

國立交通大學

機械工程學系

D6AC 鋼經旋形加工與電子束銲接之製程研究

The Study of Flow-formed and Electron Beam-welded D6AC Steel

研究生：陳天一

指導教授：周長彬 教授

中華民國一百零一年五月

D6AC 鋼經旋形加工與電子束銲接之製程研究

研究生：陳天一

指導教授：周長彬

國立交通大學 機械工程研究所

摘要

本研究之主要目的為「探究 D6AC 超高強度鋼結合 65%減縮率之旋形加工、電子束銲接兩項高精度加工法之管件製程研究」，將本身極具優質機械性質的 D6AC 鋼材，結合了無縫、無屑、加工快速且高精度的旋形加工技術，以及於真空環境中施銲、且銲後所產生之銲道極窄之電子束銲接，期能研發出高品質的管件。

本研究在流程上首先為母材、旋形胚盃之製備，隨後進行試旋加工，確立最佳參數後，再正式旋形加工，隨後進入試銲階段，待銲接參數確立後，即正式銲接並研究銲後施予不同溫度回火所帶來的影響與改變，整個實驗過程，每個階段前後均會加以量測試片之機械性質包含強度、硬度、金相、破裂面或拉伸破斷面的顯微觀察其延性與脆性，隨不同加工參數所呈現的趨勢，透過 XRD 量測其晶體結構等資訊，最後綜合各實驗階段之各項結果，比較與分析後歸納出各個環節所需注意的重點。

結果顯示：首先母材經 900°C 持溫 105 分鐘隨後空冷至室溫，並將其車製加工為旋形胚盃，此時之旋胚雖經正常化熱處理，其硬度與強度數值仍然過高，無法順利旋形出高旋形量，因此需再進行 620°C 持溫 120 分鐘隨後空冷至室溫之退火熱處理使其晶粒成長並更為軟化，硬度下降後即可順利達成 65%減縮率之旋形加工。

旋形管件完成後，即對管件與管件之間進行不同射束電流大小之電子束試銲，經分析後確立銲接參數，並正式銲接，隨後量測銲後未回火之管件機械性質，發現銲後未回火，其銲道熔融區呈現硬脆、強度較低之特性，拉伸試驗之試片斷裂處均在熔融區，且破斷面呈現脆性且具有些許微裂痕，因此銲後回火成為銲後提升其機械性質之關鍵，銲後回火 350°C 可獲得最高抗拉強度，回火 550°C 則可獲得最佳延伸率。

關鍵字：旋形加工、旋壓成型、電子束銲接、銲後回火、D6AC

The Study of Flow-formed and Electron Beam-welded D6AC Steel

Student: Tian-Yi Chen

Advisor: Chang-Ping Chou

Department of Mechanical Engineering

National Chiao Tung University

Abstract

The mechanical properties of D6AC tube have been flow-formed by 65 % reduction and welded by electron-beam. Their microstructural state, hardness, subsequently yield strength, ultimate tensile strength, and elongation were investigated.

We tried different parameters in flow-forming and EBW to find the D6AC tube with best mechanical properties. After flow-forming and EBW, we tempered the welded D6AC tubes from 250°C to 550°C, then we tried to find the effect of the mechanical properties with different tempering temperatures.

We found that increasing tempering temperatures from 250°C to 550°C resulted in decrease in the yield strength and ultimate tensile strength, and increase in percentage elongation remarkably. We also found that hardness average of fusion zone (FZ) decreased from 65.74H_{RC} to 44.55H_{RC} and heat-affected zone (HAZ) decreased from 55.47 H_{RC} to 41.91H_{RC}. EBW with a high energy input resulted in a seriously inadequate percentage elongation of the weldment. In order to investigate microstructures under each set of experimental conditions; optical microscopy and scanning electron microscopy was employed to observe the HAZs and FZs view of weldment.

Keywords: Flow-forming, Electron beam welding, Tempering, D6AC steels.

誌謝

本人的碩士生涯，兩年前於交通大學展開，跟隨在周長彬老師的師門下，從一開始懵懵懂懂的對整個環境展開摸索，到現在碩士論文終於順利付梓，心中除了對周老師、學長姐們、以及同學們滿懷的感謝之意外，兩年來的碩士班生涯，也令本人深刻認知到學海的浩瀚，每當獲得新的知識，就體會到自己仍對真理所知甚少，因此即使是在已通過口試之後的此時，在這樣的想法趨使下，學生仍沒有停止學習的腳步，即使未來工作邁入人生下一個階段亦然，如此的轉變，是求學期間諸位所上教授在課堂上對學生的薰陶所產生的影響，同時特別感謝母校國立中山大學機械與機電工程學系的嚴成文教授，在學生感到迷惘時熱心給予學生建議與抉擇的勇氣，即使僅透過電話，也能確實感受到嚴老師對職業的熱忱、以及對後生晚輩出發前往更多挑戰的殷切期望。

在此要祝福周老師與嚴老師身體健康，平安順心，亦期望老師們繼續給予學生提攜與照顧。感謝深愛我的父母親，因為有你們的愛，讓我能安心求學，同時生活不至匱乏，日後孩兒必定湧泉以報。遠超過兩年的時間一路走來，感謝玉靖與本人珍貴的幾位知己伴我度過大小風浪，除表達感謝之意，願友誼長存。

目錄

摘要	i
Abstract	ii
誌謝	iii
目錄	iv
表目錄	viii
圖目錄	ix
第一章 簡介	1
1-1 研究背景	1
1-1-1 鋼材符合航太、軍事應用需求	1
1-1-2 鋼材本身特性、價格	1
1-1-3 旋形加工	2
1-1-4 電子束銲接	2
1-2 研究目的	3
第二章 文獻回顧	4
2-1 超高強度鋼	4
2-1-1 高強度鋼與超高強度鋼	4
2-1-2 種類與價格比較	5
2-2 D6AC 中碳高強度低合金鋼	6
2-2-1 鋼材介紹	6
2-2-2 D6AC 銲接特性	9
2-2-3 D6AC 熱處理特性	11
2-2-4 研發與工程應用之發展情形	14
2-3 旋形加工	15
2-3-1 旋壓加工基本原理與種類	15

2-3-2	旋形加工之優良特性	19
2-3-3	影響加工品質之加工參數	21
2-3-4	材料本身之可旋性	24
2-4	電子束鐳接	25
2-4-1	電子束技術	25
2-4-2	電子束鐳機設備簡介	28
2-4-3	電子束鐳接運作原理	30
2-4-4	電子束鐳接參數	32
2-4-5	電子束鐳接系統種類	35
2-4-6	電子束鐳接之優良特性及特殊限制	39
第三章	實驗步驟	42
3-1	實驗材料製備	43
3-1-1	母材正常化熱處理	43
3-1-2	實驗材料驗證	44
3-2	旋坯製備階段	44
3-3	流旋形加工階段	46
3-3-1	旋形工具機台	46
3-3-2	試旋階段	47
3-3-3	旋形製程	49
3-4	電子束鐳接階段	50
3-4-1	試鐳階段	50
3-4-2	電子束鐳接階段	50
3-4-3	電子束鐳後熱處理階段	51
3-5	機械性質試驗與分析階段	52
3-5-1	微硬度量測及設備	52

3-5-2 拉伸試驗及設備	52
3-5-3 金相觀察分析	56
3-5-4 表面形貌與成分分析	57
3-5-5 結晶結構分析	59
第四章 結果與討論	61
4-1 原材料與旋胚機械性質量測	61
4-1-1 原材料化學成分分析	61
4-1-2 微硬度量測	63
4-1-3 金相觀察	65
4-1-4 晶體結構	67
4-1-5 小結	68
4-2 試旋與旋形加工階段	69
4-2-1 試旋破裂情形	70
4-2-2 微硬度量測	73
4-2-3 金相觀察	78
4-2-4 晶體結構	82
4-2-5 破裂面顯微結構	83
4-2-6 小結	87
4-2-7 試旋後所得改進辦法與後續旋形成果	88
4-3 電子束銲接與銲後回火	90
4-3-1 微硬度量測	90
4-3-2 金相觀察	92
4-3-3 拉伸試驗	102
4-3-4 拉伸破斷面觀察	104
4-3-5 小結	111

第五章 結論.....	112
參考文獻.....	114



表目錄

表 1 針對 D6AC 之 SWOT 分析.....	3
表 2 超高強度鋼類別與簡述[2].....	5
表 3 D6AC 鋼與其他同類合金鋼之化學成分比較(wt.%) [1]	7
表 4 碳鋼添加合金元素之影響[1].....	7
表 5 國際銲接研究中心針對銲接種類分法(IIW)[21].....	9
表 6 於銲接過程防治冷裂縫與熱裂縫的方法.....	10
表 7 D6AC 鋼材應用層面[2].....	14
表 8 高低壓型電子束銲機特性與銲件品質之比較表	36
表 9 EBW 工作艙真空度分類及特性比較.....	37
表 10 電子束銲機之各種分類方式.....	38
表 11 D6AC 胚管經粗車、精車加工後之規格	44
表 12 第一次試旋形加工詳細參數.....	48
表 13 胚管試旋資料表.....	48
表 14 試銲階段之加工參數表.....	50
表 15 電子束銲接之加工參數表.....	50
表 16 D6AC 中碳低合金鋼化學成分表(w.t. %)	61
表 17 D6AC 原材料之微硬度量測值結果	63
表 18 D6AC 旋胚之微硬度量測值結果	64
表 19 D6AC 經 50% 旋形量試旋後微硬度量測值.....	74
表 20 D6AC 經 65% 旋形量試旋後微硬度量測值.....	75
表 21 D6AC 經 73% 旋形量試旋後微硬度量測值.....	76
表 22 未回火與回火 250°C 至 550°C 後各區硬度平均值表	91
表 23 D6AC 銲後抗拉強度表	103

圖目錄

圖 1 D6AC 之 TTT 恆溫變態曲線圖[24]	11	
圖 2 彎旋形加工示意圖	圖 3 多道次加工示意圖	16
圖 4 剪旋壓加工過程示意圖	17	
圖 5 流旋形加工示意圖	18	
圖 6 滾輪與材料接觸面形狀	21	
圖 7 流旋壓加工示意圖	23	
圖 8 電子鎗構造剖面圖[48]	26	
圖 9 能束功率密度所對照之應用面。	27	
圖 10 電子束鐸接設備示意圖[17]	28	
圖 11 本研究使用之電子束鐸接機外觀圖	29	
圖 12 電子束鐸接機構圖[48]	30	
圖 13 鐸道熔融凝固過程示意圖[52]	31	
圖 14 鐸接方法之功率密度分佈圖[53]	33	
圖 15 鐸接艙真空壓力對鐸道形狀和熔深之影響[54]	34	
圖 16 真空度與常態化鐸接深度之關係[54]	34	
圖 17 不同種類之電子束鐸接系統之鐸道巨觀形狀比較[57]	35	
圖 18 EBW 和 TIG 鐸接之鐸道形狀比較[54]	39	
圖 19 鐸道形狀之比較[54]	40	
圖 20 異種材料鐸接性[54]	41	
圖 21 實驗流程圖	42	
圖 22 正常化熱處理流程圖	43	
圖 23 各種旋型加工量下 D6AC 旋坯之規格	45	
圖 24 臥式順流旋形冷作加工	46	
圖 25 50%、65%及 73%分段試旋加工示意圖	48	

圖 26 退火熱處理流程圖.....	49
圖 27 電子束鐳後熱處理流程圖.....	51
圖 28 標準拉伸試片 ASTM E370 於管件下料配置圖.....	53
圖 29 標準拉伸試片 ASTM E370 規範製作尺寸圖.....	53
圖 30 應力-應變曲線圖[18].....	54
圖 31 拉伸試驗機.....	55
圖 32 金相試片切割、樹脂鑲埋示意圖.....	56
圖 33 場發射掃描式電子顯微鏡內部結構.....	58
圖 34 場發射掃描式電子顯微鏡.....	58
圖 35 X 光繞射原理示意圖[60].....	60
圖 36 X 光繞射頻譜儀.....	60
圖 37 能量色散 X 光譜儀進行 D6AC 成份分析.....	62
圖 38 微硬度量測之打點示意圖.....	63
圖 39 每片試片之微硬度量測打點示意圖(內外側均相同).....	64
圖 40 D6AC 旋形胚盂之軸向金相顯微組織.....	65
圖 41 D6AC 旋形胚盂之徑向金相顯微組織.....	66
圖 42 軸向與徑向之 X 光繞射頻譜.....	67
圖 43 不同旋形量加工所產生之裂痕.....	70
圖 44 50% 旋形量加工所產生之裂痕.....	71
圖 45 65% 旋形量加工所產生之裂痕.....	71
圖 46 73% 旋形量加工所產生之裂痕.....	72
圖 47 每片試片之微硬度量測打點示意圖.....	73
圖 48 未旋形與不同旋形量試旋後所得管件硬度值內外側比較 ..	77
圖 49 未施予旋形之 D6AC 胚盂金相顯微組織.....	78
圖 50 50% 旋形減縮率之 D6AC 管件金相顯微組織.....	79

圖 51 65%旋形減縮率之 D6AC 管件金相顯微組織.....	80
圖 52 73%旋形減縮率之 D6AC 管件金相顯微組織.....	81
圖 53 D6AC 旋胚經不同旋形量加工後之 X 光繞射頻譜	82
圖 54 旋形量 50%之破斷面與選區放大觀察	83
圖 55 旋形量 65%之破斷面與選區放大觀察	84
圖 56 旋形量 73%之破斷面與選區放大觀察	85
圖 57 旋形後退火熱處理參數.....	88
圖 58 退火熱處理後達成之 65%旋形量管件	89
圖 59 每片試片之微硬度量測打點示意圖.....	90
圖 60 未回火與回火 250°C 到 550°C 後鐸道各區微硬度比較	91
圖 61 鐸後未回火之鐸道與各區放大觀察.....	92
圖 62 鐸後回火 250°C 之鐸道與各區放大觀察	94
圖 63 鐸後回火 350°C 之鐸道與各區放大觀察	96
圖 64 鐸後回火 450°C 之鐸道與各區放大觀察	98
圖 65 鐸後回火 550°C 之鐸道與各區放大觀察	100
圖 66 D6AC 鐸後未回火之拉伸破斷面顯微觀察	106
圖 67 D6AC 鐸後回火 250°C 之拉伸破斷面顯微觀察.....	107
圖 68 D6AC 鐸後回火 350°C 之拉伸破斷面顯微觀察.....	108
圖 69 D6AC 鐸後回火 450°C 之拉伸破斷面顯微觀察.....	109
圖 70 D6AC 鐸後回火 550°C 之拉伸破斷面顯微觀察.....	110

第一章 簡介

1-1 研究背景

1-1-1 鋼材符合航太、軍事應用需求

D6AC 屬於中碳低合金超高強度鋼(Ultrahigh-Strength Low-Alloy Steel)[1]，為 Ladish 公司所發展，被廣泛應用於飛機、火箭等處於惡劣使用環境中之航太零組件上[2]，甚至在國防科技方面，因鋼材本身強度高之特點，若被應用於火箭等用途，相較其他鋼材如 SAE 4130，可以減少彈身厚度，並達到相同強度需求，可收增加內部載運量、降低殼體重量、增加飛行距離之優勢，因此在國防軍事應用上亦頗具潛力[3,4]。

1-1-2 鋼材本身特性、價格

D6AC 鋼材屬中碳低合金鋼[5]，原材係經由大氣熔煉(Air melting)，再施行真空電弧精煉(Vacuum arc remelting)而得[6]，此製程具純化效應，能使材料品質提升，價格則相較同樣具有超高強度特性的 C250 合金鋼便宜。D6AC 具備高強度、高韌性之優良特性，其拉伸強度隨回火溫度高低而定，強度可從 620MPa 至 2000MPa。

但 D6AC 在含水氣或腐蝕環境下對應力腐蝕裂縫與腐蝕疲勞較敏感[7]，此現象和同為高強度鋼之 300M 鋼材相似。D6AC 與其他中碳鋼進行比較，在冶金性質上相當類似於 AISI4340 與 4140，但 D6AC 之化學成分中，Mo 元素的含量高於 4340，故其硬化能優於 4340[8]。

一般強度越高的鋼鐵材料，對氫脆的敏感性越大，容易沿著沃斯田鐵的晶界產生破壞[9]，雖然可用提高回火溫度的方式降低鋼鐵材料的氫脆敏感性，但也降低了材料的強度。銲接後，銲道易因產生麻田散鐵等因素導致降低銲道的強度與韌性等機械性質；加上 D6AC 銲接亦有冷裂與熱裂的

問題，因此在使用上必須採用清潔度高的方法，在些許的文獻中，已有採用與本研究不同之加工法，以及採用電子束銲接[10,11]與雷射銲接[12]的相關研究。

1-1-3 旋形加工

旋形加工(Spinning)已廣泛的應用於一般機械工業、汽車工業及航太工業等各種零件產品製造，是一種將板料、管料或經壓床、鍛造、鑄造、切削等預先成形之軸對稱的工件，隨後將其置於心軸上旋轉，透過工具或滾輪將其塑性加工成形的一種塑性無屑加工法，此法具有加工精度高、時程短、成本低廉、模具整備簡易及高彈性化生產等優勢，極適合應於火箭或管件等，對於精度具有高度要求之工件[13-16]。

1-1-4 電子束銲接

電子束銲接係將工件置於高真空度工作艙中進行銲接工作，靠電子束撞擊金屬本身，產生高熱而將金屬熔接[17]，不需銲線及保護氣體，品質比傳統銲接方式高出許多，因此銲接而產生之熱影響區及變形量也極小，為傳統銲接方式無法達到的品質，故歐美先進國家廣泛將其用於高精度零組件之銲接上。

1-2 研究目的

本研究之主要目的為探討製作 D6AC 管材之最佳製程參數，包含坯盪經旋形加工為管件之旋形最佳參數，旋形後管材與管材間的電子束銲接參數，以及在銲後施予回火熱處理對管材本身機械性質的提升效果。

上述之研究目的，為綜合上小節所述之研發背景與鋼材特性，如表 1 所示，經綜合性的分析其優勢劣勢後，所規劃出之研發策略。

表 1 針對 D6AC 之 SWOT 分析

優勢(Strengths)	威脅(Threats)
D6AC 鋼材本身高強度、高韌性之性質。	D6AC 鋼材在含水氣或腐蝕環境下對應力腐蝕裂縫與腐蝕疲勞較敏感。
機會(Opportunities)	劣勢(Weaknesses)
於高真空度工作艙中進行之電子束銲接技術。	D6AC 鋼材之氫脆敏感性、銲接前後冷裂與熱裂之問題

在後續的章節將會呈現本研究依循此目的，所整理的文獻、規劃的實驗及最後得出之成果，期能藉此研究對日後 D6AC 管材或鋼材之各式加工技術基礎有所貢獻。

第二章 文獻回顧

本章將回顧現有的文獻，以利讀者更進一步了解本研究選用之材料—D6AC 超高強度合金鋼，以及本研究為研發高精度之管材，所採用的旋形與電子束銲接加工之原理、優點、為加工件之機械性質帶來的影響與改變。

2-1 超高強度鋼

2-1-1 高強度鋼與超高強度鋼

所謂高強度鋼，是指那些在強度和韌性方面結合良好的鋼種，低合金結構鋼，經調質處理後，具有很好的綜合力學性能。其抗拉強度高於 1200MPa 時，叫高強度鋼；高於 1400MPa 時，稱為超高強度鋼[1]。

高強度鋼和超高強度鋼的原始強度和硬度並不高，但是經過調質處理後可獲得較高的強度，硬度在 HRC30~50 之間。

鋼材的抗拉強度與硬度之間存在一定的關係。一般來說，硬度提高強度也隨之增高，但不能說高強度鋼就是高硬度鋼。所謂高強度鋼和超高強度鋼，是針對其綜合性能而言，相對的，淬火鋼的硬度很高，但不能稱為高強度鋼和超高強度鋼，其原因是它的綜合性能不好，幾乎沒有塑性，韌性也很差，只能作耐磨零件和工具[18]。

2-1-2 種類與價格比較

超高強度鋼可視其合金含量的多少，分為低合金超高強度鋼(合金含量不大於 5%)、中合金超高強度鋼(含量範圍 5%~10%)和高合金超高強度鋼(含量高於 10%)，以下將不同種類之鋼材列舉於表 2。

表 2 超高強度鋼類別與簡述[2]

類別	強化方式	鋼材種類
高合金鋼	利用金屬間化合物析出硬化之特性，達到強化效果。	AISI15-15PH、PH-13-8M
中合金鋼	利用特殊碳化物之二次硬化提高強度。	HY 180、AF 1410 HP 9-4-20、HP 9-4-30
中碳低合金鋼	利用低溫回火麻田散鐵強化組織。	D6AC、AISI 4130、 300M
麻時效鋼	低碳麻田散鐵內加入時效硬化元素，再加以時效強化。	C250

2-2 D6AC 中碳高強度低合金鋼

2-2-1 鋼材介紹

1. 製程

由 Ladish 公司發展的 D6AC 中碳鋼高強度低合金鋼，製程是經由大氣熔煉，再進行真空電弧精煉(Vacuum arc remelting)而得，此製程具純化效應，使得材料品質得以提昇。D6AC 鋼材優越的機械特性，主要應用於機器結構件，特別是尖端技術航太工業，也適用於製作壓鑄、擠壓、冷鍛等各種模具[19]。

2. 材料特性

D6AC 中碳鋼高強度低合金鋼，硬度值約 42~53HRC，冶金性質與 AISI 4340 合金鋼相似，但其強度和硬化能比 AISI 4340 合金鋼還要高，硬化能(Hardenability)係指鋼材在受某種淬火硬化處理後，能夠被硬化的程度，亦稱為『淬火性』。硬化能愈大，代表鋼材在同一種淬火條件下能被硬化的深度愈深，但硬化能大並不代表鋼材能經由淬火而獲得更大的硬度[18]。

D6AC 與其他同類合金鋼之化學成分比較見表 3，其中 D6AC 鋼材之化學成分含量為 AMS 6431 規範，而在碳鋼中添加合金所對應的物理性質影響則見表 4[1]。

表 3 D6AC 鋼與其他同類合金鋼之化學成分比較(wt.%) [1]

Alloy	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	V	Fe
D6AC	0.42~ 0.48	0.6~ 0.9	<0.01	<0.01	0.15~ 0.3	0.9~ 1.2	0.4~ 0.7	0.9~ 1.1	0.05~ 0.1	balance
4130	0.28~ 0.33	0.4~ 0.6	<0.01	<0.01	0.2~ 0.35	0.8~ 1.1	-	0.15~ 0.25	-	-
4140	0.38~ 0.43	0.75~ 1.0	<0.01	<0.01	0.2~ 0.35	0.8~ 1.1	-	0.15~ 0.25	-	-
4340	0.38~ 0.43	0.6~ 0.8	<0.01	<0.01	0.2~ 0.35	0.7~ 0.9	1.65~ 2.0	0.2~ 0.3	-	-

表 4 碳鋼添加合金元素之影響 [1]

元素	添加後對鋼材之性質提升與影響
C	碳是碳鋼中最重要之合金元素，主要作用為淬火時提升強度及硬度，過程中與其他合金元素結合為碳化物，含碳量越高則硬度強度越大；韌性則越差。
Mn	Mn 可以與 S 結合為無害的 MnS 以取代 FeS，同時也是脫氧劑。此外多餘的 Mn 可對基地造成固溶強化。也是防止鋼材受大氣腐蝕的重要角色。
Si	在製鋼過程中，做為脫氧劑用，在一般鋼鐵中含量約 0.2%~0.35%。
Cr	Cr 會取代 Fe_3C 中的部分 Fe 原子而產生較複雜的碳化物(Fe 、 Cr) $_3C$ ，可以減少回火軟化程度，增加硬化能並提高耐磨性。由於 Cr 之晶體結構是體心立方—BCC，屬肥粒鐵穩定，使 A_{C1} 溫度上升。但缺點為促進晶粒生長，並且容易促進 P 與 S 之偏析，而增加回火麻田散鐵脆化的程度。

表 5 碳鋼添加合金元素之影響[1](續)

Ni	Ni 本身之晶體結構為面心立方—FCC，屬沃斯田鐵穩定，Ni 的存在將使共析溫度降低，亦即沃斯田鐵化溫度降低，故可促進晶粒細化。同時若 Ni 與 Cr 共同添加於鋼材中可提高材料彈性限、增加硬化能、提升衝擊韌性與疲勞限。
Mo	Mo 元素在鋼鐵中，部分固溶於肥粒鐵內，其它則形成合金碳化物，添加 Mo 的作用在於提升硬化能，回火時可以阻止碳的擴散，減緩 $(Fe、Cr)_3C$ 在先前沃斯田鐵晶界與麻田散鐵板條邊界析出，改進材料韌性。
V	V 為強碳化物形成元素，且碳化物形成後具高溫穩定性，可在高溫狀態下有效阻止經歷生長。此外 V 為良好之麻田散鐵穩定元素，可有效減緩回火軟化效率；但若 V 之含量過高，則反而對硬化能有害，由於其所形成的穩定碳化物及微細的沃斯田鐵晶粒均有助於成核。

2-2-2 D6AC 銲接特性

各種銲接法皆易導致各種不同之材料缺陷，有氣孔、冷裂縫、熱裂縫、變形與殘留應力、熱影響區強度降低幾種問題[20]，依照國際銲接研究中心 IIW(International institute of welding)之分法如表 5 所示。

表 5 國際銲接研究中心針對銲接種類分法(IIW)[21]

種類	系列名稱
裂縫	100 系列
空洞	200 系列
固體夾渣	300 系列
不完全熔融	400 系列
不完全外形	500 系列
其他缺陷	600 系列

一般超高強度鋼在銲接應用上，容易有冷裂與熱裂的問題，因此在材料本身的成份上，硫、磷等夾雜物的含量控制即相當重要，因為硫會增加銲道的熱裂敏感度，而磷則會降低延性和韌性，並增加銲道的冷裂敏感度。

冷裂縫(Cold cracking)為約產生在溫度 315°C 以下(或在高溫產生但在低溫察覺到)的短時性或延遲性裂縫，為穿晶破裂。主要發生在母材熱影響區與銲道熔融區。原因為熱影響區變硬(麻田散鐵形成)、殘留應力的產生與氫的脆化作用。

熱裂縫(Hot cracking)則約產生在溫度 315°C 以上，於銲接進行時發生的延晶式(又名晶粒間式)裂縫。主要發生區域亦為母材熱影響區與銲道熔融區。原因為晶體介面變弱或液化、殘留應力的產生以及偏析物的液化。在銲接的整個過程前後，預防或避免冷裂縫與熱裂縫的方法如表 6 所示[21]。

表 6 於銲接過程防治冷裂縫與熱裂縫的方法

冷裂縫	熱裂縫
續熱處理—紓解殘留應力並軟化之	降低銲接時承受外力的程度
預熱處理—降低銲材之冷卻速度	選用雜質較少的母材
選用含氫氣量較少的銲條(於本研究中不需考慮、電子束銲接為真空腔體內進行，全程不需使用銲條)	避免多重熱循環

由於在銲接過程中，銲道及其附近區域(熱影響區)均會生成硬脆之麻田散鐵組織及殘留沃斯田體，在殘留沃斯田體之晶界所形成的連續碳化物，則會增加脆裂的程度[22]。故在銲接過程為避免冷裂與熱裂，在銲接過程配合以下三項熱處理，將可改變組織，改善其韌性等機械性質，是銲接高強度低合金鋼時，必須且重要的技術：

1. 銲前預熱

在銲接前預熱能夠降低材料本身所累積的殘留應力，並能夠使材料內部組織轉換成變韌鐵組織，此方法能夠降低材料對氫的敏感性[23]。

2. 銲間持溫

在銲接過程中，溫度須持續保持在預熱溫度以上，防止麻田散鐵組織產生，而影響銲件本身之韌性，並提高銲接後整體的品質。

3. 銲後回火

銲接後在銲道與熱影響區因碳與合金元素變少，易產生熱裂而降低銲道強度與韌性，因此對銲後回火能夠有效改善此缺點。

2-2-3 D6AC 熱處理特性

一般鋼材的熱處理均先將材料升溫至 850°C 至 950°C，施以沃斯田鐵化(Austenitizing)後，再經由淬火(油淬或鹽浴淬火)與回火處理以達到所要求的強度及機械性質。

D6AC 的熱處理特性較為特別，D6AC 之 TTT(Time temperature transformation)恆溫變態曲線圖為圖 1[24]，圖中具有明顯沃斯田鐵灣(Austenite bay)，因此可採用 Aus-bay quenching 方式淬火[25]，以降低淬火過程中工件之變形，淬火(Quench)宜採油淬或鹽浴淬火，其詳細內容或步驟如下：

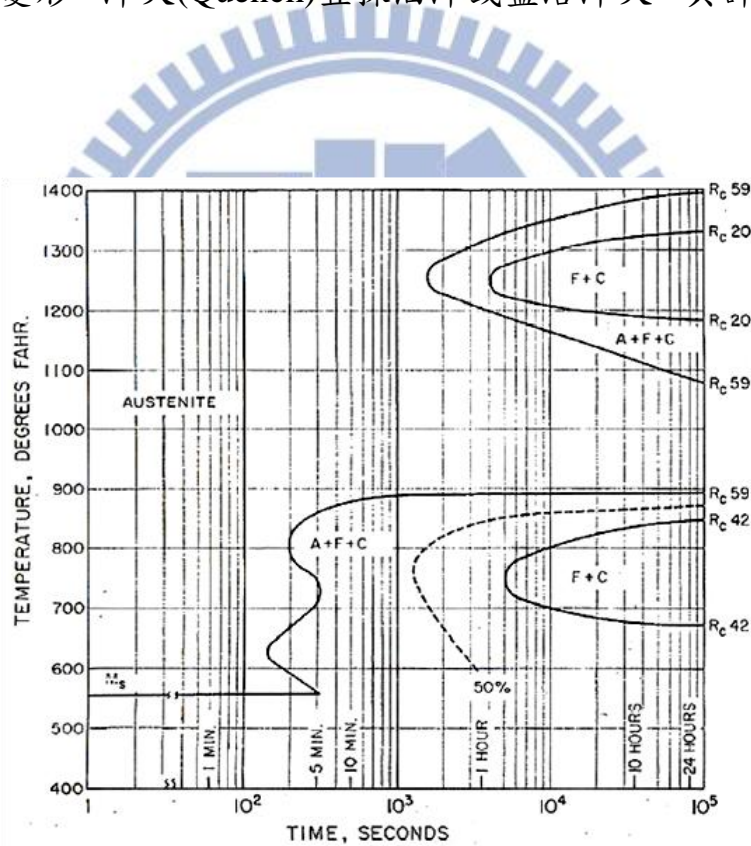


圖 1 D6AC 之 TTT 恆溫變態曲線圖[24]

由圖 1 可知，D6AC 鋼材在 480°C 至 580°C 之間，具有一個沃斯田鐵灣，在此溫度範圍下，沃斯田鐵是非常穩定的，即使保持很長時間，也不會相變為波來鐵(Pearlite)。舉例說明：若溫度維持在 680°C 時，鋼材將會緩慢的轉換成波來鐵所需時間大約為 30 分鐘，因此只要冷卻速率大於 3°C/min，就能防止其在 680°C 時變態為波來鐵，鋼材本身將會在相變化開始前降溫至沃斯田鐵灣內。

利用上述之特性，可知 D6AC 鋼材適用分段式淬火法，此法為先把工件由正常化溫度(850°C 至 950°C) 以每分鐘 5°C 以上之冷卻速率，冷卻至沃斯田鐵灣之溫度範圍(480°C 至 580°C)，持溫一段時間，待工件內外溫度均勻後，再選用適當之冷卻速度降至常溫以得到麻田散鐵(Martensite)，接著依需求施予回火處理，以得到所需之強度與韌性，此種熱處理方法稱為 Aus-Bay Quenching，由於此法已將淬火過程中所需下降的溫度改變量事先縮到最小，故淬火時工件較不會產生淬裂，且可有效降低淬火變形量，以保持零件之精確度，尤其對厚工件而言尤為適用。

淬火後，由於 D6AC 具有淬裂之敏感性，當工件經過淬火處理後會有殘留淬火應力，可透過回火熱處理，減少淬火應力之殘留及淬裂之發生，回火熱處理不僅可降低殘留應力，對鋼材之強度與韌性亦有舉足輕重的影響，D6AC 鋼材的回火分為四個階段[26]：

1. 第一階段：麻田散鐵→回火麻田散鐵+碳化物(回火溫度由室溫至 250°C)

材料於室溫至 250°C 之範圍內回火時，其相將由體心正方麻田散鐵轉化為回火麻田散鐵，亦即體心立方麻田散鐵，同時會有薄板狀碳化物析出，以及將釋放淬火所累積的內應力，使硬度下降[27]，韌性上升。

2. 第二階段：殘餘沃斯田鐵→肥粒鐵+碳化物(M_3C)

材料於 200°C 至 300°C 之範圍內回火時，依據現有文獻[28]，此時的碳化物為在先前殘留的沃斯田鐵與麻田散鐵之邊界產生，通常與碳化合之元素為 Cr、Mn，排列方式與雪明碳鐵(Fe_3C)相似，故以 M_3C 做為此處碳化物之代號。

3. 第三階段：回火麻田散鐵+碳化物→肥粒鐵+雪明碳鐵

材料於 300°C 至 400°C 之範圍內回火時，於第一階段產生之回火麻田散鐵將會再轉變，生成肥粒鐵與雪明碳鐵，第一階段之碳化物則轉變為雪明碳鐵[29]。

4. 第四階段：雪明碳鐵凝聚成球

材料於 400°C 至 A_1 溫度之範圍內回火時，在 550°C 以下回火，雪明碳鐵會因 Fe 以外的合金元素限制，尺寸仍小，逐漸隨溫度上升將會凝聚成球，溫度升至 550°C 後，球化現象將會顯著增加，使材料韌性急遽上升。

由文獻[22][25]顯示 D6AC 鋼材在淬火之後以回火溫度 250°C 及 550°C，可獲得強度分別為 1800 至 1950MPa 與 1500 至 1650MPa，其強度性質優良，適合應用於飛機結構、飛彈及船艦之零組件，故在這本次研究中的銲後回火溫度，將選擇在 250°C 至 550°C 之間，依照四個回火階段各自取 250°C、350°C、450°C、550°C 以及未回火共五組不同條件之試片，彼此相互進行比較。

2-2-4 研發與工程應用之發展情形

本研究所採用之 D6AC 鋼材在 1960 年代問世，在當時其主要應用為戰術和戰略導彈發動機殼體及飛機結構件上，於 1970 年則進一步研發出將 D6AC 材應用於固體火箭發動機殼體、美國新型地對空導彈，小型導彈與大中型導彈，以及美國太空梭助推器殼體 F-111 飛機的起落架和機翼軸等處[2]，至今則應用於各種對高強度、高韌性具使用需求之途徑，如表 7 所示。

表 7 D6AC 鋼材應用層面[2]

類別	用途
飛機	起落架齒輪零件、薄殼壓力容器、模座(die blocks)及支架(bracket)、蒙皮板件、機翼軸等
固體燃料火箭	發動機外殼、 加力器外殼(booster case)
太空梭	助推器殼體
飛彈	各式地對空導彈、空對空小型導彈、大中型導彈彈身與發動機殼體

D6AC 鋼材有著廣闊的發展前景，欲使一種類之鋼材成為工業應用之主力，除了研發鋼材本身之合金元素比例、找尋適當製程使其具備優良的機械性質外，亦需充分的擴展適用之加工法與加工參數研發，以提升鋼材應用之變化性，滿足不同的使用途徑，因此近年來研究者除針對 D6AC 鋼材開發不同加工法[30]、銲接法(電子束銲、惰氣鎢極電弧銲及電漿電弧銲等)[31]，在熱處理工藝方面亦已開發了細化晶粒方法等技術[32]，亦有針對鋼材本身之氫脆特性所做之改善研究[23]，且均獲得一定的成果，本研究也將承先啟後，對 D6AC 鋼材在旋形加工與電子束銲接之可能性與品質方面，做進一步的研發。

2-3 旋形加工

旋形加工(Spinning)技術為一種適用於製造高強度、高精度薄殼工件之塑性且無屑冷(熱)作加工方法，使工作材料產生流動而成型，其晶粒結構受應變作用而成纖維組織，並受加工硬化增加其強度。用於製作長型薄殼無縫管件或端板弧形工件，正符合飛彈彈體、火箭之發動機、加力器等無縫合金管殼類型加工之需求，更可收顯著降低製造工時及成本之效[33][34]。

傳統車削加工製造長形薄管時，常因壁厚太薄，會有加工變形、加工後尺寸精度難掌握、加工工時長，不易達到量產及降低成本的需求等問題，因此，於製造長形薄管時，為易達到所要求的壁厚、內徑公差及直度要求等，流旋壓(Flow forming)加工方式的發展與導入，相信可有效提升管材之精度[35]。

以下將就旋壓加工之基本原理、種類、影響旋壓加工之因素，其中影響旋壓加工之因素又分為加工參數上之影響與材料本身機械性質所造成之影響兩大面向，以下將於各小節詳述之。

2-3-1 旋壓加工基本原理與種類

旋形加工(又稱旋壓成形、旋壓加工)是將金屬材料車製為特定形狀，可為旋形加工機夾具所夾持的、內徑大小吻合旋形加工機具之軸等，具有可固定於旋形加工機具上之條件的旋形坯盂或板材，之後將坯盂或板材固定於可轉動之模具上，利用旋轉滾輪連續對材料極小部分施予旋壓(即進行點加工)，穩定的朝某個方向施予一定之壓力，並移動其滾輪，使金屬材料沿旋形形模產生變形和流動，滾壓成薄壁管件或錐形工件之加工技術，常用於加工製作軸對稱之圓形中空工件。旋形加工主要之加工參數為主軸

轉速、滾輪進給速率、工件壁厚減縮率等，製作出的產品優點為強度高、精度高、材料節省、生產道次減少、加工時間縮短等。

旋形加工基本上有三種類型，係按其加工類別可區分為彎旋形、剪旋形與流旋形共三種，而流旋型則可依加工方式，區分為順流旋形及逆流旋形[36,37]。

1. 彎旋形(Contour spinning)加工基本原理

彎旋形種類繁多，應用範圍極為廣泛，又稱為傳統旋壓加工(Conventional spinning)，如圖 2 所示，在所有旋壓製品中使用頻繁。胚料為板料或半成品，採用滾輪運動軌跡方式，對工件進行多道次加工，只改變胚料形狀，而不改變胚料壁厚，適合塑性好和壁厚薄之材料使用，可加工形狀複雜之零件，加工方式如圖 3 所示。彎旋壓加工宛如沖壓加工的深引伸加工，以成形模取代沖頭，以滾輪取代沖模。滾輪循環移動多道次地加工出成品，加工條件較深引伸加工有更大的自由度，可得較複雜之形狀，材料的剪應變及材料流動同時發生，應力狀態下塑性降低，需採多道次旋壓來完成，生產效率較其它旋形加工法為低，且尺寸不易控制，需較高之技術水準。

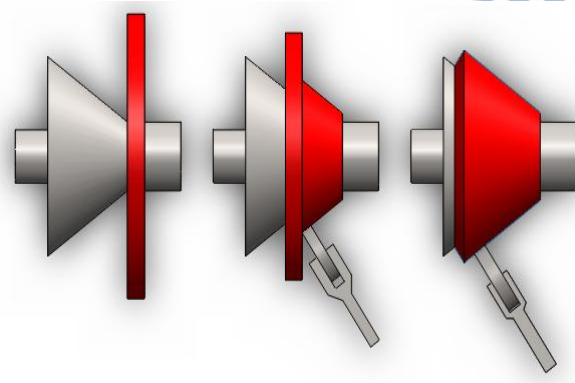


圖 2 彎旋形加工示意圖

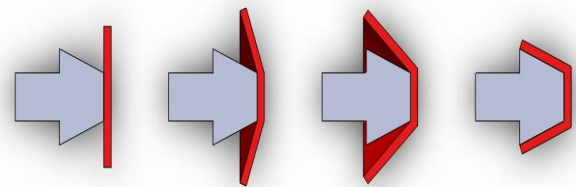


圖 3 多道次加工示意圖

2. 剪旋形(Shear spinning)

如圖 4 所示，此加工法乃不改變胚料外徑，但改變板厚，原理依循正弦定律（或稱剪旋定律）及體積不變定律，及旋前胚盃之體積應等同於旋後工件之體積[38]；此法與不改變板厚，僅採用折彎板料方式的彎旋形加工，正好成對比[39]。

這種加工方法的特色是滾輪僅用一個道次成形，加工時間短，加工面美觀，製品精度亦高。部分不適於彎旋形加工的材質可適用此法。機械的設定、調整比彎旋形加工容易。利用此特色，旋形製品用剪旋形加工製造，有時甚至較彎旋形更具效率，易於生產，但此法改變會板材整體厚度，塑性變形的程度較彎旋形大，若因板厚減少太多，恐導致缺陷產生，生產之良率下降，為彌補此缺點，可考慮與彎旋形組合成複合加工。

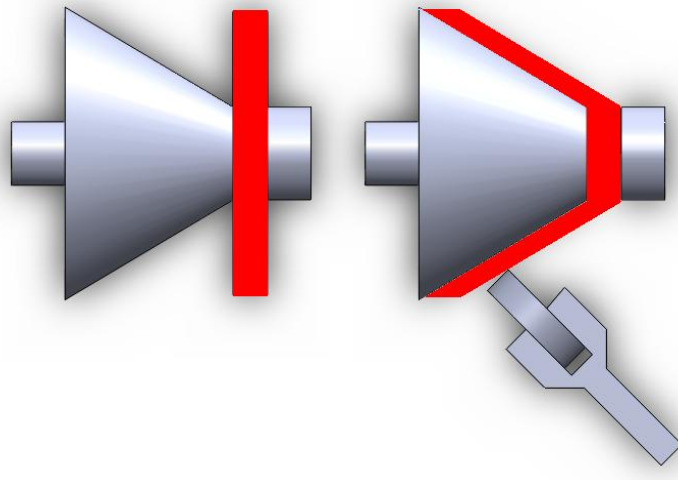


圖 4 剪旋壓加工過程示意圖

3. 流旋形(Flow spinning)

流旋形加工，又稱為管旋形。乃是將中空金屬胚管(Blank)或杯形胚盂(Preform)於一定的速度旋轉下，利用一組滾輪(Roller)施以局部壓力，使其金屬產生塑性變形而包於形模(或心軸)上，製成具有所需之中空、圓形截面的管殼、容器等工件的一種管件成形製造技術[35]，依材料流向不同分為兩種方式：如圖 5(a)(b)所示，材料流向與滾輪移動方向一致者為順流旋形加工(Forward spinning)[40]，適用於有底管件之旋形加工；材料流向與滾輪移動方向相反者為逆流旋形加工(Backward spinning)[41]，適用於中空管件的旋形加工，流旋形加工條件的決定比彎旋形加工容易，但影響加工品質的因素較多，將於後兩小節中做詳細的討論。

本研究之目的為研究管材之製程，因此將採用順流旋形加工作為本研究之旋形加工種類。

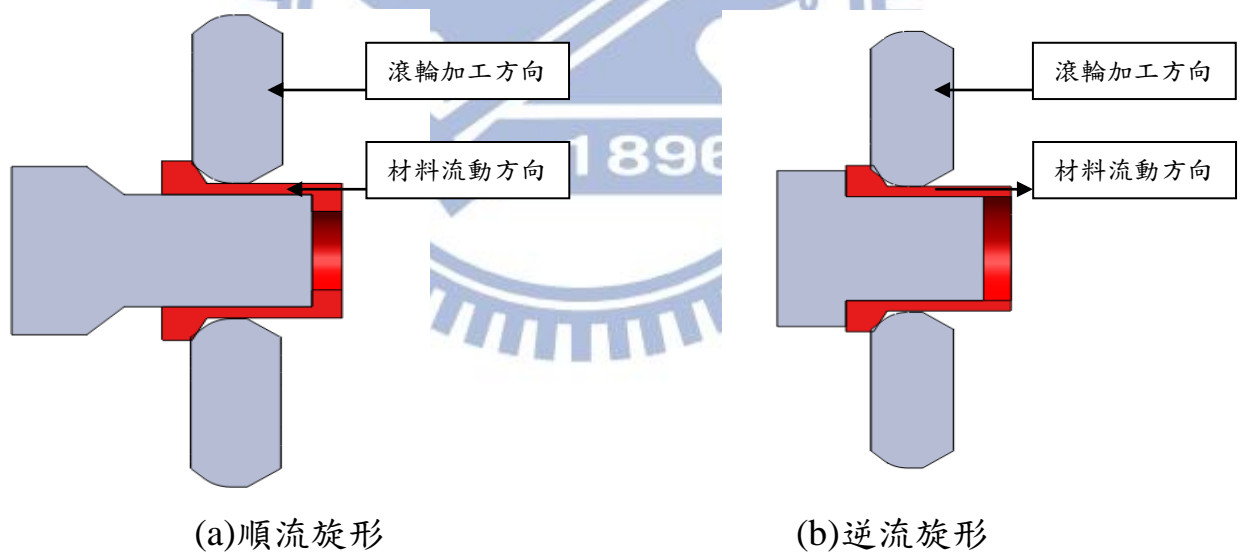


圖 5 流旋形加工示意圖

2-3-2 旋形加工之優良特性

台灣目前對於許多軸對稱之圓形中空工件仍使用一般車製加工之方式，旋形技術目前則已在歐美等國家逐漸成為主流之一。因此，本小節即針對旋形加工技術與一般車製加工方式互相比較其優缺，彙整出在相較車製加工上，其優良特性如下：

1. 節省材料：

旋形加工為無屑加工，能將旋胚的材料完全應用，較一般車製切削成型加工節省材料，尤其對目前高性能武器所採用之特殊合金材料而言，由於材料本身十分昂貴，相對於傳統車削加工更能節省大筆材料費[14]。

2. 節省工時：

旋形加工之準備工作時間較長，包括旋型工具與夾具之製備與調校、程式設計、旋形坯盃之車製等，而實際加工之工時則較短，所需工時與直接車製之工時相比較，仍然較車製工時為短，相差約 2 倍以上，且加工數量越大，則效益越明顯[14]。

3. 加工硬化提升強度：

旋形加工之工件若採剪旋形、順流、逆流旋形則受加工之工件，將會因壁厚縮減而具有壓伸現象，材料將因而產生冷加工硬化，並具有明顯之纖維組織，強度將獲提升，其增加之強度視材質、壁厚減縮率而定，減縮率不同，其強度增加量亦隨之而異；反之若僅採彎旋形之方式，材料僅折彎未受壓伸，則材料強度變化不大，一般而言，材料之抗拉強度、降伏強度、硬度皆提高，延伸率則降低[42]。

4. 加工精度高：

流旋型管件之精度高，其隨著內徑及壁厚之不同，真圓度可達 0.06~0.4mm，同一直管之同一截面上之壁厚，公差則可縮減在 0.03~0.05mm 間，同心度可達 $\pm 0.12\sim 0.30$ mm，每米直度可達 ~ 0.5 mm。

剪旋型工件加工時，若旋型設備與旋胚精度品質良好，其旋製後壁厚截面公差可在 0.01mm 以內。

5. 快速換模、亦適合小批量研製：

小批量研製時，若工件內徑不變，只變更材料、壁厚或外型，僅需更換套型模配合旋型加工即可克服，較沖壓、車製、銑製加工成本低，滿足研製上或設計上之條件，使研製工作更具彈性，且於中、小量生產時，工具方面可配合運用不同之材料，適度的降低成本。

6. 使用限制：

旋壓成型加工之製品受到轉動軸對稱圓形之限制，其加工複雜性不如沖壓加工，但本研究主要為飛彈彈體管件製程，工件外形即為軸對稱圓管，故不受此缺點限制。

2-3-3 影響加工品質之加工參數

1. 滾輪與成形模之尺寸、形狀

不同之滾輪與成形模形狀，互相配合發展出彎旋形、剪旋形、與流旋形三種不同種類之旋形加工法，其中成形模之形狀主要掌控旋坯之內側外形，各有不同但皆為軸對稱之圓柱、圓錐、或圓杯狀等，加工件之外側則由滾輪將其壓伸加工而成。

滾輪的外徑形狀會影響到產品翹曲的情形與其表面光滑度，圖 6 為滾輪形狀的範例，各種滾輪會設計不同成形角與餘隙角角度，以適用不同材料與加工方式之需求，其中成形角若角度小，則擠壓面積增大，加工力亦增大，角度過大容易使材料不穩定流動，降低表面精度，通常成形角約在 $20^{\circ} \sim 30^{\circ}$ 之間；有餘隙角的設計可提升材料表面光澤；有時會依需求將接觸點設計為圓角，圓角半徑越小則接觸點施予工件上之壓力越大。

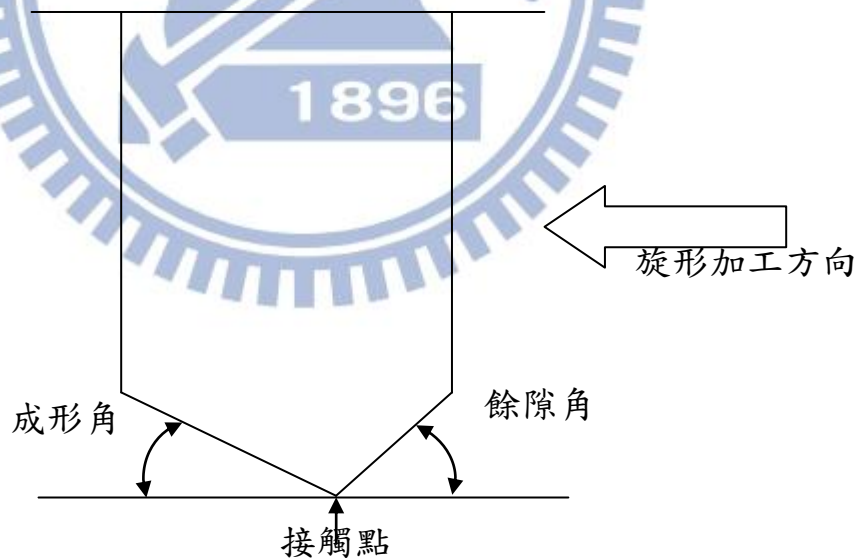


圖 6 滾輪與材料接觸面形狀

2. 進給速率比

進給速率比為滾輪的進給速率與主軸轉速之間的比值。只要滾輪的進給速率和主軸轉速之間的比值維持不變，兩者之數值可以被改變，而在產品品質上不會有明顯的影響，因此欲提高工作速率，在其他加工條件允許下，可在維持進給速率比的情況下，提高主軸轉速與滾輪進給速度。

若僅提升主軸轉速，可能造成因為高變形率導致主軸作用力大幅增加，另一方面，則是因為在固定滾輪進給速率之情況下，進給速率比與主軸轉速(mm/rev)成反比，所需的變形能量可能因此降低。

加工的過程，當進給速率比值高時會產生較高的作用力，較易導致破裂時；相對地，太低的進給速率比將會在外表方向造成過度的材料變形流動，這樣會造成不必要的工作力的降低和不當的管壁變薄。

3. 減縮率

減縮率為加工過程中所縮減掉的壁厚值占原本旋形坯盂壁厚的值之百分比，舉例：若減縮率為 65%，指加工後之壁厚約為加工前之三分之一。

越高的減縮率在旋形加工中就越困難，如果減縮率太大，那麼就無法有效地將管壁上產生的高徑向拉力傳送出去，很難保持工件斷面上的平均，而且沿著凸緣到管壁的變形周圍會有撕裂的狀況。再言之，減縮率的上限是在凸緣開始產生皺褶時，此時，皺摺之情形將漸趨嚴重，而導致無法於後續道次的加工過程中將其移除[43]。

4. 加工作用力

在本研究中所採用之流旋形加工過程中，需考量由 3 個分別為軸向，徑向，及切線方向的力，如圖 7 所示。在計算這些力的過程中，最重要的是切線方向力 F_t ，決定加工要求的力矩和力量。軸向力 F_a 扮演的角色相當小，這是由於這個力的實際軸向位移十分的小。而徑向力 F_r 在加工過程中是不作功的，但須考量其力道大小，以控制欲達目標旋形減縮量之道次數量[44]。

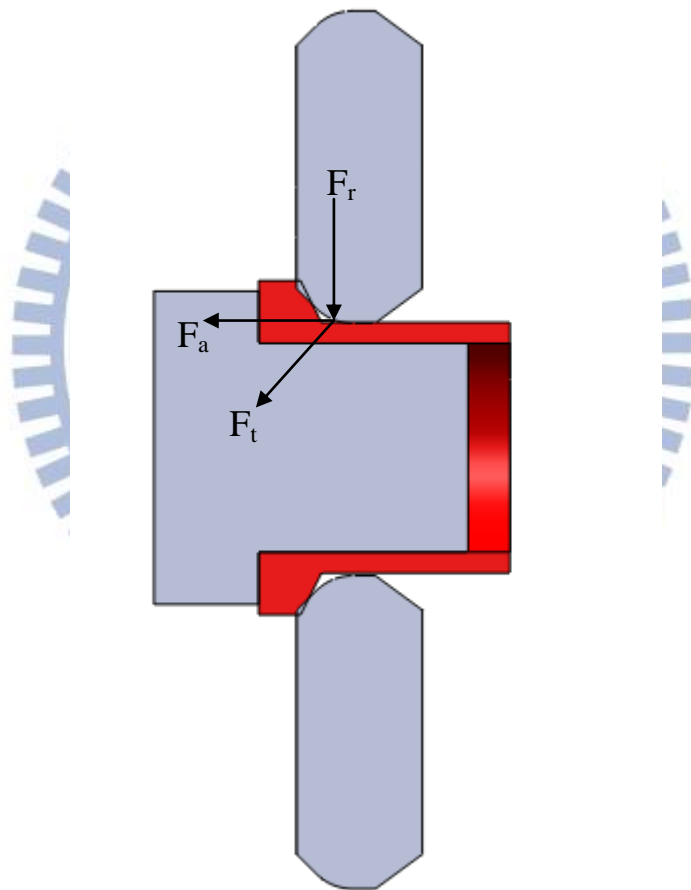


圖 7 流旋壓加工示意圖

2-3-4 材料本身之可旋性

材料可旋性定義為材料可承受之最大旋形加工量，亦即材料經旋形加工後，不發生起皺或破裂之最大壁厚減縮量。材料的可旋性並非由特定量測儀器所判定之量化數值，材料之整體可旋性的優劣，取決於以下材料特性，包含機械性質(強度和延展性)、冶金性質(雜質，熱處理)、物理性質(比熱，熱導率和膨脹係數)，以及晶格排列方式(金相)等。這些特性的相互關係，綜合影響了材料的可旋性。

因此於加工規劃中設定旋型加工參數前，可透過試旋，探究該材料之可旋性，可旋性愈佳之材料，表示材料可抵抗旋形加工之變形破裂程度愈高，因此材料最大可旋形量是研製時之重要參數[45]。

材料可承受之最大可旋形量並非旋形加工的極限，若欲將特定材料旋形加工至其最大可旋形量以上，可搭配退火熱處理先將其內應力消除、提升材料本身之可旋性後，再進行旋形加工或於不同道次之加工程序之間加入退火熱處理之階段，亦即階段性的透過退火熱處理，調整材料內部微結構，使其均質，提高材料本身可旋性，再逐步施予旋形加工。

舉例：若有一材料可承受之最大旋形減縮率為 50%，如今欲將其旋形至更低之減縮率，則第一道次旋形先將其旋至 50%減縮率，再施予退火熱處理，消除內應力，使其均質化，再施予第二道次之旋形加工即可達高於其可承受之旋形減縮率之成果[46]。

2-4 電子束鐳接

2-4-1 電子束技術

1. 起源

電子束技術(Electron Beam Technology)之發展與研究，至今已有超過三百年的歷史，而真正的工業級電子束相關設備發展、安裝及生產是在第二次世界大戰之後才漸漸開始，其原因主要是在第二次世界大戰前，工業界對於一些高精度材料之需求不高，連帶的對電子束這種昂貴的投資興趣缺缺。而時值今日，隨著資訊時代的來臨，對於高級電子材料及一些特殊製程之需求也相對增加。以下將針對電子束技術之基本原理、應用做簡單之介紹。

2. 電子束系統之基本原理

電子束係在一個 1.3×10^{-2} Pa (1×10^{-4} Torr) 高度真空的環境中，經由電子鎗射出。電子鎗(圖 8)之鎢絲(或鈹)的陰極通以高電流，使鎢絲被加熱到約 $2500^{\circ}\text{C} \sim 2800^{\circ}\text{C}$ 的高溫，而放出熱電子。這些電子被陰極、柵極和陽極之間的電場聚集，燈絲本身為陰極，陰極下方有一柵極(聚束極)，陰極與柵極之間接有負偏壓，以控制射出之電子數目，柵極的下方為陽極，相對陰極之間有高電壓差，以加速電子形成高能量的電子束。此高速之電子束由電子鎗射出後，通過一組電磁聚焦線圈(Electromagnetic focusing coil)或稱磁透鏡(Magnetic lens)，將電子束聚焦成高能量密度電子束，藉其作用瞄準、聚焦。聚焦線圈下又有電磁偏向線圈(Magnetic deflection coil)，用以控制電子束偏離原垂直路徑或產生高頻擺動(High frequency oscillation)。經由上述的加速與聚焦後電子束以 $0.3 \sim 0.7$ 倍的光速進入真空艙撞擊工件表面，而在瞬間將極大的動能轉變成熱能[47]。

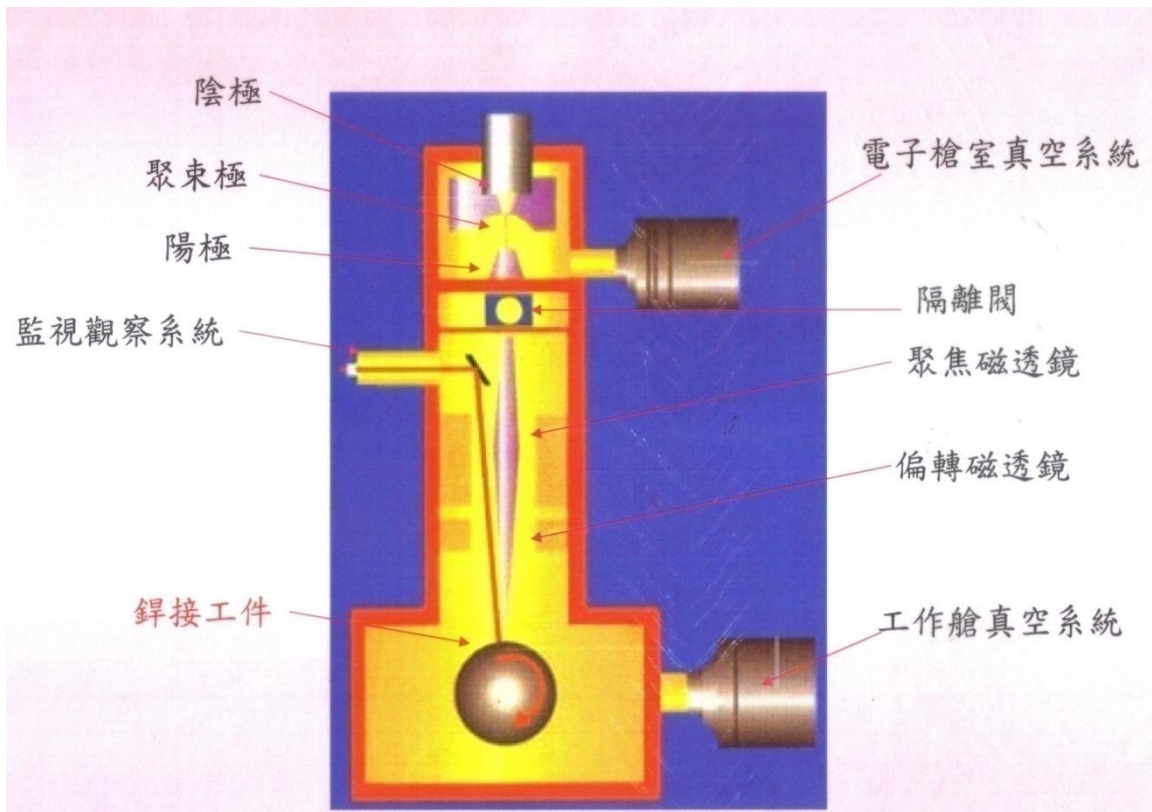


圖 8 電子鎗構造剖面圖[48]

3. 電子束於銲接技術之應用與其他用途

電子束技術是應用面十分廣的一種製程技術，除了傳統的一些應用外，電子束技術也提供了工程師在製程選擇上一個廣大之空間，只要掌握該技術之核心技術及觀念，工程師可以進行必要之設計及變更以達到其應用目的。

其中的電子束鐳接(Electron beam welding, EBW)，為利用電子束之高能能量能瞬間產生高熱之特性，將此方式應用於鐳接工作上[49]，使金屬熔接的一種精密鐳接技術。(在鐳接上，所需能束功率密度約 $10^4 \sim 10^6 \text{ w/mm}^2$ ，如圖 9 所示)[50]及其可調性的優點，使得輸入工件內之熱量在足以施行鐳接之範圍內減到最低，鐳縫將極為細窄，熱影響區及變形量小，且鐳道強度大，產品品質優異，因而此技術最適於高品質之零件加工，如航太、核能、火箭等零件之製造。

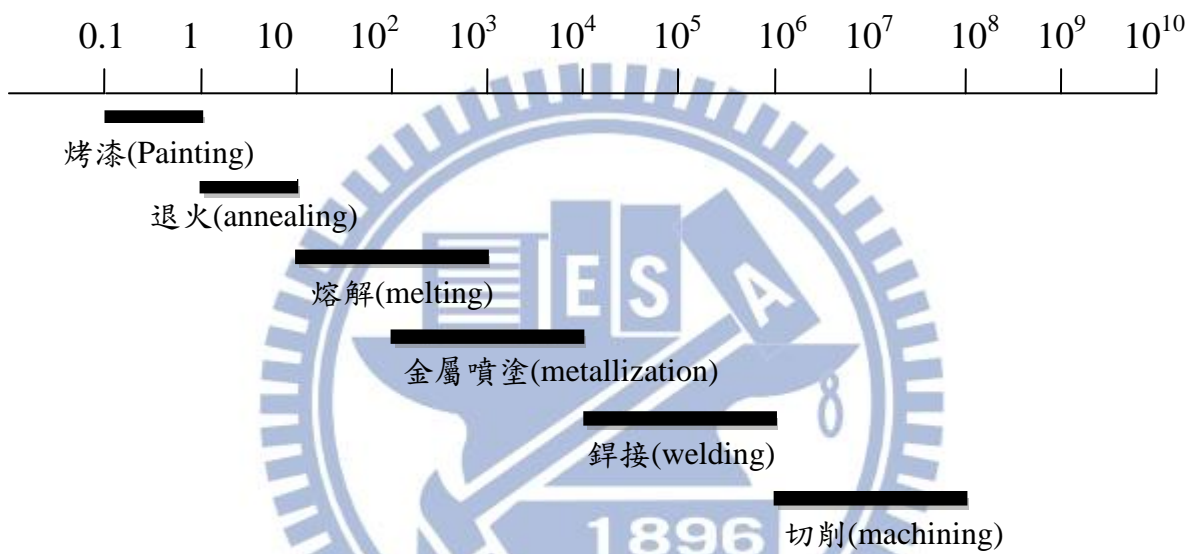


圖 9 能束功率密度所對照之應用面。

除本研究之重點—電子束鐳接技術外，電子束之應用亦有：電子束蒸鍍、電子束懸浮區段純化、電子束切削、電子束精煉、以及在太陽能電池用多晶矽材料的製作上之應用等。

2-4-2 電子束鐳機設備簡介

電子束鐳接之設備示意圖如圖 10 所示，包含真空艙(圖 11)、電子鎗(圖 8)、真空建立系統、高壓裝置、光學視窗系統或掃瞄機構、工作台及控制系統等，透過工作台結合控制系統，下達鐳接參數指令，工件將置於真空鎗，在由真空系統所創造出的真空環境下，藉由電子鎗所發出之高能電子束對其進行鐳接，加工的同時可由光學視窗逕行監控，儀器周邊則具有高壓電源、冷卻系統等，其中電子鎗與真空鎗之真空系統為各自獨立運作。

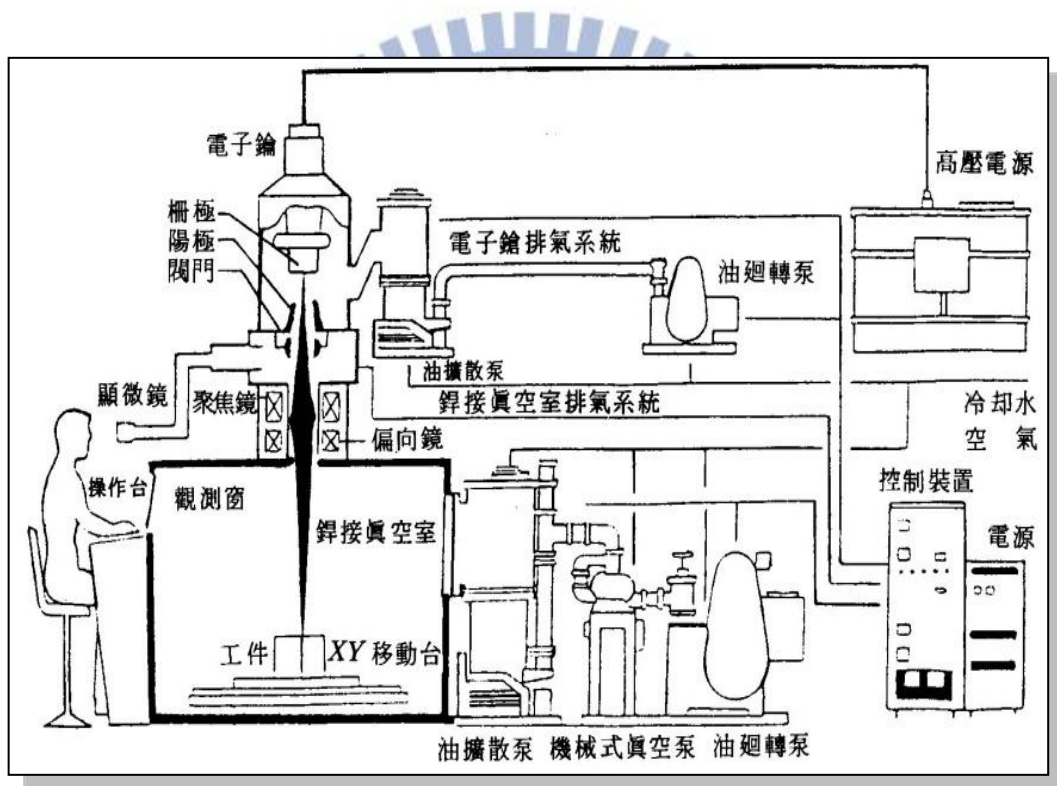


圖 10 電子束鐳接設備示意圖[17]



圖 11 本研究使用之電子束銲接機外觀圖

2-4-3 電子束銲接運作原理

電子束銲接過程中，銲件係在一高度真空的環境中，電子束經過加速與聚焦後，自電子鎗射出，進入真空艙撞擊工件表面，而在瞬間將極大的動能轉變成熱能。由於電子束之能量密度高達 10^8 W/mm^2 ，當撞擊工件表面時，會引起局部的金屬汽化瞬間穿透工件，形成一個熔融金屬包圍的金屬蒸汽孔(Vapor hole)，稱為鑰孔(Key hole)。此孔由其周圍液態金屬產生的流體動力與汽化金屬的蒸汽壓力，互相平衡，在銲接進行中，始終維持著，如圖 12 所示。

當熱源沿著銲縫往前移動時，熔池前端的金屬繼續溶解並且沿著鑰孔周圍流到熔池的後面凝固形成銲道，鑰孔銲接因為熱源能量可直接穿透工件，造成工件的局部熱熔合以達銲接目的[51]。

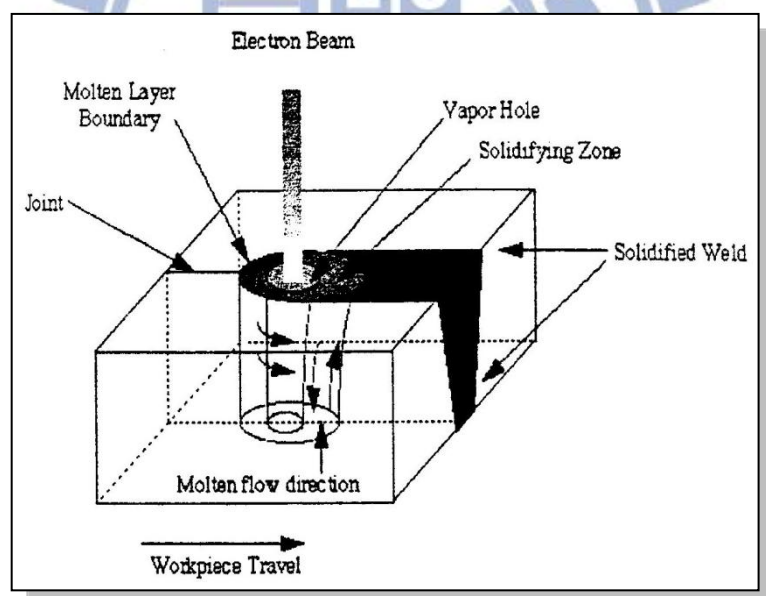


圖 12 電子束銲接機構圖[48]

銲接時，材料受到電子束高能量密度作用而形成熔融狀態，冷卻後而形成銲道；當銲道隨時間冷卻凝固時，母材熔融部份形成鑄造組織，靠近銲道附近之母材因受高溫影響而產生冶金組織，稱為熱影響區。

銲道金屬凝固現象與金屬凝固過程類似，在金屬銲接時，晶粒向銲池中心(Weld Pool)生長，有如一小型的鑄造過程如圖 13 所示。所以銲道金屬之凝固模式與凝固後相變態是決定銲道金相組織之關鍵因素，金相組織之型態則與銲道之抗拉強度、裂縫之裂縫之延展能量(E_p)、裂縫起始能量(E_i)、及機械性質有密不可分之關係。

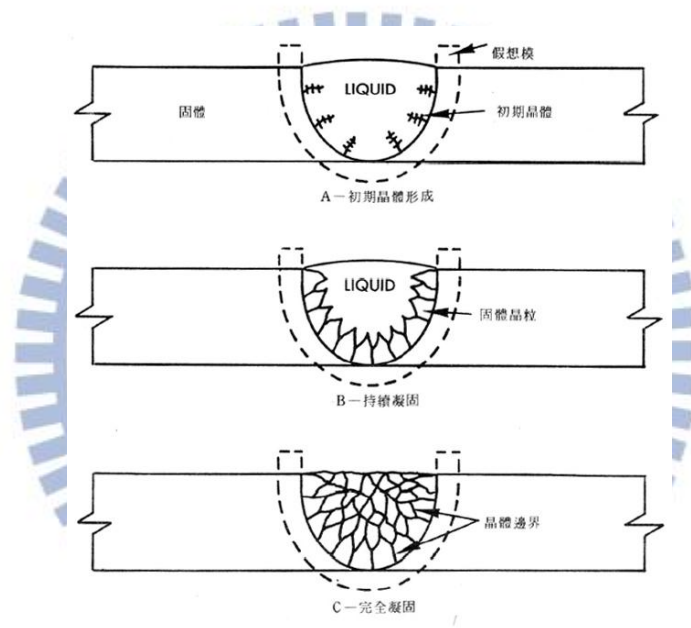


圖 13 銲道熔融凝固過程示意圖[52]

2-4-4 電子束銲接參數

電子束的主要銲接參數有加速電壓(Accelerating voltage, AV)、射束電流(Beam current, BC)、聚焦電流(Beam focus, BF)、銲接速度(Travel speed, TS)、燈絲電流(Filament current; FC)及射束偏轉(Beam deflection, BD)、工作距離(Gun-to-work distance, GTW)、真空度(Vacuum)等[17]。電子束在工件表面所形成射束斑點(Beam spot)的大小是由 AV、BC、BF 及 GTW 所決定。AV 或 BC 增加，則 EB 穿透深度及銲道寬度會增加，然 AV 對穿透深度影響較大，而 BC 對銲道寬度較具貢獻；AV 與 BC 的乘積為射束功率，其可以決定熔解金屬的量。若相關參數不變，僅增加 TS 則穿透深度幾乎成正比例的降低，銲道寬度會稍微減小。

電子束銲接之輸出功率密度是目前使用銲接設備中最高的(圖 14)。其銲接時之熱輸入量(θ)與射束功率(AV 與 BC 的乘積)有關，熱輸入量及功率密度之計算為：

$$\text{熱輸入量 } \theta(\text{J/mm}) = \frac{\text{AV (伏特)} \times \text{BC (安培)} \times 60}{S (\text{mm/min.})} \quad (2-1)$$

$$\text{功率密度} = \frac{\theta}{\text{射束斑點面積}} \quad (2-2)$$

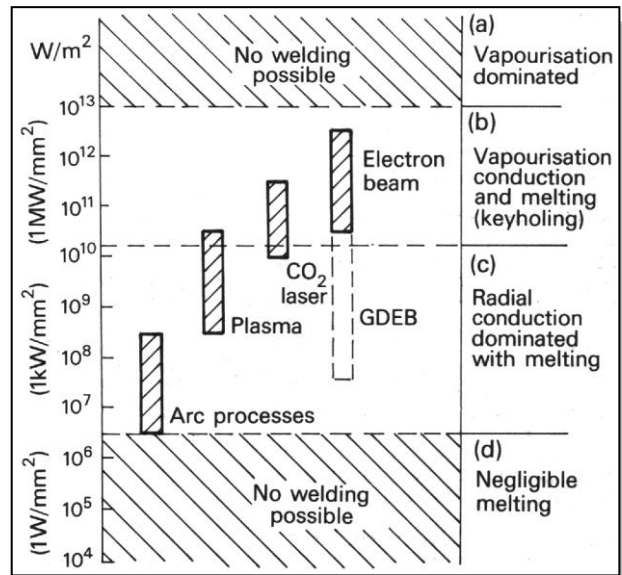


圖 14 銲接方法之功率密度分佈圖[53]

電子束聚焦位置可分為三種，是由聚焦電流(Focus Current)控制，聚焦位置不同，會影響銲道性質。

- (1) 聚焦在工件表面以上(Overfocus)
- (2) 聚焦在工件表面上(Sharpfocus)
- (3) 聚焦在工件表面以下(Underfocus)

由文獻得知，對於厚度大於 0.25 in. 的工件，最佳的焦點是在工件厚度的中心位置上。這個技術稱為「中點聚焦(Mid-point Focusing)」。

在較低的真空環境中，電子束會因為繞射作用而產生許多不良的影響。首先，電子束的聚焦變得困難，以致於所形成的最大能量密度減小，而降低銲接的穿透力；其次電子透鏡的焦距會顯著地降低而使得電子鎗至工作物的工作距離變短。由此可知工作環境的氣體濃度會明顯地影響銲接的穿透能力及工作距離。如圖 15 所示，其銲道形狀隨真空度之升高而愈形狹長，其深寬比值亦愈大。因此，工作環境真空壓力之不同，對銲接工作之銲道形狀和熔深有很大的影響(圖 16)。因此目前工業上應用的電子束銲接設備，其電子鎗大都維持在低於 5×10^{-4} Torr 的真空環境內，依工作艙的真空環境可概分為高真空、低真空及非真空三等級。

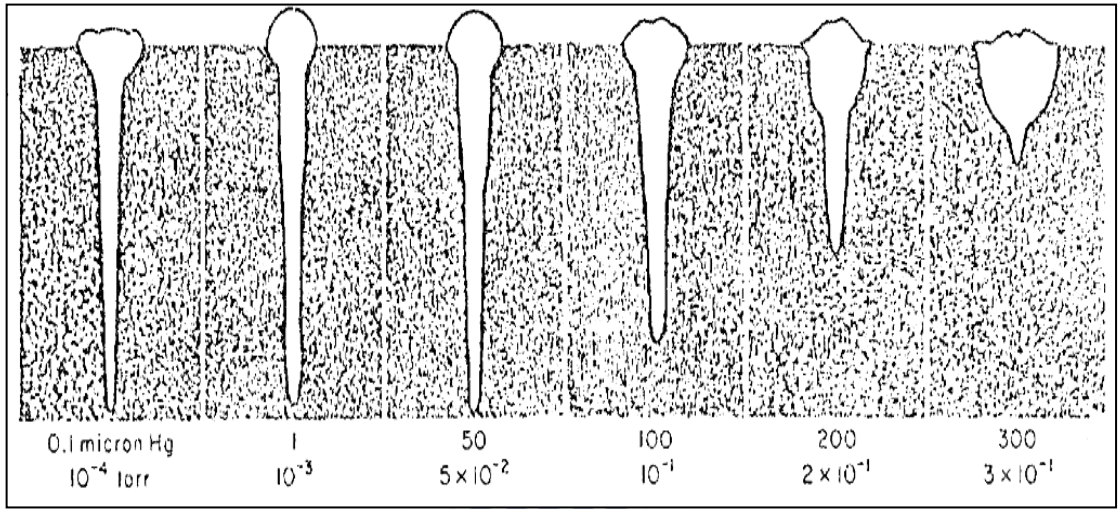


圖 15 銲接艙真空壓力對銲道形狀和熔深之影響[54]

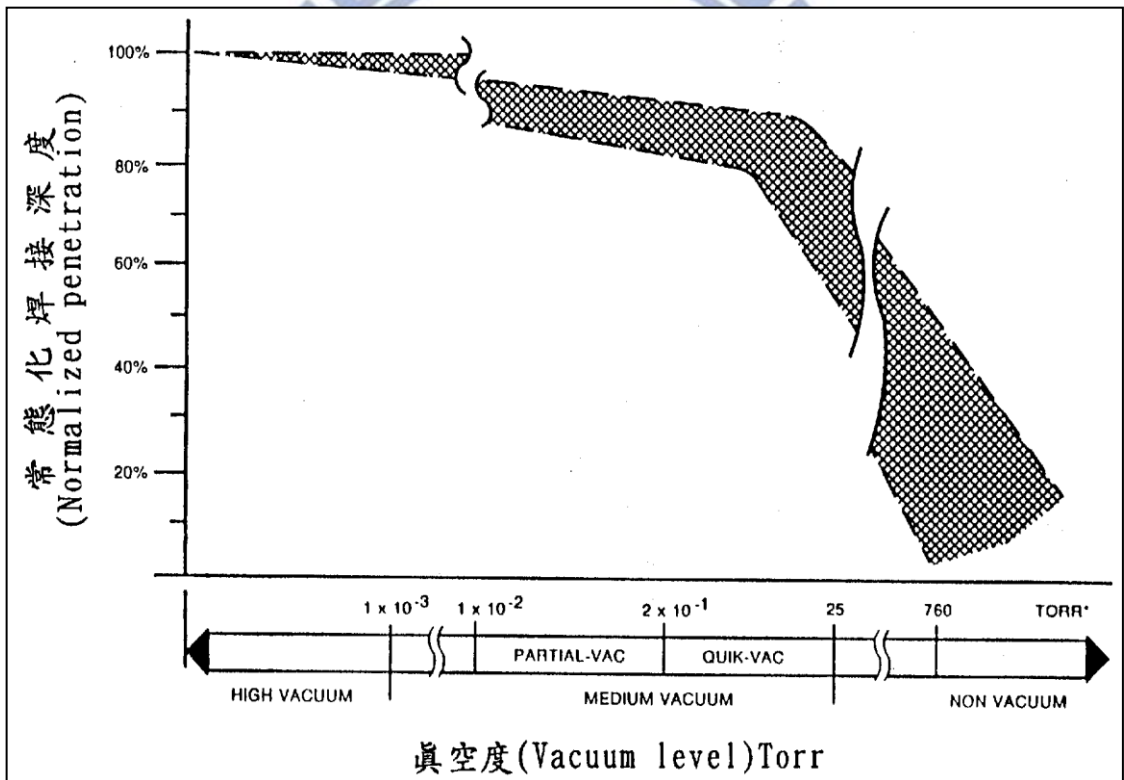
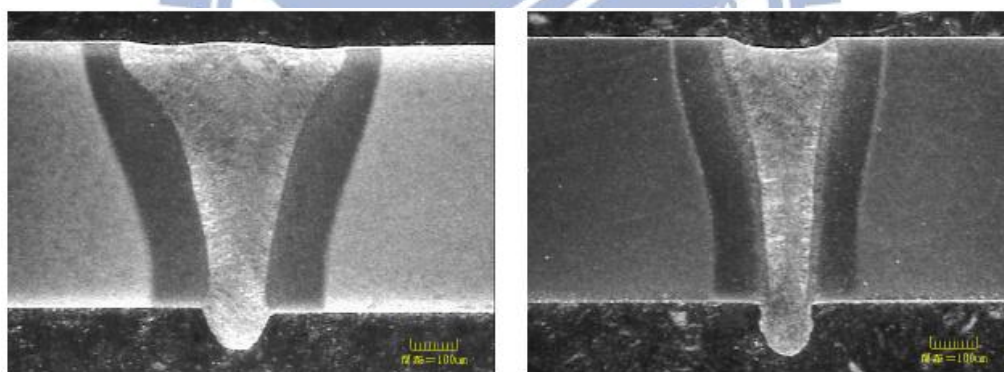


圖 16 真空度與常態化銲接深度之關係[54]

2-4-5 電子束鐳接系統種類

以往文獻對於電子束鐳接系統分類的記載，均以電子槍之電壓高低與工作艙之真空度為主要劃分界限。前者以 60 kV 為界，區分為高、低壓系統。電壓大小主要在賦予電子束之加速動能，進而決定熔穿深度；後者則以 750 torr 與 10^{-3} torr 區分為三類，依次為非、低及高真空系統，可判知電子束移動過程因空氣分子阻擋產生之散射與能量損耗，藉此決定鐳道寬度。凡此二者，均會分別影響鐳件品質[55]。

圖 17 為高電壓低電流與低電壓高電流之鐳道巨觀形態觀察圖，圖中顯示高電壓低電流鐳道寬度與熱影響區寬度較低電壓高電流鐳接系統者小，表 8 及表 9 分別為為高低壓型及高中低真空度之電子束鐳接的特性比較[56]。



(a)低電壓高電流系統

(b)高電壓低電流系統

圖 17 不同種類之電子束鐳接系統之鐳道巨觀形狀比較[57]

表 8 高低壓型電子束鐳機特性與鐳件品質之比較表

類別		高壓型電子束鐳機	低壓型電子束鐳機
項目			
鐳機比較	額定加速電壓	100kV 以上(通常為 150kV)	40~60kV 左右
	槍與工件間之工作距離 (GTW)	因加速電壓高,致空間電荷密度小,透鏡和鐳件距離(最大有效焦距)可達 700~800mm,甚至超過 1000mm	透鏡和鐳件距離(最大有效焦距)較短,約 500mm。
	鐳接對象	因陰極尺寸小,電子束聚角小,故相同功率下高加速電壓和電流可使電子束聚成更細的束徑,獲得更高功率密度;故適於精密鐳接和大厚度鐳接。	電子束徑較大,功率密度低一較不適用於精密鐳接和大厚度鐳接
	設備特性	體積大,架構複雜,設備售價高	體積小,架構簡單,售價較低(「動鎗式」幾乎均採用低壓鎗)
	放射線問題	工作艙鋼板厚度須超過 12mm,外壁仍需包覆鉛板以屏蔽放射線,危險性較高	工作艙鋼板厚度超過 12mm 即可有效屏蔽放射線
鐳件品質	鐳接精度	高	高
	加工件殘留磁性	些微殘留,但影響不致過大。	殘留磁場的作用影響,6倍於高壓型者。
	鐳道伸寬比	鐳道極窄,深寬比達 20:1	較高壓型稍寬
	變形量	非常小	稍大
備註		隨著電子束鐳接技術的發展,電子鎗設計製造技術不斷提升,低壓型電子鎗的技術性能與高壓鎗的差距已逐步縮小。	

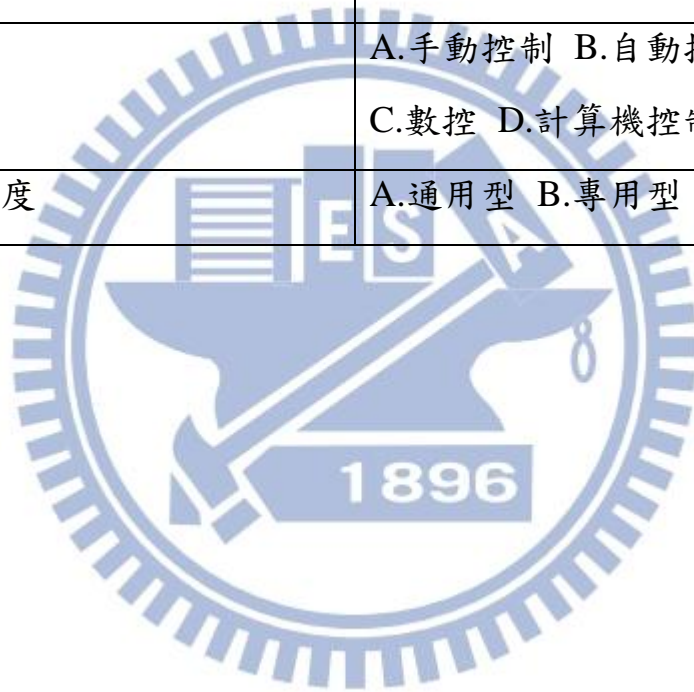
表 9 EBW 工作艙真空度分類及特性比較

真空度 類別	高真空	低真空	非真空
鐳道污染情形	極純淨之鐳道，無殘存氣體之污染。	可容許少量污染的金屬熔接。	較多的鐳道污染。
適用材料	可適用於特殊合金之鐳接，如 T1 或 T2 合金。	適用於金屬如鋼，Ni-，Cu-，及 Al-合金之鐳接。	適用於金屬如鋼 Ni-，Cu-，及 Al-合金之鐳接。
鐳道寬度	在工作距離(GTW)增大下，仍保有極狹窄精密之鐳道。	當工作距離(GTW)加大，鐳道稍寬。	受到工作距離之限制最大間距為30 mm，鐳道較寬，深寬比為3:1。
抽真空時間	抽真空時間較長。	抽真空時間較短。	幾乎可省去抽真空時間。
備註	具多用途，如採部份真空仍具可行性。		較傳統具有極高的鐳接速率。 需要使用高壓電子槍。

以上所介紹為電子束鐳機以高低電壓以及不同真空度分類，另外亦有如下如表 10 所示之分類法：

表 10 電子束鐳機之各種分類方式

項目	類別
電子束加速電壓	A.高壓型 B.低壓型
工作艙之真空度	A.高真空 B.低真空 C.非真空
鐳件是否完全置於工作艙內	A.全部真空 B.局部真空
工作艙容積	A.大型 B.中型 C.小型
功率大小	A.大功率 B.中等功率 C.小功率
鐳接過程電子鎗可否移動	A.定鎗式 B.動鎗式
操作模式	A.手動控制 B.自動控制 C.數控 D.計算機控制
設備專業化程度	A.通用型 B.專用型



2-4-6 電子束鐳接之優良特性及特殊限制

電子束鐳接具有下列的優良特性[21]：

1. 鐳縫品質佳，變形少，熱影響區窄：

利用電子束施以高電壓(25KV~200KV)加速運動(0.3~0.7 倍光速)，產生極高之動能撞擊工件轉換為熱能，但輸入工件內之總熱量低，靠母材本身熔接，鐳道及熱影響區窄，如圖 18 所示。EBW 與 TIG 鐳接之鐳道和熱影響區比較。因鐳接殘留應力少，工件收縮變形小，故極適於精密製造。

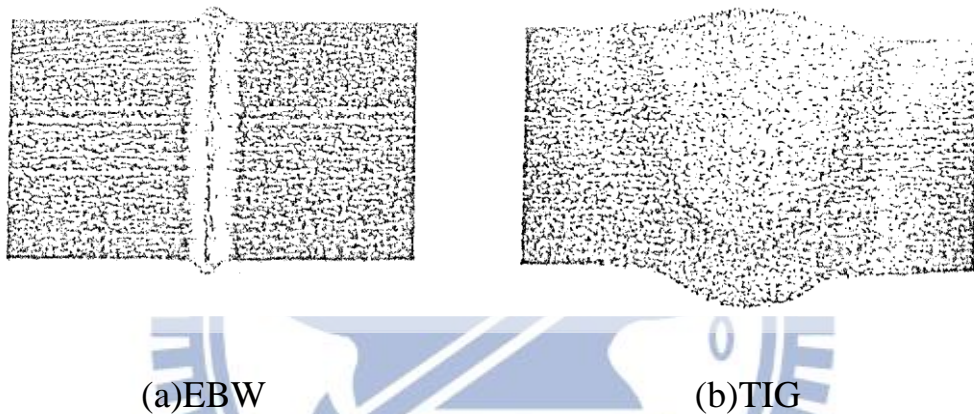


圖 18 EBW 和 TIG 鐳接之鐳道形狀比較[54]

2. 活潑金屬鐳接良好，如鈦、鋁等合金：

可鐳接經熱處理硬化或加工硬化後之金屬，而鐳道強度高於母材[58]。

3. 鐳縫在高真空中施鐳，無污染：

電子束於真空環境下，通過磁場加以聚焦，功率密度高達 $10^6 \sim 10^8$ w/mm²，因在真空加工熔接，受空氣污染程度至最低，有最佳的鐳接品質。

4. 熔深比任何電弧皆深：

鐳接滲透力強，鐳道深而窄，具有最大的鐳道深/寬比如圖 19，與 TIG 及 Plasma 之鐳道比較。對於厚的材料，可一道鐳接，而且不需要開槽及填料，節省許多時間和成本。

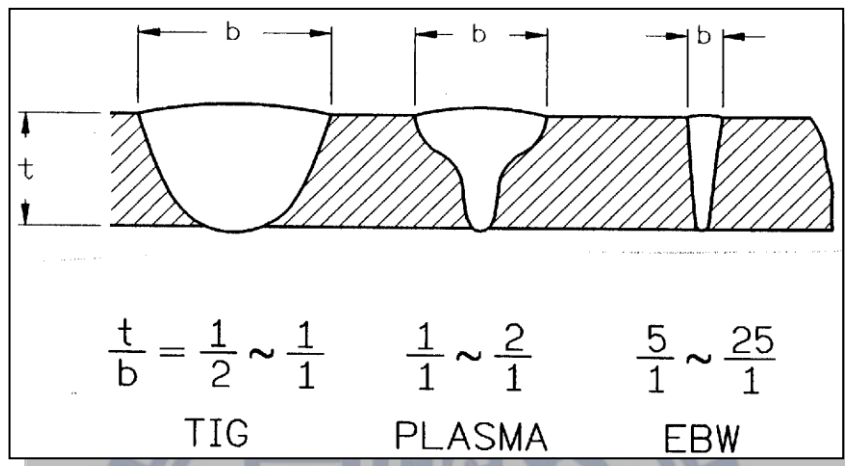


圖 19 鐳道形狀之比較[54]

5. 操作簡單，故節省操作人員訓練費用：

鐳接速度快，可達 100 mm/s，而且不需填料、助熔劑或保護氣體，鐳接品質好，且生產力高。

6. 異種金屬亦可鐳接：

可對異種金屬進行鐳接[59]，通常凡屬相同結晶構造且原子半徑大小相差在 13% 以內者，均具有相互熔鐳之可行性。有關異種金屬間之互鐳性，如圖 20。

	Ag	Al	Au	Be	Cd	Co	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Mo	Nb	Ni	Pb	Pt	Re	Sn	Ta	Ti	V	W	Zr
Ag - 銀	Ag	C	S	X	C	D	C	C	D	X	C	D	N	C	C	S	D	C	X	C	D	D	X
Al - 鋁	Al	C	X	C	X	X	C	X	C	X	X	X	C	X	N	C	X	X	X	X	X	X	X
Au - 金	Au	S	X	X	C	D	S	C	X	C	N	S	X	S	N	X	N	X	D	N	X	X	X
Be - 鈹	Be	X	C	X	N	X	X	X	X	X	X	X	X	N	X	X	D	D	X	X	X	X	X
Cd - 鎘	Cd	C	X	X	N	D	D	X	D	S	D	N	N	D	C	X	N	C	N	X	N	N	D
Co - 鈷	Co	D	X	C	X	D	C	C	C	C	X	C	X	S	C	S	S	X	X	X	X	X	X
Cr - 鉻	Cr	C	X	D	X	D	C	C	C	X	C	S	X	C	C	C	S	C	X	S	D	S	X
Cu - 銅	Cu	C	C	S	X	C	C	C	C	X	S	D	C	S	C	S	D	C	D	X	D	D	X
Fe - 鐵	Fe	D	X	C	X	D	C	C	C	D	C	C	X	C	C	S	X	X	X	X	X	S	X
Mg - 鎂	Mg	X	C	X	X	S	X	X	D	X	D	N	X	X	X	X	N	N	D	N	D	D	X
Mn - 錳	Mn	C	X	X	D	C	C	S	C	X	D	X	C	N	X	X	X	X	X	D	X	X	X
Mo - 鉬	Mo	D	X	C	X	N	X	S	D	C	D	D	X	D	C	X	D	S	S	S	S	S	X
Nb - 鎳	Nb	N	X	N	X	N	X	C	X	N	X	S	X	N	X	X	S	S	S	S	S	S	S
Ni - 鎳	Ni	C	X	S	X	D	S	C	S	C	X	X	X	C	S	D	X	X	X	X	X	X	X
Pb - 鉛	Pb	C	C	X	N	C	C	C	C	C	X	C	D	N	C	X	N	C	N	X	N	D	X
Pt - 鉑	Pt	S	X	S	X	X	S	C	S	S	X	C	X	S	X	C	X	X	X	X	X	S	X
Re - 銲	Re	D	N	N	X	N	S	S	D	X	N	N	X	D	N	C	X	D	X	X	X	X	X
Sn - 錫	Sn	C	C	X	D	C	X	C	C	X	X	D	X	C	X	D	X	X	X	X	D	X	X
Ta - 鉭	Ta	X	X	N	D	N	X	D	X	N	X	S	S	X	N	X	X	X	S	X	S	C	X
Ti - 鈦	Ti	C	X	X	X	X	S	X	X	D	X	S	S	X	X	X	X	X	S	X	S	C	S
V - 鈮	V	D	X	D	X	N	X	D	D	S	N	X	S	S	X	N	X	D	X	S	S	S	X
W - 鎢	W	D	X	N	X	N	X	S	D	X	D	D	S	S	X	D	S	X	D	S	C	S	X
Zr - 鋯	Zr	X	X	X	X	D	X	X	X	X	D	X	X	S	X	X	X	X	X	C	S	X	X

- × 形成金屬間化合物—不可採用
- S 形成固溶體—優良熔合
- C 可能存在複雜組織結構—可被採用
- D 可供評估數據不足—使用當心
- N 無數據提供—使用時特別慎重

圖 20 異種材料銲接性[54]

電子束銲接具有下列的特殊限制[17]：

1. 設備昂貴，非高價值銲件，不合經濟效益。
2. 銲件形狀和大小受真空銲接室容積之限制。
3. 接頭準備較耗時，要求密合性高。
4. 大型高真空銲接室施銲前，抽真空過程耗時，故銲接效率差，但對小型真空室之銲接則速度較快。
5. 銲接時會伴生 X 光，須注意勿外洩，以免產生輻射傷害。

第三章 實驗步驟

本實驗為先將 D6AC 合金鋼鍛造、切削加工成流旋形旋坯，並尋找最佳旋形參數以達到最佳旋形減縮量，加工成精密無縫薄管後，並施以不同電子束銲接製程，尋找最佳銲接參數，銲後並透過熱處理取得最佳機械性質，熱處理則以淬火、回火及應力消除之不同熱處理條件等，實驗步驟共分為五大階段如

圖 21，期間則分別取試件進行顯微組織觀察及機械性質分析，以即時做正確的校正及達成預劃的研究目標。

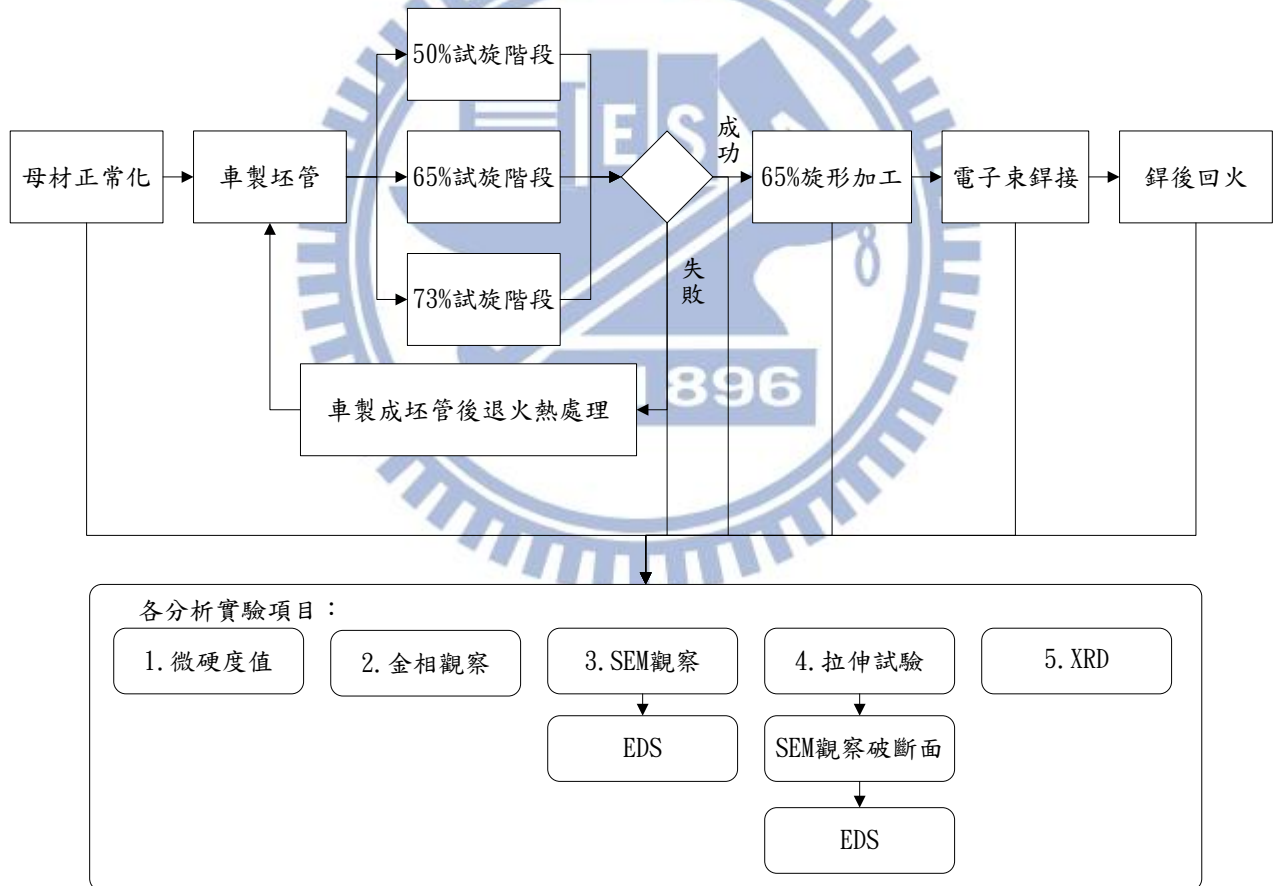


圖 21 實驗流程圖

3-1 實驗材料製備

3-1-1 母材正常化熱處理

D6AC 鋼材經淬火及回火熱處理程序後，可獲得 620~2000MPa 機械強度，其優異的機械性質廣泛應用在航太及國防工業上。熱處理於本研究主要應用在冷旋形加工前及電子束銲接製程後，其旋形前及銲接後之正常化熱處理條件，將是影響實驗成功與否的關鍵。

本研究所使用之 D6AC 鋼材，係依 AMS 6431 規範獲得，實驗開始前，首先將所有母材施行正常化熱處理，流程為 900°C 沃斯田鐵化，並持溫 105 分鐘，隨後空冷至室溫，流程圖如圖 22 所示，目的為統一所有母材之起始條件。

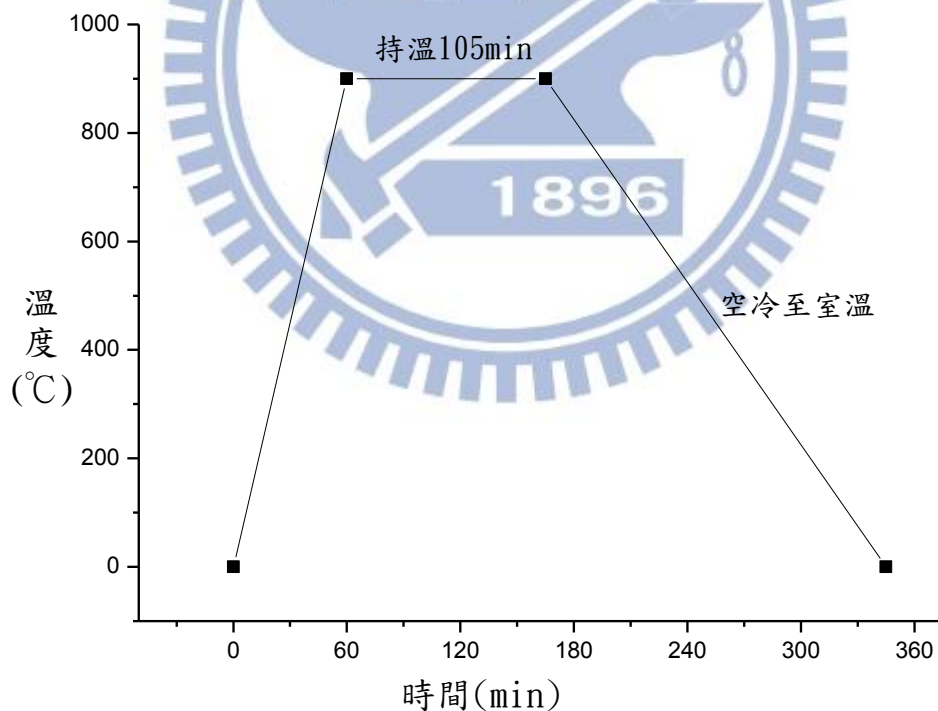


圖 22 正常化熱處理流程圖

3-1-2 實驗材料驗證

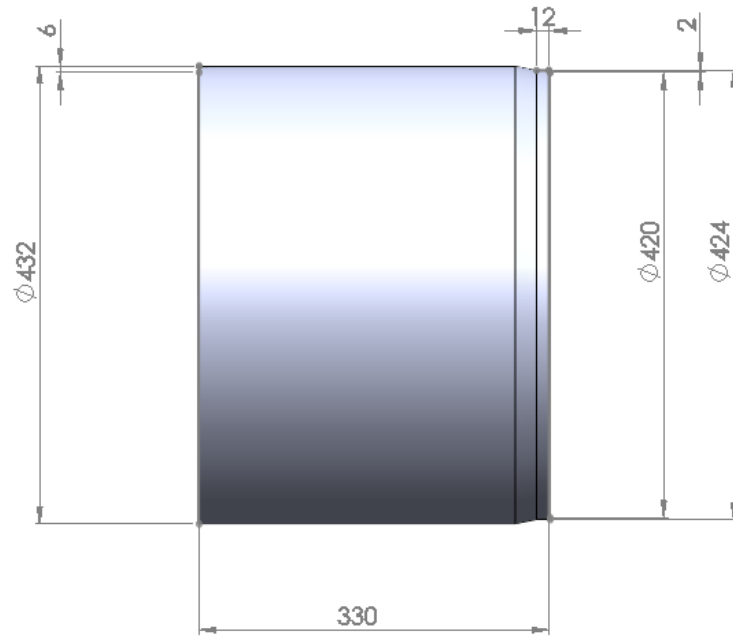
本試驗所使用材料為 D6AC 超高強度低合金鋼，係依 AMS 6431 規範獲得（經大氣融煉後真空電弧精煉而成），為確認材料的實際組成份與比例，將製成長寬尺寸 15mm×15mm 之試片，以感應耦合電漿原子發射光譜儀(Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectroscopy, ICP-AES)分析其合金含量。再以 X 射線繞射儀(X-ray diffraction, XRD)與掃描式電子顯微鏡(Scanning electron microscopy, SEM)附屬之能量色散 X 光譜儀(Energy dispersive x-ray spectrometry, EDS)進行成份分析，並以光學顯微鏡觀察其金相。

3-2 旋坯製備階段

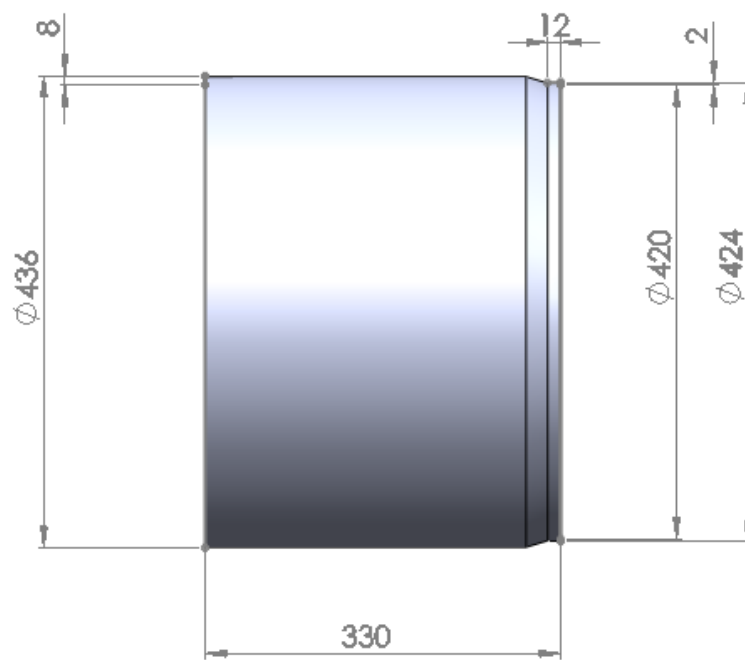
D6AC 母材經正常化熱處理後，先透過粗車成形，在精車加工修正壁厚製成旋胚，欲使旋胚內徑為 420mm 壁厚為 6mm、8mm 兩種規格，如表 11 與圖 23 所示。

表 11 D6AC 胚管經粗車、精車加工後之規格

類別	內徑	外徑	壁厚	長度
50%、65%用	420mm	432mm	6mm	330mm
73%用	420mm	436mm	8mm	330mm



(a) 50%、65%減縮率用



(b) 73%減縮率用

圖 23 各種旋型加工量下 D6AC 旋坯之規格

3-3 流旋形加工階段

3-3-1 旋形工具機台

圖 24(a)(b)所示為臥式順流旋形冷作加工機之(a)安置胚管後與(b)旋形加工之過程，此即為本研究中實驗所採用之機台，具有旋形後使管件材料依金屬特性而產生不同程度的加工硬化效果、控制容易、加工時間短、節省材料等優異特性。



(a)胚管安置



(b)旋形製程

圖 24 臥式順流旋形冷作加工

3-3-2 試旋階段

如第二章中文獻回顧所介紹關於旋形加工，影響工件旋壓加工品質之因素主要為旋壓製程中之加工參數，以及材料本身之旋壓特性兩種，茲簡述如下：

1. 加工參數

- (1) 成形模直徑及轉速
- (2) 滾輪尺寸，幾何形狀，及方向
- (3) 進給(Feed)
- (4) 力(Force)

2. 材料特性

- (1) 每一道次的減縮量(Reduction per Pass)
- (2) 材料流動(Material Flow)

在初步試旋階段，以尋找 D6AC 鋼材之最佳參數為目標，將旋胚車製成規格尺寸後，即進行第一次試旋形加工，預定在旋形加工過程中分段施予 50%、65% 及 73% 旋形量如圖 25 所示，本實驗採用順流旋形加工，材料流動與旋形加工方向相同均為圖 25 之箭頭方向，過程之詳細加工參數則如表 12 所示，加工後管件之減縮率、壁厚等資料則見表 13，並將藉由此次試旋結果，分析其裂縫，搭配退火熱處理，調整出適當的旋形參數，做為正式旋形之用。

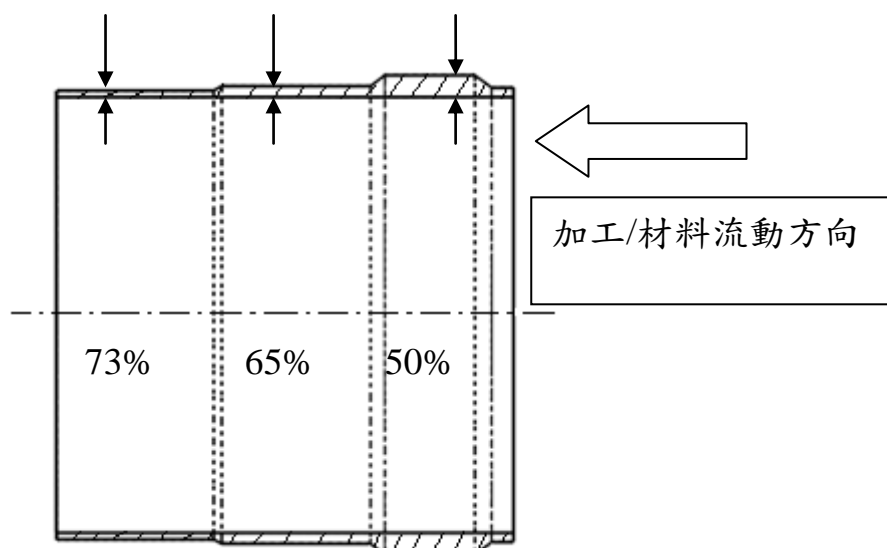


圖 25 50%、65%及 73%分段試旋加工示意圖

表 12 第一次試旋形加工詳細參數

滾輪幾何形狀 成形角/接觸點圓弧半徑/餘隙角	20°/R2/10°、30°/R4/10°、30°/R4/10°
主軸轉速	60 rpm
進給速率	0.7 mm/rev
成形模直徑	420mm

表 13 胚管試旋資料表

項目	加工過程	壁厚		產生破裂
		旋前	旋後	
0%	正常化→車製為旋坯	6mm	6mm	否
50%	正常化→車製為旋坯→旋形加工	6mm	3mm	是
65%	正常化→車製為旋坯→旋形加工	6mm	2.1mm	是
73%	正常化→車製為旋坯→旋形加工	8mm	1.6mm	是

3-3-3 旋形製程

1. 車製成旋坯後於旋前施予退火熱處理

經過初步試旋形加工後，利用掃瞄式電子顯微鏡觀察破裂面、量測硬度，依據其獲得結果，修正加工參數、決定在母材車製成旋坯後，施予旋形加工前，加入一道退火熱處理程序，流程為 620°C，持溫 60 分鐘，隨後空冷至室溫如圖 26 所示，以提升材料本身之可旋性。

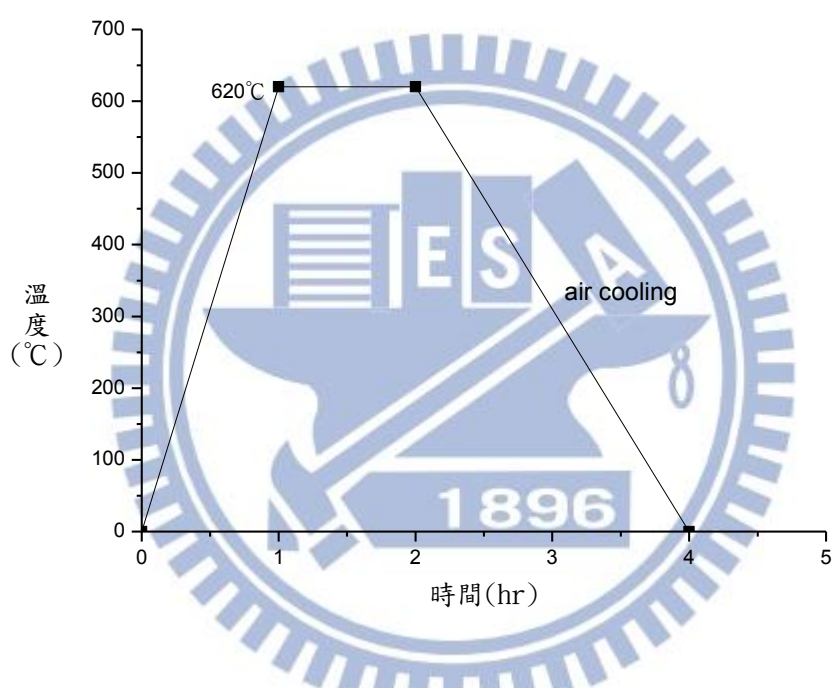


圖 26 退火熱處理流程圖

2. 再次試旋後參數確定，正式施行 65% 旋形加工

將退火熱處理後之旋胚，採用相同加工參數如表 12 所示，再次試旋後，無破裂之情形且管材精度良好，即採用此組參數進入 65% 減縮率之正式旋形階段。

3-4 電子束銲接階段

3-4-1 試銲階段

試驗設備為美國 Ferranti sciaky 製造，Power output 為 60 kV 及 120 kV 型式。旋形管件採以不加填料電子束銲接方式，並於 1.3×10^{-2} Pa 真空下執行。D6AC 經由旋形冷作加工後，施以不加填料的電子束銲接。其銲接方式為低(120Kv)電子束熱輸入量進行銲接，以縮小改變銲道及熱影響區之顯微結構，獲得最佳的銲接機械性質，銲接參數如表 14 所示。

表 14 試銲階段之加工參數表

組別	加速電壓 AV(Kv)	射束電流 BC(mA)	聚焦焦距 BF(mm)	夾頭走速 F(mm/min)
1	120	20	580	162
2	120	22	580	162
3	120	24	580	162
4	120	26	580	162

3-4-2 電子束銲接階段

經試銲階段之分析結果，將採用之正式銲接參數如表 15 所示

表 15 電子束銲接之加工參數表

加速電壓 AV(Kv)	射束電流 BC(mA)	聚焦焦距 BF(mm)	夾頭走速 F(mm/min)
120	20	580	162

3-4-3 電子束銲後熱處理階段

經電子束銲接後熔融區及熱影響區易產生延遲裂縫等問題，導致銲件強度下降，藉由銲後施以 250°C、350°C、450°C 及 550°C/2 小時/空冷之應力消除熱處理製程如圖 27，以解決延遲裂縫的問題。

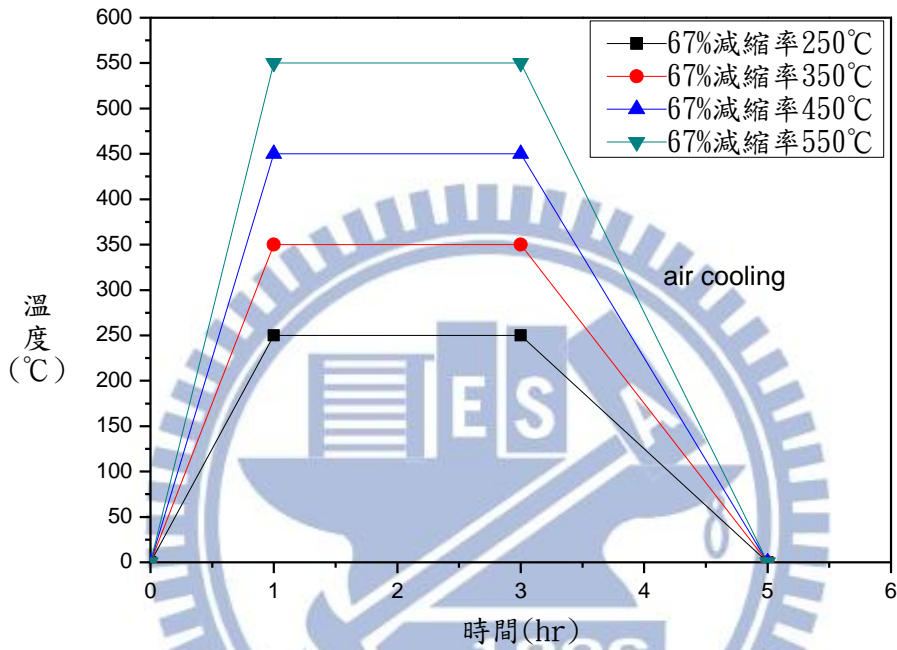


圖 27 電子束銲後熱處理流程圖

3-5 機械性質試驗與分析階段

3-5-1 微硬度量測及設備

微硬度量測目的，主要係比較旋形加工前、後，EB 銲後及熱處理對 D6AC 硬度的影響。試片準備方式與金相觀察者相同，觀察位置係採旋形管之管壁截面及內、外管壁層以及銲道，以獲得不同條件製程下硬度值之變化。所使用微硬度設備為 Matsuzawa 之 MXT70。量測條件係以 300 克重量壓下 15 秒，在試片表面以每點固定間隔，直線排列施打 70 點之微硬度量測，以電子束銲接後之觀察為例：此施打之直線將跨越母材區、熱影響區、熔融區、在到另一側之熱影響區、母材區，經設備內附軟體計算壓痕之兩對角長度，換算為洛氏硬度值(HRC)，整理出其硬度之結果。

3-5-2 拉伸試驗及設備

試片製作區分為車製管件與旋形管件，車製管件與旋形管件拉伸試片係沿軸向方向進行製作，如圖 28 所示。試片採用 ASTM E370 規範規格，為提升試片製作效率、避免加工熱影響及尺寸精度，採用水刀先切割成 160×20 mm，再以線切割方式製作完成，試片尺寸如圖 29(a)、圖 29(b)所示。拉伸試驗係以 MTS(810 Material test system)進行，試驗條件為：拉伸速率降伏(0.2% Offset)前 0.2 mm/min；降伏後 2 mm/min；標距 50.8 mm 試片數為 ASTM E370 者每組至少 6 片以上。所獲得數據加以平均後運用。

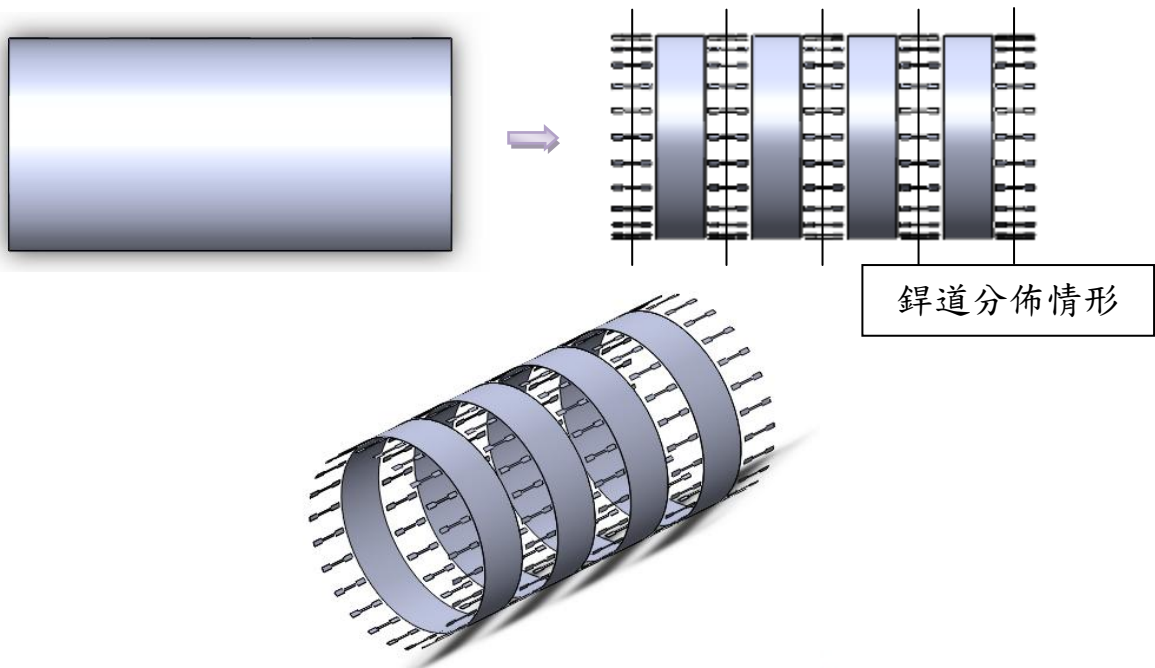
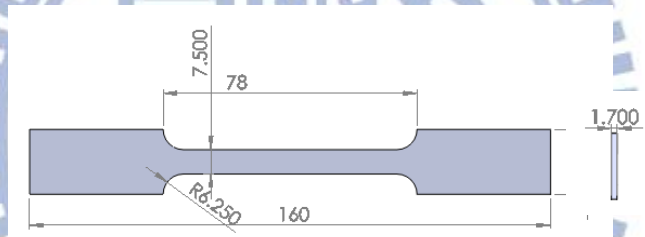
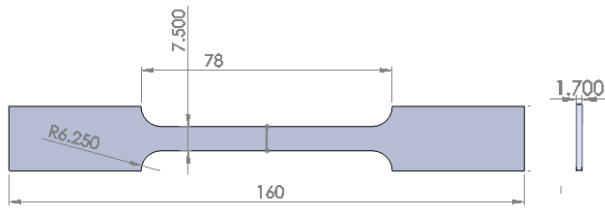


圖 28 標準拉伸試片 ASTM E370 於管件下料配置圖



(a) 旋形管標準拉伸試片尺寸圖



(b) 旋形電子束銲件標準拉伸試片尺寸圖

圖 29 標準拉伸試片 ASTM E370 規範製作尺寸圖

試片經拉伸試驗後依據拉力與位移之關係得到應力-工程應變曲線圖，如下圖 30[18]。

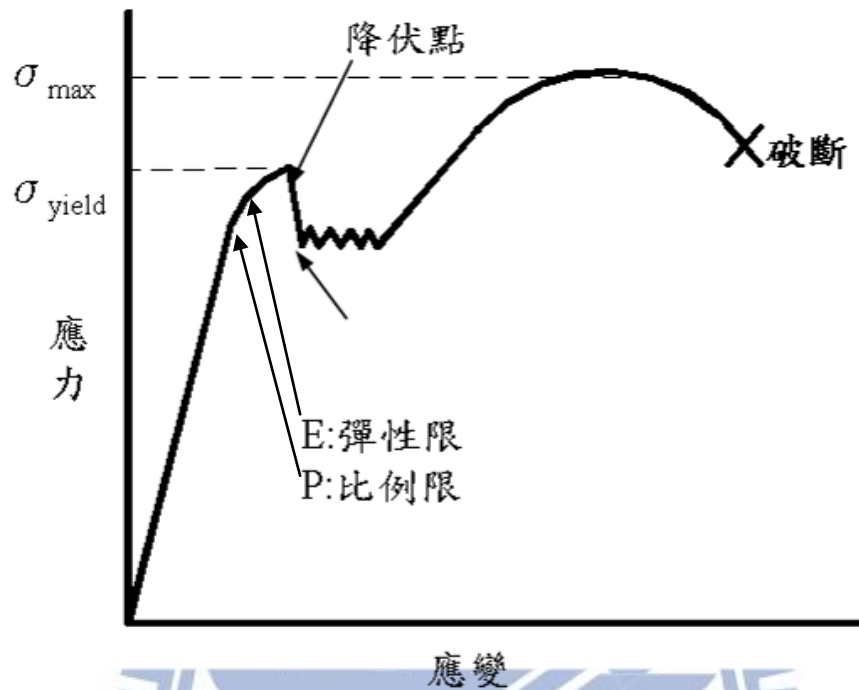


圖 30 應力-應變曲線圖[18]



藉由工程應力-應變曲線圖可求得一些重要參數，如比例限、彈性限、降伏點、降伏強度、最大抗拉強度、破斷強度、藉由拉伸之形變長度計算其延性、真應力與真應變。本研究所使用之拉伸試驗機如圖 31 所示。

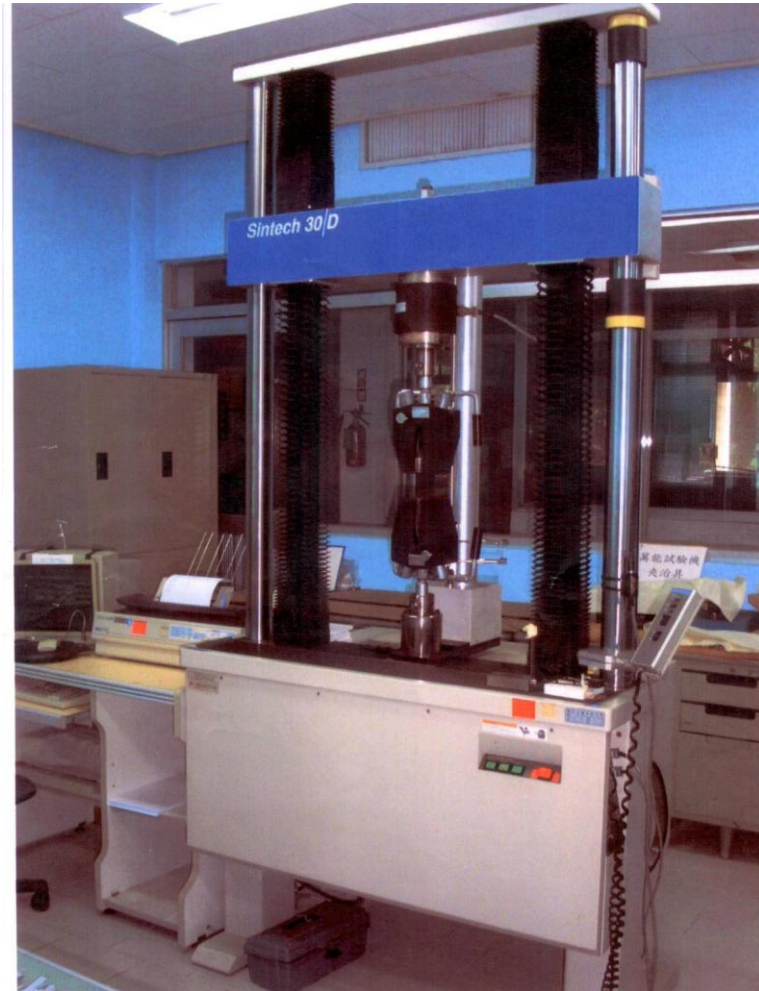


圖 31 拉伸試驗機

3-5-3 金相觀察分析

本研究將運用光學顯微鏡觀察比較旋形前、後及電子束銲接之熱影響對 D6AC 之顯微組織，以及各種溫度下銲後回火熱處理對其金相的影響。

其試材準備係經由各種不同熱處理條件之旋形管上取下約 3 mm × 20 mm 小試片，如圖 32(a)所示。經樹脂鑲埋後，以碳化矽砂紙經不同級數至 2500 號研磨後，再以氧化鋁粉液及鑽石膏拋光至 0.05 μm，最後再以「3%Nital 溶液」進行腐蝕後加以浸蝕出觀察面。觀察位置係採旋形管之管壁截面及內、外管壁層。使用設備包含光學顯鏡(Optical microscopy, OM)及掃描式電子顯微鏡 (Scanning electron microscope,SEM)。觀查試片樹脂鑲埋示意圖，如圖 32(b)所示。

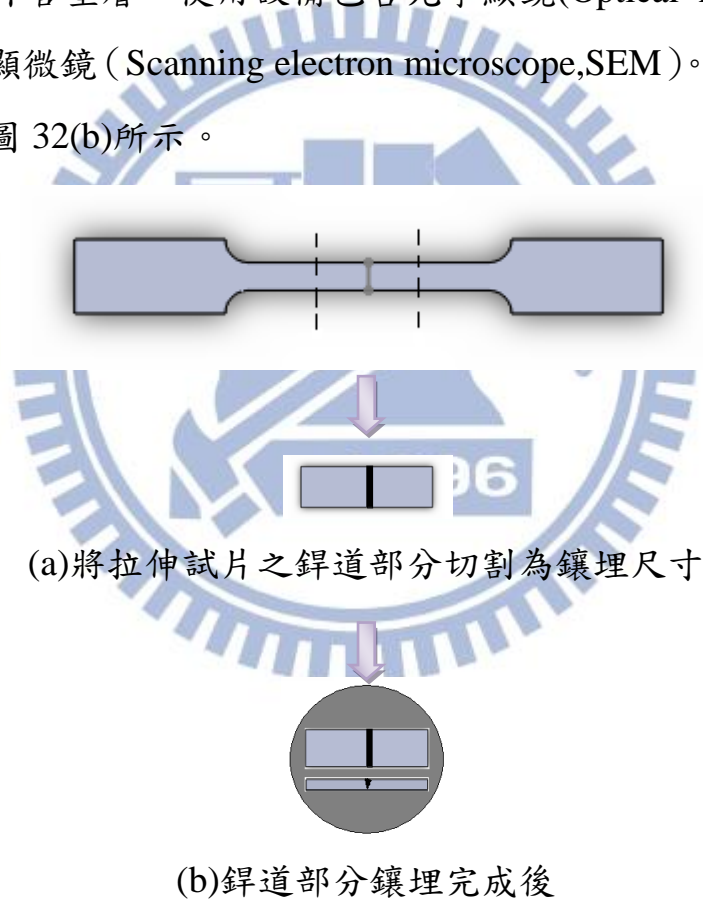


圖 32 金相試片切割、樹脂鑲埋示意圖

3-5-4 表面形貌與成分分析

在本研究中，將運用場發射掃描式電子顯微鏡(Scanning electron microscopy, SEM)與附屬之能量色散 X 光譜儀(Energy dispersive x-ray spectrometry, EDS)，觀察 D6AC 鋼材在經由試旋階段後產生之破裂面、電子束焊接後、鋁後回火熱處理後之拉伸破斷面等試片，分析試片表面形貌與成分的變化，進一步探討 D6AC 之機械特性與成分。

場發射掃描式電子顯微鏡除了跟傳統掃描式電子顯微鏡相同地可觀察物體之微結構外，它由於高電場所發射之電子束徑小，亮度高，具有傳統掃描式電子顯微鏡所明顯不及之高解析度，其解析度可高達 1.0 nm(15 KV)、2.2 nm(KV)，另可在低電壓(可低至 0.5 KV)下操作，具直接觀察非導體之功能。本儀器之製造廠商及型號為日本 JEOL JSM-6700F 冷陰極(Cold Cathode)場發射掃描式電子顯微鏡。冷陰極場發射電子槍較其他熱場發射(Thermal)及蕭基(Schottky)電子槍而言，其優點是電子束與能量散佈相當小，且在超高真空下操作，解析度佳。場發射掃描式電子顯微鏡實驗中之機台詳細規格、示意圖(圖 33)與設備圖(圖 34)如下所示。

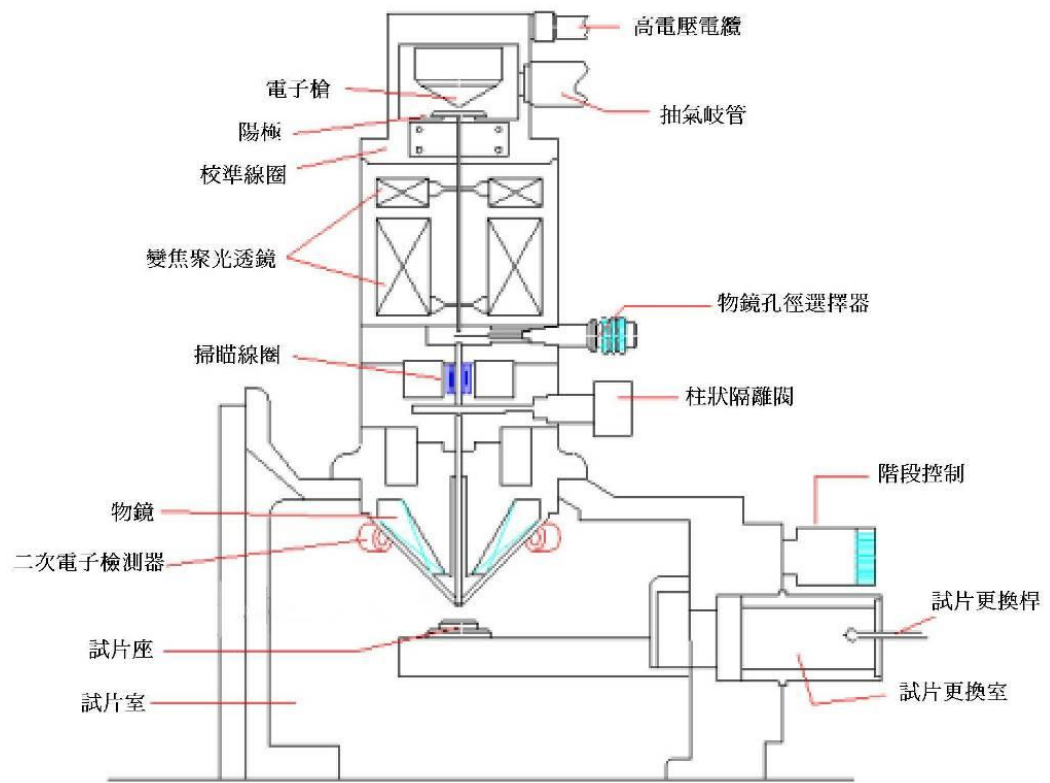


圖 33 場發射掃描式電子顯微鏡內部結構



圖 34 場發射掃描式電子顯微鏡

3-5-5 結晶結構分析

本研究將利用 X 光繞射分析(X-ray diffraction analysis, XRD)分析經正常化後之母材，流旋形加工後，電子束銲接後之熔融區、熱影響區，及經不同溫度之銲後回火熱處理所得出之結果，交叉比對各實驗流程對其鋼材組織結構上的影響，期能以此結果與機械性質、金相觀察等結果加以比對，驗證各種觀察到的現象。

其試片係經各種製程條件處理後，取 3 mm×12 mm 大小，將預進行 X 光繞射面以碳化矽砂紙研磨至 1000 號，再以丙酮振盪清洗備用。使用設備為 Bede D1 高解析度 X 光繞射儀(High resolution X-ray diffractometer, XRD)。實驗條件為：

1. 靶材：Cu K α (1.54056 Å)
2. 電壓/電流：40 kV；40 mA
3. 掃瞄方式：連續式
4. 掃瞄速度：4 度/每分鐘
5. 步進寬度：0.02 度
6. 掃瞄角度範圍：40 度至 120 度

X 光繞射頻譜儀實驗中之機台詳細規格、示意圖(圖 35)與設備圖(圖 36)如下所示：

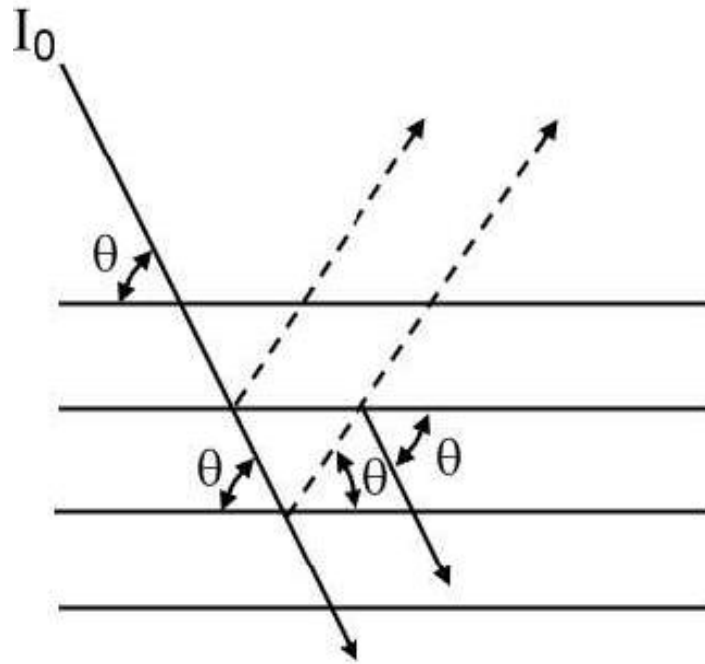


圖 35 X 光繞射原理示意圖[60]



圖 36 X 光繞射頻譜儀

第四章 結果與討論

4-1 原材料與旋胚機械性質量測

本研究所採用之 D6AC 鋼材，於進行實驗之前，為統一材料起始條件，已全面施予 900°C/105 分鐘/空冷正常化熱處理，本節將探究原材之化學成分是否符合標準規範，並觀察經車製為旋胚後其機械性質，包含硬度、金相、晶體結構。

4-1-1 原材料化學成分分析

D6AC 鋼材正常化熱處理後，隨即以感應耦合電漿原子發射光譜儀 (Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectroscopy, ICP-AES) 以及能量色散 X 光譜儀 (Energy dispersive x-ray spectrometry, EDS) 進行成份分析，將感應耦合電漿原子發射光譜儀所分析得出之合金含量，與 ASM 6431 規範加以比對，結果如表 16 所示，可知本實驗所採用之 D6AC 合金成份與 ASM 6431 之規範相符。能量色散 X 光譜儀所得之結果則如圖 37 所示。

表 16 D6AC 中碳低合金鋼化學成分表(w.t. %)

Element	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	V	Fe
Specification AMS6431	0.42- 0.48	0.6- 0.9	Max 0.01	Max 0.01	0.15- 0.3	0.9- 1.2	0.4- 0.7	0.9- 1.1	0.08- 0.15	Bal.
Used in this work	0.47- 0.48	0.76- 0.84	0.01	0.001	0.27	0.98- 0.99	0.55	1.0- 1.02	0.1	Bal.

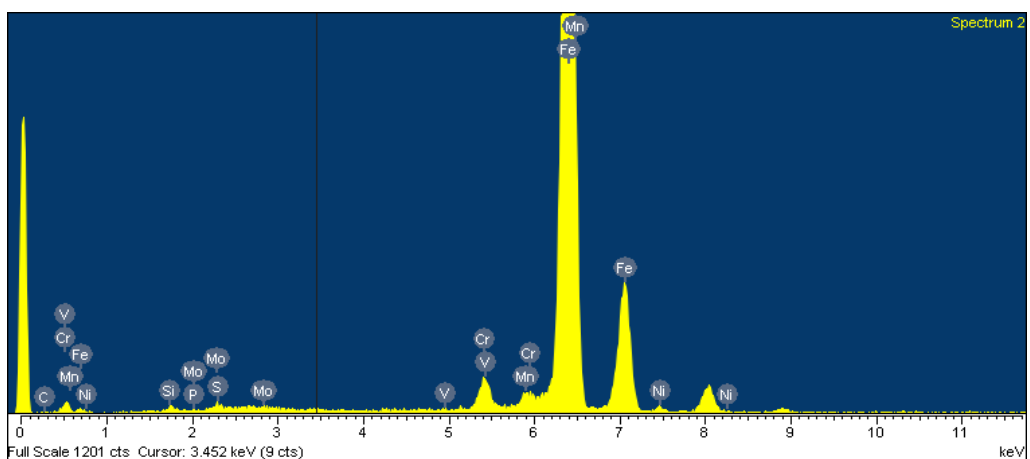
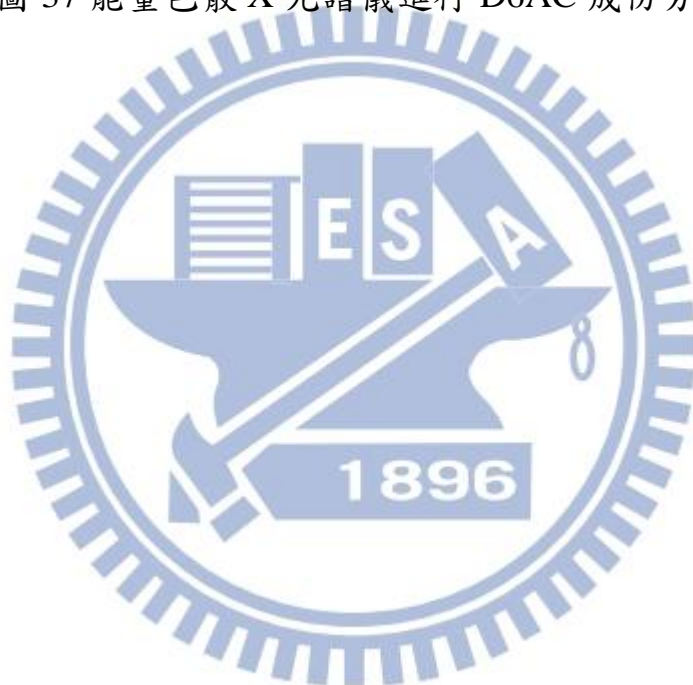


圖 37 能量色散 X 光譜儀進行 D6AC 成份分析



4-1-2 微硬度量測

D6AC 鋼材於正常化熱處理後之微硬度量測點示意圖如圖 38 所示，量測值之結果如表 17 所示，平均硬度為 44.0HRC，標準差 1.6，符合 AMS6431 所公告之之 D6AC 鋼材硬度值範圍 42~53HRC。

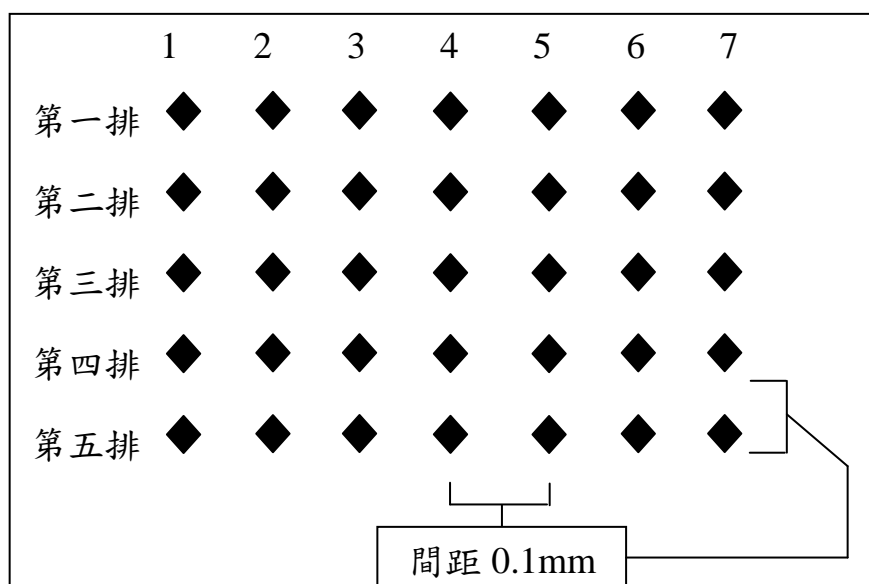


圖 38 微硬度量測之打點示意圖

表 17 D6AC 原材料之微硬度量測值結果

	1	2	3	4	5	6	7
第一排	43.3	41.6	41.8	41.9	42.4	43.5	44.7
第二排	42.6	43	42.9	42.7	43.3	45.2	45.1
第三排	43.5	43	44.8	46.6	44.9	43.6	44.4
第四排	45.9	45.7	46.9	48.8	45.6	44.9	43.1
第五排	42.3	45.1	44.7	43.1	43.2	42.6	42.7
平均值	44.0 HRC						

D6AC 鋼材經車製加工為旋胚後，延著圓周擷取五片試片，以相同之方式量測每一試片之內外側微硬度，其打點示意圖如圖 39 所示，量測值之結果如表 18 所示。

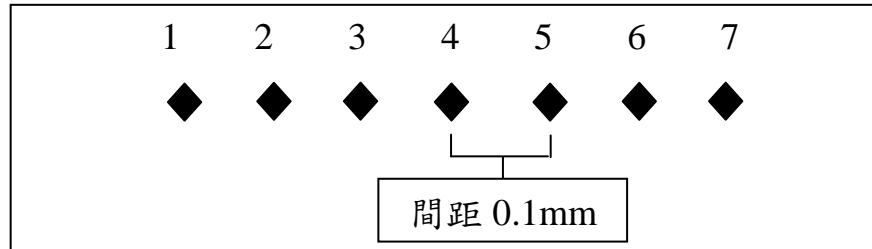


圖 39 每片試片之微硬度量測打點示意圖(內外側均相同)

表 18 D6AC 旋胚之微硬度量測值結果

旋胚外側							
	1	2	3	4	5	6	7
第一片	43.3	46.6	44.8	45.9	44.4	42.5	44.7
第二片	43.6	44	46.9	43.7	43.3	46.2	45.1
第三片	45.5	43	44.8	46.6	46.9	46.6	44.4
第四片	46.9	47.7	46.9	48.8	46.6	45.9	45.1
第五片	43.3	45.1	44.7	43.1	46.2	46.6	45.7
平均	45.2 HRC，標準差 1.5						

旋胚內側							
	1	2	3	4	5	6	7
第一片	46.9	46.4	48.4	48.8	46.9	45.1	47.3
第二片	45.2	45.8	46.2	45.5	48.5	46.9	45.5
第三片	46.2	46.9	45.5	45.9	47.8	49.1	47.8
第四片	45.4	48.4	47.1	45.1	46.6	45.3	46.6
第五片	45.3	48	47.7	46.8	45.5	44.7	45.6
平均	46.6 HRC，標準差 1.2						
內外側平均值	45.9 HRC						

4-1-3 金相觀察

D6AC 旋胚在軸向與徑向之金相顯微組織，分別如圖 40 與圖 41 顯示，可知不論軸向或徑向，其肥粒相與麻田散鐵相組織皆均勻分佈。

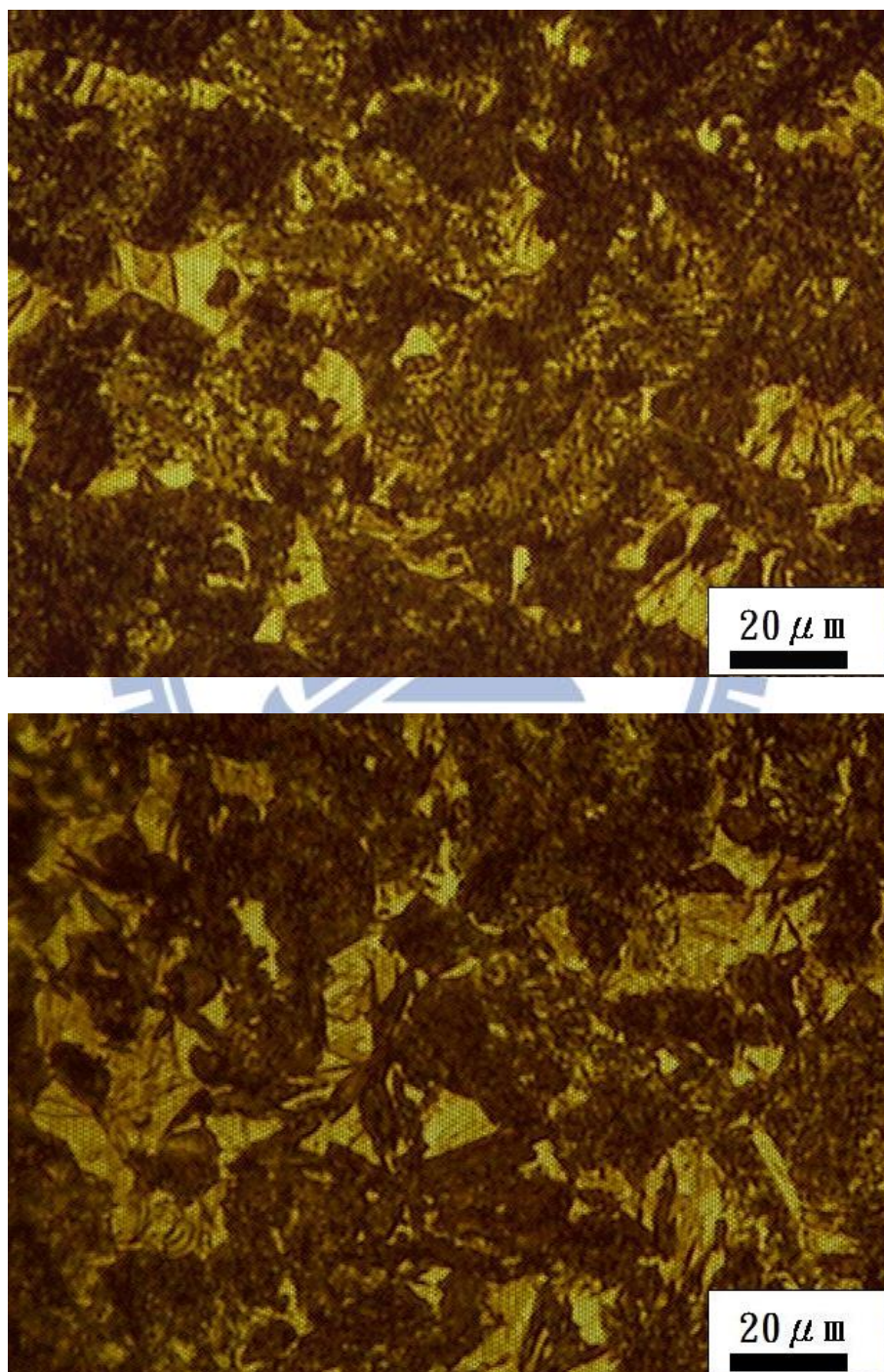


圖 40 D6AC 旋形胚盂之軸向金相顯微組織

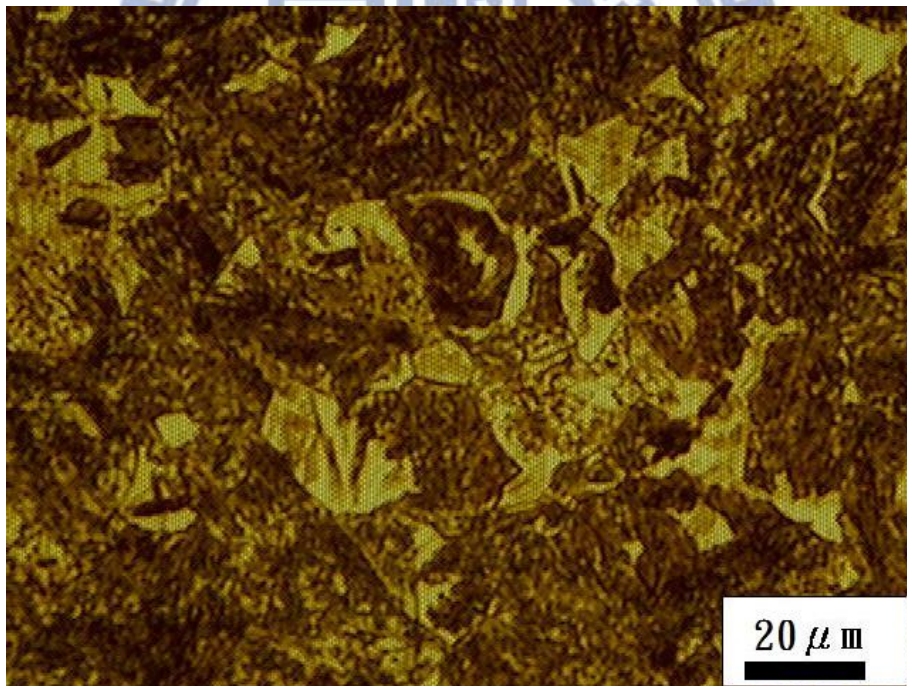
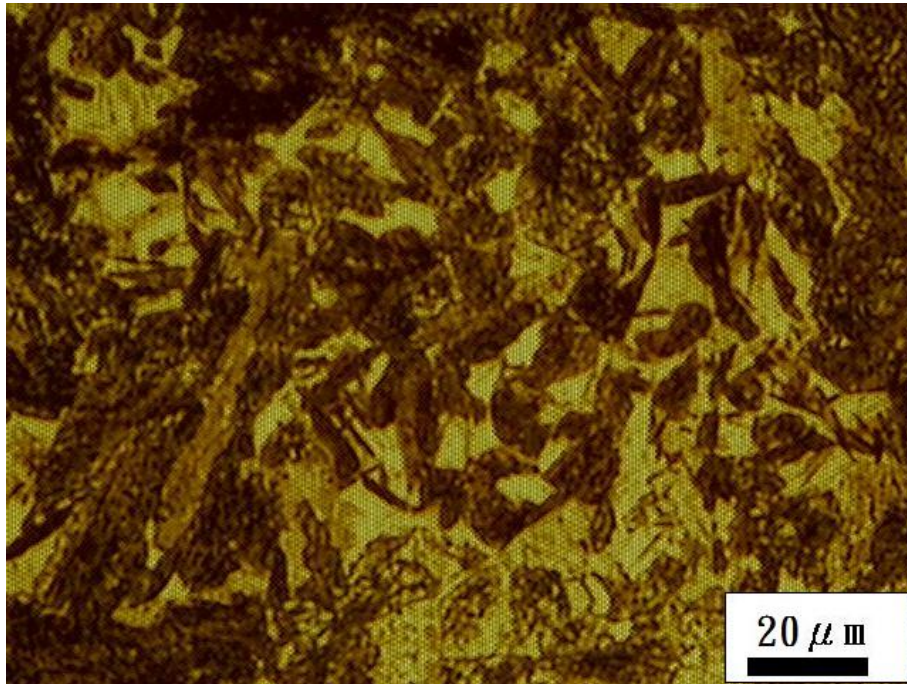


圖 41 D6AC 旋形胚盂之徑向金相顯微組織

4-1-4 晶體結構

透過 X 光繞射頻譜(XRD)鑑定材料軸向與徑向之結晶體結構與相，掃描區間為 30 至 80 度角，結果發現無論軸向與徑向，其主要繞射峰角度為 44.56° 和 64.96° ，經由計算為 (011) 和 (002) 的平面，其組成為體心立方晶的肥粒鐵其晶格常數為 $a_0 = 0.287 \text{ nm}$ 與體心正方晶的針狀麻田散鐵其晶格常數為 $a_0 = 0.289 \text{ nm}$ 。其中發現在繞射峰角度為 44.17° 為 (111) 的平面，經由計算得知為面心立方晶的殘留沃斯田鐵其晶格常數為 $a = 0.368 \text{ nm}$ ，如圖 42 所示。

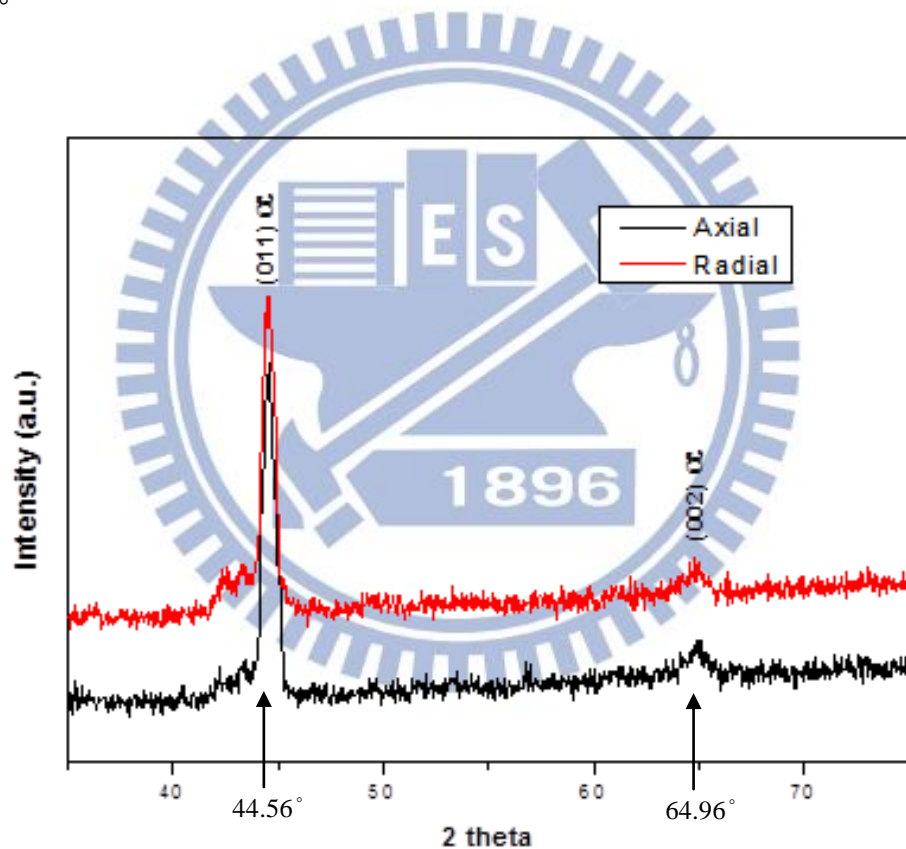


圖42 軸向與徑向之X光繞射頻譜

4-1-5 小結

1. 本實驗採用之 D6AC 中碳低合金鋼，先經正常化熱處理後，已驗證得知其化學成分合乎 AMS6431 所公告之規範。
2. 本實驗採用之 D6AC 中碳低合金鋼，先經正常化熱處理後，測得其硬度值為 44.0 HRC，標準差 1.6，在 AMS6431 所公告之範圍 42~53HRC 內。
3. D6AC 經車製加工為旋形胚盂後，旋胚外側硬度為 45.2 HRC，標準差 1.5 內側為 46.6 HRC，標準差 1.2，因車製加工硬化的緣故，均相較車製加工前的 44.0HRC 為高。
4. 對旋胚的軸向與徑向之金相觀察與 X 光繞射頻譜(XRD)鑑定之結果可知，經過了 900°C 正常化熱處理後，在 D6AC 旋胚內所均勻分布的，是肥粒相與麻田散鐵相，以及些許的殘餘沃斯田鐵相。

4-2 試旋與旋形加工階段

本階段之試驗，如同第三章所述，首先將旋胚在未施予退火熱處理之情況下，直接進行 0%、50%、65%、73% 四種不同旋形量之試旋，目的為探究 D6AC 旋胚在此條件下所具備的可旋性，此階段之結果為 50%、65%、73% 此三種不同旋形量之試旋，均發生和旋形量相應的破裂情形，因此，我們量測經旋形後之管材硬度，並觀察金相、晶體結構與三道裂痕的破斷表面形貌，分析後決定在旋形前加入一道退火熱處理，以軟化旋胚，經過此道程序後，即可一道次加工出無缺陷之旋形管件。



4-2-1 試旋破裂情形

材料經 50%、65%、73% 三種不同旋形量試旋之過程，如圖 43 所示，均發生隨旋形量的增加不同程度之破裂如圖 44 至圖 46，隨後即以掃描式電子顯微鏡針對各個破裂面進行觀察，分別如圖 54 至圖 56 所示

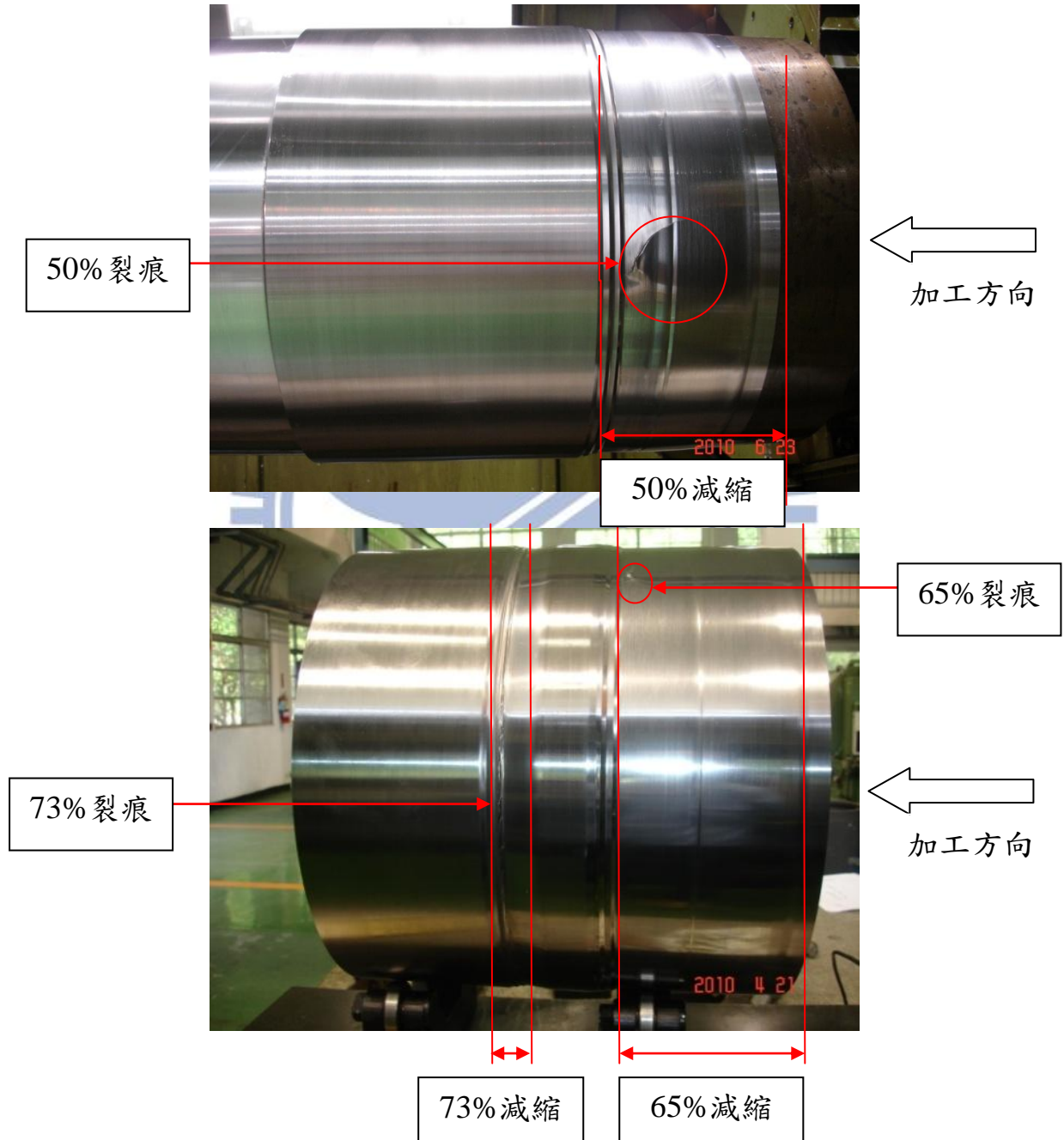


圖 43 不同旋形量加工所產生之裂痕



圖 44 50%旋形量加工所產生之裂痕

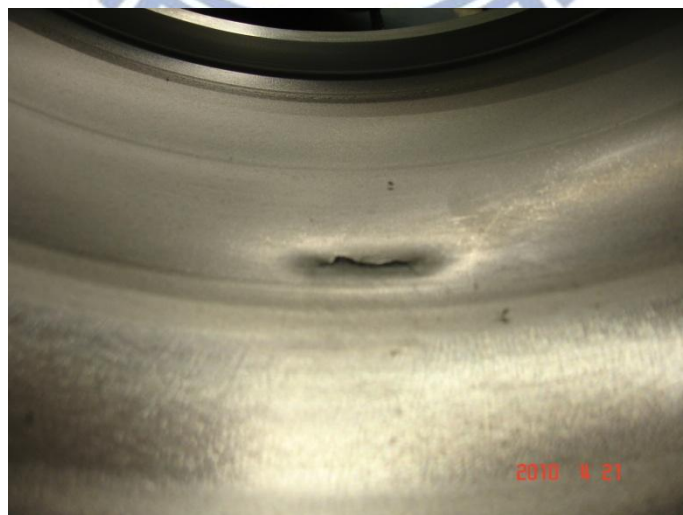


圖 45 65%旋形量加工所產生之裂痕

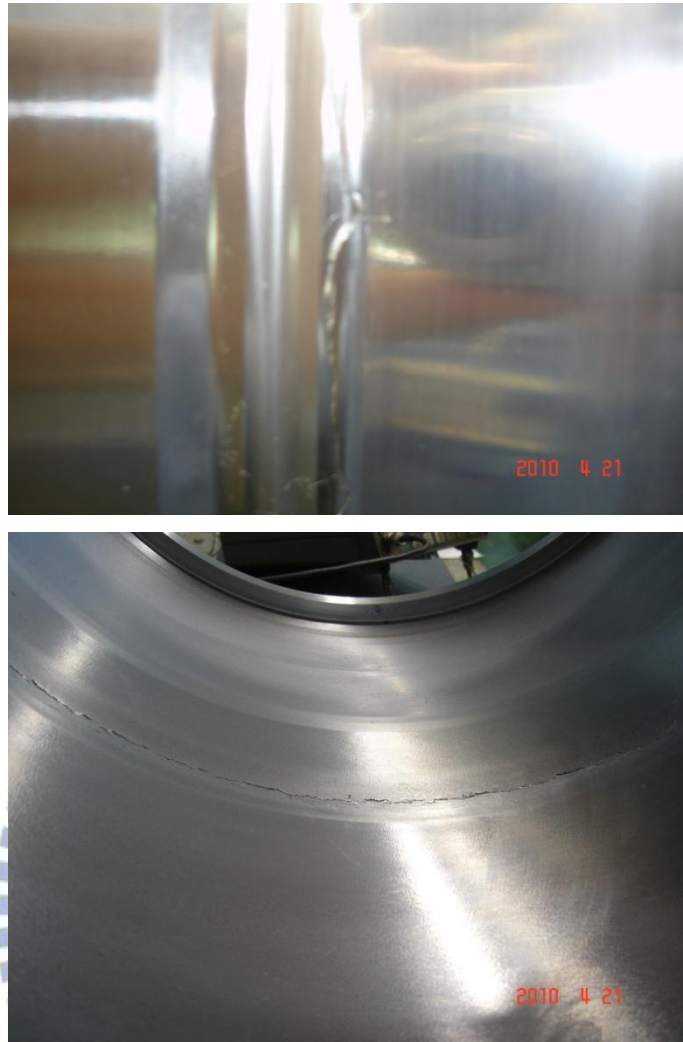


圖 46 73%旋形量加工所產生之裂痕

D6AC 母材經車製加工成旋胚後，隨即進行第一次試旋形加工，詳細參數如表 12 所示，在 50%縮減量的過程中，材料產生長約 60mm 寬 15mm 之微裂痕如圖 44，在 65%縮減量的過程中，材料產生長約 30mm 寬 15mm 之微裂痕如圖 45，而當進一步施以 73%旋形量，材料隨即沿內外徑產生嚴重裂痕如圖 46 所示，其原因為較快的主軸轉速與進給速率使得 D6AC 母材在旋形的過程中產生應力集中的情形，在 50%縮減量之旋形加工製程中材料內徑已經產生細微裂痕，而在 73%縮減量之旋形加工製程中更進一步使得材料產生外徑與內徑整圈破裂的情形。因此在後續旋形加工製程中將使用更慢的主軸轉速以及進給速率，或透過退火熱處理，減少應力集中情形。

4-2-2 微硬度量測

D6AC 旋胚經 50%、65%、73% 三種不同旋形量試旋後，各自延著相同旋形量之圓周擷取五片試片，以相同之方式量測其微硬度，量測點之示意圖如圖 47 所示，量測值之結果分別如表 19 至

表 21 所示，並進一步將未旋形之旋胚、與經 50%、65%、73% 三種不同旋形量試旋後，所得硬度值整理如圖 48 所示。

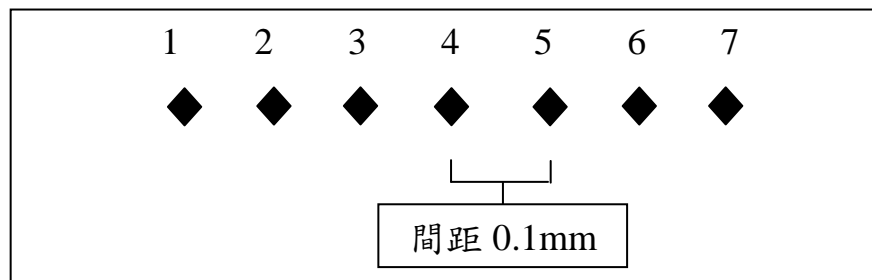


圖 47 每片試片之微硬度量測打點示意圖

表 19 D6AC 經 50%旋形量試旋後微硬度量測值

50%旋形量試旋後管件外側							
	1	2	3	4	5	6	7
第一片	47	47.7	45.1	48.8	47.3	50.5	47
第二片	48.8	47.5	51.3	51.3	48.5	47.3	49.9
第三片	46.2	47.7	50.2	49.9	47.3	46.9	50.2
第四片	45.1	46.2	46.9	46.6	46.6	47.3	47.3
第五片	48.1	48.1	47.7	48.1	47.7	48.8	48.4
平均	48.0 HRC						

50%旋形量試旋後管件內側							
	1	2	3	4	5	6	7
第一片	52	49.9	49.5	54.2	49.5	50.2	48.8
第二片	47	48.4	47.3	46.9	45.9	45.1	45.5
第三片	49.8	53.5	51	52.1	54.6	49.5	52
第四片	48.4	53.9	51.7	53.2	53.9	46.6	50.6
第五片	49.8	42.5	45.9	46.2	48.1	46.4	45.9
平均	49.3 HRC						

表 20 D6AC 經 65%旋形量試旋後微硬度量測值

65%旋形量試旋後管件外側							
	1	2	3	4	5	6	7
第一片	52	47.3	51.7	48.4	49.5	50.2	49.9
第二片	46.6	48.4	48.1	48.4	48.8	50.2	47.7
第三片	48.1	49.5	48.8	48.4	48.8	46.9	48.8
第四片	49.9	50.6	52.8	50.9	49.9	49.9	49.9
第五片	47.3	46.9	48.4	48.8	48.8	50.2	49.5
平均	49.2 HRC						

65%旋形量試旋後管件內側							
	1	2	3	4	5	6	7
第一片	51.8	50.6	47.3	48.4	47.3	50.2	47.6
第二片	53.9	49.5	50.2	50.6	48.8	47.7	49.3
第三片	55	50.4	50.5	53.5	55.8	51.4	48.1
第四片	50.2	52.1	52.3	55	54	53.4	53.5
第五片	52.5	53.5	51.3	50.3	52.4	50.8	48.8
平均	51.1 HRC						

表 21 D6AC 經 73%旋形量試旋後微硬度量測值

73%旋形量試旋後管件外側							
	1	2	3	4	5	6	7
第一片	49.5	49.5	49.9	49.8	49.9	49.1	48.4
第二片	49.5	49.5	48.4	47.7	49.9	48.4	49.8
第三片	50.6	51	53.5	53.9	52.6	53.9	52.7
第四片	51.3	52.8	49.1	52	51.7	49.5	49.7
第五片	49.1	47.7	49.1	46.9	49.9	49.8	47.9
平均	50.1 HRC						

73%旋形量試旋後管件內側							
	1	2	3	4	5	6	7
第一片	48.8	52.9	53.1	53.5	53.2	54.6	53.5
第二片	52.5	53.4	52.8	53.1	52.7	49.9	53.5
第三片	50.2	50.3	53.8	53.3	51.7	48.8	49.8
第四片	49.8	51.2	50.2	52.4	52.3	52	50.3
第五片	51.5	52.8	53.5	54.2	51.7	51.5	53.6
平均	52.1HRC						

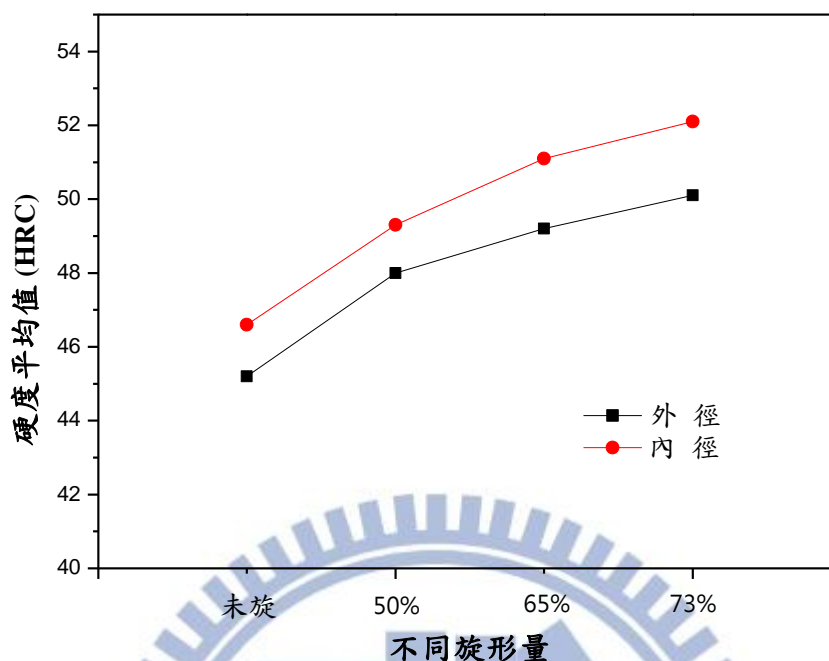


圖 48 未旋形與不同旋形量試旋後所得管件硬度值內外側比較

綜合以上對各種不同旋形量試旋加工後之分析結果，如圖 48 所示，可知硬度值隨旋形量加工程度增加而上升，且內徑由於材料擠縮，相較外徑產生差排之情形為高，旋形加工量越大差排密度越高，因此硬度的提升，與差排之密度、所累積之應變能增加有相稱的關係。

其影響因素包含斷面縮減率與旋形進給速率等加工參數，後續必須控制好相關參數才能夠避免胚件因應力過大，而造成旋裂現象，由硬度提升之程度來看本次試旋加工的破裂行情，若旋胚僅施予正常化，而硬度由 44HRC 提升至 48HRC 時，即發生破裂，48HRC 為試旋 50% 減縮率後管件外徑之硬度，顯示若旋胚僅施予正常化，其硬度在旋形加工的過程中可提升的範圍不夠，透過退火軟化後，則可將硬度降至 37HRC，由 37HRC 開始提升，定能使旋胚更具可旋性。

4-2-3 金相觀察

經過試旋後，包含 0% 未旋形以及 50%、65%、73% 減縮率之各組管件的
金相顯微組織如圖 49 至圖 52 所示：

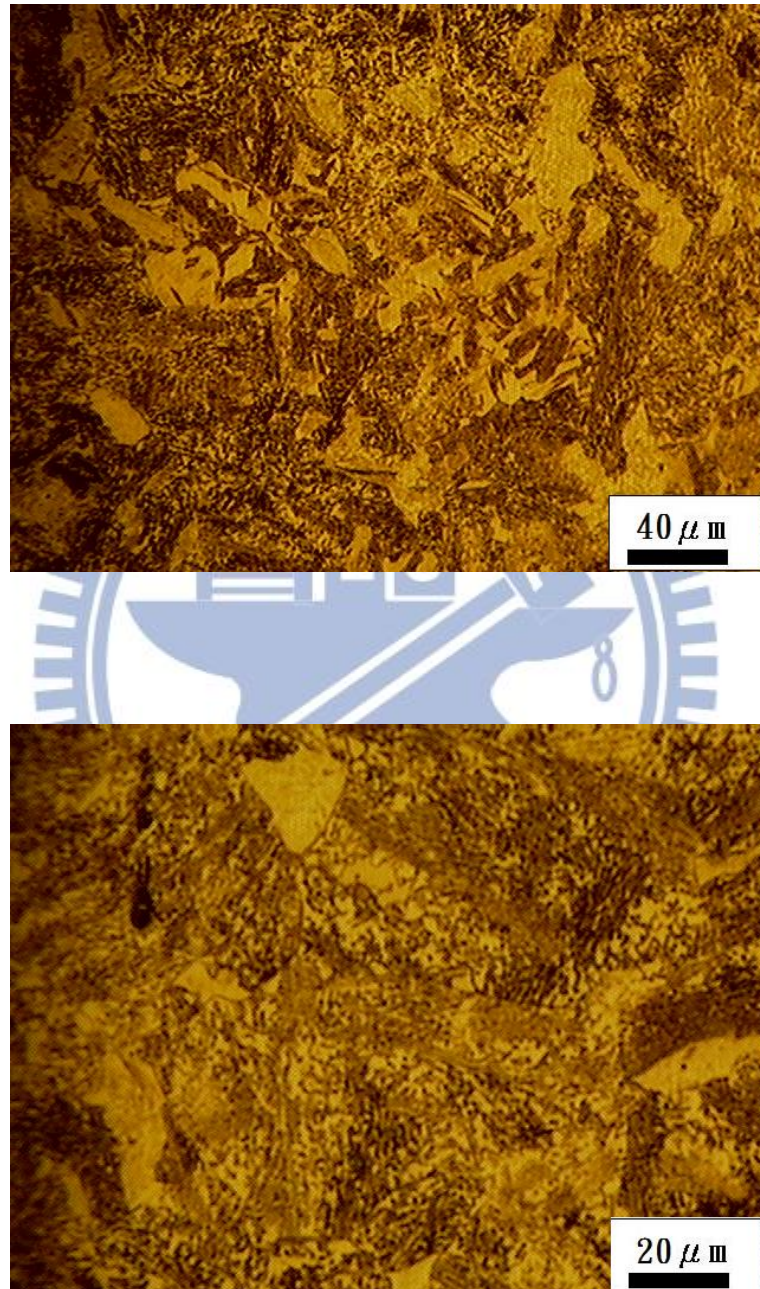


圖 49 未施予旋形之 D6AC 胚盂金相顯微組織

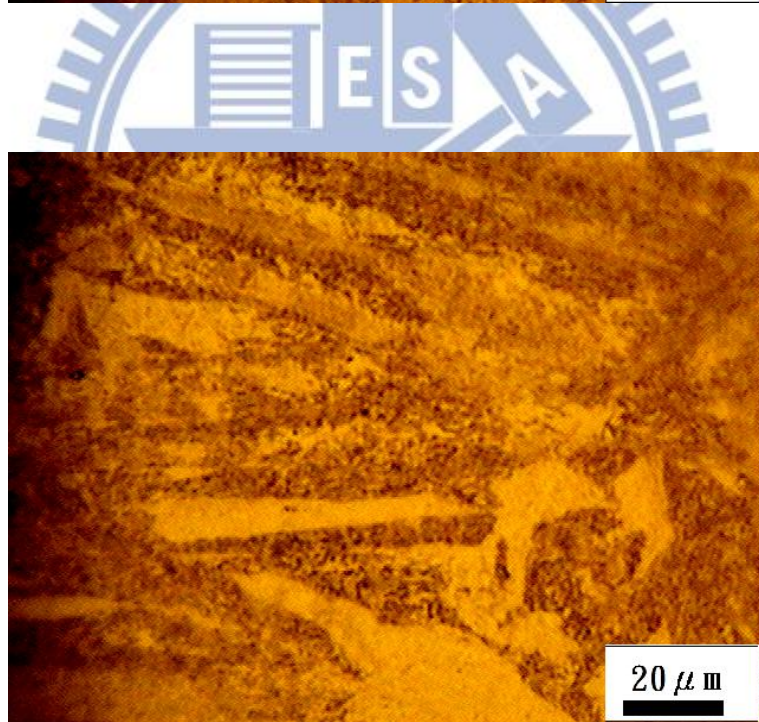
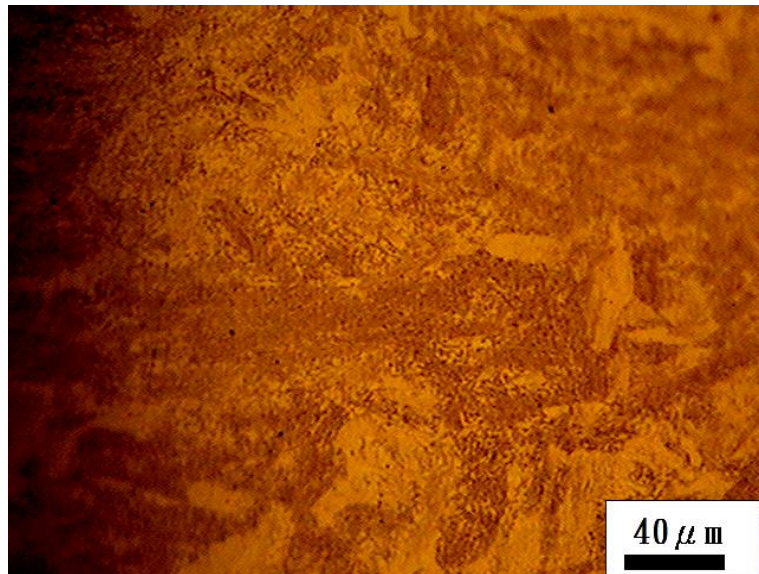


圖 50 50%旋形減縮率之 D6AC 管件金相顯微組織

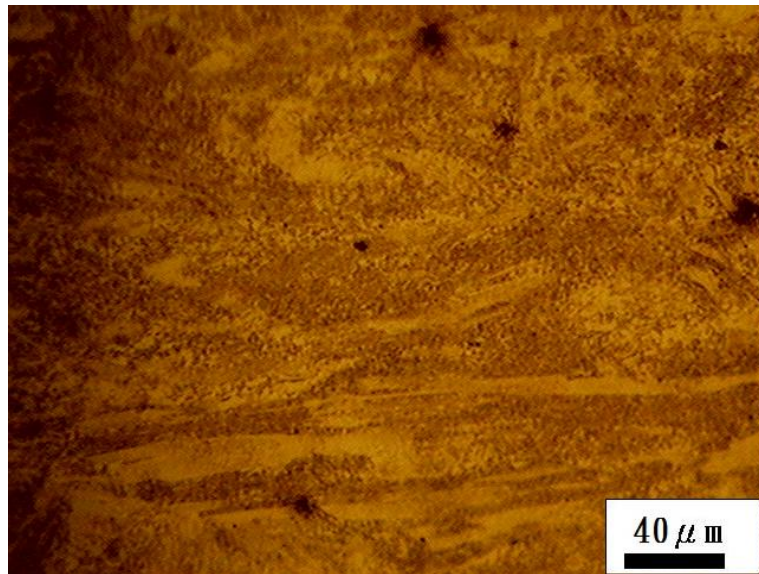


圖 51 65%旋形減縮率之 D6AC 管件金相顯微組織

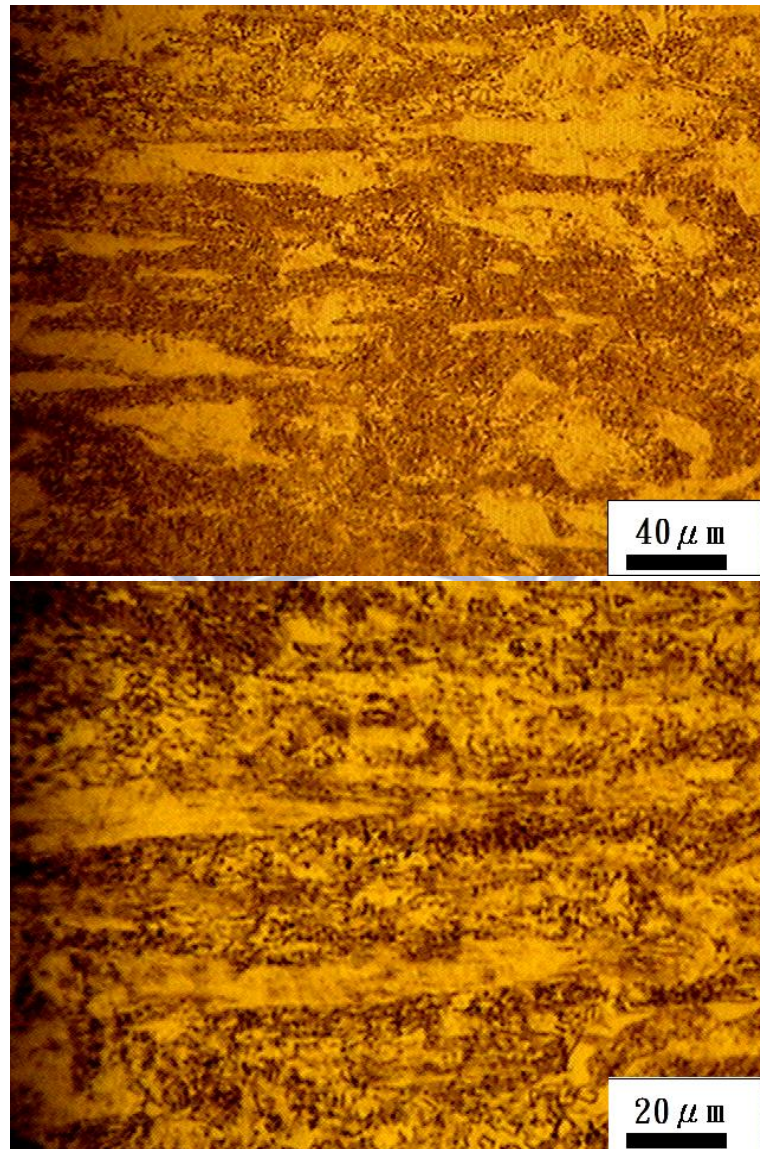


圖 52 73%旋形減縮率之 D6AC 管件金相顯微組織

觀看圖 49 至圖 52 可知，由未旋形 0%之旋胚圖 49，與 50%減縮率的圖 50 比較並沒有太大差異性，僅些微的滑移，減縮率為 65%時，如圖 51 所示，已明顯有許多相同方向性的旋型流紋，其結構因旋形加工而產生高密度差排，使細晶產生形變，當斷面減縮率達 73%，如圖 52 的金相圖，更可明顯看到，硬脆的麻田散組織被擠壓變形呈現細長狀。此現象整體為隨著減縮率越大，變形量也越高。

4-2-4 晶體結構

D6AC 旋胚未旋形以及經 50%、65%、73%減縮率旋形加工後，以 X 光繞射頻譜分析，如圖 53 所示，可知經旋形後，雖然產生滑移、差排等變形，但主體之晶體結構仍與未旋形之母材雷同，主要繞射峰角度仍為 44.56° 和 64.96° ，經由計算為 (011) 和 (002) 的平面，其組成為體心立方晶的肥粒鐵其晶格常數為 $a_0=0.287\text{ nm}$ 與體心正方晶的針狀麻田散鐵其晶格常數為 $a_0=0.289\text{ nm}$ ，但經由旋形的過程，因應力誘發相變化之緣故，殘留的沃斯田鐵已悉數轉為麻田散鐵，因此自 50%旋形量開始至 73%，代表沃斯田鐵之 44.15° (111)繞射峰即隨之消失。

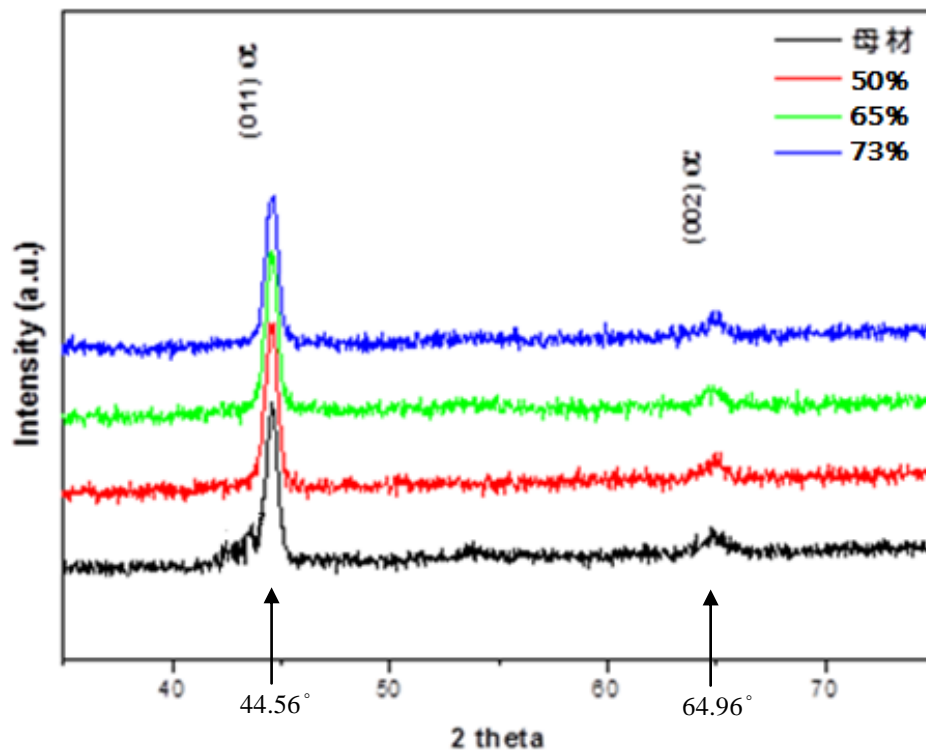


圖53 D6AC旋胚經不同旋形量加工後之X光繞射頻譜

4-2-5 破裂面顯微結構

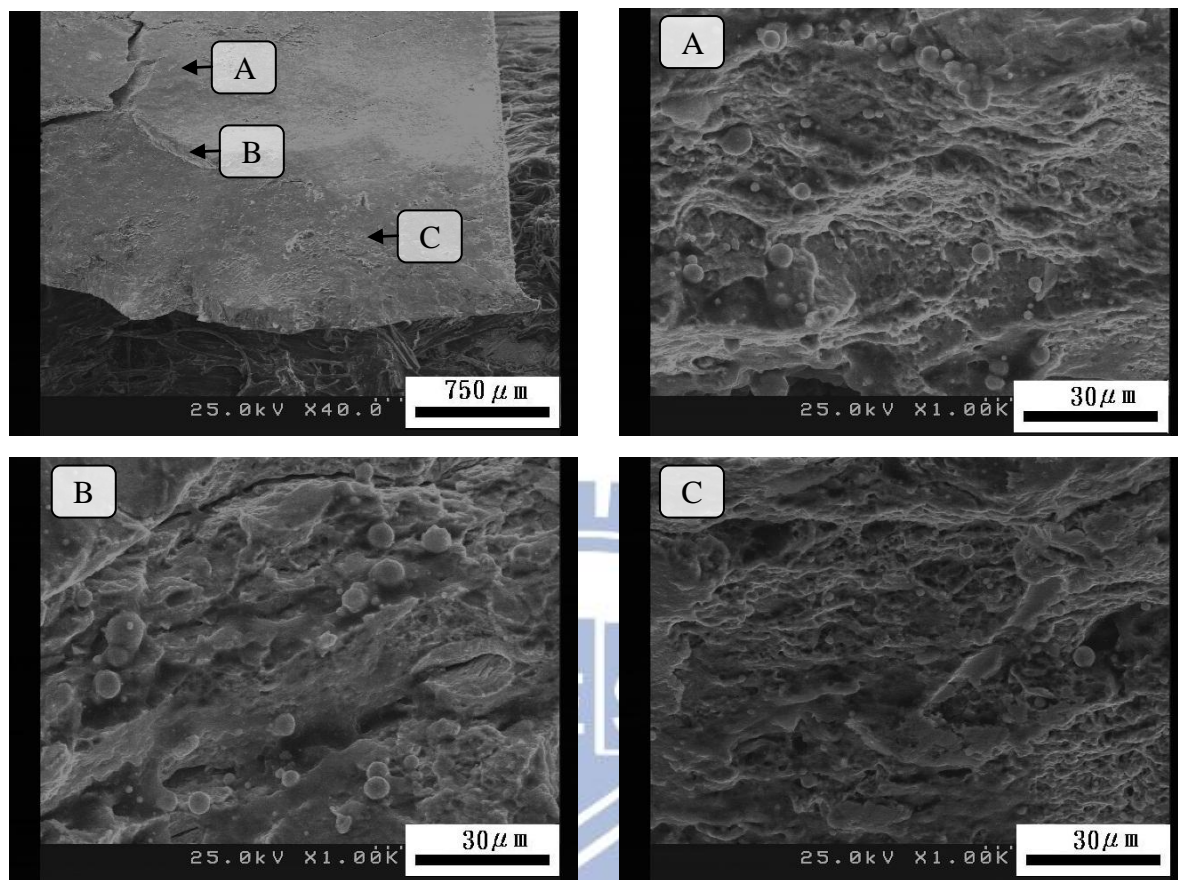


圖 54 旋形量 50% 之破斷面與選區放大觀察

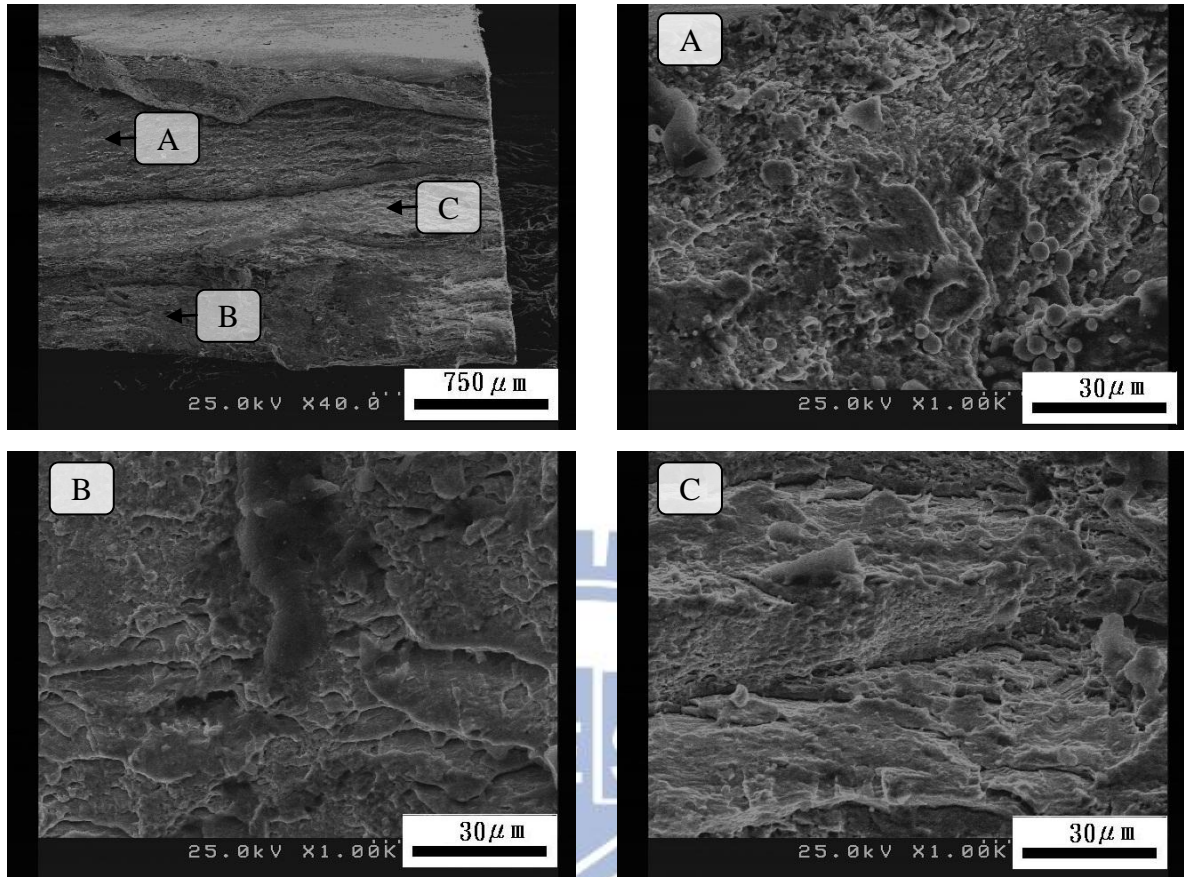


圖 55 旋形量 65% 之破斷面與選區放大觀察

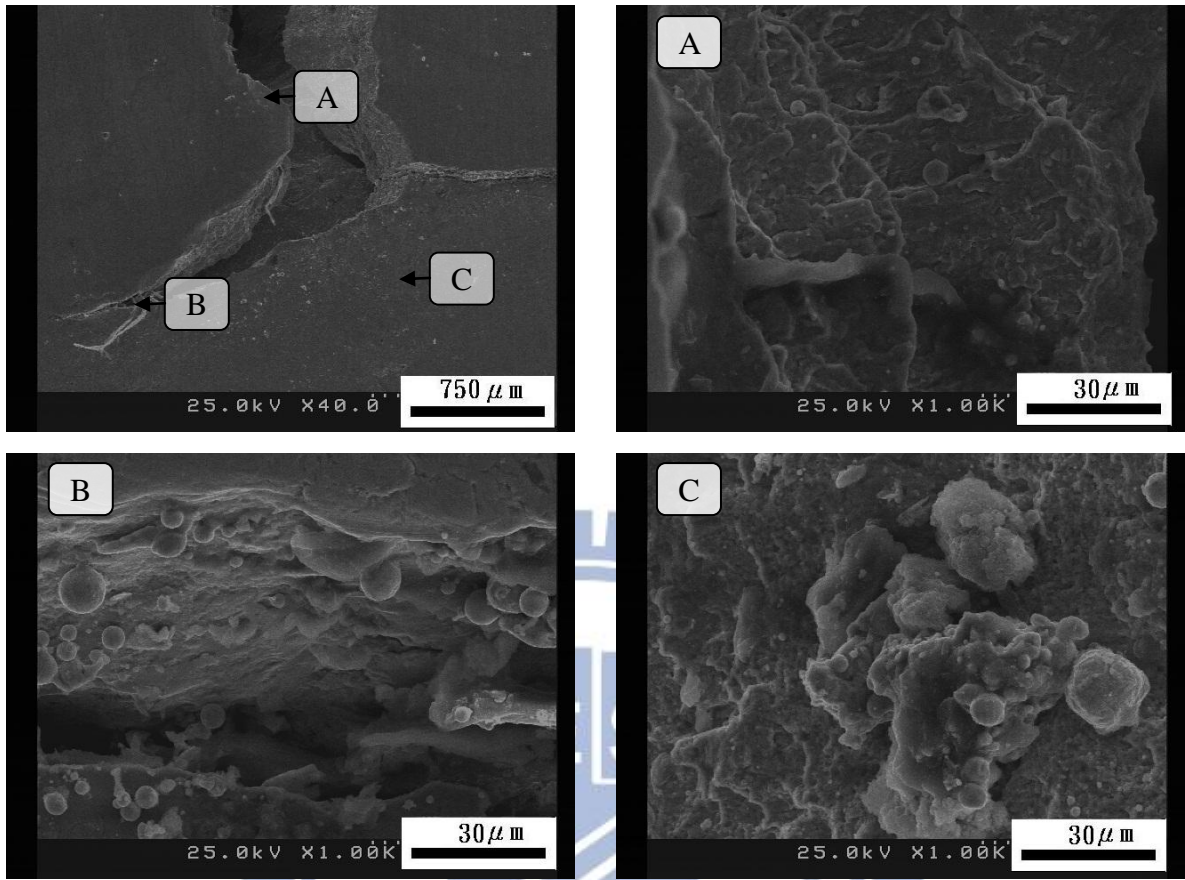


圖 56 旋形量 73% 之破斷面與選區放大觀察

圖 54 在 50% 斷面縮減率下顯微組織內有微裂縫，其破斷面分析延性與脆性混合之破斷面（Dimple + Quasi-cleavage）型態。圖 55 由於較延性之微孔洞合併產生微裂縫，顯示慢速破裂的機制，圖 56 其內部晶粒形狀在沿最大主變形方向被拉長，應力堆積導致纖維組織愈明顯。

圖 54 在斷面減縮率 65%，巨觀可觀察到軸向進給方向為最大主變形方向與旋形流紋一致，而在軸向晶粒纖維化後，使得徑向之強度相對較低易形成劈裂面現象，整體顯微組織為脆性破裂面大於延性破斷面，圖 55 蜂窩組織越細小表示延性較小，顯微組織形態改變產生裂縫成長與旋形流紋平行，顯微組織偏向脆性，圖 56 當達到一定變形程度後，各晶粒內晶格取向發生轉動，使其特定晶面和晶向趨於排成一定方向。

圖 54 至圖 56，當斷面縮減率 73%，由金相實驗已知其因大量的冷加工作用使晶粒發生畸變轉為纖維狀結構，顯微組織應變能增加下使破斷面呈脆性組織，且破斷面之脆性區域比例隨斷面減縮率而增加，整體而言隨著減縮率的增加，破斷面之脆性越高，產生的破斷越嚴重。

4-2-6 小結

1. 由硬度試驗結果可知，硬度值隨旋形量加工程度增加而上升。
2. 金相觀察下可發現，如同硬度試驗所呈現之趨勢，隨加工量的增加，硬脆的麻田散組織被擠壓變形產生高密度之差排現象，晶粒與晶界均隨旋形加工方向呈現細長狀之情形也越明顯。
3. 晶體結構方面，材料雖隨旋形加工增加而產生差排、擠壓變形，在結構方面，僅有些許殘餘沃斯田鐵因應力誘發相變化，轉為麻田散鐵，除此之外，旋形加工前後，此階段的 D6AC 鋼材之結構仍以肥粒鐵與針葉狀麻田散鐵為主。
4. 顯微觀察試旋形加工過程於各種旋形量下所產生之破裂面，可發現均呈現劈裂破斷，脆性極高，因此旋胚本身之可旋性若在加工之前先做提升，應可有效提升整體加工品質。

4-2-7 試旋後所得改進辦法與後續旋形成果

綜合目前結果，如欲以一道次旋型加工即達成 65% 旋形量，雖可透過調整成形模之轉速、進給速率比等加工參數，使旋形品質提升，但也須犧牲加工速度等時間成本，且由現有破裂面之觀察結果，可知目前旋胚的脆性較高，因此本研究決定嘗試提升材料本身條件，在車製成旋胚後，加入一道退火熱處理製程，消除殘留在旋胚內的應力與缺陷，藉此提升旋胚的可旋性。

620°C/持溫一小時/空冷之退火熱處理條件如圖 57 所示，熱處理後直接進行 65% 減縮率之旋形加工。由圖 58 可觀察出此次成功一次旋形完成，不論是外徑與內徑皆完整無裂縫產生，可知透過退火熱處理，已將材料硬度降至具足夠可旋性之範圍內，故本研究後續即採用此製程與現有之加工參數做為材料旋形之參數。

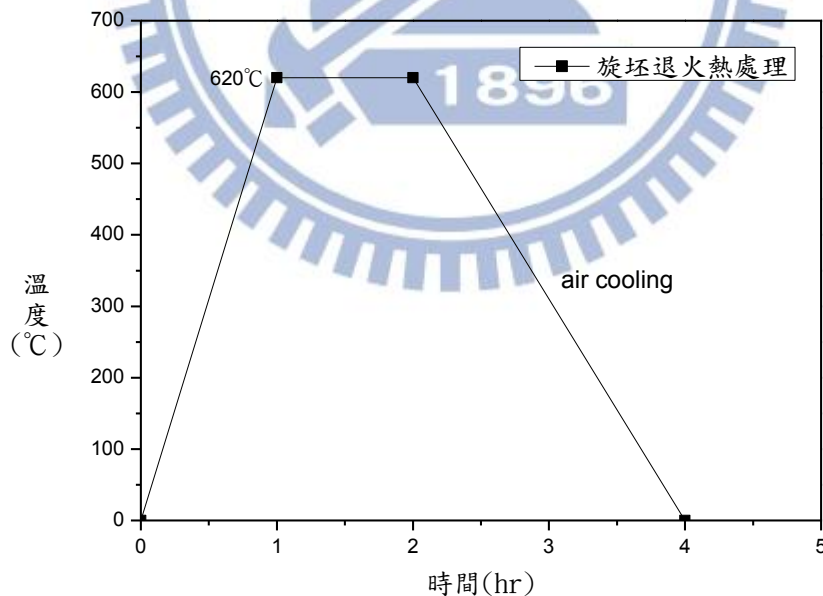
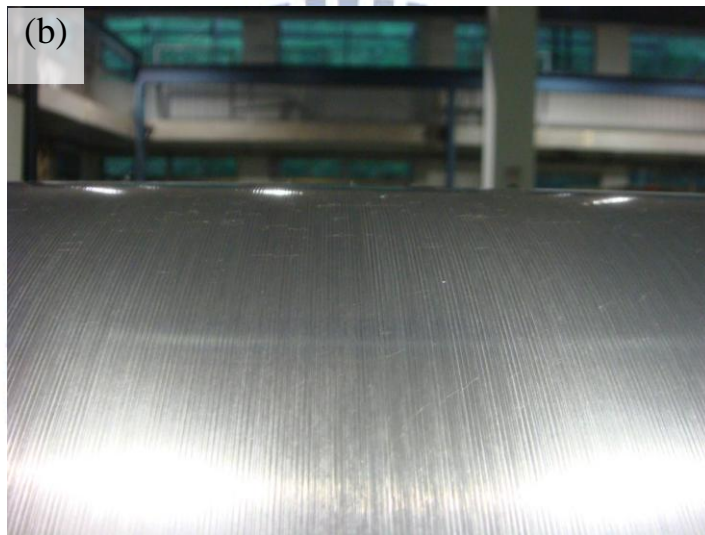


圖 57 旋形後退火熱處理參數



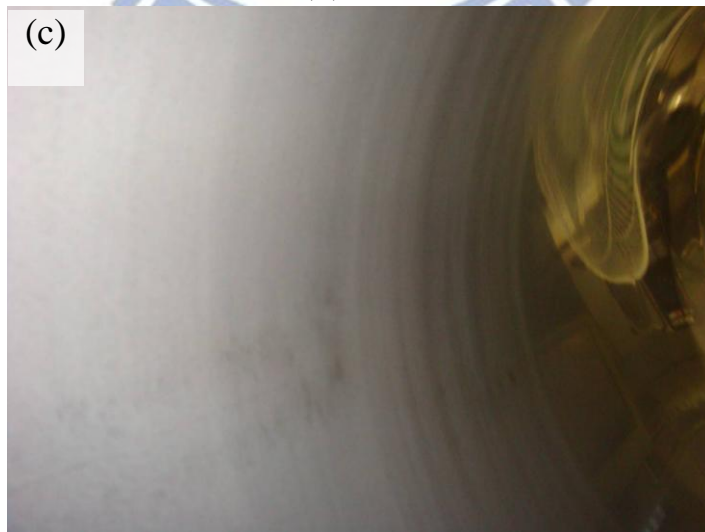
(a)

(a)完成圖



(b)

(b)外徑



(c)

(c)內徑

圖 58 退火熱處理後達成之 65%旋形量管件

4-3 電子束銲接與銲後回火

本節將探究 D6AC 旋形管件，經電子束銲後之基本機械性質與其拉伸破斷面所呈現之破斷形貌，並比較各種不同溫度的回火熱處理，對 D6AC 銲後管件的機械性質帶來的改變。

4-3-1 微硬度量測

D6AC 旋形後管件，經電子束銲後，各自延著銲道圓周擷取五片試片，分別將此五片施予未回火、與回火 250°C、350°C、450°C、550°C 之五種不同溫度條件的回火熱處理後，量測其微硬度，量測點之示意圖如圖 59 所示，量測值之結果則如圖 60 所示，各區之硬度平均值則如表 22 所示。

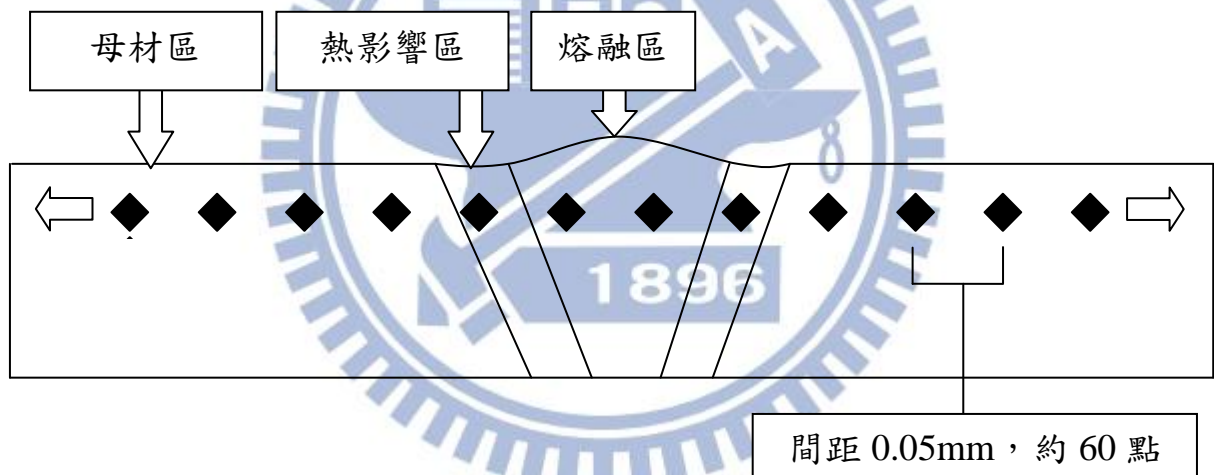


圖 59 每片試片之微硬度量測打點示意圖

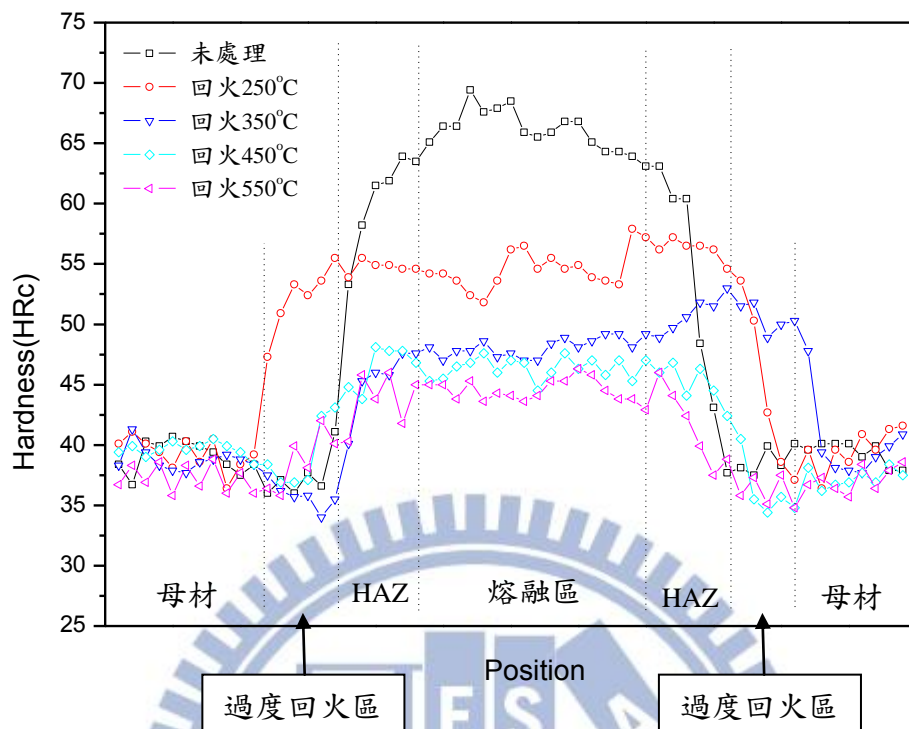


圖 60 未回火與回火 250°C 到 550°C 後鐸道各區微硬度比較

表 22 未回火與回火 250°C 至 550°C 後各區硬度平均值表

	熔融區	熱影響區	過度回火區	母材區
未回火	65.74 HRC	55.47 HRC	37.65 HRC	40.37 HRC
250°C	54.46 HRC	52.24 HRC	39.41 HRC	43.89 HRC
350°C	47.87 HRC	44.87 HRC	40.03 HRC	42.18 HRC
450°C	46.49 HRC	44.5 HRC	37.85 HRC	38.41 HRC
550°C	44.55 HRC	41.91 HRC	37.03 HRC	37.12 HRC

分析圖 60 與表 22 可知，當回火溫度由 0 增加至 550°C 時，其鐸道熔融區之平均硬度值亦隨之由 65.74 HRC 降低至 54.46 HRC、47.87 HRC、46.49 HRC 直到 44.55 HRC，在熱影響區部分亦由 55.47 HRC 依序降低至 41.91 HRC，其他各組試片的過度回火區，皆為各區中硬度最小，母材區之趨勢則與熱影響區、熔融區相似，隨回火溫度上升，母材區硬度下降。

4-3-2 金相觀察

觀察電子束銲後未經回火、與回火250°C、350°C、450°C、550°C之五種條件的金相組織，如**錯誤! 找不到參照來源。**至圖所示。

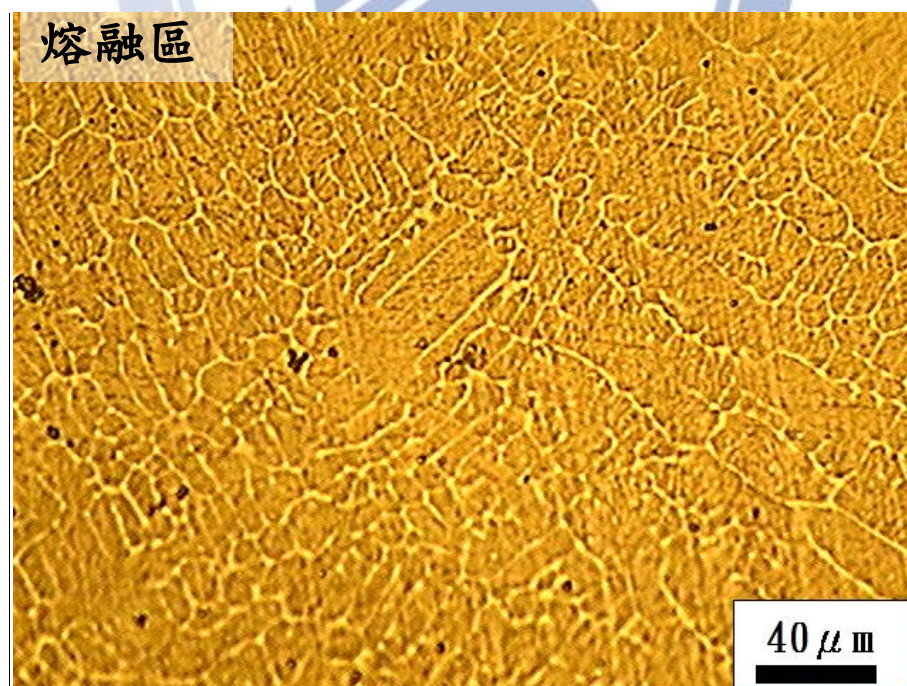
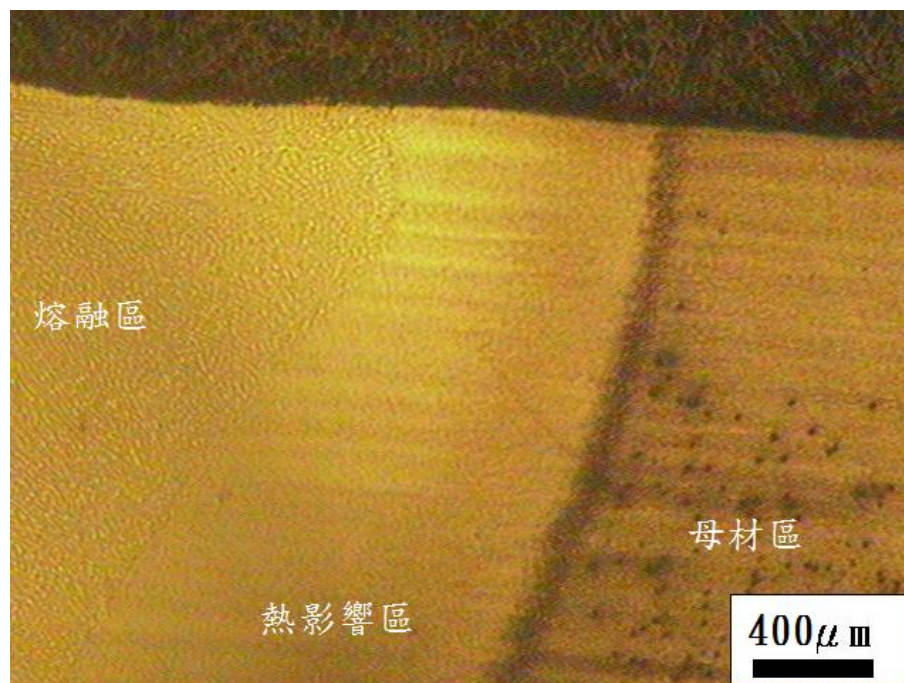


圖61銲後未回火之銲道與各區放大觀察

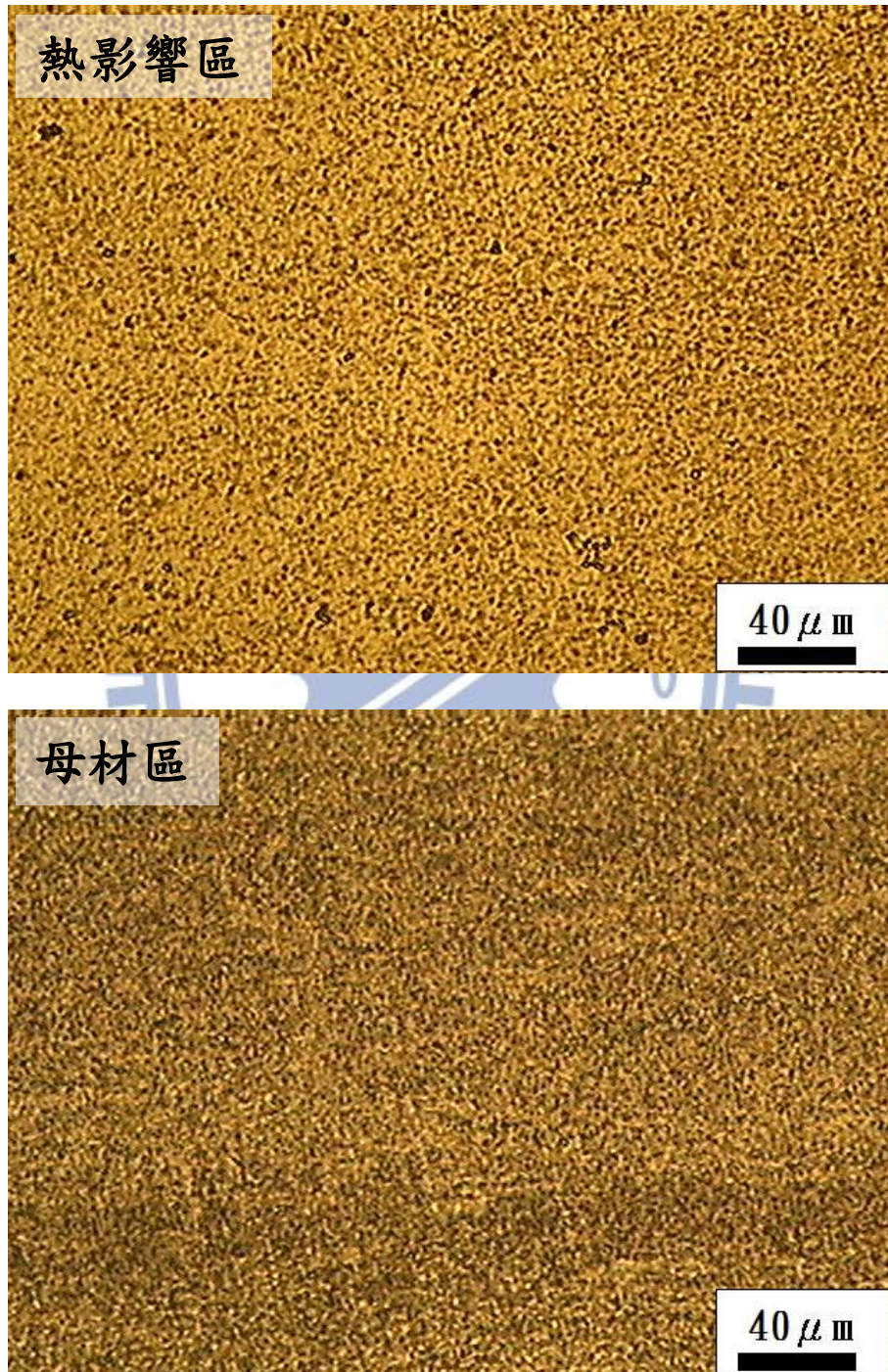


圖 61 鐸後未回火之鐸道與各區放大觀察(續)

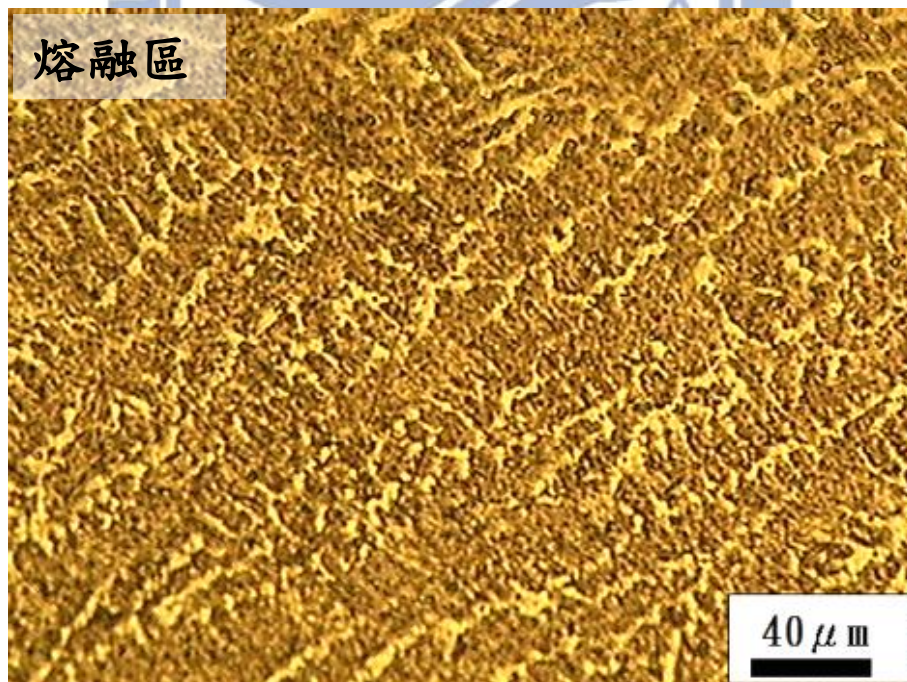
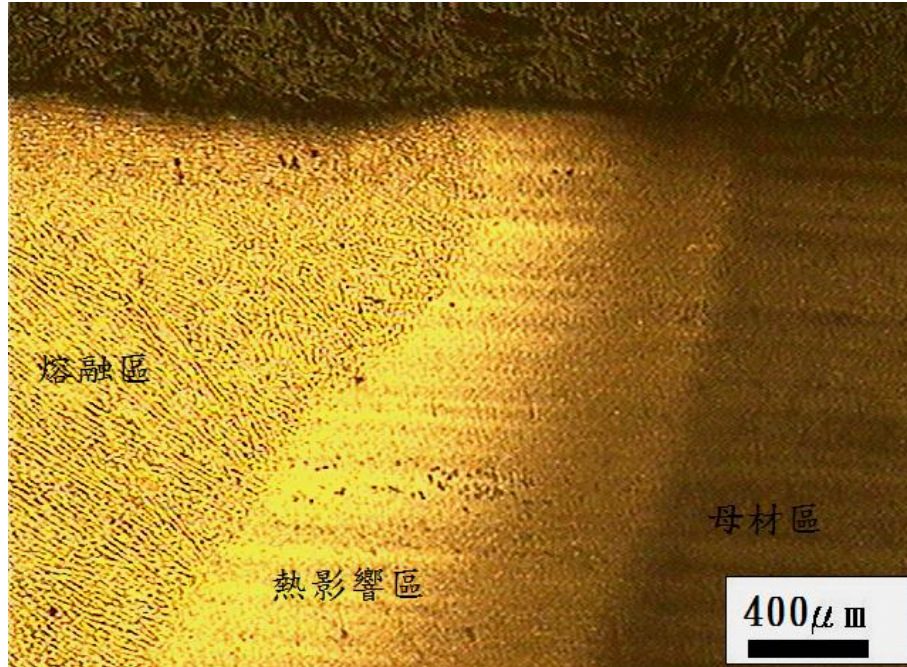


圖 62 鐳後回火 250°C 之鐳道與各區放大觀察

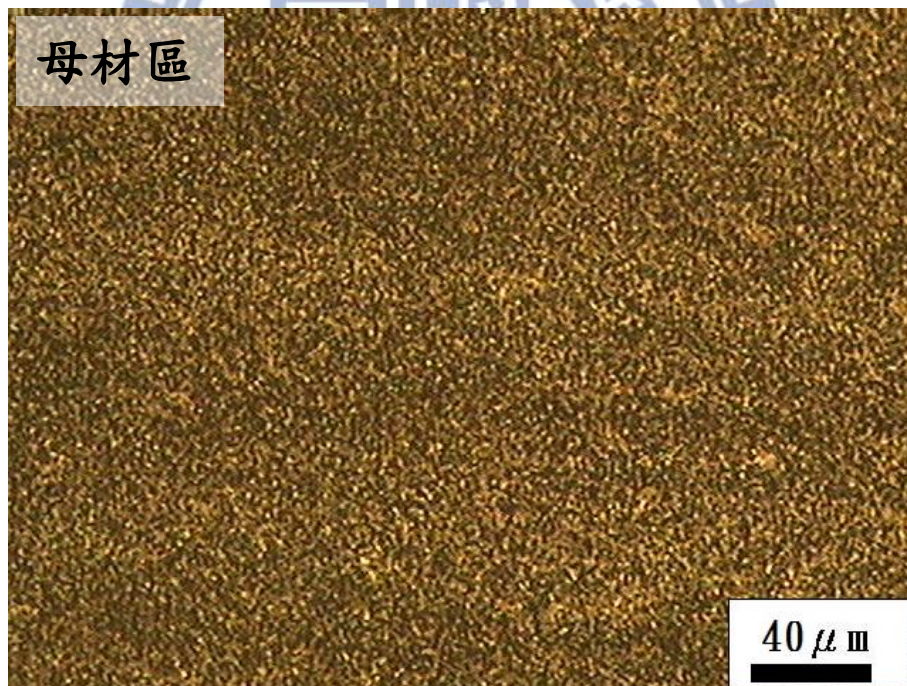
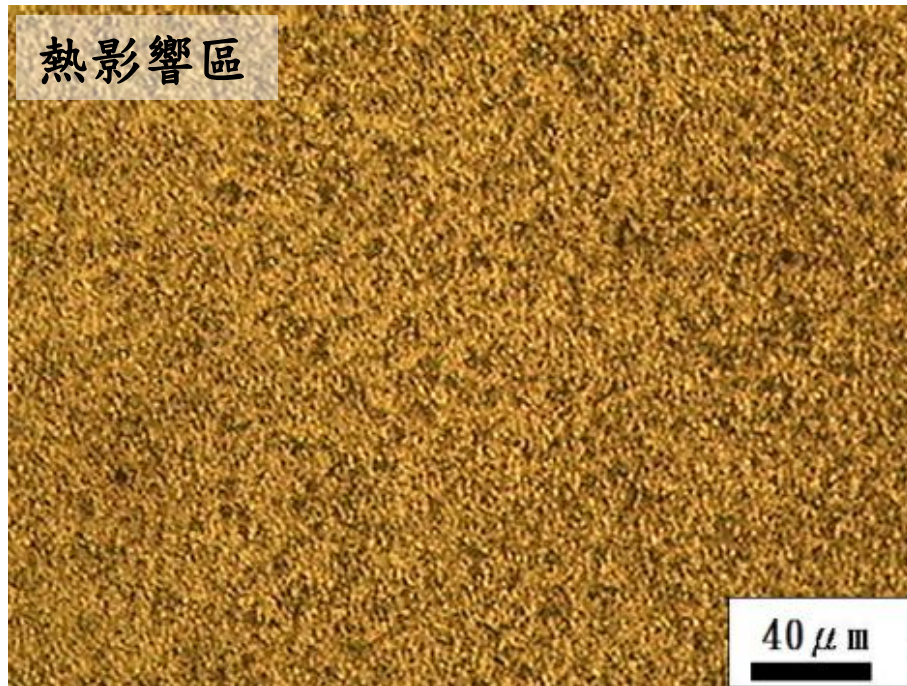


圖62 鐸後回火250°C之鐸道與各區放大觀察(續)

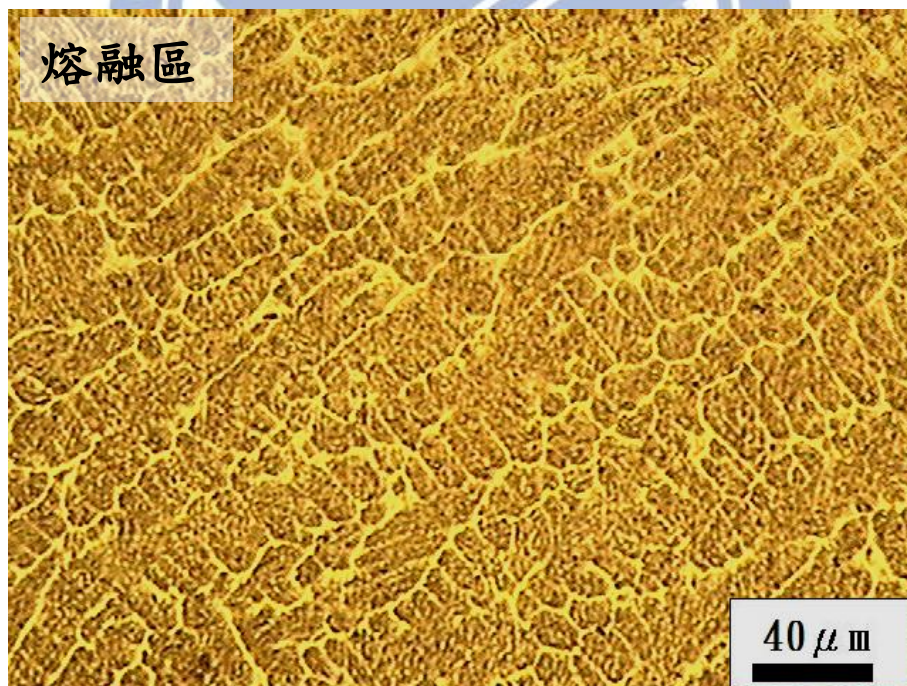
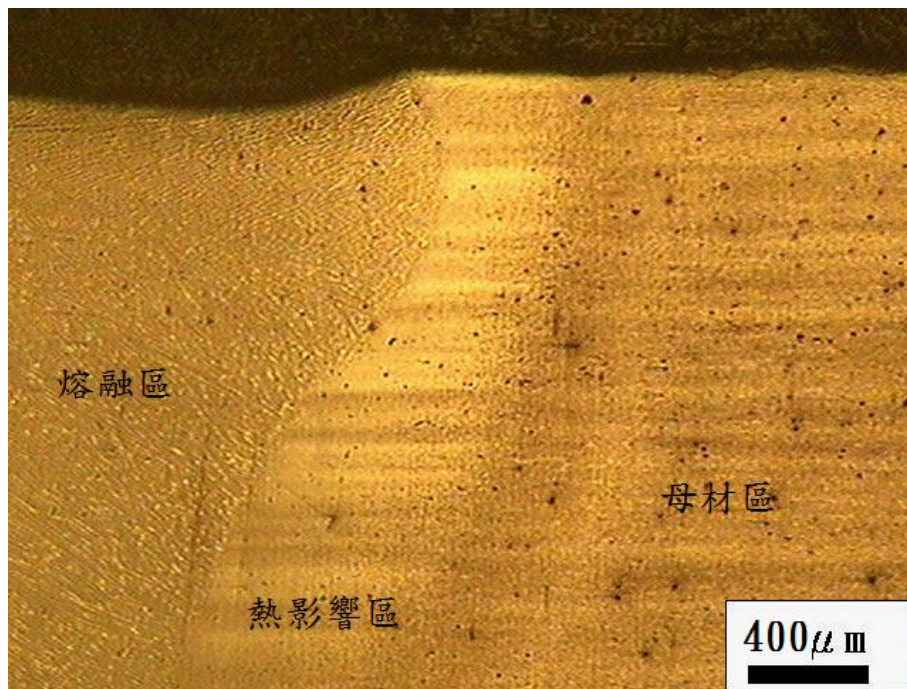


圖 63 銲後回火 350°C 之銲道與各區放大觀察

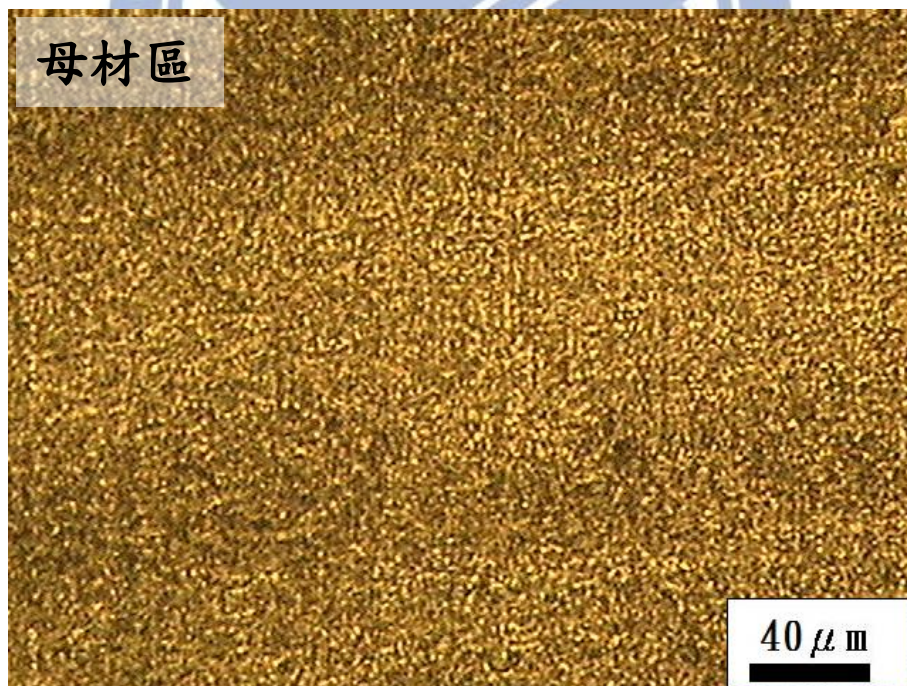
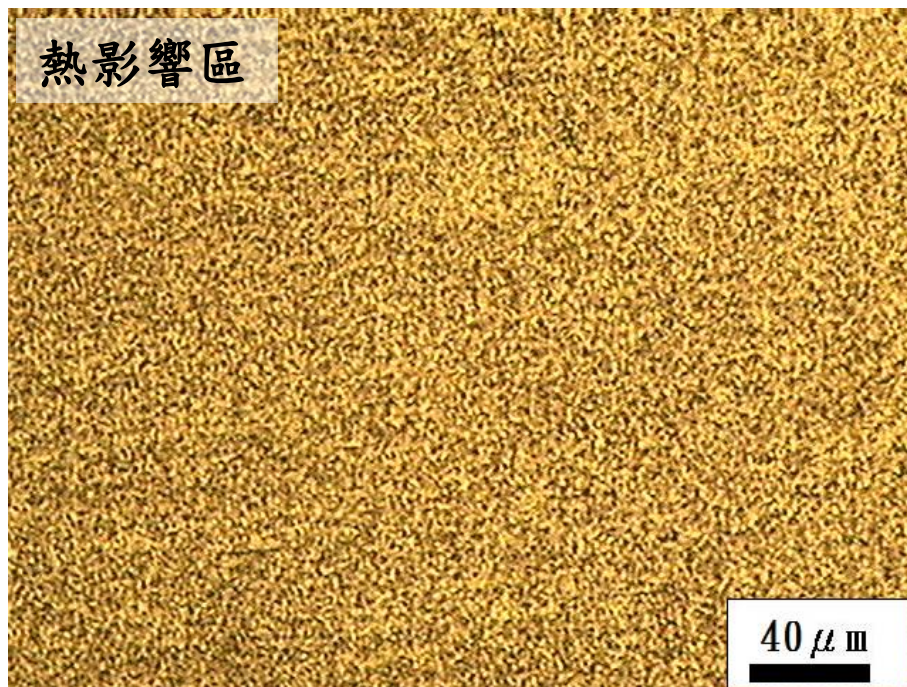


圖63 銲後回火350°C之銲道與各區放大觀察(續)

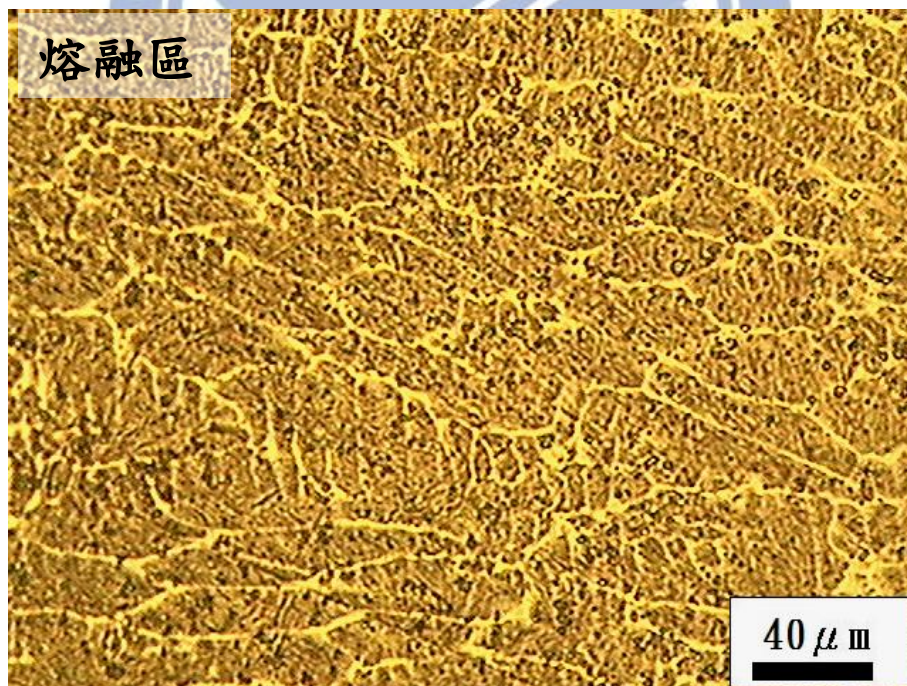
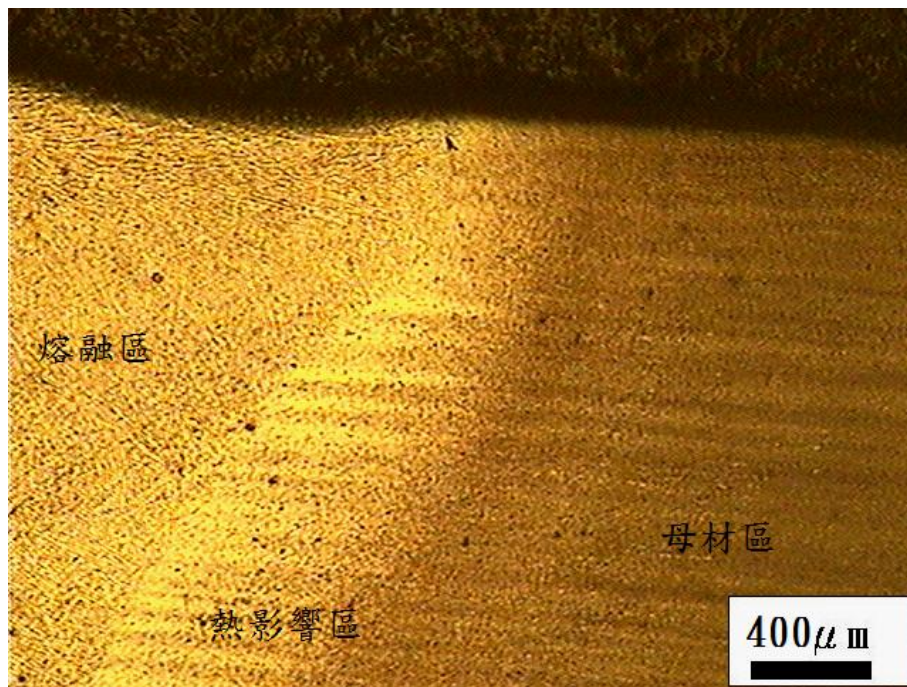


圖 64 鐸後回火 450°C 之鐸道與各區放大觀察

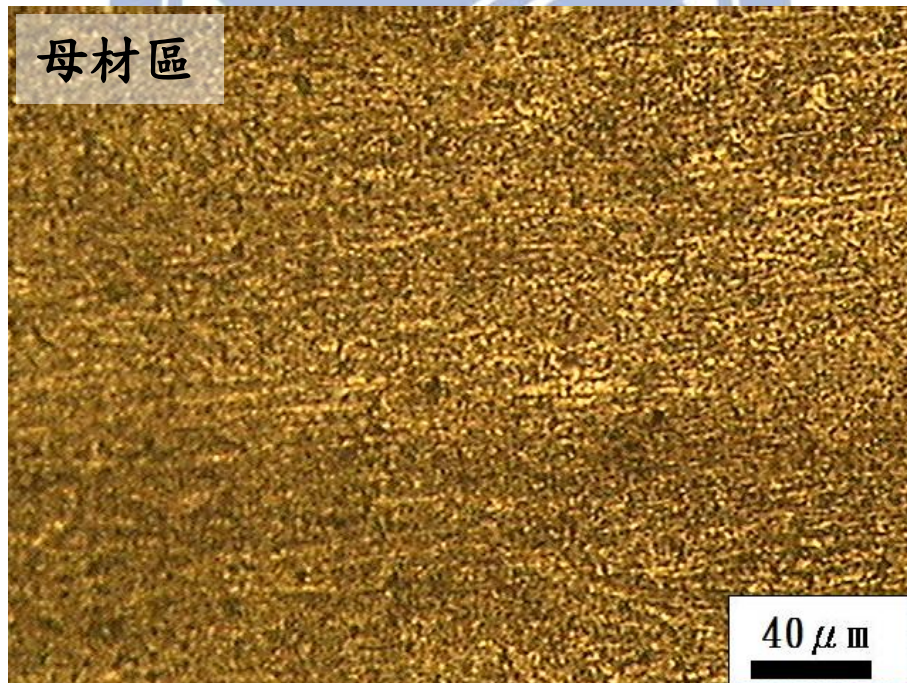
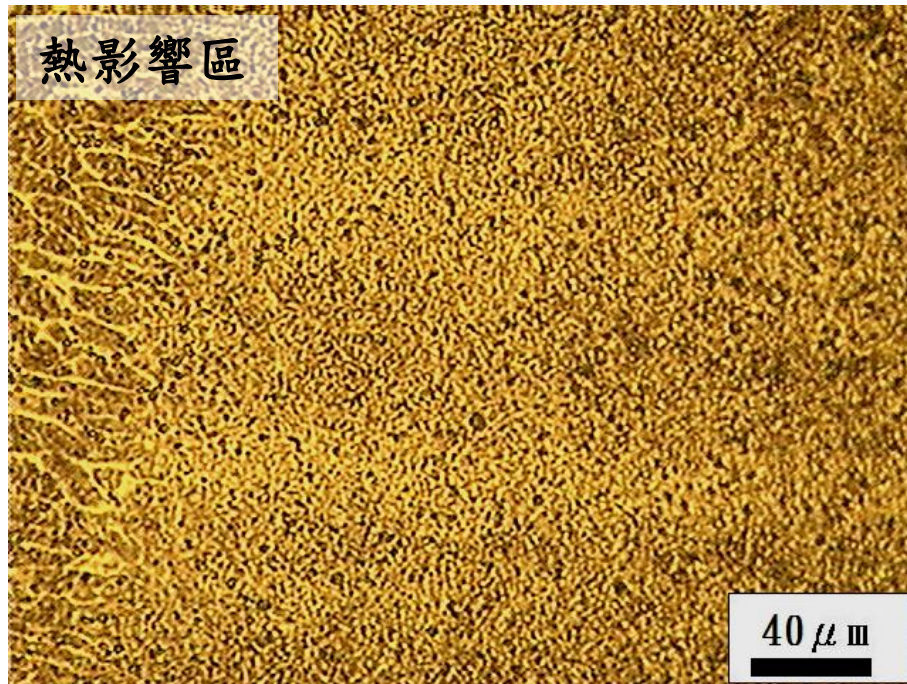


圖64 銲後回火450°C之銲道與各區放大觀察(續)

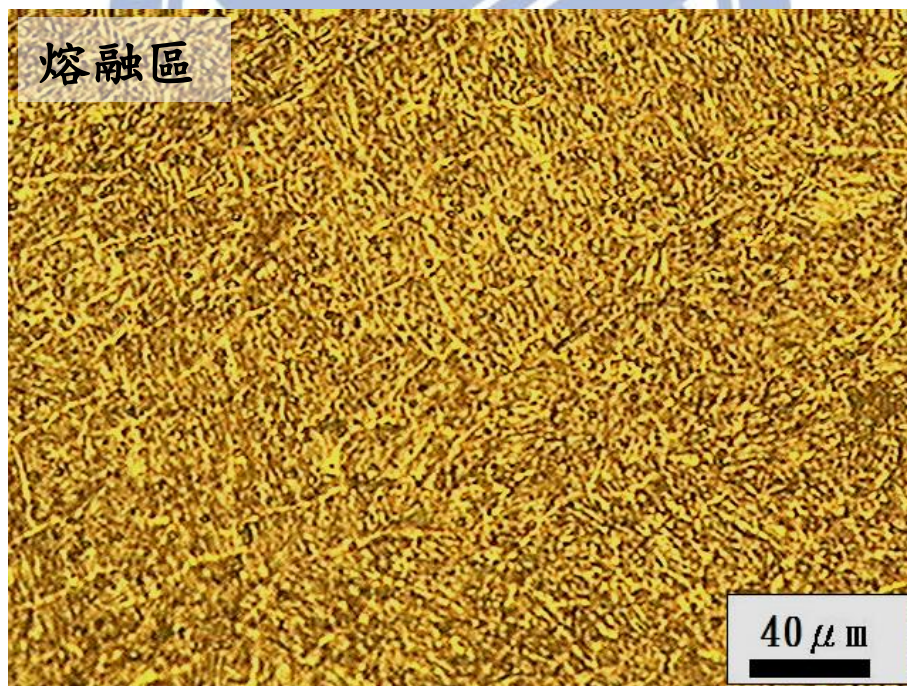
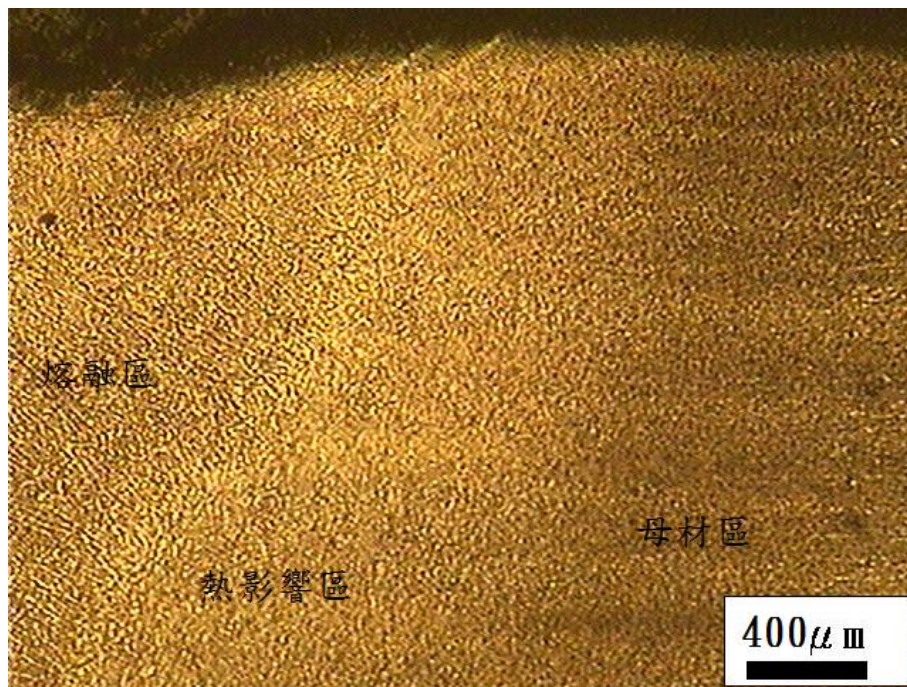


圖 65 鐸後回火 550°C 之鐸道與各區放大觀察

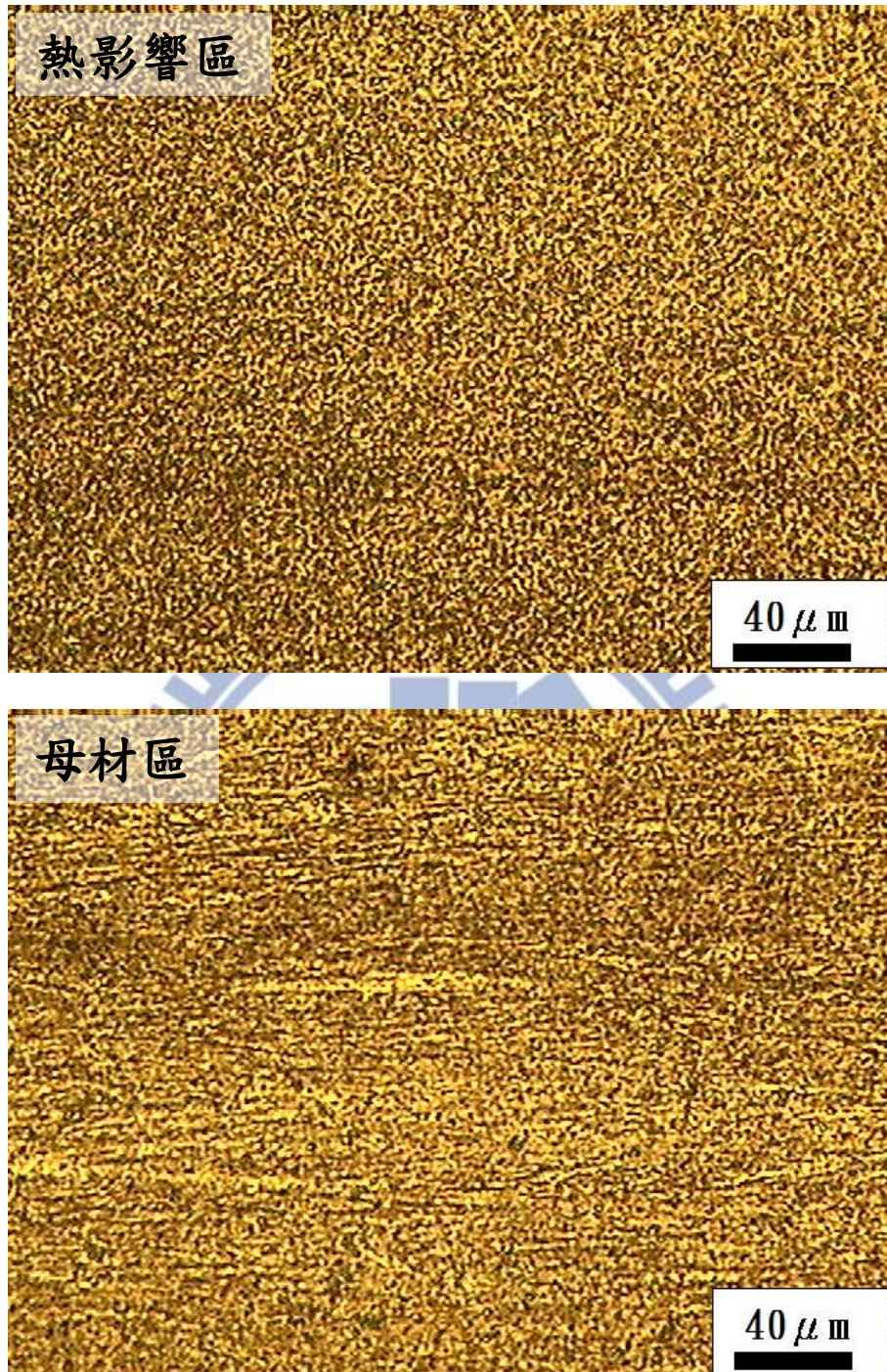


圖 65 鐳後回火 550°C 之鐳道與各區放大觀察(續)

圖61至圖65所顯示的各組試片之熔融區，其組織均依不同程度呈現樹枝狀結晶凝固組織。有文獻指出，雷射鐳接D6AC鋼材後之鐳道組織，藉由TEM觀察其微結構結果，可知若未經鐳後熱處理的試片，會生成麻田散鐵及下變韌鐵組織[7]，由此可推斷本研究圖61所示之熔融區應為樹枝狀結構

之麻田散鐵及下變韌體組織。圖62至圖65顯示熔融區經不同回火溫度處理後，組織因不同程度的回火溫度產生相變化，使其樹枝狀結晶經由回火處理後而呈現逐漸不明顯之趨勢。

圖62之回火溫度為250°C，搭配硬度試驗所得出之資料如圖60，可知經此回火溫度後，鐸道之硬度有一定程度的下降，此乃因250°C鐸後回火處理，將使麻田散鐵轉為硬度較低、韌性較高的回火麻田散鐵，除能消除麻田散鐵產生之殘留應力外，硬度亦隨之下降。

依據硬度試驗之結果，溫度升至350°C後，硬度值又進一步下降至47.87 HRC，此乃因350°C之回火已足以生成肥粒鐵與雪明碳鐵，後續更高的溫度則是依此兩種相，球化凝聚持續發展，使鐸道整體漸趨均值化，硬度雖下降，鐸接過程中若有殘留的內應力可藉此過程消除，提升整體機械性質。

熱影響區於施行電子束鐸接時，因鐸道受電子束衝擊產生之高溫達到沃斯田鐵化溫度，且又因鐸後快速冷卻，組織由沃斯田鐵組織轉變為細小之麻田散鐵組織，在圖61熔融區之纖維狀紋路亦小部分延伸至熱影響區，熱影響區之回火相變化過程，由麻田散鐵轉為回火麻田散鐵，機械性質硬度亦隨回火溫度上升之趨勢而下降。

4-3-3 拉伸試驗

由表 23 可得知在未經過回火之鐸件，其鐸道抗拉強度較為低僅 $608.1 \pm 4.2 \text{ MPa}$ ，而在經過回火 250°C 與回火 350°C 後，抗拉強度增加到 $1448.76 \pm 4.5 \text{ MPa}$ 與 $1471.66 \pm 4.3 \text{ MPa}$ ，此結果是由於回火處理能夠有效消除鐸道與熱影響區之殘留應力，並排除鐸接所致之延遲裂縫等影響強度的因素，綜合前述硬度與金相之結果，可知經 250°C 回火後之試片已由硬脆之麻田散鐵轉為較富韌性的回火麻田散鐵，與本節拉伸試驗所得之抗拉降伏強度與延伸率等數值結果亦相互呼應，再者， $608.1 \pm 4.2 \text{ MPa}$ 本非 D6AC 鋼材應有之抗拉強度數值，此結果說明未經回火之鐸後管件，隱藏於熔融區

與熱影響區之間的銲接缺陷確實影響到管件整體的強度，此參數下的六片拉伸試片皆在銲道熔融區斷裂，它組試片經過任何不同溫度回火後，則皆斷裂在熱影響區的過回火區，亦即熱影響區與母材區交界，此區乃管件整體硬度最低之區域。

一般以中碳鋼來說，其抗拉與降伏強度會隨回火溫度之上升而下降，延伸率則隨之上升，D6AC 中碳低合金鋼同樣具有此趨勢，待溫度升至 350°C 以上，鋼材開始相變化從原本的回火麻田散鐵轉為肥粒鐵與雪明碳鐵，隨著溫度越高，相變化之程度越大，一直到 550°C 雪明碳鐵明顯球化，於拉伸試驗中所得出之數據亦呼應此趨勢，抗拉與降伏強度均下降，而延伸率上升。

表 23 D6AC 銲後抗拉強度表

熱處理條件	抗拉強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	延伸率(%)
未回火	608.1±4.2	608.1±4.2	0.4~0.6
回火 250°C	1448.76±4.5	1328.71±4.5	7.15~7.23
回火 350°C	1471.66±4.5	1334.66±4.4	8.12~8.56
回火 450°C	1432.35±4.3	1309.25±4.5	9.7~10.3
回火 550°C	1320.77±4.4	1232.59±4.6	11.1~12.1

註：未回火之拉伸試片均在應力應變曲線剛突破彈性限時即斷裂，無法以 0.2% offset 之方法求得降伏強度，故令其值同抗拉強度。

4-3-4 拉伸破斷面觀察

針對鐳後未回火、回火 250°C、350°C、450°C、550°C 分別進行拉伸試驗。圖 66 為經 65% 旋形，鐳後未經回火之拉伸破斷面，此破裂處為鐳道熔融區，破斷面呈現劈裂破斷，不同倍率下觀察除呈現準劈裂破斷外，亦有大小不均的縱向裂縫，研判其為鐳後未實施熱處理所產生之延遲裂縫，是使其強度及韌性不佳的原因之一，同時將劈裂破斷表面放大觀察，可發現破斷表面遍佈麻田散鐵之針葉狀結構，說明鐳後試片確實因電子束之高溫且急速冷卻而使鐳道熔融區與熱影響區產生麻田散鐵組織。

經觀察圖 67 為鐳後回火 250°C 之拉伸破斷面，可發現回火後抗拉強度大幅回升，恢復 D6AC 鋼材應有之抗拉降伏強度，且在高倍率觀察下相較未回火之試片，雖仍屬脆性破斷，但其表面較多圓弧線條，說明其延性已相較未回火為高，在金相、硬度、拉伸試驗所獲之數據亦說明此點。

圖 68 所示為鐳後回火 350°C 之拉伸破斷面，為抗拉強度最高之試片組，同時由破斷面可發現相較前兩組其劈裂面漸趨和緩，隨回火溫度上升，鋼材有漸趨延性之趨勢，此溫度回火下，已開始相變化出肥粒鐵與些許雪明碳鐵，逐漸取代先前的麻田散鐵與回火麻田散鐵，因此在最高倍率下，麻田散鐵之針葉狀分佈情形相較前兩組減少許多。

圖 69 所示為銲後回火 450°C 之拉伸破斷面，破斷面已呈延性破斷，依據拉伸、硬度、金相等數據，可知其延伸率持續提升，硬度明顯下降、熔融區之樹枝狀紋路亦漸趨和緩，將表面放大觀察有雪明碳鐵之圓球狀。

圖 70 所示為銲後回火 550°C 之拉伸破斷面，其拉伸數據，抗拉強度除未回火該組受延遲裂縫影響外，為四組回火參數中最低，延伸率則為最高，金相之觀察下，熔融區樹枝狀紋路已模糊不易辨識，熔融區、熱影響區、母材區之分界已漸趨模糊，破斷面的顯微觀察下，其雪明碳鐵球化凝聚之情形，甚至在低倍率就可清楚觀察到。

綜觀圖 66 至圖 70，可知破斷面隨回火溫度上升而漸趨延性、麻田散鐵之針葉狀結構漸趨和緩、消失，雪明碳鐵之球狀凝聚情形隨之上升。



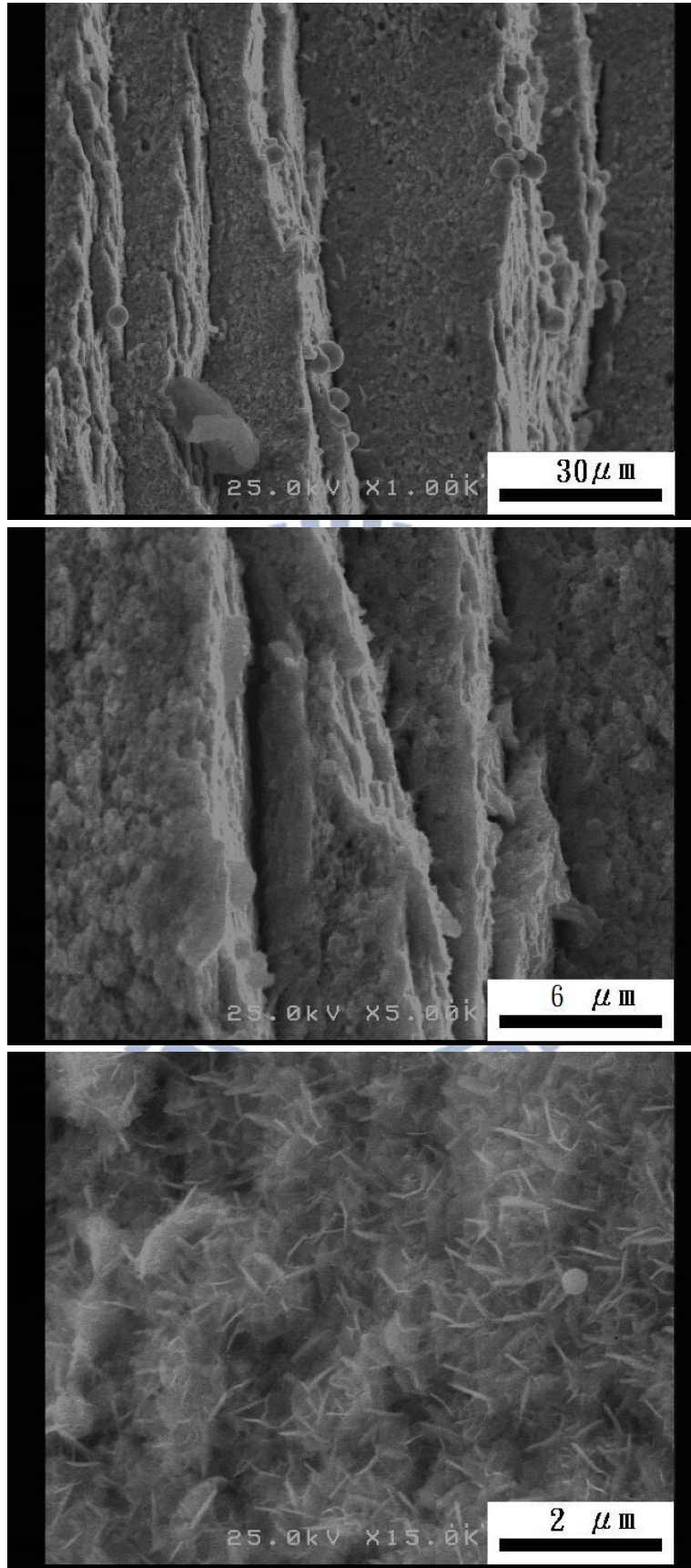


圖 66 D6AC 銲後未回火之拉伸破斷面顯微觀察

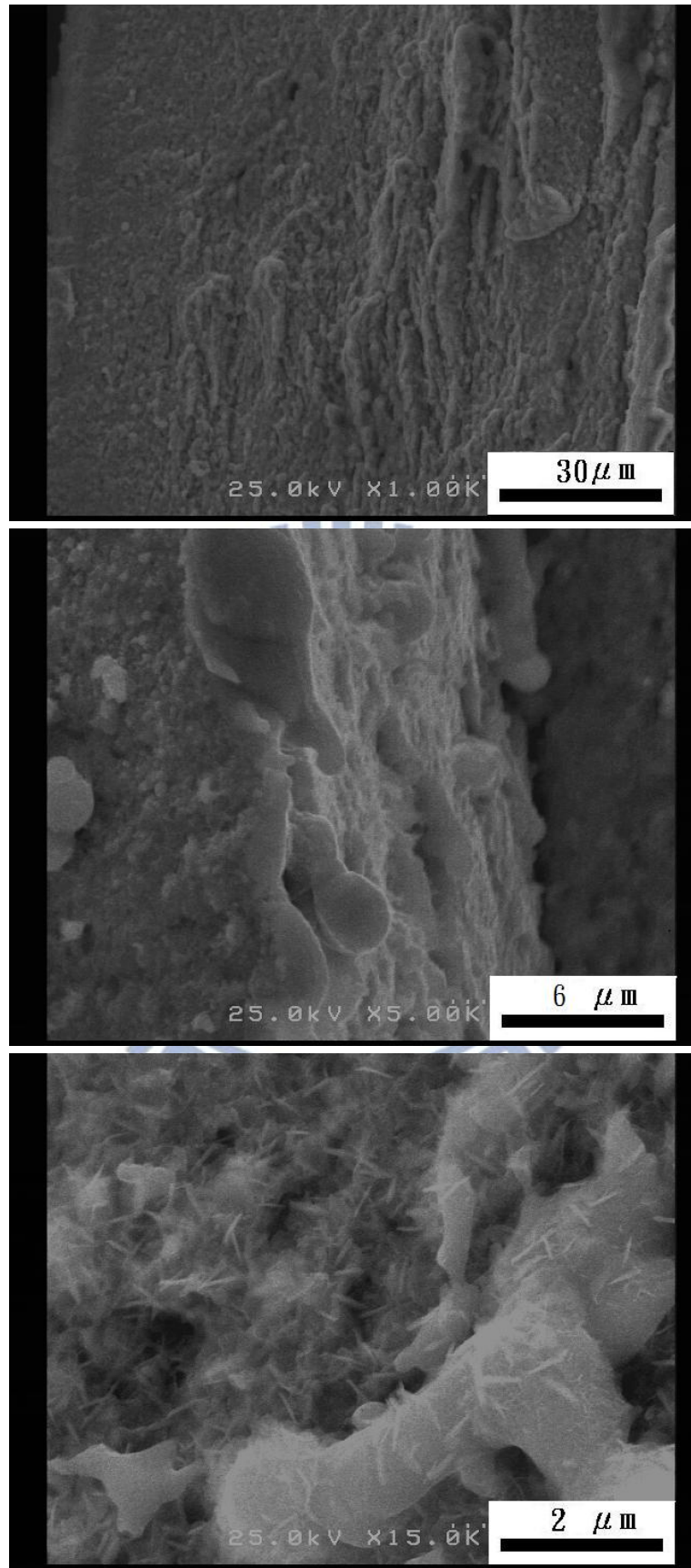


圖 67 D6AC 銲後回火 250°C 之拉伸破斷面顯微觀察

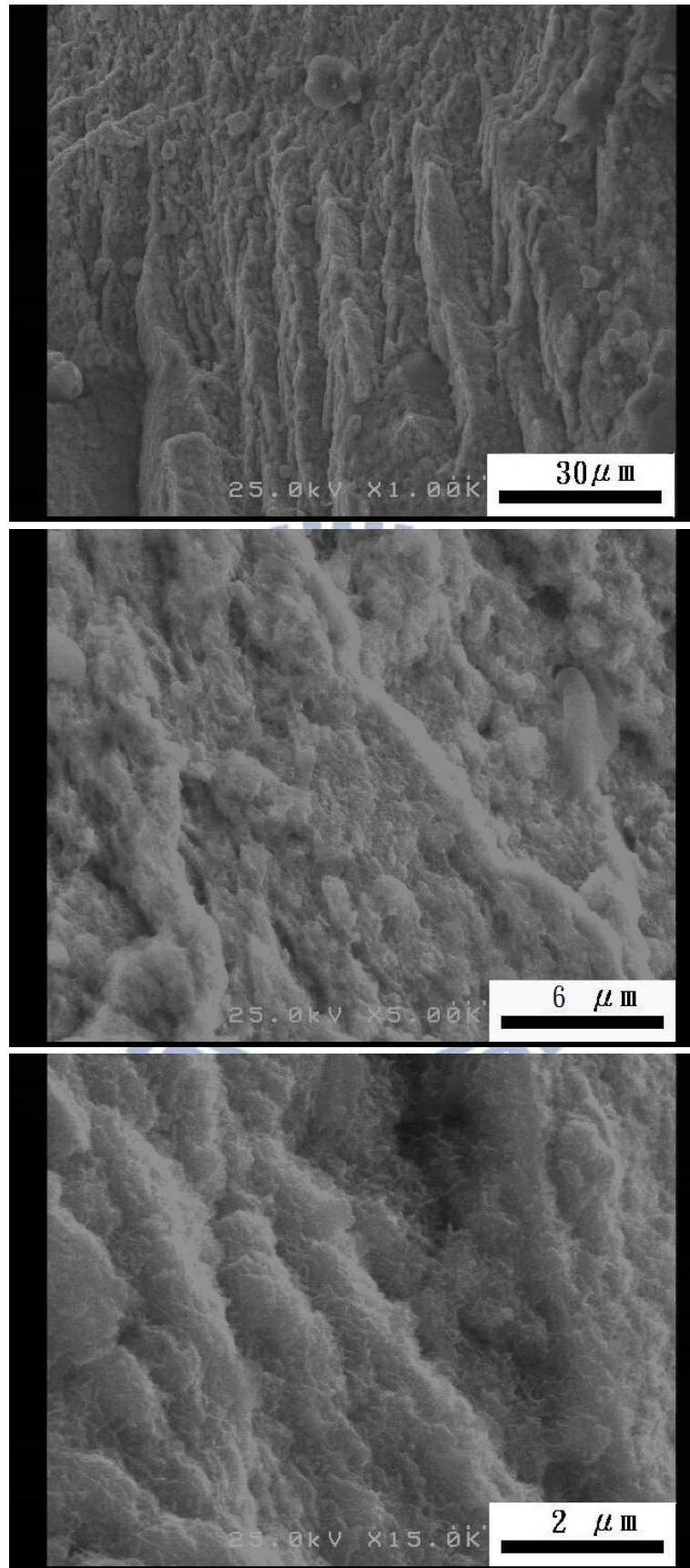


圖 68 D6AC 鐸後回火 350°C 之拉伸破斷面顯微觀察

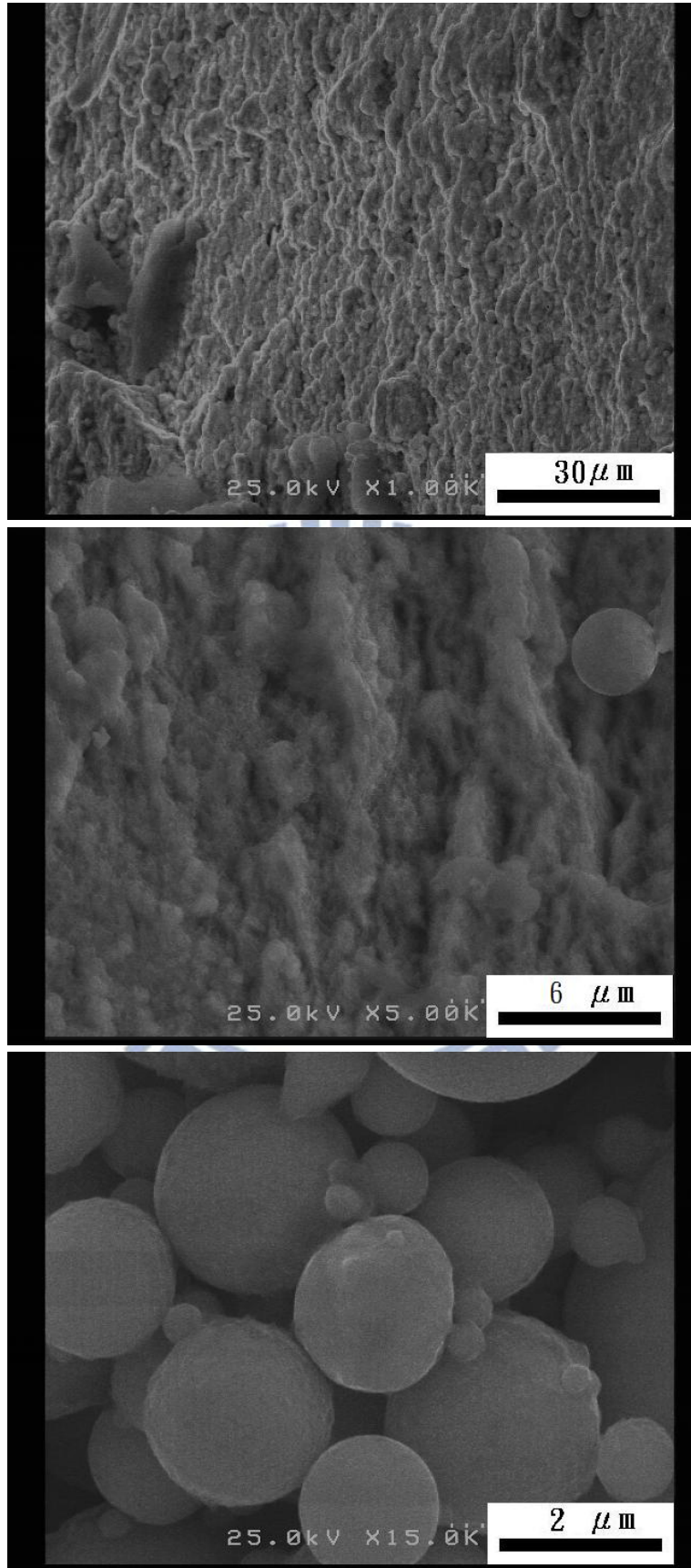


圖 69 D6AC 鐸後回火 450°C 之拉伸破斷面顯微觀察

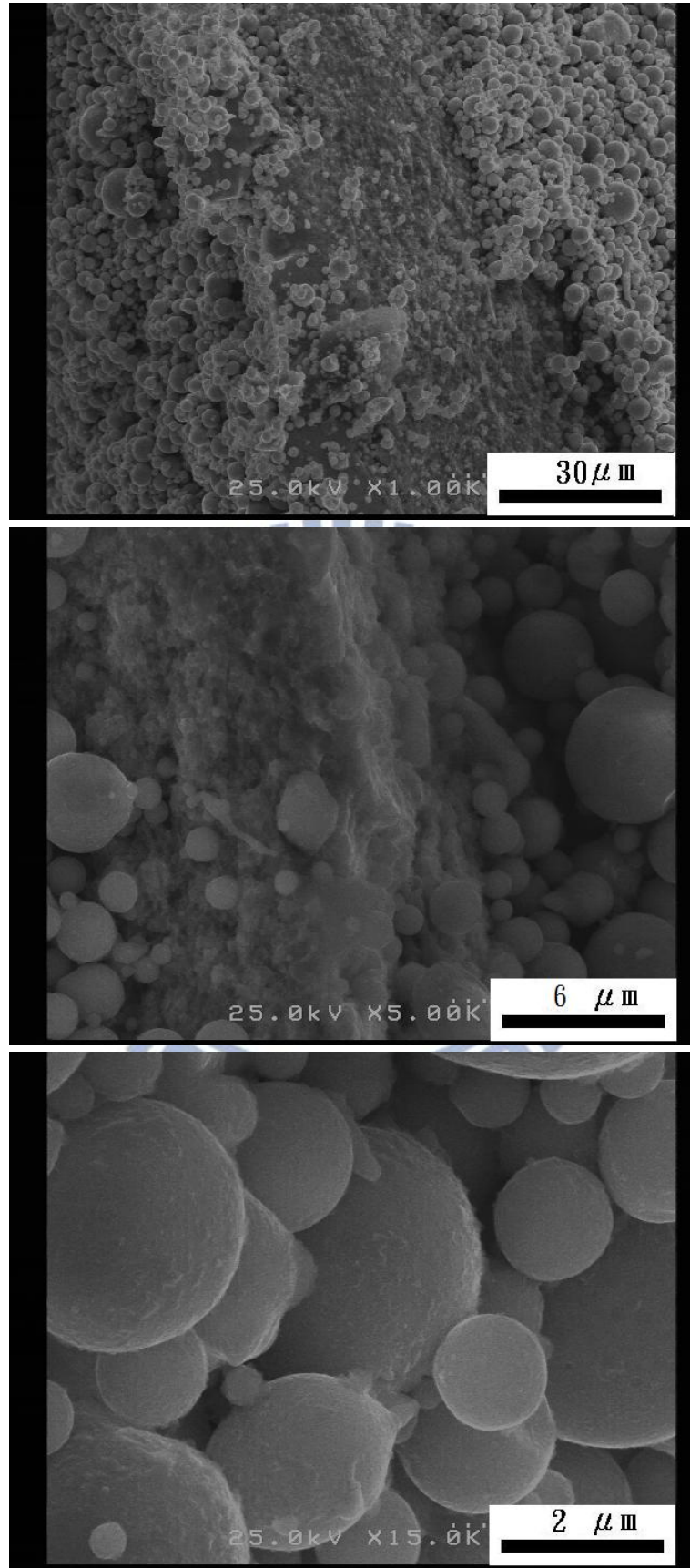


圖 70 D6AC 鍍後回火 550°C 之拉伸破斷面顯微觀察

4-3-5 小結

1. 當回火溫度由 0 增加至 550°C 時，其銲道熔融區之平均硬度值亦隨之由 65.74 HRC 降至 44.55 HRC，熱影響區由 55.47 HRC 降至 41.91 HRC，過度回火區，皆為各區中硬度最小，母材區硬度則些微隨回火溫度上升而下降。
2. 金相觀察下可發現，隨回火溫度上升，銲道熔融區之樹枝狀結構漸趨和緩，到 550°C 時已難以辨識其紋路，熔融區、熱影響區與母材區之間之分界亦漸趨模糊、均質化。
3. 拉伸試驗之結果映證了延遲裂縫的可能性以及對其強度的影響，由於延遲裂縫的存在，使銲後未回火之該組試片僅具 608.1 ± 4.2 MPa 之抗拉強度，僅此組試片於熔融區與熱影響區交界處斷裂，其他各種回火之試片強度符合 D6AC 鋼材之水準，且斷裂處皆位在熱影響區的過度回火區。
4. 觀察拉伸試驗之破斷面可發現，隨著不同溫度回火，有不同相變化情形，與鋼材本身熱處理特性，及先前所得硬度、金相、拉伸數據相呼應，未回火之斷面，遍佈麻田散鐵針葉狀組織。250°C 回火後，因生成回火麻田散鐵，針葉狀分佈較稀疏，斷裂面線條較和緩。350°C 回火後，僅剩些微針葉狀，且此溫度下，肥粒鐵與雪明碳鐵開始生成，微區放大可觀察到些許球狀雪明碳鐵。450 與 550°C 回火後，隨溫度上升，破斷表面則開始遍佈球狀之雪明碳鐵。

第五章 結論

1. 在實驗開始之階段，本實驗之鋼材已全面正常化熱處理，統一鋼材之機械性值，並且透過 X 光繞射頻譜驗證其化學成分符合 AMS6431 規範，確立鋼材之正確性，以及後續實驗數值之可信度。
2. 將 D6AC 鋼材車製加工為旋胚，經過各種機械性質的量測，可知車製加工之過程，會產生加工硬化，使旋胚硬度提升並有內應力累積之情形，但車製加工過後，鋼材內部之晶粒仍屬均勻分佈。
3. 將 D6AC 旋胚初步試旋，50%、65%、73%三種旋形量，均發生程度不等之破裂情況，進一步分析旋後管件之機械性質、觀察破裂面形貌，發現破斷面脆性極高，在此條件下之旋胚，本身之可旋性不足，因此在試旋過程中，容易破裂，為解決旋裂的問題，應從旋胚之可旋性著手，應在旋形加工前，加入一道退火熱處理程序，以提升旋胚之可旋性，經此退火熱處理後，隨即成功以一道次旋形加工，達成無缺陷 65%減縮率之旋形管件。
4. 將管件施予電子束銲接後，因銲後尚有延遲裂縫等銲接缺陷問題，機械性質差，抗拉強度僅 $608.1 \pm 4.2 \text{MPa}$ ，遠不如 AMS6431 所公告之抗拉強度數值，因此，銲後回火熱處理為極關鍵製程，可消除延遲裂縫等銲接缺陷、釋放內應力、使材料均質化。

5. 整體實驗結果可知，經正常化熱處理，車製加工為旋胚後，以本實驗之參數退火熱處理，鋼材具有最佳可旋性，可一道次即達成 65% 減縮率之旋形加工，隨後進行電子束銲接，銲後以 350°C 回火熱處理，可得到最高抗拉降伏強度；以 550°C 回火熱處理，可得到最高延伸率，銲後未回火之試片，雖具有最高之硬度，但由於延遲裂縫影響其降伏強度之問題，為五組回火條件中機械性質最差，整體而言，抗拉降伏強度與硬度隨回火溫度上升而下降、延伸率則隨之上升。



參考文獻

- [1] Joseph R. Davis, “Ultrahigh-strength steels”, Metals Handbook, tenth edition, ASM International (1990).
- [2] W.M. Garrison, Jr. , “Ultrahigh-strength steels for aerospace applications” , JOM, May(1990).
- [3] Kenneth Notvest , “Effect of Thermal Cycles in Welding D6AC Steels, Good correlation is obtained between resistance to cracking and weld ductility for any given weld thermal cycle”, Welding Journal, pp.173-177, April(1966).
- [4] H. I. McHenry, J. C. Collins, and R. E. Key, “Design and Fabrication of D6AC Steel Weldments for Aircraft Structures ”, Welding Journal, pp.991-1000, December (1967).
- [5] A.M. Hall, “Introducion of Today’s Ultrahigh Strength Structural Steels”, ASTM, STP, 1971, p.498
- [6] Bruce A. Becherer and Thomas J. Witheford, Teledyne Vasco Corporation, “Heat treating of Ultrahigh Strength Steels”, Metals Handbook, vol.4
- [7] Mann, J. Y. and Kemsley, D. S., “The Effect of Very Dry and Fully Water Saturated Air Environments on the Fatigue Life of D6AC Steel,” Corrosion, Vol. 35, No. 10, pp. 465-471, 1979.
- [8] W.D. Klopp, “Aerospace Structure Metals Handbook”, code 1213, Metals and Ceramics Information Center, 1991.
- [9] Chang T. L., Tasy L. W., Chen C., “Influence of gaseous hydrogen on the notched tensile strength of D6AC steel”, Materials Science and Engineering A316, 153-160 (2001).
- [10] McHenry H. I., Collins J. C., and Key R. E., “Electron Beam Welding of D6AC Steel”, Welding Journal, 45 (9), Research Suppl., 419s-425s (1966).
- [11] McHenry H. I., Collins J. C., and Key R. E., “Electron Beam Welding of D6AC Steel in the Heat-Treated Condition”, Welding Journal, 46 (8),

- Research Suppl., 337s-342s (1967).
- [12] Tsay L.W., Chung C.S. and Chen C., "Fatigue crack propagation of D6AC laser welds", Int. J. Fatigue, Vol. 19, No. 1, 25-31 (1997)
- [13]牛富國編著，飛彈製造技術，中正理工學院兵器系統叢書，桃園，第96-102頁，1991。
- [14]楊永盛，「旋壓加工技術(上)」，機械技術月刊，第二期，第145-150頁，1985。
- [15]Semiatin S. L., "Spinning," Metals Handbook, Vol. 14, Ninth Edition, U.S.A, pp. 599-604, 1988.
- [16]鐘先駿，「6061 鋁合金縮口旋壓加工參數之研究」，碩士論文，中正理工學院，桃園，第5頁，(1999)。
- [17]周長彬、蔡丕椿、郭央謙編著，銲接學，全華科技圖書股份有限公司，台北，第67-73頁，(1993)。
- [18]吳裕慶編著，機械材料學，弘揚圖書，台灣，第78-80頁，(2008)
- [19]Philip, T. V.and McCaffrey, T.J., "Ultrahigh-Strength steels" Metals Handbook, Vol. 1, Tenth Edition, U.S.A.,pp.430-448,1990.
- [20]By The welding institute, Guide to the metallurgy of welding and weldability of low carbon microalloyed hot rolled steels, document IIS/IIW-843-87 (1987)
- [21]周長彬編著，精密銲接技術，教授自編課程教材，國立交通大學(2010)。
- [22]Peterman, G. L., "How to Heat Treat D6AC Steel," Metal Progress, Vol. 87, pp. 80, (1965).
- [23]張祖霖，「D6AC 在氫氣中之缺口拉伸強度與疲勞裂縫成長特性探討」，國立台灣大學，碩士論文，民國88年6月。
- [24]Mchenry,H.I.,Collin,J.C.and Key, R.E., "Electron Beam Welding of D6AC Steel," Welding Journal, Vol. 45,No.9, Reseach Suppl., pp. 419s-425s,1966.
- [25] Peterman, G. L., "Aus-Bay Quenching: High Strength Without Distortion,"

- Metal Progress, Vol. 89, pp. 73-76, (1966).
- [26]Steels-Microstructure and Properties, R W K Honeycombe.
- [27]George Krauss : “Principles of Heat Treatment of Steel” ASM Book , 1980, p.187.
- [28]H.W. Paxton and T. Kunitaka : Trans. TMS-AIME , 1960 , Vol. 218, p.1003.
- [29]C. S. Robert, B. L. Averback and M. Cohen : Tran ASM , 1953, Vol.45 , p.576
- [30]趙守義，「D6AC 鋼材塑性加工及電子束銲接特性研究」，國防大學中正理工學院，碩士論文，民國 95 年 5 月。
- [31]呂至浩，「D6AC 超高強度合金鋼之情氣鎢極電弧銲及電漿電弧銲接研究」，國立台灣科技大學，碩士論文，民國 93 年 6 月。
- [32]張世達，「D6AC 合金鋼之熱處理研究」，國立台灣大學，碩士論文，民國 93 年 6 月。
- [33]顏俊宏，「高溫固溶處理對旋形麻時效鋼及 EBW 銲件之影響」，國立交通大學，碩士論文，民國 98 年 6 月。
- [34]Charles H. Wick, “Chipless machining,” Manufacturing Engineering, Volume 1, pp.73-77, 1978.
- [35] ASM Committee on Spinning, “Tube Spinning” ASM Metal Handbook, Vol.4, pp.317-322, 1996.
- [36]黃舉雄著，旋壓加工技術，全華科技圖書，台北，第 34-80 頁，1986。
- [37]徐洪烈著，強力旋壓技術，國防工業出版社，pp.11-12，1984。
- [38]Jack D. Stewart， “How To Process For Shear Spinning” ， Materials Engineering ， pp.26-29 ， 1970 。
- [39]F. J. Pistol ， “Spinnig, Shear Forming And Flow Forming” ， Sheet Metal Ind. ， pp.189-193 ， 1967 。
- [40]孫觀、鍾樹模、楊永盛、廖文榮，「流旋型加工技術製造高精度高強度

- 薄管之探討(一)順流旋型法」，中國機械工程學會第二屆學術研討會，621-629 頁，高雄市，民國 74 年 10 月 5 日。
- [41]孫觀、鍾樹模、楊永盛、廖文榮，「流旋型加工技術製造高精度高強度薄管之探討(二)逆流旋型法」，中國機械工程學會第二屆學術研討會，631-637 頁，高雄市，民國 74 年 10 月 5 日。
- [42]蔡永裕、劉治平，「高強力合金鋼在流旋型加工中材質變化分析」，中國材料科學學會論文集，pp. 316，1987。
- [43] Kalpakjam, S., and Rajagopal, S., “Spinning of Tubes: A Review,” J. Appl. Met. Working, Vol. 2, No.3 , pp.211-223, 1982.
- [44] Gur, M., and Tirosh, J., “Plastic Flow Instability Under Compressive Loading During Shear Spinning Process,” Journal of Engineering for Industry, Vol.104, pp.17-22,1982.
- [45] Kalpakciloglu, S., “A Study of Shear-Spinnability of Metals,” Trans.ASME, J. Eng. Ind, Vol.83, pp.478-484, 1961.
- [46] Singhal, R. P., Saxena, P. K., and Prakash, P. K. “Estimation of Power in the Shear Spinning of Long Tubes in Hard-to-Work Materials,” Journal of Materials Processing Technology , Vol.23 , pp.29-40, 1990.
- [47]洪祖昌，「電子束銲接技術」，機械月刊，第五卷第三期，177-122 頁，民國 68 年 3 月。
- [48]李義剛，「熱處理對流旋形麻時效鋼 EBW 銲件顯微組織與機械性質之影響」，國立交通大學，博士論文，民國 91 年 12 月。
- [49]洪榮哲，「電子束銲接法」，機械月刊，第十一卷第十一期，100-106 頁，民國 74 年 11 月。
- [50]楊永盛，「電子束銲接原理與特性」，新新季刊，第十四卷一期，74-81 頁，民國 75 年。
- [51]F. Smith and J. Milewski, “Electron beam welding comes through in

- exacting job,” *Welding Journal* , Vol.80, Number6, pp.43-46, June 2001.
- [52]姜志華、蔡金譯，*鐸接冶金概論*，徐氏基金會，台北市，1987。
- [53]J. F. Lancaster, “The physics of welding, pergamon press,” pp.268-285, 1984.
- [54] H. B. Cary, *Modern Welding Technology*, Prentice- Hall, Englewood Cliffs, N. J. , pp.419-426, 1979.
- [55]侯光華，「*真空技術應用*」，行政院國家科學委員會精密儀器發展中心，新竹，第 491-497 頁，2004。
- [56]曾信智，「*D6AC 鎳鉻鉬釩鋼電子束鐸件疲勞裂縫成長特性研究*」，碩士論文，國立中央大學，桃園，第 18 頁，1995。
- [57]Meleka,A. H., “*Electron-beam Welding:Principles and Practice*”, McGRAW-HALL, New York, p.106,1971
- [58]Chaturvedi, M. C., Richards, N. L., and Xu, Q., “*Electron Beam Welding of a Ti-45Al-2Nb-2Mn+0.8 vol.% TiB₂ XD Alloy*”, *Material Science and Engineering*, Vol. A239-240, pp.605-612 , 1997.
- [59]Minoru, H., Toshio, S., Nobuyuki, A., Masaharu, A. and Toshio, T., “*Bonding Characteristics of Spheroidal Graphite Cast Iron and Mild Steel Using Electron Beam Welding Process*,” *Vacuum*, Vol.73, pp.667-671, 2004.
- [60]余樹楨著，*晶體之結構與性質*，渤海堂文化，台北，十二版，2009。