

國立交通大學

機械工程學系

博士論文

麻田散鐵型不銹鋼帶極潛弧硬面鍍覆
耐熱疲勞與耐磨耗特性之研究



The study on the Thermal Fatigue and Wear Resistance of
Submerged Arc Martensitic Stainless Steel Strip Cladding

研究生：郭央謙

指導教授：周長彬

中華民國九十七年十月

國立交通大學

論文口試委員會審定書

本校 機械工程 學系博士班 郭央謙 君

所提論文：(中文)麻田散鐵型不銹鋼帶極潛弧硬面鍍覆耐熱疲勞與耐磨耗特
性之研究

(英文)The study on the Thermal Fatigue and Wear Resistance of
Submerged Arc Martensitic Stainless Steel Strip Cladding

合於博士資格水準、業經本委員會評審認可。

口試委員：

蔡顯榮 周長林

王星豪

鄭祥雲

徐瑞坤

指導教授：

周長林

系主任：

陳仁浩

教授

中華民國 97 年 10 月 21 日

麻田散鐵型不銹鋼帶極潛弧硬面鍍覆

耐熱疲勞與耐磨耗特性之研究

The study on the Thermal Fatigue and Wear Resistance of
Submerged Arc Martensitic Stainless Steel Strip Cladding

研究生：郭央謹

Student : Iang-Chern Kuo

指導教授：周長彬

Adivisor : 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 Degree of

Doctor of Philosophy

in

Mechanical Engineering

October 2008

Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國九十七年十月

麻田散鐵型不銹鋼帶極潛弧硬面銲覆耐熱疲勞與 耐磨耗特性之研究

研究生：郭央諶

指導教授：周長彬

國立交通大學機械工程學系

摘 要

本研究旨在探討合金元素與銲後熱處理對麻田散鐵型不銹鋼銲帶潛弧硬面銲覆(Submerged Arc Cladding)耐熱疲勞特性與耐磨耗特性之影響。

實驗中採用 PFB-131S 與 PFB-132 兩種不同成分的 410 不銹鋼銲帶為銲覆材料，以 SS400 結構碳鋼為基材，採用潛弧銲法實施平面堆積銲 (Bead on Plate)，再對兩種銲件施以 625°C、650°C、675°C 之銲後回火處理後，以洛氏硬度試驗機量測其熔填金屬硬度，再分別以自製改良的熱循環實驗爐進行耐熱疲勞實驗，量測其疲勞裂縫的裂縫數、總裂縫長度、最大裂縫深度及裂縫長度分布等；復以雙金屬滾輪磨耗試驗機進行 20,000 轉的滾滑動磨耗試驗，量取其外徑損失量以及重量損失量，以評估不同成分的兩種焊件的耐熱疲勞性及耐磨耗性，以及回火溫度對兩種焊件耐熱疲勞性及耐磨耗性之影響。

而後以光學顯微鏡、掃描式電子顯微鏡，以及穿透式電子顯微鏡等，觀察其直銲下、回火後以及熱疲勞實驗後的顯微組織。再以化學分光儀、X-ray 能量色散光譜儀以及擇域繞射，分析母材、銲材與銲件熔填金屬化學成分、熔填金屬中鎳與鉻的分布，以及析出物的結構組成，以瞭解材料成份及銲後回火溫度與熔填金屬的顯微組織、硬度、耐熱疲勞性與耐磨耗性之關係，並推斷其熱疲勞破裂機構。

實驗結果分析得知，隨著回火溫度增加，熔填金屬硬度降低，鉀件的耐熱疲勞性與耐磨耗性增加。PFB-131S 的硬度、耐磨耗性及耐熱疲勞性皆高於 PFB-132。兩種焊件在直鉀下的顯微組織皆為麻田散鐵組織，回火後逐漸轉換為連續的肥粒鐵基地，以及不連續的析出物。

410 麻田散鐵不銹鋼之碳化物為面心立方結構的 $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ 型，添加 Mo 元素，其碳化物變為複雜面心結構的 $(\text{Fe,Cr,Mo})_{23}\text{C}_6$ 型，其析出溫度較低，成顆粒狀，量多且細，並成均勻分布，對硬度、耐磨耗性與耐熱疲勞性都較為有利。添加 Ni 元素會降低材料 A_{C1} 溫度，使回火軟化效果明顯，並使碳化物易於晶界析出，且成長條狀，造成晶界弱化，對硬度、耐磨耗性以及耐熱疲勞性，都有不利的影響。

麻田散鐵型不銹鋼的熱疲勞破裂機構，乃是在高溫環境中碳化物的析出，並聚集在晶界與次晶界，於熱疲勞循環應力與殘留應力共同作用下，使基材與析出物介面產生微隙，並隨熱循環應力作用而成長、串聯成微裂縫，最後在熱循環應力與腐蝕雙重作用下，裂縫成長而破裂。

The study on the Thermal Fatigue and Wear Resistance of Submerged Arc Martensitic Stainless Steel Strip Cladding

Student : Iang-Chern Kuo

Adivisor : Chang-Pin Chou

Department of Mechanical Engineering
National Chiao Tung University

Abstract

The aim of this study was to investigate the effect of chemical composition and post-weld heat treatment on the thermal fatigue and wear behavior of the submerged arc martensitic stainless steel strip cladding.

Stainless steel strips used for deposited metal were PFB-131S and PFB-132. Cladding on a carbon steel substrate (SS41) was performed using a submerged arc welding process to make bead-on-plate welds. Then the specimens were tempering for post-weld heat treatment at 625, 650 and 675 degree Celsius. The deposited metals were measured using the Rockwell C scale. A newly designed thermal fatigue testing apparatus was used to evaluate total crack length, maximum crack length and crack distribution.

An Amsler type wear testing machine was used to investigate the wear behaviour. The weight and dimension loss were measured after 20,000 revolutions. In addition, the thermal fatigue and wear resistance were evaluated in different strips and tempering temperature.

In order to understand the effects of chemical composition and tempering temperature on the microstructure, hardness, thermal fatigue, wear resistance and failure mechanism. The microstructure of the deposited metal such as as-welded, tempering treatment and thermal fatigue test were analyzed by means of optical microscopy, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The spectrometer, X-ray energy

dispersion spectroscopy and selected area diffraction pattern were used to examine the chemical composition of substrate, strips and deposited metals. In addition, the quantity of chrome and nickel in the deposited metal, crystal structure and morphology of the precipitates were also evaluated.

The results showed that increasing the tempering temperature not only decreased the hardness but also improved thermal fatigue and wear resistance. Besides, the PFB-131S specimens were significantly higher than that of the PFB-132 specimens. Deposited metal on both specimens were martensitic structure. When tempering treatment was finished, the microstructure with columnar grains can be decomposed to form alpha-ferrite and the precipitates became fine particles.

The precipitates of martensitic stainless steel had a chromium-rich FCC $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ structure. The FCC $(\text{Fe,Cr,Mo})_{23}\text{C}_6$ complex carbides were associated with high molybdenum content in the deposited metal. Furthermore, the precipitation temperatures of molybdenum carbides were lower than that of chromium carbides. The fine carbide particles relatively evenly distributed in the matrix, which exhibited a favorable hardness, thermal fatigue and wear resistance. Nickel can reduce the A_{C1} temperature, which tends to have a significant tendency toward temper softening. Carbides can easily develop along the grain boundaries as A_{C1} temperature decreased. As a result, grain boundaries became weaker and had a negative effect on hardness, thermal fatigue and wear resistance.

The mechanism of the thermal fatigue failure was the precipitates along grain and sub-grain boundaries were formed at high temperature. Due to the thermal cycles stress and the residual stress, micro fissures or cavities appear near the precipitate-matrix interface, the microvoid grows with increasing thermal cycles. Because of the microvoid linking occurred, caused grain boundaries cracks under combined the action of thermal stress and corrosion.

誌 謝

本論文的完成，首先需感謝恩師周長彬教授多年來的指導與提攜，從碩士到博士，周教授一路指導，無論是做學問，還是為人處事。都給了我極大的協助，師恩浩瀚，永誌不忘。

進修期間，虎尾科技大學在在實驗設備上的鼎力支持，以及排課的協助，使我能順利完成學業。系上許多同仁的鼓勵、支持及不斷的鞭策，如曾春風教授、蔡丕椿教授等，不時的鼓勵與關心我的論文進度，黃和悅教授在論文投稿資訊給予很多協助，讓我在受壓力之餘亦深刻感受到支持與溫暖，十分的感謝。另外，大葉大學李義剛教授、台灣師範大學的鄭慶民教授、中國鋼鐵公司洪偉仁工程師、謝榮淵工程師，在研究進行與論文撰寫所給予寶貴的意見，諸位委員對本論文的指導與斧正，亦致上最高之謝意。

多年來，義剛、慶民、后堯等三位同窗好友的相互祇勵，大家一同修課、一同討論的快樂時光令人懷念。特別要感謝交通大學的師長們在各科目給我們的指導，尊尊教誨，師道彌高，尤其對我們幾位老學生的照顧，令人感激，亦一併致謝。

另外特別要感謝的是我的母親，雖然年歲已高，多年來卻仍以無限的慈愛照顧我這已是老大不小的兒子，慈母的愛無以為報，只能藉擁抱來表達感激之情。當然，最需要感謝的是我的愛妻佩勳，多年來無怨無悔的幫我扶持這個家，照顧母親及教養頑皮的子女-俐卉、彥志、俐曄、彥德，在工作繁忙之餘，還要照料全家人的食衣住行，全心全力的付出，讓我無後顧之憂，能夠在學校的教學工作及自己的學業上全力以赴，老婆，感謝妳，辛苦妳了。

目 錄

	頁次
中文摘要-----	I
英文摘要-----	III
目錄-----	V
表目錄-----	VII
圖目錄-----	VIII
第一章 前言 -----	1
1.1 研究背景與動機-----	1
1.2 研究目的-----	3
1.3 研究範圍與限制-----	4
1.4 研究方法-----	4
第二章 文獻探討 -----	6
2.1 連續鑄造輓輪之硬面鍍覆-----	6
2.2 麻田散鐵型不銹鋼-----	9
2.2.1 麻田散鐵型不銹鋼的顯微組織-----	9
2.2.2 麻田散鐵型不銹鋼的鍍接冶金-----	12
2.2.3 不銹鋼的粒間敏化-----	13
2.3 輓輪之熱疲勞及磨耗模擬實驗-----	15
2.4 磨耗破壞理論探討-----	16
第三章 實驗方法與步驟 -----	20
3.1 實驗材料與鍍接-----	21
3.2 液滲檢驗及鍍後熱處理-----	23
3.3 試片製作-----	23
3.4 硬度試驗-----	25
3.5 熱疲勞試驗-----	26

	頁次
3.6 磨耗試驗-----	28
3.7 光學金相與熱疲勞裂縫之觀察量測-----	30
3.8 冶金特性分析及電子顯微鏡觀察-----	30
3.8.1 成分分析-----	30
3.8.2 SEM 觀察-----	31
3.8.3 TEM 觀察(含 SAD) -----	31
第四章 結果與討論-----	32
4.1 銲接實驗結果-----	32
4.2 成分分析-----	32
4.3 硬度分析-----	35
4.4 磨耗實驗分析-----	37
4.5 熱疲勞機構與耐熱疲勞性分析-----	40
4.6 金相分析-----	57
第五章 結論與建議-----	94
5.1 研究結論-----	94
5.2 研究建議-----	95
參考文獻-----	96

表目錄

頁次

表 2.1	各型麻田散鐵型不銹鋼之化學組成-----	10
表 2.2	回火處理對淬火態 12%Cr 麻田散鐵型不銹鋼組織改變-----	11
表 3.1	實驗材料化學成份表(%)-----	21
表 3.2	銲接參數表-----	21
表 4.1	銲道第三層熔填金屬化學成份表(wt%)-----	34
表 4.2	雙金屬滾輪磨耗損失表-----	38
表 4.3	熱疲勞裂縫統計表-----	54



圖目錄

	頁次
圖 2.1 連續鑄造機示意圖-----	6
圖 2.2 潛弧銲接法原理圖-----	8
圖 2.3 含 13%Cr 之 Fe-Cr-C 平衡圖-----	10
圖 2.4 410 麻田散鐵不銹鋼之恆溫變態圖-----	11
圖 2.5 兩平行圓輪接觸下之應力分佈-----	19
圖 3.1 實驗流程圖-----	20
圖 3.2 潛弧銲接板上堆積銲示意圖-----	22
圖 3.3 潛弧銲接機銲接實景-----	22
圖 3.4 銲後熱處理程序圖-----	23
圖 3.5 熱疲勞試片取材及公差尺寸圖-----	24
圖 3.6 磨耗試片取材及公差尺寸圖-----	25
圖 3.7 熱疲勞實驗爐-----	26
圖 3.8 改良型熱疲勞實驗爐結構圖-----	27
圖 3.9 試片裂縫視察方向示意圖-----	28
圖 3.10 島津西原式雙滾輪磨耗試驗機-----	29
圖 3.11 雙滾輪磨耗試驗試片安裝示意圖-----	29
圖 4.1 銲件實體圖-----	33
圖 4.2 熔填金屬鎳、鉻含量變化-----	34
圖 4.3 銲後回火溫度與熔填金屬硬度關係-----	36
圖 4.4 銲件回火溫度、磨耗回轉數與磨耗損失量關係-----	39
圖 4.5 PFB-132 經 650°C 回火與熱疲勞後試片表面近邊緣處裂縫----	41
圖 4.6 PFB-131S 經 625°C 回火與熱疲勞後試片表面近邊緣處裂縫--	42
圖 4.7 PFB-132 經 625°C 回火熱疲勞試片表面圓心處裂縫-----	43

圖 4.8	PFB-131S 經 675°C 回火熱疲勞試片表面圓心處裂縫	44
圖 4.9	PFB-131S 經 675°C 回火熱疲勞試片表面之孔蝕	45
圖 4.10	PFB-131S 經 675°C 回火與熱疲勞後龜殼狀陰影裂縫	45
圖 4.11	熱疲勞試片表面龜殼狀陰影邊緣微裂縫	46
圖 4.12	PFB-132 熱疲勞裂縫光學金相	48
圖 4.13	PFB-131S 熱疲勞裂縫光學金相	49
圖 4.14	PFB-132 銲件熱疲勞裂縫 SEM 金相	50
圖 4.15	PFB-131S 銲件熱疲勞裂縫 SEM 金相	51
圖 4.16	625°C 回火熱疲勞裂縫長度分佈	52
圖 4.17	650°C 回火熱疲勞裂縫長度分佈	53
圖 4.18	675°C 回火熱疲勞裂縫長度分佈	53
圖 4.19	銲後回火溫度與總裂縫數關係	54
圖 4.20	銲後回火溫度與裂縫總長度關係	55
圖 4.21	銲後回火溫度與最大裂縫深度關係	55
圖 4.22	PFB-132 直銲下熔填金屬金相	58
圖 4.23	PFB-131S 直銲下熔填金屬光學金相	59
圖 4.24	PFB-132 經 625°C 回火後熔填金屬光學金相	60
圖 4.25	PFB-132 經 650°C 回火後熔填金屬光學金相	61
圖 4.26	PFB-132 經 675°C 回火後熔填金屬光學金相	62
圖 4.27	PFB-131S 經 625°C 回火後熔填金屬光學金相	63
圖 4.28	PFB-131S 經 650°C 回火後熔填金屬光學金相	64
圖 4.29	PFB-131S 經 675°C 回火後熔填金屬光學金相	65
圖 4.30	PFB-132 熱疲勞後熔填金屬光學金相	66
圖 4.31	PFB-131S 熱疲勞後熔填金屬光學金相	67
圖 4.32	PFB-132 銲件直銲下及回火後熔填金屬 SEM 金相	69

圖 4.33 PFB-131S 鐳件直鐳下及回火後熔填金屬 SEM 金相-----	70
圖 4.34 PFB-132 鐳件熱疲勞後熔填金屬 SEM 金相-----	71
圖 4.35 PFB-131S 鐳件熱疲勞後熔填金屬 SEM 金相-----	72
圖 4.36 PFB-132 鐳件經 625°C 回火後 TEM 金相-----	75
圖 4.37 PFB-132 鐳件經 650°C 回火後 TEM 金相-----	76
圖 4.38 PFB-132 鐳件經 675°C 回火後 TEM 金相-----	77
圖 4.39 PFB-131S 鐳件經 625°C 回火後 TEM 金相-----	78
圖 4.40 PFB-131S 鐳件經 650°C 回火後 TEM 金相-----	79
圖 4.41 PFB-131S 鐳件經 675°C 回火後 TEM 金相-----	80
圖 4.42 PFB-132 鐳件經 625°C 回火熱疲勞後 TEM 金相-----	81
圖 4.43 PFB-132 鐳件經 650°C 回火熱疲勞後 TEM 金相-----	82
圖 4.44 PFB-132 鐳件經 675°C 回火熱疲勞後 TEM 金相-----	83
圖 4.45 PFB-131S 鐳件經 625°C 回火熱疲勞後 TEM 金相-----	84
圖 4.46 PFB-131S 鐳件經 650°C 回火熱疲勞後 TEM 金相-----	85
圖 4.47 PFB-131S 鐳件經 675°C 回火熱疲勞後 TEM 金相-----	86
圖 4.48 PFB-132 鐳件析出物 EDS 分析-----	87
圖 4.49 PFB-131S 鐳件基地 EDS 分析-----	87
圖 4.50 PFB-131S 鐳件 625°C 回火熱疲勞析出物 EDS 分析-----	88
圖 4.51 PFB-131S 鐳件 675°C 回火熱疲勞後析出物 EDS 分析-----	88
圖 4.52 PFB-132 鐳件鐳道夾雜物 SEM 金相-----	89
圖 4.53 PFB-131S 鐳件鐳道夾雜物 SEM 金相-----	90
圖 4.54 鐳道夾雜物 TEM 金相-----	91
圖 4.55 PFB-132 鐳道夾雜物 EDS 分析-----	92
圖 4.56 PFB-131S 鐳道夾雜物 EDS 分析-----	93

第一章 前 言

1.1 研究背景與動機

機件的長期使用與安全是工業界的共同期望，改進性能並且延長使用年限則是工廠和機器的基本要求。在此要求下，一些設備的關鍵部分使用壽命常被規劃高達 20 年，甚至更久。除了壽命已外，如何提升生產效率以及降低成本，亦為企業生存與取得競爭優勢所需面對的課題。

基於上述理由，機件的部份組成或零件的修補與維護，在工業上已被普遍運用[1-2]，典型的鍍覆技術為在普通碳鋼或低合金鋼上覆鍍一層具有特殊性質的材料[3-6]，特別是用於表面需要耐磨耗、耐腐蝕，或是耐熱疲勞的機件上，以降低成本，並及時修復而避免因生產停止所造成的經濟損失。

連續鑄造(Continuous Casting)或稱串聯鑄造，係指在金屬的產製過程中，於煉鋼爐中熔鍊完成的金屬液體，不經由倒模澆鑄成錠的過程，而直接倒入附有水冷卻裝置的軋輪之間，直接由鐵水冷凝鑄成板狀。而後鋼板在半凝固狀態時，即被底下接續的軋輪再繼續帶出，軋製變形，改變尺寸，直至成為鋼胚的製程中，材料皆處於高溫。此法除可以省卻鋼錠的運送以外，亦不需耗費時間與能源重新加熱，不僅成本低於鋼錠鑄造法(Ingot Casting)，生產效率亦大幅提升，故廣為大型煉鋼廠所採用，如中國鋼鐵公司即是。

上述連續鑄造法中所使用的軋輪稱為連鑄軋輪(Continuous Caster Roller)。連鑄軋輪的製造與修補採用硬面鍍覆技術，其心部材料採用結構碳鋼或低合金耐熱鋼，使其具有高韌性、高強度，以承受軋軋過程

的彎曲應力。外部則依其使用要求，鍍覆一層硬面材料，以抵抗輾軋過程的磨耗(Wear)或熱應力(Thermal Stress)。當鍍覆層因磨耗或熱疲勞破裂而破壞時，可重新去除硬化層，再施以鍍覆以重複使用，節省一大筆經費。

麻田散鐵不銹鋼(Martensitic Stainless Steel)屬於鉻系不銹鋼，由於具有優秀的機械性質與化學性質，常被用於製造壓力容器、連鑄輓輪、滾筒、食品工業設備或石化工業設備[7-10]。廣泛的被應用在煉鋼場之連續鑄造工場、熱延軋工場、酸洗工場之輓輪上[11-14]，另外在農業機械、化學工業、造紙業、食品業、皮革業等應用也很廣，其中尤以410系列表現最為出色。

此種鍍覆使機件能同時符合使用時工作狀況，並具有耐磨耗、耐腐蝕、耐氧化以及硬度高等優點。但是此種機件在惡劣環境及條件下之使用，亦產生下述幾項缺點：

- 1、容易產生裂縫。
- 2、高溫中運轉，受到加熱—冷卻循環，材質甚易變劣而不堪使用。
- 3、熱延軋過程中，鍍覆層受到劇烈之磨耗。

上述1、2原因可能是因為鍍接後之殘留應力和使用中的熱震及氧化導致[15,16]，第三項原因則可能是因受到熱環境的影響以及長期的沖蝕作用所致。根據以往文獻顯示[17,18]，適當的熱處理可增加鍍覆層的強度、耐腐蝕性以及較佳的疲勞性，而得到最大的效益。所以，為了提昇鍍件性能，麻田散鐵不銹鋼鍍件常被要求在鍍接後施以熱處理，以利於鍍件的使用[19]。此種鍍後熱處理(Post Weld Heat Treatment,

PWH)對銲件的熔填金屬具有非常重要的影響[20]。然而，以往研究對麻田散鐵不銹鋼的熱疲勞特性以及耐磨耗性雖有探討，但仍相當缺乏。比如添加元素的影響，適當的回火溫度，或是熔填金屬的硬度、顯微組織與耐磨耗性及耐熱疲勞性之關聯，尤其是重要的熱疲勞破裂機構研究，更是付之闕如。

1.2 研究目的

基於以上之認識，本研究以 SUS 410 銲帶式為銲覆材料，以潛弧銲接為銲覆方法進行研競，研究目的如下：

1. 探討銲帶式潛弧銲覆的銲接效果。
2. 探討銲條成分與銲後回火處理對麻田散鐵型不銹鋼銲件熔填金屬硬度及顯微組織之影響。
3. 探討銲條成分與銲後回火處理對麻田散鐵型不銹鋼銲件耐熱疲勞性之影響。
4. 探討銲條成分與銲後回火處理對系麻田散鐵型不銹鋼銲件耐磨耗性之影響。
5. 探討麻田散鐵型不銹鋼銲件熔填金屬硬度以及顯微組織對熱疲勞特性與熱疲勞裂縫型態之關係。
6. 探討麻田散鐵型不銹鋼銲件熔填金屬硬度以及顯微組織對耐磨耗性之關係。
7. 探討麻田散鐵型不銹鋼銲件的熱疲勞破裂機構。

1.3 研究範圍與限制

1. 雖然實際應用輓輪為圓柱形，但由於輓輪直徑較大，且圓棒銲接較困難，故本研究採用平板堆積銲(Bead on Plate)方式。
2. 由於麻田散鐵型不銹鋼之廣泛使用，本研究選擇最具代表性 410 鉻系之銲條為實驗材料，進行硬面銲覆。
3. 由於熔填率高，稀釋率低，可提高銲接效率，且單純的熔填可減少複雜的銲接熱影響區(Heat Affect Zone, HAZ)的不利影響。因此本研究選用銲帶式銲條，而以潛弧銲接法進行硬面銲覆。
4. 由於輓輪心部材料之耐熱鋼取得不易，且此次實驗採用之多層平面堆積銲，母材可能造成之稀釋作用將甚微小，因此銲件母材採用結構鋼材(CNS SS400/JIS SS41)。



1.4 研究方法

本研究以 PFB-132 以及 PFB-131S 兩種麻田散鐵型不銹鋼潛弧銲帶為銲覆材料，採用潛弧銲接法實施板上堆積銲(Bead on Plate)，在 SS400 結構鋼材上銲覆三層與六層之銲件，並控制銲件預熱及層間溫度。銲接後以液滲探傷檢測，以確保銲件沒有缺陷後，再施以不同溫度的銲後回火處理，再藉由硬度實驗、磨耗實驗，以及自製之熱疲勞模擬設備進行熱疲勞實驗，以探討回火溫度對此兩種銲件的硬度、磨耗性及耐熱疲勞性之關係。

研究中並以光學金相顯微鏡(Optical Microscope, OM)、掃描式電子顯微鏡(Scanning Electron Microscope, SEM)與穿透式顯微鏡(Transmission Electron Microscopy, TEM)分別觀察直銲下、回火處理後

以及熱疲勞實驗後之顯微組織，對於熱疲勞實驗後試片，進一步觀察量測熱疲勞裂縫之數量、長度與型態。最後再以分光儀量測材料與熔填金屬的化學成分，又以能量色散 X-ray 光譜儀 (Energy Dispersion X-ray Spectroscopy, EDS)進行鐳道熔填金屬所含 Ni、Cr 成分變化以及鐳道夾雜物之成份，以探討材料成分以及顯微組織與熔填金屬硬度、耐磨耗性、耐熱疲勞性之關係，並探討其熱疲勞破裂機構。

實驗中亦以擇域繞射(Selected Area Diffraction, SAD)進行析出物結構，以了解此類材料，在直鐳下、回火及熱疲勞後析出物的種類及型態之轉變。



第二章 文獻探討

2.1 連續鑄造軋輪之硬面鍍覆

利用硬面鍍覆方式進行鋼胚連鑄軋輪(Slab Caster Roller)之修補，提高使用效率，降低生產成本，已普遍使用在世界各大鋼廠。連續鑄造法(Continuous Casting Process)因為其高生產效率，已經大規模應用於製造鋼板、鋼胚(Slab)等。而在連鑄機上設置很多的軋輪，以支持、引導並控制鋼板，這些軋輪在機能上分為支持導引軋、夾軋及矯正軋，如圖 2.1 所示。支持導引軋將出自鑄模之鑄胚（此時內部為液態，外部為固態）支持使其不變形，並在路線上滑行移動；夾軋則對鑄胚施加拉伸應力，移動鑄胚；矯正軋使彎曲的鑄胚矯正，常兼具夾軋之功用。

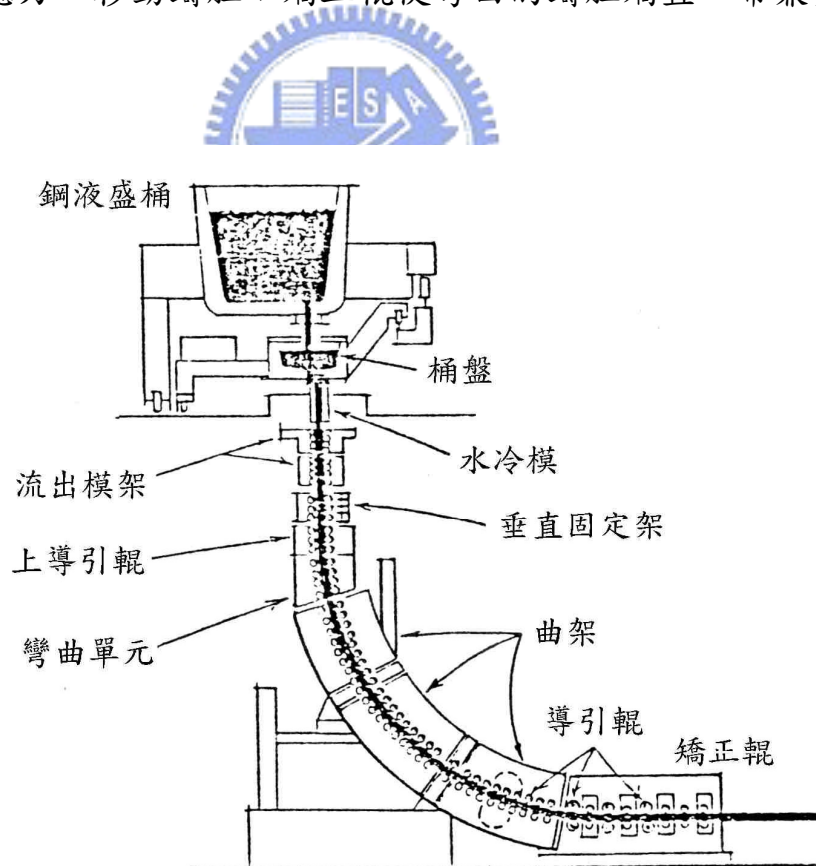


圖 2.1 連續鑄造機示意圖

連續鑄造輓輪破壞之主要原因可歸納成以下五點：

- 1、外皮破裂(Strand Break)：表面凝固之鋼胚，其裡面仍是液態，當鋼胚表皮凝固層破裂，鋼液黏住輓輪，而使輓輪損壞。
- 2、熱疲勞破裂(Thermal Fatigue Cracking)：輓輪於作業中承受交互之加熱冷卻作用，因而產生交變之熱應力，此熱應力將使輓輪龜裂而不堪使用。
- 3、變形(Deformation)：因承受負荷或因第一項之缺陷而使輓輪變形。
- 4、磨耗(Worn Bearing)：在高溫環境及負荷作業中，中、下部輓輪產生刮磨、滑移、沖蝕、擦損腐蝕及表面疲勞等磨耗。
- 5、腐蝕(Corrosion)：通常利用水來冷卻輓輪，使輓輪產生腐蝕。

連鑄機中各部位輓輪由於其所處的位置不同，功能要求不同，所要發揮的機能不同，其破壞的機構也不同。故連鑄輓輪所選用的銲材及熱處理條件也應有所不同。一般而言，連鑄機之上部輓輪由於承受反覆的加熱與冷卻循環，因此易使輓輪產生熱疲勞破裂，而在連鑄機之中、下部輓輪主要是以磨耗及腐蝕問題最為嚴重；故對上部輓輪銲材之選用必須考慮抗熱疲勞破裂之特性，對中、下部輓輪則必須考慮磨耗、腐蝕的問題[11,21,22]。輓輪常用的硬面銲覆方法很多，最常採用的包括惰氣鎢極電弧銲(Gas Tungsten Arc Welding, GTAW)、潛弧銲(Submerged Arc Welding, SW)、電漿噴銲 (Plasma Spring) 等方法[23,24]。其中惰氣鎢極電弧銲具有熱源集中和銲接品質良好之優點，

但熔填效率低使得施工成本高為其主要限制。電漿噴鋅應用於輓輪硬面覆鋅常採用電漿轉移電弧(Plasma Transferred Arc , PTA)被覆法，且被覆材料大部份為粉末型態，被覆效率高[25]，具有被覆層品質高、熱源集中、鋅接熱效應小、鋅接速度高等優點。但被覆層厚度受限制，以及設備複雜昂貴則限制了其使用[26,27]。對比之下，潛弧鋅接法具有堆積率(Deposition Rate)高、自動化容易、可大厚度且大面積的鋅覆等優點。尤其是鋅帶式潛弧鋅對母材的稀釋率非常低，只有 10~15%左右，亦只有鋅線式之一半，故僅須較少之施鋅層數即可獲得所要求之鋅道成份，且因鋅道平滑，鋅後加工量少，可節省加工成本及時間，故至今仍廣泛地被業界應用於輓輪的鋅覆再生 [14-16,21,22,28-32]。圖 2.2 所示為潛弧鋅接法原理圖。

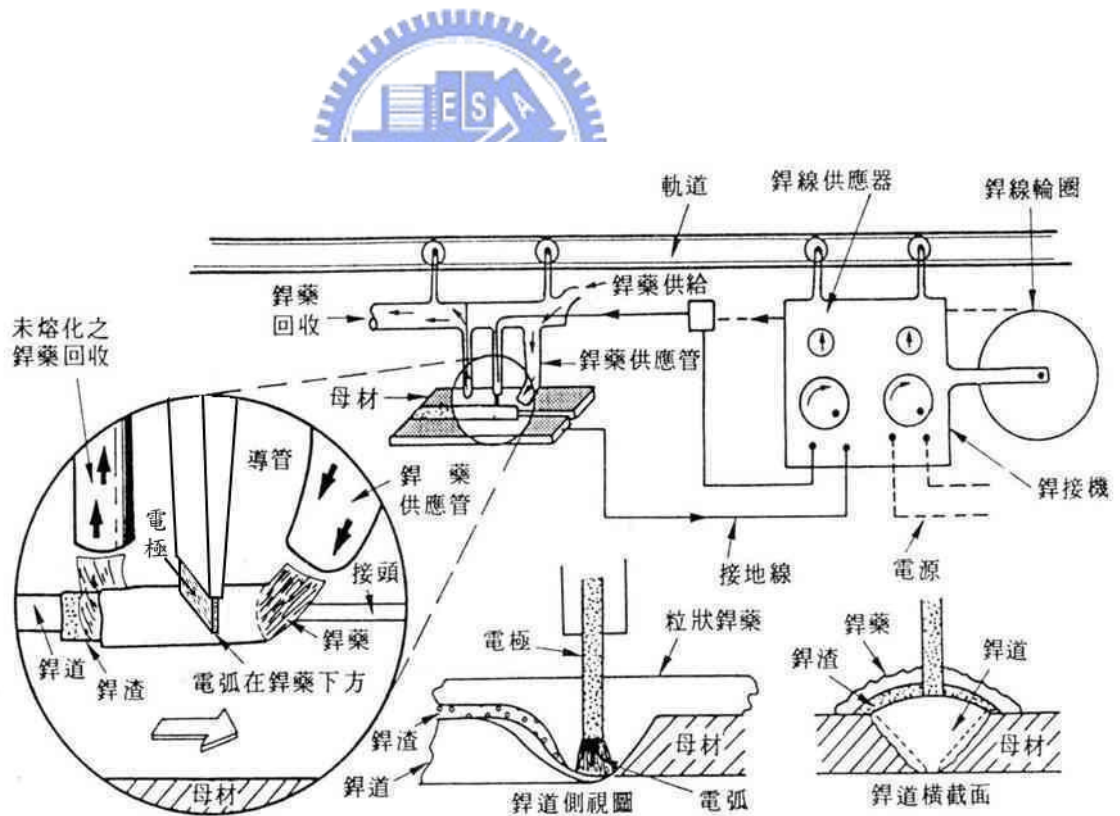


圖 2.2 潛弧鋅接法原理圖

2.2 麻田散鐵型不銹鋼

2.2.1 麻田散鐵型不銹鋼的顯微組織

不銹鋼由於具有優秀的機械性質與化學性質，被廣泛的運用。不銹鋼依其常溫下的顯微組織被分為幾個主要種類，包括肥粒鐵型、沃斯田鐵型、麻田散鐵型以及雙相不銹鋼等。其中麻田散鐵型不銹鋼因為具有強大的機械性質以及優秀的化學性質，被大量選用為高溫模具、刀具或前述的連鑄輓輪，以符合具耐熱疲勞破裂、耐磨耗、耐腐蝕等特性要求，尤其以 13%Cr 系列為最廣泛。

表 2.1 為各型麻田散鐵型不銹鋼之化學組成[33]，13%Cr 系不銹鋼的代表性材料 410 系列亦在其中。圖 2.3 所示為 13%Cr 系麻田散鐵型不銹鋼之平衡圖[35]。圖 2.4 為 410 鉻系麻田散鐵型不銹鋼之恆溫冷卻變態圖(Isothermal Transformation Diagram, TTT 圖)[33]，表 2.2 所示為針對淬火態(As-Quenched) 12% Cr 麻田散鐵型不銹鋼實施回火處理，其內部組織改變之情形[34]。如圖表所示，麻田散鐵型不銹鋼在高溫時為 γ 沃斯田鐵相，當溫度降低時，在平衡狀態下將轉換成 α 相，並析出碳化物。然而由於麻田散鐵型不銹鋼具有極佳的硬化能，S 曲線右移，而使此材料縱然在高溫就採取緩慢冷卻方式，其組織依舊成為麻田散鐵。麻田散鐵組織因為大量的碳固溶，使其晶體結構在冷卻過程中無法順利從面心立方(Face-Centered Cubic, FCC)結構變態為體心立方結構(Body-Centered Cubic, BCC)，而成為滑動系統少，堆積密度低的體心正方結構(Body-Centered Tetragonal, BCT)。麻田散鐵組織質地硬脆，幾乎不具延展性，且往往伴生巨大的殘留應力，而不適合使用。因此必須施以回火處理，以消除內應力，並使顯微組織成為由連續肥粒鐵基地，間夾微細雪明碳鐵或其他析出物的回火麻田散鐵。

表 2.1 各型麻田散鐵型不銹鋼之化學組成[33]

種類	UNS 號碼	成分百分比							
		C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Orther
延壓合金									
403	S40300	0.15	1.00	0.50	11.5-13.0		0.04	0.03	
410	S41000	0.15	1.00	1.00	11.5-13.0		0.04	0.03	
414	S41400	0.15	1.00	1.00	11.5-13.5	1.25-2.50	0.04	0.03	
416	S41600	0.15	1.25	1.00	12.0-14.0		0.04	0.03	
420	S42000	0.15min	1.00	1.00	12.0-14.0		0.04	0.03	
422	S42200	0.20-0.25	1.00	0.75	11.0-13.0	0.5-1.0	0.025	0.025	0.75-1.25Mo: 0.75-1.25W: 0.15-0.3V
431	S43100	0.20	1.00	1.00	15.0-17.0	1.25-2.50	0.04	0.03	
440A	S44002	0.60-0.75	1.00	1.00	16.0-18.0		0.04	0.03	0.75Mo
440B	S44003	0.75-0.95	1.00	1.00	16.0-18.0		0.04	0.03	0.75Mo
440C	S44004	0.95-0.20	1.00	1.00	16.0-18.0		0.04	0.03	0.75Mo
鑄造合金									
CA-6NM	J91540	0.06	1.00	1.00	11.5-14.0	3.5-4.5	0.04	0.04	0.40-1.0Mo
CA-15	J91150	0.15	1.00	1.50	11.5-14.0	1.0	0.04	0.04	0.5Mo
CA-40	J91153	0.20-0.40	1.00	1.50	11.5-14.0	1.0	0.04	0.04	0.5Mo

a. 單一值表示最高含量

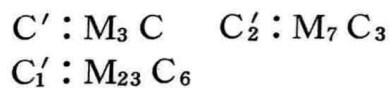
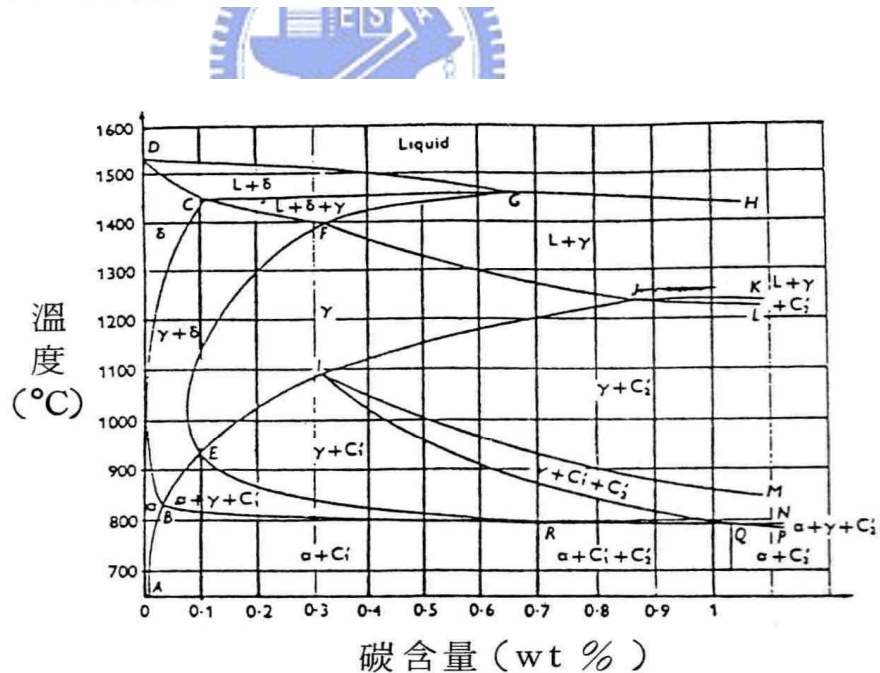


圖 2.3 含 13% Cr 之 Fe-Cr-C 平衡圖[35]

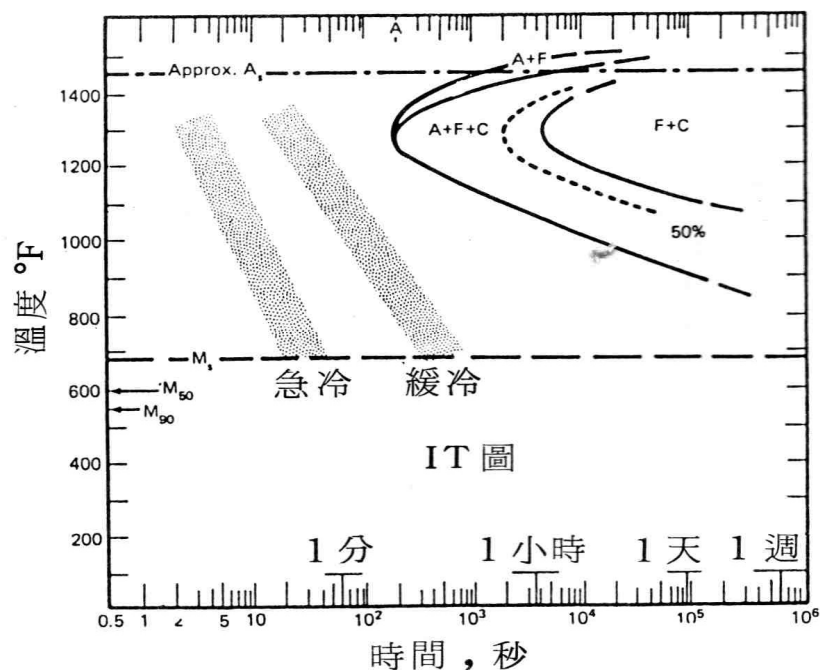


圖 2.4 410 麻田散鐵不銹鋼之恆溫變態圖[33]

表 2.2 回火處理對淬火態 12%Cr 麻田散鐵型不銹鋼組織改變[34]

Tempering temperature(°C)	Type of precipitates	Amount of precipitate	Localization	Dislocation density of matrix
Up to 150	martensite without precipitates			very high
150-350	dendritic probably M ₃ C	moderate	mainly in martensite laths	very high
350-500	in situ transformation of M ₃ C to M ₇ C	moderate	mainly in martensite laths	high
550-650	M ₇ C ₃	moderate	martensite laths	reduced*
650-750	M ₂₃ C ₆	moderate	interfaces	very low
	M ₂₃ C ₆	abundant	interfaces	
	M ₂ (C,N)	moderate	martensite laths	

* 差排位於次晶粒與析出物之晶界處

2.2.2 麻田散鐵型不銹鋼的銲接冶金

麻田散鐵型不銹鋼具有高硬化能，在銲接快速冷卻過程中，容易形成硬脆組織與殘留應力，此硬脆組織與殘留應力再與氫氣相結合，易導致銲件的銲後冷裂(Cold Cracking)。若由於偏析物(FeS)的液化及殘留應力效應相結合，則容易造成熱裂(Hot Cracking)[35-38]；為避免麻田散鐵型不銹鋼銲道金屬之龜裂，降低其破裂敏感性，除了適當的選用銲接材料外，於銲前施行預熱並保持與預熱溫度相同的層間溫度(Interpass Temperature)是不可或缺的；一般而言，預熱具有以下三種主要作用[39]：

- 1、降低母材與銲接金屬間溫度之差異，使殘留應力減少。
- 2、降低冷卻速率，使氫氣及其它固溶之氣體，可充分的擴散出去。
- 3、降低銲接區及熱影響區之硬度，增加韌性。

根據文獻[11,31,39,40,41]，將 410 鉻系麻田散鐵型不銹鋼銲件預熱至 250°C 已可完全避免銲接龜裂之發生。而為降低銲道及熱影響區之硬度、改善韌性，並降低殘留應力，防止變形，一般對麻田散鐵型不銹鋼銲件採取溫度在 600°C ~ 850°C 範圍內，數小時回火處理(Tempering)之銲後熱處理(Post weld Heat Treatment)[38,39]。影響硬度之主要因素為碳含量及回火溫度高低[35]，至於回火時間只要足夠，則對硬度影響不大。

一般煉鋼廠對連續鑄造輓輪採取的回火溫度為 550°C ~ 650°C。回火方法對其熔填金屬機械性質亦有很大影響，根據文獻顯示[39]，當銲件未冷至室溫(此時溫度 Ms 以上)，即施行高溫回火處理數小時，然後

徐冷至室溫，鋁件中發現存有大量未回火麻田散鐵，而且由於此時 γ 相分解成晶界碳化物及粗大肥粒鐵結構，熔填金屬機械性質較差，尤其衝擊值降低甚多。因此在施行鋁後熱處理前，必須將鋁件冷卻至室溫，以得到完全麻田散鐵基地，再行回火處理，以得到所需的機械性質。

2.2.3 不銹鋼的粒間敏化

不銹鋼有析出物析出的粒間敏化或硬脆相產生所造成的脆化問題等。在不同的不銹鋼種類間有不同的析出型式與敏化關係，其之間的比較如下[42]：

1. 沃斯田鐵型不銹鋼

沃斯田鐵基地中，依其成份及加工條件與不同處理存在三種相：

(1) 碳化物：

因沃斯田鐵(γ 相)中的溶解度有限，當含碳量小於 0.03% 時，沃斯田鐵較為穩定，若含碳量超過 0.03%，冷卻至溶解度限界以下，會析出 $M_{23}C_6$ 碳化物，若施以快速冷卻，則碳化物來不及反應析出，得過飽和碳之 γ 固溶體，重新加熱至 $\gamma + M_{23}C_6$ 的高溫相區內停留，會析出富鉻的 $M_{23}C_6$ 相。由於富鉻碳化物好發在沃斯田鐵晶界，碳化物周圍形成貧鉻、貧碳現象，降低不銹鋼之抗蝕性與強度，造成晶界容易腐蝕破壞，稱為粒間敏化 (Sensitization)。而碳化鉻的析出溫度為 550~800°C 之間，若因為鋁接過程的熱循環，使鋁接熱影響區通過此溫度區間而出現粒間敏化現象，則稱為鋁接衰退。

(2) σ 相：

沃斯田鐵型不銹鋼中存在碳化物 $M_{23}C_6$ 的晶核，通常會促進 σ

相的形成，固溶化處理溫度對 σ 相形成速度具影響性。 σ 相產生時，會增加不銹鋼的硬度及強度，降低可塑性。其消除方法可加熱至 σ 相存在的上限溫度以上或通過固溶化處理。

(3) δ 肥粒鐵：

鈦、鈮是生成肥粒鐵的元素，鑄件的成分中肥粒鐵形成元素局部偏析、聚集更有所關係。其存在會降低鋼抗孔蝕的能力，但當足夠的肥粒鐵以孤島狀晶粒存在時，可改善抗敏化及抗應力腐蝕性。

2. 肥粒鐵型不銹鋼

因不同溫度造成組織不同，且應注意以下一些熱處理問題：

(1)457°C脆性問題：

肥粒鐵型不銹鋼其鉻含量大於12%以上其熱處理溫度在400~540°C時，將產生韌性降低即脆化，且在475°C時最嚴重，其原因是富鉻的 α' 初生相析出造成脆化現象，耐蝕性也隨之降低。此現象之避免方法為將不銹鋼加熱到600°C以上(溫度愈高，脆性消除愈容易)，然後快速冷卻即可。

(2) σ 相脆性問題：

σ 相是一種富鉻的脆性金屬間相，容易沿晶界呈網狀析出，將使不銹鋼變脆，也會降低耐蝕性。所以為了降低 σ 相出現，可以降低鉻、鈮含量，也可以將鋼加熱到900°C以上(極限溫度以上)，然後快速冷卻即可。

(3)高溫脆性問題：

不銹鋼含有相當大量的插入型元素，加熱到950°C或以上，會析出碳氮化合物，造成韌性和可塑性降低，即為高溫脆性。鑄件、銲接件最常見此問題。將鋼加熱到750°C~850°C後急冷便

可消除此現象。

(4)敏化問題：

如同沃斯田鐵型不銹鋼一樣。其補救措施方法是降低碳和氮的含量，將鋼加熱至 $750^{\circ}\text{C} \sim 870^{\circ}\text{C}$ 短時間保溫即可。

3. 麻田散鐵型不銹鋼

麻田散鐵型不銹鋼與碳鋼及低合金鋼同，於高溫區有 δ 肥粒鐵相區及 $\alpha \rightarrow \gamma$ 之相變態區，淬火時可得麻田散鐵組織，故經由回火處理可以獲得不同之回火組織及相應的力學性能。麻田散鐵型不銹鋼的敏化問題並無相關足夠的研究以資證明，然而在長期高溫使用下，麻田散鐵形不銹鋼將因析出物的產生，而使其性質改變[34, 42]，而此是否代表麻田散鐵型不銹鋼亦有敏化問題，甚或影響其疲勞性質等，尚待研究。



2.3 輓輪之熱疲勞及磨耗模擬實驗

連續鑄造輓輪在使用中因輓軋經過高溫鋼胚，表面受到急速加熱，軋過鋼胚後又需用高壓空氣加水將其冷卻，並將鋼胚產生之氧化皮噴沖去除，使得輓輪承受升溫降溫之熱循環。此種加熱與冷卻速度十分快速，產生極大熱應力，稱為熱震。一般而言，上部輓輪之熱循環溫度範圍為 $400^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ ，使得輓輪產生熱疲勞破裂(Thermal Fatigue Cracking)[12,30]。中、下部輓輪則因高壓、磨擦，產生刮磨、滑移、沖蝕、擦損腐蝕及表面疲勞等磨耗[11,21,22]。

除了施工程序外，會影響鐸件耐熱疲勞破裂性及耐磨耗特性之主

要因素是鍍材之成份及鍍後熱處理溫度[12,15,30]，而不同鍍材之最佳鍍後熱處理溫度為何？亦是值得進一步探討。此外評估連續鑄造輓輪鍍覆優劣之方法視輓輪部位而定，除須評估其耐腐蝕性外，上部輓輪必須評估其抗熱疲勞性，中、下部輓輪則必須評估其耐磨耗特性。

以往針對評估抗熱疲勞性之實驗設計，有利用火燄加熱法者[43,44]，但有測溫無法精確之缺點；或有利用管形爐者[43]，但此法則加熱較緩，循環較慢、較費時；本實驗則採用蔡氏所研發本校自製之熱疲勞性循環爐[45]加以評估，該循環爐已經實驗證明能有效模擬連續鑄造輓輪之熱疲勞破裂之情形。

2.4 磨耗破壞理論探討

機械失去工作能力常常是因為結構元件表面磨損。結構元件因磨損而停機修理所導致的經濟損失卻十分巨大。為此長久以來，人類對有關磨耗的研究一直是持續進行。[46]

磨耗是因物體表面接觸且做相對運動，而造成材料表面逐漸產生碎片而剝離流失之現象，根據文獻顯示[30]，硬面鍍覆磨耗型態有四大類：

- (1) 磨料磨耗(Abrasive Wear)：指機件表面受到比本身堅硬之顆粒或另一表面突起的物質，在滾滑動或摩擦過程中受力作用，而壓入較軟的原機件表面上，再經外力刮鏟作用而使材料脫落，此種磨耗常發生於重機械或建築機件與沙粒或硬質顆粒接觸部位上。
- (2) 滑移磨耗(Sliding Wear)：兩接觸物體之間的相對滑移運動所造成的固體表面材料流失。

(3) 沖蝕磨耗(Erosion Wear): 由於固體表面與流體或衝擊氣流間的機械作用所造成的固體表面材料流失。

(4) 微動磨耗(Fretting Wear): 滑移磨耗的一種特例，其定義為在兩個接觸物體之間，由於小振幅的週期性來回滑移震盪所造成的磨耗。

同時，Eyre 氏[47]於 1978 年提出金屬磨耗特性中指出，在工業應用上磨耗問題以接觸磨耗型(Encountered Wear)型式最多，約佔 50%，黏著磨耗佔第二位約為 15%，其他 35%是綜合型磨耗問題，如沖蝕磨耗、摩損磨耗 (Fretting Wear)、腐蝕磨耗(Corrosion Wear)等等。

黏著磨耗 (Adhesive Wear)是當機件相互作用面受壓力變形時，由於作用熱量可能大幅提生了接觸點或面之溫度，而產生黏銲現象，再由於相對運動，經黏銲金屬中較弱區被撕開而導致磨耗，此種磨耗常發生於合金性質相近之物體表面，且其中一機件表面可發現黏著另一機件材料碎片。

表面疲勞磨耗(Surface Fatigue Wear)是機件重覆接觸於具有應力作用下所造成的磨耗，經長時間運轉操作，微小裂縫就會於物體表面或內層產生，並會繼續擴大，當裂縫延伸到表面，機件就會成碎塊的破壞，此種磨耗外表可觀察到具有大小不同之孔蝕現象，此種磨耗發生於軸承、齒輪或軸上。

腐蝕磨耗是機件受到化學或電化學反應之時，再經過相對運動而使表面繼續剝離之磨耗。

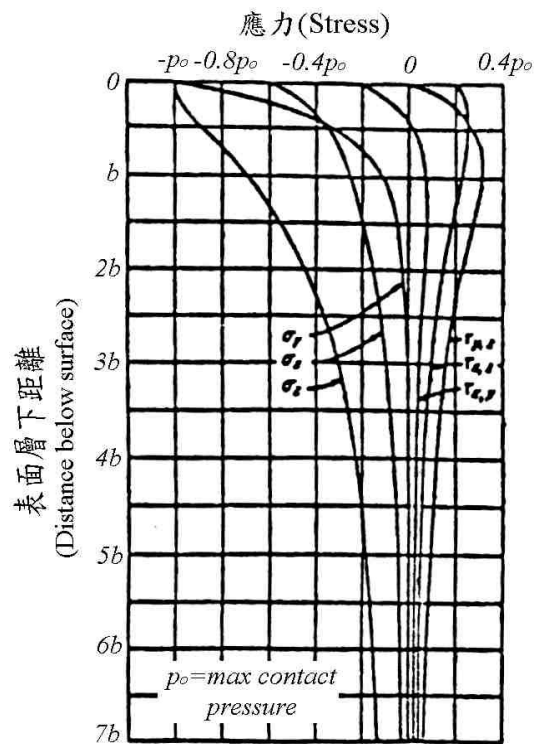
除了針對磨耗型態作一簡單介紹之外，有關硬面銲覆層為增進耐磨耗性，覆銲之條件亦不可忽視，如 J. C. Majetich 氏[13]指出，利用潛弧銲法施工硬面銲覆機件，其影響到耐磨耗性的因素有填充金屬大

小、保護熔劑、銲接電壓、電流與電源極性等等。

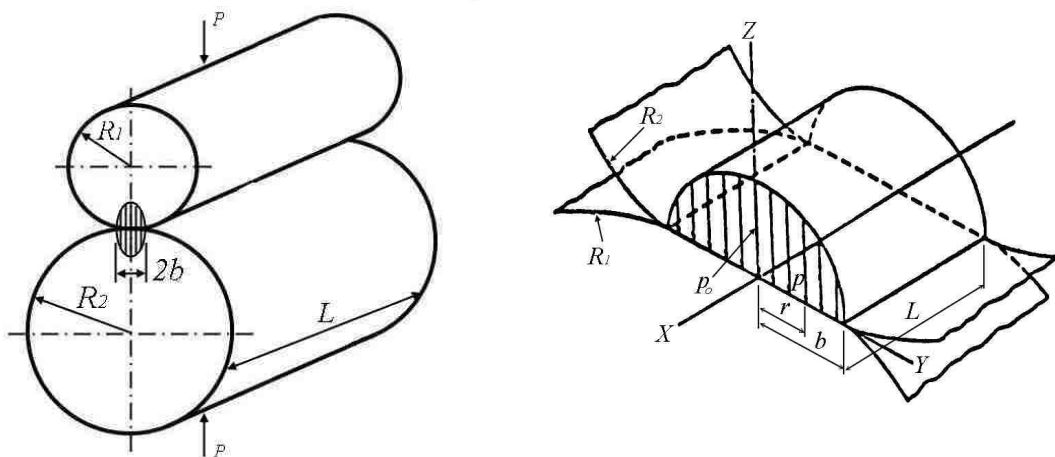
在滾滑動接觸磨耗(Rolling/Sliding-Contact Wear)方面，當固體滾、滑動接觸時，接觸表面所受到的力量可分成兩個分量，一是垂直於接觸面之壓應力，它是兩接觸試片在一起必需產生的力量。另一分力為剪應力，它的方向平行於接觸面，此剪應力是固體受到壓且具有相對滑動所產生的摩擦力，這剪應力與壓應力成正比其比例常數就是摩擦係數，一般乾燥無潤滑下，金屬材料摩擦係數約為 1/4~1/3 之間[48]。而在接觸應力方面，早在 1881 年，H. Hertz 氏首先就利用彈性力量分析固體接觸時，其彈性應力場之行為。在靜止狀態下，兩個圓柱體接觸下之應力場如圖 2.5(a)所示。若兩圓柱體尺寸與彈性係數均相同，最大壓應力則由下式表示[49,50]：

$$P_0 = 0.418 \sqrt{2 \frac{P \times E}{L \times R}} \dots \dots \dots (1)$$

其中 P_0 是最大壓應力 (kg/mm^2)， P 是垂直負荷 (kg)， E 是圓輪材料彈性係數 (kg/mm^2)， R 是圓輪試片之半徑 (mm)， L 是圓輪寬度 (mm)。而最大壓應力出現於接觸表面之中心線上，如圖 2.5(b)所示，又從圖 2.5(a) 中同時觀察最大剪應力 τ_{\max} 是出現於固體表面內層，其最大剪應力等於 $0.304P_0$ 。



(a) 應力場沿 Z 軸支應力分布



(b) 接觸面上壓應力的分布情形

圖 2.5 兩平行圓輪接觸下之應力分佈

第三章 實驗方法與步驟

本研究共分五部份：(1)銲接實驗；(2)硬度實驗；(3)熱疲勞性實驗；(4)耐磨耗實驗；(5)金相實驗。圖 3.1 為本研究之流程圖，以下就各項實驗程序分別說明實驗之方法與步驟。

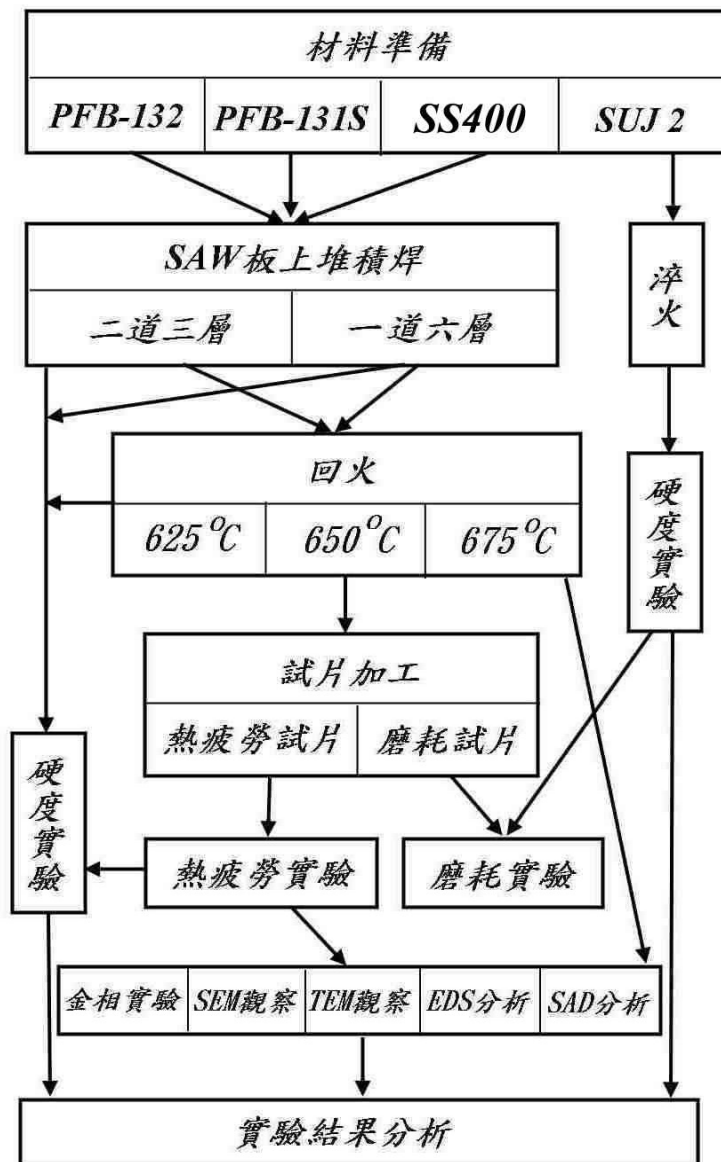


圖 3.1 實驗流程圖

3.1 實驗材料與銲接

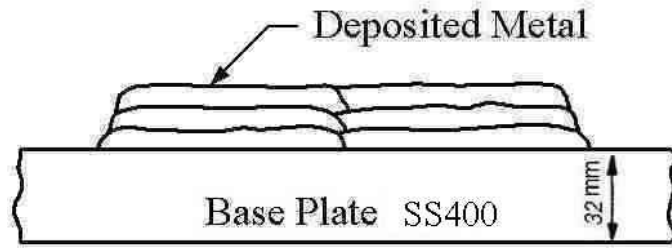
本研究所採用之材料之成份如表 3.1 所示，母材為 CNS SS400 中碳鋼厚板，其尺寸規格為 270mm×80mm×30mm。填充金屬為日本神戶製鋼所的 410 系列麻田散鐵型不銹鋼潛弧銲覆材料產品，PFB 132 與 PFB-131S 兩種銲帶(Strip)。其截面尺寸為 0.4mm 厚×50mm 寬，利用潛弧銲接法實施板上堆積銲(Bead on Plate)，如圖 3.2 所示。熱疲勞實驗用銲件施以二道三層銲接，磨耗實驗用銲件施以一道六層銲接，以保持磨耗試片成份之均一。施銲前銲條及銲藥均在 250°C 之烘烤爐中烘烤 3 小時以上，以去除濕氣。銲接預熱及層間溫度均為 250°C，以避免銲後太快的冷卻速率使銲件產生冷裂。預熱設備採用乙炔及氧氣混合之中性燄，銲接採用直流正電極(Direct Current Electrode Positive, DCEP)，以增加熔填率，降低稀釋率(Rate of Dilution)。其它銲接參數如表 3.2 所示，潛弧銲接機施銲實際情形如圖 3.3 所示。

表 3.1 實驗材料化學成份表(wt%)

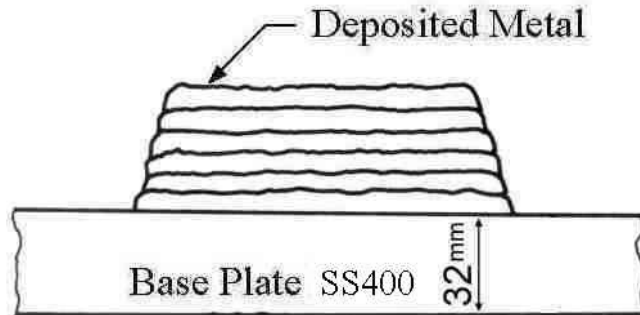
Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
PFB-132	0.065	0.59	1.39	0.022	0.006	2.02	13.47	0.028	Bal.
PFB-131S	0.140	0.68	0.99	0.021	0.011	0.98	12.42	0.37	Bal.
Base metal	0.190	0.13	0.84	0.01	0.007	0.032	0.019	—	Bal.
SUJ 2	0.940	0.26	0.44	0.01	0.013	—	1.46	—	Bal.

表 3.2 銲接參數表

Polarity	Current	Voltage	Travel speed	Input energy	Preheat and interpass temperature
DCEP	650A	24V	19cm/min	49(KJ/cm)	250°C



(a)熱疲勞實驗用鍍件



(b)磨耗實驗用鍍件

圖 3.2 潛弧鍍接板上堆積鍍示意圖



圖 3.3 潛弧鍍接機鍍接實景

3.2 液滲檢驗及鐸後熱處理

為確保用來實驗的鐸件並無瑕疵存在，鐸接完後之鐸件經以液滲檢驗無表面缺陷後，再實施不同溫度之回火處理。熱處理設備為空氣電氣爐，回火溫度為 625°C、650°C、675°C 三種，熱處理程序首先將鐸件於爐內加熱至回火溫度，持溫 2 小時，然後在爐中冷卻至 200°C 以下，再取出空冷。如圖 3.4 所示。

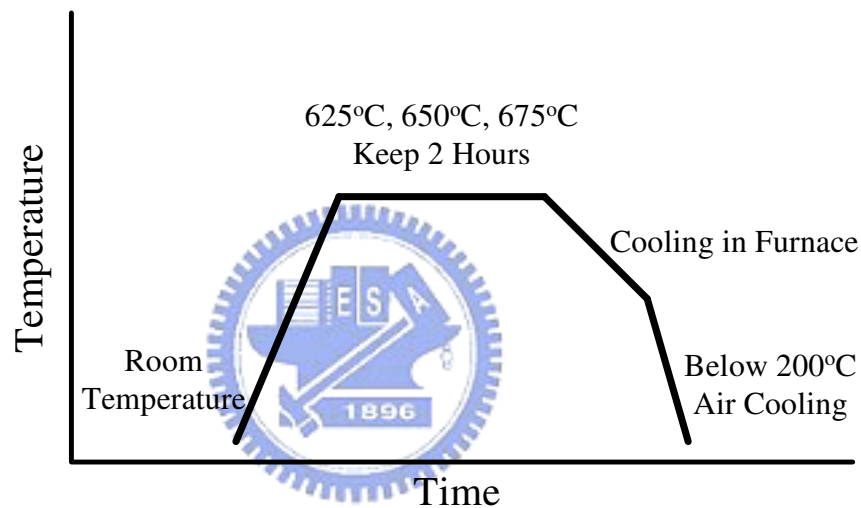
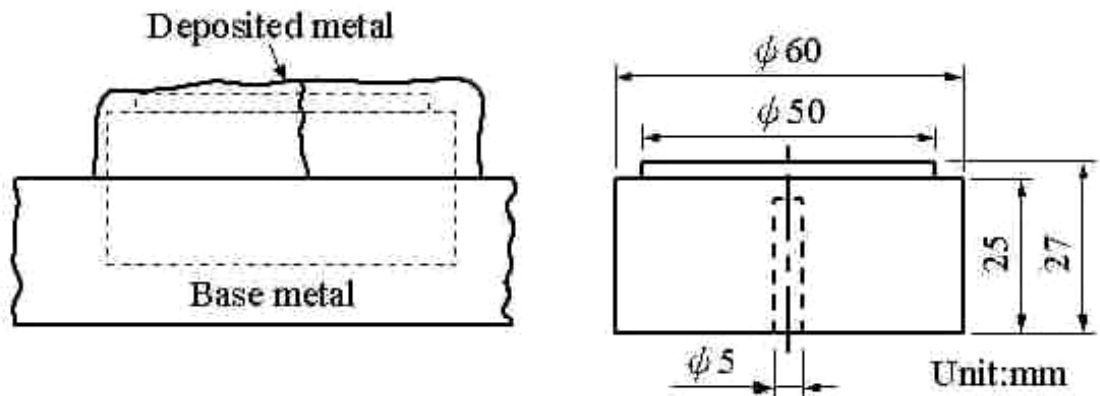


圖 3.4 鐸後熱處理程序圖

3.3 試片製作

直鐸下及鐸接後熱處理之試片經車床與銑床加工製成需要之試片，包括熱疲勞實驗試片與磨耗實驗試片等。熱疲勞試片與試片取材位置及尺寸如圖 3.5 所示[51]，試片的試驗面先經#800 砂紙磨光，再利用液滲檢測試片表面有無瑕疵，確定無瑕疵後再進行後續之實驗。

磨耗實驗試片與試片取材位置及尺寸如圖 3.6 所示。磨耗實驗用之相對試片採用 SUJ 2 高碳鉻鋼，其成份亦表示於表 3.1 中，此試片經過退火以及油淬處理，並經檢查並無淬裂後，再施以精加工，製成如圖 3.6(a)所示之尺寸公差，並控制其 Ra 值於 0.7~1.0，硬度值於 HRC60~64 之間。

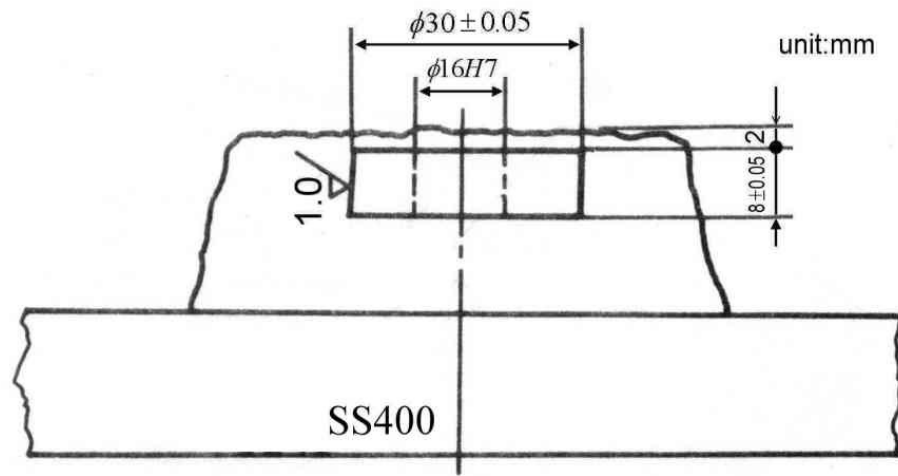


(a) 試片取材與尺寸公差



(c) 試片實體

圖 3.5 熱疲勞試片取材位置及公差尺寸圖



(a) 試片取材與尺寸公差



(b) 試片實體

圖 3.6 磨耗試片取材及公差尺寸圖

3.4 硬度試驗

將直鋸下及經回火處理後之試片，以洛氏硬度試驗機量測其頂層硬度，量測時初負荷為 10kg，主負荷為 150kg。

3.5 熱疲勞試驗

熱疲勞實驗爐如圖 3.7 所示，此爐是蔡氏所研發[45]，再經改良而成。圖 3.8 為此新型改良之結構示意圖(專利已獲准)。實驗時爐溫設定 1010~1040°C，試片在爐中加熱，並以熱電偶測量距離表面 2.5mm 深處之溫度，當溫度達 650°C 時，即自動送出爐外，由空氣壓縮噴水冷卻。當溫度降至 450°C 時，停止噴水，再送進爐內加熱，如此反覆循環實施 2000 次，每次循環時間大約為 2~3 分鐘，利用此設計以觀察連鑄輓輪受交互加熱冷卻之情形。實驗爐設有試片溫度與入爐時間監控裝置，以避免因熱電偶或機械失效所引起的失敗。熱疲勞實驗完成後，除從試片表面觀察裂縫成長情形以外，並將試片如圖 3.9 所示般切取[51]，以觀察鋁道橫截面裂縫產生與向內部內部延伸之情形。

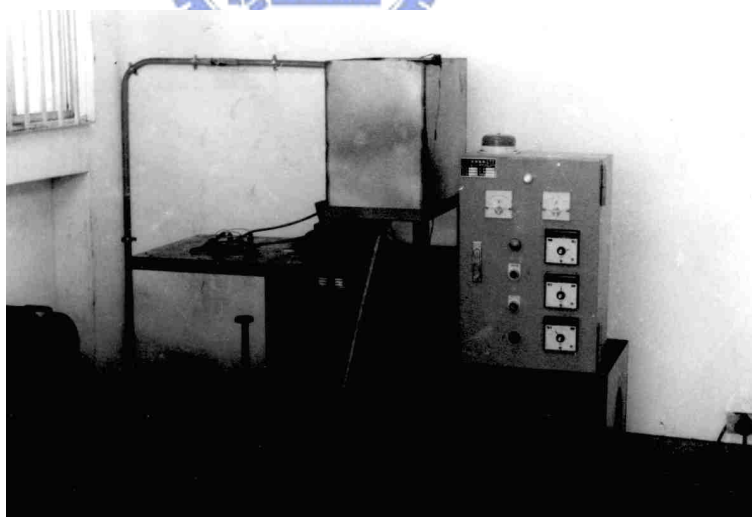


圖 3.7 熱疲勞實驗爐

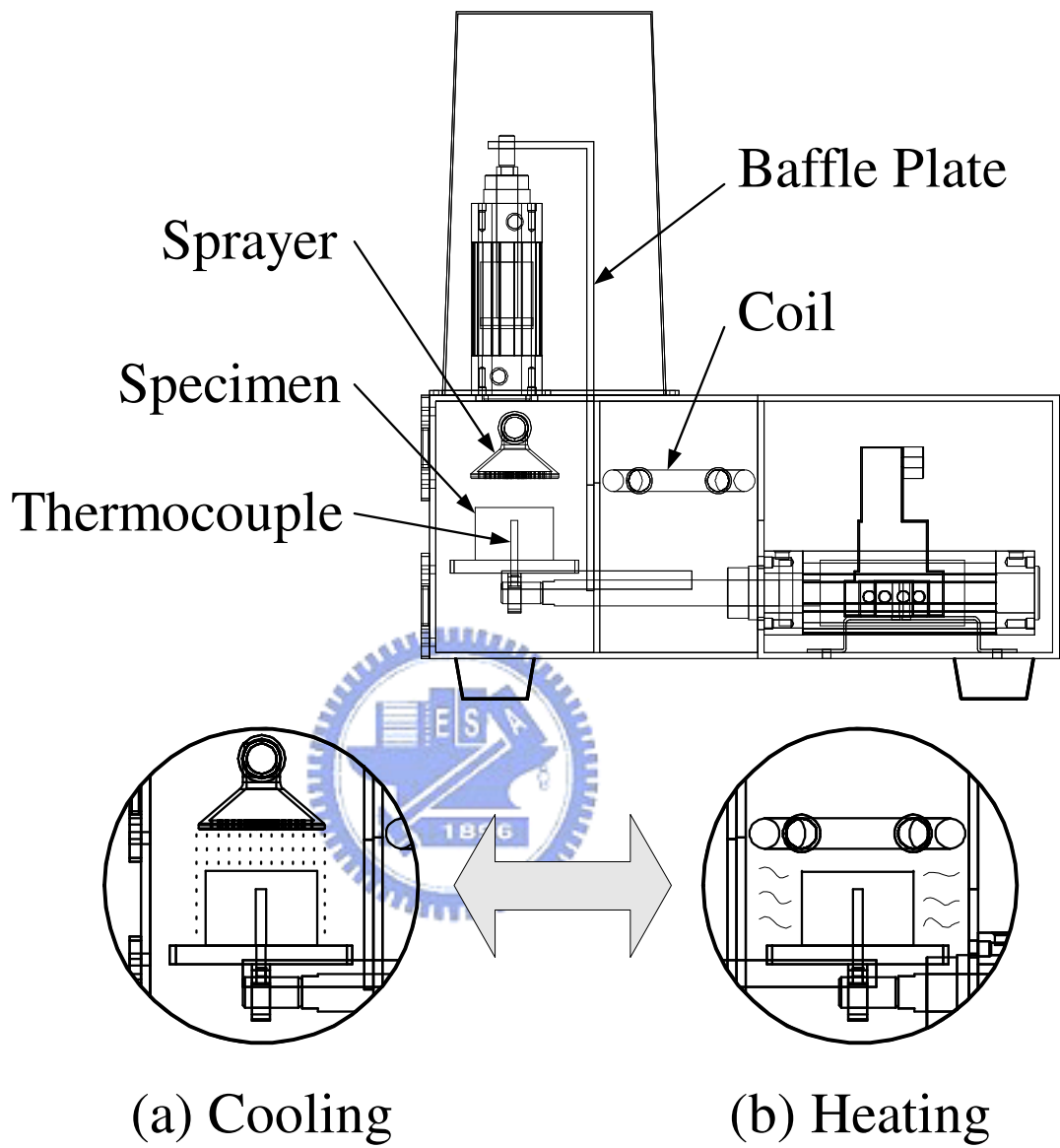


圖 3.8 改良型熱疲勞實驗爐結構圖 (a)試片受噴水冷卻情形 (b)試片受感應線圈加熱情形

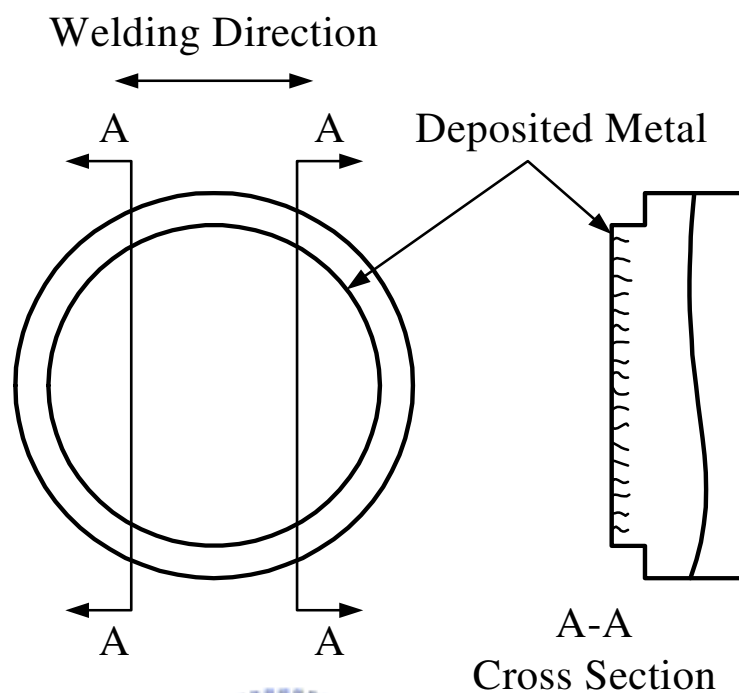


圖 3.9 試片裂縫視察方向示意圖



3.6 磨耗試驗

加工完之磨耗試片進行磨耗試驗，試片磨耗前先量測其硬度、表面粗度、重量與外徑，再安裝於圖 3.10 所示島津西原式金屬磨耗試驗機進行實驗。圖 3.11 所示為試片安裝示意圖。實驗採 9% 之滑動比，相當於 115mm/Sec 之相對滑動速度，接觸力為 75Kg。SS400 與 SUJ 2 的彈性係數大約相同，即 $E=2.1 \times 10^4 \text{Kg/mm}^2$ [36]，則對外徑 30mm，寬 8mm 之兩滾輪而言，最大壓應力 $P_0=47.9 \text{Kg/mm}^2$ ，最大剪應力 $\tau_{\max}=14.56 \text{Kg/mm}^2$ 。磨耗總迴轉數 20 萬轉，並於 5 仟、2 萬、6 萬，10 萬、15 萬、20 萬轉時，分別取下試片量其重量損失及外徑減少量。

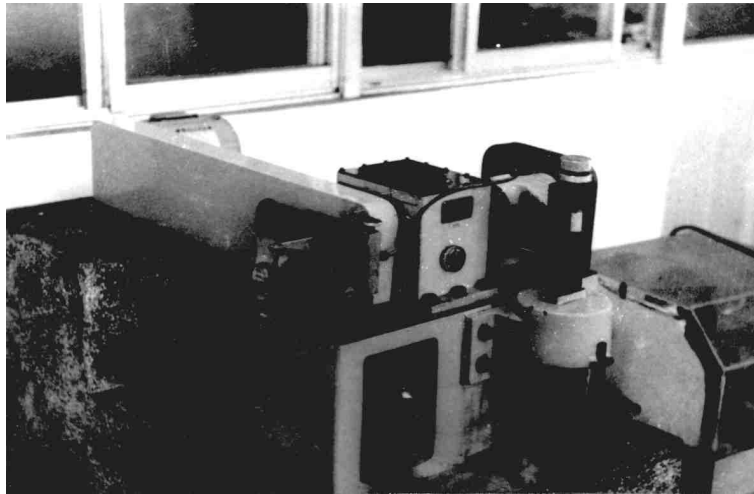


圖 3.10 島津西原式雙滾輪磨耗試驗機

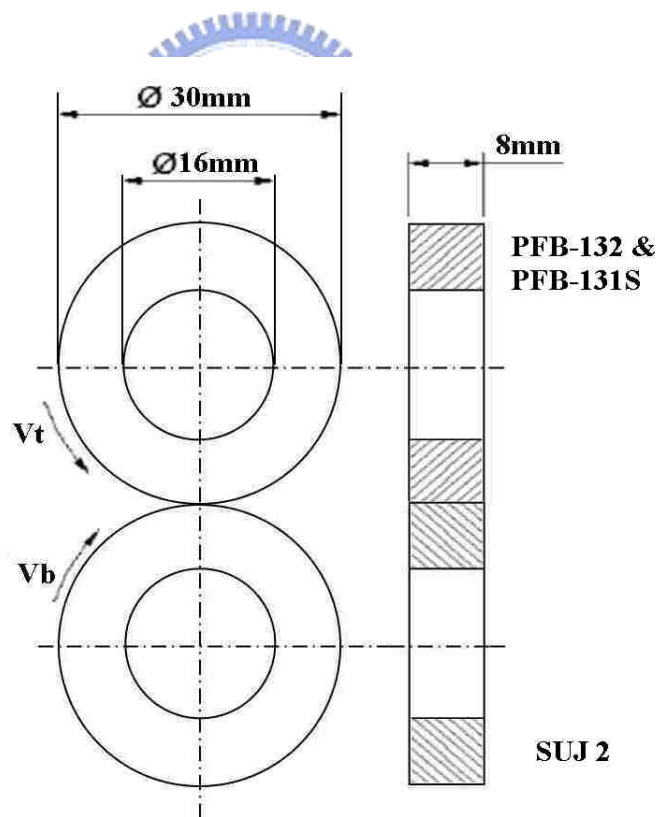


圖 3.11 雙滾輪磨耗試驗試片安裝示意圖

3.7 光學金相與熱疲勞裂縫之觀察量測

將經不同條件回火處理之鐸件，經切割、鑲埋、拋光、腐蝕後，以光學顯微鏡觀察其金相組織。以了解直鐸下與回火及經熱疲勞實驗後之熔填金屬金相差異。

熱疲勞試驗完成之試片切下橫截面，利用砂紙磨平並拋光，先不進行腐蝕，利用光學顯微鏡觀察其裂縫型態。之後再經腐蝕，再利用維氏硬度試驗機量測裂縫數及裂縫長度，以及光學顯微鏡觀察其金相顯微組織及裂縫之情形。由於每試片所切割處之寬度並不完全相同，總裂縫數與總裂縫長度兩者皆由量測數據與截面寬度，再換算為每 80mm 寬度內之數目。腐蝕所用腐蝕劑為 Vilella(5ccHCl+1g 苦味酸+100CC 酒精)，腐蝕時間三分鐘。



3.8 冶金特性分析及電子顯微鏡觀察

3.8.1 成分分析

將不同之鐸材取鐸道第三道熔填金屬，另取磨耗相對材料的 SUJ 2，利用分光儀進行成分之分析，並利用 SEM 小區域之 EDS，由母材往鐸道上層量測熔填金屬碳及鉻含量變化之情形，以了解鐸覆材料受母材稀釋之情形。

材料的顯微組織與性質都受到材料成分的影響，而由於本實驗所探討的耐磨耗性與疲勞特性，其行為皆發生於材料表面，因此對鐸道頂層的熔填金屬，特別再以分光儀量測其化學成分。

3.8.2 SEM 觀察

將直銲下、回火處理後以及熱疲勞實驗之金相試片，利用超音波洗淨，於 SEM 觀察其金相顯微組織、裂縫型態、夾渣及碳化物析出之情形。

3.8.3 TEM 觀察(含 SAD)

將經不同回火處理之銲接試片，利用超薄切片機，於銲道的第三層中間，平行銲道表面切取 0.24mm 之薄片；將熱疲勞後之試片，利用同樣設備，於試驗表面下 0.35mm 處(為避免熱疲勞裂縫存在)，平行試驗面切取 0.24mm 之薄片，再經粗磨、細磨、拋光後，製成 0.05~0.10mm 之薄膜，將此薄膜沖下直徑 3mm 之試片，再利用雙噴射(Jet)電解拋光機在室溫拋光至穿孔為止(電解液為 3 份硝酸+11 份甲醇)；將此試片利用 TEM 觀察其顯微組織、夾渣形態與成份，並利用擇域繞射(SAD)法分析析出物之形態。

第四章 結果與討論

4.1 鐸接實驗結果

圖 4.1 所示為鐸件外觀實體圖，經過液滲探傷法檢驗，所有之鐸件均無冷裂發生，代表所採用鐸接參數(表 3.2)正確[14,15]。由圖可看出每道的寬度相當大，約 50mm 左右，高度約 11~12mm，故僅鐸三層即可達原來鐸線式四層之效果，且由於鐸道表面較平滑，故可減少鐸後之加工量，降低成本，最重要者，由於鐸層數少，減少在重疊處產生熱裂 (Fire-Cracking)之敏感性，對連續鑄造輓輪表面品質之改善及使用壽命之延長有所助益。

由於潛弧鐸接法的特性，兼且採取直流正電極鐸接，大部分的熱能集中於鐸帶溶解，因此降低稀釋率，減少母材影響。稀釋率於成分分析時再予以討論。



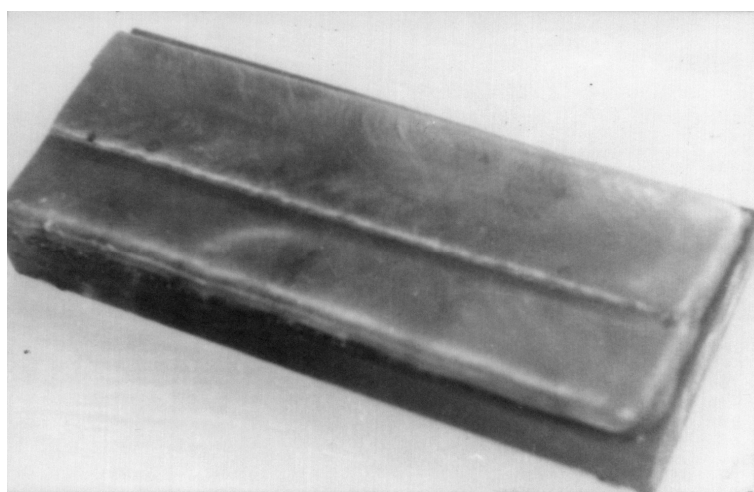
4.2 成分分析

實驗母材及鐸材之成分如表 3.1 所示，PFB-132 鐸材為 410 不銹鋼加 2%Ni，且含有 0.065wt%C，PFB-131S 鐸材則為 410 不銹鋼加 1%Ni、0.37%Mo，且含有 0.14wt%C。

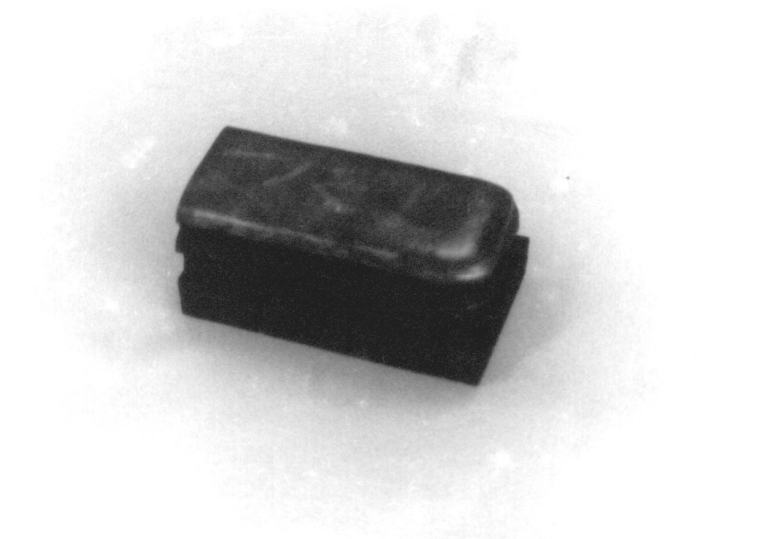
鐸接過程中因為受到鐸接稀釋的影響，熔填金屬的成分將迥異於母材與鐸材，而介於兩者之間。稀釋率越高，成分越接近鐸材。圖 4.2 為從母材往熔填金屬方向量測 Ni、Cr 成分變化，由圖中可發現，自第二道起，鉻、鎳含量已相當穩定，至其頂層成分幾乎已不受母材稀釋之影響，因此可知直流正電極的潛弧鐸帶式鐸接具有相當高的稀釋

率，故雖僅鐸三道，但已能達到成分之要求。

鐸道頂層(第三層)的熔填金屬，再以分光儀量測其化學成分，如表 4.1 所示，此層的熔填金屬中，除 Cr 元素都保持於具有良好耐腐蝕性的濃度(12wt%)以外，PFB-132 鐸件主要含有 1.69wt%Ni 及 0.069wt%C，PFB-131S 則含有 0.87wt%Ni、0.33%Mo 以及 0.13wt%C。

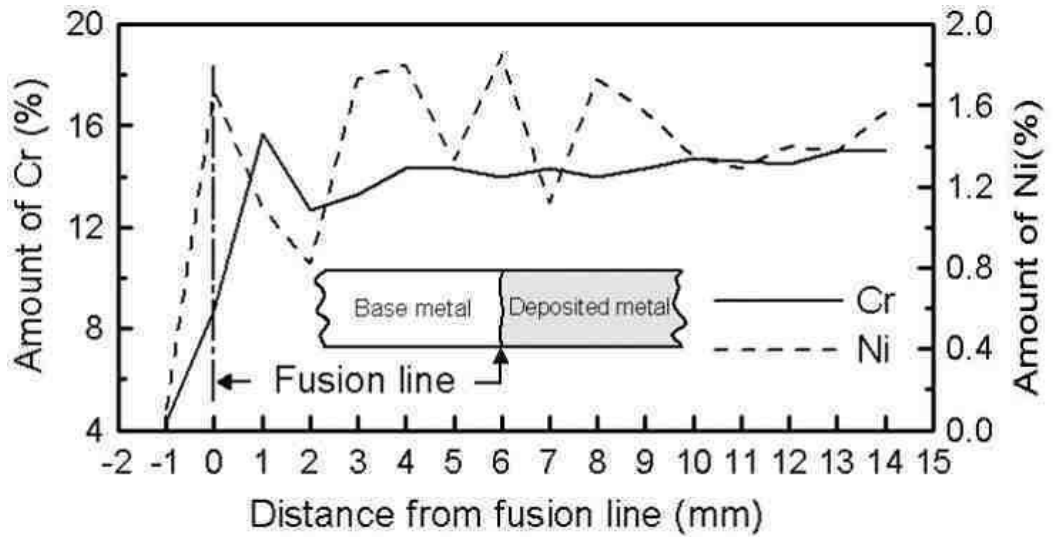


(a) 二道三層板上堆積鐸件

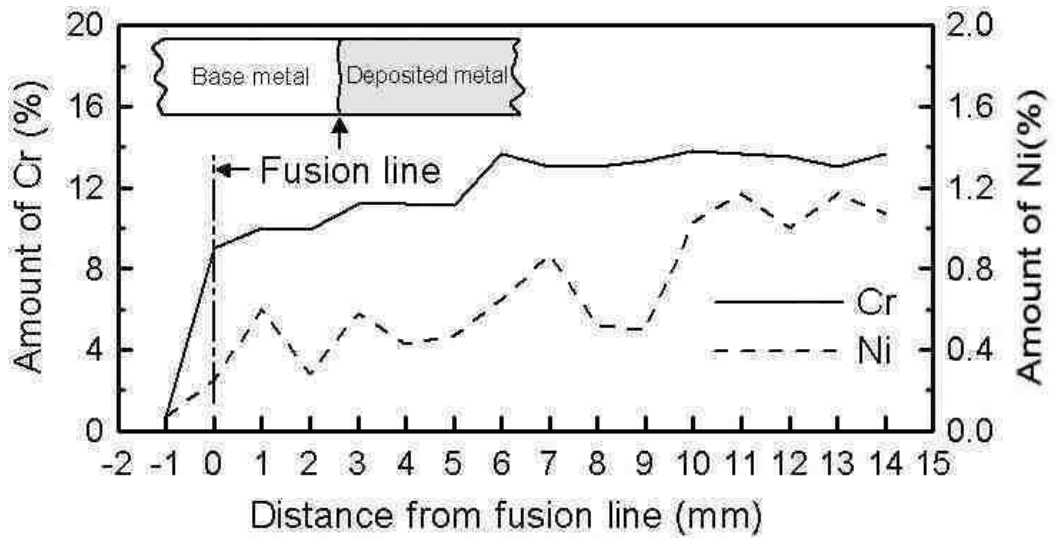


(a) 一道六層板上堆積鐸件

圖 4.1 鐸件實體圖



(a) PFB-132



(b) PFB-131S

圖 4.2 熔填金屬鎳、鉻含量變化

表 4.1 鐳道第三層熔填金屬化學成份表(wt%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
PFB-132	0.069	0.596	1.39	0.022	0.011	1.69	13.47	0.028	Bal.
PFB-131S	0.130	0.58	0.98	0.023	0.009	0.87	12.14	0.330	Bal.

材料因性質與性能的需求被選用，而性質則與成分、製程及顯微組織互相關聯，此兩種銲件不同的成分差異將對兩者性質造成影響，尤以 Ni、Mo 與 C 元素影響最鉅，此將在往後的結果與分析中，一一呈現。

4.3 硬度分析

以洛氏硬度試驗機量測母材 SS400、磨耗對磨片 SUJ 2，以及銲道頂層的熔填金屬硬度，包括直銲下及經熱處理後之試片，以了解銲後回火溫度對熔填金屬硬度之影響，每組試片皆做三片，取其平均值，其結果如圖 4.3 所示。母材硬度為 HRB 73，熔填金屬硬度方面，直銲下，PFB-132 為 HRC35，PFB-131S 為 HRC44。兩種銲件經不同銲後回火處理後，硬度都大為降低，且硬度值隨回火溫度增高而降低，此自為銲後硬脆之麻田散鐵組織因回火而軟化之效果。惟無論是直銲下或經銲後回火處理，PFB-132 銲件熔填金屬的硬度都比 PFB-131S 銲件來得低。

由於材料之硬度除受熱處理影響外，最主要取決於其化學成分、顯微組織與製程。就顯微組織方面來說，其硬度受到各相硬度、相分率以及相分佈之影響。對麻田散鐵不銹鋼來說，淬火狀態下的顯微組織以麻田散鐵及殘留沃斯田鐵為主。這其中，麻田散鐵的硬度受含碳量的影響，在含碳量在 0.6wt% 以下時，麻田鐵的硬度隨含碳量增加而增加[52]。由表 4.1 可知在銲道頂層的熔填金屬中，PFB-131S 的含碳量為 0.13wt%，PFB-132 的含碳量僅 0.069wt%，SUJ 2 則高達 0.94wt%C。故若比較麻田散鐵硬度，則 PFB-131S 高於 PFB-132，而 SUJ2 更遠勝於兩者。

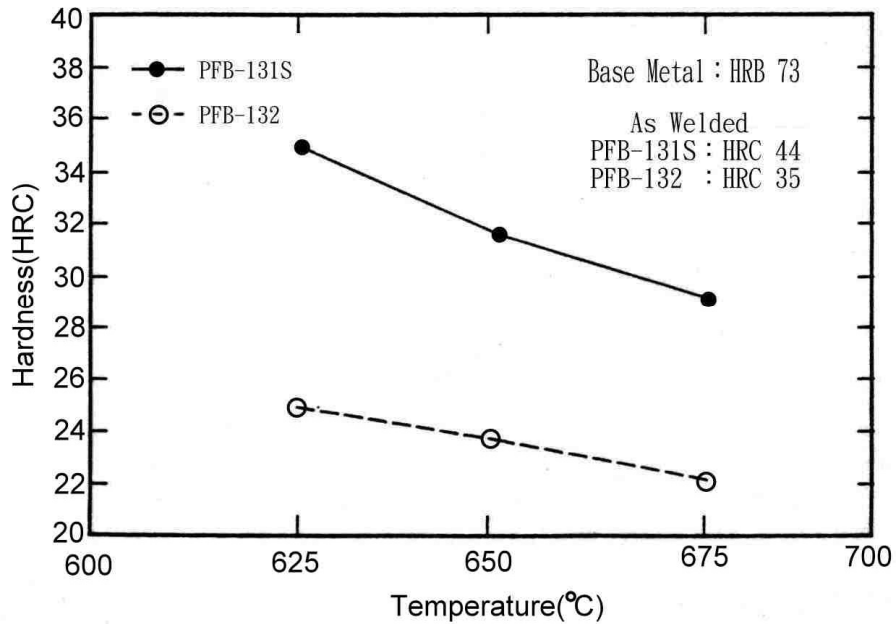


圖 4.3 銲後回火溫度與熔填金屬硬度關係

此外，根據 Andrews[53]的麻田散鐵發生溫度(Martensite Start Temperature, Ms)的成分方程式為

$$Ms=539-423C-30.4Mn-17.7Ni-12.1Cr-7.5Mo.....(2)$$

由前之成分分析，得兩種銲材的麻田散鐵發生溫度分別為：

$$\begin{aligned} Ms_{(PFB-132)} &= 539-423 \times 0.065 - 30.4 \times 1.39 - 17.7 \times 2.02 - 12.1 \times 13.47 - 7.5 \times 0.028 \\ &= 270^{\circ}\text{C} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} Ms_{(PFB-131S)} &= 539-423 \times 0.14 - 30.4 \times 0.99 - 17.7 \times 0.98 - 12.1 \times 12.42 - 7.5 \times 0.37 \\ &= 279^{\circ}\text{C} \end{aligned}$$

故 PFB-131S 之 Ms 高於 PFB-132。而在考慮受到銲接稀釋影響的銲道頂層熔填金屬方面，其麻田散鐵發生溫度則分別為：

$$\begin{aligned} Ms_{(PFB-132)} &= 539-423 \times 0.069 - 30.4 \times 1.39 - 17.7 \times 1.69 - 12.1 \times 13.47 - 7.5 \times 0.028 \\ &= 274^{\circ}\text{C} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} Ms_{(PFB-131S)} &= 539-423 \times 0.13 - 30.4 \times 0.98 - 17.7 \times 0.87 - 12.1 \times 12.14 - 7.5 \times 0.33 \\ &= 289^{\circ}\text{C} \end{aligned}$$

因此，不論是原鋸材或是稀釋後熔填金屬，PFB-131S 的麻田散鐵發生溫度皆高於 PFB-132。材料之 M_s 愈高，其殘留沃斯田鐵量愈低，亦即擁有較多的麻田散鐵量，硬度亦愈高。綜合以上兩點，直鋸下，PFB-131S 的硬度高於 PFB-132 已是必然。

在回火後的硬度方面，由於 Ni 為沃斯田鐵安定化元素，有使材料變態溫度 A_{C1} 降低之效果[54-57]，而 PFB-132 的熔填金屬含有 1.69wt%Ni，較 PFB-131S 之 0.87wt% 為高，因此使得 PFB-132 有較顯著之回火軟化效果，此外根據 Maratary[55] 研究指出，碳化物析出量與其化學成分之關係公式如下

$$\% \text{Carbide} = 12.33(\text{C}\%) + 0.55(\text{Cr}\%) - 15.2 \dots \dots \dots (3)$$

據此，由成分分析可算出

$$\% \text{Carbide}_{(\text{PFB-131S})} > \% \text{Carbide}_{(\text{PFB-132})}$$

同時因 PFB-131S 多了 0.33% 的 Mo，Mo 元素為肥粒鐵安定化元素，其存在會增加 A_{C1} ，減少淬火殘留沃斯田鐵的存在，且將析出 Mo 碳化物[59]，其析出溫度較 Cr 碳化物為低，此雙重影響使得 PFB-131S 既擁有較多的麻田散鐵量，且有較好的析出強化效果，故在相同回火條件下，其熔填金屬硬度皆較 PFB-132 為高。

4.4 磨耗實驗分析

以島津西原式滾輪磨耗試驗機進行雙金屬滾滑動磨耗實驗，六組試片對磨後之重量損失量及外徑減少量以及硬度資料如表 4.2 所示，每組試片皆做三片，取其平均值。由表中可看出 SUJ 2 標準試片之損失量皆相當輕微，而 PFB-132、PFB-131S 則變化相當大，此點證明高

碳且含有大量鉻元素的 SUJ 2 耐磨耗性相對相當良好。

表 4.2 雙金屬滾輪磨耗損失表

Group	Kinds of specimens	Post-weld heat treating temperature (°C)	Hardness (HRC)	Surface roughness (Ra)	Weight loss (mg)	Reduction of external diameter(μm)
1	PFB-131S	625	35.5	1.3	182.3	65
	SUJ 2		60.0	0.7	2.5	10
2	PFB-131S	650	32.0	1.4	161.5	70
	SUJ 2		61.5	0.8	4.3	15
3	PFB-131S	675	29.5	1.3	114.0	60
	SUJ 2		60.7	1.0	8.2	5
4	PFB-132	625	24.7	1.4	971.6	330
	SUJ 2		62.2	0.8	3.7	10
5	PFB-132	650	23.9	0.9	458.0	300
	SUJ 2		62.0	1.0	5.0	20
6	PFB-132	675	22.2	1.4	410.8	175
	SUJ 2		61.0	0.7	3.0	15

將實驗結果圖繪，如圖 4.4 所示。可看出無論是 PFB-132 或 PFB-131S，在實驗範圍內，回火溫度愈高者，重量損失量愈低，亦即耐磨耗性越好。PFB-131S 在不同回火溫度間的耐磨耗性差異並不大，PFB-132 則在回火溫度 625°C 時，耐磨耗性大幅的減弱。此外，在相同回火溫度下，PFB-132 鍍件之耐磨耗性皆遠劣於 PFB-131S。而不管任何鍍材，當迴轉數增加，重量損失量也就增加。參照圖 4.2，發現熱處理溫度愈高者，熔填金屬硬度愈低；但在相同熱處理條件下，PFB-132 鍍材之鍍道硬度皆較 PFB-131S 鍍材為低。依據 Archard[60]所提出的磨耗公式： $W=K \times PL/H$ ，其中 W 為磨耗率，K 為材料磨耗係數，P 為負荷，L 為磨耗距離，H 為硬度。本實驗結果除在磨耗距離的影響符合以外，在硬度的影響部份卻出現紊亂的情形。在不同鍍材間，硬度與耐磨耗性成正相關，但在相同鍍材間，硬度高者，耐磨耗性反而差。

回火溫度提高，熔填金屬硬度降低，卻使耐磨耗性增加，可以用

高回火溫度使殘留應力減少解釋。但不同鋁材間硬度高者耐磨耗性良好，則應考慮基體強度以及硬化第二相的影響。基本上，硬度並不為材料耐磨耗性之唯一指標[61]，硬度相同也並不代表顯微組織相同，而為基體組織與析出物之綜合效果。而磨耗型態如前所述有多種，各種不同型態之耗對基體組織皆有不同反應，但以析出物而言，則以質硬、量多、體細、形圓、均勻分佈者為勝，此點於後再予以討論。

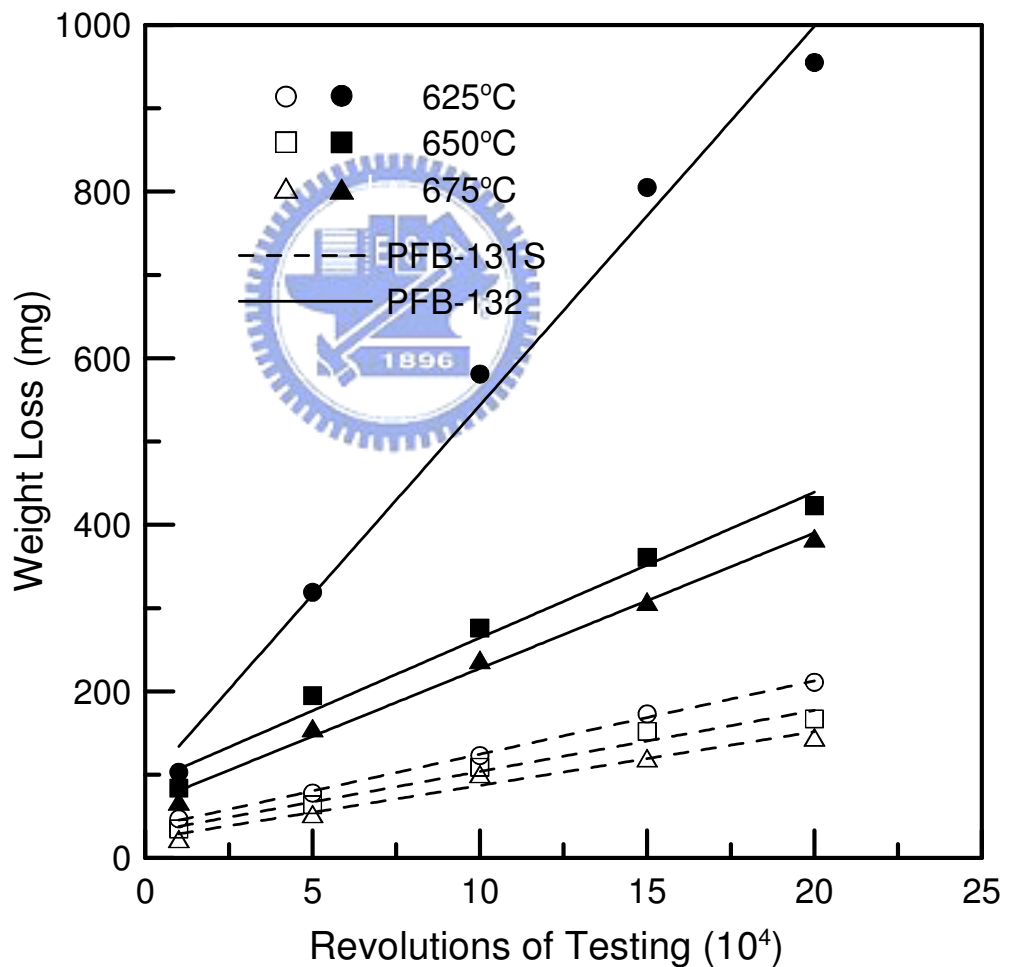


圖 4.4 鋁件回火溫度、磨耗回轉數與磨耗損失量關係

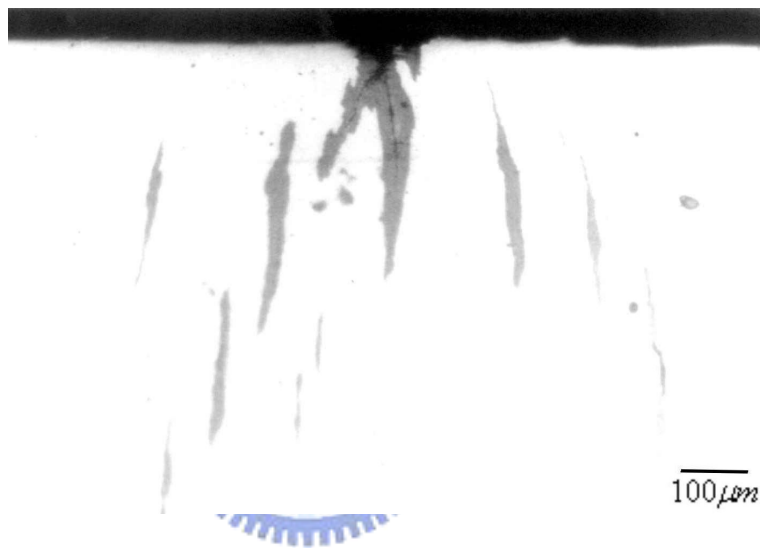
4.5 熱疲勞機構與耐熱疲勞性分析

熱疲勞試驗後之試片經除去表面鈣質後，觀察其表面之裂縫狀態，圖 4.5~圖 4.8 分別是兩種鉚件熱疲勞試片在表面近邊緣部位以及近圓心部位之裂縫。由圖中可發現兩處裂縫型態互異。邊緣處的裂縫型態成蠕虫狀，由邊緣往圓心方向延伸，部分有分叉現象；圓心部位之裂縫則成龜殼狀，部分亦有分叉現象。造成兩者裂縫形狀之差異應是邊緣部位與圓心部位應力狀況不同所致，惟在以下之觀察中並未發現兩者與裂縫深度有明顯之關係。

熱疲勞試片表面再以 SEM 觀察，結果如圖 4.9~圖 4.11 所示。不論是何種鉚材，不論是在龜殼陰影處或是其他地方，都可發現孔蝕的存在(圖 4.9 與圖 4.10(a))，且在 PFB-132 中孔蝕的數目明顯高於 PFB-131S。這種孔蝕特別容易在麻田散鐵型不銹鋼出現，且與麻田散鐵組織中的殘留沃斯田鐵相有關。殘留沃斯田鐵屬於不安定相，在回火的過程中，先於麻田散鐵分解成肥粒鐵及雪明碳鐵，在雙相環境中，抗腐蝕能力較低的肥粒鐵組織乃成為犧牲品，而形成孔蝕。既然殘留沃斯田鐵為孔蝕生成的主因，而在前分析，PFB-132 的殘留沃斯田鐵量應高於 PFB-131S，故其孔蝕較多亦是必然結果。

圖 4.10 為龜殼陰影較暗處之觀察，發現明顯的長條型裂縫存在其中，且其邊緣的材料呈階梯狀的高低起伏。圖 4.11 則為龜殼陰影邊緣處之觀察，發現微裂縫的存在，且裂縫中存在著大量的析出物。微裂縫的形成乃因為材料中所含的 Cr、Mo 等碳化物形成元素，在高溫下促進碳化物的析出。此類析出物好發於晶界或次晶界。析出物的出現若具有析出硬化效果，則可增加材料的疲勞強度[62]，但若是因析出減少固溶而軟化，將因析出物與基地性質的差異，在反覆應力循環中，

基地受剪切滑動而逐漸在基地與析出物間產生裂隙，並慢慢發展，且串連而成微裂縫。特別是當析出物存在於表面附近時，將使材料容易形成表面不連續，減短疲勞之裂縫起始期，從而降低疲勞壽命。因此，材料中若有析出物的存在，往往會降低其疲勞強度[63]。而當微裂縫發生後，裂縫邊緣的高應力將陸續誘發材料在 45° 方向產生滑動，逐漸形成永久滑動帶(Persistent Slip Band, PSB)，並產生擠出跟擠入區，成為如圖 4.10 所示之階梯狀。[62]

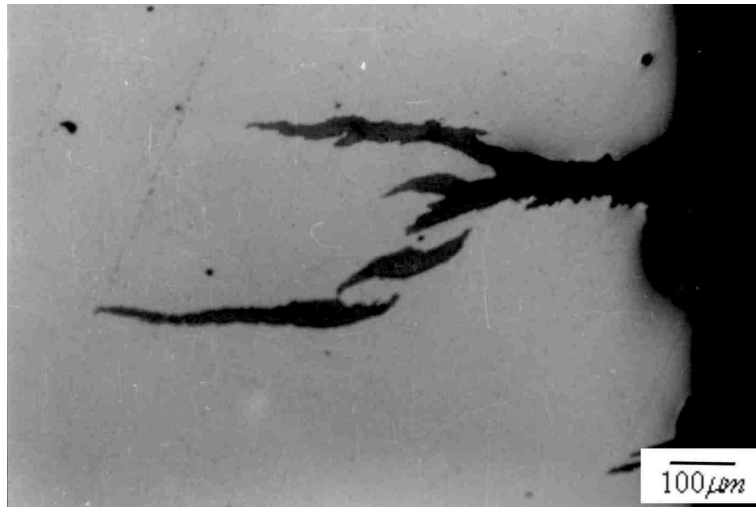


(a) 未腐蝕

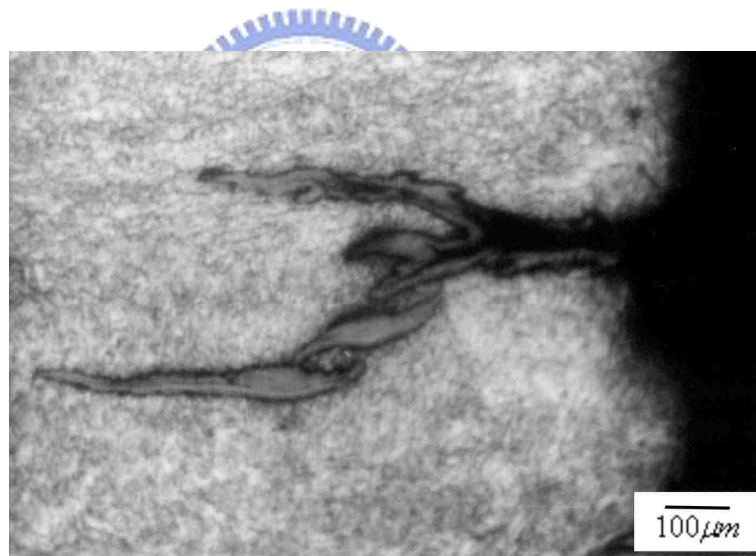


(b) 已腐蝕

圖 4.5 PFB-132 經 650°C 回火與熱疲勞後試片表面近邊緣處裂縫

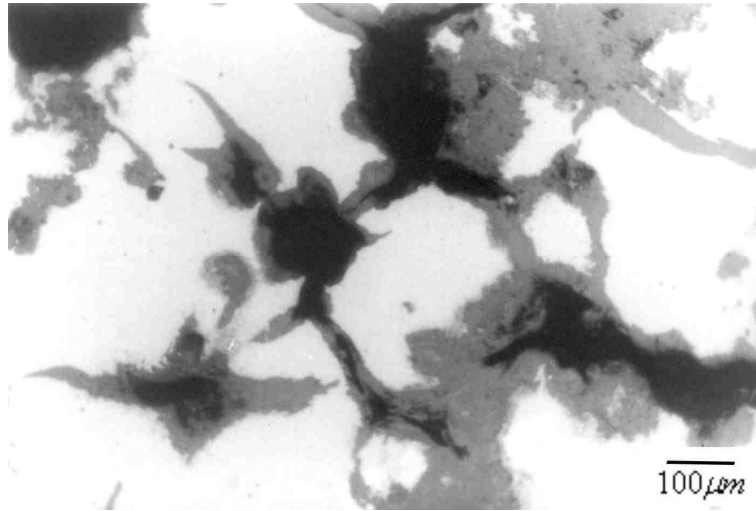


(a) 未腐蝕

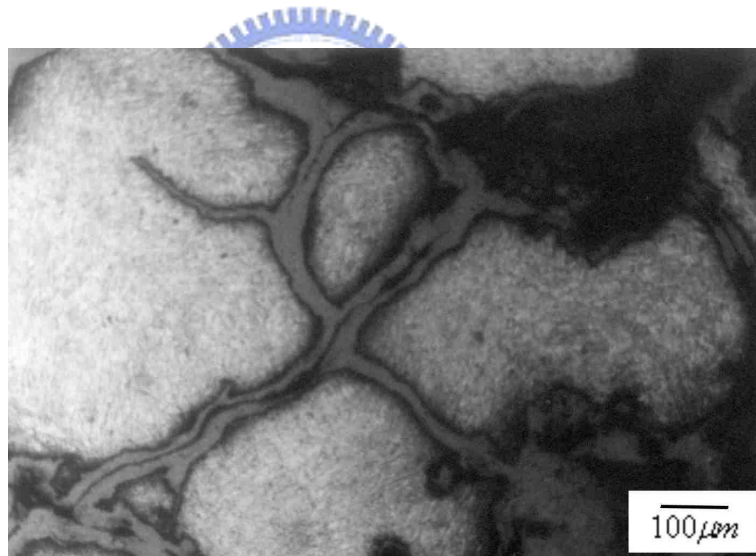


(b) 已腐蝕

圖 4.6 PFB-131S 經 625°C 回火與熱疲勞後試片表面近邊緣處裂縫

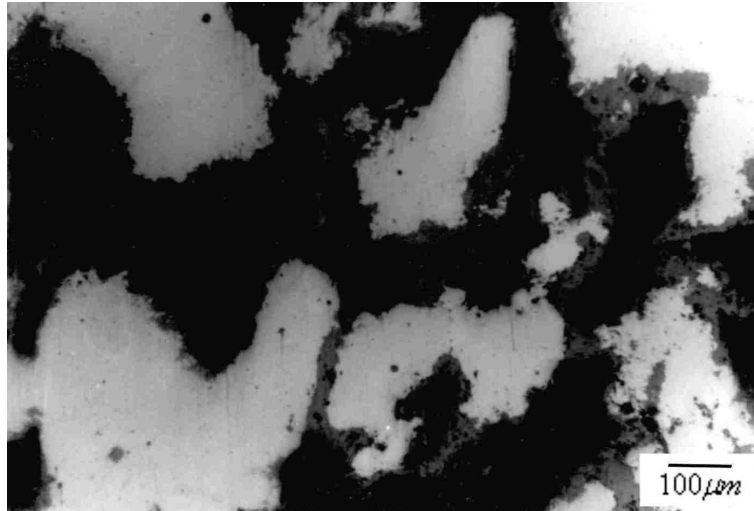


(a) 未腐蝕

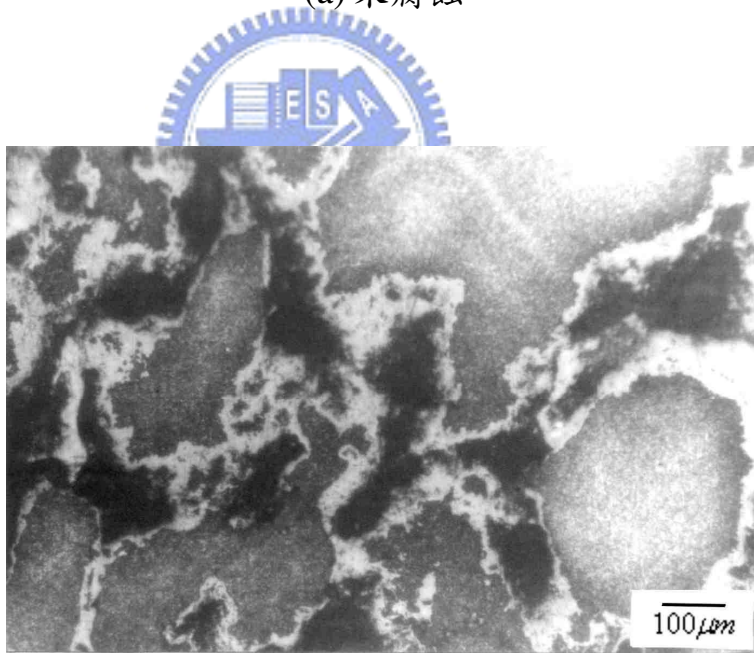


(b) 已腐蝕

圖 4.7 PFB-132 經 625°C 回火熱疲勞試片表面圓心處裂縫



(a) 未腐蝕



(b) 已腐蝕

圖 4.8 PFB-131S 經 675°C 回火熱疲勞試片表面圓心處裂縫

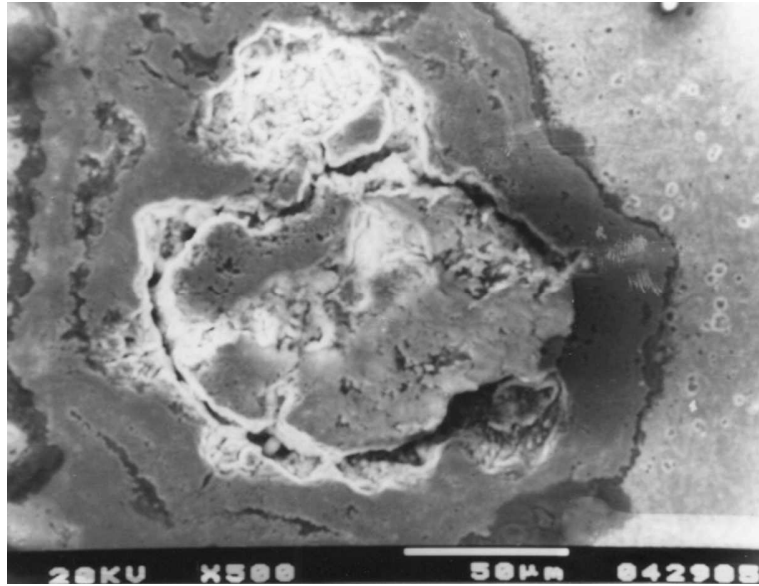


圖 4.9 PFB-131S 經 675°C 回火熱疲勞試片表面之孔蝕

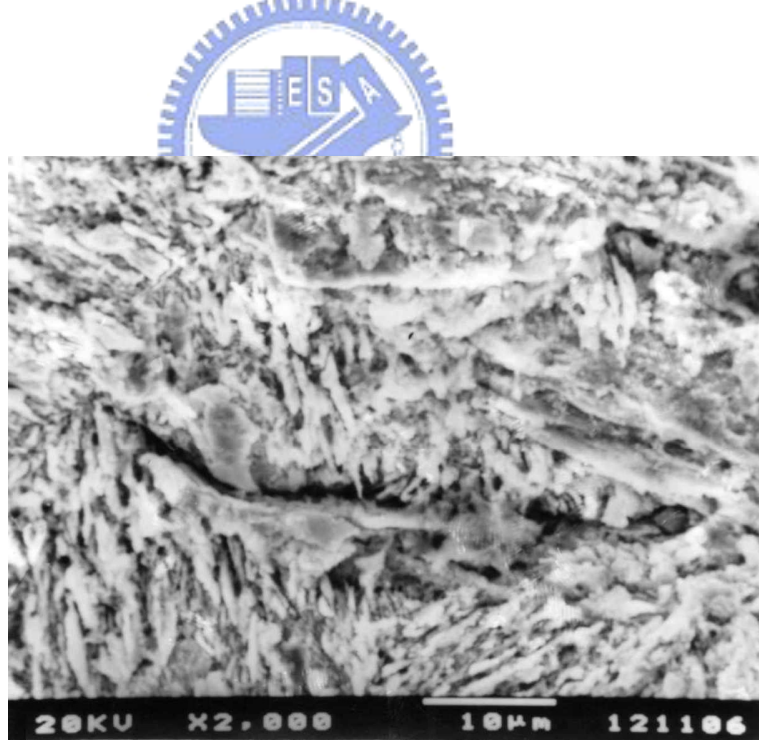
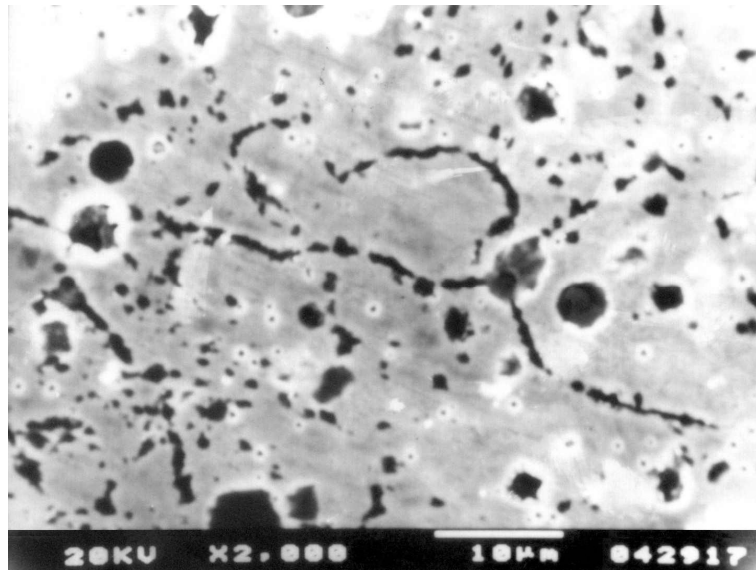
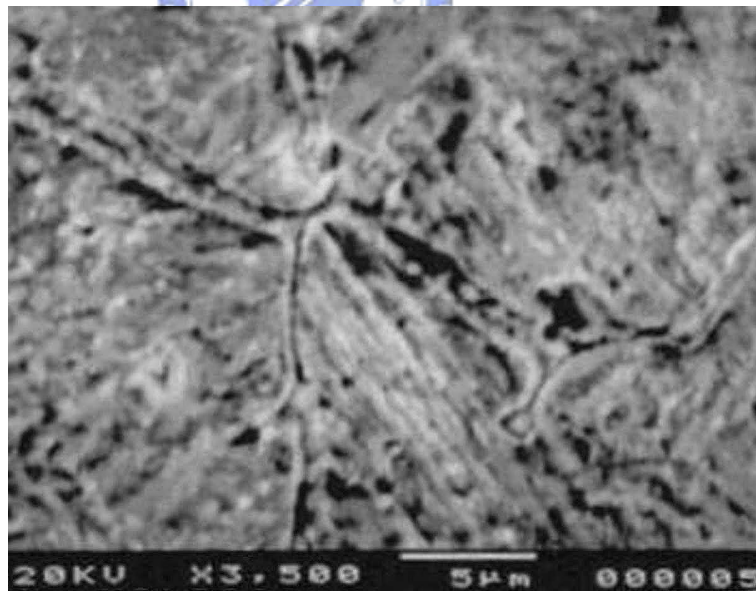


圖 4.10 PFB-131S 經 675°C 回火與熱疲勞後龜殼狀陰影裂縫



(a) PFB-132B，675°C 回火



(b) PFB-131S，625°C 回火

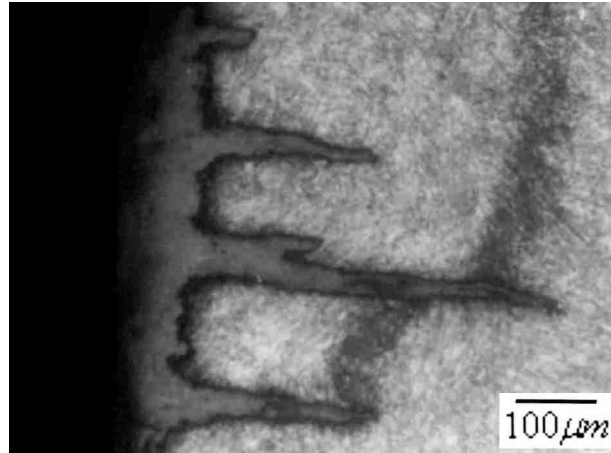
圖 4.11 疲勞試片表面龜殼狀陰影邊緣微裂縫

將試片如圖 3.10 所示切割後，經拋光、腐蝕，以光學顯微鏡觀察其裂縫，如圖 4.12 與圖 4.13 所示。由圖中可看出裂縫大致垂直試驗表面，部份有分叉之情形，在圖 4.12(C)可發現雖然有些裂縫發展相當大，但仍有些裂縫還是很短小。比較兩種鉚件的疲勞裂縫型態，可發現 PFB-132 的裂縫偏向細長狀，且末端成尖銳狀，而 PFB-131S 偏向短而鈍。

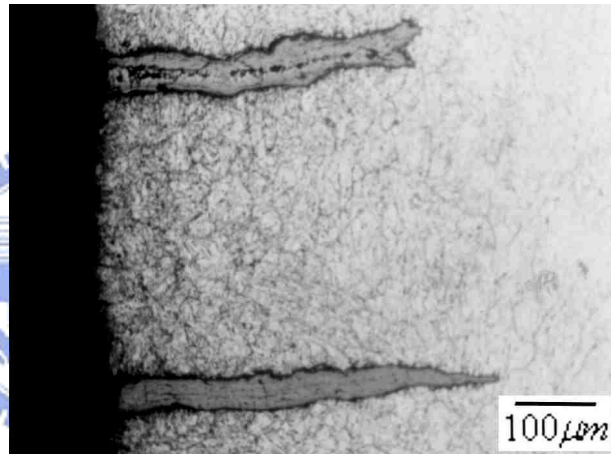
將裂縫再以 SEM 觀察之疲勞裂縫，如圖 4.14 與圖 4.15 所示。在 OM 所觀察到的細長與短鈍的裂縫形狀差異，在此時更為明顯。此外圖中亦可發現，無論是 PFB-132 鉚材或 PFB-131S 鉚材，在裂縫內部皆充滿氧化物，且大量的析出物伴隨存在。從前面的描述已知裂縫的發生與析出物的析出有直接關係，此外，對析出硬化效果而言，析出物以質硬、量多、體細、形圓與均勻分布者為勝，而其中的析出物形狀則更對應力集中效應有直接性的影響。當應力集中效應大，裂縫成長速率增加。再由於鉚件處在高溫多溼環境下，裂縫尖端受到腐蝕效應，設若腐蝕速率相同，則裂縫成長速率大者，其裂縫深度必大，且較尖銳，反之，裂縫則是短而鈍。此點在後面的對兩種鉚件的裂縫統計與金相分析中，將得到印證。

從前述觀察與結果推斷，麻田散鐵型不銹鋼的熱疲勞破裂機構，乃是在高溫環境中碳化物的析出，並聚集在晶界與次晶界，而後在殘留應力與熱疲勞循環應力共同作用下，使基材與析出物介面產生微隙，並隨熱循環作用而成長、串聯成微裂縫，最後在熱循環應力與腐蝕雙重作用下，裂縫成長而破裂。在此種破裂機構下，若是析出物體細、形圓與均勻分布，將具有良好的耐熱疲勞性，且裂縫將較淺短。反之，若析出物粗大、成尖銳或長條狀，且偏向晶界析出，則將降低其耐熱疲勞性。這將在後面熱疲勞統計結果以及 TEM 觀察中再次驗證。

(a) 625°C 回火



(b) 650°C 回火



(c) 675°C 回火

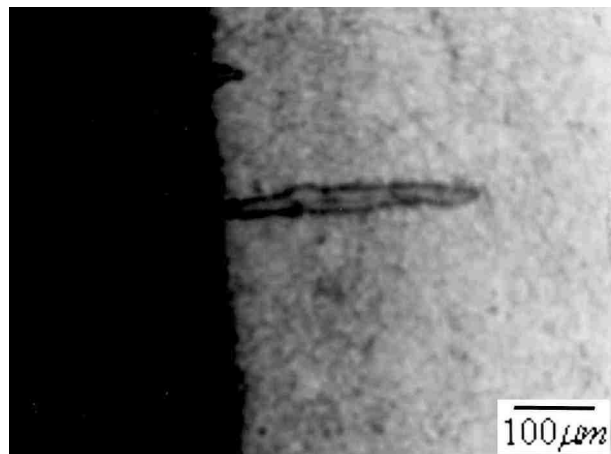
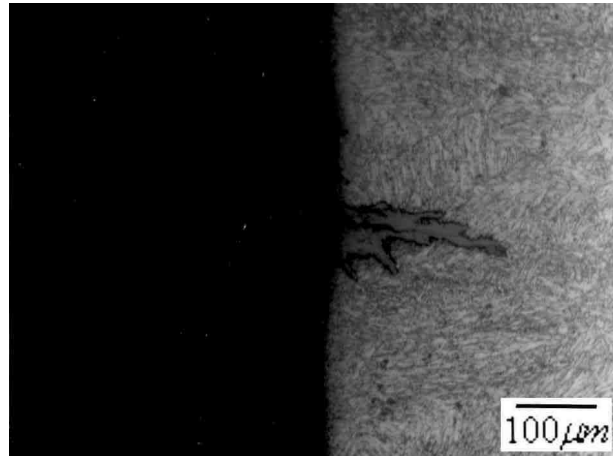
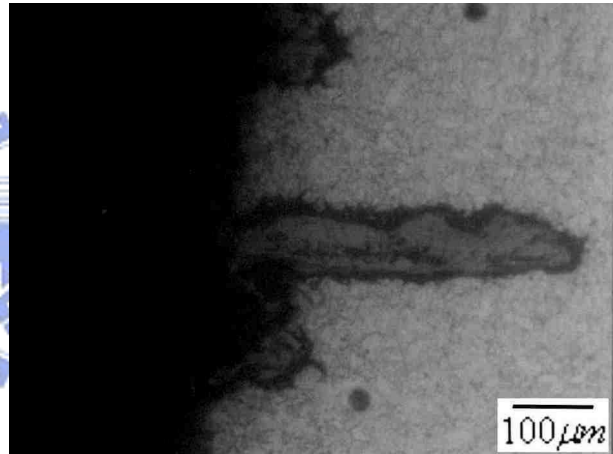


圖 4.12 PFB-132 熱疲勞裂縫光學金相

(a) 625°C 回火



(b) 650°C 回火



(c) 675°C 回火

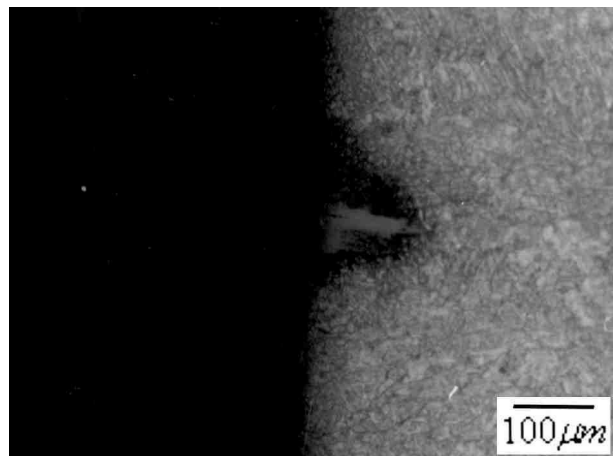
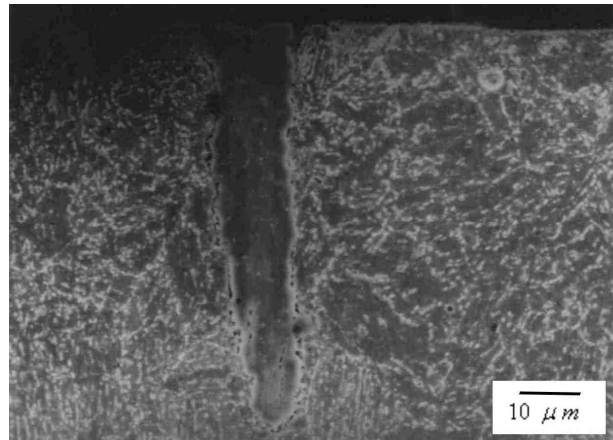
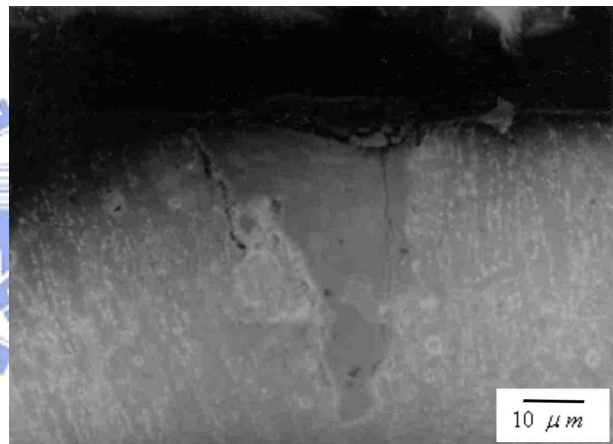


圖 4.13 PFB-131S 熱疲勞裂縫光學金相

(a) 625°C 回火



(b) 650°C 回火



(c) 675°C 回火

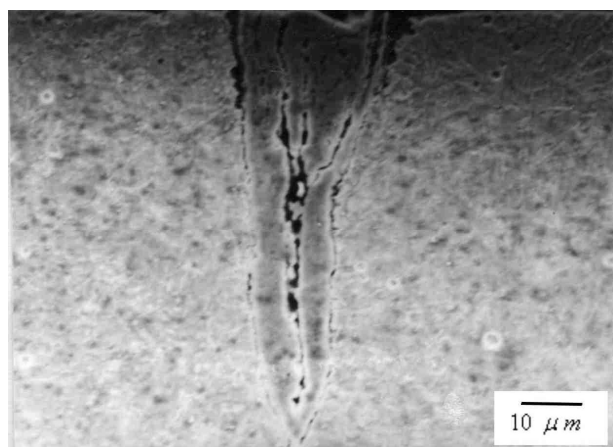
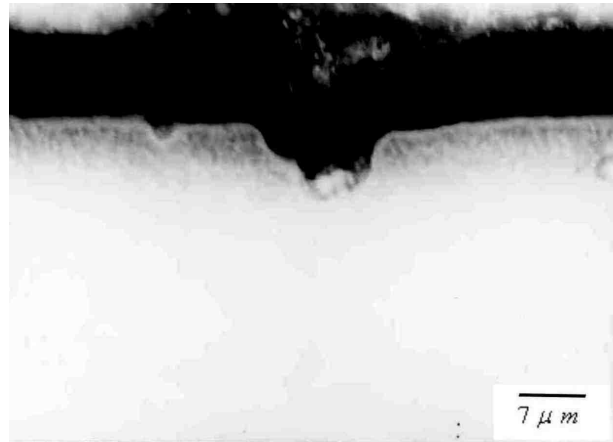
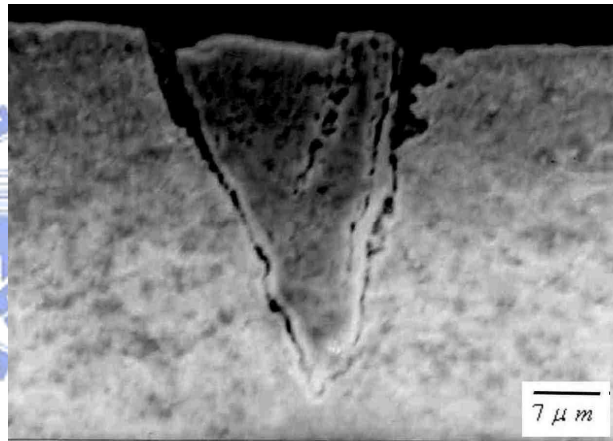


圖 4.14 PFB-132 銲件熱疲勞裂縫 SEM 金相

(a) 625°C 回火



(b) 650°C 回火



(c) 675°C 回火

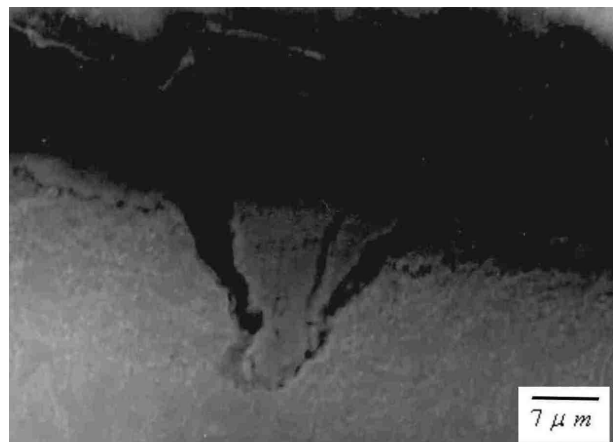


圖 4.15 PFB-131S 鐸件熱疲勞裂縫 SEM 金相

腐蝕後的热疲勞試片再於微硬度量測實驗機上量測其裂縫數及裂縫深度，每組試片皆做三片，取其平均值。不同鐳材熱疲勞裂縫長度之分佈如圖 4.16～圖 4.18 所示，比較三圖可發現，回火溫度愈高者，長裂縫之數目較少，反之，回火溫度愈低者，長裂縫之數目較多，且無論回火溫度為何？PFB-131S 鐳材的裂縫皆較 PFB-132 鐳材為短，此點亦可由圖 4.12～圖 4.15 之金相圖中觀察到。

將熱疲勞裂縫資料統計、分析，並作成圖表，其結果表現於表 4.3 與圖 4.19～圖 4.21，分別為鐳後回火溫度與總裂縫數、總裂縫長度及最大裂縫深度之關係。就總裂縫數來說，鐳後回火溫度愈高，裂縫數有愈低之趨勢。而 PFB-132 鐳材在 625°C 時有相當多的裂縫，溫度到達 650°C 時，裂縫數降低趨勢明顯，溫度升高到達 675°C 時裂縫數依舊下降但趨勢已漸漸緩和。相對地，PFB-131S 鐳材在各種回火溫度的裂縫數卻相當穩定。就總裂縫長度以及最大裂縫深度來說，亦與總裂縫數的表現類似。

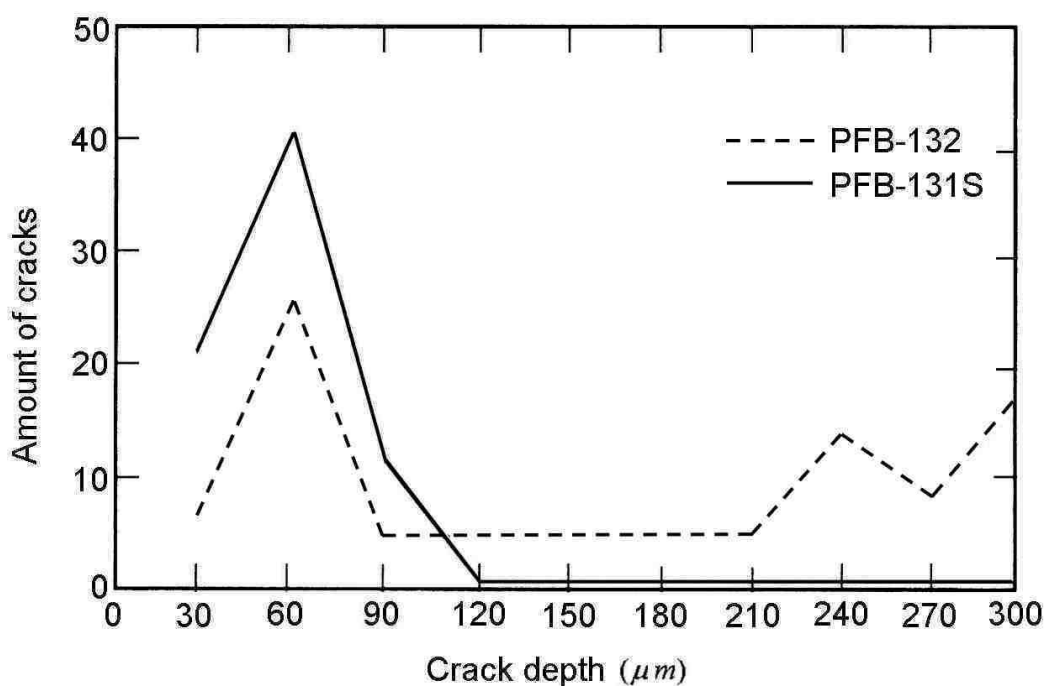


圖 4.16 625°C 回火熱疲勞裂縫長度分佈

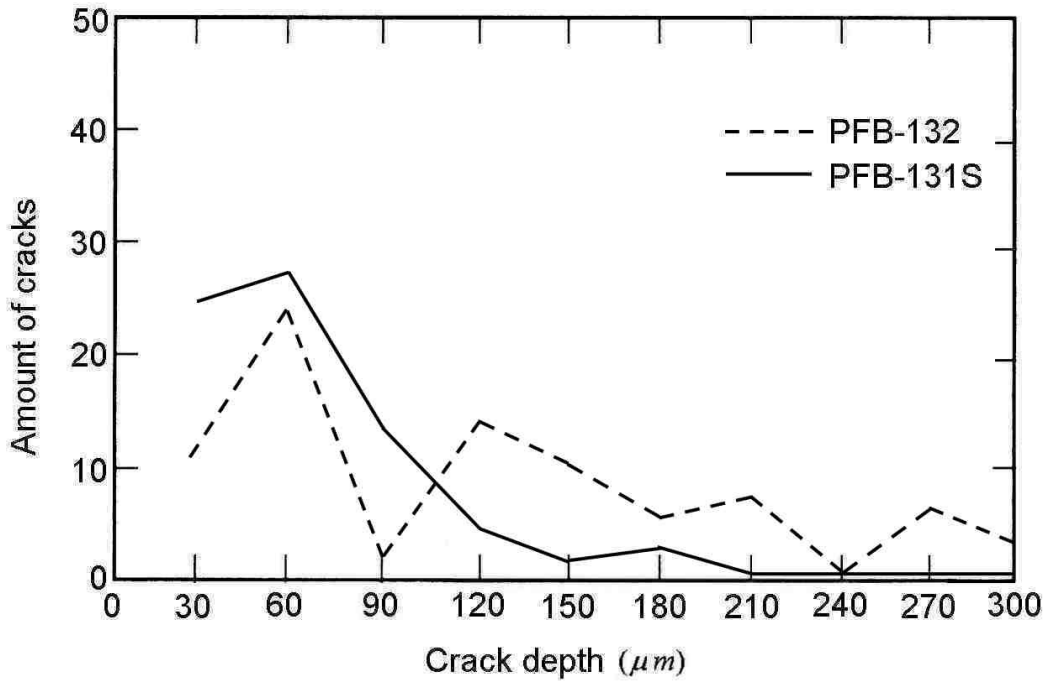


圖 4.17 650°C回火熱疲勞裂縫長度分佈

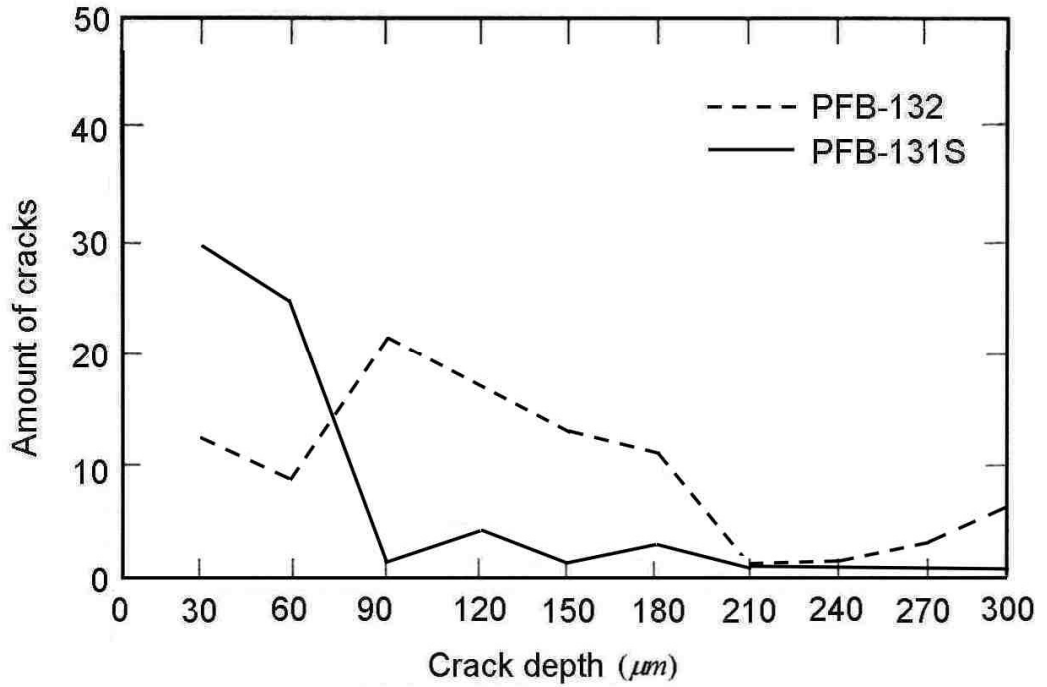


圖 4.18 675°C回火熱疲勞裂縫長度分佈

表 4.3 熱疲勞裂縫統計表

		625°C	650°C	675°C
Total quantity of cracks	PFB-132	97	82	79
	PFB-131S	76	70	67
Total length of cracks, mm	PFB-132	15.82	8.63	8.91
	PFB-131S	3.87	4.25	3.27
Largest crack depth, mm	PFB-132	0.59	0.48	0.47
	PFB-131S	0.10	0.15	0.16

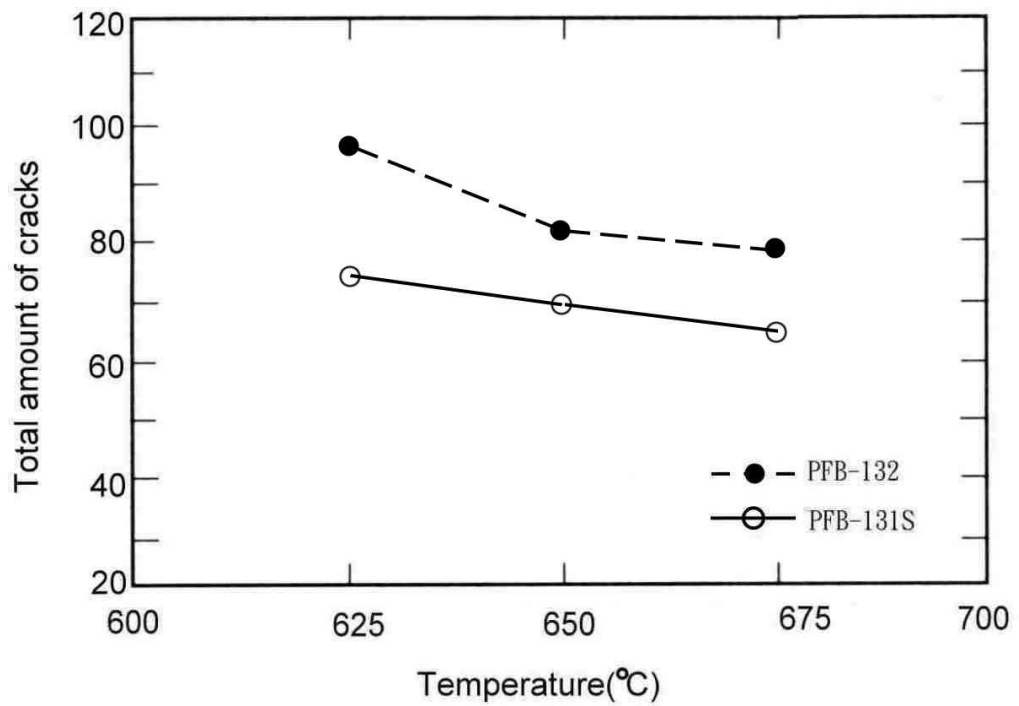


圖 4.19 銲後回火溫度與總裂縫數關係

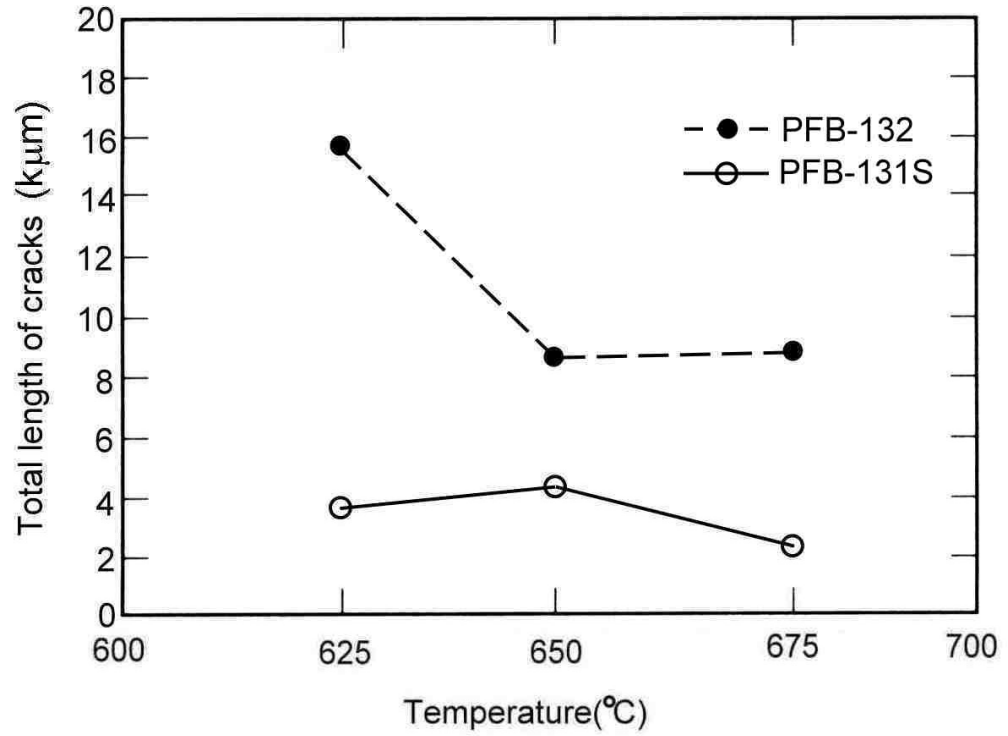


圖 4.20 銲後回火溫度與裂縫總長度關係

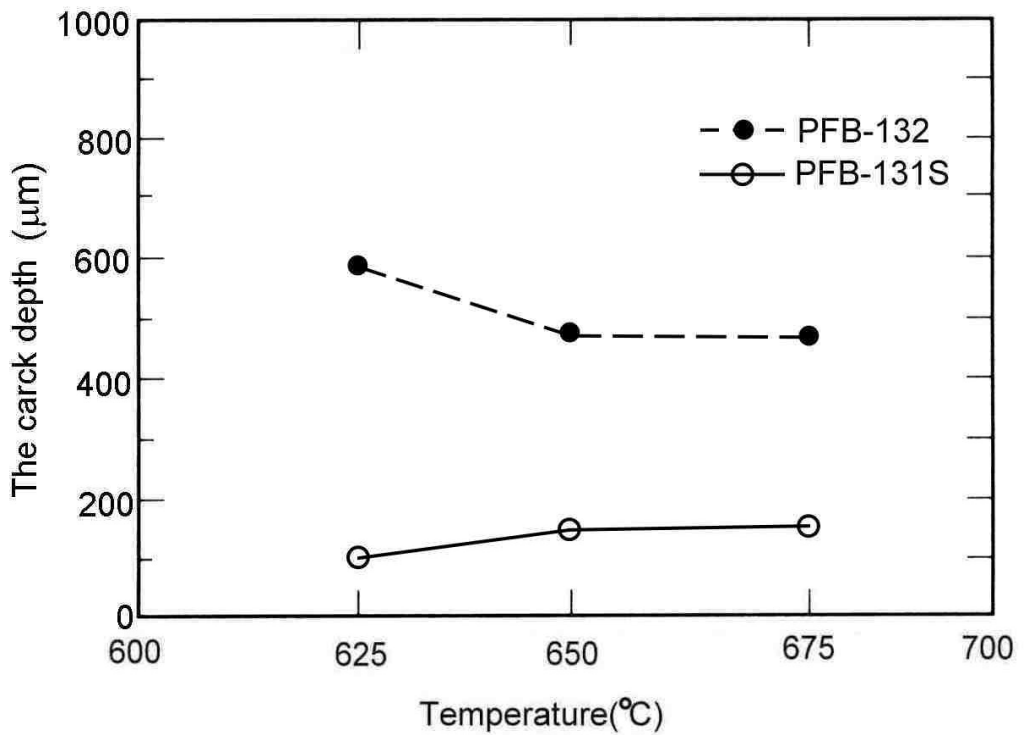


圖 4.21 銲後回火溫度與最大裂縫深度關係

由上述之圖示與分析可發現，PFB-132 鐳材的回火溫度以 650°C 以上為佳，PFB-131S 鐳材則在 625°C 以上即可，而不論如何，PFB-131S 鐳材之耐熱疲勞特性皆遠優勝於 PFB-132 鐳材。

由前述硬度實驗分析可知，回火溫度愈高者，因回火軟化，故熔填金屬硬度較低，而 PFB-131S 鐳材的硬度又高於 PFB-132 鐳材，故可知並非硬度較高或較低其耐熱疲勞特性就較好，根據文獻顯示[64]，影響熱疲勞破裂之因素包括鐳材之 A_{C1} 溫度、析出物型態、表面殘留應力及材料之高溫強度等。

殘留應力的影響在於其與外加應力或熱應力產生疊加效果，在殘留應力為拉應力的情況下，殘留應力越大，材料的抗疲勞性將越差。而殘留應力的大小又與回火軟化效果成反比。在高溫強度方面，較高的高溫強度，能抵抗且延後材料表面在熱疲勞裂縫起始期的孕核，也降低裂縫成長速度。

回火溫度的增加會促進回火軟化效果，同時減少殘留應力，兼且降低硬度。由於兩者對材料的疲勞性質效果剛好相反，此時回火溫度增加是改善疲勞性質？亦或降低疲勞性質，要看這兩者的影響孰勝孰負。以本實驗回火溫度範圍而言，降低殘留應力的正面效應明顯地強過降低強度的負面效應，故回火溫度越高，耐疲勞性越好。

材料的 A_{C1} 溫度影響析出物析出位置[54]， A_{C1} 溫度高，析出物易析出於晶界，而這將造成晶界弱化，對抗熱裂性有不良影響。反之，析出物易析出於基地，將有助於熱疲勞特性。而在析出物型態部份，則與耐磨耗性相同，若是析出物形狀為長條或尖銳狀，則會造成應力集中現象，加速裂縫的傳播。若是析出物體細、形圓，且均勻分布，則有利於提升熱疲勞性。

兩種鐸材具有成份差異，PFB-132 擁有較高可使 A_{C1} 溫度降低的 Ni 元素，PFB-131S 擁有較高使 A_{C1} 溫度增加的 Mo 元素。因此，PFB-132 的析出物將偏向晶界析出。PFB-131S 將析出 Mo 碳化物，其析出溫度較低，均勻分布基地內，且 Mo 同時提高材料的高溫強度。故在相同回火條件下，PFB-131S 鐸件熔填金屬的強硬度皆高於 PFB-132，且具有較高的耐熱疲勞特性以及耐磨耗特性。至於碳化物的析出位置及其型態，在後面金相分析中也可以得到印證。

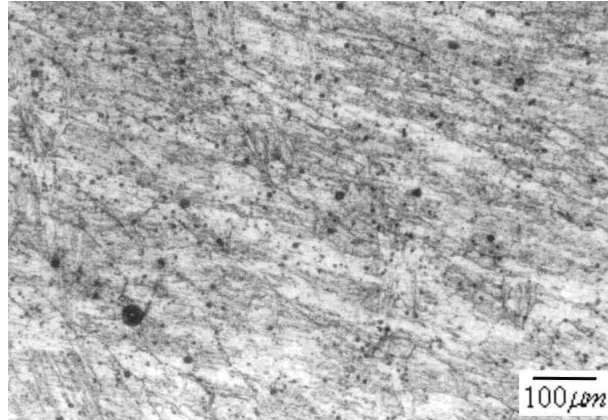
4.6 金相分析

將直鐸下、不同回火處理，以及熱疲勞試驗完成之試件，經切割、鑲埋、拋光、腐蝕後，於光學顯微鏡、SEM、TEM 觀察其金相組織。

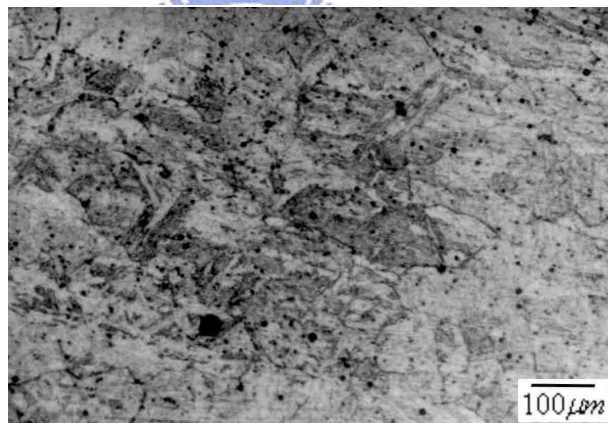
光學金相觀察結果顯示於圖 4.22～圖 4.35。圖 4.22～圖 4.23 所示為兩種鐸件在直鐸下熔填金屬之金相組織，由圖中觀察，無論何種鐸材，熔填金屬皆為麻田散鐵組織，且介在物皆均勻分佈。此外，其第三道組織皆呈柱狀晶成長，分佈其內的 δ 肥粒鐵則呈長條幅射狀，而第一、二鐸道的熔填金屬中的 δ 肥粒鐵方向較為隨機，且以第一道為最明顯。柱狀晶的形成係因鐸接中熱流方向所造成，晶粒成長由相對低溫的基材方向往鐸道中心及表面方向成長。而第一、二道的熔填金屬其範圍屬於後續鐸接的熱影響區，因受到鐸接熱循環而分解，故其中的 δ 肥粒鐵之方向為隨機性。

圖 4.24～圖 4.29 所示為兩種鐸件經不同溫度的鐸後回火處理後之熔填金屬金相，由圖中可發現，第一、二道的 δ 肥粒鐵更形隨機分布，而第三道柱狀晶雖逐漸被分解，尤以最高溫的 675°C 為然，但仍留有可見之柱狀晶走向趨勢，這其中更以 PFB-131S 為明顯。由於柱狀晶的

分解，存在其中的 δ 肥粒鐵方向亦不若原來一致，雖然並未量測，但就金相觀察，其量並未減少。根據文獻顯示[37,65]，此種肥粒鐵係由高溫下生成，必須在高溫處理下，才能將其重新溶入基地，僅經 600 多度二小時的鐸後回火處理，其已存在鐸道中的量並不會改變。



(a) 第三道

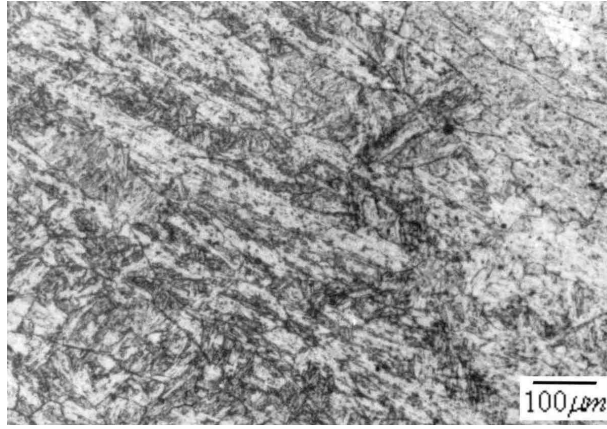


(b) 第二道

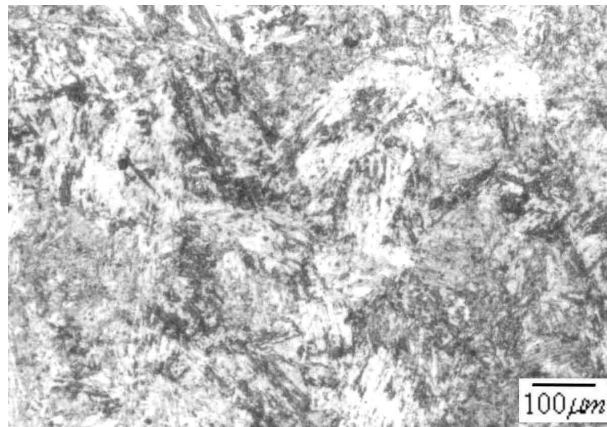


(c) 第一道

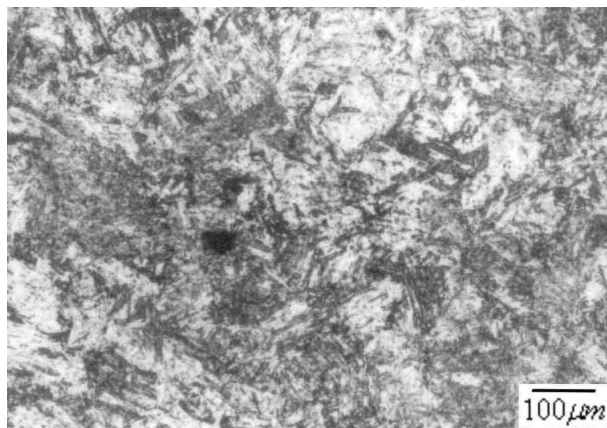
圖 4.22 PFB-132 直鐸下熔填金屬光學金相



(a) 第三道

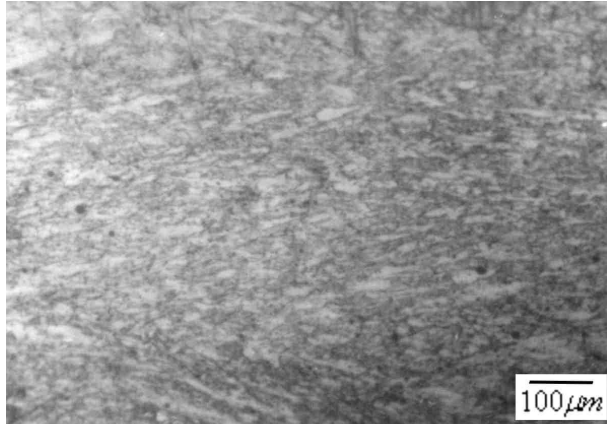


(b) 第二道

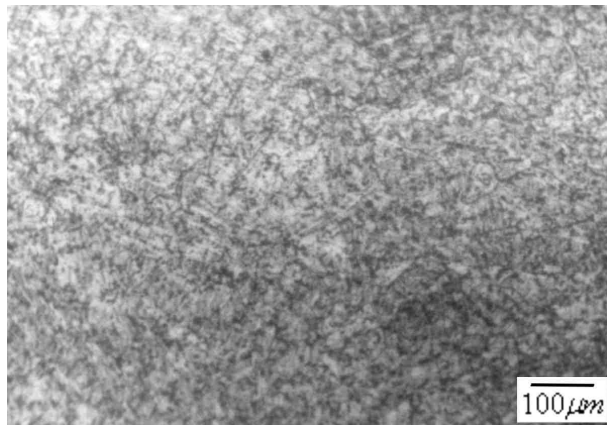


(c) 第一道

圖 4.23 PFB-131S 直銲下熔填金屬光學金相



(a) 第三道

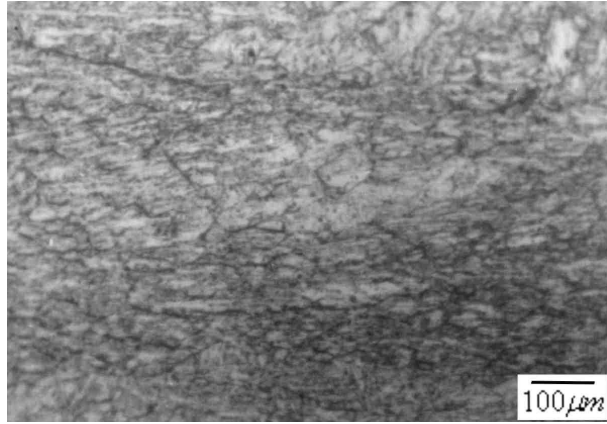


(b) 第二道

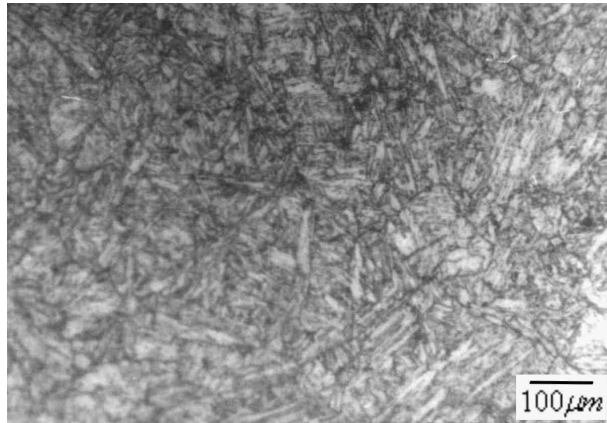


(c) 第一道

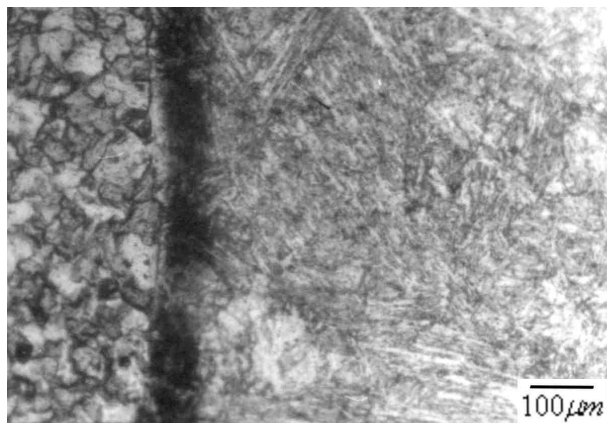
圖 4.24 PFB-132 經 625°C 回火後熔填金屬光學金相



(a) 第三道

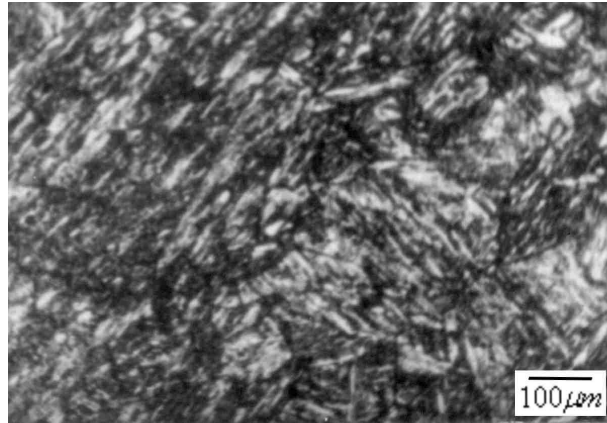


(b) 第二道

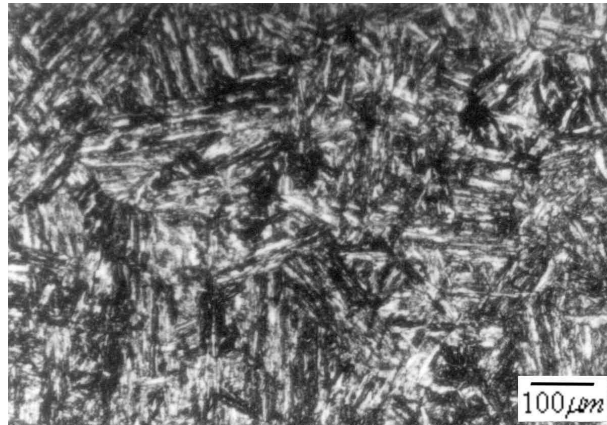


(c) 第一道

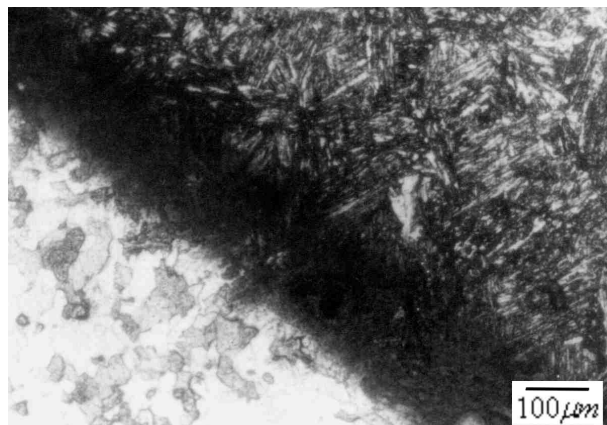
圖 4.25 PFB-132 經 650°C 回火後熔填金屬光學金相



(a) 第三道

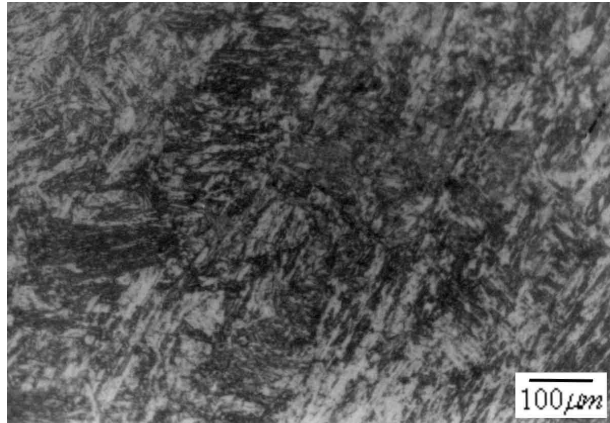


(b) 第二道

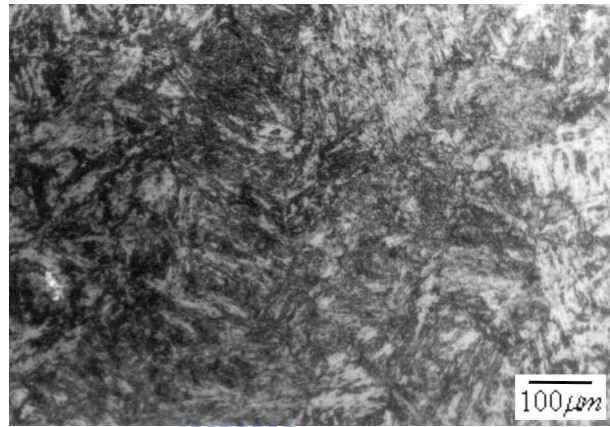


(c) 第一道

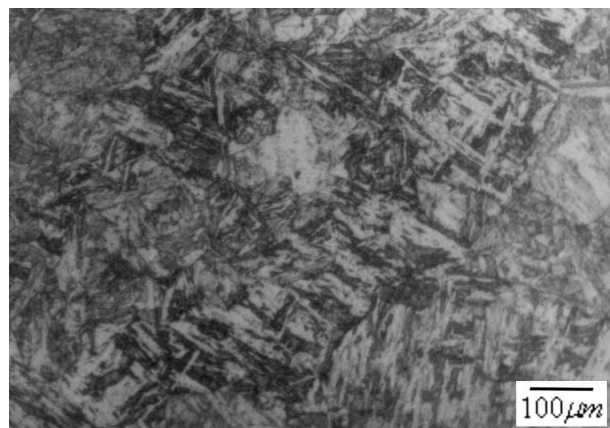
圖 4.26 PFB-132 經 675°C 回火後熔填金屬光學金相



(a) 第三道

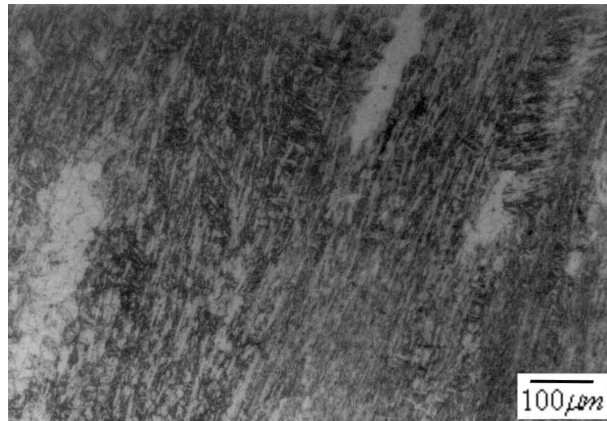


(b) 第二道

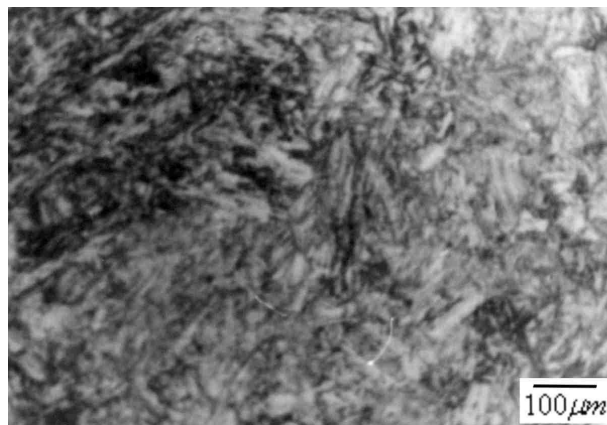


(c) 第一道

圖 4.27 PFB-131S 經 625°C 回火後熔填金屬光學金相



(a) 第三道

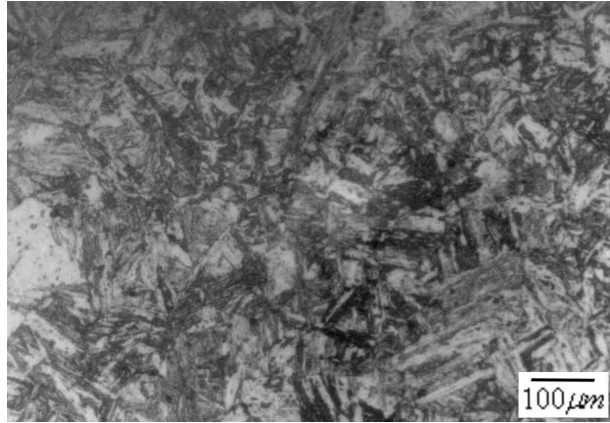


(b) 第二道

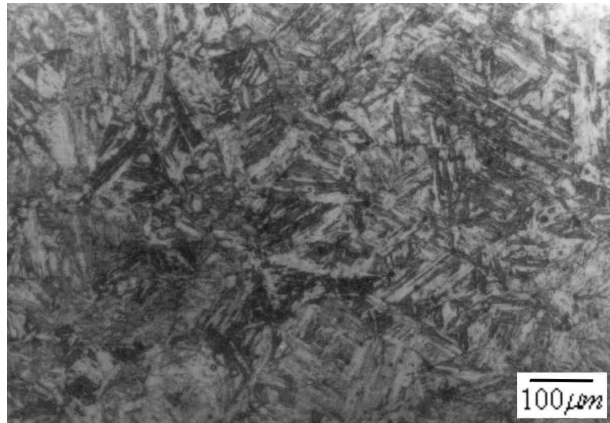


(c) 第一道

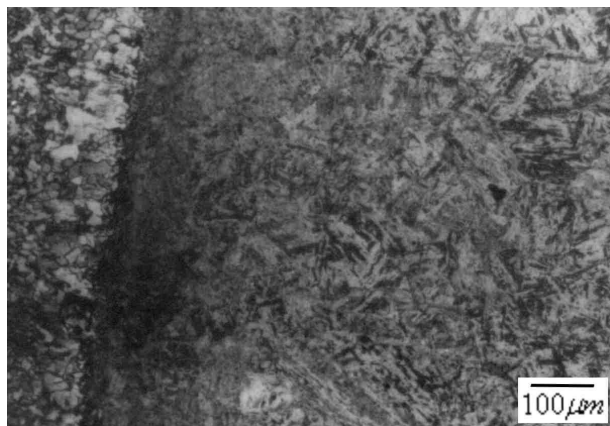
圖 4.28 PFB-131S 經 650°C 回火後熔填金屬光學金相。



(a) 第三道



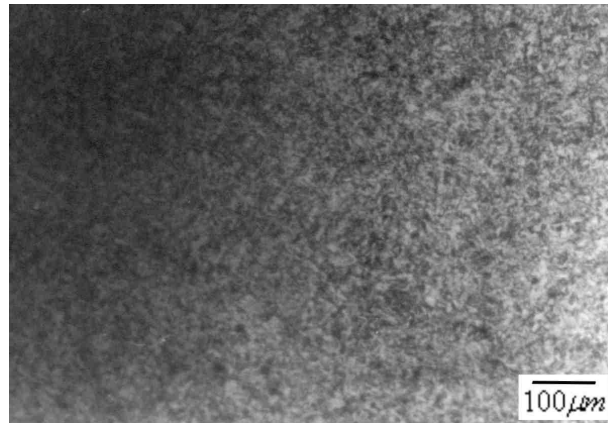
(b) 第二道



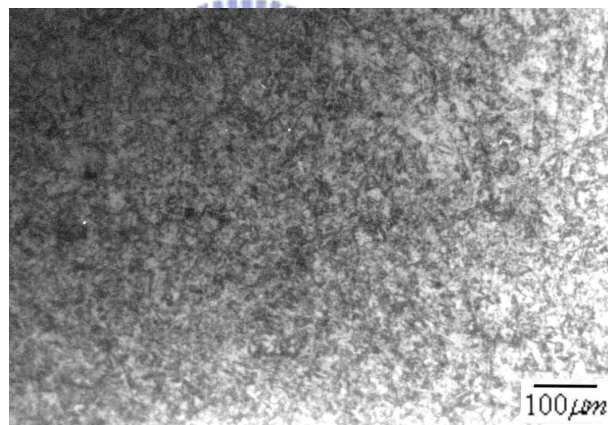
(c) 第一道

圖 4.29 PFB-131S 經 675°C 回火後熔填金屬光學金相 ·

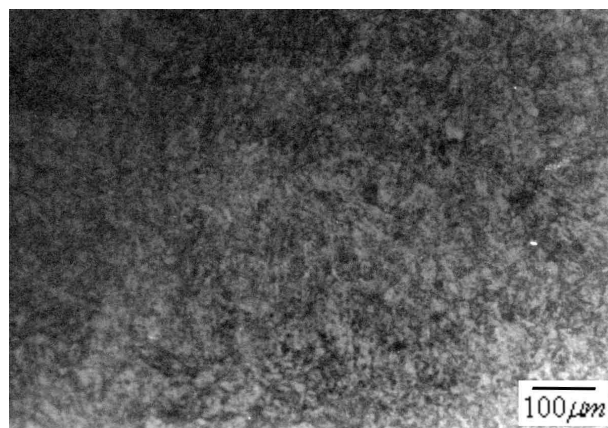
圖 4.30~圖 4.31 所示為兩種銲件經熱疲勞實驗後的熔填金屬金相，由圖中可發現，無論何種銲材、何種回火溫度，經 2000 次熱循環後，麻田散鐵組織被分解皆已相當明顯，且柱狀晶亦已被打散。



(a) 625°C 回火

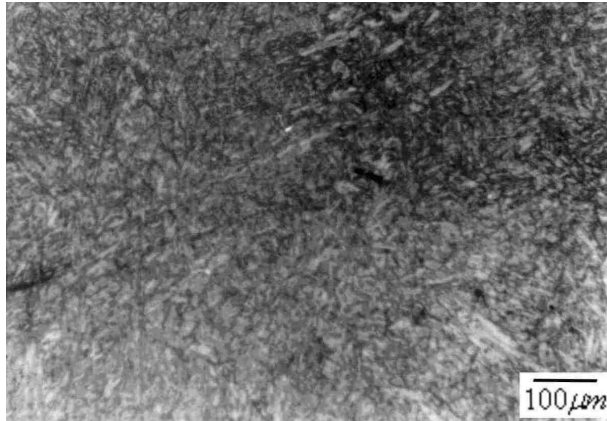


(b) 650°C 回火

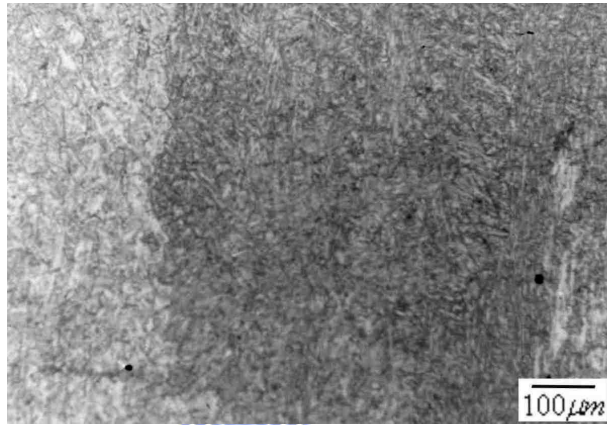


(c) 675°C 回火

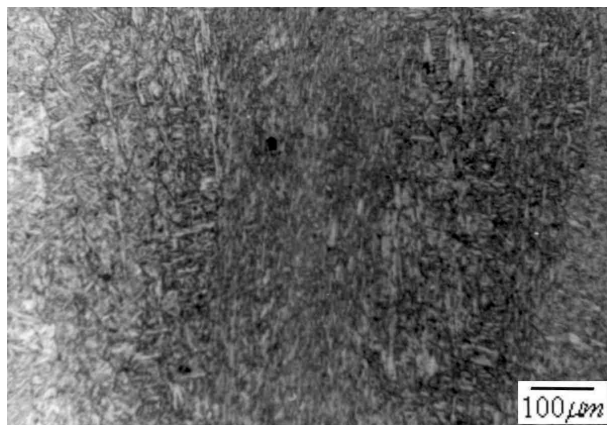
圖 4.30 PFB-132 熱疲勞後熔填金屬光學金相



(a) 625°C 回火



(b) 650°C 回火

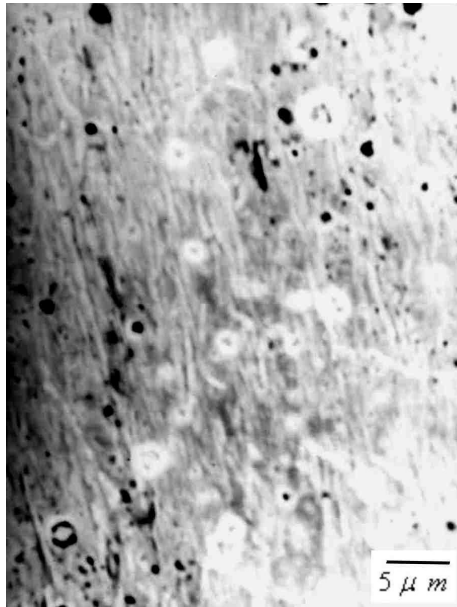


(c) 675°C 回火

圖 4.31 PFB-131S 熱疲勞後熔填金屬光學金相

在 SEM 觀察方面，其結果顯示於圖 4.32~圖 4.35。圖 4.32~圖 4.33 所示為兩種鉚件在直鉚下與經回火處理後之熔填金屬 SEM 金相組織，由圖中可發現，無論何種鉚材，在直鉚下皆未發現析出物，經過鉚後回火處理後，析出物漸次析出，且其量隨著回火溫度的提高而增加。而在相同的回火溫度條件下，PFB-131S 的析出物較多且細，且其形狀趨向於顆粒狀。而 PFB-132 則析出較少，形狀趨向於長條狀，同時沿著晶界析出的現象較為明顯。鉚件經 2000 次熱循環後之熔填金屬 SEM 金相圖表示於圖 4.34~圖 4.35，由圖可知，無論何種鉚材，經過 2000 次熱循環後，析出物皆大量增加，PFB-131S 的析出物呈現顆粒球狀，量多且細，雖有沿晶界析出情形，但不是十分明顯。PFB-132 的析出物為大顆粒、長條狀，數量較少，且偏向晶界析出的現象則比較明顯。析出物型態上的差異與兩種鉚材成分上的差異有關。由前之分析，可知在熔填金屬中，PFB-132 的含 Ni 量為 1.69wt%，比 PFB-131S 為高，此外，PFB-131S 鉚材則多了 0.33% 的 Mo。Ni 的增加使材料的 A_{C1} 溫度降低，碳化物析出於晶界，造成晶界弱化。復在形狀為長條或尖銳狀，更造成應力集中，不利於材料之耐磨耗性與耐熱疲勞性。而 Mo 使材料析出 Mo 碳化物，析出溫度較低，改變碳化物型態成為球狀，並因材料高溫強度的提升而使得析出物較穩定，提高了其抗熱裂性及耐磨耗性。這亦是之前的磨耗實驗或熱疲勞實驗中，PFB-131S 鉚件的表現皆優於 PFB-132S 鉚件的因素，鉚材成分的影響實為主因。

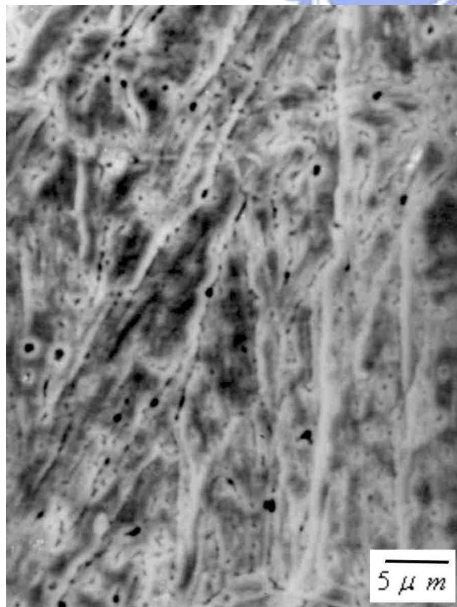
在 TEM 觀察方面，結果顯示於圖 4.36~圖 4.47，包括明視野、暗視野及擇域繞射，在 SEM 觀察中發現到的現象，在 TEM 觀察中更為顯明。圖 4.36~圖 4.41 為兩種鉚件經回火處理後之熔填金屬 TEM 金相，無論何種鉚材，經鉚後回火處理後，隨著回火溫度的提高，除析出物的析出量漸次增加，以及次晶界(Sub-grain)明顯成長外，析出物



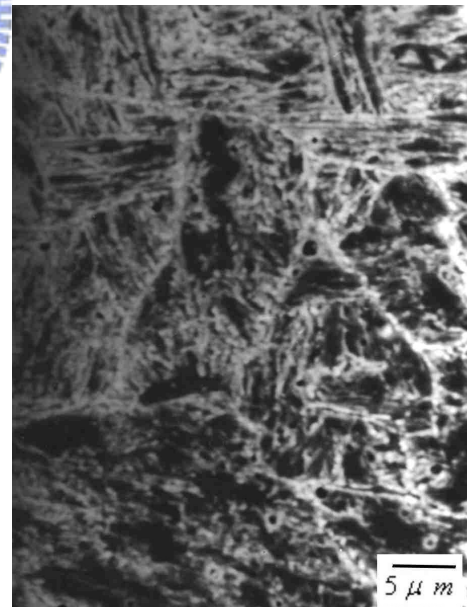
(a)直銲下



(b)625°C回火

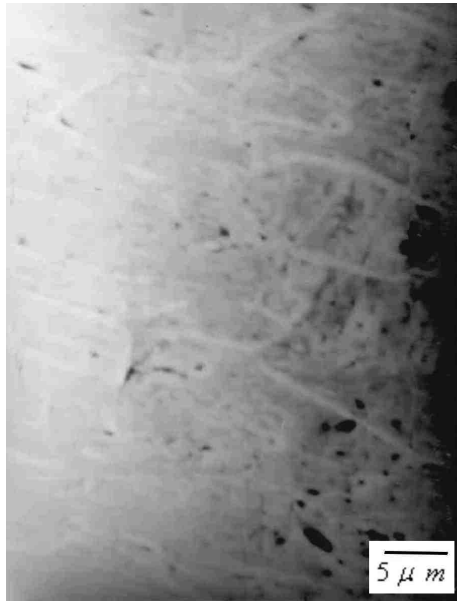


(c)650°C回火

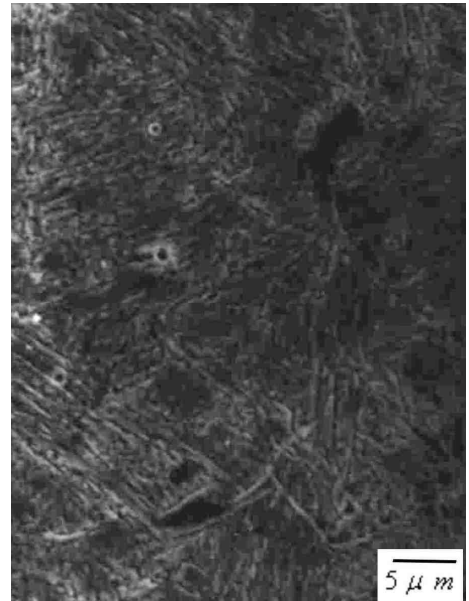


(d) 675°C回火

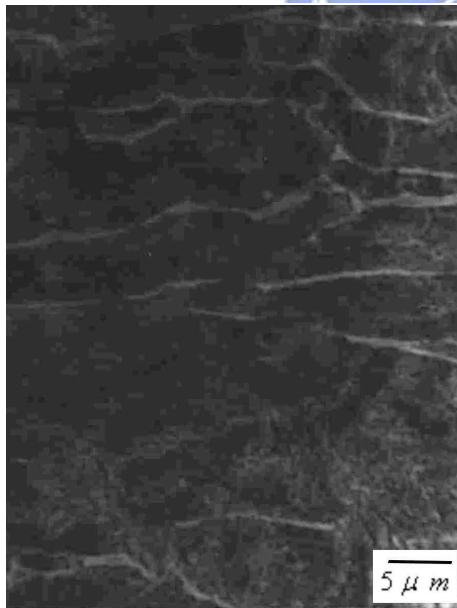
圖 4.32 PFB-132 銲件直銲下及回火後熔填金屬 SEM 金相



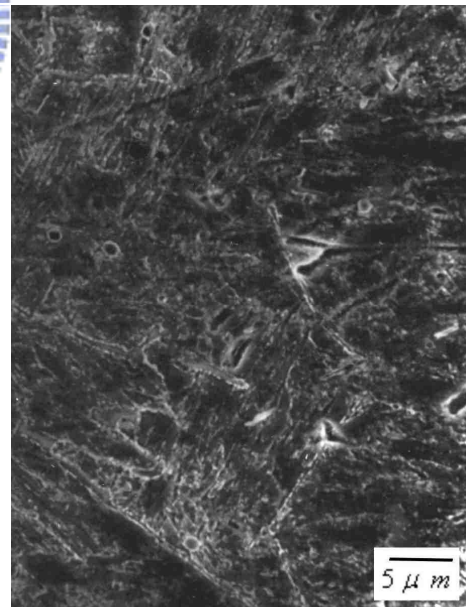
(a) 直鐸下



(b) 625°C 回火

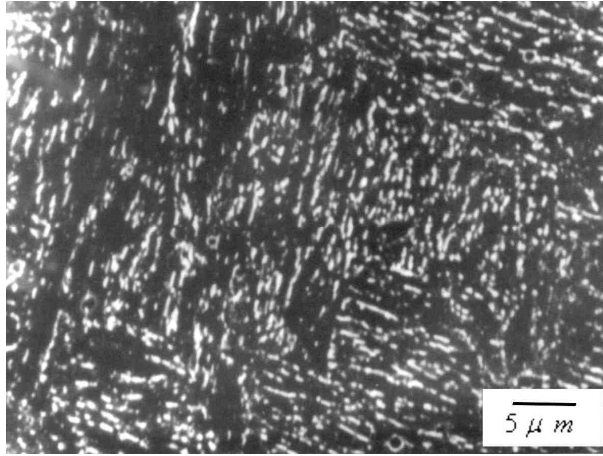


(c) 650°C 回火

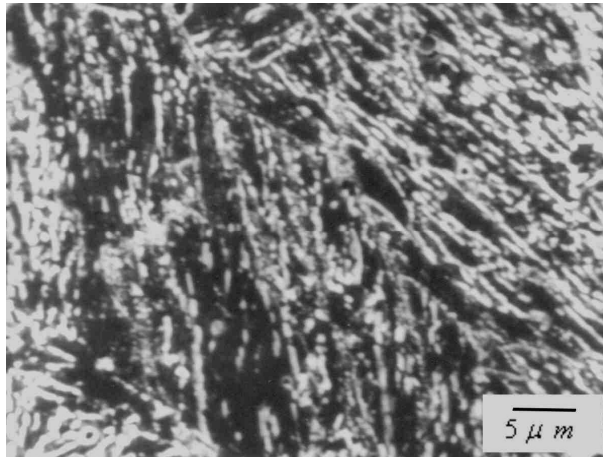


(d) 675°C 回火

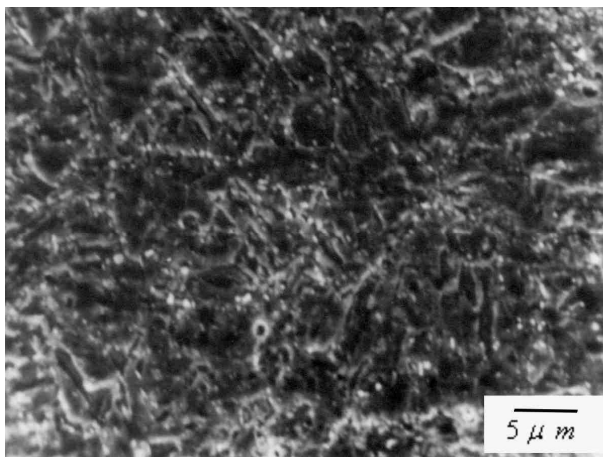
圖 4.33 PFB-131S 鐸件直鐸下及回火後熔填金屬 SEM 金相



(a) 625°C 回火

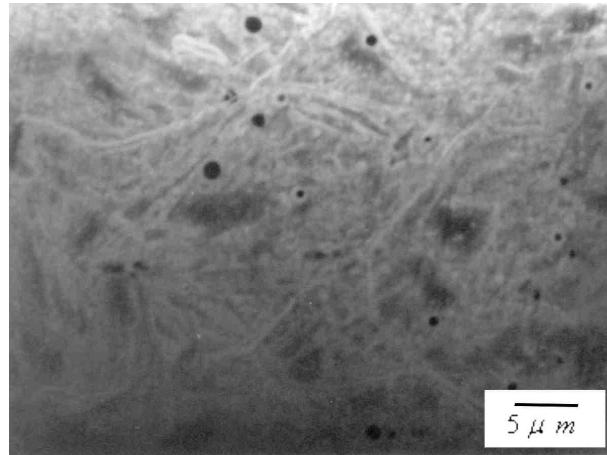


(b) 650°C 回火

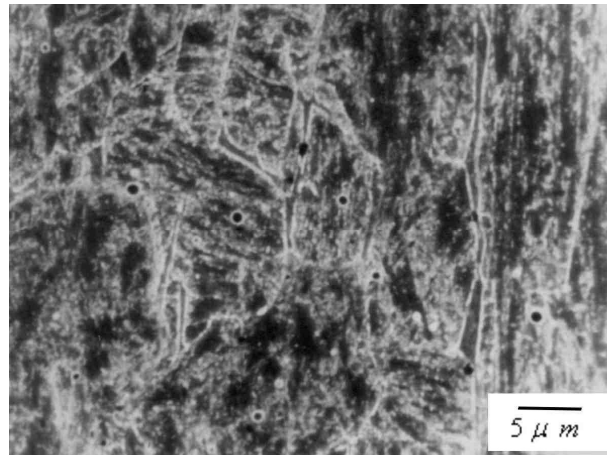


(c) 675°C 回火

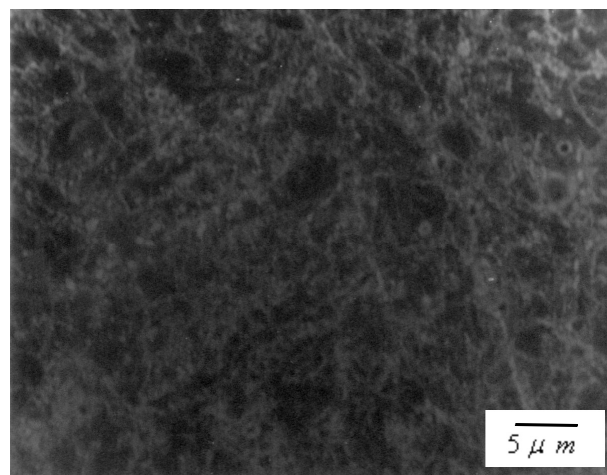
圖 4.34 PFB-132 銲件熱疲勞後熔填金屬 SEM 金相



(a) 625°C 回火



(b) 650°C 回火



(c) 675°C 回火

圖 4.35 PFB-131S 銲件熱疲勞後熔填金屬 SEM 金相

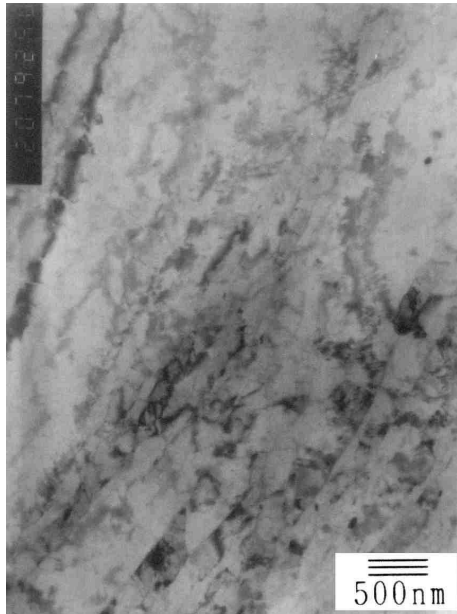
沿晶界、次晶界析出的情形亦顯明。再比較 PFB-132 鉾材及 PFB-131S 鉾材，可發現在相同回火條件下，PFB-131S 鉾材的析出較多、較細，其形為顆粒狀，PFB-132 則次晶界成長明顯的快於 PFB-131S 鉾材，且其析出物量少、較大、呈長條狀，同時沿著晶界、次晶界析出的現象亦較 PFB-131S 嚴重，此現象原因如前所述，乃因 PFB-132 鉾材含較多的 Ni，使 A_{C1} 溫度降低，碳化物易析出於晶界，PFB-131S 鉾材含 Mo，使材料析出 Mo 碳化物，因其析出溫度較低，故改變了碳化物的型態。

圖 4.42~圖 4.47 為鉾件經 2000 次熱循環後之 TEM 金相，無論何種鉾材，經熱疲勞後的組織並無明顯不同，次晶界大量產生，且析出物顆粒亦變大而量增加。PFB-131S 鉾材析出物仍為顆粒狀，而 PFB-132 鉾材長條狀析出物沿次晶界析出的情形則更嚴重，由圖 4.44 觀察發現，沿次晶界析出的析出物幾乎已連成一線，此種型態的析出物產生應力集中現象，造成晶界弱化，助長裂縫傳播，對鉾件的抗熱裂性有極為不利的影響。驗證之前的熱疲勞實驗結果，PFB-132 的耐熱疲勞性遠遜於 PFB-131S，再對照兩種鉾件的析出物型態，前述麻田散鐵型不銹鋼鉾件熱疲勞破裂機構乃是由於碳化物析出於晶界與次晶界，再於熱循環中因熱應力與殘留應力共同的作用，使基材與析出物介面產生微隙，並隨著熱循環應力作用而成長、串聯成微裂縫，最後在熱循環應力與腐蝕兩種因素雙重作用下，裂縫成長導致破裂之推論，已得到驗證而確立。

擇域繞射圖(Selected Area Diffraction Pattern, SADP)經分析，在基地部份，無論何種鉾材，何種回火條件，經不經熱疲勞實驗，皆顯示其為 BCC 結構[66]，由於實驗溫度皆未超過 800°C ，分析結果與圖 2.3 相吻合。析出物的分析方面，無論何種鉾材及處理條件，經分析皆為 FCC 結構。圖 4.48~圖 4.51 為兩種鉾材析出物及基地之 EDS 成分分

析。由圖中可發現 PFB-132 鉚材因含有大量的 Cr，析出物明顯的為富 Cr 碳化物，其可能 $(Fe,Cr)_{23}C_6$ 型。在 PFB-131S 鉚材則除 Fe、Cr 外，亦含有相當成分的 Mo，因為 Mo 碳化物析出溫度較低。故 PFB-131S 將先析出 Mo 碳化物，Mo 碳化物量之多寡則隨 Mo 之含量而變；此外，PFB-131S 亦將形成 Cr 碳化物。根據文獻顯示[59]。含 Mo 鋼種在 400~500°C 回火時將析出 M_3C 。而在 600°C 左右將發生原地轉換(In Situ Transformation)[67,68]，亦即 $M_3C \rightarrow M_7C_3$ ， $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ ，在 1980 年的文獻更指出[20,69]。Cr-Mo 二元鋼種在高溫狀態(約 600°C~700°C)， $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 與 $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ 之轉變將同時發生，即 M_3C 將迅速轉換為有 $M_{23}C_6$ 。而 M_7C_3 則不易發現。此外，Mo 碳化物及 Cr 碳化物在高溫下亦將再度結合，變成複碳化物，即為本研究所發現，複雜面心結構之 $(Fe,Cr,Mo)_{23}C_6$ [70]複碳化物。

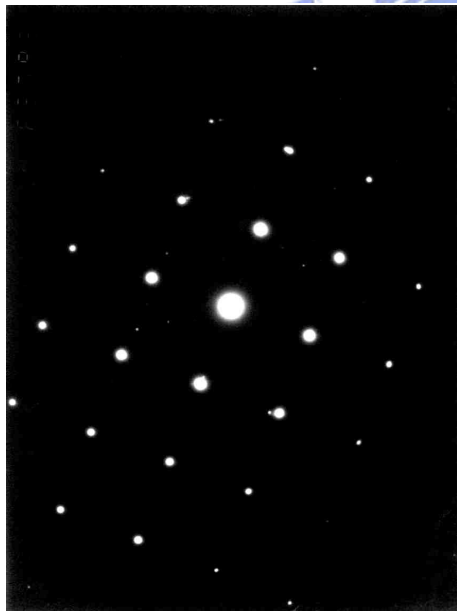
圖 4.52~圖 4.54 為兩鉚材在 SEM 與 TEM 下觀察到的鉚道中夾雜物(Inclusion)，其一般皆相當小，有些甚至小到 0.5 μm ，這些夾雜物以 EDS 進行分析，其組成沒有固定，主要成分為 Al、Mn、Si、S 等，如圖 4.55 及圖 4.56。



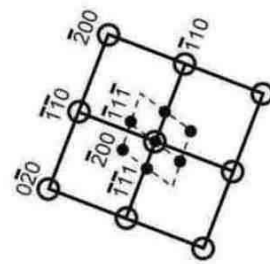
(a) 明視野



(b) 暗視野

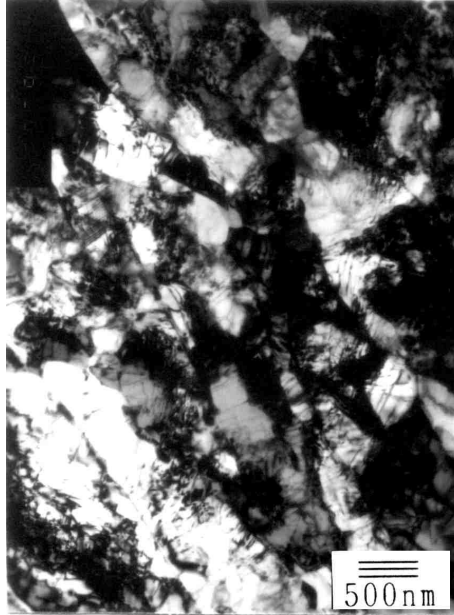


(c) 擇域繞射

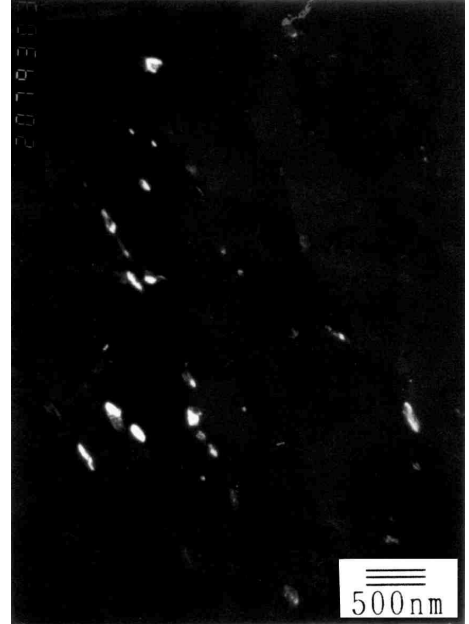


- Base BCC
Zone = [001]
- Cr_{23}C_6 FCC
Zone = [011]

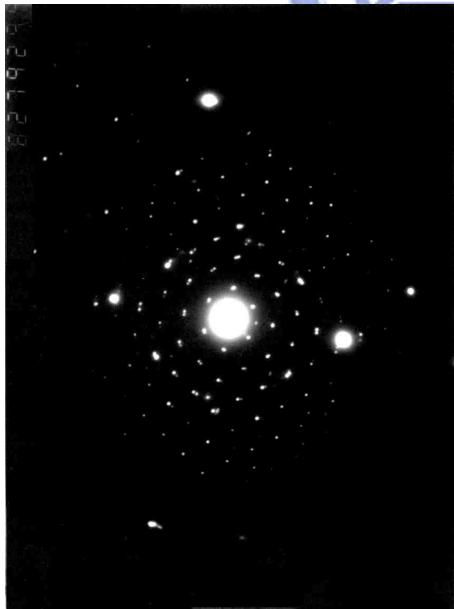
圖 4.36 PFB-132 鋁件經 625°C 回火後 TEM 金相



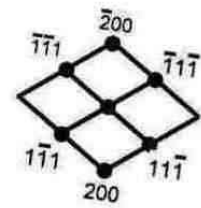
(a) 明視野



(b) 暗視野

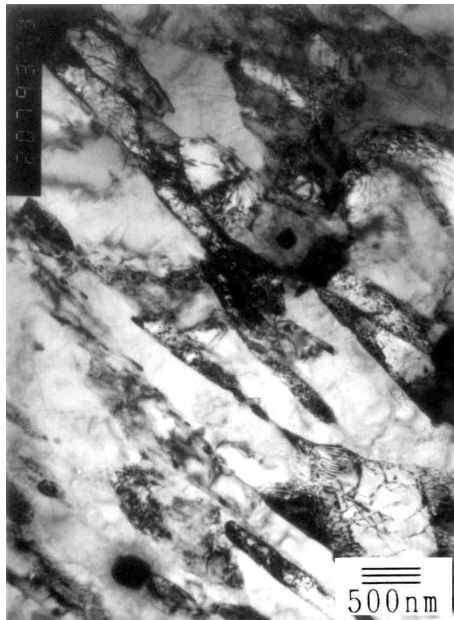


(c) 擇域繞射



• Cr_{23}C_6 FCC
Zone = [011]

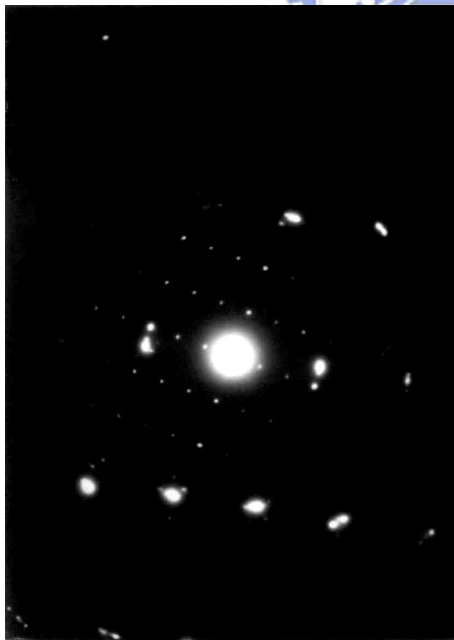
圖 4.37 PFB-132 銲件經 650°C 回火後 TEM 金相



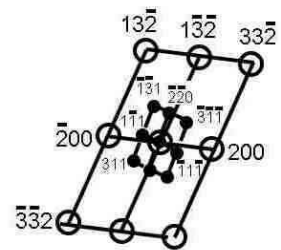
(a) 明視野



(b) 暗視野



(c) 擇域繞射



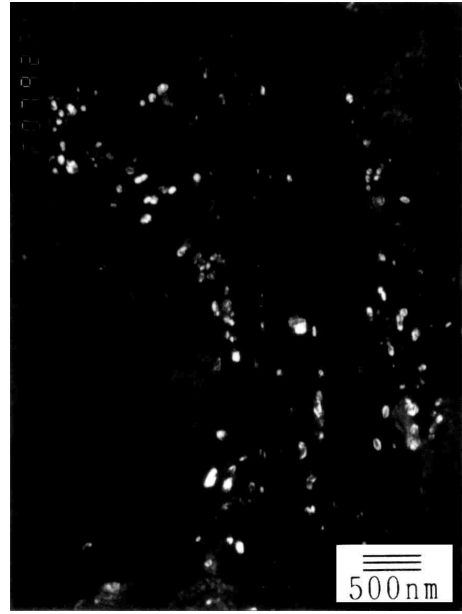
○ BASE BCC
Zone = [023]

● Cr_{23}C_6 FCC
Zone = [112]

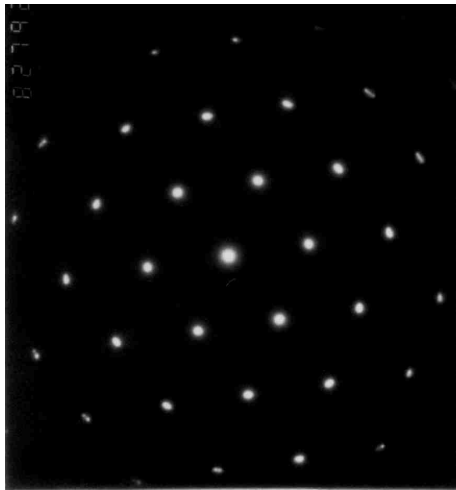
圖 4.38 PFB-132 鋼件經 675°C 回火後 TEM 金相



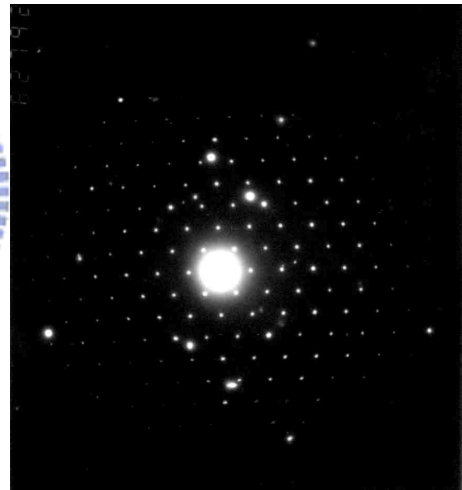
(a) 明視野



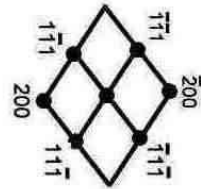
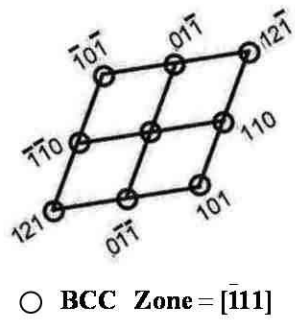
(b) 暗視野



(c) 基地擇域繞射



(d) 析出物擇域繞射

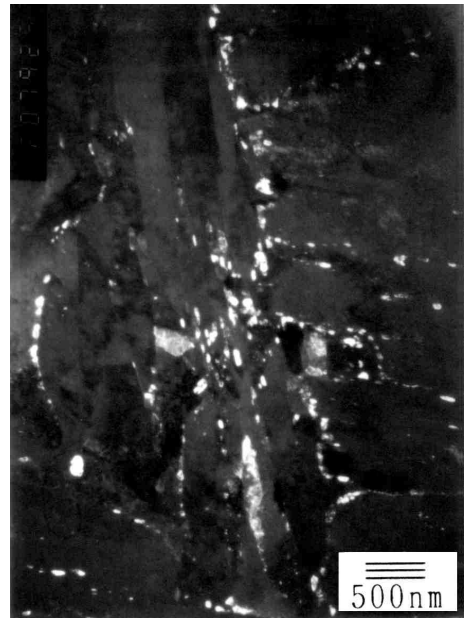


● $(\text{Fe,Cr,Mo})_{23}\text{C}_6$ FCC
Zone = $[011]$

圖 4.39 PFB-131S 鋁件經 625°C 回火後 TEM 金相



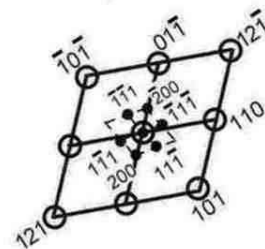
(a) 明視野



(b) 暗視野

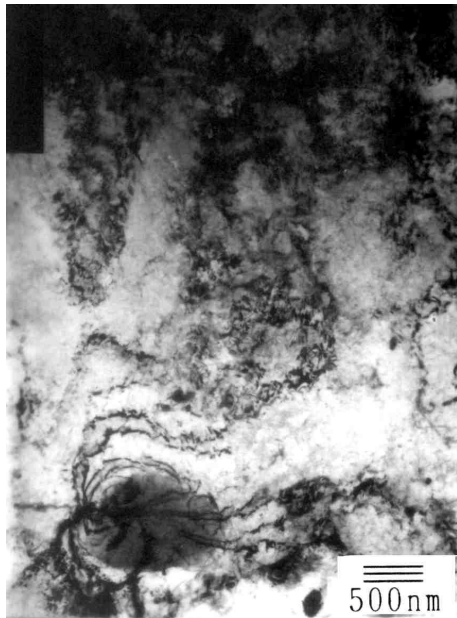


(c) 擇域繞射

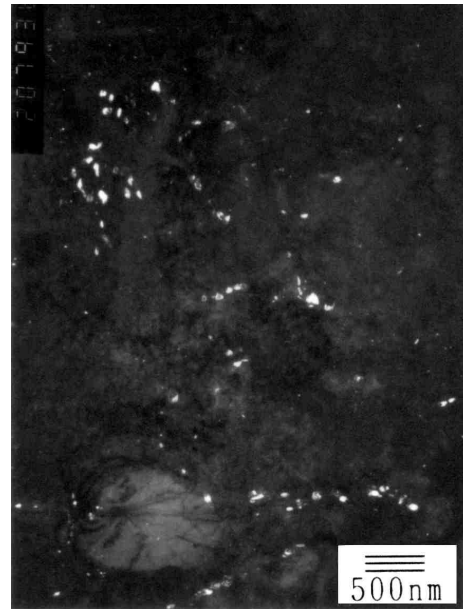


- **BASE BCC**
Zone = $[\bar{1}11]$
- **$(\text{Fe,Cr,Mo})_{23}\text{C}_6$ FCC**
Zone = $[011]$

圖 4.40 PFB-131S 鋁件經 650°C 回火後 TEM 金相



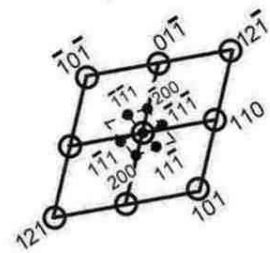
(a) 明視野



(b) 暗視野



(c) 擇域繞射

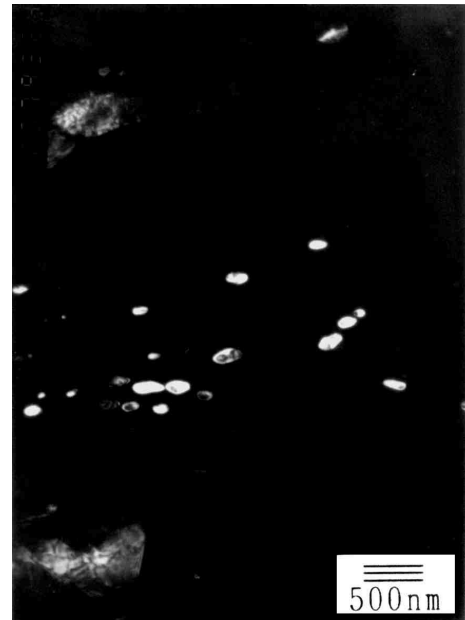


- BASE BCC
Zone = $[\bar{1}11]$
- $(\text{Fe,Cr,Mo})_{23}\text{C}_6$ FCC
Zone = $[011]$

圖 4.41 PFB-131S 銲件經 675°C 回火後 TEM 金相



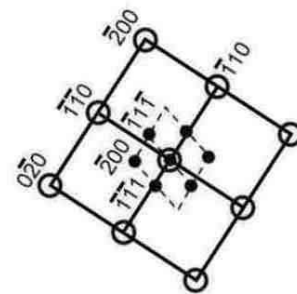
(a) 明視野



(b) 暗視野

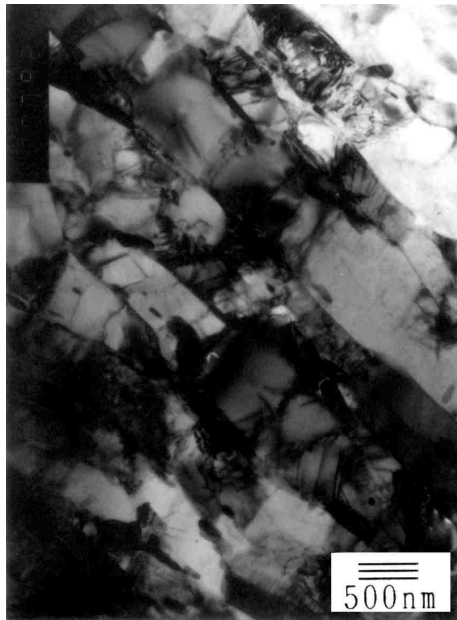


(c) 擇域繞射

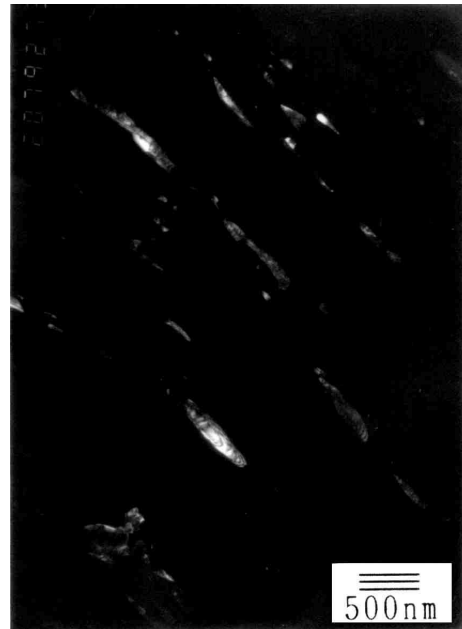


- Base BCC
Zone = [001]
- Cr_{23}C_6 FCC
Zone = [011]

圖 4.42 PFB-132 鋁件經 625°C 回火熱疲勞後 TEM 金相



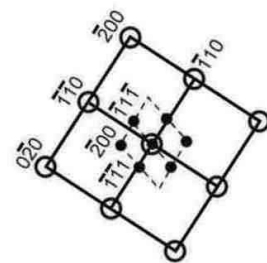
(a) 明視野



(b) 暗視野



(c) 擇域繞射

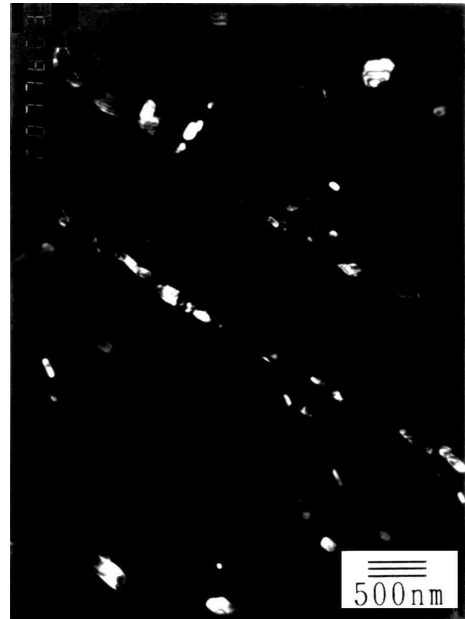


- Base BCC
Zone = [001]
- Cr_{23}C_6 FCC
Zone = [011]

圖 4.43 PFB-132 鉻件經 650°C 回火熱疲勞後 TEM 金相



(a) 明視野



(b) 暗視野



(c) 基體擇域繞射



(d) 析出物擇域繞射

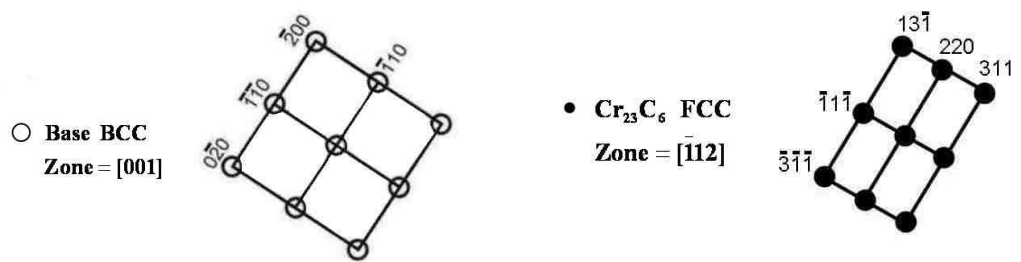
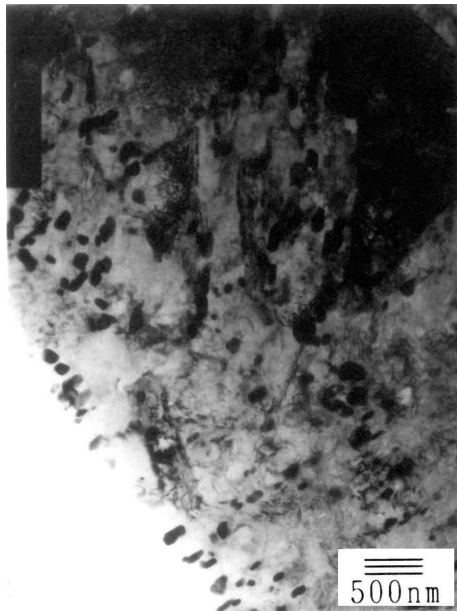


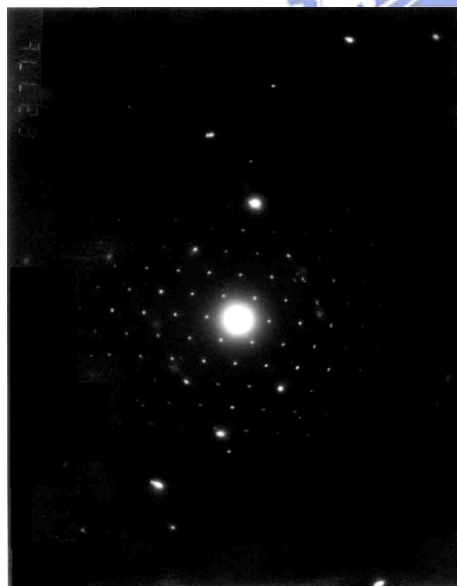
圖 4.44 PFB-132 鉻件經 675°C 回火熱疲勞後 TEM 金相



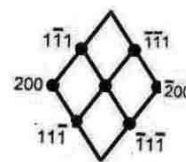
(a) 明視野



(b) 暗視野

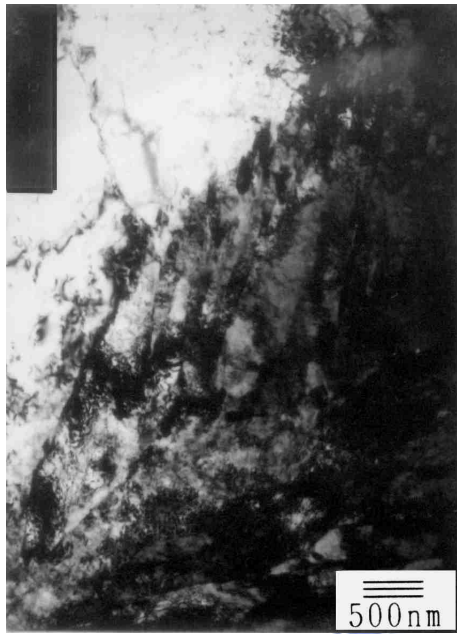


(c) 擇域繞射



● $(\text{Fe,Cr,Mo})_{23}\text{C}_6$ FCC
Zone = $[011]$

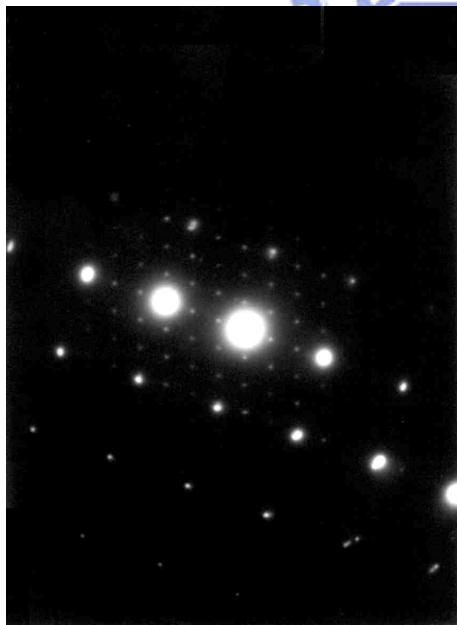
圖 4.45 PFB-131S 鋁件經 625°C 回火熱疲勞後 TEM 金相



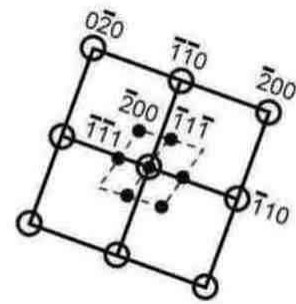
(a) 明視野



(b) 暗視野



(c) 擇域繞射



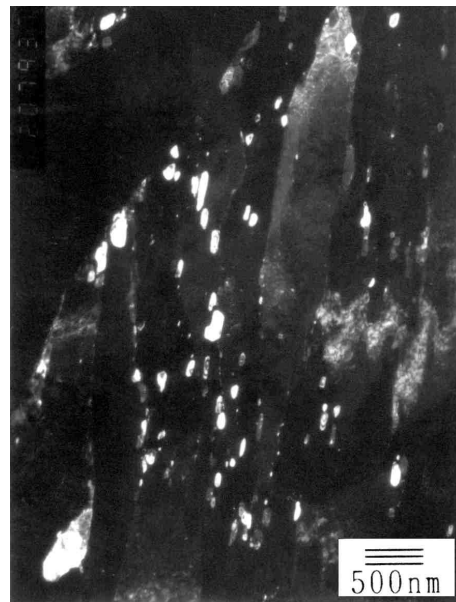
○ BASE BCC
Zone = [001]

● $(\text{Fe, Cr, Mo})_{23}\text{C}_6$ FCC
Zone = [011]

圖 4.46 PFB-131S 鋁件經 650°C 回火熱疲勞後 TEM 金相



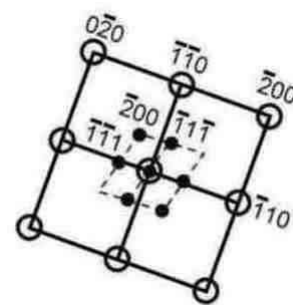
(a) 明視野



(b) 暗視野



(c) 擇域繞射



○ BASE BCC
Zone = [001]

● $(\text{Fe, Cr, Mo})_{23}\text{C}_6$ FCC
Zone = [011]

圖 4.47 PFB-131S 鋁件經 675°C 回火熱疲勞後 TEM 金相

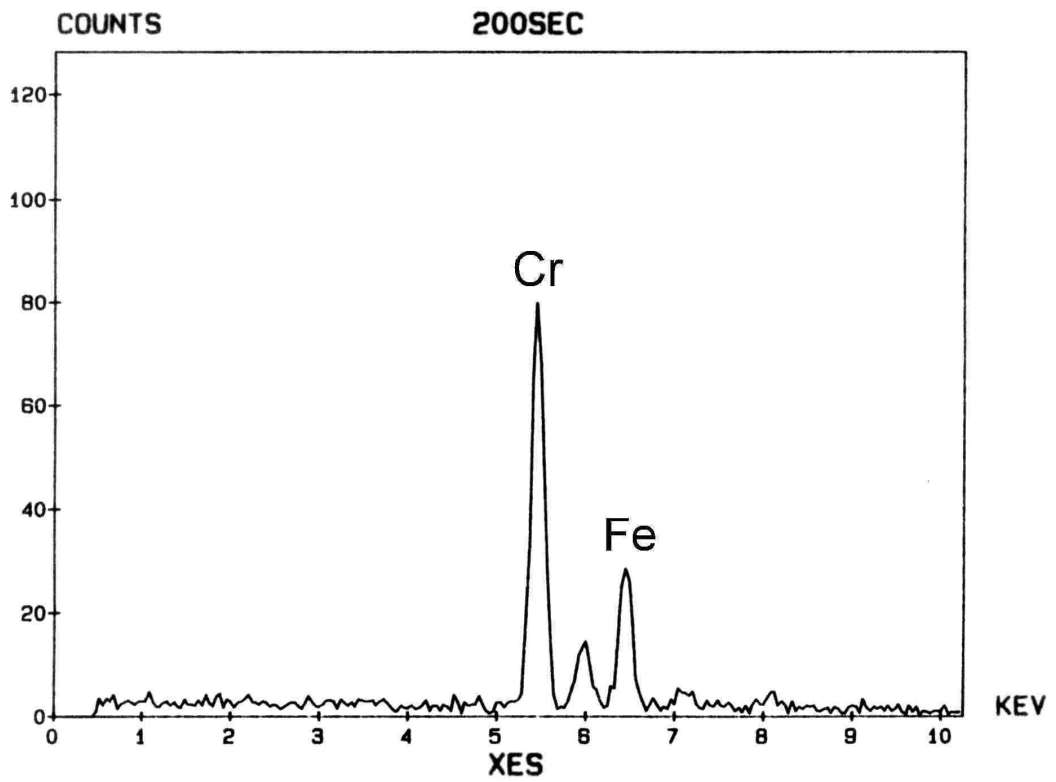


圖 4.48 PFB-132 鐳件析出物 EDS 分析

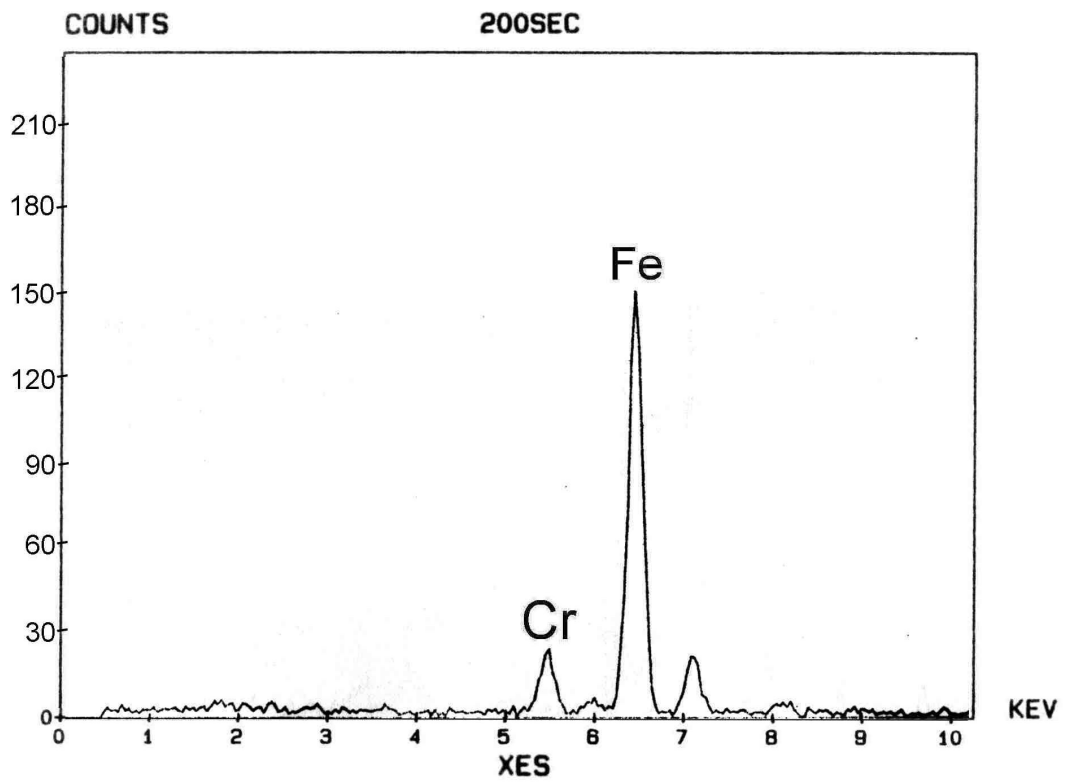


圖 4.49 PFB-131S 鐳件基地 EDS 分析

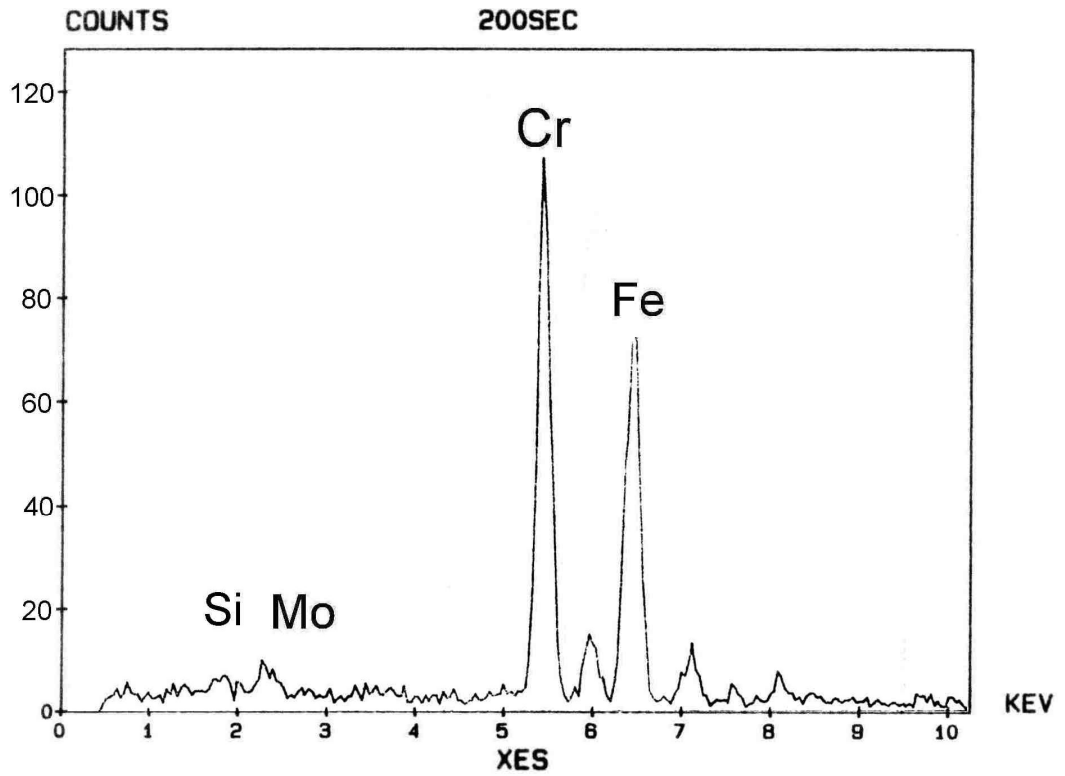


圖 4.50 PFB-131S 銲件 625°C 回火熱疲勞析出物 EDS 分析

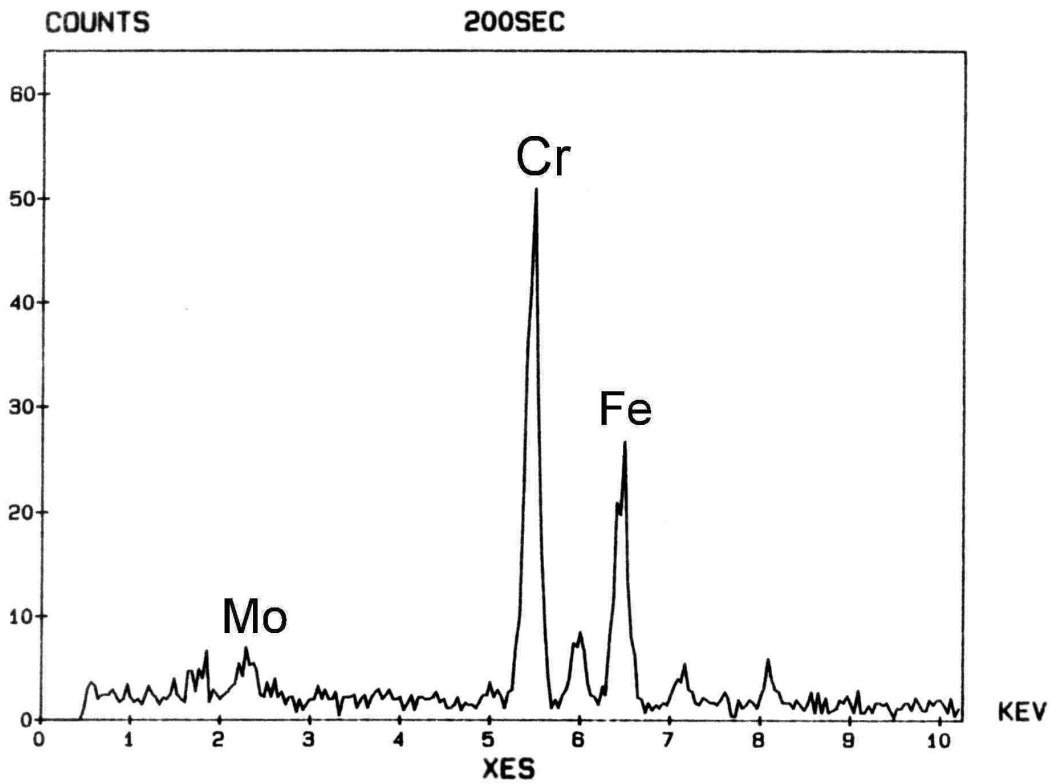
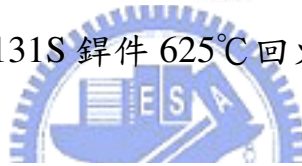
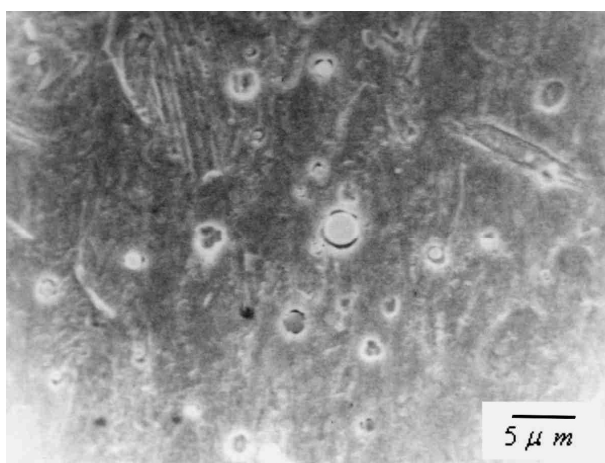
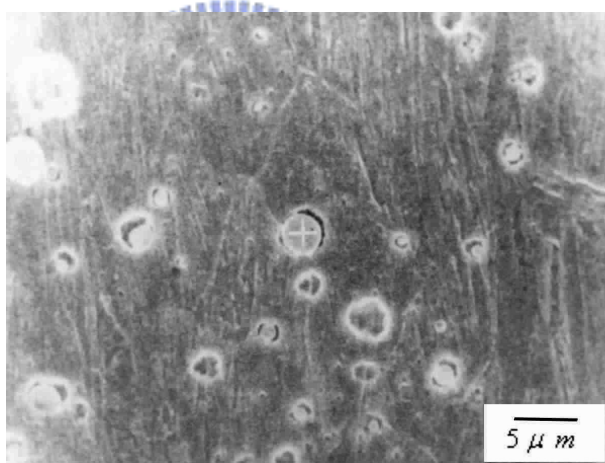


圖 4.51 PFB-131S 銲件 675°C 回火熱疲勞後析出物 EDS 分析

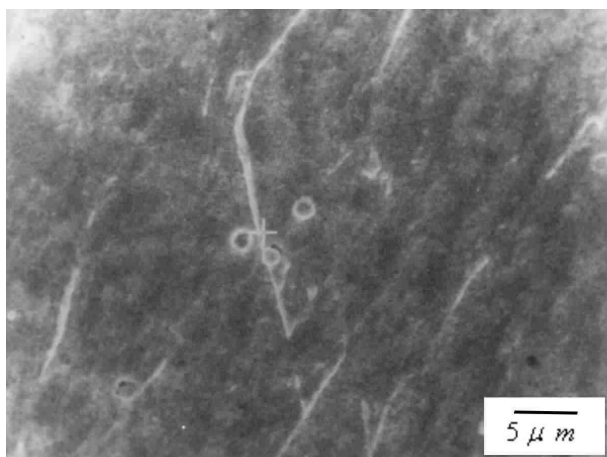


(a)

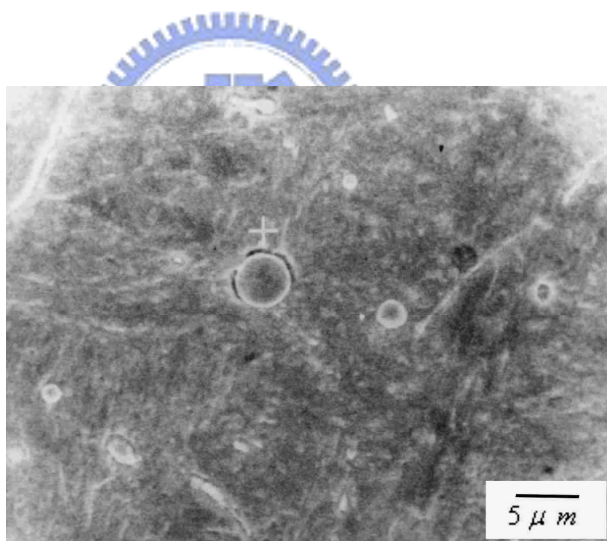


(b)

圖 4.52 PFB-132 鐳件鐳道夾雜物 SEM 金相

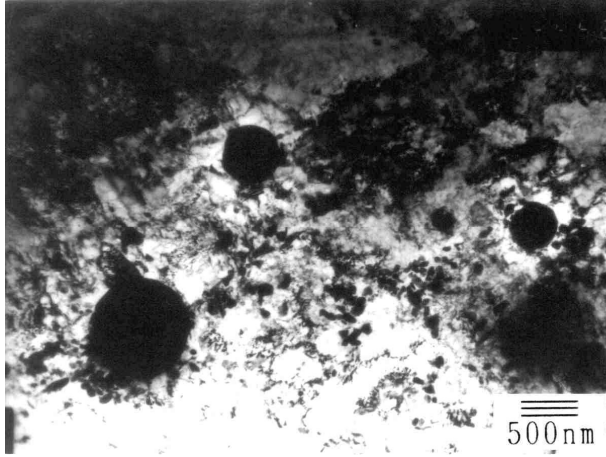


(a)

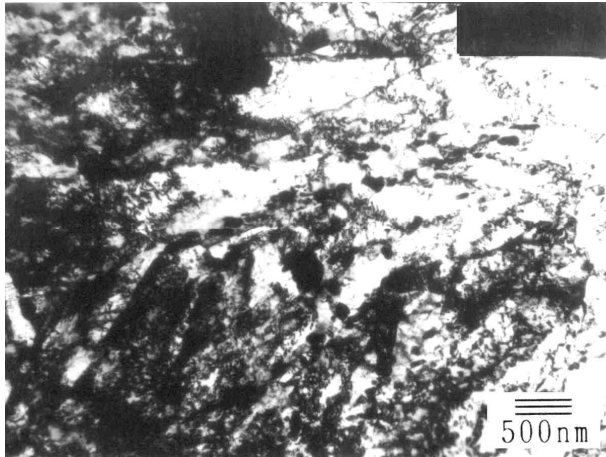


(b)

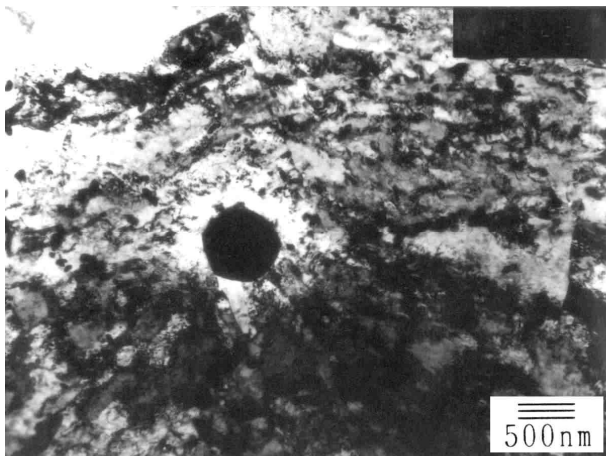
圖 4.53 PFB-131S 鋅件鋁道夾雜物 SEM 金相



(a)PFB-132，650°C回火

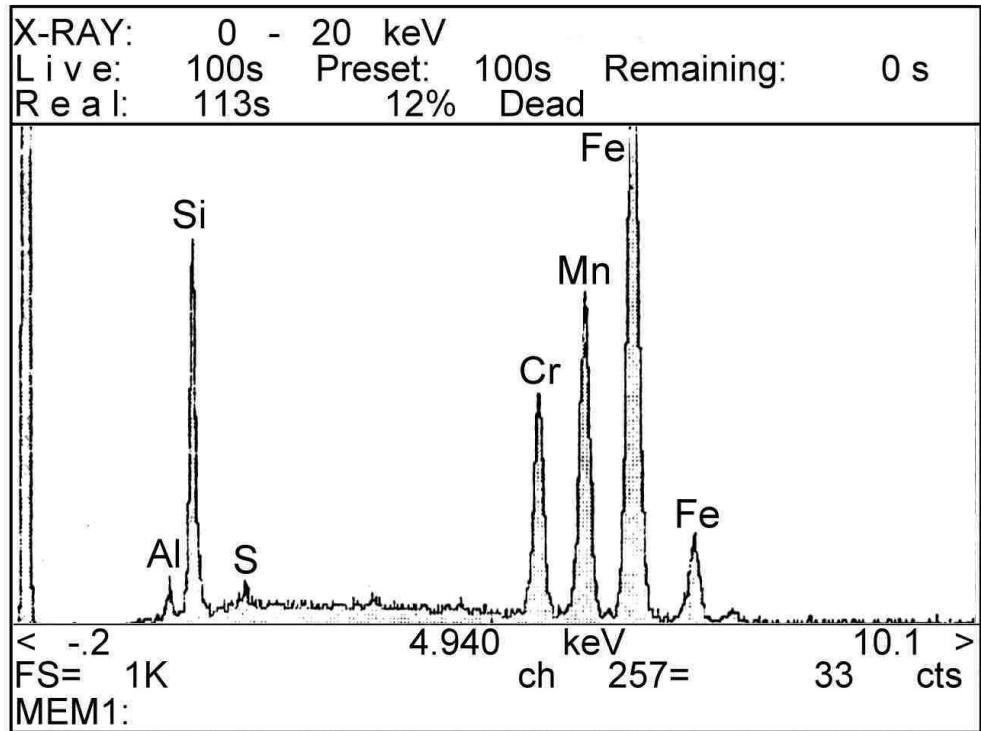


(b)PFB-131S，650°C回火

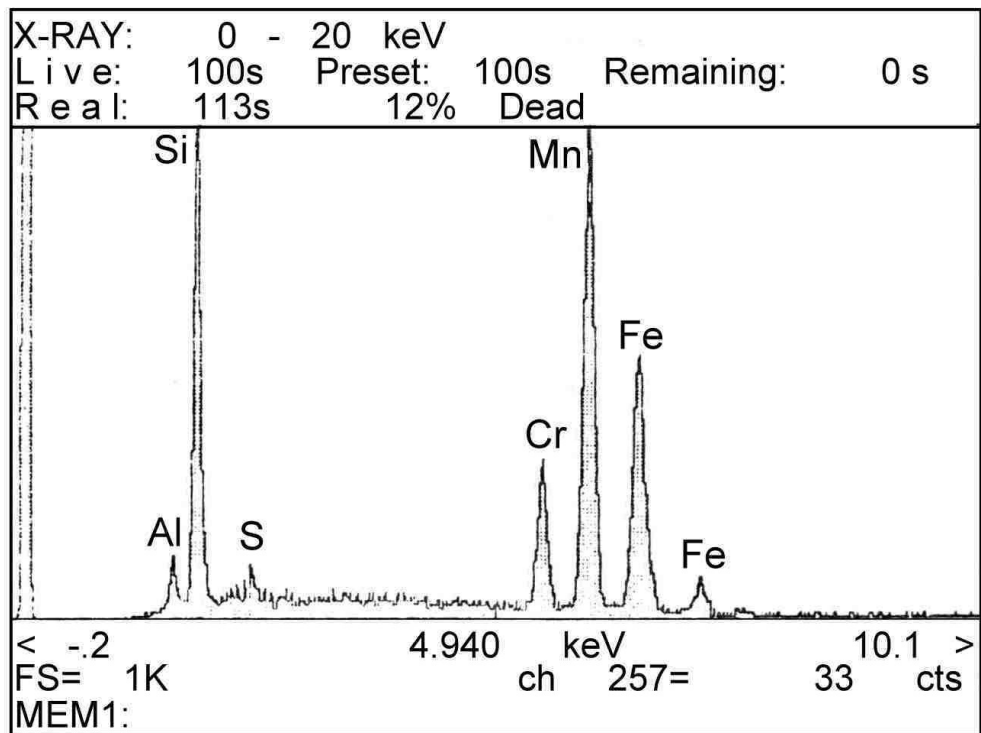


(c)PFB-131S，675°C回火

圖 4.54 鐳道夾雜物 TEM 金相

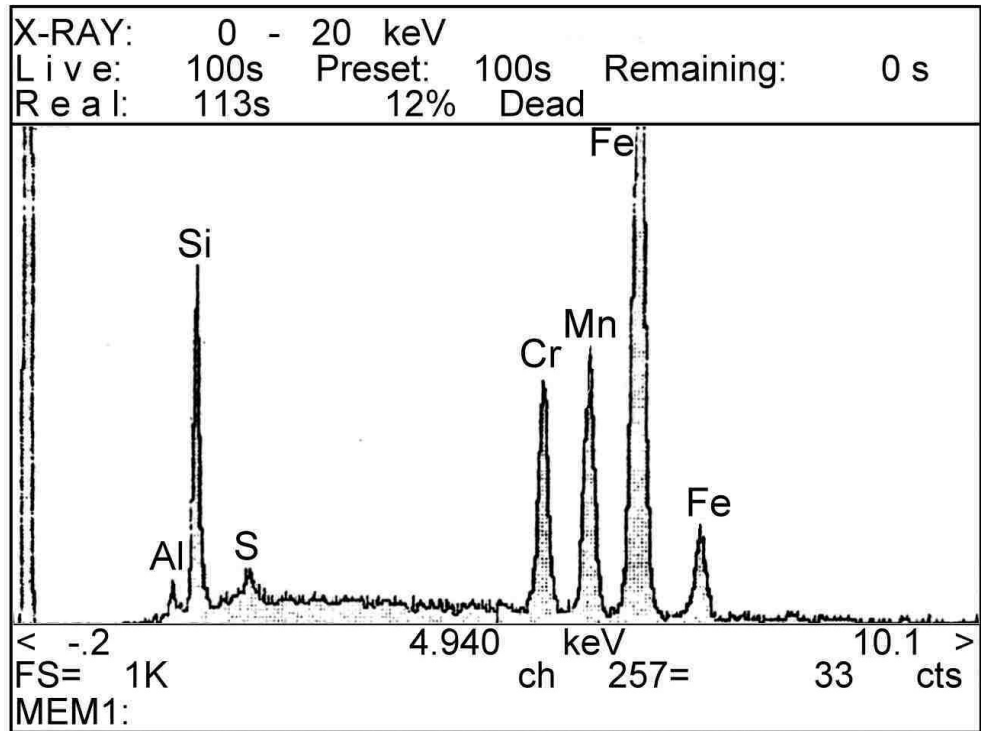


(a) 圖 4.52(a)之夾雜物

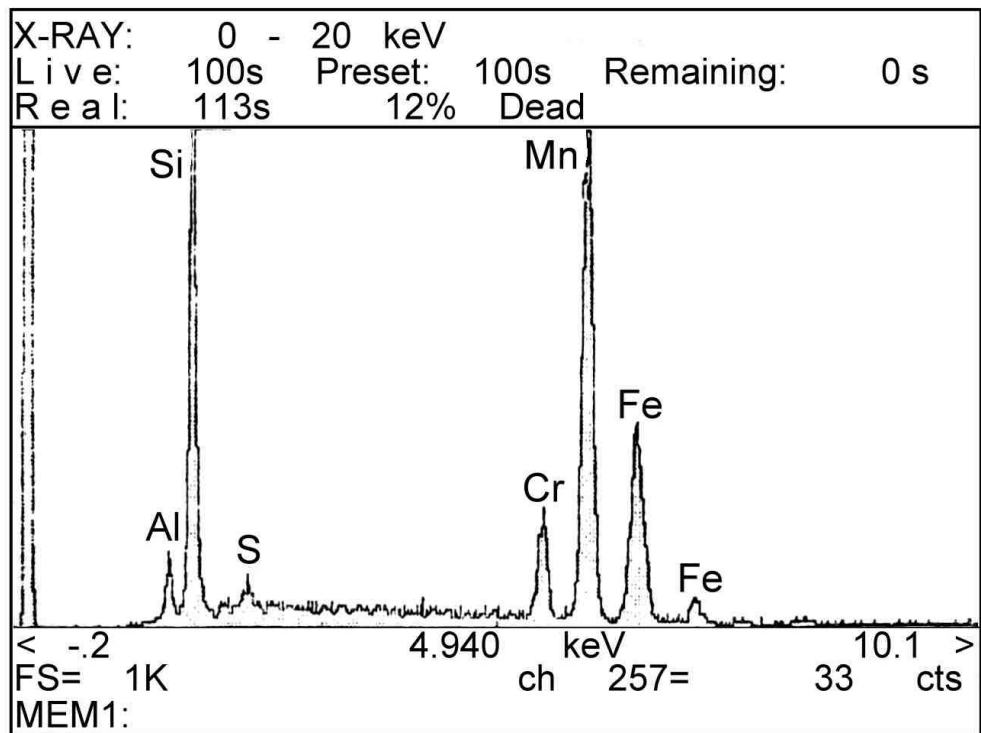


(b) 圖 4.52(b)之夾雜物

圖 4.55 PFB-132 鐳道夾雜物 EDS 分析



(a)圖 4.52(a)之夾雜物



(b)圖 4.52(b)之夾雜物

圖 4.56 PFB-131S 鐳道夾雜物 EDS 分析

第五章 結論與建議

5.1 研究結論

本研究針對 SUS 410 麻田散鐵不銹鋼 PFB-132 與 PFB-131S 兩種銲材，進行硬面銲覆，針對銲接效果、顯微組織、硬度、耐磨耗性、耐熱疲勞性、熱疲勞破裂機構等作分析，在本研究所用材料及條件下，獲得以下結論：

1. 銲帶式潛弧銲銲覆之熔填率高，且銲接品質良好。
2. SUS 410 直銲下為麻田散鐵組織，回火後為回火麻田散鐵，其碳化物為 FCC 結構 Cr_{23}C_6 ，若含 Mo 元素，則為 FCC 結構 $(\text{Fe},\text{Cr},\text{Mo})_{23}\text{C}_6$ 複碳化物。
3. 碳化物析出量隨回火溫度提高而增加。硬度隨回火溫度提高而降低。
4. 耐磨耗性與耐熱疲勞性都跟溫度有關，在實驗範圍內(625~675°C)，呈正相關。
5. 無論耐磨耗性或耐熱疲勞性，PFB-131S 均優於 PFB-132，且 PFB-132 最佳回火溫度為 650°C 以上，PFB-131S 只需 625°C。
6. 添加合金元素會影響耐磨耗性與耐熱疲勞性。添加 Ni 元素使析出物呈粗大長條狀，且偏向於晶界析出，不利於耐磨耗性與耐熱疲勞性。添加 Mo 元素使析出物微細且圓，且成均勻分布，有利於耐磨耗性與耐熱疲勞性。
7. SUS 410 熱疲勞破裂機構如下：
 - (1) 高溫下碳化物析出聚集於晶界與次晶界。
 - (2) 熱疲勞應力與殘留應力共同作用，使基材與析出物介面產生微隙，並成長、串聯，發展成微裂縫。

- (3) 微裂縫使應力集中，應力作用下，基材因差排滑動而孕核，成長成疲勞裂縫。
- (4) 應力與腐蝕雙重作用，裂縫成長破裂。

5.2 研究建議

本研究根據上述研究成果，針對連鑄輓輪的硬面鍍覆後續研究，提出以下建議：

1. 添加 Mo 元素有利於 SUS 410 麻田散鐵不銹鋼的硬面鍍覆的耐磨耗與耐熱疲勞性，惟其量是多少最為適當，尚有待研究。
2. 除了 Mo 元素以外，是否有其他元素對改善此類鍍件的耐磨耗與耐熱疲勞性有所助益？其效應與強化機制為何？有待研究。
3. 除傳統的硬面鍍覆以外，以熱噴塗技術將超硬合金使用於連鑄輓輪的可能性亦已在被探討之列。此技術所適用的合金種類、噴塗技術與參數，以及噴塗後處理技術等，皆有待探討。

参考文献

1. A. K. Bhaduri, T. P. S. Gill, S. K. Albert, K. Shanmugam and D. R. Iyer: “Repair welding of cracked steam turbine blades using austenitic and martensitic stainless-steel consumables”, Nuclear Engineering and Design, 2001, 206(2-3), 249-259.
2. D. W. Gandy, S. J. Findlan and R. Viswanathan: “Weld repair of steam turbine casings and piping-an industry survey”, ASME Journal of Pressure Vessel Technology, 2001, 123(2), 157-60.
3. A. Bishop: “Weld repairs to high-pressure feed/effluent heat exchangers“, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2000, 77(2-3), 139-145.
4. J. R. Davis, Davis and Associates: “Hardfacing, weld cladding and dissimilar metal joining”, ASM Handbook-Welding, Brazing and Soldering, vol. 6, 10th ed., ASM Metals Park, OH, 1993, 699-828.
5. K G Budinski: “Hardfacing: an Overview of the Processes”, Welding Design and Fabrication, 1986, July, 51-57.
6. S. Chatterjee and T. K. Pal: “Weld procedural effect on the performance of iron based hardfacing deposits on cast iron substrate”, Journal of Materials Processing Technology, 2006, 173(1), 61-69.
7. A. G. Olabi and M. S. J. Hashmi: “Effects of the stress-relief conditions on martensite stainless-steel welded component”, Journal of Materials Processing Technology, 1998, 77(1), 216-225.
8. P. Corengia, F. Walther, G. Ybarra, S. Sommadossi, R. Corbari and E. Broitman: “Friction and rolling-sliding wear of DC-pulsed plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel”, Wear, 2006, 260(4-5),

479-485.

9. C. X. Li and T. Bell: “Corrosion properties of plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel in 3.5% NaCl and 1% HCl aqueous solutions”, Corrosion Science, 2006, 48(8), 2036-2049.
10. Behcet Gulenc and Nizamettin Kahraman: “Wear behaviour of bulldozer rollers welded using a submerged arc welding process”, Materials and Design, 2003, 24(7), 537-542.
11. R.D. Brussel: “Surfacing of Continuous Casting Rolling”. Welding institute research bulletin, 1980, 10,291.
12. O. P. Gaponov, I. N. Sheenko: “Manufacture of charging equipment for 2700 m³ capacity blast furnaces”, Metallurgist, 1969, 13(7), 401-402.
13. J.C. Majetich: “Optimization of Convection SAW for Sever Abrasion-Wear Application”, 1985, 11, 314.
14. Nelso Gauze Bonacorso, Armando Albertazzi Gonç alves Jr, Jair Carlos Dutra: “Automation of the processes of surface measurement and of deposition by welding for the recovery of rotors of large-scale hydraulic turbines”, Journal of Materials Processing Technology, 2006, 179, 231-238.
15. P.J. Bouchard, M.R. Goldthorpe, P. Prottey: “J-integral and local damage fracture analyses for a pump casing containing large repair welds”. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2001,78, 295–305.
16. K. Geissler: “Repair welding on cast steel casings in power stations in East Germany Report no.XI-587-92, International Institute of Welding, 1992.

17. Y. C. Lin and S. C. Chen: “Effect of residual stress on thermal fatigue in a type 420 martensitic stainless steel weldment”, Journal of Materials Processing Technology, 2003, 138(1), 22-27.
18. M. C. Tsai, C. S. Chiou, J. S. Du and J.R. Yang: “Phase transformation in AISI 410 stainless steel”, Materials Science and Engineering: A, 2002, 332(1), 1-10.
19. P. D. Bilmes, C. L. Llorente and M. Solari: “Effect of post weld heat treatments on the microstructure and mechanical behaviour of 13Cr–4NiMoL and 13Cr–6NiMoL weld metals”, Proc. 18th Heat Treat. Soc. Conf. ASM Int., Rosemont, USA, 1998, October 15-18, 454-463.
20. C. García de Andrés, G. Caruana and L.F. Alvarez: “Control of $M_{23}C_6$ carbides in 0.45C-13Cr martensitic stainless steel by means of three representative heat treatment parameters”, Materials Science and Engineering: A, 1998, 241(1), 211-215.
21. M. Crowther, “Submerged Arc Welding Gives Economic Repair of Continuous Caster Rolls”, Metal Construction, 1984, 5, 278.
22. R. Duemem, “Reconditioning of Steel Mill Rolls: Finds of a European Survey”, Metal Construction and British Welding Journal, 1970, 6, 275.
23. T.B. Jefferson: “Weld Deposit and Life to Mill Roll”, Welding Design & Fabrication, 1979, 5, 76.
24. American Machinist, “Plasma/MIG, Hardfacing Beats Costs”, 1979, 83
25. Jong-Ning Aoh and Jian-Cheng Chen: “On the wear characteristics of cobalt-based hardfacing layer after thermal fatigue and oxidation”, Wear, 2001, 250, 611-620.

26. A. S. C. M. D'Oliveira, R. S. C. Paredes and R. L. C. Santos: "Pulsed current plasma transferred arc hardfacing", Journal of Materials Processing Technology, 2006, 171, 167-174.
27. Amandeep S. Shahi and Sunil Pandey: "Effect of Auxiliary Preheating of the Filler Wire on Quality of Gas Metal Arc Stainless Steel Claddings", Journal of Materials Engineering and Performance, 2008, 17, 30-36.
28. Shan-Ping Lu, Oh-Yang Kwon, Tae-Bum Kim and Kwon-Hu Kim: "Microstructure and wear property of Fe-Mn-Cr-Mo-V alloy cladding by submerged arc welding", Journal of Materials Processing Technology, 2004, 147, 191-196.
29. 謝榮淵，「硬面銲補參數最佳化之研究」，國立臺灣工業技術學院，碩士論文，1987。
30. Kobe Steel, Ltd., "Metal Cored Wire and Combination Fluxes for Overlay of Continuous Caster Rolls", 1986, November, 4486.
31. Kobe Steel, Ltd., "Core Wire and Flux for Overlaying of Continuous Caster Rolls", 1986, November, 4486.
32. Sandvik Materials Technology New Zealand, Ltd., "Stainless Welding Consumables for Surfacing-Strip and Wire Electrodes", Sandvik Technical Report, 1982.
33. AWS, Welding handbook, Welding Processes, 1984, 8th Ed, Vol. 4.
34. 蔡履文，「410不鏽鋼銲接及銲補研究」，國立臺灣大學，碩士論文，1987。
35. 郭建民，「麻田散鐵不鏽鋼銲接性之研究」，國立成功大學，碩士論文，1978。

36. C.H. Kreischer, J. Cothorn, A. E. Near: “Welding 12% Chromium Martensitic Stainless Steel”, Welding Journal, 1961, 11, 489.
37. H.R. Castern: “Cause and Prevention of 12% Chromium Steel Fillet Weld Crack ”, Welding Journal, 1997, 6, 193.
38. R.M. Manning: “The Importance of Preheat / Postheat in Repair Welding”, AWS/CSM Maintenance of Heavy Equipment Conference, 1982, 31.
39. R. Castro, R.C. Jain: “Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels”, Cambridge Univ Press, 1975, 45.
40. Kobe Steel, LTD., “Overlay Welding consumables of continuous caster rolls for Submerged arc Welding With Strip electrode”, 1986, 4486.
41. Satoh Yuji, Yamamura Takashi, Takimoto Takafumi: “Techniques for long life materials applied to continuous caster roll”, Kawasaki steel technical report, 2001, 45, 42-49.
42. 日本熔接ツリ—ズ編集委員會，熔接專門技術18-8不銹鋼、耐熱鋼熔接技術，賴耿陽譯，復漢出版社，台南，1977。
43. D.A. Civis: “Test Program for Selecting Weld Materials for Surfacing Steel Rolls”, Report of V.S. Steel Corporation Johnstown-Canton plant, 1982.
44. C.R. Weymueller : “Weld Surfacing Saves Mill Casters”, Welding design & Fabrication, 1986, 6, 43.
45. 蔡顯榮、蔡丕椿，「連續鑄造輓輪硬面鍍補層熱疲勞破裂之模擬實驗」，第三屆技術及職業教育研討會論文集，289，台北，中華民國，1988。

46. E. A. 馬你欽柯著，何世禹譯，「金屬表面摩擦破壞實質」國防工業出版社，北京，1990。
47. T.S. Eyre: “Wear Characteristics of Metals” In: Source book on wear control technology”, Metals park, ohio, ASM, 1978,1-10.
48. 鍾來貴、雷添壽，「硬面鍍補層耐磨耗性之研究」，材料科學，1984，16(1)，26-34。
49. S. P. Timoshenko and T. N. Goodier, “Theory of Elasticity”, 3rd edn., 1970.
50. R. C. Jurinall, “Stress, Strain, and strength ”, 1970.
51. Kobe Steel, Ltd，「連鑄ロールの肉盛溶接」，1985，2.
52. 黃振賢著，金屬熱處理，文京圖書，台北，1985。
53. G. Krauss: ” Principle of Heat Treatment of Steel”, ASM, Metals Park, OH, 1980, 54.
54. 富士工業所，「連鑄ロール肉盛溶接材16Cr-3Ni料について」，昭和62年3月20日。
55. P.D. Bilmes, M. Solari, C.L. Llorente: “Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr-NiMo martensitic steel weld metals”, Materials Characterization, 2001, 46(4), 285-296.
56. T.G. Gooch: “Heat treatment of welded 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steels for sour service”, Welding Journal, 1995, 74(7), 213s-23s.
57. K.W. Andrews: “Empirical formulae for calculation of some transformation temperature”, Japan Iron and Steel Institute, 1965, 203(6), 721-727.

58. E. Folkhard "Welding metallurgy of stainless steels", Wien: Springer-Verlag, 1988.
59. Jaroslav koutsky, Jaroslav Jezek: "Composition of Precipitates in modify 12% chromium steels in the range 500°C", Journal of Iron and Steel Institute, 1962.
60. D. W. Hoffman, G. H. Meier: "Journal of Vacuum Science & Technology", 1982, 355-358.
61. Chang Kyu Kim, Sunghak Lee, Jae-Young JUNG, Sangho Ahn: "Effects of complex carbide fraction on high-temperature wear properties of hardfacing alloys reinforced with complex carbides", Materials Science & Engineering A, 2003, 349(1-2), 1-11.
62. 莊東漢著，材料破損分析，五南出版社，台北，2007年3月。
63. V. J. Colangelo, F. A. Heiser: "Analysis Metallurgical Failures", 1974, 152.
64. J.N. Aoh, Y.R. Jeng, E.L. Chu, L.T. Wu: "On the wear behaviour of surface clad layers under high temperature", Wear, 1999, 225-229(2), 1114-1122.
65. K. Kusmul, D. Blin, Wgoulig: "Mechanical Properties ad Structure of Electron Beam Welds in Alloy Fe-0.2%C-12%Cr-1Mo", Welding Journal, 1984, 9, 267.
66. K. W. Andrews , et. al: "Interpretation of Electron Diffraction Patterns", London, 1971.
67. V. A. Korablev, et. all: "Carbide Transformations and Mechanical Properties of Chromium Steels", Fizika Metallov i Metallovedenie, 1974, 37(1).

68. A. Inoue, S. Arskawa, and T. Masumoto: “In Situ-Transformation of Cementite to M_7C_3 in High Chromium Steel by Tempering”, *Materials Transactions*, 1978, 19, 11-17.
69. A. Inoue, T. Masumoto, “Carbide Reactions ($M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$) During Tempering of Rapidly Solidified High Carbon Cr-W and Cr-Mo Steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1980, 11A, 739
70. 黃振賢著，「鋼鐵中的碳化物」，材料科學，1975，7(4)。

