한국부식학회지
J. Corros Sci. Soc. of Korea
Vol. 25 No. 3, September, 1996
〈연구논문〉

Fe-14Al-2Zr 합금의 고온 부식거동에 관한 연구

이 병 우 · 김 흥 식*
부경대학교 공과대학 생산가공공학과, *울산대학교 공과대학 금속공학과

A Study on High Temperature Corrosion Behavoir of Fe-14Al-2Zr Alloy

B. W. Lee, H. S. Kim*
Department of Production and Welding Eng, Pukyong National University
**Department of Metallurgy, University of Ulsan*

The morphology of the scale formed on the surface of Fe-14Al alloys exposed to high temperature(1143K) sulfidation/oxidation environment have been observed and analysed using SEM/EDS and XRD. Fe-14Al(Fe_3Al) alloy shows excellent high temperature corrosion resistance during initial period of exposure by the formation of about 4μm Al_2O_3 film, however nucleation and growth of brittle iron rich oxide, (Fe, Al)Ox, particle on the surface of oxide film lead to the cracking and spalling of outer region of the protective film. Although the addition of 2wt% zirconium to the Fe-14Al alloy prevents the spalling tendency of protective film, the formation of iron sulfide on the surface of Fe-14Al-2Zr alloy degrades the protectiveness of oxide film.

1. 서 론

고온 부식분위기에서의 내식 및 내열성재료의 개발은 공학적 측면에서 부식에 따른 재료의 손실과 부식반응에 의한 보호막 형성으로 인한 방식효과등 경제적측면 뿐만아니라 환경보호 및 산업안전의 측면에서 중요한 사실이다.

고온 내열재료의 이용은 여러 연구자료에 의하면 기존 석탄계 및 천연가스 연료에 적절한 내열기관과 대체 에너지자원으로서 핵발전 교환장치 등에 고효율성을 부여시킬 수 있는 재료에 흥미를 가져왔고 미래 산업의 주도적 역할을 할 항공 우주분야의 내열장치 부품 및 연소장치 등에 사용할 재료에도 관심을 기울여왔다. 이들 재료의 구성영역은 Ni 및 Co계 등의 초합금계열로서 사용되는 연료에 의해 생성되는 가스, 즉 탄산가스, 유황증기, 수증기 등과 직접 반응하여 산화물, 황화물, 탄화물 등의 부식층이 생기게 되어 재료적인 측면에서 고온 부식이 연구의 촛점이 되고 있다.[1-5] 종래의 내연기관 및 가스터어빈에 사용되는 내열, 내식합금들은 Ni계 초합금으로서 고온부식을 방지할 수 있는 합금원소를 첨가하여 Cr_2O_3나 Al_2O_3 등의 보호성막막의 형성에 의존하였다. 최근에는 구조용 합금에 cladding이나 금속간 화합물피복을 이용하기도 하지만 비경제적이다. 일반적으로 Cr_2O_3박막 형성합금은 1000℃ 이상의 온도에서는 산소와 반응하여 CrO_3의 휘발성 산화물을 형성하기 때

문에 산화물 안정화원소를 첨가하여 사용하기도 한다. 그러나 Al_2O_3는 그 이상의 온도에서도 안정하기때문에 합금의 내식성 박막으로서 널리 이용되고 있다.

최근에는 규칙적인 금속간화합물에 기초를 둔 철-알루마이드 합금의 제조법이[6-8] 다양하게 개발됨에 따라 상업적인 응용에 한걸음 다가서게 되었다. 특히 합금원소의 첨가와 미세조직의 조정에 의해 공학적인 인성을 얻게되고 여러 스테인레스합금이나 초합금보다 비강도가 우수하고 가격면에서도 장점이 있는 합금이다.[9,10] 따라서 본 연구에서는 합금의 열간가공성, 고온강도, 고온내열성 및 경제성을 고려하여 Fe-14Al 합금을 기본 합금으로 선정하고 합금원소로는 고온 복합가스환경에서 산화물박막 형성을 촉진할 수 있는 원소로서 열역학 안정도[11,12]를 검토하여 Zr원소를 선정하고 진공 아아크 용해로로 시편을 제조한 다음 이 합금들을 1143K, 고온 부식환경 즉 석탄가스화 환경인 황화($Ps_2=1.11\times10^{-7}$ atm, $Po_2=3.11\times10^{-20}$ atm) 및 황화/산화($Ps_2=1.06\times10^{-7}$ atm, $Po_2=3.31\times10^{-18}$ atm) 분위기에서 고온 부식실험을 수행하여 고온 내식성박막의 형성 가능성을 찾아보기위하여 SEM/EDS 및 XRD분석을 하였다.

2. 실험방법

2.1 시편제작

본 연구에 사용된 합금들은 고순도의 재료들을 필요한 무게만큼 평량하여 수냉중인 아아크 용해로 바닥에 장입하고 밀폐시킨후 10^{-4}Torr까지 진공으로 한 다음 아르곤 가스를 주입하여 충분히 세척하고 텅스텐 전극봉과 시료 사이에 arc를 발생시켜 시료를 용해하여 제조하였다. 용해 주조된 합금시료는 열간단조하여 가공응력을 충분히 제거하기 위해 1173K~1373K로 열처리 시킨 후 각각의 시료들은 10×5×1mm의 크기로 정밀 시편절단기로 절단한 후 고온 부식실험 시편으로 사용하였다. 시편의 성분은 spectrometer(Shimadzu, GVM 1040)로 분석하였고 각 시편의 화학성분은 Table 1과 같다.

Table 1. Chemical composition of alloys (wt%)

Element / Specimen	Fe	Al	Zr	C	P
Fe-Al	86.26	13.7	–	0.03	0.01
Fe-Al-Zr	84.19	13.6	2.17	0.03	0.01

2.2 고온 부식실험 및 전자현미경 관찰

고온 부식실험은 SiC 발열체의 로에 이중의 석영관으로 만든 반응실이 설치된 고온 부식실험장치[13,14] 를 사용하였고 황화환경(A)과 황화/산화환경(B)의 분위기는 수소가스, 수소 98%/황화수소2%의 혼합가스와 항온조내에 있는 증류수를 일정온도로 각각 30℃, 70℃로 유지시키고 수증기를 발생시키면서 그 속에 혼합가스를 통과시켜 조절하였다. Table 2는 부식 반응분위기의 초기산소 및 유황가스 분압의 조성을 나타낸 것이다. 부식반응이 끝난 시편들은 데시케이터에 넣어 냉각시키고 천칭에서 무게 증감을 측정한 후 부식층의 표면형상 및 성분, 조직은 SEM/EDS 및 XRD로 확인하였고 측면형상의 조직과 성분은 전도성물질의 페놀수지로 사용하여 mounting하였으며 NO.320~1000 연마지로 연마후 0.05μ의 Al_2O_3연마제로 Polishing한 후 초음파 세척시켜 조직관찰 시험편으로 사용하여 SEM/EDS분석을 행하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 Fe-14Al 합금에 Zr첨가에 따른 고온 부식거동

3.1.1 부식반응에 따른 무게 증가곡선

Fig. 1은 Fe-14Al 및 Fe-14Al-2Zr 합금을 1143K, 고온 부식환경에 노출하였을때 시간의 경과에 따른 단위 면적당 부식생성물의 무게증

Table 2. Initial gas composition(vol.%) and calculated Po_2 & Ps_2 values at 1143K

Environment	H_2	H_2S	H_2O	Po_2(atm)	Po_2(atm)
A	94.9	1.1	4.0	3.11×10^{-20}	1.11×10^{-7}
B	69.2	0.8	30.0	3.31×10^{-18}	1.06×10^{-7}

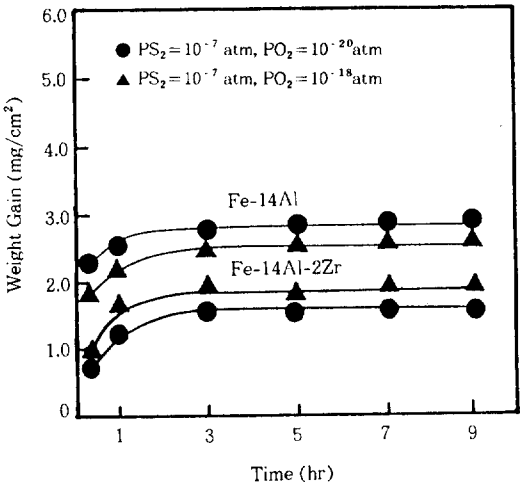


Fig. 1. Weight gain of Fe-14Al and Fe-14Al-2Zr alloys exposed to high temperature corrosion environment at 1143K ; (1) ● : sulfidation environment, (2) ▲ : sulfidation/oxidation environment.

가 경향을 나타낸 것이다. 각 환경에 따라 초기 1시간이내까지는 Fe-14Al 합금은 무게가 약 2mg/cm²과 Fe-14Al-2Zr합금은 약 1.5mg/cm² 으로 증가한 후 장시간 노출하여도 무게의 증가 없이 일정하였다. 즉 이들 합금은 고온 부식환경에서 대수 함수형 부식반응을 하므로 내식성이 우수하다고 확인된다. Devan의 연구[15]에 따르면 Fe-28at%Al 합금을$Ps_2\leq10^{-6}$atm, $Po_2\leq10^{-20}$atm 분위기내에서 1073K의 온도에 장시간 노출하였을때 무게가 약 1mg/cm² 이하의 증가와의 결과와도 비슷하게 일치된다. Fig. 2는 Fe-14Al 합금을 초기 15분간 동안 고온 황화분위기에서 노출한 표면의 부식생성물을 보여준 것이고 SEM/EDS분석의 A spot(1)에 의하면 Fe의 X선 강도가 낮게 나타나고 있는 것으로 보아 Fe를 약간 함유한 산화 알루미늄임이 판명되고 이것을 확

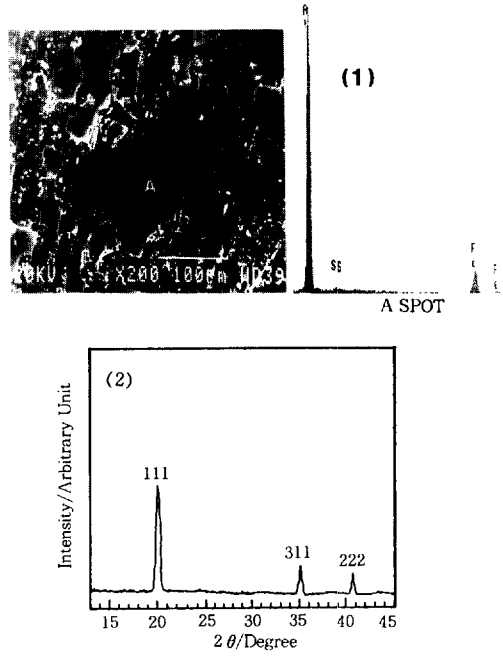


Fig. 2. SEM/EDS spectra(1) and X-ray diffraction pattern(2) from the surface of scale formed on Fe-14Al alloy exposed to sulfidation environment at 1143K for 15minutes.

인하기 위한 XRD(2)분석에 의하면 γ-Al_2O_3임이 확인되었다. 판상의 결정들이 전체적으로 보이지 않는 것은 상온 냉각도중에 부분적인 박리를 이룬것으로 생각된다.

3.1.2 황화 부식환경에서의 부식층의 현미경조직

Fig. 3은 황화부식환경에서 3시간 동안 고온에 노출했을때 Fe-14Al 및 Fe-14Al-2Zr 합금의 부식층의 표면과 단면조직이다. Fe-14Al 합금은 Fig. 3(B)의 단면부식층에 보인바와 같이 취약하여 박리되고 있는 외부부식층과 내부의 치밀하고 두께가 엷은 내부부식층이 형성된다. SEM/EDS분석에 의하면 외부부식층은 철이 많이 함유된 알루미늄 산화물[(Al,Fe)Ox]이고 치밀한 내부부식층은 철 함유량이 낮은 알루미늄 산화물(Al_2O_3)이다. 부식층의 총두께는 3μm정도이나 박리되지 않고 합금층에 치밀하게 부착된 산

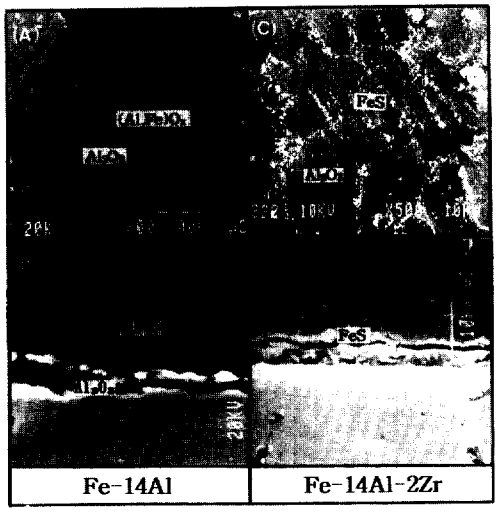


Fig. 3. Morphology of surface and cross section to scales formed on Fe-14Al and Fe-14Al-2Zr alloys exposed to sulfidation environment at 1143K for 3hours.

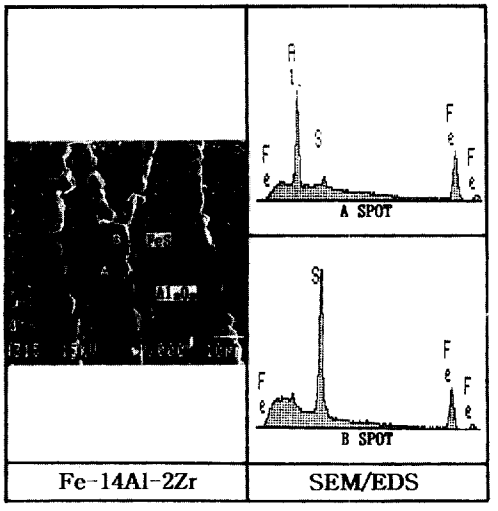


Fig. 4. SEM/EDS spectra from the surface of scale formed on Fe-14Al-2Zr alloy exposed to sulfidation environment at 1143K for 3hours.

화물의 두께는 약 1㎛이다. Zr을 첨가한 Fe-14Al-2Zr합금은 1143K, 고온 부식환경에 노출하였을때 모재 합금의 결정경계를 따라 작고 미세한 결정입자가 석출하기 시작하였으며 이 결정입자들의 크기는 부식환경에 장시간 노출하여도 더 이상 커지지 않았으며 모재합금의 결정경계를 따라 석출한 결정들만이 조대하였고 입내의 결정입자들은 미세하였다. Fig. 4는 이들 합금을 3시간 고온 부식환경에 노출한 것의 결정입계에 석출한 결정을 확대하여 SEM/EDS 분석한 결과이다. 모재 합금의 결정입계에 석출한 입자는 철 황화물(FeS)임이 확인되었다. 이들 합금을 부식환경에 9시간 노출시킨 경우의 합금의 표면층과 부식층의 단면조직을 SEM/EDS 분석한 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 황화부식 환경에 3시간 노출하였을 경우에 결정경계를 따라 철황화물(FeS)이 형성되었으나 9시간 노출하였을 경우에는 Fig. 5에 보이는 바와 같이 부식된 시편표면에는 철황화물(FeS)이 보이지 않는것은 열응력등으로 탈락되어진 것으로 생각된다. 그리고 시편 전표면에 걸쳐 알루미늄산화물로

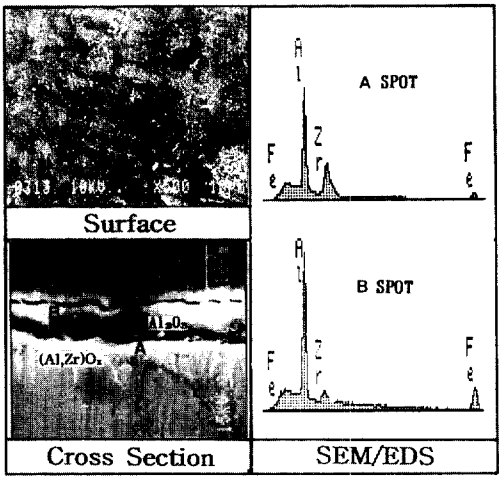


Fig. 5. SEM/EDS spectra from the surface and cross section of scale formed on Fe-14Al-2Zr alloy exposed to sulfidation environment at 1143K for 9hours.

피복되어 있음이 관찰된다. 또한 알루미늄 산화물층인 부식층과 모재사이의 계면에는 지르코늄(Zr)이 농축되어 있음이 SEM/EDS에 의하여 확인되었다. 알루미늄 산화물층은 Fe-14Al 합금과는 달리 외부층의 박리가 없고 다소 안정한

것으로 생각되고 합금계면층은 Zr이 농축된 산화알루미늄 층으로 두께는 약 4㎛정도로 Zr을 첨가하지 않았을때 보다 치밀하며 부착성이 양호하였다.

3.1.3 황화/산화 부식환경에서 부식층의 현미경조직

이 환경에서 형성된 Fe-14Al 합금의 부식층 표면조직과 성분은 황화환경에서 형성된 부식층과 동일하게 표면에 형성된 판상의 결정들이 Fe를 약간 함유하는 알루미늄 산화물(Al_2O_3)임이 확인되었다. 이 환경에서 3시간 부식시킨 합금의 부식층도 황화환경의 경우와 유사하게 취약한 외부부식층이 내부의 치밀한 부식층으로부터 박리되고 있음을 Fig. 6(B)에 보였다. Fe-14Al-2Zr 합금은 Fig. 6(C)에 보인 바와 같이 고온 황화/산화환경에 노출하였을때 황화환경에서와 유사하게 철 황화물이 모재합금의 결정경계를 따라 부식층 표면위에 석출 하였다. 이것은 비교적 확산이 수월한 결정입계를 통해 Fe이온의 이동이 수월하여 Fe이온과 황화가스가 반응하여 철황화물이 결정경계를 따라 석출되어 있는 것으로 판단된다. Fig. 7(1)에 보인 바와 같이 노출 1시간 이내에 철황화물이 부식층 전 표면에 걸쳐 석출하였으며 이때 모재합금의 결정경계를 따라 석출한 철 황화물의 입자는 조대하나 다른 입자들은 미세하였다. 황화 부식환경과는 달리 부식환경에 장시간 노출하였을때 부식층 표면에는 Fig. 7(2)에 보인 바와 같이 황화환경에서 형성되는 철 황화물과는 형상이 다른 새로운 침상 또는 판상의 결정입자가 성장하였다. 이 결정입자(B)를 SEM/EDS로 분석한 결과 철과 알루미늄의 함유량은 거의 동일하고 황화 부식환경보다 유황 함유량이 비교적 낮은 결정입자임이 확인되었다. 유황함유량이 비교적 낮은 것으로 미루어보아 이 결정은 황화철(FeS)과 산화알루미늄(Al_2O_3)이거나 또는 철과 알루미늄의 황화물결정[(Fe, Al)Sx]으로 간주할 수 있다.

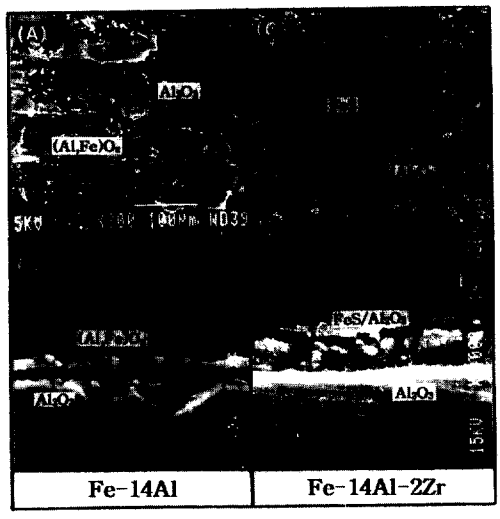


Fig. 6. Morphology of surface and cross section to scales formed on Fe-14Al and Fe-14Al-2Zr alloys exposed to sulfidation/oxidation environment at 1143K for 3hours.

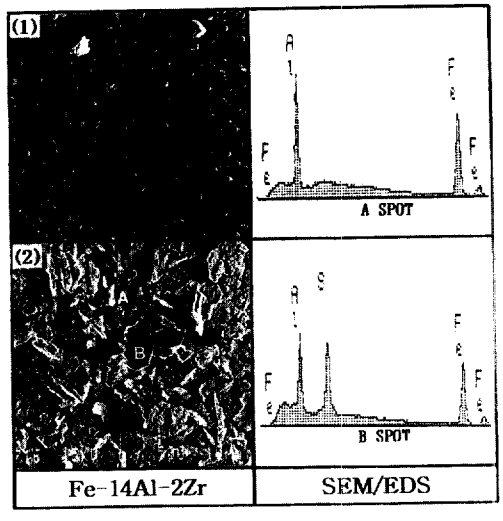


Fig. 7. SEM/EDS spectra from the surface of scale formed on Fe-14Al-2Zr alloy exposed to sulfidation/oxidation environment at 1143K for (1) 15minutes (2) 9hours.

Fig. 8은 Fe-14Al-2Zr 합금을 9시간 노출한 것의 단면조직으로서 황화/산화환경에 형성한

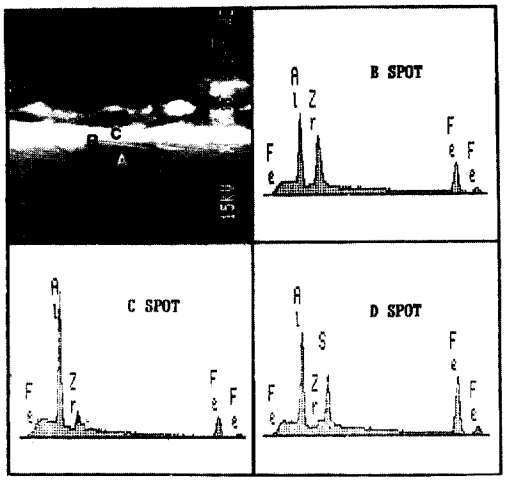


Fig. 8. SEM/EDS spectra from cross section of scale formed on Fe-14Al-2Zr alloy exposed to sulfidation/oxidation at 1143K for 9hours.

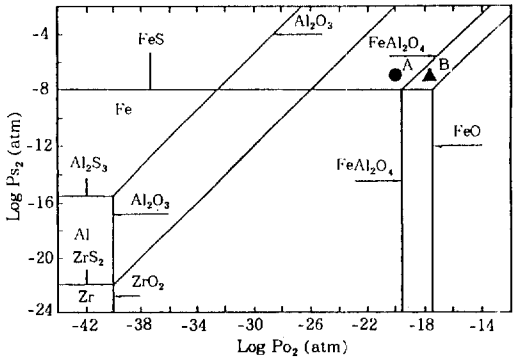


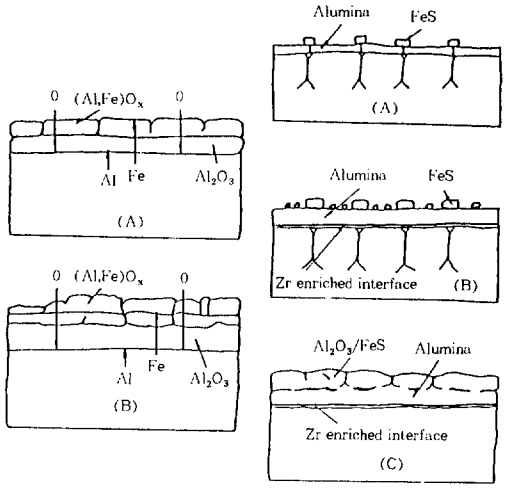
Fig. 9. Thermodynamic stability diagram for Fe-Al-Zr system, assuming metal activities to be unity ; A-sulfidation environment, B-sulfidation/oxidation environment.

부식층은 내부나 외부 모두 기공이 없이 치밀하나 외부부식층에 박리된 흔적이 관찰된다. 부식층의 두께는 내부층이 약 2㎛이고 외부층도 역시 약 2㎛로서 전체 두께는 약 4㎛정도이다. 이 부식층은 SEM/EDS로 분석한 결과에 의하면 합금계면(B spot)은 Zr의 X선 강도가 비교적 높은것으로 보아 지르코늄이 다량 농축되어 있고 내부부식층(C spot)은 Al의 X선 강도가 가장 높게 나타나고있으므로 알루미늄 산화물로서 간주되며 외부부식층(D spot)은 Al의 X선 강도가 먼저 높게 나타나고 Fe과 S의 X선 강도가 비교적 비슷하게 나타나고 있으므로 알루미늄 산화물과 철 황화물로서 알루미나와 황화철의 혼합물(Al_2O_3-FeS)로 간주된다.[16]

3.1.4 Zr을 첨가한 Fe-14Al 합금의 고온 부식 거동에 대한 고찰

Fe-Al-Zr계 합금의 황화 및 산화반응에 대한 열역학 안정도를 황화 또는 산화반응에 대한 자유에너지값으로 부터 계산하여 Fig. 9에 도시하였는데 황화 환경에서는 Al은 열역학적으로 산화가 되는 조건이며 Fe는 황화가 일어나는 분위기이다. 황화/산화 환경에서도 Al은 마찬가지로 산화가 되는 조건이며 Fe는 황화와 산화가 일어나는 경계부근의 분위기로서 각각 "A" 와 "B"로 표시하였다. Fe-14Al 합금은 이들 환경에서 형성할 수 있는 상은 Al_2O_3와 $FeAl_2O_4$ 및 FeS로 예상된다.

Fe-14Al 합금은 알루미늄 함유량이 충분하므로 SEM/EDS 결과에서 확인된 바와 같이 부식반응 초기부터 합금표면 전체에 걸쳐 알루미늄 산화물박막을 형성하였다. 합금표면에 형성된 알루미나 박막은 기공이 없고 치밀하여 부식환경에 9시간 노출하여도 알루미나(Al_2O_3)층은 성장하지 않지만 외부부식층에 철 함유량이 많아서 Fig. 10(1)의 모식도에 표현한 바와 같이 외부부식층은 (Al,Fe)Ox 성분으로서 균열 박리된다. 합금표면에 치밀한 알루미나 박막이 피복하면 합금계면의 유황분압과 산소분압이 감소하여 철과 알루미늄의 부식반응은 더딜 것으로 생각된다. 그러나 알루미나 박막에는 화학 열평형값에 해당하는 양이온 공공(cation vacancy)이 존재하므로 공공을 통한 확산에 의하여 철이온과 알루미늄이온의 농축에 의해 알루미나 박막을 매우 느리게 성장시킨다.[17] 이때 철이온이 다른 합금원소이온보다 외부로의 확산속도가 빠르기



(1) Fe-14Al (2) Fe-14Al-2Zr

Fig. 10. Schematic illustration showing scales development on Fe-14Al and Fe-14Al-2Zr alloys exposed to high temperature corrosion environment at 1143K for 9hours.

때문에 외부부식층에 철 함유량이 많아져 외부 알루미나층의 치밀성이 손상되어 취약해진 것으로 생각된다.

Fe-14Al-2Zr 합금은 황화(A) 및 황화/산화(B) 부식환경에서 형성할 수 있는 부식생성물은 FeS, $FeAl_2O_4$, Al_2O_3 및 ZrO_2이다. Fe-14Al 합금과 마찬가지로 이들 부식환경에 노출되었을 때 초기 노출과정에서는 합금의 표면에 형성되는 부식층은 알루미나(Al_2O_3)였다. 합금표면에 알루미나 박막이 형성되면 유황분압 및 산소분압의 감소가 예상되면서 그 아래 합금의 계면에는 철과 지르코늄이 농축된 것이 전자현미경으로 관찰되었다.

Fe-14Al합금 에서는 알루미나 박막위에 철 황화물(FeS)을 형성하지 않았으나 Fe-14Al-2Zr 합금은 Fig. 10(2-A)의 모식도에 보인 바와 같이 두 부식환경 모두 합금입계위에 철 황화물(FeS) 결정입자를 형성한다. 이는 지르코늄을 미량 첨가시킴으로서 입자미세화 효과에 의해 입계 표면적이 커지므로 입계를 통한 철이온의 확산과 초기(1~3시간)에 생성된 알루미나 박막층이 엷고 미세 crack등의 결함도 함유하고 있으며 이들 결함등으로 수증기의 산소와 황화수소의 유황과의 반응에 의한 SO_2 가스가 침투되었을 것이 예상되므로 산소분압이 감소되고 합금계면에 농축된 철이온과 SO_2 가스와의 반응으로 인해 철황화물이 형성된 것으로 생각된다. 노출시간이 길어지면 합금입계의 철(Fe)함유량이 고갈되고 알루미나 박막의 두께가 충분히 커지면 알루미나 박막위에 형성된 철 황화물(FeS) 결정입자의 성장은 Fig. 10(2-B) 에 보인 바와 같이 중지된다. 이때 합금입계위에 형성된 철 황화물입자는 조대하고 다른 황화물입자는 미세하다. 이것은 합금입계가 합금입내보다 확산이 우월한 계면이기 때문이다.

황화환경에서는 황화물 결정입자의 성장은 노출시간 3시간까지 진행되었고 그 이후에는 Fig. 10(2-B) 에 보인 형상으로 성장이 정지되었다. 9시간동안 노출했을때 철 황화물이 보이지 않는 것은 열이력으로 탈락된 것으로 생각된다. 이것은 예측이므로 그러한 모식도는 나타내지 않았다. 황화/산화환경에서는 노출시간 1시간만에 Fig. 10(2-A)에 보인 형상에 도달하였다. 즉 황화물 결정의 성장이 산소분압이 높은 환경에서 더 빠른 속도로 진행한 것이다. 부식환경에 9시간 노출하였을 경우에는 알루미나 박막위에 형성된 황화물 결정입자가 알루미나와 혼합되어 Fig. 10(2-C) 에 보인 바와 같이 Al_2O_3-FeS 성분을 갖는 혼합물의 침상 또는 판상의 결정으로 성장되어 이 결정들이 부식층 표면을 완전히 피복하여 비교적 취약한 외부부식층을 이룬다.

Fe-14Al 합금에 지르코늄(Zr)을 약 2wt% 첨가하므로서 최종 9시간 노출하였을 경우는 알루미나와 철 황화물의 혼합결정(FeS-Al_2O_3)을 형성하였다. 이는 알루미나에 지르코늄이 혼입되면 3가 알루미늄(Al^{3+})을 4가 지르코늄(Zr^{4+})이 치환함으로써 양이온 공공농도를 증가시키는 도우핑 효과(dopping effect)가 있다.[18] 그러므

로 이러한 공공의 농도증가는 양이온의 확산속도를 증가시키므로 알루미나 박막 아래에 농축된 철이온이 박막위로 유출되어 철황화물이 형성되고 동시에 부식층과 합금층 계면에는 지르코늄이 농축되어 부식속도를 어느정도 감소시키는 것으로 생각된다.

4. 결 론

Fe-14Al 및 Fe-14Al-2Zr 합금을 1143K, 고온 황화($Ps2=1.11\times10^{-7}$, $Po_2=3.11\times10^{-20}$atm) 및 황화/산화환경 ($Ps_2=1.06\times10^{-7}$atm, $Po_2=3.31\times10^{-18}$atm)에 1~9시간 노출하여 합금표면에 형성시킨 부식 생성물의 성분과 결함을 SEM/EDS 와 XRD로 관찰 분석한 결과를 요약하면 아래와 같다.

1) Fe-14Al 합금을 고온 부식환경에서 합금표면에 알루미나 박막을 형성하여 대체적으로 대수함수형 부식반응을 보임으로서 내식성이 우수하였으며 9시간 부식시켰을 경우 부식층의 무게증가는 약 $3mg/cm^2$ 이었다.

2) 고온 부식환경에서 Fe-14Al 합금표면에 형성한 알루미나층은 두께 약 1㎛의 치밀한 내부층과 철을 상당량 함유하고 취약하여 박리경향이 높은 두께 약 3㎛의 외부층으로 구성된다.

3) Fe-14Al-2Zr 합금은 부식환경에서 합금표면에 알루미나 박막을 형성하여 대수함수형 부식반응을 보임으로서 Fe-14Al 합금과 비슷한 내식성을 보였으며 9시간 부식시켰을 경우 부식층 무게증가는 약 $2mg/cm^2$이하 이었다.

4) Fe-14Al 합금에 지르코늄을 2% 첨가시킨 Fe-14Al-2Zr 합금은 알루미나층 표면에 철황화물(FeS) 또는 알루미나와 철 황화물의 혼합된 결정(Al_2O_3/FeS)을 형성하였으나 Fe-14Al 합금에 비하여 외부층 균열과 박리현상은 현저히 감소하였다.

5. 참 고 문 헌

1. G. C. Wood, Corr. science, 17, 87 (1977).
2. F. H. Stott et al, Corr. science, 19, 869 (1979).
3. T. C. Tiearney and K. Natesan, Oxid. of Met., 17, 1 (1982).
4. F. H. Stott, Met. A, 35-2003, Nov, (1985).
5. K. Natesan, Corrosion-NACE, 41(11), 646 (1985).
6. V. K. Sikka, C. G. Mckamey, C. R. Howell, "Fabrication and Mechanical Properties of Fe3Al-Based Iron Aluninides" ORNL/TM-11465, Oak.Ridge, Natl. Lab, March. 1990.
7. L. L. Rishel and H. D Brody, "Casting Behavior of Iron Aluminide Alloys" ASM, The Materials Information Society, September, p. 149-157, 1991.
8. D. L. Anton, P. L.Martin, D. B. Miracle, MRS, "Intermetallic Matrix Composites", 194, 25 (1990).
9. M. A. Crimp and K. Vedula, Material Science and Engieering, 78, 193 (1986).
10. S. D. Strothers and K. Vedula, Powder Metallurgy, 43, 597 (1987).
11. K. T. Jacob and C. B. Alcock, Metall. Trans., 6B, 215 (1975)
12. B. A. Gordon, W. Worrell, V. Nagarajan, Oxid. of Met., 13(1), 15 (1979)
13. I. H. Son, B. W. Lee, H. S. Kim, J. of Corr. Sci., Soc. of Korea, 19(2), 75 (1990)
14. B. W. Lee and H. S. Kim, J. of Corr. Sci., Soc. of Korea, 20(3), 204 (1991)
15. J. H. Devan, "Oxidation Behavior of Fe_3Al and Derivative alloys" The Minerals Metals & Materials Society, p. 107-115, 1988.
16. W. W. Smeltzer, T. Narita, K. Przybylski, Oxid. of Met., 12, 860 (1980).

17. P. Kofstad, "Nonstoichiometry Diffusion and Electrical Conductivity in Binary Metal Oxides" Wiley-Interscience, p. 56-67, 1972.
18. J. L. Smialack, J. Dychak, D. J. Gaydosh," Oxidation of High Temperature Intemetallics", The Minerals Metals & Materials Society, p. 83-94, 1989.