

評估多種不銹鋼在模擬含硫化氫之氯鹽環境中 應力腐蝕行爲

邱紹裕 徐志偉 鍾時俊 周良賓 劉宇明 施漢章*
程子萍 蔡松雨 翁榮洲

Evaluating the Stress Corrosion Behavior of AISI 321 Stainless Steel in the H₂S Simulated Cl⁻ Containing Environment

*S.Y. Chiou J.W. Hsu S.C. Chung L.B. Chou Y.M. Liu H.C. Shih**
Z.P. Chen S.Y. Tsai J.C. Oung

摘 要

本研究主要探討現場熱交換器所使用之 321 型不銹鋼發生破裂的原因。另外並以 316、316L 傳統沃斯田不銹鋼及 2205 雙相不銹鋼做為比較，以提供改善現場環境及選擇新材料的參考。爲了模擬現場環境，本研究採用日本工程防蝕學會(JSCE)，發展以硫代硫酸根代替硫化氫來評估材料在含 H₂S+Cl⁻ 環境之應力腐蝕行爲⁽¹⁾，再以電化學極化及慢應變速率拉伸試驗，並配合高溫高壓 U-Bend 浸泡試驗，以期更接近現場熱交換器所處之腐蝕環境。

結果顯示，溫度或溶液酸度的提升，均使鈍態膜更不具保護性，並且加速硫代硫酸根的分解，使孔蝕更易成核，進而誘發應力腐蝕破裂。高溫高壓 U-Bend 浸泡試驗則發現 80°C 比 300°C 破損程度更爲嚴重，原因爲腐蝕層的保護性和緻密度不同所致。四種材料在以上實驗中的比較均顯示雙相不銹鋼有最優異的抗孔蝕及應力腐蝕能力，316 及 316L 型不銹鋼次之，321 型不銹鋼則最差。

關鍵詞：不銹鋼、應力腐蝕、硫化氫、硫代硫酸根。

ABSTRACT

This study investigates the SCC failure of the heat exchanger of AISI 321 stainless steel. Other two austenitic stainless steels, 316, 316L, and one duplex stainless steel 2205 were used in the laboratory to afford the comparison results. Electrochemical polarizations, slow strain rate tensile tests, and U-bend immersion tests under high temperature and high pressure were used to study the corrosion behavior. Na₂S₂O₃ solution, in accordance with JSCE standard(1), was used to simulate the practical environment of H₂S containing and Cl⁻ solutions. The results indicate that both temperature and acidity of the testing solution promote decomposition of Na₂S₂O₃ and the nucleation of pits which induces SCC. In U-bend immersion tests under

* 國立清華大學材料科學工程學系

Department of Materials Science and Engineering, National Tsing-Hua University, Hsinchu, Taiwan 300

high temperature and high pressure, the number of cracks on the specimen in 80°C is more than that in 300°C due to the compactness and consequent protectiveness of the corrosion product layer. Duplex stainless steel shows the greatest SCC resistance, then 316 and 316L, and 321 the least.

Key word: stainless steel, stress corrosion, H_2S , $S_2O_3^{2-}$.

一、前言

在高溫及嚴苛的腐蝕環境中，爲了增加輸送管線之壽命與安全，常使用抗蝕不銹鋼。不過由於使用環境變化及時間因素，仍難免會發現一些危及操作安全的腐蝕問題，這類破損問題尤以應力腐蝕、氫脆化及疲勞腐蝕等最爲嚴重。

而目前石化工業設備中普遍採用的沃斯田鐵系不銹鋼，雖然具有適當的機械強度、抗破裂韌性和抗均勻腐蝕性質，但在含氯離子及高溫環境中，卻易發生孔蝕、間隙腐蝕及應力腐蝕破裂^(2,3)。

本實驗材料，除了以 321 型不銹鋼爲主，另外選擇 316 型及 316L 型傳統沃斯田鐵系不銹鋼，和 2205 型雙相系不銹鋼（沃斯田鐵相－肥粒鐵相），作爲實驗上的對比，評估模擬現場環境下不同材料抗硫化物應力腐蝕破裂的敏感性，並提供做爲選擇熱交換器材料的參考。最後輔以四種材料的 U-Bend 高溫高壓浸泡試驗，期能更接近實際環境的腐蝕情形，來比較材料的優劣。

二、實驗步驟與方法

材料組成分析

本實驗所使用的鋼材，以分光(spark)試驗分析其化學成份，如表 1 所示，其中 2205 型雙相不銹鋼以 Ferrometer 測試，肥粒鐵相約佔 45%。

實驗環境

以去離子水加入試藥級氯化鈉(NaCl)及硫代硫酸鈉($Na_2S_2O_3 \cdot 5H_2O$)配置，通以氮氣除氧。

電化學試驗

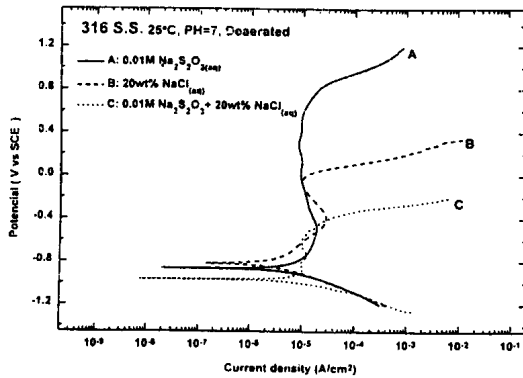
極化曲線的量測主要分爲動電位極化曲線測試及循環曲線測試兩種。

飽和乾汞電極爲參考電極，石墨電極爲輔助電極配合 EG&G Model 273 測試軟體進行電位的極化與掃描。溶液通入氮氣除氧後進行電位掃描。以 1mV/s 掃描速率由 -1.2V 開始掃描。動電位極化曲線測試時，向正電位掃描至 1.2V 或陽極電流密度爲 $10^{-2}A/cm^2$ 時停止。而循環極化曲線測試向正電位方向掃描至陽極電流密度 $10^{-3}A/cm^2$ 時，往負電位回掃，直到與陽極極化曲線相交爲止。試驗後試片加以清洗吹乾，以 SEM 觀察試片表面腐蝕形態，並以 XRD 及 EPMA 分析腐蝕生成物。

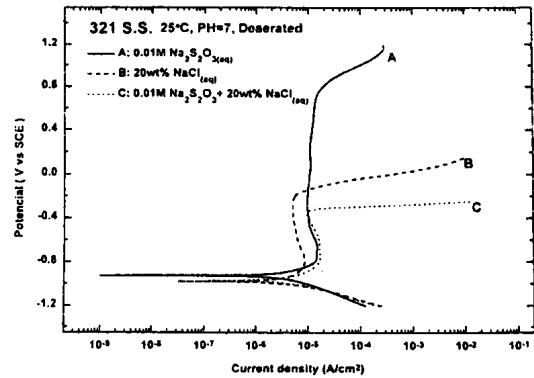
慢應變速率拉伸試驗(SSRT)

表 1 四種不銹鋼的化學成份(wt%)

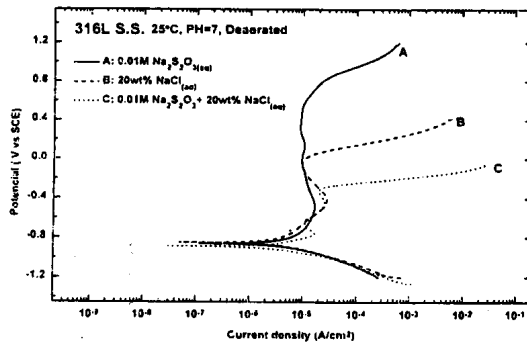
材料	成份	C max	Mn max	P max	S max	Si max	Ni	Cr	Ti	Mo 及其他
321	現場管材	0.06	1.79	0.002	0.012	0.488	11.19	19.23	0.33	0.13
S.S.	實驗板材	0.069	1.297	0.023	0.006	0.599	10.96	17.89	0.499	0.864
316	S.S.	0.038	1.35	0.026	0.011	0.36	10.55	16.95	Mo=2.09,其他<0.27	
316L	S.S.	0.021	1.47	0.034	0.008	0.60	11.85	16.78	Mo=2.09,其他<0.59	
2205	S.S.	0.012	1.50	0.016	0.002	0.48	5.14	21.82	Mo=2.7, N=0.165,其他<0.16	



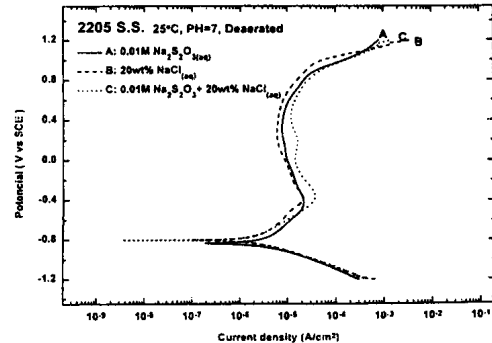
(a) 316 S.S.



(c) 321 S.S.



(b) 316L S.S.



(d) 2205 S.S.

圖 1 25°C 除氧，四種不銹鋼在 pH=7 之 $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ 、 NaCl 及 $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 + \text{NaCl}$ 溶液之動電位極化曲線圖。

以慢應變速率拉伸法，測試材料在一定腐蝕環境中之劣化傾向，並經由斷裂試片的金相剖析可以瞭解材料之破裂機構⁽⁴⁾。

拉伸試驗機的應變速率控制在 $2 \times 10^{-6}/\text{s}$ ，腐蝕液通入氮氣除氧。試片破斷後量測其抗拉強度，均勻延伸率⁽⁵⁾，和斷面縮減率，並觀察試棒表面有無二次裂紋的存在，破斷面則以 SEM 觀察分析破斷機構。

U-bend 浸泡試驗

以四種不銹鋼來進行 U-Bend 試片的浸泡試驗，實驗溶液為除氧之 20wt% $\text{NaCl} + 0.01\text{M}$ $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ (pH=2)。溫度為 80°C (1atm) 及 300°C (85atm)，放置 1400hr 後取出，以 SEM 檢視是否有破損現象，並以 XRD 及 AES 分析其腐蝕生成

物。

三、結果與討論

動電位極化曲線測試

為了瞭解氯離子與硫代硫酸根離子，對四種不銹鋼材電化學性質的影響，選擇在室溫除氧下，分別以中性 0.01M $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ 溶液，20wt% NaCl 溶液及 20wt% $\text{NaCl} + 0.01\text{M}$ $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ 溶液做動電位極化曲線測試，如圖 1 所示。首先可看出四種不銹鋼的陽極極化曲線並無明顯的活化—鈍化的陽極峰，顯示四種不銹鋼材在上述三種環境中，傾向不經陽極溶解（或只少許陽極溶解）而直接鈍態化。再比較鈍態區的大小，316 型、316L 型、321 型不銹鋼在 $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ 溶液中，鈍態區範圍最大

($-0.8 \sim 1.0V_{SCE}$)，在 NaCl 溶液次之($-0.8 \sim 0V_{SCE}$)，範圍最小則是在 20wt%NaCl+0.01M $Na_2S_2O_3$ 溶液($-0.8 \sim -0.4V_{SCE}$)。但 2205 雙相不銹鋼在三種溶液中的鈍態區範圍並無明顯差異($-0.8 \sim 1.0V_{SCE}$)，觀察實驗後的試片表面，316 型、316L 型及 321 型不銹鋼除了在 $Na_2S_2O_3$ 溶液中無蝕孔以外，在其餘兩種溶液皆有蝕孔產生，可見此時鈍態-過鈍態的轉變電位為孔蝕電位。而 2205 雙相不銹鋼則均無發現蝕孔，故應為過鈍態電位。

由上述結果可知，316、316L、321 不銹鋼鈍態區範圍變窄，與蝕孔的發生關係密切。在室溫中性的 $Na_2S_2O_3$ 溶液中， $S_2O_3^{2-}$ 不會反應分解，故有良好穩定的鈍化膜。但當溶液為 NaCl 時，因 Cl^- 能破壞或阻止鈍化膜在不銹鋼上形成，故造成局部鈍態膜崩潰，使孔蝕發生鈍態區因之縮小。而在 $Na_2S_2O_3$ +NaCl 溶液中，氯離子形成孔蝕的酸化環境，使 $S_2O_3^{2-}$ 易於分解，與 Cl^- 加成作用，更加速孔蝕破壞鈍化膜，鈍態區更為縮小。而 2205 雙相不銹鋼，面對此三種環境表現出來的鈍態化行為，則無太大差異，原因可能是比其他三種材料含較多的 Cr、Mo、N 含量，此三種合金之元素對陽極曲線的影響，均能擴大鈍態區，使孔蝕電位向貴重方向移動，因之大幅提升了 2205 雙相不銹鋼抗孔蝕的能力⁽⁶⁾。

循環極化曲線測試

為了進一步比較四種不銹鋼抗孔蝕性質的優劣，將四種不銹鋼分別在四種環境下，做循環極化曲線。四種環境分別是在除氧的 20wt%NaCl+ 0.01M $Na_2S_2O_3$ 水溶液，溫度選取 25°C 及 80°C，pH 值則以中性(pH=7)和酸性(pH=2)做比照。針對同一環境來比較四種不銹鋼的孔蝕特性，如圖 2 所示。首先圖 2(a)為四種不銹鋼在 25°C，pH=7 之 20wt%NaCl+0.01M $Na_2S_2O_3$ 溶液的循環極化曲線，其中 316、316L、321 型不銹鋼鈍態區範圍

差不多，且有孔蝕的遲滯區出現，而 2205 雙相不銹鋼的鈍態區範圍卻遠大於其他三種不銹鋼，且無孔蝕的遲滯發生。圖 2(b)為 25°C，pH=2 之相同溶液中所獲得之循環極化曲線。此時 316、316L、321 型不銹鋼皆因 E_{corr} 升高使鈍態區比圖 2(a)圖中大為縮小，而 2205 雙相不銹鋼則仍維持穩定鈍態區大小，且鈍態電流密度亦比其餘三者小。

當環境溫度升到 80°C 時，在 pH=7 的相同溶液中，所得四種不銹鋼的循環極化曲線如圖 2(c)所示。發現此時 2205 型雙相不銹鋼雖然仍擁有最高的孔蝕電位及最廣的鈍態區域，卻已出現孔蝕的遲滯曲線，使其相對其他不銹鋼的優勢，已略為喪失。四種不銹鋼與圖 2(a)比較，遲滯區均大為增加，且鈍態電流密度亦增大。再來，對 80°C，pH=2 相同溶液做循環極化測試，得到圖 2(d)曲線，已幾乎無完整鈍態區，甚至已成活性腐蝕型態，由此可見，pH 值降低和溫度升高效應加乘的結果，使不銹鋼在此惡劣的環境下，幾乎皆無再鈍化的能力，一旦鈍化膜遭破壞，孔蝕的發生將無可避免。

蝕孔腐蝕生成物分析

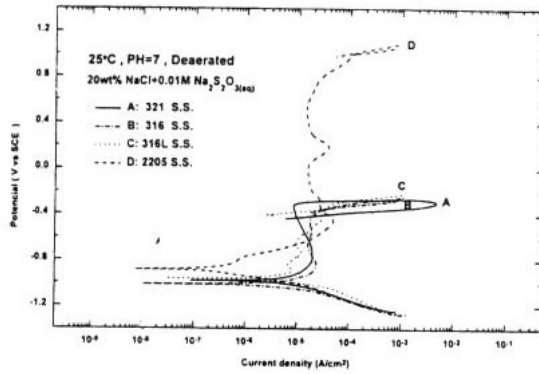
針對 321 不銹鋼蝕孔，做 EPMA 的分析，如圖 3 所示，發現蝕孔底部聚集許多硫的訊號，可以證明，氯離子對蝕孔可能只是催化作用而不直接反應，溶液中 $S_2O_3^{2-}$ 分解生成 H_2S 與基底材料發生反應生成硫化物，可能促使蝕孔加深。

由 XRD 分析如圖 4 所示亦得知黑皮膜的成份為硫化物 FeS 。

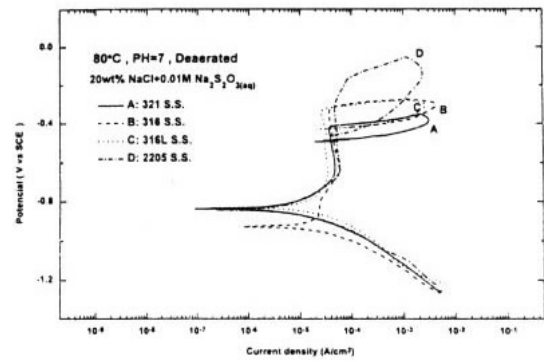
慢應變速率拉伸試驗

以慢應變速率拉伸試驗評估 316,316L,321,2205 型等四種不銹鋼的應力腐蝕特性。腐蝕環境以改變溫度及 pH 值來測試(25°C, pH7; 25°C, pH=2; 80°C, pH=7; 80°C, pH=2)以比較四種不銹鋼在

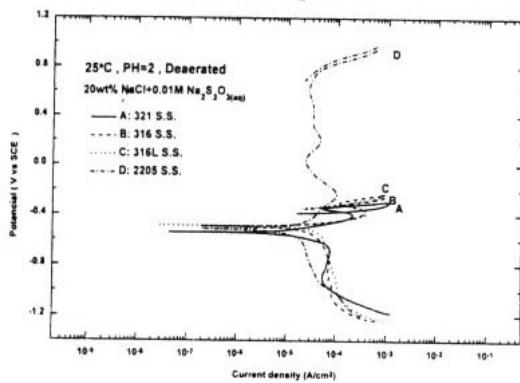
評估多種不銹鋼在模擬含硫化氫之氯鹽環境中應力腐蝕行為



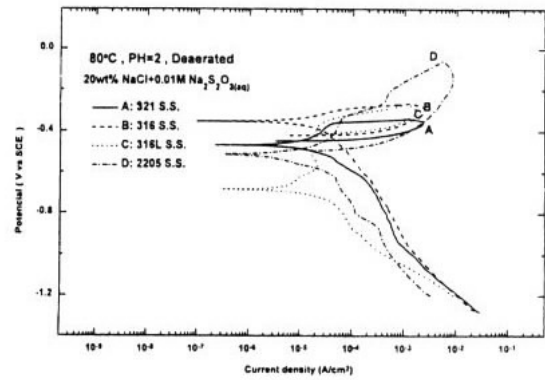
(a) 25 °C , pH=7



(c) 80 °C , pH=7



(b) 25 °C , pH=2



(d) 80 °C , pH=2

圖 2 除氧之 20wt%NaCl+Na₂S₂O₃+NaCl 下，四種不銹鋼之循環極化曲線圖。

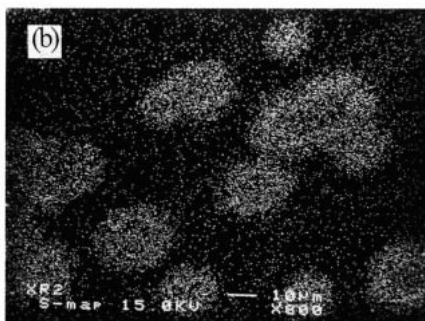
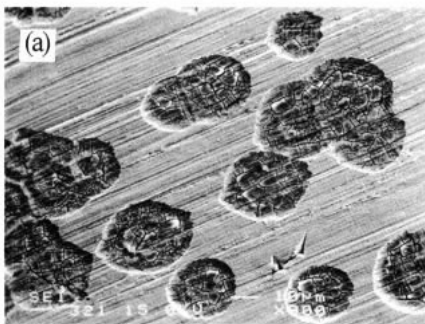


圖 3 321 不銹鋼於循環極化測試後蝕孔之 EPMA 分析。
(a) 蝕孔金相；(b) S 之 Mapping 分析

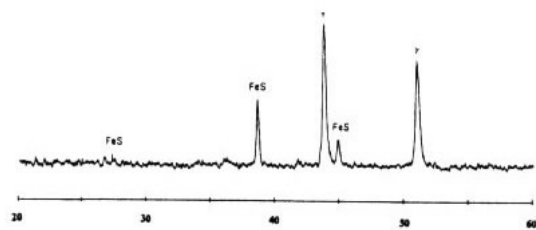


圖 4 321 不銹鋼於循環極化測試後表面腐蝕生成物之 XRD 分析。

20wt%NaCl+0.01MNa₂S₂O₃ 水溶液中，抗拉強度，均勻延伸率及斷面縮減率等應力腐蝕破裂的指標。輔以大氣中進行拉伸測試的結果以茲對照。

圖 5 為四種不銹鋼在上述五種環境中之拉伸試驗應力－延伸率曲線比較。在大氣環境中（圖 (a)），可看得出 316,316L 型二種沃斯田不銹鋼擁有較佳的延展性；含有肥粒鐵相的 2205 雙相不銹鋼則有最高的抗拉強度。而 321 型雖保有沃斯田系

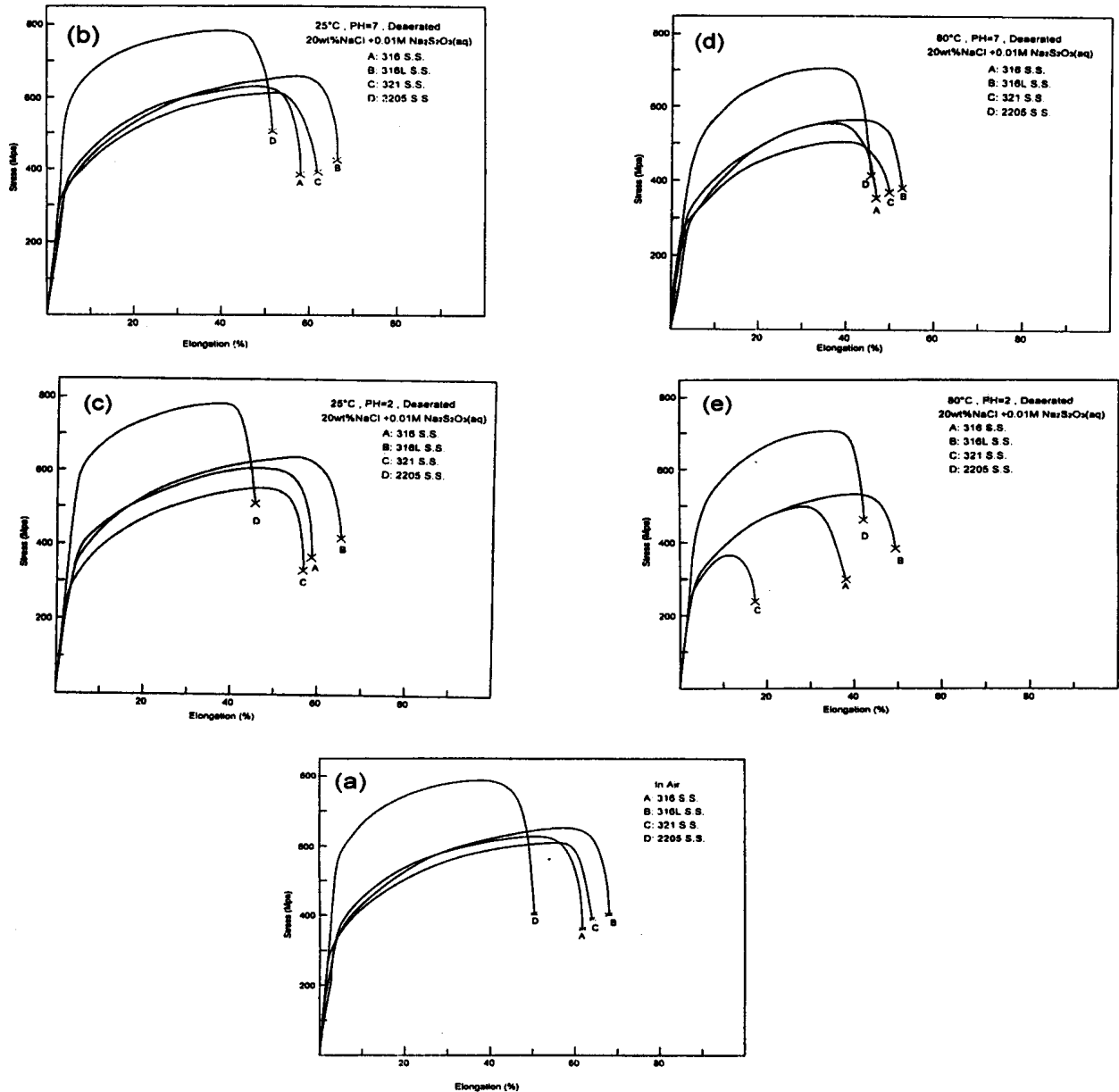


圖 5 相同環境下（除氧之），四 SSRT 種曲線之比較(a)空氣中；(b)25°C, pH=7; (c)25°C, pH=2;(d)80°C, pH=7;(e)80°C, pH=7。

不銹鋼的延展性，但抗拉強度卻稍差。

於 25°C 除氧下，pH=7 的 20wt%NaCl + 0.01MNa₂S₂O₃ 溶液中，則四種不銹鋼的抗拉強度和均勻延伸率亦和大氣環境有相同的趨勢如圖 5(b) 所示。

當在 25°C 上述環境中，降低溶液酸鹼值到 pH=2 時，拉伸結果如圖 5(c) 所示。2205 雙相不銹鋼仍維持良好的抗拉強度值，但 316, 316L 及 321

型不銹鋼則有弱化的現象，尤其是 321 不銹鋼，四種不銹鋼，抗拉強度下降較明顯。而在均勻延伸率方面，四種不銹鋼相較於 25°C, pH=7 的環境，仍變化不大。

在上述室溫(25°C)的實驗結果，可知除了 321 型不銹鋼在 25°C, pH=2 實驗環境中，有應力腐蝕發生之外，其餘三種不銹鋼在空氣中，25°C, pH=7 及 pH=2 實驗環境中，仍保持良好的機械性

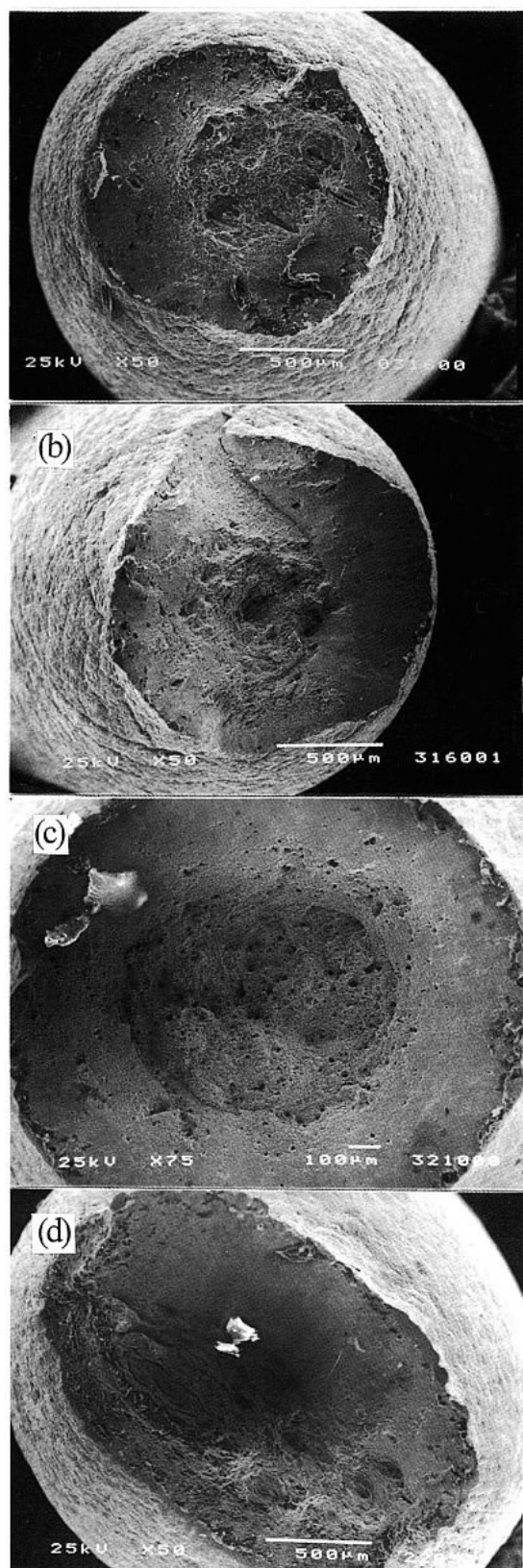


圖 6 四種不銹鋼於大氣環境之 SSRT 破斷面 SEM 金相
(a)316S.S.; (b)316L S.S.; (c)321 S.S.; (d)2205 S.S.

質。

當溶液溫度提昇至 80°C ， $\text{pH}=7$ 的溶液中，相較於大氣環境下，四種不銹鋼的抗拉強度皆有明顯下降，但 2205 雙相不銹鋼其均勻延伸率下降幅度遠小於其他三種不銹鋼（圖 5(d)）可見在高溫的溶液環境下，2205 雙相不銹鋼已然顯現其抗應力腐蝕的優越性。若再於 80°C 降低溶液酸鹼值到 $\text{pH}=2$ 時拉伸，2205 雙相不銹鋼依然維持 700 Mpa 的抗拉強度值，316 及 316L 型不銹鋼則弱化為 500 Mpa 左右，321 型不銹鋼更降至 400 Mpa 以下，已接近其降伏強度。四種不銹鋼的均勻延伸率也有相同的趨勢（圖 5(e)），顯示在此環境中，2205 雙相不銹鋼有較其他三種不銹鋼低的應力腐蝕破裂敏感度。而 321 型不銹鋼則抗應力腐蝕能力最差。

圖 6 為四種材料於大氣環境中，SSRT 的破斷面金相。可看出皆為延性斷裂，有明顯的斷面縮減的頸縮現象，斷面亦分佈許多窩軀組織及明顯的剪唇。圖 7 為四種不銹鋼於 80°C 除氧下， $\text{pH}=7$ 之 20wt%NaCl+0.01MNa₂S₂O₃ 水溶液中之 SSRT 破斷面 SEM 金相。其中 316,316L 及 2205 型不銹鋼仍以軀斷面居多，且仍有頸縮的現象，而 321 型不銹鋼卻有一非常明顯的劈裂面，軀斷區也只剩最後拉斷的小平台部份。由此可判斷 321 型不銹鋼於此環境所表現出來的機械性質，將遠不如延展性較佳的 316,316L 型不銹鋼及抗拉強度較高的 2205 雙相不銹鋼。

U-Bend 浸泡試驗

在 U-Bend 浸泡試驗方面，將 316、316L、321 及 2205 型不銹鋼的 U-Bend 試片置於盛裝 20wt%NaCl+0.01MNa₂S₂O₃($\text{pH}=2$) 水溶液的壓力鍋中。分別在除氧 80°C (1atm) 及 300°C (80atm) 環境下浸泡 1400hr 後取出。

以 EPMA 分析 321 型不銹鋼 300°C 環境下其腐

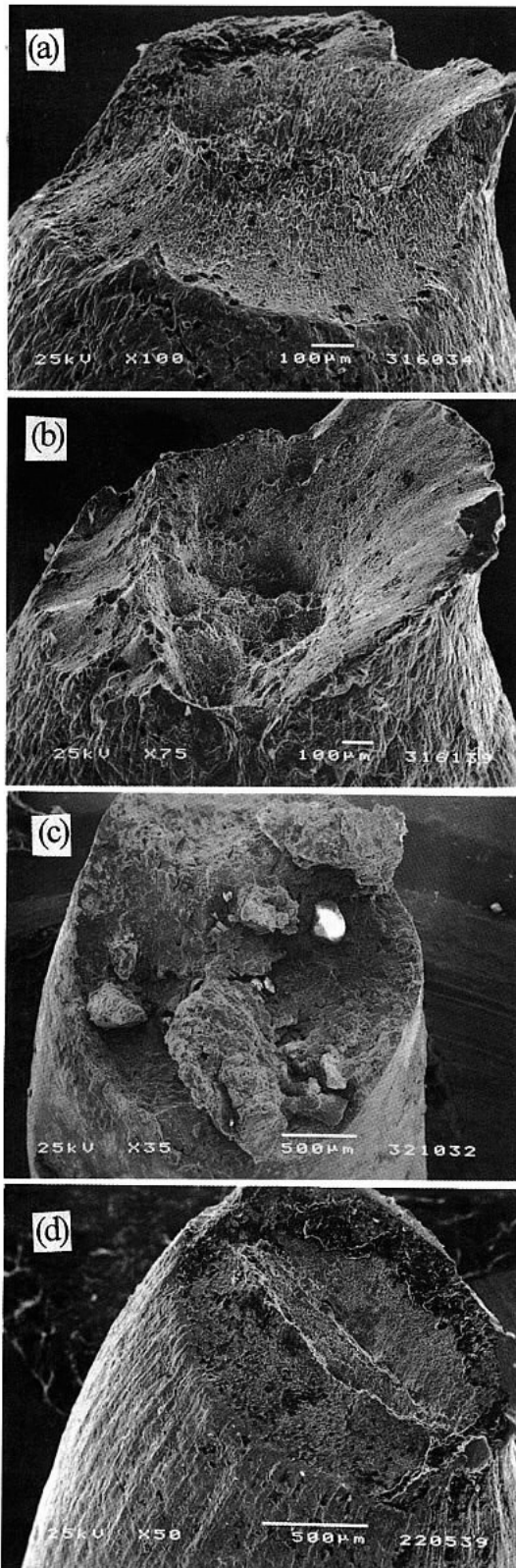


圖 7 四種不銹鋼於 80°C 除氧 pH=7，20wt%NaCl+ 0.01MNa₂S₂O₃ 水溶液中 SSRT 破斷面之 SEM 金相(a) 316 S.S.; (b)316L S.S.; (c)321 S.S.; (d)2205 S.S.

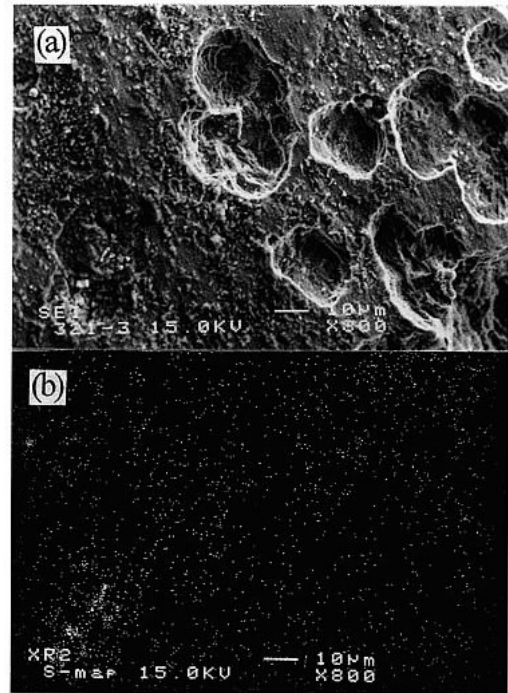


圖 8 321 不銹鋼於 300°C 除氧 20wt%NaCl+ 0.01MNa₂S₂O₃，pH=2 之水溶液中，浸泡 1400hr 之 U-bend 試片表面腐蝕物 EPMA 分析(a)SEM 金相；(b)S 之 Mapping。

蝕生成物之元素分佈，如圖 8 所示，硫的訊號並不密集。圖 9 為 321 型不銹鋼在 80°C 水溶液中之 SEM 金相及 EPMA 分析。可見腐蝕表面疏鬆且有剝落的現象，其孔形缺陷亦遠大於 300°C 浸泡試驗所觀察者。EPMA 分析則顯示 80°C 時硫的分佈比 300°C 時密集。

接下來，我們藉酸洗除去表面腐蝕生成物，並觀察 U-Bend 是否有破損發生。圖 10 即為四種不銹鋼在 300°C 除氧之 20wt%NaCl+0.01M Na₂S₂O₃ (pH=2) 水溶液中，浸泡 1400hr 後 U-Bend 鞍部之破損金相。圖中 316、316L 及 321 型不銹鋼於此環境皆有許多蝕孔生成。其中 321 型不銹鋼亦找到裂紋的發展。只有 2205 雙相不銹鋼表面無明顯之破損現象。再觀察相同環境條件下，80°C 浸泡試驗的情形，如圖 11 所示，發現破損程度比 300°C 浸泡試驗嚴重許多。除 2205 型雙相不銹鋼外，均有分岔的破損裂紋產生，並且可看出是蝕孔連結

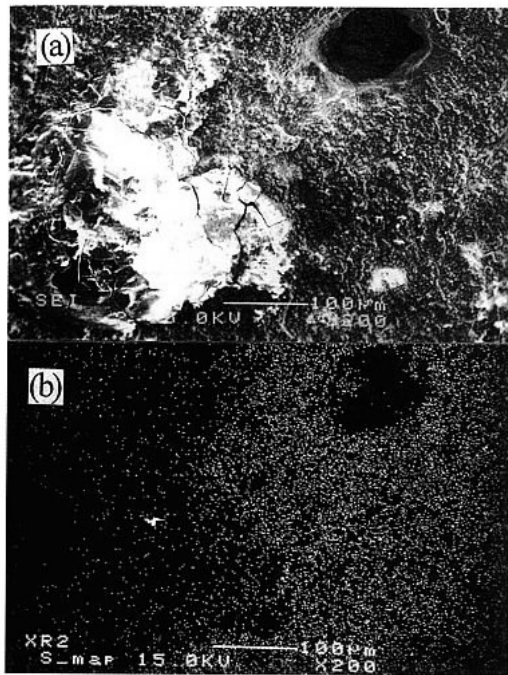


圖 9 321 不銹鋼於 80°C 除氧 20wt% NaCl+ 0.01MNa₂S₂O₃，pH=2 之水溶液中，pH=2 浸泡 1400hr 之 U-bend 試片表面腐蝕物 EPMA 分析(a) SEM 金相；(b)S 之 Mapping。

而成。

而 XRD 分析結果則顯示 321 型不銹鋼在 80°C 大都是生成 FeS，到了 300°C 則只偵測到 Fe₃O₄ 的腐蝕生成物（圖 12），2205 型雙相不銹鋼 300°C 時亦是如此（圖 13）。

就以上實驗結果，我們可以由 SEM 看出四種不銹鋼的 U-Bend 試片在 300°C 實驗環境中所造成的腐蝕破損程度不如 80°C 時來的嚴重。推論其原因可能有以下幾點：

- (1) Fe₃O₄ 形成較緻密的腐蝕層，對 S、O 或 Cl⁻ 的擴散產生阻擋的作用，使其保護性可能比 FeS 優良。
- (2) 在高溫時可能產生緻密且保護性更佳的 Cr₂O₃，且 Cr 元素的效應能抑制晶粒繼續成長，較小的晶粒其緻密性較好，且降低腐蝕層的導電度，阻止 S、O、Cl⁻ 到達基材，除此，Cr 能促成產生非晶質的腐蝕生成物。由

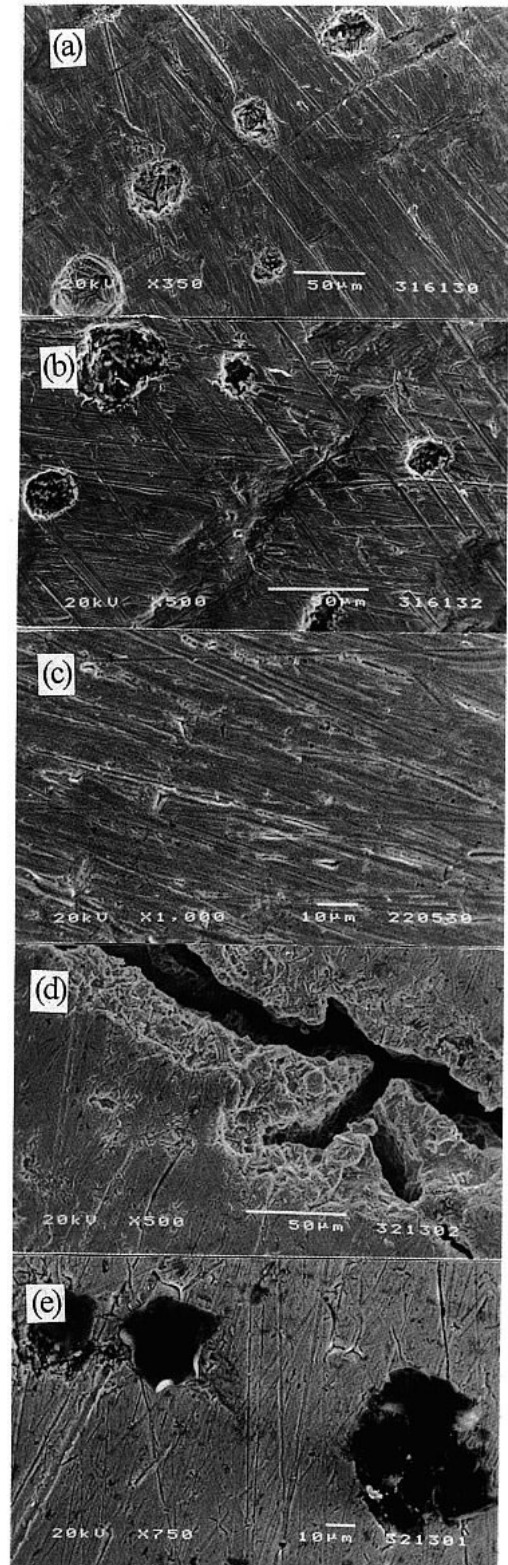


圖 10 321 不銹鋼於 300°C 20wt% NaCl+ 0.01MNa₂S₂O₃，pH=2 之水溶液中，pH=2 之水溶液中，浸泡 1400hr 之 U-bend 試片表面金相(a)316 S.S.；(b)316L S.S.；(c)2205 S.S.；(d)321 S.S.樹枝狀分枝裂紋金相(e)321 蝕孔放大金相

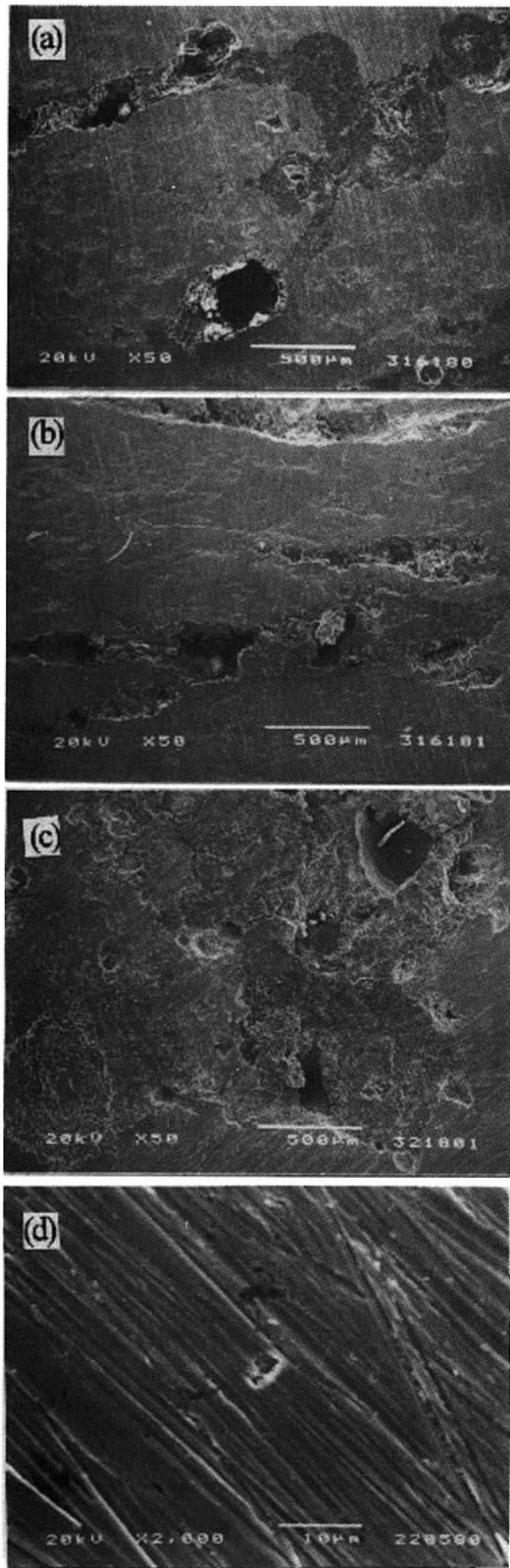


圖 11 四種不銹鋼在 80°C 除氧之 20wt% NaCl+ 0.01MNa₂S₂O₃，pH=2 的水溶液中，浸泡 1400hr U-bend 試片 SEM 破損金相(a)316 S.S.; (b)316L S.S.; (c) 321 S.S.; (d)2205 S.S.

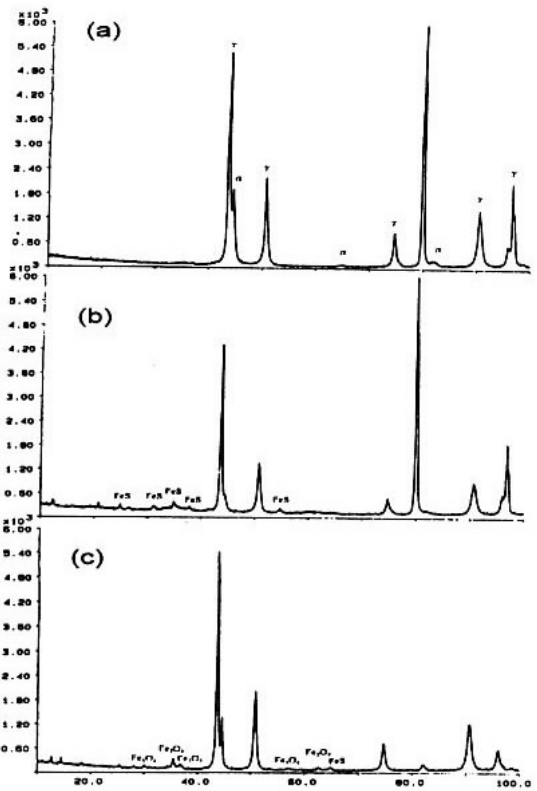


圖 12 321 不銹鋼在除氧 20wt% NaCl+ 0.01MNa₂S₂O₃，pH=2 之水溶液中，pH=2 浸泡 1400hr 之 U-bend 試片表面腐蝕物之 XRD 分析(a)基材；(b)80°C；(c) 300°C。

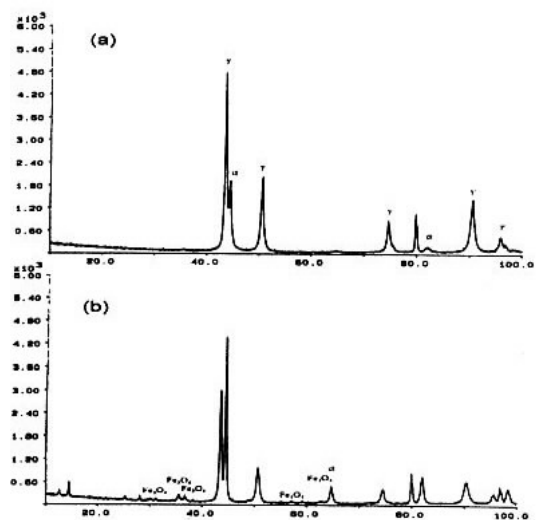


圖 13 2205 不銹鋼在除氧 20wt% NaCl+ 0.01MNa₂S₂O₃，pH=2 之水溶液中，浸泡 1400hr U-bend 試片表面腐蝕物之 XRD 分析(a)基材；(b)300°C。

AES 的結果，支持此一論點，但 XRD 並無法偵測非晶質腐蝕生成物。

- (3) 低溫(80°C)時所添加之硫代硫酸根離子($S_2O_3^{2-}$)有助孔蝕的發生，而高溫(300°C)時硫代硫酸根離子則反而有抑制的效果。可能在 300°C 高溫環境下硫代硫酸根離子會解離成 S 、 HS^- 、 HSO_3^- 的其他硫化物而阻礙 Cl^- 之侵蝕作用。

四、結 論

一、在實驗室的模擬環境中，我們得到如下結論：

A. 評估 321 型不銹鋼的孔蝕行為

1. 溫度效應主要使 321 型不銹鋼在此模擬環境下之鈍態電流密度大大增加。而腐蝕電流亦與溫度呈現二段式折線圖，推斷此活化能之轉折現象，應是硫在高溫及低溫有不同之分解反應，造成不同反應機構所致。
2. 溶液之 pH 值下降，使 321 型不銹鋼在此模擬環境下孔蝕電位下降，鈍態電位上升，大為縮小 E-pH 圖中之穩定鈍態區，使 OCP 曲線進入孔蝕區而產生孔蝕行為。
3. 比較 316, 316L, 321 及 2205 型之四種不銹鋼之抗孔蝕能力。2205 型雙相不銹鋼擁有最高之孔蝕電位及最寬之鈍態電位區，但其隨環境惡劣程度之加劇（如：pH 值降低，溫度升高）優勢漸減，但大致而言，孔蝕抗性仍以 2205 型雙相不銹鋼最佳。316L 及 316 次之，321 型不銹鋼較差。
4. 針對 321 型不銹鋼，在此模擬環境下的蝕孔，底部有硫的訊號（EPMA 分析得知），可知氯離子對蝕孔，可能只是催化作用而不直接反應，主要是溶液中的 $S_2O_3^{2-}$ 分解生成 H_2S 與基材反應生成之硫化物(FeS)。

B. 評估 321 型不銹鋼的應力腐蝕行為

1. $S_2O_3^{2-}$ 只有在含氯鹽的酸性水溶液中才會加速 321 型不銹鋼的 SCC。而氯鹽引發孔蝕亦誘發

了應力腐蝕。

2. 氯離子主要使 321 型不銹鋼之 SSRT 曲線的抗拉強度值下降，而 pH 值效應主要取決於是否提供了孔蝕發生的酸化環境，一旦鈍化膜遭 Cl^- 破壞，則 pH 值越低，越易發生 SCC。
3. 溫度上升，降低了 321 型不銹鋼的抗應力腐蝕能力，造成材料易於脆性斷裂。且溫度提昇亦使氯離子濃度和 pH 值效應大增。
4. 比較 316, 316L, 321, 2205 型四種不銹鋼之抗應力腐蝕能力，2205 依然表現出高抗拉強度及抗應力腐蝕能力。而 316, 316L 雖有弱化現象，卻維持住延伸率的下降，但 321 型不銹鋼則明顯有最高的腐蝕破裂敏感度。

二、由 U-Bend 浸泡試驗中亦可見 321 型不銹鋼破損情形顯得比較嚴重，且 80°C 浸泡試驗破損情形比 300°C 時更甚，可能是高溫生成較具保護性之腐蝕層所致。由此亦可推論，在停爐降溫的過程，蝕孔成核機會大於高溫運作時。

三、由以上討論顯示 321 型不銹鋼，無法安全使用於 H_2S+Cl^- 的環境中，故現場熱交換器材料的選擇，實有再考慮的必要。建議可使用 2205 雙相不銹鋼，其孔蝕及應力腐蝕抗性均比 321 型不銹鋼優異許多。

五、參考資料

1. S. Tsujikawa, A. Miyasawa, M. Ueda, S. Ando, T. Shibata, T. Ha, M. Katahira, Y. Yamane, T. Aoki, and T. Ykmada, Corrosion, Vol. 49, p. 409, 1994
2. R. C. Newman, W. P. Wong and H. Ezuber, Corrosion, Vol. 45, No. 4, p282, 1989
3. Abd El Meguid, E. A., V. K. Gouda, N. A. Mahmoud, Materials Transactions, Vol. 35, No. 10, p699, 1994
4. J. Congleton, H. C. Shih, T. Shoji, and R. N. Parkings, Corro. Sci, Vol. 25, P769, 1985
5. R. D. Merrick, Materials Performance, Vol. 26, P30, 1988
6. A. J. Sedriks, Corrosion, P376, Vol. 42, No. 7, 1986