

< 研究論文 >

질소함량의 증가에 의한 Austenitic Stainless  
Steel의 내식성변화

박용수 · 김순태  
연세대학교 금속공학과

“Effects of Nitrogen Addition on Corrosion Resistance of  
Austenitic Stainless Steel”

Y. S. Park and S. T. Kim  
Dep't of Metallurgical Eng., Yonsei Univ.

Abstract

Effects of nitrogen addition on pitting resistance and stress corrosion cracking susceptibility of high Mo austenitic stainless steel were investigated using anodic polarization technique and constant extension rate testing technique.

The following results were obtained.

1. Increase in N content to 0.32% in the alloys containing 0.02–0.04% carbon enhanced the pitting resistance in Cl<sup>-</sup> environments greatly.
2. Increase in N content to 0.435% in the alloys containing 0.13–0.16% carbon enhanced the pitting resistance, but the degree was not so much as in the lower carbon alloys.
3. SCC resistance in boiling 42% MgCl<sub>2</sub> solution was maximized by increasing N content to 0.2%.
4. The alloys with 20% Ni, 20% Cr, 6% Mo, 0.25–0.32%N, 0.02–0.04% C appeared to be a possible replacement for high Ni alloys such as Hastelloys in Cl<sup>-</sup> environments.

I. 서 론

Stainless Steel이 12% Cr-Steel로서 소개된 이래 여러 원소들이 첨가되어 상당한 내식성 그리고 조직 및 기계적 성질의 향상을 가져왔다. 향상된 Stainless Steel 중 300계열이 일반적으로 내식성이 우수하고 그중에서는 AISI 316이 뛰어나다. 그러나 316도 Cl<sup>-</sup>ion에 대한 Pitting 또는 Crevice 부식저항은 충분치 못하여 Cl<sup>-</sup>ion의 농도가 높은 용액에서는 이들보다 훨씬 고가의 Ni-base 합금이나 Ti 합금들이 쓰여지고 있다. 이 300계열의 Stainless Steel에 상당한 양의 질소와 Mo를 첨가하여 고농도 Cl<sup>-</sup> 용액에서의 Ni-base 나 Ti 합금과 견줄만한 내식성을 얻는다면, 부식면뿐 아니라 경제적인 면에서도 상당한 의의가 있다 하겠다.

Mo에 의한 내식성 향상은 AISI 304에 2% Mo를 첨가한 AISI 316의 향상된 Pitting 부식저항에 의해 널리 알려져 왔고, 질소에 의한 내식성 향상은 간혹 연구가 되어 왔으나 본격적인 연구는 찾아보기 어려웠다. 연구된 예로 AISI 304에 0.25% N을 넣은 경우 Pitting 부식저항의 향상이 Eckenrod et al.<sup>(1)</sup>에 의해서 기록되었고, Mo과 N의 복합적 상승효과는 25 Cr 5 Ni 2 Mo Steel에 0.5%와 0.7%의 질소를 넣었을 때<sup>(2)</sup> 기록되었다. 이번 연구에서는 Mo과 N의 복합적인 효과를 Fe-20% Cr-20% Ni-6% Mo에 질소함량을 변화시켜, Pitting 부식저항의 변화와 응력부식균열저항의 변화를 살펴보았다.

## II. 실험

### 1. 시편

시편은 순수한 상업용 품위를 가진 Electrolytic iron, CrN, Graphite, Mo, Cr, Ni, Fe-Si 을 재료로 사용하여 다음과 같이 용해, 주조하였다. 용량이 10KW 인 고주파 유도로를 이용하여 고질소함량이 요구되는 시편들은 질소분위기에서, 저질소함량이 요구되는 시편들은 진공분위기에서 용해한 후 4각 Cu-mold 에 주입하여 2kg 중량의 Ingot 를 만들었다. 이들은 Radiography를 통해 기포가 있는 부분은 제거된 후 1100°C에서 10시간 동안 균질화처리가 되었다. 이때 생긴 산화물은

Milling에 의해 제거한 후 Heat에 따라 1000~1200°C 사이에서 30분간 Soaking 후 3.4mm 두께가 될 때까지 열간 압연을 행하였다. 그후 66°C로 유지된 10% HNO<sub>3</sub>+3%HF 용액에서 산세처리후 2mm로 냉간 압연되었다. 그후 1066°C에서 5분간 annealing 후 수냉을 하였으며 다시 10% HNO<sub>3</sub>+3%HF 용액에서 산세처리를 행하였다. 이때 만들어진 시편의 일부분은 큰 극시편으로 사용되었으며, 인장시편은 다시 20분간 annealing 후 0.94mm 까지 냉간 압연, 5분간 1066°C에서 annealing, 수냉, 산세를 진행하여 제작되었다. 이들 시편의 화학조성은 Table 1에 나타나 있다.

Table 1. Chemical compositions(wt%) of the experimental alloys.

No.	N	Mo	C	Ni	Si	Cr	P	S	Al	Fe	Melting
I	0.005	6.72	0.03	19.86	0.94	21.34	0.022	0.012	>0.09	Bal.	VIM
C	0.16	7.02	0.02	18.66	0.42	22.10	0.017	0.008	0.048	"	NIM
4	0.218	6.58	0.04	19.86	1.24	21.51	0.022	0.012	0.061	"	"
E	0.23	5.32	0.02	19.80	0.77	20.51	0.015	0.004	0.050	"	"
F	0.247	5.47	0.02	19.91	0.81	22.65	0.016	0.005	0.050	"	"
B	0.28	6.50	0.02	17.12	0.20	22.37	0.015	0.006	0.049	"	"
5	0.324	6.69	0.04	19.88	1.30	21.51	0.022	0.012	0.066	"	"
2	0.010	6.55	0.13	19.70	0.93	21.46	0.021	0.011	0.083	Bal.	VIM
6	0.184	6.68	0.16	20.17	1.33	17.10	0.021	0.012	0.065	"	NIM
3	0.228	5.90	0.16	19.86	1.26	21.55	0.019	0.011	0.054	"	"
H	0.291	5.04	0.15	20.02	0.79	22.70	0.016	0.004	0.051	"	"
G	0.435	5.29	0.13	19.96	0.73	22.43	0.005	0.003	0.049	"	"
304			0.07	8.605	0.605	19.59					

### 2. 양극분극시험

산세처리된 시편을 1.3cm×1.3cm로 절단한 다음, AISI 308 Rod를 시편의 한면에 경납을 사용하여 연결한 후 이 Rod를 약간의 끝부분만 제외하고 고무 tubing으로 덮어 주었다. 이 시편을 호마이카로 Mounting한 후 반대면을 600 Grit까지 연마, 세척한 후 시편과 Mounting 경계를 라카로 덮어 약 1cm<sup>2</sup>의 시편의 표면이 용액에 노출되게 하였다. Fig. 1은 이렇게 준비된 시편을 보여주고 있다.

양극분극시험은 이들 시편들을 사용하여 다음과 같이 행하여졌다.

(1) 시편은 약 1l의 용액이 주입된 Pyrex Cell에서 시험되었고, 보조전극으로는 고밀도흑연이, Reference 전극으로는 포화 Calomel 전극이 사용되었다.

(2) 용액의 온도는 Heating Mantle과 Temperature Controller를 이용하여 조절되었다.

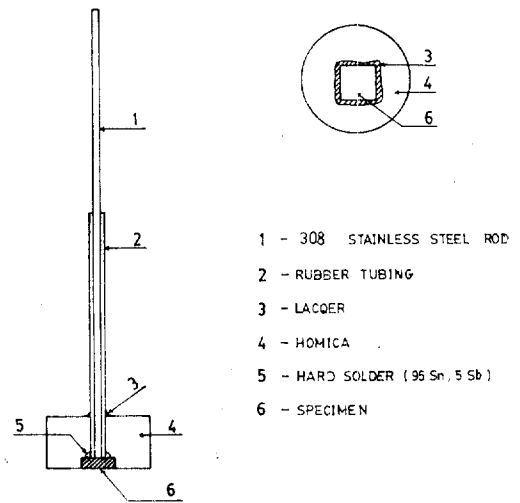


Fig. 1 Specimen mounting for working electrode.

(3) 용액중의 산소는 시편을 용액에 넣기전 30분동안 90 ml/min 속도로 질소를 통과시켜 제거하였다.

(4) 시편을 Cell안에 넣고 50분후에 Corrosion Potential로 부터 20mV/min 속도로 양극방향으로 Scanning 하였다.

사용된 Potentiostat는 PAR 173이었으며, PAR 175 Programmer와 X-Y Recorder를 이용하여 Potential-Current 변화는 자동으로 기록하였다.

30°C의 1N-NaCl 용액에서 Pitting이 나타나지 않은 시편은 50°C의 0.5N HCl+1N NaCl 용액에서 다시 시험되었다.

### 3. 응력부식균열시험

위에서 준비한 시편들을 154°C, 42% MgCl<sub>2</sub> 용액에서 일정연신율법으로 시험하였다. 시험된 Cross-head Speed는 4.4×10<sup>-6</sup>cm/sec 였으며 초기 Strain rate는 1.35×10<sup>-5</sup>/sec였다. Fig. 2는 사용된 시편의 제원을 보여준다. 시편은 120에서 600 Emery Paper로 연마한 후 단면적이 측정되었는데, 최종연마는 인장응력방향으로 행하였으며 Acetone으로 탈지, 증류수로 세척, 건조되었다.

Fig. 3은 시험 Cell을 보여 주는데 시편은 직경 10 cm, 높이 14 cm, 용량 1000ml의 용기안에서 시험되었고, 용기의 외부를 Heating Tape을 덮어 스퀀리타스를 이용하여 온도를 조절하였다.

MgCl<sub>2</sub> 용액은 ASTM Standard G 36-73에 따라 준비하였다.



W Width	6.28
T Thickness	0.9
R Radius of fillet	6.5
L Overall length	110
A Length of reduced section	33.6
B Length of grip section	33.64
G Gouge length	27.5
C Width of grip section	14.08

Fig. 2 Schematic illustration of the tensile specimen. All demension are in millimeters

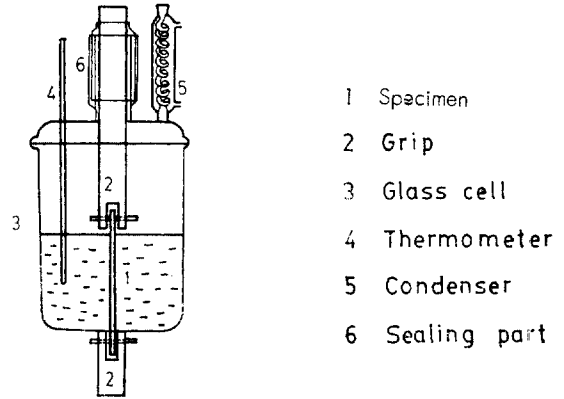


Fig. 3 Schematic diagram of the stress corrosion cracking test cell.

## III. 결과 및 고찰

### 1. 조직

질소는 Austenite 안정화 원소로 Mo의 영향을 상쇄시킨다고 알려져 있다. Peckner와 Bernstein<sup>(3)</sup>에 의해 제안된 Fig. 4는 질소의 영향을 보여주고 있다. 질소는 2%의 Mo을 함유한 Stainless Steel들의 α-γ 상 경계의 이동을 나타내고, 실선은 3%의 Mo을 함유한 경우를 나타낸다. 그림의 O와 10% Ferrite 경계선들은 다음식들에 의해 정해진 것이다.

$$Cr\ equivalent = \%Cr + 1.5\%Si + \%Mo$$

$$Ni\ equivalent = \%Ni + 30\%(C+N) + 0.5\%Mn$$

윗식들을 이용하여 이번 실험에서 주조된 성분들의 Cr, Ni equivalent를 Fig. 4에 표시하였다. 조성분들은 0% Ferrite 경계선 위에 위치하여, Austenite 조직들이 예상되었고, 실제 조직검사에서 Ferrite의 존재를 발견할 수 없어 이를 확인하였다.

### 2. 양극분극시험

(1) 30°C의 1N-NaCl 용액에서의 거동

Fig.5는 산소가 제거된 30°C의 1N-NaCl용액에서 탄소함량0.02~0.04% 범위의 실험합금을 질소함량을 증가시켰을 때의 거동을 보여 준다. 실험합금들은 전위가 증가함에 따라 전류밀도값이 거의 변하지 않다가 약 1100mV<sub>H</sub>에서 급격히 증가하였다. 이 값은 평형상소발생전위 (Pourbaix Diagram에서의 ⑥線) 이상으로 전위가 증가함에 따라 산소가 발생하여 Anodic Current가 증가한 것으로 어떠한 부동태피막의 파괴도 실험후에 관찰되지 않았다. Fig.6은 0.13~0.16%의 Cr

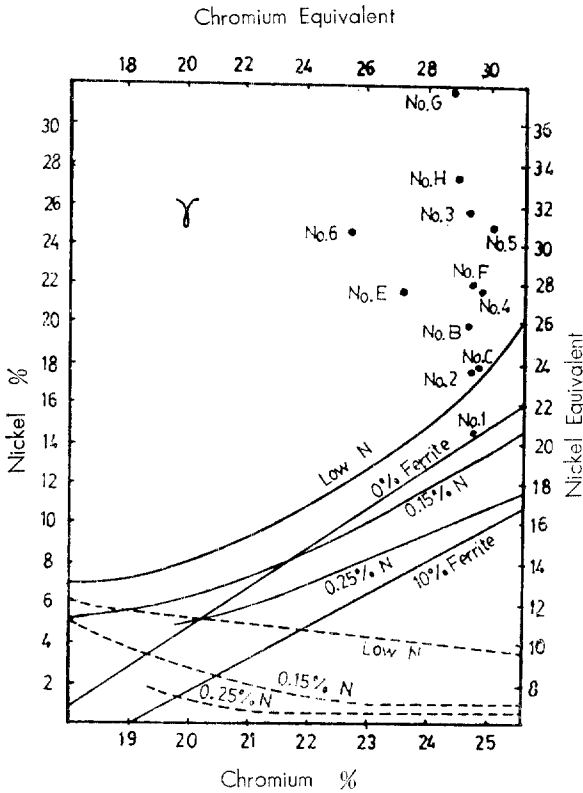


Fig. 4 Effects of nitrogen on phase boundaries in Fe-Cr-Ni alloys.

탄소를 함유한 실험합금들에 대하여 실험한 결과를 보여준다. 이들 역시 저탄소경우와 유사한 거동을 보여 주었으며 실험후 어떠한 부동태피막의 파괴도 관찰되지 않았다. Fig.5와 6에서의 가로점선은 PH 7에서의  $\phi$ 값으로,  $815 mV_{II}$ 를 표시한 것이다.

(2) 50°C의 0.5N HCl+1N NaCl 용액에서의 거동  
30°C의 1N NaCl 용액에서 Pitting이 일어나지 않은 실험합금들은 부식강도가 더 높은 50°C의 0.5N HCl+1N NaCl 용액에서 다시 시험되었다.

Fig. 7은 산소가 제거된 50°C의 용액에서 0.02~0.04% 탄소 범위의 실험합금들과 상용용 AISI 304, 316 Stainless Steel의 거동을 보여준다. 약 0.23% 이상의 질소를 함유한 실험합금 No. 5, B, F, E는 낮은 임계전류와 부동태전류 그리고 넓은 부동태영역을 보여주었다. 이것은 Eckenrod 등<sup>(1)</sup>의 실험결과인 18Cr-8Ni에 0.25%의 질소를 첨가했을 때 우수한 공식저항을 나타낸 양극분극거동의 경향과 일치하고 있다. 이 용액에서의 평형산소발생전위는 약 1 V<sub>II</sub>이므로 이들 곡선상에서의 급격한 전류밀도 증가는 평형산소발생전위이상으로 전위가 증가함에 따라 산소가 발생하여 Anodic Current가 증가한 것으로 어떠한 부동태피막의 파괴도 관찰되지 않았다. 따라서 0.23% 이상의 질소를 함유한 실험합금은 공식저항이 뛰어남을 알 수 있다. 그러나 질소함량이 0.2%이하로 감소된 No. C, No. 1의 실험합금은 좁은 부동태 영역을 보이면서 감소된 Pitting 전위를 나타내었다. AISI 304 및 316 Stainless Steel은 실험합금들에 비해 높은 임계전류 및 낮은 Pitting 전위를 나타냈으므로 실험합금이 이들보다

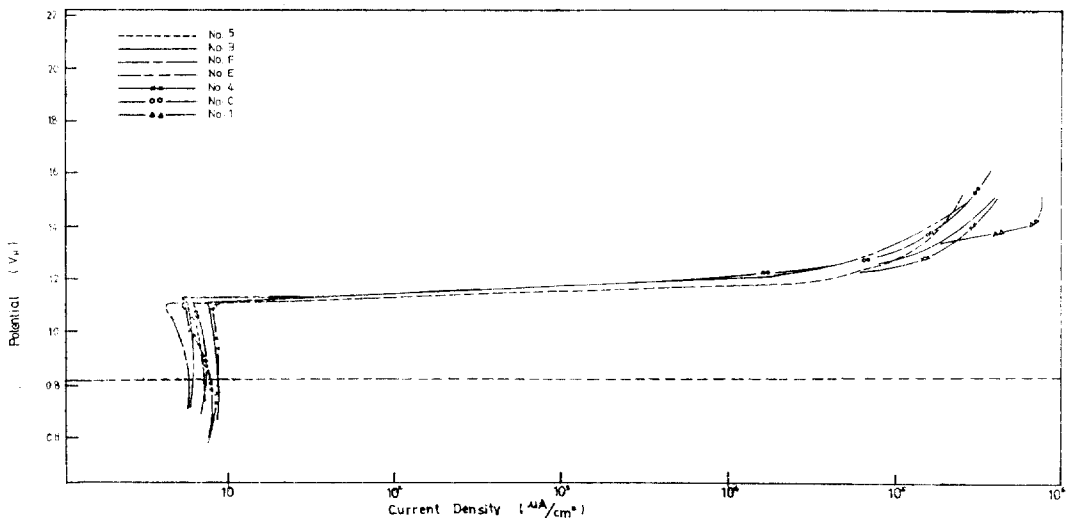


Fig. 5 Anodic polarization curves for the experimental alloys in the range of 0.02~0.04% carbon of varying nitrogen contents in deaerated 1N-NaCl at 30°C

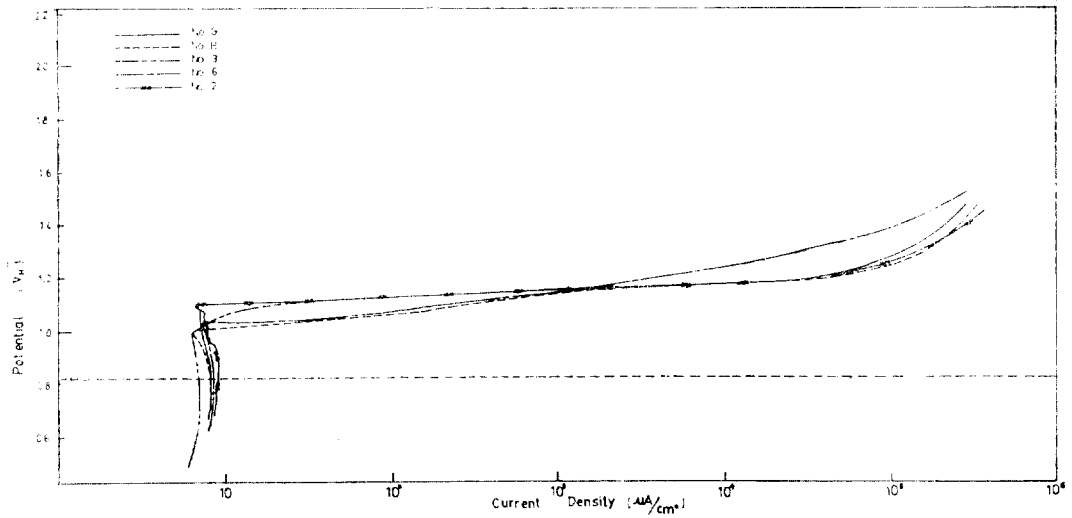


Fig. 6 Anodic polarization curves for the experimental alloys in the range of 0.13-0.16% carbon of varying nitrogen contents in deaerated 1N-NaCl at 30°C.

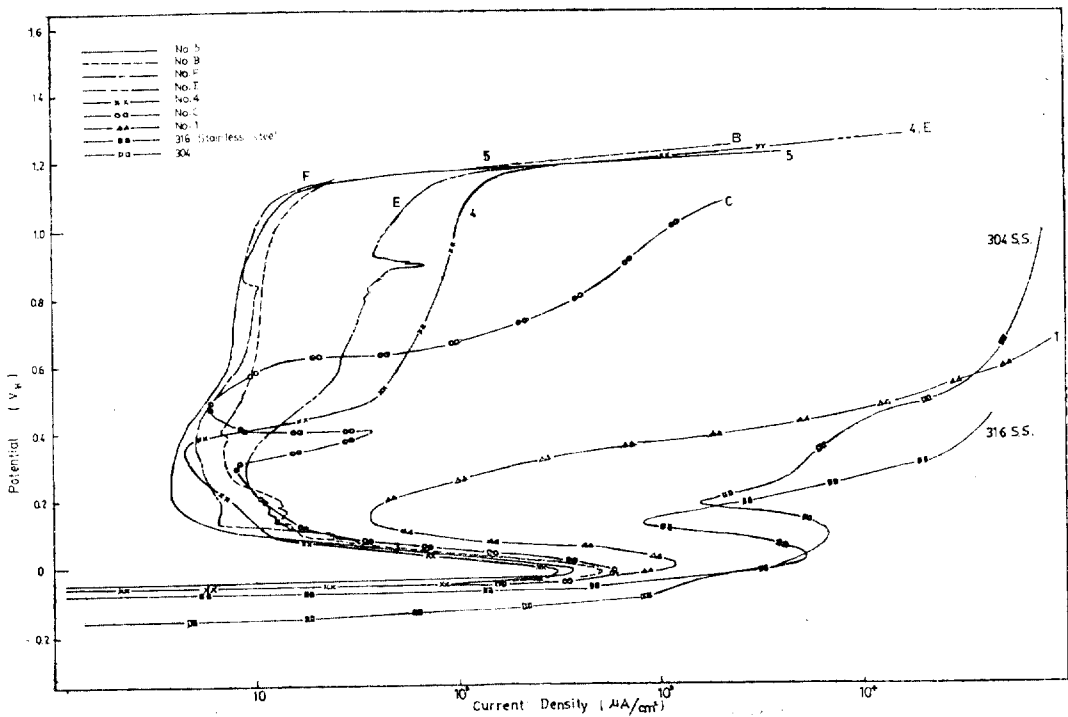


Fig. 7 Anodic polarization curves for type 304, 316 stainless steel and the experimental alloys in the range of 0.02-0.04% carbon of varying Nitrogen contents in deaerated 0.5N-HCl+1N-NaCl at 50°C.

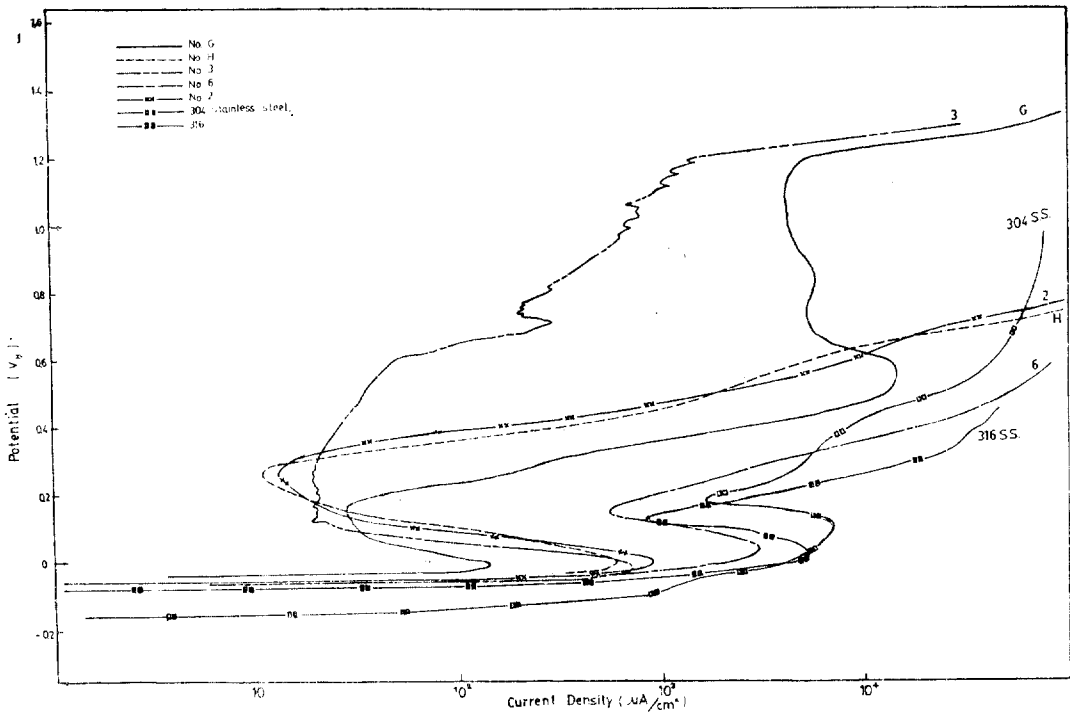


Fig. 8 Anodic polarization curves for type 304, 316 stainless steel and the experimental alloys in the range of 0.13~0.16% carbon of varying nitrogen contents in deaerated 0.5N-HCl+1N-NaCl at 50°C.

다 공식저항이 우수하고, 공식저항은 질소함량의 증가에 따라 향상되었음을 알 수 있다.

한편 Park<sup>(4)</sup>의 실험결과에 의하면 Fe-20% Ni-24% Cr-6% Mo에 0.44%의 질소를 함유한 실험합금이 고가의 코대식성 Ni-base 합금인 Hastelloy G 보다 우수하며 Hastelloy C-276에 못지 않은 우수한 공식저항을 나타냈으나, 이번 연구에서는 그 합금보다 Cr 함량이 4%정도 적으며, 0.25~0.32%의 질소를 함유한 저탄소의 Fe-20% Ni-20% Cr-6% Mo 실험합금들이 (No. 5, B, F) 50°C의 HCl-NaCl 용액에서 앞의 합금<sup>(4)</sup>과 같은 양극분극거동을 보여주었다. 따라서 현 실험합금들은 Hastelloy C-276에 비견할 만큼 공식저항이 우수하므로, 경제적인 코대식성 Stainless Steel의 개발이 가능하다는 것을 발견하였다.

이렇게 공식저항을 향상시키는 질소의 역할에 대해서는 잘 규명되고 있지 않으나, Park<sup>(4)</sup>은 질소가 nitrate ion을 형성, 공식의 inhibitor 역할을 하는 가능성을 조사하였으며, Staehle 등<sup>(5)</sup>에 의하면 질소는 부동태피막의 핵생성속도를 증가시키는 역할을 하는 것으로 알려졌다. 한편으로는, Streicher<sup>(6)</sup>에 의해 제

안된 것처럼 탈부동태화된 장소(depassivated site)안에서 H<sup>+</sup>와 반응하여 NH<sub>4</sub><sup>+</sup> ion을 발생, PH 저항률 방지하여 그장소가 Pit로 성장하기전에 부동태화 하므로써 Austenitic Stainless Steel의 공식저항을 증가시킬 수 있다고 Osozawa<sup>(7)</sup> 등은 보고하였다.

Fig. 8은 Fig. 7과 동일한 환경에서 0.13~0.16%의 탄소를 함유한 실험합금에 대한 양극분극곡선을 보여준다. 이 합금들은 저탄소실험합금들에 비해 상당히 저하된 공식전위를 보여 주었다. 따라서 탄소량의 증가는 공식저항에 해로운 영향을 미친다는 것을 알 수 있었다. 그러나 AISI 304나 316 Stainless Steel 보다는 다소 높은 공식저항을 보였다.

### 3. 용력부식균열시험

(1) 저탄소에서 용력부식균열저항성에 미치는 질소함량 증가의 영향

질소함량이 0.005%에서 약 0.2%로 증가함에 따라 파탄시간은 증가하였으나, 0.32%에서는 감소하였다 (Fig. 9). 0.005%의 저질소에서 용력부식균열저항성이 낮은 이유는 6% Mo에 의한 낮은 Stacking Fault Energy 및 저질소에 의한 낮은 Short Range Order에

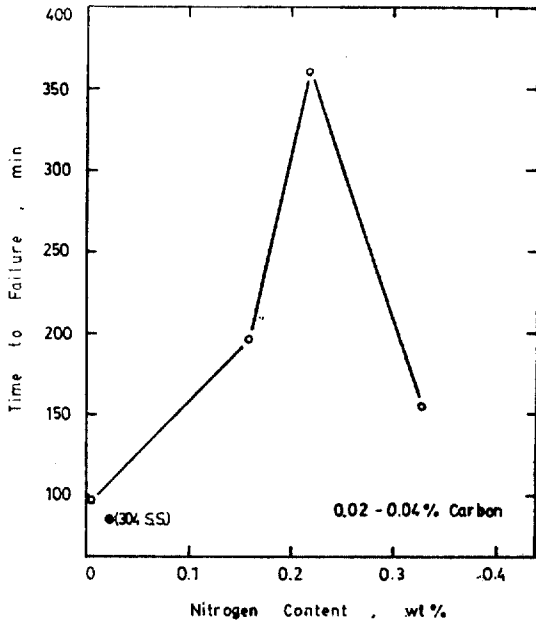


Fig. 9 Effect of nitrogen and carbon on stress corrosion cracking of the experimental alloys and type 304 stainless steel in boiling  $MgCl_2$  at an initial strain rate of  $1.35 \times 10^{-5} S^{-1}$ .

기인한다. 즉, 낮은 SFE는 Cross Slip을 제한하므로 Planar 전위배열을 형성케한다. 이들 전위들은 소성변형 후 Slip 면위에 집적된 상태로 남아 있으며, 이 집적된 전위들에 의한 Coarse Slip은 부동태피막을 크게 파괴시켜 부동태가 존재하는 이웃 표면에 대해 Active한 bare 금속을 노출시켜 균열을 유발시키며, 낮은 SFE에 의해 Planar 전위배열이 형성된 높은 에너지의 Slip 면은 낮은 에너지의 주위부분에 대해 Anodic하게 작용하여 균열을 전파한다.

약 0.2%의 질소를 함유한 합금에서 저항성이 최대였던 이유는 높은 SRO와 빠른 Re-ordering 속도에 기인한다. Douglass 등<sup>(8)</sup>에 의한 SRO의 model 및 Swann<sup>(9)</sup>에 의한 Dynamic Process로 설명하면 다음과 같다.

Fig. 10의 (a)는 화학적 성질이 유사한 Fe와 Cr이 단범위내에 규칙적인 원자배열을 이루는 SRO를 나타낸다. 질소는 Ni보다 Fe 및 Cr에 대해 높은 친화력을 보여 Ordered region으로 끌려가게 된다(Fig.10 b) Slip의 결과로써 그 영역들은 절단되어 국지적인 화학적 조성변화에 의한 Anode와 Cathode 사이의 계면이 존재하게 되어 전기화학 반응을 위한 장소를 제공하지만 소성변형중에 발생하는 Fe/Cr 및 Fe/Cr/N의 SRO 영역이 비교적 빠른 속도로 re-ordering 되므로써

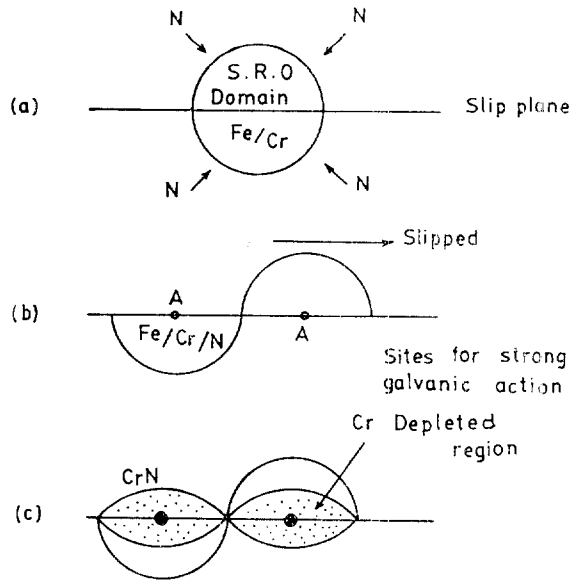


Fig. 10 Suggested model of short range order and the effect of slip in producing anodic sites in austenitic alloys. <sup>(8)</sup>

Coarse Slip이 방해되어 균열개시를 저지하게 된다. 그리고 순 화학적 조성변화는 Zero 이어서 파괴경향은 감소할 것이다.

0.32%의 질소를 함유한 합금에서 저항성이 낮았던 것은 낮은 SRO 및 비교적 낮은 re-ordering 속도에 의해 Coarse Slip을 유발, 균열이 비교적 빨리 개시되었다.

AISI 304 Stainless Steel이 실험합금에 비해 저항성이 낮았던 이유는 낮은 Ni 함량에 의한 낮은 SFE 및 낮은 SRO 그리고 낮은 re-ordering 속도 때문이다. 즉 SRO가 우선적으로 존재하지 않기 때문에 Coarse Slip에 의해 bare 금속이 노출되어 감수성은 높았다.

(2) 고탄소에서의 질소함량증가의 영향

Fig. 11은 0.01% N 및 0.13% C을 함유한 합금이 0.005%N 및 0.03% C의 합금에 비해 저항성이 향상되었음을 보여준다. 이는 Uhlig 등<sup>(10)</sup>의 실험결과인 Fe-20%Cr-20%Ni에 0.17% 탄소를 첨가했을 때 및 Swann<sup>(9)</sup>의 실험결과인 Fe-20%Cr-20%Ni에 0.1% 탄소를 첨가했을 때 저항성이 증가했던 사실과 일치한다. 0.18%N을 함유한 합금에서 파단시간이 감소한 이유는 실험합금의 Base 성분(20%Cr-20%Ni)에 비해 Cr이 3%정도 낮아 Low SRO 및 낮은 re-ordering 속도가 원인이 되었던 것으로 추정할 수 있다.

저탄소 경우와 유사한 점은 약 0.2% N을 함유했을

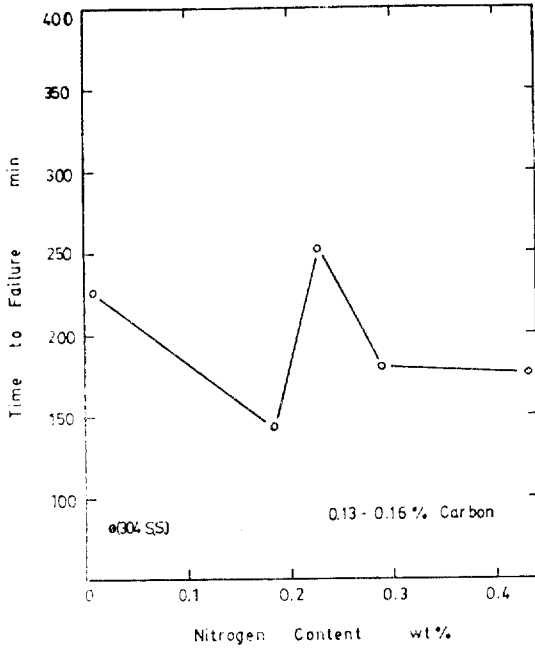


Fig. 11 Effect of nitrogen and carbon on stress corrosion cracking of the experimental alloys and type 304 stainless steel in boiling  $MgCl_2$  at an initial strain rate of  $1.35 \times 10^{-5} S^{-1}$

때 저항성은 최대였으며, 0.28% 이상의 N을 함유했을 때 저항성은 저하되었다.

(3) 주사전자현미경에 의한 파단면의 관찰

Fig.12는 0.16% N, 0.02% C을 함유한 실험합금의 파단면 중 응력부식균열부분을 확대한 SEM 사진이다. 균열은 약간의 입내균열을 포함한 입계균열로 나타나 있다.

Uhlig 등<sup>(10)</sup>에 의하면 소성변형 동안에 Preferred paths를 따라 탄화물 또는 질화물과 같은 Strain-induced precipitates가 형성되거나, edge 전위하부에 질소 또는 탄소원자들이 확산하여 incipient precipitates가 생길 수 있다고 하였다. 따라서, 소성변형에 의해 결정입계를 따라 질화물 또는 탄화물이 석출되었다고 하면 Cr이 소모된 입계 부근은 양극으로 작용하여 부식이 진행되므로 균열은 입계를 따라 전파하게 된다.

Fig. 13은 0.23%N, 0.16%C을 함유한 실험합금(No. 3)의 SEM 파단면사진이다. 고탄소를 함유한 합금들 중 최대의 응력부식균열저항성을 나타낸 이 시편은 높은 Si 함량(1.26%)에 의해서도 균열개시가 저지되어

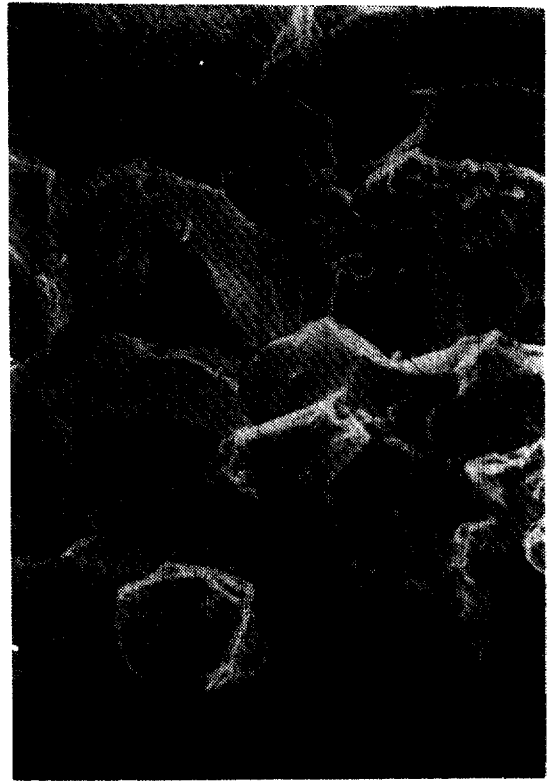


Fig. 12 SEM fractograph of alloys No. C (0.16%N, 0.02% C) tested in 42%  $MgCl_2$  at an initial strain rate of  $1.35 \times 10^{-5} S^{-1}$ .

소성변형에 의한 연성파괴가 일어났음을 관찰할 수 있었다.

Fig. 14는 전형적인 부채꼴 모양의 입내 균열을 나타낸 No. H 실험합금(0.29%N, 0.15% C)의 SEM 파단면 사진이다. 이는 앞서 설명한 대로 coarse slip으로 균열이 시작되어, SRO 영역이 절단되어 국지적인 화학적 조성변화에 의한 Anode와 Cathode 사이의 계면이 내재하게 되어 입내를 따라 균열이 전파하게 된다.

IV. 결 론

약 6%의 Mo을 함유한 Austenitic Stainless Steel에서 질소함량의 증가에 의한 내식성의 변화를 조사하기 위해 양극분극시험 및 일정연신율시험을 행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 0.02—0.04% 범위의 탄소를 함유한 실험합금은 질소함량을 0.23%까지 증가시켰을 때 공식저항은 크게 증가하였다.



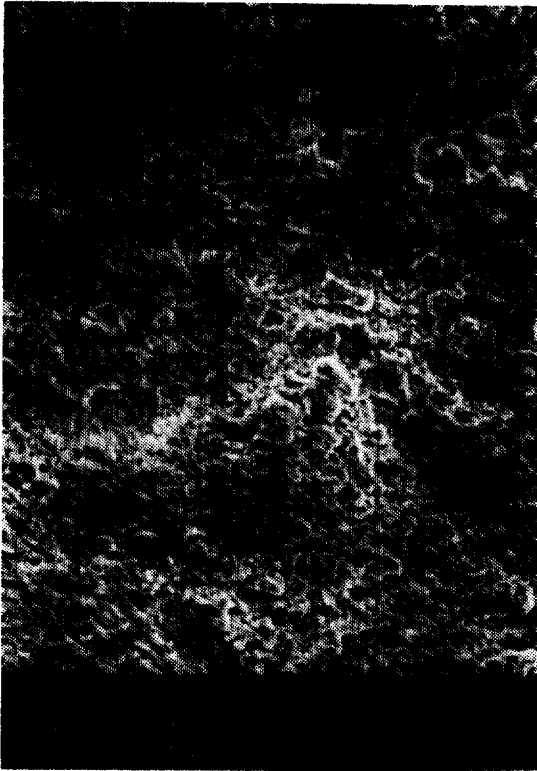


Fig. 13 SEM fractograph of alloy No. 3 (0.228% N, 0.16% C) tested in 42% MgCl<sub>2</sub> at an initial strain rate of  $135 \times 10^{-5} \text{S}^{-1}$ .



Fig. 14 SEM factograph of alloy No. H (0.291% N, 0.15% C) tested in 42% in MgCl<sub>2</sub> at an initial strain rate of  $1.35 \times 10^{-5} \text{S}^{-1}$ .

2) 0.13—0.16% 범위의 탄소를 함유한 실험합금은 질소함량을 0.435%까지 증가시켰을 때 공식저항은 증가하였으나, 저탄소의 경우에 비해 그 정도는 낮았다.

3) 응력부식균열에 대한 저항성은 질소함량을 0.2%로 증가시켰을때 최대값을 나타냈다.

4) Fe-20% Ni-20% Cr-6% Mo의 조성에 질소함량을 0.25—0.32%, 탄소를 0.02—0.04%로 조절한 합금은 Cl<sup>-</sup>환경에서 고가의 고내식성 Ni 합금인 Hastelloy 들을 대체 할 수 있다는 것이 발견되었다.

### 後 記

본 연구는 韓國科學財團의 연구비 지원에 의해 이루어 졌습니다. 이에 심심한 감사를 표하는 바입니다.

### 인 용 문 헌

1. J. J. Eckenrod and C. W. Kovach, ASTM Spec. Tech. Publ., STP 679, 17 (1977)
2. O. I. Lukina, L. I. Freiman, E. G. Fel'dgandler

and L. Ya. Savkina, Zashch. Met., 15 (5), 545 (1979)

3. D. Peckner and I. M. Bernstein, Handbook of Stainless Steels, McGraw-Hill, New York (1977)
4. Y. S. Park, Interim Report, BNL (1980)
5. R. W. Staehle, J. J. Royuela, T. L. Raredon, E. Serrate, C. R. Morin and R. V. Farrar, Corrosion, 26 (11), 451 (1970)
6. M. A. Streicher, J. Electrochem. Soc., 103 (7), 375 (1965)
7. K. Osozawa, N. Okato, Y. Fukase and K. Yokota, Boshoku Gijutsu, 24, 1 (1975)
8. D. L. Douglass, G. Thomas and W. R. Roser, Corrosion, 20 (1), 15 (1964)
9. P. R. Swann, Corrosion, 19 (3), 102 (1963)
10. H. H. Uhlig and R. A. White, Trans. ASM, 52, 830 (1960)