Fe-22%Cr-5.8%Al 합금의 고온 산화 거동

김송이^a, 최성환^a, 윤종열^b, 공영민^c, 김병기^c, 이기안^{a*}

^a안동대학교 신소재공학부, ^b한국기계연구원 부설 재료연구소 기능재료연구본부
^c울산대학교 첨단소재공학부

High-Temperature Oxidation Behavior of Fe-22%Cr-5.8%Al Alloy

Song-Yi Kim^a, Sung-Hwan Choi^a, Jung-Yeul Yun^b, Young-Min Kong^c,
Byoung-Kee Kim^c, Kee-Ahn Lee^{a*}

^aSchool of Advanced Materials Engineering, Andong National University, Andong 760-749, Korea

^bDepartment of Materials Engineering, KIMM, Changwon 641-010, Korea

^cSchool of Materials Science Engineering, University of Ulsan, Ulsan 680-749, Korea

(Received January 27, 2011 ; revised February 18, 2011 ; accepted February 27, 2011)

Abstract

This study investigated the high temperature oxidation behavior of Fe-22%Cr-5.8%Al alloy and the oxidation kinetics of the alloy were discussed. Bulk samples were prepared by VAM (vacuum arc melting) and hot forging. High temperature oxidation testes were isothermally conducted up to 100 hours in 79%N₂ + 21%O₂ environment at three different temperatures (900°C, 1000°C, 1100°C). The weight gain was measured after oxidation according to oxidation time (2, 4, 6, 8, 10, 15, 20, 25, 30, 60, 80, 100 hours). The weight gain significantly increased with increasing oxidation temperature. As the temperature increased, the oxidized samples showed sequential formation of Al₂O₃, Cr-rich oxide, Fe-rich oxide. The activation energy of high temperature oxidation was obtained as 306.63 KJ/mol. Al₂O₃ were developed on the surface in the early stage of oxidation, representing protective role of oxidation. However, Fe-based and Cr-based oxides led to breakaway of oxide layer, thus resulted in the significant increase of additional oxidation.

Keywords : Fe-22%Cr-5.8%Al, High temperature oxidation, Oxidation time, Oxidation kinetics, Oxides

1. 서 론

Fe-Cr-Al 합금은 고온에서 재료의 표면에 보호성 Al₂O₃를 형성시킨다. Al₂O₃는 산화 시 초기에 빠르게 형성되어 고온에서 성장 속도가 느리고 화학적 안정성이 우수한 장점을 갖는다¹⁾. 그 결과 Fe-Cr-Al 합금은 산화층의 급속한 성장이 억제되고 고온에서 우수한 내열, 내산화성을 가지는 것으로 알려져 있다^{2,4)}. Fe-22%Cr-5.8Al 합금은 1400°C까지 사용 가능한 재료로써 전열선, 발열체 등 고온 분야에 적용되고 있다. 최근에는 이런 특성을 바탕으로

자동차 배기가스 정화 장치, 금속 담체(metal honey comb) 등 주로 고온에서 장기간 적용되는 분야에 응용하려는 연구가 진행되고 있다⁵⁾. 이에 장시간 시간에 따른 고온 산화 거동 및 내산화 수명 향상에 대한 관심이 대두되고 있다.

한편 현재까지 Fe-Cr-Al계 합금에 대해서 Fe-35%Cr-5%Al⁶⁾, Fe-20%Cr-5%Al⁷⁾ 등 여러 조성의 고온 산화 거동에 대한 연구가 보고되었다. 또한 합금 내 Al⁸⁾ 및 Cr⁹⁾ 함량 변화에 따른 내산화 향상 거동에 대한 연구도 진행된 바 있다. 합금 원소 첨가에 따라서는 Y¹⁰⁻¹²⁾, Zr¹³⁾, La^{14,15)}, Hf¹⁶⁾ 등 희토류 원소의 첨가로 금속 기지와 산화층간의 접착력 향상을 시도한 연구들이 활발히 진행되었다. 그러나

*Corresponding author. E-mail : keeahn@andong.ac.kr

Fe-22%Cr-5.8%Al에 대한 연구 결과는 부분적으로 분말 소결재를 이용한 고온 산화 거동에 대한 연구가 제시되어 있고 벌크재에 대한 고온 내산화 특성에 대한 연구는 부족한 실정이다. 특히 시간에 따른 고온 산화 거동에 대한 연구는 산화 초기에 일어나는 산화 거동 대한 연구 결과가¹⁷⁾ 대부분이고, 장기간의 고온 산화 시 시간의 증가에 따른 고온 산화 거동 및 산화 생성상을 통한 미세기구를 규명한 연구가 미흡한 실정이다.

본 연구에서는 Fe-22%Cr-5.8%Al의 벌크재의 100 시간 동안 세 가지 온도(900°C, 1000°C, 1100°C)에서 고온 산화 실험을 수행하여 시간에 따른 고온 산화 거동을 조사하고 이에 대한 미세조직 및 산화 생성상을 비교, 분석하여 Fe-22%Cr-5.8%Al 소재의 고온 산화 미세 기구를 규명하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 Fe-Cr-Al 계 합금 중 고온 특성이 우수하다고 알려진 Fe-22%Cr-5.8%Al(wt.%) 합금을 사용하였다. 먼저 기본 소재로 상기 조성, 직경 $\Phi 0.3$ mm 전열선을 사용하였다. 고온 산화 시편 제조를 위해 전열선을 작게 절단하여 고 진공 아크 용해로(high vacuum arc melting furnace)에서 용해시켰다. 시편 내 조성을 균일화하기 위해 4×10^{-5} Torr의 진공 조건에서 5회 교반, 용해시켜 버튼 형태의 시편을 제조하였다. 용해 제조 시 생성된 수축공과 내부 기공의 제거를 위해 1100°C에서 30분간 예열한 후에 50톤의 하중으로 열간 단조하여 초기 시편을 제조하였다. 이후 초기 시편을 $7 \times 7 \times 1$ mm³의 크기에 형상으로 가공하고 고온 등온산화 실험 수행 시 전열선을 걸어 고정시킬 구멍을 직경 1.5 mm의 크기로 뚫어 제작하였다. 제작된 시편의

Fig. 1. Specimen morphology for high-temperature oxidation test.

총 표면적은 127.18 mm²이었다. 산화 시 표면 거칠기의 영향을 일정하게 하기 위해 SiC Paper로 #2000까지 연마하였다. 상기의 방법으로 제조된 고온 산화용 최종 가공 시편 형상을 그림 1에 나타내었다.

고온 등온 산화 실험은 900°C, 1000°C, 1100°C 세 가지 온도 조건에서 수행하였다. 산화는 대기와 유사한 gas 분위기(79%N₂+21%O₂) 하에서 수행되었으며 실험을 위하여 box electric furnace(TAG-061015)를 사용하였다. 시간에 따른 고온 산화의 거동을 관찰 하기 위해 온도에 따라 각각 2, 4, 6, 8, 10, 15, 20, 25, 30, 60, 80, 100시간 동안 수행하였다. 세 가지 온도의 고온 산화 실험에서 모두 5°C/min의 속도로 승온시켰다. 가스의 유입량은 각각 반응 온도에서 유속이 1 l/min이 되도록 조절하였다. 시편의 산화 실험 전의 미세조직 관찰과 산화 시간에 따라 생성된 산화층의 미세조직 분석을 위해서 주사전자 현미경(SEM)과 전계 방출형 주사전자 현미경(FE-SEM) 및 광학 현미경(OM)을 사용하였다. 또한 산화 전·후 생성된 상의 관찰은 X-ray와 EDS를 통해 분석하였다.

3. 실험 결과

상기의 방법으로 제조된 Fe-Cr-Al 합금의 시간 및 온도에 따른 고온 산화 실험을 수행하여 그 결과를 그림 2에 도시하였다. 시간이 증가함에 따라 세 가지 온도 모두 산화 증량이 증가하였지만 각각 시간에 따라 다른 거동을 내었다. 900°C의 경우 시간의 증가에 따라 산화 증량이 크게 증가하지 않았으며 아주 조금씩 산화 증량의 증가가 일어났다. 1000°C에서는 크게 세 구간으로 나뉘어 있는데 초기부터 30시간까지는 산화 증량의 증가가 조금씩 일어났다.

Fig. 2. Effect of temperature and time on the oxidation weight gain of Fe-22Cr-5.8Al in 79%N₂+21%O₂.

30시간에서 50시간까지는 점차적으로 기울기가 증가하였으며, 50시간 이후에는 급격한 기울기로 산화증량이 증가하는 것을 알 수 있다. 1100°C에서는 이전 온도와는 확연한 차이를 보였는데, 초기부터 25시간까지 급격한 기울기로 직선적 무게 증가 거동을 나타냈다. 그 이후 60시간까지 산화증량의 증가가 거의 일어나지 않는 거동을 보였다. 그러나 60시간 이후 또 다시 급격한 기울기로 산화증량의 증가 거동을 보였다. 1100°C에서는 900°C와 1000°C

에 비해 모든 시간에서 가장 큰 산화증량 값을 나타냈다. 100시간에는 900°C에서 1100°C로 산화온도가 증가함에 따라 산화증량이 0.156 mg/cm²에서 1.56 mg/cm²으로 10배 가량 증가하였으며 이에 현저히 낮은 내산화성을 보였다.

그림 3에 세 온도(900°C, 1000°C, 1100°C)에서 100시간 동안 산화 실험한 산화층의 표면을 관찰한 결과 중 온도 및 시간별로 대표적인 것들을 나타내었다. 그림에서 온도에 따라 각각 다른 형태의 표면

(a)

(b)

(c)

Fig. 3. Surface morphologies of oxide layer on Fe-Cr-Al alloy with oxidation time (a) 900°C, (b) 1000°C, (c) 1100°C.

산화물이 관찰되는 것에 주목할 만하다. 그림 (a)는 900°C에서 산화된 시편의 표면으로, 시간이 지남에 따라 초기 2시간에서 60시간까지는 산화물의 성장이 이루어 졌지만 60시간 이후 100시간까지 표면 산화물의 성장이 거의 일어나지 않는 것을 관찰할 수 있다. 형성된 산화물은 whisker 형태로 관찰되었으며 EDS 분석 결과 대부분이 Al_2O_3 로 나타났다. (b)의 1000°C에서 산화된 시편에서도 초기 2시간부

터 60시간까지 산화물 입자가 성장하는 경향을 나타냈다. 그러나 60시간 이후 100시간까지는 입자 크기가 거의 유사하게 나타났다. 상기의 결과에서 60시간 이후 산화 증량값(그림 2)의 급격한 증가가 나타났지만 표면의 산화층은 거의 변화가 없었다. 또한 900°C에서 whisker형으로 형성된 산화물과 달리 globular한 형태로 산화물이 성장한 것을 알 수 있었다. 산화물의 입자 크기는 900°C와 유사하게 나타났다. 1000°C의 표면EDS 분석 결과 역시 대부분이 Al_2O_3 인 것으로 나타났다. 그림 (c)는 1100°C에서 산화된 시편의 표면으로 900°C와 1000°C에 비해 초기 2시간부터 산화물 크기가 조대하게 나타남을 알 수 있었다. 시간의 증가에 따라 60시간 이후 다른 온도(900°C, 1000°C)에 비해 산화물 입자의 크기가 확연히 커진 것을 관찰할 수 있다. 또한 입자들이 cluster를 이루며 거대한 산화물로 형성되어 산화층의 성장이 일어난 것도 확인할 수 있었다. 세 가지 온도에서 시간의 증가에 따른 산화물 성장의 차이가 나타났으며 온도에 따라 다른 형태의 산화물이 나타났다.

산화 실험 후 시편의 산화층 단면을 관찰한 결과, 기본적으로 모든 온도 조건(900°C, 1000°C, 1100°C)에서 시간이 증가함에 따라서 산화층의 두께가 증가하였다. 그림 4에 시편의 단면을 보여 주는 예로써 1100°C에서 시간의 증가에 따라 2, 15, 60, 100 시간 동안 산화한 시편의 산화층 두께 차이를 나타내었다. 초기 2시간(a)에서 약 $0.656 \mu\text{m}$ 로 외부에 얇은 산화층이 형성되었다. 이후 15시간 (b) 이후 산화층의 성장이 일어나 $1.222 \mu\text{m}$ 두께의 산화층을 형성하였다. 시간의 증가에 따라 계속적인 산화층 성장이 일어나 60시간 (c) 후에는 $2.463 \mu\text{m}$ 로 약 2배 정도 두께의 산화물을 관찰할 수 있었다. 최종적으로 100시간 (d) 후 매우 많은 양의 산화가 일어남을 확인하였으며 내부로 산소 확산이 활발하게 일어나 다량의 산화물이 내부에 형성되어 있는 것을 알 수 있다.

세 온도 조건에서 산화 시간에 따른 XRD 분석을 수행하였으며 그 중 대표적인 시간들의 실험 결과들을 그림 5에 나타내었다. 산화 전 XRD 결과에서는 $\alpha\text{-Fe}$ 단상의 peak만 나타났으며 산화물의 peak는 검출되지 않았다. 900°C에서는 시간이 증가함에 따라 산화 초기인 2시간 후에 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 가 검출되었다. 또한 25시간 이후 이전 시간에서 희미하게 나타나던 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ peak가 명확히 검출되었다. 1000°C에서도 900°C에서 관찰되었던 산화물이 검출되었다. 2시간 후에 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 가 검출되었으며, 900°C보다 더 빠른 시간인 15시간 후에 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ peak가

Fig. 4. Growth of oxide layer on Fe-Cr-Al alloy with oxidation time at 1100°C (a) 2 h, (b) 15 h, (c) 60 h, (d) 100 h.

Fig. 5. XRD analysis results of Fe-22Cr-5.8Al Bulk specimen, oxidized for 100 hours at 900°C (a), 1000°C (b), 1100°C (c).

더 검출되었다. 25시간 이후에는 900°C에서는 흔적만 나타나던 α -Al₂O₃ peak가 1000°C에서 명확히 검출되었다. 또한 Fe₃O₄ peak가 희미하게 관찰되었다. 이것은 앞의 산화 증량값에서 25시간 이후 산화 증량이 급격히 증가한 결과와 상응하는 결과를 나타내고 있다. 1100°C 고온에서 산화시킨 경우 다량의 산화물이 검출되었으며, 새로운 산화물이 추가로 관

찰되었다. 2시간 이후에는 900°C, 1000°C에서 관찰되었던 α -Al₂O₃가 동일하게 검출되었다. 또한 이전의 온도에서 존재하지 않았던 FeCr₂O₄ 및 Fe₃O₄ peak들이 나타났다. 이 peak들은 6시간 후에 명확하게 관찰되었다. 상기의 결과에서 시간에 따라 생성되는 산화물의 양이 증가해 나타나는 것을 알 수 있다. 이와 함께 온도가 증가함에 따라 형성된 산화물이 명확해 지는 것을 알 수 있다. 또한 온도 증가에 따라 형성되는 산화물의 종류가 다양하고 많은 양이 검출됨에 따라 많은 산화가 진행됨을 알 수 있었다.

그림 6은 산화층에서 생성된 상 및 분포를 알아보기 위해 세 온도 조건(900°C, 1000°C, 1100°C)에서 100시간 동안 산화시킨 후 EDS 조사한 결과를 나타내었다. (a)는 900°C에서 산화한 결과로 외부 산화층이 시편의 표면에 얇게 형성되어 있는 것을 알 수 있다. 또한 내부에도 산화층이 형성된 것을 관찰할 수 있으며, EDS 측정 결과 주로 Al₂O₃로 나타났다. 그러나 (b)에서 1000°C로 온도가 증가함에 따라 더욱 깊은 부분까지 내부 산화물(internal oxide)이 분포하고 있고, Al₂O₃ 외에 다른 산화물이 추가적으로 나타났다. 추가로 형성된 산화물은 Cr 및 Fe계 산화물로 Al₂O₃층 아래 형성되었다. 이 결과는 XRD에서는 명확히 나타나지 않았지만 EDS 분석을 통해 확인할 수 있었다. 또한 기지 내 Al과 결합하여 내부 결정립계를 따라 Al₂O₃가 형성된 것을 관찰할 수 있었다. 이와 동시에 내부에서 결정립계를 따라 Cr, (Fe, Cr)-산화물 등이 새롭게 생성, 성장한 것을 확인할 수 있었다. 1100°C(c)에서는 가장 두꺼운 산화층을 형성하였으며 내부에 생성된 산화물도 가장 깊게 나타나 현저한 산화가 일어난 것을 알 수 있다. 또한 Al₂O₃층을 따라 다량의 Fe-rich 산화물도 함께 발달되어 있는 것을 관찰하였다.

4. 고 찰

본 연구의 실험 결과에서는 Fe-22%Cr-5.8%Al 합금의 시간 및 온도에 따른 고온 산화 결과를 제시하였다. 또한 미세조직 관찰 및 상분석을 통해 온도가 증가 함에 따라 산화물의 생성이 단계적으로 일어난다는 것을 밝힌 바 있다. 산기의 산화 증량(그림 2) 값을 바탕으로 동일한 시간 조건에서 산화 속도를 비교하고자 산화 초기 시간(30시간: 초기 30시간까지는 일반적인 parabolic 산화 거동을 나타냄)에 대한 산화 속도 상수(K_p)를 측정하였다. 산화 속도 상수는 다음의 식을 통해 계산하였으며

Fig. 6. Cross-sectional microstructure and EDS analysis result of Fe-Cr-Al alloy at (a) 900°C, (b) 1000°C, (c) 1100°C.

Fig. 7. Parabolic oxidation rate constant and activation energy in oxidation of Fe-Cr-Al at 900°C~1100°C.

그 결과를 그림 7에 도시하였다.

$$W^2 = K_p \times t \quad (1)$$

그 결과 온도에 따라 K_p 값은 직선적인 관계를 나타냈으며, 900°C에서 1100°C로 온도가 증가함에 따라 $-7.238(\text{mg}^2\text{cm}^{-4}\text{sec}^{-1})$ 에서 $-5.249(\text{mg}^2\text{cm}^{-4}\text{sec}^{-1})$ 로 값이 증가하여 나타났다. 이것은 산화 속도가 온도에 의존해 나타나는 결과로 높은 온도에서 가장 빠

른 산화가 일어남을 의미한다. 그림 7을 바탕으로 Fe-22%Cr-5.8%Al 합금에 대한 활성화 에너지 값을 900°C에서 1100°C까지 온도 구간에서 각각의 K_p 값을 온도의 역수에 관해 나타낸 그림의 기울기와 다음의 식 (2)를 통해 계산하였다. 얻어진 값은 306.63 KJ/mol로 나타났다.

$$K_p = K_0 \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

이때 K_0 : 상수, R : 기체상수, T : 절대 온도이다. Shin 등¹⁹⁾은 온도가 1323 K에서 1473 K일 때 Fe-20%Cr-5%Al의 활성화 에너지를 282 KJ/mol이라 발표하였다. 이것은 Al_2O_3 산화층을 통과하는 산소이온의 활성화 에너지로 제시되었으며 본 연구 결과에서도 유사한 값을 얻었다.

이상의 결과들을 요약하여 Fe-22%Cr-5.8%Al 합금의 시간 및 온도에 따른 고온 산화 거동 모식도를 그림 8에 나타내었다. 세 온도 모두 시간이 증가함에 따라 산화층 성장이 일어나며 온도가 증가함에 따라 산화물이 단계적으로 생성된다. 즉 900°C에서는 표면에 고온에서 안정한 Al_2O_3 가 whisker형으로 생성되었으며 일부가 내부에 산화물이 형성되지만 비교적 안정하게 기지를 보호하는 역할을 한다. 이러한 whisker 형의 산화물과 관련하여

Fig. 8. Schematic illustration of temperature oxidation behaviors of Fe-22Cr-5.8Al alloy.

Borchardt 등^{4,18)}은 Fe-23Cr-5Al 합금에서 Al_2O_3 산화물의 경우 비교적 낮은 산화 온도에서 whisker형의 산화물이 형성될 수 있으며 산화 스케일 내부의 Al이 외부 확산으로 인하여 성장할 수 있다고 보고한 바 있다. 본 연구에서도 표면 산화물 관찰 결과(그림 3) 1000°C, 1100°C에서는 whisker형의 산화물이 발견되지 않았다. 1000°C에서는 900°C에 비해 두꺼운 산화층을 형성하며 온도가 증가함에 따라 많은 Al의 소진이 일어나고 O_2 의 확산이 활발해지게 되어 기지에 있는 Cr과 결합하여 Al_2O_3 층 아래에 Cr-rich 산화물이 생성되어 두 가지 형태의 산화층을 형성하게 된다. 또한 동시에 내부 결정립계에서 (Fe, Cr)-rich oxide가 생성되기 시작한다. 이와 같이 내부에 형성된 산화물은 그림 3의 표면 산화층 관찰에서는 나타나지 않았지만 추가적으로 weight gain의 증가(그림 2)에 기여할 것으로 사료된다. 가장 많은 산화가 진행되어 급격한 산화 증량 기울기를 보인 1100°C의 경우 기지 내 Al의 외부 확산이 활발히 일어나 많은 양의 Al_2O_3 를 생성시켜 두꺼운 산화층을 형성시킨다. 또한 기지 내 Al의 양이 거의 고갈되어 더 이상의 보호막 형성을 하지 못하면 O_2 의 새로운 확산 경로가 생성되어 기지 내 Fe, Cr의 결합이 용이해져 결정립계에 다량의 (Fe, Cr)-rich 산화물을 생성시킨다. Ishii 등²⁰⁾은 Fe-(20-25)%Cr-5%Al 합금의 고온 산화(1423K-1473) 시 Fe_2O_3 가 Al_2O_3 층을 파괴함으로써 산소의 새로운 확산경로를 제공하여 breakaway에 도달한다고 보고한 바 있다. 본 연구에서도 그림 6의 (c)에서 관찰할 수 있듯이 금속 기지의 Fe가 산화되면서 표면에 Fe계 산화물이 형성되어 breakaway가 일어나는 것을 관찰하였으며, Fe계 산화물이 생성된 이후부터 급격한 산화의 추가 진행이 일어나는 것을 확인할 수 있었다. 즉 Fe-22%Cr-5.8%Al 합금의 산화에

서 결정립계에서 생성된 Cr이나 Fe계 산화물들은 보호성 역할을 하는 Al_2O_3 산화층에 균열을 일으켜 외부로 성장하게 되어 내산화성을 저하시키는 요인으로 작용하는 것으로 판단된다.

5. 결 론

본 연구에서는 Fe-22%Cr-5.8%Al 합금의 시간 및 온도에 따른 고온산화 거동을 조사하여 미세조직 및 산화 생성상과 관련해 고온 산화 미세 기구에 대해 규명하였으며 다음과 같은 결론을 도출해 낼 수 있었다.

(1) Fe-22%Cr-5.8%Al 합금의 세 가지 온도 조건의 고온 산화 실험 결과 시간의 증가에 따라 온도 별로 산화 증량 거동이 각각 다르게 나타났다. 900°C에 비해 1100°C에서 현저히 높은 산화 증량 값을 나타내면서 가장 많은 양의 산화가 진행되었다. 본 합금의 고온 산화에 대한 활성화 에너지는 306.63 KJ/mol로 얻어졌다.

(2) 고온 산화 온도에 따라 산화물의 성장의 차이로 인해 표면 산화물의 형상이 다르게 나타났으며 900°C에서 Whisker 형태의 산화물이 형성되었고 많은 양의 산화가 진행된 1100°C에서는 산화층이 cluster를 이루며 거대한 산화층이 형성되었다.

(3) 세 가지 온도에서 시간에 따른 고온 산화 시 생성되는 산화물은 900°C 1000°C에서 Al_2O_3 , Cr-rich 산화물이 생성되었으며 1100°C에서는 FeCr_2O_4 , Fe_3O_4 가 추가적으로 생성되었다. 각각의 생성된 산화물은 900°C에서 1100°C로 온도가 증가함에 따라 활발한 확산으로 Al이 더 이상 보호막 형성을 하지 못하고 새로운 산화물이 형성되는 것으로 사료되며 높은 온도에서 추가 산화물이 더 빠른 시간에 형성되었다.

(4) Fe-22%Cr-5.8%Al 합금은 산화 초기(30시간) 이내에 Al_2O_3 생성을 일으켜 Al_2O_3 성장에 따라 산화가 진행된다. 그 이후 Al이 거의 소진되면 내부 결정립계 및 내부에 새로운 산화층이 형성되며 직선적인 질량 변화가 나타난다. 이후 시간이 지남에 따라 결정립계에서 생성된 Cr이나 Fe계 산화물들이 이전 산화층에 균열을 일으켜 급격한 산화를 가져오는 것으로 나타났다.

후 기

본 연구는 지식경제부의 “소재원천기술개발사업”의 지원으로 수행되었으며 이에 감사 드립니다.

참고문헌

1. J. G. Smeggil, A. W. Funkenbusch, N. S. Bornstein, Metall. Trans., 17 (1986) 923.
2. J. L. Smialek, Metall. Trans., 9A (1979) 309.
3. P. A. Mari, J. M. Chaiz, J. P. Iarin, Oxidation of Metal, 17 (1982) 315.
4. J. Jedlinski, G. Borchardt, Oxidation of Metals 36 (1991) 317.
5. M. H. Lagrange, A. M. Huntz, J. Y. Laval, Ann. Chim. Fr, 12 (1987) 9.
6. I. M. Wolff, L. E. Iorio et al., Mater. Sci. Eng., A241 (1998) 264.
7. Z. L. Zhang, D. Y. Li, X. Q. Dong, Acta Metall. Sin., 20 (2007) 87.
8. S. E. Sadique, A. H. Mollah, M. M. Ali et al., J. Corros. Sci. Eng., 1 (2000) 18.
9. Y. Niu, S. Wang, F. Gao et al., Corros. Sci., 50 (2008) 345.
10. R. Cuffe, H. Buscail, E. Caudron et al., Corros. Sci., 45 (2003) 1815.
11. D. P. Whittle, J. Stringer, Phil. Trans. R. Soc. Lond, A295 (1980) 309.
12. F. Clemendot, J. M. Gras, J. C. van Duysen, J. de Physique IV, 3 (1993) 291.
13. S. C. Choi, S. Park et al., Kor. J. Met. Mater, 35(1) (1997) 136.
14. K. S. Lee, H. Y. Ra, J. Met. Mater., 34(1) (1996) 936.
15. S. Hiroshi, K. Masski, Y. Keiichi, Kawasaki Steel Technical Report No., 31 (1994).
16. B. G. Moon, S. C. Kang, G. M. Kim, J. Corros. Sci. Soc. of Korea, 25(2) (1996) 149.
17. Z. L. Zhang, X. J. Ahang, T. J. Pan et al., Gangtie Yanjiu, 35(3) (2007) 38.
18. W. J. Quadakkers, J. Jedlinski, G. Borchardt et al., Appl Surf. Sci., 47 (1991) 261.
19. Y. C. Shin, K. S. Lee, W. W. Park, Kor. J. Met. Mater., 34(7) (1996) 936.
20. K. Ishii, T. Kawasaki, J. Jpn. Inst. Met., 56 (1992) 854.