

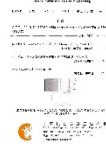


防蝕工程學會

防蝕工程

期刊網址：<http://www.anticorr.org.tw>

防蝕工程



10.6376/JCCE.202103_35(1).0001

利用田口式法則探討表面鋁化改質對 FeNiCr 合金在 800°C 乾空氣下的高溫氧化行為研究

Study the Surface-aluminizing Coating by Taguchi Experiments to Enhance High-temperature Oxidation Resistance of FeNiCr alloys at 800°C in dry air

孫鈺¹、開物^{*1,2}

Y. Sun¹, W. Kai^{*1,2}

中文摘要

本研究主要探討 FeNiCr 滲鋁合金於 800°C 乾空氣下之高溫氧化行為，藉由田口式法則找出 FeNiCr 合金經表面鋁化改質之最佳條件，並提升 FeNiCr 合金的抗氧化能力。由結果得知，FeNiCr 合金的最佳表面鋁化參數是在 900°C 滲鋁 9 小時，並通入氬氣流量 200 cm³/min 及使用 3% 的 AlF₃ 作為活化劑。FeNiCr 合金經過表面改質處理(以下簡稱 FeNiCr-A)會生成以 NiAl 為主的滲鋁層，且 FeNiCr-A 合金在 800°C 的氧化動力學遵守拋物線律；氧化後，FeNiCr 基材生成兩層的氧化層，其中，外層以 FeCr₂O₄ 為主，但有嚴重剝落的情形發生，而內層氧化層則以 Cr₂O₃ 主；而 FeNiCr-A 以形成 α-Al₂O₃ 為主，說明表面改質可以提升 FeNiCr 合金之高溫抗氧化性能，此乃 FeNiCr -A 氧化後生成緻密的 α-Al₂O₃，進而使氧化速率明顯地降低。

關鍵詞： FeNiCr 合金、田口式法則、α-Al₂O₃、Cr₂O₃、乾空氣。

Abstract

This study mainly discusses the high-temperature oxidation behavior of aluminized FeNiCr alloy at 800°C in dry air. The optimal surface aluminization of FeNiCr alloy (named as FeNiCr-A) was explored by Taguchi's rule to improve its oxidation resistance. It was found that the optimal surface aluminizing parameters of the FeNiCr substrate are to head at 900°C for 9 hours under an Ar flow rate of 200 cm³/min by using 3% AlF₃ activator. The

收到日期：109 年 10 月 08 日

修訂日期：109 年 11 月 03 日

接受日期：109 年 11 月 28 日

¹ 國立台灣海洋大學光電與材料科技學位學程

¹ Undergraduate program in Optoelectronics and Materials Technology, National Taiwan Ocean University

² 國立台灣海洋大學光電與材料科技系

² Department of Optoelectronics and Materials Technology, National Taiwan Ocean University

*聯絡作者：wkai@gmail.com

surface aluminized layer is mainly composed of NiAl. The oxidation kinetics of the FeNiCr-A alloys followed the parabolic-rate law. Duplex scales formed on FeNiCr consisted of a spalled outer-layer of FeCr_2O_4 and an inner-layer of Cr_2O_3 , while an exclusive $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ layer was detected on the FeNiCr-A alloy. This further indicated that surface aluminizing can effectively improve the oxidation resistance of the FeNiCr alloy.

Keywords: FeNiCr alloys; Taguchi experimental method; $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$; Cr_2O_3 ; dry air.

1. 前言

隨著科技需求，世人對於材料性質之要求也隨之提高，為滿足特定的需求，藉由添加少量元素來形成特定的合金。例如，不鏽鋼以 Fe 為主元素，並添加足量的 Cr (12 wt%以上)，以及 Ni 和 Mn 元素，以穩定奧斯田鐵相，進而達到強化機械性能之需。由文獻指出^[1]，一般商用的 Fe、Ni、Co 基高溫合金材料，多藉由添加足量的 Cr、Al 或 Si 元素，藉由生成緻密的 Cr_2O_3 、 Al_2O_3 或 SiO_2 氧化物，得以阻礙金屬陽離子與氧離子的相互擴散，因而能減低合金的氧化速率，達到提升抗高溫氧化的能力。例如，鎳基超合金中含有 > 20 wt.% Cr 時^[2]，便能生成穩定的 Cr_2O_3 保護膜^[3]，使合金的氧化速有效地減緩，達到高溫應用的目的。但在高溫高氧分壓下 (> 800°C 及 1 atm O_2)，Cr 氧化生成 Cr_2O_3 的同時，也會產生揮發相 $\text{CrO}_3(\text{g})$ ^[4]，使得上述商用合金的應用溫度受限。

為使商用合金及中熵合金能夠在高溫環境中有效率地應用，並改善揮發氧化物的問題，本研究利用表面鋁化改質處理^[5]，來改善 FeNiCr 中熵合金的表面特性，達到生成 Al_2O_3 改善合金的抗氧化能力，以取代 304 不鏽鋼，應用在超超臨界鍋爐上。其中，表面滲鋁處理是一項簡單且實用的處理方式，可以在基材表面生成具有保護性之富鋁的鋁化層，並保持工件之尺度及精度，於後續高溫使用時產生緻密的氧化鋁層，提供抗高溫氧化的效應。為此本研究選用 FeNiCr 等莫耳三元中熵合金為基底，對該合金施以滲鋁處理，滲鋁的試片以下簡稱 FeNiCr-A，並藉由田口式實驗法則^[6]來找出最具抗氧化能力的最佳滲鋁參數

(簡稱 FeNiCr-AB)，同時探討它們在乾空氣環境下之抗氧化特性。

2. 實驗方法

本研究選用的 FeNiCr 等莫耳三元合金，是將純度 99.9% 以上的 Fe、Ni 和 Cr 顆粒，依原子百分比 1:1:1 之比例配製而成，首先將混合的 Fe、Ni 及 Cr 合金元素置於真空電弧熔煉爐中，經多次抽真空及通氬氣候，反覆熔煉五次，來製成合金塊，其次，將熔煉後之合金塊製入真空高溫爐中，在通氬氣環境下進行 950°C 恆溫 24 小時的均質化處理，最後再用鑽石切割機，將合金塊裁切成 $5 \times 5 \times 1 \text{ mm}$ 的矩形試片。

本研究搭配田口實驗法來設計滲鋁實驗，針對滲鋁時間、溫度、氬氣流量及活化劑濃度作為四個控制因子，並配合三個水準，以形成九種不同直交參數，如表 1 所示，藉以找出最佳滲鋁參數的組合。固體滲鋁試片的製作是將 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、Fe-Al 及 AlF_3 三種粉末均勻混合，其中固定 30% 之 Fe-Al 粉末，再依實驗需求調整活化劑與 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 比例，最後再與 FeNiCr 試片一同放入不鏽鋼罐內，置於通入氬氣的高溫爐進行不同溫度及時間的滲鋁製程。

高溫氧化實驗是將原材及滲鋁材試片置入 800°C 含乾空氣 ($\text{Po}_2 = 0.21 \text{ atm}$) 的高溫爐內進行，氧化時間包含 25、50、75、100、150、200 及 300 小時等 7 個不同時程，每組至少有 4 個試片，以求取實驗後質量變化量的平均值及標準差。由於期望氧化速率越慢越好，因此利用田口式法則的望小特性^[7]，藉以找出最佳的滲鋁組合，再以

該組合進行滲鋁處理及相同的氧化實驗，待試片爐冷至室溫後，再取出試片，並進行氧化物的微結構分析。

氧化後試片分別以 X-光繞射儀(X-ray diffraction, XRD)分析氧化物的結晶相，再以掃描

式電子顯微鏡(scanning electron microscope, SEM)，含能譜分析儀(energy dispersive spectrometer, EDS)及背向散射電子影像(backscattered electron image, BEI)來分析氧化物的空間分布與相組成。

表 1 田口直交參數表。

Table1 Taguchi Orthodox Table of the experimental parameters.

實驗編號	溫度 (°C)	時間 (hr)	氬氣流量 (cm ³ /min)	活化劑濃度 (%)	活化劑
No. 1	700	3	50	3	AlF ₃
No. 2	700	6	200	5	
No. 3	700	9	100	7	
No. 4	800	3	100	5	
No. 5	800	6	50	7	
No. 6	800	9	200	3	
No. 7	900	3	200	7	
No. 8	900	6	100	3	
No. 9	900	9	50	5	
FeNiCr-AB	900	9	200	3	

3. 結果與討論

3.1 原材分析

圖 1 為 FeNiCr 原材及其滲鋁處理的合金，經 XRD 分析的結果，由代入布拉格定理之公式 ($\lambda = 2d\sin\theta$) 及 Nelson-Riley 方程式^[8]($a = a_0 + a_0k_1 \frac{\cos^2\theta}{\sin\theta}$) 後，可分別計算出不同合金的晶格常數 (如表 2 所示)，其中，FeNiCr 合金為 FCC 相，其晶格常數平均為 $3.58 \pm 0.01 \text{ \AA}$ ；而 FeNiCr-A 合金則為 SC 相，晶格常數平均為 $2.88 \pm 0.01 \text{ \AA}$ 。

表 2 FeNiCr 及 FeNiCr-A 合金的晶格常數。

Table2 Lattice parameters of FeNiCr and FeNiCr-A alloys.

單位: \AA

	SC	FCC
FeNiCr	--	3.58 ± 0.01
FeNiCr-A	2.88 ± 0.01	--

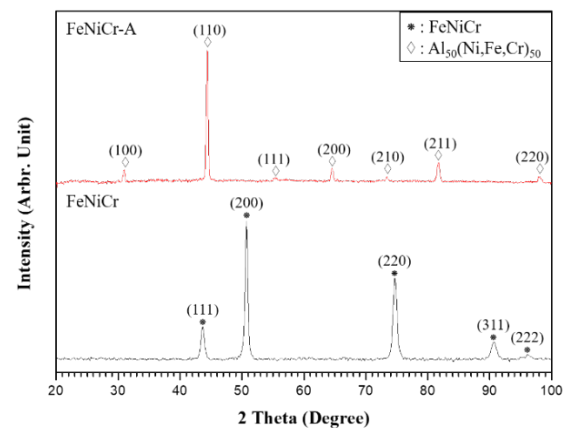


圖 1 (a) FeNiCr 合金和(b) FeNiCr-A 合金之 XRD 圖。

Figure 1 XRD patterns of (a) FeNiCr and (b) FeNiCr-A .

3.2 氧化動力學

3.2.1 FeNiCr 的氧化動力學

FeNiCr 合金於 800°C 空氣下氧化 100 小時之氧化動力學趨勢圖，如圖 2 所示，由圖可知該合金的氧化動力學呈現拋物線律，其氧化速率約為 $2.02 \times 10^{-13} \text{ g}^2/\text{cm}^4\text{-sec}$ 。

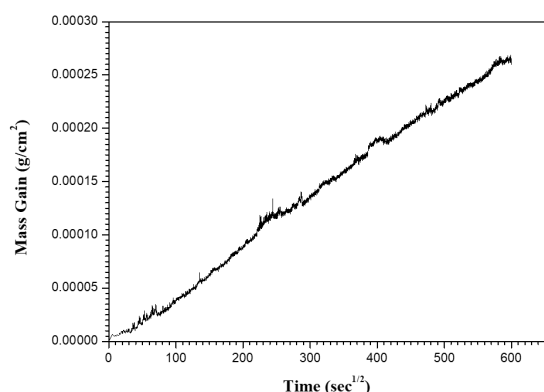


圖 2 FeNiCr 合金的氧化動力學曲線。
Figure 2 Oxidation kinetics of the FeNiCr substrate.

3.2.2 FeNiCr-A 的氧化動力學

本實驗依田口直交表中之參數進行滲鋁，滲鋁後試片再經橫式高溫爐進行氧化實驗，九種田口法則下的 FeNiCr-A 合金的氧化動力學曲線如圖 3 所示，氧化速率常數(k_p 值)是由方程式： $\Delta m/A$ (單位面積增重變化量) $= (k_p t)^{1/2}$ 來求得，其結果如表 3 所示，由圖 3 可知，經 800°C 及 300 小時氧化後，編號 1 至編號 9 的滲鋁試片的氧化動力學曲線遵守單段式的拋物線律，在整個氧化階段呈現穩定的增重趨勢，從氧化動力學遵守拋物線律可知，FeNiCr-A 合金的氧化反應是由固態擴散來主導。

同時，經由九種不同田口式參數所得 FeNiCr-A 的氧化速率常數(k_p 值)，可藉由望小品質特性推算出信號雜訊比(S/N)值，並將結果彙整於表 4，由表可知，所有滲鋁影響因子的變異數分析與貢獻度，其中，針對選定的四個因子中，

溫度對 FeNiCr 抗氧化有最大的作用，其貢獻度為 77.96%，接著是時間及活化劑濃度，分別為 11.15%及 3.30%。圖 4 為因子回應圖，經分析能得到最佳參數(FeNiCr-AB)之組合是在 900°C 下使用 3% AlF_3 的活化劑，並以 $200 \text{ cm}^3/\text{min}$ 氬氣流量下進行 9 小時滲鋁處理；而最佳滲鋁參數條件於 800°C 下的氧化動力學曲線如圖 5 所示，由圖可知，藉由田口式法則所得的最佳參數比前面九個參數所得的氧化曲線有更低的 k_p 值，其氧化速率約為 $4.72 \times 10^{-14} \text{ g}^2/\text{cm}^4\text{-sec}$ ，相較之下 FeNiCr 原材在 800°C 相同氧化條件下，其氧化速率為 $2.02 \times 10^{-13} \text{ g}^2/\text{cm}^4\text{-sec}$ ，兩者相差約 0.63 個數量級，且與最差參數實驗編號 5 之氧化速率約 $2.47 \times 10^{-13} \text{ g}^2/\text{cm}^4\text{-sec}$ 相比，也差約 0.72 個數量級。

表 3 FeNiCr-A, FeNiCr-AB 合金在 800°C 空氣下之氧化速率常數值(k_p)。

Table 3 Oxidation rate constants (k_p values) of FeNiCr-A, and FeNiCr-AB alloys at 800°C in air.

實驗編號	k_p ($\text{g}^2/\text{cm}^4\text{-sec}$)
No. 1	1.67×10^{-13}
No. 2	1.38×10^{-13}
No. 3	1.31×10^{-13}
No. 4	1.95×10^{-13}
No. 5	2.47×10^{-13}
No. 6	1.38×10^{-13}
No. 7	1.00×10^{-13}
No. 8	8.08×10^{-14}
No. 9	6.97×10^{-14}
FeNiCr-AB	4.72×10^{-14}

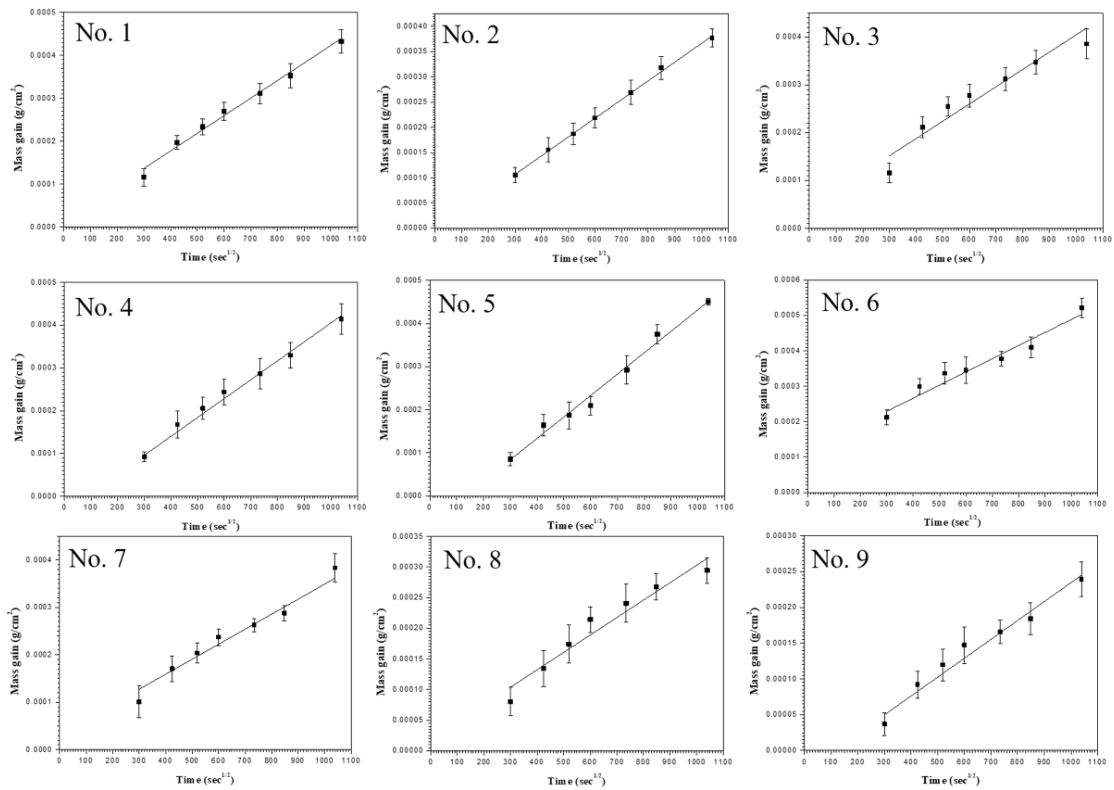


圖 3 經田口式法則滲鋁之 FeNiCr 合金的氧化動力學曲線。
Figure 3 Oxidation kinetics of the FeNiCr alloys after aluminizing for various treatments by Taguchi method.

表 4 FeNiCr-A 合金之變異數分析。
Table4 Analysis of variance for FeNiCr-A alloy.

	自由度 D_F	因子效果平方和 SS_F	因子變異數 V_F	因子淨平方和 Pure SS	貢獻度 $\rho(\%)$
A 溫度	2	79.93	39.96	78.19	77.96%
B 時間	2	12.92	6.46	11.18	11.15%
C 濃度	2	5.05	2.53	3.31	3.30%
D 通氫量	---	---	---	---	---
Error	2	2.39	1.20	0	7.59
Total	8	100.29	50.15	92.68	100

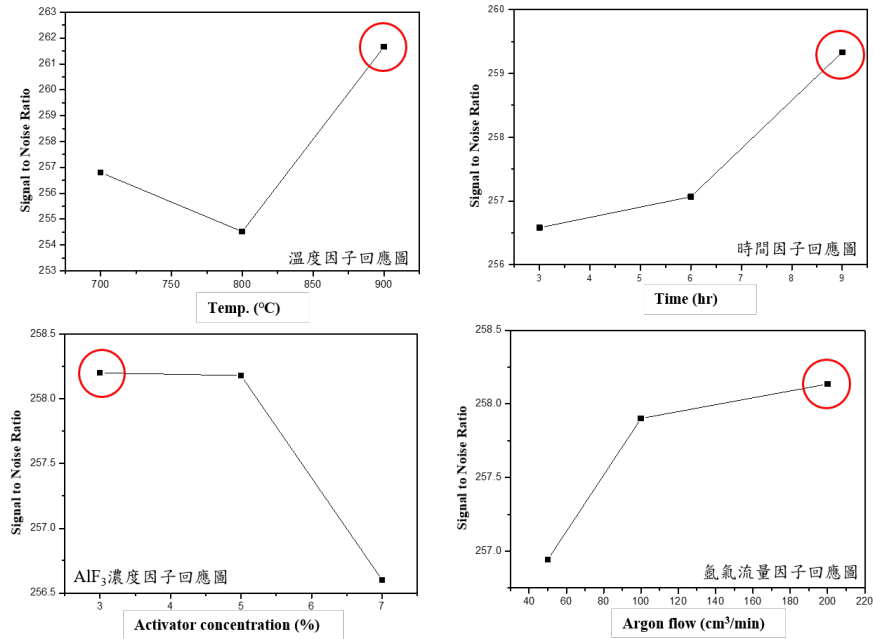


圖 4 FeNiCr 合金在表面鋁化改質後經 800°C 氧化 300 小時的因子回應圖。
Figure 4 The response curves of all the aluminized FeNiCr alloys after the oxidation at 800°C for 300h.

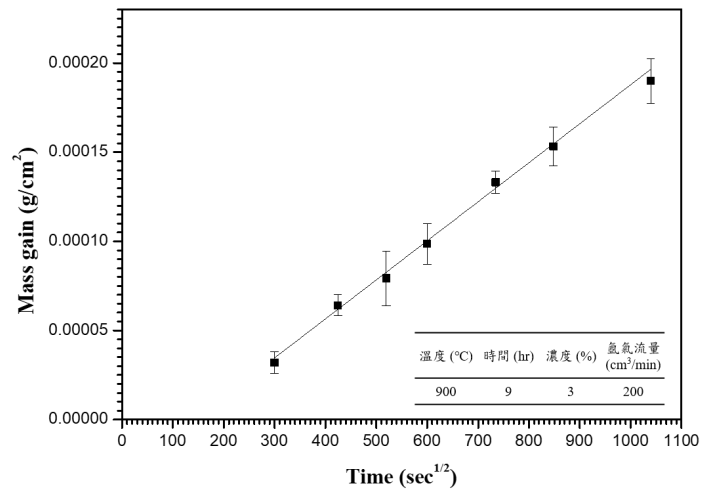


圖 5 最佳滲鋁之 FeNiCr-AB 合金的氧化動力學曲線。
Figure 5 Oxidation kinetics of the FeNiCr-AB alloy after the optimal aluminizing treatment.

3.3 顯微組織與結構分析

3.3.1 FeNiCr 合金之顯微結構分析

圖 6 為 FeNiCr 合金於 800°C 下氧化 300 小時之橫截面及表面分析，由橫截面圖可知，FeNiCr 的氧化層分為兩層，經 XRD 及 EDS 分析得知，

較為鬆散的外層是 FeCr₂O₄，而內層主要是由含 60.89 at.% 的 O 和 38.32 at.% 的 Cr 所組成的 Cr₂O₃，另外 FeNiCr 原材的表面，除了小顆粒狀的 Cr₂O₃ 外，還出現了團狀的 FeCr₂O₄，更顯示出有剝落的情況發生。根據文獻得知^[9]，氧化層很可能在

冷卻的過程中所產生的剝落，最主要的原因與合金及氧化層的熱膨脹係數的差異及氧化層的附著性差有關，其中根據文獻^[10-11]得知 FeNiCr 熱膨脹係數約為 $15\sim 20 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 而 Cr_2O_3 的熱膨脹係數為 $5.86 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ，因此綜合 FeNiCr 原材的微結構分析，可以推測氧化物在 FeNiCr 合金上受到熱應力之影響而產生剝落。

3.3.2 經滲鋁的 FeNiCr-A 合金之顯微結構分析

圖 7 是經 9 種不同滲鋁參數的 FeNiCr-A 合金氧化後的 BEI 橫截面圖，圖中顯示隨著滲鋁溫度的上升，滲鋁層會逐漸增厚，且擴散層也隨之

變明顯；而最佳參數下的橫截面影像及 XRD/EDS 分析如圖 8 所示，其滲鋁層總厚度為 $44.92 \pm 0.59 \mu\text{m}$ ，擴散層為 $12.31 \pm 0.97 \mu\text{m}$ ，此時的滲鋁層總厚度遠大於其他九個參數，且滲鋁層平均為 50 at.% Al、24 at.% Ni、19 at.% Fe 及 7 at.% Cr，此種成分近似於 $\text{Al}_{50}(\text{Ni,Fe,Cr})_{50}$ ；另一方面，擴散層主要是由 35.85 at.% Fe、51.38 at.% Cr、5.00 at.% Al 及 7.77 at.% Ni 所組成的富 FeCr 區。值得一提的是編號 8、編號 9 及最佳參數 (#10)，在滲鋁層及擴散層中間皆能發現小孔洞的產生，是由於 Fe、Ni、Cr 和 Al 的擴散速率不同^[12]，而使 Kirkendall 效應產生^[13-14]，進而生成小孔洞。

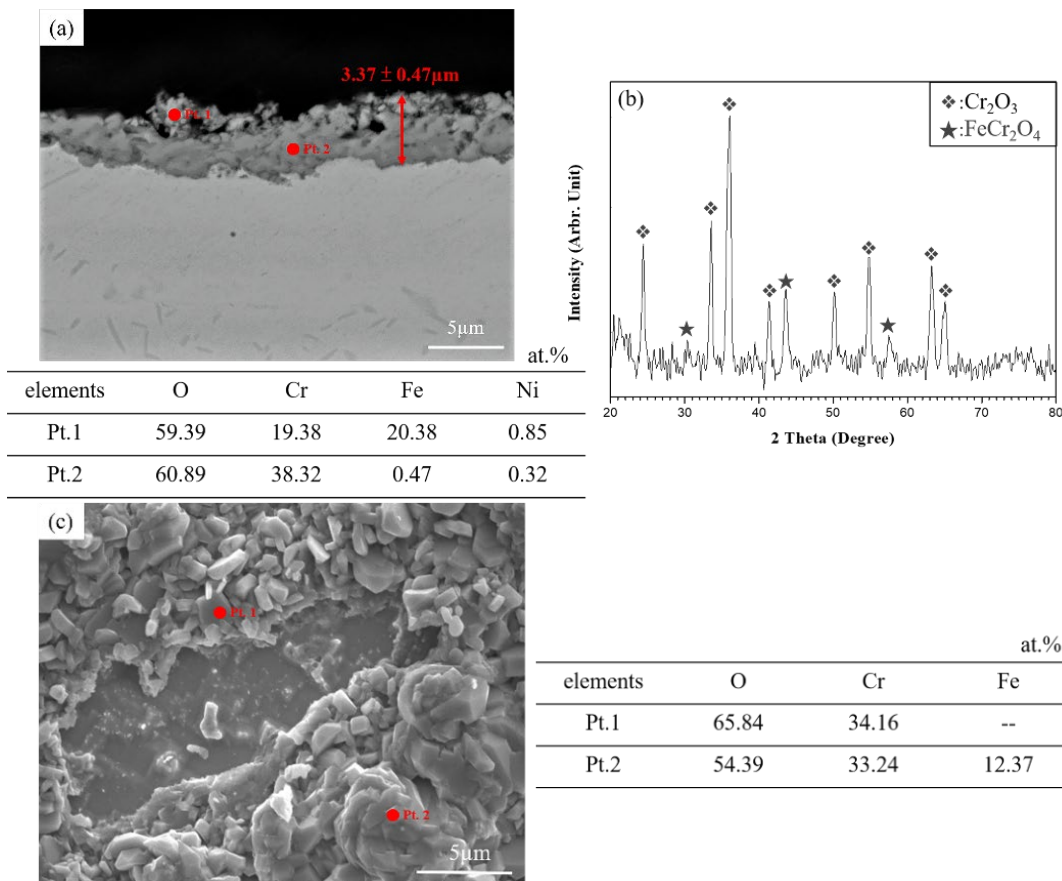


圖 6 FeNiCr 原材之(a)BEI 橫截面，(b)XRD 分析，(c)表面及(d)EDS 分析。
 Figure 6 (a) BEI micrograph of the cross-sectional and EDS analysis of FeNiCr after oxidation in dry air at 800°C for 300h, (b) XRD analyses of (a), (c) Surface topography and EDS analysis of FeNiCr after the oxidation in dry air at 800°C for 300h.

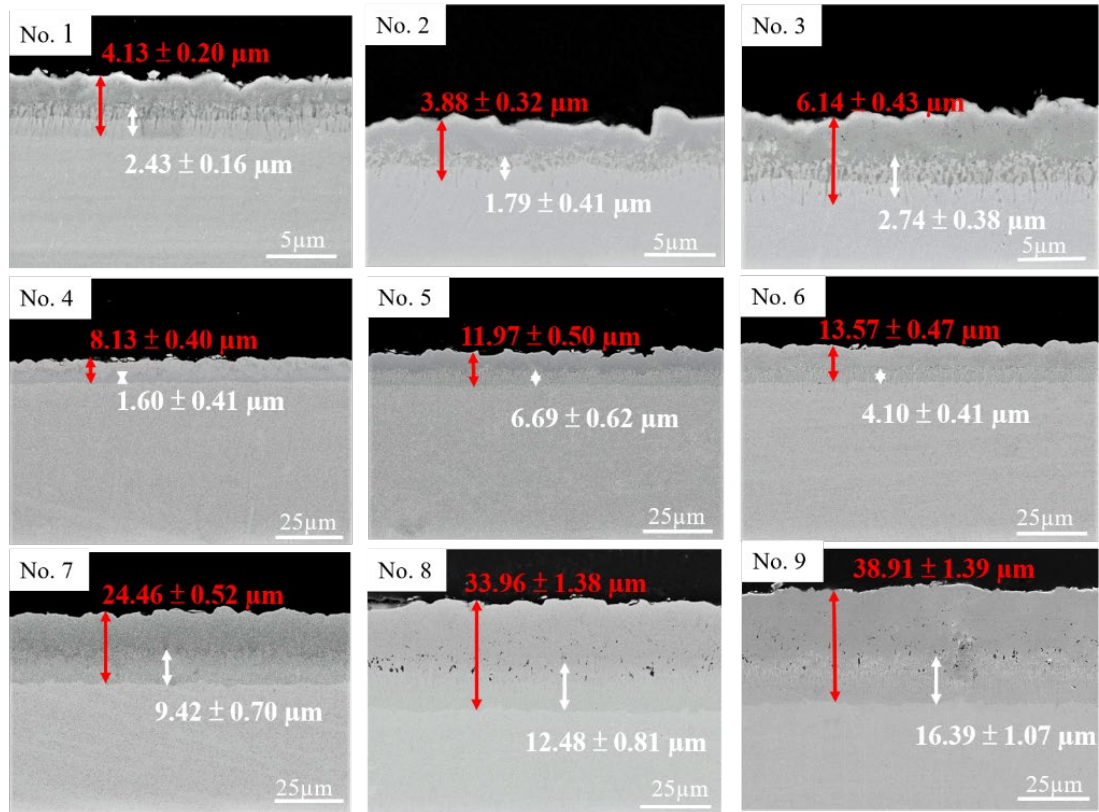


圖 7 FeNiCr-A 合金經田口式法則的滲鋁橫截面影像。
Figure 7 BEI micrographs of the FeNiCr-A alloys via various Taguchi's treatments.

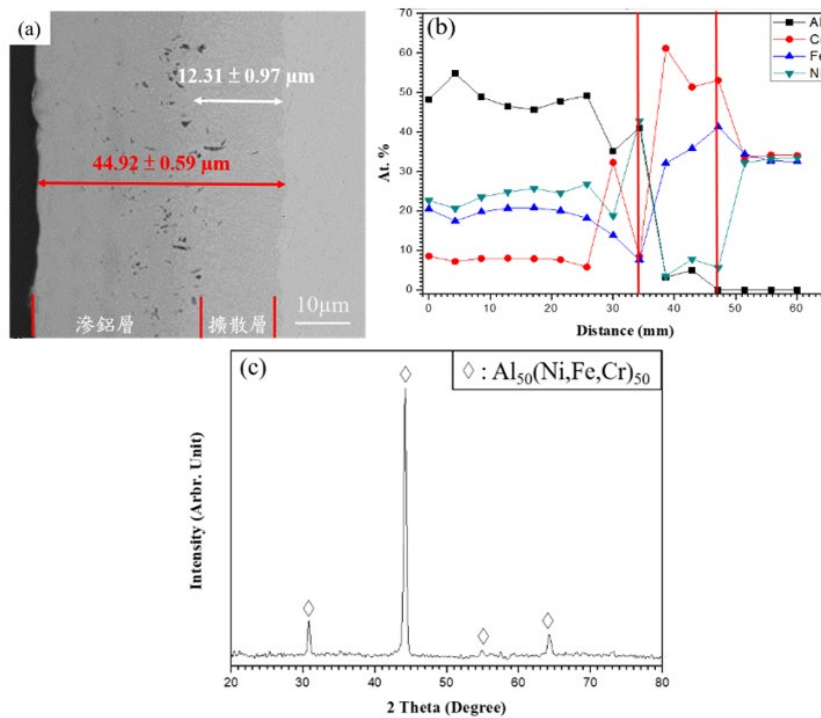


圖 8 最佳滲鋁參數之 FeNiCr-AB 合金之(a)橫截面 BEI、(b)EDS 定點分析(at.%)與(c)XRD。
Figure 8 (a) Cross-sectional BEI micrograph of the scale formed on FeNiCr-AB under the optimal aluminizing parameters, (b) EDS analyses of (a), and (c) XRD analyses of (a).

3.3.3 FeNiCr-A 及 FeNiCr-AB 合金氧化後的顯微結構分析

FeNiCr-A 經過 800°C 乾空氣下氧化 300 小時後，九種滲鋁參數所生成的氧化層皆以 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 為主，其中，編號 1 到 5 之橫截面在氧化層下皆可看到明顯的分層，以編號 2 為例(如圖 9 所示)，氧化層下之滲鋁層主要分為三層，其最上層與最下層深灰色的部分以 $\text{Al}_{50}(\text{Ni,Fe,Cr})_{50}$ 為主，而中間淺灰色的區域則由 FeCr 組成，研判是因為在氧化的過程中滲鋁層被消耗掉，從而形成緻密的氧化鋁層，而下半部的 Al^{3+} 離子無法及時填補空缺，造成中間出現以 FeNiCr 為主的區域(Pt.3)。另外，在滲鋁層中皆有黑色顆粒狀析出物，編號 2 尤為明顯，經由 EDS 分析，其含有 46.27 at.% Al、34.71 at.% N、2.99 at.% Fe、12.37 at.% Cr、1.03 at.% Ni、2.63 at.% O，根據文獻 [15] 可知，合金在空氣氧化初期，氣氛中的氮氣在高溫環境下會分解為氮原子，並可沿晶界往內擴散，並獲

得電子後形成氮離子，進而與鋁離子形成內侵蝕的 AlN 析出物。另外，根據表 5 [16]，AlN 在 800°C 具有最低的標準生成自由能，所以形成 AlN 的氮分壓遠低於形成其他氮化物，因此，AlN 會比其他氮化物優先在基材處生成。

最佳滲鋁參數 FeNiCr-AB 合金經 800°C 乾空氣下氧化 300 小時後，其氧化後表面皆生成連續且緻密的氧化層，它的 SEM/BEI 橫截面組織觀察及 XRD 分析圖，如圖 10 所示，由圖可知，FeNiCr-AB 合金在經過 800°C 氧化後生成薄且單一的氧化層，其厚度約 $1.72 \pm 0.18 \mu\text{m}$ ，此外，由 XRD 及 EDS 分析得知，氧化層主要為 62.87 at.% O 及 37.13 at.% Al 所組成的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 層，因此，在最佳滲鋁條件下生成的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ，具有最慢的氧化速率，因此代表有最佳的抗氧化性能，顯示利用田口法則對 FeNiCr 合金的表面改質處理能有效地降低基材的氧化速率。

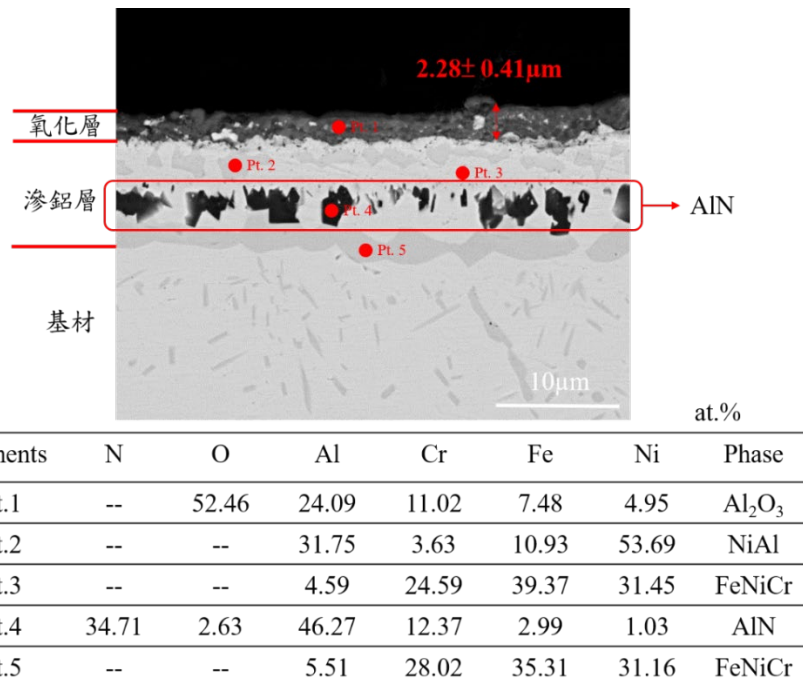


圖 9 編號 2 之 FeNiCr-A 合金在 800°C 乾空氣之橫截面及 EDS。

Figure 9 BEI micrograph of the cross-sectional and EDS analysis of FeNiCr-A for No.2 after oxidation in dry air at 800°C for 300h.

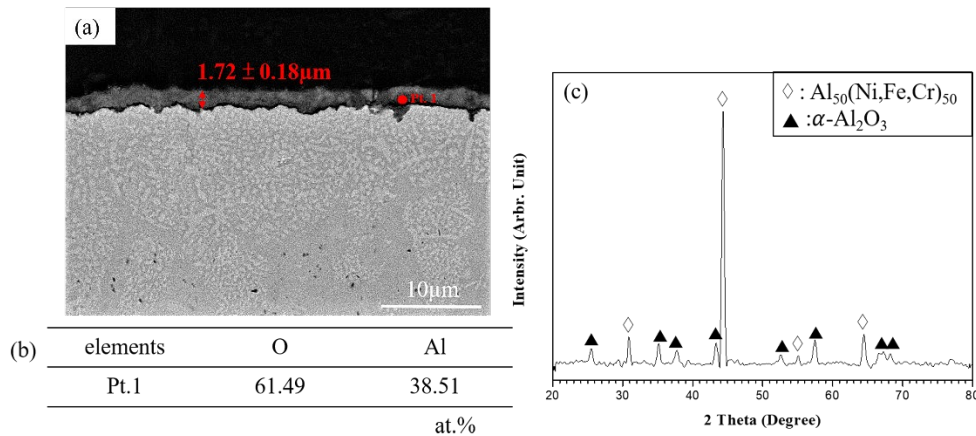


圖 10 FeNiCr-AB 合金在 800°C 乾空氣之 (a) 橫截面、(b) EDS 及 (c) XRD。
 Figure 10 (a) Cross-sectional BEI micrograph of the scale formed on FeNiCr-AB after the oxidation in dry air at 800°C for 300h., (b) EDS analyses of (a), and (c) XRD analyses of (a).

表 5 氮化生成物在 800°C 的標準生成自由能 ΔG (kJ/mol.-N₂)。
 Table 5 Standard free energy of formation of nitride at 800°C.

	800°C
AlN	-406.4
CrN	-68.4
Cr ₂ N	-92.7

4. 結論

- 經由九種參數滲鋁的 FeNiCr 合金，其滲鋁反應主要是由鋁離子向內擴散，最終形成 Al₅₀(Ni,Fe,Cr)₅₀ 之結構的滲鋁層，以及以 FeCr 為主的擴散反應層。
- 所有滲鋁的 FeNiCr 合金在 800°C 空氣下的氧化動力曲線皆遵守拋物線律，且滲鋁合金的氧化反應主要是由氧離子向內擴散主導，最終在滲鋁合金表面形成 α-Al₂O₃。
- FeNiCr 合金的最佳表面鋁化改質參數組合為使用 3% 的 AlF₃ 活化劑，且在 900°C 通入 200 cm³/min 氬氣並持溫 9h；其滲鋁層約 44.92 ± 0.59 μm，整體的氧化速率，最佳參數與其他滲鋁合金相差 1 個數量級，氧化過後再合金表面主要形成緻密的 α-Al₂O₃，為減緩氧化速

率的主因，同時基材內部另有 AlN 生成。

- FeNiCr 原材在 800°C 的空氣下氧化 100 小時，其氧化速率為 $2.02 \times 10^{-13} \text{ g}^2/\text{cm}^4\text{-sec}$ ，與 FeNiCr-AB 相比兩者相差約 0.63 個數量級，因此可得知，經由表面鋁化改質的 FeNiCr 合金具有較佳的抗高溫氧化性能。

參考文獻

[1] "Oxidation of alloys", G. C. Wood, and F. H. Shoot, Materials Science and Technology, 3, (1987) pp.519-530.
 [2] "Theoretical Analysis of Anomalies in High-Temperature Oxidation of Fe-Cr, Fe-Ni, and Fe-Ni-Cr Alloys", V. V. Khokhlov, A. G. Rakoch, E. S. Dement'eva, and O. A. Lyzlov,

- Protection of Metals, 40, (2004) pp.62-66.
- [3] Per. Kofstad, in: High Temperature Corrosion, (Elsevier, New York, USA, 1988).
- [4] N. Birks, G. H. Meier, F. S. Pettit, in: Introduction to the high temperature oxidation of metals, (Cambridge, New York, USA, 2006).
- [5] “Effect of aluminizing on surface microstructure of an HH309 stainless steel”, S. Sharafi, and M. R. Farhang, Surf. Coat. Technol., 200, (2006) pp.5048-5051.
- [6] G. Taguchi, in: Introduction to Quality Engineering, (Tokyo, Asain Productivity Organization, 1986).
- [7] “Application of Taguchi method in the optimization of end milling parameters”, J. A. Ghani, I. A. Choudhury, and H. H. Hassan, Journal of Materials Processing Technology, 145, (2004) pp.84-92.
- [8] B. D. Cullity, and S.R. Stock, in: Elements of X-Ray Diffraction, (Pearson, London, 2013).
- [9] “Oxide growth and spalling on Fe-Cr alloys studied by hot stage microscopy”, V. R. Howes, Corrosion Science, 8, (1968) pp.729-736.
- [10] “Recent advances in metallic interconnects for solid oxide fuel cells”, Z. Yang, International Materials Reviews, 53, Number 1, (2008) pp.39-54.
- [11] Kirchner, H. P.: Prog. Solid State Chem. 1 (1964)1.
- [12] P. Shewmon, in: Diffusion in Solids, (Minerals, Metals & Materials Society, Pennsylvania, USA, 1989).
- [13] “Microstructure studies of an aluminide coating on 9Cr-1Mo steel during high temperature oxidation”, Y. Y. Chang, C. C. Tsaur, and J. C. Rock, Surf. Coat. Technol., 200, (2006) pp.6588-6593.
- [14] “Effect of Cr content on interdiffusion and Kirkendall pore formation during homogenization of pack-aluminized Ni and Ni-Cr wires”, A. E. Paz y Puente, and D.C. Dunand, Intermetallics, 101, (2018) pp.108-115.
- [15] 莊智崑，國立台灣海洋大學材料工程研究所，碩士論文，2020年7月。
- [16] I Barin, in: Thermochemical Data of Pure Substances, (Weinheim, New York, USA, 1995).