

國立交通大學

機械工程學系

博士論文

旋形量與熱處理對 D6AC 鋼電子束銲件

機械性質之影響

The effects of the flow forming and heat treatment on
the mechanical properties of D6AC steel electron beam
weldments

研究生：吳世基

指導教授：周長彬 教授

中華民國一〇一年七月

旋形量與熱處理對 D6AC 鋼電子束銲件機械性質之影響

The effects of the flow forming and heat treatment on the mechanical properties of D6AC steel electron beam weldments

研究生：吳世基

Student : Shyh-Chi Wu

指導教授：周長彬

Advisor : Prof. Chang-Pin Chou



July 2012

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國 一〇一 年 七 月

旋形量與熱處理對 D6AC 鋼電子束銲件機械性質之影響

學生：吳世基

指導教授：周長彬 教授

國立交通大學機械工程系

摘要

本研究目的為探討 D6AC 超高強度鋼在旋形加工、熱處理與電子束銲接後對機械性質的影響，進而獲得完整且最適化的關鍵製程技術，以提供國防與航太科技工業發展的依循。

本研究應用順流旋形冷作加工及電子束銲接製程技術，規劃設計以不同旋形加工量、電子束銲接、不同回火熱處理試驗等有系統及關聯性之研究程序，以解決當前旋形 D6AC 鋼銲後延伸率嚴重偏低的問題，及對機械性質的影響。

研究結果顯示，D6AC 鋼適合應用經濟與易製性的順流旋形加工製程，其強度隨著旋形加工量而增加，延伸率則相對降低。經 78% 旋形加工後，拉伸強度提升，延伸率則大幅下降。經電子束銲接後，強度同樣隨著旋形加工量而遞減，延伸率更相對下降，顯示 D6AC 鋼經高旋形加工量後，不適合直接施以電子束銲接製程。

經本研究有了重大的成果，78% 高旋形加工量的 D6AC 鋼，經 250°C ~ 650°C 回火溫度熱處理後，其中以 350°C 回火熱處理條件為最佳。D6AC 鋼及電子束銲件經 250°C ~ 650°C 回火熱處理後，其延伸率隨著溫度升高從遞減至遞增，在 650°C 條件時延伸率 13.2% 為最高。

D6AC 鋼適合應用順流旋形加工，製造高縮減率之精密無縫薄形管件，經 350°C 回火熱處理後，具有超高強度及優異的機械性質。且昔日旋形 D6AC 鋼因電子束銲接後，延伸率嚴重不足的瓶頸已獲得突破，使延伸率由 3.2% 提升至 8.1%，已解決昔日航太與國防科技發展中棘手之低延伸率的窘境。最後在電子束銲接後其必須透過回火熱處理，改善銲道與熱影響區之殘留應力，以強化機械性質。

關鍵字：D6AC、超高強度鋼、旋形加工、電子束銲接、機械性質、延伸率、熱處理

The effects of the flow forming and heat treatment on the mechanical properties of D6AC steel electron beam weldments

Student : Shyh-Chi Wu

Advisor : Prof. Chang-Pin Chou

Department of Mechanical Engineering

National Chiao Tung University

ABSTRACT

The objective of this research is to investigate the effect of flow-forming process, heat treatment, and EB welding on the mechanical properties and microstructure of D6AC ultrahigh-strength steels. Therefore, a group of optimum manufacturing parameters can be determined and will be applied to the development of aerospace and defense industries.

In the present study, the cold forward flow forming technique and EBW process were employed to fabricate the tube and to join the tubing pieces, respectively. Various process parameters were incorporated to combat the problem of inadequate ductility associated with the weldment fabricated from the D6AC steel. These included varying the input amount of cold forming, EBW and trying different post-weld heat treatments.

The present study showed that the D6AC steel tube produced by the forward flow forming technique had an increased mechanical strength but a decreased ductility, as the amount of flow forming was increased. In the case of 78% flow forming input, the mechanical strength of the steel was elevated by 0.4% but the percentage elongation markedly deteriorated by 8.1% after the steel was post-weld heat treatment at the temperature of 350°C. Subsequent to EB welding, likewise the D6AC steel showed an enhanced mechanical strength but a deteriorated ductility. This suggested that the heavily flow formed D6AC steel

can not be used for a direct EB welding.

For the D6AC steel that had received the flow forming amount of 78%, the steel for the temperature range of after 250°C ~650°C post-weld heat treatments. Among these, the 350°C post-weld heat treatment temperature had a great mechanical properties. However, the percentage elongation decreased to start with and then increased as the temperature was increased. The highest percentage elongation 13.2% occurred at testing temperature of 650°C.

The study has demonstrated that D6AC steel is a suitable material for manufacturing seamless thin-wall tubing through the cold forward flow forming technique. After a 350°C post-welding heating, the steel can deliver superior mechanical properties. However, the D6AC steel has been found not suitable for EB welding directly after cold flow forming, because the weldment of the cold formed steel may suffer a serious inadequacy of percentage elongation. As a result of the present research, the sticky problem associated with lack of ductility of the D6AC steel that used to trouble the aerospace and defense industries has been solved. Post-weld heat treatment is necessary to reduce the residual stress and improve the mechanical properties of the EB weldment.

Keywords : D6AC, ultrahigh-strength steels, Flow forming, Electron beam welding, mechanical properties, Percentage elongation, heating treatment

致 謝

本論文得以順利完成，首先衷心的感激與感謝恩師 周長彬教授，三年來在專業的傳授、知識的啟發與研究的方法上，悉心指導與諄諄教誨，給予最大的研究空間及專業學術知識的薰陶，尤其 恩師嚴謹的生活態度、樂觀的處世原則、熱忱的教學理念，更令我永誌難忘！同時特別感謝鄭慶民教授、蘇程裕教授、林玄良教授、鄭璧瑩教授與李衍榮博士於百忙中撥冗審閱，給予專業知識的指導及對本論文的指正與建議，使論文在整體邏輯思考與用字遣詞上更臻完善。

在修課期間，感謝同窗好友的相互勉勵與知識分享，尤其研究實驗期間最感激的是始終全力支持與協助我的摯友李衍榮博士，給予各項實驗規劃之建議與指導，以及中心多位好友與同事協助完成試片製備，此份情誼，彌足珍貴；在實驗與分析階段特別感謝溫華強博士、明璋、文楷及天一傾力協助參與研究的行列，使各項實驗能順利圓滿完成，其深情厚誼情同手足，謝謝您們！

謹以本論文獻給我最敬愛的 父母，感謝多年養育之恩及無私的付出與犧牲，才有今日的我。尤其特別感謝我最摯愛的妻子-憶湘，這些年來無怨無悔的關懷、包容與對家庭全心全意的奉獻，對父母的盡孝也無微不至，於求學期間悉心照顧與教導求學中的兩個兒子天友與天允，讓我無後顧之憂，是我最大的精神支柱與動力，才能全心投入研究，並順利完成學業。最後，亦感謝多年來所有關心、愛護及幫助我的長官、同事與朋友們，同時祈祝恩師 周長彬教授身體健康、早日康復。

目 錄

摘 要	I
ABSTRACT	II
致 謝	IV
目 錄	V
表 目 錄	IX
圖 目 錄	X
符號說明	XIII
第一章 前言	
1.1 簡介	1
1.2 研究動機與目的	2
第二章 文獻回顧	
2.1 D6AC 鋼簡介	5
2.1.1 超高強度鋼	5
2.1.2 D6AC 超高強度鋼	5
2.1.3 發展歷程與應用層面	6
2.1.4 D6AC 鋼合金元素及特性	10
2.1.5 D6AC 鋼銲接特性	11
2.1.6 D6AC 鋼熱處理特性	12
2.2 旋形加工	14
2.3 電子束銲接	23
2.3.1 電子束技術	23
2.3.2 電子束銲機發展史與應用趨勢	24

2.3.3 電子束銲接運作原理	25
2.3.4 電子束銲接系統分類	26
2.3.5 電子束銲接參數	29
第三章 實驗方法與程序	
3.1 實驗材料	35
3.2 實驗程序	35
3.3 旋形設備及實驗規劃	36
3.3.1 旋形加工機	37
3.3.2 旋形實驗規劃	37
3.4 電子束銲接設備與實驗規劃	38
3.4.1 電子束銲接設備	38
3.4.2 電子束銲接實驗規劃	39
3.4.3 電子束銲接參數	40
3.5 熱處理設備與實驗規劃	40
3.6 微硬度設備及量測目的	41
3.6.1 微硬度設備	41
3.6.2 微硬度量測方法與目的	42
3.7 拉伸設備與實驗規劃	42
3.7.1 拉伸設備	42
3.7.2 拉伸實驗規劃	43
3.8 金相觀察設備與目的	44
3.9 X光繞射(XRD)分析設備與實驗目的	45
3.9.1 X光繞射(XRD)分析設備	45
3.9.2 X光繞射(XRD)實驗目的	45

3.10	表面形貌與成分分析設備與目的	46
3.10.1	表面形貌與成分分析設備	46
3.10.2	表面形貌與成份分析目的	47
3.11	穿透式電子顯微鏡(TEM)的觀察與分析	48
第四章 實驗結果與討論		
4.1	實驗材料驗證-化學成份分析	49
4.2	D6AC 旋形胚盃之機械性質量測	50
4.2.1	微硬度量測	50
4.2.2	金相顯微組織觀察	51
4.2.3	D6AC 旋形胚盃之 X 光繞射分析	51
4.2.4	D6AC 旋形胚盃之實驗結論	52
4.3	不同旋形量對機械性質與顯微組織之影響	53
4.3.1	實驗目的與流程	53
4.3.2	試旋製程與結果	53
4.3.3	微硬度量測	56
4.3.4	金相顯微組之觀察	57
4.3.5	不同旋形量 D6AC 旋形管件之 X 光繞射分析	59
4.3.6	不同旋形量 D6AC 旋形管件之實驗結論	60
4.4	不同旋形量與電子束銲接對 D6AC 鋼的影響	61
4.4.1	實驗目的與流程	61
4.4.2	微硬度量測	62
4.4.3	金相顯微組織觀察	63
4.4.4	D6AC 鋼電子束銲接後之實驗結論	65
4.5	不同回火溫度對 D6AC 鋼銲後之機械性質與顯微組織影響	65

4.5.1 實驗目的與流程	65
4.5.2 微硬度量測	66
4.5.3 金相顯微組織觀察	68
4.5.4 D6AC 鋼不同回火溫度抗拉強度分析	71
4.5.5 D6AC 鋼不同回火溫度拉伸破斷面觀察與分析	74
4.5.6 鋼鐸後回火處理之實驗結論	77
第五章 結論與未來研究方向	
5.1 結論	78
5.2 未來研究方向	78
參考文獻	80



表 目 錄

表 2-1	各國發展超高強度鋼演進歷程及應用範圍表.....	7
表 2-2	D6AC 鋼與其他超高強度鋼之化學成份比較(wt.%)	10
表 2-3	電子束鐳機發展史與應用趨勢.....	24
表 2-4	不同型式電子束鐳機特性與鐳件品質比較表.....	27
表 2-5	不同真空度之鐳接特性比較.....	28
表 2-6	不同規格項目之電子束鐳機類型區分.....	28
表 3-1	胚件加工流程表.....	38
表 3-2	D6AC 鋼經不同旋形量與熱處理條件之實驗試片數量表.....	44
表 4-1	本研究所使用之 D6AC 超高強度鋼化學成份表(w.t. %).....	49
表 4-2	D6AC 旋形胚盂之洛氏硬度量測結果.....	50
表 4-3	67%旋形量電子束鐳件經不同回火溫度條件之機械性質.....	72
表 4-4	78%旋形量鐳後各組不同回火溫度條件下之機械性質.....	73

圖目錄

圖 2-1	D6AC 之 TTT 恆溫變態曲線圖.....	13
圖 2-2	彎旋形加工示意圖.....	16
圖 2-3	多道次加工示意圖.....	16
圖 2-4	剪旋壓加工示意圖.....	18
圖 2-5	改變進給速率、作用力與心軸轉速之關係.....	19
圖 2-6	順流旋形加工示意圖.....	20
圖 2-7	逆流旋形加工示意圖.....	21
圖 2-8	電子束銲接之鑰孔效應圖.....	25
圖 2-9	銲道熔融凝固過程示意圖.....	26
圖 2-10	電壓與電流對銲件的影響與銲道巨觀形狀比較.....	27
圖 2-11	銲接方法之功率密度分佈圖.....	29
圖 2-12	銲接艙真空壓力對銲道形狀和熔深之影響.....	31
圖 2-13	真空度與常態化銲接深度之關係.....	32
圖 2-14	EBW 和 TIG 銲接其銲道比較.....	32
圖 2-15	銲道形狀之比較.....	33
圖 2-16	異種材料之銲接特性.....	34
圖 3-1	全製程實驗流程圖.....	36
圖 3-2	順流旋形冷作加工機.....	37
圖 3-3	本研究使用之電子束銲接機外觀.....	39
圖 3-4	本研究使用之電子束銲接機內部.....	39
圖 3-5	本研究使用之熱處理設備外觀圖.....	40

圖 3-6	電子束鍍後不同熱處理溫度流程.....	41
圖 3-7	本研究使用之微硬度設備外觀圖.....	41
圖 3-8	本研究使用之拉伸試驗機外觀圖.....	42
圖 3-9	依標準 ASTM E370 規範製作之拉伸試片尺寸圖.....	43
圖 3-10	金相觀察試片示意圖.....	45
圖 3-11	本研究使用之 X 光繞射頻譜儀外觀圖.....	45
圖 3-12	X 光繞射原理示意圖.....	46
圖 3-13	場發射掃描式電子顯微鏡內部結構.....	47
圖 3-14	本研究使用場發射掃描式電子顯微鏡外觀圖.....	47
圖 4-1	以能量色散 X 光譜儀進行 D6AC 鋼成份分析.....	49
圖 4-2	正常化處理 D6AC 鋼製旋形胚孟金相顯微組織.....	51
圖 4-3	D6AC 鋼製旋形胚孟軸向與徑向之 X 光繞射分析.....	52
圖 4-4	D6AC 鋼製旋形胚孟經不同旋形加工量之實驗流程圖.....	54
圖 4-5	試旋破裂狀況.....	55
圖 4-6	旋後破裂面之 SEM 圖.....	55
圖 4-7	不同試旋旋形量之 OM 分析圖.....	56
圖 4-8	不同試旋旋形量之 TEM 分析圖.....	53
圖 4-9	不同旋形量之 D6AC 鋼管壁截面徑向微硬度分佈.....	57
圖 4-10	未旋形 D6AC 鋼之金相顯微組織.....	57
圖 4-11	67%旋形量 D6AC 鋼之金相顯微組織.....	58
圖 4-12	78%旋形量 D6AC 鋼之金相顯微組織.....	59
圖 4-13	不同旋形量 D6AC 旋形管件之 X 光繞射分析.....	60

圖 4-14	不同旋形量 D6AC 旋形管件之電子束銲接實驗流程圖.....	61
圖 4-15	67%旋形量 D6AC 鋼電子束銲接前後之硬度值比較圖.....	62
圖 4-16	78%旋形量 D6AC 鋼電子束銲接前後之微硬度分佈圖.....	63
圖 4-17	67%旋形量之 D6AC 鋼電子束銲後之金相圖.....	63
圖 4-18	67%旋形量之 D6AC 鋼電子束銲後之金相圖(續).....	64
圖 4-19	78%旋形量之 D6AC 鋼電子束銲後之金相圖.....	64
圖 4-20	78%旋形量之 D6AC 鋼電子束銲後之金相圖(續).....	64
圖 4-21	銲後經不同溫度回火熱處理之實驗流程圖.....	66
圖 4-22	67%旋形量之 D6AC 鋼熔融區與熱影響區之硬度分佈圖.....	67
圖 4-23	78%旋形量之 D6AC 鋼熔融區與熱影響區之硬度分佈圖.....	67
圖 4-24	67%旋形量之 D6AC 鋼銲道熔融區與熱影響區金相顯微組織.....	69
圖 4-25	78%旋形量之 D6AC 鋼銲道熔融區與熱影響區金相顯微組織.....	71
圖 4-26	67%旋形量電子束銲件經不同回火溫度抗拉、降伏強度趨勢.....	72
圖 4-27	78%旋形量銲後不同回火溫度抗拉降伏強度趨勢.....	73
圖 4-28	67%旋形量之 D6AC 鋼不同溫度之拉伸破斷面.....	75
圖 4-29	78%旋形量之 D6AC 鋼不同溫度之拉伸破斷面.....	77

符號說明



EBW ; E	: 電子束銲接
TIG	: 氬銲
AV	: 加速電壓
BC	: 射速電流
S	: 銲接速度
θ	: 熱輸入量(J/mm)
WM	: 銲道
HAZ	: 熱影響區
t	: 厚度
t_0	: 胚盃管壁厚
t_f	: 試件成品壁厚
ε_t	: 壁厚減縮率
ε_{max}	: 最大壁厚減縮率
F	: 旋形加工
F0	: 未旋形加工
F67	: 67%旋形加工量
F78	: 78%旋形加工量
F0E	: 未旋形加工+電子束銲接(120V)
F67E	: 67%旋形加工量+電子束銲接(120V)
F78E	: 78%旋形加工量+電子束銲接(120V)
RT	: 未回火拉伸試件(常溫)
T250	: 拉伸試件(250°C)
T350	: 拉伸試件(350°C)
T450	: 拉伸試件(450°C)
T550	: 拉伸試件(550°C)
T650	: 拉伸試件(650°C)

第一章 前言

1.1 簡介

D6AC 鋼是一種中碳低合金超高強度鋼 (Medium-Carbon Low-Alloy Ultrahigh-Strength Steel)[1]，主要添加 V，並提高 C、Cr、Mo 等元素，同時並降低 Ni 含量，而最重要是其製程係經大氣熔煉(Air Melting)，再經由真空電弧精煉(VAR)製造而成，經過如此的純化製程技術，使得 D6AC 鋼材料內之非金屬介在物、內部及表面不連續缺陷較少也較小[1]，成為具極低硫、磷等雜質含量的高品質材料，其與同屬超高強度鋼的 SAE 4340 比較，因 D6AC 鋼的化學成份中，擁有細化晶粒的鈮，與較高含量的鈾及矽，因而可獲得結合高溫、高強度與高破裂韌性的特質及熱處理後尺寸精確度，具備較高的硬化能[1,2]及使其能勝任航太用途的特殊需求，因此各國均廣泛地應用於飛機、火箭、飛彈等航太零組件[3-7]。

一般而言，強度愈高的鋼鐵材料，愈具有氫脆敏感的特性，容易導致沿著沃斯田鐵晶界產生破壞[8]；另外，於完成銲接之後，因銲道固化時較高的溫度區間還會增加偏析，因而降低了銲道的高溫強度和韌性。而 D6AC 鋼是一種淬火硬化鋼，除了可採用傳統的淬、回火程序，用足夠的冷卻速度得到脆硬的麻田散鐵，再以不同的溫度回火得到所需的強度與韌性外，另外在熱處理特性上較一般鋼材不同，有明顯的沃斯田鐵灣(Austenitic Bay)[1]，因此可採用獨特的 Aus-Bay Quenching 方式淬火，淬火方式則宜採油淬或鹽浴淬火，可有效降低淬火變形量，同時保持零件的精確度，且可獲得最佳強度與韌性組合特性之銲件[9]。

為能發揮 D6AC 鋼的優良特性及精密的製程品質控制，航太科技工業經常應用流旋形加工(Flow forming)及電子束銲接(Electron beam welding, EBW)精密加工製程技術，製造高性能的飛行推進器及飛彈結構系統。旋壓成型加工為一製造高強度、高精度薄殼工件之非切削性、無屑之冷作成形加工製程技術[10-13]，可製造長且薄的高精密無縫管件，如飛彈、火箭之發動機、加力器等殼體，並已廣泛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，同時因具有節省材料、尺寸精度高、加工時程短、製造成本低、模具整備簡易及高彈性化生產等優點，極適合應用於火箭或飛彈彈體等需具有高精度要求之大型載具[14-17]。

電子束銲接技術[18-20]則具有操作簡單、銲接速度快、熱輸入量小、銲道深寬比大、熱影響區(Heat affected zone, HAZ)窄、銲後變形小、銲接滲透力強及在高真空中實施銲接，無污染、工件表面不易氧化、銲縫品質佳等優異特性，因而各國均廣泛應用電子束銲接技術於航太、核能及火箭殼體等需高強度零件之製造。

1.2 研究動機與目的

D6AC 超高強度鋼自 1960 年代由美國開發以來，以其超高強度及優異的機械性質，除了成為戰術和戰略導彈發動機殼體及飛機結構件等航太科技工業主要的應用材料外，到了 1970 年代起更廣泛應用在太空梭推進器殼體、大氣層內之飛行器及核能工業等高科技產品。隨著航太科技工業需求性能的不斷提升，傳統的製造技術已不符效益。因此，各國均積極致力於開發朝更精密、更快速及高效率的製程技術，以發揮各種材料的優異性能。

一般航太科技工業所應用的飛行載具除了必須具備重量輕、強度高的要求條件外，在使用的過程中，更必須同時承受內部燃燒所產生的高溫、高壓及外部因飛行氣流產生的熱效應，以及支撐整體結構的高應力負荷，因此載具必須具備一定的結構強度及應變能力。因此，為了提升製程效益及材料機械性質與控制品質，各國航太科技工業經常同時運用「流旋形冷作加工」及「電子束銲接」製程技術製作精密無縫的大型飛行載具。

而之前的研究顯示，由於 D6AC 鋼對於破裂的敏感性高，所以在銲接前對銲件的表面清潔就必須特別注意，可使用細砂紙及丙酮將銲件表面之污垢、油漬、氧化物、塗料等清除乾淨[21]，如需使用銲條銲接時，則必須將銲條上常施予的保護用油膜及塗鍍層也須先清理乾淨，可將銲道污染、氣孔等缺陷降到最低，也可減少破裂發生。而 Bob 針對低合金超高強度鋼的銲接做研究，歸納出銲後之銲接強度與銲條的選用、銲件厚度、外型設計、銲接程序、銲道合金的均勻性以及銲後熱處理的反應等因素有關，特別在銲條選用方面，最好是和銲件材料一致的化學成分，或熱處理後會和銲件材料性質相近為宜[22]。另外，Davis 研究指出，銲條亦需經過真空熔煉，且需比銲件材料的含碳量少，並盡量挑選硫、磷等雜質含量低，銲接後之銲道強度，將會比母材為佳[1]。銲條在使用前，還需加以烘烤，以降低氫脆的影響性[23]；另外，在銲接過程中，因為銲件本身的

鉻、鉬易與空氣中的氧產生作用，對工件的品質影響甚鉅，因而在鉚件背面採用適當之氣體保護非常重要，一般使用氬氣徐吹鉚件背面，或在鉚件背面襯以銅墊；且鉚件的尖端絕對不可在保護氣體的範圍外，避免影響鉚接品質[22]。

另外在鉚接過程中，鉚道及其熱影響區均會生成硬脆之麻田散鐵組織及殘留沃斯田鐵，在殘留沃斯田鐵之晶界所形成的連續碳化物，則會增加脆裂的程度[24]，因為低合金超高強度鋼皆有硬化脆裂的問題，須在鉚前或鉚後搭配合適的熱處理的措施，因不同的熱處理製程，均會影響鉚道、熱影響區及母材的組織及機械性質。Tsay 等人以雷射鉚接 D6AC 鋼作一系列實驗，研究結果發現如採用低溫回火時，可獲得高強度及硬度，但是隨著回火溫度的增加，鉚道的衝擊強度及伸長率也都會隨之增加[25]。

然而在國外積極研究與應用之際，目前國內迄今並無具體 D6AC 鋼應用在國防與航太科技工業，而一般性的學術研究也僅就 D6AC 鋼板材分別施以惰氣鎢極電弧鉚、電漿電弧鉚接等進行研究，探討鋼材本身之氬脆特性如何改善與利用疲勞裂縫成長試驗探討疲勞特性[26-28]，並未針對實體應用做系統性之製程技術開發。有鑑於此，本研究有計畫的將 D6AC 鋼作完整的製程應用研究開發，同時運用「流旋形冷作加工」及「電子束鉚接」製程技術製作精密無縫的大型管件，針對 D6AC 鋼在旋形加工與電子束鉚接及鉚後熱處理之機械性質特性做整合性之研究，透過一系列的實驗，擬以有系統的實驗規劃進行三階段之研究與分析，以獲得最適化的結果與數據：

1. 將淬火+回火之 D6AC 鋼旋胚試件分別施以 0%、67%及 78%不同旋形加工量，並經由各項實驗以獲得不同旋形加工量對材料強度及延伸率的影響。
2. 針對不同旋形加工量之 D6AC 鋼進行相同參數之電子束鉚接，經由實驗分析以獲得不同旋形量電子束鉚件與機械性質的相互關係及影響程度。
3. D6AC 鋼經不同旋形加工量及電子束鉚接後，進行不同回火溫度的熱處理，以獲得不同溫度對母材與鉚道的機械性質及顯微組織結構之影響。

本研究經由材料特性分析、文獻探討與藉由以上有系統的實驗設計規劃與研究分析，將 D6AC 鋼經不同壁厚縮減率之旋形加工為精密無縫管件，並施予電子束鉚接製程，鉚後並施予不同熱處理條件，將分別獲得：

1. 不同旋形加工量對各種機械性質之影響。
2. 電子束銲接對不同旋形加工量之機械性質的影響。
3. 熱處理溫度對不同旋形加工量、電子束銲件的機械性質及顯微組織結構之影響。

最後分別獲得各項具體結果後，再依據實驗結果規劃設計解決的方案，同時進行全尺寸之實體試驗與分析，以獲得最適化的製程參數與成果，期望能達成建立國內 D6AC 超高強度鋼完整製程開發技術，並達成本研究的規劃目標，而能實際廣泛應用於國防科技及航太科技領域，以提升 D6AC 鋼對航太科技工業發展與貢獻。



第二章 文獻回顧

2.1 D6AC 鋼簡介

2.1.1 超高強度鋼

一般超高強度鋼是指其抗拉強度超過 1380 Mpa 的鋼材[1]。因其機械性能優越，廣泛應用於航太及軍事工業[5,7]。超高強度鋼系列依組成主要區分為下列四種[7]：

1. 中碳低合金超高強度鋼—利用低溫回火麻田散鐵組織強化機械性質。例如 SAE 4140、SAE 4340、D6AC 及 300M 等材料，已廣泛應用於飛彈之發動機殼體與飛機之結構件。
2. 中合金二次硬化超高強度鋼—利用特殊碳化物之二次硬化提高強度。例如 HY 180、AF 1410、HP 9-4-20 及 HP 9-4-30 等材料，已應用在美國海軍艦載機的起落架及捕捉勾等結構件。
3. 高合金析出硬化鋼—利用金屬間化合物析出硬化方式強化機械性質。例如 AISI 15-5PH 與 PH 13-8-M 等材料，一般應用在發動機零組件以及 C5A、C17 等運輸機的貨物載卸系統。
4. 麻時效鋼—在低碳麻田散鐵內加入時效硬化元素 Co Mo，再施以時效熱處理方式強化機械性質。例如 C250、C300 等材料，已應用在航太發動機及深海潛艇等大型殼體之結構件。

2.1.2 D6AC 超高強度鋼

D6AC 鋼是一種淬火硬化中碳低合金超高強度鋼，為 1960 年代由 Ladish 公司所開發出之材料[1]，原始開發需求是為了熱加工模具使用，但因其機械性質佳、硬化能高、抗回火能力強等優異特性，而廣泛應用在飛機的蒙皮、起落架及飛彈結構之彈身，發動機外殼等需要高疲勞強度和韌性的航太結構件上，如太陽神火箭及 F-111 飛機上，其中 F-111 之結構材料中 D6AC 鋼即佔約 30%以上[3-5,7]。

D6AC 鋼是以 SAE4340 為基礎，主要添加 V，並提高 C、Cr、Mo 等元素，同時並降低 Ni 含量，而最重要的製程係經大氣熔煉，再經由真空電弧精煉而成，經過如此的

純化製程技術，使得 D6AC 鋼成為具極低硫、磷等雜質含量的高品質材料，其與 SAE 4340 比較，因 D6AC 鋼的化學成份中，有細化晶粒的釩，與較高含量的鉬及矽，因而具備較高的硬化能[1,2]。

本研究選用 D6AC 鋼之主要原因除了其本身所具有之優越的機械性質外，因 D6AC 鋼的總合金含量較低(約 4%左右)且價格與同屬應用於航太與火箭殼體的 C250 麻時效鋼比較之下，由於麻時效鋼合金含量較高，含有較多 Ni、Co、Mo 等貴重金屬，價格昂貴，遠比 D6AC 鋼高約 6-10 倍，且不易取得，因而 D6AC 鋼在國防上之應用更具潛力與競爭力。

2.1.3 發展歷程與應用層面

隨著航太及軍事工業蓬勃發展，超高強度結構鋼材之需求日益迫切，由 1940 年起，美國與蘇聯各自研發屬低合金超高強度鋼的 SAE 4340 及 30XTC2A 以運用在 F-104 飛機起落架，1950 年則由中國仿製蘇聯的 30XTC2A 研發出 30CrMnSiNi2A 鋼材，本研究採用之 D6AC 鋼則在 1960 年代問世，當時主要應用在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 鋼應用於固體火箭發動機殼體、美國新型地對空導彈「愛國者」，小型導彈「紅眼睛」，大中型導彈「民兵」、「潘興」、「北極星」、「大力神」，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[3-5,7]。

自 1970 年代中期起，Co 成為重要的戰略物資，但由於來源獲得不易且價格昂貴，在應用上受到極大限制。1981 年由美國 Teledyne Vasco 公司自行研發以價格較低廉的 Ti 為主要強化元素之無 Co 麻時效鋼[29-32]，形成以 Co 強化及 Ti 強化兩大系列，自此世界各國也針對更優異性能的超高強度結構鋼材積極展開研發。本研究彙整各國歷年發展超高強度鋼之演進歷程及應用範圍如表 2-1 所示。

表 2-1 各國發展超高強度鋼演進歷程及應用範圍表

年代	國名	超高強度鋼種類/名稱	應用範圍
1940s	美國	低合金超高強度鋼 SAE 4340	F-104 飛機起落架等零件
1940s	蘇聯	低合金超高強度鋼 30XГCH2A 和 40XH2CMA 鋼	研發試驗階段
1952	美國	低合金超高強度鋼 300M	美國的軍機和主要民航飛機的起落架，包含 F-15、F-16、DC-10、MD-11 等軍用戰鬥機；波音 747 起落架及波音 767 飛機機翼襟滑軌、縫翼管道等零件
1950s	中國	低合金超高強度鋼 仿製前蘇聯的鋼種為主，如 30CrMnSiNi2A(仿 30XГCH2A 鋼)	研發試驗階段
1960s	美國	低合金超高強度鋼 D6AC	戰術和戰略導彈發動機殼體及飛機結構件
1962	美國	麻時效鋼 18Ni(200)、18Ni(250) 和 18Ni(300)鋼	火箭發動機殼體等零件
1960s	中國	麻時效鋼 仿製 18Ni(250)和 18Ni(300)	研發試驗階段
1965	美國	二次硬化超高強度鋼 HY180 鋼	深海艦艇殼體，海底石油勘探裝置等零件
1970s	美國	低合金超高強度鋼 D6AC	固體火箭發動機殼體、美國新型地空導彈「愛國者」，小型導彈「紅眼睛」，大中型導彈「民兵」、「潘興」、「北極星」、「大力神」，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零件
1970s	中國	麻時效鋼	研發試驗階段
1978	美國	二次硬化超高強度鋼 AF1410 (HY180 鋼改良)	航空用構件
1980	中國	麻時效鋼 超高純、高強高韌的 CM-1 鋼，高彈性的 TM210 鋼	濃縮鈾離心分離機之旋轉筒體等零件

表 2-1 各國發展超高強度鋼演進歷程及應用範圍表(續)

年代	國名	超高強度鋼種類/名稱	應用範圍
1970s-1990s	中國	低合金超高強度鋼	(1) HQ-7 地空導彈發動機殼體、反坦克導彈的發動機殼體和高壓氣瓶等零件 (2) J-8II、J-10 等殲擊機起落架等零件
		1. 仿製 (1) 45CrNiMo1VA 鋼 (仿 D6AC 鋼) (2) 40Si2Ni2CrMoVA 鋼 (仿 300M 鋼) (3) 40CrNi2MoA 鋼 (仿 4340 鋼)	
		2. 自主研發 (1) 不含鎳的 406 (38SiMnCrNiMoV) (2) D406A (31Si2MnCrMoV)、40CrMnSiMoVA (GC-4) (3) 無鎳鉻的 35Si2Mn2MoVA (4) 含少量鎳的 37Si2MnCrNiMoVA	(1) 大型固體火箭發動機殼體，如巨浪一號兩級發動機殼體等零件 (2) 東風和巨浪系列導彈一級發動機殼體等零件
1990s	中國	麻時效鋼 T250、T300	固體發動機殼體等零件
1992	美國	二次硬化超高強度鋼 Aermet 100 超高強度合金鋼	F/A-22 戰鬥機起落架和 F-18 艦載機的起落架等零件
1995	中國	二次硬化超高強度鋼 G99	神舟系列飛船的黑匣子殼體等零件
2000s-2010s	中國	二次硬化超高強度鋼 仿製美國之 Aermet 100 鋼	四代機和艦載機的起落架等零件

由於尖端科技技術及航太工業的快速發展，各國研發超高強度鋼迄今，針對合金化之研究已達到相當高之水平，且不斷透過鋼種添加合金元素的特性，利用冶金與熔煉技術的精進，充分發揮合金元素的作用，將有害元素的含量儘量減少，提高鋼材破裂韌性，不斷朝超純化、超細化、高均質、低偏析等技術進行創新研究，而近十年來各國仍持續不斷研發更具有優異性能的鋼種，也在武器系統競賽中不斷超越，展現國防武力，更希望能突破超高強度鋼研發之四大關鍵技術，已成為各國冶金技術創新積極追求的目標。

1. 超純化之量產冶金技術。
2. VIM+VAR 低偏析、高均質化的熔煉技術。

3. 鋼錠均質化之技術、大鍛比之鍛造技術。
4. 超細化之鍛造製程技術和熱處理製程技術。

目前各國已廣泛應用 D6AC 合金鋼在飛彈、太空梭殼體及火箭上，如美國已使用於愛國者、Minuteman、Harm 及 AGM-88A 等飛彈及大型導彈等武器系統，英國則用於 Sky Flash、Sea Eagle 等飛彈系統，而法國則應用於 Magic R550 等系列之飛彈系統，強化國防武力。然而在國外積極研究與應用之際，目前國內迄今並無具體 D6AC 鋼應用在國防與航太科技工業。有鑑於此，本研究有計畫的將 D6AC 鋼作完整的製程應用研究，針對 D6AC 鋼在旋形加工與電子束銲接及銲後熱處理之機械性質特性研究，透過一系列的實驗，擬以有系統的實驗規劃進行三階段之研究與分析，經由材料特性分析、文獻探討與實驗，獲得各項具體結果後，再依據實驗結果規劃設計解決的方案，同時進行全尺寸之實體試驗與分析，以獲得最適化的製程參數與成果，期望能達成建立完整製程開發技術之具體目標，而能實際廣泛應用於國防科技及航太科技領域。



2.1.4 D6AC 鋼合金元素及特性

由 D6AC 鋼與其他超高強度鋼的化學成份比較，可知由於 D6AC 鋼添加 V 並提高 C、Cr、Mo 等元素及降低 Ni 含量，且製程係經大氣熔煉，再經由真空電弧精煉而成，經過如此的純化製程，使得 D6AC 鋼成為僅具極低硫、磷雜質含量的高品質材料，其與 SAE 4340 比較，因 D6AC 鋼的化學成份中，有細化晶粒的鈦，與較高含量的鉬及矽，因而具備較高的硬化能[1,15]，各超高強度鋼之化學成份比較如表。

表 2-2 D6AC 鋼與其他超高強度鋼之化學成份比較(wt.%)

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	-	-

以 D6AC 超高強度鋼中所添加的各種合金元素，對其機械性質，各有其影響性與提升之效果，如

1. 鎳(Ni)的添加可使鋼材晶粒細化，提升高溫強度。
2. 鉻(Cr)則可提高材料的淬火性與耐蝕。
3. 鉬(Mo)則幫助鋼材提高淬火性與高溫強度。
4. 鈦(V)與鈷(Co)均能增加其耐磨耗特性，其中鈦(V)能使晶粒微細化。
5. 氮(N)及氧(O)：屬雜質，因此含量越低越好[19]，否則會因晶格變形，導致脆性升高。尤其在真空冶煉時，N 含量要低，否則會使降伏強度降低。
6. 硫(S)：亦為有害之雜質，其含量須控制在 0.01 wt.%以內，愈少愈好，此元素對強度及韌性均為負面的影響[19,33]。

2.1.5 D6AC 鋼銲接特性

對一般低合金超高強度鋼而言，不可以在已硬化的狀況下施以銲接，因為容易有熱裂與冷裂的現象，故通常必須在已退火或過回火的情況下銲接，如要達到需求的強度或硬度，則應進行適當的銲後熱處理[13]。各種銲接法皆易導致各種不同之材料缺陷，如氣孔、冷裂縫、熱裂縫、變形與殘留應力、熱影響區強度降低等問題[34]。一般若採用電子束銲接時使用之材料，因為硫的含量會增加銲道的熱裂敏感度，而磷則會降低延性和韌性，同時增加銲道的冷裂敏感度，因此精密控制硫、磷等雜質的含量，在這種高硬化能的鋼種中非常的重要，若採用強度可達 1400MPa 以上的超高強度鋼，則須再加以真空熔煉將這兩種元素含量降至 0.015 % 以下，才能發揮其優異的性能。

另外，由於 D6AC 鋼對於破裂的敏感性，所以在銲接前對銲件的表面清潔必須特別注意，一般可使用細砂紙及丙酮將銲件表面之污垢、油漬、氧化物、塗料等清除乾淨[21]，如需使用銲條銲接時，則必須將銲條上常施予的保護用油膜及塗鍍層也須先清理乾淨，可將銲道污染、氣孔等缺陷降到最低，也可減少破裂發生。而 Bob 等人針對低合金超高強度鋼的銲接做研究，歸納出銲後之銲接強度與銲條的選用、銲件厚度、外型設計、銲接程序、銲道合金的均勻性以及銲後熱處理的反應等因素有關，特別在銲條選用方面，最好是和銲件材料一致的化學成分，或熱處理後會和銲件材料性質相近的銲條為宜[22]。

另外，Davis 等人研究指出，銲條亦需經過真空熔煉，且需比銲件材料的含碳量少，並盡量挑選硫、磷等雜質含量低，則銲接後之銲道強度，將會比母材為佳[3]。銲條在使用前，最好需加以烘烤，以降低氫脆的影響性[35]；另外，在銲接過程中，因為銲件本身的鉻、鉬易與空氣中的氧產生作用，對工件的品質影響甚鉅，因而在銲件背面採用適當之氣體保護非常重要，一般可使用氫氣徐吹銲件之背面，或在銲件背面襯以銅墊質之方式處理；且銲件的尖端絕對不可在保護氣體的範圍外，避免影響銲接品質[36]。

另外在銲接過程中，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鐵，在殘留沃斯田鐵之晶界所形成的連續碳化物，則會增加脆裂的程度[24]，因為低合金超高強度鋼皆有硬化脆裂的問題，須在銲前或銲後搭配適當的熱處理，而不同的熱處理製程，則會影響銲道、熱影響區及母材的組織及機械性質。Tsay 等人將 D6AC 鋼施以雷射銲接，發現如採用低溫回火時，可獲得高強度及硬度，但是隨著回火溫度的

增加，鐸道的衝擊強度及伸長率也都會隨之增加[25]。

一般冷裂(Cold cracking)產生的溫度約在 315°C 以下的延遲裂縫，為穿晶破裂。其主因為麻田散鐵形成導致熱影響區硬度提升、殘留應力的產生與氫的脆化作用，發生區域在母材熱影響區與鐸道熔融區。

改善冷裂的方法，可採續熱處理消除殘留應力並軟化之，或在鐸接前施予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[28]。另外降低鐸材之冷卻速度，可選用含氫氣量較少的鐸條，也能有效改善冷裂之問題。

而熱裂縫(Hot cracking)產生的溫度約在 315°C 以上，發生於鐸接進行時的沿晶式裂縫。主因為晶體介面變弱或液化、殘留應力的產生或是偏析物的液化作用。主要發生區域亦為母材熱影響區與鐸道熔融區。

欲防止熱裂縫產生，可降低鐸接時鐸件承受外力的程度或選用雜質較少的母材，另外在整個鐸接過程前後避免多重熱循環情形的發生，也可預防熱裂問題。

2.1.6 D6AC 鋼熱處理特性

D6AC 鋼在熱處理特性上較一般鋼材不同，圖 2-1 所示 D6AC 鋼之 TTT 相圖 (Time-Temperature-Transformation diagram) 中 [1]，具有明顯的沃斯田鐵灣 (Austenitic Bay)，因此 Gordon [37] 研究可採用獨特的 Aus-Bay Quenching 方式淬火，淬火方式則宜採油淬或鹽浴淬火，可有效降低淬火變形量，保持零件的精確度，且可獲得最佳強度與韌性組合特性之鐸件 [9]。D6AC 鋼之 Aus-Bay Quenching 主要製程係將 D6AC 鋼施以 899 °C 沃斯田鐵化，沃斯田鐵灣淬火到 482-552°C，鹽浴淬火至 191°C，66-93°C 空冷，再加熱至 191°C 進行應力消除。如果再施以 552°C 之二次回火，則可達到 HRC 47-48、抗拉強度 1638 MPa、降伏強度 1524 MPa、12 % 延伸率的機械性能 [37]，因 D6AC 鋼具有高強度與高韌性之特質，另外拉伸強度隨回火溫度高低而改變，強度可從 800 MPa 變化至 2100 MPa。其中破裂韌性不只受回火溫度影響，其淬火速率與沃斯田鐵化溫度亦是重要影響因素之一，淬火速快有助於提昇材料韌性。因此針對形狀較複雜或較厚的工件欲

得到高強度、同時又具備良好韌性，在熱處理程序中就必需加以嚴格控制。另外 D6AC 鋼對壓應力(Impact loading)也有很高的阻抗，具有良好的缺口韌性，且其常溫強度較 SAE 4340 為強，在高溫下也能維持較高的強度。Chang 等人研究發現 D6AC 鋼在含水汽或腐蝕之環境下，對應力腐蝕裂縫及腐蝕疲勞具敏感性，尤其在強度較高的時候，其敏感程度更高，這個現象與強度同屬超高強度鋼等級的 300M 鋼材特性相類似[1,8,36,38]。

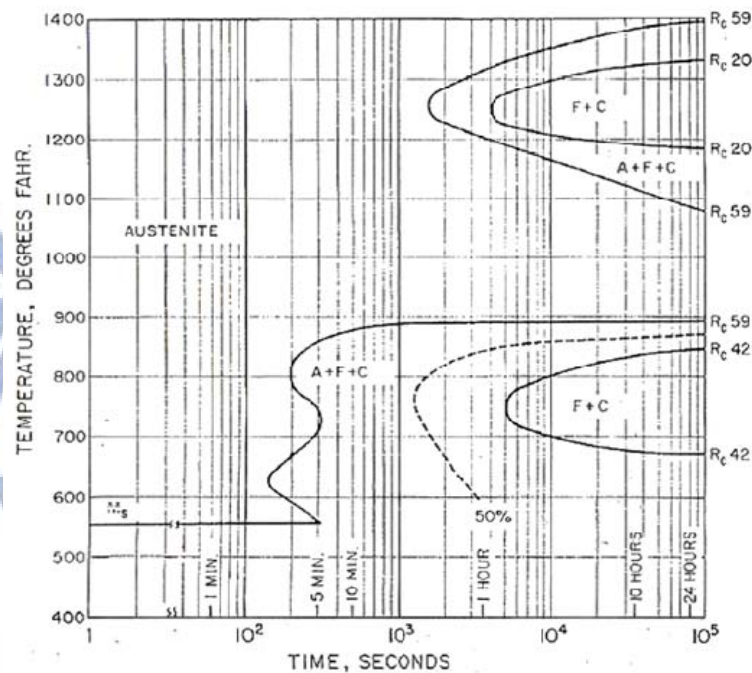


圖 2-1 D6AC 之 TTT 恆溫變態曲線圖[39]

一般低合金超高強度鋼在銲接上易有冷裂及熱裂敏感性的問題[34]，D6AC 鋼也不例外。通常可以透過改變材料組織，並將組織轉換成韌性較佳且對氫氣也較不敏感的變韌鐵。但是若要將殘留沃斯田鐵完全改善為韌性佳的變韌鐵時，則預熱的溫度至少要達到麻田散鐵起始點(Martensite start temperature, M_s) + 10°C 以上[22,40]，同時要持溫一小時以上[22,23]。對 D6AC 鋼而言， M_s 溫度約在 300°C 左右，因此預熱溫度至少要達到 310°C 以上，但要特別注意在 288°C 以上時，母材表面會開始產生氧化層，容易造成銲道缺陷[40]。同時還要留意預熱完後之銲間溫度到銲接完成接續銲後熱處理的中間過程，皆須保持在預熱溫度以上，否則只要低於 M_s 的溫度以下，就會產生麻田散鐵，進而影響銲件的韌性[40]，故一般在銲後，須施以一小時的續熱溫度持溫，可確保銲道及熱影響區的組織都轉化為變韌鐵，並可讓過程中溶入的氫溢散出去。一般而言，使用較低的回火溫度時，可保持較高的硬度及強度，Tsay 等人的研究歸納指出，如欲提高韌性，採

600°C 一小時的回火方式，可將脆性碳化物之含量降至最低[25]。

D6AC 鋼因具有淬裂之敏感性，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產生。回火熱處理除了可有效降低殘留應力外，同時對於鋼材之強度與韌性亦影響甚鉅，一般 D6AC 鋼材回火處理可區分為四個階段[41]：

1. 第一階段：麻田散鐵→回火麻田散鐵+碳化物

材料於室溫至 250°C 之範圍內回火時，其相由體心正方麻田散鐵組織轉化為回火麻田散鐵組織，亦即體心立方麻田散鐵組織，同時會有薄板狀的碳化物析出，並釋放淬火所累積的內應力，導致硬度下降，韌性上升[42]。

2. 第二階段：殘留沃斯田鐵→肥粒鐵+碳化物

材料於 200°C 至 300°C 之範圍內回火時，Paxton 等人研究發現[43]，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，其排列方式與雪明碳鐵(Fe_3C)相似。

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組織會再轉變生成肥粒鐵與雪明碳鐵[44]。

4. 第四階段：雪明碳鐵凝聚成球狀

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

2.2 旋形加工

旋形加工(Spinning)為一種非常適合於製造高強度、高精度長形薄殼無縫管件之無屑塑性加工技術，透過此製程使工作材料產生流動而成形，晶粒結構因受應變作用而成纖維狀組織，並受加工硬化增加其強度，因此旋形加工技術各國均大量運用於製造飛彈彈體、火箭之發動機、加力器等航太及高科技產業[45,46]。

一般傳統車削加工於製造長形薄管時，經常因壁厚太薄，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，尤其製造長形薄管時，更不易達到所要求的壁厚、內徑公差及直度等精度要求，因應汽車、航太及高科技產業的研發需求，流旋形加工技術的發展應用亦日趨多樣化[47]。

而流旋形加工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)依不同材料特性，施以適當的局部壓力，使其金屬材料產生塑性變形而包於型模或心軸上，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。具有旋形後使管件材料依金屬特性而產生不同的加工硬化效果，且管件品質容易控制，加工時間短，及節省材料等優異特性。故適用於製作大型、高精度、長形、薄殼無縫之高強度航太及火箭推進器等零組件，可增加推進燃料及酬載之容量，以達各國不斷研發射程更遠、酬載更高之目標。

2.2.1 旋形加工基本原理與種類

旋形加工(又稱旋壓成形、旋壓加工)是將金屬材料固定於可轉動之型模上，利用旋轉滾輪連續對材料局部進行旋壓(即進行點加工)，同時朝某個方向施予一定之壓力，使金屬材料沿旋形型模產生塑性變形和流動，滾壓成薄壁管件或錐形工件之加工技術，屬於無屑之塑性成形加工，常用於加工製作軸對稱之圓形中空工件。旋形加工按其加工特性可區分為彎旋形、剪旋形與流旋形等三種類型，依不同加工方式區分，剪旋形又可分為錐形剪旋及凹型剪旋；而流旋形則可分為順流旋形及逆流旋形[48]。主要之加工參數為主軸轉速、進給速率、滾輪幾何形狀工件及壁厚減縮率等，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。

1. 彎旋形加工基本原理

彎旋形加工即一般所稱之傳統旋壓加工(Conventional Spinning)，在傳統的術語中，旋壓成形被定義為將一圓形平板透過增加總長度或是不改變其壁厚的狀況下重新塑造圓弧，其產品種類繁多，應用範圍極為廣泛，加工過程如圖 2-2 所示。胚料一般為板料或已加工之半成品，採用滾輪運動軌跡之方式，對工件進行多道次旋壓成形加工，只改變胚料形狀，而不改變胚料壁厚，加工方式類似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，因滾輪循環移動多道次地加工出成品，

且加工條件較深引伸加工有更大的自由度，因此可加工形狀較複雜之零件，非常適合塑性佳及壁厚較薄之材料使用，多道次加工方式如圖 2-3 所示。彎旋形加工缺點為尺寸不易控制、加工技術較高、生產效率較低，且因只改變胚料形狀，而不改變胚料壁厚，亦限制了使用範圍。

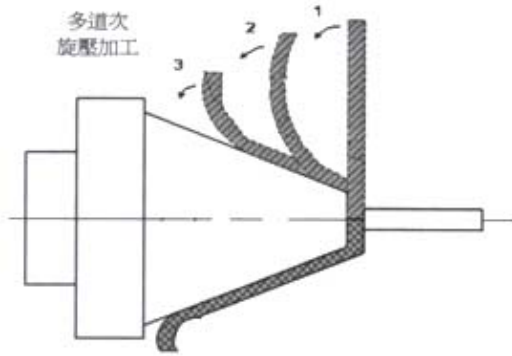


圖 2-2 彎旋形加工示意圖

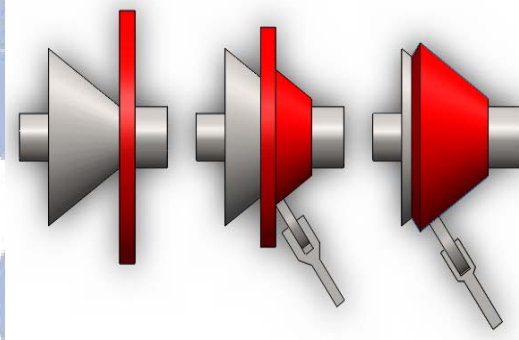


圖 2-3 多道次加工示意圖

彎旋形製程參數是影響旋壓成形產品能否成功的最重要因素，以下將各製程參數的影響逐一說明。

(1) 進給速率比

進給速率比的定義為滾輪的進給速率與主軸速度的比值，一般而言即使滾輪進給和主軸速度改變，但只要進給速率比維持固定，在產品品質上幾乎沒有任何明顯的影響。因此針對材料特性施以合宜的進給速率比相當重要，尤其使用高進給速率比時，會產生較高的作用力，容易導致破裂。相對地，使用太低的進給速率比，則將會在外表方向造成過度的材料變形流動，易造成不必要的工作力降低和不當的管壁

變薄[49]。Wang 等人[50]指出，主軸速度提昇除了會造成高變形率導致主軸作用力的增加外，同時因為進給速率比與主軸速度(mm/rev)成反比，將使每個轉速所需的變形能量降低。

(2) 滾輪路徑

滾輪路徑是決定最後零件管壁厚度品質的最重要因素，因為正確的滾輪路徑可以避免皺褶趨勢和減低皺褶產生的破裂。一般滾輪的凹形路徑最經常使用於彎旋壓加工，因此在設計滾輪路徑時，必須同時考慮材料的縮減率[51]。而 Liu 等人經研究[52]建立了一種彈塑性有限元素模型，可以分析彎旋形針對首次旋壓道次在不同滾輪路徑的應力和應變的分佈狀況，亦即對胚料變成心軸形狀，會產生線性、渦形和二次函數曲線變化。其研究結果發現，渦形曲線同時會對徑向和切向產生最小的應力和應變，並進一步歸納分析出三種不同的路徑所造成的應力和應變分佈，可以在彎旋形加工中，對於如何選擇較適用的滾輪路徑提供理論參考之基礎。

(3) 滾輪設計

設計滾輪時必須同時針對工件形狀、壁管厚度、尺寸大小等規範進行影響評估，尤其滾輪圓鼻端如果半徑太小，也將造成高應力和導致壁管厚度品質不易控制。

(4) 旋壓比

旋壓比的定義為胚料外徑比心軸外徑的比值，一般而言，越高的旋壓比在旋形加工中難度就愈高，旋壓比太大，就無法將管壁上產生的高徑向拉力傳送出去，進而沿著凸緣到管壁的周圍就會有變形撕裂的狀況。

2. 剪旋形加工基本原理

剪旋成型最早是在瑞典使用，而真正大量使用時期則是因為輔助的動力機構改為液壓設備[53]。剪旋形加工並未改變胚料外徑，僅改變板厚，其加工原理係依循正弦定律（或稱剪旋定律）及體積不變定律，即旋前胚盂之體積等於旋後成品之體積，加工過程如圖 2-4 所示，此法與彎旋形加工不改變板厚之方式不同。其依加工

方式又可分為錐型剪旋及凹型剪旋，其中錐型剪旋最常使用，適合加工量小、可大量生產之工件(直徑約 180mm 以下)；而凹型剪旋一般用途較少，僅用於薄形工件。

剪旋形加工方法的優點是滾輪僅用一個道次成形，加工時間短，效率高，加工表面佳，產品精度高，操作簡單、機具調整比彎旋形加工容易，尤其適合於大量生產。缺點為因塑性變形的程度較彎旋形大，如因板厚減少太多，易導致缺陷，造成產品良率降低。而在現今一般工業界所使用的旋形設備中，生產相同的零件，已可同時使用剪旋形和彎旋形的複合加工技術，進而改善此缺點。

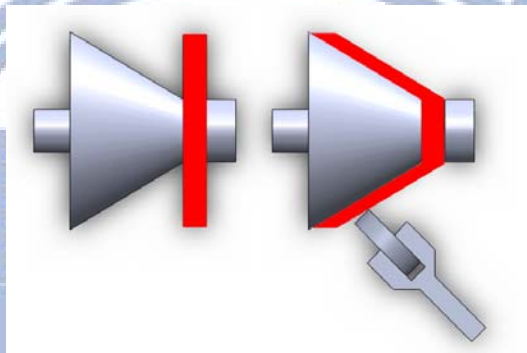


圖 2-4 剪旋壓加工示意圖

對剪旋形製程而言，不同的進給速率、滾輪鼻端半徑、心軸旋轉速度等製程參數對作用力及工件表面光度有重大影響。

(1) 心軸轉速

心軸轉速的增加會使正切作用力明顯降低，Chen 研究[54]使用回歸分析方法，分析製程變數，將工件初始厚度對軸向、徑向和正切作用力的實驗數據資料導入統計分析系統軟體(SAS/STAT)，可求出回歸方程式。而 Slater 的研究發現，對軸向作用力和徑向作用力而言，心軸轉速的增加會降低其作用力，並歸納出在已知的心軸傾角和進給速率下，可以得到一個適當的心軸轉速[55]，如圖 2-5 所示。

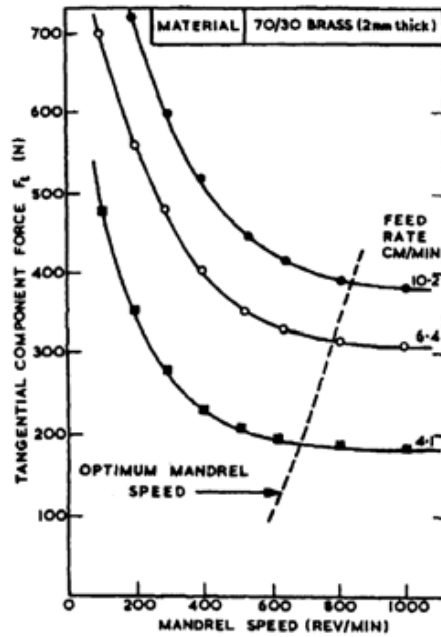


圖 2-5 改變進給速率、作用力與心軸轉速之關係[55]

(2) 滾輪圓鼻和進給速度

從 Chen 的研究分析結果，當同時使用較大的滾輪圓鼻和較低的進給速度時，則會明顯降低成品的表面粗度[54]。而 Slater 的研究則指出，在已知的錐度和固定的進給率之下，可找到一個特定的心軸轉速，使成品的表面粗糙度達到最小[55]。

(3) 可旋壓性(Spinnability)

可旋壓性定義為金屬在接受剪旋形變形時沒有產生破裂的能力。Kegg 等人[56]從拉伸試驗中提出預測可旋壓性的方法，主要是利用一個夾角在 180° 和 0° 之間變化的半橢面的旋壓心軸，當對材料有 80% 或是較小的拉伸縮減量時，其極限旋壓縮減量必須等於或是大於其極限拉伸縮減量。

Cui 等人則研究[57]造成旋壓過程破裂的原因，提出可藉由減少胚料和滾輪之間間隙，降低圓錐外在的拉伸應力，可有效避免破裂現象。Kalpakcioglu[58]則接續延伸在可旋壓性上的分析和實驗上的研究，其研究結果認為滾輪圓鼻的半徑、滾輪的速度和心軸的速度並不會影響到材料的可旋壓性。但另一方面，心軸的角度在加工材料所受的應力及其可旋壓性上則有重大的影響。

3. 流旋形加工加工基本原理

流旋形加工又稱管旋形加工，是由金屬環形中空胚管或杯形胚盂於一定的速度旋轉下，利用一組滾輪施以旋壓，使其金屬發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[47]，常用於製造長形中空薄殼之無縫管件。流旋形加工依其滾輪運動與工件材料流動方向之不同而區分為順流旋形（Forward Flow Forming）與逆流旋形（Backward Flow Forming）兩種加工形式：如圖 2-6 與圖 2-7 所示，當滾輪運動方向與金屬胚料流動方向相同者稱為順流旋形；反之，若滾輪運動方向與金屬胚料流動方向相反者則稱為逆流旋形[59]。

以順流旋形與逆流旋形加工方式比較，一般採順流旋形方式加工，其優點為精度高、不易扭曲、可製作做管狀及杯狀工件，其缺點為加工製程較複雜、加工時間長、成本高、強度略低，主要適用在製造高精密薄壁的圓筒，如火箭外殼、液壓缸、高壓容器和發射管等精密零件。若採逆流旋形方式加工，其優點則為胚管加工較易、加工時間短、成本低、強度佳、型模費用低，而其缺點為旋形長度不易控制、工件較易扭曲、不能執行杯狀工件加工，一般適用在當原材料的延展性太低而無法應付加工產生的拉伸應力時，如鑄造件和銲接件之產品。而本研究採用適合於製作大型、高精度、長形、薄殼無縫之高強度航太及火箭推進器等組件之順流旋形加工製程技術作為本研究之旋形加工。

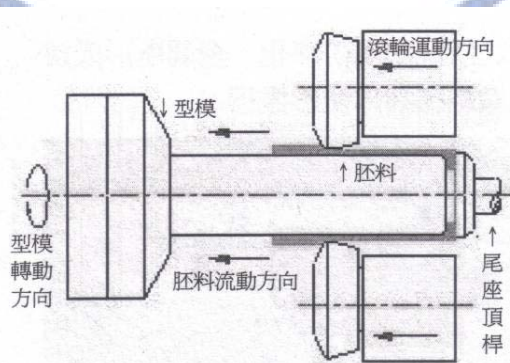


圖 2-6 順流旋形加工示意圖

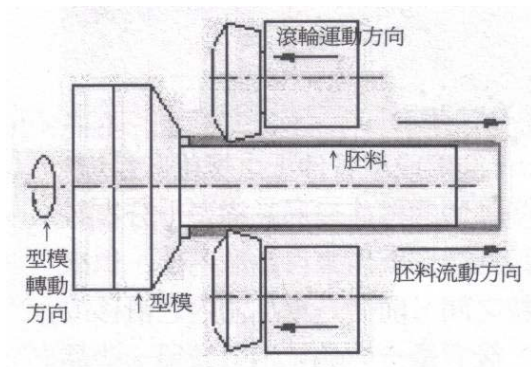


圖 2-7 逆流旋形加工示意圖

對流旋形加工製程參數而言，不同進給速率、滾輪形狀、鼻端半徑、壁厚縮減率等參數對作用力及產品表面光度均有重大影響。

製程參數的影響

(1) 進給速率、胚料厚度和滾輪形狀的影響

Ma 的研究指出[60]，滾輪最佳作用角度會隨著滾輪外徑和摩擦係數的增加而降低，但是隨著進給速率和管壁初始厚度與減縮量的增大而增加。因此如要獲得良好的表面粗度，則必須在進給率、胚料厚度和滾輪形狀間取得一個平衡點[9]。一般進給率太低，材料會流向直徑方向，進而增加胚料的內徑，如進給率太高，則易產生厚度不均及粗糙表面不佳等缺陷[61]，且進給率如超過某一個固定值時，則影響管壁表面精度與產生螺旋的鋸齒狀現象[62]。而 Chang 等人[63]曾針對鋁管在流旋形加工中，探討進給速率對壁厚應變、徑向作用力、直徑精度和表面粗糙度的影響，進而歸納出隨著進給速率的增加會導致旋壓作用力、壁厚應變和表面粗糙度的增加，而外徑的精度反而隨進給速率的增加而降低。

(2) 可旋壓性

可旋壓性即材料的最大減縮量，Kalpakcioglu[58]的研究指出，在管狀和圓錐體材料中，拉伸力降低區域的最大減縮量相似，製程參數包含鼻徑大小、滾輪角度和進給速率，其中只有進給速率對可旋壓性會造成重大影響。另外 Xu 和 Feng 則進一

步針對壁厚縮減率及鑄鋼件的可旋壓性進行研究，歸納出影響其可旋壓性的主要因素為正切拉伸應變，會造成直徑的增加[64-66]。

(3) 旋形型模設計

型模係依據製品內形、內徑尺寸、材料規格及其加工方式等考量，據以參考設計型模外部尺寸、加工磨損及材料疲勞等影響，最後綜合評估選擇最適當之型模壁厚及材料，依不同製造需求一般可採用 AISI D2、D3 等工具鋼或 SAE4130、4140 超高強度合金鋼等材料製造獲得。

(4) 滾輪設計及製造

旋形滾輪的外型為主要製程參數之一，一般滾輪外型包含前攻角(α)、圓角半徑(R)及後讓角(β)三個角度，依材料軟硬程度設計不同之前攻角，而圓角半徑則影響旋後之管件內徑，後讓角則會影響旋後之表面粗度。故滾輪設計時需考量旋形加工量多寡及滾輪磨耗性等因素決定選用適當之滾輪材料，一般常用之材料可採用耐磨耗性佳 AISI D2、D4 等工具鋼或 AISI W2、或碳化鎢等材料製造獲得。

2.3 電子束銲接

2.3.1 電子束技術

電子束技術(Electron Beam Technology)之發展迄今已超過三百年以上的歷史，而真正將電子束相關設備大量應用各項科技與工業生產則是在第二次世界大戰後才開始，尤其此技術最適合於高品質之零件加工，如航太、核能、火箭等零件之製造。而近年來隨著資訊時代來臨，對於電子材料應用及特殊製程需求，電子束技術之研究與應用面則更趨廣泛。

電子束銲接技術[20,67-69]是利用熱電子放射(Thermal electron emission) 經高電壓加速成為具有高能量的電子束，再經過聚焦線圈，將電子束聚集在很小的區域內，以此種作用方式應用於銲接工作，進行金屬熔接的一種精密銲接技術。其所聚焦的電子束具高功率密度及其可調性的優點，使得輸入工件內之熱量減到最低，且銲縫極為細窄，熱影響區及變形量小，銲道強度大，產品品質優異等特性。電子束加工除銲接外還可用來做表面加熱硬化、表面鍍膜及鑽微細孔洞，其品質是傳統加工方法所無法達到的，因而此技術最適合於高品質之零件加工，如航太、核能、火箭等零件之製造。

1950年德國Carl Zeis 公司的Dr. Steigerword，最先利用電子束於熱熔接。1957年J.A. Stohr在巴黎的核子燃料元件會議上發表論文，說明原子爐燃料棒的外殼用電子束銲接的效果最好，此後引起歐美各國以及日本對電子束銲接技術的研究發展。到1960年，工業用途的第一部電子束銲接機問世，主要用於核能工業需求，接著並大量運用於汽車工業與航太工業，現今電子束銲接機已有數千台遍佈世界各地，廣被應用，至2001年德國科學家Florian Banhart首度利用場發射掃描式電子顯微鏡(Field Emission SEM, FESEM)所產生電子束接合直徑15nm之奈米碳管(Carbon Nanotube, CNT)。

2.3.2 電子束鐸機發展史與應用趨勢

如表 2-3 所示，為電子束技術被應用於鐸接之發展史及趨勢：

表 2-3 電子束鐸機發展史與應用趨勢

西元年分	大 事 紀 要
1879	英國 Sir William Cookes 發現陰極射線管中的鉑陽極因被陰極射線轟擊而產生熔化的現象。
1907	西德 Marcello Von Pirani 發現電子束做為高能量密度熱源的可能性，並成功的熔煉了鉍。
1948	西德 K.H. Steigerwald 博士發現高功率密度的電子束可以熔化、燒蝕、沖刷金屬之現象。
1952	西德 K.H. Steigerwald 博士製造了第一台電子束加工機。
1957	法國 J.A.Stohr 博士在巴黎的原子能國際會議介紹了世界上第一台專門用於鐸接的電子束鐸機，加速電壓 15kV，採用靜電聚焦、真空保護，奠定發展低壓電子束鐸機之技術基礎。
1958	美國、英國、蘇俄各自研製出該國第一台真空電子束鐸機，主要應用於核能工業。
1960	日本研製出該國第一台真空電子束鐸機，至此可看出此技術最初應用都是與當時核能工業需求(鐸接特殊金屬)相關。
1965	英國 Cambridge 公司首先推出商品化之掃瞄式電子顯微鏡，此類設備主要用以觀察材料表面型態，若另加裝能量散佈光譜儀或波長散佈光譜儀 (Wavelength Dispersive Spectrometer, WDS)，則可進一步分析材料成份。
1966	日本富士重工首先用電子束鐸接汽車變速箱齒輪。
1967	美國通用汽車公司用電子束鐸接發動機中的飛輪與齒環，至 70 年代中期世界各大汽車公司都先後引進了電子束鐸接技術。
1976	德國萊寶(Leybold)公司成為世界上最大的「高壓型」電子束鐸機製造商；美國西雅基(Sciaky)公司成為世界最大的「低壓型」電子束鐸機製造商，同時為美國國防工業最大的電子束鐸接設備供應商，提供各大航空公司提供大型真空電子束鐸機。
2001	德國科學家 Florian Banhart 首度利用場發射掃瞄式電子顯微鏡 (Field Emission SEM, FESEM)所產生電子束接合直徑 15nm 之奈米碳管(Carbon Nanotube, CNT)。
2003	G. Smolka 成功採用具四組電子槍的掃瞄式電子顯微鏡 LEO DSM 962，執行微米級電子束鐸接。
近期發展 中技術	日、德、俄等國填絲—在大厚度材料第一次鐸接的基礎上，再進行第二次填絲鐸接來彌補頂部下凹或咬邊缺陷，改善鐸縫品質。
	日本及法國發展雙槍電子束鐸接技術，將雙槍—第一電子束用以進行金屬材料的熔化，同時第二電子束則用來控制鐸縫形狀並改善鐸縫品質，可提升鐸接速度與品質。

2.3.3 電子束鐳接運作原理

電子束鐳接過程中，鐳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，在鐳接進行中，始終保持互相平衡的狀態，如圖 2-8 所示。

而當熱源沿著鐳縫往前移動時，熔池前端的金屬繼續熔解，同時沿著鑰孔周圍流到熔池後方凝固而形成鐳道，鑰孔鐳接係因熱源能量可直接穿透工件，造成工件的局部熱熔合，進而達成鐳接目的[35,70]。

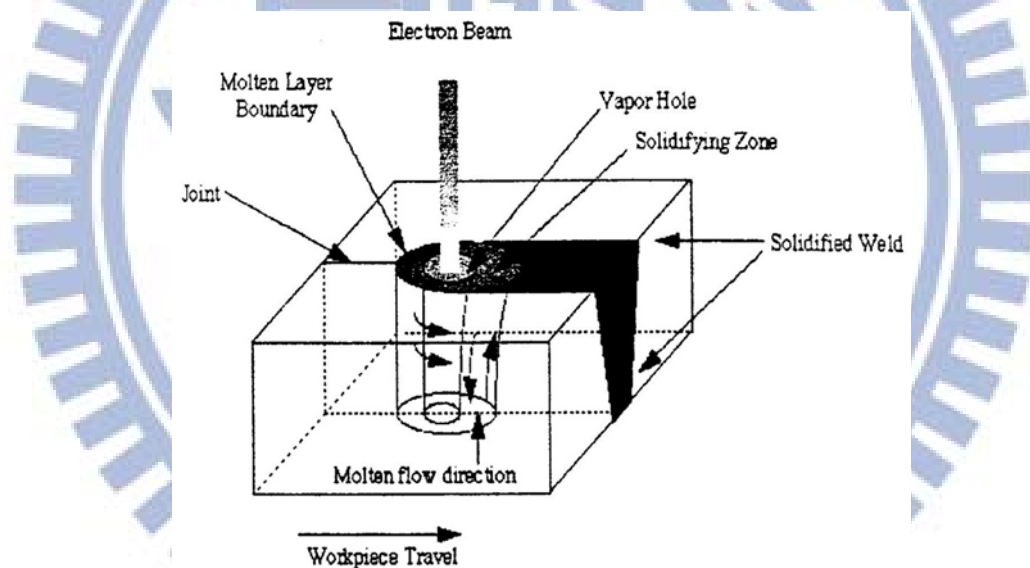


圖 2-8 電子束鐳接之鑰孔效應圖[13]

鐳接過程，工件因受到電子束高能量密度作用而形成熔融狀態，冷卻後即形成鐳道；當鐳道隨時間冷卻凝固時，母材熔融部份形成鑄造組織，而靠近鐳道附近之母材因受高溫影響產生冶金組織，稱為熱影響區[71,72]。

鐳道金屬凝固現象與金屬凝固過程類似，在金屬鐳接時，晶粒向鐳池中心(Weld Pool)生長，有如一小型的鑄造過程，如圖 2-9 所示。因此鐳道金屬之凝固模式與凝固後相變態是決定鐳道金相組織之關鍵因素，金相組織之型態則與鐳道之抗拉強度、裂縫延展能

量(E_p)、裂縫起始能量(E_i)及機械性質等有密不可分之關係。

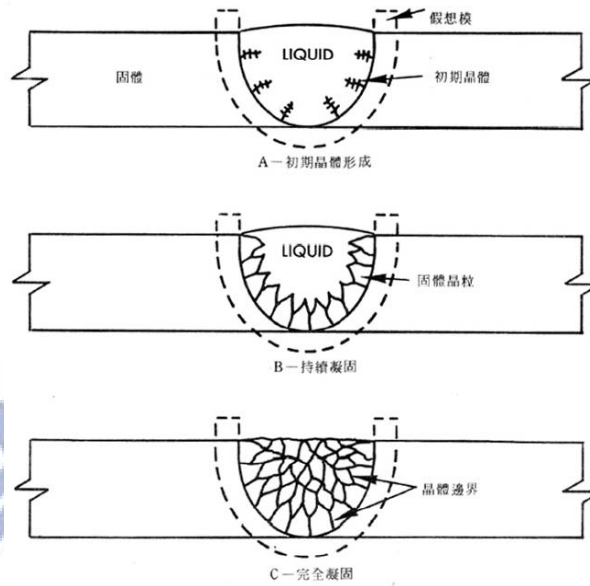
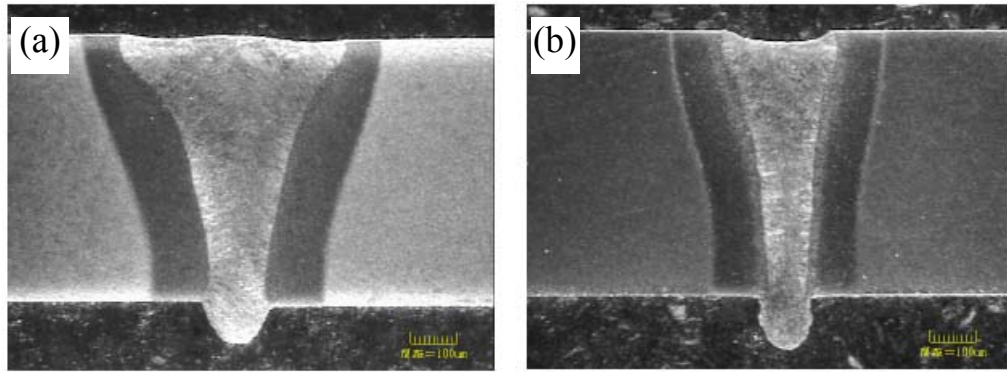


圖 2-9 鐳道熔融凝固過程示意圖[73]

2.3.4 電子束鐳接系統分類

一般文獻對於電子束鐳接系統分類，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[74]。

圖 2-10 為高電壓低電流與低電壓高電流之鐳道巨觀形狀比較圖，由圖顯示高電壓低電流鐳道之寬度與熱影響區寬度較低電壓高電流之鐳接系統為小，表 2-4 為本研究彙整不同形式電子束鐳接特性與鐳件品質比較表，表 2-5 為不同真空度之鐳接特性比較表，表則以不同加速電壓、真空度、工作艙容積、功率大小、操作模式等設備規格項目區分電子束鐳接機類型。



(a)低電壓高電流

(b)高電壓低電流

圖 2-10 電壓與電流對銲件的影響與銲道巨觀形狀比較[75]

表 2-4 不同型式電子束銲機特性與銲件品質比較表

比較項目		銲機型式	
		高壓型電子束銲機	低壓型電子束銲機
銲機特性	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,透鏡和銲件之最大有效焦距可達 700 至 800mm,甚至超過 1000mm	透鏡和銲件之最大有效焦距較短,僅約 500mm
	銲接對象	因陰極尺寸小,電子束聚焦小,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;故適於精密銲接及大厚度工件銲接	電子束徑較大,功率密度低,較不適用於精密銲接和大厚度工件銲接
	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,一般動槍式銲機幾乎均採用低壓鎗
	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,危險性低
銲件品質	銲接精度	高	高
	殘留磁性	有些微殘留,但影響不致過大	殘留磁性的作用影響,約 6 倍於高壓型
	銲道深寬比	銲道極窄,深寬比達 20:1	較高壓型稍寬
	變形量	非常小	稍大
備註		隨著電子束銲接技術的發展,電子鎗設計製造技術不斷提升,低壓型電子鎗性能與高壓型差距已逐步縮小	

表 2-5 不同真空度之鐸接特性比較[76]

真空度 鐸接特性	高真空	低真空	非真空
鐸道汙染情形	極純淨之鐸道，無殘存氣體之汙染	可容許少量汙染的金屬熔接	較多的鐸道汙染
適用材料	可適用於特殊合金之鐸接，如 T1 或 T2 合金	適用於金屬如鋼、Ni、Cu 及 Al 合金之鐸接	適用於金屬如鋼、Ni、Cu 及 Al 合金之鐸接
鐸道寬度	在工作距離(GTW)增大下，仍保有極狹窄精密之鐸道	當工作距離(GTW)加大時，鐸道稍寬	受到工作距離之限制，最大間距為30mm，鐸道較寬，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

表 2-6 不同規格項目之電子束鐸機類型區分

規格項目	類型區分
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
鐸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
鐸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

2.3.5 電子束鐳接參數

電子束的主要鐳接參數有加速電壓(Accelerating voltage, AV)、射束電流(Beam current, BC)、聚焦電流(Beam focus, BF)、鐳接速度(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[20]。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 穿透深度及鐳道寬度會增加，然 AV 對穿透深度影響較大，而 BC 對鐳道寬度較具貢獻；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，鐳道寬度會稍微減小。

電子束鐳接之輸出功率密度是目前使用鐳接設備中最高的(圖 2-11)。其鐳接時之熱輸入量(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：

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

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

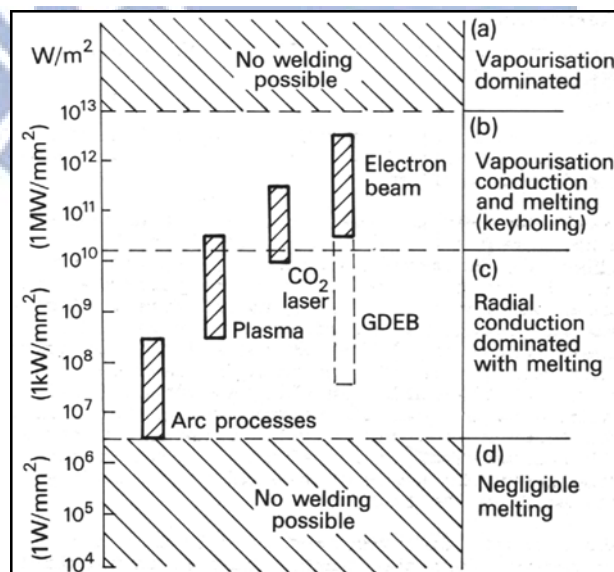


圖 2-11 鐳接方法之功率密度分佈圖[35]

一般鐳接深度與加速電壓、射束電流、鐳接速度有下列關係：

$$h \propto \frac{IV^{\frac{3}{2}}}{S} \propto QV^{\frac{1}{2}} \quad (2-3)$$

$$Q = \frac{IV}{S} \quad (2-4)$$

其中，

h 為鐳接深度(mm)

Q 為單位長度之鐳接熱輸入能量(J/mm)

S 為鐳接速度(mm/s)

V 為加速電壓(kV)

I 為射束電流(mA)

由以上公式得知，加速電壓 V 是影響鐳接參數中鐳接深度之主要因素，此外，鐳道的深寬比也正比於加速電壓。

另由公式：

$$W \propto \left(\frac{I}{V}\right)^{\frac{3}{8}} \quad (2-5)$$

可知其中， W 為電子束之寬度(即電子束之直徑)(mm)電子束直徑與電流大小成正比，加速電壓成反比。

另外，工作鎗之真空度與電子束的聚焦位置亦會對鐳道品質有所影響，當工作鎗之工作壓力高於 $4.9 \times 10^{-5} \text{atm}$ 時，電子束被散射的現象變得十分顯著，而使電流密度遽然減少，導致鐳接深度及深/寬比嚴重下降如圖 2-12 所示。電子束聚焦位置則是由聚焦電流所控制，隨著聚焦位置之不同，亦會影響鐳道性質。

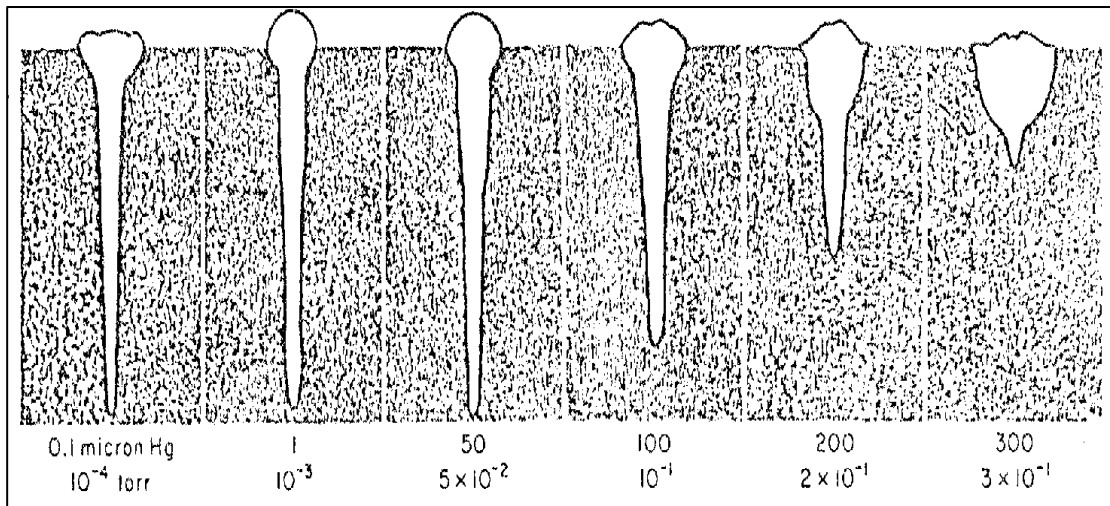


圖 2-12 銲接艙真空壓力對銲道形狀和熔深之影響[13]

2.3.6 銲接環境對銲接品質的影響

一般在較低的真空環境中，電子束會因繞射作用而影響銲接品質。如電子束的聚焦調整部家，將導致形成的最大能量密度減小，進而降低銲接穿透能力；而電子透鏡的焦距則會因顯著降低而使電子鎗至工件的工作距離變短，可知工作環境的氣體濃度對銲接穿透能力及工作距離會造成影響。如圖 2-12 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 2-13)。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，並依工作艙的真空環境可概分為高真空、低真空及非真空三個等級。

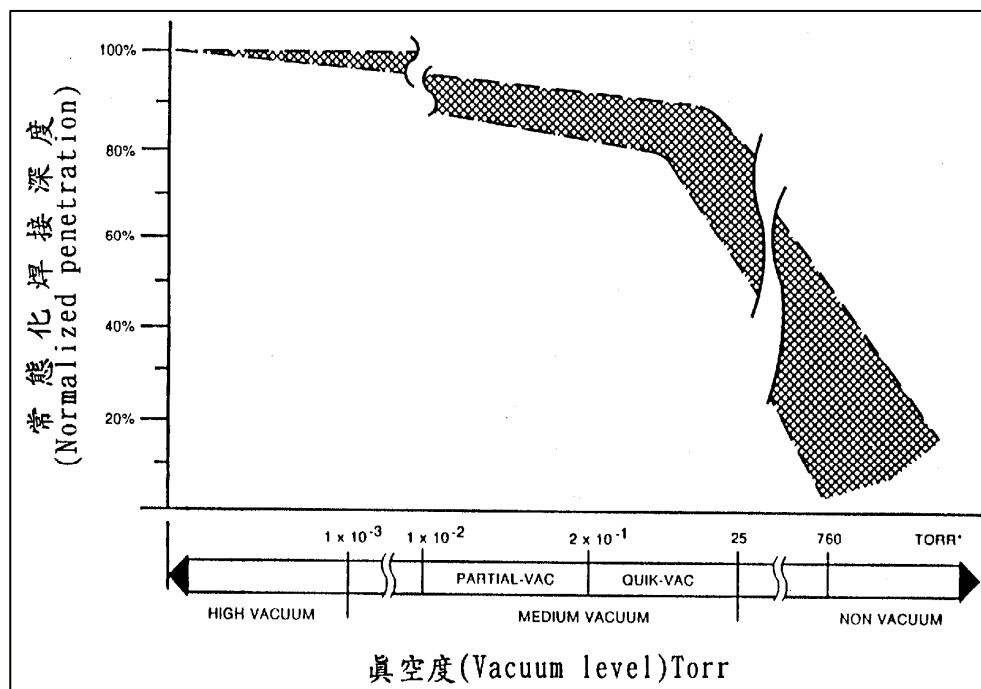


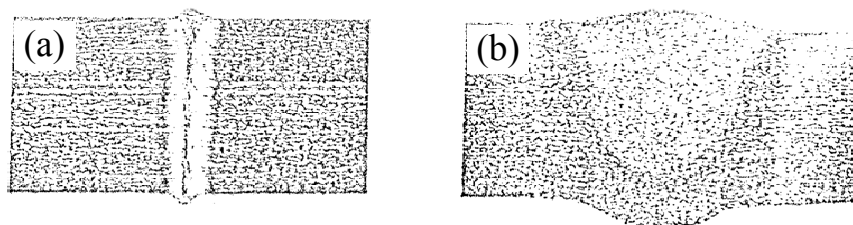
圖 2-13 真空度與常態化銲接深度之關係[11]

2.3.7 電子束銲接之優良特性及特殊限制

電子束銲接一般較雷射銲接、TIG 與其他傳統銲接方法比較，具有下列的優良特性 [74]：

1. 銲縫品質佳，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，銲道及熱影響區窄，如圖 2-14 所示。EBW 與 TIG 銲接之銲道和熱影響區比較。因銲接殘留應力少，工件收縮變形小，故極適於精密製造。



(a)EBW

(b)TIG

圖 2-14 EBW 和 TIG 銲接其銲道比較[13]

2. 可銲接經熱處理硬化或加工硬化後之金屬，而銲道強度高於母材。
3. 在高真空環境中施銲，無污染

電子束於真空環境下，通過磁場加以聚焦，功率密度可達 $10^6 \sim 10^8 \text{ w/mm}^2$ ，且因在真空中加工熔接，不受空氣中之油水器等之污染，有最佳的銲接品質，而且可不需填料、助熔劑或保護氣體，銲接品質好。

4. 熔深比任何電弧皆深：

銲接滲透力強，銲道深而窄，對於厚的材料，與 TIG 及 Plasma 之銲道比較具有最大的銲道深/寬比如圖 2-15。

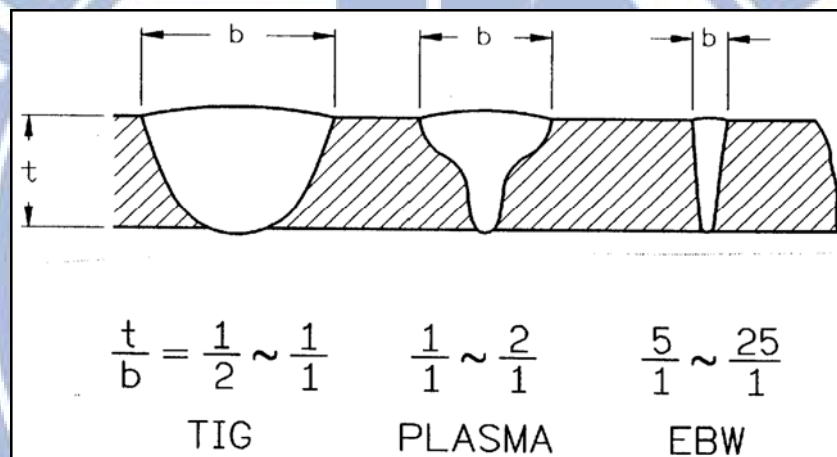


圖 2-15 銲道形狀之比較[74]

5. 設備操作簡單，故節省操作人員訓練費用。
6. 銲接時間短、可一道銲接，而且不需要開槽及填料，節省許多時間和成本，同時銲接速度快，可達 100 mm/s ，且生產力高。
7. 異種金屬亦可銲接，如鈦、鋁等合金活潑金屬銲接良好，通常凡屬相同結晶構造且原子半徑大小相差在 13% 以內者，均具有相互熔銲之可行性。有關異種金屬間之互銲特性[74]，如圖 2-16 所示。

	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	X	C	X	C	X	X	X	X	C	X	N	C	X	X	X	X	X
Au - 金	Au	S	X		X	C	D	S	C	X	X	C	N	S	X	S	N	X	N	X	D	N	X	
Be - 鈹	Be	X	C	X		N		X	X	X	X	X	X	X	N	X	X	D	D	X	X	X	X	
Cd - 鎘	Cd	C	X	X	N		D	D	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	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	
Cu - 銅	Cu	C	C	S	X	X	C	C		C	X	S	D	C	S	C	S	D	C	D	X	D	D	
Fe - 鐵	Fe	D	X	C	X	D	C	C	C		D	C	C	X	C	C	S	X	X	X	X	S	X	
Mg - 鎂	Mg	X	C	X	X	S	X	X	X	D		X	D	N	X	X	X	N	X	N	D	N	D	
Mn - 錳	Mn	C	X	X	X	D	C	C	S	C	X		D	X		C	X	N	X	X	X	D	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	
Nb - 鈮	Nb	N	X	N	X	N	X	X	C	X	N	X	S		X	N	X	X	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	
Pb - 鉛	Pb	C	C	X	N	C	C	C	C	X	C	D	N	C		X	N	C	N	X	N	D	X	
Pt - 鉑	Pt	S	X	S	X	S	C	S	S	X	X	C	X	S		C	X	X	X	X	S	X	X	
Re - 銲	Re	D	N	N	X	N	S	S	D	X	N	N	X	D	N	C	X	D	X	X	D	X	X	
Sn - 錫	Sn	C	C	X	D	C	X	C	C	X	X	D	X	X	C	X	D	X	X	X	X	D	X	
Ta - 鉭	Ta	X	X	N	D	N	X	X	D	X	N	X	S	S	X	N	X	X	X	X	S	X	S	
Ti - 鈦	Ti	C	X	X	X	X	S	X	X	D	X	S	S	X	X	X	X	X	X	X	S	X	S	
V - 鈮	V	D	X	D	X	N	X	D	D	S	N	X	S	S	X	N	X	D	X	X	S	X	X	
W - 鎨	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	D	X	X	S	X	X	X	X	X	X	X	C	S	X	

圖 2-16 異種材料之銲接特性[74]

- X 易形成金屬間化合物—不可實施銲接
- S 形成固溶體—具優良之銲接性
- C 可能存在部分複雜之組織結構—可以實施銲接
- D 可提供評估之數據不足—使用時應注意
- N 無提供任何數據—使用時應特別謹慎小心

另外電子束銲接具有下列的特殊限制[20]：

1. 電子束銲機設備十分昂貴，尤其大型設備，動輒上億，除非高價值之銲件，一般使用並不符合經濟效益。
2. 大型高真空銲接室實施銲接前，因其抽真空過程耗時長，故銲接產能效率差，但對小型真空室之銲接則速度較快。
3. 因銲件幾何形狀和大小之不同，易因受真空銲接室容積之限制，另接頭準備耗時，要求之密合性高。
4. 電子束銲接時會伴隨 X 光，設備受輻射防治法規範，人員操作需須注意 X 光外洩之風險，以免產生輻射傷害。

第三章 實驗方法與程序

3.1 實驗材料

本研究試驗所使用材料為 D6AC 超高強度鋼胚件，係依 AMS 6431M 規範獲得，經大氣熔煉後再真空電弧精煉而成，並透過鍛造後實施正常化熱處理，車削加工成旋形胚件，為確認材料的實際組成份與比例，將以 X 射線繞射儀(X-ray diffraction, XRD)，並以掃瞄式電子顯微鏡(Scanning electron microscopy, SEM)附屬之能量色散 X 光譜儀(Energy dispersive x-ray spectrometry, EDS)及測碳儀進行成份分析，再透過光學顯微鏡觀察其金相組織之變化。

3.2 實驗程序

D6AC 鋼經不同壁厚縮減量之旋形加工為精密無縫薄管，並施予不同電子束銲接製程，銲後並施予不同熱處理條件，期間則分別取試件進行顯微組織觀察及機械性質分析，尋找整合旋形、電子束銲接及不同熱處理溫度等完整製程之最佳製程條件，以達成預期的研究目標。

本研究實驗規劃區分為四類：

第一類：D6AC 鋼胚管施以 0%、67%及 78%不同旋形壁厚縮減量。

第二類：不同壁厚旋形縮減量加工後施以電子束銲接。

第三類：旋形前淬火及回火之熱處理、銲後施以不同回火溫度之熱處理。

第四類：第一類及第二類旋形銲件經不同溫度熱處理後，進行各種機械性質試驗與分析。

本研究係以全尺寸之實體試件進行實驗與分析，其全製程實驗程序與流程如圖 3-1 所示。

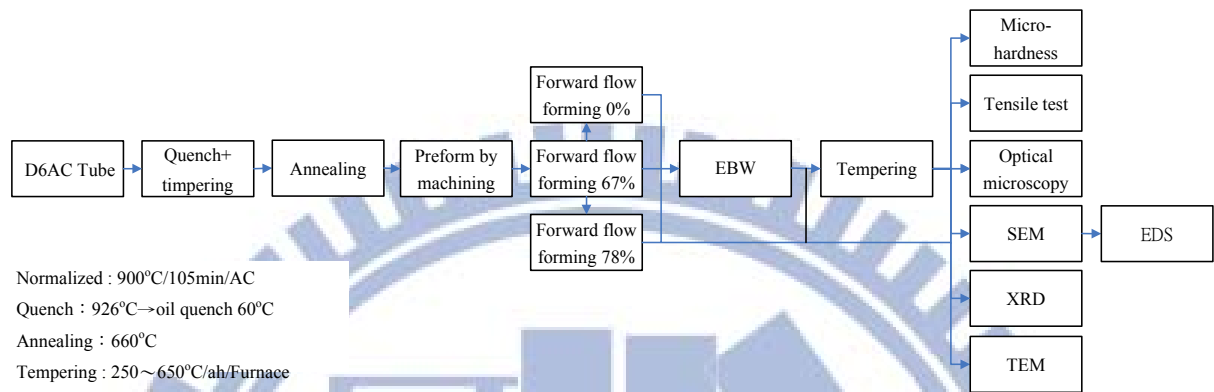


圖 3-1 全製程實驗流程圖

3.3 旋形設備及實驗規劃

3.3.1 旋形加工機

本研究所採用之旋形加工機，為德製之 ST65 臥式三滾輪旋形機，最大旋徑可達 650mm，長度最大可達 6000mm，同一圓管旋後精度可達 0.05mm 以下，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，圖 3-2 所示為順流旋形冷作加工機(a)安裝型模、滾輪與胚件及(b)實際旋形加工之過程。

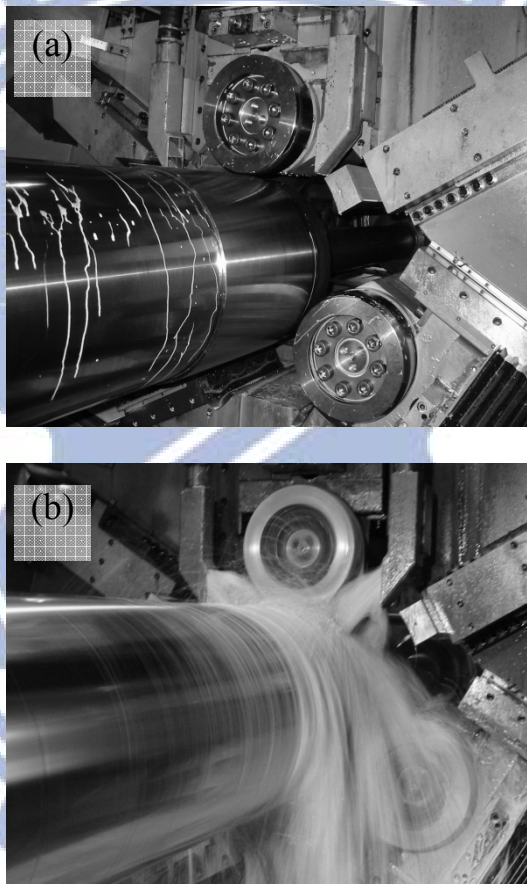


圖 3-2 順流旋形冷作加工機

3.3.2 旋形實驗規劃

D6AC 鋼胚件係依 AMS 6431M 規範獲得後，加工製成三種不同胚件(表 3-1)。第一種係將胚件車製成管壁厚度 1.7 mm；第二種將胚件車製成管壁厚度 5.2mm 之旋形胚件，經順流旋形冷作加工使壁厚縮減至 1.7mm，壁厚縮減率為 67%；第三種將胚件車製成管

壁厚度 8 mm 之旋形胚件，經順流旋形冷作加工使壁厚縮減至 1.7mm，壁厚縮減率達 78%，旋形加工參數為：主軸轉速 80 rpm、進給速率 0.6 mm/rev。

表 3-1 胚件加工流程表

Item	Before flow forming process		Reduce %	Thickness after working
1	Quench→tempering	Machining → 1.7 mm	0%	1.7 mm
2		Machining → 5.2 mm	67%	1.7 mm
3		Machining → 8.0 mm	78%	1.7 mm

3.4 電子束銲接設備與實驗規劃

依McHenry等人[4]研究，一般具熱裂及冷裂傾向之材料，極易在銲接製程中及冷卻收縮後產生裂紋，且由於D6AC鋼具有高硬化能，在銲接過程中，銲道及熱影響區均會生成硬脆之麻田散鐵組織。另外由於D6AC鋼其含碳量高達0.45 wt.%，故在銲接過程為避免冷裂，須加以預熱或以擺弧銲接代替預熱，而銲後須採取適當之回火熱處理，以改善其韌性。

另外 McHenry 等人[6]研究亦指出，D6AC 鋼經淬火、回火後進行銲接通常會在銲件熱影響區，產生過度回火現象，因而降低銲件強度。故利用電子束銲接可將過度回火區範圍縮小，同時因 D6AC 鋼具較高之回火抗阻能力（Temper Resistance），更有助於縮小過度回火區。

3.4.1 電子束銲接設備

本研究所使用之實驗設備為美國Ferranti Sciaky公司製造，Power output最大可達為 150 KV。旋形管件採以不加填料之電子束銲接方式，並於 1.3×10^{-2} Pa (1×10^{-4} Torr) 真空環境下執行，實驗設備如圖3-3、圖3-4所示。



圖 3-3 本研究使用之電子束銲接機外觀

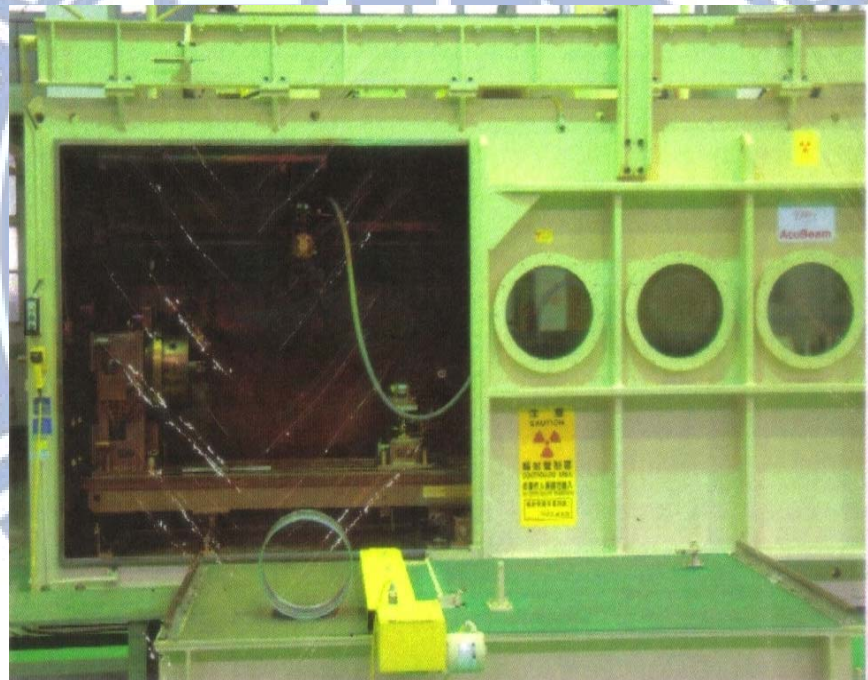


圖 3-4 本研究使用之電子束銲接機內部

3.4.2 電子束銲接實驗規劃

本研究規劃D6AC鋼經由不同旋形量之冷作加工後，施以不加填料的電子束銲接，並使用低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，期獲得最佳的銲接機械性質，達成本研究預期目標。

3.4.3 電子束銲接參數

本研究為有效縮短試銲時程，並降低製程失敗率，不致徒耗較難獲得之 D6AC 實驗用料，經評估另以同屬超高強度鋼之 SAE4130 鋼（泛用於大型飛行精密載具）之銲接參數為基礎，進行最適化之銲接實驗。

試銲結果顯示，當射束能量過低造成銲道滲透不足，無法完全熔透工件；而射束能量過高則造成銲道過度滲透，銲道表面有凹陷現象。最終獲得最佳化銲接參數為：射束電流 20 mA、加速電壓：120 KV、射束聚焦 580 mm、銲接速度 2100 mm/min、工作距離 444.5 mm、真空度 1.33×10^{-2} Pa，後續將以此銲接參數做為各項實驗銲接之依據。

3.5 熱處理設備與實驗規劃

3.5.1 熱處理設備

本研究主要使用之熱處理實驗設備為 BBC 之 Pit type 高溫爐或 Lindberg (Bluen) 之發熱爐(Furnace heat treating electric；max. 1500°C)。本研究使用之熱處理設備外觀如圖 3-5 所示。



圖 3-5 本研究使用之熱處理設備外觀圖

3.5.2 熱處理實驗規劃

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，易導致銲件強度下降，故本研究規劃 D6AC 鋼於順流旋形加工及電子束銲接製程後，藉由銲後施以 250°C、350°C、450°C 及 550°C/2 小時/空冷之回火熱處理製程如圖 3-6，不僅可解決延遲裂縫的問題外，並可發揮材料的超高強度特性，同時透過不同熱處理溫度探討各項熱處理條

件，對材料顯微組織與機械性質的影響，做有系統的分析與探討，以獲得最佳熱處理製程參數條件。

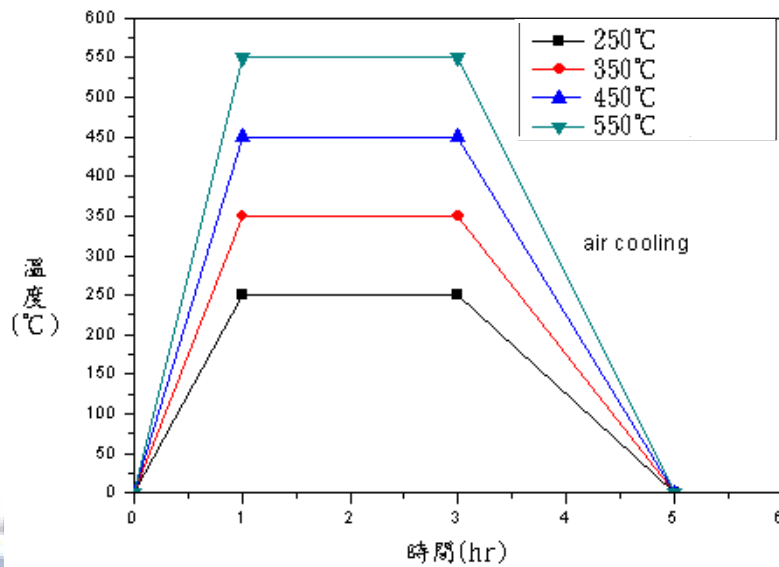


圖 3-6 電子束銲後不同熱處理溫度流程

3.6 微硬度設備及量測目的

3.6.1 微硬度設備

本研究所使用微硬度設備為 Matsuzawa 之 MXT70 如圖 3-7 所示，量測條件為 300 克重量壓下 15 秒，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)。



圖 3-7 本研究使用之微硬度設備外觀圖

3.6.2 微硬度量測方法與目的

本研究之微硬度量測方法，係在試片表面以 300 克重量下壓 15 秒，經由設備所附之軟體計算壓痕兩對角之長度，換算為洛氏硬度值(HRC)，每項條件之試片至少製備六片以上，所獲得之數據加以平均後使用，以利客觀記錄及分析其微硬度之量測結果。

而微硬度量測之目的，主要係比較旋形加工前、後，EB 銲後及不同溫度條件之熱處理對 D6AC 鋼銲道熔融區、熱影響區與母材區，不同區域硬度的影響與變化。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。

3.7 拉伸設備與實驗規劃

3.7.1 拉伸設備

本研究所使用之拉伸設備係以 Sintech 30/D 拉伸試驗機進行，拉伸條件為：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，每項條件之試片至少製備六片以上，將所獲得數據加以平均使用，以利客觀分析其拉伸實驗所得數據，本研究所使用之拉伸試驗機如圖 3-8 所示。

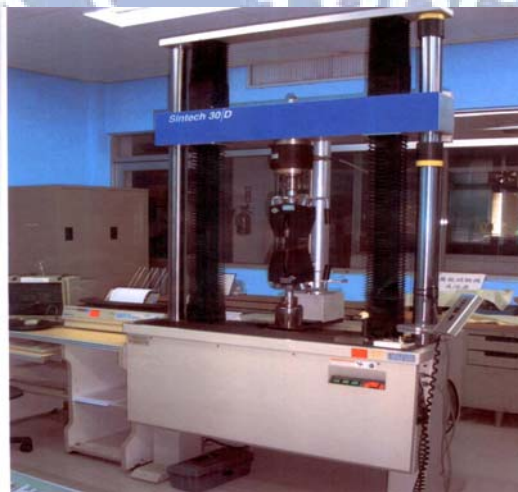


圖 3-8 本研究使用之拉伸試驗機外觀圖

3.7.2 拉伸實驗規劃

旋形管件拉伸試片係沿軸向方向進行製作，如圖 3.9(a)所示。試片採用 ASTM E370 規範規格，為有效提升試片製作效率、避免加工熱影響及尺寸精度，採用水刀先切割成 160x20 mm，再以線切割方式製作完成，試片尺寸如圖 3-9(b)、圖 3-9(c)所示，試片數量如表 3-2 所示。

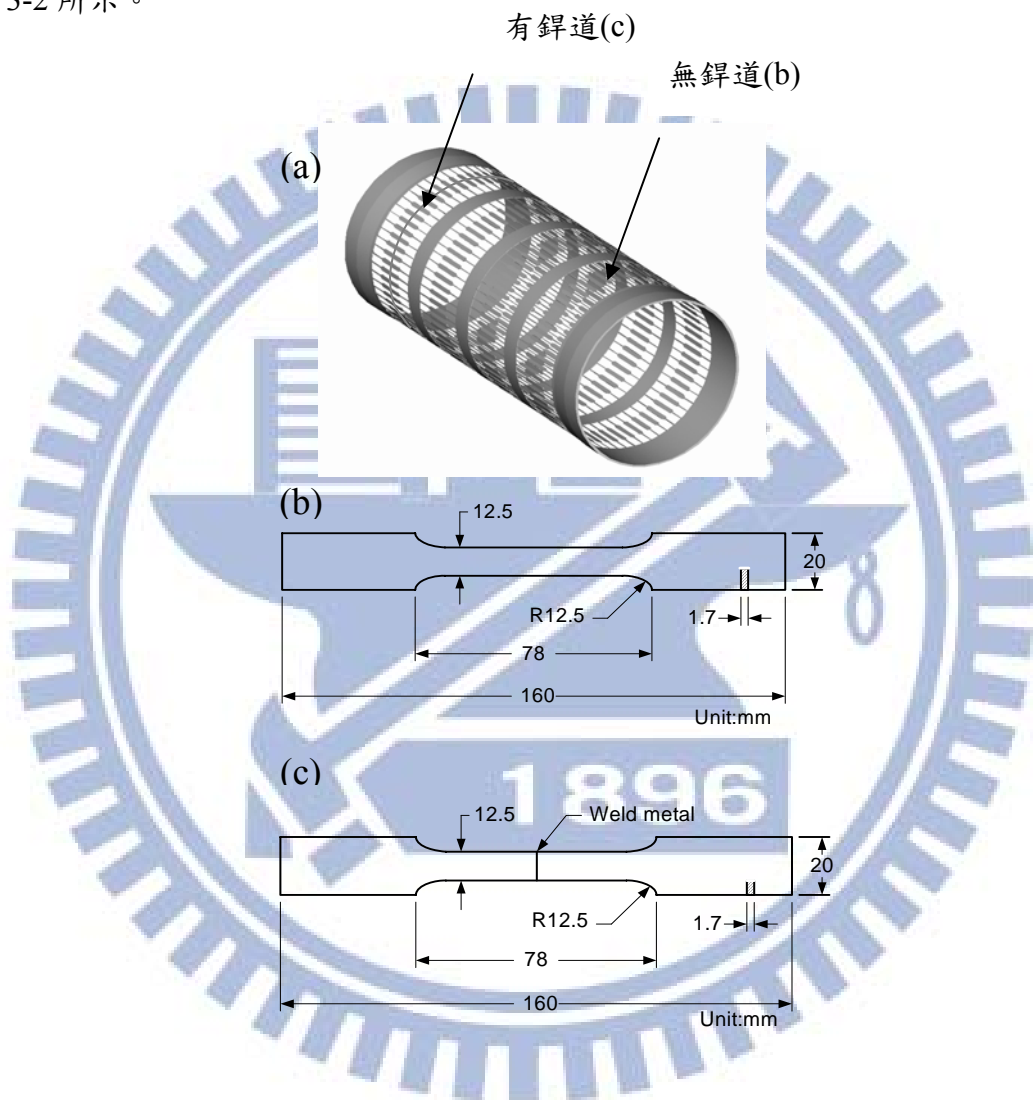


圖 3-9 依標準 ASTM E370 規範製作之拉伸試片尺寸圖

表 3-2 D6AC 鋼經不同旋形量與熱處理條件之實驗試片數量表

Item	Working procedures and specimen numbers (t=1.7 mm)						Sum	Specification	Method
	forming(0%)		forming(67%)		forming(78%)				
	F0	F0E	F67	F67E	F78	F78E			
RT	6	6	6	6	6	6	36	ASTM E370	Water & wire cutting
T250	6	6	6	6	6	6	36	ASTM E370	Water & wire cutting
T350	6	6	6	6	6	6	36	ASTM E370	Water & wire cutting
T450	6	6	6	6	6	6	36	ASTM E370	Water & wire cutting
T550	6	6	6	6	6	6	36	ASTM E370	Water & wire cutting
T650	6	6	6	6	6	6	36	ASTM E370	Water & wire cutting
Sum	36	36	36	36	36	36	216	ASTM E370	Water & wire cutting

註：1.觀察試片：3 mm×20 mm 各 6 片，共計 216 片

2. 實驗分類

- (1) F : 旋形加工
- (2) F0 : 未旋形加工
- (3) F67 : 67%旋形加工量
- (4) F78 : 78%旋形加工量
- (5) F0E : 未旋形加工+電子束銲接(120V)
- (6) F67E : 67%旋形加工量+電子束銲接(120V)
- (7) F78E : 78%旋形加工量+電子束銲接(120V)
- (8) RT : 未回火拉伸試件(常溫)
- (9) T250 : 拉伸試件(250°C)
- (10) T350 : 拉伸試件(350°C)
- (11) T450 : 拉伸試件(450°C)
- (12) T550 : 拉伸試件(550°C)
- (13) T650 : 拉伸試件(650°C)

3.8 金相觀察設備與目的

本研究所使用設備包含光學顯鏡(Optical microscopy, OM)。金相觀察目的，主要係比較旋形前、後各種熱處理道次及電子束銲接之熱影響對 D6AC 顯微組織的影響。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 3-10(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，觀察試片樹脂鑲埋示意圖，如圖 3-10(b) 所示。



(a)金相觀察試片 (b)試片經樹脂鑲埋後擺放方式

圖 3-10 金相觀察試片示意圖

3.9 X 光繞射(XRD)分析設備與實驗目的

3.9.1 X 光繞射(XRD)分析設備

本研究所使用設備為 Bede, D1 高解析度 X 光繞射儀(High resolution X-ray diffractometer, XRD) , 觀察試片係經各種製程條件處理後, 取 3 mm×12 mm 大小, 將欲進行之 X 光繞射面以碳化矽砂紙研磨至 1000 號, 再以丙酮振盪清洗後進行觀察, 本研究使用之 X 光繞射頻譜儀設備圖如圖 3-11 所示。



圖 3-11 本研究使用之 X 光繞射頻譜儀外觀圖

3.9.2 X 光繞射(XRD)實驗目的

本研究將利用 X 光繞射分析觀察試片在流旋形加工前、後之組織結構變化, 以分析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與影響, X 光繞射原理示意圖, 如圖 3-12 所示。

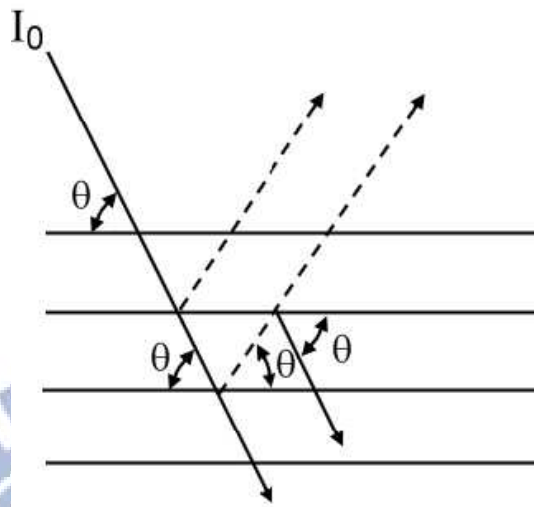


圖 3-12 X 光繞射原理示意圖

本研究使用之 X 光繞射頻譜儀實驗設備詳細參數條件如下所示：

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

3.10 表面形貌與成分分析設備與目的

3.10.1 表面形貌與成分分析設備

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。本研究所使用之設備為日本 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。本研究使用之場發射掃描式電子顯微鏡內部結構示意圖(圖 3-13)與設備圖(圖 3-14)如下所示。

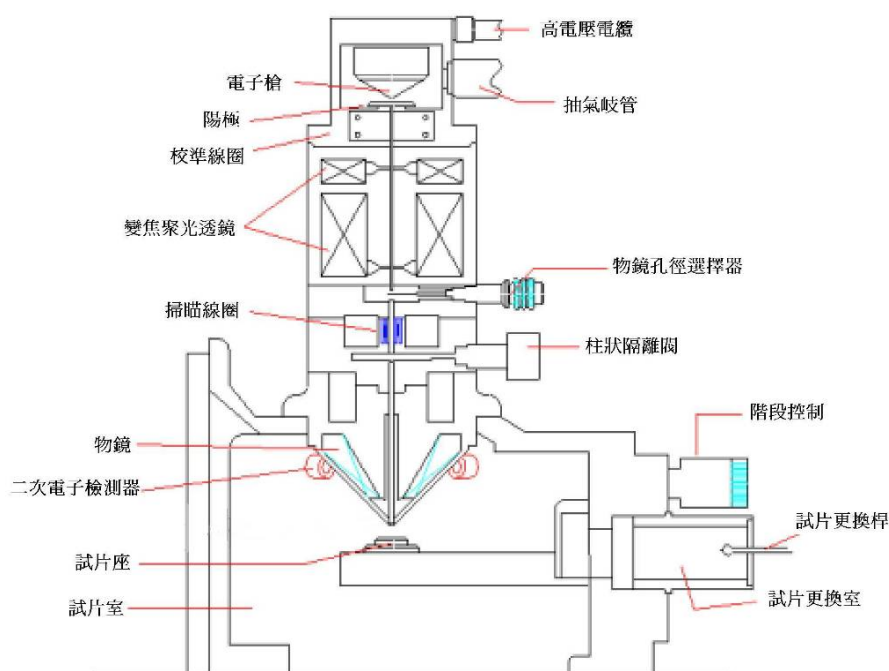


圖 3-13 場發射掃描式電子顯微鏡內部結構



圖 3-14 本研究使用場發射掃描式電子顯微鏡外觀圖

3.10.2 表面形貌與成份分析目的

本研究係運用場發射掃描式電子顯微鏡與附屬之能量色散 X 光譜儀，觀察 D6AC 鋼材在經電子束銲接、施予銲後回火熱處理後之拉伸破斷面等試片，同時分析試片表面

形貌與成分，進一步觀察 D6AC 微觀組織並分析其析出物的合金元素成份與單一合金元素分佈的狀況。

3.11 穿透式電子顯微鏡(TEM)的觀察與分析

本項觀察主要為了研究旋形前、後各種不同熱處理道次及電子束鋸道對 D6AC 顯微組織的影響。實驗所使用設備為日本 JEOL, JEM-2100F 場發射穿透式電子顯微鏡(Field emission transmission electron microscope, FETEM)。

試材準備係經由線切割方式取得約 5 mm×10 mm×0.2 mm 大小試片，經以碳化矽砂紙經 600→1200 號研磨至 0.1 mm 以下之薄膜試片(Thin foil)，以 Punch 截取直徑 3 mm 之圓形薄片，再利用 2000 號碳化矽砂紙研磨至 0.05 mm~0.06 mm。將研磨過的圓形試片以 5% Perchloric acid + 25% Glycerin + 70% Ethanol 為電解液，利用雙噴射電解拋光(Double-jet electro-polishing method)進行拋光。隨著材料顯微組織之不同，進行電解拋光的溫度、電壓及電流也會有所差異。電解溫度一般保持在-30°C~-40°C 之間可獲得較好的效果。操作電壓為 30 V，拋光電流為 25 mA~30 mA 之間。試片經過電解拋光後，必須立刻以無水酒精將殘留在試片上的電解液沖洗乾淨，待乾燥後即放入試片盒內，並置於真空箱中以避免污染及氧化。

試片於 TEM 觀察前先以 Gatan 691 離子減薄機(Precision ion polishing system)，藉由離子束入射試片表面，去除 TEM 試片表面的雜質，同時減薄 TEM 試片厚度。

第四章 實驗結果與討論

4.1 實驗材料驗證-化學成份分析

本研究所使用之材料為 D6AC 超高強度鋼胚管，係依 AMS 6431M 規範獲得，經大氣熔煉後再真空電弧精煉而成，以能量色散 X 光譜儀進行化學成份分析驗證，結果如圖 4-1 所示，其主要合金元素含量分別測得為碳含量 0.47~0.48%、錳含量 0.76~0.84%、鉻含量 1.0~1.02%、鉬含量 0.98~0.99%、鈦含量 0.1%、鎳含量 0.55%與鐵基底，且因真空電弧精煉之純化效應，使硫、磷、氧、氮等雜質之含量極低。

經驗證本研究所使用 D6AC 鋼其各項合金元素含量皆符合 AMS 6431M 標準規範之要求，如表 4-1 所示。

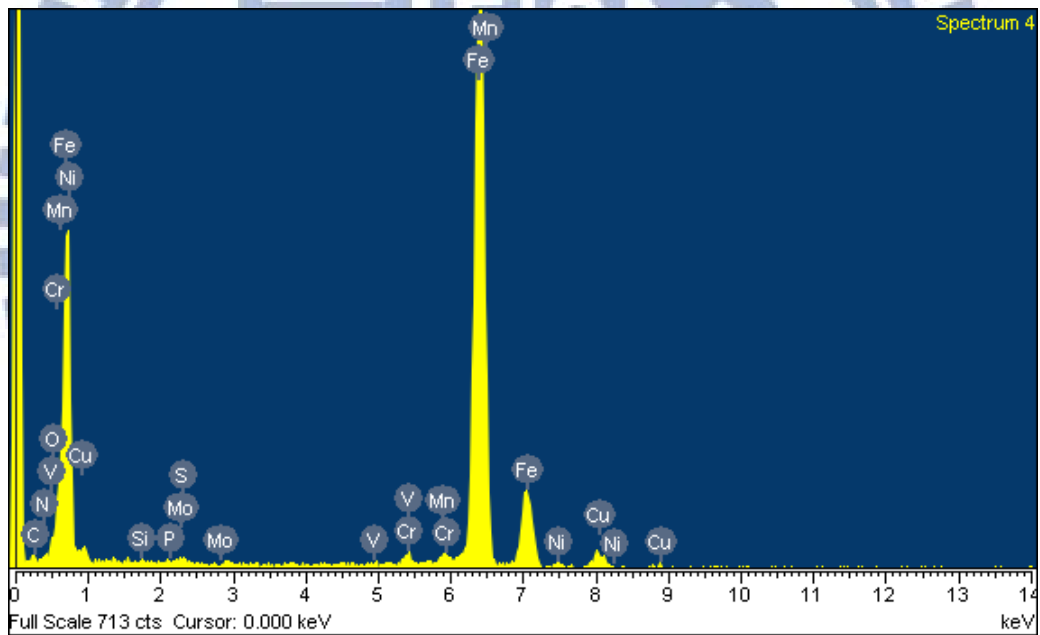


圖 4-1 以能量色散 X 光譜儀進行 D6AC 鋼成份分析

表 4-1 本研究所使用之 D6AC 超高強度鋼化學成份表(w.t. %)

Element	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	V	Cu	O	N	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	Max 0.35	Max 0.002	Max 0.005	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	0.05	0.0008 -0.001	0.0023 -0.0025	Bal.

4.2 D6AC 旋形胚盂之機械性質量測

4.2.1 微硬度量測

本研究採用 D6AC 鋼製之旋形胚盂，以硬度試驗機量測正常化處理試件平均硬度值為 44.0 ± 1.6 HRC，內外表面經車製加工後，其外表面硬度平均值為 45.2 ± 1.5 HRC，內表面硬度平均值為 46.6 ± 1.2 HRC，整體平均值為 45.9 HRC，相較車製前硬度值略為偏高，係因車製過程衍生加工硬化效應所致。

表 4-2 D6AC 旋形胚盂之洛氏硬度量測結果

旋形胚盂外表面							
	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，標準差為 1.5						

旋形胚盂內表面							
	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，標準差為 1.2						
旋形胚盂內外表面平均值			45.9 HRC				

4.2.2 金相顯微組織觀察

圖 4-2(a)、圖 4-2(b)係以光學顯微鏡分別觀察 D6AC 鋼製旋形胚盃之軸、徑向試片所得照片，此材料經正常化熱處理之金相顯微組織，其殘留沃斯田鐵組織與針狀麻田散鐵組織皆均勻分佈於肥粒鐵相之中。

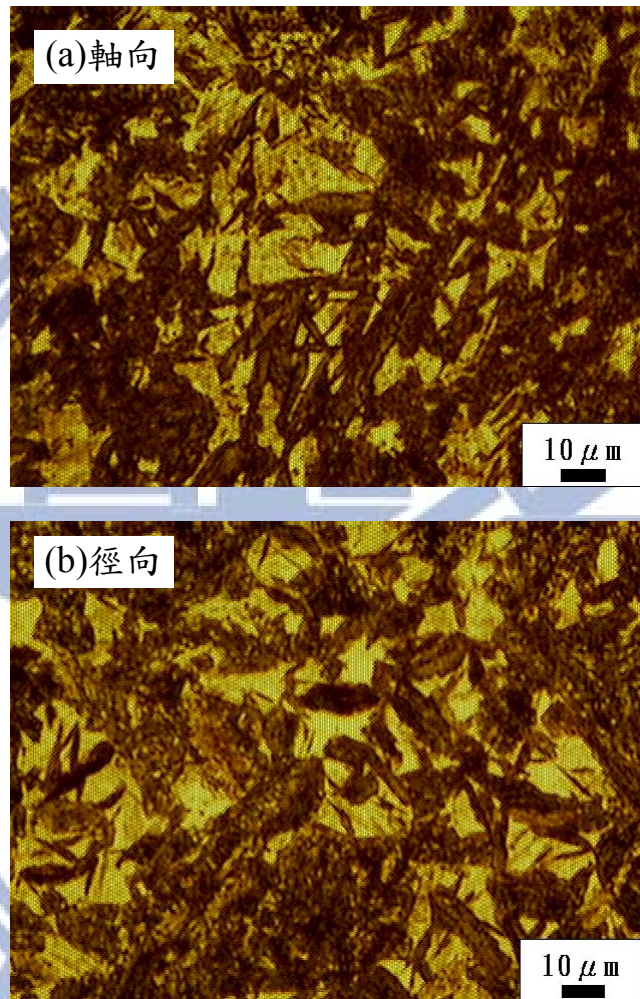


圖 4-2 正常化處理 D6AC 鋼製旋形胚盃金相顯微組織

4.2.3 D6AC 旋形胚盃之 X 光繞射分析

透過 X 光繞射分析，可鑑定相分佈與晶體結構，旋形胚盃之軸向或徑向試片，繞射峰角度皆以 44.58° 和 64.98° 為主，經比對其優選晶面方向分別為 (011) 和 (002)，分別代表體心立方晶的肥粒鐵相（晶格常數為 $a_0=0.286$ nm）與體心正方晶的針狀麻田散鐵組織（晶格常數為 $a_0=0.288$ nm），另位於 44.15° 不甚明顯之繞射峰，其優選晶面方向為 (111)，經比對可知為面心立方晶的殘留沃斯田鐵組織（晶格常數為 $a=0.369$ nm），

如圖 4-3 所示。整體觀之，D6AC 鋼製旋形胚盂之相組成，係於肥粒鐵相基底中均勻散佈少量針狀麻田散鐵組織與殘留沃斯田鐵組織。

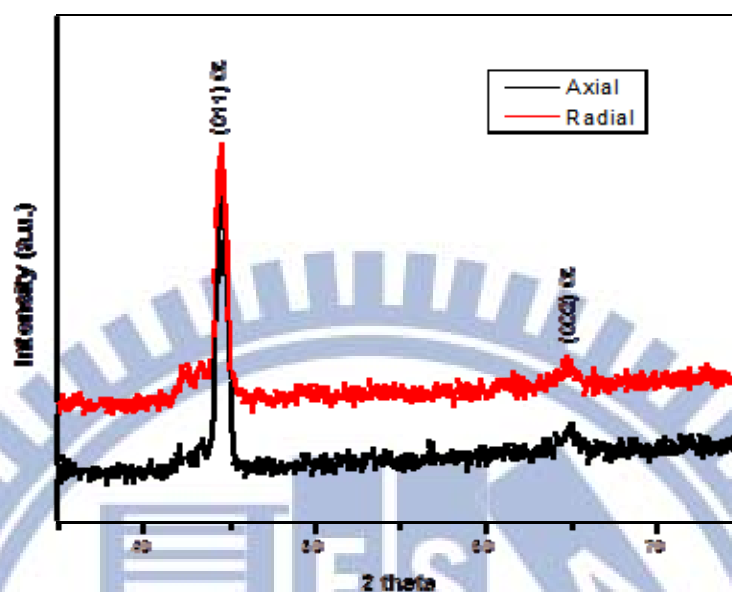


圖 4-3 D6AC 鋼製旋形胚盂軸向與徑向之 X 光繞射分析

4.2.4 D6AC 旋形胚盂之實驗結論

綜合以上分析結果可知：本研究使用之 D6AC 鋼製旋形粗胚，類屬超高強度鋼，不僅合金元素成份符合中碳低合金鋼之標準規範（AMS 6431M），其顯微組織亦甚為均勻，經 900°C 正常化熱處理，硬度值達 44.0 ± 1.6 HRC（規範值 42~53 HRC）。

本研究各實驗均採用同批熱處理製作之 D6AC 鋼質旋形粗胚，經車削加工受到加工硬化影響，D6AC 鋼製旋形胚盂外表面硬度平均值提升至 45.2 ± 1.5 HRC，內表面硬度平均值亦增為 46.6 ± 1.2 HRC，整體平均值達 45.9 HRC。

經 X 光繞射分析得知，經 900°C 正常化熱處理所得之 D6AC 鋼製旋形胚盂之顯微組織，係於肥粒鐵相基底中均勻散佈少量針狀麻田散鐵組織與殘留沃斯田鐵組織。

後續章節將以不同旋形量加工、電子束銲接與熱處理等製程控制參數研究，對 D6AC 鋼製旋形胚盂材質加工特性逐步進行剖析。

4.3 不同旋形量對機械性質與顯微組織之影響

4.3.1 實驗目的與流程

D6AC 超高強度鋼，經大氣熔煉、真空電弧精煉與正常化熱處理後，具有良好的成形性，在航太及國防科技工業常用以製造高強度長薄型無縫管件，運用非切削性、無屑之旋形加工技術，不僅可節省材料、加工快速、增加強度、降低製造成本，透過此類冷作成形加工，亦可獲得高精度品質的管件。

D6AC 超高強度鋼經高斷面減縮率旋形冷作加工，以其流變成形過程使晶粒纖維化，進而衍生加工硬化效果。一般而言，影響旋形加工成功與否，與材料特性、主軸轉速、進給速率、滾輪圓角半徑等加工參數有關，經前節瞭解 D6AC 鋼製旋形胚盃之材質特性，進而對 D6AC 鋼製旋形胚盃施以不同旋形加工量，瞭解機械性質及顯微組織之變化趨勢，藉此獲得最終成品與最佳製程參數條件。

本研究係 D6AC 鋼製旋形胚盃需經正常化熱處理(900°C/持溫 105 分鐘/空冷)、車製、旋形加工(依前段新獲之最佳旋形參數執行)等作業道次，實驗流程詳如圖 4-4，分述如下：

1. 胚件車製成壁厚 1.7 mm(減縮率 0%)。
2. 車製成壁厚 5.2mm 之旋形胚件，經旋形加工使壁厚減至 1.7mm(減縮率 67%)。
3. 車至壁厚 8mm，再以旋形縮減壁厚至 1.7mm (減縮率 78%)。

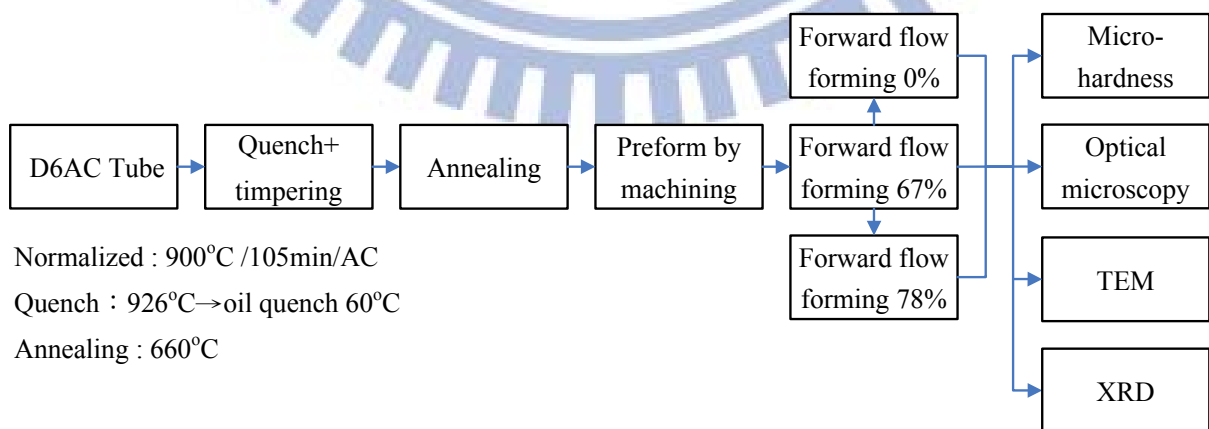


圖 4-4 D6AC 鋼製旋形胚盃經不同旋形加工量之實驗流程圖

4.3.2 試旋製程與結果

為有效縮短試旋時程，並降低製程失敗率，不致徒耗較難獲得之 D6AC 實驗用料，經評估另以同屬超高強度鋼之 SAE4130 鋼，以其最佳旋形參數條件為基礎，規劃如下三組不同參數條件施予試旋：

1. 滾輪幾何形狀（前攻角/滾輪圓角半徑/後讓角）：
X 軸 $30^\circ/R4/10^\circ$ 、Y 軸 $20^\circ/R2/10^\circ$ 、Z 軸 $30^\circ/R4/10^\circ$ 。
2. 滾輪材質：SKH11 高速鋼。
3. 型模直徑：420mm。
4. 主軸轉速：60 rpm。
5. 進給速率：0.7 mm/rev。

試旋結果如圖 4-5 所示，當旋形 50%減縮量，管壁即產生破裂縫，而隨後於旋形至 73%減縮量時，即產生嚴重之內外壁整圈破裂。同時透過圖 4-6 旋後破裂面之 SEM 圖觀察，其未破裂之區域已呈現塑性變形，而材料之破斷面則呈現明顯的脆性破裂，另外沿邊界破斷面亦呈現流線狀組織，足證明此破裂面主要形態係屬脆性破裂。



(a)外觀破裂面

(b)外壁破裂面

(c)內壁破裂面

圖 4-5 試旋破裂狀況

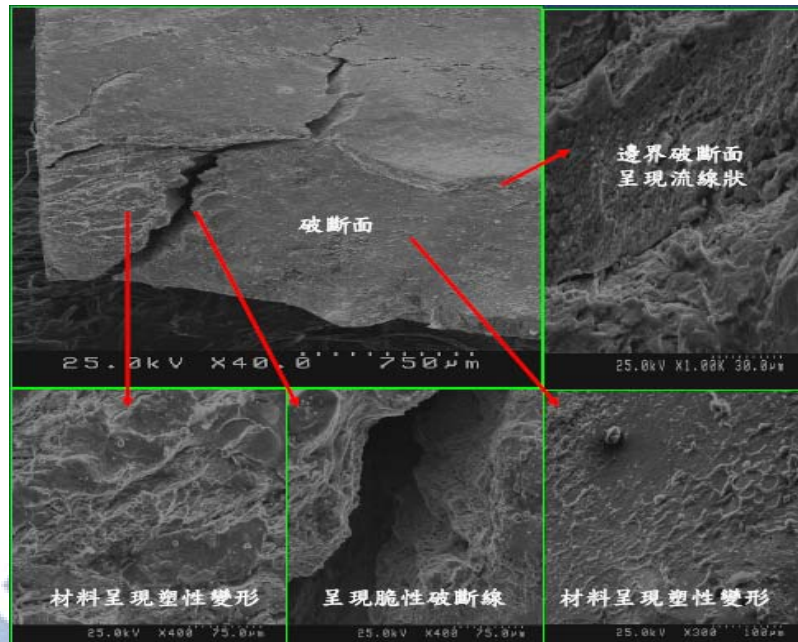


圖 4-6 旋後破裂面之 SEM 圖

圖 4-7 為不同試旋形量之 OM 分析圖，觀察母材區為明顯之等軸晶粒，其表面形貌隨著旋形量增加，其晶粒因不斷受到擠壓及拉長，逐漸具有方向性，最後呈現細長針狀組織。

圖 4-8 則為不同試旋形量之 TEM 分析圖，觀察母材區為均勻之肥粒鐵與波來鐵，其微結構與差排程度亦隨著旋形程度增加，逐漸具有高密度與差排增生現象。

由上述觀察結果得知，當進行旋形加工時，材料晶格因受到外力產生方向性變形，且經正常化之材料硬度仍偏高，導致材料呈現明顯脆性破裂特徵，此為造成旋裂的主要原因，因此本研究將透過退火處理方式使胚件軟化降低材料硬度，以利後續旋形加工進行。

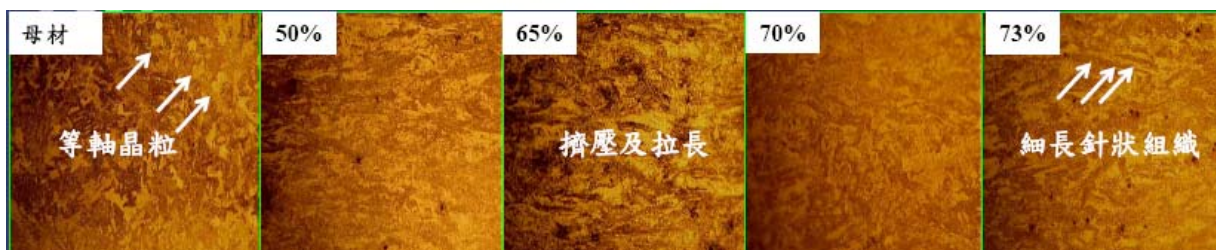


圖 4-7 不同試旋形量之 OM 分析圖

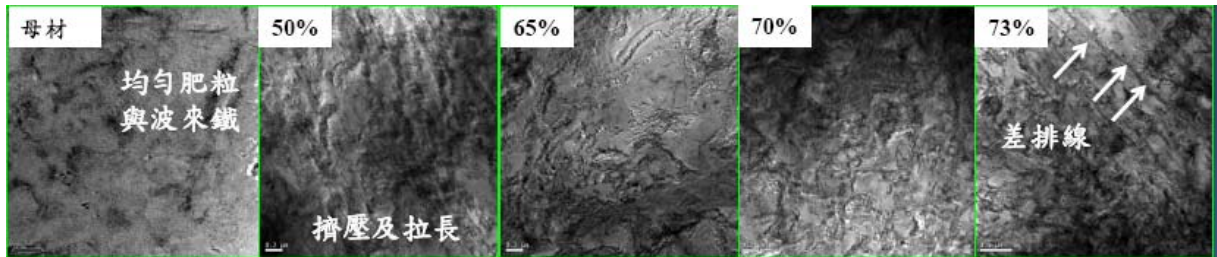


圖 4-8 不同試旋旋形量之 TEM 分析圖

4.3.3 微硬度量測

正常化熱處理之 D6AC 鋼製之旋形胚盃，以不同壁厚減縮率（0%、67%、78%）予以加工，其管壁截面徑向硬度平均值分別為 45.4HRC、48.9 HRC 及 49.2HRC，各量測點硬度數據如圖 4-9 所示。由其硬度呈近似水平分佈，可知加工品質甚為穩定，此係因材料經順流旋形徑向應力與金屬沿軸向流動之雙重作用，使組織產生具方向性之纖維狀流變結構，隨著斷面縮減率提高，材料內部顯著變形使晶粒細化，高密度差排形成累積應變能增加，故硬度相對提高；相對於縮減率 0% 管件之硬度值（ $45.4 \pm 0.7\text{HRC}$ ），壁厚縮減率 67%、78% 管件之硬度值分別提高 7.7%、8.3%（ $49.2 \pm 0.8\text{HRC}$ ），旋形量愈大其機械強度亦相對提升。

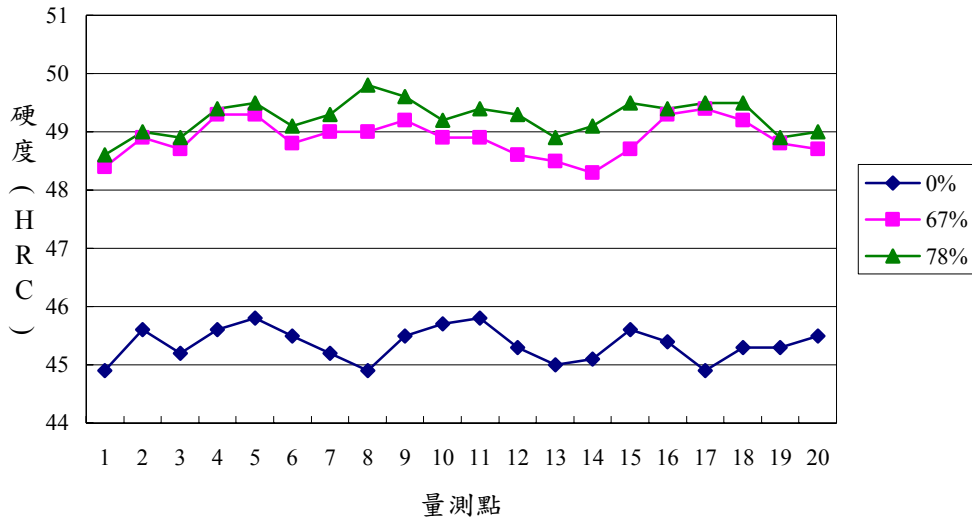


圖 4-9 不同旋形量之 D6AC 鋼管壁截面徑向微硬度分佈

4.3.4 金相顯微組之觀察

圖 4-10 至圖 4-12 所示，為 D6AC 鋼材經不同旋形量(未旋形 0%、67%、78%)之金相顯微組織，由圖 4-10 與圖 4-11 顯示，比較未經旋形之母材與經 67%減縮率之結果，旋形後其流變組織具方向性，當施以 78%之高減縮率時，如圖 4-12 的金相圖可以明顯看到因大量的冷加工作用使晶粒發生畸變轉為纖維狀結構，較硬脆的麻田散組織則被擠壓變形呈現細長狀。

經歸納 D6AC 超高強度鋼經由不同旋形變形量下，隨著減縮率越大，晶粒逐漸沿加工與材料流動方向被擠壓以及拉長，變形量亦隨之提高。

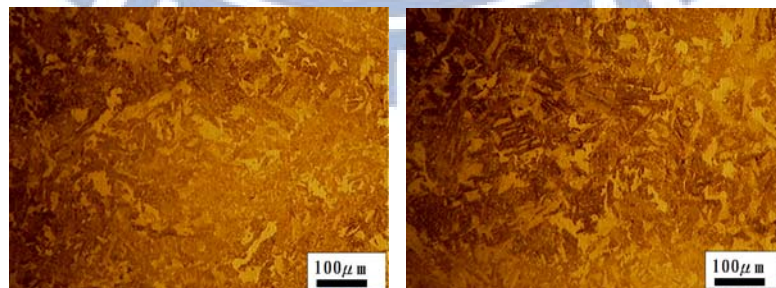


圖 4-10 未旋形 D6AC 鋼之金相顯微組織

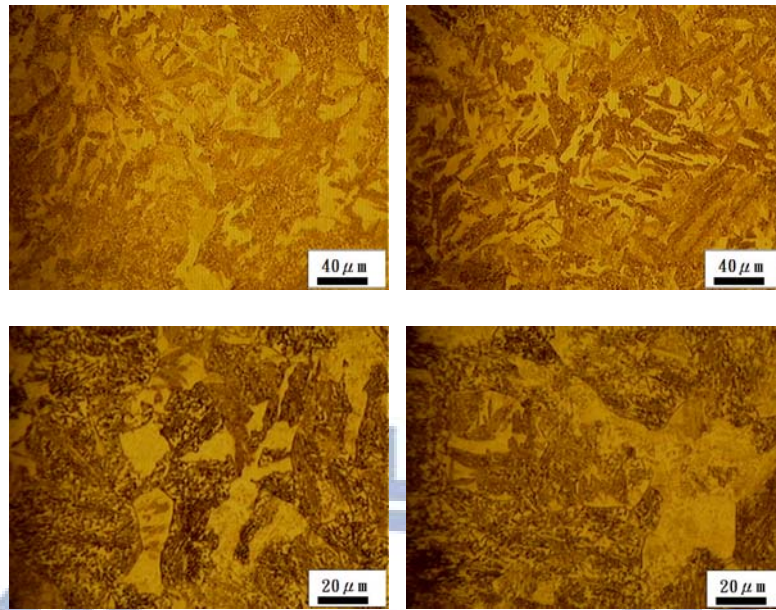


圖 4-10 未旋形 D6AC 鋼之金相顯微組織(續)

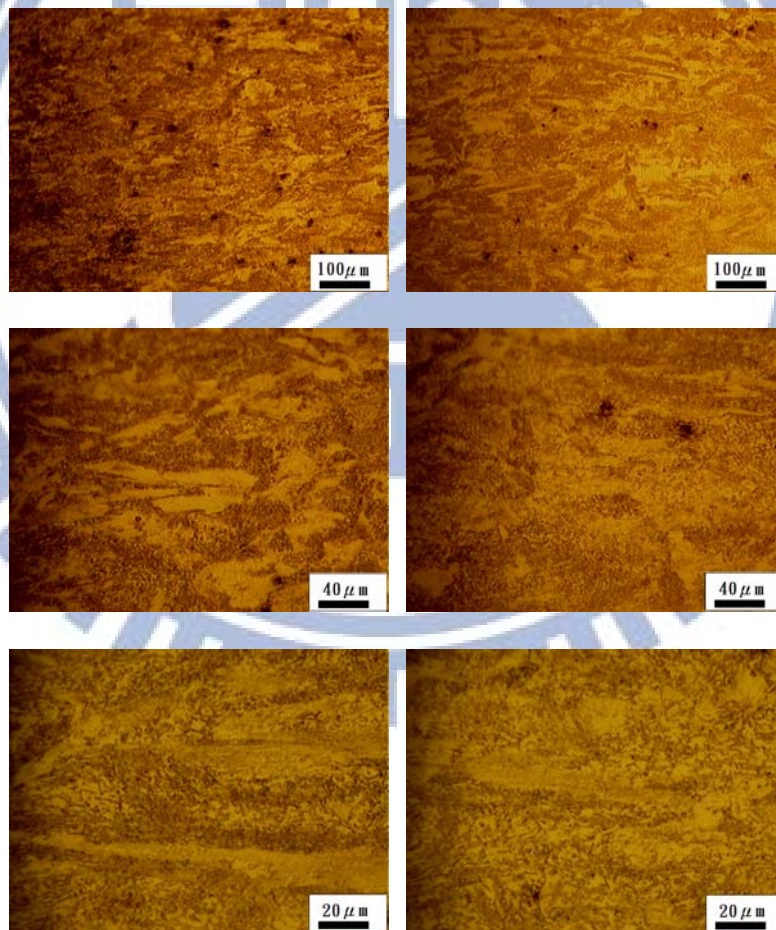


圖 4-11 67%旋形量 D6AC 鋼之金相顯微組織

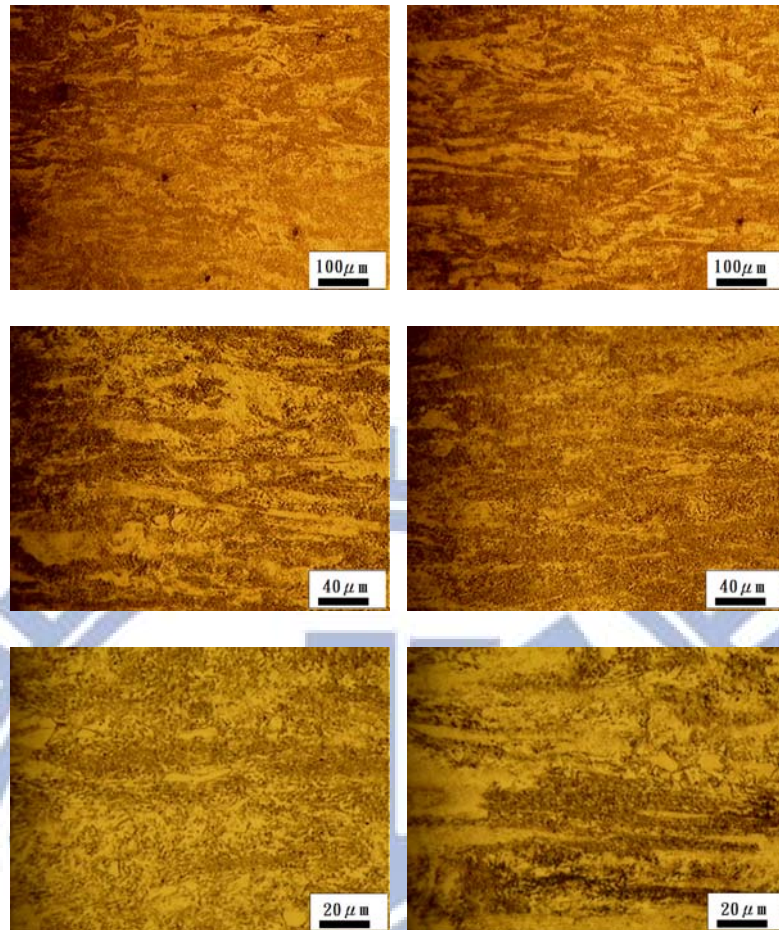


圖 4-12 78%旋形量 D6AC 鋼之金相顯微組織

4.3.5 不同旋形量 D6AC 旋形管件之 X 光繞射分析

在此利用X光繞射鑑定不同壁厚減縮率之D6AC旋形鋼管晶體結構變化情形。當壁厚減縮率自0%增至67%時，可由圖4-13觀察發現位於 44.15° 繞射角之(111)平面之繞射峰消失，代表原殘留之沃斯田鐵組織已不存在，其因係此材料受到大量塑性加工後，推論殘餘沃斯田鐵因應力誘發相變態，而轉為麻田散鐵。換言之，壁厚減縮率67%、78%之D6AC旋形鋼管，其微觀組織係以肥粒鐵相為基底，均勻散佈針狀麻田散鐵組織共同構成。

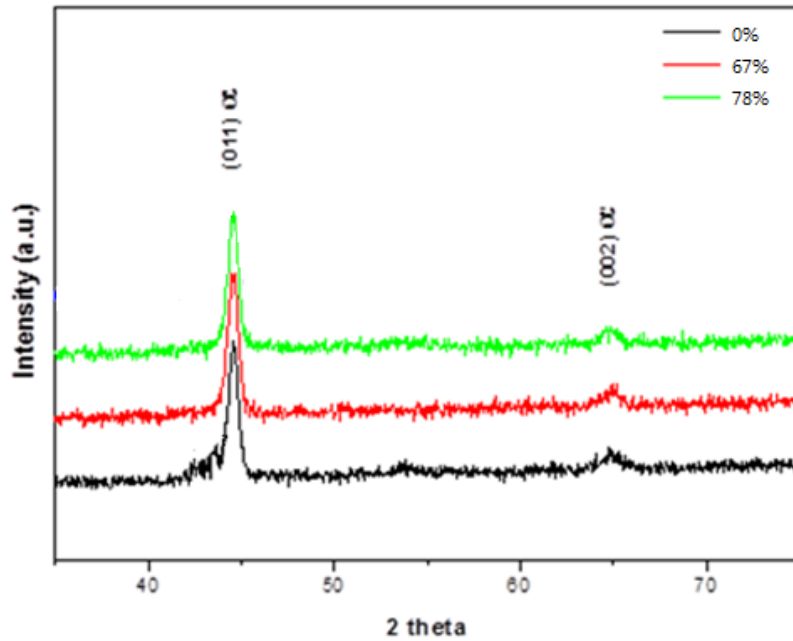


圖 4-13 不同旋形量 D6AC 旋形管件之 X 光繞射分析

4.3.6 不同旋形量 D6AC 旋形管件之實驗結論

本研究 D6AC 鋼製旋形胚孟採順流旋形加工，當壁厚縮減率達 67% 及 78% 時，透過金相組織觀察，晶粒即轉為纖維狀流變組織，不僅 67% 旋形量之硬度平均值 48.9HRC 相較於旋形胚孟 45.4HRC 提高 7.7%，78% 旋形量之硬度平均值 49.2HRC 更提高達 8.3%，且截面硬度均呈現近似水平分佈，顯示順流旋形冷作加工品質極為優良穩定。

隨著旋形加工量愈大，變形量隨之提高，同時伴隨應力增加誘發相變化，促使材料硬度上升。由 X 光繞射分析結果發現：原存於 D6AC 鋼製旋形胚孟微觀組織之殘留沃斯田鐵，經壁厚縮減率達 67% 加工量後隨即消失，並將殘留沃斯田鐵轉為麻田散鐵組織。

由此觀之，綜合考量材料使用經濟性與易製性，工程設計應用若能採用 78% 壁厚縮減率之高效率製程，定能發揮 D6AC 超高強度鋼優異的機械性能。

4.4 不同旋形量與電子束銲接對 D6AC 鋼的影響

4.4.1 實驗目的與流程

電子束銲接為高能量密度之銲接製程，銲道具極高之深寬比與極窄之熱影響區，其品質與加速電壓、射束電流、射束聚焦、銲接速度、燈絲電流、射束偏轉、工作距離、真空度等能量輸入參數有關，加諸材料厚度與熱傳速率等變因，均為影響銲道寬度及其顯微組織之重要因素。

為有效縮短試銲時程，並降低製程失敗率，不致徒耗較難獲得之 D6AC 實驗用料，經評估另以同屬超高強度鋼之 SAE4130 鋼（泛用於大型飛行精密載具），以其最佳化銲接參數為基礎，規劃六組不同參數條件施予試銲。

試銲結果顯示：當射束能量過低造成銲道滲透不足，無法完全熔透工件；而射束能量過高則造成銲道過度滲透，銲道表面有凹陷現象。最終獲得最佳化銲接參數為：射束電流 20 mA、加速電壓：120 KV、射束聚焦 580 mm、銲接速度 2100 mm/min、工作距離 444.5 mm、真空度 1.33×10^{-2} Pa。

本節沿襲前述研究結果，取 67%、78% 壁厚減縮率之 D6AC 旋形管件進行電子束銲接研究，實驗流程如圖 4-14 所示。藉由旋形加工與電子束銲接之交互作用探討，進而瞭解其間差異與關聯。

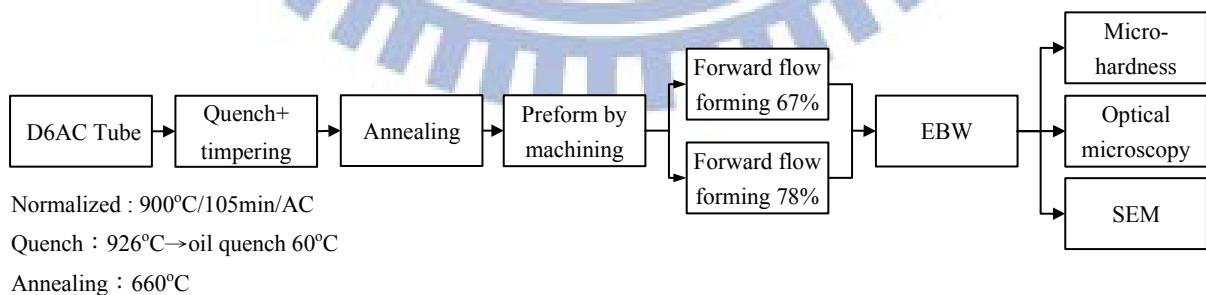


圖 4-14 不同旋形量 D6AC 旋形管件之電子束銲接實驗流程圖

4.4.2 微硬度量測

經電子束銲接前後之微硬度分佈圖依不同旋形量如圖 4-9、圖 4-15 及圖 4-16 所示，銲接前 D6AC 鋼製之旋形胚盃，以不同壁厚減縮率（67%、78%）予以加工，其管壁截面徑向硬度平均值分別為 $43.8 \pm 0.6 \text{HRC}$ (67%) 以及 $48.9 \pm 0.6 \text{HRC}$ ，各量測點硬度數據如圖 4-9、圖 4-15 及圖 4-16 所示。未銲接前不同壁厚減縮率（67%、78%）其洛氏硬度呈近似水平分佈，可知加工品質甚為穩定，此係因材料經順流旋形徑向應力與金屬沿軸向流動之雙重作用，使組織產生具方向性之纖維狀流變結構，隨著斷面縮減率提高，78% 較 67% 之硬度為高，提升約 11%，材料內部顯著變形使晶粒細化，高密度差排形成累積應變能增加，故硬度相對提高；67% 之電子束銲接後銲道硬度於熔融區有顯著的提升，由 $43.8 \pm 0.6 \text{HRC}$ 提升至 $65.2 \pm 0.8 \text{HRC}$ ，熱影響區則由 $43.8 \pm 0.6 \text{HRC}$ 提升至 $53.8 \pm 0.6 \text{HRC}$ ，78% 之電子束銲接後銲道硬度於熔融區由 $48.9 \pm 0.6 \text{HRC}$ 提升至 $77.2 \pm 0.8 \text{HRC}$ ，熱影響區則由 48.9 ± 0.6 提升至 $63.5 \pm 0.6 \text{HRC}$ ，由以上資料可得知，D6AC 管材經不同旋形量加工之下，硬度值已隨旋形量上升而提升，銲後其熔融區與熱影響區之硬度提升情形仍然顯著，亦即旋形量愈大其機械強度亦相對提升。

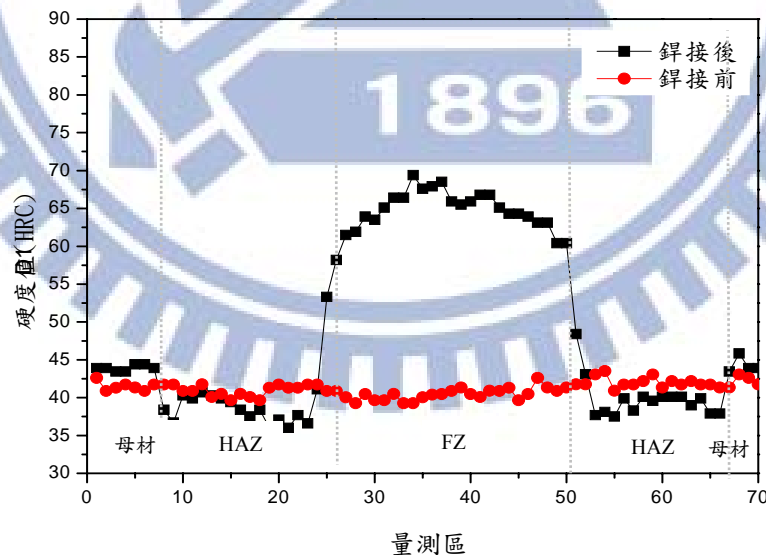


圖 4-15 67%旋形量 D6AC 鋼電子束銲接前後之硬度值比較圖

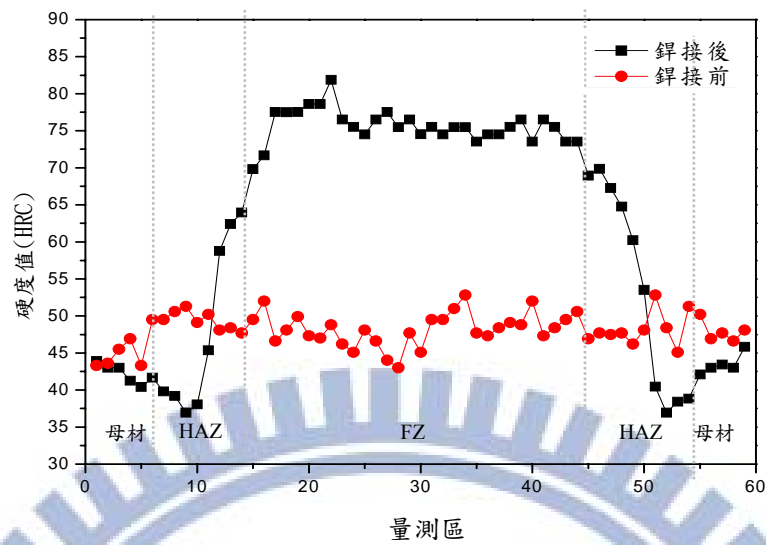


圖 4-16 78%旋形量 D6AC 鋼電子束銲接前後之微硬度分佈圖

4.4.3 金相顯微組織觀察

如圖 4-17 至圖 4-20 所示為 67%及 78%旋形加工量下之金相顯微組織，比較圖 4-2 與圖 4-8 可得知，電子束銲件隨著旋形加工量的增加，銲道截面積會相對縮小，同時銲道微硬度分佈的滴狀曲線也會隨著變窄。比較圖 4-19(a)及圖 4-20(a)可得知，熔融區則均有樹枝狀纖維之紋路產生，由銲接過程中，經熔融並急速冷卻將產生麻田散鐵組織為主之銲道熔融區，與上一小節所量測得之洛氏硬度在熔融區大幅提升之情形相吻合。比較圖 4-18(b)(c)與圖 4-20(b)(c)可得知，高旋形量之管件，材料內部已儲存較高的應變能，會使得材料的再結晶溫度下降，因此相同的銲接熱輸入量，將會使熱影響區有更多的晶粒成長，故 78%的熱影響區其晶粒大小相較 67%的熱影響區為大。比較圖 4-18(d)與圖 4-20(d)可得知，不同旋形量之管件顯微組織，與圖 4-3 所得出之結果現象相符，均具有與加工方向對應之流變組織。

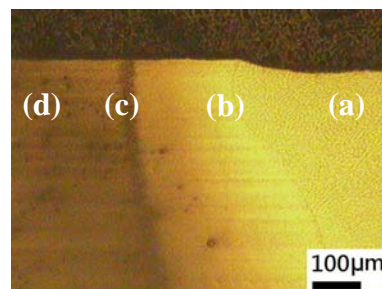
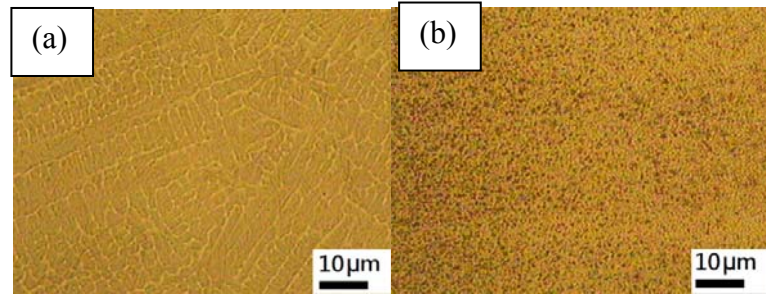
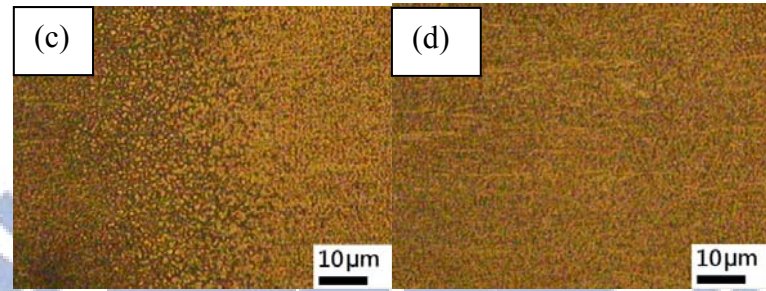


圖 4-17 67%旋形量之 D6AC 鋼電子束銲後之金相圖



(a) 熔融區

(b) 熱影響區



(c) 暗浸蝕區

(d) 母材區

圖 4-18 67%旋形量之 D6AC 鋼電子束銲後之金相圖(續)

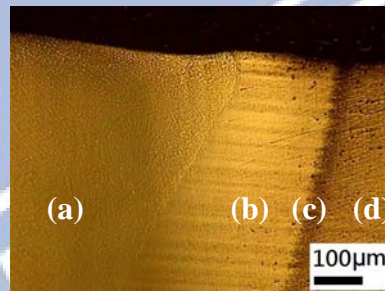
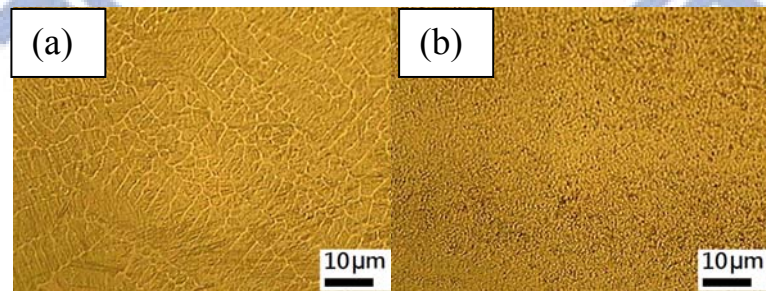


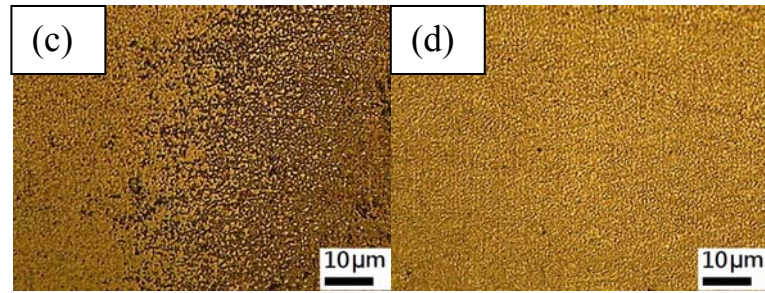
圖 4-19 78%旋形量之 D6AC 鋼電子束銲後之金相圖



(a) 熔融區

(b) 熱影響區

圖 4-20 78%旋形量之 D6AC 鋼電子束銲後之金相圖(續)



(c) 暗浸蝕區

(d) 母材區

圖 4-20 78%旋形量之 D6AC 鋼電子束銲後之金相圖(續)

4.4.4 D6AC 鋼電子束銲接後之實驗結論

1. 於金相實驗中觀察熔融區可得知，其結構係以樹枝狀結晶分佈之麻田散鐵相為主，與硬度試驗中所得出之熔融區硬度大幅提升情形相呼應，除觀察銲道外，其母材所呈現之金相結果，亦再次顯示旋形加工將於管材中形成旋形流變組織之情況。
2. 電子束銲件隨著旋形加工量的增加，銲道截面積會相對變大，銲道硬度分佈曲線也會隨著變窄。
3. 未旋形加工經電子束銲接後，由 OM 及 SEM 觀察其熱影響區之暗浸蝕帶均不明顯。而隨著旋形加工量增加，將產生晶粒細化作用，熱影響區的晶粒大小亦隨之成長。
4. 熔融區由於受到銲後急速冷卻，產生大量麻田散鐵組織，造成殘留應力累積，因此必須做銲後回火處理以提升整體機械強度。

4.5 不同回火溫度對 D6AC 鋼銲後之機械性質與顯微組織影響

4.5.1 實驗目的與流程

D6AC 鋼經旋形加工為精密無縫管件，其時間溫度轉變圖(TTT curve)(圖 1-1)，顯示其 Ms 溫度約為 300°C，較低的 Ms 溫度，與較慢速的降溫能充分使鋼材由沃斯田鐵轉為變韌鐵。更進一步的探討，銲件將會由於銲接過程時的高溫，使局部的麻田散鐵轉為變韌鐵及回火麻田散鐵，進而影響其韌性與硬度。當再施予電子束銲接後，由 4-3 及 4-4 節的研究結果顯示，D6AC 鋼材在經高旋形量及電子束銲接後，延伸率均大幅的下降，

為解決銲後延伸率不足問題，須藉由回火熱處理來改善。因此，本階段研究以 D6AC 鋼材經 67%及 78%旋形加工量進行全尺寸精密無縫管件，分別施以 250°C、350°C、450°C、550°C、650°C 溫度持溫 2 小時後，空冷至室溫，以分析各種不同回火溫度對機械性質及顯微組織之影響，期能獲得最佳化的回火熱處理條件，使 D6AC 鋼銲後具有優良的機械強度，以做為未來工程設計及應用時的參考。實驗流程如圖 4-21 所示。

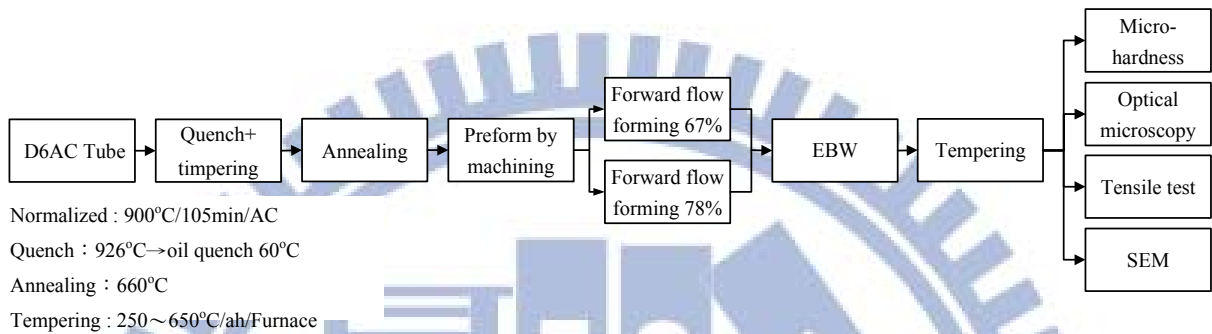


圖 4-21 銲後經不同溫度回火熱處理之實驗流程圖

4.5.2 微硬度量測

67%旋形管件經電子束銲接後，銲件的熔融區與熱影響區其洛氏硬度變化的情形，如圖 4-22 所示。隨著施以回火溫度 250°C、350°C、450°C、550°C 持溫 2 小時後空冷至室溫，其熔融區的硬度由 63.2 降至 44.5 HRC；熱影響區的硬度也降至約 36-40 HRC。同時，其強度亦隨回火溫度上升而下降，延伸率則隨之上升。

78%旋形管件經電子束銲接後，分別施予不同回火溫度 250°C、350°C、450°C、550°C、650°C 持溫 2 小時後空冷至室溫，其硬度分佈如圖所示；當管件執行 250°C 回火熱處理，旋形量 67%之硬度值（55.1HRC）相對於未熱處理硬度下降 6%；旋形量 78%之硬度（60.5HRC）相對於未熱處理硬度則下降 4%，其原因為低溫回火僅僅對材料內部應力釋放增加材料之韌性，顯微組織並沒有其他第二相產生。故 67%與 78%之硬度值大幅度下降分別為 43.1HRC 與 49.8HRC；而隨著溫度提高至 450 與 550°C 區間，可以發現銲道的硬度值為 44.5HRC，相較於母材 42.8HRC，約僅剩 3%之差異。

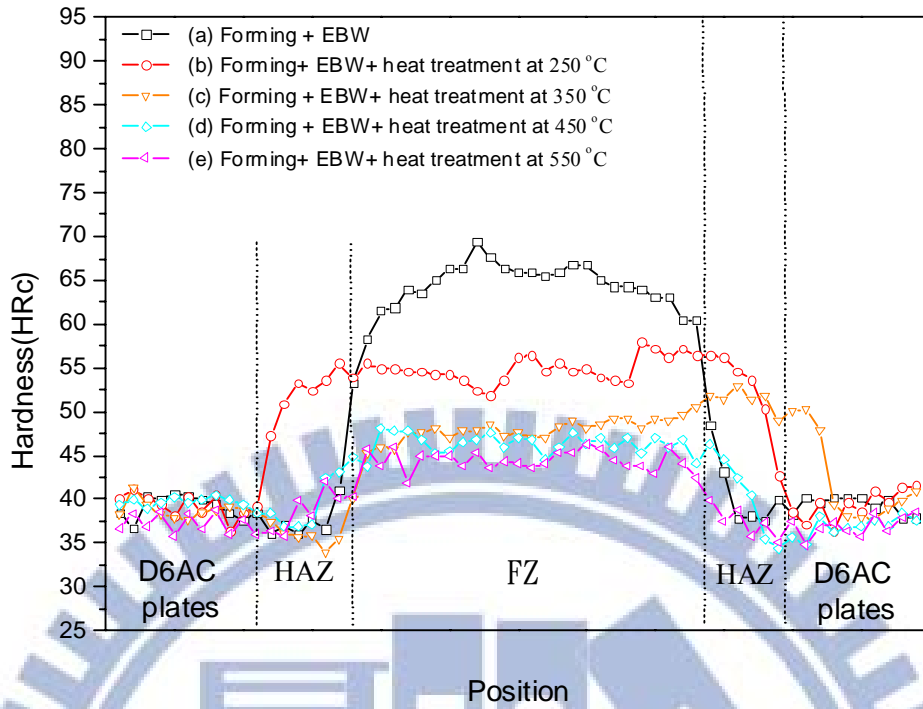


圖 4-22 67%旋形量之 D6AC 鋼熔融區與熱影響區之硬度分佈圖

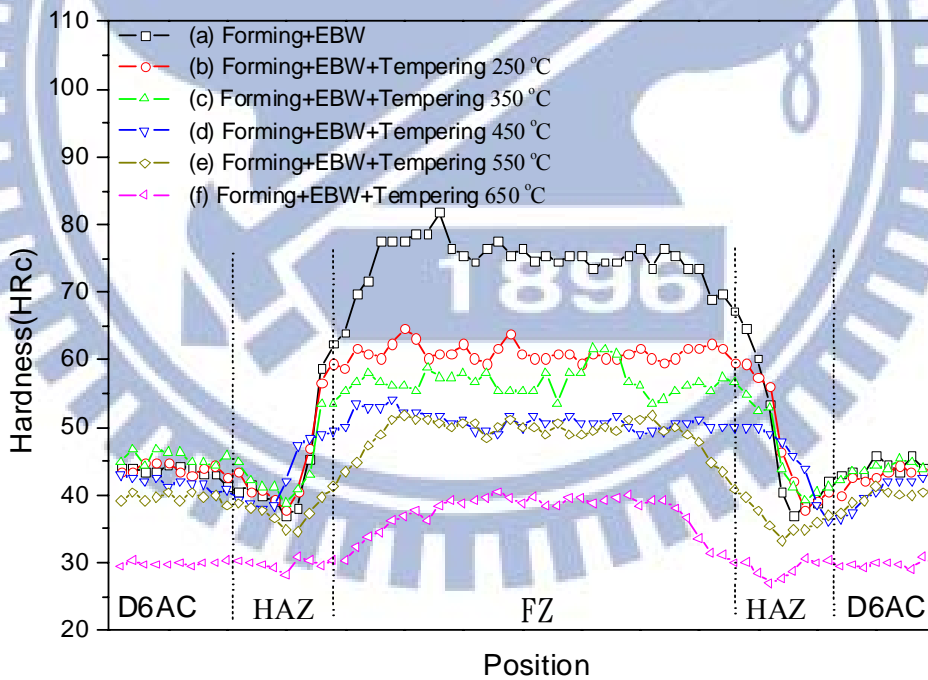
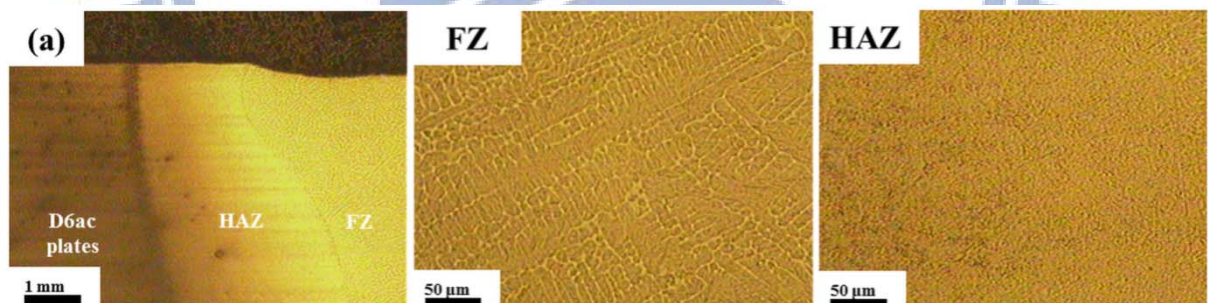


圖 4-23 78%旋形量之 D6AC 鋼熔融區與熱影響區之硬度分佈圖

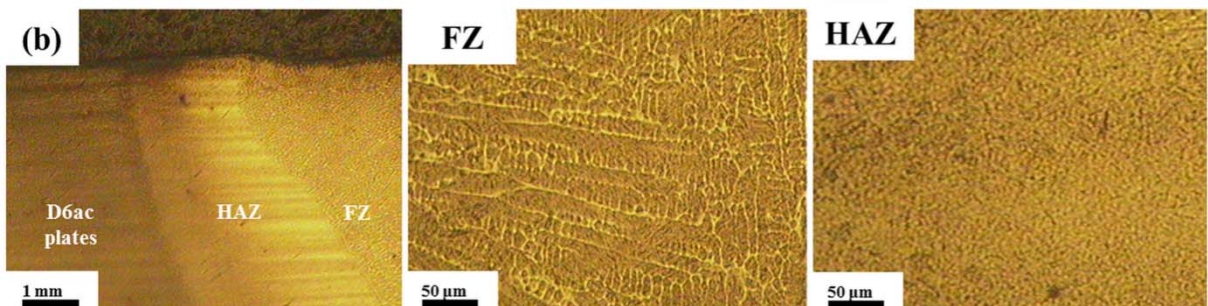
4.5.3 金相顯微組織觀察

依 Tsay[25]研究雷射銲接 D6AC 鋼材後之銲道組織，藉由 TEM 觀察其微結構結果，可知若未經銲後熱處理的試片，會生成麻田散鐵及下變韌鐵組織，而本研究之熔融區經觀察亦為樹枝狀結構之麻田散鐵及下變韌體組織。圖 4-24(a)至(e)顯示 67%旋形加工量下之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擴散之趨勢。

如圖 4-24(a)與(b)所示，發現在熔融區因母材快速冷卻凝固，在熔融區晶界處產生樹枝狀、纖維狀的紋路，並且有些會延伸到熱影響區，此紋路的分佈情形，相較未回火的試片有隨回火溫度上升逐漸模糊的趨勢。可觀察得未回火與 250°C 回火條件下之熔融區與熱影響區，其內部顯微組織並無顯著改變，熔融區仍維持針葉狀之麻田散組織，顯示低溫回火有其晶粒細化之趨勢；當回火溫度達 550°C 時，圖 4-24(c)之熔融區樹枝狀結晶，則已呈現較為緻密之回火麻田散組織，熱影響區則開始有晶粒成長之趨勢，圖 4-24(d)與(e)如同硬度試驗所呈現之趨勢，熔融區已呈現板狀之麻田散鐵組織與熱影響區之肥粒鐵亦由點連接成線狀分布其內。



(a)未回火



(b)250°C

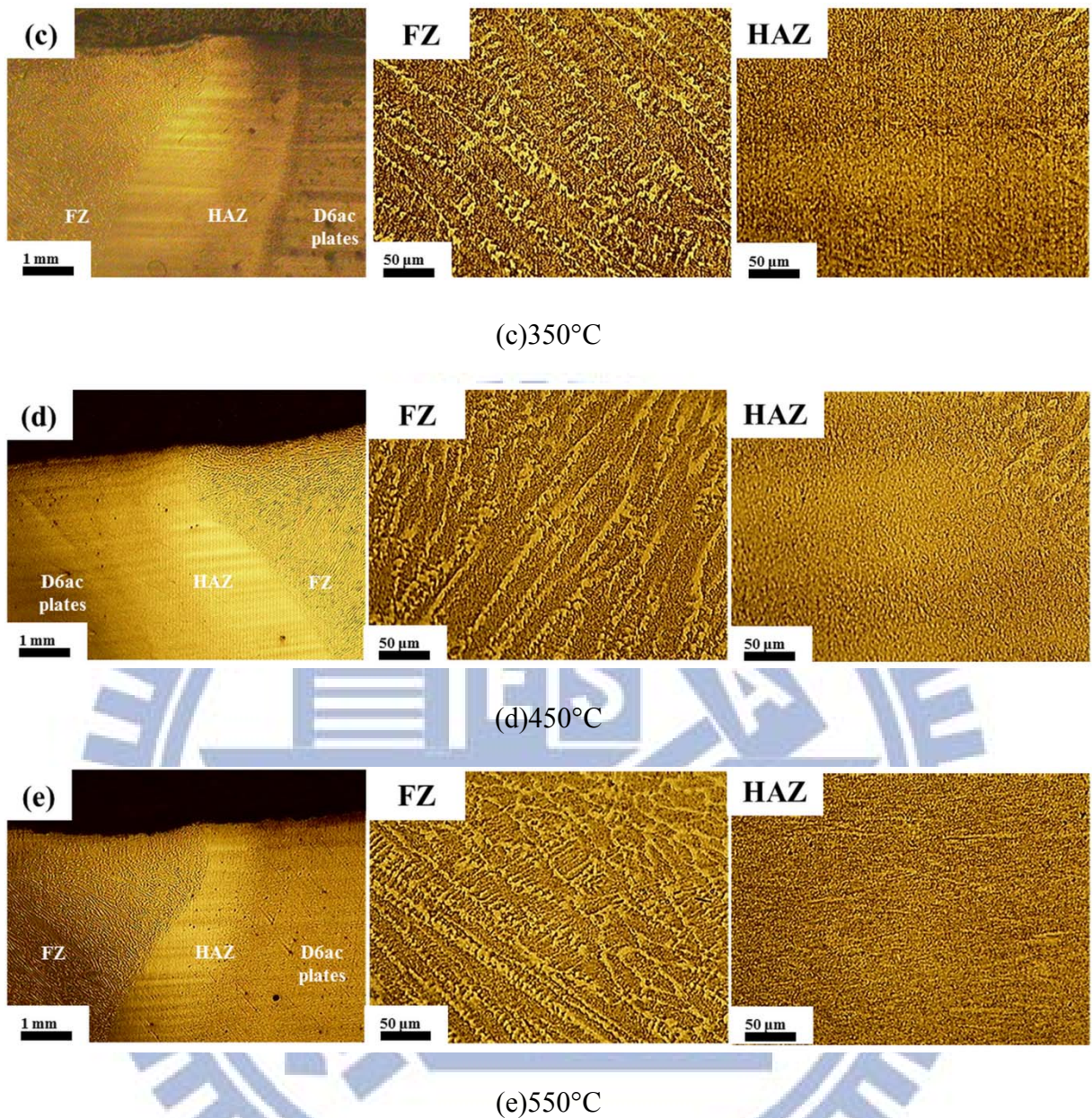


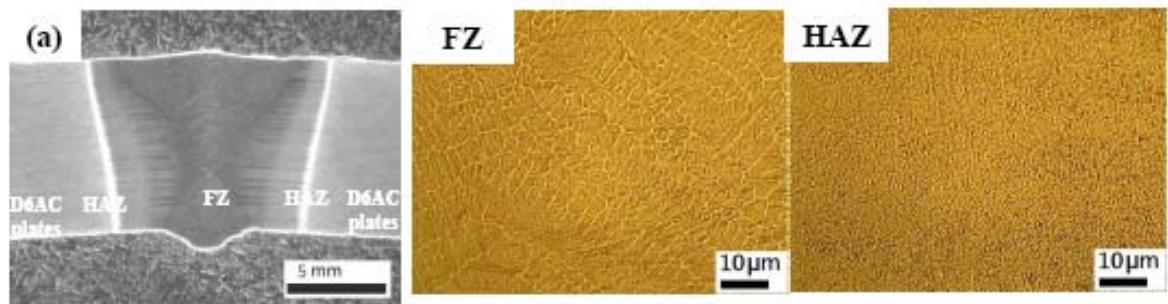
圖 4-24 67%旋形量之 D6AC 鋼鐸道熔融區與熱影響區金相顯微組織

圖 4-25(a)至(e)顯示 78%旋形加工量下之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擴散之趨勢。

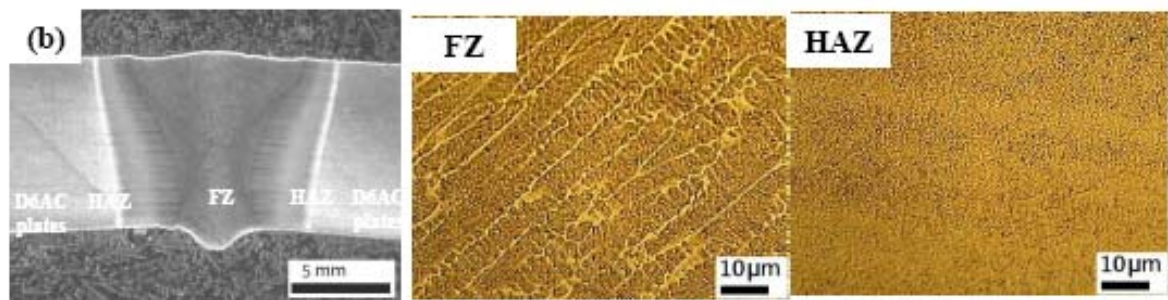
如圖 4-25(a)與(b)所示，發現在熔融區因母材快速冷卻凝固，在熔融區晶界處產生樹枝狀、纖維狀的紋路，並且有些會延伸到熱影響區，此紋路的分佈情形，相較未回火的試片有隨回火溫度上升逐漸模糊的趨勢。可觀察得未回火與 250°C 回火條件下之熔融區與熱影響區，其內部顯微組織並無顯著改變，熔融區仍維持針葉狀之麻田散組織，顯示低溫回火有其晶粒細化之趨勢；圖 4-25(c)之熔融區包含樹枝狀紋路則已呈現較為粗大

之回火麻田散組織，熱影響區則開始有晶粒成長之趨勢，圖 4-25(d)與(e)如同硬度試驗所呈現之趨勢，熔融區已呈現板狀之麻田散鐵組織與熱影響區之肥粒鐵亦由點連接成線狀分布其內。

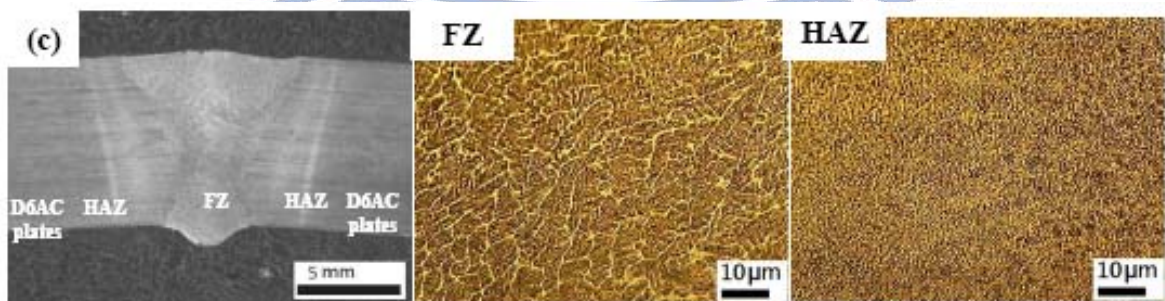
比較 67%與 78%旋形加工量下之結果，可發現原本在 67%旋形量下於 550°C 時，可觀察得較清楚之再結晶現象，在較高加工量的 78%僅於 450°C 即具有足以辨識的再結晶現象產生，此乃因較高的加工量，提升了內部應變能，造成再結晶溫度下降之情形。



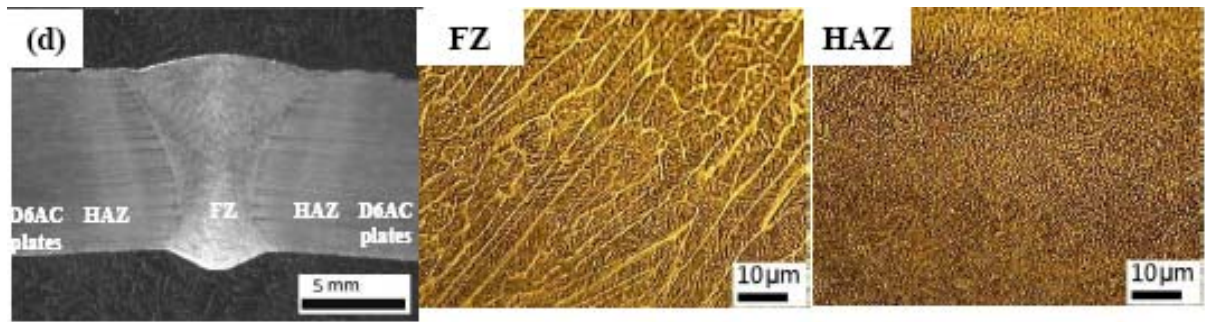
(a)未回火



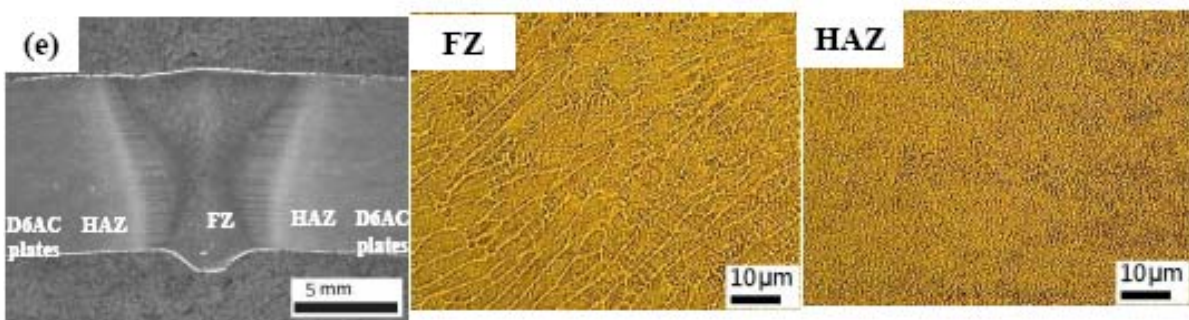
(b)250°C



(c)350°C



(d)450°C



(e)550°C

圖 4-25 78%旋形量之 D6AC 鋼銲道熔融區與熱影響區金相顯微組織

4.5.4 D6AC 鋼不同回火溫度抗拉強度分析

圖 4-26 為旋形量 67%鋼管之電子束銲道試片經不同回火參數之降伏強度與抗拉強度趨勢。未經回火銲道試片無明顯降伏點，降伏強度約為 1350.2 ± 15.2 MPa，依延伸率判知為脆性材質，經 250 至 550°C 回火處理，降伏強度與抗拉強度隨回火溫度升高而呈先升後降趨勢。

由前述金相組織觀之，經 250°C 回火銲道試片已初步形成回火麻田散鐵，相較於未經回火銲道試片，降伏強度與抗拉強度自 1193.2 ± 13.2 MPa 與 1350.2 ± 15.2 MPa 分別提升至 1263.5 ± 12.5 MPa 與 1477.4 ± 14.5 MPa（提升率分別為 5.9%與 9.4%），此係由於回火處理消除銲道與熱影響區之殘留應力，並因晶粒細化提升材料強度；當回火溫度達 350°C 時，相較於未經回火銲道試片，降伏強度與抗拉強度分別提升至 1349.3 ± 14.8 MPa 與 1472.1 ± 15.3 MPa（提升率分別為 16.9%與 9.0%），此時回火麻田散鐵跡象更為顯著，殘留應力消除更為徹底；而回火溫度達 450°C 時，降伏強度與抗拉強度呈遞減趨勢，分別降為 1309.3 ± 14.5 MPa 與 1432.2 ± 14.8 MPa（提升率分別降至 9.7%與 6.0%），此係因

回火麻田散鐵逐漸轉為肥粒鐵與雪明碳鐵，且回火溫度越高，相變化程度亦隨之遞增，晶粒亦開始發生粗化現象；直到回火溫度達 550°C 時，降伏強度與抗拉強度明顯下降，係因雪明碳鐵漸趨球化且晶粒粗化，導致強度下降，其抗拉強度甚至低於未經回火鋁道試片。

延伸率則相對地隨回火溫度增加而遞增，在 550°C 回火溫度以下，並無特異情況產生。

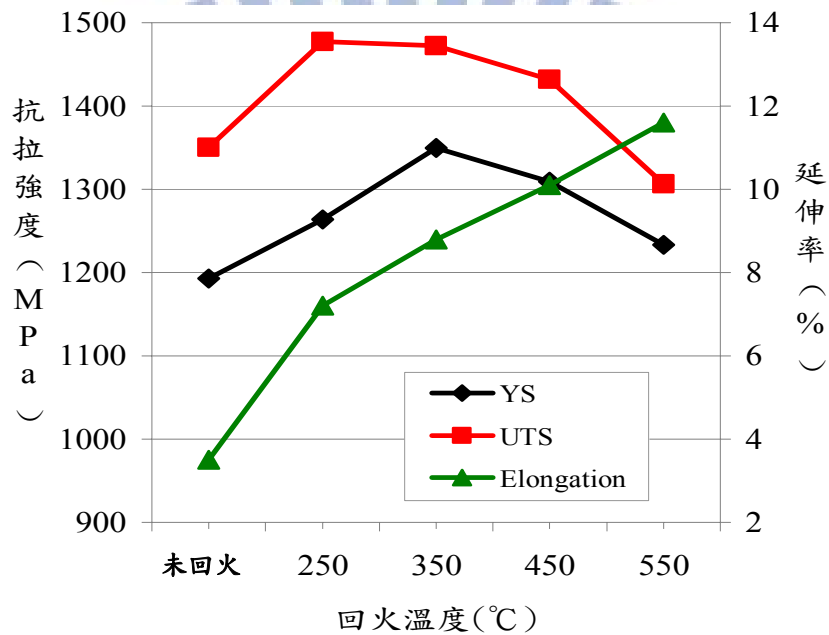


圖 4-26 67%旋形量電子束鋁件經不同回火溫度抗拉、降伏強度趨勢

表 4-3 67%旋形量電子束鋁件經不同回火溫度條件之機械性質

D6AC	Heat treating process	YS (0.2% offset), MPa	UTS, MPa	Y/T ratio	Elongation (gauge 50.8 mm), %
RT	Forming + EBW	1193.2 ± 13.2	1350.2 ± 15.2	0.884	3.5
T-250	Forming + EBW+ Tempering	1263.5 ± 12.5	1477.4 ± 14.5	0.855	7.2
T-350	Forming + EBW+ Tempering	1349.3 ± 14.8	1472.1 ± 15.3	0.916	8.8
T-450	Forming + EBW+ Tempering	1309.3 ± 14.5	1432.2 ± 14.8	0.914	10.1
T-550	Forming + EBW+ Tempering	1233.1 ± 13.5	1306.3 ± 13.8	0.944	11.6

圖 4-27 為 78%旋形量鋼管之電子束鐳道試片經不同回火參數之降伏強度與抗拉強度趨勢，經 250 至 650°C 回火處理，無論降伏強度、抗拉強度與延伸率之變化趨勢，皆與 67%旋形量鋼管電子束鐳件甚為類似。在相同回火溫度下，78%旋形量鋼管電子束鐳件之降伏強度與抗拉強度，均略高於 67%旋形量鋼管電子束鐳件，延伸率則反之，觀察破斷面發現斷裂位置均處於熱影響區。

較為特別之處在於回火溫度達 650°C 時，其降伏強度與抗拉強度大幅下降，分別降至 947.1±10.8 MPa 與 980.5±11.2 MPa，延伸率則遽增至 13.2%，此應係較高回火溫度產生較顯著晶粒成長效應所致。

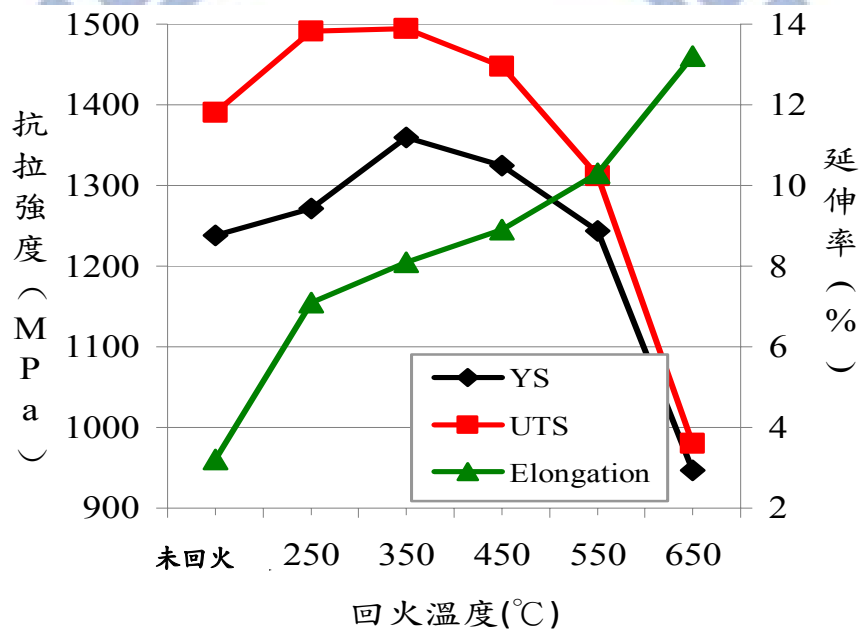


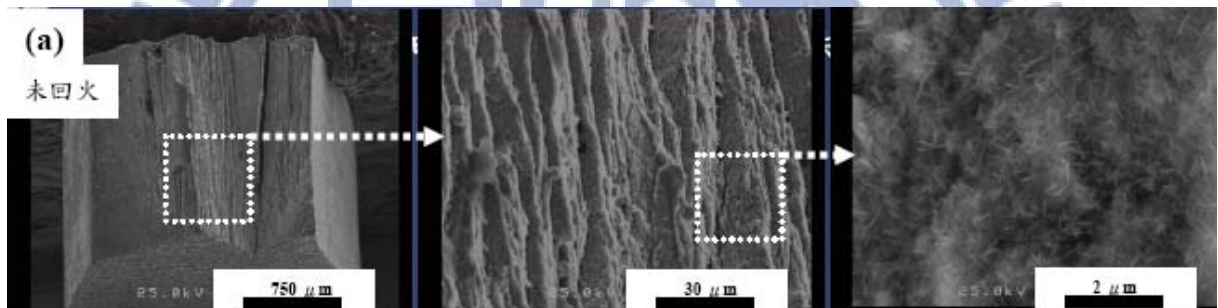
圖 4-27 78%旋形量鐳後不同回火溫度抗拉降伏強度趨勢

表 4-4 78%旋形量鐳後各組不同回火溫度條件下之機械性質

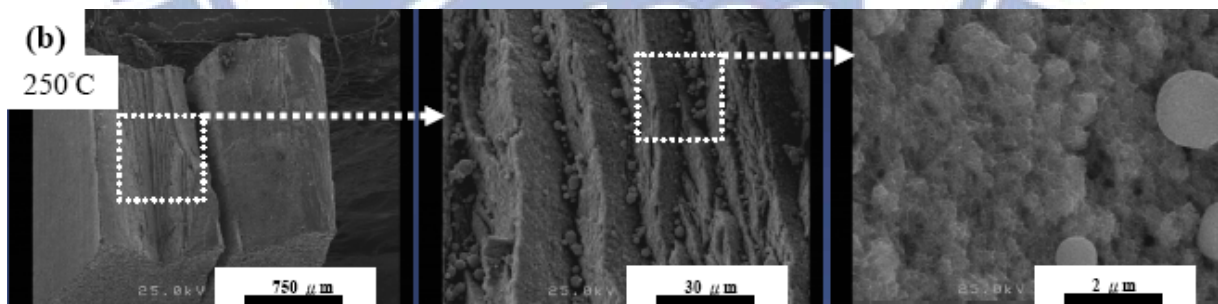
D6AC	Heat treating process	YS (0.2% offset), MPa	UTS, MPa	Y/T ratio	Elongation (gauge 50.8 mm), %
RT	EBW	1238.2±13.5	1390.1±14.2	0.891	3.2
T-250	Forming+ EBW + Tempering	1271.2 ±15.7	1491.2 ±16.3	0.852	7.1
T-350	Forming+ EBW + Tempering	1359.2 ±13.5	1494.3 ±14.8	0.910	8.1
T-450	Forming+ EBW + Tempering	1324.6 ±11.8	1447.8 ±12.8	0.915	8.9
T-550	Forming+ EBW + Tempering	1243.5 ±15.0	1312.2 ±15.2	0.948	10.3
T-650	Forming+ EBW + Tempering	947.1 ±10.8	980.5 ±11.2	0.966	13.2

4.5.5 D6AC 鋼不同回火溫度拉伸破斷面觀察與分析

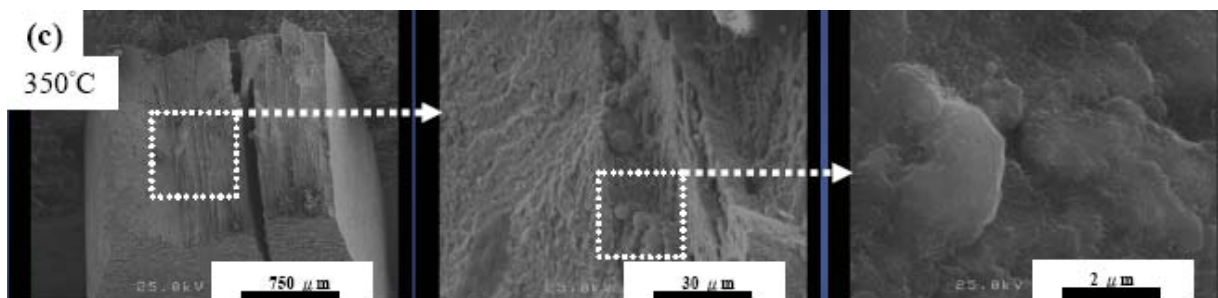
圖 4-28(a)至(e)為 67%旋形量之 D6AC 鋼不同溫度之拉伸破斷面，圖(a)顯示，當未施予回火處理時，材料存在明顯的高密度之針葉狀破裂面，由不同倍率下觀察，其破斷面除呈現準劈裂破斷外，亦有大小不均的縱向裂縫，研判其亦為未實施銲後熱處理，所產生之延遲裂縫。而觀察圖(b)回火溫度 250°C 時，則仍屬脆性破裂面，而圖(c)隨回火溫度上升至 350°C 時，其破斷面的窩孔狀屬典型延性特徵。觀察圖(d)為回火溫度 450°C 時，此時已達再結晶溫度，使原本部分的麻田散鐵轉變為變韌鐵與肥粒鐵，而圖(e)達 550°C 時，窩孔狀之延性特徵更為明顯。由上述觀察結果得知，採適當的回火處理，能夠有效消除銲道與熱影響區之殘留應力，並產生再結晶細化現象，以晶粒細化作為提升材料的強度、塑性和韌性的方法。



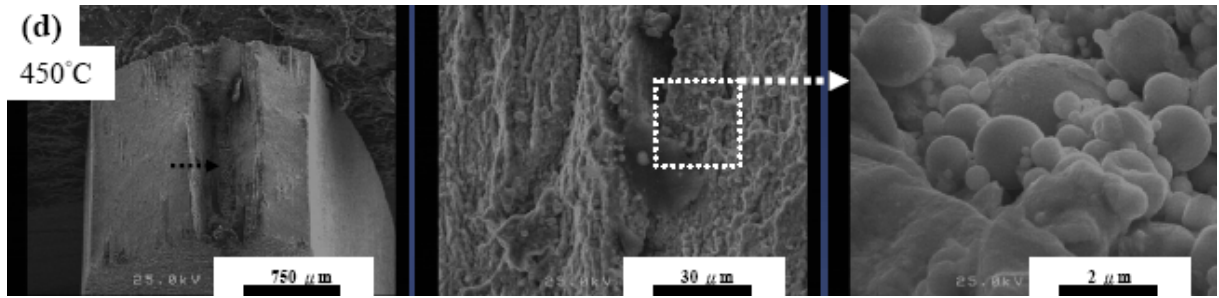
(a) 67%旋形量之 D6AC 鋼未回火之拉伸破斷面



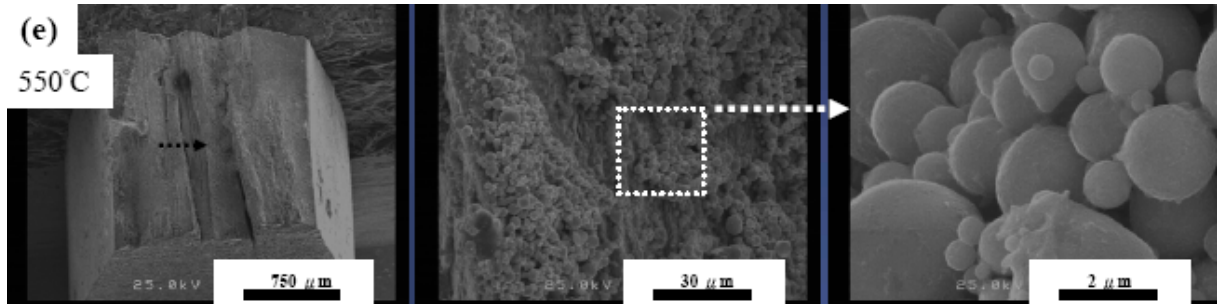
(b) 67%旋形量之 D6AC 鋼 250°C 回火之拉伸破斷面



(c) 67%旋形量之 D6AC 鋼 350°C 回火之拉伸破斷面



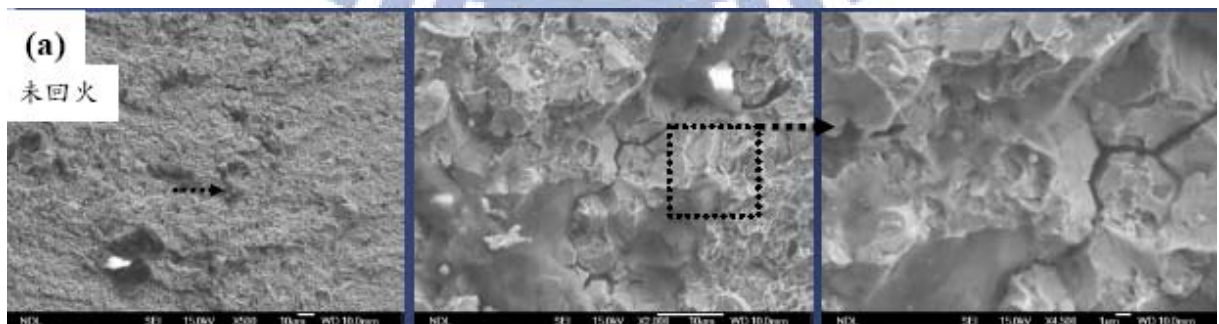
(d) 67%旋形量之 D6AC 鋼 450°C 回火之拉伸破斷面



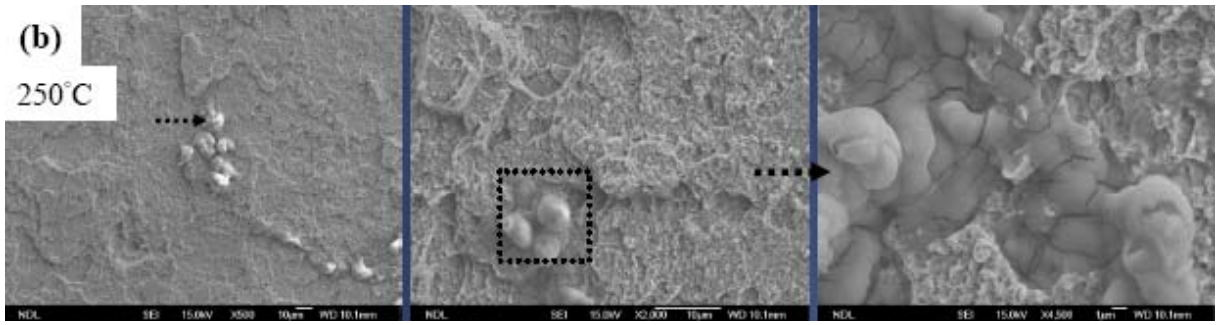
(e) 67%旋形量之 D6AC 鋼 550°C 回火之拉伸破斷面

圖 4-28 67%旋形量之 D6AC 鋼不同溫度之拉伸破斷面

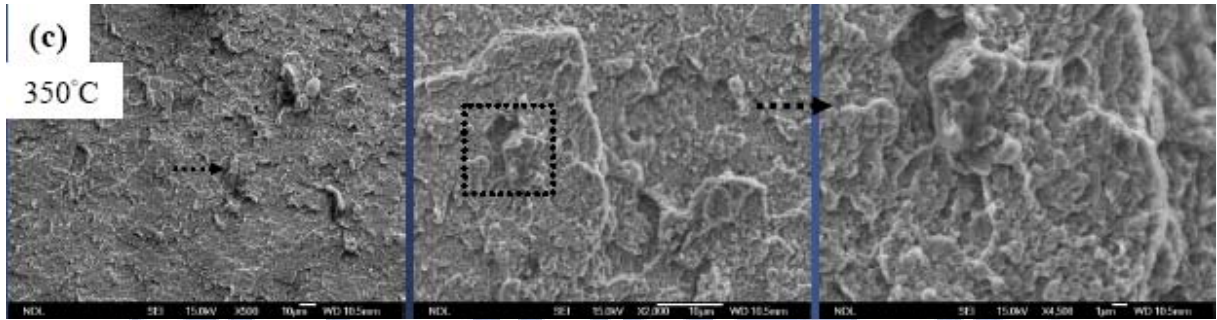
圖 4-29(a)至(e)為 78%旋形量之 D6AC 鋼不同溫度之拉伸破斷面，圖(a)顯示，當未施予回火處理時，其晶界處雜質為延晶界破壞影響鉚件整體強度，為明顯之脆性破裂面。而觀察圖(b)回火溫度 250°C 時，其雖較未回火時略具延性，但仍屬脆性破裂面，而圖(c)隨回火溫度上升至 350°C 時，其破斷面的窩孔狀則屬典型延性特徵。觀察圖(d)當回火溫度 450°C 時，此時已達再結晶溫度，使原本部分的麻田散鐵轉變為變韌鐵與肥粒鐵，此現象與 67%旋形量之 D6AC 鋼相同。而觀察圖(e)達 550°C 時，麻田散鐵已轉變肥粒鐵為蜂窩組織，尤其再進一步觀察圖(f)當回火溫度高達 650°C 時，其再結晶溫度使麻田散鐵轉變為變韌鐵與肥粒鐵。



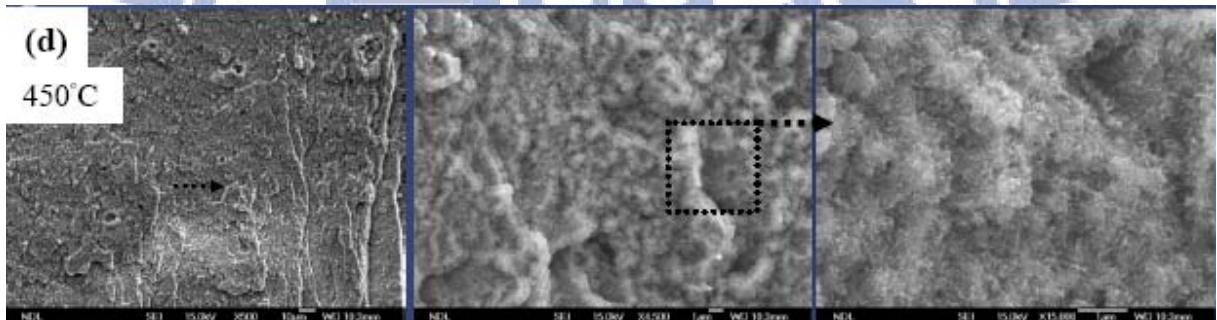
(a) 78%旋形量之 D6AC 鋼未回火之拉伸破斷面



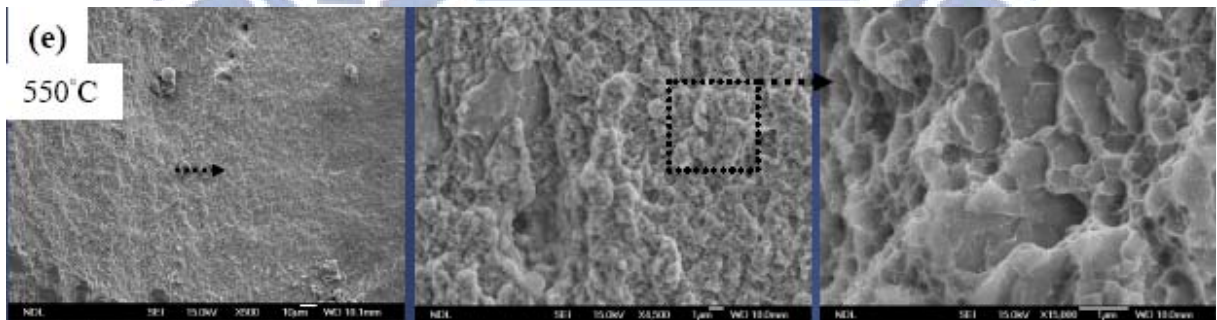
(b) 78%旋形量之 D6AC 鋼 250°C 回火之拉伸破斷面



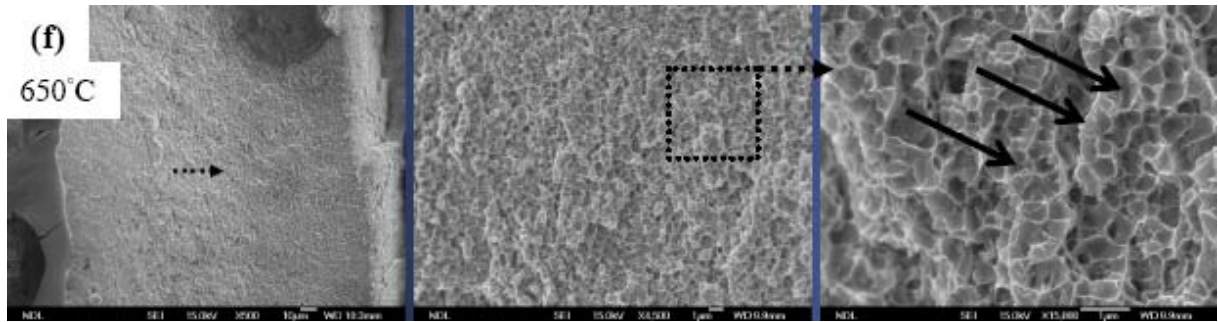
(c) 78%旋形量之 D6AC 鋼 350°C 回火之拉伸破斷面



(d) 78%旋形量之 D6AC 鋼 450°C 回火之拉伸破斷面



(e) 78%旋形量之 D6AC 鋼 550°C 回火之拉伸破斷面



(f) 78%旋形量之 D6AC 鋼 650°C 回火之拉伸破斷面

圖 4-29 78%旋形量之 D6AC 鋼不同溫度之拉伸破斷面

4.5.6 鋼鐸後回火處理之實驗結論

綜合前述實驗論證可知：D6AC 鋼管經電子束鐸接後，施予不同回火溫度可調整其機械性質。強度與硬度均隨回火溫度上升而呈先升後降趨勢，初期引發強度與硬度隨回火溫度上升而遞增之主因，係由於回火處理消除鐸道與熱影響區之殘留應力，並因晶粒細化提升材料強度；當回火溫度達 350°C 時，此效應已達飽和狀態；其後因回火麻田散鐵逐漸轉為肥粒鐵與雪明碳鐵，晶粒亦發生粗化現象，強度與硬度遂隨回火溫度上升而遞減；直至回火溫度達 650°C 時，不僅因雪明碳鐵漸趨球化，較高回火溫度亦產生較顯著晶粒成長，導致強度下降，甚至低於未經回火鐸道試片；然唯獨延伸率不降反增。

換言之，旋形量 78% 鐸件經 350°C 回火後，可獲得最高抗拉、降伏強度，符合本研究之目標；回火溫度過高，即導致抗拉與降伏強度大幅下降，且鐸後未回火試片由於殘留內應力、鐸道缺陷等問題，造成延伸率不佳，不具實際應用價值。

第五章 結論與未來研究方向

5.1 結論

1. 金相顯微組織分析結果顯示，母材經過正常化處理後，其金相組織主要為硬脆之麻田散鐵組織。當進行旋形加工時，材料晶格受到外力產生方向性變形，此為影響鉚件整體強度的主要原因，故須經由回火處理使組織轉變為回火麻田散鐵以改善其硬脆之性質。
2. D6AC 胚管經電子束鉚後，鉚道及熱影響區均為硬脆的麻田散鐵組織，此為影響鉚件抗拉強度及延伸率的主要原因；在機械特性方面，當鉚後回火溫度 250 升至 350°C 時，旋形後之胚件其鉚道抗拉強度增加且延伸率隨之增加，由 350 升至 550°C 時，抗拉強度下降且硬度也同時隨之下降，形成回火麻田散鐵，故鉚後回火熱處理為影響鉚件抗拉強度與延伸率最為重要之參數。
3. 本研究成功將 D6AC 鋼胚管車製成管壁厚度 8 mm 之旋形胚管，並經旋形冷作加工使壁厚縮減至 1.7 mm，壁厚縮減率達 78%，成功克服 D6AC 鋼在不同旋形加工參數、縮減率、熱處理製程與鉚接參數之影響，有效解決旋形及電子束鉚接製程缺陷問題。
4. 本研究執行不同熱處理條件，獲得 78%高旋形加工量對材料強度及延伸率的影響，並整合不同旋形量電子束鉚件與機械性質的相互關係及影響程度。
5. 本研究整合使用 D6AC+旋形加工+電子束鉚接+熱處理等製程關鍵技術，獲得不同溫度對母材與鉚道的機械性質及顯微組織結構，未來在 D6AC 全製程加工及工程應用時，可以 78%旋形量、350°C 之回火熱處理製程為最佳條件。
6. 本研究成功建立 D6AC 鋼由旋胚加工、熱處理、旋形、電子束鉚接至鉚後回火熱處理等全製程開發技術，同時依實驗所獲得之最佳製程參數條件，驗證各項製程參數之重覆性，最終並成功研製出符合大型飛行載具功能之強度與延伸率之實際成品，未來可實際運用於國防、航太與科技產業。

5.2 未來研究方向

1. 本研究對於 D6AC 鋼之製程規劃與實驗模式，奠立未來研發國防及航太工業材

料與各種超高強度鋼之實務應用基礎，藉由製程技術與實驗分析方法之運用，可提供國防與航太科技工業發展的依循。

2. D6AC 鋼原材經旋形加工後，原有殘留沃斯田鐵消失，其金相組織僅存肥粒鐵與麻田散鐵組織，造成此相變化之細部機制，尚待進一步研究分析。
3. 旋形管件採 250 或 350°C 回火熱處理，其抗拉強度顯著提升，且延伸率亦優於正常化之原材，待回火溫度達 450°C 以上又逐漸劣化，對此特殊現象，後續可藉由 SEM、TEM 以熱動力分析方式，進一步探討其形成機制。
4. 對於旋形量與回火熱處理之交互作用，日後可藉由田口式分析法詳加探討確認，並輔以 TEM 研析結果印證。
5. 未來更期望能夠再進行更高之旋形量，以發揮材料之最大效益。



參考文獻

- [1] Joseph R. Davis, "Ultrahigh-strength steels," Metals Handbook, tenth edition, ASM International, 1990.
- [2] Imao Tamura, Chiaki Ouchi, Tomo Tanaka, and Hiroshi Sekine, Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steel, Butterworths, 1988.
- [3] A.A. Baker, R.J. Chester, M.J. Davis, J.D. Roberts, and J.A. Retchford, "Reinforcement of the F-111 wing pivot fitting with a boron/epoxy doubler system-materials engineering aspects," Composites, Vol. 24, No. 6, pp. 551-521, 1993.
- [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] Kenneth Notvest, "Effect of Thermal Cycles in Welding D6Ac Steel, Good correlation is obtained between resistance to cracking and weld ductility for any given weld thermal cycle," Welding Journal, pp.173-177, April 1966.
- [6] P. K. Liaw, M.G. Peck, and G. E. Rudd, "Fatigue crack growth behavior of D6AC space shuttle steel," Engineering facture mechanics, Vol. 43, No. 3, pp. 379-400, 1992.
- [7] W.M. Garrison, Jr., "Ultrahigh-Strength Steels for aerospace applications," JOM, May 1990.
- [8] T.L. Chang, L.W. Tasy, and C. Chen, "Influence of gaseous hydrogen on the notched tensile strength of D6AC steel," Materials Science and Engineering A316, pp.153-160, 2001.
- [9] M Jahazi, and G. Ebrahimi, "The influence of flow-forming parameters and microstructure on the quality of a D6ac steel," Journal of materials processing technology, 103, pp.362-366, 2000.
- [10] I.K. Lee, C.P. Chou, C.M. Cheng and I.C. Kuo, "Effect of stress relief on microstructure and mechanical properties of flow formed maraging steel weldment by electron beam welding," Science and Technology of Welding and Joining, Volume 8, No. 3, pp. 221-227, 2003.
- [11] 李衍榮,「板條狀顯微組織對流旋形麻時效鋼 EBW 銲件之機械性質影響」, 國立交通大學, 碩士論文, 民國 93 年 2 月。
- [12] 李衍榮, 李義剛, 龔明覺, 周長彬,「板條狀顯微組織對流旋形麻時效鋼 EBW 銲件之機械性質影響」, 銲接與切割, 第十四卷第一期, 24-33 頁, 民國 93 年 3 月。
- [13] 李義剛,「熱處理對流旋型麻時效鋼 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。

- [14] Semiatin S. L., "Spinning" Metals Handbook, Vol. 14, Ninth Edition, U.S.A, pp. 599-604, 1988.
- [15] 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，96-102頁，民國80年。
- [16] 楊永盛，「旋壓加工技術(上)」，機械技術月刊，第二期，145-150頁，民國74年。
- [17] 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，5頁，民國88年。
- [18] "Electron beam welding and laser beam welding," ASM Handbook, Welding, Brazing and Soldering, Volume 6, pp. 254-269, 1997.
- [19] S. Floreen, "Metals handbook," Metals Park, OH, American Society for Metals, 9th ed., Volume 1, pp. 445-452, 1978.
- [20] 周長彬，蔡丕椿，郭央謙，鐸接學，全華科技圖書股份有限公司，台北市，民國88年。
- [21] Wyatt Swaim, "Gas tungsten arc welding made easy," Welding Journal, Vol. 77, No. 9, pp.51-52, Sep. 1998.
- [22] Bob Irving, "The challenge of welding heat-treatable alloy steels," Welding Journal, Vol. 74, No. 2, pp.43-48, Feb. 1995.
- [23] J. R. Still, "Welding of AISI 4130 and 4140 steels for drilling systems," Welding Journal, Vol. 76, No. 6, pp.37-42, Jun.1997.
- [24] Peterman, G. L., "How to Heat Treat D6AC Steel," Metal Progress, Vol. 87, pp. 80, 1965.
- [25] L.W. Tsay, C.S. Chung and C. Chen, "Fatigue crack propagation of D6AC laser welds," Int. J. Fatigue, Vol. 19, No. 1, pp.25-31, 1997.
- [26] 呂至浩，「D6AC 超高強度合金鋼之情氣鎢極電弧鐸及電漿電弧鐸接研究」，國立台灣科技大學，碩士論文，民國93年6月。
- [27] 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。
- [28] 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。
- [29] F. H. Lang and N. Kenyon, "Welding of maraging steels," Welding Research Council Bulletins 159, February 1971, Last Update February 2005.

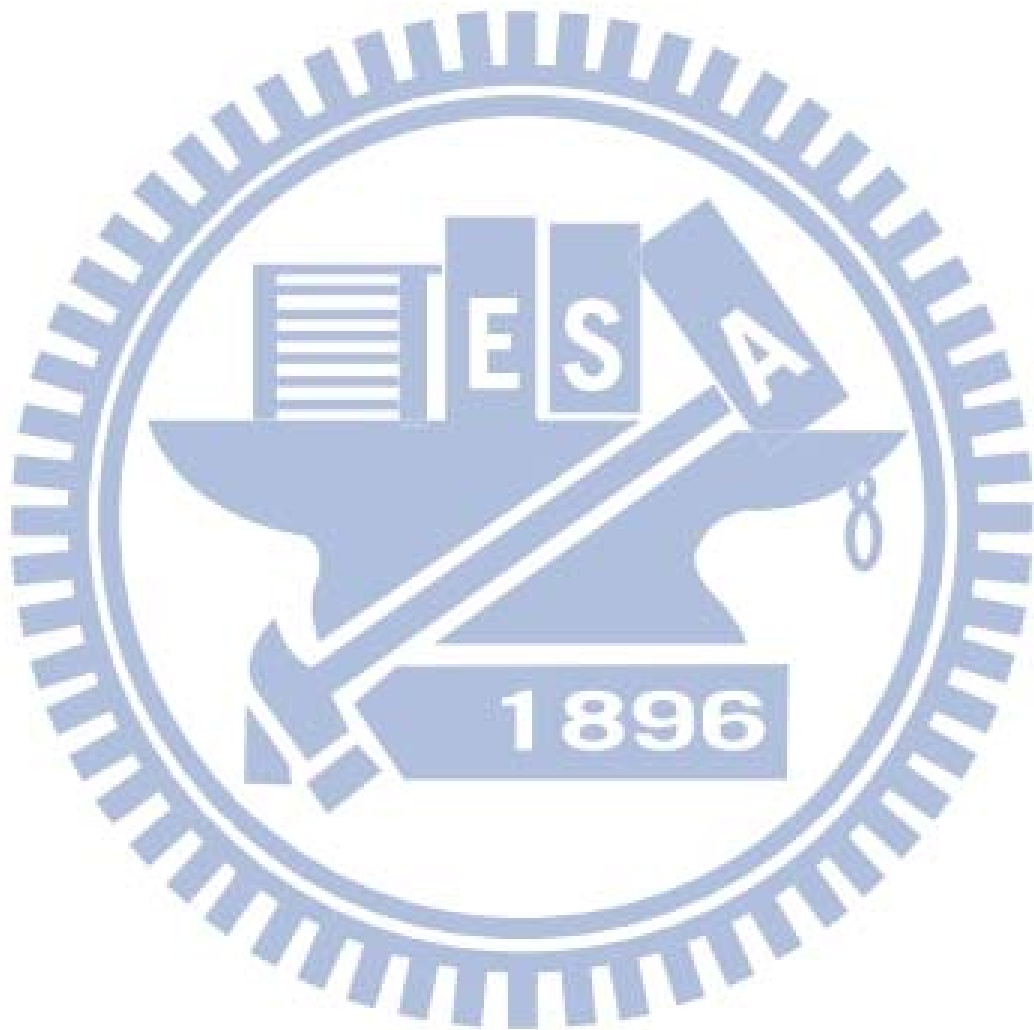
- [30] F. H. Charles, Jr. and S. Timothy, "Thomas mechanical property characterization of VASCOMAX T-250," U.S. Army Materials Technology Lab. AD-A172891.
- [31] J. E. Campbell, F. J. Barone, and D.P. Moon, "The mechanical properties of the 18 per cent nickel maraging steels," DMIC Report 198, pp. 7-12, Feb. 1964.
- [32] Vascomax T-200/T-250/T300 data sheet, Teledyne Vasco, Latrobe, PA. pp. 2-3, 1985.
- [33] 黃文彬，蔡履文，「18% 麻時效鋼銲件低應變速率氫脆特性」，銲接與切割，第七卷第四期，1-13 頁，民國 86 年 7 月。
- [34] 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.
- [35] J. F. Lancaster, The physics of welding, Pergamon press Inc., New York, pp. 268-285, 1984.
- [36] John F. Hildebrand, "Cadmium embrittlement of high strength, low alloy steels at elevated temperatures," Materials protection and performance, Vol. 12, No. 9, Sep. 1973.
- [37] Gordon L. Peterman, "Aus-Bay Quenching: High Strength without Distortion," Welding Journal, Feb. 1966.
- [38] J. Y. Mann, "The effects of very dry and fully water saturated air environments on the fatigue life of D6AC steel under constant and variable amplitude loading sequences," Corrosion, Vol. 35, No. 10, pp.465-471 Oct. 1979.
- [39] Mchenry,H.I.,Collin,J.C.and Key, R.E.,"Electron Beam Welding of D6AC Steel," Welding Journal, Vol. 45,No.9, pp. 419-425, 1966.
- [40] W. H. Kearns, "Metals and Their Weldability," Welding Handbook, Seventh edition, Vol. 4, 1984.
- [41] Steels-Microstructure and Properties, R W K Honeycombe.
- [42] George Krauss, "Principles of Heat Treatment of Steel," ASM Book, pp.187, 1980.
- [43] H.W. Paxton and T. Kunitaka Trans. TMS-AIME, Vol. 218, pp.1003, 1960.
- [44] C. S. Robert, B. L. Averback and M. Cohen Trans. ASM, Vol.45, pp.576, 1953.
- [45] Charles H. Wick, "Chipless machining," Manufacturing Engineering, Vol.1, pp.73-77, 1978.
- [46] 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。
- [47] ASM Committee on Spinning, "Tube Spinning" ASM Metal Handbook, Vol.4, pp.317-322, 1996.

- [48] Leifeld Co., Technical Bulletin, No.3 and No.8.
- [49] M. Runge, and D.H. Pollitt, Trans, "Spinning and Flow forming," Lei-field GmbH, Werkzeugmaschinenbau / Verlag Moderne Industrie AG, D-86895, Landsberg / Lech, 1994
- [50] Q. Wang, T. Wang, Z., and R. Wang, "A study of the working force in conventional spinning," International Conference of Rotary Forming, pp. 103-108, Oct. 1989.
- [51] D.C. Kang, X.C. Gao, X. F. Meng, and Z. H. Wang, "Study on the deformation mode of conventional spinning of plates," Journal of Materials Processing Technology, 91, pp. 226-230, 1999.
- [52] J. H. Liu, H. Yang, Y., and Q. Li, "A study of stress and strain distributions of first-pass conventional spinning under different roller traces," Journal of Materials Processing Technology, 129, pp. 326-329, 2002.
- [53] C. L. Packham, "Metal spinning and shear and flowforming," Sheet Metal Industries, pp.382-389, 1997.
- [54] M. D. Chen, "Forecast of shear spinning force and surface roughness of spun cones by employing regression analysis," International Journal of machine tools and manufacture, 41, pp.1721-1734, 2001.
- [55] R. A. C Slater, "Spin forging of sheet metal cones having various cone angles from 70/30 brass and commercially pure aluminum, in: Symposium Tulzing/Germany," Metal forming plasticity, Springer-Verlag. Heidelberg, Aug. 1978.
- [56] R. L. K-egg, "A new test method for determination of spinnability of metals," Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Industry 83, pp. 119-124, 1961.
- [57] S. Cui, "Discussion on the causes of scaling cracks on the outside surface of shear-spun steel conical work-piece," International Conference of Rotary Forming, pp. 128-130, Oct. 1989.
- [58] S. Kalpakcioglu., "A study of shear spin-ability of metals," Transactions of the ASME. Journal of Engineering for Industry, 83, pp.478-483, 1961.
- [59] 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。
- [60] Z.E. Ma, "Optimal angle of attack in tube spinning," Journal of Materials Processing Technology, 37, pp. 217-280, 1993.

- [61] P. Rajnish, and R.P. Singhal, "Shear spinning of technology for the manufacture of long thin wall tubes of small bore," Journal of Materials Processing Technology, 54, pp.186-192, 1995.
- [62] J. Yao. M. Murata, "An experimental study on paraxial spinning of one tube end," Journal of Materials Processing Technology, 6066, pp.1-6, 2002.
- [63] S. C. Chang, C. A. Huang, S. Y. Yu, Y. Chang, and W. C. Han, T. S. Shieh, H. C. Chung, H. T. Yao, G. D. Shyu, H. Y. Hou, C. C. Wang, W. S. Wang, "Tube spinnability of AA2024 and 7075 aluminum," Journal of Materials Processing Technology, 80-81, pp.676-682, 1998.
- [64] D. Xu, "Thickness reduction spinning of the thinwalled cylinder with inner stiffness," International Conference of Rotary Forming, pp. 97, Oct. 1989.
- [65] H. Xu, and W. Feng, "Maximum reduction in power spinning of tubes," Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Industry, 86, pp.45-54, 1964.
- [66] X. Honglie, and F. Wengang, "A research on the spinnability of normal steel castings," International Conference of Rotary Forming, pp.89-93, Oct. 1989.
- [67] 王總守，「電子束銲接加工原理及其應用」，機械月刊，第廿卷第五期，254-269 頁，民國 83 年 5 月。
- [68] 洪祖昌，「電子束銲接接術」，機械月刊，第五卷第三期，117-122 頁，民國 68 年 3 月。
- [69] 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。
- [70] F. Smith and J. Milewski, "Electron beam welding comes through in exacting job," Welding Journal, Vol. 80, No. 6, pp. 43-46, 2001.
- [71] 李義剛，許覺良，周長彬，「固溶處理對流旋型麻時效鋼電子束銲接後之顯微組織影響」，銲接與切割，第十二卷第六期，25-32 頁，民國 91 年。
- [72] 姜志華，蔡金譯，銲接冶金概論，徐氏基金會，台北市，民國 76 年。
- [73] 李衍榮、吳興國、周長彬、黃俊榮、李義剛，「高溫對流旋形麻時效鋼電子束銲件機械性質與顯微組織之影響」，銲接與切割，第十七卷第四期，66-74 頁，民國 96 年 12 月。
- [74] 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，491-497 頁，民國 93 年。
- [75] Meleka,A. H., Electron-beam Welding:Principles and Practice, McGraw -Hill Company,

N.Y., pp.106, 1971.

- [76] J. Lancaster, Handbook of Structural Welding, Abington Publishing, McGraw-Hill Company, N.Y., 1992.



個人簡歷

姓 名：吳世基

學 號：9814817

出生日期：民國 55 年 3 月 14 日

學 歷：交通大學機械工程研究所博士班（98.9-101.7）

雲林科技大學機械工程技術研究所碩士班（83.9-85.6）

中正理工學院機械工程學系（74.9-78.7）

經 歷：中山科學研究院系統製造中心技佐、技士、課長、組長、副主任

通 訊 處：桃園縣桃園市莊一街 19 號 9 樓

