



防蝕工程學會

防蝕工程

期刊網址：<http://www.anticorr.org.tw>



10.6376/JCCE.202006_34(2).0002

A508/IN-182/316L 異質銲接件之加凡尼腐蝕 Galvanic Corrosion of A508/IN-182/316L Dissimilar Weldments

陳振宇¹、王朝正*¹

Zhen-Yu Chen¹, Chaur-Jeng Wang*¹

中文摘要

本研究使用鎳基 IN-82/IN-182 合金作為 GTAW 及 SMAW 銲接填料，製作 A508/IN-182/316L 異質銲接件。透過耐蝕能力評估，探討稀釋率及各區域金屬於加速腐蝕環境中的材料損失，建立實驗系統、評估材料減薄量的方法。

實驗結果顯示，異質銲接件中之三種材料中，因 A508 低合金鋼為相對活性較高之金屬，含有最多的鐵元素且具最低的腐蝕電位，在浸泡試驗中發生最嚴重的腐蝕。雖然 316L 不銹鋼也具有較多的鐵含量，但與 IN-182 有相近的鉻含量，使其與 IN-182 有相近的腐蝕電位及耐腐蝕性能。在局部動電位極化之數據結果顯示，愈靠近 IN-182 緩衝層時有愈大的腐蝕電流密度，亦即產生較嚴重的腐蝕程度，且在浸泡試驗之腐蝕深度結果顯示，愈靠近 IN-182 緩衝層之 A508 母材有愈大的腐蝕深度。另外，A508/IN-182/316L 組合較 A508/IN-182 組合的陽極與陰極比例小，前者受到較嚴重的加凡尼腐蝕，提早出現微裂縫。綜合以上試驗的結果，顯示當陽極金屬發生嚴重的加凡尼腐蝕時，因距離效應有愈靠近陰極金屬產生愈嚴重的腐蝕，並呈現陽極金屬所占的面積比率愈小，加凡尼腐蝕愈嚴重。

關鍵詞：異質銲接、加凡尼腐蝕、電化學、氯化鈉。

Abstract

In this study, nickel-based IN-82/IN-182 alloy was used as GTAW and SMAW welding filler to produce A508/IN-182/316L dissimilar weldments. In this study, the effect of microstructure and resistance on crevice corrosion and galvanic corrosion was thoroughly studied. Also, the effect of dilution rate and different weld zone on the thinning rate was investigated and the most proper way for specimen preparation and the corrosion rate evaluation were carried out.

收到日期：108 年 10 月 21 日

修訂日期：109 年 03 月 24 日

接受日期：109 年 04 月 10 日

¹ 國立台灣科技大學機械工程系

¹ Department of Mechanical Engineering, National Taiwan University of Science and Technology

*聯絡作者：cjwang@mail.ntust.edu.tw

The results show that the low alloy carbon steel, A508, has the lowest corrosion potential among the dissimilar weld. Due to high iron content, the fusion boundary reveals that the A508 side was suffered by galvanic corrosion. The other reason is inferred to the low chromium and nickel content of A508. Although the fusion boundary also was observed at the IN-182/316L interface, the corrosion rates of both metals are similar. This phenomenon could be attributed to the similarity of chromium content. In the comparison of the anodic polarization test and immersion test, the A508-side fusion boundary shows the tendency having a higher corrosion current density and the depth of corrosion attack. The A508/IN-182/316L couples has a smaller anode to cathode ratio than that of the A508/IN-182 couples. The former suffers from more serious galvanic corrosion and microcracks formation. In summary, it is shown that when the anode metal undergoes severe galvanic corrosion, the more severe corrosion occurs on the closer cathode due to the distance effect. Also the greater galvanic corrosion happened when the anode metal possessing the smaller area ratio.

Keywords: dissimilar weldments; galvanic corrosion; electrochemical.

1. 前言

在核電廠、石化及化工等行業，各種設備因使用環境不同，會利用相對應的金屬材料，因此經常須利用銲接方式進行設備的連接。由於設備為相異材料組成，且銲接的材料也十分多元，這種由不同金屬的銲接稱為異質銲接(dissimilar metal weld, DMW)。隨著材料的成分、結構差異，而有不同的材料物理、化學性質，可能導致長期在嚴苛的腐蝕環境中，使得管件劣化及失效。在核電廠中的沸水式反應爐 (boiling water reactor, BWRs) 以及壓水式反應爐 (pressurized water reactor, PWR)，為容納核燃料的厚鋼壓力容器，達到輻射阻隔的效果，使放射性物質遠離環境。反應爐壓力容器及其噴嘴通常使用低合金鋼 (low alloy steel, LAS) 製成。此種鋼料具有所需的機械強度且相對便宜^[1,2]，其他組件如蒸汽產生器及熱交換管等，大多使用鎳基合金或不銹鋼製成，低合金鋼與不銹鋼的接合，銲接填料常選用鎳基 IN-182 及 IN-82 合金^[3]。

核電廠經長時間的運轉，終究需面臨除役。雖在除役初期設備已停止運轉，但反應器之組件中仍存放大量的靜滯冷卻水，銲接組件的因長時間浸泡，會導致加凡尼腐蝕(Galvanic Corrosion)的產生。文獻^[4]指出，在 A508 與 309/308L SS 的銲接件中，在靠近熔合邊界的低合金鋼之細晶區

(FR)被認為是最容易產生加凡尼腐蝕的區域。加凡尼腐蝕產生的狹縫，可能再誘發間隙腐蝕，使得銲接件腐蝕程度加劇。此外腐蝕生成物沉澱於水溶液底部或成為懸浮物，都會使得異質銲接件呈現有別於單一腐蝕機制的樣態。故須進一步探討異質銲接件在靜滯水溶液環境下，材料成分對於腐蝕程度及材料減損對於銲接組件壽命的影響。

為此，本研究使用 A508 低合金鋼與 316L 不銹鋼作為母材，透過鎳基 IN-182 及 IN-82 合金進行開槽對接，以放電線切割加工(wire electrical discharging machine, WEDM)切取垂直填料銲方向之式片，透過 EDS 測量整體銲接件的成分趨勢，對浸泡試驗後材料腐蝕深度及局部區域的電化學量測進行綜合分析評估。

2. 實驗方法

本研究之實驗流程圖，如圖 1 所示。異質銲接件所使用之母材為 A508 Gr.1 及 316L 板材製成異質銲接件，異質對接的緩衝層及填料層分別使用鎳基 182 合金(ERNiCrFe-3)，底端對接處使用鎳基 82 合金(ERNiCr-3)，材料成分如表 1 所示。銲接後以放電線切割加工切取垂直填料銲方向之試片。以 A508/IN-182/316L 之異質銲接件作為電化學待測試片，試片尺度設定在長 60

mm、寬 25 mm、厚為 5 mm，如圖 2 (a) 所示。浸泡試片於圖 2 (a) 所示試樣不同位置採取，採取後試片如圖 2 (b) 所示。依據 ASTM G31 規範，試片尺度設定在長 50 mm、寬 25 mm、厚為 4.85 ± 0.05 mm。依裁切位置不同，分為 A508/IN-182、A508/IN-182/316L、IN-182/316L 三種異質銲接件。浸泡試驗使用 3.5% NaCl (aq) 為浸泡水溶液，加速模擬核電廠除役後之異質銲接管線設備浸置在高電解質環境中之情形。利用能量散佈光譜成分分析(JOEL JSM-6390LV)，得知銲接件整體之成分趨勢，分析位置如圖 3 (a) 所示。並透過恆定電位儀(GAMRY G750)之動電位極化法，試樣表面黏貼

已割出測試面積 0.25 cm^2 之無殘膠進行局部的耐蝕性分析，電解液為 3.5% NaCl (aq)，分析位置如圖 3 (b) 所示。浸泡試驗後試片利用表面輪廓儀 (Kosaka - ET200)測得腐蝕後之深度，量測路徑如圖 3 (c) 所示。利用 X 射線繞射分析儀 (Bruker D2 PHASER)，分析浸泡試片之表面腐蝕生成物。最後分別利用成分分布及平均腐蝕深度之結果與電化學之局部動電位化數據相互對照，以觀察試片局部成分對腐蝕電位(E_{corr}) 與腐蝕電流(I_{corr})的敏感性，和 I_{corr} 與浸泡腐蝕深度的相關性。

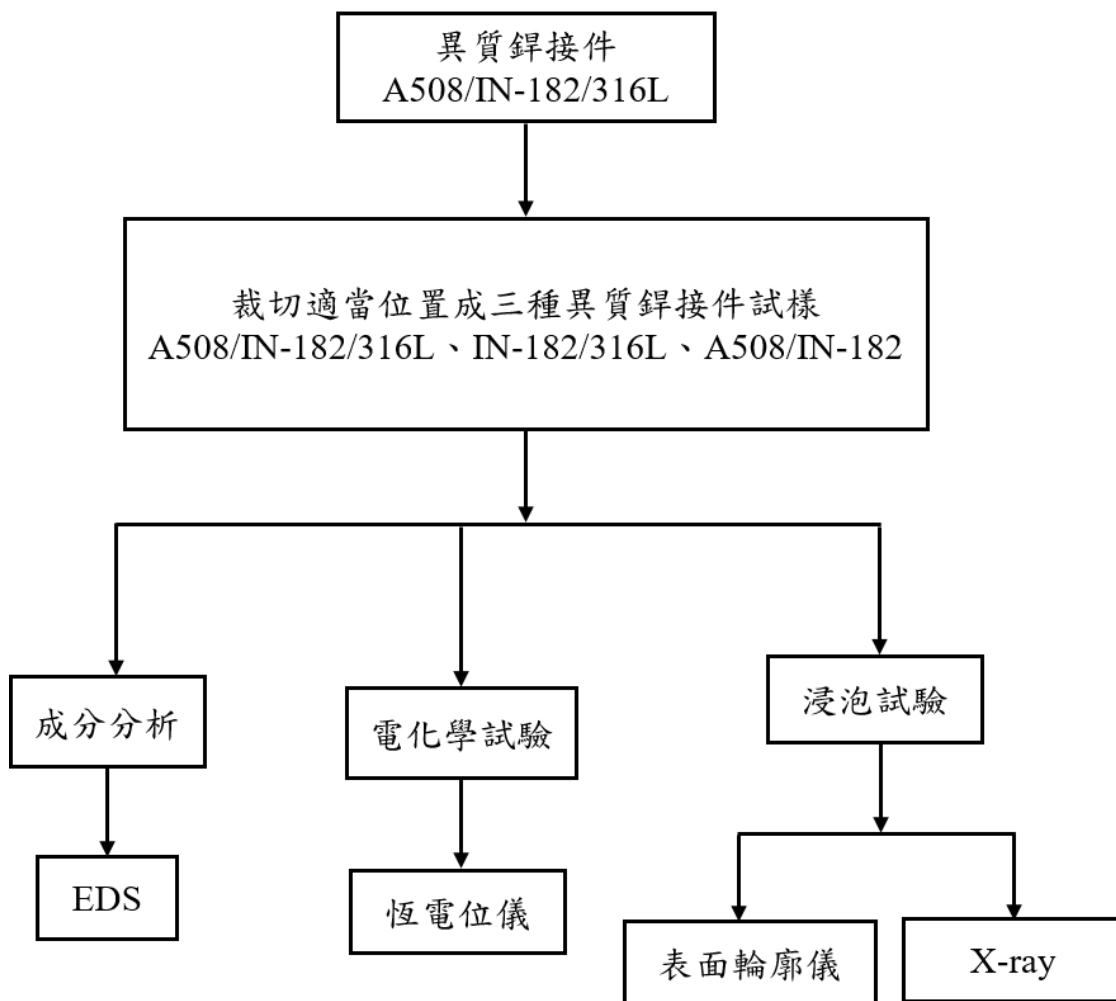


圖 1 實驗流程圖。

Figure 1 Chemical composition of base metal and metal of welding. (wt. %).

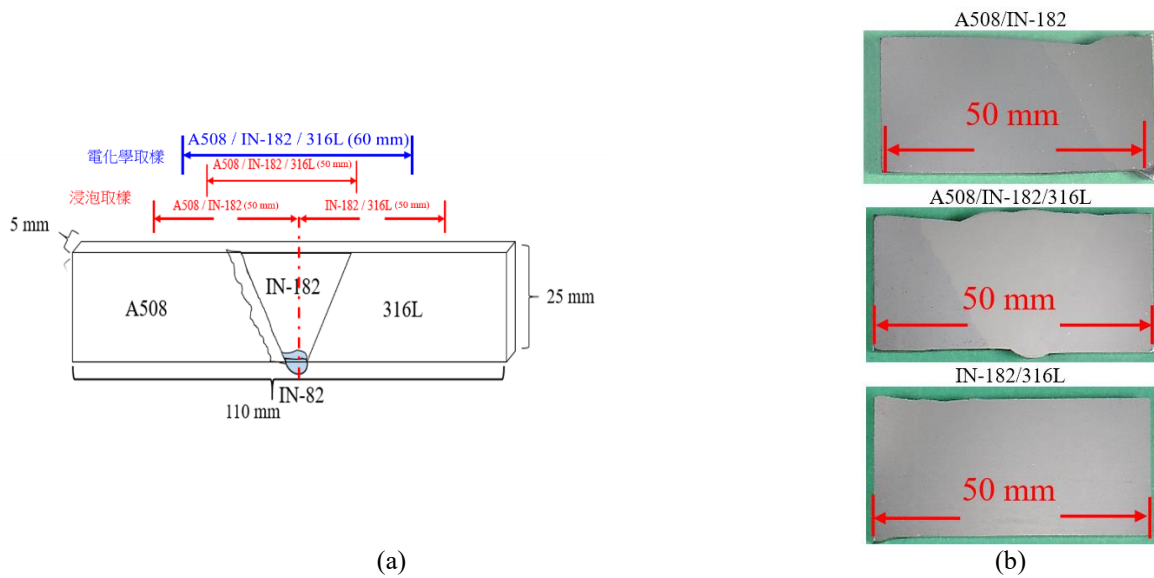


圖 2 (a) 電化學及浸泡試片取樣位置、尺寸、(b) 異質銲接件試片組合。
 Figure 2 (a) Sampling position and dimensions of electrochemical and immersion test specimen, (b) Different combinations of test specimen of dissimilar weldment.

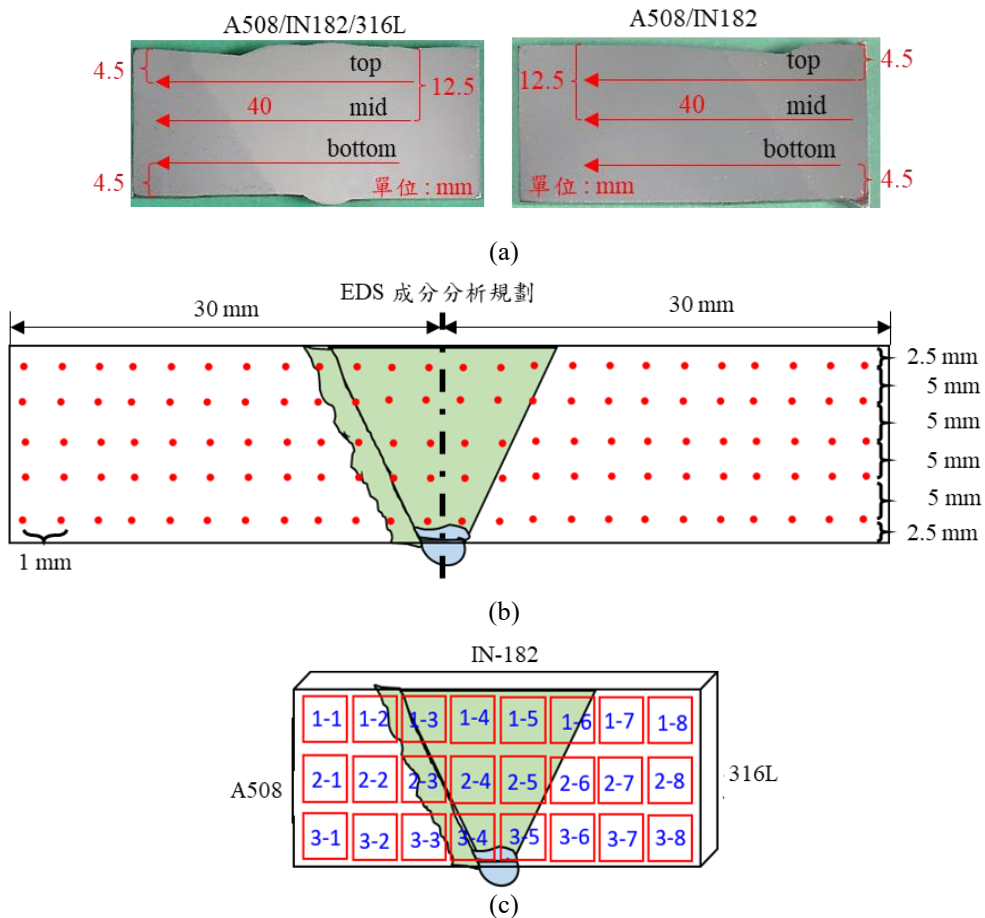


圖 3 (a) 腐蝕深度量測路徑之示意圖、(b) EDS 測量位置示意圖、(c) 電化學測試位置示意圖。
 Figure 3 (a) Schematic diagram of the measurement path of corrosion depth, (b) Schematic diagram of EDS measurement location, (c) Schematic diagram of electrochemical test location.

表 1 母材及銲接金屬的化學成分(wt. %)。

Table 1 Chemical composition of base metal and metal of welding. (wt. %).

元素 材料	C	Si	Mn	P	S	Fe	Ni	Cr	Mo	N	Cu	Ti	Co	Al	Cb+Ta	Nb+Ta	other
A508 Gr.1	0.230	0.21	1.04	0.011	0.006	Bal.	0.06	0.09	0.01	-	0.09	-	-	-	-	-	-
316L	0.023	0.60	0.64	0.035	0.001	Bal.	10.1	16.7	2.01	0.01	0.26	-	-	-	-	-	-
182合金	0.040	0.40	5.45	0.005	0.004	4.24	73.5	14.7	-	-	0.01	0.01	-	-	-	1.52	0.27
82合金	0.009	0.11	3.18	0.004	0.003	0.35	73.6	20.0	-	-	<0.01	0.35	<0.1	0.1	2.64	-	-

3. 結果與討論

3.1 異質銲接件浸泡試片外觀

圖 4 (a) 為 A508/IN-182 試片經浸泡後未清洗之巨觀表面，A508 表面覆蓋黑色生成物，在末端處有一明顯弧型面積區為試片放置於鐵氟龍插槽所產生的些微間隙腐蝕。清洗後(清洗的流程：以 CNS 14122 標準配置清洗液，將試片表面之生成物去除，再利用去離子水清洗，清洗後放入置烘乾箱中烘乾)，A508 表面呈現灰白色的基材，IN-182 表面亦無明顯腐蝕的發生。文獻^[5]指出，銲接件中愈靠近陰極金屬 (IN-182) 的陽極金屬 (A508) 會因距離效應，產生愈大的腐蝕電流及腐蝕深度。因此在 A508/IN-182 試片浸泡二個月與浸泡三個月的試片，可觀到於 A508 與 IN-182 之接合處，A508 側皆出現明顯因腐蝕所造成的狹縫，如圖 4 (b) 所示。

由於 IN-182 和 316L 在試驗溶液的腐蝕特性相似，A508 為唯一相對陽極，因此含 316L 在本實驗系統中所有的試片，如圖 4 (c) 所示，皆呈現相似的腐蝕反應機制。不同的是相較於 A508/IN-182 組合的試片，A508/IN-182/316L 組合的試片在浸泡一個月的試片，就可發現 A508 與 IN-182 之接合處的 A508 側已產生明顯的狹縫。

在試片 A508 低合金鋼母材區出現經浸泡試驗後之黑色生成物，經 XRD 分析為 Fe_3O_4 。由於其氧化層具有不溶於水、鹼性及乙醇等溶液

的特性，得以保護 A508 底材，減少腐蝕。IN-182 及 316L 則因含有較多鉻元素，產生 Cr_2O_3 保護層，因而達到耐腐蝕的效果。在異質銲接件上，此二種金屬相對於 A508 低合金鋼又為陰極金屬，因此在整體銲接件中均未見腐蝕的發生。

由上述提到 A508/IN-182/316L 組合相較於 A508/IN-182 的試片在浸泡一個月的試片，就可觀察到 A508 與 IN-182 之接合處的 A508 側已產生明顯的狹縫。藉由表 2 所見，A508/IN-182 與 A508/IN-182/316L 各組合有不同比例的陰、陽極金屬之曝露面積，利用試片單面面積算出陽/陰極面積比，A508/IN-182 組合之陽/陰極比值為 2.8，A508/IN-182/316L 組合之陽/陰極比值為 0.37。由此結果判斷，A508/IN-182/316L 試樣中具有較少的陽極金屬卻必需供給較多電子予陰極金屬形成還原電流，因此兩種試片組合中 A508/IN-182/316L 組合中的 A508 會產生較大的腐蝕速率。再利用光學顯微鏡觀察浸泡試驗後之 A508/IN-182 界面 A508 側出現狹縫微觀結構，截面金相取樣位置，如圖 4 (b) 所示。從圖 5 (a) 為靠近縫隙之 A508/IN-182 界面，圖 5 (b) 至圖 5 (d) 為縫隙內部，皆可觀察到加凡尼距離效應，腐蝕深度有愈靠近 IN-182 愈深的腐蝕深度。因此由截面金相中觀察到此縫隙為加凡尼腐蝕所造成的狹縫，並非其他因素所造成之裂縫。

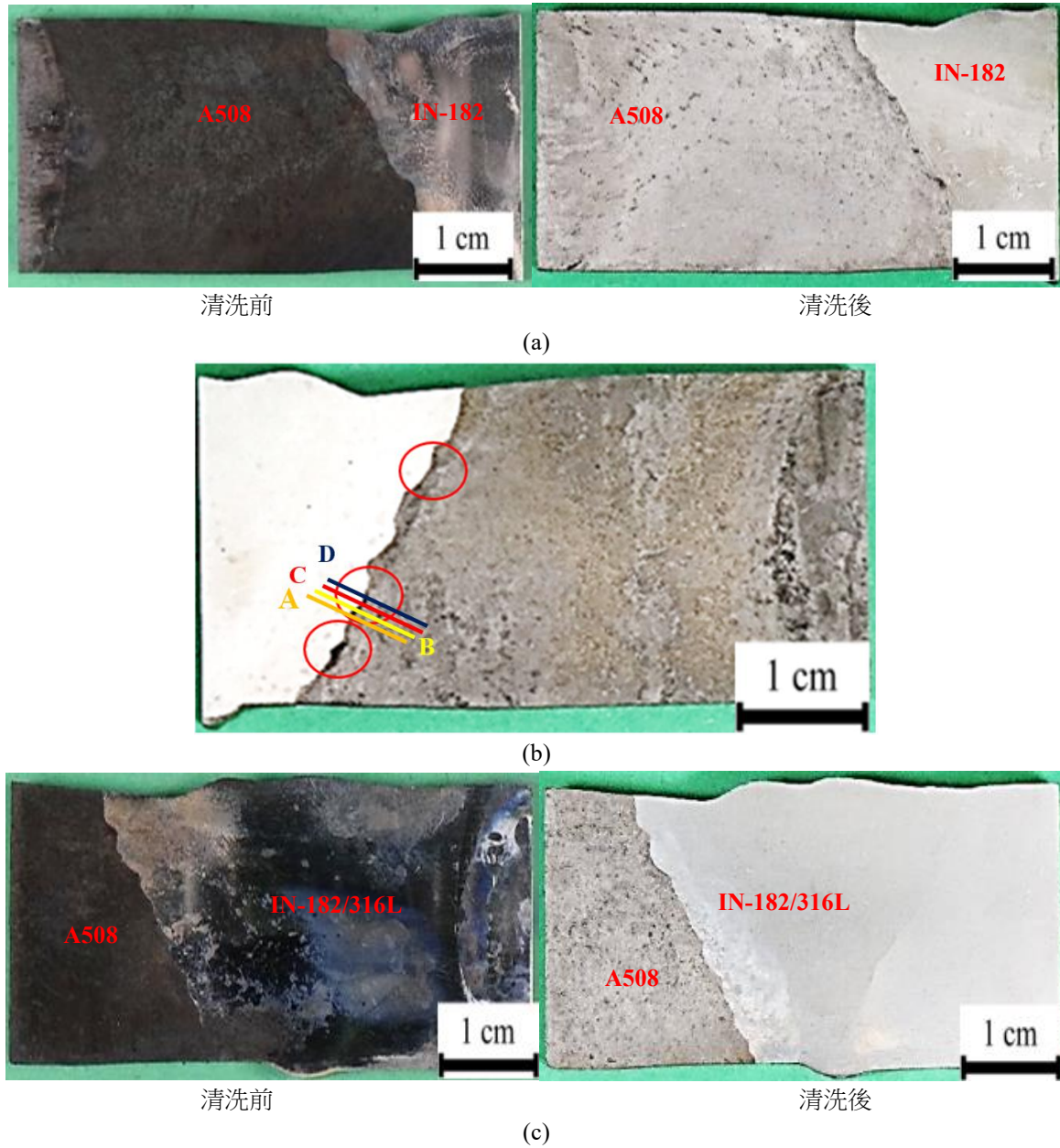
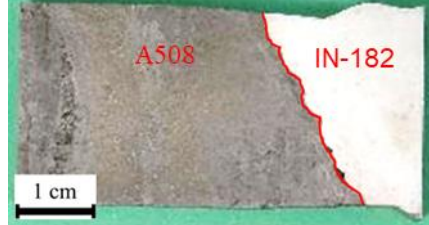



圖 4 (a) A508/IN-182 試片浸泡後觀其巨觀表面、(b) 腐蝕所造成的狹縫及截面金相取樣位置、(c) A508/IN-182/316L 之試片浸泡後觀其巨觀表面。

Figure 4 (a) The A508/IN-182 immersion test of specimen of macro surface, (b) Slits caused by corrosion and , sampling position of section metallographic of slits, (c) The A508/IN-182/316L immersion test of specimen of macro surface.

表 2 A508/IN-182 與 A508/IN-182/316L 各陰陽極金屬比例。

Table2 Each cathode and anode metal ratio of A508/IN-182 and A508/IN-182/316L.

試片				
陽、陰極金屬	A508	IN-182	A508	IN-182/316
陽極金屬面積比計算式	$\frac{39743}{54239} = 0.733$		$\frac{15181}{55126} = 0.275$	
陽、陰極金屬面積比(%)	73.3 %	26.7 %	27.5 %	72.5 %
陽/陰面積極比	2.7 : 1		1 : 2.6	

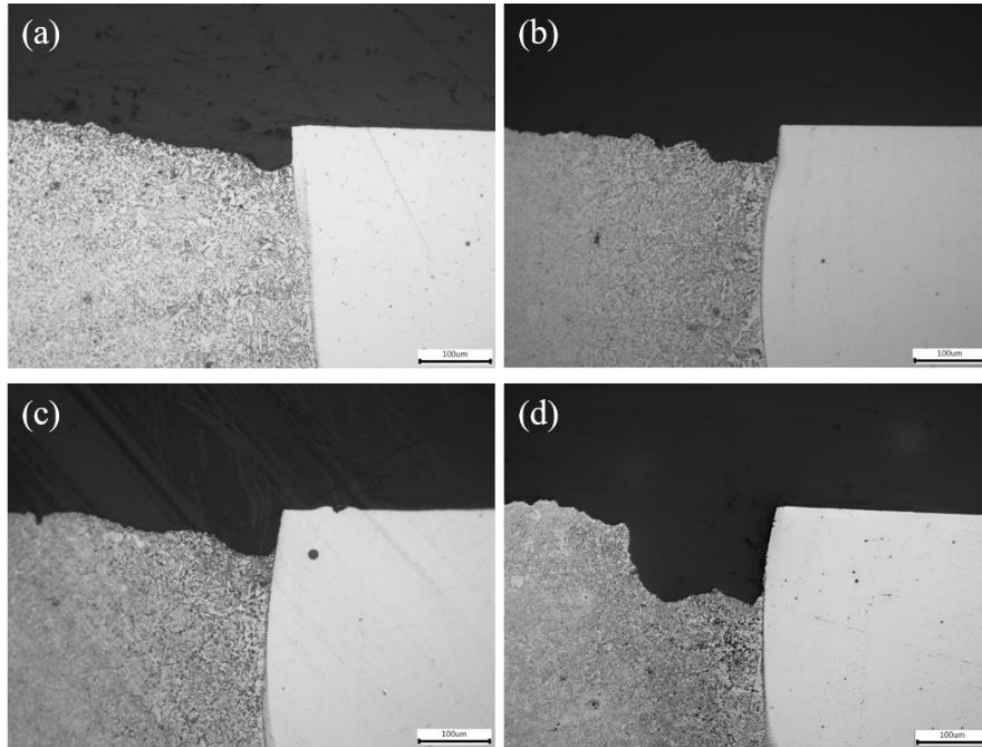


圖 5 A508/IN-182 界面狹縫截面金相圖，(a) 圖 4(b) 中的 A 位置、(b) 圖 4(b) 中的 B 位置、(c) 圖 4(b) 中的 C 位置、(d) 圖 4(b) 中的 D 位置。

Figure 5 Slit of cross section of metallographic diagram at A508/IN-182 interface, (a) Position A in Figure 4(b), (b) Position B in Figure 4(b), (c) Position C in Figure 4(b), (d) Position D in Figure 4(b).

3.2 異質鐸接件 A508/IN-182 與 A508/IN-182/316L 之試片減薄量

試片包含 A508/IN-182 兩種金屬的鐸接件，試片浸泡一個月與浸泡二個月的減薄厚度相似，顯示減薄厚度最大約 15 µm，如圖 6 (a)。

圖 6 (c) 為浸泡三個月之試片正面減薄厚度，增加為前兩個月之浸泡試片減薄量的 2 倍，約 30 µm。由圖 6 (b) 顯示，在浸泡一個月之試片反面(朝下)的 mid 及 bottom 減薄厚度可觀察到靠近 IN-182 與 A508 接合處之 A508 母

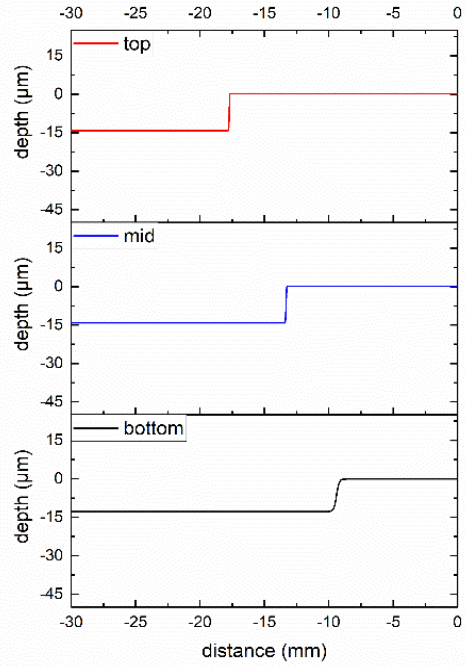
材呈現些微的局部腐蝕現象。甚至在浸泡二個月之試片反面減薄厚度中觀察到，局部腐蝕的現象變得更加顯著。由圖 6 (d) 顯示，浸泡三個月之試片反面 bottom 之減薄厚度中，觀察到最大的減薄量約 100 μm 。由以上數據結果顯示，試片正面可觀察到 A508 母材減薄厚度較為一致，呈現均勻腐蝕的型態，試片反面的減薄厚度有愈靠近陰極金屬 (IN-182) 減薄量愈大的趨勢，呈現局部腐蝕型態。

試片包含 A508/IN-182/316L 三種金屬的銲接件，浸泡一個月與二個月減薄厚度並無太大差異，正面減薄量約 24 μm ，如圖 7 (a) 所示。由浸泡三個月之試片顯示出最大減薄厚度，增加為前兩個月之浸泡試片減薄量的 2.5 倍約 61 μm ，如圖 7 (d) 所示。由圖 7 (b)、(c)、(e) 中之反面減薄量測圖，浸泡一個月至二個月之腐蝕厚度約從 15 μm 增加至 26 μm ，也產生較明顯的局部腐蝕。浸泡三個月減薄量最大達到 120 μm 。由圖 7 與圖 6 二種組合的試片之減薄後厚度數據顯示，正面減薄量皆大於反面。由於本試驗試片放置浸泡容器底部，在試片與電解液進行反應後，產生的生成物也沉澱於容器底部，造成反應溶液中的電解質濃度不均，如圖 8 (a) 所示。利用文獻^[6]所論述的觀點，位於容器上部之電解液存在較少生成物導電度較佳；而有較多的反應後生成物(例如 Fe_2O_3)沉澱的容器底部，該區域電解液的電阻高於上部。因此造成試片正反面呈現減薄厚度不一。此外 A508/IN-182/316L 及 A508/IN-182 浸泡三個月試片反面皆有不規則的減薄厚度發生。文獻^[7]

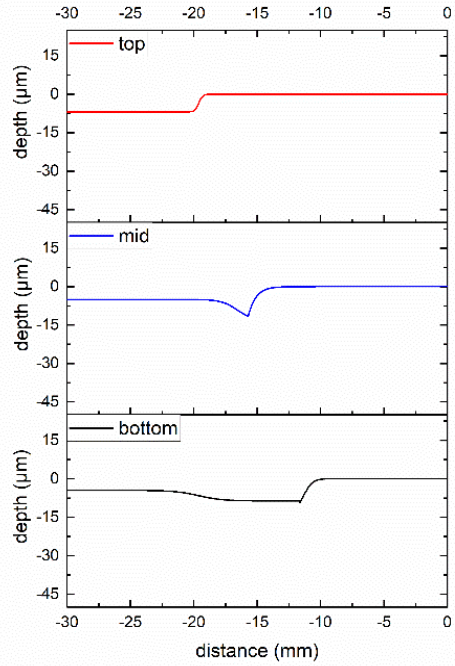
中指出，將鍛件淬火到 60 °C 或沸騰的水中，都會有殘餘應力的存在。如圖 8 (b) 巨觀照片所見，浸泡後的試片局部區域有顏色較深黑點構成的帶狀腐蝕之表面形貌。由於 A508 母材在銲接前，有經過熱處理，將板材中較大應力消除，但在淬火後仍會有較小的殘留應力存在，使得材料局部有較高的能量。經浸泡試驗，因優先腐蝕，試片表面產生較大的腐蝕深度，即黑點。同時發現這些腐蝕形貌，由文獻^[8]提到，在銲接時，靠近 IN-182 填料區的 A508 母材受到高溫熱影響。因此對局部 A508 母材形同回火的過程，使得材料因加工殘留的應力被消除，因而較無明顯的帶狀腐蝕形貌，如圖 8 (b) 中兩黃色方框處所示。

3.3 異質銲接件成分分析

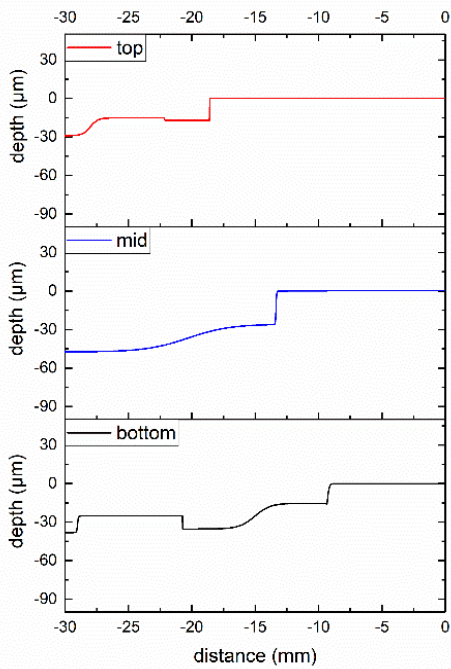
利用 EDS 分析銲接件局部成分變化，如圖 9 (a) ~ 圖 9 (c) 所示。由異質銲接件的 A508 與 IN-182 的接合處的 IN-182 緩衝層開始出現鉻含量，IN-182 及 316L 皆含有約 16.89 wt.%。在 A508 與 316L 鐵含量分別達到約 87.5 wt.% 及 64.5 wt.% 以上，但在 IN-182 的鐵含量約只有 7 wt.%，因此在 A508 及 IN-182 之接合處呈現鐵含量下降趨勢，在 IN-182 與 316L 之接合處呈現鐵含量上升的趨勢。在 IN-182 含有最高的鎳含量約 66 wt.%，但在 A508 及 316L 的鎳含量分別為 0 wt.% 及 8.25 wt.%，因此可以觀察到在此異質銲接件的鎳含量與鐵含量的分布呈現相反的趨勢。



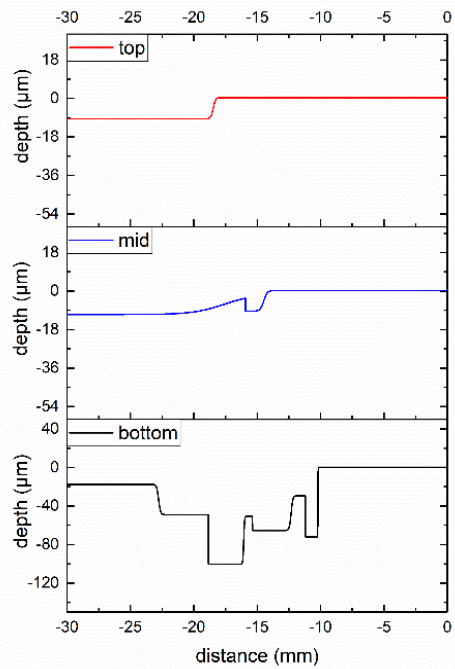
(a)



(b)



(c)



(d)

圖 6 A508/IN-182 之試片減薄量，(a) 一個月 A508/IN-182 正面、(b) 一個月 A508/IN-182 反面、(c) 三個月 A508/IN-182 正面、(d) 三個月 A508/IN-182 反面。

Figure 6 The reduction of thickness of the test specimen of A508/IN-182, (a) A508/IN-182 specimen front of one month, (b) A508/IN-182 specimen back of one month, (c) A508/IN-182 specimen front of three month, (d) A508/IN-182 specimen back of three month.

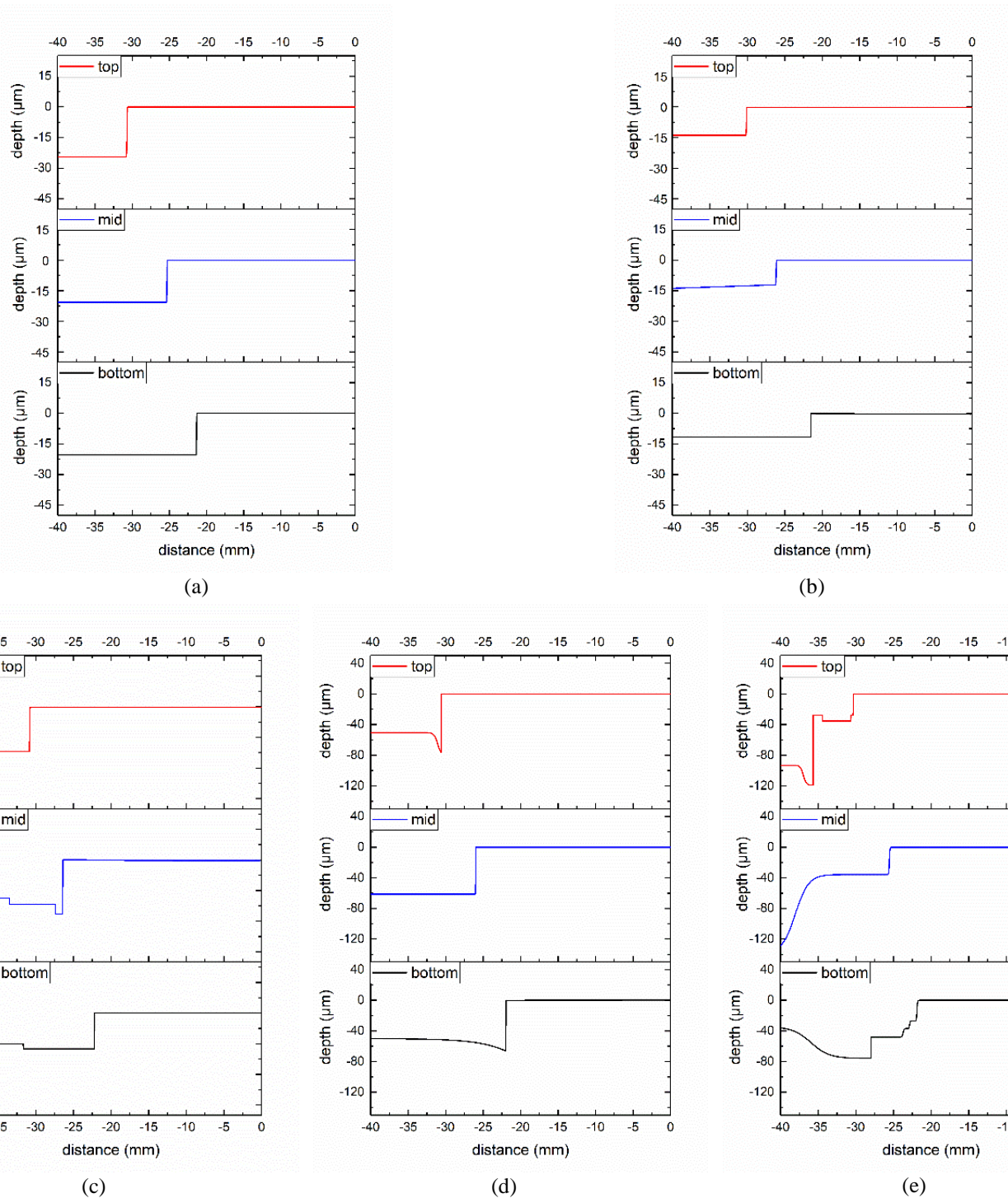


圖 7 A508/IN-182/316L 之試片減薄量 (a) 一個月 A508/IN-182/316L 正面、(b) 一個月 A508/IN-182/316L 反面、(c) 二個月 A508/IN-182/316L 反面、(d) 三個月 A508/IN-182/316L 正面、(e) 三個月 A508/IN-182/316L 反面。

Figure 7 The reduction of thickness of the test specimen of A508/IN-182, (a) A508/IN-182/316L specimen front of one month, (b) A508/IN-182/316L specimen back of one month, (c) A508/IN-182/316L specimen back of two month, (d) A508/IN-182/316L specimen front of three month, (e) A508/IN-182/316L specimen back of three month.

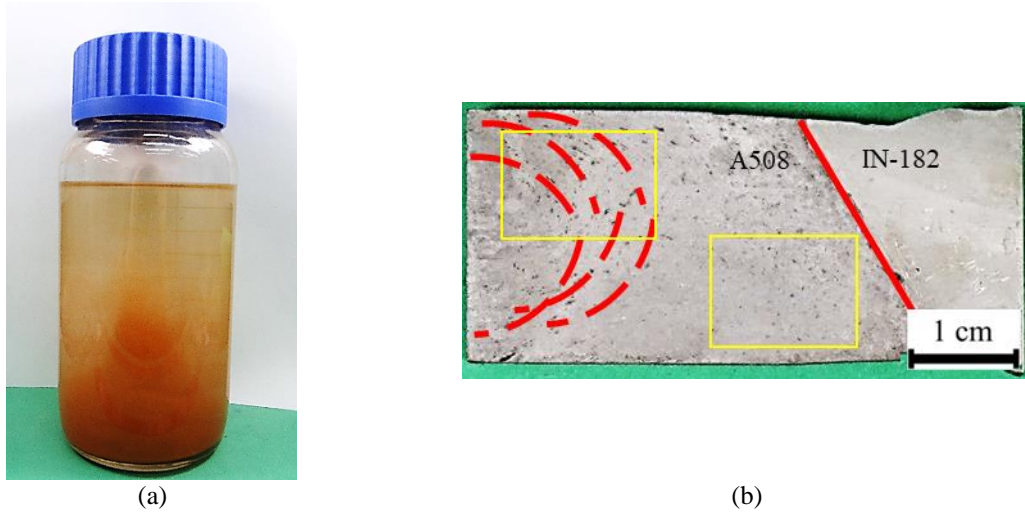


圖 8 (a) 腐蝕後之浸泡容器底部懸浮或沉澱腐蝕生成物、(b) 腐蝕後之表面形貌。
 Figure 8 (a) Suspended or precipitated corrosion products at the bottom of the immersion container, (b) Surface morphology after corrosion.

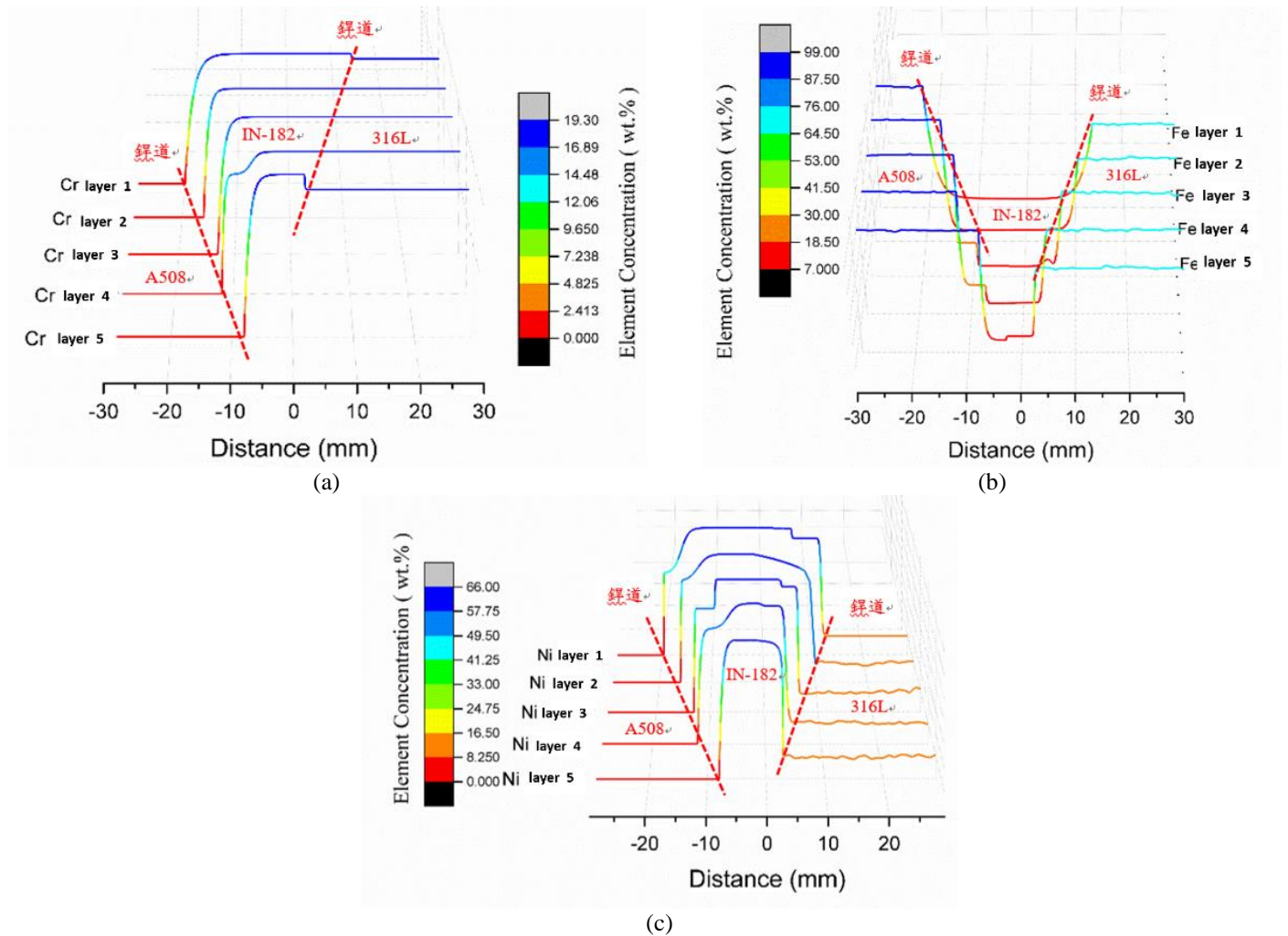


圖 9 (a) 鉻、(b) 鐵，與 (c) 鎳含量之趨勢分布圖。
 Figure 9 Distribution diagram of (a) chromium, (b) iron and (c) nickel content.

3.4 電化學分析

IN-182 與 316L 兩種材料腐蝕電位差甚小，且正於 A508，故試片之 IN-182 及 316L 均未發生減薄。圖 10 (a) 為銲接件以 0.25 cm^2 局部量測動電位極化之區域示意圖，量測數據列於表 3，在母材區域動電位極化曲線差異不大，故以 1-1 ~ 1-8 測試區域代表 2-1 ~ 2-8 及 3-1 ~ 3-8 測試區域，如圖 10 (b)。顯示在母材區與熱影響區之顯微結構雖有不同，對於電化學試驗的影響不大。因此針對包含 A508/IN-182 及 IN-182/316L 之測試區域數據進行觀察，結果顯示同是涵蓋 A508/IN-182 之紅色框線的 1-2、2-3 及 3-3 測試區域，涵蓋陽極金屬 A508 面積越小，亦即陰極金屬 IN-182 面積越大時，A508/IN-182 的測

試區域之腐蝕電流密度增加。數據顯示測試區域 2-3 有最大之腐蝕電流密度為 382 nA/cm^2 ，並觀察到 2-3 測試區域之腐蝕電位為 -0.51 V ，腐蝕電位正於其它測試區域(1-2 及 3-3)。測試區域 2-3 中所涵蓋較大的 IN-182 緩衝層，使兩金屬混合電位由約 -0.8 V 朝正至 -0.5 V 。藉由整體 0.25 cm^2 局部量測動電位極化之數據，顯示 A508 與 IN-182 腐蝕電位相差約 0.5 V ，導致嚴重的腐蝕發生於 A508。測試面積包涵 IN-182 與 316L 為藍色框線的 1-6、2-5 和 3-5 測試區域，由於 IN-182 與 316L 有較相似的電化學性質，兩者呈現相似的孔蝕腐蝕型態，並未發生明顯的加凡尼腐蝕，如圖 10 (c) 所示。

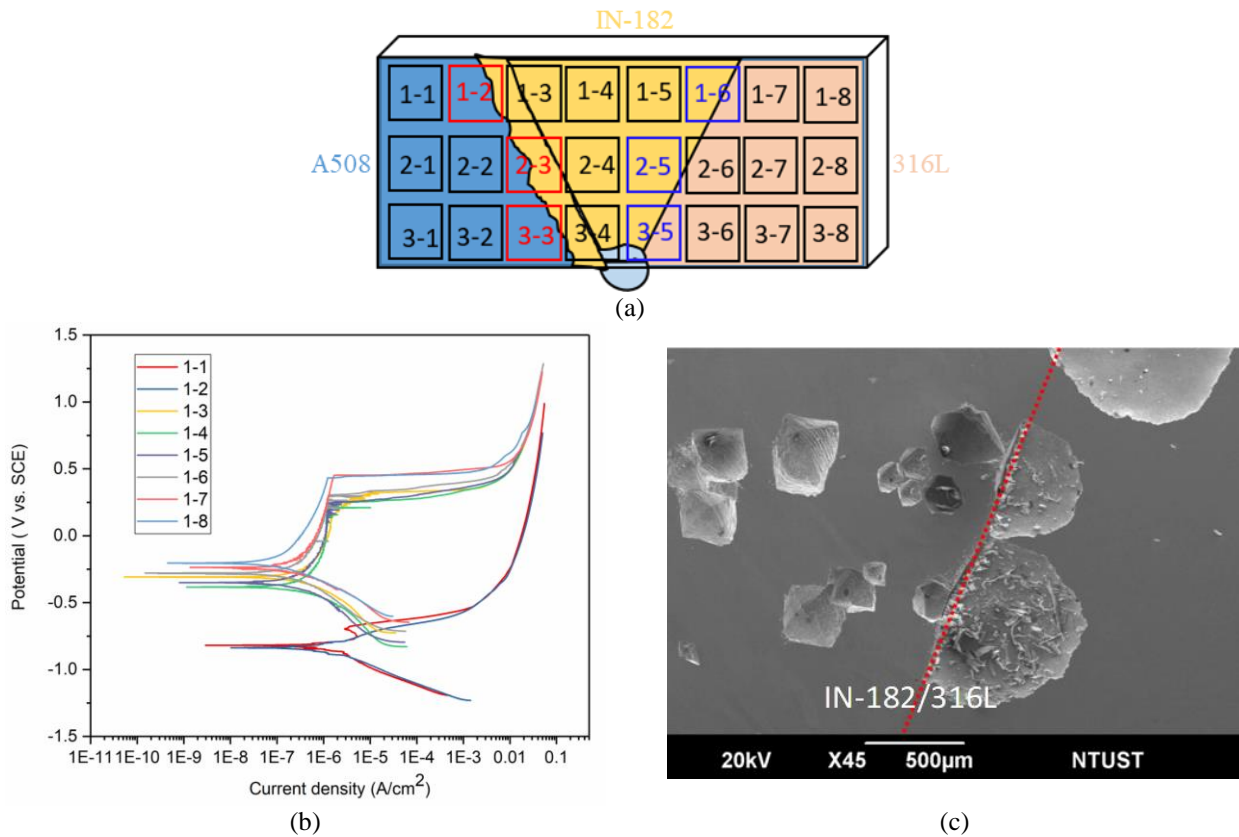


圖 10 (a) 0.25 cm^2 局部動電位極化之區域示意圖、(b) 0.25 cm^2 之動電位極化曲線(layer 1)、(c) 試片 IN-182/316L 經電化學試驗後之孔蝕腐蝕形貌。

Figure 10 (a) 0.25 cm^2 test area for local potentiodynamic polarization, (b) Local potentiodynamic polarization curve of 0.25 cm^2 , (c) The pitting corrosion morphology of specimen IN-182/316L after electrochemical test.

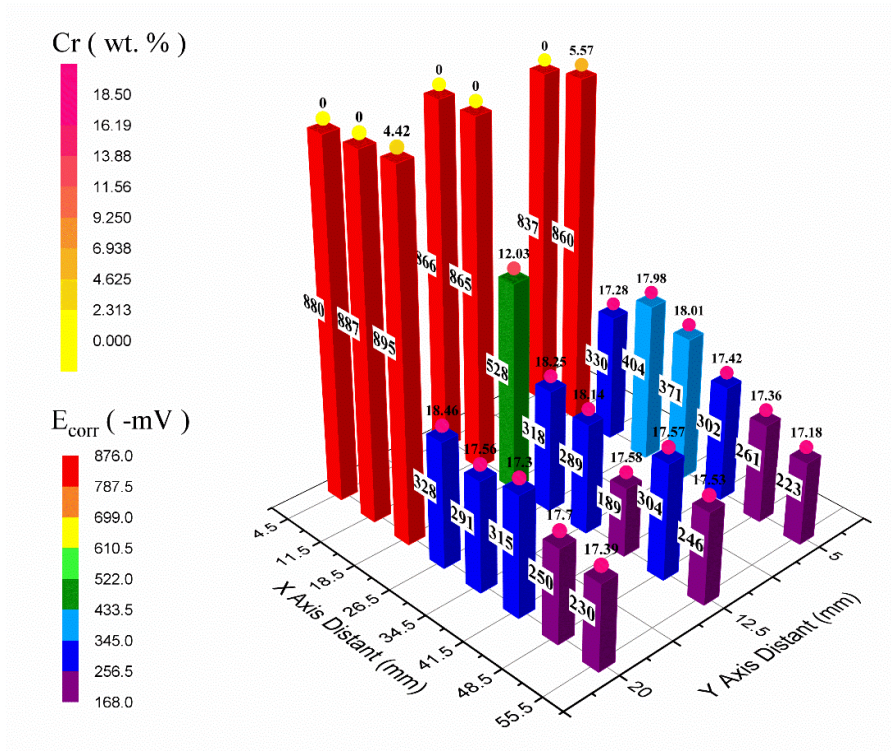
表 3 0.25 cm² 局部動電位極化之數據。Table3 Data of 0.25 cm² local potentiodynamic polarization.

Layer 1	1-1	1-2	1-3	1-4	1-5	1-6	1-7	1-8
I _{corr} (nA/cm ²)	457	298	59.4	54.1	64.6	68.1	64.7	25.5
E _{corr} (V vs. SCE)	-0.82	-0.84	-0.31	-0.38	-0.35	-0.28	-0.24	-0.20
Layer 2	2-1	2-2	2-3	2-4	2-5	2-6	2-7	2-8
I _{corr} (nA/cm ²)	124	176	382	25.4	23.2	19.9	14.1	12.1
E _{corr} (V vs. SCE)	-0.85	-0.85	-0.51	-0.30	-0.27	-0.17	-0.28	-0.23
Layer 3	3-1	3-2	3-3	3-4	3-5	3-6	3-7	3-8
I _{corr} (nA/cm ²)	491	293	161	19.7	16.0	16.9	12.4	10.9
E _{corr} (V vs. SCE)	-0.86	-0.87	-0.88	-0.31	-0.27	-0.30	-0.23	-0.21

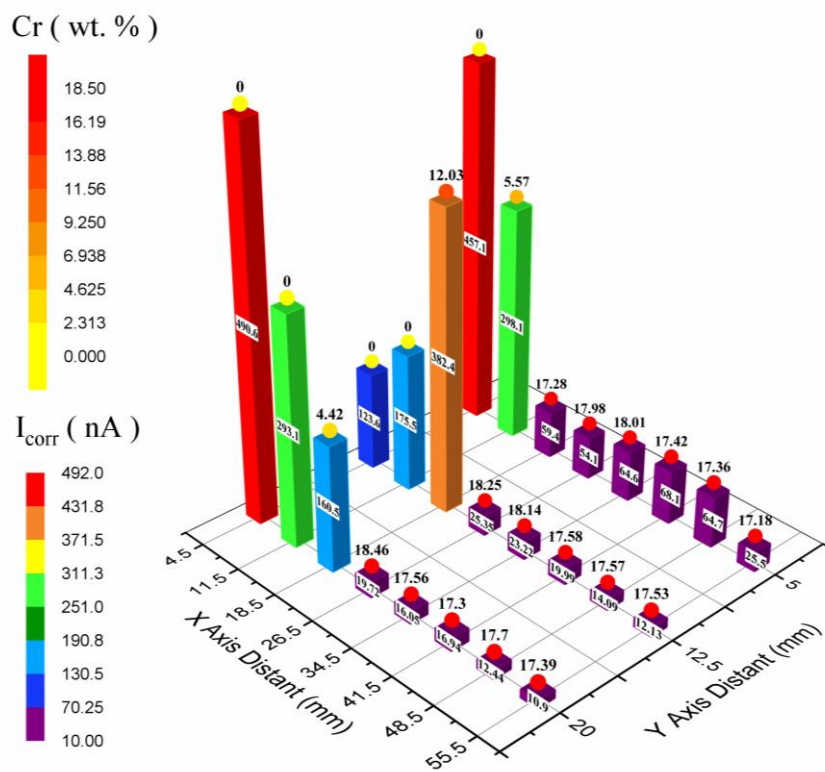
3.5 局部成分對電化學(E_{corr}、I_{corr})的敏感性

異質銲接件在銲接過程中，會將部分 A508 母材加熱至熔融進行接合，導致靠近 A508 母材的 IN-182 緩衝層呈現鐵、鎳元素相互混合，IN-182 緩衝層之局部成分有與 A508 母材成分相互稀釋的情形發生。可以觀察到鐵、鎳成分與局部電化學試驗在 A508/IN-182 組合呈現正相關，當鐵含量大於鎳含量時，會有較大的腐蝕電流密度、較正腐蝕電位。但 316L 加入時，A508/IN-182/316L 組合卻沒有表現出同樣的趨勢，同樣也

富含大量的鐵元素的 316L，卻顯示出與 IN-182 有較接近的電化學性質，電位大約皆在 -0.2 V 至 -0.4 V。其原因如圖 11(a) 及 圖 11(b) 所見，利用成分分析及電化學數據結果作圖，從鉻含量的分佈發現，IN-182 與 316L 的鉻含量非常接近。根據文獻^[4]中所提及，由於 309/308L SS 會形成具保護性氧化鉻膜，所以檢測到總陰極電流覆蓋其整個金屬表面。因此本實驗結果顯示，鉻含量使得原本是鐵基的 316L 不銹鋼，提升了耐腐蝕性質，並與 IN-182 在 A508/IN-182/316L 組合中同為 A508 的陰極金屬。



(a)



(b)

圖 11 局部鉻含量對局部電化學 (a) E_{corr} 、(b) I_{corr} 之作圖。

Figure 11 Plot of local chromium content and local electrochemical (a) E_{corr} and (b) I_{corr} .

3.6 電化學(I_{corr})與浸泡試驗的相關性

銲接試片經浸泡後，如圖 6、圖 7 所見，同一試片呈現正、反兩面不同之腐蝕深度。為此本研究統一使用試片的正面之腐蝕深度做為局部平均腐蝕深度數據，如表 4 及表 5 所示。此數據利用動電位極化試驗規畫之各測試區域的範圍內，所測得之原始量測腐蝕深度數據之平均值為腐蝕深度，再與腐蝕電流密度數據製成對照圖，如圖 12、13 所示。由於電化學試驗與試浸泡試驗的試片不同，熔融界面呈現不一致的情況，以紅色虛線標示電化學試驗之試片熔融介面。在測量電化學局部動電位極化時，如圖 10(a) 的 2-3 測試區域所示，只涵蓋了較多的 IN-182 面積與較少的 A508 面積，因此呈現相較於 2-1、2-2 測試區域較大的腐蝕電流密度，而在浸泡試驗利用 α -step 量測的數據時，發現該區域卻無腐蝕深度。所以導致在圖 12、13 中，2-3 區域雖然有較大的腐蝕電流密度卻無腐蝕深度的情況發生。

如圖 12(a)、(b) 所見，依 Stenta 及 Basco 之報告^[9]，電解質的導電性較優時，腐蝕深度會呈現均勻腐蝕型態。因此由本實驗結果顯示，A508/IN-182/316L 組合浸泡一個月與浸泡二個月試片之浸泡後，因腐蝕深度無太大差異，所以各局部之平均腐蝕深度的差異也非常微小。若更仔細地取各試片 mid 量測路徑之各測試區域取得之平均腐蝕數據發現，A508 的平均腐蝕深度有從 IN-182 填料區向 A508 母材區方向減少有微小化的趨勢，浸泡滿一個月平均腐蝕深度由 17.9 μm 增加至 18.6 μm ，浸泡滿兩個月平均腐蝕深度由 19.4 μm 增加至 22.0 μm 。由表 4 浸泡滿三個月的數據，可以觀察到 top 及 bottom 量測路徑之各測試區域取得之平均腐蝕深度數據，平均腐蝕深度加深的情況更加顯著，且 A508 的平均腐蝕深度同樣呈現由 IN-182 填料區向 A508

母材區方向減少的微小化趨勢，前者(top 量測路徑)之平均腐蝕深度由 45.7 μm 增加至 65.8 μm ，落差約 20 μm ；後者(bottom 量測路徑)由 50.9 μm 增加至 59.7 μm ，落差約 9 μm 。但在表 4 中浸泡三個月之試片，可以看到 mid 量測路徑之平均腐蝕深度，卻是由 63.0 μm 下降至 60.4 μm 。原因由文獻^[7]推測結果，在量測腐蝕深度時，發現 A508 之局部區域出現較粗糙的表面，如圖 8(b)。測量出數據相對於整體試片有較大的腐蝕深度，將較深的腐蝕深度值加入平均數據中，因此顯示出不同的結果。

由圖 13(a)、(b) 所示，本實驗結果顯示，在 A508/IN-182 組合觀察到浸泡一個月與二個月的各局部區域之平均腐蝕深度差異甚小，由於此試片組合的陽極金屬多於陰極金屬，因此相較於 A508/IN-182/316L 組合的加凡尼現象減弱許多，呈現均勻腐蝕的型態。圖 13(c) 顯示浸泡三個月的各測試區域取得之平均腐蝕深度，有更嚴重的加凡尼腐蝕發生。如表 5 數據中 top 量測路徑之平均腐蝕深度由 15.9 μm 增加至 17.1 μm ，呈現出加凡尼腐蝕效應所造成的腐蝕深度變化，僅在靠近 IN-182 陰極金屬，會有較大的腐蝕深度。但在 mid 和 bottom 量測路徑之數據則無法顯示出相同的趨勢，原因由文獻^[7]推測結果，由於 A508 母材表面微小的局部殘留應力造成材料表面能量不同，使各局部腐蝕的情形不一。

綜合上述對照圖的平均腐蝕深度及腐蝕電流之趨勢，可以發現隨著電化學測試區域之腐蝕電流密度增加，在浸泡試驗中相對應之區域內之平均腐蝕深度也隨之增加，整體依然呈現加凡尼腐蝕之趨勢，證明電化學動電位極化試驗中，就可以預測出越靠近陰極金屬處的陽極金屬會受到愈嚴重的腐蝕，顯示出愈大的腐蝕深度。

表 4 A508/IN-182/316L 浸泡後之平均腐蝕深度(μm)。

Table4 Average corrosion depth (μm) of A508/IN-182/316L after immersion.

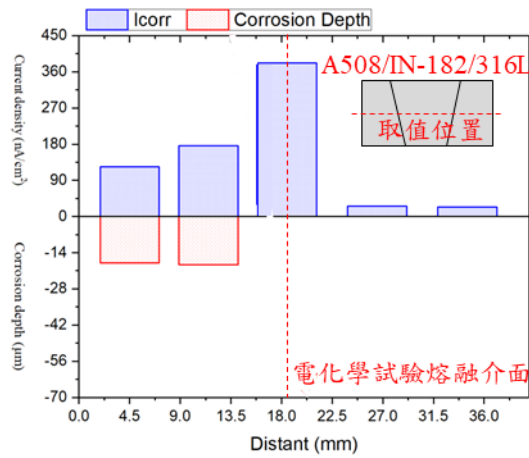
浸泡時間(月)	X(mm) Y(mm)		38 ~ 33	31 ~ 26	24 ~ 19	17 ~ 12	10 ~ 5
	1	5		23.9	21.2	0	0
12.5			17.9	18.6	0	0	0
20			19.9	18.9	19.3	0	0
2	5		22.1	28.3	0	0	0
	12.5		19.4	22.0	0	0	0
	20		16.8	18.2	16.4	0	0
3	5		48.7	65.8	0	0	0
	12.5		63.0	60.4	0	0	0
	20		50.9	53.3	59.7	0	0

表 5 A508/IN-182 浸泡後之平均腐蝕深度(μm)。

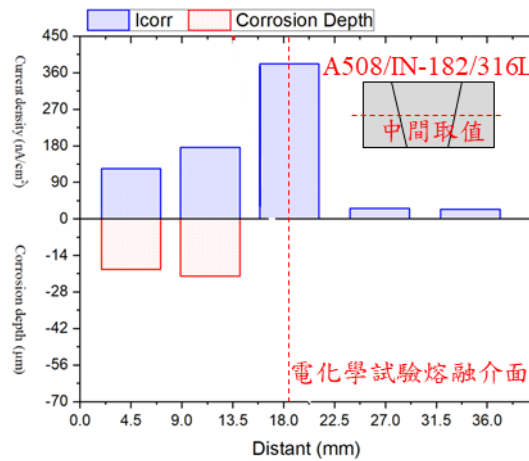
Table5 Average corrosion depth (μm) of A508/IN-182 after of immersion.

浸泡時間(月)	X(mm) Y(mm)		28 ~ 23	21 ~ 16	14 ~ 9	7 ~ 2
	1	5		14.6	14.5	0
12.5			13.5	14.5	0	0
20			12.2	13.1	14.1	0
2	5		12.5	13.8	0	0
	12.5		13.5	10.9	0	0
	20		11.3	11.7	10.1	0
3	5		15.9	17.1	0	0
	12.5		45.9	31.5	0	0
	20		25.7	34.6	15.3	0

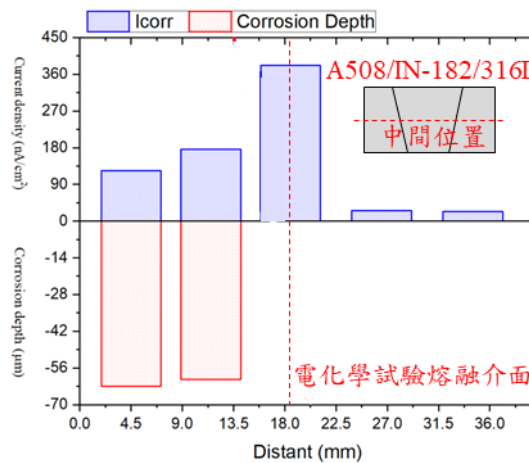
A508/IN-182/316L 異質銲接件之加凡尼腐蝕



(a)



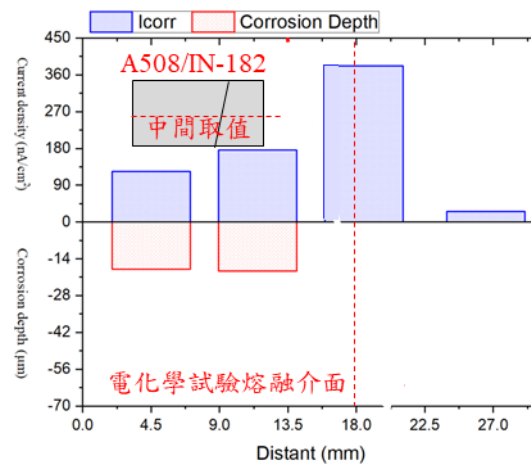
(b)



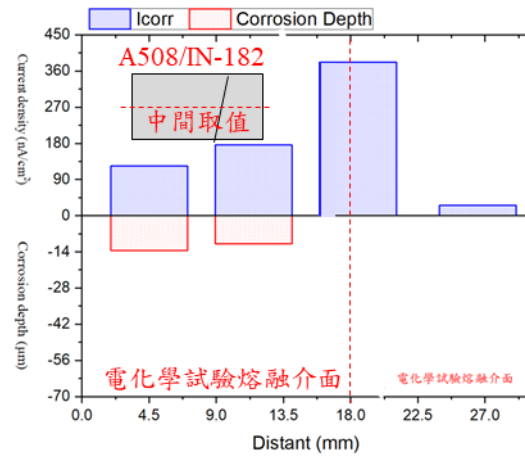
(c)

圖 12 A508/IN-182/316L 於 Y 軸 12.5 mm 處各局部平均腐蝕深度與局部電化學(I_{corr})之對照圖 (a) 浸泡一個月、(b) 浸泡二個月、(c) 浸泡三個月。

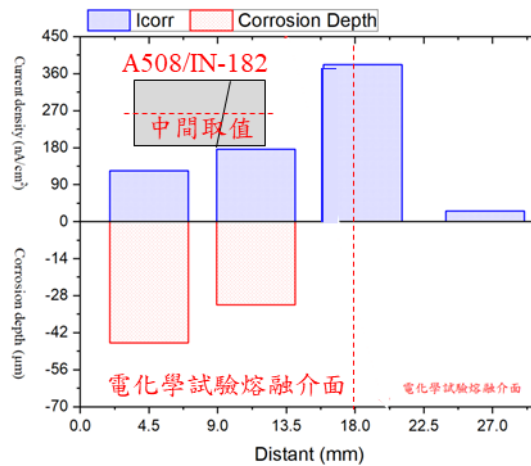
Figure 12 Each local average corrosion depth and local electrochemical (I_{corr}) comparison chart at the Y-axis 12.5 mm of A508/IN-182/316L specimen, (a) immerse for one the month, (b) immerse for two the month (c) immerse for three the month.



(a)



(b)



(c)

圖 13 A508/IN-182 於 Y 軸 12.5 mm 處各局部平均腐蝕深度與局部電化學(I_{corr})之對照圖 (a) 浸泡一個月、(b) 浸泡二個月、(c) 浸泡三個月。

Figure 13 Each local average corrosion depth and local electrochemical (I_{corr}) comparison chart at the Y-axis 12.5 mm of A508/IN-182 specimen, (a) immerse for one the month, (b) immerse for two the month (c) immerse for three the month.

4. 結論

1. 異質銲接件中之耐腐蝕能力與基材內的鐵含量呈現負相關。鎳基 182 合金 (IN-182) 與 316L 不銹鋼基材中的鉻元素含量相近且較低合金鋼高，具有較優良的耐腐蝕能力。鎳基 182 合金與 316L 不銹鋼的腐蝕電位相近，兩種材料之接合處未觀察到加凡尼腐蝕。
2. 在涵蓋 A508/IN-182 異質介面之測試區域，因 A508 具有較低的腐蝕電位，成為水溶液腐蝕之陽極區域。相較於 IN-182 熔融界面之 A508 陽極金屬的所佔試片面積愈小，產生的加凡尼腐蝕電流密度愈大。
3. 比較異質銲接件局部動電位極化與長期浸泡試驗之結果，由於陰極金屬的面積比率在 A508/IN-182/316L 試片中較大，熔融介面之 A508 低合金鋼側受到加凡尼腐蝕之腐蝕深度與程度，較 A508/IN-182 試片嚴重，呈現陽極金屬所占的面積比率愈小，加凡尼腐蝕愈嚴重。
4. 透過長期浸泡試驗得知，異質銲接件之 A508 側受到加凡尼腐蝕之腐蝕深度，由於電阻效應呈現由 A508/IN-182 介面向 A508 母材方向逐漸遞減的趨勢。電化學動電位極化數據之腐蝕電流密度(I_{corr})，亦可發現相同的趨勢。

致謝

本研究感謝原子能委員會補助經費 108-NU-E-011-001-NU 及明志科技大學儀器設備借用，使本實驗得以順利完成，特此致謝。

參考文獻

- [1] "Local mechanical properties of a dissimilar metal welded joint in nuclear powersystems.", Wang, H. T., et al., *Materials Science and Engineering: A* 568 (2013): 108-117.
- [2] "Comparison of fracture properties in SA508 Gr.3 and Gr.4N high strength low alloy steels for advanced pressure vessel materials", M. C. Kim, S. G. Park, K. H. Lee, and B. S. Lee, *Int. J. Press. Vessels Pip.*, (2015) pp.60-66.
- [3] "Stress Corrosion Cracking of Alloys 600 and 900 and Nos. 82 and 182 Weld Metals in High Temperature Water", R. A. Page, *Corrosion*, Vol. 39, No. 10(1983) pp. 409.
- [4] "Microscale investigation of the correlation between microstructure and galvanic corrosion of low alloy steel A508 and its welded 309/308L stainless steel overlayer", B. O. Okonkwo, H. Ming, Z. Zhang, J. Wang, E. Rahimi, S. Hosseinpour, and A. Davoodi, *Corrosion*, Vol. 154(2019) pp. 49.
- [5] "Distribution of Galvanic Corrosion", H. R. Copson, *Trans. Electrochem. Soc.*, Vol. 84 (1943) pp.71.
- [6] X. G. Zhang, in: *Uhlig's Corrosion Handbook* Ch.10 Galvanic Corrosion (John Wiley Sons, Inc., USA, 2011) p. 123.
- [7] "Reducing residual stress in 2014 aluminium alloy die forgings", D. A. Tanner and J. S. Robinson, *Material & Design*, Vol. 29 (2008) pp. 1489-1496.
- [8] 洪源璟，「異質銲接件經 GTAW 覆銲處理後殘留應力分布」，國立台灣科技大學機械工程系碩士論文，2018。
- [9] "One-dimensional approach to modeling damage evolution in galvanic corrosion" A. Stenta, S. Basco, A. Smith, C. B. Clemons, D. Golovaty, K. L. Kreider, J. Wilder, G.W. Young, and R. S. Lillard, *Corrosion Science*, Vol. 88 (2014) pp. 36-48.