

國立交通大學

機械工程學系

碩士論文

不銹鋼與 Inconel 718 超合金 TIG-Flux 對接
之研究

Study of a TIG-Flux Welding Process for Butt-joining
Stainless Steel and Inconel 718 Superalloy

研 究 生：徐 肇 鴻

指 導 教 授：周 長 彬 教授

中華民國 九十九 年 六 月

不銹鋼與 Inconel 718 超合金 TIG-Flux 對接 之研究

Study of a TIG-Flux Welding Process for Butt-joining
Stainless Steel and Inconel 718 Superalloy

研 究 生：徐 肇 鴻 Student : Zhau-Hong Hsu
指 導 教 授：周 長 彬 Advisor : Dr. Chang-Pin Chou

國 立 交 通 大 學



A Thesis

Submitted to Department of Mechanical Engineering
College of Engineering
National Chiao Tung University
in Partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of
Master
in
Mechanical Engineering
June 2010
Hsinchu, Taiwan, Republic of China

中華民國 九十九 年 六 月

不銹鋼與 Inconel 718 超合金 TIG-Flux 對接之研究

研究生：徐肇鴻

指導教授：周長彬

國立交通大學 機械工程學系 碩士班

摘 要

本研究之主要目的在於探討添加活性助銲劑，對於不銹鋼與 Inconel 718 超合金對接銲件之銲道熔深影響。活性助銲劑以氧化劑粉末為主，包括 SiO_2 、 NiO 、 MoS_2 及 MoO_3 四種，銲接方法採用不加填料金屬，且以氬氣為保護氣體的鎢極惰氣銲(Tungsten Inert Gas, TIG)來進行 Bead-on-Plate 實驗。

本研究之銲件以金相實驗來觀察其微觀組織，並利用微硬度測定機來瞭解銲道之機械性質，另外，以實體顯微鏡量測銲道的幾何形態，並記錄銲道熔深及其寬度，以取得所有銲件的銲道深寬比。本研究以上述四種活性助銲劑，依各 50% 的比例來調配成六種混合型活性助銲劑，並探討混合型助銲劑對銲道熔深與深寬比之影響。最後，本研究應用田口方法於厚度 7mm 的不銹鋼與 Inconel 718 超合金試片，進行異種材料 TIG-Flux 對接的最佳化實驗，選擇混合三種不同比例的 SiO_2 與 MoO_3 粉末的混合型助銲劑，並搭配五種銲接製程參數，包括銲接電流、銲槍走速、氬氣流量、鎢棒角度及電弧長度等，以取得此製程的最佳化參數。實驗結果發現，在固定的銲接參數下，銲件塗敷不同種類的混合型活性助銲劑於厚度 6.35mm 銲件上，能有效提升銲件之銲道熔深達 67% 至 110%，銲道深寬比提升達 112% 至 371%。由田口方法實驗結果可知，應用田口方法可提升銲件之銲道熔深達 56.2%，銲道深寬比可提升至 117%。

關鍵字：Inconel 718 超合金、AISI 304 不銹鋼、異種材料銲接、田口方法

Study of a TIG-Flux Welding Process for Butt-joining Stainless Steel and Inconel 718 Superalloy

Student : Zhau-Hong Hsu

Advisor : Chang-Ping Chou

Department of Mechanical Engineering
National Chiao Tung University

Abstract

The purpose of this study was to investigate the effect of activating fluxes to the penetration of weldment for butt-joining stainless steel and Inconel 718 superalloy. The activating fluxes used in the experiment were SiO_2 , NiO , MoO_3 , and MoS_2 . Bead-on-plate argon TIG(Tungsten Inert Gas) weldment was processed without filling metals.

The microstructure and morphology of the weldments were examined by the optical microscope. The Vickers hardness test was used to measure the mechanical properties of the weldments. According to the measurement results of the width and penetration of the weld bead, the depth to width ratio (D/W ratio) can be calculated. Four fluxes were mixed with each other using 50% weight percent each. The six mixed fluxes were used for investigating the effect to the penetration and D/W ratio of weldment. Finally, by employing the Taguchi Methods to 7mm thickness of stainless steel and Inconel 718 superalloy, six major welding parameters were determined, which were welding current, torch moving speed, argon flow rate, vertex angle of electrode, arc length and the three weight ratio of SiO_2 and MoO_3 .

Under the same welding condition, the results indicated that all the mixed fluxes did enhance the penetration of weldment by 67%~110% for the thickness of 6.35mm. Moreover, the D/W ratio was enhanced up to 371%. The confirmed experiment analysis of Taguchi Methods demonstrated that the penetration of weldment enhanced 56.2%, and the D/W ratio also increased 117%.

Keywords : Inconel 718, AISI 304, The dissimilar welding, Taguchi Methods.

誌 謝

本論文得以順利完成，在此要先特別感謝恩師周長彬教授的殷切指導與悉心照顧，老師待人親切和善，對學生們總是笑容常開，師恩浩翰永銘於心。以及承蒙陸軍專科學校林玄良助理教授的提攜與勉勵，讓學生在實驗過程中和撰寫論文時都獲益良多。口試期間更承蒙徐瑞坤教授的指正和建議，使本論文可以修整疏漏。此外，感謝學長吳東明在銲接製程參數及助銲劑之選擇上不吝惜之傳授，使我受益匪淺，在此一併表達最誠摯的謝意。

在碩班求學期間，感謝研究室同學吉修、明良及元駿在課業知識上的切磋討論與互相鼓勵，使我成長許多。也要感謝博班學長柏青、孟弘及明璋的關懷與支援，以及學弟治偉、彥彬、漢鵬、自勇、宏信及麟皓的幫忙和配合，還有畢業學長凱億、正昇、其澧、佳杰及安佑的照顧，這兩年來有他們的陪伴，美好的回憶歷歷在目，也使得我求學生涯能劃下最完美的句點。

最後，由衷感激父母親對我的栽培，使我在將近二十年的求學生涯中，總是能夠得到最好的支援，以及可以沒有壓力的完成我的學業，其中特別感謝母親的殷殷期盼，在她身體欠佳需要開刀時，深怕影響到我學業，還隱忍其中，好在最後能夠完好康復。還要感謝姐姐對我的精神鼓勵，還有姨丈和阿姨從我大學時代經常抽空陪伴，長途漫漫從台南駛往學校。在這段過程中，我深深體會到何謂「親情的可貴」，也謝謝這群親友團對我無悔的付出。僅以本論文獻給所有關心、幫助過我的人，在他們的祝福下，我才能夠順利完成碩士學業。

目 錄

摘 要	i
Abstract	ii
誌 謝	iii
目 錄	iv
表目錄	vii
圖目錄	ix
第一章 緒論	1
1.1 研究背景與動機	1
1.2 研究目的和方法	2
第二章 文獻探討	4
2.1 Inconel 718 超合金與AISI 304 不銹鋼之介紹	4
2.2 Inconel 718 超合金和AISI 304 不銹鋼之冶金特性	5
2.2.1 Inconel 718 超合金之機械性質	6
2.2.2 沃斯田鐵不銹鋼之機械性質	8
2.2.3 Inconel 718 超合金之合金成份及其影響	10
2.2.4 Inconel 718 超合金之析出相	11
2.2.5 不銹鋼合金成份及其影響	16
2.2.6 Inconel 718 超合金之銲接特性	16
2.2.7 沃斯田鐵型不銹鋼銲接特性	19
2.3 TIG(Tungsten Insert Gas)之原理	20
2.3.1 TIG 銲接電流之性質	21
2.3.2 電弧之原理	24
2.3.3 電弧之結構說明	25
2.3.4 電壓-電流之靜特性	26
2.3.5 保護氣體(Shielding gas)之種類	28
2.3.6 鎢棒種類	32
2.4 TIG-Flux 銲接	35
2.4.1 TIG-Flux 增加銲道熔深之機制	36
2.4.2 助銲劑塗敷形狀對銲道熔深的影響	38
2.4.3 助銲劑塗敷厚度與重量對銲道熔深的影響	38

2.5 銲接參數.....	40
2.6 銲道熔透深度變異之原因.....	42
2.6.1 在熔池中驅動流體流動的力量.....	42
2.6.2 在電弧中驅動流體流動的力量.....	44
2.6.3 微量元素對銲道熔深之影響.....	47
2.7 田口方法(Taguchi methods).....	49
2.7.1 田口方法之基本原理與步驟.....	49
2.7.2 直交表簡介.....	50
2.7.3 SN比基本定義.....	51
2.7.4 田口方法之確認實驗.....	53
第三章 實驗方法與步驟.....	54
3.1 實驗流程.....	54
3.2 銲接試片之準備.....	55
3.3 TIG銲接設備.....	56
3.4 銲接參數之配置.....	56
3.5 助銲劑之配製方法.....	58
3.6 銲道滲透深度與寬度量測.....	59
3.7 金相實驗.....	61
3.8 微硬度試驗.....	62
3.9 田口方法之直交表與實驗參數配置.....	62
第四章 結果與討論.....	64
4.1 助銲劑對銲道顯微結構之影響.....	64
4.2 助銲劑對銲道形態之影響.....	75
4.2.1 單一助銲劑對銲道熔深、深寬比與熔融面積之影響.....	75
4.2.2 混合型助銲劑對銲道熔深、深寬比與熔融面積之影響.....	78
4.3 助銲劑對銲道剖面形狀與熔融面積之影響.....	81
4.4 助銲劑對銲道微硬度之影響.....	83
4.5 田口方法之最佳化銲接參數.....	89
4.5.1 田口方法之實驗初步結果.....	89
4.5.2 各組SN比之評價與計算結果.....	90
4.5.3 最佳製程參數之解析.....	90

4.5.4 變異數分析(ANOVA)	92
4.5.5 田口方法之確認實驗	93
4.5.6 確認實驗之試片熔深、深寬比與熔融面積	95
4.5.7 確認實驗之試片鉸道微硬度	100
4.6 電弧長度對鉸道深寬比之影響	101
第五章 結論	102
第六章 參考文獻	105



表目錄

表 2-1 Inconel 718 超合金與 AISI 304 不銹鋼之成分表	7
表 2-2 Inconel 718 超合金與 AISI 304 不銹鋼的機械性質	7
表 2-3 鎳鐵基超合金常見析出物之結構與組成	11
表 2-4 銲接氣體的物理性質	29
表 2-5 鎢棒直徑與工作電流之關係	34
表 2-6 TIG 電流型式及特性	40
表 2-7 標準直交表(Standard orthogonal arrays)	50
表 3-1 Inconel 718 超合金及 AISI 304 不銹鋼之合金元素成份表(wt%)	55
表 3-2 實驗#1 之銲接參數	57
表 3-3 實驗#1 之助銲劑搭配組合	58
表 3-4 單一助銲劑塗敷量	59
表 3-5 混合型助銲劑之塗敷量	59
表 3-6 田口方法之銲接參數設計： $L_{18}(2^1 \times 3^5)$	63
表 3-7 L_{18} 直交表之銲接參數配置	63
表 3-8 $L_{18}(2^1 \times 3^7)$ 直交表	63
表 4-1 添加助銲劑之代碼對照表	65
表 4-2 添加單一型助銲劑之試片深寬比、深度及寬度	75
表 4-3 單一型助銲劑與銲道取樣位置對銲道熔深之影響	75
表 4-4 單一型助銲劑與銲道取樣位置對銲道深寬比之影響	76
表 4-5 單一型助銲劑與銲道取樣位置對熔融面積之影響	77
表 4-6 添加混合型助銲劑之試片深寬比、深度及寬度	78
表 4-7 混合型助銲劑與銲道取樣位置對銲道熔深之影響	78
表 4-8 混合型助銲劑與銲道取樣位置對銲道深寬比之影響	79
表 4-9 混合型助銲劑與銲道取樣位置對熔融面積之影響	80
表 4-10 L_{18} 實驗不同取樣位置之深寬比(D/W)、熔深(D)、寬度(W)	89
表 4-11 田口方法各實驗組之 SN 比	90
表 4-12 各因子水準之平均 SN 比(dB)	90
表 4-13 最佳化銲接製程參數($A_1B_3C_3D_2E_3F_2$)	91
表 4-14 變異數分析表(ANOVA table)	93
表 4-15 確認實驗之銲道深寬比與 SN 比	93

表 4-16 田口方法確認實驗之試片深寬比、熔深、寬度	95
表 4-17 田口方法最佳參數對銲道熔深之影響	96
表 4-18 田口方法最佳參數對銲道深寬比之影響	97
表 4-19 第 21 組之銲接製程參數	98
表 4-20 第 21 組銲接製程參數對銲道熔深、寬度及深寬比之影響	98
表 4-21 田口方法最佳參數對銲道熔融面積之影響	99



圖目錄

圖 2.1 沃斯田鐵系不銹鋼藉由調整成分來改善性能.....	6
圖 2-2 (a)Cr-Fe 兩相合金系統 (b)Cr-Fe 兩相合金系統之 γ -loop	9
圖 2-3 Fe-Ni 二元合金相圖	9
圖 2-4 Inconel 718 超合金之TTP圖	12
圖 2-5 Inconel 718 超合金之TTT圖	12
圖 2-6 γ'' 相及 γ' 相晶格結構	13
圖 2-7 Inconel 718 超合金中 γ'' 及 δ (Ni_3Nb) 相存在的溫度範圍.....	14
圖 2-8 固化裂縫與液化裂縫示意圖	19
圖 2-9 TIG銲接製程示意圖	21
圖 2-10 不同銲接電流模式下，電流方向與銲道形態示意圖	22
圖 2-11 不同銲接電流模式下，銲接熱量分佈與銲道形態示意圖	23
圖 2-12 DCEP 氧化層清除作用	23
圖 2-13 熔極式/非熔極式電弧銲接示意圖	24
圖 2-14 惰氣鎢極電弧銲之電弧結構與電壓降的關係	25
圖 2-15 電弧溫度分佈圖	26
圖 2-16 電壓-電流的靜特性曲線.....	26
圖 2-17 不同電流下之電弧長度與電壓之關係圖	27
圖 2-18 不同電弧長度下之He與Ar電弧電壓關係圖	28
圖 2-19 保護氣體之電壓對電流關係圖	28
圖 2-20 保護氣體對銲道截面之影響	29
圖 2-21 銲接氣體的熱傳導性	30
圖 2-22 鎢棒端點形狀.....	32
圖 2-23 鎢棒角度、截斷面大小與銲道熔深之關係	32
圖 2-24 鎢棒角度與熔深關係圖	33
圖 2-25 鎢棒角度、電弧形狀與功率密度示意圖	33
圖 2-26 助銲劑 TiO_2 與電流大小對AISI 304 不銹鋼銲道熔深之影響	35
圖 2-27 在熔池中的Marangoni對流.....	36
圖 2-28 助銲劑吸附電子造成電弧收縮示意圖	37
圖 2-29 助銲劑塗敷形狀之示意圖	38
圖 2-30 A-TIG SiO_2 助銲劑塗敷厚度與AISI 304 不銹鋼銲道熔深之關係 ...	39

圖 2-31 FB-TIG SiO ₂ 助銲劑塗敷厚度與AISI 304 不銹鋼銲道熔深之關係	39
圖 2-32 溶劑中助銲劑含量與塗敷厚度之關係	39
圖 2-33 電弧長度、功率密度及電流密度之關係圖	41
圖 2-34 驅動熔池流動的四種力量	43
圖 2-35 電磁力方向及電弧形狀示意圖-電極角度 60°	45
圖 2-36 電流密度及電磁力場分佈圖-電極角度 60°	45
圖 2-37 流場速度及溫度場分佈圖-電極角度 60°	45
圖 2-38 電磁力方向及電弧形狀示意圖-電極角度 180°	46
圖 2-39 電流密度及電磁力場分佈圖-電極角度 180°	46
圖 2-40 流場速度及溫度場分佈圖-電極角度 180°	46
圖 2-41 微量元素在Inconel 718 超合金中對銲道熔深及深寬比之影響	48
圖 3-1 實驗流程圖	54
圖 3-2 拋光前後試片之外觀	55
圖 3-3 HOBART TIGWAVE 350 氬銲機與ProArc 數位控制銲接檯車	56
圖 3-4 電極相關器材	57
圖 3-5 Inconel 718 試片熱裂圖	57
圖 3-7 試片尺寸及助銲劑塗敷位置示意圖	59
圖 3-8 試片銲道取樣位置示意圖	60
圖 3-9 金相用顯微鏡圖	60
圖 3-10 銲道形態量測示意圖	60
圖 3-11 熱鑲埋儀器	61
圖 3-12 拋光、研磨機儀器	61
圖 3-13 微硬度機FUTURE-TECH FM-700	62
圖 4-1 Inconel 718 超合金母材之顯微結構	64
圖 4-2 銲道橫截面圖	64
圖 4-3 Inconel 718 超合金銲道橫截面圖	65
圖 4-4 未添加任何助銲劑之金相觀察(50X)	66
圖 4-5 未添加任何助銲劑之金相觀察(1000X)	66
圖 4-6 添加單一助銲劑之銲道金相觀察(50X)	67
圖 4-7 添加單一助銲劑之銲道金相觀察(1000X)	68
圖 4-8 添加單一助銲劑之熱影響區金相觀察(50X)	69

圖 4-9 添加單一助銲劑之熱影響區金相觀察(1000X).....	70
圖 4-10 添加混合型助銲劑之銲道金相觀察(50X).....	71
圖 4-11 添加混合型助銲劑之銲道金相觀察(1000X).....	72
圖 4-12 添加混合型助銲劑之熱影響區金相觀察(50X).....	73
圖 4-13 添加混合型助銲劑之熱影響區金相觀察(1000X).....	74
圖 4-14 單一助銲劑對銲道熔深之影響	75
圖 4-15 單一助銲劑對銲道深寬比之影響	76
圖 4-16 單一助銲劑對熔融面積之影響	77
圖 4-17 混合型助銲劑對銲道熔深之影響	78
圖 4-18 混合型助銲劑對銲道深寬比之影響	79
圖 4-19 混合型助銲劑對熔融面積之影響	80
圖 4-20 添加單一助銲劑之銲道剖面圖	81
圖 4-21 添加混合型助銲劑之銲道剖面圖	82
圖 4-22 微硬度分佈曲線- 未銲接之 718 母材	83
圖 4-23 微硬度分佈曲線- 未銲接之 304 母材	83
圖 4-24 使用不同助銲劑之銲道線內外微硬度平均值	84
圖 4-25 微硬度分佈曲線- Withoutflux.....	85
圖 4-26 微硬度分佈曲線- SiO_2	85
圖 4-27 微硬度分佈曲線- NiO	85
圖 4-28 微硬度分佈曲線- MoS_2	86
圖 4-29 微硬度分佈曲線- MoO_3	86
圖 4-30 微硬度分佈曲線- $\text{SiO}_2\text{-MoO}_3$	86
圖 4-31 微硬度分佈曲線- $\text{SiO}_2\text{-NiO}$	87
圖 4-32 微硬度分佈曲線- $\text{MoO}_3\text{-NiO}$	87
圖 4-33 微硬度分佈曲線- $\text{SiO}_2\text{-MoS}_2$	87
圖 4-34 微硬度分佈曲線- $\text{MoS}_2\text{-NiO}$	88
圖 4-35 微硬度分佈曲線- $\text{MoS}_2\text{-MoO}_3$	88
圖 4-36 田口方法之因子效果圖	91
圖 4-37 確認實驗組之銲道剖面圖	95
圖 4-38 田口方法最佳參數對銲道熔深之影響	96
圖 4-39 田口最佳參數對銲道深寬比之影響	97

圖 4-40 第 21 組之鐸道剖面比較圖	98
圖 4-42 田口方法確認實驗鐸道線內外微硬度平均值	100
圖 4-43 田口方法確認實驗 19-2-A 之微硬度分佈曲線.....	100
圖 4-44 電弧長度對鐸道深寬比之影響	101



第一章 緒論

1.1 研究背景與動機

Inconel 718超合金是屬於析出硬化型的鎳基超合金，此合金的發展是從1950年左右由 International Nickel 公司發展應用在蒸氣渦輪[1]，由於渦輪機的葉片必須要有好的潛變強度以及能承受高溫，所以利用鍛造產生較大的晶粒尺寸，提供好的潛變強度[2]。因為Inconel 718超合金在高溫下，仍具更高強度、抗腐蝕性、較佳的抗疲勞強度及非磁性等機械性質，至今仍廣泛應用於航太、核能、石化等工業上。

鎳基超合金在商業上及技術方面的優異特性，在近五十年來持續的成長，不需特許即可製造，使得許多的材料供應商及製造商可自由發展[3]，是最常被使用的超合金，大約佔了全部超合金產品的三分之一[1]。卻因為材料昂貴、採購麻煩，台灣必須仰賴貿易商進口，所以沒辦法更廣泛被使用於一般市面上。如果能研究出 Inconel 718 超合金對接異種材料時，還能保有良好的機械性質，對許多工業時間、成本之助益良多。

本研究選取AISI 304不銹鋼當異種材料銲接之對象。主因乃這兩種金屬皆為Fe-Cr-Ni之合金，機械性質差距較小，且取得容易、成本低廉。AISI 304不銹鋼因成分添加大量鎳與鉻，具有優異的抗熱性、耐氧化性、耐腐蝕性、高溫潛變強度及低溫破裂韌性等，又因為其含碳量低且銲接後不會有相變化的產生，可以得到穩定的銲接品質，常被使用於航太、核能、石化及化學工業上。

本研究所採用的 TIG 銲接製程，銲接品質良好，可不添加填料，適合薄材料之銲接，在銲接過程也不會有銲渣及飛濺物的產生。但常會有滲透不足、熔深隨著母材微量合金元素之微量變化產生微量變化等問題，以及銲池較寬且淺以至於限制了生產效率等缺點。

近年來為了在較厚板材銲接時能達到更好滲透銲接效果，所以採用高熔深 TIG-Flux 製程技術。目前TIG-Flux 製程技術可被用於銲接碳鋼、不銹鋼、鎳基合金及鈦合金等材料，雖然此研究所用Inconel 718超合金的銲接性較其它的鎳基超合金佳，但相對於不銹鋼等合金而言，其銲接熔池之流動性差，且銲道較淺且寬。Inconel 718超合金對接AISI 304不銹鋼時，由於

是異種材料接合，造成銲接品質難以控制，如何達到高品質、高強度的加工，將是本篇最大的課題之一，故採工件形狀不複雜、成本低廉的 TIG-Flux 銲接製程。

1.2 研究目的和方法

本研究主要目的在於探討添加活性助銲劑製程下，Inconel 718 超合金對接 AISI 304 不銹鋼熔深能力和特性之影響，其探討的範圍如以下所述：

- (1) 探討活性助銲劑對 Inconel 718 超合金對接 AISI 304 不銹鋼微觀顯微組織的影響。
- (2) 探討活性助銲劑對 Inconel 718 超合金對接 AISI 304 不銹鋼銲道形態的影響。
- (3) 探討活性助銲劑對 Inconel 718 超合金對接 AISI 304 不銹鋼銲道微硬度的影響。
- (4) 應用田口方法取得 Inconel 718 超合金對接 AISI 304 不銹鋼之 TIG-Flux 的最佳化參數。

為研究活性助銲劑在 Inconel 718 超合金對接 AISI 304 不銹鋼銲接之熔深能力的影響，實驗材料選用尺寸為 6.35 mm × 50 mm × 100 mm 的 Inconel 718 超合金(UNS N07718, AMS 5596-E)和 AISI 304 不銹鋼。

活性助銲劑選擇以氧化劑為主，以 SiO_2 、 NiO 、 MoS_2 及 MoO_3 這四種做單一助銲劑添加。銲接方法採用不加填料金屬，且以氬氣為保護氣體的鎢極惰氣銲 (Tungsten Inert Gas, TIG) 來進行 Bead-on-Plate 銲接實驗。過程方法如以下所述：

- (1) 用 SiO_2 、 NiO 、 MoO_3 及 MoS_2 四種助銲劑及一組無添加任何助銲劑進行第一階段的 Bead-on-Plate 銲接實驗。
- (2) 銲接過程中利用影像擷取系統記錄電壓的變化。
- (3) 再用金相實驗來觀察銲道微觀組織，以實體顯微鏡來量測銲道形態，並記錄銲道熔深及寬度以計算深寬比。

- (4) 利用 Photoshop CS4 軟體測量銲道之熔融面積。
- (5) 利用微硬度測定機來瞭解銲道機械性質。
- (6) 接下來分別用 SiO_2 、 NiO 、 MoO_3 及 MoS_2 共四種助銲劑，以各 50% 的比例來調配成六種混合型助銲劑，以進行第二階段的 Bead-on-Plate 銲接實驗。
- (7) 探討混合型助銲劑對銲道外觀、微硬度、微觀組織、熔深、深寬比及熔融面積之影響。
- (8) 最後利用田口方法的實驗配置，取深寬比最佳之混合型助銲劑，調製成三種不同比例的混合型助銲劑，搭配最重要的五項銲接製程參數，即電弧長度、銲接電流、氬氣流量、銲槍走速及鎢棒角度來達成最佳化製程參數。Inconel 718 超合金和 AISI 304 不銹鋼之試片尺寸皆採用 $7\text{ mm} \times 50\text{ mm} \times 100\text{ mm}$ ，加強其熔深困難度，以期求得更佳之銲道熔深和深寬比。



第二章 文獻探討

2.1 Inconel 718 超合金與AISI 304 不銹鋼之介紹

所謂的超合金泛指使用溫度可超過540 °C之鎳基、鐵基、鉻基等合金，由於在高溫下還能較一般鋼鐵材料具強度、抗腐蝕性及抗疲勞強度、與低溫韌性佳等優點，故在航太、核能、石化、汽車等工業上有特殊高溫需求的部份，已逐漸取代鋼鐵材料之地位[4, 5]。而現有實用耐熱超合金的鎳基、鐵基、鉻基等合金中，又以鎳基耐熱超合金之強度最高，應用最廣。鎳基超合金的成份主要是以鎳為主(含50~70 % Ni)，耐熱性較鐵基超合金為佳，鎳基超合金可分為不可析出硬化型及析出硬化型兩類[6]:

(1) 非析出硬化型合金：

主要有Inconel 6XX 系列(Ni-Cr 合金)和Hastelloy 系(Ni-Cr-Mo 合金)。

(2) 析出硬化型合金：

析出硬化型合金為高溫強度最佳之超合金，主要有 Nimonic、Inconel、Rene、Waspelloy 以及Udimet 等系列，主要使用於引擎中溫度及應力要求最嚴苛之部位，Inconel 718 超合金就是屬於析出硬化型之超合金材料。

不銹鋼是以鐵為主的Fe-Cr-Ni合金，依其顯微組織之不同，大致上可分成五類，即肥粒鐵型、麻田散鐵型、沃斯田鐵型、雙相不銹鋼及析出強化型。沃斯田鐵型不銹鋼，在AISI 的規格中主要為300 系列，其結晶為面心立方體FCC，不具磁性，因具有良好的抗腐蝕性、銲接性、延性、機械強度和成形性，所以市面上廣泛地被使用。

在銲接不銹鋼時，由於銲接固溶時產生的偏析現象，往往會造成銲接處比母材較差的性質，如銲接金屬的抗腐蝕性、高溫熱裂等，所以其微觀組織變化與性質，也廣泛地被探討。

此類不銹鋼隨著合金組成的不同，又可細分為以下幾類[7]:

(1) 未安定沃斯田鐵系不銹鋼 (Unstabilized austenitic stainless steels) :

為了避免在銲接過程中產生熱裂縫 (Hot cracking)，所以通常會殘留少量的 δ 肥粒鐵 (δ Ferrite)，這些擁有殘留肥粒鐵的沃斯田鐵系不銹鋼即屬於此類型不銹鋼。一般為18Cr-8Ni 不銹鋼(AISI 304)為代表性，另外，含2~3%Mo 者及含碳量低於0.03%者亦屬此類。

(2) 安定沃斯田鐵系不銹鋼 (Stabilized austenitic stainless steels) :

沃斯田鐵系不銹鋼加熱於敏化溫度區間時易有碳化物的生成，甚至是 σ 相，而導致銲接衰退，若在成分中添加對碳的親和力較Cr 高的元素，如Ti、Nb、Ta 等，則可抑制 $M_{23}C_6$ 的產生，避免Cr 空乏區 (Chromium depletion zone) 的形成，進而避免敏化 (Sensitization) 的發生及粒界腐蝕 (Intergranular corrosion, IC)，而這些添加安定劑的不銹鋼，即為安定沃斯田鐵系不銹鋼。

(3) 完全沃斯田鐵系不銹鋼 (Fully austenitic stainless steels) :

顧名思義，此類不銹鋼具有穩定的沃斯田鐵組織。若銲接過程中連銲條都是此類，則銲件將不會有 δ 肥粒鐵的殘留。另外，在均質組織下，材料的耐蝕性及韌性均有不錯的效果。再加上沃斯田鐵相乃一順磁性的組織，所以在抗磁材料的選用上，此類合金是一個不錯的選擇。然而，此類合金由於不會有 δ 肥粒鐵的殘留，故將導致熱裂縫的生成機會大增。

2.2 Inconel 718 超合金和AISI 304 不銹鋼之冶金特性

Inconel 718 超合金是一種可鍛型的鎳基超合金，在高溫下具有高強度、耐腐蝕及耐氧化，適用於-222°C至704 °C 之間，在此溫度範圍擁有良好的應力破斷強度、抗腐蝕性與潛變強度。由於具有優異的高溫強度，可應用在700°C 以下之高溫引擎結構鍵，且在低溫也有相當強度、延性及疲勞強度，因此廣泛使用於高溫性能之重要組件、太空梭主引擎等[10]。

Inconel 718 超合金成分與析出相的種類繁多，顯微組織複雜，主要強化機構靠 γ'' 、 γ' 相的析出強化[11, 12](Precipitation Strengthening)與合金元素Cr、Mo、Fe、Ti、Co 等固溶強化[9-11](Solid Solution Strengthening)，其性質受合金元素、析出相、熱處理條件影響甚大。

沃斯田鐵系不銹鋼藉由調整合金組成來改善性能，各鋼種間的成分差異由如圖2.1[8]所示，減少碳含量可提高抗粒界腐蝕能力，添加N 則可提高強度；而要改善抗孔蝕性方面，則可添加Mo，其效果與添加量成正比。

圖2.1 沃斯田鐵系不銹鋼藉由調整成分來改善性能[8]

Inconel 718 超合金為一析出硬化型鎳鐵基超合金組織，為面心立方的 γ 基地 (FCC γ -Matrix)，一般成份如表2-1所示；其物理性質見表2-2，比重為 8.19g/cm^3 ，熔點範圍 $1260\sim 1336^\circ\text{C}$ ，比熱為 $435\text{ J/Kg}\cdot\text{K}$ ，平均熱膨脹係數 $11.6\mu\text{m/m}\cdot\text{K}$ ，並且在 $-253^\circ\text{C}\sim 704^\circ\text{C}$ 溫度範圍內具有良好的韌性、潛變強度、應力破斷強度等機械性質。Inconel 718 超合金不但具有優異的高溫強度，在低溫環境中仍具有相當的強度、韌性及疲勞強度，並且對於海水有很好的抗腐蝕性。

表2-1 Inconel 718 超合金與 AISI 304 不銹鋼之成分表[14-16]

Chemical composition Wt%	Inconel 718 superalloy	AISI 304不銹鋼
Nickel (Ni)	50.00-55.00	8.00-10.50
Chromium (Cr)	17.00-21.00	18.00-20.00
Iron (Fe)	Balance	Balance
Niobium(+Tantalum) Nb(+Ta)	4.75-5.50	
Molybdenum (Mo)	2.80-3.30	
Titanium (Ti)	0.65-1.15	
Aluminum (Al)	0.20-0.80	
Cobalt (Co)	1.00	
Carbon (C)	0.05	0.08
Manganese (Mn)	0.35	2.00
Silicon (Si)	0.35	1.00
Phosphorus (P)	0.015	0.045
Sulfur (S)	0.002	0.03
Boron (B)	0.006	
Copper (Cu)	0.30	

表2-2 Inconel 718 超合金與 AISI 304 不銹鋼的機械性質[14-16]

母材	比重 g/cm^3	熔點 $^{\circ}\text{C}$	熱傳導係數 $\text{W/m}\cdot\text{K}$	熱膨脹係數 $\mu\text{m/m}\cdot\text{K}$	比熱 $\text{J/kg}\cdot\text{K}$	電阻 $\text{n}\Omega\cdot\text{m}$
718 超合金	8.19	1260-1336	11.4	11.6	435	1250
304 不銹鋼	7.93	1400-1450	16.2	17.2	500	7200

2.2.2 沃斯田鐵不銹鋼之機械性質

沃斯田鐵不銹鋼的主要合金成分為Fe-Ni-Cr，其鉻的含量須高於12%以上，如表2-1所示。主要是為了在金屬表面上形成一層緊密的氧化鉻(Cr_2O_3)保護膜，故其耐蝕性隨含鉻量的增加而增高，並可耐高溫氧化、硝酸、亞硫酸氣體及高溫高壓氫氣腐蝕。而添加如矽、鋁元素也可增加耐蝕性，但以鉻的效果最好，且鉻的含量增加會使沃斯田鐵相(Austenite)範圍減少。由圖2-2(a)之Cr-Ni兩相圖[13]，當鉻含量達13%則只有肥粒鐵(Ferrite)存在，而鉻當量在18 wt%時有最低的液-固轉變溫度(1510°C)，且由圖2-2(b)可知，當鉻當量增加時，可大幅降低 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 的轉變溫度；因此鉻元素是 α 或 $\delta\text{-Fe}$ 的穩定劑。此外，從圖2-3 Fe-Ni二元合金相圖中[13]，因為Ni易於優先固溶於 $\gamma\text{-Fe}$ ，所以添加Ni會增進 γ 相的含量而抑制同素異性的 α 與 δ 鐵，且當Ni含量達32%以上時，室溫穩定相即變為沃斯田鐵。

沃斯田鐵不銹鋼一般成份見表2-2，比重為 7.93g/cm^3 ，熔點範圍 $1400\sim 1450^\circ\text{C}$ ，比熱為 $500\text{ J/Kg} \cdot \text{K}$ ，平均熱膨脹係數 $7.2\mu\text{m/m} \cdot \text{K}$ ，除了Fe、Cr、Ni主要元素外，沃斯田鐵不銹鋼通常會滲入或殘留其他元素，這些元素當中，添加Si、Ti、Al會加速相變化而產生 σ 相（晶格結構為四方體， D_{8b} ，Cr含量大約39~49%），進而使 γ 相轉變成低的鉻含量；而Mo、Ti、Si、Nb元素會增進 δ 肥粒鐵(Ferrite)的形成，C、N、Ni、Mn則會抑制。此外，C和N也會增進沃斯田鐵相的形成，但碳的含量多時會產生析出物而影響不銹鋼的各種性質，如鋼較容易生鏽，所以不銹鋼之含碳量通常都在0.1%以下。

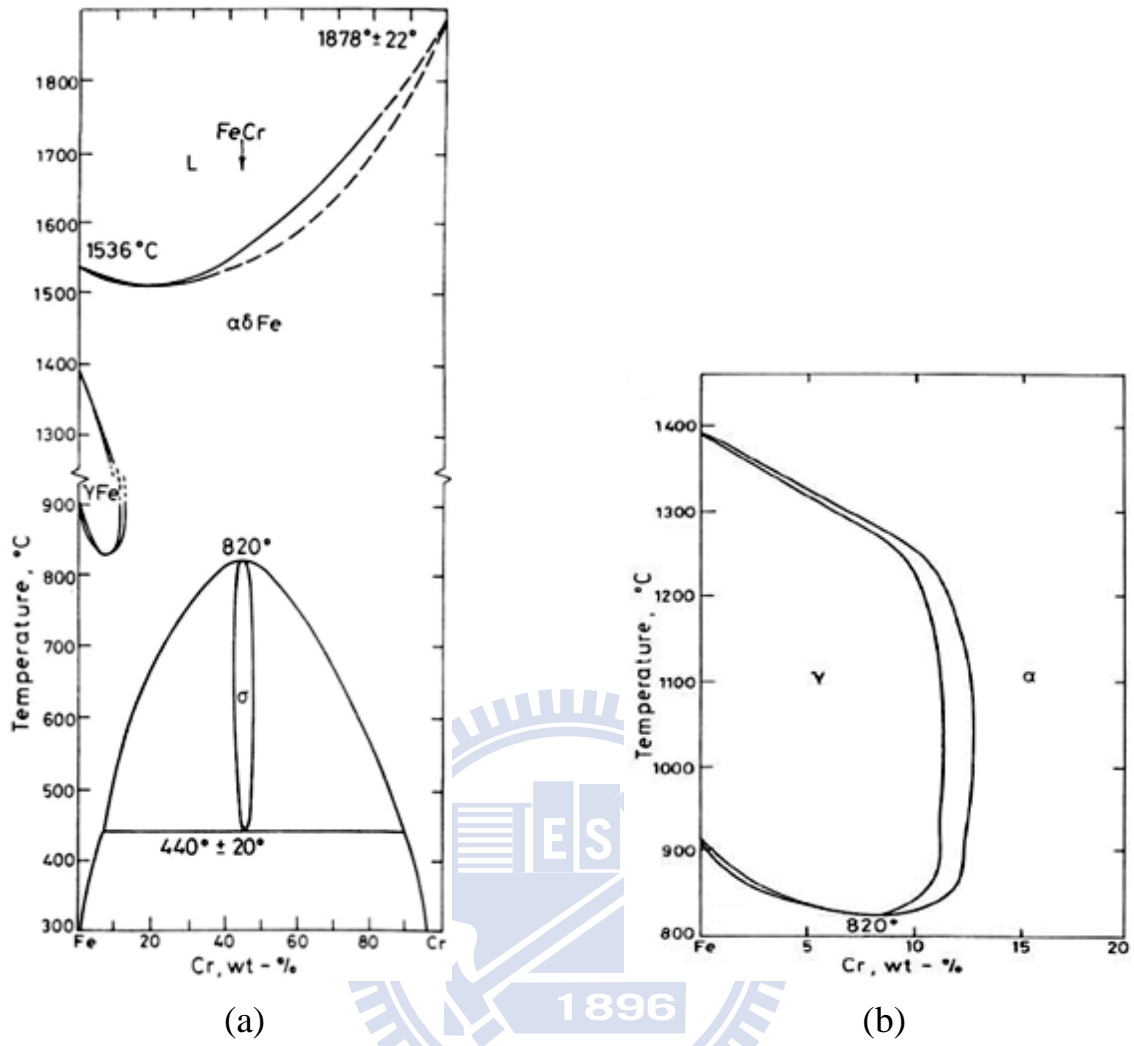


圖2-2 (a)Cr-Fe 兩相合金系統 (b)Cr-Fe 兩相合金系統之 γ -loop[13]

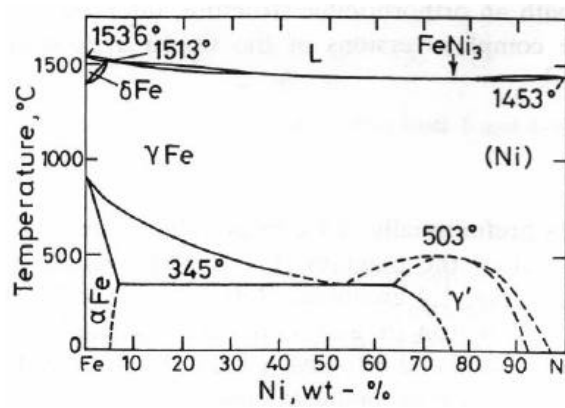


圖2-3 Fe-Ni 二元合金相圖[13]

2.2.3 Inconel 718 超合金之合金成份及其影響

Fe、Co、Ti、Mo、Cr 等合金元素將會影響超合金 Inconel 718 超合金的各種性質，各元素在此合金中之作用分述如[12,19-20]下：

鎳(Ni)： 鎳含量在 53%時有最大的降伏強度，超過或少於 53%時降伏強度下降，鎳含量越大時，其應力破斷強度(Stress rupture strength)越好。

鉻(Cr)： 鉻可抵抗氧化，及固溶強化沃斯田鐵基地。但含量不可超過 19%，否則會減低熱加工性。

鐵(Fe)： 降低成本、增加可塑性、提高熔點。但是若含量太多時會導致其抗氧化性降低。

鈮(Nb)： 為析出強化主要元素，會形成與基地整合(Coherent)的 BCT 結構， γ'' 相，和基地非整合(Incoherent)的 δ 相及 NbC。Nb 含量增加時強度隨之增加，但延性降低，同時 Laves 與 δ 相的量隨之增加。若含量減少，易生成 γ' 相與 NbC。其含量一般在 5%左右，此時有理想的強度與延性。

鉬(Mo)： 鉬的作用與鉻一樣，固溶強化基地，提升高溫強度。超過 3%會損害熱加工性，並與碳形成 Mo_6C 。

鈦(Ti)： 與鈮同為析出強化的元素，但強化效果比鈮差。易形成整合相 γ' 及 TiC。含量增加時，強度提高，延性降低。含量在 1%時，可得最大之 Stress-rupture life。鈦含量增加，使 γ' 及 δ 相量增加。

鋁(Al)： 亦為析出強化元素。鋁對機械性質的影響要視鈦與碳含量及熱處理程序而定。鋁與鈦會形成 γ' 析出，提高強度。鋁對於延性與 Stress-rupture life 沒有幫助。一般含量在 0.5%有最佳之降伏強度。此外，鋁可以延緩 γ' 的過度時效(Overaging)，鋁含量提高時，會使 Laves 相增多。

碳(C)： 主要以 NbC 形態存在，由於消耗掉析出強化的主要元素 Nb，使強度降低。當碳含量增加時，使強度與 Stress-rupture life 降低。一般碳含量須保持很低，約 0.05%。在高溫時，粒狀之 NbC 與 TiC 會阻止晶界移動，使晶粒難以生長。

矽(Si)： 必須保持低含量，因為矽只能稍微改善強度，而影響加工性，降

低 Stress-rupture life 及脆化固溶基地。矽含量增高時，促進 Laves 相及 M_6C 型碳化物生成。降低矽含量可改善延性及韌性，增加 NbC 與 δ 相之生成量。

鉭(Ta)：為析出強化之元素，會形成 BCT 之 γ'' 相及 TaC 碳化物。

硼(B)：加入少量的硼，可以改善潛變強度及增加應力破斷時間，0.005% 硼為理想之含量。

氮(N)：與碳的作用類似，會形成 TiN，將強化元素 Ti 消耗掉，使強度變低，故氮含量必須降低。

2.2.4 Inconel 718 超合金之析出相[17,20]

Inconel 718 超合金析出相的種類繁多，金相特性相當複雜，一般鎳鐵基超合金中最重要之析出物如表2-3，而Inconel 718 超合金異於一般鎳基超合金的是 γ'' 與 γ' 為其主要析出強化相，而AISI 304不銹鋼含碳量低且鐸後不易有相變化的產生，故在此只針對 Inconel 718 超合金之析出相作介紹。

表2-3 鎳鐵基超合金常見析出物之結構與組成[12]

Phase	Structure	Composition
γ'	FCC	$Ni_3(Al\ Ti)$
γ''	BCT	$Ni_3(Nb)$
MC	Cubic	$(Nb, Ti)C$
δ	Orthorhombic	Ni_3Nb
Laves	Hexagonal	$(Ni, Cr, Fe)_2(Nb, Mo, Ti)$

由於合金元素眾多，顯微組織相當複雜，Inconel 718超合金除了主要析出強化相 γ'' 外，還存有 γ' 相、 δ 相、Laves相及碳化物相（MC碳化物型式）等，這些析出物之成份會隨著各析出物相對位置及距離而有所變動[21]。

圖2-4為溫度對時間之析出相圖（Time-temperature-precipitation diagram, TTP diagram）。圖2-5為學者 Armida Oradei-Basile等人提出之恆溫變態曲線圖（Time-temperature-transformation diagram, TTT diaggam），由這些圖

可以瞭解鎳基超合金析出相和溫度、時間之關係，但是其析出相實際上析出的時間及溫度會隨著材料的能量狀態（例如：鍛造之變形量、晶粒大小等）有異同[11]。

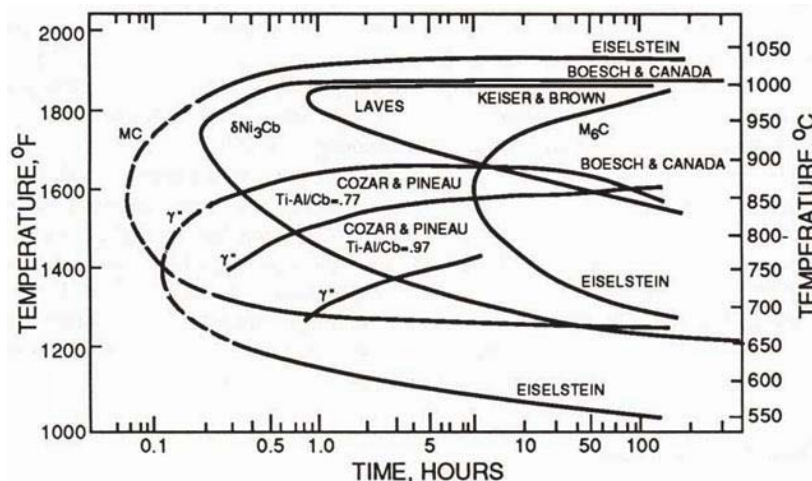


圖2-4 Inconel 718超合金之TTP圖[11]

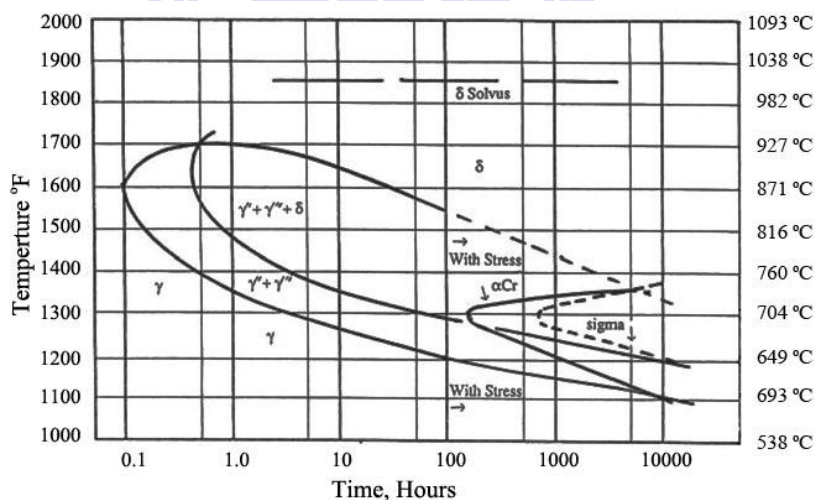


圖2-5 Inconel 718 超合金之TTT圖[18]

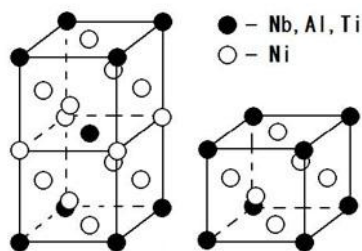
Inconel 718超合金析出相種類繁多，上述多種相並非穩定相，高溫時會造成顯微組織不穩定，有文獻指出析出相之變態順序為 $\gamma' \rightarrow \gamma'' \rightarrow \delta$ [24]，但是目前論點並不一致，析出相變態順序仍有爭議[21-23]。為瞭解並掌握Inconel 718超合金之物理特性，宜先探討合金中各種重要之析出物：

(1) γ'' 相：

γ'' 相是Inconel 718超合金主要的析出強化相，為一介穩定相 (Metastable phase)，其組成為 Ni_3Nb (Ti和Al可置換Nb)，結構為BCT，如圖2-6(a)，呈盤狀 (Disk-shape)，與基地呈整合 (Coherent)，和基地的結晶方位關係為： $(001)\gamma'' // 001 \gamma$ ， $[100]\gamma'' // \langle 100 \rangle \gamma$ [16, 18-19]。 γ'' 相存在的溫度範圍如圖2-7所示。Inconel 718超合金中的 γ'' 相可分為兩種，Primary γ'' 及Secondary γ'' ，均為透鏡狀但是大小不同，其成份會隨相對位置及析出順序而有不同。 γ'' 相析出緩慢，因為Nb擴散速度慢，使Inconel 718 超合金超合金硬化速率較一般鎳基超合金低，因此銲後熱處理在HAZ不會產生應變時效裂紋[12]。

(2) γ' 相：

γ' 相其組成為 Ni_3Al (Ti可置換Al)，結構為FCC (L_{12})，如圖2-6 (b)，呈微細球狀顆粒，與基地整合[24]。 γ' 和 γ'' 相會在 $600 \sim 900^\circ\text{C}$ 之間析出來提供Inconel 718 超合金之析出強化， γ' 相也有強化的作用，但其強化效果不如 γ'' 相。 γ'' 析出物間由於Nb含量較低，故此位置較傾向於形成 γ' 相，但是 γ' 及 γ'' 相析出的順序仍有爭議[18, 24-25]。Inconel 718 超合金僅少量之 γ' 相析出，其硬化速率非常快，為一般鎳基超合金銲件，如Inconel x-750、Waspaloy等，產生應變時效裂痕及銲接性不良的主因[17]。



(a) γ'' 相，BCT (DO_{22}) 結構 (b) γ' 相，FCC (L_{12}) 結構

圖2-6 γ'' 相及 γ' 相晶格結構[20]

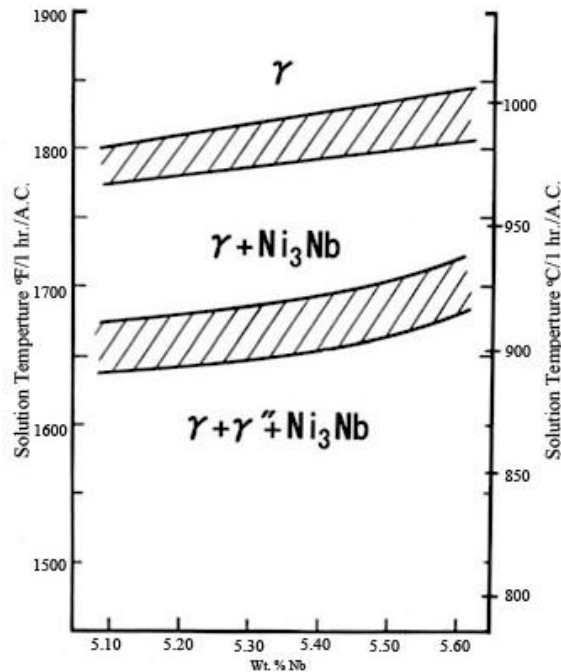


圖2-7 Inconel 718超合金中 γ "及 δ (Ni_3Nb) 相存在的溫度範圍[12]

(3) δ 相：

δ 相其組成為 Ni_3Nb ，為一穩定 (Stable) 相，結構為Orthorhombic (DO_{19})，呈針狀或球形，晶界上或是晶粒內部都有可能析出 δ 相，與基地呈非整合 (Incoherent) [21, 24, 26]，其溶解溫度會隨著Nb含量的不同而有所變化。 δ 相在熱力學上是比 γ' 相穩定，故 δ 相可由 γ' 長時間於高溫環境中形成[22, 27-28]，或是在 $700^\circ\text{C} \sim 1000^\circ\text{C}$ 間析出，在 900°C 析出的速度最快。適量的 δ 相存在時可以抑制固溶處理所造成的晶粒成長，當晶界上的 δ 相如果有適當的形狀時，可以抵抗潛變破壞的發生，晶界上有適量的 δ 相存在可以阻止晶界滑移，可以改善Notch rupture和Stress rupture性質[25-26, 28-30]。 δ 相和 γ' 相都是以Nb為主要元素，也就是說當 δ 相形成，消耗基地中的Nb原子而會造成 γ' 析出相的減少。因此有文獻中指出 δ 相不但沒有提供析出強化，反而會造成 γ' 減少而導致析出強化效果降低，並且增加熱裂敏感度[26]。

(4) Laves相：

Laves相其組成為 $(\text{Ni}, \text{Cr}, \text{Fe})_2(\text{Nb}, \text{Mo}, \text{Ti})$ ，為六方晶結構（Hexagonal），Laves相在凝固過程中偏析形成，或是於高溫（ $704^{\circ}\text{C} \sim 1038^{\circ}\text{C}$ ）長時間時效所形成[17]，並在晶界上以連續或是部分連續的結構存在，或是在樹狀晶中間形成[31]，通常在均質化後的材料中不會出現，因其含有大量之Nb而使基地的Nb含量降低，故造成合金強度降低。Laves相不但是破壞起始之位置[18, 32-33]，亦會對Inconel 718超合金有下列之影響：

- A. 室溫拉伸延展性、破斷強度下降。
- B. 室溫衝擊值及破斷韌性下降。
- C. 高溫延展性降低。
- D. 提供加速疲勞破壞之位置。

Laves相可藉由 1010°C 之固溶熱處理予以消除，亦有文獻指出必須高於 1093°C 以上才能完全消除。材料製程、熱處理及接合方法不同，Laves相會有不同的溶解溫度[18, 32-33]。

(5) 碳化物相：

碳化物為Inconel 718超合金一種重要的相，通常以MC的形式存在[21, 24, 34]，其組成為 $(\text{Nb}, \text{Ti})\text{C}$ 。NbC的形成方式有兩種：Primary NbC在凝固過程中形成，大且穩定，只要溫度不超過 1204°C （ 2200°F ）即可穩定地存在於各個溫度[18]；此相並非僅存在於晶界上，如果經過滾軋，會沿著滾軋方向排成鏈狀。Secondary NbC是在時效時形成，會在晶界上析出，當溫度高於 700°C 時會分解或是被 Cr_{23}C_6 [34]所取代。當Mo含量足夠時會形成 M_6C 型碳化物，亦有Inconel 718超合金在經過熱處理後在晶界上形成 M_6C 碳化物[12]。碳化物可能會在晶界處以薄膜的形態存在，則可限制晶界的滑動來避免脆性之粒間破壞，提高Inconel 718超合金之延展性。

2.2.5 不銹鋼合金成份及其影響[35]

從金屬結構學來看，鉻(Cr)是一種肥粒鐵穩定劑(Ferrite stabilizer)，如果不銹鋼中只加鉻而不加其他元素，所合成的不銹鋼的結構將為麻田散鐵結構(Martensitic structure)，如含有11~14%鉻；或肥粒鐵結構，如含有14~27%鉻。一般稱之為麻田散鐵不銹鋼及肥粒鐵不銹鋼。這兩種不銹鋼雖然有雖然有它們的特殊用途，但它們的延展性、韌性、高低溫機械性能，特別是銲接性(Weldability)均不如沃斯田鐵不銹鋼。

C、Mn、Co、Ni、N、Cu這六種元素從金屬結構學來看，和鉻有相反的效用。這六種元素在不銹鋼中有穩定沃斯田鐵結構的效果，一般稱為沃斯田鐵穩定劑(Austenitic stabilizer)。因鈷金屬價錢過高，而過多碳、氮、銅等元素的加入具有不良的副作用，所以一般的沃斯田鐵不銹鋼均加入適量的鎳或錳，使得不銹鋼的內部結構呈沃斯田鐵結構。此外鎳的加入也有助於加強抗侵蝕能力。

S、P、Si、B 等元素在熔融狀態的沃斯田鐵不銹鋼凝固時會被排擠到晶界產生晶界偏析(Grain boundary segregation)或在枝狀間隙(Dendritic arm spacing)中，形成一層凝固點較低且力量較弱的薄膜，當銲件冷卻時，收縮應力隨著溫度降低而升高，且沃斯田鐵系不銹鋼有較大的熱膨脹係數，較低的熱傳導係數及良好的高溫強度，因此在很高的溫度時就可以形成很大的收縮應力，超過那層雜質薄膜所能承受的力量，於是裂縫就沿著晶粒間隙或枝狀間隙形成，因為這種裂縫是在高溫發生，所以稱熱裂(Hot cracking)。

在銲接的過程中，偏析作用也可能發生在銲道旁的熱影響區內，有局部金屬的晶粒間隙形成低熔點薄膜，能被所傳到的銲接熱熔化，因此銲裂也可能產生在熱影響區內。

2.2.6 Inconel 718 超合金之銲接特性[20]

Inconel 718 超合金比一般鎳基超合金有更好的銲接性及抗應變時效破壞之能力，這是因為Inconel 718 超合金主要析出強化相 γ' 在動力學上析出很緩慢，因此Inconel 718 超合金對於一般以 γ' 相為主要析出相的鎳基超合金

而言，較不易產生銲接裂縫[36-38]；並且Inconel 718 超合金不論在固溶後，或是時效後有良好的銲接性，因此成為用量最大的鎳基超合金。雖然Inconel 718 超合金有很好之銲接性，但是仍有許多問題[38, 39]，J. Gordine指出Inconel 718 超合金的銲接問題主要有三點：

(1) 銲件不易熔透：

一般的鎳基超合金流動性不佳，如何獲得較深的熔透深度一直都是困難的問題。而影響熔透深度的因素可歸納為下列四項：

A. 保護氣體種類 (Shielding gas)：

使用He氣的熔透率比用Ar氣來的好，因為He氣體離子化的效果比Ar氣高，可以產生較高溫的電弧而使材料熔透較深。

B. 開槽型式 (Groove geometry)：

U-groove geometry在銲接時比V-groove geometry有較好的熔透深度，但是要做成此種型式的 Groove geometry比較昂貴，並且兩邊幾乎成直角，銲珠不易熔融至兩側板緣。V-groove geometry的缺點是使熔融區域變寬，但V-groove geometry呈90度時可以有最好的效果，角度愈小會愈難熔透。

C. 底部間隙 (Root gap)：

底部間隙愈寬會有愈好的熔透深度，但是有一上限值。

D. 熱輸入量 (Heat input)：

熱輸入量提高可以直接解決不易熔透的問題，但是對於接合後的機械性質會有相當不好的影響，並且熔融金屬將滲入底部過多。

(2) 在熱影響區有微裂縫存在：

銲接Inconel 718 超合金的另一個問題就是在熱影響區的微裂縫，實際上這些微裂縫是沿著部分溶解晶粒之邊界形成，約有1~2個晶粒的長度。會影響熱影響區對於裂縫的敏感度主要有兩個因素：(a)銲接前原

材的固溶溫度；(b)銲接時的熱輸入量。若要避免銲接後在熱影響區產生微裂縫，在銲接前應使用低溫固溶（避免高於1071℃），並且要避免使用過低的熱輸入量來進行銲接。

(3) 銲道延性差，衝擊值低：

銲接後銲道的延性及衝擊值遠低於母材也是一嚴重的問題，通常是由於過高的熱輸入量所造成，而銲道中存在的Laves相更是造成銲道脆化的最重要因素，可藉由施予1065℃以上的固溶處理可以使大量的Laves相溶入基體，並提高銲件的衝擊值。

大部分鎳基超合金會因為銲接及熱處理而產生裂縫，在銲接過程當中所形成之裂縫，會成為銲後熱處理裂縫產生之起始位置。在銲接時會在銲道及熱影響區中產生裂縫，此裂縫可以分為兩種，分別是固化裂縫（Solidification cracking）及液化裂縫（Liquation cracking）[36]。

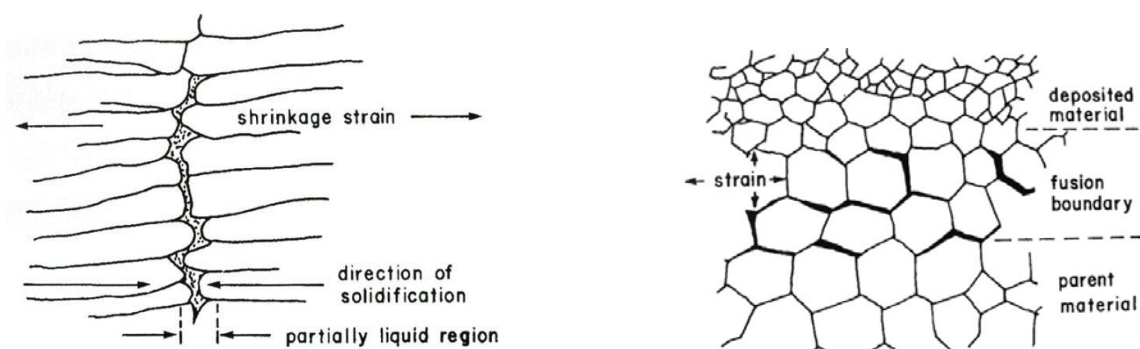
A. 固化裂縫：

銲接時熔池之熔融金屬凝固形成柱狀晶，並由四周向中心成長，此時溶質原子和雜質原子在柱狀晶成長時向熔池中心析出，使熔池中心尚未凝固之熔融金屬成份改變，並且使其熔點降低，甚至在成長晶粒之相互接觸面上形成液態膜。此液態膜會使晶粒與晶粒間之接合力大幅降低，而導致銲件喪失強度與延性。凝固到了最後時，剩下之熔融金屬液體不足以填補因冷卻收縮而造成的空隙，故在晶粒間有裂縫存在，如圖2-8(a)所示。固化裂縫可以藉由好的銲接技術及適當的銲接參數加以改善。

B. 液化裂縫：

由於熱影響區熔融線旁之晶界有局部發生熔融的現象，再加上銲接時所伴隨之塑性變形力，會將此部分熔融之晶界拉開，使銲件冷卻後會在晶粒與晶粒間留下一裂縫，如圖2-8(b)所示，此為造成液化裂縫之原因。另外，晶界上之Laves相及NbC碳化物液化所形成之液態薄膜，也是熱影響區形成裂縫之原因之一，Laves相會比NbC碳化物有更嚴重之

影響[40]。



(a) 固化裂縫 (Solidification Cracking) (b) 液化裂縫 (Liquation Cracking)

圖2-8 固化裂縫與液化裂縫示意圖[36]

2.2.7 沃斯田鐵型不銹鋼銲接特性

沃斯田鐵不銹鋼是高合金鋼中最容易銲接之材料，銲接接頭具有很好的韌性，然而不幸地，沃斯田鐵不銹鋼之熱膨脹係數甚高（約為碳鋼的1.55倍），熱傳導係數則只有碳鋼的1/3倍左右，因此在銲接時之變形及收縮影響銲接品質甚大。

欲成功的銲接沃斯田鐵不銹鋼，可經由熔填金屬的化學成分及微觀組織的控制而達成。而不銹鋼銲接的重要目的不外是：銲接區內及附近區域需能防止龜裂、銲接接合處具耐腐蝕保護的作用、避免有害的 σ 相形成。因此，以下以沃斯田鐵不銹鋼銲接時最常面臨的問題來探討其銲接特性[41]。

(1) 銲道金屬之凝固熱裂：

沃斯田鐵不銹鋼銲道凝固時，合金元素如S、P、O、B等容易在柱狀組織晶界上形成偏析，造成晶界結合力大幅降低。在凝固過程中如果束縛外力過大或有殘留應力存在時，就容易有裂紋產生。防止凝固熱裂的方法除了銲件的幾何形狀，避免產生過大的束縛力外，也可藉由調整銲材合金成分之含量及使用適當的銲接方法或程序進行施銲，以求在最後之銲道組織內能有適量的 δ 肥粒鐵存在。由於磷、硫等容易形成偏析的元素，可在 δ 肥粒鐵中溶解，降低這些元素在晶界形成偏析的作用。再者由於沃斯田鐵相與 δ 肥粒鐵共存的雙相結構可大幅增加晶界面積，

因此可有效地分散這些析出物在晶界上的濃度，降低凝固熱裂的發生。

(2) 熱影響區之敏化現象：

沃斯田鐵不銹鋼要防止因銲接所造成的敏化現象，一般有以下之因應方式：銲接後施以固溶處理；使用極低碳母材及銲材；添加碳穩定化元素，如Ti和Ni。

(3) σ 相脆化：

沃斯田鐵不銹鋼銲接時，另一個問題是在590~925°C間形成 σ 相。 σ 相是一般脆、硬、非磁性之中間化合物的複雜組織，為體心立方體結構(BCT)。由於沃斯田鐵不銹鋼銲道大多殘留有 δ 肥粒鐵組織，而 δ 肥粒鐵內有較高濃度的鉻和鉬元素，較易促進 σ 相的析出，當 σ 相析出時，即使析出量僅數%，材料的韌性就會明顯的劣化。不銹鋼之合金元素中的沃斯田鐵相穩定劑如：碳、氮、鎳、錳接可防止 σ 相析出量的增加。

2.3 TIG(Tungsten Insert Gas)之原理

俗稱的 TIG (Tungsten insert gas)，使用鎢電極和保護氣體，在鎢電極與母材間產生電弧，讓母材加熱使其熔合在一起之方法，就是所謂的惰性氣體鎢極銲接，也可稱作氣護鎢極電弧銲。而鎢極棒消耗甚緩，故稱為非消耗電極式(Non-consuming)之鎢棒惰性氣體電弧銲(Tungsten inert gas arc welding)，簡稱 TIG或依 AWS規範稱為 GTAW(Gas tungsten arc welding)。

其原理是利用鎢電極與工作電極間產生的電弧熱熔化母材和填料（如果有使用填料）的一種銲接方法。其銲接方法大致如圖2-9所示，在銲接時保護性氣體從銲槍的噴嘴連續噴出，在電弧的周圍形成氣體保護隔絕空氣，以防止其對鎢極及熔池有害影響，進而可得到高品質的銲道。保護性氣體方面可以採用氬氣、氮氣或者是氬氮氣混合氣體，但由於氮氣價格昂貴，所以在工業上氬氣的應用比氮氣來的多。

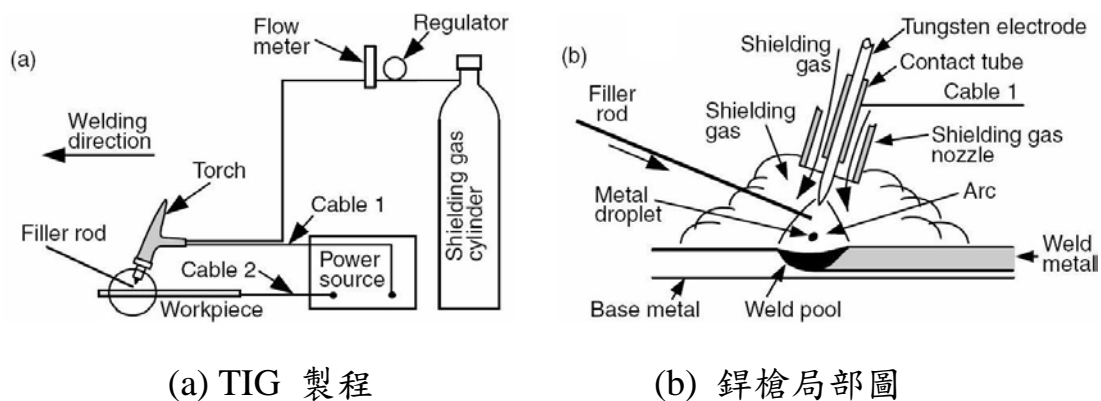


圖2-9 TIG鐳接製程示意圖[48]

TIG 鐳接具有下列優點：

- (1) 不易產生鐳渣及飛濺物，所以鐳道外觀較好，減少鐳後清理時間。
- (2) 準確的控制電弧及熔解的特性，因而熱能輸入容易調節，可以進行各種位置的鐳接，對薄材料之鐳接特別方便。
- (3) 氬氣可有效的隔絕周圍的空氣且氬氣本身不溶於金屬，不會和金屬反應，可以適用於化學活性強的有色金屬、不銹鋼及各種合金。
- (4) 可不使用鐳劑，沒有助鐳劑的流動，可以清楚看熔池。且使用填 料與否皆可。
- (5) 鐳接品質好，且煙霧少，鐳接環境良好。

另外 TIG 鐳接技術上尚有一些不足之處：

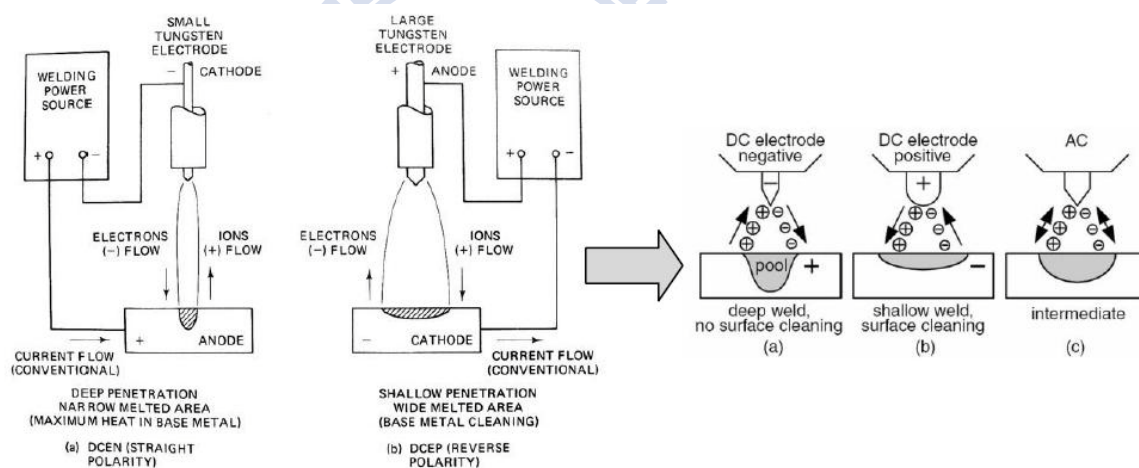
- (1) 單層鐳接的可鐳厚度較小，穿透深度在3mm 以下，所以當母材厚度超過3mm 時經濟效益會比可消耗性電極低。
- (2) 鎢極可能會污染鐳道，因為鎢極承載電 流能力較差，過大的電流會引起鎢極熔化及蒸發，其微粒有可能進入熔池，造成污染。
- (3) 填料方式及某些位置之鐳接自動化不易進行。

2.3.1 TIG 鐳接電流之性質

TIG 電鐳機所輸出的鐳接電流性質可分為直流負電極(DCEN)、直流正電極(DCEP)與交流電極(AC)三種型，特性如下[48]：

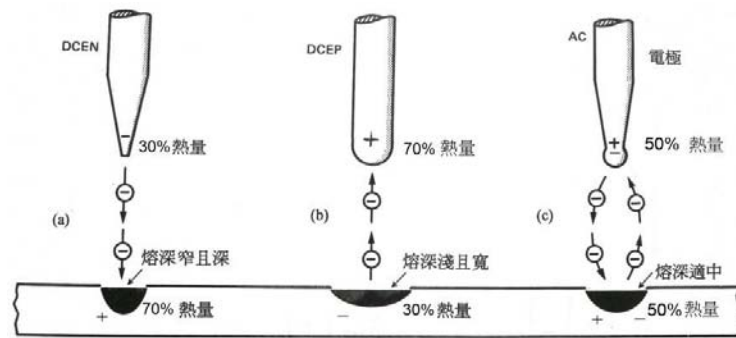
(1) 直流負電極(Direct Current Electrode Negative, DCEN)

鎢棒接於負極，銲接工件接於正極，如圖2-10(a)所示。電子由鎢棒端流向銲接工件，而正離子則由銲接工件流向鎢棒。當起弧後，鎢棒變熱並發射出電子，發射出之電子穿過且撞擊保護氣體後被吸引至正極，所以保護氣體的溫度會升高，電子與原子或分子撞擊會使部份保護氣體產生熱游離，使得帶正電的氣體原子被吸引至負極，其動能會被轉換成熱使得鎢棒能保持一定的熱度來持續發射電子，故鎢棒發射出電子的現象稱為熱電子發射(Thermionic emission)。正離子也會穿越電弧從工件端(正極)被吸引至鎢棒端(負極)。正離子比電子重很多並幫忙傳遞相對低電壓之銲接電流，約99%的電流的傳遞是藉由電子流而非正離子流。由於電子速率大於保護氣體之離子速率，故2/3的熱會集中於銲接工件端，造成深且窄的銲道，故適合厚板材之銲接，如圖2-11(a)所示。



(a) DCEN ; (b) DCEP ; (c) AC

圖2-10 不同銲接電流模式下，電流方向與銲道形態示意圖[40]



(a) DCEN ; (b) DCEP ; (c) AC

圖2-11 不同銲接電流模式下，銲接熱量分佈與銲道形態示意圖[40]

(2) 直流正電極(Direct Current Electrode Positive, DCEP)

鎢棒接於正極，銲接工件接於負極，如圖2-11(b)所示。銲接時電子由銲接工件端(負極)流向鎢棒(正極)，故2/3的熱量集中在鎢棒，故需用較大直徑之鎢棒，且銲槍需水冷，以避免鎢棒尖端被熔化。由於僅有1/3的熱量集中在銲接工件端，故銲道形狀為淺且寬，適合薄鈹材之銲接。此外，由於保護氣體中之正離子(較重)不斷衝擊銲接工件表面，可以把工件銲道及周圍的氧化層清除，如圖2-12所示，故可用來銲接易產生氧化層之鋁或鎂合金。

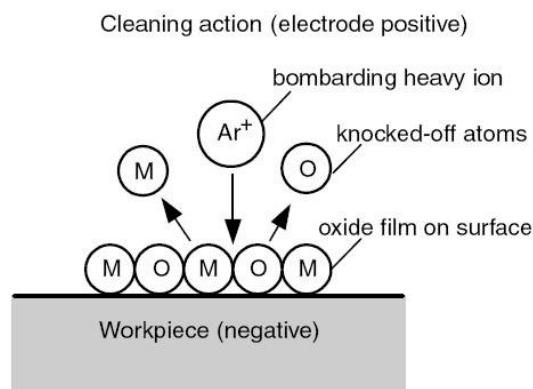


圖2-12 DCEP 氧化層清除作用[48]

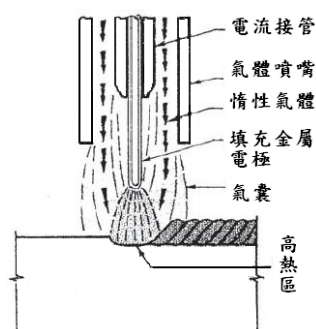
(3) 交流電極(Alternative Current, AC)

使用交流電極時，則正負極每秒鐘交換60次(60Hz)，圖2-11(c)所示。為維持電極交換時的電弧穩定性，高週波在銲接過程中會保持啟用，不像DCEN及DCEP僅在起弧時使用高週波。交流電極銲接時，熱量平均分佈於鎢棒與工件端，能兼顧清除氧化層作用與保持較佳熔深，故最常用在鋁合金的銲接。

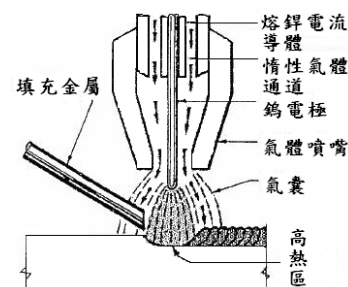
2.3.2 電弧之原理

電弧的產生是一種低電壓(10~15伏特)及高電流(10~200安培)的放電現象，電弧的持續乃是由於陰極受熱而釋放的熱電子活動的結果，通常產生於電極與欲銲接工件間，母材連接到電線接地一端，供電系統(交直流均可)可藉電極的瞬間時碰觸母材金屬板而短路，引起一可受控制而極大的電流，此時熱量增高，電極與母材金屬板接觸處即達到足夠的高溫度而釋出離子化熱電子，此時電極與金屬板間產生電位差而導致電流中斷，產生電弧(arc)。一般而言，負極接於非消耗性之鎢電極，正電極則接於銲接之工件；此種熔接法之熱量主要由電弧所供給，其溫度可達到 $2000^{\circ}\text{C} \sim 5000^{\circ}\text{C}$ ；又由於氬氣之活性不佳，故常作為遮蔽電弧以防止高溫氧化之用。

電弧產生於電極及工件間，其形式可分為消耗性與非消耗性電極，其原理都是一樣的，其示意圖如圖2-13(a)及2-13(b)所示；噴射之遮蔽氣體包圍著電弧及銲接區，填充之金屬使用或不使用均可。換言之，電弧是一種可控制的「局部氣體長時間穩定之導電現象」。^[49]



(a) 熔極式電弧銲接



(b) 非熔極式電弧銲接

圖2-13 熔極式/非熔極式電弧銲接示意圖^[49]

2.3.3 電弧之結構說明

如圖2-14所示，為一惰氣鎢極電弧銲之電弧結構與電壓降的關係圖。由圖中可明顯得知銲接電弧之結構主要可分為陰極區(cathode zone)、弧柱區(arc column zone)及陽極區(anode zone)等三大部分，茲將其重要特性簡述如下[50]：

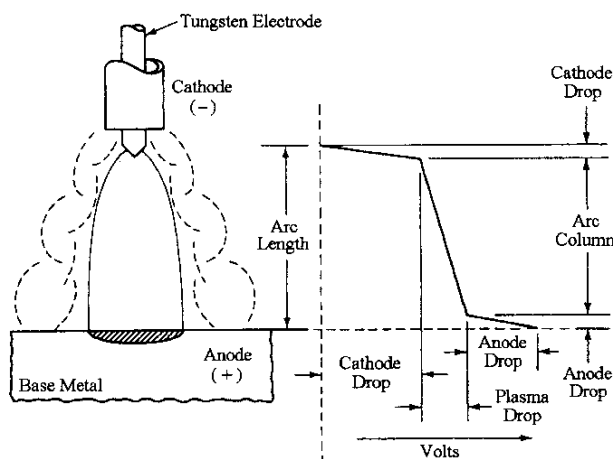


圖2-14 惰氣鎢極電弧銲之電弧結構與電壓降的關係[50]

(1) 陰極區：

此區域的範圍約為 $10^{-5} \sim 10^{-6} \text{cm}$ 左右。由於陰極區之帶電離子呈不均勻的分佈狀態，因此會形成一陡峭的電壓降，此稱為陰極壓降(cathode drop)。

(2) 弧柱區：

此區域介於陰極區與陽極區之間。一般所稱的電弧長度(arc length)其實就是指弧柱長度。由於弧柱區之帶電離子呈均勻的分佈狀態，因此會形成一趨於線性的電壓降，此稱為電漿壓降(Plasma drop)。

(3) 陽極區：

此區域的範圍約為 $10^{-3} \sim 10^{-4} \text{cm}$ 左右。由於陽極區(工件)之帶電離子亦呈不均勻的分佈狀態，因此也會形成一陡峭的電壓降，此稱為陽極壓降(anode drop)，其溫度分佈如圖 2-15 所示。

存在於兩電極間或電極與工件間的電壓降特稱為電弧電壓 (arc voltage)。其中，電弧電壓即為陰極壓降、電漿壓降及陽極壓降三者之總合電壓降。值得一提的是，當電極或銲條材料、電源種類、電流極性及保護氣體等皆維持定值的情況下，電弧電壓值的高低主要係決定於電弧長度的大小，亦即當電弧長度增加時其電弧電壓值將會隨之提高；反之當電弧長度縮短時其電弧電壓值將會隨之降低。

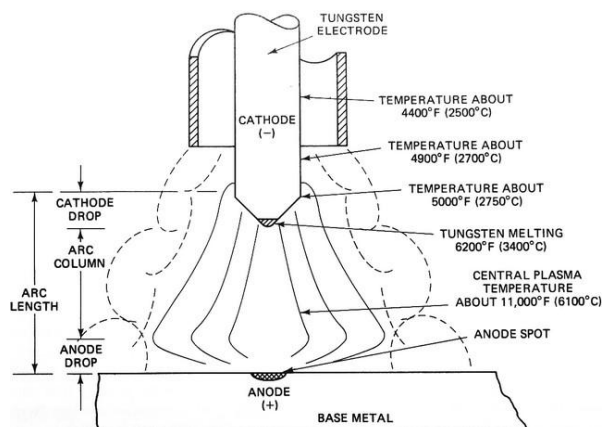


圖2-15 電弧溫度分佈圖[50]

2.3.4 電壓-電流之靜特性

當電極或銲條材料種類、保護氣體型式及電弧長度大小等皆維持定值，且亦保持銲接電弧穩定性的情況下，電弧電壓與銲接電流變化的關係即稱為電壓-電流靜特性(static volt-ampere characteristic)。如圖 2-16 所示為電壓-電流的靜特性曲線。由圖中可明顯得知電壓-電流之靜特性曲線呈一 U 形分佈，茲將其重要特性簡述如下：

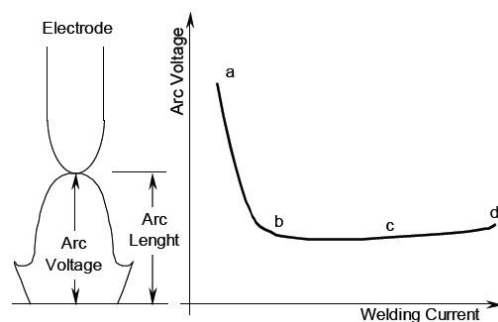


圖 2-16 電壓-電流的靜特性曲線[50-51]

(1) 下降特性曲線 (ab 線段)：

在較低銲接電流區間內，當銲接電流增加時電弧電壓將隨之降低。

(2) 水平特性曲線(bc 線段)：

在較高的銲接電流區間內，無論銲接電流增加或減小其電弧電壓近乎保持一定位。

(3) 上升特性曲線(cd 線段)：

在極高的銲接電流區間內，當銲接電流增加時其電弧電壓將隨之提高。至於影響電壓-電流靜特性之主要因素則有下列兩方面：

A. 電弧長度之影響：

當電弧長度增加時，由於電弧電壓值將會提高，因此電壓-電流的靜特性曲線住呈也會隨之提升，如圖 2-17 及圖 2-18 所示。

B. 保護氣體之影響：

主要係取決於保護氣體的热傳導性，舉例而言， CO_2 比 Ar 氣體會產生較高的電弧電壓值，亦即會提升電壓-電流的靜特性曲線位置。由於 CO_2 氣體的高溫熱傳導性優於 Ar 氣體，因而會造成 CO_2 氣體有較高的熱量損失率，進而使得單位電弧長度上要有較高的 IE 值與其保持平衡。因此當銲接電流在維定值的情況下，其電弧電壓勢必要提高，如圖 2-19 所示。

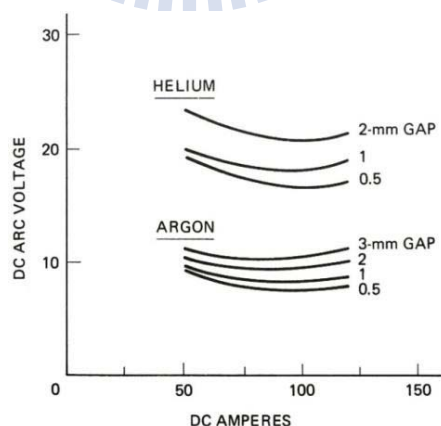


圖2-17 不同電流下之電弧長度與電壓之關係圖[40]

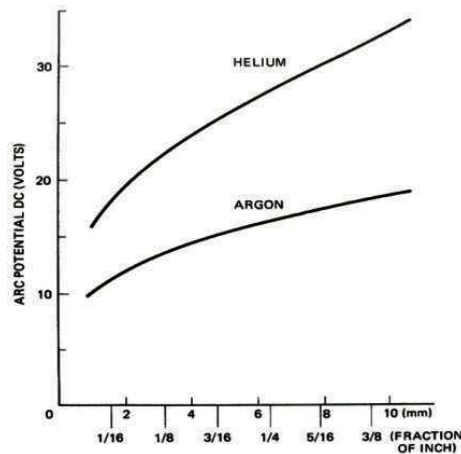


圖2-18 不同電弧長度下之He與Ar電弧電壓關係圖[40]

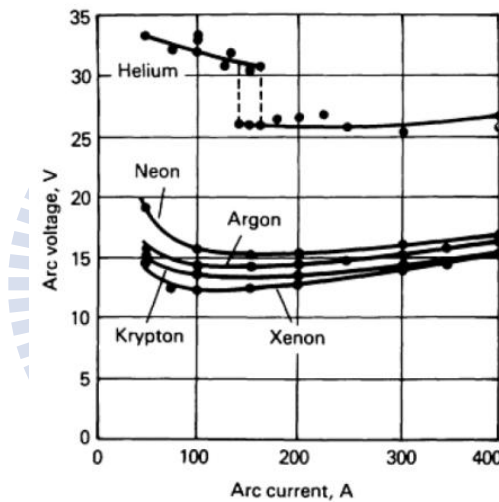


圖2-19 保護氣體之電壓對電流關係圖[52]

2.3.5 保護氣體(Shielding gas)之種類

保護氣體對TIG銲接製程有很大的影響。保護氣體的功用為隔絕熔池與成形中之銲道不與大氣中的氮與氧等氣體作用，且保護氣體也能使電弧保持穩定，確保填料金屬能穩定填入銲接母材。電弧的組成包含了離子化的氣體、熔融之金屬、銲渣、蒸氣、氣化的原子與分子等，故電弧的結構與保護氣體的性質有密切的關係，其主要性質包含比重、熱傳導性及游離能等，茲將其重要特性簡述如下[52]:

(1) 比重(Specific gravity)

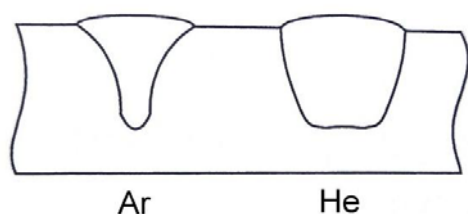
一般而言，比重大的銲接氣體較適用於平銲。相對地，比重小的銲接氣體則較適用於立銲或仰銲。如表2-4所示，即為銲接氣體的比重為 $\text{CO}_2 > \text{Ar} > \text{He}$ 。

表2-4 銲接氣體的物理性質[52]

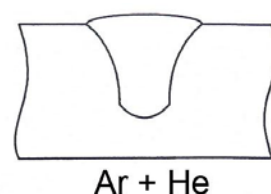
Gas	Ar	He	CO_2	O_2	H_2	N_2
Ionization potential(eV)	15.7	24.5	14.4	13.2	13.5	14.5
Specific gravitya (Air=1)	1.38	0.137	1.53	1.105	0.069	0.967
Density (g/L)	1.784	0.178	1.978	1.43	0.090	12.5
Molecular weight (g/mole)	39.95	4.00	44.01	32.00	2.016	28.01

(2) 熱傳導性(Thermal conductivity)

銲接氣體的熱傳導性可視為氣體將電弧熱量傳遞到銲件的能力與熱量由電弧中心傳遞至弧柱外圍的能力。 Ar 的熱傳導係數較低，其電弧結構可分成內外兩區，一為較窄且熱的電弧內核及相較之下較冷的電弧外核。故熱能較為集中且電弧密度較高，因此會形成窄而深的漏斗銲道截面，如圖2-20所示； He 為熱傳導性較高的保護氣體，其電弧的核心較寬，且熱量較高，可傳遞較多的電弧熱量到銲件上，因此會形成寬而淺的碗碟狀銲道截面。圖2-21為保護氣體的熱傳導性比較。



(a) 氬氣與氦氣



(b) 氬氣與氦氣混合

圖2-20 保護氣體對銲道截面之影響

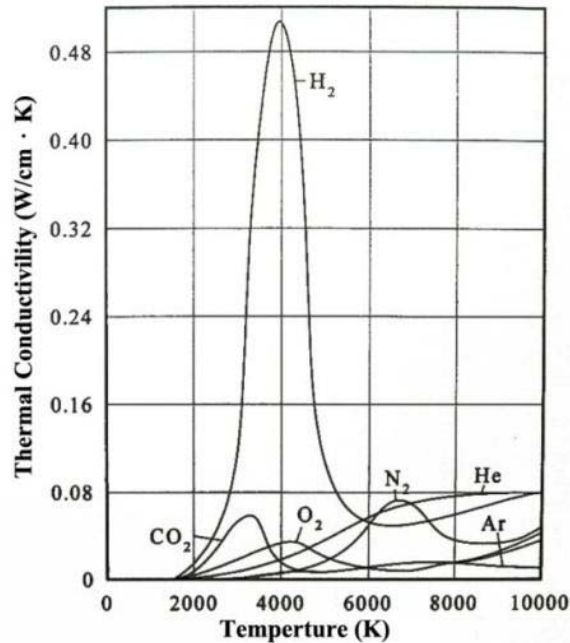


圖2-21 銲接氣體的熱傳導性[9]

(3) 游離能(Ionization potential)

游離能的單位為電子伏特(Electron volts)，其定義為從氣體原子移去一個原子所需的能量而使氣體分子成為離子或帶電的氣體原子。起弧的難易、電弧的穩定性與氣體游離能有關。如Ar為低游離能的氣體原子，較易被游離成離子，所以較易起弧且電弧較為穩定。而He的游離能較高，故起弧難，電弧也較不穩定。如表2-4可知，銲接氣體的游離能大小為 $\text{He} > \text{Ar} > \text{CO}_2$ 。

(4) 分解與組合(Dissociation and Recombination)

CO_2 、 H_2 為 O_2 為多原子所組成之分子，當在高溫的電漿中，氣體會被分解(Dissociated)為組成的原子，部份電離(Ionized)的結果，產生了自由電子與電流。當被分解的氣體與相對較冷的工件表面接觸，原子會再結合(Recombine)並放出熱量，此現象有如像He一般具有較高的熱傳導性的氣體一樣。因為Ar只有一個原子，所以並不會發生分解與結合的現象。因此，在一樣的電弧溫度下， CO_2 、 H_2 在工件表面所產生的熱量相對較大。

(5) 銲接氣體之選擇

一般常用的銲接氣體有氬氣(Ar)、氦氣(He)、二氧化碳(CO_2)、氧氣(O_2)、氫氣(H_2)及氮氣(N_2)等六種氣體，其中氬氣、氦氣、二氧化碳及氮氣可單獨使

用或與其他氣體互相混合使用，至於氧氣與氬氣則需與氬氣互相混合使用。在此僅將氬氣、氦氣、二氧化碳及氮氣等來做一簡單的介紹[9]：

A. 氬氣(Argon)：

- a. 屬於惰性氣體。
- b. 起弧較氬氣容易(因為氬氣的解離電壓值較氬氣低)。
- c. 適用於平鐸(因為氬氣比空氣重)。
- d. 適合薄板材料的鐸接(因為氬氣的熱傳導性較氬氣低)。
- e. 鐸池的流動性較差(與氬氣相比較)。
- f. 會形成較窄而深的鐸道截面形狀(與氬氣相比較)。

B. 氦氣(Helium)：

- a. 屬於惰性氣體。
- b. 起弧較氬氣困難(因為氬氣的解離電壓值較氬氣高)。
- c. 適用於立鐸或仰鐸(因為氬氣比空氣輕)。
- d. 適合厚板材料的鐸接(因為氬氣的熱傳導性較氬氣高)。
- e. 鐸池的流動性較佳(與氬氣相比較)。
- f. 會形成較寬而淺的鐸道截面形狀(與氬氣相比較)。
- g. 氣體價格較昂貴。

C. 二氧化碳(Carbon dioxide)：

- a. 屬於活性(氧化性)氣體。
- b. 電漿電弧的能量分佈較為集中。
- c. 一般用於低碳鋼材料的鐸接。
- d. 容易產生煙霧與飛濺物。
- e. 氣體價格較低廉。

D. 氮氣(Nitrogen)

- a. 屬於活性(高溫反應性)氣體。

- b. 電漿電弧的能量分佈亦較集中。
- c. 一般用於銅及銅合金材料的銲接。
- d. 容易形成氣孔。
- e. 容易造成鎢電極的損耗與污染。

2.3.6 鎢棒種類

圖2-22中所示之鎢棒的端點角度(Vertex angle)及截斷面形狀，會影響電弧形狀、電源密度分佈及銲道熔深，如圖2-23所示。一般而言，在銲接參數固定的情形下，隨著鎢棒端點角度的增加，電弧會較為緊縮，故功率密度(Power density)的分佈也較為集中，所以銲道的深寬比會隨之增加[48]，如圖2-24及圖2-25所示。



圖2-22 鎢棒端點形狀[53]

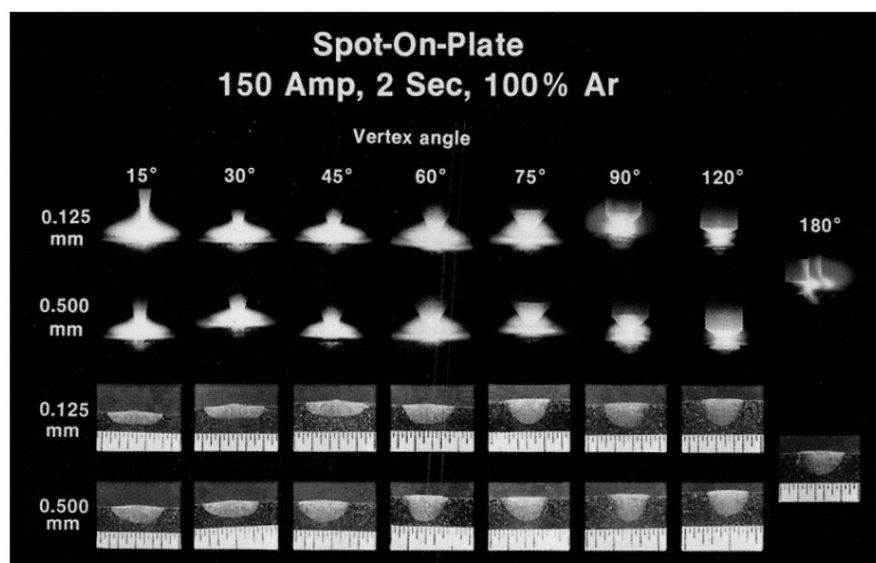


圖2-23 鎢棒角度、截斷面大小與銲道熔深之關係[48]

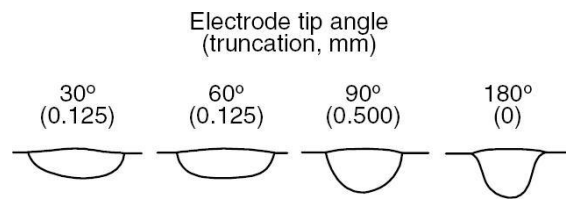


圖2-24 鎢棒角度與熔深關係圖[48]

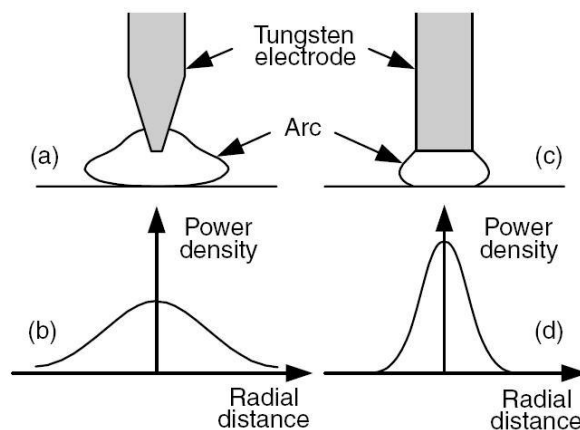


圖2-25 鎢棒角度、電弧形狀與功率密度示意圖[48]

鎢棒於使用時需依照工作電流選擇相對應的鎢棒直徑，其對應表如表2-5所示，下限值表起弧及電弧安定性最低限度，上限值表若電流高於此值，則電極有大量熔入鉸道之危險；電流大小則受母材種類、厚度、接合方式、鉸接姿態、保護氣體、鉸槍型式以及鉸接品質要求等因素的影響。同一支鎢棒以直流正極鉸接時可使用電流最大；以直流反極鉸接時可使用電流最小，以交流鉸接時所使用電流約在直流正極及直流反極之間。鎢的電阻很大，所以鉸接時其端點會變為紅熱狀，通常都磨尖後才使用。但交流鉸接時則鎢棒尖端有變成半球形的傾向。使用電流太大會使尖端過熱，甚至於熔化而污染鉸道。

表2-5 鎢棒直徑與工作電流之關係[40]

Tungsten Electrode Diameter		Typical Current Range for Tungsten Electrodes					
		DCEN		DCEP		Alternating-Current Unbalanced Wave	
		Alternating-Current Balanced Wave					
in.	mm	EWX-X	EWX-X	EWP	EWX-X	EWP	EWX-X
0.010	0.30	Up to 15	na	Up to 15	Up to 15	Up to 15	Up to 15
0.020	0.50	5-20	na	5-15	5-20	10-20	5-20
0.040	1.00	15-80	na	10-60	15-80	20-30	20-60
0.060	1.60	70-150	10-20	50-100	70-150	30-80	60-120
0.093	2.40	150-250	15-30	100-160	140-235	60-130	100-180
0.125	3.20	250-400	25-40	150-200	225-325	100-180	160-250
0.156	4.00	400-500	40-55	200-275	300-400	160-240	200-320
0.187	5.00	500-750	55-80	250-350	400-500	190-300	290-390
0.250	6.40	750-1000	80-125	325-450	500-630	250-400	340-525

*All are values based on the use of argon gas.
na, Not applicable.

一般而言，TIG所用之電極常見有三種：純鎢電極棒、鎢鈦合金電極棒、鎢鋯合金電極棒，其特性分述如下[54]：

(1) 純鎢電極棒：

其含鎢(W)99.5%，因其末端施鐸後形成光亮半球形，電弧穩定性良好，但收斂性較差，故小電流不易起弧(30A以下)，耐電流量亦比同直徑之鎢合金小，且易將少許鎢電極熔入鐸道而造成鐸道之污染；故一般在小電流且鐸道品質要求不高時使用，其識別依AWS規定在鎢棒端部或中間塗上綠色以資區別。如AWS-ASTM-EWP屬之，在JIS標準中則塗白色。

(2) 鎢鈦合金電極棒：

一般含有Th 1%和Th 2%、兩種，加入鈦元素之鎢棒使用於交流鐸接時，雖可負載比鎢棒大50%之電流量，但其末端形成凹凸不平之粗糙面，故電弧不穩，僅適於直流鐸接。直流鐸接時，通常把電極末端磨尖，因其冷卻迅速，即使施鐸後仍可保持原狀，防止鐸道污染，不像純鎢棒變成半球形。依AWS A5.12-9規定含Th 2%以紅色標示，如AWS-ASTM EWTh-2屬之，含Th 1%者以黃色標示，如EWTh-1屬之。因鈦元素為放射性元素，故長時間暴露在蒸氣中影響鐸接施工者之健康甚巨，先進工業國家如美、德、日，已不採用。

(3) 鎢鋯合金棒:

含Zr 0.3~0.5%之鎢合金電極，適用於交流或直流銲接，其電極末端也稍微形成小半球狀之光亮面，起弧性優良但價格昂貴，故除非銲道要求品質特高外，甚少使用，蓋使用此種鎢鋯合金電極其成份不會混入熔融金屬裡，承受電流量亦較鎢鈦合金棒為高。AWS於端部著上褐色(Brown)，以資識別。如AWS-ASTM-EWZr屬之。

2.4 TIG-Flux 銲接

TIG 銲接製程可在多種不同的金屬上得到高品質的銲接，其應用範圍適用在航太、醫院設備、造船等工業中。一般所銲的厚度都不高，對於較厚的銲件，TIG可與填料金屬一同使用，或者用多道銲接的方式來克服較厚的銲件。TIG銲接製程主要的限制為銲道熔深淺且沈積率低。TIG可熔接厚度小於2.5 mm的銲件，而厚度大於2.5 mm的銲件則需用開槽、填料及多道銲接的方式來克服。

近年來發展另一種可克服銲道熔深不足的方法，為在銲件母材上塗上一層助銲劑，以增加銲道的熔深，如圖2-26所示，塗上助銲劑前後的差異，這種銲接製程稱TIG-Flux製程。此助銲劑在本質上與軟銲/硬銲及遮蔽金屬電弧銲(Shielded metal arc, SMA)等製程所用的助銲劑有所不同，因為此助銲劑不需用來清潔銲件的表面，也不需要用來保護熔池免於氧化。

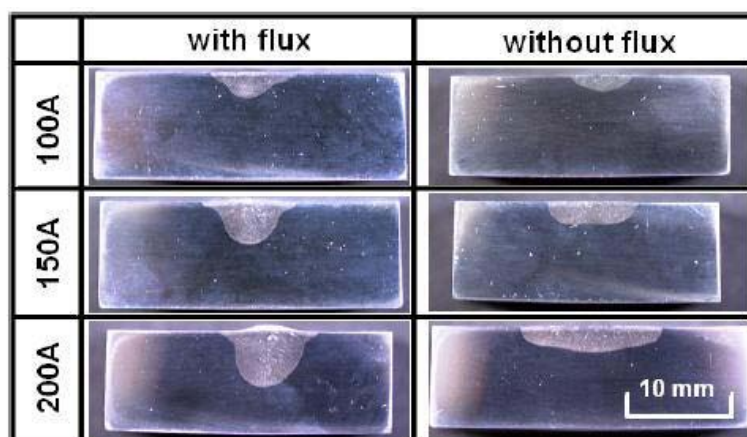
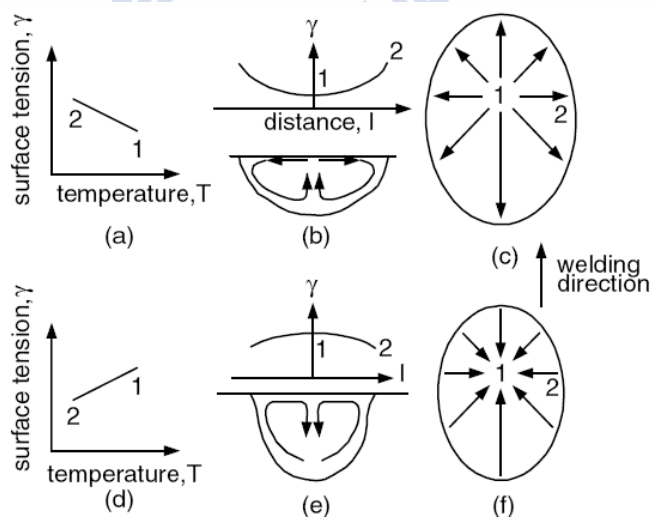


圖2-26 助銲劑TiO₂與電流大小對AISI 304不銹鋼銲道熔深之影響[42]

2.4.1 TIG-Flux 增加鉀道熔深之機制

目前發表的文獻上有數種解釋來說明TIG-Flux鉀接製程能增加鉀道熔深的物理機制[42]，說明如下：

第一個解釋是由於Heiple et al. [43]於1982年所提出的Marangoni效應。由於活性助鉀劑能改變熔池的表面張力，融化在熔池中的表面活性劑有可能使對溫度梯度相依的表面張力係數 $\partial\gamma/\partial T$ 由負轉正，將熔池的Marangoni對流逆轉，對流從放射狀往上往外，轉由往內往下。在鋼中的表面活性劑有S、O、Se及Te等元素。在圖2-27(a)、(b)及(c)表面活性劑較低的鋼中，靠近熔池中央表面張力較低且溫度較高的液態金屬，被靠近熔池邊緣張力較高且溫度較低的液態金屬往外拉；在圖2-27(d)、(e)及(f)表面活性劑較高的鋼中，靠近熔池邊緣表面張力及溫度皆較低的液態金屬，被靠近熔池中央表面張力及溫度皆較高的液態金屬往內拉，因此造成鉀道熔深增加。



(a), (b)及(c)為含硫量低之鋼

(d), (e)及(f)為含硫量高之鋼

圖2-27 在熔池中的Marangoni對流[31]

第二個被提出來的機制是為Simonik et al.在1976及Howse et al.在2000所提出的電弧收縮理論[44, 45]。他們認為氣化的活性助鉀劑能使電弧收縮是藉由捕捉電弧外圍的電子，使外圍負責傳遞電流的電子數量減少所造成。收縮的電弧之所以增加陽極的溫度是由於電流密度的增加與較高的電弧電

壓造成，如圖2-28所示。

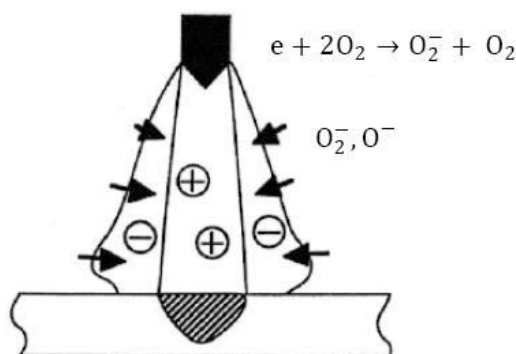


圖2-28 助銻劑吸附電子造成電弧收縮示意圖[45]

由於氣化的助銻劑中可能含有氧，也時候也可能包含了氟。已知此類的蒸氣會吸附電子，被吸附的電子在電弧邊緣會產生較電子移動慢之氧或氟的負離子，因此，在給定的電流下，電弧中心的電流密度就會增加，因此就有可能會造成熔深的增加。

被吸附的電子與氣化分子及解離原子形成負電荷粒子，會對電子的吸收作用造成影響。電子吸附僅能發生在較低溫的外圍區域，因電子能量較低且電場較弱；接近電弧中央的區域，其電場較強且溫度較高，所以電子有非常高的能量，故電離作用為主要的支配力量。因此，收縮的電弧流場使得在電漿中及陽極上，靠近電弧中央區域的電流密度增加，所以造成緊縮的電弧及較深的焊池。

活性助銻劑的組成分子或原子若有較大的電子吸附截面積，則會促進電弧收縮的現象。如當鹵素化合物解離時，因其有較大的電子吸附截面積，故對電子有較佳之親和力。其它的化合物，如金屬化合物，雖然有較小的電子吸附截面積，但是因其有較高的解離溫度，故能等效地收縮電弧，就如同他們能在電弧外圍提供較大量的氣化分子與原子一般。

第三個解釋是由 Lowke et al.[42]在2005所提一種有可能的機制來解釋活性助銻劑所扮演的角色。其解釋電弧收縮理論是由於活性助銻劑為絕緣體所造成。一般而言，活性助銻劑是金屬的氧化物，故為電的絕緣體，雖然氧化物的阻抗隨著溫度的增加而降低，但仍顯著大於液態的熔池，如 TiO_2 在 2123K 時的阻抗為 107 ohm-cm，因此助銻劑的效用為在熔池的外圍

區域增加一層高電子阻抗區。所以，在熔池中央因為有較高的電流密度及表面熱能，所以助銲劑很有可能揮發，造成較深之銲道。

2.4.2 助銲劑塗敷形狀對銲道熔深的影響

一般TIG-Flux助銲劑的塗敷方式為在預估的銲道上直接塗敷上10~20 mm寬的助銲劑，如圖2-29(a)所示；但學者S. Sire et al.提出了另一種助銲劑塗敷方式，稱Flux Bounded-TIG的銲接製程[46]，簡稱FB-TIG。其助銲劑的塗敷方式為在10~20 mm寬助銲劑塗敷範圍中央，空出2~8 mm的範圍不塗上助銲劑，如圖2-29(b)所示。其原因是考量到助銲劑是電的絕緣體，在AC模式下銲接，會造成電弧異常偏移的現象，因此造成熔深不一致的情形，故在助銲劑塗敷範圍中央露出金屬以提供導電區，以達到電弧收縮，增加銲道熔深的目的。此外，FB-TIG也可減低銲道熔深對助銲劑塗敷量的敏感度[46-47]，即使塗敷量增加也不會像TIG-Flux造成熔深明顯下降，如圖2-30所示。

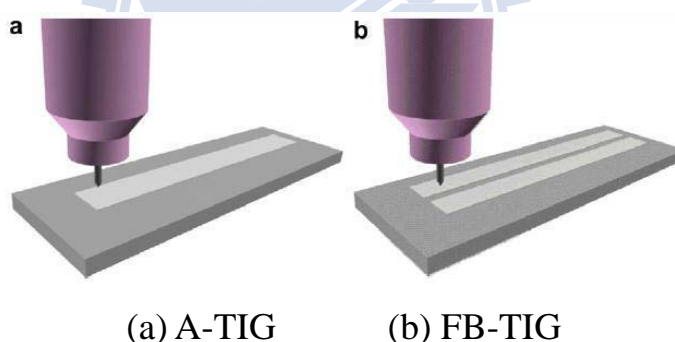


圖2-29 助銲劑塗敷形狀之示意圖[36]

2.4.3 助銲劑塗敷厚度與重量對銲道熔深的影響

由學者S. Sire et al.[46]的研究指出，應用 SiO_2 助銲劑於不銹鋼的銲接時，塗敷厚度於40~50 μm 時，銲道有最佳之熔深；若大於100 μm 時，對熔深並無助益，如圖2-30所示。且使用助銲劑時，電流愈大，塗敷量增加對銲道熔深的影響也愈小，如圖2-31所示；且塗敷厚度與溶劑中所含助銲劑比例成正比，如圖2-32所示。

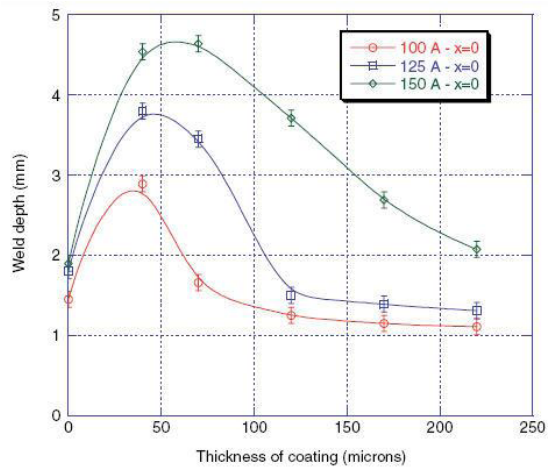


圖2-30 A-TIG SiO_2 助銲劑塗敷厚度與AISI 304不銹鋼銲道熔深之關係[46]

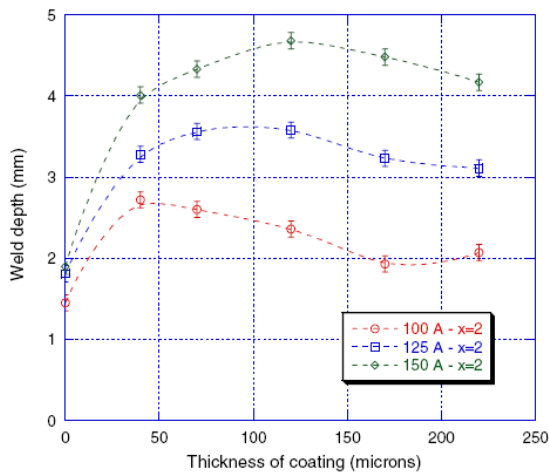


圖2-31 FB-TIG SiO_2 助銲劑塗敷厚度與AISI 304不銹鋼銲道熔深之關係[46]

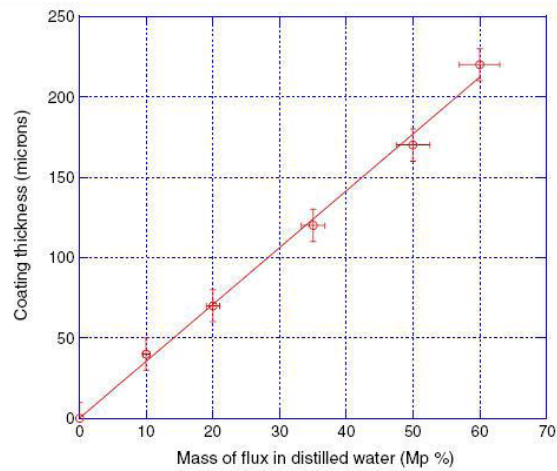


圖2-32 溶劑中助銲劑含量與塗敷厚度之關係[46]

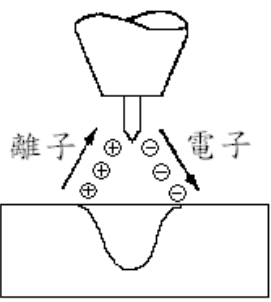
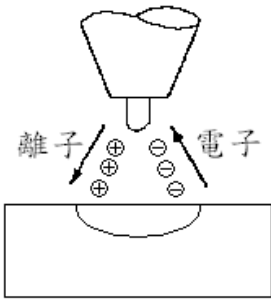
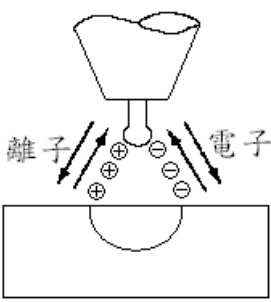
2.5 銲接參數

TIG銲接製程中主要的銲接變數如下：

(1) 銲接電流(I)

電流越大則熱輸入量越高，電弧壓力增大，可增加熔透與熔融效率。常見之電流形態有DCEN，DCEP，AC三種，本文在2.4.1已有對TIG 銲接電流之性質加以描述，在此不多加闡述，僅以表2-6表示。

表2-6 TIG電流型式及特性

電流型式 鎢棒極性	DCEN 負	DCEP 正	AC
電子及離子流向 滲透性			
表面氧化膜清潔作用	無	有	有
電弧熱量分佈	70%在工件 30%在鎢棒尖端	30%在工件 70%在鎢棒尖端	50%在工件 50%在鎢棒尖端
滲透	深，窄	淺，寬	中等
鎢棒承載電流能力	優	不好	良

(2) 電弧電壓(V)

電壓和保護氣體，電弧長度，與電極幾何形狀有關。實驗時，上述三個變數皆為定值，電壓大小變化不大。

(3) 銲接走速(S)

銲接速度快，熱量集中在銲道，熔融效率高；速度慢，則熱量由母材吸收，熔融效率低。但速度快易生成Undercut及Centerline crack。

(4) 熱輸入量(Q)：

在同一銲接速度下，熱輸入量愈大，則熔透量愈多，不同之電流，電壓，銲接走速之組合，可得相同之熱輸入量。但其熔融狀態和熔解效率隨著銲接速度加快而增加。

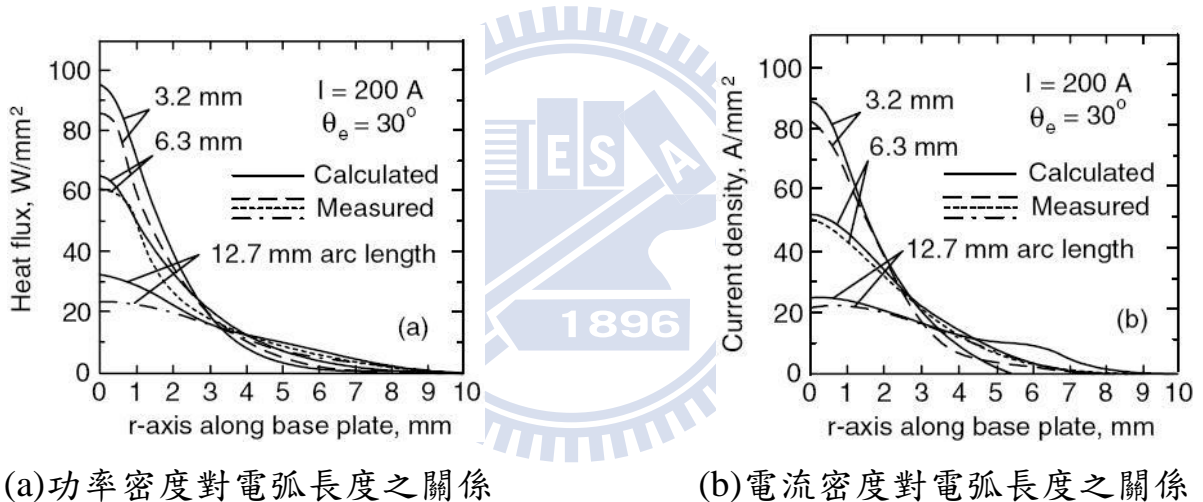
$$\text{熱輸入量}(KJ/cm) = \frac{\text{銲接電流}(I) \times \text{電弧電壓}(V)}{\text{銲接速度}(cm/min)} \times 60 \times \frac{1}{1000} \quad (2-1)$$

(5) 電極角度

銲接參數固定的情形下，隨著鎢棒端點角度的增加，銲道的深寬比會隨之增加[48]。

(6) 電弧長度

電弧長度為鎢棒至銲接工件的距離，弧長愈短則電流密度及功率密度(Power density)較為集中，銲道深度較深，如圖2-33所示。



(a) 功率密度對電弧長度之關係

(b) 電流密度對電弧長度之關係

圖2-33 電弧長度、功率密度及電流密度之關係圖[55]

2.6 鐸道熔透深度變異之原因

造成鐸道熔深的變異很多，大致可分為在熔池與電弧中，不同來源之驅動力量的大小所影響、不同爐次間微量元素含量多寡的影響，助鐸劑成分的影響，茲分述如下：

2.6.1 在熔池中驅動流體流動的力量

對電弧鐸接而言，驅動熔池中熔融金屬流動之力量更有浮力、電磁力、表面張力梯度所引起之剪力及由電弧電漿所引起之剪力[48]。

(1) 浮力(Buoyancy force)

當溫度增加時，液體的密度降低。由圖2-34(a)及(b)所示，由於熱源在熔池的中央，所以在a點的溫度會較b點高，由於b點在熔池的邊界，故溫度最低。故重力使在b點較重的液態金屬下沉，所以液態金屬沿著熔池邊緣下沉，並在熔池中心軸上升，最大的流速約為2 cm/s。

(2) 電磁力(Lorentz force)

以DCEN為例，由於電流由鐸接工件端向鎢棒傳遞並收斂，故電流會在靠近熔池中央傳遞。收斂的電場與所引發的磁場會使電磁力往下往內推，造成液態金屬由熔池的中央往下流，並延著熔池的邊界上升，如圖2-34(c)及(d)所示。陽極斑點(Anode spot)愈小則電流流場會愈緊縮，因此較大的電磁力將液態金屬由熔池中心往下推，最大速率約為40 cm/s。陽極斑點為電流在熔池表面通過的區域。

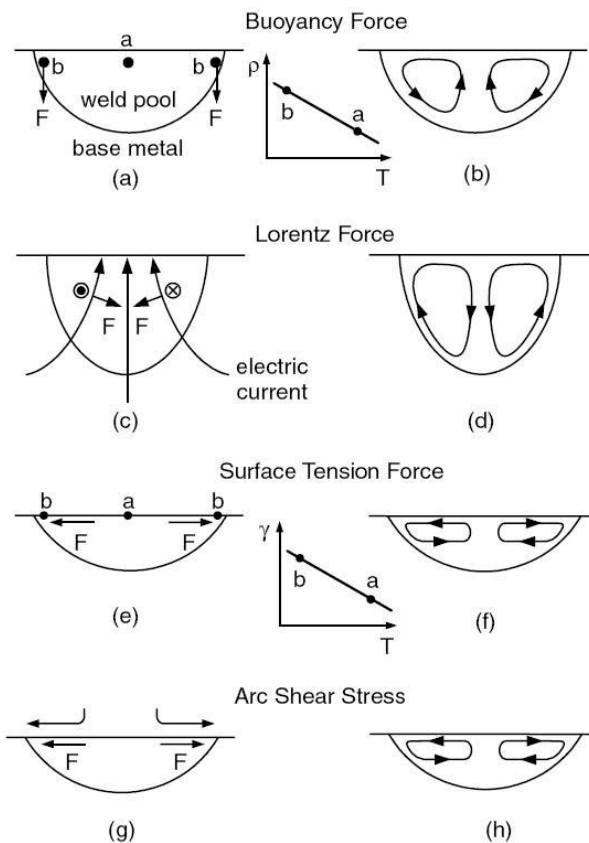
(3) 表面張力梯度所引起之剪力

沒有表面活性劑時(Surface-active agent)，液態金屬的表面張力 γ 隨著溫度的增加而降低，即 $d\gamma/dT < 0$ 。如圖2-34(e)所示，在熔池中央a點的溫度較高故表面張力低，所以被熔池邊緣b點溫度較低而表面張力高的力量往外拉。換句話說，向外拉的剪力是由熔池表面張力的梯度所造成。故液態金屬會從熔池中央向熔池外緣流動，並返回熔池的底端，造成寬而淺的鐸道。此種由表面張力梯度造成的對流稱熱毛細對流(Thermocapillary convection)或Marangoni對流；但對於添加了表面活性

元素，如硫(S)、氧(O)之金屬而言，隨著溫度的上升，表面張力則會增加，所以表面張力溫度係數 $d\gamma/dT > 0$ ，如圖2-34(d)、(e)及(f)所示。對添加了S及O等表面活性元素之鐳池而言，由於表面張力溫度係數是正的，所以在鐳池中央之最熱點更高的表面張力，而在鐳池二側更低的表面張力，造成流體往鐳池內部流動，形成窄而深之鐳道。

(4) 電弧電漿所引起之剪力

由於電漿在熔池表面高速向外移動，所以在熔池表面施加一個向外的剪力，此剪力使液態金屬由熔池中心向外流動，並返回熔池中央之底部，如圖2-34(g)及(h)所示。



(a)、(b)浮力；(c)、(d)電磁力；(e)、(f)由表面張力梯度差所造成之剪力；(g)、
(h)由電弧電漿所造成之剪力

圖2-34 驅動熔池流動的四種力量[34]

2.6.2 在電弧中驅動流體流動的力量

(1) 電磁力(Lorentz force)

銲接電弧為一種電漿，由電流通過之離子氣體。在電弧中的驅動流體流動的力量為電磁力(Electromagnetic force)或稱為Lorentz force，而浮力可忽略不計。電磁力 \mathbf{F} 是由電流密度向量 \mathbf{J} 與磁通量 \mathbf{B} 的外積，其數學表示式為 $\mathbf{F}=\mathbf{J}\times\mathbf{B}$ 。根據右手定則，食指表電流方向，姆指表磁場方向，則掌心為受力方向， \mathbf{F} 、 \mathbf{J} 與 \mathbf{B} 相互垂直。

(2) 電極尖端幾何形狀的影響

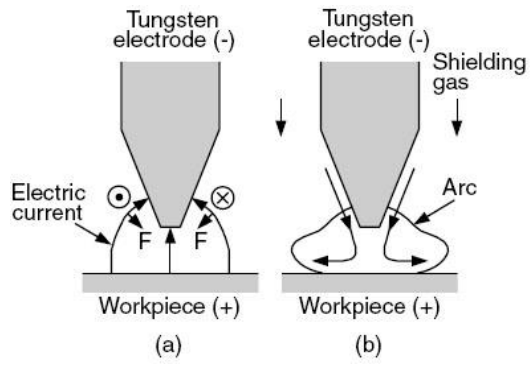
圖2-35至圖2-40為學者Tsai et al.[56]之研究，探討電極角度對電磁力分佈、電流密度分佈、電弧形狀、溫度分佈、流場速度分佈之影響。實驗參數為鎢棒直徑3.2 mm，鎢棒尖端截面為2.4 mm，電流200A，電極角為60度及180度[56]。由實驗結果可知，當電極角度較大時，有較高之電流密度、較強之電磁力，較收縮之電弧，這些現象都可達到較佳之銲道熔深。

A. 電極尖端為尖銳狀(角度小)

以DCEN為例，電流由大面積的銲接工件收斂至小面積的電極上，電流會傾向垂直於工件與電極，如圖2-35(a)與圖2-36所示，電流場會引導出磁場，磁場方向為左邊出紙面，右邊入紙面，由電磁場所引發之電磁力會延著電極之錐面將離子氣體往內往下推。由圖2-37所示，電磁力所造成的電漿噴流可達200 m/s，往下的動量強到足以引起高溫的離子氣體衝擊工件表面，並在工件表面反射向外推，故形成了結構較寬之電弧，如圖2-35(b)及圖2-37所示。

B. 電極尖端為鈍狀(角度大)

當電極尖端為鈍狀時，電流進入電極的點就不再侷限在電極尖端上，反之，是隨機快速不定點的進入鈍狀電極，如圖2-38(a)與圖2-39所示，雖然電磁力仍是往內往下，但由於沒有了錐狀的電極，故往下的分量減小了，造成電弧的結構較為緊縮，如圖2-38(b)及圖2-40所示。



(a) 電流、磁場及電磁力方向 (b) 電弧形狀

圖2-35 電磁力方向及電弧形狀示意圖-電極角度60°[55]

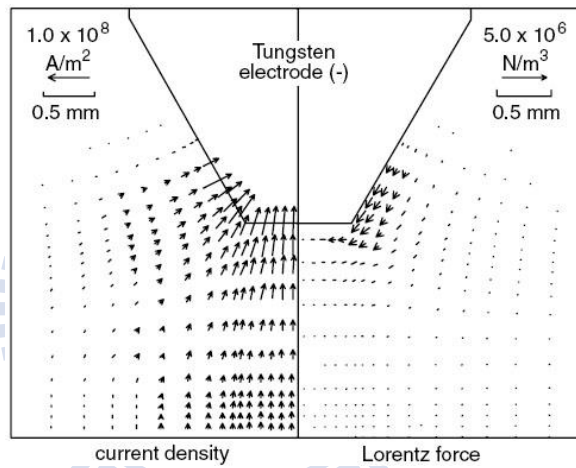


圖2-36 電流密度及電磁力場分佈圖-電極角度60°[55]

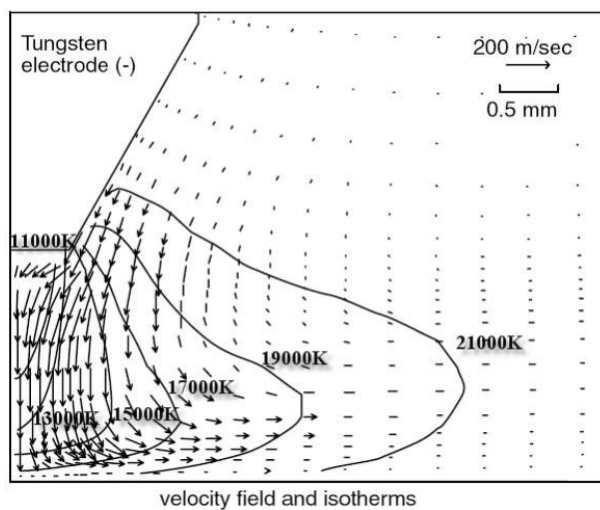
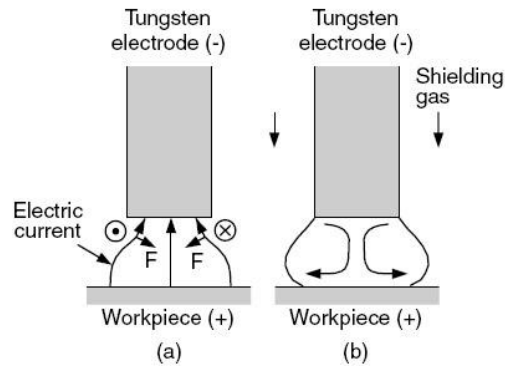


圖2-37 流場速度及溫度場分佈圖-電極角度60°[55]



(a)電流、磁場及電磁力方向；(b)電弧形狀

圖2-38 電磁力方向及電弧形狀示意圖-電極角度 180° [55]

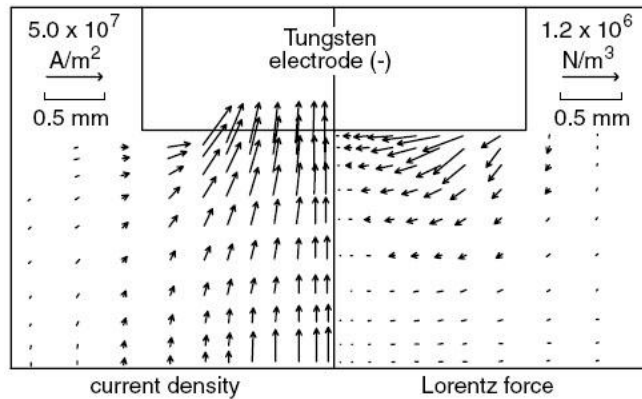


圖2-39 電流密度及電磁力場分佈圖-電極角度 180° [55]

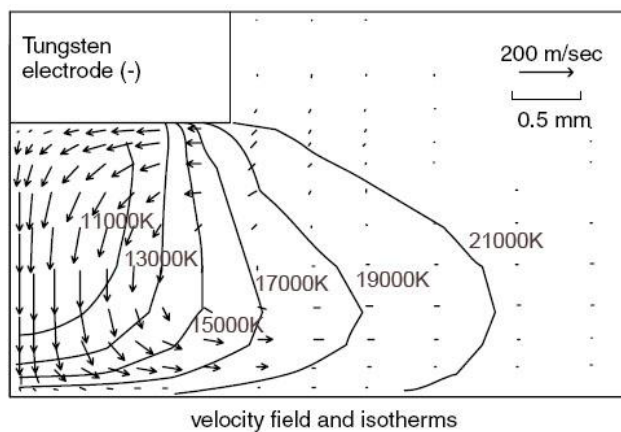


圖2-40 流場速度及溫度場分佈圖-電極角度 180° [55]

2.6.3 微量元素對鐸道熔深之影響

即使同一型號之合金，但由於生產的批次不同，批與批之間所含的微量元素量就會有所差異(Heat to heat variation)，其差異會使鐸接性及鐸道熔深會有改變。各微量元素對Inconel 718超合金與不銹鋼之影響，說明如下：

(1) 硫(S)之效應

近年來隨著煉鋼技術之進步，高純度之不銹鋼已成功的被開發。但鐸道深寬比(D/W ratio)會隨著S含量的降低而減低，也就是鐸接性變差。這是由於S是表面活性元素，當含量在50 ppm以下時，表面張力溫度係數是負的，因此會形成淺而寬的鐸道，也就是低的D/W值。當S含量高於50 ppm時，表面張力溫度係數由負變正，形成深而窄之鐸道，也就是高的D/W值。雖然增加S含量可增加熔深，但鐸道表面之波紋(Ripple)及鐸蝕(Undercut)現象會比低硫鋼明顯。

學者Spicer et al. [57]在Inconel 718超合金中微量元素對鐸接性影響的研究中發現，提升硫(S)含量，可顯著提升鐸道熔深(95% correlation)及深寬比(99.5% correlation)，如圖2-41所示。

(2) 硼(B)、鈦(Hf)及鋇(Zr)之效應

但當B、Hf及Zr含量增加時，鐸道熔深降低，可能是由於這些元素與表面活性元素結合，所以基於氧在Inconel 718超合金中為表面活性元素的假設，Zr及Hf在Inconel 718超合金中並非表面活性元素，所以可能會與氧結合，就如同Al在鐵基合金一樣[57]。

(3) 矽(Si)之效應

Si含量在0.5%以下時深寬比會隨Si的增加而提高，然而當Si含量高於0.5%後，深寬比隨Si的增加而降低。雖然矽並無法顯著提升鐸道熔深及深寬比，但若含矽量過高時，會使得鐸件表面的寬度增加。值得注意的是，在Inconel 718超合金中，若同時有高含量之硫與矽時，則熔深會達到最大。實際上，學者Heiple et al.[43]的研究中也顯示這種傾向，當矽存在時，硫能顯著提升鐸道熔深。

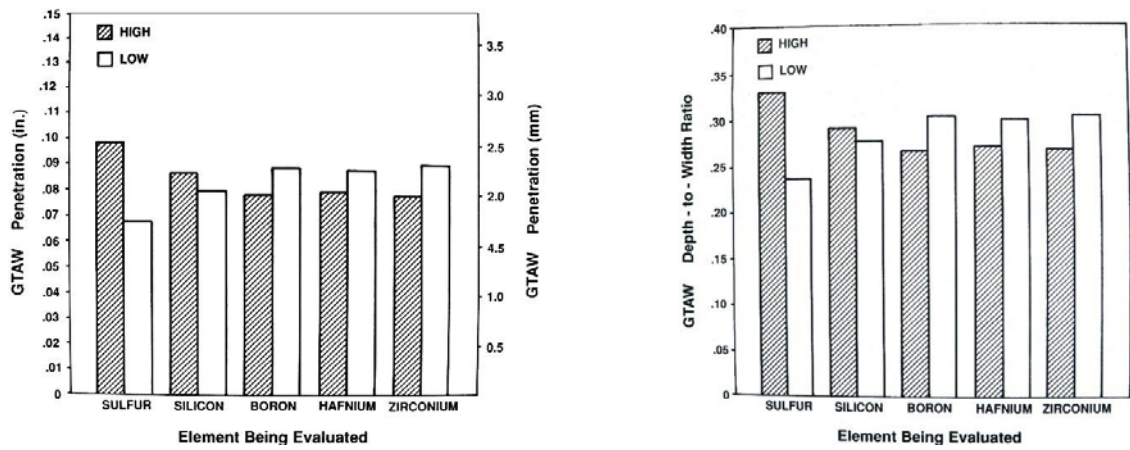


圖2-41 微量元素在Inconel 718超合金中對銲道熔深及深寬比之影響[57]



2.7 田口方法(Taguchi methods)[58]

田口玄一博士所倡導的田口方法又稱為田口式品質工程。田口方法以工程的角度去事先了解品質問題，利用社會損失成本作為衡量產品品質的依據。

田口方法的二個主要工具為直交表和 SN 比，強調的重點是在產品或製程設計時就考慮品質問題，亦即如何降低產品品質的變異，其基本概念為：
1.品質不是檢驗出來的，品質必須設計到產品裡面去。2.品質是要最小化與目標值之間的偏差，並且免於不可控制的環境因素之影響。品質成本應以與標準值偏移的函數關係來衡量。

2.7.1 田口方法之基本原理與步驟

田口實驗分析法之基本原理，是經由降低變異原因的影響，來改善產品的品質，而不是去除變異原因。參數設計之原理，是將控制因子配置於直交表內來進行實驗，再依其品質特性之種類，由損失函數導引出 SN 比 (Signal to noise ratio，訊號雜音比)，將實驗求得之品質特性轉成 SN 比進行分析，經由統計上之推定，可評估在不同參數水準組合下的 SN 比。依照望目、望大或望小之品質特性，預估出最佳 SN 比，即為最佳參數組合。在此參數下製造之產品，其變異最小。最後再用最佳參數水準組合進行確認實驗，由確認實驗所得之 SN 比與預估之 SN 比相互比較，評定此實驗是否成功。

田口方法的參數設計的步驟可分為九大步驟：

- (1) 定義系統目標/範圍
- (2) 選擇回應值
- (3) 發展信號因子和雜音策略
- (4) 辨認控制因子及其水準
- (5) 設計實驗
- (6) 準備及執行實驗，收集數據
- (7) 資料分析(計算平均值、SN 比，因子效果圖、預估最佳 SN 比)

(8) 執行確認實驗

(9) 執行結果

2.7.2 直交表簡介

在田口實驗分析法中，直交表(Orthogonal arrays)為參數設計的主要工具。田口博士將直交表的表示法定為 $L_a(b^c)$ ， L 表示拉丁方格（直交表的起源）之意， a 為直交表之列數，即為實驗次數； b 各因子之水準數； c 則表示直交表之行數，即為因子個數。透過直交表，我們可以輕易地來配置因子及其水準值，田口博士列了 18 個基本直交表，其實驗次數、因子數與水準數的關係如表 2-7 所示。

直交表包括內側直交表與外側直交表，內側直交表可用來配置可控因子，外側直交表則用來配置雜音因子。利用直交表，我們能以最少次數的實驗，來決定最佳的製程參數水準。

表 2-7 標準直交表(Standard orthogonal arrays)

直交表	實驗 次數	2 水準 因子個數	3 水準 因子個數	4 水準 因子個數	5 水準 因子個數	最多總 因子個數
$L_4(2^3)$	4	3				3
$L_8(2^7)$	8	7				7
$L_9(3^4)$	9		4			4
$L_{12}(2^{11})$	12	11				11
$L_{16}(2^{15})$	16	15				15
$L_{16}(4^5)$	16			5		5
$L_{18}(2^1 \times 3^7)$	8	1	7			8
$L_{25}(5^6)$	25				6	6
$L_{27}(3^{13})$	27		13			13
$L_{32}(2^{31})$	32	31				31
$L_{32}(2^1 \times 4^9)$	32	1		9		10
$L_{36}(2^{11} \times 3^{12})$	36	11	12			23
$L_{36}(2^3 \times 3^{13})$	36	3	13			16
$L_{50}(2^1 \times 5^{11})$	50	1			11	12
$L_{54}(2^1 \times 3^{25})$	54	1	25			26
$L_{64}(2^{63})$	64	63				63
$L_{64}(4^{21})$	64			21		21
$L_{81}(3^{40})$	81		40			40

若我們進行全因子實驗，對於 7 個 2 水準因子，需要 $2^7=128$ 次實驗。若使用田口直交表，對於 7 個 2 水準因子，若不考慮交互作用，則可選擇 L_8 直交表，則可經由 8 次實驗後，獲得與全因子設計相近的效果。事實上，直交表的想法與部分因子設計法是相同的，都是希望忽略高次交互作用的

效果。然而部分因子設計法的推導過程較為繁瑣，因此希望使用具有固定形態的直交表。若各因子水準間為直交，意即各水準的組合都必須存在，且出現的次數都需相等。

使用直交表有下列的好處：1.實驗次數少。2.由直交表實驗所獲得之結論，在整個實驗範圍裡都是成立的。3.具有良好的再現性。4.資料分析簡單，各因子的效果只要簡單地計算一些平均值即可決定各因子的效果。5.可用來查核加法模式是否成立(加法模式為數個因子的總效果等於個別因子效果的和)。

2.7.3 SN比基本定義

田口認為所謂好的品質必須符合：1.品質特性的平均值與目標值一致。2.品質特性之變異性愈小愈好。田口所提出之 SN 比主要目的在同時考量品質特性的平均值與變異數。品質特性中可預測的部份，通常稱為信號(Signal)；不可預測的部份，通常稱為雜音(Noise)。穩健設計的目的是要最大化可預測部份，而最小化不可預測部份。田口將通信工程中的 SN 比觀念應用到統計學上，並建議利用下列的方式評估品質： $SN=10 \cdot \log_{10}(\text{信號}/\text{雜音})$ ，當信號因子為固定時，變為靜態問題，因此 SN 比可定義為：

$$SN=10 \cdot \log_{10} (MSD) \quad (2-2)$$

其中 MSD 為偏離目標值的均方差；SN 比的單位為(dB)

(1) 望大品質特性 SN 比 (Larger-the-better)

望大特性問題的主要特徵為：

- A. 品質特性是連續且非負值，範圍為 $(0, \infty)$ 。
- B. 目標值為 ∞ (或最大的可能值)。
- C. 不需要調整因子。
- D. 望大特性問題是望小特性問題的倒數。

望大品質特性之 SN 比計算公式：

$$SN_{LTB} = -10 \cdot \log_{10} (MSD) = -10 \cdot \log_{10} \left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2} \right) \quad (2-3)$$

(2) 望小品質特性 (Smaller-the-better)

望小特性問題的主要特徵為：

A. 品質特性是連續且非負值。

B. 目標值為零。

C. 不需要調整因子，望小特性的目標是同時要最小化平均值與變異。

望小品質特性之 SN 比計算公式：

$$SN_{STB} = -10 \cdot \log_{10} (MSD) = -10 \cdot \log_{10} \left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i^2 \right) \quad (2-4)$$

(3) 望目品質特性 (Nominal-the-Best)

望目特性問題的主要特徵為：

A. 品質特性是連續且非負值。

B. 目標值為一有限值且不為零。

C. 當平均值為零時，其變異數亦為零。

D. 需調整因子。

望目品質特性之 SN 比計算公式：

$$SN_{NTB} = -10 \cdot \log_{10} (MSD) = -10 \cdot \log_{10} \left(\frac{\bar{y}}{s^2} \right) \quad (2-5)$$

其中 \bar{y} 為平均值， s 為標準差

2.7.4 田口方法之確認實驗

在決定了最佳控制因子水準及其預估之 SN 比後，田口博士建議需在最適參數設定下進行實驗，然後把觀察到的 SN 比與所預測的值做比較。如果兩者非常接近，那麼我們可結論說“加法模式成立”，並隱含著再現性將會良好。反之，如果所觀察的值和所預測的相差很多，那我們可以說加法模式是不恰當的，因子間可能存有強烈的交互作用。為了有效估計各觀察值，必須計算信賴區間(Confidence interval)，依不同之目的，我們常需計算下列二種形態的信賴區間：1.最佳條件下之預測平均值。2.確認實驗之期望平均值。若確認實驗的結果其 SN 比之平均值落在上述的信賴區間範圍內，表示我們所選取的顯著因子及其對應的水準是很恰當的。如果落在信賴區間之外，表示加法模式不成立(實驗失敗)，可能所選的控制因子或水準有問題，必須重新再檢討。確認實驗之期望平均值計算公式如(2-6)所示。

$$CI = \sqrt{F_{\alpha;1,v_2} \times V_e \times \left(\frac{1}{n_{\text{eff}}} + \frac{1}{r} \right)} \quad (2-6)$$

其中

$F_{\alpha;1,v_2}$ = 具顯著水準 α 的 F 值

α = 顯著水準 = 0.05，信賴水準 = $1 - \alpha$

v_2 = 合併誤差變異數之自由度

V_e = 合併誤差變異數(pooled error variance)

n_{eff} = 有效觀測數

$$= \frac{\text{總實驗次數}}{1 + \text{用來估計平均值之因子的自由度總和}}$$

r = 確認實驗之樣本數

第三章 實驗方法與步驟

3.1 實驗流程

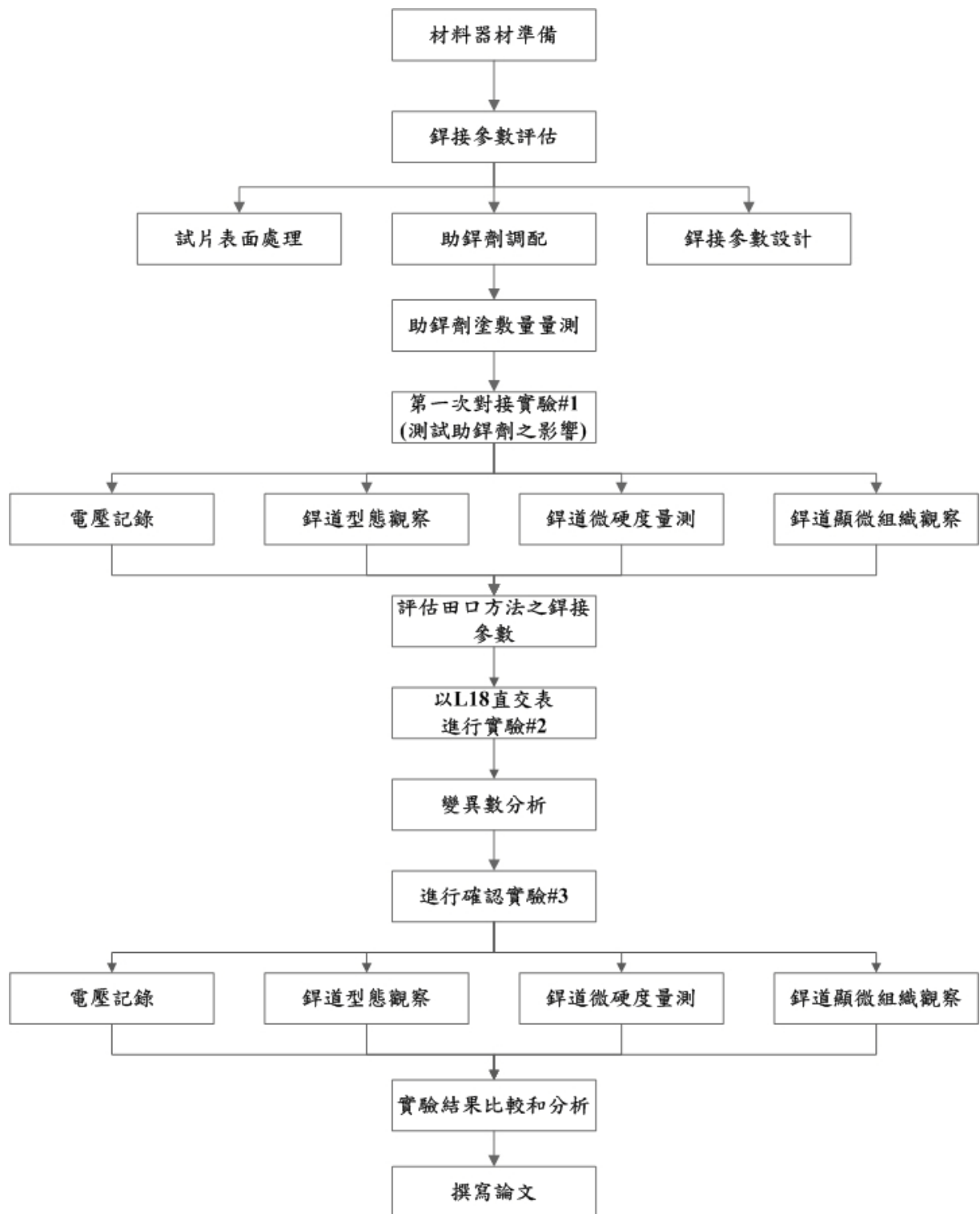


圖3-1 實驗流程圖

3.2 銲接試片之準備

本研究之實驗流程圖如圖 3-1 所示，試片所採用的實驗材料為 Inconel 718 超合金和 AISI 304 不銹鋼，其兩種材料之合金元素成份見表 3-1，試片尺寸為 100×50×6.35 mm。由於對接實驗常在一開始銲槍走進來時，初端和末端都易有過熔現象，容易造成試片往上翹變成 V 字型，所以用夾具固定的方式，進行 Bead-on-Plate 銲接實驗。

在進行銲接實驗前，會先將所有試片表面的氧化物與油污利用砂輪研磨機裝上#200 砂輪予以拋光，再以丙酮清潔乾淨，拋光前後如圖 3-2(a)、(b) 所示。

表3-1 Inconel 718超合金及AISI 304不銹鋼之合金元素成份表(wt%)

	Ni	Cr	Fe	Nb+Ta	Mo	Ti	Al	Co	C	Mn	Si
718	55.0	21.0	Balance	5.5	3.3	1.15	0.8	1.0	0.05	0.35	0.35
304	10.5	20	Balance						0.08	2.00	1.00



(a) 試片拋光前



(b) 以砂輪研磨機拋光後

圖3-2 拋光前後試片之外觀

3.3 TIG銲接設備

本實驗設備 TIG 氬銲設備採用 HOBART TIGWAVET™ 350 AC/DC 型氬銲機與可數位控制走速的銲接檯車，如圖 3-3 所示。銲接方法採用自生氬護鈾極電弧銲(auto-genous gas tungsten arc welding) 來進行實驗。



圖3-3 HOBART TIGWAVE 350氬銲機與ProArc 數位控制銲接檯車

3.4 銲接參數之配置

本實驗使用鈾電極材料為 EWTh-2 (直徑為 3.2 mm)，並選用 7 號陶瓷罩杯，如圖 3-4(b)所示，鈾電極伸出噴嘴的距離為 3 mm，鈾電極至實驗試片的距離為 2 mm，鈾電極角度為 60°，保護氣體為氬氣，流量為 14 l/min.，熱輸入量為 10.26 KJ/cm，以 14 KJ/cm 以下為原則，因為 Inconel 718 超合金銲件在熱輸出量在 14 KJ/cm 左右時，銲接工件即會形成嚴重之熱裂，造成銲接缺陷，如圖 3-5 所示。在固定參數下，為了比較不同助銲劑對銲道之影響，進行每一次銲接對接實驗前均使用鑽石研磨器，如圖 3-4(a)所示，重新研磨鈾電極呈標準形式，且重新調整鈾電極至標準長度，以確定每一條銲道均在相同參數條件下，如表 3-2 所示，來進行銲接研究工作。

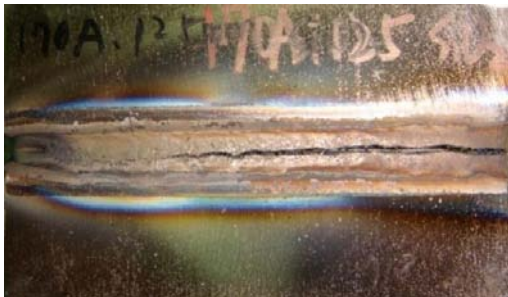


(a) 鎢棒研磨機



(b) 鎢棒、夾頭、夾頭套及瓷杯

圖3-4 電極相關器材



(a) 熱輸入量：13.4 KJ/cm 時



(b) 熱輸入量：21.6 KJ/cm 時

圖3-5 Inconel 718試片熱裂圖

表3-2實驗#1之銲接參數

銲接 電流 (A)	銲槍 走速 (mm/min)	電弧 長度 (mm)	氬氣流 量 (ℓ /min)	電極 外徑 (mm)	鎢棒 角度 (度)	母材厚度 (mm)	鎢棒伸出 罩杯長度 (mm)
170	150	2.0	14	3.2	60	6.35, 6.0	3.0

3.5 助銲劑之配製方法

此研究參考文獻[59]，於 Inconel 718 超合金 TIG-Flux 研究中的 8 種助銲劑，於單一助銲劑實驗中取熔深及深寬比最佳之四種助銲劑，分別為 SiO_2 、 NiO 、 MoS_2 及 MoO_3 ，將四種助銲劑各以 50% 之重量比例兩兩混合後，再用相同銲接參數進行實驗，並加入這 4 組單一助銲劑，和 1 組無添加任何助銲劑，以比較混合型助銲劑對銲道之影響，搭配組合如表 3-3 所示。

助銲劑皆採用日本試藥工業株式會社所生產，粉末粒度為 #400 號。配製方式為以微量天平量取 2 克之單一成份助銲劑粉末，置於硃內研磨均勻後，加入 5 ml 的甲醇溶劑混合成糊狀，接著再利用 #10 號扁平水彩筆將此糊狀之助銲劑均勻塗敷於欲進行銲接測試之處，塗敷範圍為 $100 \times 14 \text{ mm}$ (試片接合區各 7mm)，如圖 3-7 所示；塗敷厚度以能遮蓋待銲工件表面金屬光澤為宜，助銲劑塗敷量見表 3-4 及表 3-5，待溶劑揮發後，再進行銲接實驗。

表3-3實驗#1之助銲劑搭配組合

單一助銲劑	SiO_2	NiO	MoS_2	MoO_3		
混合型助銲劑	50% SiO_2 50% MoO_3	50% SiO_2 50% NiO	50% MoO_3 50% NiO	50% SiO_2 50% MoS_2	50% MoS_2 50% NiO	50% MoS_2 50% MoO_3



(a)微量天平



(b)助銲劑



(c)甲醇、水彩筆及燒杯圖

圖 3-6 助銲劑配製之工具

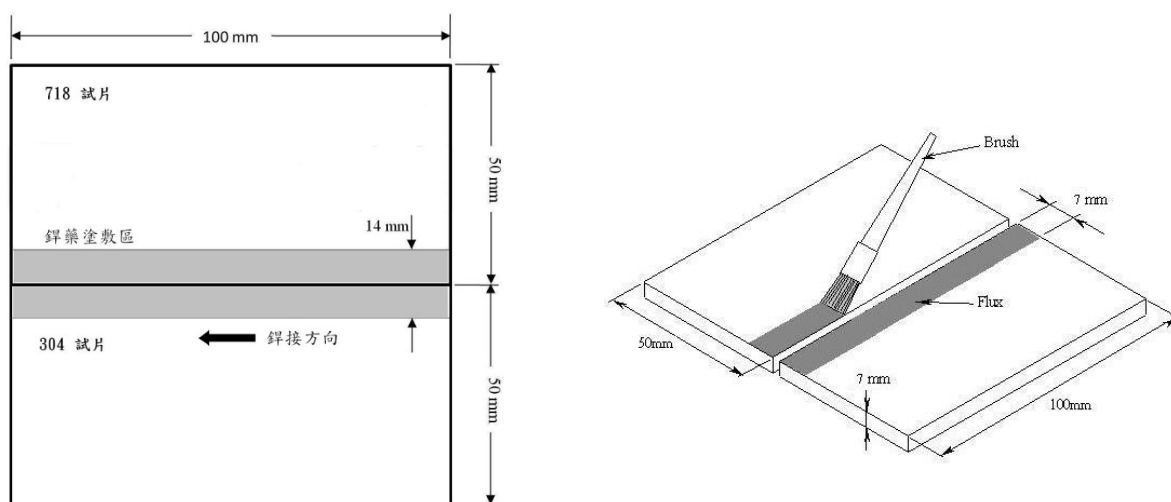


圖3-7 試片尺寸及助鋅劑塗敷位置示意圖

表3-4 單一助鋅劑塗敷量

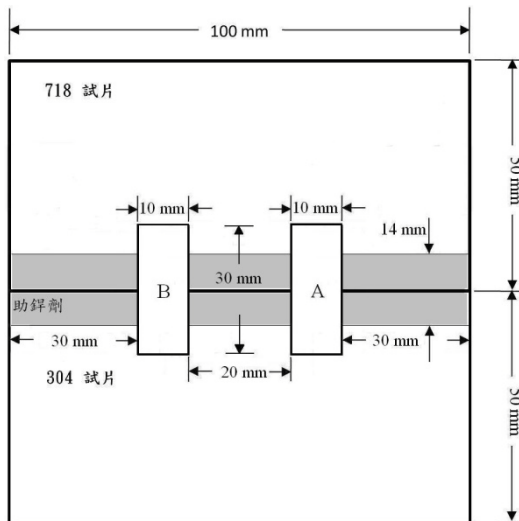
Flux	SiO ₂	NiO	MoS ₂	MoO ₃
單位：mg / mm ²	1.18	1.61	1.12	1.44

表 3-5 混合型助鋅劑之塗敷量(單位：mg / mm²)

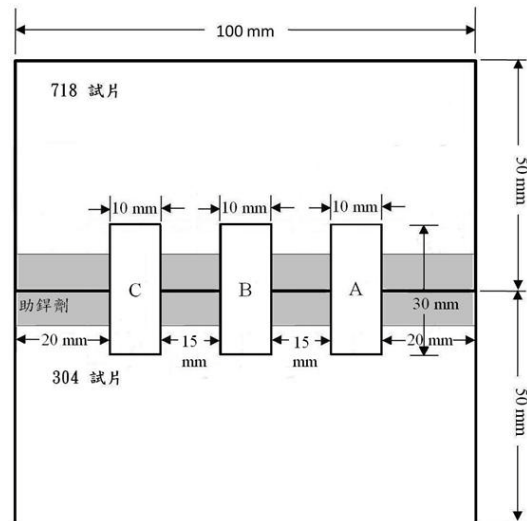
Flux	SiO ₂ MoO ₃	SiO ₂ NiO	MoO ₃ NiO	SiO ₂ MoS ₂	MoS ₂ NiO	MoS ₂ MoO ₃
單位：mg / mm ²	2.63	1.58	3.21	2.11	1.21	1.58

3.6 鋅道滲透深度與寬度量測

為研究助鋅劑添加對 Inconel 718 超合金試片對接 AISI 304 不銹鋼試片鋅道形態之影響，鋅道深寬比取樣位置為圖 3-8 中之 A 及 B 區。這些試片經熱鑲埋、研磨、拋光、腐蝕後，利用圖 3-9 之實體顯微鏡量測鋅道之熔深 (Depth) 及寬度 (Width) 後，以熔深與寬度之比值，簡稱深寬比(D/W ratio) 作為鋅道熔深特性之評估指標，圖 3-10 所示為鋅道形狀之量測方式示意圖。



(a) 一般鑲埋試片之用

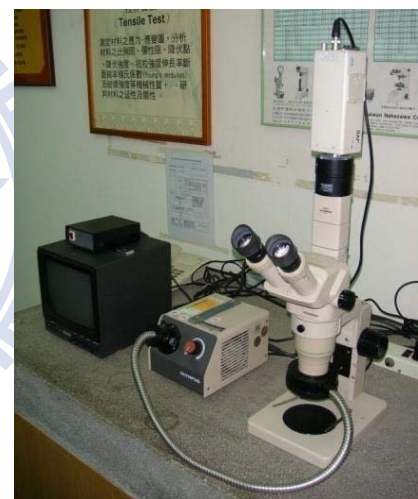


(b) 確認實驗探討電弧長度之用

圖3-8試片銲道取樣位置示意圖

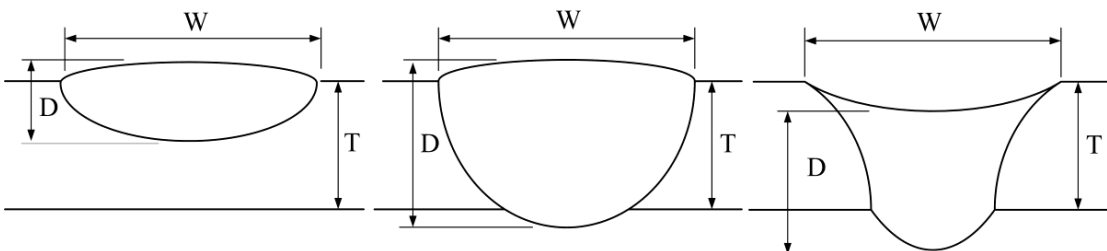


(a) 光學顯微鏡(ZEISS Axioskop 40)



(b) 實體顯微鏡(OLYMPUS S2-PT)

圖3-9 金相用顯微鏡圖



(a) 部份熔透

(b) 完全熔透

(c) 完全熔透(銲道凹陷)

圖3-10 銲道形態量測示意圖



(a) 熱鑲埋機(Struers LaboPress-3) (b) 鑲埋後之試片腐蝕完成圖

圖3-11 熱鑲埋儀器



(a) 拋光機(Jean Wiriz PHOENIX) (b) 研磨機(MATASERV 2000)

圖3-12 拋光、研磨機儀器

3.7 金相實驗

銲後取垂直銲道方向的橫截面來作金相實驗，取樣位置為圖 3-8 中之 A 及 B 區。異種材料接合硬度不均，Inconel 718 超合金硬度比 AISI 304 不銹鋼高，以一般鋸床不易切割，故以水刀來切割銲後試片以提升效率。

取樣後之試片，經圖 3-11(a)之熱鑲機鑲埋後，用圖 3-12(b)之研磨機與 3M 碳化矽砂紙研磨，依序由號數#120、#240、#400、#600、#800、#1200、研磨至#2000 號。再用圖 3-12(a)之拋光機與氧化鋁粉拋光，由顆粒 $1\ \mu\text{m}$ 拋光至 $0.3\ \mu\text{m}$ 。

經拋光完成後的試片，須以清水與酒精清洗乾淨並用吹風機吹乾。由

於沃斯田鐵不銹鋼銲接後，熱影響區長時間停留在 $550\sim 850^{\circ}\text{C}$ 的敏化區間，易形成碳化鉻析出，使得晶界及附近的基體局部含鉻量低於 13% 以下，以致降低了該區的耐蝕性，所以造成兩側(718 區及 304 區)抗腐蝕能力不同，所以腐蝕液需要格外特別挑選。

根據文獻[60]，採用 HCl (30 ml) + HNO_3 (10 ml) + CuCl_2 (1g) 之氯化銅混合酸溶液，適用於不銹鋼及高 Ni 或高 Cr 合金，腐蝕時間約 4 分半鐘；腐蝕完畢一樣用清水大量沖洗並用吹風機之冷風模式吹走試片上之水滴，以免影響之後金相的成果，腐蝕完之試片如圖 3-11(b)所示。最後用圖 3-9(a) 之光學顯微鏡(ZEISS Axioskop 40)拍照。

3.8 微硬度試驗

本研究測量銲道硬度時，採用 FUTURE-TECH FM-700 微硬度測定機，如圖 3-13 所示。量測試片先經過研磨再浸蝕，故母材及銲道交界處很明顯可區別之。依據 ASTM E384 之規範，試驗荷重採 500 公克，荷重加壓時間為 10 秒鐘，而量測位置則為距銲件表面下 1 mm 處，且每點間隔 0.5 mm 測量硬度，最後再將量測之值記錄，並繪製成硬度分佈曲線。



圖3-13 微硬度機(FUTURE-TECH FM-700)

3.9 田口方法之直交表與實驗參數配置

在混合型助銲劑實驗中，取最佳深寬比之助銲劑當作目標函數，並利用田口方法之 L_{18} 直交表來做控制因子及水準值之配置，如表 3-6 及表 3-7 所示，其中田口方法之固定參數為：鎢棒外徑 3.2mm、鎢棒伸出罩杯長度：

3.0mm；而雜音因子為取樣之位置，如圖 3-8 的 A 區和 B 區。

表3-6田口方法之銲接參數設計： $L_{18}(2^1 \times 3^5)$

控制因子 水準值	A	B	C	D	E	F
	電弧 長度 (mm)	氬氣 流量 (ℓ/min)	銲接電 流 (A)	銲槍 走速 (mm/min)	鎢棒 角度 (度)	助銲劑比例 SiO ₂ : MoO ₃ (wt%)
Level 1	2.0	10	170	150	45	75% : 25%
Level 2	2.5	12	180	160	60	50% : 50%
Level 3	-	14	190	170	75	25% : 75%

表 3-7 L_{18} 直交表之銲接參數配置

	A	B	C	D	E	F
	電弧 長度 (mm)	氬氣 流量 (ℓ/min)	銲接 電流 (A)	銲槍 走速 (mm/min)	鎢棒 角度 (度)	助銲劑比 例 (%)
1	2.0	10	170	150	45	75% : 25%
2	2.0	10	180	160	60	50% : 50%
3	2.0	10	190	170	75	25% : 75%
4	2.0	12	170	150	60	50% : 50%
5	2.0	12	180	160	75	25% : 75%
6	2.0	12	190	170	45	75% : 25%
7	2.0	14	170	160	45	25% : 75%
8	2.0	14	180	170	60	75% : 25%
9	2.0	14	190	150	75	50% : 50%
10	2.5	10	170	170	75	50% : 50%
11	2.5	10	180	150	45	25% : 75%
12	2.5	10	190	160	60	75% : 25%
13	2.5	12	170	160	75	75% : 25%
14	2.5	12	180	170	45	50% : 50%
15	2.5	12	190	150	60	25% : 75%
16	2.5	14	170	170	60	25% : 75%
17	2.5	14	180	150	75	75% : 25%
18	2.5	14	190	160	45	50% : 50%

表 3-8 $L_{18}(2^1 \times 3^7)$ 直交表

	控制因子							
實驗 組數	A	B	C	D	E	F	G	H
1	1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	2	2	2	2	2	2
3	1	1	3	3	3	3	3	3
4	1	2	1	1	2	2	3	3
5	1	2	2	2	3	3	1	1
6	1	2	3	3	1	1	2	2
7	1	3	1	2	1	3	2	3
8	1	3	2	3	2	1	3	1
9	1	3	3	1	3	2	1	2
10	2	1	1	3	3	2	2	1
11	2	1	2	1	1	3	3	2
12	2	1	3	2	2	1	1	3
13	2	2	1	2	3	1	3	2
14	2	2	2	3	1	2	1	3
15	2	2	3	1	2	3	2	1
16	2	3	1	3	2	3	1	2
17	2	3	2	1	3	1	2	3
18	2	3	3	2	1	2	3	1

第四章 結果與討論

4.1 助銲劑對銲道顯微結構之影響

Inconel 718 超合金為固溶退火之狀態，其顯微結構如圖 4-1 所示，為微細之等軸狀晶粒。由文獻中[22]可查知，圖中在 1000X 倍數下所觀察到基底上之黑點為碳化物。此碳化物有兩種，一種為含大量的 Nb 及少量 Ti 之碳化物，此碳化物是以(Nb, Ti) C 之形式存在；另一種為含大量的 Ti、N 及少量的 Nb 和 C，因此 Inconel 718 超合金顯微結構中的氮化物是以 TiN 形式存在。

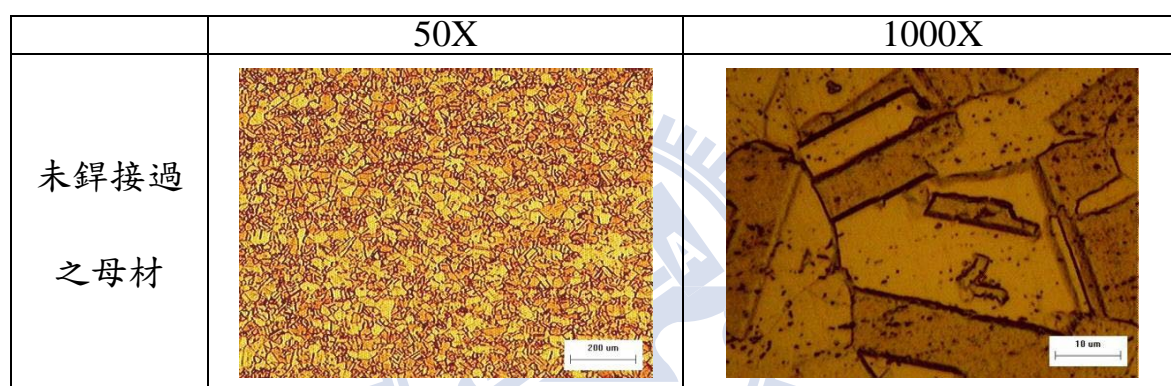


圖4-1 Inconel 718超合金母材之顯微結構

圖 4-2 為銲道及熱影響區取樣位置圖，718 母材 Bead-on-Plate 銲接之橫截面如圖 4-3 所示。由 OM 顯微鏡觀察下可以明顯分辨銲道、熱影響區以及母材三個區域，718 之母材經銲接後，顯微結構有明顯之改變，這些都會影響到銲後試片之機械性質，其中熱影響區中的晶粒明顯比母材還大。

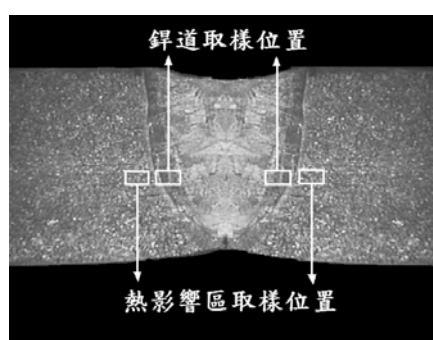


圖4-2 銲道橫截面圖

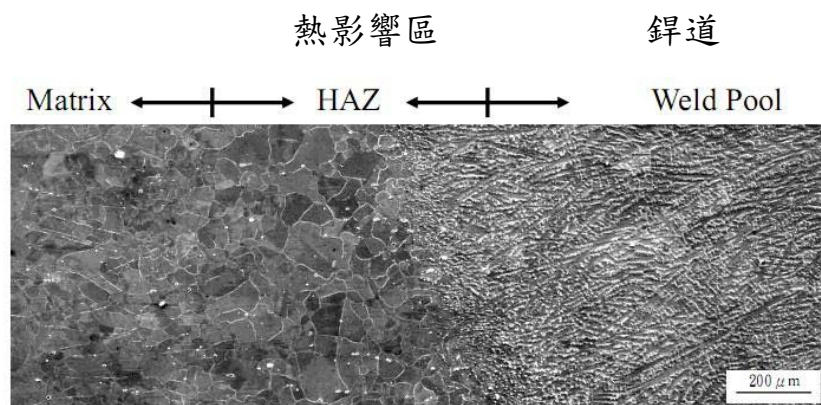


圖 4-3 Inconel 718 超合金鐸道橫截面圖[22]

表4-1添加助鐸劑之代碼對照表

代號	助鐸劑種類	代號	助鐸劑種類
A01	無添加	A06	$\text{SiO}_2 + \text{MoO}_3$
A02	SiO_2	A07	$\text{SiO}_2 + \text{NiO}$
A03	NiO	A08	$\text{MoO}_3 + \text{NiO}$
A04	MoS_2	A09	$\text{SiO}_2 + \text{MoS}_2$
A05	MoO_3	A10	$\text{MoS}_2 + \text{NiO}$
-	-	A11	$\text{MoS}_2 + \text{MoO}_3$

由以下金相可看出，固定參數下，電流及電弧等各項影響鐸接甚巨之重要條件皆相同，所以造成添加不同助鐸劑之鐸後晶粒大小皆相差不大。觀察圖 4-4 至圖 4-13 之金相顯微結構，在使用不同助鐸劑的情形下，鐸道仍然以向外放射的樹枝狀結構為主，而所有的熱影響區之晶粒都有明顯變較粗大的現象，因為並無做鐸後熱處理，故未產生顯著的微觀結構變化。其微觀結構並不因使用不同的助鐸劑而有顯著的差異，即使因使用不同之助鐸劑而使熱影響區晶粒大小略有不同，但以硬度測試值來看，差異性並不大，鐸道線內之硬度差距約在 9~21 Hv 之間，真正影響的應是接下來要討論之熔深與深寬比。

觀察圖 4-5 試片之鐸道 1000X 下可觀察出許多析出物。此析出物有兩種，分別為 Nb-rich 碳化物及 Ti-rich 氮化物。這些相之所以會出現是因為鐸道在凝固的過程中， γ 基地會大量排出如 Nb、Mo 及 Ti 等原子到放射狀晶之間，因此會在此區域形成碳化物及氮化物[22]。

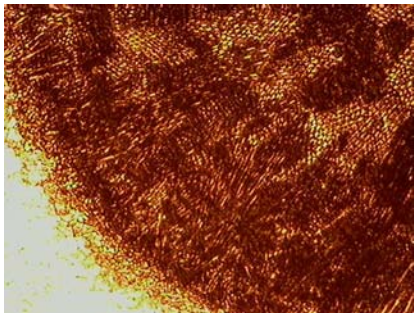
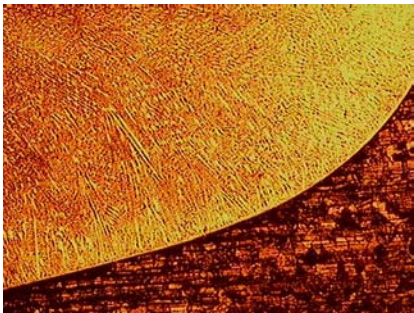
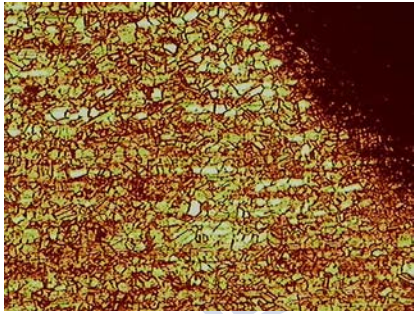
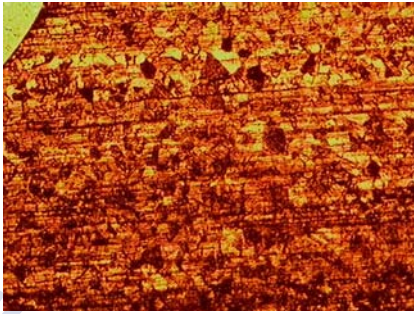
A01	Inconel 718 superalloy	AISI 304
鐸道		
Without Flux		
熱影響區		

圖4-4 未添加任何助鐸劑之金相觀察(50X)

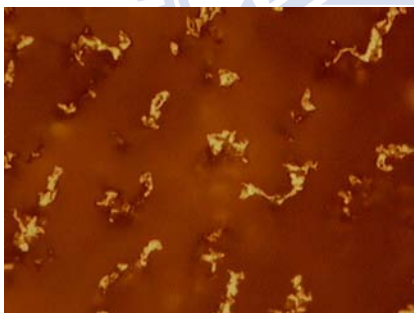
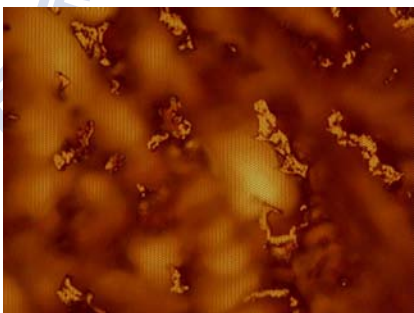
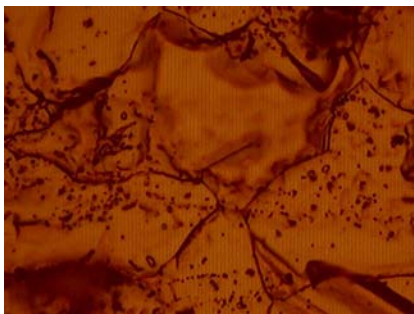
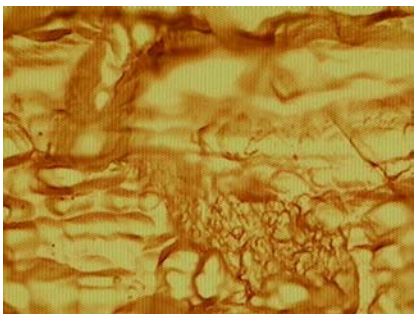
A01	Inconel 718 superalloy	AISI 304
鐸道		
Without Flux		
熱影響區		

圖4-5 未添加任何助鐸劑之金相觀察(1000X)

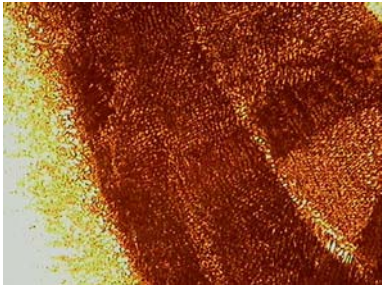
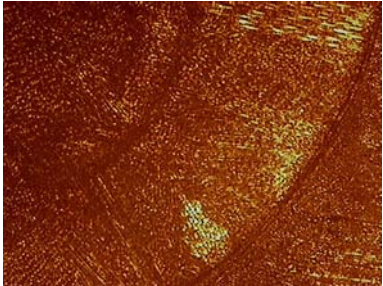
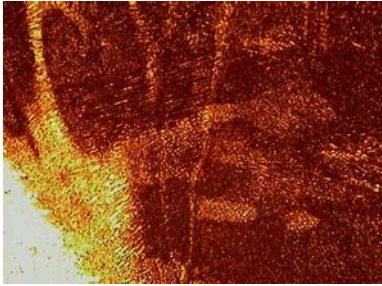
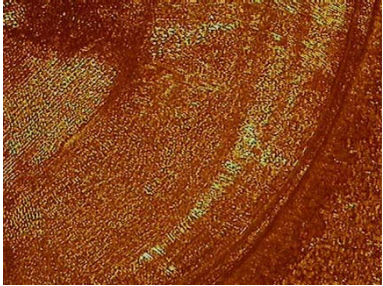
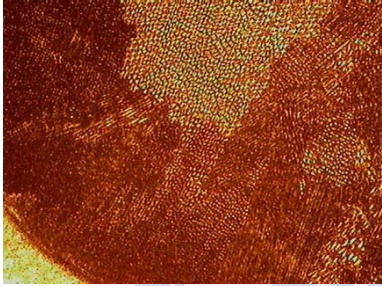
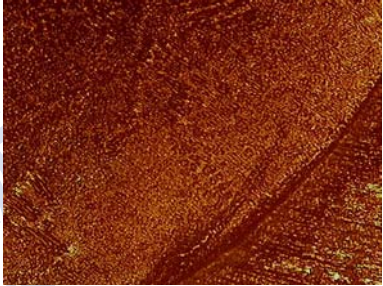
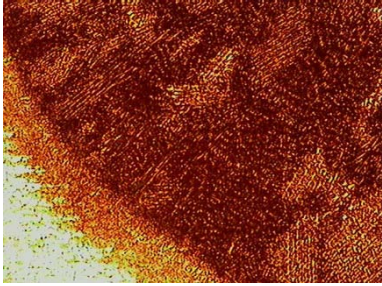
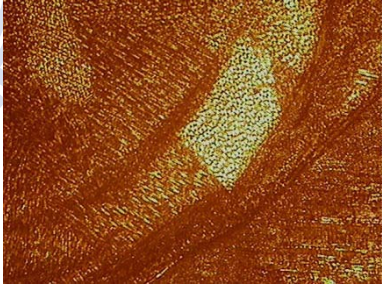
鍍道	Inconel 718 superalloy	AISI 304
SiO ₂		
NiO		
MoS ₂		
MoO ₃		

圖4-6 添加單一助鍍劑之鍍道金相觀察(50X)

由圖 4-7 鐳道之 1000X 倍率下，可以清晰地看到許多析出物，其中添加 SiO_2 和 NiO 之鐳道析出物相似，和無添加助鐳劑(如圖 4-5)之鐳道析出物都為不規則條狀；添加 MoS_2 之鐳道析出物為明顯顆粒狀；而添加 MoO_3 之鐳道析出物為不規則長條狀。如前所述，這些析出物分別為 Nb-rich 碳化物及 Ti-rich 氮化物。

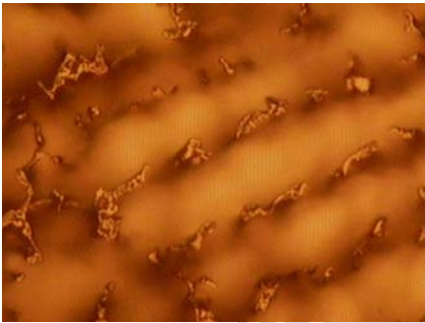
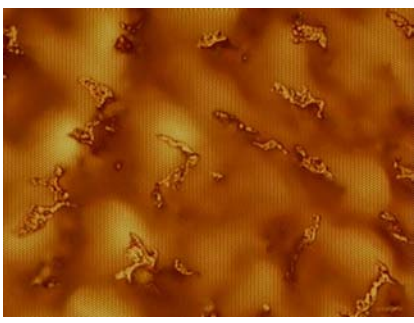
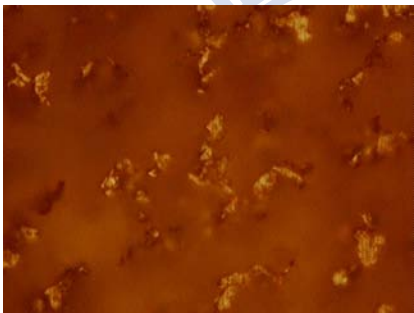
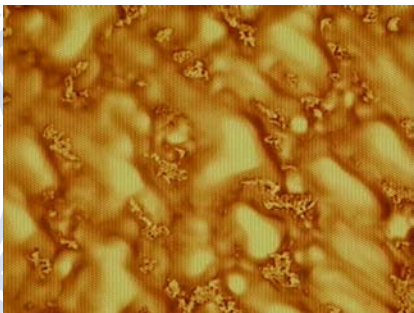
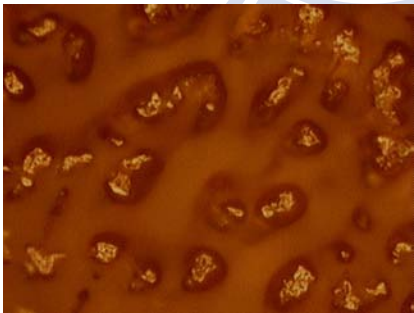
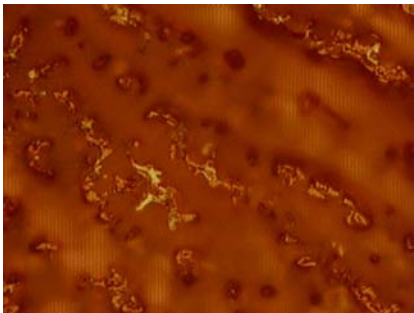
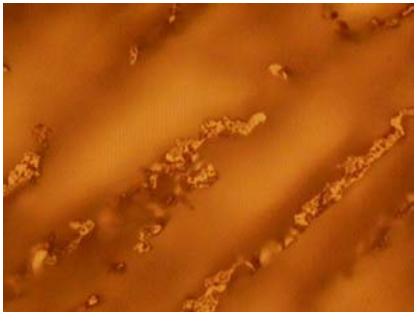
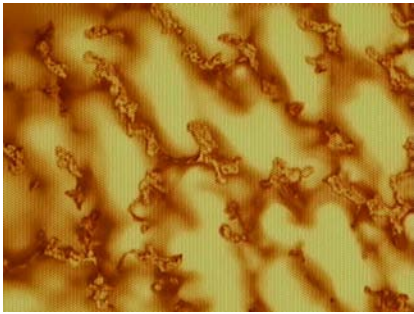
鐳道	Inconel 718 superalloy	AISI 304
SiO_2		
NiO		
MoS_2		
MoO_3		

圖4-7 添加單一助鐳劑之鐳道金相觀察(1000X)

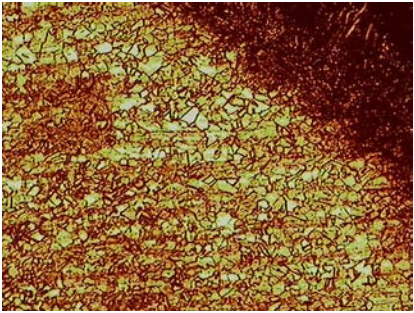
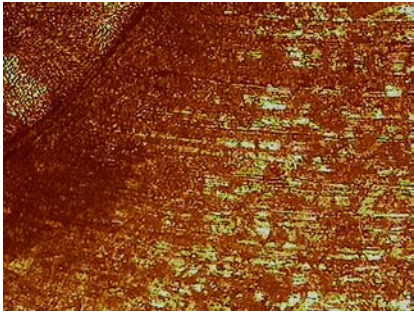
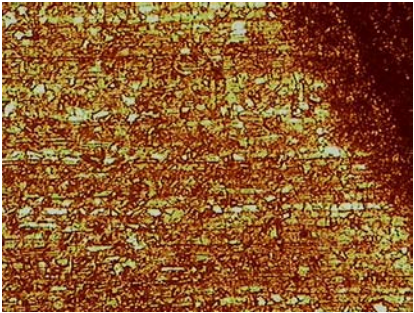
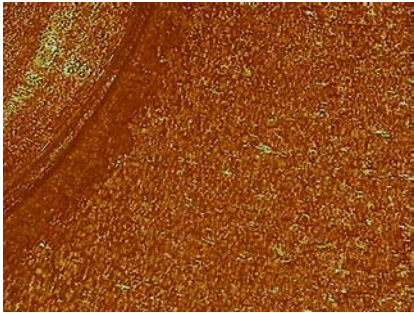
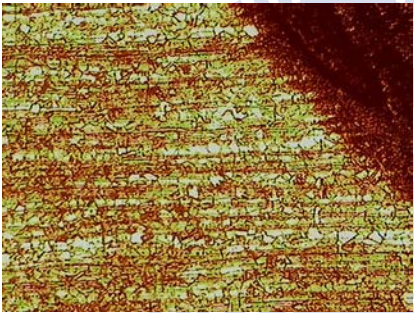
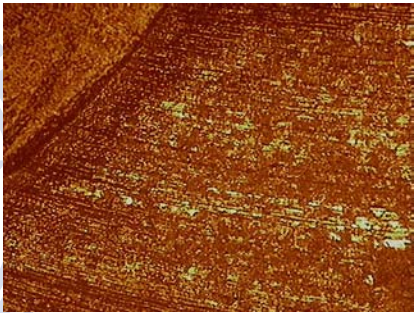
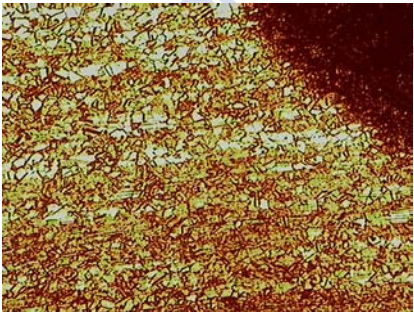
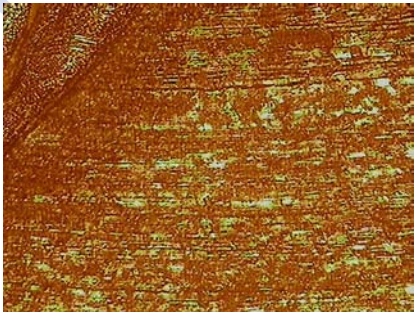
熱影響區	Inconel 718 superalloy	AISI 304
SiO ₂		
NiO		
MoS ₂		
MoO ₃		

圖4-8 添加單一助焊劑之熱影響區金相觀察(50X)

Inconel 718 超合金試片之熱影響區在 1000X 倍率下可以清楚觀察到等軸晶粒，上面的黑點為其碳化物(Nb, Ti)C 及 TiN。其中以添加 MoO₃ 之熱影響區黑點最多，其次是 MoS₂，而添加 SiO 和 NiO 之試片熱影響區黑點都非常少，如圖 4-9 所示。

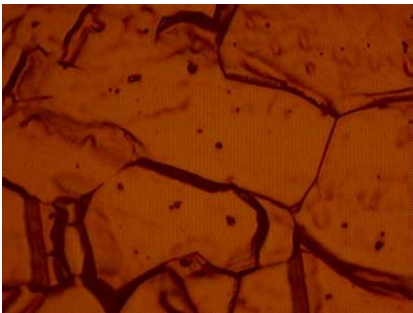
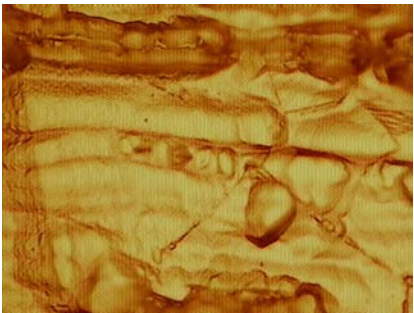
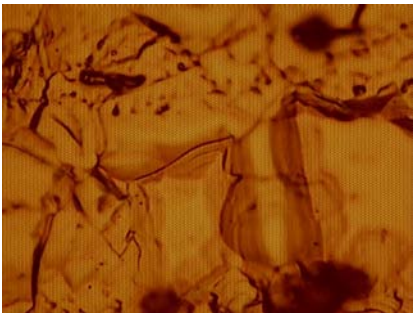
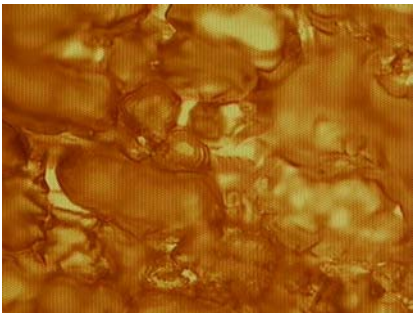
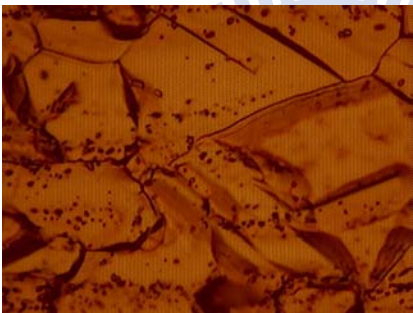
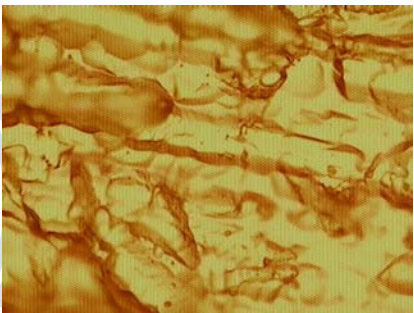
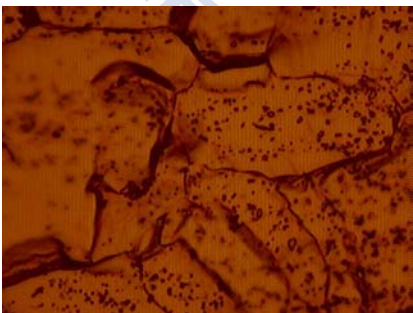
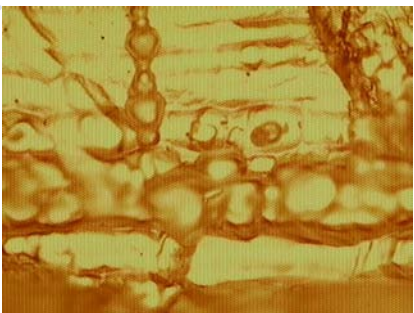
熱影響區	Inconel 718 superalloy	AISI 304
SiO ₂		
NiO		
MoS ₂		
MoO ₃		

圖4-9 添加單一助銲劑之熱影響區金相觀察(1000X)

添加混合型助銲劑之銲道 1000X倍率下，銲道析出物皆為不規則長條狀，且都比添加單一助銲劑時更為密集，如圖4-11所示。而添加混合型助銲劑之熱影響區部分，以SiO₂-NiO及MoO₃-NiO之碳化物黑點最多，其次為添加MoS₂-NiO和MoS₂-MoO₃之試片，而SiO₂-MoO₃和SiO₂- MoS₂之碳化物黑點最少，如圖4-13所示。

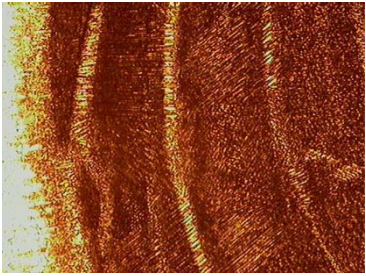
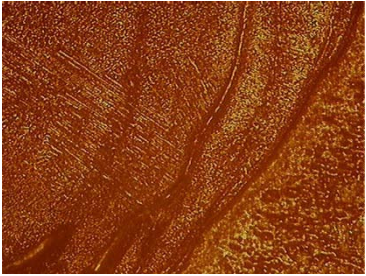
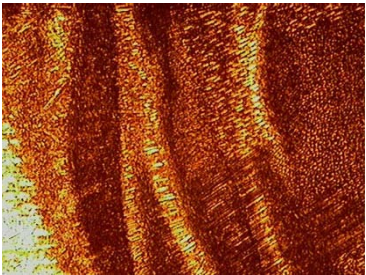
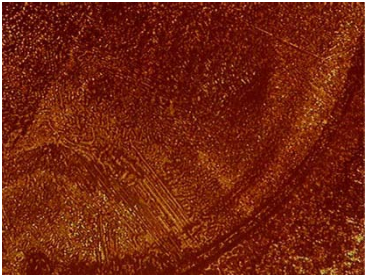
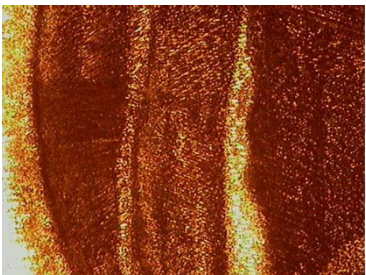
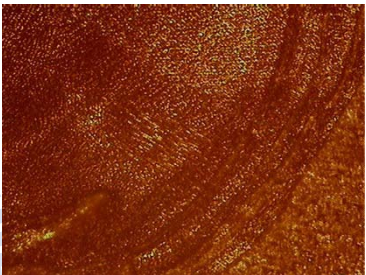
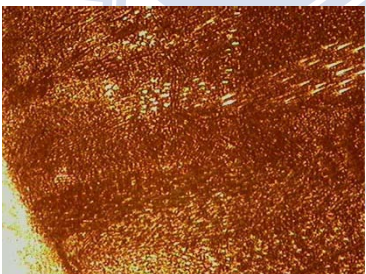
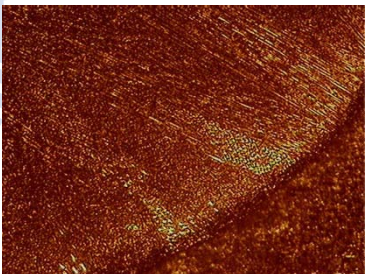
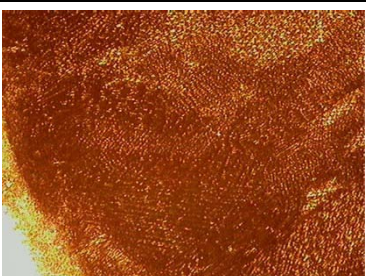
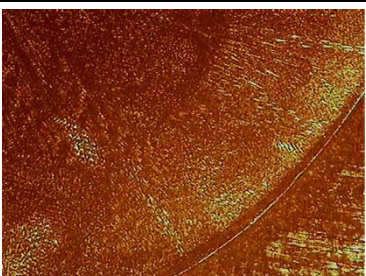
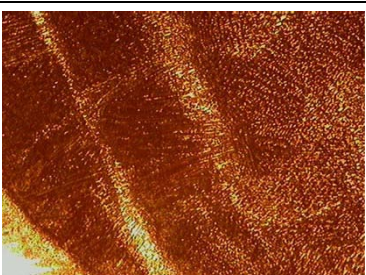
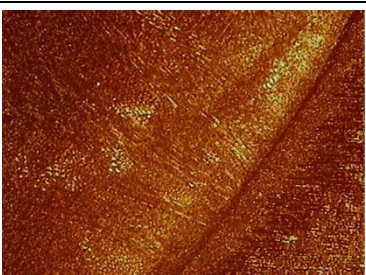
鍍道	Inconel 718 superalloy	AISI 304
SiO ₂ MoO ₃		
SiO ₂ NiO		
MoO ₃ NiO		
SiO ₂ MoS ₂		
MoS ₂ NiO		
MoS ₂ MoO ₃		

圖4-10 添加混合型助鍍劑之鍍道金相觀察(50X)

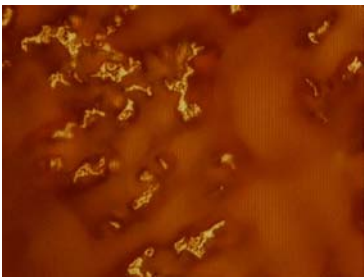
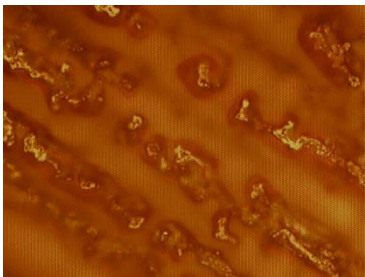
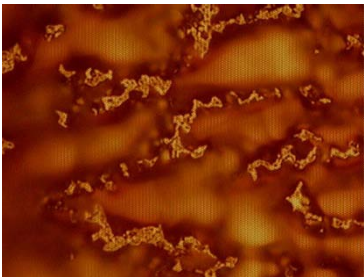
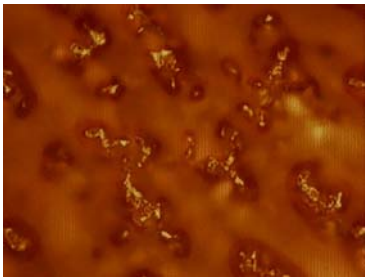
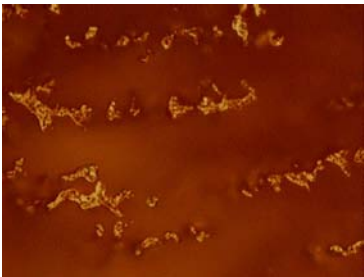
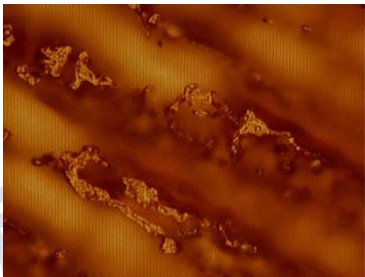
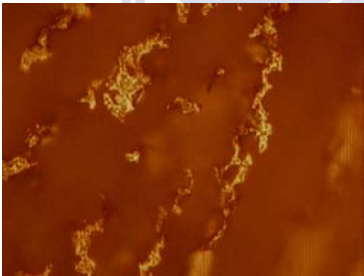
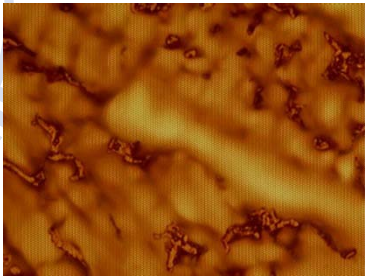
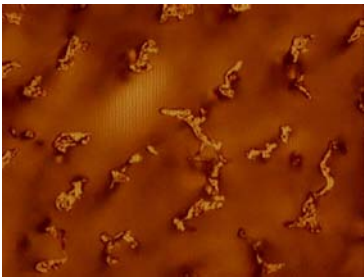
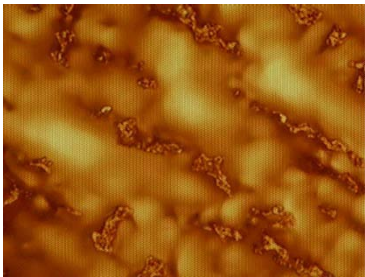
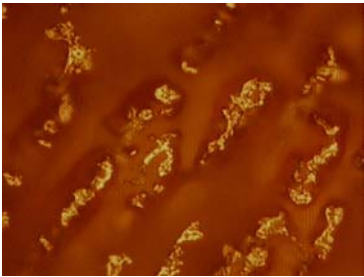
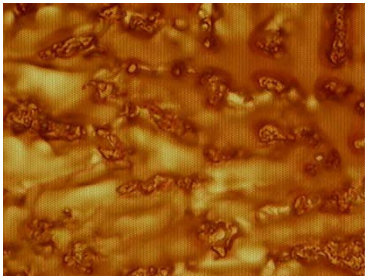
銲道	Inconel 718 superalloy	AISI 304
SiO ₂ MoO ₃		
SiO ₂ NiO		
MoO ₃ NiO		
SiO ₂ MoS ₂		
MoS ₂ NiO		
MoS ₂ MoO ₃		

圖4-11 添加混合型助銲劑之銲道金相觀察(1000X)

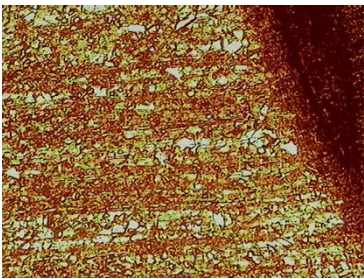
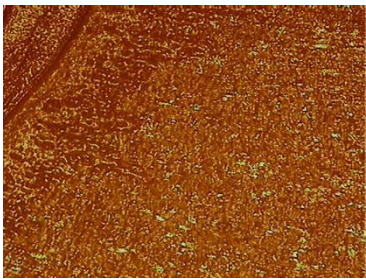
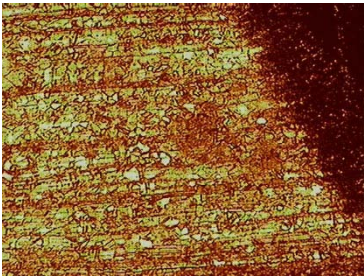
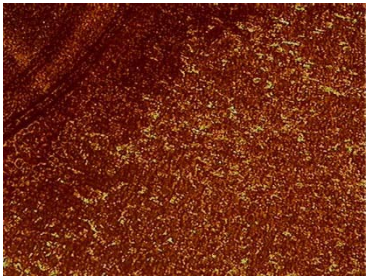
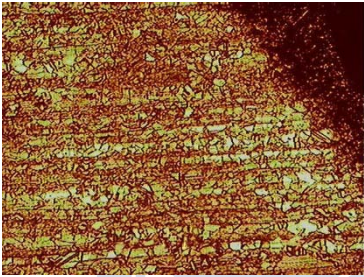
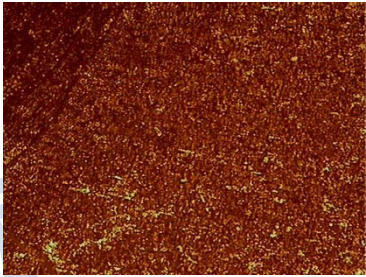
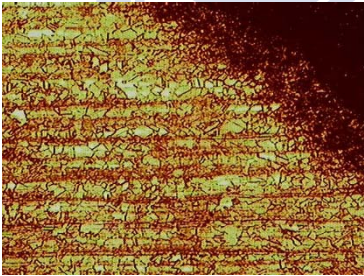
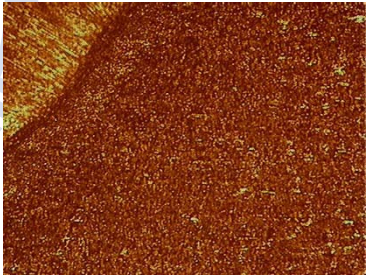
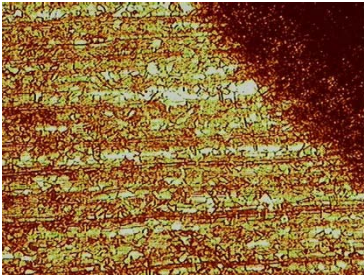
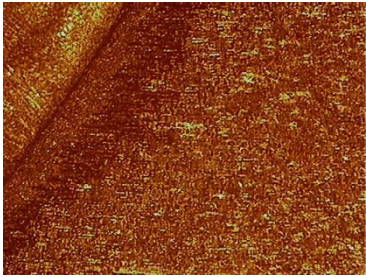
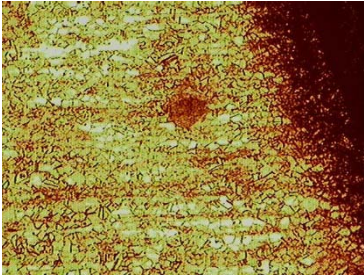
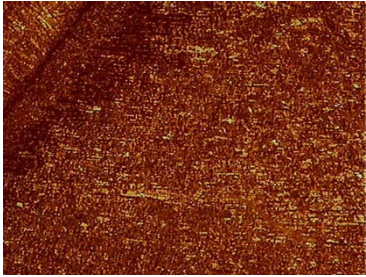
熱影響區	Inconel 718 superalloy	AISI 304
SiO ₂ MoO ₃		
SiO ₂ NiO		
MoO ₃ NiO		
SiO ₂ MoS ₂		
MoS ₂ NiO		
MoS ₂ MoO ₃		

圖4-12 添加混合型助焊劑之熱影響區金相觀察(50X)

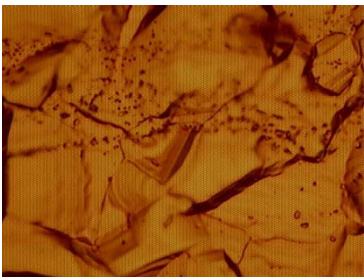
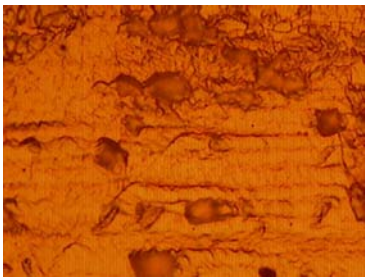
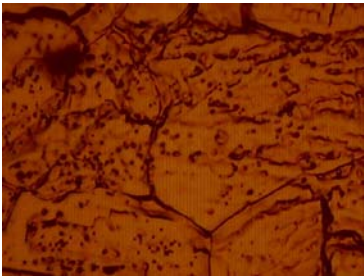
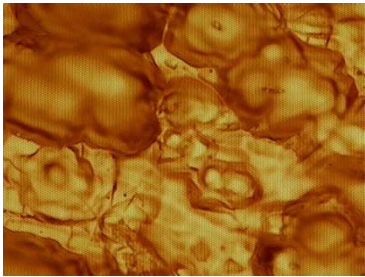

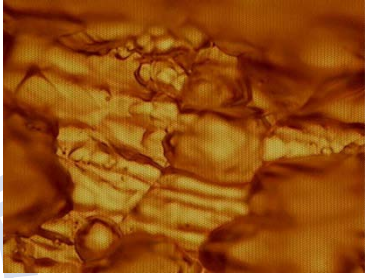
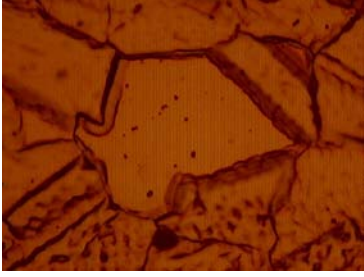
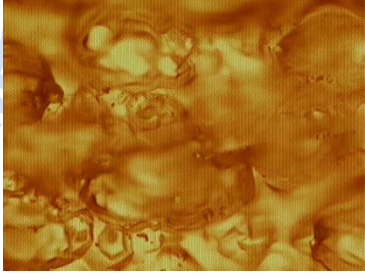
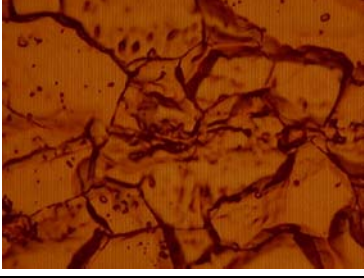

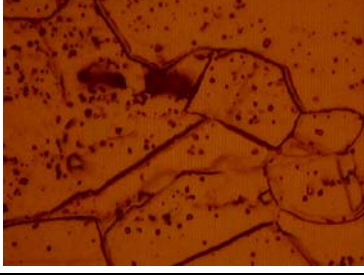
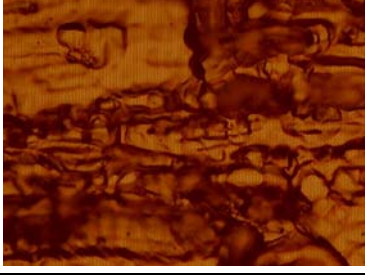
熱影響區	Inconel 718 superalloy	AISI 304
SiO ₂ MoO ₃		
SiO ₂ NiO		
MoO ₃ NiO		
SiO ₂ MoS ₂		
MoS ₂ NiO		
MoS ₂ NiO		

圖4-13 添加混合型助鋅劑之熱影響區金相觀察(1000X)

4.2 助銲劑對銲道形態之影響

4.2.1 單一助銲劑對銲道熔深、深寬比與熔融面積之影響

表 4-2 記錄了添加單一型助銲劑之 4 組試片和 1 組未添加助銲劑之深寬比、深度及寬度。從初步結果(表 4-3、圖 4-14)看來，在銲接參數固定下(參照表 3-2)，真正影響銲道熔深最大的就是助銲劑之種類，其中在添加單一助銲劑下時，以 SiO_2 和 NiO 之效果最好，能將熔深分別提升 114% 及 71% 之比例，其次則是 MoS_2 (63%) 及 MoO_3 (49%)。

表4-2 添加單一型助銲劑之試片深寬比、深度及寬度

代號	A 區			B 區		
	D/W ratio	Depth	Width	D/W ratio	Depth	Width
A01	0.24	2.20	9.19	0.24	2.25	9.32
A02	0.85	5.03	5.89	0.82	4.55	5.59
A03	0.88	3.62	4.13	0.93	4.04	4.36
A04	0.69	3.61	5.23	0.64	3.66	5.72
A05	0.41	3.08	7.44	0.47	3.60	7.59

表4-3 單一型助銲劑與銲道取樣位置對銲道熔深之影響

銲道熔深 (mm)	SiO_2	NiO	MoS_2	MoO_3	Without flux
A區	5.03	3.62	3.61	3.08	2.20
B區	4.55	4.04	3.66	3.60	2.25
平均	4.79	3.83	3.64	3.34	2.23
電弧電壓 (V)	14.6	12.9	13.3	10.2	15.1
銲道熔深 提升比例	114.8%	71.75%	63.23%	49.78%	

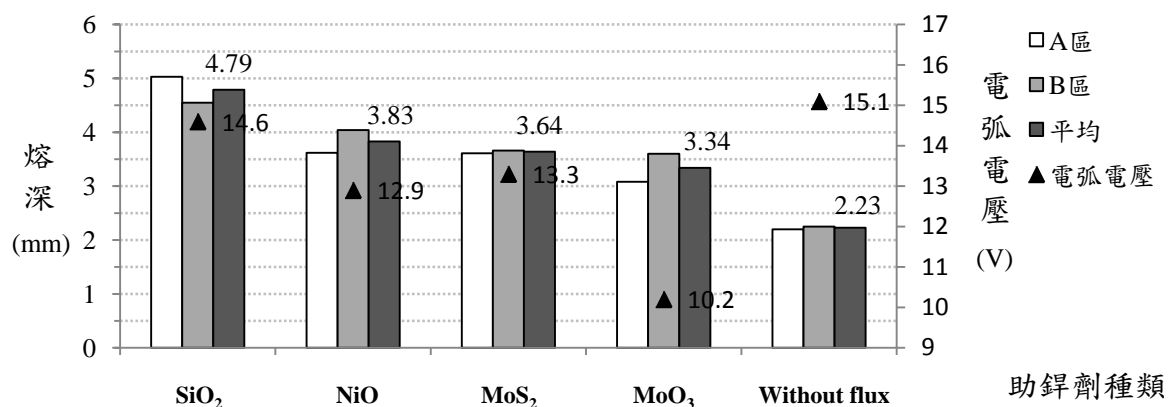


圖4-14 單一助銲劑對銲道熔深之影響

鐳道之熔融區深且窄是最佳的情況，所以深寬比的數據是一種參考鐳道品質的重要數據，但熔深越大並不代表深寬比就越高，因為鐳道寬度也會改變，而影響到深寬比之大小。由表 4-4 和圖 4-15 看來，深寬比數據亦與熔深之結果相似， SiO_2 和 NiO 能有效將深寬比提升超過 250% 以上之比例， MoS_2 也有 179% 之成果， MoO_3 則是 83%。從熔深的觀點來看， SiO_2 之效果最好(114%)，其次則是 NiO (71.75%)；但是深寬比提升比例卻是 NiO 最好(279.17%)，大於 SiO_2 之 250%，表示 NiO 比 SiO_2 更能有效地縮窄鐳道之熔融區域。

表4-4 單一型助鐳劑與鐳道取樣位置對鐳道深寬比之影響

鐳道深寬比	SiO_2	NiO	MoS_2	MoO_3	Without flux
A區	0.85	0.88	0.69	0.41	0.24
B區	0.82	0.93	0.64	0.47	0.24
平均	0.84	0.91	0.67	0.44	0.24
電弧電壓 (V)	14.6	12.9	13.3	10.2	15.1
深寬比提升比例	250%	279.17%	179.17%	83.33%	

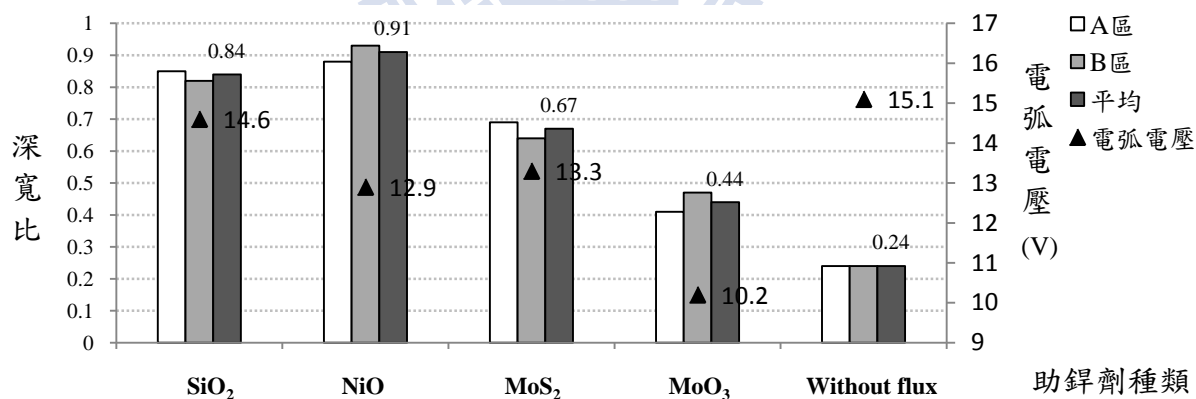


圖4-15 單一助鐳劑對鐳道深寬比之影響

從表4-5和圖4-16之結果得知， SiO_2 之熔融面積增加比例最大，其次是 MoO_3 ，而添加 NiO 和 MoS_2 都會降低銲道之熔融面積。

一般說來，熔融面積與電流量成正比，因為提高銲接電流會提高銲接之熱輸出量與降低銲件冷卻速率，因此會增加銲道之熔融面積。但是過大之電流，卻會使銲道之熔深和深寬比降低。在固定參數下，添加單一助銲劑試片熔融面積相差甚少，與提升銲道熔深和深寬比之結果相比，並不存在著絕對關係。

表4-5 單一型助銲劑與銲道取樣位置對熔融面積之影響

熔融面積 (mm^2)	SiO_2	NiO	MoS_2	MoO_3	Without flux
A區	19.92	13.29	14.22	15.52	14.50
B區	17.51	15.62	14.31	16.35	15.05
平均	18.72	14.46	14.27	15.94	14.78
熱輸出量 (KJ/cm)	9.928	8.772	9.044	10.2	10.268
熔融面積 提升比例	26.66%	-2.17%	-3.45%	7.85%	

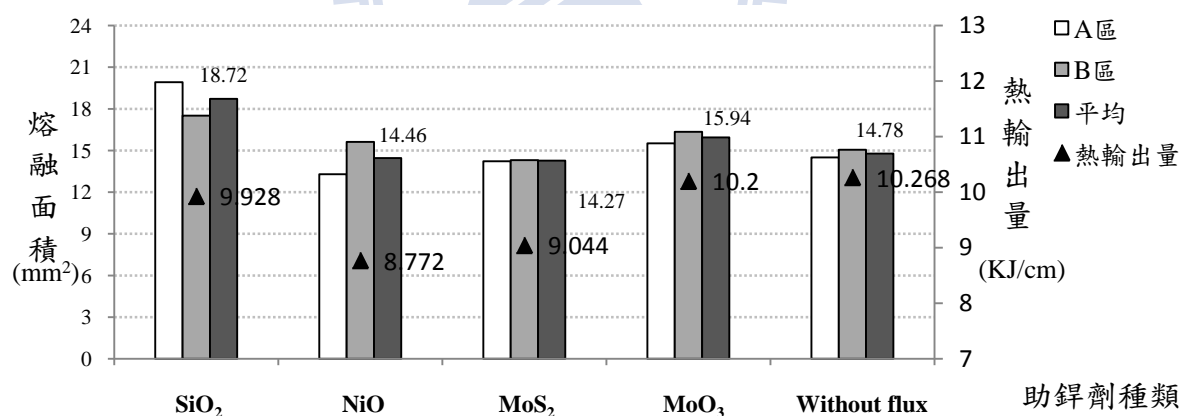


圖4-16 單一助銲劑對熔融面積之影響

4.2.2 混合型助鋅劑對鋅道熔深、深寬比與熔融面積之影響

表 4-6 記錄了添加混合型助鋅劑之試片深寬比、深度及寬度。從表 4-7、4-8 及圖 4-17、4-18 可得知，混合型助鋅劑提升熔深之比例，最高可達 110%，與添加單一型助鋅劑之最佳效果相距不大，但是提升深寬比效果卻明顯比添加單一助鋅劑好， $\text{SiO}_2\text{-MoO}_3$ 提升比例高達 370%，其次則為 $\text{SiO}_2\text{-NiO}$ 的 275%，最低的是 $\text{SiO}_2\text{-MoS}_2$ 之 112%。

表4-6 添加混合型助鋅劑之試片深寬比、深度及寬度

代號	A 區			B 區		
	D/W ratio	Depth	Width	D/W ratio	Depth	Width
A01	0.24	2.20	9.19	0.24	2.25	9.32
A06	1.11	4.49	4.04	1.14	4.89	4.30
A07	0.91	4.50	4.94	0.89	4.85	5.43
A08	0.89	4.24	4.77	0.94	4.21	4.49
A09	0.53	3.49	6.63	0.48	3.25	6.76
A10	0.56	3.73	6.66	0.52	3.58	6.86
A11	0.53	3.52	6.65	0.59	3.94	6.63

表4-7 混合型助鋅劑與鋅道取樣位置對鋅道熔深之影響

鋅道熔深 (mm)	SiO_2 MoO_3	SiO_2 NiO	MoO_3 NiO	SiO_2 MoS_2	MoS_2 NiO	MoS_2 MoO_3	Without flux
A區	4.49	4.50	4.24	3.49	3.73	3.52	2.20
B區	4.89	4.85	4.21	3.25	3.58	3.94	2.25
平均	4.69	4.68	4.23	3.37	3.66	3.73	2.23
電弧電壓 (V)	13.3	13.1	13	15	14.2	14.1	15.1
熔深提升比例	110.31%	109.87%	89.69%	51.12%	64.13%	67.26%	

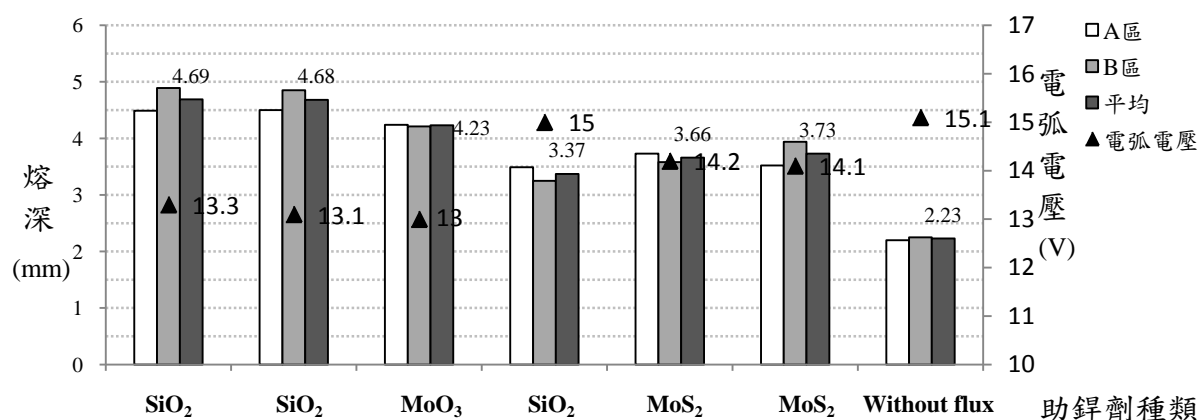


圖4-17 混合型助鋅劑對鋅道熔深之影響

表4-8 混合型助鐳劑與鐳道取樣位置對鐳道深寬比之影響

鐳道 深寬比	SiO ₂ MoO ₃	SiO ₂ NiO	MoO ₃ NiO	SiO ₂ MoS ₂	MoS ₂ NiO	MoS ₂ MoO ₃	Without flux
A區	1.11	0.91	0.89	0.53	0.56	0.53	0.24
B區	1.14	0.89	0.94	0.48	0.52	0.59	0.24
平均	1.13	0.9	0.92	0.51	0.54	0.56	0.24
電弧電壓 (V)	13.3	13.1	13	15	14.2	14.1	15.1
深寬比提 升比例	370.83%	275%	283.33%	112.5%	125%	133.3%	

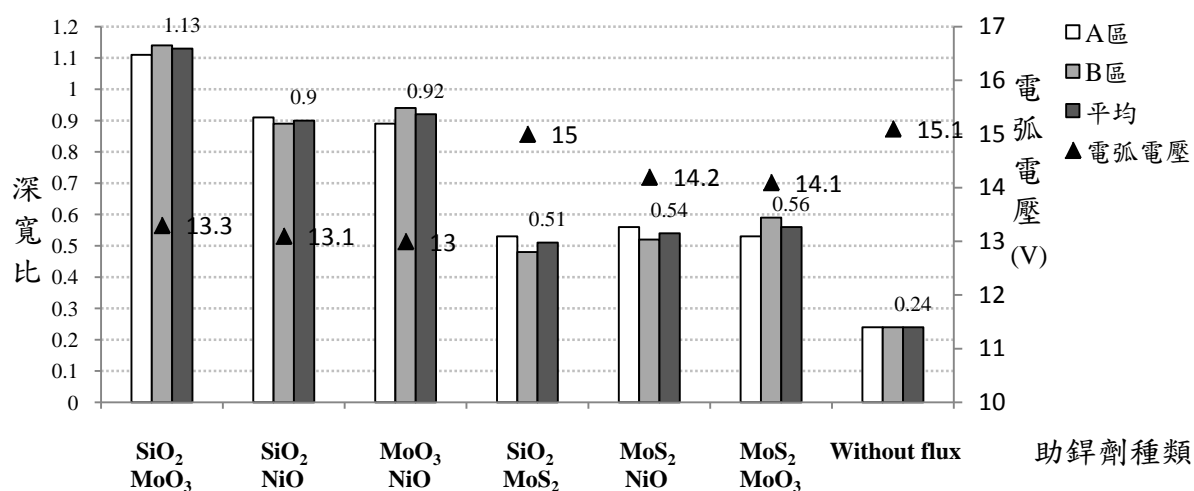


圖4-18 混合型助鐳劑對鐳道深寬比之影響

一般而言，活性助鐳劑是金屬的氧化物，故為電的絕緣體，雖然氧化物的阻抗隨著溫度的增加而降低，但仍顯著大於液態的熔池，因此助鐳劑的效用為在熔池的外圍區域增加一層高電子阻抗區。所以在熔池中央會有較高的電流密度及表面熱能，故能使靠鐳道中央之助鐳劑因高熱揮發，露出母材金屬，使熔池緊縮造成較深之鐳道，尤其混合型助鐳劑之深寬比提升效果又比單一助鐳劑更顯著，就如同表 4-8 及圖 4-18 所示。

固定銲接參數下因為熱輸出量接近，所以添加混合型助銲劑之銲道熔融面積數據都相差不多，如表 4-9 及圖 4-19 所示，和熔深及深寬比之提升比例完全無法相比，因此熔融面積與添加助銲劑之種類沒有很大的影響因素。故提高熔融面積的最直接方法仍為增加銲接電流來提高熱輸出量，而使用助銲劑的效果並不明顯，甚至使用某幾種單一助銲劑時會降低銲道熔融面積。

表4-9 混合型助銲劑與銲道取樣位置對熔融面積之影響

熔融面積 (mm ²)	SiO ₂ MoO ₃	SiO ₂ NiO	MoO ₃ NiO	SiO ₂ MoS ₂	MoS ₂ NiO	MoS ₂ MoO ₃	Without flux
A區	14.46	17.38	17.67	17.64	17.54	16.26	14.50
B區	17.51	18.53	16.34	16.37	17.70	16.43	15.05
平均	15.99	17.96	17.01	17.01	17.62	16.35	14.78
熱輸出量 (KJ/cm)	9.044	8.908	8.84	10.2	9.656	9.588	10.268
熔融面積 提升比例	8.25%	21.5%	15.1%	15.1%	19.2%	10.6%	

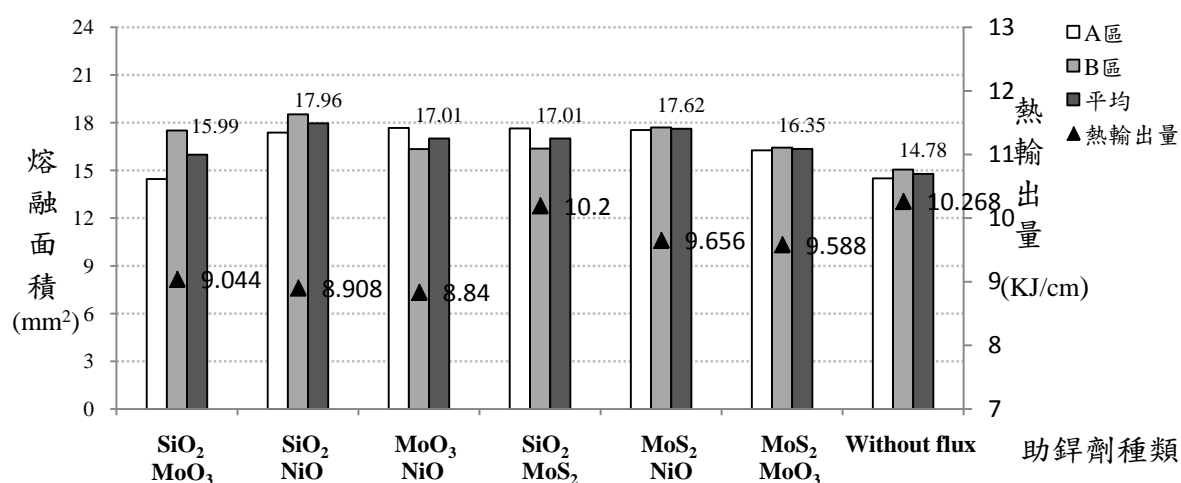


圖4-19 混合型助銲劑對熔融面積之影響

4.3 助銲劑對銲道剖面形狀與熔融面積之影響

由圖 4-20 和圖 4-21 的銲道剖面比較可以看出，使用助銲劑後，銲道剖面形狀明顯由寬而淺之銲道，轉變成相對較窄且深之銲道，熔深增加之效果可由圖中觀測出來，單一助銲劑效果最好的是 SiO_2 ，混合型助銲劑則是頗相近。但是添加混合型助銲劑之銲道寬度卻明顯有差距，所以深寬比增加比例差距非常多，其深寬比增加的比例最高可達 370%，最低則是 125%，效果最好的是 $\text{SiO}_2\text{-MoO}_3$ 和 $\text{SiO}_2\text{-NiO}$ 。

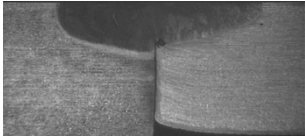
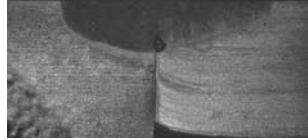




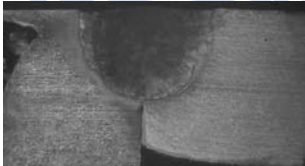


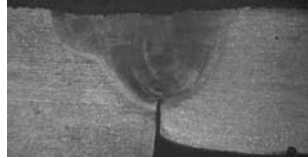
添加之助銲劑	A 區	B 區
Withoutflux		
SiO_2		
NiO		
MoS_2		
MoO_3		

圖4-20 添加單一助銲劑之銲道剖面圖

實驗中所測試之助銲劑皆能使銲道寬度降低，降低之比例為 18.79%(添加 MoO_3)至 54.97%(添加 $\text{SiO}_2\text{- MoO}_3$)。一般而言，氧化物屬廣義之陶瓷，為典型的熱與電的絕緣體，根據章節 2.3.1 中學者所提出的機制，助銲劑的效用為在熔池的外圍區域增加一層高電子阻抗區，使電弧及熔池的寬度較

為集中，故能形成較窄之鐳道。

由於使用混合型助鐳劑，使鐳道深寬比及熔深會隨著取樣之位置(圖 3-8)而有所變異，乃人為塗敷不均和混合型助鐳劑之成份分佈不均所造成。故往後可將鐳道的取樣位置列入田口方法之雜音因子中，以提高整體鐳道熔深及深寬比。



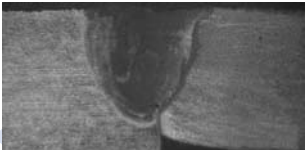
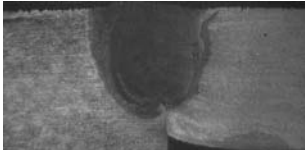








添加之助鐳劑	A 區	B 區
SiO ₂ MoO ₃		
SiO ₂ NiO		
MoO ₃ NiO		
SiO ₂ MoS ₂		
MoS ₂ NiO		
MoS ₂ MoO ₃		

圖4-21 添加混合型助鐳劑之鐳道剖面圖

4.4 助銲劑對銲道微硬度之影響

先針對銲接前之母材作微硬度測試，由圖 4-22、圖 4-23 之 718 及 304 母材微硬度分佈可知，718 母材硬度之分佈約介於 220~250 Hv (Hardness Vickers)之間，304 母材硬度分佈於 180~210 Hv；若取其平均值，則 718 母材的硬度約為 231.8 Hv，304 母材則為 192.4 Hv。

依據章節 3.8 之規範，取圖 3-8 之 A 區，試驗荷重採 500 公克，荷重加壓時間為 10 秒鐘，而量測位置則為距銲件表面下 1 mm 處，且每點間隔 0.5 mm 測量硬度，共壓測 41 點，最後再將量測之值記錄，並繪製成硬度分佈曲線。由所使用的助銲劑種類來分類，將銲道線(Fusion line)內及左、右的硬度值各取平均值，即 718 側和 304 側，並依所使用的助銲劑種類來製圖，如圖 4-24 所示。

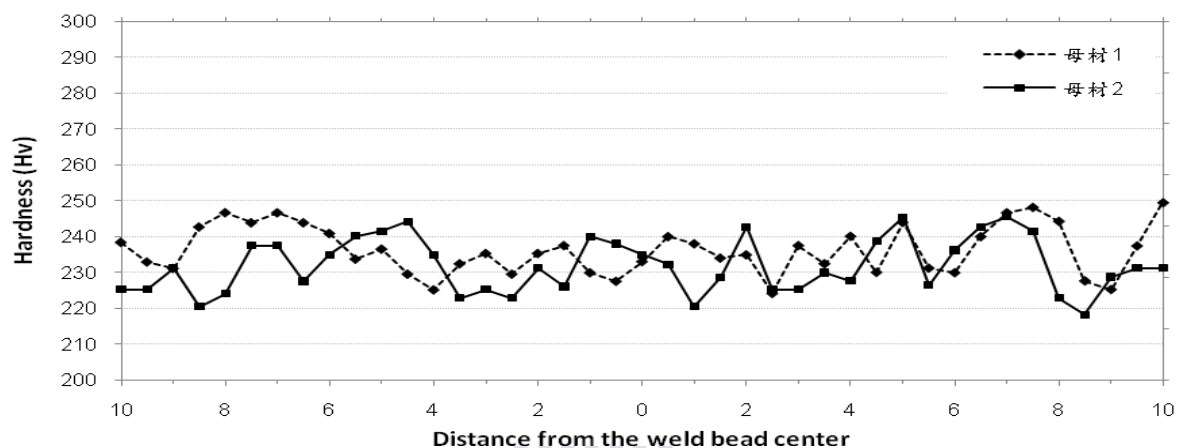


圖4-22微硬度分佈曲線- 未銲接之718母材

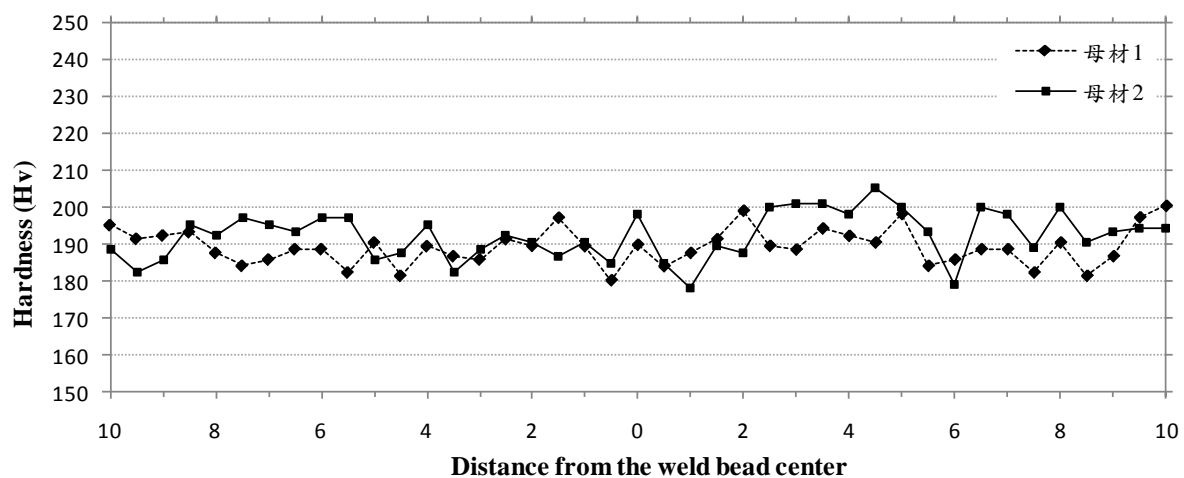


圖4-23微硬度分佈曲線- 未銲接之304母材

由圖 4-24 中之數據可知，因為異種材料銲接，兩種未銲接母材之硬度差距約有 40 Hv 左右，所以無論是否使用助銲劑，或使用不同種類的助銲劑下，銲道線內的硬度平均值皆小於銲件硬度總平均值；且銲件硬度總平均值又大於銲道線右側(304 區)的硬度平均值，小於銲道線左側(718 區)的硬度平均值。其中以添加助銲劑 $\text{SiO}_2\text{-NiO}$ 銲道線內硬度平均值 209.52Hv 最大，其次為 $\text{MoS}_2\text{-NiO}$ 的 205.2Hv。而添加助銲劑 SiO_2 時，使得銲道線內硬度平均值下降為 188.53Hv，比未添加助銲劑之銲件硬度降低 12.49Hv，也是唯一銲道線內硬度平均值比 304 母材(192.4Hv)還低的特例。

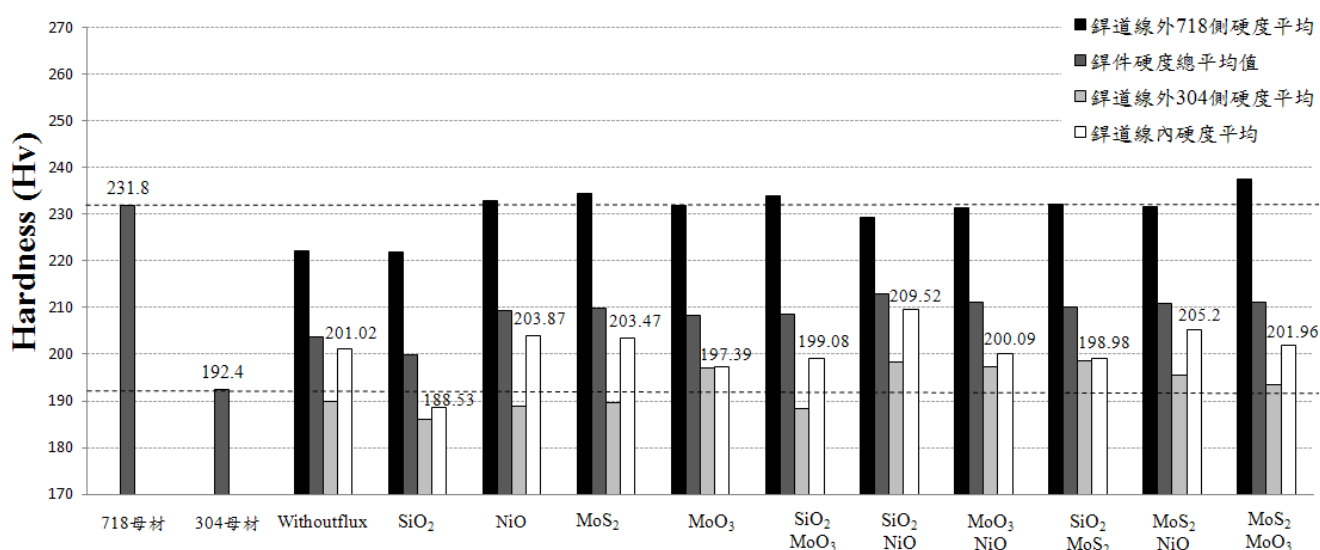


圖4-24使用不同助銲劑之銲道線內外微硬度平均值

由圖 4-25 至圖 4-35 之微硬度分佈曲線可觀察到，銲接之母材在熱影響區之硬度，並沒有因為銲接時的高溫而造成熱影響區發生析出硬化，反而在靠近銲道熔融線附近晶粒粗化之區域，有硬度下降之現象，但此區域不大，因此硬度很快地接近母材之平均硬度。

其中比較特別的是添加 SiO_2 之試片，其硬度在 718 區一過熔融線後急速下降，之後馬上就趨於穩定，也造成它的銲道線內硬度平均值比未銲接的 304 母材還低，如圖 4-26 所示。這是因為 Inconel 718 超合金銲道中 Laves 相會在凝固過程中偏析形成，因其含有大量之 Nb 而使基地的 Nb 含量降低，故造成合金強度降低。故整體而言，銲接過後之母材其銲道硬度才會下降。

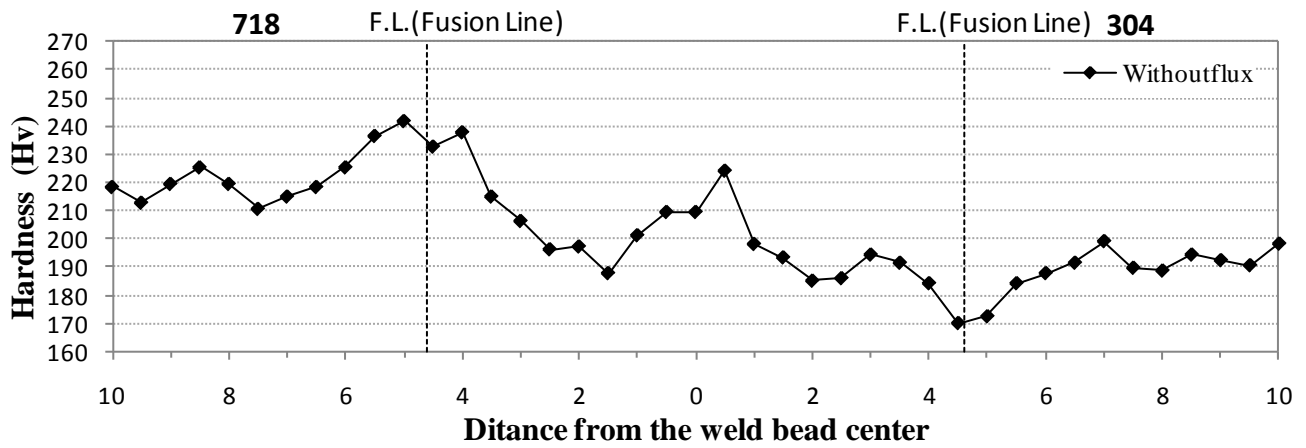


圖4-25微硬度分佈曲線- Withoutflux

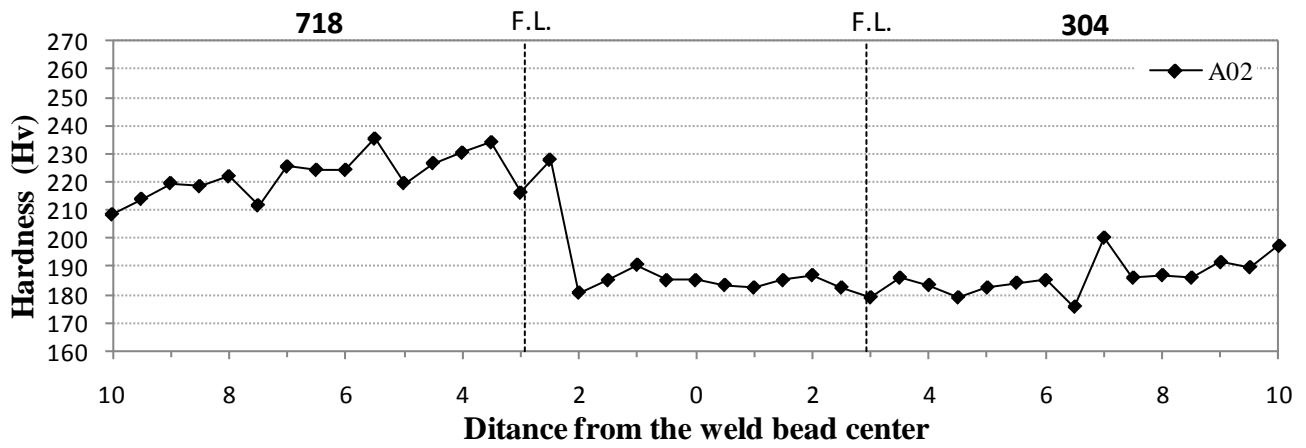


圖4-26微硬度分佈曲線- SiO₂

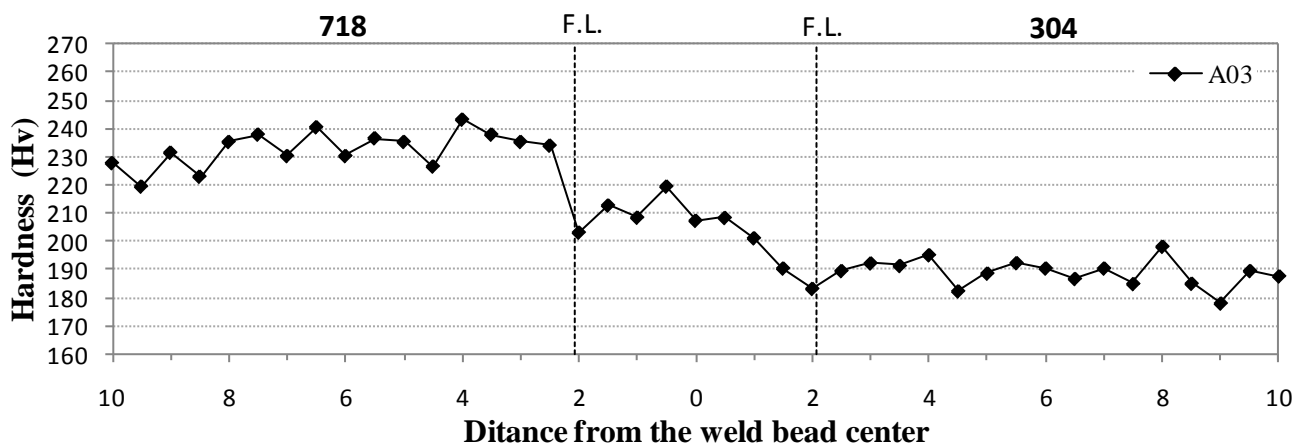


圖4-27微硬度分佈曲線- NiO

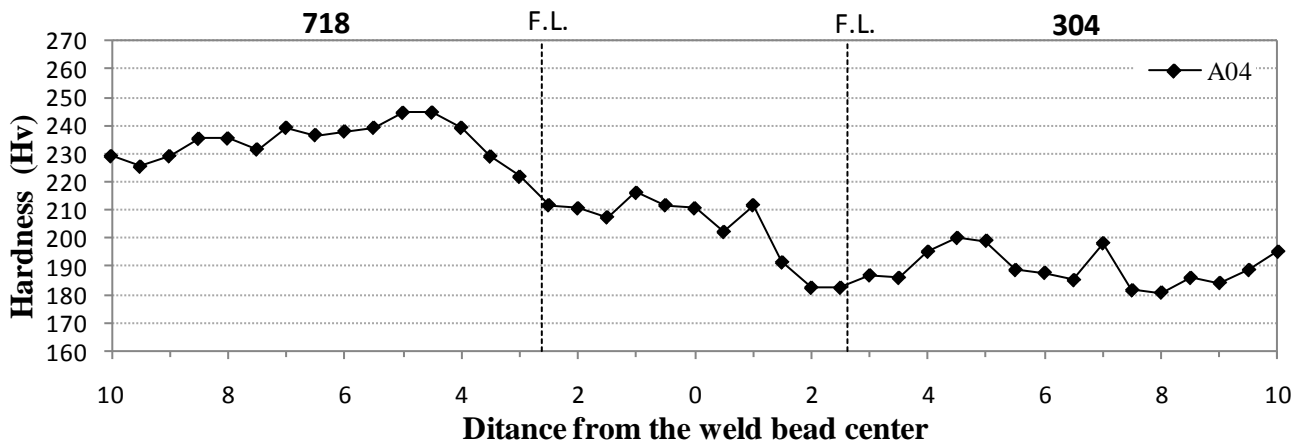


圖4-28微硬度分佈曲線- MoS₂

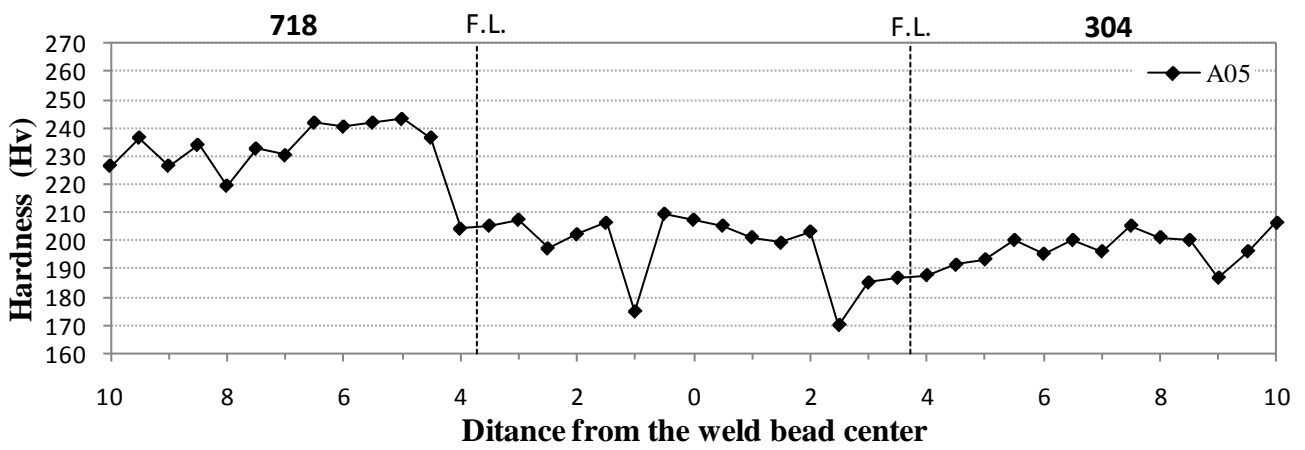


圖4-29微硬度分佈曲線- MoO₃

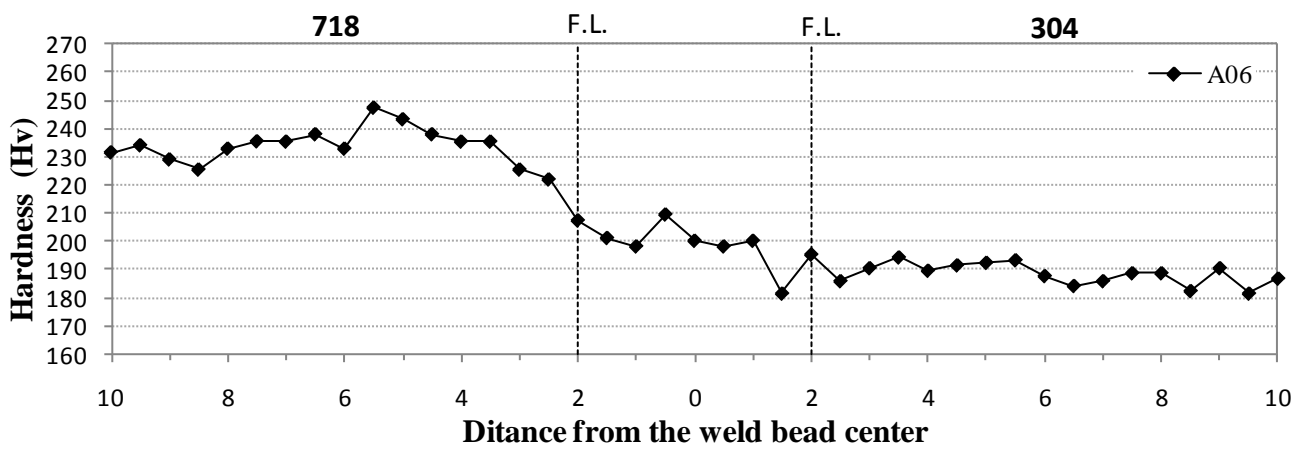


圖4-30微硬度分佈曲線- SiO₂-MoO₃

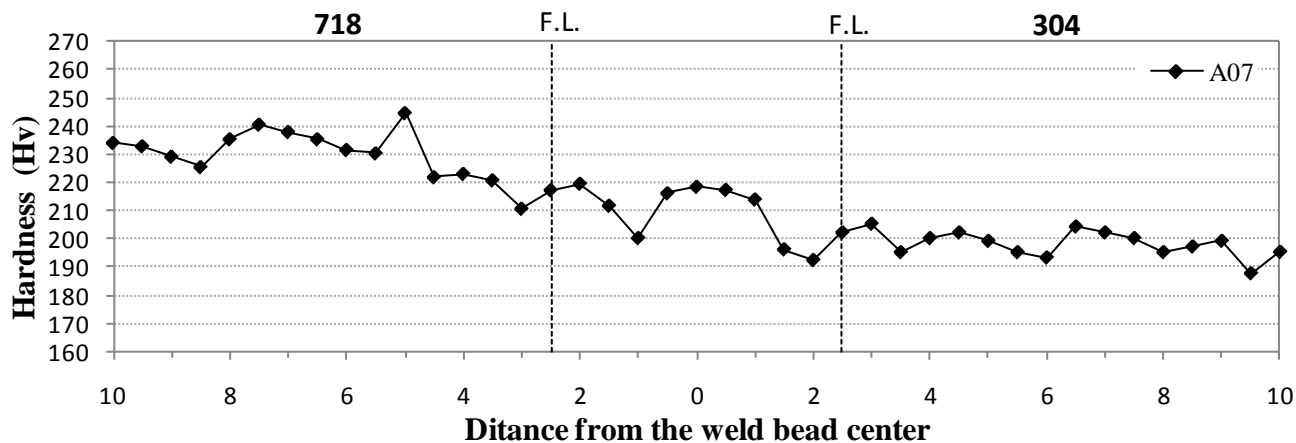


圖4-31微硬度分佈曲線- $\text{SiO}_2\text{-NiO}$

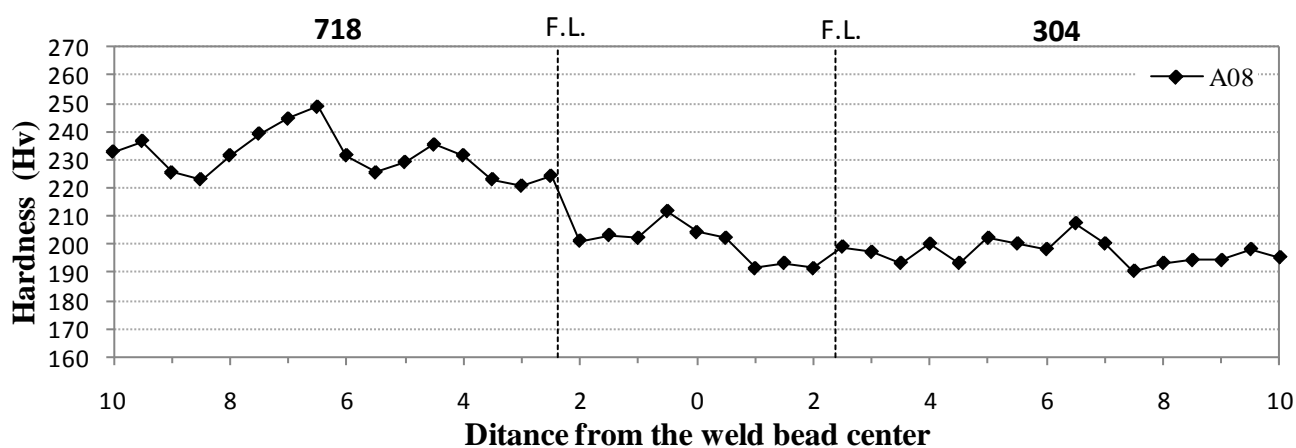


圖4-32微硬度分佈曲線- $\text{MoO}_3\text{-NiO}$

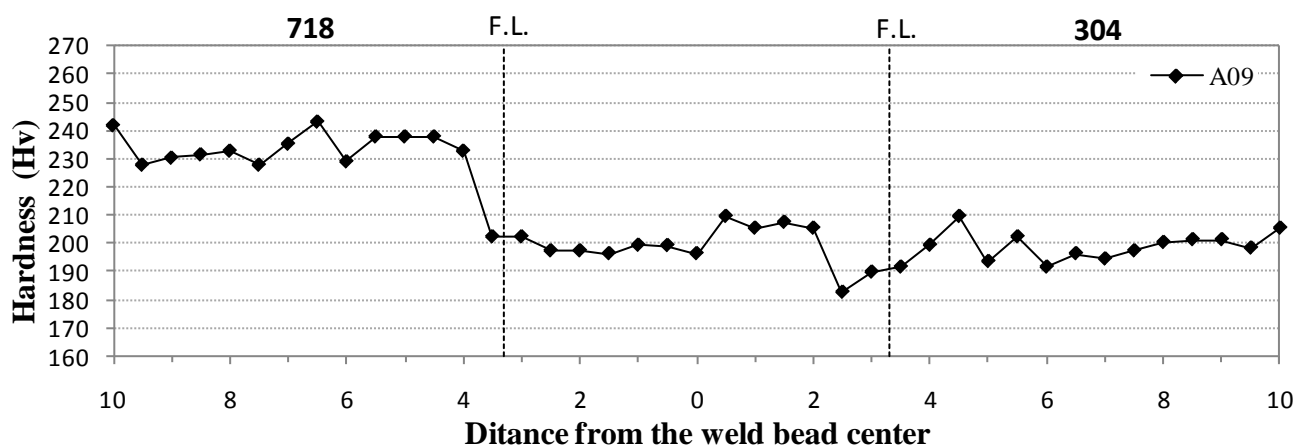


圖4-33微硬度分佈曲線- $\text{SiO}_2\text{-MoS}_2$

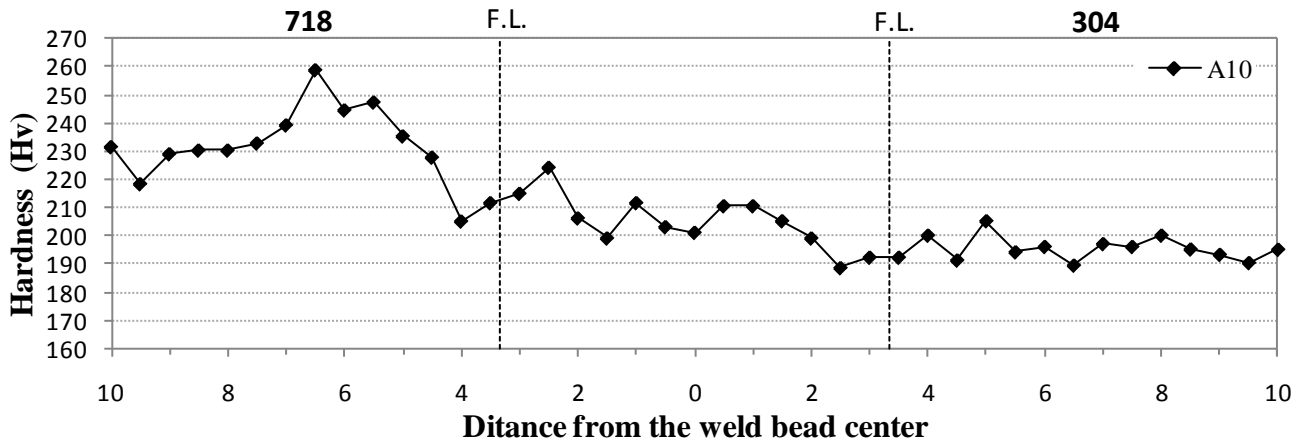


圖4-34微硬度分佈曲線- MoS₂-NiO

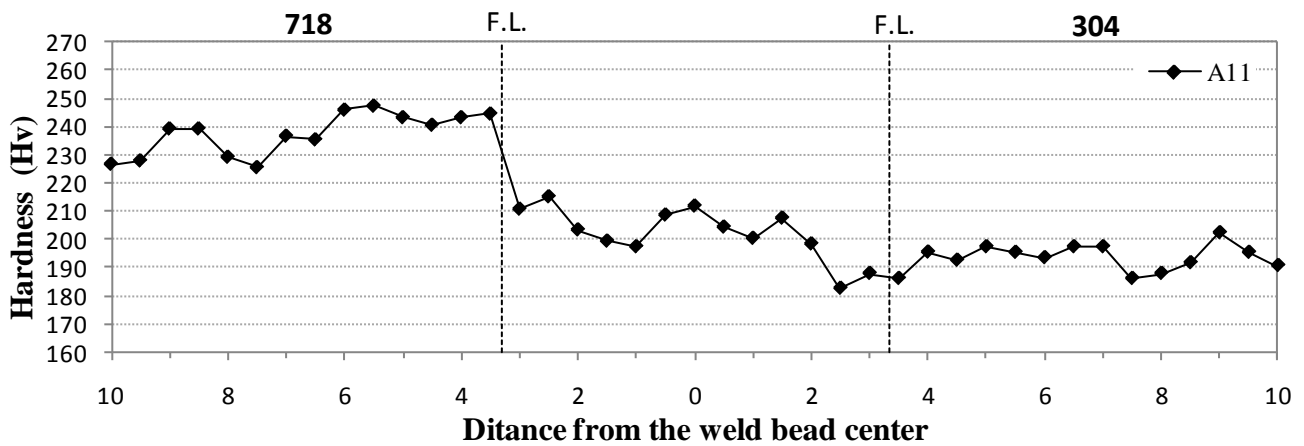


圖4-35微硬度分佈曲線- MoS₂-MoO₃

添加 MoO₃ 之試片鐸道熔融線內，有兩個壓測點硬度值急遽下降到 170 Hv 左右，下降比例達鐸道線內平均值的 9.8%，如圖 4-29 所示。由於 Laves 相不但是破壞起始之位置，亦會對超合金 Inconel 718 有室溫衝擊值及破斷韌性下降之影響，並會使其室溫拉伸延展性、破斷強度下降。且它在晶界上會以部分連續的結構存在，所以推測此兩點硬度值之下降起因於 Laves 相之結構存在所造成。而此 Laves 相通常可藉由 1010°C 之固溶熱處理予以消除，消除部份之鐸道偏析情形，將整體鐸件的硬度提升至 300~500 Hv 之間[20]。

4.5 田口方法之最佳化銲接參數

4.5.1 田口方法之實驗初步結果

根據表 3-7 之參數設置執行田口方法進行實驗，本實驗之所以採取 L_{18} 直交表，乃因 L_{18} 直交表具有一個 2 水準因子和七個 3 水準因子的效果，剛好符合我們所設計之 6 種銲接參數。因為存在著人為誤差與雜音因子，所以進行兩組 L_{18} 實驗，其數據結果如表 4-10 所示。

表4-10 L_{18} 實驗不同取樣位置之深寬比(D/W)、熔深(D)、寬度(W)

組別	(D ₁ /W ₁): A 區	(D ₂ /W ₂): B 區	Average	D ₁ (mm)	W ₁ (mm)	D ₂ (mm)	W ₂ (mm)
1-1	0.441	0.433	0.44	3.41	7.74	3.38	7.81
1-2	0.450	0.524	0.49	3.18	7.06	3.89	7.42
1-3	0.468	0.454	0.46	3.14	6.71	2.95	6.5
1-4	0.391	0.402	0.40	2.85	7.29	2.87	7.14
1-5	0.436	0.456	0.45	3.04	6.97	3.22	7.06
1-6	0.462	0.473	0.47	3.06	6.63	3.46	7.31
1-7	0.468	0.485	0.48	3.28	7.01	3.44	7.1
1-8	0.473	0.502	0.49	3.27	6.92	3.5	6.97
1-9	0.504	0.485	0.49	3.4	6.75	3.69	7.61
1-10	0.354	0.362	0.36	2.91	8.21	2.94	8.13
1-11	0.335	0.328	0.33	3.26	9.72	2.96	9.03
1-12	0.396	0.453	0.42	2.71	6.84	3.39	7.48
1-13	0.446	0.434	0.44	2.8	6.28	3.17	7.31
1-14	0.434	0.372	0.40	3.34	7.69	3.05	8.19
1-15	0.337	0.414	0.38	3.07	9.11	2.97	7.18
1-16	0.362	0.353	0.36	2.73	7.55	2.34	6.62
1-17	0.448	0.479	0.46	3.35	7.48	3.13	6.54
1-18	0.450	0.446	0.45	3.36	7.46	3.19	7.16
2-1	0.476	0.423	0.45	3.3	6.93	3.25	7.68
2-2	0.441	0.439	0.44	2.98	6.75	2.88	6.56
2-3	0.433	0.427	0.43	3.37	7.79	3.32	7.77
2-4	0.447	0.543	0.50	3.14	7.03	3.53	6.5
2-5	0.456	0.426	0.44	3.3	7.23	3.21	7.53
2-6	0.431	0.414	0.42	3.16	7.34	3.05	7.36
2-7	0.462	0.399	0.43	2.98	6.45	2.73	6.84
2-8	0.445	0.521	0.48	3.34	7.51	3.9	7.48
2-9	0.481	0.537	0.51	3.47	7.21	4.01	7.47
2-10	0.441	0.393	0.42	2.87	6.51	2.42	6.16
2-11	0.357	0.438	0.40	3.27	9.16	3.6	8.22
2-12	0.420	0.425	0.42	3.21	7.64	3.15	7.42
2-13	0.404	0.450	0.43	2.72	6.73	3.07	6.82
2-14	0.448	0.446	0.45	3.36	7.5	3.58	8.03
2-15	0.378	0.395	0.39	2.86	7.57	3.29	8.33
2-16	0.410	0.391	0.40	2.83	6.91	2.73	6.99
2-17	0.422	0.420	0.42	2.95	6.99	3.06	7.29
2-18	0.542	0.497	0.52	3.92	7.23	3.57	7.19

4.5.2 各組SN比之評價與計算結果

將表 4-10 之深寬比數據，代入方程式(2-3)之望大品質特性 SN 比計算公式，得各組之 SN 比及 SN 平均值($SN_{Ave.}$)，如表 4-11 所示。

表4-11 田口方法各實驗組之SN比

組別	第一批次 L_{18}		第二批次 L_{18}		Average	SN ratio
	A 區 D/W ratio	B 區 D/W ratio	A 區 D/W ratio	B 區 D/W ratio		
1	0.441	0.433	0.476	0.423	0.443	-7.094
2	0.450	0.524	0.441	0.439	0.464	-6.741
3	0.468	0.454	0.433	0.427	0.445	-7.042
4	0.391	0.402	0.447	0.543	0.446	-7.229
5	0.436	0.456	0.456	0.426	0.444	-7.069
6	0.462	0.473	0.431	0.414	0.445	-7.071
7	0.468	0.485	0.462	0.399	0.453	-6.944
8	0.473	0.502	0.445	0.521	0.485	-6.329
9	0.504	0.485	0.481	0.537	0.502	-6.016
10	0.354	0.362	0.441	0.393	0.387	-8.330
11	0.335	0.328	0.357	0.438	0.365	-8.929
12	0.396	0.453	0.420	0.425	0.424	-7.492
13	0.446	0.434	0.404	0.450	0.433	-7.285
14	0.434	0.372	0.448	0.446	0.425	-7.506
15	0.337	0.414	0.378	0.395	0.381	-8.461
16	0.362	0.353	0.410	0.391	0.379	-8.477
17	0.448	0.479	0.422	0.420	0.442	-7.127
18	0.450	0.446	0.542	0.497	0.484	-6.391
$SN_{Ave} = -7.31$						

4.5.3 最佳製程參數之解析

由表 3-7 之 $L_{18}(2^1 \times 3^7)$ 直交表與表 4-11 之各組 SN 比，可求出各控制因子水準之平均 SN 比，如下表 4-12 所示。

表4-12各因子水準之平均SN比(dB)

控制因子 水準值	A	B	C	D	E	F
	電弧 長度	氬氣 流量	銲接 電流	銲槍 走速	鎢棒 角度	助銲劑比例 $SiO_2 : MoO_3$
Level 1	-6.84	-7.60	-7.56	-7.48	-7.32	-7.07
Level 2	-7.78	-7.44	-7.28	-6.99	-7.46	-7.04
Level 3		-6.88	-7.08	-7.46	-7.14	-7.82
Max-Min	0.94	0.72	0.48	0.49	0.31	0.78
Max	-6.84	-6.88	-7.08	-6.99	-7.14	-7.04

將表 4-12 繪製成因子效果圖，如圖 4-36 所示。由於銲道深寬比是望大的品質特性(Larger-the-better)，故由圖中可明顯得知此銲接製程之最佳參數為 $A_1B_3C_3D_2E_3F_2$ (選其 SN 值較小的)，即電弧長度 2.0 mm、氬氣流量 14 ℓ/min 、銲槍走速 160 mm、銲接電流 190A、鎢棒角度 75° 及 $\text{SiO}_2:\text{MoO}_3$ 助銲劑比例為 50%：50%，如表 4-13 所示。

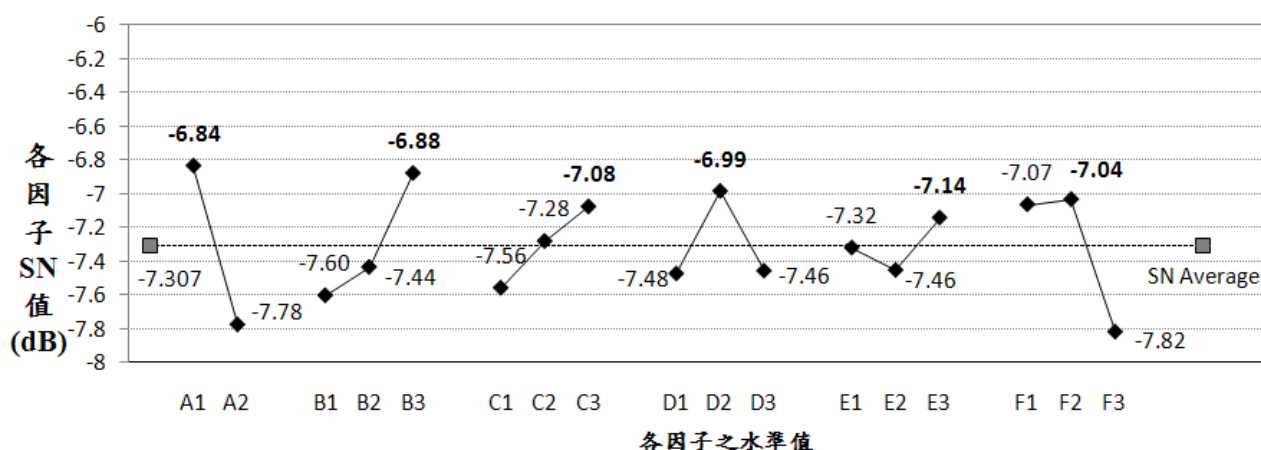


圖4-36 田口方法之因子效果圖

表4-13 最佳化銲接製程參數($A_1B_3C_3D_2E_3F_2$)

A_1	B_3	C_3	D_2	E_3	F_1
電弧長度 (mm)	氬氣流量 (ℓ/min)	銲接電流 (A)	銲槍走速 (mm/min)	鎢棒角度 (度)	助銲劑比例 $\text{SiO}_2:\text{MoO}_3$
2.0	14	190	160	75	50%：50%

觀察表 4-13 之最佳化銲接參數，與表 3-2 之實驗#1 銲接參數之差別如下，電流從 170A 增加到 190A，鎢棒角度從 60° 變為 75° ，除母材厚度從 6.35mm 增加到 7mm 以外，其餘參數仍固定。其中電弧電壓及熱輸出量會受到助銲劑之種類及塗敷量而有所影響。

4.5.4 變異數分析(ANOVA)

表 4-14 為本實驗之變異數分析表，進行變異數分析，能提供不同因子間之相對效果的一個更客觀的判斷方式[58]。為了避免過度估計因子效果，田口博士建議合併(Pooling)較小的平方和，以估計誤差變異數，此銲接參數中之 E 因子(鎢棒角度)，其平方和明顯較小(0.29)，因此，將其合併成誤差項。

此外，在變異數分析中，以 F 值來表示因子效果對誤差變異的關係，F 值愈大，該因子對系統的影響愈重要，因此，F 值可用來排列因子重要順序。F 值小於 1，表示因子效果(相對於誤差)算是小的；F 值大於 2，表示因子效果不算小；而 F 值大於 4 則表示該因子效果相當大。田口博士建議使用貢獻度百分比(Percent contribution)以建立一因子對總平方和的貢獻度。貢獻度百分比可用來指出一因子降低變異之相對能力。[58]

由表 4-14 的數據來看，A 因子(電弧長度)的 F 值為 34.005，大於 $F_{0.95;1,6}=5.99$ ；B 因子(氬氣流量)及 F 因子(助銲劑混合比例)的 F 值分別為 7.361 及 10.128，皆大於 $F_{0.95;2,6}=5.14$ ，故因子 A、B 及 F 的效果相當大，其中以 A 因子(電弧長度)的貢獻百分比 36.32% 最大。

根據章節 2.4.3 之探討，當電極或銲條材料、電源種類、電流極性及保護氣體等皆維持定值的情況下，電弧電壓值的高低主要係決定於電弧長度的大小，亦即當電弧長度增加時其電弧電壓值將會隨之提高；反之當電弧長度縮短時其電弧電壓值將會隨之降低。

表4-14變異數分析表(ANOVA table)

因子 Factor	平方和 SS	自由度 DOF	均方 MS	F 值 F	淨平方和 Pure Sum of squares	貢獻度% Percent contribution
A.電弧長度	3.98	1	3.980	34.005	3.863	36.32%
B.氬氣流量	1.72	2	0.862	7.361	1.489	14%
C.鐸接電流	0.70	2	0.350	2.987	0.465	4.37%
D.鐸槍走速	0.93	2	0.463	3.953	0.691	6.50%
E.鎢棒角度	0.29	2	0.146	1.243	0.057	0.54%
F.助鐸劑比例	2.37	2	1.185	10.128	2.137	20.09%
誤差 Error	0.65	6				
合併誤差 Pool Error	0.94	8	0.117		1.990	18.71%
總和	10.63	17			10.63	100%

4.5.5 田口方法之確認實驗

進行「確認實驗」是參數設計的最後一步，也是關鍵性的一步，主要用以確認所選擇之最佳參數是否具有再現性，目的是要驗證藉由上述資料分析所獲得之結論是否正確[58]。表 4-15 為執行確認實驗之數據。

表4-15 確認實驗之鐸道深寬比與SN比

組別	試片 1		試片 2		Average	SN ratio
	A 區	B 區	A 區	B 區		
	D/W ratio	D/W ratio	D/W ratio	D/W ratio		
19	0.538	0.522	0.546	0.552	0.540	-5.366
20	0.480	0.499	0.508	0.523	0.503	-5.990

當確認實驗的觀測結果與所預期的 SN 比相差很多時，表示有充分的證據顯示加法模式失敗，亦即實驗失敗了。為了避免高估最佳參數的 SN 比，故僅使用較強效果的因子估算，即 A_1 、 B_3 、 C_3 、 D_2 和 F_2 ，最佳參數下之 SN 預測值($SN_{Pre.}$)，其估算方法如下：

$$\begin{aligned}
 SN_{Pre} &= SN_{Ave} + (SN_{A1} - SN_{Ave}) + (SN_{B3} - SN_{Ave}) + (SN_{C3} - SN_{Ave}) \\
 &\quad + (SN_{D2} - SN_{Ave}) + (SN_{F2} - SN_{Ave}) \\
 &= -4 \times SN_{Ave} + SN_{A1} + SN_{B3} + SN_{C3} + SN_{D2} + SN_{F2} \\
 &= -4 \times (-7.307) + (-6.84) + (-6.88) + (-7.08) + (-6.99) + (-7.04) \\
 &= -5.59 \text{ (dB)}
 \end{aligned}$$

接著再用公式(2-6)來計算確認實驗 $SN_{Pre.}$ 值的 95%信賴區間(CI)為**-6.31** dB 至**-4.87** dB，其計算方法如下：

$$\begin{aligned}
 CI &= \sqrt{F_{\alpha;1,v_2} \times V_e \times \left(\frac{1}{n_{eff}} + \frac{1}{r} \right)} \\
 &= \sqrt{F_{0.05;1,8} \times V_e \times \left(\frac{1}{n_{eff}} + \frac{1}{r} \right)} ; \text{其中 } n_{eff} = \frac{18}{1+(1+2+2)} = 3 \\
 &= \sqrt{5.32 \times 0.117 \times \left(\frac{1}{3} + \frac{1}{2} \right)} \\
 &= 0.720
 \end{aligned}$$

$$\text{故 } SN_{Pre.} \pm 0.720 = -5.59 \pm 0.720 = \mathbf{-6.31 \sim -4.87 \text{ (dB)}}$$

根據第 19 與 20 組之 2 組實驗數據列於表 4-15 中，其 SN 比分別為-5.366 與-5.990，皆落在 SN 預測值的 95%信賴區間**-6.31~-4.87dB** 之範圍內，表示我們所選取的最佳銲接參數 $A_1B_3C_3D_2E_3F_2$ 是很恰當的，且其再現性良好。

4.5.6 確認實驗之試片熔深、深寬比與熔融面積

表 4-16 為執行田口方法確認實驗之深寬比、熔深及寬度數據，圖 4-37 為這第 19、20 兩組銲道剖面圖，從圖中可以很明顯觀察到，使用田口方法所得之最佳銲接參數來進行田口確認實驗，可大幅改善改善 Inconel 718 超合金對接 AISI 304 不銹鋼銲道之剖面形狀。銲道剖面形狀明顯由較寬且淺，轉變至較窄且深之形態。

表4-16 田口方法確認實驗之試片深寬比、熔深、寬度

	$(D_1/W_1):A$ 區	$(D_2/W_2):B$ 區	平均	$D_1(mm)$	$W_1(mm)$	$D_2(mm)$	$W_2(mm)$
19-1	0.54	0.52	0.53	3.79	7.04	3.49	6.68
19-2	0.55	0.55	0.55	3.59	6.57	3.37	6.10
20-1	0.48	0.50	0.49	3.53	7.20	3.26	6.53
20-2	0.51	0.52	0.52	3.39	6.48	3.42	6.73


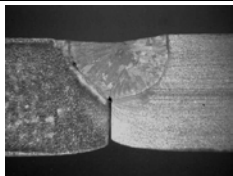
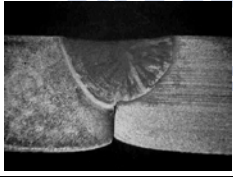
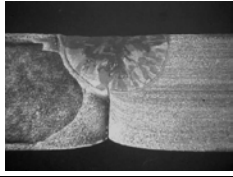
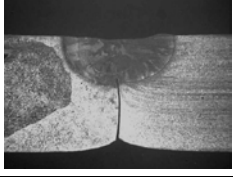
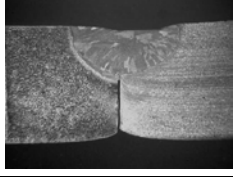
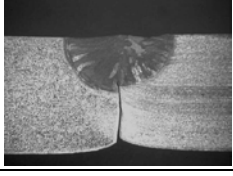
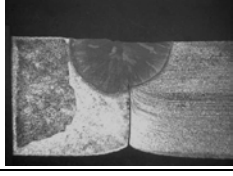
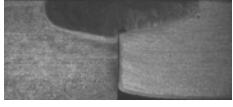
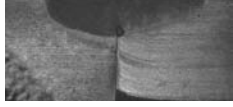
組別	A 區		B 區	
19-1				
19-2				
20-1				
20-2				
Without Flux				

圖4-37確認實驗組之銲道剖面圖

田口方法確認實驗之最佳參數結果與章節 4.2 固定參數下使用不同助銲劑之結果截然有差，主因乃是因為試片厚度不同及試片來源不同，田口實驗中所使用之試片尺寸為 7 mm × 50 mm × 100 mm，與章節 4.2 所使用的 6.35 mm × 50 mm × 100 mm 不同，加上 TIG 其銲道的熔透一般深度小於 2.5 mm，因此為了驗證較厚板材銲接時，還能達到 TIG-Flux 滲透銲接效果，所以才會在執行田口方法時，使用尺寸再大 0.65mm 之厚度，加強其熔深困難度。

由表 4-17 及圖 4-38 之數據可看出，在 7mm 厚度下之試片銲道依然有 52~63%之銲道熔深提升比例，雖然厚度增加明顯提升了銲道熔融困難度，但是運用田口方法所得之最佳參數仍能有效地提升銲道熔深。

表4-17 田口方法最佳參數對銲道熔深之影響

銲道熔深 (mm)	19-1	19-2	20-1	20-2	Without flux
A區	3.79	3.59	3.53	3.39	2.20
B區	3.49	3.37	3.26	3.42	2.25
平均	3.64	3.48	3.4	3.41	2.23
電弧電壓 (V)	17.2	17.5	16.7	16.8	15.1
銲道熔深 提升比例	63.23%	56.05%	52.47%	52.91%	

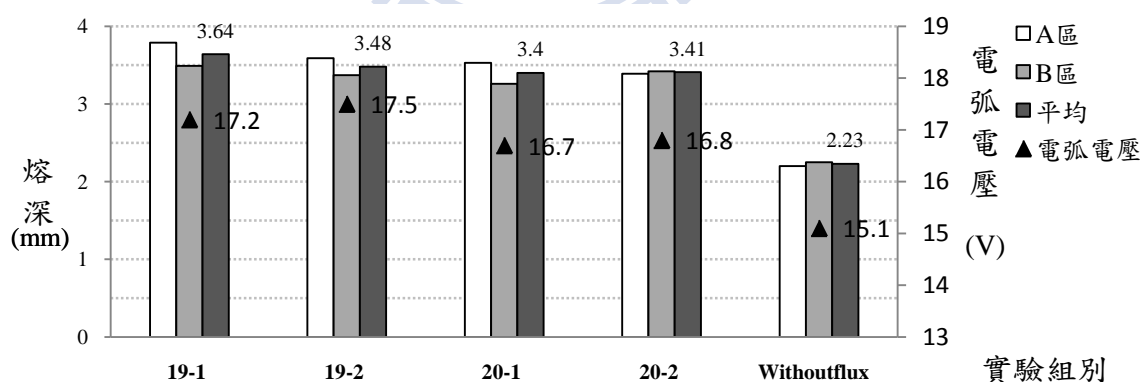


圖4-38田口方法最佳參數對銲道熔深之影響

由表 4-18、圖 4-39 得知，確認實驗的深寬比提升比例介於 104%~128% 之間，效果依舊顯著，如果對照章節 4.2.2 混合型助銲劑對銲道熔深、深寬比之影響，可以觀察出田口最佳參數之銲道降低寬度之比例明顯不如 6.35mm 之試片，由於最佳參數是將原來的電流由 170 A 提高至 190 A，提升銲道熔融面積之主要因子應該是電流的大小，而非最顯著的控制因子電弧的長度。原因在於電流量的增加，到達一定的熱輸出量之後，並不能再有效地增加熔深，反而會增加熔融面積，因此降低銲道寬度之能力就會下降，所以有別於 $\text{SiO}_2\text{-MoO}_3$ 電流 170A 下降低銲道寬度之比例 54.97%，田口方法最佳參數銲道寬度降低比例只介於 25.81%~31.53%，為了驗證此想法，提高田口方法最佳參數之電流值到 200A，其餘參數依舊固定，第 21 組之銲接參數如表 4-19 所示。

表4-18 田口方法最佳參數對銲道深寬比之影響

銲道 深寬比	19-1	19-2	20-1	20-2	Without flux
A區	0.538	0.546	0.48	0.508	0.24
B區	0.522	0.552	0.499	0.523	0.24
平均	0.53	0.549	0.49	0.516	0.24
電弧電壓 (V)	17.2	17.5	16.7	16.8	15.1
深寬比提 升比例	120.83%	128.75%	104.16%	115%	

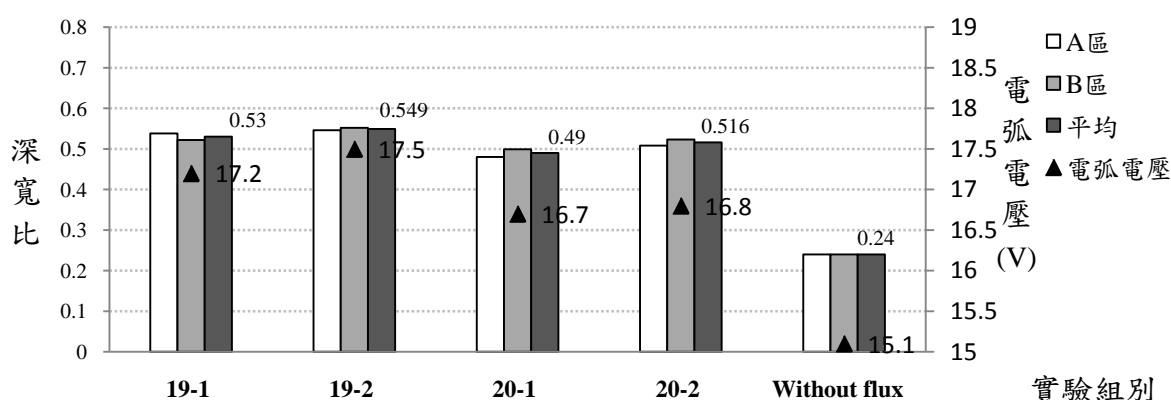


圖4-39田口最佳參數對銲道深寬比之影響

表4-19 第21組之銲接製程參數

電弧長度 (mm)	氬氣流量 (ℓ/min)	銲接電流 (A)	銲槍走速 (mm/min)	鎢棒角度 (度)	助銲劑比例 SiO ₂ : MoO ₃
2.0	14	200*	160	75	50% : 50%

從表 4-20 及圖 4-40 中可以觀察出，使用田口方法得到之最佳化銲接參數，即使再增加電流 10A，在 7mm 厚度之試片下也無法繼續有成效的提升銲道熔深，反而增加銲道之寬度及熔融面積，因此造成寬度降低比例減少及深寬比明顯下降。

表4-20 第21組銲接製程參數對銲道熔深、寬度及深寬比之影響

第21組	銲道熔深(mm)	銲道寬度(mm)		銲道深寬比	
A區	3.38	7.35		0.46	
B區	3.32	7.9		0.42	
平均	3.36	7.63		0.44	
銲道熔深 提升比例	50.67%	銲道寬度 降低比例	17.6%	深寬比提 升比例	83.33%

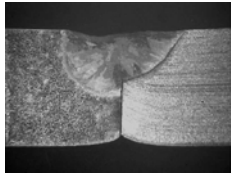
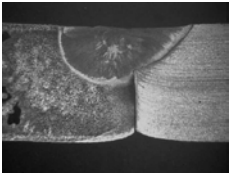
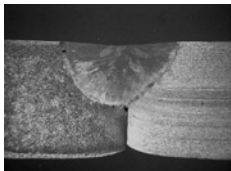
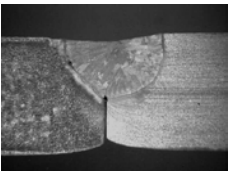
組別	A 區	B 區
21		
19-1		

圖4-40第21組之銲道剖面比較圖

由表 4-21 及圖 4-41 之數據可得知，一般看來，確認實驗之鐳道熔融面積都比無添加任何助鐳劑要高，相較於使用田口最佳參數最多可增加鐳道熔融面積達 21%，第 21 組參數是將原來田口最佳參數的電流由 190 A 提高至 200 A，所以熔融面積增加比例提高到 24%。由此來判斷，提升鐳道熔融面積之主要因子應該是電流的大小，而非田口方法中最顯著之控制因子電弧長度。

表4-21 田口方法最佳參數對鐳道熔融面積之影響

熔融面積 (mm ²)	19-1	19-2	20-1	20-2	21	Without flux
A區	18.22	18.76	16.04	17.18	18.51	14.50
B區	17.10	17.12	15.75	15.33	18.18	15.05
平均	17.66	17.94	15.9	16.26	18.35	14.78
熱輸出量 (KJ/cm)	11.696	11.9	11.356	11.424	12.852	10.268
熔融面積 提升比例	19.49%	21.38%	7.58%	10.01%	24.12%	

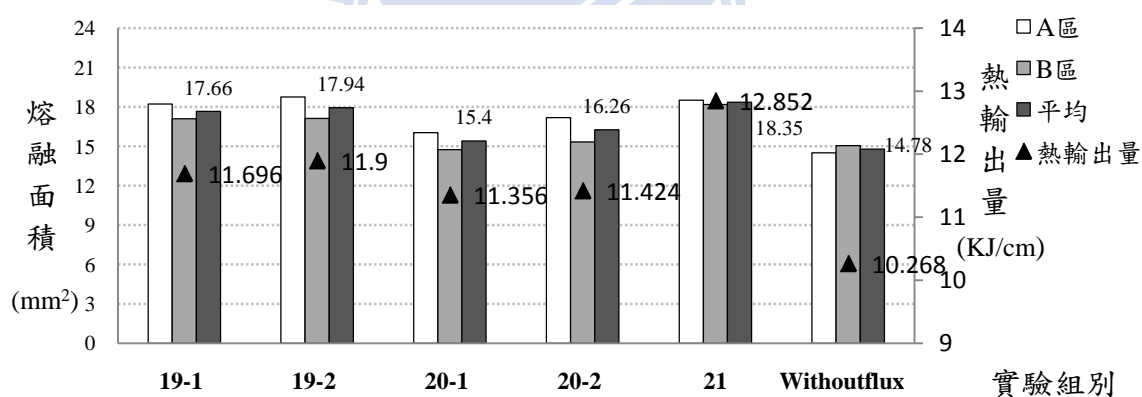


圖4-41 田口方法最佳參數對鐳道熔融面積之影響

4.5.7 確認實驗之試片鐸道微硬度

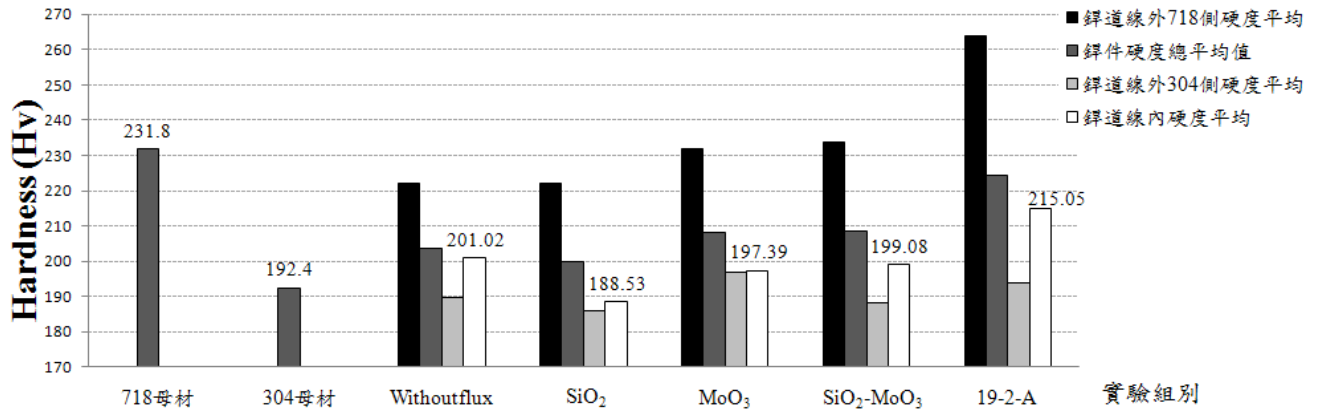


圖4-42田口方法確認實驗鐸道線內外微硬度平均值

由圖 4-42 之鐸道內外鐸件硬度平均值可發現，田口方法確認實驗 19-2 組 A 區之鐸件平均硬度值，大於塗敷 MoO₃、SiO₂ 及 50%SiO₂-50%MoO₃ 助鐸劑之鐸件約為 16~26 Hv 左右。此外，與章節 4.4 之討論相符的是，鐸道線內的硬度平均值皆大於鐸件硬度總平均值；且鐸件左側(718 母材)硬度平均值又大於鐸件的硬度總平均值，這是因為鐸道中 Laves 偏析相為較硬之脆性相，而基地為較軟之等軸晶粒所造成之現象。

由圖 4-43 可觀察到，田口方法確認實驗整體硬度曲線的分佈，幾乎 41 個壓測點都較塗敷 50%SiO₂-50%MoO₃ 助鐸劑之鐸件為高。以左側的 718 母材硬度值上升約 20~30Hv 最多，而鐸道線內之硬度值上升約 10~20Hv，右側的 304 母材硬度值只有部分壓側點小幅成長。

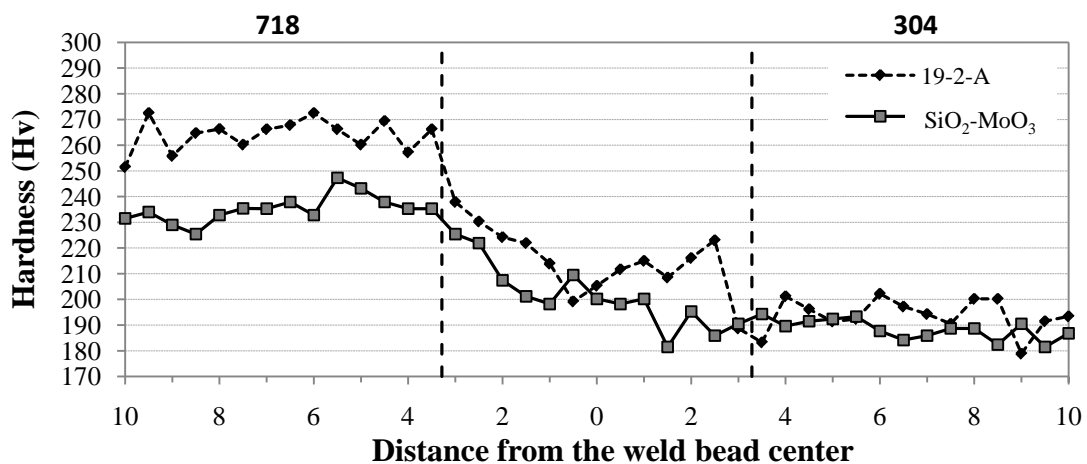


圖4-43田口方法確認實驗19-2-A之微硬度分佈曲線

4.6 電弧長度對鉀道深寬比之影響

應用田口方法，實驗中最顯著之因子為電弧長度，貢獻度高達 36.32%，然而所用之直交表 $L_{18}(2^1 \times 3^7)$ ，電弧長度只能探討 2 個水準，即 2.0 mm(A_1) 及 2.5 mm(A_2)。 A_1 水準之 SN 值為 -6.84， A_2 水準之 SN 值為 -7.78。為了探討在這兩個水準值外，是否有更佳之電弧長度，依圖 4-36 田口方法之因子效果圖觀察出電弧長度為負線性成長，且一般來說，電弧長度為鎢棒至鉀接工件的距離，弧長愈短則電流密度及功率密度(Power density)較為集中，鉀道深度通常會較深，所以加入 1.5 mm 之數據，採表 4-14 所得之田口方法最佳鉀接參數，配合 3 組電弧長度，即 1.5 mm、2.0 mm 及 2.5 mm，並取 A、B 及 C 點，如圖 3-8(b)所示，來探討是否有更佳之電弧長度能使深寬比提高。

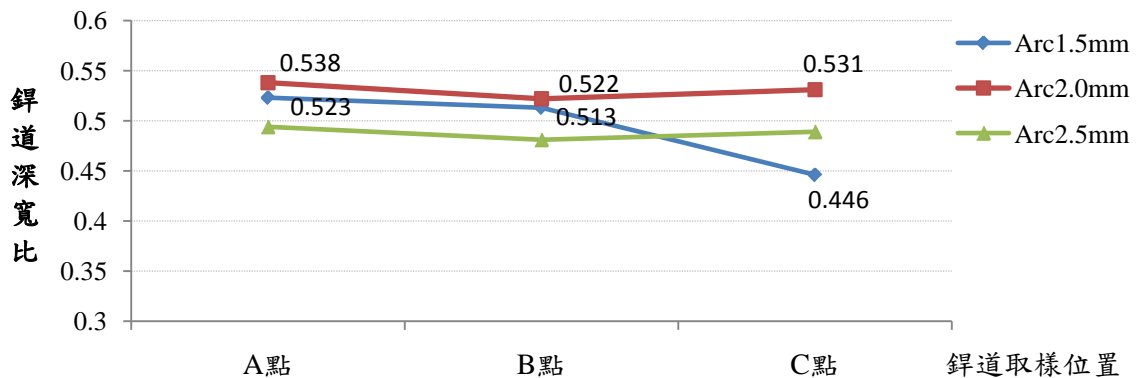


圖4-44電弧長度對鉀道深寬比之影響

圖 4-44 為電弧長度對鉀道深寬比之影響。由圖中可得知，電弧長度在 2.0 mm 時，其鉀道深寬比皆大於電弧長度在 1.5 mm 及 2.5 mm 之值；電弧長度 1.5 mm 前段和 2.0mm 之深寬比相距不大，在鉀件中點後即下降。因過長之電弧，會造成電弧不穩定而產生偏弧現象，而過短之電弧會在電極端造成渦漩的現象，適當的電弧長度對深寬比之改善有所幫助，故本實驗中為電弧長度 2.0 mm 仍為最佳之參數值。

第五章 結論

本研究之目的主要在探討活性助銲劑在 Inconel 718 超合金對接 AISI 304 不銹鋼異種材料銲接之銲道熔深的影響，以自行調配單一與混合型助銲劑，進行一系列之實驗來探討活性助銲劑對銲道微觀組織、銲道形態及銲道機械性質之影響，並在 7mm 厚度試片應用田口方法取得最佳化銲接參數，以獲得最佳之銲道深寬比與熔深。根據第四章之實驗結果與討論，可獲得以下之結論：

1. 在使用不同助劑的情形下，銲道中以向外放射的樹枝狀結構為主，所有試片之熱影響區中都有晶粒明顯變粗大的現象。因為並無銲後熱處理，故未產生顯著的微觀結構變化。其微觀結構並不因使用不同的助銲劑而有顯著的差異，即使因使用不同之助銲劑而使熱影響區晶粒大小略有不同，銲道之平均硬度值差距，約在 3~21 Hv 之間。
2. 當添加單一型之活性助銲劑 SiO_2 、 NiO 、 MoS_2 與 MoO_3 時，都可以成功改善銲道之熔深及深寬比。在固定銲接參數下，銲道之熔深提升比例可達 50%~115%，其中以活性助銲劑 SiO_2 能提升銲道熔深 **115%** 最為顯著，其次為 NiO 的 72% 與 MoS_2 的 63%。此外，銲道深寬比也可增加 83%~279%，其中以活性助銲劑 NiO 能提升銲道深寬比 **279%** 最為顯著，其次為 SiO_2 的 250% 與 MoS_2 的 179%。
3. 添加混合型之活性助銲劑 50% SiO_2 -50% MoO_3 、50% SiO_2 -50% NiO 、50% MoO_3 -50% NiO 和 50% SiO_2 -50% MoS_2 時，在 170 A 的銲接電流下，銲道之熔深可提升 51%~110%。固定參數下不如添加單一助銲劑 SiO_2 之效果，其中以活性助銲劑 50% SiO_2 -50% MoO_3 可提升銲道熔深 **110%** 最為顯著，其次為 50% SiO_2 -50% NiO 與 50% MoO_3 -50% NiO 的 109% 及 89%。此外，銲道深寬比也可增加 112%~371%，添加混合型助銲劑對深寬比之效果比單一助銲劑之效果更佳，其中以活性助銲劑 50% SiO_2 -50% MoO_3 能提升銲道深寬比 **371%** 最為顯著，其次為 50% MoO_3 -50% NiO 的 283% 與 50% SiO_2 -50% NiO 的 275%。
4. 田口方法中以銲道深寬比為目標值(望大特性)，其 A 因子(電弧長度)的 F 值為 34.005，大於 $F_{0.95;1,6}=5.99$ ；B 因子(氬氣流量)及 F 因子(助銲劑混

合比例)的 F 值分別為 7.361 及 10.128，皆大於 $F_{0.95;2,6}=5.14$ ，故因子 A、B 及 F 改善鐸道深寬比的效果相當大，其中以 A 因子(電弧長度)的貢獻百分比 36.32% 最大。

5. 應用田口方法來求得最佳化鐸接製程參數，可明顯改善鐸道熔深及深寬比。在 7mm 厚之試片下，田口方法之確認實驗組之平均鐸道熔深為 3.48 mm，相較於未塗助鐸劑之對照組，其鐸道熔深提升的比例達 56.2%；確認實驗組之平均鐸道深寬比為 0.52，相較於未塗助鐸劑之對照組，其鐸道深寬比提升的比例達 117%。
6. 確認實驗之兩組試片 SN 比分別為 -5.37 與 -5.99，皆落在 95% 信賴區間 -6.31~-4.87dB 之範圍內，表示我們所選取的最佳鐸接參數 $A_1B_3C_3D_2E_3F_2$ ，即電弧長度 2.0 mm、氬氣流量 14 l/min、鐸槍走速 160 mm/min、鐸接電流 190 A、鐸棒角度 75°及助鐸劑 $SiO_2:MoO_3$ 混合比例 50%:50%，是適合的，且其再現性良好。
7. 本實驗中無論是否使用助鐸劑，或使用不同種類的助鐸劑下，鐸道線內的硬度平均值皆小於鐸件硬度總平均值；且鐸件硬度總平均值又大於鐸道線右側(304 母材)的硬度平均值，小於鐸道線左側(718 母材)的硬度平均值。由於並無鐸後熱處理，所以不會因為鐸接過後而使母材其鐸道硬度有很大的變化，而鐸道熔融線內之硬度平均值介於 188.5~209.5Hv 之間。
8. 鐸道之熔融面積之主要影響因子為電流之大小，和添加助鐸劑之種類沒有太大影響，故提高熔融面積的最直接方法仍為增加鐸接電流，而使用助鐸劑的效果並不明顯，甚至使用某幾種單一助鐸劑時會降低鐸道熔融面積。鐸接電流的增加，會導致熱輸入量變大，故會直接使鐸道熔融面積變大。增加 10 A 的電流大約會使鐸道熔融面積提升比例達 24%，但過大的電流對鐸道熔深及深寬比的增加並無助益。
9. 適當之電弧長度可改善鐸道熔深及深寬比，以田口方法最佳鐸接參數配合 3 組電弧長度，即 1.5 mm、2.0 mm 及 2.5 mm，其中 2.0 mm 仍為最佳之參數值。因過長之電弧，會造成電弧不穩定而產生偏弧現象，而過短之電弧會在電極端造成渦漩的現象。

本研究之後續研究參考，提出以下建議：

1. 本研究之微硬度測試中在鐸道部份有分佈散亂之情形，可能為 Laves 偏析相所造成。根據文獻 Laves 相可藉由 1010°C 之固溶熱處理予以消除，消除部份之鐸道偏析情形，可提升鐸件硬度至 300~500Hv。建議進行熱處理(Heat Treatment)實驗以瞭解材料的顯微結構，材料內部的晶體組織及在不同溫度、不同熱處理條件時晶體組織的變化對硬度值之影響，以改善異種材料鐸接之品質。
2. 本研究僅在混合型助鐸劑採用 2 種單一助鐸劑搭配之方式。未來可利用田口實驗計劃法之混合型實驗(Mixture experiments)，來調配 3 種以上之混合型活性助鐸劑，利用各種不同助鐸劑之特性，來調配出最佳的助鐸劑配方，以期達到最佳之鐸道形態、外觀與機械性質。
3. 應用田口方法可以配合 FB-TIG，在適當的間隙寬度下，可再改善鐸道深寬比及熔深，最後將 FB-TIG 的間隙寬度列入田口方法的控制因子中，搭配 L_{18} 直交表，以期達到最佳鐸道形態。

第六章 參考文獻

1. Inconel 718 工業技術手冊, Aerospace structural Metals Handbook, USA, 1995.
2. H.B. Cary, "Modern Welding Technology", 4th ed., Prentice-Hall, Inc.USA, 1998.
3. R.E. Schafrik, D.D. Ward, and J.R. Groh, "Application of Alloy 718 in Ge Aircraft Engines: Past, Present and Next Five Years", in Superalloy 718, 625, 706 and Various Derivatives Edited by E.A. Loria, pp. 1-11, TMS, Warrendale, 2001.
4. S.D. Antolovich, R.W. Stustud, R.A. Mackay, D.L. Anton, T. Khan, R.D.Kissinger and D.L. Klarstrom, "Superalloys 1992", The Minerals & Metal& Materials Soc., pp.23-32, (1992).
5. C. Slama and M. Abdellaoui, "Structural characterization of the aged Inconel 718", Journal of Alloys and Compounds 306, pp.277-284, (2000).
6. Donachie and Matthew J, "Superalloys - A Technical Guide", Bradley, Elihu F., ASM International, pp.47-91, (1988).
7. Erich Folkhard, "Welding Metallurgy of Stainless Steels", Springer-Verlag Wein New York, 1988.
8. P. Marshall, "Austenitic Stainless Steels : Microstructure and Mechanical Properites", Elsevier Applied Science Publishers, 1984, p. 424.
9. H.Y. Huang and C.P. Chou, "A Study on the TIG-Flux Processing Technology of Stainless Steel", National Chiao Tung University, Ph.D.,2005.
10. D.F. Paulonis and J.J. Schirra, "Alloy 718 at Pratt &Whitney – Historical Perspective and Future Challenges", in Superalloy 718, 625,706 and Various Derivatives Edited by E.A. Loria, pp. 13-23, TMS, Warrendale, 2001.
11. C.T. Sims, N.S. Stoloff, and W.C. Hagel, Superalloy II, John Wiely & Sons, New York, 1987.
12. C.T. Sims and W.C. Hagel, "The Superalloys", John Wiely & Sons, New York, 1972.
13. P. Marshall, "Austenitic Stainless Steels----Microstructure and Mechanical Properties", New York, Elsevier Applied Science, (1984),1-144.
14. G. Aggen, F.W. Akstens, C.M. Allen, H.S. Avery, and P. Babu, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, Vol. 1, 10th

- ed, ASM Handbook, ASM InternationalTM, Metal Park, OH, 1993.
15. R. Nunes, J.H. Adams, M. Ammons, and H.S. Avery, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Vol. 2, 10th ed, ASM Handbook, ASM InternationalTM, Metal Park, OH, 1992.
 16. "Technical Bulletin of Inconel Alloy 718", Special Metals Corporation Group of Companies, 2007.
 17. J.B. Yang and C. Chen, "Study of GTA Welding and Post-Weld Heat Treatment on Inconel 718", National Taiwan University, M.S., 1985
 18. O.B. Armida and J.F. Radavich, "A Current T-T-T Diagram for Wrought Alloy 718", in Superalloy 718, 625, 706 and Various Derivatives Edited by E.A. Loria, pp. 325-335, TMS, Warrendale, 1991.
 19. C. P. Sullivan and M. J. Donachie Jr. "Microstructures and Mechanical Properties of Iron-Base (-Containing) Superalloys" Metals Engineering Quarterly, 11, (1971), p. 1.
 20. Y.C. Huang, "The Effects of Cyclic Welding and Heat Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 718", National Taiwan University, M.S., 2004.
 21. M.G. Burke and M.K. Miller, "Precipitation in Alloy 718: A Combined AEM and APFIM Investigation", in Superalloy 718, 625, 706 and Various Derivatives Edited by E.A. Loria, pp. 337-350, TMS, Warrendale, 1991.
 22. W.F. Smith, Structure and Properties of Engineering Alloys, 2nd ed, McGraw-Hill, New York, 1993.
 23. R. Thamburaj, W. Wallance, and J.A. Goldak, "Morphology of γ' and γ " Precipitate and Thermal Stability of Inconel 718 Type Alloys", Metallurgical and Materials Transactions, 4A(1), pp. 47-59, 1973.
 24. E.F. Wachtel and H.J. Rack, "Phase Stability and Aging Response of TiC Reinforced Alloy 718", in Superalloy 718 - Metallurgy and Applications Edited by E.A. Loria, pp. 599-610, TMS, Warrendale, 1989.
 25. C. Slama, C. Servant, and G. Cizeron, "Aging of Inconel 718 Alloy between 500 and 750°C", Journal of Materials Research, 12(No. 9), pp. 2298-2316, 1997.
 26. S. Azadian, L.Y. Wei, and R. Warren, "Delta Phase Precipitation in Inconel-718", Materials Characterization, 53, pp. 7-16, 2004.
 27. I. Kirman and D.H. Warrington, "The Precipitation of Ni₃Nb Phase in a Ni-Cr-Fe-Nb Alloy", Metallurgical and Materials Transactions, 1(10), pp. 2667-2675, 1970.

28. J.F. Muller and M.J. Donachie, "The Effect of Solution and Intermediate Heat Treatments on the Notch-Rupture Behavior of Inconel-718", Metallurgical Transactions. A. Physical Metallurgy and Materials Science, 6A(12), pp. 2221-2227, 1975.
29. G. Sjoberg and N.G. Ingesten, "Grain Boundary δ -Phase Morphologies, Carbides and Notch Rupture Sensitivity of Cast Alloy 718", in Superalloy 718, 625, 706 and Various Derivatives Edited by E.A. Loria, pp. 603-620, TMS, Warrendale, 1991.
30. J.H. Moll, G.H. Maniar, and D.R. Muzyka, "Heat Treatments of 706 Alloy for Optimum 1200°F Stress-Rupture Properties", Metallurgical Transactions, 2(August), pp. 2153-2160, 1971.
31. J.J. Schirra, R.H. Caless, and R.W. Hatala, "The Effect of Laves Phase on the Mechanical Properties of Wrought and Cast + Hip Incoel 718", in Superalloy 718, 625, 706 and Various Derivatives Edited by E.A. Loria, pp. 375-388, TMS, Warrendale, 1991.
32. C. Radhakrishna and K.P. Rao, "Effect of Heat Input on Microstructural Changes in Superalloy 718 Welds", Praktische Metallographie, 32(No.10), 1995.
33. G.A. Knorovsky, M.J. Cieslak, T.J. Headley, A.D.R. Jr., and W.F. Hammett, "Inconel 718: A Solidification Diagram", Metallurgical and Materials Transactions, 20A(Oct), pp. 2149-2158, 1989.
34. M. Gao and R.P. Wei, "Grain Boundary Niobium Carbides in Inconel-718", Scripta Materialia, 37(No.12), pp. 1843-1849, 1997.
35. E. Folkhard, G. Rabensteiner, E. Pertender, H. Schabereiter, J. Tosch, Welding Metallurgy of Stainless Steels, Springer-Verlag, New York, 1984.
36. R. Thamburaj, W. Wallance, and J.A. Goldak, "Post-Weld Heat-Treatment Cracking in Superalloys", International Metals Reviews, 28(1), pp. 1-22, 1983.
37. R. Vincent, "Precipitation around Welds in the Nickel-Base Superalloy - Inconel 718", Acta Metallurgica, 33(7), pp. 1205-1216, 1985.
38. J. Gordine, "Welding of Inconel 718", Welding Journal, 49(11), pp. 531-s - 539-s, 1970.
39. J. Gordine, "Some Problems in Welding Inconel 718", Welding Journal, Nov., pp. 480-s - 484-s, 1971.
40. H.B. Cary, Modern Welding Technology, 3rd ed, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, 1994.

41. 周漢標、廖德潭、洪文山，“沃斯田鐵不銹鋼之銲接性及熱裂分析(上)”，機械月刊， Vol. 18, No. 2, 1992, p. 155-171。
42. J.J. Lowke, M. Tanaka, and M. Ushio, "Mechanisms Giving Increased Weld Depth Due to a Flux", Journal of Physics D: Applied Physics, 38(18), pp. 3438-3445, 2005.
43. C.R. Heiple and J.R. Roper, "Mechanism for Minor Element Effect on GTA Fusion Zone Geometry", Welding Journal (Miami, Fla), 61(4), pp. 97-s - 102-s, 1982.
44. D. Howse and W. Lucas, "Investigation into Arc Constriction by Active Fluxes for Tungsten Inert Gas Welding", Science and Technology of Welding and Joining, 5(3), pp. 189-193, 2000.
45. A.G. Simonik, "Effect of Contraction of the Arc Discharge Upon the Introduction of Electro-Negative Elements", Welding Production (English translation of Svarochnoe Proizvodstvo), 23(3), pp. 68-71, 1976.
46. S. Sire, G. Rückert, and S. Marya, "Flux Optimisation for Enhanced Weld Penetration in Aluminium Contribution to FBTIG Process", pp. 207-217, Copenhagen, Denmark, Institut International de la Soudure, 2002.
47. G. Rückert, B. Huneau, and S. Marya, "Optimizing the Design of Silica Coating for Productivity Gains During the TIG Welding of 304L Stainless Steel", Materials & Design, 28(9), pp. 2387-2393, 2007.
48. S. Kou, "Welding Metallurgy", 2nd ed, John Wiley & Sons, 2003.
49. 董基良，“銲接學”，三民書局，1986
50. C.R. Heiple and J.R. Roper, "Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry", Weld. J., 1982, **61**(4), 97s-102s.
51. C.R. Heiple and P. Burgardt, "Effect of SO₂ shielding gas additions on GTA weld shape", Weld. J., 1985, **64**(6), 159s-162s.
52. R.M. Nunes, B.L. Alia, R.L. Alley, and J. William R. Apblett, "Welding, Brazing, and Soldering", Vol. 6, 10th ed, ASM Handbook, ASM InternationalTM, Metal Park, OH, 1993.
53. "Guidlines for Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)", Miller Welds, 2008.
54. 王振欽，“銲接學”，高立圖書，台北，1997
55. S.Y. Lee and S.J. Na, "Numerical Analysis of a Stationary Gas Tungsten Welding Arc Considering Various Electrode Angles", Welding Journal (Miami, Fla), 75(9), pp. 269-279, 1996.
56. M.C. Tsai and S. Kou, "Heat Transfer and Fluid Flow in Welding Arcs Produced by Sharpened and Flat Electrodes", International Journal of Heat and Mass Transfer, 33(10), pp. 2089-2098, 1990.

57. R.A. Spicer, W.A.B. III, and T.J. Kelly, "Elemental Effects on GTA Spot Weld Penetration in Cast Alloy 718", Welding Journal (Miami, Fla), 69(August), pp. 285-s - 288-s, 1990.
58. 蘇朝墩，品質工程，第五版，中華民國品質學會，台北，2008。
59. T.M. Wu, " A Study of Activating Flux to the Welding Penetration of Nickel base Superalloy Inconel 718", National Chiao Tung University, M.S., 2009.
60. 方國治、江可達等6人，“機械材料實驗”，第二版，高立圖書，2006。
61. K. Stiller, J. Nilsson, and K. Norring, "Structure, Chemistry, and Stress Corrosion Cracking of Grain Boundaries in Alloys 600 and 690", Metall. Trans. A, Vol. 27A, pp.327-341, 1996.

