

## 전해연마 용액에서 안정화 시간과 표면 거칠기에 따른 오스테나이트 스테인리스강의 전기화학적 특성

황현규<sup>1</sup> · 김성종<sup>2,†</sup>

<sup>1</sup>목포해양대학교 대학원, 전라남도 목포시 해양대학로 91  
<sup>2</sup>목포해양대학교 기관시스템공학부, 전라남도 목포시 해양대학로 91  
(2022년 4월 25일 접수, 2022년 4월 26일 수정, 2022년 4월 26일 채택)

### Electrochemical Properties of Austenitic Stainless Steel with Initial Delay Time and Surface Roughness in Electropolishing Solution

Hyun-Kyu Hwang<sup>1</sup> and Seong-Jong Kim<sup>2,†</sup>

<sup>1</sup>Graduate school, Mokpo national maritime university, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Korea

<sup>2</sup>Division of marine engineering, Mokpo national maritime university, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Korea

(Received April 25, 2022; Revised April 26, 2022; Accepted April 26, 2022)

The objective of this study was to investigate the electrochemical behavior and damage degree of metal surface under different conditions by performing a potentiodynamic polarization experiment using an electropolishing solution for UNS S31603 based on initial delay time and surface roughness (parameters). A second anodic peak occurred at initial delay time of 0s and 100s. However, it was not discovered at 1000s and 3600s. This research referred to an increase in current density due to hydrogen oxidation reaction among various hypotheses for the second anodic peak. After the experiment, both critical current density and corrosion current density decreased when the initial delay time (immersion time) was longer. As a result of surface analysis, characteristics of the potentiodynamic polarization behavior were similar with roughness, although the degree of damage was clearly different. With an increase in surface roughness value, the degree of surface damage was precisely observed. As such, electrochemical properties were different according to the immersion time in the electropolishing solution. To select electropolishing conditions such as applied current density, voltage, and immersion time, 1000s for initial delay time on the potentiodynamic polarization behavior was the most appropriate in this experiment.

**Keywords:** Electropolishing, Surface roughness, Initial delay time, UNS S31603, Second anodic peak

### 1. 서론

전해연마는 일반적으로 금속 표면의 마무리 공정으로써, 금속표면을 미려하게 하는 방법 중 전기화학방법을 사용한 것이다 [1]. 전해연마 효과는 표면 마감처리(광택 효과)뿐 아니라 표면 응력제거, 내식성 향상, 디버링 등이 있다 [2-3]. 일반적으로 전해연마를 수행한 스테인리스강은 표면에 형성된 크롬산화층으로 인해 내식성이 향상되기 때문에, 의료 제품, 식품 및 반도체 등에 적용된다 [4]. 전해연마는 전기화학적 방법을 적용하기 때문

에 금속재료에 따라 전해액 조성비, 인가 전류밀도·전압, 전해액 온도 및 전해연마시간(Process time) 등 다양한 매개변수를 선정하여 수행해야 한다. 다양한 매개 변수 중 인가 전류밀도·전압 값 선정은 동전위 분극실험을 수행하여 부동태특성을 갖는 영역의 값으로 한다 [5]. 따라서 전해연마 시 다양한 스테인리스강에 대하여 인가 전류밀도·전압을 선정하기 위해 사전실험으로 동전위 분극실험 연구가 활발히 진행 중이다.

F. A. Arash *et al.*은 UNS S41000에 대하여 전해연마 시 전류밀도 값을 선정하기 위해 질산(HNO<sub>3</sub>) 농도에 따른 동전위 분극실험의 안정화 시간과 부동태영역을 연구하였다 [6]. S. J Lee *et al.*은 UNS S31600에 대하여 인가 전류밀도·전압 값 산출을 위해 동전위 분극실험 실

<sup>†</sup>Corresponding author: ksj@mmu.ac.kr

황현규: 석사과정, 김성종: 교수

시 후, 작동전극과 대극의 간극(Electrode gap) 및 전해연마시간을 변수로 최적 조건을 규명하는 연구를 수행하였다 [7]. B. L. Mirgam *et al.*은 UNS S30400에 대하여 NaCl용액에서 표면 거칠기에 따른 부식특성을 연구하였으며, 그 결과 전기화학특성 및 표면분석 모두 다르게 나타났다 [8]. 이와 같이 전해연마용액에서 안정화 시간 선정 및 분극실험과 거칠기에 따른 전기화학적 거동특성에 대하여 많은 연구가 수행되었으나, 전해연마용액에서 안정화 시간과 표면 거칠기에 따른 오스테나이트 스테인리스강의 전기화학적 특성을 함께 다루는 연구는 전무하다. 일반적으로 스테인리스강에서 거친 표면은 매끄러운 표면보다 공식 및 틈 부식과 같은 국부적인 부식에 취약하며, 이는 표면 거칠기에 따른 준안정공식(Metastable pitting)의 핵(Nucleation) 생성에 차이가 있기 때문이다 [9]. 따라서 표면 거칠기는 전기화학적 특성에 영향을 미치는 인자로, 동전위 분극실험 시 전류밀도-전압 값에 영향을 미칠 것으로 사료된다. 또한 널리 사용하는 전해연마용액으로 강산을 사용한 경우 침지시간에 따른 표면손상이 발생할 것으로 사료되어 동전위 분극실험에 앞서 안정화 시간 선정도 중요한 것으로 사료된다.

따라서 본 연구는 UNS S31603에 대하여 대표적으로 사용되는 전해연마용액에서 안정화시간과 표면 거칠기를 변수로 동전위 분극실험을 수행하여, 각 조건에서의 전기화학적 거동과 금속표면을 비교·분석하였다.

## 2. 실험방법

일반 오스테나이트 스테인리스강인 UNS S31603에 대하여 전해연마용액에서 다양한 안정화 시간 변수와 표면 거칠기에 따라 동전위 분극실험을 수행하였다.

전해연마 재료는 해양산업에서 가장 널리 사용되는 오스테나이트 스테인리스강인 UNS S31603으로 선정하였으며, 화학 조성은 Table 1과 같다. 시험편 가공은 냉각수가 공급되어 열변형을 최소화하는 미세절단기를 사용하였으며, 크기는 10 mm × 10 mm(노출 면적: 1 cm<sup>2</sup>)로 가공하여 에폭시 레진을 사용하여 마운팅하였다. 연마조건(표면거칠기 변수)은 각 시험편에 대하여 에머리 페이퍼(Emery paper) #100, #220 및 #600으로 선정하였으며 단계적으로 연마하였다. 연마 과정에서 발생한 이물질은 아세톤으로 탈지한 후 증류수에서 3분간 초음파 세척하였다. 가공한 작동전극은 건조기로 완전 건조(24

hours)시킨 뒤 실험을 수행하였다. 기준전극은 은/염화은(Ag/AgCl saturated 3.3M KCl)전극으로, 대응전극은 백금전극을 사용하였다.

Table 2는 전해연마에 사용하는 전해질 성분을 나타낸 것이다. 온도 조건은 75 °C에서 수행하였다. 전해질 성분 및 온도는 ASTM B912-02 (Standard Specification for Passivation of Stainless Steels Using Electropolishing)에 기인하여 선정하였다. 전해연마 조건은 인가전압, 전류밀도, 전해질 성분비, 온도, 전해연마 시간 등이 있다. 동전위 분극실험 시 안정화 시간으로 0, 100, 1000, 3600 s로 선정하였으며, 분극전위는 개로전위 기준 -0.25 V에서 순방향으로 시작하여 1.6 V까지 1 mV/s의 주사속도로 수행하였다. 동전위 분극실험 후 부식전류밀도는 타펠외삽법(Tafel extrapolation method)으로 산출하였으며, 부식속도산출은 페러데이 법칙(Faraday's law)을 이용하였다. 전기화학적 실험 후 3D 분석현미경 및 주사전자현미경(Scanning electron microscope, SEM)을 이용하여 표면을 관찰 및 분석하였다.

## 3. 실험결과 및 고찰

Fig. 1은 75 °C의 전해연마용액에서 UNS S31603에 대하여 표면거칠기에 따라 자연 전위(Corrosion potential) 측정 실험을 수행한 결과이다. 전해연마용액에서 #600으로 연마한 시편의 전위는 초기 급격히 상승하였으며 1000s에서 안정화되었다. #220으로 연마한 경우, 전위는 약 1000s에서 가장 높은 값을 나타낸 후, 경과 시간에 따라 점차 감소하여 약 2600s 후 안정화되었다. #100 시편의 경우, 1000s에서 높은 값을 나타낸 후 2500s까지 감소한 후 4000s까지 지속적으로 증가하는 경향을 나타낸 후 안정화되었다. 일반적으로 동일한 환경조건에서 부식전위가 활성화방향일수록 부식개시는 먼저 진행되고, 귀방향일수록 부식개시는 지연된다 [10]. 본 실험은 동일한 환경(전해연마용액, 온도)에서 부식전위를 비교했으므로 참조가 될 것으로 판단된다. 거칠기에 따른 부식전위 값은 초기에 큰 차이가 관찰되지 않았다. 1000s의 안정화시간에서 #220과 #600 시편의 부식전위는 -

**Table 2. Chemical composition of bath for electropolishing**

Sulfuric acid(H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> ), 95 %/w	50 % v/v
Phosphoric acid(H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub> ), 85 %/w	50 % v/v

**Table 1. Chemical compositions of UNS S31603 (wt%)**

Ni	Cr	Mo	C	Si	Mn	P	S	Cu	N	Fe
10.19	16.7	2.03	0.023	0.60	1.05	0.034	0.0028	0.282	0.012	Bal.

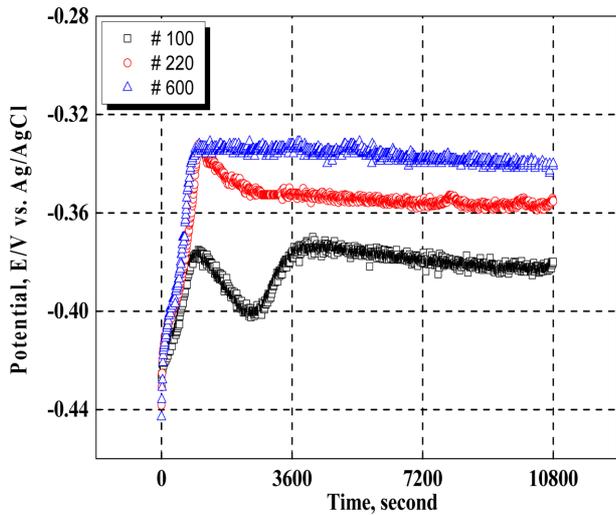


Fig. 1. Open circuit potential measurement with roughness for UNS S31603

0.33 V 정도로 유사하게 나타났으며, #100의 경우는 -0.38 V로 가장 낮기 때문에 상대적으로 #100 시편의 부식이 나머지 두 조건보다 먼저 개시될 것으로 사료된다 [11]. 또한 3600s에서, #100, #220 및 #600 시편의 부식 전위 값이 각각 -0.38, -0.35 및 -0.33으로 측정되었다. #600 시편이 가장 귀방향에 있어 부식이 개시되는 속도가 나머지 두 조건에 비해 다소 지연될 것으로 사료된다. 이는 거칠기에 따른 준안정공식(Metastable pit)의 개수와 관련있으며, 거칠기 값이 클수록 준안정공식의 개수가 많고 부동태 피막이 불안정하기 때문에 부식이 먼저 개시될 것으로 사료된다 [12].

Fig. 2는 표면 거칠기와 안정화시간에 따라 침지시킨 후 표면을 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. 안정화 시간이 길고, 거칠기 값이 클수록 표면 손상정도는 증가하는 경향을 나타냈다. 전체적으로 입계부식이 관찰

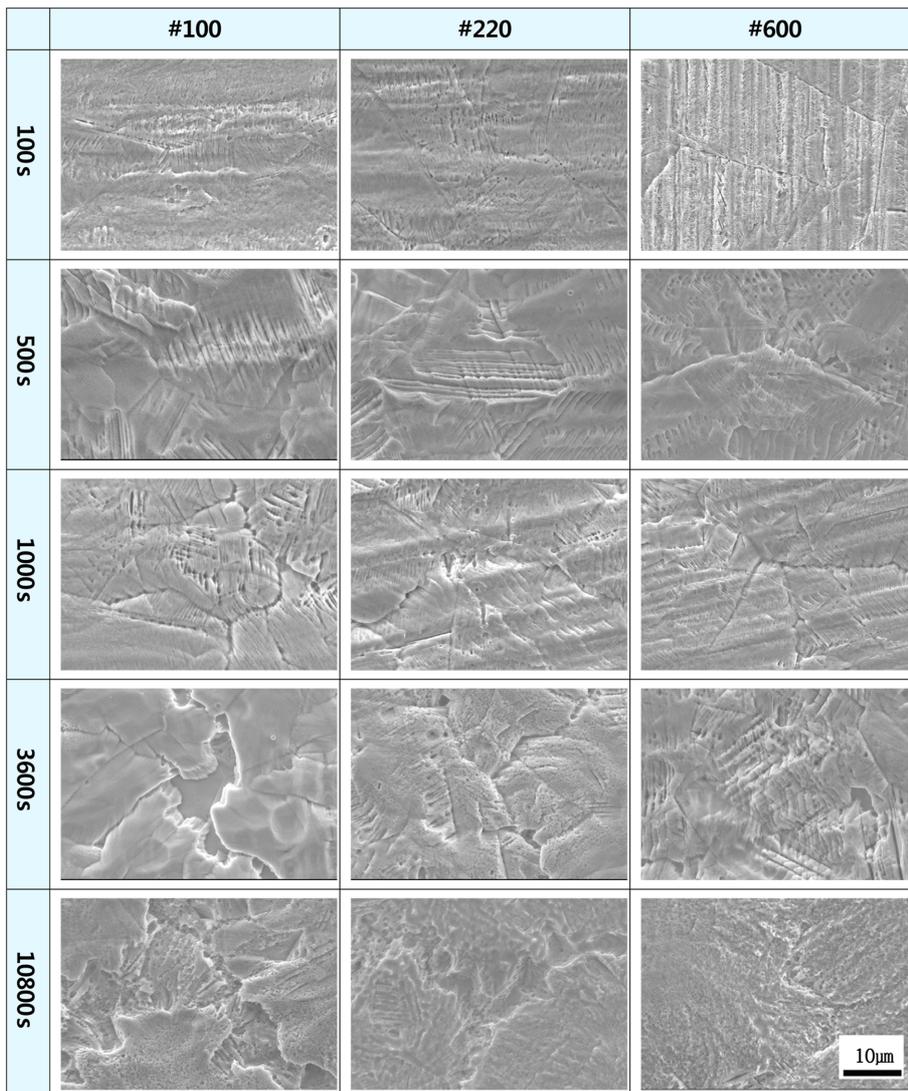


Fig. 2. Surface morphologies with roughness and initial delay time for UNS S31603

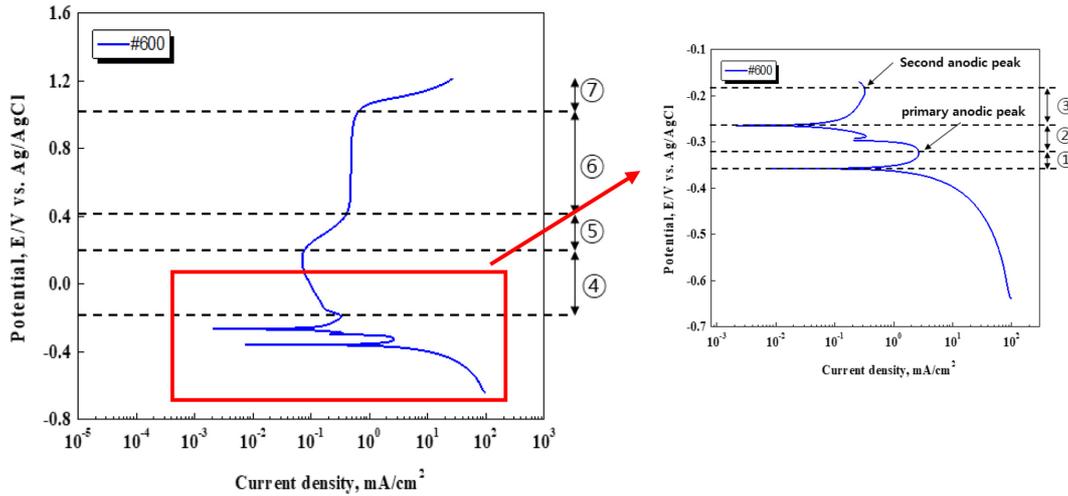


Fig. 3. Potentiodynamic polarization curve of #600 roughness and 100s initial delay time for UNS S31603

되었으며, 부분적으로 슬립 밴드(Slip band)를 따라 부식되었다 [13]. 각 조건에 따라 안정화 시간이 증가할수록, 입계부식의 폭이 넓어지는 경향을 나타냈다. 3600s에서 부식전위는 안정화 되었으나, 10800s의 표면손상이 3600s보다 증가되었으므로 침지시간이 경과할수록 표면 손상이 진행될 것으로 사료된다. 따라서 모든 안정화 조건에서 표면 손상이 진행되었으므로, 가능한 짧은 안정화시간으로 선정해야할 것으로 사료된다.

Fig. 3은 75 °C의 전해연마용액에서 에머리 페이퍼 #600으로 연마한 UNS S31603에 대하여 100s 안정화시간 후 동전위 분극실험을 수행한 결과이다. 이는 일반적인 부동태 분극곡선과 달리 두 개의 양극 피크(Anodic peak)와 두 영역의 부동태 구간이 관찰되었다 [14]. Fig. 3은 실험 시작부터 두 번째 양극피크(Second anodic peak)까지 확대한 것이며, 분극거동은 다음과 같다 [15].

① 영역은 전위 값이 상승함에 따라 전류밀도도 증가함(활성화영역)으로 균일부식이 진행된다( $Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$ ). ② 영역에서 첫 번째 양극 피크가 관찰되며, 타 연구자는 이 영역에서 미미하게 형성된 입계를 관찰하였다 [14]. ③ 영역은 두 번째 양극 피크를 나타내며, 타 연구자는 이 구간에서 결정립계(Grain boundary)와 쌍정(Twin boundary)을 명확히 관찰한 바 있다 [14]. 그리고 ④ 영역은 첫 번째 부동태 구간으로 화학반응은 다음과 같다. 크롬(Cr)이 수산화물이온(OH<sup>-</sup>)과 결합하여 수산화 크로뮴( $Cr(OH)_3$ )을 형성( $Cr + 3OH^- \rightarrow Cr(OH)_3 + 3e^-$ ) 하고 이는 부동태피막을 안정화시킨다 [16]. 생성된 수산화크로뮴이 다시 크롬, 수산화이온과 반응하여 산화 크로뮴( $Cr_2O_3$ )을 형성( $Cr(OH)_3 + Cr + 3OH^- \rightarrow Cr_2O_3 + 3H_2O + 3e^-$ )한다 [17]. 또한 ⑤ 영역은 Cr(III)이 Cr(IV)로 산화되어 전류밀도가 증가하는 구간이다. 수산화크

로뮴은 수산화물이온과 반응하여 결국 크롬산염( $CrO_4^{2-}$ )과 물로 분해( $Cr(OH)_3 + 5OH^- \rightarrow CrO_4^{2-} + 4H_2O + 3e^-$ ) 되고, 산화크로뮴도 수산화물이온과 반응하여 크롬산염( $Cr_2O_3 + 10OH^- \rightarrow 2CrO_4^{2-} + 5H_2O + 6e^-$ )으로 이온화된다 [18]. 그리고 ⑥ 영역은 크롬 과부동태 용해가 발생했기 때문에 상대적으로 철이 수산화 이온과 반응하여 산화철( $Fe_3O_4$ )을 형성( $3Fe + 8OH^- \rightarrow Fe_3O_4 + 4H_2O + 8e^-$ )하고 이를 통해 부동태 구간이 관찰된다 [18]. 실험에 사용된 전해질 pH가 0에 가깝기 때문에 수소발생 전위는 1.0 V vs. Ag/AgCl (1.229 vs. NHE) 이다. 따라서 이 영역 통과 후 ⑦에서 산소가 발생(산소발생구간) 할 것으로 사료된다 [19].

Fig. 4는 75 °C인 전해연마용액에서 UNS S31603에 대하여 안정화 시간을 변수로 표현 거칠기에 따라 동전위 분극실험을 수행한 결과이다. 안정화 시간 0s와 100s에서 두 번째 양극 피크가 발생하였으나 1000s와 3600s에서는 관찰되지 않으며 그 이유(두 번째 양극피크 발생에 대한 메커니즘)에 대하여 현재까지 분쟁 중이다. 두 번째 양극피크 발생에 대한 메커니즘 가설은 3 가지 있으며 아래와 같다 [20]. 첫 번째 가설은 금속 구성 성분 중 니켈이 함유되어 있기 때문에 2개의 양극 피크가 발생한다고 주장하였다 [21]. 이는 니켈, 크롬 및 철로 구성된 크롬니켈계 스테인리스강(Fe-Cr-Ni)에 대하여 부식 전위(두개의 양극 피크)를 측정 한 후, 측정된 부식전위를 크롬계 스테인리스강(Fe-Cr) 부식전위 및 니켈 부식 전위와 비교함으로써 증명하였다. Ni과 Fe-Cr의 부식 전위는 Fe-Cr-Ni의 각 양극피크(부식전위) 값과 일치하였다. 따라서 부식전위가 부식개시를 대변하기 때문에 기존 크롬계 스테인리스강에 Ni이 함유되어 있기 때문에 두 개의 양극 피크가 발생한 것으로 사료된다. 두 번째

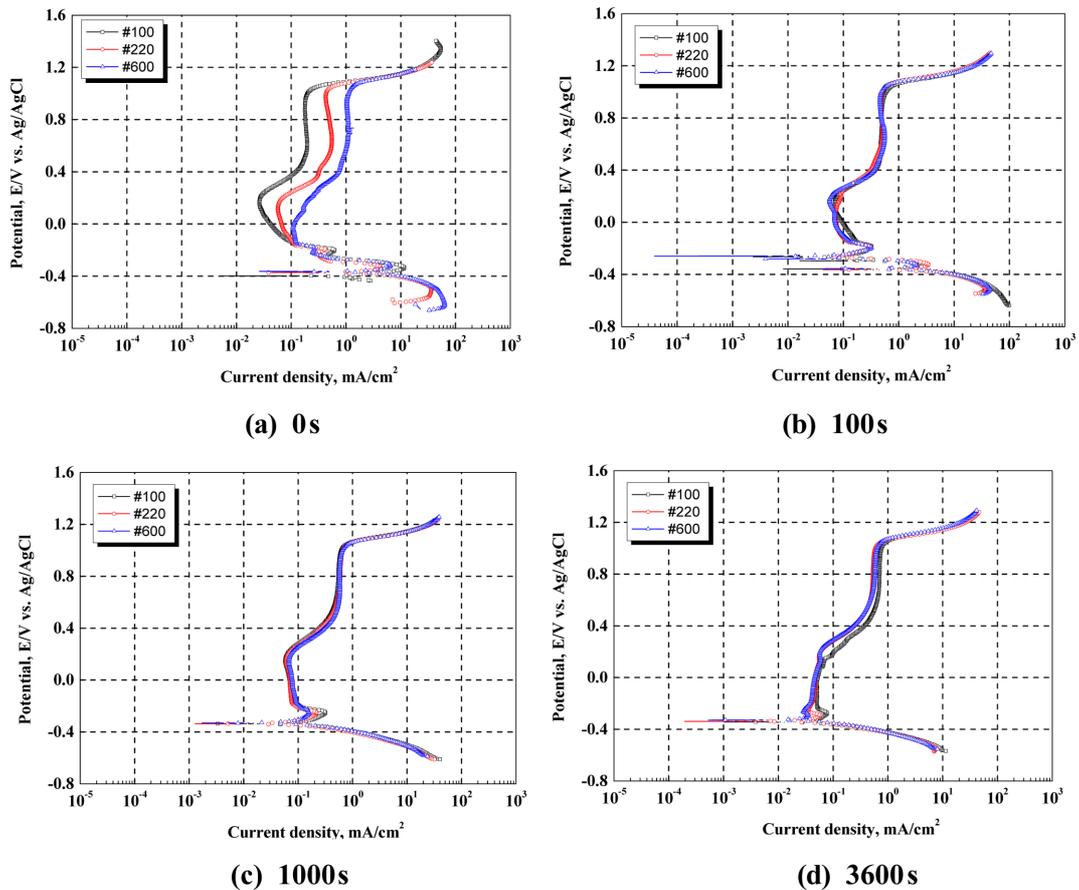


Fig. 4. Potentiodynamic polarization curves with roughness and initial delay time for UNS S31603

가설은 음극분극 시편을 다시 양극분극 시킴으로써 2개의 양극 피크를 주장하였다 [22]. 이는 음극분극 시 금속 내 침입한 수소 이온이 양극분극 시 다시 수용액으로 산화되기 때문에 두 개의 양극피크가 발생된다는 것이다 [22]. C. D. KIM *et al.*은 시간에 따라 동일한 전위로 음극분극시켰으며, 음극분극시킨 시편에 대하여 다시 동전위 분극실험을 수행하였다. 두 번째 양극 전류 밀도 값은 동일 전위에서 음극분극 유지시간을 증가시킨 시편일수록 증가하였다. 따라서 두 번째 양극 전류 밀도 값 상승은 동일한 전위에서 음극분극 유지시간을 증가시킬수록 금속 내 수소이온 침투량이 많아진 것으로 사료되었다. 마지막으로 세 번째 가설은 스테인리스강이 공정과정에서 탄화물을 생성하며, 크롬이 생성된 탄화물과 반응( $Cr + C \rightarrow Cr_23C_6$ )하여 크롬고갈영역이 발생한다고 주장하였다 [23,24]. P. Suery *et al.*은 가설을 증명하기 위해 강철을 오스테나이트로 변태(1000°C)시킨 후 서서히 냉각시켰으며, 이 냉각 속도를 변수로 하였다 [23]. 냉각된 금속 구조는 대부분 페라이트를 포함한 마르텐사이트이며, 가설은 냉각 시 탄화물이 페라이트 경계에서 형성되는 것으로 가정하였다. 형성된 탄

화물은 크롬고갈영역을 형성하여 상대적으로 크롬이 부족한 영역에서 우선적인 용해를 초래한다. 실험 결과 두 번째 양극 전류밀도 값은 동일한 시간에서 어닐링 온도 증가에 따라 감소하며, 동일한 온도에서 어닐링 시간 증가에 따라 감소하였다. 따라서 금속 표면의 크롬 확산이 어닐링 온도가 높을수록, 시간이 길수록 유리한 것을 바탕으로 이를 증명하였다. 본 실험은 세 가지 가설 중 두 번째 가설과 유사하며, 그 이유는 다음과 같다. 본 실험에 사용한 전해질(pH ≃ 0)의 음분극 시 수소발생전위는 -0.2 V(vs. Ag/AgCl)이다. 따라서 음극분극 시 (개로전위 기준 -0.25 ~ 부식전위) 수소가 금속표면에 발생하며, 안정화시간이 짧을수록 부동태산화피막이 불안정하기 때문에 수소원자(H)는 금속 내 침입할 가능성이 높은 것으로 사료된다 [25]. 양극분극 시 음극분극동안 금속 내 침입한 수소원자가 산화반응( $H \rightarrow H^+ + e^-$ )하여 전류밀도는 상승한다. 이는 스테인리스강의 양극산화 시, 음극분극 시킨 스테인리스강의 양극산화시간이 수소원자의 산화반응에 의해 일반스테인리스강보다 지연된 연구와 유사하다 [26]. 이를 모식도로 표면하면 Fig. 5와 같다. 이와 같이 안정화 시간이 짧으면 두 번

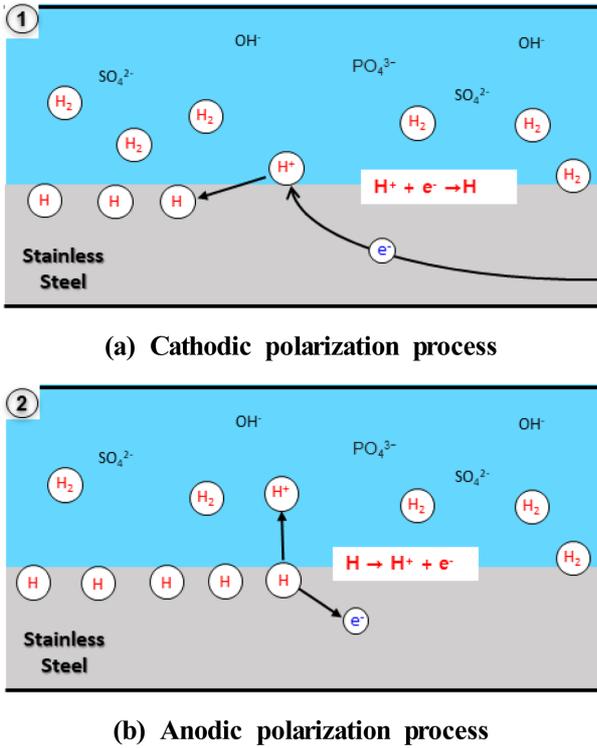


Fig. 5. Schematic diagram of process the process of generating two anode current densities

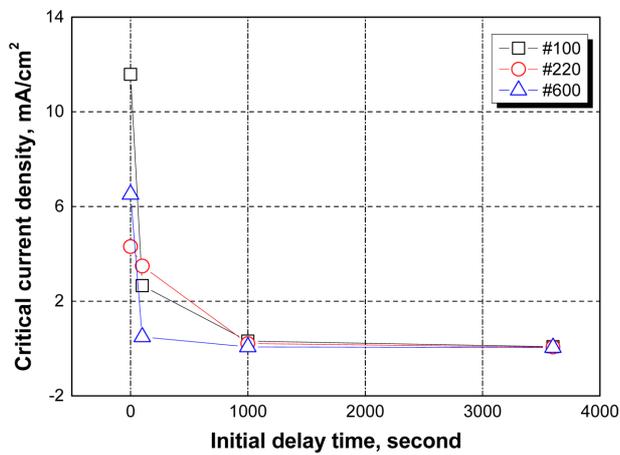


Fig. 6. Comparison of critical current densities after potentiodynamic polarization experiment with roughness and initial delay time for UNS S31603

째 양극 피크가 발생하여 동전위 분극곡선에 영향을 미치고, 안정화 시간을 증가시킬수록 금속표면손상이 발생하기 때문에 전기화학적 특성에 영향을 미친다. 따라서 안정화 시간은 두 번째 양극 피크가 발생하지 않고, 거칠기에 따라 부동태전류밀도의 특성이 유사한 1000s로 선정하는 것이 적절하다.

Fig. 6은 임계전류밀도(Critical current density)값을 나

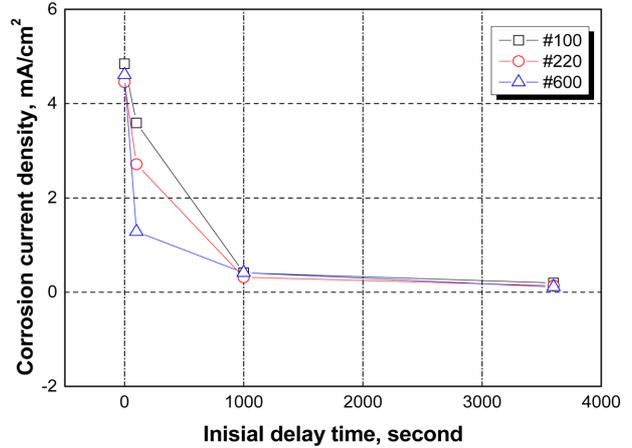
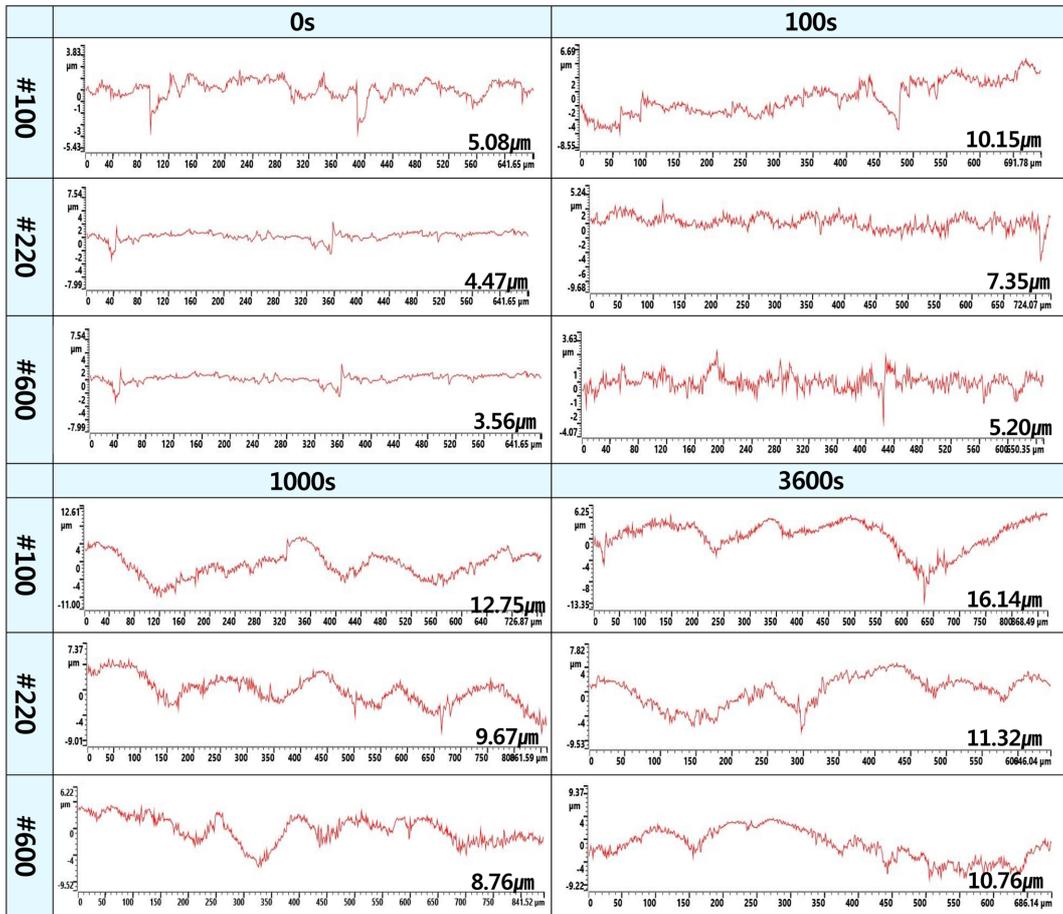


Fig. 7. Comparison of corrosion current densities by Tafel analysis after potentiodynamic polarization experiment with roughness and initial delay time for UNS S31603

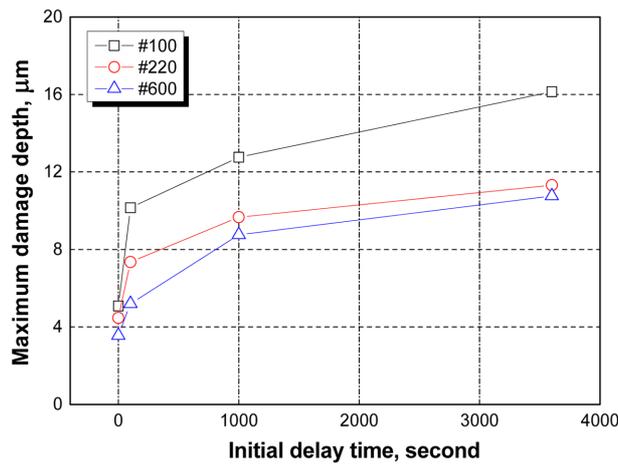
타낸 것이다. 임계전류밀도는 분극곡선의 활성화영역에서 가장 높은 전류밀도를 의미하며, 철의 부식과 관련 있다 [27,28]. 임계전류밀도 값이 높을수록, 금속부식 발생이 증가함을 의미한다. #100에서 안정화 시간 0, 100, 1000 및 3600s에 대하여 임계전류밀도는 각각 11.58, 2.10, 0.31 및 0.08 mA/cm², #220의 경우 4.31, 3.48, 0.21 및 0.06 mA/cm², #600의 경우 6.51, 2.11, 0.16 및 0.04 mA/cm²로 모든 그리드 조건에서 안정화 시간이 길수록 낮은 임계전류밀도 값을 나타냈다. 이는 안정화시간이 증가할수록 표면은 안정화되어 활성화영역에서 금속의 이온화가 지연되는 것으로 사료된다 [27].

Fig. 7은 동전위 분극실험 후 타펠외삽법에 의해 산출한 부식전류밀도 값을 나타낸 것이다. #100에서 안정화 시간 0, 100, 1000 및 3600s에 대하여 부식전류밀도는 각각 4.84, 3.58, 0.41, 및 0.19 mA/cm², #220의 경우 4.46, 2.71, 0.31 및 0.14 mA/cm², #600의 경우 4.61, 1.28, 0.35 및 0.11 mA/cm²로 모든 그리드 조건에서 안정화 시간이 길수록 부식전류밀도 값이 감소하였다 [29]. 전해질이 강산이기 때문에 침지시간에 따라 동전위 분극실험 전 부식이 진행되어 금속표면에 금속산화물에 의해 이온화 반응이 지연된 것으로 사료된다. Hwang *et al.*은 다양한 부식환경에서 부식센서로 무게 감소량에 따라 부식속도에 대하여 연구하였으며, 시간에 따라 부식속도가 부식산화물에 의해 점차 감소하여 본 실험과 유사한 경향을 나타냈다 [30].

Fig. 8은 동전위 분극실험 후 부식된 시험편의 단면 프로파일 분석결과를 나타낸 것이다. 전체적으로 모든 안정화 조건에서 높은 에머리페이퍼를 사용할수록 최대 손상깊이가 낮아지는 것을 알 수 있다. 또한 안정화 시간(침지시간)이 길수록 최대손상깊이가 증가하는 경향



(a) 3D Profile



(b) Maximum damage depth comparison

Fig. 8. Maximum damage depths after potentiodynamic polarization experiment with roughness and initial delay time for UNS S31603

을 나타냈다 [31]. 안정화시간 0s의 경우, 모든 거칠기 조건에서 표면 형상은 동전위 분극실험에 따른 손상은 관찰되지 않았으며, 표면연마 시 생성된 산과 골이 관

찰된 것으로 사료된다. 따라서 #600에서 최대손상깊이가 낮은 이유는 표면연마에 따른 손상으로 사료된다. 안정화시간 100s도 부식에 의한 손상보다 연마에 따른 손

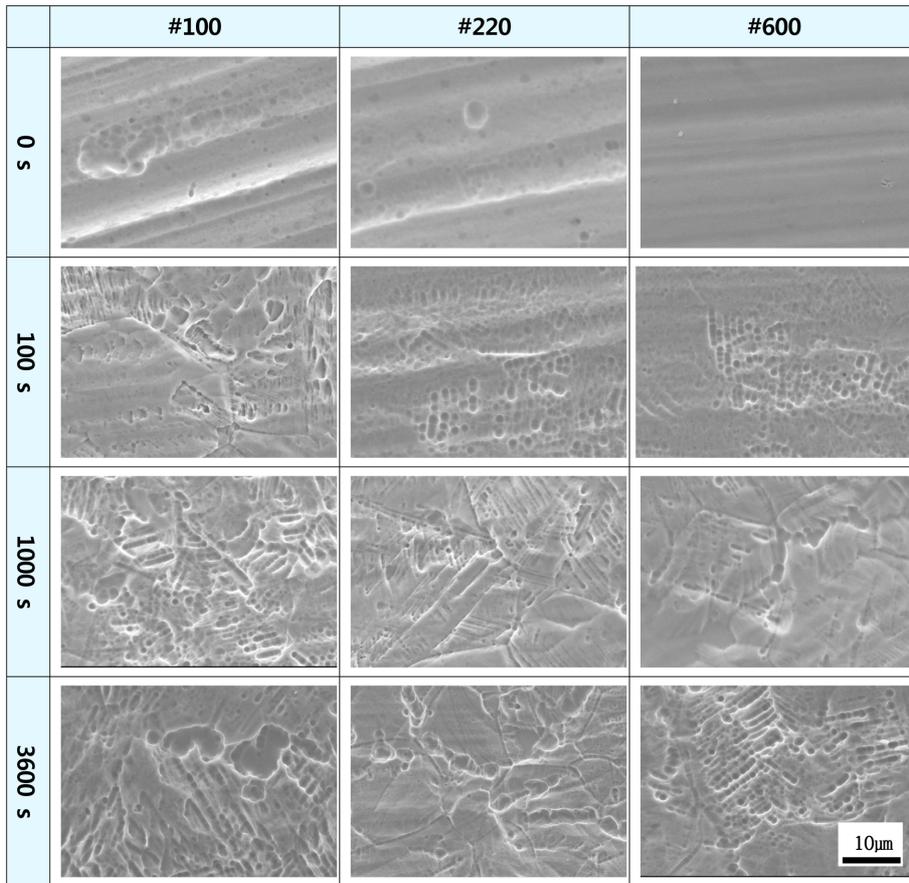


Fig. 9. Surface morphologies after potentiodynamic polarization experiment with roughness and initial delay time for UNS S31603

상이 관찰되었다. 안정화시간 1000s와 3600s의 경우, 최대손상깊이는 부식손상에 의해 증가하였다. 부식 피트의 성장은 핵 생성(Nucleation), 준안정 성장(Metastable propagation) 및 안정한 성장(Stable propagation)의 세 가지 연속적인 운동 단계를 거친다 [32]. 초기 금속 표면은 부동태상태이기 때문에 금속 표면 손상은 핵 생성 부위를 둘러싸고 있는 부동태산화물피막의 손상부터 발생한다. 따라서 표면 거칠기가 클수록 부식이 성장할 수 있는 핵 생성의 영역이 많기 때문에 최대손상깊이가 증가된 것으로 사료되며, 매끄러운 표면은 내식성을 향상시키는데 효과적임을 알 수 있다.

Fig. 9는 전해연마용액에서 동전위 분극실험 후 금속 표면을 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. 전체적으로 금속 표면은 안정화시간이 길수록 손상정도는 뚜렷하게 관찰되었다. 안정화 시간 0s의 경우, #100과 #220은 표면은 활성용해반응( $Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^{-}$ )에 의한 손상으로 사료되며, 크롬고갈영역에 따른 입계부식이 관찰되지 않았기 때문에 두개 양극피크 발생관련 가설 중 크롬고갈 영역은 본 실험에 부합하지 않은 것을 뒷받침해준다.

#600의 경우, 전체적인 손상정도는 #100과 #220보다 미미하게 관찰되었다. 안정화 시간 100s의 경우 #100에서 입계부식을 나타냈으며, 입내에는 슬립밴드(Slip band)를 따라 부식된 것이 관찰되었다 [15]. 그러나 #220과 #600은 뚜렷한 입계부식보다 전체적인 공식(Pit)이 관찰되었으나 낮은 손상깊이인 것으로 사료된다. 안정화 시간 1000s의 경우, #100은 전체적으로 입계부식과 입내부식이 모두 발생하여, 식별이 어려울 정도로 손상되었다. 안정화 시간 3600s 조건에서 #100의 경우 공식(Pit)의 크기는 이전 안정화시간보다 증가하였다. 이를 통해 모든 거칠기 조건에서 안정화시간이 길수록 금속표면은 전체적으로 손상(입계부식+입내부식)이 진행되는 것을 알 수 있다.

Fig. 10은 동전위 분극실험 후 안정화 시간과 표면 거칠기에 따라 손상된 표면의 거칠기를 나타낸 것이다. 표면 형상은 전기화학적 반응에 의해 금속이 부식되면서 금속 표면은 손상되어 산과 골이 생긴다. 따라서 표면 거칠기 값은 부식이 많이 발생할수록 증가한다 [33]. 모든 거칠기 조건에서 안정화시간이 증가할수록 거칠기는 증가하여 부식이 많이 발생하였음을 알 수 있다.

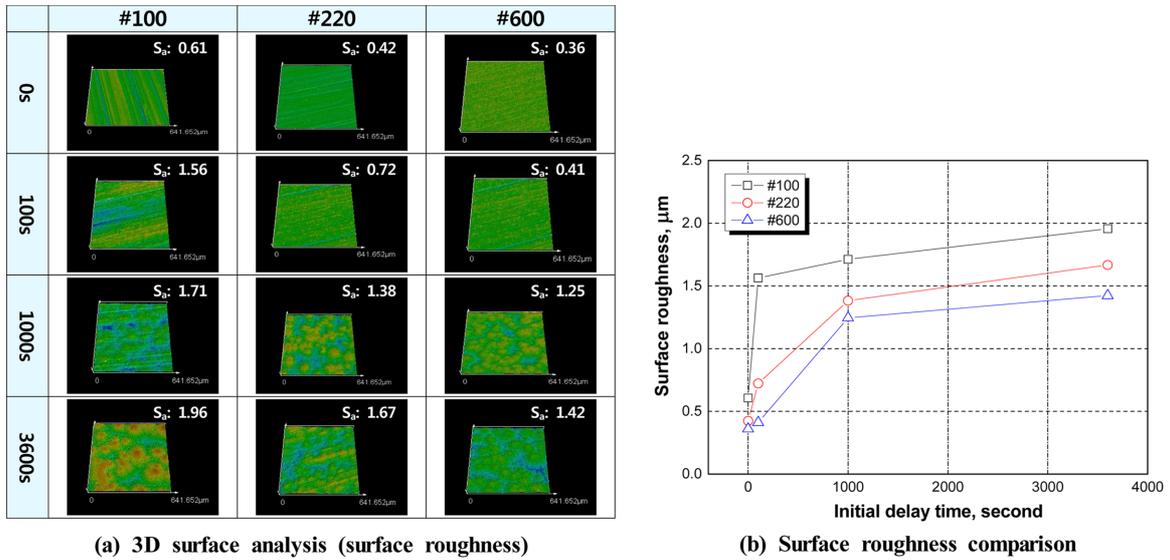


Fig. 10. Surface roughness after potentiodynamic polarization experiment with roughness and initial delay time for UNS S31603

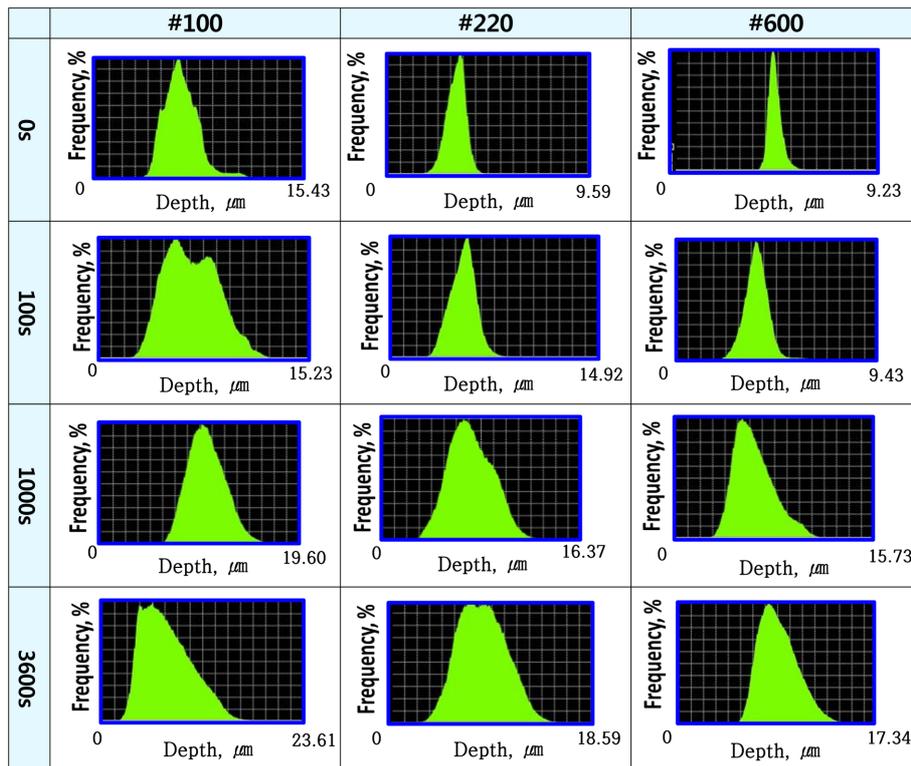


Fig. 11. Depth histogram after potentiodynamic polarization experiment with roughness and initial delay time for UNS S31603

Fig. 11은 동전위 분극실험 후 안정화 시간과 표면 거칠기에 따라 깊이 히스토그램을 나타낸 것이다. 히스토그램이란 손상깊이(변수)에 대해서 변수에 대한 분포의 빈도수를 퍼센트로 시각화하여 나타낸 그래프이다. 변수인 X축은 깊이를, Y축은 분포된 빈도수의 퍼센트를

나타낸다 [33]. 표준편차를 통해 각 깊이의 분포경향을 알 수 있다. 표준편차란 평균을 중심으로 퍼져있는 정도를 나타내는 가장 일반적인 척도로, 표준편차가 클수록 깊이가 다양하게 분포되어 균일부식일 가능성이 높다는 의미이다. #100의 경우 에머리 페이퍼 입자가 크

기 때문에 다양한 골과 산이 관찰되어 상대적으로 #600의 경우보다 깊이의 분포가 넓다. 이는 표면의 3D 분석을 통해 직관적으로 알 수 있다. 이를 바탕으로 #100의 경우, 안정화 조건 0s에서 깊이가 다양하게 분포되었기 때문에 3600s와 표준편차 값이 크게 차이가 나지 않지만, #600의 경우 0s의 표준편차 값보다 3600s보다 크기 때문에 전체적으로 다양한 분포가 형성되었음을 알 수 있다. 따라서 안정화 시간이 증가할수록 전체적인 깊이의 분포가 다양한 경향을 나타낸다.

최종적으로 안정화 시간(침지시간)에 따라 금속 표면은 손상되었다. 또한 동전위 분극실험 시 침지시간이 짧을 경우 금속표면의 불안정한 안정화로 두 개의 양극피크가 관찰되었으며, 이에 따라 부동태구간의 전류밀도 값에 영향을 미쳤다. 따라서 동전위 분극실험 시 안정화 시간은 금속 표면의 손상을 최소화하고, 동전위분극 시 부동태영역에 영향을 미치지 않는 1000s로 선정하는 것이 적절할 것으로 사료된다.

#### 4. 결론

본 연구는 UNS S31603에 대하여 대표적으로 사용하는 전해연마용액에서 안정화시간과 표면 거칠기를 변수로 동전위 분극실험을 수행하여, 각 조건에서의 전기화학적 거동과 금속표면을 비교 분석하였다.

안정화 시간이 0s와 100s에서 두 번째 양극 피크가 발생하였으며, 1000s와 3600s에서는 관찰되지 않았다. 이는 음분극시 발생한 수소가 양분극 시 산화되어 전류밀도가 증가한 것으로 사료된다.

시험 후 안정화시간(침지시간)이 길수록 임계전류밀도와 부식전류밀도 값은 모두 감소하였으나 최대손상깊이와 표면 거칠기는 증가하였다.

표면거칠기에 따른 동전위분극 거동은 유사하였으나, 주사전자현미경으로 표면 분석결과 각 거칠기에 따른 손상정도는 명확히 다르게 나타났으며, 표면 거칠기가 클수록 표면 손상정도는 선명하게 관찰되었다.

이와 같이 전해연마용액에서 동전위 분극실험 전 안정화시간과 거칠기에 따라 전기화학적 특성이 다르기 때문에 두 변수는 전해연마 조건선정 시(인가 전류밀도·전압) 중요한 요인이다.

따라서 1000s의 안정화 시간을 채택하여 전해연마 시 다양한 요인을 선정하여 최적의 전해연마 조건을 산출할 계획이다.

#### 감사의글

이 논문은 해양수산부 재원으로 해양수산과학기술진

흥원의 지원을 받아 수행된 연구임(선박 배출 대기오염 물질 동시저감 후처리시스템 실증 및 인증체계 구축).

#### References

1. S. H. Kim, S. H. Lee, J. H. Cho, S. B. kim, J. S. Choi, C. W. Park, Electropolishing Characteristics of Stainless Steel for Industrial Application, *The Korean Institute of Surface Engineering*, **49**, 696 (2016). <http://www.dbpia.co.kr/journal/articleDetail?nodeId=NODE07002209>
2. F. Nazneen, P. Galvin, D. W. Arrigan, M. Thompson, P. Benvenuto and G. Herzog, Electropolishing of medical-grade stainless steel in preparation for surface nano-texturing, *Journal of Solid State Electrochemistry*, **16**, 1389 (2012). Doi: <https://doi.org/10.1007/s10008-011-1539-9>
3. E. S. Lee, Machining characteristics of the electropolishing of stainless steel(STS316L), *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **16**, 591 (2000). Doi: <https://doi.org/10.1007/s001700070049>
4. J. Y. Jang, J. S, Song, and J. S. Nah, Effect of polishing solution temperature and times by electro-polishing in dental casting Co-Cr-Mo alloy, *Korean Academy of Dental Technology*, **34**, 145 (2012). Doi: <https://doi.org/10.14347/kadt.2012.34.2.145>
5. Yogesh B. Patil and S. R. Dulange, A REVIEW ON ELECTROPOLISHING PROCESS AND ITS AFFECTING PARAMETERS, *International Journal of Advance Research In Science And Engineering*, **3**, 246 (2014). <http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.1070.2573&rep=rep1&type=pdf>
6. F.A. Arash, Amir Mora, Elmira Mora and Navid Attarzadeh, Electrochemical Behaviour of AISI 410 Stainless Steel at Open Circuit Potential in Acidic Solutions, *Analytical & Bioanalytical Electrochemistry*, **6**, 284 (2014). [https://scholar.google.co.kr/scholar?hl=ko&as\\_sdt=0%2C5&q=Electrochemical+Behaviour+of+410+stainless+steel+at+open+circuit+potential+in+acidic+solutions&btnG=](https://scholar.google.co.kr/scholar?hl=ko&as_sdt=0%2C5&q=Electrochemical+Behaviour+of+410+stainless+steel+at+open+circuit+potential+in+acidic+solutions&btnG=scholar?hl=ko&as_sdt=0%2C5&q=Electrochemical+Behaviour+of+410+stainless+steel+at+open+circuit+potential+in+acidic+solutions&btnG=)
7. S. J. Lee and J. J. Lai, The effects of electropolishing (EP) process parameters on corrosion resistance of 316L stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology*, **140**, 206 (2003). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00785-4](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00785-4)
8. Leban, M. B., Mikyska, C., Kosec, T. et al., The Effect of Surface Roughness on the Corrosion Properties of Type AISI 304 Stainless Steel in Diluted NaCl and Urban Rain Solution. *Journal of Materials Engineering and Perfor-*

- mance, **23**, 1695 (2014). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-014-0940-9>
8. Lisbeth R. Hilbert, Dorthe Bagge-Ravn and John Kold, Lone Gram, Influence of surface roughness of stainless steel on microbial adhesion and corrosion resistance, *International Biodeterioration & Biodegradation*, **52**, 175 (2003). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0964-8305\(03\)00104-5](https://doi.org/10.1016/S0964-8305(03)00104-5)
  9. S. M. Lee, W. G. Lee, Y. H. Kim and H. Jang, Surface roughness and the corrosion resistance of 21Cr ferritic stainless steel, *Corrosion Science*, **63**, 404 (2012). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.06.031>
  10. D. Gopi, D. Rajeswari, S. Ramya, M. Sekar, Pramod. R, Jishnu Dwivedi, L. Kavitha and R. Ramaseshan, Enhanced corrosion resistance of strontium hydroxyapatite coating on electron beam treated surgical grade stainless steel, *Applied Surface Science*, **286**, 83 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.09.023>
  11. G. T. Burstein and P. C. Pistorius, Surface Roughness and the Metastable Pitting of Stainless Steel in Chloride Solutions, *CORROSION*, **51**, 380 (1995). Doi: <https://doi.org/10.5006/1.3293603>
  12. Herbert H. Uhlig and Glenn E. Woodside, Anodic Polarization of Passive and Non-passive Chromium-Iron Alloys, *The Journal of PHYSICAL CHEMISTRY*, **57**, 280 (1953). Doi: <https://doi.org/10.1021/j150504a005>
  13. G.E.C. Bell, T. Inazumi, E.A. Kenik and T. Kondo, Electrochemical and microstructural characterization of an austenitic stainless steel irradiated by heavy ions at 515 °C, *Journal of Nuclear Materials*, **187**, 170 (1992).
  14. N. Srinivasan, A. K. Revelly, V. Kain, I. Samajdar, C. R. Hutchinson and P. Sivaprasad, Anodic Polarization Behavior Of Cold Worked Austenitic Stainless Steel, *Advanced Materials Research*, **794**, 632 (2013). Doi: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.794.632>
  15. Cheng Man, Chaofang Dong, Zhongyu Cui, Kui Xiao, Qiang Yu and Xiaogang Li, A comparative study of primary and secondary passive films formed on AM355 stainless steel in 0.1M NaOH, *Applied Surface Science*, **427**, 763 (2018). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.08.151>
  16. P. Radhakrishnamurthy and P. Adaikkalam, pH-potential diagrams at elevated temperatures for the chromium/water system, *Corrosion Science*, **22**, 753 (1982). Doi: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(82\)90012-9](https://doi.org/10.1016/0010-938X(82)90012-9)
  17. Junbo Huang, Xinqiang Wu and En-Hou Han, Electrochemical properties and growth mechanism of passive films on Alloy 690 in high-temperature alkaline environments, *Corrosion Science*, **52**, 3444 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.06.016>
  18. Iva Betova, Martin Bojinov, Timo Laitinen, Kari Mäkelä, Pekka Pohjanne and Timo Saario, The transpassive dissolution mechanism of highly alloyed stainless steels: I. Experimental results and modelling procedure, *Corrosion Science*, **44**, 2675 (2002). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(02\)00073-2](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(02)00073-2)
  19. Denny A Jones, *Principles and prevention of corrosion*, second edition, p. 87 (1995).
  20. M. B. ROCKEL, Interpretation of the Second Anodic Current Maximum on Polarization Curves of Sensitized Chromium Steels in 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, *CORROSION*, **27**, 95 (1971). Doi: <https://doi.org/10.5006/0010-9312-27.3.95>
  21. W. D. France, Jr. and N. D. Greene, Interpretation of Passive Current Maxima During Polarization of Stainless Steels, *CORROSION*, **24**, 403 (1968). Doi: <https://doi.org/10.5006/0010-9312-24.12.403>
  22. Kim, C. D. and B. E. Wilde, *Proc. NACE Conf.*, Philadelphia, Pa. (1970).
  23. P. Sury and T. Geiger, Einfluß der Wärmebehandlung auf den Verlauf der Stromdichte-Potential-Kurven bei einem 13%igen Chromstahlguß, *Werkstoffe und korrosion*, **20**, 665 (1969). Doi: <https://doi.org/10.1002/maco.19690200804>
  24. K. H. Jung and S. J. Kim, Influence of Sensitization on Mechanical Properties of AISI 304 Stainless Steel under High-Temperature. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, **19**, 7598 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1166/jnn.2019.16270>
  25. J. R. Kish, N. J. Stead and D. L. Singbeil, Corrosion Control of Type 316L Stainless Steel in Sulfamic Acid Cleaning Solutions, *CORROSION*, **65**, 491 (2009). Doi: <https://doi.org/10.5006/1.3319152>
  26. J. H. SHIVELY, R. F. HEHEMANN and A. R. TROIANO, Hydrogen Permeability of a Stable Austenitic Stainless Steel Under Anodic Polarization, *CORROSION*, **23**, 215 (1967).
  27. P. Villechaise, L. Sabatier and J.C. Girard, On slip band features and crack initiation in fatigued 316L austenitic stainless steel: Part 1: Analysis by electron back-scattered diffraction and atomic force microscopy, *Materials Science and Engineering: A*, **323**, 377 (2002). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01381-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01381-8)
  28. Herbert H. Uhlig and Glenn E. Woodside, Anodic Polarization of Passive and Non-passive Chromium-Iron Alloys, *The Journal of PHYSICAL CHEMISTRY*, **57**, 280 (1953). Doi: <https://doi.org/10.1021/j150504a005>

29. H. K. Hwang and S. J. kim, Effect of Temperature on Electrochemical Characteristics of Stainless Steel in Green Death Solution Using Cyclic Potentiodynamic Polarization Test, *Corrosion Science and Technology*, **20**, 266 (2021). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2021.20.5.266>
30. H. K. Hwang, D. H. Shin, H. H. Kim, J. H. Lee, Reliability Evaluation of ER Type Corrosion Sensor for Monitoring Corrosion of Piping System Under Accelerated Corrosion Environment, *Corrosion Science and Technology*, **20**, 403 (2021). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2021.20.6.403>
31. G. T. Burstein and S. P. Vines, Repetitive Nucleation of Corrosion Pits on Stainless Steel and the Effects of Surface Roughness, *Journal of The Electrochemical Society*, **148**, 504 (2001). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.1416503>
32. Arash Shahryari, Walid Kamal and Sasha Omanovic, The effect of surface roughness on the efficiency of the cyclic potentiodynamic passivation (CPP) method in the improvement of general and pitting corrosion resistance of 316LVM stainless steel, *Materials Letters*, **62**, 3906 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2008.05.032>.
33. D. H. Shin, S. J. Kim, Corrosion Characteristics of 316L Stainless Steel with Chloride Concentrations in Cathode Operating Conditions of Metallic Bipolar Plate for PEMFC. *Corrosion Science and Technology*, **20**, 435 (2021). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2021.20.6.435>