

# 國立交通大學

## 機械工程學系

### 博士論文

旋形量與電子束能量  
對 C-250 麻時效鋼銲件機械性質之影響

The effects of the flow forming and EB energy on  
mechanical properties of C-250 maraging steel weldments

研究生：李衍榮

指導教授：周長彬 教授

中華民國九十七年五月

旋形量與電子束能量對 C-250 麻時效鋼銲件機械性質之影響

**The effects of the flow forming and EB energy on  
mechanical properties of C-250 maraging steel weldments**

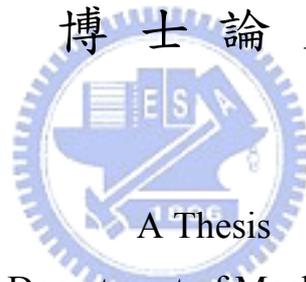
研究生：李 衍 榮

Student : Yen-Jung Lee

指導教授：周 長 彬

Advisor : Dr. Chang-Pin Chou

國 立 交 通 大 學  
機 械 工 程 學 系  
博 士 論 文



Submitted to Department of Mechanical Engineering

National Chiao Tung University

in Partial Fulfillment of the Requirements

for the Doctor of

Philosophy

In

Mechanical Engineering

May 2008

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國 九十七 年 五 月

# 旋形量與電子束能量對 C-250 麻時效鋼銲件機械性質之影響

學生：李衍榮

指導教授：周長彬 博士

國立交通大學 機械工程學系 (研究所) 博士班

## 摘 要

高強度麻時效鋼廣泛應用於航太科技工業之高壓及高溫載具推進器系統，為能提升製程效益及發揮優良的機械性質，應用流旋形冷作加工技術製造精密無縫之薄形管件。然而，昔日研究結果，經高旋形加工量及高能量電子束銲接製程後，均產生延伸率嚴重不足的問題，造成整體結構的脆弱點，限制了麻時效鋼的應用彈性，形成航太科技工業發展的瓶頸。

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、銲前消除加工應力、降低電子束熱輸入量、銲接前、後以低熱量電子束熱處理、不同時效熱處理及高溫環境試驗等有系統及關聯性之研究程序，以解決當前旋形麻時效鋼銲後延伸率嚴重偏低的問題，及高溫對機械性質的影響。

研究結果顯示，固溶 C-250 麻時效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 79% 旋形加工及 480°C 時效熱處理後，拉伸強度提升 12%，延伸率則大幅下降 31%。經電子束銲接後，強度同樣隨著旋形加工量而增加，延伸率則相對下降，顯示麻時效鋼經高旋形加工量後，不適合直接施以電子束銲接製程。經一般熱輸入量電子束銲接後，銲道內由於合金成份的偏析，在正常的 480°C 時效熱處理後，銲道晶界間產生 11% 的逆變態沃斯田鐵池，導致延伸率(1.2%)嚴重降低僅有規範值的 48%，對銲件機械性質造成負面的影響，限制了應用旋形加工與電子束銲接製程的發展。

經本研究有了重大的成果，藉由降低 26% 電子束熱輸入量，可有效的縮小鐸道及熱影響區之截面積，同時可大幅減少鐸道內 55% 的逆變態沃斯田鐵池，可提升拉伸強度約 12%，但仍無法有效的消除逆變態沃斯田鐵池的生成。經鐸前增加消除加工應力製程，已可有效解決延伸率不足的窘境，大幅提升 108%，符合規範規格 2.5%。同時研究第二種鐸接製程，應用低熱量的電子束在鐸道處施以續熱處理，以改變熱影響區的顯微結構，並促使晶粒細化之再結晶作用，使破斷的位置發生在  $\alpha'+\gamma'$  雙相暗浸蝕區。使拉伸強度提升 8%，延伸率更大幅提升 100%，已達規範值規格 2.4%。

79% 高旋形加工量的麻時效鋼，經不同時效溫度熱處理後，450°C ~ 540°C 範圍之機械性質均符合規範規格，其中以 480°C 時效熱處理條件為最佳。因大量的旋形冷作加工效應，使再結晶溫度降低至 540°C 時即已發生。旋形麻時效鋼及電子束鐸件經高溫拉伸實驗，拉伸強度僅有 300°C ~ 500°C 符合規範規格。其延伸率隨著溫度升高從遞減至遞增，在 400°C 條件時延伸率為最低，旋形麻時效鋼及旋形鐸件分別僅有規範值的 88% 及 46%。在 600°C 以上時破斷均發生在暗浸蝕區外側的母材，且有 Ti 元素偏析集中形成破裂的起始點。

固溶 C-250 麻時效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，經簡易時效熱處理後，具有超高強度及優異的常溫與高溫機械性質，且適合應用在 480°C 以下的高溫環境。昔日旋形麻時效鋼因電子束鐸接後，延伸率嚴重不足的瓶頸已獲得突破，使延伸率由 1.2% 提升至 2.5%。就鐸件使用之機械性質與穩定性，可優先採用「鐸前消除加工應力 + 降低熱輸入量電子束鐸接」，或以「鐸後低熱量電子束續熱」製程技術。並可依實際工程應用需求，與不同時效熱處理做最適化的組合，以獲得最佳的效益，以解決昔日航太與國防科技發展中棘手之低延伸率的窘境。

**關鍵字：**麻時效鋼、旋形加工、電子束鐸接、消除加工應力、熱輸入量、時效熱處理、高溫性質、逆變態沃斯田鐵、再結晶、延伸率

# **The effects of the flow forming and EB energy on mechanical properties of C-250 maraging steel weldments**

**Student : Yen-Jung Lee**

**Advisor : Dr. Chang-Pin Chou**

Department ( Institute ) of Mechanical Engineering  
National Chiao Tung University

## **ABSTRACT**

The high strength martensite steel is widely used in aerospace and defense industries, particularly the motor propulsion system. To elevate the efficiency of manufacturing process and to exploit the superior mechanical properties of the steel, cold flow forming technique is commonly employed to manufacture seamless tubing. However, subsequent to its electron-beam welding (EBW) and age hardening treatment, the highly deformed tubing is known to suffer a severe lack of percentage elongation. This fact has limited the applications of the maraging steel and utility of the flow forming process, creating a bottle neck of manufacturing in the 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 maraging steel. These included varying the input amount of cold forming, applying pre-EBW stress relief, varying the amount of the pre-EBW and post-EBW energies, and trying different age-hardening treatments and high temperature environmental tests.

The present study showed that the C-250 maraging 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 79% flow forming input, the mechanical strength of the steel was elevated by 12% but the percentage elongation markedly deteriorated by 31% after the steel was aging treated at the temperature of 480°C. Subsequent to EB welding, likewise the maraging steel showed an enhanced mechanical strength but a deteriorated ductility. This suggested that the heavily flow formed C-250 maraging steel can not be used for a direct EB welding. Further investigation revealed that the maraging steel that had received a flow forming input of 79% and a regular EB thermal energy showed 11% reversion austenite formed at the intergranular boundaries of the steel after a conventional 480°C aging treatment. The formation of reversion austenite, which was related to segregation of alloying elements, had resulted in deterioration of mechanical properties, namely, reduction of percentage elongation (1.2%) accounting for only 48% of the value stipulated in the specification. This has created an adverse effect on the mechanical property of the weldment of the maraging steel, and thus has greatly limited the manufacturing process development for the highly efficient flow forming fabrication and EBW.

Through reducing the EBW thermal energy input by 26%, not only the size of the weld metal but the total area covered by the reversion austenite pools formed was also reduced by 55%. Although the reversion austenite was not completely eliminated, the tensile strength of the steel was effectively raised by 12%. To solve the problem of inadequate ductility, an additional EBW stress relief was conducted before the welding fabrication. As a result, the percentage elongation was raised markedly by 108%, reaching a value of 2.5% and has thus met the AMS 6520D specification requirement. In order to increase the efficiency of manufacturing process and to develop a second EB welding route, a low thermal EB energy was applied for post EBW annealing. This was meant to alter the microstructure of the heat affect zone, namely to refine the grains through re-crystallization, such that the fracture line (the weakest link line) in the welded tensile specimens can be shifted outward to the dark etch area where ( $\alpha+\gamma'$ ) dual phase was located. This resulted in an 8% increase of tensile strength and a remarkable 100% increase of percentage elongation, reaching 2.4% in value.

For the maraging steel that had received the flow forming amount of 79%,

the steel met the mechanical properties stipulated in the specification for the temperature range of 450°C ~ 540°C after its various aging treatments. Among these, the 480°C aging temperature showed the best performance because heavy cold forming had enabled the steel to re-crystallize at a low temperature of 540°C. After high temperature tensile test, the flow formed maraging steel met the specification only in the 300°C ~ 500°C testing range. However, the percentage elongation decreased to start with and then increased as the temperature was increased. The lowest percentage elongation occurred at testing temperature of 400°C, where the maraging steel and the weldment of the steel showed meager percentage elongation of 2.2% and 1.16% respectively, which accounted for 88% and 46% of their corresponding specification values. For tensile testing temperature beyond 600°C, fracture took place in the parent metal and the fracture was initiated at the spot where Ti segregated.

The study has demonstrated that C-250 maraging steel is a suitable material for manufacturing seamless thin-wall tubing through the cold forward flow forming technique. After a simple 480°C aging treatment, the steel can deliver superior room temperature and elevated temperature mechanical properties, which are fit for below 480°C applications. However, the maraging 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. The study has demonstrated that percentage elongation of the maraging steel can be greatly improved if a pre-welding stress relief coupled with low EB thermal energy input or singly by post welding annealing with low EB energy is employed in the fabrication process. The purposes of the preceding additional processing steps were to alter the microstructure in the weld metal and in the heat affect zone. The improvement of the steel's ductility resulted from the preceding process modification was also demonstrated in the fracture mode study of the present investigation. As a result of the present research, the sticky problem associated with lack of ductility of the maraging steel that used to trouble the aerospace and defense industries has been solved.

**Keywords :** Maraging steel, Flow forming, Electron beam welding, Stress relief, Thermal input, Aging treatment, High temperature properties, Reversion austenite, Recrystallization, Percentage elongation.

## 誌 謝

由衷的感激與感謝恩師 周長彬教授，引領我續深造博士學位，求學期間誨人不倦時時給予悉心指導與諄諄教誨，並給予最大的發展空間及專業學術知識的薰陶。同時特別感謝口試委員龔明覺博士、胡家嶺博士、林丕祿博士、洪景華教授與李義剛助理教授，撥冗給予專業知識的指導，並於昔日求學期間給予最大的支持與鼓勵，使我獲益良多，以及感謝支持本研究的吳興國博士，於研究期間給予專業的指導。

在求學與研究實驗期間最感激的是始終全力支持與協助我的摯友吳世基先生，以及金龍、統生、台欽、龍芝們共同協助完成試片整備；實驗與分析階段特別感謝學弟俊榮、矜良及柏青傾力協助與俊宏竭誠參與研究的行列。實驗能順利圓滿完成，還有感謝許許多多協助我的先進們，謝謝您們！

寒來暑往孜孜不倦，深情厚誼情同手足，感謝同窗好友叔筠、處明、永福的相互勉勵與知識分享。在第二階段的求學歷程中，最感激疼愛我的父母，給予最大的空間與鼓勵，以及家人兄、嫂、弟、弟妹、妹、妹婿及姪兒女們的支持。論文能順利付梓，要感激我賢淑的妻子無怨無悔的付出與支持，於求學期間細心照顧與教導在學中的兩個兒子，讓我無後顧之憂全心全意的完成學業。謹以此論文獻給所有關心、愛護及幫助我的人。

# 目 錄

項 目	頁次
中文摘要.....	i
英文摘要.....	iii
誌謝.....	vi
目錄.....	vii
表目錄.....	xi
圖目錄.....	xii
符號說明.....	xviii
一、前言	
1.1 簡介.....	1
1.2 研究動機與目的.....	2
二、文獻回顧	
2.1 C-250 麻時效鋼.....	4
2.1.1 麻時效鋼之發展.....	6
2.1.2 麻時效鋼合金元素及特性.....	7
2.1.3 麻時效鋼的物理冶金特性.....	14
2.1.4 麻時效鋼銲接特性.....	19
2.2 流旋形加工.....	25
2.3 電子束銲接.....	29
2.3.1 電子束銲接簡介.....	29
2.3.2 電子束銲接原理.....	29
2.3.3 銲接參數.....	32
2.3.4 銲接環境的影響.....	34
2.3.5 電子束銲接特性.....	35
2.3.6 銲接對熱影響區之影響.....	37
2.4 時效析出硬化合金之熱處理.....	39

2.5 顯微組織對機械性質的影響.....	41
三、實驗方法與程序	
3.1 實驗材料.....	43
3.2 實驗程序.....	43
3.3 旋形管件製作.....	44
3.4 電子束銲接試驗及設備.....	45
3.4.1 電子束銲接參數.....	45
3.4.2 電子束熱處理.....	46
3.5 後熱處理試驗及設備.....	46
3.5.1 時效熱處理.....	47
3.6 微硬度量測及設備.....	48
3.7 拉伸試驗.....	48
3.7.1 常溫拉伸試驗.....	48
3.7.2 高溫拉伸試驗.....	49
3.8 金相觀察與 EDS 分析.....	51
3.9 X 光繞射(XRD)分析.....	52
3.10 穿透式電子顯微鏡(TEM)的觀察與分析.....	52
四、實驗結果與討論	
4.1 試驗材料驗證.....	54
4.1.1 試驗材料化學成分分析.....	54
4.1.2 試驗材料胚管微硬度量測與顯微組織觀察.....	54
4.2 旋形加工量對 C-250 麻時效鋼的影響.....	55
4.2.1 試驗目的與流程.....	55
4.2.2 旋形加工量對機械性質與顯微組織的影響.....	56
4.2.3 時效熱處理對旋形加工量的影響.....	59
4.2.4 X-ray 繞射分析—旋形加工量對顯微結構的影響.....	62
4.2.5 破斷面觀察與分析.....	63
4.2.6 本節結論.....	67
4.3 旋形加工量與電子束銲接對麻時效鋼接的影響.....	68
4.3.1 試驗目的與流程.....	68

4.3.2	麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接.....	69
4.3.3	時效熱處理對不同旋形加工量麻時效鋼電子束銲件的影響.....	77
4.3.4	破斷面觀察與分析.....	86
4.3.5	本節結論.....	88
4.4	應力消除與電子束熱輸入量對旋形麻時效鋼銲件之影響.....	89
4.4.1	試驗目的與流程.....	89
4.4.2	微硬度量測與顯微組織觀察.....	90
4.4.3	時效熱處理對不同熱輸入量銲件的影響.....	97
4.4.4	機械性質測試結果與分析.....	101
4.4.5	拉伸破斷面觀察與分析.....	103
4.4.6	本節結論.....	106
4.5	電子束預熱及續熱對旋形麻時效鋼銲件的影響.....	107
4.5.1	試驗目的與流程.....	107
4.5.2	微硬度量測與顯微組織觀察.....	108
4.5.3	時效熱處理對銲件微硬度與顯微組織的影響.....	118
4.5.4	機械性質測試結果與分析.....	125
4.5.5	拉伸破斷面觀察與分析.....	127
4.5.6	本節結論.....	134
4.6	旋形麻時效鋼及電子束銲件之高溫機械性質與顯微組織.....	135
4.6.1	試驗目的與流程.....	135
4.6.2	高溫對旋形麻時效鋼的影響.....	136
4.6.3	高溫對旋形麻時效鋼電子束銲件的影響.....	145
4.6.4	本節結論.....	155
4.7	熱處理溫度對旋形麻時效鋼機械性質與顯微組織之影響.....	156
4.7.1	試驗目的與流程.....	156
4.7.2	微硬度量測與顯微組織觀察.....	157
4.7.3	機械性質測試結果與分析.....	161
4.7.4	拉伸破斷面觀察與分析.....	165
4.7.5	本節結論.....	170

五、結論	
5.1 旋形加工量.....	171
5.2 旋形量與電子束銲接.....	171
5.3 銲前應力消除及低熱輸入量電子束銲接.....	172
5.4 銲接前、後低熱量電子束熱處理.....	172
5.5 高溫機械性質.....	173
5.6 時效熱處理對延伸率的應用彈性.....	173
5.7 設計與製程建議.....	174
六、未來研究與發展方向之建議.....	175
七、參考文獻.....	177



# 表 目 錄

	項 目	頁次
表 2-1	麻時效鋼合金組成化學成份表.....	7
表 3-1	胚管製作需求表.....	44
表 3-2	C-250 麻時效鋼旋形管之 EB 銲接及 EB 熱處理參數表.....	45
表 3-3	C-250 麻時效鋼之機械性質試驗試片數量與熱處理條件.....	50
表 4-1	本試驗使用 C-250 麻時效鋼化學成分(wt.%)表.....	54
表 4-2	C-250 麻時效鋼經不同旋形加工量的機械性質.....	58
表 4-3	不同旋形加工量 C-250 麻時效鋼經時效熱處理的機械性質.....	61
表 4-4	麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接之機械性質.....	76
表 4-5	不同旋形加工量麻時效鋼銲件經時效熱處理之機械性質.....	84
表 4-6	旋形麻時效鋼高熱輸入量、低熱輸入量及應力消除+低熱輸入量 電子束銲件之機械性質.....	102
表 4-7	旋形(電子束預熱、續熱)銲件時效熱處理之機械性質.....	126
表 4-8	旋形 C-250 麻時效鋼高溫拉伸機械性質.....	139
表 4-9	旋形 C-250 麻時效鋼高溫拉伸破斷表面層分析.....	141
表 4-10	旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件高溫實驗之機械性質.....	148
表 4-11	旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件高溫拉伸破斷表面層分析.....	150
表 4-12	旋形 C-250 麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後之拉伸機械性質...	162

# 圖 目 錄

項 目	頁次
圖 1-1 麻時效鋼在航太發動機(Motor)及深海潛艇的應用.....	1
圖 2-1 麻時效鋼與超高強度鋼之強度及破裂韌性比較.....	4
圖 2-2 溫度對 18Ni 麻時效鋼機械性質之影響.....	5
圖 2-3 Fe-Ni 二元系統準安定(Metastable)相圖.....	8
圖 2-4 Co 與 Mo 的含量對麻時效鋼硬度之影響.....	9
圖 2-5 Co 與 Mo 對 Fe-18Ni-Co-4Mo 系統之 Ms 溫度之影響.....	9
圖 2-6 Co 對 Fe-18Ni-Co-4Mo 系統的影響.....	9
圖 2-7 Ti 含量對麻時效鋼(C-300)降伏強度之影響.....	11
圖 2-8 Ti、Co 及 Mo 總含量對麻時效鋼(C-300)降伏強度之影響.....	11
圖 2-9 Al 含量對麻時效鋼(C-250)衝擊韌性性質之影響.....	12
圖 2-10 Si 和 Mn 含量對麻時效鋼(C-250)衝擊韌性性質之影響.....	12
圖 2-11 C 含量對麻時效鋼(C-250)機械性質之影響.....	13
圖 2-12 S 含量對麻時效鋼(C-250)衝擊韌性性質之影響.....	13
圖 2-13 Fe-Ni 二元系統平衡相圖.....	15
圖 2-14 Fe-Ni 二元系統 Ms 及 As 相圖.....	15
圖 2-15 麻時效鋼各種時效溫度與時間下之硬度變化.....	16
圖 2-16 482°C(900°F)時效時間對 T-300 板材機械性能之影響.....	16
圖 2-17 C-250 逆變態沃斯田鐵與硬度隨著時效時間的變化量.....	17
圖 2-18 時效溫度與逆變態沃斯田鐵回復量之關係曲線.....	19
圖 2-19 C-250 電子束鐳道相關位置與溫度關係示意圖.....	20
圖 2-20 麻時效鋼鐳件鐳道及熱影響區示意圖.....	21
圖 2-21 C-250 麻時效鋼電子束鐳道與 HAZ 之光學顯微相片.....	21
圖 2-22 C-250 麻時效鋼電子束鐳道之逆變態沃斯田鐵池.....	22
圖 2-23 沃斯田鐵池形成示意圖.....	24
圖 2-24 臥式順流旋形冷作加工.....	25
圖 2-25 順、逆流旋形加工示意圖.....	26

圖 2-26	旋形加工示意圖.....	27
圖 2-27	最大壁厚減縮率之測定方式示意圖.....	28
圖 2-28	流旋力分析示意圖.....	28
圖 2-29	電子束鐸接設備示意圖.....	30
圖 2-30	電子束鐸接真空艙.....	31
圖 2-31	電子束鐸接之電子鎗構造剖面圖.....	31
圖 2-32	電子束鐸接之鑰孔現象產生示意圖.....	32
圖 2-33	電子束鐸接機構圖.....	32
圖 2-34	鐸接方法之功率密度分佈圖.....	33
圖 2-35	鐸接艙真空壓力對鐸道形狀和熔深之影響.....	34
圖 2-36	真空度與常態化鐸接深度之關係.....	34
圖 2-37	EBW 和 TIG 鐸接其鐸道比較.....	35
圖 2-38	鐸道形狀之比較.....	36
圖 2-39	異種材料鐸接性.....	36
圖 2-40	析出硬化型合金 HAZ 說明圖.....	38
圖 2-41	熔融線上的液化裂縫示意圖.....	38
圖 2-42	析出粒子之粒度隨時效溫度變化.....	39
圖 2-43	Al-Cu 系合金之相圖.....	40
圖 2-44	晶粒度對 18Ni(2100MPa)麻時效鋼性能的影響.....	42
圖 3-1	麻時效鋼機械性質試驗流程.....	44
圖 3-2	旋形管電子束預熱與續熱鐸接示意圖.....	46
圖 3-3	麻時效鋼之基本熱處理程序.....	47
圖 3-4	標準室溫及高溫拉伸試片製作尺圖.....	49
圖 3-5	觀查試片樹脂鑲埋示意圖.....	51
圖 4-1	C-250 麻時效鋼經固溶熱處理後之旋形胚盂 SEM.....	54
圖 4-2	C-250 麻時效鋼經不同斷面減縮率之旋形加工實驗流程圖.....	55
圖 4-3	C-250 麻時效鋼經不同旋形加工量的顯微組織結構 SEM.....	56
圖 4-4	C-250 麻時效鋼經不同旋形加工量後管壁截面之徑向微硬度分佈..	57
圖 4-5	C-250 麻時效鋼旋形加工前、後之晶粒顯微結構 SEM.....	57
圖 4-6	C-250 麻時效鋼經不同旋形加工量之機械性質比較.....	58

圖 4-7	C-250 麻時效鋼經不同旋形加工量之應力及應變曲線.....	58
圖 4-8	不同旋形加工量 C-250 麻時效鋼經時效熱處理後管壁截面之徑向微硬度分佈.....	59
圖 4-9	C-250 麻時效鋼經不同旋形加工量及時效熱處理之機械性質比較..	61
圖 4-10	C-250 麻時效鋼經不同旋形加工量及時效熱處理之應力應變曲線..	61
圖 4-11	C-250 麻時效鋼不同旋形加工量顯微結構 X-ray 繞射分析.....	62
圖 4-12	C-250 麻時效鋼經固溶熱處理之拉伸破斷試片 OM 及 SEM.....	63
圖 4-13	C-250 麻時效鋼經固溶(未旋形加工)及時效熱處理之拉伸破斷試片 OM 及 SEM.....	64
圖 4-14	C-250 麻時效鋼經 58%旋形加工之拉伸破斷試片 O M 及 SEM	64
圖 4-15	C-250 麻時效鋼經 58%旋形加工及時效熱處理之拉伸破斷試片 OM 及 SEM.....	65
圖 4-16	C-250 麻時效鋼經 79%旋形加工之拉伸破斷試片 O M 及 SEM	65
圖 4-17	C-250 麻時效鋼經 79%旋形加工及時效熱處理之拉伸破斷試片 OM 及 SEM.....	66
圖 4-18	不同旋形加工量之麻時效鋼與電子束銲接實驗流程.....	68
圖 4-19	麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲件之微硬度分佈.....	70
圖 4-20	未旋形加工之麻時效鋼電子束銲件 SEM.....	72
圖 4-21	58%旋形加工量之麻時效鋼電子束銲件 SEM.....	73
圖 4-22	79%旋形加工量之麻時效鋼電子束銲件 SEM.....	74
圖 4-23	麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接之機械性質比較..	76
圖 4-24	麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接之應力應變曲線..	77
圖 4-25	麻時效鋼經不同旋形加工量、電子束銲接及時效熱處理之微硬度分佈..	79
圖 4-26	未旋形加工之時效麻時效鋼電子束銲件 SEM.....	80
圖 4-27	58%旋形加工量之時效麻時效鋼電子束銲件 SEM.....	81
圖 4-28	79%旋形加工量之時效麻時效鋼電子束銲件.....	82
圖 4-29	不同旋形加工量麻時效鋼銲件經時效熱處理之機械性質比較.....	84
圖 4-30	不同旋形加工量麻時效鋼銲件經時效熱處理後拉伸破斷時形成不同程度變形量相片.....	85
圖 4-31	不同旋形加工量麻時效鋼銲件經時效熱處理之應力應變曲線.....	85
圖 4-32	未旋形加工之麻時效鋼銲道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構.....	87
圖 4-33	58%旋形加工之麻時效鋼銲道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構.....	87
圖 4-34	79%旋形加工之麻時效鋼銲道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構.....	87

圖 4-35	旋形麻時效鋼應力消除與不同電子束熱輸入量之實驗流程圖.....	90
圖 4-36	旋形麻時效鋼電子束銲後硬度分佈.....	92
圖 4-37	旋形麻時效鋼高熱輸入量電子束銲道 SEM.....	93
圖 4-38	旋形麻時效鋼高熱輸入量電子束銲接熱影響區 SEM.....	94
圖 4-39	旋形麻時效鋼低熱輸入量電子束銲件 SEM.....	95
圖 4-40	旋形麻時效鋼經應力消除+低熱輸入量電子束銲件 SEM.....	96
圖 4-41	旋形麻時效鋼電子束銲件時效熱處理後硬度分佈.....	98
圖 4-42	旋形麻時效鋼高熱輸入量電子束銲件及時效熱處理之銲道顯微組織 SEM.....	99
圖 4-43	旋形麻時效鋼電子束銲件經時效熱處理銲道之逆變態沃斯田鐵池 SEM.....	99
圖 4-44	麻時效鋼電子束銲件經 480°C/6h/AC 時效熱處理後銲道及晶界間逆變態沃斯田鐵池之 TEM.....	100
圖 4-45	銲前應力消除+低熱輸入量電子束銲件拉伸實驗試片頸縮之 SEM.....	103
圖 4-46	高熱輸入量、低熱輸入量及應力消除+低熱輸入量電子束銲件之應力應變曲線.....	103
圖 4-47	高熱輸入量電子束銲道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構.....	105
圖 4-48	低熱輸入量電子束銲道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構.....	105
圖 4-49	應力消除+低熱輸入量電子束銲道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構.....	105
圖 4-50	C-250 旋形麻時效鋼之電子束預熱/續熱銲接實驗流程圖.....	108
圖 4-51	旋形麻時效鋼電子束銲前預熱之微硬度分佈圖.....	110
圖 4-52	旋形麻時效鋼銲前預熱之銲道與熱影響區 OM 金相圖.....	110
圖 4-53	旋形麻時效鋼電子束預熱與銲接之銲道與熱影響區 OM 金相圖.....	111
圖 4-54	旋形麻時效鋼電子束銲後續熱之微硬度分佈圖.....	113
圖 4-55	旋形麻時效鋼電子束銲後續熱之銲道與熱影響區 SEM.....	113
圖 4-56	旋形麻時效鋼電子束銲後續熱之銲道與熱影響區 SEM 金相圖.....	114
圖 4-57	順流旋形 C-250 後電子束銲後續熱之析出物 SEM 金相圖.....	115
圖 4-58	旋形麻時效鋼電子束預熱與續熱之微硬度分佈圖.....	116
圖 4-59	旋形麻時效鋼電子束預熱與續熱之銲道與熱影響區 SEM.....	116
圖 4-60	旋形麻時效鋼電子束預熱與續熱之銲道與熱影響區 SEM 金相圖.....	117
圖 4-61	旋形(電子束預熱)銲件時效熱處理之微硬度分佈圖.....	118
圖 4-62	旋形(電子束預熱)銲件時效強化熱處理之銲道與熱影響區 OM 金相圖.....	119

圖 4-63	旋形(電子束續熱)鋁件時效熱處理之微硬度分佈圖.....	120
圖 4-64	旋形(電子束續熱)鋁件時效強化熱處理之鋁道與熱影響區顯微組織 SEM.....	121
圖 4-65	旋形(電子束續熱)鋁件時效強化熱處理之鋁道熔線顯微組織 SEM.....	122
圖 4-66	旋形(電子束預熱與續熱)鋁件時效熱處理之微硬度分佈圖.....	123
圖 4-67	旋形(電子束預熱與續熱)鋁件時效熱處理之鋁道與熱影響區顯微組織 OM.....	124
圖 4-68	旋形(電子束預熱、續熱)鋁件及時效熱處理之應力應變曲線圖.....	126
圖 4-69	旋形(電子束預熱)鋁件時效熱處理之拉伸 OM 及 SEM 破斷面.....	128
圖 4-70	旋形(電子束續熱)鋁件時效熱處理之拉伸 OM 及 SEM 破斷面.....	130
圖 4-71	旋形(電子束續熱)鋁件時效熱處理之拉伸 SEM 破斷面.....	131
圖 4-72	旋形(電子束續熱)鋁件時效熱處理之二次裂縫顯微組織 SEM.....	131
圖 4-73	旋形(電子束預熱與續熱)鋁件時效熱處理之拉伸 OM 及 SEM 破斷面.....	133
圖 4-74	旋形 C-250 麻時效鋼高溫實驗流程圖.....	135
圖 4-75	旋形 C-250 麻時效鋼高溫拉伸 OM 金相圖.....	137
圖 4-76	旋形 C-250 麻時效鋼高溫拉伸機械性質比較.....	139
圖 4-77	旋形 C-250 麻時效鋼在 300°C 拉伸破斷 OM 及 SEM.....	141
圖 4-78	旋形 C-250 麻時效鋼在 400°C 拉伸破斷 OM 及 SEM.....	141
圖 4-79	旋形 C-250 麻時效鋼在 500°C 拉伸破斷 OM 及 SEM.....	142
圖 4-80	旋形 C-250 麻時效鋼在 600°C 拉伸破斷 OM 及 SEM.....	142
圖 4-81	旋形 C-250 麻時效鋼在 700°C 拉伸破斷 OM 及 SEM.....	143
圖 4-82	旋形 C-250 麻時效鋼因鈦元素偏析造成破裂啓始點之 SEM 及 EDS 分析.....	143
圖 4-83	旋形 C-250 麻時效鋼在 800°C 拉伸破斷 OM 及 SEM.....	144
圖 4-84	旋形 C-250 麻時效鋼在 800°C 偏析造成破裂啓始且形成孔洞之 SEM 及 EDS 分析.....	144
圖 4-85	旋形 C-250 麻時效鋼電子束鋁件經時效熱處理之拉伸實驗鋁道破斷顯微觀察.....	146
圖 4-86	旋形 C-250 麻時效鋼電子束鋁件經時效熱處理之拉伸破斷及鋁道形態 OM 顯微觀察.....	147
圖 4-87	旋形 C-250 麻時效鋼電子束鋁件經時效熱處理之高溫機械性質.....	148
圖 4-88	旋形 C-250 麻時效鋼電子束鋁件在 300°C 拉伸鋁道破斷相.....	150
圖 4-89	旋形 C-250 麻時效鋼電子束鋁件在 400°C 拉伸鋁道破斷相.....	151
圖 4-90	旋形 C-250 麻時效鋼電子束鋁件在 500°C 拉伸鋁道破斷相.....	151

圖 4-91	旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件在 600°C 拉伸破斷相.....	152
圖 4-92	旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件在 700°C 拉伸銲件破斷相.....	152
圖 4-93	旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件在 700°C 拉伸破斷時，因鈦元素偏析集中造成破斷的啟始點，高純度的鈦元素殘留在孔洞內之 SEM 與 EDS.....	153
圖 4-94	旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件在 800°C 高斷面頸縮之拉伸破斷相	153
圖 4-95	旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件之 800°C 拉伸銲件破斷相.....	154
圖 4-96	旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件之 800°C 拉伸破斷之大旋渦狀 SEM	154
圖 4-97	時效熱處理溫度對旋形 C-250 麻時效鋼影響之實驗流程圖.....	157
圖 4-98	旋形 C-250 麻時效鋼經不同時效溫度熱處理之 X-ray 繞射分析....	158
圖 4-99	C-250 麻時效鋼經 79% 壁厚縮減率之旋形加工後管壁截面之徑向微硬度分佈.....	158
圖 4-100	旋形 C-250 麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後平均微硬度值.....	159
圖 4-101	旋形 C-250 麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後之光學顯微組織觀察	160
圖 4-102	旋形 C-250 麻時效鋼經過時效熱處理後之 SEM 顯微組織觀察.....	160
圖 4-103	旋形 C-250 麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後之拉伸機械性質.....	162
圖 4-104	79% 旋形加工量 C-250 麻時效鋼經 540°C / 6h / AC 時效處理後之顯微組織結構 TEM.....	163
圖 4-105	79% 旋形加工量 C-250 麻時效鋼經 540°C / 6h / AC 時效處理後之顯微組織結構 TEM.....	163
圖 4-106	79% 旋形加工量 C-250 麻時效鋼經 540°C / 6h / AC 時效處理後之顯微組織結構 TEM.....	164
圖 4-107	旋形 C-250 麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後拉伸之應力應變曲線	164
圖 4-108	旋形 C-250 麻時效鋼之拉伸破斷面.....	166
圖 4-109	旋形 C-250 麻時效鋼經 450°C 不足時效熱處理之拉伸破斷面.....	166
圖 4-110	旋形 C-250 麻時效鋼經 480°C 標準時效熱處理之拉伸破斷面.....	167
圖 4-111	旋形 C-250 麻時效鋼經 510°C 低過時效熱處理之拉伸破斷面.....	167
圖 4-112	旋形 C-250 麻時效鋼經 540°C 過時效熱處理之拉伸破斷面.....	168
圖 4-113	旋形 C-250 麻時效鋼經 570°C 高過時效熱處理之拉伸破斷面.....	168
圖 4-114	旋形 C-250 麻時效鋼經 600°C 高過時效熱處理之拉伸破斷面.....	169

符 號
-----

FCC	: 面心立方晶
BCC ;	: 體心立方晶
$\alpha$ ; M	: 麻田散鐵
$\alpha'$	: 肥粒鐵(含 Ni 較少為 BCC 相)
$\gamma$ ; A	: 沃斯田鐵
$\gamma'$	: 逆變態沃斯田鐵(含 Ni 較多的 FCC 相)
$A_s$	: 開始變態為沃斯田鐵的起始溫度
$A_f$	: 完成變態為沃斯田鐵的結束溫度
$M_s$	: 開始變態為麻田散鐵的起始溫度
$M_f$	: 完成變態為麻田散鐵的結束溫度
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
$\theta$	: 熱輸入量(J/mm)
WM	: 銲道
HAZ	: 熱影響區
PMZ	: 部份熔化區
t	: 厚度
$t_0$	: 胚孟管壁厚
$t_f$	: 試件成品壁厚
$\varepsilon_t$	: 壁厚減縮率
$\varepsilon_{max}$	: 最大壁厚減縮率
F0	: 0%旋形加工量
F58	: 58%旋形加工量



F79 ; F	: 79%旋形加工量
A450	: 不足時效熱處理 (450°C/6h/AC)
A480 ; A	: 時效熱處理 (480°C/6h/AC)
A510	: 低過時效熱處理 (510°C/6h/AC)
A540	: 過時效熱處理 (540°C/6h/AC)
A570	: 過時效熱處理 (570°C/6h/AC)
A600	: 高過時效熱處理 (600°C/6h/AC)
F0A	: 0%旋形加工量+時效熱處理
F58A	: 58%旋形加工量+時效熱處理
F79A	: 79%旋形加工量+時效熱處理
F0E	: 0%旋形加工量+電子束銲接
F58E	: 58%旋形加工量+電子束銲接
F79E	: 79%旋形加工量+電子束銲接
F0EA	: 0%旋形加工量+電子束銲接+時效熱處理
F58EA	: 58%旋形加工量+電子束銲接+時效熱處理
F79EA	: 79%旋形加工量+電子束銲接+時效熱處理
S	: 消除加工應力 (480°C/6h/AC)
FH0E	: 79%旋形加工量+高熱輸入量電子束銲接
FL0E	: 79%旋形加工量+低熱輸入量電子束銲接
FSL0E	: 79%旋形加工量+消除加工應力+低熱輸入量電子束銲接
FH0EA	: 79%旋形加工量+高熱輸入量電子束銲接+時效熱處理
FL0EA	: 79%旋形加工量+低熱輸入量電子束銲接+時效熱處理
FSL0EA	: 79%旋形加工量+消除加工應力+低熱輸入量電子束銲接+時效熱處理
FHE	: 79%旋形加工量+電子束預熱+銲接
FEH	: 79%旋形加工量+銲接+電子束續熱
FHEH	: 79%旋形加工量+電子束預熱+銲接+續熱
FHEA	: 79%旋形加工量+電子束預熱+銲接+時效熱處理
FEHA	: 79%旋形加工量+銲接+電子束續熱+時效熱處理
FHEHA	: 79%旋形加工量+電子束預熱+銲接+續熱+時效熱處理

# 一、前 言

## 1.1 簡介

以 Co、Mo 為主要強化元素之 18% Ni 麻時效鋼(Maraging steel)，經固溶退火(Solution annealing)處理後不論冷卻速度快慢，皆會完全變態為質軟的低碳麻田散鐵組織(Martensite structure)。其後經由時效(Aging)熱處理，使麻田散鐵基地析出分佈均勻極細的金屬間化合物(Intermetallic compound)，以阻礙差排滑移(Dislocation slip)來強化材料的機械性質[1-3]。

麻時效鋼經固溶熱處理後，具有高破斷韌性(Fracture toughness)、延展性、成形性佳及良好銲接性。經簡易熱處理即可獲得高抗拉強度，且尺寸變化甚微，又無表面脫碳的困擾，並具有優良的高溫操作及耐蝕等特性，廣泛應用在航太精密科技之載具及推進器系統及深海潛艇與核能工業(圖 1-1)[1-7]。

為能發揮麻時效鋼的優良特性及製程品質控制，航太科技工業經常應用旋形加工(Flow forming)及電子束銲接(Electron beam welding, EBW)精密加工製程技術，製造如高性能的飛行推進器及結構系統。旋形加工為非切削性、無屑之冷作成型加工製程技術[8-11]，可製造長且薄的高精密無縫管件，有增加強度、節省材料、加工快速及低成本之優點。電子束銲接製程技術[2,11-13]則具有熱輸入量小、銲道深寬比大、熱影響區(Heat affected zone, HAZ)窄、銲後變形小及工件表面不易氧化等特性。

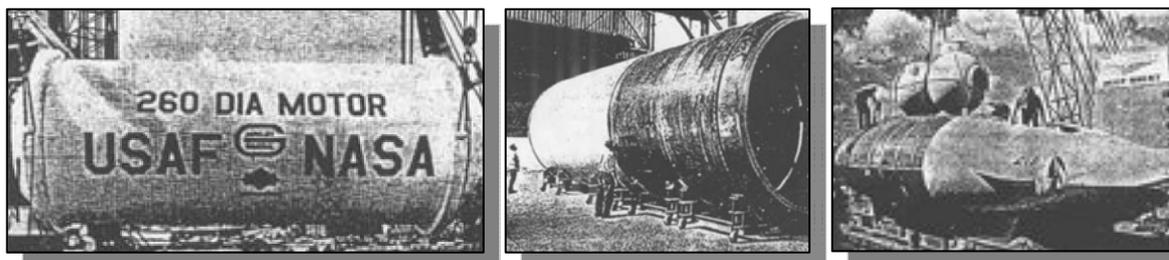


圖 1-1 麻時效鋼在航太發動機(Motor)及深海潛艇的應用[7]

## 1.2 研究動機與目的

18%Ni 麻時效鋼自開發以來，對航太工業的發展貢獻良多。超高強度及優異機械性質的麻時效鋼成為航太科技工業主要的應用材料，並廣泛應用在太空、大氣層內之飛行器及深海之潛航器等高科技產品[7]。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，各界均致力於開發更精良、快速及高效率的製程以及材料特性的掌握與發揮。

在航太科技工業所應用的飛行載具必須具備重量輕及強度高的要求條件。而在使用的過程中，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，航太製造工業經常採用精密無縫「旋形冷作加工」及高能量「電子束銲接」製程技術來達成。

然而，之前研究 [8-11] 結果顯示，C-250 級麻時效鋼(簡稱為「麻時效鋼」)經高斷面減縮率(79%)之順流旋形(Forward flow forming)冷作加工(簡稱為「旋形加工」)及高能量電子束銲接製程，再施以 480°C/6h/AC 時效熱處理後，銲道因強化元素偏析(Segregation)作用導致強化不足及母材產生加工硬化效應，銲道強度隨著加工量增加而形成極大的落差，導致延伸率(Percentage elongation)嚴重不足(1.2%)，僅達 AMS 6520D 規範值(2.5%)的 48%。此影響藉由一般的熱處理程序無法有顯著的改善[2,8-11]。若應用在飛行載具，則因銲道強度及延伸率不足形成整體結構的脆弱點，嚴重限制了在航太科技工業的發展。

因此，為了解決麻時效鋼經高斷面減縮率之旋形加工(簡稱為「旋形麻時效鋼」)及電子束銲接後延伸率嚴重不足的窘境，本研究有系統的規劃六組研究與實驗程序，經由先前的推論與實驗以獲得正確的相互關係後，再依據結果規劃設計解決的方案，進行全尺寸之實體試驗與分析，以獲得最適化的結果與數據：(1)將固溶麻時效鋼施以 0%、58%及 79%不同旋形加工量及 480°C 時效熱處理製程，並經由實驗以獲得旋形加工量對材料強度及延伸率的影響；(2)對不同旋形加工量之

麻時效鋼進行相同參數之電子束銲接，經由實驗分析以獲得不同旋形量電子束銲件與延伸率的相互關係及影響程度；(3)以高、低電子束能量進行銲接及銲前消除加工應力製程，經由實驗以獲得銲道內強化元素之偏析量及消除應力，對旋形銲件的強度與延伸率的影響及相互關係，以解決延伸率不足的問題；(4)以低功率的電子束在銲道處，分別施以銲前預熱及銲後續熱之不同製程，以獲得低功率電子束熱處理對銲道與熱影響區之顯微組織結構與延伸率的影響；(5)經 79%高旋形加工量的麻時效鋼及電子束銲件，進行不同高溫環境的實驗，以獲得高溫對母材與銲道的機械性質及顯微組織結構的影響；(6)對 79%旋形麻時效鋼，施以 450°C ~ 600°C 不等的時效熱處理製程，以獲得時效溫度對晶粒細化及延伸率的影響與關係，並藉由不同時效熱處理製程之組合條件，以增加旋形麻時效鋼及電子束銲件在延伸率應用彈性的廣度。希望由此六組的結果提供日後研究與使用者，在考量材料強度及延伸率選用時之製程組合的參考依循。

藉由以上的實驗設計與研究分析，將分別獲得：(1)不同旋形加工量於常溫及高溫環境應用之機械特性；(2)不同旋形加工量對電子束銲件強度及延伸率的影響；(3)79%旋形管件經由降低電子束熱輸入量以提升銲件強度及延伸率的關鍵製程；(4)79%旋形管件經由電子束銲前預熱及銲後續熱處理，以改變銲件破斷的型態來提升延伸率之關鍵技術。最後經由上述完整且最適化的關鍵製程技術，提高銲件強度及解決延伸率嚴重不足的瓶頸，以提升麻時效鋼對航太科技發展的貢獻。

## 二、文獻回顧

### 2.1 C-250 麻時效鋼

「麻時效鋼」含碳量極低( $C < 0.03\%$ )，故非以碳來強化其機械性質。麻時效鋼於固溶熱處理溫度時形成沃斯田鐵相，冷卻至室溫時則變態為質軟(30~35 HRC)富延性及韌性之 BCC 晶體結構之麻田散鐵組織[2]。再經「時效熱處理」則在基體均勻析出  $Ni_3Mo$  極細粒子之金屬間化合物，使得差排移動困難而強化[2,14,15]。同時，因基體仍為低碳麻田散鐵，尚具有相當韌性及延展性，其破裂韌性比傳統高強度鋼更好(圖 2-1)，具有一般鋼料無法達到之強度[2,16]。麻時效鋼具優異的高溫機械性質，S. Floreen [2]稱此種鋼料可長時間使用於  $400^{\circ}C$  環境中，在此溫度下之抗拉及降伏強度約為室溫之 80%，斷面縮減率及延伸率與室溫值相當。當溫度高於  $400^{\circ}C$  則麻田散鐵基體逆變態為沃斯田鐵，長時間負荷能力將因而快速衰減。低溫時，麻時效鋼的強度增加，這與其他高強度鋼相似，如圖 2-2 所示。麻時效鋼具有優越硬化能 (Hardenability)，固溶後不受冷卻速率的影響，至室溫時皆會完全變態為質軟的麻田散鐵。固溶材料於時效前易於製作成為複雜的形狀，時效硬化後，具有尺寸變形量甚微、極佳的銲接及無脫碳等特性[16,17]。由於以上的特性，除了應用在軸承、聯結器、模具、衝頭、液壓管及彈簧外，更應用在飛彈武器及航太空... 等高科技領域[6,15,16,18,19]。

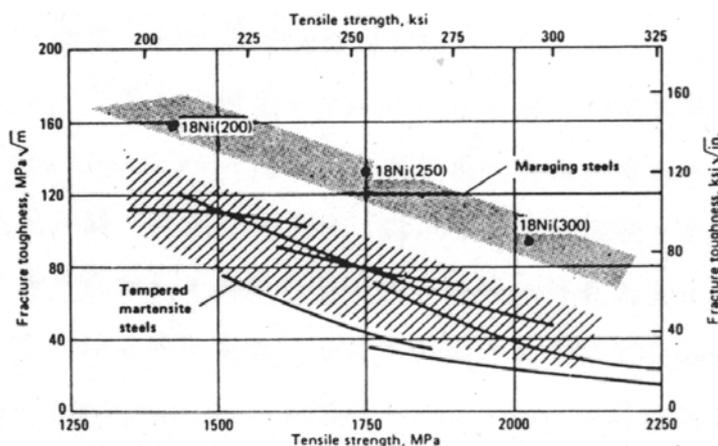


圖 2-1 麻時效鋼與超高強度鋼之強度及破裂韌性比較[2]

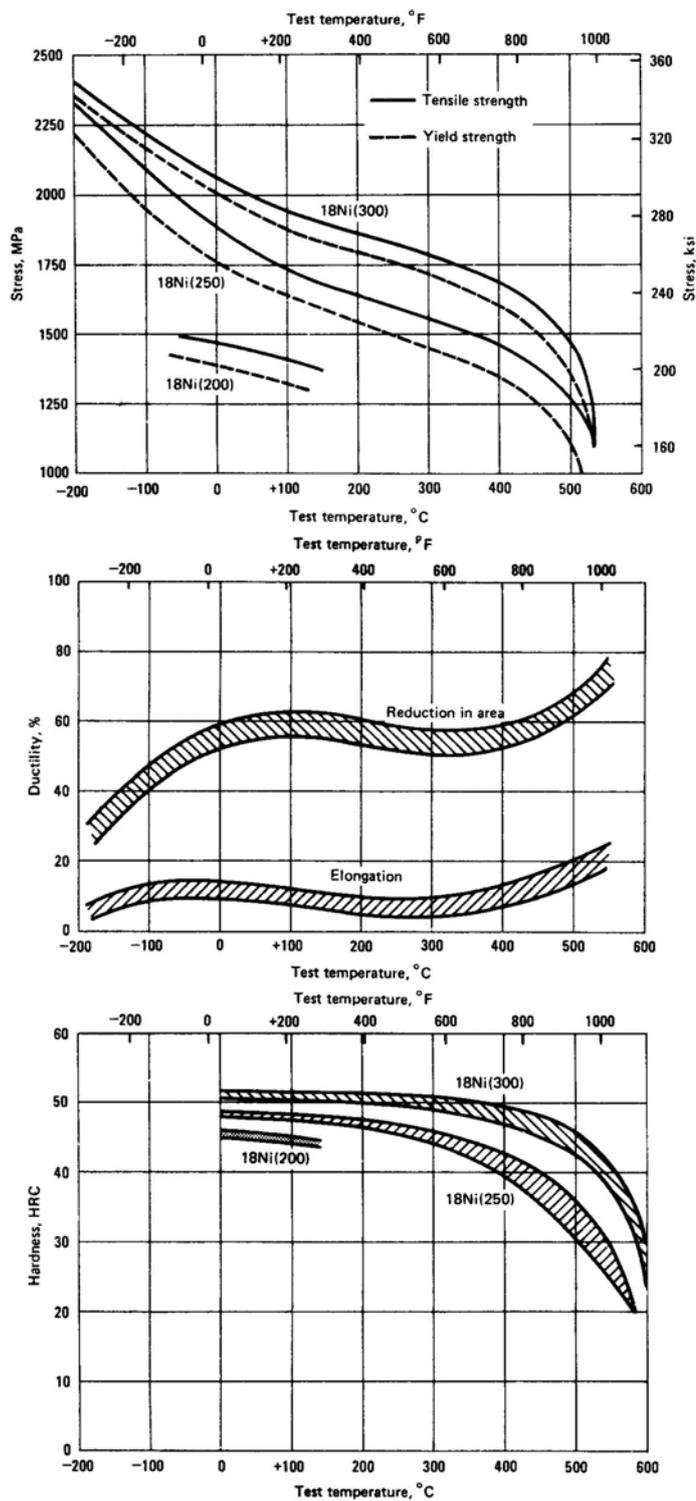


圖 2-2 溫度對 18Ni 麻時效鋼機械性質之影響[2]

### 2.1.1 麻時效鋼之發展

隨著航太及軍事工業蓬勃發展，超高強度結構鋼材需求日益迫切，1959年由美國國際鎳公司研發出以Co強化之18%Ni麻時效鋼[19]。此鋼料主要是以Fe-Ni為合金系統，經固溶熱處理後空冷至室溫形成麻田散鐵組織，並以Co、Mo為主要強化元素，Ti為補強元素之18%Ni麻時效鋼[7]。由於麻時效鋼擁有優異的機械性質與易製作之特性，受到廣泛的重視與應用。

1970年代中期，Co成為重要的戰略物資，來源獲得不易且價格昂貴，在應用上受到限制。1981年由美國Teledyne Vasco公司研發以價格較低廉的Ti為主要強化元素之無Co麻時效鋼[17,20]，形成以Co及Ti強化兩大系類。就18%Ni麻時效鋼之商業實用價值，依降伏強度則在200 Ksi~350Ksi，並區分為200、250、300及350四種等級，指其尖峰時效(Peak-aged)條件之降伏強度為200、250、300及350 Ksi。另有20%Ni與25%Ni之麻時效鋼，因高強度時之脆性大而不以採用[21]。

麻時效鋼優越的機械特性，主要應用於機器結構件，特別是尖端技術航太工業，也用於製作壓鑄、擠壓、冷鍛等各種模具。只是推展麻時效鋼製造模具的具體技術和研究甚少[22]。麻時效鋼可於室溫之麻田散鐵組織狀態下加工成型後，經由約480°C左右的時效析出金屬間化合物來強化其機械性質，且因變形甚微，為製造高精密零件的理想材料。

由於尖端科技技術及航太工業的快速發展，麻時效鋼有著廣闊的發展前景。材料研究者除已開發不同成份及級別的麻時效鋼，在熱處理工藝方面亦已開發了細化晶粒方法、時效處理、表面離子氮化等技術。近年來更積極投入超純淨麻時效鋼、噴射沈積麻時效鋼複合材料、超高強度麻時效鋼及燃料電池等的研究，且均獲得一定的成果[22]。

## 2.1.2 麻時效鋼合金元素及特性

18Ni 麻時效鋼以 Co 及 Ti 為主要強化元素之 C 與 T 兩大系類。以 C 類麻時效鋼之成份，通常含相當多量之 Ni、Co、Mo 及少量之 Ti、Al 等元素，而 Si、Mn、C、S、P 之含量相當低，屬不純物元素，量多時會危害麻時效鋼之機械性質。其各種添加元素(如表 2-1)[23] 對其機械性能及熱處理等特性分述如下[24-30]：

表 2-1 麻時效鋼合金組成化學成份表(wt.%) [8,23]

Element	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Si(max)	Mn(max)	C(max)	S(max)	P(max)	Fe
C-200	17-19	8.0-9.0	3.0-3.5	0.15-0.25	0.05-0.15	<0.1	<0.1	<0.03	<0.01	<0.01	Rem.
C-250	17-19	7.0-8.5	4.6-5.2	0.3-0.5	0.05-0.15	<0.1	<0.1	<0.03	<0.01	<0.01	Rem.
C-300	18-19	8.5-9.5	4.6-5.2	0.5-0.7	0.05-0.15	<0.1	<0.1	<0.03	<0.01	<0.01	Rem.
C-350	18-19	11.5-12.5	4.6-5.2	1.3-1.6	0.05-0.15	<0.1	<0.1	<0.03	<0.01	<0.01	Rem.

1. Ni：Ni 含量的多寡，左右麻田散鐵起始溫度(Martensite start temperature, Ms)，每增加 1wt.% Ni 會使 Ms 降低約 40°F(如圖 2-3)。Ni 與 Fe、Mo、Ti 及 Al 所產生的析出物為 Ni<sub>3</sub>Mo[2,31,32]、η-Ni<sub>3</sub>Ti[33-36]、Ni<sub>3</sub>Al[37]及 (Fe,Ni)<sub>2</sub>(Mo,Ti) [15,38]。由於 Ni 是沃斯田鐵穩定元素(Austenite stabilizer)，易形成沃斯田鐵組織，而冷卻至室溫無法完全變態為麻田散鐵，稱為逆變態沃斯田鐵。此一軟的沃斯田鐵不僅是麻時效鋼高溫或長時間時效軟化原因之一，且會降低應力腐蝕破裂抵抗性以及疲勞強度。銲道更是在標準時效溫度時即會產生，降低銲道的強度[8]。因而 Ni 的多寡將影響材料的強度、延性與韌性[15,39,40]。為克服 Ni 的這一缺點，在麻時效鋼中加入 Co 元素。

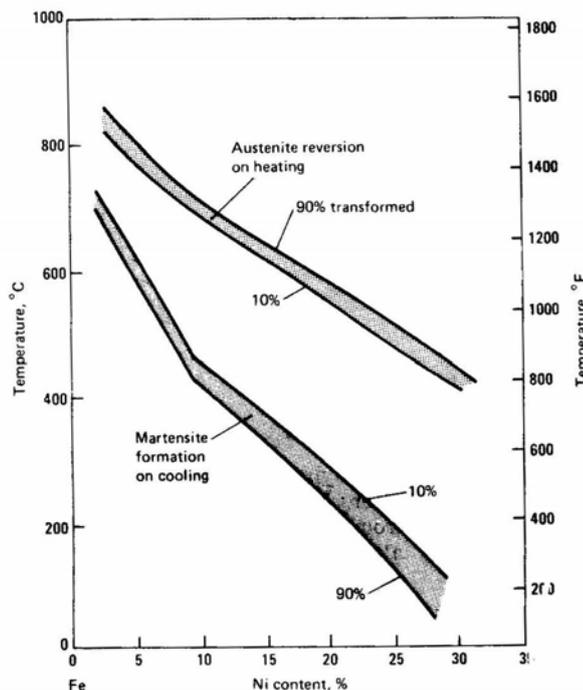


圖 2-3 Fe-Ni 二元系統準安定(Metastable)相圖[2]。

2. Co：為麻時效鋼主要強化元素之一。Co 不會形成析出物[2]，但可使基地形成短程序化(Short-range ordering)，而有硬化效果。其主要功能在降低 Mo 在麻田散鐵基地內的溶解度及避免生成 Fe-Mo 相[41]，使更多的 Mo 參與時效反應，以增加時效期更多細微且分佈均勻的  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  析出粒子。析出物大都析出於差排或麻田散鐵板條晶界，使材質強度更佳。其 Co 與 Mo 對麻時效鋼的硬度影響，隨含量增加成線性上升，如圖 2-4、2-5、2-6 所示[27,42]。Co 能抑制橫向滑移，而大幅的提昇轉脆溫度。另一作用是 Co 可升高麻田散鐵 Ms 的轉換溫度範圍(1 wt.%的 Co 會使 Ms 升高約  $10^\circ\text{F}$ ) [2]，使麻時效鋼之合金含量提高，當冷卻至室溫前完全轉變為麻田散鐵，但會有材料脆化的缺點[43]。

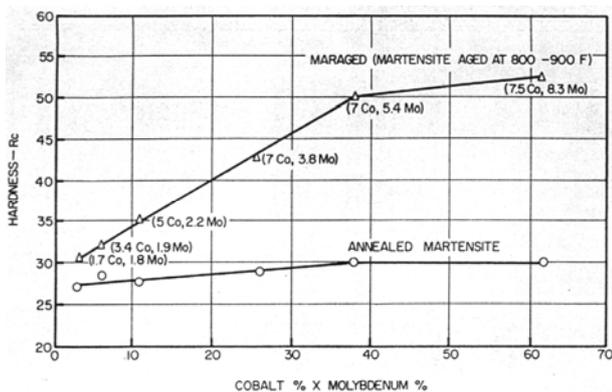


圖 2-4 Co 與 Mo 的含量對麻時效鋼硬度之影響[27]

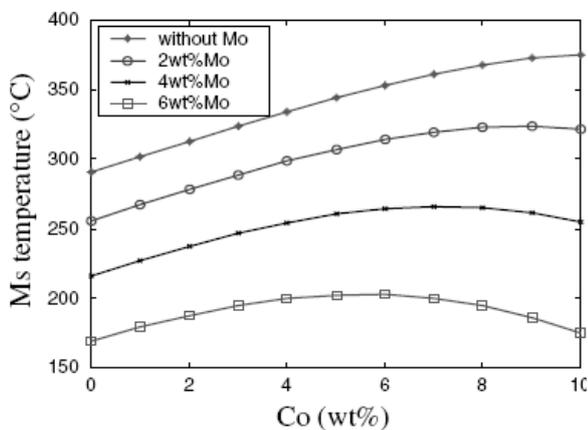


圖2-5 Co與Mo對Fe-18Ni-Co-4Mo系統之Ms溫度之影響[42]

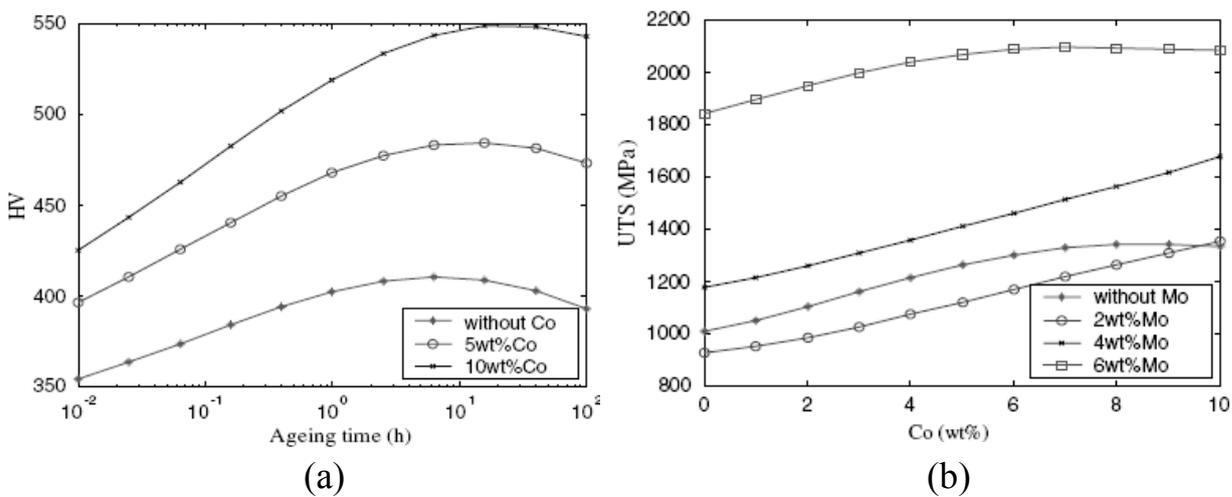


圖2-6 Co對Fe-18Ni-Co-4Mo系統的影響：(a)時效對硬度的影響；(b)Co含量對抗拉強度的影響[42]

3. Mo：為主要硬化元素。形成 Fe-Ni-Mo 合金過渡相，其結構與  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  相似。此過渡相為準安定狀態，時效進行時形成  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ ，還促使  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  析出。Mo 另一功能是減少晶界析出之趨勢，而在板條狀麻田散鐵晶粒內析出  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  而達到強化的效果( 20 Ksi/1 wt.%)。而不含 Mo 之麻時效鋼，析出物會析出於晶界而使韌性大降。反之，可阻止晶界析出而改善韌性[2]。Mo 為裂縫抑制劑，可抑制裂縫成長速率。並與 Ni 一樣隨著 Mo 含量增加，使 Ms 溫度降低(每增加 1 wt.%的 Mo 會使 Ms 降低約  $40^\circ\text{F}$ )。所以當 Mo 的加入量超過 10%時，將產生殘餘沃斯田鐵，從而對機械性能造成不良影響。
4. Ti：在 Co 強化之麻時效鋼中，Ti 為強化之補助元素，主要是在麻田散鐵內析出  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  而達到強化的效果，每增加約 1 wt.%的 Ti，則可使麻時效鋼降伏強度提升 100 Ksi(如圖 2-7 所示)[18]。Ti 亦可降低麻田散鐵轉換溫度範圍，減少沃斯田鐵的形成，當每增加 1 wt.%的 Ti 可使 Ms 降低  $70^\circ\text{F}$  左右。Ti 也可以中和、消解殘留的碳、氮，避免雜質形成而減低韌性。Ti 的含量通常低於 0.6 wt.%，含量大於 1.6%(Wt%)時易產生偏析以導致韌性大幅下降，且在  $900^\circ\text{C} \sim 1100^\circ\text{C}$  長時間保溫時易在沃斯田鐵晶界生成一層 TiC 薄膜。因此，麻時效鋼必須避免長時間退火於此溫度區間，以防止 TiC 薄膜之生成而導致脆性[2]。

研究學者[18]以主要合金元素 Co、Mo 及 Ti 歸類出一個方程式(1)來推估麻時效鋼之降伏強度，並經實驗驗證結果顯示，在材料長軸向(Longitudinal)的誤差值較另一軸向為小，如圖 2-8 所示。

$$\text{降伏強度(Ksi)}=15.1+9.1(\%Co)+28.3(\%Mo)+80.1(\%Ti) \quad (1)$$

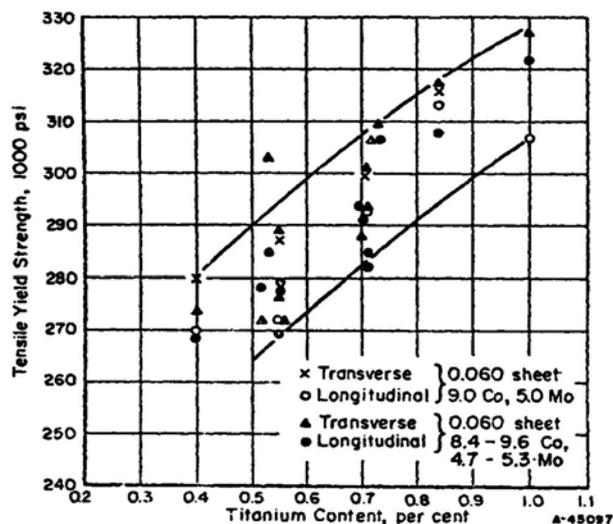


圖 2-7 Ti 含量對麻時效鋼(C-300)降伏強度之影響。(1500°F之固溶處理 1 小時，900°F時效 3 小時)[18]

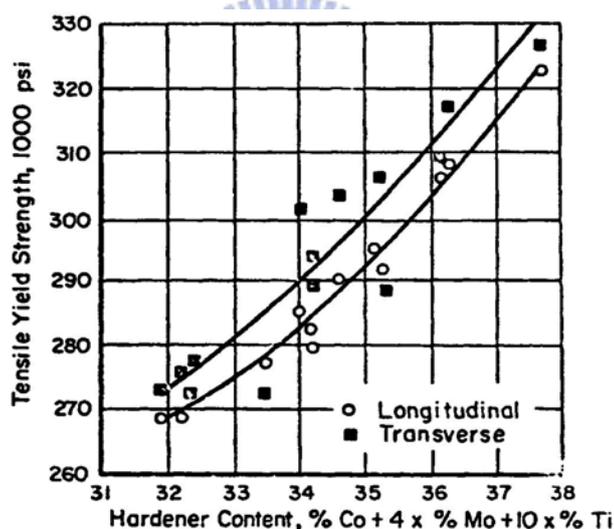


圖 2-8 Ti、Co 及 Mo 總含量對麻時效鋼(C-300)降伏強度之影響。(1500°F之固溶處理 1 小時，900°F時效 3 小時)[18]

5. Al: Al 是增加降伏及抗拉強度的有力強化元素及去氧化劑，但也是降低衝擊值最大的脆化元素。就韌性而言 Al 比 Ti 有利，因 Ti 所引起的脆化現象達 Al 的二倍以上[11]，當麻時效鋼含微量的 Al 時之  $Ni_3Al$  析出均勻地分佈在基地內[44]，可產生甚大的強化

效果，一般含量在 0.05~0.12 wt.% 的範圍內，含量增多，則衝擊韌性越好，如圖 2-9 所示。但 Al 添加至 0.2 wt.%，雖仍會造成強化效果，但將導致韌性降低。

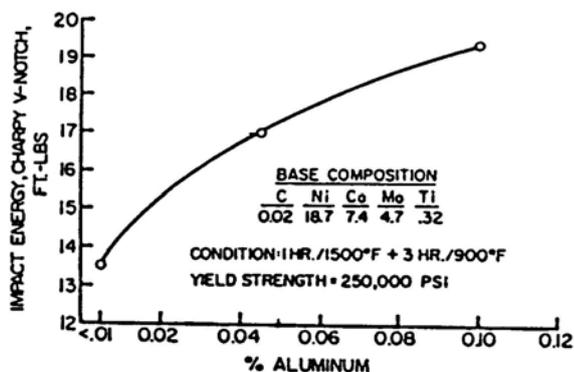


圖 2-9 Al 含量對麻時效鋼(C-250)衝擊韌性性質之影響[8]

6. Si 和 Mn：Si+Mn 含量超過 0.25 wt.% 時，會降低麻時效鋼之韌性，如圖 2-10 所示。所以，Si 和 Mn 含量均須小於 0.12 wt.%。

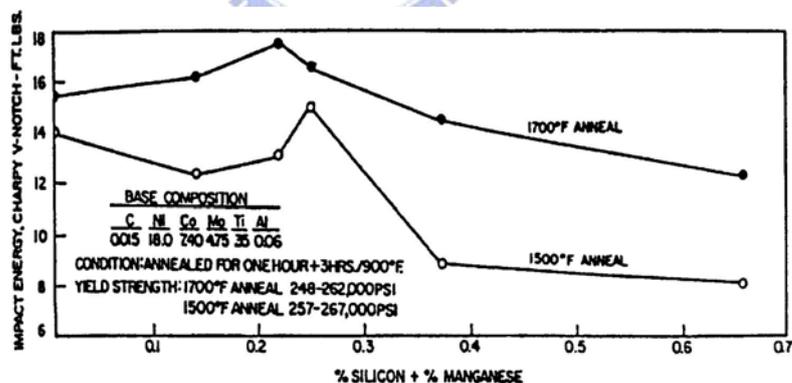


圖 2-10 Si 和 Mn 含量對麻時效鋼(C-250)衝擊韌性性質之影響[8]

7. C、N 及 O：在麻時效鋼中為插入型雜質，故含量越低越好[2]，否則會因晶格變形，導致脆性升高。C 之含量在 0.03 wt.% 以下時，對麻時效鋼沒有強化作用。但當含量超過 0.05 wt.% 以上時，則

由於易形成  $\text{TiC}$ 、 $\text{Mo}_2\text{C}$ ，而減少  $\text{Ti}$  與  $\text{Mo}$  的析出，導致強度降低，如圖 2-11 所示。

真空冶煉時， $\text{N}$  含量要低，否則將會與  $\text{Ti}$  形成  $\text{TiN}$ ，導致因減少  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  相的析出，使降伏強度降低。 $\text{Fe}_3\text{C}$ 、 $\text{TiN}$ 、 $\text{TiC}$  及  $\text{TiCN}$  會使材料變脆。當  $\text{C}$ 、 $\text{N}$  含量很小時，可增加麻時效鋼之塑性變形抵抗能力。

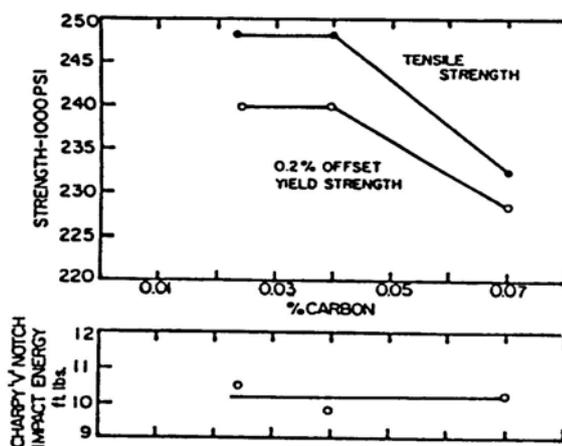


圖 2-11 C 含量對麻時效鋼(C-250)機械性質之影響[8]

8. S: S 對麻時效鋼而言為有害雜質，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[2,14]。如圖 2-12 所示。

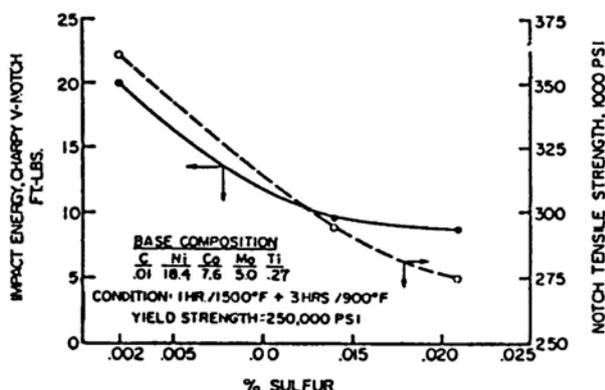


圖 2-12 S 含量對麻時效鋼(C-250)衝擊韌性性質之影響[8]

### 2.1.3 麻時效鋼的物理冶金特性

麻時效鋼之冶金特性其主要包含兩個概念，為「麻田散鐵組織」經「時效硬化」後所得之鋼材。可分為固溶處理(Solution treatment)及時效硬化(Age-hardening)兩部分。

學者以兩個相圖來詮釋麻時效鋼的相變態。由 Fe-Ni 二元合金平衡相圖(如圖 2-13)得知，當麻時效鋼之 Ni 含量為 18%時，相變態溫度曲線約 600°C(1112°F)以上區域之合金均為  $\gamma$  相(Austenite)，隨溫度降低至相變態溫度曲線 600°C 以下區域時，則變態為  $\alpha + \gamma$ (Ferrite + Austenite)之混合組織，此區域  $\alpha + \gamma$  相隨著麻時效鋼之 Ni 含量增、減而依循著相變態溫度曲線增寬或縮小，同時相變態溫度曲線亦隨著 Ni 含量少、多而由左至右呈現下降曲線。由於實際熱處理之升溫與降溫過程中，合金極不易達成平衡狀態，而經由準安定相圖(如圖 2-3)來預測相變態實際狀態較具準確性[2]。

由圖 2-14 之 Fe-Ni 二元系統準安定相圖所示，麻時效鋼由沃斯田鐵化溫度冷卻時之變態情形，未降至 Ms 溫度前沃斯田鐵仍維持未變態，當降至 Ms 溫度以下時開始變態為麻田散鐵。其變態顯示僅與溫度有關，而與加熱或冷卻速率無關。甚至於厚斷面極慢冷卻時亦可全部變態為麻田散鐵，而不因冷速或工件截面積大小而有異，因此，麻時效鋼之硬化處理，並無一般淬火、回火型鋼料所遭遇的硬化能問題。由準安定相圖顯示，麻時效鋼經固溶處理後之低碳麻田散鐵必須施以相當高的溫度方能開始變態為沃斯田鐵(Austenite start temperature, As)。利用此一遲滯性，即 As 溫度與 Ms 溫度間，有相當大的差距範圍，使得麻時效鋼能在麻田散鐵區域內，進行時效硬化反應[2]。

一般麻時效鋼的 Ms 溫度約為 200°C ~ 300°C (390°F ~ 570°F)，固溶沃斯田鐵冷卻至室溫可完全變態為麻田散鐵。此麻田散鐵為低碳體心立方結構(BCC;  $\alpha$  相)之板條狀麻田散鐵，為高密度之糾結差排(Tangled dislocation)而不含雙晶(Twin)，異於一般含碳量較高之麻田散鐵所屬之體心正方結構(BCT) [1,2]，由於晶格子幾無畸變(Distortion)，為質軟而富韌性及良好的延展性[18,21]。

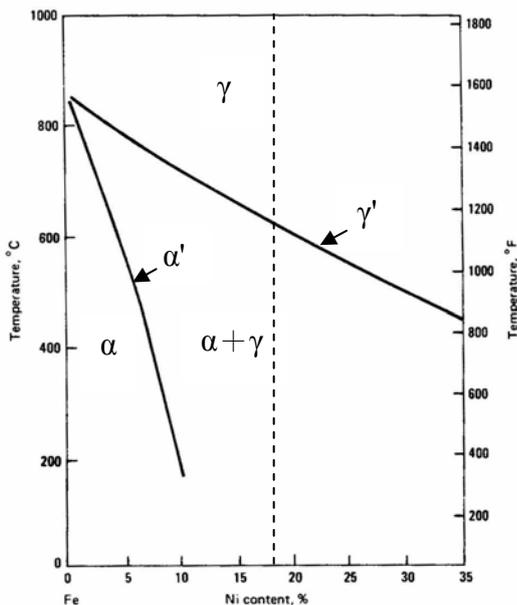


圖 2-13 Fe-Ni 二元系統平衡相圖[2]

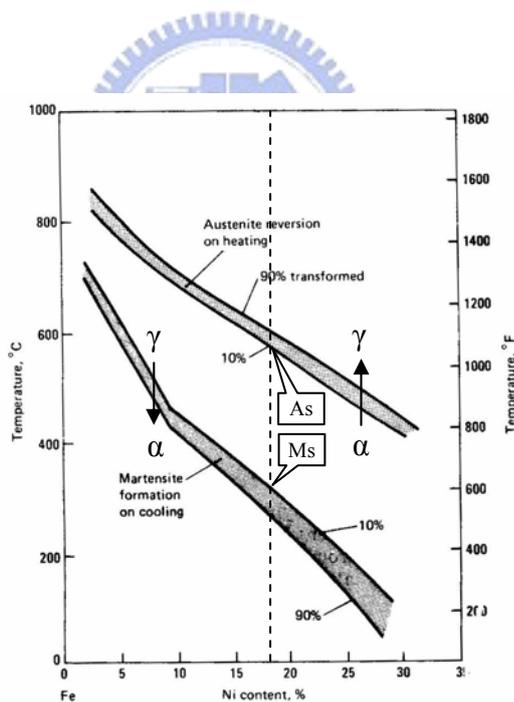


圖 2-14 Fe-Ni 二元系統 Ms 及 As 相圖[2]

固溶處理後，施以 480°C 恆溫 3 小時之時效熱處理，即可達到近乎最高硬度(如圖 2-15)。值得注意的是，即使在 480°C 經過相當長時間(25 小時)之時效處理亦不會發生過時效的軟化現象[20]，這可能是

因為析出粒子並未明顯粗化所致，如圖 2-16 所示[43]。麻時效鋼之初期時效硬化速率很快，以 250 級而言 480°C 保溫 3 分鐘，即可獲得約 43 HRC 之硬度值[8]。但若時效溫度太低，則析出反應不完全[45]；時效溫度太高，則因為析出顆粒過度粗大或發生沃斯田鐵逆變態現象，使得強度皆低於 480°C 時效熱處理的效果[46-49]。

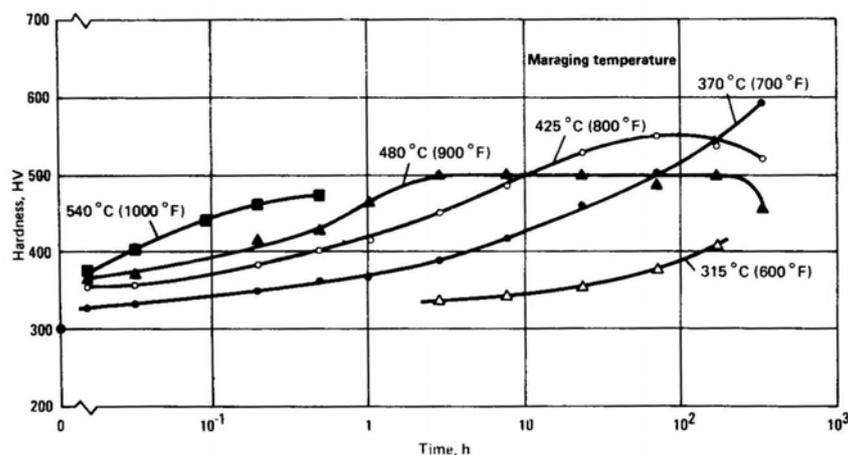


圖 2-15 麻時效鋼各種時效溫度與時間下之硬度變化[2]

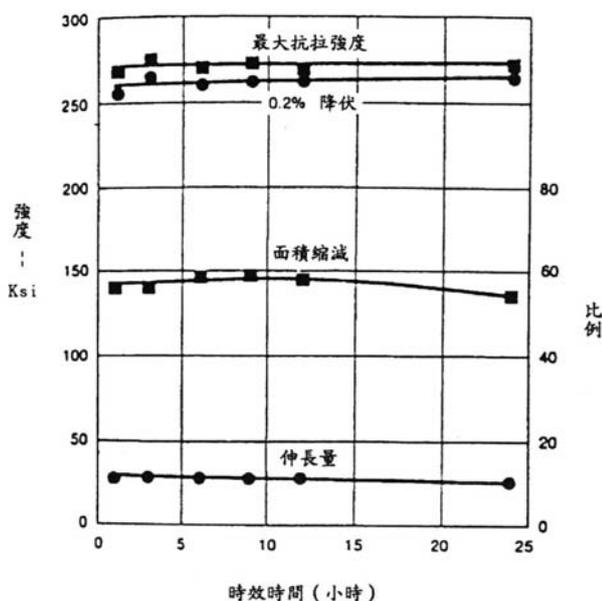


圖 2-16 480°C (900°F) 時效時間對 T-300 板材機械性能之影響[43]

在 C-250 型麻時效鋼經過長時間時效後，逆變態沃斯田鐵 (Reversion austenite) 將伴隨主要析出物  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  之溶解而產生[49,50]，溶解的  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  與隨之形成的  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  為穩定之析出物，而在麻田散鐵基地導致局部富 Ni，由於 Ni 的顯微偏析將降低 As 及 Ms 溫度，而有利於麻田散鐵在局部區域回復為沃斯田鐵，當 Ni 濃度超過 20% 時，在隨後的空冷中，可生成穩定之沃斯田鐵，而不會變態為麻田散鐵 [49-51]。

K.V. Rajkumar 等[52]發現 C-250 級麻時效鋼經  $480^\circ\text{C}$  ( $900^\circ\text{F}$ ) 時效處理時，逆變態沃斯田鐵的數量隨時間增長而漸次增多，如圖 2-17 所示，在時效 40 小時以前呈現平坦的曲線，硬度則在初期即大幅提升。然而，在時效 70 小時後已有 5% 逆變態沃斯田鐵生成，而後逆變態沃斯田鐵呈快速的成長，其硬度值亦隨著變態沃斯田鐵的快速增加而相對降低。當時效時間持續至 100 小時，其所佔的體積已達 32%。由此可見，逆變態沃斯田鐵的生成除了溫度是主要控制因子，但過長的標準時效時間也是逆變態沃斯田鐵生成的次要控制因子。由於強度隨著變態沃斯田鐵的增加而降低，因此，在一般工業應用上應避免長時間操作環境處於標準時效以上的溫度。

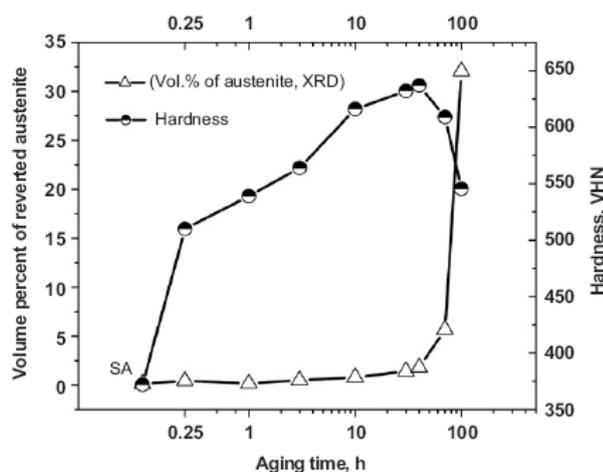


圖 2-17 C-250 逆變態沃斯田鐵與硬度隨著時效時間的變化量[52]

「逆變態沃斯田鐵」是麻時效鋼另一個重要的冶金特性。麻時效鋼之麻田散鐵為一種準安定相（如圖 2-14），當室溫或較低溫（430°C 以下）時，會一直保持此種準安定相，或因時效反應形成析出物而達到安定狀態。但是，若在較高溫的環境（480°C 以上），由於合金元素的擴散速率增加到足以使系統移向平衡狀態之程度，為了達到平衡，其擴散機構（ $\alpha \rightarrow \alpha' + \gamma'$ ）則由麻田散鐵（ $\alpha$ ）會逐漸分解成肥粒鐵（ $\alpha'$ ）及沃斯田鐵相（ $\gamma'$ ），如圖 2-13 所示，其中  $\alpha'$  含 Ni 較少為 BCC 相，而  $\gamma'$  為含 Ni 較多的 FCC 相，此即為逆變態沃斯田鐵[49,53]。

由於 Ni 為沃斯田鐵的安定劑，此種  $\gamma'$  相再度冷卻至室溫後，無法完全變態為  $\alpha$  相，這種時效硬化特性的現象即稱之為逆變態沃斯田鐵。此沃斯田鐵不僅是麻時效鋼高溫或長時間時效軟化的原因之一[46]，而且會降低應力腐蝕破裂抵抗性以及疲勞強度[54,55]。一般而言，逆變態沃斯田鐵生成之時效溫度範圍約 540°C ~ 815°C (1000°F ~ 1500°F) 之間，最多之尖峰溫度約在 677°C (1250°F) [56]，如圖 2-18 所示。因此，固溶溫度必須高於兩相區 ( $\alpha + \gamma$ )，時效溫度不宜過高，以避免逆變態沃斯田鐵的發生。

麻時效鋼強度隨著逆變態沃斯田鐵增加而下降，延性則大幅提升。欲消除麻時效鋼中逆變態沃斯田鐵，只有將材料溫度加熱至沃斯田鐵單相區內，再空冷至室溫。逆變態沃斯田鐵對材料品質有幾個重要之影響[8]：

1. 逆變態沃斯田鐵強度低且不具析出硬化能力，會導致材料強度之降低。
2. 逆變態沃斯田鐵的產生現象，限制麻時效鋼在 480°C 以上的溫度，施以製程退火或應力消除退火。
3. 麻時效鋼鉚件經時效處理後，由於逆變態沃斯田鐵的生成，導致鉚道及部份熱影響區(過時效區)無法完全硬化。鉚後若僅做一般的時效熱處理，則該區域無法得到完全硬化狀態。

為避免逆變態沃斯田鐵產生而導致材料強度降低的現象，建議限制麻時效鋼在 480°C 以上溫度實施製程退火或應力消除。然為顧及 EBW 後之殘留應力，而必須執行應力消除時，則評估其對基材機械性質之影響程度[8]。

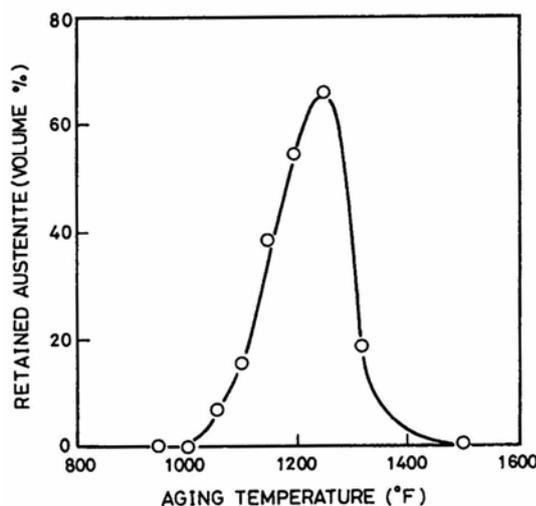


圖 2-18 時效溫度與逆變態沃斯田鐵回復量之關係曲線[56]

#### 2.1.4 麻時效鋼銲接特性

麻時效鋼的銲接性(Weldability)較優於同級之高強度低合金鋼。由於含碳量極低的麻時效鋼於銲接過程中，其熔融區冷卻時生成質軟且富延性之低碳麻田散鐵鑄造組織[2,18]，熔融線附近的熱影響區為非雙晶(Untwined) BCC 麻田散鐵組織，韌性高且氫脆敏感性較低[57]，而不需經預熱或保溫即可獲得無裂痕之銲件。雖有文獻[58]指出，以 MIG 銲接麻時效鋼發生冷裂的現象，但若將銲件施以真空退火(Vacuum annealing)，因氫的含量低，並無冷裂的困擾[59]。依鄔君[60]的研究文獻中指出，銲件的氫脆敏感性受時效溫度所影響，主要是隨時效溫度升高逆變態沃斯田鐵析出量增加，而降低材料的氫脆敏感性。在黃君[61]的研究文獻亦提出，隨時效溫度升高，銲件所增量析出之逆變態沃斯田鐵能阻擋裂縫成長或鈍化裂縫尖端，使裂縫成長速率降低，破裂韌性提高。一般高強度低合金鋼銲件若未經預熱或後熱處理時，其熱影響區的組織為 Untempered martensite，不但質硬、脆及氫脆的敏感性高，易在熱影響區發生冷裂現象[15]。

麻時效鋼銲件熱裂的敏感性與材質的清淨度及銲道合金成份有關[62]。麻時效鋼經過二次真空熔煉(Vacuum melting)，使易造成熱裂的不純物如 S、Si、C、P...等含量降低，以維持優良的韌性。此

外，合金成份中所含的 Mo 元素具抑制裂縫成長作用(Crack inhibitor) [40]，故能提升抗熱裂性。

根據以往對麻時效鋼銲接的研究，其接合效率[15]以電子束 90~100%最高，TIG 以 85%~95%次之、MIG 以 80%為最低，高熱輸入量的銲接方法銲件強度較差，這是因為逆變態沃斯田鐵的量增加以及沃斯田鐵池較粗大所致[63,64]。

李君研究[8,9]以 66.5 J/mm 電子束熱輸入量及接銲前時效熱處理與銲後應力消除製程，因銲道仍然因大量的逆變態沃斯田鐵生成，強度下降形成銲件的弱點，導致延伸率比母材大幅下降 88.5%，但不影響拉伸強度。

麻時效鋼熔接後銲道受不同程度的熱輸入量(圖 2-19)，呈現類似鑄造之麻田散鐵+沃斯田鐵(Martensitic + Austenite)[5]組織(圖 2-20、2-21a)，及熱影響區可區分為三區域：緊鄰著銲道熔融線的粗晶區(圖 2-21b)，因輸入熱接近熔點形成粗大的麻田散鐵；其次是亮浸蝕區的次粗晶區，因固溶退火而生粗的麻田散鐵；另是狹窄的暗浸蝕帶(圖 2-21c)，由於被熔接熱加熱至 600°C~750°C 而產生逆變態沃斯田鐵。除前三段受銲接熱影響呈現明顯的相變化之熱影響區外。同樣接受銲接熱輸入的影響，產生局部硬化區域(溫度自 600°C 至常溫)，此區域為麻田散鐵，其時效硬化程度不等[2]。

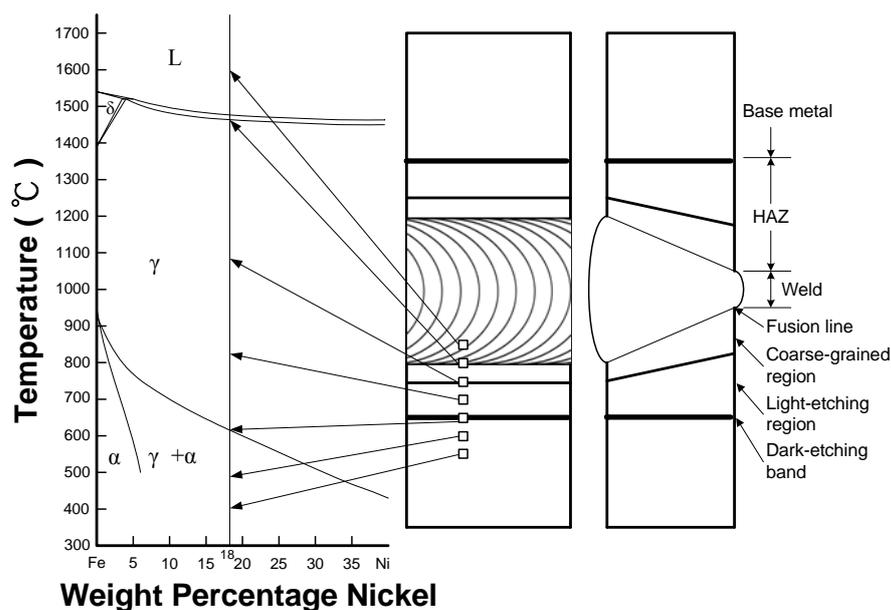


圖2-19 C-250電子束銲道相關位置與溫度關係示意圖

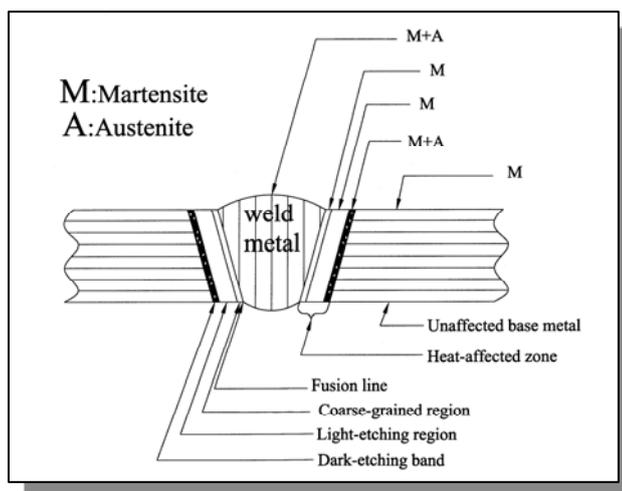


圖 2-20 麻時效鋼銲件銲道及熱影響區示意圖[4]

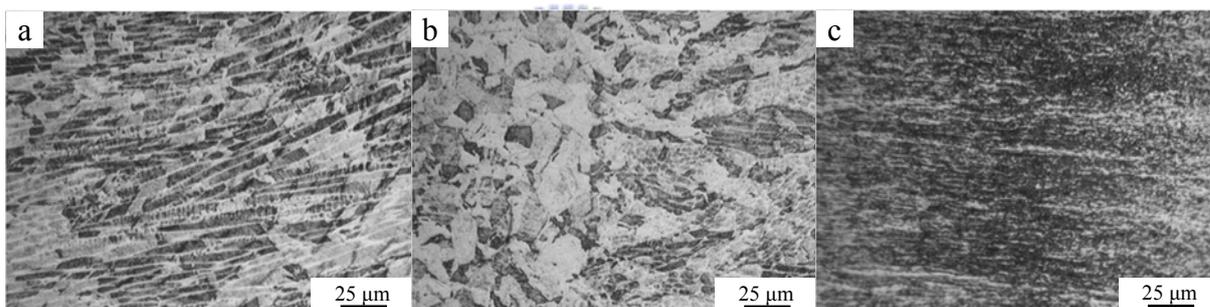


圖 2-21 C-250 麻時效鋼電子束銲道與 HAZ 之光學顯微相片：(a)銲道；(b) 熔線與粗晶區；(c)暗浸蝕帶[11]

### 1. 銲道組織

麻時效鋼在固溶(815°C)及時效(480°C)處理後，不會產生逆變態沃斯田鐵[65,66]，而必須在較高的時效溫度才會發生。然而，經銲接後直接時效處理之銲道組織因 Ni、Mo 及 Ti 合金元素的偏析，會使逆變態沃斯田鐵生成的溫度降低[66-68]，導致在正常的 480°C 時效溫度即會發生[64,68]。因此旋形麻時效鋼銲後直接時效處理，由於

強合金元素的偏析作用及多量的沃斯田鐵池，使鐸道的析出強化反應不完全，而導致鐸道硬度降低[11,15,68]。經由 EDS 分析顯示鐸道晶界間的逆變態沃斯田鐵池組織中 Ni、Mo 及 Ti 等合金強化元素含量均高於鐸道晶粒[11]，如圖 2-22 所示。由鐸件的破斷面顯示，破裂路徑乃是沿著沃斯田鐵池內的微裂縫(Microcrack)進行[69]，此種時效硬化的麻田散鐵包圍較軟的沃斯田鐵池對於鐸件的韌性以及延性均有不利的影響。

根據前人所作的研究顯示[70]，時效前先作固溶處理，沃斯田鐵池會完全消失，再作時效處理，沃斯田鐵池又再度出現，故固溶處理無法改善鐸道偏析情況。Y. Arata 與 Z. Paley 等人[68,70]建議，C-250 鐸件時效前先行 1150°C~1260°C (2100°F~2300°F)的均質化處理，雖能使鐸道偏析情況改善，但是由於晶粒粗大化，可能使鐸件脆化[8-11,15]。

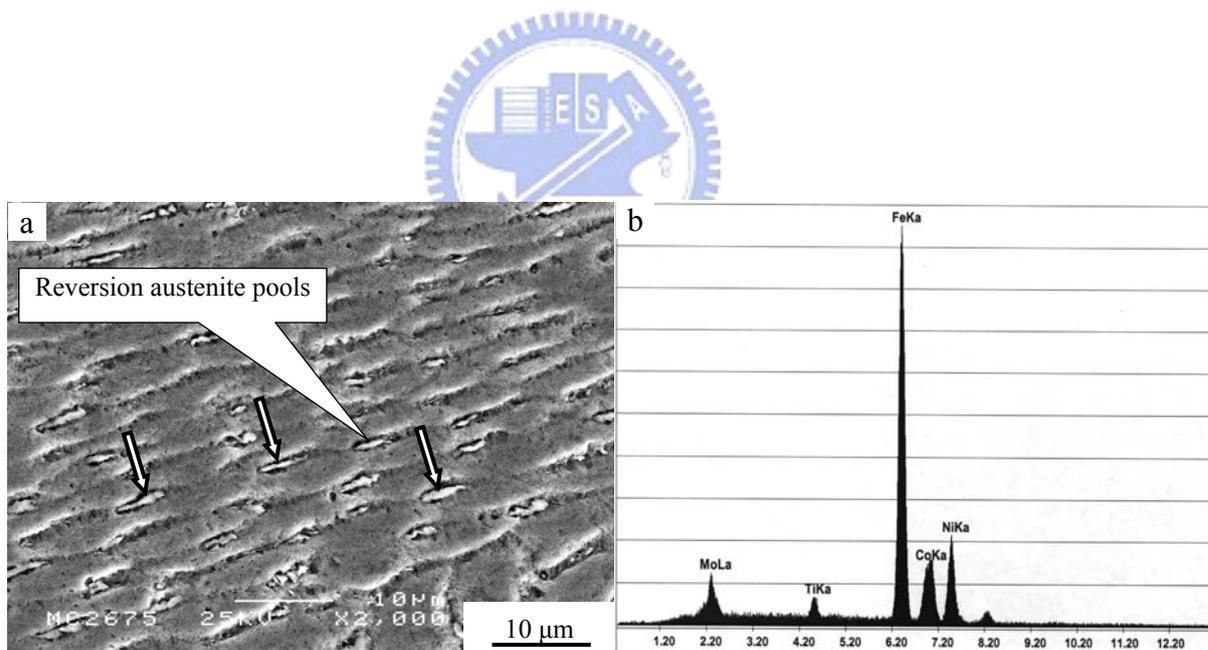


圖 2-22 C-250 麻時效鋼電子束鐸道之逆變態沃斯田鐵池：(a)鐸道晶界間逆變態沃斯田鐵池；(b) 逆變態沃斯田鐵池 EDS 元素能量分析圖 [11]

## 2. 熱影響區組織

銲件之熱影響區組織可區分為三個區域：緊鄰銲道熔融線之粗晶區(Coarse-grained region)、處於熱影響區中間之亮浸蝕區(Light-etching region)及與母材交接處之暗浸蝕帶(Dark-etching band)。

**粗晶區：**緊鄰銲道熔線的區域，銲接時受熱加溫至完全沃斯田鐵相區，隨後不論冷卻速度之快慢，最後皆形成低碳粗大的板條狀麻田散鐵組織[11]，這是因較高的沃斯田鐵化溫度所致，且因輸入熱量不同，越靠近銲道越粗大，如圖 2-21b 所示。

**亮浸蝕區：**此區的尖峰溫度(Peak temperature)界於粗晶區與暗浸蝕帶之間，隨著愈接近母材，其尖峰溫度愈低，由於受到固溶以上溫度及過時效作用，晶粒由粗大漸次縮小，且在接近暗浸蝕帶區有逆變態沃斯田鐵逐漸生成。

**暗浸蝕帶：**係受銲接熱影響，溫度範圍落在  $\alpha'+\gamma'$  雙相區內，約 593°C 至 730°C 之間 (1100°F 至 1350°F) [11,15]，呈現過時效現象。此區域產生大量的析出物，以致該區域經化學浸蝕時易受到腐蝕液之腐蝕，由金相觀察因凹陷處無反射光線而呈現黑色，如圖 2-21c 所示。主要的組織為麻田散鐵以及細微分散的逆變態沃斯田鐵。暗浸蝕帶的寬窄及逆變態沃斯田鐵必須藉由擴散反應方能完成，高輸入熱量的銲接過程在此一溫度區間停留的時間較長，因此沃斯田鐵生成量較多及暗浸蝕帶亦較寬[8,11]。

## 3. 沃斯田鐵池的形成

圖 2-23 為沃斯田鐵池形成示意圖[7,24]，在合金成份偏析之處，逆變態溫度(Reversion temperature, RT)降低，甚至低於時效溫度，以致於經時效處理後形成白色的沃斯田鐵池，由於銲道凝固時，溶質原子不斷地由成長的樹枝狀晶端排出，所以在樹枝狀晶端內區域偏析的情況最為嚴重，沃斯田鐵池於此處優先形成，此種沃斯田鐵極為安全，由時效溫度空冷至室溫時仍無法變態回麻田散鐵，亦無時

效硬化的效果，雖然在麻田散鐵基地時效硬化仍可進行，但因為強化元素(Ni, Mo)含量不足，析出硬化的結果也受影響。

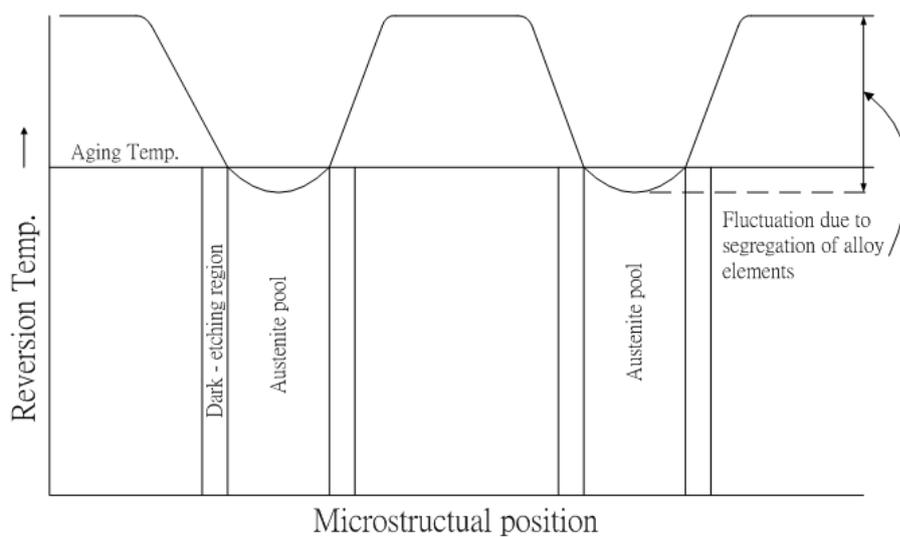


圖 2-23 沃斯田鐵池形成示意圖[7,24]

## 2.2 流旋形加工

流旋形加工亦即是運用前人經驗所發展的一種無屑塑性成形技術，非常適合製造長且薄的高強度無縫管件，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，如圖 2-24 所示。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，且管件品質控制容易，加工時間短，及節省材料等優異特性。故適用於製作高精度、長形、薄殼無縫之高強度航太及火箭推進器組件[71-75]。

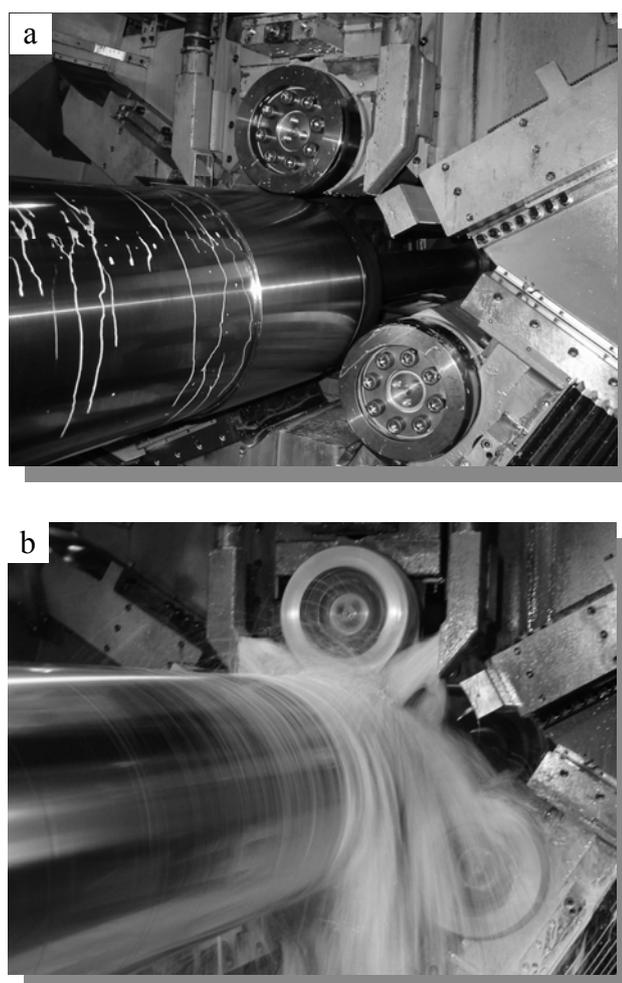
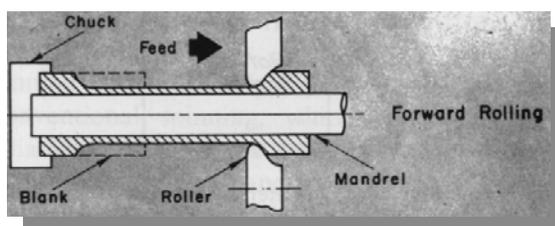
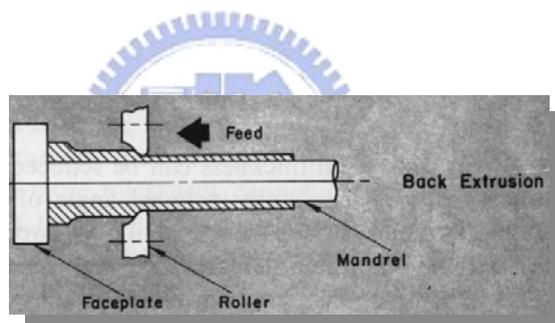


圖 2-24 臥式順流旋形冷作加工(a)胚管安置(b)旋形製程

流旋形加工可依加工時材料流動方向的不同，概略分為兩類：一為順流旋形，另一為逆流旋形(Backward flow forming)兩種[72-75]，如圖 2-25、2-26 所示。滾輪運動方向與工件金屬流動方向相同者為順流旋形，適用於有底管件之旋形加工；反之，滾輪運動方向若與工件金屬流動方向相反，則稱為逆流旋形，適用於中空管件的旋形加工。



(a) 順流旋形(材料流向與滾輪方向相同)



(b) 逆流旋形(材料流向與滾輪方向相反)

圖 2-25 順、逆流旋形加工示意圖[72]

流旋形加工材料的加工性係以胚盂之最大壁厚減縮率( $\varepsilon_{\max}$ )表示，即材料進行流旋形加工時在材料發生失敗前最可能達到的壁厚減縮率[7]。其壁厚減縮率( $\varepsilon_r$ )定義為[73-75]：

$$\varepsilon_r = \frac{t_0 - t_f}{t_0} \times 100\% \quad (2)$$

$t_0$ ：胚盂管壁厚； $t_f$ ：試件成品壁厚

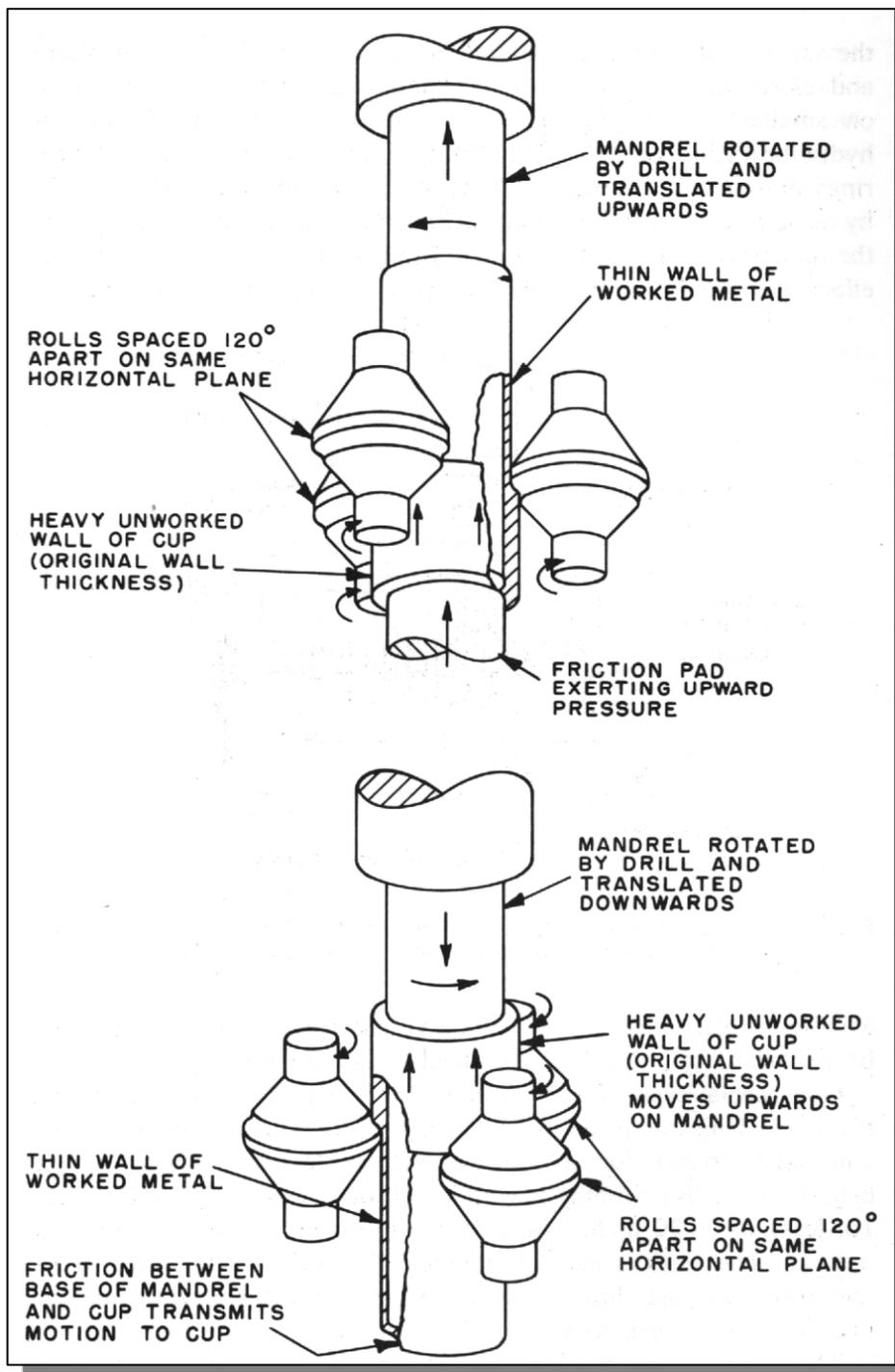


圖 2-26 旋形加工示意圖[72]

式中  $\varepsilon_i$  之最大值 ( $\varepsilon_{\max}$ ) 即為金屬之流旋形性，其值愈大流旋形性愈佳，愈適合於流旋形加工。設流旋形瞬間滾輪下的工件壁厚為  $t_i$ ，則  $(t_f - t_i)$  值可定義為壁厚材料之回彈值。一般稱材料之旋形性優良，係指其壁厚減縮率大，表示可以由很厚之胚盂，經過乙道次或多道次旋形，而不需中間製程退火，即可旋至非常薄的管件。最大壁厚減縮率之測定方式，如圖 2-27 所示。

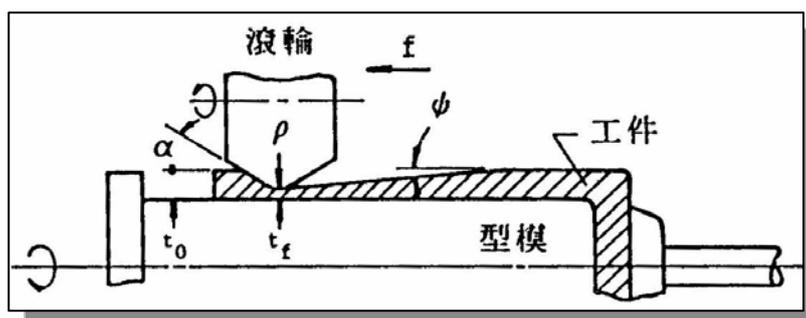


圖 2-27 最大壁厚減縮率之測定方式示意圖[74,75]

加工方式係利用金屬管料或環形胚盂 (Preform) 置放在形模 (Mandrel) 上，旋形設備的滾輪以一定的進給速率接觸胚盂表面後，沿已設定之路徑運動而予以施壓，此時以大的徑向力量使胚件藉由金屬發生向阻力較小的軸向方向流動而成形，流旋力分析如圖 2-28 所示。加工期間因材料塑變性質係依體積不變定律，即加工前後金屬料件之總體積不變，為無金屬屑生產的製造技術[74,75]。

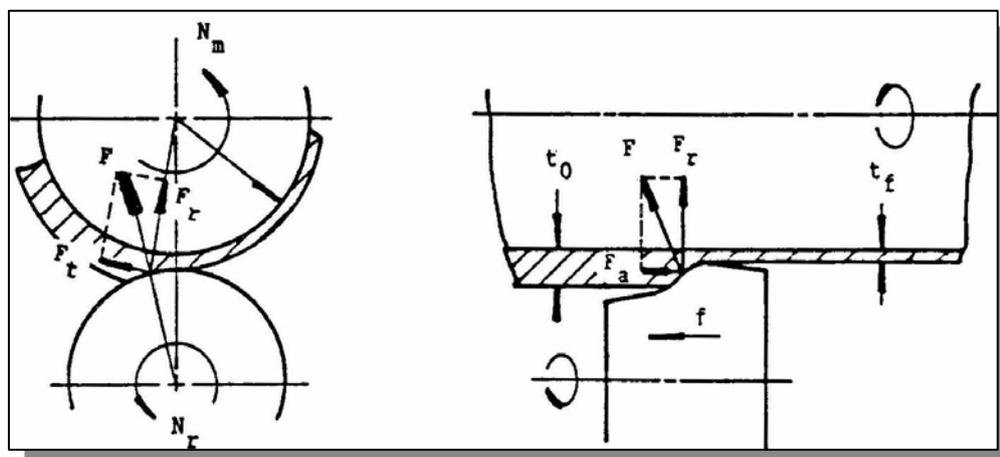


圖 2-28 流旋力分析示意圖[74]

## 2.3 電子束銲接

### 2.3.1 電子束銲接簡介

電子束銲接技術[12,76-78]為利用熱電子放射(Thermal electron emission) 經高電壓加速成為具有高能量電子束，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 Zeiss 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。1960年，工業用途的第一部電子束銲接機問世，現今電子束銲接機已有數千台遍佈世界各地，廣被應用。

### 2.3.2 電子束銲接原理

電子束銲接設備(圖 2-29)包含真空艙(圖 2-30)、電子鎗、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。電子鎗依據使用的電壓可概分為兩種，一種為高壓型，一種為低壓型，高壓型的電壓在 100kV 以上，而低壓型在 60kV 以下，高壓型電子鎗因為電壓太高，所以為固定式，而低壓型電子鎗則可做成移動式。

電子束係在一個  $1.3 \times 10^{-2}$  Pa ( $1 \times 10^{-4}$  Torr) 高度真空的環境中，經由電子鎗射出。電子鎗(圖 2-31)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，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槍射出後，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 0.3~0.7 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。由於電子束之能量密度高達  $10^8 \text{ W/mm}^2$ ，當撞擊工件表面時，會引起局部的金屬汽化瞬間穿透工件(圖 2-32)，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(圖 2-33)。當熱源沿著銲縫往前移動時，熔池前端的金屬繼續熔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[12,79-81]。

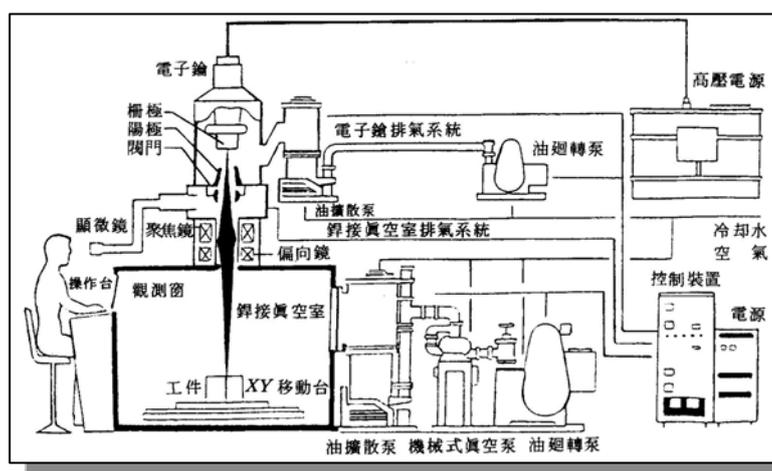


圖 2-29 電子束銲接設備示意圖[12]

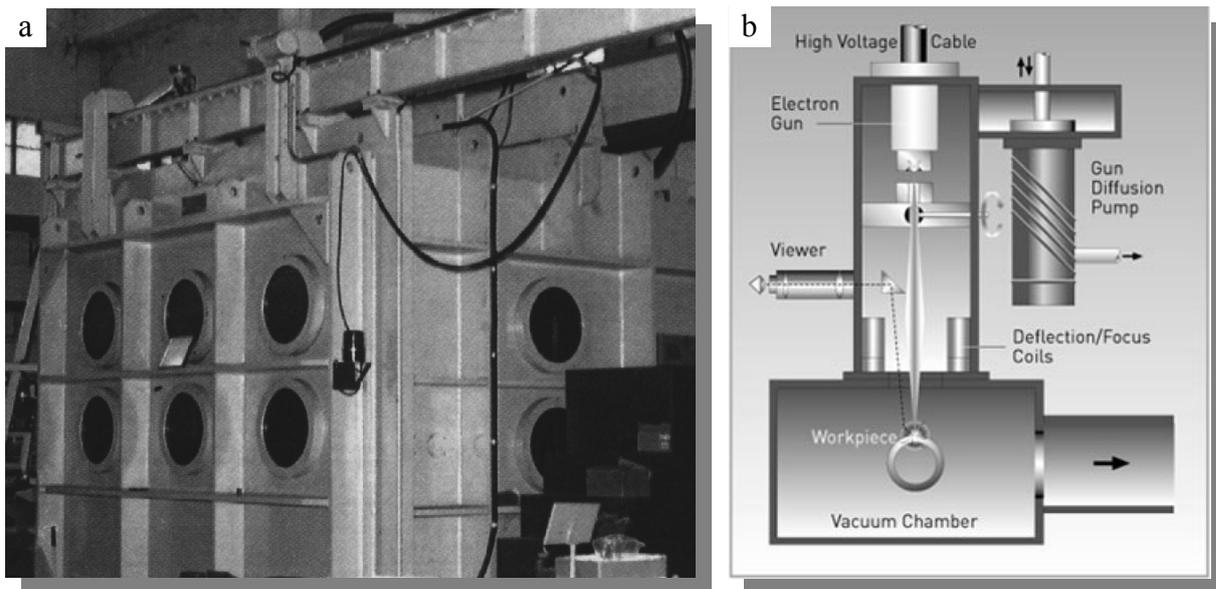


圖 2-30 電子束銲接真空艙(a)大型(b)小型

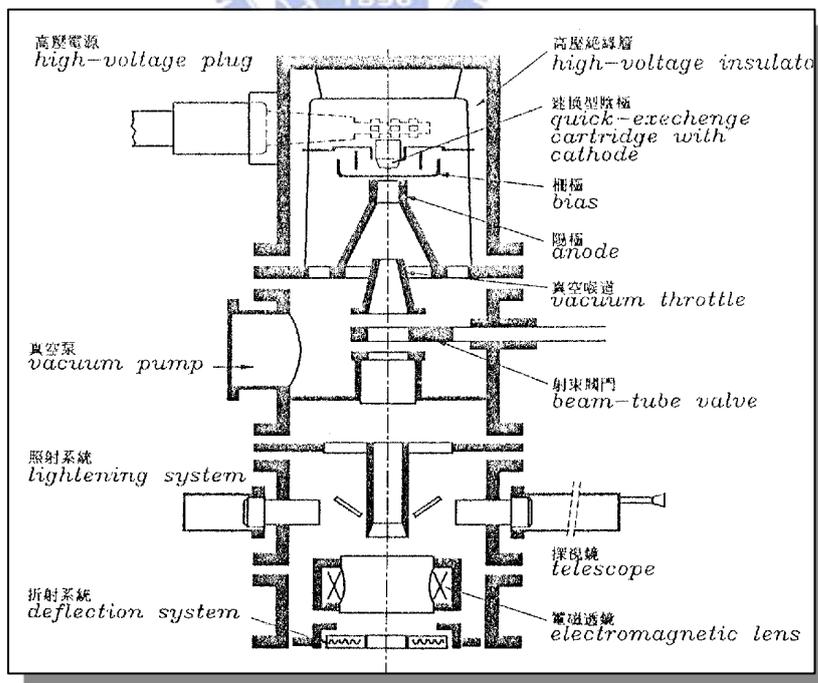


圖 2-31 電子束銲接之電子鎗構造剖面圖[8]

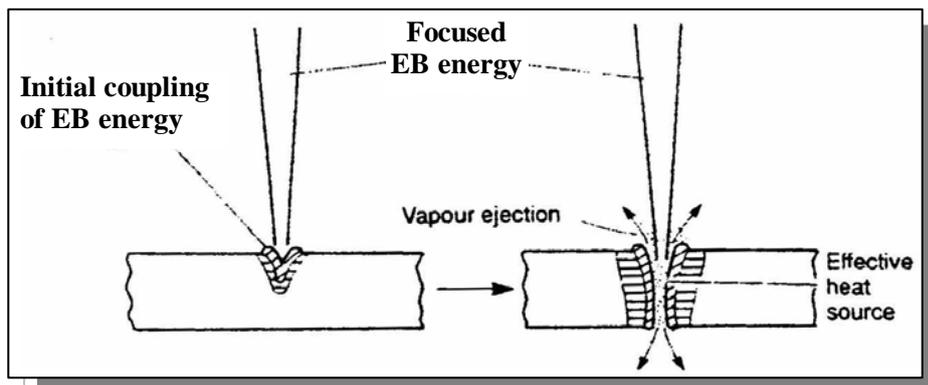


圖 2-32 電子束銲接之鑰孔現象產生示意圖[8]

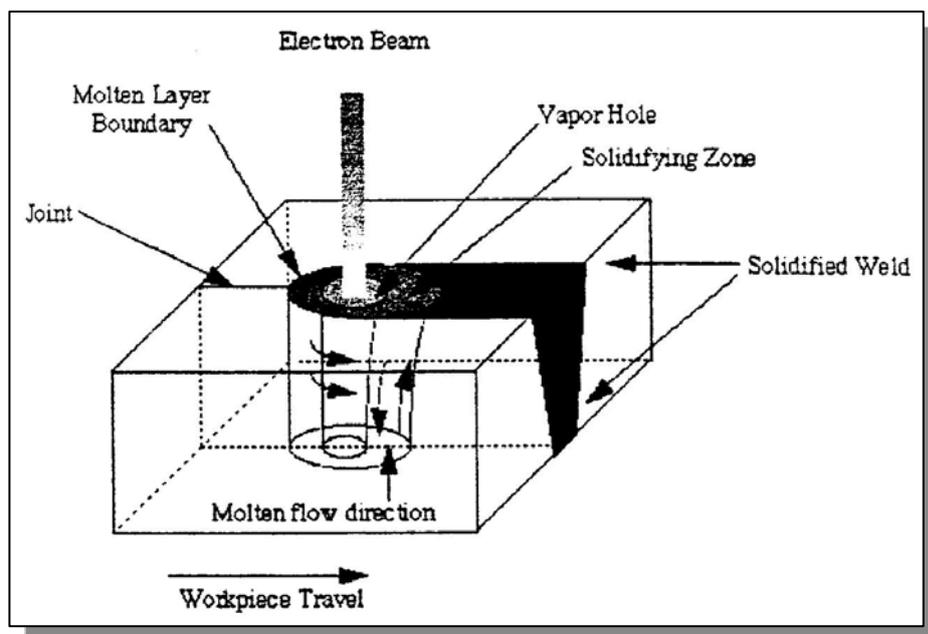


圖 2-33 電子束銲接機構圖[8]

### 2.3.3 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。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，其可以決定溶解金屬的量。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[8,79]。

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 2-34)。其銲接時之熱輸入量 ( $\theta$ ) 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[8]：

$$\text{熱輸入量 } \theta(\text{J/mm}) = \frac{\text{AV (伏特)} \times \text{BC (安培)} \times 60}{S (\text{mm/min.})} \quad (3)$$

$$\text{功率密度} = \frac{\theta}{\text{射束斑點面積}} \quad (4)$$

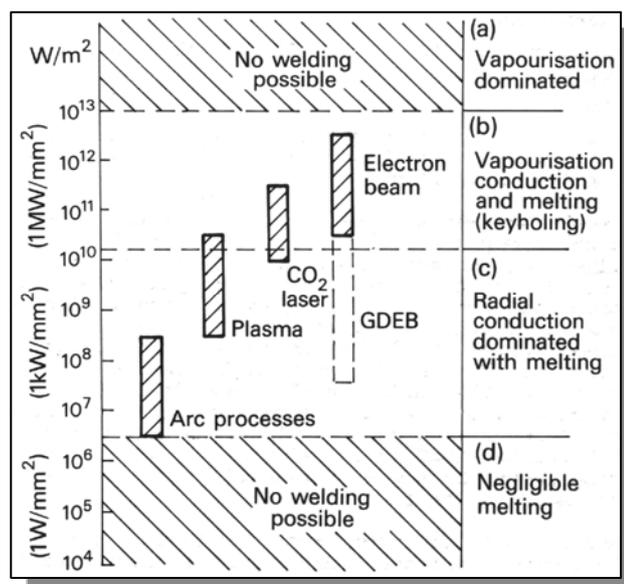


圖 2-34 銲接方法之功率密度分佈圖[80]

### 2.3.4 銲接環境的影響

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[82]。如圖 2-35 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 2-36)。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  $5 \times 10^{-4}$  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[11]。

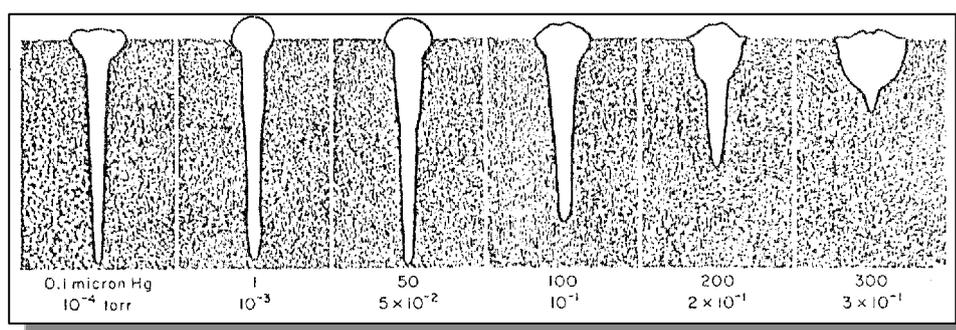


圖 2-35 銲接艙真空壓力對銲道形狀和熔深之影響[11]

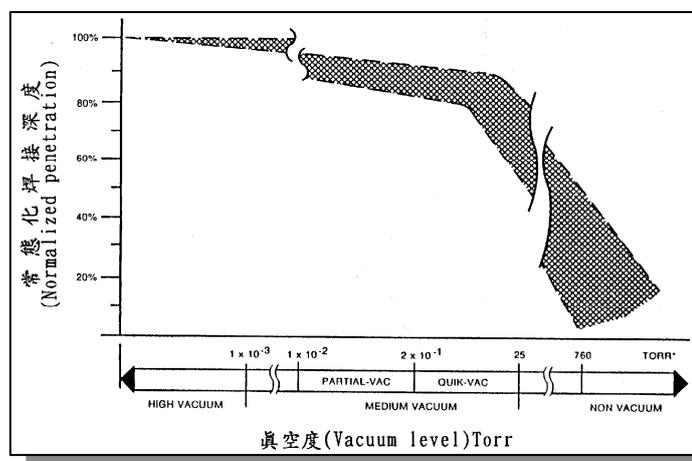


圖 2-36 真空度與常態化銲接深度之關係[11]

### 2.3.5 電子束銲接特性

電子束銲接的優異特性[11,81]遠勝於其它銲接方法：

1. 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/mm<sup>2</sup>，因在真空加工熔接，受空氣污染程度至最低，有最佳的銲接品質。
2. 係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，靠母材本身熔接。
3. 輸入工件內之總熱量低，銲道及熱影響區窄，如圖 2-37 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。
4. 銲接滲透力強，銲道深而窄，具有最大的銲道深/寬比，如圖 2-38 與 TIG 及 Plasma 之銲道比較。對於厚的材料，可一道銲接，而且不需要開槽及填料，節省許多時間和成本。
5. 銲接速度快，可達 100 mm/s，而且不需填料、助熔劑或保護氣體，銲接品質好，且生產力高。
6. 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。
7. 可對異種金屬進行銲接，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性，如圖 2-39。

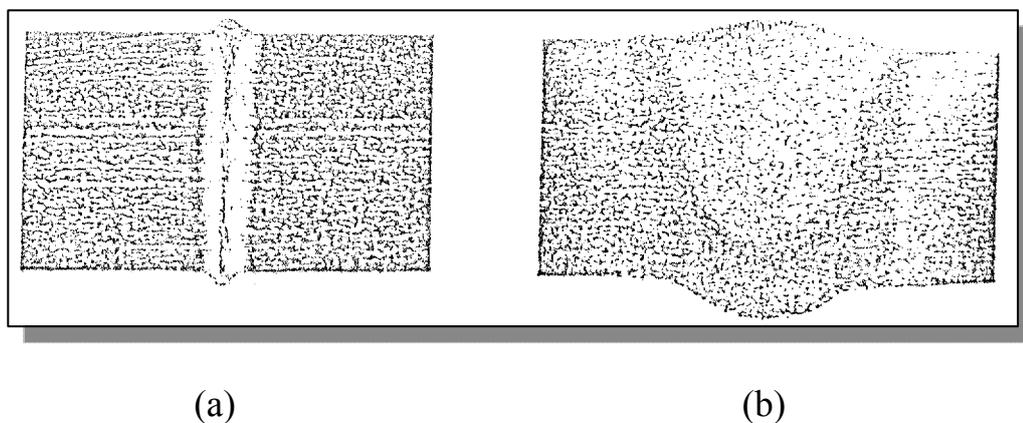


圖 2-37 EBW 和 TIG 銲接其銲道比較：(a)EBW，(B)TIG[11]

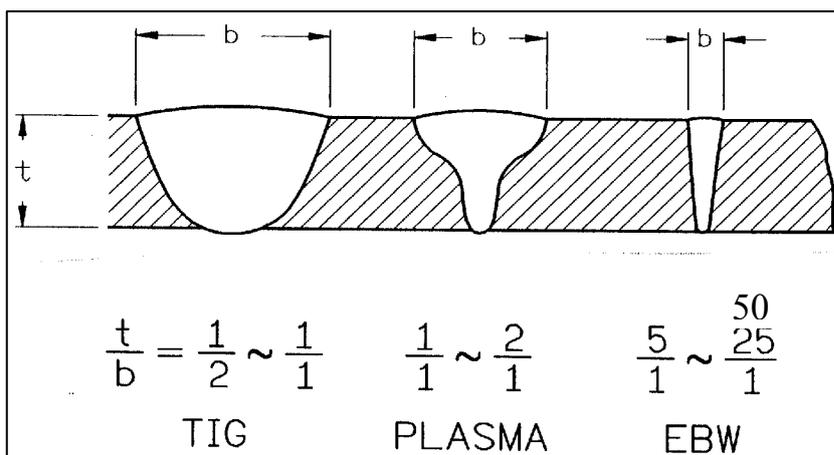


圖 2-38 銲道形狀之比較[11]

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

- × 形成金屬間化合物—不可採用
- S 行成固溶體—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 2-39 異種材料銲接性[11]

### 2.3.6 銲接對熱影響區之影響

析出硬化型合金銲接後熱影響區之次結構區域，如圖 2-40 所示，析出硬化型合金施銲期間的熱影響區變化狀況頗複雜。基材在時效處理後執行銲接作業時，最靠近基材區域為未受熱影響區，其次分別為過時效區、部份固溶區、固溶區及部份熔化區。銲接對熱影響區之影響分述如后[8,81-86]：

#### 1. 未受熱影響區 (Unaffected zone)

此區並非完全與基材之性質相同，而是受熱影響不大，且組織結構亦均未改變。

#### 2. 過時效區 (Overaged zone)

析出之第二相受溫度影響而成長，導致晶粒粗化現象，使成為機械強度最差的區域。

#### 3. 部份固溶區 (Partial solution zone)

此時溫度約在使部份析出之第二相因基地相溶解度增大而溶解，且第二相有聚集粗化的現象。

#### 4. 固溶區 (Solution zone)

尖端溫度已提昇至第二相晶粒完全溶入基地相中。冷卻後可得再退火的組織。

#### 5. 部份熔化區 (Partial melted zone)

此區為熱影響區中尖端溫度最高者，於相圖中為液—固共存區。因晶界最易先液化，形成晶界之液化薄膜，此低熔點的薄膜，除導致強度降低外，尚在此區內造成殘留應力的主因，如圖 2-41 所示。同時，因受熱循環溫度最高，故晶粒成長亦最快，致使延性降低。另銲接過程中所產生之  $H_2$  等氣體亦易密封在晶界處，進而容易產生氫脆之冷裂現象。

析出硬化型合金銲接與熱處理道次的配合，可以有如下三個程序可供選擇，然所導致之強度影響亦不同[8]：

1. 退火→銲接→固溶處理→時效處理
2. 固溶處理→銲接→時效處理
3. 固溶處理→時效處理→銲接→應力消除

然因銲接後的固溶處理無法使銲道內之強偏析合金元素完全重溶在基地相內，故通常可進行較高溫度的均質化（Homogenization）處理。其程序可為：

1. 退火→銲接→均質化處理→固溶處理→時效處理
2. 退火→銲接→均質化處理→時效處理

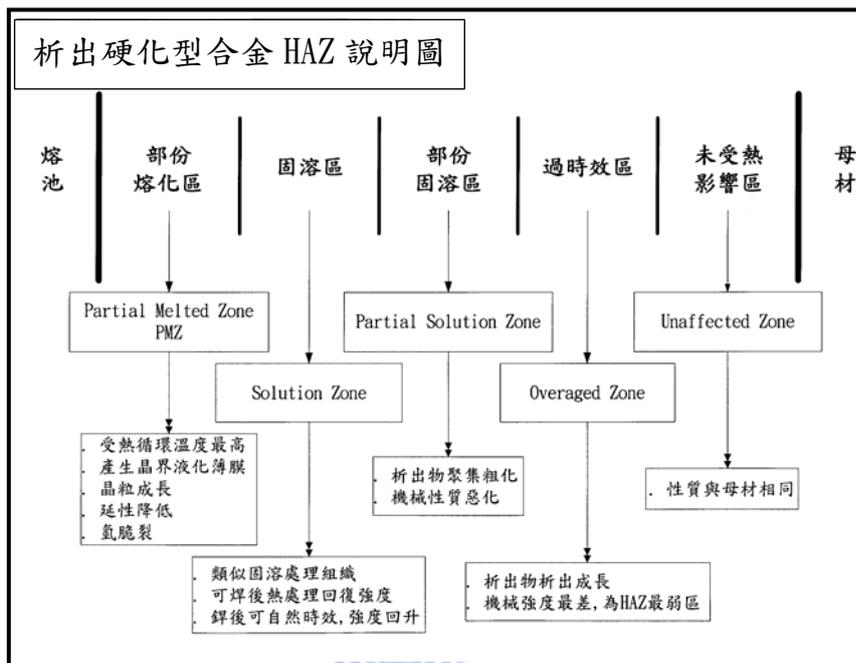


圖 2-40 析出硬化型合金 HAZ 說明圖[82]

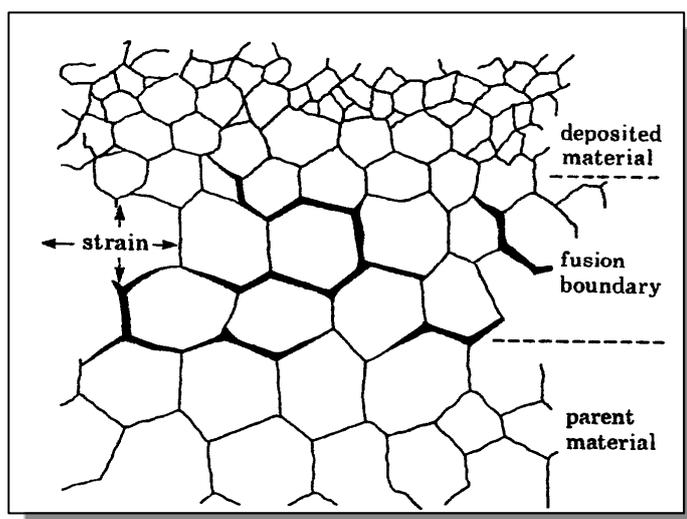


圖 2-41 熔融線上的液化裂縫示意圖[83]

## 2.4 時效析出硬化合金之熱處理

強化材料的方法有加工硬化(Work hardening)，固溶強化(Solid solution strengthening)及析出硬化(Precipitation hardening)。1906~1909年德國研究學者 Wilm 在進行杜拉鋁合金淬火熱處理實驗時，觀察到硬度隨時間之增長而增加，此為析出硬化之首要發現[19]。

1919年由 Mericaetal, Waltenberg 與 Scott 提出較具科學的析出理論[19]，高溫時合金成為均勻固溶體，經「固溶熱處理」充分擴散後於水中或其他淬火液中急速淬火， $\theta$ 相( $\text{CuAl}_2$ )來不及分離出來，成為過飽和固溶體(Super saturated solid solution)，Mericaetal 詮釋此合金淬火後如經一段長時間的放置，將析出極細的超顯微散播(Submicroscopic dispersion)粒子，而使合金得以強化。

1921年 Jeffries 及 Archer 對析出強化的機構做了更清楚的詮釋[19]，超顯微散播粒子之微細硬粒子有「楔梢效能」(Keying effect)，將成塑性變形時之「滑動干涉(Slip interference)」，因此使材料強化。圖 2-42 顯示，析出硬化型合金經固溶處理後施以析出處理時，其時效溫度愈低則析出粒徑愈小；同一時效溫度時，溶質含量增加時，析出粒徑亦愈小，對於差排滑動將產生阻礙的效應，而使塑性變形不被發生，亦因此達到材料強度的效果。

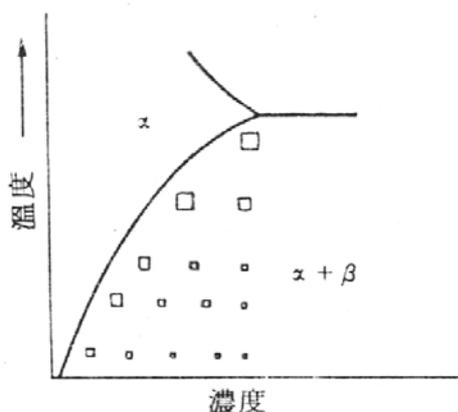


圖 2-42 析出粒子之粒徑隨時效溫度變化[19]

就析出硬化理論而言，析出硬化型合金必須施以固溶與析出熱處理。以 Al-Cu 系合金說明(圖 2-43)，含 Cu 量 5.6 wt.% 以下的合金加熱至低於共晶溫度(548°C)，溶解度曲線以上保溫相當時間，使  $\theta$  相( $\text{CuAl}_2$ ) 全部固溶於  $\alpha$  固溶體中，隨後淬火處理使  $\alpha$  固溶體保持過飽和狀態。此過飽和固溶體於不安定狀態，在常溫環境中有析出超顯微粒子之傾向，若加熱至 150°C~200°C 時則析出反應更快且顆粒更多，使強度與硬度增大，此即為析出處理或稱時效處理。

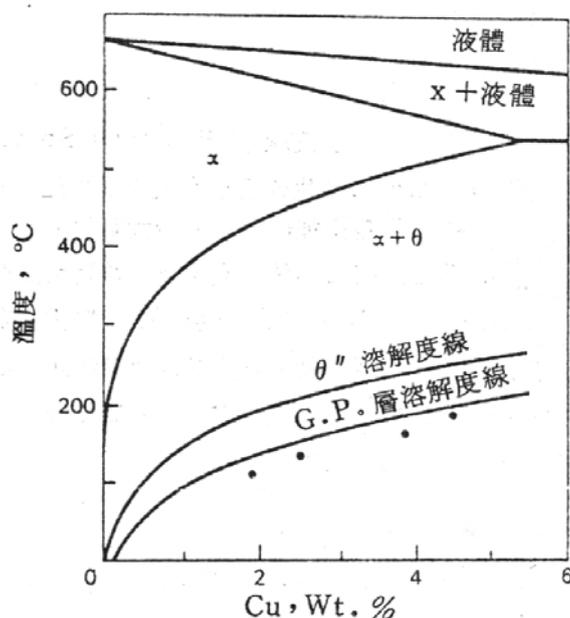


圖 2-43 Al-Cu 系合金之相圖

有關麻時效鋼之析出強化機構，學者 A. Goldberg 等人研究顯示 [31,32,37]，主要係由於麻田散鐵基地內極細析出物於時效進行時，首先在板條晶界(Lath boundary)及差排上成核，隨著時效時間增加，析出物越來越緻密，導致阻礙差排移動而強化，此種機構即為時效處理之硬化效應[2,15]。

麻時效鋼的析出物，隨著合金成份的不同而有所差異，以 C-250 而言，可區分有二種型態；為絲條狀(Ribbon)的析出物， $\text{Ni}_3\text{Mo}$ [2,31,32]， $\eta\text{-Ni}_3\text{Ti}$ [33-36]及  $\text{Ni}_3\text{Al}$ [37]；另一種為球狀的析出物， $(\text{Fe,Ni})_2(\text{Mo,Ti})$  [15,38]或是  $\alpha\text{Fe-Ti}$  [32]。而以 T-250 而言，僅有絲條狀的  $\eta\text{-Ni}_3\text{Ti}$ [15]。

## 2.5 顯微組織對機械性質的影響

麻時效鋼之熱處理經 815°C 固溶處理後氣冷，於  $M_f$  (Martensite finish temperature) 溫度以下時完全變態為麻田散鐵。此麻田散鐵為低碳體心立方之板條麻田散鐵，其質甚軟，延性及切削性佳。麻時效鋼達到使用強度，必須經由時效處理之析出硬化作用，其行為係金屬間化合物由低碳板條麻田散鐵中析出所致，主要硬化元素為 Mo、Ti、Al[19]。

晶粒細化(Grain-size reduction)為常溫下，材料強化的重要手段之一。依學者 Hall-Petch 提出的公式  $\sigma_y = \sigma_0 + kD^{-1/2}$  說明了金屬材料藉由細化晶粒，使得有較長的晶界及較大的面積，而具較佳阻礙差排移動的效果[87]，在作用力下差排容易發生堆積在晶界處，導致差排密度增加。堆積的差排數隨晶粒與應力大小的增加而增加，得以提高其拉伸強度，然延性與衝擊韌性卻不會降低，反而增高。晶粒細化的方法有很多種，例如：合金元素之添加、相變態(熱處理)、控制合金凝固的冷卻速率和冷加工塑性變形退火再結晶等[88]。

圖 2-44 所顯示，晶粒度對 18Ni(2100 MPa) 麻時效鋼性能的影響。晶粒細化作為提升麻時效鋼的強度、塑性和韌性的方法，晶粒尺寸的大小在 0.3  $\mu\text{m}$ ~400  $\mu\text{m}$  之間的 BCC 金屬材料都符合 Hall-Petch 公式[89]。Katzy 等學者[90]認為晶粒每細化一個數量級對麻時效鋼的強化量應加上 600 MPa。

羅君的研究[91]認為晶粒尺寸確實對 18Ni 麻田散鐵時效鋼的強度、塑性產生一定影響，但對強度影響並沒有這麼大，而時效處理對這一影響有放大作用，預示著晶粒尺寸會對時效過程產生影響。

潘君的研究[92]有不同的解釋：合金的晶粒細小則對時效應變裂縫的抵抗較大。其原因可能是由於在細小晶粒材料中，有較多的應力可以藉由晶界的滑移而釋放。

H. J. Rack 與 D. Kalish 學者[50]採以兩種熱機處理方式，使麻時效鋼顯微組織發生異向性：其一為未時效之麻田散鐵在室溫冷軋(麻成形或應變時效)；其二是將還未發生麻田散鐵變態之準安定沃斯田鐵經熱軋(沃斯成形)，其厚度縮減率為 70%。麻成形之晶粒伸長較大，沃

斯成形之晶粒較具等軸性，兩者在相同塑性加工量下，其疲勞抵抗相同。由實驗結果顯示：麻成形及沃斯成形可顯著增進 18%Ni(350 級) 麻時效鋼之低應力高次疲勞抵抗。文獻中亦提到改善低應力高次疲勞抵抗有：a)穩定的顯微組織，(b)無雜質，(c)細晶粒，(d)均勻分散之滑動〔Homogenization (dispersal) of slip〕等方式。

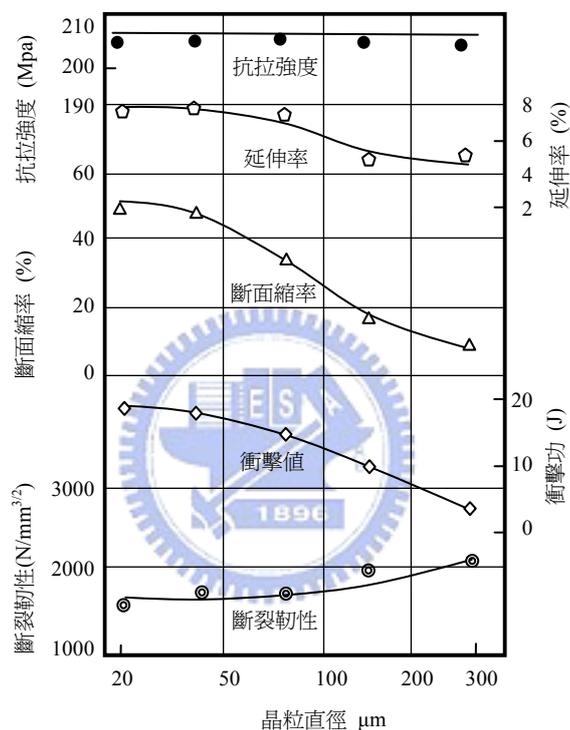


圖2-44 晶粒度對18Ni(2100 MPa) 麻時效鋼性能的影響[22]

## 三、實驗方法與程序

### 3.1 實驗材料

本試驗所使用材料為 C-250 級麻時效鋼胚管，係依 AMS 6512C[23] 規範獲得（經兩道真空冶煉—VIM/VAR），為確認材料的實際組成份與比例，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。

### 3.2 實驗程序

C-250 麻時效鋼經不同壁厚縮減量之旋形加工為精密無縫薄管，並施以不同電子束銲接製程，以及時效熱處理條件等，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。

本研究實驗規劃區分為四類：

第一類：麻時效鋼管材經 0%、58%及 79%不同旋形壁厚縮減量。

第二類：電子束銲接。

1. 不同壁厚縮減量旋形加工後直接施以電子束銲接。
2. 高、低(銲前應力消除)電子束熱輸入量銲接。
3. 以低熱量電子束銲前預熱及銲後續熱處理。

第三類：時效熱處理

1. 第一類施以標準時效熱處理。
2. 第一類旋形(79%)試件施以不同時效溫度熱處理。
3. 第二類施以標準時效熱處理。

第四類：第一類及第二類旋形(79%)試件與銲件經標準時效熱處理後，進行高溫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，其實驗程序與流程如圖 3-1 所示。

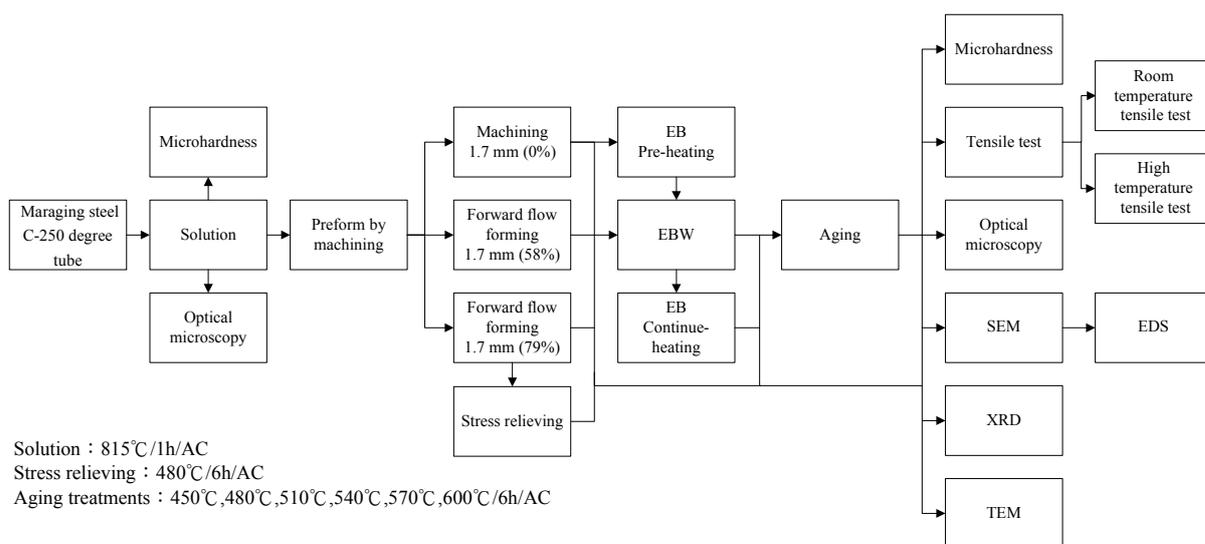


圖 3-1 麻時效鋼機械性質試驗流程

### 3.3 旋形管件製作



麻時效鋼胚管經 815°C/1h/AC(Air cooling)固溶熱處理後，加工製成三種不同胚管(表 3-1)。第一種係將胚管車製成管壁厚度 1.7 mm；第二種將胚管車製成管壁厚度 4 mm 之旋形胚管，經順流旋形冷作加工使壁厚縮減至 1.7 mm，壁厚縮減率為 58%；第三種將胚管車製成管壁厚度 8 mm 之旋形胚管，經順流旋形冷作加工使壁厚縮減至 1.7 mm，壁厚縮減率達 79%。

表 3-1 胚管製作需求表

Item	Before flow forming process	Reduce %	Thickness after working
1	Solution treatment → Machining → 1.7 mm	0%	1.7 mm
2	Solution treatment → Machining → 4.0 mm	58%	1.7 mm
3	Solution treatment → Machining → 8.0 mm	79%	1.7 mm

Note : Solution treatment (815°C/1h/AC)

### 3.4 電子束銲接

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  $1.3 \times 10^{-2}$  Pa ( $1 \times 10^{-4}$  Torr) 真空下執行。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。而 C-250 級麻時效鋼因含碳量極微 ( $< 0.03$  wt.%)，銲道凝固後形成低碳麻田散鐵組織，硬度僅約 30 ~ 35 HRC 之間，故不易產生裂紋，具有良好的銲接性。尤其是經過二道真空冶煉基材清淨度高，其含硫、磷等雜質極低 ( $< 0.010$  wt.%)，對於防止裂紋 (Crack) 的產生很有助益，且因此極適合使用電子束來銲接。

#### 3.4.1 電子束銲接參數

麻時效鋼經由旋形冷作加工後，施以不加填料的電子束銲接。其銲接方式分為二大類：

1. 第一類：為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，獲得最佳的銲接機械性質。
2. 第二類：為低熱量的電子束在銲接前、後施以預熱及續熱處理，以改變銲道及熱影響區之顯微結構。

以不同銲接實驗程序研究，藉以解決因電子束銲接及時效熱處理後，延伸率嚴重不足的問題。其參數值如表 3-2 所示。

表 3-2 C-250 麻時效鋼旋形管之 EB 銲接及 EB 熱處理參數表

Parameter item	Value						
	E	H0E	SL0E	HE	EH	HEH	*HT
Stress relieving (480°C/6h/AC)			S	S	S	S	
EBW and heat treatments (HT) process				HT→EBW	EBW→HT	HT→EBW→HT	
Welding / heat-treated thermal Input (J)	49.0;50.0	66.5	49.0	*/28.0	49/*	*/28.0/*	*=19.0

### 3.4.2 電子束熱處理

麻時效鋼經由冷作旋形加工後，分別於電子束銲接前先以較低功率電子束在預銲接的熔接處施以預熱處理(銲接參數如表 3-2)，隨後即施以電子束銲接；電子束銲接後，隨即再施以低功率的電子束續熱處理；以及銲前先用較低功率電子束在預銲接的熔接處施以預熱處理後，銲接後，隨即再以低功率電子束在銲道處施以續熱處理，使熱影響區因續熱作用變的更為寬大。藉由改變傳統的銲接製程，以探討銲接前、後熱輸入量對銲道顯微組織結構及機械性質的影響。電子束熱處理銲接示意圖，如圖 3-2 所示。

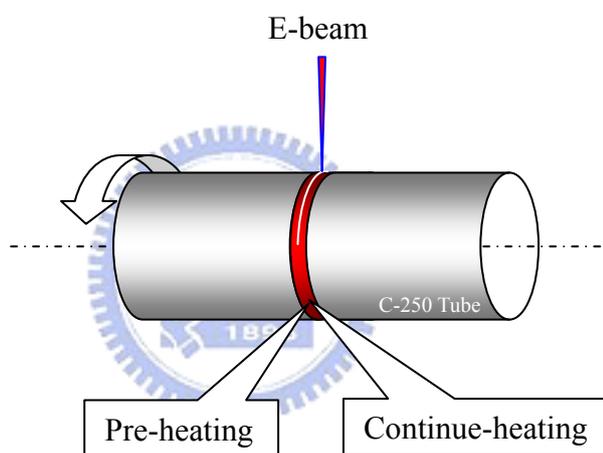


圖 3-2 旋形管電子束預熱與續熱銲接示意圖

### 3.5 後熱處理試驗及設備

熱處理試驗設備為 BBC 之 Pit type 高溫爐或 Lindberg (Bluen) 之發熱爐(Furnace heat treating electric ; max. 1500°C)。經旋形加工之麻時效鋼 C-250 級含碳量極微，為確保熱處理過程中維持合金元素的原有含量比例，故熱處理時必須注意高溫下的滲碳現象。而於熱處理前須先將爐體昇溫 1000°C 以上，並空燒 4 小時以上，以完全燃燒爐體內的

殘留積碳。

麻時效鋼的熱處理主要分為固溶及時效程序。已固溶熱處理之 C-250 麻時效鋼，雖經旋形後會產生冷加工硬化的效應(僅提高約 4~5 HRC)，仍必須再經時效處理過程方能發揮材料的超高強度特性。然而，直接時效可能導致延伸率降低，因此熱處理試驗中，將針對不完全時效(Under aging)及過時效(Over aging)熱處理對機械性質與顯微組織的影響做有系統的探討。

### 3.5.1 時效熱處理

C-250 旋形管在旋形前均經過 815°C/1h/AC 的固溶熱處理，旋形後必須再經過時效強化熱處理，才能發揮它優異的機械性質。依 AMS 6520C、6520D[93,94]之規定，麻時效鋼標準熱處理條件溫度為 480°C，時間保持 6 小時後空冷至室溫。旋形管因有加工硬化效應，可能不須依規範所訂定的時效處理溫度及時間就能獲得所需的機械性質。因此，以 450°C/6h 不足時效溫度及依標準時效溫度 480°C/6h 條件試驗外，藉由增加時效溫度，來達到過時效(510°C/6h；540°C/6h；570°C/6h；600°C/6h)處理，則以提高時效溫度至高於標準時效溫度以上，來達到逆變態沃斯田鐵反應或析出物粗大化。兩者均使具冷加工硬化條件下，旋形管得以降低強度及增加延伸率為目的，並探討各種時效條件對旋形試件之硬度、再結晶之晶粒細化、顯微組織與機械性質的影響。麻時效鋼之熱處理程序，如圖 3-3 所示。

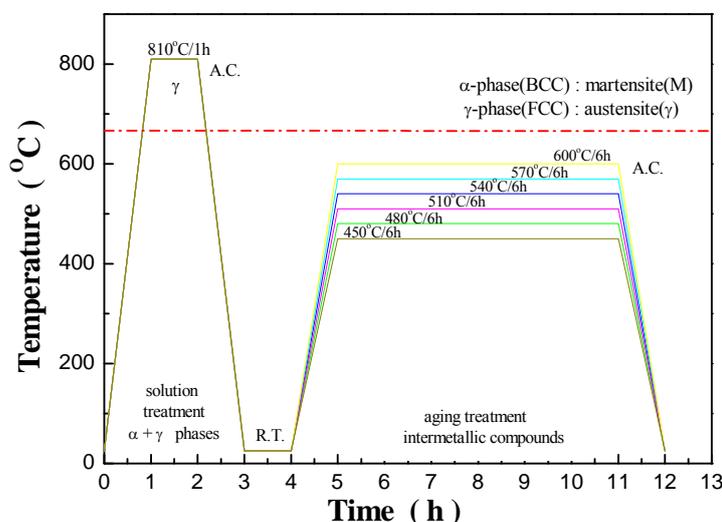


圖 3-3 麻時效鋼之基本熱處理程序

### 3.6 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 銲後及時效熱處理對麻時效鋼硬度的影響。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，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)。

### 3.7 拉伸試驗

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 3-4a 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，故以水刀先切割成 160x20 mm，再以線切割方式製作完成，試片尺寸如圖 3-4b、圖 3-4c 所示，試片數量如表 3-3 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。

#### 3.7.1 常溫拉伸實驗

本試驗係依據旋形加工後，電子束銲接、銲前消除加工應力、電子束預／續熱處理及時效熱處理之各種不同組合道次，俾能獲得麻時效鋼在實際運用時之最適化製程。因此，實驗規劃可分為五類來加以比較，第一類為未旋形、旋形 58%及旋形 79%之加工量；第二類不同旋形加工量之電子束銲件；第三類為高、低熱輸入量(銲前應力消除)電子束銲件；第四類為電子束銲前預熱、銲接及銲後續熱處理；第五類為不同時效熱處理組合。其試件規劃如表 3-3 所示。

### 3.7.2 高溫拉伸實驗

麻時效鋼具有優異的高溫機械性質，此種鋼料可長時間使用於 $400^{\circ}\text{C}$ 環境中，在此溫度下之抗拉及降伏強度約為室溫之80%[2]，斷面縮減率及延伸率與室溫值相當。當溫度高於 $400^{\circ}\text{C}$ 則麻田散鐵基地逆變態為沃斯田鐵，長時間負荷能力將因而快速衰減。低溫時，麻時效鋼的強度增加，這與其他高強度鋼相似。因此，本實驗設計規劃經79%旋形加工與電子束銲接後，經標準時效熱處理後，進行 $300^{\circ}\text{C} \sim 800^{\circ}\text{C}$ 不同高溫度環境下之拉伸試驗，以獲得麻時效鋼經大量的冷作加工及電子束銲接後之高溫機械性質。

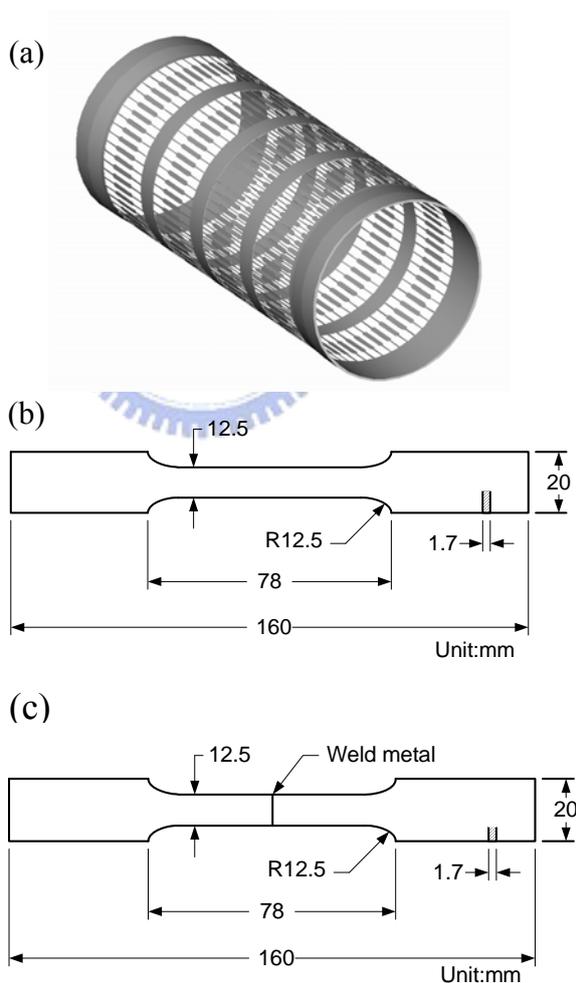


圖 3-4 標準室溫及高溫拉伸試片 ASTM E370 規範製作尺寸圖(a)管件下料配置圖(b)旋形管標準拉伸試片尺寸圖(c)旋形電子束銲件標準拉伸試片尺寸圖

表 3-3 麻時效鋼機械性質試驗試片數量與熱處理條件表

Item	Solution → Working procedures and specimen numbers (t=1.7 mm)											Sum	Specification	Method
	forming(0%)		forming(58%)		forming(79%)									
	F0	F0E	F58	F58E	F79	F79E	FH0E	FSL0E	FHE	FEH	FHEH			
As	6	6	6	6	6	6	6	(6)	(6)	(6)	(6)	42(24)	ASTM E370	Water & wire cutting
A450					6							6	ASTM E370	Water & wire cutting
A480	6	6	6	6	6[48]	6[48]	6	(6)	(6)	(6)	(6)	42[96](24)	ASTM E370	Water & wire cutting
A510					6							6	ASTM E370	Water & wire cutting
A540					6							6	ASTM E370	Water & wire cutting
A570					6							6	ASTM E370	Water & wire cutting
A600					6							6	ASTM E370	Water & wire cutting
合計	12	12	12	12	42[48]	12[48]	12	(12)	(12)	(12)	(12)	90[96](48)		

註：1.觀察試片：3 mm×20 mm 各 3 片，共計 129 片

### 2.實驗分類

- (1) F : 旋形加工
- (2) F0 : 未旋形加工
- (3) F58 : 58%旋形加工量
- (4) F79 : 79%旋形加工量
- (5) E : 電子束銲接
- (6) FHE : 79%旋形加工量+電子束預熱+銲接
- (7) FEH : 79%旋形加工量+電子束銲接+續熱
- (8) FHEH : 79%旋形加工量+電子束預熱+銲接+續熱
- (9) FH0E : 79%旋形加工量+高熱輸入量電子束銲接
- (10) FSL0E : 79%旋形加工量+應力消除+低熱輸入量電子束銲接
- (11) [] : 高溫拉伸試件(300°C, 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C)

### 3.熱處理條件

- (1) As : 未加熱處理
- (2) A450 : 不足時效熱處理 (450°C/6h/AC)
- (3) A480 ; A : 標準時效熱處理 (480°C/6h/AC)
- (4) A510 : 低過時效熱處理 (510°C/6h/AC)
- (5) A540 : 過時效熱處理 (540°C/6h/AC)
- (6) A570 : 過時效熱處理 (570°C/6h/AC)
- (7) A600 : 高過時效熱處理 (600°C/6h/AC)
- (8) ( ) : 消除加工應力 (480°C/6h/AC)

本試驗使用之麻時效鋼，係採用順流旋形加工成壁厚僅 1.7 mm 之薄壁管，無法找到完全適合之標準規範來做為機械性質比較參考，只能採用類似厚度的薄板料規範做參考（AMS 6520D--板狀材）[94]，若仍採用胚管採購時之規範（AMS 6512C--鍛造管）來做機械性質之評估標準，則兩者間之差異性可能會很大，因此本試驗之拉伸試驗結果均以 AMS 6520D 做為比較之標準。此旋形管具有下列幾個特點：

1. 壁厚減縮率為 58%及 79%。
2. 加工方向主要在軸向，但材料在圓周方向亦有流動。
3. 屬於冷作加工，具微量的加工硬化效果。
4. 試片本身有扭曲現象。
5. 試片非平板狀，而是有弧度的薄板料(參考 ASTM E8.之 Fig 13 Tension test specimens for large-diameter tubular products)。

### 3.8 金相觀察與 EDS 分析

金相觀察目的，主要係比較旋形前、後各種熱處理道次及 EB 銲接之熱影響對麻時效鋼顯微組織的影響。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 3-5(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，最後再以氯化銅混合酸溶液（30 ml HCl+10 ml HNO<sub>3</sub>+CuCl<sub>2</sub>）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 SEM。觀查試片樹脂鑲埋示意圖，如圖 3-5(b)~圖 3-5(d) 所示。

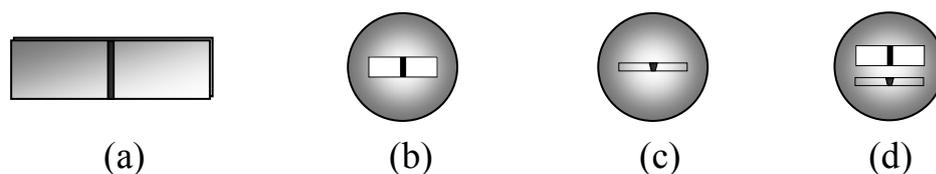


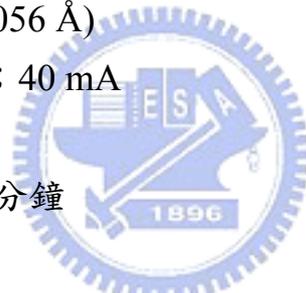
圖 3-5 觀察試片樹脂鑲埋示意圖

銲接試件拉伸破斷面的觀察係使用 SEM，並利用其所附屬之 EDS 做部份位置或析出物的合金元素成份分析與單一合金元素分佈的狀況。

### 3.9 X 光繞射(XRD)分析

利用 X 光繞射分析(X-ray diffraction analysis, XRD)試件在流旋形加工、熱處理及 EBW 前後之組織結構變化，期能以此結果與機械性質、金相觀察等加以比較。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 $\alpha$  (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 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銲道對麻時效鋼顯微組織的影響。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 20%  $\text{HClO}_4$  + 80% 甲醇(20% Perchloric acid and 80% methanol)[95] 為電解液，利用雙噴射電解拋光法(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 $-30^\circ\text{C} \sim -40^\circ\text{C}$ 之間可獲得較好的效果。操作電壓為 30 V，拋光電流為 25 mA $\sim$ 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。



## 四、實驗結果與討論

### 4.1 試驗材料驗證

#### 4.1.1 試驗材料化學成份分析

本試驗所使用材料為 Co 強化 C-250 麻時效鋼胚盂，係依 AMS 6520D[94]規範含量與試驗時所測得之化學成份含量，如表 4-1 所示。本次所使用之材料經測得碳含量極低(僅 0.009 wt.%)，其餘合金元素均滿足 C-250 規範規格要求。

表 4-1 本試驗使用 C-250 麻時效鋼化學成份(wt.%)表

Element	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr	Si	Mn	C	S	P	Fe
Specifications AMS 6512D	17-19	7.0-8.5	4.6-5.2	0.3-0.5	0.05-0.15	<0.5	<0.1	<0.1	<0.03	<0.01	<0.01	Bal.
Used in this work	18.00	8.14	4.84	0.37	0.09	0.06	0.06	0.01	0.009	<0.01	<0.01	Bal.

#### 4.1.2 試驗材料胚管微硬度量測與顯微組織觀察

C-250麻時效鋼胚管經固溶退火處理（815°C/1h/AC）後，空冷至室溫時則變態為質軟富延性及韌性之BCC晶體結構，為「板條狀麻田散鐵」組織（Lath martensite structure），經量測微硬度值為33.8 HRC，如圖4-1所示。

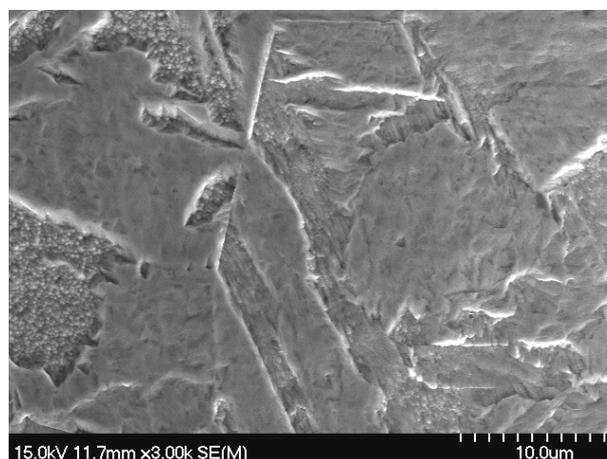


圖4-1 C-250麻時效鋼經固溶熱處理後之旋形胚盂SEM

## 4.2 旋形加工量對 C-250 麻時效鋼的影響

### 4.2.1 試驗目的與流程

18% Ni C-250 麻時效鋼以 Co、Mo 為主要強化元素，經固溶熱處理後為質軟的「板條狀麻田散鐵」組織，並以時效熱處理，使低碳麻田散鐵基地內析出金屬間化合物來強化材料的機械性質。固溶質軟的麻時效鋼具有良好的成形性，在航太及國防科技工業常應用非切削性、無屑之旋形加工技術，製造長且薄的精密高強度無縫管件，有增加強度、節省材料、加工快速及低成本的冷作成型加工，以獲得高品質的管件。

麻時效鋼經高斷面減縮率之旋形冷作加工後，因晶粒纖維化而使材料有硬化的效果，經時效熱處理後有提升強度的複合作用，同時造成延伸率下降的負面影響。因此，為能獲得麻時效鋼經不同旋形加工量後，晶粒纖維化及時效析出強化之複合作用，對拉伸強度、延伸率及顯微組織之影響進行研究。

本實驗使用 C-250 麻時效鋼胚管，經 815°C/1h/AC 固溶熱處理後，車製成不同斷面壁厚為 1.7、4.0 及 8.0 mm 之胚管，經順流旋形冷作加工使壁厚由 4.0 mm(縮減率 58%)及 8.0 mm(縮減率 79%)縮減為 1.7 mm，隨後再施以 480°C/6h/AC 標準時效熱處理予以強化其機械性質，實驗流程如圖 4-2 所示。

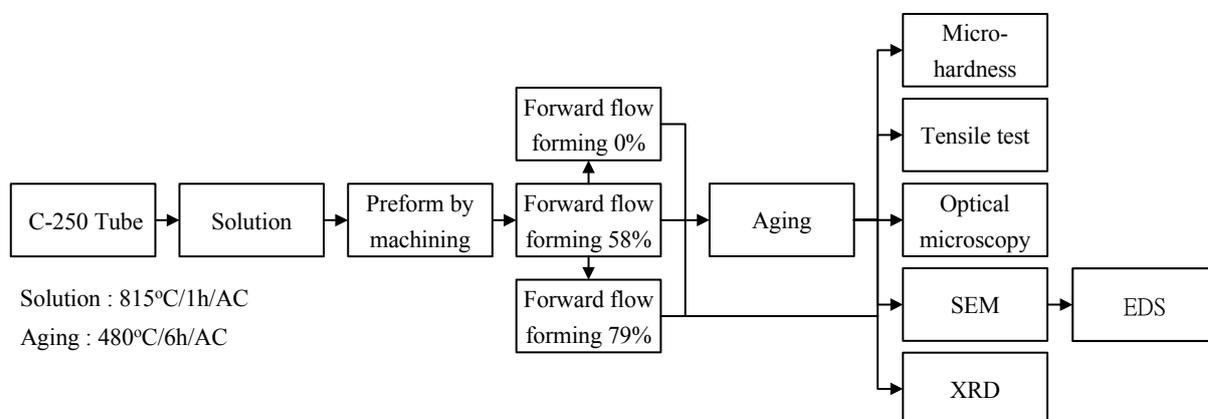


圖 4-2 C-250 麻時效鋼經不同斷面減縮率之旋形加工實驗流程圖

## 4.2.2 旋形加工量對機械性質與顯微組織的影響

### 1. 旋形加工量對材料硬度與顯微組織的影響

固溶熱處理之C-250麻時效鋼(F0)為粗大質軟的板條狀麻田散鐵(圖4-3a)，經微硬度量測平均值為33.8 HRC。經由58%(F58)壁厚縮減率之旋形加工，使粗大的板條狀麻田散鐵晶粒發生畸變為粗纖維狀的顯微結構(圖4-3b)，使微硬度平均值提高至37.2 HRC，比固溶熱處理之未旋形加工條件提升約10%。麻時效鋼於固溶退火狀態下，經傳統冷作的加工硬化效果不大[2]，因此，可以承受大量的塑性加工。同時為能提高製程效益及降低製造成本，進行79%(F79)高縮減率之旋形加工，使晶粒轉為緻密的纖維狀結構(圖4-3c)，硬度平均值由33.8 HRC升高至38.9 HRC，平均硬度值提升了15%(表4-2)。圖4-4顯示為經過不同旋形加工量，截面微硬度呈現近似水平的分佈，顯示優異穩定的加工特性，使中、高壁厚縮減率的加工應力分佈均勻。

C-250麻時效鋼材料經順流旋形加工之徑向應力與金屬朝軸方向流動的雙重作用下，組織遭到破壞，產生纖維狀結構，且有明顯的方向性。由高倍率的SEM觀察(圖4-5)，可明顯觀察到基地內原本粗大的板條狀顯微組織結構之晶界已不存在，晶粒均呈現被拉長變形為緻密的纖維狀結構，且在高變形的纖維狀間亦未發現有破裂的痕跡。

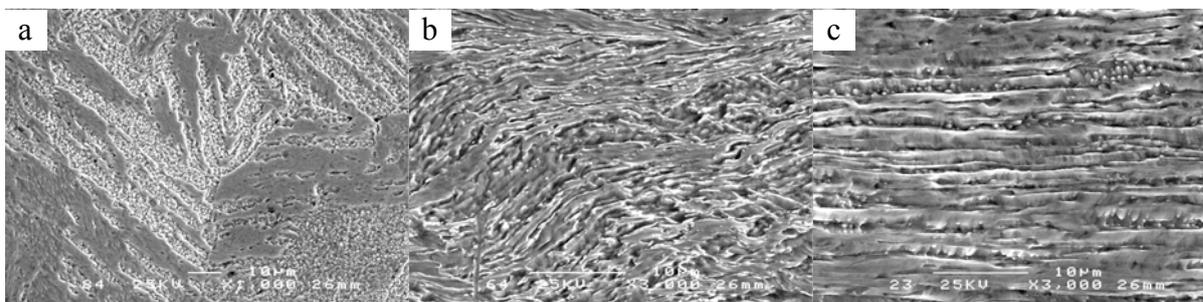


圖 4-3 C-250 麻時效鋼經不同旋形加工量的顯微組織結構 SEM：(a) 固溶熱處理；(b)壁厚縮減率 58%；(c)壁厚縮減率 79%

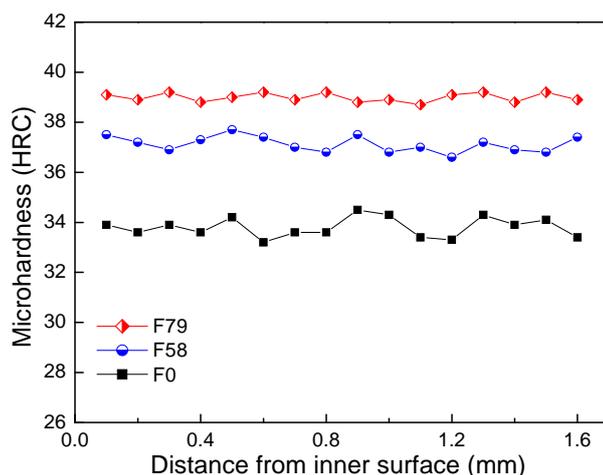


圖4-4 C-250麻時效鋼經不同旋形加工量後管壁截面之徑向微硬度分佈

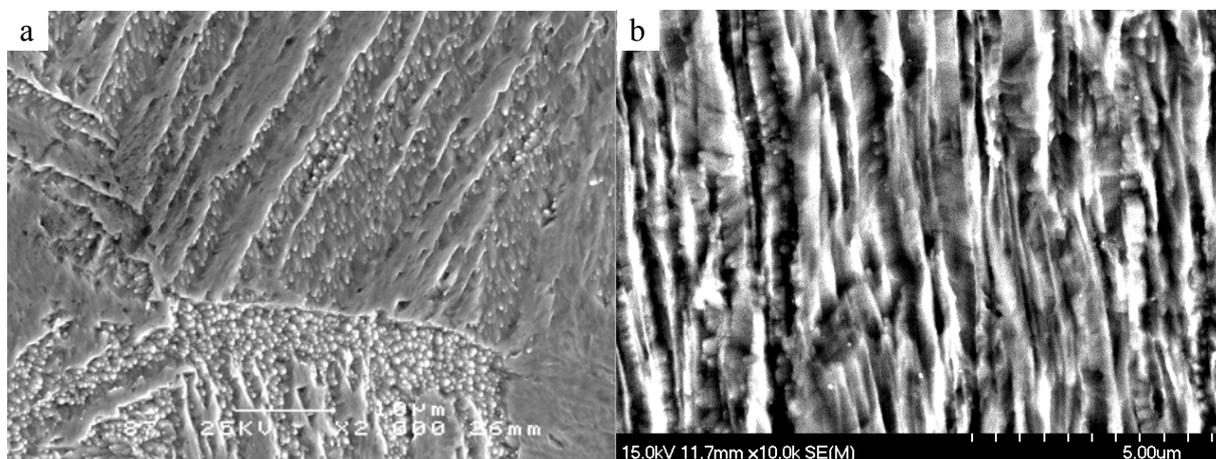


圖4-5 C-250麻時效鋼旋形加工前、後之晶粒顯微結構SEM：(a)粗大板條狀結構；(b)經79%旋形加工後之緻密纖維狀結構

## 2. 旋形加工量對機械性質的影響

表 4-2、圖 4-6 及圖 4-7 為不同旋形加工量經拉伸試驗之機械性質。以拉伸降伏強度而言，58%及 79%旋形加工條件比未旋形加工條件分別提升 21%及 40%，其延伸率則分別下降 16%及 28%。含碳量極低(0.03%)的麻時效鋼於固溶退火狀態下，經由傳統冷作的加工硬化性甚微。A. Ali 等學者[67]研究論文中也提到在一般冷軋軋試驗時，其拉伸強度可提高約 15%。然而，本實驗所採用的順流旋形冷作加工製程，具有優

異的加工硬化效果，經旋形加工後獲得緻密且應力分佈均勻的纖維狀結構。經 79%旋形加工量後使降伏強度大幅提升高達 40%，則抗拉強度亦大幅提升約 25%，優異的旋形加工製程可使材料強度大幅增加。

表 4-2 C-250 麻時效鋼經不同旋形加工量的機械性質

Sample code	Flow forming reduce percentage (%)	Hardness(HRC)	YS (MPa) (0.2% Offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D		<34.0	1689	1758	2.5*
F0	0	33.8	882	1136	7.4
F58	58	37.2	1065	1173	6.2
F79	79	38.9	1235	1298	5.3

Note: \* Nominal thickness 1.65 - 2.29 mm.

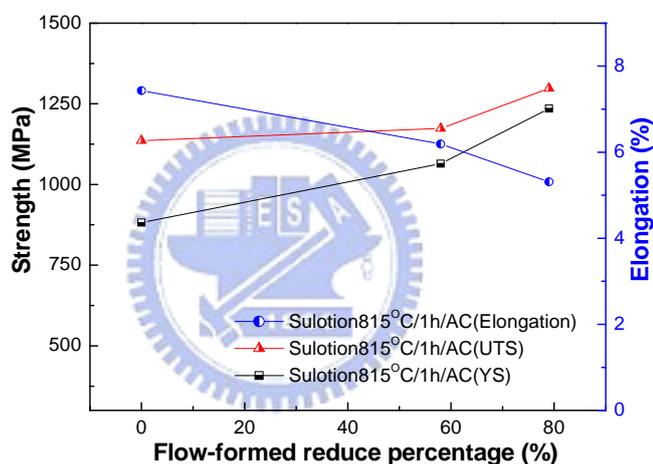


圖 4-6 C-250麻時效鋼經不同旋形加工量之機械性質比較

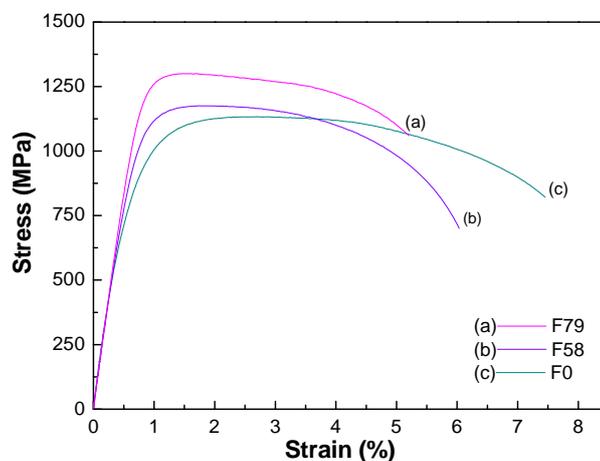


圖 4-7 C-250麻時效鋼經不同旋形加工量之應力應變曲線

### 4.2.3 時效熱處理對旋形加工量的影響

#### 1. 時效熱處理對旋形加工量硬化的影響

固溶熱處理之麻時效鋼必須經由時效熱處理，使低碳麻田散鐵基地內析出金屬間化合物來強化材料的機械性質。隨著合金成份的差異主要有絲狀的析出物  $\text{Ni}_3\text{Mo}$ [2,32]及球狀  $(\text{Fe},\text{Ni})_2(\text{Mo},\text{Ti})$ [38]兩種型態。析出物在基地之板條晶界及差排上成核[31,32,37]，隨著時效時間的增加，極細的析出物越來越緻密，由於分佈均勻使差排移動困難，材料得以強化。同時，因基地仍為低碳麻田散鐵，故仍具有較佳的韌性與延伸率[27]。未旋形加工、58%及79%不同旋形加工量之麻時效鋼，經  $480^\circ\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$  時效熱處理之微硬度量測值，均高於 AMS 6520D 規範值 ( $>48 \text{ HRC}$ )，分別為 52.3 HRC、53.8 HRC 及 55.3 HRC，其中 79%旋形加工的平均微硬度值，僅比未旋形加工條件高 5.7%，這主要是因時效熱處理時，溫度效應抵消部份旋形加工所造成的加工硬化效果，然而大部份之加工硬化效應與時效析出之複合作用，仍可使強度增加[2,8,11]，如圖 4-8 所示。

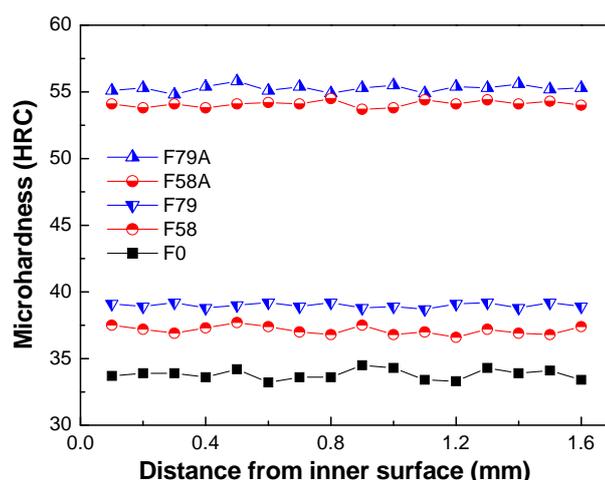


圖4-8 不同旋形加工量C-250麻時效鋼經時效熱處理後管壁截面之徑向微硬度分佈

## 2. 時效強化熱處理對旋形加工量之機械性質的影響

表 4-3、圖 4-9 及圖 4-10 為不同旋形加工量及時效熱處理後，經拉伸試驗之機械性質。經時效熱處理後，未旋形(F0A)及 58%(F58A)與 79%(F79A)不同旋形加工之拉伸降伏強度、抗拉強度及延伸率均高於規範值。其中拉伸強度以 79%旋形加工為最高，延伸率則以未旋形加工條件為最佳。固溶熱處理之麻時效鋼經由時效熱處理後，使低碳麻田散鐵基地內，析出分佈均勻的金屬間化合物在板條晶界及差排間[32,37,65]，使差排移動困難來強化材料的機械性質[2-3]。以 AMS 6520D 規範的機械性質而言，未旋形加工之固溶麻時效鋼經時效熱處理試件，其拉伸降伏強度(1916 MPa)、抗拉強度(1970 MPa)及延伸率(4.2%)，分別高於規範值的 13%、12%及 68%，顯示經時效熱處理後，具有高的拉伸強度及良好的延展特性。

經 58%旋形加工後時效熱處理試件，拉伸降伏強度(2014 MPa)、抗拉強度(2058 MPa)及延伸率(3.9%)，分別高於規範值的 19%、17%及 56%。雖然旋形加工縮減率僅有 58%，經由時效熱處理時，加工硬化效應與時效析出之複合作用，仍然可使降伏強度及抗拉強度提升。比未旋形加工的時效試件，分別提升 5%及 4.5%，但使延伸率下降 7%。

當旋形加工縮減率提高至 79%的時效熱處理試件時，拉伸降伏強度(2158 MPa)及抗拉強度(2182 MPa) 更大幅提升高於規範值的 28%及 24%，相對的延伸率(2.9%)也大幅縮小，但仍然高於規範值的 16%。由於高縮減量的旋形加工，所產生的高緻密且應力分佈均勻的纖維狀結構，在時效熱處理時，因旋形加工硬化效應與時效析出之複合作用下，使材料強度達到最高點。此種推測與研究學者 A. Ali 等[67]論文中提到在冷軋軋試驗時，其拉伸強度約可提高約 15%的趨勢相同。與未旋形加工的時效試件相比，其拉伸降伏強度及抗拉強度分別大幅提升 13%及 11%，相對的亦使延伸率大幅下降 31%，使材料延伸率降至最低點。

表 4-3 不同旋形加工量 C-250 麻時效鋼經時效熱處理之機械性質

Sample code	Flow forming reduce percentage (%)	Heat treating	Hardness(HRC)	YS (MPa) (0.2% Offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D			>48.0	1689	1758	2.5*
F0A	0	Aging 480°C /6h/AC	52.3	1916	1970	4.2
F58A	58	Aging 480°C /6h/AC	53.8	2014	2058	3.9
F79A	79	Aging 480°C /6h/AC	55.3	2158	2182	2.9

Note: \* Nominal thickness 1.65 - 2.29 mm.

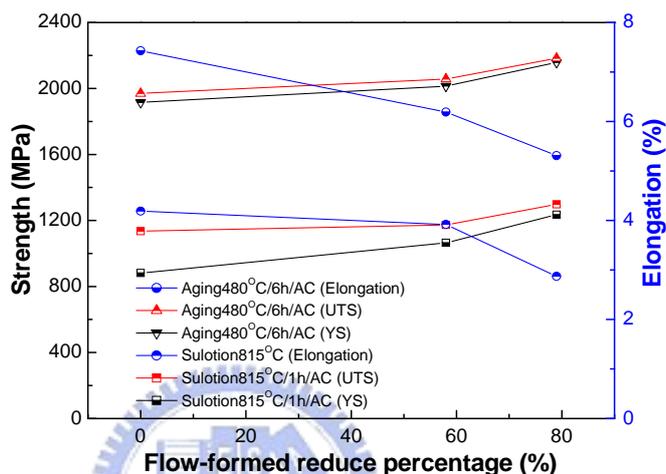


圖4-9 C-250麻時效鋼經不同旋形加工量及時效熱處理之機械性質比較

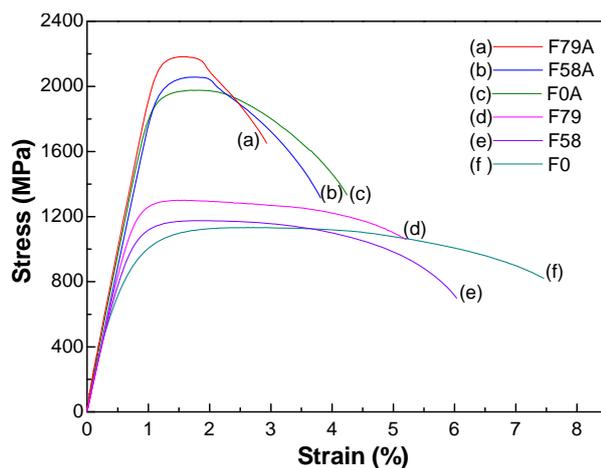


圖4-10 C-250麻時效鋼經不同旋形加工量及時效熱處理之應力應變曲線

#### 4.2.4 X-ray 繞射分析－旋形加工量對顯微結構的影響

由 X-ray 繞射分析圖 4-11a 結果顯示，麻時效鋼經固溶熱處理後為低碳麻田散鐵結構，經 58%及 79%壁厚縮減率之旋形加工後， $\alpha$  相的(110)峯值強度(Peak)已大幅縮減，但仍維持最高，其中(200)峯值強度亦隨著加工量增加而大幅成長，相對的，(220)峯值強度及(310)峯值強度分別在 58%及 79%時已消失，這主要是顯微組織受到塑性應力作用，粗大板條狀晶粒產生變形所導致。Abreu 等學者[96]對 18Ni-350 級麻時效鋼冷作滾軋研究結果推論，麻時效鋼隨著冷作加工縮減量的增加，晶體結構會朝(111)發展。但在本研究之旋形冷作加工製程後，尚未發現有相同的結果。圖 4-11b 顯示為經時效熱處理結果，固溶麻時效鋼經時效熱處理後，除(110)峯值強度減少外其餘變化不大，58%旋形加工者與尚未時效熱處理者大致相同，當在 79%旋形加工量時， $\alpha$  相的(110)峯值強度已大幅縮減為最低，而由(200)峯值強度為最高，由以上結果得知旋形加工量對  $\alpha$  相的(110)峯值強度影響最大，且隨著加工量增加及時效熱處理而縮減，(200)峯值則隨著加工量增加而少許增加，(211)峯值強度則不受加工量及時效熱處理影響而改變，另(220)及(310)峯值強度因加工量而消失。

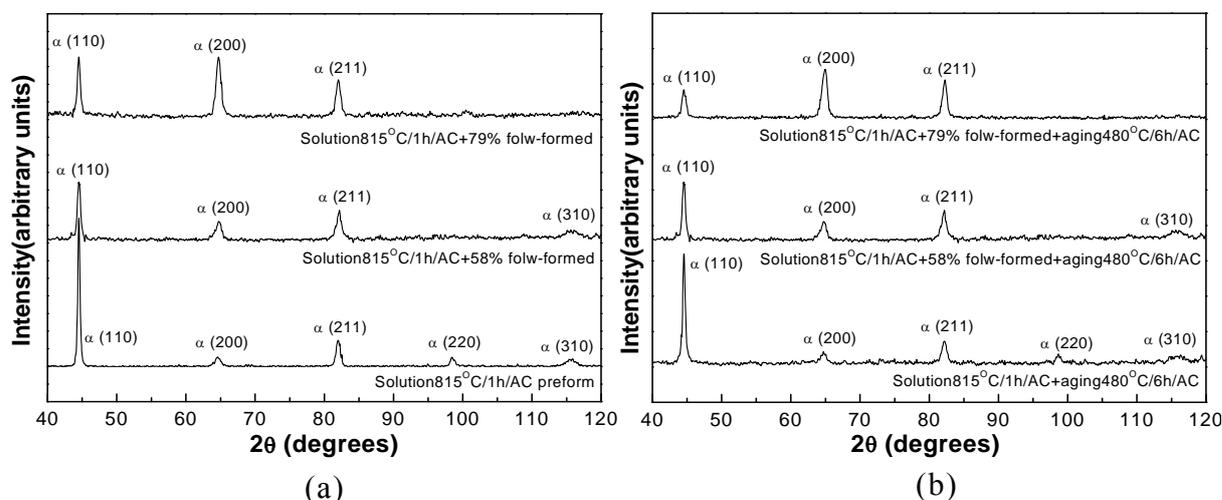


圖4-11 C-250麻時效鋼不同旋形加工量顯微結構X-ray繞射分析：(a) 固溶熱處理；(b)時效熱處理

### 4.2.5 破斷面觀察與分析

圖 4-12~圖 4-17 為 C-250 麻時效鋼經不同旋形加工量及時效熱處理之拉伸試片破斷圖。經固溶熱處理之麻時效鋼呈現頸縮(Necking)及佈滿高延性大小不等的漩渦狀(Dimples)組織，如圖 4-12a 所示。圖 4-12b 高倍率的顯微觀察顯示，為比較粗大代表延性破斷的漩渦狀晶粒顯微組織結構。圖 4-13a 顯示為固溶熱處理後，直接時效熱處理之拉伸破斷圖，為類似準劈裂面(Quasi-cleavage plane)及佈滿延性漩渦狀破斷形式。由圖 4-13b 顯微觀察顯示，為漩渦狀延性破斷的顯微結構。

圖 4-14a 及圖 4-16a 顯示為 58%及 79%旋形加工後之拉伸破斷圖，同樣呈現微量頸縮及類似大小不等的延性漩渦狀組織，與圖 4-12a 固溶熱處理試件相比較，為相對較小的漩渦狀延性破斷顯微結構。這主要是因高縮減率的旋形加工，使粗大板條狀晶粒為纖維化結構所導致。圖 4-15a 及圖 4-17a 顯示為 58%及 79%旋形加工後，經時效熱處理之拉伸破斷圖。由破斷截面觀察均呈現類似準劈裂面的破斷形式，且為佈滿相對較細小的延性漩渦狀組織。這主要是因旋形加工晶粒為纖維化與時效析出之複合作用下，在拉伸破斷時獲得比較緻密均勻的漩渦狀組織，如圖 4-15b 及圖 4-17b 所示。

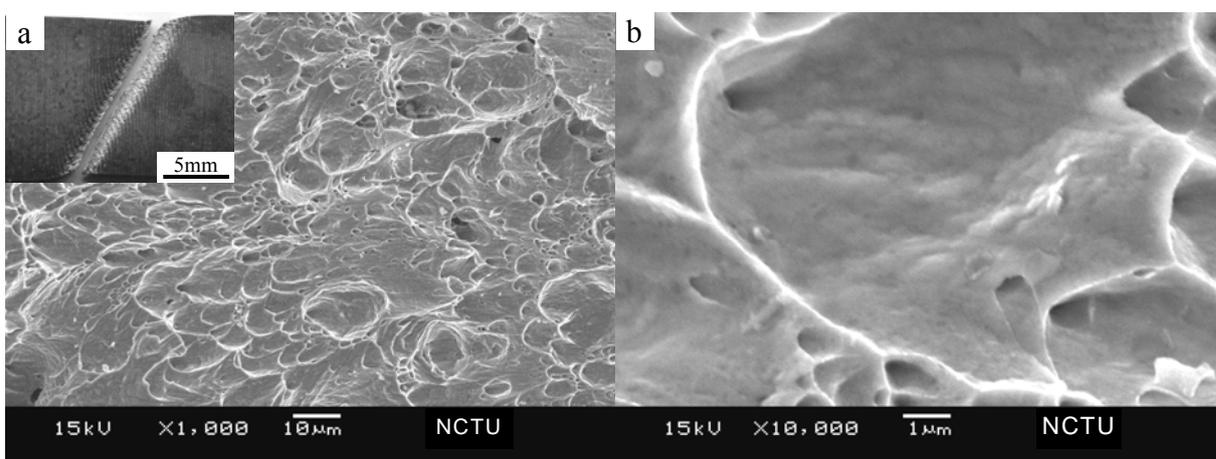


圖4-12 C-250麻時效鋼經固溶熱處理之拉伸破斷試片OM及SEM：  
(a)巨觀破斷形態與延性漩渦狀組織破斷面；(b)晶粒較粗大  
漩渦狀高倍率破斷相

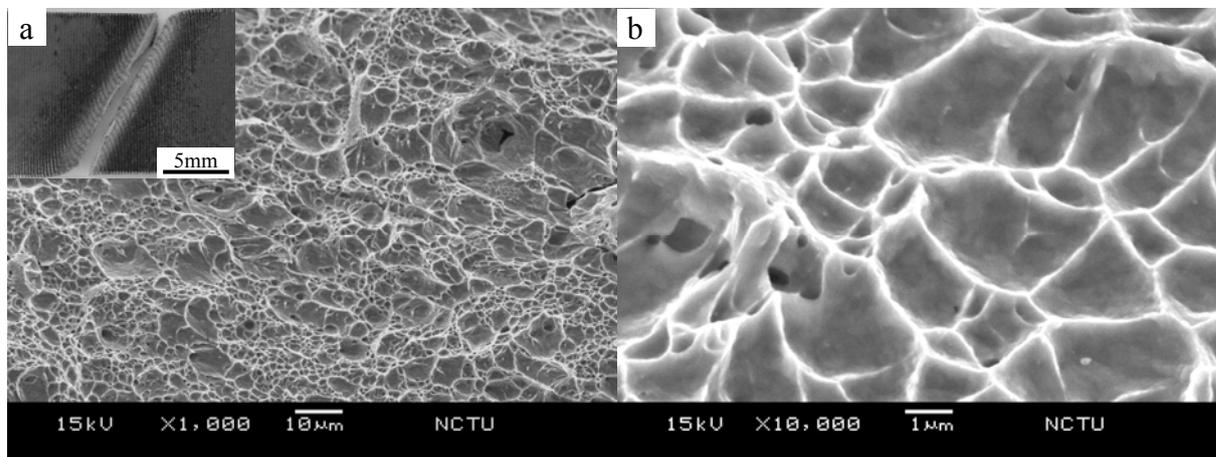


圖4-13 C-250麻時效鋼經固溶(未旋形加工)及時效熱處理之拉伸破斷試片OM及SEM：(a)巨觀破斷形態與延性漩渦狀組織破斷面；(b)漩渦狀高倍率破斷相

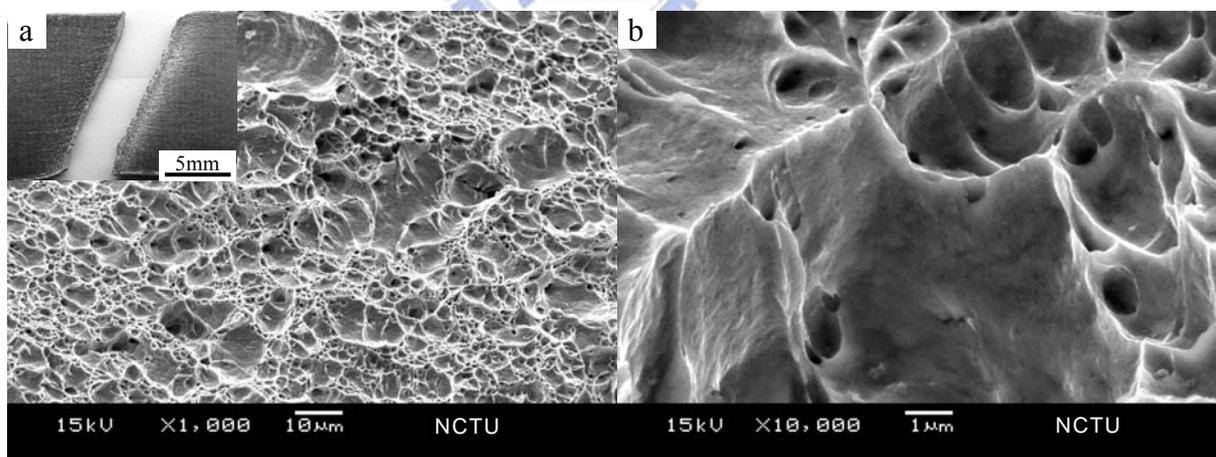


圖4-14 C-250麻時效鋼經58%旋形加工之拉伸破斷試片OM及SEM：(a)巨觀破斷形態與延性漩渦狀組織破斷面；(b)大小混雜晶粒漩渦狀高倍率破斷相

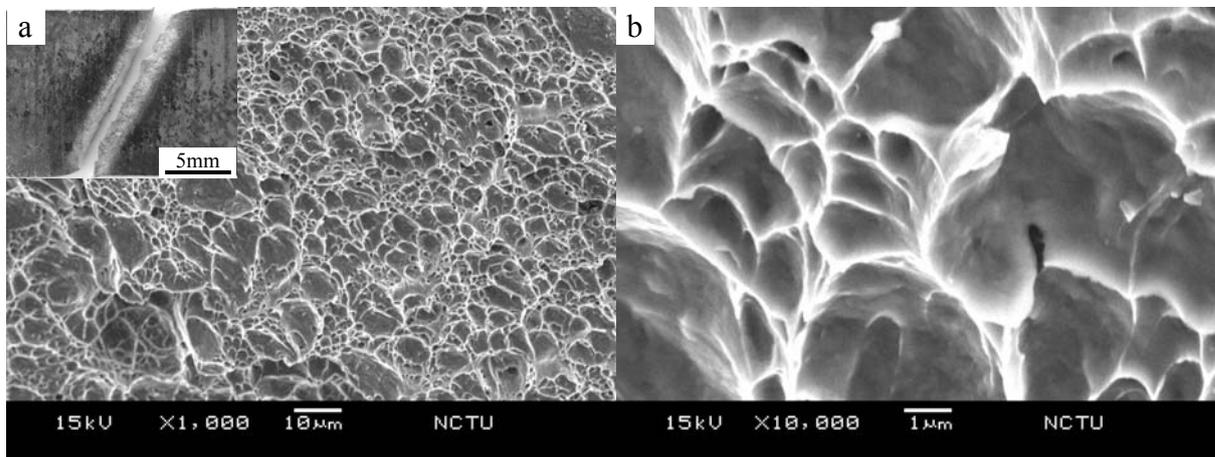


圖4-15 C-250麻時效鋼經58%旋形加工及時效熱處理之拉伸破斷試片OM及SEM：(a)巨觀破斷形態與延性漩渦狀組織破斷面；(b)漩渦狀高倍率破斷相

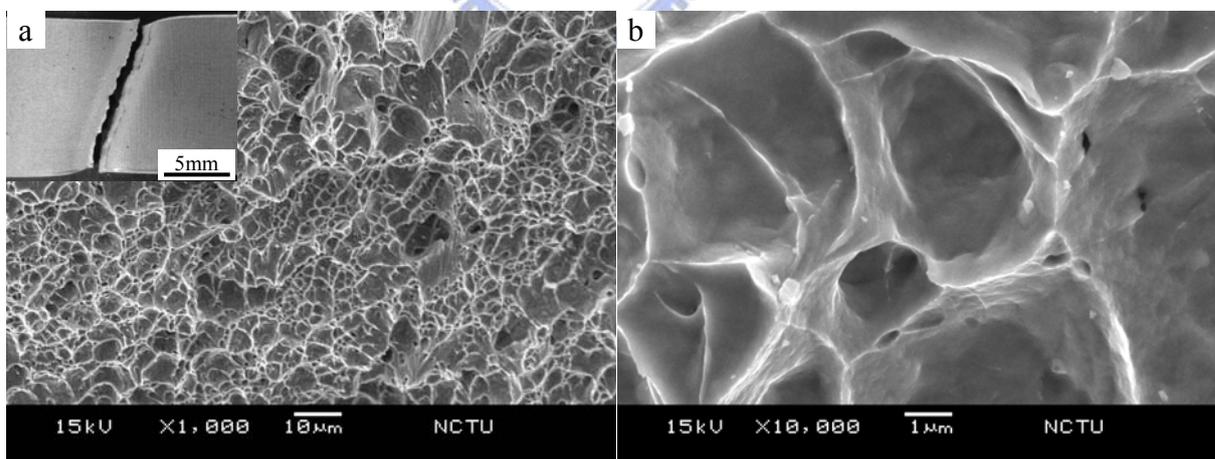


圖4-16 C-250麻時效鋼經79%旋形加工之拉伸破斷試片OM及SEM：(a)巨觀破斷形態與大小不均勻的延性漩渦狀組織破斷面；(b)漩渦狀高倍率破斷相

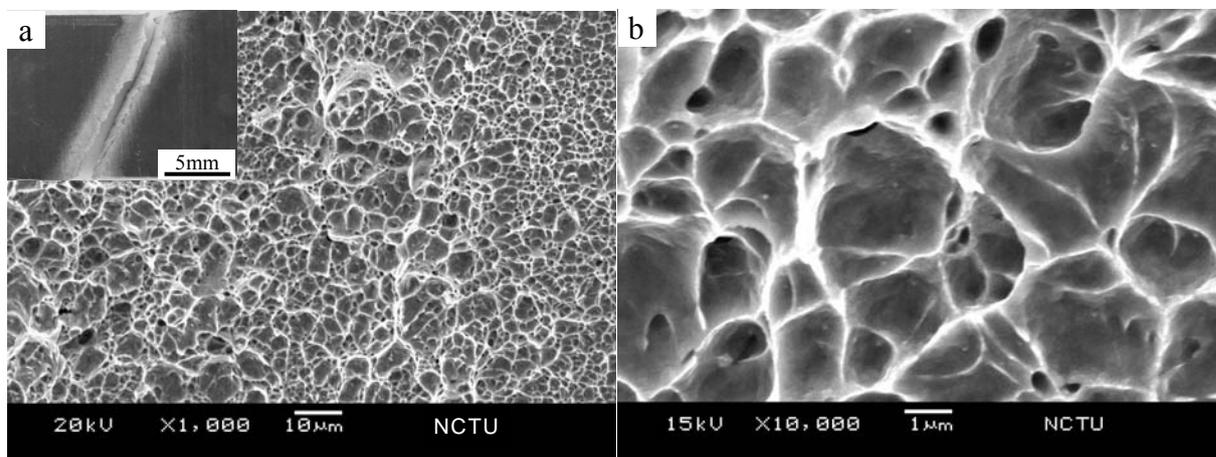


圖 4-17 C-250 麻時效鋼經 79% 旋形加工及時效熱處理之拉伸破斷試片 OM 及 SEM：(a) 巨觀破斷形態與較細緻的延性漩渦狀組織破斷面；(b) 漩渦狀高倍率破斷相



### 4.2.6 本節結論

1. C-250 麻時效鋼經由 58%及 79%壁厚縮減率順流旋形加工，使晶粒轉為緻密的纖維狀結構，微硬度平均值比固溶熱處理條件提升約 10%及 15%。且截面微硬度均呈現近似水平的分佈，顯示順流旋形冷作加工具有優良穩定的加工特性。
2. 未旋形(0%)、58%及 79%不同旋形加工量後，以降伏強度而言，58%旋形加工條件比固溶熱處理條件提升 21%，79%旋形加工條件則提升 40%，顯示優異的旋形加工製程可大幅增加材料降伏強度。
3. 經 480°C/6h/AC 時效熱處理之微硬度量測值，均高於 AMS 6520D 規範值(>48 HRC)，其中 79%旋形試件因時效溫度效應，抵消部份流旋形加工所造成的加工硬化效果，使平均微硬度值僅比未旋形加工高 5.7%。
4. 經高縮減量旋形加工及時效熱處理製程，會增強材料的拉伸強度及降低延伸率。經 58%旋形加工後拉伸強度提高約 5%，延伸率下降 7%。經 79%旋形加工後拉伸強度提高約 12%，相對的亦使延伸率大幅下降 31%，使材料延伸率降至最低點。
5.  $\alpha(110)$  峯值強度隨著旋形加工量增加，及時效熱處理而大幅縮減，但不影響  $\alpha(211)$  峯值強度， $\alpha(220)$  及  $\alpha(310)$  峯值強度因加工量增加而消失。
6. 經由研究實驗結果顯示，在工程應用設計上，以考量材料使用的經濟性與易製性，建議採用能符合規範要求及高效率的高(79%)旋形加工量製程，以善用發揮麻時效鋼的優越機械特性。

### 4.3 旋形加工量與電子束銲接對麻時效鋼的影響

#### 4.3.1 試驗目的與流程

18% Ni C-250 麻時效鋼經固溶熱處理後為質軟、延性佳的「板條狀麻田散鐵」組織，具有良好高壁厚縮減率之冷作成形加工性，其後再經時效熱處理可獲得高強度的機械性質。然而，先前研究[8-11]C-250 麻時效鋼經大量(79%)冷作加工及電子束銲接製程後，導致延伸率嚴重不足，在工程應用上受到限制。因此，本研究於 4.2 節對旋形加工量與延伸率的相互關係及影響進行實驗與分析，其結果證明麻時效鋼的延伸率會隨著旋形加工量而降低。因此，推論導致銲件延伸率不足的主要因素有兩點：銲道因強化元素偏析以致強度降低；母材因加工及析出硬化之複合作用而強度增加，形成銲道與母材的硬度差距隨著加工量而增加。為能獲得麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接後，對拉伸強度、延伸率及顯微組織之影響，進行不同旋形加工量的麻時效鋼，經電子束銲接及時效熱處理後之機械性質與顯微組織影響的研究。

本實驗使用 C-250 麻時效鋼胚管，經 815°C/1h/AC 固溶熱處理後，車製成壁厚為 1.7、4.0 及 8.0 mm 之胚管，經順旋形冷作加工使壁厚由 4.0 mm(縮減率 58%)及 8.0 mm(縮減率 79%)縮減為 1.7 mm。以上三種不同旋形加工量之管件，採以不加填料電子束銲接方式，並置於  $1.3 \times 10^{-2}$  Pa 真空下執行，其銲接參數及熱輸入量(49 J/mm)均相同，後續再施以 480°C/6h/AC 時效熱處理，以強化銲件的機械性質，實驗流程如圖 4-18 所示。

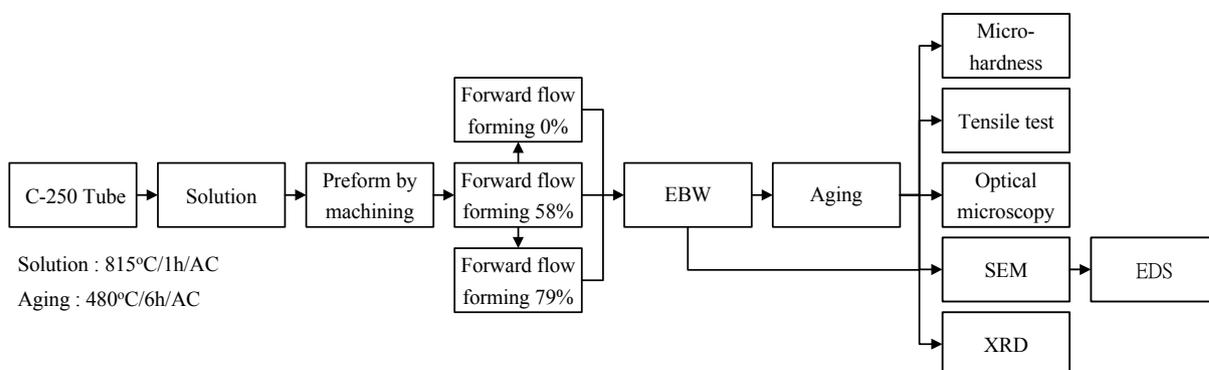


圖 4-18 不同旋形加工量之麻時效鋼與電子束銲接實驗流程圖

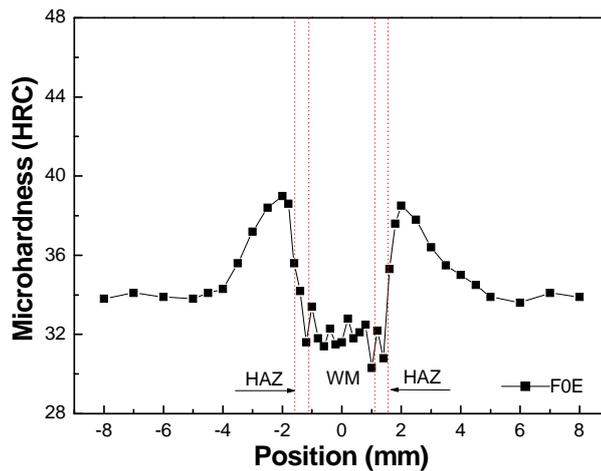
### 4.3.2 麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接

#### 1. 電子束銲後微硬度量測與顯微組織觀察

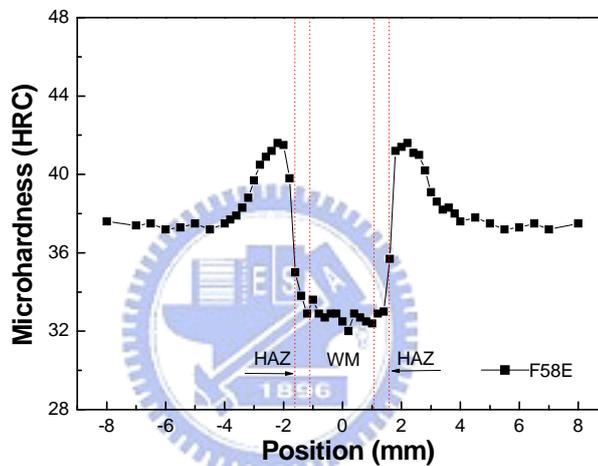
不同旋形加工量麻時效鋼經由電子束銲接後，量測其銲道與熱影響區截面平均微硬度值分佈，如圖 4-19 所示。銲道為質軟的鑄造組織結構，熱影響區硬度值則隨著離開銲道間距之增加而逐漸增高。以整體銲件的微硬度分佈而言，因銲前不同旋形加工量影響有所區別，經 0%、58%及 79%旋形加工量的電子束銲件，分別為圖 4-19a、圖 4-19b 及圖 4-19c 所示。

**銲道部份：**不同旋形加工量(0%，58%，79%)麻時效鋼經由電子束銲接後，銲道呈現為質軟之低碳麻田散鐵+沃斯田鐵之鑄造組織結構。經量測銲道寬度，依 0%、58%及 79%加工量，分別為 2.2、2.1 及 2.0 mm，在相同的電子束銲接參數與熱輸入量下，隨著加工量增加，銲道寬度呈現縮小的趨勢。銲道的微硬度值也隨著加工量而微量增加(約 1 HRC)。在高真空環境的凝固過程中，先前(58%，79%)冷作加工硬化效應已消除。銲道中間大部份為樹枝狀晶(Dendrite grained)與柱狀晶(Columnar grained)顯微組織結構(圖 4-20b，圖 4-21b，圖 4-22b)。由 SEM 可清楚觀察銲道樹枝狀晶粒內，長滿了極細小的針狀晶粒，直徑大約在 0.2~0.8  $\mu\text{m}$  (圖 4-20c，圖 4-21c，圖 4-22c)。接近熔融線處則為等軸晶的混合鑄造組織結構。此銲道區域內經 TEM 觀察研究[15]，含有較高的差排密度及少量的沃斯田鐵外，其餘皆為質軟富有延性與母材相同之低碳麻田散鐵。

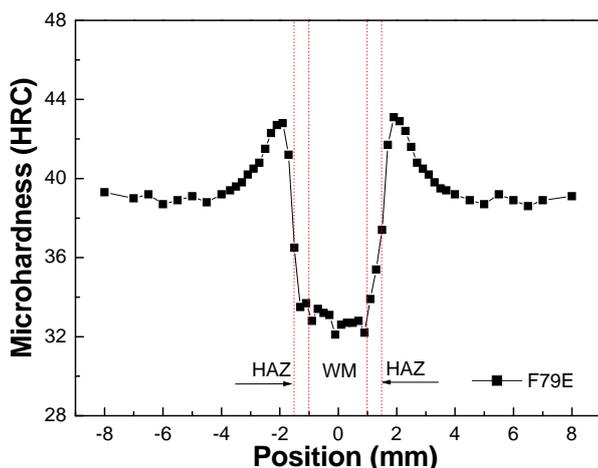
**粗晶區：**熱影響區硬度值隨著尖峰溫度坡度(Peak temperature gradient)降低而漸增，其緊鄰銲道之低硬度熱影響區是因尖峰溫度接近熔點為完全沃斯田鐵相區[11](圖 2-19)，空冷後使再結晶生成粗大的麻田散鐵組織(圖 4-20d，圖 4-21d，圖 4-22d)，此時 58%與 79%加工量之殘留應力已釋放，而為質軟且富有延性之特性。



(a)



(b)



(c)

圖4-19 麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接之微硬度分佈：(a) 未旋形加工；(b)壁厚縮減率58%；(c)壁厚縮減率79%

**亮浸蝕區：**此處為熱影響區最寬大的區域，主要是因銲接熱擴散效應產生時效作用，此區域微硬度隨著尖峰溫度坡度較緩和逐漸增高。且在靠近暗浸蝕帶方向有細微分散的逆變態沃斯田鐵相生成，故此區域在經過腐蝕液之腐蝕後，可由顯微觀察到微量的空孔存在。

**暗浸蝕帶：**熱影響區之暗浸蝕帶因銲接熱擴散影響，經量測寬度，依 0%、58%及 79%加工量，分別為 3.2、3.1 及 3.0 mm，在相同的電子束銲接參數與熱輸入量下，隨著加工量增加，熱影響區之暗浸蝕帶寬度隨著銲道同樣呈現縮小的趨勢(銲道之熔融線與暗浸蝕帶寬度約為 0.5 mm)。此區域的溫度範圍約為 600°C ~ 730°C 之間的  $\alpha'+\gamma'$  雙相區內[2,11,15]，主要為麻田散鐵組織及有細微的逆沃斯田鐵相生成，經由浸蝕後金相巨觀呈灰黑色帶狀。由於銲接熱停留的時間較長，導致生成多量的逆變態沃斯田鐵，形成明顯的兩相區，如圖 4-20a、圖 4-21a 及圖 4-22a 所示。

然而，低熱輸入量的電子束銲接後，由 SEM 巨觀觀察未旋形加工的電子束銲件，暗浸蝕帶呈現非常不明顯的現象(圖 4-20a)，經 SEM 放大倍率觀察僅有細小分散微量的小孔，如箭頭所指處，主要仍為粗大的板條狀晶之顯微組織結構(圖 4-20e)。由本實驗結果證實，板條狀麻時效鋼隨著加工量的增加，銲道及熱影響區會相對縮小，熱影響區則因加工晶粒細化之再結晶效應， $\alpha'+\gamma'$ 現象會愈來愈明顯，如圖 4-20e、圖 4-21e 及圖 4-22e 所示。

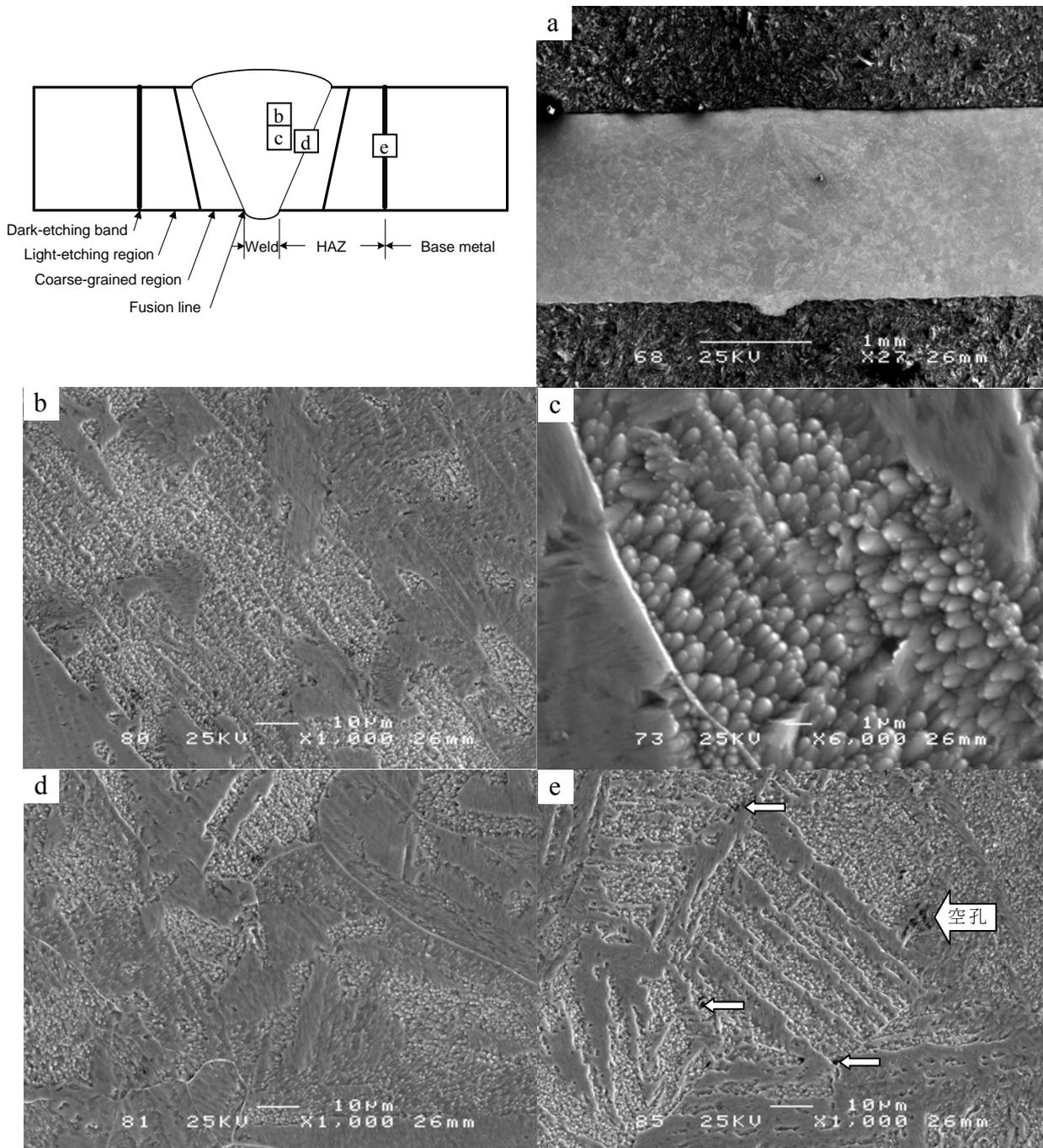


圖 4-20 未旋形加工之麻時效鋼電子束銲件 SEM：(a)銲道；(b) 銲道之柱狀與樹枝狀晶顯微組織結構；(c)柱狀晶內之針狀晶粒顯微組織結構；(d)熔融線與粗晶區；(e)不明顯的暗浸蝕帶

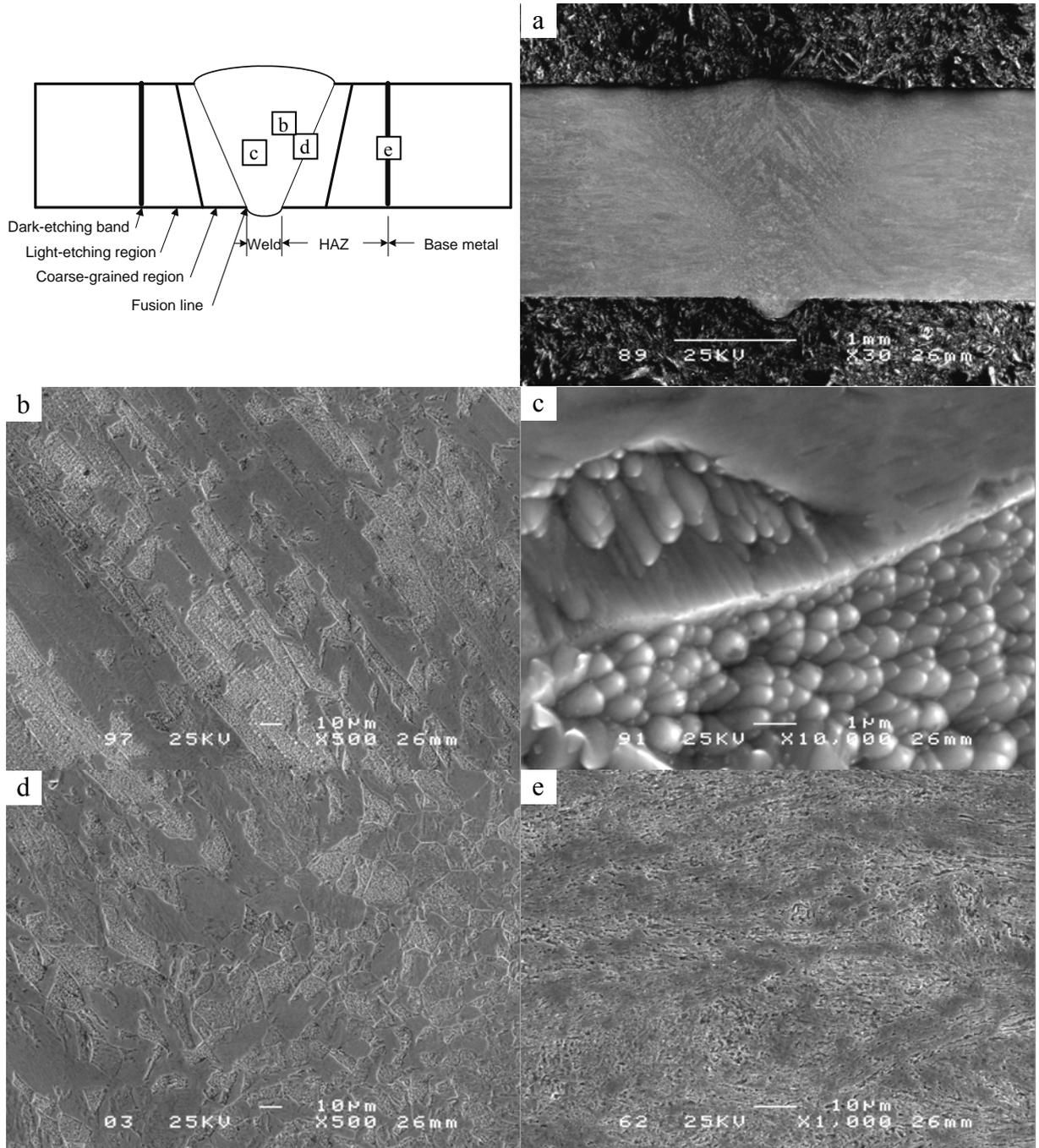


圖 4-21 58%旋形加工量之麻時效鋼電子束銲件 SEM：(a)銲道巨觀；(b)銲道之柱狀與樹枝狀晶顯微組織結構；(c)柱狀晶內之針狀晶粒顯微組織結構；(d)熔融線；(e)暗浸蝕帶

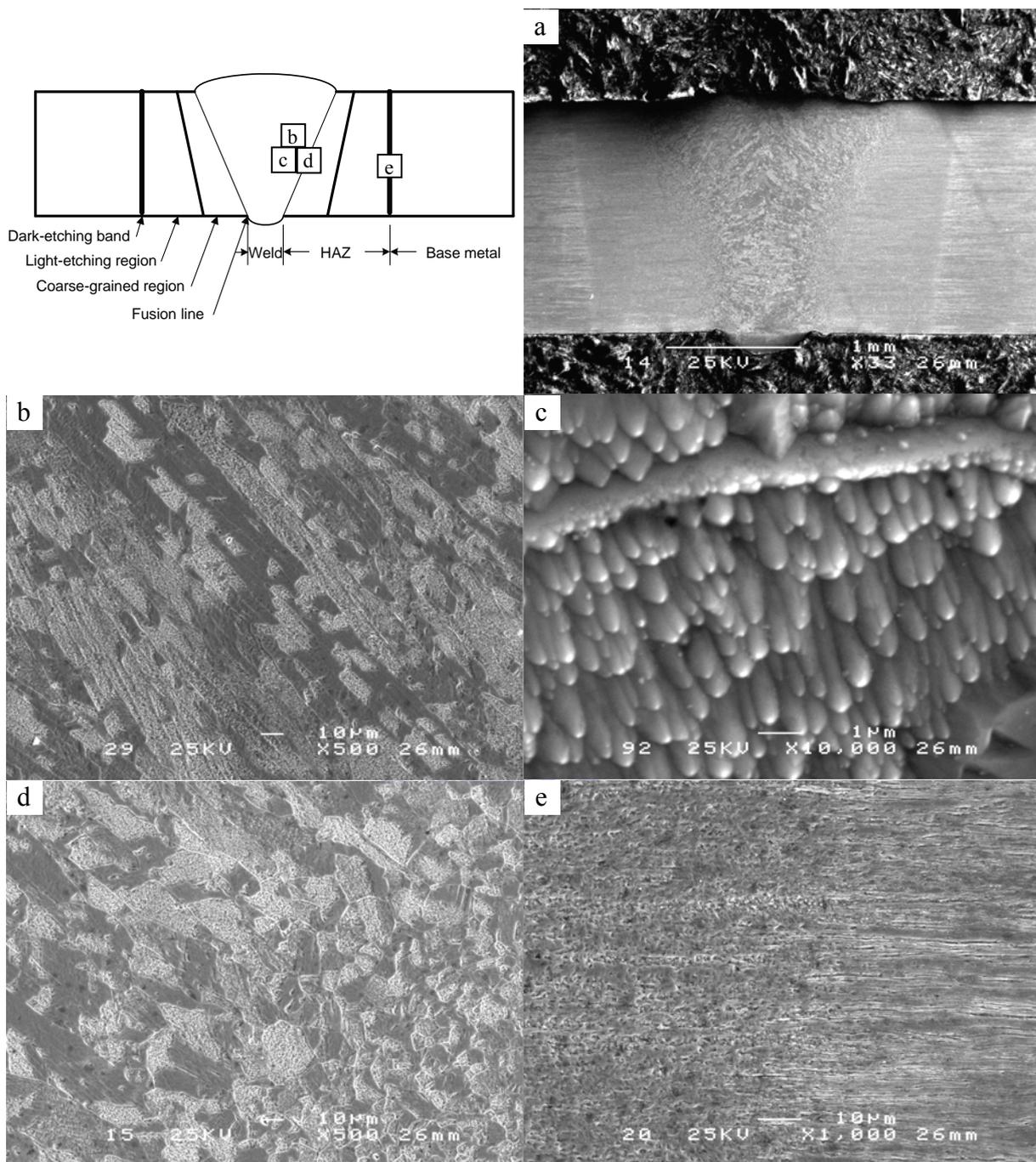


圖 4-22 79%旋形加工量之麻時效鋼電子束銲件 SEM:(a)銲道巨觀；(b)銲道之柱狀與樹枝狀晶顯微組織結構；(c)柱狀晶內之針狀晶粒顯微組織結構；(d)熔融線；(e)暗浸蝕帶

## 2. 電子束銲後對機械性質的影響

表 4-4 及圖 4-23 為麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接後拉伸試驗之機械性質。三種不同旋形加工量的麻時效鋼經電子束銲接後，形成拉伸強度隨著加工量增加而上升，延伸率則呈現相對下降的趨勢。以拉伸降伏強度而言，58%及 79%旋形加工銲件比未旋形加工銲件，分別提升 21%及 33%。其抗拉強度分別提升 7%及 10%，延伸率則分別大幅下降 53%及 66%。

未旋形加工的銲件(F0E)，由於銲前母材經固溶熱處理為質軟的板條狀麻田散鐵組織，在電子束銲接後，銲道形成低碳麻田散鐵與少量沃斯田鐵的鑄造組織結構，熱影響區則因銲道的熔融熱擴散影響，已產生時效作用，硬度值則隨著離開銲道間距之增加而逐漸增高，相鄰的母材則隨著尖峰溫度坡度趨緩，而硬度逐漸降低。由於應用低熱量的電子束銲接，使銲道的硬度僅微低於母材約 3 HRC，以整體銲件而言，銲道的截面積比母材大，導致受到拉伸應力作用時，使未受到銲接熱擴散影響的母材區域發生斷裂，而獲得與固溶熱處理相近的機械性質。

經 58%旋形加工的麻時效鋼銲件(F58E)，除了熱影響區因銲接的熔融熱擴散效應，有時效硬化作用，母材則因旋形加工使粗大的板條狀麻田散鐵晶粒發生畸變轉為纖維狀結構，因加工硬化作用，使母材強度提升比銲道高，以致受到拉伸應力作用時，由相對強度較低的銲道發生斷裂，同時也降低了延伸率。同樣的，經 79%旋形加工的麻時效鋼銲件(F79E)，母材為更緻密的纖維狀結構，使硬度再度提升至 38.9 HRC，以致受到拉伸應力作用時，由相對強度較低的銲道發生斷裂，而延伸率下降的更嚴重。

影響延伸率隨著加工量逐次下降的主要導因，是母材受到不同的旋形加工量，產生不同的硬化作用，同時熱影響區受到銲接熔融熱擴散效應產生時效硬化，在雙重複合作用下，於拉伸試驗之標距(Gage length, 50.8 mm)延伸計量測時，58%旋形銲件除銲道為主要變形發生頸縮外，同時緊接著銲道的粗晶區

與母材亦會發生微量的變形。79%旋形銲件則母材加工硬化效果大，與質軟的銲道形成較大的落差，銲道約有 7~8 HRC，熱影響區之母材約為 10~11 HRC，因此在拉伸應力作用時，僅有銲道處發生變形。

此結果，亦可由表 4-4 的未旋形銲件降伏強度比抗拉強度低 20%；58%旋形銲件降伏強度比抗拉強度低 9%；79%旋形銲件降伏強度僅比抗拉強度微低 4%。同時 58%與 79%的抗拉強度僅微差 2%，以及圖 4-24 的應力應變曲線結果可證明。

表 4-4 麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接之機械性質

Sample code	Flow forming reduce percentage (%)	Process	YS (MPa) (0.2% Offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D			1689	1758	2.5*
F0E	0	EBW	865	1086	7.4
F58E	58	EBW	1048	1162	3.5
F79E	79	EBW	1148	1189	2.5

Note: \* Nominal thickness 1.65 - 2.29 mm.

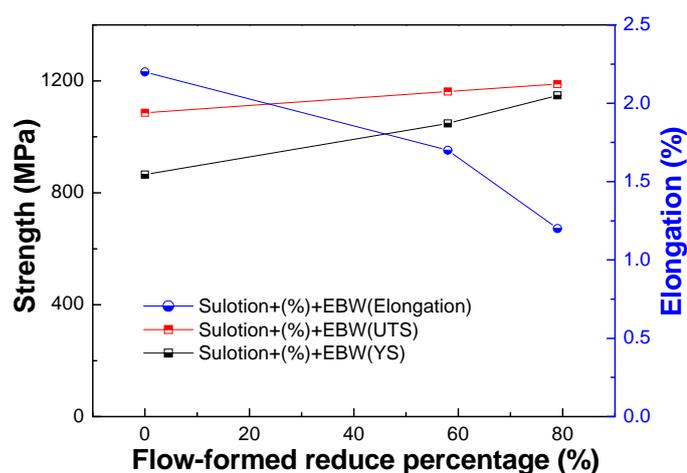


圖 4-23 麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接之機械性質比較

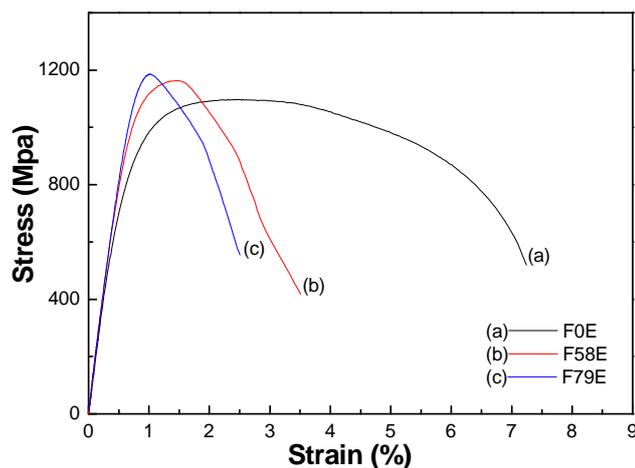


圖4-24 麻時效鋼經不同旋形加工量及電子束銲接之應力應變曲線

#### 4.3.3 時效熱處理對不同旋形加工量麻時效鋼電子束銲件的影響

##### 1. 時效熱處理後微硬度量測與顯微組織觀察

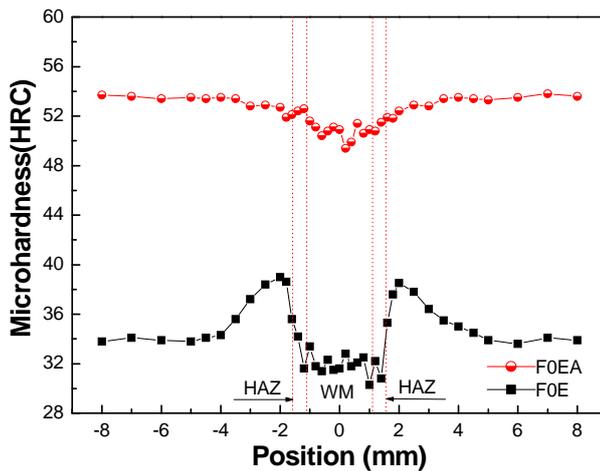
不同旋形加工量麻時效鋼電子束銲件，經  $480^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$  時效熱處理後，量測銲道與熱影響區之截面平均微硬度值分佈，如圖 4-25 所示。

經量測微硬度結果，均已大幅提昇至  $50\sim 55\text{ HRC}$ ，而呈現非均勻水平的滴狀分佈。其銲道微硬度值均明顯低於母材約  $3\sim 5\text{ HRC}$ ，主要原因是銲道之強化元素偏析，及晶界處有多量的逆變態沃斯田鐵池生成，以致銲道析出強化反應不完全[11]。麻時效鋼在固溶及時效熱處理後，不會產生逆變態沃斯田鐵[65,66]，而必須在較高的時效溫度或很長的時效時間才會發生。麻時效鋼經銲接後銲道內亦不會產生逆變態沃斯田鐵。然而，銲後再經時效熱處理之銲道組織，因 Ni、Mo 及 Ti 合金元素的偏析，會使逆變態沃斯田鐵生成的溫度降低[66-69]，R. Kapoor 等學者[97]研究結果也證實，Ni 的偏析會降低逆變態沃斯田鐵發生的開始溫度，導致在正常的  $480^{\circ}\text{C}$  之時效溫度時即會發生[64,68](圖4-26c~圖4-28c)。熱影

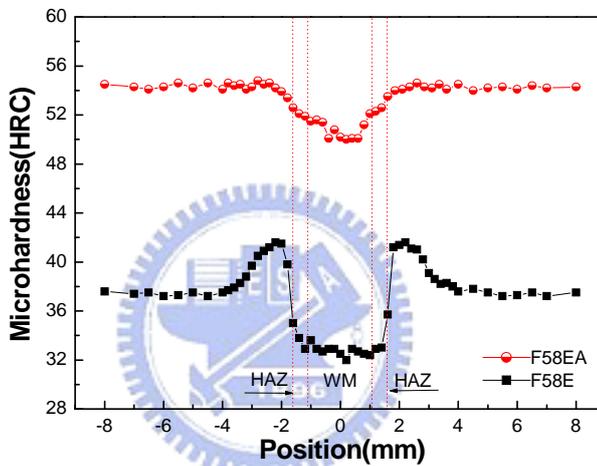
響區之各部位則有逆變態沃斯田鐵產生及過時效的因素所導致，形成硬度微低於母材。母材則因先前加工硬化及析出強化的複合作用下，其微硬度均達到最高值。

因不同銲前旋形加工量影響有所區別，分別如：圖 4-25a 顯示，未旋形加工之電子束銲件經時效熱處理後微硬度分佈，由銲道之最低點開始向熱影響區及母材區呈現逐漸上升的趨勢，其微低的硬度範圍比 58% 旋形加工銲件微大。由顯微觀察顯示，熱影響區除了緊鄰著銲道熔融線的粗晶區，晶粒有少量的變化外(圖 4-26d)，其餘均仍然為維持著粗大的板條狀晶粒形態，暗浸蝕區也是不明顯，不易觀察(圖 4-26e)。這主要是低熱輸入量的銲接及未施以冷作加工，母材基地仍為粗大質軟的板條狀晶粒，在銲接時雖然受到熔融熱之擴散影響，仍無法產生再結晶之晶粒細化作用。此結果亦可由後續的 58% 及 79% 旋形加工量的電子束銲件之熱影響，隨著加工量而愈來愈明顯可證，如圖 4-27e 及圖 4-28e)。

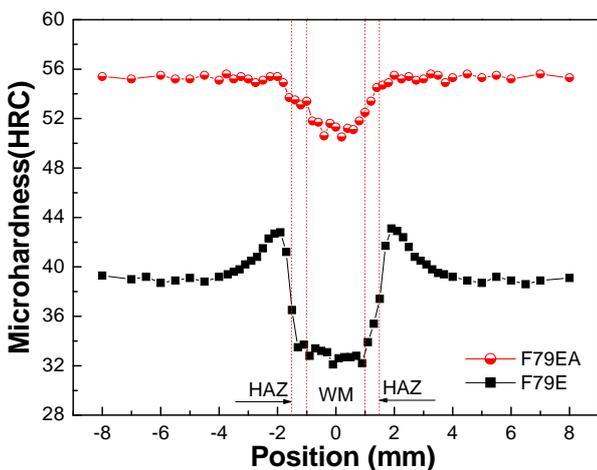
圖 4-25b 顯示經 58% 旋形加工之電子束銲件微硬度分佈，亦有同樣的情況，微低的硬度範圍比 79% 旋形加工銲件微大；圖 4-25c 顯示經 79% 旋形加工之電子束銲件微硬度分佈，微低的硬度範圍為最窄小。這主要是母材受到高旋形加工硬化與時效析出強化之複合作用，獲得較高的硬度；銲道則因強化元素的偏析及熱影響區過時效作用，而獲得較低的硬度，兩者相比形成明顯的落差。



(a)



(b)



(c)

圖4-25 麻時效鋼經不同旋形加工量、電子束銲接及時效熱處理之微硬度分佈：(a)未旋形加工；(b)壁厚縮減率58%；(c)壁厚縮減率79%

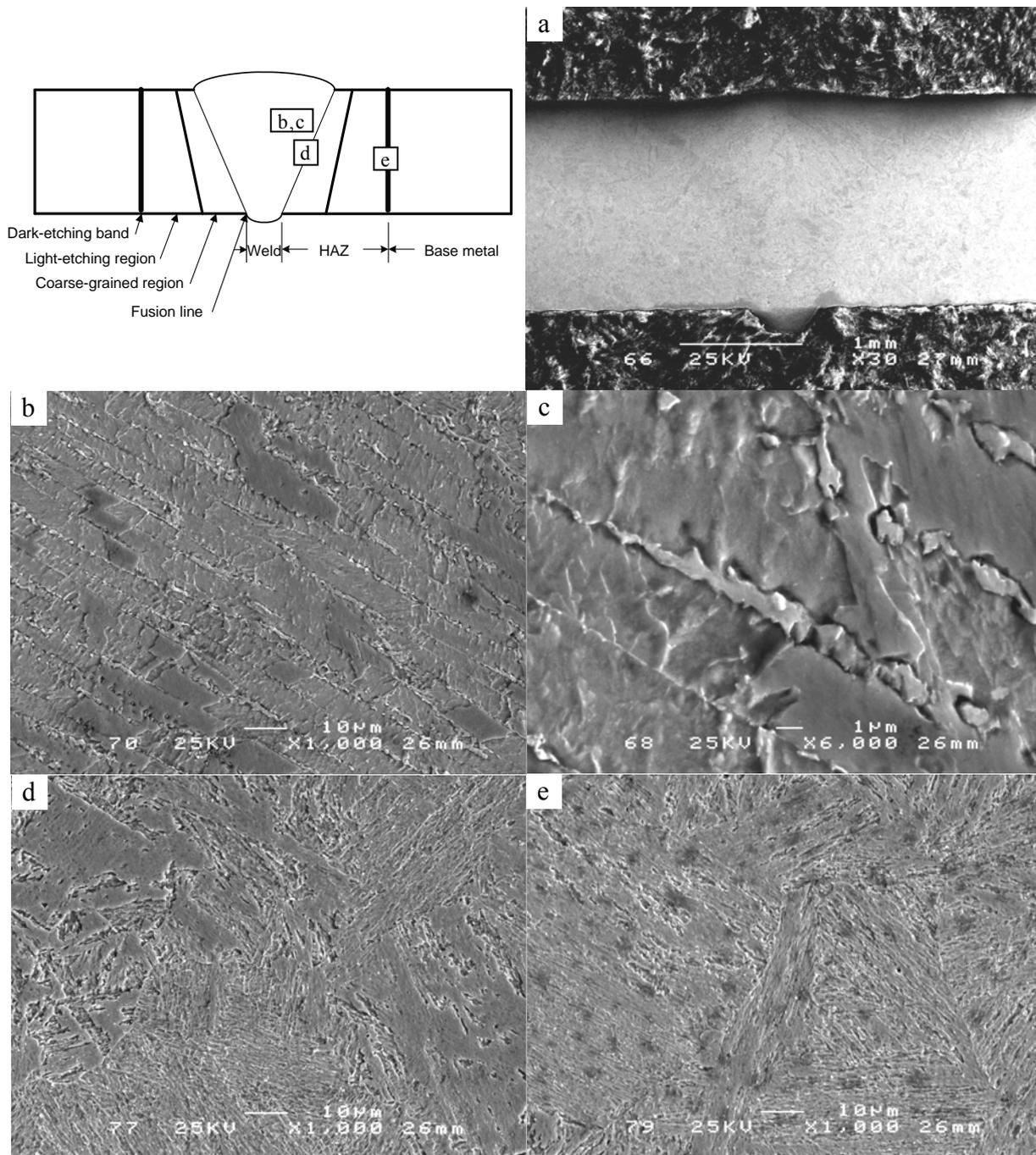


圖 4-26 未旋形加工之時效麻時效鋼電子束銲件 SEM：(a)銲道巨觀；(b)銲道之柱狀與樹枝狀晶；(c)晶界間之逆變態沃斯田鐵顯微組織結構；(d)熔融線及粗晶區；(e)暗浸蝕區

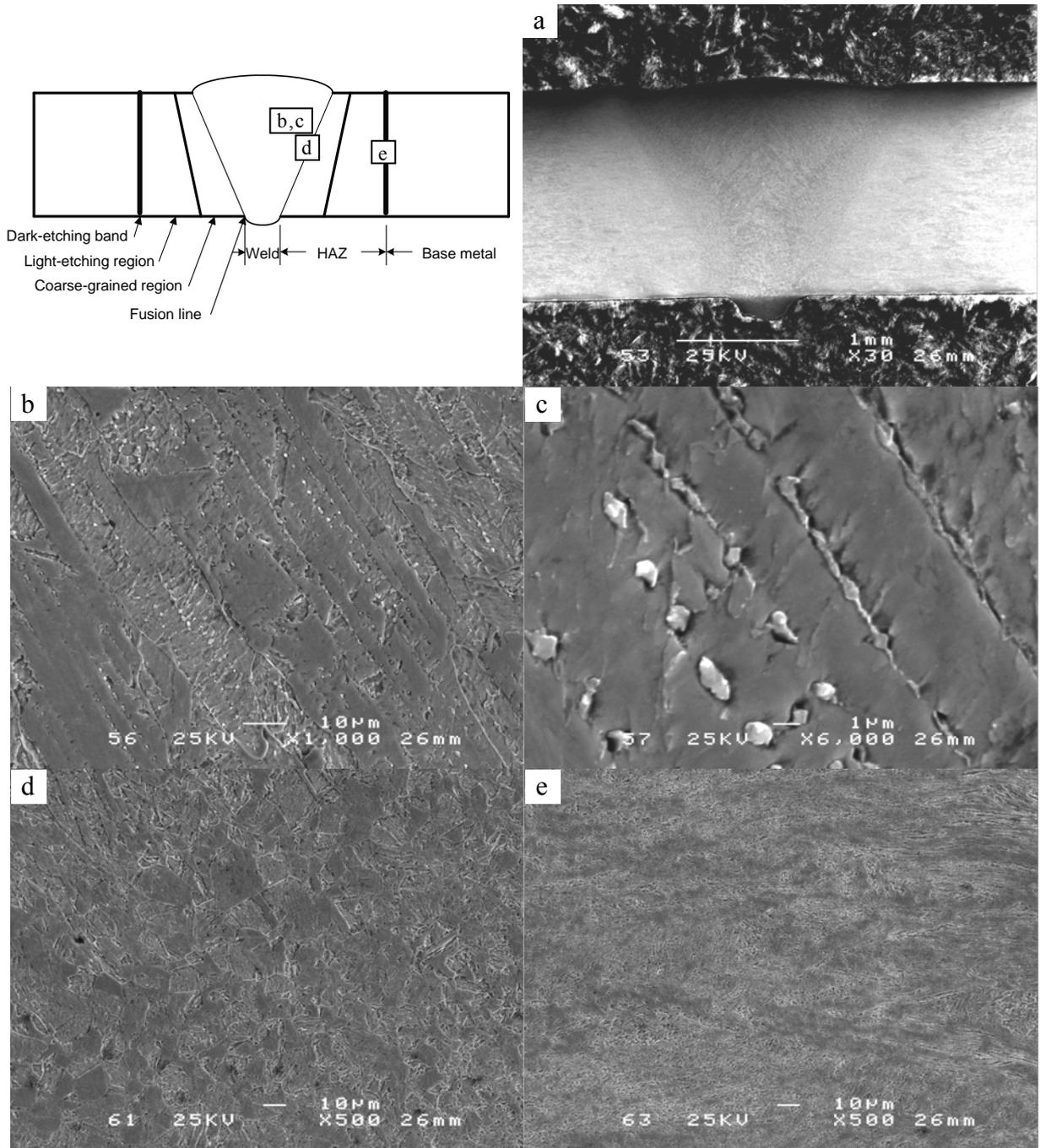


圖 4-27 58%旋形加工量之時效麻時效鋼電子束銲件 SEM：(a)銲道巨觀；(b)銲道之柱狀與樹枝狀晶；(c)晶界間之逆變態沃斯田鐵顯微組織結構；(d)熔融線及粗晶區；(e)暗浸蝕區

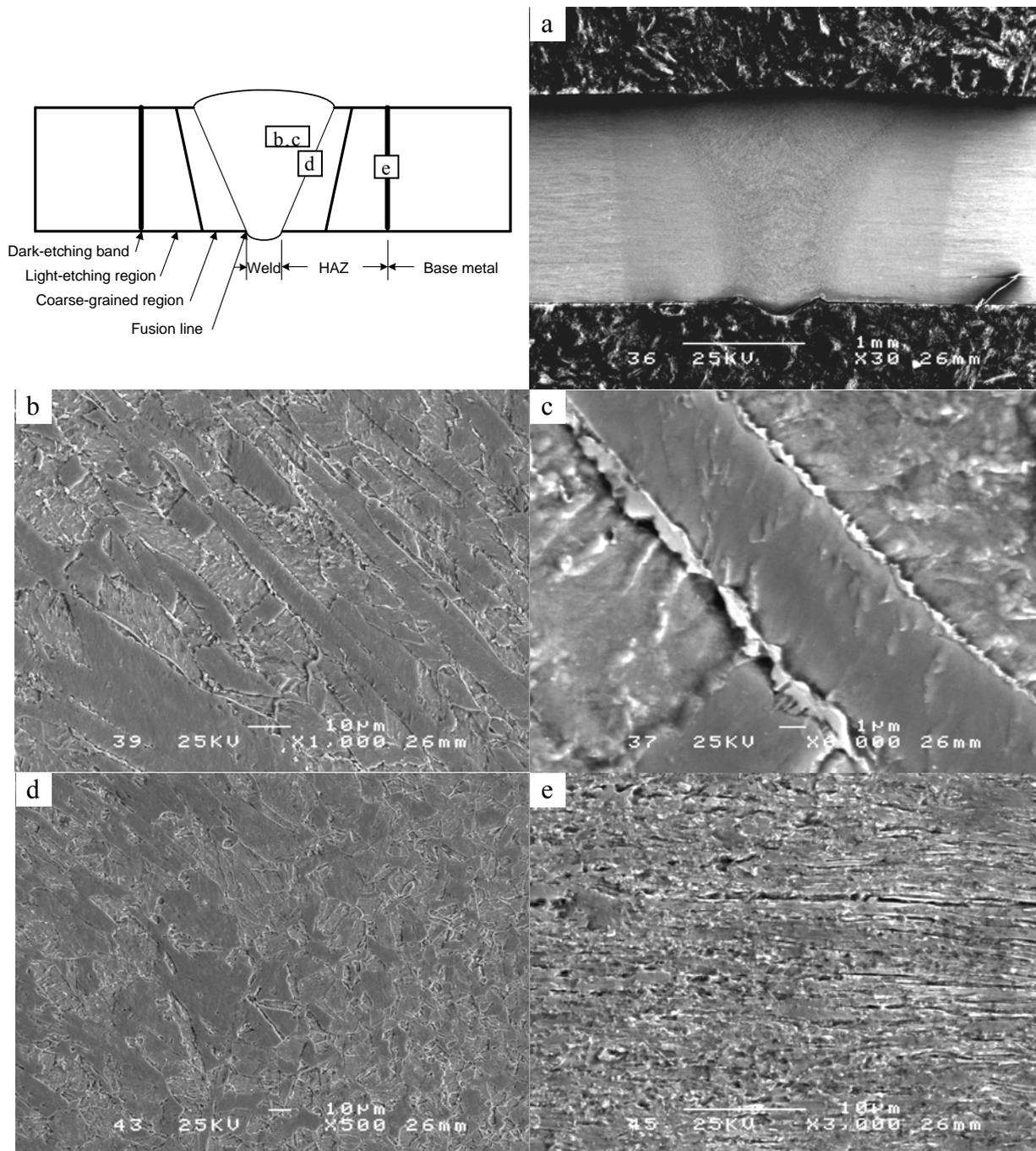


圖 4-28 79%旋形加工量之時效麻時效鋼電子束銲件 SEM：(a)銲道巨觀；(b)銲道之柱狀與樹枝狀晶；(c)晶界間之逆變態沃斯田鐵顯微組織結構；(d)熔融線及粗晶區；(e)暗浸蝕區

## 2. 時效熱處理對機械性質的影響

表 4-5 及圖 4-29 為不同旋形加工量麻時效鋼銲件經時效熱處理後，經拉伸試驗之機械性質。經時效熱處理後，未旋形 (F0EA)、58%(F58EA)及 79%(F79EA)不同旋形加工量之拉伸降伏強度及抗拉強度均高於 AMS 6520D 規範值，其中拉伸強度以 79%旋形加工條件為最高。然而，三種不同旋形加工量的電子束銲件之延伸率，均未符合規範值的最低規格 2.5%，其中以 79%旋形加工條件為最低，僅有 1.2%。

麻時效鋼電子束銲件經時效熱處理後，同樣形成拉伸強度上升及延伸率下降的趨勢。未旋形加工的銲件經時效熱處理後，銲道因為強化合金元素的偏析作用及沃斯田鐵池大量的奪取了基體的硬化元素，使銲道的析出強化反應不完全，而導致銲道硬度降低。熱影響區之各部位則有逆變態沃斯田鐵產生及過時效的因素所導致，形成硬度微低於母材。雖然銲前母材經固溶熱處理，但仍為均勻粗大的板條狀麻田散鐵組織，卻沒有加工硬化的複合作用，對已經旋形加工的試件而言，強度相對較低。經 58%旋形加工的麻時效鋼銲件經時效熱處理後，熱影響區同樣有逆變態沃斯田鐵產生及過時效的因素所導致，亦形成硬度微低於母材。母材則因先前旋形加工使粗大的板條狀麻田散鐵晶粒發生畸變轉為纖維狀結構，其加工硬化及析出強化的複合作用下，硬度相對比前項試件高。由於以上的相對因素，以致形成三種不同旋形加工量銲件各別有相對較低的銲道與微低的熱影響。

影響延伸率隨著加工量逐次下降的主要導因，除了上述因素，未旋形加工的銲件，銲道為主要破斷外，同時緊接著銲道的粗晶區與母材會發生微量的變形。此結果，可由圖 4-25 微硬度分佈中顯示，微低的硬度由銲道延伸至母材，形成寬廣較平滑的硬度坡度，在受到拉伸應力作用時，在此區域內均會產生不等的變形量，在較弱的銲道破斷前，已獲得最大的延伸率。同時也可由圖 4-30a 顯示，銲件在時效熱處理時表面形成的化

化合物層，在銲道的兩側約有 5~8 mm 產生剝落的現象可證明。58%旋形銲件母材因時效與加工硬化複合作用，由銲道發生破斷，同時緊接著銲道的粗晶區亦會發生微量的變形。由圖 4-30b 顯示，在銲道兩側的化合物表層產生類似微細的輻射狀及彎曲的波浪線之現象可證明。79%旋形銲件因母材之加工硬化複合作用較大，因此在拉伸應力作用時，僅有銲道處發生微量變形伸長至破斷。由圖 4-30c 顯示，銲道呈現類似劈裂的破斷，兩側的化合物表層沒有明顯的變化現象。

此結果，亦可由表 4-5 未旋形加工銲件之降伏強度比抗拉強度低 3%；58%旋形銲件降伏強度比抗拉強度低 2%；79%旋形銲件降伏強度僅比抗拉強度微低 0.1%。同時 58%與 79%的抗拉強度僅微差 0.7%。以及圖 4-31 的應力應變曲線結果可證。

表 4-5 不同旋形加工量麻時效鋼銲件經時效熱處理之機械性質

Sample code	Flow forming reduce percentage (%)	Process	YS (MPa) (0.2% Offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D			1689	1758	2.5*
F0EA	0	EBW → Aging 480°C /6h/AC	1846	1898	2.2
F58EA	58	EBW → Aging 480°C /6h/AC	1925	1965	1.7
F79EA	79	EBW → Aging 480°C /6h/AC	1977	1979	1.2

Note: \* Nominal thickness 1.65 - 2.29 mm.

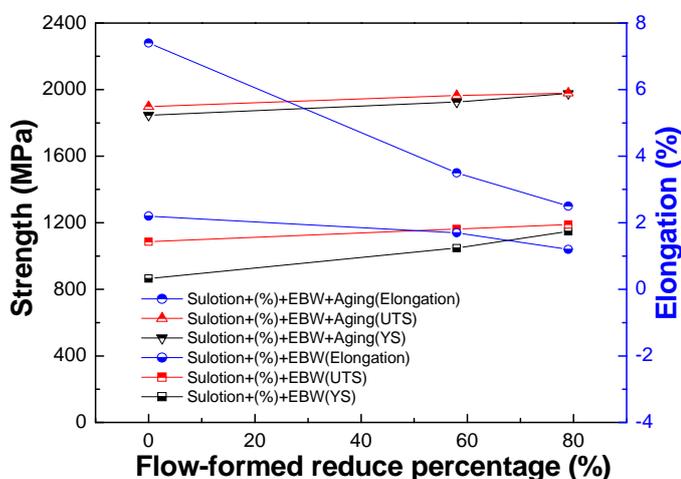


圖 4-29 不同旋形加工量麻時效鋼銲件經時效熱處理之機械性質比較

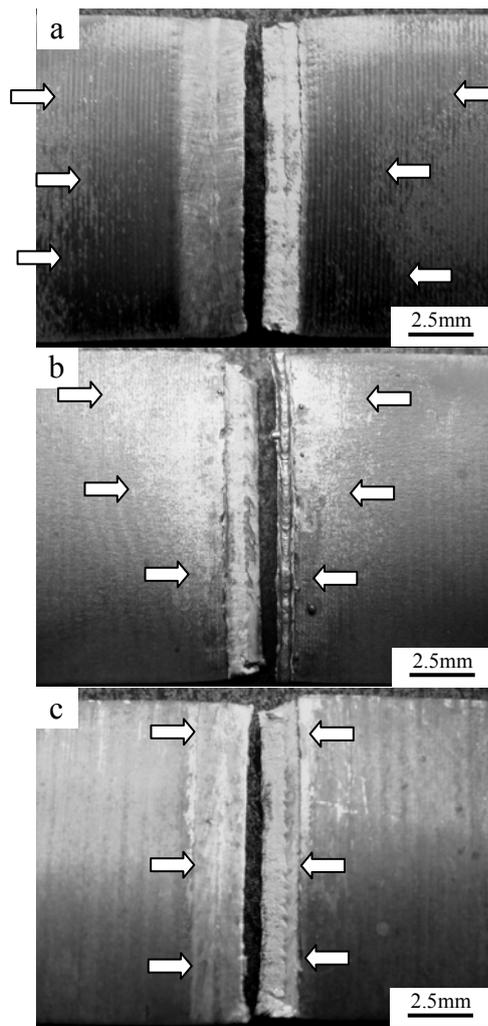


圖4-30 不同旋形加工量麻時效鋼銲件經時效熱處理後拉伸破斷時形成不同程度變形量相片：(a)未旋形加工；(b)58%旋形加工；(c)79%旋形加工

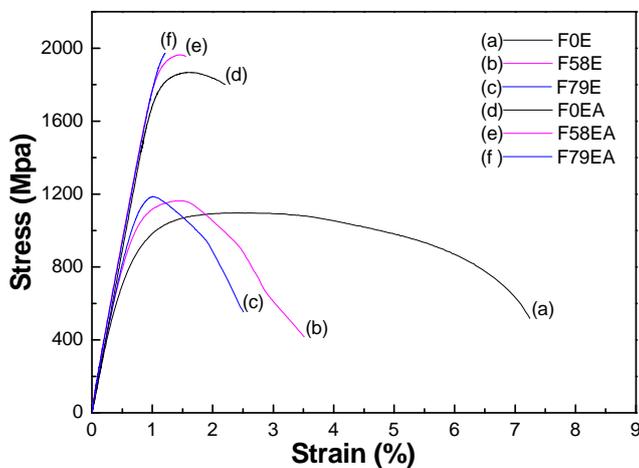


圖4-31 不同旋形加工量麻時效鋼銲件經時效熱處理之應力應變曲線

#### 4.3.4 破斷面觀察與分析

圖 4-32~圖 4-34 為不同旋形加工量之麻時效鋼電子束銲件，及時效熱處理後之拉伸試片破斷圖。銲件於未時效熱處理前，未旋形加工之麻時效鋼銲件斷裂發生在母材，其餘 58% 及 79% 銲件斷裂均發生在質軟的銲道。銲件經時效熱處理後，斷裂均發生在強度較弱的銲道。

未旋形加工之麻時效鋼電子束銲件，如圖 4-32a(左上圖)顯示，斷裂發生在熱影響區外側的母材上，呈現大幅頸縮延性佳的破斷形式。這主要是銲道重熔時形成低碳麻田散鐵與少量沃斯田鐵的鑄造組織結構，其截面積比母材大，熱影響區則因銲道的熱擴散影響，已產生輕微時效硬化作用，比未受到熱擴散影響的母材微高。在拉伸應力作用時，以整體銲件截面強度而言，未受到銲接熱擴散影響之相對較弱的母材處發生斷裂。由 SEM 的破斷面觀察顯示為佈滿高延性大小不等的漩渦組織。經時效熱處理後，如圖 4-32b(左上圖)顯示，破斷發生在相對強度較弱的母材，且呈現類似準劈裂的破斷形式。由 SEM 破斷面觀察顯示為延性的漩渦狀破斷面。

圖 4-33a 及圖 4-34a 為 58% 及 79% 未時效熱處理之旋形銲件拉伸破斷圖，其破裂均發生在質軟的銲道內，為大幅頸縮的破斷形式(如左上圖)。由 SEM 顯微組織觀察顯示，均為延性佳的漩渦狀破斷形式。經時效熱處理後，由破斷巨觀觀察均呈現類似準劈裂的破斷形式，如圖 4-33b 及圖 4-34b(如左上圖)。由 SEM 顯微組織觀察顯示，58% 旋形銲件之銲道均為延性的漩渦破斷形態，如圖 4-33b 所示。79% 旋形銲件之銲道為少數劈裂線及多漩渦混合的破斷形式，如圖 4-34b 顯示為代表延性低的漩渦破斷形式，此現象亦可由延伸率僅有 1.2% 證明。

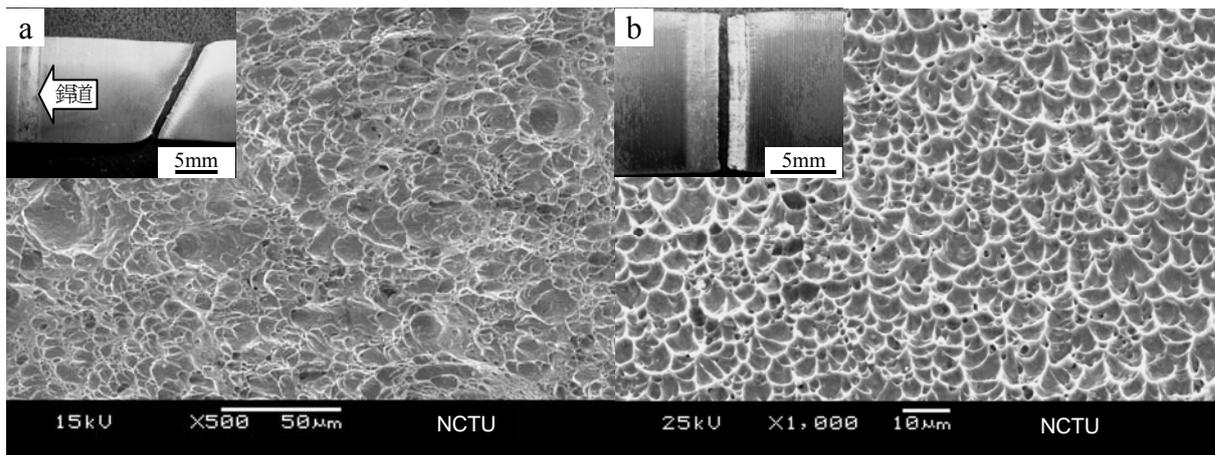


圖 4-32 未旋形加工之麻時效鋼銲道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構：(a) 銲後破斷在母材；(b)銲後時效熱處理

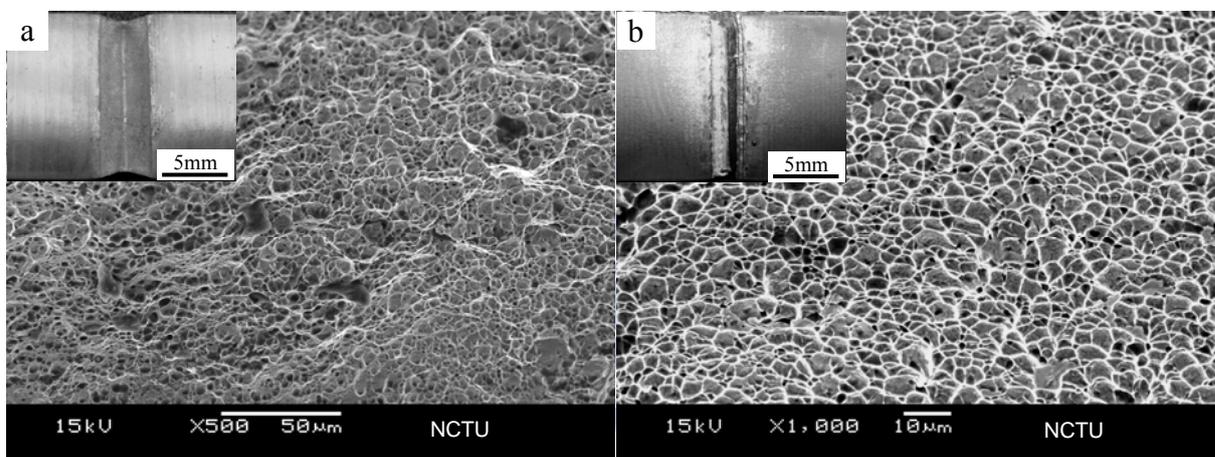


圖 4-33 58%旋形加工之麻時效鋼銲道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構：(a) 銲接後；(b)銲後時效熱處理

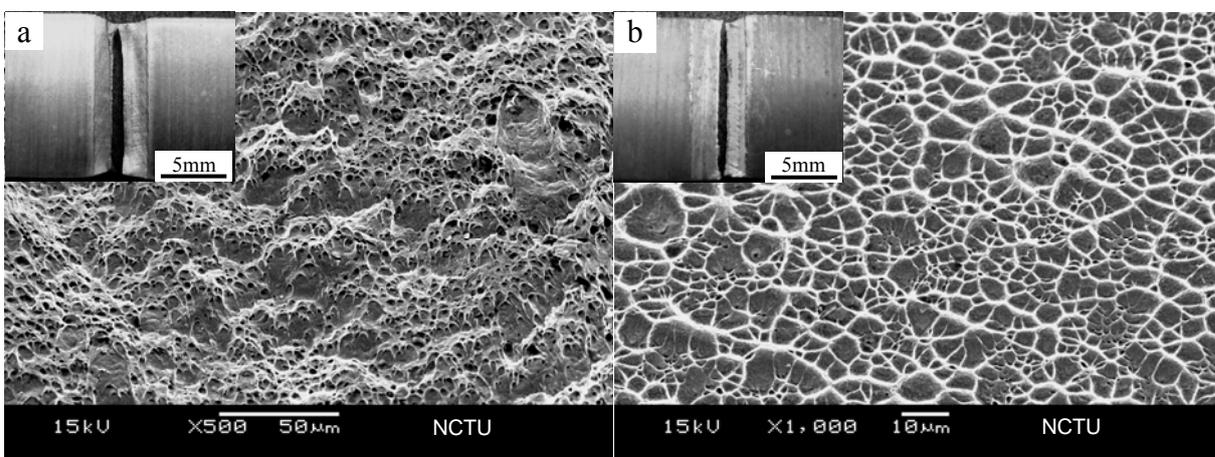


圖 4-34 79%旋形加工之麻時效鋼銲道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構：(a) 銲接後；(b)銲後時效熱處理

### 4.3.5 本節結論

1. 58%與 79%旋形加工量的電子束銲件，隨著加工量的增加，其拉伸降伏強度分別提升 21%及 33%，抗拉強度則分別提升 7%及 10%，延伸率則分別大幅下降 53%及 66%。
2. 58%與 79%旋形加工量的電子束銲件經時效熱處理後，其拉伸強度亦隨著加工量的增加而提升，且均高於 AMS 6520D 規範值，延伸率則均未符合規範規格，同時隨著加工量增加而降低，其中 79%旋形加工量為最低，僅有規範值的 48%。
3. 未旋形加工之麻時效鋼經低熱量的電子束銲接後，使銲道的硬度僅微低於母材約 3 HRC，以整體銲件而言，銲道的單位截面積比母材大，導致受到拉伸應力作用時，使未受到銲接熱擴散影響的母材區域發生斷裂。
4. 麻時效鋼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，銲道微硬度分佈的滴狀曲線也會隨著變窄。
5. 未旋形加工的麻時效鋼經低熱量的電子束銲接後，由 OM 及 SEM 觀察熱影響區之暗浸蝕帶均不明顯，基地仍為粗大的板條狀晶粒之顯微組織結構。隨著旋形加工量的增加，產生晶粒細化之再結晶作用，熱影響區的形態愈來愈明顯。
6. 經高旋形加工量的麻時效鋼，若直接施以電子束銲接，導致延伸率偏低，不建議應用在高應變機構或高壓容器。
7. 在工程應用設計上，若以直接銲接方式，則可考量採用固溶管料、板料，經加工或以低變形量的捲筒製程後再加以銲接，以獲得銲件強度及較好的延伸率。或是應用結構設計方式增強銲接處的強度，以提升整體銲件的機械性質與應用價值。