

해수 담수화 시스템의 해수펌프용 316L 스테인리스강의 마찰부식 특성 연구

신동호¹ · 김성종^{2,†}

¹국립목포해양대학교, 전라남도 목포시 해양대학로 91

²국립목포해양대학교 기관시스템공학부, 전라남도 목포시 해양대학로 91

(2025년 6월 22일 접수, 2025년 6월 24일 수정, 2025년 6월 24일 채택)

Investigation on Tribocorrosion Characteristics of 316L Stainless Steel for Seawater Pumps in Seawater Desalination Systems

Dong Ho Shin¹ and Seong Jong Kim^{2,†}

¹Mokpo National Maritime University, 91, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Republic of Korea

²Division of Marine System Engineering, Mokpo National Maritime University, 91,

Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Republic of Korea

(Received June 22, 2025; Revised June 24, 2025; Accepted June 24, 2025)

In this paper, tribocorrosion characteristics of 316L stainless steel were investigated. Experimental results revealed that stability of chromium oxide film under corrosion conditions led to an increase in potential and a decrease in corrosion current density. However, under tribocorrosion conditions, destruction of the oxide film by friction led to a decrease in potential and an increase in corrosion current density. This was because grain refinement and residual stress concentration on the surface caused by friction affected the electrochemical stability of the oxide film. However, under corrosion conditions after tribocorrosion experiments, the potential increased over time while the corrosion current density decreased due to reformation of the oxide film. Nevertheless, it presented a higher corrosion current density than the corrosion condition due to the influence of defects and residual stress caused by friction. Under tribocorrosion conditions, initial lubrication effect resulted in a low friction coefficient. However, after trans-passive potential, the friction coefficient increased significantly due to destruction of the oxide film. As a result, the wear track appeared to be an area where the electrochemical reaction of corrosive ions was concentrated whereas the surrounding area presented a relatively good corrosion protection effect.

Keywords: 316L stainless steel, Tribocorrosion, Seawater, Electrochemical characteristics, Mechanical characteristics

1. 서론

해수담수화기술은 크게 열 기반의 증발방식과 막 기반의 투과방식으로 나뉜다 [1]. 이중 가장 흔하게 사용되는 기술은 반투과성 막(멤브레인)에 고압의 해수를 통과시켜 물 분자만 투과시키고 염분 및 불순물을 제거하는 역삼투압(Reverse Osmosis) 방식이다 [2]. 이는 에너지 효율이 높고 운영 비용이 상대적으로 작아 가장 보편화된 방식이다. 그러나 해수의 삼투압은 약 25 - 30 bar 정도이며, 이를 역전시켜 물 분자만이 막을 통과하도록

하기 위해서는 60 - 80 bar의 고압을 필요로 한다. 이를 위해 역삼투압 해수 담수화 시스템에서 핵심 설비 중 하나인 고압의 해수펌프가 존재한다.

역삼투압 해수담수화 시스템 중 해수펌프는 담수화 공정의 전단부에 위치하여 해수를 고압으로 이송하는 핵심장비이다 [3]. 현재 역삼투압 해수담수화 시스템에서 사용되는 고압의 해수펌프는 다단 원심펌프와 피스톤형 고압펌프가 있으며, 소재는 주로 타이타늄과 스테인리스강이 사용된다 [4-6]. 타이타늄은 우수한 내식성과 내충격성, 높은 비강도를 가지나 가공 난이도 및 제작 비용이 높다. 반면, 스테인리스강은 상대적으로 가공이 쉽고 저비용이나 상대적으로 내식성과 내충격성이 낮다. 특히, 해수펌프는 해수환경에서 사용되기 때문에

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

신동호: 연구원, 김성종: 교수

염소이온에 의한 부식이 발생한다. 또한, 작동에 따른 펌프 부품이 지속적으로 접촉하여 마찰마모에 의한 손상도 함께 발생한다. 이러한 두 손상기구는 동시에 발생하여 마찰부식에 의한 펌프의 효율 및 수명을 현저히 저하시킨다 [7]. 따라서 해수펌프의 내구성 평가를 위해 마찰부식에 대한 연구가 필요하다.

S. Alkan *et al.*에 따르면, 해수 환경에서 마찰부식은 316L 스테인리스강 표면의 산화피막을 파괴시켜 부식 전류밀도를 증가시켰다 [8]. 특히, 마찰부식에 의한 손상은 증가하였으나, 마찰계수는 감소하였다. Y. Zhang *et al.*은 304 스테인리스강에 대해 마찰부식을 연구하였으며, 마찰마모 중 표면의 미세조직 변화로 마찰부식에 의한 재료의 손상은 가속화되었다 [9]. 특히, 인가하중 증가에 따라 피트 형성 및 무게감소량이 증가하였다. 또한, E. Liu *et al.*에 따르면 316L 스테인리스강의 경우 전단력에 의해 형성된 마르텐사이트 결정구조는 표면경도와 내마모성을 증가시키나, 마르텐사이트-오스테나이트 조합이 마이크로 갈바닉부식을 야기시켜 마찰부식을 가속화시키는 것으로 나타났다 [10]. 이와 같이, 마찰부식은 스테인리스강의 손상을 가속화시킨다. 그러나 대부분의 연구자들은 마찰부식실험 후 마모트랙을 중점으로 연구하였으며, 마모트랙 이외의 영역은 고려하지 않았다. 해수펌프 작동 중 마찰마모와 부식이 상호작용하는 영역 이외 부식만이 발생하는 영역이 존재한다. 즉, 마찰마모의 영향 유무에 따라 전기화학적 특성이 상이한 영역이 공존하게 된다. 이러한 두 영역은 서로 다른 메커니즘에 의해 손상된다. 특히, 두 영역은 상호작용하여 손상 경향이 다르게 나타날 수 있다. 따라서 마찰부식에 대한 연구를 위해 마모트랙과 마모트랙 이외 영역에 대한 복합적인 분석이 필요하다.

본 연구에서는 해수담수화 시스템 해수펌프용으로 사용되는 316L 스테인리스강에 대해 천연해수에서 마찰부식 특성을 연구하였다. 특히, 마찰부식실험 후 마모트랙과 마모트랙 이외 영역의 손상을 관찰 및 분석하여 마찰부식 메커니즘을 연구하였다.

2. 실험방법

2.1 시험편 준비

본 연구에 사용된 시험편은 오스테나이트계의 316L 스테인리스강이며, 화학적 조성은 Table 1에 나타났다. 시험편은 35 mm × 35 mm의 크기로 가공 후 SiC 연마지와 알루미늄아 현탁액을 이용하여 0.3 μm까지 표면연마하였다. 연마한 시험편은 아세톤과 증류수에서 각각 3분 동안 초음파 세척하였으며, 이후 진공건조기에서 24시간 동안 건조하였다.

2.2 마찰부식실험

마찰부식실험은 트라이보미터(TRB3, Anton Paar, Graz, Austria)와 전위차계(Potentiostat, Interface 5000, Gamry)를 함께 사용하여 실시하였다. 마찰부식실험에서 마찰/마모 부분의 실험 조건은 다음과 같다. 먼저, 대응 볼은 직경 6 mm 및 비커스경도 1650 Hv의 알루미늄볼을 사용하였으며, 디스크의 회전반경은 3 mm로 설정하였다. 또한, 회전속도와 인가하중은 각각 3 cm/s 및 1 N으로 설정하였으며, 수용액은 천연해수로 상온에서 실시하였으며, 그 화학적 조성은 Table 2에 나타났다. 마찰계수는 equation (1)에 의해 산출된다.

$$\mu = \frac{F}{N} \quad (1)$$

μ = Friction coefficient

F = Frictional force

N = Normal force (Applied load)

본 연구에서 사용된 트라이보미터는 Symmetric measuring arm (좌우 대칭 구조의 측정 압)과 2개의 Friction sensor (마찰센서)로 이루어져 있다. 마찰마모에 의한 Symmetric measuring arm이 휘어지는 정도를 Friction sensor가 측정한다. 이때 측정되는 값은 마찰력이며, 이를 실험조건으로 설정한 인가하중으로 나누면 마찰계수가 산출된다. 이러한 원리를 통해 실시간으로

Table 1. Chemical composition of 316L stainless steel (wt%)

Ni	Cr	Mo	C	Si	Mn	P	S	Cu	N	Fe
10.17	16.9	2.01	0.022	0.61	1.03	0.033	0.029	0.281	0.011	Bal.

Table 2. Chemical composition and properties of seawater solution

Chemical composition(mg/L)						pH	Dissolved oxygen (mg/L)	Electric conductivity (mS/cm)
Cl ⁻	Na ⁺	SO ₄ ²⁻	Mg ²⁺	Ca ²⁺	K ⁺			
15,721	8,401	1,746	1,121	357	344	7.9	16.1	45.3

마찰력을 측정하여 마찰계수를 획득하였다.

전기화학적 실험 조건은 시험편을 작동전극으로 하여 노출면적이 4 cm^2 이 되도록 하였으며, 기준전극과 대극은 각각 은/염화은 전극(sat. by 3 M KCl)과 $20 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$ 크기의 백금망을 사용하여 3전극 셀을 구성하였다. 전기화학적 실험은 전위 측정 및 동전위분극실험을 수행하였다. 먼저, 전위는 은/염화은 전극을 기준으로 30분 동안 측정하였다. 또한, 동전위분극실험은 30분 안정화 후 개로전위 기준 -0.25 V 에서 1.6 V 까지 1.0 mV/s 의 주사속도로 수행하였다. 이후 동전위분극곡선을 이용하여 개로전위 기준 $\pm 0.25 \text{ V}$ 범위에서 타펠외삽법으로 부식전위와 부식전류밀도를 산출하였다. 마찰부식실험 후 시험편 표면에 형성된 마모트랙 및 비 마모트랙 영역의 전기화학적 특성 연구를 위해 마찰부식으로 손상된 시험편에 대하여 동전위분극실험을 한번 더 수행하였다. 모든 전기화학적 실험은 마찰부식실험과 동일한 셀에서 수행하였으며, 셀의 회전속도는 3 cm/s 로 설정하였다.

모든 실험 후 실체 현미경(SZX16, OLYMPUS, Tokyo, Japan)과 3D 공조점 레이저 현미경(OLS-5000, OLYMPUS, Tokyo, Japan)으로 손상된 시험편의 표면을 관찰 및 분석하였다.

3. 실험결과 및 고찰

Fig. 1은 316L 스테인리스강의 부식, 마찰부식 및 마찰부식실험 후 전위 측정 결과이다. 316L 스테인리스강은 모든 실험조건에서 기준전극(은/염화은 전극) 대비 음의 전위가 측정되었다. 부식 조건에서 전위는 약 -0.18 V 에서 개시되어 시간 경과에 따라 증가하였다. 그러나 마찰부식 조건에서 전위는 약 -0.35 V 에서 개시되어 시간 경과에 따라 감소하였다. 특히, 실험종료 시점에 부식과 마찰부식 조건에서의 전위차는 약 0.318 V 로 측정되었다. 일반적으로 전위가 높을수록 전기화학적으로 안정한 것으로 알려져 있다 [11]. 부식 조건과 비교하여 마찰부식 조건에서 전위가 낮은 것은 316L 스테인리스강 표면에 형성된 크롬산화피막(Cr_2O_3)의 파괴에 기인한 것으로 사료된다 [12]. 스테인리스강은 표면에 Cr_2O_3 가 자연적으로 형성되며, 이는 전기화학적으로 매우 안정한 것으로 알려져 있다 [13]. 특히, 가혹한 부식환경인 해수에서도 스테인리스강은 표면에 Cr_2O_3 를 형성시켜 우수한 내식성을 나타낸다. 그러나 마찰마모와 같은 물리적인 힘에 의해 쉽게 파괴되어 전기화학적 반응을 촉진시킨다. 따라서 마찰마모는 316L 스테인리스강의 전기화학적 안정성을 저하시켜 상대적으로 낮은 전위를 나타내는 것으로 사료된다. 마찰부식실험 후 전위를 측정 한 조건의 경우, 약 -0.45 V 의 전위에서 개시되어 시간

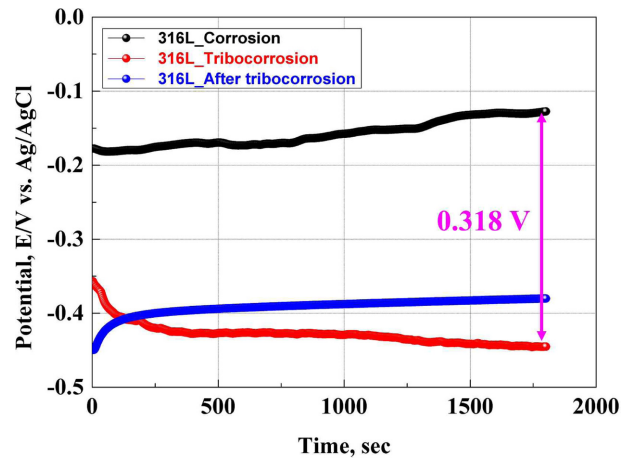


Fig. 1. Potential measurement of 316L stainless steel with each conditions in natural seawater solution

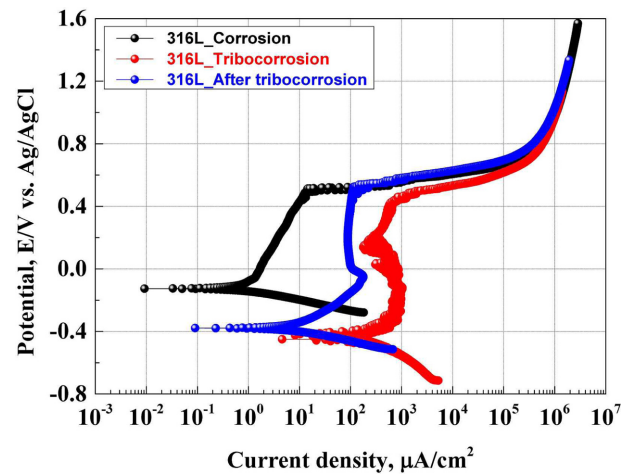


Fig. 2. Potentiodynamic polarization curves of 316L stainless steel with each conditions in natural seawater solution

경과에 따라 증가하였으며, 종료시점에 -0.38 V 로 측정되어 마찰부식 조건보다 높은 전위를 나타냈다. 이는 시간 경과에 따라 표면에 형성된 Cr_2O_3 가 파괴되지 않거나 재생성되어 상대적으로 안정하게 형성된 것에 기인한다 [14]. 그럼에도 불구하고 부식 조건보다 낮은 전위를 나타낸 것은 마찰부식 조건에서 형성된 마모트랙의 미세조직 변화 및 균열에 기인한 것으로 사료된다 [15]. 특히, 스테인리스강은 마찰마모에 의해 소성변형되어 결정립 미세화 및 격자결함을 증가시킨다 [16]. 이는 전기화학적으로 불안정한 표면을 형성시키기 때문에 전기화학적 반응이 더욱 활발하여 전위가 낮게 측정되는 것으로 사료된다.

Fig. 2는 부식, 마찰부식 및 마찰부식실험 후 부식실험한 조건에서 316L 스테인리스강의 동전위분극곡선이

다. 316L 스테인리스강은 모든 실험 조건에서 활성화, 부동태 및 과부동태 특성을 나타냈다. 부식 조건의 경우, 개로전위부터 전위 증가에 따라 전류밀도가 증가하는 활성화 구간을 나타냈다. 그러나 약 -0.058 V부터 전류밀도의 증가율은 감소하였으며, 전류밀도의 크기가 작으므로 부동태 구간인 것으로 사료된다. 그러나 0.511 V부터 전류밀도가 현저히 증가하는 과부동태 특성이 뚜렷하게 관찰되었다. 마찰부식 조건의 경우, 개로전위부터 전위 증가에 따라 전류밀도는 증가하였으며, 약 -0.316 V부터 전류밀도가 정체 및 감소하는 부동태 구간을 나타냈다. 이후 약 0.137 V에서 전류밀도가 다시 증가하였으며, 0.428 V에서 과부동태 특성이 관찰되었다. 부식 조건과 비교하여 마찰부식 조건에서 높은 전류밀도가 측정되었다. 그럼에도 불구하고 전위 증가에 따라 전류밀도는 뚜렷하게 정체 및 감소하는 부동태 구간이 관찰되었다. 이는 Cr_2O_3 의 지속적인 재형성 및 낮은 전위에 의한 전기화학적 반응의 한계에 기인하는 것으로 사료된다. 또한, 마찰마모에 의한 마찰열 발생으로 마모트랙 표면의 결정립 미세화에 기인하는 것으로 사료된다 [17]. 일반적으로 부동태 피막의 성장은 특정 결함부에서 핵 생성으로 개시된다. 특히, 원자 배열이 불규칙하고 높은 계면에너지에 가지는 결정립계에서 부동태 피막의 핵 생성이 개시된다. 따라서 마모트랙의 결정립 미세화는 부동태 피막의 성장 초기에 핵 생성 속도를 증가시킨다. 이때 부동태 피막의 성장 속도도 동시에 증가하여 전류밀도는 증가한다. 그러나 전위가 더욱 증가함에 따라 부동태 피막은 더욱 빠르고 조밀하게 형성되어 상대적으로 안정된 상태를 나타낸다. 그래서 마찰마모에 의해 Cr_2O_3 가 파괴될지라도 약 0 V의 전위로부터 전류밀도가 감소하는 것은 더 빠르고 조밀한 부동태 피막 형성에 기인하는 것으로 사료된다. 그러나 0.137 V부터 전류밀도가 다시 증가하였다. 이는 마찰마모에 의해 마모트랙에 축적된 잔류응력과 결함이 특정 전위 이상에서 활성화되어 부식 개시점을 증가시키고, 결정립 미세화에 의한 결정립계의 증가로 국부적인 산화 및 피트 형성이 우세해진 것에 기인한 것으로 사료된다 [18]. 또한, 이러한 잔류응력과 결함은 마모트랙에 형성된 Cr_2O_3 의 전기화학적 안정성을 저하시키는 것으로 사료된다. 그래서 0.428 V의 과부동태 전위 전까지 전류밀도가 증가하는 것으로 사료된다. 마찰마모에 의한 잔류응력과 결함 증가, 결정립 미세화에 의한 입계 증가는 부식 조건과 비교하여 과부동태 전위 감소에도 영향을 미치는 것으로 나타났다. 이는 부식과 마찰마모의 상호작용에 의해 과부동태 특성이 가속화된 것으로 사료된다. 특히, 전기화학적 반응에 의한 산화피막 파괴보다 마찰마모에 의한 산화피막 파괴가 과부동태 구간의 빠른 진입에 더

큰 영향을 미친 것으로 사료된다. 한편, 마찰부식실험 후 부식실험한 조건의 경우, 개로전위에서 전위 증가에 따라 전류밀도는 지속적으로 증가하였으며, 약 -0.043 V부터 전류밀도가 감소하는 부동태 특성을 나타냈다. 이후 약 0.516 V에서 과부동태를 나타냈으며, 이는 부식 조건과 유사한 경향을 나타냈다. 마찰부식실험 후 부식실험한 조건의 동전위분극곡선에서 활성화 구간이 더 크게 관찰된 것은 마찰마모에 의한 표면의 특성 변화에 기인한 것으로 사료된다. 즉, 전단력에 의해 형성된 마모트랙은 소성변형되며, 마모트랙과 그 주변 영역에 수많은 균열과 격자결함을 형성시킨다 [19]. 이러한 결함은 부식성 이온의 침투경로가 되어 전기화학적 반응을 가속화시킨다. 또한, 마찰마모에 의해 소성변형된 영역에서 많은 전위(dislocation)의 형성과 이동이 발생한다 [20]. 이는 전위밀도와 잔류응력을 증가시켜 국부부식을 촉진시키는 요인이다. 특히, 마모트랙과 그 주변영역 비교 시 상대적으로 높은 전위밀도와 잔류응력을 가진 마모트랙에서 부식이 개시되고 집중된다. 이러한 메커니즘으로 인해 마찰부식실험 후 동전위분극곡선은 가장 넓은 활성화 구간과 가장 좁은 부동태 구간을 나타냈다. 그러나 모든 전위 구간에서 마찰부식 조건보다 낮은 전류밀도를 나타내어 상대적으로 전기화학적 특성이 안정한 것으로 사료된다. 이는 표면에 형성된 Cr_2O_3 가 마찰마모에 의해 파괴되지 않고 상대적으로 안정한 상태로 유지되기 때문으로 사료된다.

Table 3은 동전위분극곡선에 대해 타펠외삽법으로 부식 파라미터 및 분극저항 산출 결과이다. 분극저항은 equation (2)에 따라 산출되었다.

$$R_p = \frac{\beta_a \beta_c}{2.303(i_{corr})(\beta_a + \beta_c)} \quad (2)$$

R_p = Polarization resistance, $\text{m}\Omega \cdot \text{cm}^2$

β_a = Anodic Tafel slope, mV/dec

β_c = Cathodic Tafel slope, mV/dec

i_{corr} = Corrosion current density, mA/cm^2

Equation (2)에서 보는 바와 같이, 부식전류밀도와 분극저항은 반비례 경향을 나타낸다. 따라서 부식전류밀도가 낮고 분극저항이 높을 때 전기화학적 안정성이 우수하다.

316L 스테인리스강은 부식 조건에서 $0.881 \mu\text{A/cm}^2$ 의 부식전류밀도를 나타냈다. 그러나 마찰부식 조건에서 $382.208 \mu\text{A/cm}^2$ 로 산출되어 약 433.8배 증가한 것으로 나타났다. 이는 앞서 언급한 바와 마찬가지로 마찰마모에 의한 Cr_2O_3 의 파괴로 316L 스테인리스강의 전기화학적 반응이 매우 활발한 것에 기인한다. 마찰부식

Table 3. Corrosion parameter after potentiodynamic polarization experiments of 316L stainless steel with each conditions in natural seawater solution

Condition	E_{corr} (mV)	β_a (mV/dec)	β_c (mV/dec)	i_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	R_p ($\text{m}\Omega \cdot \text{cm}^2$)
Corrosion	-125.572	643.6	69.1	0.881	30.755
Tribocorrosion	-434.691	209.6	224.6	382.208	0.123
After tribocorrosion	-377.283	324.2	77.3	9.941	2.726

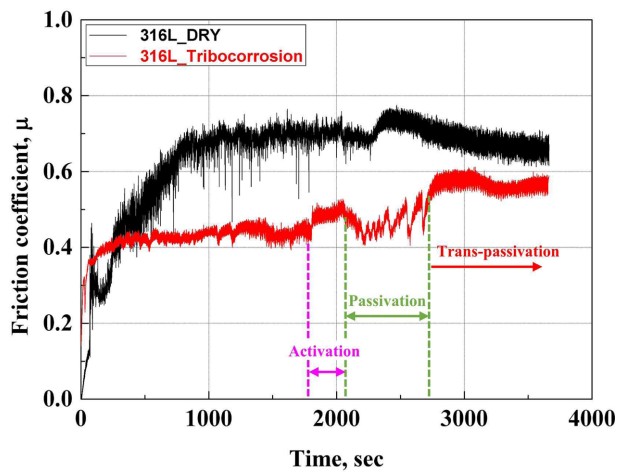


Fig. 3. Friction coefficient curves of 316L stainless steel in dry and tribocorrosion conditions

실험 후 부식실험한 조건에서 부식전류밀도는 $9.941 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로 산출되었다. 이는 마찰마모에 의해 Cr_2O_3 가 지속적으로 파괴되지 않고 상대적으로 안정하게 형성되어 마찰부식 조건보다 낮은 것으로 사료된다. 그러나 부식 조건보다 높은 부식전류밀도를 나타냈다. 이는 마찰마모에 의해 형성된 마모트랙과 그 주변 영역에 존재하는 수많은 결함과 높은 잔류응력에 기인하는 것으로 사료된다. 분극저항은 부식전류밀도와 반비례 경향을 나타냈다. 즉, 마찰부식 조건에서 가장 낮은 분극저항을 나타내어 전기화학적 반응이 활발한 것으로 나타났다.

Fig. 3은 316L 스테인리스강의 마찰계수 측정 결과이다. 건조 조건에서 316L 스테인리스강은 낮은 마찰계수에서 개시되어 약 1000 초 동안의 길들이기 구간 후 약 0.7μ 의 마찰계수에 도달하였다. 이후 시간 경과에 따라 큰 변화를 나타내지 않았으나, 약 2300 초에서 마찰계수는 증가하였다. 이후 마찰계수는 감소 및 안정화되어 최종지점에서 약 0.65μ 의 마찰계수를 나타냈다. 이와 같이, 마찰계수 증가 후 즉시 감소하여 안정화되는 것은 시험편에 존재하는 결함에 기인한 것으로 사료된다. 한편, 마찰부식 조건에서는 낮은 마찰계수에서 개시되어 약 250 초 동안의 길들이기 구간 후 약 0.4μ 의 마찰계수에 도달하였다. 이후 약 1800 초까지 마찰계수는

큰 변화를 나타내지 않았다. 그러나 동전위분극실험이 시작되는 시점부터 마찰계수는 변화하였다. 활성태 구간에서 마찰계수는 소폭 증가하였으며, 부동태 구간에서 다시 감소하는 경향을 나타냈다. 일반적으로 해수에서 316L 스테인리스강 표면에 형성되는 산화피막은 내부층과 외부층으로 구분된다 [21]. 내부층은 대부분 Cr_2O_3 로 구성되어 있으며 일부 Fe_2O_3 가 존재한다. 그러나 외부층은 FeOOH 및 $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ 와 같은 수화된 산화피막 (Hydrated oxide film)으로 구성되어 있다. 이는 Cr과 Fe의 산화성 및 산화물의 안정성 차이에 기인한다. 즉, Cr은 Fe보다 더욱 쉽게 산화되어 Cr_2O_3 를 먼저 성장시킨다. 또한, Cr_2O_3 는 Fe_2O_3 보다 더 낮은 Gibbs 자유에너지를 가져 열역학적으로 더욱 안정한 물질이다. 따라서 외부에 형성된 Fe_2O_3 는 수용액과 직접 접촉하고 불안정한 물질이기 때문에 수화되기 쉽다 [22]. 이러한 수화된 산화피막은 표면에 수막을 형성시켜 마찰마모 시 경계윤활(Boundary lubrication)을 가능하게 한다 [23,24]. 이러한 이유로 부동태 구간에서 마찰계수는 감소한 것으로 사료된다. 또한, 부동태 구간에서 마찰계수의 증가 및 감소는 매우 짧은 주기로 반복되었다. 이는 부동태 구간에서 316L 스테인리스강 표면에 형성되는 산화피막의 형성 및 파괴의 반복에 기인한 것으로 사료된다. 특히, 부동태 구간 초기에는 상대적으로 작은 폭의 변화를 나타냈다. 그러나 시간 경과 및 전위 증가에 따라 마찰계수의 변화 폭은 더욱 크게 증가하였으며, 과부동태 구간에서 마찰계수는 약 0.58μ 까지 증가하였다. 이는 마찰마모 중 마모트랙 표면의 소성화 및 결정립 미세화로 잔류응력 증가 및 결함 형성에 기인한 것으로 사료된다. 즉, 부동태 구간에서 결정립 미세화에 따른 부동태 피막의 안정성 증가로 마찰계수는 감소한다 [25]. 이후 전위 증가로 부동태 피막의 안정성이 저하되고, 마모트랙에 존재하는 결함에 의해 마찰계수의 변동 폭은 더 크게 나타난 것으로 사료된다. 특히, 과부동태 구간에서 부동태 피막의 파괴가 316L 스테인리스강의 마찰마모 특성에 영향을 미쳐 마찰계수가 증가하였다. 건조 조건에서 마찰계수의 평균과 표준편차는 각각 0.633μ 및 0.131μ 로 측정되었다. 그러나 마찰부식 조건에서 평균과 표준편차는 각각 0.472μ 및 0.066μ 로 감소하였다.

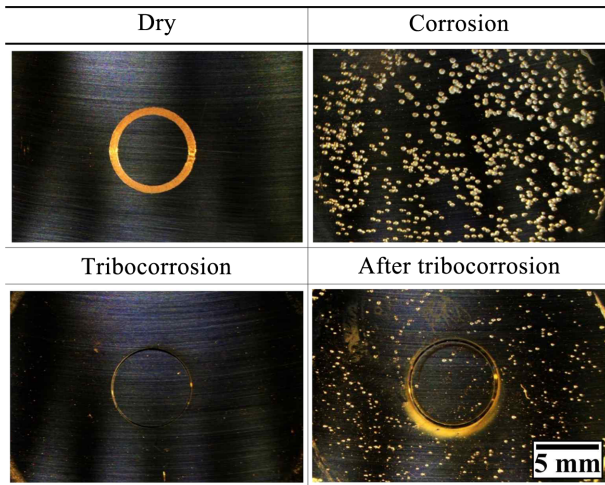


Fig. 4. Stereo-microscope image of 316L stainless steel with each conditions

이는 마찰부식 조건에서 해수에 의한 윤활 및 마찰열 감소로 내마모성이 상대적으로 우수하다는 것을 나타낸다 [26].

Fig. 4는 마찰마모(건조조건), 부식, 마찰부식 및 마찰부식실험 후 부식실험한 조건에서 316L 스테인리스강의 손상된 표면을 실체현미경으로 관찰한 결과이다. 316L 스테인리스강의 부식 및 마모에 의한 손상은 뚜렷하게 관찰되었다. 건조 조건과 비교하여 마찰부식 조

건에서 마모트랙의 너비는 감소하였다. 또한, 부식 조건에서 표면의 손상은 전반적으로 균일하게 나타났다. 그러나 마찰부식 조건에서 부식에 의한 손상이 현저히 감소하였다. 이는 마찰부식 조건에서 마모트랙 산화피막의 연속적인 파괴에 의해 전기화학적 반응이 마모트랙으로 집중되어 주변 영역의 부식손상을 감소시킨 것으로 사료된다 [27]. 마찰부식실험 후 부식실험한 결과, 표면 전반적으로 부식에 의한 손상이 나타났으나, 손상크기는 부식 조건보다 작게 관찰되었다. 그러나 마모트랙에서 부식손상의 수와 크기는 증가하였다. 마찰부식실험 후 형성된 마모트랙은 마모볼에 의해 수많은 결함과 잔류응력이 존재한다. 이러한 영역은 부식성 이온에 의한 전기화학적 반응이 우선적으로 발생한다. 이러한 이유로 마모트랙이 형성된 시험편의 부식실험 시 손상은 마모트랙에 집중되고, 그 주변영역의 전기화학적 반응은 상대적으로 작은 것으로 사료된다.

Fig. 5는 316L 스테인리스강의 부식, 마찰부식 및 마찰부식실험 후 부식실험한 조건에서 부식영역에 대한 부식깊이와 너비 측정 결과이다. 316L 스테인리스강은 부식 조건에서 가장 큰 부식깊이와 너비가 측정되었다. 그러나 마찰부식 조건에서 부식손상 크기는 감소하였다. 특히, 부식 조건과 비교하여 마찰부식 조건에서 부식깊이와 너비는 각각 62.52%와 83.57%의 감소율을 나타냈다. 또한, 마찰부식 조건과 비교하여 마찰부식실험 후

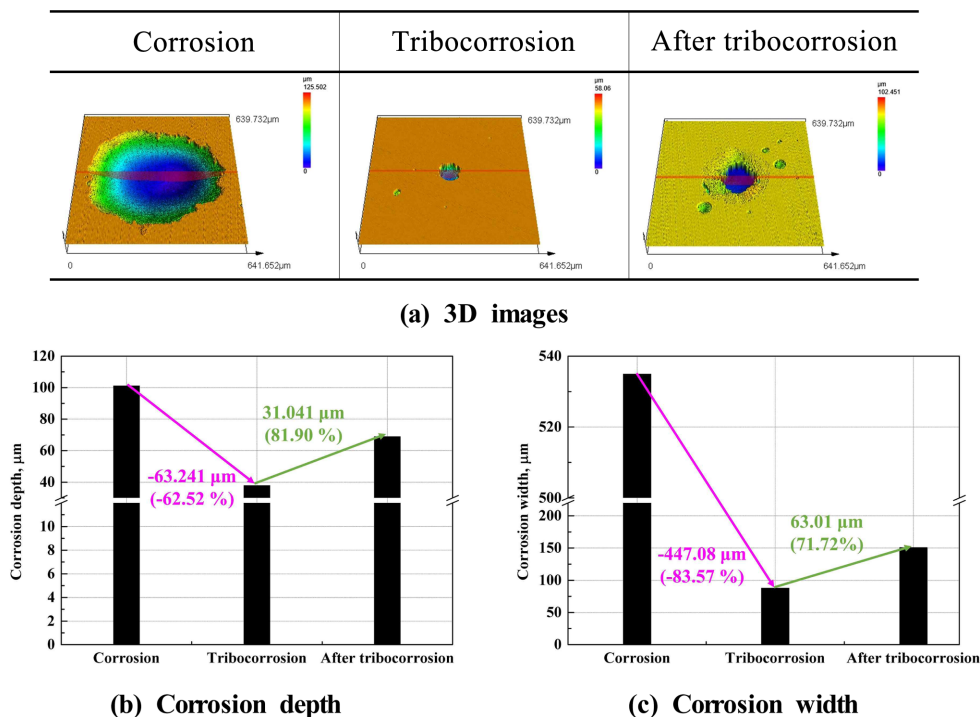


Fig. 5. 3D images and corrosion degree in corrosion region of 316L stainless steel with each conditions

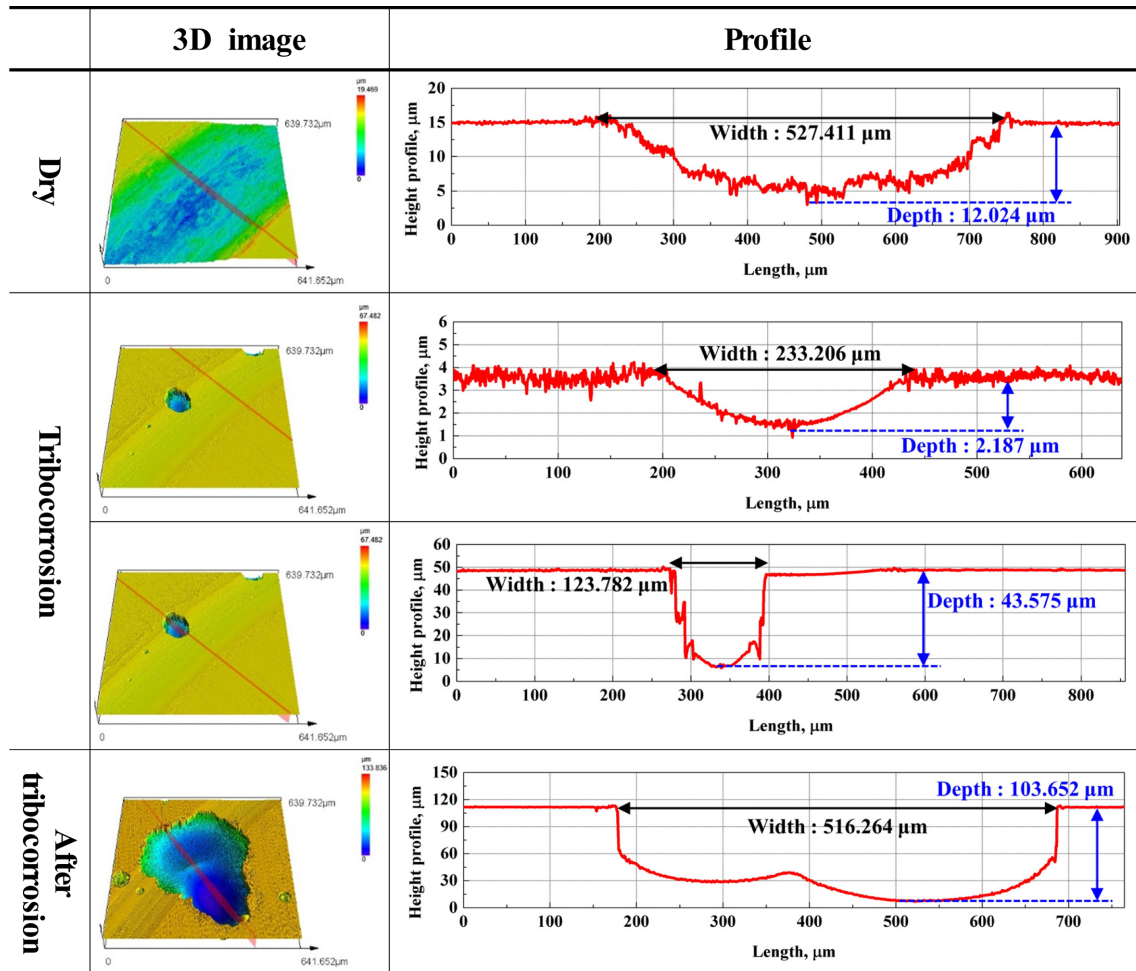


Fig. 6. Wear and corrosion degree in wear track of 316L stainless steel with each conditions

부식실험한 조건에서 부식깊이와 너비의 증가율은 각각 81.90%와 71.72%를 나타냈다. 이는 앞서 언급한 바와 같이 마찰부식 조건에서 부식성 이온에 의한 전기화학적 반응이 마모트랙에 집중되어 그 주변영역(부식손상 영역)은 상대적으로 방식효과를 나타내는 것을 의미한다.

Fig. 6은 건조, 마찰부식 및 마찰부식실험 후 부식실험한 조건에서 316L 스테인리스강의 마모트랙 관찰 결과이다. 건조 조건에서 마모트랙의 깊이와 너비는 각각 12.024 μm 및 527.411 μm 로 측정되었다. 그러나 마찰부식 조건에서 마모트랙의 깊이와 너비는 각각 2.187 μm 및 233.206 μm 로 건조 조건과 비교하여 감소하였다. 이는 해수의 윤활작용 및 마찰열 감소에 의한 마찰계수 감소에 기인하는 것으로 사료된다. 또한, 마모트랙에서 부식 손상이 관찰되었으며, 그 깊이와 너비는 각각 43.575 μm 및 123.782 μm 로 동일한 실험 조건의 부식 영역(Fig. 5)에서 관찰된 부식깊이(37.899 μm) 및 부식 너비(87.853 μm)보다 크게 측정되었다. 이는 마찰부식

조건에서 마모트랙의 전기화학적 반응이 우세하여 나타난 것으로 사료된다. 마모트랙에 형성된 부식 손상은 마찰마모 시 실제 접촉면적을 감소시켜 윤활효과를 나타낼 수 있다 [28]. 마찰부식실험 후 부식실험한 조건에서 마모트랙의 부식손상 크기는 현저히 증가하였다. 특히, 동일한 실험 조건의 부식 영역(Fig. 5)에서 관찰된 부식 깊이(68.940 μm) 및 너비(150.869 μm)보다 크게 측정되었다. 이는 마찰마모에 의해 형성된 마모트랙에 존재하는 결함과 높은 잔류응력에 기인한다.

4. 결론

본 연구에서는 해수담수화 시스템의 해수펌프용으로 사용되는 316L 스테인리스강에 대해 천연해수에서 마찰부식 특성을 연구하였으며, 그 결과는 다음과 같다.

동전위분극실험 결과, 부식 조건과 비교하여 마찰부식 조건에서 부식 및 과부동태 전위는 감소하였으며, 부

식전류밀도는 증가하였다. 특히, 마찰부식 조건과 비교하여 마찰부식실험 후 부식실험한 조건에서 전류밀도는 감소하였으나, 부식 조건보다는 현저히 높게 측정되었다. 이는 마찰마모에 의한 마모트랙의 잔류응력 증가, 결정립 미세화 및 결함 형성이 Cr_2O_3 의 안정성을 저하시킨 것으로 사료된다.

마찰계수 측정 결과, 건조 조건과 비교하여 마찰부식 조건에서 마찰계수는 감소하였다. 이는 해수의 윤활효과 및 마찰열 감소에 기인한다. 마찰부식 중 전위증가에 따라 마찰계수는 변화하였다. 특히, 과부동태 구간 진입 시 마찰계수는 증가하였다.

표면분석 결과, 부식 조건에서 표면 전반적으로 부식 손상이 관찰되었다. 그러나 마찰부식 조건에서는 부식 손상이 마모트랙에 집중되었으며, 주변 영역은 상대적으로 방식효과를 나타냈다. 마찰부식실험 후 부식실험한 조건에서 마모트랙의 부식깊이와 너비는 현저히 증가하였다. 이는 마찰마모에 의해 생성된 결함과 잔류응력 증가에 기인한다.

본 연구의 결과를 통해 마찰부식에 의한 마모트랙 영역의 전기화학적 반응 집중 메커니즘을 이용하여 마찰부식 저항성 향상을 위한 적절한 재료 및 표면처리공정 선정이 가능할 것으로 사료된다. 특히, 해수 담수화 시스템의 해수펌프 구성품에 대한 성능과 내구성 향상을 위한 기초자료로 활용될 수 있을 것으로 여겨진다.

감사의 글

이 논문은 2024년도 정부(교육부)의 재원으로 한국연구재단 국립대학육성사업의 지원을 받아 수행된 연구임.

References

1. A. Shokri and M. Sanavi Fard, Corrosion in seawater desalination industry: A critical analysis of impacts and mitigation strategies, *Chemosphere*, **307**, 135640 (2022). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2022.135640>
2. M. Qasim, M. Badrelzaman, N. N. Darwish, N. A. Darwish, and N. Hilal, Reverse osmosis desalination: A state-of-the-art review, *Desalination*, **459**, 59 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.desal.2019.02.008>
3. N. Voutchkov, Energy use for membrane seawater desalination - current status and trends, *Desalination*, **431**, 2 (2018). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.desal.2017.10.033>
4. F. Yin, X. Kong, H. Ji, S. Nie, and W. Lu, Research on the pressure and flow characteristics of seawater axial piston pump considering cavitation for reverse osmosis desalination system, *Desalination*, **540**, 115998 (2022). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.desal.2022.115998>
5. N. Larché and P. D  zerville, "Review of material selection and corrosion in seawater reverse osmosis desalination plants," *Desalin. Water Treat.*, Vol. 31, No. 1-3, pp. 121-133, 2011, Doi: <https://doi.org/10.5004/dwt.2011.2362>
6. N. Larch  , P. D  zerville, D. Le Flour, P. Vinzio, K. H. K  fler, and D. Thierry, Corrosion of stainless steel components in seawater reverse osmosis desalination plants—investigations on adapted internal cathodic protection, *Desalination and Water Treatment*, **55**, 2478 (2015). Doi: <https://doi.org/10.1080/19443994.2014.939499>
7. Y. Li, Z. Zhou, and Y. He, Tribocorrosion and Surface Protection Technology of Titanium Alloys: A Review, *Materials*, **17**, 65 (2024). Doi: <https://doi.org/10.3390/ma17010065>
8. S. Alkan and M. S. G  k, Effect of sliding wear and electrochemical potential on tribocorrosion behaviour of AISI 316 stainless steel in seawater, *Engineering Science and Technology, an International Journal*, **24**, 524 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jestech.2020.07.004>
9. Y. Zhang, X. Yin, J. Wang, and F. Yan, Influence of microstructure evolution on tribocorrosion of 304SS in artificial seawater, *Corrosion Science*, **88**, 423 (2014). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.07.062>
10. E. Liu, Y. Zhang, L. Zhu, Z. Zeng, and R. Gao, Effect of strain-induced martensite on the tribocorrosion of AISI 316L austenitic stainless steel in seawater, *RSC Advances*, **7**, 44923 (2017). Doi: <https://doi.org/10.1039/c7ra07318f>
11. J. S. Lee and S. Park, Effect of Phosphate Surface Treatment on the Localized Corrosion Resistance of UNS G41400 Steel, *Corrosion Science and Technology*, **22**, 429 (2023). Doi: <https://doi.org/10.14773/CST.2023.22.6.429>
12. P. Henry, J. Takadoum, and P. Ber  cot, Depassivation of some metals by sliding friction, *Corrosion Science*, **53**, 320 (2011). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.09.038>
13. W. C. Jung, D. Han, and M. S. Kong, Evaluation of Corrosion Characteristics of 316L Stainless Steel for Semiconductor Processes Exposed to Dry and Wet Chlorine Gas Environments, *Corrosion Science and Technology*, **24**, 21, (2025). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2025.24.1.21>
14. A. L  pez-Ortega, J. L. Arana, and R. Bay  n, On the comparison of the tribocorrosion behavior of passive and non-passivating materials and assessment of the influence of agitation, *Wear*, **456-457**, 203388 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203388>
15. A. Dalmau, C. Richard, and A. Igual - Mu  oz, Degrada-

- tion mechanisms in martensitic stainless steels: Wear, corrosion and tribocorrosion appraisal, *Tribol. Int.*, **121**, 167 (2018). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.01.036>
16. M. Sato, N. Tsuji, Y. Minamino, and Y. Koizumi, Formation of nanocrystalline surface layers in various metallic materials by near surface severe plastic deformation, *Sci. Technol. Adv. Mater.*, **5**, 145 (2004). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.stam.2003.10.015>
17. F. Ben Saada, Z. Antar, K. Elleuch, P. Ponthiaux, and N. Gey, The effect of nanocrystallized surface on the tribocorrosion behavior of 304L stainless steel, *Wear*, **394-395**, 71 (2018). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.10.007>
18. H. Zhang, P. Xue, L. H. Wu, Q. N. Song, D. Wang, B. L. Xiao, Z. Y. Ma, Effect of grain ultra-refinement on corrosion behavior of ultra-high strength high nitrogen stainless steel, *Corrosion Science*, **174**, 108847 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108847>
19. A. Mazzù and G. Donzella, A model for predicting plastic strain and surface cracks at steady-state wear and ratcheting regime, *Wear*, **400-401**, 127 (2018). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.01.002>
20. A. Moshkovich, I. Lapsker, Y. Feldman, and L. Rapoport, Severe plastic deformation of four FCC metals during friction under lubricated conditions, *Wear*, **386-387**, 49 (2017). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.05.018>
21. M. G. S. Ferreira, A. M. P. Simões, C. Compere, B. Rondot, and M. Da Cunha Belo, Semiconducting behaviour of stainless steel passive films in contact with artificial seawater, *Materials Science Forum*, **289-292**, 887 (1998). Doi: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.289-292.887>
22. Z. Wang et al., Passivation behavior of 316L stainless steel in artificial seawater: effects of pH and dissolved oxygen, *Anti-Corrosion Methods Materials*, **68**, 122 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1108/ACMM-09-2020-2367>
23. L. Chun-Ying, M. Wei-Ti, G. Ming-Der, and L. Hung-Bin, A study on the corrosion and wear behavior of nanocrystalline Ni[Mo] electrodeposited coatings, *Surface and Coatings Technology*, **366**, 286 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.03.048>
24. S. Mischler, A. Spiegel, and D. Landolt, The role of passive oxide films on the degradation of steel in tribocorrosion systems, *Wear*, **225-229**, 1078 (1999). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(99\)00056-3](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00056-3)
25. S. Cao and S. Mischler, Modeling tribocorrosion of passive metals - A review, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, **22**, 127 (2018) Doi: <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2018.06.001>
26. B. Zhang, J. Wang, J. Yuan, and F. Yan, Tribocorrosion behavior of nickel-aluminium bronze sliding against alumina under the lubrication by seawater with different halide concentrations, *Friction*, **7**, 444 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1007/s40544-018-0221-y>
27. D. H. Shin and S. J. Kim, Effects of hard anodizing on mechanical and electrochemical characteristics of aluminum alloys under tribocorrosion condition, *Corrosion Science*, **240**, 112503 (2024). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2024.112503>
28. B. A. Obadele, A. Andrews, M. B. Shongwe, and P. A. Olubambi, Tribocorrosion behaviours of AISI 310 and AISI 316 austenitic stainless steels in 3.5% NaCl solution, *Materials Chemistry and Physics*, **171**, 239 (2016). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2016.01.013>