

## 전기화학적 방법에 의한 René 80 초합금의 용융염부식 연구

尹勝烈 · 金俊澤

한양대학교 공과대학 재료공학과

### A Study on the Hot Corrosion of René 80 Superalloy by Electrochemical Methods

S. R. Yoon and June-Tag Kim

*Dept of Materials Eng., College of Eng., Hanyang Univ.*

The present study aims to develop some types of electrochemical corrosion tests useful in evaluating hot corrosion resistance of nickel base alloys. Experiments were conducted in a mullite tube maintained at 1200°K, controlling the gas atmosphere over Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> melt with a sulfur-containing gas (0.15% SO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub>). Potentiodynamic and linear polarization measurements were performed with René 80 superalloys, Au, and Ag(s)/Ag<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>(1) half cell taken as the test, counter, and reference electrode, respectively. The corrosion morphology of the corroded electrode specimens which had been subjected to various potentiostatic polarization conditions was examined with SEM and EDS. Experimental results revealed that electrochemical testing would be a useful tool for the quick and quantitative assessment of the hot corrosion resistance of nickel base superalloys.

## 1. 서 론

내열합금이 용융염에 접하게 되어 침식이 가속되는 현상인 용융염부식(hot corrosion)<sup>1)</sup>은 항공기 터빈 날개용 니켈기초합금에서도 발생하며 특히 임해지역에서 현저한데, 그 발생원인은 항공기 연료에 소량 포함된 유황성분의 연소생성물인 SO<sub>2</sub> 또는 SO<sub>3</sub>가 공기중에서 흡입된 수분 및 염분과 반응하여 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>를 형성하고, 이것이 터빈 날개에 응착되어, 합금표면에 형성되었던 보호성 산화피막을 파괴하기 때문이라고 알려져 있다.

많은 학자들은 오래전부터 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>로 유발되는 용

융염부식도 수용액 내에서의 금속부식과 마찬가지로 전기화학적 메카니즘에 의하여 진행될 것이라는 생각을 가져왔으나 실험상의 어려움 때문인지 소수의 연구결과가 발표되었을 뿐 전기화학적 방법에 의한 용융염부식 연구는 그다지 진척을 보지 못하다가 1980년대에 와서 미국 OSU 대학의 Rapp교수 그룹에 의해 많은 진전이 이루어지고 있다.<sup>2-6)</sup>

저자의 한 사람은 Ni/Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 용융염부식 반응계를 전기화학적 방법으로 연구해 오면서<sup>7-9)</sup> Ni의 용융염부식에는 전극전위에 따라 그 우세함이 달라지는 2개의 환원반응이 관련되어 있음을 파악할 수 있었고 이 환원반응에 관련된 화학종, 즉 산화제는

Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 용액 내의 SO<sub>4</sub><sup>2-</sup>와 이 용액에 용해도가 큰 SO<sub>3</sub>가스임을 확인하였다. 따라서 Ni 합금이 위에서 언급한 바와 같이 형성된 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>용액과 일단 접촉되면 용액 자체가 산화제의 역할을 하여 용융염 부식이 발생하며, 외부에서 도입되는 SO<sub>3</sub> 기체가 있게 되면 용융염부식은 크게 촉진됨을 알았다.

실용합금의 용융염부식을 시험할 때에는 burner rig test가 주로 쓰이는데 부식시험에 장시간이 소요되고 시험결과를 정량적으로 나타내기 힘들 때가 많다. 그런데 용융염부식은 전기화학적 메카니즘으로 진행되므로 전기화학적 방법을 사용하여 실용합금의 용융염부식 시험을 하는 것이 바람직하다고 생각된다.

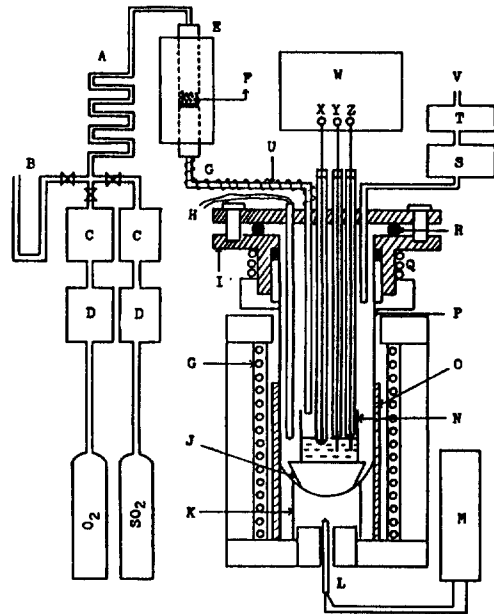
본 연구는 전보<sup>9)</sup>의 후속 연구로서 실용합금의 용융염부식 시험을 전기화학적 방법으로 시도해 본 것이다. 실용합금 재료로는 켈트엔진 가스터빈 날개 용으로 많이 쓰이는 René 80 초합금을 사용하였으며 동전위 및 선형분극 특성 측정과, 정전위 분극 후 부식된 시편의 현미경 조직 관찰 등, 수용액 계에서 쓰이는 통상의 전기화학적 부식시험법을 용융염계에 적용하려 하였다.

## 2. 실험장치 및 방법

Fig. 1은 실험장치의 개략도를 나타낸 것이다. 이 실험장치는 함유황가스 분위기를 만들어주기 위한 가스라인을 제외하고는 전보<sup>9)</sup>의 경우와 거의 같다.

Table 1 에는 René 80 합금시편의 공칭 조성을 나타내었다. 합금시편은 항공기용 터빈 날개로 실제 사용되었던 것으로서, 이를 시험편으로 사용하기 편리하도록 절단한 후 시편표면이 경면이 될 때까지 연마하였다. 다음에 通電을 위하여 직경 10mil Pt선에 spot welding하고 이 Pt선을 소구경 알루미늄 보호관 속에 보호하여 최종 전극으로 만들었다.

상온에서 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>가 담긴 알루미늄 도가니 및 Ag/Ag<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 고온 기준전극, Au대극을 로의 균일 온도 구역에 설치한 뒤 로의 온도가 실험온도에 도달하면 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 용액 내에 기준전극과 대극을 담갔다. 이때 시편전극을 미리 균일온도 구역에 설치하지 않은 것은 반응실 내의 함유황가스 분위기를 조절하



- A: Tubing for gas mixing
- B: Bubble soap flowmeter
- C: Flowmeter
- D: Silica gel
- E: SO<sub>3</sub> Converter
- F: V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> catalyst
- G: Heating element
- H: Measuring thermocouple
- I: 304 S.S. flange
- J: Isobrik
- K: S.S. pipe
- L: Controlling thermocouple
- M: Temperature controller
- N: Alumina crucible
- O: 304 S.S. plate
- P: Mullite reaction chamber
- Q: Water jacket
- R: O-ring
- S: NaOH
- T: Fan
- U: Gas-in
- V: Gas-out
- W: Corrosion measurement system
- X: Reference electrode
- Y: Working electrode (René 80)
- Z: Au counter electrode

Fig. 1. A schematic drawing of the experimental set-up under a sulfur-containing gas atmosphere.

는 동안 시편 표면에서 다른 반응이 일어나는 것을 최소화하기 위함이었다.

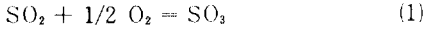
로의 온도가 실험온도(1200°K)에 도달한 뒤 함유황가스의 분위기는 다음과 같이 만들어 주었다. 먼저 실리카겔 건조층을 각각 통과한 SO<sub>2</sub>와 O<sub>2</sub>의 유량을 0.15% SO<sub>2</sub>+O<sub>2</sub> 되게 조절하고 두 기체를 스테인레스 강관으로 만든 기체 혼합통로를 지나게 하면서 혼합시켰다.

SO<sub>2</sub>의 유량은 특별히 고안한 아주 정밀한 초차재 유량계를 사용하여 측정하였으며 혼합가스의 유

Table 1. Nominal composition of René 80 superalloy .

Element	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	B	Zr	Ni
Wt%	0.17	14.0	9.5	4.0	4.0	3.0	5.0	0.015	0.03	60

속은 400cc/min이었다. 이 혼합가스는  $723 \pm 10^\circ\text{K}$ 로 유지된  $\text{V}_2\text{O}_5$  촉매층을 통과하여 반응실로 들어가도록 하였는데 촉매층을 지나면서  $\text{SO}_2$ 의 일부는 식(1)과 (2)에 따라  $\text{SO}_3$ 로 전환된다.<sup>10</sup>



$$\Delta G^\circ = -94600 + 89.37T \quad (2)$$

$\text{V}_2\text{O}_5$  촉매층에서의 전환율을 100%라 가정할 때 촉매층을 지난 가스의 분압은  $P_{\text{SO}_3} = 1.49 \times 10^{-3} \text{atm}$ ,  $P_{\text{SO}_2} = 1.16 \times 10^{-5} \text{atm}$ ,  $P_{\text{O}_2} = 0.997 \text{atm}$ 가 된다. 그러나 식(1)은 발열반응이므로 실험온도  $1200^\circ\text{K}$ 에서는 평형이  $\text{SO}_2$  쪽으로 이동하고  $1200^\circ\text{K}$ 에서의 평형가스 분압은  $P_{\text{SO}_3} = 3.3 \times 10^{-4} \text{atm}$ ,  $P_{\text{SO}_2} = 1.2 \times 10^{-3} \text{atm}$ ,  $P_{\text{O}_2} = 0.998 \text{atm}$ 으로 계산된다.  $723^\circ\text{K}$  촉매층에서 형성된  $\text{SO}_3$ 가  $1200^\circ\text{K}$  실험온도에서 다시  $\text{SO}_2$ 로 얼마큼 분해되는지 실제로 측정해보지 않아 알 수 없으나  $1200^\circ\text{K}$ 에서의 식(1)의 평형상수 값이 비교적 작은 0.282이어서 분해반응이 우세하리라 예상되며 따라서 반응온도 구역에서의  $\text{SO}_2$  및  $\text{SO}_3$  분압은 아마도  $1200^\circ\text{K}$  경우의 값 쪽으로 치우쳐져서 위의 두  $P_{\text{SO}_2}$  및 두  $P_{\text{SO}_3}$  값 사이에 각각 놓여 있을 것이라 생각되었다.

한편  $\text{SO}_3$ 가스는 비점이  $44.6^\circ\text{C}$ 로 낮아 가스통로 상에 응축되기 쉽기 때문에 반응실로의 도입관을 열선으로 감아  $200^\circ\text{C}$ 로 유지시켜 주었으며 반응실을 나온 가스는  $\text{NaOH}$  층을 통과시킨 후 대기중으로 방출시켰다.

이와 같이하여 반응실의 모든 실험조건이 정류상태에 도달되면 René 80 시편 전극을 반응실 밑으로 서서히 내리고(약 3분 소요), 용액 내에 담그자마자 RARC Model 350A Corrosion Measurement System을 사용하여 각종 전기화학적 부식시험을 수행하였다. 기준전극은 앞서 잠깐 기술된 바와 같이  $\text{Ag}/\text{Ag}_2\text{SO}_4$  고온기준전극<sup>11)</sup>을 사용하였으며 앞으로 나오는 전위값은 모두 이 기준전극에 대하여 읽은 값이다.

### 3. 실험결과 및 고찰

Fig. 2는 본 연구에서 사용한 René 80 시편의 현미

경 조직을 보인 것이다.  $0.05 \mu$  알루미늄 분말을 사용하여 연마포로 시편을 최종 연마한 뒤 아세톤으로 세척하고 Kalling 용액(50ml HCl, 50ml  $\text{CH}_3\text{OH}$ , 2.5g  $\text{CuCl}_2$ )<sup>12)</sup>으로 40초 동안 에칭시킨후 다시 아세톤으로 세척하고 조직관찰하였다.

Ni-base 초합금 내에는 일반적으로  $\gamma$ (Ni-rich fcc 고용체),  $\gamma'$ ( $\text{A}_3\text{B}$ 형 금속간 화합물, fcc), 금속(M) 탄화물(MC,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{M}_6\text{C}$ 형 등) 및 TCP(topologically close packed) 상들이 들어 있으며<sup>13)</sup>, Fig. 2A)에 보인 바와 같이 MC형 탄화물은 주로 결정립 내에(그림에 1로 표시),  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  탄화물은 입계에

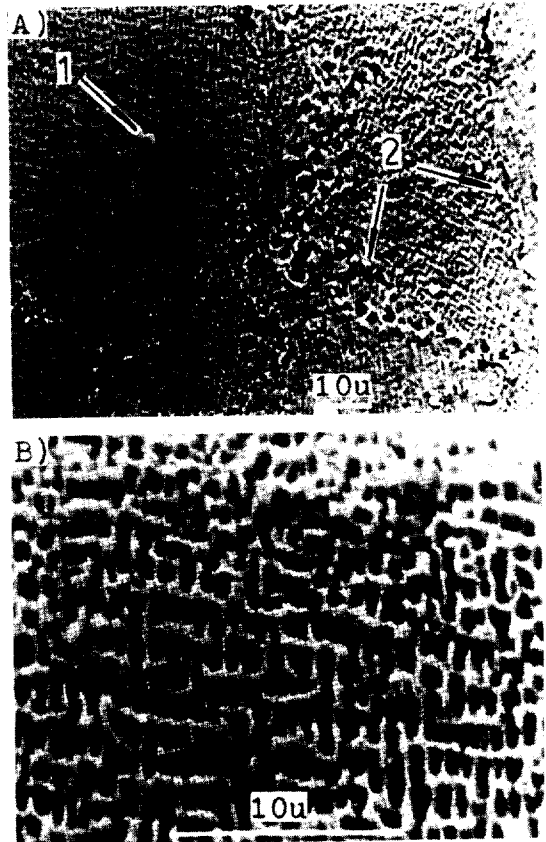


Fig. 2. Typical SEM micrographs of René 80 alloy specimen.

- A) Arrow marks point at the location of MC type carbide (1) in a grain and  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  (2) at grain boundaries.
- B) An expanded view of the inside of grain showing the net work of  $\gamma'$  in Ni-rich matrix.

(그림에 2로 표시) 존재한다. 여기서 M은 Table 1에 실은 금속성분을 나타낸 것이다. Fig. 2B)는 결정립 내의 조직을 확대하여 보인 것으로 회계 보이는 Ni-rich  $\gamma$  기지조직 내에  $\gamma'$  입자가 망상조직을 이루며 고루 분포되어 있음을 EDS로 확인할 수 있었다.

Fig. 3은  $-2.0V$ 에서 30분간 시편표면의 정전위 환원처리를 행한 후  $0.3mV/sec$  속도로 전위를 상승시키면서 동전위 분극곡선을 측정된 결과이다.

5회의 실험은 모두 새로운 용액 내에서 별개의 시편을 갖고 수행한 것인데, 고온에서의 분극 실험임을 감안해 볼 때 좋은 재현성을 보이고 있다.

수 차례의 예비실험을 통하여 확인한 바에 의하면, 이와 같은 재현성 있는 분극거동을 얻기 위해서는 음분극 영역에서의 시편표면의 정전위 환원처리가 반드시 필요하였었다. 또 시편표면을 환원 처리

할 때 정전위분극전 시편이 용액 내에 침지되었던 시간, 정전위 값 및 분극시간 등이 재현성을 얻는데 중요한 영향을 미침을 확인할 수 있었고, 합금 시편의 표면산화이력에 따라 분극특성이 다름을 알 수 있었다. 이 중 후자의 경우는 뒤에서 좀 더 설명하겠다. 본 연구에서는 실용합금의 표면 산화물층을 완전히 연마 제거한 후, 위에서 언급한  $-2.0V$ 에서의 30분간 환원처리시키는 것을 시편의 표준 전처리 방법으로 택하였다.

Fig. 3의 분극특성을 보면 음분극 영역에서는 기울기가  $400\sim 480mV/decade$ 인 類似 Tafel거동을 나타내고 있고, 대략  $-1.4V$ 에서 음전류 $\rightarrow$ 양전류로 바뀌는 전위인,  $E_{trans}$  값을 나타내다가, 양분극 영역에서는  $-1.2V$  근처에서 제 1차 부동태현상,  $-0.9V$  근처에서 제 2차 부동태현상,  $-0.7V$  이상에서는 과부동태 현상을 나타내고 있다.

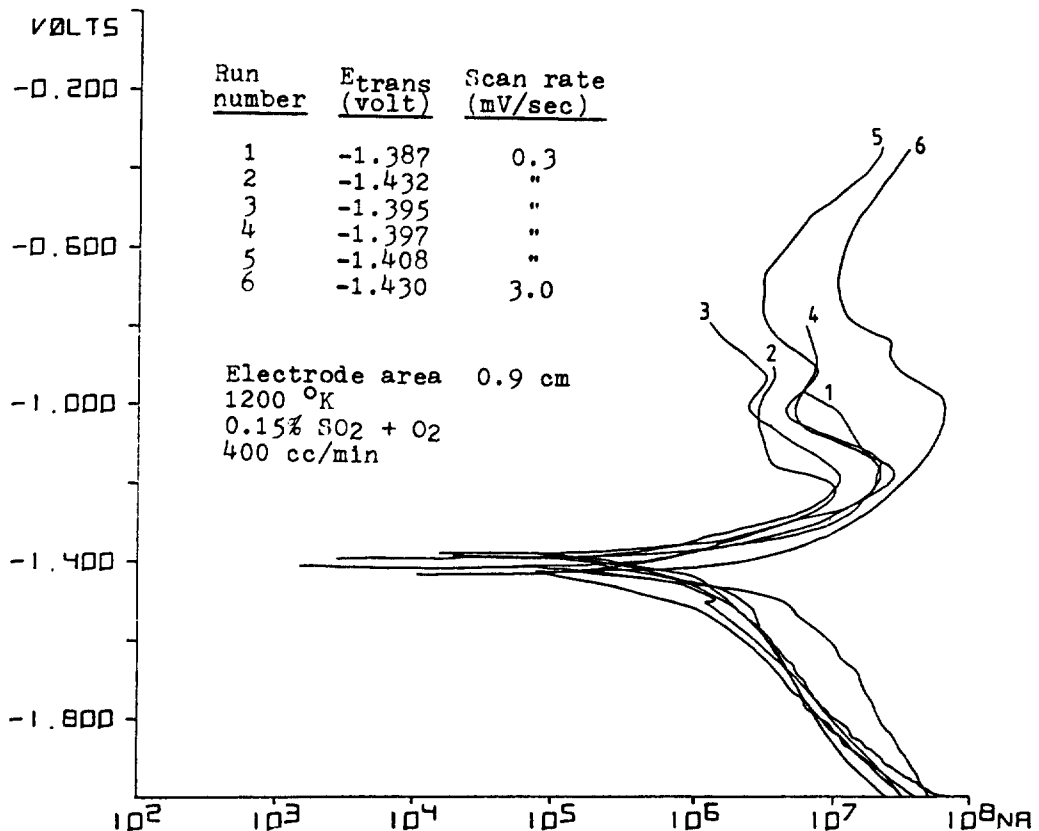


Fig. 3. Potentiodynamic polarization behaviors of René 80 alloy in 1200 °K Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> melt under 0.15% SO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub>.

잘 알려진 바와 같이 환원반응의 Tafel 거동은 전자(e)를 공급하는 전극의 종류에 따라 Tafel 기울기, 즉 환원 메카니즘이 달라진다. 앞서 저자의 한 사람은<sup>7-8)</sup> 본 연구와 유사한 함유황가스 분위기하  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  용액 내에서 순수한 Au의 음분극 곡선을 측정 하였을 때 기울기 480 mV/decade의 뚜렷한 Tafel 영역이 있음을 관찰하였고 이 Tafel 거동은  $\text{SO}_4^{2-}$  환원에 기인되며 이 환원반응의 가역전위는 대략  $-0.8 \sim -0.9\text{V}$  범위에 있음을 알았다. 따라서 Fig. 3의 음분극 영역에서 Tafel 거동이 나타나리라는 것은 예상하였던 것인데, Ni이 주성분인 René 80 합금에서 관찰된 유사 Tafel 거동의 기울기가 순수한 Ni 전극에서 관찰되었던 480 mV/decade와 비슷한 값을 나타내어 이 Tafel 거동도 역시  $\text{SO}_4^{2-}$ 의 환원 반응에 기인된 것으로 생각되었다.

한편 양분극 영역에서 나타난 환성태-부동태 전이현상에는 Ni의 경우와 달리 1, 2차 부동태현상을 보이고 있는데 2차 부동태전위가 순수한 Ni의 부동태전위와 비슷하여 Fig. 3의 1차 부동태전위는 다른 합금성분에 기인된 것으로 생각되었다. 그러나 René 80에서의 합금성분이 다양하여 1차 부동태전위가 어느 원소에 기인된 것인지의 차후 연구대상으로 삼고 더 이상 확인하지 않았다.

표준 전처리과정을 거친 René 80 합금의 열린회로전위,  $E_{oc}$ 를 측정하였을때, 초기의  $E_{oc}$  값은  $-1.8\text{V}$ 를 나타냈으며 침지시간에 따라  $E_{trans}$  값을 넘어 계속 상승하여 약 1시간 후에는 전위 변화가 완만해지며  $E_{oc}$  값이 부동태 영역에 놓여 있었다. 이렇게 합금시편의 전위가 부동태 영역에 도달되는 것은  $\text{SO}_4^{2-}$  및  $\text{SO}_3$  산화제가 부식과정에 계속 공급되어 self-polarization 효과를 나타내었기 때문이라 생각되었다. Fig. 4는 이러한 self-polarization 효과에 따른 시편 표면의 부식속도 변화를 정량적으로 알아보기 위하여  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  용액 내에 침지된 René 80 시편의 부식전위와 선형분극곡선을 침지시간에 따라 측정한 결과이다. 선형분극 측정에서는 부동태 영역에서 전위변화가 완만해진 뒤 임의의  $E_{oc}$ 에서 전위주사속도를 0.1 mV/sec로 하여  $\pm 50 \sim 100\text{mV}$ 로 분극시키며 분극저항,  $R_p$  값을 측정하였다.

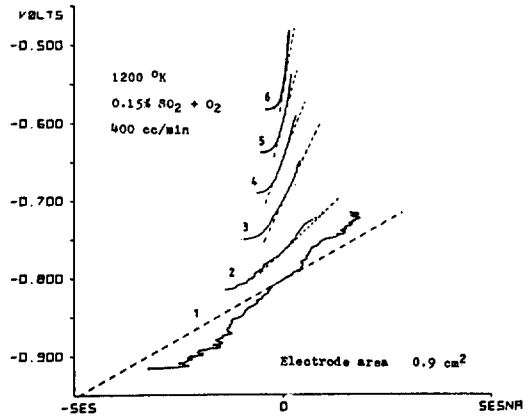


Fig. 4. Linear polarization curves of René 80 alloy measured in a  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  melt with immersion time. Slope of the dotted line on the curve corresponds to the polarization resistance.

Table 2에는 이와 같이 침지시간에 따라 측정 한  $E_{oc}$  및  $R_p$  값과  $R_p$ 로부터 환산한 부식전류,  $i_{corr}$  값을 모아 놓았다.

$R_p$ 로부터  $i_{corr}$ 의 환산은 잘 알려진<sup>14)</sup> 식 (3)을 사용하여 구하였다. 식 (3)에서  $\Delta E/\Delta i$ 는 선형분극 곡선의 기울기,  $\beta_a$  및  $\beta_c$ 는 해당 전극반응의 산화 반응 및 환원반응의 Tafel 기울기이다.

$$R_p = \frac{\Delta E}{\Delta i} = \frac{\beta_a \cdot \beta_c}{(2.3) (i_{corr}) (\beta_a + \beta_c)} \quad (3)$$

식 (3)을 보면 알 수 있듯이  $R_p$  값은 주로  $i_{corr}$ 에 좌우되며  $\beta$  값들의 변화에는 비교적 덜 민감하다. 여기서  $\beta_a$  및  $\beta_c$  값은 식 (4)에 따라 480 mV로 가정하였다. 이렇게 가정할 경우 생길 경우  $i_{corr}$ 의 오차는  $\beta_c = \infty$  일 경우에도 실제값의 3배 이내가 된다.

Table 2. Data obtained in linear polarization measurements

Run No.	Immersion time (min)	$E_{oc}$ (volt)	$R_p$ (V/nA)	$i_{corr}$ (nA)
1	54	-0.816	3.027 E2	3.447 E5
2	108	-0.766	5.119 E2	2.038 E5
3	197	-0.704	1.074 E3	9.716 E4
4	262	-0.642	1.382 E3	7.550 E4
5	327	-0.590	2.235 E3	4.669 E4
6	428	-0.534	3.548 E3	2.941 E4

$$\beta = \frac{2.3 RT}{\alpha \cdot F} \approx 480\text{mV (1200}^\circ\text{K에서)} \quad (4)$$

식 (4)에서  $\alpha$ 는 이동계수<sup>15)</sup>로서 가장 보편적인  $\frac{1}{2}$ 의 값을 취하였다. 그 밖의 기호는 모두 상용의 뜻을 갖고 있다.

Fig. 4를 보면 René 80 시편의  $E_{oc}$  값 및  $R_p$  값은 시간이 지남에 따라 계속 상승, 증가하는 경향을 나타내고 있는데,  $R_p$  값의 증가는  $i_{corr}$  값의 감소를 뜻하므로  $E_{oc}$  값의 상승과 함께  $i_{corr}$  값이 감소하는 것은 합금표면에 어떤 보호성 피막이 형성되고 있음을 나타내는 현상이라 말할 수 있다. 물론 침지시간이 길어져서 보호성 피막이 파괴되는 현상이 발생하면 부식전위는 다시 하강하고  $i_{corr}$  값은 커질 것이 예상된다. 이상으로부터, 용융염부식 환경에서 침지시간에 따라 금속재료의 부식전위와 선형 분극곡선을 함께 측정하면 신속하게 또 정량적으로 시편의 표면상태 변화와 부식속도를 알아낼 수 있으며 따라서 이러한 방법은 실용 및 개발 합금의 용융염부식에 대한 내식성평가에 유용하게 사용할 수 있다고 생각되었다.

Fig. 5는 설정전위 값과 분극시간을 변화시키며 정전위분극시킨 시편의 부식 부위를 SEM과 EDS로 분석한 사진이다. 실험조건은 다음과 같았다. a) -900mV에서 4시간, b) -700mV에서 4시간, c) -400mV에서 30시간. Fig. 3의 동전위 분극곡선을 참조해 보면 이 전위는 모두 시편의 제 2차 부동태전위보다 높은 값들이다.

그림에서 볼 수 있듯이 부식형태는 모두 비슷하였는데 표면부식층의 깊이는 전위값에 따라 큰 차이가 없었으나 분극시간이 길어지면 증가하는 경향을 나타내었고, 제일 바깥층에는 소량의 Al, Ti, Ni 산화물이 포함된  $Cr_2O_3$ 층이 형성되어 있었으며 그 아래 금속쪽으로는 Al, W, Mo, Cr, Co가 소량 포함된 NiO층이 형성되어 있었다. 위에서 부식형태가 같은 것은 실험한 전위 범위에서 부식 메커니즘이 유사하다는 것을 나타내는 것이다.

이상으로부터 니켈기초합금/용융염 계에서 정전위 분극과 SEM 및 EDS 분석을 병행하는 것은 합금의 부식형태와 내식성을 신속하게 정량적으로 평가할 수 있는 부식시험방법이 됨을 알 수 있었다.

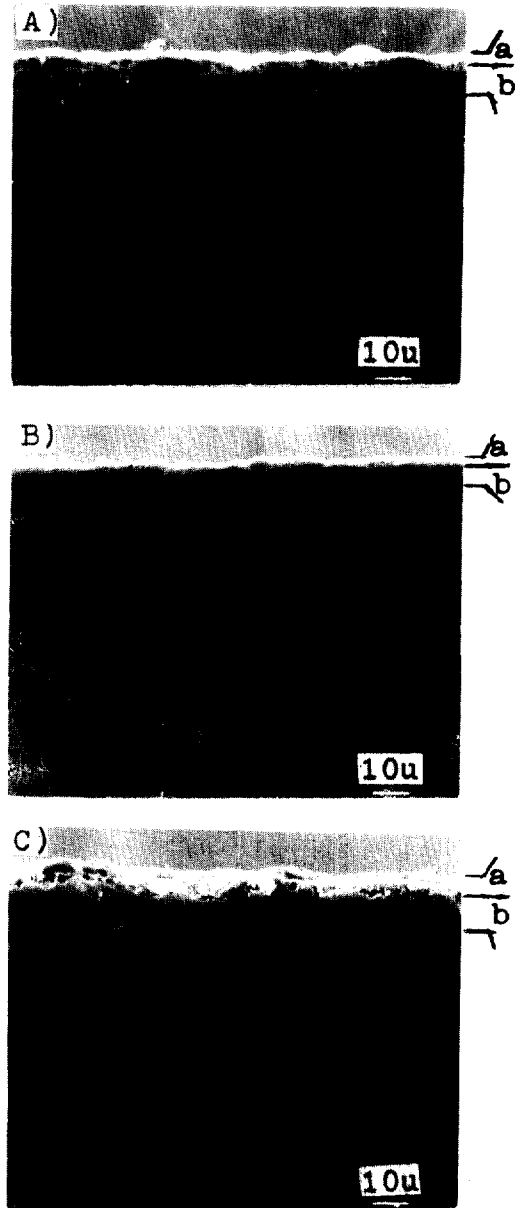


Fig. 5. SEM micrographs of the cross section of corroded René 80 specimen which had been subjected to a potentiostatic polarization at a given potential and for a given time: A) -900 mV and 4 hrs., B) -700 mV and 4 hrs., C) -400 mV and 30 hrs.. In each micrograph, upsides correspond to specimen surfaces and in each region (a), mainly observed was  $Cr_2O_3$  including small amount of Al, Ti, Ni oxides and in region (b), NiO including Al, W, Mo, Cr, Co oxides.

그런데 일단 사용된 실용합금의 부식시험을 Fig. 5와 같은 방법으로 검사하고자 할 때 사용된 시편의 표면이력에 따라 부식거동이 달라져서 세심한 주의가 필요하였다. 즉, Fig. 6은  $-400\text{mV}$ 에서 2시간 정전위 분극시켰던 시편의 서로 다른 부위를 관찰한 SEM 사진인데, 이 시편을 마련하는 과정에서 기존 부식스케일이 있던 부분의 연마가 외관상 충분하다고 생각하였으나 실제로는 불충분하였다. Fig. 6A)는 이 시편의 내부에 해당되는 부위를 나타낸 것으로 기존의 표면부식생성물이 없었던 곳이며 B)는 기존의 표면부식생성물이 있었

던 부위를 나타낸 것이다.

그림 A)에서 표면의 흰색층은 Fig. 5에서와 같이 주로  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  산화물층으로 확인되었으며 그 아래에는  $\text{NiO}$  산화물층이 형성되어 있었다. 그러나 그림 B)를 보면 완전히 다른 부식형태를 나타내고 있으며 그림 상부의 b로 나타낸 층은 실용합금의 기존 표면부식층과 현미경조직이 비슷하였다. EDS 분석결과 표면에 검은색 층은 Ti, Co를 포함하는  $\text{Ni}(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_4$  spinel로 판단되었고, 이 스피넬 아래에 있는 흰 입자들은 주로  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{MoO}_3 + \text{WO}_3$  산화물임이 확인되었으며 이 산화물층과 matrix 경계부근의 관상 석출물은  $\sigma$ 상으로 추정되었다.

그림 A), B)를 비교해 볼 때 표면부식생성물이 형성되었던 부위 B)가 스케일 형성이 없었던 부위 A)에서보다 부식의 영향을 받은 깊이는 더 크고 또 용액과 바로 접촉되는 합금표면에서의 부식생성물도 A)의 경우는 주로  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 임에 반하여 B)의 경우는 기존의  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 위에  $\text{NiO}$ 가 주로 형성되어 있다. 이러한 경향은 여러번 반복실험에서도 재현성이 뚜렷하였는데, 따라서 일단 사용되었던 재료로부터 부식시편을 만들어 정전위 분극과 SEM 관찰을 병행하는 부식시험을 할 때에는 시편표면의 현미경 조직에 대한 사전 분석이 반드시 선행되어야 함을 알았다.

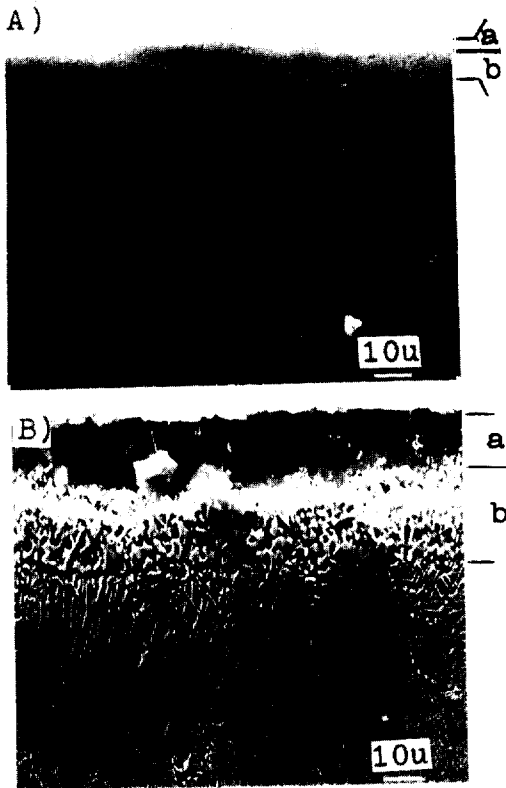


Fig. 6. SEM micrographs of the cross section of corroded René 80 specimen which had been subjected to a potentiostatic polarization, showing corrosion history at the specimen surface affects corrosion morphology. The specimens were cut from inside(A) and surface (B) portion of a gas turbine blade which had been in service. Observed species in Fig. 6A): (a) mainly  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  and (b) mainly  $\text{NiO}$ , and in Fig. 6B): (a)  $\text{Ni}(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_4$  and (b) mainly  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  plus  $\text{MoO}_3$  and  $\text{WO}_3$ .

#### 4. 결 론

1)  $1200^\circ\text{K}$ ,  $\text{O}_2 + 0.15\% \text{SO}_2$  분위기하  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  용액 내에서 측정된 René 80 초합금의 동전위 양분극 곡선에서는 활성화-부동태 전이현상을 관찰할 수 있었고 1, 2차 부동태 영역이 있었다. 또 음분극 곡선에서는  $400 \sim 480\text{mV/decade}$ 의 유사 Tafel 거동이 나타났다.

2) René 80 시편의 선형분극 측정에서 시간에 따라 부식전위와 분극저항 값의 변화를 추적해 보니 침지 초기에는 시편 표면에 어떤 보호성 피막이 형성됨을 알 수 있었다.

3) 정전위 양분극시 합금시편의 표면에는 Al, Ti, Ni 등이 포함된  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  산화물층이 형성되었고 그 밑에는 Al, W, Mo, Cr, Co가 포함된  $\text{NiO}$  산화물층

이 형성되었다. 또 시편표면 이력은 부식형태 및 속도에 큰 영향을 미쳤다.

4) 일반 수용액계에서 사용되는 전기화학적 부식시험법은 René 80/Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 용융염부식에서 합금의 내식성을 평가하는데 신속하고 정량적인 수단이 될 수 있음을 알았다.

## 후 기

이 연구는 한국과학재단 연구비 지원으로 수행된 것이며 관계자 여러분께 감사드립니다.

## 참 고 문 헌

- 1) J. Stringer, Ann. Rev. Mater. Sci., 1977, 7, p477.
- 2) R.A. Rapp, "Electrochemistry of Hot Corrosion," "A paper presented to the Proceedings of the 3rd JIM International Symposium on High Temperature Corrosion, November, 17-20, 1982.
- 3) W. C. Fang, Ph. D. Thesis, Ohio State Univ., Dep't of Metallurgical Eng., 1985.
- 4) Chong O. Park, Ph. D. Thesis, Ohio State Univ., Dep't of Metallurgical Eng., 1985.
- 5) W. C. Fang and R. A. Rapp, J. Electrochem. Soc., **130**, 2335(1983).
- 6) Chong O. Park and R. A. Rapp, *ibid.*, 133, 1636 (1986).
- 7) 尹勝烈, 한국부식학회지, **12(3)**, 17(1983).
- 8) S. R. Yoon, "An Electrochemical Study on Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-induced Hot Corrosion," "Proceedings of 4th Asia-Pacific Corrosion Control Conference, Tokyo, Japan, May 26-31, 1985, Vol, 1, p31.
- 9) 尹勝烈 · 朴聖淮, 한국부식학회지, **16(4)**, 19 (1987).
- 10) D. Gaskell, Introduction to Metallurgical Thermodynamics, 2nd ed., McGraw-Hill, 1981, p 586.
- 11) 李晟圭 · 尹勝烈, 한양대학교 산업과학연구소 논문집, 제17권, 1984, p 91.
- 12) Metal Handbook, Volume 7, 8th ed., 1973, p 194.
- 13) L. T. Sims and W. C. Hagel, The Superalloys, John Wiley and Sons, 1972, p 596.
- 14) M. G. Fontana, Corrosion Engineering, 3rd ed., McGraw-Hill, 1986, p 502.
- 15) J. O'M Bockris and A. K. N. Reddy, Modern Electrochemistry, Vol. 2, Plenum Press, 1977, p 1007.