

UNS A93003 합금의 산성 염화물 환경에서의 국부 부식 거동

이준섭^{1,†} · 이여경¹ · 공경호² · 김봉윤²

¹국립창원대학교 재료금속공학과

²LG전자 생산기술원

(2026년 2월 24일 접수, 2026년 3월 26일 수정, 2026년 3월 31일 채택)

Localised Corrosion Behaviour of UNS A93003 Alloy in an Acidified Chloride Environment

Jun-Seob Lee^{1,2,†}, Yeokyeong Lee¹, Kyeong-Ho Kong², and Bong-Yoon Kim²

¹Department of Materials Science and Metallurgy, Changwon National University, Changwon 51140, Republic of Korea

²LG Electronics, LG-ro 222, Pyeongtaek, 17709, Republic of Korea

(Received February 24, 2026; Revised March 26, 2026; Accepted March 31, 2026)

The localised corrosion behaviour of UNS A93003 aluminium alloy was investigated in a seawater acetic acid test solution (SWAAT: 4.2 wt% NaCl + 1.0 wt% CH₃COOH). Specimens were immersed for 169 h, and the surface morphology was examined using optical microscopy. Maximum and average depths were measured by 3D profilometry, and the corroded area fraction was quantified through image analysis. Al–Mn–Fe–Si intermetallic compounds (IMCs) were distributed throughout the alloy matrix. Localised corrosion was observed at the IMC–matrix interfaces, particularly around coarse IMCs (approximately 10 μm). Both the average and maximum depths increased with immersion time, while the maximum-to-average depth ratio decreased towards unity. This trend indicated a reduction in depth localisation and an increase in the number of localised corrosion sites. Initiation was preferentially associated with the interfaces of coarse IMCs and later extended to the interfaces of finer IMCs. Initially, localised corrosion areas were isolated but eventually became connected or merged. SKPFM analysis showed a higher contact potential difference (CPD) on IMCs than on the matrix; the ΔCPD values were consistent with a micro-galvanic driving force for early initiation.

Keywords: Localised corrosion, Chloride ion, Acidic solution, Electrochemical techniques, SKPFM

1. 서론

열교환기는 냉난방, 자동차, 산업 설비에서 열을 전달하는 구성요소로서 운전 효율과 운전 안정성에 영향을 준다. 열교환기 재료는 무게, 열전달 특성, 성형 및 접합 공정, 그리고 장기 운전에서의 내구 특성을 함께 고려해 선정한다. 알루미늄 합금은 열교환기 제작에 널리 적용되어 왔다. 운전 중 노출되는 수용액 환경에서 국부 부식 양상이 열교환기 성능 유지에 중요한 검토 대상이다.

열교환기용 알루미늄 재료는 단일 합금으로 적용되기

도 하고, 심재와 표면층을 달리한 다층 재료로 적용되기도 한다. 다층 재료의 경우 3XXX 계열을 심재로 두고 4XXX 계열을 표면층으로 두는 구성이 열교환기 부품 재료로 보고되어 왔다. 예를 들어, UNS A94343/ UNS A93003/ UNS A94343 다층 판재를 열교환기재료로 두고 부식 거동을 다룬 연구가 제시되어 있다 [1-4]. 또한 UNS A93003을 심재로 두고 UNS A94045 또는 UNS A94343을 표면층으로 적용한 열교환기용 재료를 전제로 미세조직과 성질을 논의한 보고도 있다 [2]. 이렇게 UNS A93003 합금은 열교환기용 알루미늄 합금 논의에서 가장 많이 언급되는 재료이다.

열교환기 부품은 운전 중 습윤/건조 반복 등의 환경에 장시간 노출되면서 표면 상태가 시간에 따라 달라질 수 있다. 국부 부식은 일정 시간 경과 뒤 특정 위치에

[†]Corresponding author: junseoble@changwon.ac.kr

이준섭: 교수, 이여경: 석사과정, 공경호: 선임연구원, 김봉윤: 책임연구원

서 시작되고, 이후 주변으로 확장되는 양상으로 진행되는 경우가 많아 개시와 전파를 한 시점의 결과로 설명하기 어렵다. 특히 초기 단계에서는 관찰 시점에 따라 국부 부식의 존재 여부와 형태가 달라질 수 있어, 시간 경과에 따른 변화를 함께 놓고 거동을 정리해야 한다. 이런 관점에서 침지 시간에 따른 국부 부식의 개시 특성과 전파 양상을 구분해 다루는 접근이 필요하다.

기존 연구에서는 열교환기용 알루미늄 재료의 부식 거동을 침지 시험과 전기화학 시험으로 평가해 왔다. 예를 들어 UNS A93003을 포함하는 UNS A93003/ UNS A94343 다층 재료를 염화물 수용액에 일정 기간 노출한 뒤, 표면 부식 생성물을 비교한 보고가 제시되어 있다 [2]. 또한 열교환기 재료의 가혹 조건 평가를 목적으로, ASTM G85 Annex A3 (Sea Water Acetic Acid Test: SWAAT) [5]에서 관찰되는 UNS A93003/ UNS A94343 접합면의 박리 및 부식 형태를 다룬 연구도 보고된 바 있다 [4]. 국부 부식의 개시 거동과 관련해서는, SKPFM 기반 전위 분포 측정과 AFM/SECM 관찰을 결합하여 UNS A93003에서 미세 구조와 국부 반응의 연계를 확인한 접근이 제시된 바 있다 [6]. 그러나 노출 시간에 따른 개시 단계와 전파 단계를 같은 지표 체계로 정리하고, 지표 변화가 나타나는 이유를 미세 전기화학적 구동력과 연결해 설명한 사례는 부족한 실정이다.

본 연구에서는 열교환기 운전 중 형성될 수 있는 산성화된 염화물 환경을 고려하여, 산성 염화물 수용액 조건에서 UNS A93003 합금의 침지 시험을 수행하였다. 침지 시간에 따라 나타나는 국부 부식의 개시 및 전파 양상을 관찰하고, 침지 후 관찰 결과를 국부 부식 지표로 정리하여 시간 변화에 따른 특성을 비교하였다. 또한 SKPFM으로 측정된 표면 전위 분포를 미세조직 특성과 함께 대조하여, 국부 부식의 개시 기점과 전파 거동을 해석하였다.

2. 실험

실험에는 UNS A93003 합금을 사용하였다. 화학 조성은 중량 백분율 기준으로 Mn 1.47, Cu 0.72, Si 0.26, Fe 0.25, Al balance이다. 시편은 약 $5 \times 5 \text{ mm}^2$ 크기로 준비하였다. 노출 면은 SiC 연마지로 #3000까지 단계적으로 연마한 뒤, $0.25 \mu\text{m}$ 다이아몬드 현탁액으로 최종 경면 연마하였다. 연마가 끝난 시편은 주사전자현미경 (MIRA3 LMH, TESCAN)으로 표면을 관찰했고, 에너지 분산형 분광기(Energy Dispersive Spectroscopy, EDS)를 사용해 표면 구성 성분을 확인하였다.

전기화학적 분극 거동은 삼전극 시스템을 갖춘 전위차계(SP-200, Bio-Logic)를 사용하여 평가하였다. 작업

전극은 UNS A93003 시편 후면에 구리선을 접합하고 아크릴계 수지로 마운팅하여 제작하였으며, 상대 전극은 백금선, 기준 전극은 포화 KCl 용액의 은/염화은 전극(Ag/AgCl in sat. KCl; SSE)을 사용하였다. 전해질은 ASTM G85 Annex A3 규격을 따르는 SWAAT 용액(4.2 wt% NaCl + 1.0 wt% CH_3COOH ; pH 2.8–3.0)을 제조하여 상온 조건에서 실험을 수행하였다. 분극 시험 전, 작업 전극을 용액에 약 600초간 침지하여 개방 회로(Open circuit)에 의한 전극 전위를 측정하였다. 이후 초기 전극 전위 대비 -0.10 V 에서 양의 방향으로 $1 \text{ mV}\cdot\text{s}^{-1}$ 의 주사 속도로 전위를 인가하였으며, 전류 밀도가 $1 \text{ mA}\cdot\text{cm}^{-2}$ 에 도달하는 시점에서 시험을 종료하였다. 모든 시험은 최소 3회 이상의 반복 결과를 확보하여 재현성을 확인하였다.

시간 경과에 따른 국부 부식의 양상을 확인하기 위해 장기 침지 시험을 수행하였다. 마운팅 후 경면 연마된 시편을 SWAAT 용액에 침지하였으며, 침지 시간은 24, 48, 96, 169 h로 설정하였다. 각 설정 시간에 도달한 시편은 꺼내어 증류수로 세척 및 건조한 뒤, 삼차원 표면 형상 측정기(Profilm3D, KLA)를 이용하여 표면 형상을 측정하였다. 획득된 삼차원 이미지로부터 침지 시간에 따른 최대 깊이, 평균깊이, 최대깊이/평균 깊이 등의 국부 부식 지표를 얻었다. 침지 후 광학 현미경 사진에서 국부 부식 부위의 면적 분율은 회색조로 변환한 뒤 동일한 임계값을 적용해 이진화하여 산출하였다. 침지 후 시편 표면에는 일부 부식 생성물이 남아 있을 수 있다. 그러나 본 연구에서는 화학적 세정 과정에서 모재의 추가 용해나 금속간 화합물의 탈락이 일어나 표면 형상이 달라질 수 있다고 판단하였다. 이에 따라 증류수 세척과 건조만 수행한 뒤 3D 표면 형상을 측정하였다. 모든 시험은 최소 3회 이상의 반복 결과를 확보하여 재현성을 확인하였다.

주사 켈빈 프로브 힘 현미경(SKPFM; XE-100, Park Systems)을 활용하여 침지 시험 전의 경면 연마 시편의 표면 미세구조를 분석하였다. 측정은 대기 중에서 수행하였으며, $30 \times 30 \mu\text{m}^2$ 영역에 대해 2회 주사 방식을 적용하였다. 1차 주사에서는 원자힘현미경(Atomic Force Microscopy; AFM) 모드로 표면 형상(topography)을 획득하고, 이어진 2차 주사에서는 탐침을 설정된 높이만큼 띄운 상태(lift mode)에서 표면 전위 신호인 접촉 전위차(Contact Potential Difference, CPD)를 측정하였다. 탐침은 MULTI75-G (팁 반경 25 nm, 공진 주파수 약 75 kHz)를 사용하였으며 주사 속도는 0.1 Hz로 설정하였다. 미세조직 내 각 구성 상과 기지 간의 전위차(ΔCPD)는 최소 30개 이상의 시편에서 측정하여 통계적으로 처리하였다.

SWAAT 시험은 염화물 농도, 산성도, 그리고 반복적인 염 분사 조건 측면에서 실제 열교환기 환경보다 더 가혹한 조건을 제공한다. 다만, 부식 거동은 국부 화학 조성 및 물질 이동 조건에 크게 의존하므로 실제 환경과의 정량적 가속비를 정의하기는 어렵다. 따라서 본 연구에서는 SWAAT 시험을 수명 예측이 아닌, 가혹 조건에서의 국부 부식 거동 비교를 위한 정성적 평가 방법으로 활용하였다.

3. 연구결과 및 고찰

Fig. 1은 UNS A93003 합금 표면을 광학 현미경으로 관찰한 결과이다. 기지 전반에 걸쳐 약 10 μm 이하의 입자들이 비교적 고르게 분포한다. 관찰된 입자들은 주로 타원형 또는 한 방향으로 늘어난 형상을 보이며, 일부는 압연 방향과 평행하게 배열된 경향을 보인다. 입자 크기는 장축 기준으로 약 10 μm 수준의 조대 입자부터 1 μm 이하의 미세 입자까지 폭넓게 관찰된다.

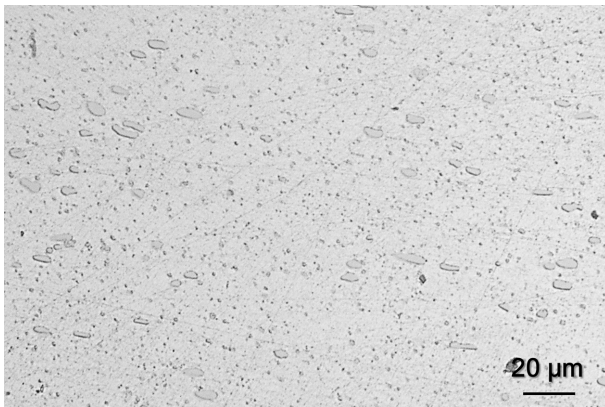


Fig. 1. Optical micrographs of the UNS A93003 alloy

Fig. 2는 주사전자현미경의 후방 산란 전자(Back-Scattered Electron, BSE) 모드로 촬영한 사진과, 동일 영역에 대한 EDS 원소 맵핑 분석 결과를 나타낸다. BSE 이미지상에서 분산 입자는 기지와 비교하여 밝게 보인다. 이는 입자를 구성하는 주요 원소들의 원자 번호가 기지보다 높아, 후방 산란 전자의 방출량이 상대적으로 많기 때문이다. EDS 맵핑 결과를 살펴보면, BSE 이미지에서 밝게 관찰되는 입자 위치와 대응하여 Mn, Fe 및 Si 원소의 신호 강도가 높게 검출된다. 반면 Al 신호는 기지 영역에서 높게 나타나며, 입자가 존재하는 위치에서는 상대적으로 신호 강도가 낮다. 관찰된 입자의 크기가 수 μm 수준으로 미세하여, EDS 점 분석 시 전자 빔의 상호작용 부피 내에 기지 조직이 포함됨에 따라 절대적인 조성 정량화에는 한계가 있었다. 실제 점 분석 결과, 입자의 조성비는 $\text{Al}_{10}(\text{Mn,Fe})_2\text{Si}$ 이다. 이는 UNS A93003 계열 알루미늄 합금에서 주로 보고되는 $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ 또는 $\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$ 계열의 금속간 화합물의 화학양론비와 유사하다 [1,2,4,7,8].

Fig. 3은 상온의 SWAAT 용액에서 측정된 UNS A93003 합금의 동전위 분극 거동을 나타낸다. 측정된 부식 전위(E_{corr})는 $-0.844 \pm 0.005 V_{\text{SSE}}$ 이다. 양극 분극 거동을 살펴보면 전류 밀도가 급격히 증가하는 경향을 보였으며, 1 $\text{mA}\cdot\text{cm}^{-2}$ 에 도달할 때의 과전압은 $45.4 \pm 5 \text{ mV}$ 수준으로 확인되었다. 해당 구간에서 전위와 전류의 관계는 선형적인 Tafel 구간을 형성하기보다, 전위 구간에 따라 기울기가 변하는 비선형적 거동을 나타냈다. 일반적으로 알루미늄의 양극 반응을 단일 단계 전하 이동에 의한 활성화 지배($n=3, \alpha=0.5$)로 가정할 때 이론적 Tafel 기울기는 약 $39 \text{ mV}\cdot\text{decade}^{-1}$ 이다. 그러나 본 실험 결과, 전류 밀도가 약 10^{-5} 에서 $10^{-4} \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2}$ 로 증가하는 초기 구간의 기울기는 약 $12 \text{ mV}\cdot\text{decade}^{-1}$ 에 불과하며, 이후 $10^{-3} \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2}$ 에 이르는 구간에서는 약

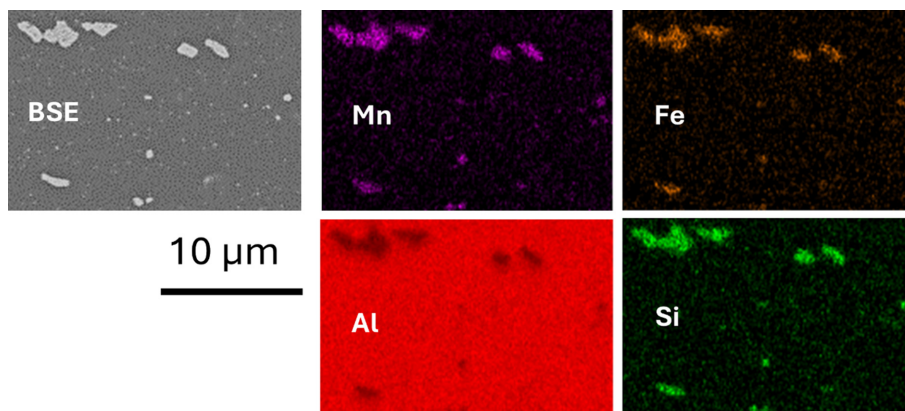


Fig. 2. SEM (BSE) image of the UNS A93003 alloy surface and the corresponding EDS elemental maps (Al, Mn, Fe, and Si)

33 mV·decade⁻¹로 기울기가 변화하는 양상을 보였다. 두 구간의 기울기 모두 이론값과 상이할 뿐만 아니라 전류 증가에 따라 기울기가 달라지는 이러한 현상은, UNS A93003 합금이 산성 염화물 환경에서 단일 Faraday 반응의 활성화 분극보다는, 표면 산화막의 열화와 국부 부식의 개시 및 진행 과정이 복합적으로 반영된 결과로 해석된다. 그러므로 Fig. 3의 분극 곡선은 정량적 부식 속도 인자를 산출하는 근거로 활용하기보다, 산성 염화물 환경에서 나타나는 비평형 부식 특성을 거시적으로 확인하는 데 주안점을 두었다.

한편, 본 연구에서 확인된 UNS A93003 합금의 부식 전위는 유사 환경에서 보고된 순 알루미늄의 부식 전위 (약 -1.01 V_{SSE} [9]) 대비 약 0.16 V 이상 양의 방향에

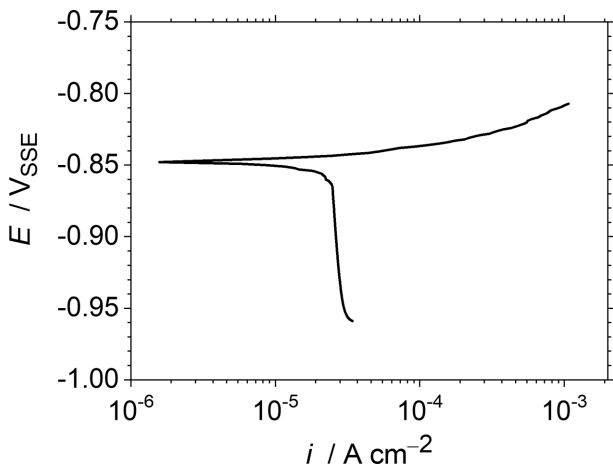


Fig. 3. Potentiodynamic polarisation curve of the UNS A93003 alloy measured in SWAAT solution (4.2 wt% NaCl + 1.0 wt% CH₃COOH) at room temperature

위치하였다. 이러한 부식 전위의 차이는 순 알루미늄과 다른 UNS A93003 합금의 미세조직적 특징때문이라고 판단된다. 기지 내에 고용된 Mn 원소가 알루미늄 기지의 평형 전위를 양의 방향으로 이동시키는 효과와 더불어, Al-Mn-Fe-Si 계 금속간 화합물들이 국부적인 음극으로 작용하여 혼합 전위를 귀한 방향으로 이동시킨 결과로 판단된다.

Fig. 4는 SWAAT 용액에서의 침지 시간에 따른 UNS A93003 합금의 국부 부식 깊이 지표를 정량적으로 나타낸다. 부식 깊이 측정 결과, 평균 깊이와 최대 깊이는 침지 시간이 경과함에 따라 지속적으로 증가하는 거동을 보였다. 초기 24시간에서는 평균 및 최대 깊이가 각각 약 1~2 μm이고, 48시간과 96시간 사이 구간에서는 약 6~7 μm로 증가하였다. 이후 169시간 시점에서는 최대 깊이가 약 10 μm 까지 도달하여 지속적인 깊이 방향의 성장이 관찰되었다. 최대 깊이와 평균 깊이의 비율 변화는 침지 24시간 시점에서는 약 1.6의 높은 값을 보였으며 데이터의 편차 또한 크게 나타났다. 이는 부식 초기 단계에서 특정 위치에 집중된 국부 부식 거동이 우세하였음을 지시한다. 반면, 침지 48시간 이후부터는 해당 비율이 감소하여 1.0~1.1 범위로 수렴하는 경향이 확인되었다. 이러한 비율 감소는 국부적인 최대 깊이와 전반적인 평균 깊이의 편차가 줄어들었음을 의미한다.

Fig. 5는 SWAAT 용액 침지 시간에 따른 UNS A93003 합금의 표면 부식 양상을 광학 현미경으로 관찰한 결과이다. 침지 24 시간에서는 국부 부식 부위가 표면 내에서 서로 연결되지 않고 고립된 형태로 산재하며, 계산된 부식 부위의 면적 분율은 약 0.30 ± 0.02% 수준이다. 이러한 초기 부식은 주로 금속간 화합물(IMC)과 알루미늄

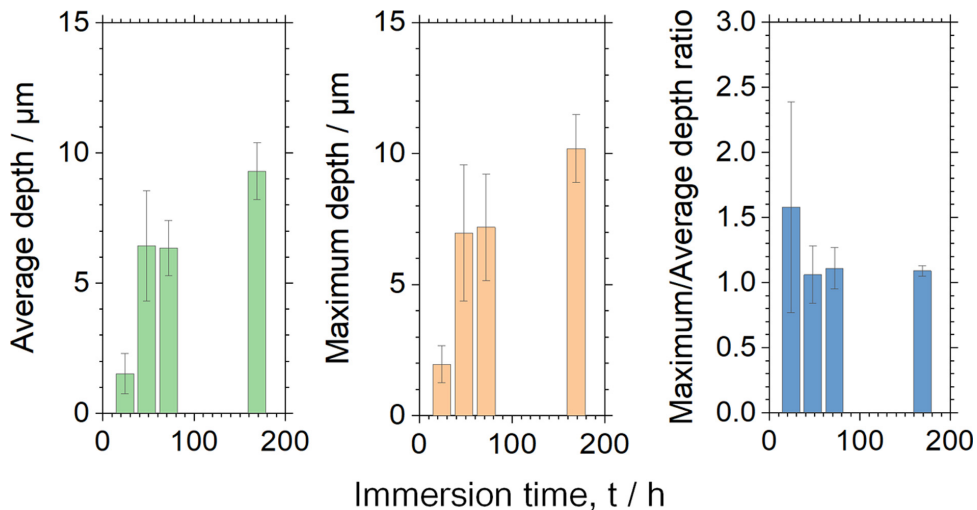


Fig. 4. Time dependence of localised corrosion depth metrics of the UNS A93003 alloy after immersion in SWAAT solution: maximum depth, average depth, and maximum-to-average depth ratio

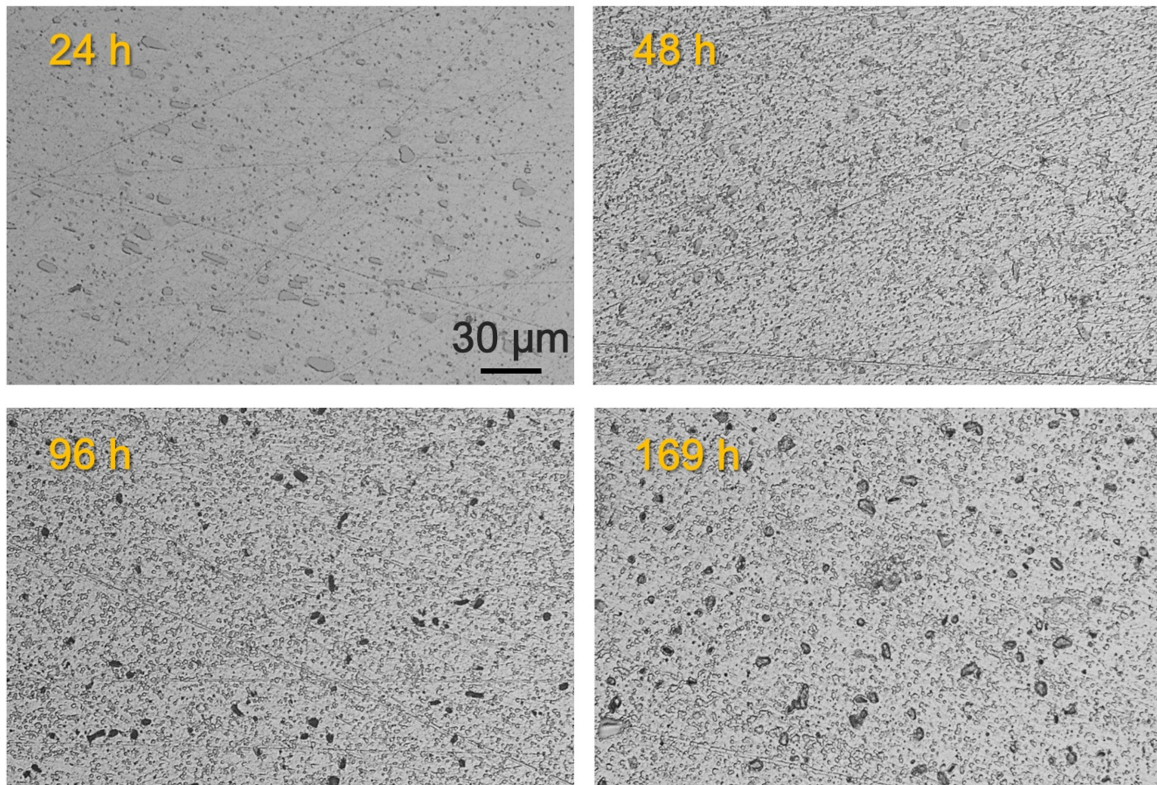


Fig. 5. Optical micrographs of the UNS A93003 alloy surface after immersion in SWAAT solution for 24, 48, 96, and 169 h

미늄 기지 사이의 계면, 특히 10 μm 내외의 조대한 입자 주변에서 확인된다. 침지 48 시간에서는 면적 분율이 약 $0.72 \pm 0.06\%$ 로 24 시간 대비 2배 이상 증가하였다. 이는 조대 IMC와 기지의 계면뿐만 아니라 미세한 IMC와 기지의 계면에서도 국부 부식이 다발적으로 개시/전파된다고 판단할 수 있다. 침지 96 시간에서는 국부 부식 지역의 수와 크기가 동반 성장함에 따라 면적 분율이 약 $1.27 \pm 0.13\%$ 까지 지속적으로 증가하였다. 이는 조대한 IMC 주변의 국부 부식이 전파되는 과정이 반영된 결과이다. 최종적으로 169 시간에서는 면적 분율이 약 $1.52 \pm 0.28\%$ 로 표면은 상대적으로 크게 성장한 부식 흔적들이 서로 합쳐지거나 인접 영역으로 확장되는 양상을 보인다.

Fig. 6은 UNS A93003 표면의 $30 \times 30 \mu\text{m}^2$ 영역에서 획득한 형상(높이) 맵과 CPD 맵을 제시하고, 동일 영역의 SEM(BSE)-EDS 맵핑 결과(Al, Si, Mn, Fe)를 함께 정리한 결과이다. 높이 맵에서는 분산 입자 위치가 기지 대비 $\pm 0.16 \mu\text{m}$ 정도의 돌출된 형태로 관찰된다. 이러한 돌출은 연마 과정에서 상(phase)별 기계적 특성 차이에 따라 식각 거동이 달라진 결과로 해석할 수 있다. 문헌에 따르면 α -Al의 나노인덴테이션 경도는 약 1.0–1.2 GPa 이고 $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ 계열 금속간 화합물은 약

$8.4 \pm 3.0 \text{ GPa}$ 로 기지 대비 높은 경도를 갖는다고 보고되었다 [8].

CPD 맵에서는 특정 입자 위치에서 CPD값이 상대적으로 크게 나타나는 영역이 있으며, 이 부분은 BSE 사진에서 밝게 나타나는 입자이다. EDS 맵핑에서도 해당 위치에서 Mn, Fe, Si 신호 강도가 높았으며, Al 신호 강도는 기지에서 높게 나타났다. 상대적인 CPD 값의 차이에 의해 Al-Mn-Fe-Si 계 금속간 화합물(IMC)과 기지로 구분할 수 있다. 한편 Fig. 1과 2에서 관찰된 1 μm 이하의 미세 IMC는 CPD 맵에서 개별 입자 형태로 파악되지 않았고, 주변 기지 신호와 혼합된 형태로 나타났다. 이는 SKPFM 측정에서 리프트 모드 조건, 표면 형상, 입자 크기 및 간격에 따라 신호 대비가 약화되거나 형상 기인 성분이 일부 반영될 수 있기 때문이라고 판단한다 [10]. 이런 CPD값은 전해질 내 전극 전위가 아니라 공기 중에서 얻는 Volta 전위 차에 해당하므로, 절대값보다는 상 간 상대 크기 비교에 의미를 두는 해석이 적절하다 [10,11].

Fig. 7은 Fig. 6에서 얻은 CPD 값을 기지(Al-substrate)와 IMC로 구분해 통계적으로 정리한 결과이다. 중앙값 기준으로 IMC의 CPD값은 약 +110 mV, 기지 영역은 약 -50 mV 이다. IMC가 기지보다 높은 CPD 값을 갖

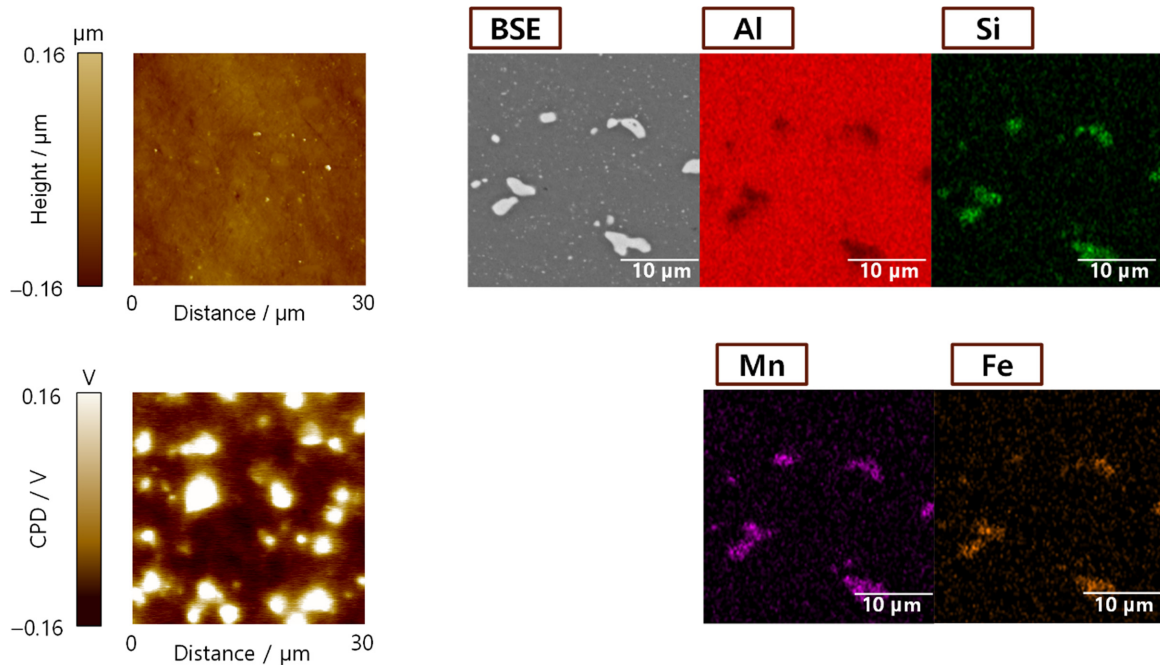


Fig. 6. AFM topography map and SKPFM contact potential difference (CPD) map of the UNS A93003 alloy surface, with the corresponding SEM (BSE) image and EDS elemental maps

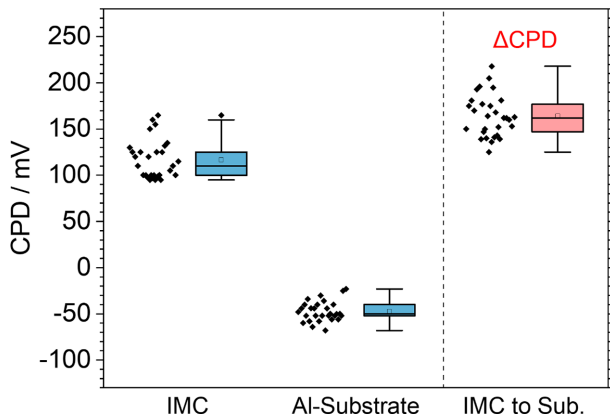


Fig. 7. Statistical distribution of CPD values measured by SKPFM for the Al-substrate and IMC in the UNS A93003 alloy, and the resulting Δ CPD between these microstructural constituents

는 경향이 확인되었다. IMC-기지 간 Δ CPD는 중앙값 기준 약 160 mV이며, 이는 두 상 사이에 뚜렷한 Volta 전위차가 형성되어 있음을 의미한다. 이러한 전위 차는 미세조직 내 전기적 연결 조건에서 IMC-기지 간 미세 갈바닉 구동력이 발생할 수 있음을 의미한다 [12-14].

국부 부식의 개시는 대체로 금속 조직의 불균일성과 관련된다. UNS A93003 합금에서는 기지에 금속간 화합물(IMC)이 분산되어 존재하며, 이들 입자와 기지 사이에는 전기화학적 성질 차이가 생긴다. 그 결과 IMC-

기지 사이에 미세 갈바닉 쌍이 형성되기 쉬우며, 많은 경우 IMC가 상대적으로 음극(cathode)으로 작용해 주변 기지의 양극(anode) 반응을 유도한다. 본 연구에서도 침지 초기 국부 부식은 IMC-기지 계면 부근에서 우선적으로 관찰되며, 이는 갈바닉 조건과 맞물린 결과로 볼 수 있다. 특히 입자 크기가 큰 IMC가 존재하는 위치에서는 음극 반응이 진행될 수 있는 면적이 커, 같은 전위 차가 형성되어도 해당 위치에서 반응이 더 잘 소화될 수 있다.

시간이 경과하면 이미 개시된 국부 부식 부위가 주변으로 확장되거나, 다른 위치에서 새로운 개시가 나타날 수 있다. 이 과정에서 인접한 국부 부식 부위가 서로 가까워지면서 연결되거나 하나의 부위로 합쳐지는 모습도 함께 관찰된다. 이러한 병합은 표면 형상을 변화시키고, 국부 영역에서 용액 흐름과 물질 이동 조건을 바꾸어 반응이 이어지기 쉬운 환경을 만들 수 있다. 결과적으로 침지 시간이 늘수록 국부 부식은 특정 지점에만 머무르기보다 여러 위치로 확대되고, 초기에는 깊이 편차가 크게 나타났던 거동이 점차 완화되면서 더 넓은 영역에서 함께 진행된다.

4. 결론

본 연구에서는 SWAAT 용액(4.2 wt% NaCl + 1.0 wt% CH_3COOH)에서 UNS A93003 합금의 침지 시간에 따

른 국부 부식 거동을 관찰하고, 깊이 지표와 면적 분율로 시간 변화를 정리하였다. 합금에는 Al-Mn-Fe-Si 계 금속간 화합물(IMC)이 분산되어 있었으며, 침지 초기 국부 부식은 주로 IMC-기지 계면에서 우선 관찰되었고 조대한 IMC 주변에서 상대적으로 뚜렷하였다. 침지 시간이 증가함에 따라 평균 깊이와 최대 깊이는 증가하였으나, 최대 깊이/평균 깊이 비는 감소하여 1에 가까운 값으로 수렴하였다. 광학 현미경 관찰에서는 초기에는 국부 부식 부위가 서로 이어지지 않은 채로 나타났으나, 이후 인접 부위가 이어지거나 합쳐지는 양상이 확인되었다. 이에 따라 국부 부식은 일부 위치에 집중된 형태에서 벗어나, 다수의 IMC-기지 계면에서 관찰되는 형태로 정리되었다. SKPFM 분석에서 IMC는 기지보다 높은 CPD 값을 보였고, IMC-기지 간 ΔCPD 는 미세 갈바닉 구동력의 형성 가능성을 뒷받침하였다.

감사의 글

이 논문은 2025 ~ 2026년도 국립중앙대학교 자율연구 과제 연구비 지원으로 수행된 연구결과임.

References

1. S. Tierce, N. Pébère, C. Blanc, C. Casenave, G. Mankowski and H. Robidou, Corrosion behaviour of brazed multilayer material AA4343/AA3003/AA4343: Influence of coolant parameters, *Corrosion Science*, **49**, 4581 (2007). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2007.04.013>
2. F. N. Afshar, J. H. W. de Wit, H. Terryn and J. M. C. Mol, The effect of brazing process on microstructure evolution and corrosion performance of a modified AA4XXX/AA3XXX brazing sheet, *Corrosion Science*, **58**, 242 (2012). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.01.030>
3. Q. Lu, Y. Zhao, Q. Wang and D. Li, Investigation on the Corrosion Resistance of 3003 Aluminum Alloy in Acidic Salt Spray under Different Processing States, *Metals*, **14**, 196 (2024). Doi: <https://doi.org/10.3390/met14020196>
4. F. N. Afshar, E. Szala, A. Wittebrood, R. Mulder, J. M. C. Mol, H. Terryn and J. H. W. de Wit, Influence of material related parameters in Sea Water Acidified Accelerated Test, reliability analysis and electrochemical evaluation of the test for aluminum brazing sheet, *Corrosion Science*, **53**, 3923 (2011). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.07.034>
5. ASTM G85-09: Standard Practice for Modified Salt Spray (Fog) Testing, ASTM International, West Conshohocken, PA (2009). Doi: <https://doi.org/10.1520/G0085-09>
6. A. Davoodi, J. Pan, C. Leygraf and S. Norgren, Integrated AFM and SECM for in situ studies of localized corrosion of Al alloys, *Electrochimica Acta*, **52**, 7697 (2007). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2006.12.073>
7. Z. Que, Y. Wang, C. L. Mendis, C. Fang, J. Xia, X. Zhou and Z. Fan, Understanding Fe-Containing Intermetallic Compounds in Al Alloys: An Overview of Recent Advances from the LiME Research Hub, *Metals*, **12**, 1677 (2022). Doi: <https://doi.org/10.3390/met12101677>
8. A. Du, L. Lattanzi, A. W. E. Jarfors, J. Zheng, K. Wang and G. Yu, On the Hardness and Elastic Modulus of Phases in SiC-Reinforced Al Composite: Role of La and Ce Addition, *Materials*, **14**, 6287 (2021). Doi: <https://doi.org/10.3390/ma14216287>
9. O.-Y. Ha, J. Sung, Y. Han, J. Park and S. Oh, Effects of Cl⁻ and Acetic Acid Contents on the Corrosion Behavior of Al in SWAAT Environment, *Metals*, **16**, 22 (2026). Doi: <https://doi.org/10.3390/met16010022>
10. M. Rohwerder and F. Turcu, High-resolution Kelvin probe microscopy in corrosion science: Scanning Kelvin probe force microscopy (SKPFM) versus classical scanning Kelvin probe (SKP), *Electrochimica Acta*, **53**, 290 (2007). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2007.03.016>
11. C. Örnek, M. Liu, J. Pan, Y. Jin and C. Leygraf, Volta Potential Evolution of Intermetallics in Aluminum Alloy Microstructure Under Thin Aqueous Adlayers: A combined DFT and Experimental Study, *Topics in Catalysis*, **61**, 1169 (2018). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11244-018-0939-9>
12. B. S. Tanem, G. Svenningsen and J. Mårdalen, Relations between sample preparation and SKPFM Volta potential maps on an EN AW-6005 aluminium alloy, *Corrosion Science*, **47**, 1506 (2005). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2004.07.029>
13. Y.-J. Lee, J.-S. Lee, S. I. Kwon, J. Shin, Y. T. Cho, S. Kim and J.-H. Lee, Localized Corrosion Behavior of UNS N07718 in a Solution Simulating a Diluted-sour Environment, *Korean Journal of Metals and Materials*, **61**, 553 (2023). Doi: <https://doi.org/10.3365/KJMM.2023.61.8.553>
14. J.-S. Lee, O. Baasanjav, J.-S. Oh and J.-H. Lee, Time-Dependent Corrosion Behavior of High Chromium White Cast Iron in an Acidic Solution, *Corrosion Science and Technology*, **23**, 310 (2024). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2024.23.4.310>