

滲鋁處理對商用鋼材之熱腐蝕行為影響

李志偉*、鄭勝隆、呂明龍

The Hot Corrosion Behavior of Aluminized Commercial Steels

Jyh-Wei Lee*, Shen-Lung Jeng, Ming-Lung Lu

摘要

本研究利用 800°C，4 小時的固體封匣滲鋁處理，在 S20C 低碳鋼 (S20C)、SUS430 不銹鋼 (430SS) 與鐵錳鋁合金鋼 (FMA) 試片表面分別擴散生成 FeAl 相鋁化層，部分鋁化試片並再經過 1000°C 預氧化 1 小時之前處理。三種鋁化試片在 900°C 的 90 wt%Na₂SO₄ 與 10 wt%NaCl 混合熔鹽中分別進行 6、12 與 48 小時之恆溫熱腐蝕。由實驗結果發現，鋁化之 S20C 試片由於鋁化層之鋁元素快速向基材與向外擴散，使得表層鋁化層消失而無法有效抵抗混合熔鹽之嚴重侵蝕。而滲鋁處理可以大幅提高 430SS 與 FMA 試片的抗腐蝕性能，其腐蝕反應速率常數達到 10⁻¹¹ g²cm⁻⁴sec⁻¹ 的等級。此外，滲鋁後再經過 1000°C 預氧化處理的 430SS 與 FMA 試片可在表面生成 α 型氧化鋁層，更能有效的抵擋混合熔鹽的侵蝕。

關鍵詞：鋁化；熱腐蝕；熔鹽；不銹鋼；鐵鋁錳合金鋼。

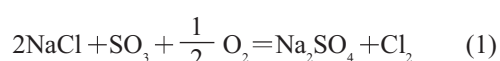
ABSTRACT

The hot corrosion behavior of three commercial steels, including low carbon S20C steel (S20C), SUS430 stainless steel (430SS) and Fe-Mn-Al alloys (FMA) with pack aluminization treatment in Al-Fe powder at 800°C for 4 hrs was studied at 900°C with 90 wt%Na₂SO₄ and 10 wt%NaCl deposit. Some specimens were pre-oxidized at 1000°C for 1 hr. The hot corrosion tests were conducted in the mixture of molten salt at 900°C for 6, 12 and 48 hrs. It is found that the hot corrosion resistance of the aluminized low carbon S20C steel was very poor due to the spallation of aluminizing layer and rapid inward and outward diffusion of aluminum in the aluminizing layer. Only limited weight loss was found for the aluminized 430 SS and FMA specimens after test. The parabolic rate constant of these two alloys was around 10⁻¹¹ g²cm⁻⁴sec⁻¹. The hot corrosion resistance of the aluminized and preoxidized specimens of 430SS and FMA alloy was even better due to the protective α-Al₂O₃ layer formed on the surface.

Keywords : Auminizing; Hot corrosion; Molten salt; Stainless steel; Fe-Mn-Al alloy.

1. 前言

氯化鈉為海水之重要組成，台灣四面環海，海水中的氯化鈉會伴隨著海風直接地沉積或與燃油反應生成之硫酸鹽混合，對濱海地區高溫運作之設備，例如船舶、航空器之引擎設備、石油精煉與石化工業之管線、核能電廠、火力發電廠的發電機渦輪葉片與週邊元件造成氯化鈉與硫酸鈉混合沉積之熱腐蝕，這種熱腐蝕是由於燃油或空氣中的鈉、硫成分，在高溫的氧化氣氛中進行如下式的反應^[1]：



而硫酸鈉會在低於露點溫度就沉積在材料表面，且由於它的熔點(884°C)不高，故常以液態附著於金屬上，加速氧或金屬擴散，因此常造成劇烈的氧化現象，由於此種熱腐蝕對於高溫元件使用壽命影響相當嚴重，因此值得深入探討。一般而言，由於鈷基、鎳基超合金具有極佳之機械性質與耐高溫氧化特性，故常選為高溫運作設備的材料，然而若應用於石油精煉、石化工業之管線、核能電廠、火力發電廠的發電機組週邊設備元件，則價格昂貴的超合金將是極大的成本負擔。

表面改質處理是將原材表面批覆一層異質材料，以改善其性能，延長使用壽命的一種技術。在高溫環境中使用的合金材料通常會實施絕熱塗層^[2]、滲鋁^[3,4]、滲矽^[5]、滲鎢^[6]與氣相沉積薄膜^[7]等表面改質處理，達到延長使用壽命的功效。在材料表面滲鋁處理的方法包括固體滲鋁^[3,4]、熱浸鋁^[8]與電鍍鋁^[9]，其中滲鋁處理是一種簡單而實用的表面改質處理，可以在基材表面生成富鋁的鋁化層，於後續高溫使用時產生緻密之氧化鋁層，以提供基材足夠之抗高溫氧化與腐蝕性質。

因此基於材料成本的考量，兼顧材料之抗高溫氧化與腐蝕性質，本研究採用 S20C 低碳鋼(S20C)、SUS430 不銹鋼(430SS)與鐵鎳鋁合金鋼(FMA)試片進行固體滲鋁表面改質處理，部分試片並實施 1000°C 之預氧化處理，然後進行 900°C 的 NaCl 與 Na₂SO₄ 混合熔融鹽之高溫熱腐蝕試驗，以

評估較廉價的鐵基合金經表面滲鋁處理後的抗高溫腐蝕特性與微結構變化。

2. 實驗方法

2.1 試樣固體滲鋁

本實驗所使用之 FMA 素材以 1000Kg 高週波熔解爐於空氣中冶煉，鋼錠經 1050°C，4 小時均質化後熱軋成扁鋼板，接著於 1100°C 進行 1 小時均質退火，其化學成分為 Fe-29.2 wt% Mn-8.9 wt% Al-0.93 wt% C。而 S20C、430SS 則選用市售之板片材料。三種試片以水冷式砂輪切割機切割至所需的尺寸，固體滲鋁使用箱型熱處理爐，採用 30% Fe-Al 粉-3% NH₄Cl-67% Al₂O₃ 粉(wt%) 之滲鋁劑；其中 Fe-Al 粉之成分為 Fe-51.24 wt% Al。各試樣與滲鋁劑以 304 不銹鋼罐裝填，置於 310 不銹鋼製成之方形套筒，放入高溫箱型爐進行 800°C，4 小時之滲鋁處理。試驗過程於滲鋁套筒中通入氬氣，以避免滲鋁粉末氧化。滲鋁處理完畢之試樣空冷至室溫後自不銹鋼罐中取出，浸入丙酮以超音波清洗震盪後烘乾。

2.2 1000°C預氧化處理

為使鋁化處理試片表面生成緻密之氧化鋁層，部分滲鋁材料亦放進溫度 1000°C 的箱形爐中加熱氧化 1 小時，預氧化處理完畢之試片自箱形爐中取出後空冷，浸入丙酮以超音波清洗震盪後烘乾備用。

2.3 高溫熱腐蝕試驗

經滲鋁處理的三種材料，分別浸泡在加熱至 900°C 的 90 wt%Na₂SO₄ 與 10 wt%NaCl 混合熔鹽(重量50g) 中進行 6、12 與 48 小時的熱腐蝕試驗。經滲鋁處理及 1000°C 預氧化 1 小時的三種材料則僅進行 48 小時的熱腐蝕試驗。

所有熱腐蝕試驗皆於高溫箱型爐中進行，熔融

鹽與個別試樣置於氧化鋁坩堝中，各坩堝不加上蓋，以免阻絕空氣與混合熔鹽之接觸。熱腐蝕試驗後的試樣浸入沸騰之去離子水煮 15 分鐘，以去除殘留之混合鹽，試片再浸入酒精以超音波清洗震盪，去除表面附著性較差之腐蝕生成物。各試樣試驗前後的重量以精密電子天秤測量至小數第四位，以測量其腐蝕其後之變化。另批相同腐蝕後的試樣，則立刻進行 X 光繞射分析，以探討腐蝕生成物之相組成。

2.4 微觀結構及成分分析

已滲鋁處理之合金表面、截面之型態與微結構，及熱腐蝕後之試樣截面型態與微結構分別以光學顯微鏡 (OM)、掃描式電子顯微鏡 (SEM) 觀察，並使用電子微探儀 (EPMA, JEOL JXA-8800M) 做成份定性、定量分析及微結構觀察，以了解鋁化組織的微結構與成分及熱腐蝕後試樣之型態與腐蝕生成物之化學成分。另一方面，滲鋁處理之三種合金於熱腐蝕實驗前後的晶相亦以 X 光繞射儀 (Rigaku, DMAX-B) 進行分析，進行生成相之結構鑑定；X 光繞射儀使用純銅靶，並輔以石墨單晶濾波器操作，其使用電壓為 40KV，電流為 100mA。

3. 結果與討論

3.1 熱腐蝕動力學

以 Fe-Al 粉於 800°C 滲鋁 4 小時之三種鋼材試片於 900°C，90%Na₂SO₄-10%NaCl 熔融鹽浸泡 6、12 及 48 小時的單位面積重量損失與腐蝕時間的數值列於表 1，各滲鋁試片經過 1000°C 預氧化 1 小時，再進行 48 小時熱腐蝕之重量損失數值亦列於表 1 之中。由表 1 之數據可知，當腐蝕時間長於 6 小時之後，滲鋁處理 430SS 之抗熱腐蝕性能優於滲鋁處理之 FMA 試片，而滲鋁之 S20C 的抗蝕性非常差；其熱腐蝕減重數據比滲鋁處理 430SS 與 FMA 試片至少高出二個數量級。尤其滲鋁之 S20C 於 48 小時之熱腐蝕試驗完全被侵蝕完畢，即使是經過

1000°C 預氧化之試片也無法抵擋融熔鹽的侵蝕而完全腐蝕。

滲鋁 430SS 與 FMA 試片之單位面積熱腐蝕減重數據的平方與時間繪圖如圖 1 所示，可看出試片於 6 至 48 小時熱腐蝕之單位面積重量損失平方與腐蝕時間的關係符合拋物線率。根據下式：

$$\left(\frac{\Delta W}{A}\right)^2 = K_p \times t \quad (2)$$

其中 ΔW 為重量損失，A 為表面積， K_p 為腐蝕反應常數，t 為腐蝕時間；計算出滲鋁之 FMA 與滲鋁之 430SS 於 900°C，90%Na₂SO₄-10%NaCl 熔融鹽腐蝕 6 至 48 小時之腐蝕反應速率常數分別為 8.22×10^{-11} 與 $1.13 \times 10^{-11} \text{ g}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ sec}^{-1}$ 。

根據 Wang 等人^[8] 研究 900°C 熱浸鋁處理之鐵錳鋁合金鋼 (Fe-29.2%Mn- 8.4%Al-2.2% Cr-2.5%Si-0.74C) 於表面噴塗 9 mg/cm² 之 NaCl，並進行 900°C 熱腐蝕 144 小時之結果顯示，該合金之腐蝕反應速率常數為 $8.09 \times 10^{-11} \text{ g}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ sec}^{-1}$ ，其值與本實驗所得之結果相當。而 Wang 等人^[10] 亦針對 Fe-30.1%Mn-9.7%Al-0.77%C 之鐵錳鋁合金鋼，於表面噴塗 2 mg/cm² 之 75% Na₂SO₄-25% NaCl 混合鹽，研究 750°C 之熱腐蝕行為；由熱腐蝕 1.5 至 3.5 小時之結果顯示，該合金之腐蝕反應速率常數為 $3.98 \times 10^{-5} \text{ g}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ sec}^{-1}$ ，雖然兩者的實驗條件不太相同，然而本實驗之熱腐蝕環境為完全浸泡式，試片於試驗過程中全程接觸融鹽；相反的，若試片表面僅噴塗純鹽或混合鹽，則試片在高溫加熱時會使噴塗融鹽揮發而減少腐蝕介質的侵蝕，因此本實驗之熱腐蝕環境相對的比較嚴苛；因此經過本研究再次確信經滲鋁處理可以提昇 FMA 的抗高溫腐蝕性能。

3.2 滲鋁合金之微結構與生成相分析

圖 2(a) 與 (b) 分別為 FMA、430SS 與 S20C 試樣經過 800°C，4 小時滲鋁處理以及滲鋁後再做 1000°C，1 小時預氧化之後的 X 光繞射圖，由圖中的波峰繞射角度可以確知固體滲鋁之後三種試片表面均生成 FeAl 相，而進行 1000°C，1 小時預氧化之

後，各試片表面均形成氧化鋁，並有少量之 Fe_3Al 生成，這是因為 FeAl 的鋁元素大部分向內擴散，以及少部分向外擴散形成氧化鋁所致之相變化。

經過 800°C ，4 小時鋁化處理的 S20C 試樣截面微結構如圖 3(a) 所示，在表面形成明顯的滲鋁層(如箭頭所示之A區域)，此鋁化層的平均厚度為 $55\ \mu\text{m}$ 。鋁化處理的 430SS 試樣截面微結構如圖 3(b) 所示，此鋁化層較不明顯，而平均厚度亦約為 $55\ \mu\text{m}$ 。圖 3(c) 是滲鋁 FMA 合金之截面微結構，其鋁化層可分成兩層，外層為 FeAl 相，內層為 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{AlC}_x$ 相與 FeAl 相的混合區域^[11]；這兩層的厚度分別為 $50\ \mu\text{m}$ 及 $37\ \mu\text{m}$ 。內層之 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{AlC}_x$ 相是由於滲鋁過程之鋁元素向基材擴散，在表面形成極低碳含量的 FeAl 相，迫使原本 FMA 基材之碳元素向內擴散而在滲鋁層與基材之間析出長條狀之 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{AlC}_x$ 碳化物。

圖 4 是三種材料滲鋁後截面的鋁元素定量分析縱深曲線，由圖中看出三種材料表面的鋁化層含鋁量均為 50at%，因此可以確知為 FeAl 相。430SS 與 S20C 試樣的鋁元素成分曲線的分布深度相同，但是 430SS 的 FeAl 相含鋁量較 S20C 者高。而 FMA 合金的鋁元素成分曲線可分成 3 部分，分別是最外層之 FeAl 相、內層之 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{AlC}_x$ 相與基材，鋁元素之含量呈現漸次下降之趨勢。

3.3 900°C 高溫熱腐蝕試片之微結構與腐蝕生成相分析

3.3.1 滲鋁 S20C 試片

圖 5(a) 是滲鋁處理之 S20C 試片在 900°C 的 90 wt% Na_2SO_4 與 10 wt% NaCl 混合熔鹽中進行 6 小時熱腐蝕之後的截面金相，可觀察到部分鋁化層已被嚴重腐蝕，根據 EPMA 定量分析，未被侵蝕的鋁化層(如箭頭所示)成分已變成 Fe-20at\% Al ，鋁元素成分下降的主因是向內擴散固溶於肥粒鐵基材之中，同時亦有少量向外擴散生成 Al_2O_3 。圖 5(b) 是滲鋁處理之 S20C 試片進行 12 小時熱腐蝕之後的截面金相，其鋁化層已經完全被腐蝕融鹽穿孔破壞而消耗

殆盡，只剩下嚴重侵蝕的底材。圖 6(a) 至 (d) 分別是滲鋁處理 S20C 試片熱腐蝕 12 小時之後的截面二次電子影像與硫、鐵、鋁元素之 X 光點圖，可以明顯觀察到試片表面生成肥粒鐵層，在肥粒鐵相晶界之間則生成硫化鐵。而由鋁元素 X 光點圖來看，原本之鋁化層已消失不見。由該試片之 X 光繞射圖(如圖 7 所示) 結果亦可印證，經過 12 小時熱腐蝕之後的試片表面為 FeO 、 FeS 與肥粒鐵基材，另外並可觀察到殘留之硫酸鈉鹽。

滲鋁處理 S20C 試片經 48 小時熱腐蝕之後，試片已被完全腐蝕解體成為黑色粉屑狀；由黑色粉屑之 X 光繞射圖可知，該試片都已被侵蝕反應成為 Fe_3O_4 。根據 Wu 等人^[13] 的研究，滲鋁之碳鋼於 365°C 茶酸等高酸性環境的腐蝕與沖蝕抵抗性能並不佳，主要是因為表面氧化鋁與鐵鋁相的不穩定與鋁化層的剝落使然。由滲鋁處理 S20C 試片的熱腐蝕微結構與損失重量變化結果來看，即使經過滲鋁處理之試片，其鋁化層的鋁元素在 900°C 高溫使用時有極快的向內擴散速度，因此鋁化層很快的劣化而無法抵抗融熔腐蝕鹽的侵蝕而失效。

3.3.2 滲鋁 430SS 試片

圖 8(a) 是滲鋁處理之 430SS 試片在 900°C 的 90 wt% Na_2SO_4 與 10 wt% NaCl 混合熔鹽中進行 12 小時熱腐蝕之後的截面金相，可觀察到試片表層已被侵蝕產生許多孔洞，其侵蝕深度約 $20\ \mu\text{m}$ ，以 EPMA 分析表層侵蝕區域的成分已變成 $\text{Fe-12.2Al-15.3Cr(at\%)}$ ，而且鋁含量隨著距表面之距離而漸漸下降，原先滲鋁層含量 50at% 的鋁元素已大量向內及少量向外擴散而損失。除了表面的明顯孔洞之外，試片內部約 $80\ \mu\text{m}$ 深度之處還有許多極小孔洞(如白色箭頭所示)，應該是鋁向內擴散所留下之 Kirkendall 孔洞。圖 8(b) 是滲鋁與預氧化處理之 430SS 試片在 900°C 進行 48 小時熱腐蝕之後的截面金相，表層之孔洞侵蝕深度約達 $50\ \mu\text{m}$ ，再以 EPMA 分析表層侵蝕區域的成分已變成 $\text{Fe-3.8Al-17.8Cr(at\%)}$ ，原先滲鋁層含量 50at% 的鋁元素已大量損失。同樣的再深度約 $87\ \mu\text{m}$ 處有許多小孔洞(如白色箭頭所示)，應該是鋁向內擴散所留下之

Kirkendall 孔洞。由此可知，該試片的侵蝕深度隨著腐蝕時間而增加。

圖 9(a) 至 (c) 分別是 430SS 試片滲鋁後、熱腐蝕 48 小時與預氧化再熱腐蝕 48 小時之後的 X 光繞射曲線。很明顯的可以發現，經過熱腐蝕 48 小時之後的試片表面之 FeAl 相已經完全消失，並產生 FeCr_2O_4 的腐蝕生成物。而先經過預氧化處理，再進行熱腐蝕 48 小時之後的試片表面之 FeAl 相亦已完全消失，但是仍然有明顯的 Al_2O_3 存在可保護基材不被侵蝕，因此其抗蝕性會優於未做預氧化者。

3.3.3 滲鋁 FMA 試片

圖 10(a)、(b) 分別是 FMA 試片滲鋁處理與滲鋁再預氧化處理之後進行 12 與 48 小時熱腐蝕的截面金相，試片表面仍非常完整，僅在圖 10(b) 的表面有約 $36 \mu\text{m}$ 深度的少數孔洞生成。以 EPMA 分析腐蝕 48 小時試片縱深曲線之定量成分可以發現，表面區域的成分已變成 Fe-22.5Al-19 Mn-1.4C(at%)，然而 FMA 與其他試片最不同的是該試片鋁化層的鋁含量幾乎保持不變，都固定在 22.5 at% 左右，在鋁化層僅錳含量隨著距表面之距離而漸漸下降。

圖 11(a) 至 (c) 分別是 FMA 試片滲鋁後、熱腐蝕 48 小時與預氧化再熱腐蝕 48 小時之後的 X 光繞射曲線。經過熱腐蝕 48 小時之後的試片表面之 FeAl 已經相變化成為 Fe_3Al 相，並產生 MnOS 相腐蝕生成物，此腐蝕物乃是鋁化層之錳元素向外擴散與硫酸鈉反應產生。而先經過預氧化處理，再進行熱腐蝕 48 小時之後的試片表面有 Fe_3Al 相與 MnOS 相腐蝕生成物，同時有明顯的 Al_2O_3 存在可保護基材不被侵蝕，因此其抗蝕性優於未做預氧化者，此點與先前熱浸鋁鐵錳鋁合金鋼之結果^[8]不同，Wang 等人^[8]將熱浸鋁處理之鐵錳鋁合金鋼先於 900°C 預氧化 2 小時之後於表面噴塗 9 mg/cm^2 之 NaCl，接著進行 900°C 熱腐蝕 144 小時之結果顯示，由於表面鋁化層於加熱冷卻過程產生微裂縫，反而成為腐蝕介質侵蝕的捷徑，試片表面產生大量的針狀氮化鋁生成物，因此該合金之腐蝕反應速率常數為 $7.34 \times 10^{-10} \text{ g}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ sec}^{-1}$ ，比未預氧化者高了一個數量級^[8]。由本研究顯示，相對於熱浸鋁製程，以固體滲

鋁處理的鐵錳鋁合金鋼鋁化層對於氮氣的侵蝕性有絕佳之抵抗性，同時對於熔融混合鹽有非常優異的抗蝕性。由於鐵錳鋁合金鋼具有比重較低、韌性高的特點，該合金鋼系統在高溫氧化的應用曾廣受許多學者專家的注意與研究^[8,10]，而本研究針對鐵錳鋁合金鋼實施固體滲鋁處理所獲致之高溫抗熱腐蝕性能優於以往相關之研究結果。

4. 結論

S20C 低碳鋼、430SS 不銹鋼與鐵錳鋁合金鋼試片經由 800°C ，4 小時的固體滲鋁處理之後，在表面生成厚度數十微米的 FeAl 相鋁化層，部分鋁化試片並再經過 1000°C 預氧化 1 小時之前處理，以產生氧化鋁相。三種鋁化試片在 900°C 的 90 wt% Na_2SO_4 與 10 wt% NaCl 混合熔鹽之恆溫熱腐蝕中發現，鋁化之 S20C 低碳鋼因鋁化層之鋁元素快速向基材擴散，使得表層 FeAl 相合金化層消失而無法有效抵抗混合熔鹽之侵蝕，試片嚴重腐蝕。而滲鋁處理可以大幅提高 430SS 與鐵錳鋁合金鋼試片在 900°C 混合熔鹽的抗腐蝕性，其重量變化極少。經過 1000°C 預氧化處理的鋁化 430SS 不銹鋼與鐵錳鋁合金鋼試片表面生成氧化鋁層，能更有效的抵擋混合熔鹽的侵蝕而顯示更佳的抗蝕性。綜合而言，430SS 不銹鋼與鐵錳鋁合金鋼等試片實施固體滲鋁處理所獲致之高溫抗熱腐蝕性能具有極佳之應用潛力。

致謝

本研究承蒙國科會研究計畫 NSC- 92-2216-E-236-001 經費補助，特此致謝。

參考文獻

1. G. Lai, in: *High Temperature Corrosion of Engineering Alloys*, 1990, ASM International, OH, USA.

2. R. Mevrel, Mater. Sci. Eng., A120 (1989) 13.
3. J. W. Lee, J. G. Duh, in: *Surface Engineering in Materials Science II*, edited by S. Seal, N. B. Dahotre, J. Moore, A. Agarwal and S. Suryanarayana (TMS, ISBN# 0-87339-537-9, 2003) (2003) 175.
4. Wen-Ta Tsai and Kuo-En Huang, Thin Solid Films, 366 (2000) 164.
5. F. Fitzner and J. Schlichting, High Temperature Corrosion, NACE, Houston (1981) 604.
6. J. W. Lee, J. G. Duh, and S. Y. Tsai, Surf. Coat. Technol., 153 (2002) 59.
7. J. L. He, C. H. Yu, A. Leyland, A. D. Wilson, and A. Matthews, Surf. Coat. Technol., 155 (2002) 67.
8. C. J. Wang, J. W. Lee, and T.H. Twu, Surf. Coat. Technol., 163-164 (2003) 37.
9. G. A. Capuano, A. Dang, U. Bernabai, and F. Felli, Oxid. Met., 39 (1993) 263.
10. C. J. Wang, Y.C. Chang, and Y.H. Su, Oxid. Met., 59 (2003) 115.
11. Y. C. Chen, J. W. Lee, J. H. Jeng, J. S. Huang, and J. G. Duh, in: Proceeding of ICMCTF 2004 conference, (April 19 - April 23, 2004, San Diego, California, USA)
12. S. Mrowec and K. Przybylski, High Temp. Mater. Proc., 6 (1984) 1.
13. X. Q. Wu, H. M. Jing, Y. G. Zheng, Z. M. Yao, and W. Ke, J. Mater. Sci., 39 (2004) 975.

收到日期：2004年7月31日

修訂日期：2004年11月20日

接受日期：2004年11月30日

表 1 鋁化處理試片於 900°C，90%Na₂SO₄-10%NaCl 熔融鹽熱腐蝕之單位面積重量損失 (mg/cm²)。

Table 1 The weight loss per unit area (mg/cm²) of specimens hot corroded by the molten salt of 90%Na₂SO₄-10%NaCl mixture at 900°C.

腐蝕時間	鋁化之 430SS	鋁化之 Fe-Mn-Al	鋁化之 S20C
6 小時	0.2033	0.0243	160.9005
12 小時	0.9799	1.2446	354.1323
48 小時	1.4193	3.5136	> 582 (完全腐蝕)
48 小時(預氧化試片)	0.5089	1.7913	> 575 (完全腐蝕)

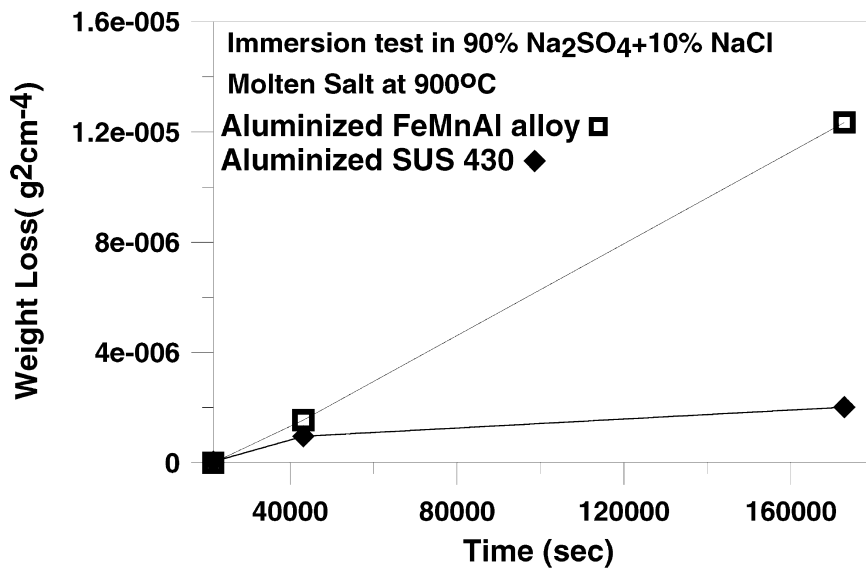
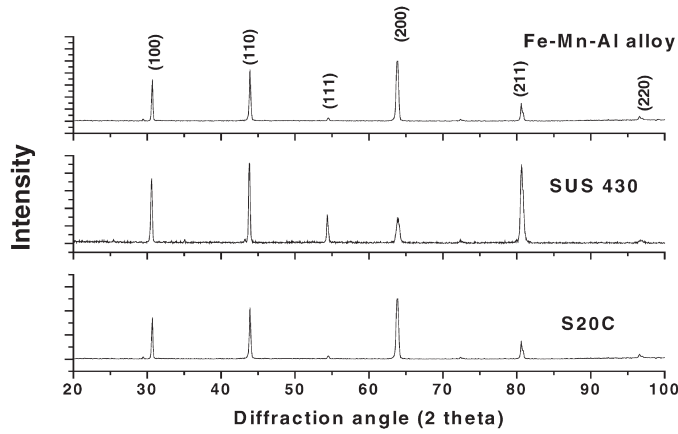
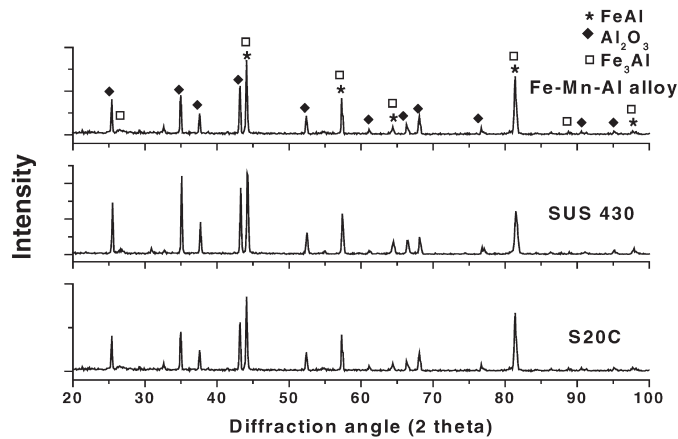


圖 1. 滲鋁處理之 430 不銹鋼與鐵錳鋁合金試樣於 900°C 混合融鹽熱腐蝕試驗之後的單位面積重量損失平方圖。

Figure 1. The plot of square of weight loss of the aluminized SUS430 and Fe-Mn-Al alloy after hot corrosion tests in the mixture of 10 wt%NaCl and 90 wt%Na₂SO₄ molten salt at 900°C.



(a)



(b)

圖2 S20C、SUS430 與 Fe-Mn-Al 合金試樣經過 (a)800°C，4 小時滲鋁處理與 (b) 800°C，4 小時滲鋁處理，1000°C 預氧化 1 小時之後的 X 光繞射圖。

Figure 2. The X-ray diffraction patterns of the S20C, SUS430 and Fe-Mn-Al alloy (a) aluminized at 800°C for 4 hrs and (b) aluminized at 800°C for 4 hrs, preoxidized at 1000°C for 1 hr.

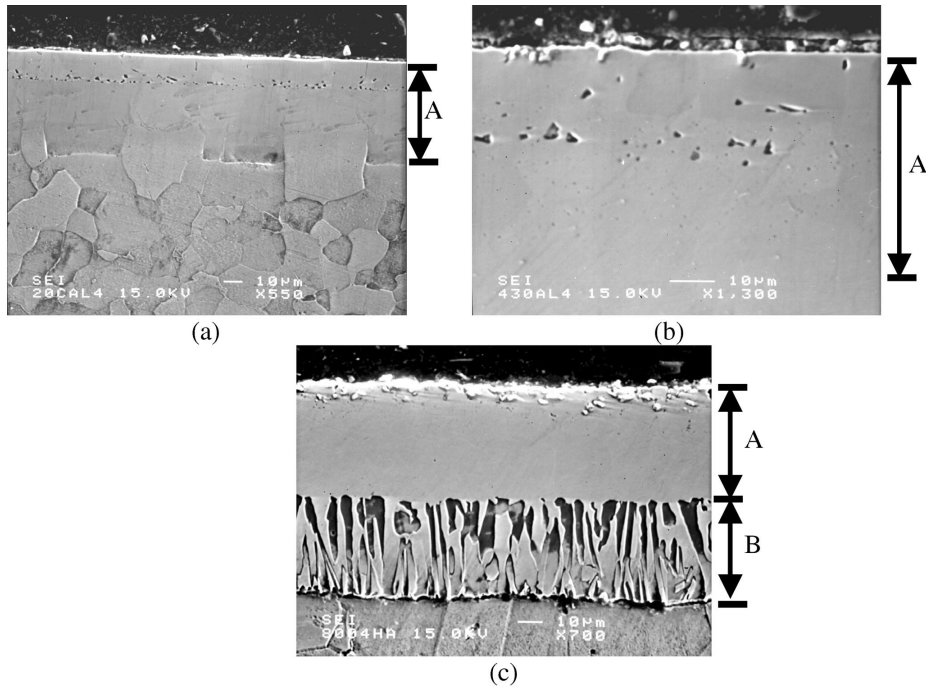


圖3 經過 800°C，4 小時固體滲鋁處理之 (a) S20C、(b) SUS430 與 (c) Fe-Mn-Al 合金之截面微結構，(圖示 A 為 FeAl 相，B 為 $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}_x$ 與 FeAl 兩相區)。
 Figure 3 The cross sectional morphologies of the (a) S20C, (b) SUS430 and (c) Fe-Mn-Al alloy after pack aluminizing at 800°C for 4 hrs. (Marker: A-FeAl phases, B- $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}_x$ and FeAl two region)

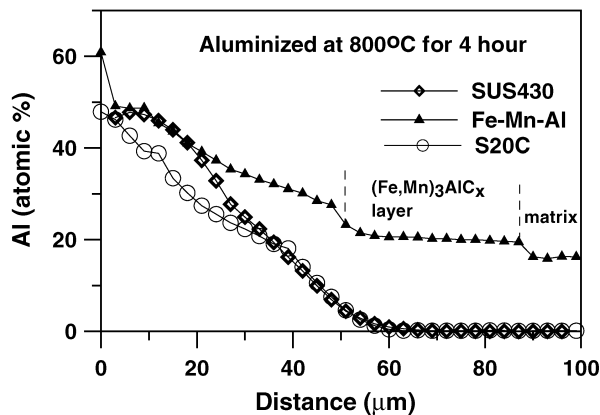


圖4 經過 800°C，4 小時固體滲鋁處理之 S20C、SUS430 與 Fe-Mn-Al 合金截面之鋁元素定量分析曲線。
 Figure 4 The cross sectional concentration profiles of aluminum of the S20C, SUS430 and Fe-Mn-Al alloy after pack aluminizing at 800°C for 4 hrs.

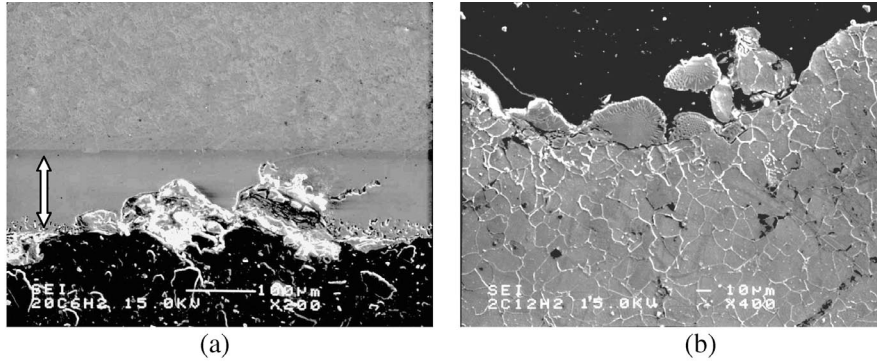


圖 5 滲鋁處理之 S20C 試片經過 900°C 熱腐蝕 (a) 6 小時，(b) 12 小時之後的截面金相。

Figure 5 The cross sectional morphologies of the aluminized S20C after hot corroded at 900°C for (a) 6 hrs and (b) 12 hrs.

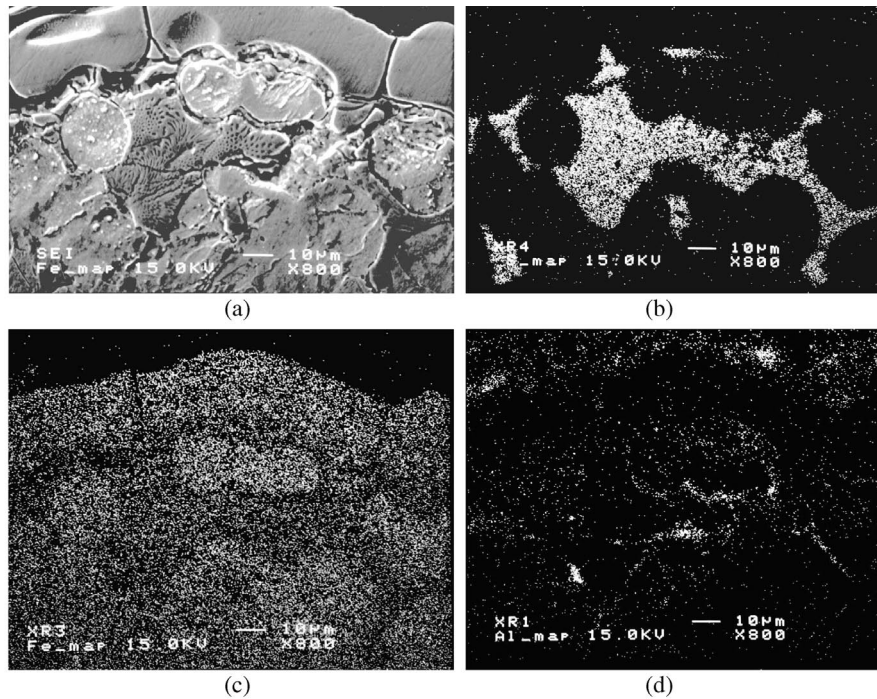


圖 6 滲鋁處理之 S20C 試片經過 900°C 熱腐蝕 12 小時之後的 (a) 截面 SEI，(b) S，(c) Fe 與 (d) Al 之 X 光點圖。

Figure 6 The (a) SEI of the aluminized S20C after hot corroded at 900°C for 12 hrs and the X-ray mapping of (b) S, (c) Fe and (d) Al of (a).

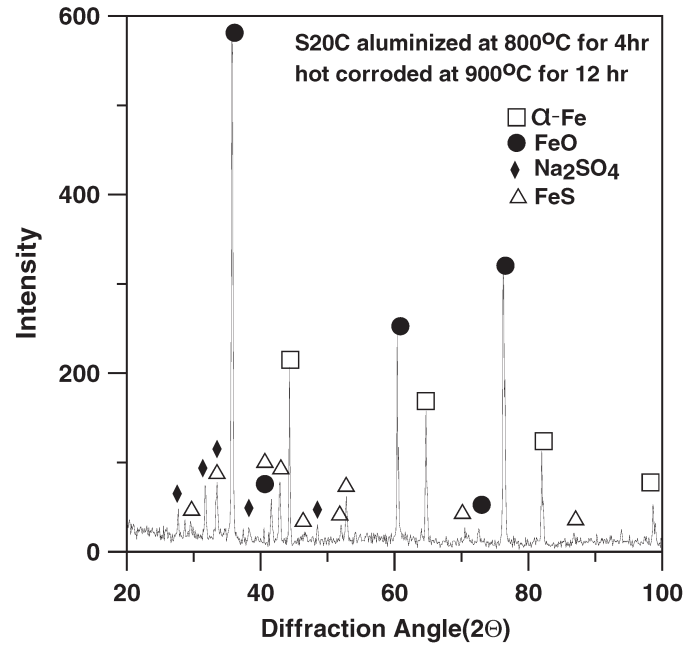


圖 7 滲鋁處理之 S20C 試片經過 900°C 熱腐蝕 12 小時之後的 X 光繞射圖。
Figure 7 The X-ray diffraction pattern of the aluminized S20C after hot corroded at 900°C for 12 hrs.

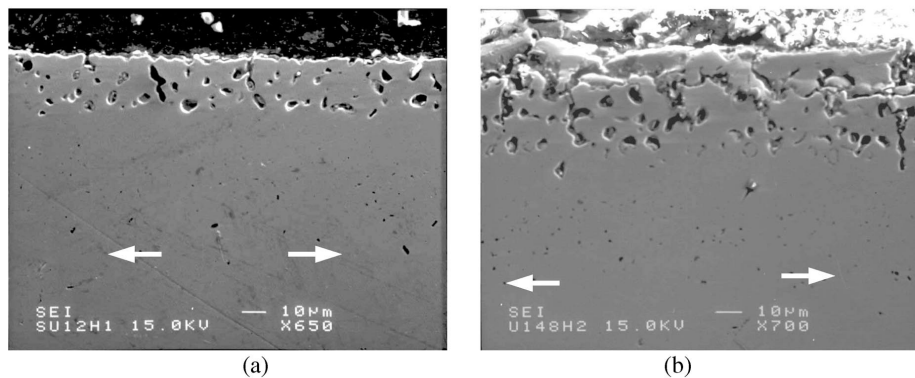


圖 8 滲鋁處理之 SUS430 試片 (a) 經過 900°C 熱腐蝕 12 小時與 (b) 1000°C, 1 小時預氧化, 再進行 900°C 熱腐蝕 48 小時之後的截面微結構。
Figure 8 The cross sectional morphologies of the aluminized SUS430 (a) hot corroded at for 12 hrs and (b) preoxidized at 1000°C for 1 hr and hot corroded for 48 hrs.

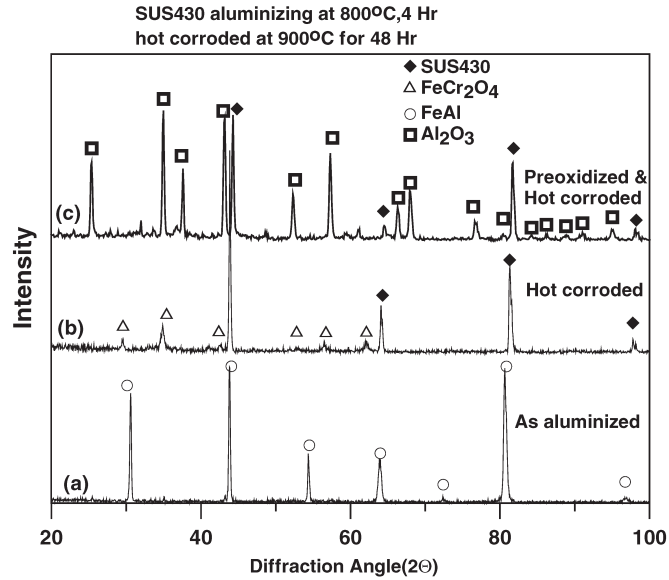


圖9 SUS430 不銹鋼 (a) 滲鋁後，(b) 滲鋁及 900°C 熱腐蝕 48 小時與 (c) 滲鋁及 1000°C，1 小時預氧化，再進行 900°C 熱腐蝕 48 小時之後的 X 光繞射圖。
 Figure 9 The X-ray diffraction patterns of the SUS430 (a) as aluminized, (b) aluminized and hot corroded for 48 hrs and (c) aluminized, preoxidized and hot corroded for 48 hrs.

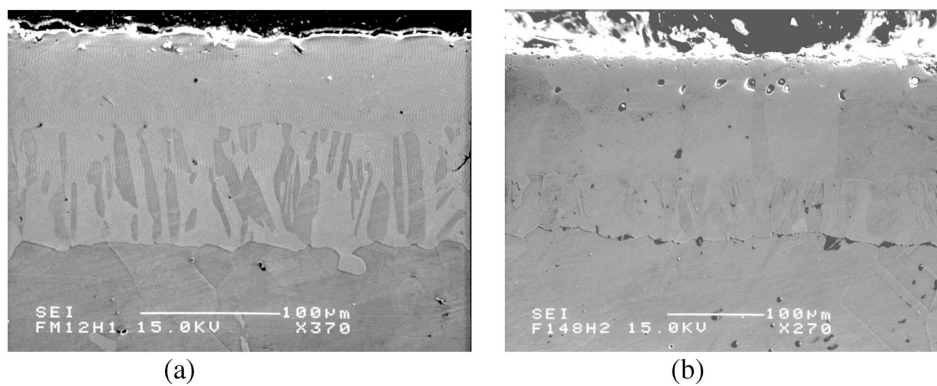


圖10 滲鋁處理之 Fe-Mn-Al 試片 (a) 經過 900°C 熱腐蝕 12 小時與 (b) 1000°C，1 小時預氧化，再進行 900°C 熱腐蝕 48 小時之後的截面微結構。
 Figure 10 The cross sectional morphologies of the aluminized Fe-Mn-Al alloy (a) hot corroded at for 12 hrs and (b) preoxidized at 1000°C for 1 hr and hot corroded for 48 hrs.

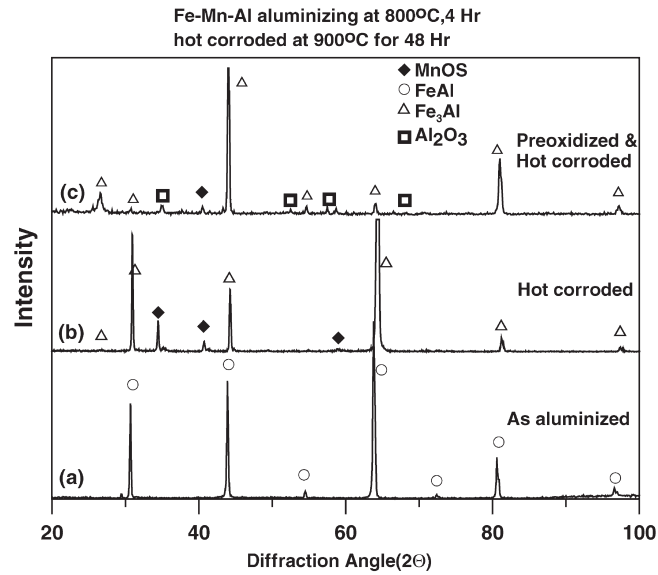


圖 11 Fe-Mn-Al 合金 (a) 滲鋁後，(b) 滲鋁及 900°C 熱腐蝕 48 小時與 (c) 滲鋁及 1000°C，1 小時預氧化，再進行 900°C 熱腐蝕 48 小時之後的 X 光繞射圖。
Figure 11 The X-ray diffraction patterns of the Fe-Mn-Al alloy (a) as aluminized, (b) aluminized and hot corroded for 48 hrs and (c) aluminized, preoxidized and hot corroded for 48 hrs.

