

行政院原子能委員會
委託研究計畫研究報告

時效鑄造不銹鋼銲件之應力腐蝕性質研究
Stress corrosion cracking of aged CF8A weld

計畫編號：NL1050409

受委託機關(構)：國立臺灣海洋大學 材料工程研究所

計畫主持人：蔡履文

聯絡電話：02-24622192#6405

E-mail address：b0186@mail.ntou.edu.tw

協同主持人：

研究期程：中華民國 105 年 04 月至 105 年 12 月

研究經費：新臺幣 94 萬元

核研所聯絡人員：鄭勝隆

報告日期：105 年 12 月 08 日

目 錄

目 錄.....	I
中文摘要.....	1
英文摘要.....	2
壹、計畫緣起與目的.....	3
貳、研究方法與過程.....	6
參、主要發現與結論.....	7
肆、參考文獻.....	11

中文摘要

本研究係針對 CF8A 雙相不銹鋼，使用鎳基合金 IN52M 及 308L 不銹鋼為填料進行覆銲製程，探討時效基材對 IN52M 覆銲層熱裂之影響，並研究時效 CF8A 雙相不銹鋼應力腐蝕敏感性。研究結果顯示：即使不使用 308L 不銹鋼作為覆銲緩衝層，直接將 IN52M 覆銲於時效 CF8A 鑄造不銹鋼，亦未觀察到有界面裂縫或銲接熱裂縫產生，且銲接所致材料稀釋現象僅侷限於熔融界面數十微米距離內。評估 CF8A 鑄造不銹鋼於不同熱處理狀態之常溫拉伸及衝擊性質，實驗結果顯示：CF8A 鑄造不銹鋼經 385°C / 20000h 時效處理後，拉伸延伸率下降且衝擊韌性劣化，經短時間 500°C / 1h 回復處理後，延性及韌性均獲致改善與原始鑄造狀態相當，1200°C / 2h 高溫固溶熱處理後，拉伸延性及衝擊韌性均大幅提升，但伴隨強度明顯下降。

Abstract

In this study, nickel-based (Alloys 52M) and stainless steel (308L) filler metals were employed to perform overlay welding on CF8A casted duplex stainless steel in which 308L was served as a buffer layer in some welds for comparison. Moreover, the SCC susceptibility of the overlay weld was evaluated by using a modified smooth tensile specimen, which was strained at constant extension rate tensile (CERT) tests under simulated coolant conditions in a nuclear reactor. The percentage loss in tensile strength and ductility of various specimens in high-temperature water due to SCC could be calculated accordingly.

The results indicated microfissures were not found in all overlay welds even the buffer layer was not applied. After aging at 385°C / 20000h, a decrease in tensile ductility and impact toughness was obtained in comparison with those of other specimens. Short time recovery-annealing at 500°C / 1h had an effect of improving the tensile ductility and impact toughness of embrittled CF8A SS. Excessively high solution treatment of CF8A SS at 1200°C / 2h caused an obvious decrease in tensile strength but associated with an increase in ductility and toughness.

壹、計畫緣起與目的

近年來，國內外核電廠在反應器壓力槽管嘴（低合金鋼）與冷卻水管件（不銹鋼）接口之鎳基合金鐸道處，曾陸續發生應力腐蝕等破裂問題。為能有效防止裂痕的持續成長，除了採接管件的更換之外，核能工業界多採用覆鐸（Overlay）技術進行修補施工作為另一替代方法，即在鐸道破裂處外表面施以覆鐸層（Overlay weld），除了能增加管壁厚度外，亦可於管路內壁產生壓應力，抑制裂縫成長，使管路結構達到相關安全要求。此外，對於可能產生破裂之相關管件，核電廠亦採用預防性覆鐸（Preemptive weld overlay, PWOL）技術預先進行修補，不但能避免鐸道發生非預期破裂，亦可減少管路檢測作業，提昇機組運轉效益。

鑄造不銹鋼經長期使用後產生組織老化及脆性而引發核電廠安全疑慮，CF8 不銹鋼(0.044C - 20.37Cr - 8.17Ni - 0.58Mn - 0.19Mo - 0.006S - 0.014P)在 400°C 溫度下，經 6 個月(4388 h)、12 個月(8660 h) 及 18 個月(13140 h)的時效處理後，其金相組織顯示，隨時效時間的增長，肥粒鐵型貌並未產生明顯改變，但肥粒鐵數 FN 值會從 16.6 下降至 15.2 及 14.1 [1]。使用 5 mm Charpy 衝擊試片量測時效處理試件之衝擊曲線，並與未時效試件進行比較，結果顯示未時效試件有較高之衝擊值及較低之韌脆轉變溫度，而時效 6 個月與 12 個月試件，兩者衝擊值差異不大。鑄造不銹鋼 475°C 脆性 [2] 可歸究於 G 相 ($Ti_6Ni_{16}Si_7$) 析出及 δ 肥粒鐵分解成 $\alpha+\alpha'$ 。分析時效試件顯微組織，於 250~500°C 進行時效，主要包含 (1) 晶界 $M_{23}C_6$ 析出(2) G 相矽化物析出 (3) spinodal 分解反應 $\delta \rightarrow \alpha+\alpha'$ 。500°C 以上時效則有

χ 及 σ 等相析出導致脆化 [2]。

CF8M 不銹鋼 (0.053C - 0.83Mn - 0.93Si - 0.013S - 0.024P - 20.12Cr - 10.56Ni - 2.52Mo - 0.042N, 17% α) [3] 進行 400°C / 30000 h 及 450°C / 10000h 時效處理後，肥粒鐵內部析出物主要為 G 相 (FCC 結構)，其主要成份為 14Si - 16Mo - 25Cr - 10Fe - 26Ni - 3Mn (at %)，以及富 Cr 之 α' (BCC 結構) 析出相，其主要組成為 4Mo - 85Cr - 11Fe (at %)。CF8M 經 400°C / 7500h 時效處理後，體積分率約 10%、大小約 10 nm 的 G 相在肥粒鐵內析出，沃斯田鐵中則未發現到 G 相 [4]。CF8 經 300 或 400°C / 7500h 時效後，兩種大小不同的 G 相在肥粒鐵中析出，經 400°C 時效者，部份肥粒鐵回復成沃斯田鐵，且在 δ/γ 界面析出 $M_{23}C_6$ 碳化物。CF-8M 於 300~450°C 溫度範圍，時效 300~40000 h [5]，經長時間時效處理，原始之肥粒鐵會因 spinodal decomposition 分解成 $\alpha+\alpha'$ (α' 為富 Cr 相)，而促成肥粒鐵硬化終致脆化。

CF3、CF8 及 CF8M 於 300~400°C 時效處理後導致硬化 [6]。試件於 550°C 時效處理後，原始低溫時效所致之硬化消失，不同試件硬度下降後亦伴隨衝擊值回復現象，推測先前因 spinodal decomposition 所形成之 α' 組織，於 510~520°C 溫度範圍內固溶回基地，因此時效硬化現象消失而回復其衝擊性能。此外，因 G 相必須加熱至 620~650°C 才會固溶回基地，因此推論 CF3、CF8 等鑄造不銹鋼之時效脆化與 α' 析出有最直接關聯性。雖然 350~400°C 時效 10000 h，肥粒鐵及沃斯田鐵界面有矽化物 (G 相) 析出，但並非材料脆化主因，時效溫度低於 400°C 產生的鑄件脆化，乃是因 $\delta \rightarrow \alpha+\alpha'$ 分解所致 [1]。450°C / 30000h 時效則可觀察到 G 及 α' 相同時

析出 [5]。基本上 CF8 及 CF8M 之時效組織大體相同，均因 spinodal decomposition 及 G 相析出而有類同顯微組織，其差別為 G 相之尺寸及體積分率，400°C 時效後之 CF8M 有明顯高之 G 相含量，而經時效所致之衝擊值劣化主要歸究於 spinodal decomposition [4]。比較 CF8 及 CF8M 經時效處理後其衝擊值變化情形 [7]，整體上 CF8 脆性較 CF8M 為低，但經時效後均有衝擊值下降及衝擊曲線平坦化的現象，並且高平台衝擊值消失，經越長時間時效處理後，CF8M 衝擊曲線變得十分平坦，觀察衝擊破壞面，肥粒鐵區呈現劈裂特徵，而沃斯田鐵區則為剪變破壞。

不論原始材料化學成份及鑄造方式，經 400°C / 10000h 時效處理後，比較肥粒鐵含量對室溫 Charpy U 缺口衝擊值之影響 [8]，不論鑄造不銹鋼是否含 Mo，經時效處理後依肥粒鐵含量升高而有較高脆化（低衝擊值），即原始高肥粒鐵含量不利於長期時效使用。比較鑄造不銹鋼其 Cr 及 Cr 當量對經時效處理試件之衝擊值影響情形 [8]，Cr 或 Cr 當量升高衝擊脆化情形加劇，實質上高 Cr 或 Cr 當量意味鑄造不銹鋼內高肥粒鐵含量。此外，經 350°C 長時間時效後，在相同含量 δ 肥粒鐵 (10~16 %) 條件下，不含 Mo 鑄造不銹鋼比含 Mo 鑄造不銹鋼較不會脆化，但 400°C 時效兩者均明顯脆化，此一原因可能和形成機構有關，衝擊脆化應源自於 spinodal decomposition 及 G 相析出，由於 Mo+Si 含量會影響 G 相析出，含 Mo 鑄造不銹鋼有較多量 G 相生成而有較高脆性。

本研究係針對 CF8A 鑄造不銹鋼，使用鎳基合金 IN52M 及 308L 不銹鋼為填料進行覆鍍製程，探討時效基材對 IN52M 覆鍍層熱裂之影響，並研究時效 CF8A 鑄造不銹鋼應力腐蝕敏感性。

貳、研究方法與過程

本研究使用鎢極惰性氣體電弧銲接法 (GTAW)，進行鑄造不銹鋼 CF8A 覆銲試驗，銲線使用線徑 1.2 mm 之 308L 不銹鋼，以及線徑 0.9 mm 之 IN52M 鎳基合金。將 308L 及 IN52M 銲線利用 GTAW 方法覆銲在 CF8A 板材上。覆銲參數為電壓 15V，電流 195A，銲接速度 125 mm/min，308L 銲材送線速度分別使用 1050、1250 及 1500 mm/min (線徑 1.2 mm)，IN 52M 銲材送線速度則為 1900 及 2500 mm/min (線徑 0.9 mm)，表 1 所列為實驗材料元素組成。實驗使用場發射掃描式電子顯微鏡 (SEM) 搭配 EDX、EPMA 進行顯微組織觀察及微小區域成份分析，以了解母材與銲道稀釋情形，並可得知析出物的化學成份以及材料裂縫中的元素分布情形。不同狀態的鑄造不銹鋼以線切割放電加工方式，依據 ASTM E8M-04 規範製作拉伸試片(厚度為 2.5mm)，利用拉伸試驗機在室溫環境下進行平板拉伸試驗，以求得材料的機械性質。另亦使用衝擊試驗機，依據 ASTM E23 規範(厚度為 2.5 mm)，於常溫下進行衝擊試驗，並使用場發射掃描式電子顯微鏡進行破斷面觀察。

參、主要發現

圖 1 所示為經覆鋅試件巨觀表面特徵及橫截面金相，經氫鋅多道鋅接後，重疊之鋅道底部形成波紋狀，熔解之 CF8A 基材和填料互熔後會有組成相互稀釋情形。原始經時效之 CF8A 試件其金相組織及 EPMA 分析結果如圖 2 所示，鑄造之 CF8A 形成沃斯田鐵基地內含不規則島狀及細長支架狀 δ 肥粒鐵(圖 2(a)&(b))，經 EPMA 成份測定， δ 肥粒鐵富 Cr 及低 Ni 含量，相對的 γ 基地含較高 Ni 但 Cr 含量低於肥粒鐵。

圖 3 為使用 308L 鋅線覆鋅於 CF8A 基地上，觀察 308L 鋅道及兩者之界面區金相組織，如結果所示：308L 鋅道內含大量蕾絲狀肥粒鐵(圖 3(a))，界面處可觀察到 308L 及 CF8A 兩者肥粒鐵尺寸差異(圖 3(b))，顯然兩者肥粒鐵數相近，但 308L 其肥粒鐵尺寸明顯比 CF8A 要細微得多。EPMA 比較兩者內不同組織之化學組成，無論是 Cr 含量或是 Ni 含量，在相同組織中 308L 鋅道比起 CF8A 均有較高合金含量，因此總合金含量亦應是 308L 較 CF8A 為高。經 308L-IN52M 雙層覆鋅，或直接將 IN52M 覆鋅在 CF8A 基地上，覆鋅試件縱剖面金相組織如圖 4 所示，觀察 CF8A 及 308L 覆鋅界面，很明顯顯示 308L 覆鋅後高鋅後冷速導致形成微細 δ 肥粒鐵組織(圖 4(a))，將 IN52M 再覆鋅於 308L 表層，由於 IN52M 之高抗蝕性，因此無法同時獲得兩者金相組織(圖 4(b))，但試件並未觀察到任何鋅接裂縫或缺陷。

為降低覆鋅 IN52M 等鎳基合金於鑄造不銹鋼時所引發之裂縫，一般先在鑄造不銹鋼上先覆鋅一層 308L 或 309L 不銹鋼。實驗

結果顯示，先覆鍍 308L 再覆鍍 IN52M 可免於裂縫產生，因此實驗亦嘗試直接覆鍍 IN52M 於時效之 CF8A 鑄造不銹鋼，縱剖面金相顯示兩者良好之相互熔解，且未在界面處及 IN52M 層觀察到任何鍍接缺陷(圖 4(c))。為確認 IN52M-CF8A 覆鍍結果，針對覆鍍試件進行橫剖面金相觀察，如圖 5 所示，如前述覆鍍層底部形成波紋狀特徵，因此橫剖面試件會有局部區域包含 IN52M 及高溫變態之 CF8A 共存情形。CF8A 基材加熱至高溫後快速冷卻，亦形成同 308L 鍍道區較細微的 δ 肥粒鐵組織，而覆鍍試件內亦未觀察到裂縫或其他鍍接缺陷。

為瞭解覆鍍過程合金元素相互稀釋情形，選用單層覆鍍試件進行不同區域 EPMA 元素成分測定，其結果如圖 6 所示：在覆鍍界面區靠 CF8A 基材一側，顯示為 CF8A 合金元素組成，但在 IN52M 側距離界面僅 20 μm 之位置，Ni 含量卻高達 37%，遠高於 CF8A 之 Ni 含量；而 IN52M 側距離界面 0.5 mm 之位置，Ni 含量則近 50%。此結果顯示，合金元素影響覆鍍組織僅發生在幾十微米的距離內。

圖 7 所示為不同試件經拉伸測試後的巨觀斷裂形貌，任一試件在標距長度內均顯示不均勻的伸長變形，且產生極粗糙的表面，和一般延性鍛造拉伸試件在其標距長度內有均勻變形及頸縮的現象截然不同。從外觀上亦可看出，經時效後的試件(A)延伸率較低，經 500°C 回復處理的試件(R)和原始鑄造的試件(C)有相當之延伸率，而經 1200°C 固溶處理後的試件(S)則有相對優良之延展性。

表 2 所列為不同試件經拉伸試驗後所測得的機械性能。整體上 A 試件與 C、R 試件相比，A 試件有較低之最大抗拉強度，推測其

原因可能為時效導致延伸率降低，應變強化效應低於其它兩者，因此 A 試件強度及延展性均劣於 C 及 R 試件。比較 C 及 R 試件兩者之機械性能，經回復處理後，R 試件強度略低於 C 試件但延展性略增。經 1200°C 固溶處理的試件(S)，強度明顯下降但延展性大幅增加。而原始鑄件經過 20% 厚度縮減率的滾壓處理後(CR 試件)，強度大幅提升，但延展性極低。使用 SEM 觀察拉伸試件的斷裂特徵，其結果如圖 8 所示：由於 4 種試件均顯示良好延性，因此均呈現延性窩穴斷裂特徵。S 試件因具有最佳的延展性，故斷面呈現較深且大的窩穴組織；R 及 C 試件斷裂特徵相近，但相對 C 試件，R 試件有較深窩穴。A 試件相對於其它試件，其窩穴較淺，對應表 2 其延伸率亦較低。使用斷裂之拉伸試件進行金相研磨樣品製備後，觀察斷裂口特徵如圖 9 所示。光學及 SEM 觀察斷裂尖端特徵顯示：無論任何試件均呈現裂縫由 δ 肥粒鐵及沃斯田鐵界面引發，且在 A 試件斷裂缺口有較明顯鋸齒狀特徵，而 C、R 及 S 試件則未觀察到此一現象，推測應為時效導致高度界面脆/弱化所致，而較高程度的界面弱化亦伴隨低延性及低強度。

表 3 所列为各種不同試件在常溫下的衝擊韌性值。C 及 R 試件衝擊值相當，而 A 試件則具明顯較低衝擊值，經固溶軟化後則有明顯高衝擊值(S 試件)。此外，CR 試件與其他條件相比，有最低之衝擊值。拉伸及衝擊實驗的結果均顯示：500°C 回復處理可改善時效脆化之 CF8A 鑄造不銹鋼的機械性能。圖 10 所示為不同試件之衝擊破斷面特徵。由於不同試件均具一定程度之韌性，因此所有試件均呈現延性窩穴的破裂特徵。值得一提的是，在 A 試件中可觀察到局部平坦、類劈裂的破裂形貌(圖 10(b))，故 A 試件伴隨相對低的衝

擊值。圖 11 為不同試件於模擬 BWR 水環路環境，試件巨觀應力腐蝕斷裂特徵，如結果所示兩個不同試件，均顯示部份脆裂特徵，且 C 試件有比 S 試件較寬廣脆性區。觀察 C 試件應力腐蝕斷裂特徵如圖 12 所示，脆性破裂面均呈現劈裂破裂，且 2 次裂紋易沿凝固組織邊界生成。圖 13 所示為 S 試件應力腐蝕破裂特徵，類同於 C 試件均呈現劈裂破壞，但破壞面不像 C 試件平整。

取下應力腐蝕斷裂試件進行金相研磨，觀察應力腐蝕裂縫和顯微組織關聯性，如圖 14 結果所示，於斷裂面處顯示裂縫為沿肥粒鐵及基地沃斯田鐵界面成長，此外，遠離最終斷裂裂縫端顯微組織，呈現球狀化肥粒鐵組織。圖 15 所示為 C 試件應力腐蝕斷裂分析圖，C 試件未經長時間內高溫固溶處理，長島狀肥粒鐵異常明顯，試件在受高應力負載情況，同於 S 試件為肥粒鐵-沃斯田鐵界面分離導致破裂，由於 C 試件肥粒鐵仍以島鏈狀外形居多，因此有較寬應力腐蝕脆裂區

肆、結論

1. 實驗結果發現:即使直接將 IN52M 覆鍍在 CF8A 鑄造不銹鋼上，並未發現任何覆鍍破裂。
2. 長時間時效處理會造成明顯的拉伸強度、延性和 CVN 衝擊韌性下降，然而再經 500 ° C/1h 加熱處理可減輕時效所致劣化回復原始機械性質。

3. 冷加工滾軋處理會造成鑄造不銹鋼強度明顯增加，但相對地延性和韌性會下降。
4. CF8A 鑄造不銹鋼經 1200 ° C/2hr 固溶退火後，仍然無法完全除去 δ 相肥粒鐵，但會改變肥粒鐵型態。
5. CF8A 鑄造不銹鋼在 BWR 高含氧(8ppm)水環路環境中呈現相當高 SCC 敏感性。

伍、參考文獻

1. M. D. Mathew, L. M. Lietzan, K. L. Murty and V. N. Shah, “Low temperature aging embrittlement of CF-8 stainless steel”, Materials Science and Engineering A269 (1999) 186-196
2. J. E. Brown, A. Cerezo, T. J. Godfrey, M. G. Hetherington and G. D. W. Smith, “Quantitative atom probe analysis of spinodal reaction in ferrite phase of duplex stainless steel”, Materials Science and Technology March 1990 Vol.6 293-300
3. M. Vrinat, R. Cozar and Y. Meyzaud, “Precipitated phases in the ferrite of aged cast duplex stainless steels”, Scripta Metallurgica, vol.20 1986 p1101-110
4. M. K. Miller and J. Bentley, “APFIM and AEM investigation of CF8 and CF8M primary coolant pipe steels”, Materials Science and Technology March 1990 Vol.6 285-292
5. S. Kawaguchi, N. Sakamoto, G. Takano, F. Matsuda, Y. Kikuchi and L. Mraz, “Microstructural changes and fracture behavior of CF8M

- duplex stainless steels after long-term aging”, Nuclear Engineering and Design , 174 (1997) 273-285
6. H. M. Chung and T. R. Leax, “Embrittlement of laboratory and reactor aged CF3,CF8,and CF8M duplex stainless steels”, Materials Science and Technology March 1990 Vol.6 249-262
 7. M. Bethmont, Y. Meyzaud and P. Soulat, “Properties of cast austenitic materials for light water reactors”, Int.J.Pres.Ves. & Piping 65 (1996) 221-229
 8. S. Bonnet, J. Bourgoïn, J. Champredonde, D. Guttman and M. Guttman, “Relationship between evaluation of mechanical properties of various cast duplex stainless steels and metallurgical and aging parameters:outline of current EDF programs”, Materials Science and Technology March 1990 Vol.6 221-229

表 1. 實驗材料化學成分組成

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	P	S	Nb	Ta	Fe
CF8A	0.05	0.34	0.21	8.50	19.42	0.039	0.004	-----	----	Bal.
308L	0.01	0.40	1.70	10.00	20.00	0.015	0.010	----	----	Bal.
IN52M	0.03	0.05	0.78	58.95	29.87	0.004	0.002	0.29	0.55	8.97

表 2.不同試件拉伸機械性能

Property	YS	UTS	EL
Specimen	(MPa)	(MPa)	(%)
C	196	590	50
A	190	506	46
R	191	581	58
S	175	495	61
CR	713	897	12

C: As casted condition

YS: 0.2% offset yield strength

A: Aging at 385°C for 20000 hours.

UTS: ultimate tensile strength

R: Recovery-anneal at 500°C for 1 hour.

EL: elongation

S: Solution-anneal at 1200°C for 2 hours.

CR: 20% thickness reduction of C specimen.

表 3.不同狀態試件常溫衝擊性能

Specimen	C	A	R	S	CR
CVN (joules)	34	27	35	42	18

C: As casted condition

CVN: charpy v-notch impact

A: Aging at 385°C for 20000 hours.

R: Recovery-anneal at 500°C for 1 hour.

S: Solution-anneal at 1200°C for 2 hours.

CR: 20% thickness reduction of C specimen.

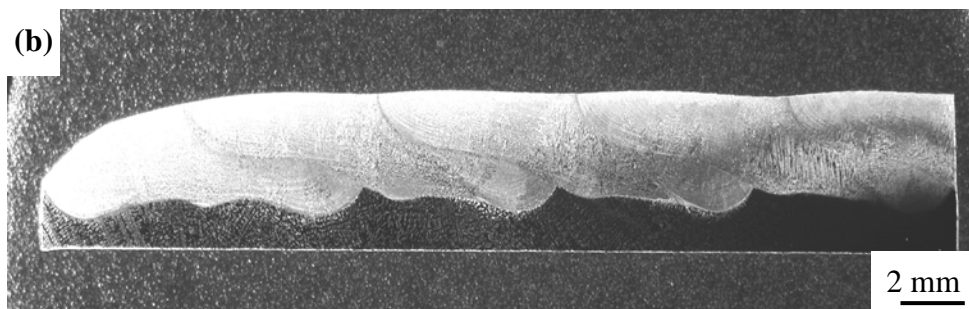
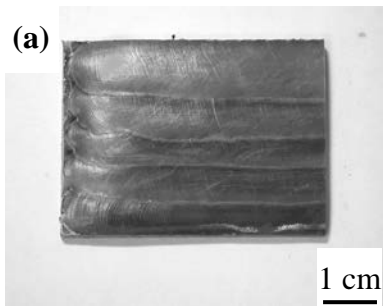
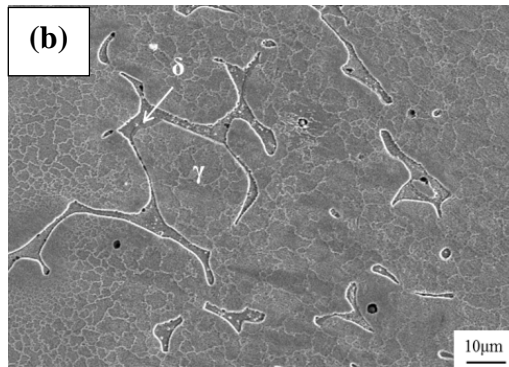
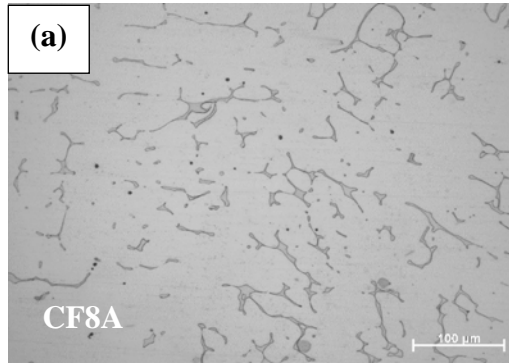
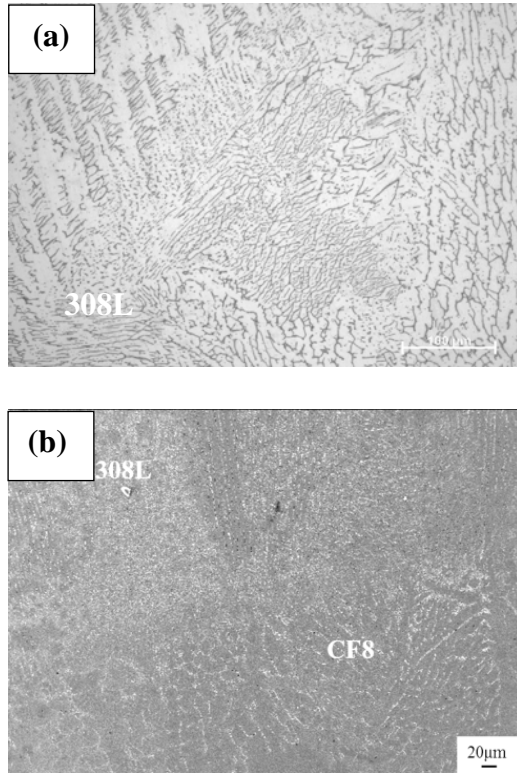


圖 1. 覆鋅鋁件 (a) 頂視 (b) 橫截面巨觀



No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Nb	Ta	Fe	site
1	0.19	0.318	1.058	5.163	22.345	----	---	Bal.	CF8A-δ
2	0.228	0.281	1.12	8.429	17.49	---	---	Bal.	CF8A-γ

圖 2.CF8A (a) 光學金相組織 (b) SEM 金相及 EPMA 元素分析



No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Nb	Ta	Fe	site
1	0.13	0.315	1.40	5.70	24.94	---	0.10	Bal.	308L- δ
2	0.12	0.301	1.74	9.34	20.021	---	0.05	Bal.	308L- γ
3	0.11	0.342	1.00	4.70	23.23	---	0.12	Bal.	CF8A- δ
4	0.16	0.32	1.08	8.22	17.86	---	0.06	Bal.	CF8A- γ

圖 3.(a) 308L 鐳道光學金相 (b) 308L-CF8A 界面金相及不同相
EPMA 成分分析

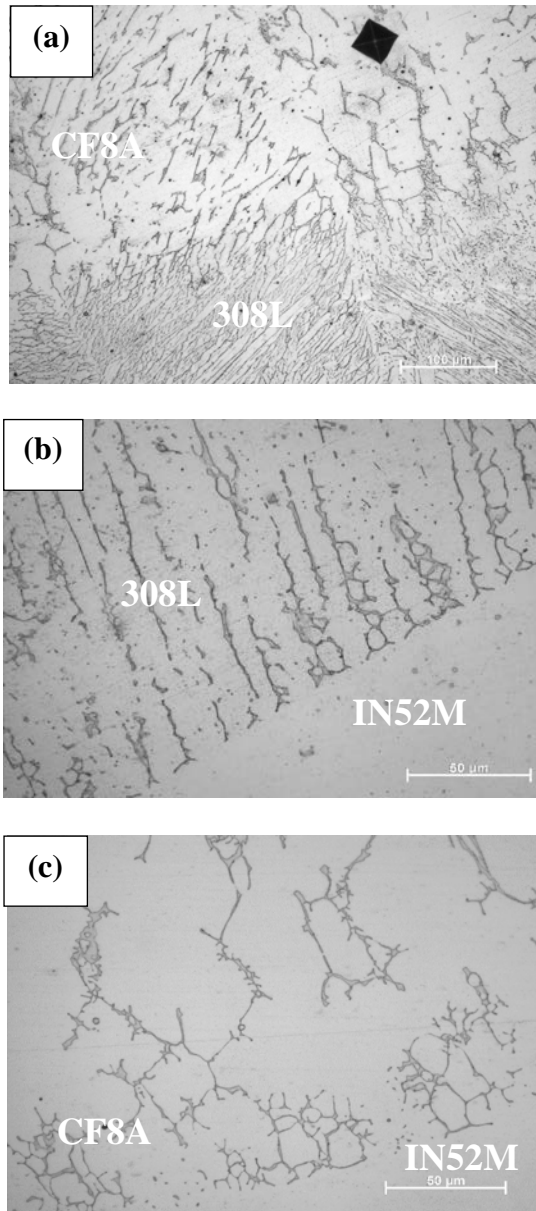


圖 4. 覆鍍鍍件縱剖面光學金相組織 (a) CF8A-308L (b) 308L-IN52M (c) CF8A-IN52M 界面金相圖

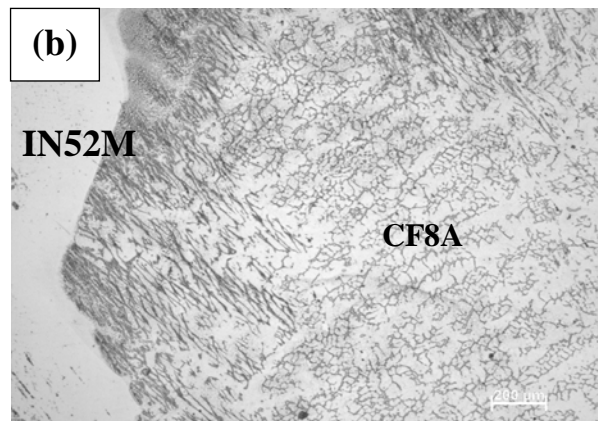
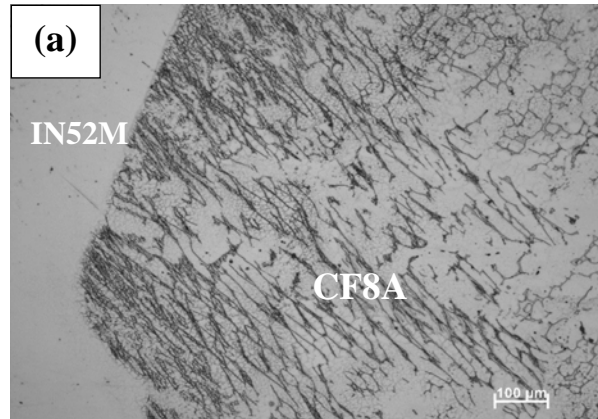
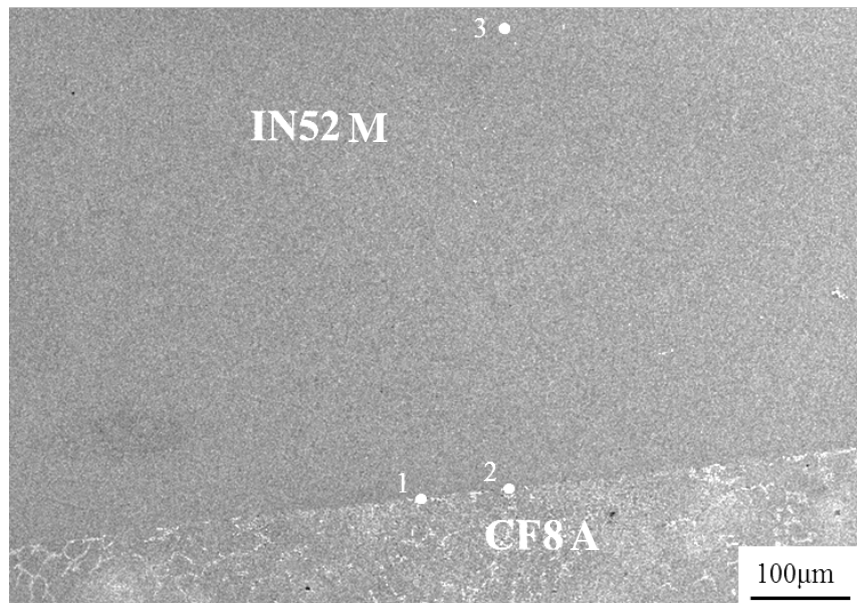


圖 5.覆鍍鍍件橫剖面金相組織 (a)&(b) IN52M-CF8A 界面



No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Nb	Ta	Fe	site
1	0.12	0.31	1.04	9.08	19.86	---	0.04	69.55	IN52M-CF8A IF
2	0.13	0.11	0.71	37.32	25.08	---	0.38	36.27	IN52M-CF8A IF (20 µm)
3	0.21	0.14	0.94	49.54	29.20	0.785	0.55	18.64	IN52M (0.5 mm D)

圖 6.IN52M-CF8A 覆鍍鍍件不同區域 EPMA 成分分析



圖 7.拉伸試驗斷裂試件巨觀

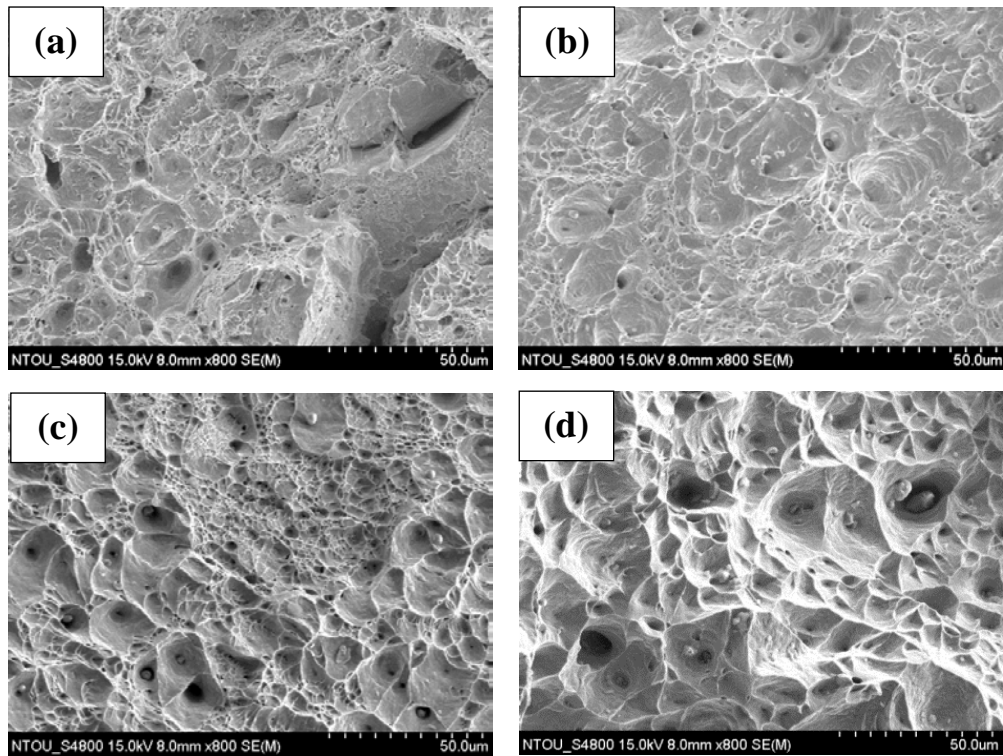


圖 8.拉伸試驗斷裂試件 SEM 微觀斷裂特徵 (a) C (b) A (c) R 及 (d) S 試件

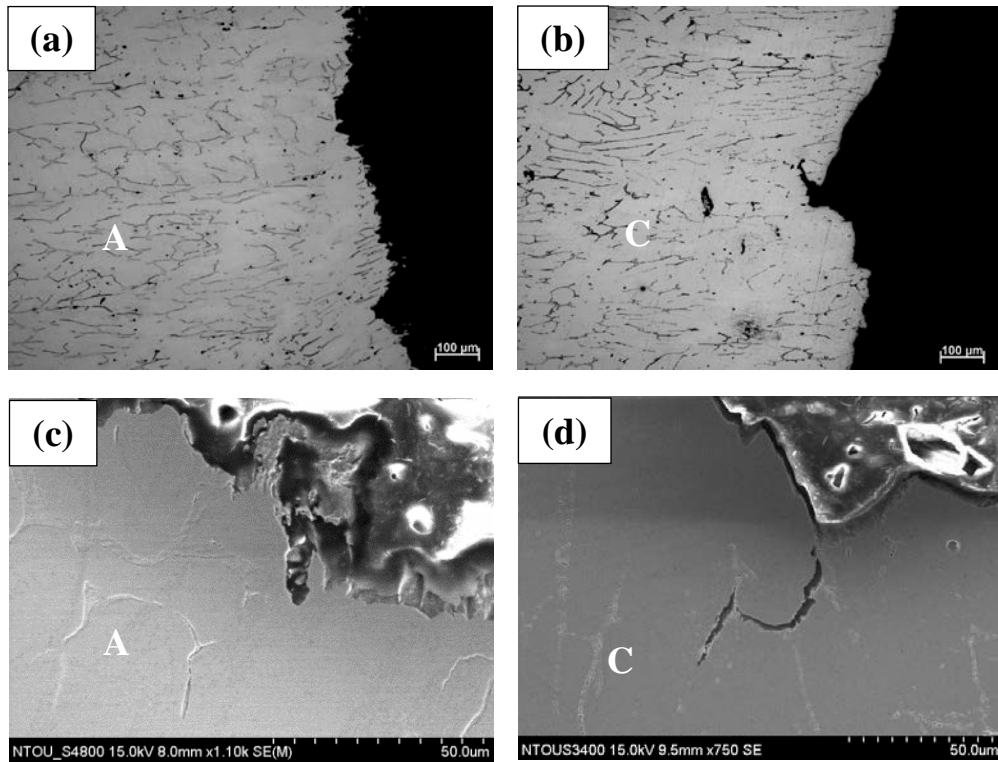


圖 9. 拉伸斷裂試件破裂分析 (a)&(c) A 試件 (b)&(d) C 試件

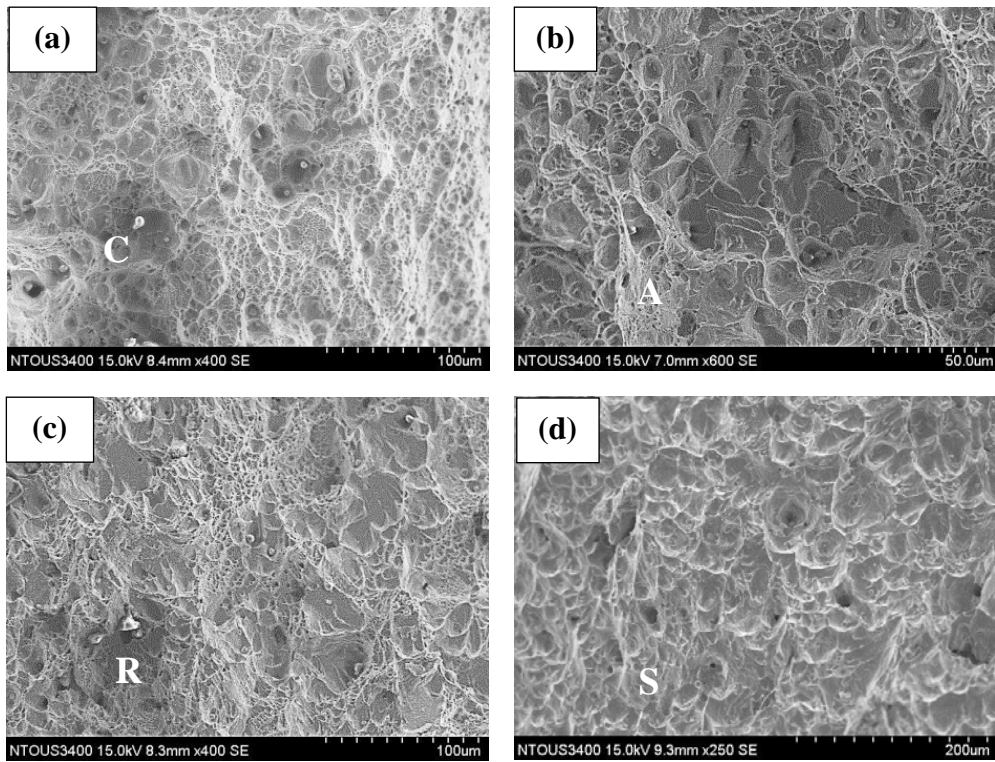


圖 10. (a) C (b) A (c) R 及 (d) S 試件衝擊破裂面微觀特徵

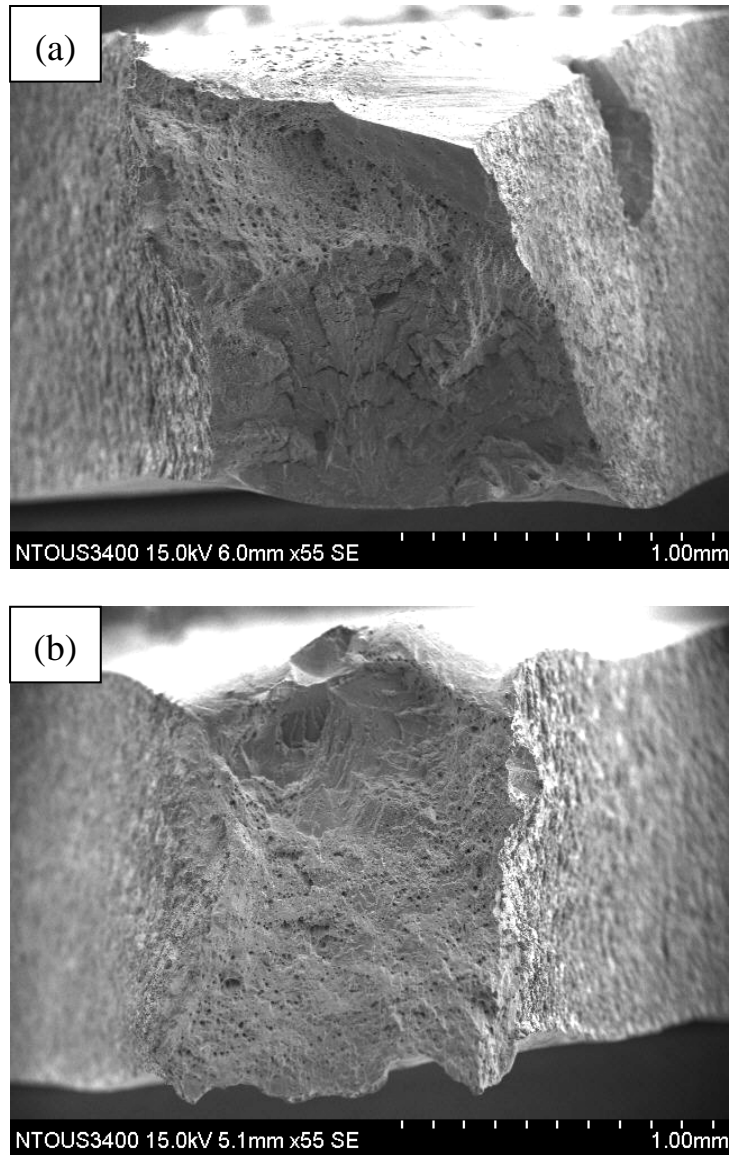


圖 11.應力腐蝕試件斷裂巨觀, (a) C, (b) S 試件

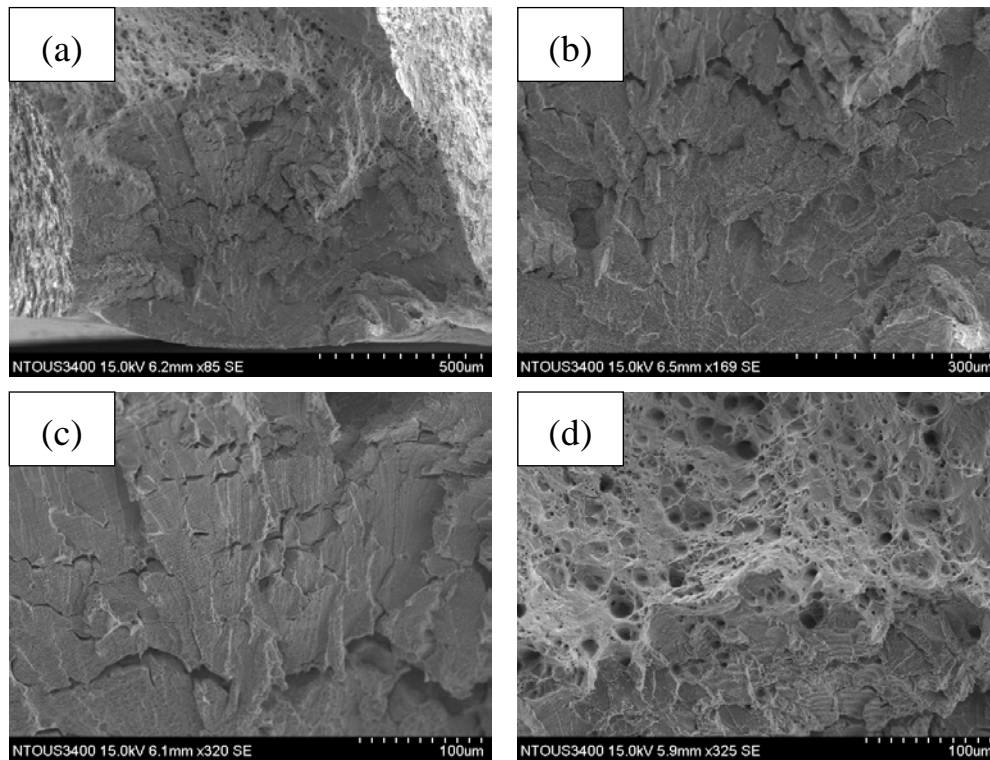


圖 12. C 試件應力腐蝕斷裂分析,(a)脆性區,(b), (c) 劈裂面, (d) 韌脆轉換區

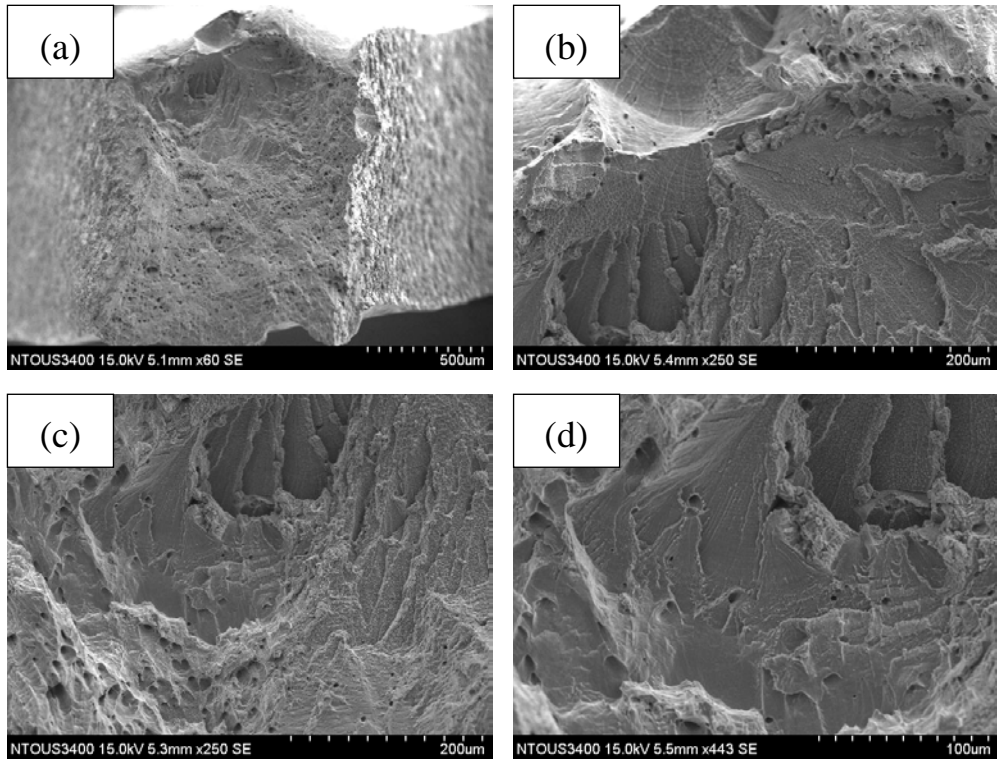


圖 13. S 試件應力腐蝕斷裂分析,(a)脆性區,(b), (c) & (d)劈裂面

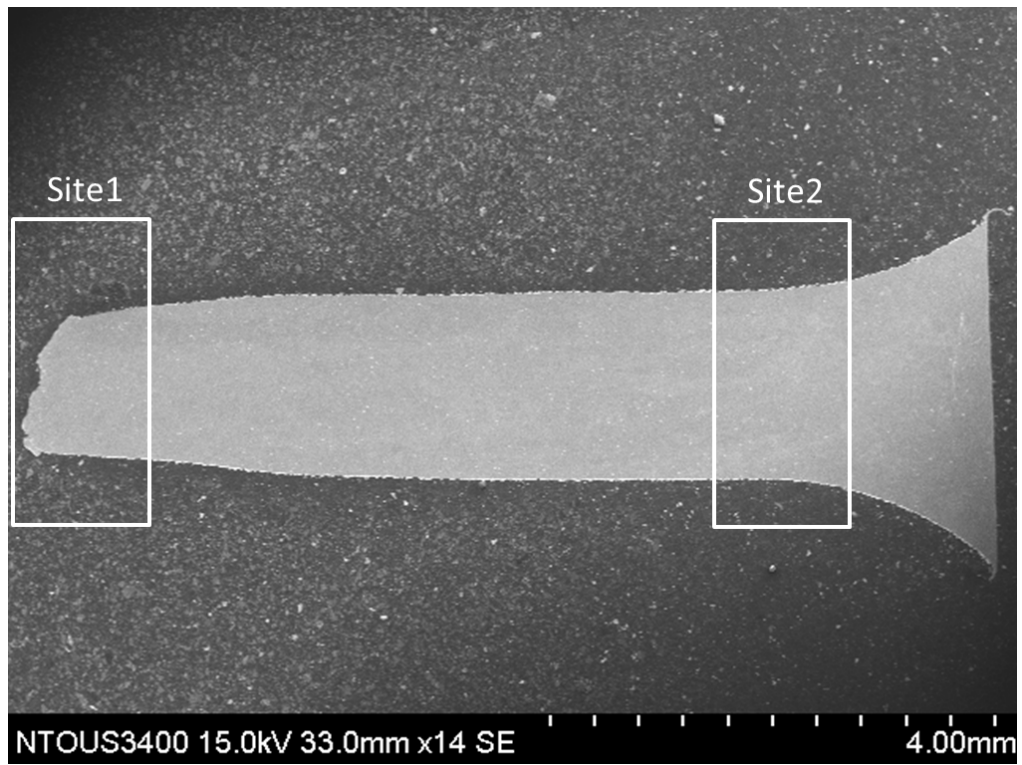
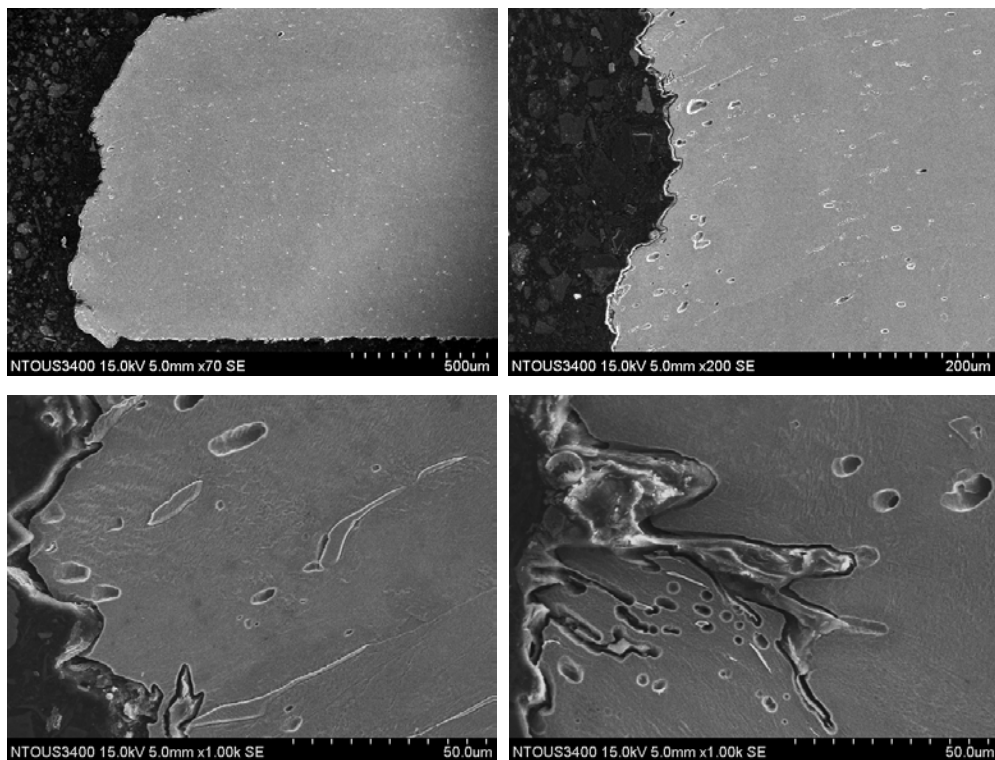
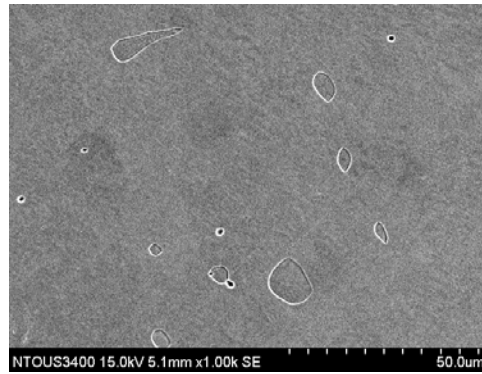
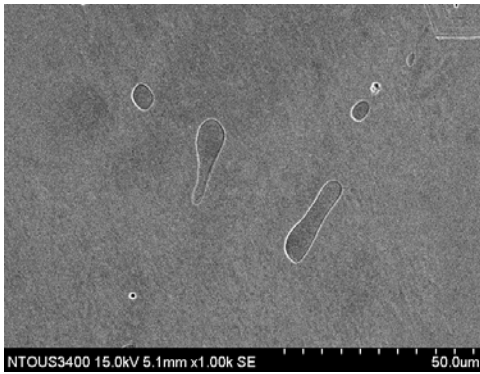
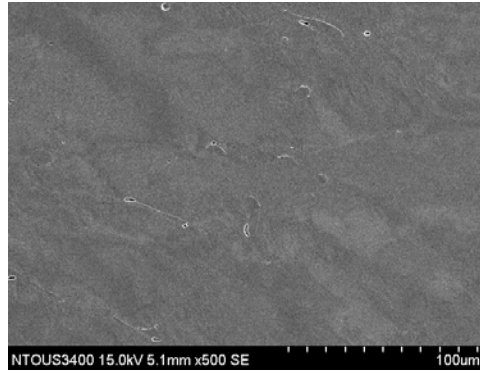


圖 14. S 試件應力腐蝕斷裂分析

Site 1



Site 2



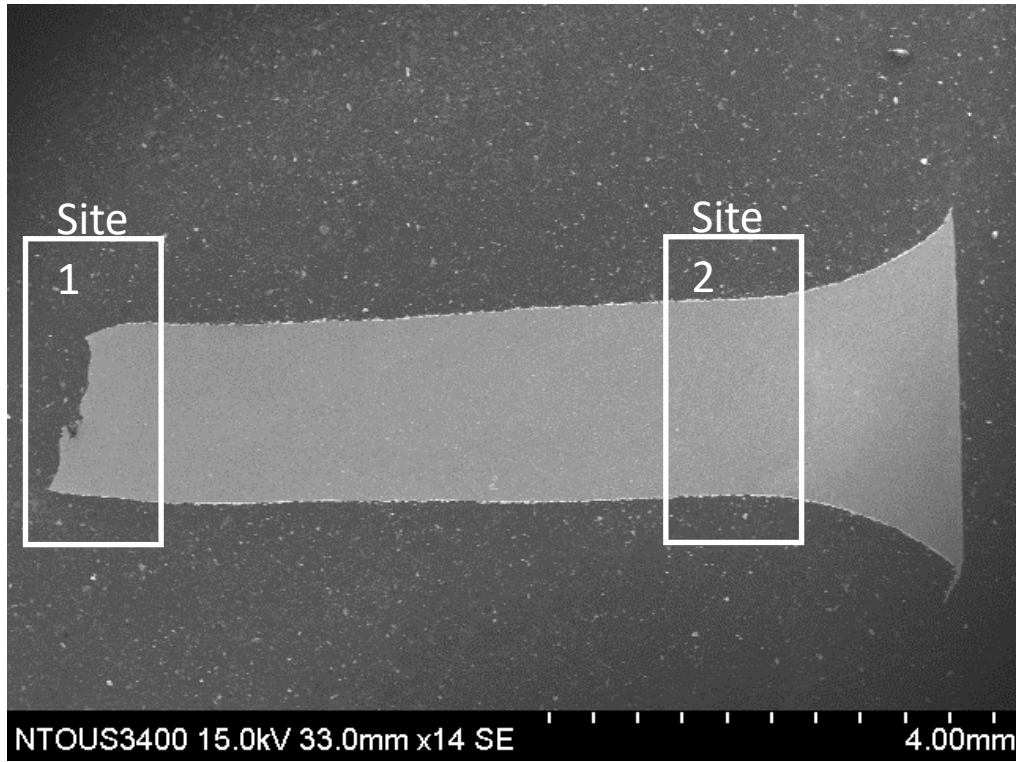
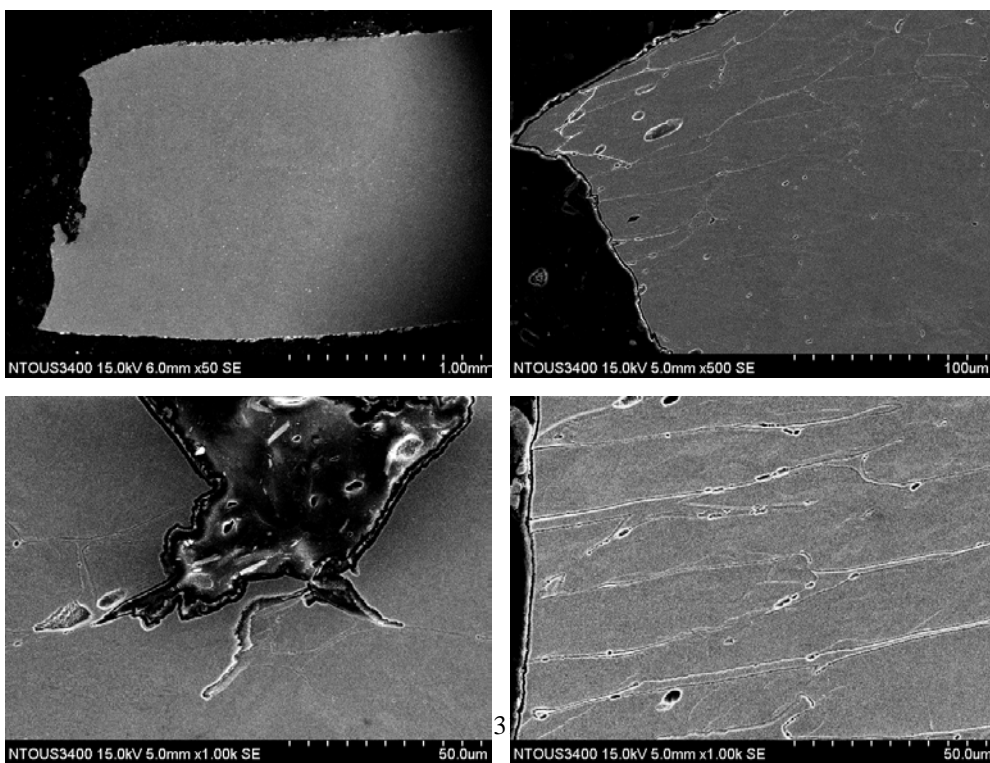


圖 15. C 試件應力腐蝕斷裂分析

Site 1



Site 2

