

Cl⁻ 함유 고온수에서 AISI 304 스테인리스강의 공식특성에 미치는 온도와 탄소함량의 영향

崔 漢 喆 · 金 官 傑*

光陽大學 製鐵金屬科, *全南大學校 金屬工學科

Effects of Temperature and Carbon Content on the Pitting Corrosion of AISI 304 Stainless Steel in High Temperature Water Containing Cl⁻

H. C. Choe, *K. H. Kim

Department of Iron Manufacture and Metallurgical Eng., Kwang Yang College,

Kwang Yang City, Chonnam 545-800, Korea

**Department of Metallurgical Eng., Chonnam National University, Kwang Ju, 500-757, Korea*

Effects of temperature and carbon content on the pitting corrosion of AISI 304 stainless steel in high temperature water containing Cl⁻ have been studied by using the electrochemical techniques. Sample was solutionized for 1hr at 1050°C and sensitized for 10hr at 650°C in 10⁻⁶torr vacuum atmosphere. The carbide distribution and pitting corrosion morphology of the samples were investigated by using TEM, SEM, EDX, and optical microscopy. The Cr-carbides were observed at grain boundaries in the 0.03wt%C sample, and observed at grain and twin boundary in the 0.07wt%C samples. Electrochemical measurements showed that primary passive potential(E_{pp}), passive current density(I_p), and critical anodic current density(I_c) increased, whereas critical passive potential(E_p), pitting potential(E_{pit}), repassivation potential(E_{rep}), and $|E_{rep} - E_{corr}|$ decreased as temperature, carbon content, and Cl⁻ concentration increased. The number and size of pit increased as temperature, carbon content, and Cl⁻ concentration increased. Micro-pits were formed remarkably in grains and macro-pits were formed at grain edge and twin boundary in the samples with carbon contents higher than 0.05wt%C and in the samples tested in 0.5M HCl solution at 50°C.

1. 서 론

스테인리스강은 표면에 얇은 부동태피막을 형성함으로써 부식환경, 특히 할로겐이온을 함유한 환경에서 내식성이 우수하나 표면에 형성된 부동태피막이 약한 부위나 제 2차상이 존재한

부위에서 쉽게 파괴되며 공식(pitting corrosion)과 틈부식(crevice corrosion)¹⁾ 및 응력부식균열(stress corrosion cracking)의 원인이²⁻³⁾ 되어 공식, 공식과 SCC, SCC순으로 발생되어 결국 재료가 파괴되는 결과를 가져온다. 재료표면에 형성된 부동태피막을 파괴시킨 후, 재부동태화

Table 1. The chemical compositions of samples

Samples	Composition (wt%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Fe
C3	0.030	0.380	1.520	0.028	0.006	8.870	18.42	0.040	0.110	0.040	bal
C5	0.050	0.570	1.030	0.022	0.002	8.520	18.05	0.060	0.180	0.030	bal
C7	0.070	0.560	1.120	0.036	0.003	8.480	18.16	0.030	0.140	0.040	bal

를 시켰을 때 다시 부동태화되는 정도는 국부부식에 대한 저항성의 평가와⁴⁾ 관계되므로 이에 대한 연구가⁵⁻⁸⁾ 활발히 진행되어 왔다. 부동태피막의 파괴에 대한 기구는⁹⁾ 여러 가지가 있으나 그 주 원인은 재료가 500-900℃의 온도범위에서 노출될때 입계나 입내에 주로 $M_{23}C_6$ 형의 탄화물이 형성됨으로 인해 석출물 주위에 크롬결핍대(Cr depleted zone:CDZ)가 형성되고 그 부위가 부동태피막을 형성하지 못하여 Cl^- 에 의해 국부부식이 쉽게 발생되며 응력이 존재할 경우 응력부식 균열의 원인이 되어 스테인리스강의 내식성과 강도를 쉽게 잃게 된다. 스테인리스강의 부식을 야기시키는 것은 주로 크롬탄화물형성에 기여하는 탄소이므로 저탄소 스테인리스강을 사용한다거나 Mo, Ti, Zr, Ta 및 질소와 같은 합금원소¹⁰⁻¹²⁾를 첨가하여 내공식성을 크게 향상시키고 있으나 기계적성질이 저하하고 제조비의 증가 등의 문제점이 있다. 따라서 이들 합금원소가 첨가되지 않은 스테인리스강에서 탄소함량의 증가가 크롬탄화물의 석출에 어떤 영향을 미치고 Cl^- 이 함유된 고온수에서 부동태피막파괴에 어떠한 영향을 미치는가를 전기화학적 방법에 의하여 조사하였다.

2. 실험

본 실험에 사용한 시편은 AISI 304 스테인리스강을 시료로 사용하여 탄소함량을 0.030-0.070wt%가 되도록 조정하여 고주파유도로에서 용해한 후 급형에 주입하여 10kg 중량의 Ingot를 만들었으며 이를 다시 1100℃에서 열간압연하였다. 열간압연된 재료는 산세하여 산화스케일을 제거하고 두께가 2.0mm가 되도록 냉간압연하여 제조하

였으며 화학적 조성은 Table 1과 같다.

시편에 열처리를 행하기위해서 10mm×10mm의 크기로 절단한 시편을 석영관내에 10^{-6} torr로 봉입하고 용체화처리를 1050℃에서 1시간 동안 지후 0℃얼음물에 급랭하였다. 용체화 처리가 끝난 시편은 같은 분위기로 650℃에서 10시간 유지한 후 얼음물에 급랭하여 예민화처리를 행하였다. 시편에 석출된 탄화물의 분포는 광학현미경, SEM, TEM 및 EDX를 이용하여 조사하였으며 용체화처리한 경우와 예민화처리한 경우의 입계를 중심으로 석출물을 확인하였다. 열처리가 끝난 시편은 표면을 600grit의 sand paper로 연마한후 부식시험의 작업전극으로 사용하였다. 부식시험 cell은 Fig. 1과 같은 autoclave(parr 4531 reactor)를 사용하여 고온에서도 일정농도를 유지하도록 하였으며 cell내의 전해액은 전기화학적 실험전 약 45분동안 Ar가스를 흘려 보내 탈공기된 분위기에서 실험하였으며 기준전극은 포화칼로멜전극(saturated calomel electrode:SCE)을, 보조전극은 고밀도 탄소전극을, 작업전극은 시편을 각각 사용하였다.

탄소함량과 전해액온도의 증가가 스테인리스강의 공식거동에 미치는 영향을 조사하기 위하여 Fig. 2와 같은 순환동전위법(cyclic potentiodynamic polarization test:CPPT)¹³⁾을 사용하였는데 시험조건은 1) 전위주사속도: 150mV/min.(vs SCE), 2) 전해액: 30, 50, 70 및 90℃의 0.1M과 0.5M HCl, 3) 1.0mA/cm²의 양극전류밀도에서 역주사하여 재부동태전위측정과 같이 하였으며 CPPT가 끝난 시편은 광학현미경을 사용하여 공식 morphology를 관찰하였다.

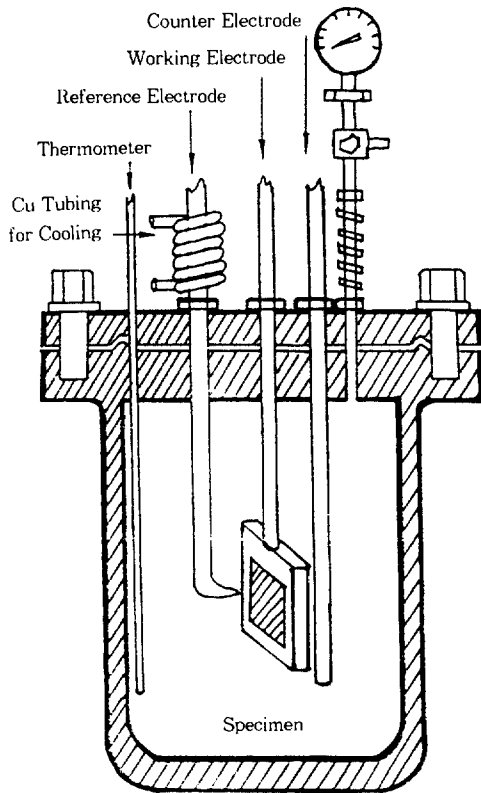


Fig. 1. Schematic diagram of autoclave used for corrosion test.

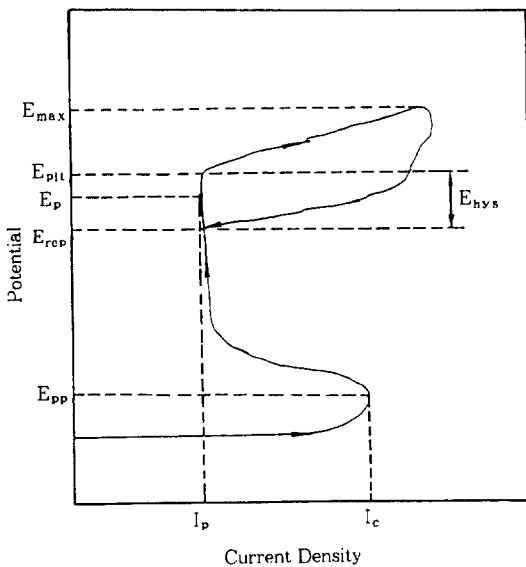


Fig. 2. Schematic presentation of cyclic potentiodynamic polarization curve.

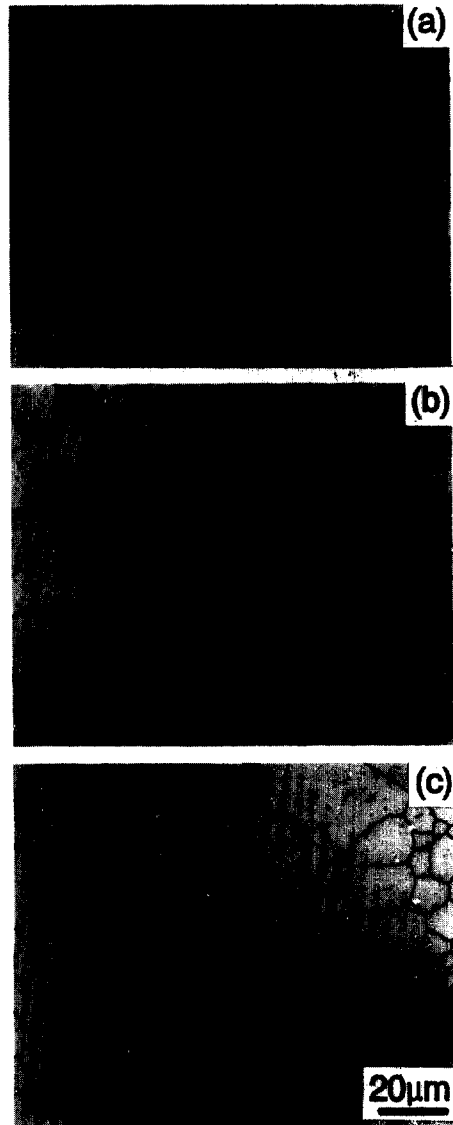


Fig. 3. Optical micrographs showing distribution of precipitates in grain boundaries after etching in 10 % oxalic acid. (a) 0.03wt % C (b) 0.05wt % C (c) 0.07wt % C.

3. 결과 및 고찰

3.1 탄소함량에 따른 석출탄화물 분포

Fig. 3은 탄소함량의 증가에 따른 입계석출양상을 조사하기 위하여 650℃에서 10시간 예민화처리를

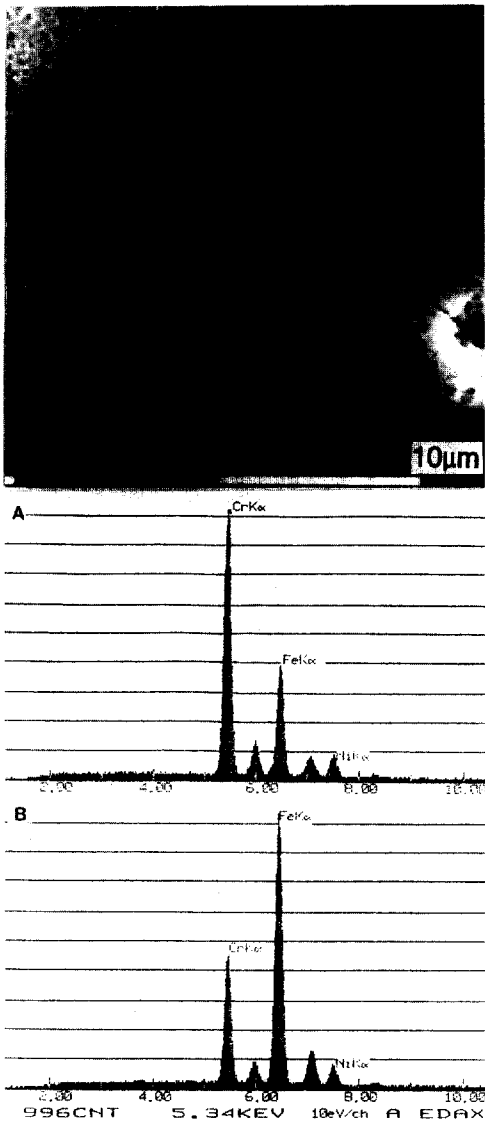


Fig. 4. Scanning electron micrographs showing precipitate distribution and EDX results of 0.03wt% C sample in grain (B) and grain boundary (A) after etching in 10% oxalic acid.

후 10%옥살산에서 전해에칭한 것을 나타낸 것으로 (a)는 탄소함량을 0.03wt% 첨가한 시편의 조직을, (b)는 0.05wt% 첨가한 것, 및 (c)는 0.07wt% 첨가한 시편의 조직을 각각 나타낸다. 사진에서 알 수 있는 바와 같이 탄소함량이 적은 (a)의 경

우는 입계와 입내에서 석출물이 존재한 부위가 부식되었고 탄소함량이 0.07wt%로 증가하면 쌍정계면에서도 석출물존재부위가 부식되었음을 보이고 있으며 같은 조건으로 열처리하였으므로 모든 시편의 입자크기는 비슷하게 나타났고 ASTM 결정립 크기번호로 3정도로 거의 같았다. 탄소가 0.03wt% 함유된 시편의 부식된 모양을 주사전자현미경과 EDX를 사용하여 조사한 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 입내의 침식은 거의 없으나 입계와 grain edge부분이 탄화물의 존재로 인해 침식이 되었으며 이 부분에서 EDX로 조사한 결과 Cr peak의 세기가 크게 나타나 석출탄화물이 이곳에서 존재함을 확인 할 수 있다. 그러나 입내에서의 침식된 부위는 EDX의 peak에서 알 수 있듯이 Fe의 세기가 훨씬 높아 석출물은 존재하지 않은 것으로 생각되며 쌍정입계에서도 석출물의 존재를 확인할 수 없다. 석출탄화물을 자세히 관찰하기 위하여 투과전자현미경을 사용하여 관찰한 것이 Fig. 5와 6이다. Fig. 5는 0.07wt%의 탄소함량을 함유한 시편을 용체화처리한 시편의 TEM사진으로 (a)는 쌍정입계에서 명시야로 촬영한 것이고 (b)는 암시야를, (c)는 diffraction pattern을 나타낸 것이다. 쌍정입계에서 석출탄화물이 발견되지 않고 있음을 확인할 수 있다. 그러나 Fig. 6과 같이 석출탄화물이 입계나 쌍정입계에서 발견되고 있음을 알 수 있는데 이때 형성된 석출물은 $M_{23}C_6$ 이며 오스테나이트의 격자상수의 3배를 갖는 면심입방구조를 갖기 때문에 석출물과 기지와 $(111)M_{23}C_6// (111)_\gamma$, $[110]M_{23}C_6// [110]_\gamma$ 의 방위관계를¹⁴⁾ 갖고 입계에서 불연속적으로 성장한 것이다.

3.2 공식거동에 미치는 전해액의 온도와 탄소함량의 영향

Fig. 7은 탄소함량과 전해액온도가 스테인리스강의 공식거동에 미치는 영향을 조사하기 위하여 0.1M과 0.5M의 HCl전해액에서 Fig. 2와 같이 측정된 CPPT곡선으로부터 얻은 부동태화전위(pri-

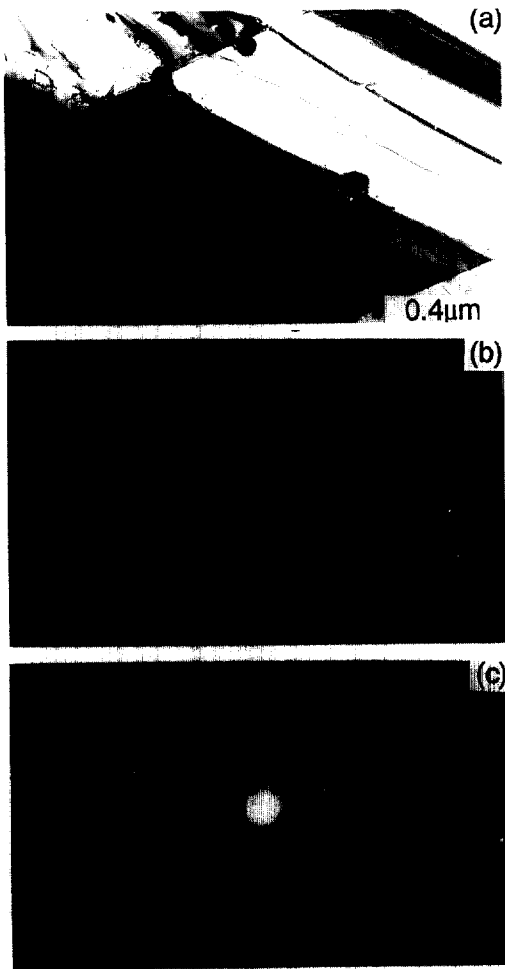


Fig. 5. Transmission electron micrographs showing precipitate distribution of 0.07wt%C sample solutionized. (a) Bright field image (b) Dark field image (c) Diffraction pattern.

mary passive potential : E_{pp})가 온도에 따라 변화하는 정도를 탄소함량 및 전해액의 농도별로 나타낸 것이다. Cl⁻의 농도가 낮은 조건에서 탄소함량이 낮은 경우 -300mV대의 전위에서 부동태 피막을 형성하기 시작함을 알 수 있으나 0.1M로 같은 Cl⁻의 농도라 할지라도 탄소함량이 0.07wt%로 높고 온도가 증가하면 E_{pp} 값은 -170mV대 이상으로 높아져서 온도에 따라 선형적으로 증가함을 알 수 있다. 또 Cl⁻농도가 0.5M로 높아지면 E_{pp} 값

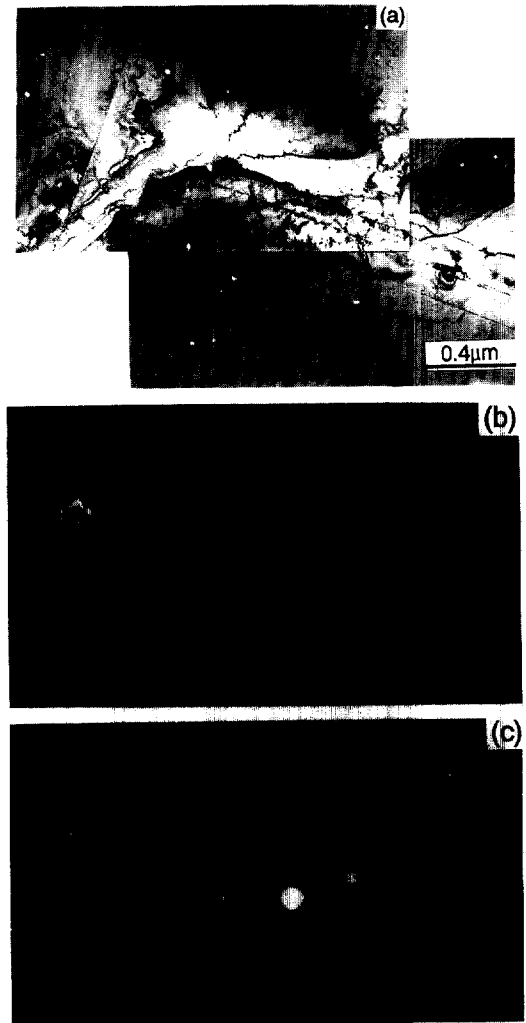


Fig. 6. Transmission electron micrographs showing precipitate distribution of 0.07wt%C sample sensitized. (a) Bright field image (b) Dark field image (c) Diffraction pattern.

이 -300mV에서 -200mV까지 증가함을 알 수 있으며 전해액의 온도가 증가됨에 따라서 부동태 피막의 형성은 높은 전위에서 시작됨을 알 수 있다.

Fig. 8은 탄소함량과 전해액온도의 증가에 따라 활성화전류밀도(critical anodic current density : I_c)의 변화를 나타낸 것으로 0.1M HCl에서는 $1.8 \times 10^{-4} \text{A/cm}^2$ 으로부터 완만하게 증가하여 탄소함량이 0.07wt%인 경우에 가장 큰 값인 5.0×10^{-3}

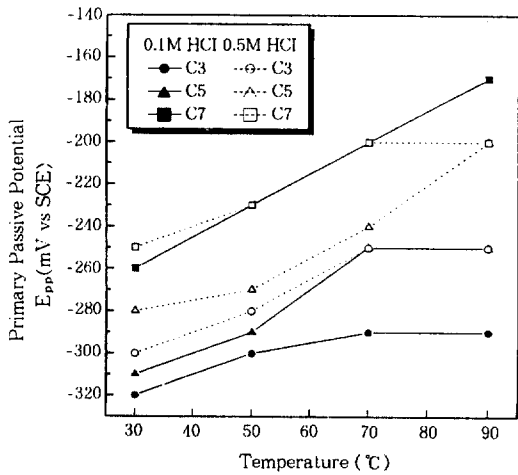


Fig. 7. Primary passive potential vs temperature for 0.03wt%-0.07wt%C samples in 0.1M HCl and 0.5M HCl solutions.

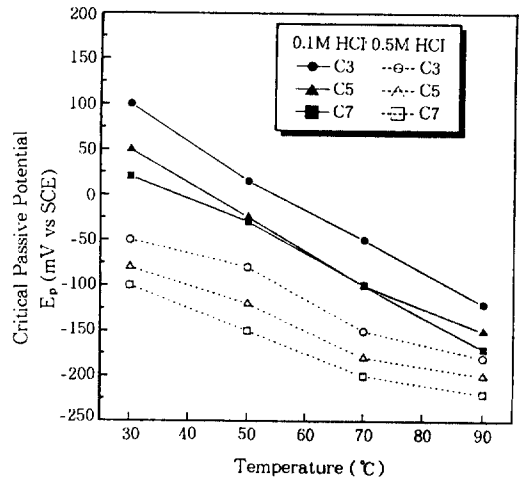


Fig. 9. Critical passive potential vs temperature for 0.03wt%-0.07wt%C samples in 0.1M HCl and 0.5M HCl solutions.

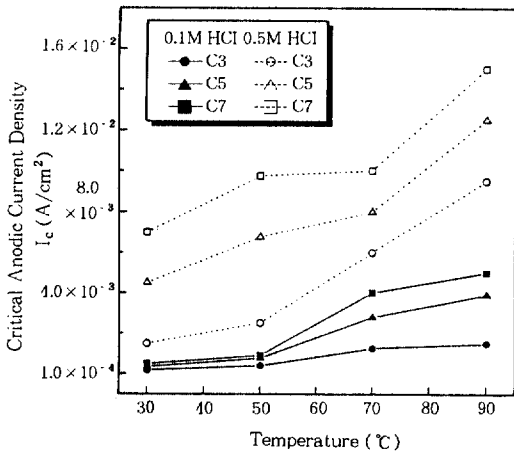


Fig. 8. Critical anodic current density vs temperature for 0.03wt%-0.07wt%C samples in 0.1M HCl and 0.5M HCl solutions.

A/cm²을 나타내나 0.5M HCl에서는 1.5 × 10⁻³ A/cm²으로부터 1.5 × 10⁻² A/cm²까지 크게 증가함을 알 수 있는데 이는 많은 Cl⁻이온과 활동도의 증가로 금속용해가 심하게 일어나서 부동태피막의 형성이 지지당하고 있기 때문이다.

Fig. 9는 탄소함량과 전해액온도의 증가에 따라 임계부동태전위(critical passive potential: E_p)의 변화를 나타낸 것으로 온도가 증가함에 따라 0.1M HCl의 경우는 I_p가 완만히 증가하며 탄소함량에

HCl에서 E_p값은 100mV로부터 -170mV까 전반적으로 낮아지는 경향을 보이며 또 Cl⁻ 농도가 0.5M인 경우, 0.1M의 것에 비해 E_p가 약 -220mV로 훨씬 낮아 불안정한 부동태피막이 형성됨을 알 수 있는데 이는 온도가 증가됨에 따라 Cl⁻의 활동도가 증가되어 산소와 Cr이 약하게 결합된 부분으로⁹⁾ 침입 또는 교환이 활발히 일어났기 때문이고 탄소함량의 증가로 석출물주위의 Cr결핍대에서 불안정한 피막을 형성하기 때문으로 생각된다. 이러한 이유로 부동태영역에서의 전류밀도도 탄소함량이 증가할수록, Cl⁻의 농도가 높을수록 온도가 높아질 수록 증가하는 경향을 보이며 온도가 70°C이상, 0.5M HCl인 경우 전류밀도가 크게 증가함을 보이고 있다. 온도가 상승함에 따라 보호성 부동태피막이 불안정하게 된 이유는¹⁵⁾ 온도증가에 따라 부동태피막에 공공(vacancy)의 형성량이 많기 때문으로 생각할 수 있다.

Fig. 10은 탄소함량과 전해액온도에 따라 임계부동태전위(critical passive potential: E_p)에서의 부동태전류밀도(passive current density: I_p)의 변화를 나타낸 것으로 온도가 증가함에 따라 0.1M HCl의 경우는 I_p가 완만히 증가하며 탄소함량에

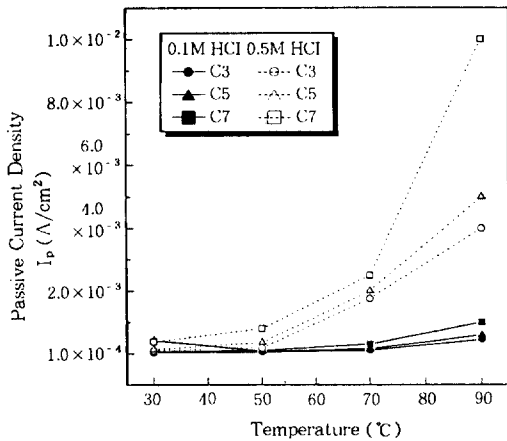


Fig. 10. Passive current density vs temperature for 0.03wt%-0.07wt%C samples in 0.1M HCl and 0.5M HCl solutions.

따라 크게 변화하지는 않지만 0.5M HCl로 농도가 증가하면 전류밀도가 급격히 증가한다. 특히 탄소함량을 0.07wt% 함유한 시편의 경우 70에서 90°C 사이에서 전류밀도가 $1.0 \times 10^{-2} \text{A/cm}^2$ 로 크게 증가하여 가장 불안정한 부동태영역을 나타낼 수 있다.

Fig. 11은 공식전위의 변화를 전해액온도에 따라 탄소함량이 증가된 시편과 전해액의 농도가 증가된 경우별로 각각 나타낸 것이다. 공식전위는 탄소함량이 증가되면 크게 감소하고 또한 Cl⁻의 농도가 높아지면 역시 감소함을 보인다. 0.1M HCl에서 온도의 증가에 따라 0.03wt%C 인 시편은 30°C에서 약 200mV를 나타낸 것이 90°C에서는 -100mV정도로 크게 감소함을 알 수 있다. 그러나 0.5M HCl로 증가하면 -30mV에서 -170mV로 감소하며 0.07wt%C의 시편은 -70mV에서 -210mV로 공식전위가 크게 감소함을 보여 Cl⁻농도에 크게 좌우됨을 알 수 있다. Wang 등은¹⁵⁾ 304스테인리스강에서 공식전위에 미치는 Cl⁻농도의 영향은 $E_{\text{pit}} = A + B \log[\text{Cl}^-]$ 와 같은 식을 따르며 Cl⁻농도에 크게 좌우된다고 하였으며 여기서 A, B는 온도에 관계한 정수이고 B는 20에서 80°C 사이에서 약 $-0.15\text{V}/10^\circ\text{C}$ 에 해당된다고 하였다. 또 탄

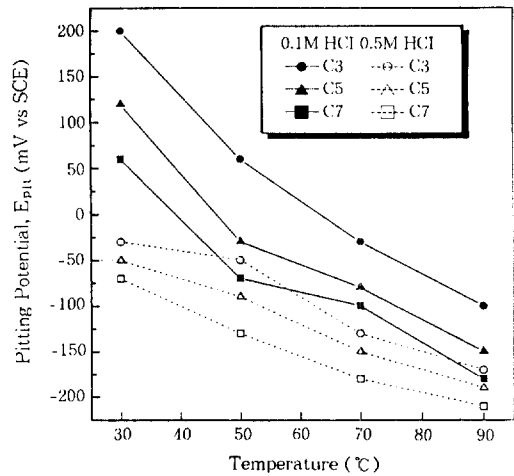


Fig. 11. Pitting potential vs temperature for 0.03wt%-0.07wt%C samples in 0.1M HCl and 0.5M HCl solutions.

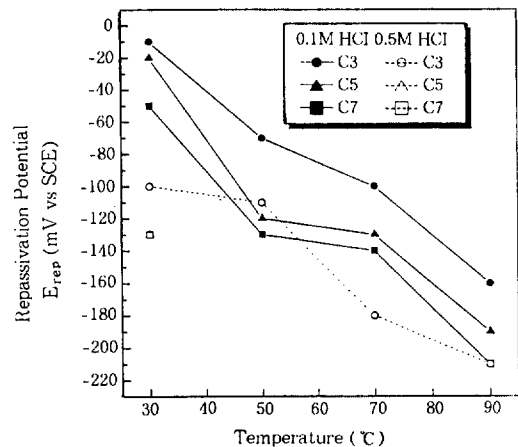


Fig. 12. Repassivation potential vs temperature for 0.3wt%-0.07wt%C samples in 0.1M HCl and 0.5M HCl solutions.

소함량이 증가하면 Cr₂₃C₆의 탄화물형성량이 크게 증가하여 공식의 자리로 작용함으로써 공식전위를 감소시키고 그 부위에서 Cl⁻의 농도가 증가하면 자기촉매반응이¹⁶⁾ 촉진되어 핏트의 성장이 활발히 일어남을 알 수 있다. 공식이 발생된 시편을 다시 부동태화 하였을 때 얻은 재부동태전위가 온도에 따라 변화하는 것을 나타낸 것이 Fig. 12

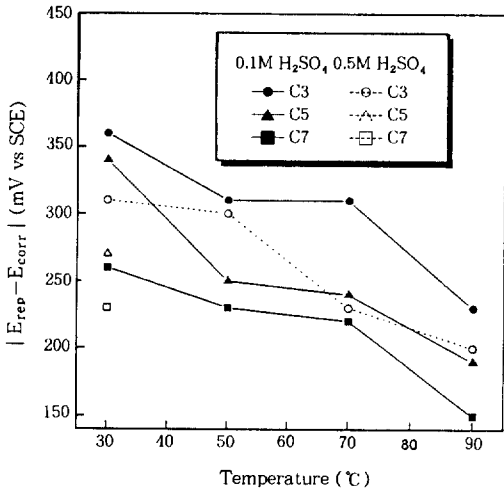


Fig. 13. $|E_{rep}-E_{corr}|$ vs temperature for 0.03wt%-0.07wt%C samples in 0.1M HCl and 0.5M HCl solutions.

이다. 여기에서 보면 재부동태전위는 Cl^- 의 농도가 0.5M로 증가하면 0.03wt%C시편을 제외하고는 재부동태화가 일어나지 않는다. 그러나 0.1M HCl에서는 거의 재부동태전위가 나타나 -210mV로 낮은 전위지만 고온에서도 재부동태화가 이루어져 재부동태화에 Cl^- 의 농도가 큰 영향을 미친다는 것을 알 수 있다. 또 공식과 틸부식을 포함한 국부부식에 대한 저항성은 $|E_{rep}-E_{corr}|$ 의 값 또는 $|E_{pit}-E_{corr}|$ 로⁶⁾ 나타낼 수 있는데 $|E_{rep}-E_{corr}|$ 가 온도에 따라 변화하는 것을 나타낸 것이 Fig. 13이다. $|E_{rep}-E_{corr}|$ 의 값이 큰 경우가 공식과 틸부식과 같은 국부부식에 대해 저항성이 강하고 재부동태화하는 능력이 좋다고¹⁷⁾ 볼 수 있다. 본 연구에서는 온도가 증가함에 따라서 $|E_{rep}-E_{corr}|$ 의 값이 0.03wt%C시편의 경우 360mV에서 230mV로 감소함을 보이며 탄소함량이 0.07wt%로 증가하면 260mV에서 150mV로 크게 감소함을 보여 재부동태화에 온도와 탄소함량이 큰 영향을 미치는 것을 알 수 있다. 또 Cl^- 의 농도가 0.5M로 높아지면 $|E_{rep}-E_{corr}|$ 의 값이 0.03wt%C시편의 경우 온도에 따라 310mV에서 200mV로 감소하며 탄소함량이 증가한 0.05-0.07wt%시편은 재부동태

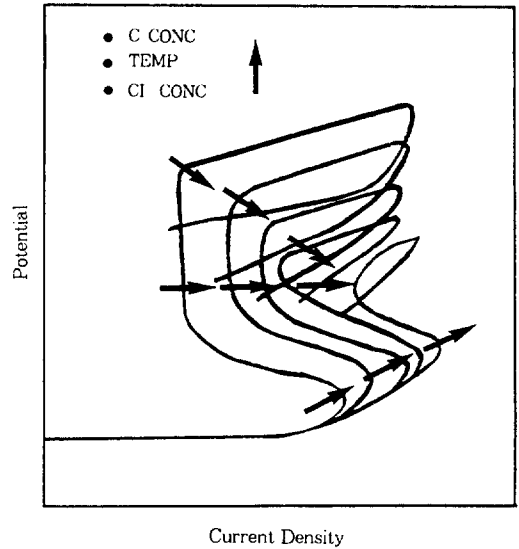


Fig. 14. Effect of temperature, carbon content, and Cl^- concentration on the cyclic potentiodynamic polarization curve shape.

화가 일어나지 않는다. 실험결과로부터 스테인리스강의 국부부식의 민감도 및 부동태피막의 안정도에 미치는 탄소함량과 전해액의 온도 및 Cl^- 의 농도의 영향을 도시적으로 Fig. 14에 나타내었다. 전체적으로 탄소함량과 전해액의 온도 및 Cl^- 의 농도가 증가함에 따라 공식전위는 낮아지고 전류 밀도는 증가하는 경향을 보인다.

3.3 전해액의 온도와 탄소함량에 따른 공식 morphology

Fig. 15는 0.5M HCl용액에서 공식시험한 시편들을 광학현미경으로 촬영한 사진으로 탄소함량과 전해액의 온도에 따라 배열한 것이다. 0.03wt% C의 경우 전해액 온도가 30°C에서 탄화물이 석출되었던 입계부위에 핏트가 존재하나 핏트 수는 적게 나타나고 있다. 50°C로 전해액의 온도가 증가하면 큰 핏트가 형성되기 시작하고 아주 작은 핏트가 그 주위에 많이 형성되어 있음을 보인다. 온도가 70°C로 증가하면 Cl^- 에 의한 침식이 심하고 큰 핏트를 보이며 입계와 입내에서 많은 수의

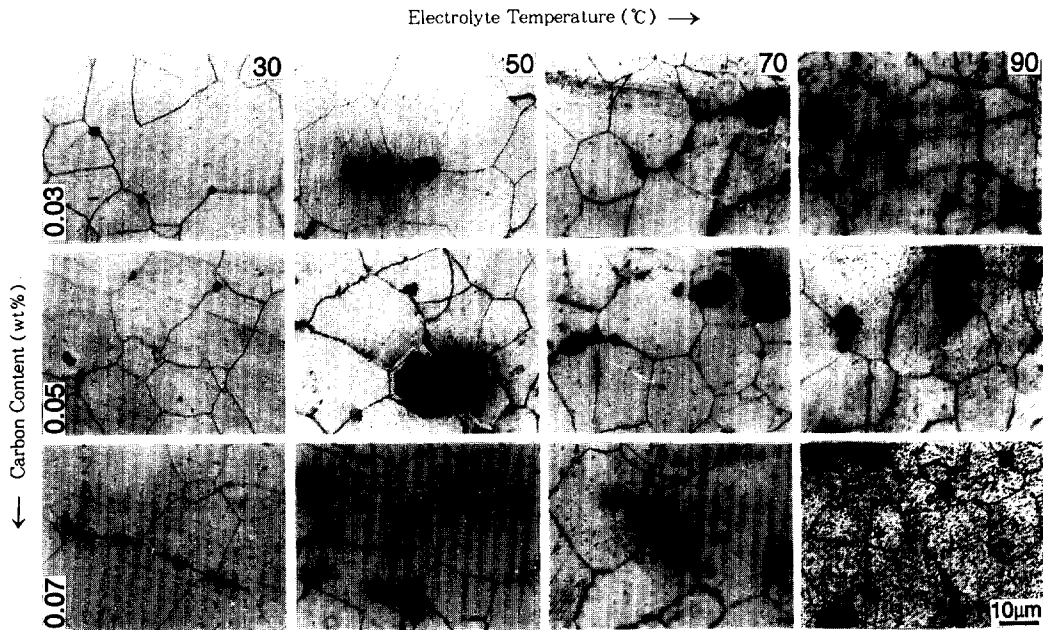


Fig. 15. Optical micrographs showing pitting corrosion behavior of stainless steels of 0.03wt%-0.07wt%C samples after CPP test in 0.5M HCl solution at various temperature.

핏트가 발견되고 있다. 90°C로 증가되면 입내와 입계가 더 심하게 침식되고 입계도 두껍게 침식되고 있음을 알 수 있다. 탄소함량이 0.05wt%로 증가한 경우는 석출탄화물의 증가로 50°C에서부터 큰 핏트가 나타나 재부동태화를 시켰을 때 부동태화가 일어나지 않았다. 90°C에서는 입내에 micro-pit가 많이 보여 온도증가에 따라 부동태피막에 기공(porosity)이 증가하기 때문에 부동태피막의 보호기능을¹⁵⁾ 상실하게 되고 재부동태화가 일어나지 않았음을 확인할 수 있다. 또 탄소함량이 0.07wt%로 증가하면 30°C에서도 입계에 0.03wt%의 경우에 비해 많은 핏트가 존재하며 50°C에서는 쌍정입계와 입계가 만나는 부분에 큰 핏트가 형성된다. 온도가 더 증가하여 90°C로 되면 입내에 무수히 많은 핏트가 존재하여 재부동태화가 일어날 수 없다는 것을 확인할 수 있다.

4. 결 론

Cl⁻함유 고온수에서 AISI 304 스테인리스강의 공식특성에 미치는 온도와 탄소함량의 영향에 대하여 실험한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 탄소함량의 증가에 따른 석출물분포양상은 0.03wt%C의 경우 주로 입계에 석출물이 존재하고 탄소함량이 0.07wt%로 높아지면 쌍정계면, 입계 및 입내에서 석출물이 존재한다.

2) HCl전해액의 농도, 온도 및 탄소함량이 높아지게 되면 부동태화전위(E_{pp}), 부동태전류밀도(I_p) 및 활성태전류밀도(I_c)가 증가하며 입계부동태전위(E_p), 공식전위(E_{pit}), 재부동태전위(E_{rep}) 및 $|E_{rep}-E_{corr}|$ 의 값은 낮아진다.

3) HCl용액에서 부식된 시편의 부식사진으로부터 탄소함량이 낮고 온도가 낮은 경우 핏트의 수가 적게 나타나며 온도가 높으면 큰 핏트가 입계와 입내에서 형성되기 시작하고 아주 작은

핏트가 많이 형성된다. 탄소함량이 높고 온도가 증가하면 많은 핏트가 존재하며 쌍정입계와 입계에서 큰 핏트가 형성되고 온도가 더 증가하면 입내에 무수히 많은 핏트가 존재함을 보인다.

후 기

본 연구를 수행할 수 있도록 도와 준 日本科學技術廳 金屬材料技術研究所 損傷機構研究部の 松島志延 연구관님께 감사드립니다.

5. 참 고 문 헌

1. Z.Szklarska-Smialowska : "Pitting Corrosion of Metals" NACE, Houston, 90 (1996).
2. P.Marcus and J.Oudar : "Corrosion Mechanisms in Theory and Practice" Marcel Dekker, Inc. New York, 325 (1995).
3. J. H. Zheng and W. F. Bogaerts : Corrosion, 49, 42 (1993).
4. M. Pourbaix : Corrosion, 26, 431 (1970).
5. R. Qvarfort : Corros. Sci., 29, 987 (1989).
6. D. P. Schweinsberg, B.Sun, V.Otieno-Alego : J. of Applied Electrochemistry, 24, 803 (1994).
7. F.Mancia and A.Tamba : Corrosion, 44, 88 (1988).
8. M. I. Suleiman, I.Ragault and R. C. Newman : Corros. Sci., 36, 479 (1993).
9. T. P. Hoar : Corros. Sci., 7, 341 (1967).
10. Ref. 1, 114.
11. 최한철, 김관휴의 3 : 한국부식학회지, 21, 31 (1992).
12. 조용석, 최한철, 김관휴 : 한국부식학회지, 23, 179 (1994).
13. Standard Method G61-86, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 3.02, ASTM, Philadelphia, 254 (1988).
14. F. G. Wilson : Br. Corros. J., 6, 100 (1971).
15. J. H. Wang, C. C. Su, and Z. Szklarska-Smialowska : Corrosion, 44, 732 (1988).
16. N. D. Green and G. Judo : Corrosion, 21, 15 (1964).
17. M. Pourbaix, et al. : Corros. Sci., 3, 239 (1963).