

스테인리스강의 틸부식 개시단계 모델링에 관한 연구 (II)

장 현 영 · 박 용 수* · 황 운 석**

한국전력기술(주) 전력기술개발연구소, *연세대학교 금속공학과, **인하대학교 금속공학과

A Study on the Initiation Modelling of Crevice Corrosion in Stainless Steels (II)

Hyun-Young Chang, Yong-Soo Park*, Woon-Suk Hwang**

Power Engineering Research Institute, Korea Power Engineering Company, INC., Yongin. 449-910

*Department of Metallurgical Engineering, Yonsei Univ. Seoul. 120-749

**Department of Metallurgical Engineering, Inha Univ. Incheon. 402-751

This paper describes an advanced mathematical model of the incubation period of crevice corrosion. In order to produce an useful estimate of the time of the incubation period, the concept of critical crevice solution which delineates the transition between the passive and active states is introduced. Transient concentration results demonstrate that the major reason for the pH decrease in crevice solution is the production of soluble metal hydroxides. The potential drop inside the crevice consists of two components, the chemical potential drop and the physical potential drop, and the ratio of these components seems to be related to the crevice geometry. The numerical simulation results, using 316L, show that the incubation time of the crevice corrosion is strongly dependent on the depth/width ratio of the crevice geometry.

1. 서 론

지금까지 제안된 틸부식 개시단계에 대한 수학적 모델들은 대상 금속의 합금성분이 한 원소 증가하는데 따라 각기 수 종 이상의 금속이온종과 반응평형이 증가하게 되어 계산과정이 매우 복잡해지기 때문에 대부분 2성분계 또는 3성분계 합금에 한정되어 있다.¹⁻⁴⁾ 본 연구에서는 전보에서 제시한 틸부식 개시단계의 수학적 모델을 4원계(Fe-Cr-Ni-Mo)합금인 316L 스테인리스강에 확장·적용하여 틸부식이 개시될 때 까지의 과정을 시뮬레이션하고 이들 결과를 문헌상

의 실험데이터와 비교하여 본 연구에서 제안한 모델의 타당성을 검토하였다.

일반적으로 틸부식은 틸용액이 특정 화학적(혹은 전기화학적) 조건에 도달하여 틸이 국부적으로 활성화됨에 따라 개시되는 것으로 알려져 있다. 이러한 임계틸용액(Critical Crevice Solution(CCS))은 pH와 염소이온 농도로 정의되는 경우가 많다. 즉, 틸부식 유도기간(incubation time)동안 부동태 산화피막이 금속표면을 보호하고 있는데, 이때 이 산화피막의 성질에 의해 결정된 속도로 금속은 천천히 용해된다. 일단 어떠한 이유로 틸 내부의 이 보호피막이

제거되면 훨씬 빠른 속도로 활성 부식이 발생하여 급속하게 금속 이온이 용출된다. 틈부식 유도기간의 시간 예측을 용이하게 하기 위해 부동태와 활성태를 경계짓는 임계 틈부식 용액(Critical Crevice Solution)의 개념이 도입되었다. 임계 틈부식 용액의 정의는 양극 피크 전위(anodic peak potential)에서 수소 발생 전류가 양극 피크 전류보다 작아지는 pH와 염화물의 농도이다. 따라서, 금속이 이러한 용액에서 분극되면, 분극 곡선에 양극 피크가 나타날 것이다. 비록 임계 틈부식 용액이 여러 pH에서의 양극 분극 데이터로부터 결정될 수 있으나, 현재까지 문헌상의 데이터들은 그 범위가 크지도 그리고 충분히 정확하지도 않다. 여러 연구자들에 의해 연구되어온 대표적인 임계 틈부식 용액 pH는 아래와 같다.

① 시편의 부식전위가 H₂ 발생 전위보다 낮아지게 되는 pH : J. M. Defranoux⁵⁾

② 양극 피크 전류(anodic peak)가 사라질 때의 pH : J. L. Crolet⁶⁾

③ 전위가 날카롭게 강하하는 pH : P. Sury⁷⁾

④ 활성 피크 전류가 10 $\mu\text{m}/\text{cm}^2$ 에 도달하게 되는 pH : J. W. Oldfield⁸⁾

Table 1에 여러 합금에 대한 각각의 임계 틈부식 용액 pH를 나타내었다.

본 연구에서는 Crolet의 기준에 따라 임계 틈부식 용액 pH를 설정하여 이로부터 316L 스테인리스강이 해수에 상용하는 용액(3.5wt% NaCl) 및 문헌상의 비교를 위한 1M NaCl 용액에서 틈부식이 개시될 때까지, 유도기간내에 틈내부를 수학적 모델링을 통해 그 기구를 파악하고, 이에 관련된 여러 가지 변수들이 틈부식 발생과정에 미치는 영향을 확인하고자 하였다. 또한 해수에서의 스테인리스강의 틈부식에서는 Pickering³⁾이 제시한 틈부식 개시의 임계 IR 강하 이론과 다른 연구자들이 제시한 임계 pH 이론등이 어떻게 적용될 수 있을 것인가를 판단해보고자 하였다. 마지막으로 모델링을 통한 분

석 데이터와 여러 연구자들의 실제 실험치를 비교하여, 이러한 단시간의 모의 실험 결과로부터 실제 장시간의 현장 수명을 예측할 수 있을지에 대한 부식 수명 예측 기술로의 응용 가능성을 검토하고자 하였다.

2. 틈부식 개시 단계의 수학적 모델링

본 연구에 도입된 틈부식 개시 단계의 수학적 모델은 전보⁹⁾에 보고한 스테인리스강 틈부식 개시 단계 모델링의 수학적 모델을 수정하여 사용하였다. 틈의 기하 및 차분식 적용을 위한 틈 내 grid 분할도 전보와 거의 동일하나 10개의 셀(cell)과 이에 따른 11개의 농도 절점(Concentration grid), 10개의 전위 절점(Potential grid)으로 구성하였다, 아울러 부식 반응에 그 영향이 극히 경미한 화학 반응종을 줄여 전체적인 계산상의 시간을 절약할 수 있도록 하였다.

도입된 가정 또한 전보와 동일하다.

① 무한희석용액 이론(Infinite dilution theory)을 가정한다.

② 대류 현상을 계산에서 제외한다.

③ 화학반응은 다른 물질전달에 비해 매우 빠르다(화학반응 속도론적으로 8~10차수).

④ Poisson식을 도입한다.

⑤ 전기중성도를 만족한다.

단, 다른 문헌들과의 비교를 위해 전보에서 저자들에 의해 도입된 국부 정전기적 중성도 만족에 대한 가정은 제외하였다.

계산에 도입된 지배방정식 및 전기중성도 그리고 Poisson식 모두 전보와 동일하며, 이에 대해 변환 정의된 차분식도 아래와 같이 동일하다.

$$\frac{C_m^{i,t+1} - C_m^{i,t}}{\Delta t} = D_i \left[\frac{C_{m-1}^{i,t} - 2C_m^{i,t} + C_{m+1}^{i,t}}{(\Delta x)^2} \right]$$

: Diffusion Term

Table 1. Critical Crevice Solution pH Values

Metal	Defranoux Criteria ⁵⁾	Crolet Criteria ⁶⁾	Oldfield Criteria ⁸⁾
Alloy 304L	1.7	1.95-2.25	2.1
Alloy 316L	1.1	1.7	1.65
Alloy 904L	-	1.4	1.25
Inconel 625	-	-	0.0

$$+ \frac{\sum_{j=1}^m z_j D_j \left[\frac{C_{m+1}^{jt} - C_m^{jt}}{\Delta x} \right] z_j \mu_j C_m^{it+}}{\sum_{j=1}^m z_j \mu_j C_m^{it+}} \frac{z_j \mu_j C_m^{it+}}{\Delta x}$$

$$- \frac{\sum_{j=1}^m z_j D_j \left[\frac{C_m^{jt} - C_{m-1}^{jt}}{\Delta x} \right] z_j \mu_j C_m^{it-}}{\sum_{j=1}^m z_j \mu_j C_m^{it-}} \frac{z_j \mu_j C_m^{it-}}{\Delta x}$$

: Second Migration Term

$$+ \left(\frac{z_j \mu_j \left[\frac{C_{m+1}^{it} - C_m^{it}}{\Delta x} \right]}{wF \sum_{j=1}^m z_j^2 \mu_j C_m^{it+}} - \frac{z_j \mu_j \left[\frac{C_m^{it} - C_{m-1}^{it}}{\Delta x} \right]}{wF \sum_{j=1}^m z_j^2 \mu_j C_m^{it-}} \right) i_p$$

$\left(= \sum_{j=1}^{j_{\max}} \frac{\nu_j j_j}{nF} \right)$: First Migration Term

$$- \frac{z_j \mu_j F^2 C_1}{\epsilon} \sum_{j=1}^m z_j C_m^{jt} : \text{Poisson's Term}$$

$$+ \sum_i R_i : \text{Chemical Reaction Term} \quad (1)$$

이에 대한 경계 조건은 다음과 같다.

$$\partial C_j / \partial x = 0 \quad \text{at } x = 0 \quad (2)$$

$$C_{i+1} = C_{2\text{bulk}} \quad \text{at } x = L \quad (3)$$

본 연구의 316L 스테인리스강에 대한 확산계수 및 화학평형 반응식을 여러 문헌으로부터 조사하여 각각 Table 2와 Table 3에 표시하였다.

Table 2. Diffusion Coefficients of various ions, 25 °C

Chemical Species	Diffusion Coefficient (10 ⁻⁵ cm ² /s)
H ⁺	9.31
OH ⁻	5.30
Na ⁺	1.33
Cl ⁻	2.03
Fe ²⁺	0.71
FeOH ⁺	0.75
Fe(OH) ₂ (aq)	0.78
Ni ²⁺	0.72
NiOH ⁺	0.73
NI(OH) ₂ (aq)	0.78
Cr ³⁺	0.59
CrOH ²⁺	0.73
Cr(OH) ₂	0.77
Cr(OH) ₃ (aq)	0.82
Mo ⁶⁺	0.70
MoO ₄ ²⁻	0.10
HMoO ₄ ⁻	0.10
H ₂ MoO ₄	0.10 (est.)
O ₂	1.40 (est.)

틈 내부 용액에 금속 염화물이 존재할 경우, H⁺ 이온의 활동도 상승에 대한 보정도 앞서와 같이 Mankowski와 Szlarska-Smialowska등¹⁰⁾의 데이터를 인용(식 (4))하였으며, 틈부식의 첫 과정인 산소고갈 시간은 식 (5)로 계산된다.

$$\text{pH} = \text{pH} - 0.33(\text{CrCl}_3) - 0.22(\text{FeCl}_2 + \text{NiCl}_2) \quad (4)$$

$$t_d = \frac{nFc}{I_p} x, \text{ sec} \quad (5)$$

이와같은 내용으로 구성된 프로그램의 구조는 전보의 구조와 동일하다. 단, 전보에서는 문헌상의 틈내 pH 및 Cl⁻농도 분포비교가 주된 목적으로 프로그램 종료를 위한 조건으로 제한 시간을 주었으나, 본 연구에서는 임계치 틈부식 용액까지의 도달 시간 산출이 주된 목적이므로 종료 조건을 각 절점에서 pH를 임계치 pH_c와 비교하여, 이 값에 도달한 절점이 한 개라도 있을

Table 3. Reaction Equilibria

Reaction	Log K
$\text{Cr}^{3+} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{Cr}(\text{OH})^{2+} + \text{H}^+$	-3.8
$\text{Cr}(\text{OH})^{2+} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{Cr}(\text{OH})_2^+ + \text{H}^+$	-6.2
$\text{Cr}(\text{OH})^{2+} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{Cr}(\text{OH})_3(\text{aq}) + \text{H}^+$	-6.2
$\text{Cr}(\text{OH})_3(\text{S}) \rightleftharpoons \text{Cr}^{3+} + 3\text{OH}^-$	-30.0
$\text{Fe}^{2+} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{Fe}(\text{OH})^+ + \text{H}^+$	-8.3
$\text{Fe}(\text{OH})^+ + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{Fe}(\text{OH})_2(\text{aq}) + \text{H}^+$	-11.1
$\text{Fe}(\text{OH})_2(\text{S}) \rightleftharpoons \text{Fe}^{2+} + 2\text{OH}^-$	-15.1
$\text{Ni}^{2+} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{Ni}(\text{OH})^+ + \text{H}^+$	-9.5
$\text{Ni}(\text{OH})^+ + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{Ni}(\text{OH})_2(\text{aq}) + \text{H}^+$	-9.1
$\text{Ni}(\text{OH})_2(\text{S}) \rightleftharpoons \text{Ni}^{2+} + 2\text{OH}^-$	-14.9
$\text{Mo}^{6+} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{MoO}_4^{2-} + \text{H}^+$	-25.7
$\text{MoO}_4^{2-} + \text{H}^+ \rightleftharpoons \text{HMoO}_4^-$	-3.9
$\text{HMoO}_4^- + \text{H}^+ \rightleftharpoons \text{H}_2\text{MoO}_4$	-3.5
$\text{Fe}^{2+} + 2\text{Cl}^- \rightleftharpoons \text{FeCl}_2$	-6.88
$\text{Cr}^{3+} + 3\text{Cl}^- \rightleftharpoons \text{CrCl}_3$	-12.2

Table 4. Parameters used in crevice corrosion simulations

Material	alloy 316L (68Fe, 18Cr, 8Ni, 3Mo)
Average crevice gap	1~100 μm
Crevice depth	0.5~10cm
Solution	1M NaCl, 3.5wt% NaCl
Passive current	0.02 Am^{-2}
Initial O_2 concentration	0.0002 M
Initial pH	7.0

경우에 프로그램을 종료하고 그렇지 않을 경우에는 다시 선회루프(iteration loop)로 회기하도록 하였다.

3. 모의실험 결과 및 고찰

본 모의실험에서는 문헌상의 실험 결과와 비교를 위하여 1M NaCl 용액에서 316L을 재료로 사용한 데이터를 취하였는데, 이 때 사용된 실험 조건을 Table 4에 도시하였다. 특히 틈의 폭과 깊이를 변수로 하여 틈의 기하학적 조건이 틈부식에 미치는 영향을 검토하고자 하였다. 모의실험중 시간에 따른 틈 용액내의 모든 금속 이온종의 농도변화를 Fig. 1에서 Fig. 6까지 도시하였다. 외부용액 절점을 제외한 10개의 절점

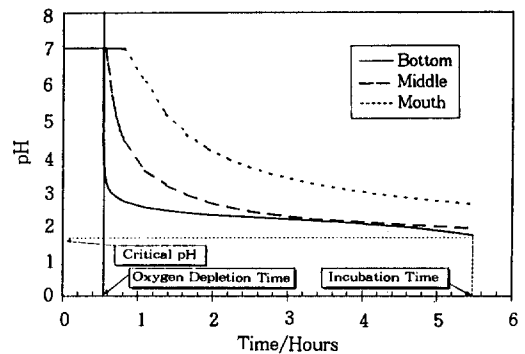


Fig. 1. Crevice solution pH vs. time (1M NaCl, L : 2.5cm, w : 1 μm).

중에서 틈 용액 특성을 가장 잘 나타내 줄 수 있는 세 개의 절점(Bottom(1), Middle(5), Mouth(10))을 선택하여, 시간 혹은 pH변화에 따른 농도의 변화를 나타내었다.

Fig. 1에 시간에 따른 pH의 변화를 나타내었다. 초기에는 가수분해 반응이 지배적으로 작용하여 급격한 pH의 강하를 보이다가, 시간이 지남에 따라 물질전달 과정이 점차 가수분해 반응에 비해 강화되어 계는 정상상태(steady state)에 도달하게 된다. 거의 1시간 이후의 pH강하는 앞서 언급한 바와 같이 금속 염화물에 의해 H^+ 이온의 활동도가 증가하기 때문인 것으로 판단된다. 틈부식 유도기간은 약 6시간 정도이며, 이 이후에 틈바닥은 활성 용해 상태가 된다.

Fig. 2에서 Cl^- 이온은 최대 8M까지 증가하는 것으로 나타났는데, 문헌상의 실제 실험치와 다른 모의실험에서 보고된 7M까지의 농도증가¹⁷⁾와 비교해서 상당히 유사한 값을 보이고 있다. 또한, Cl^- 이온은 물질전달에 큰 영향을 받지 않고 산소고갈 구역 이후부터 계속 상당한 수준으로 증가하는 반면, 틈바닥의 Na^+ 이온은 감소하는 경향을 보인다. 이러한 감소 경향은 시간이 지날수록 Na^+ 이온이 전위구배에 의해 틈 외부로 유출되기 때문이다.

Fig. 3에서 보는 바와 같이 Fe^{2+} 이온농도의 증가 속도는 다른 합금원소 이온들(Cr^{3+} , Ni^{2+} ,

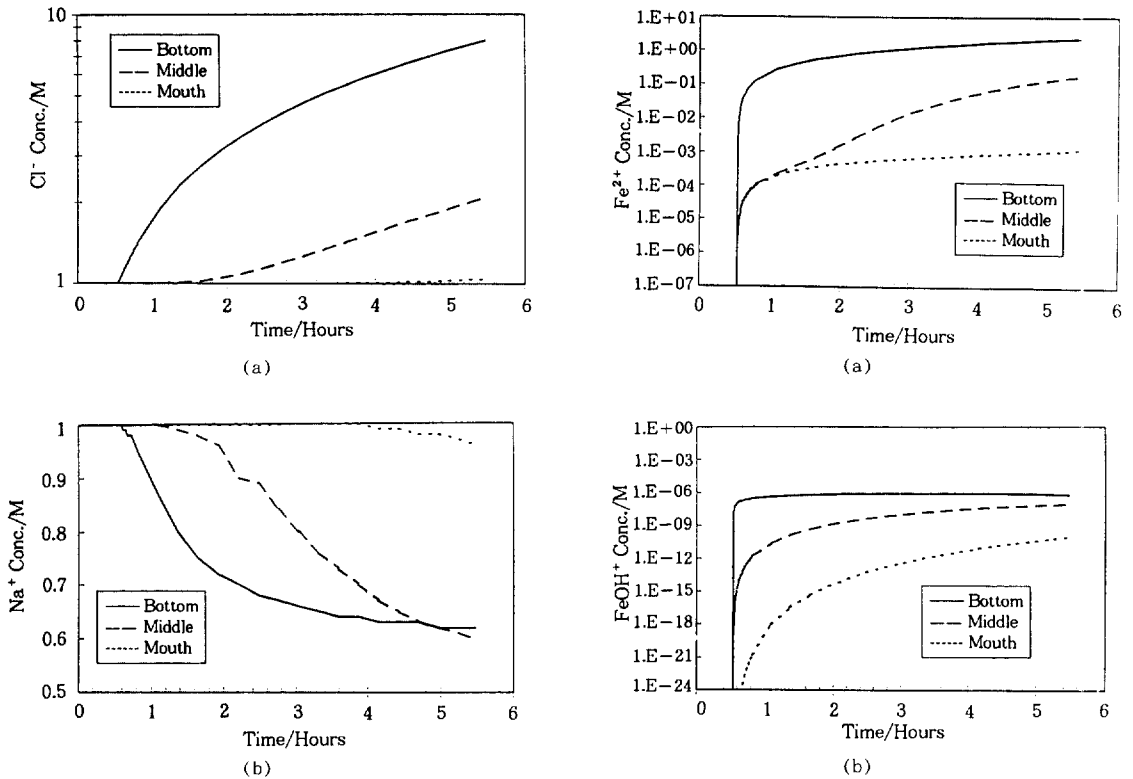


Fig. 2. Chloride and sodium ion concentration vs. time(1M NaCl, L : 2.5cm, w : 1 μ m). (a) Cl₂, (b) Na⁺.

Mo⁶⁺)의 증가를 대표적으로 보여주고 있다. 실제 농도는 합금의 성분, 인용된 화학평형상수등에 따라 그 차이가 다소 변할 수 있을 것이다. pH의 강하는 중간 금속 수화물, 특히 Cr(OH)₂⁺ (Fig. 5) 생성에 의해 크게 영향을 받고 있음을 알 수 있다. 즉 pH가 급속하게 강하되는 때를 기점으로 이들 중간상들도 같은 양상으로 증가하고 있다. 또한 이들 중간상들은 틈 바닥에서 뿐만 아니라 틈입구에서도 상당량 존재함을 볼 때, 이들의 중합체들이 틈입구에서 발견될 가능성을 보여주고 있다. Fig. 4에서 Ni²⁺이온종은 Fe²⁺과 거의 유사한 거동을 보이고 있으며, Ni²⁺이온종의 중간상들은 오히려 Fe²⁺의 중간이온종들보다 그 영향이 다소 큰 것으로 나타났다. Mo⁶⁺으로부터 파생되는 중간상(MoO₄²⁻, HMoO₄⁻)

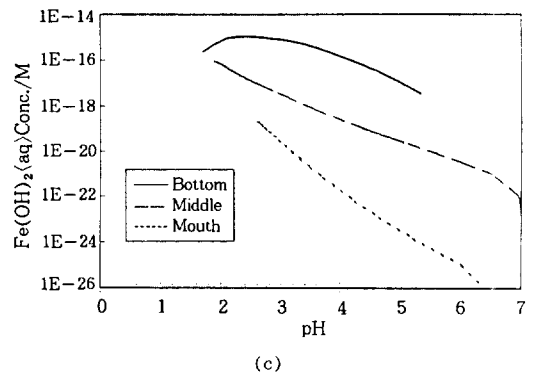


Fig. 3. Ferrous species concentration vs. time(1M NaCl, L : 2.5cm, w : 1 μ m). (a) Fe²⁺, (b) FeOH⁺, (c) Fe(OH)₂.

들은 거의 대부분 H₂MoO₄로 변하게 된다(Fig. 6).

틈의 형태가 틈부식 유도기간에 미치는 영향을 조사하기 위해 틈 폭과 깊이를 변수로 행한 시험결과 Watson과 Postlethwaite¹²⁾는 틈의 폭은 약 3 μ m이상, 틈의 깊이는 1.4cm이상에서 유

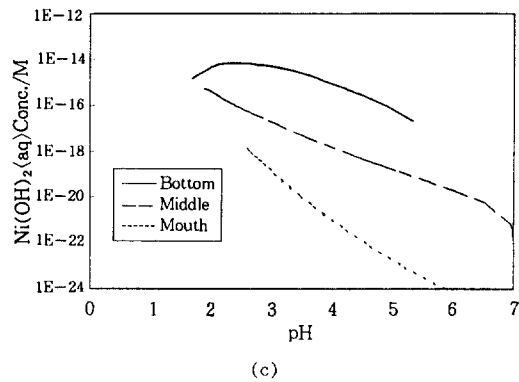
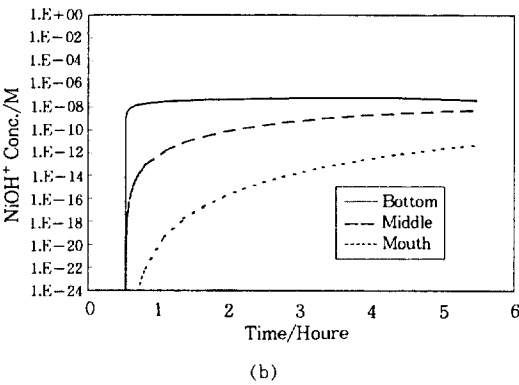
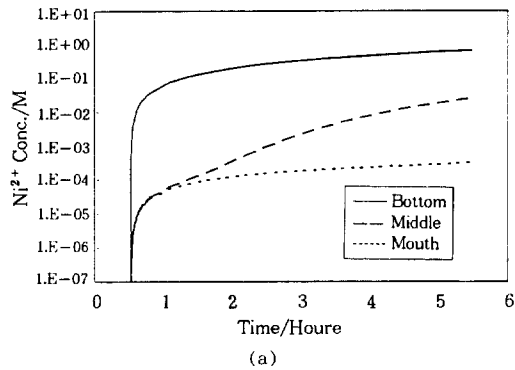


Fig. 4. Nickel species concentration vs. time (1M NaCl, L : 2.5cm, w : 1 μ m). (a) Ni^{2+} , (b) $NiOH^+$, (c) $Ni(OH)_2$.

도기간이 무한대가 되는, 즉 부동태상태를 유지한다고 보고하였다. 그러나 본 연구의 모의실험 결과, 틸의 깊이를 일정하게 두고 틸의 깊이를 1~100 μ m로 변화시킨 경우의 틸의 유도기간은 그 변화가 매우 미미한데 비해, 한편 틸의 깊이

를 일정하게 두고 틸의 폭을 0.5~100cm로 변화시킨 경우의 틸의 유도기간은 그 변화가 매우 민감한 사실로부터, 유도기간은 어떤 절대치에 의해 결정되기 보다는, 틸의 깊이/폭(L/W)의 비에 의존한다는 사실을 알 수 있다. 즉 Fig. 7에서 보는 바와 같이 L/W의 비가 감소함에 따라 유도기간은 급격히 증가하며 250이하에서는 부동태 상태를 유지함을 알 수 있다. 물론 틸부식이 발생하는 최대 틸의 폭은 Watson등의 보고^{12,13)}와 같이 존재할 것이다.

Fig. 8은 틸부식 유도기간의 끝부분 즉, 틸바닥의 부동태 피막이 파괴되기 직전의 틸 내부의 전위차를 보여주고 있다. 틸입구(우측)로부터 틸바닥(좌측)으로의 전위강하는 약 20mV로 나타났다. 이는 Pickering등^{3,4)}에 의해 보고된 IR* (430스테인리스강의 경우 100mV)를 넘어서 활성화 구역으로 넘어가기엔 매우 부족한 전위 강하이다. 즉 본 연구에서 구한 전위 강하는 단지 틸내부의 화학 이온종의 변화 및 이들의 물질 전달 현상에 의한 것으로, 실제 틸 용액의 점성 및 틸 경로 저항등의 물리적 IR 강하는 위의 전위 강하에 비해 약 4~5배 더 큰 것을 알 수 있다. 또한 틸의 L/W 비에 따라서 화학적 전위 강하의 크기가 변하는 것을 관찰할 수 있었는데, 역시 전체적인 전위 강하 또한 이에 영향을 받을 것으로 예상할 수 있다.

마지막으로 본 연구에서 얻은 316L의 틸부식 유도기간을 여러 문헌상의 실험결과와 비교하여 보았다. 여러 연구자들이 사용한 변수와 그 결과를 Table 5와 Table 6에 정리하였는데, 본 연구에서 예측된 모델의 유도기간이 실제 실험치와 비교해 상당히 유효한 것을 알 수 있다.

틸부식 전파단계는 정상상태로 묘사할 수 있고, 틸 내부의 전위 분포 및 이에 상응하는 전류밀도를 분극 데이터로부터 구하면, 틸 내부에서 균열의 전파 속도를 구할 수 있다. 따라서 틸부식 모델링에서는 틸부식 개시단계에서 틸부식 출현의 가능성 예측과 유도기간등의 중요한

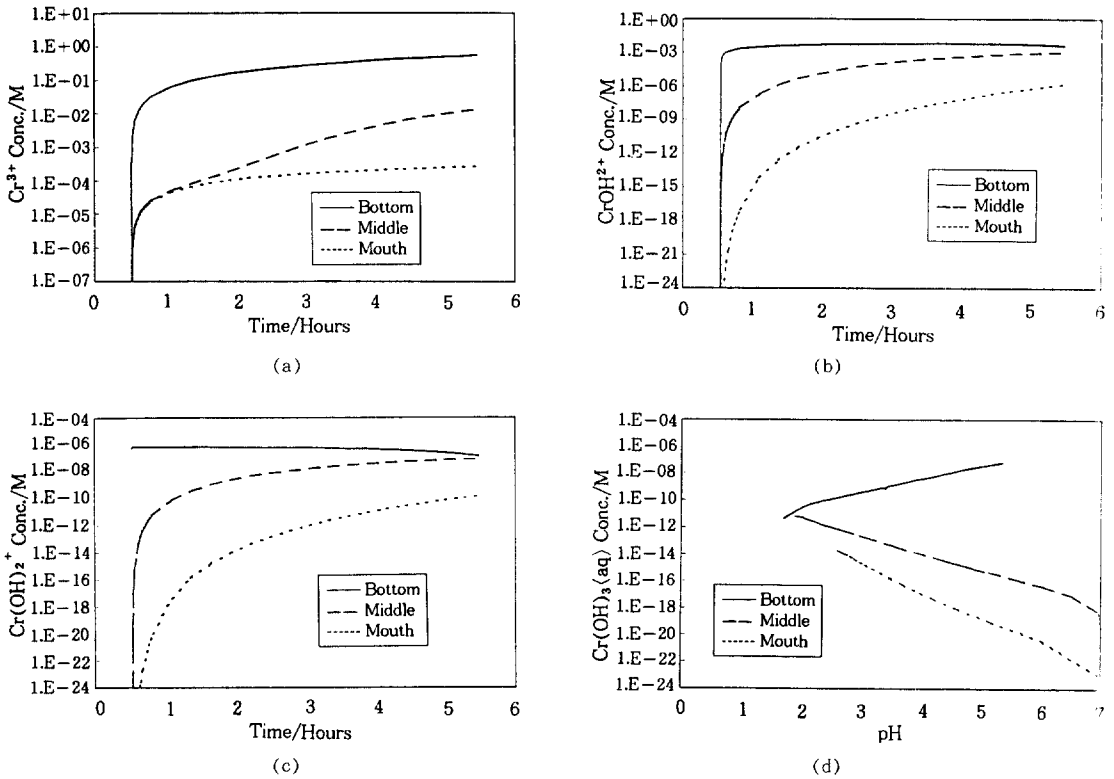


Fig. 5. Chromium species concentration vs. time(1M NaCl, L : 2.5cm, w : 1 μ m). (a) Cr³⁺, (b) CrOH²⁺ (c) Cr(OH)₂⁺, (d) Cr(OH)₃.

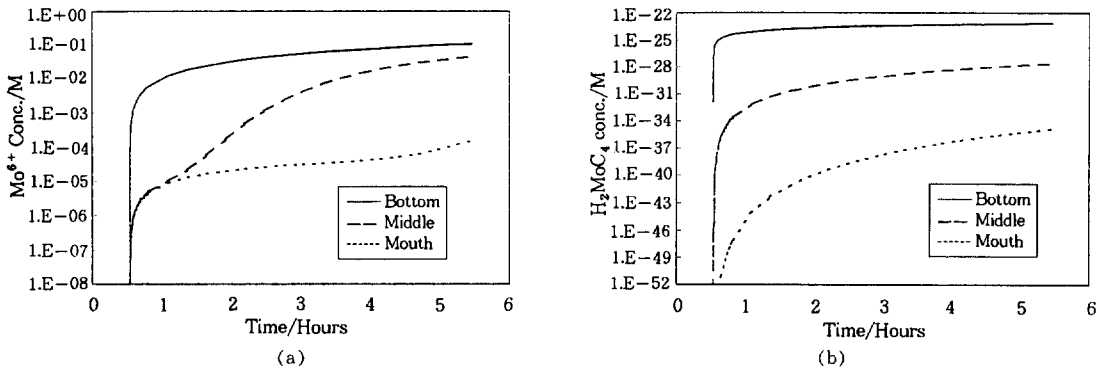


Fig. 6. Molybdenum species concentration vs. time(1M NaCl, L : 2.5cm, w : 1 μ m). (a) Mo⁶⁺, (b) H₂MoO₄.

정보를 얻을 수 있기 때문에, 전술한 틈부식 전위에서의 IR강하등을 보완하여 더욱 세밀한 모델을 설정함으로써, 틈부식 전파단계와 더불어 모델링에 의한 해수에서의 금속 부식 수명 예측

기술에 그 토대를 마련할 수 있을 것으로 판단된다.

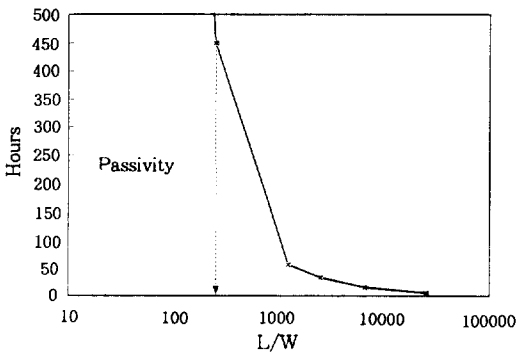


Fig. 7. Influence of the crevice gap length/width ratio

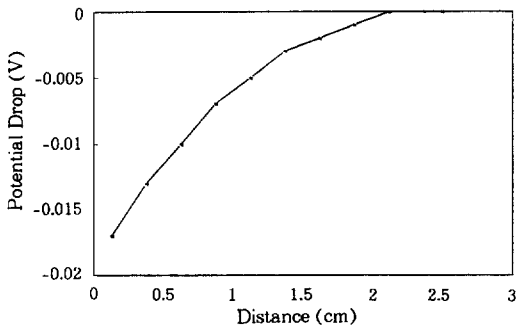


Fig. 8. Potential drop within crevice.

Table 5. Experimental parameter data used in simulations

Crevice gap	1.0~3.8 μm (Tromans ¹⁴⁾ , Mulford ¹⁵⁾)
Crevice gap	10.0 μm (Oldfield ⁸⁾)
Crevice depth	2.5cm
Solution	1.0M NaCl
Passive current	2.0 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ (Oldfield ⁸⁾)
Initial O concentration	0.0002M
Initial pH	7.0

Table 6. Comparison of incubation time

Authors	Crevice Gap (μm)	Experimental Result (hours)	Model Prediction (hours)
Tromans ¹⁴⁾	1.0~3.8	6.0	5.47~15.38
Oldfield ⁸⁾	10.0	25~90	32

4. 결 론

1. 본 연구의 틈부식 모델링에 의해 NaCl용액 중에서 316L 스테인리스강의 틈부식 유도기간 중 틈 내부의 화학변화를 모니터링한 결과 Cl^- 이온은 Fe^{2+} 이온의 10배가량이 틈바닥에 축적되는 것으로 나타났다. 이와같은 현상과 더불어 유도기간 초기부터의 급속한 가수분해는 pH의 저하를 가속화시켜 틈 내부의 부동태 피막이 취약해지고 이에 의해 틈부식이 발생하는 것으로 판단할 수 있다. 뿐만아니라 Pickering이 고려한 대로, 활성 루프가 더욱 커져서 IR* 감소에 의해 화학적 전위 강하 및 전해질의 IR 강하가 이에 쉽게 도달되게 함으로서 부동태의 파괴가 조장되는 것도 생각할 수 있다. 그러나 이의 확인을 위해서는 전해질의 IR 강하를 고려한 모델링 연구가 수행되어야 할 것으로 판단된다.

2. 틈부식에서 가장 중요한 인자는 틈의 폭과 깊이이며, 특히 틈부식 유도기간이 가장 민감하게 반응하는 인자는 틈의 깊이/폭의 비임을 알 수 있었다. 그리고 316L 스테인리스강의 틈부식 발생 가능비는 틈 폭이 수 μm 일 때, 약 250이상이었다.

3. 틈부식 유도기간중 부동태/활성태 전이시점에서의 틈 위치에 따른 계산된 전위강하는 이온들의 화학반응과 물질전달에 기인된 화학적 전위강하로서 실제 틈 내부에서는 전해질의 물리적 성질과 틈의 기하학적 조건에 기인된 IR강하가 추가되어야 할 것으로 생각된다.

4. 본 연구의 모델은 여러 문헌상의 실험결과와 비교해본 결과 NaCl용액에서 316L의 틈부식 유도기간을 상당히 정확하게 예측하고 있다. 대부분의 국부부식에서 그 수명을 좌우하는 시기는 유도기간이므로 틈부식의 전과단계와 결합하고, 더욱 계를 실제와 가깝게 묘사함으로써 해수등의 분위기에서의 급속의 부식 수명 예측 기술로서 그 응용이 가능할 것으로 판단된다.

참 고 문 헌

1. S. M. Sharland and P. W. Tasker, *Corros. Sci.*, **28**(6), 603 (1988).
2. S. M. Sharland, C. P. Jackson and A. J. Diver, *Corros. Sci.*, **33**(2), 183, (1992).
3. H. W. Pickering, Kyehyun Cho and Eric Nystrom, *Corros. Sci.*, **35**(14), 775 (1993).
4. K. Cho, H. W. Pickering, *J. Electrochem. Soc.*, **138**(10), L56 (1991).
5. J. M. Defranoux and R. Tricot, *Memoires Scientifique Revue Metallurgique*, **69**(5), 317 (1972).
6. J. L. Crolet, J. M. Defranoux, L. Seraphin, and R. Tricot, *Memoires Scientifique Revue Metallurgique*, **71**(12), 797 (1974).
7. P. Surry, *Corros. Sci.*, **20**, 797 (1980).
8. J. W. Oldfield and W. H. Sutton, *British Corros. J.*, **13**(1), 13 (1978).
9. 장현영, 박용수, 황운석, *본지*, **26**(5), 381(1997).
10. J. Mankowski and Z. Szlarska-smlalowska, *Corros. Sci.*, **15**, 493 (1975).
11. T. Suzuki, M. Yamabe, and Y. Kitamura, *Corrosion* **29**(1), 18, (1973).
12. M. Watson and J. Postlethwaite, *Corrosion*, **46**(7), 522 (1990).
13. M. K. Watson and J. Postlethwaite, *Corros. Sci.*, **32**(11), 1253, (1991).
14. D. Tromans and L. Frederik, *Corrosion*, **39**(8), 305 (1983).
15. S. J. Mulford and D. Tromans, *Corrosion* **44**(12), 891 (1988).