

# 산성비 환경을 모사한 수용액에서 염화물 농도에 따른 전기자동차 배터리 하우징용 재료의 전기화학적 특성 연구

신동호<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 20일 접수, 2022년 4월 26일 수정, 2022년 4월 26일 채택)

## Investigation on Electrochemical Characteristics of Battery Housing Material for Electric Vehicles in Solution Simulating an Acid Rain Environment with Chloride Concentrations

Dong-Ho Shin<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 20, 2022; Revised April 26, 2022; Accepted April 26, 2022)

Electrochemical characteristics and damage behavior of 6061-T6 aluminum alloy used as a battery housing material for electric vehicles were investigated in solution simulating the acid rain environment with chloride concentrations. Potentiodynamic polarization test was performed to analyze electrochemical characteristics. Damage behavior was analyzed through Tafel analysis, measurement of damage area, weight loss, and surface observation. Results described that corrosion current density was increased rapidly when chloride concentration exceeded 600 PPM, and it was increased about 7.7 times in the case of 1000 PPM compared with 0 PPM. Potentiodynamic polarization experiment revealed that corrosion damage area and mass loss of specimen increased with chloride concentrations. When chloride concentration was further increased, the corrosion damage area extended to the entire surface. To determine damage tendency of pitting corrosion according to chloride concentration, the ratio of damage depth to width was calculated. It was found that the damage tendency decreased with chloride concentrations. Thus, 6061-T6 aluminum alloy damage becomes larger in the width direction than in the depth direction when a small amount of chloride is contained in an acid rain environment.

**Keywords:** Electric vehicles, Battery housing, 6061-T6 Aluminum alloy, Chloride concentrations, Electrochemical characteristics

### 1. 서론

전 세계적인 기후변화를 방지하기 위하여 주요 국가의 도시들은 대기오염 물질 배출을 규제하고 있다. 특히, 대기오염 물질을 배출하는 다양한 산업군 가운데 자동차는 큰 비중을 차지한다 [1]. 그래서 자동차 제조업체들은 규제를 충족시키기 위하여 전기자동차(Electric vehicles, EV)의 연구·개발 및 상용화를 꾸준히 진행중

에 있다. 전기자동차는 수많은 배터리 셀(Battery cell)로 구성된 배터리 시스템을 동력원으로 한다. 전기 자동차는 내연기관 및 수소 자동차와 비교하여 배터리의 낮은 효율로 인해 주행거리가 짧다는 단점을 가지고 있다. 이러한 문제를 해결하기 위하여 화학적 접근을 통한 배터리 효율 향상 또는 경량화를 통한 에너지 효율 및 연비를 향상시키는 방법이 있다 [2]. 특히, 외부의 기계적 및 화학적 공격으로부터 배터리 셀을 보호하는 배터리 하우징 경량화에 대한 수많은 연구가 수행되어 왔다. 대부분의 연구자들은 경량화를 위하여 알루미늄 합금에 대하여 위치, 형태, 생산 방법, 용접 방법 등 다양한 방

\*Corresponding author: author: ksj@mmu.ac.kr

신동호: 박사과정, 김성종: 교수

법으로 연구를 수행하였다 [3-7]. 일반적으로 알루미늄 합금은 대기 중 표면에 수 nm 두께의 자연 산화피막을 형성하여 상대적으로 내식성이 우수하다 [8]. 그러나 두께가 매우 얇아 황산( $H_2SO_4$ ) 또는 질산( $HNO_3$ )이 함유된 환경에서 손상 및 파괴되어 국부 부식을 일으킨다 [9,10]. 배터리 하우징의 경우 대기 환경에 노출되어 있기 때문에 외부적 요인에 의해 손상 및 고장을 유발할 수 있다. 특히, 산업이 고도화 될수록 대기 환경의 산성화 및 해안가 근처의 염소이온( $Cl^-$ )에 의한 부식 손상이 큰 문제가 될 수 있기 때문에 많은 관련 연구가 수행되어 왔다.

Z. Qin *et al.*은 6005-T6 알루미늄 합금에 대하여 산성비 환경을 모사한 수용액에서 염수분무시험(Salt spray test, SST) 및 전기화학적 분극시험을 수행하였다. 실험 결과, 6005-T6 알루미늄 합금 표면에 형성된 공식은 산성 수용액에 포함된 활성 음이온( $Cl^-$ ,  $SO_4^{2-}$ ,  $NO_3^-$ )에 의해 가속화됨을 규명하였다 [11]. 또한, M. K. Yang *et al.*은 6061-T6 알루미늄 합금에 대하여 산업 및 해양 환경에서 36개월 동안 폭로 시험을 수행하였으며, 해양 환경에 노출된 시험편의 무게 감소량 및 공식 경향이 더 크게 나타났다고 보고하였다 [12]. I. W. Huang *et al.*은 온도, pH, 염소이온농도를 변수로 다양한 알루미늄에 대한 균일부식을 연구하였으며, 6061-T6 알루미늄 합금이 가장 우수한 내식성을 나타냈으며, 온도, pH, 염소이온이 알루미늄 합금에 미치는 영향을 규명하였다 [13]. 또한, B. Zaid *et al.*은 pH와 염화물 농도를 변수로 6061 알루미늄 합금의 공식손상의 영향을 연구하였으며, 산성 용액보다 알칼리 용액에서  $OH^-$ 에 의한 강한 용해 작용으로 더 큰 부식손상이 진행되었다고 보고하였다 [14]. X. Zhang *et al.*은 7B04 알루미늄 합금에 대하여 다양한 해안가 환경에서 폭로시험을 수행하였으며, 산업화에 의해 오염된 해안가 환경보다 고온다습한 해안가 환경이 알루미늄 합금 부식에 더 큰 영향을 미치는 것을 규명하였다 [15]. 그리고 S. J. Kim *et al.*은 5000 및 6000 계열의 알루미늄 합금이 해수 환경 하에서 나타나는 부식 특성을 연구하였으며, 합금 종류에 따라 산화피막의 치밀성과 안정성에 차이가 나타났다고 보고하였다 [16].

대부분의 연구는 수용액에 함유된 염화물 농도의 비율을 최소 1.5 wt%에서 최대 3.5 wt%까지 고려하여 수행되었다. 그러나 해안가의 경우 대기 중 함유된 염화물은 미량(약 200 ~ 1000 PPM)이다. 따라서 산성화되어 있는 대기 환경에 미량의 염소이온이 포함된 경우 알루미늄 합금에 미치는 영향에 관한 연구가 필요하다.

따라서 본 연구에서는 전기 자동차의 배터리 하우징 재료로 사용되는 6061-T6 알루미늄 합금에 대해 산성비 환경을 모사한 수용액에서 염화물 농도를 변수로 전기화학적 특성과 손상 거동을 연구하였다.

Table 1. Chemical composition of 6061-T6

Mg	Si	Fe	Cr	Cu	Al
0.82	0.31	0.44	0.18	0.2	Balanced

## 2. 시험편 및 실험방법

본 연구에 사용된 6061-T6 알루미늄 합금의 화학적 조성은 Table 1에 나타내었다. 각 시험편은 2 cm × 2 cm의 크기로 절단 후 연마지 # 600번까지 표면 연마하였으며, 아세톤과 증류수로 세척 후 진공 건조기에서 1 일 동안 건조하였다.

전기화학적 시험으로는 동전위분극시험을 수행하였다. 시험용 장비는 전위차계(FR/VCP, Biologic)를 이용하였으며, 3전극 부식 셀을 구성하였다. 3 전극 부식 셀의 작동 전극은 전용 홀더를 사용하여 1 cm<sup>2</sup>만 수용액에 노출시켰으며, 기준 전극은 Ag/AgCl(sat. by KCl) 전극을, 대극은 2 cm × 2 cm 크기의 백금망을 사용하였다. 산성비 환경을 모사하기 위하여 황산( $H_2SO_4$  95 wt%)과 질산( $HNO_3$  66 wt%)을 4 : 1(v/v)로 혼합 후 pH 4로 조정하였다. 염화물 농도를 실험 변수로 하기 위하여 염화나트륨(NaCl)을 사용하였으며, 수용액의 실험 온도는 30 °C를 유지하였다. 동전위분극시험은 30분 동안 안정화 후 개로전위 기준 -0.25 V에서 2.0 V까지 1.0 mV/s의 주사속도로 수행하였다. 또한 동전위분극곡선의 개로전위 기준 ±0.25 V 범위에서 타펠 외삽법(Tafel extrapolation method)을 이용하여 부식전위와 부식전류밀도를 산출하였다. 실험 종료 후 시험편은 아세톤과 증류수로 세척하였으며, 진공 건조기에서 1일 동안 건조 후 무게 감소량을 측정하였다. 또한 손상된 표면 분석을 위하여 Image J 프로그램을 이용하여 공식손상 면적 비율을 측정하였으며, 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM)과 3D 공초점 레이저 현미경으로 손상된 표면을 관찰 및 분석하였다.

## 3. 실험결과 및 분석

Fig. 1은 산성비 모사 수용액에서 염화물 농도에 따른 6061-T6 알루미늄 합금에 대한 동전위분극시험 결과를 나타낸 것이다. 염화물 존재 유무에 따라 전기화학적 특성에 차이가 관찰되었다. 염화물이 존재하지 않는 경우, 개로전위에서 전위 상승에 따라 전류밀도가 증가하는 활성화 반응을 나타냈다. 이후 전류밀도의 정체 및 감소하는 부동태 영역이 관찰되었다. 부동태의 범위는 매우 작게 나타났으며, 약 -0.2 V 부근의 공식전위 이후 전류밀도가 급격히 증가하는 과부동태 영역이 나타났다.

반면에 염화물이 존재한 경우, 개로전위에서 전위 상승에 따라 꾸준히 전류밀도가 증가하는 활성화 반응을 나타냈다.

특히, 염화물 농도가 증가할수록 전류밀도는 증가하였다. 이는 염화물 농도에 따라 부식속도가 증가하는 것을 의미한다.

Table 2 및 Fig. 2는 동전위분극곡선에 대하여 타펠 외삽법으로 부식전위와 부식전류밀도를 구하였으며, 부식전류밀도를 이용하여 부식속도, 그리고 시험조건별 동전위분극곡선의 양극분극에 해당하는 전류밀도의 적산량을 산출한 결과이다. 부식속도는 ASTM G102-89를

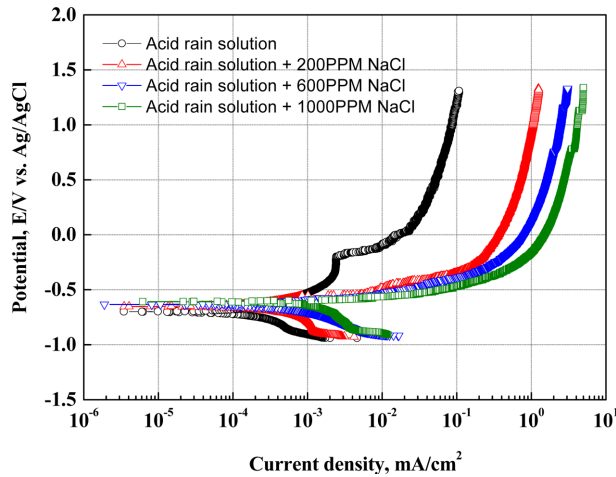
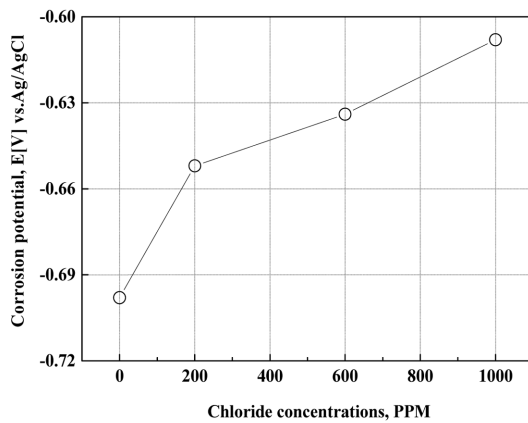


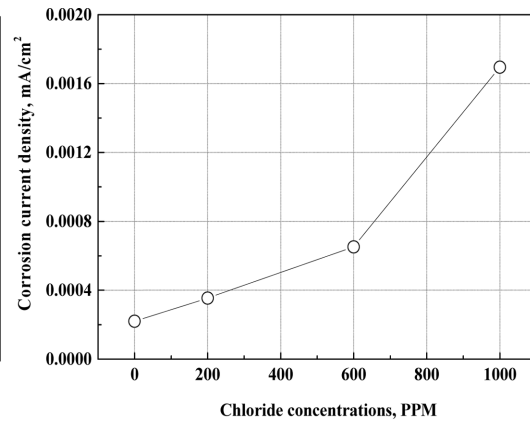
Fig. 1. Potentiodynamic polarization curves of 6061-T6 Al alloy with chloride concentrations in acid rain solution

Table 2. Results of potentiodynamic polarization experiment

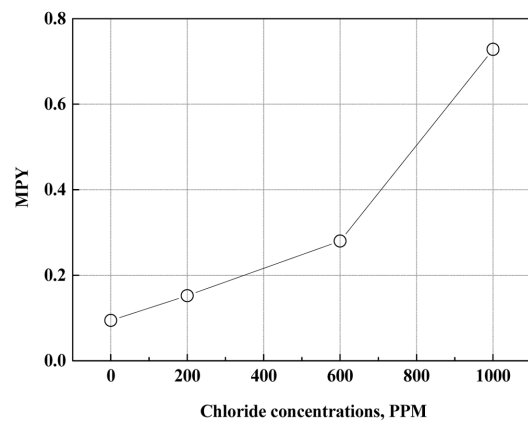
	Corrosion potential [V, Ag/AgCl]	Corrosion current density [mA/cm <sup>2</sup> ]	MPY for corrosion current density	Quantity of electric charge [C/cm <sup>2</sup> ]
0 PPM	-0.698	$2.197 \times 10^{-4}$	0.0943	0.0851
200 PPM	-0.652	$3.543 \times 10^{-4}$	0.1522	1.184
600 PPM	-0.634	$6.517 \times 10^{-4}$	0.2799	2.772
1000 PPM	-0.608	$1.695 \times 10^{-3}$	0.7281	4.764



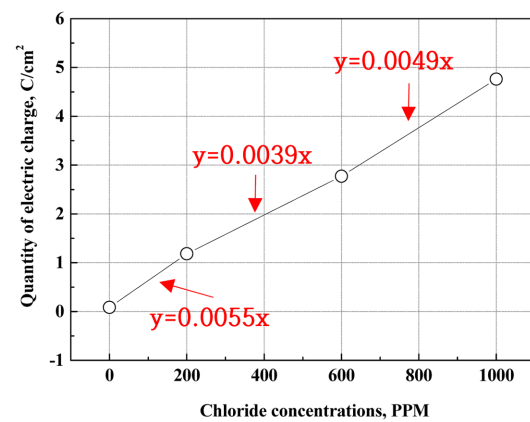
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 2. Results of Tafel analysis, corrosion rate, and quantity of electric charge for 6061-T6 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment with chloride concentrations in acid rain solution

참고하였으며 [17], 관계식은 아래와 같다.

$$\text{부식속도(Corrosion rate)} = K_1 \frac{i_{cor}}{\rho} EW \quad (1)$$

$$K_1 = 3.27 \times 10^{-3}, \text{ mm} \cdot \text{g} / \mu\text{A} \cdot \text{cm} \cdot \text{yr}$$

$$i_{cor} = \text{Corrosion current density, mA/cm}^2$$

$$\rho = \text{Density, in g/cm}^3$$

$$EW = \text{Equivalent weight}$$

Fig. 2a와 같이 부식전위의 경우 염화물 농도에 따라 증가하는 경향을 나타냈다. 일반적으로 부식성이 강할수록 비한 전위를 나타내며, 내식성이 우수할수록 귀한 전위를 나타내는 경향이 있다. 그러나 본 실험의 결과는 염화물 농도가 증가함에 따라 부식전위는 반대의 경향을 나타냈다. 이는 산성비를 모사한 수용액의 황산과 질산이 염소이온과 반응하여 염산(HCl)을 형성시키며, 이는 수소이온을 유리시켜 더욱 산성화 시킨다 [18]. 그리하여 더욱 산성화된 수용액에 침지된 6061-T6 알루미늄 합금의 표면은 산화피막을 더욱 빠르게 형성시켜 더 높은 부식전위를 나타낸 것으로 사료된다. 부식전류 밀도(b) 및 부식속도(c) 또한 염화물 농도에 따라 증가하는 경향을 나타냈다. 특히, 염화물 농도 600 PPM까지 상대적으로 완만하게 증가하였으나, 1000 PPM의 경우 부식전류 밀도가 급격히 증가하였다. 0 PPM과 비교하여 1000 PPM의 경우 부식전류 밀도 및 부식속도는 약 7.7배 증가하였다. 이를 통해 염화물 농도 600 PPM이 초과할 경우 부식은 빠르게 진행될 것으로 사료된다. 일반적으로 알루미늄 합금은 대기중 또는 약산성의 수용액 환경에서 표면에 산화피막을 형성하여 상대적으로 우수한 내식성을 가지게 된다. 그러나 염화물에 함유되어 있는 염소이온(Cl<sup>-</sup>)에 의해 산화피막이 파괴되고 공식이 가속화된다 [8,19]. 그러나 동전위분극시험 후 부식전류 밀도를 산출한 결과에서 보는바와 같이 일정 농도(600 PPM) 이상의 염화물이 함유될 경우 알루미늄 합금의 손상은 급격히 진행되는 것으로 나타났다. 이는 산성비 환경을 모사한 수용액에서 6061-T6 알루미늄 합금의 표면에 형성된 산화피막은 일정 농도 이상의 염화물에 의해 파괴 및 공식손상을 보다 활발히 일으키기 때문으로 사료된다. 전류밀도 적산량 그래프 분석결과(d), 0 PPM에서 200 PPM의 기울기가 가장 크게 나타났으며, 200 PPM에서 600 PPM 구간에서 감소한 후 600 PPM에서 1000 PPM 구간의 기울기는 다시 증가하는 경향을 나타냈다.

Fig. 3은 동전위분극시험 후 손상된 시험편 표면 촬영 및 손상면적 분석 결과이다. 표면 분석 결과, 손상부위가 뚜렷하게 관찰되었으며, 특히 염화물이 존재하지 않

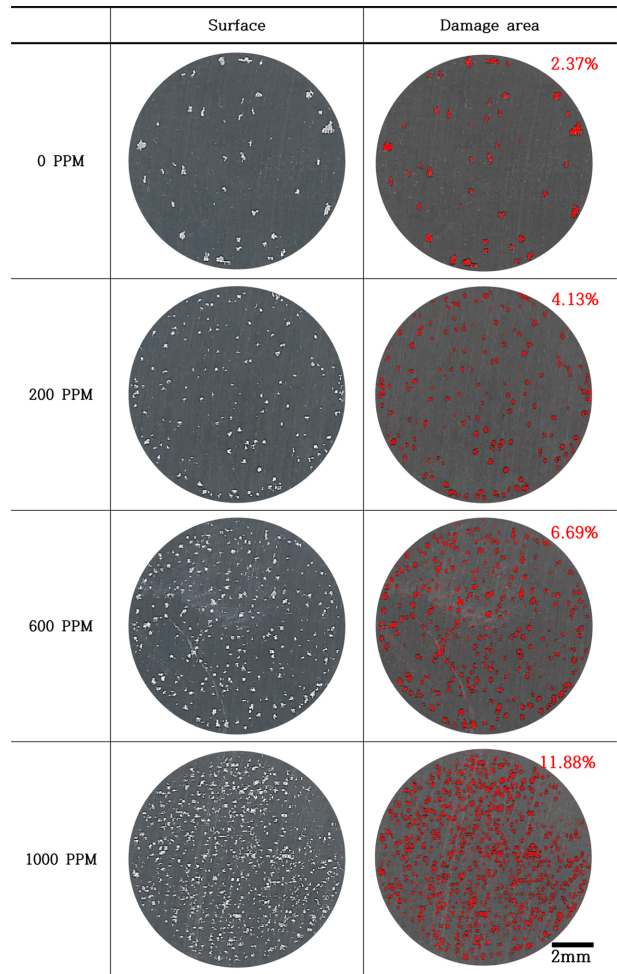


Fig. 3. Analysis of pitting corrosion damage area for 6061-chloride concentrations in acid rain solution

을 경우와 비교하여 염화물 증가에 따라 손상부 개수는 표면 전체적으로 확대되어 면적 또한 증가하였다. 이러한 손상면적의 증가는 손상부위 크기 증가보다 손상부위 개수 증가로 인해 손상면적이 증가한 것으로 사료된다.

Fig. 4는 시험편의 손상면적 및 무게 감소량 측정 결과를 나타낸 것이다. Fig. 3에서 보는바와 같이 염화물 농도가 증가할수록 손상면적이 증가하는 경향을 나타냈다. 특히, Fig. 2a의 부식전류 밀도 그래프와 유사하게 염화물 농도 600 PPM까지 완만하게 증가하였으나, 1000 PPM에서 손상면적이 급격히 증가하는 경향을 나타냈다. 또한, 무게 감소량도 유사한 경향을 나타냈다. 따라서, 본 실험의 결과로 6061-T6 알루미늄 합금의 무게 감소량이 증가한 원인은 염화물 농도에 따른 국부 부식의 너비 방향 성장이 나타났으며, 손상부위 개수가 증가하였기 때문으로 사료된다.

Fig. 5는 6061-T6 알루미늄 합금의 동전위분극시험 후



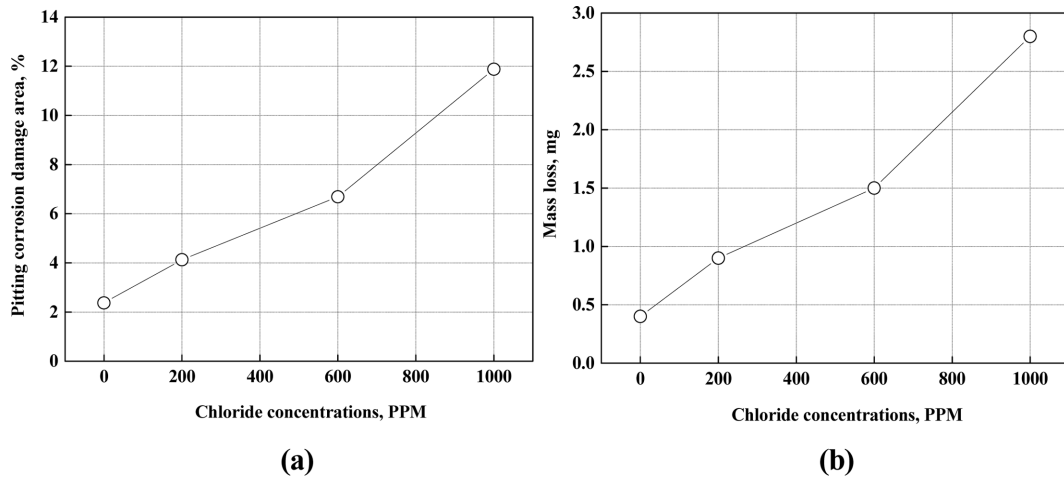


Fig. 4. Graph of pitting corrosion damage area and mass loss for 6061-T6 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment with chloride concentrations in acid rain solution

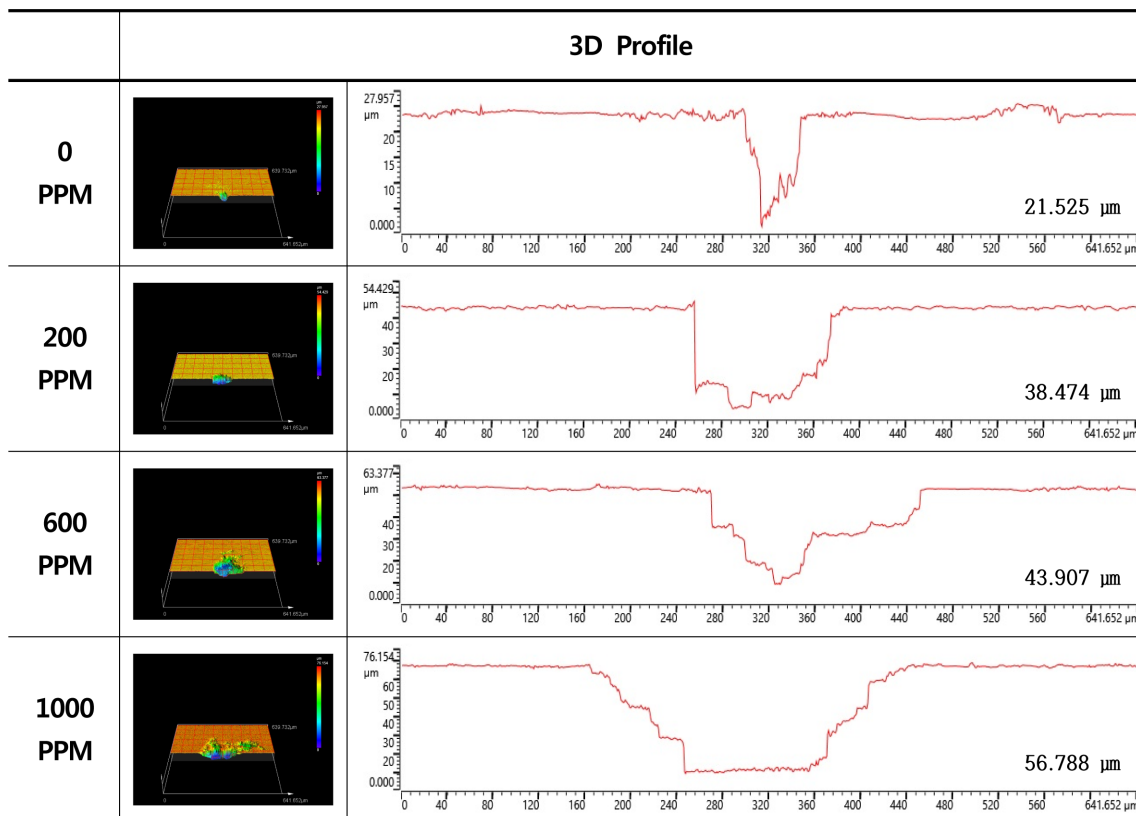


Fig. 5. 3D analysis of damaged surface for 6061-T6 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment with chloride concentrations in acid rain solution

3D 현미경을 이용하여 손상된 시편의 단면 및 프로파일(Profile) 분석 결과이다. 틈부식에 대한 영향을 배제하고자 손상된 시편의 중심부에서 분석을 진행하였다. 모든 시험조건에서 3D 이미지 및 프로파일은 공식손상 형태를 뚜렷하게 나타냈다. 염화물 농도가 증가할수록 손상너비 및 깊이 모두 증가하였다. 염화물 농도 0 PPM

에서 손상깊이 21.525 μm 및 손상너비 51.71 μm를 나타낸 반면, 염화물 농도 1000 PPM은 각각 56.788 μm, 270.85 μm로 약 2.6배, 5.2배 증가하였다. 이를 통해 염화물 농도가 증가할수록 6061-T6 알루미늄 합금의 공식손상은 너비 방향으로 성장이 더 크게 증가함을 알 수 있다. 또한, Fig. 3의 손상면적 및 Fig. 5의 프로파일

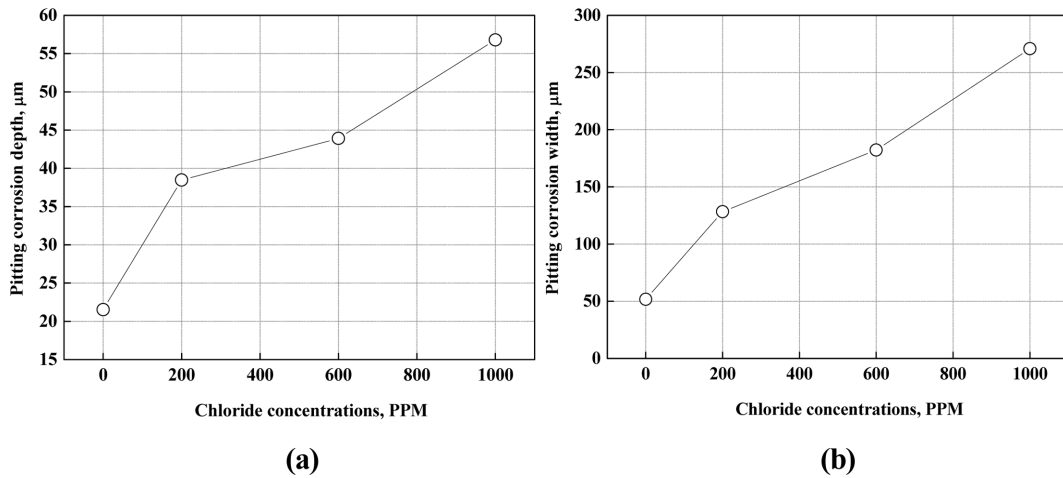


Fig. 6. Pitting corrosion depth and width of damaged surface for 6061-T6 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment with chloride concentrations in acid rain solution

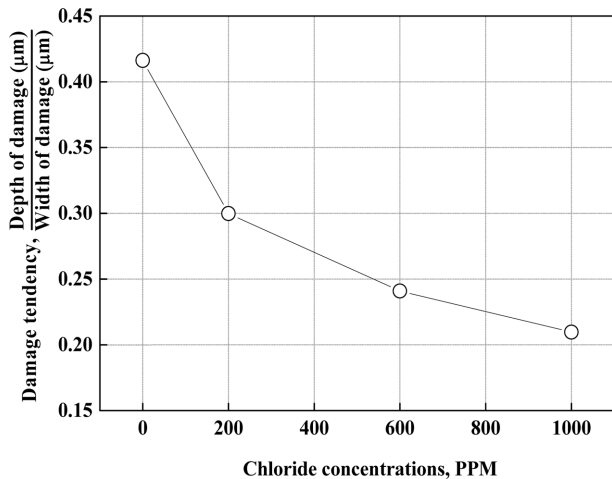


Fig. 7. Damage tendency for 6061-T6 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment with chloride concentrations in acid rain solution

분석결과를 종합하면, 염화물 농도 증가에 따라 개별적 공식손상 개수 및 너비가 증가하면서 부식손상이 확대된 것으로 사료된다.

Fig. 6은 손상면을 3D 현미경으로 분석한 결과를 나타낸 것이다. 손상깊이(a) 및 손상너비(b) 그래프에서 보는바와 같이 유사한 경향을 나타냈다. 염화물이 없는 경우에 비해 염화물 농도 200 PPM에서 큰폭으로 증가하였으며, 이는 염화물의 존재 유무가 손상형태 및 정도에 가장 큰 영향을 미치기 때문으로 사료된다. 또한, 염화물 농도 600 PPM에서 손상깊이 및 너비의 증가 기울기가 감소한 후 1000 PPM에서 다시 증가하는 경향을 나타냈다.

Fig. 7은 염화물 농도 변수에 해당하는 손상깊이와 손상너비의 비를 계산하여 손상경향값을 나타낸 것이며,

관계식은 아래와 같다.

$$\text{손상경향값} = \frac{\text{손상깊이}(\mu\text{m})}{\text{손상폭}(\mu\text{m})} \quad (2)$$

손상경향값의 경우 1을 기준으로 클수록 깊이 방향의 손상경향이 강한 부식을, 작을수록 너비 방향의 손상경향이 강한 부식을 나타낸다. 손상경향값의 경우 염화물이 존재하지 않을 경우 가장 큰 값을 나타냈으며, 염화물 농도가 증가할수록 손상경향값은 감소하였다. 이를 통해 산성비 환경에서 염화물 농도가 증가할수록 개별적 국부부식은 너비 방향으로 성장하는 경향이 크게 나타나고 있음을 알 수 있다.

Fig. 8과 9는 3D 현미경을 이용하여 손상된 시험편의 표면 거칠기 및 손상깊이 히스토그램 측정 결과를 나타낸 것이다. 표면거칠기값은 염화물 농도에 따라 증가하는 경향을 나타냈다. 표면 거칠기의 경우 시험편 표면 전체의 균일부식에 의한 값이 아니라 공식손상이 발생한 부위를 촬영 후 표면 거칠기 값을 측정하는 것이다. Fig. 3의 부식손상면적 측정결과와 종합해보면 전체에 대한 표면 거칠기값과 유사한 경향을 나타낸 것으로 사료된다. 손상깊이 히스토그램은 염화물 농도에 따른 상호 비교를 더욱 쉽게 하기 위하여 손상정도가 가장 큰 1000 PPM의 X축 값으로 통일하였다. Fig. 8에서 보는바와 같이 염화물 농도가 증가할수록 히스토그램의 영역은 손상깊이가 큰 구간으로 이동하는 경향을 나타냈다.

Fig. 10은 동전위분극시험 후 손상된 시험편의 표면 관찰 결과이다. 모든 시험 조건에서 결정학적 공식(Crystallographic pitting)이 발생하였다. 결정학적 공식은

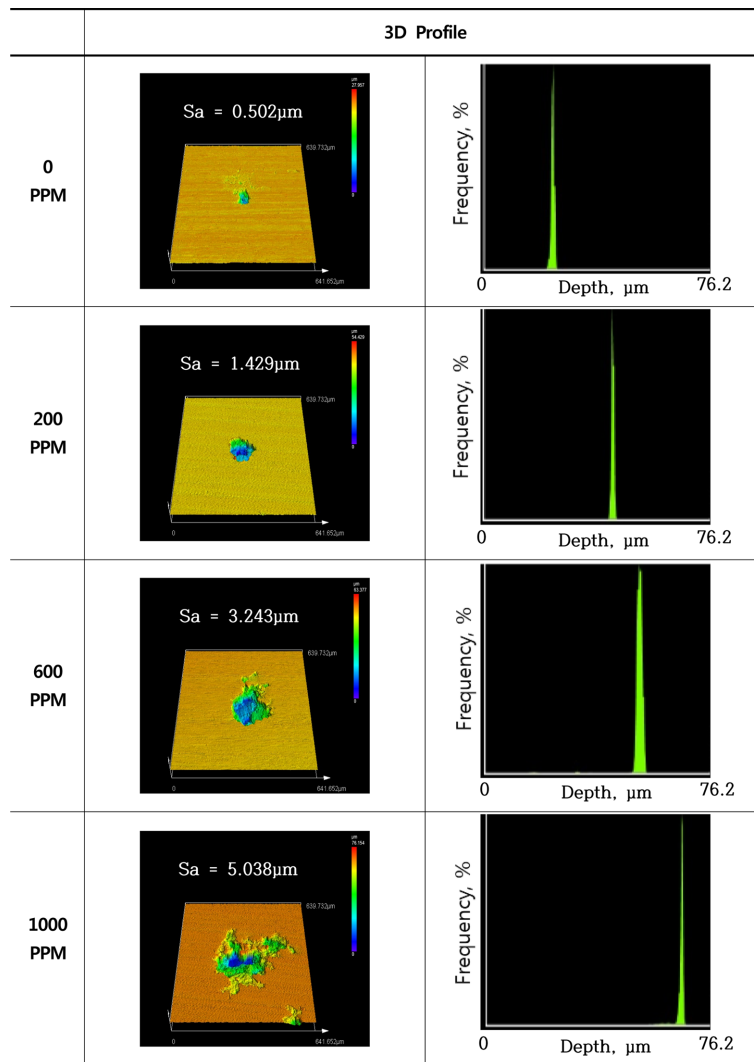


Fig. 8. Surface roughness and depth histogram of damaged surface for 6061-T6 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment with chloride concentrations in acid rain solution

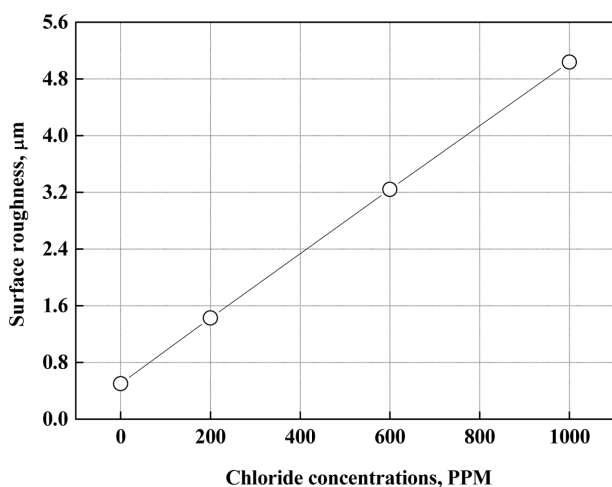
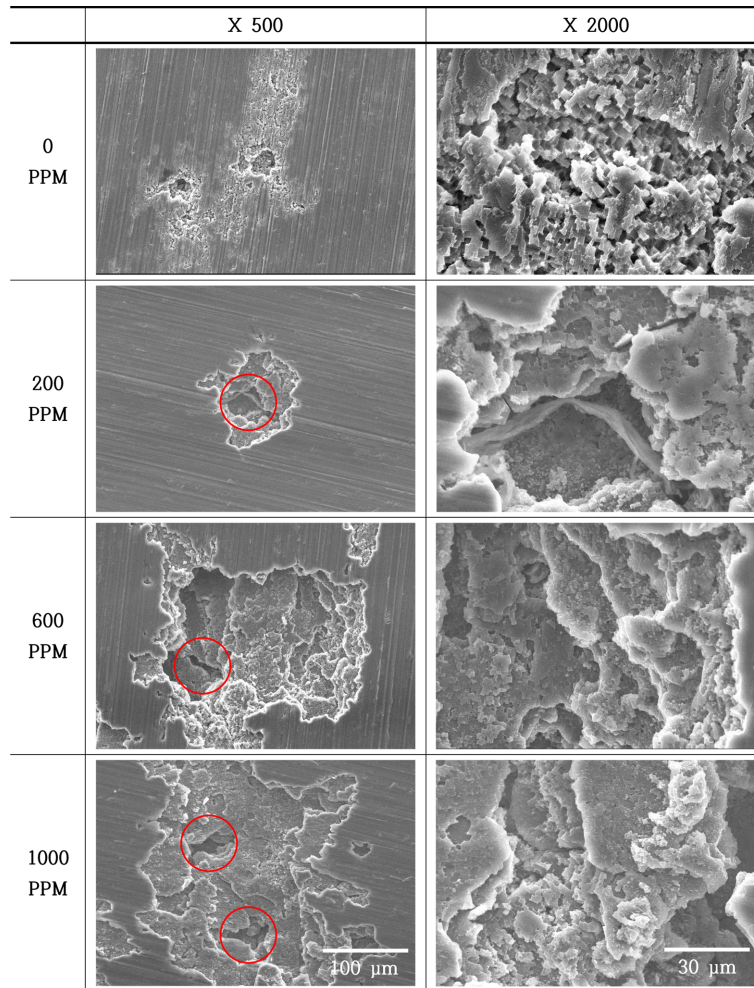


Fig. 9. Surface roughness of damaged surface for 6061-T6 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment with chloride concentrations in acid rain solution

염화물 또는 황산이 포함되어 있는 환경에서 알루미늄 합금 표면의 특정 결정면을 따라 공식손상이 생성 및 성장하는 것을 의미한다 [20,21]. 모든 시험조건에서 국부부식이 나타났다. 이는 다양한 알루미늄 합금에 대하여 천연해수 용액에서 동전위분극시험 후 표면 관찰 결과와 유사한 경향을 나타냈다 [22]. 염화물 농도가 0 PPM의 경우, 결정입자의 탈리에 의한 뚜렷한 손상이 관찰된다. 그러나 염화물 농도 증가에 따라 결정입자의 탈리 가속화 및 결정 덩어리의 탈리에 의한 깊이 및 너비 방향으로 손상이 진행되었음을 알 수 있다. 염화물 농도 200 및 600 PPM의 경우 손상부위내 상대적으로 작고 깊은 손상은 하나만 관찰된 반면, 염화물 농도 1000 PPM은 두 개의 위치에서 관찰되었다. 이를 통해 염화물에 함유된 염소이온에 의해 시험편 표면의 공식손상이 성장하며 염화물 농도 증가에 따라 공식이 너비와



**Fig. 10. Surface morphologies of damaged surface for 6061-T6 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment with chloride concentrations in acid rain solution**

깊이 방향으로 성장함을 알 수 있다.

Fig. 11은 산성비를 모사한 수용액 환경에서 염화물 6061-T6 알루미늄 합금에 미치는 영향을 모식도로 나타낸 것이다. 알루미늄 합금의 산화피막은 황산 및 염소 이온이 존재하는 환경에서 상대적으로 준안정적 (metastable)인 외부층과 안정적(stable)인 내부층으로 형성된다 [23,24]. 특히, 외부층은 황산 및 염소이온에 의해 쉽게 파괴 및 용해되어 공식손상의 개시를 유발한다 [25]. 일반적인 대기환경에서 6061-T6 알루미늄 합금 표면은  $Al_2O_3$ ,  $Al(OH)_3$ 를 형성한다 [12]. 그러나 황산에 의해 산성화된 대기환경은  $Al_2O_3$ ,  $Al_2(SO_4)_3$  [26,27], 염화물이 포함된 해안가 환경은  $Al_2O_3$ ,  $AlCl_3$ 를 형성한다 [28]. 이러한 생성물 중  $Al_2O_3$ 는 매우 안정한(stable) 산화피막으로 작용한다. 그러나 나머지는 상대적으로 불안정한(unstable) 생성물이며, 이는 수용액에 쉽게 용해되어 이온화 된다 [29,30]. 이때 합금 표면에 부분적인 부식손상이 발생하며, 이 부분은 공식손상이 개시될 수

있는 상태가 된다 [31]. 공식손상은 다양한 요인에 영향을 받으나, 특히 산화피막의 구조와 조성에 매우 의존적이다 [32]. 산화피막에 미세한 결함이 존재하거나 결합상 준안정적(metastable)일 경우 염소이온과 같은 할로겐이온이 산화피막에 흡착하여 이를 파괴시키고 공식손상을 야기시킨다 [33,34]. 특히, 염소이온에 의해 공식손상 바닥 부위에 염화물 막(Salt film)이 존재할 경우 공식손상은 매우 안정적으로 성장한다 [32]. Fig. 11의 모식도와 같이 염화물이 존재하지 않는 대기환경에서 6061-T6 알루미늄 합금 표면은  $Al_2O_3$ ,  $Al(OH)_3$ ,  $Al_2(SO_4)_3$ 를 형성시키고, 노출시간이 증가할수록 상대적으로 불안정한 생성물의 부식손상 및 공식손상이 개시 및 성장한다. 반면에 염화물이 존재하는 해안가 환경에서는  $Al_2O_3$ ,  $Al(OH)_3$ ,  $AlCl_3$ 가 형성되고,  $Al(OH)_3$ 와  $AlCl_3$ 가 선택적으로 먼저 용해되면서 공식손상이 진행된다. 그리고 공식손상 내 새로운 피트(Pit)를 형성하게 되면서 공식손상을 가속화 시킨다. 결론적으로 염화물 농도가

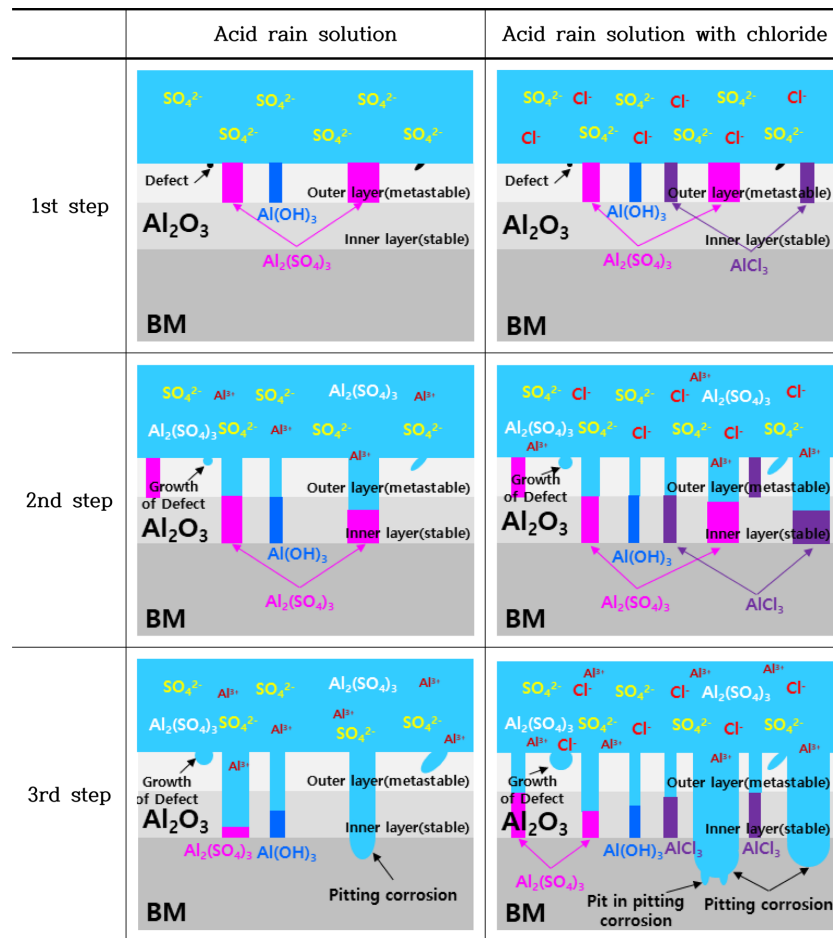


Fig. 11. Schematic diagram of corrosion behavior after potentiodynamic polarization experiment with chloride concentrations in acid rain solution

증가할수록 알루미늄 합금 표면의 안정적인 산화피막 ( $Al_2O_3$ ) 형성을 억제시켜 부식손상이 가속화된다.

#### 4. 결론

본 연구는 전기자동차 배터리 하우징용 소재로 사용되는 6061-T6 알루미늄 합금의 산성비 환경에서 염화물 농도 변수로 동전위분극시험을 수행한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

동전위분극시험 결과, 염화물 농도 0 PPM은 활성화, 부동태, 과부동태 특성을 나타냈다. 반면에 염화물 농도가 존재할 경우 활성화 반응이 지배적으로 나타났다. 타펠 분석 결과, 염화물 농도에 따라 부식전위 및 부식전류밀도는 증가하였다. 특히, 부식전류밀도의 경우 0 PPM과 비교하여 1000 PPM에서 약 7.7배 증가하였다.

동전위분극시험 후 손상 면적 측정 결과, 염화물 농도 증가에 따라 손상면적이 증가하였다. 특히, 손상면적 증가에 있어 손상부위의 크기보다 개수가 큰 영향을 미

치는 것으로 나타났다.

시험 후 3D 현미경을 이용하여 공식손상깊이, 너비 및 표면 거칠기를 측정하였으며, 염화물 농도에 따라 증가함을 나타냈다. 또한, 손상경향을 파악하기 위하여 손상깊이와 너비의 비를 계산한 손상경향값 산출 결과, 염화물 농도에 따라 감소하였으며, 공식손상은 깊이 방향에 비해 너비 방향으로 더 크게 성장하였다.

또한 SEM을 이용한 표면관찰 결과, 모든 시험 조건에서 결정학적 공식이 발생하였으며, 일정 염화물 농도를 초과할 경우 공식손상의 너비 및 깊이뿐만 아니라 새로운 공식손상의 개수가 증가하였다.

#### References

1. B. G. Pollet, I. Staffell, and J. L. Shang, Current status of hybrid, battery and fuel cell electric vehicles: From electrochemistry to market prospects, *Electrochimica Acta*, **84**, 235 (2012). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.elec>



- tacta.2012.03.172
2. J. Baumeister, J. Weise, E. Hirtz, K. Hohne, and J. Hohe, Applications of aluminum hybrid foam sandwiches in battery housings for electric vehicles, *Procedia Materials Science*, **4**, 317 (2014). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.07.565>
  3. S. Arora, W. Shen, and A. Kapoor, Review of mechanical design and strategic placement technique of a robust battery pack for electric vehicles, *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, **60**, 1319 (2016). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.rser.2016.03.013>
  4. G. Schuh, G. Bergwei, F. Fiedler, and M. Koltermann, Flexible Production Concept of a Low-Cost Battery Pack Housing for Electric Vehicles, 53rd *CIRP Conference on Manufacturing Systems*, **93**, 137 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1115/FuelCell2014-6641>
  5. A. Kampker, G. Bergweiler, F. Fiedler, and A. Hollah, Battery Pack Housing for Electric Vehicles Made by Laser Beam Welding, *ATZ Worldwide*, **121**, 72 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1007/s38311-019-0058-7>
  6. F. Fiedler, G. Bergweiler, and A. Kampker, Laser Welding Process Development for Jigless Joining of a Low-Cost Battery Pack Housing, *Proc. 72nd IIW Annual Assembly and International Conference* (2019). <https://www.researchgate.net/publication/338839202>
  7. S. W. Kang, J. W. Kim, Y. J. Jang, and K. J. Lee, Welding Deformation Analysis, Using an Inherent Strain Method for Friction Stir Welded Electric Vehicle Aluminum Battery Housing, Considering Productivity, *Applied Sciences*, **9**, 3848 (2019). Doi: <https://doi.org/10.3390/app9183848>
  8. C. Vargel, Corrosion of Aluminum, 1st, p.12, ELSEVIER, (2004).
  9. A. K. Sfikas and A. G. Lekatou, Electrochemical Behavior of Al–Al<sub>2</sub>Co<sub>2</sub> Alloys in Sulfuric Acid, *Corrosion and materials degradation*, **1**, 249 (2020). Doi: <https://doi.org/10.3390/cmd1020012>
  10. S. L. H. Quaireau, M. Laot, K. Colas, B. Kapusta, S. Delpech, and D. Gosset, Effects of temperature and pH on uniform and pitting corrosion of aluminium alloy 6061-T6 and characterisation of the hydroxide layers, *Journal of Alloys and Compounds*, **833**, 155146 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155146>
  11. Z. Qin and H. Xu, Effect of Surface State on Acid Rain Corrosion Resistance of T6 6005A Aluminum Alloy by BT-FSW Joint, *IOP Conference Series : Materials Science and Engineering*, **727**, 012003 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/727/1/012003>
  12. X. K. Yang, L. W. Zhang, S. Y. Zhang, M. Liu, K. Zhou, and X. L. Mu, Properties degradation and atmospheric corrosion mechanism of 6061 aluminum alloy in industrial and marine atmosphere environments, *Materials and Corrosion*, **68**, 529 (2017). Doi: <https://doi.org/10.1002/maco.201609201>
  13. I. W. Huang, B. L. Hurley, F. Yang, and R. G. Buchheit, Dependence on Temperature, pH, and Cl<sup>-</sup> in the Uniform Corrosion of Aluminum Alloys 2024-T3, 6061-T6, and 7075-T6, *Electrochimica Acta*, **199**, 242 (2016). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2016.03.125>
  14. B. Zaid, D. Saidi, A. Benzaid, and S. Hadji, Effects of pH and chloride concentration on pitting corrosion of AA6061 aluminum alloy, *Corrosion Science*, **50**, 1814 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.03.00>
  15. X. Zhang, M. Liu, F. Lu, M. Liu, Z. Sun, and Z. Tang, Atmospheric corrosion 7B04 aluminum alloy in marine environments, *Corrosion Science and Technology*, **17**, 6, (2018). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2018.17.1.6>
  16. S. J. Kim, E. H. Hwang, I. C. Park, and S. J. Kim, Electrochemical corrosion damage characteristics of aluminum alloy materials for marine environment, *Journal of Korean Institute Surface Engineering*, **6**, 421, (2018). Doi: <https://doi.org/10.5695/JKISE.2018.51.6.421>
  17. ASTM G46-94, Standard practice for calculation of corrosion rates and related information from electrochemical measurements, p.3, ASTM International, West Conshohocken, PA, (2004).
  18. J. H. Kim, Acid Rain, p. 47, SNU Press (2007).
  19. A. U. Malic, P. C. M. Kutty, N. A. Siddiqi, N. Andijani, and S. Ahmed, The influence of pH and chloride concentration on the corrosion behaviour of AISI 316L steel in aqueous solutions, *Corrosion Science*, **33**, 1809, (1992). Doi: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(92\)90011-Q](https://doi.org/10.1016/0010-938X(92)90011-Q)
  20. X. Zhang, S. L. Russo, S. Zandolin, A. Miotello, E. Cattaruzza, P. L. Bonora, and L. Benedetti, The pitting behavior of Al-3103 implanted with molybdenum, *Corrosion Science*, **43**, 85 (2001). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(00\)00058-5](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(00)00058-5)
  21. S. Ono, T. Makino, and R. S. Alwitt, Crystallographic Pit Growth on Aluminum (100), *Journal of The Electrochemical Society*, **152**, B39 (2005). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.1839471>
  22. Y. J. Yang and S. J. Kim, Electrochemical characteristics of aluminum alloys in sea water for marine environment, *Acta Physica Polonica A*, **135**, 1005 (2019).

23. A. L. Paulina, O. X. Octavio, G. L. Diego, V. L. Natalya, A. D. A. Marco, V. L. Irina, and A. E. Elsa, The Inhibition of Aluminum Corrosion in Sulfuric Acid by Poly(1-vinyl-3-alkyl-imidazolium Hexafluorophosphate), *Materials*, **7**, 5711, (2014). Doi: <https://doi.org/10.3390/ma7085711>
24. M. Curioni and F. Scenini, The Mechanism of Hydrogen Evolution During Anodic Polarization of Aluminium, *Electrochimica Acta*, **180**, 712, (2015). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2015.08.076>
25. K. S. Athanasios and G. L. Angeliki, Electrochemical Behavior of Al–Al9Co2 Alloys in Sulfuric Acid, *Corrosion and Materials Degradation*, **1**, 249, (2020). Doi: <https://doi.org/10.3390/cmd1020012>
26. M. A. Arshadi, J. B. Johnson, and G. C. Wood, The influence of an isobutane-SO<sub>2</sub> pollutant system on the earlier stages of the atmospheric corrosion of metals, *Corrosion Science*, **23**, 763 (1983). Doi: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(83\)90039-227](https://doi.org/10.1016/0010-938X(83)90039-227).
27. T. E. Graedel, Corrosion Mechanisms for Aluminum Exposed to the Atmosphere, *Journal of The Electrochemical Society*, **136**, 204C (1989). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.2096869>
28. D. D. Macdonald, The Point Defect Model for the Passive State, *Journal of The Electrochemical Society*, **139**, 3434 (1992). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.2069096>
29. T. P. Hoar and W. R. Jacob, Breakdown of Passivity of Stainless Steel by Halide Ions, *Nature*, **216**, 1299 (1967). Doi: <https://doi.org/10.1038/2161299a0>
30. A. L. Paulina, O. X. Octavio, G. L. Diego, V. L. Natalya, A. D. A. Marco, V. L. Irina, and A. E. Elsa, The Inhibition of Aluminum Corrosion in Sulfuric Acid by Poly(1-vinyl-3-alkyl-imidazolium Hexafluorophosphate), *Materials*, **7**, 5711, (2014). Doi: <https://doi.org/10.3390/ma7085711>
31. D. A. Jones, Principles and prevention of corrosion, 2nd, pp. 267 - 273, Prentice Hall, New Jersey (1996).
32. Z. S. Smialowska, Pitting corrosion of aluminum, *Corrosion Science*, **41**, 1743 (1999). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(99\)00012-8](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(99)00012-8)
33. P. Leblanc and G. S. Frankel, A Study of Corrosion and Pitting Initiation of AA2024-T3 Using Atomic Force Microscopy, *Journal of The Electrochemical Society*, **149**, B239 (2002).
34. R. T. Foley, The localized corrosion of aluminum alloys – A Review, *Corrosion*, **42**, 277 (1986).