

國 立 交 通 大 學

工學院精密與自動化工程學程

碩士論文

高溫固溶處理
對旋形麻時效鋼及 EBW 錄件之影響

Effect of high temperature solution treatment on
flow formed maraging steels and EBW weldments

研 究 生：顏俊宏

指 導 教 授：周長彬 教 授

中華民國九十八年一月

高溫固溶處理對旋形麻時效鋼及 EBW 錄件之影響

Effect of high temperature solution treatment on
flow formed maraging steels and EBW weldments

研究 生：顏 俊 宏

Student : Chun-Hung Yen

指導 教授：周 長 彬

Advisor :Dr. Chang-Pin Chou



A Thesis

Submitted to Degree Program of Automation and Precision Engineering

College of Engineering

National Chiao Tung University

in Partial Fulfillment of the Requirements

for the Degree of

Master of Science

In

Automation and Precision Engineering

January 2009

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國 九十八 年 一 月

國立交通大學

論文口試委員會審定書

本校 工學院精密與自動化工程 學程碩士班 顏俊宏 君

所提論文：高溫固溶處理對旋形麻時效鋼及 EBW 鋼件之影響

Effect of high temperature solution treatment on flow
formed maraging steels and EBW weldments

合於碩士資格水準、業經本委員會評審認可。

口試委員：

李昇剛

林玄辰

李衍豪

周吉林

指導教授：

周吉林

班主任：

傅武雄

中華民國 98 年 1 月 5 日

高溫固溶處理對旋形麻時效鋼及 EBW 錄件之影響

學生：顏俊宏

指導教授：周長彬 博士

國立交通大學 工學院精密與自動化工程學程 碩士班

摘要

高旋形加工量 C-250 麻時效鋼電子束錄件經時效熱處理後，因錄道強化元素偏析及晶界間生成多量的逆變態沃斯田鐵池，導致材料強度下降及延伸率嚴重不足。先前學者研究藉由製程技術改善錄件延伸率不足，但仍須施以高溫的均質化熱處理以消除逆變態沃斯田鐵池，卻導致材料偏脆化的負面影響，限制了麻時效鋼在航太科技工業上的發展。為改善旋形麻時效鋼錄後直接施以時效熱處理，材料延伸率偏低及錄道晶界間逆變態沃斯田鐵生成之問題。本研究以 58% 旋形加工 C-250 麻時效鋼及電子束錄接後，除了施以標準時效熱處理外，特別規劃以不同前置「固溶」熱處理「溫度」及「時間」製程進行研究與實驗，以獲得提升延伸率及消除逆變態沃斯田鐵池之最佳化熱處理製程。

研究試驗顯示，為獲得較佳錄件延伸性及改善錄道晶界間逆變態沃斯田鐵池，經過時效 (510°C、540°C) 及三分鐘固溶至均質化溫度 (810°C ~ 1150°C) 不同熱處理後，以 940°C/3min/AC(Air cooling) 再施以時效熱處理效益為最佳，除錄件延伸率可滿足 AMS 6520D 規範規格外，並大幅提升 200%，且錄道晶界間逆變態沃斯田鐵開始減少及開始再結晶成板條狀麻田散鐵組織。當施以 1150°C/3min/AC 热處理後，其結果與 AMS 6512 E 規範標準具有相同的效益，已可完全消除錄道晶界間逆變態沃斯田鐵池，但錄件有偏脆化之現象。

經研究結果，58% 旋形麻時效鋼電子束錄件經 940°C/3min/AC 後，再施以標準時效熱處理，機械性質均可滿足 AMS 6520D 規範值，大幅改善錄後直接時效之材料延伸率不足及錄道逆變態沃斯田鐵生成等問題，此縮短前置熱處理時間之有效製程將可提供後續工程應用上更多選擇。

Effect of high temperature solution treatment on flow formed maraging steels and EBW weldments

Student : Chun-Hung Yen

Advisors : Dr.Chang-Pin Chou

Department of Automation and Precision Engineering
College of Engineering
National Chiao Tung University

ABSTRACT

After electron-beam welding (EBW) and highly deformed tubing, the C-250 maraging steel suffer a severe lack of percentage elongation. Its weldment shows reversion austenite formed at the intergranular boundaries of the steel after 480°C aging treatment. This reversion austenite has created an adverse effect on the mechanical properties. Homogenization treatment can dissolve the reversion austenite pools but enhance the brittleness of the weldment. The objective of this research is to study the effect on 58% flow-formed of maraging steel and EBW weldment by various heat treatments and to solve the problem of loss of ductility.

From the experimental results of material strength, the 480°C aging treatment showed the best performance and can met AMS 6520D Standard Code for the maraging steel and EBW weldment that had received the flow forming amount of 58%. But the weldment suffers a severe lack of percentage elongation. In order to increase the ductility of the EBW weldment, several heat treatments were conducted, including over-aging treatment (510°C, 540°C/6h/AC), solution and homogenization treatment (810°C ~ 1150°C/3min/AC). Among these, the 940°C/3min/AC + 480°C/6h/AC treatment showed the best performance. The amount of reversion austenite at the intergranular boundaries of the weldment can be decreased and the reversion austenite can be transformed into lath martensites. Besides, after three minutes solution/homogenization treatment

before aging, the EBW weldment of 58% flow-formed maraging steel can meet the requirement of AMS 6512E Standard.

This new technique of high temperature solution treatment can effectively solve the problem of lack of ductility of EBW weldment of C-250 flow formed maraging steel and can provide more choices of engineering applications.



致 謝

本論文得以順利完成，在此由衷感謝恩師 周長彬教授，於碩士求學期間誨人不倦時時給予細心指導與教誨，使學生於專業知識、技能的提昇及學習待人處世的道理，獲得最大的收穫，師恩浩瀚，謹致上最誠摯的感激。

在求學期間最感激中科院李衍榮博士細心指導，使學生在試片整備、試驗、資料分析及論文撰寫皆有李衍榮博士全力教導，使本研究更加圓滿成功；試驗期間感謝學弟黃偉銘及林美玲小姐在 SEM 拍攝上的指導與支持，還有感謝天弓計畫主持人、副主持人及同仁全力支持及謝阿雪阿姨的教誨，使學生在工作之餘仍可順利圓滿完成學業及本研究，感謝您們。

寒來暑往孜孜不倦，感謝同窗好友宗漢、有量、彗硯相互勉勵與知識分享。最後感謝疼愛我的父母，學無止境、全力以赴是雙親給我的座右銘，在多次挫折中給予無窮的鼓舞，一直鼓勵我的弟弟俊毅、妹妹靜瑜、妹婿俊博，使我無後顧之憂，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

中文摘要	i
英文摘要	ii
致 謝	iv
目 錄	v
表 目 錄	viii
圖 目 錄	ix
符 號	xiii
一、緒 論	1
1.1 簡介	1
1.2 研究動機與目的	1
二、文獻回顧	3
2.1 Fe-Ni麻時效鋼	3
2.1.1 麻時效鋼的發展	3
2.1.2 麻時效鋼合金元素的作用	5
2.1.3 麻時效鋼的冶金特性	11
2.1.4 麻時效鋼加工特性	14
2.2 旋形加工	14
2.2.1 旋形加工介紹	14
2.2.2 材料流旋形性	16
2.3 热處理對麻時效鋼影響	17
2.4 電子束鋸接	19
2.4.1 電子束鋸接簡介	19
2.4.2 電子束鋸接的工作原理	21
2.4.3 鋸接真空環境的影響	24
2.4.4 電子束鋸接特性	26
2.5 鋸接之影響	28
2.5.1 鋸接冶金	28
2.5.2 鋸接對麻時效鋼之影響	32
三、實驗方法與程序	34
3.1 實驗目的及流程	34
3.2 實驗試片之規格及準備	35

3.3	熱處理試驗及設備	36
3.3.1	時效熱處理	38
3.3.2	固溶熱處理	39
3.4	電子束鋸接試驗及設備	40
3.5	拉伸試驗及設備	41
3.6	微硬度測量及設備	41
3.7	金相試片準備	42
四、	結果與討論	43
4.1	試驗材料化學成份分析	43
4.2	C-250 試驗胚管微硬度量測與顯微組織觀察	43
4.2.1	58% 旋形C-250 試件微硬度量測與顯微組織觀察	44
4.2.2	本節結論	45
4.3	時效熱處理對旋形C-250 試件之機械性質與顯微組織的影響	46
4.3.1	試驗目的與流程	46
4.3.2	微硬度量測與顯微組織觀察	47
4.3.3	機械性質測試結果與分析	52
4.3.4	拉伸破斷面觀察與分析	55
4.3.5	本節結論	62
4.4	後熱處理對旋形C-250 試件之機械性質與顯微組織的影響	63
4.4.1	試驗目的與流程	63
4.4.2	微硬度量測與顯微組織觀察	64
4.4.3	機械性質測試結果與分析	67
4.4.4	拉伸破斷面觀察與分析	69
4.4.5	本節結論	72
4.5	時效熱處理對旋形C-250 EBW鋸件之機械性質與顯微組織的影響	73
4.5.1	試驗目的與流程	73
4.5.2	微硬度量測與顯微組織觀察	74
4.5.3	機械性質測試結果與分析	82
4.5.4	拉伸破斷面觀察與分析	84
4.5.5	本節結論	88
4.6	後熱處理對旋形C-250 EBW鋸件之機械性質與顯微組織的影響	89
4.6.1	試驗目的與流程	89

4.6.2 微硬度量測與顯微組織觀察	90
4.6.3 機械性質測試結果與分析	104
4.6.4 拉伸破斷面觀察與分析	106
4.6.5 本節結論	111
五、結論	112
5.1 旋形試件之熱處理性質	112
5.2 旋形鋸件之熱處理	113
5.3 未來研究與發展方向之建議	114
六、參考文獻	115



表 目 錄

表 2-1	麻時效鋼合金組成化學成份表	5
表 2-2	工作艙真空度分類及特性比較表	25
表 3-1	旋形C-250 麻時效鋼試片時效/固溶熱處理規劃表	37
表 3-2	旋形C-250 麻時效鋼EBW試片時效/固溶熱處理規劃表	38
表 4-1	本試驗使用C-250 化學成份	43
表 4-2	旋形C-250 經不同時間之時效 480°C 热處理微硬度量測值	47
表 4-3	旋形C-250 經不同溫度之時效 6 小時熱處理微硬度量測值	47
表 4-4	旋形C-250 經不同時效強化熱處理之機械性質	52
表 4-5	後熱處理對旋形C-250 微硬度量測結果	64
表 4-6	旋形C-250 經不同熱處理之機械性質	67
表 4-7	旋形C-250 EBW鋸件經不同時效強化熱處理之機械性質	82
表 4-8	旋形C-250 EBW鋸件經不同後熱處理之機械性質	104



圖 目 錄

圖 2-1	麻時效鋼與超高強度鋼之強度及破裂韌性比較	3
圖 2-2	溫度對 18Ni 麻時效鋼機械性質之影響	4
圖 2-3	鐵-鎳二元系統準安定 (Metastable) 相圖	6
圖 2-4	Co 與 Mo 的含量對麻時效鋼硬度之影響	7
圖 2-5	鈦含量對麻時效鋼 (C-300) 降伏強度之影響	8
圖 2-6	鈦、鈷及鉬總含量對麻時效鋼 (C-300) 降伏強度之影響	8
圖 2-7	鋁含量對麻時效鋼 (C-250) 衝擊韌性性質之影響	9
圖 2-8	矽和錳含量對麻時效鋼 (C-250) 衝擊韌性性質之影響	10
圖 2-9	碳含量對麻時效鋼 (C-250) 機械性質之影響	10
圖 2-10	鐵-鎳二元系統平衡相圖	11
圖 2-11	麻時效鋼各種時效溫度與時間下之微硬度變化	12
圖 2-12	時效溫度與逆變態沃斯田鐵回復量之關係圖	13
圖 2-13	順、逆流旋形加工示意圖	15
圖 2-14	最大壁厚減縮率之測定方式示意圖	17
圖 2-15	固溶溫度對 C-250 麻時效鋼機械性質之影響	17
圖 2-16	析出粒子之粒度隨時效溫度變化	18
圖 2-17	板條狀及變形麻時效鋼麻田散鐵之逆變態組織再結晶示意圖	19
圖 2-18	能束功率密度與應用	20
圖 2-19	電子束能量轉換示意圖	21
圖 2-20	EBW 設備示意圖	22
圖 2-21	電子鎗構造剖面圖	22
圖 2-22	鎗孔現象產生示意圖	23
圖 2-23	EBW 機構圖	23
圖 2-24	鋸接方法之功率密度分佈圖	24
圖 2-25	鋸接艙真空壓力對鋸道形狀和熔深之影響	25
圖 2-26	電子束鋸接與 TIG 鋸接其鋸道比較	26
圖 2-27	鋸道形狀之比較	27
圖 2-28	鋸件之不同區域分佈	28
圖 2-29	鋸接時之溫度變化情形	29

圖 2-30	析出硬化型合金鋸接後基材熱影響區微觀顯微組織圖	30
圖 2-31	熔融線上的液化裂縫示意圖	31
圖 2-32	麻時效鋼鋸件鋸道及熱影響區示意圖	33
圖 3-1	C-250 麻時效鋼機械性質實驗流程	34
圖 3-2	管件下料配置圖	35
圖 3-3	標準拉伸試片尺寸圖	36
圖 3-4	麻時效鋼之基本熱處理程序(一)	39
圖 3-5	麻時效鋼熱處理程序(二)	40
圖 3-6	金相觀察及微硬度試片	42
圖 4-1	C-250 經固溶處理之金相圖	43
圖 4-2	C-250 旋形管件與母材之微硬度分佈	44
圖 4-3	C-250 旋形後 (58%) 金相圖	45
圖 4-4	時效熱處理對旋形C-250 麻時效鋼影響之試驗流程	46
圖 4-5	旋形C-250 經不同時間之時效熱處理微硬度分佈值	47
圖 4-6	旋形C-250 經不同溫度之時效熱處理微硬度分佈值	48
圖 4-7	旋形C-250 經不同時效熱處理後，微硬度分佈值	49
圖 4-8	旋形C-250 經不同時間之時效熱處理之金相圖	50
圖 4-9	旋形C-250 經不同溫度之時效熱處理之金相圖	51
圖 4-10	旋形C-250 經不同時間之時效熱處理之機械性質比較	53
圖 4-11	旋形C-250 經不同溫度之時效熱處理之機械性質比較	54
圖 4-12	旋形C-250 拉伸試片破斷圖	55
圖 4-13	旋形C-250 經 480°C/1h/AC 時效熱處理之拉伸試片破斷圖	56
圖 4-14	旋形C-250 經 480°C/3h/AC 時效熱處理之拉伸試片破斷圖	57
圖 4-15	旋形C-250 經 480°C/6h/AC 時效熱處理之拉伸試片破斷圖	58
圖 4-16	旋形C-250 經 450°C/6h/AC 時效熱處理之拉伸試片破斷圖	59
圖 4-17	旋形C-250 經 510°C/6h/AC 時效熱處理之拉伸試片破斷圖	60
圖 4-18	旋形C-250 經 540°C/6h/AC 時效熱處理之拉伸試片破斷圖	61
圖 4-19	後熱處理對旋形C-250 麻時效鋼影響之試驗流程	63
圖 4-20	旋形C-250 經不同熱處理之微硬度分佈值	64
圖 4-21	旋形C-250 試件經不同熱處理之顯微結構金相圖	66
圖 4-22	不同熱處理對旋形C-250 機械性質的影響	68
圖 4-23	旋形C-250 over-solution + aging 拉伸試片破斷圖	69

圖 4-24 旋形C-250 over-solution ×3 + aging拉伸試片破斷圖	70
圖 4-25 旋形C-250 over-solution ×6 + aging拉伸試片破斷圖	71
圖 4-26 時效熱處理對旋形C-250 麻時效鋼EBW鋸件影響之試驗流程	73
圖 4-27 旋形C-250 麻時效鋼電子束鋸件微硬度分佈值	74
圖 4-28 C-250 之EBW鋸件相關位置與相圖的溫度關係示意圖	75
圖 4-29 旋形C-250 電子束鋸件經不同時效熱處理之微硬度分佈值	76
圖 4-30 旋形麻時效鋼電子束鋸件之金相圖	78
圖 4-31 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 480°C/6h/AC 時效熱處理之金相圖 .	79
圖 4-32 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 510°C/6h/AC 時效熱處理之金相圖 .	80
圖 4-33 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 540°C/6h/AC 時效熱處理之金相圖 .	81
圖 4-34 旋形C-250 EBW鋸件經不同時效熱處理之機械性質比較	83
圖 4-35 旋形C-250 EBW鋸件拉伸試片破斷圖	84
圖 4-36 旋形C-250 EBW鋸件+ 480°C/6h/AC 拉伸試片破斷圖	85
圖 4-37 旋形C-250 EBW鋸件+ 510°C/6h/AC 拉伸試片破斷圖	86
圖 4-38 旋形C-250 EBW鋸件+ 540°C/6h/AC 拉伸試片破斷圖	87
圖 4-39 後熱處理對旋形C-250 麻時效鋼EBW鋸件影響之試驗流程	89
圖 4-40 旋形C-250 麻時效鋼EBW鋸件經不同時間固溶及均質化溫度熱處理微硬度值分佈圖	90
圖 4-41 旋形C-250 麻時效鋼EBW鋸件經不同熱處理微硬度值分佈圖	91
圖 4-42 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 810°C/3min/AC + 480°C/6h/AC 热處理之金相圖	95
圖 4-43 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 810°C/1h/AC + 480°C/6h/AC 热處理之金相圖	96
圖 4-44 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 850°C/3min/AC + 480°C/6h/AC 热處理之金相圖	97
圖 4-45 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 880°C/3min/AC + 480°C/6h/AC 热處理之金相圖	98
圖 4-46 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 910°C/3min/AC + 480°C/6h/AC 热處理之金相圖	99
圖 4-47 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 940°C/3min/AC + 480°C/6h/AC 热處理之金相圖	100

圖 4-48 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 970°C/3min/AC + 480°C/6h/AC 热處理之金相圖	101
圖 4-49 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 1150°C/3min/AC + 480°C/6h/AC 热處理之金相圖	102
圖 4-50 旋形麻時效鋼電子束鋸件經 1150°C/1h/AC + 480°C/6h/AC 热處理之金相圖	103
圖 4-51 旋形C-250 EBW鋸件經 810°C/3min/AC + 480°C/6h/AC拉伸試片破斷圖	106
圖 4-52 旋形C-250 EBW鋸件經 810°C/1h/AC + 480°C/6h/AC拉伸試片破斷圖	107
圖 4-53 旋形C-250 EBW鋸件經 940°C/3min/AC + 480°C/6h/AC拉伸試片破斷圖	108
圖 4-54 旋形C-250 EBW鋸件經 1150°C/3min/AC + 480°C/6h/AC拉伸試片破斷圖	109
圖 4-55 旋形C-250 EBW鋸件經 1150°C/1h/AC + 480°C/6h/AC拉伸試片破斷圖	110



符 號

FCC : 面心立方晶

BCC : 體心立方晶

γ : 沃斯田鐵

γ' : 逆變態沃斯田鐵

α : 麻田散鐵

α' : 肥粒鐵

EBW : 電子束鋸接

TIG : 氣鋸

HAZ : 热影響區

t : 壁厚

AC : 空冷

WM : 鋸道



一、緒論

1.1 簡介

隨著人類無止盡的探索及航太科技的日新月異，如何使飛行器在有限能量下飛得更高、行得更遠，成為各國研究的重點。20世紀60年代初期，美國國際鎳公司（International Nickel Co.）Decker等人發現在Fe-Ni麻田散鐵合金中加入Co、Mo元素可使硬化效果大幅提升，並藉由調整Co、Mo、Ti強化元素含量比例，可分成200、250、300及350等級強度之麻時效鋼（Maraging steel）[1,2]。

以Co、Mo為主要強化元素之麻時效鋼經固溶退火（Solution annealing）處理後，為質軟的「板條狀麻田散鐵」組織（Lath martensite structural），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，具有高強度、高韌性，鋁接性良好、簡易熱處理且同時具有良好的冷作成形性，因此，廣泛的應用在航空及原子能工業等領域，如飛機起落架、火箭發動機等。

1.2 研究動機與目的

由於新一代航空器均朝向重量輕、速度快的發展趨勢。傳統的發動機燃燒室材料SAE 4130/4340等鉻鉬合金鋼及製造技術已不符合此需求。因此，各國積極致力於超高強度鋼的研究，藉以滿足此發展趨勢。

然而，先前研究顯示[3,4,5]，高強度的麻時效鋼經（79%）高旋形（Flow forming）加工及電子束鋁接（Electron beam welding, EBW）製程，再施以時效熱處理後，鋁道因強化元素偏析（Segregation）作用導致析出強化不完全，及鋁道內有變態沃斯田鐵池（Reversion austenite pools）生成，以致鋁道強度降低及延伸率嚴重不足[3,4]。因此，學者Y.Arata的研究及建議，可利用更高溫的均質化熱處理以消除逆變態沃斯田鐵池。然而，亦導致晶粒粗大化及材料偏脆化的負面

影響[3,4,6,7]，嚴重限制麻時效鋼在航太工業上的發展。

因此，為了改善高旋形加工量麻時效鋼經電子束鋸接後，材料延伸率不足及消除鋸道內逆變態沃斯田鐵池，並避免因高溫導致材料偏脆化之問題。本試驗研究內容分為兩大部分：(1) 麻時效鋼施以 58% 壁厚縮減率之旋形加工量，其後除了施以標準時效熱處理外，並規劃以不同循環次數之短時間「固溶熱處理」(Over solution heat treatment) 製程進行研究與實驗分析，以獲得延伸率最佳化之熱處理製程；(2) 旋形麻時效鋼鋸件，特別規劃以不同前置「固溶」熱處理「溫度」及「時間」製程進行研究與實驗，期能藉由短時間固溶熱處理，消除鋸道內逆變態沃斯田鐵池且避免晶粒粗大化，導致材料偏脆化。提供日後研究與使用者在強度及延伸率選用時製程組合之參考依循，以提升麻時效鋼對航太工業發展的貢獻。



二、文獻回顧

2.1 Fe-Ni 麻時效鋼

2.1.1 麻時效鋼的發展

麻時效鋼是一種經固溶處理後為低碳（或無碳）鐵鎳麻田散鐵為基體，再經 $400^{\circ}\text{C} \sim 550^{\circ}\text{C}$ 時效溫度能均勻析出金屬間化合物（Intermetallic compound），如： Ni_3Mo 、 Ni_3Ti ...等，使得差排難以移動而強化的超高強度鋼，其強度及韌性比一般傳統高強度鋼更好（如圖 2-1 所示[2,6-11]），且固溶狀態下具有優異的成形及鉗接性、熱處理工藝簡單及穩定性良好，因此常被廣泛的應用航空及飛彈武器上。

依據 Floreen[2]表示此種材料在 400°C 長時間環境下操作，其抗拉及降伏強度仍可維持約室溫之 80 % 的能力，斷面縮減率及延伸率與室溫值相當，具有良好的高溫機械性質[8]，如圖 2-2 所示。

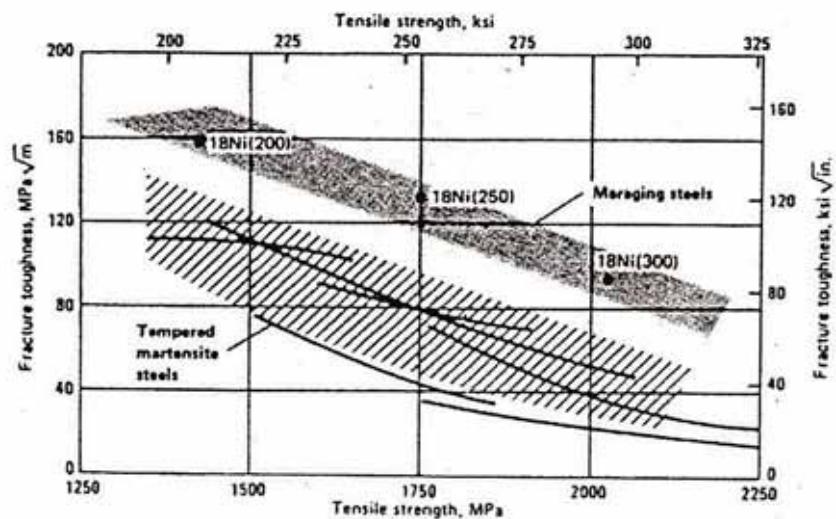


圖 2-1 麻時效鋼與超高強度鋼之強度及破裂韌性比較[2]

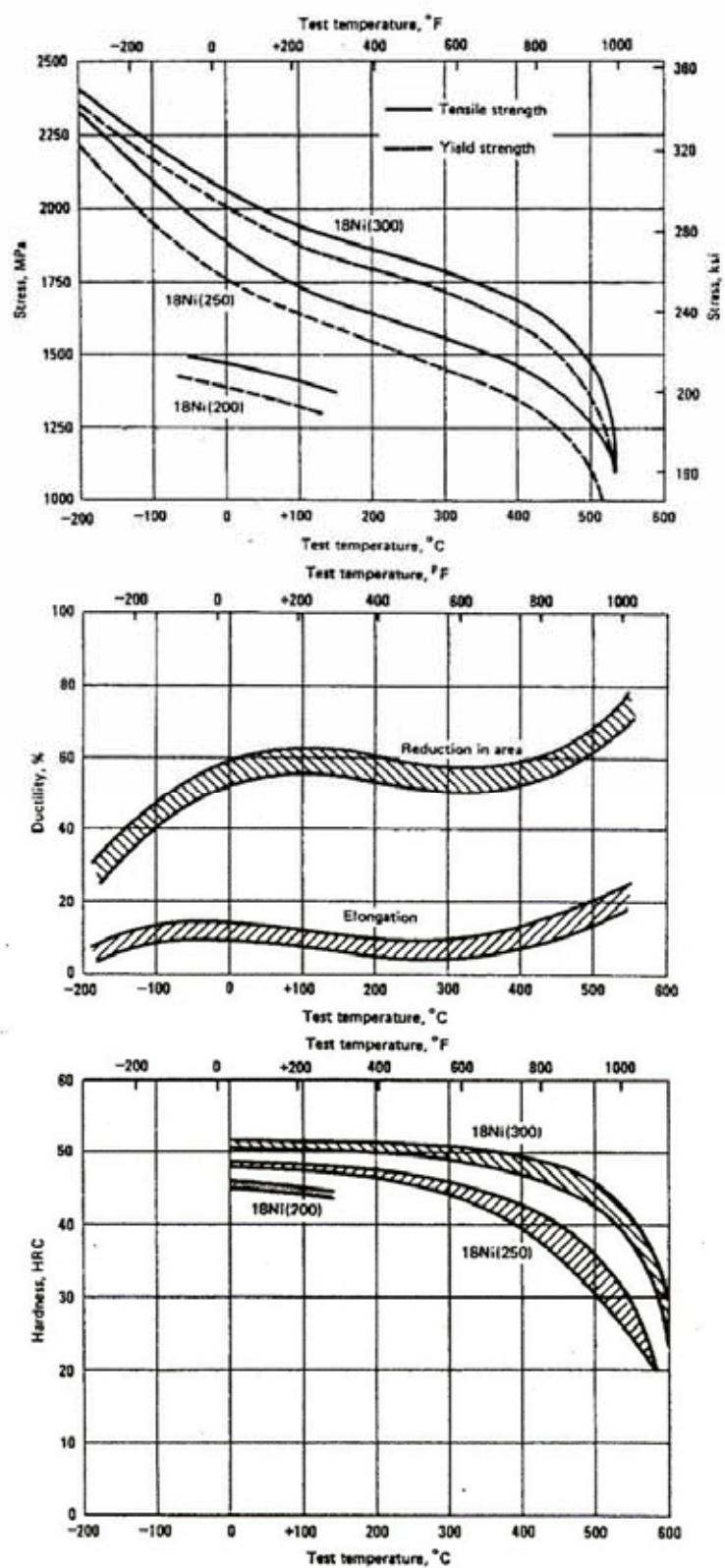


圖 2-2 溫度對 18Ni麻時效鋼機械性質之影響[2]

具有優異機械性質的麻時效鋼，是 20 世紀 60 年代初由國際鎳公司首先發現出來的[9]。該公司 Decker 等人發現，在 Fe-Ni 麻田散鐵合金中同時加入 Co、Mo 可使麻時效鋼時效強化效果大大增加，並透過調整 Co、Mo、Ti 含量得到降伏強度在 200~350Ksi 的 18Ni (200)、18Ni (250)、18Ni (300) 的 18Ni 系麻時效鋼[1]，且首先將 18Ni (200) 和 18Ni (250) 應用於火箭發動機殼體[12]，立即引起各國材料工作者的高度重視。而 18Ni (350)、18Ni (400) 及 18Ni (500) 由於韌性太低且生產工藝過於複雜，沒有得到實際應用，表 2-1 為典型麻時效鋼合金組成化學成分表。

80 年代時，戰略元素 Co 資源短缺、價格上漲，促使各國材料工作者研製無鈷麻時效鋼加以代替，國際鎳公司與 Vasco 公司合作，發展了 T 系列無鈷麻時效鋼，其成分特點是完全去掉 Co，降低 Mo 的量，增加 Ti 含量，藉由調整 Ti 含量發展不同級數之無鈷麻時效鋼（前端 T 表示為 Ti 強化鋼），其性能相當於含鈷 18Ni 麻時效鋼，且大幅降低了生產成本。

表 2-1 麻時效鋼合金組成化學成份表 (wt.%) [13]

Item	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr	Si	Mn	C	S	P	Fe
18Ni(200)	18	8.5	3.3	0.2	0.11	<0.5	<0.1	<0.1	<0.03	<0.01	<0.01	Rem
18Ni(250)	18	8.5	5.0	0.4	0.10	<0.5	<0.1	<0.1	<0.03	<0.01	<0.01	Rem
18Ni(300)	18	9.0	5.0	0.7	0.10	<0.5	<0.1	<0.1	<0.03	<0.01	<0.01	Rem
18Ni(350)	18	12.5	4.2	1.6	0.10	<0.5	<0.1	<0.1	<0.03	<0.01	<0.01	Rem
18Ni(cast)	17	10.0	4.6	0.3	0.10	<0.5	<0.1	<0.1	<0.03	<0.01	<0.01	Rem

2.1.2 麻時效鋼合金元素的作用

麻時效鋼的合金元素主要有三類，一類是形成析出硬化相的強化元素，如 Mo、Ti 等；一類是平衡組織可以控制或不出現肥粒鐵，如 Ni、Co、Mn 等；一類是與抗腐蝕性有關的元素，如 Cr 等。其各種添加元素對其機械性質及熱處理等特性說明如下[14-21]：

1. Ni : Ni 的多寡影響麻田散鐵起始溫度 (Maraging start, M_s)，每增加 1wt.% Ni 會使 M_s 降低約 40°F (如圖 2-3 所示)。Ni 是沃斯田鐵穩定元素 (Austenite stabilizer)，易形成沃斯田鐵組織，當時效析出過程中首先發生 Ni 偏析，由於 Ni 偏析導致富鎳區出現逆變態沃斯田鐵 (Reverted austenite) 相，此現象為麻時效鋼高溫或長時間時效軟化原因之一。由於材料的韌性取決於塑性變形時差排滑移的難易度。Ni 能使材料差排滑移易發生，提高鋼的韌性，因此，Ni 的多寡將影響材料強度、延性及韌性[6,17,21]。

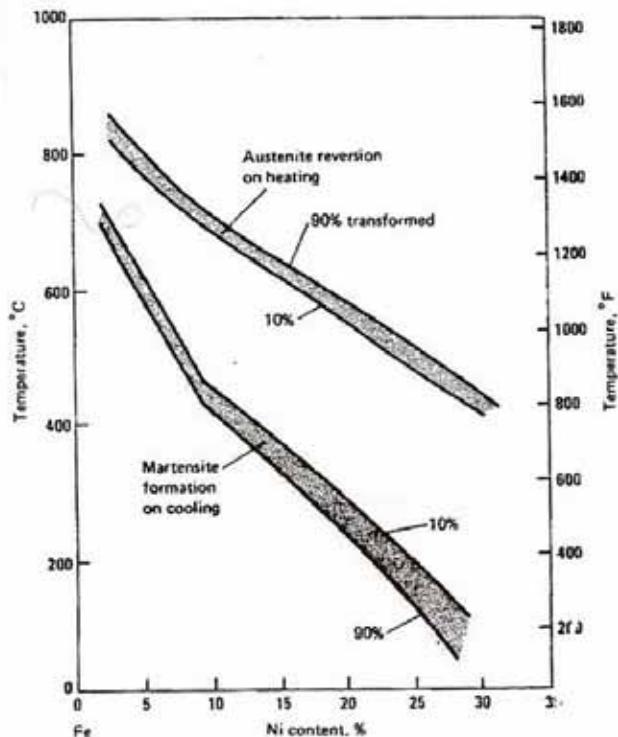


圖 2-3 鐵-鎳二元系統準安定 (Metastable) 相圖[2]

2. Co : Co 為麻時效鋼強化主要合金元素之一。Co 固溶於基體中，不會形成金屬間析出物 [2,22]，但可使基地形成短程序化 (Shortrange ordering)，而有硬化效果。其作用在減少 Mo 在麻田散鐵中的溶解度，使更多 Mo 參與時效反應，促使含鉑金屬化合物 (Ni_3Mo 、 Fe_2Mo) 的析出，提高材料強度。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 所示[9]。Co 可抑制橫向滑移，使析出相提供更多的形核位置，使析出相的粒子

更為細小且均勻分佈，減少析出相粒子間距。另外，Co可以提高麻田散鐵Ms溫度（約 1wt.%的鈷提高 10°F），保證固溶冷卻後完全轉換為麻田散鐵組織，這是其他元素所無法取代的。

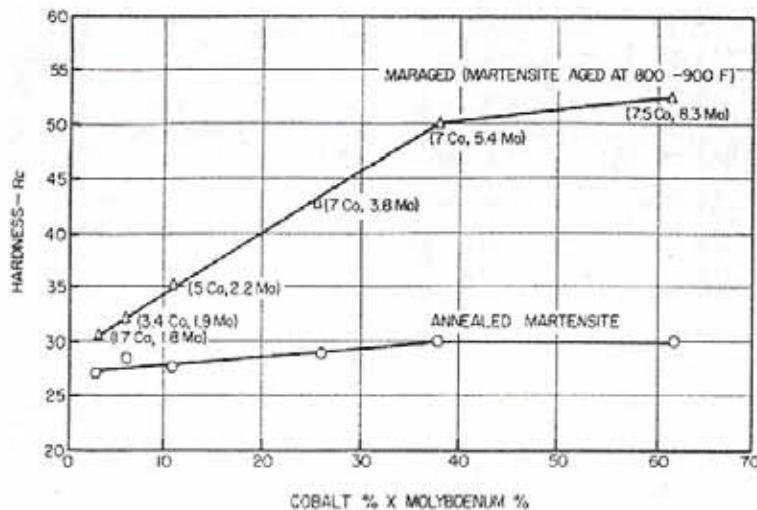


圖 2-4 Co與Mo的含量對麻時效鋼硬度之影響[9]

3. Mo：對麻時效鋼而言，Mo對強度和韌性皆是有利的。在時效初期易在板條狀的麻田散鐵晶粒內析出含鉬的析出物（如： Ni_3Mo ）而達到強化的效果。另一作用，Mo的存在，也可以阻止析出相延沃斯田鐵晶界析出，避免了延晶斷裂的產生，提高斷裂韌性，使在強化同時仍保持鋼的韌性[2]。Mo為裂縫抑制劑，可抑制裂縫成長速率。但過量的Mo（超過 10%）如同過量的Ni一樣，也會生成逆變態沃斯田鐵。在無鈷的麻時效鋼中，當其含量超過 3%時，每添加 1%的鉬，強度將會增加 56MPa[23]。
4. Ti：無論在含鈷或無鈷的麻時效鋼中，Ti為強化強度的元素之一，主要是在麻田散鐵內析出 Ni_3Ti 而達到強化的效果，每增加 1wt.% 的Ti，可使降伏強度提升 100ksi（如圖 2-5 所示）[24]。也可降低麻田散鐵轉換溫度範圍，減少沃斯田鐵的形成。但是Ti含量也不可過高，易在 $900^{\circ}C \sim 1100^{\circ}C$ 長時間保溫下形成一層 TiC 薄膜。因此，必須避免長時間退火於此溫度區間而導致脆性[2]。

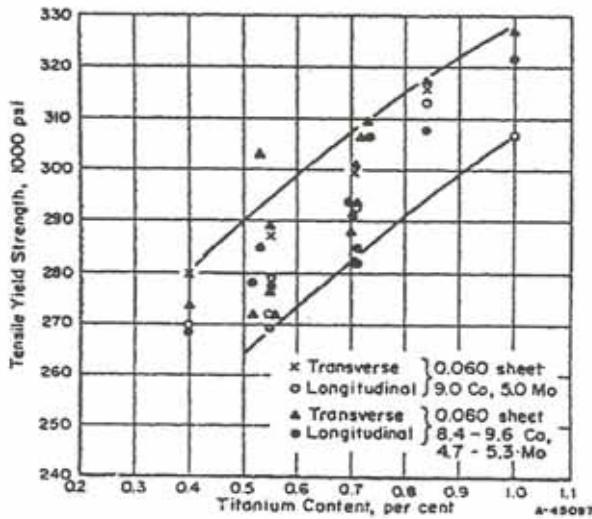


圖 2-5 鈦含量對麻時效鋼 (C-300) 降伏強度之影響[24]

有學者以其主要強化強度合金元素歸類出一方程式 (1) 來推估麻時效鋼之降伏強度，試驗結果顯示在材料長軸 (Longitudinal) 的誤差值較為另一軸向小，如圖 2-6 所示[3,4,24]。

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

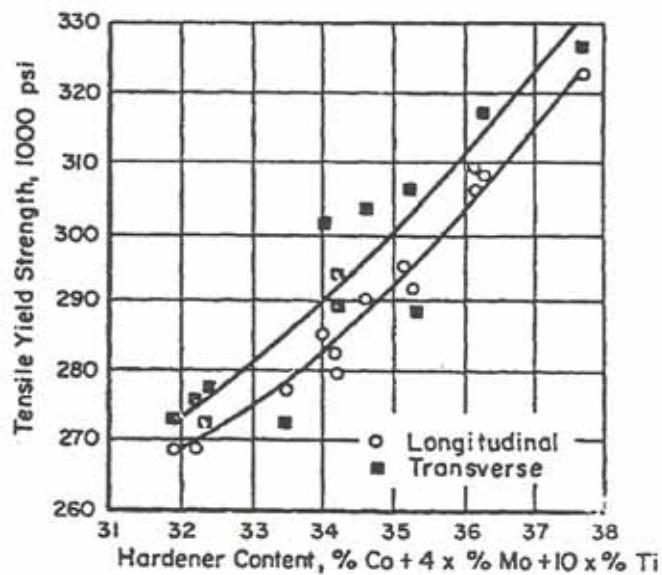


圖 2-6 鈦、鈷及鉬總含量對麻時效鋼 (C-300) 降伏強度之影響[24]

- Cr : 在 Fe-Cr-Ni 中，Cr 是促進沃斯田鐵相形成的重要元素之一，因此，在無鈷麻時效鋼中，Cr 可以代替部份的 Ni [23]。在文獻記載中，要得到良好的韌性及獲得最佳強度，17~21% (Ni+Cr) 的比例是最佳的，可以減少 Ni_3Ti 析出，引起基體因為 Ni 的析出造成韌性的損失。而且 Cr 也可降低 Ms 點，對韌性也是有極大之幫助。
- Al : 鋁通常是作為脫氧劑而加入至鋼中，一般而言，在 0.05~0.15 wt.% 即已足夠，含量越多，則衝擊韌性越好，如圖 2-7 所示。但添加至 0.2 wt.%，雖會有強化的效果，但將導致韌性大幅降低。

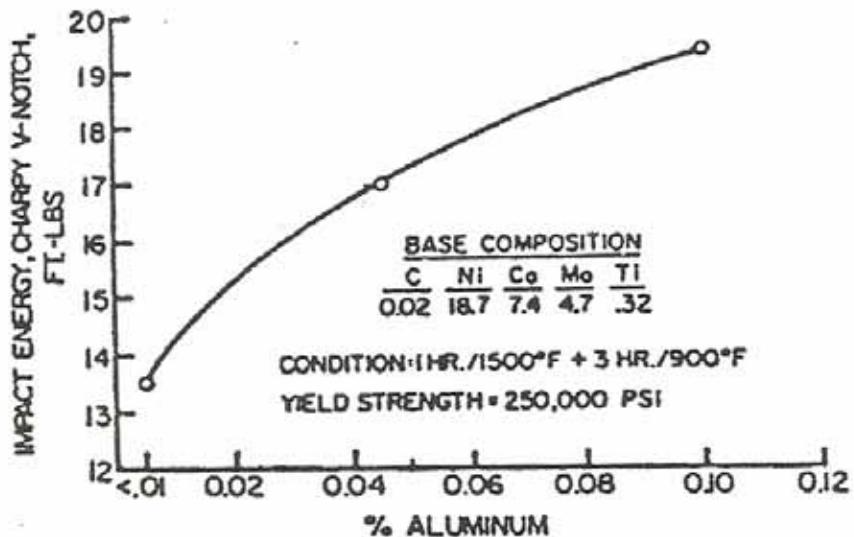


圖 2-7 鋁含量對麻時效鋼 (C-250) 衝擊韌性性質之影響

- Si 和 Mn : 在麻時效鋼中，Mn 被認為是雜質元素，其含量受到嚴格控制 ($\leq 0.1\%$)。不過，由於在 Fe-Mn 系合金中，可以在較寬的冷卻速度範圍內形成板條狀或塊狀的麻田散鐵組織，對強度提升上也是有所貢獻。在 18% Ni 麻時效鋼中，Mn 可部份取代 Ni 和 Co。1% 的 Mn 可以取代 3% 的 Ni，但若太缺乏 Ni 元素將使合金韌性下降，故其取代的量不能超過 6% [25,26]。文獻中表示，Si + Mn 含量超過 0.25 wt.%，將降低麻時效鋼之韌性，如圖 2-8 所示。

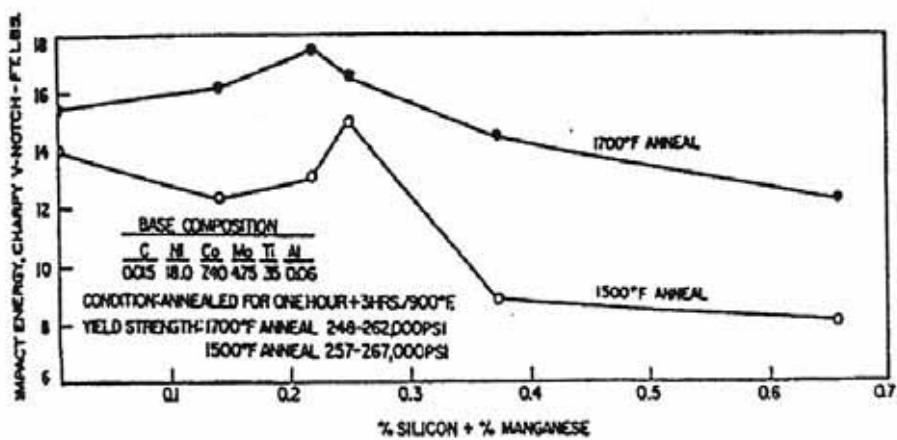


圖 2-8 砂和錳含量對麻時效鋼 (C-250) 衝擊韌性性質之影響

8. C、N 及 O：在麻時效鋼中為插入型雜質，因此含量越低越好，否則會因晶格變形，導致材料變脆。碳之含量在 0.03wt.% 以下時，對麻時效鋼沒有強化作用。但當含量超過 0.05wt.% 以上時，則易形成 TiC，而減少 Ti 與 Mo 的析出，導致強度降低，如圖 2-9 所示。且碳對 Ms 的影響最為顯著，約增加 1% C，鋼的 Ms 點降低 330°C [27]。

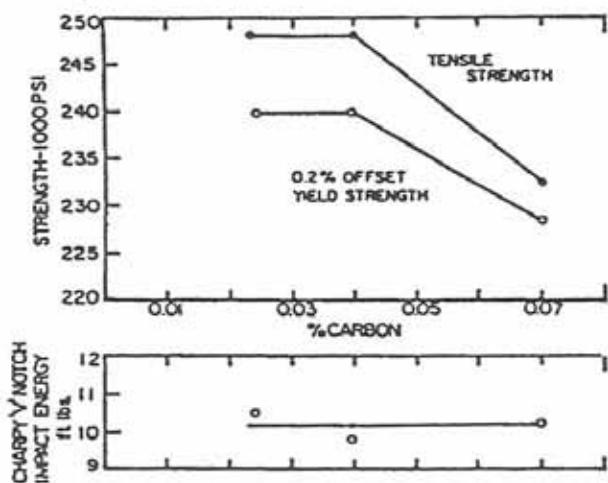


圖 2-9 碳含量對麻時效鋼 (C-250) 機械性質之影響

9. S：對麻時效鋼而言為有害雜質，其含量需控制在 0.01wt.% 以內，越少越好，此元素對強度及韌性均有不好的影響 [2,10]。

2.1.3 麻時效鋼的冶金特性

麻時效鋼是「麻田散鐵顯微組織」經「時效硬化(Aging hardening)」後所得之高強度鋼材。可分為固溶熱處理及時效硬化兩部份。由於含碳量低，故形成之麻田散鐵顯微組織和一般傳統鋼形成的麻田散鐵顯微組織比較具有較好之延展性及韌性。且根據學者[2]表示，Fe-Ni 合金之相變態屬於非擴散反應(Diffusionless type)，其相變態只與溫度有關與溫變率無關。換言之，冷卻溫度只要降至麻田散鐵溫度(Martensite start temperature, Ms) 以下，無論材料截面積大小皆會產生麻田散鐵組織相變態。也因此，麻時效鋼並沒有一般淬火、回火型鋼料而遭遇的硬化能問題。

麻時效鋼相變態可用圖 2-10 之 Fe-Ni 平衡圖來解釋之[2]。比如 18% Ni 之麻時效鋼，在溫度約 600°C (1112°F) 以上區域之合金均為 γ 相 (Austenite)，當溫度冷卻至 600°C 以下，則變態成 $\alpha + \gamma$ 之混合組織。且隨著 Ni 的含量不同，其 As、Ms 及兩變態溫度間的區域範圍也隨之改變。如圖 2-10 所示，當 Ni 的含量越多，兩溫度間的區域越寬，且變態的溫度曲線也隨之下降。但實際熱處理過程中，合金不易達成平衡狀態，而經由準安定(Metastable)相圖(如圖 2-3)來預測實際狀況的相變態也較為準確[2]。

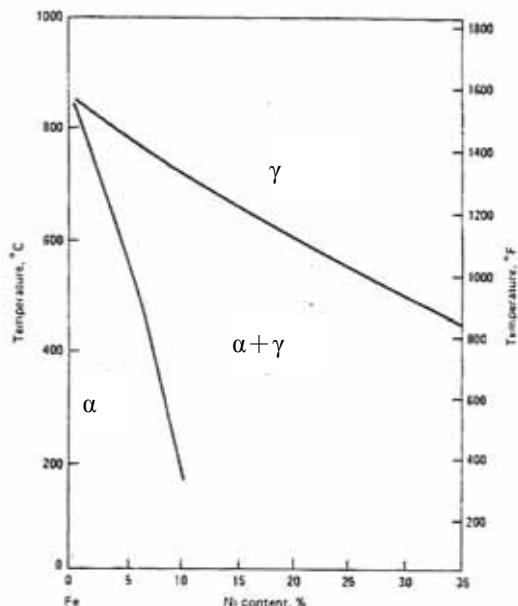


圖 2-10 鐵-鎳二元系統平衡相圖[2]

麻時效鋼經固溶處理可將析出物完全溶於沃斯田鐵基體中，利用遲滯現象 (Hysteresis)，即沃斯田鐵溫度 (As) 與麻田散鐵溫度 (Ms) 有極大的差距，使得麻時效鋼可在麻田散鐵區域內，進行時效硬化反應[2]。此時麻田散鐵組織為低碳體心立方結構 (BCC； α 相) 之板條狀組織。由於晶格幾無畸變 (Distortion)，因此，具質軟而富強韌性及良好延展性[3,4,5,13,28]。

固溶處理後，如圖 2-11 所示，施以 480°C 恒溫三小時之時效熱處理，即可達到近乎最高硬度。以 C-250 麻時效鋼為例， 480°C 保溫 3 分鐘，即可獲得 43 HRC 之微硬度值[3]。有關麻時效鋼之強化機構，主要係由於麻田散鐵基地內析出極細金屬間化合物，導致阻礙差排移動而強化，此種機構即為時效熱處理硬化效應[2,6]。

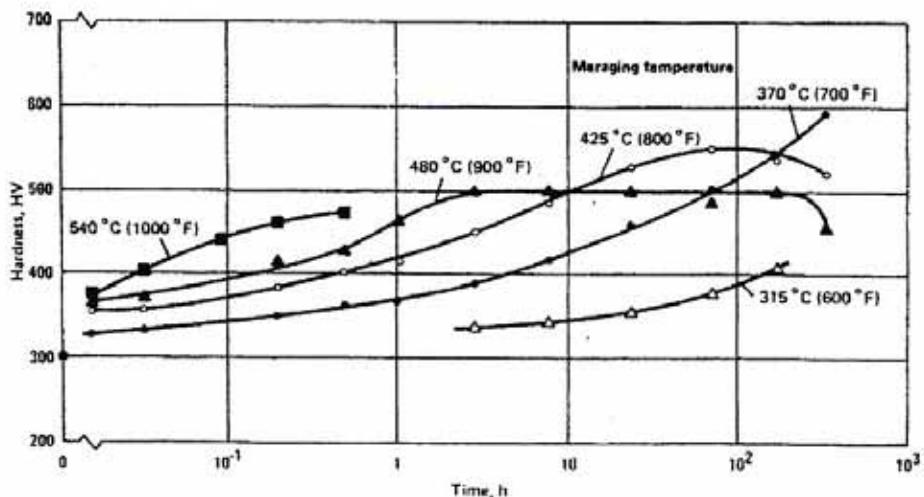


圖 2-11 麻時效鋼各種時效溫度與時間下之微硬度變化[2]

Fe-Ni 平衡圖 (圖 2-3) 可知，當麻時效鋼於室溫或較低溫 (430°C) 以下時，會一直保持著此種準安定相，或因時效反應形成析出物而達到安定狀態。但是當過時效後 (480°C 以上)，由於析出物型態的改變，使得 Ni、Mo、Ti 等元素在前沃斯田鐵晶界 (Prior γ grain boundary) 和板條狀麻田散鐵邊界 (Martensite lath boundary) 偏析，降低此區域 As 和 Ms。在平衡過程中，麻田散鐵 (α) 會逐漸變成肥粒鐵 (α') 及沃斯田鐵相 (γ')，其中 α' 含鎳少，而 γ' 含鎳多，加上鎳為沃斯田鐵穩定元素 (Austenite stabilizer)，所以當合金再冷卻至室溫後， γ' 相無法轉變為 α 相，這種時效硬化現象稱之為「逆變態沃斯田鐵」(Reversion

austenite) [2,20]，為麻時效鋼一重要的冶金特性，此特性對麻時效鋼強度及延性皆有極大的影響。一般而言，逆變態沃斯田鐵生成之時效溫度範圍約 $540^{\circ}\text{C} \sim 815^{\circ}\text{C}$ ($1000^{\circ}\text{F} \sim 1500^{\circ}\text{F}$) 之間，其中在 677°C (1250°F) 生成最多[29]，如圖 2-12 之時效溫度與沃斯田鐵回復量之關係曲線圖所示。

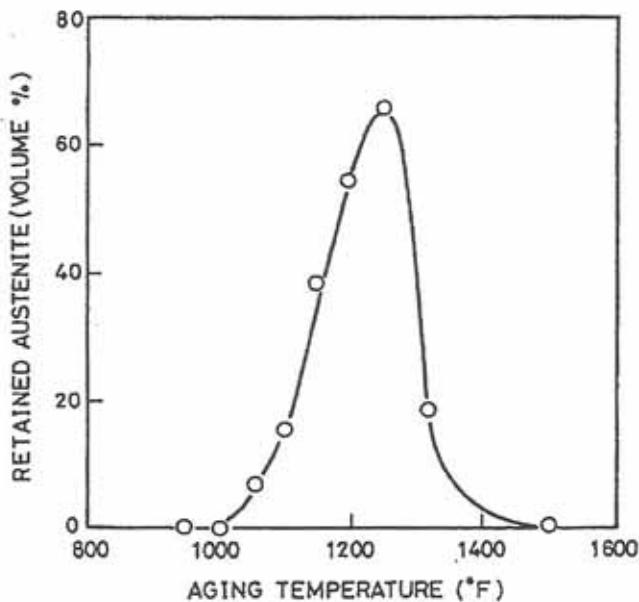


圖 2-12 時效溫度與逆變態沃斯田鐵回復量之關係圖[29]

因此，欲消除麻時效鋼中逆變態沃斯田鐵，只有將溫度加熱至沃斯田鐵單相區，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[3,4,30]：

1. 逆變態沃斯田鐵強度低且不具析出強化能力，會導致材料強度降低。
2. 逆變態沃斯田鐵的產生現象，限制麻時效鋼在 480°C 以上之溫度實施，以製程退火或應力消除退火。
3. 根據李君的研究[30]，麻時效鋼鋸接時，由於合金成份的偏析，會使逆變態沃斯田鐵生成的溫度降低，在熱影響區會有軟化的現象。導致在正常的時效熱處理程序 ($480^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$) 也有逆變態沃斯田鐵產生，使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，則必須評估其對基材機械性質之影響程度[3,4,5]。

2.1.4 麻時效鋼加工特性

一般鋼材，韌性隨著淬火硬化之提高而下降，然麻時效鋼屬於金屬間化合物之析出硬化型材料，具高強度及高延展性。麻時效鋼之含碳量低，在固溶狀態下很軟，因此，加工性非常好，容易加工，利用其良好的特性，加工到所需形狀，然後再施以時效熱處理，使材料硬化。且加工硬化指數為 0.02~0.03 與普通鋼相比低一個等級，因此，加工過程不需退火即可進行 80% 以上的加工量。

2.2 旋形加工



2.2.1 旋形加工介紹

傳統車削加工製造長形薄管時，常因壁厚太薄，會有加工變形、加工後尺寸精度難掌握、加工工時長，不易達到量產及降低成本的需求等問題，因此，於製造長形薄管時，為易達到所要求的壁厚、內徑公差及直度要求，常以流旋形 (Flow forming) 加工方式。

旋形加工係運用前人經驗所發展的一種無屑塑形成型技術，非常適合製造長且薄的高強度無縫管件，又稱為管旋形 (Tube spinning) [31-36]。此法當材料受旋壓之力起形變，而形成能夠產生高精度及高強度之管體工件，尤其可對胚盂材料先行熱處理強化後，再加旋製，如此之冷作效果可再提高其既有之強度，而且生產速度快，胚料重量省，故對各種武器系統之管體，如飛彈及火箭之發動機外殼之製作，為最優良生產技術與方法之一。

旋形加工依其流旋滾輪運動與工件材料流動方向之不同，區分為

順流旋形 (Forward flow forming) 與逆流旋形兩種 (Backward flow forming)，如圖 2-13 所示。當滾輪運動方式與工件金屬流動方向相同者為順流旋形；反之，滾輪轉動方向若與工件金屬流動方向相反者，則稱為逆流旋形。

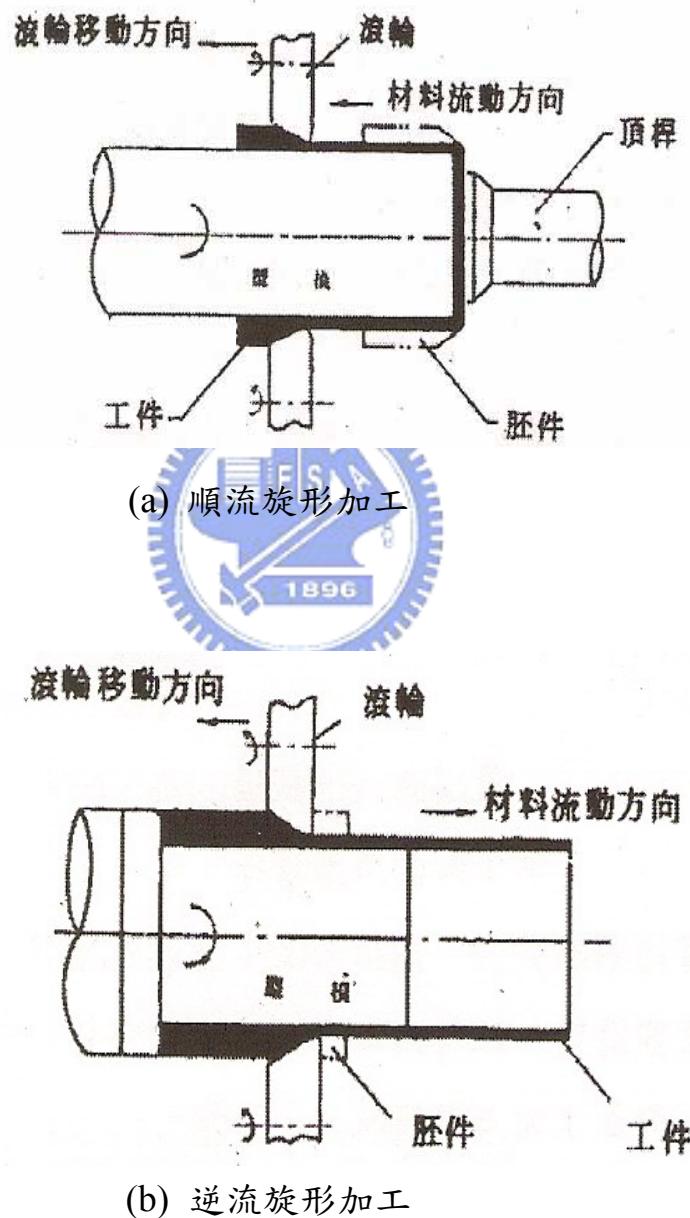


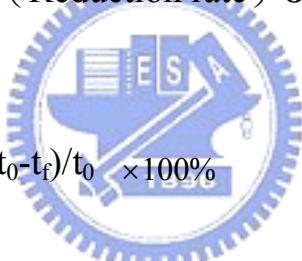
圖 2-13 順、逆流旋形加工示意圖[33]

綜合上述旋形加工技術具有以下幾點特色：

1. 節省材料，與一般傳統切削加工不同，利用材料因塑變性質依體積不變定律而成形，無屑料發生。
2. 節省工時，生產速率方面，旋形加工非車削加工所能企及。
3. 可提高產品材料強度，經旋形加工之產品，由於加工硬化之作用，加工後之產品其硬度可些微提升。
4. 產品品質精良，旋形加工之工件，能達到品質均一，精度高之要求。

2.2.2 材料流旋形性

旋形加工材料的加工性係以胚盂之最大壁厚減縮率 (ε_{max}) 表示，及材料進行旋形加工時在材料發生失敗前最可能達到的壁厚減縮率 [3]，其壁厚減縮率 (Reduction rate) ε_t 定義為 [34-36]：


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

t_0 ：胚盂管壁厚

t_f ：試件成品壁厚

通常， ε_t 最大值 (ε_{max}) 即定義為該金屬材料之流旋形性，其值越大，代表流旋形性越佳，越適合於旋形加工。設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，表示可由很厚之胚盂，經過多一道次或多道次旋形，而不需中間製程退火，即可旋製非常薄的管件。最大壁厚減縮率之測定方式，如圖 2-14 所示。

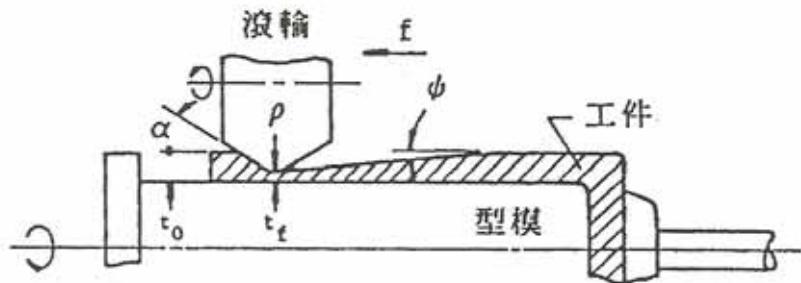


圖 2-14 最大壁厚減縮率之測定方式示意圖[35,36]

2.3 热處理對麻時效鋼影響

麻時效鋼之熱處理程序比其他鋼料之熱處理單純，大致分為固溶退火 (Solution annealing) 及時效 (Aging) 热處理兩種方式。

固溶處理其目的在確保析出物能完全溶入沃斯田鐵基地中。圖 2-15 說明，不同固溶溫度下經 900°F (480°C) 時效熱處理，經實驗結果得出固溶溫度在 816°C (1500°F) 的硬度及斷面減縮率皆是最佳的 [11]。且經過固溶處理之麻時效鋼具延展性、加工及成形性均優異 [38,39]。

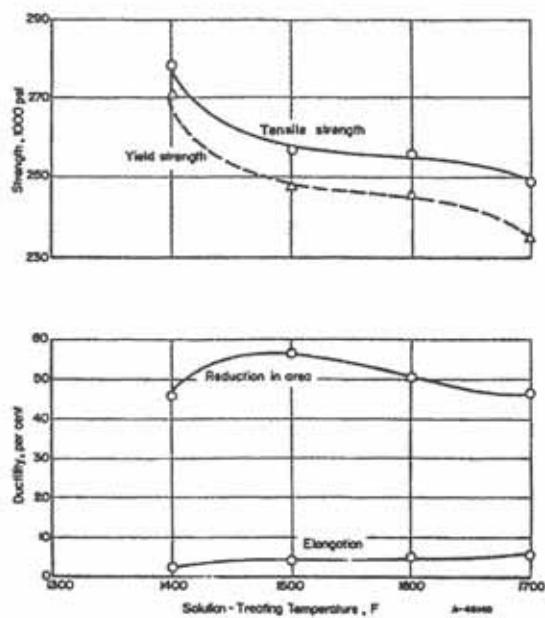


圖 2-15 固溶溫度對C-250 麻時效鋼機械性質之影響[3]

時效熱處理，利用了麻時效鋼遲滯現象，使麻田散鐵在沃斯田鐵回復前大量再加熱時效，提高強度及硬度。時效硬化主要原因是由於金屬間化合物於低碳板條麻田散鐵中析出所致。

1921 年學者認為析出強化的機構的超顯微散播粒子之微硬細粒子有「契梢效能」(Keying effect)，將成塑性變形時之「滑動干涉 (Slip interference)」使材料強化[37]。圖 2-16 看出，析出硬化型合金經固溶處理後施以析出處理時，其時效溫度越低則析出粒徑越小，析出粒徑越小，對於差排滑動將產生阻礙的效應，而使塑性變形不被發生，達到強化之效果。

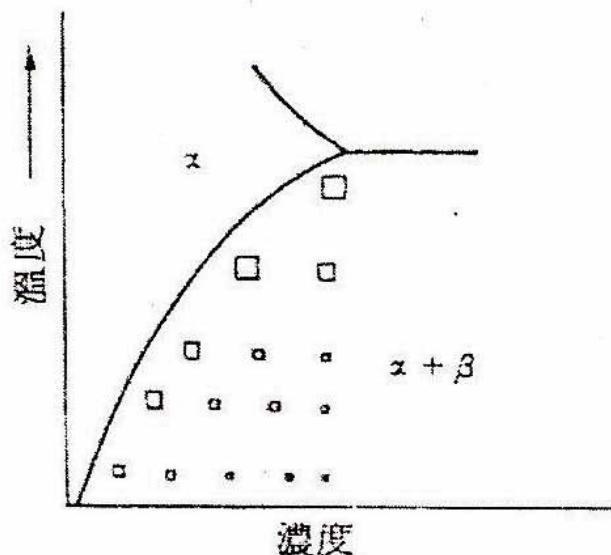


圖 2-16 析出粒子之粒度隨時效溫度變化[37]

一般而言，影響時效反應最重要的因素是時間和溫度。而溫度的效應通常大於時間的效應，如圖 2-11 所示。當用 480°C 的時效溫度，在短暫的時間內即可明顯看出硬度明顯提升之效果。但時效熱處理時間增長，似乎對硬度增加並沒有明顯的改善，甚至增至一百小時，由圖 2-11 中可發現硬度並沒有多少的提升。

由上述麻時效鋼的強化機械性質的熱處理方式，其目的：(1) 使合金元素充分的溶解於基體中，以便時效熱處理可得到應有強度；(2) 獲得比較細小的晶粒及顯微組織；(3) 得到較均勻及擴散的析出相。依據文獻表示，麻時效鋼經 750°C ~ 800°C 溫度保溫兩分鐘退火，顯微組織已由麻田散鐵轉變為沃斯田鐵相，並無再結晶現象發生；麻時效

鋼經 930°C 兩分鐘熱處理後，發生再結晶現象，於沃斯田鐵晶粒及晶界上生成細小晶粒。圖 2-17 所示[41]，若麻時效鋼為板條狀麻田散鐵組織，再結晶晶核首先在沃斯田鐵晶界上形成；變形板條狀麻田散鐵組織，於晶內及晶界上同時形核，可獲得更佳細化的晶粒組織，但卻容易造成混晶現象。因此，學者提出利用 $\gamma \leftrightarrow \alpha$ 反覆循環相變化熱處理道次，利用麻田散鐵組織再加熱至沃斯田鐵時發生冷作硬化再結晶特性，經相同時效，即可獲得較佳機械強度[41,42]。

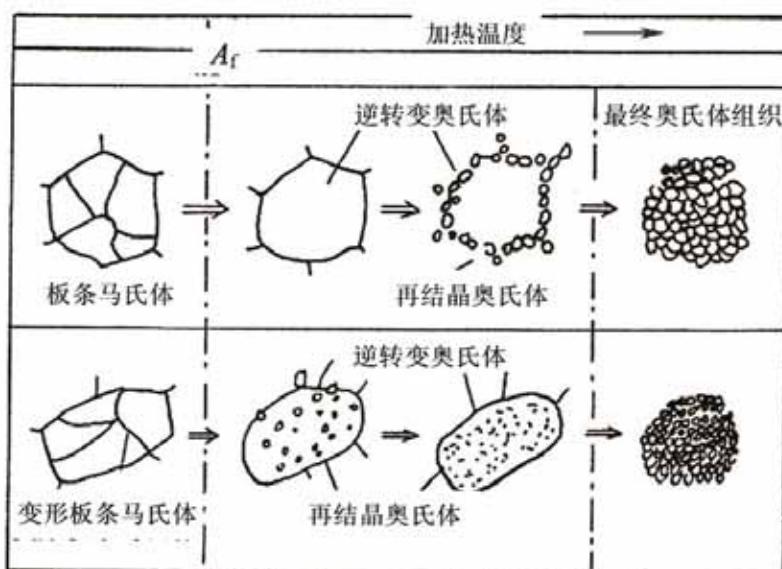


圖 2-17 板條狀及變形麻時效鋼麻田散鐵之逆變態組織再結晶示意圖[41]

2.4 電子束鋸接

2.4.1 電子束鋸接簡介

電子束鋸接 (Electron beam welding, EBW) [43-48] 係利用金屬熱電子放射方式所產生的高壓、高能量電子束為能束 (Energy beam) 热源，以進行金屬熔接的一種鋸接技術。其所聚焦之能束功率可高達 10^8W/mm^2 。在鋸接上，所需能束功率密度約 $10^4 \text{W} \sim 10^8 \text{W/mm}^2$ ，如圖 2-18[49]。電子束挾其高功率密度及可調性之優點，能配合工件材料

性質，使輸入工件內之熱量減到最低，且鋸縫極為細窄，具有使鋸接變形量小，鋸道強度大，產品品質優異等特性。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、火箭等零件製造。

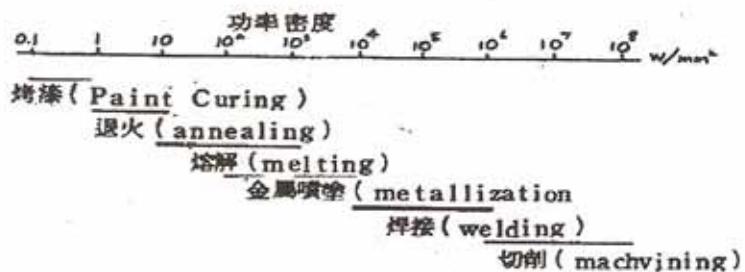


圖 2-18 能束功率密度與應用[49]

溯至本世紀初，人們已熟知自由電子能在真空管內放射與運動，而所謂的電磁透鏡也能像光學透鏡般地把此等自由電子集聚成束而聚焦，此即近代科學及精密科技藉以發展之電子顯微鏡的基本原理，也是電子束鋸槍的作用原理。以電子束加工材料之觀念是 1950 年德國科學家 Dr. Steigerwald 在紅寶石上試鑽細孔得來的，當時核能工業的發展促使人們對高熔點金屬 (W、Mo、Ta、Nb) 及稀貴金屬需求的增加，且這些材料在鋸接時對大氣環境中的氧、氮、氬等氣體具有很強的親和力，極易形成化合物，影響其性能，加上當時真空技術已經發展至相當的水準，且真空可以提供更為純淨的環境。因此，在上個世紀初就已經知道在真空中被加速的電子撞擊作為熱源來熔化金屬，皆是促使電子束鋸接發展的重要原因[48]。

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鋸接的效果最好，此後引起歐美各國以及日本對電子束鋸接技術的研究發展。1960 年工業用途之第一部電子束鋸接機問世。時至今日 EBW 在實驗室及工業廠地上已有數千台遍佈在世界各地被廣泛的運用。

2.4.2 電子束鍛接的工作原理

電子束鍛接是利用在真空中被靜電場聚焦並加速的電子束，撞擊待鍛工件連接處，將電子束的能量施加於工件，熔化材料實現鍛接的過程，電子束鍛接時的能量傳遞是以無任何化學屬性的電子束做為載體，以接近光速速度穿過真空空間直接作用於材料，當電子撞擊到材料表面時，電子將首先穿透電子穿透層，此時電子動能損失很小，又有極小部分能量耗損於二次電子發射、X 射線或被彈性散射電子帶走，如圖 2-19，當電子進入進入材料內部後，其動能首先移轉到晶格電子上，然後晶格電子再傳送震動能量到全部晶格，晶格振盪振幅因此而增加，此時材料皆達到非常高的溫度，使材料瞬間熔化和蒸發，實現鍛接。

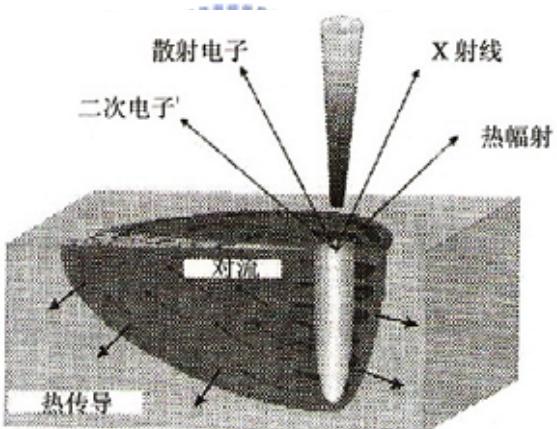


圖 2-19 電子束能量轉換示意圖[48]

電子束鍛接設備（如圖 2-20 所示）包含真空艙、電子鎗（如圖 2-21 所示）、真建立系統、高壓裝置、光學視窗系統或掃描機構、工作台及控制系統等。電子束鍛接設備係在一個 10^{-4} torr 的高真空環境中，利用電子鎗將電子經由鎢（W）或鉭（Ta）的陰極（Cathod）、柵極（Grid）、陽極（Anode）間電場加速至 0.8 倍光速的高速電子流，藉磁透鏡（Magnetic lens）瞄準、聚焦而集中成一股射束做為鍛接加熱的熱源。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。當電子束之能量撞

擊至工件表面時，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），如圖 2-22 所示。藉著移動電子鎗或工件讓此鑰孔延著鋸道移動，在前端的金屬受熱而熔解，且向後流動，流至後端則逐漸凝固成鋸道 [46,50,51,52,53]，如圖 2-23 所示。

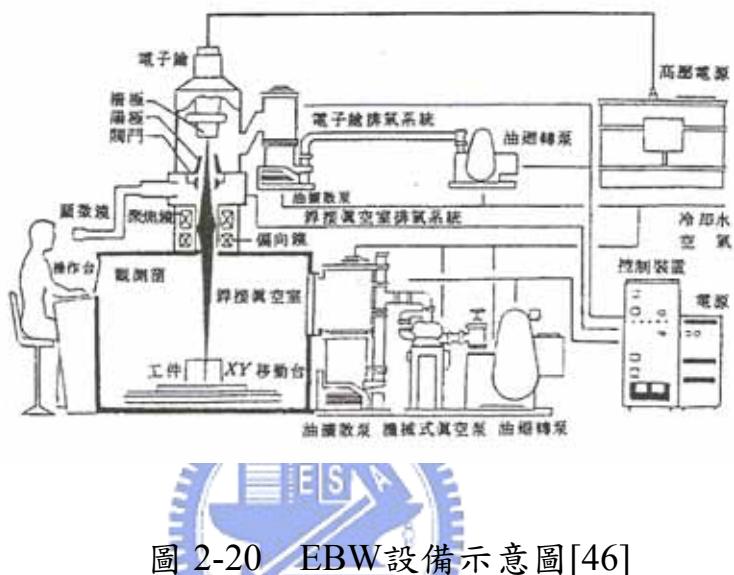


圖 2-20 EBW 設備示意圖 [46]

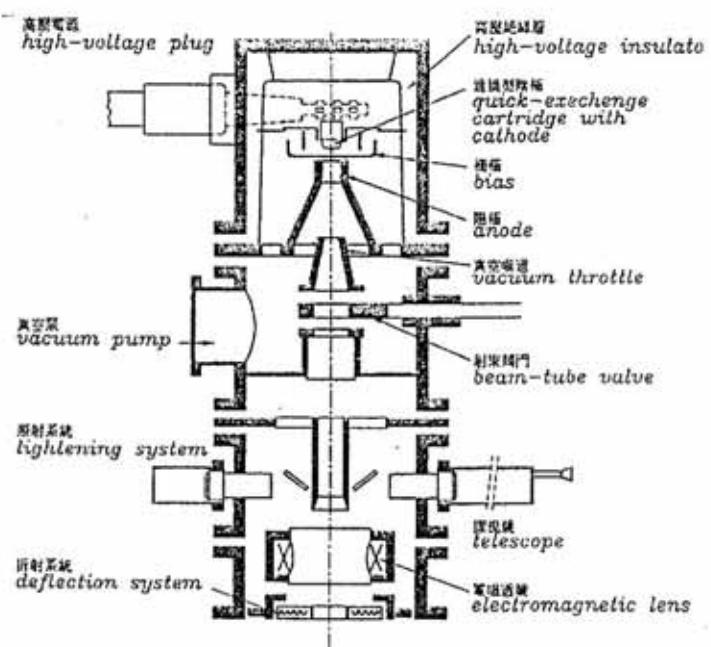


圖 2-21 電子鎗構造剖面圖[53]

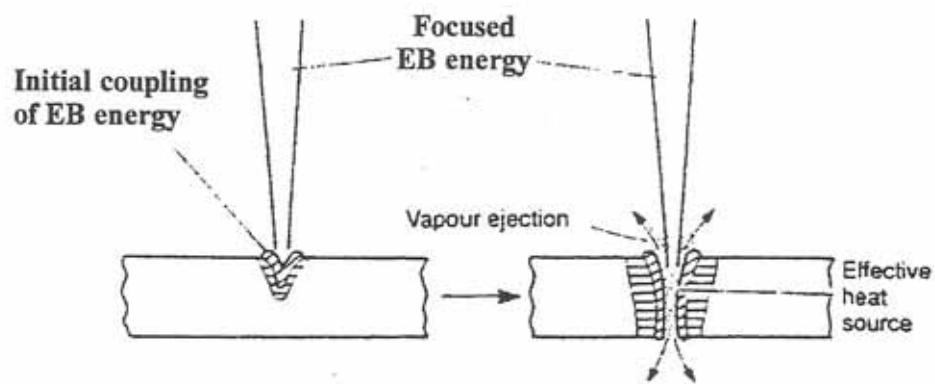


圖 2-22 鑰孔現象產生示意圖[3,4,5]

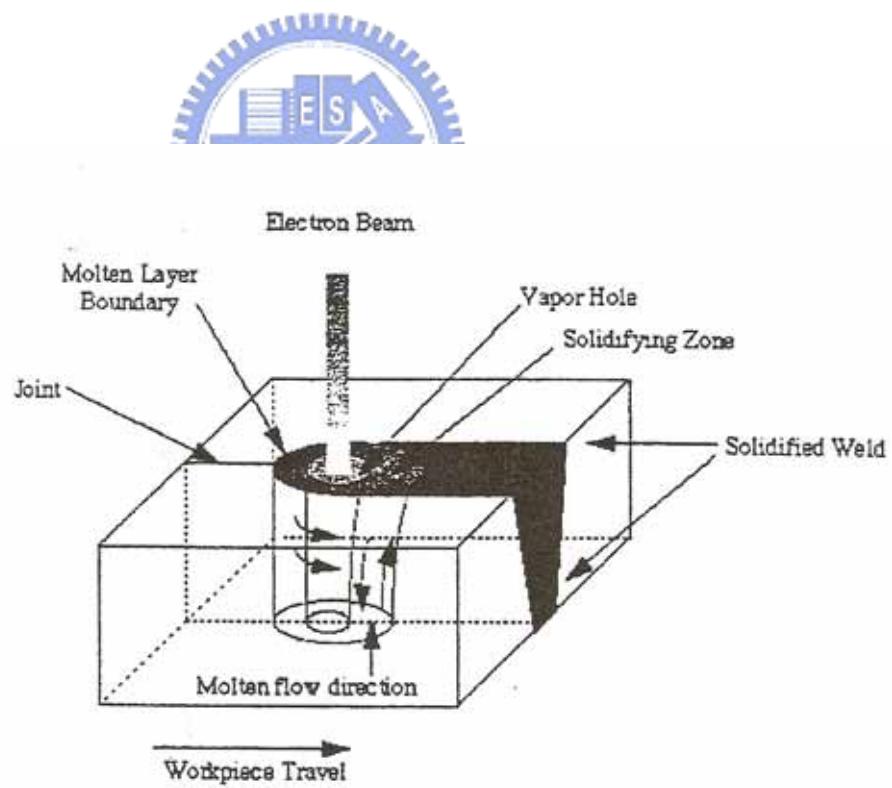


圖 2-23 EBW機構圖[3,4,5]

電子束鋸接其重要的參數有加速電壓 (Accelerating voltage, AV)、射束電流 (Beam current, BC)、鋸接速度 (Travel speed, TS)、射束焦距 (Beam focus, BF)、鋸槍至工件表面的工作距離 (Gun-to-work distance, GTW) 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 穿透深度及鋸道寬度會增加，然 AV 對穿透深度影響較大，而 BC 對鋸道寬度較具貢獻；射束功率與 AV、BC 的乘積有關。

可見，提高加速電壓比增加束流能更有效的提高功率密度。電子束鋸接之輸出功率密度是目前使用鋸接設備中最高的，如圖 2-24 所示。

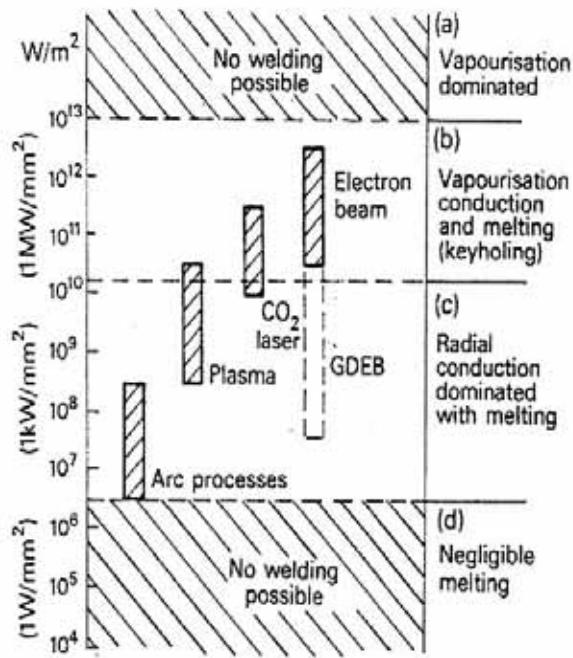


圖 2-24 鋸接方法之功率密度分佈圖[51]

2.4.3 鋸接真空環境的影響

真空度環境也是影響電子束鋸接品質的重要參數。在低真空環境中，電子束會因為繞射作用而產生不良的影響。首先，電子束的聚焦變得困難，以至於撞擊在工件上的能量密度減小，降低鋸接的穿透力；其次電子透鏡的焦距會顯著的降低而使得電子鎗至工件物的工作

距離變短，而影響鋸接的穿透力及品質。如圖 2-25 所示，其鋸道形狀隨真空度之升高而越形狹長，深寬比值亦越大[53]。

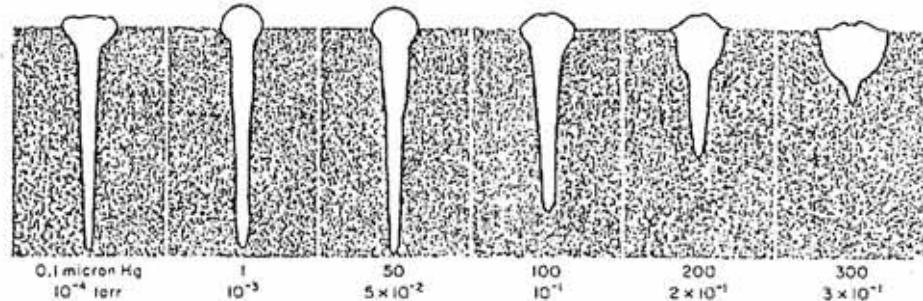


圖 2-25 鋸接艙真空壓力對鋸道形狀和熔深之影響[53]

目前工業上應用的電子束鋸接設備，其電子鎗大都維持在低於 5×10^{-4} torr 的真空環境內，依工作艙的真空環境可概分為高真空、低真空及非真空三等級，其特性如表 2-2 中說明。

表 2-2 工作艙真空度分類及特性比較表[47]

真空別	高真空 ($10^{-1} \sim 10^{-4}$ torr)	低真空 ($1.33 \sim 10^{-1}$ torr)	非真空
特性	<ul style="list-style-type: none"> 可適於特殊合金之鋸接，如 Ti 或 Ti 合金。 在大工作距離，仍保有極狹窄精密之鋸道。 較長之抽真空時間。 	<ul style="list-style-type: none"> 適於鋼鋁合金之鋸接。 當工作距離加大時，鋸道稍寬。 抽真空時間較短。 	<ul style="list-style-type: none"> 受到工作距離之限制，最大兼具為 30mm。 深寬比值約 3:1。 需要高壓電子鎗。

2.4.4 電子束鍛接特性

電子束鍛接的優異特性遠勝其他鍛接方法[3,4,47,52,53]：

1. 電子束的能量密度可達 $10^7 \sim 10^9 \text{ W/mm}^2$ ，遠比大功率氣弧鍛 高 2 ~4 個等級，且因在真空加工熔接，受空氣污染程度至最低，有最佳的鍛接品質。
2. 利用電子束施以高壓 (25~200KV) 加速運動 (0.3~0.7 倍光速) 及電子束特殊的能量轉換方式具有很高的能量轉換效率，產生極高之動能撞擊工件轉換成熱能，靠著母材本身熔接，增加了鍛接效益 (每分鐘數十米)。
3. 輸入工件內之總熱量低，鍛道及熱影響區 (Heat affected zone, HAZ) 窄，擁有極佳的深寬比，EBW 與 TIG 鍛接之鍛道及熱影響區比較，如圖 2-26 所示。因鍛接殘留應力小，工件收縮變形小，非常適合精密製造。

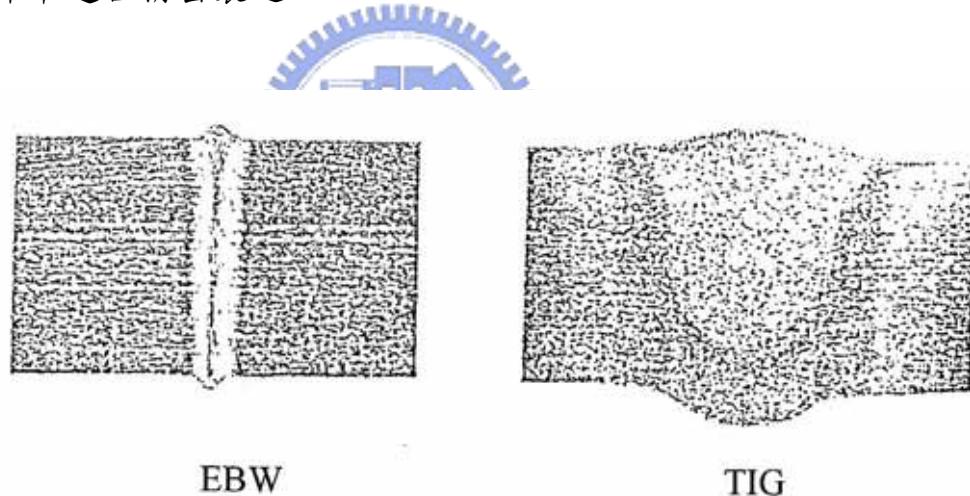
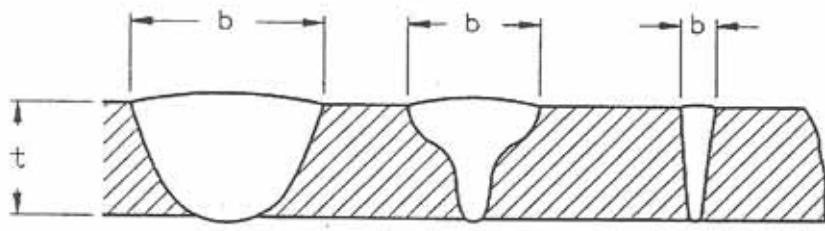


圖 2-26 電子束鍛接與 TIG 鍛接其鍛道比較[53]

4. 其工作環境大都在 $10^{-3} \sim 10^{-4} \text{ torr}$ 之間，比一般工作環境來的純淨，對熔化金屬有淨化之作用，而不會帶來任何汙染，且電子束本身是沒有任何化學性質的，鍛接時不需要加任何填料，避免了熱源和填充材料帶來的汙染。
5. 穿透力強，鍛道深而寬，與 TIG 及 Plasma 比較具有極佳的深寬比，如圖 2-27 所示。可以在很寬的範圍內調節輸送到工件上的熱量，非常適合複雜工件之鍛接。



$$\frac{t}{b} = \frac{1}{2} \sim \frac{1}{1} \quad \frac{1}{1} \sim \frac{2}{1} \quad \frac{5}{1} \sim \frac{50}{1}$$

TIG PLASMA EBW

圖 2-27 鋼道形狀之比較[3]

6. 鋼接速度快，可達 100 mm/s，而且不需要填料，助熔劑或保護氣體，鋸接品質良好，且生產力高。
7. 可對異種金屬進行鋸接，通常凡屬相同結晶構造且原子半徑大小相差在 13 % 以內者，均具有相互熔鋸之可行性。



2.5 鋸接之影響

2.5.1 鋸接冶金

鋸接過程中，工件受高熱作用形成熔融狀態，隨著時間冷卻而凝固而成鋸道。靠近鋸道附近之基材因受高熱影響產生冶金組織之變化及明顯的機械性質改變，學者為與未受到熱影響，或即便曾受到高溫，但仍保持原來組織之基材有所區別，稱此區域為熱影響區（Heat affect zone, HAZ）。工件鋸接受高熱影響之不同區域分佈，如圖 2-28 所示[46]。

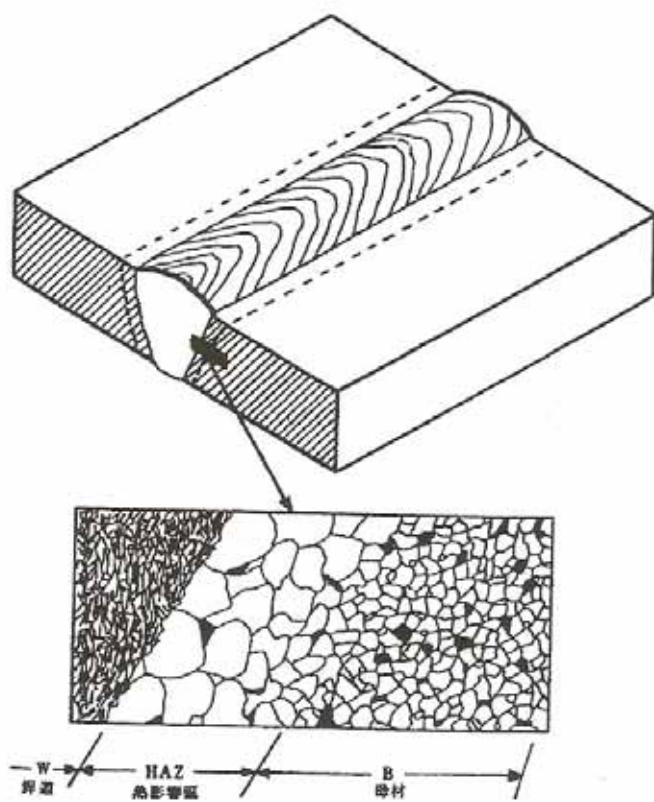


圖 2-28 鋸件之不同區域分佈[46]

由於，鋸接時之溫度隨離鋸道越遠，其熱傳導所達到之尖峰溫度 (Peak temperature) 越低，如圖 2-29 所示，圖中曲線分佈及形狀可知距鋸道越遠，要達到尖峰溫度的時間越長，且冷卻速率亦較慢[46]。

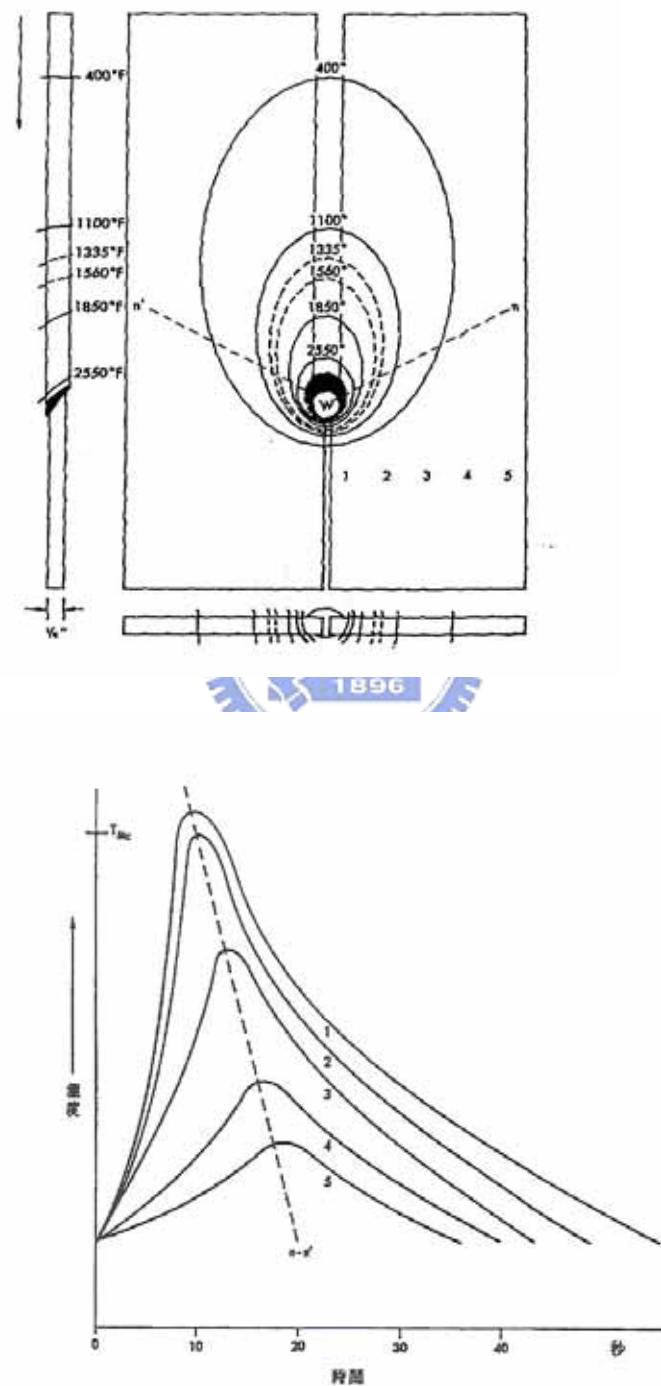


圖 2-29 鋸接時之溫度變化情形， T_{mc} 為熔點[46]。

因此，藉由熱循環尖端溫度及相圖對應出來，實際之析出硬化型合金鋸後組織結構變化，即可判斷 HAZ 內之組織包含溶解區、固溶區及過時效區等。以圖 2-30 解釋析出硬化型合金鋸接後基材熱影響區顯微組織變化：(a) 為鋸道各距離點之尖端溫度變化；(b) 圖為鋸接時 HAZ 顯微組織變化情況。由圖中可知該合金已完成析出硬化後再加以鋸接，此時，HAZ 最外側則已有析出晶粒 (θ) 粗化現象，且內側之固-液共存區中之晶界位置已開始有產生液化之趨勢；(C) 圖則說明了過時效 (Over aging) 現象，於 HAZ 最外側之 θ 相開始粗化，導致機械強度變差 [46]。

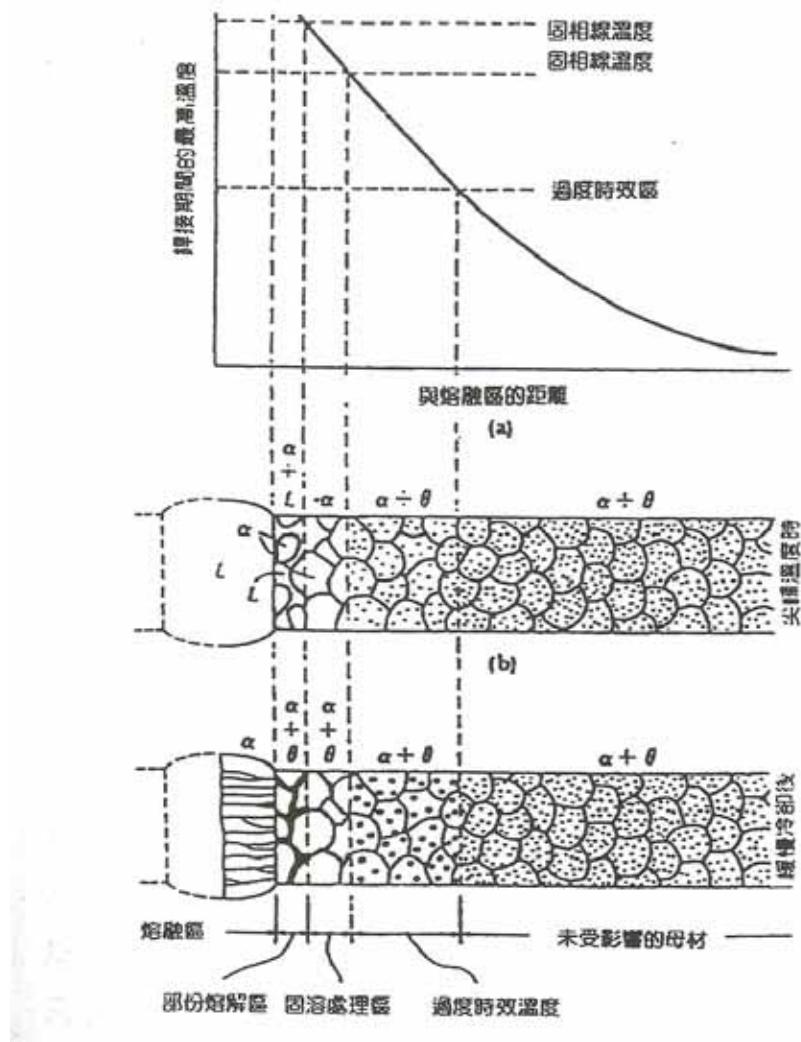


圖 2-30 析出硬化型合金鋸接後基材熱影響區微觀顯微組織圖 [46]

析出硬化型合金於鋸接期間 HAZ 變化狀況頗為複雜。基材在時效熱處理過後執行鋸接作業時，最靠近基材區域為未受熱影響區、其次為過時效區、部份固溶區、固溶區及部分熔化區。說明如下 [28,29,52,54,55,56,57]：

1. 未受熱影響區 (Unaffected zone)

此區並非完全與基材之性質相同，只是受熱影響不大，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，成為機械性質強度最差的區域。

3. 部份固溶區 (Partial solution zone)

此時溫度約使部分析出之第二相因基地相溶解度增大而熔解，且第二相有巨集粗化的現象。

4. 固溶區 (Solution zone)

尖端溫度已提升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. 部分熔化區 (Partial melted zone)

此區為 HAZ 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，除降低強度外，尚在此區內造成殘留應力的主因，如圖 2-31 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。

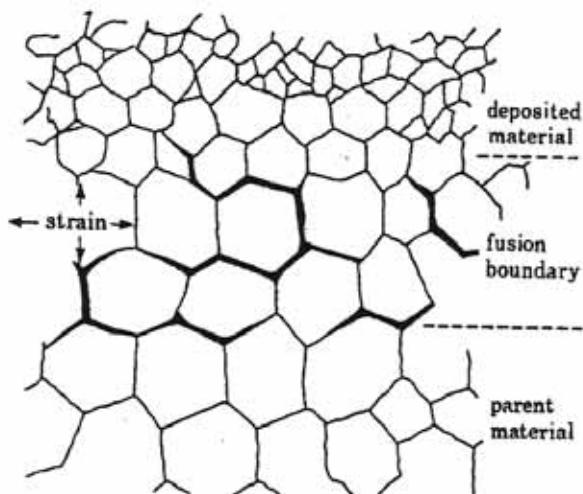


圖 2-31 熔融線上的液化裂縫示意圖[55]

2.5.2 鍚接對麻時效鋼之影響

低碳的麻時效鋼的鍚接性比一般高強度之合金鋼來的優異。由於含碳量低的麻時效鋼於鍚接過程中，因含碳量低，易形成富有延展性之低碳麻田散鐵鍚道組織，也不需經預熱或保溫即可獲得無裂痕之鍚件。且麻時效鋼經過二次真空熔鍊 (Vacuum melting)，使不純物硫、矽、碳...等易造成熱裂元素含量降低，擁有良好的抗熱裂性。

圖 2-32 為麻時效鋼鍚接後各部份組織之示意圖，鍚道類似鑄造之麻田散鐵及沃斯田鐵組織，熱影響區分為：因固溶退火而生成粗麻田散鐵區；易生成逆變態沃斯田鐵暗蝕區 (Dark etching band)；離鍚道最遠的局部硬化區[2]。

1. 鍚道組織

麻時效鋼在時效熱處理後，不會產生逆變態沃斯田鐵相，而必須在較高的時效溫度才會發生。然而，鍚件經直接時效熱處理後，鍚道組織因鎳、鉬及鈦合金的元素偏析，會使逆變態沃斯田鐵生成的溫度降低[5]，導致在標準時效溫度 (480°C) 即產生逆變態沃斯田鐵相[16,30]。由於沃斯田鐵池大量奪取強化元素，導致鍚道析出不完全，強度因此而降低[6,30]。根據學者研究顯示[7]，時效前先做固溶處理，沃斯田鐵會完全消失，但再經時效熱處理，沃斯田鐵池再度出現。因此，Y.Arata 建議鍚件若於時效前先行均質化處理，雖能使偏析現象改善，但卻造成晶粒粗化，使鍚件脆化[3,4,6,7]。

2. 热影響區組織

熱影響區組織可分為：粗晶區、亮蝕區及暗蝕區。其中暗蝕區係由於鍚接時受溫度影響，此區域所產生析出物析出之作用，以致該區域在金相試片浸蝕時易受到腐蝕，因凹陷處無反射光線而呈現黑色[3,4]。主要的組織為麻田散鐵組織以及細微分散的逆變態沃斯田鐵組織。其暗蝕帶的寬窄取決於輸入熱量之高低及停留之時間。

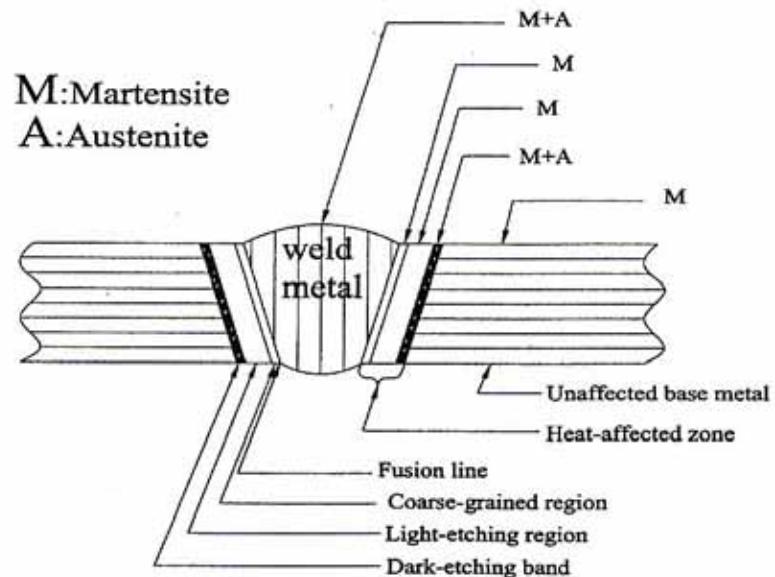


圖 2-32 麻時效鋼鋸件鋸道及熱影響區示意圖[31]

依據學者[58]研究所示，旋形 C-250 麻時效鋼電子束鋸件，施以標準時效熱處理 ($480^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$) 後，在 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 之溫度環境中，拉伸強度仍可滿足 AMS 6520D 規範，顯示 C-250 麻時效鋼鋸件於高溫時仍保有優異的機械性質。

三、實驗方法與程序

3.1 實驗目的及流程

本試驗規劃以 58% 旋形麻時效鋼及電子束鋸接後施以不同熱處理之組合製程，以探討對機械性質及顯微組織結構之影響。期能改善麻時效鋼鋸件經時效熱處理後，延伸率不足及鋸道逆變態沃斯田鐵池生成之問題。

本試驗主要研究內容包括：

- 
 1. 麻時效鋼管件經 58% 旋形壁厚縮減量。
 2. 58% 旋形加工後直接施以電子束鋸接。
 3. 58% 旋形麻時效鋼經不足時效、時效及過時效熱處理後，其機械性質及顯微組織之影響。
 4. 58% 旋形麻時效鋼經不同循環次數短時間前置固溶熱處理後，其機械性質及顯微組織之影響。
 5. 58% 旋形麻時效鋼電子束鋸件經時效及過時效熱處理後，其機械性質及顯微組織之影響，藉由過時效熱處理以提升鋸件延伸率。
 6. 58% 旋形麻時效鋼電子束鋸件經三分鐘不同固溶熱處理溫度後，其機械性質及顯微組織之影響，並與標準熱處理做比較，期能找出最適化之熱處理製程。

本試驗流程，如圖 3-1 所示。

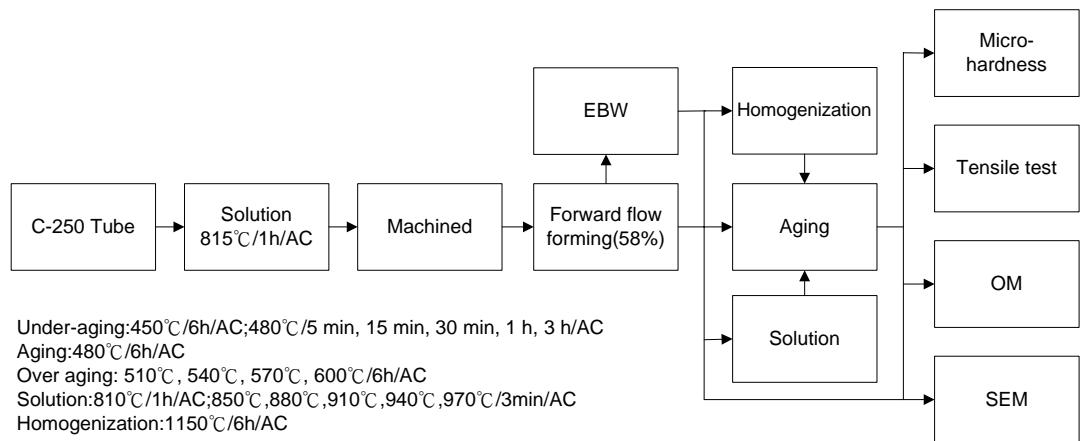
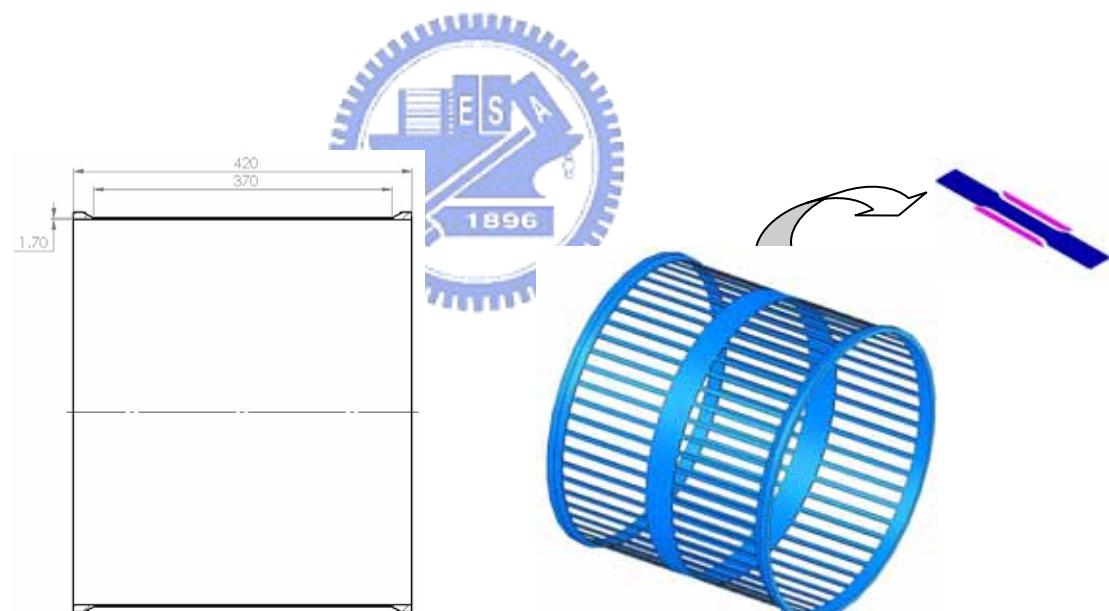


圖 3-1 C-250 麻時效鋼機械性質實驗流程

3.2 實驗試片之規格及準備

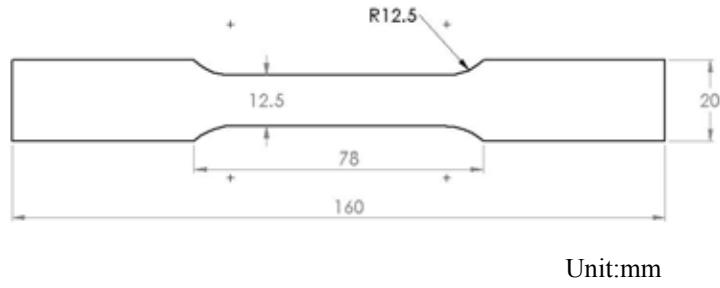
本試驗所使用材料為 C-250 麻時效鋼胚管，依 AMS 6512C 規範獲得（經兩道真空冶煉- VIM/VAR），為確認材料的實際組合成份與比例，以掃描式電子顯微鏡（Scanning electron microscopy，SEM）附屬之能量色散 X 光譜儀（Energy dispersive x-ray spectrometry，EDS）及測碳儀進行成份分析。

試驗採用之試片經由固溶熱處理後車製成厚度 4 mm 之胚管，經順流旋形加工使壁厚由 4 mm 縮減成 1.7 mm，並置於 1.3×10^{-2} Pa (1×10^{-4} Torr) 真空櫃中施以電子束鋸接（熱輸入量為 49 J/mm）。為避免試件受溫度影響，拉伸試片均以利用水刀及線切割，依 ASTM E370 規範製作整備，如圖 3-2 及圖 3-3 所示。

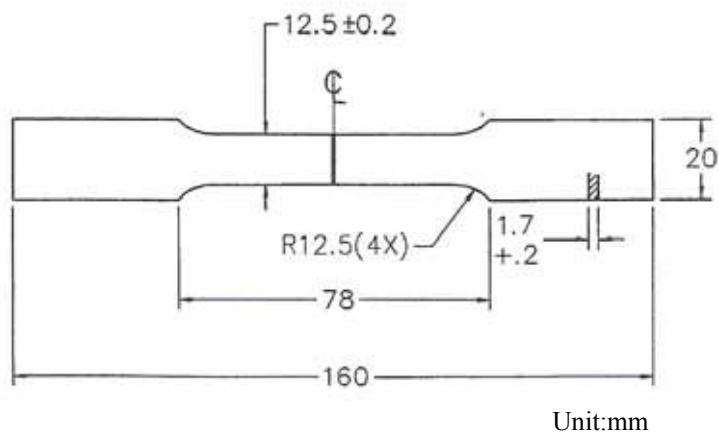


(a) C-250 旋形管尺寸示意圖 (b) 拉伸試片下料示意圖

圖 3-2 管件下料配置圖：(a) C-250 旋形管；(b) 拉伸試片



(a) 旋形試片尺寸圖



(b) 旋形電子束鍛接試片尺寸圖

圖 3-3 標準拉伸試片尺寸圖：(a) 旋形試片；(b) 旋形電子束鍛接試片

3.3 热處理試驗及設備

热處理試驗設備為 BCC 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 C-250 麻時效鋼含碳量極低 (<0.03 %)，且碳含量對麻時效鋼是有害之元素。因此，為確保熱處理過程中維持合金元素的原有含量比例，故熱處理時必需注意高溫下的滲碳現象。而於熱處理前先將爐體

升溫至 1000°C，並空燒 4 小時，以完全燃燒爐體內的殘留積碳。

本試驗熱處理主要分為均質化及時效熱處理兩大程序，已固溶處理之 C-250 試件，雖經旋形後會產生冷加工硬化的效應，但仍必須再經時效熱處理方能發揮麻時效鋼優良之機械性質，同時規劃以不完全時效 (Under-aging)、過時效 (Over-aging) 及前置固溶熱處理溫度及時間進行驗證，探討對旋形 C-250 麻時效鋼及鋸件機械性質的影響，如表 3-1、表 3-2 所示。

表 3-1 旋形 C-250 麻時效鋼試片時效/固溶熱處理規劃表

試片編號	熱處理道次 Solution(815°C/1h/AC)→forming(58%)→	數量		備註
		拉伸	觀察	
SF	同上	6	3	
FA1	時效 480°C/1 小時/空冷	6	3	
FA3	時效 480°C/3 小時/空冷	6	3	
FA6	時效 480°C/6 小時/空冷	6	3	
FA450	時效 450°C/6 小時/空冷	6	3	
FA510	時效 510°C/6 小時/空冷	6	3	
FA540	時效 540°C/6 小時/空冷	6	3	
S1A6	固溶 940°C/3 分鐘/空冷→時效 480°C/6 小時/空冷	6	3	
S3A6	固溶 940°C/3 分鐘/空冷*3→時效 480°C/6 小時/空冷	6	3	
S6A6	固溶 940°C/3 分鐘/空冷*6→時效 480°C/6 小時/空冷	6	3	

註：1. 時效溫度 480°C/6h/AC。

2. 固溶溫度為 810°C/1h/AC。

3. 試驗以 940°C/3min/AC 做為固溶基數(循環次數 1、3、6)。

4. 另規劃 480°C/5,15,30 min/AC 及 570°C,600°C/6 h/AC 微硬度及觀察試片。

表 3-2 旋形 C-250 麻時效鋼電子束鋸接試片時效/固溶熱處理規劃表

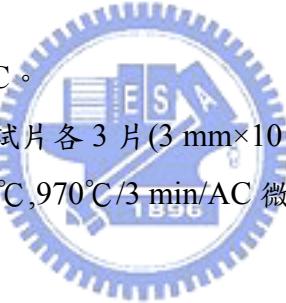
試片編號	熱處理道次 Solution(815°C/1h/AC)→forming(58%)→EBW	數量		備註
		拉伸	觀察	
FE	同上	6	3	
FEA480	時效 480°C/6 小時/空冷	6	3	
FEA510	時效 510°C/6 小時/空冷	6	3	
FEA540	時效 540°C/6 小時/空冷	6	3	
ES810m3	固溶 810°C/3 分鐘/空冷→時效 480°C/6 小時/空冷	6	3	
ES940m3	固溶 940°C/3 分鐘/空冷→時效 480°C/6 小時/空冷	6	3	
EH1150m3	均質化 1150°C/3 分鐘/空冷→時效 480°C/6 小時/空冷	6	3	
ES810h1	固溶 810°C/1 小時/空冷→時效 480°C/6 小時/空冷	6	3	
EH1150h1	均質化 1150°C/1 小時/空冷→時效 480°C/6 小時/空冷	6	3	

註：1. 時效溫度 480°C/6h/AC。

2. 固溶溫度為 810°C/1h/AC。

3. 拉伸試片各六片，觀察試片各 3 片(3 mm×10 mm)。

4. 另規劃 850°C, 880°C, 910°C, 970°C/3 min/AC 微硬度及觀察試片。



3.3.1 時效熱處理

本研究目的主要是以時效熱處理為主軸，探討直接時效、不完全時效或過時效對麻時效鋼的影響。C-250 經 815°C/1h/AC 的固溶熱處理後，必須再施以時效強化熱處理方能發揮超高強度的機械性質。依據 AMS 6512E 規範，C-250 麻時效鋼標準熱處理條件溫度為 480°C/6h/AC[60]。

麻時效鋼常使用於大型載具及航空器，因此除了其超高強度深受設計者的青睞外，材料之延伸率也是設計需考量的重點之一。依據學者[3,4,5]表示，材料強度大幅提升後，延伸率相對的降低。為了解時效熱處理對 58% 旋形麻時效鋼及鋸件的影響，藉由此次實驗探討相關的機械性質，因此除依標準時效熱處理 480°C/6h/AC 條件試驗外，另規劃控制時效時間參數(480°C/5 min、15 min、30 min、1 h、3 h/AC)

及溫度參數（450°C、510°C、540°C、570°C、600°C/6h/AC）不同條件，藉由析出不完全或溫度提高至 480°C 以上，來達到析出物粗大化及產生逆變態沃斯田鐵。使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 C-250 旋形試件之機械性質與顯微組織的影響。本試驗之基本時效熱處理程序，如圖 3-4 所示。

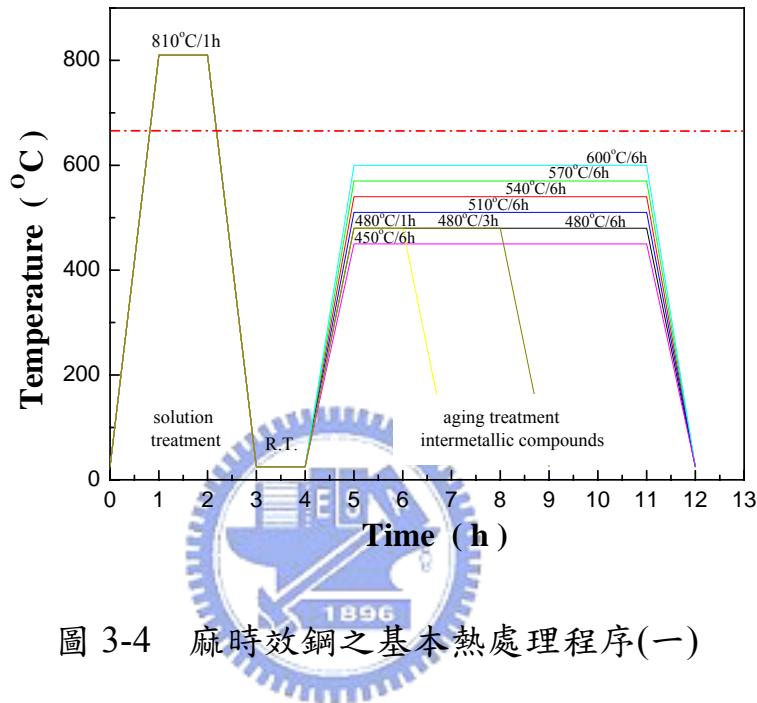


圖 3-4 麻時效鋼之基本熱處理程序(一)

3.3.2 固溶熱處理

旋形麻時效鋼經電子束鋸接及時效熱處理後，鋸道因偏析作用而析出強化不完全及逆變態沃斯田鐵池的生成，導致鋸道強度降低及延伸率嚴重不足[3,4,5]。且經固溶熱處理後，亦無法完全消除沃斯田鐵池及改善機械性質，故文獻中[3,4,6,7]建議施以更高溫 (1150°C) 的均質化處理，以消除鋸道偏析及逆變態沃斯田鐵池，但過高的均質化溫度卻導致晶粒粗大及材料偏脆性化。

因此，本研究利用麻時效鋼經 930°C 兩分鐘熱處理後，麻時效鋼於晶界中生成細小晶粒，且經 $\gamma \leftrightarrow \alpha$ 反覆循環相變化熱處理道次，再施以時效熱處理後，即可獲得較佳機械強度[41,42]特性。規劃以 940°C/3min/AC 短時間多循環熱處理程序，探討對旋形麻時效鋼其機械性質與顯微組織之影響。並針對 EBW 鋸件規劃，介於固溶與均質

化區間的溫度 (810°C、850°C、880°C、910°C、940°C、970°C、1150°C) 之前置熱處理製程，探討對麻時效鋼電子束鋸件之晶粒與機械性質之影響，以期可利用「高溫」、「短時間」之熱處理程序，獲得較佳之機械性質，如圖 3-5 所示。

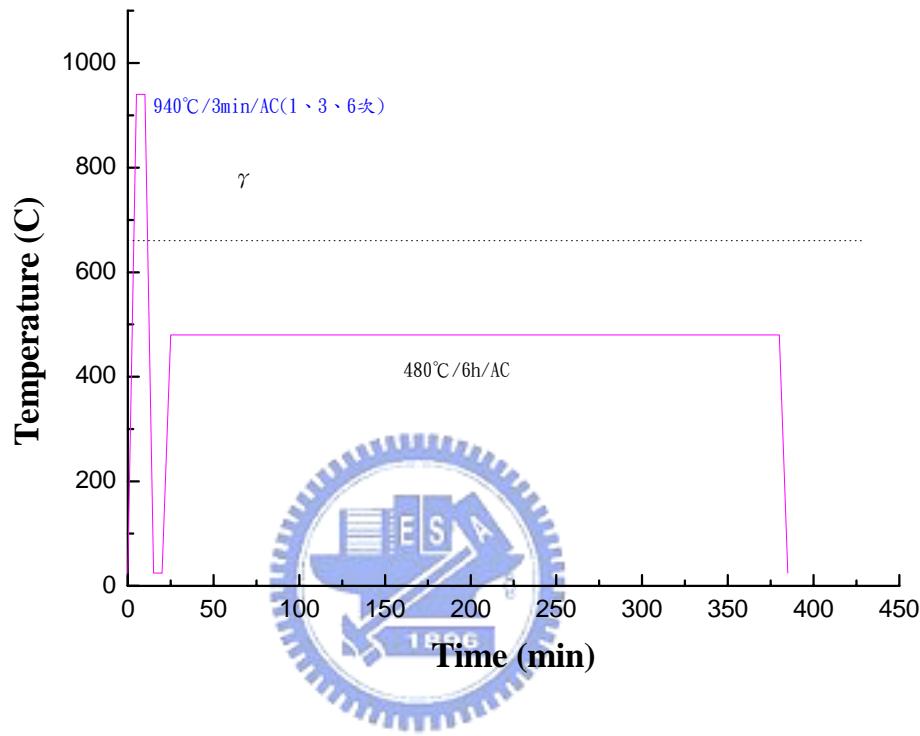


圖 3-5 麻時效鋼熱處理程序(二)

3.4 電子束鋸接試驗及設備

試驗設備為美國 Ferranti sciaky 製造，Type : VX-4-138x112x107；Power output: 60kv/MA700 型。試件經順流旋形加工後，厚度為 1.7 mm 管件。採不加填料電子束鋸接，由於 C-250 麻時效鋼含碳量極低 (<0.03wt.%)，鋸道凝固後為低碳麻田散鐵之鑄造顯微組織，微硬度約 30 HRC 左右[29]，故不易產生裂紋。尤其本試驗用之麻時效鋼經二道真空冶煉基材清淨度高，其含硫、磷等雜質極低 (<0.01wt.%)，對防止裂紋的產生極有助益，極適合使用電子束來鋸接。

3.5 拉伸試驗及設備

拉伸試驗係以 MTS (810 Material test system) 執行，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. 標距為 50.8mm，試片數每組至少六片以上，並將所獲得數據加以平均運用。

本試驗使用之 C-250 麻時效鋼，係採用旋形加工壁厚由 4 mm 縮減至 1.7 mm 之薄壁管，因此，本試驗研究採用類似厚度的薄板料規範做參考 (AMS 6520D-板材料)，若仍採胚管採購時之規範 (AMS 6512E-鍛造管) 來做拉伸機械性質之評估標準，其兩者差異性可能會很大，因此本研究之拉伸試驗結果均以 AMS 6520D 作為比較之標準 [61]。此旋形管具有下列幾個特點[4]：

1. 壁厚減縮率達 58%。
2. 加工方向主要在軸向，但材料在圓周方向也有流動。
3. 屬於冷加工，具有加工硬化效果。
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 ATSM E8. 之 Fig 13 Tension test specimens for large-diameter tubular products)。

3.6 微硬度測量及設備

微硬度量測目的，主要係比較旋形前、後及電子束鋸接後經不同時效、固溶等熱處理對 C-250 硬度的影響。試片準備方式與金相觀察者相同，量測點分別為內、外管壁由內至外壁微硬度之分佈以及鋸道試片間的分佈，以觀察不同熱處理條件對 C-250 麻時效鋼微硬度值之變化。所使用微硬度設備為 Matsuzawa 之 Mxt70。量測方式係以 300 克重量下壓 15 秒，量測壓痕之兩對角長度，經設備內附軟體計算成洛氏硬度值 (HRC) [62]。

3.7 金相試片準備

金相觀察的目的，主要係比較旋形前、後、電子束鋸接以及各種不同熱處理組合對 C-250 顯微組織的影響。其試材係經由各種不同熱處理條件之旋形管上取下約 $3\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 大小試片。

將其取樣的試片進行鑲埋、研磨，再以氧化鋁粉液及鑽石膏拋光至 $0.05\text{ }\mu\text{m}$ 。如圖 3-6 所示。



圖 3-6 金相觀察及微硬度試片

觀察試片經以氯化銅混合酸液 ($30\text{ml HCl}+10\text{ml HNO}_3+\text{CuCl}_2$) 加以浸蝕出觀察面。使用設備包括光學顯微鏡 (Optical microscopy, OM) 及掃描式電子顯微鏡 [63]。

四、結果與討論

4.1 試驗材料化學成份分析

試驗所使用之材料為 Co 強化 C-250 麻時效鋼，其依 AMS6520D 規範含量[61]與試驗時所測得之化學成份含量，如表 4-1 所示。本次試驗所使用的麻時效鋼含碳量極低（僅 0.009wt.%）的麻時效鋼，其餘合金元素均滿足規範規格。

表 4-1 本試驗使用 C-250 化學成份(wt.%)

Element	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr	Si	Mn	C	S	P	Fe
Specification AMS 6512E	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	Rem
Used in this work	18	8.14	4.84	0.37	0.09	0.06	0.06	0.01	0.009	<0.01	<0.01	Rem

4.2 C-250 試驗胚管微硬度量測與顯微組織觀察

試驗用試材 C-250 經固溶熱處理（815°C/1h/AC）時形成沃斯田鐵組織，經空冷至室溫後，變態為質軟富延、韌性之板條狀麻田散鐵組織，如圖 4-1 所示。其微硬度量測值為 33.2 HRC。

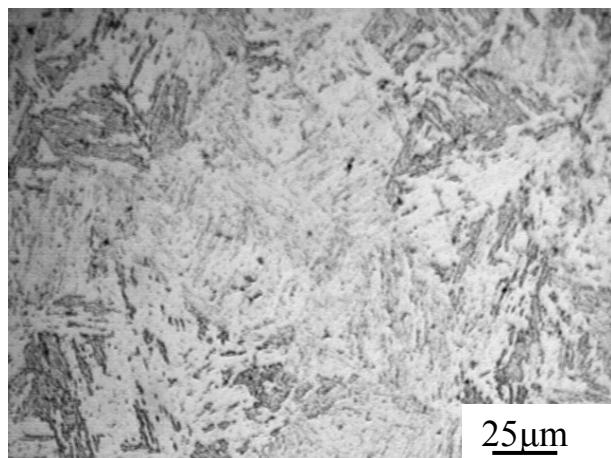


圖 4-1 C-250 經固溶處理之金相圖

4.2.1 58% 旋形 C-250 試件微硬度量測與顯微組織觀察

C-250 胚管經旋形加工，壁厚由 4 mm 縮減為 1.7 mm，減縮率為 58%，經量測微硬度為 36.1 HRC，與母材相比，微硬度值約提升 3.9 HRC。由圖 4-2 顯示，58% 旋形麻時效鋼試件，其微硬度值呈現近似水平分佈，顯示 C-250 麻時效鋼塑性變形佳，且加工後微硬度值分佈均勻，非常適合旋形加工製程。

由光學顯微觀察顯示，C-250 試件經順流旋形加工後，原粗大的板條狀麻田散鐵顯微組織皆已遭受破壞，顯微組織呈現纖維狀結構 (Fiber structure)。觀察 C-250 內、外壁之金相圖，旋形加工後管件之晶粒顯微組織已被拉長變形且有明顯的方向性，如圖 4-3 所示。

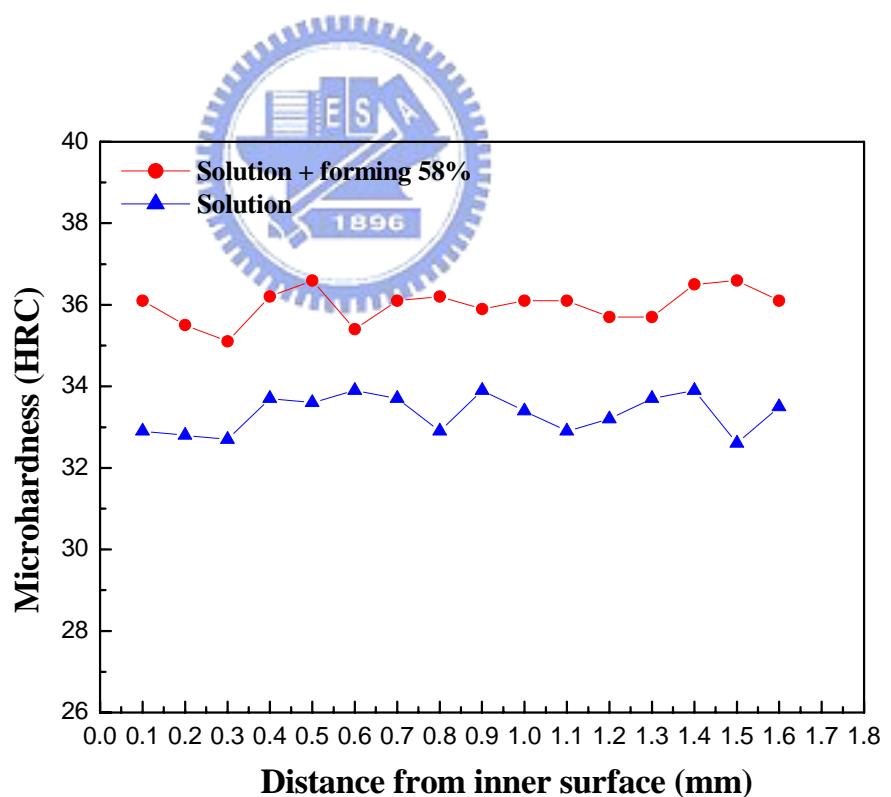


圖 4-2 C-250 旋形管件與母材之微硬度分佈

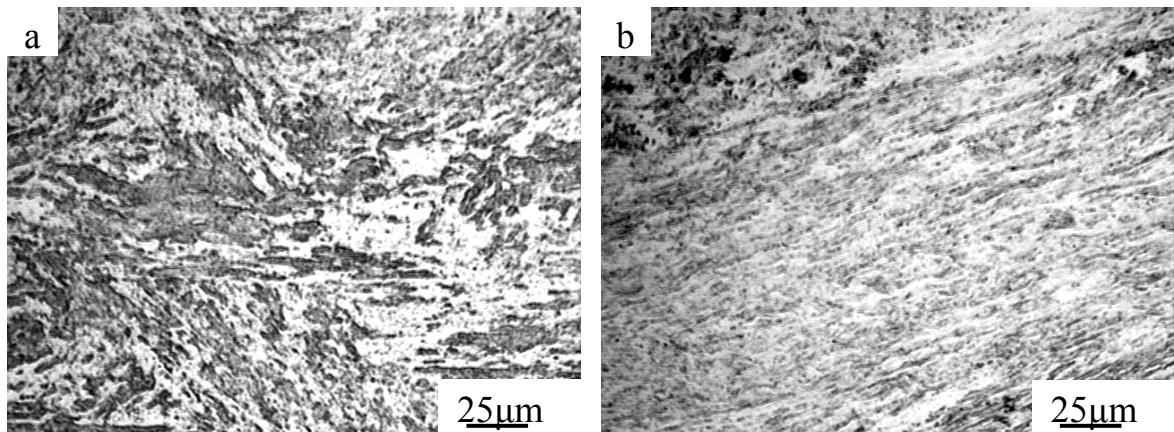


圖 4-3 C-250 旋形後 (58%) 金相圖：(a) 外壁；(b) 內壁

4.2.2 本節結論



1. C-250 麻時效鋼經固溶熱處理後，為質軟富延性之板條狀麻田散鐵組織，微硬度值為 33.2 HRC。經順流旋形加工後，微硬度值提升至 36.1 HRC，具有加工硬化之效果。由金相觀察，呈現纖維狀顯微組織結構，且具有方向性。
2. C-250 麻時效鋼經 58% 冷作加工後，其微硬度值呈近似水平分佈，顯示 C-250 麻時效鋼冷作成形性佳，非常適合旋形加工製程。

4.3 時效熱處理對旋形 C-250 試件之機械性質與顯微組織的影響

4.3.1 試驗目的與流程

C-250 麻時效鋼經 58% 旋形加工為無縫管件，必須以時效熱處理來強化其機械性質。然而，由於旋形加工所產生的纖維狀晶粒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，將對機械性質造成影響。先前學者[3,4,5]研究，79% 旋形麻時效鋼經 $480^{\circ}\text{C}/6\text{h/AC}$ ，雖可獲得較高的抗拉強度，卻也導致延伸率大幅降低。

因此，本節將規劃以 58% 旋形加工試件施以不同時效熱處理，實驗中除探討 480°C 時效熱處理，另規劃不完全時效 ($480^{\circ}\text{C}/5\text{ min}$ 、 15 min 、 30 min 、 1 h 、 3 h/AC ； $450^{\circ}\text{C}/6\text{h/AC}$) 热處理，藉由析出強化不完全，以探討經 58% 旋形加工製程後在不足時效之熱處理，對材料硬化效果及顯微組織的影響，以及過時效 (510°C 、 540°C 、 570°C 、 $600^{\circ}\text{C}/6\text{h/AC}$) 热處理之不同條件，使析出粒子粗大化及產生逆變態沃斯田鐵，來觀察對 C-250 之機械性質與顯微組織之影響。本試驗流程如圖 4-4 所示。

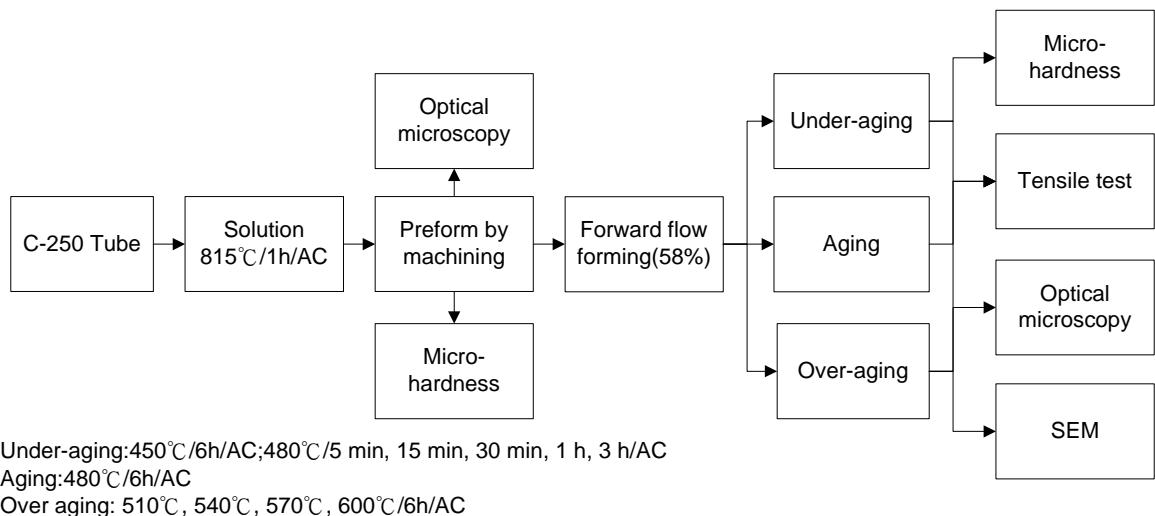


圖 4-4 時效熱處理對旋形 C-250 麻時效鋼影響之試驗流程

4.3.2 微硬度量測與顯微組織觀察

C-250 旋形試件經由各種不同時效條件熱處理後，經量測後其微硬度平均值，如表 4-2 及表 4-3 所示。

表 4-2 旋形 C-250 經不同時間之時效 480°C 热處理微硬度量測值

Aging treatment	Forming	5 min	15 min	30 min	1 h	3 h	6 h
Hardness (HRC)	36.1	46.0	47.4	47.7	48.8	52.6	54.1

表 4-3 旋形 C-250 經不同溫度之時效 6 小時熱處理微硬度量測值

Aging treatment	Forming	450°C	480°C	510°C	540°C	570°C	600°C
Hardness (HRC)	36.1	53.3	54.1	53.2	50.0	47.5	45.2

由表 4-2 及圖 4-5 顯示，以不同時效時間（時效溫度 480°C）為參數之熱處理，C-250 麻時效鋼經 480°C/5min/AC 時效熱處理後，量測其微硬度值為 46.0 HRC。與僅有旋形試件相比，微硬度值已提高

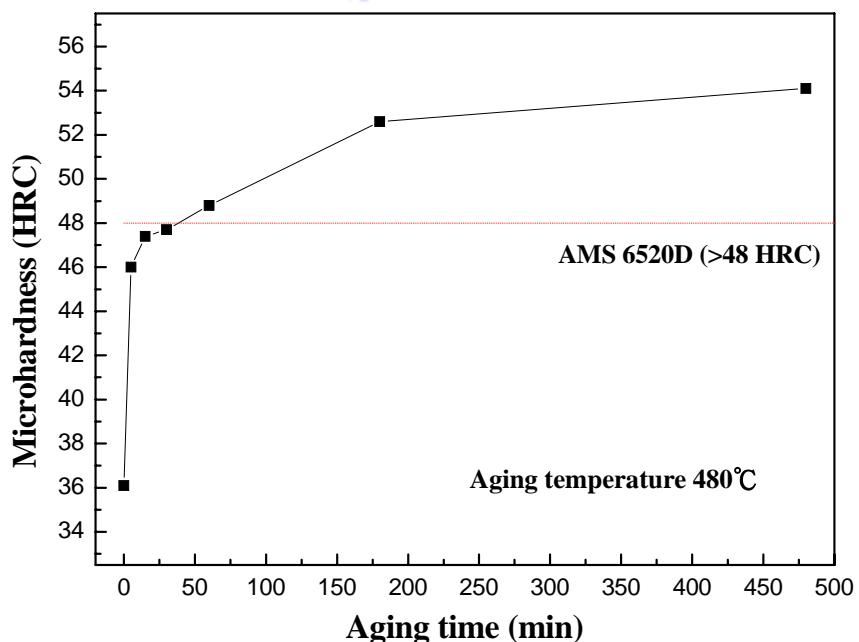


圖 4-5 旋形 C-250 經不同時間之時效熱處理微硬度分佈值

約 9.9 HRC，析出強化效果已達標準時效 (480°C/6h/AC) 之最高微硬度值的 85%，也非常接近 AMS 6520D 規範規格 (>48 HRC)，但隨著時效時間拉長，析出強化效果並不明顯，直至時效熱處理三小時後，其微硬度值 (52.6 HRC) 才有顯著的提升，經六小時後，其微硬度值 (54.1 HRC) 達到最高值，但與時效熱處理三小時相比，僅再提升約 1.5 HRC。

由表 4-3 及圖 4-6 顯示，以不同時效溫度 (時效時間 6 小時) 為參數之熱處理，480°C/6h/AC 之時效強化效果仍為最佳，600°C 過時效溫度之 45.2 HRC 為最低。由於旋形加工硬化效應與時效析出之複合作用下，使不足時效溫度 (450°C) 與標準時效溫度 (480°C) 及過時效溫度 (510°C、540°C) 均可滿足AMS 6520D規範規格 (>48 HRC) [61]。隨著時效溫度升高，析出強化之金屬間化合物 Ni_3Mo 開始產生溶解。當時效溫度提升至 570°C 及 600°C 過時效溫度時，因溶解的 Ni_3Mo 和隨之形成的 Fe_2Mo ，於麻田散鐵邊界 (Martensite lath boundary) 及先前沃斯田鐵晶界 (Prior austenite grain boundary) 形成逆變態沃斯田鐵，當熱處理溫度越高，其效果越明顯 [2,3,4,5,14,20,28,64]，此條件之微硬度值已無法滿足AMS 6520D 規範。

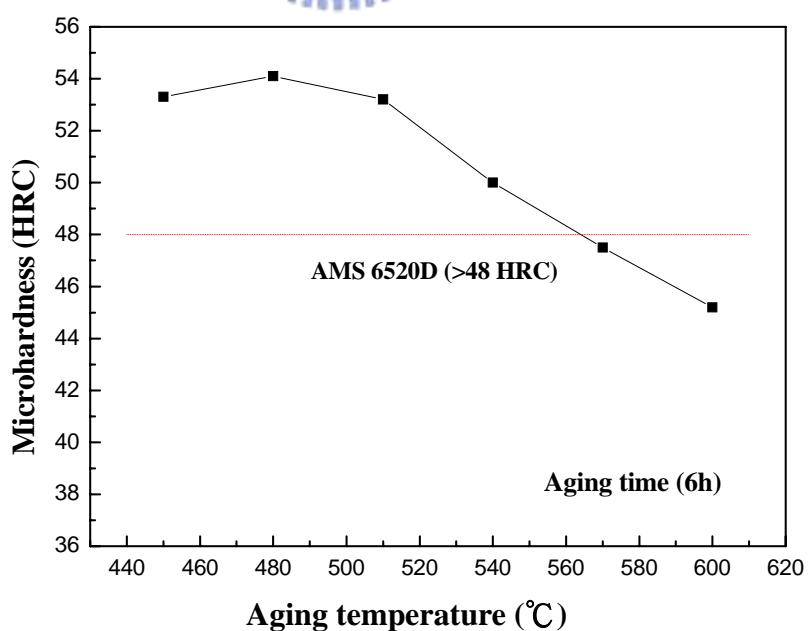


圖 4-6 旋形 C-250 經不同溫度之時效熱處理微硬度分佈值

實驗結果顯示，無論以時效時間或溫度為變化參數，58% 旋形麻時效鋼經 $480^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理條件之硬化效果為最佳，與學者 [3,4,5,14,28,64] 研究結果相符。麻時效鋼具有良好的冷作成形性，經 58% 旋形加工之截面微硬度呈現近似水平的分佈。經時效熱處理後，因加工硬化及時效析出之複合作用使強度大幅提升，經微硬度量測同樣呈現水平的分佈形態，顯示麻時效鋼適合順流旋形加工製程，且優異穩定的加工特性使加工應力分佈均勻，如圖 4-7 所示。

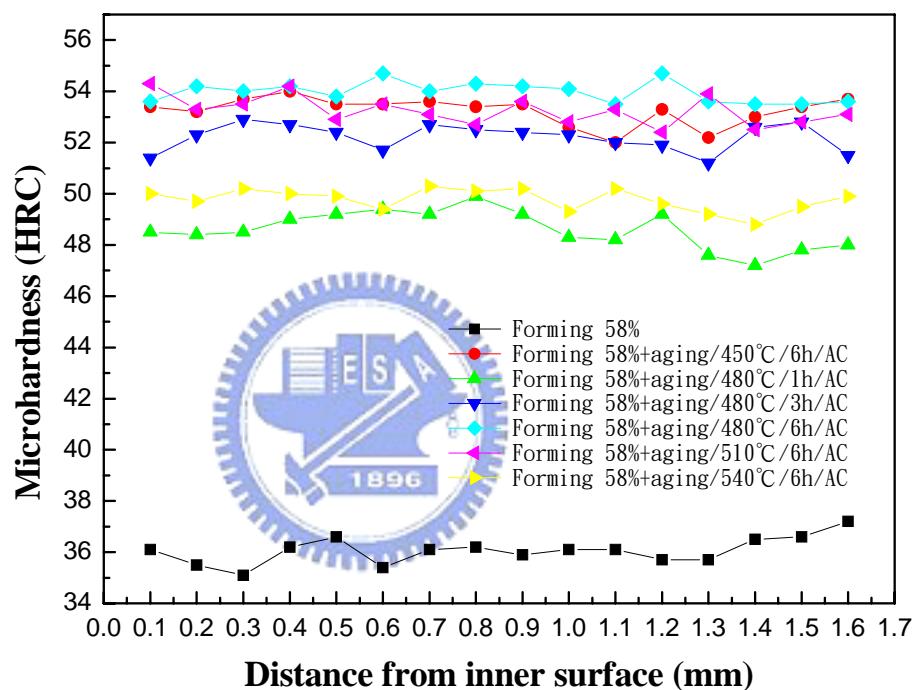


圖 4-7 旋形 C-250 經不同時效熱處理後，微硬度分佈值

圖 4-8 為光學顯微觀察，固溶處理之板條狀麻時效鋼，經旋形加工後組織遭到破壞，產生纖維狀顯微結構且具有方向性。經時效熱處理後，在麻田散鐵基地內析出極細的金屬間化合物，阻礙差排滑移而強化[2,6]。當時效溫度至 540°C 以上，纖維狀顯微結構已不明顯， 570°C 及 600°C 幾乎已看不出纖維狀顯微結構，如圖 4-9 f 及圖 4-9 g 所示。

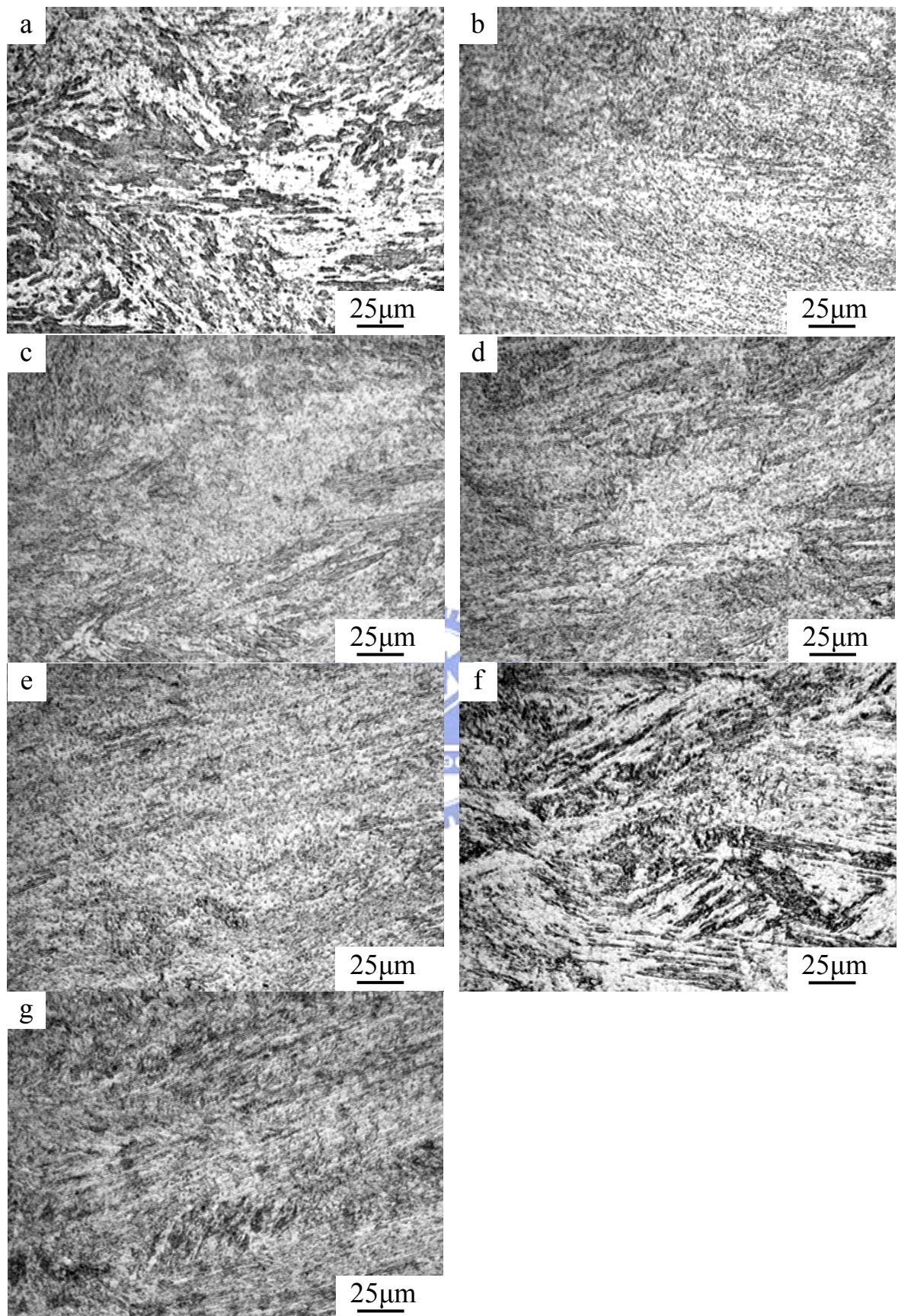


圖 4-8 旋形 C-250 經不同時間之時效熱處理之金相圖：(a)Forming 58%；
(b) 5 min；(c) 15 min；(d) 30 min；(e) 1 h；(f) 3 h；(g) 6 h

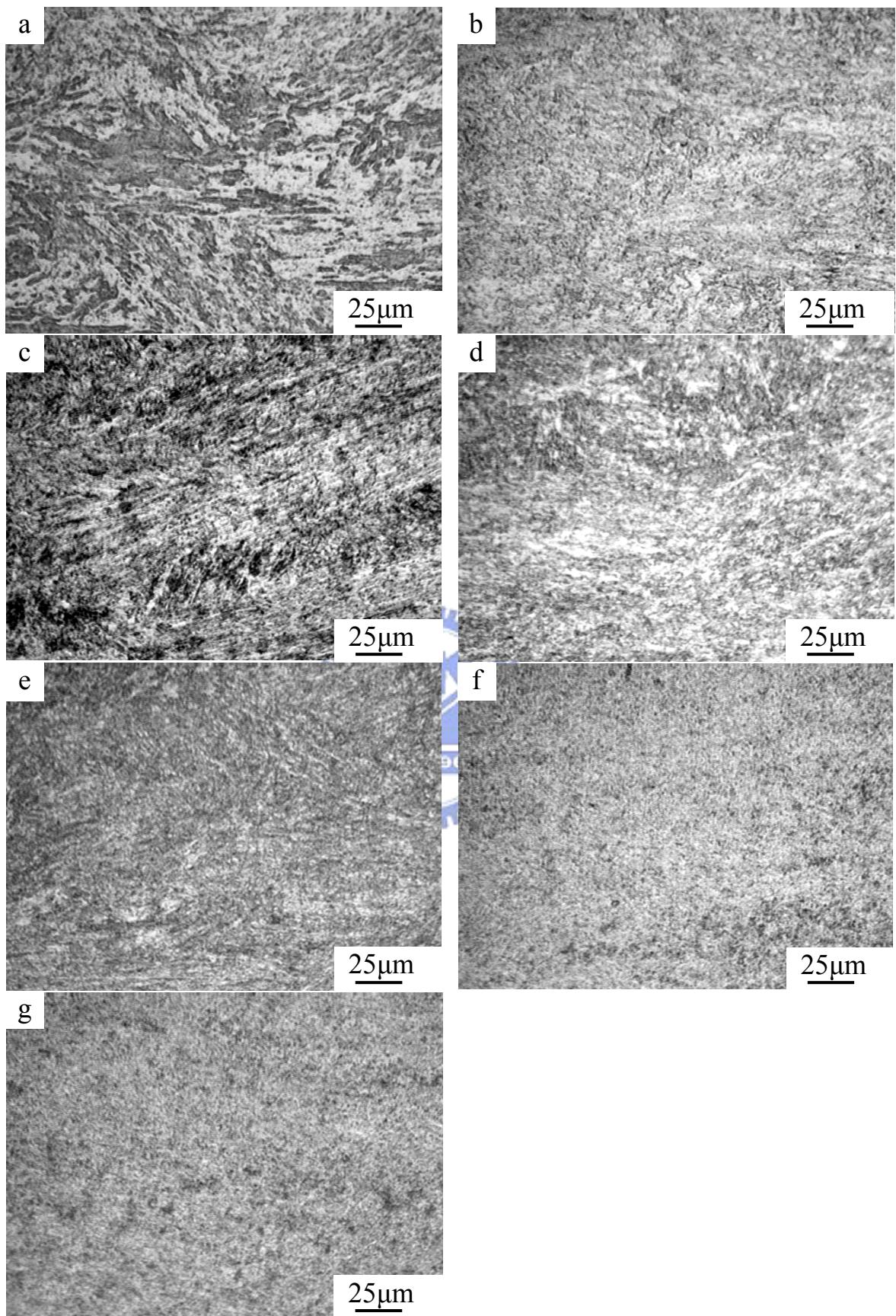


圖 4-9 旋形 C-250 經不同溫度之時效熱處理之金相圖：(a)Forming 58%；
(b) 450°C；(c) 480°C；(d) 510°C；(e) 540°C；(f) 570°C；(g) 600°C

4.3.3 機械性質測試結果與分析

表 4-4 為 C-250 經順流旋形加工及不同時效熱處理製程條件後之拉伸機械性質結果。

表 4-4 旋形 C-250 經不同時效強化熱處理之機械性質

Sample code	Heat treating process	YS (MPa) (0.2% offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D		1689	1758	2.5
SF	As	1064	1173	6.2
FA1	Forming→aging(480°C/1h/AC)	1603	1618	3.8
FA3	Forming→aging(480°C/3h/AC)	1881	1909	4.1
FA6	Forming→aging(480°C/6h/AC)	2014	2058	3.9
FA450	Forming→aging(450°C/6h/AC)	1861	1887	4.2
FA510	Forming→aging(510°C/6h/AC)	1853	1927	5.0
FA540	Forming→aging(540°C/6h/AC)	1661	1740	8.2

由表 4-4 及圖 4-10 顯示，旋形麻時效鋼在 480°C 時效溫度條件下，時效時間對機械性質的影響。試片經 480°C/1h/AC 時效熱處理後，其降伏強度 (Yield strength) 與抗拉強度 (Tensile strength) 雖未及 AMS 6520D 規範規格，但與固溶旋形試件 (58-SF) 相比已分別提升 51% 及 38%。經 480°C/3h/AC 及 480°C/6h/AC 時效熱處理後，則以 480°C/6h/AC 時效熱處理之效果為最佳，其降伏強度及抗拉強度分別高出規範值 19% 及 17%。溫度效應雖抵消部份旋形冷作加工之強化效果，然而大部分之硬化效果與時效析出複合作用相加下，仍使材料強度大幅提升。

而延伸率方面，C-250 試片經 480°C/1、3、6h/AC 之不同時效強化處理，皆可滿足 AMS 6520D 規範規格 (>2.5%)。但試片在 480°C/1h/AC 之時效強化條件下，其拉伸強度尚未達到最高值，而延伸率卻是此三種條件下最低，如 4-10 圖所示。造成此現象之原因乃旋

形加工後直接時效熱處理，因析出強化不完全，且冷加工造成差排相互糾結效果仍在及新的金屬間化合物析出，阻礙著差排滑移 (Dislocation slip) 等[3,65]，使塑性變形能力大減，導致延伸率下降。當時效時間達六小時，C-250 試片已充分時效析出強化，使降伏及抗拉強度達最大值，且延伸率亦高於規範值 56%，與 FA3 試件拉伸強度結果相近，顯示在 480°C 的時效硬化處理條件下，其機械性質是穩定的。

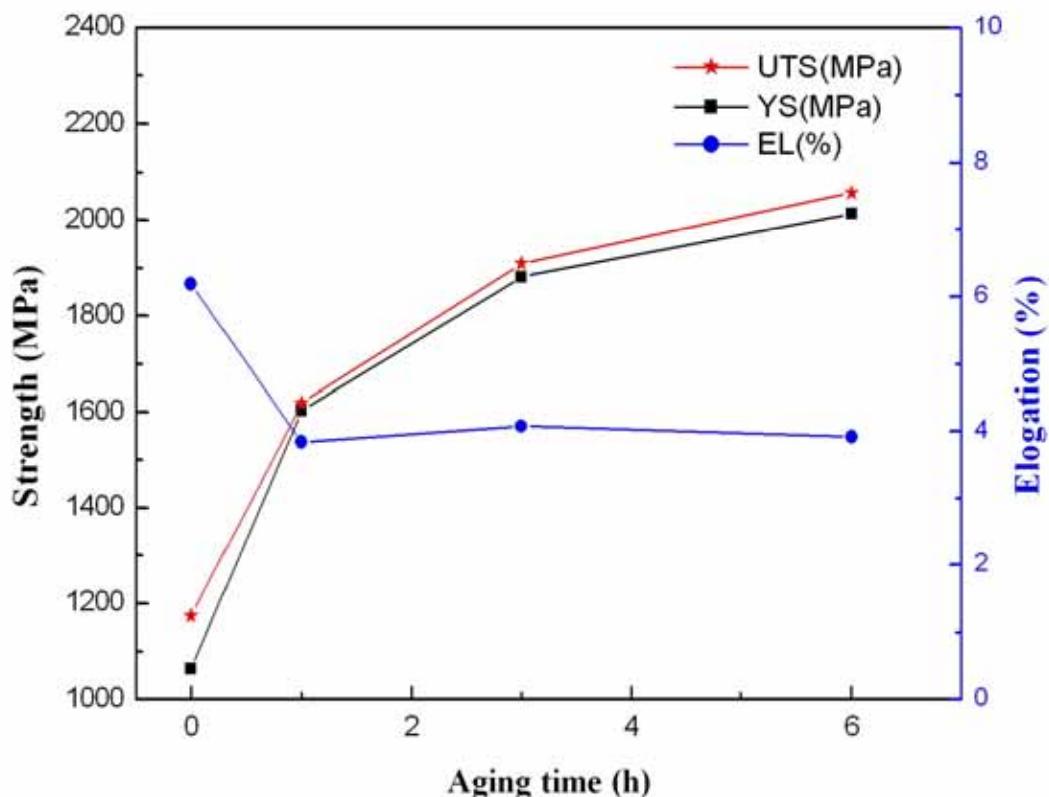


圖 4-10 旋形 C-250 經不同時間之時效熱處理之機械性質比較

C-250 旋形材料在時效時間六小時條件下，其時效溫度對機械性質的影響，如圖 4-11 所示。除過時效溫度（540°C）降伏及抗拉強度未達 AMS 6520D 規範，其餘不足時效溫度（450°C）、標準時效溫度（480°C）及過時效溫度（510°C）皆滿足規範規格。不足時效溫度部份，雖析出強化不完全，然而受到加工硬化及時效析出的雙重影響，其降伏及抗拉強度仍分別增加 74% 及 61%。過時效溫度部份，當時效溫度至 540°C，由於析出粒子開始粗大化及產生微量質軟的逆變態沃斯田鐵，同時，高溫時基地相對於合金元素的溶解度提高，析出相相對的減少[3,64]，使材料強度下降未達 AMS 6520D 規範值，但延伸率則高於規範值的 229%。由圖 4-11 顯示，過時效溫度（540°C）之延伸率為試驗的最大值，符合 Floreen 建議[2]：欲增加材料之延伸率可藉由提高時效溫度及拉長時效時間兩方式改變麻時效鋼機械性質。

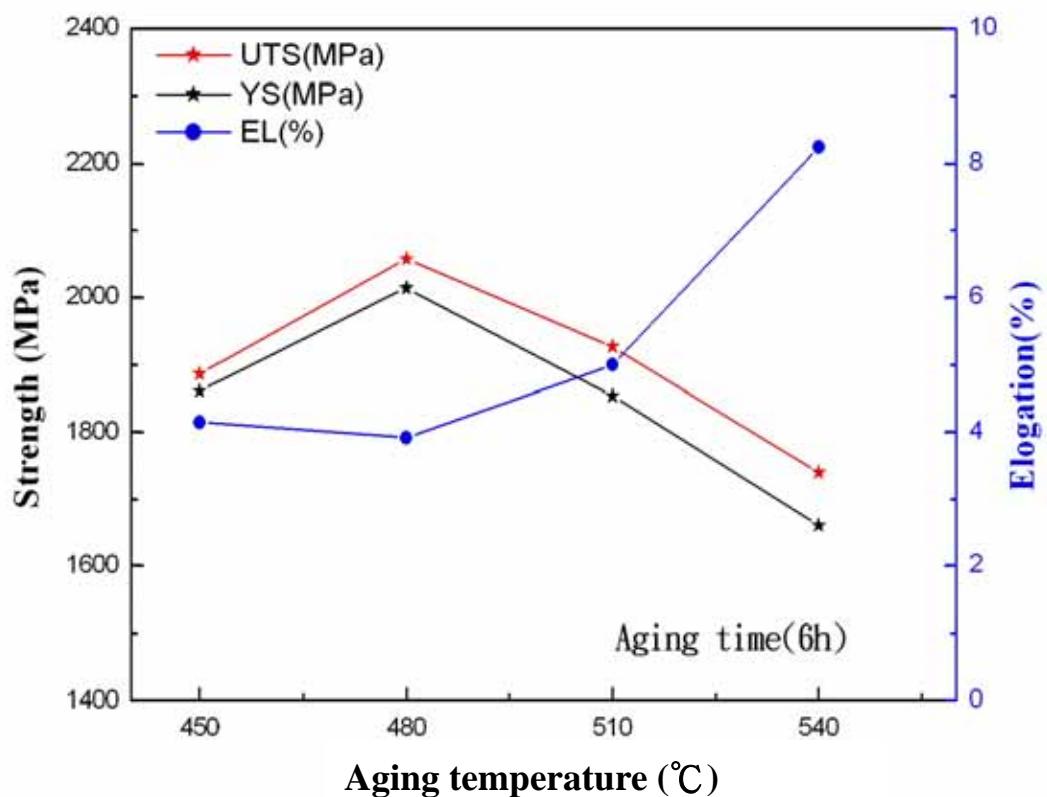


圖 4-11 旋形 C-250 經不同溫度之時效熱處理之機械性質比較

4.3.4 拉伸破斷面觀察與分析

1. 58% 旋形加工之麻時效鋼

圖 4-12 為 C-250 經旋形加工後之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-12 a 顯示，為頸縮 (Necking) 破斷形式，同時觀察 SEM 巨觀破斷面 (圖 4-12 b) 顯示，破斷截面亦呈現大幅頸縮的延性破斷形態且無劈裂現象。由此可見，固溶 C-250 經 58% 旋形加工後，雖晶粒已產生纖維化及加工硬化的效果，仍保有相當的延展性 (6.2%)。由 SEM 的顯微觀察顯示為非均勻之延性漩渦狀 (Dimples) 顯微組織結構，如圖 4-12 c 及圖 4-12 d 所示。

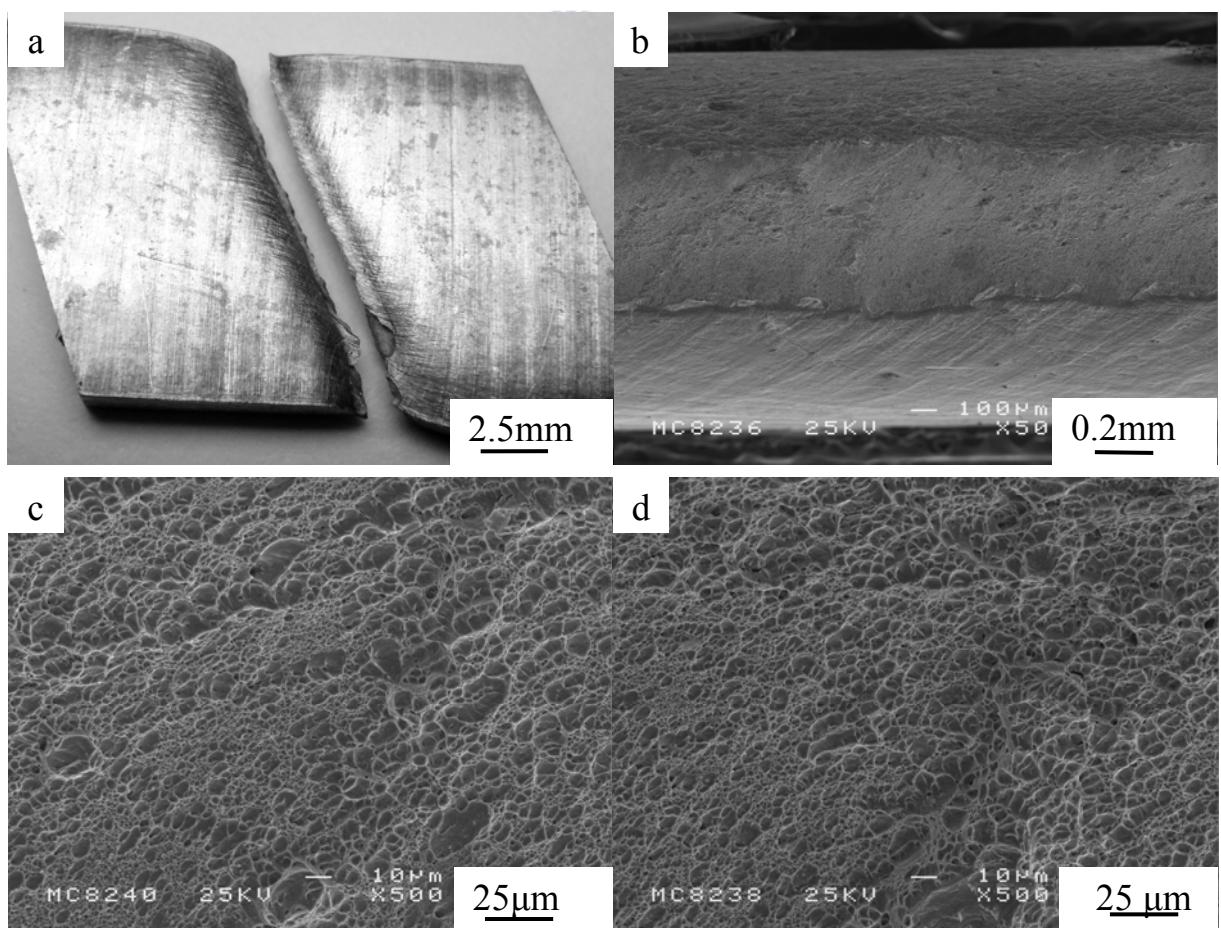


圖 4-12 旋形 C-250 拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀；(b) SEM 延性破斷面；(c)、(d) 非均勻漩渦狀顯微組織 SEM。

2. 不足時效熱處理($480^{\circ}\text{C}/1\text{h}/\text{AC}$)

圖 4-13 為 C-250 旋形試件經 $480^{\circ}\text{C}/1\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-13 a 顯示，為頸縮破斷形式，同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-13 b）顯示，破斷截面呈現微量頸縮及準劈裂面（Quasi-cleavage plane）的混合破斷現象。由此可見，C-250 旋形試件經一小時時效處理，在加工硬化及析出強化複合效果下，材料性質已出現脆性破斷現象。由 SEM 的顯微觀察顯示為非均勻之延性漩渦狀顯微組織及空孔顯微結構（如圖 4-13 c 所示）及破斷截面兩側階梯狀劈裂破斷面（圖 4-13 d 所示）。

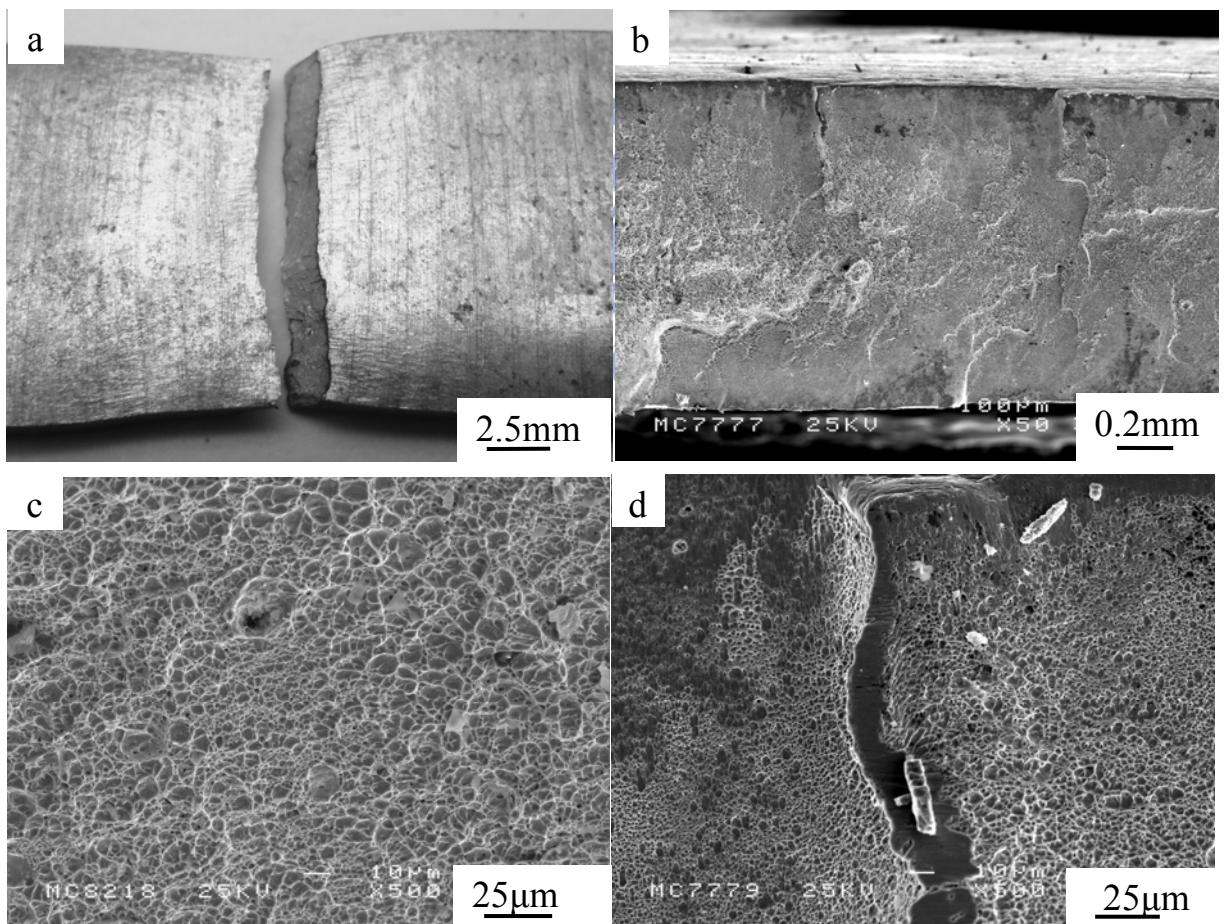


圖 4-13 旋形 C-250 經 $480^{\circ}\text{C}/1\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理之拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀；(b) 準劈裂破斷面之 SEM；(c) 漩渦狀顯微組織；(d) 階梯狀劈裂破斷面。

3. 時效熱處理(480°C/3h/AC)

圖 4-14 為 C-250 旋形試件經 480°C/3 h/AC 時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-14 a 顯示，為頸縮破斷形式，同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-14 b）顯示，破斷截面呈現頸縮延性破斷現象，且準劈裂面亦較不明顯。由 SEM 的顯微觀察顯示為非均勻漩渦狀顯微組織，且漩渦狀組織有被拉起之延性現象，如圖 4-14 c 及圖 4-14 d 所示。

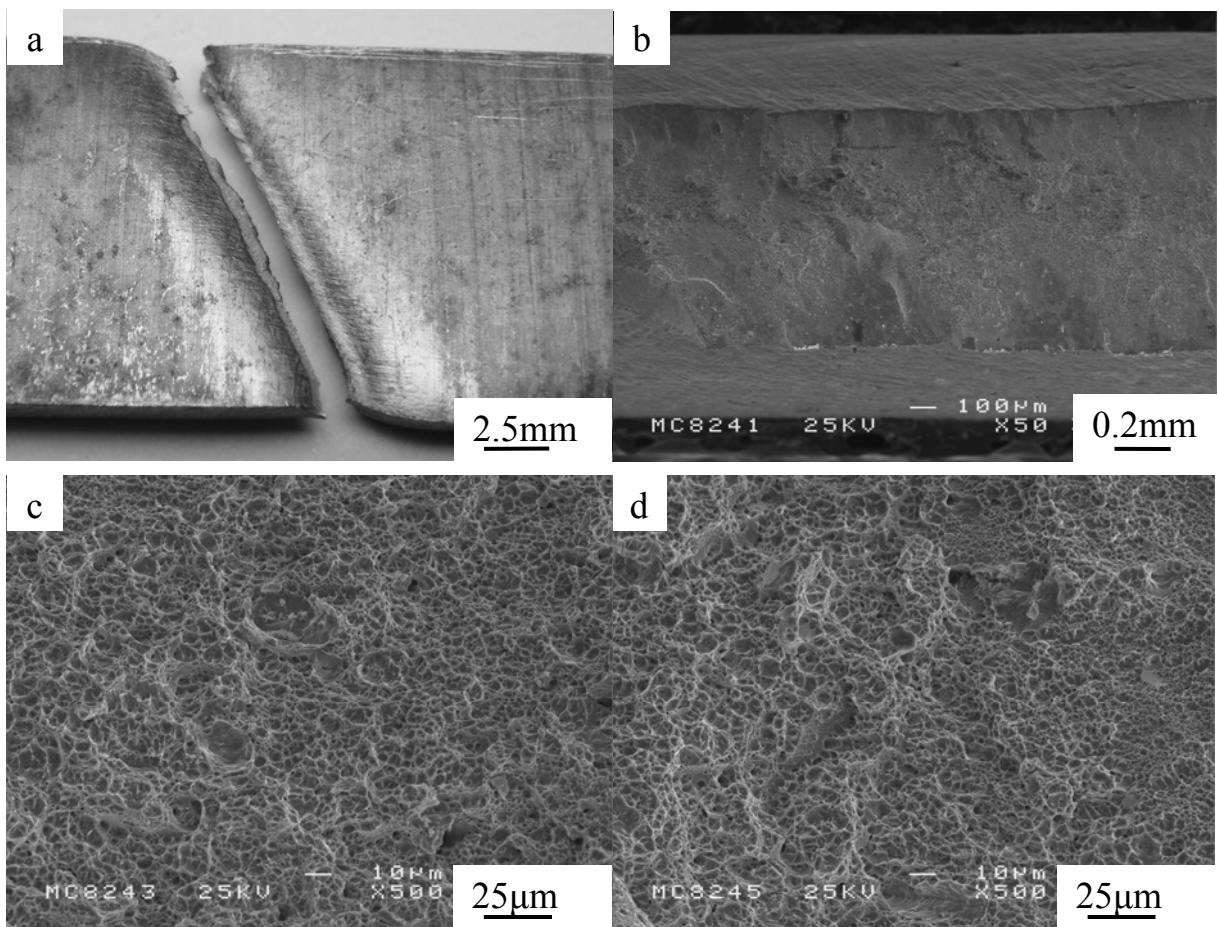


圖 4-14 旋形 C-250 經 480°C/3h/AC 時效熱處理之拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀；(b) 延性破斷面之 SEM；(c) 漩渦狀顯微組織；(d) 漩渦狀顯微組織。

4.時效熱處理($480^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$)

圖 4-15 為 C-250 旋形試件經 $480^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-15 a 顯示，呈現微量頸縮的現象，同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-15 b）顯示，破斷截面兩側為少許準劈裂面，中間處呈現空孔現象。由 SEM 的顯微觀察顯示，呈現更為細小且非均勻漩渦狀顯微組織，且呈現拉起之延性現象（圖 4-15 c 所示）；圖 4-15 d 顯示，延劈裂線兩側之漩渦狀組織較圖 4-15 c 細小，為混合著漩渦狀組織與準劈裂面破壞形式，而非全脆性破斷面破斷。由此可見，C-250 旋形試件經六小時時效熱處理後，抗拉強度雖以達最大值，但材料仍保有良好之延性（3.9%）。

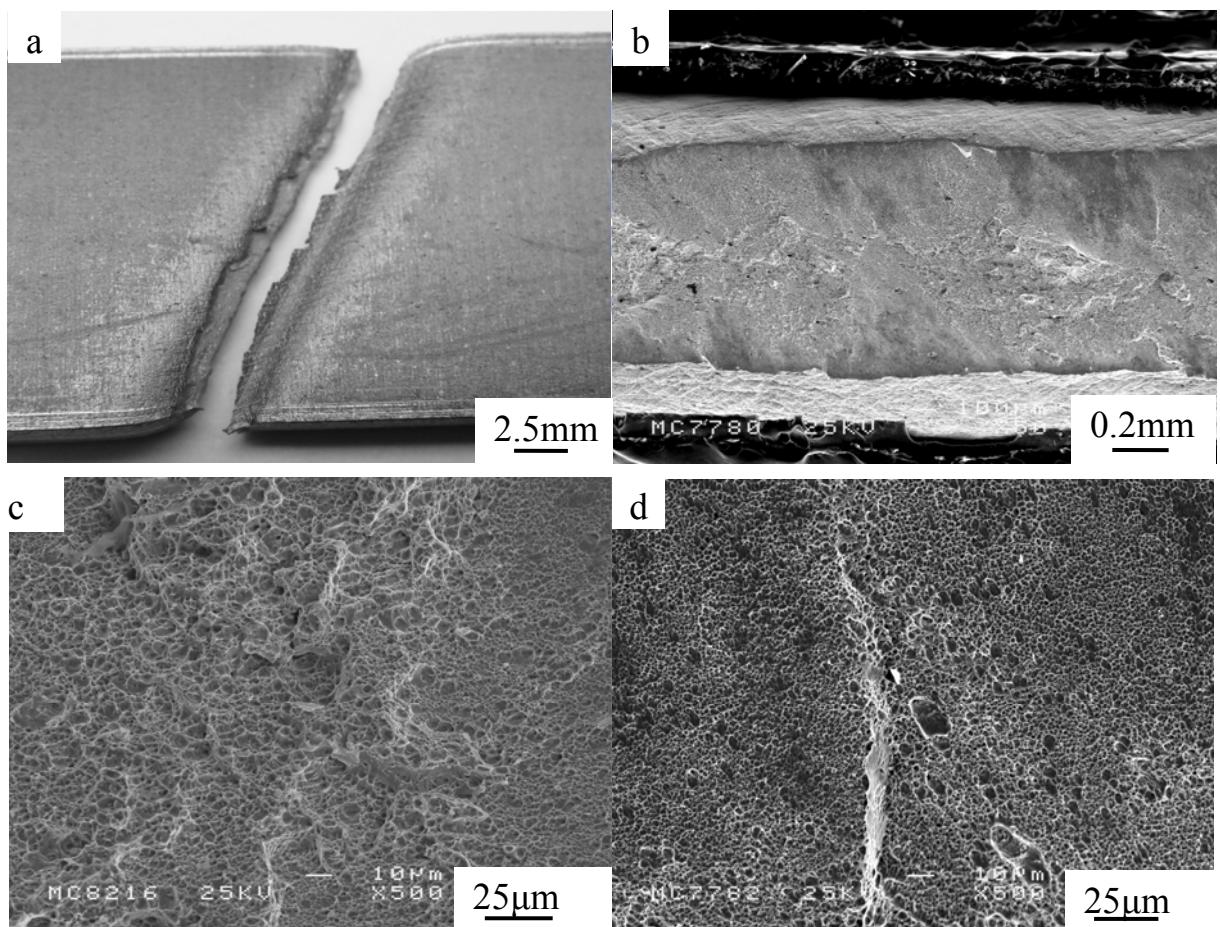


圖 4-15 旋形 C-250 經 $480^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理之拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀；(b) 延性破斷面之 SEM；(c) 漩渦狀顯微組織；(d) 漩渦狀顯微組織及準劈裂破斷面。

5. 不足時效熱處理($450^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$)

圖 4-16 為 C-250 旋形試件經 $450^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-16 a 顯示，呈現不規則破斷及不明顯之頸縮現象，同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-16 b）顯示，破斷截面呈現明顯階梯狀及準劈裂面破斷現象。由 SEM 的顯微觀察顯示，仍為非均勻大小之漩渦狀顯微組織（圖 4-16 c 所示）；圖 4-16 d 顯示，為階梯狀準劈裂破斷面上，呈現更細小漩渦狀組織。

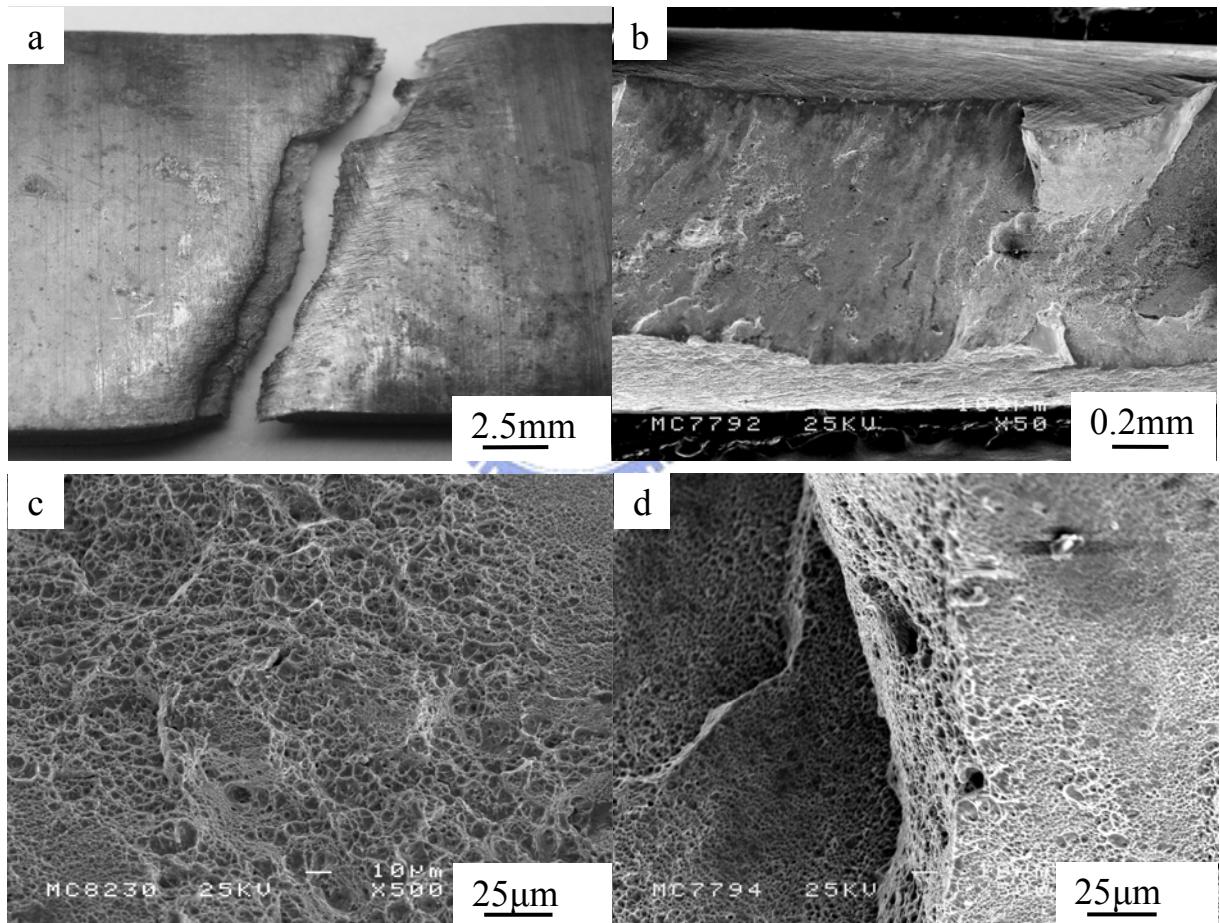


圖 4-16 旋形 C-250 經 $450^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理之拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀；(b) 階梯狀劈裂破現象 SEM；(c) 非均勻漩渦狀顯微組織；(d) 階梯狀與漩渦狀顯微組織。

6. 過時效熱處理($510^{\circ}\text{C}/6\text{h/AC}$)

圖 4-17 為 C-250 旋形試件經 $510^{\circ}\text{C}/6\text{h/AC}$ 時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-17 a 顯示，破斷呈現小幅頸縮之破斷形式，同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-17 b）顯示，破斷截面上、下兩側呈現類似準劈裂破斷現象，中間出現少許空孔為破壞之起始處，呈現延性之破裂形態。由 SEM 的顯微觀察顯示，佈滿非均勻大小之漩渦狀顯微組織，部分漩渦狀組織有微量成長之趨勢（圖 4-17 c 所示）；圖 4-17 d 顯示，準劈裂面上非均勻漩渦狀組織。

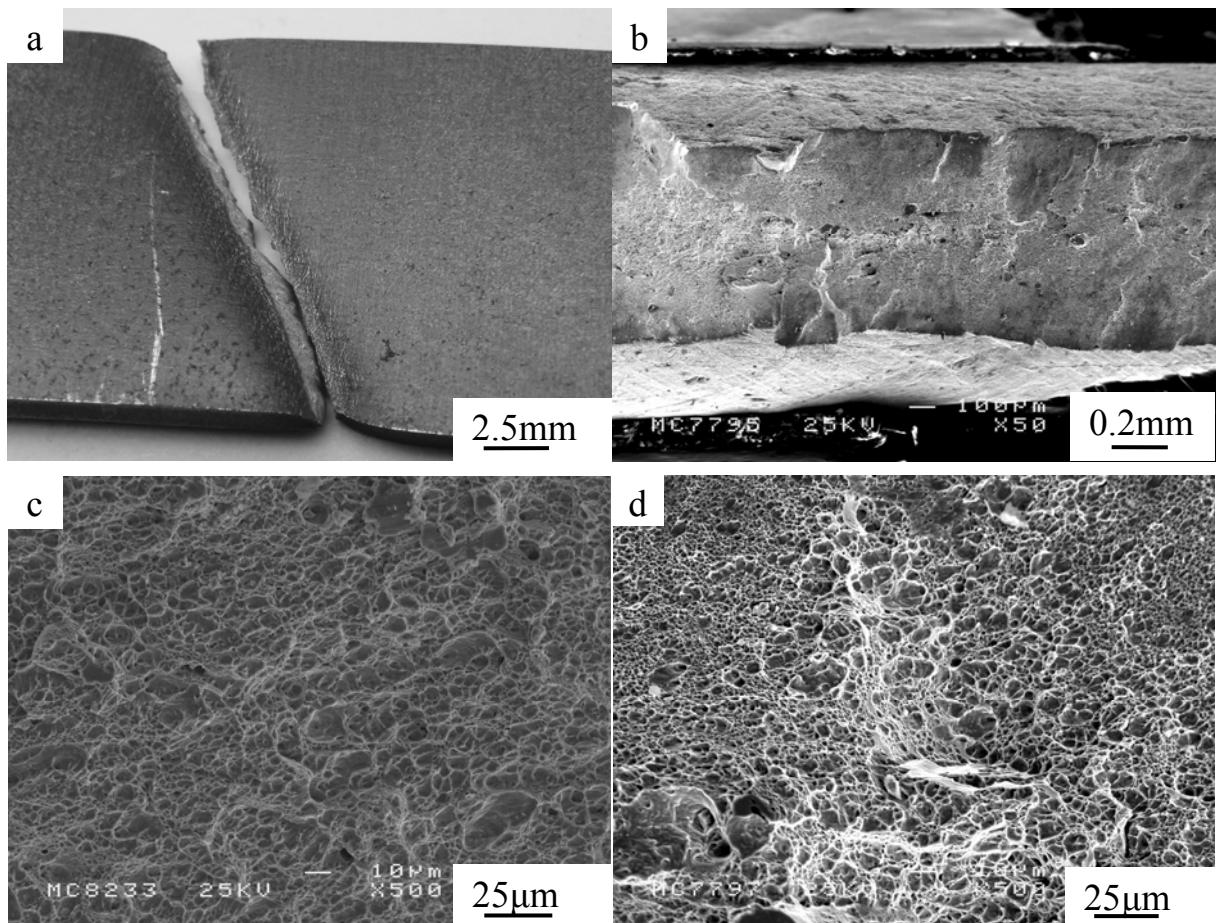


圖 4-17 旋形 C-250 經 $510^{\circ}\text{C}/6\text{h/AC}$ 時效熱處理之拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀；(b) 延性破斷面之 SEM；(c) 漩渦狀顯微組織；(d) 準劈裂面上非均勻漩渦狀組織。

7. 過時效熱處理($540^{\circ}\text{C}/6\text{h/AC}$)

圖 4-18 為 C-250 旋形試件經 $540^{\circ}\text{C}/6\text{h/AC}$ 時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-18 a 顯示，破斷呈現頸縮及階梯狀破斷現象，同時觀察 SEM 巨觀破斷面(圖 4-18 b)顯示，階梯狀破斷面更為明顯，中間區域出現少許空孔現象。由 SEM 的顯微觀察顯示，此熱處理條件 C-250 旋形試材之漩渦狀顯微組織更為細小，且呈現高低起伏的現象(圖 4-18 c 所示)；圖 4-18 d 顯示，經 540°C 過時效熱處理後，呈現類似偏脆性破壞形態，階梯狀準劈裂面部份區域出現空孔之現象，雖然呈現類似準劈裂面破壞形式，但因析出物粗大化及微量質軟逆變態沃斯田鐵相的生成，使材料具有相當的延展性。

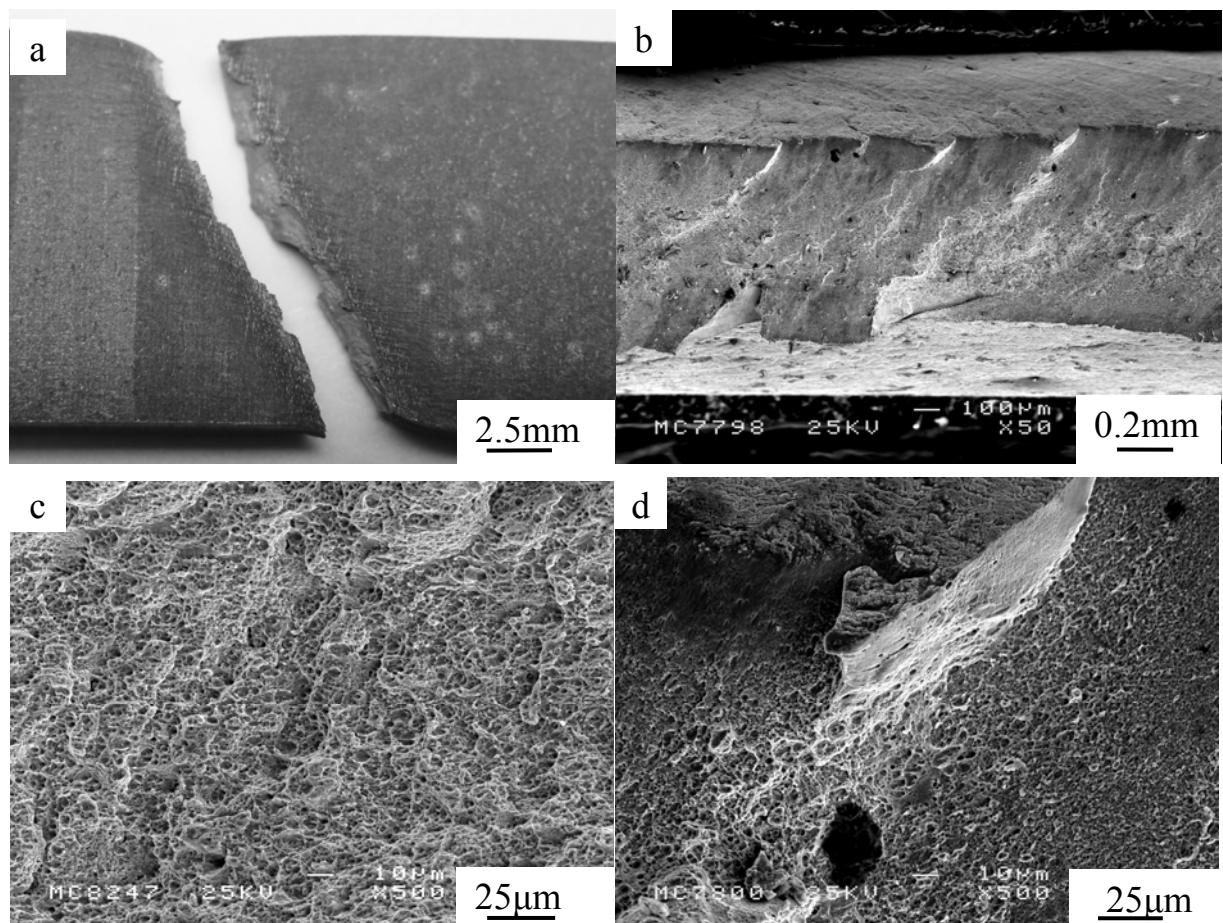


圖 4-18 旋形 C-250 經 $540^{\circ}\text{C}/6\text{h/AC}$ 時效熱處理之拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀；(b) 階梯狀破斷面；(c) 漩渦狀顯微組織；(d) 準劈裂面及空孔組織。

4.3.5 本節結論

1. 58% 旋形麻時效鋼經不同時效熱處理之微硬度量測值，以 480°C 時效條件為最高 (54.1 HRC)，600°C 時效條件為最低 (45.2 HRC)。
2. 480°C/6h/AC 標準時效熱處理，因加工硬化及時效析出強化之複合作用，其降伏 (2014 MPa) 及抗拉強度 (2058 MPa) 為最高，分別高出規範值 19% 及 17%。540°C/6h/AC 過時效熱處理，因析出粒子粗大化及微量質軟的逆變態沃斯田鐵相的生成，獲得較佳的延伸率 (8.2%)，並高出規範值 229%，對後續材料選用有較大之應用裕度。
3. C-250 麻時效鋼因冷作加工效應，使顯微組織形成變形板條狀麻鐵散鐵組織結構，當時效溫度達 540°C 時，其纖維狀結構已不明顯，當時效溫度達 570°C 時，纖維狀結構幾乎已消失不見。
4. 58% 旋形麻時效鋼經不同時效熱處理後，均有優良的機械性質。工程應用上，仍以 480°C/6h/AC 時效熱處理為最佳，若需求較佳之延伸率，提高熱處理溫度方式較有效益，建議此時效熱處理溫度不高於 540 為最佳。



4.4 後熱處理對旋形 C-250 試件之機械性質與顯微組織的影響

4.4.1 試驗目的與流程

板條狀麻田散鐵之麻時效鋼胚孟經順流旋形加工，使顯微組織變為晶界不明顯之纖維狀結構，然而大幅度的冷作加工，雖對強度提升有些許幫助，卻導致延伸率降低[5]。因此，文獻中[2,9]指出麻時效鋼在大量冷加工後，可藉由固溶或均質化熱處理以恢復材料之延、韌性，然而卻有造成材料偏脆化之疑慮。

依學者研究[41,42]顯示，麻時效鋼經熱處理溫度 940 保溫 3 分鐘後，會發生再結晶的現象。因此，為避免均質化過高溫度及長時間熱處理，導致材料偏脆化的負面影響，且探討介於固溶與均質化的溫度及短時間對 58% 旋形量麻時效鋼機械性質的影響。

本試驗規劃以 940 /3 min/AC 作為基數，分別施以一次、三次及六次不同循環熱處理後，再施以標準時效熱處理，其試驗流程如圖 4-19 所示。

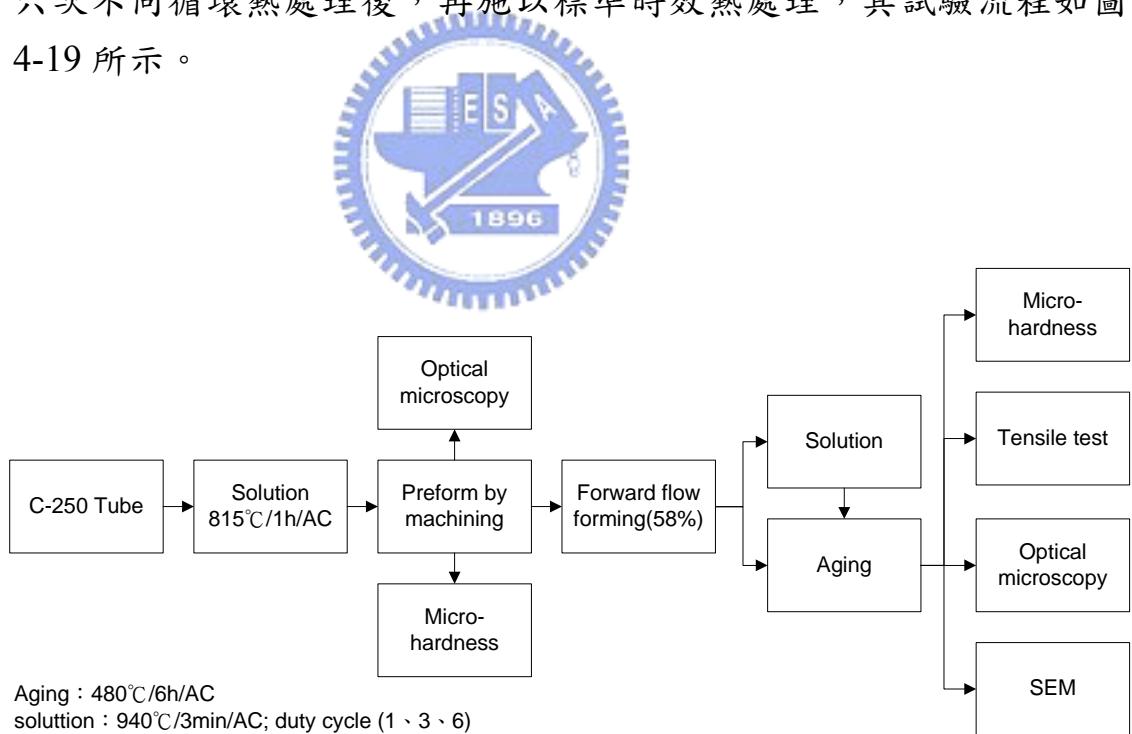


圖 4-19 後熱處理對旋形 C-250 麻時效鋼影響之試驗流程

4.4.2 微硬度量測與顯微組織觀察

C-250 旋形試件經由各種不同固溶及標準時效熱處理條件後，量測其徑向截面微硬度值 (HRC)，其平均值結果如表 4-5 所示。

表 4-5 後熱處理對旋形 C-250 微硬度量測結果

Heat treatment	SF	FA6	S1A6	S3A6	S6A6
Hardness (HRC)	36.1	54.1	52.3	51.9	50.6

由表 4-5 及圖 4-20 顯示：C-250 麻時效鋼經固溶熱處理 (940 /3min/AC) + 時效熱處理 (480 /6h/AC) 後，經量測其微硬度值均高於 AMS 6520D 規範規格 (>48 HRC)，但微硬度值皆低於直接時效熱處理。

隨著固溶熱處理循環次數增加，微硬度值有下降之趨勢。當 C-250 旋形試材經六次循環固溶熱處理 (940 /3min/AC) 再施以時效熱處理後，微硬度值只達 50.6 HRC，與標準時效熱處理相比，微硬度值降低約 3.5 HRC。

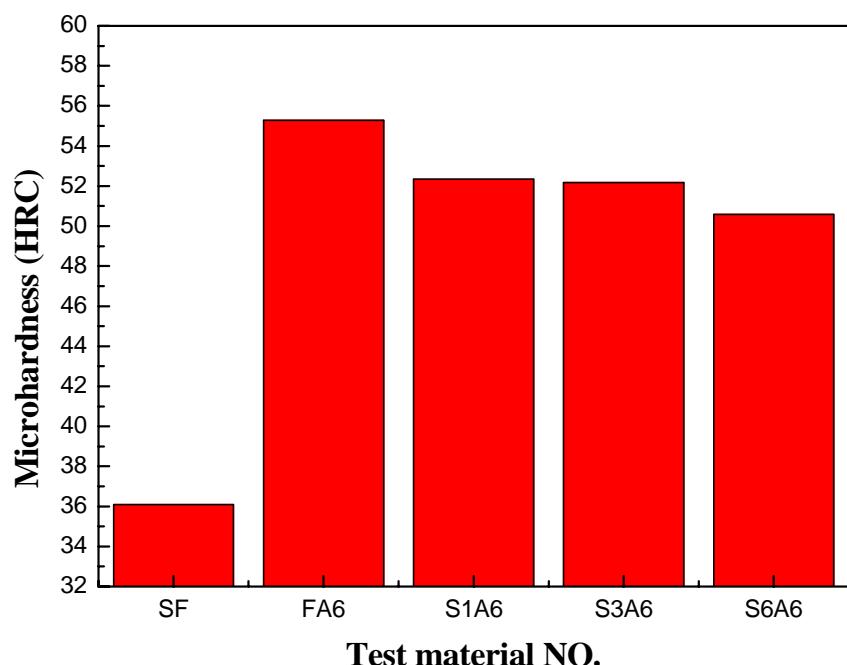


圖 4-20 旋形 C-250 經不同熱處理之微硬度分佈值

58% 旋形麻時效鋼經循環固溶熱處理，再施以標準時效熱處理，先前因固溶熱處理重新固溶於基地之強化元素，於差排與麻田散鐵晶界間形成析出相，使差排難以移動而強化材料，故 58% 旋形麻時效鋼雖因高溫固溶熱處理使晶粒發生再結晶現象，但因時效強化之關係，仍保有其優異微硬度值。

圖 4-21 為光學顯微觀察，由圖 4-21 c 顯示，58% 旋形麻時效鋼經 940 /3 min/AC + 480 /6 h/AC 热處理後，可有效消除麻時效鋼因冷作加工畸變組織，且已再結晶成為粗大的板條狀麻田散鐵組織結構。雖然再結晶晶粒呈現粗大化，因時效析出強化作用，仍維持較高的硬度。圖 4-21 d 顯示，當熱處理循環次數增至三次時，再結晶晶粒尺寸有些許成長，使硬度產生些微的下降。圖 4-21 e 顯示，當熱處理循環次數增加至六次時，再結晶晶粒尺寸仍持續成長的趨勢。經實驗結果顯示，麻時效鋼經 940 /3 min/AC 热處理後，可有效消除纖維狀組織，且晶粒發生再結晶現象，使時效熱處理後能獲得良好的機械性質。



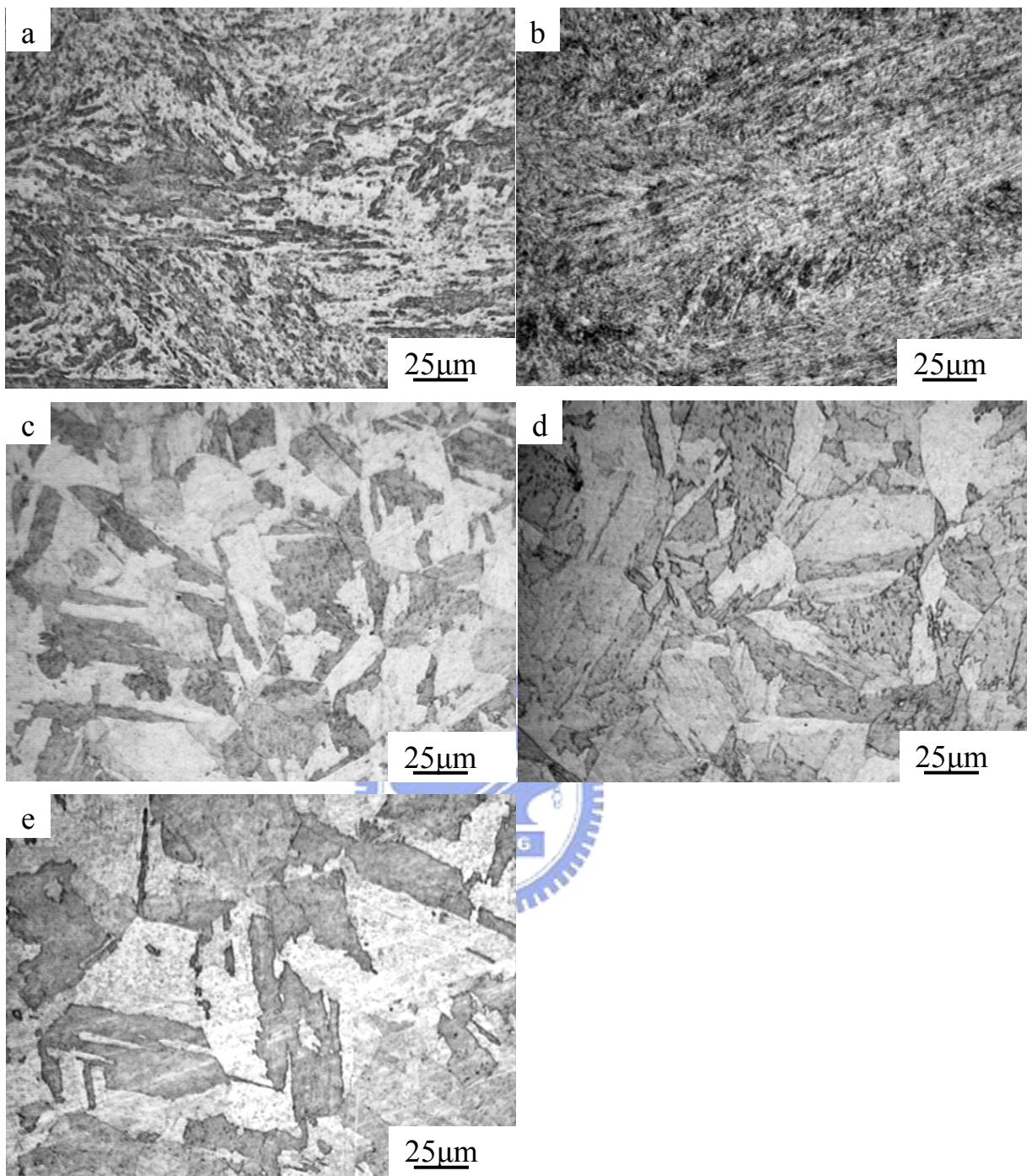


圖 4-21 旋形 C-250 試件經不同熱處理之顯微結構金相圖：(a) 順流旋形試材；(b) 480 標準時效熱處理；(c) 940 /3 min/AC 一次循環固溶及標準時效熱處理；(d) 940 /3 min/AC 三次循環固溶及標準時效熱處理；(e) 940 /3 min/AC 六次循環固溶及標準時效熱處理

4.4.3 機械性質測試結果與分析

表 4-6 為 C-250 順流旋形加工試材經一、三、六次固溶熱處理 (940 /3 min/AC) 後，再施以時效熱處理後之拉伸機械性質結果。

表 4-6 旋形 C-250 經不同熱處理之機械性質

Sample code	Heat treating process	YS (MPa) (0.2% offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gag 50.8 mm)
AMS 6520D		1689	1758	2.5
SF	As	1061	1173	6.2
FA6	Forming→aging	2014	2058	3.9
S1A6	Forming→solution×1→aging	1810	1881	5.2
S3A6	Forming→solution×3→aging	1778	1855	5.4
S6A6	Forming→solution×6→aging	1660	1737	5.7

註：solution (940 /3 min/AC)

由表 4-6 及圖 4-22 顯示，58% 旋形麻時效鋼經短時間固溶循環熱處理後，雖然延伸率均達 AMS 6520D 規範規格 (2.5%)，但對拉伸強度而言，麻時效鋼經六次固溶熱處理 (940 /3 min/AC) 循環，再施以標準時效熱處理，降伏及抗拉強度已無法滿足 AMS 6520D 規範規格。與直接時效熱處理相比，其降伏及抗拉強度分別降低約 18% 及 16%。

旋形麻時效鋼隨著短時間固溶熱處理 (940 /3min/AC) 循環次數 (一、三、六) 增加，降伏強度及抗拉強度隨之下降，相對的，材料延伸率隨之提高。然而圖 4-21 顯示，隨著固溶熱處理循環次數增加，使先前來不及成長之晶粒隨之成長粗大化，造成粗大晶粒比例增加，導致材料偏脆化。由此可見，增加固溶熱處理循環次數，雖可提升材料延伸率，然而卻造成材料偏脆化的現象，以及高熱造成材料變形的問題，在工程應用上必須考量注意的。

58% 旋形麻時效鋼經一次固溶及時效熱處理後，雖降伏及抗拉強度不及直接時效熱處理條件 (FA6)，但延伸率高出約 33%，由金相圖

4-21 顯示，當旋形麻時效鋼經一次短時間固溶熱處理，即可有效消除因旋形冷作加工所產生的畸變組織。此研究結果與文獻[2]建議經大量的冷塑加工組織需先經固溶溫度以上熱處理程序，藉以消除殘留應力，以獲得較佳晶粒組織結構、韌性及延伸率相符。

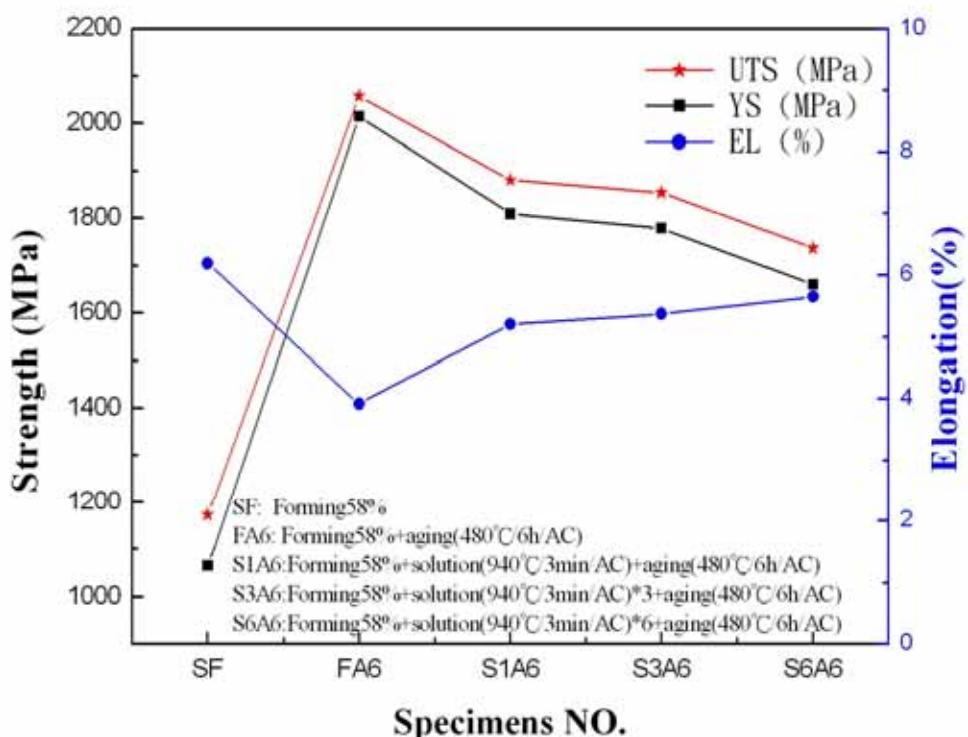


圖 4-22 不同熱處理對旋形 C-250 機械性質的影響

4.4.4 拉伸破斷面觀察與分析

1. 固溶熱處理(940 /3min/AC)+時效熱處理(480 /6h/AC)

圖 4-23 為 C-250 旋形試件經一次固溶熱處理循環及時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-23 a 顯示，試片呈現頸縮破斷現象，同時觀察 SEM 巨觀破斷截面 (圖 4-23 b) 顯示，破斷表面呈現類似鬆散的破裂形式。由 SEM 的顯微觀察顯示為非均勻之延性漩渦狀顯微組織結構，如圖 4-23 c 及圖 4-23 d 所示。

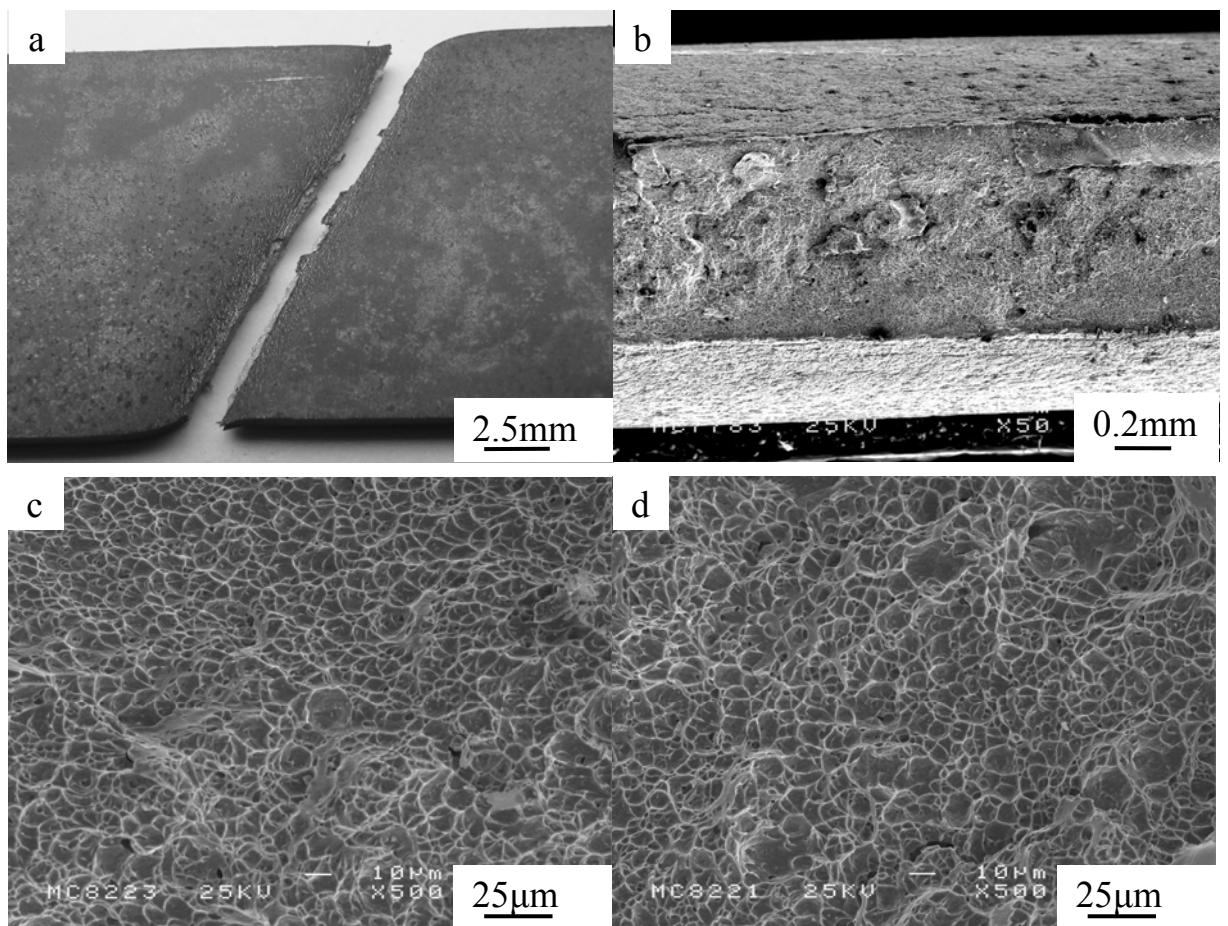


圖 4-23 旋形 C-250 solution + aging 拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀破斷形式；(b) 頸縮及鬆散破斷面 SEM；(c) 延性漩渦狀組織 SEM；(d) 延性漩渦狀顯微組織 SEM。

2. 固溶熱處理(940 /3min/AC)×3+時效熱處理(480 /6h/AC)

圖 4-24 為 C-250 旋形試件經三次固溶熱處理循環及時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-24 a 顯示，試片呈現頸縮破斷現象，同時觀察 SEM 巨觀破斷面 (圖 4-24 b) 顯示，破斷截面中間呈現空孔破裂區域，為延性之破裂現象。由 SEM 的顯微觀察顯示，部分區域佈滿了非均勻延性之漩渦狀組織 (圖 4-24 c)；圖 4-24 d 顯示，緊鄰著試片邊緣之延性漩渦狀組織破斷。

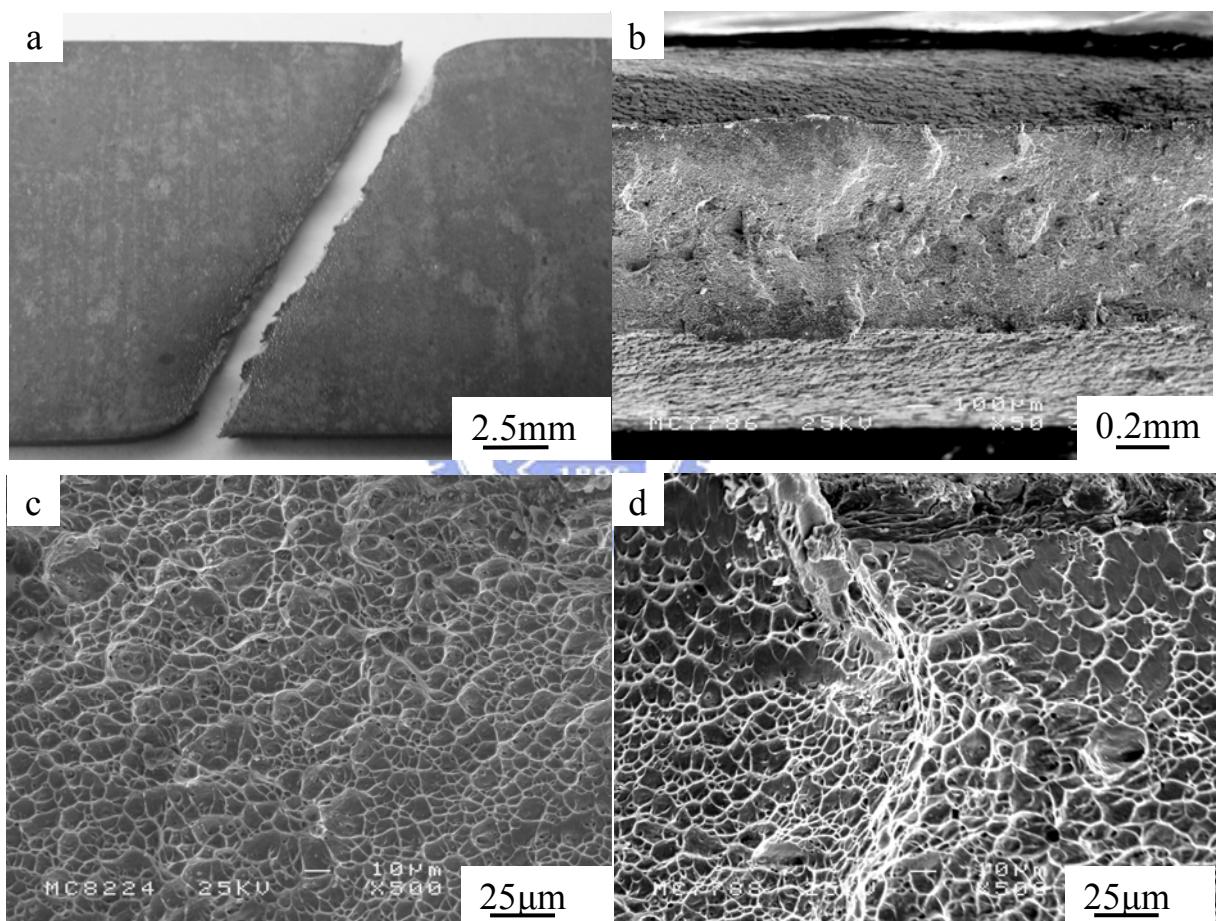


圖 4-24 旋形 C-250 solution $\times 3$ + aging 拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀破斷形式；(b) 頸縮破斷面 SEM；(c) 延性漩渦狀組織 SEM；(d) 緊鄰著試片邊緣之延性漩渦狀組織破斷 SEM。

3. 固溶熱處理(940 /3min/AC)×6+時效熱處理(480 /6h/AC)

圖 4-25 為 C-250 旋形試件經六次固溶熱處理循環及時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-25 a 顯示，破斷之頸縮現象更加明顯，同時觀察 SEM 巨觀破斷面(圖 4-25 b)顯示，中間延性組織增多，為混合延性及脆性之破裂形式。由此可見，58% 旋形件隨著固溶循環次數增加，脆性準劈裂形式更加明顯。由 SEM 的顯微觀察顯示，部分區域佈滿了非均勻延性之漩渦狀組織(圖 4-25 c)；試片邊緣呈現高延性及朝向試件中間方向發展的破壞形式(圖 4-25 d)。

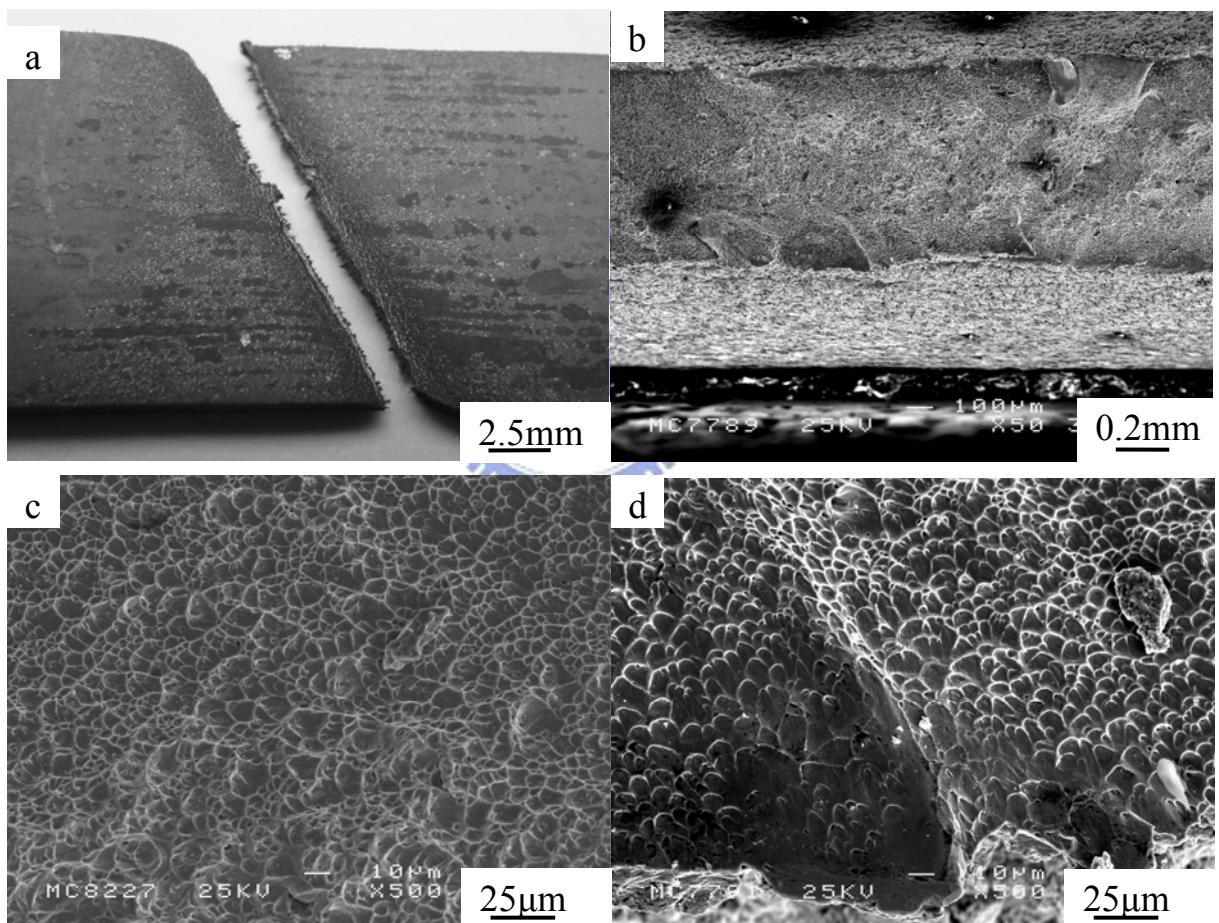


圖 4-25 旋形 C-250 solution $\times 6$ + aging 拉伸試片破斷圖：(a)OM 巨觀；(b)破斷截面為頸縮延性破斷相 SEM；(c)延性漩渦狀組織 SEM；(d)試件邊緣漩渦狀組織 SEM。

4.4.5 本節結論

- 1、58% 旋形麻時效鋼於時效析出強化前，分別施以一、三、六次固溶熱處理循環，微硬度量測值均高於 AMS 6520D 規格，其中以一次固溶熱處理為最佳 (52.3 HRC)。
- 2、58% 旋形麻時效鋼經 940 /3 min/AC + 480 /6 h/AC 热處理後，其延伸率高於直接時效熱處理之 33%，可有效改善直接時效熱處理材料延伸率不佳之問題，且顯微結構已再結晶成為粗大的板條狀麻田散鐵組織。
- 3、58% 旋形麻時效鋼經三分鐘 940 热處理溫度後，雖可有效消除畸變組織及提升材料延伸率，但由於過高的固溶溫度，於實際生產製程中工件產生變形是設計者必須考量的問題。

