Ti-Al-Fe계 합금의 고온산화거동에 미치는 Fe의 영향

윤장원 · 현용택*[†] · 김정한* · 엄종택* · 윤석영

부산대학교 재료공학부, *재료연구소 특수합금연구그룹

Effect of Fe on the High Temperature Oxidation of Ti-Al-Fe Alloys

Jang-Won Yoon, Yong-Taek Hyun*[†], Jeoung-Han Kim*, Jong-Taek Yeom* and Seog-Young Yoon

Department of Materials Science and Engineering, Pusan National University, Busan 609-735, Korea

*Special Alloys Research Group, Korea Institute of Materials Science (KIMS), Changwon 642-831, Korea

(2011년 5월 9일 접수 : 2011년 5월 30일 최종수정 : 2011년 5월 30일 채택)

Abstract In this paper, high temperature oxidation behavior of newly developed alloys, Ti-6Al-4Fe and Ti-6Al-1Fe, is examined. To understand the effect of Fe on the air oxidation behavior of the Ti-Al-Fe alloy system, thermal oxidation tests are carried out at 700°C and 800°C for 96 hours. Ti-6Al-4V alloy is also prepared and tested under the same conditions for comparison with the developed alloys. The oxidation resistance of the Ti-Al-Fe alloy system is superior to that of Ti-6Al-4V alloy. Ti-6Al-4V shows the worst oxidation resistance for all test conditions. This is not a result of the addition of Fe, but rather it is due to the elimination of V, which has deleterious effects on high temperature oxidation. The oxidation of the Ti-Al-Fe alloy system follows the parabolic rate law. At 700°C, Fe addition does not have a noticeable influence on the amount of weight gain of all specimens. However, at 800°C, Ti-6Al-4Fe alloy shows remarkable degradation compared to Ti-6Al-1Fe and Ti-6Al. It is discovered that the formation of Al_2O_3 , a diffusion resistance layer, is remarkably hindered by a relative decrease of the α volume fraction. This is because Fe addition increases the volume fraction of β phase within the Ti-6Al-xFe alloy system. Activities of Al, Ti, and Fe with respect to the formation of oxide layers are calculated and analyzed to explore the oxidation mechanism.

Key words Ti-Al-Fe alloy, oxidation, iron, alloying element, oxide layer.

1. 서 론

타이타늄 합금은 우수한 비강도, 내피로성 및 내부식성 등으로 인하여 항공기용 부품 등의 구조재료 널리 사용되고 있다. 그중에서도 Ti-6Al-4V 합금은 $\alpha + \beta$ 합금으로 상용합금 중에서 가장 폭넓게 사용되고 있는 합금으로 인장 및 피로특성이 우수하고, 비교적 고온인 약 482°C까지 금속학적인 안정성이 좋다. 그러나 β 상 안정화원소인 V의 첨가는 가격상승의 원인이 되었으며, 이와 같은 이유로 기계적·화학적 성질을 저하시키지 않으면서 V를 대체하는 합금원소를 첨가한 합금개발이 이루어지게 되었다. Fe는 가격이 저렴하면서도 강력한 β 상 안정화 원소로서 Mo 당량이 V의 약 3.8배에 이르며, 실제로 Fe를 첨가하였을 경우 기본물성이 크게 향상되는 것으로 보고되었다.^{1,4)} 이러한 타이타늄 합금은 항공기 또는 발사체의 부품에 적용가능성이 높는데, 이와 같은 부

품은 우수한 내산화특성이 요구된다. 이런 요구에 맞추어 최근에 Ti-6Al-4V 합금의 V 대신에 Fe를 첨가한 저비용 Ti-Al-Fe계 합금이 개발되었다.³⁾ 이 합금은 상용 Ti-6Al-4V 합금에 비하여 우수한 기계적 강도를 갖는 것으로 보고되고 있지만, V를 대체한 Fe가 Ti-Al-Fe계 합금의 고온산화특성에 미치는 영향에 대한 연구는 미미한 실정이다. Shida,⁵⁾ Lee⁶⁾ 및 Kim⁷⁾ 등은 TiAl계 금속간화합물에서 Fe의 영향에 대한 연구를 진행한 바가 있는데 연구자마다 상이한 결과를 보고하고 있다. Shida 등은 Fe가 내산화성에 영향을 미치지 않는다고 보고한 반면 Lee 및 Kim 등은 Fe가 내산화성을 향상시킨다고 보고하였다. 본 연구에서는 β 안정화원소인 Fe를 첨가한 Ti-Al-Fe 3원계 $\alpha + \beta$ 합금의 고온산화거동과 Fe의 영향에 대하여 조사하였다.

2. 실험 방법

2.1 합금 및 시편의 제작

본 연구에 사용된 Ti-6Al-4V, Ti-6Al, Ti-6Al-1Fe 및 Ti-

[†]Corresponding author
E-Mail : ythyun@kims.re.kr (Y. -T. Hyun)

6Al-4Fe 합금은 유도스킬용해(Induction Skull Melting, ISM)법을 이용하여 직경이 50 mm, 길이가 180 mm인 봉상의 합금을 제조하였다. 제조된 합금은 $40 \times 8 \times 4 \text{ mm}^3$ 크기의 고온산화시편으로 가공하였다. 시편은 산화시에 표면에 일정한 두께로 산화층이 생성되게 하기 위하여 SiC 연마지로 #1,500까지 연마하고, 에탄올과 아세톤을 사용하여 초음파 세척한 후 등온산화실험을 실시하였다.

2.2 고온산화실험

등온산화실험은 TGA (Thermogravimetric analyzer)를 이용하여 700 및 800°C의 대기 분위기에서 실시하였으며, 이때의 무게변화는 70초 간격으로 자동 측정하였다. 실험온도까지 승온시 시편의 산화방지를 위하여 연속적으로 고순도의 Ar가스를 주입하였으며, 실험온도에 도달하면 질소와 산소의 비율이 79:21로 혼합된 공기를 16 ml/min의 속도로 시편이 장입된 챔버내로 흘려주었다. 각 합금의 온도별 상분율의 계산은 JMatPro 6.01 code를 사용하였으며, 산화실험 후 생성된 산화물은 X선 분석법(X-ray Diffraction, XRD) 및 EPMA (Electron Probe Micro-analyzer), 주사전자현미경(Scanning Electron Microscope, SEM) 등을 사용하여 조사하였다.

3. 결 과

3.1 중량변화

Ti-Al-Fe계 합금 및 상용의 Ti-6Al-4V 합금에 대하여 대기분위기 700°C에서 96시간 동안 산화실험수행 결과를 Fig. 1에 나타내었다. 시간에 따른 단위면적당 무게변화로 산화정도를 나타내었는데, 그림에서 알 수 있듯이 실험온도에서의 내산화성은 Ti-6Al, Ti-6Al-4Fe, Ti-6Al-1Fe, Ti-6Al-4V 순으로 우수함을 알 수 있다. 이들 합금의 등

Fig. 1. Isothermal oxidation curves of Ti-6Al-xM alloys in air at 700 and 800°C.

온산화곡선들은 공통적으로 초기에 포물선적 거동을 보인다. 즉, 시험초기에 시편의 표면은 고온의 대기 중에 직접 노출되어 급속히 산화가 진행되지만 시간의 경과에 따라 형성된 산화막이 각종 이온의 확산경로를 방해해 산화를 방지하기 때문에 산화속도는 점차적으로 감소된다. 이는 고온산화거동이 대기로부터 산소이온의 내부확산 또는 모재 금속이온의 외부확산에 의해 율속되고 있음을 의미한다. 50시간 이후부터는 선형적 산화거동을 보이는데 이는 확산경로를 막는 장벽역할을 하던 산화피막의 보호 능력보다 확산속도의 증가가 산화에 더 크게 영향을 미치기 때문이다. 실험 후 시편을 육안으로 관찰한 결과 Ti-6Al-4V 시편에서 산화층의 국부적인 박리 및 균열발생을 확인할 수 있었다. 이는 700°C의 고온에서 생성된 모재에 불안정하게 붙어있던 두꺼운 산화층이 실험 후 냉각되면서 열충격에 의해서 박리된 것으로 판단된다. 이와 같은 산화층의 박리현상은 Ti-6Al-4V 합금에서만 관찰되었으며, Ti-Al-Fe계 합금에서는 이러한 현상이 발생하지 않았다. 한편 Fe 함량에 따른 내산화성의 차이는 Ti-6Al-1Fe 합금보다 Ti-6Al-4Fe 합금의 내산화성이 우수한 것으로 나타났으나 그 차이는 크지 않았다. 800°C에서의 고온산화실험에서는 모든 합금의 내산화성이 급격히 감소하였으며, 모두 산화층의 박리가 발생하였다. Ti-6Al 합금과 Ti-6Al-1Fe 두 합금 사이에는 유사한 산화거동이 관찰되었으나, Ti-6Al-4Fe 합금은 이들보다 빠른 산화속도를 나타내었다.

3.2 산화층 및 합금원소의 거동

Fig. 2는 산화실험 후 시편의 횡단면을 EPMA를 이용하여 합금원소들의 분포를 분석한 결과이다. α 상 안정화 원소로 알려진 Al은 α 상에, β 상 안정화원소인 V와 Fe는 β 상에 주로 고용되어 있는 것을 알 수 있다. 산화층에 함유된 Ti와 Al의 농도는 모재부보다 떨어지는 반면 산소의 농도는 산화층에서 높게 나타난다. 이는 H. Guleryuz 등⁸⁾의 연구결과와 같이 합금원소의 외부확산과 산소의 내부확산으로 인해 산화층이 TiO_2 와 Al_2O_3 로 이루어지기 때문이다. 이 산화층은 연구자에 따라 TiO_2 와 Al_2O_3 가 반복된 산화층으로 보고되기도 한다.⁹⁾ 이는 Al이 함유된 타이타늄 합금에서 관찰되는 TiO_2 와 Al_2O_3 로 이루어진 산화층이 형성되는 기구와 같다. 산화층이 성장하면서 모재와 산화층 사이에 균열이 발생하면 균열사이에 산소분압이 증가하여 TiO_2 와 Al_2O_3 로 이루어진 새로운 산화층이 형성된다. 따라서 단층의 산화막을 형성한 본 시험편도 온도 및 시간의 증가 시 산화층의 박리가 일어나지 않는다면 TiO_2 와 Al_2O_3 가 반복되는 산화층이 형성될 것으로 사료된다. 산화층과 모재사이의 계면에서는 산소와 질소의 농도가 증가된 것을 확인할 수 있다. TiAl계 금

Fig. 2. EPMA mapping of cross sectional images after isothermal oxidation at 700°C for 96h in air (a) Ti-6Al, (b) Ti-6Al-4V, (c) Ti-6Al-1Fe and (d) Ti-6Al-4Fe.

속간화합물에서는 내부로의 질소 확산에 의한 모재계면에 생성되는 질화물은 취약한 층을 형성하여 산화층의 박리 및 연속적인 Al_2O_3 보호피막의 형성을 방해한다고 알려져 있다.¹⁰⁾ 그러나 본 연구에서는 Fig. 2에 나타난 것과 같이 Ti-6Al-1Fe 합금이 Ti-6Al-4Fe 합금보다 모재계면의 질소농도가 높음에도 불구하고 연속적인 Al_2O_3 층이 형성되었다. 각종 이온의 확산에 중요한 장벽 역할을 하는 Al_2O_3 층은 Ti-6Al-4V 합금에서 분절되고 굴곡져 있는

형태를 나타낸 반면, Ti-6Al, Ti-6Al-1Fe, Ti-6Al-4Fe 합금에서는 치밀한 산화층이 형성된 것을 알 수 있다. 이는 Ti-6Al-4V 합금에서 V이 TiO_2 내의 기공을 증가시킴으로써 TiO_2 의 성장을 촉진시켜 Al_2O_3 층 생성에 악영향을 미치기 때문인 것으로 알려져 있다.¹¹⁾

고온산화실험 후 산화층 표면 및 단면조직을 SEM으로 관찰한 결과를 Fig. 3과 4에 나타내었다. Fig. 3에서 보는바와 같이 Ti-6Al 합금의 산화층 표면은 비교적 미세

Fig. 3. SEM photographs of the top surface of (a) Ti-6Al, (b) Ti-6Al-4V, (c) Ti-6Al-1Fe and (d) Ti-6Al-4Fe after isothermal oxidation test at 700°C for 96h in air.

Fig. 4. SEM cross sectional images of (a) Ti-6Al, (b) Ti-6Al-4V, (c) Ti-6Al-1Fe and (d) Ti-6Al-4Fe after isothermal oxidation test at 700°C for 96h in air.

한 TiO_2 입자가 균일하게 분산된 형태를 갖는 것을 알 수 있고, Ti-6Al-4V 합금은 TiO_2 가 국부적으로 응집되면서 표면거칠기가 심한 산화층이 형성되는 것을 관찰할 수 있

다. 반면 Fe가 첨가된 Ti-6Al-1Fe 및 Ti-6Al-4Fe 합금은 침상 형태의 TiO_2 로 이루어진 산화층이 관찰되었다. 각 합금에 형성된 산화층의 두께는 Fig. 4에 나타난 것과 같

Fig. 5. X-ray diffraction patterns of the oxide scales (a) Ti-6Al, (b) Ti-6Al-4V, (c) Ti-6Al-1Fe and (d) Ti-6Al-4Fe.

이 Ti-6Al-4V 합금이 약 16 μm 로 가장 두꺼운 것으로 나타났고, Ti-6Al, Ti-6Al-1Fe, Ti-6Al-4Fe 합금은 약 8~10 μm 로 거의 일정하였다. 무게증가량이 클수록 산화층의 두께는 증가하는 경향을 보이나 Ti-6Al 합금의 내산화성이 가장 우수함에도 불구하고 Ti-6Al-4Fe 합금보다 산화층이 더 두껍게 형성되었다. Taylor¹²⁾는 Fe 산화물이 TiO_2 내에 고용된다고 보고하였는데, 본 연구에서 수행한 Ti-6Al-4Fe 합금에서도 Fe가 산화층에 고용되어 Fig. 4(d)와 같이 산화피막이 치밀한 반면 Ti-6Al은 Fig. 4(a)와 같이 치밀하지 못하기 때문에 산화층의 두께에 차이가 생긴 것으로 사료된다.

Fig. 5는 고온산화실험 후 시편의 내외부에 형성된 산화물의 상분석을 위해서 XRD를 이용하여 측정된 결과이다. 모든 합금의 시편에서 타이타늄 합금의 고온산화에서 일반적으로 관찰되는 TiO_2 가 주를 이루며, Al_2O_3 또한 형성되었다. Ti와 Al은 서로 비슷한 활동도를 가져 산화 초기에는 산화물이 경쟁적으로 생성되지만, 시간이 경과함에 따라 많은 내부결함으로 인해 성장이 빠른 TiO_2 가 산화층의 주를 이루기 때문이다. 이는 Fig. 2의 EPMA 결과와도 잘 일치한다.

4. 고 찰

4.1 Ti-6Al-xFe 합금의 내산화성에 미치는 Fe의 영향

Fig. 1에서 내산화성은 Ti-6Al이 가장 우수하고 Ti-6Al-4Fe, Ti-6Al-1Fe, Ti-6Al-4V 순으로 우수한 것으로 나타났다. 대기분위기의 모든 실험온도구간에서 Ti-6Al-4V 합금보다 Ti-Al-Fe계 합금이 훨씬 우수한 산화저항성을 보였다. 이는 Fe의 첨가로 내산화성이 증진 되었다기보다는 기존의 연구결과에서 알려진 바와 같이 내산화성에 유해

한 원소로 알려진 V이⁵⁾ Fe로 대체됨으로써 내산화성이 상대적으로 증진된 것으로 보인다. 이는 Fe가 첨가된 Ti-6Al-xFe계 합금이 Ti-6Al 보다 내산화성이 떨어지는 결과에서도 확인할 수 있다. 한편 Fig. 2의 Ti-6Al-4Fe 합금에서 Al_2O_3 층은 Ti-6Al-1Fe 합금과 비교하여 상대적으로 연속적인 층을 형성하지 못하고 단절된 양상을 보인다. 이는 Ti-6Al-4Fe 합금의 β 상 분율이 Ti-6Al-1Fe 합금보다 높아 상대적으로 적은 양의 Al이 고용되기 때문에 모재계면의 β 상 부근은 Al_2O_3 층 성장이 불균일하게 일어나 연속적인 Al_2O_3 층 대신 분절된 형태의 Al_2O_3 층이 형성된 것으로 판단된다. 일반적으로 β 상의 분율이 높을수록 내산화성이 α 상에 비해 떨어지는 것으로 알려져 있다.¹³⁾ 본 연구에서는 β 상 분율에 의한 내산화성 저하는 700°C에서는 거의 관찰되지 않았으나, 800°C에서는 Ti-6Al-4Fe 합금의 내산화성이 상대적으로 감소되는 것으로 나타났다. 800°C에서의 상분율을 상용해석 프로그램 JMatPro를 이용하여 측정한 결과 Fig. 6에 나타낸 것과 같이 Ti-6Al-1Fe의 경우 β 상이 14%, Ti-6Al-4Fe의 경우 45%로 현저한 차이를 보인다. 따라서 β 상 분율이 높은 Ti-6Al-4Fe 합금이 Ti-6Al-1Fe 합금에 비하여 내산화성이 떨어지는 것으로 판단된다.

대부분의 산화물은 이상적인 상태가 아니며 그들의 조성은 화학양론적비에 따라 n형 또는 p형으로 나뉜다. 이 중 Ti계 합금에서 주로 형성되는 TiO_2 와 Al_2O_3 등은 n형

Fig. 6. Volume fraction of (a) Ti-6Al-1Fe and (b) Ti-6Al-4Fe from JMatPro 6.01 code.

산화물이고 FeO 등은 p형 산화물이다. 고온산화속도가 확산에 의해 지배된다고 가정할 때 모재의 원자가(valence)와 다른 원자가를 가지는 합금원소의 첨가는 산화속도의 변화를 일으킨다. n형 산화물의 경우 모재보다 높은 원자가를 가지는 합금원소는 산화속도의 저하를 일으키고 반대의 경우에는 결함의 이동도를 높여 내산화성을 악화시키게 된다. 본 연구에서 Ti-6Al, Ti-6Al-1Fe, Ti-6Al-4Fe의 700°C 산화시험 결과를 살펴보면 Fe의 첨가가 산화속도를 소폭 증가시키는 것으로 나타났다. 이는 Fe²⁺이온이 첨가되면 전기적 중성을 유지하기 위해서 전자의 농도가 감소하게 되고 질량 작용의 법칙에 의해서 침입형 Ti⁴⁺이온의 농도가 증가하기 때문이다.¹⁴⁾ 이렇게 침입형 Ti⁴⁺이온의 농도가 증가하게 되면 외부 산화층으로의 확산이 쉬워지게 된다. 실제로 800°C에서 Ti-6Al-4Fe는 Ti-6Al과 비교해 크게 저하된 내산화성을 보였다. 이러한 결과는 TiAl계에서 Fe 첨가가 내산화성을 증진 시킨다는 보고와 상충되는 것이다. Shida 등⁵⁾은 Fe의 첨가가 TiAl계 합금에서 거의 중성적인 역할을 하지만, 약 2wt.%의 Fe 첨가는 소폭 내산화성을 증진 시키는 것으로 보고하였다. Lee 등⁶⁾은 TiAl계 합금에서 Fe를 첨가한 경우 800°C에서 현저한 내산화성 증가를 보고하였다. 이는 Ti-Al-Fe 합금계에서 Fe가 고온산화특성에 미치는 효과가 TiAl 합금계와는 확연히 다를 것을 보여주고 있다. TiAl계 합금에서는 Al₂O₃ 산화층이 여러층으로 비교적 활발히 생성되는데 이 Al₂O₃ 층은 안정구조로서 성장속도가 느려 전체적인 산화물의 생성속도를 늦추는 역할을 한다. Fe의 첨가는 +3가의 Al을 치환하면서 Al의 이온농도를 증가시킨다. 이는 Al₂O₃층을 성장시켜 TiAl계 합금의 내산화성을 향상시키는 것으로 보고되고 있다. 반면 Ti-6Al계에서는 TiAl계 보다 Al 함유량이 적어 상대적으로 Al₂O₃ 층의 효과는 크지 않아 Fe의 첨가에 따른 내산화 효과를 기대할 수 없게 된다.

4.2 Ti, Al, Fe 원소의 활동도 영향

모든 시험 합금들의 고온산화시험의 결과를 보면 공통적으로 Al₂O₃와 TiO₂가 교대로 형성되지만 시간 및 온도가 충분치 못할 경우 Al₂O₃와 TiO₂로 이루어진 단층의 산화막이 형성되어 있는 것을 확인 할 수 있었다. 이는 다음과 같은 두 가지 반응이 교대로 나타났음을 의미한다.

한편 Fe 산화물의 경우 다음과 같은 3가지 반응을 예측할 수 있다.

위 5가지 반응에 대해 온도에 따른 Gibbs 자유에너지는 다음과 같이 표현될 수 있다.¹⁵⁾

$$\Delta G_{1,T}^O = -1,676,000 + 320T \quad (6)$$

$$\Delta G_{2,T}^O = -910,000 + 173T \quad (7)$$

$$\Delta G_{3,T}^O = -263,000 + 64T \quad (8)$$

$$\Delta G_{4,T}^O = -810,520 + 254T \quad (9)$$

$$\Delta G_{5,T}^O = -1,102,200 + 307T \quad (10)$$

또는

$$\Delta G_{1,T}^O = -RT \ln K_1 = -RT \ln \frac{a_{Al_2O_3}}{(a_{Al})^2 \cdot (p_{O_2})^{3/2}} \quad (11)$$

$$\Delta G_{2,T}^O = -RT \ln K_2 = -RT \ln \frac{a_{TiO_2}}{a_{Ti} \cdot (p_{O_2})} \quad (12)$$

$$\Delta G_{3,T}^O = -RT \ln K_3 = -RT \ln \frac{a_{FeO}}{a_{Fe} \cdot (p_{O_2})^{1/2}} \quad (13)$$

$$\Delta G_{4,T}^O = -RT \ln K_4 = -RT \ln \frac{a_{Fe_2O_3}}{(a_{Fe})^2 \cdot (p_{O_2})^{3/2}} \quad (14)$$

$$\Delta G_{5,T}^O = -RT \ln K_5 = -RT \ln \frac{a_{Fe_3O_4}}{(a_{Fe})^3 \cdot (p_{O_2})^2} \quad (15)$$

Du 등은 Al₂O₃와 TiO₂의 활동도를 최대값인 1로 놓고 Al, Ti의 최소 활동도 값을 구하였다.⁹⁾ 유사한 방법으로 Fe의 최소 활동도 값을 구하면 Table 1과 같다. 여기서 α_{min Al}은 α_{min Ti}보다 3 order 만큼 더 큰 값이 요구되는 것을 알 수 있는데 이는 초기 산화시 TiO₂층이 먼저 생성될 수 있음을 의미한다. 또한 FeO, Fe₂O₃ 및 Fe₃O₄의 경우 Al₂O₃, TiO₂보다 훨씬 높은 수준의 활동도를 요구하고 있음을 알 수 있다. 따라서 실제로 Fe의 산화물이 생성되기는 어려울 것으로 판단되고 실제로 EPMA와 XRD 결과에서 동일하게 확인되었다. 실제 Ti-6Al-xFe 계에서 각

Table 1. The calculated minimum values of α_{Al} and α_{Ti} for the formation of Al₂O₃ and TiO₂ at P_{O₂} = 0.21 atm at between 700 and 800°C.

	700	800
α _{min Al}	7.6 × 10 ⁻³⁷	1.2 × 10 ⁻³²
α _{min Ti}	7.3 × 10 ⁻⁴⁰	2.6 × 10 ⁻³⁵
α _{min Fe} (for FeO)	3.5 × 10 ⁻¹¹	7.3 × 10 ⁻¹⁰
α _{min Fe} (for Fe ₂ O ₃)	4.3 × 10 ⁻¹⁶	8.0 × 10 ⁻¹⁴
α _{min Fe} (for Fe ₃ O ₄)	4.2 × 10 ⁻¹⁵	2.9 × 10 ⁻¹³

원소의 활동도가 얼마인지는 알려져 있지 않으나 Ti-12.6Al 합금의 800°C에서 α_{Al} 이 2.8×10^{-4} , α_{Ti} 가 0.81로 보고되어 있어¹⁶⁾ TiO₂ 산화물이 다른 산화물 보다 먼저 생성될 것임을 반증하고 있다. Ti-6Al-xFe 계에서 Fe의 활동도는 보고되고 있지 않으나 Table 1의 결과에서 다른 합금원소에 비해 크게 낮을 것으로 예상된다.

5. 결 론

Ti-6Al, Ti-6Al-1Fe, Ti-6Al-4Fe 및 상용의 Ti-6Al-4V 합금을 고온에서 등온산화시킨 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 700°C에서의 내산화성은 Ti-6Al, Ti-6Al-4Fe, Ti-6Al-1Fe, Ti-6Al-4V 합금 순으로 우수하나, Ti-6Al-4V 합금을 제외한 합금들의 내산화성 차이는 크지 않았다. 그러나 800°C에서는 Ti-6Al-4Fe의 내산화성이 Ti-6Al-1Fe에 비해 크게 악화된 경향을 보였다.

2) Ti-6Al-4V 합금에 비해 Ti-6Al-xFe 합금들의 내산화성이 우수한 이유는 Fe의 효과보다는 내산화성 유해 원소인 V이 제거됨으로써 발생한 결과였다.

3) Ti-6Al-xFe계 합금에서 Fe원소는 기존의 TiAl계에서와는 달리 β 상의 분율 증가로 인한 Al이 고용된 α 상의 감소로 주 확산저항층인 Al₂O₃형성을 방해하는 역할을 하였다.

참 고 문 헌

1. U. Zwicker, K. Buhler, R. Muller, H. Beck, H. J. Schmid and J. Frest, in Proceedings of 4th International Conference on Titanium; Titanium '80 Science and Technology (Kyoto, Japan, May 1980) ed. by H. Kimura and O. Izumi

- (Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, USA, 1980) p. 505.
2. P. J. Bania, A. J. Hutt, R. E. Adams and W. M. Parris, in Proceedings of 7th International Conference on Titanium; Titanium '92 Science and Technology (San Diego, USA, June 1992) ed. by F. H. Froes and I. L. Caplan (Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, PA, USA, 1993) p. 2787.
3. H. W. Jeong, S. E. Kim, Y. T. Hyun and Y. T. Lee, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **39**(1), 34 (2001) (in Korean).
4. H. Fujii and K. Takahashi, Nippon Steel Tech. Rep., **85**(1), 113 (2002).
5. Y. Shida and H. Anada, Oxidation of Metals, **45**(1-2), 197 (1996).
6. D. B. Lee, Metals and Materials Int., **11**(4), 313 (2005).
7. M. H. Kim and D. B. Lee, J. Kor. Inst. Surf. Eng., **33**(4), 281 (2000) (in Korean).
8. H. Guleryuz and H. Cimenoglu, J. Alloy. Comp., **472**, 241 (2009).
9. H. L. Du, P. K. Datta, D. B. Lewis and J. S. Burnell-Gray, Corrosion Sci., **36**(4), 631 (1994).
10. M. P. Brady, W. J. Brindley, J. L. Smialek and I. E. Locci, J. Met., **48**(11), 46 (1996).
11. Y. Shida and H. Anada, Corrosion Sci., **35**(5-8), 945 (1993).
12. R. W. Taylor, Am. Mineral., **49**, 1016 (1964).
13. C. Leyens and M. Peters, Titanium and Titanium Alloys; Fundamentals and Applications, p.17, Wiley-VCH, German (2003).
14. U. T. Son, Corrosion of Metals Engineering, p. 265, Namyongmunhwasa, Seoul, Korea (1981) (in Korean).
15. D. R. Gaskell, Physical Metallurgy, 4th ed., p. 447, ed. R. W. Cahn and P. Haasen, Elsevier Science, BV, USA (1996).
16. K. L. Luthra, Oxidation of Metals, **36**(5-6), 475 (1991).