

## Fe-(21.8, 24.1, 27.2)%Al 금속간 화합물의 고온 산화

김기영, 이동복

성균관대학교 플라즈마 응용표면기술연구센터

## The oxidation of Fe-(21.8, 24.1, 27.2)%Al intermetallics

G. Y. Kim and D. B. Lee

Center for Advanced Plasma Surface Technology.,  
Sungkyunkwan University, Suwon 440-746

### Abstract

Pure Fe<sub>3</sub>Al alloys with three different compositions of Fe-21.8%Al, Fe-24.1%Al and Fe-27.2%Al were prepared by vacuum induction melting followed by homogenization and hot forging. The long-time oxidation behavior of the prepared alloys was studied at 1073, 1273 and 1473K in air. The oxidation resistance greatly increased with an increase in Al contents. Thin and uniform oxide scales were always formed on Fe-27.2%Al, while thick and fragile oxide scales were formed on Fe-(21.8, 24.1%)Al. Internal oxidation was observed in Fe-(21.8, 24.1%)Al, when oxidized above 1273K. The major oxidation product of all the oxidized alloys was always  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

### 1. 서 론

최근 항공기, 선박, 자동차엔진 및 가스터빈 등의 각종 고온구조용 재료의 효율향상, 연료절감을 위한 작업온도상승 및 경량화를 목적으로 다양한 금속간화합물에 대한 활발한 연구가 진행되고 있다. 특히, Fe<sub>3</sub>Al 또는 FeAl과 같은 Fe-aluminide계 금속간화합물은 일반 구조합금과 비교하여,

1) 낮은 밀도, 2) Cr, Ni, Co 같은 전략적 또는 비싼 합금원소의 최소사용, 3) 충분한 양의 Al을 함유하고 있어 산화, 산화/황화, 황화, 산화/염화 분위기에서의 뛰어난 내부식성을 가지고 있으며, 4) (Ni, Ti)-aluminide계 금속간화합물보다 경제

성도 우위에 있다.<sup>1, 2)</sup> 그리고, Fe-aluminide의 다양한 부식 분위기에서의 뛰어난 저항성은 고온강도는 높지만 부식에 약한 재료에 대한 코팅 또는 클래딩 재료로서의 가능성도 높다.

Fe-(23-36)%Al조성에서 안정한 상은 1223K 이상에서 존재하는 불규칙 고용체인  $\alpha$ 상(bcc구조)으로부터, 823-1223K사이에서 존재하는 낮은 규칙도를 가진 B2 규칙상인 FeAl을 거쳐, 임계온도(T<sub>c</sub>)인 823K 이하에서 존재하는 높은 규칙도를 가진 DO<sub>3</sub> 규칙상인 Fe<sub>3</sub>Al로 천이하며, Al함량이 낮은 조성에서는 중간온도에서 불규칙상과 규칙상이 공존하는 2상 영역도 나타난다. 그런데, 임계온도까지는 온도가 증가할수록 Fe<sub>3</sub>Al의 항복강도가

증가하지만, 보다 높은 온도에서는 강도가 급격히 저하되는 단점을 가지고 있어 각종 합금원소를 첨가하여  $DO_3 \leftrightarrow B2$  천이온도를 높여 고온강도 향상, 고온크리프저항 증진 및 취약한 상온 연성의 개선을 도모하고자 하는 연구가 선진국을 중심으로 상당히 진척되어 있어 차후 스테인리스강이나 니켈계 초합금의 대체 내열재료로서의 가능성이 높아지고 있다.<sup>3)</sup>

$Fe_3Al$  합금에 대한 제조와 물성조사 등의 기존의 다양한 연구와 반하여, 고온구조재의 필수성질인 산화에 대해서는 아직까지 체계적으로 수행되지 않았다. 본 연구와 관련된 기존의 연구들로서, McKamey 등<sup>4)</sup>은  $Fe-(24-30)\%Al$ 에서 Al의 양이 증가할수록 실온에서의 항복강도는 760 MPa에서 310 MPa로 감소하며 인성은 4배정도 증진됨을 보고하였다. 또, DeVan<sup>5)</sup>은  $Fe-(26-28)\%Al$ 은 973, 1073K의  $H_2S-H_2-H_2O$  혼합 분위기에서 뛰어난 내식성을 가짐을 보고하고 있으나, 보다 고온의 대기중에서 Al 함량을 변화시키면서 장시간 동안 실험하지는 않았다. 따라서, 본 연구에서는 (21.8, 24.1, 27.2)%Al 조성의  $Fe_3Al$ 을 제조하여 아직까지 국내외적으로 수행되지 않은 순수한  $Fe_3Al$  조성에서 Al 함량변화가 고온산화에 미치는 영향을 대기중 1073, 1273, 1473K에서의 산화량 측정과 산화물 관찰/분석을 통하여 알아 봄으로써 앞으로  $Fe_3Al$  합금설계의 기초 자료를 제공하고자 하였다. 최고실험온도인 1473K는  $Fe_3Al$ 의 응용가능 온도보다 높지만 이 재료의 수명을 평가하기 위함이다. 수명예측시 산화에 따른 Al 소비속도는 중요한 인자이고,  $FeCrAl$ 합금과 비교하여  $Fe_3Al$ 내의 높은 Al함량은 더 오랜 산화수명을 가져올 수 있을 것으로 예상된다.

## 2. 실험 방법

본 연구에 사용된 순수한  $Fe_3Al$  금속간 화합물은 99.95% 전해철과 99.9%Al을 원료로 하여 Ar

분위기 하의 진공유도용해로를 이용하여  $6 \times 6 \times 13cm^3$  크기로 주조한 것이다. 제조된 주괴를 진공로내에서 1373K, 10시간 열처리한 후 노냉하여 균질화 처리하고, 1403K에서 1시간 동안 재가열하면서 공압단조기를 이용하여 단조비 50%로 가공하였다. 준비한 세 종류의 시편의 화학조성은 각각  $Fe-21.8\%Al$ ,  $Fe-24.1\%Al$  및  $Fe-27.2\%Al$ 이었으며, 불순물로서는 0.01wt%C과 3ppm의 질소가 존재하였다. 단조된 시편을  $2 \times 6 \times 10mm^3$  크기로 절단한 후, SiC 연마지 #1000까지 연마하고 아세톤에서 5분간 초음파 세척하고 알코홀로 세정한 후 산화실험을 실시하였다.

산화실험은 1기압의 대기중에서 1073, 1273 및 1473K의 세 실험온도로 각각 유지된 머플로를 이용하여 3종류의 시편을 노내로 장입한 후 일정온도에서 일정시간 동안씩 1회만 등온산화(isothermal oxidation)시키는 방법을 선택하였으며, 반복하여 시편을 노내로 장입추출하는 반복산화(cyclic oxidation)를 선택하지는 않았다. 산화실험후, 시편의 산화량을  $10^{-6}g$ 의 정밀도를 가진 미세저울을 이용하여 측정하였다. 생성된 표면산화물의 미세조직과 성분은 SEM/EDS를 이용하여 분석하였으며, 산화물의 구조는 X선 분석기를 이용하여 조사하였다.

## 3. 결과 및 고찰

Fig. 1의 (a)와 (b)는 각각 공기중 1073, 1273K에서와 1473K에서의 장시간동안 시편을 등온산화시켰을 때의 시편 표면적당 무게증가량,  $\Delta W/A$ , 대 시간, t,의 관계를 각각 나타낸 것이다. 실험시 시편을 알루미늄 도가니에 넣어 산화시켰으며, 무게 측정을 위해 시편을 운반할 때 도가니 바닥에 자연 박리된 산화물의 무게는 제외하고 측정하였다. 준비한 시편은 1073과 1273K에서는 장시간 산화에도 불구하고 모든 온도에서 전체적으로 작은 무게 증가량을 보여 우수한 내산화성을 나타내지만, 1473K에서는 상대적으로 짧은 기간에도 불

구하고 큰 무게 증가를 나타내고 있다. 산화과정 중 또는 시편을 노 밖으로 꺼낼 때의 열충격에 의해 시편 표면 산화물이 박리 및 생성되기 때문에 무게증가곡선이 일부 요동하고 있지만, 모재내의 Al함량이 증가할수록 내산화성이 크게 증진됨을 알 수 있다.

산화물에 대한 X선 시험결과인 Fig. 2에서 1073K에서는 생성되는 산화물이 얇아서 최고 17일 동안 산화시킨 경우에도 산화물에 대한 X선 회절선이 관찰되지 않고 모재 회절선만 나타났으며, 1273K 이상에서는 항상  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 만 뚜렷이 관찰되었다. 양론적 화합물인  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 는 무척 성장속도가 느려서 모재를 산화로부터 보호하여 Fig. 1과 같이 모

재에 뛰어난 내산화성을 부여하지만 균열과 박리에 약한 것으로 알려져 있다.<sup>6)</sup> 이러한 보호적 산화층의 손상은 작동환경에서 비롯되는 외적응력, 산화물 생성시에 모재금속과 산화물의 부피차이에 의한 성장응력 및 냉각시 모재와 산화물간의 열팽창계수 차이에 의한 압축응력이 주원인이 된다.

한편,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 의 다형태성중 준안정상으로는 ( $\gamma$ -,  $\delta$ -,  $\theta$ -) $\text{Al}_2\text{O}_3$ 가 있으며, 기존의 연구에 의하면<sup>7, 8)</sup> 1173K 이하에서는  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ (cubic spinel)  $\rightarrow$   $\delta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ (tetragonal)  $\rightarrow$   $\theta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ (monoclinic)  $\rightarrow$   $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ (rhombohedral) 순서에 따라 안정상으로 천이한다. 1173~1223K에서는  $\theta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 가 초기에 생성되지만 시간경과에 따라  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 로 서서히 변하며, 1273K이상에서는 대략 수 분에서 수 시간 이내에 초기 생성된  $\theta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 가  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 로 급속히 변태한다. 특히, 준안정상인  $\theta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 는 미세한 whisker 또는 blade형태로 존재하고, ( $\gamma$ -,  $\delta$ -,  $\alpha$ -) $\text{Al}_2\text{O}_3$ 는 등골거나 조대한 결정립들로 구성된 판상형태로 존재하므로, SEM관찰을 통하여  $\theta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 상의 판별

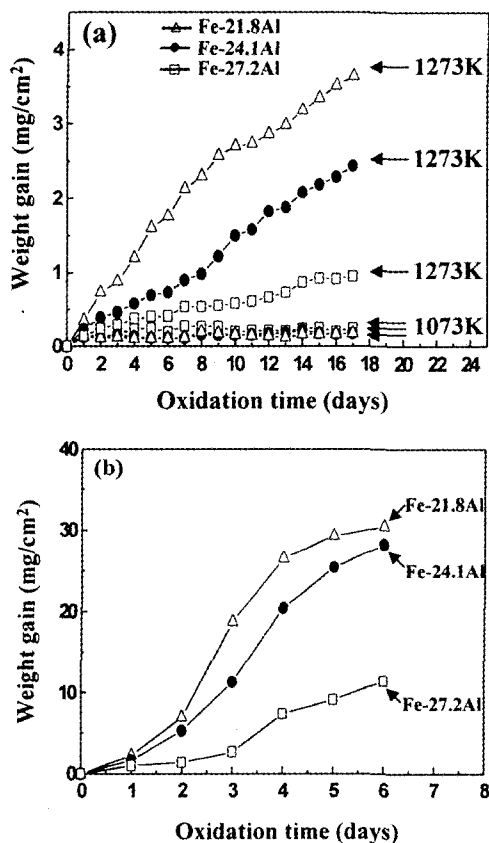


Fig. 1. Weight gain vs. oxidation time curves of Fe-(21.8, 24.1, 27.2 at%)Al during oxidation in air. (a) 1073 and 1273K, (b) 1473K.

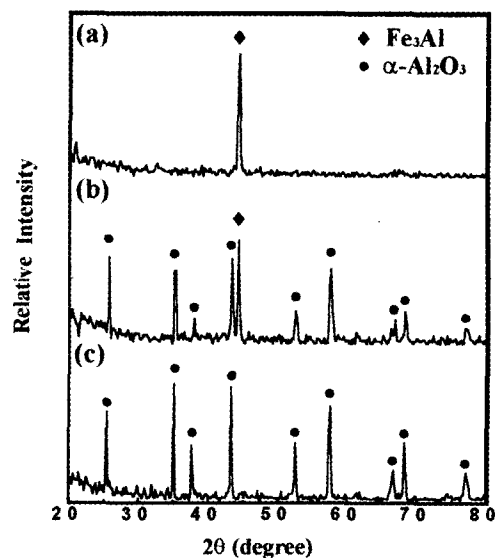


Fig. 2. X-ray diffraction patterns of scales after oxidation in air.

(a) Fe-24.1Al, 1073K for 17 days,  
(b) Fe-21.8Al, 1273K for 16 days,  
(c) Fe-27.2Al, 1473K for 6 days..

은 가능하다<sup>9)</sup>. 짧은 시간 내에 생성되는 산화물 분석은 기존에 많이 연구되었기 때문에<sup>5, 10, 11)</sup> 본 연구에서는 수행하지 않았으며, 1273K 이상에서 장시간 산화실험한 본 연구의 경우 어떠한 철이

$Al_2O_3$ 상도 X선 시험에서 관찰되지 않았다.

Fig. 3은 생성된 산화막의 외표면을 SEM으로 관찰한 것으로서, 1073K에서는 항상 미세한  $Al_2O_3$  결정립들로 구성된 얇은 보호피막이 생성되었다(Fig.

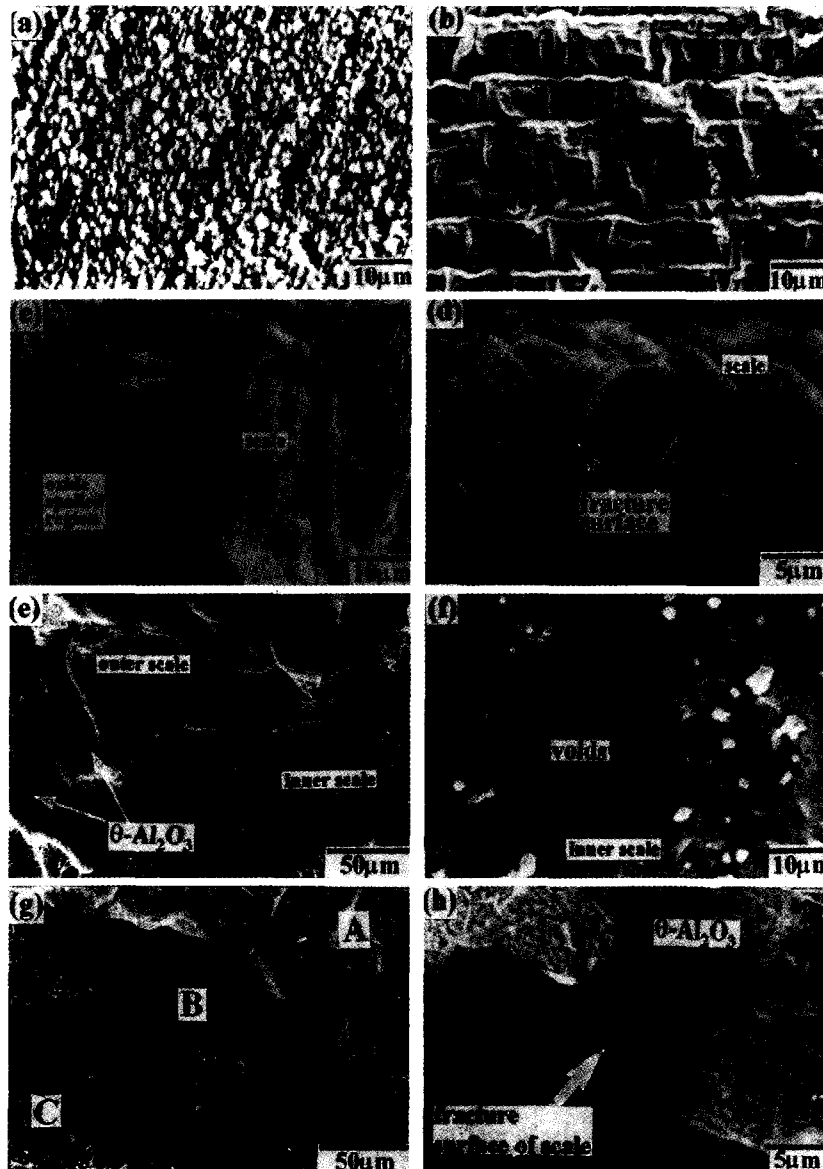


Fig. 3. SEM images of top view of the scales formed after oxidation.

- |                                   |  |
|-----------------------------------|--|
| (a) Fe-21.8Al, 1073K for 10 days, | (b) Fe-24.1Al, 1273K for 15 days,        |
| (c) Fe-27.2Al, 1273K for 15 days, | (d) Fe-24.1Al, 1473K for 10 min,         |
| (e) Fe-21.8Al, 1473K for 3 days,  | (f) enlarged view of inner scale of (e), |
| (g) Fe-24.1Al, 1473K for 10 days, | (h) enlarged view of outer scale of (g). |

3(a)). 온도가 1273K로 증가함에 따라 산화막은 두꺼워 졌으며 산화물 성장시 이축 압축응력이 발생하여 판상의  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 표면에는 상호수직인 방향으로 균열이 전파되었으며, 일부 산화물의 용기 및 박리도 일어났다(Fig. 3(b), (c)). 특히, Fig. 3(c)의 산화물이 박리된 지역에서는 미세하고 등근 자국의 기공이 관찰되었다. 이와같이, 산화물-모재 계면에 생성되는 기공은 시편 외표면에서의 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 형성에 따른 Al의 외부확산에 의한 Kirkendall 효과에 의해 생성됨은 잘 알려진 사실이다.<sup>12, 13)</sup> 기공은 산화물-모재간의 결합력을 약화시키고, 열응력이 발생할 때 응력집중원으로 작용하여 산화물의 박리를 촉진시키므로<sup>14)</sup> 본 실험에서도 산화 조건이 열악해질수록 보다 많은 산화물의 박리와 내산화성의 급격한 저하가 발생하였다. 1473K에서는 산화 초기부터 심각한 산화물 박리와 용기가 항상 관찰되었다. Fig. 3(d)는 1473K에서 10분간 산화시켰을 때, 모재와 분리된 산화막 파단면을 관찰한 것으로서, 1 $\mu$ m정도의 두께로 비교적 치밀하지만 용기된  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 산화물을 보여준다. 용기 과정이 진행될수록 산화물 표면은 많은 균열과 미세한  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> whisker가 관찰되었다(Fig. 3(e)). Ni<sub>3</sub>Al,<sup>12, 13)</sup> FeAl,<sup>15)</sup> Ni-Al,<sup>16, 17)</sup> Fe-Cr-Al<sup>18)</sup> 합금계의 1173K부근의 산화에서 자주 관찰되는  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>는 전자현미경적으로 내부 중앙에 길게 늘어난 기공, 즉 dislocation pipe가 존재하여 내부 중앙과 외표면을 따른 Al의 외부 확산에 의해 빠르게 성장하여 whisker형태를 갖는 것으로 알려져 있다. 한편,  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>는 marker실험, 산화물 형상 관찰로부터 산소의 내부 확산에 의해 성장이 지배된다고 종래에는 알려져 왔으나,<sup>19)</sup> 최근 Pint 등은<sup>20)</sup> 산소 동위원소를 이용한 실험으로부터 산소의 내부확산 뿐만 아니라 Al의 외부확산에 의해서도 성장이 지배된다고 주장하였다. 산화초기(예, Fig. 3(d))에서 관찰되지 않았던  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>가 시간 경과에 따라  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 산화막의 외표면에서 관찰된 이유(예, Fig. 3(e))는 산화막이 두꺼워질수록 산화물내의

잔류 응력이 축적되어, 이를 이완하기 위해  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 산화물내의 소경각 입계를 통하여 외부확산한 Al이 whisker 내부의 빈 공간을 따라서 표면확산하여 whisker의 선단 끝 부근에서 분위기중의 산소와 결합하여 계속적으로 성장하기 쉬운 조건이 되었기 때문이다. 이들 whisker는 전체적인 산화속도에는 영향을 미치지 못하며, 빠른 성장속도로 인해 보호피막의 역할도 하지 못한다.<sup>20)</sup> 1473K 산화시 주름지고 용기된  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 산화물 표면위에서 잔류응력에 의해 발생하는  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>는 Fe<sub>3</sub>Al-Cr-B,<sup>9)</sup> Fe<sub>3</sub>Al-Cr-B-Zr,<sup>8)</sup> Fe-25Cr-4Al,<sup>19)</sup> Ni<sub>3</sub>Al<sup>13)</sup> 및 NiAl 합금<sup>21)</sup>에서도 보고되고 있다. 외부  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 산화물의 균열과 박리는 산소의 내부침입을 용이하게 하여 외부 산화층 아래에는 또 다시 내부  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 산화막을 형성시킨다(Fig. 3(e)). 이때, 모재는 충분한 양의 Al을 함유하고 있기 때문에<sup>10)</sup> 계속적으로 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>가 생길 수 있다. 내부 산화막이 일부 박리된 산화물-모재 계면에서는 작고 등근 Kirkendall 기공이 관찰된다(Fig. 3(f)). 보다 심각한 산화조건에서는 내부 산화물층도 두꺼워져 모재와 박리되어 중간산화층으로 되며, 산화물-모재계면에서는 또 다시 새로운 내부 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 산화물층이 형성된다. 이러한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 반복 생성과정의 결과에 의한 산화물 형상을 Fig. 3(g)에 A, B 및 C층으로 나타내었다. 최외부 산화물층의 확대 사진인 Fig. 3(h)는 미세한 등근 입자로 구성되어 있으며 내부로 갈수록 약간 조대해진  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 결정립과 표면에 일부 존재하는  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> whisker를 보여주고 있다.<sup>8, 9, 12, 13)</sup> 참고로, Fig. 3(e), (g) 및 (h)의 표면 산화물에서 관찰되는  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>는 양이 적어서 Fig. 2의 X선 시험 결과에서는 나타나지 않았다.

1073K 산화의 경우 Fig. 4(a)와 같이 모든 시편에서 표면에 생성되는 산화물은 수  $\mu$ m 두께의 얇고 균일한 산화막으로 구성되어 있었다. 동일 온도의 고온산화시 Tortorelli 등<sup>11)</sup>은 Fe-Al합금에서 15%Al만 있으면 내부산화가 방지되고 철 산화물 대신에 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>가 생성되며, 19%이상에서는 내

산화성이 급격히 증가함을 보고한 바 있다. 1273K 이상에서는 시편조성에 따라 내산화성이 크게 달라졌는데, 가장 나쁜 내산화성을 나타내었던 Fe-21.8Al은 비교적 두꺼운 산화막과 내부산화물이 관찰되었으며, 중간 내산화성을 나타내었던 Fe-24.1Al은 산화정도는 덜 하였지만 Fe-21.8Al과 유사한 산화막 형상이 관찰되었으며, 가장 우수한 내산화성을 나타내었던 Fe-27.2Al은 모든 실험 조건에서 내부산화물 없이 치밀하고 얇고 균일한 산화막이 항상 관찰되었다. 예를 들어, Fig. 4(b)는 1273K, 17일 동안 산화시킨 후 Fe-24.1Al에 생성된 13 $\mu\text{m}$  두께의  $\text{Al}_2\text{O}_3$  산화막과 70 $\mu\text{m}$  깊이까지 존재하는 내부산화물을 보여주며, Fig. 4(c)는 1473K, 4일 동안 산화시켰을 때, Fe-21.8Al에 생성된 용기되고 균열된 평균 30 $\mu\text{m}$  두께의 외부산화

물과, 심각한 내부산화로 인한 과도한 내부산화물의 결집으로 약 115 $\mu\text{m}$  깊이까지 존재하는 내부산화층으로 구성된 2층 산화물을 보여주고 있다. 외부 산화물의 모재에 대한 접착력은 열악하였다. Fig. 4(d)는 1473K에서 7일 동안 산화시켰지만 내부산화물이 얇고 균일한 산화막이 형성된 Fe-27.2Al 산화막을 보여주고 있다.

1473K에서 4일간 산화시킨 Fe-24.1Al 시편에 대한 산화막 횡단면 분석 결과인 Fig. 5로부터 생성된 산화물은 모두 거의 순수한  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 로 이루어져 있으며, 미량의 산소가 모재 내부까지 고용되어 있음을 알 수 있다. 또한, 동일한 산화조건하인 Fig. 4(c)의 Fe-21.8Al과 비교하여, 산화막이 상대적으로 얇고 내부 산화도 훨씬 적게 일어났음을 알 수 있다.

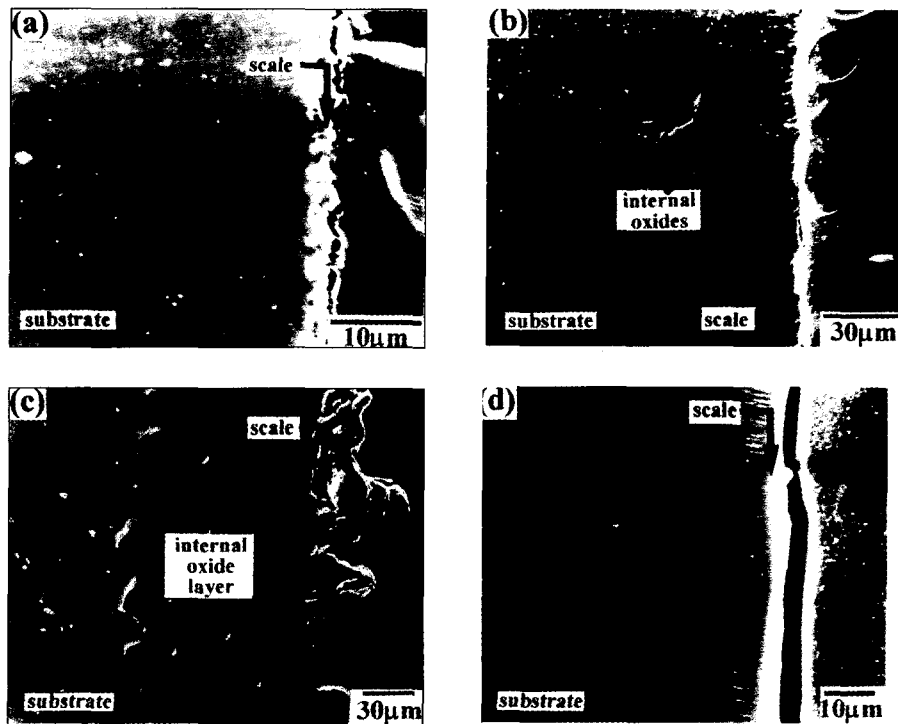


Fig. 4. SEM images of cross-sectional scales formed after oxidation.  
 (a) Fe-21.8Al, 1073K for 10 days, (b) Fe-24.1Al, 1273K for 17 days,  
 (c) Fe-21.8Al, 1473K for 4 days, (d) Fe-27.2Al, 1473K for 7 days.

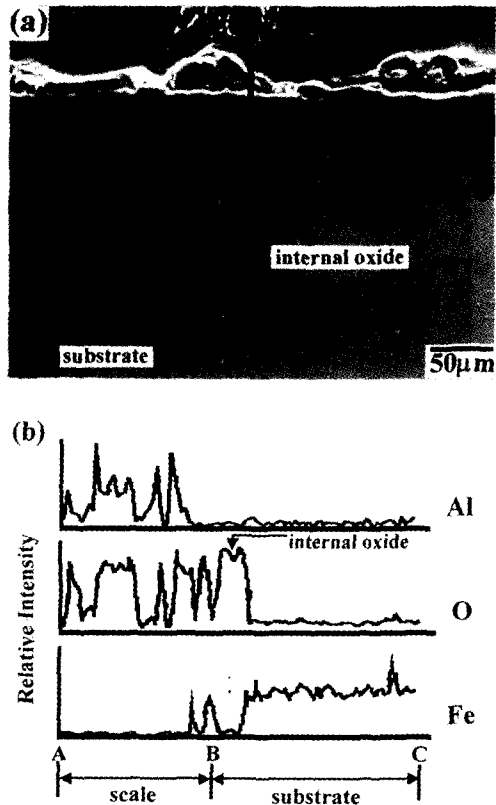


Fig. 5. Fe-24.1Al after oxidation at 1473K for 4 days.  
(a) SEM image, (b) EDS line profile.

#### 4. 결 론

1073-1473K의 대기 중 장시간 산화시켰을 때, Fe<sub>3</sub>Al 조성 영역에서 Al 함량이 증가할수록 내산화성이 크게 증진되었다. 1073K에서는 모든 시편에서 얇고 균일한 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 보호피막이 형성되었으며, 1273K 이상에서는 Fe-(21.8, 24.1%)Al의 경우 상대적으로 두껍고, 용기되거나 박리된 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 산화막이 형성되었다. 그러나, Fe-27.2%Al의 경우 1473K까지도 산화막의 박리와 용기가 거의 없이 얇고 치밀한 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 산화막이 형성되었다. 산화막이 박리된 지역에서는 기공이 관찰되었으며, 산화물 성장응력의 이완을 위해 용기된 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

산화물 표면에는 약간의 θ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> whisker들이 관찰되었다.

#### 참 고 문 헌

1. C. G. McKamey, J. H. DeVan, P. I. Tortorelli and V. K. Sikka : J. Mater. Res., 6 (1991) 1779
2. V. K. Sikka : Processing, Properties and Application of Iron Aluminides, J. H. Schneibel and M. A. Crimp (ed.), TMS, Warrendale, PA, (1994) 3
3. S. C. Deevi and V. K. Sikka : Intermetallics, 4 (1996) 357
4. C. G. McKamey, J. A. Horton and C. T. Liu : MRS Proc., 81, N. S. Stoloff, C. C. Koch, C. T. Liu and O. Izumi (ed.), MRS, Pittsburgh, PA, (1987) 321
5. J. H. DeVan : Oxidation of High-Temperature Intermetallics, T. Grobstein and J. Doychak (ed.), TMS, Warrendale, PA, (1989) 107
6. R. Prescott and M. J. Graham : Oxid. Met., 38 (1992) 233
7. 최송천, 김승호, 이동복, 박현순 : 대한금속학회지, 35 (1997) 145
8. 최송천, 김승호, 신현식, 이동복 : 대한금속학회지, 35 (1997) 136
9. J. Doychak, J. L. Smialek, T. E. Mitchell : Metall. Trans., A20 (1989) 499
10. P. F. Tortorelli and J. H. DeVan : Mat. Sci. and Eng., A153 (1992) 573
11. P. F. Tortorelli, J. H. DeVan, Processing, Properties and Application of Iron Aluminides, J. H. Schneibel and M. A. Crimp (ed.), TMS, Warrendale, PA, (1994) 257
12. S. C. Choi, H. J. Cho, Y. J. Kim, and D. B. Lee : Oxid. Met., 46 (1996) 51
13. S. C. Choi, H. J. Cho, and D. B. Lee : Oxid.

- Met., 46 (1996) 109
14. J. D. Kuenzly and D. L. Douglass : Oxid. Met., 8 (1974) 139
15. J. L. Smialek, J. Doychak and D. J. Gaydosh : Oxidation of High Temperature Intermetallics, T. Grobstein and J. Doychak (ed.), TMS, Warrendale, PA, (1988) 83
16. P. A. van Manen, E. W. A. Young, D. Schakora, C. J. van der Wekken and J. H. W. de Wit : Surf. Interface Anal., 12 (1988) 391
17. J. Asher, S. Sugden, M. J. Bennett, R. W. M. Hawes, D. J. Savage and J. B. Price : Werkst. Korros., 38 (1987) 506
18. D. A. Woodford : Metall. Trans., A12 (1981) 299
19. J. K. Tien and F. S. Pettit : Metall. Trans., 3 (1972) 1587
20. B. A. Pint, J. R. Martin and L. W. Hobbs : Solid State Ionics, 78 (1995) 99
21. H. Hindam and W. W. Smeltzer : J. Electrochem. Soc., 127 (1980) 1630