

氯化鈉沉積量對耐熱鋼熱腐蝕之作用

王朝正、吳烈宗

The Effects of NaCl Deposits on the Hot Corrosion of Heat-resisting Steels

Chaur-Jeng Wang and Lae-Chung Wu

摘 要

針對 STP A24、STP A26、253MA、310SS 及 353MA 五式合金，於 850°C 進行 2~20mg/cm² 沉積量之氯化鈉熱腐蝕試驗。藉由金相觀察、腐蝕深度和定性及定量分析等方式，比較並瞭解氯化鈉之沈積量對腐蝕行為之影響。實驗結果顯示，鐵鉻系 STP A24 及 STP A26 之腐蝕形態僅為金屬損失，而鐵鉻鎳系之 253MA、310SS 及 353MA 除金屬損失外，另呈現內侵蝕之腐蝕形態。除 STP A26 外，其它四式合金之腐蝕量均隨氯化鈉之沈積量而增加。合金浸泡於熔融 NaCl 時，以溶解流失之方式造成金屬損失；各合金之主要組成元素中，以鉻具有最大之溶失傾向，以致 310SS 之金屬損失量高於 STP A24 與 STP A26。

關鍵詞：耐熱鋼、氯化鈉、熱腐蝕、熔鹽腐蝕。

ABSTRACT

The purpose of this study is to investigate the NaCl-induced hot corrosion behavior of five commercial steels (containing STPA24, STPA26, 253MA, 310SS, and 353MA). The effects of NaCl deposits and environments on the hot corrosion of the steels were also evaluated by means of morphology observation, depth of attack, and quantitative analysis methods. The results showed that: The corrosion morphology of Fe-Cr base alloys (STPA24 and STPA26) show the metal loss only, however, the Fe-Cr-Ni base alloys (253MA, 310SS and 353MA) showed not only metal loss but with a subscale attack. Except STPA26, the corrosion of alloys increased with increasing the amounts of NaCl deposits. As alloys immersed in molten NaCl, the metal loss resulted from metal dissolving. Since Cr has the most tendency to cause the mental dissolving, the metal loss of 310SS which contains the highest amounts of Cr is more than those of STPA24 and STPA26.

Key words: Heat-resisting steel, Sodium chloride, Hot corrosion, Molten salt corrosion.

一、前 言

在高溫工業的環境中，於操作過程中會產生一

些無可避免的氯化物、硫化物…等物質影響，若這些物質覆蓋沈積在金屬表面上，於高溫環境之氣氛，將直接與金屬表面作用或破壞原本金屬所

* 國立台灣科技大學機械工程研究所

Department of Mechanical Engineering, National Taiwan University of Science and Technology, Taipei, Taiwan, R.O.C.

生成的保護性氧化皮膜。此種現象的發生，將對金屬材料造成嚴重的腐蝕或加速腐蝕，從而大幅減少材料的使用壽命⁽¹⁾。

根據先前研究⁽²⁻⁴⁾指出，鐵鎳鉻系合金的熱腐蝕行爲，受溫度、時間及合金中鎳鉻含量的影響很大。其中，作為焚化爐能源回收用途的熱交換器用鋼、管，則經常性地必須面對含氯氣氛之長期腐蝕。為了更瞭解此類鐵鎳鉻合金及鉻鉬鋼在披覆氯化鈉之熱腐蝕行爲，以及合金中之鎳、鉻等元素的含量對熱腐蝕所造成的影響。本研究針對五式合金：STP A24、STP A26、253MA、310SS 耐熱鋼及 353MA 探討不同披覆量的氯化鈉於 850°C 之高溫環境下的腐蝕情形與反應機制，藉此瞭解不同合金材料之耐蝕性，並作分析比較，進而有助於日後工業選材上實用依據與參考價值。

二、實驗方法

1. 試片製備

本試驗採用市售 253MA、310SS、353MA 耐熱鋼以及 CNS 5806〔配管用合金鋼鋼管〕STP A24、STP A26 之鋼料共五種商用合金板材為試驗材料，其化學成分列於表 1。五式合金經切割成 15mm×12mm×2mm，以精密磨床研磨加工表面，實驗前再以 600 號砂紙修整之。

2. 氯化鈉揮發速率量測

為瞭解噴覆氯化鈉的量對於合金熱腐蝕時間的影響，本實驗選擇不會與氯化物反應之氧化鋁板作為噴覆氯化鈉之基板，分別噴覆 4 mg/cm² 及 16mg/cm² 的氯化鈉後，以 spring balance 熱重分析，量測氯化鈉於 850°C 之揮發速率。

3. 熔融氯化鈉浸泡試驗

選取 STP A24、STP A26 及 310SS 三種合金

材料，俟爐溫達 850°C 後，將試片浸泡於置滿已熔融純氯化鈉之坩鍋中持溫 4 小時。取出試片後，記錄腐蝕外觀，並以 ASTM G54 之標準作業規範量測腐蝕深度。

4. 不同氯化鈉沈積量之熱腐蝕試驗

將合金試片以腐蝕鹽沉積試驗法，分別於合金試片表面噴覆 2、4、8、12、16、20mg/cm² 共六式之氯化鈉後，斜置坩鍋於 850°C、靜態空氣之電熱爐，進行 24 小時之高溫腐蝕。高溫腐蝕後之試片，分別觀察記錄皮膜外觀、反應後各生成相之 X 光繞射分析、EPMA 定性及定量分析及腐蝕深度量測。其中腐蝕深度之量測依 ASTM G54 之規範，計算評估金屬損失(Metal loss)、內侵蝕層深度(Subscale attack)以及總侵蝕深度(Total depth of attack)；上列三式腐蝕之侵蝕量，在以下文中以“腐蝕深度”為其一般性總稱。

即使是在高沉積鹽量之狀態，高溫腐蝕後之試片表面腐蝕產物均呈現良好之均勻性，並無流落至試片下方之跡象。腐蝕產物之剝落發生於試片冷卻至高溫色澤消失時，估計約為 400~300°C 間。

三、實驗結果

1. 氯化鈉揮發試驗

圖 1 為噴覆 4mg/cm² 及 16mg/cm² 氯化鈉於 850°C 靜態空氣之氯化鈉消耗量與時間關係圖。由圖 1(a)可以發現，4mg/cm² 之沈積量大約於 40 分鐘即完全揮發；而由圖 1(b)之 16mg/cm² 沈積量則約為 160 分鐘。顯示氯化鈉於 850°C 之揮發速率，約為 0.1mg/cm² · min。

2. 熔融氯化鈉浸泡試驗

以 STP A24、STP A26 及 310SS 三種合金浸泡於足量熔融之氯化鈉，持溫 4 小時，量測之金屬

表 1 合金之化學成分(wt%)。

Table 1. The chemical composition of alloys. (wt%)

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Fe
STP A24	0.06	0.36	0.47	0.006	0.004	2.34	-	0.01	1.00	0.015	bal.
STP A26	0.09	0.36	0.40	0.018	0.004	8.25	0.04	0.01	0.93	0.225	bal.
253MA™	0.11	1.51	0.51	0.020	0.010	21.20	10.59	0.37	-	0.070	bal.
310SS	0.02	0.63	1.65	0.020	0.010	27.63	18.18	0.22	-	0.130	bal.
353MA™	0.07	1.11	1.14	0.010	0.010	27.87	33.64	0.12	-	0.070	bal.

™:Trademark of Avesta Jernverks AB, Sweden

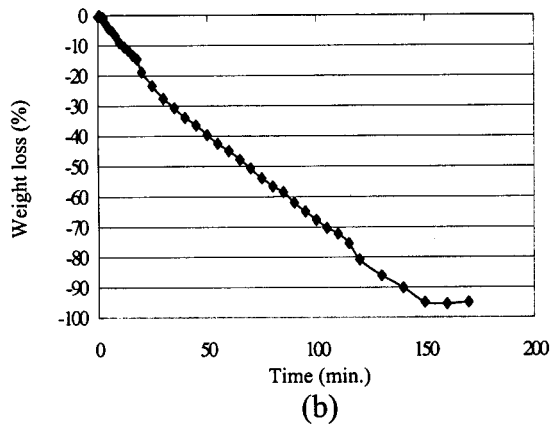
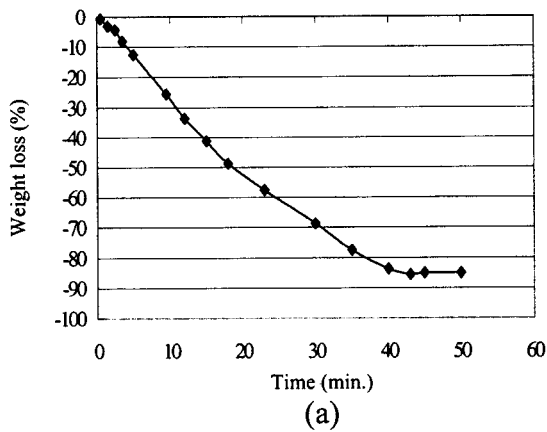


圖 1 氯化鈉於850°C之揮發量與時間之關係圖，初始沉積量(a) 4mg/cm²，(b) 16mg/cm²。

Fig. 1 The relationship of time and evaporation of NaCl at 850°C, initial deposition (a) 4mg/cm²，(b) 16mg/cm².

損失，如表二所示。由於試片為完全浸置在熔融氯化鈉，在鹽浴內的氧分壓（溶氧）相當低，以致鐵鉻鎳合金之 310SS 並無內氧化等內侵蝕之情形發生。由實驗結果顯示，310SS 耐熱鋼之金屬損失大於鉻鉬鋼 STP A24 及 STP A26。

表 2 STP A24、STP A26 及 310SS 於 NaCl 熔鹽浸泡 4 小時後之金屬損失。

Table 2. The metal loss of STP A24, STP A26 and 310SS immersed in molten NaCl at 850°C for 4 hours.

Alloy	Metal loss (μm)
STPA24	29.6±1.7
STPA26	25.0±7.4
310SS	33.9±4.3

3. 不同氯化鈉沈積量之實驗

(1) 熱腐蝕形態

圖 2~ 圖 4 分別為 STP A24、STP A26 及 253MA 之截面金相及各生成物層次關係圖。各合金之熱腐蝕形態，並不因氯化鈉沈積量之不同而有實質上的差異，且 310SS 及 353MA 之熱腐蝕形態與 253MA 相同。整體而言，鉻鉬鋼 STP A24 及 STP A26 具有很厚的外部氧化皮膜，但無內氧化的情形；相對地，鐵鉻鎳系之 253MA、310SS 和 353MA 之內氧化，則隨者沉積鹽量之增加顯著地嚴重。其中，253MA 明顯地比 310SS 及 353MA 具有較大之內侵蝕層深度。

(2) 定性分析

以 EPMA 針對經 1 小時腐蝕後空冷之合金試片進行元素分佈圖(X-ray maps)分析，如圖 5 所示。綜合分析結果，STP A24 經 X-ray maps 發現腐蝕皮膜之元素分佈主要為 Fe 及 O，配合 X-ray 之分析證實為 Fe₂O₃ 或 Fe₃O₄，且氧大多分佈在腐蝕皮

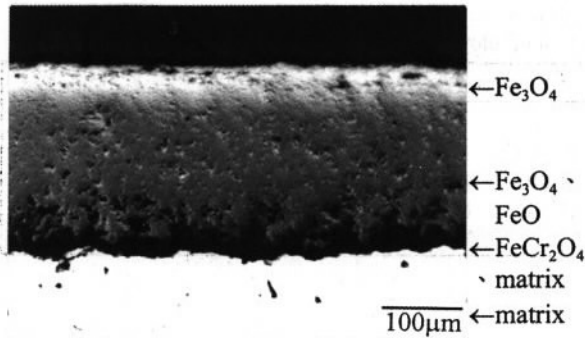


圖 2 STP A24 於 2mg/cm² 氯化鈉 850°C 靜態空氣中 24 小時後之截面金相。
Fig. 2 The metallograph of the cross section of corrosion layer on STP A24 oxidized in still air at 850°C for 24 hours with 2mg/cm² NaCl deposits initially.

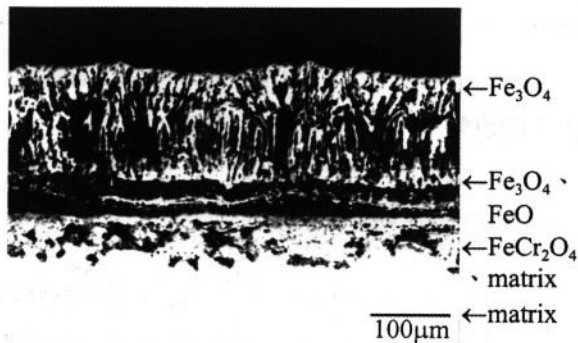


圖 3 STP A26 於 2mg/cm² 氯化鈉 850°C 靜態空氣中 24 小時後之截面金相。
Fig. 3 The metallograph of the cross section of corrosion layer on STP A26 oxidized in still air at 850°C for 24 hours with 2mg/cm² NaCl deposits initially.

膜部份。STP A26 腐蝕皮膜之外側分佈為 Fe 及 O，配合 X-ray 分析，為 Fe₂O₃，而腐蝕皮膜的內側之分佈則為 Fe、Cr 及 O，經由 X-ray 分析為 Fe₂O₃、Cr₂O₃ 或 FeCr₂O₃。鐵鎳鉻之系 253MA、310SS 及 353MA 其熱腐蝕生成物主要為 Fe₂O₃ 及 Cr₂O₃；且如圖 6 所示，在試片表面區域均發現有 Cr 耗乏(depletion)之現象，相對地，在靠近試片表面區域則發現 Ni 的分佈較基材多。

(3) 定量分析

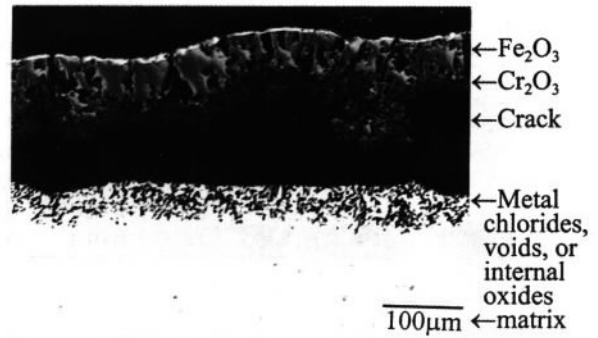


圖 4 鐵鎳鉻合金於沉積 2mg/cm² 氯化鈉 850°C 靜態空氣中 24 小時後之典型截面金相(本試片為 253MA)。
Fig. 4 The typical metallograph of the cross section of corrosion layer on Fe-Cr-Ni alloys oxidized in still air at 850°C for 24 hours with 2mg/cm² NaCl deposits initially. (Specimen: 253MA)

針對尚未被腐蝕之合金基材，由腐蝕皮膜至基材內部，以 EPMA 對特定元素做定量分析之結果顯示，STP A24 定量分析各點的元素量變化不大，Cr 並沒有向外擴散現象。STP A26 在靠近腐蝕皮膜之位置，相對而言，Cr 含量較基材明顯降低，且 Fe 及 Mo 含量明顯增加。310SS 在靠近腐蝕皮膜位置之 Fe、Ni 含量較高而 Cr 含量較低，在靠近基材中心則已回歸合金之原始成分。

(4) 腐蝕深度

五式合金噴覆氯化鈉於高溫腐蝕後，以 ASTM-G54 之方法評估腐蝕深度。由於腐蝕形態與合金系統有關，因此將不具內侵蝕形態之鐵鉻系合金 STP A24 及 STP A26 之金屬損失彙整於圖 7；而具內侵蝕形態之鐵鎳鉻系合金 253MA、310SS 及 353MA 之總侵蝕深度、金屬損失及內侵蝕層深度彙整於圖 8~ 圖 10。如圖所見，隨著沉積鹽量之增加，310SS 之金屬損失最多且變化最為明顯，253MA 則為內侵蝕層深度。在總侵蝕深度方面，253MA 總侵蝕深度略大於 310SS，而 353MA 有最小之總侵蝕深度。

四、討論

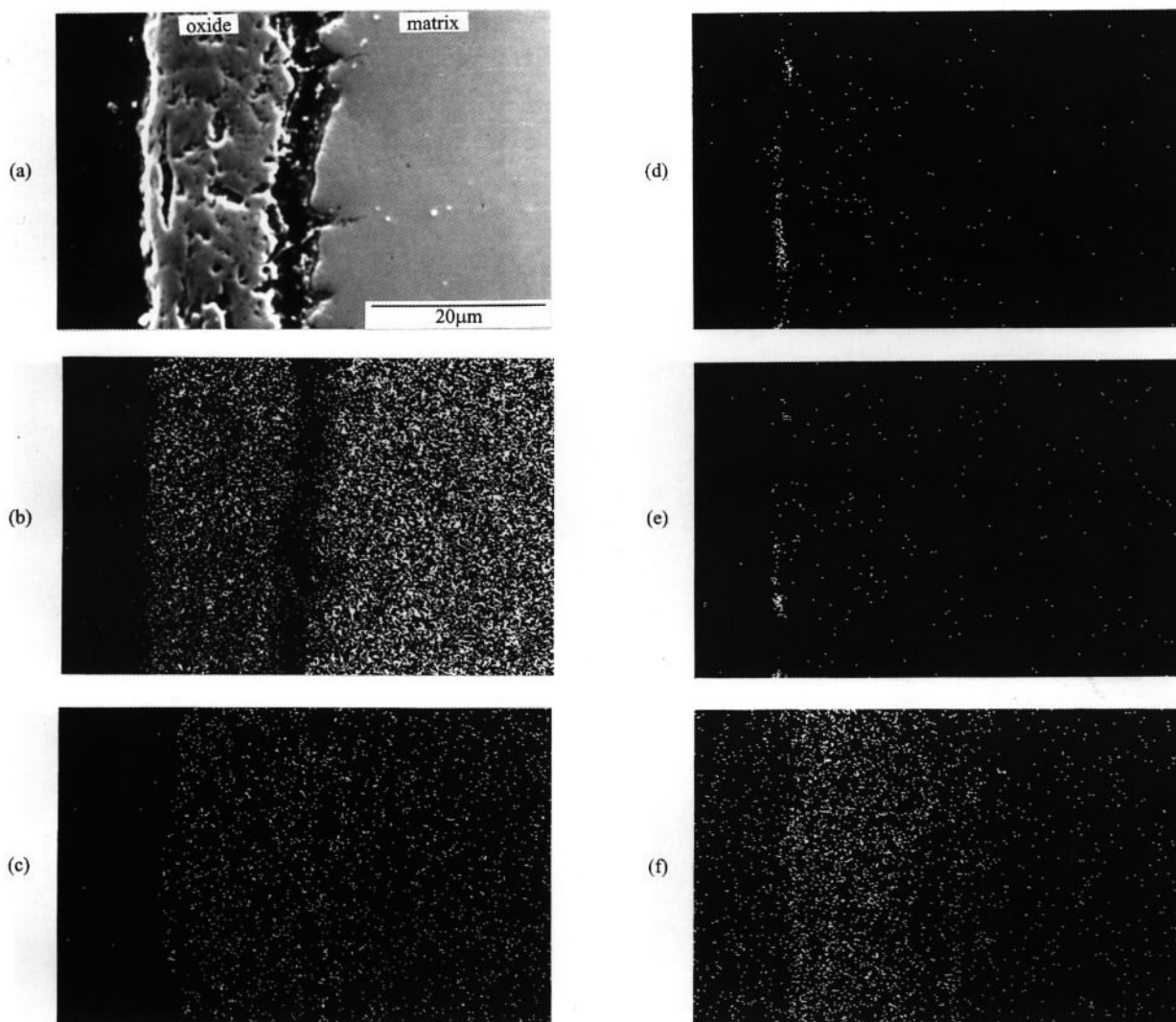


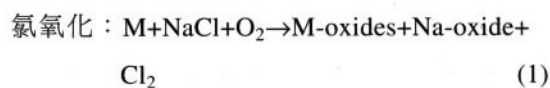
圖5 (a) STP A24 於 $2\text{mg}/\text{cm}^2$ 氯化鈉沉積 850°C 熱腐蝕 1 小時後之 EPMA 橫截面組織圖，及 (b) 鐵，(c) 鉻，(d) 鈉，(e) 氯，(f) 氧之 X 光元素分佈分析圖。

Fig. 5 (a) EPMA cross-sectional micrograph and X-ray maps of (b) Fe, (c) Cr, (d) Na, (e) Cl, (f) O of STP A24 coated with $2\text{mg}/\text{cm}^2$ NaCl corroded at 850°C for 1 hour.

1. 氯化鈉沈積之熱腐蝕

綜合本研究各合金之高溫腐蝕特性，基本上反應過程均依循典型之氯化鈉熱腐蝕反應機制⁽⁴⁾：先以式(1)之氯氧化為起始反應，反應所生成的氯氣再與金屬基材反應成金屬氯化物，如式(2)所示。其中，金屬氯化物在高溫中具強烈揮發性，因此

在反應後期金屬氯化物向外揮發時，將再與外界氣氛之氧依式(3)之再氧化反應形成金屬氧化物。當氧化物累積成足夠之厚度與緻密性， Cl_2 將被侷限在氧化層與基材間。此時 Cl_2 再依濃度梯度朝基材側侵蝕，而持續地發生氯化及再氧化反應，因而加速腐蝕的速率。



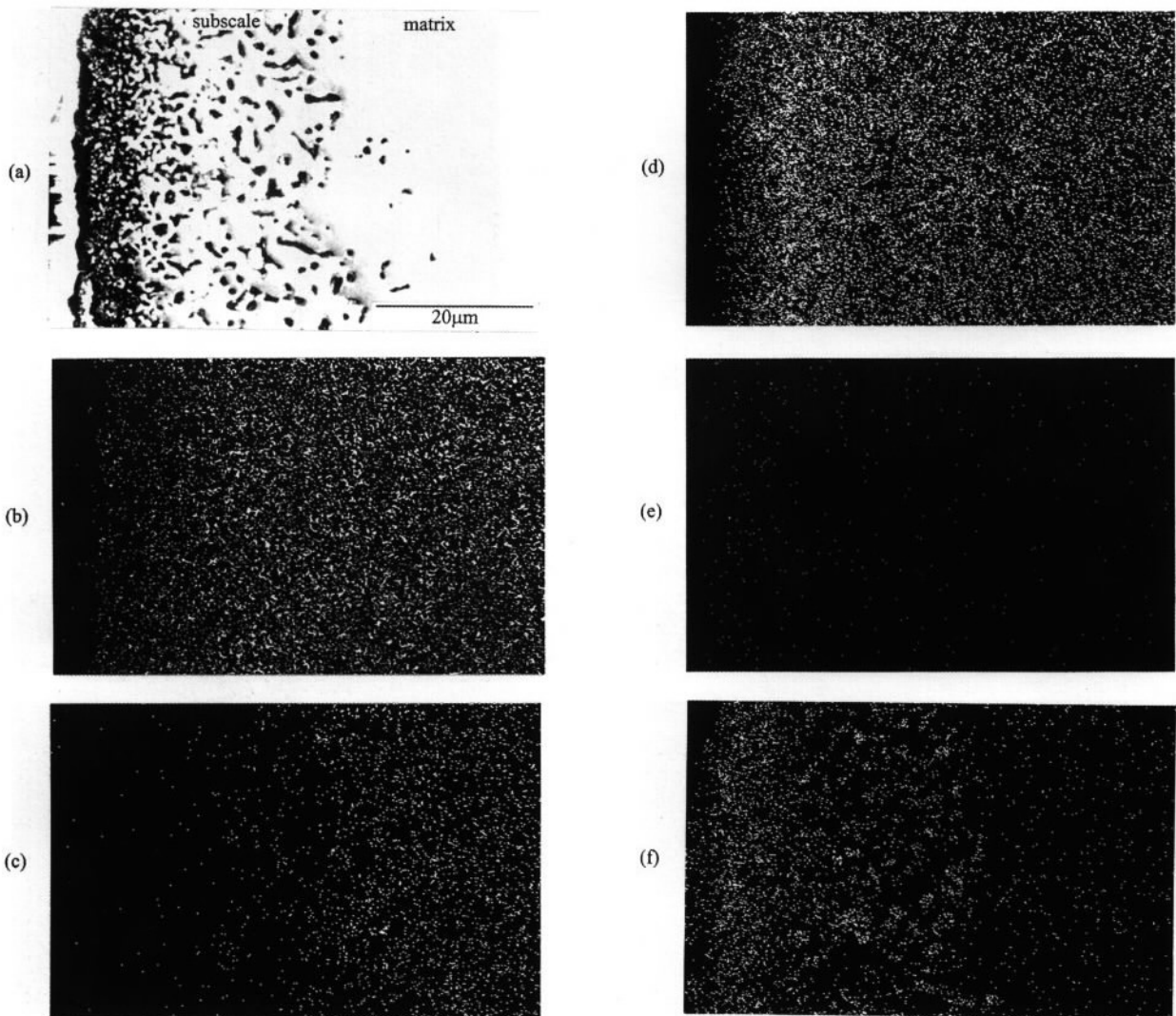


圖 6 (a) 253MA 於 $2\text{mg}/\text{cm}^2$ 氯化鈉沉積 850°C 熱腐蝕 1 小時後之 EPMA 橫截面組織圖，及 (b) 鐵，(c) 鉻，(d) 鎳，(e) 氯，(f) 氧之 X 光元素分佈分析圖。

Fig. 6 (a) EPMA cross-sectional micrograph and X-ray maps of (b) Fe, (c) Cr, (d) Ni, (e) Cl, (f) O of 253MA coated with $2\text{mg}/\text{cm}^2$ NaCl corroded at 850°C for 1 hour.

氯化： $\text{M} + \text{Cl}_2 \rightarrow \text{M-Clorides}$ (2)

再氧化： $\text{M-chlorides} + \text{O}_2 \rightarrow \text{M-oxides} + \text{Cl}_2$ (3)

式中，M 代表金屬元素，如鐵、鉻…等。

2. 環境氣氛對熱腐蝕之作用

(1) NaCl 熔鹽浸泡試驗

STP A24、STP A26 及 310SS 三種合金經過

浸泡氯化鈉熔鹽後，均呈現金屬損失之狀態。Seybolt 之先前報告⁽⁵⁾指出，當披覆 $10\text{mg}/\text{cm}^2$ 單純 NaCl，即可有效隔離空氣之作用。本實驗使用足量之 NaCl 予以浸泡，因此即使 NaCl 有揮發，但 4 小時結束取樣時，試片仍完全浸於 NaCl 熔體中。一般而言，金屬物體熔鹽腐蝕 (molten salt corrosion) 之腐蝕損失以兩種反應發生：(i) 直接與環境液體反應成另一種生成物；或 (ii) 透過熔鹽中微量

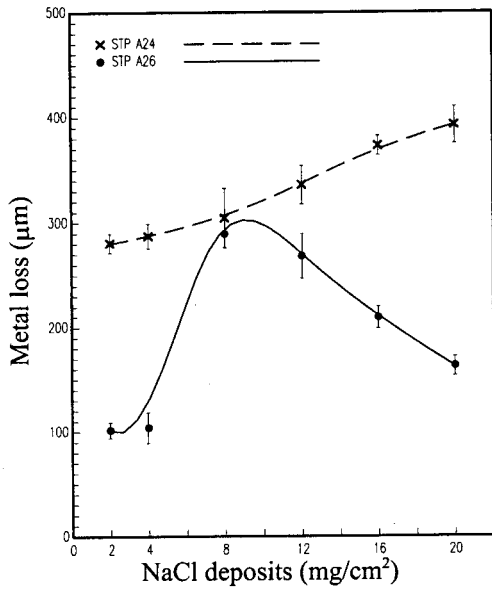


圖 7 STP A24及STP A26於不同氯化鈉沉積量熱腐蝕24小時後之金屬損失。

Fig. 7 The metal loss of STP A24 and STP A26 hot corroded with different NaCl deposits for 24 hours.

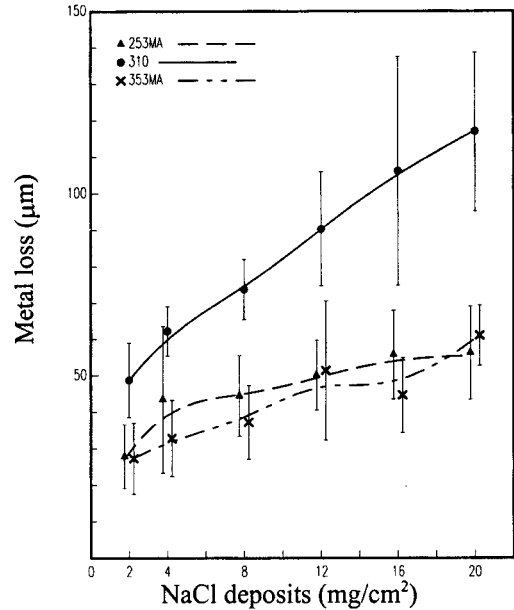


圖 9 鐵鉻鎳合金於不同氯化鈉沉積量熱腐蝕24小時後之金屬損失。

Fig. 9 The metal loss of Fe-Cr-Ni alloys hot corroded with different NaCl deposits for 24 hours.

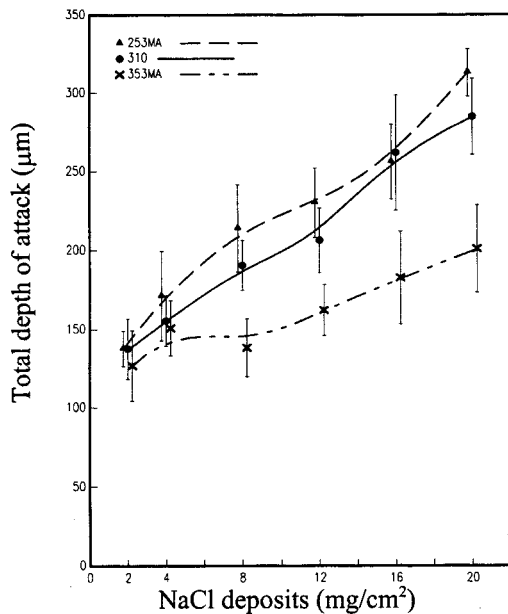


圖 8 鐵鉻鎳合金於不同氯化鈉沉積量熱腐蝕24小時後之總侵蝕深度。

Fig. 8 The total depth of attack of Fe-Cr-Ni alloys hot corroded with different NaCl deposits for 24 hours.

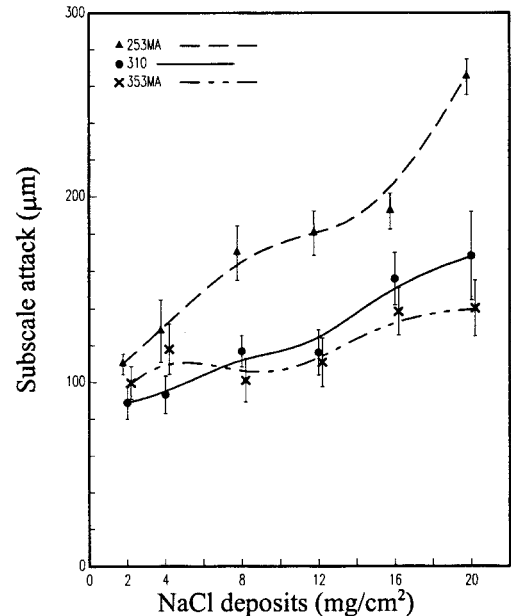


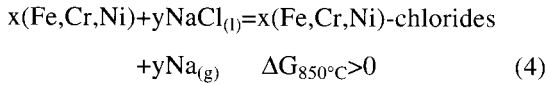
圖 10 鐵鉻鎳合金於不同氯化鈉沉積量熱腐蝕24小時後之內侵蝕深度。

Fig. 10 The subscale attack of Fe-Cr-Ni alloys hot corroded with different NaCl deposits for 24 hours.

的溶氧形成金屬氧化物，金屬氧化物隨後立刻再被熔鹽溶解⁽⁶⁾。經由熱力學資料計算，式(4)以金屬

與液態 NaCl 反應形成金屬氯化物及金屬鈉之反應自由能 $\Delta G > 0$ ，並不可行，因此本研究熔鹽浸泡試

驗所致之腐蝕損失應循(ii)之方式進行。



另一方面，由於各式合金試驗後之氯化鈉熔鹽，已由原先之透明轉變為呈現帶紅色色澤，且在 STP A26 及 310SS 合金表面，均有存留水性帶綠色之腐蝕產物。因此，得以驗證合金浸泡於氯化鈉熔鹽時，乃依熔鹽氧化及再溶解之方式造成金屬損失⁽⁶⁾。當金屬原子氧化溶解進入氯化鈉熔鹽後，與其周圍的氯離子自然就形成金屬氯化物。

觀察圖 11 鐵、鉻、鎳之金屬氯化物與 NaCl 之相圖⁽⁷⁻¹¹⁾。氯化鐵(FeCl₂、FeCl₃)之熔點均低於實驗之 850°C，因此得以完全溶入液相熔鹽，使氯化鈉熔鹽之色澤由透明轉而帶紅色。而氯化鉻(CrCl₃)及氯化鎳(NiCl₂)之熔點均高於 850°C，且兩者於常溫潮解後之色澤均為綠色系列，故於實驗後除含鉻較低的 STP A24 外，其它三式合金試片上，均可見得綠色水性腐蝕產物之殘留。再者，從圖 11(c)、(d)亦呈現僅有氯化鉻得以與 NaCl 產生中間化合物 Na₃CrCl₅ 或 Na₃CrCl₆。依相變化學理⁽¹²⁾，中間化合物之形成，混合焓 ΔH_{mix}<0 是其必要條件，即組成物間具有相互吸引之作用力。再者，鐵、鉻、鎳氯化物之形成自由能，以鉻之氯化物最低⁽⁴⁾，因此鐵、鉻、鎳三種金屬元素中，鉻與 NaCl_(l)具最大親和力，最容易因選擇性腐蝕(selective leaching)而溶入 NaCl 熔鹽。故如表 2 所見，含鉻量最高之 310SS，其金屬損失量高於 STP A24 與 STP A26。

(2) 氯化鈉沈積量之作用

由如圖 1 所示，試驗前噴覆之沈積鹽在 850°C 之試驗時，以 0.1mg/cm²·min 之速率揮發，所以即使在 20mg/cm² 之沈積量，於試驗後約 3 小時，

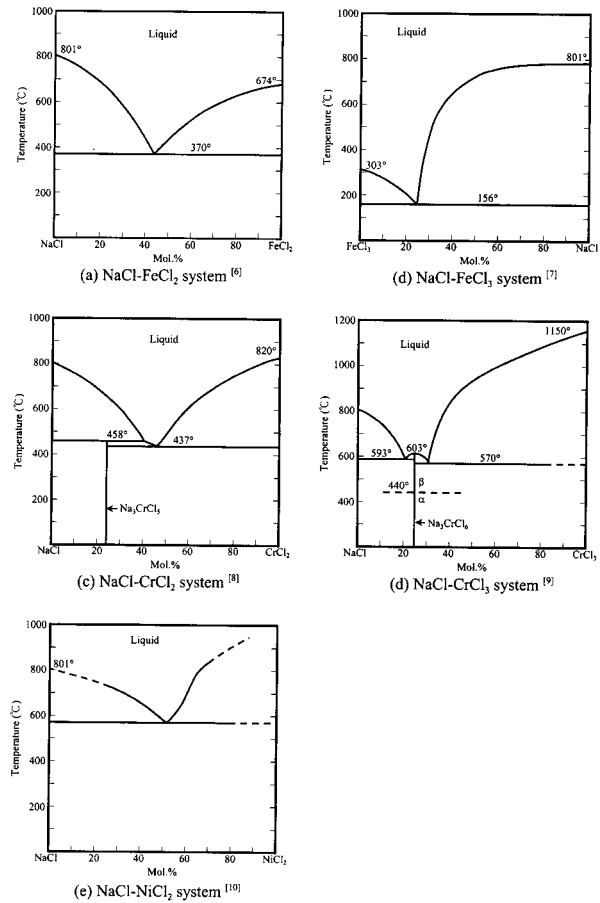


圖 11 氯化鈉及鐵、鉻、鎳氯化物之相圖。
Fig. 11 The phase diagrams of NaCl and Fe-, Cr-, Ni-chlorides⁽⁷⁻¹¹⁾.

仍將因揮發或以氯氧化之反應方式消耗殆盡。此外，先前研究認為當沈積量達 10mg/cm² 以上時，沈積鹽即可阻絕氣氛中的氧氣與合金之接觸⁽⁵⁾。因此對於高沈積鹽量之高溫腐蝕，可依反應之時間區分為以下兩階段：

- (1) 初期，高鹽量沈積時期：其高溫腐蝕型式屬於第 4.2(1)節所討論的熔鹽腐蝕。鉻最容易被選擇性腐蝕，其次為鐵。
- (2) 後期，氯氧化發生階段：當 NaCl 揮發、反應消耗至 10mg/cm² 以下時屬之，為典型的氯氧化-氯化/再氧化循環反應機制。氯化鈉之沈積量越多，氯氧化所釋出的氯越多，將導致腐蝕越

嚴重。

就個別合金之反應而言，不含鎳之鐵鉻系合金，腐蝕形態為單純金屬損失。STP A24 不具足夠抗高溫氧化所須的鉻，故如圖 5 所見，其金屬損失量隨 NaCl 之沈積量而增加。即使在高達 20mg/cm² 之沈積量時，也因初期溶入熔鹽之鐵，在後期被再氧化以及氮氧化，使得 STP A24 之金屬損失量於本研究中呈現最大值。相對地，STP A26 含鉻 9%，在 NaCl 沈積量少於 10mg/cm² 之範圍，基本上仍為氮氧化典型機制主導反應，故如圖 5 所見，金屬損失量隨 NaCl 之沈積量而增加，尤其是在 8、12mg/cm² 沈積量，恰好可發生氮氧化之最大沈積鹽量時，有相近於 STP A24 相同沈積量時之最大金屬損失量。然而，當 NaCl 沈積量達 16 及 20mg/cm² 時，由於初期高鹽量沈積階段較多量的鉻大量溶入表面熔鹽，以及後續 NaCl 揮發和氮氣之氧化作用，反而可使初期溶入熔鹽之鉻形成 Cr₂O₃。此 Cr₂O₃，即使為不連續之顆粒，也能降低發生氮氧化所需之氧分壓，導致腐蝕量因而降低。

如圖 4 所見，於鐵鉻鎳系合金兼具金屬損失及內侵蝕之腐蝕形態。其各式侵蝕深度之腐蝕量，如圖 6 到圖 8 所見，大體而言三式高鉻含量之合金，均隨著外在 NaCl 沈積量之增加而增加。而以合金成分之內在因素討論，鎳含量最高的 353MA，在腐蝕深度之三項指標中，均呈現最少之腐蝕量。然而從圖中也可發現，253MA 之內侵蝕及 310SS 之金屬損失，當沈積鹽量增加後具有較高的敏感性。此現象研判為反應初期，鉻之選擇性腐蝕所致。李清祺等人在針對鐵鉻鎳系合金之氯化鈉熱腐蝕研究論文指出：在鐵鉻鎳之氯化鈉熱腐蝕，鐵鉻氯化之活性高於鎳，於相同沈積鹽量之熱腐蝕，消耗的鐵鉻總量相同⁽²⁾。253MA 之鉻含量為 21.20%wt，少於 310SS 之 27.63%wt，因此於初期熔鹽覆蓋階段，253MA 之熔鹽腐蝕蝕孔

(pits)將少於 310SS，因而在後期腐蝕集中於少數先前蝕孔，導致獲得較大的內侵蝕層深度。反觀鉻含量較高的 310SS，因初期較多量且均勻的熔鹽腐蝕，後期之氮氧化得以較傾向均勻發生於合金外部，減少內侵蝕深度；相較於高鎳含量之 353MA，310SS 之合金鐵鉻總量大於 353MA，因而如圖 9 所見，310SS 之金屬損失量在三式鐵鉻鎳系合金中具有最高值。

五、結 論

1. 氯化鈉之熱腐蝕形態，鐵鉻系之 STP A24 及 STP A26 僅為金屬損失，鐵鉻鎳系之 253MA、310SS 及 353MA 除金屬損失外，另呈現內侵蝕之腐蝕形態。
2. 以金屬損失及內侵蝕深度為腐蝕行為指標，除 STP A26 外，四式合金之腐蝕性均隨氯化鈉沈積量而增加。其中，以高鎳高鉻之 353MA 最具耐腐蝕性。
3. 合金於高沈積鹽量之高溫腐蝕，可依反應之時間區分為以下兩階段：
 - (1) 初期，高鹽量沈積階段：高溫腐蝕型式為熔鹽腐蝕。鉻最容易被選擇性腐蝕，其次為鐵。
 - (2) 後期，氮氧化發生階段：當 NaCl 揮發、反應消耗至 10mg/cm² 以下時，為典型的氮氧化-氯化/再氧化循環反應機制。氯化鈉之沈積量越多，氮氧化所釋出的氮越多，腐蝕越嚴重。
 綜合(1)、(2)之效應，STP A26 在氯化鈉 8~12mg/cm² 之沈積量時，具最大之腐蝕損失。
4. STP A24、STP A26 與 310SS 三式合金浸泡於熔融氯化鈉熔體時，是以氧化溶解之方式造成金屬損失，其中鉻具有最大的腐蝕傾向，其次為鐵。因此含鉻量最高之 310SS，其金屬損失量高於 STP A24 與 STP A26。

5. 於三式鐵鉻鎳合金，當氯化鈉沈積量增加後，310SS 對金屬損失最為敏感，而 253MA 之敏感性則表現於內侵蝕深度。

誌 謝

本研究承蒙國科會計畫編號 NSC 88-2216-E-011-010 經費補助，特此致謝。

參考文獻

1. 王朝正，呂正詩，中華民國材料科學 84 年年會論文集，Vol. 1 (1995) 182。
2. 李清祺、王朝正、潘正益，中華民國防蝕工程學會 87 年論文發表會論文集，新竹，中華民國 87 年 9 月，pp.233-238.
3. N. Birks and G. H. Meier, in: "Introduction to High Temperature Oxidation of Metals", Edward Arnold, London, (1983) 31.
4. 王朝正、王裕賢、張永忠，防蝕工程，Vol. 12, No. 1, pp. 1-17 (1998).
5. U. Seybolt, Oxid. Met., Vol. 2, No.2, 119 (1970).
6. G. Y. Lai, in "High Temperature Corrosion of Engineering Alloys", ASM, (1990) 169.
7. V. I. Ionov, I. S. Morozov, and B. G. Korshunov, Zhur Neorgan Khim., 5 (1960) 1248. Reprinted in: "Phase Diagrams for Ceramists", The American Ceramic Society, Columbus, Ohio USA (1964).
8. I. S. Morozov and D. Ya. Toptygin, Zhur Neorgan Khim., 2 (1957) 2133. Reprinted in: "Phase Diagrams for Ceramists", The American Ceramic Society, Columbus, Ohio USA (1964) 386.
9. J. C. Shiloff, J. Phys. Chem., 64 (1960) 1566. Reprinted in: "Phase Diagrams for Ceramists", The American Ceramic Society, Columbus, Ohio USA (1964).
10. B. G. Korshunov and B. Ya. Raskin, Zhur Neorgan Khim., 7 (1962) 1137. Reprinted in: "Phase Diagrams for Ceramists", The American Ceramic Society, Columbus, Ohio USA (1964).
11. K. A. Bol'shakov, P. I. Fedorov, G. D. Agashkina, Zhur Neorgan Khim., 2 (1957) 1117. Reprinted in: "Phase Diagrams for Ceramists", The American Ceramic Society, Columbus, Ohio USA (1964) 385.
12. D.A. Porter and K.E.Eastering, in: "Phase Transformations in Metals and Alloys", 2nd Ed., Chapman & Hall, (1992) 35.