

## 炭素鋼과 스테인레스鋼의 腐蝕學動의 差異點에 對한 電氣化學的 研究

文 慶 萬

韓國海洋大學 防蝕研究室

### A Electrochemical Study for Difference of Corrosion Behaviors of Carbon Steel and Stainless Steel.

K. M. Moon

*Corrosion Laboratory, Korea Maritime University*

The variations of corrosion potentials and polarization behaviors affecting corrosion current density of carbon steel and stainless steel were investigated in NaCl and H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution. When corrosion potentials shifted to negative direction with submerged time in NaCl solution, corrosion current density was slightly decreased in carbon steel while was gradually increased in stainless steel. Therefore it is considered that corrosion potentials of stainless steel are determined by activation polarization of reduction reaction of dissolved oxygen, on the other hand carbon steel's corrosion potential are determined by concentration polarization of it. These two steels showed different behaviors from each other also in H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution on the variations of corrosion potentials and polarization behaviors according to concentration of H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution.

Eventually it is suggested that in carbon steel the corrosion behavior is controlled by polarization and depolarization reaction of cathode while in stainless steel its behavior is controlled by those of anode both in NaCl and H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution.

## 1. 서 론

지난 호에서는 분극곡선과 腐蝕電位가 炭素鋼의 腐蝕速度에 미치는 影響을, 酸性과 中性溶液에 對해서 考察해 보았다. 즉 分極曲線의 타펠外揮法과 重量減少法에 의해 腐蝕速度를 評價하고 이들의 結果와 腐蝕電位의 相互關連性에 對해서 檢討하였다.<sup>1)</sup> 本 研究에서는 스테인레스鋼을 中心으로 中性溶液에서의 腐蝕速度에 미치는 擴散限界電流密度와 腐蝕電位變化등을 考察하고, 또한 이들의 結果와 腐蝕性이 強한 炭素鋼의 경우와 比較檢討하였다.

一般的으로 中性溶液에서의 腐蝕速度는 溶存酸素

의 擴散에 의해서 支配되기 때문에 腐蝕電位와는 無關하다고 說明하고 있으며,<sup>2)</sup> 또한 腐蝕電位를 變化시키는 原因에 對해서는 檢討結果가 있으나<sup>3)</sup> 中性溶液에서의 鋼의 種類에 따른 分極學動과 腐蝕學動의 差異點, 다시 말해서 腐蝕速度와 腐蝕電位의 相互關係에 對한 具體的인 實驗結果에 對해서 筆者는 接하지 못했다. 따라서 이들의 상관관계에 對해서 實驗結果를 토대로 스테인레스鋼과 炭素鋼을 比較 考察하고, 아울러 酸性溶液에서 濃度變化에 따른 腐蝕電位와 腐蝕電流의 關係에 對해서도 考察하였다. 以上の 研究結果는 스테인레스鋼과 炭素鋼의 溶

液에 따른 腐蝕메카니즘의 差異點에 대한 糾明이나 腐蝕電位와 腐蝕速度의 相互關係를 定性的으로 評價하는데 있어 다소의 參考資料가 되리라 期待된다.

## 2. 試驗片 및 實驗方法

本 實驗에 使用된 試驗片은 마르텐사이트系의 S US410 (Cr : 17%, C : 0.145%), 페라이트系의 SU S430 (Cr : 18%, C : 0.11%), 오스테나이트系의 SU S316 (Cr : 17%, Ni : 11.5%, C : 0.07%, Mo : 2-5%) 및 SUS 316L (Cr : 17%, Ni : 15%, Mo : 2.9%, C : 0.29%), 그리고 一般構造用 炭素鋼 SS41鋼 (C : 0.35%, Mn : 0.69%) 이다.

組織이 다른 스테인레스鋼을 使用한 것은 組織에 따른 腐蝕速度와 腐蝕電位의 相互關係를 比較檢討하고 응력부식균열과 水素脆化의 關係에 대해서도 검토하기 위한 것이다. 그리고 SS41鋼은 中性溶液에서 스테인레스鋼보다는 腐蝕速度가 크므로 分極舉動과 腐蝕舉動의 差異點을 쉽게 구별하기 위해서 使用하였다. 試驗片은 面積 $1\text{cm}^2$ 로 연마지 1000番까지 均일하게 연마하고 아세톤으로 脫脂하였다. 腐蝕電位는 浸漬10分後(0.17h)에 測定하였고 腐蝕電流密度는 모두 陽極分極曲線에서 타펠外揮法으로 구하였다. 단, 陽極, 및 陰極分極曲線의 掃引速度는  $0.3\text{V}/\text{min}$ 이다. 그리고 교반에 의한 腐蝕電位의 變化를 考察할 때의 stirring bar ( $d: 10\text{mm}$   $l: 40\text{mm}$ )의 회전속도는 約  $200\text{rpm}$ 이었다. 특히 本 實驗의 경우, 浸漬後 一定時間이 지났을 때 그때의 腐蝕電位와 腐蝕速度를 구하고 다시 試驗片을 연마하여 浸漬할 때는, 浸漬직후의 腐蝕電位가 항상 일정한 값을 가질 수 있도록 試驗片의 表面狀態에 주의했으며, 뿐만아니라 中性溶液의 경우 溶液의 流動이 腐蝕에 미치는 影響을 고려하여 모든 實驗條件들을 같이하는데 주의를 기울였다. 그리고 酸性溶液에서의 濃度變化에 따른 檢討는 teflon holder<sup>4)</sup>에 固定해서 實驗하였다. 試驗溶液은 염화나트륨 溶液을 0.1%, 1%, 10%順으로 濃度의 變化를 주었고 酸性溶液의 경우에는 98%의 1級 황산을 이용해서 調整한 5, 10, 20, 30, 40, 45, 50, 60, 70, 80, 90, 95, 98%의 13종이었으며 試驗時의 溶液溫度는  $15 \pm 1^\circ\text{C}$  이었다.

## 3. 實驗結果 및 考察

### 3-1 中性溶液에서의 炭素鋼과 스테인레스鋼의 分極舉動과 腐蝕舉動

Fig. 1은 10%염화나트륨溶液에서 SUS410鋼 및 SS41鋼의 陽極, 陰極分極曲線을 나타내고 있다. 그림에서 알 수 있듯이 두種의 鋼은 모두 陽極分極曲線에서는 타펠의 직선식이 나타나고 있으며 타펠外揮法에 의한 腐蝕電流密度는 스테인레스鋼의  $0.8\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 에 비추어 SS41鋼은 約  $20\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 의 높은 값을 나타내었다. 그런데 中性溶液에서 陰極反應이 溶存酸素의 還元反應일 경우 陰極分極曲線에서 腐蝕電流密度를 구할때 分極曲線상의 擴散限界電流密度를 腐蝕電流密度로써 評價하는 경우도 있다.<sup>5-8)</sup> 그러나 비록 陰極反應이 溶液酸素의 還元反應일지라도 鋼의 種類에 따라서는 腐蝕電位가 溶存酸素의 活性化分極상태에서 혹은 濃度分極상태에서 형성될 경우도 있을 것이다. 특히 스테인레스鋼의 경우 陽極分極에 의해서 支配된다고 說明하고 있으나<sup>7-8)</sup> 炭素鋼과 比較檢討하지는 않았다.

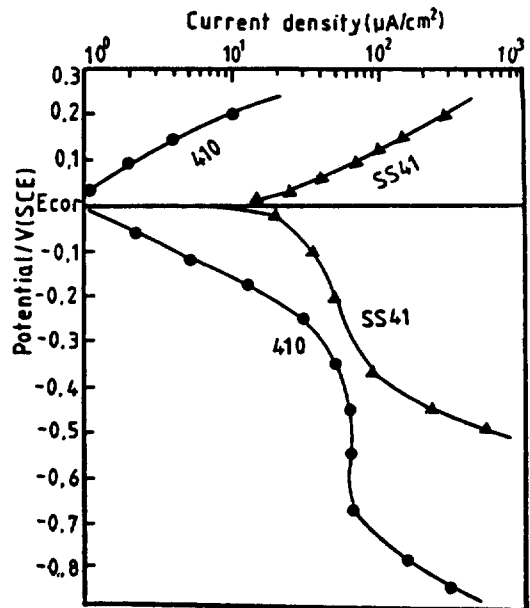


Fig. 1 Potentiodynamic polarization curves of SUS 410 and SS41 steel in 10% NaCl solution.

本 實驗에서 浸漬10分後의 SS41鋼의 腐蝕電位가 約-560mV(SCE)임에 비추어 SUS410鋼은 約-250mV(SCE)로 SUS 410 강이 약 300 mV 귀한 전위를 나타냈다.

그리고 Fig. 1의 陰極分極曲線에서 SS41鋼은 活性化分極보다는 濃度分極이 支配하고 곧 바로 확산한계전류밀도가 나타나고 있음에 비추어 SUS410鋼은 腐蝕電位로 부터 約 20 $\mu$ A/cm<sup>2</sup>까지 溶存酸素의 還元反應에 따른 活性化分極이 나타나고 20 $\mu$ A/cm<sup>2</sup>以後 부터 서서히 濃度分極이 나타나다가 확산한계전류 밀도로 변하고 있음을 알 수 있다. 以上の 結果에서 SS41鋼은 腐蝕電位가 溶存酸素의 濃度分極상태에서 형성되며 腐蝕速度는 溶存酸素의 還元反應에 따른 擴散支配이며, SUS410鋼은 溶存酸素의 活性化分極상태에서 腐蝕電位가 형성되며 腐蝕速度는 溶存酸素의 還元反應에 따른 濃度分極보다는 陽極分極에 따른 陽極支配임을 미루어 생각할 수 있을 것이다. 따라서 陰極分極曲線에서 腐蝕電流密度를 구하는 경우 炭素鋼에서는 확산한계전류밀도로써 상대적인 腐蝕速度를 評價할 수 있으나 스테인레스鋼의 경우는 活性化영역에서 타펠外揮法에 의해서 評價하는게 바람직하다고 생각되어진다.

Fig. 2는 浸漬時間에 따른 확산한계전류밀도와 부식전류밀도의 變化를 보여주고 있다. SS41鋼은 浸漬時間이 길어짐에 따라서 확산한계전류밀도와 부식전류밀도가 함께 적어지는 傾響을 나타내고 있다. 그런데 SUS410鋼은 浸漬時間에 따라서 逆으로 增加하는 것을 알 수 있다. SS41鋼은 浸漬時間이 길어짐에 따라서 表面의 腐蝕生成物이 酸素擴散을 防害할뿐 아니라 擴散層의 時間에 따른 肥大함에 의해 확산한계전류밀도와 부식전류 밀도가 함께 감소하는 것으로 思料되며, SUS410鋼은 初期의 腐蝕電位가 강한 酸化皮膜에 의해 溶存酸素의 活性化分極상태에서 형성되었기 때문에 時間의 경과에 따른 擴散層의 영향이나 腐蝕生成物의 影響보다는 오히려 염소이온에 의한 皮膜의 破壞에 따른 陽極分極의 減少에 의해서 腐蝕速度는 점차 증가하는 것으로 생각되어진다. 지금까지 炭素鋼과 스테인레스鋼의 時間的變化에 따른 확산한계전류밀도와 부식전류 밀도의 相互關係를 分極曲線을 中心으로 考察해 보았다. 이들의 關係를 확실히 알기위해서는 腐蝕

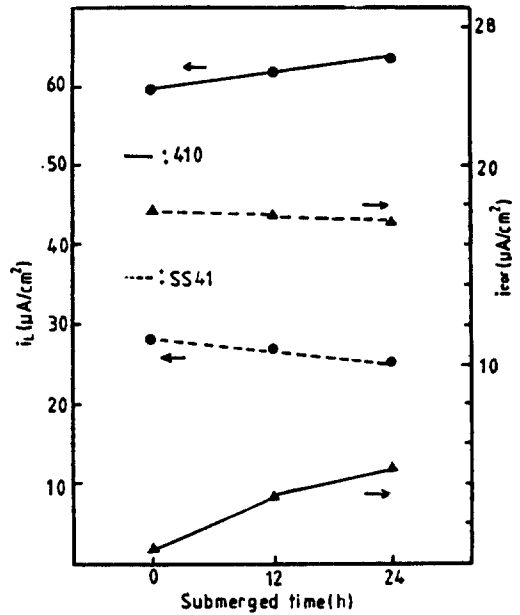


Fig. 2 Variations of diffusion limited current density and corrosion current density as a function of submerged time in 10% NaCl solution.

電位의 時間的變化와 腐蝕速度의 相互關係에 대해서도 檢討할 必要가 있다고 생각되어진다. Fig. 3은 침지시간에 따른 부식전위의 변화와 그때의 부식전류밀도의 變化를 보여주고 있다. SS41鋼은 침지시간이 길어짐에 따라 腐蝕電位는 卑한 方向으로 移動하고, 이때의 腐蝕電流密度變化는 점차 적어지는 傾響을 보이고 있다. 그러나 SUS410鋼은 腐蝕電位는 SS41鋼과 똑같이 卑한 方向으로 移動하나 腐蝕電流密度變化는 점차 증가하는 傾向을 나타내고 있다. 이처럼 腐蝕電位는 다같이 卑한 方向으로 움직이고 있음에도 불구하고 腐蝕電流密度는 反처럼 현상을 나타내고 있음에 대해서, Fig. 1, 2에서도 炭素鋼과 스테인레스鋼의 差異點을 언급했으나 나중의 Fig. 8에서 다시 討論하기로 한다.

Fig. 4는 염화나트륨溶液의 濃度變化에 따른 浸漬時間과 腐蝕電位의 關係를 나타내고 있다. SS41鋼은 全濃度에 걸쳐서 침지시간에 따라 부식전위는 卑한 값으로 이행하고 있음에 비추어, SUS410鋼은 10%의 溶液에서는 卑한 값으로 이행하나 1%의 경우에는 卑한 方向으로 이행의 정도가 10%에 비

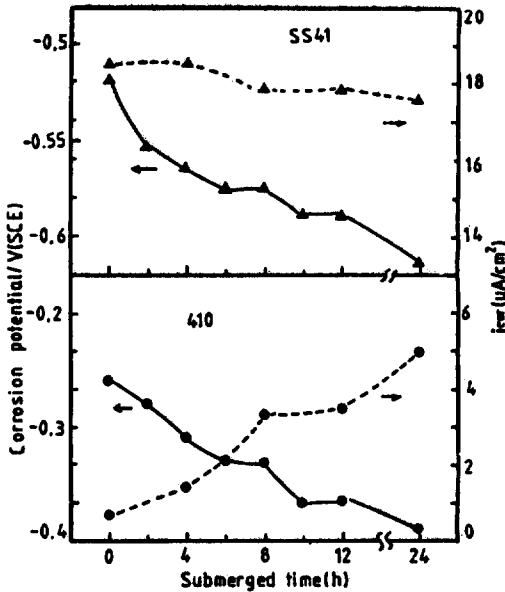


Fig. 3 Relation between corrosion potential and corrosion current density in 10% NaCl solution.

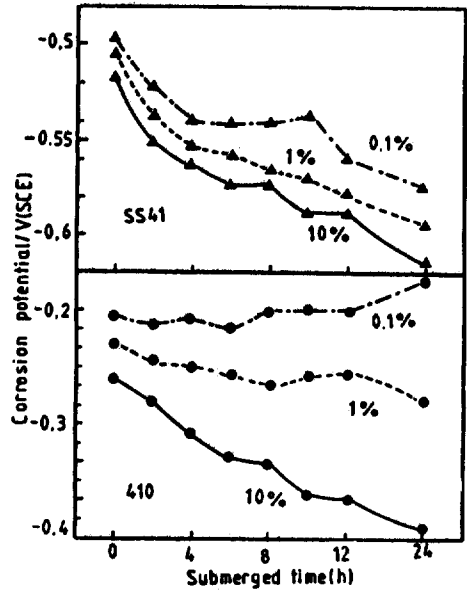


Fig. 4 Variations of corrosion potential with NaCl concentrations as a function of submerged time

해서 적었으며 0.1%에서는 오히려 貴한 방향으로 이동하고 있음을 알 수 있다. 결국 溶液의 농도가 높을 수록 염소 이온에 의한 皮膜의 破壞와 함께 陽極分極의 減少<sup>9)</sup>에 의해서 부식전위는 卑한 方向으로 이행함과 함께 부식속도는 增加하는 것으로 思料되어지나, 濃度分極狀態에서 腐蝕電位가 형성되는 SS41鋼과 같은 炭素鋼은 비록 염소이온에 의해서 皮膜의 파괴를 가져오지만 酸素의 還元反應이 陰極反應으로써 같은 속도로 일어나지 않는한 腐蝕速度는 增加하지 않을 것이다.<sup>9)</sup> 그러나 스테레스鋼의 경우에는 앞에서 언급했듯이 強한 酸化膜에 의한 陽極支配상태에서 腐蝕電位가 형성됨으로 염소이온에 의한 皮膜의 파괴는 부식전위를 卑한 方向으로 이행시킴과 동시에 부식속도를 증가시키는 경향이 있음을 Fig. 3의 결과로 알 수 있을 것이다.

本 實驗의 경우 SUS410鋼에서는 10%의 경우가 가장 부식속도가 크며 0.1%의 경우에는 염소이온에 의한 皮膜의 파괴보다 오히려 補修力이 強해서 부식전위는 貴한 값으로 이동하고 부식속도역시 감소하고 있는 것으로 思料되어 진다. Borbosa<sup>10)</sup>는 스테레스鋼이 질산용액에서 腐蝕電位가 貴한 方向으로 이행함에 따라 孔蝕에 대한 저항성을 增加시

킨다고 했으며 Johnson<sup>11)</sup> 등은 腐蝕電位의 貴方向의 移動은 陽極反應의 大小에 起因하며 不動態電流를 감소시킨다고 지적하고 있다. 이들의 결과는 本 實驗의 結果에 대한 說明과 共通點을 發見할 수 있다고 생각되어 진다.

지금까지 腐蝕電位의 時間的變化와 이때의 腐蝕電流密度의 變化에 대해서 檢討 했다. 특히 Fig. 3에서 炭素鋼의 경우 腐蝕電位가 卑한 方向으로 이동한다고 해서 스테레스鋼처럼 腐蝕電流密度가 增加하지는 않았다. 그러나 浸漬10分後의 腐蝕電位와 이때의 腐蝕電流密度와의 關係를 Fig. 5에 나타내고 있는데, 浸漬10分後의 腐蝕電位가 卑한 方向으로 이동함에 따라 腐蝕電流密度는 增加하는 것을 알 수 있다. 이와같이 浸漬10分後의 腐蝕電位와 腐蝕速度는 相互關連性이 있다고 생각되어 진다. 따라서 부식속도에 미치는 腐蝕電位를 變化시키는 因子는 여러측면에서 생각할 수 있겠으나 그 중에서도 특히 시험편의 表面狀態가 큰 影響을 미치리라 생각되어 진다. Fig. 6은 시험편의 표면상태가 부식전위에 미치는 影響에 대해서 나타내고 있다. SS41鋼은 샌드페이퍼100番으로 연마했을 경우와1000番까지 연마했을 경우, 浸漬後 約80mV의 電位差가

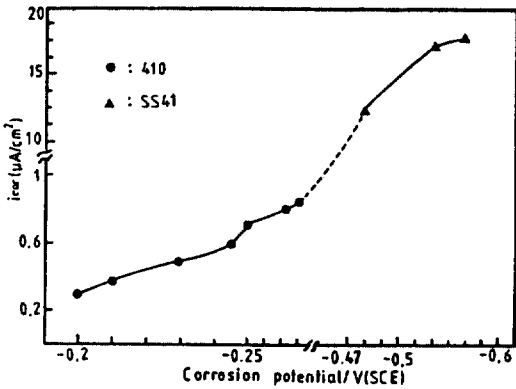


Fig. 5 Relation between corrosion potential (calculated after 10 minutes when test specimen was submerged) and corrosion current density in 10% NaCl solution.

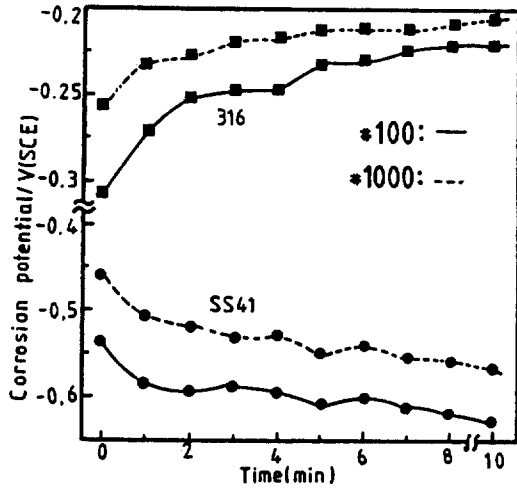


Fig. 6 Variations of corrosion potentials with surface roughness degree (sand paper numbers) in 10% NaCl solution.

있었고 10分後에는 約50mV의 差가 있었다. 한편 SUS316鋼은 침지後50mV, 10分後에는 約10mV의 電位差가 있었다. 어느鋼이든 表面상태가 부식 전위에 미치는 영향을 排除할 수 없으나 炭素鋼의 경우가 스테레스鋼보다 그 影響이 현저하게 크다는 사실을 알 수 있었다. 그리고 中性溶液에서는 교반을 하면 부식속도가 증가한다는 사실은 一般의인 概念으로 받아들여지고 있다. 따라서 炭素鋼과 스테레스鋼의 경우 溶液의 교반에 따른 부식전위의 변화를 비교함으로써, 이들의 腐蝕學動에 대해서 比較檢討하는데 參考가 되리라 기대된다. Fig. 7은 SUS316鋼과 SS41鋼을 침지 10分後 交반을 실시하여 그때의 腐蝕電位變化를 考察하였다. SS41鋼은 침지10分까지 卑한 값을 유지하다가 交반을 시작함과 동시에 -550mV에서 -460mV의 貴한 값으로 변하여 거의 일정한 電位를 유지하였다. SUS316鋼은 침지10分부터 交반을 실시하였으나 급격한 腐蝕電位의 變化가 없었고 交반시작후 10分이 경과했을 때 約10mV의 卑한 값을 나타내었다. 결국 SS41鋼은 부식전위가 溶存酸素의 농도분극상태에서 형성되었기에 交반과 함께 酸化층의 붕괴 및 용존산소량의 증가등에 의해서 貴한 값으로 변하였고, SUS316鋼은 腐蝕電位가 용존산소의 활성화분 극상태에서 형성되었기 때문에 交반의 영향은 거의 없고 오히려 염소이온에 의한 皮膜의 파괴와 함께 부

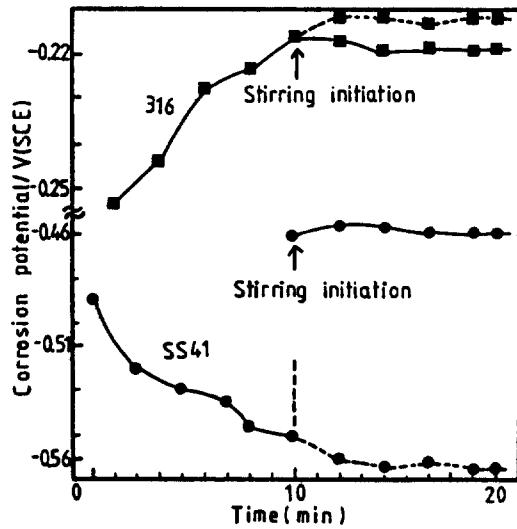


Fig. 7 Variations of corrosion potentials with static and dynamic condition of 10% NaCl solution.

식전위는 卑한 값으로 이행하였다고 생각되어진다. Fig. 8은 지금까지의 實驗結果를 토대로 SS41鋼과 SUS410鋼의 內部分極曲線과 그때의 腐蝕電位를 나타내고 있다. 앞서서도 언급했듯이 炭素鋼과 스테레스鋼은 中性溶液에서의 腐蝕電位의 형성이나 腐蝕을 지배하는 反應이 相異함을 알 수 있었다.

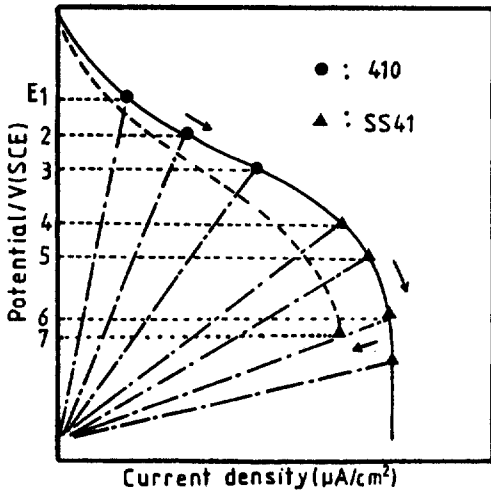


Fig. 8 Schematic diagram of internal polarization curves indicating the variations of corrosion potentials.

즉 炭素鋼은 腐蝕電位가 溶存酸素의 농도분극상태에서 형성되며 ( $E_1, E_5, E_6, E_7$ ) 스테인레스鋼은 용존산소의 활성화분극상태에서 형성됨을 ( $E_1, E_2, E_3$ ) 알 수 있다. 따라서 스테인레스鋼의 경우에는 腐蝕電位가  $E_1, E_2, E_3$ 로 卑한 方向으로 이동함에 따라 腐蝕電流密度는 增加하고 (Fig. 3참고) 炭素鋼에서는 腐蝕電位가  $E_1, E_5, E_6$ 로 이동함에 따라 다소 增加되기도 하나 (Fig. 5참고) 浸漬時間이 恒동안 경과한 후에는 오히려  $E_7$ 의 부식전위가 형성됨에 따라 부식전류밀도는 감소하기도 한다. (Fig. 3참고) 그리고 교반을 할 경우나 용존산소의 농도가 많아지면 부식전위는  $E_1$ 에서  $E_6$ 로의 貴方向으로 이동하면서 부식전류밀도는 다시 增加하는것으로 사료되어 진다.

3 - 2 스테인레스鋼의 腐蝕電流密度에 미치는 拡散 限界電流密度와 腐蝕電位의 变化

스테인레스鋼은 원래 炭素鋼보다 耐蝕性이 우수하므로 중성용액에서의 腐蝕舉動이 탄소강의 경우와 相異함을 알았다. 그런데 스테인레스강의 相互間에 組織이 다르거나 혹은 염화나트륨용액의 농도가 변할 경우 이들이 腐蝕速度에 미치는 影響에 대해서 檢討하여 보았다.

Fig. 9는 염화나트륨용액의 濃度變化에 따른 拡散

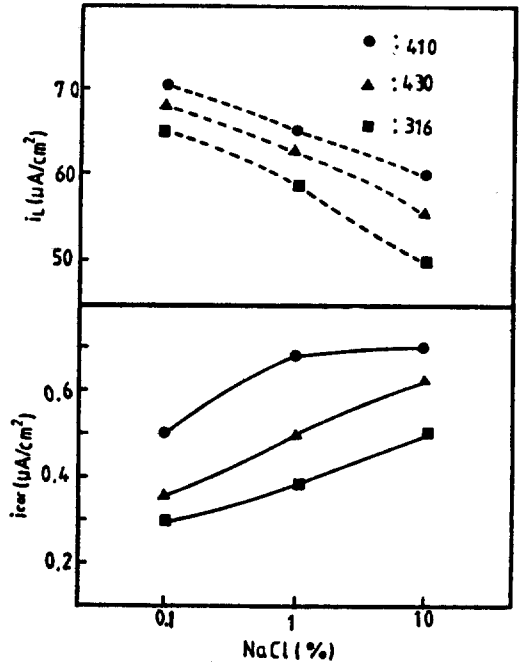


Fig. 9 Relation between corrosion current density and diffusion limited current density with variations of NaCl concentration.

限界電流密度와 腐蝕電流密度의 变化를 3種의 스테인레스鋼에 대해서 나타내고 있다. 3種의 鋼 모두 같은 溶液의 濃度에서는 拡散限界電流密度와 腐蝕電流密度는 모두 SUS316, 430, 410順으로 增加함을 알 수 있었다. 그런데 용액의 농도가 0.1%에서 점차 10%로 增加함에 따라 부식전류밀도는 3種의 鋼 모두 增加하고 있으나 확산한계전류밀도는 오히려 적어지고 있음을 알 수 있다. 陰極反應으로 作用하는 溶存酸素의 還元反應에 따른 活性化分極은, 表面의 皮膜의 破壞가 심할수록 表面積이 增加하고, 또한 거칠어진 表面은 分極을 減少시키는 큰 触媒能을 가짐으로써 減少하게 된다.<sup>12)</sup> 따라서 分極曲線上的 濃度分極은 상대적으로 빨리 일어나기 때문에 結果적으로 확산한계전류밀도는 부식전류밀도와 逆으로 적어진다고 생각되어 진다.

Fig. 10은 10%의 염화나트륨용액에서 침지시간에 따른 腐蝕電位의 变化를 보여주고 있으며 Fig. 11은 침지시간에 따른 부식전류밀도의 变化를 보여주고 있다. 침지시간이 길어짐에 따라 SUS400, 430

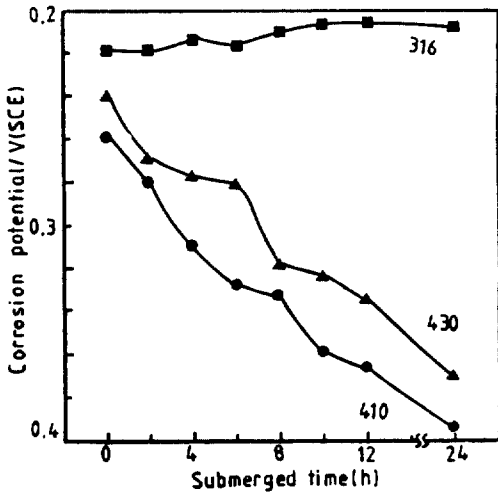


Fig. 10 Variations of corrosion potentials as a function of submerged time in 10% NaCl solution.

鋼은 腐蝕電位가 卑방향으로 이행하고 있으며 同時에 부식전류밀도는 증가하고, SUS316鋼은 침지시간에 길어짐에 따라 부식전위는 오히려 貴방향으로 이행하고 부식전류밀도는 감소하고 있음을 알 수 있다. Fig. 10, 11의 결과에서 스테인레스鋼의 경우 腐蝕電位와 腐蝕速度는 밀접한 相互關係가 있음을 알 수 있으며, 3種의 鋼중에서 SUS410鋼이 부식이 가장 크며 316鋼이 가장 적음을 알 수 있다. 一般的으로 스테인레스鋼의 경우 組織 및 成分에 따라 부식속도 혹은 SCC와 HE등에 미치는 영향에 대해서 여러가지 說이 있다. 예를 들면 오스테나이트系 중에서는 Mo를 添加함으로써 耐蝕性이 向上된다는 說이 있으며,<sup>13-15</sup> 질산용액에서는 오히려 有害하다는 結果도 있다.<sup>16</sup> 또한 오스테나이트系는 페라이트系에 비해서 HE에 대해서는 感受性이 적지만<sup>17-18</sup> SCC에 대해서는 感受性이 크다는 結果도 있다.<sup>19-20</sup> 그리고 오스테나이트系 일지라도 成分에 따라서는 페라이트系보다 오히려 SCC에 대한 感受性이 적다는 說도 있다.<sup>21</sup> 스테인레스鋼의 SCC는 高温高压의 苛酷한 腐蝕性환경에서 일어나는 경우가 많다. 따라서 이들의 환경에서 페라이트系는 孔蝕과 같은 局部腐蝕보다는 오히려 全面腐蝕이 일어나기 쉬우므로 SCC 感受性이 적으나 오스테나이트系는 耐蝕性이 페라이트系에 비해서 크기때문에 염화물등에 의해서 局部腐蝕의 發生에 의해서 오히려 SCC의

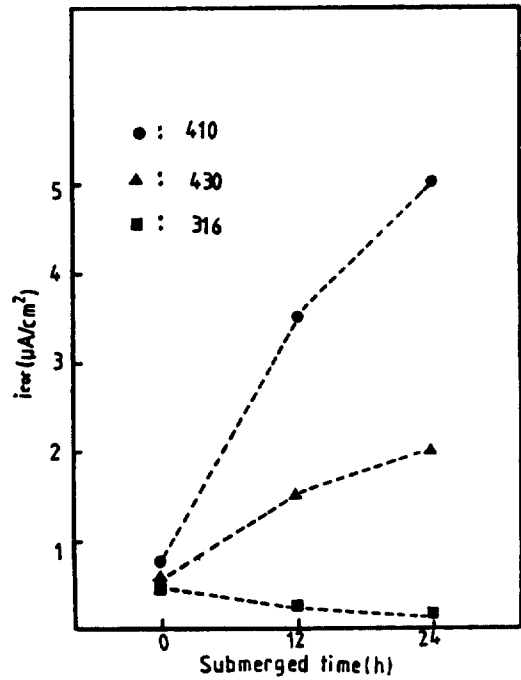


Fig. 11 Variations of corrosion current density as a function of submerged time in 10% NaCl solution.

感受性이 크다고 생각되어진다.<sup>21</sup>

本 實驗의 結果에서 오스테나이트系의 316鋼이 페라이트系의 430鋼보다 염화나트륨용액에서의 부식속도는 적었다. 따라서 부식속도의 大少와 SCC의 感受性에 대한 大少의 關係에 대해서는 全面腐蝕과 局部腐蝕의 概念과 差異點을 알아둘 필요가 있다고 생각되어진다.

### 3-3 高濃度 酸性溶液에서의 炭素鋼과 스테인레스鋼의 腐蝕電位와 腐蝕電流密度와의 關係

Fig. 12는 黃酸溶液의 濃度變化에 따른 腐蝕電位와 腐蝕電流密度變化의 關係를 나타내고 있으며, Fig. 13은 Fig. 12와 外部分極曲線을 參考하여 나타낸 內部分極曲線이다. 그림에서 알 수 있듯이 SS 41鋼은 黃酸용액의 濃도가 45%까지는 腐蝕電位가 貴方向으로 이행하면서 腐蝕電流密度는 증가하였고 45%以上에서는 腐蝕電位는 계속해서 貴方向으로 이동하였으나 腐蝕電流密度는 급격히 감소하였고 50%에서 98%까지는 큰 값의 差異는 없으나 계속해서 減少하는 傾向을 보였다.

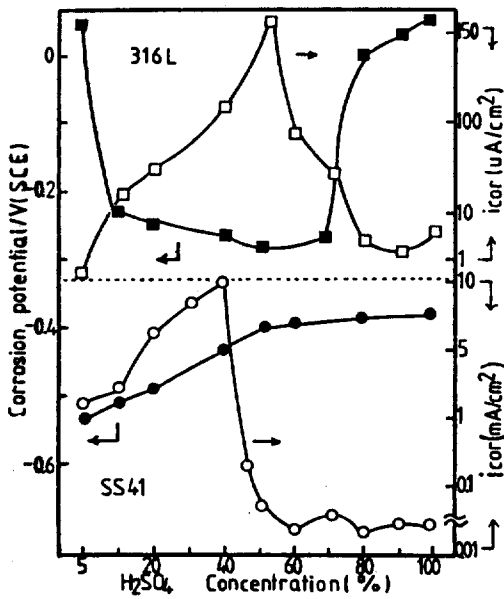


Fig. 12 Relation between corrosion potential and corrosion current density with the variations of H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> concentration.

그리고 SUS316L鋼은 約 50%까지 腐蝕電位는 계속 卑方向으로 이행하면서 부식전류밀도는 증가 하였으나 50%이상에서는 부식전위는 다시 貴方向으로 이행하면서 부식전류밀도는 감소하였다. Fig. 12의 結果에서 알 수 있듯이 炭素鋼과 스테레스鋼은 黃酸溶液에서의 腐蝕舉動도 서로 相異함을 생각 할 수 있다. SS41鋼은 45%의 溶液까지는 초기에 陰極支配에서 시작하여 溶液의 濃도가 클수록 水素發生 反應을 促進하여 陰極復極 즉 混合支配형식으로 변하면서 부식전위는 貴方向으로 (Fig. 13의 1, 2, 3) 이행함과 동시에 부식전류밀도는 증가하고, 45%이상의 溶液에서는 貴한 酸化, 還元電位 (水素平衡電位가 높게 됨)와 함께 큰 陰極還元電流가 不動態化 限界電流를 넘어 不動態영역으로 들어가게 됨으로써 부식 전류밀도는 부식전위의 貴한 값 (Fig. 13의 4)과 함께 감소하는 것으로 思料되어진다. 한편 SUS316L鋼은 50%溶液까지는 陰極反應의 水素發生反應보다 처음 陽極支配에서 시작하여 溶液의 濃도가 클수록 陽極復極반응이 促進되어 부식전위는 卑方向 (Fig. 13의 1, 2, 3)으로 이동하면서 부식전류밀도는 증가하고, 50%이상의 溶液에서는 表面에서 강한 酸化物의 形成에 의해

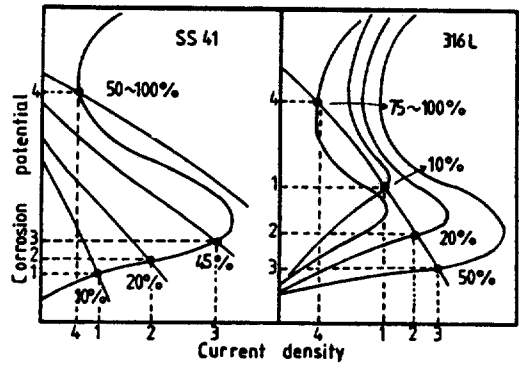


Fig. 13 Schematic diagram of internal polarization curves indicating the variations of corrosion potentials with H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> concentration.

腐蝕이 柳制되는 다시 말해서 陽極分極의 增加와 함께 腐蝕電位는 다시 貴한 값으로 이동하게 된다 (Fig. 13의 4). 그리고 부식전류밀도는 부동태영역으로 이동함으로써 감소하는 것으로 思料되어진다. 이들의 結果를 인히비타의 作用과 關連시켜보면, SS41鋼의 경우 陰極復極型不動態化劑를 SUS316L鋼의 경우에는 陽極柳制型不動態化劑를 添加한 경우와 類似한 것으로 생각되어진다.<sup>22)</sup> 그런데 염산용액에서의 스테레스鋼은 용액의 濃도가 클수록 腐蝕電位는 계속해서 卑방향으로 이행하면서 부식전류밀도는 증가하는 結果<sup>23)</sup>와 비교할때 同種의 鋼이라도 용액의 種類에 따라서는 腐蝕舉動이 달라짐도 예측할 수 있으리라 생각된다. 그러나 鹽酸용액에서도 부식을 支配하는 反應은 陽極反應의 分極 또는 復極에 의해서 일어난다는 사실은 分明하다고 생각되어진다.

#### 4. 결 론

지금까지 中性과 酸性溶液에서 炭素鋼과 스테레스鋼의 腐蝕速度에 미치는 腐蝕電位와 分極舉動에 대해서 考察해 보았다. 그 結果 다음과 같은 사실을 알 수 있었다.

1) 中性용액에서 탄소강과 스테레스鋼의 경우 침지시간에 따라 다같이 腐蝕電位가 卑방향으로 이동했을 때 腐蝕電流密度는 탄소강의 경우 점차 減少하는 경향이 있으나 스테레스강은 점차 증가하는 경향이 있었다.



2) 중성용액에서 탄소강은 용존산소의 환원반응에 따른 농도분극상태에서, 스테인레스강은 용존산소의 활성화분극상태에서 腐蝕電位가 형성된다. 따라서 탄소강은 부식속도를 지배하는 반응이 용존산소의 확산에 起因함에 비추어 스테인레스강은 양극반응의 분극의 大少에 의해서 지배되고 있음을 알 수 있다.

3) 황산용액에서 탄소강은 용액의 농도가 높을수록 음극반응이 촉진되어 부식전위를 貴방향 즉 활성태역에서 부동태역으로 이동시켰으며 부식전류밀도는 활성태역에서 증가, 부동태역에서는 감소하였다. 한편 스테인레스강은 양극반응이 촉진되어 부식전위를 활성태역에서는 卑방향, 부동태역에서는 貴방향으로 이동시켰고 부식전류밀도 역시 활성태역에서는 증가, 부동태역에서는 감소하였다.

4) 1), 2), 3)의 결과를 整理하면 산성과중성용액에서 탄소강은 陰極反應의 分極과 復極, 스테인레스강은 陽極反應의 分極과 復極이 腐蝕電位를 卑 또는 貴방향으로 이동시킴과 동시에 腐蝕速度를 支配한다고 생각되어진다.

### 参考文献

1. 문경만, 김기준, 김진경: 韓國腐蝕學會誌, 17, 2, 90(1988)
2. 伊藤伍郎: 腐蝕科學と防食技術: コロナ社 p. 111(1982)
3. 前掲書(2), p. 52
4. 전대회, 전중석, 백태실: 韓國腐蝕學誌 17, 1, 11(1988)
5. 北村義治: 防食技術の實際, 日刊工業新聞社, p. 12(1978)
6. L. L. Shreir, PhD, FRIC. FIM, FICORRT, Tl-MF "CORROSION,, Vol. 1, p. 98, NEWNES-BUTTERWORTHS, LONDON, 1979
7. 松田誠吾, 松島巖: 腐食反應とその制御 産業図書, p. 110(1980)
8. 柴田俊夫: 腐食と酸化, 産業図書, p. 108(1983)
9. 前掲書(8), p. 100
10. M. A. Barbosa: Corrosion Sci., 23, 1293(1983)
11. Ray Johnson and Einar Bardal: Corrosion 41, 296(1985)
12. 前掲書(8), p. 45
13. M. B. Rockel: Corrosion, 29, 393(1973)
14. J. R. Ambrose: Corrosion, 34, 27(1978)
- 15) R. K. Dayal and J. B. Ganamoorthy: Corrosion, 36, 433(1980)
16. 腐食防食協會: 防食技術便覽, 日刊工業新聞社, p. 271(1986)
17. 野村茂雄, 長谷川正義: 日本金屬學會報, 15, 563(1976)
18. 長谷川正義, 大沢基明: 防食技術, 29, 463(1980)
19. 原田憲二: 防食技術, 26, 721(1977)
20. 小若正論: 日本金屬學會報, 17, 657(1978)
21. 小若正論: 金屬の腐食損傷と防食技術 アグネ, p. 355(1983)
22. 間宮富士雄: 腐食抑制劑と應用技術槓書店, p. 7(1977)
23. 전대회, 전중석, 백태실: 韓國腐蝕學會誌, 17, 27(1988)