

核電廠除役期間材料及非破壞檢測 評估研究計畫期末報告

國家原子能科技研究院

中華民國 114 年 12 月

目 錄

	頁次
一、 依據.....	1
二、 預定完成工作項目及實際執行情形.....	1
三、 計畫成果簡介.....	2

圖目錄

圖 1	(a)腐蝕前試片(b)腐蝕 1512 小時試片剖面光學顯微鏡分析圖	3
圖 2	腐蝕(a) 1512 (b)2583 (c)3534 (d)4566 小時 試片剖面光學顯微鏡分析圖...	4
圖 3	冷加工不銹鋼電化學腐蝕速率	5
圖 4	海報論文全圖.....	8
圖 5	海報論文現場.....	9

表目錄

	頁次
表 1：各查核點之查核項目	1
表 2：績效指標執行情形.....	2
表 3：伽凡尼腐蝕數據整理	3

一、依據

本期末報告依據 114 年「核電廠除役期間材料及非破壞檢測評估研究」計畫(以下簡稱本計畫)勞務採購案契約第五條第一項、第二款辦理，報告內容包含預定完成工作項目及實際執行情形，研究成果與經費使用狀況。

二、預定完成工作項目及實際執行情形

表一列示契約計畫書中各查核點之查核項目，且各查核點工作項目均已完成，表二為針對契約要求之績效指標之執行情形，依契約規定為研究報告兩篇與一篇論文發表，實際完成兩篇研究報告與兩篇論文發表，詳細資料如附件。

表 1：各查核點之查核項目

月份	工作進度	狀態
1-4	<ol style="list-style-type: none">1. 完成碳鋼/不銹鋼焊件試片製備。2. 完成冷加工不銹鋼電化學腐蝕試片製備。3. 完成蒐集國際間現有核電廠建物設施之老劣化檢測與事件相關報告。	達成
5-7	<ol style="list-style-type: none">1. 重量損失腐蝕實驗進行1000小時以上。2. 建立模擬除役環境電化學腐蝕實驗參數。3. 完成研析應用於核電廠建物結構與組件材料老劣化之非破壞檢測技術案例。	達成
8-9	<ol style="list-style-type: none">1. 完成碳鋼/不銹鋼焊件初步重量損失腐蝕實驗速率計算。2. 完成冷加工不銹鋼電化學腐蝕試片腐蝕速率計算。3. 完成研析應用於核電廠建物結構與組件材料老劣化之相關檢測規範。	達成
10-12	<ol style="list-style-type: none">1. 完成子項計畫一與二研究報告一篇。2. 子項計畫三完成一篇研究報告以建議國內電廠建物老劣化監控之有效的檢測方式。	達成

表 2：績效指標執行情形

項目	績效指標	量化值 (達成值/目標值)	備註
A	論文	2篇 / 1 篇	<ul style="list-style-type: none"> ➢ 呂文豐·2025 ICG-EAC(International Cooperative Group on Environmentally-Assisted Cracking)·法國 5月11-16. (進度: 100%) ➢ 張佐民·不銹鋼桶表面遠端目視影像檢測與AI辨識系統,第 16 屆破壞科學研討會(進度: 100%)。
B	研究報告	2篇 / 2 篇	<ul style="list-style-type: none"> ➢ 「核電廠除役期間碳鋼與不銹鋼腐蝕行為研究」 (進度100%) ➢ 「印地安角核能發電廠二號機燃料池南側牆面滲漏事件與相關非破壞檢測之規範研析」 (進度: 100%)
C	視察日誌	15人日/ 15人日	<ul style="list-style-type: none"> ➢ 超音波：3月3至7日·6月2至6日 ➢ 目視檢測：3月6日·3月27至28日·9月12日 9月16至17日 ➢ 共15天

三、計畫成果簡介

子項計畫一

子項計畫一探討除役過渡階段環境下碳鋼/不銹鋼焊件的伽凡尼腐蝕效應，提出影響該材料腐蝕情形之關鍵要項。本研究利用 A106B/304L 異材銲接試片進行重量損失腐蝕實驗，量測碳鋼發生伽凡尼腐蝕的腐蝕速率，詳細實驗流程與研究結果詳見研究報告「核電廠除役期間碳鋼與不銹鋼腐蝕行為研究」(附件三)，以下為摘要研究報告之重點結論：

- (1)碳鋼/不銹鋼銲件發生伽凡尼腐蝕區域為碳鋼與焊道接觸的區域，該處碳鋼遭受腐蝕與焊道前端形成階梯狀落差(圖 1)，該區域深度與寬度隨著腐蝕時間增加而增加(圖 2)。
- (2)碳鋼/不銹鋼銲件伽凡尼腐蝕平均速率範圍為 0.17 至 0.22 mm/year，最快腐蝕速率範圍為 0.22 至 0.31 mm/year(表 3)，高於碳鋼均勻腐蝕速率

(0.02 至 0.05 mm/year)約一個數量級；伽凡尼腐蝕裂縫深度變動範圍大，最快腐蝕速率比平均腐蝕速率更能代表伽凡尼腐蝕速率。

(3)建議管制單位於相關評估作業中，應特別注意碳鋼／不銹鋼銲接組件（如管路、閘門或法蘭等）中異材接觸區域的碳鋼壁厚減薄情形。若發生伽凡尼腐蝕，其腐蝕速率將顯著高於碳鋼均勻腐蝕，該區域之腐蝕評估可參考本研究所量測之伽凡尼腐蝕速率。

表 3：伽凡尼腐蝕數據整理

腐蝕時間 (hr)	平均裂縫深度 (μm)	最長裂縫深度 (μm)	平均腐蝕速率 (mm/year)	最快腐蝕速率 (mm/year)
864	21.1	31	0.22	0.31
1512	28.6	38	0.17	0.22
2583	57.3	90	0.19	0.31
3534	90.1	132	0.22	0.32
4566	104.2	151	0.20	0.29
5210	118.9	161	0.20	0.27

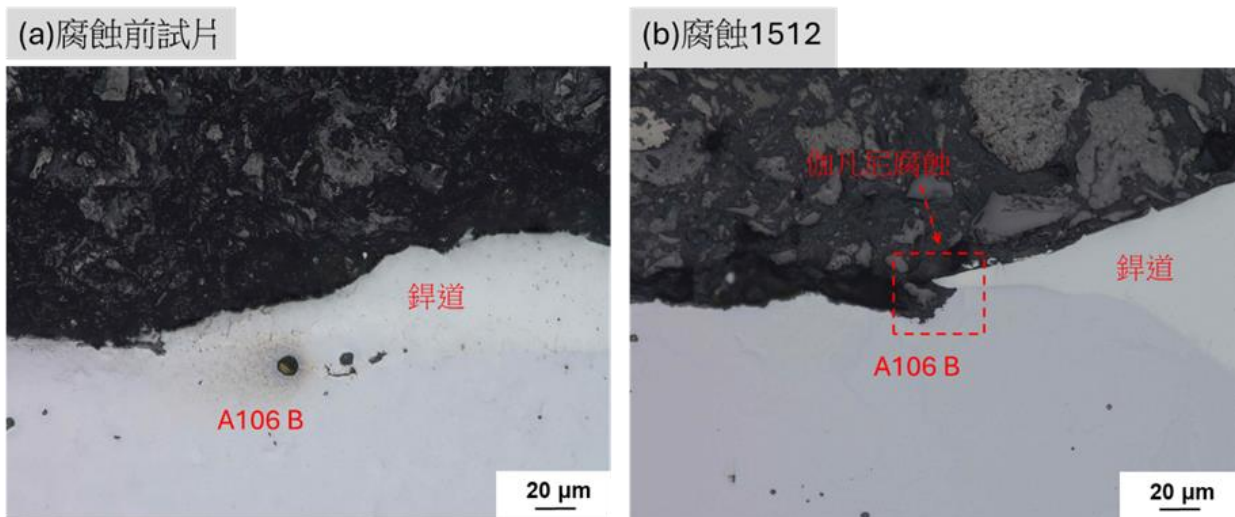


圖 1 (a)腐蝕前試片(b)腐蝕 1512 小時試片剖面光學顯微鏡分析圖

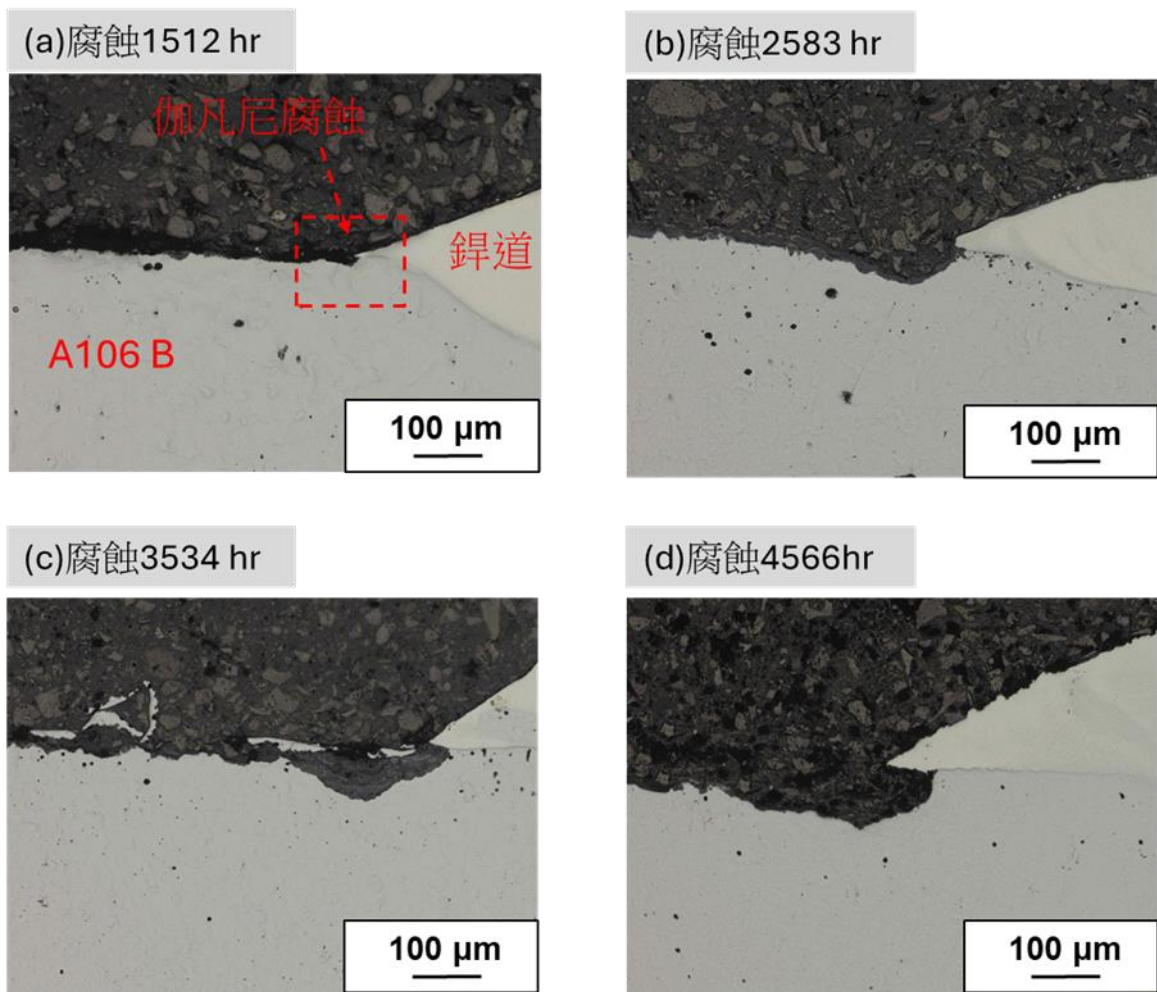


圖 2 腐蝕(a) 1512 (b)2583 (c)3534 (d)4566 小時

試片剖面光學顯微鏡分析圖

子項計畫二

子項計畫二為利用電化學腐蝕試驗的方式模擬除役過渡階段冷加工不銹鋼腐蝕行為，並計算速率以及壽命評估工作。本研究建立適合除役過渡階段水環境的不銹鋼電化學腐蝕實驗系統，並利用該系統進行不同冷加工量不銹鋼的電化學腐蝕試驗並量測其腐蝕速率，詳細實驗流程與研究結果詳見研究報告「核電廠除役期間碳鋼與不銹鋼腐蝕行為研究」(附件三)，以下為摘要研究報告之重點結論：

- (1) 冷加工不銹鋼依據不銹鋼在純水環境的腐蝕速率推論電化學腐蝕實驗掃描速率 1 mV/s 與 3.5 wt% 氯化鈉電解液濃度適合模擬冷加工不銹鋼在除役過階段腐蝕行為。

- (2) 電化學腐蝕實驗測得冷加工量 10 % 以下抗腐蝕性增加，20 % 以上抗腐蝕性下降(圖 3)，20 % 與 30 % 冷加工量試片相較於沒有冷加工試片的腐蝕速率分別增加約 10 % 與 20 %。
- (3) 造成 10% 以內的冷加工不銹鋼試片抗腐蝕性增加主要為輕微冷加工使氧化層更有保護性，在中性溶液中會提高抗腐蝕性；20 % 以上抗腐蝕性下降主要為不銹鋼冷加工量增加造成滑移帶，應變麻田散鐵與殘留應變增加而使抗腐蝕性下降，並抵銷超過冷加工使氧化層更有保護性之效果。
- (4) 由冷加工不銹鋼電化學腐蝕實驗測得冷加工量 10 % 以下抗腐蝕性增加，20 % 以上抗腐蝕性下降，因此具有嚴重冷加工的不銹鋼管材(大於 20% 冷加工量)需有更嚴格的管制標準。

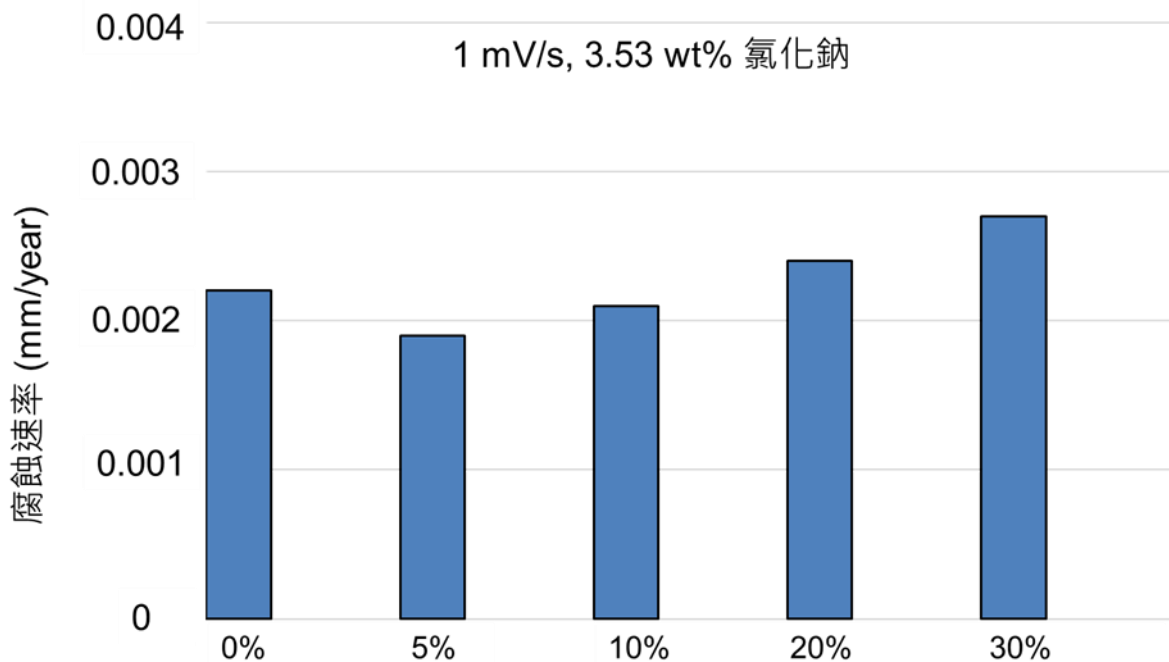


圖 3 冷加工不銹鋼電化學腐蝕速率

子項計畫三

子項計畫三為研析國際間核電廠建物結構與組件材料老劣化非破壞檢測之相關案例與規範，提出應用於視察之有效非破壞檢測方式、判讀程序、評估方法及管制關鍵要項。本計畫主要針對美國印地安角核電廠（Indian Point Energy Center, IPEC）2005 年用過燃料池池水滲漏事件，詳細分析事件背景、調查經過、所採用的非破壞檢測方式與相關核能設施之混凝土結構檢測法規 ACI 349.3R-18 與 ACI 201.1R-08，並針對國內核電廠實際管制提出判讀流程、評估方法及管制要項等建議，完整研析詳見研究報告「印地安角核能發電廠二號機燃料池南側牆面滲漏事件與相關非破壞檢測之規範研析」（附件四），以下為摘要研究報告之重點結論：

- (1) 本報告於第二章為探討 IPEC 在 2005 年所發生的燃料池池水滲漏案例的始末與肇因，該廠於 2005 年挖除燃料池南面牆地基時意外發現南面牆側有裂縫與潮濕痕跡。後續取樣分析證明裂縫滲水帶有燃料池水的放射性特徵，雖未直接流入環境，但造成建築結構及地下水局部污染。追溯歷年紀錄發現，1992 年曾有池襯損傷，2005 年的收縮裂縫則因回填開挖地基的壓力變化而誘發繼而滲出池水，2007 年又於燃料運轉運河發現焊縫微缺陷。整體滲漏歷程串連池內襯、混凝土結構、燃料池牆內外動態壓力變化及電廠維運作業等多重複雜的因素，後由調查人員總結滲漏事件肇因於自 1970 年代建廠初期因施工所造成的運轉運河襯板缺陷(至 2007 年才被發現)，到 1990 年因移除燃料池內部儲架刮傷襯板(1992 年發現)，導致歷年來池水不斷的自這些缺陷滲漏並積存於燃料池牆與池壁內側不銹鋼板之間因 T 型鋼樑所架構出之間係空間，最終於 2005 年因南側池牆的地基挖除過程所引發的土壓變化，致使牆壁產生撓曲而使歷年所積存的池水自混凝土牆的微收縮裂縫滲出。而在後來的調查研究證明，事件所滲出的放射性物質含量遠低於法規標準，無明顯公眾健康暴露，而本

案例的調查事件經驗與研究資料可提供相當豐富的資訊作為國內核電廠相關的安全管制參考。

- (2) 本報告的第三章則介紹在本案例中，視察用過燃料池結構完整的兩種最主要的非破壞檢測技術：目視檢測與真空箱洩漏試驗技術，探討其基本原理、使用方法與近期的發展趨勢；在 3.3 並進一步介紹 EPRI 發展水下檢測載具的研究概況，可做為國內未來用以監測用過燃料池之檢測技術的參考。
- (3) 本報告第四章與第五章則歸納節錄 ACI349.3R-18 與 ACI 201.1R-08 法規中，與本案相關之混凝土劣化檢測條文。本文於 4.2 至 4.6 重點節錄出 ACI 349.3R-18 專業規範中，針對運轉中核能混凝土結構的評估所提出具體指引，涵蓋範圍包含目視檢查、非破壞檢測、分析與侵入性取樣等，明定選擇性檢查及定期性評估程序，以維持結構狀況的資訊可持續與可追溯。評估準則分三層級，從可接受、需再審查、到必須強化評估及修復，並明定完整報告、資料存檔、檢查頻率與團隊資格要求，可作為國內管制機構對核設施混凝土結構管制的判讀程序與評估方法參考。

支援電廠視察

支援視察項目依契約要求支援 15 日人力。

論文簡介

本計畫有兩篇論文，符合契約一篇論文之要求。

1. 第一篇論文

題目：「The Corrosion Behavior of Carbon Steel Materials Used at Nuclear Power Plants During Deactivation and Decommissioning Processes」為 2025 ICG-EAC(International Cooperative Group on Environmentally-Assisted Cracking)海報論文，海報圖檔與會議現場如

圖 4-5，海報內容簡介利用 A106 B 材料進行模擬除役過渡階段各種可能靜水環境之腐蝕實驗，探討相關腐蝕機制，更詳細內容如附件一。

2. 第二篇論文

題目為「印地安角核能發電廠二號機燃料池南側牆面滲漏事件與相關非破壞檢測之規範研析」為第 16 屆破壞科學研討會投稿論文，內容主要為建置出一套結合遠端操控與人工智慧 (Artificial Intelligence, AI) 辨識技術的目視影像檢測系統(Preservice Inspection System, PSI)，能透過電腦遠端操控，全自動完成對大型不銹鋼鋼桶表面影像的拍攝與檢測，全文如附件二。

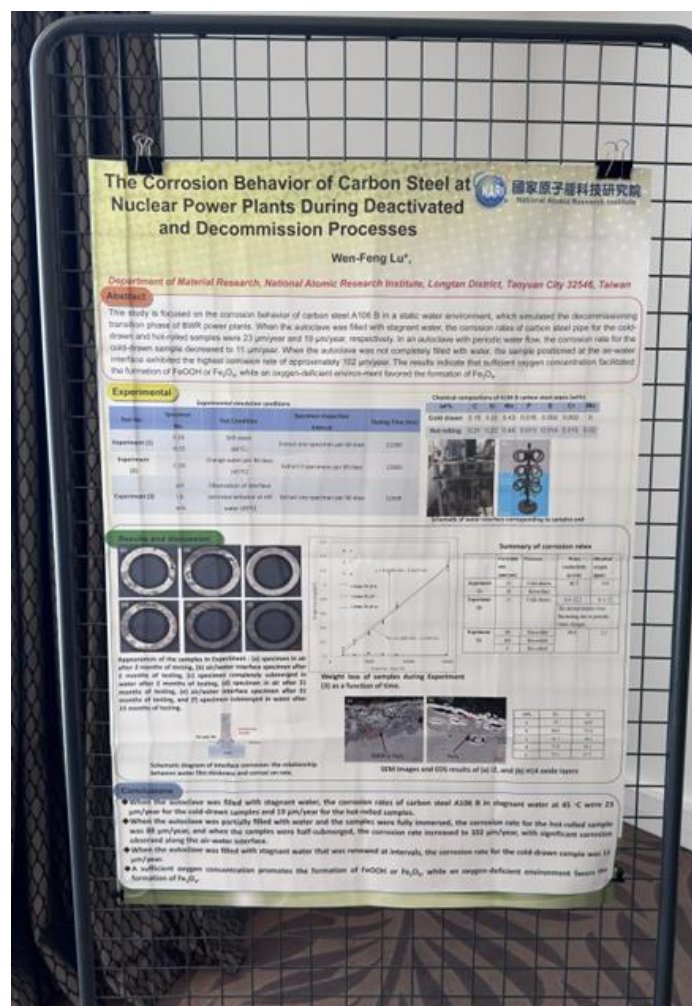


圖 4 海報論文全圖

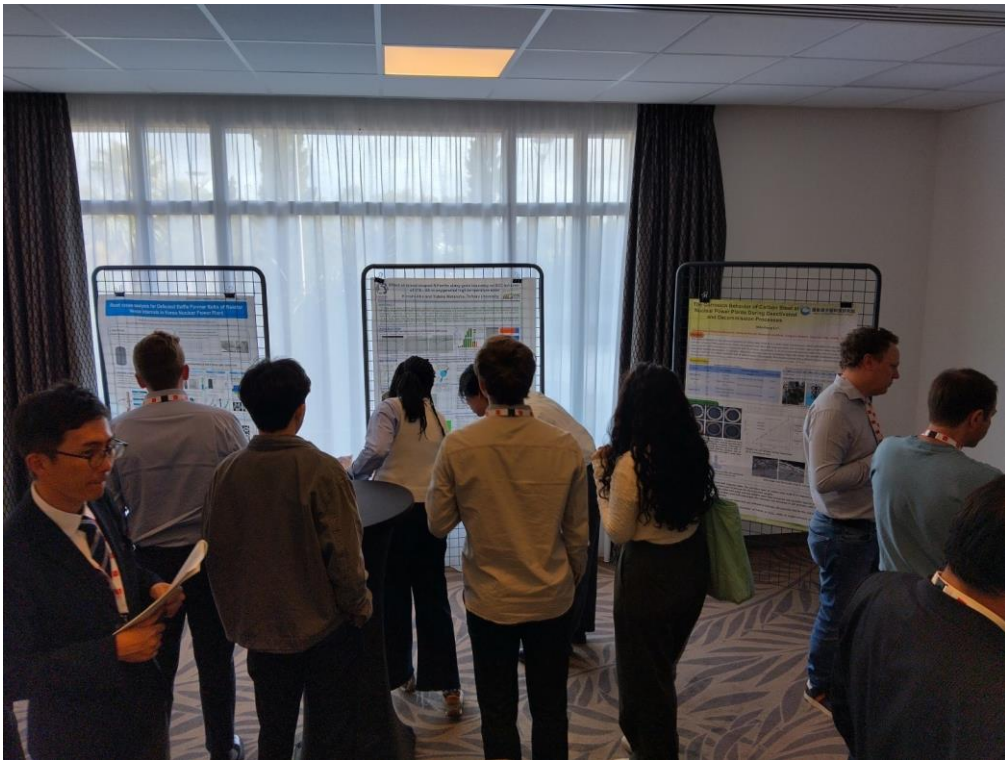


圖 5 海報論文現場

附件一

The Corrosion Behavior of Carbon Steel Materials Used at Nuclear Power Plants During Deactivation and Decommissioning Processes

by

Wen-Feng Lu, Kun-Chao Tsai

Abstract

This study is focused on the corrosion behavior of carbon steel A106 B in a static water environment, which simulated the decommissioning transition phase of BWR power plants. When the autoclave was filled with stagnant water, the corrosion rates of carbon steel pipe for the cold drawn and hot-rolled samples were 23 $\mu\text{m}/\text{year}$ and 19 $\mu\text{m}/\text{year}$, respectively. When the autoclave was not completely filled with water, leaving the samples fully submerged, the corrosion rate for the hot-rolled sample increased to 88 $\mu\text{m}/\text{year}$. In an autoclave with periodic water flow, the corrosion rate for the cold-drawn sample decreased to 11 $\mu\text{m}/\text{year}$. When the autoclave was not completely filled with water, the sample positioned at the air–water interface exhibited the highest corrosion rate of approximately 102 $\mu\text{m}/\text{year}$. These results indicate that the influence of ion concentration on the corrosion rate outweighed that of dissolved oxygen. Sufficient oxygen concentration facilitated the formation of FeOOH or Fe₂O₃, while an oxygen-deficient environment favored the formation of Fe₃O₄.

Keywords: Carbon steel , Corrosion, Nuclear power plants

National Atomic Research Institute

利用電化學方法評估碳鋼腐蝕行為研究

呂文豐 蔡坤釗

摘要

本研究為利用 A106 B 管材進行模擬核電廠除役過渡階段靜水環境之腐蝕實驗，以利管制單位管制除役過渡階段之核電廠。測試三組實驗：(一)實驗(1)模擬除役過渡階段完全沒有水流動的狀況，冷抽(C)與熱軋(H)試片腐蝕速率分別為 $23 \mu\text{m}/\text{year}$ 與 $19 \mu\text{m}/\text{year}$ ；(二)實驗(2)模擬除役過渡階段固定時間使水流動的狀況，冷抽(C)腐蝕速率為 $11 \mu\text{m}/\text{year}$ ；(三)實驗(3)為模擬管路中水沒有充滿的狀態，熱軋(H)試片 a(空氣)、i(介面)與 w(水中)試片腐蝕速率分為 $9 \mu\text{m}/\text{year}$ 、 $93 \mu\text{m}/\text{year}$ 與 $88 \mu\text{m}/\text{year}$ 。總結實驗(1)至(3)的實驗結果，碳鋼在實驗(3)空氣與水介面區域腐蝕速率最快，而在實驗(2)模擬固定使水流動的狀況腐蝕速率最慢。實驗(3)碳鋼在靜置水中腐蝕速率主要受溶氧量與離子濃度影響，溶氧量為 1 至 6 ppm 等級時，離子濃度對腐蝕速率之影響大於溶氧量，且離子濃度越高腐蝕速率越快。實驗結果顯示氧濃度充足時，比較容易形成 FeOOH 或 Fe_2O_3 ，而相反的氧氣不充足的環境則容易生成 Fe_3O_4 。

關鍵字：碳鋼、腐蝕、核電廠

國家原子能科技研究院

目錄

1. 前言	1
2. 實驗流程	4
3. 結果與討論	7
4. 結論	23
參考文獻	24

附圖目錄

圖 1	資料庫碳鋼材料整理分析.....	2
圖 2	實驗(3) 試片擺放示意圖	6
圖 3	A106 B 金相圖(a)C 試片， (b)為(a)圖白色方框放大，(c)H 試片， (d) 為(c)圖白色方框放大.....	8
圖 4	A106 B 冷抽試片剖面 SEM 圖 (a)外壁，(b)為(a)圖白色方框放大， (c)內壁，(d) 為(c)圖白色方框放大	9
圖 5	A106 B 熱軋試片剖面 SEM 圖 (a)外壁，(b)為(a)圖白色方框放大， (c)內壁，(d)為(c)圖白色方框放大	10
圖 6	A106 B 冷抽試片內壁 EBSD 與 EDS 圖 (a)SEM， (b)EBSD 晶相 方位圖，(c)EDS 氧分佈圖，(d) EDS 鐵分佈圖	11
圖 7	熱軋試片內壁 EBSD 與 EDS 圖 (a)SEM， (b)EBSD 晶相方位圖， (c)EDS 氧分佈圖，(d) EDS 鐵分佈圖	12
圖 8	A106 B KAM 分析圖 (a)C 試片外壁， (b)H 試片外壁，(c) C 試片 內壁，(d) H 試片內壁	13
圖 9	實驗(1)重量損失 VS 時間圖.....	14
圖 10	實驗(2)重量損失 VS 時間圖	15
圖 11	實驗(3) 清洗後試片光學顯微鏡圖 (a) a (b) i (c) w 試片腐蝕約兩個	

月, (d) a (e) i (f) w 試片腐蝕約 21 個月	16
圖 12 實驗(3)重量損失 VS 時間圖	17
圖 13 介面腐蝕機制示意圖	18
圖 14 介面腐蝕區域腐蝕速率計算	18
圖 15 (a)i2 與(b)H14 表面氧化物 SEM 與 EDS 分析	20
圖 16 XPS 表面氧化物分析	21

附表目錄

表 1：A106 B 尺寸規格	4
表 2：A106 B 成份組成	4
表 3：A106 B 機械性質	4
表 4：三組實驗條件簡介	5
表 5：碳鋼腐蝕速率整理	19

1. 前言

碳鋼(carbon steel) (A105、A106、A53 等)廣泛應用於沸水式(boiling water reactors, BWRs)核能發電廠之反應爐飼水管路組件、冷卻水壓力邊界管路組件、輔助系統與控制棒驅動系統等^[1-2]。碳鋼主要成分是鐵與碳，碳含量小於 2 wt.%，其顯微組織主要為波來鐵(Pearlite)與肥粒鐵(Ferrite)，波來鐵為肥粒鐵與雪明碳鐵(Cementite)組成，組成多寡由 C 含量決定。碳鋼因為 Cr 含量很低，所以無法形成有效的氧化保護層，即使在一般大氣環境下也容易發生腐蝕且絕大部分均勻腐蝕，如果是在大氣中或是水環境中含有 SO_2^{2-} ， $\text{Cl}^{-[1]}$ 的情況下，更會加速腐蝕^[3-4]。碳鋼抗腐蝕性較差，但是其價格相對於不銹鋼便宜許多，且機械強度與延展性佳，所以在一些溫和的環境時還是會使用碳鋼，如果碳鋼要使用在易腐蝕環境，會鍍上保護層增加其抗腐蝕能力，如鍍鋅、鍍鋁鎂鋅等。

核電廠除役過渡階段雖然沒有運轉，但是相關組件不會立刻拆除，需要在水環境下放置數年，為確保在放置期間材料不會因破損而導致放射性物質外洩，需要探討與研究其可能破損的材料與機制，進而提供原能會管制參考之資料。在核一廠停役後，反應爐心溫度降至約 40°C 以下，壓力下降至一大氣壓，在這種環境下，抗腐蝕質較不銹鋼等材料差之碳鋼更容易受腐蝕損傷。為了研究碳鋼在核電廠中的損傷模式，本研究經由相關文獻資料整理出歷年來世界各地核電廠碳鋼破損之資料，整理資料如圖 1 所示。A106 B 為核電廠廣泛使用但發生破損事件較多的碳鋼材料，所以本研究使用 A106 B 作為碳鋼損傷之研究材料。A106 B 材料在核電廠發生破損的機制有腐蝕(corrosion)、沿晶應力腐蝕龜裂(IGSCC)、疲勞(fatigue)、沖蝕(erosion)、流動加速腐蝕(flow accelerated corrosion, FAC)、微生物腐蝕(microbiological

influenced corrosion)與其他^[5]。考慮到除役過渡階段機組停止運轉狀態下，其中一些機制發生機率下降許多，例如無運轉時應力影響因素下降，應力腐蝕龜裂，疲勞或可排除，且在靜置水的狀況下沖蝕與流動加速腐蝕亦可排除。由以上資料的總結，我們推論電廠停役後最易發生的破損模式為腐蝕，而腐蝕有分為一般腐蝕(均於腐蝕)、伽凡尼腐蝕(Galvanic)、孔蝕與間縫腐蝕(crevice corrosion)，而一般腐蝕佔電廠中碳鋼破損之最大比例^[6-10]。本研究主要為利用 A106 管材進行模擬除役過渡階段各種可能靜水環境之腐蝕狀況的實驗。實驗結果可以得到相關腐蝕速率數據與其機制，以利管制單位管制除役過渡階段之核電廠。

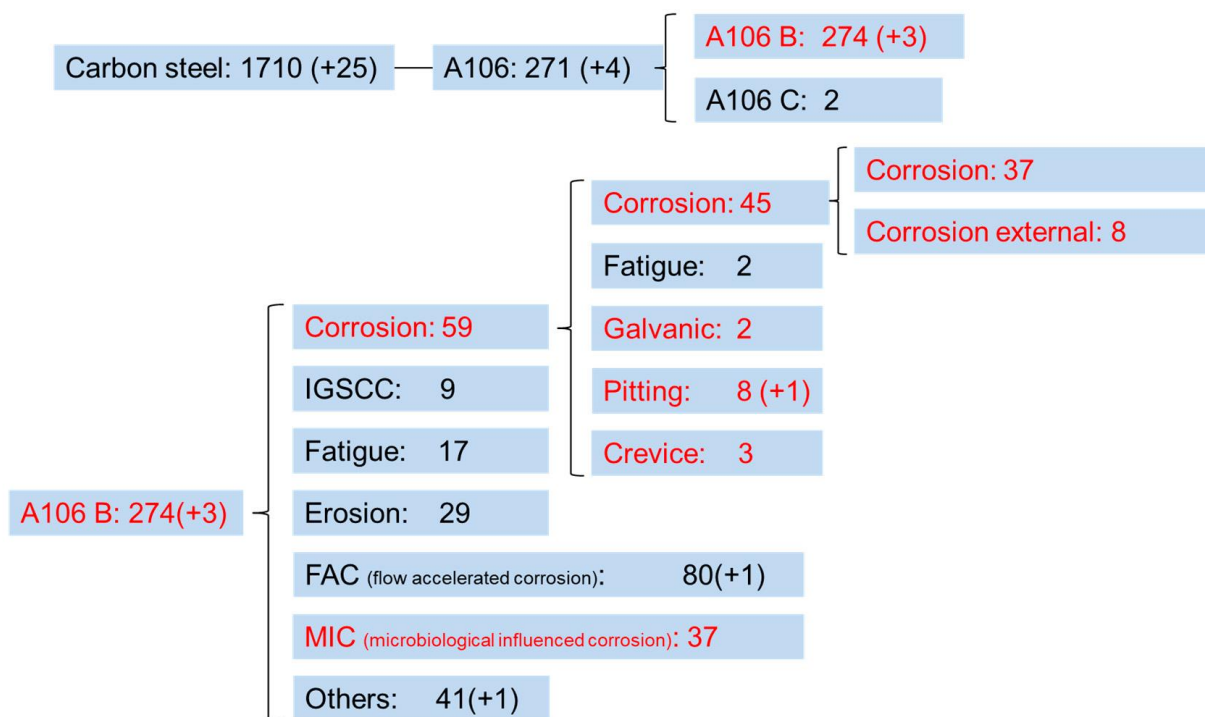


圖 1 資料庫碳鋼材料整理分析

金屬材料在氣-水界面區域，氧氣經由水相之擴散為控制腐蝕速率之主要因素，因此水膜厚度對腐蝕速率具有顯著影響，厚度增加將阻礙氧氣之傳，

厚度之減少則會導致歐姆電阻升高，進而抑制金屬之電離與溶解反應，水膜層厚度在 $10\ \mu\text{m}$ 附近腐蝕速率最快^[11]。此外，鋼材之顯微組織亦對腐蝕層性質具有影響^[12,13]。由於雪明碳鐵之偏析分布，條帶狀肥粒鐵/波來鐵組織之耐蝕性能較為劣勢^[12]。腐蝕產物則隨環境條件而異^[13-15]，其中 FeOOH 與 Fe_3O_4 之生成則與氧氣可得性密切相關^[13,14,16,17]。

2. 實驗流程

本實驗所使用的材料為兩種不同製程之管狀 A106 B，一種製程為冷抽試片代號為 C，另一種製程為熱軋試片代號為 H，其尺寸規格如表 1 所示。A106 B 為低碳鋼，其碳含量依 ASTM 規範須小於 0.3 wt%，經輝光放電光譜儀(Glow Discharge Optical Emission Spectrometry)成分分析結果如表 2 所示，機械性質如表 3，其元素成分組成與機械性質皆符合 ASTM 規範^[18]。A106 B 碳鋼金相依照標準金相流程製備，並利用 10 % HNO₃ 與 90 % methanol 腐蝕液在室溫腐蝕約 60 秒，腐蝕金相利用光學顯微鏡(Olympus OLS-4000)觀察其微結構。

表 1：A106 B 尺寸規格

Processes	Symbol	Class	Pipe Wall Thickness (mm)	Pipe Outside Diameter (mm)
Cold drawing	C	B	2.77	21.3
Hot rolling	H	B	5	32

表 2：A106 B 成份組成

Wt%	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Cold drawing	0.19	0.22	0.43	0.016	0.002	0.002	0
Hot rolling	0.21	0.22	0.44	0.013	0.014	0.015	0.02

表 3：A106 B 機械性質

Specification	Tensile Strength (Mpa)	Yield Strength (Mpa)
Minimum	415	240
Maximum	485	275

A106 B 冷抽(C)與熱軋(H)之管狀材料切割加工成 5 mm 長度之管狀試片，並利用砂紙將表面研磨至 #1000，然後量測試片重量後放上試片架上(圖 2)，再依據試片取出之先後編號。試片放在試片架上固定好後放入高壓釜，並注入去離子水，維持水環境溫度 45°C。實驗所使用的去離子水電導率約在 4 $\mu\text{S}/\text{cm}$ ，實驗過程在取出試片時會量測水溶液電導率(Suntex SC-2300)與溶氧濃度(YSI Pro 20)。本研究設計三組實驗分別模擬電廠在除役過渡階段之可能水環境：實驗(1)為模擬除役過渡階段完全沒有水流動的狀況；實驗(2)為模擬固定時間會讓水流循環的狀況；實驗(3)為模擬管內水沒充滿的狀況。三組實驗詳細的實驗條件為表 4 所示，實驗(1)與實驗(2)高壓釜為充滿水的狀態，實驗(1)放入冷抽與熱軋試片各 20 片(代號為 1C 與 1H，依取出順序編號 1 至 20)，實驗(2)放入冷抽的試片 16 片(代號為 2C，依取出順序編號 1 至 16)。實驗(3)為模擬水沒有充滿的情況，所以高壓釜內水沒有充滿，水的介面如圖 2 所示，因為水會稍微蒸發流失所以水的介面會有些許之改變，試片架有三層試片，最上一層接觸環境為空氣(代號 a，依取出順序編號 1 至 6)，中間為一半泡在水裡的介面試片(代號 i，依取出順序編號 1 至 6)，最下層完全泡入水中(代號 w，依取出順序編號 1 至 6)。實驗取出之試片利用軟毛刷去除表面附著氧化物，再經由超音波震盪後利用精密天平(Mettler Toledo, Greifensee)量測計算其損失的重量。實驗取出的試片利用電子掃描顯微鏡(Scanning Electron Microscope, SEM) (Jeol JSM-7100F)觀察材料表面缺陷，利用能量散射光譜儀(Energy Dispersive Spectrometers, EDS) (Oxford Instruments)分析表面氧化物成份分析，利用 X 射線光電子能譜儀(X-ray photoelectron spectroscopy, XPS) (VG Scientific ESCALAB 250)分析腐蝕氧化物，利用電子背向散射繞射技術 (EBSD, Electron Backscatter Diffraction) (Oxford Instruments)分析冷加工所造成殘留應變與晶界組成分佈

之改變，使用的分析軟體為 HKL Channel 5。

表 4：三組實驗條件簡介

Test No.	Specimen No.	Test Condition	Specimen Inspection Interval	Testing Time (h)
Experiment (1)	C:15 H:15	Still water (45 °C)	Extract one specimen per 60 days	21,000
Experiment (2)	C:10	Change water every 30 days (45 °C)	Extract 2 specimens per 60 days	12,000
Experiment (3)	a:6 i:6 w:6	Observation of interface corrosion behavior at still water (45 °C)	Extract one specimen per 90 days	12,500



圖 2 實驗(3) 試片擺放示意圖

3. 結果與討論

本實驗所使用之 B 冷抽(C)與熱軋(H)試片金相如圖 3 所示，其中黑色區域為波來鐵，白色區域為肥粒鐵(Ferrite)，冷抽試片晶粒比較狹長而熱軋晶粒比較接近等軸晶，晶粒的差別為製程時溫度不同所造成。利用 SEM 分析試片是否有製程時所造成之缺陷裂縫，圖 4 與圖 5 分別為冷抽(C) 與熱軋(H)試片靠近外壁與內壁的 SEM 區域放大圖，從圖中可以發現冷抽(C)與熱軋(H)試片外壁並沒有觀察到裂縫缺陷，冷抽(C)內壁裂縫缺陷數目比熱軋(H)試片多且最長的裂縫超過 $100\ \mu\text{m}$ ，但大部分缺陷在 $10\ \mu\text{m}$ 以下，熱軋(H)試片內壁除了裂縫缺陷較少外，最長裂縫不超過 $50\ \mu\text{m}$ 。除了藉 SEM 觀察表面缺陷外，也同時以附加在 SEM 儀器上的 EBSD 與 EDS 進行表面裂縫缺陷分析，圖 6 與圖 7 分別為冷抽(C)與熱軋(H)之 EBSD 與 EDS 的分析結果，由晶粒方位分佈圖可以得知裂縫為穿晶與沿晶之混合，從 EDS 分析結果得知裂縫區域附著氧化物為鐵的氧化物。為了分析缺陷裂縫是否受殘留應變影響，利用 HKL Chanel 5 軟體分析 EBSD 資料得到 Kernel Average Misorientation (KAM，圖 8)，KAM 值與殘留應變為正相關，所以從圖 8 中可以觀察到冷抽(C)內壁的殘留應變高於與熱軋(H)試片，造成的原因為冷抽試片的製程溫度較低，因此有更高的殘留應變，這也是造成冷抽試片裂縫缺陷較多與較長的原因^[19-21]。

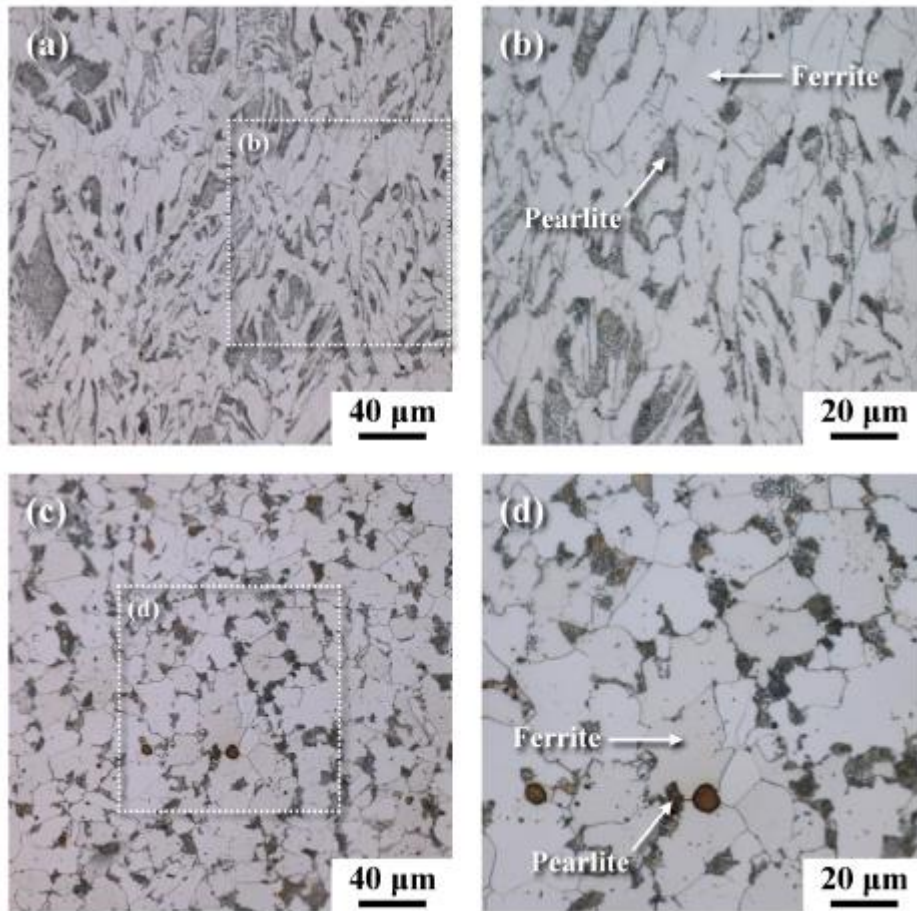


圖 3 A106 B 金相圖(a)C 試片， (b)為(a)圖白色方框放大，(c)H 試片，
(d) 為(c)圖白色方框放大

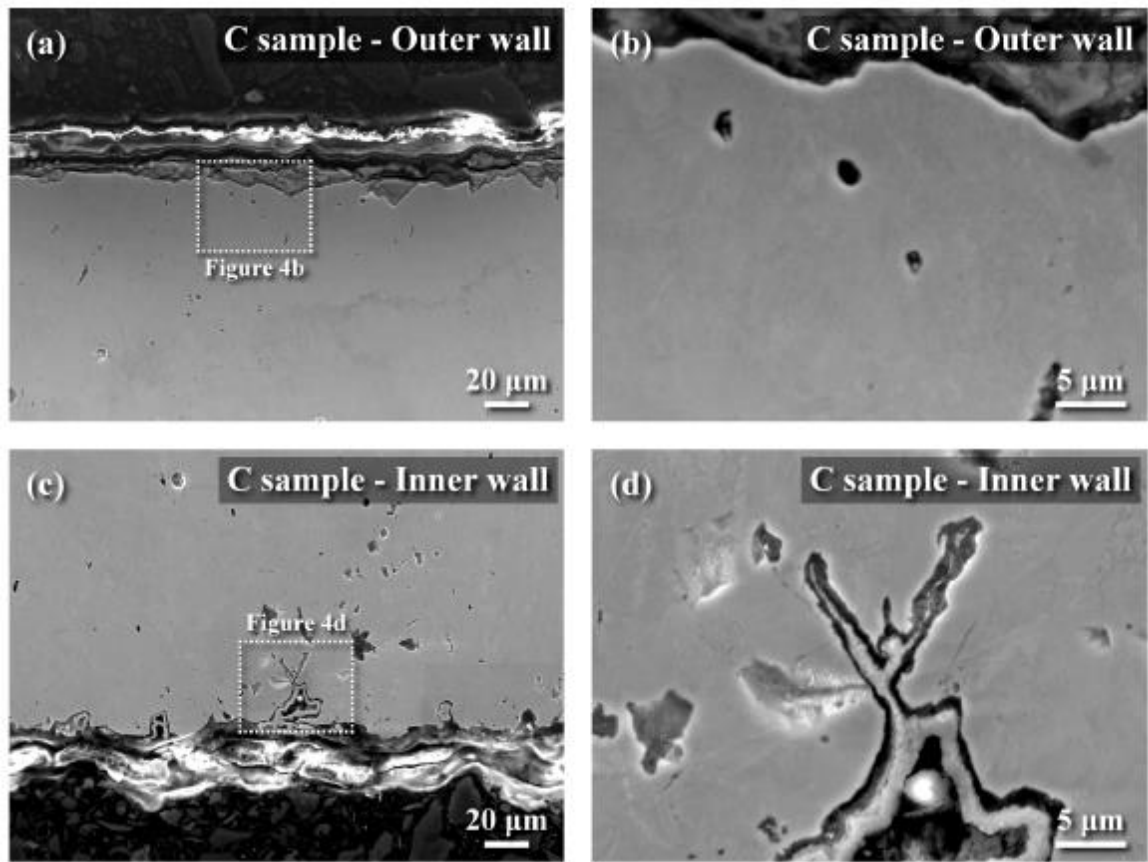


圖 4 A106 B 冷抽試片剖面 SEM 圖 (a)外壁，(b)為(a)圖白色方框放大，
(c)內壁，(d) 為(c)圖白色方框放大

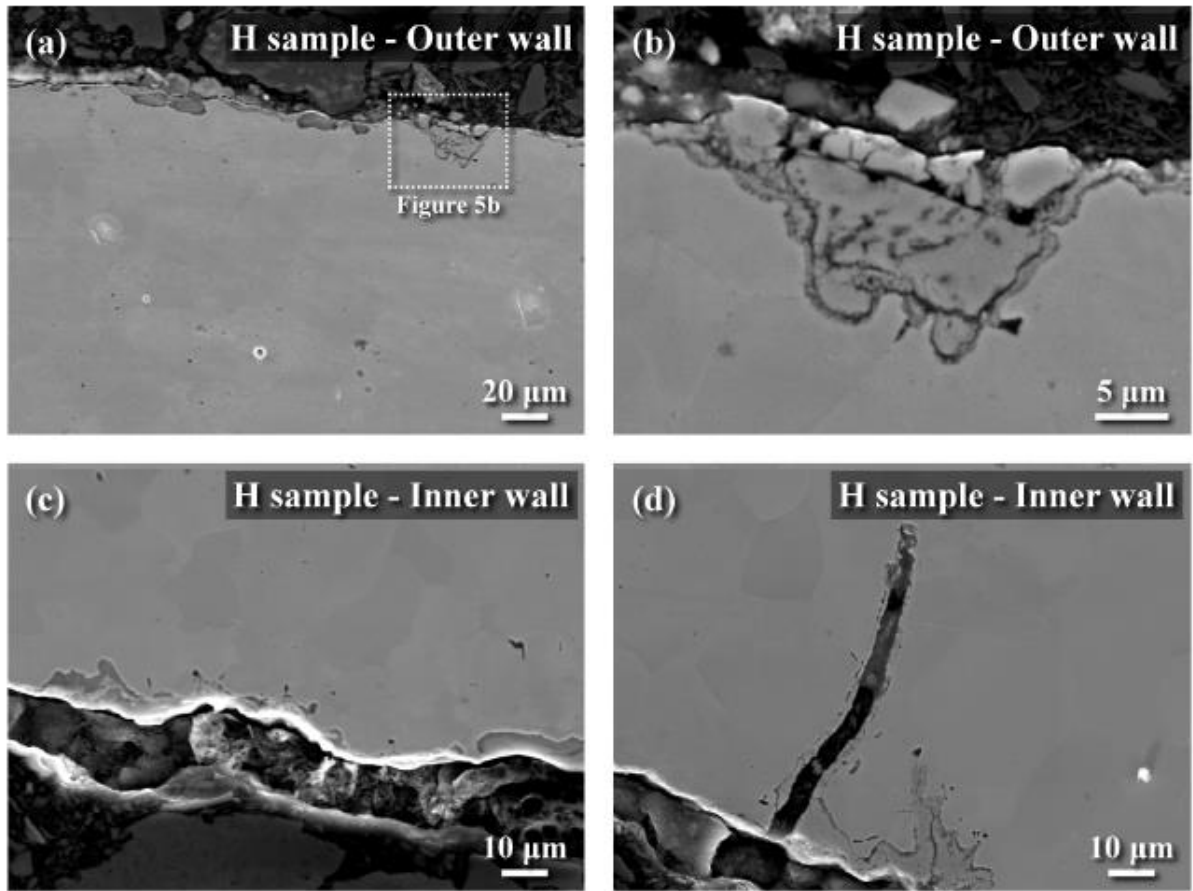


圖 5 A106 B 熱軋試片剖面 SEM 圖 (a)外壁，(b)為(a)圖白色方框放大，
(c)內壁，(d)為(c)圖白色方框放大

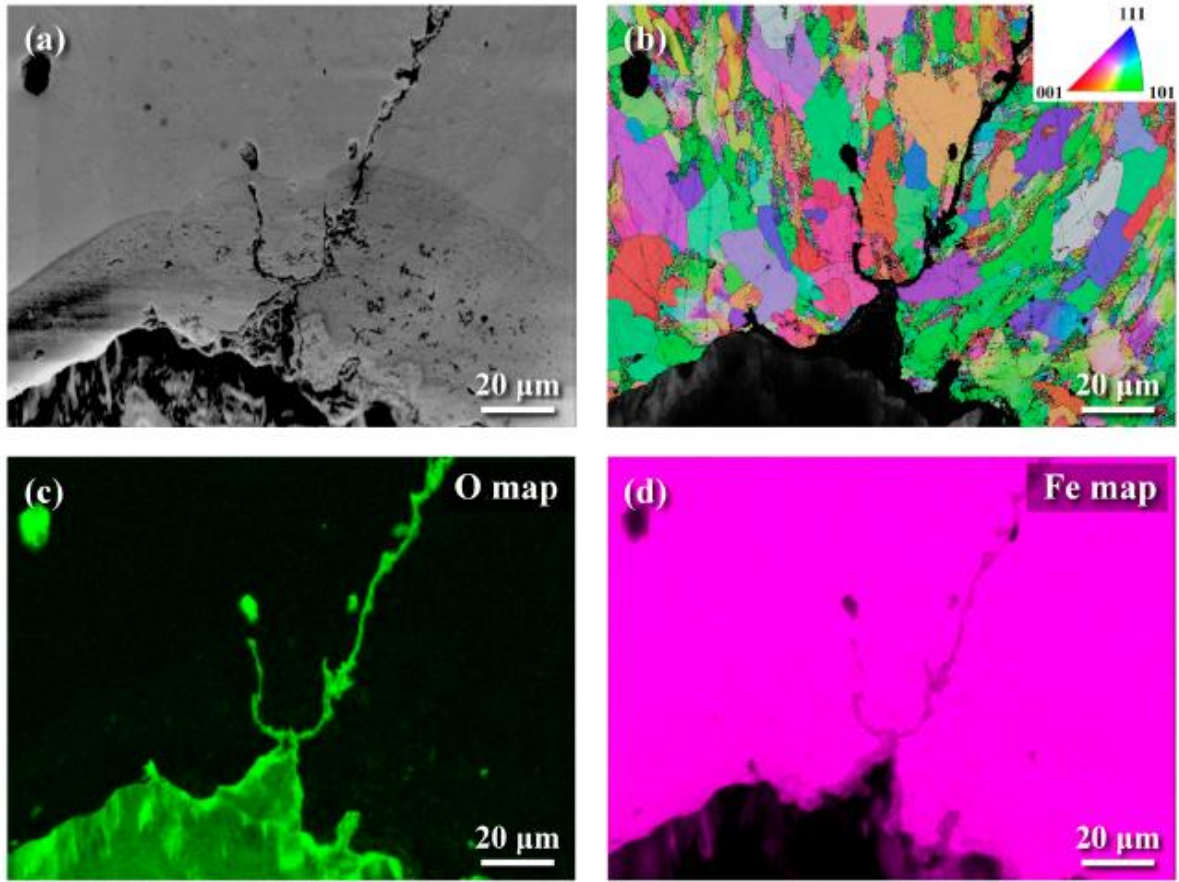


圖 6 A106 B 冷抽試片內壁 EBSD 與 EDS 圖 (a)SEM，(b)EBSD 晶相方位圖，(c)EDS 氧分佈圖，(d) EDS 鐵分佈圖

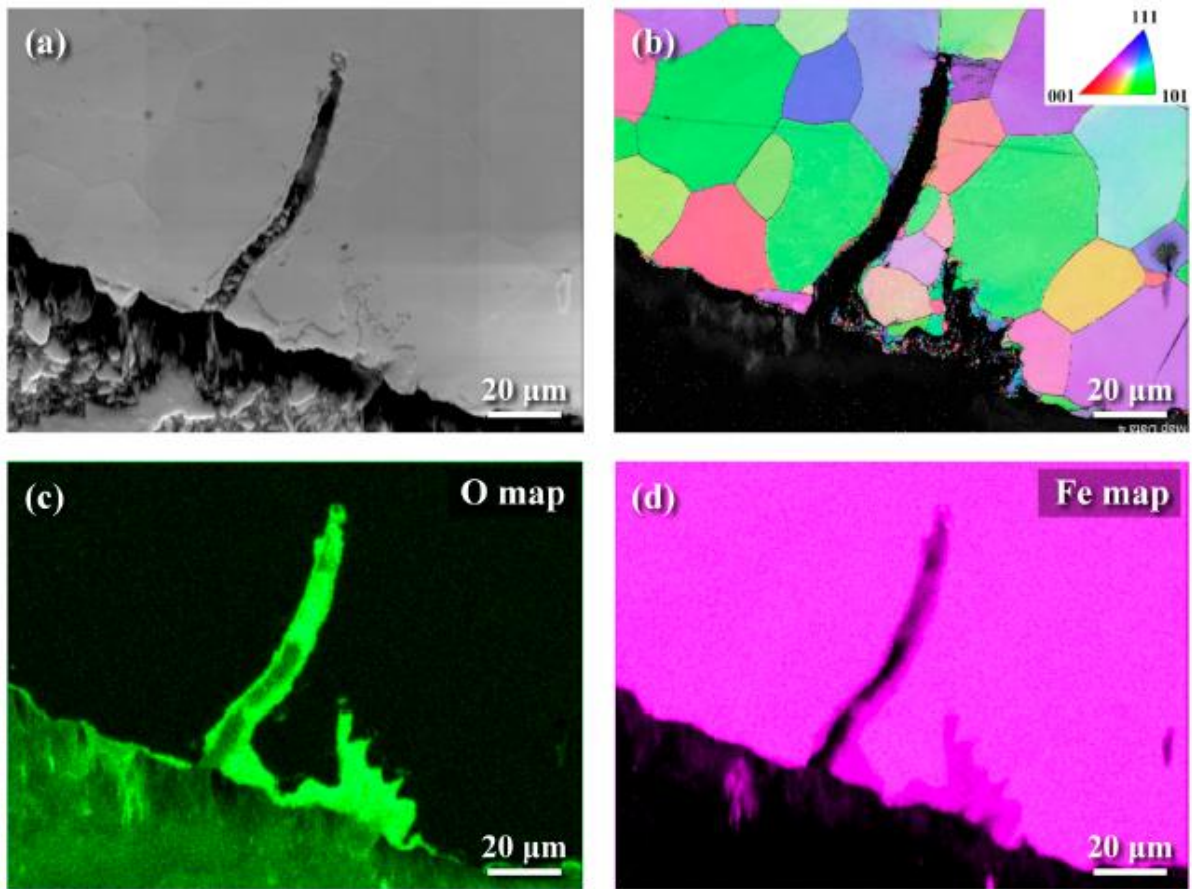


圖 7 熱軋試片內壁 EBSD 與 EDS 圖 (a)SEM，(b)EBSD 晶相方位圖，(c)EDS 氧分佈圖，(d)EDS 鐵分佈圖

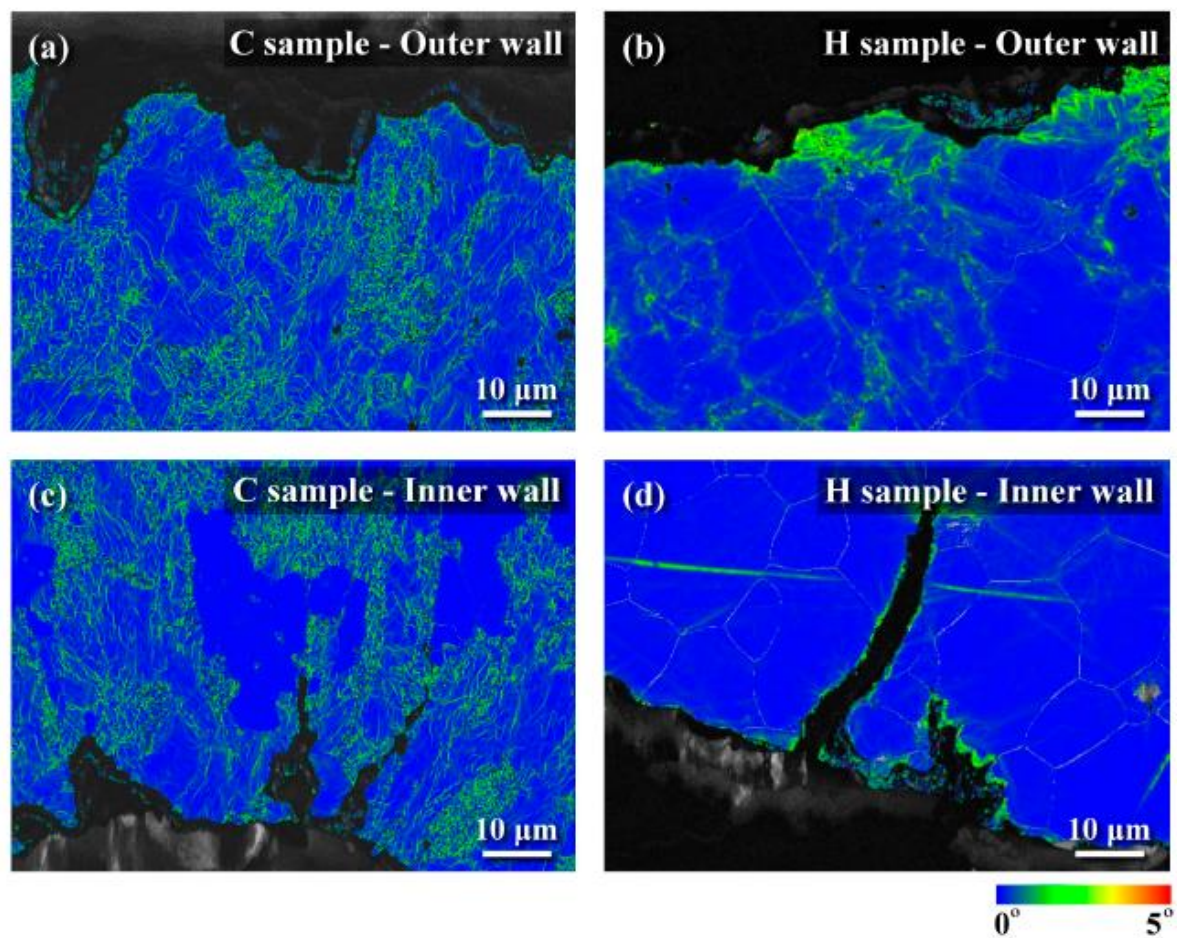


圖 8 A106 B KAM 分析圖 (a)C 試片外壁，(b)H 試片外壁，(c) C 試片內壁，(d) H 試片內壁

實驗(1)為模擬電廠沒有讓水循環的環境，試片取出後利用超音波震盪器把表面氧化物清洗後量測重量，計算單位面積重量損失並繪製與時間關係圖 9，從單位面積重量損失與時間關係圖中可以觀察到腐蝕速率分為三階段，在 stage 1 時約在 1100 小時前，因為表面沒有氧化物保護腐蝕速率較快，在轉換成 stage 3 前會經過約 1000 小時的 stage 2 轉換區，在進入 stage 3 後腐蝕速率明顯較 stage 1 慢。Stage 3 的腐蝕速率為接近實際狀況的腐蝕速率，實驗時間越久腐蝕速率越穩定。利用直線擬合 Stage 3 趨勢線的斜率得可以計算腐蝕速率，計算公式如圖 15 所示，腐蝕速率冷抽(C)與熱軋(H)

在 stage 3 分別為 $23 \mu\text{m}/\text{year}$ 與 $19 \mu\text{m}/\text{year}$ 。實驗(2)為模擬電廠固定時間讓水流循環，其中水中溶氧量會高於實驗(1)之溶氧量，其單位面積重量損失與時間關係如圖 10。與實驗(1)相同其腐蝕速率分為三階段，最重要的為經過長時間後穩定的 Stage 3 腐蝕速率。實驗(2) Stage 3 腐蝕速率為 $11 \mu\text{m}/\text{year}$ ，其腐蝕速率低於實驗(1)之腐蝕速率。

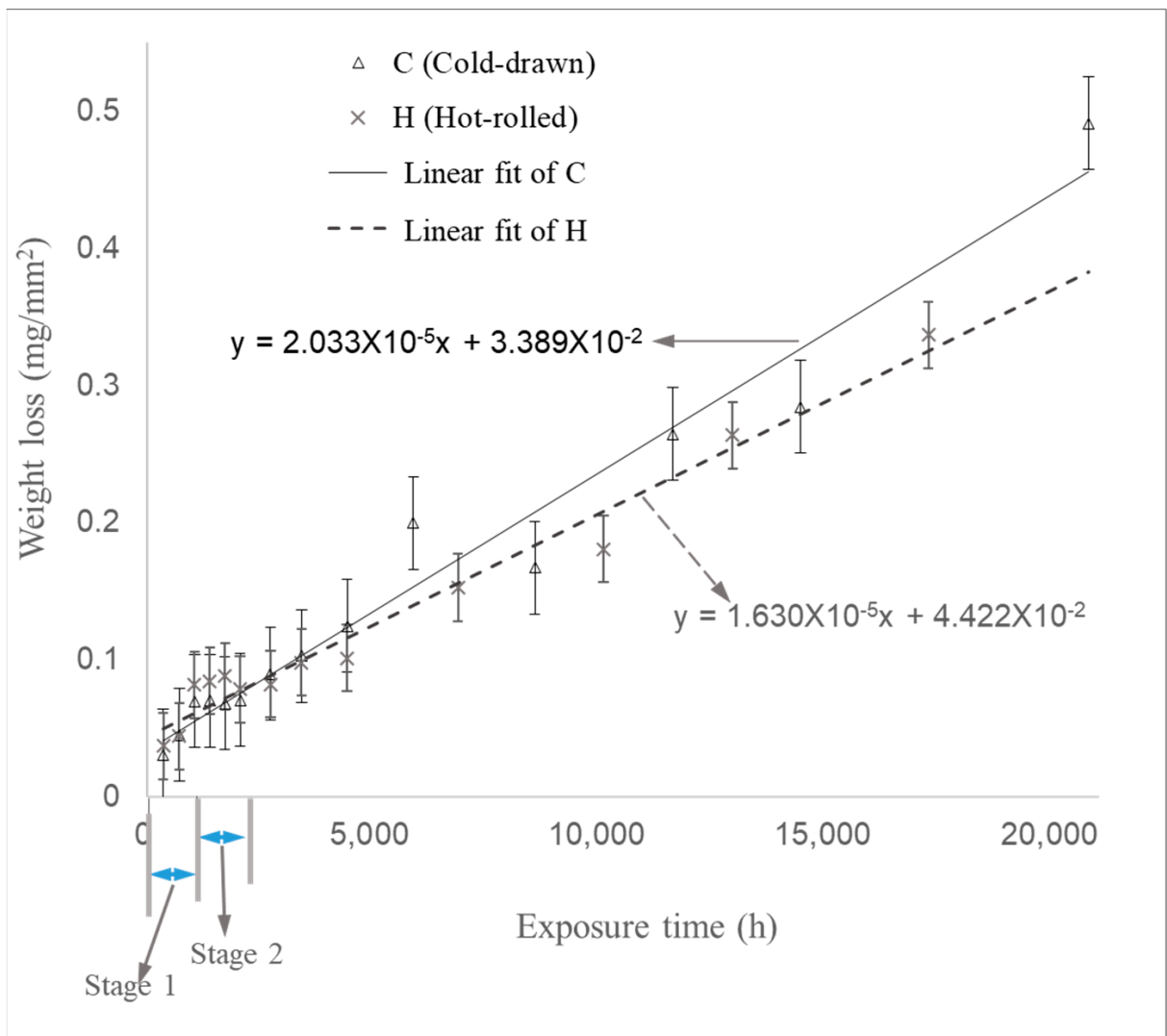


圖 9 實驗(1)重量損失 VS 時間圖

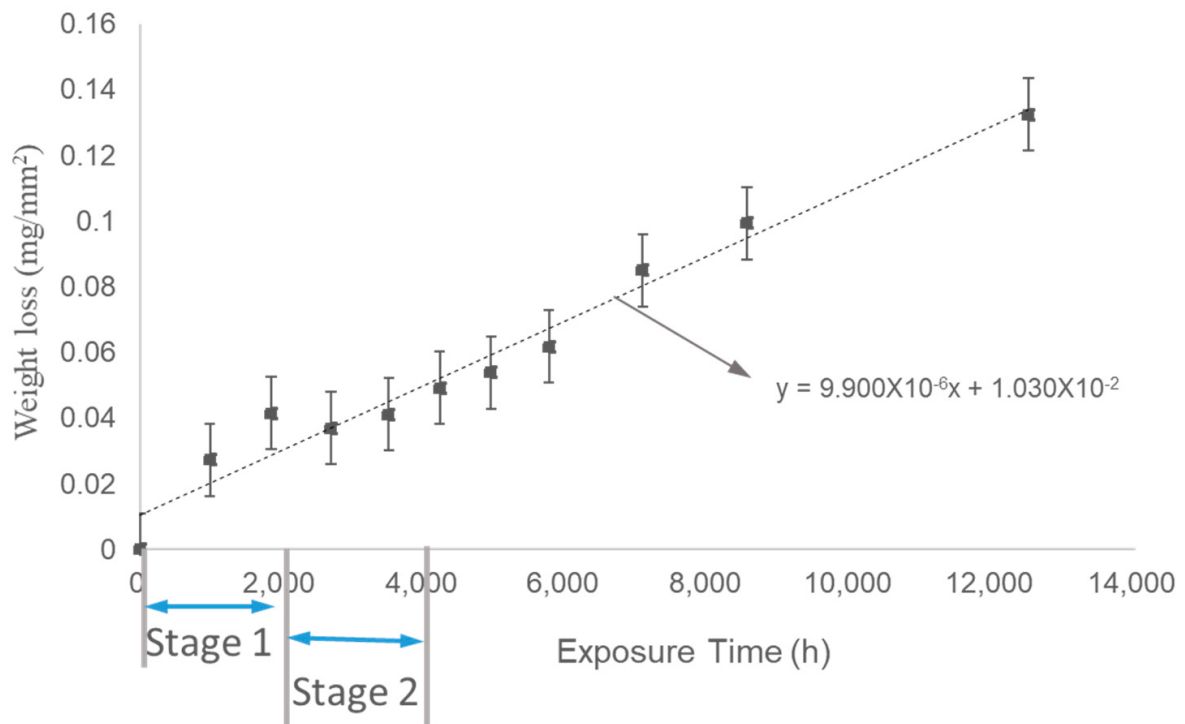


圖 10 實驗(2)重量損失 VS 時間圖

實驗(3)為模擬水在碳鋼管內沒有填滿的狀態，目的為觀察其介面區域腐蝕狀況。試片清洗後如圖 11，目視檢查發現 i 試片介面區域腐蝕狀況比其他區域嚴重。腐蝕時間兩個月空氣中的試片 a 與 i 試片介面區域的氧化物經清洗後無法去除，而水中試片 w 與 i 試片水中區域氧化物經清洗後大部分被去除(11(d)(e)(f))，這代表介面區域形成的氧化物與空氣中相似，但與水中不同，之後也由 EDX 與 XPS 結果證明。腐蝕時間約 21 個月清洗後的試片如圖 11(a)(b)(c)，水中試片 w 氧化物均勻分布在試片表面。實驗(3)各試片單位面積重量損失與時間關係如圖 12，其腐蝕速率沒有項實驗(1)與(2)分為三個階段，其中介面腐蝕試片 i 其腐蝕速率最快，空氣中試片 a 腐蝕速率最慢。介面區域腐蝕速率較快的原因如圖 13，在空氣與水的介面因為水的表面張力的影響，在碳鋼表面形成一層水的薄膜，由 Yamashita 等人研究發

現水薄膜層厚度在 $10\ \mu\text{m}$ 附近腐蝕速率最快 [22]，進而造成介面區域腐蝕比較嚴重之狀況。實驗(3)試片 a、i 與 w 的腐蝕速率分別為 $9\ \mu\text{m}/\text{year}$ 、 $93\ \mu\text{m}/\text{year}$ 與 $88\ \mu\text{m}/\text{year}$ 。介面試片 i 腐蝕速率 $93\ \mu\text{m}/\text{year}$ 為試片整體腐蝕速率，包括一部分水中腐蝕速率，由圖 14 計算介面區域的腐蝕速率為 $102\ \mu\text{m}/\text{year}$ 。

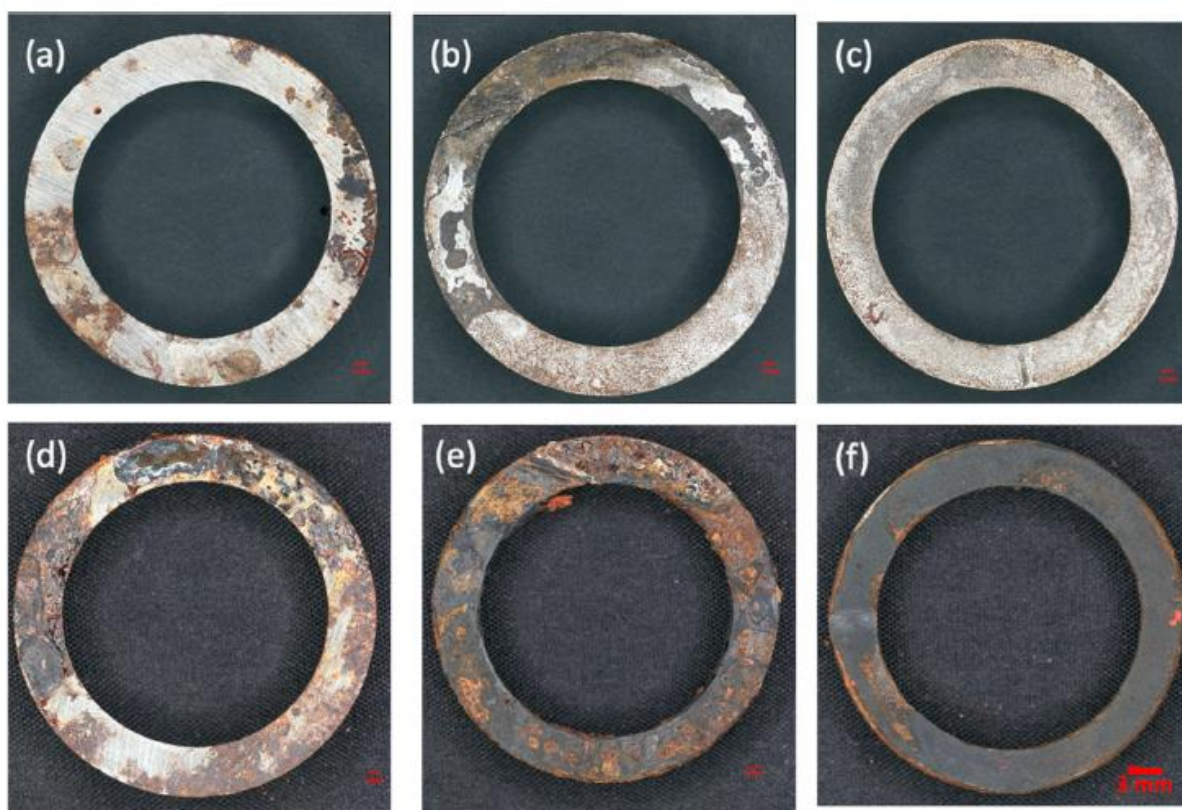


圖 11 實驗(3) 清洗後試片光學顯微鏡圖 (a) a (b) i (c) w 試片腐蝕約兩個月, (d) a (e) i (f) w 試片腐蝕約 21 個月

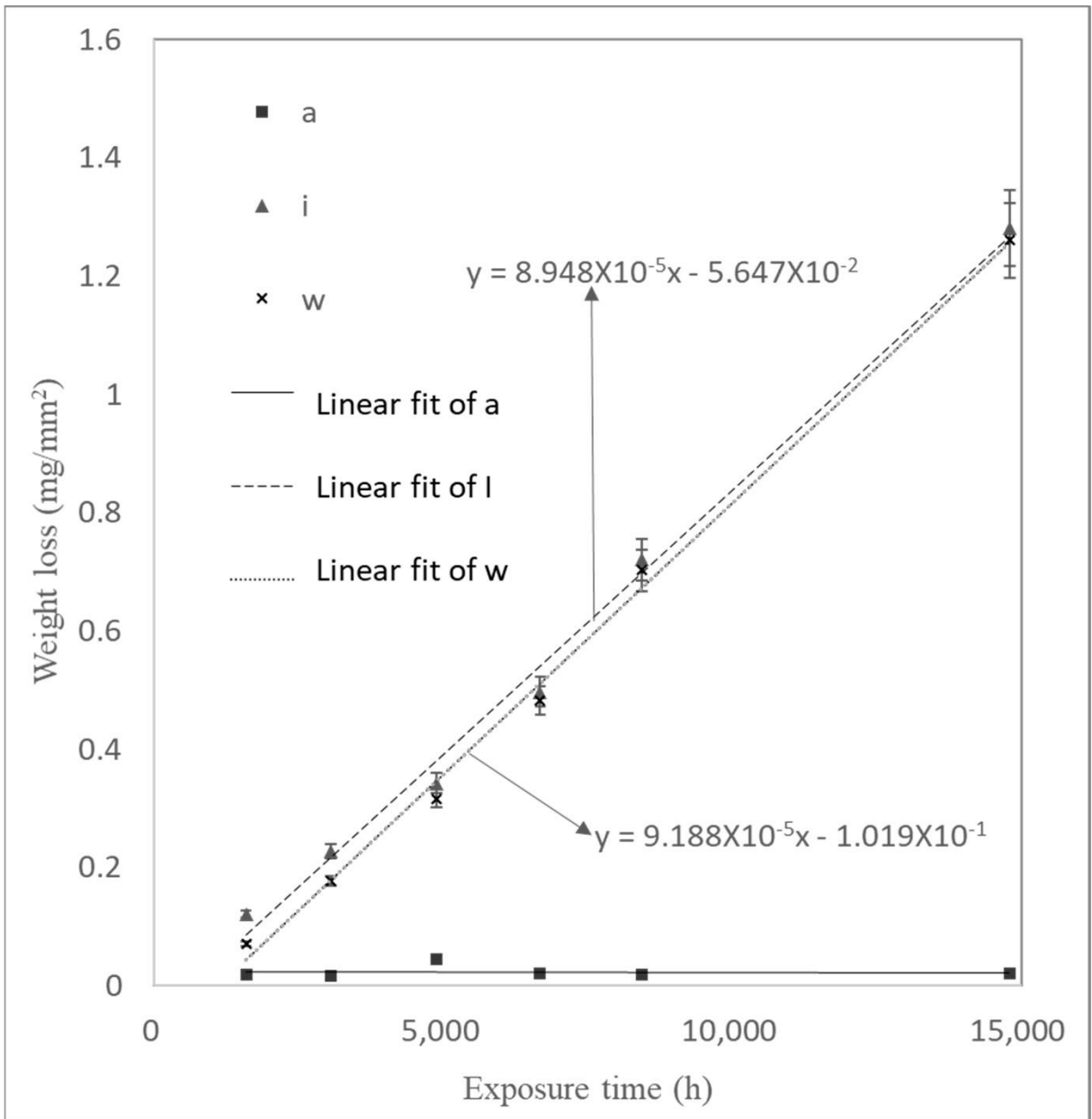


圖 12 實驗(3)重量損失 VS 時間圖

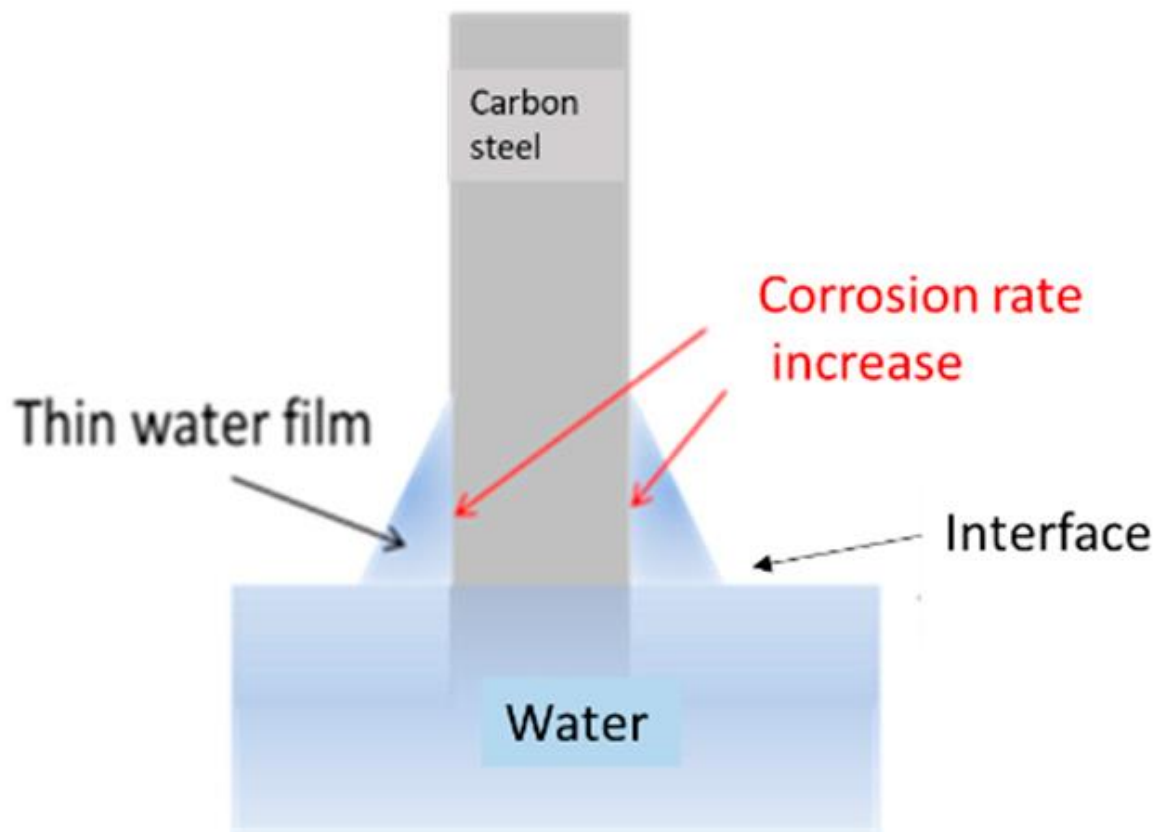
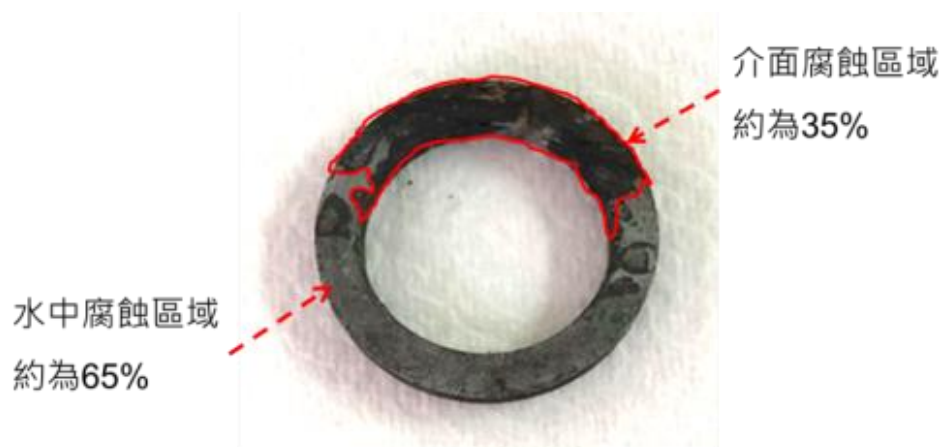


圖 13 介面腐蝕機制示意圖



$$93 \mu\text{m} / \text{year} = \text{介面腐蝕速率} \times 0.35 + \text{水中腐蝕速率} \times 0.65$$

$$\text{介面腐蝕速率} = 102 \mu\text{m} / \text{year}$$

圖 14 介面腐蝕區域腐蝕速率計算

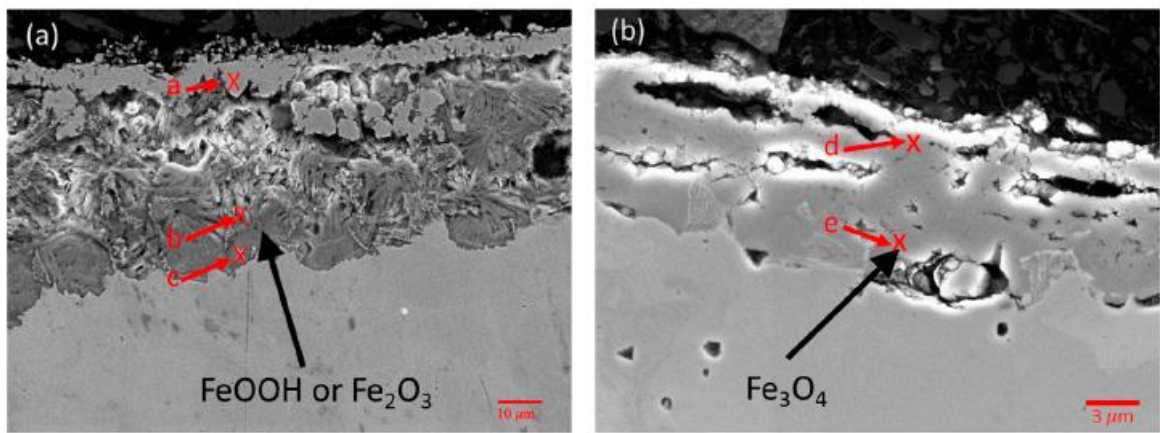
綜合實驗(1)、(2)與實驗(3)在水中的試片(w)的腐蝕速率與相關實驗參數整理如表 5，碳鋼在靜置水中腐蝕速率主要受溶氧量與離子濃度影響，離子濃度與水中電導率相關，離子濃度越高電導率越高，量測水中電導率代表離子濃度高低，利用量測數據比較其相互間對腐蝕速率之影響。實驗(2)為模擬固定時間讓水流循環的環境，溶氧量最高且離子濃度最低，雖然溶氧最高但是腐蝕速率最慢，因此研判離子濃度對腐蝕速率也有很重要之影響。比較實驗(1)與(2)，實驗(2)的溶氧量遠高於實驗(1)，相反的離子濃度遠低於實驗(1)，且腐蝕速率比較慢，因此研判在溶氧量為 1 至 6 ppm 等級時，離子濃度對腐蝕速率之影響大於溶氧量且離子濃度越高腐蝕速率越快。比較實驗(1)與實驗(3)，離子濃度接與溶氧量實驗(3)高於實驗(1)，因此研判當離子濃度與溶氧量越高腐蝕速率越快。

表 5：碳鋼腐蝕速率整理

Heading	Corrosion Rate ($\mu\text{m}/\text{year}$)	Processes	Water Conductivity ($\mu\text{s}/\text{cm}$)	Dissolved Oxygen (ppm)
Experiment (1)	23	Cold-drawn	40.3	0.8
	19	Hot-rolled		
Experiment (2)	11	Cold-drawn	0.4~22.3	6~1.72
		The measurements were fluctuating due to periodic water changes.		
Experiment (3)	88	Hot-rolled	60.8	2.2
	102	Hot-rolled		
	9	Hot-rolled		

金屬氧化物對腐蝕速率有顯著的影響，分析腐蝕試片表面氧化物的組成有助於幫助了解碳鋼腐蝕行為。圖 15(a)與(b)分別為實驗(3)的 i2 試片介面區域與實驗(1) H14 試片表面氧化物 SEM 與 EDS 分析結果，由圖 15(a) SEM 分析得到 i2 的氧化物有兩種不同微結構，其中非結晶狀比較鬆散的氧化物經由 EDS 分析成份接近為 FeOOH 或 Fe_2O_3 ，而微結構比較緊密的氧化

物經由 EDS 分析為微 Fe_3O_4 ，圖 15(b) H14 的表面氧化物微結構形貌只有比較緊密的 Fe_3O_4 。為了佐證 EDS 成分分析結果，利用 XPS 分析表面氧化物，從分析結果圖 16 觀察到 H14 試片氧化物在 Fe_3O_4 有一明顯的峰值，而 i2 試片峰值則是落在 FeOOH 與 Fe_2O_3 區域，由此結果可以佐證 EDS 成分分析。試片 i2 介面區域因為氧濃度充足，在氧充足的環境比較容易形成 FeOOH 或 Fe_2O_3 ^[23]，而相反在氧氣不充足的環境的 H 14 試片則容易生成 Fe_3O_4 ^[24,25]。



wt%	Fe	O
a	75	24.9
b	64.6	35.4
a	61.7	38.2
d	73.9	26.1
e	72.5	27.5

圖 15 (a)i2 與(b)H14 表面氧化物 SEM 與 EDS 分析

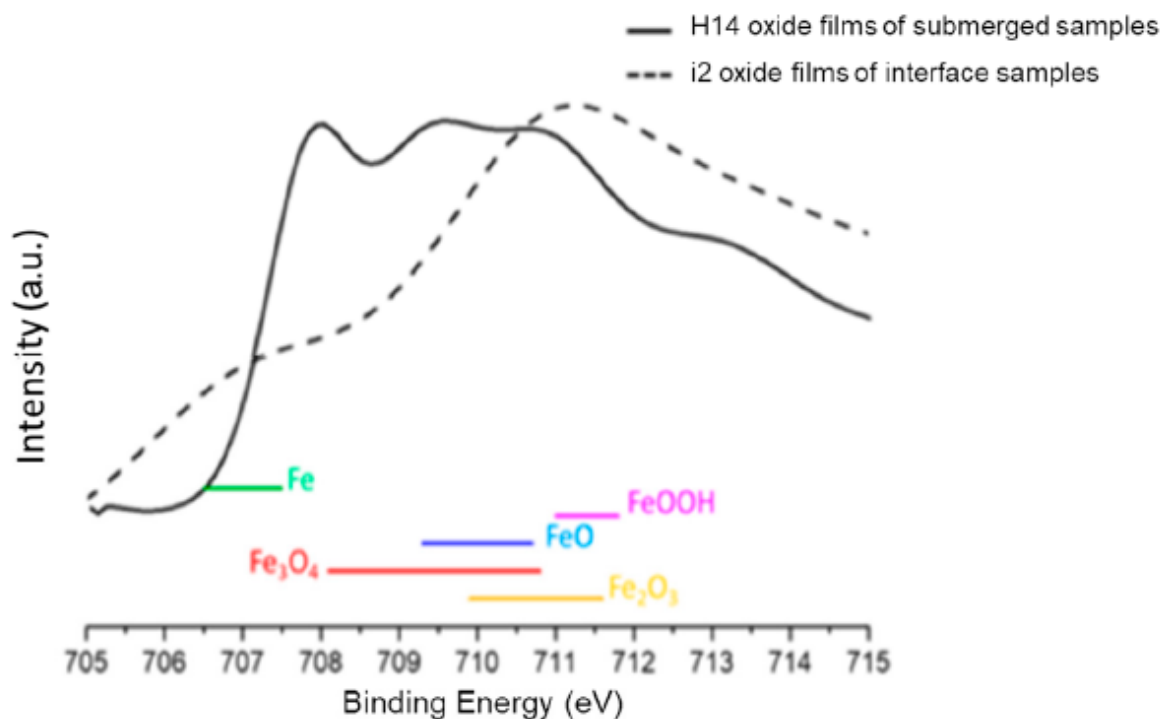


圖 16 XPS 表面氧化物分析

在本研究中，由於缺乏保護性氧化層，腐蝕速率於初始階段相對較高。於該階段中，冷抽試片之腐蝕速率低於熱軋試片。然而，經長時間腐蝕後，冷抽試片之腐蝕速率則高於熱軋試片。試片之製程對其腐蝕速率具有影響，冷抽試片因表面變形程度較高，導致波來鐵之均勻性增加，此現象已由 SEM 與 OM 觀察所證實，因而在初始階段提升其耐蝕性能 [3,26]。但冷抽試片較高的殘留應力與表面缺陷使氧化膜更易發生剝離，最終導致冷抽試片於長期試驗中呈現較高之腐蝕速率。水是否具有流動對腐蝕過程中具有重要影響 [27]，而週期性之水體循環有助於降低離子濃度與水之導電度而降低碳鋼之腐蝕速率。腐蝕速率亦受溶解氧與 pH 值所影響 [27]，雖本研究未進行 pH 之測量，然透過對溶解氧與導電度之測試結果顯示，腐蝕速率隨水體導電度與溶解氧濃度之增加而上升。當溶解氧濃度介於 1 至 6 ppm

時，離子濃度對腐蝕速率之影響則超越溶氧濃度之影響，但溶氧濃度亦為控制水管腐蝕之主要參數之一 [28,29]。本研究結果顯示，填滿純化水之管材具有較低之腐蝕速率，而氣-水介面區域則表現出較高之腐蝕速率。在氣-水介面區域，水促進離子之傳輸 [29]，同時氧氣較易擴散至該區域，因而導致腐蝕速率之增加。此外，介面區域中充足之氧氣濃度使得氧化物生成密度較低，如 FeOOH 或 Fe₂O₃；相對地，於試樣 H14 中因氧氣不足則形成密度較高之 Fe₃O₄。碳鋼均勻腐蝕速率主要受環境因子所改變，包括離子傳輸、水化學組成、水體流動及溶氧濃度等。為降低腐蝕速率，本研究結果顯示，管道若完全充滿水體，將具有較低之溶解氧濃度；而週期性之水體循環則有助於降低離子濃度與導電率。

4. 結論

本篇研究報告重點整理如下：

- (1) 碳鋼 A106 B 在模擬除役過渡階段 45°C 靜置水的環境完全沒有水流動的狀況，冷抽(C)與熱軋(H)腐蝕速率分別為 23 $\mu\text{m}/\text{year}$ 與 19 $\mu\text{m}/\text{year}$ 。
- (2) 碳鋼 A106 B 在模擬除役過渡階段 45°C 靜置水的環境，使水固定時間流動的狀況，冷抽(C)腐蝕速率為 11 $\mu\text{m}/\text{year}$ ，使水固定時間流動可以避免離子濃度提高進而降低腐蝕速率。
- (3) 碳鋼 A106 B 在模擬除役過渡階段 45°C 靜置水的環境在沒有充滿水的狀況，介面試片 i 介面區域腐蝕最為嚴重，該區域之腐蝕速率約為 102 $\mu\text{m}/\text{year}$ ，高於完全浸入水中試片的腐蝕速率。
- (4) 碳鋼在靜置水中腐蝕速率主要受溶氧量與離子濃度影響，溶氧量為 1 至 6 ppm 等級時，離子濃度對腐蝕速率之影響大於溶氧量且離子濃度越高腐蝕速率越快。
- (5) 實驗(3)試片 i2 介面區域氧濃度充足，比較容易形成 FeOOH 或 Fe_2O_3 ，而相反的在實驗(1)氧氣不充足的環境的 H 14 試片則容易生成 Fe_3O_4 。
- (6) 終結以上建議核電廠固定時間讓水流循環避免使局部離子濃度過高將有效減緩碳鋼之腐蝕速率；介面區域腐蝕速率最快，因此在除役過渡階段需檢查控管未充滿水的碳鋼管路介面區域之減薄情形。

參考文獻

1. Rodríguez, M.A. Corrosion control of nuclear steam generators under normal operation and plant-outage conditions: A review. *Corros. Rev.* 2020, 38, 195 – 230.
2. Gordon, B.M. Non-environmentally assisted cracking corrosion concerns affecting life extension of light water reactors. *Corrosion* 2013, 69, 1039–1046.
3. Mendoza, A.R.; Corvo, F. Outdoor and indoor atmospheric corrosion of carbon steel. *Corros. Sci.* 1999, 41, 75–86.
4. Morcillo, M.; Chico, B.; Diaz, I.; Cano, H.; de la Fuente, D. Atmospheric corrosion data of weathering steels. *A Rev. Corros. Sci.* 2013, 77, 6–24.
5. Starosvetsky, D.; Armon, R.; Yahalom, J.; Starosvetsky, J. Pitting corrosion of carbon steel caused by iron bacteria. *Int. Biodeterior. Biodegrad.* 2001, 47, 79–87.
6. Tang, Z.; Wang, Z.; Lu, Y.; Sun, P. Cause analysis and preventive measures of pipeline corrosion and leakage accident in alkylation unit. *Eng. Fail. Analysis.* 2021, 128, 105623.
7. May, Z.; Alam, M.K.; Nayan, N.A. Recent Advances in Nondestructive Method and Assessment of Corrosion Undercoating in Carbon–Steel Pipelines. *Sensors* 2022, 22, 6654.
8. Wasim, M.; Djukic, M.B. External corrosion of oil and gas pipelines: A review of failure mechanisms and predictive preventions. *J. Nat. Gas. Sci. Eng.* 2022, 100, 104467.

9. Farh, H.M.H.; Ben Seghier, M.E.A.; Taiwo, R.; Zayed, T. Analysis and ranking of corrosion causes for water pipelines: A critical review. *NPJ Clean. Water* 2023, 6, 65.
10. Seghier, M.E.A.B.; Höche, D.; Zheludkevich, M. Prediction of the internal corrosion rate for oil and gas pipeline: Implementation of ensemble learning techniques. *J. Nat. Gas. Sci. Eng.* 2022, 99, 104425.
11. Alcántara, J.; de la Fuente, D.; Chico, B.; Simancas, J.; Díaz, I.; Morcillo, M. Marine Atmospheric Corrosion of Carbon Steel: A Review. *Materials* 2017, 10, 406 .
12. Clover, D.; Kinsella, B.; Pejcic, B.; De Marco, R. The influence of microstructure on the corrosion rate of various carbon steels. *J. Appl. Electrochem.* 2005, 35, 139–149.
13. Tian, H.; Cui, Z.; Ma, H.; Zhao, P.; Yan, M.; Wang, X.; Cui, H. Corrosion evolution and stress corrosion cracking behavior of a low carbon bainite steel in the marine environments: Effect of the marine zones. *Corros. Sci.* 2022, 206, 110490.
14. Yu, J.; Wang, H.; Yu, Y.; Luo, Z.; Liu, W.; Wang, C. Corrosion behavior of X65 pipeline steel: Comparison of wet–Dry cycle and full immersion. *Corros. Sci.* 2018, 133, 276–287.
15. Gong, K.; Wu, M.; Liu, G. Comparative study on corrosion behaviour of rusted X100 steel in dry/wet cycle and immersion environments. *Constr. Build. Mater.* 2020, 235, 117440.
16. Zhao, S.; Jing, Y.; Liu, T.; Zhao, W.; Li, F. Corrosion behavior and mechanism of carbon steel in industrial circulating cooling water system operated by

- electrochemical descaling technology. *J. Clean. Prod.* 2024, 434, 139817.
17. Seechurn, Y.; Wharton, J.A.; Surnam, B.Y.R. Mechanistic modelling of atmospheric corrosion of carbon steel in Port-Louis by electrochemical characterisation of rust layers. *Mater. Chem. Phys.* 2022, 291, 126694.
18. ASTM A106/A106M-18; Standard Specification for Seamless Carbon Steel Pipe for High-Temperature Service. ASTM international: West Conshohocken, PA, USA, 2019.
19. Park, S.A.; Kim, J.G.; He, Y.S.; Shin, K.S.; Yoon, J.B. Comparative study on the corrosion behavior of the cold rolled and hot rolled low-alloy steels containing copper and antimony in flue gas desulfurization environment. *Phys. Met. Metallogr.* 2014, 115, 1285–1294.
20. Ozgowicz, W.; Grajcar, A.; Kurc-Lisiecka, A. Corrosion Behavior of Cold-Deformed Austenitic Alloys, *Corrosion Engineering 2012*. Available online: <https://www.intechopen.com/chapters/41214> (accessed on 1 July 2024).
21. Dwivedi, D.; Lepkova, K.; Becker, T. Carbon steel corrosion: A review of key surface properties and characterization methods. *RSC Adv.* 2017, 7, 4580–4610.
22. Yamashita, M.; Nagano, H. Corrosion Potential and Corrosion Rate of Low-Alloy Steel under Thin Layer of Solution. *J. Jpn. Inst. Met. Mater.* 1997, 61, 721–726.
23. López, D.A.; Schreiner, W.H.; de Sánchez, S.R.; Simison, S.N. The influence of carbon steel microstructure on corrosion layers: An XPS and SEM characterization. *Appl. Surf. Sci.* 2003, 207, 69–85.

24. Krishna, D.N.G.; Philip, J. Review on surface-characterization applications of X-ray photoelectron spectroscopy (XPS): Recent developments and challenges. *Appl. Surf. Sci. Adv.* 2022, 12, 100332.
25. King, F.; Padovani, C. Review of the corrosion performance of selected canister materials for disposal of UK HLW and/or spent fuel. *Corros. Eng. Sci. Technol.* 2011, 46, 82–90.
26. Esmailzadeh, M.; Mousavi, R.; Esfahani, M.M.; Pezzato, L.; Karimi, E. Effect of cold forging on mechanical and corrosion behaviors of carbon steel plate. *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 2022, 198, 104659.
27. Fukaya, Y.; Watanabe, Y. Characterization and prediction of carbon steel corrosion in diluted seawater containing penta borate. *J. Nucl. Mater.* 2018, 498, 159–168.
28. Jung, H.; Kim, U.; Seo, G.; Lee, H.; Lee, C. Effect of Dissolved Oxygen (DO) on Internal Corrosion of Water Pipes. *Environ. Eng. Res.* 2009, 14, 195–199.
29. Sarin, P.; Snoeyink, V.L.; Bebee, J.; Jim, K.K.; Beckett, M.A.; Kriven, W.M.; Clement, J.A. Iron release from corroded iron pipes in drinking water distribution systems: Effect of dissolved oxygen. *Water Res.* 2004, 38, 1259–1269.

附件二

不銹鋼桶表面遠端目視影像檢測與 AI 辨識系統

張佐民*、董曉明

國家原子能科技研究院 材料所

* 通訊作者：d949207@gmail.com

地址：桃園市龍潭區佳安里文化路1000號

摘 要

本研究建置出一套結合遠端操控與人工智慧 (Artificial Intelligence, AI) 辨識技術的目視影像檢測系統(Preservice Inspection System, PSI)，能透過電腦遠端操控，全自動完成對大型不銹鋼桶表面影像的拍攝與檢測。本系統使用AI技術，在拍攝過程中能即時辨識出容易發生應力腐蝕的鐸道處影像；拍攝結束後可批次對一個鋼桶1395張的表面影像執行分鐸道/非鐸道影像辨識與分類。本研究亦開發出一套新穎的影像資料庫處理程式，可將PSI系統所拍攝的上千張鋼桶表面影像進行拼接、座標定位與建置影像資料庫，作為日後鋼桶表面腐蝕劣化的檢測與監控依據。

關鍵詞：AI、目視檢測、鐸道。

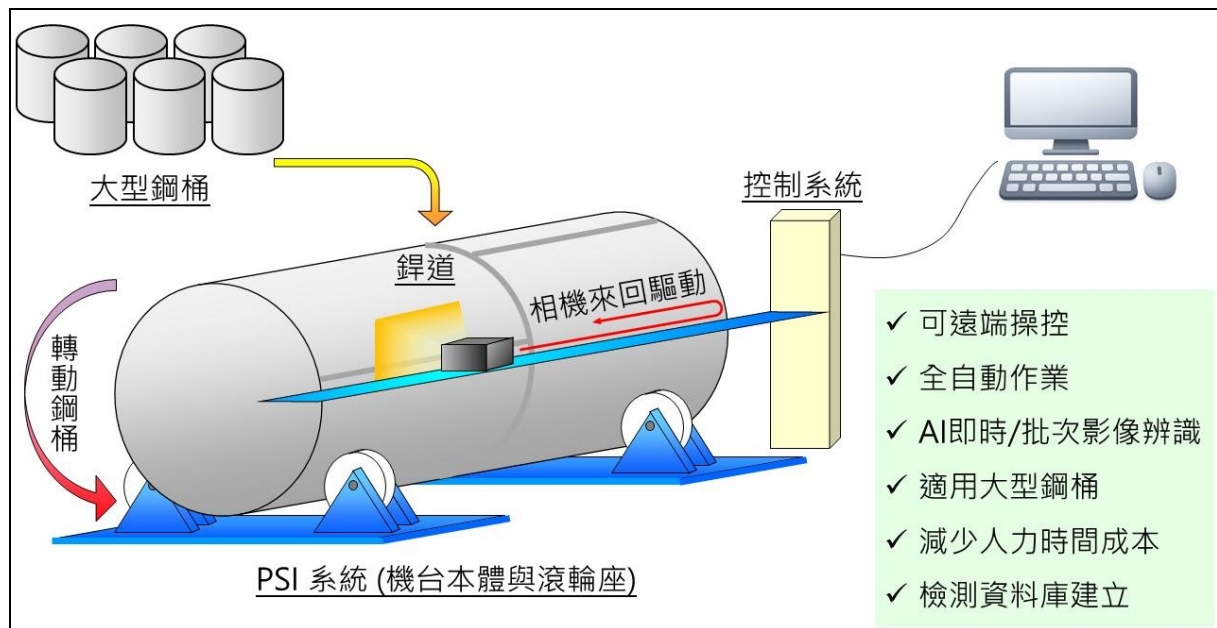
1. 前言

不銹鋼桶因其優異的耐蝕性與加工性，廣泛應用於果汁、乳製品、餐飲及化工等工業領域，其常見用途包括發酵槽、香料槽、清洗槽及各類儲存槽。大型不銹鋼桶的製造工法通常先以 304L 不銹鋼板材滾軋成型，再經焊接接合組裝。然而，在焊接或熱處理過程中，碳化物易在晶界上連續析出，形成鉻缺乏區導致敏化現象。不銹鋼的敏化不僅會削弱材料的耐蝕性，亦會提升對應力腐蝕龜裂 (Stress Corrosion Cracking, SCC) 的敏感性，並加速裂縫萌生與擴展，從而顯著提高結構破壞風險。此外，若不銹鋼桶長期置於濱海或其他高氯化物環境，海水鹽霧或大氣中溶解的氯離子容易滲入焊縫表面，在殘餘應力區誘發氯化物引起的應力腐蝕龜裂 (Chloride-Induced Stress Corrosion Cracking, CISCC) ⁽¹⁾，進一步破壞桶體完整性，甚至導致產線停擺與設備損失。

為抑制與防治此類腐蝕效應，相關文獻建議於鋼桶在投入運轉作業前 (preservice)，

可採用研磨拋光處理，將焊道表面及熱影響區的殘餘拉應力轉化為壓應力⁽²⁾⁽³⁾，並改善鋼桶外表面的粗糙度以減少氯鹽在表面的堆積，從而降低表面裂紋與腐蝕穿孔的發生機率，從而有效降低密封鋼桶焊道發生氯化物引起之應力腐蝕龜裂（CISCC）之風險。鋼桶鐸道經拋光研磨後，依據 ASME 規範⁽⁴⁾⁻⁽⁶⁾進一步執行非破壞檢測（Nondestructive Testing, NDT）中的預驗（Preservice Inspection），透過滲透檢測與目視檢查確認焊道表面是否存在缺陷，藉以建立鋼桶初始運轉狀態的檢測基準數據，確認鋼桶表面完整性，並為後續監測提供基準依據，以確保合規性。然而，對於高度超過四公尺、表面積龐大的大型鋼桶，進行這些防治措施與監測管理時往往需耗費大量人力與時間，且因人員可觸及範圍受限而難以全面實施。

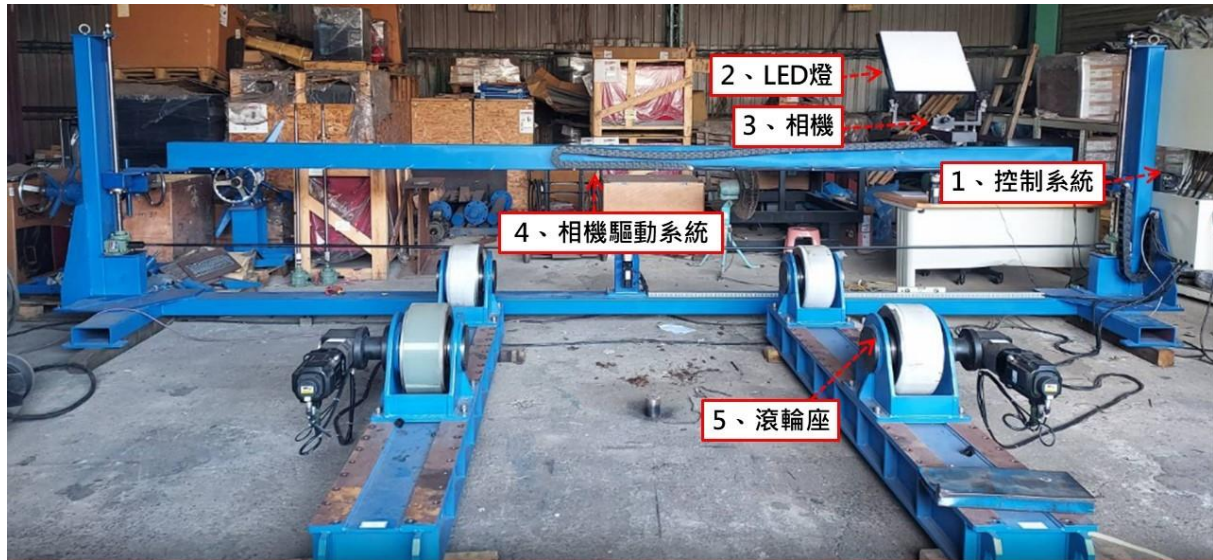
面對上述挑戰，本研究建立一套適用於大型鋼桶的遠端目視影像檢測系統（Preservice Inspection System, PSI），結合 AI 影像辨識與機械手臂自動控制，可遠端操控搭載於機械手臂上的相機，進行鋼桶表面影像拍攝，並運用 AI 即時辨識易發生應力腐蝕龜裂（SCC）的焊道區域（圖一）。影像拍攝完成後，可利用內建影像分析軟體對所蒐集的大量影像執行 AI 批次辨識分類、影像拼接與座標定位，最終建立完整影像資料庫，以供未來鋼桶老化管理之用。本系統已於業界應用中，成功完成 25 座鋼桶的全表面影像掃描工作，結果證實，其不僅能大幅節省鋼桶劣化監測所需的人力與時間成本，更名為未來鋼桶表面腐蝕劣化的監測與預警工作提供可靠依據。



圖一 PSI 系統操作示意圖

2. 研究方法

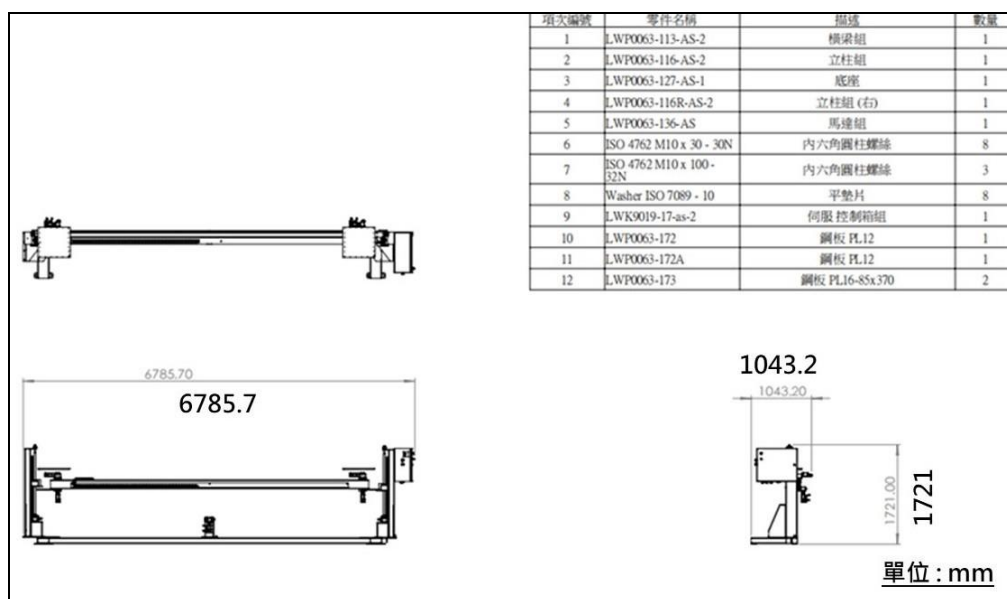
2.1 PSI系統機台結構與設計



圖二 PSI 機台示意圖

本論文所建置的PSI機台如圖二所示，分為機台本體與滾輪座兩個部分，細部說明如下：

- ◆ **機台本體**：由控制系統、相機、LED光源與燈罩、相機驅動系統構成，機台骨架以鋼梁置備。控制系統含有配電箱、LED 燈源開關與電腦控制主機，主要功用為操控機台的設定與運作。相機裝置於LED光源與燈罩之下，以操作軟體與相機驅動系統驅動鋼桶表面的影像拍攝，LED光源組件則提供拍攝所需之照度。系統尺寸與設計三視圖如圖三所示。



圖三 PSI 系統尺寸與設計三視圖

- ◆ **滾輪座**：為兩組各裝置有兩顆可線控轉動之轉動輪，在操作時以天車吊掛大型鋼桶放置於滾輪座上，滾輪座設計可承載重量 2×10^4 Kg 以下的大型鋼桶，兩組滾輪座的間隔與機台本體的相對距離可依實務需要調整，適用的鋼桶直徑約為 1.7 m，桶長範圍為 1.6 m 到 5 m 皆可適用。滾輪座細部儲元性能如表格一所示。

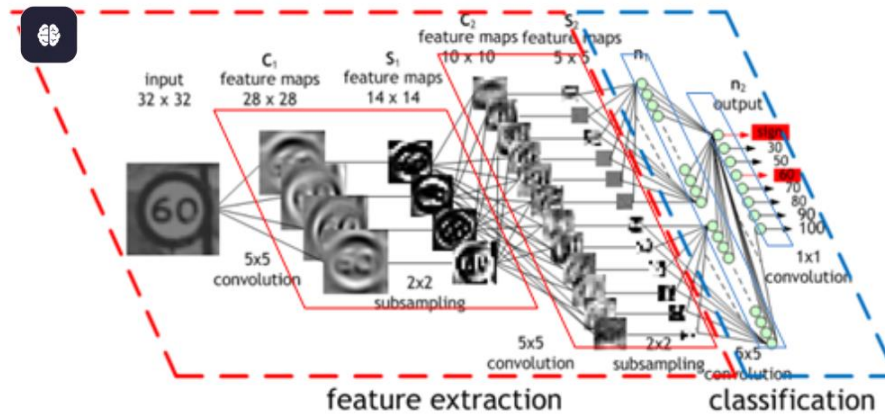
表格一

滾輪座結構	底座、滾輪、減速機構、驅動系統
承重能力	主動 1.2×10^4 Kg，預估 1.5 倍承重
適用工件長度	1600 mm 到 4840 mm、桶身直徑約為 1700 mm
滾輪旋轉線速度	150 mm/min 到 1501 mm/min (可由控制系統調速)。
滾輪規格	直徑 500 mm，輪寬 220 mm (聚氨酯輪，雙排)
機台驅動電源	220 V(由控制系統驅動)。

2.2 AI神經網路模型建置與深度學習訓練

卷積神經網路 (Convolutional Neural Network, CNN) 為現今 AI 於電腦視覺影像辨識的一種關鍵技術，其主要的網路結構示意圖如圖四所示，可對所欲辨識的圖像進行特徵擷取與自我深度學習。自 Neocognitron⁽⁷⁾ 引入分層卷積與池化結構以來，便奠定了深度學習於電腦視覺的理論基礎。LeCun 等⁽⁸⁾ 利用 LeNet-5 實現手寫數字識別，首次驗證了 CNN 在簡易視覺任務中的可行性；然其深度與數據規模受限，影響有限。2012 年，Krizhevsky⁽⁹⁾ 等通過 AlexNet 結合深層結構與 GPU 並行運算，在 ImageNet 競賽中大幅降低 top-5 錯誤率，標誌深度 CNN 技術的突破。隨後，Simonyan⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾ 等以 VGGNet 與 GoogLeNet 導入 Inception 模組實現多尺度特徵提取，He⁽¹²⁾ 等提出 ResNet 採用殘差連接解決梯度消失，使網絡深度突破百層，而 Huang⁽¹³⁾ 等提出 DenseNet 強化特徵重用與梯度流通，進一步提升學習效率。今天，CNN 已廣泛應用於影像分類、物體檢測... 等領域，現已成為深度學習與智慧感知領域不可或缺的核心技術。

本所在使用 CNN 神經網路辨識 NDT 訊號的相關研發領域上已奠基多年，並有許多著作發表⁽¹⁵⁾⁻⁽¹⁷⁾。在本研究中，我們使用 python 語言撰寫可以辨識鉸道影像的 CNN 神經網路模型，主要的模型結構(圖四)依序為：(1)輸入層(Input layer): 負責接收輸入之圖像資料。(2)卷積層(Convolutional layer): 利用可學習的濾波器對輸入圖像進行卷積操作，以自動提取關鍵特徵。(3)池化層 (Pooling layer): 對所提取的圖像特徵再進行一次重點提取。(4)全連接層 (Fully connected layer): 整合池化後的特徵，建立特徵關聯以強化模型學習能力。(5)輸出層 (Output layer): 根據前述特徵完成二元分類，輸出辨識結果。

圖四 CNN 神經網路結構層示意圖⁽¹⁴⁾

CNN 神經網路在建置完成後，需要再使用已辨識並分類完成的銲道/非銲道影像(圖五(a)/(b)進行深度學習訓練，程式會在反覆的訓練與驗證中自動調整並習得最佳的權重參數，以建構最佳辨識模型。所用以訓練模型之影像取自於使用 PSI 系統拍攝業界 25 桶鋼桶表面的影像資料，詳細的訓練、驗證與測試資料分類筆數如圖五 (c)所示。

(a)				(c)		
					銲道	非銲道
				訓練資料(筆)	412	412
				驗證資料(筆)	103	103
				測試資料(筆)	93	93
				總計	608	608

圖五 (a)銲道/非銲道影像資筆數分類、(b)銲道影像、(c)非銲道影像

2.4 AI即時辨識銲道影像系統

完成CNN神經網路模型的建置與訓練後，本研究進一步使用Python語言撰寫一套可整合於PSI操作介面或影像分析軟體之銲道/非銲道即時辨識系統。啟動本系統執行檔後，控制面板將於電腦螢幕上顯示(圖六)。系統可根據輸入座標，每0.3秒動態截取電腦螢幕上任意區域的影像(無論為PSI相機拍攝之鋼桶表面影像，或電腦螢幕所顯示的其他影像)，並將其傳送至訓練完成的CNN進行辨識。辨識結果及其信心水準(以百分比顯示)將即時呈現於控制面板之結果欄(圖六)。

辨識結果欄旁設有三組主要功能鍵，分述如下：

- 銲道/瑕疵影像選擇鍵：切換辨識目標，選擇辨識銲道影像或表面瑕疵影像。表面瑕疵影像的訓練正在執行中，本論文暫不討論之。
- 辨識模式選擇鍵：切換即時辨識與批次辨識兩種運作模式。
- 中英文語言切換鍵：切換控制面板之語言顯示。

所有功能鍵皆可透過滑鼠點擊操作，若需停止辨識作業，則可按下 Space 鍵。

而AI辨識程式的操作流程說明如下：

- 即時辨識模式：檢測人員先選擇欲辨識之影像種類(如銲道或瑕疵)，再點選即時辨識模式，即可將系統擷取之圖像辨識結果即時顯示於控制面板，協助現場判

讀（圖五）。

- 批次辨識模式：於完成單一鋼桶全表面影像拍攝（共1395張）後，檢測人員可啟用全自動辨識功能，系統將自動批次處理儲存於指定資料夾之影像，執行鐸道影像標註與分類作業。
- 控制面板於運行期間不影響其他主程式之運作，整體操作流程簡便且直觀。

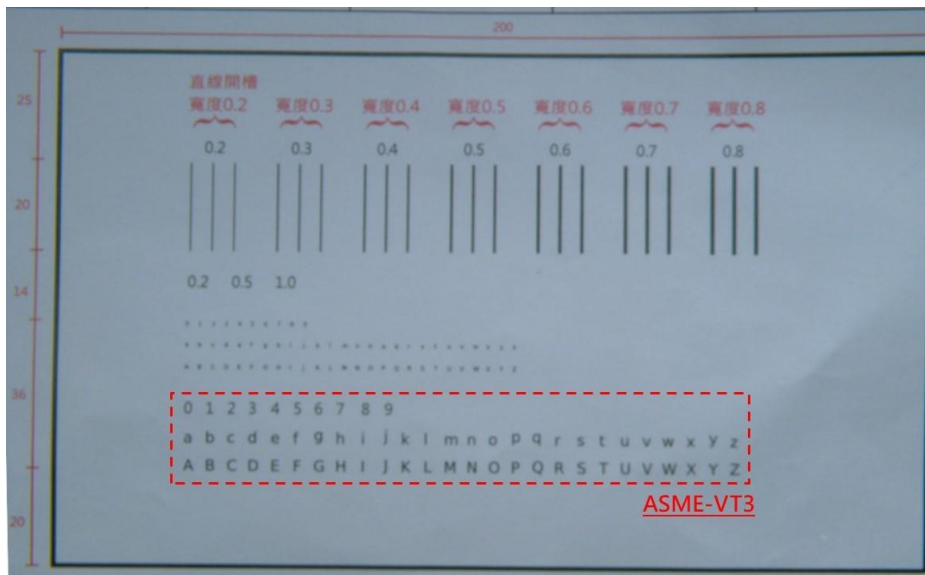


圖六 AI 即時辨識鐸道影像控制欄說明示意圖

3. 結果與討論

3.1 PSI系統拍攝大型不銹鋼桶表面影像實務作業

本研究研發之 PSI 系統於鋼桶的檢測實務案例中(桶身直徑 1700 mm，桶高 4840 mm)，相機於鋼桶表面可擷取之影像尺寸為 208 mm × 168 mm。經由目視檢測校準規塊拍攝驗證，系統所拍攝影像已符合 ASME VT-3 的規範(圖七)，其最小可偵測裂縫寬度達 0.2 mm。

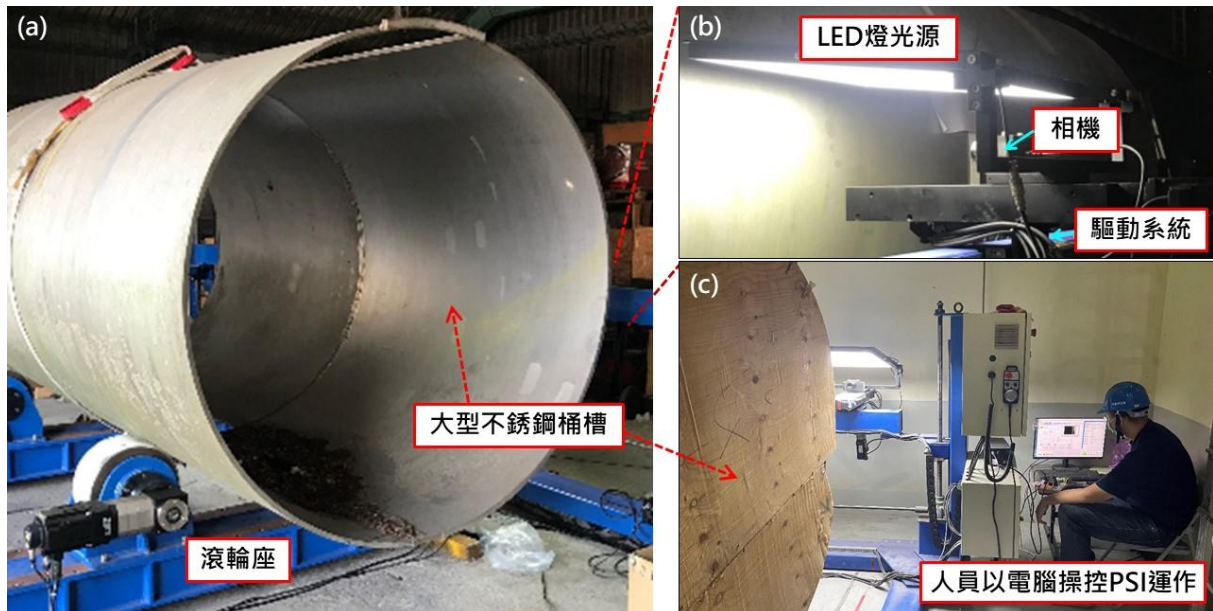


圖七 PSI 相機拍攝目視檢測規塊的影像解析度

使用 PSI 系統操作進行大型不銹鋼桶槽之標準作業流程如下：PSI 系統本體約重達 1700 kg，一對滾輪座重量亦達 700 kg。作業時可由大型貨車裝載至須檢測之鋼桶場域，待工程人員依實務量測機台本體與兩組滾輪座的相對位置後，以天車安置 PSI 系統，並

於組裝好相關電纜與傳輸線後，即可啟動系統進行作業。

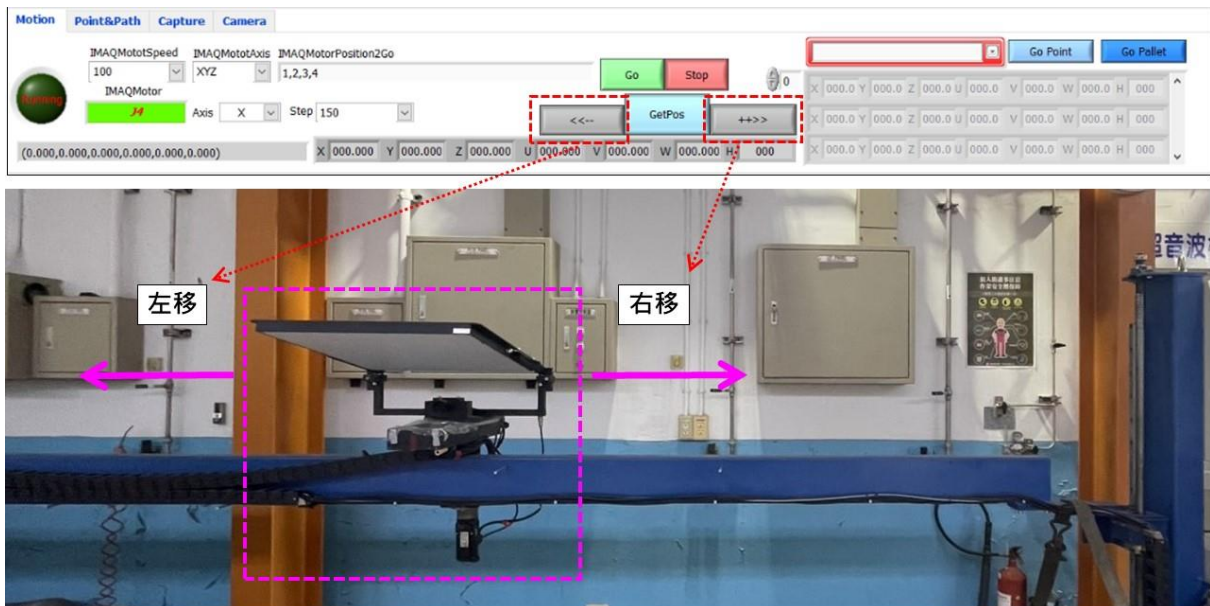
以本單位大型鋼桶拍攝實務作業為例，鋼桶的直徑與長度分別為 1700 mm 及 4840 mm，空桶重達 7 噸，運輸及吊掛至 PSI 滾輪座皆需使用天車作業(圖八)。檢測人員透過電腦內建操作軟體 (圖九)，可以設定拍攝程序與相關參數，如：相機鏡頭與鋼桶之相對位置 (距離與高度)、相機之移動位置與步進速度 (圖十)，以及滾輪座帶動鋼桶旋轉時的轉速與方向 (圖十一)。



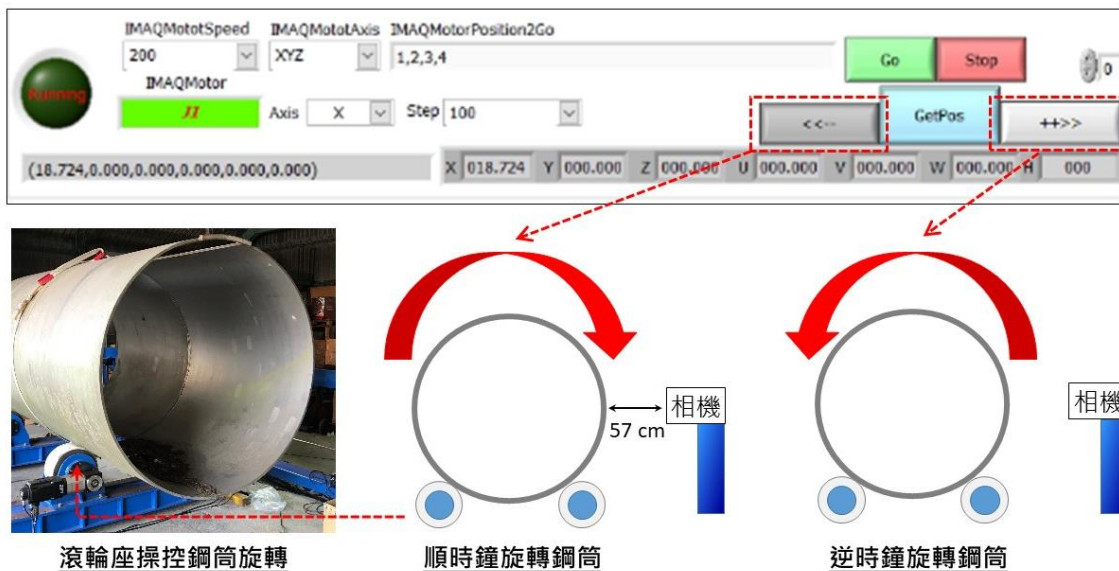
圖八 PSI 系統操作示意圖



圖九 PSI 機台操作軟體介面示意圖

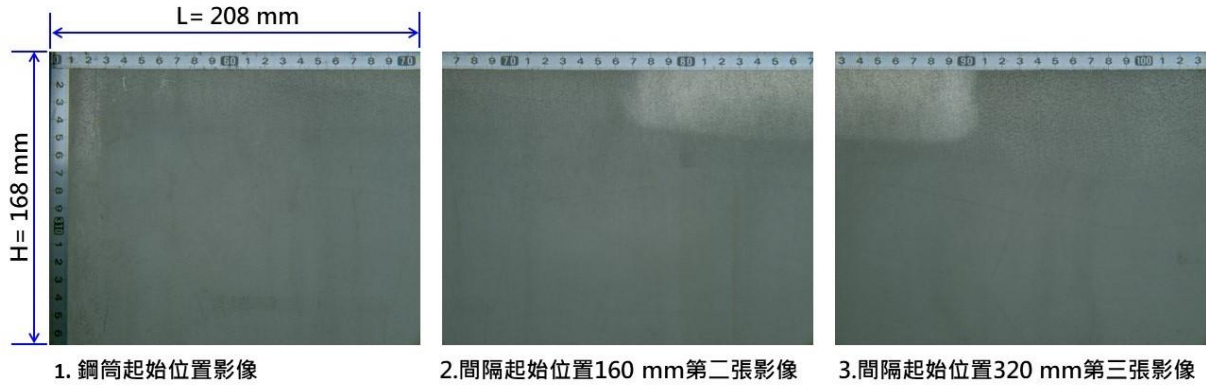


圖十 相機驅動系統示意圖



圖十一 滾輪座轉動鋼桶示意圖

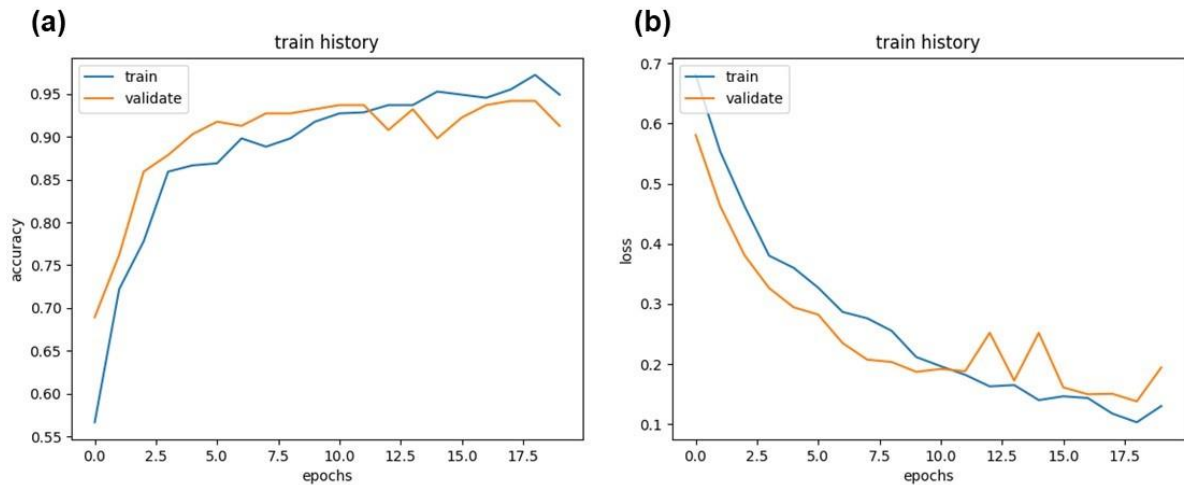
在本案例中，相機拍攝程序由鋼桶頂部起始，透過驅動系統精確控制位移，每間隔 160 mm（圖十二）進行單次拍攝。相機於鋼桶表面可擷取之影像尺寸為 208 mm × 168 mm，持續拍攝 31 張（累計移動 4960 mm），直至自頂部移動至鋼桶底部，完成一輪平移方向的拍攝。完成一輪後，滾輪座驅動鋼桶旋轉 9 度，相機則返回頂部起始位置，開始下一輪拍攝，並依此流程循環執行。當鋼桶旋轉至第 40 次時（共 360 度），完成一圈掃描，但為確保影像覆蓋完整，PSI 機台將繼續進行至第 45 次旋轉，最終完成整個鋼桶表面之拍攝作業，總計拍攝 1395 張影像，以利後續影像資料處理。所有拍攝參數設定完成後，操作人員僅需透過操作軟體點擊執行鍵（圖九），即可全自動控制機台，完成桶身全表面拍攝作業。



圖十二 PSI 相機拍攝附鋼尺的鋼桶表面以確認影像擷取大小尺寸與位移定位。

3.2 AI 神經網路模型訓練結果

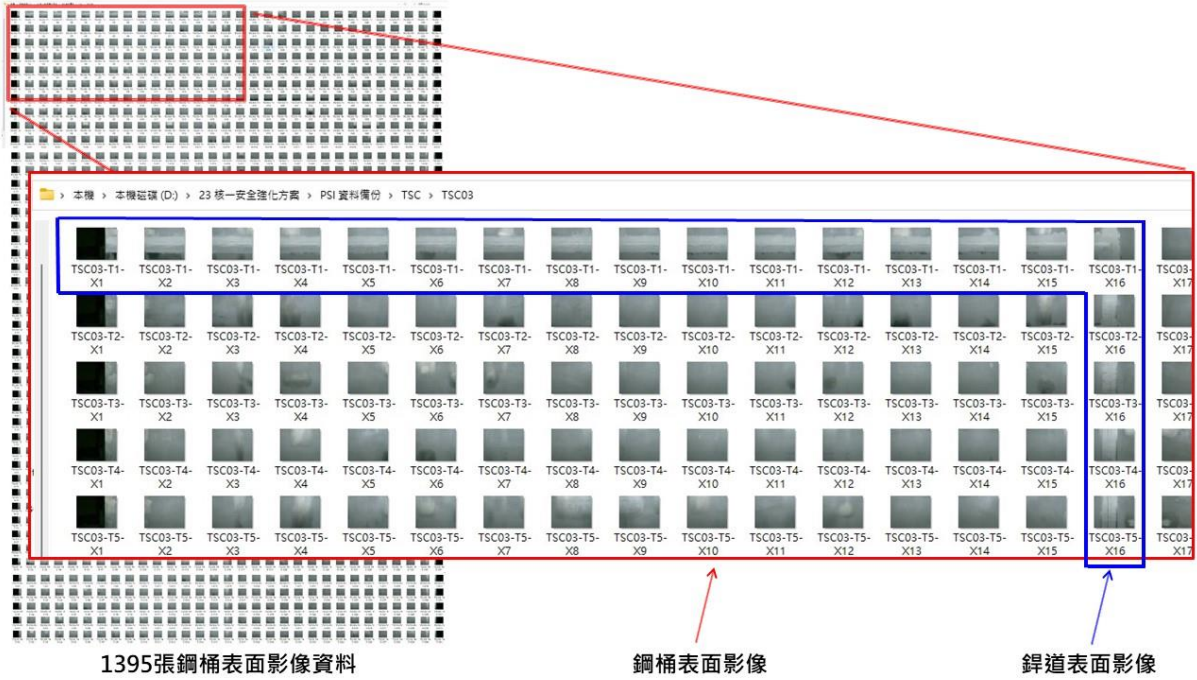
圖十三(a)和(b)分別表示在本研究中以PSI拍攝鋼桶表面608張鐸道與608張非鐸道影像圖資，對CNN神經網路模型進行深度學習訓練後，所得到的學習與損失函數曲線。CNN模型約於第20個訓練週期 (epoch) 後，兩條曲線均趨於穩定並達收斂狀態，代表CNN神經網路模型已獲得最佳化權重參數，訓練完成後該模型於測試集上對鐸道影像之辨識準確率可達95%。



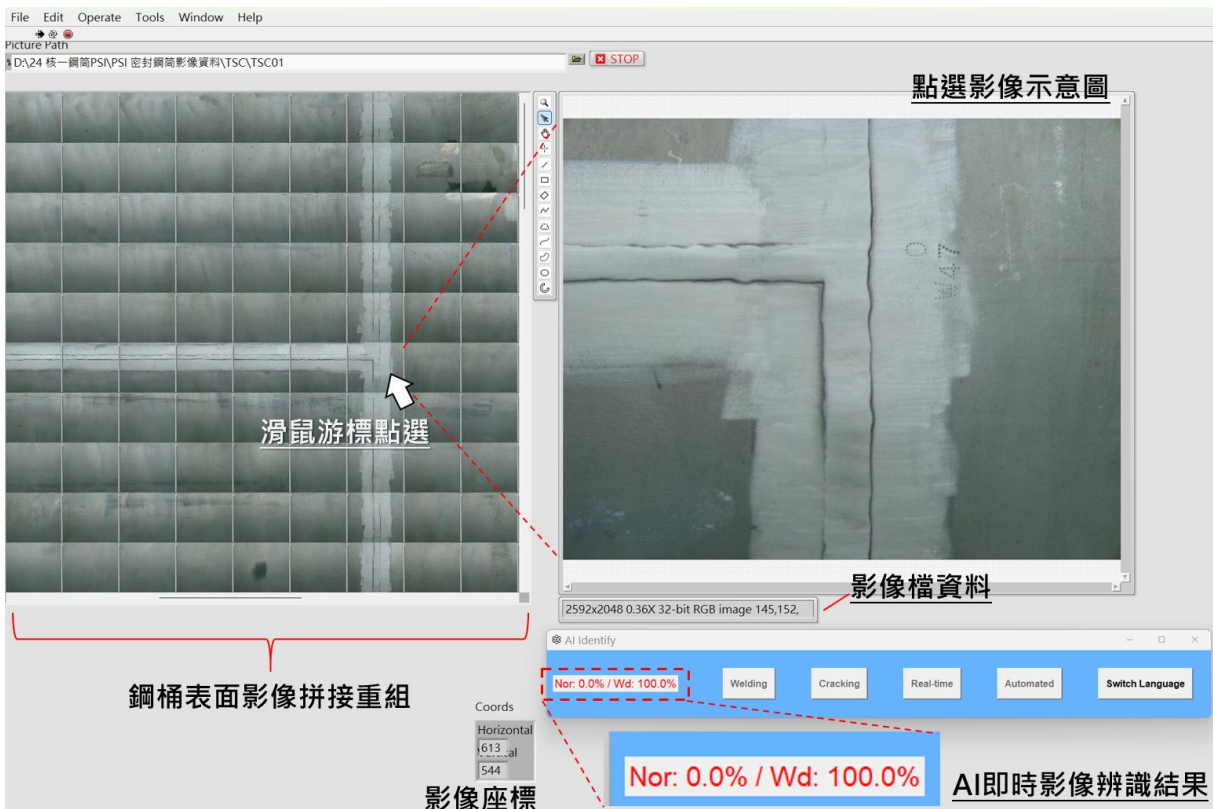
圖十三 CNN 神經網路深度學習辨識鐸道/非鐸道影像的(a)學習曲線與(b)損失函數

3.3 鋼桶表面影像資料處理

當 PSI 系統完成一座大型鋼桶的全表面影像拍攝作業後，1395 張的表面照片將以圖檔形式自動儲存於電腦資料夾。系統會依據每張照片於鋼桶表面所對應的位置，於檔名以座標方式進行編號記錄 (圖十四)。所有影像可透過 PSI 系統內建影像處理軟體 (圖十五) 進行重建，拼接呈現鋼桶全表面的完整影像(圖十六)，並可依座標定位檢視各區域細部資料。用戶亦可同步啟用 AI 即時辨識程式，即時於控制欄顯示選取影像資料之鐸道辨識信心水準。



圖十四 一組鋼桶表面所拍攝 1395 張的影像資料夾與副檔名編碼



圖十五 PSI 系統內建影像處理軟體與 AI 即時影像辨識結果示意圖



圖十六 拼接完成後的鋼桶全表面形貌影像

4. 結論

本研究成功開發一套結合遠端操控、機械自動化與深度學習的 PSI 系統，能應用於大型桶槽之全表面影像檢測與資料庫建置。所建置之卷積神經網路 (CNN) 模型於測試集上表現優異，鐸道影像辨識準確率達 95%，PSI 的拍攝解析度符合 ASME VT-3 規範，最小可偵測裂縫寬度為 0.2 mm。系統拍攝影像後可自動執行影像編號，AI 即時辨識程式可即時或批次辨識鐸道影像，影像分析軟體可座標化處理、全景拼接並建構完整影像資料庫，為未來鋼桶表面腐蝕監控與預警奠定穩固基礎。經實際應用於 25 座業界鋼桶檢測，驗證本系統能顯著降低人力及時間成本，同時提升檢測效率與準確性。未來研究可在擴增缺陷分類範圍、提升 AI 模型泛化能力，以進一步強化系統之適用性與實用價值。

5. 參考文獻

- (1) Effects of Marine Environments on Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels, EPRI Product ID 1011820, pp. B-6, 2005.
- (2) Effects of Marine Environments on Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels, EPRI Product ID 1011820, pp. B-6, 2005.
- (3) J.Tani et al., CRIEPI, (2006), FCMA Workshop
- (4) 2004 ASME Code, Sec. V, Art. 9
- (5) 2004 ASME Code, Sec. III, Subsec. NB, Art. NB-4424
- (6) 2004 ASME Code, Sec. III, Subsec. NB, Art. NB-4427
- (7) Fukushima K. Biological Cybernetics., 36(4), 1980, 193–202.
- (8) Y. Lecun, L. Bottou, Y. Bengio, P. Haffner, in Proceedings of the IEEE, 86, 1998, 2278-2324
- (9) Krizhevsky A., Sutskever I., Hinton G.E. Advances in Neural Information Processing Systems, 25, 2012, 1097-1105.
- (10) Simonyan K., Zisserman A. International Conference on Learning Representations, 2015, 1–14.
- (11) Szegedy C., Liu W., Jia Y., Sermanet P., Reed S., Anguelov D., Erhan D., Vanhoucke V., Rabinovich A. Proceedings of the IEEE Conference on Computer Vision and Pattern Recognition, 2015, 1–9.
- (12) He K., Zhang X., Ren S., Sun J. Proceedings of the IEEE Conference on Computer Vision and Pattern Recognition, 2016, 770–778.
- (13) Huang G., Liu Z., Van Der Maaten L., Weinberger K.Q. Proceedings of the IEEE Conference on Computer Vision and Pattern Recognition, 2017, 4700–4708.
- (14) <https://developer.nvidia.com/discover/convolutional-neural-network>
- (15) 張佐民、董曉明、裴廣智、李朱育、盧洛霈，應用AI人工智慧判讀渦電流檢測瑕疵訊號之辨識系統開發，2020第20屆非破壞檢測技術研討會暨財團法人台灣非破壞檢測協會年會，高雄，2020.10.22~23
- (16) 張佐民、董曉明，AI全自動辨識渦電流訊號系統之開發，2022第21屆非破壞檢測技術研討會暨財團法人台灣非破壞檢測協會年會，日月潭，2022.10.27~28
- (17) 張佐民、董曉明、胡宏昌、謝壺瀚，應用於攜帶式渦電流探傷機之人工智慧即時辨識系統，2023第15屆第十五屆破壞科學研討會2，墾丁，2023.5.24~25

附件三

Corrosion Behavior of Carbon Steel and Stainless Steel during Nuclear Power Plant Decommissioning

Wen-Feng Lu, Kun-Chao Tsai

Abstract

Galvanic corrosion between carbon steel and stainless steel weld joints commonly occurs during the operation of nuclear power plants and may also be observed during plant decommissioning. This study consists of two parts: (1) corrosion tests under static-water conditions were performed on weld joints of carbon steel and stainless steel to simulate decommissioning environments and evaluate the galvanic corrosion rate; and (2) electrochemical corrosion tests were conducted under simulated decommissioning water environments to investigate the corrosion behavior of stainless steels subjected to various degrees of cold working.

The galvanic corrosion rates of the carbon steel and stainless steel weld joints typically ranged from 0.17 to 0.22 mm/year, with maximum rates between 0.22 and 0.31 mm/year. These values are approximately one order of magnitude higher than the uniform corrosion rate of carbon steel (0.02–0.05 mm/year). Electrochemical tests indicated that corrosion resistance increased when the cold working level was below 10% but decreased significantly when the deformation exceeded 20%. Compared with non-cold worked specimens, the corrosion rates of stainless steels with 20% and 30% cold working increased by approximately 10% and 20%, respectively.

Keywords: Welding joints, cold work, Galvanic corrosion, nuclear power plant decommissioning

National Atomic Research Institute

核電廠除役期間碳鋼與不銹鋼腐蝕行為研究

呂文豐、蔡坤釗

摘 要

伽凡尼腐蝕常見於運轉中核電廠之碳鋼/不銹鋼銲件，除役過渡階段之核電廠亦有可能發生伽凡尼腐蝕。本研究分為兩部分(1)利用碳鋼/不銹鋼銲件進行模擬除役過渡階段靜水環境腐蝕實驗，並計算伽凡尼腐蝕速率；(2) 建立適合除役過渡階段水環境的不銹鋼電化學腐蝕實驗系統，並利用不同冷加工量的不銹鋼試片進行電化學腐蝕試驗，量測其腐蝕速率。碳鋼/不銹鋼銲件的伽凡尼腐蝕平均速率範圍為 0.17 至 0.22 mm/year，最快腐蝕速率範圍為 0.22 至 0.31 mm/year，高於碳鋼均勻腐蝕速率(0.02 至 0.05 mm/year)約一個數量級。冷加工不銹鋼電化學腐蝕實驗測得冷加工量 10%以下抗腐蝕能力增加，20%以上抗腐蝕能力下降，20%與 30%冷加工量試片相較於沒有冷加工試片的腐蝕速率分別增加約 10%與 20%。

關鍵字：銲件、冷加工、伽凡尼腐蝕、核電廠除役。

目 錄

1.前言.....	1
2.實驗流程.....	24
3.結果與討論.....	32
4.結論.....	51
參考文獻.....	53

表目錄

表 1：A106 B 孔蝕與間縫腐蝕整理.....	6
表 2：碳鋼/不銹鋼伽凡尼腐蝕案例整理.....	6
表 3：四年前期計畫五組重量損失腐蝕實驗整理.....	11
表 4：A106 B 與 304L 組成.....	25
表 5：銲條 309L 組成.....	25
表 6：304L 冷加工量與試片代號.....	29
表 7：電化學腐蝕實驗參數.....	29
表 8：伽凡尼腐蝕數據整理.....	41

圖目錄

圖 1	碳鋼金相分析	2
圖 2	資料庫碳鋼材料整理分析	3
圖 3	資料庫碳鋼 A106 B 腐蝕事件整理.....	4
圖 4	局部腐蝕局部陰陽極現象	7
圖 5	三價鐵氧化物還原溶解現象	7
圖 6	伽凡尼腐蝕案例整理	7
圖 7	核電廠碳鋼伽凡尼腐蝕位置	8
圖 8	金屬合金 VS SCE 腐蝕電位表.....	8
圖 9	碳鋼鍍層破損發生伽凡尼腐蝕位置	9
圖 10	實驗 3 試片擺放示意圖	12
圖 11	實驗 1 單位面積重量損失與時間關係圖	12
圖 12	實驗 2 單位面積重量損失與時間關係圖	13
圖 13	實驗 3 單位面積重量損失與時間關係圖	13
圖 14	碳鋼腐蝕速率	14
圖 15	介面試片腐蝕表面	14
圖 16	介面腐蝕機制(a)示意圖 (b)水膜厚度與腐蝕速率之關係圖	15
圖 17	(a)i ₂ 與(b)H ₁₄ 表面氧化物 SEM 與 EDS 分析	15
圖 18	XPS 表面氧化物分析	16
圖 19	焊道殘留應變分析	16
圖 20	重量損失(WL)腐蝕實驗與電化學腐蝕實驗(PD, EIS)比較 ^[35]	19
圖 21	重量損失(WL)腐蝕實驗與電化學腐蝕實驗(PD, EIS)比較	19
圖 22	電化學 3.5wt% 與重量損失實驗腐蝕速率比較.....	20

圖 23	電化學實驗(a) 1.75wt%與(b) 3.5wt%電位與電流關係圖21
圖 24	冷加工碳鋼試片單位面積重量損失 VS 時間圖22
圖 25	冷加工量與腐蝕速率關係圖22
圖 26	CW10% 3500 小時(a)殘留應變(b)Fe(c)O 分佈圖23
圖 27	碳鋼/不銹鋼銲件試片製備流程25
圖 28	腐蝕實驗試片架26
圖 29	腐蝕實驗用壓力釜26
圖 34	304L 冷加工示意圖30
圖 35	電化學腐蝕試片製備流程30
圖 36	電化學實驗電極接線圖31
圖 37	恆電位儀 AutoLab PGSTAT 3031
圖 38	塔弗法量測腐蝕電流與腐蝕電位32
圖 39	腐蝕速率計算公式32
圖 40	碳鋼/不銹鋼銲件單位面積重量損失與時間的關係圖34
圖 41	腐蝕前試片表面 3D 分析圖35
圖 42	腐蝕 3534 hr 試片表面 3D 分析圖36
圖 43	腐蝕 5210 hr 試片表面 3D 分析圖37
圖 45	腐蝕(a) 1512 (b)2583(c)3534(d)4566 小時試片剖面光學顯微鏡 分析圖38
圖 46	電解質導電率對伽凡尼腐蝕形貌影響39
圖 47	銲道與碳鋼接觸區域的 EDS 線掃描分析圖39
圖 48	腐蝕 1512 hr 試片剖面區域的 EDS 與 EBSD 分析圖40
圖 49	腐蝕 5210 hr 試片剖面區域的 EDS 分析圖40
圖 50	伽凡尼腐蝕裂縫深度量測42
圖 51	伽凡尼腐蝕裂縫平均深度與時間關係圖43

圖 52 304L 金相圖	44
圖 53 304L EBSD 相圖	45
圖 54 304L EBSD KAM 分析圖	45
圖 55 塔弗方程式(Tafel equation).....	48
圖 56 碳鋼陰極與陽極電化學反應	48
圖 57 ^[48] 塔弗直線區(Tafel region).....	49
圖 58 改變掃描速率 VS (a)腐蝕速率與(b)腐蝕電位.....	50
圖 59 改變腐蝕液濃度 VS (a)腐蝕速率與(b)腐蝕電位.....	50
圖 60 冷加工不銹鋼電化學腐蝕速率	51

1. 前言

台灣核電廠陸續進入除役階段，相關組件會有一段過渡時期在停機非運轉的環境下放置數年，為確保在放置期間材料不會因破損而導致組件材料完整性破損，需要探討與研究相關組件可能發生劣化的材料與相關機制，進而提供核安會管制參考之資料。在核一廠除役階段反應爐心溫度降至約 40°C 以下，壓力下降至一大氣壓，在這種環境下核電廠最可能會發生腐蝕破損的材料主要為抗腐蝕能力質較差之碳鋼(carbon steel)，主要原因為碳鋼 Cr 與 Ni 含量低，無法形成有效的氧化保護層，即使在一般大氣環境下也容易發生腐蝕^[1-2]，如果在大氣中或是水環境中含有 SO_2^{2-} 、 Cl^- ^[1] 離子的情況下，更會加速其腐蝕速率^[3-4]。碳鋼(A105、A106、A53 等)廣泛應用於沸水式(boiling water reactors, BWRs)核能發電廠之反應爐飼水管路、反應爐冷卻水壓力邊界管路組件與控制棒驅動系統等，雖然抗腐蝕能力較差，但是其價格相對於不銹鋼便宜許多，且機械強度與延展性佳，所以在較溫和的環境時還是會使用碳鋼，如果碳鋼要使用在易腐蝕環境，會鍍上保護層增加其抗腐蝕能力，如鍍鋅、鍍鋁鎂鋅等。碳鋼顯微組織如圖 1 所示，主要為波來鐵(Pearlite)與肥粒鐵(Ferrite)，波來鐵為肥粒鐵與雪明碳鐵(Cementite)組成且比例多寡由 C 含量決定。

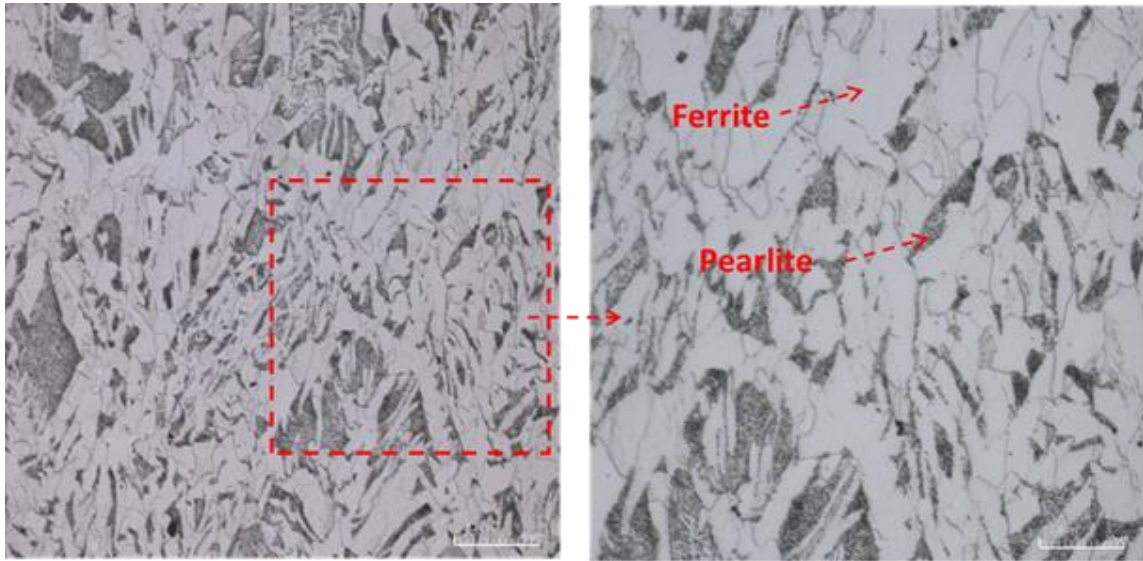


圖 1 碳鋼金相分析

根據各國核電廠組件運轉經驗相關的資料顯示，截至 2025 年初，碳鋼組件共計有 1731 件發生劣化的案例。在全部的碳鋼劣化案例中，A106 B 材料的劣化事件最多，累計達 277 件，因此本研究選擇使用 A106 B 作為碳鋼劣化之研究材料。A106 B 材料在核電廠發生劣化的機制如圖 2 所示，有腐蝕(Corrosion)、沿晶應力腐蝕龜裂(IGSCC)、疲勞(Fatigue)、沖蝕(Erosion)、流動加速腐蝕(Flow accelerated corrosion, FAC)、微生物腐蝕(Microbiological influenced corrosion, MIC)與其他。考慮到除役過渡階段機組停止運轉狀態下，其中一些劣化機制將不易發生，例如無運轉時應力影響因素下降，應力腐蝕龜裂，疲勞劣化可排除，且在靜置水的狀況下沖蝕與流動加速腐蝕亦可排除。在停役後當溫度下降至室溫附近時，微生物腐蝕更易發生，微生物腐蝕會比一般腐蝕更嚴重，腐蝕速率更快，且會促進沉積物孔蝕(Under deposit pitting)狀況的發生^[5]。由以上資料的總結，我們推論核電廠停役後最易發生的劣化機制為腐蝕，而腐蝕有分為均勻腐蝕與伽凡尼腐蝕(Galvanic)、孔蝕

與間縫腐蝕(Crevice corrosion)，而均勻腐蝕在電廠碳鋼腐蝕劣化案例中比例最高^[6-7]。再進一步整理分析 A 106 B 在電廠發生腐蝕之組件與使用時間(圖 3)，發現在飼水系統發生腐蝕的事件最多，且多數組件在服役 30 年內即出現劣化跡象。核一廠已經運轉 40 年，雖然停止運轉後溫度壓力下降，但碳鋼很可能在除役過渡階段存放期間發生腐蝕劣化事件。

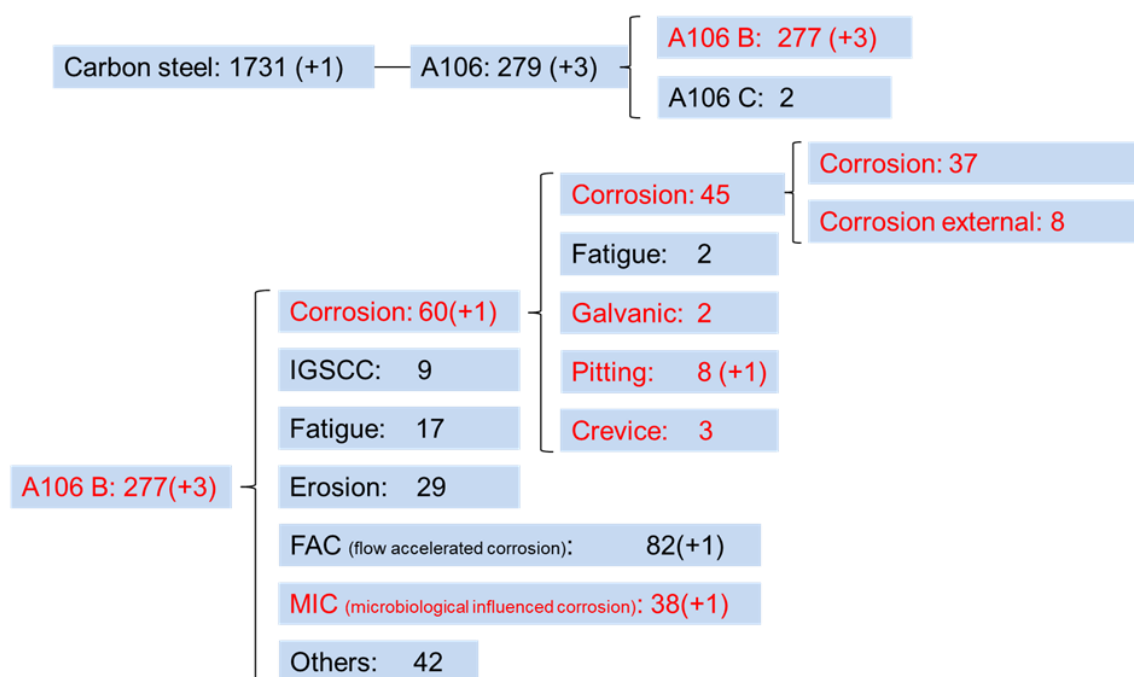


圖 2 資料庫碳鋼材料整理分析

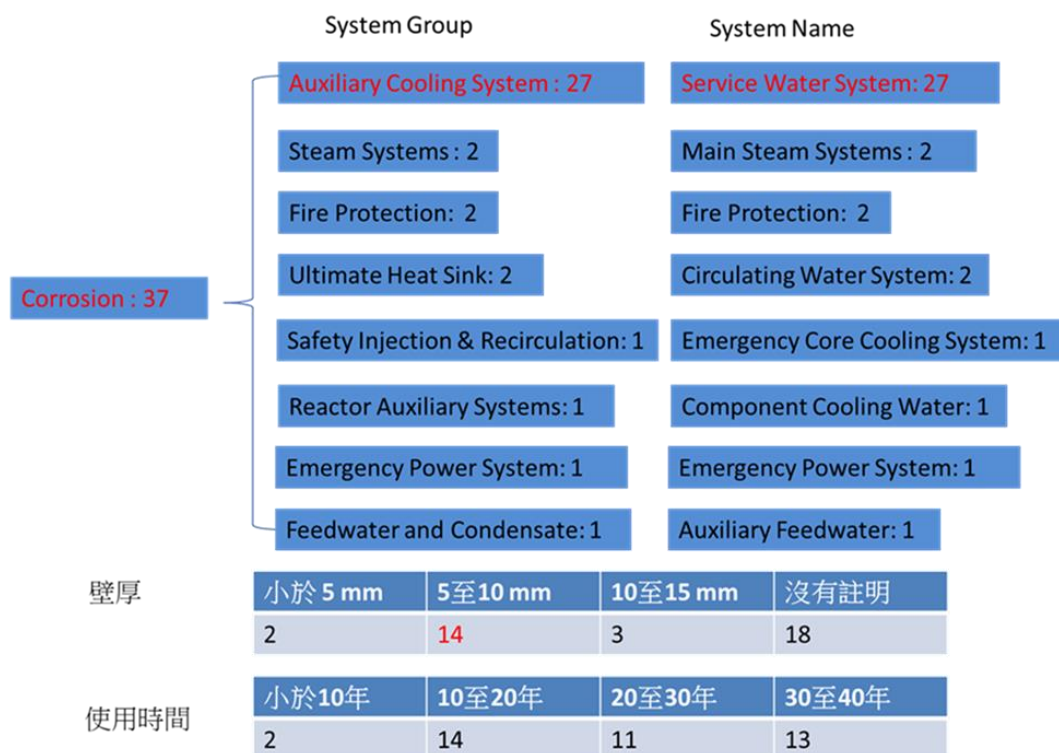


圖 3 資料庫碳鋼 A106 B 腐蝕事件整理

由上述分析結果推測核一廠除役過渡階段靜置水環境，碳鋼最可能發生均勻腐蝕，少部分為局部腐蝕(例如：孔蝕與間隙腐蝕等)。雖然核電廠碳鋼劣化案例中局部腐蝕案例只佔少數，但是其腐蝕速率比均勻腐蝕速率更快且更難被檢測，只要局部腐蝕發生，碳鋼將更快造成劣化破損。依據文獻造成碳鋼局部腐蝕機制有三種^[8]：(1)局部鈍化層破損崩落；(2)碳鋼表面濕潤不均勻所造成表面局部污染物溶解，進而造成局部陰陽極現象(圖 4^[9])；(3)從有氧變成無氧環境轉變過程中所導致三價鐵氧化物還原溶解現象(圖 5^[10])。根據文獻資料整理出孔蝕(Pitting)與間縫(Crevice)腐蝕如表 1，案例 a 為上述局部腐蝕機制(1)，案例 c 與 e 局部腐蝕機制(2)造成，其他除了 b 與 d 資料內沒有敘述破損肇因外，皆為機制(3)所造成。案例 a 與 b 因為發生溫度過高，沒有符合除役過渡階段的條件，案例 d 為在柴油環境下也與靜置水不符合，案例 c、g 與 h 為外管壁破損。案例 e、f 與 i 使用的環境在湖水室溫，

比其他破損案例更接近核一廠除役過渡階段室溫水環境。而其中 f 與 i 為在 A106 B 銲件缺陷發生局部腐蝕現象，這代表在室溫靜置水的環境下，碳鋼 A106 B 局部腐蝕破損現象容易發生在銲件附近，其可能原因為銲件附近有焊接後的缺陷與殘留應力會加速局部腐蝕^[11-12]。除上述孔蝕與間縫腐蝕外，伽凡尼腐蝕也是除役過渡階段可能會發生局部腐蝕之一種，整理文獻資料所有核電廠材料劣化案例(圖 6)中有 29 件肇因為伽凡尼腐蝕，超過一半 20 件涉及碳鋼，其中 11 件牽涉到碳鋼與不銹鋼間的伽凡尼腐蝕，由表 2 顯示核電廠碳鋼材料發生伽凡尼腐蝕主要為碳鋼管路末端與不銹鋼材料(例如：閥門、法蘭、焊道等)接觸的區域(圖 7)，且大部分與碳鋼/不銹鋼銲件相關。圖 8^[13]為金屬材料對飽和甘汞電極(SCE: saturated calomel electrode)腐蝕電位，當兩種不同腐蝕電位的金屬材料接觸時，電位較低的會加速腐蝕而較高的則減緩腐蝕，不銹鋼標準電位範圍在-0.4~-0.6V 之間高於碳鋼-0.6~-0.8V，因此碳鋼會形成陽極加速腐蝕。電廠發現碳鋼伽凡尼腐蝕後主要解決方法有:(1)更換成相同材料避免產生電位差；(2)鍍上保護層隔絕導電介質接觸。避免伽凡尼腐蝕最好的方法就是更換成相同的材料，但是因為材料使用或成本的限制無法更換材料，這時鍍上保護層亦可以阻斷伽凡尼腐蝕，缺點是如果保護層破損使碳鋼接觸到外界的導電介質就會發生伽凡尼腐蝕(圖 9)。文獻資料顯示近十年間核電廠碳鋼伽凡尼腐蝕案例僅有 3 件，最近的一件碳鋼伽凡尼腐蝕案例 K 發生時間在 2020 年，破損的材料為使用 50 年的鍍鋅碳鋼管路螺紋接口。依據以上資料得知核電廠近年發生碳鋼伽凡尼腐蝕的案例極少，主要是因為電廠避免不同的金屬材料相接觸，以及碳鋼大部分會鍍上保護層。

表 1： A106 B 孔蝕與間縫腐蝕整理

案例代號	破損機制	使用環境	肇因分析
a	孔蝕	環境溫度為 93°C	局部保護層破裂加水流沖蝕
b	孔蝕	環境溫度為 180°C	原因不明
c	孔蝕	管外壁	覆蓋區域提供泥土中的氯離子與硫酸鹽與碳鋼的反應
d	孔蝕	使用環境為 柴油	原因不明
e	孔蝕	湖水	管道中的積水腐蝕
f	孔蝕	湖水室溫	在 焊縫 的凹坑處
g	間隙腐蝕	管外壁銲接處	銲道 熔融不完全所造成的縫隙，水聚集停留在縫隙內所引發之局部腐蝕
h			
i	間隙腐蝕	承插管件銲接處， 湖水室溫	銲道 熔融不完全或是夾雜物造成縫隙所引發之局部腐蝕

表 2：碳鋼/不銹鋼伽凡尼腐蝕案例整理

案例	材料	使用環境	肇因
A	碳鋼/不銹鋼焊件	鹹淡水65°C	焊件區塗層脫落發生伽凡尼腐蝕
B	碳鋼	海水	與不銹鋼接觸發生伽凡尼腐蝕
C	碳鋼/不銹鋼焊件	河水	發生伽凡尼腐蝕
D	碳鋼/不銹鋼焊件	河水	發生伽凡尼腐蝕
E	碳鋼/不銹鋼焊件	河水	發生伽凡尼腐蝕
F	碳鋼/不銹鋼焊件	河水	發生伽凡尼腐蝕
G	碳鋼/不銹鋼焊件	鉻酸鉀水 35°C，5 atm	發生伽凡尼腐蝕
H	碳鋼	海水	環氧樹脂襯裡破損與AL6XN不銹鋼發生伽凡尼腐蝕
I	A106 B/不銹鋼焊件	河水，66°C	不銹鋼閥門焊件相鄰的碳鋼管道中發生伽凡尼腐蝕
J	碳鋼/不銹鋼焊件	河水	焊件缺陷造成伽凡尼腐蝕
K	碳鋼	湖水	鍍鋅層破損與不銹鋼發生伽凡尼腐蝕

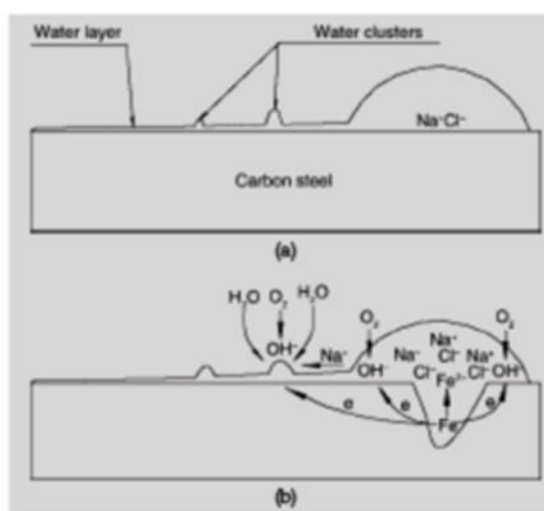


圖 4 局部腐蝕局部陰陽極現象

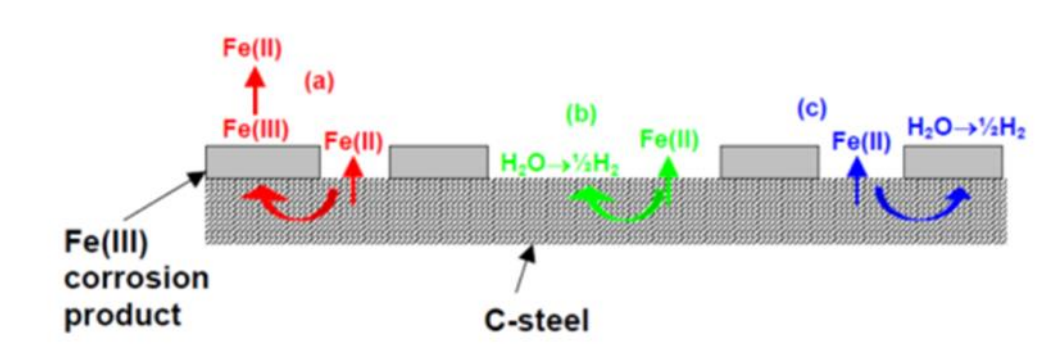


圖 5 三價鐵氧化物還原溶解現象



圖 6 伽凡尼腐蝕案例整理

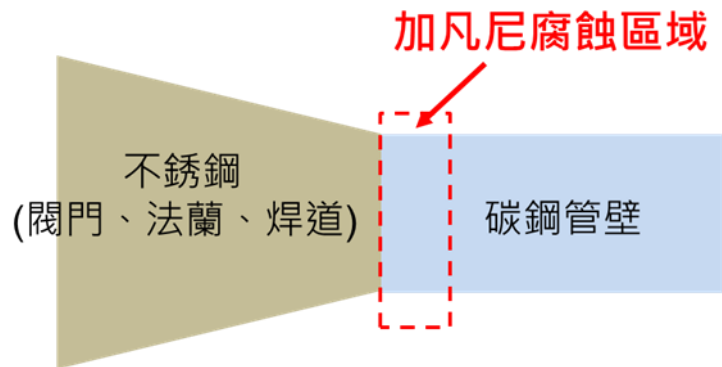


圖 7 核電廠碳鋼伽凡尼腐蝕位置

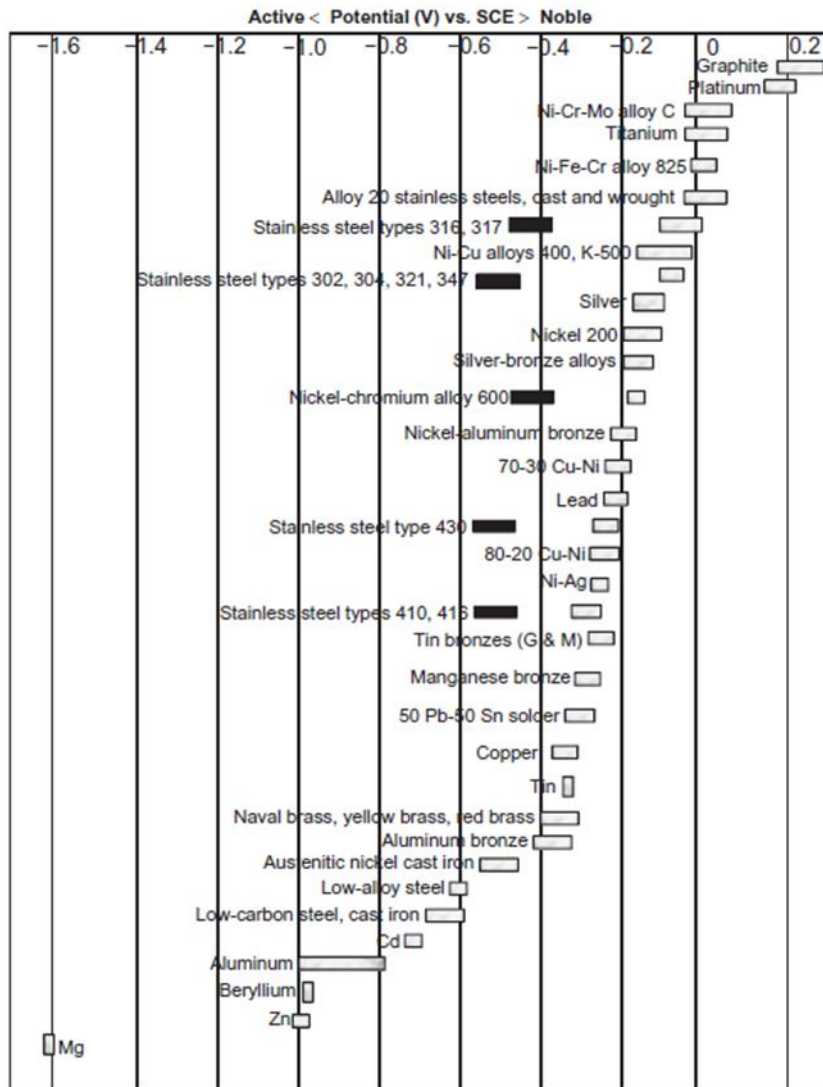


圖 8 金屬合金 VS SCE 腐蝕電位表

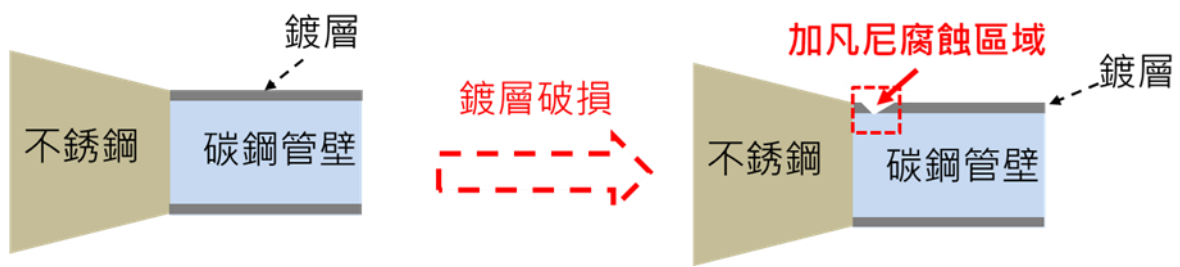


圖 9 碳鋼鍍層破損發生伽凡尼腐蝕位置

不銹鋼在許多環境下展現極佳的抗腐蝕特性還有其良好的機械性質，使其在工業被廣泛的使用。304L 為沃斯田鐵 (Austenitic) 不銹鋼，在核電廠被廣泛的使用(例: primary loop recirculation pipes)，但是 304L 在高放射性的環境的水環境下，陸續被檢查出應力腐蝕龜裂(Stress Corrosion Cracking)的現象而導致核電廠運轉上的安全問題^[14-18]。國外相關研究報告發現高溫水環境下冷作加工(例:滾壓、彎曲或焊道附近熱影響區)會提高沃斯田鐵不銹鋼應力腐蝕龜裂的敏感性^[19-23]，其原因可能為冷作加工造成的滑移帶與應力誘發的麻田散鐵相相關^[24-26]。考慮到除役過渡階段機組停止運轉狀態下，應力與溫度影響因素下降，上述應力腐蝕龜裂發生的機率將會大幅降低。

本研究為執行 114 年核安會「核電廠除役期間材料及非破壞檢測評估研究計畫」勞務採購案之子項計畫一與二有關核電廠除役期間材料評估研究，該項研究參考 109-112 年國原院材料所執行核安會四年中程計畫「核子反應器設施安全與除役前期作業管制實務研究」的子項計畫「核電廠運轉及除役階段材料維護與防治策略研析」與 113 年執行「核電廠運轉及除役期間材料及非破壞檢測評估研究計畫」勞務採購案。109 至 112 年執行四年中程計畫研究主要為模擬核電廠除役過渡階段各種水環境下的碳鋼重量損失

腐蝕實驗。實驗結果所得之碳鋼管材之腐蝕速率可作為除役階段核電廠管路定期檢測及維護上的重要參考依據。本所執行前期四年計畫共進行五組碳鋼 A106 B 重量損失腐蝕實驗(表 3^[27-31])，碳鋼試片(圖 10)放入壓力釜內固定時間取出，實驗環境為一大氣壓，溫度 45°C 靜置水環境，每組實驗時間約 5000 至 20000 小時。實驗 1 至 3 主要為模擬電廠在除役過渡階段各種水環境碳鋼均勻腐蝕：實驗 1 為模擬除役過渡階段完全沒有水流動的狀況；實驗 2 為模擬固定時間會讓水流循環的狀況；實驗 3 為模擬管內水沒充滿界面的腐蝕狀況，實驗結果量測損失重量繪製單位面積重量損失與時間關係圖(圖 11 至 13)並計算穩定後的腐蝕速率(圖 14)，表 4 為實驗中量測記錄溶氧量與電導率(離子濃度)，從實驗結果得知實驗 2 模擬固定時間讓水流循環實驗的腐蝕速率最慢且電導率最低，因此建議核電廠固定時間讓水流循環避免使局部離子濃度(或電導率)過高將有效減緩碳鋼之腐蝕速率；腐蝕速率最快為實驗 3 的介面試片，且介面試片在空氣與水交界的區域腐蝕最為嚴重(圖 15)，主要造成原因如圖 16，在空氣與水的介面因為水的表面張力的影響，在碳鋼表面形成一層水的薄膜(圖 16 (a))，由 Yamashita 等人研究發現水薄膜層厚度在 10 μm 附近腐蝕速率越快(圖 16(b))^[32]，進而造成介面區域腐蝕比較嚴重之狀況，因此建議核電廠在除役過渡階段特別留意未充滿水的碳鋼管路介面區域之減薄情形。實驗不僅量測腐蝕速率且探討相關腐蝕機制，因此進行腐蝕試片表面氧化物分析，圖 17(a)與(b)分別為實驗 3 腐蝕時間約 3000 小時介面試片的介面區域與實驗 1 腐蝕約 7000 小時試片表面氧化物 SEM 與 EDS 分析結果，由圖 17(a) 實驗 3 介面試片 SEM 分析得到介面區域的氧化物有兩種不同微結構，其中非結晶狀比較鬆散的氧化物經由 EDS 分析成份接近為 FeOOH 或 Fe₂O₃，而微結構比較緊密的氧化物經由 EDS 分析為 Fe₃O₄，圖 17(b)實驗 1 試片的表面氧化物微結構形貌只有

比較緊密的 Fe_3O_4 。為了佐證 EDS 成分分析結果，利用 XPS 分析表面氧化物，從分析結果圖 18 觀察到與 EDS 成分分析結果相同，實驗 3 介面試片介面區域因為氧濃度充足，在氧充足的環境比較容易形成 FeOOH 或 Fe_2O_3 ，而相反在氧氣不足的環境的實驗 1 試片則容易生成 Fe_3O_4 [6,33]。實驗 4 模擬除役過渡階段 A106B 管材銲件缺陷局部間隙腐蝕狀況，加工缺陷間隙在銲件熱影響區，因為熱影響區殘留應變較母材與焊道高(圖 19)，為局部腐蝕容易發生的區域，實驗結果發現在除役過渡階段靜置純水環境下，碳鋼銲件熱影響區之間隙腐蝕現象不易發生。實驗 5 利用熱浸鍍鋅的 A106B 管材進行模擬除役過渡階段靜置水環境碳鋼鍍鋅層破損之腐蝕實驗，實驗結果發現鍍鋅碳鋼試片鍍層破損區域腐蝕速率在均勻腐蝕範圍，未觀察到明顯的局部腐蝕效應，因為受到間隙旁鍍鋅層陽極保護，達到抑制間隙內碳鋼腐蝕之效果。

表 3：四年前期計畫五組重量損失腐蝕實驗整理

實驗編號	試片	實驗條件	取出間隔	實驗時間 (hr)	實驗目的
實驗 1 (結束)	C: 20 (20) H: 20 (20)	不換水(45°C)	約兩個月 取出一片	21000	模擬沒有水流循環的環境
實驗 2 (結束)	C: 16 (16)	約一個月換水 (45°C)	約二個月 取出兩片	12000	模擬固定時間使水循環的環境
實驗 3 (結束)	a: 6 (6) i: 6 (6) w: 6 (6)	介面腐蝕行為觀察 不換水(45°C)	約三個月 取出一組	12500	模擬碳鋼管內水沒充滿
實驗 4 (結束)	i: 6 (6) w: 6 (6)	管材與銲道缺陷介面腐蝕研究(45°C)	約兩個月 取出一組	11500	模擬碳鋼管材與銲件缺陷腐蝕速率
實驗 5 (結束)	試片 C 鍍鋅	不換水(45°C)	約 14 天 取出一片	5000	模擬碳鋼保護層破損之局部腐蝕



圖 10 實驗 3 試片擺放示意圖

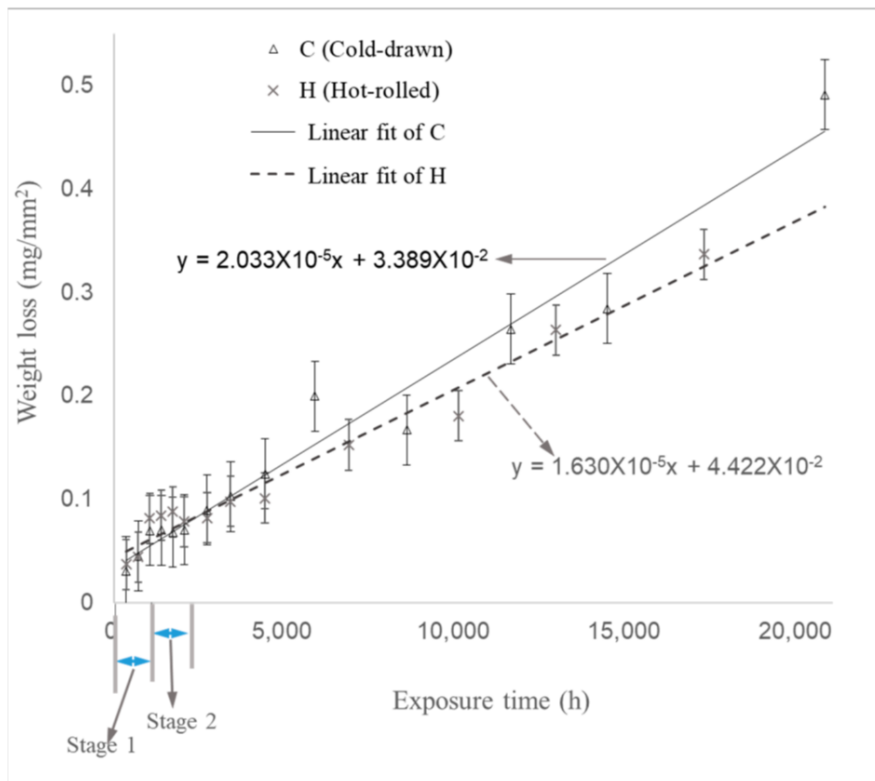


圖 11 實驗 1 單位面積重量損失與時間關係圖

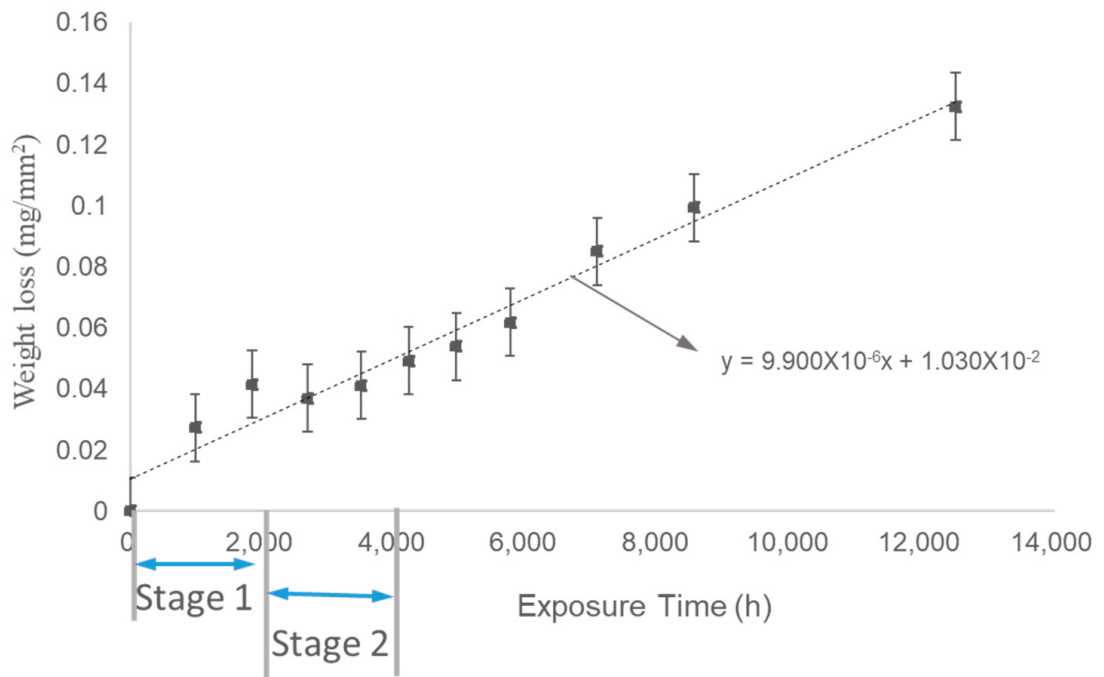


圖 12 實驗 2 單位面積重量損失與時間關係圖

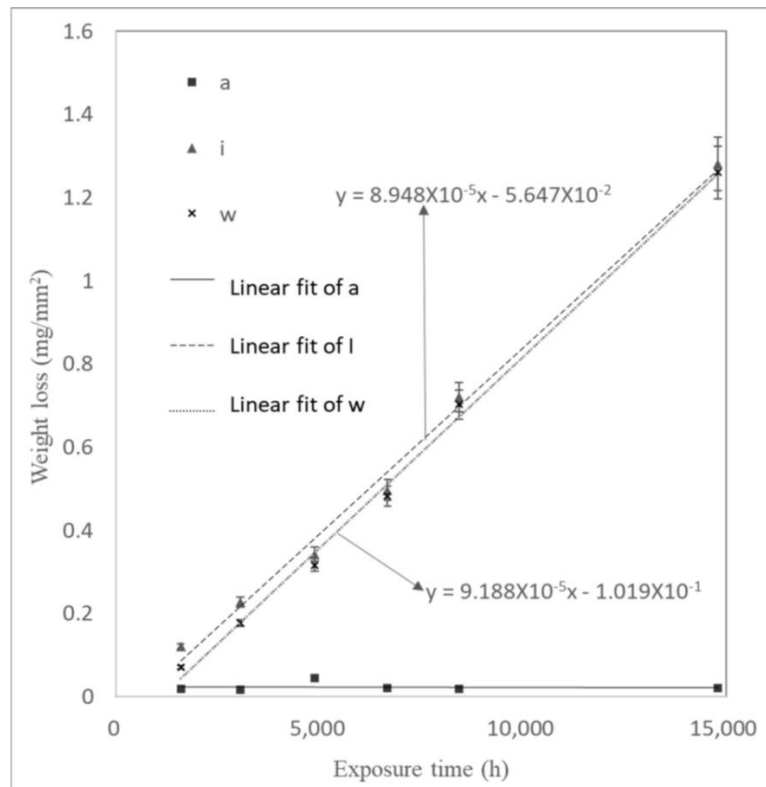


圖 13 實驗 3 單位面積重量損失與時間關係圖

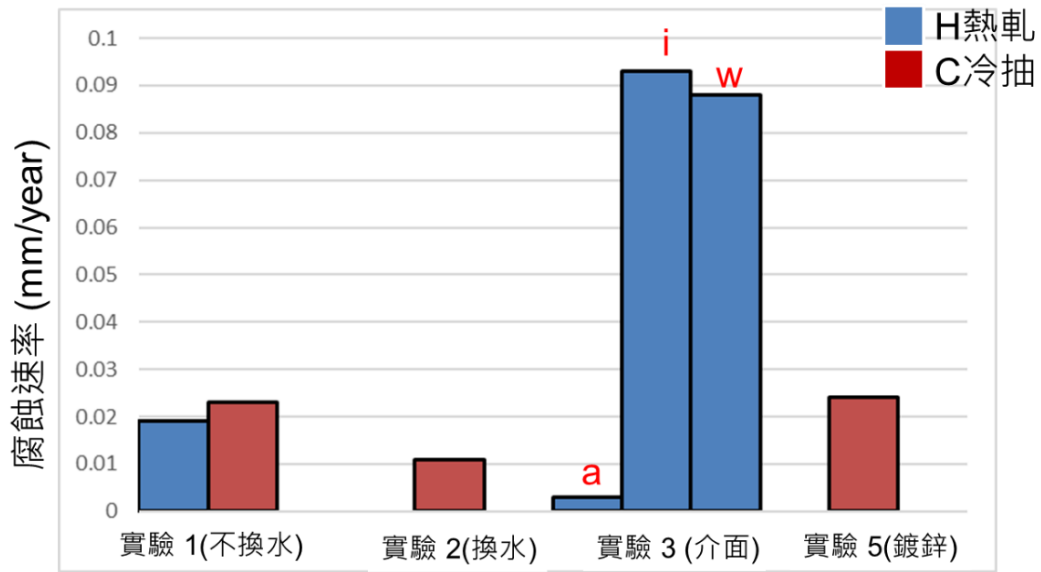
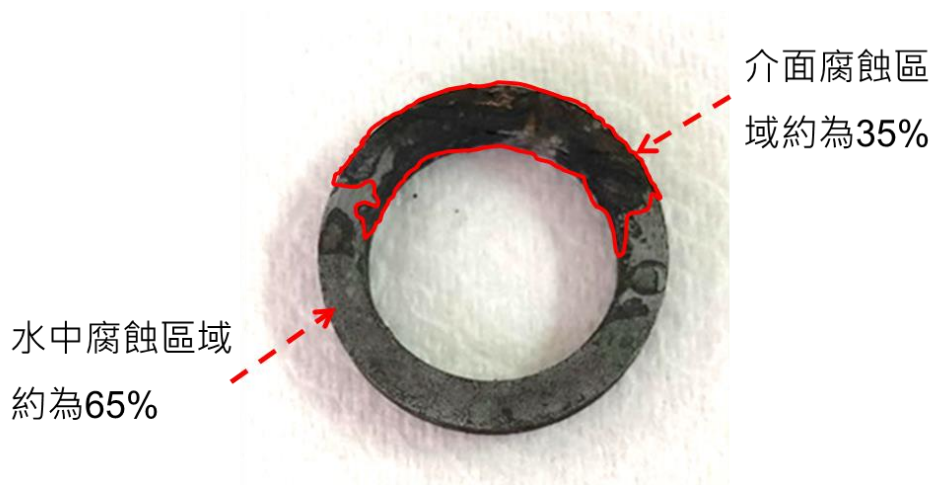


圖 14 碳鋼腐蝕速率



$$93 \mu\text{m} / \text{year} = \text{介面腐蝕速率} \times 0.35 + \text{水中腐蝕速率} \times 0.65$$

$$\text{介面腐蝕速率} = 102 \mu\text{m} / \text{year}$$

圖 15 介面試片腐蝕表面

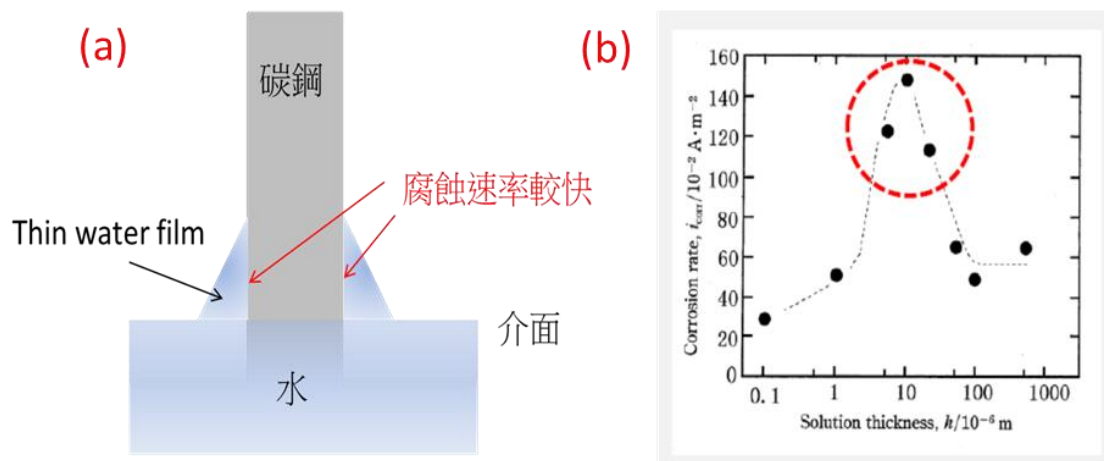
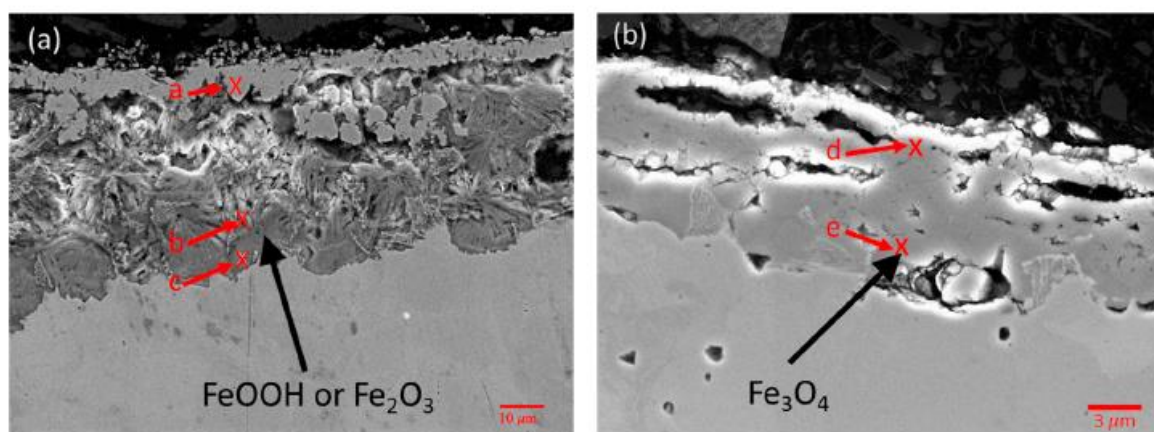


圖 16 介面腐蝕機制(a)示意圖 (b)水膜厚度與腐蝕速率之關係圖



wt%	Fe	O
a	75	24.9
b	64.6	35.4
a	61.7	38.2
d	73.9	26.1
e	72.5	27.5

圖 17 (a)i2 與(b)H14 表面氧化物 SEM 與 EDS 分析

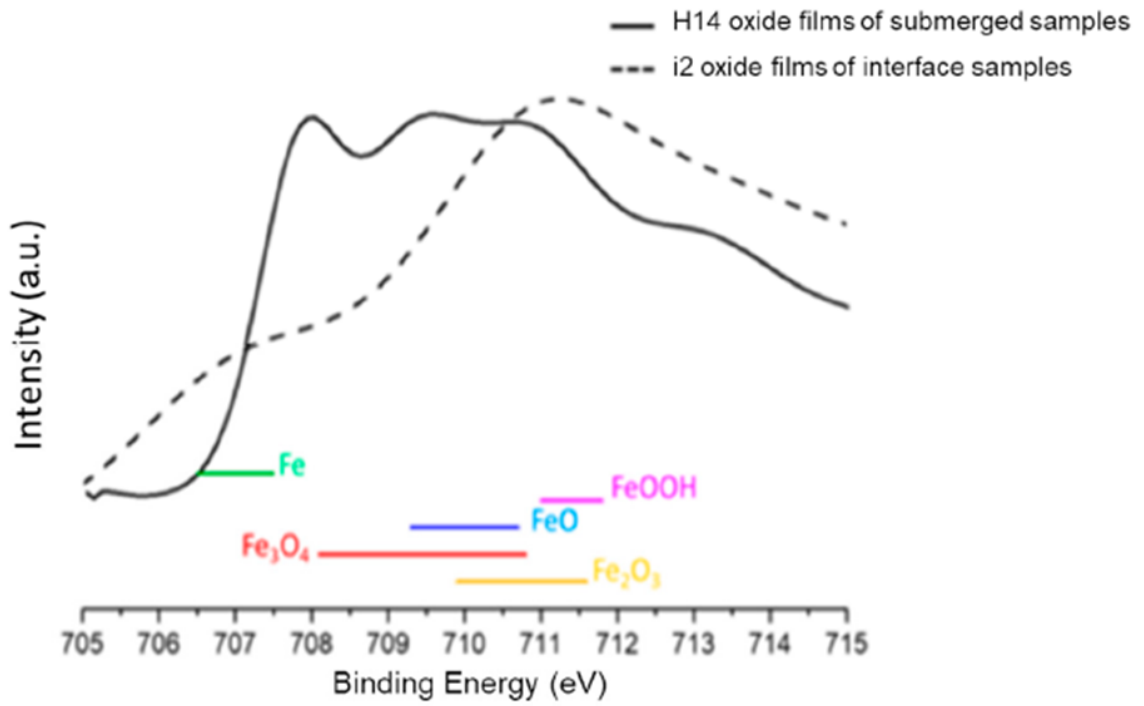


圖 18 XPS 表面氧化物分析

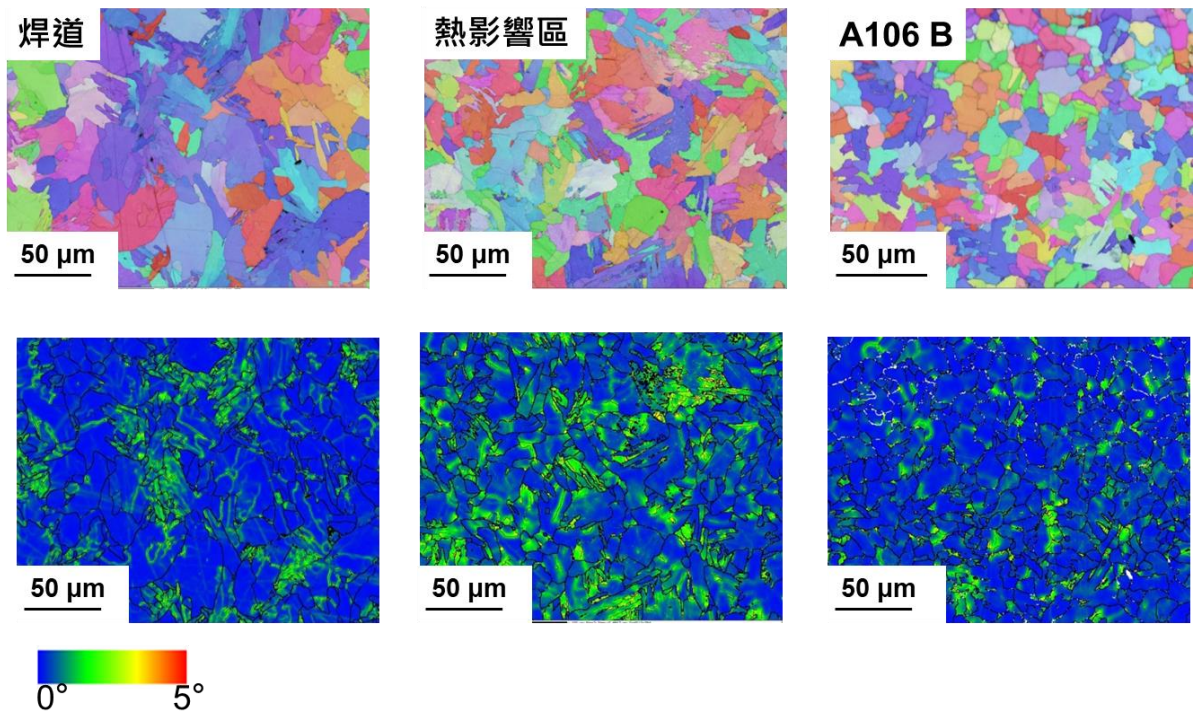


圖 19 焊道殘留應變分析

113 年執行「核電廠運轉及除役期間材料及非破壞檢測評估研究計畫」勞務採購案有關除役期間材料評估研究有(1) 利用電化學腐蝕試驗的方式進行碳鋼的腐蝕速率計算以及壽命評估工作，並與重量損失腐蝕試驗所得到的結果進行對比，以驗證電化學腐蝕試驗的可靠性；(2) 探討除役過渡階段環境下冷加工對碳鋼腐蝕行為的影響並計算其腐蝕速率，提出影響該材料腐蝕情形之關鍵要項。電化學腐蝕實驗可以在短時間內量測其腐蝕速率，研究文獻得知碳鋼材料利用電化學腐蝕試驗的方式與重量損失腐蝕實驗計算腐蝕速率的數值是接近的且趨勢一致(圖 20)^[34]。電化學腐蝕實驗使用之碳鋼材料為 A106 B，參考四年前期計畫所量測的除役過渡階段水環境下碳鋼的腐蝕速率(圖 14)驗證電化學腐蝕試驗的可靠性，電化學實驗結果如圖 21 推論參數 3.5 wt% 氯化鈉電解液以及掃描速率 1mV/s 量測的碳鋼腐蝕速率接近於重量損失腐蝕實驗時間 3000 小時前的腐蝕速率，參數 1.75 wt% 氯化鈉電解液以及掃描速率 1 mV/s 量測的碳鋼腐蝕速率接近於重量損失腐蝕實驗時間 3000 小時後穩定的腐蝕速率，並用驗證後的電化學參數 3.5wt% 氯化鈉電解液以及掃描速率 1 mV/s 進行冷加工碳鋼電化學腐蝕速率量測，實驗量測的腐蝕速率與冷加工碳鋼重量損失腐蝕實驗 3500 小時所測得到的腐蝕速率接近(圖 22)，代表電化學腐蝕實驗量測推估的腐蝕速率是可靠的。並且由冷加工碳鋼電化學實驗量測電壓與電流關係圖 23 觀察到電位高於腐蝕電位(約-0.7 V)後，相同電位時冷加工越高的電流越大，這代表在碳鋼發生局部腐蝕(例如：間隙腐蝕，伽凡尼)電位提升的狀況下，冷加工量越高，腐蝕速率越快，因此碳鋼易發生局部腐蝕的區域(例如：焊道區域，碳鋼與不銹鋼接觸的區域等)，如同時發生冷加工，管制標準須比單純冷加工更嚴格，尤其在焊道附近常伴隨冷加工的發生。碳鋼材料受冷加工(例：滾壓、彎曲或焊道附近熱影響區)影響會產生缺陷與殘留應變造成材料本身的抗腐蝕能

力下降^[34-37]。本研究利用冷加工 A 106 B 碳鋼在除役過渡階段水環境下進行重量損失實驗，實驗結果如圖 24-25 所示，BM(沒有冷加工)、CW5%(冷加工量厚度縮減 5%)與 CW10%(冷加工量厚度縮減 10%)的腐蝕速率分別為 0.04 mm/year、0.046 mm/year 與 0.048 mm/year，碳鋼冷加工量越高，腐蝕速率越快，每增加 10%冷加工量，腐蝕速率約增加 20%。冷加工造成的缺陷使氧與鐵更容易擴散^[38-39]，為冷加工加速腐蝕速率的主因之一，另一個原因為產生殘留應變，冷加工所造成的殘留應變越高，氧化層越容易崩壞^[40-41]，進而導致材料抗腐蝕能力下降，由 CW10%腐蝕 3500 小時試片表面氧化物分析驗證(圖 26)，白色方框內碳鋼與氧化層接觸的區域殘留應變明顯高於其他區域圖 26(a)，並且由圖 26(b)與(c) 之 EDS 發現白色方框內碳鋼表面的氧化層已經脫落，白色方框外殘留應變較小的區域則完整覆蓋約 5-10 μ m 氧化層。由以上實驗結果得知冷加工會加速碳鋼腐蝕，因此在可能發生冷加工區域的碳鋼管材需有更嚴格的管制標準，越小管徑的碳鋼管材通常會有較大的冷加工量，管制標準也須比大管徑的碳鋼管材更嚴格。

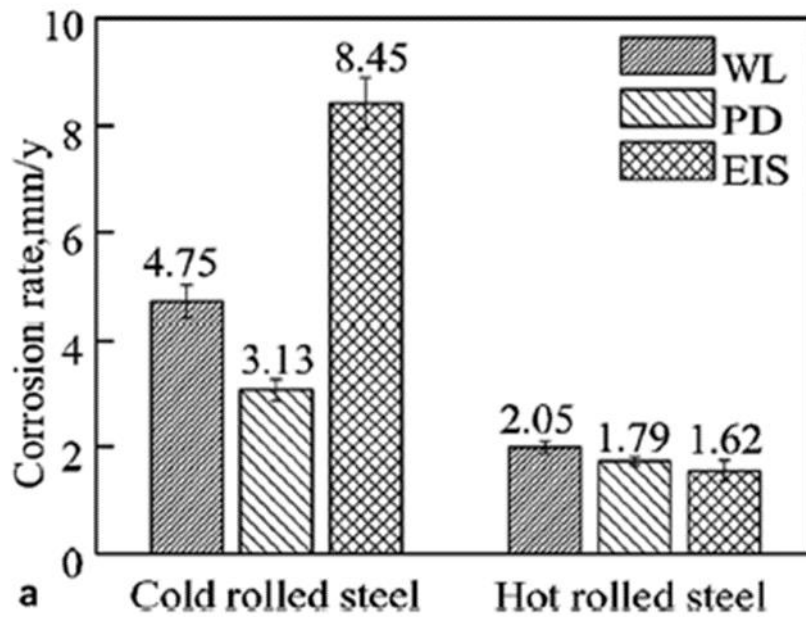


圖 20 重量損失(WL)腐蝕實驗與電化學腐蝕實驗(PD, EIS)比較^[35]

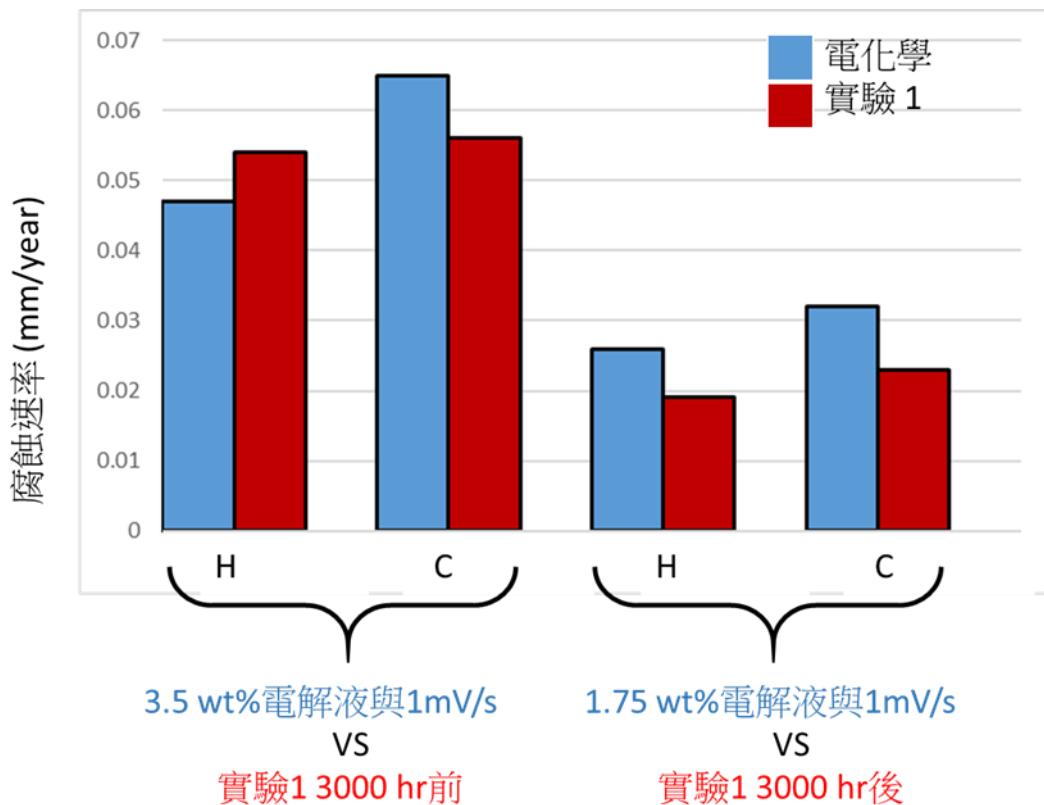


圖 21 重量損失(WL)腐蝕實驗與電化學腐蝕實驗(PD, EIS)比較

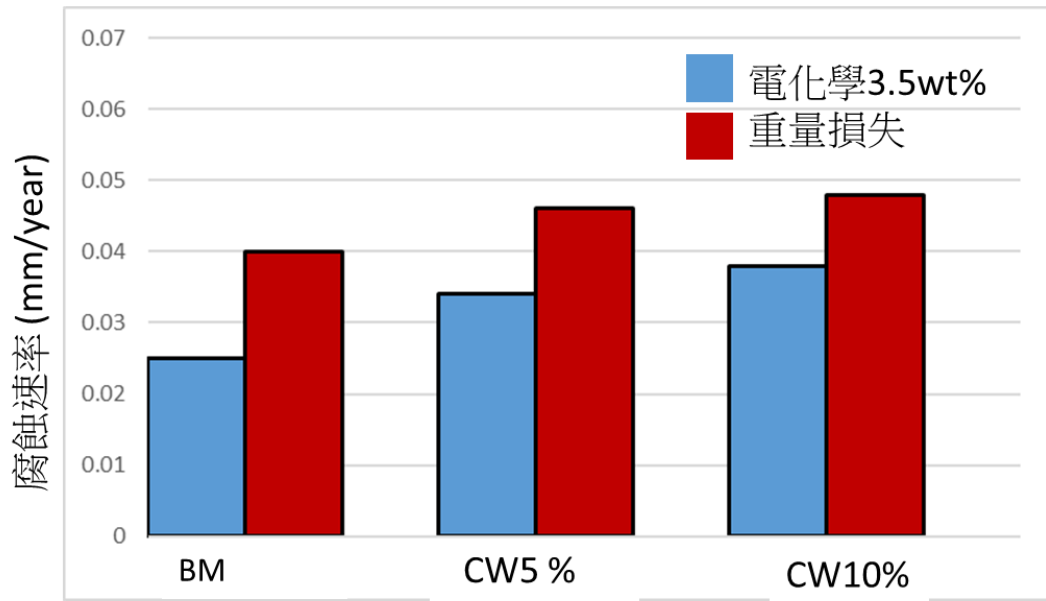


圖 22 電化學 3.5wt% 與重量損失實驗腐蝕速率比較

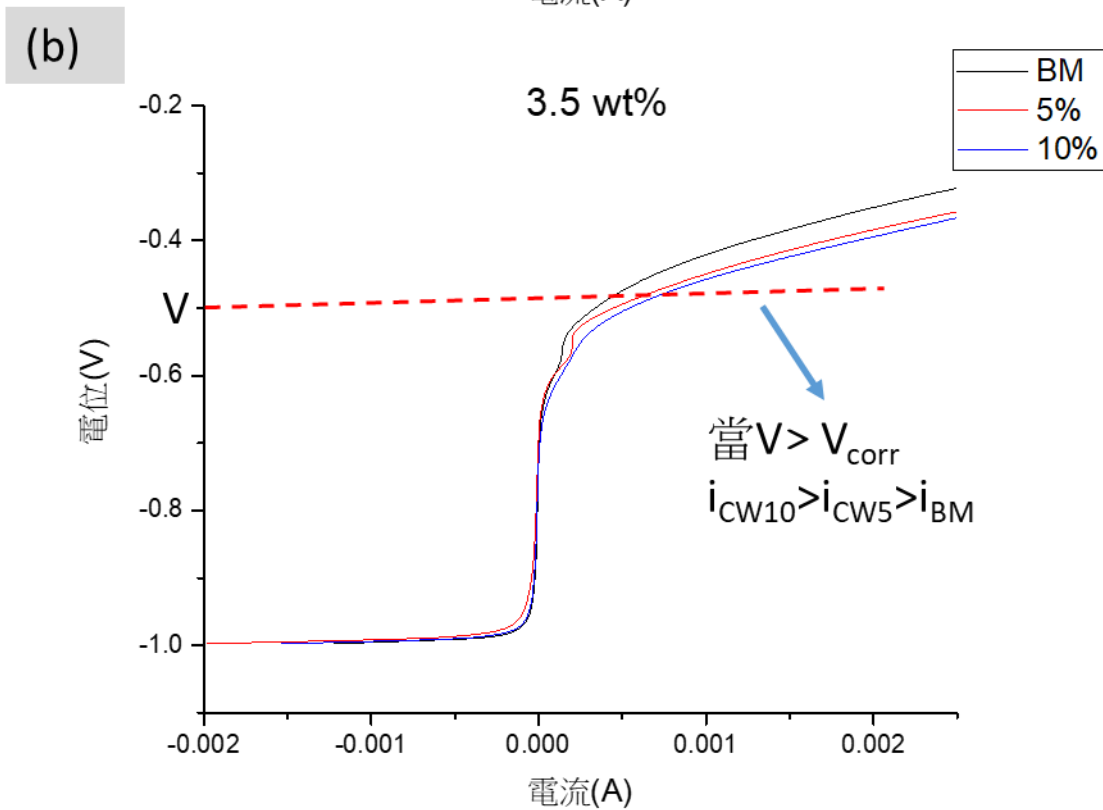
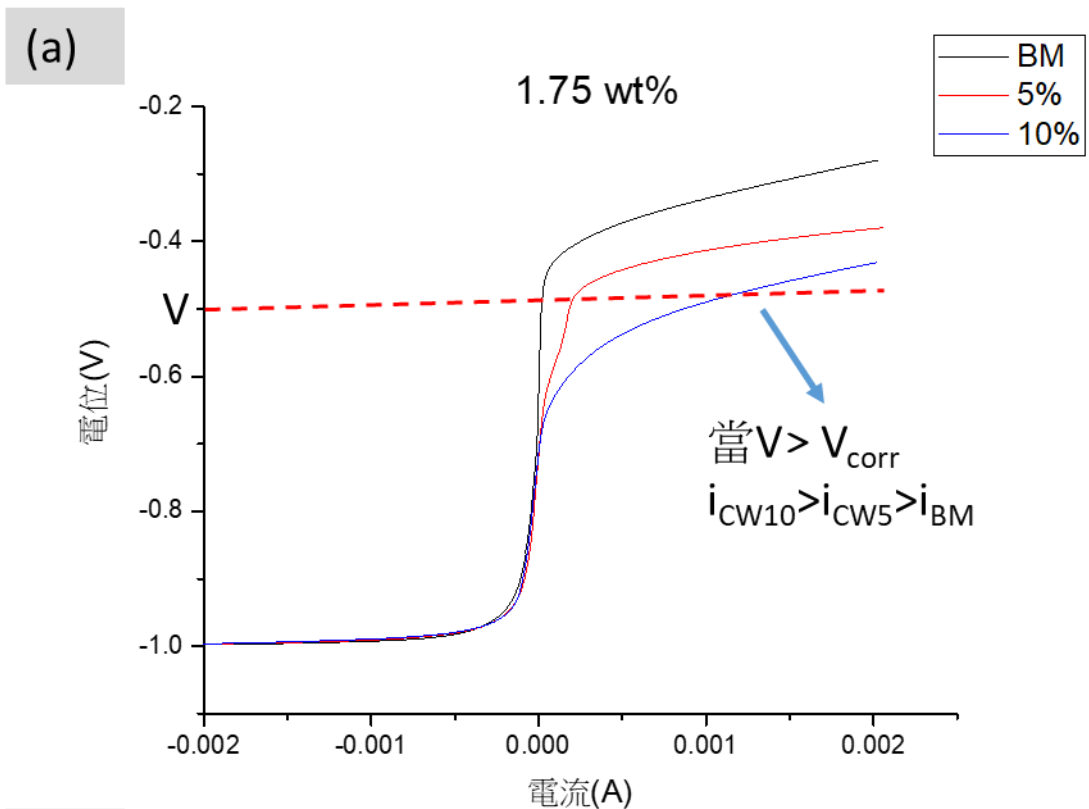


圖 23 電化學實驗(a) 1.75wt%與(b) 3.5wt%電位與電流關係圖

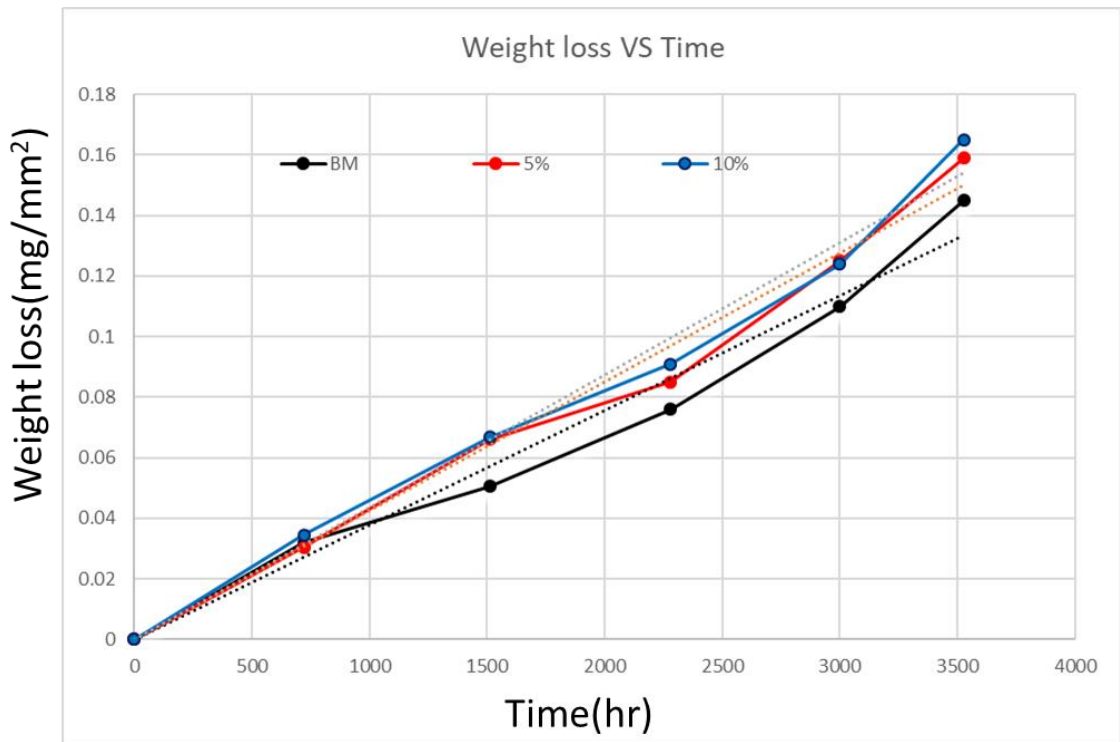


圖 24 冷加工碳鋼試片單位面積重量損失 VS 時間圖

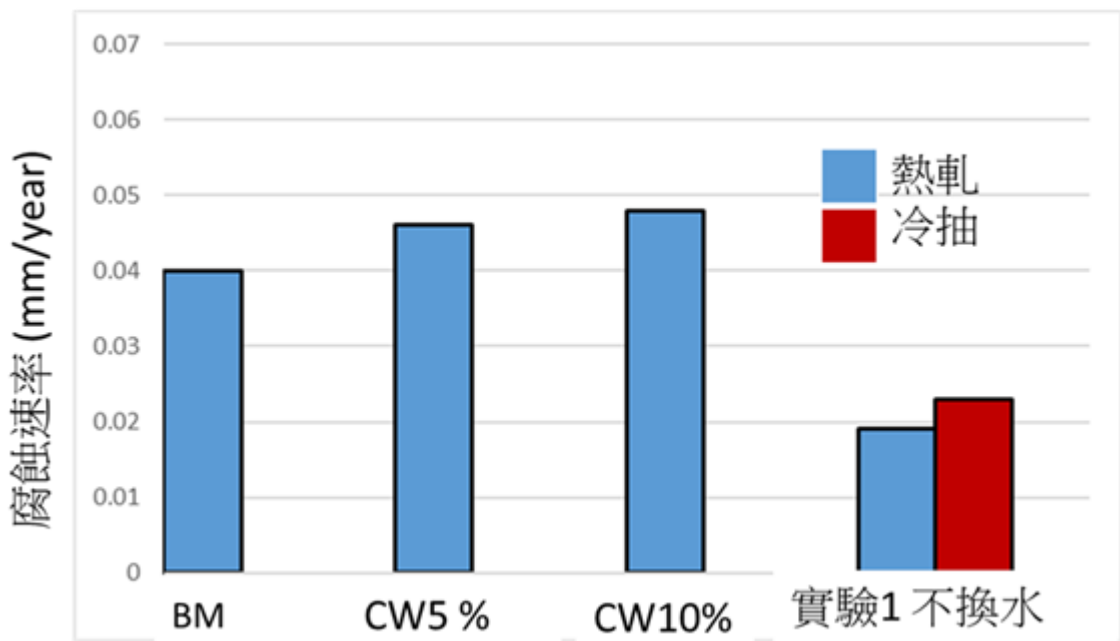


圖 25 冷加工量與腐蝕速率關係圖

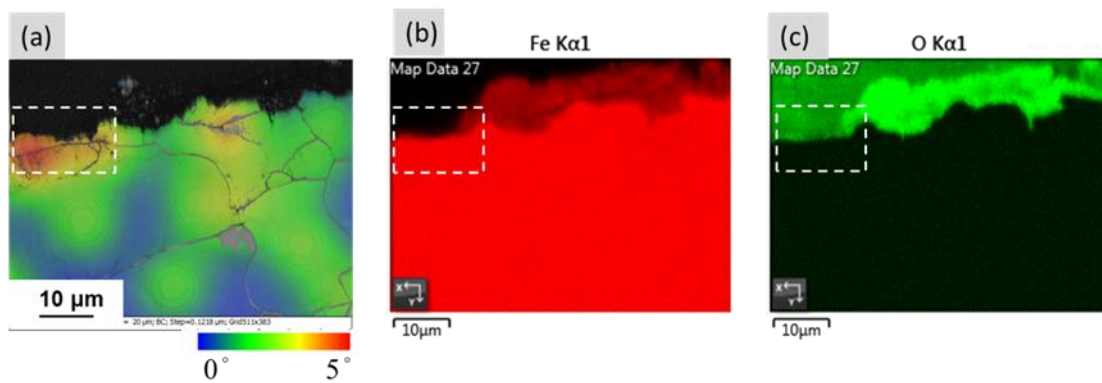


圖 26 CW10% 3500 小時(a)殘留應變(b)Fe(c)O 分佈圖

由表 2 顯示的碳鋼/不銹鋼材料伽凡尼腐蝕劣化 11 件案例中(表 2，表中沒有特別標註溫度壓力的為常溫常壓)有 8 件發生在碳鋼與不銹鋼異材鉸件，而且這些腐蝕案例的環境與除役靜置水環境相似。而造成碳鋼與不銹鋼伽凡尼腐蝕的原因主要為碳鋼表面保護層脫落，由於台灣核電廠運轉到除役階段超過 40 年，碳鋼長時間使用會造成保護層脫落，表面龜裂與厚度減少造成碳鋼與外在環境接觸發生伽凡尼腐蝕。因此子項計畫一為模擬除役過渡階段靜置水環境下碳鋼與不銹鋼異材鉸件重量損失腐蝕實驗，主要探討碳鋼發生伽凡尼腐蝕的腐蝕速率並找出影響腐蝕關鍵要項。電化學腐蝕實驗相較於重量損失腐蝕實驗可以更快速量測金屬材料的腐蝕速率，尤其不銹鋼相較於碳鋼在除役期間常溫及常壓靜滯水環境更加抗腐蝕，因此無法短時間利用重量損失腐蝕實驗測得其腐蝕速率。本所於 113 年執行核安會勞務採購案建立碳鋼電化學腐蝕系統與模擬除役環境電化學腐蝕實驗參數，可利用既有經驗進行不銹鋼於除役環境下之電化學腐蝕模擬實驗。子項計畫二建立適合除役過渡階段水環境的不銹鋼電化學腐蝕實驗系統，並利用不同冷加工量的不銹鋼試片進行電化學腐蝕試驗，量測其腐蝕速率並探討冷加工誘發腐蝕之關鍵要項。

2. 實驗流程

2.1 子項計畫一

碳鋼與不銹鋼異材銲件重量損失腐蝕實驗使用的碳鋼 A106 B 與不銹鋼 304L，其組成如表 4 所示，符合 ASTM 規範。銲件試片製備如圖 27，首先利用線切割技術加工碳鋼 A106 B 管材與不銹鋼 304L 板材，加工為 20 x 10 x 5 mm 試片，加工後的碳鋼與不銹鋼試片重疊約 10 mm，最後利用角焊 (Fillet Weld) 方式焊接碳鋼/不銹鋼試片，使用的焊接技術為惰性氣體鎢極電弧焊 (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW)。銲件所使用的銲條為 309L (表 5)，其優點是鉻鎳含量高，在焊接時被碳鋼基材稀釋後與不銹鋼板材的成分接近，並且碳含量較低降低晶界碳化物析出，因此比較安定而不會發生高溫龜裂^[42]。焊接完成後之試片先行量測重量，隨後放置於試片架上 (圖 28)，再放入壓力釜內 (圖 29)，並注入去離子水，利用恆溫控制系統 (圖 30) 維持水溫在 45 °C 進行腐蝕實驗。實驗每間隔約一個月的時間取出兩件試片，取出試片依照 ASTM G1 機械法^[43] 去除表面氧化物後量測重量並計算單位面積損失的重量，繪製單位面積重量損失與時間關係圖，利用直線擬合趨勢線的斜率計算腐蝕速率，計算公式如圖 31 所示。腐蝕試片伽凡尼腐蝕區域 (圖 32) 利用共軛焦顯微鏡量測深度變化，進而計算伽凡尼腐蝕速率。腐蝕試片沿紅色虛線對剖 (圖 33) 並利用 SEM (Scanning Electron Microscope, SEM)、能量散射光譜儀 (Energy Dispersive Spectrometers, EDS) 與 EBSD (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) 分析試片剖面伽凡尼腐蝕區域。

表 4：A106 B 與 304L 組成

wt %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V
ASTM A106 GR.B	≤ 0.30	≥ 0.10	0.29 ~ 1.06	≤ 0.035	≤ 0.035	≤ 0.40	≤ 0.15	≤ 0.40	≤ 0.40	≤ 0.08
試片 A106 B	0.18	0.19	0.4	0.013	0.005	0.02	0.01	0.01	0.006	0
ASTM 304L	≤ 0.035	≤ 0.75	≤ 2.00	≤ 0.045	≤ 0.015	18.0 ~ 19.5	≤ 1	8.0 ~ 10.5	≤ 1	
試片 304L	0.022	0.5	1.56	0.03	0.0004	18.1	0.28	8.81	0.48	0

表 5：鐳條 309L 組成

Content (wt%)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S	Fe
309L	0.01	1.53	0.5	23.07	13.73	0.07	0.09	0.023	0.001	Bal.

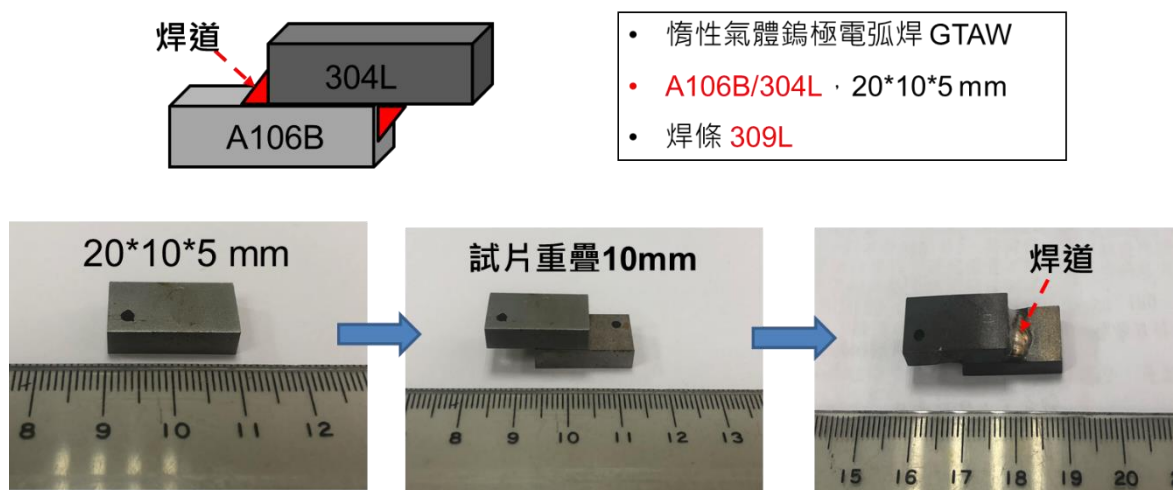


圖 27 碳鋼/不銹鋼鐳件試片製備流程



圖 28 腐蝕實驗試片架



圖 29 腐蝕實驗用壓力釜



圖 30 恆溫控制儀

$$\begin{aligned} & \text{單位時間減少厚度} \\ & = \text{單位時間面積減少重量} / \text{密度} \\ & = \text{mg mm}^{-2} \text{ hr}^{-1} / \text{mg mm}^{-3} \\ & = \text{mm hr}^{-1} \end{aligned}$$

圖 31 重量損失腐蝕速率計算公式

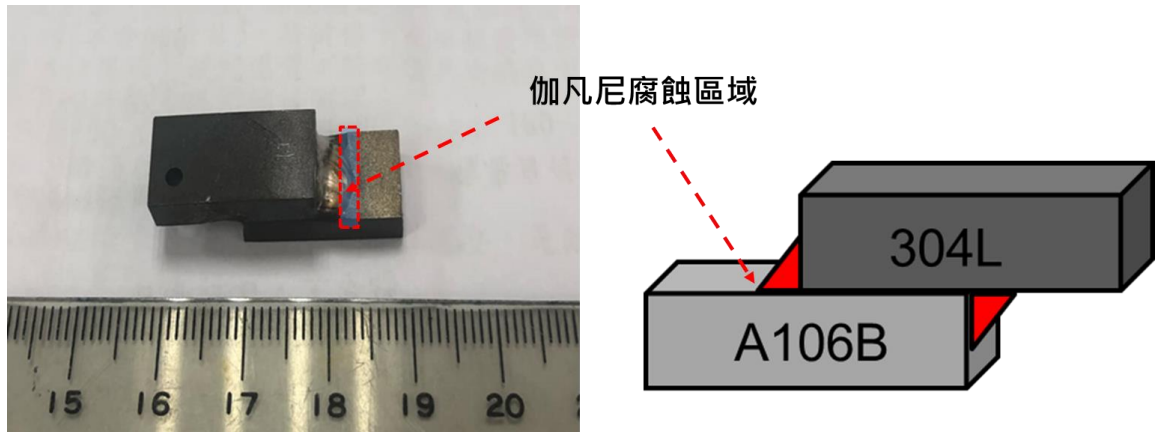


圖 32 銲件試片伽凡尼腐蝕區域

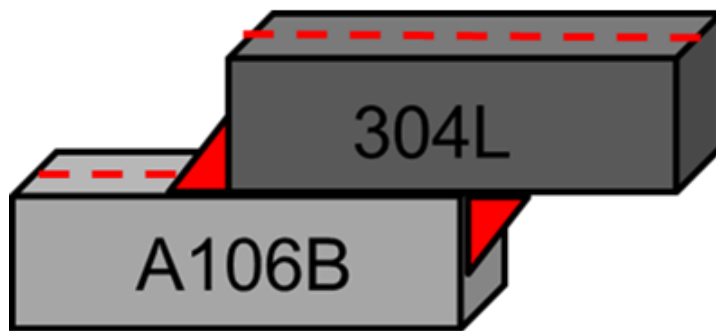


圖 33 銲接試片沿紅色虛線對剖

2.2 子項計畫二

不銹鋼電化學腐蝕實驗所使用的材料與子項計畫一相同，利用冷加工設備(圖 34)製備 0~30%冷加工量(表 6)之板材。冷加工不銹鋼板材之金相依照標準金相流程製備，利用 10 wt % $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ 溶液蝕刻後再利用光學顯微鏡觀察金相，並利用 SEM 附屬設備 EBSD 技術分析冷加工所造成殘留應變分佈與相轉變。冷加工不銹鋼板材加工製備電化學腐蝕試片流程如圖 35，冷加工處理後的板材切割成表面為 $10 \times 10 \text{ mm}$ 電化學腐蝕試片，再利

用冷鑲樹脂鑲埋試片，最後利用砂紙將表面研磨至 #1000。電化學實驗參考 ASTM G3 架設之流程進行實驗，電極接線如圖 36 所示，並利用恆電位儀 AutoLab PGSTAT 30 (圖 37) 進行動電位極化法(Potentiodynamic polarization) 之電化學腐蝕實驗。電化學腐蝕實驗的參數如表 7 所示，主要為改變掃描速率與電解液濃度，測得電壓與電流關係圖，然後利用程式把電壓與電流關係圖轉換成電壓與 log 電流關係圖，並使用塔弗法(Tafel)得到腐蝕電流與腐蝕電位(圖 38)，量測之腐蝕電流可以利用圖 39 之公式換算成腐蝕速率。

表 6：304L 冷加工量與試片代號

試片代號	冷加工量(%)	試片厚度(mm)
SA	0	2.75
5%CR	5	2.78
10%CR	10	2.76
20%CR	20	2.81
30%CR	30	2.68

表 7：電化學腐蝕實驗參數

	實驗參數
掃描電位範圍	-1.0至1V
掃描速率	0.1mV/s, 1mV/s, 10mV/s
電解液(氯化鈉)	3.5wt%, 1.75wt%, 0.875wt%

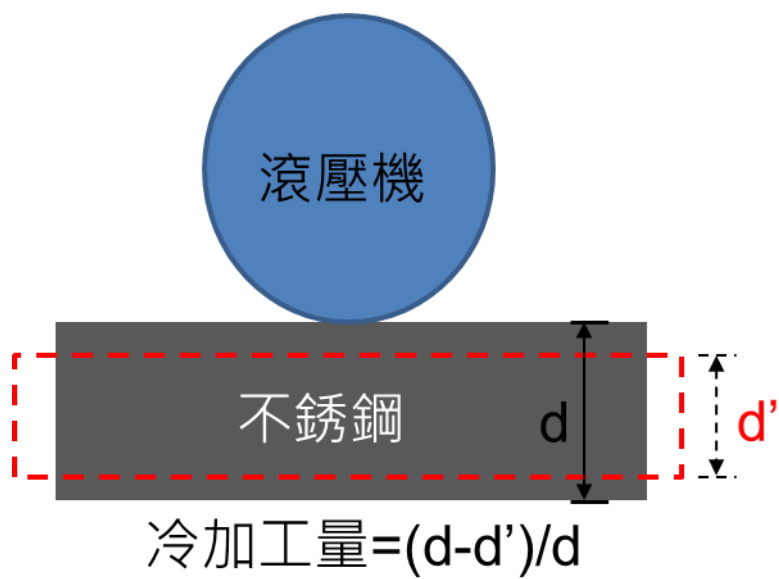


圖 34 304L 冷加工示意圖

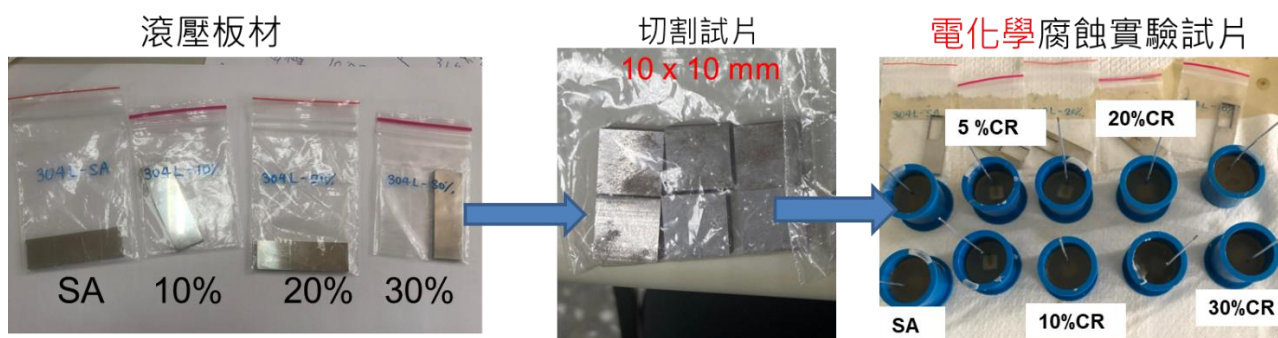


圖 35 電化學腐蝕試片製備流程

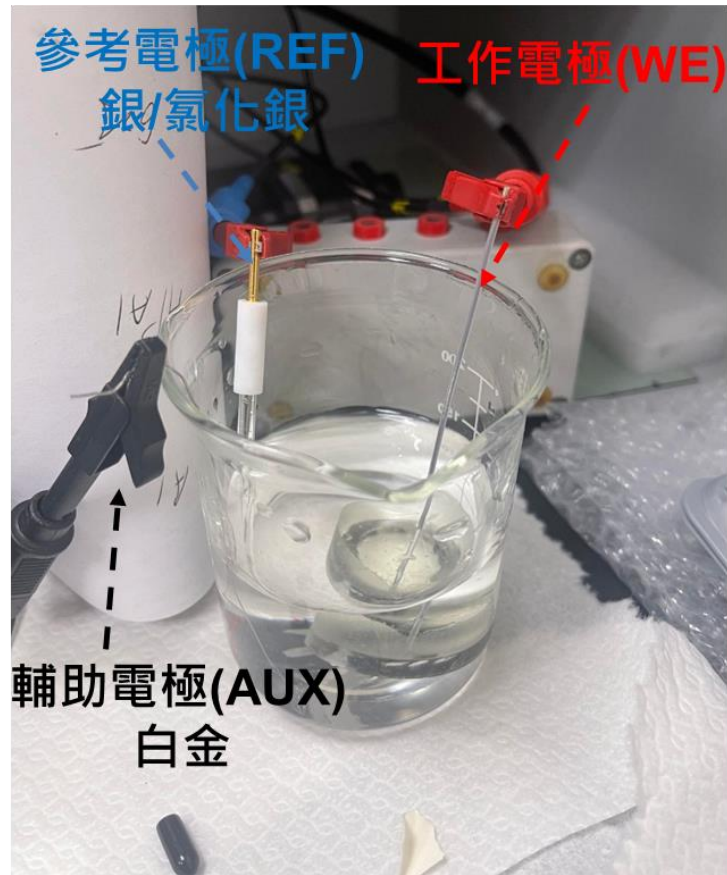


圖 36 電化學實驗電極接線圖



圖 37 恆電位儀 AutoLab PGSTAT 30

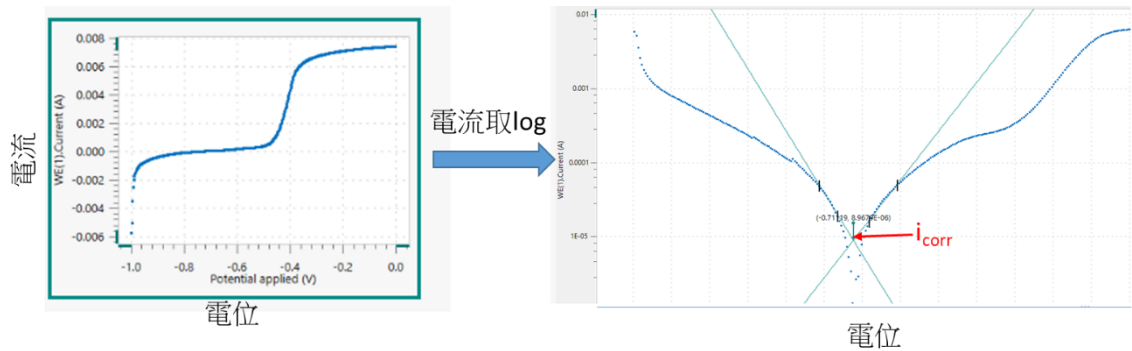


圖 38 塔弗法量測腐蝕電流與腐蝕電位

$$m = \frac{Ita}{nF}$$

$$r = \frac{m}{tAD} = \frac{ia}{nFD}$$

$$r = 0.00327 \frac{ia}{nD} \text{ mm/yr}$$

m: 腐蝕反應的重量(g)

I: 電流安培 (A)

a: 原子重量(g/mol)

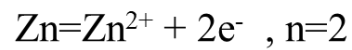
t: 時間(s)

F: 法拉第常數(C/mol)

A: 反應面積(cm²)

D: 密度(g/cm³)

n: 腐蝕反應的價數



i: 電流密度 I/A (A/cm²)

圖 39 腐蝕速率計算公式

3. 結果與討論

3.1 子項計畫一

碳鋼/不銹鋼鍍件重量損失腐蝕實驗固定間格約一個月取出兩組鍍件試片進行分析，不銹鋼在純水環境因腐蝕而增加的重量相較於碳鋼減少的重量可以忽略不計，因此量測到的重量損失主要為鍍件碳鋼部分造成。圖 40 為碳鋼/不銹鋼鍍件單位面積重量損失與時間的關係圖，圖中虛線為直線擬

合的結果，該線斜率為單位時間面積的重量損失，再除以碳鋼密度可得到腐蝕速率(單位時間減少厚度= 單位時間面積重量 / 密度)。由以上公式計算的銲件碳鋼部分腐蝕速率為 0.029 mm/year，該腐蝕速率在碳鋼均勻腐蝕速率範圍^[27-31]，這代表伽凡尼腐蝕區域佔碳鋼極少部分。伽凡尼腐蝕區域為銲道與碳鋼接觸的區域(圖 32)，利用雷射共軛焦顯微鏡量測其平均裂縫深度與最長的裂縫深度，並計算伽凡尼腐蝕速率。圖 41-43 為雷射共軛焦顯微鏡所分析之表面 3D 分析圖，圖中黃色箭頭所標示為銲道與碳鋼接觸的區域，圖 41 腐蝕前試片該區域為平緩坡面，圖 42 與圖 43 腐蝕時間分別為 3534 小時與 5210 小時的試片，該區域呈現階梯狀高低落差，造成高低落差的主因為伽凡尼腐蝕效應，且伽凡尼腐蝕區域深度與寬度隨著時間增加而增加。銲件腐蝕試片沿紅色虛線對剖(圖 33)，利用光學顯微鏡與 SEM 觀察分析銲道與碳鋼接觸的區域，並驗證雷射共軛焦顯微鏡分析結果。圖 44-45 為剖面光學顯微鏡分析圖，由圖 44(a)中可以觀察到腐蝕前試片銲道與碳鋼接觸的區域為平緩坡面，圖 44(b)腐蝕 1512 小時的試片則會出現階梯狀的高低落差，由圖 45(a)(b)(c)(d)觀察到隨著腐蝕時間增加，伽凡尼腐蝕區域深度與寬度隨著腐蝕時間增加而增加，由剖面光學顯微鏡觀察到的與雷射共軛焦顯微鏡 3D 表面分析的結果相同。上述伽凡尼腐蝕區域寬度取決於介質導電率^[44]，本實驗是在低導電率純水環境，因此伽凡尼腐蝕造成形貌類似於圖 46(a)，越遠離不銹鋼焊道(陰極)區域伽凡尼腐蝕效應越不明顯，如果介質為高導電率海水則伽凡尼腐蝕造成形貌類似於圖 46(b)。圖 47 為圖 44(b)腐蝕試片在銲道與碳鋼接觸的區域的 EDS 線掃描圖，沿圖中 47(a)白色虛線位置進行 EDS 線掃描分析，在銲道區域 Cr 與 Ni 含量較碳鋼 A106 B 區域高，Fe 則較低，中間約有 3 μ m 的過渡區域。圖 48 為圖 44(b)腐蝕試片在銲道與碳鋼接觸的區域利用 EDS 與 EBSD 分析圖，圖中銲道區域 Cr 與 Ni 含量較高，

Fe 則較低，且為沃斯田鐵相；碳鋼則為 Cr 與 Ni 含量較低，Fe 較高，主要為肥粒鐵相。圖 49 為腐蝕 5210 小時試片在鐳道與碳鋼接觸的區域利用 EDS 分析圖，由氧化物的分佈可以知道腐蝕主要發生在碳鋼接近鐳道的區域，而鐳道則無明顯腐蝕發生，主要為鐳道鉻鎳含量高又受伽凡尼犧牲陽極效應保護。由圖 44 至圖 49 可以驗證伽凡尼腐蝕主要發生在碳鋼接近鐳道的區域，伽凡尼腐蝕深度與寬度隨著腐蝕時間增加而增加，鐳道因為腐蝕非常輕微，腐蝕前後形貌不變。

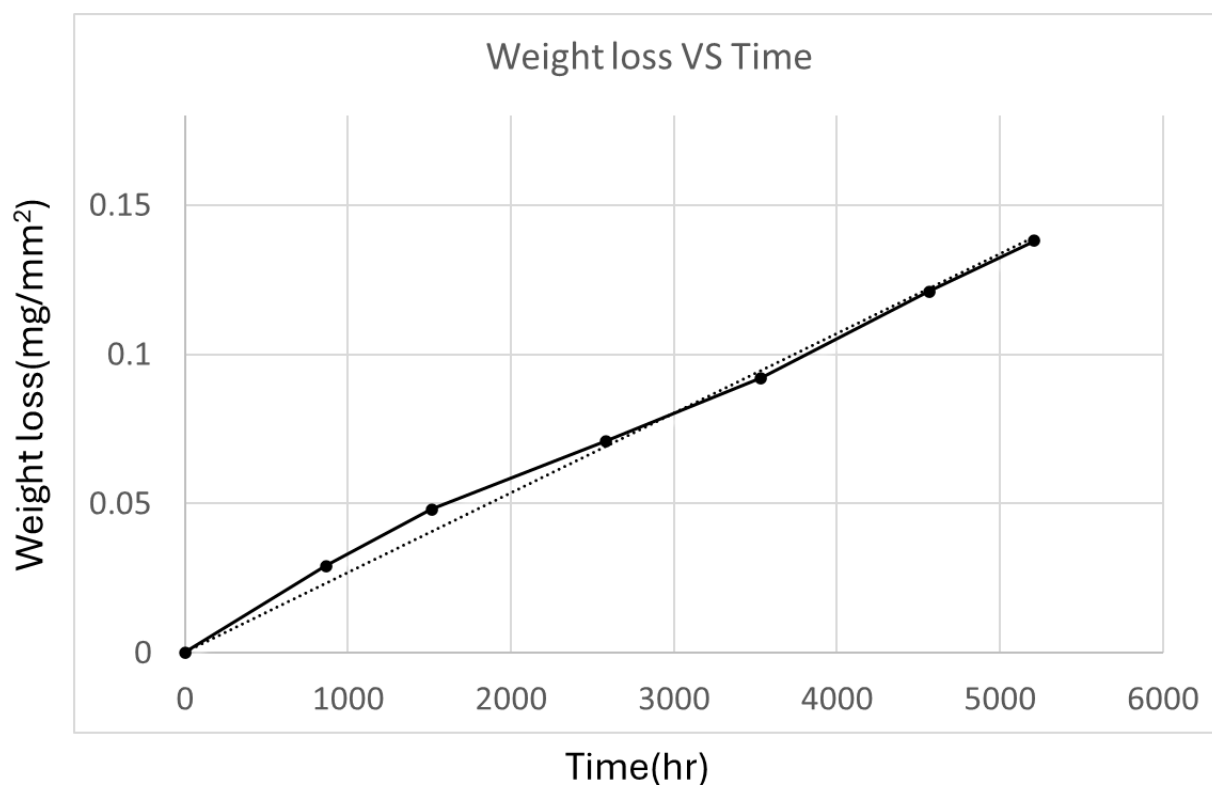


圖 40 碳鋼/不銹鋼鐳件單位面積重量損失與時間的關係圖

腐蝕前試片

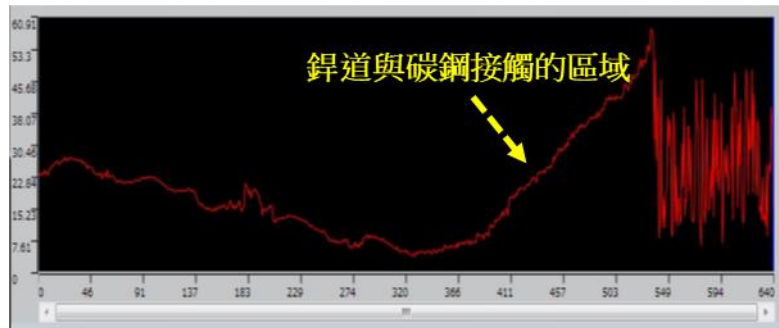
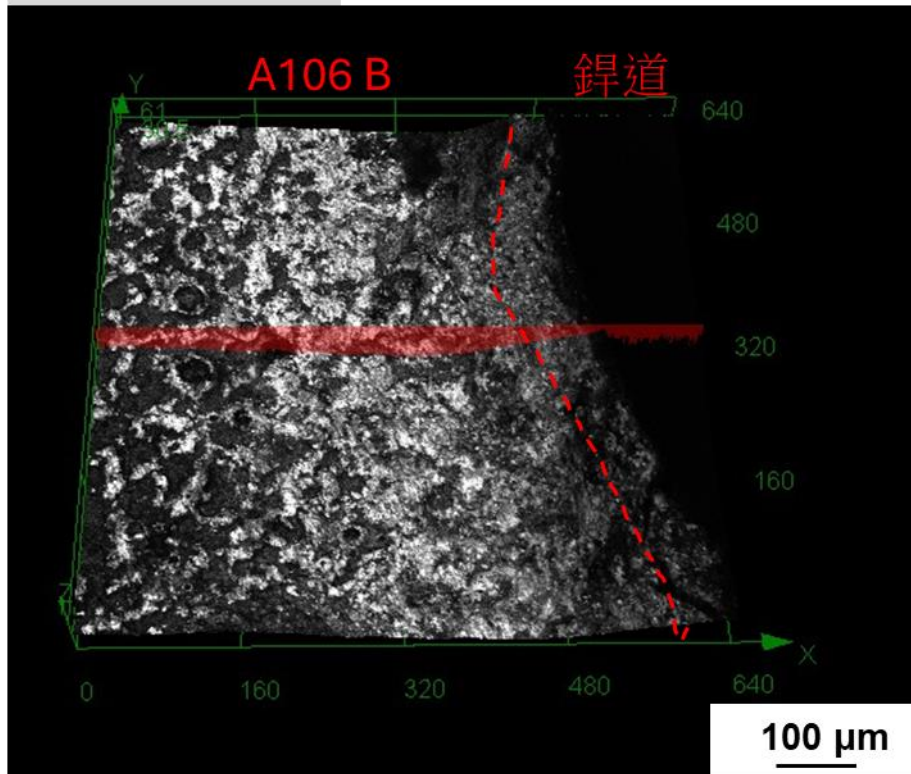


圖 41 腐蝕前試片表面 3D 分析圖

腐蝕3534 hr

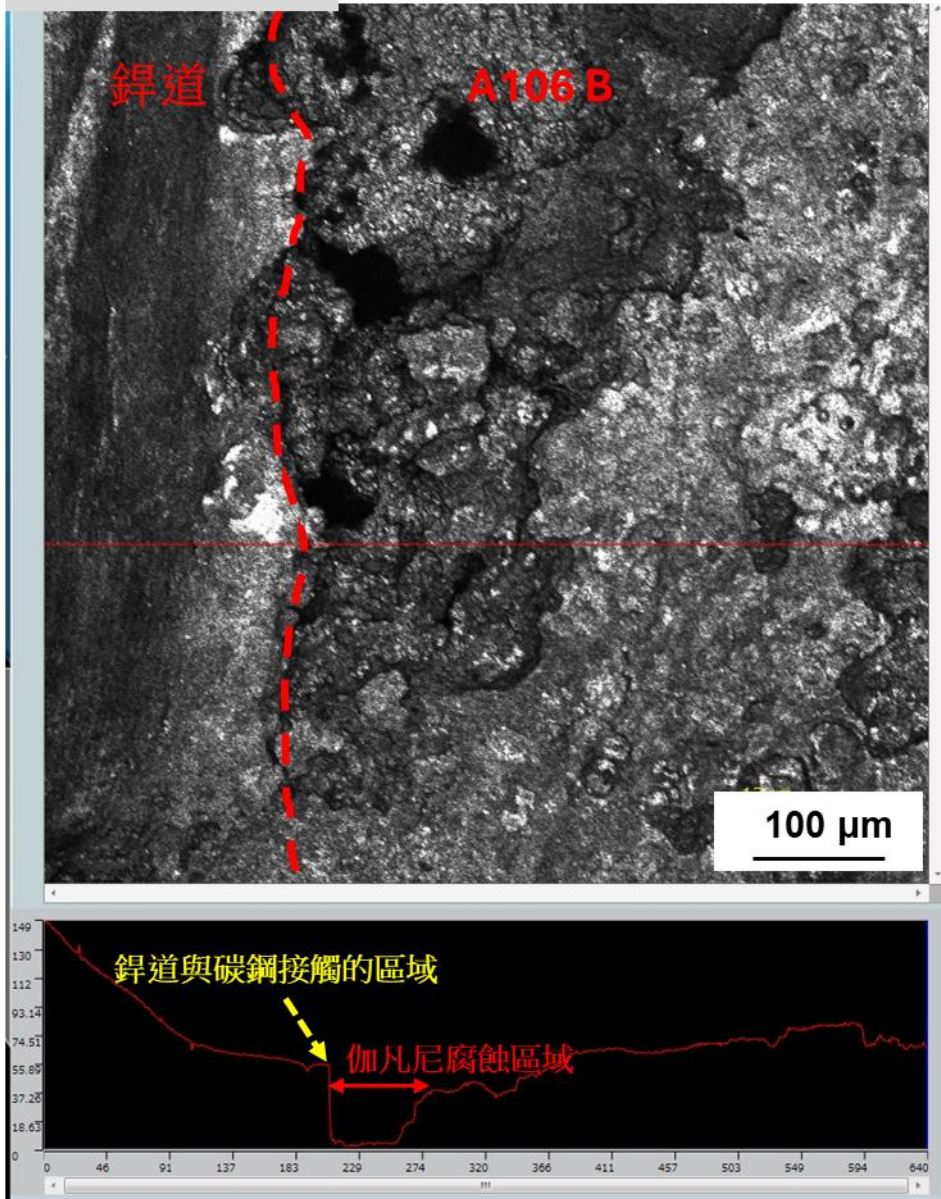


圖 42 腐蝕 3534 hr 試片表面 3D 分析圖

腐蝕5210 hr

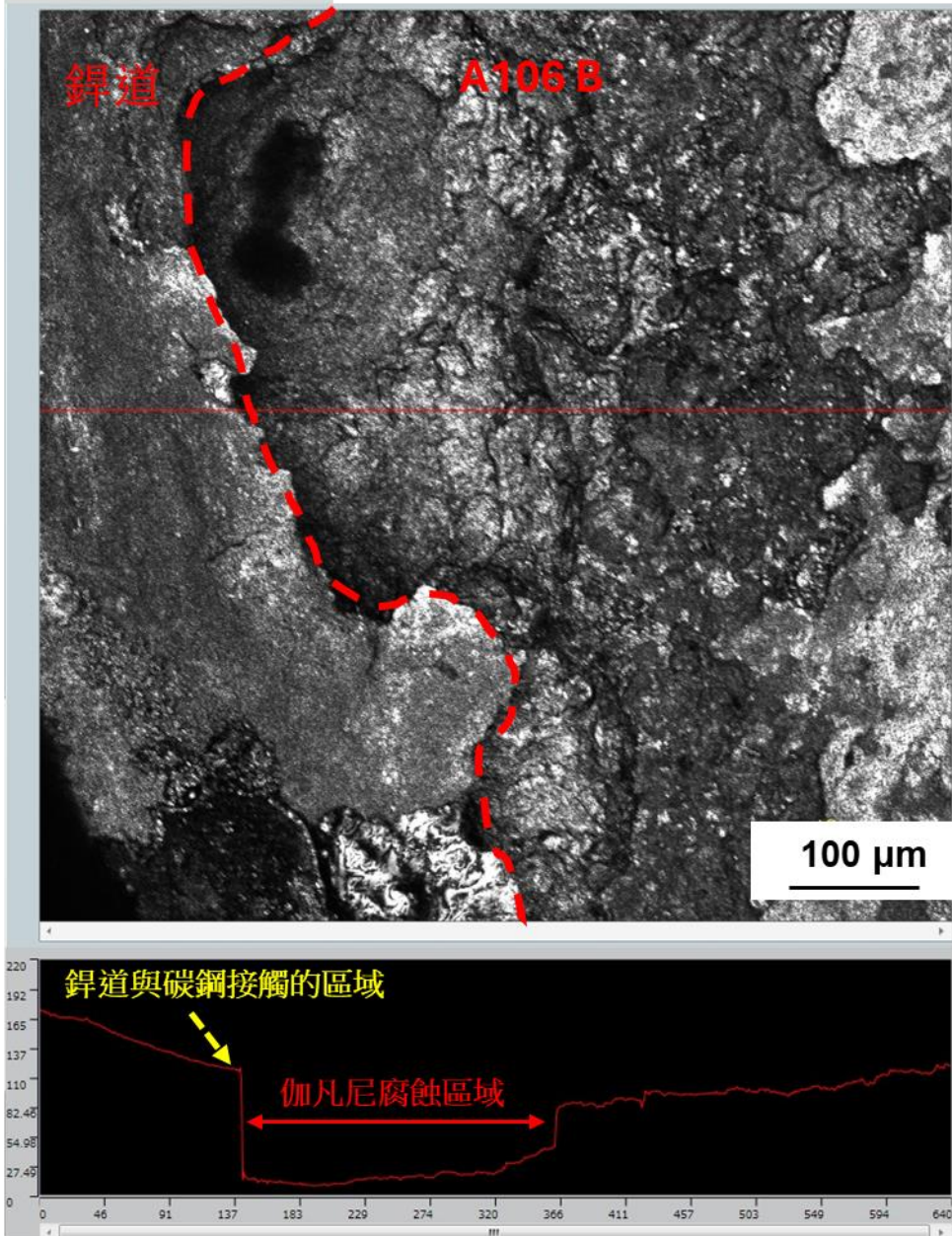


圖 43 腐蝕 5210 hr 試片表面 3D 分析圖

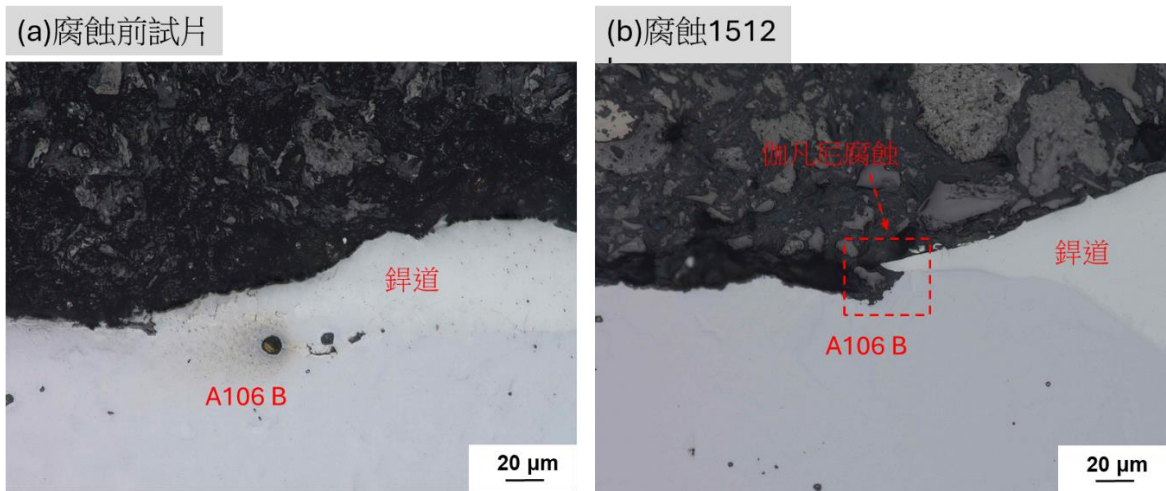


圖 44 (a)腐蝕前試片(b)腐蝕 1512 小時試片剖面光學顯微鏡分析圖

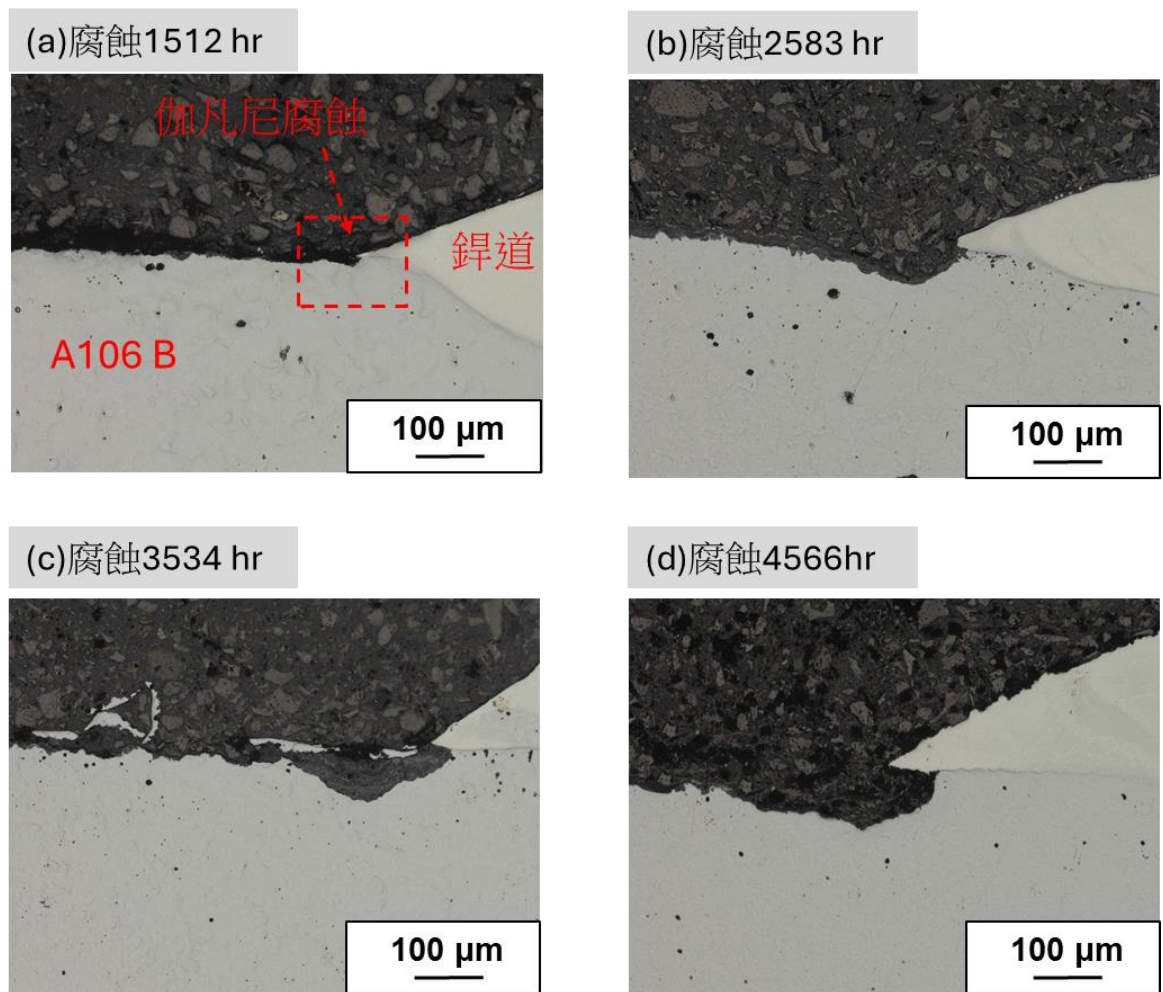


圖 45 腐蝕(a) 1512 (b)2583(c)3534(d)4566 小時試片剖面光學顯微鏡分析圖

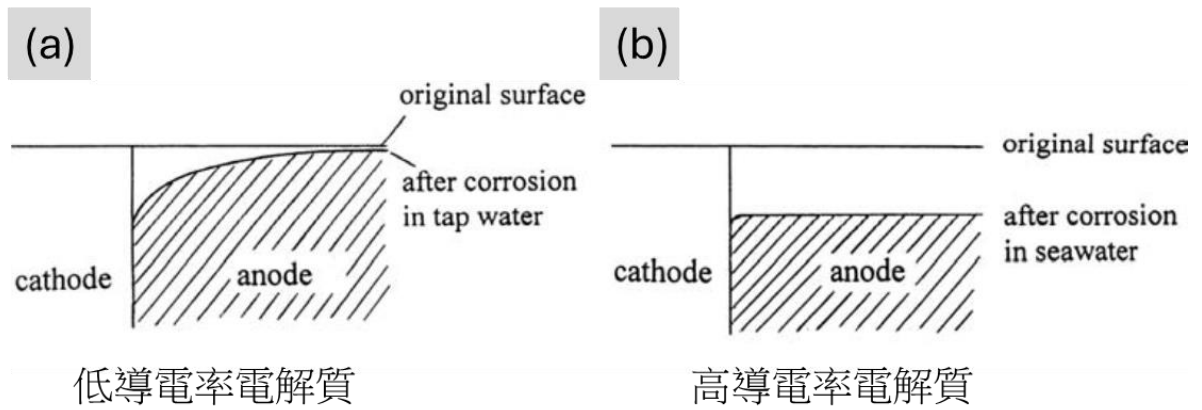


圖 46 電解質導電率對伽凡尼腐蝕形貌影響

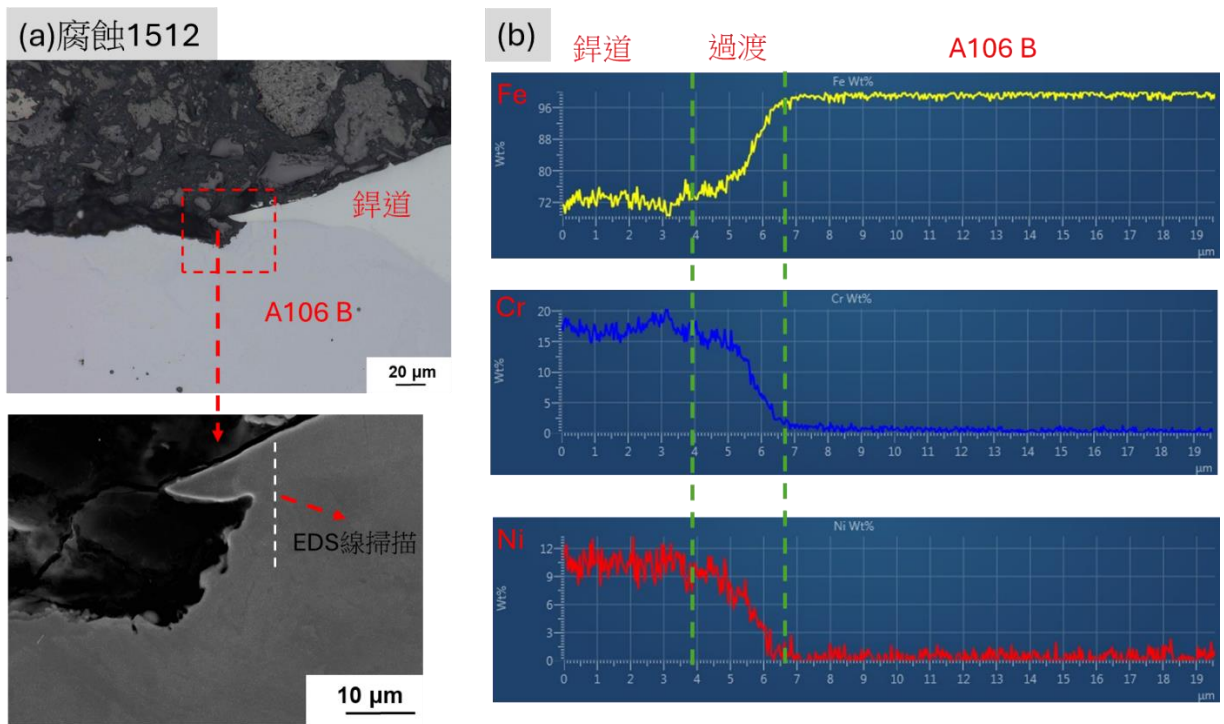


圖 47 銲道與碳鋼接觸區域的 EDS 線掃描分析圖

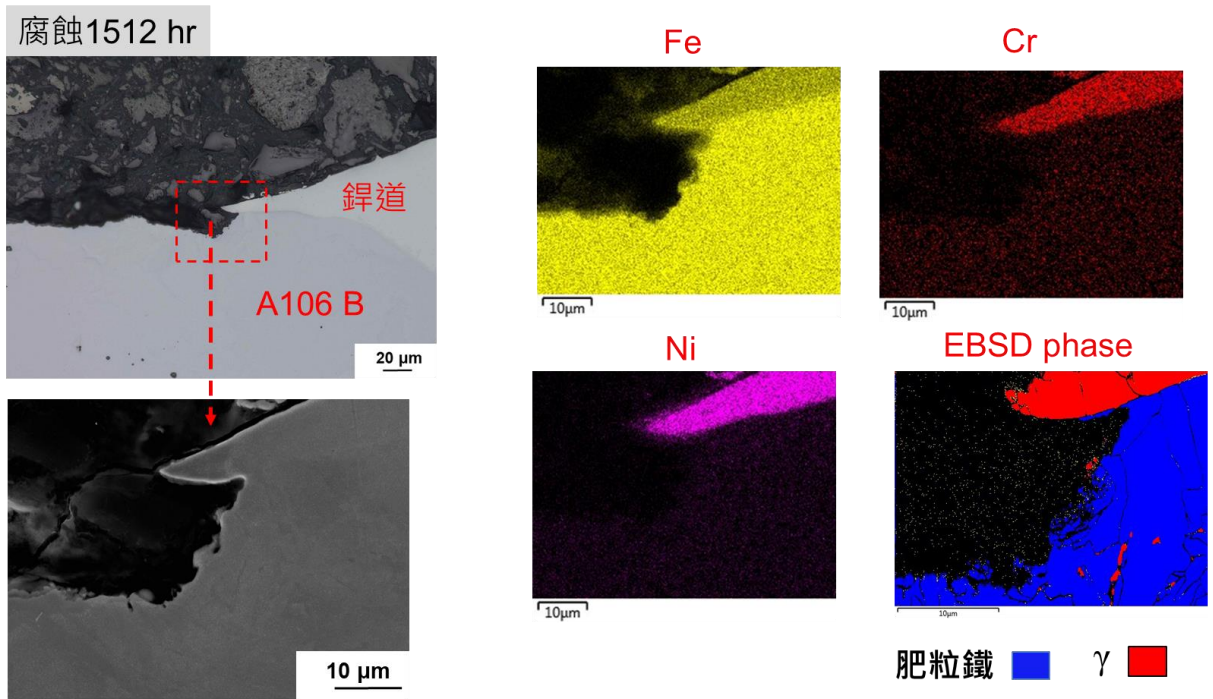


圖 48 腐蝕 1512 hr 試片剖面區域的 EDS 與 EBSD 分析圖

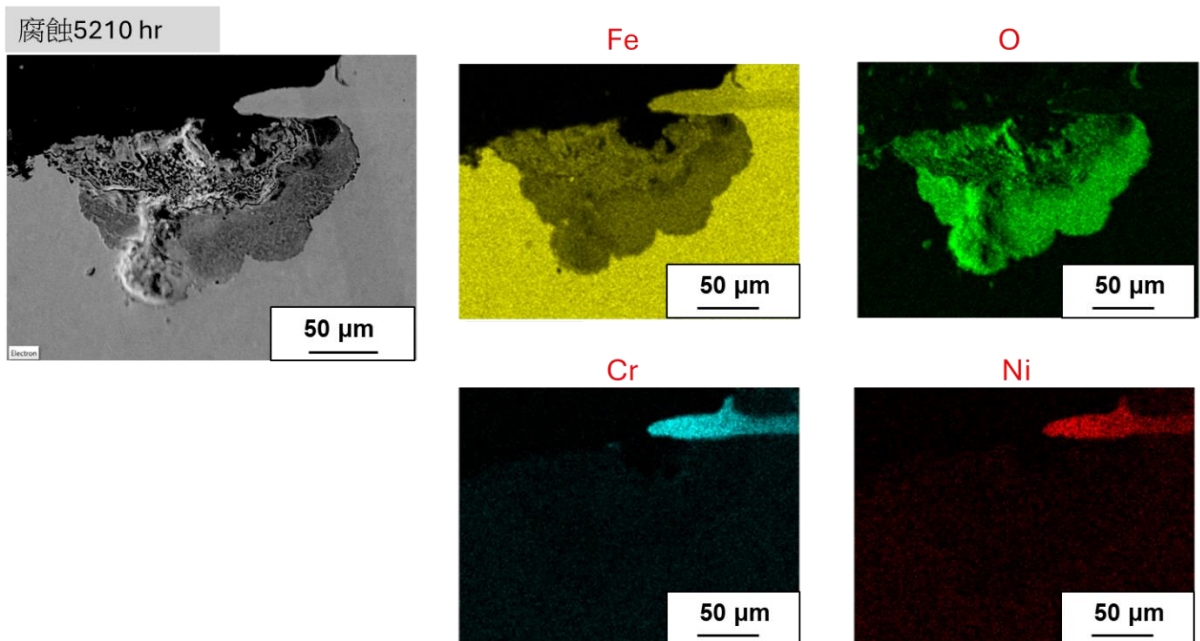


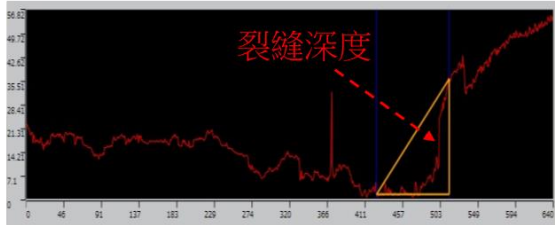
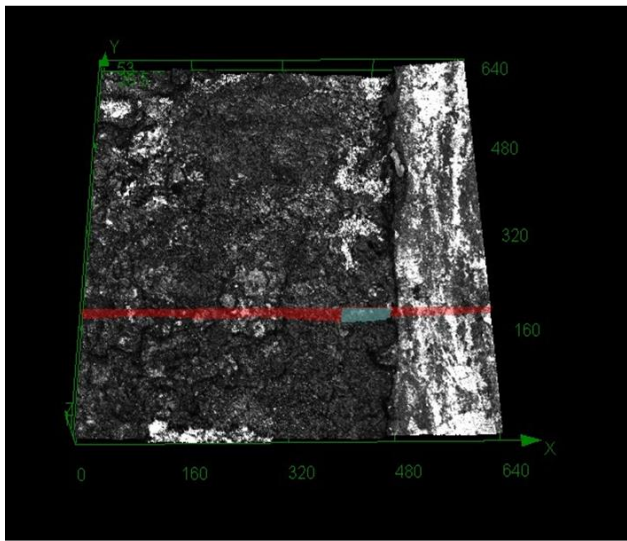
圖 49 腐蝕 5210 hr 試片剖面區域的 EDS 分析圖

由上一段得知腐蝕後的階梯狀的高低落差為伽凡尼腐蝕效應造成，因此量測鋅道前端與碳鋼的落差最長距離為伽凡尼腐蝕裂縫深度(圖 50)。切割剖面利用光學顯微鏡或 SEM 分析為破壞分析，只能量測切割剖面的裂縫深度，量測值無法代表平均裂縫深度與最長裂縫深度；雷射共軛焦顯微鏡所分析為非破壞分析可以測得多處裂縫深度，因此能夠量測分析平均裂縫深度與最長裂縫深度。圖 51 為伽凡尼腐蝕裂縫平均深度與時間關係圖，每次取出兩件試片，裂縫平均深度為利用共軛焦顯微鏡 3D 表面分析 20 個位置的裂縫深度平均值；表 8 為利用量測的裂縫平均深度與最長裂縫深度計算平均腐蝕速率與最快腐蝕速率。由圖 51 與表 8 數據分析得知(1)伽凡尼腐蝕平均速率範圍為 0.17 至 0.22 mm/year，最快腐蝕速率範圍為 0.22 至 0.31 mm/year，高於碳鋼均勻腐蝕速率(0.02 至 0.05 mm/year)約一個數量級；(2)伽凡尼腐蝕裂縫深度變動範圍大，此為局部腐蝕與均勻腐蝕之差異，因為變動範圍大，最快腐蝕速率比平均腐蝕速率更能代表伽凡尼腐蝕速率。

表 8：伽凡尼腐蝕數據整理

腐蝕時間 (hr)	平均裂縫深度 (μm)	最長裂縫深度 (μm)	平均腐蝕速率 (mm/year)	最快腐蝕速率 (mm/year)
864	21.1	31	0.22	0.31
1512	28.6	38	0.17	0.22
2583	57.3	90	0.19	0.31
3534	90.1	132	0.22	0.32
4566	104.2	151	0.20	0.29
5210	118.9	161	0.20	0.27

(a)雷射共軛焦顯微鏡



(b)剖面光學顯微鏡與SEM

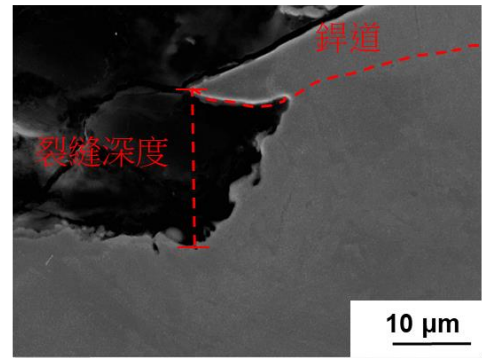


圖 50 伽凡尼腐蝕裂縫深度量測

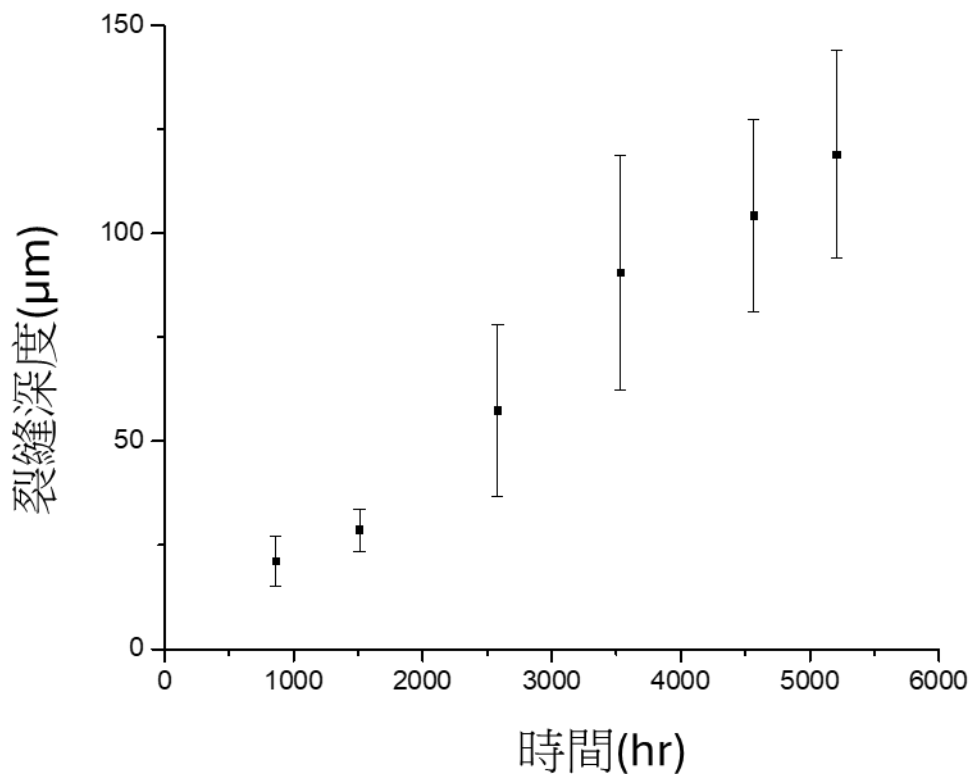


圖 51 伽凡尼腐蝕裂縫平均深度與時間關係圖

3.2 子項計畫二

圖 52 為利用 10 wt% $H_2C_2O_4 \cdot 2H_2O$ 溶液蝕刻後的光學顯微鏡金相圖，冷作加工前(SA)的試片的晶粒為等軸向的沃斯田鐵晶粒與退火雙晶，冷作加工後的試片(CR)沿滾壓方向拉長，晶粒內出現滑移帶與變形帶，隨著冷作加工的程度增加，滑移帶與變形帶的數目也隨著增加。圖 53 為 EBSD 的相圖，相圖中藍色的區域為母相沃斯田鐵相，紅色與黃色分別代表應力誘發麻田散相 α' 與 ϵ ，沃斯田相在滑移帶交接區域轉變為應力誘發麻田散相 α' 而平行於滑移帶則轉變為 ϵ ^[45]。圖 54 為 EBSD 的 KAM 分析，分析結果顯示殘留應變量隨冷加工量增加而增加。由圖 52-54 觀察得知，不銹鋼冷加工

量增加造成滑移帶，應變麻田散鐵與殘留應變增加，這三項因素均會影響材料的腐蝕性質。滑移帶可以提供氧快速的擴散的路徑，進而導致腐蝕速率增加^[24,31,46]；應力誘發的麻田散相亦會增加應力腐蝕的敏感性^[25-26]。

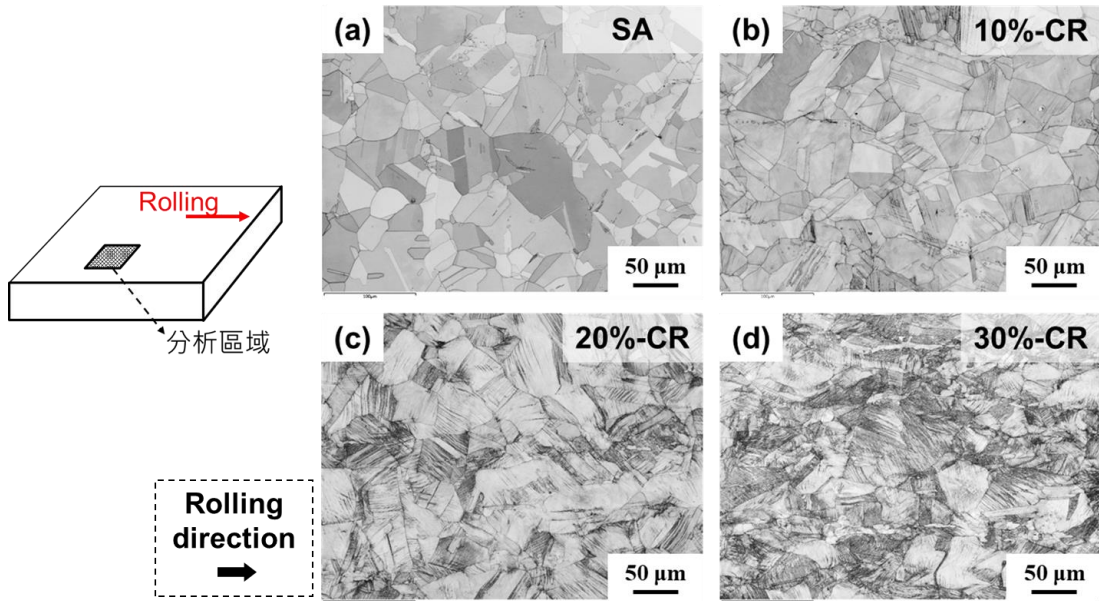


圖 52 304L 金相圖

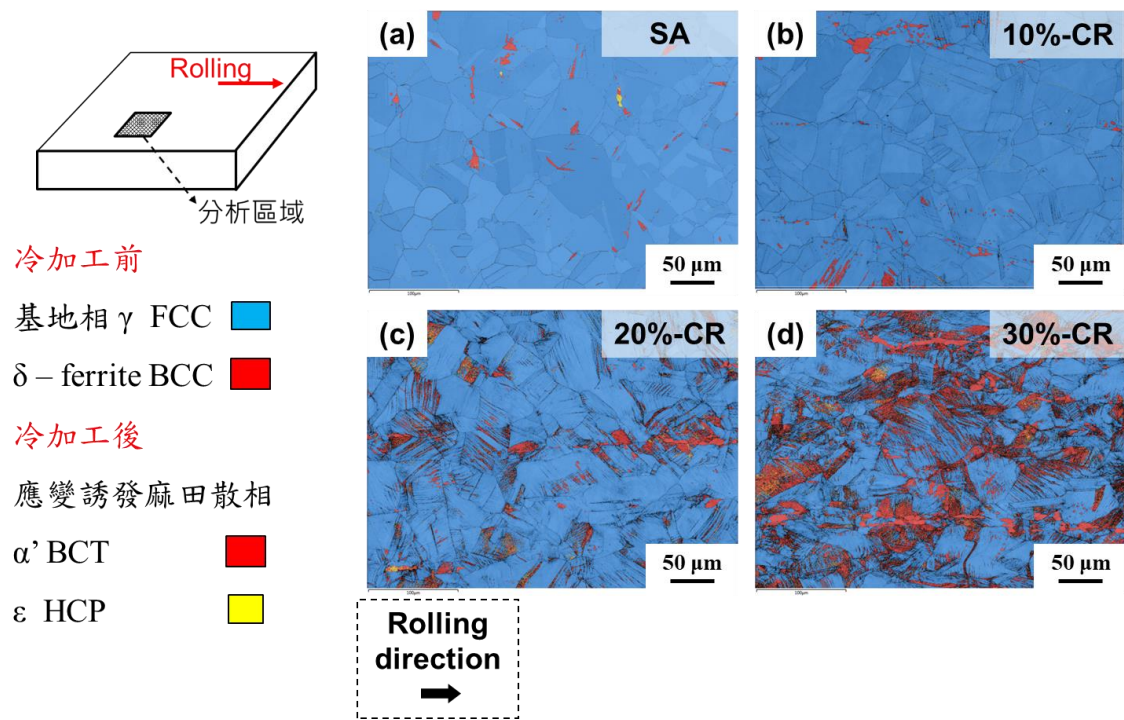


圖 53 304L EBSD 相圖

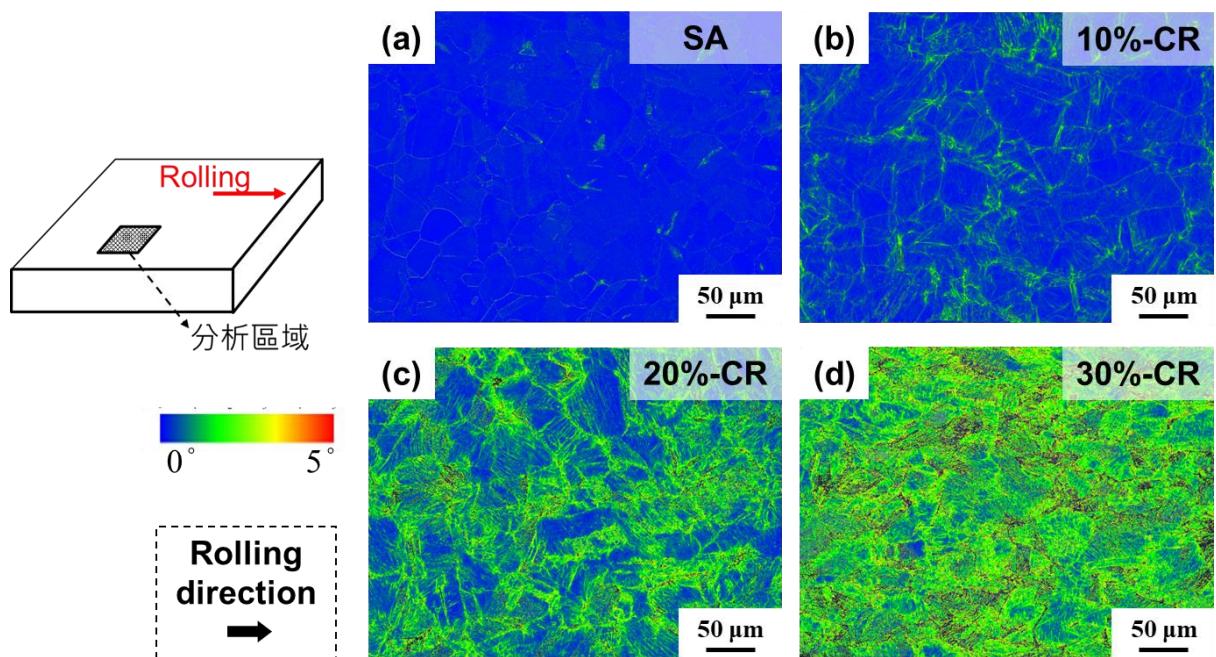


圖 54 304L EBSD KAM 分析圖

電化學腐蝕實驗為加速腐蝕實驗，其量測腐蝕速率原理為利用塔弗方程式(Tafel equation)，圖 55 為氧化還原反應電位與電流關係的塔弗方程式，以 $2\text{H}^+ + 2\text{e}^- = \text{H}_2$ 為例子 (圖 55)，當氧化反應電流密度(i_a)等於還原反應電流密度(i_c)時的電流為平衡電流密度(i_0)，此時的電位為平衡電位，高於平衡電位時 i_a 大於 i_c 發生氧化反應，相反的低於平衡電位則發生還原反應。如圖 56 本實驗電化學陰極反應為 $2\text{H}_2\text{O} + 2\text{e}^- = \text{H}_2 + 2\text{OH}^-$ ，陽極反應主要為 $\text{Fe} = \text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^-$ ，腐蝕反應發生時氧化反應電流密度等於還原反應電流密度，此時的電流為腐蝕電流(i_{corr})，電位則為腐蝕電位(V_{corr})，本實驗電解液中鈉與氯離子不參與氧化還原反應，只負責電荷傳導。圖 57(a)^[47]顯示實際儀器所測得的電流值(i_{app})為氧化電流與還原電流的差值，圖 57(b)^[47]為電位與 \log 電流關係圖，圖中虛線為塔弗方程式，實線點線圖為儀器實際量測值，當掃描電位離開腐蝕電位後，實線的點線圖會出現與虛線塔弗方程式相符的線性區域，該線性區域稱為塔弗直線區(Tafel region)，在該直線區內實際量測的電流值約等於氧化反應或還原反應電流。利用氧化反應與還原反應塔弗直線區的直線交點為腐蝕電位與腐蝕電流(圖 57(b))，依照以上原理冷加工不銹鋼電化學腐蝕實驗利用儀器量測到的數據，再以軟體取得腐蝕電流(圖 38)，利用腐蝕電流代入圖 39 公式求得腐蝕速率，公式中不銹鋼 304 L 的 a/n 值依照各元素重量百分比計算，304L 主要成分為鐵，鉻與鎳佔 97%以上，因此 304L 的 a/n 值約等於鐵，鉻與鎳元素與其重量百分比乘積的合，304L a/n 值為 25.12，密度為 $7.9/\text{cm}^3$ ^[48]。由文獻得知 304L 在低氯純水(小於 10000ppb)環境下腐蝕速率最高為 0.001 至 0.01 mm/year^[49-51]，腐蝕速率隨氯離子濃度降低而減緩，氯離子在除役過渡階段需維持在 100 ppb 以下，為極低的氯離子濃度，因此預估實際 304L 在除役過段階段水環境應接近 0.001 mm/year。電化學腐蝕實驗以沒有冷加工的不銹鋼試片測試並選取適合的參

數，圖 58 為固定電解液濃度 3.5 wt% 氯化鈉，改變掃描速率所得到之腐蝕速率，由圖中得知腐蝕速率隨掃描速率變快而增加，掃描速率為 10 mV/s 的腐蝕速率高於 0.01 mm/year，不符合實際的腐蝕速率，掃描速率為 0.1 mV/s 測得腐蝕速率為 0.0013 mm/year 最接近，但為保守評估選擇 1mV/s(測得腐蝕速率為 0.0022 mm/year)為模擬除役過渡階段電化學腐蝕實驗的掃描速率。圖 59 為固定掃描速率為 1mV/s，改變電解液濃度測得的腐蝕速率，電解液濃度改變對腐蝕速率影響甚微，因此選擇維持 3.5 wt%氯化鈉為模擬除役過渡階段電化學腐蝕實驗的電解液濃度。模擬冷加工不銹鋼除役過渡階段電化學腐蝕實驗以參數為掃描速率 1mV/s 與 3.5 wt%氯化鈉電解液濃度進行實驗，圖 60 為 0 至 30%冷加工試片所測得的腐蝕速率，由圖中發現 10%以內的冷加工有增加抗腐蝕能力，20%以上抗腐蝕能力下降，20%與 30%冷加工量試片相較於沒有冷加工試片的腐蝕速率分別增加約 10%與 20%。造成 10%以內的冷加工試片抗腐蝕能力增加主要為輕微冷加工使氧化層更有保護性，在中性溶液中會提高抗腐蝕能力^[52-53]；20%以上抗腐蝕能力下降主要為不銹鋼冷加工量增加造成滑移帶，應變麻田散鐵與殘留應變增加而使抗腐蝕能力下降，並抵銷超過冷加工使氧化層更有保護性的效果。

$$\eta = \beta \log \frac{i}{i_0}$$

η : 電位

β : 塔伏常數 $2.3RT/\alpha nF$

i : 電流密度

i_0 : 平衡時電流密度, $i_0 = i_a = i_c$

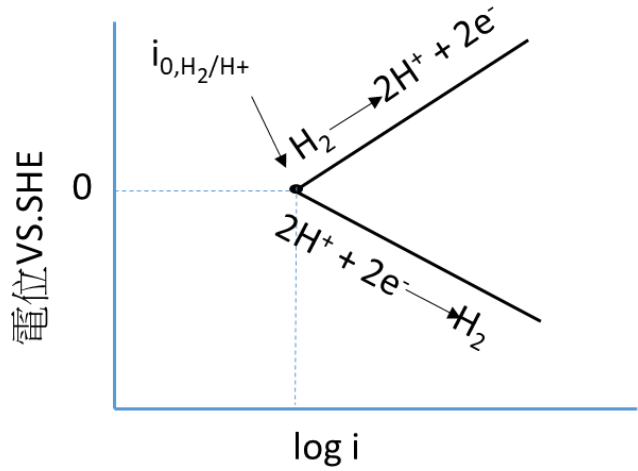
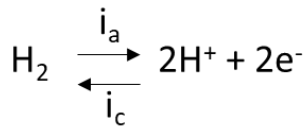
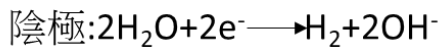


圖 55 塔弗方程式(Tafel equation)



E_{corr} : 腐蝕電位

i_{corr} : 腐蝕電流

$i_{\text{corr}} = i_a = i_c$

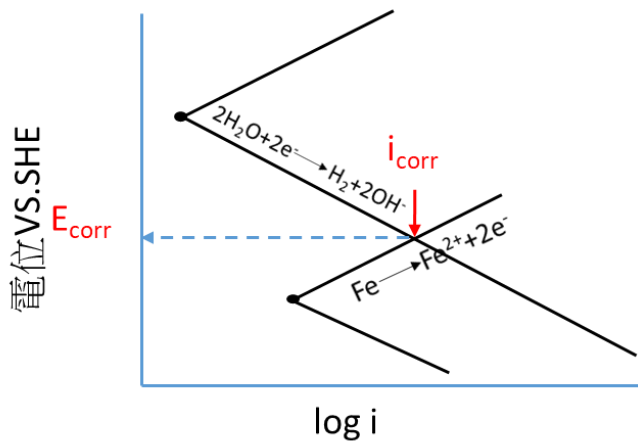
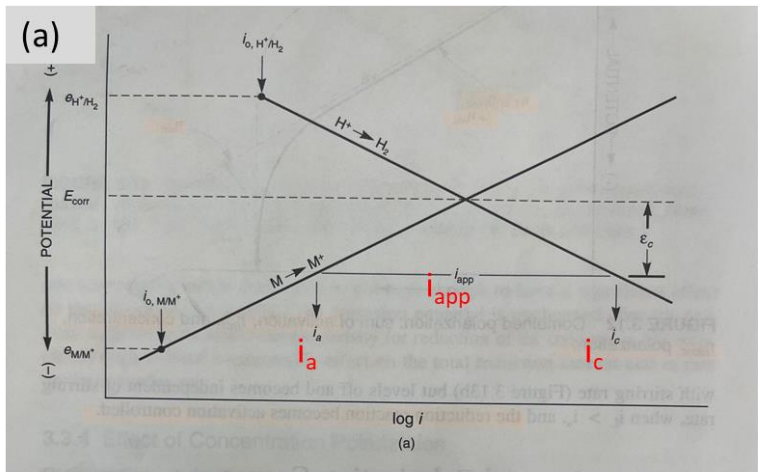


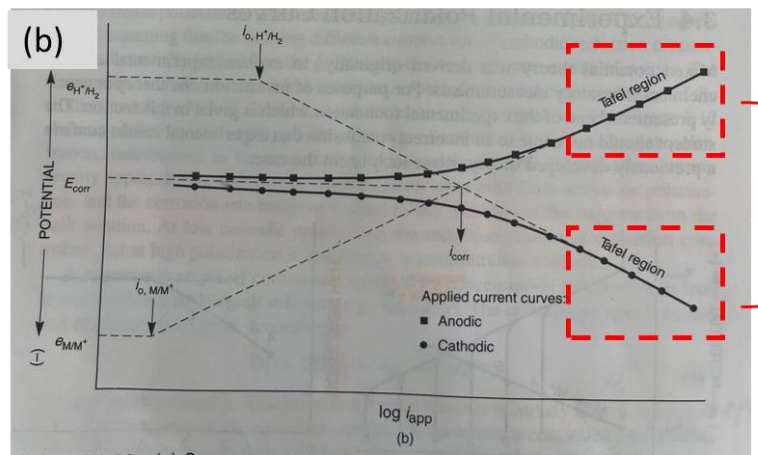
圖 56 碳鋼陰極與陽極電化學反應



i_{app} : 實際測得電流

當 $i_c > i_a$
 $i_{app,c} = i_c - i_a$

當 $i_a > i_c$
 $i_{app,a} = i_a - i_c$



塔弗直線區

當 $i_a \gg i_c$
 $i_{app,a} \approx i_a$

當 $i_c \gg i_a$
 $i_{app,c} \approx i_c$

圖 57^[48] 塔弗直線區(Tafel region)

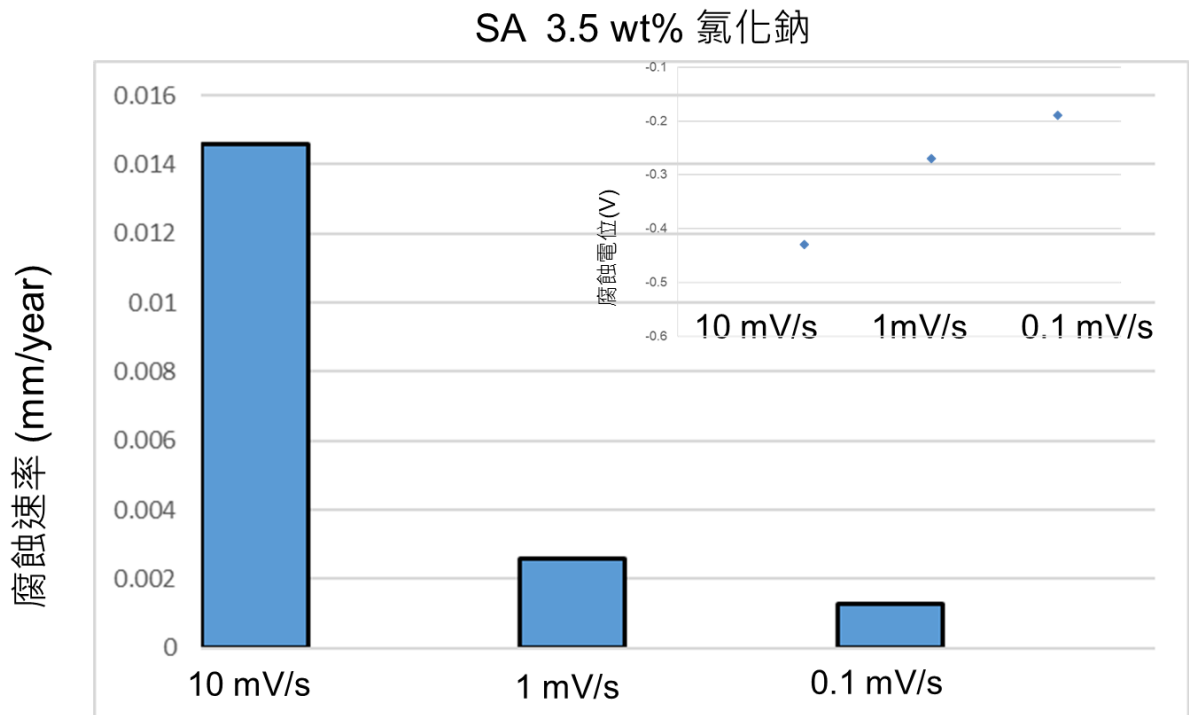


圖 58 改變掃描速率 VS (a)腐蝕速率與(b)腐蝕電位

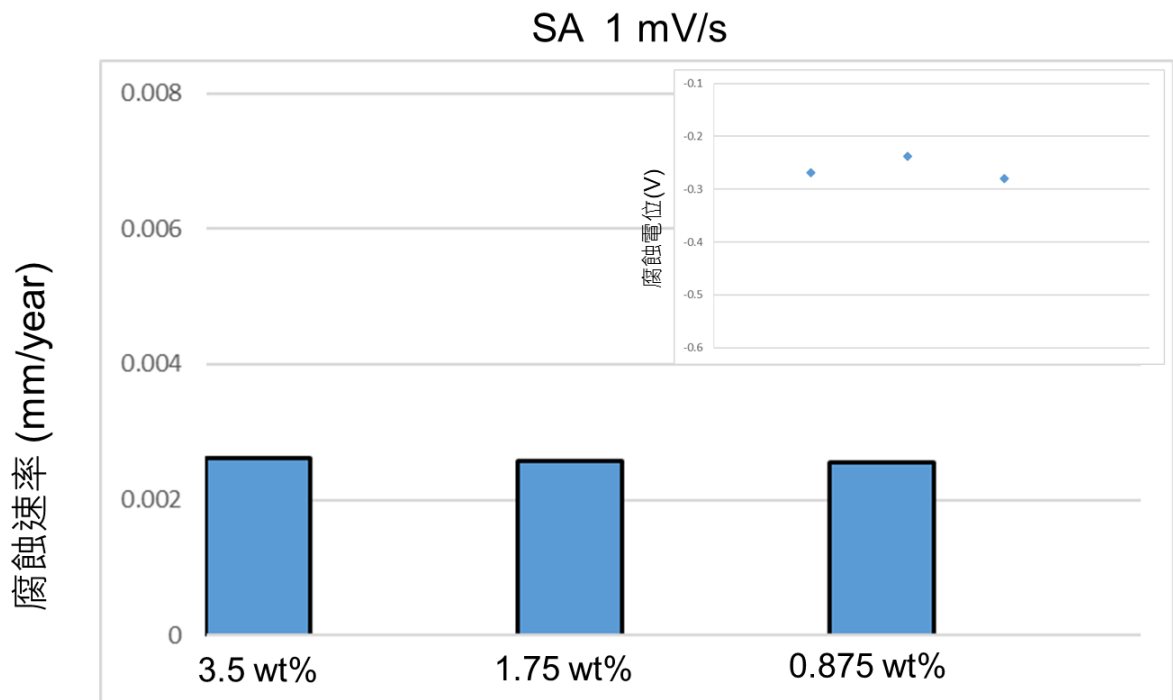


圖 59 改變腐蝕液濃度 VS (a)腐蝕速率與(b)腐蝕電位

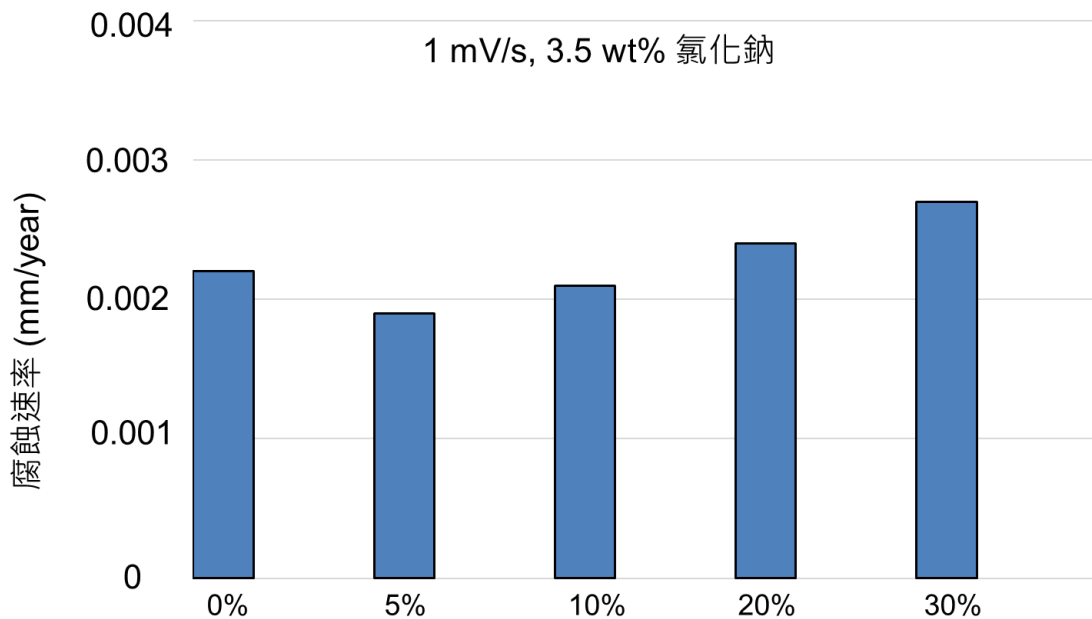


圖 60 冷加工不銹鋼電化學腐蝕速率

4. 結論

本篇研究報告重點整理如下：

- (1) 碳鋼/不銹鋼銲件發生伽凡尼腐蝕區域為碳鋼與焊道接觸的區域，該處碳鋼遭受腐蝕與焊道前端形成階梯狀落差，該區域深度與寬度隨著腐蝕時間增加而增加。
- (2) 碳鋼/不銹鋼銲件伽凡尼腐蝕平均速率範圍為 0.17 至 0.22 mm/year，最快腐蝕速率範圍為 0.22 至 0.31 mm/year，高於碳鋼均勻腐蝕速率 (0.02 至 0.05 mm/year) 約一個數量級；伽凡尼腐蝕裂縫深度變動範圍大，最快腐蝕速率比平均腐蝕速率更能代表伽凡尼腐蝕速率。
- (3) 依據不銹鋼在純水環境的腐蝕速率推論電化學腐蝕實驗掃描速率 1mV/s 與 3.5 wt% 氯化鈉電解液濃度適合模擬冷加工不銹鋼在除役過渡階段腐蝕行為。
- (4) 冷加工不銹鋼電化學腐蝕實驗測得冷加工量 10% 以下抗腐蝕能力增

加，20%以上抗腐蝕能力下降，20%與 30%冷加工量試片相較於沒有冷加工試片的腐蝕速率分別增加約 10%與 20%。

(5)造成 10%以內的冷加工不銹鋼試片抗腐蝕能力增加主要為輕微冷加工使氧化層更有保護性，在中性溶液中會提高抗腐蝕能力；20%以上抗腐蝕能力下降主要為不銹鋼冷加工量增加造成滑移帶，應變麻田散鐵與殘留應變增加而使抗腐蝕能力下降，並抵銷超過冷加工使氧化層更有保護性之效果。

子項計畫一的模擬除役過渡階段碳鋼/不銹鋼銲件重量損失腐蝕實驗結果得知伽凡尼腐蝕速率高於碳鋼均勻腐蝕速率約一個數量級。依據上述結果，建議管制單位於相關評估作業中，應特別注意碳鋼／不銹鋼銲接組件（如管路、閘門或法蘭等）中異材接觸區域的碳鋼壁厚減薄情形。若發生伽凡尼腐蝕，其腐蝕速率將顯著高於碳鋼均勻腐蝕，該區域之腐蝕評估可參考本研究所量測之伽凡尼腐蝕速率。子項計畫二的冷加工不銹鋼電化學實驗利用適合之參數模擬不銹鋼在除役過渡階段腐蝕行為，藉由適合之參數進行電化學腐蝕實驗可以快速量測不同型號或不同冷加工量之不銹鋼腐蝕速率，提供管制單位在評估不銹鋼材料在除役過渡階段壽命的參考依據。由冷加工不銹鋼電化學腐蝕實驗測得冷加工量 10%以下抗腐蝕能力增加，20%以上抗腐蝕能力下降，因此具有嚴重冷加工的不銹鋼管材(大於 20%冷加工量)需有更嚴格的管制標準。

參考文獻

1. M. A. Rodríguez, Corrosion control of nuclear steam generators under normal operation and plant-outage conditions: a review. *Corros Rev* 38(2020) pp.195-230.
2. B. M. Gordon, Non-environmentally assisted cracking corrosion concerns affecting life extension of light water reactors, *Corrosion* 2013 69(2013) pp.1039-1046.
3. A. R. Mendoza, F. Corvo, Outdoor and indoor atmospheric corrosion of carbon steel, *Corrosion Science* 41(1999) pp. 75-86.
4. M. Morcillo, B.Chico, I. Diaz, H. Cano, D. de la Fuente, Atmospheric corrosion data of weathering steels. A review, *Corrosion Science* 77(2013) pp. 6-24.
5. D. Starosvetsky, R. Armon, J. Yahalom, J. Starosvetsky, Pitting corrosion of carbon steel caused by iron bacteria, *International Biodeterioration & Biodegradation* 47 (2001) pp.79-87.
6. Z. May, M.K, Alam, N.A. Nayan, Recent Advances in Nondestructive Method and Assessment of Corrosion Undercoating in Carbon–Steel Pipelines. *Sensors* 2022, 22, 6654.
7. M. Wasim, M.B. Djukic, External corrosion of oil and gas pipelines: A review of failure mechanisms and predictive preventions. *J. Nat. Gas. Sci. Eng.* 2022, 100, 104467.

8. F. King, C. Padovani, Review of the corrosion performance of selected metals as canister materials for UK HLW 1 and or spent fuel, *Corrosion Engineering, Science and Technology* 46(2011) pp.82-90.
9. J. Zhang, J. Wang, and Y. Wang. 2005. Micro-droplets formation during the deliquescence of salt particles in atmosphere. *Corrosion* 61(2005), p1167-1172.
10. F. King, 2007. Overview of a carbon steel container corrosion model for a deep geological repository in sedimentary rock. Nuclear Waste Management Organization Technical Report, NWMO TR-2007-01.
11. L.Dong, Q. Peng, E. H. Han, W. Ke, L. Wang, Stress corrosion cracking in the heat affected zone of a stainless steel 308L-316L weld joint in primary water, *Corrosion Science*.107 (2016) 172–181.
12. W. F. Lu, J. Y. Huang, T. Y. Yung, T. C. Chen, K. C. Tsai, Effects of dendrite axis and fusion boundary on stress corrosion cracking of ER 308 L/SS 304L welds in a high-temperature water environment, *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 179 (2020) 103940.
13. H.P. Hack, *Evaluating Galvanic Corrosion, Fundamentals, Testing and Protection* (ninth ed.), ASM Handbook, Vol. 13A, ASM, Metals Park OH (1987), pp. 562-567.
14. T. Shoji, Proceedings of the 11th International Symposium Environmental Degradation Materials Nuclear Power Systems-Water Reactors. *ANS* (2003) pp.588-598.
15. T. Couvant, 6th International Symposium: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, vol.1 (2006) pp.67-78.

- 16.** MRP: Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel Components in Primary Water Circuit Environments of Pressurized Water Reactors, (EPRI Palo Alto, CA 2007) MRP-236.
- 17.** K. Kumagai, S. Suzuki, J. Mizutani, C. Shitara, K. Yonekura, M. Masuda and T. Futami, Evaluation of IGSCC growth behavior of 316NG PLR piping in BWR, ed. by Y.Y. Wang (ASME, 2004) PVP-vol. 479, pp.217-223.
- 18.** T.M. Angeliu, P.L. Andresen, E. Hall, J.A. Sutliff, S. Sitzman and R.M. Horn, Proc. 9th Int. Symp. Environ. Degradation of Materials Nuclear Power Systems-Water Reactors ed. By F.P. Ford, S.M. Bruemmer and G.S. Was, (TMS, 1999) pp.311-318.
- 19.** Z. Lu, T. Shoji, Y. Takeda, Y. Ito and S. Yamazaki, The dependency of the crack growth rate on the loading pattern and temperature in stress corrosion cracking of strain-hardened 316L stainless steels in a simulated BWR environment, Corrosion Science. 50 (2008) 698-712.
- 20.** Z. Lu, T. Shoji, Y. Takeda, Y. Ito, A. Kai and S. Yamazaki, Transient and steady-state crack growth kinetics for stress corrosion cracking of a cold-worked 316L stainless steel in oxygenated pure water at different temperatures, Corrosion Science. 50 (2008) 561-575.
- 21.** D. R. Tice, S. Nouraei, K. J. Mottershead and J. W. Stairmand, Effects of Cold Work and Sensitization on Stress Corrosion Crack Propagation of Austenitic Stainless Steels in PWR Primary Coolant Condition, 14th Int. Conf. (Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Virginia Beach, VA, 2009) pp. 23-27.

22. D. Gomez-Briceno, M Sol Garcia and Jesus Lapena, SCC behavior of austenitic stainless steels in high temperature water: Effect of cold work, water chemistry and type of materials, 14th Int. Conf. (Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Virginia Beach, VA, 2009) pp.23-27.
23. L. Tribouilloy, F. Vaillant, T. Couvant, J. M. Boursier, Y. Rouillon, C. Amzallag, J.M. Olive, M. Puiggali and L. Legras, Effect of strain-hardened inner surface layers on stress corrosion crack growth in cold worked austenitic stainless steels in PWR environment, Proc. 13th Int. Con. (Environmental Degradation of Materials In Nuclear Power Systems -Water Reactors, Whistler, British Columbia, 2007) CDROM.
24. L. Lozano-Perez , K. Kruska, I. Iyengar, T. Terachi and T. Yamada, The role of cold work and applied stress on surface oxidation of 304 stainless steel, Corrosion Science. 56 (2012) 78-85.
25. J. Kuniya, I. Masaoka and R. Sasaki, Effect of cold work on the stress corrosion cracking of nonsensitized AISI 304 stainless steel in high-temperature oxygenated water, National Association of Corrosion Engineers. 44 (1988) 21-28.
26. T. Shoji, Quantification of Yield Strength Effects on IGSCC in Austenitic Stainless Steels and its Implication to the IASCC, (EPRI, Palo Alto, CA,2002) 1007380.
27. 核電廠除役過渡階段碳鋼 A106 靜水環境腐蝕行為研究，INER-15492，呂文豐。
28. 電廠除役過渡階段碳鋼管材與鉚件腐蝕行為研究，INER-16210，呂文豐、陳泰丞。

29. 電廠除役過渡階段碳鋼銲件間隙腐蝕行為研究，INER-16815，呂文豐、陳泰丞、蔡坤釗。
30. 電廠除役過渡階段靜置水環境下碳鋼鍍鋅層破損對腐蝕行為之影響，NARI-17504R 呂文豐、陳泰丞、蔡坤釗。
31. W. F. Lu, T. C. Chen, K. C. Tsai, and T. Y. Yung, The Corrosion Behavior of Carbon Steel Materials Used at Nuclear Power Plants During Deactivation and Decommissioning Processes, *Metal* 14(2024), 1444
32. Y. Masato, N. Hiroo, Corrosion Potential and Corrosion Rate of Low-Alloy Steel under Thin Layer of Solution, *J. Japan Inst. Met. Mater*, 61, 8(1997), p721-726.
33. Y. Seechurn, J.A. Wharton, B.Y.R. Surnam, Mechanistic modelling of atmospheric corrosion of carbon steel in Port-Louis by electrochemical characterisation of rust layers. *Materials Chemistry and Physics* 291(2022) , 126694.
34. S. A. Park, J. G. Kim, Y. S. He, K. S. Shin and J. B. Yoon, Comparative study on the corrosion behavior of the cold rolled and hot rolled low-alloy steels containing copper and antimony in flue gas desulfurization environment, *Physics of Metals and Metallography*, 115(2014), pp.1285–1294.
35. W. Ozgowicz, A. Grajcar and A. Kurc-Lisiecka, Corrosion Behavior of Cold-Deformed Austenitic Alloys, INTECH Open Access Publisher, 2012.
36. D. Clover, B. Kinsella, B. Pejic, R. De Marco, The influence of microstructure on the corrosion rate of various carbon steels, *Journal of Applied Electrochemistry* (2005) 35:139–149.

37. D. Dwivedi, K. Lepkova, T. Becker, Carbon steel corrosion: a review of key surface properties and characterization methods, *RSC Adv*, 7(2017), pp.4580-4610.
38. S. Lozano-Perez, K. Kruska, I. Iyengar, T. Terachi and T. Yamada, Atom probe tomography and analytical transmission electron microscopy characterization of grain boundary oxidation in stainless steels. *Corrosion Science* 56 (2012) pp.78-85.
39. H. Mehrer, *Diffusion in Solids*, (Springer) Ch31, pp. 547552.
40. Z. Lu, T. shoji, Y. Takeda Y. Ito, A. Kai, N. Tsuchiya, Influence of cold work and temperature on stress corrosion cracking growth behavior of 316L stainless steels in high-temperature pure water. *Corrosion Science* 50 (2008) pp.625–638.
41. F.P. Ford, Quantitative prediction of environmentally assisted cracking, *Corrosion* 52 (1996) pp.375-395.
42. T. Sonar, M. Ivanov, E. Trofimov, K. Liu, I. Shcherbakov, N. Shaburova, P. Samoilovskikh, A critical review on dissimilar welding of ferritic-martensitic steel and austenitic stainless steel using gas tungsten arc welding process: Weldability issues, processing, and performance characteristics of joints, *Journal of Manufacturing Processes* 133(2025) pp.811-864.
43. Standard Recommended Practice for Preparing Cleaning and Evaluating, ASTM Designation G1-88, ASTM Committee Standards.
44. R. Winston Revie, *Uhlig's Corrosion Handbook*, John Wiley & Sons, Inc, Third editon Part1 p.130.

45. C.L. Lai , L.W. Tsay , W. Kai , C. Chen, Notched tensile tests of cold-rolled 304L stainless steel in 40 wt.% 80 °C MgCl₂ solution, Corrosion Science. 51 (2009) pp.380-386.
46. H. Mehrer, Diffusion in Solids, (Springer) Ch31, pp. 547-552.
47. Denny A. Jones, Principles and Prevention of Corrosion, Ch.3, pp94.
48. Standard Guide for Corrosion Tests in High Temperature or High Pressure Environment, or Both, ASTM Designation G1-11, ASTM Committee Standards.
49. L. Boulton , Behaviour of Stainless Steels in Waters, Nickel Institute Publication Series (2018) p.12.
50. Standardized DOE Spent Nuclear Fuel Canister and Transportation, Aging and Disposal Canister System Performance Specification Rationale Report Appendix B – Corrosion Rates and Mechanisms for Borated and Nonborated Stainless Steels, U.S. Department of Energy. (2015) pp.4-5.
51. M. Mobin, H. Shabnam,. Corrosion Behavior of Mild Steel and SS 304L in Presence of Dissolved Nickel under Aerated and Deaerated Conditions. Research Journal of Chemical Sciences, 1(2011), pp.30–37.
52. P. Rodriguez, Influence of Metallurgical Variables on Corrosion, Trans Tech Publications 10th International Congress on Metallic Corrosion Conf. Proc., 1989 (V) pp.31–42.
53. J.J. Noel, Effects of Metallurgical Variables on Aqueous Corrosion, Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection, Vol 13A, ASM Handbook, ASM International, 2003, pp 258–265.

附件四

Analysis of the South Wall Leakage Incident in the Unit 2 Fuel Pool at Indian Point Nuclear Power Plant and Associated Nondestructive Examination Regulations

by

Joe-Ming Chang

Abstract

The Indian Point Energy Center (IPEC), located in the suburbs of New York, experienced an incident in 2005 during excavation at the Unit 2 spent fuel storage facility, where shrinkage cracks and water leakage were unexpectedly discovered in the concrete pool wall. Analysis revealed the leaked water contained tritium and other radioactive materials. Although the contamination area was limited, this incident prompted a comprehensive investigation by the U.S. authorities. During the investigation, the team employed nondestructive examination (NDE) techniques such as visual inspection and vacuum box leak testing, and implemented monitoring wells to assess groundwater conditions. The results confirmed that on-site contamination levels were significantly below U.S. regulatory standards and posed no substantive risk to public health. The leakage was attributed to a combination of long-term factors, including construction and maintenance activities causing defects in the pool wall liner and changes in earth pressure against the structure.

This report provides a detailed analysis of the 2005 IPEC spent fuel pool leakage incident, including the event background, investigation procedures, the NDE methods utilized, and a review of relevant regulatory standards for concrete structures in nuclear facilities, specifically ACI 349.3R-18 and ACI 201.1R-08.

Based on these findings, the report offers recommendations for assessment processes, evaluation methods, and key regulatory measures tailored to the management needs of domestic nuclear power plants, serving as a reference for related nuclear facility safety management.

Keywords: Spent fuel pool, Visual Inspection, Evaluation Procedure

National Atomic Research Institute

印地安角核能發電廠二號機燃料池南側牆面滲漏事件與相關非破壞檢測之 規範研析

張佐民

摘 要

美國印地安角核電廠（Indian Point Energy Center）位於紐約近郊，2005年於 2 號機燃料貯存廠房開挖時，意外發現混凝土池壁出現收縮裂縫且有水體滲漏。經分析，滲漏水含有氚等放射性物質，雖然污染範圍有限，仍促使美國政府進行全面調查。調查過程中，團隊運用目視檢查、真空盒洩漏試驗等非破壞檢測技術，並設置監測井對地下水進行監控，最終確認現場污染程度遠低於美國規範標準，對公眾健康未構成實質威脅。至於滲漏成因，主因為多年以來建廠或維運施工導致池壁內襯產生缺陷，加上池牆土壓變化等多重因素，共同造成池水滲漏。

本報告針對 IPEC 核電廠 2005 年用過燃料池池水滲漏事件，詳細分析事件背景、調查經過、所採用的非破壞檢測方式與相關核能設施之混凝土結構檢測法規 ACI 349.3R-18 與 ACI 201.1R-08，並針對國內核電廠實際管制提出判讀流程、評估方法及管制要項等建議，以俾國內核設施相關使用之參考。

關鍵字：用過燃料池、目視檢測、評估方法。

國家原子能科技研究院

目錄

1. 前言	1
2. 印地安角核電廠案例研析	3
2.1. Indian Point 核能電廠基本資訊簡介	3
2.2. 2005 年 IEPC 電廠用過燃料池池水滲漏事件始末概述[7, 8]:.....	4
2.3. IPEC 燃料池滲漏事件肇因調查歷程[8]	7
2.3.1. IP2-SFP 1990-1992 年的池壁不銹鋼襯板滲漏	9
2.3.2. IP2-SFP 2005 南側混凝土外牆收縮裂縫池水滲漏事件.....	10
2.3.3. IP2-SFP 2007 年運轉運河襯裡焊縫缺陷	11
2.4. 滲漏事件發生原因總結	12
3. 用過燃料池池水滲漏事件所應用之非破壞檢測技術介紹.....	15
3.1. 目視檢測技術.....	15
3.2. 真空盒洩漏試驗(Vacuum Box Leakage test)技術.....	17
3.3. 遠端檢查載具[15].....	18
4. ACI349.3R 法規研析[9].....	23
4.1. 章節概述.....	24
4.2. 研究方法與評估程序.....	26
4.2.1. 研究方法	26
4.2.2. 範圍	26
4.2.3. 選擇性評估	27

4.2.4.	定期性評估	27
4.2.5.	評估程序文件	29
4.2.6.	相關評估技術介紹	30
4.2.6.1.	目視檢查 (Visual Inspection)	31
4.2.6.2.	非破壞檢測 (Nondestructive Examination)	34
4.2.6.3.	分析方法與侵入性測試	35
4.2.7.	評估程序總結	36
4.3.	混凝土劣化機制.....	36
4.3.1.	chemical attack 化學侵蝕	37
4.3.2.	leaching 浸出作用	38
4.4.	評估標準.....	38
4.5.	評估頻率.....	43
4.6.	評估團隊資格要求.....	44
5.	法規 ACI 201.1R-08[10]研析	47
5.1.	Cracking	47
5.1.1.	Crack widths (裂縫寬度) :	47
5.1.2.	Checking (龜裂) :	47
5.1.3.	Craze crack (網狀裂縫) :	47
5.1.4.	Crazing (龜裂化) :	48
5.1.5.	D-cracks (D 型裂縫) :	48

5.1.6.	Diagonal crack (斜裂縫):	48
5.1.7.	Hairline cracks (髮絲裂縫):	48
5.1.8.	Longitudinal cracks (縱向裂縫):	49
5.1.9.	Map cracking (地圖狀裂縫):	49
5.1.10.	Pattern cracking (圖案狀裂縫):	49
5.1.11.	Plastic shrinkage cracking (塑性收縮裂縫):	49
5.1.12.	Random cracks (不規則裂縫):	49
5.1.13.	Shrinkage cracking (收縮裂縫):	49
5.1.14.	Transverse cracks (橫向裂縫):	50
5.2.	Distress	50
5.2.1.	Chalking (粉化):	50
5.2.2.	Deflection (挫屈變形):	50
5.2.3.	Deformation (變形):	50
5.2.4.	Delamination (分層剝離):	51
5.2.5.	Disintegration (崩解):	51
5.2.6.	Drummy area (空鼓區域):	51
5.2.7.	Dusting (粉化):	52
5.2.8.	Efflorescence (白華):	52

5.2.9.	Exfoliation (剝落):	52
5.2.10.	Exudation (滲出):	52
5.2.11.	Joint deficiencies (接縫缺陷):	52
5.2.12.	Joint spall (接縫爆裂):	52
5.2.13.	Joint leakage (接縫滲漏):	52
5.2.14.	Joint fault (接縫錯位):	53
5.2.15.	Leakage (滲漏):	53
5.2.16.	Leakage, liquid (液態滲漏):	53
5.2.17.	Leakage, gas (氣態滲漏):	53
5.2.18.	Mortar flaking (混凝土表層砂漿剝離):	53
5.2.19.	Peeling (剝落):	53
5.2.20.	Pitting (點狀缺陷):	54
5.2.21.	Popout (爆點/局部爆出):	54
5.2.22.	Popouts, small (小型局部爆點):	54
5.2.23.	Popouts, medium (中型局部爆點):	54
5.2.25.	Scaling, light (輕度剝落): 鄰近表面部分混凝土或砂漿片狀剝落或脫落。	55
5.2.26.	Scaling, medium (中度剝落):	55

5.2.27.	Scaling, severe (嚴重剝落):	55
5.2.28.	Scaling, very severe (最大剝落程度):	55
5.2.29.	Spall (剝離):	56
5.2.30.	Small spall (小型剝離):	56
5.2.31.	Large spall (大型剝離):	56
5.2.32.	Warping (翹曲):	56
5.2.33.	Air void (氣孔):	57
5.2.34.	Blistering (鼓包):	57
5.2.35.	Bugholes (氣孔孔洞):	57
5.2.36.	Discoloration (變色):	57
5.2.37.	Staining (染色)	57
6.	結論	58
	參考文獻	61

附圖目錄

圖 1-1 Indian Point Energy Center [1].....	2
圖 2-1 IPEC 地理位置與上視圖[6]	4
圖 2-2 用過燃料池南面混凝土牆處發現濕潤的裂縫[7、8、11]	5
圖 2-3 35 口監測井的分布位置[7、8].....	6
圖 2-4 廠址地下水流動之概念模型[8].....	7
圖 2-5 IP2-SFP 於 1992 年、2005 年與 2007 年發生的池水滲漏事件位置與 T 型鋼樑安裝示意圖 [8].....	9
圖 2-6 IP2-SFP 滲漏事件肇因示意圖	13
圖 3-1 國原院材料所研發之遠端目視影像檢測與 AI 辨識系統.....	16
圖 3-2 真空盒洩漏試驗操作示意圖[13、14].....	18
圖 3-3 Stingray ROV[15].....	20
圖 3-4 操控 Stingray ROV 於用過燃料池底部與側壁進行檢查示意圖[15].....	20
圖 3-5 Taxicab ROV 示意圖[15].....	21
圖 3-6 Taxicab ROV 在(a)用過燃料池支架下方與(b)池壁的移動操作示意圖 [15]	21
圖 4-1 評估標準層級結構	39
圖 4-2 混凝土表面第一層級與第二層級的判斷標準	40
圖 4-3 金屬或塑膠襯裡保護的混凝土表面第一層級與第二層級的判斷標準	40
圖 4-4 混凝土中埋件周圍區域第一層級與第二層級的判斷標準	41
圖 4-5 接縫塗層非結構件及保護結構性構件的非結構性元件	41

1. 前言

印地安角能源中心（Indian Point Energy Center, IPEC）位於美國紐約州哈德遜河畔，長期為紐約大都會區電力供應之重鎮，其運轉歷史及除役過程[1-8]對區域能源規劃與核能電廠之管制經驗深具指標意義。IPEC 由三座壓水式反應爐組成，尖峰時期佔紐約州約 11%之裝置容量，足以供應紐約市四分之一電力需求。隨 40 年運轉許可屆滿，受電力市場趨勢與政策影響，IPEC 已於 2021 年永久停止發電，並進入除役階段。

2005 年，IPEC 於 2 號機用過燃料池南側牆體進行開挖作業[7、8]，為建置用過燃料貯存設施做預備時，意外發現混凝土牆面出現兩條收縮裂縫並有濡濕的現象。後經證實滲出水之主要放射性核種為氫，並確認抽燃料池池水已向外滲漏。為調查與補救這一事件所造成的影響，相關管制單位旋即針對池體結構、相關設施及地下水展開全面溯源與監控，包括電廠營運歷史的回顧調查、池內不銹鋼襯板的非破壞檢驗、後續全面的廠區燃料池壁檢查與地下水污染範圍與遷移路徑調查。而在一系列的追蹤調查後，確認氫及其他放射性物質濃度遠低於美國相關標準，無涉飲用水、亦不構成公眾健康威脅。調持人員並於 2007 年總結出 2005 年 IPEC 於二號機燃料池南面池壁的滲漏事件，肇因為一橫跨建廠初期至 2007 年一連串於燃料池壁與不銹鋼內襯空間積水的複雜過程。

本篇報告即為研析 2005 年 IPEC 用過燃料池南面牆滲漏事件的歷程與肇因，所使用的非破壞檢測技術與整理節錄相關的檢測規範，以俾國內相關核設施可參考使用。本文中第二章將深入探討在 IPEC 事件中，調查人員如何在燃料池外牆經過目視檢測發現用過燃料池外牆的滲漏水，在燃料池壁

內襯的使用真空箱洩漏試驗檢查銲道有無缺陷滲漏點，再加上回顧電廠的營運歷史，最終整理推斷出滲漏肇因的始末。第三章將介紹在本案例中所使用的目視檢測與真空盒洩漏試驗技術，並現階段美國電力研究所研發水下檢測載具的研發概況。在 IPEC 的燃料事件中，燃料池的池水滲漏最先由混凝土外牆被廠方人員經由目視檢測發現，故本報告第四與第五章整理節錄現行對核能電廠混凝土設施所使用之 ACI 349.3R-18[9]與 ACI201.1R-08[10] 檢測法規中與本案相關的法條內容做為參考，第六章則為本報告結論與國內相關安全管制議題的參考建議。



圖 1-1 Indian Point Energy Center [1]

2. 印地安角核電廠案例研析

2.1. Indian Point 核能電廠基本資訊簡介

印地安角能源中心 (Indian Point Energy Center, IPEC) 位於美國紐約州布查南市 (Buchanan)，座落於哈德遜河東岸，距離紐約市曼哈頓中城約 58 公里[1]，如圖 2-1。身為鄰近紐約都會區的重要核能發電設施，IPEC 長期在高負載地區扮演穩定供電的關鍵角色，其運轉與除役歷程，對於區域電力系統規劃、能源政策及社會治理，皆具有重要參考價值。

IPEC 的歷史沿革可追溯至聯合愛迪生公司 (Consolidated Edison, Con Edison) 與紐約電力局 (New York Power Authority, NYPA) 時期。Entergy 公司於 2000 年自 NYPA 取得 3 號機組，2001 年又自 Con Edison 取得 1、2 號機組，自此統一經營該廠址，直到機組陸續停機並進入除役階段[1、2]。

在技術配置方面，IPEC 共設三座機組。1 號機(Unit 1, IP1)為 Babcock & Wilcox [3]建造的壓水式反應爐 (Pressurized Water Reactor, PWR)，發電容量 275 MWe，於 1962 年取得運轉許可後投入運作，1974 年停機。2 號 (Unit 2, IP2)及 3 號機(Unit 3, IP3)則為設計相近的西屋公司的四迴路 PWR，分別於 1974 年與 1976 年完工，發電容量分別為 1,032 MWe 和 1,051 MWe。在運轉巔峰時期，2、3 號機合計裝置容量約占紐約州總裝置容量 11%，可供應紐約市約四分之一的用電需求。

在許可與營運年限方面，2、3 號機原始 40 年運轉許可分別於 2013 年及 2015 年屆滿。Entergy 曾依規向美國核能管制委員會 (Nuclear Regulatory Commission, NRC) 申請延長 20 年運轉許可，審查過程一度朝核准方向發展。然而，受長期低迷的批發電價、地方反核運動及紐約州整體政策導向等

多方因素影響，最終決定逐步關閉廠區。IPEC 已於 2021 年 4 月 30 日永久停止發電[4、4]，並依 NRC 規定正式進入長期除役程序。

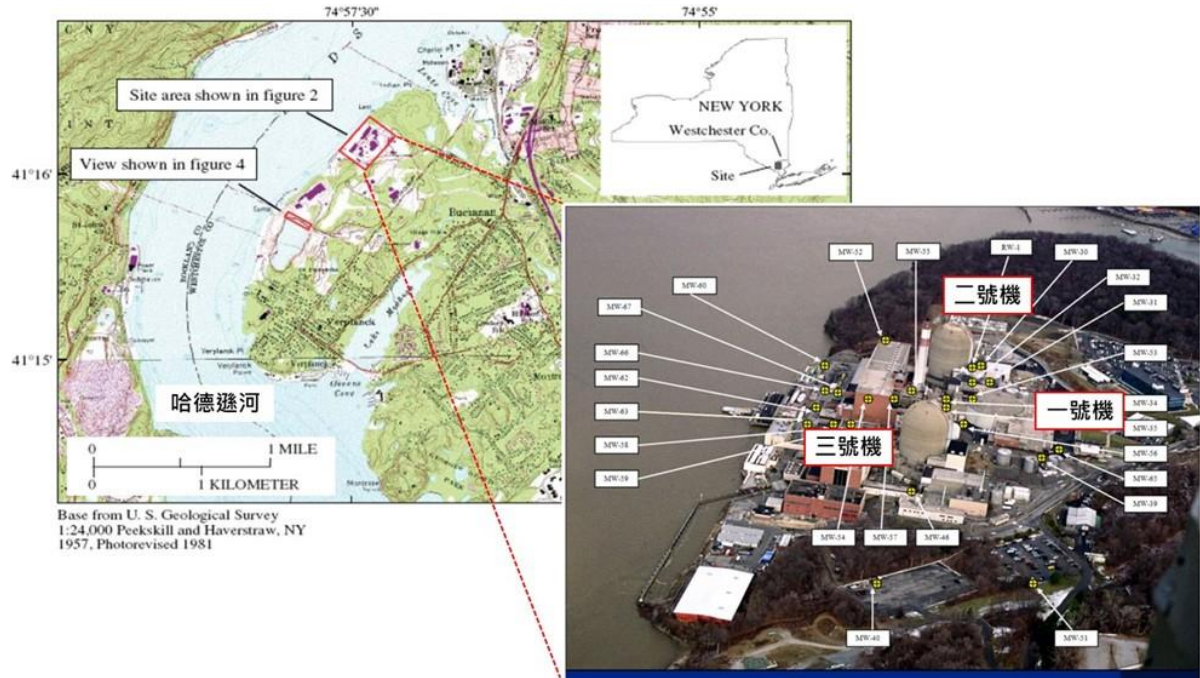


圖 2-1 IPEC 地理位置與上視圖[6]

2.2. 2005 年 IEPC 電廠用過燃料池池水滲漏事件始末概述[7, 8]:

2005 年 8 月，Entergy 公司於二號機燃料貯存廠房（Unit 2 Fuel Storage Building, IP2-FSB）裝卸區，鄰近用過燃料池（Unit 2 Spent Fuel Pool, IP2-SFP）南側牆體執行開挖作業，目的是配合後續獨立式用過燃料貯存設施（Independent Spent Fuel Storage Installation, ISFSI）建置工程所需門式起重機(gantry crane)的安裝(圖 2-2)。在移除用過燃料池南牆既有回填材料期間，工作人員意外發現混凝土池壁出現兩條收縮(shrinkage cracks)裂縫，寬度約 1/64 英吋（約 0.4 毫米），且該區域混凝土牆面明顯潮濕。

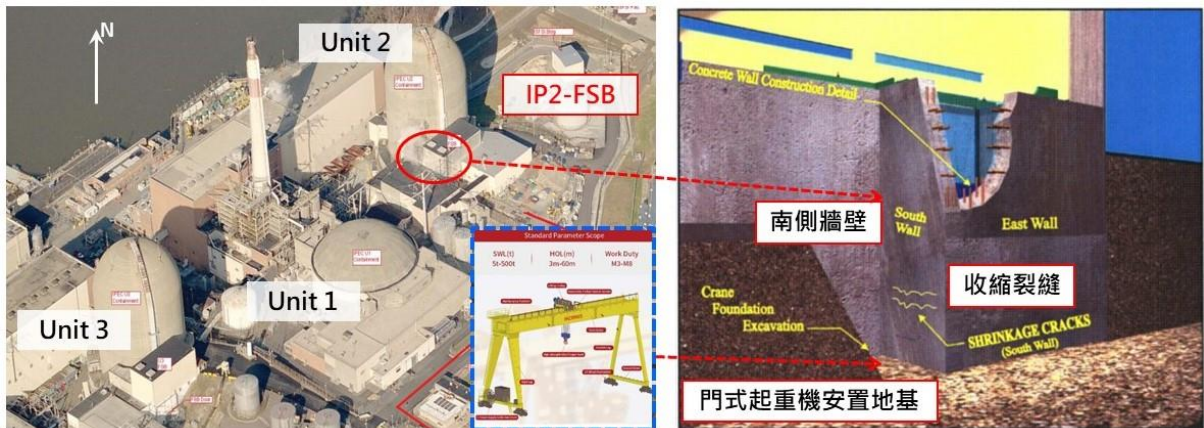


圖 2-2 用過燃料池南面混凝土牆處發現濕潤的裂縫[7、8、11]

由於現場未見明顯流動性液體，僅得以針對滯留於裂縫處的水分進行採樣。經分析，比對該水分的輻射和化學特性，結果顯示與二號機用過燃料池水體一致，主要放射性核種為氚(Tritium)。此一發現促使立即啟動裂縫修復作業，以封阻已確認的洩漏路徑。為達永久性防護，在回填起重機基座與用過燃料池牆面前，於兩處裂縫上方增設滲水收集箱(collection box)，以徹底防止污染進一步滲透至地下層。

隨後，檢測團隊分析裂縫滲出水分，確認其含有氚與其他用過燃料池常見的放射性核種。為細緻追溯汙染來源，相關單位立即檢閱歷年電廠異常事件紀錄，並針對所有可能造成污染的設施，包括管線、排水井、閘門及儲槽等，全面展開檢查。此外，於場區多處重要位置鑽設監測井，建立地下水長期監測機制。

針對本次事件，Entergy 公司委託專業水下工程與影像檢測團隊檢查二號機用過燃料池內壁的不銹鋼襯板(liner)。檢查期間，共發現約六處襯板異常。經潛水人員下池，採用真空箱檢測法對異常區域進行洩漏測試。雖未檢出明顯穿透性洩漏，但為審慎起見，仍於相關區域施作特殊環氧樹脂塗層。

同時，為精確掌握地下水污染分佈，現場共新設約 35 口監測井(圖 2-3)。監測結果顯示，部分井口檢出氙濃度異常值。專家團隊並利用這些數據，建立從地表延伸至電廠基礎結構(約數十公尺深度)的三維水文地質模型，以明確界定污染源、遷移路徑並提供後續整治策略的科學依據(圖 2-4)。

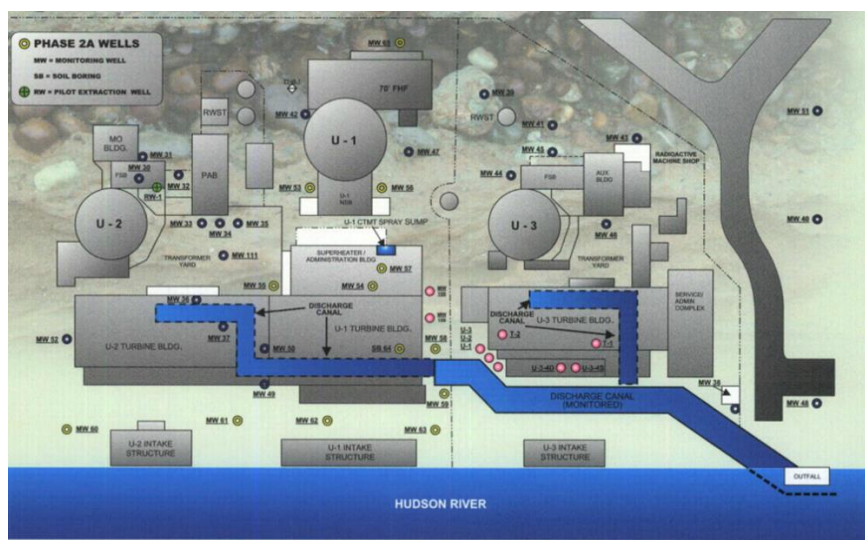


圖 2-3 35 口監測井的分布位置[7、7]

在後續的監測發現，2 號機用過燃料池對場區地下水造成的氙濃度，皆遠低於 NRC 的豁免標準，大部分監測井的氙濃度亦顯著低於美國環境保護署 (Environmental Protection Agency, EPA) 之飲用水標準，顯示現地輻射環境處於極低水平。值得注意的是，IPEC 周邊社區民生用水皆取自地表水庫，並非靠地下水，進一步降低對公眾健康的潛在風險。總結而言，IPEC 僅有極微量放射性物質滲入地下水，經 NRC 判斷，不構成重大威脅，亦無明顯暴露途徑。



圖 2-4 廠址地下水流動之概念模型[7]

整體而言，針對 2005 年燃料池水滲漏事件的調查，逐步發展成一項耗資數百萬美元的全面性專案，範疇涵蓋：滲漏溯源、放射性物質鑑別及定量、裂縫修復與即時止漏、既有及潛在放射性污染的範圍評估，以及整治對策的規劃與執行。此一計畫集結水文學、水文模擬、輻射劑量評估、環境修復、放射化學、土木與結構工程等跨領域專家，組成專業團隊協同推展及長期追蹤，為事件處理提供嚴謹的技術與決策依據。而最終評估顯示，氙及其他放射性物質影響遠低於美國相關法規標準，並無造成公眾健康風險，同時已完善納入長期監測與持續風險控管機制，確保廠區及周邊環境安全。

2.3. IPEC 燃料池滲漏事件肇因調查歷程[8]

Entergy 公司於 2005 年 9 月，在 IP2-SFP 南側混凝土牆體發現收縮裂縫後，隨即自兩大方向針對事件展開肇因調查。首先，業主對廠內過往運轉及

檢修紀錄進行回顧，確認最早的 IP2-SFP 內襯滲漏事件發生於 1990 年（前任業主管轄期間），其滲漏於 1992 年查明後即完成修復。另一方面，業主針對 IP2-SFP 系統（含主池體與運轉運河）重新全面檢視內襯完整性。經檢查，可及區域內的 SFP 主池內襯未再發現其他滲漏點。

隨後在 2007 年，為進一步釐清運轉運河（transfer canal）不銹鋼板內襯狀況，檢查團隊將運河池水排空，針對內襯及各處焊縫進行詳細檢測，於一處焊縫發現微小焊接瑕疵。擴大檢查後，僅該處顯現滲漏跡象，其他區域並未見異常。技術評估指出，當運河水位高於該缺陷標高時，含氫燃料池水可能會沿著瑕疵滲入襯板與混凝土牆間的夾層。不過該缺陷已於後續重新注水前完成密封修復，成功杜絕潛在滲漏路徑，之後所有已確認之滲漏來源均已受控，現場監測狀況穩定。

上述滲漏現象的產生，與用過燃料池本身的結構設計密切相關。IP2-SFP 包括燃料池本體及一體式運轉運河，整體結構直接建於堅固基岩。建設期間基岩自地表開挖至標高 51.6 英尺（約 15.7 公尺），提供必要的結構基礎。燃料池混凝土底板位於地下水位以上約 40 英尺（約 12.2 公尺），有利於降低地下水進入池體的風險。池壁內側預埋鋼製 T 型梁，嵌入厚度 4 至 6 英尺（約 1.2 至 1.8 公尺）的混凝土壁中，形成不銹鋼襯板（尺寸 6×20 英尺，約 1.8×6 公尺）於 T 型梁上施作線性焊接的結構條件。此工法造成 1/4 英寸（約 0.64 公分）厚的不銹鋼襯板與混凝土池壁之間形成一不規則夾層空間，估計容量達 1500 加侖（約 5678 公升）。而 T 型梁焊接深度和密合度各異，使不同板片背後的空間連通性也不盡相同。正是這樣的不規則夾層（即前段所述間隙空間的實體結構），使得若運河池水自內襯微小缺陷滲入後，會沿著彎曲複雜的路徑流動，增加檢測與修復的難度。

T 型鋼樑嵌入於 4 至 6 英尺厚的混凝土池壁內側表面，作為不鏽鋼襯板(長×寬: 20 英尺 × 6 英尺，厚: 0.25 英吋)的線性焊接點。

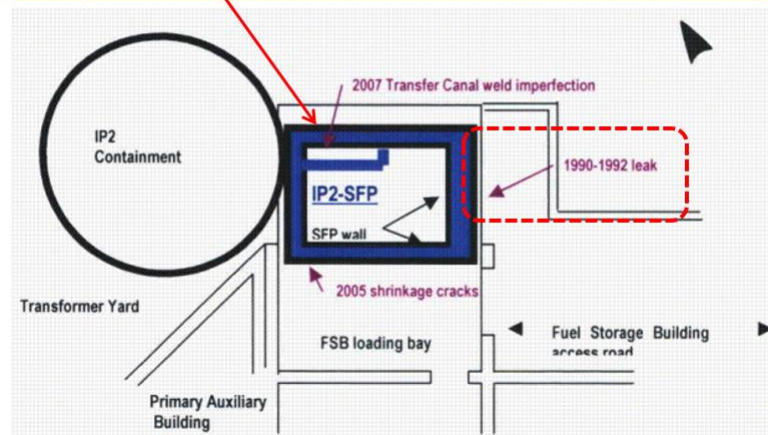


圖 2-5 IP2-SFP 於 1992 年、2005 年與 2007 年發生的池水滲漏事件位置與 T 型鋼樑安裝示意圖 [8]

以下即分別針對 1992 年、2005 年與 2007 年所發現到的燃料池內襯缺陷洩漏事件做更深入的討論與介紹。

2.3.1. IP2-SFP 1990-1992 年的池壁不鏽鋼襯板滲漏

1992 年 5 月 7 日，於美國 TPEC 二號機的用過燃料池 (IP2-SFP) 東側混凝土牆外側地表，作業人員發現一小塊白色的放射性沉積物，經鑑定為含硼的沉積物，其放射性特徵與池水相符，顯示極可能來自池水的滲漏。為釐清滲漏來源，首先於 SFP 內部進行遠端攝影檢查，當時並未見明顯的不鏽鋼襯板受損情形。為加強確認，隨即安排潛水員針對可達區段進行近距離目視檢查。檢查結果推測，襯板可能於 1990 年 10 月 1 日拆卸內部燃料貯存架作業時不慎遭刮損，導致局部損傷。為全面掌握池體潛在滲漏情形，營運單位隨後針對北側及西側池壁共計 240 英尺 (73.2 公尺) 焊縫處進行詳細檢查與真空檢漏，最終除上述損傷外，未發現其他新漏點，並於 1992 年 6 月 9 日完成相關修復作業。

根據前業主事後之分析與監測，初步研判池水經不銹鋼襯板滲漏量約為每日 50 加侖 (190 公升/日)。依據此滲漏率及實際持續時間推算，足以逐步充滿襯板背後能夠連通的間隙空間。當該夾層中水位抬升至約 85 英尺標高 (約 26 公尺標高，與 1990 年刮損之標高相近) 時，位於此標高以下的混凝土池牆裂縫或接縫 (包括後續於 2005 年發現的收縮裂縫) 即可能成為受污染水體的外洩路徑。這些裂縫、接縫隨著池水的外滲，會隨時間產生沉澱現象：池水溶解物與混凝土析出的離子逐漸於通道口形成沉積，縮減裂縫開口。此現象說明為何即使 1992 年已完成襯板的修補，85 英尺(26 公尺)標高下方的後側間隙中仍能積存池水，並於 2005 年前隨地下結構變化而持續或間歇出現滲漏，池水即藉混凝土牆裂縫外洩，最高累積外滲量估計達約 50,000 加侖 (190 立方公尺)。此外釋速率極低，約為每分鐘 0.035 公升(0.133 公升/分)。

考量混凝土具有多孔且親水特性，加上主滲漏位置的標高約高於地表 5 英尺(1.5 公尺)，因此可合理推測不乏部分池水尚未進入土壤即已蒸發。然而，後續調查於滲漏點下方之土壤仍發現放射性污染，顯示仍有部分外洩水分進入地下介質，形成局部影響。就放射性核種遷移行為而言，而氚化水 (tritiated water) 以高流動性特性，可隨地下水持續下滲進入更深的地下水系統。根據現地觀察及化學分析，以上流程與管控經驗可為後續類似設施之滲漏評估及管理工作的提供重要參考。

2.3.2. IP2-SFP 2005 南側混凝土外牆收縮裂縫池水滲漏事件

2005 年 9 月，在執行 ISFSI 計畫開挖作業期間，IP2-SFP 南側池壁外牆因開挖而外露，現場技術人員於該處發現兩道呈水平分布、細微如髮絲狀

的收縮裂縫(請參見本報告 5.1.7 與 5.1.13 之討論)。雖然裂縫表面僅見潮濕而未有明顯液體外溢，現場仍即時採取臨時因應措施，於裂縫上覆蓋塑膠膜促使水氣凝結，並將收集到的冷凝液導流至收集容器，以確保能夠取得足夠水樣並減少因蒸發造成的誤差。此作法不僅有助於精確監測實際滲漏率與放射性水樣採集，同時也降低放射性物質進一步進入地下水的風險。

自裂縫發現與初步圍堵至 2005 年秋季，兩道裂縫之總滲漏率平均約為每日 1.5 公升，最高曾增至每日 2 公升。至 2006 年初，現場完成永久性不銹鋼收集裝置的建置，並將滲漏水導往專設的永久採樣及收集點，使後續滲漏能夠長期監測並與地下水有效隔離。根據 2006 年至 2007 年之監測數據，裂縫滲漏率明顯下降且呈間歇狀態，運作期間的平均流量降至約每日 0.02 公升；同時，現場也同步監控了滲漏水中的氚濃度。綜合監測結果顯示，所有微量滲漏均由該永久收集系統完整捕捉，未對地下水造成任何污染或影響。

2.3.3. IP2-SFP 2007 年運轉運河襯裡焊縫缺陷

Entergy 公司自 2005 年啟動 IP2-SFP 襯板檢查計畫，旨在全面強化用過燃料池與相關結構的完整性監控。該計畫於 2007 年實施一項關鍵作業，即將 IP2 SFP 燃料運轉運河完全排空，以利後續進行更仔細的滲漏檢查工作。此次檢查特別針對焊縫處採用多種方法，包括真空檢漏測試與目視檢查，以確保襯板結構安全無虞。檢驗結果發現，在運轉運河北側牆面的一處襯板焊縫，位於距池底約 15 英尺（約 4.6 公尺）、水深約 25 英尺（約 7.6 公尺）的位置，呈現一處細微缺陷。經過更廣泛的檢查，並未在其他焊縫或襯板表面發現額外滲漏點。經專業工程判定，該焊縫缺陷屬於原始建造時期即存在，且目前缺乏進一步劣化的跡象。由於現階段轉送運河維持排空，因此此一缺

陷目前並未構成活躍滲漏源。但根據過去運轉資料推估，在長期池水蓄積的操作過程中，含氫池水確實曾透過該缺陷持續釋入襯板與混凝土池壁間的空隙，進而產生由混凝土結構向外部地下水體緩慢滲流的情形。

2.4. 滲漏事件發生原因總結

根據過去兩年累積的流量監測、放射性及化學分析資料顯示，南側池壁背後進行回填土開挖工程，促使自 1992 年以來滯留在襯板與背襯層間隙中的水體，逐漸經由收縮裂縫釋出。其滲漏機制與發展過程推測如下：

在建造初期，燃料池混凝土池壁於養護階段即產生收縮裂縫，這是厚壁混凝土結構常見的現象。池壁施工完成後，隨即進行土壤回填與夯實，回填土壤所產生的壓力導致池壁出現微米至毫米級的內向撓曲。雖然該池壁厚達 1.2 至 1.8 公尺，結構剛性高，但在土壓影響下仍會產生極微量彎曲，進而造成彎曲應力。隨後，池內注入水體時，水壓對池壁帶來外向推力，所幸夯實後的回填土壤具有高度剛性，能有效抑制池壁外凸，使實際外向變形幅度受限。

1990 年時，不銹鋼池襯板遭刺穿，開始產生滲漏現象。長期下來，含氫池水逐漸滲入並充滿襯板與混凝土之間的背襯間隙。初期，池水可能首先由最低處的裂縫或接縫（對應於 2005 年發現滲漏的 62 至 64 英尺，即約 18.9 至 19.5 公尺位置）逸出。隨著背襯間隙內的水位提升，則可能陸續自較高位置的缺陷釋出，最終由 85 英尺（約 25.9 公尺）裂縫外洩，並於 1992 年時被發現及修復。在這期間，部分地下裂縫因沉積作用逐漸被堵塞，使池水得以長時間滯留於背襯間隙之中，其水位甚至可能高於 2005 年發現之低位裂縫（最高可達 85 英尺的標高）。然而，若混凝土內部的裂縫或接縫未能完全封閉，背襯間隙內的水分極有可能因之後出現的新滲漏，例如轉送運河

焊縫的缺陷（直至 2007 年 7 月運河排空前）或襯板其他微小滲漏點，而持續獲得補充（圖 2-6）。

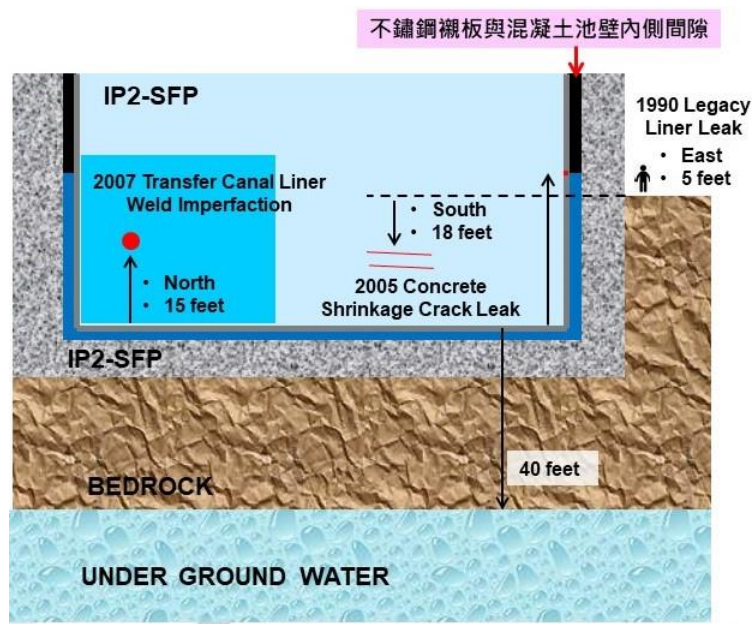


圖 2-6 IP2-SFP 滲漏事件肇因示意圖

綜觀整體，含氫池水應是最初經由底部裂縫或接縫（如 2005 年發現的收縮裂縫位置）逸出，隨後才逐步透過較高位置的缺陷（如 1992 年修復的高位裂縫）釋放。首次明確偵測到滲漏即發生於高位裂縫，並於 1992 年進行修復。

隨著南側池壁背後回填土陸續分層開挖，混凝土池壁所受的土壤壓力自上而下逐步解除，導致外向水壓重新成為主要作用力，池壁因而產生有限度的外向撓曲。雖然變形幅度極小，但已足以導致 2005 年秋冬間，收縮裂縫開始每日約有 1.5 公升的滲漏。

由以上現象證實，回填土之開挖肇致池壁受力重新分配，進而間接誘發 2005 年收縮裂縫的滲漏復現，符合結構力學之預期行為。另一方面，美國 NRC 與 IPEC 檢查人員亦進行用過燃料池之硼酸水對池體混凝土與鋼筋之

腐蝕損壞評估與調查，最後得出裂縫滲漏事件並未影響燃料池牆體結構完整性的結論(Generic Issue(GI)-202 與 NUREG-0933 報告)。

3. 用過燃料池池水滲漏事件所應用之非破壞檢測技術介紹

3.1. 目視檢測技術

目視檢測(Visual Testing, VT)為非破壞檢測(Nondestructive testing, NDT)之最基礎的檢測方法，發展歷程近年已由人工目視檢測向光學、數位影像與人工智慧(Artificial Intelligence, AI)整合的智慧化檢測演進。在核能電廠的管制與組件老劣化監控上，VT亦為判定結構完整性與運轉安全的主要檢測技術之一。核電場域中，作業人員常結合VT與液滲檢測(Liquid Penetrant, PT)針對關鍵構件(如：不銹鋼組件銲道、螺栓等)進行細部檢查；混凝土劣化評估則以目視為主，對裂縫之寬度、長度、方向、深度及其在構造上的分布進行系統性記錄與演變判讀，以推估裂縫性質及潛在風險，細部討論請參見4.2.6.1。

傳統目視檢測主要依賴檢查人員利用人眼直接觀察物體表面，以發現裂縫、剝落、腐蝕與其他異常現象。此類方法成本低且操作簡單，但存在以下限制：

- 主觀性強：檢測結果易受操作人員經驗及狀態影響，檢測結果難以重複驗證。
- 可及性限制：對於高處、狹窄或輻射高的環境(如核電廠內部)難以進行有效檢查。

而隨著資訊科技及人工智慧的快速發展，現代目視檢測逐漸從依賴人眼轉向數位化、自動化，主要包括以下幾種技術：

- 一、 數位影像及自動化檢測系統：通過使用 CCD 攝影機、高解析度相機及自動光學檢測系統，搭配專用軟體進行瑕疵辨識，能大幅提升檢測精度與工作效率。

- 二、 無人機與機器人遠程檢測搭載攝影技術：為解決高風險或難以接近之區域檢測問題，無人機及機器人搭載高清相機、熱成像儀或內視鏡裝置，能夠在高處、狹窄空間甚至核輻射區域進行檢測，同時將數位影像即時傳送回控制中心進行後續分析。
- 三、 光學檢測與三維掃描技術：利用熱影像儀、光達掃描等先進光學設備，能夠獲取物體表面溫度異常與三維點雲數據，從而精確量化塗層缺陷、腐蝕面積和其他表面問題。
- 四、 人工智慧輔助影像分析：結合深度學習與卷積神經網絡 (Convolutional Neural Network) 技術的 AI 模型，可自動辨識裂縫、起泡、腐蝕等損傷，並輔以目視檢測作業結果進一步進行預測與分類。這種智慧檢測模式尤其適用於大型建築或橋梁等，國原院材料所亦已結合 AI 技術與目視檢測用於國內乾貯設施的密封鋼筒銲道檢測作業上[12]，如圖 3-1。

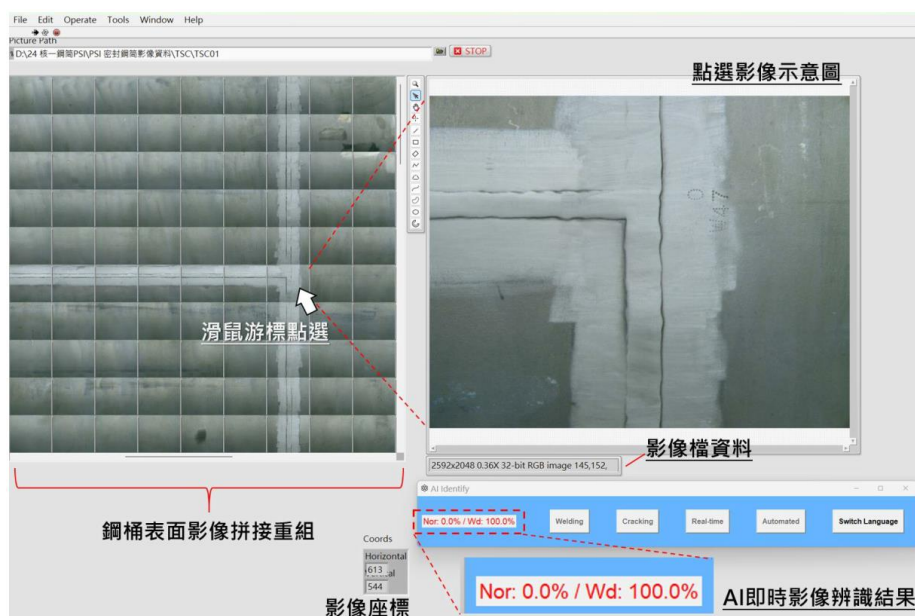


圖 3-1 國原院材料所研發之遠端目視影像檢測與 AI 辨識系統

3.2. 真空盒洩漏試驗(Vacuum Box Leakage test)技術

真空盒洩漏檢驗主要用以評估銲道及其熱影響區之密封性，能偵測由裂縫、孔隙或融合不良所致之微小洩漏。其原理為以特製密封腔覆蓋被檢區域，經真空泵抽至預定負壓，若外界氣體經缺陷進入腔體，則造成腔內壓力變化或使檢測介質產生可視氣泡，進而判定洩漏存在與程度。技術模式可分為二：

- 一、 為壓力變化監測法，採高精度壓力感測器連續記錄腔內壓力，以數值化壓力變化或衰減速率推算洩漏率；
- 二、 為視覺發泡檢漏法，在被檢表面塗佈發泡劑或檢漏劑，若有氣體逸出則形成連續氣泡，以目視確認洩漏位置。前者提供定量結果與較高敏感度，後者操作簡便、定位直觀。兩者可互補應用於對安全性要求高之場域（如核工、壓力容器、儲槽與管線系統）。

而真空盒洩漏試驗的標準化檢測流程大致如下：

- A. 樣品準備與腔體安裝（確保密封墊完整與固定可靠）；
- B. 抽真空至預定負壓並穩定；
- C. 連續監測與資料擷取（壓力感測器訊號或視覺影像記錄）；
- D. 資料處理與洩漏率計算（依腔體容積、維持時間及壓力變化代入演算法求得洩漏率），
- E. 最後依既定準則判定合格與否並標示洩漏點。

真空盒技術適用於銲縫完整性檢驗、包裝或密封元件之滲透測試，以及管槽系統之局部洩漏定位；在核能與高風險場域，常先以真空盒進行快速現場篩檢，必要時再配合放射性耐受之遠端攝影或內視鏡等方法深入確認。真空盒檢測技術具有檢測靈敏、可現場快速定位且方法成熟的優點；壓力監測可量化、便於紀錄與追蹤。技術限制則為需良好外密封條件、對大面積或複

雜幾何體不易覆蓋，且環境因素（溫度、氣體成分）與操作者技術會影響結果；在放射性環境需特製耐輻射材料或採用遠端執行。

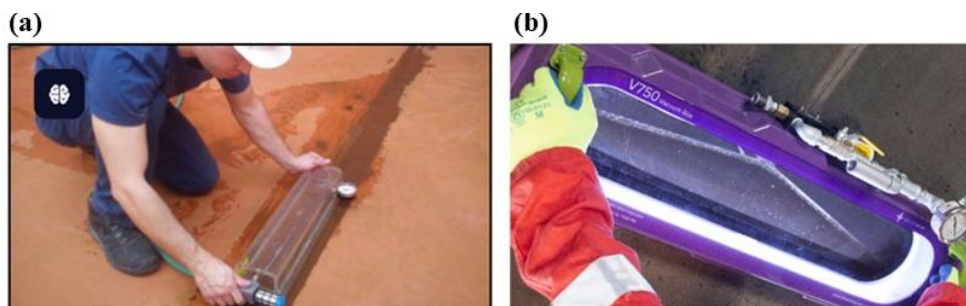


圖 3-2 真空盒洩漏試驗操作示意圖[13、14]

3.3. 遠端檢查載具[15]

核電廠用過燃料池、燃料更換池、運轉運河皆為高輻射、高污染或高溫等極端環境，遠端檢查/遙控車輛（remotely operated vehicles, ROV）裝載 NDE 系統檢測已成為保證檢查安全與效率不可或缺的工具。儘管 ROV 可能很昂貴，但它們必須被視為在惡劣不適合人工的核環境條件下支援 NDE 的重要元素。美國電力研究院(Electric Power Research Institute, EPRI)近年亦持續致力於開發 ROV 的相關技術。

針對核電廠特殊環境，EPRI 的研究團隊從專業核工的角度歸納出 ROV 及其搭載 NDE 系統的五項關鍵技術要求，作為設計指導原則，分述如下：

- 一、 輻射耐受性：現有商業用 ROV 難以直接用於燃料池等高劑量輻射環境，需評估局部輻射屏蔽或導入高耐輻射材料，以確保設備可靠運作並延長使用壽命。
- 二、 感測器整合：應避免對市售感測器作大幅改造，以維護其原有校正與性能，並須提供匹配的接頭與輻射屏蔽設計，便於快速安裝。

- 三、 容錯與回收能力：ROV 需具備多重恢復與容錯機制，保障在發生異物阻礙、元件故障時，能順利執行緊急回收和簡易維修，減少場域操作風險。
- 四、 動力學與操控性：水下檢查面臨熱對流產生的水流擾動與繫繩的干擾，須開發精準定位及穩定推進的技術，確保檢測精度。
- 五、 現成元件導入性：為兼顧研發時效與成本效益，鼓勵優先採用市售現成元件，但須評估其核能環境下的長期可靠性與安全性。

而研究團隊的 ROV 系統設計要點則如下所述：

- 一、 最小化改動：透過標準化機械及電氣介面，以及局部輻射屏蔽設計，使市售感測器能直接搭載於 ROV，簡化工程整合程序。
- 二、 模組化設計：電子與機械元件採用易於拆卸、密封且模組化結構，有助於現場快速維修與更換，提升系統可用率。
- 三、 輻射屏蔽與浮力整體化：將輻射屏蔽與浮力材料整合於 ROV 外殼，既能有效降低感測器曝露劑量，也有助於調整載具浮力，提升水下操控表現。
- 四、 資料管理與校正：建立嚴謹測試標準化程序、紀錄全程測試之影像、感測器數據及定位資訊，對系統性能驗證、故障分析及重複性確保具有關鍵作用。

依據不同檢查情境需求，EPRI 設計出兩種概念性 ROV 平台，分別針對用過燃料池內精密檢查與池底、池壁精確掃描作最佳化設計：

A. Stingray (游動型)

Stingray 造型仿紅魚，強調靈巧與高機動性，能穿越燃料架狹窄空間於整個燃料池自由移動。配備六顆推進器（兩垂直、四側向），實現全向操控、

懸停及平穩巡航，能因應熱對流與水流擾動(圖 3-3)。底部設有三處可滾動車輪，池底移動時可降低能耗；車體本身設計為負浮力，萬一電力耗盡會自動下沉至池底便於回收，保障安全營運。外部採分散式浮力材料，以調整淨浮重並分攤屏蔽裝置的重量。全機配備多組密封電子模組、攝像頭與位置感測器，支援焊縫精確定位與 NDT 偵測。Stingray 支援包括游泳、懸停、池底滾動及沿池壁附著等多樣移動模式，搭配多重故障恢復流程，可應對各種突發狀況。

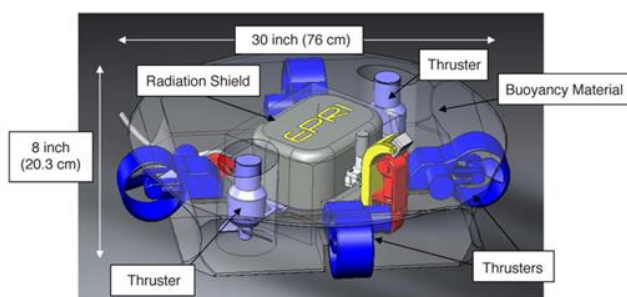


圖 3-3 Stingray ROV[15]

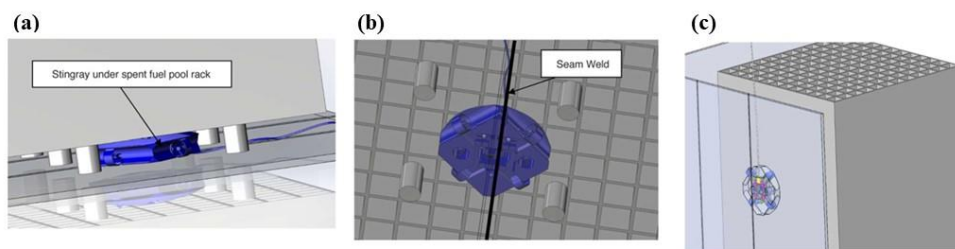


圖 3-4 操控 Stingray ROV 於用過燃料池底部與側壁進行檢查示意圖[15]

B. Taxicab (貼附/行駛型)

Taxicab 採三輪驅動底盤，專為池底或池壁穩定移動和長時間精確掃描設計(圖 3-5)。驅動與馬達封裝兼具長期密封耐用與部分失效時的生存能力。

中央設有專用輻射屏蔽區，感測器置於平台底部，便於進行貼近焊縫的 NDT 掃描。前後雙攝像頭提供高效視覺導引，提升遠端操控精度。Taxicab 可自池壁或池底起始，部署至燃料架深處進行精密檢查，其重心設計及繫繩管理提升行駛穩定性與拓展作業範圍(圖 3-6)。

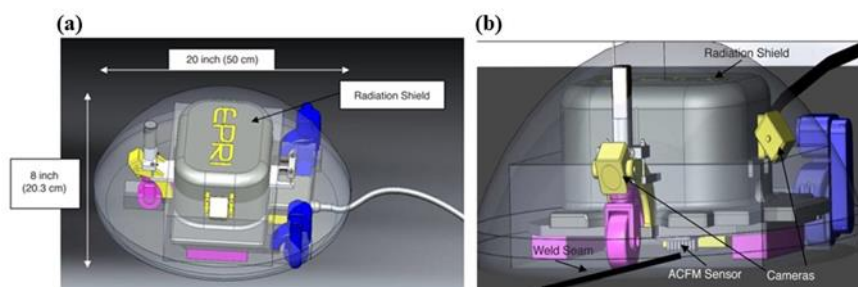


圖 3-5 Taxicab ROV 示意圖[15]

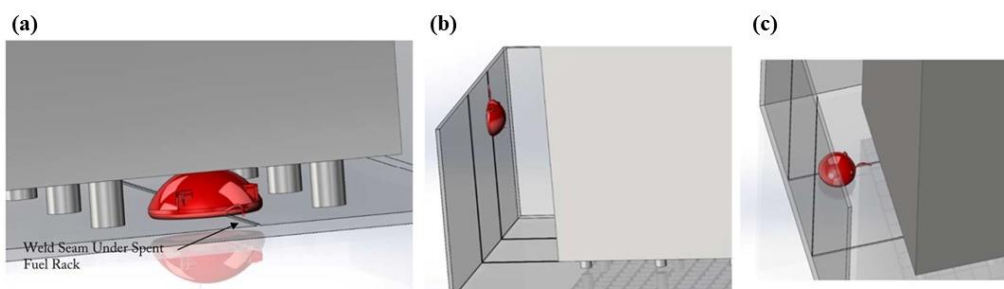


圖 3-6 Taxicab ROV 在(a)用過燃料池支架下方與(b)池壁的移動操作示意圖 [15]

EPRI 研究明確展現，採用模組化並具高度容錯能力之 ROV 載台，結合局部輻射屏蔽與精準定位、嚴謹的資料管理，將決定核電廠高輻射區域 NDE 技術之成熟度與安全等級。而未來技術發展的重點將聚焦於：一、標準化測試與驗證流程；二、感測器及 ROV 平台共同場域驗證；三、實地模擬與試驗示範；四、完備維護與定期校正制度之建立，以確保 ROV 輔助 NDE

在核電廠延役與定檢作業中，實現長期、安全且具成本效益的運作目標，支撐核能產業持續發展。

4. ACI349.3R 法規研析[9]

近年美國多起核能電廠混凝土結構劣化案例，如 Seabrook 核能電廠所發現之鹼骨材反應(Alkali Silica Reaction)[16]與裂縫問題(U.S. NRC, 2011)，及 Zion 電廠中觀察到的化學腐蝕與結構開裂現象 [17]，均顯示核能設施混凝土耐久性之長期挑戰。相關研究與報告[18]指出，從法規觀點建立一致性的結構評估與修復準則，對於核能電廠混凝土結構於營運期間的安全管理具有必要性。另一方面，美國核管會 NRC 官員發現[19]，執照持有人在執行 ASME 鍋爐及壓力容器法規第 XI 篇 IWL 分篇之老化管理計畫 (ASME Section XI, Subsection IWL, aging management program) 時，對於安全圍阻體混凝土表面劣化所採用的量化驗收標準，比美國混凝土學會 (American Concrete Institute, ACI) 文件 ACI 201.1「服役中混凝土狀況調查指引」及 ACI 349.3R「既有核子安全相關混凝土結構之評估」中所規定的驗收標準較為寬鬆。IWL-2510 條文亦建議在制定特定場址的檢查計畫時，應採用 ACI 201.1 與 ACI 349.3R 的指引。

依據 ACI 349.3R-18 所提出之更新指引，其評估程序涵蓋核能安全相關混凝土結構的多種適用情境，並納入近年施工技術與檢測方法之最新發展。該文件明確定位為建議性準則，強調實際應用時應由負責工程師與評估團隊依據結構特性與現地條件，以專業工程判斷制定適當策略。

在具體作法上，ACI 349.3R-18 建議以目視檢查作為劣化識別的初步方式；若發現異常或潛在風險，則應視需要採用非破壞檢測技術或破壞性試驗進行更深入之評估，以確保結構狀況判定之可靠性與修復決策之依據完整。本章節即為研析 ACI 349.3R-18(2018 年版本)法規，節錄內文中，對於核能

電廠混凝土結構之評估方法、程序、劣化機制、評估標準語頻率...等的重點，作為探討監測燃料池老劣化行為的評估與管制要項參考。

4.1. 章節概述

依據 ACI 349.3R-18 所提出之更新指引，其評估程序涵蓋核能安全相關混凝土結構的多種適用情境，並納入近年施工技術與檢測方法之最新發展。該文件明確定位為建議性準則，強調實際應用時應由負責工程師與評估團隊依據結構特性與現地條件，以專業工程判斷制定適當策略。

在具體作法上，ACI 349.3R-18 建議以 VT 作為劣化識別的初步方式；若發現異常或潛在風險，則應視需要採用非破壞檢測技術 (NDT) 或破壞性試驗進行更深入之評估，以確保結構狀況判定之可靠性與修復決策之依據完整。

依據 ACI 349.3R-18 之內容規劃，第 1 章及第 3 章分別說明文件的導入背景與通用之評估方法論，而第 4 至第 7 章及第 9 章則擴充技術範疇並引用了可供後續研究參考之文獻來源。文件第 8 章進一步提出混凝土結構修復的指引原則，除納入於特定核能電廠已實際應用的修復經驗外，亦參考 ACI/ICRI (2013) [20] 所建議之工法與材料選擇準則。整體評估與修復程序應由責任工程師全程統籌，以確保評估與技術文件之完整性與正確性。

隨著美國核能電廠進入運轉後期，結構老化所引發之潛在劣化問題愈受重視。相關法規指出，核能安全相關混凝土結構之維護與修復應基於完整且系統化的檢查與評估計畫，包括對既有修補項目的目視檢查、現況調查、試驗作業、歷史維護紀錄與結構分析等項目。

此外，ACI 349.3R-18 亦明確界定評估程序之目的與效益，包括：

(a) 提供結構持續具備功能與性能之文件化證據；

- (b) 及早識別與抑制老化劣化機制；
- (c) 建立維護管理計畫之依據；
- (d) 支援延長運轉的許可申請；
- (e) 作為事故或環境載重事件後之比較基準；
- (f) 建立可追蹤之劣化基準資訊；
- (g) 作為災後現場視查（walkdown）之指引；以及
- (h) 提供結構重分析與改建工程所需的構造與材料特性資料。

4.2. 研究方法與評估程序

4.2.1. 研究方法

ACI 349.3R-18 著重於依循業界普遍認可的評估實務，針對核能設施中混凝土構造物常見的特殊環境與劣化機制，提供具體的檢測與判定準則。該法規指出，藉由系統化的檢測與評估工作，可有效界定核安關鍵構件中可能產生劣化之位置與主因，並協助專業工程人員在管理與執行評估程序時，依據蒐得之資訊判定結構健全性與劣化程度。

在評估結果上，ACI 349.3R-18 建議將混凝土結構之現況區分為「可接受」與「需進一步行動」兩類。前者僅需持續觀察或監測，以累積行為趨勢資料；後者則須依劣化程度採行適當之修復 (repair)、補強 (rehabilitation)，乃至更換 (replacement) 措施。整體決策程序應以結構之定性與定量資料為依據，並採取可追溯之工程判定過程。

此外，法規強調評估工作宜以一般狀況調查(如目視檢查)為執行基礎，再視結構狀況與需求搭配後續之材料測試或力學分析，以確保所獲資訊具有代表性與工程判斷價值。

4.2.2. 範圍

依 ACI 349.3R-18 之規定，針對既有核能安全相關混凝土結構進行評估，其必要性通常源於數種情境，包括結構出現劣化或異常行為反應、作為規劃或執行物理改建工程之基礎，以及因應週期性結構完整性與安全性能驗證的要求。ACI 349.3R 18 並指出，對所有核能安全相關構造於固定週期內執行全面性評估，為監測營運過程中環境條件可能引致之劣化現象的理想作法。

法規建議業主應依其程序章節所述內容(第4.2.5節),編製一份完整的評估程序文件,以確保能涵蓋各種潛在用途與評估目的。根據ACI 349.3R-18的建議,核能混凝土結構的評估主要區分為兩類方法:

- 選擇性評估 (Selective Evaluation),
- 定期性評估 (Periodic Evaluation)。

前者主要針對已知或疑似問題區域進行針對性檢查,而後者則著重於週期性的整體評估,以確認結構長期穩定及性能維持。兩種評估方法雖採用類似的評估工具,例如目視檢查、記錄分析與非破壞試驗等,但其在應用目的與深度層級上各有差異,應由責任工程師依實際需求選擇適切之評估策略與執行範圍。兩種評估方式的定義與進一步討論如下章節。

4.2.3. 選擇性評估

依ACI 349.3R-18之規範,選擇性評估方法主要適用於特定結構或構件出現疑慮、劣化或異常反應時之情境。此類評估的目的,在於取得足夠的資料,以作為後續結構性評估、設計修正或修復作業的依據。

執行該程序時,應依據原始設計依據(Design Basis)明確界定評估範疇,包括明確指認需評估之結構或構件項目,並訂定具體的評估驗收準則,以確保判定標準一致且可追溯。

同時,評估程序文件中應規範可採行之技術手段,如目視檢查、現場試驗或其他適當檢測方法,以確保評估活動能有效反映結構真實狀況,並提供充分的工程依據供後續決策使用。

4.2.4. 定期性評估

依據核能混凝土結構評估指引,定期性評估方法主要用於確保核能安全相關結構之運作性能與完整性在長期營運中持續符合設計依據與法規要

求，並可早期辨識與老化有關的劣化現象。此評估並非針對單一問題區域，而著重於全面性地掌握結構整體的物理狀態與功能表現。

在決定定期性評估頻率時，應綜合考量多項因素，包括結構之可接近性、當前物理狀況與結構健康程度、所處環境條件的暴露影響，以及結構對可能劣化機制的容忍度。此評估頻率設定原則有助於依據實際風險程度合理分配檢查間隔與範圍。

為使評估工作具體而有系統，法規建議建立結構優先排序流程，以確認應優先評估之對象。排序過程主要考慮三項核心因素：

一、 安全重要性（Safety Significance）

評估結構對核能安全系統的重要程度與功能支援範圍。具多重安全功能者，應列為高優先等級。

二、 可接近性（Accessibility）

檢討在運轉中或停機狀態下之檢查可行性。必要時應規劃特別作業措施，如開挖地下構件、使用潛水檢測設備或執行輻射防護，以確保檢查有效性。需特別注意，可接近性低的構件雖不易檢查，但可能因長期未觀察而潛藏更高風險。

三、 環境暴露條件（Exposure Conditions）

分析結構所處環境中之劣化風險來源，包括化學性侵蝕（如氯離子、酸雨）、物理性影響（如溫濕循環、冷凝）及機械性負荷（如振動或衝擊）。當一座結構存在多重暴露條件時，應特別關注局部劣化風險較高之區域。

為協助工程團隊有效確定評估重點與資源分配，可採行以下結構檢查優先排序程序：

- A. 列出所有核能安全相關主要結構（如反應爐建屋、燃料池、主控室、防火構造等）。

- B. 依其空間位置與可接近性分類（如暴露於大氣環境、水下構件或地下構件），並確認是否可在適當時間進行目視或接觸檢測。
- C. 在各結構中辨識主要構件類型（牆體、柱、梁、板、剪力牆等）。
- D. 評估構件之安全重要性與其在系統中的連結性（結構邊界、功能介面及互聯關係）。
- E. 依環境條件評估可能劣化機制，包括化學、物理與機械因素之綜合作用。
- F. 根據前述評估建立「檢查優先順序清單」，將結構安全關鍵度高或劣化風險大的對象列為最高優先級。
- G. 收整各優先結構之設計與歷史資料，如竣工圖、設計說明、原始計算書與維修紀錄，以支持後續評估與技術決策。

以上的流程可協助建立有系統的檢查策略與文件化依據，以確保核能安全相關混凝土結構在長期運轉中維持所需的安全性與可靠性能。

4.2.5. 評估程序文件

根據 ACI 349.3R-18 之規定，評估程序的主要構成項目與文件編製原則皆有明確說明。為確保評估作業程序化與品質一致，應制定一份正式的評估程序文件（Evaluation Procedure Document），內容需依照各核能機構或電廠現行之程序格式、條列編碼及核准流程完成。該文件旨在提供評估活動之完整依據，並確保過程可追蹤、可驗證及可重複執行。文件應該包含：

- A. 適用範圍與應用對象應說明程序書適用之結構物種類、評估情境及應用限制。
- B. 電廠內部可能存在之劣化機制描述（供定期評估使用），列舉如氣離子侵入、放射線導致劣化、鋼筋銹蝕、碳化等。

- C. 評估團隊之資格條件與職責說明。
- D. 被選定進行定期評估之結構物及其選定理由。
- E. 文件紀錄與歸檔要求說明報告內容、格式、保存年限與存取規範。
- F. 可採用之核准評估方法及其使用原則與限制。
- G. 可接受標準與判定準則。
- H. 評估設備之使用方式與校正要求。
- I. 定期評估之執行頻率與週期規劃（詳見第 6 章）

4.2.6. 相關評估技術介紹

根據 ACI 349.3R-18 之原則，混凝土結構的劣化評估應依其發生特徵與可視性進行分層次判定。多數劣化機制在發展初期即可能於結構表面出現明顯的指標或圖樣，例如裂縫分布、水跡、銹蝕滲出或剝落現象。這些外觀變化可作為後續評估作業的重要依據。

然而，須注意部分劣化並不一定會於外表顯現，例如因超載或局部應力集中導致的內部裂縫，其存在多半隱蔽於結構核心。若無充分資料支持內部失效之可能性，通常不建議隨意進行侵入式檢測，以避免不必要之破壞與成本增加。

當出現可見劣化跡象時，應先進行目視檢測與狀況調查（visual inspection & condition survey），藉以判定劣化範圍與嚴重程度。若目視結果顯示有潛在結構性疑慮，則可配合非破壞性檢測或分析技術進行補充驗證，以確認劣化程度與影響機制。

針對結構內部損傷或材料變質等非可視性問題，則應採用原位非破壞檢測（in-place NDT）或侵入式破壞性試驗。前者可利用超音波回彈、雷達

掃描或聲波傳導等技術獲得內部資訊；後者則透過取樣分析（如鑽心試體強度、材料化學性質測試）進行深入探查。

綜合而言，核能相關混凝土結構評估常採用以下四大類技術手段，以建立完整的結構健康資料基礎：

- 一、 目視檢查（Visual Inspection）
- 二、 非破壞檢測與試驗（Nondestructive Examination and Testing）
- 三、 破壞性試驗（Invasive Testing）
- 四、 分析方法（Analytical Methods）

為補足現場評估所得資料，應同時調閱電廠內部之竣工設計基礎資料（As-built Design Basis Information），內容包括結構設計圖、設計計算書、施工品質紀錄及歷次試驗報告等。此類文件有助於比對設計意圖與現況差異，並支援劣化原因判斷與修復策略之制定。

4.2.6.1. 目視檢查（Visual Inspection）

一、 目的與應用概述

目視檢查是混凝土結構評估中最基本且關鍵的程序，可用以蒐集結構現況與劣化徵象之定性與定量資訊，供後續判斷結構性能及潛在修復需求之依據。其主要目的在於以可視的觀察方式，辨識結構表面或相鄰組件可能存在的缺陷、環境影響或老化跡象。

目視檢查所得資料可包括：

- A. 裸露表面之直接與間接觀察；
- B. 裂縫或不連續面的紀錄與圖繪；
- C. 結構外形與尺寸之量測；

- D. 結構所處環境條件與外部影響之蒐集；
- E. 表面保護塗層或覆層狀況之檢視。

二、 檢查範圍

檢查範圍應涵蓋依優先排序程序所列之所有裸露混凝土表面，包括：

- A. 裸露結構面；
- B. 伸縮縫與填縫材料；
- C. 相鄰或介面區域（如與土壤接觸部位）；
- D. 預埋件；
- E. 附掛構件（例如錨栓、底座板等）。

原則上應以近距離直視檢查為主，建議觀察距離不超過 600 mm（約 24 英吋）。實際距離可依現場條件與輻射防護要求酌調。如發現缺陷、裂縫或異常跡象，應以照片或錄影留存，以利後續分析與追蹤比對。

對於高位或難接近區域，可使用輔助設施（梯子、作業平台、鷹架或吊車等）；必要時可使用光學輔助工具，如望遠鏡、光纖鏡、工業內視鏡等。所用設備之解析度應足以辨識細部表面狀況，並具備充足照明條件。同時應檢視鄰近構件，以完整了解環境侵蝕影響範圍。當光學觀察中出現疑似劣化跡象時，應再進行近距離確認。

三、 量測與紀錄要求

在目視檢查過程中，應輔以適當之量測工具確定裂縫或缺陷之尺寸。所有量測設備須維持良好校正與精度狀態。

對裂縫檢查，可使用下列儀具：

- A. 塞規（Feeler Gauge）：測定細微縫寬。

- B. 裂縫寬度比較鏡 (Optical Crack Comparator)：比較與估算裂縫寬度。
- C. 機械式位移量測儀 (Movement Indicator)：監測裂縫擴展或變形趨勢。
- D. 資料擷取系統—持續記錄變化行為。

如僅涉及裂縫長度或構件尺寸之一般量測，採用標準伸縮金屬捲尺即可達到足夠精度。

四、 技術限制與考量

目視檢查之準確性與完整性常受若干條件限制：

- 可接近性限制：部分結構表面（例如基礎或地下牆體）難以接近，將限制對實際劣化狀況的全面確認。
- 缺乏內部缺陷辨識能力：若損傷未延伸至表面，僅靠目視觀察難以發現問題。

五、 紀錄內容與呈現方式

目視檢查完成後，應以文件化報告方式記錄下列資訊：

- A. 構件表面整體狀況與特徵概述；
- B. 裂縫、不連續面或剝落現象之位置、尺寸與分佈；
- C. 環境暴露與外界因素對結構之影響（如鹽害、濕氣、紫外線等）
- D. 綜合劣化現象與初步研判。

為提升紀錄之客觀性與可追溯性，應輔以下列影像紀錄方式：

- A. 手繪或 CAD 示意圖；
- B. 照片；
- C. 錄影資料；

- D. 其他影像技術（如 3D 掃描）。
- E. 拍攝或錄影時，應在構件表面放置量測基準工具（如直尺、裂縫比較鏡），以利後續影像尺寸校正與分析。

六、 附註與後續建議

若經初步觀察認為需進一步測試，應於報告中記載：

- A. 設備可及性或使用條件之限制；
- B. 未能檢視區域中之可疑特徵；
- C. 建議列為優先評估之潛在劣化部位。

核能電廠進行混凝土目視檢查時，實務上常參考國際既有準則與檢查清單，包括 ACI 201.1R[10] 及 ASCE/SEI 11[21] 等文件，作為現場執行與報告編製的技術依據。

4.2.6.2. 非破壞檢測（Nondestructive Examination）

非破壞檢測需要特殊設備以取得所需的結構資料。核安全相關結構通常具有厚重的截面及大量、尺寸較大的鋼筋，這些特性限制了許多 NDE 方法的有效性。然而，通過將 NDE 結果與實驗室中破壞性取樣測試的結果相互比對，已經觀察到部分優點，例如混凝土抗壓強度與機械性能的評估。

NDE 的目標是在不破壞或損壞結構任何部位的情況下，提供結構的量化信息。Refai 與 Lim (1992) [22] 整理出可適用在燃料池混凝土結構與硬化測試的方法如下：

- A. 結構性能評估:
 - i. 荷載測試
 - ii. 模態分析

- iii. 振動與結構運動監測
 - iv. 沈陷監測
 - v. 先張預應力損失評估
- B. 硬化混凝土測試：
- i. 聲學與超音波檢測方法，如：鏈條敲擊或錘擊聲響檢測、超音波速度法、衝擊迴波法與超音波迴波法
 - ii. 地面穿透雷達（GPR）
 - iii. 紅外線熱成像測試、
 - iv. 諧振頻率方法，如：衝擊迴波和脈衝響應
 - v. 表面硬度與強度測試方法，如：反彈錘、抗穿透試驗、拔出試驗與斷裂試驗
 - vi. 電阻率測試

4.2.6.3. 分析方法與侵入性測試

分析方法利用輔助計算或技術（如有限元素分析）評估結構（組件）的行為與承載力。當設計資料遺失、原設計與實際結構不符，或檢查發現嚴重劣化時，均需重新評估結構能力，以確保安全與性能。侵入(或破壞)測試需以專業設備取樣混凝土或鋼筋，並進行實驗室分析，取得結構評估數據。方法包括芯樣採集與試驗（如抗壓強度、岩相分析）、局部移除保護層檢查鋼筋、或去除塗層進行深入檢測。亦可檢測土壤、地下水及相關環境樣本，以全面掌握結構狀態。

4.2.7. 評估程序總結

在結構狀況評估過程中，檢查與測試方法之選定與應用，應事前於評估程序文件中明確規定，並經妥善規劃後實施。測試方法之種類、所需精度、試驗數量與位置，應依各構件實際條件及結構特性合理確定。

於目視檢測或其他技術評估過程中所觀察之現象，宜依結構功能及性能需求分類為：

- 一、 可接受 (Acceptable)：符合原設計與使用需求者。
- 二、 需進一步評估 (Requires Further Evaluation)：具不確定性或潛在安全影響者。

必要時可輔以監測手段，以確認觀察結論之可靠性。

評估完成後，負責工程師應整合並審查完整之評估報告。報告內容至少應包括下列項目：

(a) 評估範圍、(b) 涉及之結構、(c) 執执行程序及主要活動摘要、(d) 檢查與測試結果、(e) 比對準則、(f) 評估結果摘要、(g) 評估團隊成員、(h) 負責工程師、(i) 各階段日期、(j) 最終處置結論。

評估報告之格式與撰寫要求，應於正式之評估程序文件內明定。所有相關紀錄（包含照片、影片、試驗數據與計算資料等）應完整附於報告並歸檔保存。報告與檢查紀錄之彙整與保存，應依據廠內品質保證程序及 ACI 349 規定執行，並保存至廠區結束運轉為止。

4.3. 混凝土劣化機制

混凝土結構由多種材料組成，依其功能與受力需求，主要包含混凝土類材料（含水泥、骨材、砂漿、灌漿料及噴射混凝土）、鋼筋材料、預應力鋼

系統、結構鋼與不銹鋼構件，以及防水層、止水帶與防護塗層等附屬材料。各類材料皆可能受到化學、物理或機械性作用共同影響而產生劣化，實務上劣化往往由多重機制並行造成，如鹼-矽酸反應與鋼筋腐蝕交互作用會顯著加速損害。隨使用年限延長，混凝土結構的劣化可自表面退化發展至影響結構安全的失效階段，對材料強度或關鍵性能造成快速衰減的機制，應列為優先管制項目。依據核能設施與研究機構過往觀察，多數劣化案例屬局部性現象；惟隨運轉年限增加，其長期劣化風險亦隨之上升。影響核安全相關混凝土結構長期性能的主要劣化形式包括鋼筋腐蝕、硫酸鹽侵蝕、滲蝕、水泥-骨材反應（如鹼-矽酸與鹼-碳酸反應）、鈍化層破壞或硼酸曝露、熱效應引發之體積變化，以及預應力鋼材之腐蝕與張力損失。在本報告研析 Indian point 燃料池滲漏事故的案例中，池水滲漏所造成的混凝土劣化機制最有可能的為化學侵蝕與浸出作用，細部討論如下章節。

4.3.1. chemical attack 化學侵蝕

化學侵蝕可能因混凝土長期暴露於侵蝕性地下水、脫鹽水、酸雨、冷凝水、海水、鹽霧，或酸性、鹼性及其他化學物質而發生。其影響形式多樣，通常包括表面染色、基質侵蝕、強度降低、裂縫形成及表層剝落；同時亦可能導致鋼筋與其他埋入構件的腐蝕。特定化學介質，如水處理藥劑、酸性化合物、硼酸以及含硫酸鹽的海水或地下水，對混凝土尤具侵蝕性。此類劣化常見於水力與地下結構、水處理設施區域的地坪，以及暴露於冷凝水的外部水平與垂直表面。化學侵蝕通常表現為混凝土覆層的流失，並伴隨表面染色、裂縫或剝落等現象。目視檢查時應定量紀錄損害程度，並評估是否伴隨鋼筋腐蝕。同時應辨識潛在的化學侵蝕來源與主要成分，以協助後續分析與防護

設計。ACI 515.2R 所提供的相關表格，可作為評估各類化學物質對混凝土之影響、侵蝕速率以及選擇適當防護措施的有效參考。

4.3.2. leaching 浸出作用

當混凝土長期暴露於流動水或去鹽（蒸餾）水時，漿體中的可溶性鹽類（如氫氧化鈣）可能被水分帶離而逐漸流失。若此作用未受控制，將導致混凝土的機械性能下降，包括抗壓強度與彈性模量的減弱。由於浸出必須伴隨水分滲透，因此地下結構、用於輸送水的水力結構、水槽支撐構件與承受較高靜水壓之結構最易受影響。

此現象常伴隨表面出現白色結晶沉積物（泛鹽），其來源為溶解後再結晶的氫氧化物與鹽類，通常分布於滲水區域或裂縫邊緣。然而，若礦物質原先存在於地下水中，泛鹽亦可能由外部滲入造成，並非全數反映混凝土內部浸出。持續的浸出不僅削弱基材密實性，亦提高鋼筋暴露於腐蝕性環境的風險。此類劣化多發生於水流或滲透集中的部位，尤其是裂縫與滲水路徑周圍。

4.4. 評估標準

ACI349.3R-18 於第五章中明確說明混凝土結構於現況評估中，針對檢測發現之缺陷或異常狀況的建議處理原則。內容著重於現場常見且發生機率較高的問題，特別以目視檢測為核心，說明如何依觀察結果判定缺陷嚴重程度與對應處置方向，建立評估過程之標準化依據。

為確保判定一致性，本章採用三層級分級架構（圖 4-1）。第一層級 (Acceptance without further evaluation) 為輕微或局部的表面狀況，屬可接受範圍，僅需持續觀測與紀錄；第二層級 (Acceptance after review) 針對超出第

一層級標準但尚未明顯影響結構功能的狀況，應進一步分析其可接受性；第三層級(Acceptance after enhanced evaluation)則代表超出第二層級限制或疑似影響安全者，須展開技術性評估與必要修復。此分級可協助評估團隊分辨缺陷嚴重程度，明確界定結構維持功能所需之最低可接受狀況。

分級	判定依據	建議處理原則
第一層級	外觀瑕疵或表面不均勻但未超出定量限制	狀況可接受，持續觀測即可
第二層級	超出第一層級限制；需評估對功能可能影響	進一步定量分析，以確認結構可接受性
第三層級	超出第二層級限制或疑似影響結構安全	進行技術性評估與必要修復設計

圖 4-1 評估標準層級結構

實務上，評估團隊應對目視檢測所得裂縫、剝落、銹蝕、變色等狀況進行記錄與量化，並與本章標準比對，以確定是否需進一步分析或追蹤。缺乏歷次資料者，宜先依第一層級標準評估，再視結果採用第二或第三層級評估。對於仍在惡化或持續擴大的裂縫與缺陷，應建立追蹤與定期複檢機制；若後續觀察顯示趨於穩定，則以第二層級標準處理即可。本章節依據 ACR349.3R-18 的評估標準，分別列出評估核能電廠混凝土表面(圖 4-3)、以金屬或塑膠襯裡保護的混凝土表面(圖 4-3)、混凝土埋件周圍區域(圖 4-4)以及接縫、塗層、非結構性構件及保護結構性構件的非結構性元件(圖 4-5)的第一層級與第二層級的評估標準圖。依據下列各圖的評估標準，對於所檢查的各種表面，若符合圖表中一層級的條件，通常視為可接受且不需進一步評估；若結構觀察條件與第二層級的標準比較，超過這些量化限制的缺陷應進行分類並依第三層級處理。

混凝土表面	第一層級	第二層級
滲析或化學腐蝕現象	無	有
磨損、侵蝕及空蝕現象	無	有
空鼓 (drummy areas)	無	有
爆出 (popouts) 或 空洞直徑	< 3/4英寸 (20毫米)	< 2英寸 (50毫米)
表面剝落深度	小於3/16英寸 (5毫米)	小於1又1/8英寸 (30毫米)
剝落尺寸	小於3/8英寸 (10毫米)，且在其他任一方向尺寸小於4英寸 (100毫米)	小於3/4英寸 (20毫米) 深，且任一方向小於8英寸 (200毫米)
無鋼筋或錨固組件腐蝕跡象	無	有
被動裂縫最大寬度 (0.41毫米) (參考ACI 224R)	小於0.016英寸 (0.41毫米)	小於0.04英寸 (1毫米)
過度撓曲、沉降或其他會影響結構性能力的物理移動現象	無	被動沉降或撓曲在設計基準 (服役極限) 範圍內
無鹼性骨材反應 (AAR) 或延遲乙狀石生成 (DEF) 跡象	無	有

圖 4-2 混凝土表面第一層級與第二層級的判斷標準

以金屬或塑膠襯裡保護的混凝土表面	第一層級	第二層級
無主動漏水偵測系統時		
襯裡板有無膨脹或凹陷現象-尤其是因老化產生，而非施工時造成	無	有
有無任何腐蝕或襯裡損傷	無	有
有無基材及焊接金屬的裂縫或劣化	無	有
有主動漏水偵測系統時：		
偵測系統無漏水訊號	無	若漏水量及流量超出設計基準 (如技術規範)，需進行根本原因調查並通知監管部門。若漏水量在允許範圍且已知來源且無不良後果，則可接受。

圖 4-3 金屬或塑膠襯裡保護的混凝土表面第一層級與第二層級的判斷標準

混凝土中埋件周圍區域	第一層	第二層
符合混凝土表面狀況的各項條件	無	有
暴露的埋件金屬表面無腐蝕，且周圍無腐蝕斑痕	無	有
無滲析跡象	無	有
無翹曲或變形跡象	無	有
埋件無脫落，螺栓或螺母無鬆動	無	有
無因管道或設備振動載荷引起的劣化跡象	無	有
灌漿墊無缺失或破裂	無	有

圖 4-4 混凝土中埋件周圍區域第一層級與第二層級的判斷標準

接縫、塗層、非結構性構件及保護結構性構件的非結構性元件	第一層	第二層
接縫或接縫材料有無分離、剝落、環境劣化或漏水跡象	無	有
塗層脫落或劣化面積：單一區域不超過6平方英尺（4000平方毫米），結構表面總面積不超過16平方英尺（10,000平方毫米）；此標準適用於不作為化學侵蝕屏障的結構	無	有
保護地下混凝土表面的防水膜有無劣化（於檢查區域內）	無	有
非結構性元件能履行其設計功能	無	有

圖 4-5 接縫塗層非結構件及保護結構性構件的非結構性元件

本章分級準則參考 Hookham(1995)[23]及多項混凝土工程標準文件，並依據 ACI、ASTM 相關規範制定以及相關經驗與判斷。這些現象的定義與圖示可參考 ACI 201.1R[10]。

第一層級標準主要適用於依 ACI 349 設計之核安全相關結構，如厚度超過 0.6 公尺、未暴露於顯著退化機制且保護層厚度符合要求的構件。適用範圍包括基礎、水池、擋土牆及次級圍阻等結構。定期依據本章標準檢查，能及早發現退化跡象，並於結構仍具修復可行性階段採取補強措施，以確保耐久與安全性能。

若評估目標為確認材料性質或取得試體，應遵循 ASTM C42/C42M[24]、C823/C823M[25] 及 C856[26] 之規範辦理；進行非破壞檢測（NDE）時，應依 ACI 228.2R[27] 建議選擇適當方法與試驗數量；若涉及氯離子含量或拉伸強度等特殊試驗，應依 ASTM C1218/C1218M [28]及其他相關標準執行。本章雖不列出詳細接受準則，但提供整體評估與判定原則，作為結構現況檢核及後續修復決策的依據。

當混凝土表面或結構功能出現超出第二層級條件標準中所容許的缺失，經確認後即判定為不合格，須進入到第三層級已進行技術評估。若鋼筋腐蝕、活動裂縫、沉降撓曲或鹼骨料反應、延遲矽酸鹽水化等現象明顯，特別當伴隨滲出與腐蝕跡象時，需進一步界定劣化程度與結構影響。技術評估宜採用適當非破壞檢測（如超音波脈衝反射），由專業工程師確認分析方法與結果正確性。結構可接近性不足時，應調整方法以確保劣化範圍掌握完整。後續分析需蒐集現場結構物理、機械或熱性質等必要數據，並重新評估承載能力與安全性。若評估結果不符設計標準或無法滿足功能需求，須審慎比較修復與更換方案；修復決策應兼顧預期壽命、施工可行性、成本及規範要求，所採措施亦須符合相關標準。

4.5. 評估頻率

定期評估頻率應由業主依實際需求及結構運行情形制定。主要決定因素包括環境侵蝕性及廠房結構之現況。評估間隔須確保可於劣化初期即偵測出與老化相關的問題，並及時採取因應措施。可參考時間依賴的可靠度研究[29]，以最大可接受失效機率為基準，訂定檢查及維修等相關行動的最長間隔。此外，美國核能監管委員會 NRC 1.160 (2012) [30]亦提供了相關指引。

一般來說，結構及地下水質監控頻率不得超過每 5 年一次；若結構處於受控內部環境下，最長間隔可達 10 年。針對預應力系統，應符合 ASME BPVC-XI 標準，或依設計及許可要求，針對錨固硬體、防腐材料（如潤滑脂、灌漿）和預應力水準進行檢查。

當結構位處較高風險環境，或觀察到明顯劣化時，建議提升評估頻率。若檢測結果超出接受標準（如第 5 章所述），須增加目視檢查強度或加強特定檢測（如微生物腐蝕；EPRI 1988 [31]）。遭遇洪水、地震等異常事件時，亦應即時進行額外檢查。評估頻率應動態調整，以維護結構安全與機能。

4.6. 評估團隊資格要求

混凝土結構現況評估結果之品質與可靠性，取決於執行檢查團隊之專業能力與經驗。為確保評估與檢查程序之正確性，應明確界定參與人員資格及職責範圍。以下段落依據 ACI349.3R-18 的建議就檢查團隊與相關的資格要求做條列式的列舉

一、檢查團隊組成

檢查團隊至少應包含：

- 一名負責工程師：負責技術審查、結果判定與修正措施核准。
- 一名混凝土檢查員：負責現場檢查、觀察記錄與測試資料蒐集。

視專案規模與複雜度，得增派**檢查技術員**協助現場測試與紀錄。當工作範圍有限且風險可控時，負責工程師得同時執行現場檢查、評估與修復措施核准等任務。

二、專業資格要求

- 負責工程師

負責工程師應具備下列任一資格：

- A. 持有設計專業執照（LDP）或同等資格，且至少具三年混凝土結構分析、設計、評估及在役檢查經驗，並熟悉核安全相關結構性能要求；或
- B. 具土木或結構工程學士學位（ABET 認可或等同），且具十年以上混凝土結構設計、施工及檢查經驗，並熟悉核安全相關結構性能要求及劣化機制。

- 混凝土檢查員

於負責工程師指導下具職責之檢查員應符合下列之一：

- A. 具土木或結構工程學士學位 (ABET 認可或等同)，且具三年以上結構分析或設計經驗，並至少一年在役混凝土結構現場評估或品質保證 (QA) 經驗；或
- B. 具相關技術領域之二年制學位，且具至少五年混凝土結構檢查與測試經驗，其訓練充分性須經負責工程師核准。

- 檢查技術員

檢查技術員應具備：

- A. 相關技術領域之二年制學位；
- B. 至少一年混凝土檢查或測試經驗；
- C. 其檢查技術與訓練情形應經負責工程師審查認可。

經負責工程師核准後，完成由 ASME、EPRI、ICRI 或 ACI 所提供之混凝土檢查／修復專業課程者，得抵免部分經驗年限。

三、外部委託與檢測機構

外包測試工作應由具工程檢測經驗之人員或 ACI 認證人員執行。現場檢測或實驗室測試機構應符合 ASTM C1077 [32] 及 E329 [33] 條文要求，並配置具相對應 ACI 認證之技術人員 (如適用)。進行非破壞檢測 (NDE) 或結構分析之外包機構，應遵守 ASTM E543 [34] 相關品質管理規範；若無明訂認證類別，負責工程師應確認受指派人員之能力、品質保證程序及結果可追溯性。

四、結構計算與審查責任

於評估過程中所需之結構計算，應由具相當資格之土木或結構工程師執行，其資格應與負責工程師等同。所有設計與分析文件，應符合廠區內部工程程序與法定規範，並經內部技術審查及核准。

五、視力及辨色能力要求

執行目視檢查之人員應每年接受視力檢查。

其視力應符合下列標準之一：

A. 近距離視力：至少一眼達自然或矯正後 20/25（依 Snellen 測試或等效方法）；

B. 遠距離視力：至少一眼達 20/30 或更佳；

並須具辨識顏色及對比能力，能清楚辨別混凝土表面之異常變化。

C. 若採用等效檢測方法，應由合格視力專業人員執行並保存檢查紀錄。

5. 法規 ACI 201.1R-08[10]研析

法規 ACI 201.1R-08 [10]為針對服役中混凝土之目視檢查所訂之指引，旨在透過肉眼觀察來識別並界定混凝土在服役期間可能出現的各種狀況。該檢查通常限於構造物表面且肉眼可及之範圍，並作為判斷是否需進一步檢測或處理的重要基礎資料。以下即就著本報告研析 IPEC 電廠的燃料池外牆滲漏的觀點，從 ACI 201.1R-08 節錄出，可以目視檢測識別出混凝土外牆各種劣化現象的圖鑑與相關劣化機制，可幫助檢測人員經由混凝土劣化形貌的對照與判別，再經由劣化機制的成因回推出滲漏的肇因與緣由。

5.1. Cracking

混凝土或磚石結構出現完全或不完全的分離（裂開），造成結構被分成兩個或多個部分。應根據裂縫狀況報告裂縫的寬度與類型。

5.1.1. Crack widths（裂縫寬度）：

不同寬度之裂縫案例，通常透過現場量測及圖例呈現。

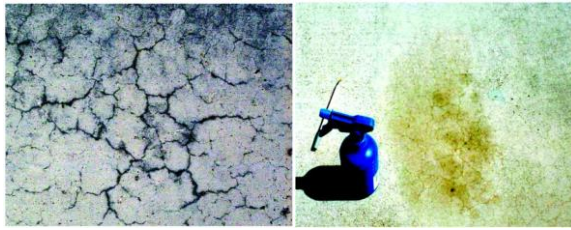


5.1.2. Checking（龜裂）：

表面淺層、間距很近但不規則的裂縫，常見於灰泥(plaster)、水泥漿(cement paste)、砂漿(mortar)或混凝土(concrete)表面。

5.1.3. Craze crack（網狀裂縫）：

灰泥、水泥漿、砂漿或混凝土表面出現的細小且隨機分布之裂縫或裂痕。

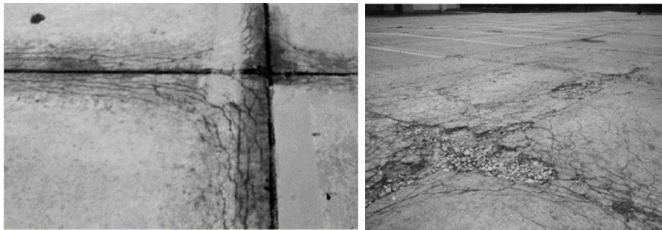


5.1.4. Crazeing (龜裂化)：

龜裂 (Checking) 的形成，即表面產生龜裂紋路。

5.1.5. D-cracks (D 型裂縫)：

混凝土中靠近及沿著接縫與邊緣平行的一系列裂縫。



5.1.6. Diagonal crack (斜裂縫)：

由剪力作用所導致、傾斜於構件軸線 (常約 45 度) 的裂縫，或板中非平行於主軸線之裂縫。



5.1.7. Hairline cracks (髮絲裂縫)：

無法輕易察覺之微細裂縫，通常寬度極小 (約 0.4 毫米)，出現於顯露的混凝土表面。本報告中 IPEC 於 2005 年在燃料池南面牆側即發現這種裂縫。

5.1.8. Longitudinal cracks (縱向裂縫)：

沿構件長度方向（平行於主軸）延伸的裂縫。

5.1.9. Map cracking (地圖狀裂縫)：

多條交錯、隨機走向且延伸至混凝土表面以下的裂縫；常因材料成分及硬化速度差異或化學反應所誘發，裂縫可達 0.5 英吋(12.7 公釐)寬。



5.1.10. Pattern cracking (圖案狀裂縫)：

以明顯重複序列出現在混凝土表面的裂縫，通常與材料體積變化（膨脹或收縮）相關。可參見地圖狀裂縫。

5.1.11. Plastic shrinkage cracking (塑性收縮裂縫)：

新拌混凝土尚處於塑性狀態時，表面因水分快速蒸發產生的裂縫。

5.1.12. Random cracks (不規則裂縫)：

未受限控制，向各方向無規則擴展的裂縫，與控制縫無關。



5.1.13. Shrinkage cracking (收縮裂縫)：

因混凝土內部含水量降低、水泥碳酸化或其他外部／內部拉力引致之開裂現象。本報告中 IPEC 於 2005 年在燃料池南面牆側即發現這種裂縫。



5.1.14. Transverse cracks (橫向裂縫)：

沿構件較長方向之垂直方向所產生的裂縫，亦即與主軸垂直。

5.2. Distress

應根據目視檢查混凝土損壞情況進行報告劣化的觀察結果。

- A.** 材料失效的物理表現（例如，開裂、分層、剝落，由環境造成的點蝕、剝落、剝離和染色）或岩石與硬化物的內部自生影響混凝土以及其他材料；
- B.** 分解材料在測試或服役期間的任何階段。（參見以及分解。）

5.2.1. Chalking (粉化)：

混凝土表面或塗覆層（如水泥質塗層）因劣化而形成的鬆散粉末堆積。

5.2.2. Deflection (挫屈變形)：

結構元素某一點的變位，通常以線性方式呈現，或沿參考軸線連續變位。

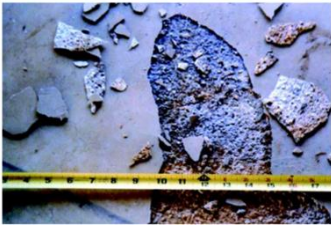
5.2.3. Deformation (變形)：

尺寸或形狀發生改變，包含各型態之變形現象。結構元素某一點的變位，通常以線性方式呈現，或沿參考軸線連續變位。



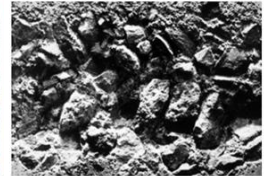
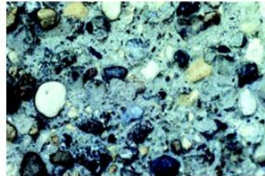
5.2.4. Delamination (分層剝離)：

混凝土構件沿平行於表面的平面分離，多見於橋面板，常由鋼筋腐蝕或凍融作用所引起，範圍通常較大且需非破壞性檢測確認。



5.2.5. Disintegration (崩解)：

指混凝土分解成小碎片，最終成為顆粒狀。



5.2.6. Drummy area (空鼓區域)：

混凝土層下方產生因分層、壓實不良或空隙所致的空洞聲區域。

5.2.7. Dusting (粉化) :

混凝土硬化後表面產生粉狀物質。



5.2.8. Efflorescence (白華) :

白色鹽類沉積於混凝土或磚石表面，源自內部鹽分隨水分移動至表面。



5.2.9. Exfoliation (剝落) :

以層狀或片狀剝離的現象，混凝土分層脫落，甚至如書頁狀膨脹展開。

5.2.10. Exudation (滲出) :

液體或膠狀物自混凝土表面孔隙、裂縫或開口滲出。

5.2.11. Joint deficiencies (接縫缺陷) :

伸縮縫、收縮縫或施工縫未能正常運作。

5.2.12. Joint spall (接縫爆裂) :

接縫處或其鄰近區域產生的剝落現象。

5.2.13. Joint leakage (接縫滲漏) :

液體透過接縫進入結構內部。



5.2.14. Joint fault (接縫錯位) :

結構沿接縫產生高低差異或錯位。

5.2.15. Leakage (滲漏) :

材料(如水或氣體)穿過混凝土構件遷移現象。

5.2.16. Leakage, liquid (液態滲漏) :

液體經由混凝土滲漏。

5.2.17. Leakage, gas (氣態滲漏) :

氣體穿過混凝土遷移。

5.2.18. Mortar flaking (混凝土表層砂漿剝離) :

粗骨料表面上方的剝離現象。



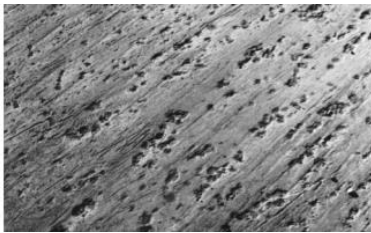
5.2.19. Peeling (剝落) :

表面薄層砂漿自混凝土表面脫落，多因劣化或拆模造成。



5.2.20. Pitting (點狀缺陷) :

表面發生小型凹坑，可能因爆裂或局部腐蝕導致。

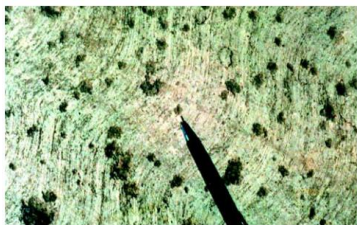


5.2.21. Popout (爆點／局部爆出) :

由於內部壓力造成局部脫落，出現圓錐形淺凹洞。

5.2.22. Popouts, small (小型局部爆點) :

爆裂後直徑最大 10 公釐之凹陷。



5.2.23. Popouts, medium (中型局部爆點) :

爆裂後留下凹陷直徑介於 10 至 50 公釐 (0.4 至 2 英寸) 之間。



5.2.24. Popouts, large (大型局部爆點)：

爆裂後留下凹陷直徑大於 50 公釐 (2 英吋)。



5.2.25. Scaling, light (輕度剝落)：鄰近表面部分混凝土或砂漿片狀剝落或脫落。

僅表面砂漿脫落，未見粗骨料外露。

5.2.26. Scaling, medium (中度剝落)：

表面砂漿剝落 5-10 公釐深，粗骨料外露。



5.2.27. Scaling, severe (嚴重剝落)：

砂漿剝落深度 10-20 公釐，部分包覆骨料的砂漿外露更深。

5.2.28. Scaling, very severe (最大剝落程度)：

粗骨料與表面砂漿均有大量脫落，深度大於 20 公釐。



5.2.29. Spall (剝離)：

混凝土構件因撞擊、天氣、壓力、火災或內部膨脹等作用產生片狀碎片脫落。

5.2.30. Small spall (小型剝離)：

圓形凹陷，深度小於 20 公釐且最大尺寸小於 150 公釐。



5.2.31. Large spall (大型剝離)：

圓形、橢圓形或細長凹陷，深度大於 20 公釐且尺寸達 150 公釐。



5.2.32. Warping (翹曲)：

四角、邊緣與表面產生平面外變形，偏離原始設計形狀。

5.2.33. Air void (氣孔) :

存在於水泥漿、砂漿或混凝土中的空隙充滿空氣；困陷氣泡通常尺寸 ≥ 1 毫米、形狀不規則；夾帶氣體空隙則多介於 10 微米至 1 毫米、為球形或近似球形。

5.2.34. Blistering (鼓包) :

在砂漿或混凝土鋪設期間或表面整平後，出現薄層表面的不規則隆起現象；另指面層灰泥分離脫落而產生的鼓起。

5.2.35. Bugholes (氣孔孔洞) :

混凝土澆置及密實時，困在成型混凝土表面的小型空穴，直徑通常不超過 15mm，也稱表面氣孔。

5.2.36. Discoloration (變色) :

觀察到的顏色明顯與正常或預期的顏色有所偏離。(亦可參見染色)。



5.2.37. Staining (染色)

由外來異物附著或作用造成的表面顏色變化。

6. 結論

依據我國核能電廠的除役相關法規，國內核能電廠進入除役階段之後，預期用過核子燃料池仍需維持 10 至 15 年運轉，且用過核子燃料池之安全存放能力及維持次臨界狀態亦需要確認，然屆時原有之核電廠建物之年齡亦將超過五十年以上，維持電廠原有建物之安全稽核與老化防治管制為一相當重要之議題，其中尤為關鍵的建物設施即為用過燃料池混凝土結構。本報告即深入研析美國印地安角核電廠於 2005 年所發生的燃料池事件案例，探討所使用的非破壞檢測技術，並整理節錄出相關的檢測法規 349.3R-18 與 201.1R-08 內容，期望能提供國內核能安全的管制機構作為管制參考。

本報告於第二章為探討 IPEC 在 2005 年所發生的燃料池池水滲漏案例的始末與肇因，該廠於 2005 年挖除燃料池南面牆地基時意外發現南面牆側有裂縫與潮濕痕跡。後續取樣分析證明裂縫滲水帶有燃料池水的放射性特徵，雖未直接流入環境，但造成建築結構及地下水局部污染。追溯歷年紀錄發現，1992 年曾有池襯損傷，2005 年的收縮裂縫則因回填開挖地基的壓力變化而誘發繼而滲出池水，2007 年又於燃料運轉運河發現焊縫微缺陷。整體滲漏歷程串連池內襯、混凝土結構、燃料池牆內外動態壓力變化及電廠維護作業等多重複雜的因素，後由調查人員總結滲漏事件肇因於自 1970 年代建廠初期因施工所造成的運轉運河襯板缺陷(至 2007 年才被發現)，到 1990 年因移除燃料池內部儲架刮傷襯板(1992 年發現)，導致歷年來池水不斷的自這些缺陷滲漏並積存於燃料池牆與池壁內側不銹鋼板之間因 T 型鋼樑所架構出之間係空間，最終於 2005 年因南側池牆的地基挖除過程所引發的土壓變化，致使牆壁產生撓曲而使歷年所積存的池水自混凝土牆的微收縮裂

縫滲出。而在後來的調查研究證明，事件所滲出的放射性物質含量遠低於法規標準，無明顯公眾健康暴露，。

本報告的第三章則介紹在本案例中，視察用過燃料池結構完整的兩種最主要的非破壞檢測技術：目視檢測與真空箱洩漏試驗技術，探討其基本原理、使用方法與近期的發展趨勢；在 3.3 並進一步介紹 EPRI 發展水下檢測載具的研究概況，可做為國內未來用以監測用過燃料池之檢測技術的參考。

本報告第四章與第五章則歸納節錄 ACI349.3R-18 與 ACI 201.1R-08 法規中，與本案相關之混凝土劣化檢測條文。本文於 4.2 至 4.6 重點節錄出 ACI349.3R-18 專業規範中，針對運轉中核能混凝土結構的評估所提出具體指引，涵蓋範圍包含目視檢查、非破壞檢測、分析與侵入性取樣等，明定選擇性檢查及定期性評估程序，以維持結構狀況的資訊可持續與可追溯。評估準則分三層級，從可接受、需再審查、到必須強化評估及修復，並明定完整報告、資料存檔、檢查頻率與團隊資格要求，可作為國內管制機構對核設施混凝土結構管制的判讀程序與評估方法參考。以 IPEC 電廠的燃料池滲漏事件為例，若燃料池水滲漏尤其需要注意因硼酸水可能會對混凝土發生如報告 4.3.1 節所敘述之化學侵蝕情況，從而從混凝土外觀發現裂縫形成及表層剝落，可對應如圖 4.2 對混凝土表面之評估標準，若有發現如滲析或化學腐蝕等現象、表面剝落深度大於 5 毫米.. 等情況，即應依第二層級的評估建議進行結構可接受性的確認。

本報告以 IPEC 電廠在 2005 年的事件為研析案例，以維持電廠燃料池之安全稽核與老劣化防治管制的觀點重點講述事件的調查歷程與肇因，節錄法規中對於混凝土劣化的評估程序與標準，作為管制關鍵要項的建議。在本報告第五章所節錄之 ACI201.1R-08 法條，清楚的呈現出如何使用目視檢測判定混凝土劣化之外觀(裂縫、崩解、剝落與爆點...等)的判讀標準，附以

劣化機制說明與範例圖，可幫助管制人員於實務視察時參讀與評估混凝土結構的情形。

參考文獻

1. US Nuclear Regulatory Commission, Indian Point Nuclear Generating Unit 2 (<http://www.nrc.gov/info-finder/reactor/ip2.html>).
2. <https://www.eia.gov/todayinenergy/detail.php?id=29772>
3. <https://www.babcock.com/>
4. <https://www.energy.com/news/energy-s-indian-point-unit-3-permanently-shut-down>
5. <https://www.eia.gov/todayinenergy/detail.php?id=47776>
6. ML081480481 in NRC ADAMS Database.
7. “INDIAN POINT GROUNDWATER INVESTIGATION”, Entery.
8. “Hydrogeologic Site Investigation Report Indian Point Energy Center”, January 7, 2008. [ML080320540 in NRC ADAMS Database]
9. “ACI 349.3R-18 Report on Evaluation and Repair of Existing Nuclear Safety-Related Concrete Structures”, Reported by ACI Committee 349.
10. “ACI 201.1R-08 Guide for Conducting a Visual”, Reported by ACI Committee 201.
11. <https://www.kinocranes.com/gantry-crane-main-components/>
12. “不銹鋼桶表面遠端目視影像檢測與 AI 辨識系統”，張佐民，董曉明，第 16 屆非破壞科學研討會，2025/9/25-26，墾丁。

13. <http://www.sidercnd.com/leak-detection-1t>
14. <https://www.ndt.org/vendor.asp?ObjectID=47720>.
15. Nondestructive Evaluation: NDE for Fuel Pool and Transfer Canal Liners. EPRI Palo Alto, CA: 2013. 3002000461.
16. U.S. Nuclear Regulatory Commission (NRC), 2011, “Concrete Degradation by Alkali Silica Reaction,” Information Notice (IN), ML 112241029.
17. Gregor, F. E., and Hookham, C. J., 1993, “Remnant Life Preservation of LWR Plant Structures,” Proceedings of the 12th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT), Elsevier Science Publishers, the Netherlands, 7 pp.
18. Ashar, H., and Bagchi, G., 1995, “Assessment of Inservice Condition of Safety Related Nuclear Power Plant Structures,” Report NUREG-1522, U.S. Nuclear Regulatory Commission (NRC), Office of Nuclear Reactor Regulation, Rockville, MD.
19. NRC INFORMATION NOTICE 2010-14: CONTAINMENT CONCRETE SURFACE CONDITION EXAMINATION FREQUENCY AND ACCEPTANCE CRITERIA.
20. ACI/ICRI (American Concrete Institute and International Concrete Repair Institute), 2013, Concrete Repair Manual, fourth edition, V. 1 and V.2, American Concrete Institute, Farmington Hills, MI, 2363 pp
21. ASCE/SEI 11-99—Guideline for Structural Condition Assessment of Existing Buildings Effects of Marine Environments on Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels, EPRI Product ID 1011820, pp. B-6, 2005.

22. Refai, T. M., and Lim, M. K., 1992, "In-Service Inspection and Structural Integrity Assessment Methods for Nuclear Power Plant Concrete Structures," Report ORNL/NRC/ LTR-90/29, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN.
23. Hookham, C. J., 1995, "In-Service Inspection Guidelines for Concrete Structures in Nuclear Power Plants," Report ORNL/NRC/LTR-95/14, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN, Aug., 74 pp.
24. ASTM C42/C42M-16—Standard Test Method for Obtaining and Testing Drilled Cores and Sawed Beams of Concrete.
25. ASTM C823/C823M-17—Standard Practice for Examination and Sampling of Hardened Concrete in Constructions.
26. ASTM C856-17—Standard Practice for Petrographic Examination of Hardened Concrete.
27. ACI 228.2R-13—Report on Nondestructive Test Methods for Evaluation of Concrete in Structures.
28. ASTM C1218/C1218M-17—Standard Test Method for Water-Soluble Chloride in Mortar and Concrete.
29. Naus, D. J., 1986, "Concrete Component Aging and Its Significance Relative to Life Extension of Nuclear Power Plants," Report NUREG/CR-4652, ORNL/TM-10059, Oak Ridge National Laboratory (ORNL), Oak Ridge, TN, 158 pp.
30. U.S. Nuclear Regulatory Commission (NRC), 2012, Regulatory Guide 1.160, "Monitoring the Effectiveness of Maintenance at Nuclear Power Plant,"

Revision 3.

31. Electric Power Research Institute (EPRI), 1988, "Source-book for Microbiologically Influenced Corrosion in Nuclear Power Plants," Report NP-5580, 115 pp.
32. ASTM C1077-17—Standard Practice for Agencies Testing Concrete and Concrete Aggregates for Use in Construction and Criteria for Agency Evaluation.
33. ASTM E329-14—Standard Specification for Agencies Engaged in Construction Inspection, Testing, or Special Inspection.
34. ASTM E543-15—Standard Specification for Agencies Performing Nondestructive Testing.