

고온 용융염에서 Fe기 및 Ni기 초합금의 부식거동 및 합금원소의 영향

조수행 · 장준선* · 정명수 · 오승철 · 신영준

한국원자력연구소
*대련이공대학 재료공정계

Corrosion Behavior and Effect of Alloying Elements of Fe-base and Ni-base Superalloys on Hot Molten Salt

Soo-Haeng Cho, Jun-Shan Zhang*, Myeong-Soo Jeong, Seung-Chul Oh and Young-Joon Shin

Korea Atomic Energy Research Institute, Taejon 305-353

*Dept. of Materials Eng. Dalian University of Technology, Dalian, China

(1999년 7월 1일 받음, 1999년 8월 23일 최종수정본 받음)

초 록 Incoloy 800H, KSA (Kaeri Superalloy)-6, Inconel 600 및 Hastelloy C-276 합금의 용융염에서의 부식거동을 650 ~ 850°C 온도범위에서 조사하였다. LiCl-Li₂O 혼합용융염에서의 부식은 Li₂O에 의한 염기성 용해 기구에 의해 진행되며, 부식속도가 LiCl에서보다 훨씬 빠르게 나타났다. 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서는 Ni기 합금의 부식속도가 Fe기 합금보다 빠르고, Mo와 W의 함량이 높은 Hastelloy C-276이 가장 빠른 부식속도를 나타내었다. 용융염 LiCl에서는 LiCrO₂의 단일 부식층이 형성되고, LiCl-Li₂O 혼합용융염에서는 산화물과 Ni의 2상구조의 다공성 부식층이 형성되었다.

Abstract Corrosion behaviors of Incoloy 800H, KSA(Kaeri Superalloy)-6, Inconel 600 and Hastelloy C-276 in molten salts were investigated in the temperature range of 650 ~ 850°C. Due to Li₂O-induced basic fluxing mechanism, the corrosion rates of the alloys in mixed molten salt of LiCl-Li₂O were significantly higher than those in molten salt of LiCl. In the mixed molten salt, Fe-base alloys showed higher corrosion resistance than the Ni-base alloys, and Hastelloy C-276 with high Mo and W contents exhibited the highest corrosion rate among the examined alloys. The single layer of LiCrO₂ was formed in molten salt of LiCl and two phase structure of a scale consisted of oxides and Ni was formed in the mixed molten salt.

1. 서 론

용융염은 수용액과는 달리 비교적 새로 알려진 용매이며, 금속화합물의 용해 이외에도 고온에서 증기압과 점도가 낮고 조업온도에서 액상으로 존재하며 전기화학적 및 열적으로 안정하기 때문에 금속제조나 전기화학분야에 널리 응용되고 있다. 근래에 와서 용융염에 관하여 집중연구되고 있는 분야는 제트엔진, 연료전지, 촉매, 태양에너지, 그리고 금속정제 등에 관계되는 분야들이다. 따라서 이러한 고온 용융염을 취급하는 기기 및 구조재료의 부식에 대한 연구도 지속적으로 진행되어 왔다. 그중 제트엔진이나 공업용엔진의 가스터빈에서 발생하는 용융황산염 Na₂SO₄에 의한 Ni기 초합금의 가속산화(accelerated oxidation)에 대한 연구가 많이 진행되었다.¹⁻¹³⁾ 이러한 가속산화는 용융염이 고온부품의 합금표면에 필름상으로 부착되었을 때 발생하는 현상으로 산화속도가 대기중에서보다 훨씬 빠르고 다공성 산화피막이 합금내부로 성장하는 특징을 가지고 있다. Goebel^{6,7)}은 이러한 가속산화에 대해 합금표면의 보호성 산화피막(Ni기 합금의 NiO 혹은 Cr₂O₃)이 용융염중의 Na₂O와 반응하여 NiO₂²⁻ 혹은 CrO₄²⁻의 형태로 용융염에 용해되었다가 다시 산화물의 입자로 석출하여 다공성 피막을 형

성하는 “염기성 용해(basic fluxing)”기구를 제안하였다. Zhang과 Rapp⁸⁻¹³⁾는 고온재료의 용융염에서 여러 가지 산화물의 용해도는 용융염의 염기도에 의존하며 Na₂SO₄의 경우 용융염의 Na₂O의 활동도가 높을수록 즉 용융염의 염기성이 강할수록 산화속도가 빨름을 보고하였다. 이와 같이 가속산화는 Na₂SO₄의 산-염기 평형에 의해 용융염에 존재하는 염기성산화물 Na₂O에 의해 발생되며, 또한 NaNO₃와 Na₂CO₃ 용융염에서도 Na₂SO₄와 같은 부식현상이 나타나는 것을 발견하였다.^{4,5)}

NaCl과 같은 염화물은 산소를 포함하지 않으므로 산화 반응을 가속시키지 않는 것으로 알려져 있었으나 근래에 와서 염화물에 의해서도 산화가 가속화하는 현상이 나타나는 것을 제시해 주목되고 있다.¹⁴⁻¹⁶⁾ Grabke^{14,16)} 등은 이 같은 현상을 용융염 Na₂SO₄에 의한 가속산화와 구별하여 “활동적산화(active oxidation)” 기구로 설명하고 있다. 활동적산화기구에 의하면 NaCl이 합금표면의 산화물과 반응하여 보호막을 파괴하고, 반응생성물인 Cl₂가 산화물/금속계면에 침투하여 금속염화물을 형성하며, 형성된 FeCl₂는 증발하여 산화층을 통해 외부로 확산하는 과정에서 산소와 반응하여 산화물로 변화한다. 따라서 산화피막은 주로 Fe₂O₃와 Fe₃O₄로 구성된다.

Table 1. Chemical composition of alloys.

| Alloy | Chemical composition(wt.%) | | | | | | |
|-----------------|----------------------------|------|-------|-------|-------|------|------|
| | C | Fe | Ni | Cr | Mo | Co | W |
| Incoloy 800H | 0.079 | Bal | 31.34 | 21.82 | - | - | - |
| KSA-6 | 0.03 | Bal | 26.9 | 17.8 | 2.2 | - | - |
| Inconel 600 | 0.07 | 9.49 | 73.66 | 16.30 | - | - | - |
| Hastelloy C-276 | 0.006 | 5.25 | 59.24 | 15.58 | 15.48 | 0.13 | 3.84 |

사용후핵연료 차세대관리공정은 혼합용융염 LiCl-Li₂O 환경에서 이루어진다. Li₂O는 Na₂O와 유사한 염기성산화물이므로 염기성 용해 기구에 의해 가속산화를 야기할 수 있으며, LiCl은 NaCl과 유사하여 활동적산화의 가능성도 있을 것으로 생각된다. 고온 내열강, More 1과 Super 22H의 부식시험 결과에서는 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서의 부식속도가 LiCl에서보다 훨씬 빠르며, 이것은 Li₂O에 의한 염기성 용해 기구로 설명할 수 있음을 제시하였다.¹⁷⁾ 본 연구에서는 용융염 취급장치 구조재료 개발의 일환으로 기존 내열합금 Hastelloy C-276, Inconel 600, Incoloy 800H 그리고 자체 제조한 KSA-6 등 4종류의 합금의 LiCl 및 LiCl-Li₂O 용융염 분위기에서 부식특성을 조사하여 용융염 부식에 미치는 합금원소의 영향을 평가하고자 한다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용한 실험재료는 Cr과 Ni의 농도가 다른 두 가지 Fe기 합금과 Cr, Fe, Mo 및 W의 농도가 다른 두 가지 Ni기 합금을 사용하였으며, 이들의 화학조성은 Table 1에 나타내었다. 부식시험은 실험실적 고온부식의 시험방법 중에서 도가니시험 (crucible test) 방법을 이용하였다. 시편의 크기는 15 mm(W) x 20 mm(H) x 2.5 mm(T)이며, 부식시험 직전에 에머리 페이퍼로 연마하여 증류수와 아세톤으로 탈지시킨 후 건조시켜 시편으로 사용하였다. 용융염 LiCl과 혼합 용융염 LiCl-25%Li₂O를 각각 20g씩 도가니에 넣고 시편을 완전 침적시켜 부식시험을 행하였다. 부식 환경온도는 650, 750 및 850 °C를 선택하였으며, 부식시간은 25 시간에서만 시험을 행하였다. 시험 종료 후 부식된 시편을 10% HNO₃ 용액에서 초음파 세척하여 부식물을 제거하고 증류수와 아세톤으로 세척한 후 건조시켜 무게변화를 측정하였다. 본 실험에서 사용한 합금들은 밀도에서 큰 차이가 없으므로 단위면적당 무게변화를 부식속도로 정의하였으며, 순금속의 경우 밀도가 서로 다른 것을 고려하여 단위면적당 무게변화를 밀도로 나누어 부식두께를 부식속도로 표시하였다. 부식생성물의 분석, 미세조직 관찰을 위해 전자현미경, X선 회절분석기 및 EPMA를 사용하였다.

3. 결과 및 고찰

부식속도

Fig. 1에 각 합금의 용융염 LiCl에서 25 시간 부식시험에 의한 무게변화를 나타내었다. 부식속도는 Incoloy

800H와 Hastelloy C-276이 가장 느리고, KSA-6, Inconel 600의 순으로 부식속도가 빨라지는 것으로 나타났다. 아울러 부식속도는 1.5 μm/h 이하로 낮은 편이다.

Fig. 2에 이들 합금의 혼합용융염 LiCl-Li₂O 분위기에서의 부식시험 결과를 나타내었다. Incoloy 800H와 KSA-6 합금의 부식속도가 가장 느리고, Inconel 600과 Hastelloy C-276의 부식속도가 빠른 것으로 보아 Fe기 합금이 Ni기 합금보다 내식성이 높은 것을 알 수 있다. 또한 Inconel 600과 성분은 비슷하나 Mo와 W의 농도가 높은 Hastelloy C-276의 부식속도가 훨씬 빠른 것으로 보아 Mo와 W는 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서 합금의 부식을 가속화하는 것을 알 수 있다.

Fig. 1과 2를 비교해 보면 650 °C에서 두 용융염 분위기에서 부식속도의 차이는 적으나 온도의 증가에 따라 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서 부식속도가 급속히 증가하여 850 °C에서는 LiCl에서보다 4 ~ 10배 빠른 부식속도를 나타내었다. 이러한 결과는 저온에서 합금의 부식속도에 미치는 Li₂O의 영향은 작고 온도가 높을수록 영향이 큰 것을 의미한다. 또한 More 1과 Super 22H의 부식시험에서도 동일한 현상이 나타났다.¹⁷⁾ 이는 염기성 용해반응에 참여하는 것이 Li₂O가 해리되어 형성된 산화물이온 O²⁻이며, Li₂O의 해리도가 저온에서 낮고 온도증가에 따라 증가하기 때문일 것으로 생각된다.

Fig. 3에 용융염 LiCl에서 Incoloy 800H와 Inconel 600의 부식에 의한 무게변화와 부식시간과의 관계를 나타내었다. 두 합금의 부식속도는 포물선 법칙을 따르며, 이것은 부식생성물이 치밀한 보호막을 형성함을 의미한다.

Fig. 4는 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서 두 합금의 부식속도의 시간의존성을 나타낸 것이다. 두 합금의 부식에 의한 무게변화는 시간에 따라 직선적으로 증가하였으며, 이는 부식생성물이 다공질적 비보호성 피막을 형성하는 것을 의미한다. 다공성 피막의 경우 용융염이 기공을 통해 쉽게 부식층/합금의 계면으로 이동하여 합금과의 반응으로 부식층은 계면에서 합금쪽으로 성장한다.^{17,18)}

합금의 부식층 구조

용융염 LiCl과 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서 750 °C, 25 시간 부식시험한 Inconel 600 시편표면의 X선회절 분석결과를 Fig. 5에 나타내었다. LiCl에서의 부식층은 LiCrO₂로 판명되었으며, Ni의 피크도 나타났으나 그것은 표면산화층이 얇기 때문에 피막내부 합금의 회절결과로 판단된다. 이러한 결과는 본 실험에 사용한 모든 합금에서 동일하게 나타났다. LiCl-Li₂O에서의 부식층은 LiCrO₂, Ni 및 소량의

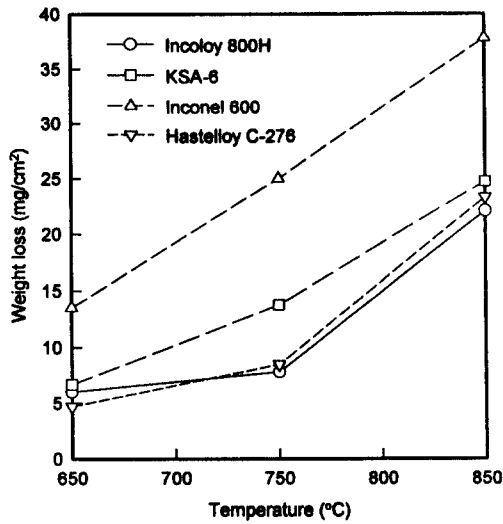


Fig. 1. Weight loss of the alloys corroded in molten salt of LiCl for 25 hours, as a function of temperature.

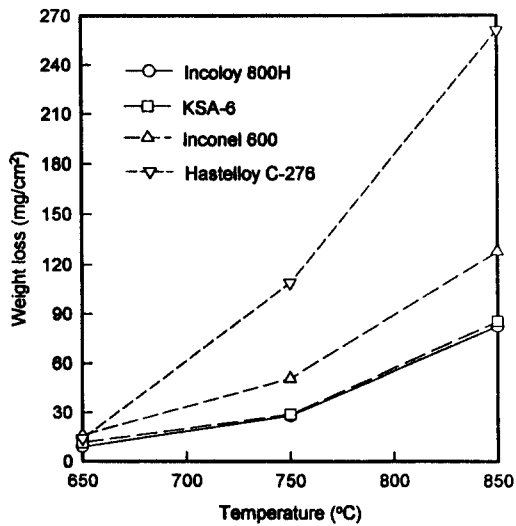


Fig. 2. Weight loss of the alloys corroded in molten salt of LiCl-Li₂O for 25 hours, as a function of temperature.

NiO의 혼합물로 판명되었다. 기타 Ni기 합금에서도 Inconel 600과 같은 결과를 나타내었고, Fe기 합금에서는 LiCrO₂와 Ni의 혼합물로 나타났으며, NiO는 나타나지 않았다. 본 실험범위내에서 합금원소농도 변화는 부식생성물에 큰 영향을 미치지 않는 것으로 나타났다.

염화물에 의한 활동적 산화에서는 Fe₂O₃와 Fe₃O₄이 형성되지만, 본 실험에서 형성된 것이 Fe의 산화물이 아니고 또한 치밀한 보호막의 특성을 나타내는 것으로 보아 본 실험에서는 활동적 산화현상은 나타나지 않는 것으로 추정된다.

Fig. 6에 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서 750°C, 25 시간 부식시험한 Inconel 600의 부식층의 SEM조직을 나타내었다. 부식층은 흰색과 어두운색의 2상조직으로 구성되어 있음을 알 수 있다. Fig. 7은 2상조직에 대한 EPMA 분석결과를 나타낸 것이다. 흰색의 상은 Ni이고 어두운 색은 Cr과

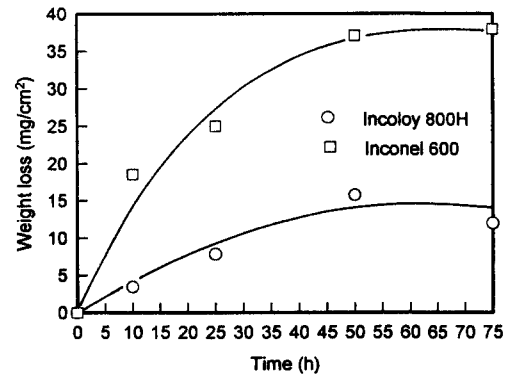


Fig. 3. Weight loss of Incoloy 800H and Inconel 600 corroded in molten salt of LiCl at 750°C, as a function of time.

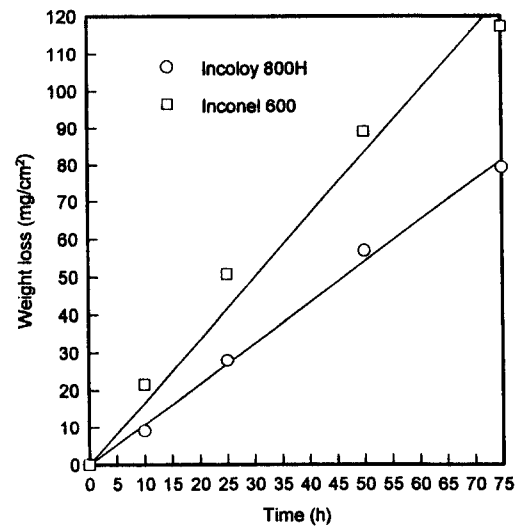


Fig. 4. Weight loss of Incoloy 800H and Inconel 600 corroded in molten salt of LiCl-Li₂O at 750°C, as a function of time.

O 농도가 높은 것으로 보아 LiCrO₂임을 알 수 있다. 모재와의 계면부근의 부식층에는 Ni의 입자가 작고 함량도 적으며, Ni과 산화물 사이에 기공이 잘 보이지 않으나, 외표면으로 갈수록 Ni의 입자가 크고 함량도 많으며 Ni과 산화물 사이에 기공이 형성된 것을 볼 수 있었다.

Fig. 8에 Hastelloy C-276의 혼합염 부식층의 SEM조직을 나타내었다. 부식층은 2상 구조를 나타내었으며, Ni과 산화물 사이에 기공이 선명하게 형성되었는 것을 볼 수 있다. 부식층이 산화물과 Ni의 2상 구조를 형성하는 원인은 확실하게 알 수 없지만 두 가지 가능성을 제시할 수 있다. 하나는 Cr이 우선적으로 산화되기 때문에 Cr 산화물 주위에 Cr이 고갈되어 Ni 농도가 높은 영역이 형성되고, Ni은 부식속도가 사용된 합금보다 느리기 때문에 Cr 산화물에 끼여 부식층에 남게 된 것으로 판단된다. 다른 하나의 가능성은 반응초기에 산화물 Li(Cr,Ni)O₂가 형성되고 시간의 경과에 따라 산화물에서 Ni이 석출되어 산화물과 Ni의 2상 구조를 형성한다. 이 경우 Ni의 밀도(8.9 g/cm³)가 LiMO₂의 밀도(4.81 g/cm³)¹⁸⁾보다 크기 때문에 Ni의 석출

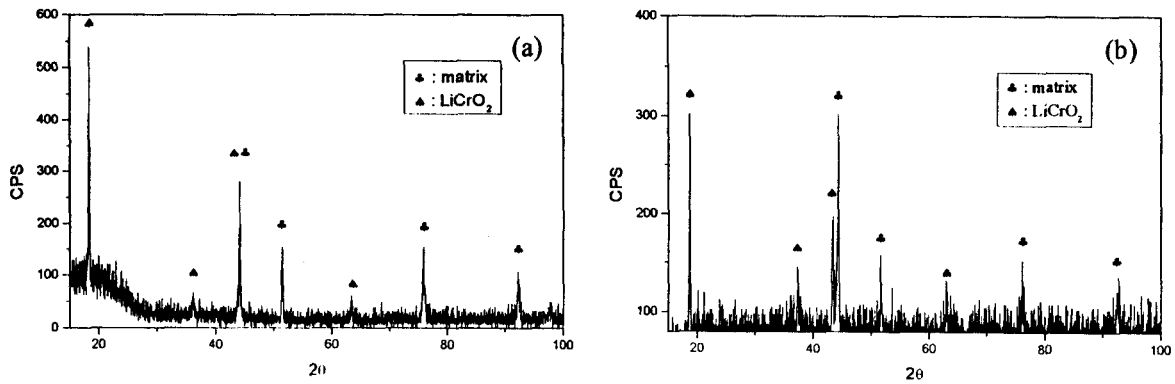


Fig. 5. X-ray diffraction patterns of the oxide scale on Inconel 600 specimen corroded in molten salt at 750°C for 25 hours, (a) in LiCl, (b) in LiCl-Li₂O.

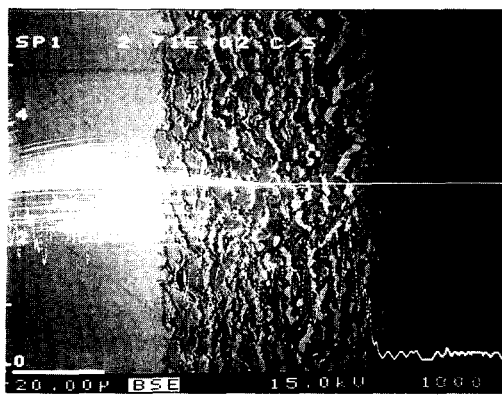


Fig. 6. Scanning electron micrograph of cross section of Inconel 600 corroded in molten salt of LiCl-Li₂O at 750°C for 25 hours.

시 Ni과 산화물 사이에 기공이 형성 될 것으로 판단된다. 이 두 가지 가능성에서 어느 것이 실제로 작용하는 기구인지는 앞으로 더욱 연구해야 될 것으로 생각된다.

Fig. 9에 Incoloy 800H 합금의 혼합용융염 SEM 조직을 나타내었다. 부식층의 형태는 Fig. 7의 Inconel 600과 유사한 2상 조직을 나타내었으며, EPMA 분석결과 이들 2상은 각각 LiCrO₂와 Ni-Fe 고용체로 판명되었다. Fig. 6, 8 및 9를 비교해 보면 Ni기 합금에서 Ni의 입자가 크고 석출된 함량도 많으며, Ni 입자와 산화물 사이의 기공도 큰 것을 알 수 있었다.

혼합용융염 LiCl-Li₂O에서의 부식은 산화물 이온 O²⁻에 의한 염기성 용해 (basic fluxing) 기구에 의해 진행됨을 제시하였다.¹⁷⁾ Na₂SO₄에 의한 가속산화의 염기성 용해 기구에 의하면 염기성 용해는 합금과 용융염의 반응에 의해 합금과 용융염의 계면에서 주 합금원소가 산화됨으로서 시작되며 산화에 의해 생긴 산화물층의 부근에 있는 용융염에는 산소활동도가 낮아지므로 S의 활동도가 상대적으로 높아져 합금내부에 황화물이 생성된다. 황화물의 생성에 따라 용융염내의 S 농도는 낮아지며 산화물이온의 활동도는 높아지게 되어 시편에 형성된 산화물 NiO 보호막이 O²⁻와 반응하여 NiO²⁻가 생성된다. 생성된 이온은 다시 합금과 용융염 계면에서 확산되어 나오며, 산화물이온의 활동도가 낮은 영역에 도달하게 되면 NiO로 다시 석출되는 두 단계 과정으로 부식층이 성장한다.^{6, 7)} 본 시험에서는 혼합용융염

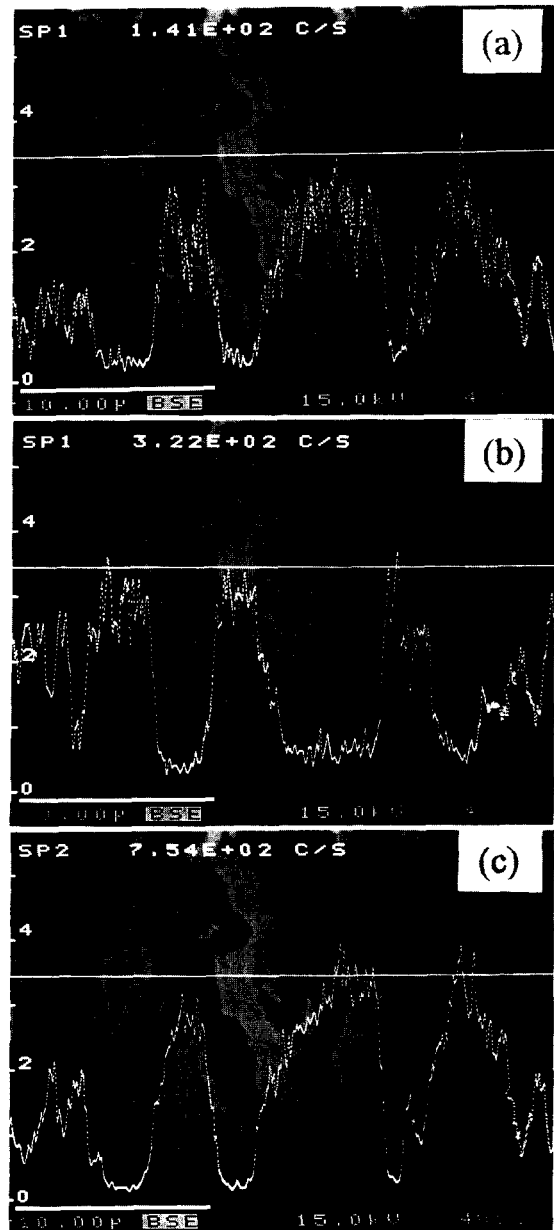


Fig. 7. X-ray line scan of the scale on Inconel 600 corroded in molten salt of LiCl-Li₂O at 750°C for 25 hours, (a) Cr, (b) Ni, (c) O.

LiCl-Li₂O중 염기성산화물 Li₂O의 농도가 높기 때문에 산

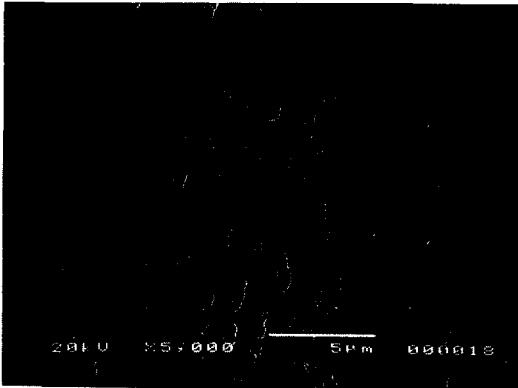


Fig. 8. Scanning electron micrographs of cross section of the oxide scale on Hastelloy C-276 corroded in molten salt of LiCl-Li₂O at 750°C for 25 hours.

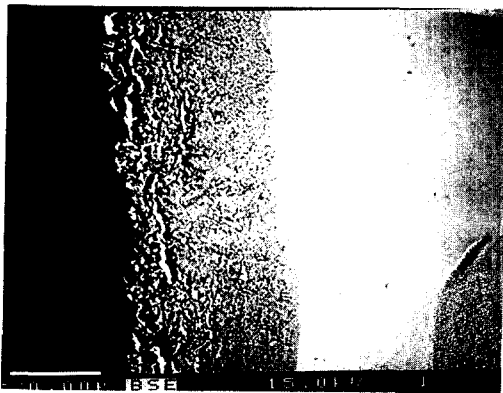


Fig. 9. Scanning electron micrograph of cross section of Incoloy 800H corroded in molten salt of LiCl-Li₂O at 750°C for 25 hours.

화물 이온 O²⁻의 활동도가 높아 합금표면의 Cr₂O₃과 O²⁻가 반응하여 보호막을 용해시켜 부식속도가 LiCl에서보다 훨씬 빠른 것으로 생각된다. 또한 염기성 용해기구에 의해 형성되는 다공성 산화물에서 Ni의 석출에 의한 2차 기공이 형성되며, 이러한 2차 기공은 부식속도를 증가시키는 요인으로 작용할 것으로 판단된다.

합금의 부식에 미치는 합금원소의 영향

본 시험에서 사용한 Fe기 합금에는 Cr과 Ni이 합금원소로 첨가되었고, Ni기 합금에는 Cr, Fe, Mo, W 등이 첨가되었다. 이러한 합금원소의 영향을 검토하기 위하여 먼저 혼합용융염에서 이들 순금속의 부식속도를 측정하여 그 결과를 Fig. 10에 나타내었다. 650°C에서는 이들 각 금속의 부식속도에서는 큰 차이가 없고, 750°C와 850°C에서는 Ni, Fe 및 Mo의 부식속도가 느리고, Cr과 W의 부식속도는 빠르게 나타났다. 용융염 Na₂SO₄에서 각종 금속산화물의 용해도를 측정한 결과에 의하면 NiO, Fe₂O₃, Cr₂O₃의 순서로 염기성 용해에서 금속산화물의 용해도가 증가하는 것으로 나타났다.⁸⁻¹²⁾ 본 시험에서 순 금속들의 부식속도는 Mo를 제외하면 금속산화물의 염기성 순서와 일치하게 나타났다.

한편 Ni 순금속의 내식성은 높지만 Ni기의 Inconel 600

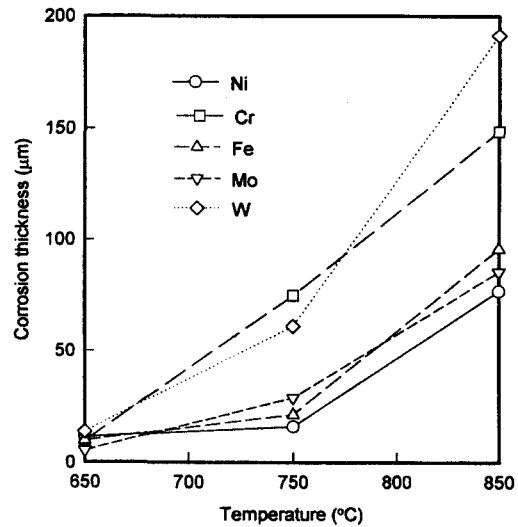


Fig. 10. Corrosion thickness of Fe, Ni, Cr, Mo and W corroded in molten salt of LiCl-Li₂O for 25 hours, as a function of temperature.

과 Hastelloy C-276의 부식속도가 Fe-base 합금보다 빠른 것으로 보면 합금의 내식성은 구성원소의 내식성만으로 설명할 수 없을 것으로 생각된다. 본 시험에서 사용한 합금은 모두 16% 이상의 높은 Cr 농도를 함유하고 있기 때문에 어느 합금이나 산화초기에 표면에 주로 Cr₂O₃과 NiCr₂O₄ 등의 산화물이 형성되고¹⁰⁾ NiO나 Fe₂O₃이 형성되지 않거나 형성되어도 형성량이 적기 때문에 합금의 부식속도가 NiO, Fe₂O₃의 염기성과 직접적인 관련이 없는 것으로 생각된다.

본 시험에서 나타난 부식층은 산화물과 Ni의 2상구조이며 산화물과 Ni 사이에 기공이 형성됨을 알 수 있다. 따라서 합금중 Ni의 함량이 높을수록 기공이 많이 형성될 것이며, 이러한 기공들을 통하여 용융염이 쉽게 합금/부식층 계면으로 이동하기 때문에 Ni기 합금의 부식속도가 Fe기 합금보다 빠르게 나타났다고 생각된다.

Hastelloy C-276은 Inconel 600에 비해 Mo과 W의 함량이 높고 기타 성분은 거의 같다. 따라서 Hastelloy C-276의 부식속도가 현저히 빠른 것으로 보아 Mo와 W는 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서 내식성을 악화시키는 것을 알 수 있다. Mo와 W의 이러한 작용은 고온에서 형성되는 MoO₃와 WO₃는 염기성이 강한 Li₂O와 쉽게 반응하여 용융염으로 용출되기 때문이라고 생각된다. Fig. 11의 Hastelloy C-276 부식층 원소분포의 측정 결과를 보아 부식층의 Mo 농도가 모재에 비해 현저히 낮은 것은 이러한 Mo의 용출로 해석할 수 있다. Na₂SO₄에 의한 가속산화의 경우 합금 중에 특정한 원소들에 의해서 부식이 주도되는 alloy induced acidic fluxing이 있는데, 이는 Mo, W, V 등의 원소를 포함한 합금의 부식기구로 제안되었으며, 이들 합금의 부식에서는 MoO₃, WO₃, V₂O₅ 등이 용융염과 반응하여 용융염내의 산화물이온의 활동도를 현저히 감소시키며, 결과적으로 산화물 Cr₂O₃ 보호막은 산성화 된 용융염 (oxide-

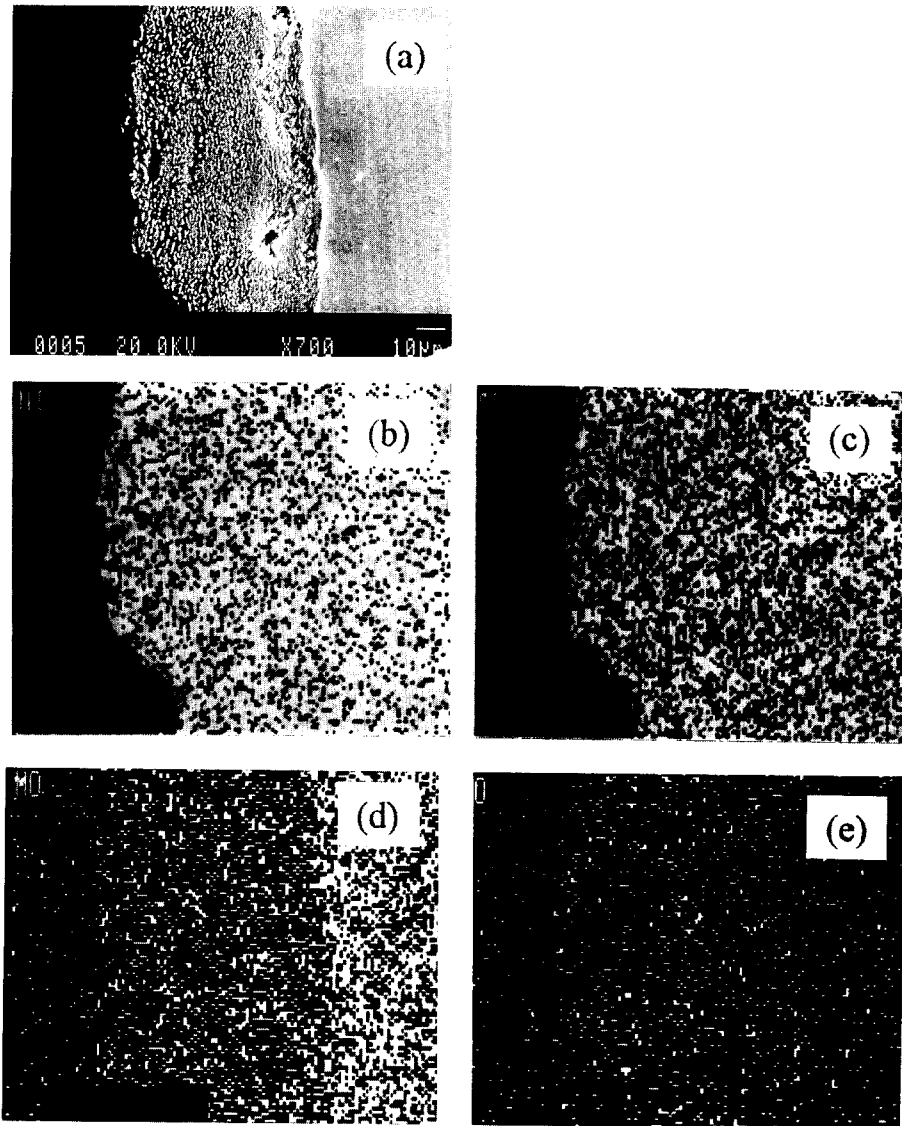


Fig. 11. Elemental distributions of the oxide scale on Hastelloy C-276 corroded in molten salt of LiCl-Li₂O at 750°C for 25 hours, (a) SEI, (b) Ni, (c) Cr, (d) Mo, (e) O.

modified melt) 내에서 용해되어 다공성이며 비보호적이 된다. 이러한 산성 용해(acidic fluxing)는 부식반응이 자발적으로 지속된다는 점과 합금에 소량의 용융염이 부착되어도 염기성 용해에 비하여 부식속도가 수십배 증가하는 것으로 나타났다.⁷⁾ 그러나 본 실험의 LiCl-Li₂O 용융염은 LiCl에 염기성산화물을 첨가한 것으로 산-염기 평형이 존재하지 않으므로 MoO₃와 WO₃의 염기성 용해에 의해 부식속도가 증가하지만, 용융염의 산성화가 이루어지지 않으므로 용융염 Na₂SO₄에서와 같은 산화속도의 수십배 정도의 증가가 나타나지 않는 것으로 판단된다. 본 실험에 사용한 합금의 Cr 농도에는 큰 차이가 없어 합금의 부식에 미치는 Cr의 영향에 대해 고찰하지 않았다.

4. 결 론

본 연구의 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 용융염 LiCl에서 부식속도는 포물선법칙을 따르며 보

호성 LiCrO₂의 산화피막이 형성되었으며, 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서 부식은 Li₂O에 의한 염기성 용해기구에 의해 진행되어 부식속도가 LiCl에서보다 훨씬 빠르게 나타났다.

2) 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서 Ni, Fe, Cr, W 등 순금속의 부식속도는 대체로 그들 산화물의 염기성에 의존하며 산화물의 염기성이 강할수록 금속의 부식속도가 느리게 나타났다.

3) 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서 Ni-base 합금이 Fe-base 합금보다 부식속도가 빠른 것으로 나타났고, 특히 Mo와 W의 농도가 높은 Hastelloy C-276의 부식속도가 가장 빠른 것으로 나타났다.

4) 혼합용융염 LiCl-Li₂O에서의 부식층은 산화물과 Ni의 2상 구조를 형성하며, Ni량이 많을수록 부식층에 기공이 더 많이 형성되어 부식속도를 증가시키는 것으로 판단된다.

감사의 글

본 연구는 과학기술부 원자력연구개발 중 · 장기사업의 일환으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참고 문헌

1. F. J. Kohl, G. J. Santoro, C. A. Stearns, G. C. Fryburg and D. E. Rosner, *J. Electrochem. Soc.*, **126**, 1054 (1979).
2. W. T. Reid, R. C. Corey and B. J. Cross, *Trans. ASME*, **67**, 279 (1945).
3. E. L. Simons, G. V. Browning and H. A. Liebafsky, *Corrosion*, **11**, 505 (1955).
4. N. S. Bornstein and M. A. DeCrescente, *Trans. Met. Soc. AIME*, **245**, 583 (1969).
5. N. S. Bornstein and M. A. DeCrescente, *Met. Trans.*, **2**, 2875 (1971).
6. J. A. Geobel and F. S. Pettit, *Met. Trans.*, **1**, 1943 (1970).
7. J. A. Geobel and F. S. Pettit and G. W. Goward, *Met. Trans.*, **4**, 261 (1973).
8. D. K. Gupta and R. A. Rapp, *J. Electrochem. Soc.*, **127**, 2194 (1980).
9. D. K. Gupta and R. A. Rapp, *J. Electrochem. Soc.*, **127**, 2656 (1980).
10. Y. S. Zhang and R. A. Rapp, *J. Electrochem. Soc.*, **132**, 734 (1985).
11. Y. S. Zhang and R. A. Rapp, *J. Electrochem. Soc.*, **132**, 2498 (1985).
12. Y. S. Zhang, *J. Electrochem. Soc.*, **133**, 655 (1986).
13. R. A. Rapp and K. S. Goto, "Hot Corrosion of Materials by Molten Salts" ed., J. Braunstein and J. R. Selman (Pennington, *J. Electrochem. Soc.*, 1980), p.159.
14. H. J. Grabke, E. Reese and M. Spiegel, *Corro. Sci.*, **37**, 1023 (1995).
15. M. Spigel and E. Reese, *Materials and Corrosion*, **47**, 179 (1996).
16. H. J. Grabke, E. Reese and M. Spiegel, *Proc. 5th Intern. Sym. on Molten Salts Chem. and Tech.*, **5**, 405 (1998).
17. S. H. Cho, S. C. Park, J. S. Zhang, Y. J. Shin and H. S. Park, *Korean J. Mater. Res.*, **9** (1999) in press.
18. L. D. Dyer, B. S. Borier, Jr., and G. P. Smith, *J. Am. Chem. Soc.*, **76**, 1499 (1954).
19. C. S. Giggins and F. S. Pettit, *Trans. Met. Soc. AIME*, **245**, 2495 (1969).