

전해연마한 슈퍼오스테나이트 스테인리스강의 해수온도에 따른 전기화학적 특성 연구

황현규¹ · 김성종^{2,†}

¹목포해양대학교 대학원, 전라남도 목포시 해양대학로 91
²목포해양대학교 기관시스템공학부, 전라남도 목포시 해양대학로 91
(2023년 1월 04일 접수, 2023년 1월 12일 수정, 2023년 1월 13일 채택)

Investigation of the Electrochemical Characteristics of Electropolished Super Austenite Stainless Steel with Seawater Temperature

Hyun-Kyu Hwang¹ and Seong-Jong Kim^{2,†}

¹Graduate school, Mokpo national maritime university, 91, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Korea

²Division of marine engineering, Mokpo national maritime university, 91, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Korea

(Received January 04, 2023; Revised January 12, 2023; Accepted January 13, 2023)

Electropolishing technology uses an electrochemical reaction and improves surface roughness, glossiness, and corrosion resistance. In this investigation, electropolishing was performed to improve the corrosion resistance of super austenitic stainless steel. As a result of electropolishing, surface roughness (0.16 μm) was improved by about 76.5% compared to mechanical polishing (0.68 μm). In addition, the electropolished surface was smooth because the average and variance values of the depth histogram were small. Tafel analysis was performed after a potentiodynamic polarization experiment with seawater temperature, and the microstructure was compared and analyzed. The corrosion current density at 30 °C, 60 °C, and 90 °C was reduced by 0.083 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$, 0.296 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$, and 0.341 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$, respectively. Pitting occurred in the mechanical polished specimen at 30 °C, but partial intergranular corrosion was observed in the electropolished specimen, and pitting occurred predominantly at both 60 °C and 90 °C. In addition, the damage depths of the electropolished specimen were shallower than those of mechanical polishing at 30 °C and 60 °C, but the opposite result was seen at 90 °C.

Keywords: Electropolishing, Surface roughness, UNS N08367, Potentiodynamic polarization, Temperature

1. 서론

심각한 대기오염 물질인 황산화물과 질소산화물은 다양한 산업 중 특히 화력발전소와 대형선박 등에서 다량 배출된다 [1]. 육·해상을 막론하고 스크러버는 황산화물과 질소산화물 배출저감 방안으로 각광받고 있다. 대부분 스크러버는 작동환경(세정수, 온도 및 유속)에 따른 부식과 침식손상으로 내식성이 우수한 스테인리스강을 사용하고 있다 [2]. 또한 선박용 스크러버는 세정수로 해수가 사용되고, 고온과 고유속 환경에서 운전되어 부식문제가 빈번히 발생한다 [3]. 1960년대에

해수환경에서의 부식문제를 해결하기 위해 크롬, 니켈, 몰리브덴, 질소 등의 함량을 증가시킨 슈퍼오스테나이트 스테인리스강이 개발되었다 [4]. 산업 기술 발전에 따라 슈퍼오스테나이트 스테인리스강의 제조 단가가 감소하여, 최근 해양산업에서 일반오스테나이트 스테인리스강 대체용으로 사용하기 시작하였다. 이에 따라 슈퍼오스테나이트 스테인리스강의 전기화학적 특성이 활발히 연구 중이다 [5-7].

Ming Qian *et al.*은 용접된 슈퍼오스테나이트 스테인리스강에 대하여 6% 염화철(III)과 1% 염산 용액에서 내식성을 평가하였으며, 용접된 슈퍼오스테나이트 스테인리스강의 임계공식온도는 높은 용접속도와 낮은 레이저 출력에 따라 증가한다는 결론을 도출하였다 [5]. J. L. Cardoso *et al.*은 황산과 염화나트륨 용액에서 일

[†]Corresponding author: ksj@mmu.ac.kr

황현규:박사과정, 김성종: 교수

반오스테나이트 스테인리스강과 슈퍼오스테나이트 스테인리스강의 공식 저항성에 대하여 연구하였다 [6]. 저자는 공식저항성 향상에 대하여 크롬, 몰리브덴 및 니켈 원소 함량의 중요성을 규명하였다 [6]. K. H. Jung *et al.*은 3.5% NaCl 용액에서 슈퍼오스테나이트 스테인리스강의 예민화 및 부동태화 특성에 대하여 연구하였다 [7]. 이러한 연구는 기계가공 후 실시한 것으로 추후 제품 적용 시, 거친 표면, 미세 버 그리고 불순물에 의해 부식을 촉진시켜 기계 수명을 저하시킬 수 있다 [8]. 스테인리스강의 전해연마는 표면을 청결하고 매끄럽게 가공하므로 이러한 문제 해결과 더불어 내식성도 향상되는 장점이 있다. S. H. Kim와 E. S. Lee *et al.*은 일반오스테나이트 스테인리스강에 대하여 전해연마 최적조건을 규명하였다 [8,9]. S. J. Lee *et al.*은 전해연마 후 동전위 분극실험을 통해 전기화학적 특성을 연구하였다 [10]. 저자는 AES(Atomic Emission Spectroscopy)와 XPS(X-ray Photoelectron Spectroscopy) 분석을 통해 전해연마에 의해 부동태 피막의 두께와 함량이 증가한다는 것을 정량적으로 도출하였다. 이와 같이 일반 오스테나이트 스테인리스강의 전해연마 연구는 많이 수행되었으나, 슈퍼오스테나이트 스테인리스강의 전해연마 연구와 전해연마 후 내식성 연구는 전무하다.

따라서 본 연구는 슈퍼오스테나이트 스테인리스강에 대하여 기계연마(전해연마 전)와 전해연마 후 해수 온도에 따른 전기화학적 특성을 비교·분석하였다.

2. 실험방법

2.1 전해연마

본 연구에서 사용된 슈퍼오스테나이트 스테인리스강(UNS N08367)의 화학조성은 24.62 wt% Ni, 20.6 wt% Cr, 6.44 wt% Mo, 0.015 wt% C, 0.27 wt% Si, 0.72 wt% Mn, 0.017 wt% P, 0.53 wt% Cu, 0.0232 wt% N, 그리고 나머지는 Fe이다. 공식저항성지수(Pitting resistance equivalent number, PREN)는 내공식성을 평가하는 지표로 사용되며, 산출 식은 equation (1)과 같다.

$$PREN = \%Cr + 3.3\%Mo + 16\%N \quad (1)$$

UNS N08367의 공식저항등가지수는 식(1)에 기인하

여 45.6으로 산출되었다. 이는 해양에서 가장 널리 사용되는 재료 중 하나인 UNS S31603 (23.6)보다 약 2배 높다. 전해연마 전처리 시 시험편은 열변형을 최소화하기 위해 냉각수가 공급되는 미세절단기를 사용하여 가공하였다. 가공된 시험편은 1 cm²가 노출되도록 에폭시 레진으로 마운팅하였다. 가공된 시편(작동전극)은 단계적으로 에머리페이퍼 #220까지 기계연마(Mechanical polishing)를 실시하였다. 작동전극은 아세톤과 증류수로 세척하였으며, 24시간동안 건조기로 완전 건조 후 전해연마를 실시하였다. 전해연마는 표면거칠기가 작을수록 최적조건이며, 다구찌 강건설계를 이용하여 선정된 조건으로 실시하였다 [11]. 전해연마 시 대응전극은 작동전극과 동일 재료(UNS N08367)로, 면적비(Anode : cathode)는 1대 1로 간극(Gap)은 5 mm로 구성하였다. 기준전극은 은/염화은(Ag/AgCl saturated 3.3M KCl)전극을 사용하였다. 전해연마공정은 황산과 인산 비율이 2대 8이고, 75 °C인 전해질에서 400 mA/cm²를 인가하여 수행하였다.

2.2 전기화학실험

전해연마에 의한 전기화학적 특성 연구는 해수 온도에 따른 동전위 분극실험을 실시하였다. Table 1은 천연해수의 조성을 나타낸 것이다. 전기화학실험은 3-전극 셀로 구성하였으며, 기준전극과 대응전극은 각각 은/염화은(Ag/AgCl saturated 3.3M KCl) 전극과 백금전극을 사용하였다. 안정화시간(3600초)은 자연전위 측정에 기인하여 선정하였으며, 동전위 분극실험은 개로전위 기준 -0.25 V에서 1.9 V(vs. Ag/AgCl)까지 1 mV/s의 주사속도로 수행하였다. 또한 해수 온도는 30 °C, 60 °C, 그리고 90 °C로 선정하였으며, 이는 사각스크러버 내 온도분포 연구를 참조하였다. 동전위 분극실험 후 타펠외삽법으로 부식전류밀도와 부식전위를 산출하였다 [12]. 전해연마 및 동전위 분극실험 후 표면분석은 3D 레이저현미경(OLYMPUS™, OLS5000LEXT)과 주사전자현미경(BRUKER™, SN E-4500MPlus)을 사용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 전해연마

Fig. 1은 400 mA/cm²의 인가전류밀도에서 전해연마

Table 1. Chemical compositions and properties of sea water (wt%)

Main component (mg/L)						pH	Dissolved oxygen (mg/L)	Electric conductivity (mS/cm)
SO ₄ ²⁻	Cl ⁻	Na ⁺	K ⁺	Mg ²⁺	Ca ²⁺			
1746	15721	8401	344	1121	357	7.9	16.1	45.3

시 시간경과에 따른 전위변화를 나타낸 것이다. 시간에 따른 전위 변화는 8초까지 급격히 증가한 후, 40초까지 급격히 저하하였으며, 이후 70초까지 서서히 감소하였다. 이후 전해연마 종료까지 약 2.6 V로 안정된 값을 유지하였다. 초기 급격한 전위 상승 후 감소 원인은 다양한 가설이 있으나, 일반적으로 다음과 같다. 이와 같은 현상은 전해연마효과로써, 표면조도에 따른 철의 용해속도 차이로 발생한다. 다량의 산(Mountain)과 미세 버 영역은 상대적으로 얇은 부동태피막의 확산층 때문에 초기에 빠른 속도로 용해된다 [13]. 돌출부의 평탄화로 부동태산화피막의 두께는 일정해진다. 그 결과, 금속의 산화반응($Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$)속도는 지

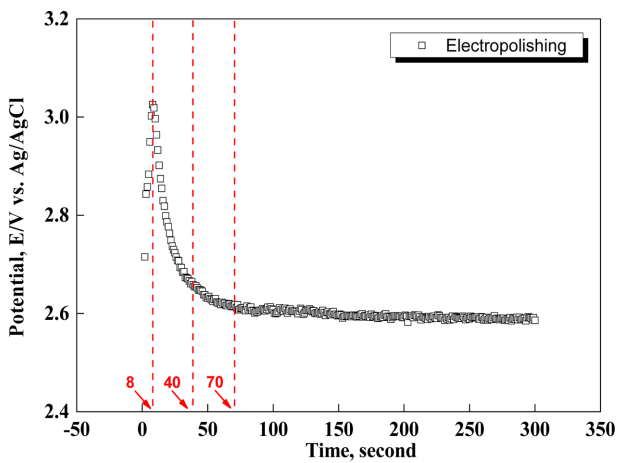


Fig. 1. Time dependences of potential during electropolishing

연되기 때문에 전위는 안정되며, 산소이온이 금속대신 산화되어 산소($O^{2-} \rightarrow O + 2e^-$)를 발생시킨다 [13].

Fig. 2는 전해연마 전과 후의 표면을 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. 기계연마한 시편은 연마흔적으로 인해 거친 표면과 다량의 미세버가 관찰되었다. 전해연마 후 표면은 기계연마흔적이 모두 제거되어 매끄러운 표면이 관찰되었다. 과도한 조건으로 전해연마를 실시한 경우, 표면이 손상될 수 있다. 이는 높은 전류밀도 인가로 인해 부동태피막이 파괴되며, 전해연마의 다양한 매개변수인 전해질 조성비(산도, acid concentration), 온도 및 연마시간 모두 전류밀도의 종속변수이다 [14]. 따라서 전해질 조성비와 온도에 따라 인가된 전위와 전류에너지는 달라지기 때문이다. 본 조건의 경우, 적절한 전류밀도를 인가하여 매끄러운 표면을 나타내었기 때문에 전해연마효과는 적절한 것으로 해석할 수 있다.

Fig. 3은 표면거칠기와 3D 프로파일 분석에 의한 산(Mountains)과 골(Valleys)의 높이차를 나타낸 것이다. 전해연마 전-후의 표면거칠기는 각각 $0.68 \mu m$ 과 $0.16 \mu m$ 이다. 전해연마 후 표면거칠기 개선정도를 판단하기 위해 개선을 equation(2)을 이용한다 [11].

$$100 - \left(\frac{\text{Roughness after Electropolishing}}{\text{Roughness before Electropolishing}} \times 100 \right) = \text{Improvement rate of roughness, \%} \quad (2)$$

전해연마 결과, 표면거칠기는 기계연마에 비해 약 76.5% 개선되었음을 알 수 있다. 일반적으로 전해연마

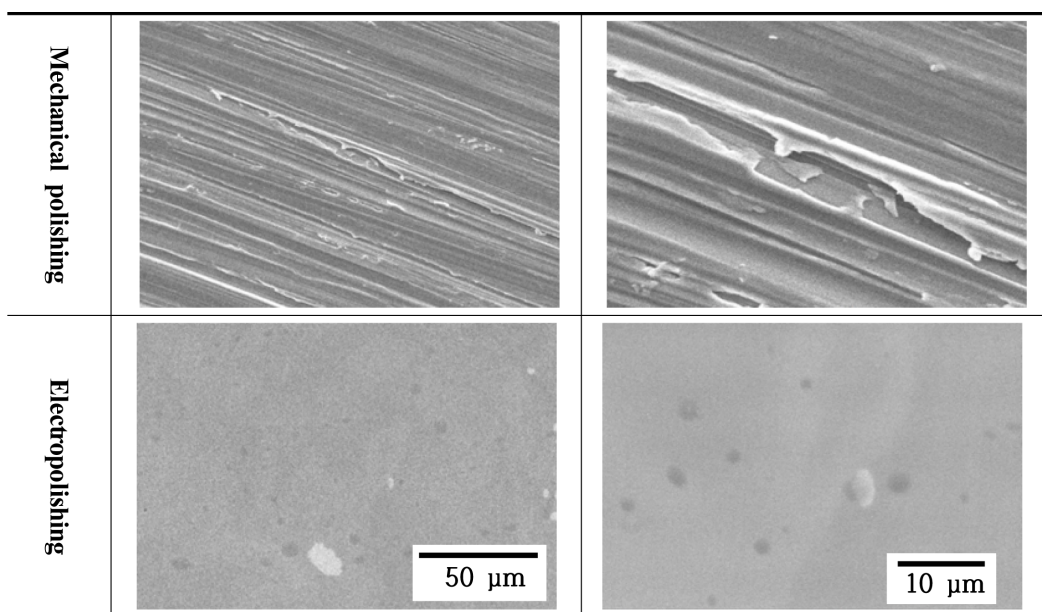


Fig. 2. Surface morphologies for mechanical polished and electropolished specimens

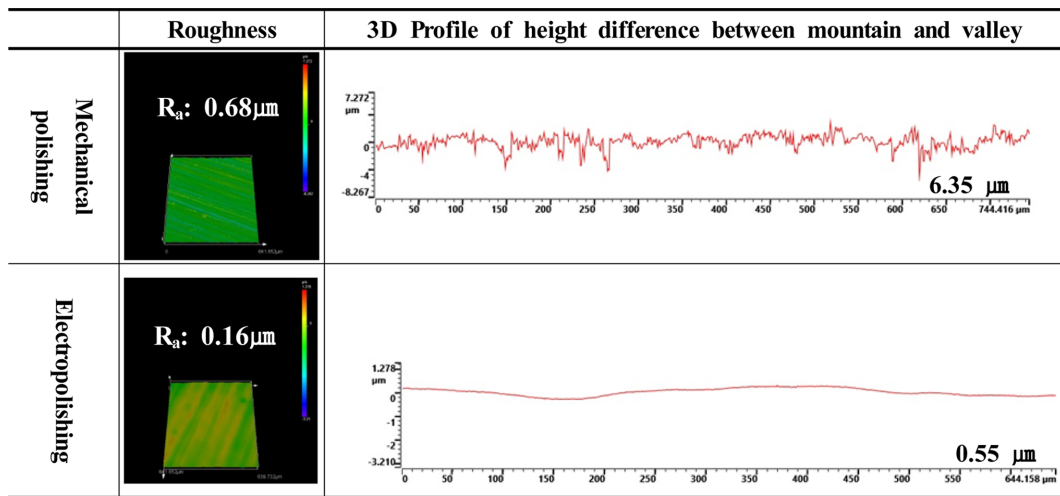


Fig. 3. Surface roughness and height difference between mountain and valley for mechanical polished and electropolished specimens

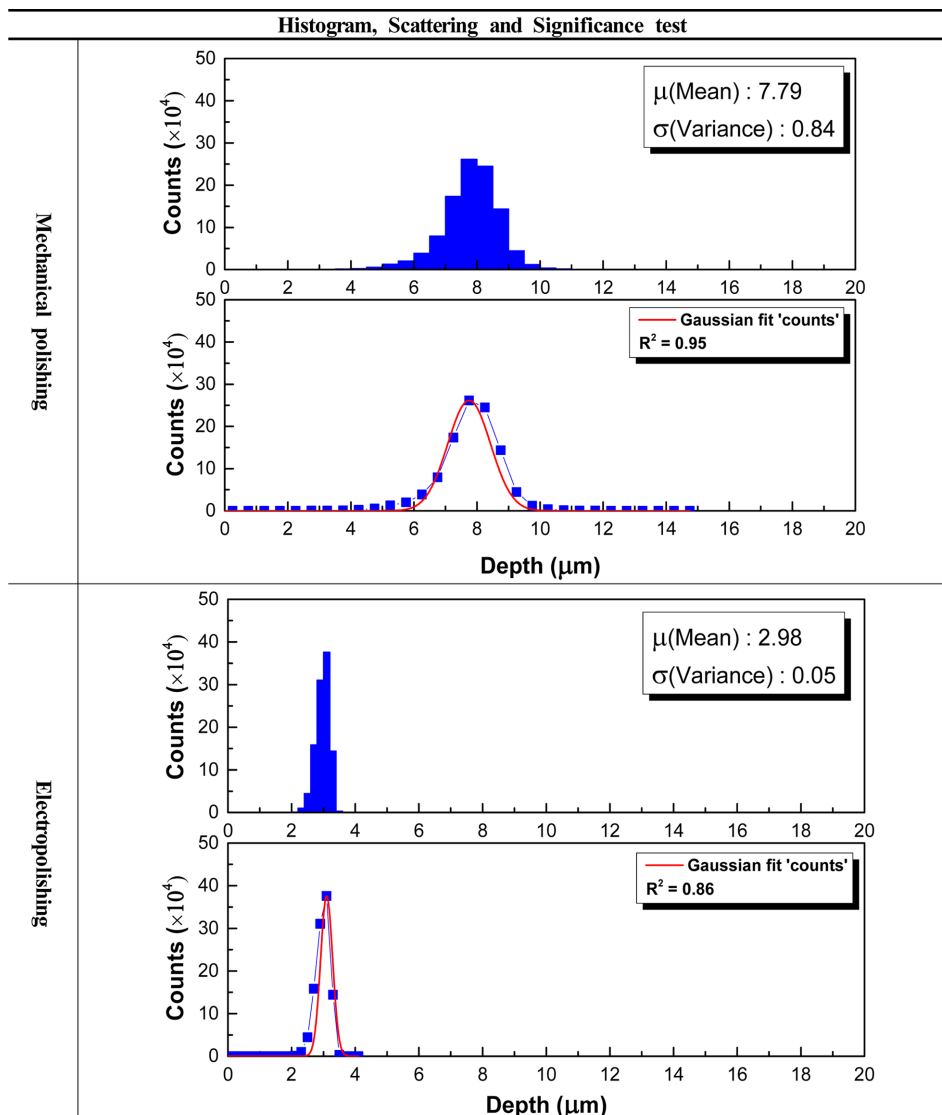


Fig. 4. Histogram, scattering and significance test of height difference between mountain and valley for mechanical polished and electropolished specimens

조건은 표면거칠기의 개선율이 기계연마에 비해 50 % 이상 향상될 때 사용된다 [14]. 이에 따라 본 전해연마 조건은 적절하다고 할 수 있다. 기계연마한 표면의 산과 골은 다량으로 존재하여 거칠게 관찰되었으며, 전해연마한 시편의 표면은 산과 골의 경계없이, 부드러운 면이 관찰되었다 [15]. 이는 전해연마원리로 다양하게 분포된 표면을 따라 산화층과 확산층의 형상이 달라지기 때문에 산과 골의 용해 속도차로 평탄해지기 때문이다 [15]. 금속 표면의 산화층과 확산층은 산에서는 얇고, 골에서는 두껍게 형성된다. 이 확산층을 통해 금속은 가수분해되며, 상대적으로 얇은 산에서 먼저 수화작용이 발생한 후, 골로 확산되어 골의 용해속도는 지연되기 때문에 표면은 점차 매끄러워진 것으로 사료된다 [16].

Fig. 4는 높이 값을 히스토그램으로 나타낸 것과 이를 가우시안 분포와 상관관계를 분석한 결과이다. 본 연구의 히스토그램은 금속 표면의 깊이(X축)에 대한 빈도수(Y축)를 그래프로 나타낸 것이다. 히스토그램이 정규분포를 나타내는지에 대하여 가우시안 분석으로 상관관계 분석을 수행하였으며, 이를 R²으로 표현하였다. 또한 높이 전체의 평균(Mean)과 분산(Variance)을 산출하였다. 분산은 평균으로부터 퍼진 정도를 의미하므로, 크기가 클수록 다양한 높이를 갖는다. 기계연마한 경우, 평균과 분산은 각각 7.79 μm와 0.84이고, 전해연마의 경우, 2.98 μm과 0.05로 산출되었다. 기계연마의 평균은 전해연마보다 높이차가 크기 때문에 높은 값이 산출되었다. 전해연마는 완만한 높이가 반복되어 분산 값이 작게 산출된 것을 알 수 있다.

3.2 전기화학실험

Fig. 5는 30 °C의 천연해수에서 전해연마 전·후의 자연전위 측정 결과이다. 기계연마한 경우, 전위는 약 500

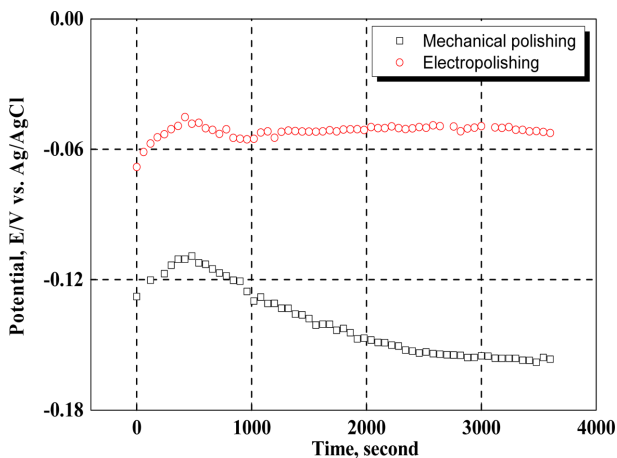
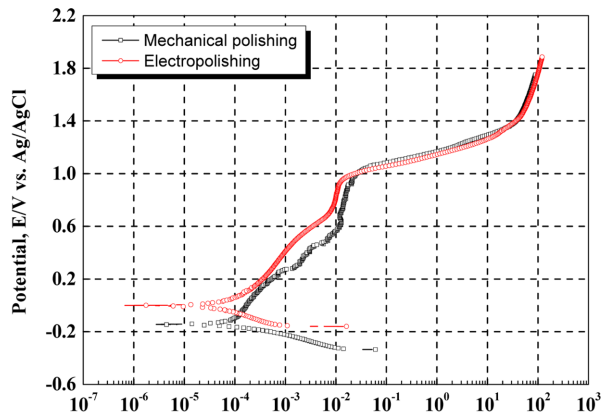


Fig. 5. Potential measurement in sea water for mechanical polished and electropolished specimens

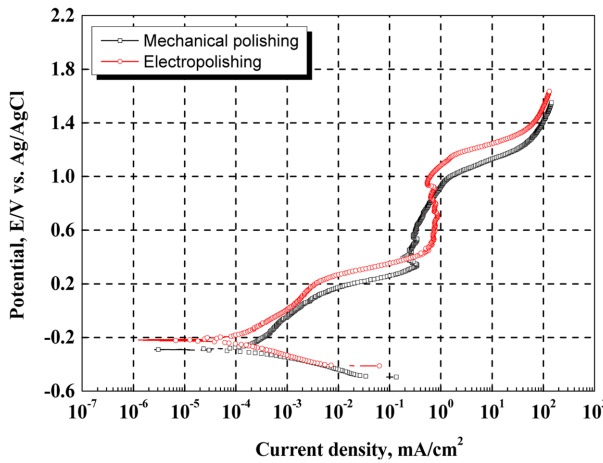
초까지 시간에 따라 증가한 후, 2500초까지 감소하였으며, 이후 실험종료까지 대략 -0.15 V에서 안정된 값을 유지하였다. 반면 전해연마한 경우, 시간에 따른 전위는 500초까지 증가한 후, 900초까지 감소하였으며, 이후 실험종료까지 -0.05 V로 안정적인 값을 나타내었다. 자연전위는 동일한 환경에서 서로 다른 금속이 갈바닉 셀 형성 시 그 의미를 가지며, 일반적으로 귀방향일수록 부식 시작 시점이 느리며, 활성방향일수록 산화경향이 크기 때문에 부식의 시작 시점이 빠르다 [17]. 전해연마결과, 자연전위는 기계연마에 비해 귀한 값이며, 더 빨리 안정된 값을 유지하였다. 이와 같은 현상은 표면거칠기에 따른 준안정공식의 개수와 부동태피막의 상태에 따른 차이로 사료된다. 표면이 거칠수록 준안정공식의 개수는 증가하며, 부동태 피막은 매끄러운 표면에 비해 불안정하여 산화반응이 먼저 시작된 것으로 사료된다 [18].

Fig. 6은 천연해수 온도에 따른 전해연마 전·후 동전위부극실험 결과이다. 일반적으로 슈퍼오스테나이트 스테인리스강은 부동태특성을 나타낸다. 그러나 본 연구에서 두 조건 모두 30 °C, 60 °C 그리고 90 °C에서 양극분극이 진행됨에 따라 전류밀도는 조금씩 증가하였다. 이는 철의 용해반응($Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^{-}$)이 진행되었기 때문이다 [19]. 모든 조건에서 부동태피막이 일정범위에서 표면에 형성되었으나, 해수 내 염소이온은 물리적으로 작기 때문에 모재까지 침투하여 용해반응($Fe + 2Cl^{-} \rightarrow FeCl_2$)을 일으킨 것으로 사료된다 [19]. 이후 부동태피막이 국부적으로 파괴되어 전류밀도는 급격히 증가(공식전위)하였다. 개로전위에서 공식전위까지 전해연마한 시험편의 전류밀도는 동일 전위에서 기계연마한 경우에 비해 작기 때문에 활성용해반응이 지연된 것으로 해석할 수 있다. 30 °C에서 기계연마와 전해연마의 공식전위는 각각 1.0 V와 0.95 V로 큰 차이가 관찰되지 않았다. 반면, 60 °C와 90 °C에서 전해연마 결과, 공식전위는 모두 110 mV 증가하여 유의미한 변화가 관찰되었다. 이는 부동태피막이 치밀하게 형성되어 공식발생이 지연된 것으로 해석할 수 있다.

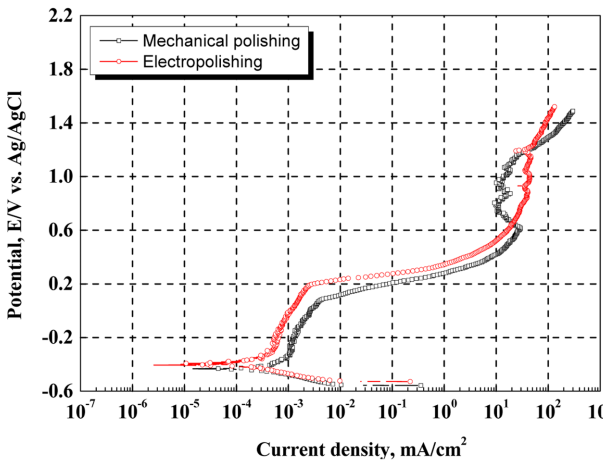
Fig. 7은 각 온도조건에서 전해연마 전·후의 부식전위(E_{corr})와 부식전류밀도(I_{corr}) 값은 타펠 외삽법으로 산출한 결과이다. 30 °C, 60 °C 및 90 °C에서 부식전위는 기계연마한 경우, -144.0 mV, -282.7 mV 및 -432.8mV로 산출되었다. 전해연마한 경우, 0.03 mV, -230.6 mV, -389.8 mV로 나타내었다. 그래서 전해연마에 의해 43 ~ 144 mV 정도 귀한 전위를 나타냈다. 부식전류밀도는 기계적 연마에 비하여 전해연마한 경우, 30 °C, 60 °C 및 90 °C에서 각각 0.083 μA/cm², 0.296 μA/cm² 및 0.341 μA/cm² 만큼 감소하였다. 부식전류밀도의 증가폭



(a) 30 °C



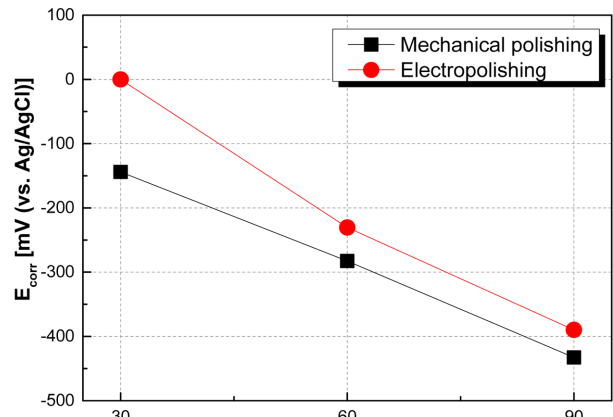
(b) 60 °C



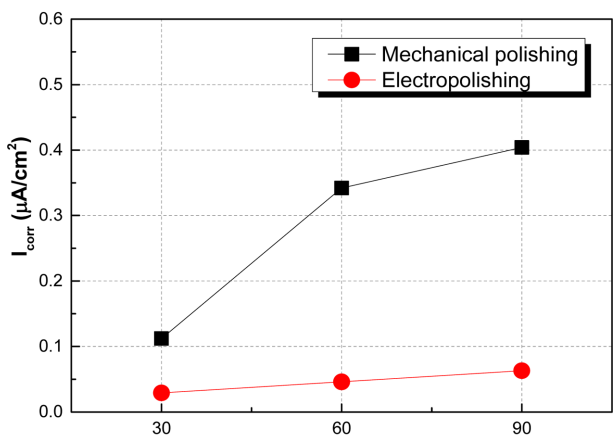
(c) 90 °C

Fig. 6. Potentiodynamic polarization curves with temperature in sea water for mechanical polished and electropolished specimens

은 30 °C와 60 °C에서 0.23 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 이고, 60 °C와 90 °C에서 0.06 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로, 온도증가에 따라 감소하였다. 전



(a) E_{corr}



(b) I_{corr}

Fig. 7. The results of Tafel analysis for potentiodynamic polarization curve of mechanical polished and electropolished specimens

해연마한 경우, 모든 온도 구간에서 상승폭은 0.017 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 를 나타내어 기계적 연마와 비교하여 상승폭은 현저히 작은 값을 나타내었다. 이는 전해연마에 의해 부동태피막이 견고하여 온도의 영향을 적게 받는 것으로 해석할 수 있다. 타펠분석 결과, 온도가 증가할수록 부식전위는 활성방향으로 이동하며, 부식전류밀도는 증가하는 경향을 나타냈다. 온도 증가에 따라 반응 속도가 빨라진 것으로 사료되며, 이와 같은 현상은 Arrhenius equation (3)을 따른다 [20].

$$K = A \exp(-E_a/RT) \quad (3)$$

(K: 반응속도 상수, A: 사전지수 인자, E_a : 겉보기 활성화 에너지, R: 물 기체상수, T: 온도)

타 연구자는 라만 분광법(Raman spectroscopy)을 통해 기계연마와 전해연마에서 모두 스피넬 구조(Spinel matrix)를 확인하였으며, 전해연마의 경우, 구조가 더 미세하고 치밀하여 회절피크가 강하게 나타났다 [21]. 또한 부동태 피막의 외부층에서 철 함량이, 내부층에서 크롬 함량이 증가하였기 때문에 내식성은 향상되었다. 크롬층은 금속 및 산소이온의 확산에 대한 장벽 역할을 하여 부식이 지연된 것으로 여겨진다 [21].

Fig. 8은 전해연마에 따른 동전위 분극실험 후, 손상된 표면관찰 결과이다. 30 °C에서 기계연마한 시편은 연마 시 발생한 현저한 스크래치와 공식이 관찰된 반면, 전해연마한 시편은 소수의 공식과 뚜렷한 입계부식의 경향이 관찰되었다. 기계연마의 부동태피막 두께는 불

균일하여, 상대적으로 불안정한 곳에서 공식이 발생한 것으로 사료된다. 반면 전해연마한 경우, 부동태피막두께는 일정하여 열역학적으로 에너지가 높은 입계에서 우선적으로 반응한 것으로 해석 할 수 있다 [22]. 기계연마의 경우, 60 °C에서 공식이 30 °C보다 크게 관찰되었으며, 얇은 입계부식의 경향도 관찰되었으나, 전해연마한 시편은 얇은 입계부식과 공식이 동시에 관찰되었다. 이는 전해연마로 인해 부동태 피막은 치밀해지고, 부동태 피막 내 크롬 비율이 증가하여 입계와 입내는 동시에 내식성이 향상되었으나, 임계공식온도 이상이기 때문에 공식이 동시에 발생한 것으로 사료된다 [23,24]. 천연해수에서 전해연마한 시편의 임계공식온도(Critical pitting temperature) equation (4)은 아래와 같다 [24].

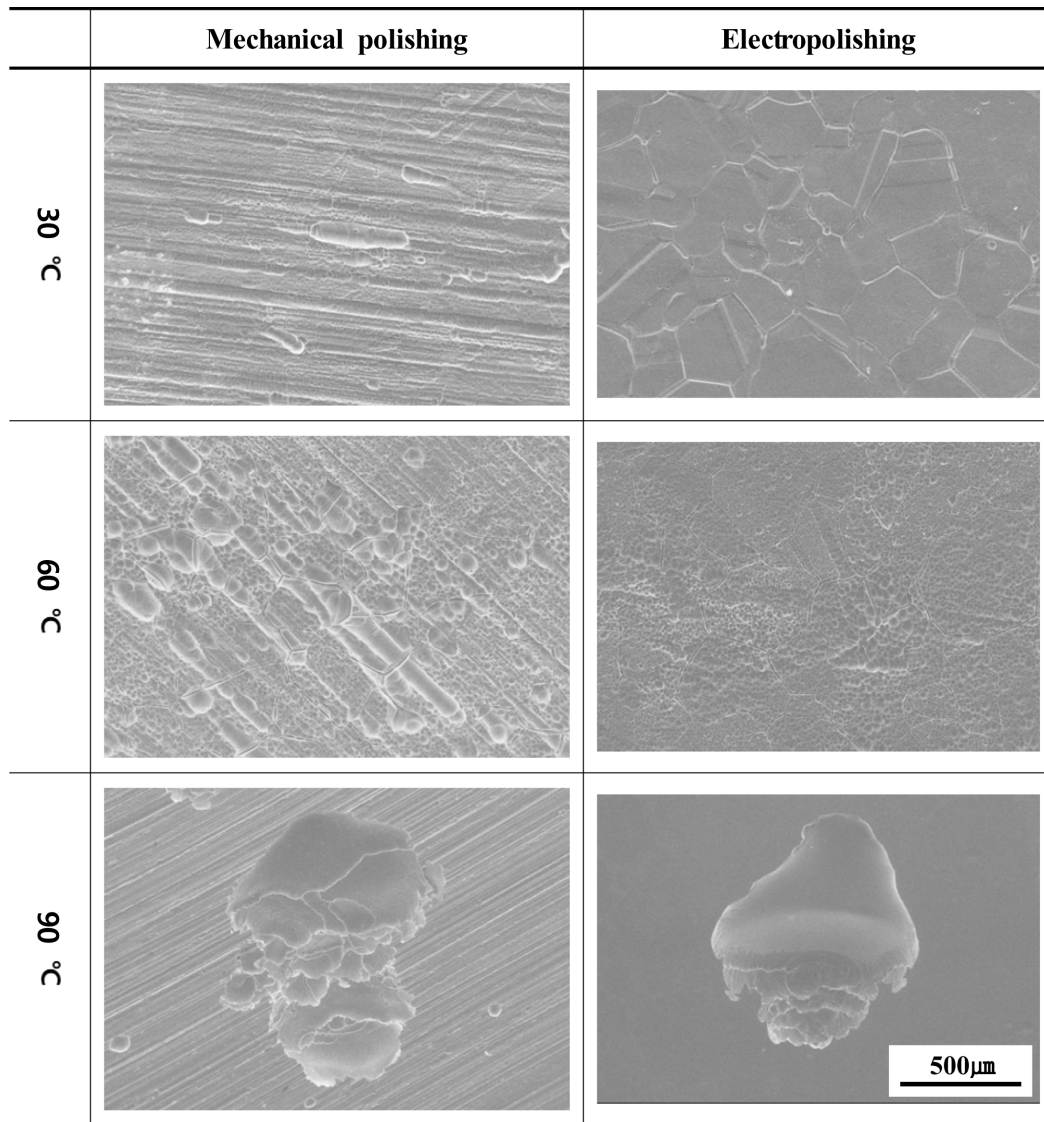


Fig. 8. Surface morphologies after potentiodynamic polarization experiment for mechanical polished and electropolished specimens

$$\begin{aligned} \text{CPT}(\text{°C}) &= 2.5 \times \%Cr + 7.6 \times \%Mo \\ &+ 31.9 \times \%N - 41.0 \end{aligned} \quad (4)$$

UNS N08367의 임계공식온도는 약 60 °C로 산출된다. 90 °C에서 기계연마한 시험편과 전해연마한 시험편 모두 공식이 관찰되었다. 크고 작은 공식이 기계연마

한 시편에서 관찰되었으나, 전해연마한 경우, 작은 공식은 관찰되지 않았다.

Fig. 9는 전해연마 전·후 동전위 분극실험 후, 표면거칠기와 3D 프로파일에 의한 손상깊이를 나타낸 것이다. 전해연마 전·후 시편은 온도 증가에 따라 거칠기와 손상깊이가 모두 증가하는 경향을 나타냈다. 이는 온도

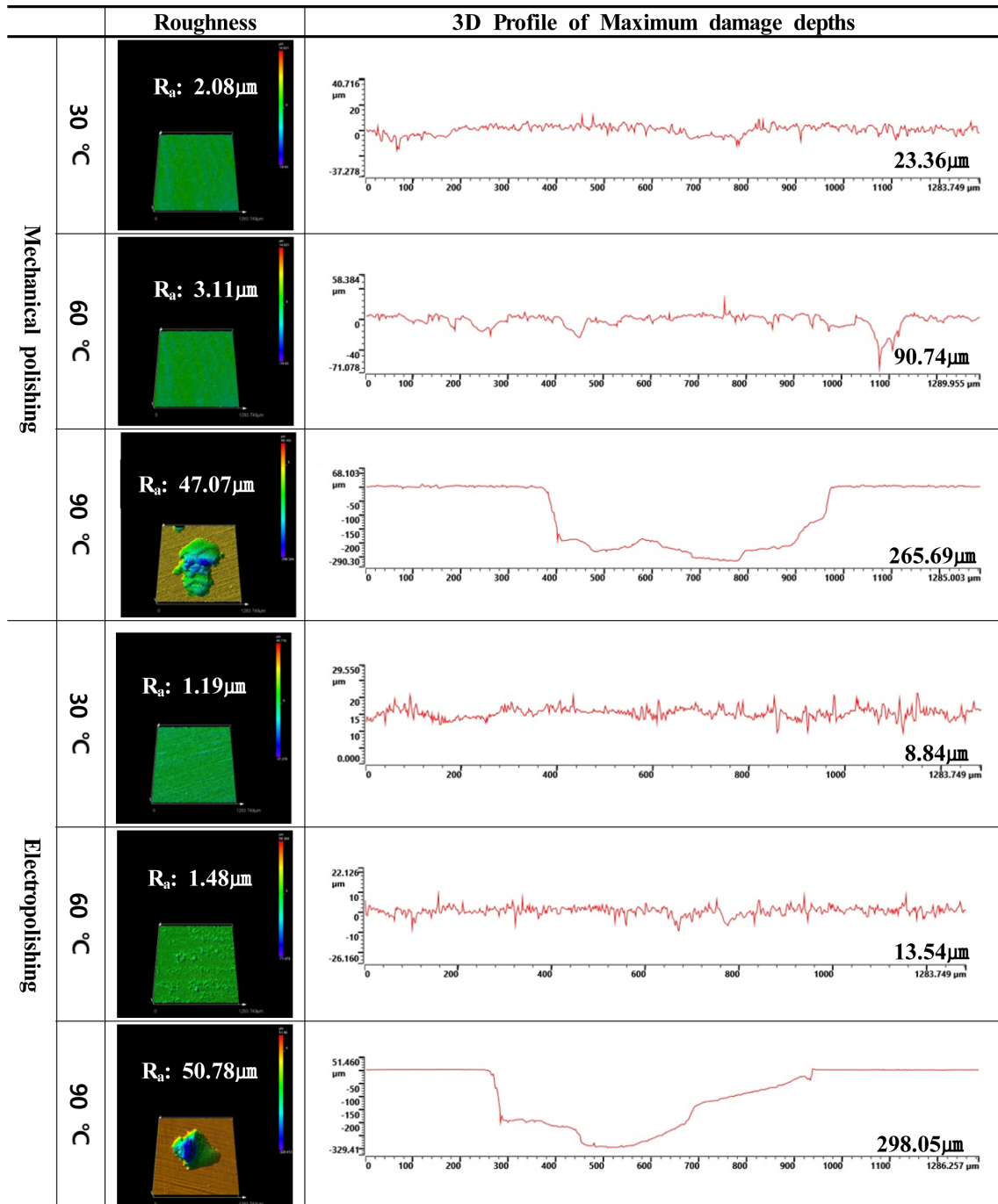


Fig. 9. Surface roughness and maximum damage depths after potentiodynamic polarization experiment for mechanical polished and electropolished specimens

상승에 따라 활성화 에너지 이상의 분자들이 증가하기 때문에, 전기화학반응이 촉진되었기 때문으로 사료된다 [25]. 30 °C와 60 °C에서 전해연마 시편은 기계연마에 비해 표면거칠기와 손상깊이가 낮게 관찰되었으나, 90 °C에서는 상반된 현상이 관찰되었다. 공식은 핵 생성 (Nucleation), 준안정성장 그리고 안정한 성장의 반복과정으로 성장한다 [26]. 동일한 재료일지라도 표면거칠기가 클수록 핵 생성 영역은 많아진다. 이에 따라 기계연마한 표면은 핵 생성 영역이 많아, 공식이 성장할

때 산화반응에 필요한 전하들이 분산된다. 동일면적 내에 전해연마는 상대적으로 핵 생성 영역이 작아 부동태피막에 의한 음극영역이 넓고 미세한 양극영역으로 에너지가 집중되어 활성화반응이 깊이 방향으로 촉진된 것으로 사료된다 [27].

Fig. 10은 전해연마 전·후 동전위 분극실험 후, 손상깊이 히스토그램과 이를 가우시안 분포와 상관관계를 분석한 결과이다. 30 °C에서 전해연마한 경우, 평균과 분산은 기계연마보다 작게 산출되었다. 기계연마한 시

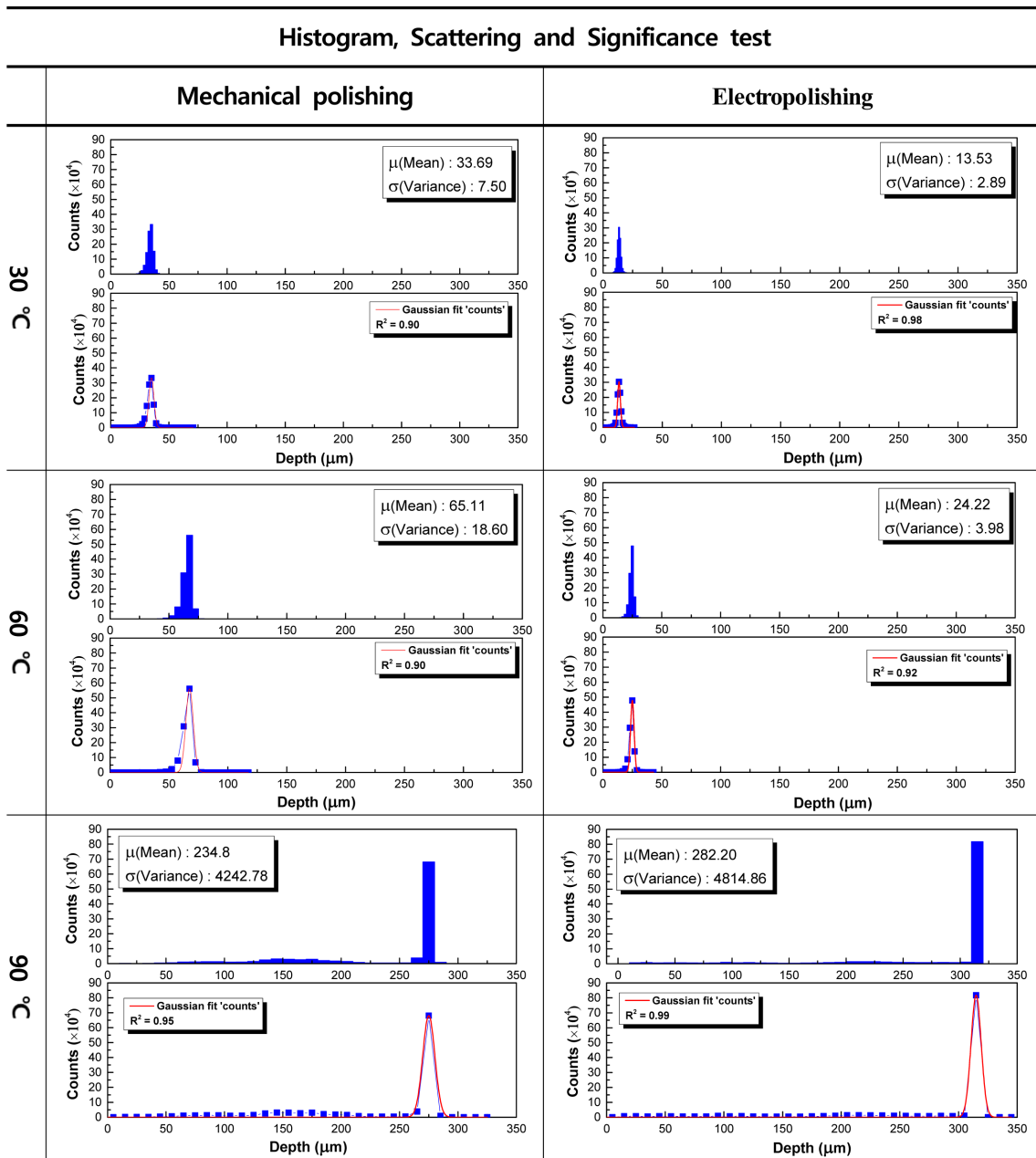


Fig. 10. Histogram, scattering and significance test of damage depths after potentiodynamic polarization experiment for mechanical polished and electropolished specimens

편의 손상은 다양한 깊이로 다량의 공식이 발생하였으나, 전해연마는 얇은 입계부식이 상대적으로 일정하게 발생하였기 때문에 사료된다. 60 °C에서 전해연마의 손상은 다량의 공식과 입계부식이 발생하였으나, 기계연마보다 크기와 깊이가 작아 30 °C와 유사한 결과로 해석할 수 있다. 한편 전해연마의 경우, 90 °C에서 손상깊이가 기계연마보다 깊고, 매끄러운 표면과 손상깊이의 분포로 인해 산포도가 크게 나타난 것으로 사료된다.

4. 결론

슈퍼오스테나이트 스테인리스강에 대한 해수온도와 전해연마기술 적용에 따른 전기화학적 특성 연구결과는 다음과 같다.

전해연마 후 표면관찰 결과, 기계연마흔적이 모두 제거되어 개선을 76.5%로 전해연마효과가 관찰되었다.

전해연마 전과 후의 전기화학실험 결과, 전해연마한 시편은 기계연마보다 귀한 부식전위와 낮은 부식전류 밀도를 나타내어 내식성이 개선되었다.

전기화학실험 후 표면관찰결과, 기계연마한 시편은 모두 공식이 지배적으로 발생하였으며, 전해연마한 시편은 30 °C에서 입계부식이, 60 °C와 90 °C에서는 공식이 관찰되었다.

전기화학실험 후 최대손상깊이 관찰결과, 30 °C, 60 °C의 경우, 기계연마한 시편의 손상이 전해연마보다 더 깊었으나, 90 °C에서는 반대의 결과를 나타내었다.

References

1. N. Rajendran, S. Rajeswari, Evaluation of mercaptoazoles as corrosion inhibitors in simulated sulphur dioxide scrubber environments, *Anti-Corrosion Methods and Materials*, **42**, 13 (1995). Doi: <http://dx.doi.org/10.1108/eb007360>
2. B. S. Phull, W. L. Mathay and R. W. Ross, Corrosion Resistance of Duplex and 4-6% Mo-Containing Stainless Steels in FGD Scrubber Absorber Slurry Environments, *NACE CORROSION*, 578 (2000).
3. M. S. Kim and J. A. Jeong, Corrosion Behavior of Carbon Steel in Diluted Sulfuric Acid based on Seawater, *Corrosion Science and Technology*, **18**, 78 (2019). Doi: <https://doi.org/10.14773/CST.2019.18.3.78>
4. S. D. Lee, J. M. Lee, C. Y. Kang, J. H. Kim and D. H. Lee, Proc. '04 Journal of Power System Engineering Conf., pp. 172 – 179, *Journal of Power System Engineering* (2004). <http://www.dbpia.co.kr/journal/articleDetail?nodeId=NODE01026180>
5. M. Qian, J. N. DuPont, Microsegregation-related pitting corrosion characteristics of AL-6XN superaustenitic stainless steel laser welds, *Corrosion Science*, **52**, 3548-3553 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.07.007>
6. J. L. Cardoso, A. L. S. N. Cavalcante, R. C. A. Vieira, and P. D. Lima-Neto, M. J. G. D. Silva, Pitting corrosion resistance of austenitic and superaustenitic stainless steels in aqueous medium of NaCl and H₂SO₄, *Journal of Materials Research*, **31**, 1755 (2016). Doi: <https://doi.org/10.1557/jmr.2016.198>
7. K. H. Jung, S. J. Kim, Experiment Investigation for Design on the Sensitization-Dependent Passivation Characteristics of AL-6XN in 3.5% NaCl Solution, *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, **21**, 3984 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1166/jnn.2021.19219>
8. S. H. Kim, S. G. Lee, S. G. Choi, E. S. Lee, S. B. Choi and C. H. Lee, A Study on the Characteristics of Micro Electropolishing for Stainless Steel, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **85**, 2313 (2016). Doi: <https://doi.org/10.1007/s00170-015-8041-y>
9. 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>
10. 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)
11. H. K. Hwang, S. J. Kim, Optimization of electropolishing process using taguchi robust design for UNS N08367 in mixed solution of sulfuric acid and phosphoric acid, *Coatings*, **13**, 312 (2023). Doi: <https://doi.org/10.3390/coatings13020312>
12. S. M. Lee, B. M. Kwon, and K. Park, Flow characteristics according to internal structure of square wet scrubber, *Journal of the Korean Society of Marine Engineering*, **43**, 1 (2019). Doi: <https://doi.org/10.5916/jkosme.2019.43.1.1>
13. Chi-Cheng Lin, Chi-Chang Hu, Electropolishing of 304 stainless steel: Surface roughness control using experimental design strategies and a summarized electropolishing model, *Electrochimica Acta*, **53**, 3356 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2007.11.075>
14. B. Chatterjee, Science and Industry of Electropolishing, *Jahrbuch Oberflächentechnik*, **71**, 71 (2015). <https://doi.org/10.1016/j.jo.2015.06.001>

- www.researchgate.net/publication/286359930_Science_and_Industry_of_Electropolishing
15. M. Qian, J. N. DuPont, Microsegregation-related pitting corrosion characteristics of AL-6XN superaustenitic stainless steel laser welds, *Corrosion Science*, **52**, 3548 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.07.007>
 16. E. L. Smith, A. P. Abbott and K. S. Ryder, Deep Eutectic Solvents (DESS) and Their Applications, *Chemical Reviews*, **114**, 11060 (2014). Doi: <https://doi.org/10.1021/cr300162p>
 17. M. A. Karim, J. H. Bae, D. H. Kam, C. Kim, and Y. D. Park, Critical Influence of Rivet Head Height on Corrosion Performance of CFRP/Aluminum Self-Piercing Riveted Joints, *Corrosion Science and Technology*, **18**, 92 (2019). Doi: <https://doi.org/10.14773/CST.2019.18.3.92>
 18. 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>
 19. Sara Al Saadi, Yongsun Yi, Pyungyeon Cho, Changheui Jang and Philip Beeley, Passivity breakdown of 316L stainless steel during potentiodynamic polarization in NaCl solution, *Corrosion Science*, **111**, 720 (2016). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.06.011>
 20. Marcio Schwaab and Jose Carlos Pinto, Optimum reference temperature for reparameterization of the Arrhenius equation. Part 1: Problems involving one kinetic constant, *Chemical Engineering Science*, **62**, 2750 (2007). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.ces.2007.02.020>
 21. Guangdong Han, Zhanpeng Lu, Xiangkun Ru, Junjie Chen, Qian Xiao, Yongwu Tian, Improving the oxidation resistance of 316L stainless steel in simulated pressurized water reactor primary water by electropolishing treatment, *Journal of Nuclear Materials*, **467**, 194 (2015). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.09.029>
 22. M. A. Kappes, Localized corrosion and stress corrosion cracking of stainless steels in halides other than chlorides solutions: a review, *The Journal Corrosion Reviews*, **38**, 1 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1515/correv-2019-0061>
 23. Y. Han, E. Han, Q. Peng, W. Ke, Effects of electropolishing on corrosion and stress corrosion cracking of Alloy 182 in high temperature water, *Corrosion Science*, **121**, 1 (2017). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.03.004>
 24. J. P. James, F. Bocher, J. R. Scully, Effect of Braze Clearance on Localized Corrosion of a Superaustenitic Stainless Steel Brazed with a Ni-Based Alloy (Ni-22Cr-6.3Si-3.8P), *CORROSION*, **62**, 511 (2009). Doi: <https://doi.org/10.5006/1.3319155>
 25. G. Latha and Rajeswari, Pitting and crevice corrosion behaviour of superaustenitic stainless steels in sea water cooling systems, *Journal Corrosion Review*, **18**, 1 (2000). Doi: <https://doi.org/10.1515/CORREVE.2000.18.6.429>
 26. I. Betova, M. Bojinov, T. Laitinen, K. Mäkelä, P. Pohjanne, T. 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)
 27. R. T. Loto, Pitting corrosion evaluation of austenitic stainless steel type 304 in acid chloride media, *Journal of Materials and Environmental Science*, **4**, 448 (2013). <http://eprints.covenantuniversity.edu.ng/7366/>