

전기자동차 배터리 하우징용 6061-T6 알루미늄합금의 전식 특성에 미치는 염화물농도 및 인가전류밀도의 영향

신동호¹ · 김성종^{2,†}

¹목포해양대학교 대학원, 전라남도 목포시 해양대학로 91
²목포해양대학교 기관시스템공학부, 전라남도 목포시 해양대학로 91
(2022년 9월 05일 접수, 2022년 9월 05일 수정, 2022년 9월 14일 채택)

Effects of Chloride Concentration and Applied Current Density on Stray Current Corrosion Characteristics of 6061-T6 Al Alloy for Electric Vehicle Battery Housing

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

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

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

(Received September 05, 2022; Revised September 05, 2022; Accepted September 14, 2022)

Interest in electric vehicle is on the rise due to global eco-friendly policies. To improve the efficiency of electric vehicles, it is essential to reduce weights of components. Since electric vehicles have various electronic equipment, the research on stray current corrosion is required. In this research, a galvanostatic corrosion experiment was performed on 6061-T6 Al alloy for electric vehicle battery housing using chloride concentration and applied current density as variables in a solution simulating an acid rain environment. As a result of the experiment, when chloride concentration and applied current density were increased, corrosion damage became larger. In particular, pitting damage was dominant at an applied current density of 0.1 mA/cm². Pitting damage over the entire surface was found at a current density of 1.0 mA/cm². In conclusion, chloride concentration had a relatively large effect on localized corrosion. The applied current density had a great effect on uniform corrosion. However, in the case of applied current density, localized corrosion was also greatly affected by interaction with chloride.

Keywords: Electric vehicle battery housing, 6061-T6 Al alloy, Stray current corrosion, Corrosion resistance, Chloride concentration

1. 서론

전 세계적인 친환경 정책에 따라 여러 산업군에서 친환경 에너지에 대한 관심이 고조되고 있다 [1]. 특히, 자동차 산업은 이러한 친환경 정책에 가장 빠르게 대응하는 산업군 중 하나이며, 하이브리드 자동차에서 전기자동차까지 급격한 발전을 이루고 있다. 그러나 전기자동차는 내연기관 자동차보다 무거워서 효율이 낮으며, 다양한 전자장비가 내장되어 있기 때문에 누설 전류에 의한 부식손상이 문제 시 되고 있다 [2]. 이러한 문제를

해결하기 위하여 구성품의 경량화 및 내식성을 개선시킬 필요가 있다. 특히, 전기자동차의 다양한 구성품 중 배터리는 무게 측면에서 큰 비중을 차지한다[3]. 따라서 전기자동차 제조사들은 배터리 무게를 줄이기 위하여 알루미늄합금을 이용한 배터리 하우징을 개발 및 사용 중에 있다 [4]. 다양한 알루미늄합금 중 6000계열 합금은 내식성이 우수하고 열처리로 강도를 향상시킬 수 있다 [5]. 이러한 이유로 전기자동차용 배터리 하우징 소재로 6000계열 알루미늄합금이 사용되고 있다 [6]. 그러나 급격한 산업화로 인한 대기 환경의 산성화로 알루미늄합금은 부식손상되기 때문에 많은 연구자들은 다양한 환경에서 연구해 왔다 [7]. M. X. Milagre *et al.*은 산성

[†]Corresponding author: ks@mmu.ac.kr

신동호: 박사과정, 김성종: 교수

비 환경에서 침지 실험을 통해 6061-T6 알루미늄합금의 부식에 의한 공식 손상을 정량화하였다. 실험 결과, 공식손상과 같은 국부부식이 지배적인 것으로 보고하였다 [8]. 또한, S. R. Kumal *et al.*은 6061-T6 알루미늄합금을 이용하여 산성, 알칼리성 그리고 염화물이 함유된 중성 수용액에서 부식실험을 수행하였다. 실험 결과, 산성 용액보다 알칼리성 수용액에서 부식속도가 더 높게 측정되었으며, 염화물이 함유된 중성 수용액에서 가장 낮다는 것을 규명하였다 [9]. B. H. Yoon *et al.*은 Friction Stir Welding (FSW)과 Gas Metal Arc Welding (GMAW)의 방법으로 용접된 6061-T6 알루미늄합금의 부식 거동을 상호 비교하였으며, GMAW 방법이 가장 높은 부식속도를 나타냈으며, FSW는 상대적으로 우수한 내식성을 나타내는 것으로 보고하였다 [10].

이와 같이 6061-T6 알루미늄합금에 대하여 다양한 연구가 수행되어 왔다. 그러나 해양 환경 또는 해안가에서는 대기 중 염소이온(Cl⁻)이 함유되어 있으므로 산성비와 염화물에 의한 영향이 동시에 고려되어야 한다. 또한, 전기자동차의 경우 배터리 또는 기타 전자 장비에서 누설되는 전류에 의한 전식 발생으로 부식손상은 더욱 가속화될 수 있다 [11].

따라서 본 연구에서는 배터리 하우징용 소재인 6061-T6 알루미늄합금에 대하여 산성비를 모사한 수용액에 염화물농도를 변수로 정전류부식실험을 수행하였다.

2. 시험편 및 실험방법

본 연구에서는 전기자동차 배터리 하우징용 소재인 6061-T6 알루미늄 합금에 대하여 산성비 환경에서 염화물농도를 변수로 정전류부식실험을 수행하였다. 사용된 시험편의 화학 조성은 Table 1과 같다. 시험편 표면상태에 따른 실험오차를 제거하기 위하여 연마지 # 600번까지 표면연마 후 아세톤과 증류수로 세척하였으며, 항온 건조기에서 24시간 건조하였다.

전위차계(FR/VCP, Biologic)를 이용하여 정전류부식실험을 수행하였으며, 작동전극, 대극 그리고 기준전극의 3전극 부식 셀을 구성하였다. 작동전극은 노출면적을 1 cm²으로 유지하기 위하여 전용 홀더를 사용하였다. 그리고 기준전극은 은/염화은전극(Ag/AgCl sat. by KCl)을, 대극은 2 cm × 2 cm 크기의 백금망(Platinum mesh)을 사용하였다. 실험에 사용된 수용액은 대기중의 산성비 환경을 모사하기 위하여 황산(H₂SO₄, 98 wt%)과 질산

Table 1. Chemical compositions of 6061-T6

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

(HNO₃, 66 wt%)을 부피비 4:1(v/v)로 혼합 후 증류수를 이용하여 pH 4로 조정하였다. 해양의 대기 환경에 함유되어 있는 염화물농도를 변수로 하였으며, 이를 위하여 염화나트륨(NaCl)을 사용하였다. 또한, 정전류부식실험은 30 °C 온도에서 3,600초 동안 실시하였으며, 인가된 전류밀도는 0.1과 1.0 mA/cm²이다. 이는 직류를 사용하는 전자 기기에서 누설될 수 있는 전류 범위를 고려하여 선정하였다 [12]. 실험 종료 후 손상된 시험편은 아세톤과 증류수로 세척한 후 항온 건조기에서 24시간 건조 후 무게감소량을 측정하였으며, Image J 소프트웨어를 이용하여 공식손상면적을 측정하였다. 또한, 손상된 표면의 손상거동과 경향을 분석하기 위하여 3D 레이저 현미경과 주사전자현미경을 사용하였다.

3. 실험결과 및 분석

Fig. 1은 손상된 표면에 대하여 Image J 소프트웨어를 이용하여 염화물농도와 인가전류밀도에 따른 표면의 공식손상면적을 측정된 결과이다. 일반적으로 알루미늄합금은 자연환경에서 수 nm의 얇은 산화피막이 형성되며, 이러한 산화피막은 외부 환경으로부터 모재를 보호하는 역할을 한다 [13]. 그러나 자연적으로 형성된 산화피막은 매우 얇기 때문에 부식환경에서 매우 불안정한 특성을 나타낸다 [14]. 따라서 금속 부식을 가속화시키는 대표적인 원소인 염소이온이 존재할 경우 불안정한 산화피막은 쉽게 파괴되어 공식손상을 야기시킨다 [15-17]. 본 연구에서 수행한 정전류부식실험 결과는 이와 유사한 경향을 나타냈다. Fig. 1에서 보는바와 같이 인가전류밀도 0.1 mA/cm²에서 염화물농도에 따라 손상부 개수와 크기가 증가하는 경향을 나타냈다. 특히, 염화물농도 600 ppm 이상 조건에서는 손상부 개수 증가보다 크기 증가가 관찰되었다. 또한, 염화물농도에 따른 손상부 크기 증가 경향은 인가전류밀도 1.0 mA/cm²에서도 유사하게 나타났다. 이러한 경향은 초기에 생성된 공식손상이 염화물농도에 따라 점진적으로 성장하는 것을 의미한다. 그러나 염화물농도 0 ppm 실험 조건에서 인가전류밀도 0.1 mA/cm²과 1.0 mA/cm²의 표면손상 정도를 비교한 결과, 인가전류밀도 증가에 따라 손상크기보다 손상개수가 증가하는 경향이 뚜렷하게 나타났다. 따라서 염화물농도는 손상부 크기에 더 큰 영향을 미치므로 국부부식의 경향을, 인가전류밀도는 공식손상개수에 더 큰 영향을 미치므로 균일부식의 경향을 나타내는 것으로 사료된다. 그러나 인가전류밀도 1.0 mA/cm²에서와 같이 염화물농도에 따른 국부부식경향은 인가전류밀도가 증가할수록 더 크게 나타났다. 이러한 결과는 염화물농도와 인가전류밀도가 동시에 작용할 경우 나타나

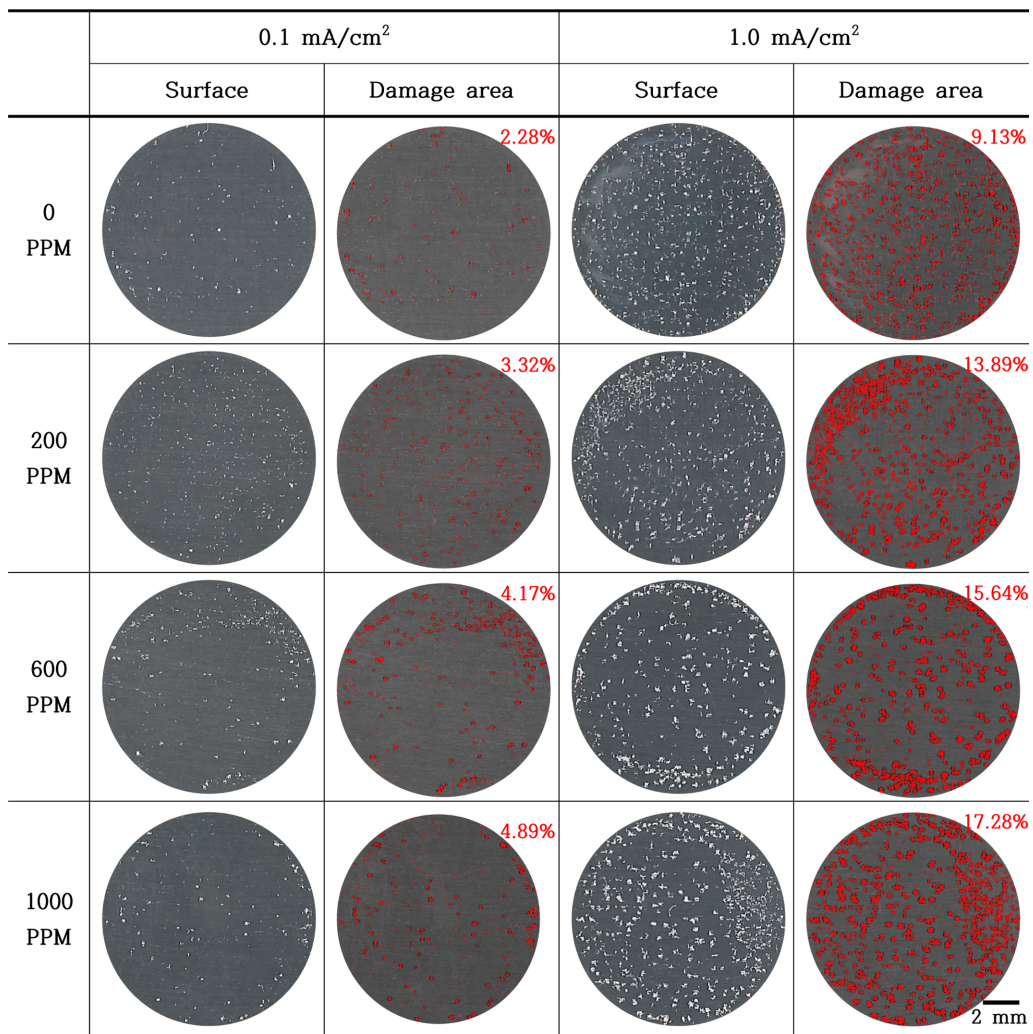


Fig. 1. Analysis of corrosion damage area after galvanostatic corrosion experiment for 6061-T6 Al alloy with chloride concentrations in acid rain solution

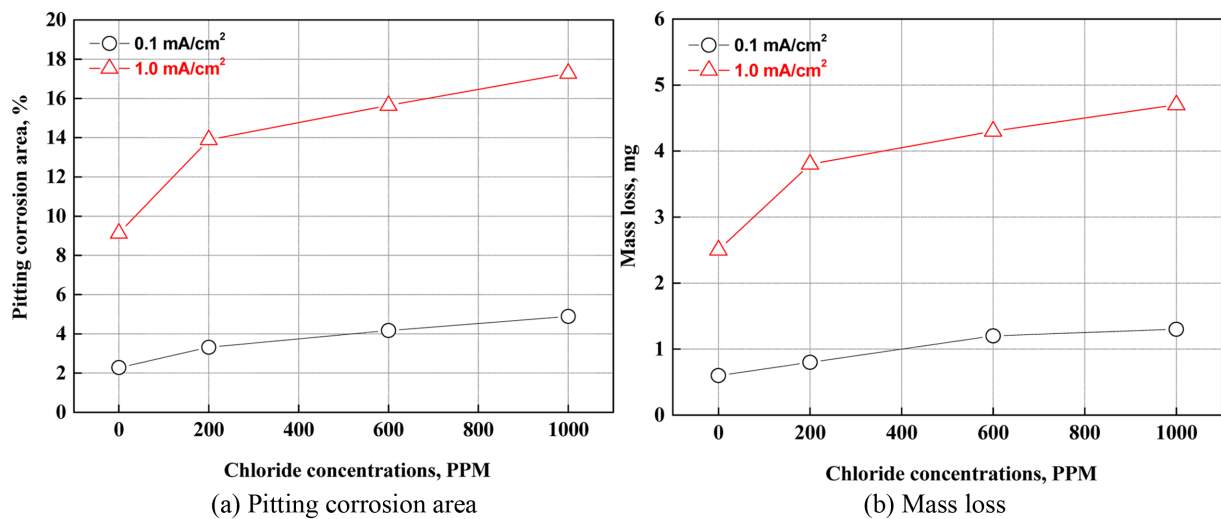


Fig. 2. Analysis of pitting corrosion area and mass loss after galvanostatic corrosion experiment for 6061-T6 Al alloy with chloride concentrations in acid rain solution

는 시너지 효과(Synergistic effects)로 사료된다 [18]. 특히, 인가전류밀도 증가에 따라 염화물에 함유된 염소이온의 공격성이 더욱 가속화되기 때문으로 사료된다 [19].

Fig. 2는 정전류부식실험 후 공식손상면적과 무게감소량 측정 결과를 나타낸 그래프이다. (a)의 공식손상면적은 모든 인가전류밀도에서 염화물농도 증가에 따라 증가하였다. 특히, 염화물농도 0 ppm과 200 ppm을 비교하면 인가전류밀도 0.1 mA/cm²과 1.0 mA/cm²에서 각각 1.45배, 1.52배의 큰폭으로 증가하였다. 그러나 이후 염화물농도 증가에 따른 증가폭은 감소하는 경향을 나타냈다. 또한, 인가전류밀도 0.1 mA/cm² 대비 1.0 mA/cm²인 경우 손상면적을 비교하면 염화물농도 0 ppm에서는 약 4.0배, 200 ppm의 경우 약 4.2배 증가하였다. 그러나 염화물농도 600 ppm 이상에서는 약 3.7배 이하로 감소하였다. 이는 산성비 환경을 모사한 수용액에서 미량의 염화물이 존재하면 부식속도는 급격히 증가하나 일정 이상에서는 증가폭이 감소하는 경향을 나타냈다. 또한, (b)의 무게감소량도 유사한 경향을 나타냈다. 즉, (a)의 손상면적과 (b)의 무게감소량의 증가 경향이 염화물농도보다 인가전류밀도에 의한 영향을 더 크게 나타냈다. 일반적으로 국부부식은 무게감소량에 큰 영향을 미치지 않으나, 균일부식은 보다 크게 영향을 미친다 [20]. 결과적으로 (a)와 (b)에 나타난 경향을 통해 인가전류밀도의 증가는 균일부식의 경향을 나타내는 요인으로 사료된다.

Fig. 3의 (a)는 정전류부식실험 후 3D 현미경을 이용하여 표면거칠기와 손상깊이 히스토그램을 나타낸 것이다. 손상깊이 히스토그램은 공식손상부의 손상깊이 분포도를 나타내며, X축은 손상깊이, Y축은 해당하는 손상깊이의 분포량을 나타낸 것이다. 결과적으로 염화물농도와 인가전류밀도 증가에 따라 손상깊이 분포도가 더 깊은 영역에 위치함을 알 수 있다. 특히, 인가전류밀도 증가에 따라 손상부의 손상깊이는 더욱 크게 측정되었다. 또한, Fig. 3의 (b)는 손상된 표면의 거칠기 값을 그래프로 나타낸 것이다. 타 연구자의 연구결과에 따르면 표면거칠기는 금속 표면의 부동태 특성에 영향을 미치며, 표면거칠기 값이 클수록 부식속도를 증가시키는 것으로 나타났다 [21]. 본 연구에서 수행한 정전류부식 실험 결과, 인가전류밀도 1.0 mA/cm²에 해당하는 표면거칠기 값의 기울기는 0.00185로 나타났으며, 이는 0.1 mA/cm² 실험 조건에서의 기울기인 0.000774보다 약 2.39배 더 크게 나타났다. 이를 통해 인가전류밀도 증가에 따라 표면거칠기 값이 커지며, 부식손상은 더욱 가속화 될 것으로 사료된다.

Fig. 4는 염화물농도와 인가전류밀도에 따른 최대공식손상깊이를 구하기 위한 단면프로파일 분석결과를 나타낸 것이다. 염화물농도와 인가전류밀도 증가에 따라 최

대공식손상깊이는 증가하였다. 특히, 인가전류밀도가 클수록 염화물농도 영향은 더욱 크게 나타났다. 염화물농도와 인가전류밀도가 공식손상에 미치는 영향을 보다 상세히 비교하기 위하여 손상깊이와 너비로 구분하여 Fig. 5에 나타내었다.

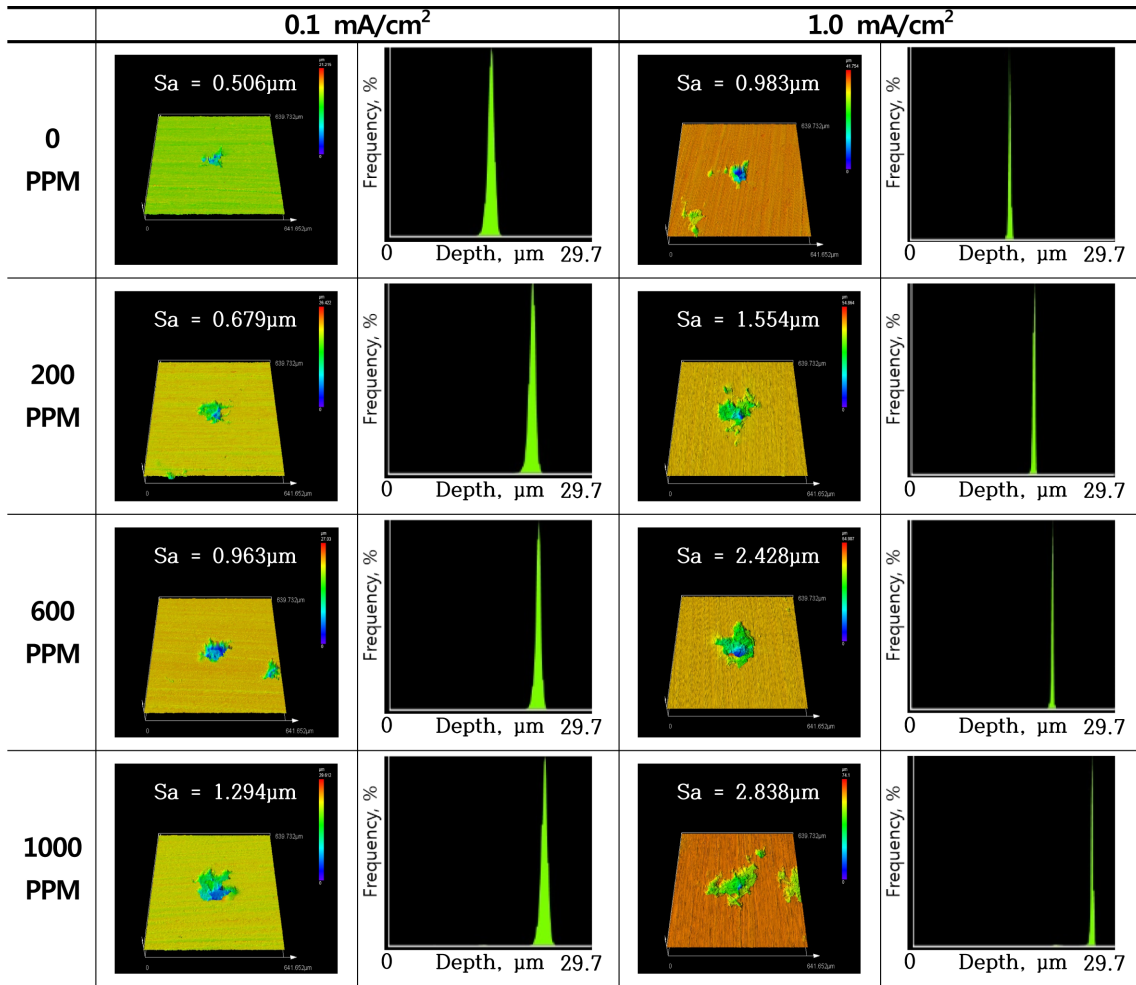
Fig. 5a의 공식손상깊이 그래프와 같이 염화물농도와 인가전류밀도 증가에 따라 최대공식손상깊이는 증가하였다. 특히, 인가전류밀도가 클수록 염화물농도 영향은 더욱 크게 나타났다. 이는 앞서 언급한 연구 결과와 반대 경향을 나타내는 것처럼 보일 수 있다. 즉, 앞의 연구 결과에서 인가전류밀도는 국부부식보다 균일부식에 더 큰 영향을 미치는데, (a)의 손상깊이 그래프는 인가전류밀도가 국부부식의 대표적인 손상거동인 공식손상에 더 큰 영향을 미치는 것으로 나타났다. 그러나 최대공식손상깊이만으로 손상거동을 단정짓기 어려우며, 손상면적, 손상너비 등 여러 결과를 동시에 고려하여야 한다. 이를 위하여 (b)와 같이 손상너비 측정 후 그래프로 나타냈다. 손상너비도 최대공식손상깊이와 유사한 경향을 나타냈다. 그러나 손상깊이와는 달리 손상너비는 인가전류밀도 증가에 따라 염화물농도 200 ppm 이상에서 급격히 증가하였다. 이를 통해 인가전류밀도가 증가할수록 염화물은 손상깊이뿐만 아니라 손상너비에도 크게 영향을 미치는 것을 알 수 있다.

Fig. 6은 6061-T6 알루미늄합금의 공식손상거동을 수치화하기 위하여 공식손상깊이와 너비를 상호 비교하여 손상경향 값을 나타낸 결과이다. 손상경향 값은 측정된 손상깊이와 너비의 비로 산출된 결과이며, 관련식 (1)은 아래와 같다 [22].

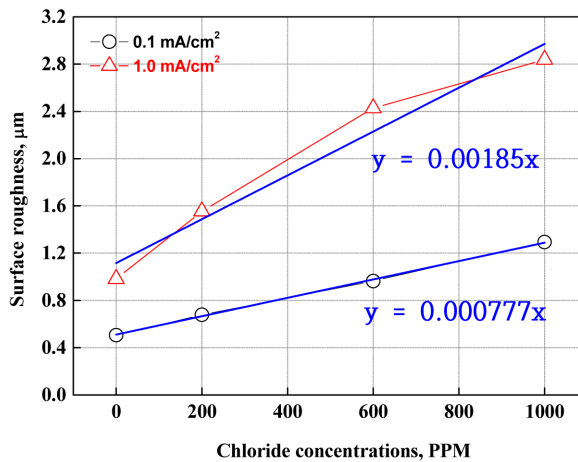
$$Damage\ tendency = \frac{Damage\ depth\ (\mu m)}{Damage\ width\ (\mu m)} \quad (1)$$

손상경향 값 산출 결과, 모든 실험 조건에서 손상경향 값은 1보다 낮은 값을 나타냈다. 이는 깊이 방향 손상보다 너비 방향 손상이 더 지배적인 것을 의미한다. 인가전류밀도 0.1 mA/cm²의 경우 손상경향 값은 염화물농도 200 ppm에서 약 0.03 정도 증가 후 약 0.15에서 정체되는 경향을 나타냈다. 반면에, 인가전류밀도 1.0 mA/cm²은 염화물농도 증가에 따라 손상경향 값은 증가하였다. 즉, 깊이 방향의 공식손상을 일으키는 대표적인 요인인 염소이온이 존재하거나 증가할지라도 일정 값 이상의 인가전류밀도가 되어야 깊이 방향보다 너비 방향으로 성장하는 손상거동이 나타나는 것을 의미한다.

결과적으로 Fig. 4 ~ 6을 종합하면, 산성비 환경을 모사한 수용액에서 염화물의 활동성은 인가전류밀도에 의존하는 것을 알 수 있다. 또한, 인가전류밀도는 알루미늄



(a) 0.1 mA/cm²



(b) Surface roughness

Fig. 3. Surface roughness and depth histogram after galvanostatic corrosion experiment for 6061-T6 Al alloy with chloride concentrations in acid rain solution

높은 표면의 산화피막을 파괴시키고, 재료와 수용액 사이 계면층을 활성화시켜 수용액에 함유된 황산, 질산

그리고 염소 이온이 금속과의 전기화학반응을 더욱 활발히 진행되도록 촉매 역할을 하는 것으로 사료된다 [23].

EFFECTS OF CHLORIDE CONCENTRATION AND APPLIED CURRENT DENSITY ON STRAY CURRENT CORROSION CHARACTERISTICS OF 6061-T6 AL ALLOY FOR ELECTRIC VEHICLE BATTERY HOUSING

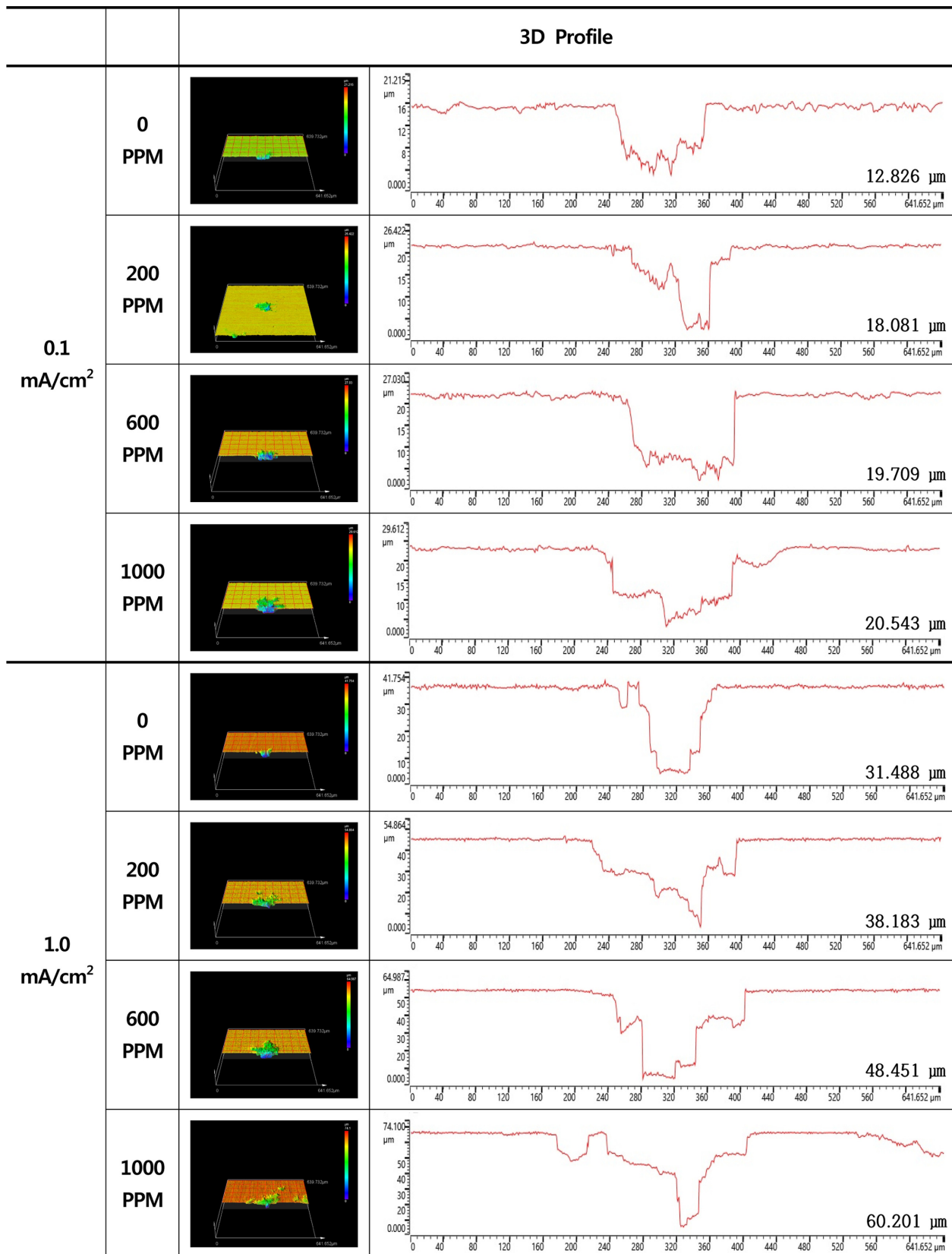


Fig. 4. 3D analysis of damaged surface after galvanostatic corrosion experiment for 6061-T6 Al alloy with chloride concentrations in acid rain solution

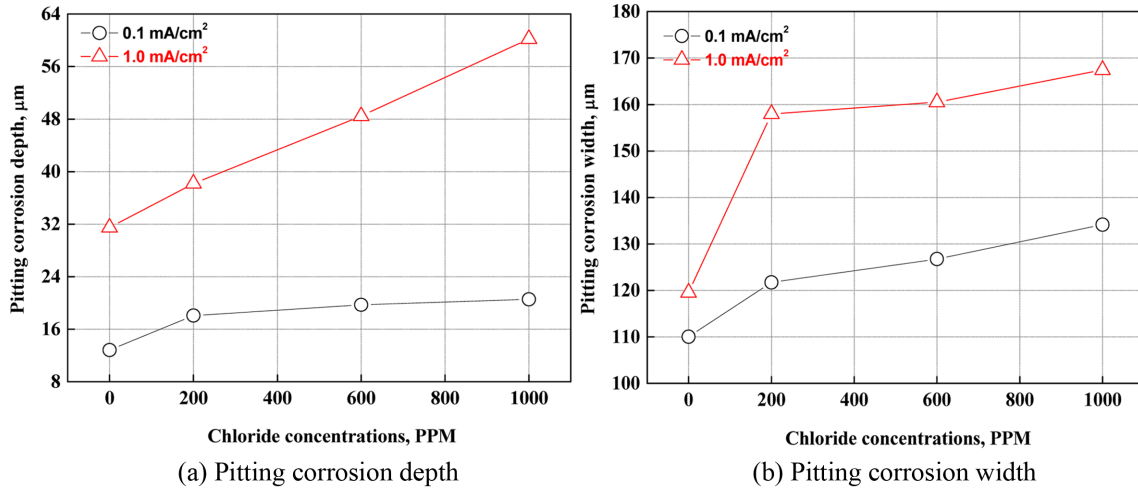


Fig. 5. Pitting corrosion depth and width after galvanostatic corrosion experiment for 6061-T6 Al alloy with chloride concentrations in acid rain solution

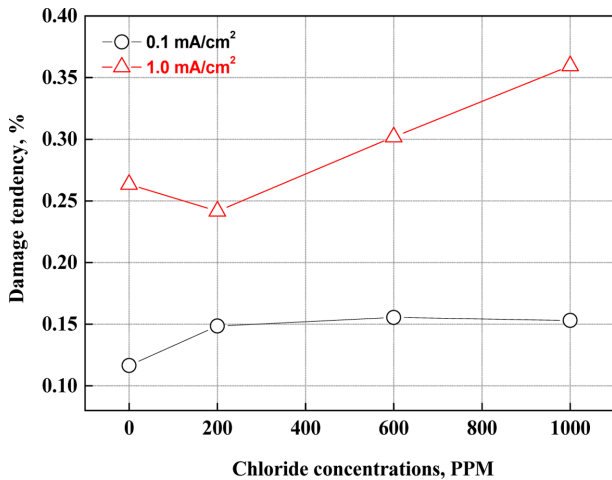


Fig. 6. Corrosion damage tendency after galvanostatic corrosion experiment for 6061-T6 Al alloy with chloride concentrations in acid rain solution

Fig. 7의 (a)는 Fig. 5의 최대공식손상깊이를 실험 시간으로 나누어 공식손상속도를 산출한 결과이며, (b)는 ASTM G31 - 72 규정에 따라 무게감소량으로 부식속도를 산출한 것이다. 또한, 각각의 부식속도를 산출한 관련식 (2), (3)은 다음과 같다[24].

$$Corrosion\ rate_{pit} = \frac{MAX_{pitting\ damage\ depth}}{Time} \quad (2)$$

$$Corrosion\ rate = \frac{K \times W}{A \times T \times D} \quad (3)$$

여기서, K = constant (3.45×10^6 , MPY)
 T = time (h)
 A = area (cm²)
 W = mass loss
 D = density (g/cm³)

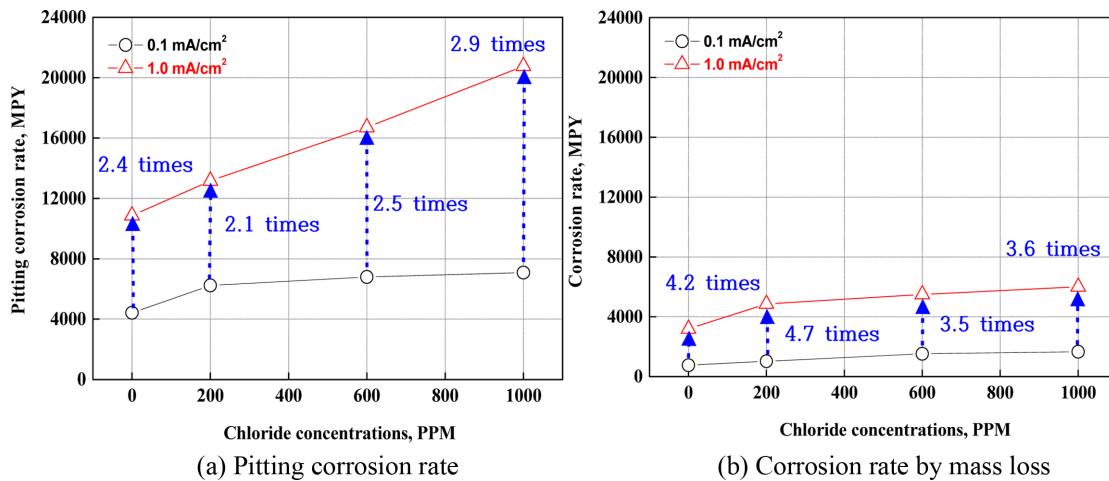


Fig. 7. Pitting corrosion rate and corrosion rate by mass loss after galvanostatic corrosion experiment for 6061-T6 Al alloy with chloride concentrations in acid rain solution

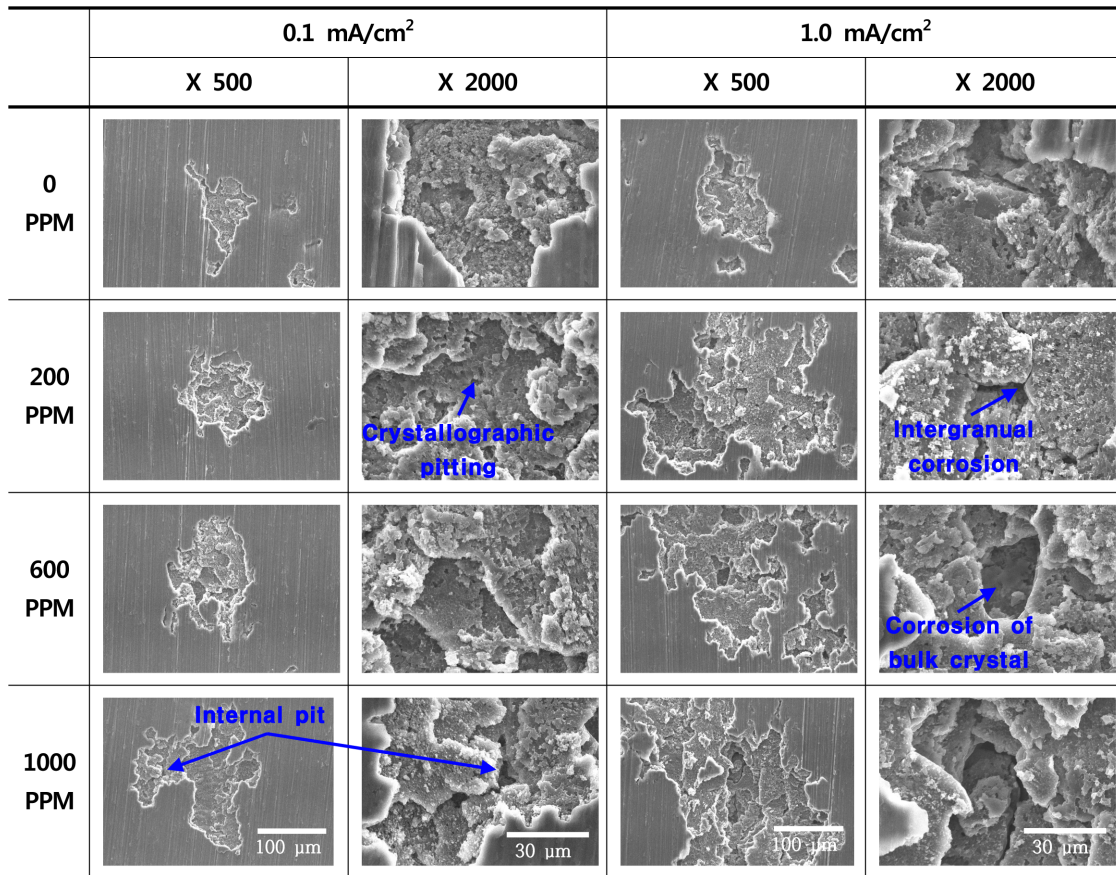


Fig. 8. Surface morphologies after galvanostatic corrosion experiment for 6061-T6 Al alloy with chloride concentrations in acid rain solution

대부분의 실험 조건에서 공식손상속도는 무게감소량에 의한 부식속도보다 더 크게 나타났다. 또한, 염화물 농도와 인가전류밀도에 따른 증가폭을 산출한 결과 공식손상속도는 염화물농도 200 ppm에서 약 2.1배를, 1000 ppm에서는 약 2.9배의 증가폭을 나타냈다. 반면에 무게감소량에 의한 부식속도는 염화물농도 200 ppm에서는 약 4.7배를, 1000 ppm은 약 3.6배의 증가폭을 나타냈다. 이를 통해, 염화물농도 증가에 따라 공식손상속도의 증가폭은 상승하는 경향을 나타내나, 무게감소량에 의한 부식속도의 증가폭은 감소하는 경향을 나타냈다. 그러나 인가전류밀도 증가에 따른 증가폭은 무게감소량에 의한 부식속도가 더 크게 나타났다. 이는 염화물농도 1000 ppm보다 인가전류밀도 1.0 mA/cm²이 부식손상에 상대적으로 더 크게 영향을 미치기 때문으로 사료된다.

Fig. 8은 주사전자현미경으로 공식손상의 형상을 관찰한 것이다. 500 배율 관찰 결과, 인가전류밀도 0.1 mA/cm²의 경우 염화물농도에 따라 공식손상의 크기가 증가하였다. 그러나, 인가전류밀도 1.0 mA/cm²에서는 염화물

존재 유무에 따라 공식손상크기는 급격히 증가하는 것을 알 수 있다. 더욱 고배율(2000 배율)로 관찰한 경우, 6061-T6 알루미늄합금의 일반적인 부식손상 경향인 입자(Particle) 탈리에 의한 손상이 뚜렷하게 관찰되었다 [25]. 그리고 알루미늄합금 용해반응 시 관찰되는 결정 구조 형상이 나타났으며, 이러한 결정구조는 염화물 또는 산성 환경에서 결정면 사이의 표면에너지 차이로 인해 특정 결정면을 따라 활성용해반응이 촉진되어 성장하는 결정학적 공식손상을 나타낸다 [26,27]. 또한, 인가전류밀도 0.1 mA/cm²에서 염화물농도가 증가할수록 기존 손상부 내부에 작은 공식손상 형태가 나타났다. 이러한 공식손상 형태는 입자 탈리에 의한 계단식 형태의 층을 나타내면서 성장한다. 이는 인가전류밀도 1.0 mA/cm²의 경우 더욱 뚜렷하게 나타났다. 그러나 인가전류밀도 0.1 mA/cm²과는 달리 입자 단위 탈리 뿐만 아니라 입계부식이 관찰되었으며, 염화물농도 증가에 따라 결정 형태로 탈리되는 현상이 관찰되었다. 알루미늄합금에서 나타나는 입계부식은 대체로 알루미늄과 알루미늄합금의 금속간 화합물 사이의 활성화 에너지로 인해 발

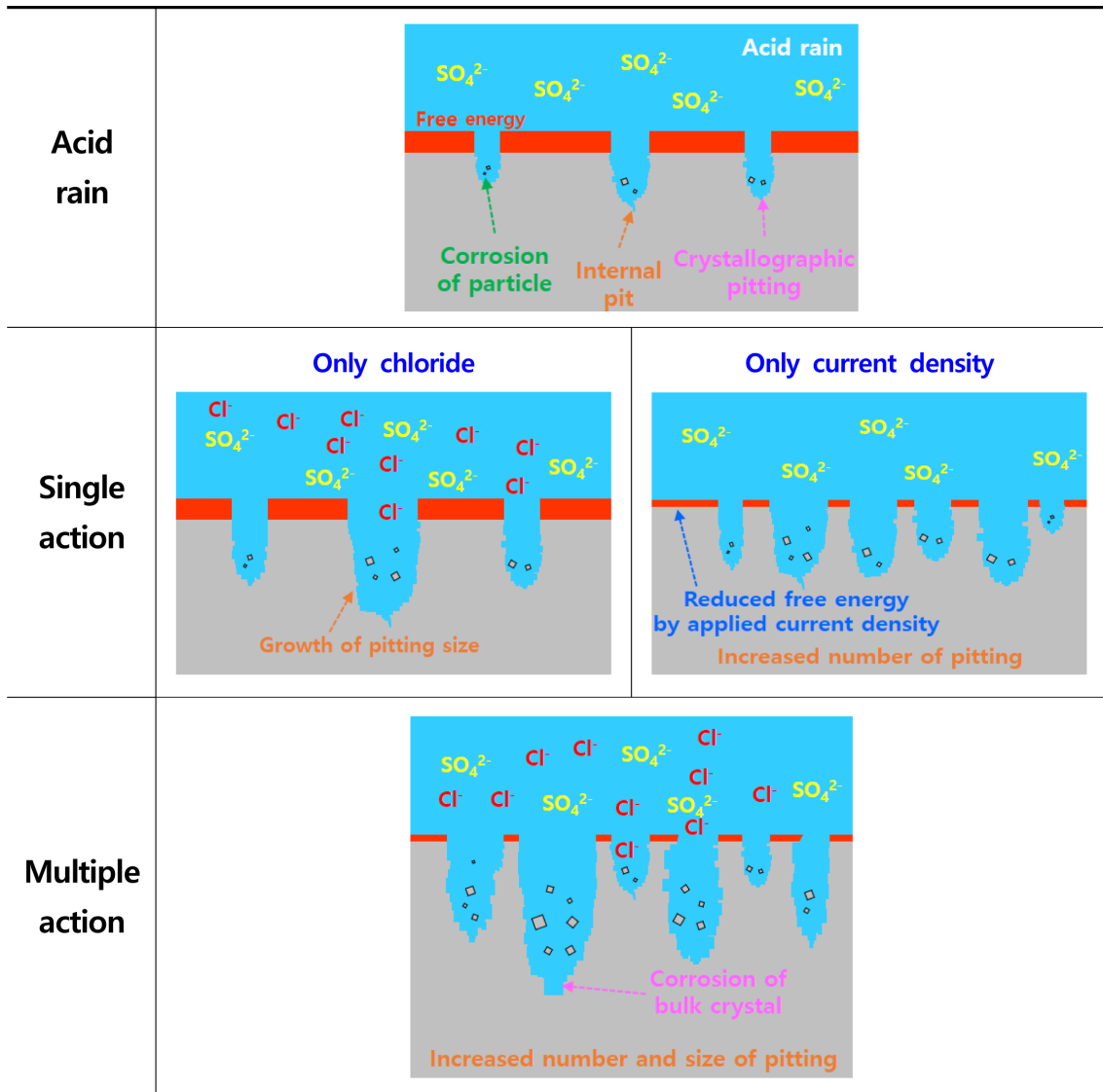


Fig. 9. Schematic diagram of corrosion behavior after galvanostatic corrosion experiment for 6061-T6 Al alloy with chloride concentrations in acid rain solution

생한다 [28]. 특히, 6061-T6 알루미늄합금과 같이 Al-Mg-Si계 합금인 경우 열처리로 인해 Mg₂Si 석출물이 형성되고 이는 알루미늄 기지와 활성 관계를 나타내어 결과적으로 입계부식을 야기시킨다 [29,30]. 또 다른 석출물은 Al₃Mg₂이며, 기지금속인 알루미늄보다 활성전위이므로 입계부식을 야기시킨다. 특히, 결정립계에서 층상의 조직을 따라 부식손상이 발생하는 박리부식(Exfoliation corrosion)을 야기시킨다 [31]. 본 연구 결과에서 층상손상 형태는 관찰되지 않았으나, 입계부식 형태는 관찰되었다. 이는 열처리에 의해 Mg₂Si 석출물이 형성되어 나타난 결과로 사료된다.

Fig. 9는 6061-T6 알루미늄합금에 염화물과 인가전류 밀도가 부식에 미치는 영향을 모식도로 나타낸 것이다.

산성비 환경에 함유된 황산이온(SO₄²⁻)은 6061-T6 알루미늄합금의 표면에 Al₂(SO₄)₃와 같은 매우 불안정한 산화피막을 형성하나 알루미늄이온(Al³⁺)으로 쉽게 용해되며 이 표면에서 공식손상이 개시된다 [20,32,33]. 특히, Fig. 8에서 언급한 바와 같이, 6061-T6 알루미늄합금은 입자 단위의 탈리와 결정학적 공식손상의 부식거동을 나타낸다. 그리고 산성비 환경에서 염화물이 공존할 경우 기존 손상부에서 공식손상을 가속화시킨다. 반면에 인가전류밀도가 증가할 경우 금속과 수용액 사이의 자유에너지를 낮추어 표면 전체의 부식반응을 가속화시킨다 [34,35]. 그러나 산성비 환경에서 염화물과 인가전류 밀도가 동시에 증가하게 되면, 인가전류밀도는 염화물에 함유된 염소이온의 활동도를 증가시켜 손상개수의

증가보다 기존 손상부의 공식손상을 가속화시킨다.

결론적으로 모식도와 같이 염화물이 단독으로 작용할 경우 공식손상이 가속화되며, 인가전류밀도가 단독으로 작용할 경우 공식손상개수 증가에 따른 표면의 균일부식의 경향을 나타낸다. 그러나 두 가지 요인이 복합적으로 작용할 경우 인가전류밀도는 염화물이 공식손상을 더욱 가속화시키는 역할을 한다.

4. 결론

본 연구는 전기자동차 배터리 하우징용 6061-T6 알루미늄합금의 산성비를 모사한 수용액에서 염화물농도 변수로 정전류부식실험을 수행한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

정전류부식실험 결과, 염화물농도와 인가전류밀도 증가에 따라 부식손상은 더욱 크게 나타났다. 특히, 염화물농도는 공식손상크기(깊이 및 너비) 증가에 기여하는 것으로 나타났으며, 인가전류밀도는 공식손상개수 증가에 크게 영향을 미쳤다.

최대공식손상깊이와 너비를 이용하여 손상경향 값을 산출한 결과, 모든 실험 조건에서 1보다 낮은 값을 나타내어 너비방향의 손상이 크게 나타났다. 그리고 인가전류밀도 1.0 mA/cm²에서 염화물농도에 따라 손상경향 값은 증가하였다. 이는 인가전류밀도 증가로 염화물의 전기화학적 반응을 활성화시켜 공식 손상을 촉진시키는 역할을 하기 때문이다.

또한 표면관찰 결과, 모든 실험 조건에서 공식손상이 지배적으로 나타났다. 특히, 인가전류밀도 0.1 mA/cm²에서는 염화물농도에 따라 입자 탈리에 의한 손상이 뚜렷하게 나타난 반면 1.0 mA/cm²은 입계부식에 의한 결정 탈리 현상이 관찰되었다.

결과적으로 염화물농도와 인가전류밀도의 상호작용은 부식손상을 가속화 시켰다. 또한, 염화물은 국부부식 성장이 더 지배적인 것으로 나타났으나, 인가전류밀도는 균일부식과 국부부식에 동시에 영향을 미쳤다.

References

1. C. M. Costa, J. C. Barbosa, H. Castro, R. Goncalves, and S. L. Mendez, Electric vehicles: To what extent are environmentally friendly and cost effective? – Comparative study by european countries, *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, **151**, 111548 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.rser.2021.111548>
2. H. Y. Lee, S. H. Ahn, and H. T. Im, A Research on Stray-Current Corrosion Mechanism of High Voltage Cable

Connector on Electrification Vehicles, *Corrosion Science and Technology*, **18**, 117 (2019). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2019.18.4.117>

3. B. Nykvist, F. Sprei, and M. Nilsson, Assessing the progress toward lower priced long range battery electric vehicles, *Energy Policy*, **123**, 144 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.enpol.2018.09.035>
4. 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: <http://dx.doi.org/10.1016/j.rser.2016.03.013>
5. J. R. Davis, Aluminum and aluminum alloys. 1, p. 31 USA: ASM International (1993).
6. E. Gultekin and M. Yahsi, Investigation of Lattice Structures for the Battery Pack Protection, *International Journal of Automotive Science and Technology*, **5**, 331 (2021). Doi: <https://doi.org/10.30939/ijastech..1020932>
7. I. W. Huang, B. L. Hurley, F. Yang, R. G. Buchheit, Dependence on Temperature, pH, and Cl⁻ in the Uniform Corrosion of Aluminum Alloys 2024-T3, 6061-T6, and 7075-T6, *Electrochimica Acta*, **199**, 242 (2016). Doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.electacta.2016.03.125>
8. M. X. Milagre, M. S. Pereira, A. A. Gomes, M. Scapin, M. Franco, F. Yokaichiya, F. Genezini, and I. Costa, Corrosion characterization of the 6061 Al–Mg–Si alloy in synthetic acid rain using neutron tomography, *Applied Radiation and Isotopes*, **184**, 110197 (2022). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.apradiso.2022.110197>
9. S. R. Kumar, S. D. Krishnaa, M. D. Krishna, N. T. Gokulkumar, and A. R. Akilesh, Investigation on corrosion behaviour of aluminium 6061-T6 alloy in acidic, alkaline and salt medium, *Materials Today : Proceedings*, **45**, 1878 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.079>
10. B. H. Yoon, H. J. Kim, W. S. Chang, and Y. G. Kweon, and J. L. Shang, Corrosion Behavior of Arc Weld and Friction Stir Weld in Al 6061-T6 Alloys, *Corrosion Science and Technology*, **5**, 196 (2006). http://www.corrosionkorea.org/publication/publication04_1_result.php?cs_title=Corrosion+behavior+of+arc+weld+and+friction+stir+weld+in+Al+6061-T6+alloys&cs_abstract=&cs_author=&cs_keyword=&cs_year_start=&cs_year_end=&x=60&y=13
11. J. Szymenderski, W. Machczynski, and K. Budnik, Modeling Effects of Stochastic Stray Currents from D.C. Traction on Corrosion Hazard of Buried Pipelines, *Energies*, **12**, 4570 (2019). Doi: <https://doi.org/10.3390/>

- en12234570
12. C. Yang, G. Cui, Z. Li, Y. Zhao, and C. Zhang, Study the Influence of DC Stray Current on the Corrosion of X65 Steel Using Electrochemical Method, *International Journal of Electrochemical Science*, **10**, 10223 (2015). <http://www.electrochemsci.org/list15.htm#issue10>
 13. C. Vargel, *Corrosion of Aluminium*, 2, p. 15, Elsevier (2004). <https://www.elsevier.com/books/corrosion-of-aluminium/vargel/978-0-08-099925-8>
 14. J. L. Trompette, L. Arurault, S. Fontorbes, and L. Massot, Influence of the anion specificity on the electrochemical corrosion of anodized aluminum substrates, *Electrochimica Acta*, **55**, 2901 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2009.12.063>
 15. X. Zhang, M. Liu, F. Lu, M. Liu, Z. Sun, and Z. Tang, Atmospheric Corrosion of 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. 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**, 1841 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.03.00>
 17. K. V. Akpanyung and R. T. Loto, Pitting corrosion evaluation : a review, *Journal of Physics : Conference Series*, **1378**, 022088 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1378/2/022088>
 18. L. Bertolini, M. Carsana, and P. Pedferri, Corrosion behaviour of steel in concrete in the presence of stray current, *Corrosion Science*, **49**, 1056 (2007). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2006.05.048>
 19. W. Feng, Z. Dong, W. Liu, H. Cui, W. Tang, and F. Xing, An experimental study on the influence of applied voltage on current efficiency of rebars with a modified accelerated corrosion test, *Cement and Concrete Composites*, **122**, 104120 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2021.104120>
 20. D. A. Jones, *Principles and prevention of corrosion*, 2nd, pp. 156, 256, 257, 267, Prentice Hall, New Jersey (1996).
 21. A. Toloei, V. Stoilov, and D. Northwood, The relationship between surface roughness and corrosion, *Proceedings of the ASME 2013 International Mechanical Engineering Congress & Exposition*, p. 1, *The American Society of Mechanical Engineers*, San Diego, California, USA (2013). Doi: <https://doi.org/10.1115/IMECE2013-65498>
 22. D. H. Shin and S. J. Kim, Investigation on Electrochemical Characteristics of Battery Housing Material for Electric Vehicles in Solution Simulating an Acid Rain Environment with Chloride Concentrations, *Corrosion Science and Technology*, **21**, 147 (2022). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2022.21.2.147>
 23. A. Chiba, I. Muto, Y. Sugawara, and N. Hara, Pit Initiation Mechanism at MnS Inclusions in Stainless Steel : Synergistic Effect of Elemental Sulfur and Chloride Ions, *Journal of The Electrochemical Society*, **160**, 511 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1149/2.081310jes>
 24. ASTM G31-72, Standard Practice for Laboratory Immersion Corrosion 414 Testing of Metals, P.7, ASTM International, West Conshohocken, PA (2004).
 25. G. Acosta, L. Veleva, J. L. Lopez, and D. A. L. Sauri, Contrasting initial events of localized corrosion on surfaces of 2219-T42 and 6061-T6 aluminum alloys exposed in Caribbean seawater, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **29**, 34 (2019). Doi: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(18\)64912-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(18)64912-X)
 26. M. Yasuda, F. Weinberg, and D. Tromans, Pitting Corrosion of Al and Al-Cu Single Crystals, *Journal of The Electrochemical Society*, **137**, 3708 (1990). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.2086291>
 27. V. S. Sinyavskii, Pitting and Stress Corrosions of Aluminum Alloys; Correlation between Them, *Protection of Metals*, **37**, 469 (2001). Doi: <https://doi.org/10.1023/A:1012374432246>
 28. A. J. Davenport, Y. Yuan, R. Ambat, B. J. Connolly, M. Strangwood, A. Afseth, and G. Scamans, B. G. Pollet, Intergranular Corrosion and Stress Corrosion Cracking of Sensitised AA5182, *Materials Science Forum*, **519-521**, 641 (2006). Doi: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.519-521.641>
 29. F. Eckermann, T. Suter, P. J. Uggowitz, A. Afseth, and P. Schmutz, The influence of MgSi particle reactivity and dissolution processes on corrosion in Al-Mg-Si alloys, *Electrochimica Acta*, **54**, 844 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2008.05.078>
 30. V. Guillaumin and G. Mankowski, Localized corrosion of 2021 T351 aluminium alloy in chloride media, *Corrosion Science*, **41**, 421 (1999). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(98\)00116-4](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(98)00116-4)
 31. B. W. Lifka and D. O. Sprowls, An Improved Exfoliation Test for Aluminum Alloys, *Electrochimica Acta*, **1**, 7 (1966). Doi: <https://doi.org/10.5006/0010-9312-22.1.7>
 32. M. A. Arshadi, J. B. Johnson, and G. C. Wood, The influence of an isobutane-SO₂ 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)
33. 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>
34. Y. Guo, H. Tan, D. Wang, and T. Meng, Effects of alternating stray current on the corrosion behaviours of buried Q235 steel pipelines, *Anti-Corrosion Methods and Materials*, **64**, 599 (2017).
35. W. S. Tait, *Handbook of Environmental Degradation of Materials*, 3rd, pp. 97 – 115, William Andrew (2018). Doi: <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-52472-8.00005-8>