

銲接填料對 TP347-P91 異種金屬銲道顯微組織與機械性質的影響

侯光華¹、林岳¹、吳岱玲²、蔡文伶²

¹長庚大學機械工程學系、²富力康有限公司

TP347-P91 異種金屬銲道常用於發電與石化產業之高溫蒸汽管線，在經過長時間高溫使用後，由於母材與銲接填料間的冶金性質與熱膨脹係數差異，導致銲接接頭的損壞機率大幅提升。本研究印證先前的研究結果，確認當使用傳統銲接程序而以 ERNiCr-3 做為銲接填料，在經過長時間高溫使用後，在 P91 側將會產生顯著的碳遷移與鎳基銲道軟化-P91 熱影響區硬化現象，進而可能導致發生破裂洩漏。

本研究針對 P91 材料使用氫銲進行銲接，使用的氫銲填料包括：ERNiCr-3、ER316H、ER316L 及 MAGNA 8N12®等。銲接後在 720°C 進行 0~512 小時的使用模擬熱處理，再透過金相觀察、微硬度試驗、電子顯微鏡觀察等，分析銲件不同區域之顯微組織與機械性質，探討碳遷移方向與發生的原因，以避免此類型損壞再次發生。

研究結果顯示，銲接填料的選擇會直接影響碳遷移現象的方向與發生程度。當使用鎳基的沃斯田鐵填料如 ERNiCr-3，模擬熱處理銲道中的碳會向 P91 母材方向擴散遷移，導致 P91 熱影響區明顯硬化。反之，如果使用鋼鐵基的沃斯田鐵填料如 ER316L，經過模擬熱處理後，碳遷移方向改變為由 P91 母材往不銹鋼銲道擴散，進而造成不銹鋼銲道的硬化與銲道機械性質的劣化。

為了避免模擬熱處理後在銲道中發生碳遷移現象，降低鎳基銲接填料之含碳量最為有效可行。研究結果顯示，當使用 MAGNA 8N12®做為氫銲銲接填料時，即使經過 720°C/512 小時的高溫模擬熱處理，TP347-MAGNA 8N12®-P91 的異種金屬銲道並未形成軟化-硬化區，進而維持穩定的機械性質與可靠度。
關鍵詞：碳遷移、硬化區、異種金屬銲道、P91、TP347

一、前言

1.1 研究背景

電力產業中為了提升發電效率及降低廢氣排放量，因此近幾年火力發電廠機組由原本使用亞臨界技術，提升為超臨界或是超超臨界技術。基於超臨界或是超超臨界技術，發電機組需要承受更高溫度與壓力，因此設備及管線的材料也須有更好的使用性能，例如：可抗高溫潛變、高溫機械強度、高溫穩定性及高溫抗蝕性[1]。

此類高溫材料通常會添加鉻以提升抗氧化性，並加入其他合金元素，例如：鉬、鈮、鈳...等，以具備良好高溫機械性質及高溫抗蝕性，而鎳基超合金、沃斯田鐵系不銹鋼或是低合金鋼等，都屬於常見的此類型材料。TP347 於沃斯田鐵系不銹鋼中屬於穩定化材料，其中主要的合金元素包括鎳、鉻與鈳，使其具有良好的抗沿晶腐蝕性、抗高溫氧化性及抗高溫潛變強度，使用溫度可以高達 816°C[2]。

鉻鉬合金鋼是低合金鋼中廣泛使用之材料，添加鉻與鉬用以提升機械強度、高溫穩定性及高溫抗蝕能力。其中添加 9%鉻的 P91 (X10CrMoVNb9-1) 屬於麻田散鐵組織，鈮和鈳的添加，增強母材與碳原子的鍵結，更提高其高溫機械強度及高溫抗潛變強度[3]。

電力產業中經常使用 TP347、P91 等材料作為蒸汽管線。由於沃斯田鐵系不銹鋼導熱系數較低及成本較高，為了兼顧使用性能與降低建造成本，異種金屬銲接經常用於高溫蒸汽管線。異種金屬銲接中不同材料冶金特性與化學性質間的差異，可能會造成銲接接頭損壞發生的機率大幅提升。

本次研究係透過破損案例分析，針對 TP347-P91 異種金屬銲道經長時間使用後損壞原因分析及改善方法研究。研究中使用不同種類銲接填料，並進行模擬使用熱處理，再透過金相觀察、微硬度

試驗分析其損壞原因，以避免此類型損壞再次發生。

1.2 碳遷移現象

產業界為了成本考量與製程需求，設備及管線常需選用各種不同材質，因此異種金屬銲接常使用於其連接處。根據過去異種金屬銲接相關研究文獻指出，在長時間高溫使用後異種金屬銲接可能會發生碳遷移現象，並且碳遷移現象可能會造成材料強度下降與延展性下降[4-6]。碳遷移現象主要原因在於合金成份的差異，造成高合金元素鋼材內之碳活度(Carbon Activity)較低與低合金元素鋼材內之碳活度較高，因而低合金元素鋼材內之碳原子容易往高合金元素鋼材遷移，形成碳遷移之現象。

為降低或避免碳遷移現象而形成之軟/硬化區，以往論文提出數種不同解決方式，其中一種是使用鎳基合金作為填料，因鎳基合金擁有較低之碳活度及緩慢的碳擴散率，使軟/硬化區不易形成[7]。然而於 3-1 小節破損分析結果與 2013 年施與侯等學者[8]及 2015 年 Zieliński 等學者[1]研究中，P91 鉻鉬鋼合金元素雖然低於鎳基填料，但碳遷移現象卻是從鎳基填料往 P91 方向移動，造成 P91 側熱影響區形成硬化區，鎳基銲道靠近 P91 側形成軟化區，與先前相關碳遷移研究呈現相反趨勢。

1.3 游離碳原子擴散方向與晶體結構

原子於固體中擴散方式主要分為兩種，一個為透過空位機制的自擴散或相互擴散，另外一種則為間隙擴散，而碳遷移現象是碳於材料內部進行間隙擴散的現象。間隙擴散為較小的原子溶於晶體結構之間隙中，並從一間隙位置移動至鄰近空的間隙位置，通常發生此種擴散的原子較小，如碳、氫、氧或氮[9]。

晶體結構是影響間隙擴散其中一個因素，其中從活化能 Q_d (activation energy for diffusion)中亦可

知曉擴散的難易度，麻田散鐵(BCT)結構中碳元素之Qd為80 kJ/mol，沃斯田鐵(FCC)結構中碳元素之Qd為148 kJ/mol，鎳基合金(FCC)結構中碳元素之Qd為145.7 kJ/mol[11, 12]。從上述數據中可判斷碳元素的擴散難易度，在麻田散鐵(BCT)中最容易擴散，鎳基合金(FCC)與沃斯田鐵(FCC)則較不容易擴散。此外游離之自由碳原子濃度也是影響間隙擴散的因素，自由碳原子濃度較高則自由碳會有較高之驅動力往濃度較低處遷移。

1.4 文獻回顧

2013年施與侯等學者[8]在研究中取樣使用環境與時間為530°C/98304hr(約11年)之2.25Cr-1Mo與9Cr-1Mo異種金屬銲道進行破損分析。研究結果顯示，靠近9Cr-1Mo側之鎳基銲道於銲道交界處發生硬度下降之現象，而9Cr-1Mo側熱影響區則發生硬度上升現象。2.25Cr-1Mo與鎳基銲道之交界處則於2.25Cr-1Mo熱影響區發生軟化現象，相鄰鎳基銲道則發生硬化現象，硬度測試結果如圖1-11所示。

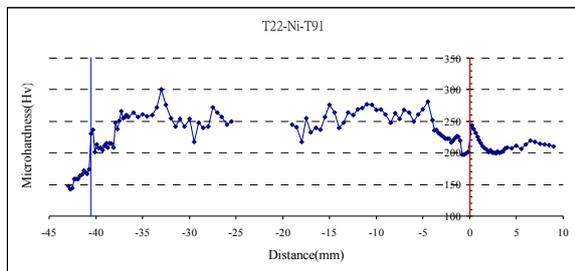


圖 1-11 T22-P91 高溫使用後微硬度測試結果[8]

2015年Zieliński等學者[1]於研究中取樣使用環境與時間為540°C/105000hr之TP347-P91異種金屬銲道進行分析。圖1-12為金相結果，位於P91側根部區域熔融線觀察到滲碳層出現。圖1-13為硬度測試結果，於P91側熱影響區發生硬化現象，相鄰鎳基銲道則發生軟化。

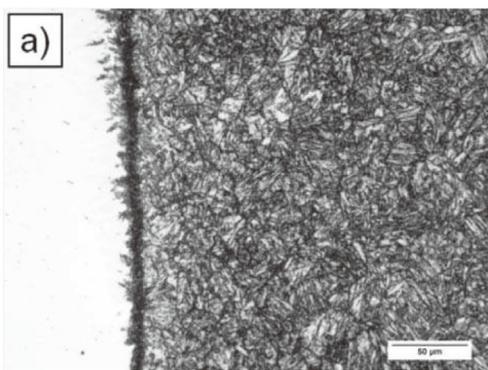


圖 1-12 P91 側銲道熱影響區金相[1]

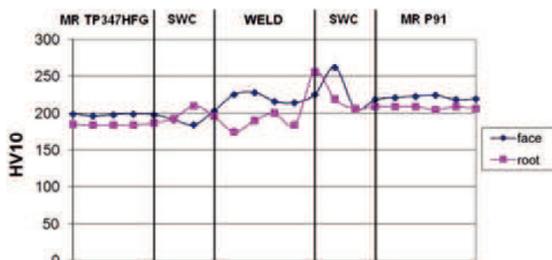


圖 1-13 TP347-P91 高溫使用後微硬度測試結果[1]

根據以上異種金屬銲接相關研究文獻指出，鉻鉬合金鋼於異種金屬銲接後，因冶金特性與化學性質差異，於長時間高溫使用後會造成碳遷移現象。造成此現象主要因為，在銲道低合金區中的碳會向外遷移，導致形成碳化物較少之低碳區，此區又可稱為軟化區 (soft zone)。相對地，高合金區因碳遷入而形成富含碳化物之高碳區，此區稱為硬化區 (hard zone)。上述軟/硬化區於長時間高溫使用後易發生裂紋，進而導致損壞造成嚴重之損失。然於TP347-P91異種金屬銲道中，發現低合金P91側形成硬化區，而高合金之鎳基填充料形成軟化區，與以往研究之碳遷移現象呈現相反趨勢。

1.5 研究目的

- (1) 進行TP347-P91異種金屬銲接管件破損分析，藉由金相、微硬度測試以及EDS分析，探討銲道破損發生原因。
- (2) 使用不同碳含量及合金成分的銲接填充料在P91上進行銲接，同時進行銲後熱處理及模擬使用熱處理，比較碳、鉬含量及銲道中FCC材料的基底特性，對於碳遷移方向之影響與機制，進而達到避免軟硬化區形成的目的。
- (3) 透過銲後穩定化熱處理，使銲道中碳化物內碳元素重新固溶回基底，再利用ERNiCr-3填充料中的Ti及Nb於穩定化溫度先形成碳化物，以減少可擴散碳原子的總量，降低碳遷移現象發生與避免後續使用中形成軟硬化區的現象。

二、實驗方法與流程

2.1 實驗流程

本研究之流程如圖2-1所示。

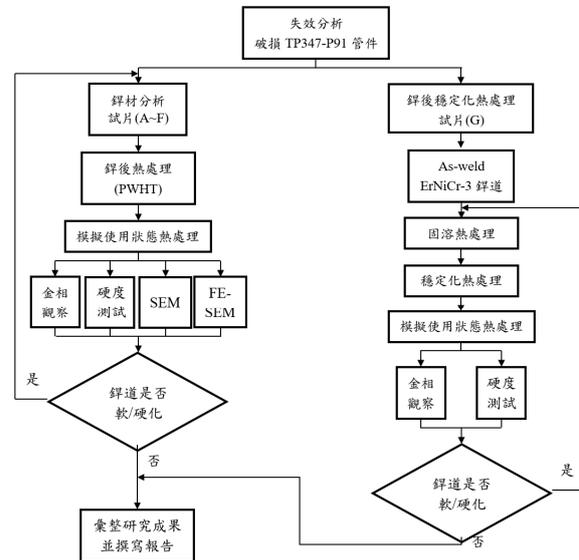


圖 2-1 實驗流程圖

2.2 管件材料與銲接填充料

本次實驗使用9Cr-Mo (P91)低合金鋼管為基材，其化學成分如表2-1所示。表2-2為本研究使用銲接填充料之實驗編號及化學成分彙整表。本研究共使用6種銲接填充料，填充ER308H/L、ER316H/L為不鏽鋼填充料(鐵基FCC結構)，填充料主要差異為碳元素及鉬元素含量；填充ERNiCr-3、MAGNA 8N12為鎳基填充料(鎳基FCC結構)，填充料主要差異為碳元素含量。

表 2-1 P91 鋼管成分表

P91 鋼管主要成份表(wt%)					
C	Mn	P	S	Si	Cr
0.08-0.12	0.30-0.60	≤0.02	≤0.01	0.20-0.50	8.00-9.50
Mo	V	Nb	N	Ni	Fe
0.85-1.05	0.18-0.25	0.06-0.10	0.03-0.07	≤0.40	balance

表 2-2 銲接填充料成分表

填充料主要成份表(wt%)													
實驗編號	AWS 編號	C	Fe	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb	Si	Mn	P	S	Other
A	A5.9 ER308H	0.04-0.08	Bal.	9.0-11.0	19.5-22.0	0.50	-	-	0.3-0.65	1.0-2.5	0.03	0.03	Cu 0.75
B	A5.9 ER308L	0.03	Bal.	9.0-11.0	19.5-22.0	0.75	-	-	0.3-0.65	1.0-2.5	0.03	0.03	Cu 0.75
C	A5.9 ER316H	0.04-0.08	Bal.	11.0-14.0	18.0-20.0	2.0-3.0	-	-	0.30-0.65	1.0-2.5	0.03	0.03	Cu 0.75
D	A5.9 ER316L	0.03	Bal.	11.0-14.0	18.0-20.0	2.0-3.0	-	-	0.30-0.65	1.0-2.5	0.03	0.03	Cu 0.75
E、G	A5.14 ERNiCr-3	0.10	3.0	67.0	18.0-22.0	-	0.75	2.0-3.0	0.5	2.5-3.5	0.03	0.015	Cu 0.50
F	MAGNA 8Ni2	0.027	4.45	70.1	19.28	0.03	0.72	2.28	0.10	2.86	0.01	0.01	Al 0.11

2.3 銲接實驗

本實驗試片除了國內某電廠提供之使用過後破損 ERNiCr-3 銲接試片，其餘試片銲接程序皆為於 P91 截面上敷銲不同類型之銲道填充料，銲接參數，如表 2-3 所示。

表 2-3 銲接參數表

參數	銲接方法	GTAW
電流種類		DCEN
電流(A)		85~100
電壓(V)		10~14
銲接速度(mm/sec)		2.5~3.5
保護氣體		Ar
保護氣體流量(L/min)		8~9
電極直徑(φ mm)		2.4

2.4 模擬使用狀態熱處理(ISHT)

熱處理參數如表 2-4 所示。

表 2-4 模擬使用狀態熱處理參數

參數	試片	試片編號 A~G
720°C	As-welded	0 小時
		2 小時
		4 小時
		8 小時
		16 小時
		32 小時
		64 小時
		128 小時
		256 小時
		512 小時

2-3 金相及顯微硬度測試

本試驗之金相試片利用#180、#400、#1000、#2000 碳化矽砂紙研磨，再用 0.3 μm 氧化鋁粉拋光，蝕刻溶液如表 2-5 所示。硬度試驗採用維式(Vickers)硬度機，附載荷重 9.8N，持壓時間 2 sec。

表 2-5 金相腐蝕液成份

材料	成份
P91	5 g FeCl3 + 50 ml hydrochloric acid + 100 ml deionized water solution
鎳基合金&不銹鋼	Saturated oxalic acid (12V,1A)

三、結果與討論

3.1 破損管線失效分析

巨觀觀察

針對開裂之管件進行巨觀觀察，發現管件外內壁均無明顯腐蝕現象，僅在面火側外表面上發現高溫使用的痕跡，如圖 3-1 所示。

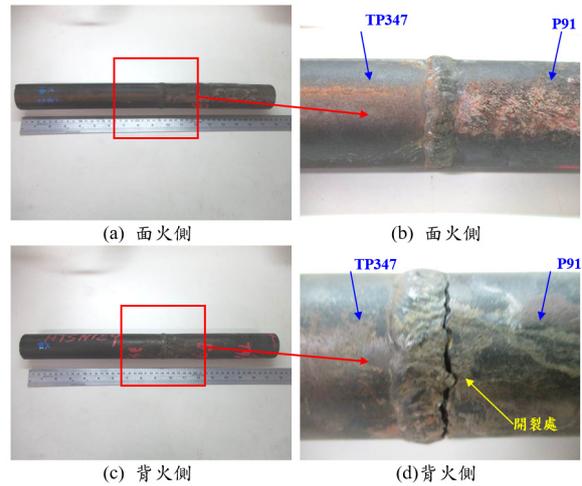


圖 3-1 部分開裂管件之巨觀照片

金相觀察

針對部分開裂管件、外觀良好管件之面火側與背火側銲道處，分別取樣進行金相觀察，如圖 3-2 所示。已開裂的銲道熔融區邊界上，則沒有觀察到深色帶狀顯微組織，研判可能因為開裂後長時間接觸高溫環境而產生的脫碳現象所造成。而在外觀良好的管件中在背火側也發現破裂由管內壁開始，開展約 3mm 的裂痕。代表了裂痕最初的起始點是由背火側的管內壁開始，之後向管外及面火側開展。

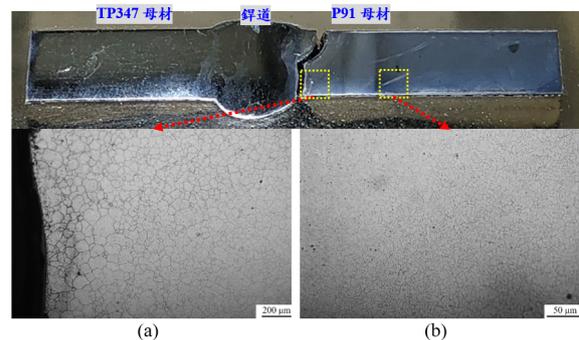


圖 3-2 部分開裂管件背火側之金相觀察結果：(a) P91 側熱影響區；(b) P91 母材

微硬度試驗

由圖 3-3 的顯微硬度測試結果可以發現，顯著的硬度變化發生在鎳基銲道與 P91 管材的熔融區交界。P91 管材熱影響區的硬度變化則隨著逐漸遠離銲道，顯微硬度逐漸由 350 Hv 降至母材的基礎硬度值約 210 Hv，整個硬化區寬度約 4~5 mm。由於 P91 管材的硬化區硬度向母材呈現穩定漸變下降的趨勢，此硬化現象與碳元素的擴散現象相關。

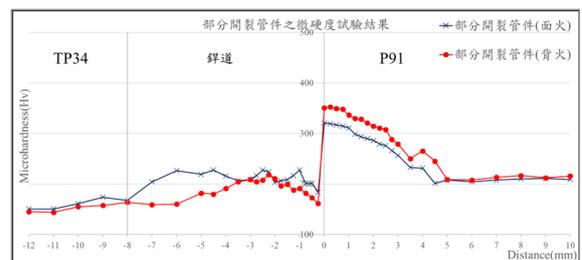


圖 3-3 開裂管件之微硬度試驗結果

3.1 鋁材影響分析

實驗條件

本研究係利用市售不同之鋁接填料，進行與 9C-1Mo (P91)鋼間之異種金屬鋁接。表 3-1 彙整本研究中的各項鋁接填料與熱處理實驗，鋁接方法均為氬鋁，各項實驗的目的在於比較碳含量、鉬含量、FCC 結構基底差異及穩定化熱處理等變數，對於高溫狀態碳遷移之影響。

表 3-1 實驗 A-G 鋁接程序以及鋁後熱處理程序表

鋁接程序	鋁接填料	熱處理方式
實驗 A	A5.9 ER308H	鋁後熱處理+模擬使用狀態熱處理
實驗 B	A5.9 ER308L	鋁後熱處理+模擬使用狀態熱處理
實驗 C	A5.9 ER316H	鋁後熱處理+模擬使用狀態熱處理
實驗 D	A5.9 ER316L	鋁後熱處理+模擬使用狀態熱處理
實驗 E	A5.14 ERNiCr-3	鋁後熱處理+模擬使用狀態熱處理
實驗 F	MAGNA 8N12	鋁後熱處理+模擬使用狀態熱處理
實驗 G	A5.14 ERNiCr-3	穩定化熱處理+模擬使用狀態熱處理

不同鋁材實驗結果

實驗數據與結果過多，因此僅節錄部份結果。

實驗 B：鋁接填料 ER308L

圖 3-4 為實驗 B 之顯微硬度試驗結果。在鋁後原態(As-welded)的情況下，P91 熱影響區硬度從約 220 Hv 上升至約 300 Hv~440 Hv，鋁道硬度則介於 180 Hv 與 350 Hv 之間。當實驗 B 經過 720°C/512hr 之 ISHT 後，母材硬度維持約 210 Hv，而熱影響區靠近鋁縫邊緣硬度則下降至 160 Hv~200 Hv，寬度約 1 mm，鋁道靠近鋁縫邊緣硬度則上升至約 300 Hv~380 Hv，寬度約 2 mm。我們可以觀察到 ER308L 鋁道金屬在長時間的模擬使用中發生碳遷移現象，形成軟/硬化區。

實驗 B 的金相試驗結果(圖 3-5)，觀察到 P91 母材經長時間 ISHT 熱處理後皆呈現回火麻田散鐵與細小析出物組織，屬於正常之 P91 熱處理顯微組織。P91 管材熱影響區出現白色肥粒鐵區，在 4hr ISHT 之後可明顯觀察出該區與軟化區位置吻合，且隨時間拉長，軟化區寬度持續成長。

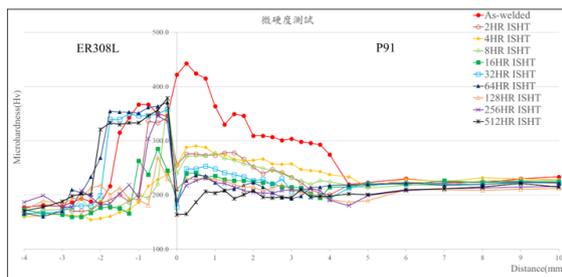


圖 3-4 實驗 B 顯微硬度試驗結果

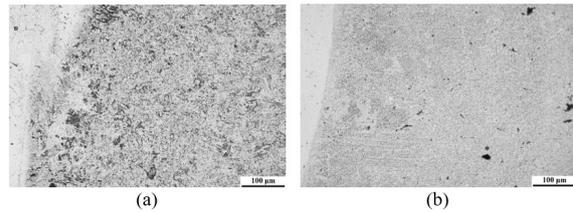


圖 3-5 實驗 B 熱影響區金相觀察：(a)As-welded；(b) 720°C/256hr

實驗 D：鋁接填料 ER316L

圖 3-6 為實驗 D 之顯微硬度試驗結果。在鋁後原態 (As-welded)的情況下，P91 熱影響區硬度從約 220 Hv 上升至約 280 Hv~380 Hv，鋁道硬度則介於 170 Hv 與 190 Hv 之間。當實驗 D 經過 720°C/512hr 之 ISHT 後，母材硬度維持約 210 Hv，而熱影響區靠近鋁縫邊緣硬度則下降至 160 Hv~200 Hv，寬度約 2.5 mm，鋁道靠近鋁縫邊緣硬度則上升至約 320 Hv~380 Hv，寬度約 2.5 mm。可以觀察到 ER316L 鋁道金屬在長時間的模擬使用中發生碳遷移現象，形成軟/硬化區。

實驗 D 的金相觀察結果顯示(圖 3-7)，經過長時間 ISHT 熱處理後，P91 管材熱影響區出現白色肥粒鐵區，在 4hr ISHT 可明顯觀察出該區與軟化區位置吻合，且隨時間拉長，軟化區寬度持續成長。在熔融線可觀察到受碳遷移的影響，熔融線位置產生黑色析出物。推測由於 ER316L 含 Cr 量遠高於 P91，造成碳遷移方向從 P91 往鋁道內遷移，因此於鋁道邊界形成黑色析出物。

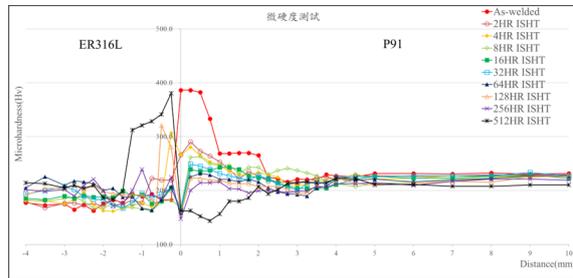


圖 3-6 實驗 D 顯微硬度試驗結果

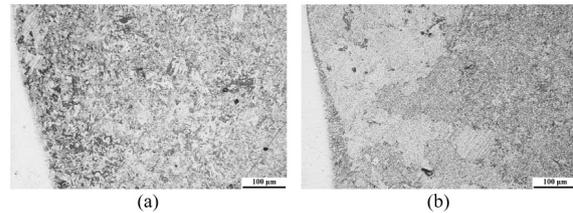


圖 3-7 實驗 D 熱影響區金相觀察：(a)As-welded；(b) 720°C/256hr

實驗 E：鋁接填料 ERNiCr-3

圖 3-8 為實驗 E 之顯微硬度試驗結果。在鋁後原態 (As-welded)的情況下，P91 熱影響區硬度從約 210 Hv 上升至約 350 Hv~420 Hv，鋁道硬度則介於 160 Hv 與 170 Hv 之間。當實驗 E 經過 720°C/512hr 之 ISHT 後，母材硬度維持約 210 Hv，而熱影響區靠近鋁縫邊緣硬度則為 190 Hv~200 Hv，略高於其餘熱影區平均硬度 190 Hv，寬度約 0.5 mm，鋁道靠近鋁縫邊緣硬度則下降至約 150 Hv~160 Hv，寬度約 0.5 mm。我們可以觀察到

ERNiCr-3 鈺道金屬在長時間的模擬使用中發生碳遷移現象，進而形成軟/硬化區。

實驗 E 的金相試驗結果顯示(圖 3-9)，經過長時間 ISHT 熱處理後，P91 管材熱影響區並未出現如同實驗 A 至實驗 D 之白色肥粒鐵區，亦即沒有形成軟化顯微組織。

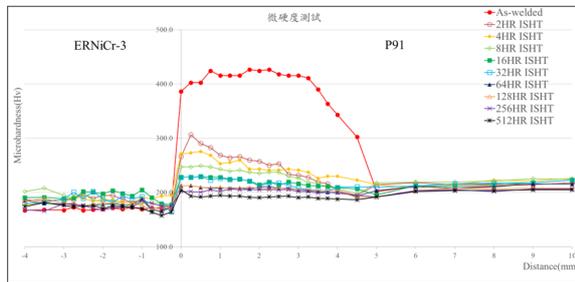


圖 3-8 實驗 E 顯微硬度試驗結果

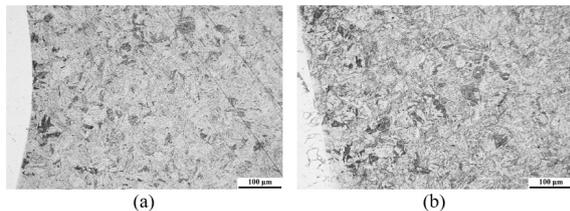


圖 3-9 實驗 E 熱影響區金相觀察：(a)As-welded；(b) 720°C/256hr

實驗 F：鈺接填料 MAGNA 8N12

圖 3-10 為實驗 F 之顯微硬度試驗結果。在鈺後原態 (As-welded) 的情況下，P91 熱影響區硬度從約 210 Hv 上升至約 320 Hv~420 Hv，鈺道硬度則介於 140 Hv 與 150 Hv 之間。當實驗 F 經過 720 °C/512hr 之 ISHT 後，母材硬度維持約 200 Hv，而熱影響區靠近鈺縫邊緣硬度則約為 150 Hv，鈺道硬度則介於 140 Hv 與 150 Hv 之間。我們可以觀察到 MAGANA 8N12 鈺道金屬在長時間的模擬使用中未發生碳遷移現象而之形成軟/硬化區。

實驗 F 的金相觀察結果顯示(圖 3-11)，經過長時間 ISHT 熱處理後，P91 管材熱影響區僅出現少量白色的肥粒鐵區域，且隨熱處理時間增長並無增加的趨勢。

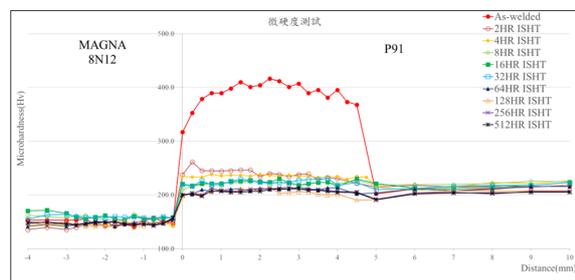


圖 3-10 實驗 F 顯微硬度試驗結果

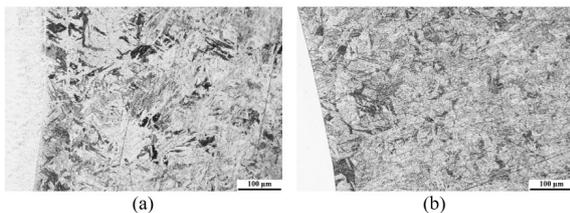


圖 3-11 實驗 F 熱影響區金相觀察：(a)As-welded；(b) 720°C/256hr

鈺道基底組織與成分對碳遷移的影響

(1) 鐵基 FCC 鈺道：碳、鉬含量

本研究利用含鉬元素較少之 ER308 鈺接填料與含鉬元素較高之 ER316 鈺接填料，以及高碳 (含碳量：0.04 wt %~0.08 wt %)之 H 系列與低碳 (含碳量：低於 0.03 wt %)之 L 系列鈺接填料作為比較碳元素及鉬元素對碳遷移影響之參數。

從圖 3-12 中可以觀察到經過 512 小時 ISHT，ER308H 鈺道邊緣軟化區最低硬度降至約為 170 Hv、寬度 0.5 mm，ER308L 鈺道邊緣軟化區最低硬度降至約為 160 Hv、寬度 1.75 mm，ER316H 鈺道邊緣軟化區最低硬度降至約為 170 Hv、寬度 0.25 mm，ER316L 鈺道邊緣軟化區最低硬度降至約為 140 Hv、寬度 2.00 mm。從上述數據顯示，在相同碳含量鈺接填料狀況下鉬元素含量對硬度未造成顯著差異，於同含鉬量鈺接填料狀況下碳含量越少軟化區硬度越低且寬度增加。

此四種鈺接填料含碳量都低於 P91 以及含鉻量都大於 P91 母材，且根據 Sudha 等學者[14]之研究，碳遷移方向從含鉻量低之區域往含鉻量高之區域遷移，因此可推斷碳含量會影響碳遷移。當碳元素含量越高，兩側碳活度差異越大會產生較寬且明顯之軟/硬化區；鉬元素含量未對碳遷移造成顯著影響。

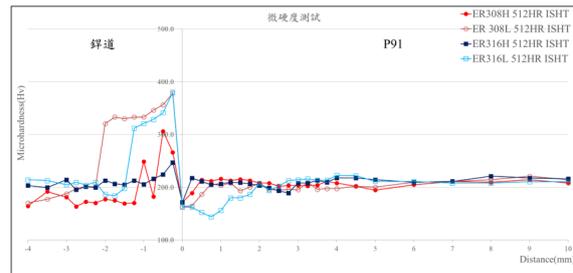


圖 3-12 碳元素及鉬元素對碳遷移影響硬度比較

(2) 鐵基 FCC/鎳基 FCC 鈺道對碳遷移的影響

本研究利用含碳量較高之 ERNiCr-3 (含碳量：低於 0.1 wt%)、含碳量較低之 MAGNA 8N12 (含碳量：0.027 wt%)以及 ER316L (含碳量：低於 0.03 wt%)鈺接填料，作為比較碳元素以及 FCC 組織基底差異對碳遷移之影響。

硬度結果顯示，ERNiCr-3 鎳基鈺接填料含鉻量遠高於 P91 管材，但碳遷移現象是從富含鉻元素之鎳基鈺接填料往 P91 側遷移，造成 P91 側熱影響區產生軟化區。

經過 512 小時 ISHT，ER316L 鈺道邊緣軟化區最低硬度降至約為 140 Hv、寬度 2.00 mm，ERNiCr-3 鈺道邊緣硬化區之硬度升至約為 210 Hv、寬度 0.25 mm，MAGNA 8N12 鈺道邊緣無明顯軟/硬化區硬度約為 200 Hv。ER316L 靠近鈺道之熱影響區經過 512 小時 ISHT 於晶界及晶體內部含有少量 Cr₂₃C₆ 析出物。ERNiCr-3 靠近鈺道之熱影響區經過 512 小時 ISHT 於晶界以及晶體內部形成大量 Cr₂₃C₆ 析出物。MAGNA 8N12 靠近鈺道之熱影響區經過 512 小時 ISHT 於晶界以及晶體內部含有比 ERNiCr-3 靠近鈺道之熱影響區少之 Cr₂₃C₆ 析出物。鐵基 FCC/鎳基 FCC 鈺道對碳遷移影響的比較如圖 3-13 所示。

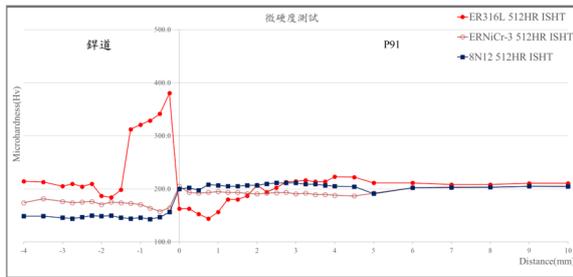


圖 3-13 鐵基 FCC、鎳基 FCC 碳遷移硬度比較圖

四、結論

在本研究結果彙整如下:

1. P91-TP347 異種銲接接頭管件的破損原因，乃係經長時間高溫使用後發生碳遷移現象，使 P91 側熱影響區產生硬化區，導致銲道根部產生裂紋，最終造成管件開裂。
2. 不鏽鋼銲接填料中未混合區之含碳量高，因而產生大量析出物導致硬度大幅上升，且未混合區與銲接填料以及母材交界處經過 ISHT 亦會產生碳遷移現象而導致出現軟/硬化區。
3. 由 ER308H/L、ER316H/L 結果可得知，同為鐵基底之異種金屬銲接時含碳量差異越大碳遷移現象越明顯，且碳往含鉻量高之方向擴散。鉬元素含量對碳遷移現象未有顯著影響。
4. 由 ERNiCr-3 及 MAGNA 8N12 結果可得知，減少鎳基銲接填料含碳量可抑制碳遷移產生。鎳基 FCC 結構銲接填料產生碳遷移現象主要因為固溶於基底之碳元素於銲接後及高溫使用未與鉻形成析出物，因此碳為游離狀態。此游離碳原子因受 P91 中鉻影響產生往 P91 方向之碳遷移驅動力。

五、參考文獻

- [1] A. Zielieski, G. Golaeski, P. Urbaeczyk, J. Sdania, and J. Jasak, Microstructure and properties of dissimilar welded joint between P91 and TP347HFG steels after 105000 h service, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza 67(1) (2015) 37-43.
- [2] C. Solenthaler, M. Ramesh, P. Uggowitz, R. Spolenak, Precipitation strengthening of Nb-stabilized TP347 austenitic steel by a dispersion of secondary Nb(C,N) formed upon a short-term hardening heat treatment, Materials Science and Engineering: A 647 (2015) 294-302.
- [3] B.K. Choudhary, J. Christopher, Influence of temperature and strain rate on tensile deformation and fracture behaviour of boron added P91 steel, International Journal of Pressure Vessels and Piping 171 (2019) 153-161.
- [4] F. Gauzzi, S. Missori, Microstructural transformations in austenitic-ferritic transition joints, Journal of Materials Science 23(3) (1988) 782-789.
- [5] L. Karlsson, Welding of dissimilar metals, Welding in the World / Le Soudage dans le Monde 36 (1995) 125-132.
- [6] R.B. Dooley, G.G. Stephenson, M J. Tinkler, M.D.C. Moles, H.J. Westwood, Ontario Hydro Experience with Dissimilar Metal Welds in Boiler Tubing, Welding Journal (Miami, Fla) 61(2)

(1982) 45-49.

- [7] Y.-Y. You, R.-K. Shiue, R.-H. Shiue, C. Chen, The study of carbon migration in dissimilar welding of the modified 9Cr-1Mo steel, Journal of Materials Science Letters 20(15) (2001) 1429-1432.
- [8] 施文益, P22-P91 異種金屬銲道破損原因分析與銲接製程改善, 機械工程學系, 長庚大學, 桃園縣, 2014, p. 128.
- [9] B.S. Berry, Diffusion of carbon in nickel, Journal of Applied Physics 44(8) (1973) 3792-3793.