

## 矽對熱浸鋁化鋼之高溫氧化行爲的影響

陳世明<sup>1</sup>、張祐語<sup>2</sup>、王朝正\*<sup>1</sup>、劉孝虹<sup>1</sup>

### Effect of Si on High-Temperature Oxidation Behavior of Hot-Dip Aluminized Low Carbon Steel

S. H. Chen<sup>1</sup>, Y. Y. Chang<sup>2</sup>, C. J. Wang\*<sup>1</sup>, S. H. Liu<sup>1</sup>

#### 摘 要

本研究探討低碳鋼(SB450)各經熱浸純鋁/鋁-7wt%矽/鋁-10wt%矽塗層後，於 750 和 850 °C 靜置空氣之高溫氧化行爲。結果顯示，矽之添加至熱浸鋁化塗層，會影響其顯微結構，使得合金化層轉換為細窄與平坦，與合金熱浸純鋁之合金化層厚度相比較，添加矽至鋁化塗層中使得其合金化層厚度從 50 μm 縮小至 15 μm。三種鋁化塗層經組成相分析後，由表面至基材側依序為 Al、FeAl<sub>3</sub> 和 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>。經各別高溫氧化實驗後，三種鋁化塗層均於表面上形成一層連續性的氧化鋁皮膜；隨著氧化時間的增加，純鋁和鋁矽鍍層之合金化層厚度仍舊各自保持為 90 和 70 μm，並且伴隨著 Kirkendall 孔洞在合金化層與基材及與皮膜的界面處生成。藉由矽添加至鋁化塗層中，顯示隨著矽含量的增加能夠有效地抑制合金化層之 FeAl<sub>2</sub> 和 Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 組成相轉換成爲 FeAl 之速率。三種鋁化塗層試片於 750 °C 之氧化動力學皆依循著拋物線率，同時碳鋼可藉由熱浸鋁化塗層的施加，將其在相同的氧化環境下的氧化增重量降低為 1/10 倍。HDAI-10Si 經 56 小時高溫氧化後具有相對較高之氧化速率，歸因於脆性的 Fe-Al-Si 合金化層之破裂與內氧化現象的產生。

關鍵詞：矽；Kirkendall 效應；孔洞；合金化層；Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>；熱浸。

#### ABSTRACT

Low carbon steel was coated by hot-dipping into a molten bath containing pure Al, Al-7wt%Si, Al-10wt%Si, respectively. Oxidation was studied at 750 and 850 °C in static air. After hot-dip treatment, it was shown that addition of Si in the molten Al bath was responsible for the formation of a thinner intermetallic layer and smoother interface between the aluminide layer and the steel substrate. The thickness of intermetallic layer was decreased from 50 to 15 μm. All the coating layers consisted of three phases, where Al, FeAl<sub>3</sub>, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> were detected from the external topcoat to the aluminide/steel substrate. After high temperature exposure, a continuous alumina

1 國立台灣科技大學機械工程研究所

1 Department of Mechanical Engineering, National Taiwan University of Science and Technology, Taipei, Taiwan

2 行政院勞工委員會勞工安全衛生研究所

2 Institute of Occupational Safety and Health, Taipei, Taiwan

\* 連絡作者：cjwang@mail.ntust.edu.tw

scale was detected on the surface of the aluminide layer. The thickness of the aluminide layer was about 90 and 70  $\mu\text{m}$  in each temperature test for Al and Al-Si specimens, respectively, while voids resulting from the Kirkendall effect formed at the interface between the aluminide layer and the steel substrate. The additions of Si into the coating layer were effective to restrained the transformation speed of  $\text{FeAl}_2$  and  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  to  $\text{FeAl}$ . The oxidation kinetics followed a parabolic rate law at 750  $^\circ\text{C}$  for all kinds of coating specimens, while the weight gain of the hot-dip aluminizing coating on the surface of carbon steel is only 1/10 that of the carbon steel under the same oxidation condition. HDAl-10Si specimen has relatively higher oxidation rate for up to about 56 h. Due to the brittleness of the Al-Si aluminized coatings on the carbon steel severe cracking and internal oxidation occurred.

Keywords: Si; Kirkendall effect; Voids; Intermetallic layer;  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ; Hot-dip.

## 1. 前言

低碳鋼具有較高合金鋼價格低廉之特點，因此常被使用作為結構物用鋼<sup>[1]</sup>。但是，當低碳鋼應用於高溫之氧化環境時，因其表面無法形成具有保護性之氧化皮膜，來增強其抗高溫氧化性質，所以會限制其於高溫氧化環境之應用性<sup>[2]</sup>。因此為改善低碳鋼之抗高溫氧化性質，可藉由合金元素之添加或表面處理之方式來達成<sup>[3-4]</sup>。近年來許多表面塗層之方法<sup>[1-5]</sup>，常藉由鋁元素之添加，使得低碳鋼在高溫環境應用時能夠生成保護性的氧化鋁皮膜，來增加其抗高溫氧化性質。在各種的表面塗層方法中，考量其成本及應用性，熱浸鍍鋁為一種有效且經濟性的方法，特別當其應用於高溫環境中，於鍍層表面所形成的鋁層可有效地生成保護性的氧化鋁皮膜，用來改善合金之高溫氧化行為<sup>[6-7]</sup>。

在熱浸鍍鋁之過程中，是將欲浸鍍之金屬浸入預備之熔融的鋁湯中，保持著適當之時間後，將試片自鋁湯中抽離，藉由欲浸鍍之金屬與鋁湯的相互擴散反應，在基材之表面上生成合金化層和具有鋁湯成分的鋁層。根據鐵鋁之二元合金相圖，得知在 700 至 800  $^\circ\text{C}$  的溫度範圍中，鍍層之合金化層的介

金屬相為  $\text{FeAl}_2$ 、 $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  和  $\text{FeAl}_3$ <sup>[8]</sup>。從應用上的觀點來考量，合金之鍍層的厚度具有重要的影響性，當鍍層之厚度太薄時，將降低鍍材之保護性；相對地，當鍍層之厚度太厚時，將因鍍層與基材間熱膨脹係數的差異，使得鍍層產生裂縫造成局部性氧化現象，因此選擇適當性的鍍層厚度可得到較佳之保護性。已知熱浸鍍鋁時可藉由矽添加至鋁液中，使得矽佔據  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  之 C 軸的空缺位置而抑制其成長速率，進而降低其合金化層之厚度<sup>[9-10]</sup>。

然而，針對碳鋼之 Fe-Al-Si 合金化層的形成與鍍層中矽含量對其高溫氧化行為之影響，卻少有系統的研究。因此本研究將探討碳鋼之合金化層含有不同矽含量時，於 750、850  $^\circ\text{C}$  靜置空氣時之高溫氧化行為，利用熱重分析儀來評估合金的抗氧化性，也針對合金化層的組成成分與顯微結構進行分析。

## 2. 實驗方法

本實驗採用碳鋼、純鋁和兩種分別含有 7 和 10 wt%矽之鋁合金為實驗用材料，其主要化學成分如表 1 所示。將碳鋼以水冷式砂輪切割機裁剪至約 12 × 10 × 2 mm 之尺寸，再經磨床研磨得到均一厚度、清

表 1. 合金之化學成分(wt.%)。

Table 1 Chemical compositions of alloys studied (wt.%).

Alloy	Si	Mn	Cr	Mg	Ni	C	Fe	Al
Low carbon steel	0.28	0.97	0.02	-	0.11	0.20	Bal.	-
Al	-	-	-	-	-	-	-	>99
Al-7%Si	7.00	-	-	0.30	-	-	0.20	Bal.
Al-10%Si	10.00	0.50	0.40	-	-	-	0.70	Bal.

洗和烘乾備用。進行熱浸鍍處理的試片，先鑽孔後以鐵絲吊綁，表面經塗敷一層加水攪拌均勻之助鍍劑(flux)，待烘乾後，即置於升降機上以 18 cm/min 速度下降，各自沈浸於 700 °C 的純鋁、鋁-7 矽和鋁-10 矽熔湯中熱浸 16 秒(試片經熱浸鍍後分別命名為 HDAI、HDAI-7Si 和 HDAI-10Si 或再簡稱為 Al、Al-7Si 和 Al-10Si)，而後以同樣速度自熔湯中抽離，最後以硝酸+磷酸+水(容積比為 1:1:1，溫度 25 °C)將表面雜質去除，並以大量清水洗滌後烘乾備用。

經熱浸鍍處理後之試片，於 750 及 850 °C 靜滯空氣的氣氛中，進行 20 分、8、24 和 56 小時的恆溫氧化，待實驗完後將試片空冷至室溫；同時亦以熱重分析儀進行恆溫氧化，並以試片之氧化增重量為評估其抗氧化能力之準則，來評估鍍層中矽含量對其高溫氧化行為之影響。將實驗過程中所產生的氧化產物及其合金化層，進行逐層研磨 X 光分析，以了解合金化層中相的分佈情況；同時進行合金化

層及氧化物的表面及截面 OM 與 SEM 形態觀察與成分分析，及 EPMA 元素分佈分析，以了解合金化層的轉變與元素分佈行為。

### 3. 結果與討論

#### 3.1 顯微組織與合金相的組成

碳鋼(SB450)各經熱浸純鋁、鋁-7wt%矽和鋁-10wt%矽塗層後，其鋁化層之組成相經分析後，由表面至基材側依序皆為 Al、FeAl<sub>3</sub> 和 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>。圖 1(a)~(c)則為其橫截面之金相照片，顯示當碳鋼經熱浸鍍純鋁後，其合金化層之厚度為 50 μm，其中 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 佔有較大的合金化層之厚度比例，文獻指出當碳鋼經熱浸鍍純鋁時，在鐵與鋁之組成相中因 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 的 C 軸方向具有較大的缺陷濃度，使其優先成長而具有較大的成長速率<sup>[3]</sup>。再者，當碳鋼在熱浸鍍時，文獻指出 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 的 C 軸方向係垂直於合金化層與基

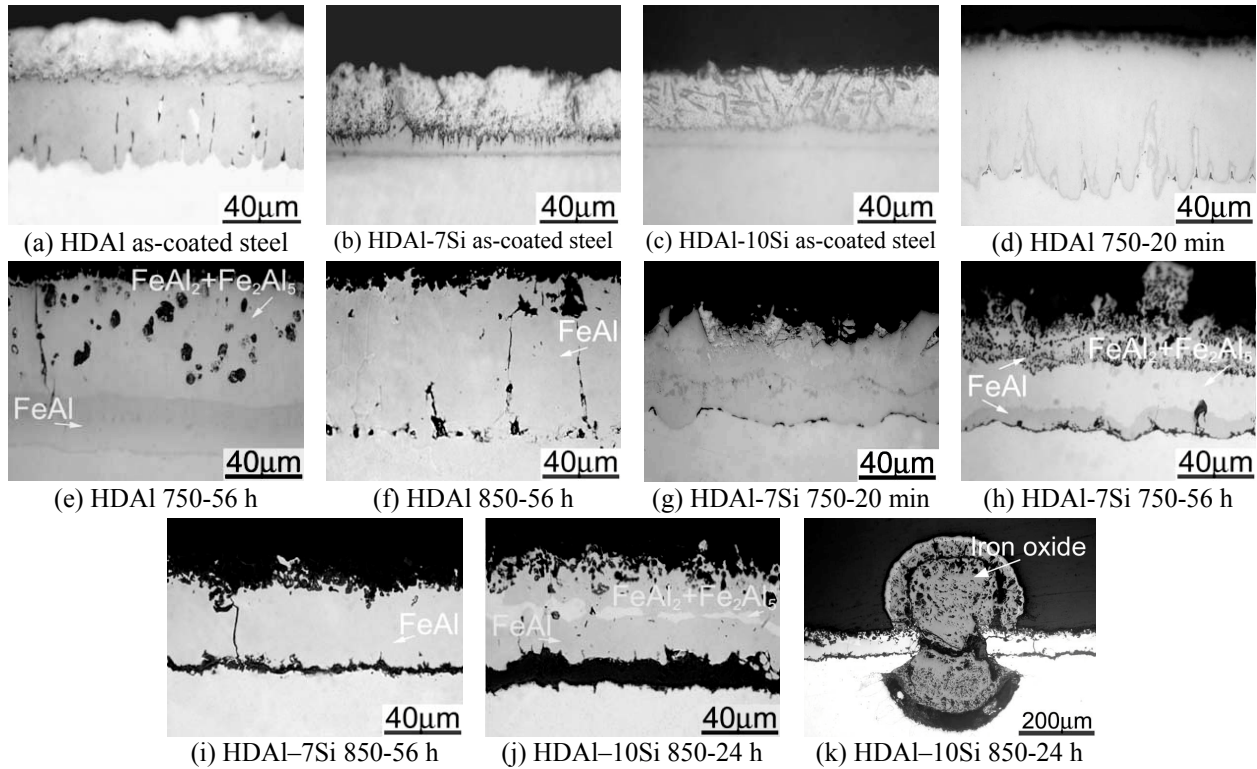


圖 1 HDAI、HDAI-7Si 和 HDAI-10Si 試片及其於 750 和 850 °C 各經 20 分、24 和 56 小時氧化後之橫截面金相照片。

Figure 1 Cross-sectional optical micrographs of HDAI, HDAI-7Si, and HDAI-10Si specimens and oxidized at various durations of time at 750 and 850 °C.

材之界面，造成在合金化層與基材之界面處生成鋸齒狀的界面<sup>[11-12]</sup>，因此如圖 1(a)所示在合金化層中可觀察到黑色的空孔或孔洞的存在；相對地，當碳鋼經熱浸鍍鋁-7 矽和鋁-10 矽後，其合金化層之厚度則皆為 15  $\mu\text{m}$ ，顯示其熱浸鋁化塗層藉由矽添加至其中，會影響其顯微結構而抑制合金化層的成長，使得合金化層轉換為細窄與平坦，其原因乃是由於矽會佔據  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  之 C 軸的空缺位置，抑制  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  的優先成長<sup>[13]</sup>，因此其合金化層與基材之界面則為一平緩的界面。

將碳鋼經三種熱浸處理後的試片，分別於 750 和 850  $^{\circ}\text{C}$  經 8、24 和 56 小時高溫氧化後，進行合金化層之生成相分析，其結果如表 2 所示。顯示三種試片於 750  $^{\circ}\text{C}$  經 56 小時高溫氧化後，其合金化層之生成相皆為  $\text{FeAl}$ 、 $\text{FeAl}_2$  和  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ，外層生成一層薄的氧化鋁皮膜；但是在 850  $^{\circ}\text{C}$  經 8 小時高溫氧化後，HDAI 試片則只能夠偵測到  $\text{FeAl}$  的存在，HD-7Si 矽試片則依舊可偵測到  $\text{FeAl}_2$  和  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  的存在；相對地，HDAI-10Si 試片於 850  $^{\circ}\text{C}$  經 24 小時高溫氧化後，則依舊仍可偵測到  $\text{FeAl}_2$  和  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ 。從鋁鍍層的施加來提高碳鋼之抗高溫氧化能力的觀點來審視，可知當合金置身於高溫環境中，是藉由氧化鋁的生成來提供保護性。然而，隨著合金化層中的鋁元素因氧化而消耗，加上鋁與基材中的鐵進行相互擴散生成介金屬相的消耗，所以合金於高溫環境中暴露一段長時間後，合金化層之組成相會從具有較高鋁含量之  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  及  $\text{FeAl}_2$ ，慢慢轉換成為  $\text{FeAl}$ ，最終轉換成為  $\alpha$  相，使得合金化層中無足夠的鋁量來反應生成氧化鋁，最後合金之高溫氧化行為將類似於未經熱浸鍍處理的碳鋼。對於合金化層中的鋁元素，會受到氧化以及與基材中的鐵進行相互擴散生成介金屬相的消耗的雙重效應作用，文獻指出可藉由交互擴散阻礙層(interdiffusion barrier)在基

材與合金化層之界面處生成，來降低合金化層中鋁元素的消耗<sup>[14]</sup>。在本研究中並無觀察到在合金化層與基材之界面處有著交互擴散阻礙層的生成，來阻止合金化層中鋁元素的消耗，所以在此研究中鋁鍍層的耐久性受到鋁與基材中的鐵進行相互擴散而生成介金屬相的影響甚鉅。因此綜合上述生成相的分析結果及提升合金抗高溫氧化能力的觀點，顯示藉由矽添加至合金化層中，可減緩因合金化層中鋁元素的消耗所造成的  $\text{FeAl}_2$  和  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  轉換成為單一  $\text{FeAl}$  層的速率，使得合金化層具有足夠的鋁量來反應生成氧化鋁。

三種試片於 750 和 850  $^{\circ}\text{C}$  各經不同時間的高溫氧化後，其橫截面之金相照片如圖 1(d)~(k)所示。從對橫截面金相照片的觀察，可得到三種試片在其合金化層中皆有著微裂縫的生成，其生成原因乃是由於脆性之  $\text{FeAl}_2$  和  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  與基材間，因熱膨脹係數的差異所造成之現象<sup>[12]</sup>；再者，當鐵與鋁間之相互擴散速率的差異所造成的 Kirkendall 效應<sup>[15]</sup>，例如在 520~649 $^{\circ}\text{C}$  時，鐵擴散進入鋁中的擴散係數  $D_0$  為  $53 \times 10^{-4} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$ ，而鋁擴散進入鐵中的擴散係數  $D_0$  在 730~1400  $^{\circ}\text{C}$  時只為  $1.8 \times 10^{-4} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$ <sup>[16]</sup>，將導致一空孔的淨流量往鐵側移動，空孔的聚集則形成孔洞，所以於合金化層與基材界面處有著孔洞的形成，所以在合金化層與基材之界面處，皆可觀察到黑色的空孔或孔洞的存在。如圖 2 所示，HDAI 試片於 750  $^{\circ}\text{C}$  經 56 小時高溫氧化後，從其破斷面之 SEI 影像，可觀察到在其合金化層與基材之界面處，有著因 Kirkendall 效應的作用而生成的孔洞。

針對 HDAI 試片之橫截面金相照片的觀察，顯示 HDAI 試片之合金化層的厚度約為 90  $\mu\text{m}$ ，再以該試片之短時間氧化檢視，如圖 1(d)所示，得知 HDAI 試片之合金化層的厚度，於 750  $^{\circ}\text{C}$  高溫氧化 20 分鐘後即為 90  $\mu\text{m}$ ，之後其厚度值並不隨著氧化時間

表 2. 三種試片於 750 和 850  $^{\circ}\text{C}$  各經 8、24 和 56 小時高溫氧化後，其合金化層之 XRD 分析結果。

Table 2 XRD analyses of the aluminide layer on three kinds of specimens after oxidation at 750 and 850  $^{\circ}\text{C}$  for 8, 24, and 56 h.

Specimens	750 $^{\circ}\text{C}$			850 $^{\circ}\text{C}$		
	8 h	24 h	56 h	8 h	24 h	56 h
HDAI				$\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\text{FeAl}$		
HDAI-7Si	$\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\text{FeAl}_2$ , $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , $\text{FeAl}$			$\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\text{FeAl}_2$ , $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , $\text{FeAl}$	$\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\text{FeAl}$	$\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\text{FeAl}$
HDAI-10Si				$\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\text{FeAl}_2$ , $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , $\text{FeAl}$		

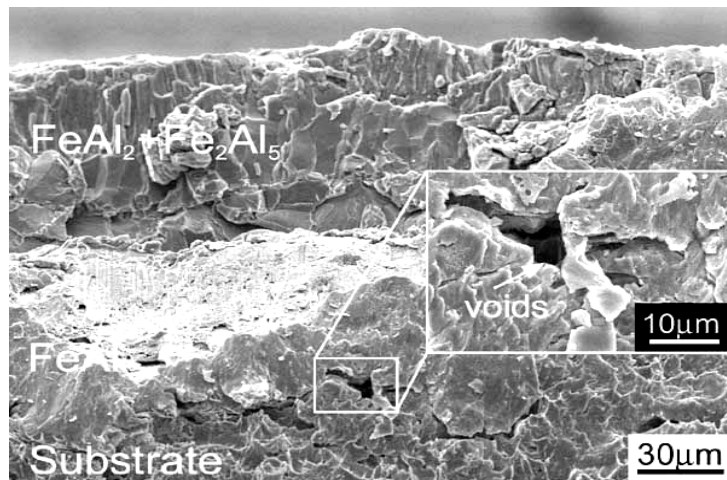


圖 2 HDAl 試片於 750 °C 經 56 小時高溫氧化後，承受衝擊破壞後的破断面 SEI 觀察。

Figure 2 SEI fractograph of the impact-fractured HDAl specimen after oxidation at 750 °C for 56 h.

與溫度的增加而改變。綜合 EDX 成分分析與生成相的結果，可觀察到 FeAl 在其合金化層與基材之界面處生成，歸因於合金化層中的鋁元素與基材中的鐵元素進行相互擴散，所以生成較低鋁含量的 FeAl 在其界面處；此外，也可觀察到因 Kirkendall 效應的作用，在其合金化層中和合金化層與基材之界面處所生成的黑色的空孔或孔洞的存在；此外，針對 HDAl-7Si 和 HDAl-10Si 試片之橫截面金相照片的觀察，如圖 1(g)所示，顯示 HD-7Si 試片於 750 °C 經 20 分鐘高溫氧化後，其合金化層之厚度約為 70 μm，隨著時間與溫度的改變其合金化層之厚度並不產生變化。兩者試片在其合金化層與基材之界面處，也會因 Kirkendall 效應的作用，有著大量的孔洞生成。當孔洞的聚集形成一連續性的裂縫時，則會造成鍍層的剝落。如圖 1(j)所示，HDAl-10Si 試片於 850 °C 經 24 小時高溫氧化後，其合金化層與基材之界面處，因孔洞的聚集而形成裂縫，造成成鍍層的剝落，雖然鍍層中仍舊具有較高鋁含量的 FeAl<sub>2</sub> 和 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 的存在，但是此時鍍層已不具保護性。如圖 1(k)所示，在橫截面之金相照片中可觀察到氧化瘤的生成，乃是由於合金化層之破裂與內氧化現象的產生。配合 EPMA 之元素分佈分析的實驗結果，如圖 3 所示，也顯示在其合金化層與基材之界面處，有著氧的存在。氧之擴散路徑，歸因於氧沿著存在於合金化層中的微裂縫，擴散進入到合金化層與基材之界面處。依據 EDX 成分分析與生成相的結果，如圖 4 所示，

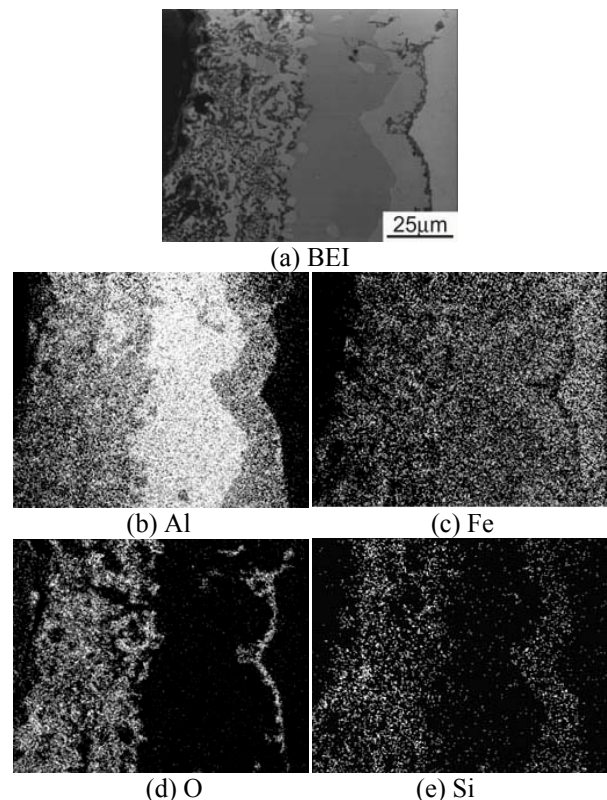


圖 3 (a) HDAl-10Si 試片於 750 °C 經 56 小時試驗後之 BEI 橫截面組織圖，及(b) 鋁，(c) 鐵，(d) 氧，(e) 矽之 X 光元素分佈分析圖。

Figure 3 (a) BEI cross-sectional micrograph and X-ray maps of (b) Al, (c) Fe, (d) O, (e) Si of the HDAl-10Si specimen oxidized at 750 °C for 56 h.

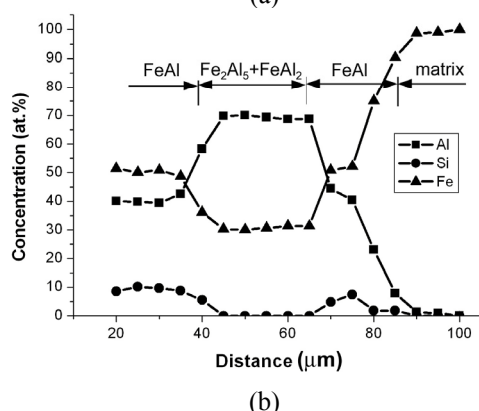
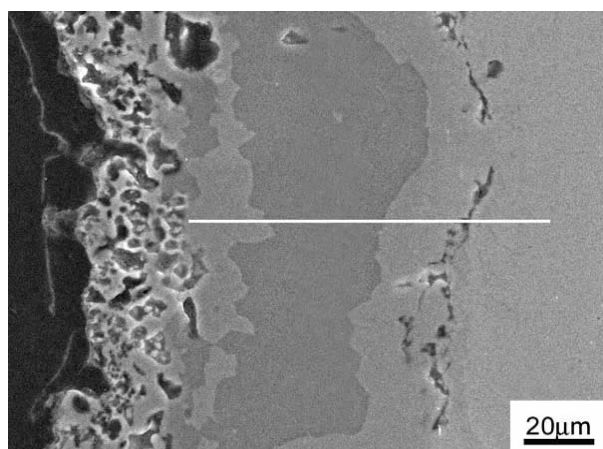


圖 4 (a) HDAl-7Si 試片於 750 °C 經 24 小時氧化後之橫截面影像；(b) 經 EDS 線掃描後，Al、Fe 和 Si 各元素的相對成分值。

Figure 4 (a) Cross-sectional micrograph of HDAl-7Si specimen oxidized at 750 °C for 24 h; and (b) its corresponding EPMA quantitative analysis results showing the concentration variations of Al, Fe, and Si elements.

兩者試片從合金化層外側至基材側皆生成四層的結構形態，由外至內依序為 FeAl、FeAl<sub>2</sub>+Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>、FeAl 和基材。觀察到 FeAl 在合金化層之外側和合金化層與基材之界面處生成之現象，如前述乃是由於合金化層中之鋁元素因氧化的消耗和與基材進行相互擴散所造成。除此之外，在橫截面之金相照片中也可觀察到，因鋁元素的氧化消耗，造成的 FeAl<sub>2</sub> 和 Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 轉換成 FeAl，伴隨地黑色鬆散組織形態在合金化層之外側的形成<sup>[17]</sup>。兩者試片之成分分析與 EPMA 元素分佈分析的結果，也顯示矽所分佈之區域僅為 FeAl

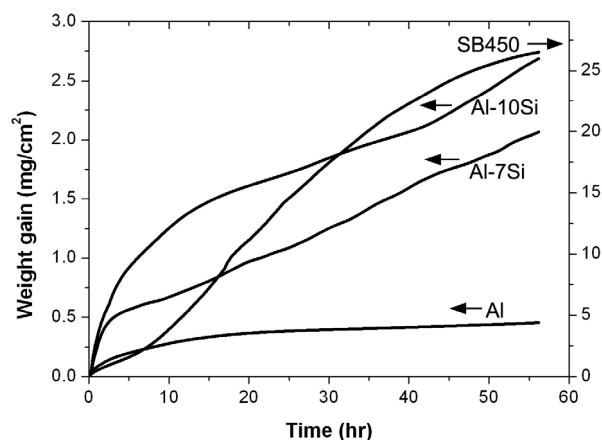


圖 5 合金於 750 °C 經 56 小時高溫氧化後之氧化動力學曲線。

Figure 5 Oxidation kinetics of the alloys after oxidation at 750 °C for 56 h.

存在之區域，亦即矽固溶於 FeAl 相。此現象可從 Fe-Al-Si 三元合金系統中，鐵-鋁之介金屬如 FeAl 對矽的溶解度可達 17 at.%；相對地 Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 對矽的溶解度僅為 1 ~ 7 at.%<sup>[18]</sup>，因此矽元素的作用性除了抑制鋁鍍層生成之厚度外，並無其餘的作用性，造成檢視中矽僅固溶於 FeAl 存在之區域。

### 3.2 氧化動力學

碳鋼及三種經熱浸鍍處理後之試片於 750 °C 之氧化熱重動力學曲線，如圖 5 所示。顯示碳鋼未經熱浸鍍處理經 56 小時高溫氧化後，其氧化增重量約為 26 mg/cm<sup>2</sup>；相對地，HDAl-10Si 試片經 56 小時高溫氧化後，其氧化增重量則僅為 2.6 mg/cm<sup>2</sup>，因此碳鋼可藉由熱浸鍍處理的施加，將其抗氧化能力提高 10 倍。圖中也顯示三種經熱浸鍍處理後之試片，其氧化熱重動力學曲線皆遵循著拋物線率。三種試片中，HDAl 試片具有相對性較低的氧化增重量，亦即隨著鍍層中矽含量的增加，其氧化增重量亦隨之增加。因此鍍層中藉由矽的添加，並沒有改善熱浸鋁化鋼之抗高溫氧化性。

## 4. 結論

碳鋼藉由施加含有不同矽含量的熱浸鋁化塗層，並於高溫氧化環境中辨別鍍層中矽含量的多寡

對其高溫氧化行為的影響。其實驗結果綜合整理如下：

1. HDAI-7Si 和 HDAI-10Si 試片，於 850 °C 各經 8 和 24 小時高溫氧化後，在其合金化層中仍可偵測到 FeAl<sub>2</sub> 和 Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 的存在；相對地，HDAI 試片於 850 °C 經 8 小時高溫氧化後，只能偵測到單一 FeAl 層的存在。顯示合金化層中藉由矽添加至其中，可減緩 FeAl<sub>2</sub> 和 Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 相轉換成爲單一 FeAl 層的速率。
2. 鐵與鋁間進行相互擴散時，會因彼此間擴散速率的不同所導致的 Kirkendall 效應，使得在合金化層與基材之界面處有著孔洞的生成與聚集的現象，進而影響鍍層的保護性。
3. 熱重動力學曲線顯示，碳鋼可藉由熱浸鋁化塗層的施加，將其高溫之氧化增重量降低爲 1/10 倍。藉由矽添加至鍍層中，無法改善熱浸鋁化鋼之抗高溫氧化性，歸因於鍍層因矽的添加，易在合金化層與基材之界面處產生大量的孔洞與聚集的現象，使得合金化層產生剝落與內氧化之行為，因此鍍層的矽含量愈高，其氧化增重量亦愈高。

## 誌謝

本研究承蒙國科會計劃編號 NSC 93-2216-E-011-023 經費補助，特此致謝。

## 參考文獻

1. C. J. Wang and C. C. Li, Surf. Coat. Technol., 177-178 (2003) 37.
2. S. Kobayashi and T. Yakou, Mater. Sci. Eng., A338 (2002) 44.
3. A. Bahadur and O. N. Mohanty, Mater. Trans. JIM., 32 (1991) 1053.
4. W. Deqing, S. Ziyuan, and Z. Longjiang, Surf. Sci., 214 (2003) 304.
5. ASM, in: Metals Handbook, 9<sup>th</sup> ed., Vol. 5, 1982, p. 333.
6. C. J. Wang, J. W. Lee, and T. H. Twu, Surf. Coat. Technol., 163-164 (2003) 37.
7. T. C. Simpson, Corrosion, 49 (7) (1993) 550.
8. B Thaddeus and Massalski, Binary Phase Diagram, Vol. 1. ASM International, 1990, p.148.
9. G. Eggeler, W. Auer, and H. Kaesche, J. Mater. Sci., 21 (1986) 3348.
10. D. O. Gittings, D. H. Rowland, and J. O. Mack, Tran. ASM, 43 (1951) 587.
11. S. C. Kwon and J. Y. Lee, Can. Met. Quart., 20 (1981) 351.
12. V. N. Yeremenko, Y. V. Natanzon, and V. I. Dybkov, J. Mater. Sci., 16 (1981) 1748.
13. M. V. Akdeniz, A. O. Mekhrabov, and T. Yilmaz, Scri. Metall. Mater. 31 (1994) 1723.
14. V. Shankar, A. L. E. Terrance, and S. Venkadesan, J. Mater. Sci., 29 (1994) 5424.
15. A. D. Smigelskas and E. O. Kirkendall, Trans. AIME, 171 (1947) 130.
16. A. D. Le Claire, in: Numerical Data and Functional Relationship in Science and Technology (Ed. by H. Mehrer), 129 (1990) 26.
17. J. L. Jordan and S.C. Deevi, Intermetallics, 507 (2003) 11.
18. S. Taniguchi, K. Uesaki, Y. C. Zhu, Y. Matsumoto, and T. Shibata, Mater. Sci. Eng., A266 (1999) 267.

收到日期：2005 年 8 月 25 日

修訂日期：2005 年 12 月 20 日

接受日期：2006 年 1 月 22 日

