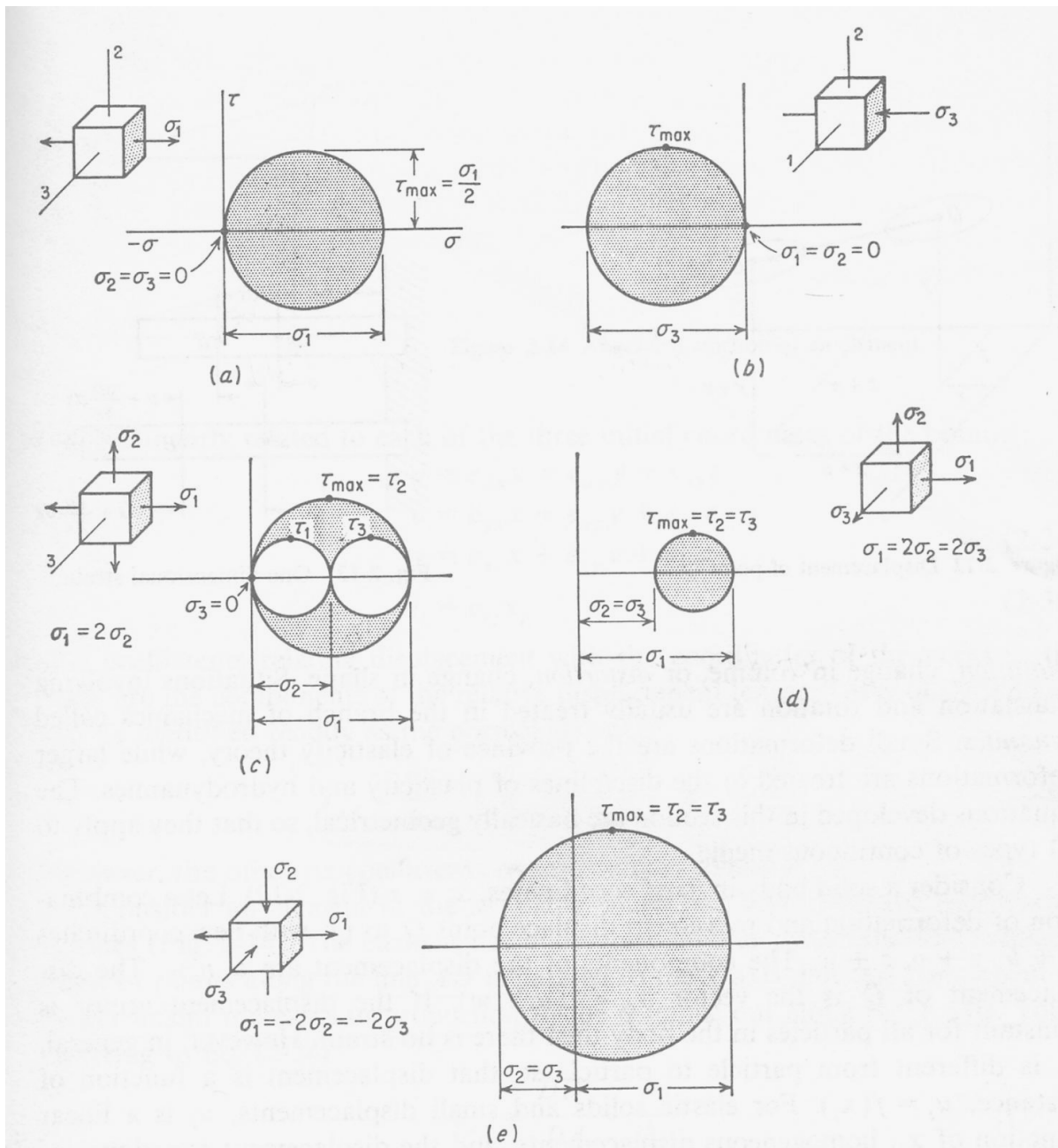


圖 4-18 不同應力狀態的 3D Mohr's circles

- (a) 單軸拉伸
- (b) 單軸壓縮
- (c) 雙軸拉伸
- (d) 不相同的三軸拉伸
- (e) 單軸拉伸加上單軸壓縮[43]

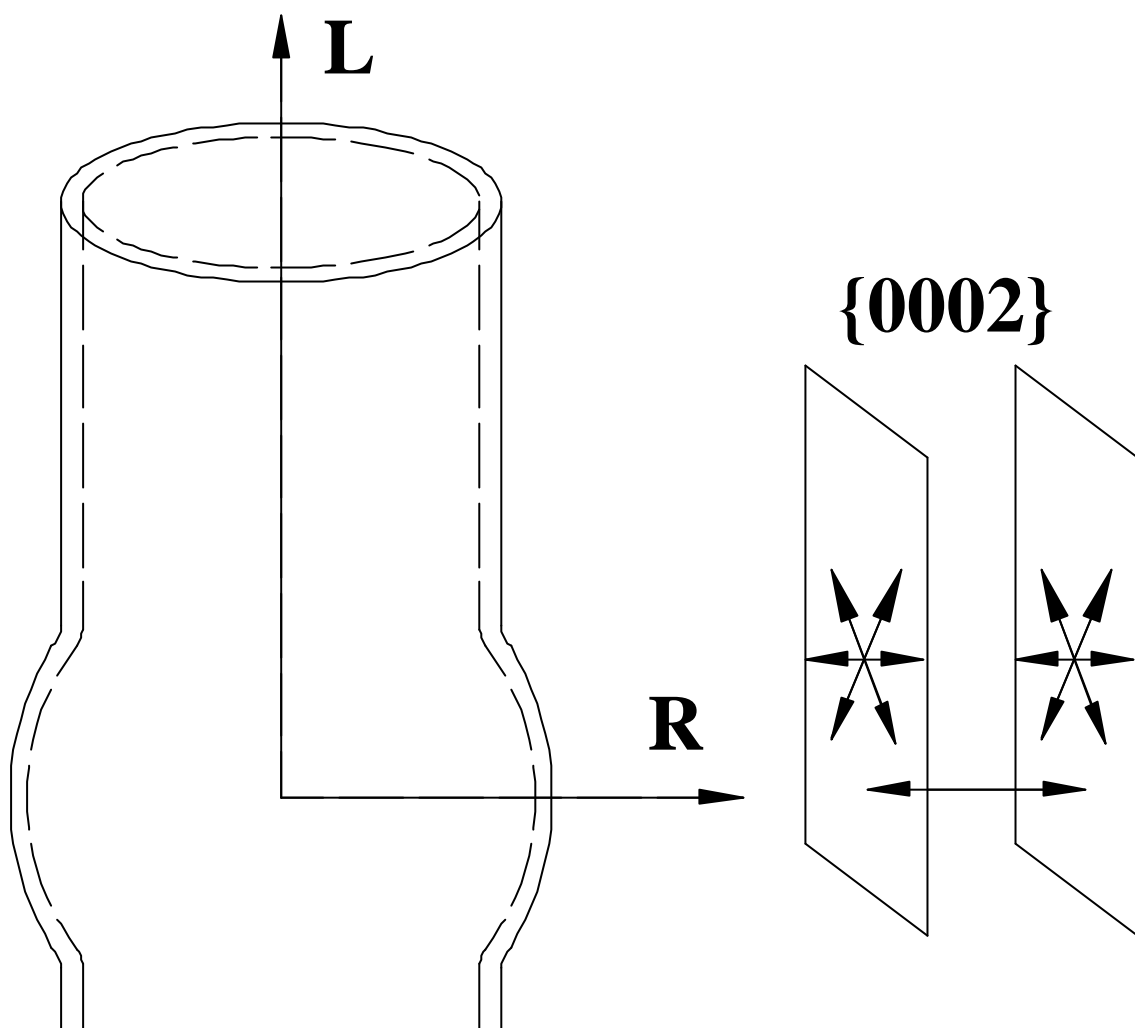


圖 4-19 差排移動或成形在垂直於 basal $\{0002\}$ planes 之示意圖，表示差排滑移在 $\{0002\}$ planes 上是相當容易，但要 climb 與 cross-slip 在鄰接的 $\{0002\}$ planes 是非常困難

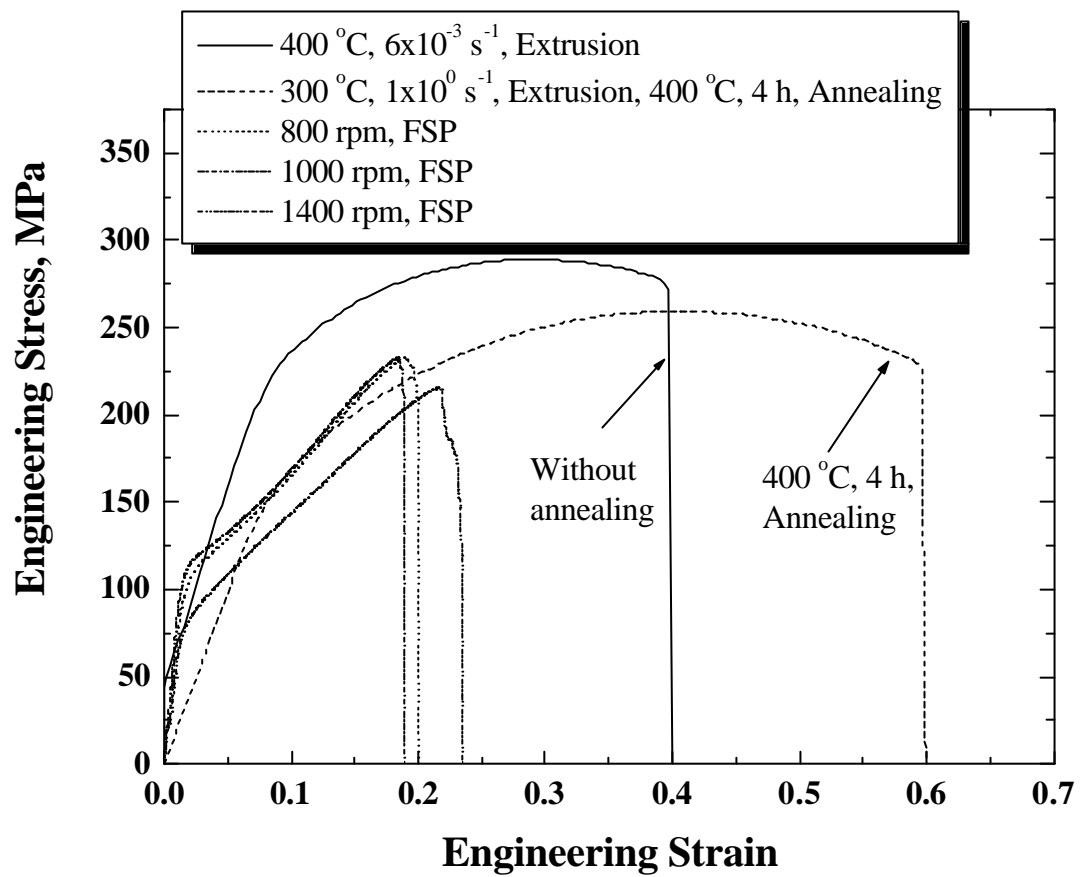


圖 4-20 相同 AZ31 材料，經過管材擠製與不同轉速 FSP 加工，室溫拉伸測試比較圖

附 錄

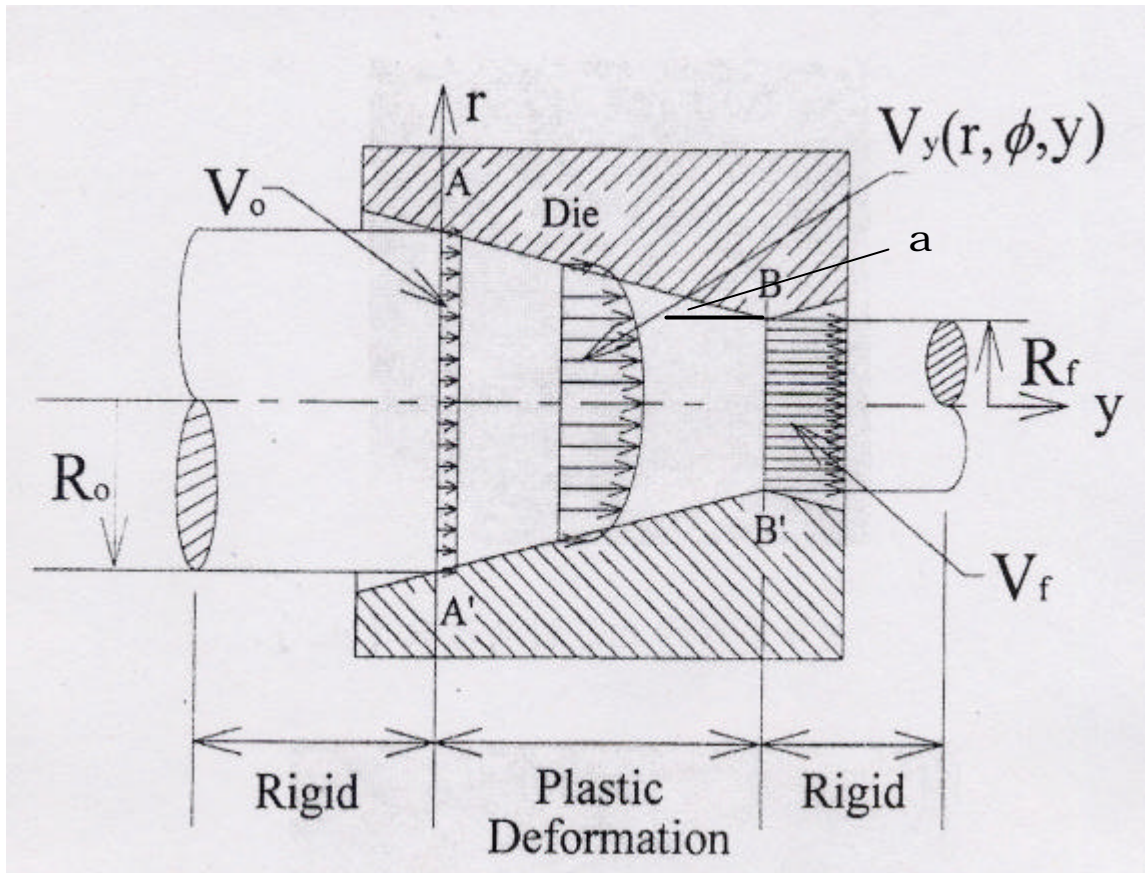


圖 A1 擠製方向速度分量之分析[132]， α 是半模角

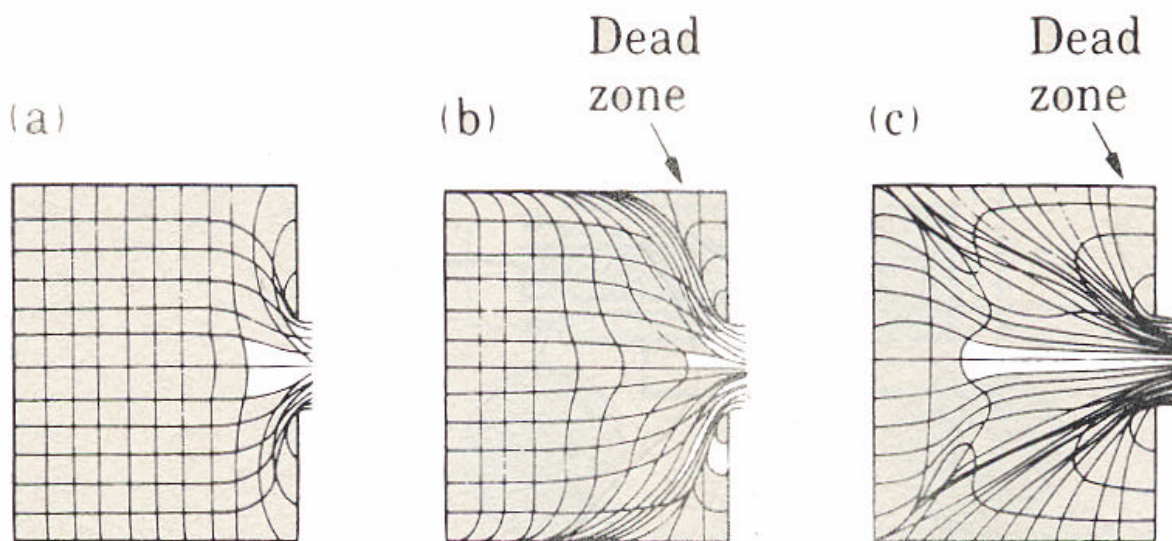


圖 A2 直接擠製三種不同金屬流的型態[41]