

염소분위기하에서 초합금의 고온부식에 관한 연구

정 영 복* · 김 영 흥** · 이 광 학** · 김 흥 식**

*현대강관(주) 기술연구소

**울산대학교 공과대학 금속공학과

A Study on the Hot Corrosion of Super Alloys in the Chlorine Environment

Y. B. Jung*, Y. H. Kim**, K. H. Lee**, H. S. Kim**

*R & D Dept. of Hyundai Pipe Co.

**Dept. of Metallurgy, University of Ulsan

Using four kinds of superalloys(Ni-base) that were produced by SAMMI special steel Co., the hot corrosion experiment was performed with gas mixtures containing 0.25% Cl₂-20.0% O₂-79.75% Ar at 1173K for 200 hours. Corrosion rates were measured by experiment, the micro structure was observed by SEM and the component of product layer was analyzed with SEM-EDX.

Under the given corrosion environment, Nimonic 80A and Super 601 show good corrosion resistance by the formation of protective (Al, Ti)Ox type thin oxide film on the surface of these alloys. Corrosion resistance of Super 718 was inferior than that of Nimonic 80A or Super 601. The thin oxide film formed on the surface of Super 718 was less compact and dense than that of Nimonic 80A. Monel K-500 was severely attacked by the formation of volatile compounds of copper chloride in this high temperature corrosion environment.

1. 서 론

산소 분위기하에서의 금속부식은 돌 또는 그 이상의 성분을 갖는 금속산화물을 형성하면서 진행된다. 여기에 Cl₂가스가 섞여 진다면 Cl₂반응 생성물이 휘발성이라는 사실에 의하여 부식기구 규명은 더욱 복잡하게 되며, 부식속도는 동일온도하에서의 순수 O₂분위기에서 보다 빨리 진행될 수 있다.^{1,3)}

최근, Chicago와 Harrisburg등의 증기발전 소각 장치와 대단위 발전공장에서 에너지를 얻기 위하여 소각되고 있는 석탄과 석유대신에 산업 폐기물과 생활 쓰레기의 사용에 주력하고 있다.²⁾ 따라서, Cl₂를 함유한 고온부식분위기는 산업현장과 에너지 변환 시스템에서 쉽게 경험할 수 있는 환경이다. 또한, Illinois주를 비롯한 여러지역에서 고열화 석탄의 생산이 증가되고 있어 Cl₂에 의한 부식문제가 상당히

대두되고 있는 실정이다.³⁾

특히, 석탄 보일러의 노벽부식은 매우 빠른 속도로 진행되고 연강(Mild Steel) 튜브의 부식은 보통 버너의 상부 중앙부근에서 집중적으로 일어나고 있으며, 이것은 불안정한 연소의 영역으로 관련지어 생각할 수 있다.

그러나, Cl₂분위기하에서 금속이나 합금의 거동은 반응제로 염소를 활용하고 있는 화학적·야금학적 공정으로부터 폐열 회수공정, 염소를 함유한 석탄의 연소, 폐기 쓰레기의 소각 등으로 인하여 염소분위기를 만들어 내는 공정의 증가에도 불구하고 이에 대한 폭넓은 연구가 진행되지 않고 있다.⁵⁾

또한 이러한 환경하에서 합금의 부식특성에 관한 이용할만한 정보는 아주 미비한 실정이며, 이와 관련된 대다수의 자료들은 짧은시간(50시간이내)에서 얻어진 결과로서 그 실효성은 대단히 빈약하다고 할 수 있다.

따라서, 본 실험에서는 산업현장에서 많이 사용하고 있는 초합금 4가지를 시료로 사용하여, 1173 K의 Cl₂분위기하에서 200시간까지의 고온부식 실험을 행하여 실제 환경이나 각종 에너지 변환 시스템의 유사한 환경하에서 재료의 화학적 성질변화와 부식도를 예상할 수 있게 하는데 본 연구의 목적이 있다.

2. 실험방법

2.1 시편준비

본 실험에서 사용된 시편은 고온(500K)에서 우수한 내식성을 가지는 초내열 합금(Supper alloy)이며 삼미 종합특수강(주)에서 생산, 시판하고 있는 것으로서, 그 화학적 조성은 Table 1과 같다.

시편의 종류는 Ni-Cr-Fe계 합금으로서, 고온에서 산화에 잘 견디고, 내식성이 우수하여 전열기 부품 및 항공기의 배기밸브에 주로 사용되는 Super-601과 Super-718, Ni-Cr-Ti계 합금으로서 장시간 고하중에 견딜 수 있는 Nimonic-80A 및 Ni-Cu계 합금으로 내식성이 우수한 Monel K-500을 사용하였다.

3.2 시편가공

시편의 크기는 10mm×10mm×5mm(t)크기로 가공하였으며 혼합 부식가스나 액체 부식산물에 의하여 시편이 오염되지 않게 하였으며, 가공부위에 열 영향을 최대한 줄이기 위하여 80시간 방전가공(Electro Spark Machining)을 실시하였다.

또한, 가공한 시편의 표면을 #80~1200연마지로 연마하여 아세톤으로 세척한 후, 건조시켜 대기중의 불순물로 인하여 시편이 오염되지 않도록 진공 대기케이터에 보관하여 사용하였다.

3.3 고온부식 실험

Fig. 1과 같은 실험장치를 이용하여 Table 2에 보인 바와 같이 0.25at% Cl₂-20at% O₂-79.75at% Ar의 비율로 혼합가스의 부식분위기를 만들었으며, 다양한 시편은 조성된 부식 분위기에 잘 견딜 수 있는 백금선에 매달았다.

반응튜브의 양쪽 끝은 냉각 Cap을 설치하여 휘발성 부산물의 응축과 반응튜브의 냉각기능을 가지게 하였으며, 이때, 응축된 부식산물은 대부분 반응튜브 끝에 설치된 냉각 Cap의 밑 바닥에 쌓이게 하였다.

실험온도(1173K)에 도달하기 전까지는 불활성 기체인 Ar가스를 150cc/min의 유속으로 주입하여 노내를 세척함과 동시에 시편의 부식을 최대한 억

Table 1. Chemical composition of specimens

Element(wt%)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	Al	Cu	Mo	Fe	Co	Nb
Nimonic 80A	0.05	-	0.05	0.03	0.015	73.6	19.5	2.4	1.4	-	-	1.5	1.0	-
Monel K-500	0.04	0.18	0.03	0.001	0.001	64.7	-	0.46	2.56	32.03	-	-	-	-
Super 601	0.05	-	0.03	-	0.001	60.58	21.46	0.51	1.19	-	0.02	16.16	-	-
Super 718	0.028	0.03	0.02	-	0.003	50.93	18.25	0.90	0.69	0.03	2.86	21.22	0.03	5.04

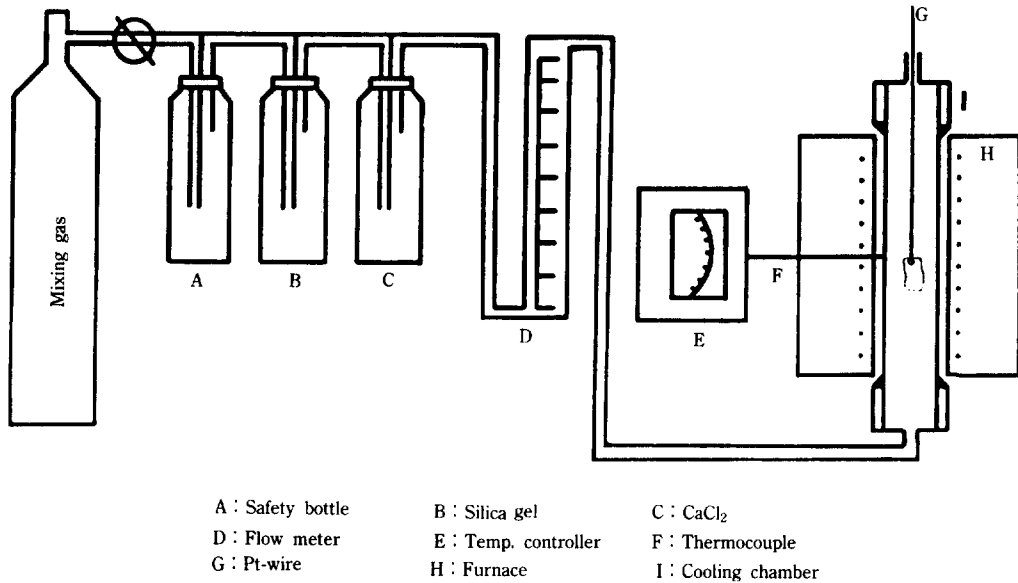


Fig. 1. Schematic diagram of experimental apparatus.

제하였다. 부식반응 온도(1173K)에 도달하면 Ar 가스의 주입을 중단하고 가스청정장치를 통과시킨 일정량의 혼합가스를 노내에 공급하여 부식실험을 하였으며, 혼합가스가 주입되는 순간부터 부식실험 시간의 시작점으로 하였다. 일정시간의 반응이 끝난 후 혼합가스의 공급을 중단하고 Ar가스를 노내에 공급하여 시편을 노냉시켰다.

노냉시킨 시편을 10⁻⁴g까지 측정 가능한 Satorius 천칭으로 무게의 변화를 측정하였으며, 진공중에서 금으로 피복한 시편의 부식층을 주사 전자현미경 (SEM ; JEOL, JSM-820) 관찰과 에너지분산 분광기 (EDX)로 성분분포를 조사하였다.

Table 2. Corrosion environment

	Ar	O ₂	Cl ₂
Composition (vol. %)	79.75	20.00	0.25
Partial pressure (atm)	8.28 × 10 ⁻¹	1.67 × 10 ⁻¹	4.61 × 10 ⁻³

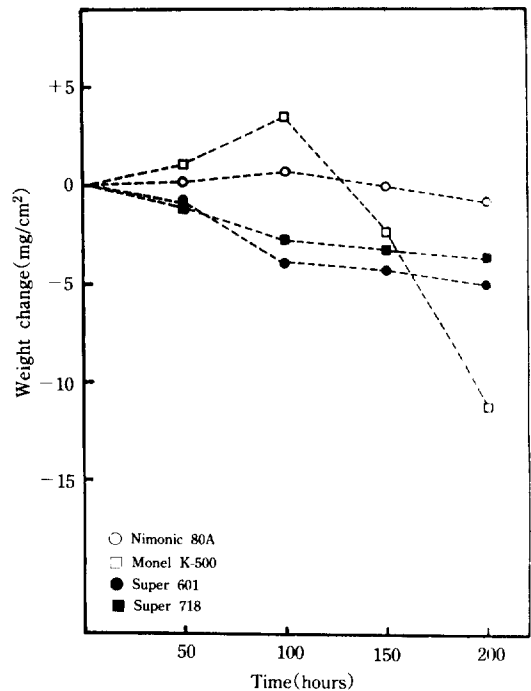


Fig. 2. Weight change of various Superalloys in chloridation/oxidation environment at constant gas flow rate(50cc/min).

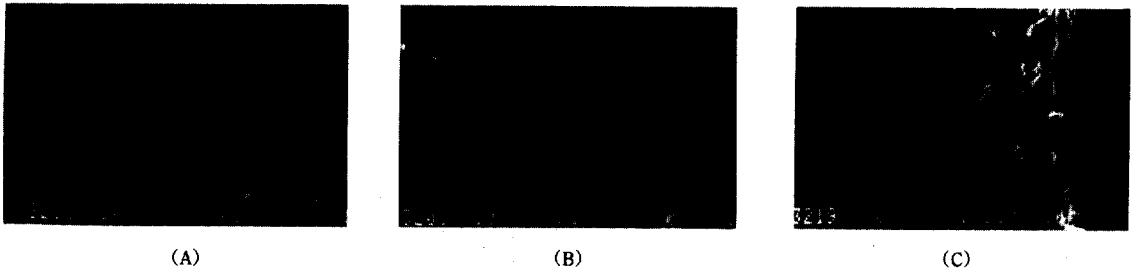


Photo. 1. Scanning electron micrographs of Nimonic 80A exposed to chloridation/oxidation environment at gas flow rate 50cc/min for (A) 50hours (B) 100hours (C) 200hours.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 50cc/min의 유속하에서의 고온부식 반응

1173K의 반응온도에서 Superalloy를 고온부식 환경(50cc/min)에 노출시켰을 때 시간에 따른 무게 변화를 Fig. 2에 나타내었다. 반응초기(50시간)에는 Super-601과 Super-718은 $1\text{mg}/\text{cm}^2$ 정도의 미량 무게 감소를 나타내었으며, 반응말기(200시간)에는 각각 $5.0\text{mg}/\text{cm}^2$, $3.7\text{mg}/\text{cm}^2$ 의 무게 감소를 보였다. 반면, Nimonic-80A와 Monel K-500은 반응초기(50시간)에 각각 $1.0\text{mg}/\text{cm}^2$, $2.5\text{mg}/\text{cm}^2$ 정도의 무게 증가를 보여주고 있다. 이러한 현상은 합금표면에 산화물이 형성되어 무게의 증가가 나타나는 일시적인 현상으로서, 시간이 경과함에 따라 합금표면에 형성된 부식생성물의 균열, 파손, 박리 등과 함께, 합금과 Cl_2 가스와의 반응으로 금속염화물이 형성되어 휘발하므로 시간의 경과에 따라 무게의 감소를 가져오게 된다.

Photo. 1은 Nimonic-80A를 고온부식 환경(50cc/min)하에서 50, 100 및 200시간 노출하여 부식시킨 시편의 단면조직을 보인 것으로, 앞서의 현상을 사진으로 잘 보여주고 있다. 또한, 시간이 경과함에 따라 부식층은 계속 성장하게 되고 부식층의 내부 응력이 증가하여 부식층에 균열을 일으키게 된다.^{8~11)}

특히, 균열은 부식층이 취약한 경우에 잘 일어나며, 균열을 따라 고온부식 가스에 노출된 합금표

면은 빠른 속도로 부식되어 다시 부식 생성물을 형성하게 되며, 부식가스가 합금내부로 침투한 흔적이 보이고 있는데, 이때 부식가스는 합금의 결합이나 결정입계를 따라서 침투하기가 용이할 것으로 예상된다.

Photo. 1에서 회계 보이는 부분은 부식생성물로서 반응초기(50시간)의 부식층은 대부분 Al-산화물과 Ti-산화물로 이루어져 있다. 또한, 시편을 200시간 부식시킨 경우 부식층의 바깥부분은 Ti와 모재에서 확산하여 나온 Cr이 산화된 Cr-산화물, Ti-산화물로 이루어져 있고, 안쪽 부식층은 Al-산화물, Cr-산화물 및 Ti-산화물로 이루어졌으며 부식층과 합금층 계면에는 Ni이 거의 존재하지 않음을 SEM/EDX로 알 수 있었다.

3.2 100cc/min의 유속하에서의 고온부식 반응

1173K의 반응온도에서 Superalloy을 고온부식 환경(100cc/min)에 노출시켰을 때 시간에 따른 무게 변화를 Fig. 3에 나타내었다.

Nimonic-80A와 Super-601은 반응말기에는 각각 $8.5\text{mg}/\text{cm}^2$ 와 $11.5\text{mg}/\text{cm}^2$ 의 비슷한 무게 감소를 보이고 있으나, Super-718과 Monel K-500은 각각 $30.0\text{mg}/\text{cm}^2$, $353.3\text{mg}/\text{cm}^2$ 의 상당한 무게 감소를 보이고 있는데 특히, Monel K-500의 무게 감소는 Cu의 평형 산소분압이 높고 염소 분압이 낮아서 고온부식 반응 과정에서 염화물의 형성과 휘발을 촉진시키기 때문이라 사료된다.^{1~2)}

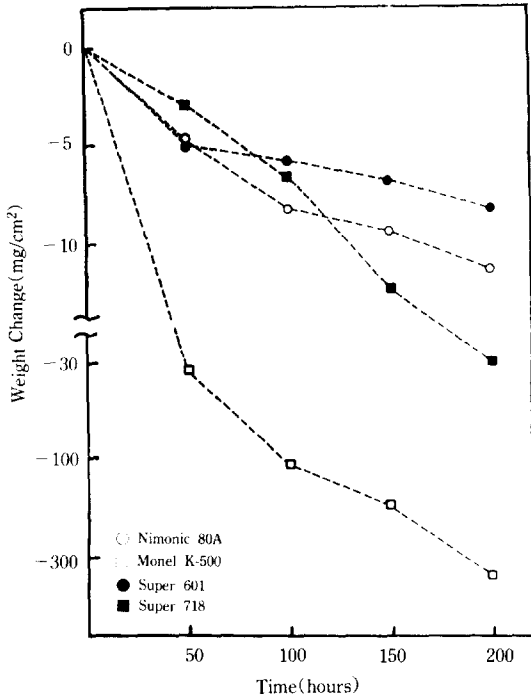


Fig. 3. Weight change of various Superalloys in chloridation/oxidation environment at constant gas flow rate(100cc/min).

Photo. 2는 Super-601를 고온부식 환경(100cc/min)하에서 50, 100 및 200시간 노출하여 부식시킨 시편의 단면조직을 주사 전자현미경 사진으로 나타낸 것이다.

반응초기(50시간)의 부식층은 대부분 Cr-산화물로 형성되어 있으며, 반응시간이 증가함에 따라 합금내부로 부식가스의 침투가 깊어지고, 미량의 Cr은

Cr-염화물을 형성하여 휘발하였다. 반응말기(200시간)에는 표면에 성장한 산화물층의 외부는 모재에서 확산되어 나온 Al과 Ti의 산화물 형태이며, 부식층 내부는 대부분 Al이 Al-산화물 형태로 존재하고 있음을 SEM/EDX로 알 수 있었다.

또한, Fig. 4는 Nimonic-80A를 고온부식 환경(100cc/min)하에서 200시간 노출시켰을 때 부식층의 성분과 반응성을 알아보기 위하여 SEM/EDX로 정성 분석한 결과를 나타내었다. 사진에서 외부부식층인 A점과 B점 Spectra에서는 Ti, Cr 및 Al의 X-ray peak 강도가 합금시편보다 높게 나타났고 Ni는 거의 나타나지 않음을 볼 수 있다. 이것은 부식층이 주로 Ti-산화물, Al-산화물, Cr-산화물로 이루어진 산화물층이며, Ni은 염화물을 형성하여 부식층에 남아 있지 않고 휘발한 것으로 믿어진다. 부식층의 아래쪽인 합금과 부식층 계면에서 Cr이 모재보다 적은 것은 반응시간이 길어짐에 따라 Cr이 합금표면으로 확산하였기 때문인 것으로 생각된다.

3.3 150cc/min의 유속하에서의 고온부식 반응

Super-alloy를 1173K의 고온부식 환경에 노출시켰을 때 시간의 경과에 따른 무게 변화를 Fig. 5에 나타내었다.

Monel K-500은 100cc/min유속의 부식환경하에서 200시간 노출시켰을 때와 유사하게 약 445.1mg/cm² 정도의 많은 무게 감소를 나타내었으며, 가스유량의 증가에도 불구하고 Nimanic-80A와 Super-601 및

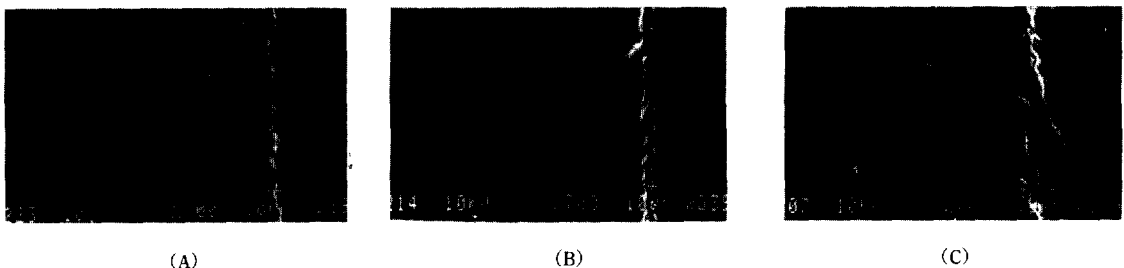


Photo. 2. Scanning electron micrographs of Super-601 exposed to chloridation/oxidation environment at gas flow rate 100cc/min for (A) 50hours (B) 100hours (C) 200hours.

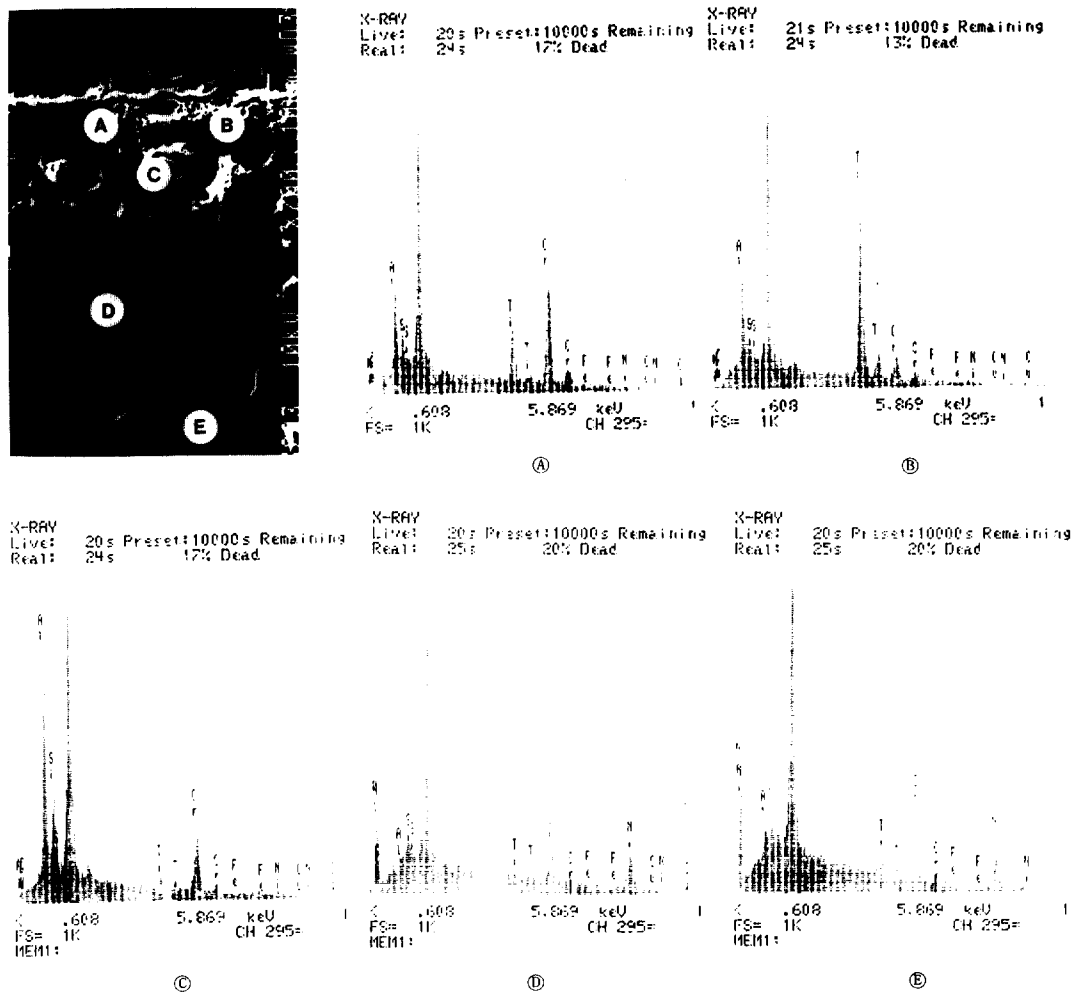


Fig. 4. SEM/EDX spectra from the cross section of Nimonic 80A exposed to chloridation/oxidation environment at gas flow rate 100cc/min for 200hours.

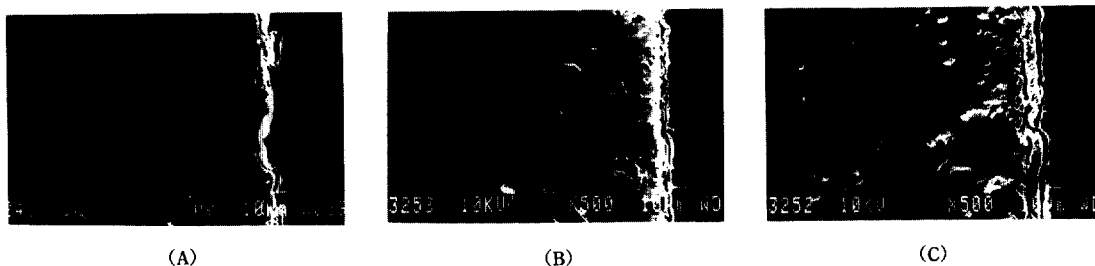


Photo. 3. Scanning electron micrographs of Super-601 exposed to chloridation/oxidation environment at gas flow rate 150cc/min for (A) 50hours (B) 100hours (C) 200hours.

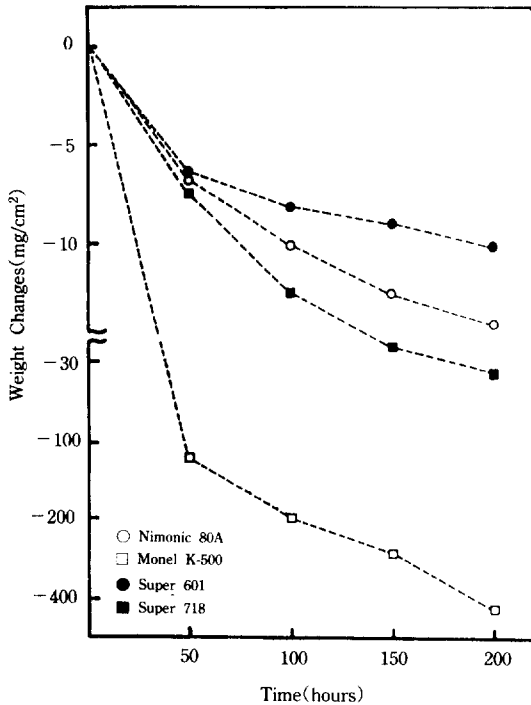


Fig. 5. Weight change of various Superalloys in chloridation/oxidation environment at const gas flow rate(150cc/min).

Super-718은 200시간 노출시켰을때 무게 감소가 각각 10mg/cm에서 30mg/cm²정도로 Monel K-500 시편에 비해 무게 감소가 적은데, 이러한 현상은 모재에서 부식층으로 확산하여 나간 Al과 Ti이 산화되어 Al-산화물 및 Ti-산화물을 형성하여 보호피막 역할을 하는 것으로 생각된다.⁷⁾

Photo. 3은 Super-601을 고온부식 환경(150cc/min)하에서 50, 100 및 200시간 노출시킨 시편의 단면조직을 주사 전자현미경 사진으로 나타낸 것이다. 사진에서 볼 수 있듯이, 부식가스가 합금 내부에 상당한 깊이로 침투한 흔적을 보이며, 기공 또한 상당히 크게 형성되었다. 이러한 가스의 내부침투로 인하여 기공주위에는 미량의 Fe, Cr, Al 및 Ti 등의 산화물이 형성되고 염소가스의 반응촉진으로 금속 염화물을 형성하여 휘발하기 때문인 것으로 생각된다.

실험에 사용된 4가지 시편중 Supper-601은 Nimonic-80A와 함께 혼합 부식가스에 대하여 내식성이 강한 합금으로서 Ni이 다른 시편에 비해 많이 염화되지 않았다는 것을 SEM/EDX로 알 수 있었는데, 이러한 현상은 Al과 Ti이 Al-산화물, Ti-산화물을 형성하여 상당한 보호피막 역할을 해주고 있는 것으로 생각된다.

Photo. 4에서는 Super-718을 고온부식 환경(150cc/min)하에서 50, 100 및 200시간 노출하여 부식시킨 시편의 단면조직을 주사 전자현미경 사진으로 나타내었다. 반응초기(50시간)의 부식층은 Al-산화물이 대부분이며, 시간의 증가에 따라 산화물층이 상당히 성장하는 것을 관찰할 수 있었다. 반응말기(200시간)의 부식층이 바깥부분은 Cr-산화물이 많이 존재하고 내부는 Fe-산화물과 Cr-산화물로 형성되어 있으며, Ti도 모재에서 확산하여 Ti-산화물로 존재하는 것이 SEM/EDX의 정성분석으로 관찰되었으며, 부식층의 박리현상도 보여주고 있다.

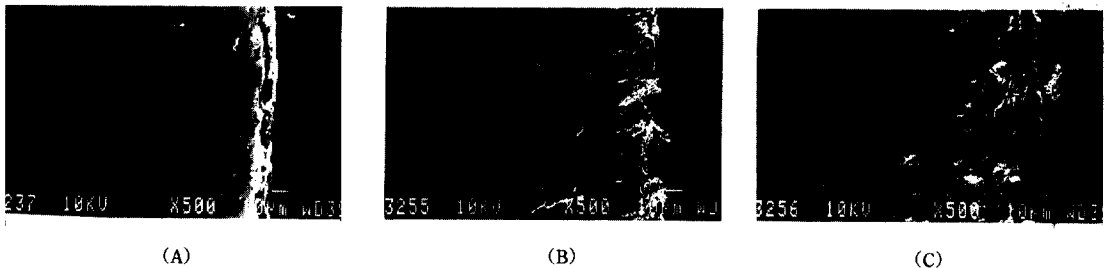


Photo. 4. Scanning electron micrographs of Super-718 exposed to chloridation/oxidation environment at gas flow rate 150cc/min for (A) 50hours (B) 100hours (C) 200hours.

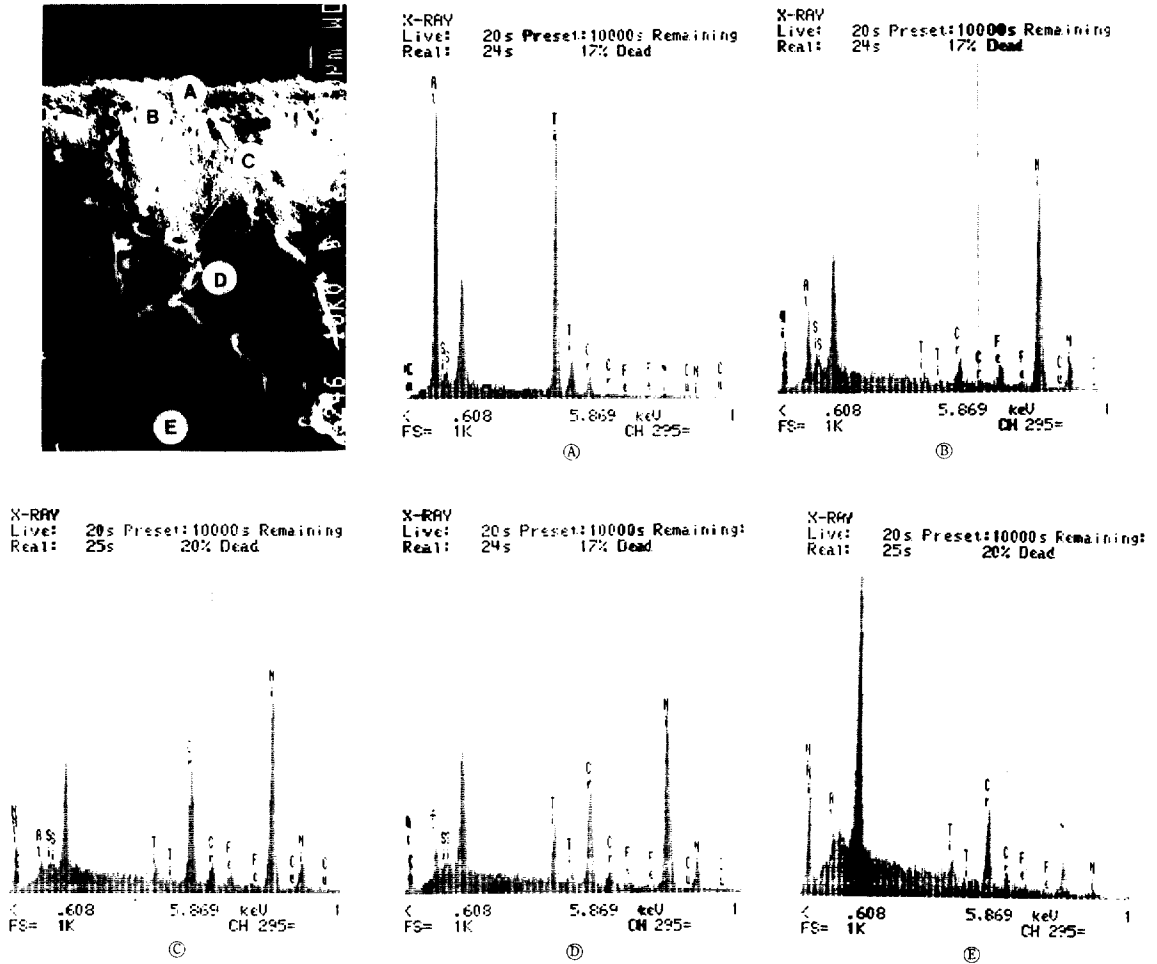


Fig. 6. SEM/EDX spectra from the cross section of Nimonic 80A exposed to chloridation/oxidation environment at gas flow rate 150cc/min for 200hours.

이러한 부식층은 금속시편이 산화부식 형태로 부식된 후, Cl₂가스에 의해 부식되어져 다공성이며 보호피막 능력이 부족한 산화물 부식층이다.^{4~5)}

Fig. 6은 Nimonic-80A를 고온부식 환경(150cc/min)하에서 200시간 노출시킨 후 SEM/EDX로 정성분석하여 나타내었다. A점에서 Ti의 X-ray peak 강도가 높게 나타난 것은 합금층에 있던 Ti이 부식층 표면으로 확산하여 Ti-산화물을 형성한 결과이며, Al의 X-ray peak 강도가 대단히 높은 것은 Al이 산화되어 Al-산화물 형태로 존재함을 알 수 있으며,

이러한 Al-산화물과 Ti-산화물은 합금을 부식가스로부터 보호하는 역할을 하게 되어 B점에서는 Ni이 상당히 보호되어서 염화되지 않고 잔존하고 있는 것이라 생각된다. 또한, Cr은 일부가 모재에서 확산하여 나와 Cl₂가스와 반응하여 염화물로 휘발한 것으로 믿어진다.^{2~3)}

3.4 고온부식 반응기구 고찰

1173K 고온 복합가스 부식환경에서 형성할 수 있는 부식생성물의 자유에너지를 Table 3에 보였고,

Table 3. Free energies of formation of relevant compounds used in calculating the thermodynamic stability diagrams¹²⁾

Phase	ΔG_{1173K} Kcal/mol	Phase	ΔG_{1173K} Kcal/mol
$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3(\text{S})$	-432.7	$\text{AlCl}_3(\text{g})$	-241.3
$\text{CoO}(\text{S})$	-81.2	$\text{CoCl}_2(\text{l})$	-121.6
$\text{Cu}_2\text{O}(\text{S})$	-79.0	$\text{CuCl}(\text{l})$	-74.1
$\text{Cr}_2\text{O}_3(\text{S})$	-316.1	$\text{CrCl}_3(\text{S})$	-185.2
$\text{FeO}(\text{S})$	-91.5	$\text{FeCl}_2(\text{l})$	-131.5
$\text{MoO}_2(\text{S})$	-165.5	$\text{MoO}_2\text{Cl}_2(\text{g})$	-
$\text{Nb}_2\text{O}_5(\text{S})$	-519.1	$\text{NbCl}_5(\text{g})$	-303.5
$\text{NiO}(\text{S})$	-77.3	$\text{NiCl}_2(\text{S})$	-114.0
$\text{TiO}(\text{S})$	-147.8	$\text{TiCl}_2(\text{S})$	-160.1
$\text{TiO}_2(\text{S})$	-251.4	$\text{TiCl}_4(\text{g})$	-299.7

이 에너지로부터 Super 601 합금의 열역학 안정도를 Fig. 7에 도시하였다. 개스의 유량이 충분하여 반응이 활발하게 진행되면 Fig. 7에 도시한 바와 같이 실험환경은 이 합금에 함유된 거의 모든 합금원소가 고체염화물을 만들거나 또는 기체염화물이 되어 휘발하여 소실된다. 그러나 본 실험환경은 이 합금에

함유된 Cr, Ti 및 Al 등이 산화물과 염화물을 형성하는 경계선 상에 놓여있고, 이 합금은 Al과 Ti가 내식성 산화물 박막을 연속적으로 형성하기에 충분한 20wt.% 이상의 크롬을 함유하고 있다. 따라서 이 합금은 Photo. 2 및 Photo. 3에 보인바와 같이 고온 복합가스 환경에서 합금표면에 (Al, Ti)Ox 형태의 내식성 산화물 박막을 형성하여 비교적 우수한 내식성을 보인다. Nimonic 80A는 Super 601과는 달리 철을 거의 함유하지 않아 Super 601보다 니켈 함유량이 높으나 Cr, Ti 및 Al 함유량은 Super 601과 유사하다. 이 합금은 Photo. 1, Fig. 4 및 Fig. 6에 보인 바와 같이 고온 복합가스 환경에서 합금표면에 (Al, Ti)Ox 형태의 산화물 박막을 형성하였으며 Super 601과 함께 내식성이 비교적 우수하였다. 그러나 상기 두합금 표면에 형성된 (Al, Ti)Ox 형태의 내식성 박막은 치밀하지 못하여 복합가스 유속 150 cc/min인 1173K 고온 부식환경에 200시간 노출하였을 때 부식으로 인하여 10~15mg/cm²의 무게 감소를 초래하였다.

Super 718은 Cr, Ti 및 Al의 함유량이 Super 601

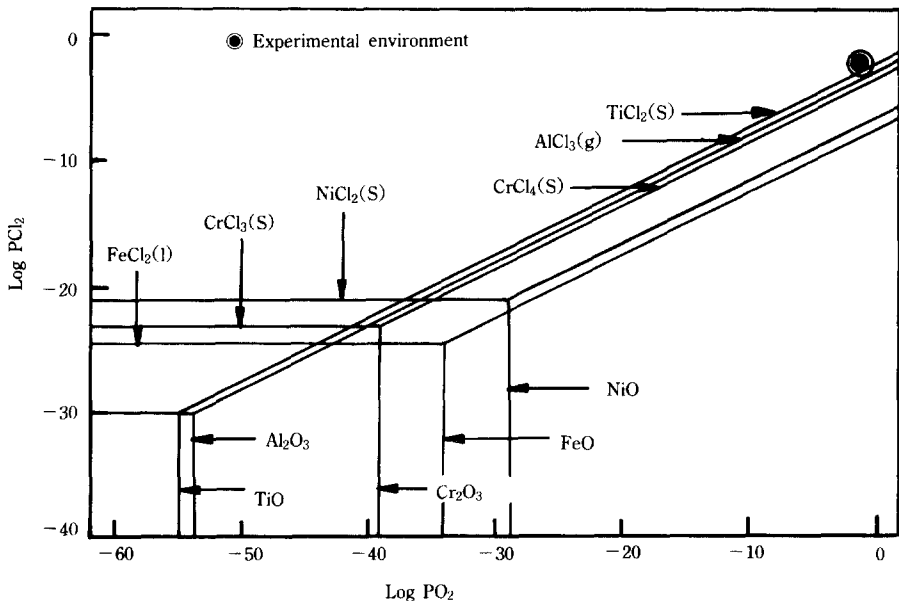


Fig. 7. Thermodynamic stability diagram for Super 601 alloy in mixed gas environment at 1173K.

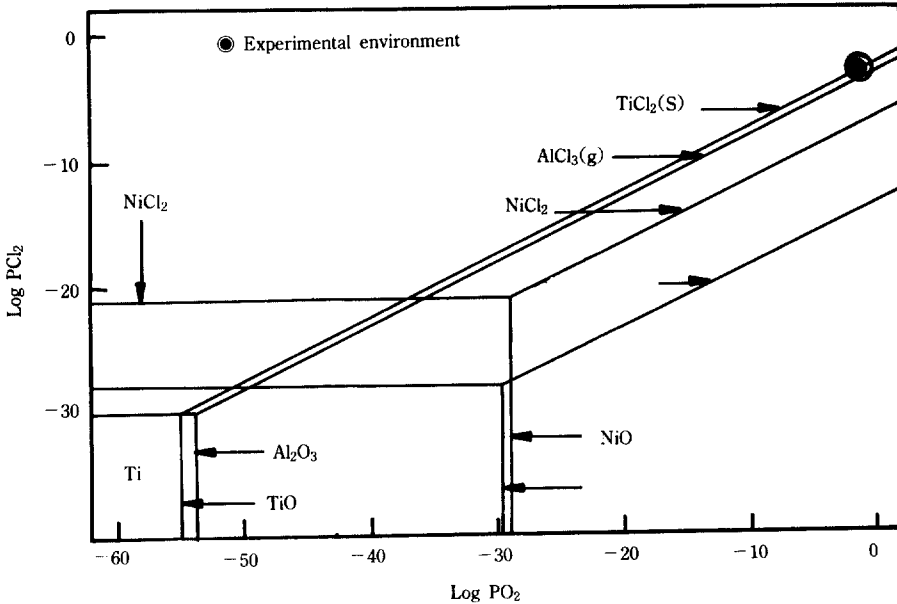


Fig. 8. Thermodynamic stability diagram for Model K-500 alloy in mixed gas environment at 1173K.

과 유사하나 고온에서 휘발하기 쉬운 염화물을 수월하게 형성하는 Mo와 Nb 등을 상당량 함유하고 있기 때문에 Photo. 4에 보인 바와 같이 고온 부식 반응 초기에는 (Al, Ti)Ox형 내식성 산화물 박막을 형성하나 반응시간의 경과와 함께 산화물 박막층이 다공화되고 취약하여져 Super 601에 비하여 내식성이 다소 불량하였으며 개스유속 150cc/min인 고온부식 환경에 200시간 노출하였을 때 부식으로 인한 무게 감소량이 약 40mg/cm²에 달하였다.

Monel K-500 합금은 니켈과 동을 주성분으로 하는 합금으로서 Fig. 8의 열역학 안정도에 보인 바와 같이 실험환경에서 동이 염화동을 용이하게 형성하여 휘발하기 때문에 내식성이 매우 불량하리라는 것은 자명하다. Fig. 3 및 Fig. 5에 보인 바와 같이 고온 부식 환경에 200시간 노출하였을 때 부식으로 인한 무게 감소량이 개스유속 100cc/min인 경우에는 약 350mg/cm²이나 되었고, 개스유속 150cc/min인 경우에는 약 450mg/cm²으로서 고온 부식율이 대단히 크다는 것을 알 수 있다. 이 합금에도 상당량의 알루미늄(2.56wt.% Al)과 티타늄(0.46wt.% Ti)이 함

유되어 있으나 이들 합금원소는 합금표면에 연속적인 내식성 산화물 박막을 형성하지 못하여 내식성이 불량하다.

4. 결 론

국내에서 시판중인 4종류의 초합금을 1173K 고온 복합개스(0.25% Cl₂/20.0% O₂/79.75% Ar) 환경에 200시간 부식실험을 수행한 결과는 아래와 같다.

1. Super 601 및 Nimonic 80A는 합금표면에 (Al, Ti)Ox 형태의 산화물 박막을 형성하여 비교적 우수한 내식성을 보였다. 그러나 내식성 박막의 치밀성이 완전하지 못하여 개스유속 150cc/min인 고온 부식 환경에 200시간 노출하였을 때 10~15mg/cm²의 무게감소를 보였다.

2. Super 718은 부식반응 초기에 합금표면에 (Al, Ti)Ox형태의 산화물 박막을 형성하였으나 부식환경에 노출한 시간의 경과와 함께 산화물 박막이 다공화되고 취약하여져 Super 601이나 Nimonic 80A에 비하여 내식성이 다소 불량하였다. 이 합금은

개스유속 150cc/min인 고온부식 환경에 200시간 노출하였을 때 약 40mg/cm²의 무게감소를 보였다.

3. Monel K-500은 이 합금의 주성분인 동의 열화에 의한 휘발손실과 이 합금에 함유된 소량의 티타늄의 알루미늄이 내식성을 부여하는 산화물 박막을 형성하지 못하므로서 4가지 합금중 내식성이 가장 불량하였다. 고온부식 환경에 200시간 노출하였을 때 개스유속 100cc/min인 경우에 무게 감소량이 약 350mg/cm²이었고, 개스유속 150cc/min인 경우에는 무게 감소량이 약 450mg/cm²이었다.

참 고 문 헌

1. M. J. McNallan, C. T. Kang, W. W. Liang, *Oxid. Metals*, **17**, 371 (1982).
2. H. H. Krause, D. A. Vaug Han, P. D. Miller, *Trans. ASME*, **96**, 216 (1974).
3. A. L. Plumley, W. R. Rocznik, *Trans. ASME*, **104**, 874 (1982).
4. Y. Ihara, H. Ohgame, K. Sakay Ama, K. Hashimoto, *Trans. Tapan Institute of Metals*, **23**, 682 (1982).
5. M. H. Rhee, M. J. McNallan, M. F. Rothman, "High Temperature Corrosion in Energy System", 483 (1985).
6. H. Huff, H. Pillhofer, *Superalloys*, 835 (1985).
7. Matthew J. Donachie, JR, *Superalloys Source Book*, 20 (1984).
8. Mars G. Fontana, *Corrosion Engineering 3th Edition*, 243 (1986).
9. H. Uhlig, R. Winston Revie, *Corrosion and Corrosion Control 3th Edition*, 361 (1984).
10. D. L. Klarstrom, *Metals Handbook*, **13**, 641 (1987).
11. E. L. Liening, *Metals Handbook*, **13**, 1170 (1987).
12. I. Barin, *Thermochemical Data of Pure Substances*, Printed by VCH (1989).