

內襯不銹鋼板表面裂紋肇因分析

劉正章*、程子萍

Case Study of Crack Initiation and Propagation on Stainless Steel Cladding

Cheng-Chang Liu*, Tzu-Ping Cheng

Received 15 June 2015; received in revised form 17 August 2015; accepted 7 October 2015

摘 要

覆面鋼板可依照製程條件選擇不同需求之內襯材質，兼顧設備良好的結構強度、耐高溫性或耐蝕性，因此覆面鋼板常被化工廠作為反應器或槽體的材料。本文即探討某化工廠採用碳鋼貼合不銹鋼內襯之覆面鋼板作為反應器胴體材料，經歷 10 年的運轉，於不銹鋼表面發生裂紋之成因。分析方法包括：背景資料蒐集、目視觀察、顯微組織分析及電子顯微鏡觀察等項目。分析結果顯示：由於內襯不銹鋼板材質中存有大量 σ 相，造成耐蝕性降低，長時間處在酸性及具有氯離子的操作環境下，易由表面發生蝕孔與沿晶腐蝕現象。表面缺陷形成後，環境中的微量氯離子得以進入缺陷中，並在缺陷末端處引發局部濃縮效應，導致後續以應力腐蝕破裂之機制成長。歸咎應力腐蝕破裂之起因係因 σ 相的形成，但其析出溫度與反應器操作溫度差異甚遠，研判 σ 相應與反應器商轉前經歷之高溫加工過程有關。

關鍵詞：覆面鋼板；內襯不銹鋼； σ 相；沿晶腐蝕；應力腐蝕破裂。

ABSTRACT

The clad steel reactors are frequently used in chemical processing industries primarily because of the clad material's excellent compromise of cost, strength, and corrosion resistance. This paper investigated a failure case of chloride induced stress corrosion cracking of the stainless steel cladding found after the latest 10-years operation. The analysis included background information collection, visual inspection, chemical composition determination, microstructural examination, and microscopic analysis. The results revealed that the stainless steel cladding was exposed to a trace of chloride and acid environment for a prolonged period, and the sigma phase was confirmed to exist within the entire cladding layer. The sigma phase shall not exist in a good quality stainless steel because it reduces the corrosion resistance of stainless steel. Consequently, corrosion pits and inter-granular corrosion were initiated at sigma phase site in this case. After the formation of surface defects, and induced chloride can be migrated into and highly concentrated in

the tip region of defects. Stress corrosion cracking. It was concluded that the cracking of stainless steel cladding was attributed to stress corrosion cracking and greatly enhanced by sigma phase precipitation during the improper hot rolling process.

Keywords: Steel cladding; Stainless Steel clad; Sigma Phase; Inter-granular Corrosion; Stress Corrosion Cracking.

1. 前言

現今許多化工業製程多半屬於高溫高壓的操作環境，且部分製程流體略具有腐蝕性，因此設備商在設計壓力容器時，對於材料的選擇方面須考慮可同時兼顧高強度與耐蝕性的材料以因應較為嚴苛的操作條件。過去為了滿足高強度的特性，設計者常會以增加材料厚度來解決，不過當選用的材質係屬於可耐高溫或抗蝕較佳的合金時，其製造成本勢必大幅增加。也因此為降低製造成本且又能夠滿足嚴苛的操作條件，目前工業上常使用覆面鋼板(clad steel plate)作為壓力容器的材料。覆面鋼板即係在承壓的碳鋼表面上貼合一層薄、連續且又可以符合特殊操作條件之金屬或合金層，其製造方式可透過熱軋(hot rolling)、覆銲法(weld overlaying)、離心鑄造(centrifugal casting)及爆炸銲接(explosive bonding)等^[1]方法進行。由於覆面鋼板為兩種不同材料貼合在一起，若後續進行加工成形、銲接或調質熱處理等程序時，須考慮到兩種材料不同的物理及化學性質所造成的影響。本文將探討某化工廠採用碳鋼貼合不銹鋼內襯之覆面鋼板作為反應器的材料，然而經過 10 年運轉後，於不銹鋼表面發生裂紋之成因。

2. 分析方法

以目視(visual)及立體顯微鏡(stereomicroscope)觀察內襯不銹鋼表面之外觀形貌。訂定分析計畫後，使用無虞損傷破損特徵的適當切割工具和切割方式進行細部取樣工作。為釐清內襯不銹鋼材質是否正確，利用輝光分光分析儀(Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy, GD-OES)分析其化學組成；另外以光學顯微鏡(Optical Microscope, OM)觀察樣品截面與表面之金相顯微組織。使用掃描式電子顯微鏡(Scanning Electron Microscope, SEM)針對裂紋及破斷面進行微觀形貌觀察，並搭配能量分析光譜

(Energy Dispersive Spectrometer, EDS)分析裂紋內部腐蝕產物之化學組成。

3. 分析結果與討論

3.1 背景描述

反應器之內容物主要為丙烯與純水，入料時由反應器頂部進入，與觸媒反應後從底部輸出，操作壓力 100 barG，操作溫度約為 170 °C。反應器所採用的材料為碳鋼熱軋貼合不銹鋼之覆面鋼板，不銹鋼材質為 ASME SA240^[2] TP316Ti，厚度為 3 mm，而鋼板為厚度 84 mm 之 ASME SA516^[3] Gr. 70 碳鋼。平日內容物之氯離子含量控制小於 10 ppm，pH 為 4，屬於酸性環境，停車歲修週期約為 1~1.5 年。

反應器於近一次例行性歲修時，以目視與液滲檢測(Penetrant Testing, PT)之方式檢視內襯不銹鋼表面，均發現多處不銹鋼內襯表面已生成裂紋，而其位置多發生在不銹鋼母材上，僅兩處發生於銲道。此外裂紋位置與觸媒床或設備高程並無特定之關係。反應器胴體內襯不銹鋼表面發生裂紋之位置示意圖如圖 1 所示。欲分析的樣品共計兩件，分別為具有裂紋之樣品(以下稱為 sample #1)與無明顯裂紋的樣品(以下稱為 sample #2)。

3.2 目視檢查

目視觀察 sample #1 樣品之外觀形貌如圖 2 所示，由於取樣位置曾執行過液滲檢測，因此原先形成在表面之黑色氧化物均已被磨除，而呈現的裂紋並無明顯分支的現象，且裂紋周圍具有棕色的腐蝕凹坑。以立體顯微鏡進一步觀察 sample #1 與 sample #2 兩件樣品之截面試樣，分別如圖 3(a)與圖 3(b)所示，可發現存在 sample #1 表面之部分裂紋已貫穿內襯不銹鋼板，並且已侵蝕到碳鋼板。整體裂紋形貌較為筆直，主裂紋由表面開始成長至中段時，具有

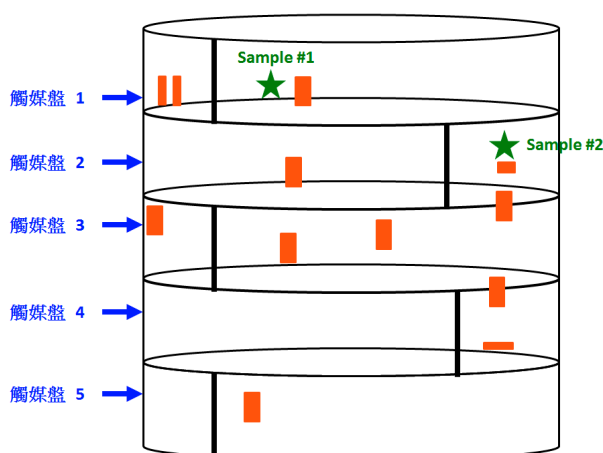


圖 1 反應器內襯不銹鋼表面發生裂紋之位置示意圖(方塊為發現裂紋之位置；sample #1 與 sample #2 樣品取樣位置為星號標示處)。

Figure 1 Schematic diagram of the cracking locations on interior surface of cladding (cracking location marked by red block; Sampling locations of sample #1 and sample #2 marked by green star)

明顯的二次裂紋形成，但其分支長度較為細短，成長方向與環向應力垂直；然而當持續成長至碳鋼板貼合處時，二次裂紋長度轉變較長且向四處擴展。另一方面，sample #2 表面雖於目視檢查時並未檢出裂紋與蝕孔等缺陷，但藉由其截面形貌仍可觀察到極表面處具有寬淺且連續的腐蝕凹坑。



圖 2 Sample #1 樣品之表面放大形貌。

Figure 2 Cladding surface morphology of sample #1.

3.3 材質確認

Sample #1 與 sample #2 樣品之化學組成分析結果如表 1 與表 2 所列。可發現除了氮含量(N)因受限樣品大小而無法進行分析外，其餘組成元素含量皆符合 ASME SA240 TP316Ti 不銹鋼材質規範之要求；而碳鋼板之化學組成亦符合 ASME SA516 Gr. 70 碳鋼材質之規定。

另一方面，在進行 sample #1 之化學組成分析時，由於表面具有裂紋無法直接進行分析，故選擇從不銹鋼與碳鋼板之界面處進行研磨，並同時以 Nital 腐蝕液浸蝕，以確認碳鋼是否仍與不銹鋼貼合。當

表 1. 覆面鋼板之內襯不銹鋼板化學組成(wt.%).

Table 1 Chemical analysis of stainless steel cladding material (wt.%).

Sample	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	N
Sample #1	0.04	0.51	1.27	0.031	0.002	11.03	17.35	2.86	0.37	註 1
Sample #2	0.04	0.54	1.24	0.028	0.002	11.16	17.11	2.87	0.39	註 1
ASME SA-240 TP316Ti	< 0.08	< 0.75	< 2.00	< 0.045	< 0.030	10.0 ~ 14.0	16.0 ~ 18.0	2.00 ~ 3.00	註 2	< 0.1

註 1：受限樣品大小而無法進行分析。

註 2：Ti% min. = 5 x (C%+N%), 0.70 max。

表 2. 覆面鋼板之外部碳鋼板化學組成(wt.%).

Table 2 Chemical analysis of carbon steel backing material (wt.%).

Sample	C	Si	Mn	P	S
Sample #1	0.17	0.18	1.21	0.007	0.002
Sample #2	0.16	0.19	1.16	0.018	未檢出
ASME SA-516 Gr.70	< 0.27	0.13 ~ 0.45	0.79 ~ 1.30	< 0.035	< 0.035

確認碳鋼均已完全磨除後，進行化學組成分析。第一次分析之結果顯示靠近貼合處之不銹鋼碳含量為 0.12 wt. %，此數值高於一般 3XX 系列不銹鋼(非 H 級)碳含量須小於 0.08 wt. %之規定，因此採逐層研磨的方式進行分析，發現碳含量隨著研磨次數的增加而逐漸降低，約降低至 0.04 wt. %即維持穩定，而導致靠近貼合處之內襯不銹鋼板具有碳含量分布不均的現象，應係熱軋貼合的過程中，高溫令碳鋼板相對高濃度的碳原子發生擴散所致。

3.4 微觀分析

3.4.1 胴體截面/表面微觀組織形貌

圖 4 為兩樣品之截面微觀形貌，可發現除了因化學組成中具有微量鈦元素而析出之方塊狀碳氮化鈦(TiCN)外，於基地組織中另可觀察到與鋼板軋延方向相同之帶狀二次相，進一步分析二次相之元素組成顯示，其鉻、鉬含量相較於基地組成高。對於沃斯田體系不銹鋼(即 3XX 系列)而言，若顯微組織

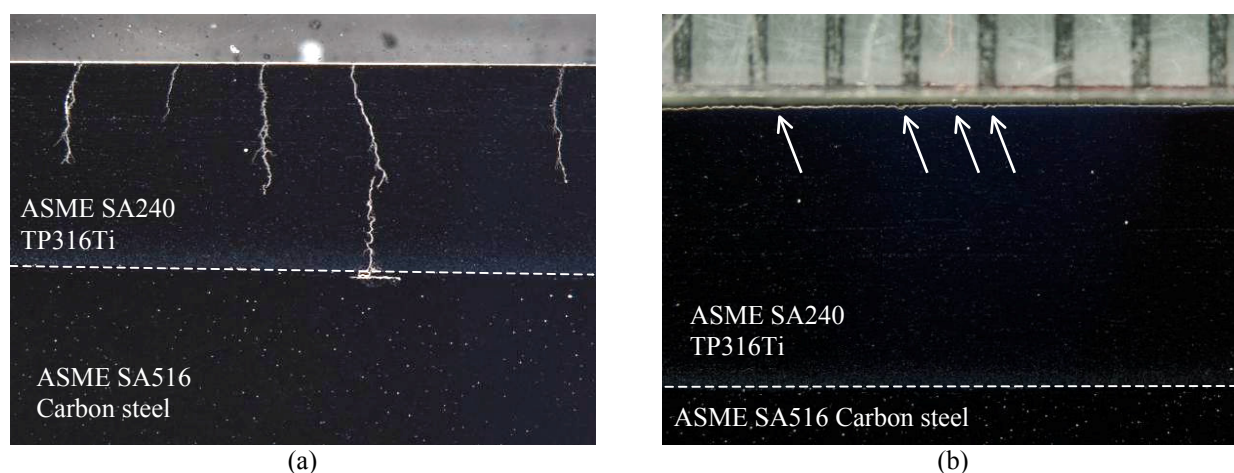


圖 3 樣品之截面形貌，(a) sample #1，(b) sample #2 (腐蝕凹坑為白色箭頭標示處)。

Figure 3 Cross-sectional examination of (a) sample #1, (b) sample #2 (surface corrosion pits of sample #1 marked by white arrows).

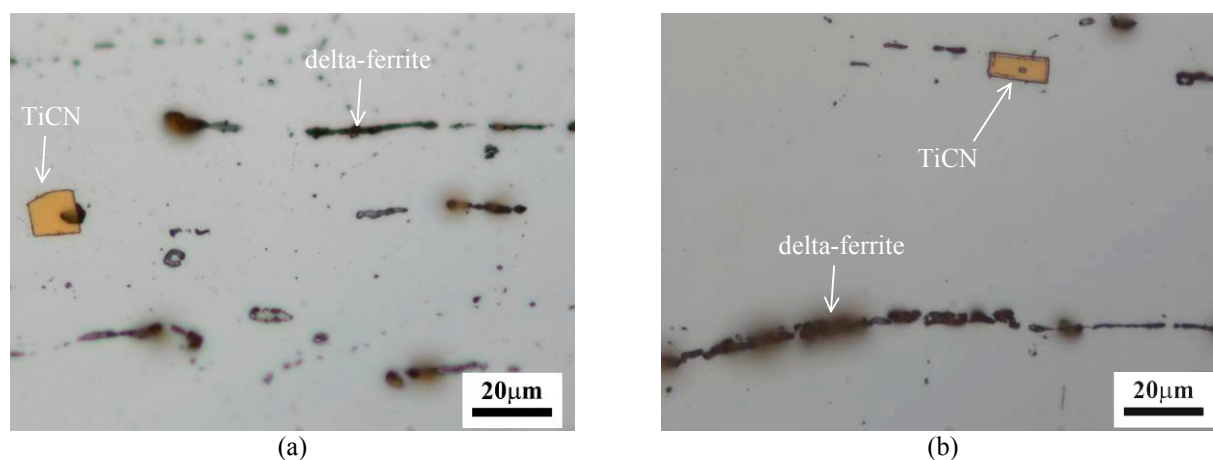


圖 4 截面微觀形貌(a) Sample #1 樣品截面微觀形貌(方塊狀顆粒為 TiCN；帶狀二次相為 δ -肥粒體/ σ 相)，(b) Sample #2 樣品截面微觀形貌(方塊狀顆粒為 TiCN；帶狀二次相為 δ -肥粒體/ σ 相)。

Figure 4 Cross-sectional micro-morphology of cladding on (a) sample #1 (TiCN particles and delta-ferrite stringer/sigma phase), (b) sample #2 (TiCN particles and delta-ferrite stringer/sigma phase).

中具有帶狀組織，且其化學組成又主要為鉻、鉬時，一般以 δ -肥粒體最為常見。此外觀察發現內襯不銹鋼與碳鋼之貼合處具有一層厚度約為 50 μm 之鍍層，而根據文獻^[4,5]指出其作用係可減緩碳鋼中的碳擴散至不銹鋼層。

觀察兩樣品內襯不銹鋼表面微觀形貌如圖 5 所示，可觀察到截面所發現帶狀 δ -肥粒體，於表面呈現不規則塊狀形貌。而兩者碳鋼板之金相顯微組織為典型肥粒鐵(ferrite)與波來鐵(pearlite)組織。

3.4.2 晶界耐蝕性測試

為確認內襯不銹鋼材質晶界處之耐蝕性，故遵照 ASTM A262 規範^[6]中 Practice A 之試驗方法進行測試。測試後評估的等級依侵蝕的嚴重程度依序分為：無侵蝕之階梯狀形貌(step structure)、部分晶界侵蝕之雙重形貌(dual structure)，以及整個晶界發生侵蝕之溝渠形貌(ditch structure)。圖 6 為兩樣品之截面顯微組織形貌，可發現兩者之晶界皆屬於溝渠形貌，研判晶界耐蝕性質應已發生改變。

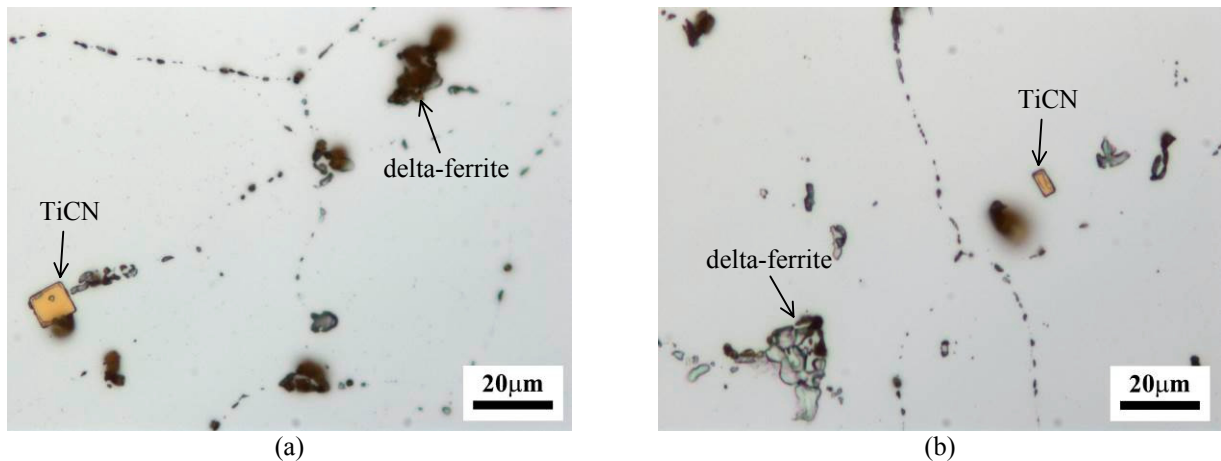


圖 5 樣品之表面微觀形貌(a) sample #1, (b) sample #2；方塊狀顆粒為 TiCN，塊狀二次相為 δ -肥粒體/ σ 相。
Figure 5 Micro-morphology of cladding surface on (a) sample #1, (b) sample #2; TiCN particles and island-like delta-ferrite/sigma phase.

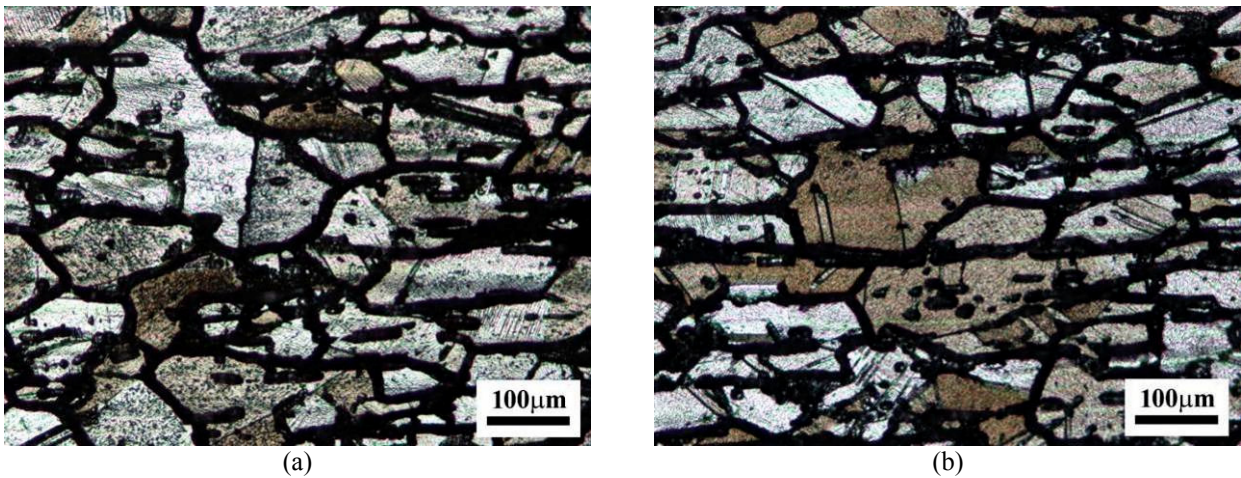


圖 6 經 ASTM A262 Practice A 敏化測試後之截面形貌(兩樣品於晶界皆呈現 ditch structure)，(a) sample #1，(b) sample #2。
Figure 6 Ditch structure as disclosed per ASTM A 262 Practice A—oxalic acid etch test of etched cladding material on sample #1 and sample #2, (a) Sample #1, (b) sample #2.

另一方面，藉由 3.3 節化學組成分析之結果，發現接近兩材質貼合處之不銹鋼含碳量明顯高於一般 3XX 系列不銹鋼之含碳量，也因此注意該接合處之顯微組織形貌，如圖 7 所示，可明顯發現該處之顯微組織具有大量的黑點存在於沃斯田體晶粒中，且其晶界亦顯現 ditch structure 之形貌特徵，故推判大量的黑點應係內襯不銹鋼板與碳鋼板進行熱軋貼合和後續熱處理時，兩材質間雖已設有阻止碳原子擴散之鎳層，但不當之高溫效應仍可令碳鋼板(較高碳濃度)中的碳原子通過鎳層擴散至不銹鋼(較低碳濃

度)，並在沃斯田體晶粒中及晶界處形成額外的碳化鎳，即於接近貼合處發生敏化現象(sensitization)。

3.4.3 裂紋與破斷面之微觀形貌觀察

圖 8 為 sample #1 表面原始微觀形貌，可發現在裂紋的周圍具有沿晶腐蝕(inter-granular corrosion)之特徵，且在沿晶腐蝕的表面具有腐蝕生成物，主要為碳(C)、氧(O)、鎳(Ni)、鉻(Cr)、鐵(Fe)、鉬(Mo)、氯(Cl)、鈣(Ca)、鈦(Ti)、鋁(Al)、矽(Si)、鎂(Mg)等元素所組成，其中鎳、鉻、鐵、鉬、鈦為不銹鋼材

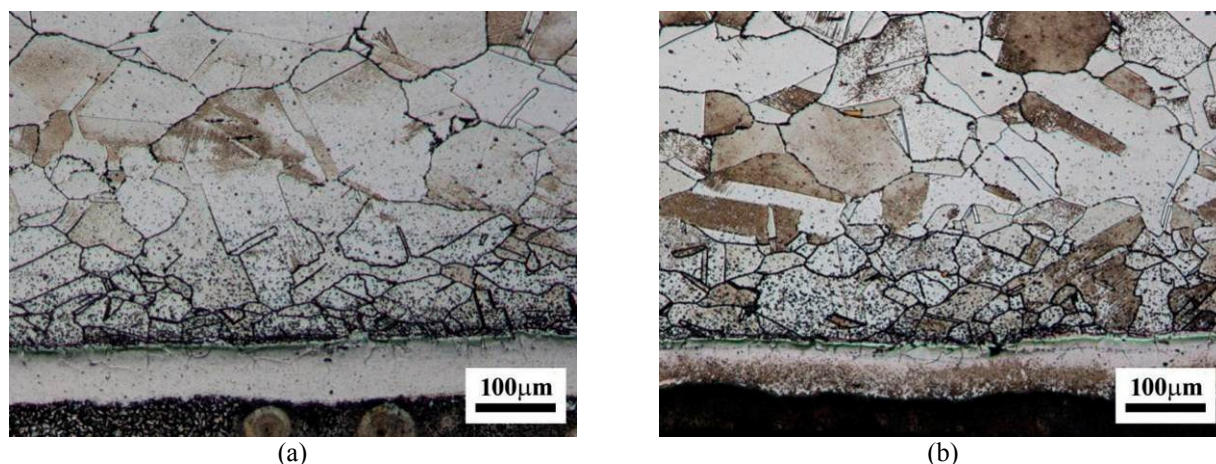


圖 7 樣品於不銹鋼/碳鋼接合處之金相組織形貌，(a) sample #1，(b) sample #2。

Figure 7 Cross-sectional metallographic examination of cladding/backing interface on (a) sample #1, (b) sample #2.

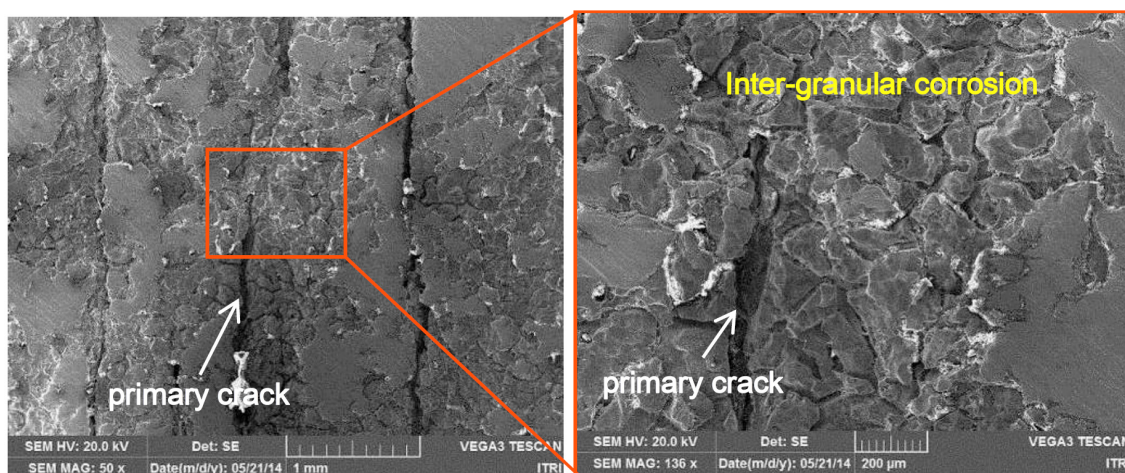


圖 8 Sample #1 樣品表面原始微觀形貌。

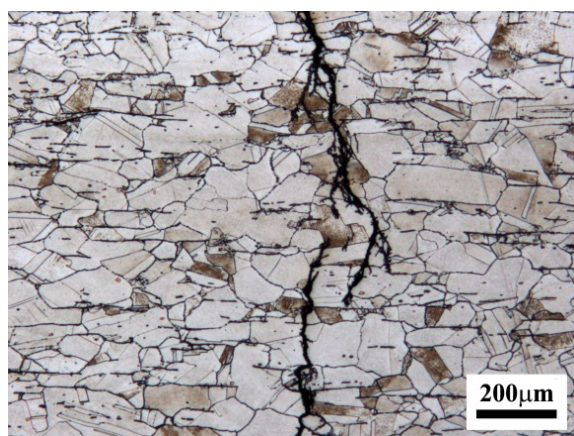
Figure 8 Electron micrographs of cladding surface morphology of cladding's inter-granular corrosion region on sample #1.

質之基本組成元素，而碳、氧、鋁、矽、鎂、氯則為環境中的外來物、汙染物或腐蝕因子。

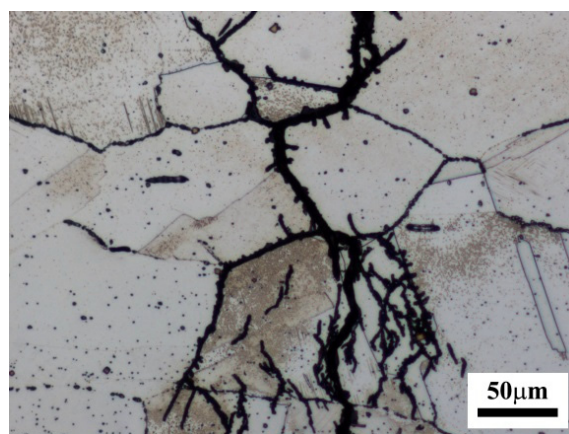
圖 9 為 sample #1 截面裂紋形貌，可發現主裂紋以穿晶的方式成長，二次裂紋為樹枝狀穿晶形貌。然而當裂紋持續成長至兩材質貼合處時，由於該區域之晶界已發生敏化現象，晶界耐蝕性降低，因而優先以沿晶的方式擴展。

將具有貫穿裂紋之試樣，利用拉伸試驗機將其破壞後，進行破斷面之形貌觀察。圖 10 為破斷面之

巨觀形貌，可觀察其為四條裂紋所形成之破斷面，各破斷面皆為腐蝕產物所覆蓋。進一步利用 10 % 硝酸水溶液清除腐蝕產物，但經兩次清洗後，破斷面局部區域仍附著腐蝕產物，顯示腐蝕產物相當厚實，而其主要組成為：氧、鐵、鎳、鉬、鉻，另含有微量的碳、鋁、矽、氯、鈦、氟。然而經過兩次長時間的清洗後，一般表面汙染物或是水溶性的腐蝕產物理應可清除乾淨，但其中氯元素仍可被偵測到，顯示環境中之氯離子(腐蝕因子)確實參與腐蝕反應，



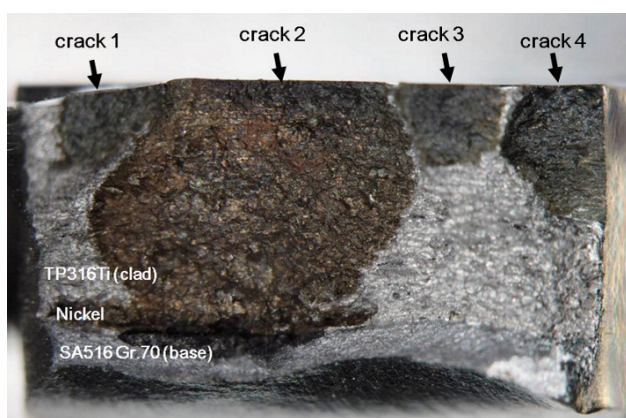
(a)



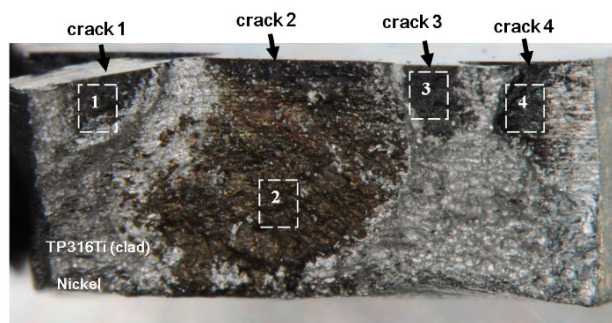
(b)

圖 9 Sample #1 樣品截面裂紋與顯微組織之關係(a) 穿晶裂紋(裂紋成長至中段時)，(b) 沿晶裂紋(裂紋成長至接近與碳鋼板接合處)。

Figure 9 Cross-sectional view of cracks found on cladding of sample #1, (a) trans-granular crack growing through the midsection of cladding, (b) inter-granular crack found near cladding / backing interface.



(a)



(b)

圖 10 酸洗前後 sample #1 樣品中貫穿裂紋之破斷面形貌(a) 酸洗前，(b) 酸洗後。

Figure 10 Fracture surface of penetrating cracks found on cladding of sample #1 before / after acid pickling. (a) before acid pickling, (b) after acid pickling.

並且形成厚實之腐蝕產物。

Sample #2 表面腐蝕凹坑之截面微觀形貌如圖 11 所示，可發現凹坑內亦具有與 sample #1 表面裂紋內相同組成之腐蝕產物，且仔細觀察可發現，此腐蝕凹坑係沿著晶界上析出物之周圍侵蝕，此亦與 sample #1 原始表面之裂紋附近具有沿晶腐蝕之特徵相同(見圖 8)，即表示不銹鋼板之極表面處皆有沿晶腐蝕的現象發生。

4. 綜合討論

4.1 沿晶腐蝕論述

針對 3.4.2 節晶界耐蝕性測試結果可知，內襯不銹鋼材質之晶界耐蝕性已發生變異，然而一般對於沃斯田體系不銹鋼(即 3XX 系列不銹鋼)而言，最為常見且普遍直覺的原因即材質發生敏化現象。敏化現象^[7]係指 3XX 系列不銹鋼，因不適當之熱處理或熱加工程序(一般指 420 ~ 850 °C 溫度區間內)，其化學組成中所含之鉻與碳元素於晶界處析出碳化鉻($Cr_{23}C_6$)，這將使得近晶界周圍成為鉻之缺乏區，導致該區抗蝕性變差而容易發生沿晶腐蝕。甚至當外部環境條件符合應力腐蝕破壞(Stress Corrosion Cracking, SCC)之必要條件^[7]時，即可引起沿晶應力腐蝕破壞。然而本案例內襯不銹鋼板係採用有添加微量鈦元素之 316Ti，鈦元素對碳元素的親和力較鉻元素強，因此可透過穩定化熱處理(stabilization heat treatment)，將組成中的鈦與碳優先形成碳(氮)化鈦。由於碳(氮)化鈦是屬於高溫穩定的析出物，一旦析出後，即便後續處在敏化之敏感的溫度區間內，因原素材中所含的碳幾乎已與鈦形成碳(氮)化鈦而消失殆盡，因此碳化鉻也不易形成，進而達到抑制敏化現象發生的機會。觀察所有樣品之顯微組織中，確實可發現碳(氮)化鈦的析出，顯示內襯不銹鋼原素材會的確執行過穩定化熱處理，理應不會發生敏化現象；再者，藉由 3.4.3 節中二次裂紋之形貌推論，倘若材質已發生敏化，二次裂紋應優先沿著晶界成長，但實際並未觀察到如此特徵，因此初步研判晶界耐蝕性測試後所呈現溝渠形貌之結果應與敏化現象無關，而是其他原因造成晶界耐蝕性降低。

根據相關文獻^[8]指出，另一種可能使晶界耐蝕性降低的原因係為 σ 相的形成。 σ 相之元素組成與 δ -

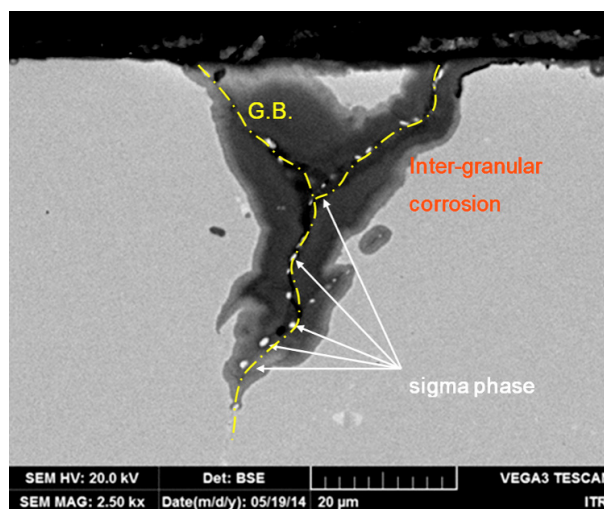


圖 11 Sample #2 樣品截面腐蝕凹坑之微觀形貌。
Figure 11 SEM micrograph of the corroded zone cross-section of sample #2.

肥粒體相似，皆屬於高鉻鉬之組織，而其形成的溫度^[9]在 600 ~ 1000 °C 之間。由於 σ 相開始成核時，會從附近基體中吸收鉻、鉬元素而成長，也因此於 σ 相周圍會形成鉻缺乏區而喪失應有之耐蝕性^[10]。 σ 相析出的條件與溫度及原材料之加工變形量有關^[11]。當溫度越高且加工變形量越大， σ 相就越容易析出；此外， σ 相易由 δ -肥粒體轉變形成，而若溫度夠高，甚至可直接由晶界處析出。因此為確認顯微組織中是否含有 σ 相，另利用 10N 氫氧化鉀水溶液，通以 1.5 V 之電壓進行電解腐蝕，若觀察組織呈現灰藍色時，其係 δ -肥粒體，而若呈現棕褐色則係為 σ 相^[12]。圖 12 為兩截面樣品經電解腐蝕後之金相組織形貌，可發現帶狀 δ -肥粒體組織，部分區域已轉變為 σ 相，而晶界上亦可觀察到 σ 相析出，因此確認導致晶界耐蝕性降低之原因係因 σ 相於晶界上析出所致。

4.2 σ 相形成

反應器過去的運轉歷史未曾有超溫操作的紀錄，此外假設反應器倘若發生超溫且溫度高達到 σ 相的形成溫度時，如此之高溫熱履歷勢必造成接近貼合處之碳鋼顯微組織及材質硬度發生某種程度的改變，然而上述觀察分析結果並未發現過溫操作的跡象，因此研判 σ 相的析出應與反應器商轉前所經歷過之高溫加工過程有關。

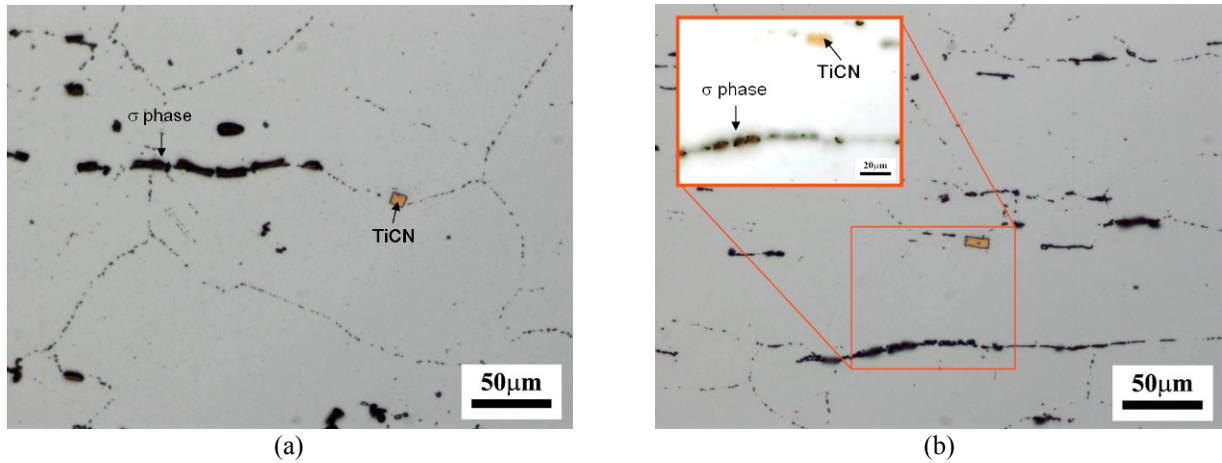


圖 12 樣品截面經 10 N KOH 水溶液電解腐蝕後之金相組織形貌(a) Sample #1，(b) Sample #2。

Figure 12 Cross-sectional metallographic examination of stainless steel cladding on sample as revealed by 10 N KOH electrolytically etching. (a) sample #1, (b) sample #2.

4.3 裂紋形成機制

由於內襯不銹鋼板之組織中具有 σ 相的析出，這將造成材料表面耐晶界腐蝕與抗孔蝕之能力下降。雖然該工廠對於內容物之氯離子濃度有進行控管，但經長時間的運轉下，仍可於不銹鋼表面 σ 相的周圍發生晶界腐蝕，進而成為裂紋之起始點。當在環向應力的作用下，表面所形成之蝕孔或沿晶侵蝕末端處可視為應力集中處，且環境中的氯離子進入缺陷末端時，將引發局部濃縮效應，進而發生穿晶應力腐蝕破裂 (Trans-granular Stress Corrosion Cracking, TG-SCC)。當裂紋持續擴展至接近與碳鋼接合處的位置時，因該處具有敏化現象，進而轉為以沿晶應力腐蝕破裂的方式擴展；裂紋形成與成長之示意圖可由圖 13 解釋之。

5. 結論

由於內襯不銹鋼板材質中存有大量 σ 相，而 σ 相的形成將大幅降低不銹鋼的耐蝕性，因此長時間處在酸性及具有氯離子的操作環境下，易由表面發生蝕孔與沿晶腐蝕現象，一旦表面缺陷形成後，環境中的微量氯離子得以進入缺陷中，在缺陷末端處將引發局部濃縮效應，進而導致缺陷以應力腐蝕破裂之機制持續成長。

歸咎內襯不銹鋼板發生應力腐蝕破裂之主因係因 σ 相的形成，導致不銹鋼表面耐蝕性降低所引起，

而 σ 相為沃斯田體系不銹鋼之高溫析出相，其形成溫度與反應器操作溫度差異甚遠，故研判 σ 相應與反應器商轉前經歷之高溫加工過程有關。

參考文獻

1. J. R. Davis et.al, ASM Specialty Handbook: Stainless Steels, ASM International, OH, USA, (1994) 109.
2. ASME SA240- "Specification for Chromium and Chromium Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications".
3. ASME SA516- "Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate- and Lower Temperature Service".
4. S. A. Golovanenko, "Diffusion redistribution of elements in transition layers of bimetals", Metal Science and Heat Treatment, 11 (2) (1969) pp. 118 ~ 124.
5. Liane Smith, "Engineering with CLAD STEEL", 2nd edition, Nickel Institute Technical Series No.10064, October 2012, Nickel Institute.
6. ASTM A262- "Standard Practices for Detecting Susceptibility to Inter-granular Attack in Austenitic Stainless Steels".

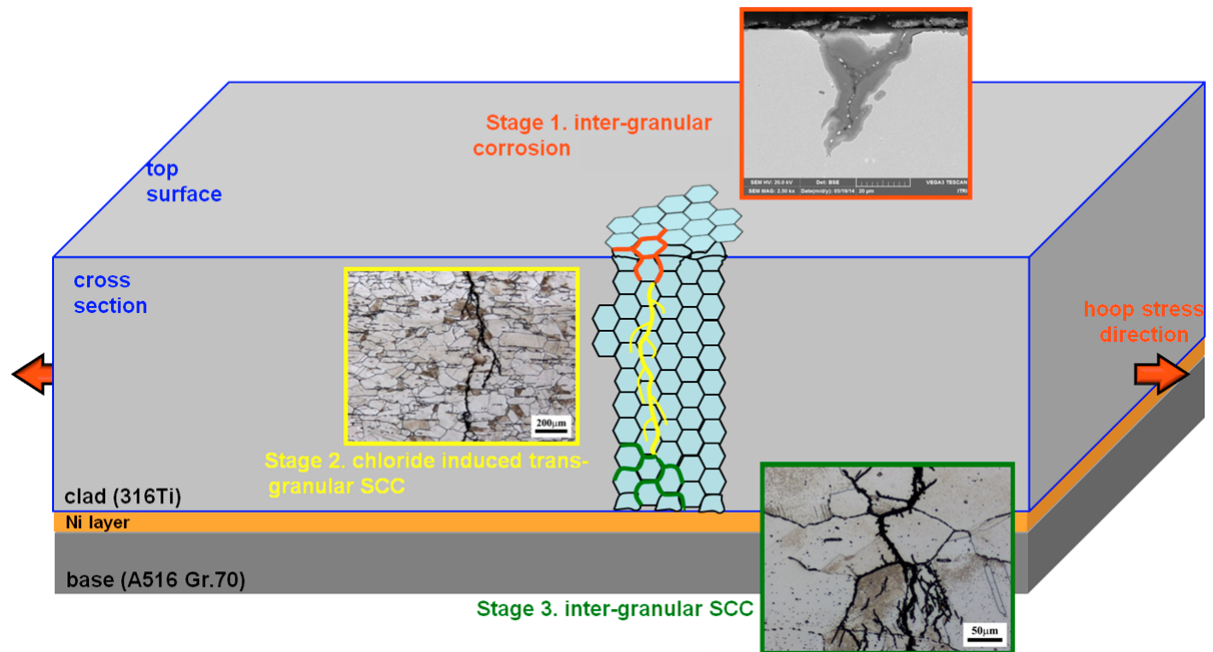


圖 13 裂紋形成與成長之示意圖。

Figure 13 Schematic diagram showing the damage mechanism of crack initiation on cladding surface and then crack propagating inwards throughout the cladding layer

7. 柯賢文, “腐蝕及其防制”, 全華圖書(台灣, 台北, 2003)。
8. A. Pardo, M. C. Merino, A. E. Coy, F. Viejo, M. Carboneras, and R. Arrabal, "Influence of Ti, C and N concentration on the inter-granular corrosion behavior of AISI 316Ti and 321 stainless steels", *Acta Materialia*, 55 (7) 2007) pp. 2239 ~ 2251.
9. J. N. Charles, *Handbook of stainless steels*, 1st Ed., McGraw-Hill, New York, USA, (1977) 4-57.
10. M. Terada, D. M. Escriba, I. Costa, E. Materna-Morris, and A. F. Padilha, "Investigation on the intergranular corrosion resistance of the AISI 316L(N) stainless steel after long time creep testing at 600 °C", *Materials Characterization*, 59 (2008) pp. 663 ~ 668.
11. Arnold S. Grot and Joseph E. Spruiell, "Microstructural stability of titanium-modified type 316 and type 321 stainless steel", *Metallurgical Transaction A*, 6 (11) (1975) pp. 2023 ~ 2030.
12. George F. Vander Voort, "Metallography – Principles and Practice", McGraw-Hill, New York, USA (1984) 652.

收到日期：2015 年 6 月 15 日
修訂日期：2015 年 8 月 17 日
接受日期：2015 年 10 月 7 日