

Al-Mg 합금의 부식 및 캐비테이션-침식 복합 거동에 미치는 멀티스텝 양극산화공정의 영향

현광룡¹ · 김성종^{2,†}

¹국립목포해양대학교 해군사관학부, 전라남도 목포시 해양대학교로 91
²국립목포해양대학교 기관시스템공학부, 전라남도 목포시 해양대학교로 91
(2026년 4월 22일 접수, 2026년 6월 04일 수정, 2026년 6월 04일 채택)

Effect of Multi-Step Anodization on Corrosion and Cavitation–Erosion Combined Behavior of Al–Mg Alloy

Koangyong Hyun¹ and Seong-Jong Kim^{2,†}

¹Division of Naval Officer Science, Mokpo National Maritime University,
Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Republic of Korea

²Division of Marine System Engineering, Mokpo National Maritime University,
Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Republic of Korea

(Received April 22, 2026; Revised June 04, 2026; Accepted June 04, 2026)

This study investigated the effect of multi-step anodization on the corrosion and cavitation-erosion resistance of Al-Mg alloys. Experiments combined cavitation and potentiodynamic polarization under hybrid conditions. Results showed that two-step anodized specimens had superior adhesion strength (Lc2: 16.99 N) compared to one-step anodized specimens. This improvement is attributed to the formation of a thicker, more robust oxide layer. Under hybrid experimental conditions in natural seawater, the two-step anodized specimen demonstrated the best performance, exhibiting the lowest corrosion current density ($0.736 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) and weight loss (20.87 mg). This indicates enhanced resistance to both electrochemical corrosion and physical damage from cavitation. Although cavitation-induced physical impacts accelerated electrochemical corrosion through a synergistic effect, the dense and robust oxide layer formed by multi-step anodization effectively acted as a protective barrier, mitigating this degradation. In conclusion, the multi-step anodization process significantly improved the structural integrity of the oxide film and delayed damage initiation, leading to a marked enhancement in the durability of Al-Mg alloys in marine environments.

Keywords: Anodization, Al–Mg alloy, Corrosion, Cavitation–erosion, Natural seawater

1. 서론

Al-Mg 합금은 경량성, 높은 비강도 그리고 우수한 성형성으로 인해 해양 구조물, 선박 구성품 및 유체기계 분야에서 폭넓게 활용되고 있다 [1-3]. 그러나 염소(Cl⁻)가 존재하는 해수환경에서는 표면에 형성된 자연 산화피막이 쉽게 손상되어 공식 및 입계부식이 촉진된다 [4-6]. 이러한 국부적인 부식 현상은 금속과 산화피막의 계면에서 발생하는 양극용해반응($\text{Al} \rightarrow \text{Al}^{3+} + 3\text{e}^-$)에 의해

더욱 가속화되는 것으로 알려져 있다 [7].

또한 해양과 같이 유속이 존재하는 환경에서는 전기화학적 부식과 캐비테이션 현상이 동시에 발생할 수 있다. 캐비테이션은 기포의 발생과 붕괴 과정에서 고속의 마이크로제트와 충격파를 유도하며, 재료 표면에 반복적인 물리적 충격을 가한다 [8,9]. 이러한 조건에서 물리적 침식과 전기화학적 부식이 상호 결합되어 작용한다. 그 결과 침식-부식 시너지 효과로 재료의 손상 속도는 급격히 증가한다 [10-12].

이와 같은 복합손상 문제를 완화하기 위한 대표적인 표면처리 방법으로 양극산화기술이 적용될 수 있다 [13]. 양극산화는 전기화학적 산화과정을 통해 Al_2O_3 기반의

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

현광룡: 교수, 김성종: 교수

보호피막을 형성하는 기술로, 생성된 피막이 모재 표면에서 직접 성장하기 때문에 높은 계면결합력을 확보할 수 있다 [14,15]. 또한, 일반적으로 양극산화 피막은 치밀한 장벽층과 다공성으로 이루어져 있으며, 공정 변수에 따라 피막 두께 및 기공의 형태와 분포가 달라지는 특징이 있다 [16-18].

특히 Masuda *et al.* [19-21]은 멀티스텝 양극산화공정을 통해 정렬된 기공 구조를 형성할 수 있음을 보고하였다. 1차 양극산화 후 크롬산-인산 혼합액으로 산화층을 제거하면, 기저 표면에 규칙적인 덩플 구조가 형성된다. 이 덩플은 2차 양극산화 시 핵 생성 위치가 되어 균일하고 정렬된 기공 구조를 형성한다 [22,23]. 이러한 다단계 공정은 피막의 구조적 안정성 및 밀착력을 향상시키는 것으로 보고되었다 [24].

양극산화 피막은 세라믹적 특성을 가지며, 모재에 비해 높은 경도와 내마모성을 나타낸다 [25]. 그러나 낮은 파괴인성으로 인해 반복 충격 하에서 균열 개시 및 전파가 발생할 수 있다 [26]. 특히 캐비테이션 환경에서는 충격 하중이 반복되면서 피로가 누적되어, 균열이 전파하여 손상으로 이어진다 [27,28].

양극산화 피막의 성장 메커니즘과 내식 특성에 대해서는 Diggle *et al.* [7] 및 Lee *et al.* [14]의 연구를 통해 기초 이론이 확립되었다. 이후 Masuda *et al.* [19]과 Sulka *et al.* [29]은 다단계 양극산화 공정을 적용할 경우 규칙적으로 배열된 다공성 산화구조를 형성할 수 있으며, 공정 조건 변화에 따라 기공 배열과 구조적 특성이 달라질 수 있음을 보고하였다. 또한 Hwang *et al.* [30,31]은 Al-Mg-Si 계열 알루미늄 합금의 양극산화 시간 증가에 따라 내식성 및 캐비테이션-침식 저항성이 향상되며, 캐비테이션과 부식의 상호작용에 의해 재료 손상이 가속화될 수 있음을 제시하였다. 그러나 대부분의 기존 연구는 단일 환경 또는 제한된 공정 조건에서의 부식 및 캐비테이션-침식 특성을 평가하였으며, 멀티스텝 양극산화에 따른 피막의 우수한 기계적 특성과 해수 환경에서의 캐비테이션-침식과 전기화학적 부식 거동을 동시에 고려한 연구는 미미하다. 특히 피막 두께 증가에 따른 내식성 향상과 반복적인 캐비테이션 충격에 의해 유발되는 균열 개시 및 취성 파괴 거동을 연계하여 분석한 연구는 충분히 이루어지지 않았다.

따라서 본 연구에서는 Al-Mg 합금에 대해 멀티스텝

양극산화 공정을 적용하고, 선행연구를 바탕으로 부식 및 캐비테이션-침식 복합 거동을 분석하였다 [32].

2. 실험방법

Table 1은 본 연구에 사용된 Al-Mg 합금의 화학조성을 나타낸 것이다. 시험편은 냉각수가 공급되는 미세절단기로 열변형을 최소화하기 위해 냉각수를 공급하면서 2.5 cm × 2.5 cm 크기로 가공하였다. 가공된 시편은 노출 면적이 6.25 cm²가 되도록 예폭시 레진으로 마운팅하였다. 이후 SiC 에머리페이퍼를 이용하여 #2000 grit 까지 단계적으로 연마하였다. 연마한 시편은 아세톤 및 증류수로 각각 초음파 세척하여 표면의 오염물 제거 후 건조하였다. Al-Mg 합금의 양극산화공정은 전위차계 (potentiostat/galvanostat, Interface 3000, Gamry Instruments) 를 사용하여 수행하였다. 공정 조건에 따른 특성 변화를 비교하기 위하여 단일 공정(1단계)과 이중 공정(2단계)으로 구분하여 진행하였다. 1단계 양극산화 시편은 10 °C의 10 vol% H₂SO₄ 용액에서 10분간 안정화한 후, 전류밀도 20 mA/cm² 조건에서 40분 동안 정전류 방식으로 양극산화를 실시하였다. 1단계 공정을 수행한 후, 1.8 wt% H₂CrO₄와 6 wt% H₃PO₄의 혼합 용액에서 에칭을 실시하였다. 이후 1차 공정과 동일한 조건(10 °C, 10 vol% H₂SO₄, 20 mA/cm², 40분)에서 2차 양극산화를 추가로 수행하였다(Table 2).

캐비테이션-침식 환경과 동전위분극실험을 동시에 고려한 하이브리드 실험 조건은 다음과 같이 설정하였다. 우선 캐비테이션-침식 환경은 ASTM G32(Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus) 를 기반으로 한 진동장치를 이용하여 구현하였으며, 압전효과(Piezoelectric effect)를 활용하여 시편표면에 반복적인 충격을 가하였다 [33]. 본 실험에서는 60 Hz, 220 V 전원을 공급하여 원추형 혼을 축 방향으로 진동시켰다. 적용한 20 kHz의 주파수는 초음파 진동식 캐비테이션 시험에서 널리 사용되는 조건으로 반복적인 기포 붕괴 현상을 효과적으로 유도하기 위해 선정하였다. 또한 10 μm의 진폭은 안정적인 캐비테이션의 영향을 고려하였으며 설정시간은 40분으로 하였다. 또한 시편과 혼 사이의 간격은 ASTM G32 조건을 고려하여 1 mm로 유지하였다.

Table 1. Chemical composition of Al-Mg alloy (wt%)

Chemical composition								
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.19	0.30	0.06	0.74	4.06	0.11	0.05	0.01	Balanced

Table 2. Detailed parameters for single-step and multi-step anodization processes applied to Al-Mg alloy

Process Step		Solution	Temp. (°C)	Electrode distance (cm)	Time (min)	Applied current density (mA/cm ²)
1-step		10 vol% H ₂ SO ₄	10	3	10 (Stabilization) + 40	20
2-step	1st	10 vol% H ₂ SO ₄	10	3	10 (Stabilization) + 40	20
	Etching	1.8 wt% H ₂ CrO ₄ + 6 wt% H ₃ PO ₄	60	-	30	-
	2nd	10 vol% H ₂ SO ₄	10	3	10 (Stabilization) + 40	20

Table 3. Chemical composition and properties of sea water

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

하이브리드 조건에서의 전기화학적 특성 평가는 동전 위분극실험을 실시하였다. 실험 전 시편을 약 30분간 안정화시킨 후, 개로전위를 기준으로 -0.25 V에서 1.55 V 까지 1 mV/s의 주사 속도로 전위를 인가하였다. 이때 동전 위분극실험은 캐비테이션 조건하에서 동시에 진행하였다. 동전 위분극실험은 양극산화 공정에서 사용한 동일한 포텐시오/갈바노스타트와 Ag/AgCl (sat. by KCl) 기준전극 및 백금망(2×2 cm) 상대전극을 사용하여 천연 해수에서 실시하였으며, 그 화학적 조성 및 특성은 Table 3에 나타냈다. 하이브리드 실험 후 획득한 분극곡선으로부터 타펠외삽법(Tafel extrapolation)을 이용하여 부식전위와 부식전류밀도를 산출하였다. 하이브리드 조건에서는 캐비테이션에 의해 표면 상태와 활성 면적이 지속적으로 변화하므로, 일반적인 정상상태 전기화학 조건과는 다소 차이가 존재한다. 이는 분극에 따라 변하는 준정상(quasi-steady-state) 조건에 해당한다. 따라서 본 연구에서 산출된 부식전류밀도는 절대적인 전기화학적 반응속도라기보다, 양극산화 조건에 따른 상대적인 부식 경향과 하이브리드 환경에서의 시너지 효과를 비교·분석하기 위해 실시하였다. 각 실험 후 시편표면은 3D 공초점 레이저 현미경(OLS5000 LEXT, OLYMPUS™)과 주사전자현미경(SNE-4500M Plus, SEC)을 이용하여 관찰하였다.

한편, 피막의 밀착 특성을 평가하기 위해 스크래치 실험을 수행하였다. 해당 실험은 ASTM C1624 규격을 준수하여 Anton Paar사의 마이크로 스크래치 테스터(MCT3)를 이용하여 진행하였다 [34]. 인텐터는 직경 200 μm의 Diamond Rockwell C 타입을 사용하였으며, 총 스크래치 길이는 2 mm로 설정하였다. 하중은 0.02 N에서 20 N

까지 선형적으로 증가시키면서, 하중증가속도는 2 mm/min으로 제어하였다. 이후 광학현미경 관찰과 함께 음향 방출 신호, 마찰력 변화, 침투 깊이 데이터를 종합적으로 분석하여 피막의 밀착력을 평가하였다.

3. 실험결과 및 고찰

Fig. 1은 양극산화공정에 따른 시험편의 스크래치 실험 결과를 나타낸 것으로, 양극산화피막의 밀착력에 미치는 표면처리 효과를 검토하였다. Beake *et al.* [35,36]은 스크래치 실험 시 깊이 변동이 발생하는 지점을 기준으로 임계하중(L_{c1}, L_{c2}, L_{c3})을 정의하여 밀착력을 평가하였다. 초기 임계하중 L_{c1}은 코팅층-기판 계면의 국부적인 결합력이 파괴되는 가장 낮은 값이며, L_{c2}는 코팅층이 부분적으로 손상되어 기판이 부분적으로 노출되는 지점이다. 그리고 L_{c3}은 코팅층이 완전히 손상되어 기판이 전면적으로 노출되는 지점을 의미한다. 일반적으로 밀착력은 코팅층이 안정적으로 파괴되기 시작하는 L_{c2} 값을 기준으로 평가된다. 본 연구에서는 깊이 변동 및 음향방출 신호가 뚜렷하게 관찰되지 않았으므로, 임계하중은 광학현미경 이미지를 통해 판별하였다. 실험 결과, 모재, 1단계 및 2단계 양극산화처리한 시험편의 L_{c1}은 각각 0 N, 12.88 N 및 13.24 N으로 측정되었으며, L_{c2}는 각각 0 N, 13.74 N 및 16.99 N으로 확인되었다. 양극산화는 알루미늄 표면을 전기화학적으로 산화시켜 산화알루미늄(Al₂O₃) 피막을 형성하는 공정이다. 이 과정에서 형성된 피막은 알루미늄 모재와 강력한 공유결합 및 이온결합을 형성하며 성장하는데, 이러한 화학적 결합은 피막의 손상을 억제하고 우수한 밀착력을 확보

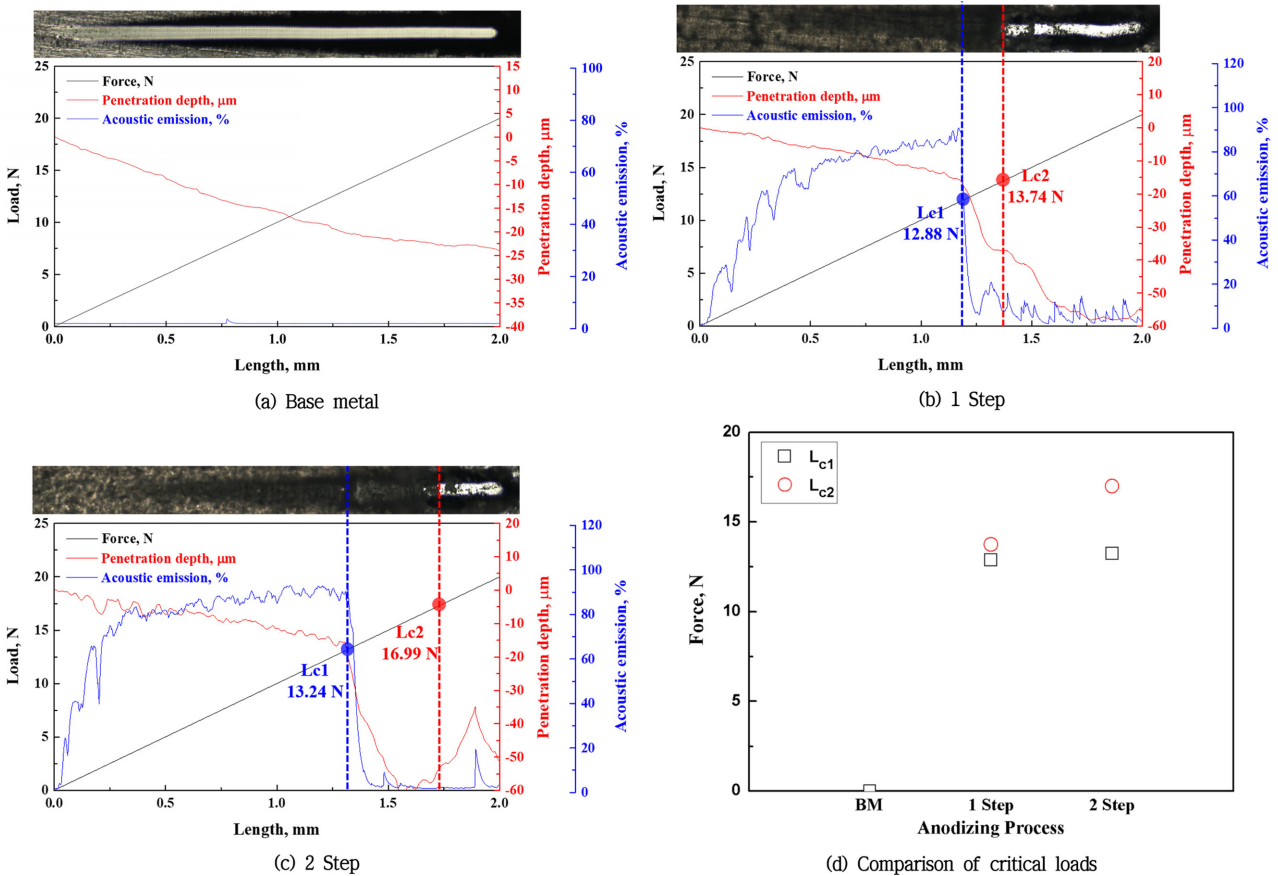


Fig. 1. Scratch test results with anodization step

하는 주요 원인으로 작용한다 [14]. 특히, 양극산화 공정 횟수를 증가시키는 다단계 공정은 피막의 구조적 안정성을 더욱 강화하는 것으로 나타났다. 1차 양극산화 후 크롬산-인산 혼합액을 이용한 에칭 공정은 초기 형성된 피막의 불규칙한 기공과 결함을 제거하는 역할을 수행한다 [19-21]. 이후 다시 진행되는 2차 양극산화 공정에서는 에칭공정에 의해 형성된 알루미늄 표면에 딤플(dimple)형태의 형상이 핵 생성 유도체로 작용하여 보다 균일하고 정렬된 기공 구조를 형성하게 된다. 결과적으로 이는 피막의 기계적 안정성과 밀착력을 크게 향상시키는 요인으로 사료된다 [22,23].

Fig. 2는 캐비테이션-침식환경하에서 동전위분극실험을 수행한 하이브리드실험에 의해 획득한 동전위분극곡선을 나타낸 것이다. 전체적으로 모든 시험편은 개로전위에서 전위가 비방향으로 이동할 때, 전류밀도는 서서히 증가하거나 일정 수준의 전류밀도를 유지하는 특성을 나타내어 용존산소환원반응에 의한 농도분극이 발생한 것으로 여겨진다. 이에 반해, 전위가 귀방향으로 이행 시 전류밀도가 지속적으로 증가하는 활성화분극의 경향이 관찰되었다. 양극분극 곡선에서 가장 높은 전류

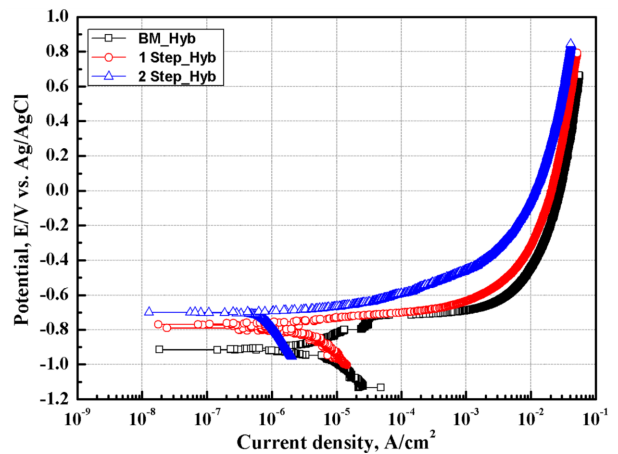


Fig. 2. Potentiodynamic polarization experiment results with cavitation-erosion environment (hybrid experiment) with anodization step of Al-Mg alloy

밀도는 모재로 나타났으며, 그 다음으로 1단계 그리고 2단계 양극산화처리한 시험편 순으로 관찰되었다. 이는 페러데이 법칙에 기인하여 산화피막의 두께가 전하량에 비례하기 때문이다 [37]. 일반적으로 Al-Mg 합금의 양

Table 4. Results obtained by Tafel extrapolation method for potentiodynamic polarization curves

	Base metal	Anodization step	
		1 Step	2 Step
E_{corr} (mV)	-908.979	-747.067	-712.364
I_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	6.786	2.271	0.736

극산화 시, 합금 내 마그네슘(Mg) 원소는 형성되는 산화피막의 미세구조와 성장 거동에 결정적인 영향을 미친다. 이는 피막 두께의 증대, 기공 구조의 최적화 그리고 장벽층의 치밀도 상승을 유도하여 해수 환경에서 Cl⁻과 같은 부식 유발 종의 침투 경로를 효과적으로 차단하거나 어렵게 만든다 [17]. 따라서, Al-Mg 합금에서 양극산화에 의한 내식성 향상은 산화피막의 물리적 차단 능력, 금속과 산화물 계면에서의 안정적인 전기화학적 부동태화 현상 그리고 합금 조성 및 공정 조건에 의해 정밀하게 제어되는 피막 미세구조가 복합적으로 작용한 결과로 분석된다.

Table 4는 하이브리드 실험 시 획득한 분극곡선에 대하여 타펠외삽법으로 산출한 주요 전기화학적 파라미터를 나타낸 것이다. 모재, 1단계 및 2단계 양극산화처리한 시험편의 부식전위는 -908.979, -747.067 및 -712.364 mV로 산출되었다. 부식전위는 2단계 양극산화처리한 시험편이 가장 높게 관찰되었다. 이는 양극산화공정 증가에 따른 산화피막이 두껍게 형성되어 활성화 반응을 저지한 것으로 판단된다. 부식전위는 서로 다른 금속 간 갈바닉 셀 형성 시 부식경향에 영향을 주는 인자이므로 비교·분석하는 것은 큰 의미가 없다. 한편 모재, 1단계 및 2단계 양극산화처리한 시험편의 부식전류밀도는 각각 6.786, 2.271 및 0.736 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 으로 나타났다. 부식전류밀도는 2단계 양극산화처리한 시험편이 가장 낮았고, 모재가 가장 높게 산출되었다. 대기 중 형성되는 자연 산화피막은 매우 얇고 불안정하여, 캐비티 붕괴 시 발생하는 마이크로젯 및 충격파에 의해 쉽게 파괴된다. 그 결과, 금속표면이 활성화상태로 지속적으로 노출되어 Cl⁻의 영향으로 부식전류밀도가 가장 큰 것으로 사료된다.

Fig. 3은 하이브리드 실험 후, 양극산화공정 증가에 따른 시험편의 표면손상 거동을 관찰한 것이다. 표면 관찰 결과, 모재의 경우 모든 시험편 중 가장 심각하고 광범위한 표면손상이 확인되었다. 이는 캐비테이션 기포 붕괴 시 발생하는 강한 충격압에 의해 형성된 것으로 그 결과, 깊은 침식 손상과 표면의 탈리 현상이 뚜렷하게 관찰되었으며, 이는 소성변형에 취약한 알루미늄 기지의 특성이 그대로 반영된 결과로 판단된다. 반면, 양극산화공정이 증가할수록 표면손상 정도는 뚜렷하게 감

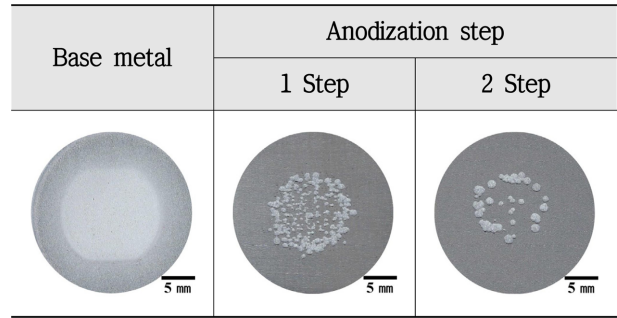
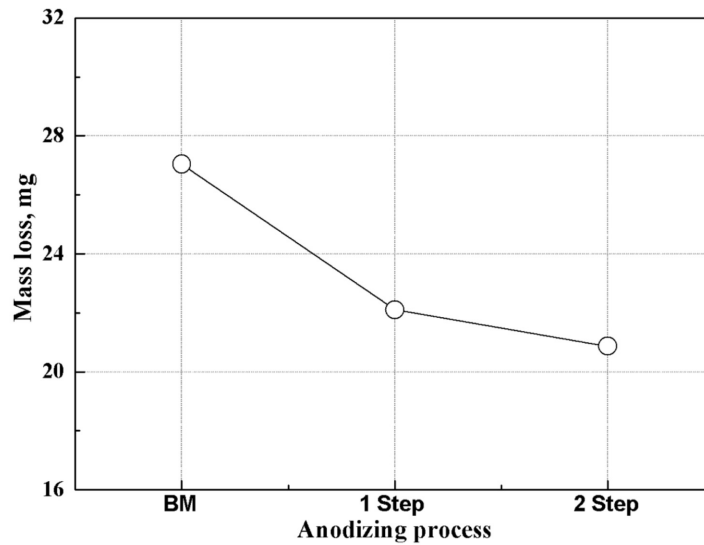


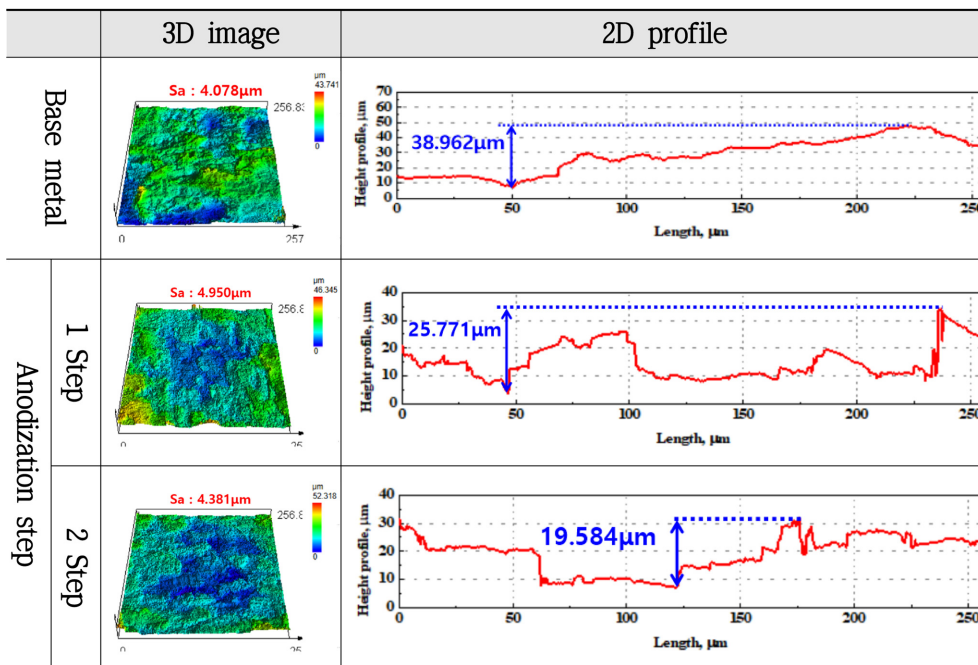
Fig. 3. Optical observation results after hybrid experiment with anodization step of Al-Mg alloy

소하는 경향을 나타냈다. 2단계 처리된 시험편의 표면은 1단계 처리된 시험편에 비해 초기 연마 상태를 비교적 잘 유지하고 있었으며, 침식에 의한 손상 깊이와 면적이 현저히 감소한 경향을 나타냈다. 이는 양극산화공정 증가에 따라 형성된 산화피막은 모재보다 우수한 물리적 특성으로, 외부 충격에 대한 저항성을 향상시켰기 때문으로 판단된다. 이러한 경향을 나타낸 주된 원인은 표면경도와 관련이 있다 [38]. 또한 캐비테이션 침식 저항성은 재료의 표면경도 및 변형에너지와 밀접한 상관관계를 가진다. 비교적 연성이 높고 경도가 낮은 알루미늄 모재는 캐비테이션 기포 붕괴 시 발생하는 마이크로젯(micro-jet)와 충격파에 지속적으로 가해질 경우, 급격한 소성변형을 일으킨다 [39]. 이로 인해 피로균열이 발생하고 전파되어 결국 입자가 떨어져 나가는 재료 손상이 가속화된다. 반면, 양극산화 처리를 통해 형성된 알루미늄(Al_2O_3) 기반의 다공성 피막은 모재에 비해 월등히 높은 경도를 가진다 [40]. 특히 공정 횟수 증가에 따라 피막의 두께, 균일성과 치밀도가 향상되어, 외부 충격에너지에 대한 저항성을 향상시키는 완충 역할을 수행한 것으로 사료된다 [19-23,37]. 또한 이러한 산화피막은 물리적 보호역할뿐만 아니라, 부식과 캐비테이션-침식이 공존하는 복합 환경에서도 에너지 장벽(barrier) 역할을 효과적으로 발휘한 것으로 해석된다 [18,25,41]. 여기서 장벽 효과는 산화피막이 전해질과 금속 기지 사이에서 물리적 장벽 역할을 수행하는 것을 의미한다. 즉, 양극산화에 의해 형성된 피막이 금속의 용해반응을 지연시키는 동시에 캐비테이션에 의한 국부적 손상을 억제한다.

Fig. 4a는 하이브리드 실험 후 무게감소량 측정 결과이다. 실험 후 모재, 1 단계 및 2단계 양극산화공정 조건에서의 무게감소량의 평균은 각각 27.05, 22.10 및 20.87 mg으로 산출되었다. 2단계 양극산화처리된 시험편의 무게 감소량은 모재 대비 약 22.9 %, 1단계 처리 시험편 대비 약 5.6 %의 우수한 캐비테이션 침식 저항성을



(a)



(b)

Fig. 4. Weight loss (a), surface roughness and maximum damage depth (b) after hybrid experiment with anodization step of Al-Mg alloy

나타냈다. 2단계 양극산화처리한 시험편이 가장 캐비테이션-침식 저항성이 우수하였으며, 모재의 경우 가장 낮은 저항성을 나타내어 표면관찰결과와 동일한 경향을 나타냈다. Fig. 4b는 하이브리드 실험 후 3D 프로파일을 이용하여 표면거칠기와 최대손상깊이 측정 결과를 나타냈다. 표면거칠기는 1단계(4.950 µm)와 2단계(4.381 µm) 양극산화처리한 시험편에 비해 모재(4.078 µm)가 가장 낮은 값을 나타냈다. 통상적으로 손상이 심할

수록 거칠기가 증가하나, 모재의 경우 하이브리드 환경에서의 급격한 전기화학적 반응으로 인해 표면 전체가 균일하게 용해되면서 돌출부들이 제거되어 거칠기가 감소한 것으로 해석된다. 그러나 실제 내구성을 대변하는 최대손상깊이는 양극산화한 시험편이 모재 대비 현저히 낮은 수치를 나타냈다. 이는 양극산화 피막이 캐비테이션과 같은 국부적 충격에 의한 침식을 방지하는 보호막 역할을 수행했음을 시사한다. 결과적으로 장벽 효과로

인해 연한 알루미늄 기지를 양극산화에 의해 효과적으로 침식속도를 지연시키는데 기여한 것으로 사료된다. 즉, 거칠기 수치와 무관하게 양극산화한 시편의 충격에 대한 저항성이 모재보다 우수함을 입증한 것으로 판단된다.

Fig. 5는 하이브리드 실험 후 주사전자현미경으로 시편조직 관찰결과이다. 특히 시편별 손상거동을 비교해보면, 모재는 캐비테이션 충격에 의해 전체적인 손상과 현저하게 모재 탈락현상이 관찰되었다. 반면, 양극산화 처리된 시편들은 손상부위와 손상되지 않은 부위의 경계를 촬영한 것으로 전체적으로 거의 손상되지 않은 국부적인 손상이 관찰되었다. 양극산화 시편의 경우 1단계 처리된 시편이 2단계 처리된 시편에 비해 국부적 손상이 크게 나타났다. 이는 1단계 처리로 형성된 산화 피막이 초기에는 Cl⁻ 등 부식 인자의 침투를 효과적으로 저지하였다. 그러나 장시간 지속된 캐비테이션 충격으로 인해 피막이 국부적으로 파괴되어 금속 기지의 용해와 침식이 동시 발생하여 가속화된 것으로 사료된다. 일반적인 알루미늄 합금의 양극분극거동은 면심입방구

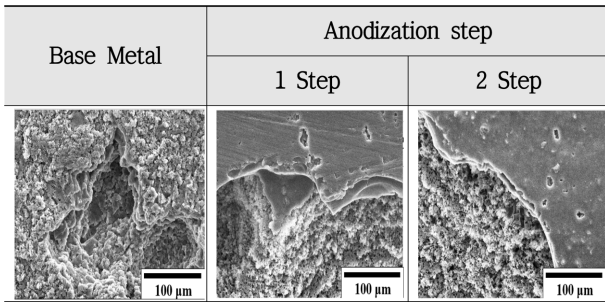


Fig. 5. SEM observation results after hybrid experiment with anodization step of Al-Mg alloy

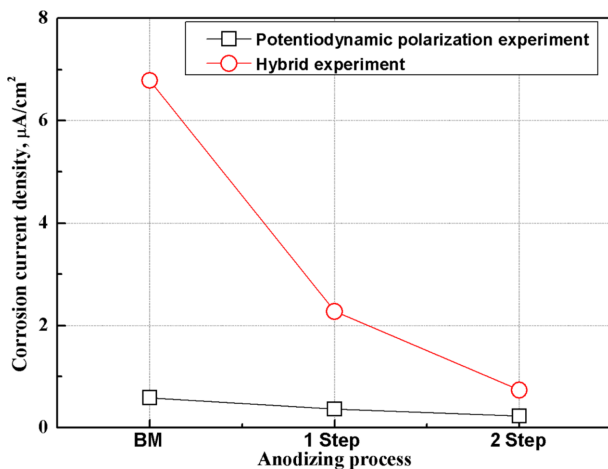


Fig. 6. Comparison of corrosion current densities obtained from polarization curves measured in potentiodynamic polarization and hybrid experiments

조의 특성상 결정방위에 의존적인 산화반응을 보인다 [42]. 이에 따라 결정립계나 특정 결정면이 선택적으로 용해되면서 표면에는 다면체와 같은 각진 형상이 형성된다. 그러나 캐비테이션과 부식이 공존하는 하이브리드 실험 환경에서는 양상이 다르게 나타났다. 캐비테이션에 의한 물리적 충격과 부식반응에 의해 가속화된 시너지 효과로 인해, 결정학적 특성에 따른 각진 형상은 마모되거나 둔화되어 다소 부드러운 표면형상을 나타냈다.

Fig. 6은 선행연구의 동전위분극실험 [32]과 하이브리드 실험에서 획득한 분극곡선을 기반으로 산출한 부식 전류밀도를 비교·분석한 결과이다. 모든 시험 조건에서 하이브리드 실험을 실시한 경우 부식전류밀도가 동전위분극실험만 실시한 경우에 비해 높은 값을 나타냈다. 이는 하이브리드 실험 중 발생하는 캐비테이션 현상에 기인한 것으로 판단된다. 캐비테이션이 발생할 경우, 캐비티 붕괴 과정에서 국부적인 난류와 압력 변동으로 금속 표면의 유체 유속이 증가한다. 이러한 유동 조건의 변화는 전해질 내 용존산소나 부식인자가 금속 표면으로의 이동이 용이하여 전기화학적 반응속도가 가속화되고, 결과적으로 부식전류밀도 증가로 이어진다. 또한 반복적인 캐비티 붕괴는 표면피막의 국부적인 열화나 결합 발생을 유도할 가능성이 있어, 부식반응이 더욱 활성화될 수 있다. 한편, 동전위분극실험과 하이브리드 실험 모두에서 양극산화공정이 증가할수록 부식전류밀도가 감소하는 경향을 나타냈다.

Fig. 7은 선행연구의 캐비테이션-침식실험 [32]과 하이브리드 실험 후 무게감소량을 비교한 것이다. 하이브리드 실험한 경우, 무게감소량은 전체적으로 캐비테이션-침식실험보다 훨씬 크게 관찰되었다. 캐비테이션-침

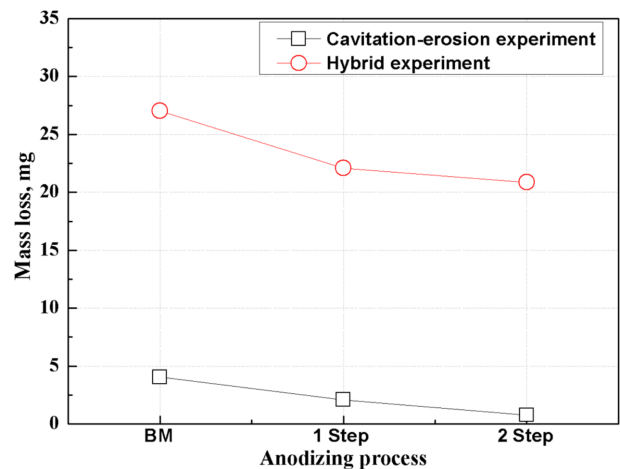
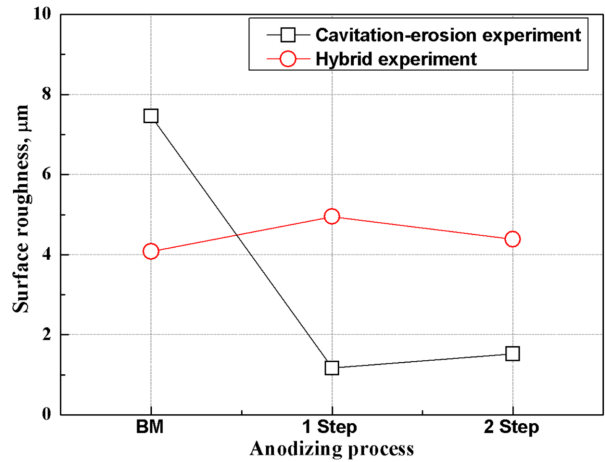


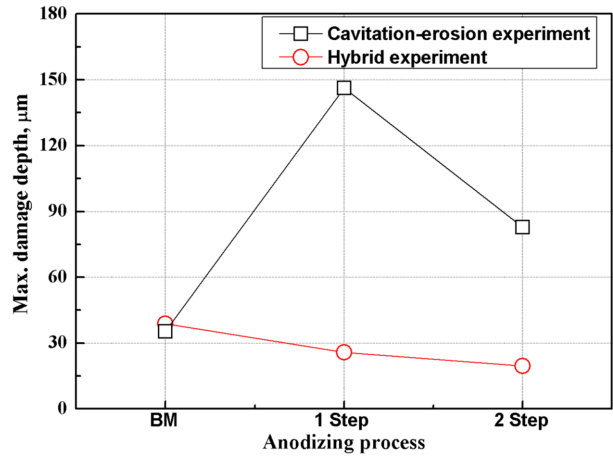
Fig. 7. Comparison of weight loss after cavitation-erosion and hybrid experiments

식실험 후 모재, 1단계 그리고 2단계 양극산화처리 조건에서 무게감소량의 평균은 각각 4.05, 2.08 그리고 0.77 mg으로 산출되었다. 2단계 양극산화 처리된 시편의 무게 감소량은 모재 대비 약 81.0 %, 1단계 처리 시편 대비 약 63.0 %의 캐비테이션-침식 저항성 향상을 나타냈다. 하이브리드 실험 후 모재, 1단계 및 2단계 양극산화처리조건에서의 무게감소량의 평균은 각각 27.05, 22.10 및 20.87 mg으로 산출되었다. 2단계 양극산화 처리된 시편의 무게 감소량은 모재 대비 약 22.9%, 1단계 처리 시편 대비 약 5.6 %의 캐비테이션 침식 저항성 향상을 나타냈다. 하이브리드 조건의 무게감소율은 캐비테이션-침식 단독 조건에 비해 상대적으로 감소하였다. 이는 캐비테이션에 의한 반복적인 충격으로 산화피막의 일부가 제거되면서 활성 표면이 노출되고, 동시에 전기화학적 용해반응이 동시에 진행되기 때문으로 판단된다. 특히 하이브리드 환경에서는 캐비테이션에 의해 증가된 표면 활성도와 전해질 침투가 국부적인 양극용해를 촉진하여 재료 손실이 더욱 증가한 것으로 해석된다. 그럼에도 불구하고 양극산화 처리 시편은 모재 대비 낮은 무게감소량을 나타냈으며, 이는 다단계 양극산화에 의해 형성된 치밀한 산화피막이 전해질과 기지 금속 간의 직접 접촉을 차단하는 보호 장벽으로 작용하기 때문으로 판단된다.

Fig. 8은 선행연구의 캐비테이션-침식실험 [32]과 하이브리드 실험 후 표면거칠기와 최대손상깊이를 비교한 것이다. 실험 환경에 따라 상이한 손상 거동이 관찰되었다. 캐비테이션-침식 단독 실험의 경우, 표면 거칠기는 양극산화 처리된 시편(1단계 및 2단계)이 모재에 비해 더 낮은 값을 나타내어 전반적인 표면상태는 양극산화한 시편이 우수한 것으로 평가되었다. 이러한 결과는 SEM 관찰 결과에서도 확인되었으며, 양극산화한 시편의 표면에서는 비교적 균일한 미세 손상 흔적이 관찰된 반면, 모재의 경우 캐비테이션 충격에 의해 전반적인 표면 거칠기가 증가하는 경향을 나타냈다. 반면, 최대손상깊이에서는 1단계 양극산화 시편이 146.27 μm 로 가장 큰 값을 보였고, 이어서 2단계(82.84 μm), 모재(35.37 μm) 순으로 나타나 모재가 오히려 가장 얇은 손상 깊이를 나타냈다. 이는 재료별 손상 메커니즘의 차이에 기인한 결과로 해석된다. 연성재료인 모재는 캐비테이션 충격이 가해진 경우, 전면적인 소성변형에 의해 충격 에너지를 분산·흡수함으로써 표면 거칠기는 증가하나, 국부적인 깊은 침식은 상대적으로 거의 발생하지 않는다. 반면, 경질의 양극산화 피막은 초기에는 우수한 캐비테이션 침식 저항성을 보이거나, 반복적인 캐비테이션 충격으로 인한 피로 손상이 누적되면서 국부적인 손상이 발생한다. SEM 분석 결과에서도 양극산화한 시편



(a) Surface roughness



(b) Maximum damage depth

Fig. 8. Comparison of surface roughness and maximum damage depth after cavitation-erosion and hybrid experiments

의 표면에서 피막 손상 및 기지 노출 영역이 확인되었으며, 해당 부위에 충격압이 집중되면서 깊은 공식 형태의 손상이 유도된 것으로 판단된다. 특히 1단계 양극산화한 시편의 경우, 피막의 치밀도 및 기지와 밀착성이 상대적으로 낮아 손상이 조기에 발생하여 2단계 양극산화처리 시편보다 상대적으로 손상 깊이가 큰 것으로 사료된다. 한편, 하이브리드 실험에서는 캐비테이션-침식 단독 실험과는 뚜렷이 다른 손상 경향이 나타났다. 표면 거칠기의 경우, 모재(4.078 μm)가 1단계(4.950 μm) 및 2단계(4.381 μm) 양극산화처리 시편에 비해 가장 낮은 값을 기록하였다. 일반적으로 캐비테이션 손상이 증가할수록 표면의 산과 골의 높이 차가 커지면서 표면 거칠기가 증가하는 경향을 나타낸다. 그러나 본 연구의 하이브리드 조건에서는 모재의 표면 거칠기가 상대적으로 낮게 측정되었으며, 이는 캐비테이션

에 의해 활성화된 표면에서 전기화학적 용해반응이 동시에 발생하였기 때문으로 판단된다. 또한 미세 돌출부에서 전기화학적 반응에 의해 전류밀도가 집중되어 우선 용해가 발생한다. 이러한 현상은 전해연마와 유사한 표면 평탄화 거동으로 보고된 바 있다 [43,44]. 따라서 캐비테이션에 의해 활성화된 표면에서 전기화학적 반응이 촉진되며, 돌출부가 선택적으로 제거되어 거칠기가 감소한 것으로 판단된다. 이는 동전위분극실험 결과에서 하이브리드 조건의 부식전류밀도가 크게 증가한 경향과도 잘 부합한다. 그러나 최대손상깊이에서는 양극산화 시험편이 모재에 비해 낮은 값을 나타냈다. 이는 하이브리드 환경에서 전기화학적 부식이 지배적으로 작용할 경우, 양극산화피막이 전해질과 기지 금속 간의 직접적인 접촉을 차단하는 물리적 장벽 역할을 수행하기 때문으로 판단된다. SEM 관찰 결과에서도 양극산화처리된 시험편의 표면은 국부적인 손상에도 불구하고 피막이 전반적으로 유지된 반면, 모재는 균일 용해로 인한 두께 감소 및 표면손상이 광범위하게 진행된 양상이 확인되었다. 이러한 결과는 양극산화피막의 보호효과가 단순한 물리적 침식 조건보다, 부식이 동반되는 복합 환경에서 더욱 두드러지게 나타났다. 종합하면, 물리적 충격이 지배적인 캐비테이션-침식 단독 환경이든, 전기화학적 부식이 함께 작용하는 하이브리드 환경이든 모든 실험환경에서 산화피막의 장벽 효과를 통해 용해 및 캐비테이션 침식을 효과적으로 억제함으로써 모재 대비 우수한 내구성을 발휘하는 것으로 판단된다.

Fig. 9는 해수환경에서 캐비테이션 단독 조건과 캐비테이션 및 동전위분극이 동시에 작용하는 조건에서의 표면손상거동을 비교하여 나타낸 모식도이다. Fig. 9a에 나타난 바와 같이, 캐비테이션 조건만 작용하는 경우 표면 인근에서 발생한 기포의 생성과 붕괴가 반복되면서 국부적인 충격압 및 미세 제트가 형성된다. 이러한 물리적 충격에 의해 표면에 소성변형과 피로손상이 누적

된다. 그 결과, 표면 거칠기가 증가하고 국부적인 크레이터 및 얇은 손상과 같은 물리적 침식에 의한 표면손상이 진행된다. 반면 Fig. 9b의 하이브리드 조건에서는 캐비테이션에 의한 물리적 충격과 함께 동전위분극실험에 의해 전기화학적 부식반응이 동시에 진행된다. 기포 붕괴 과정에서 표면 산화피막과 부식생성물이 지속적으로 제거되면서 새로운 금속 표면이 반복적으로 노출되고, 이는 국부적인 양극용해반응을 촉진하게 된다. 동시에 캐비테이션에 의해 증가된 표면거칠기는 전해질의 침투를 용이하게 하여 국부부식을 더욱 가속화시킨다. 이러한 물리적 침식과 부식반응의 시너지 효과로 인해 단독 캐비테이션 조건보다 더 깊고 빠른 표면손상이 발생하게 된다. 본 연구 결과를 통해 양극산화에 형성된 표면 보호층의 물리적 저항성과 계면 밀착력이 복합 환경에서의 내구성을 결정짓는 중요한 인자임을 확인하였다. 따라서 이러한 결과는 캐비테이션과 부식이 공존하는 해양 및 유체 기계 환경에서 양극산화 표면처리의 적용 가능성을 뒷받침하는 중요한 근거가 된다.

4. 결론

본 연구에서는 Al-Mg 합금에 대해 멀티스텝 양극산화 공정을 적용하여 부식 및 캐비테이션-침식 복합 거동을 분석하였다.

1. 스크래치 시험 결과, L_{c2} 값은 모재 < 1단계 < 2단계 순으로 증가하였다.
2. 하이브리드 조건에서의 부식전류밀도는 동전위분극실험 단독 조건보다 큰 값을 나타냈다. 이는 캐비테이션에 의한 충격에너지 및 산화피막 제거로 인해 활성 표면 노출이 증가했기 때문으로 판단된다. 그러나 동전위분극실험과 하이브리드 실험 모두에서 양극산화공정이 증가할수록 부식전류밀도가 감소하는 경향을 나타냈다.
3. 캐비테이션-부식 시너지 효과에 의해 하이브리드 환경에서 무게 감소량은 캐비테이션 단독 시험보다 현저히 증가하였다. 모재는 연성적인 특성으로 소성변형이 지배적이었으며, 1단계 양극산화에서는 국부적인 손상이 발생하였고, 2단계 양극산화공정에서는 손상이 가장 적게 나타났다.

이러한 멀티스텝 양극산화공정은 하이브리드 실험과 같이 캐비테이션-침식과 부식에 효과적이었다.

감사의 글

본 논문은 2025년 전라남도와 전남테크노파크의 「전남 소재-부품-뿌리산업 연구개발대행 원스톱 지원사업」의 지원을 받아 수행된 연구입니다.

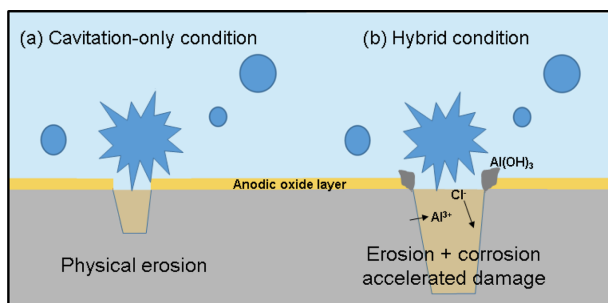


Fig. 9. Schematic comparison of surface degradation mechanisms of Al alloy in seawater under different experiment conditions

References

1. G. S. Frankel, Pitting Corrosion of Metals: A Review of the Critical Factors, *Journal of The Electrochemical Society*, **145**, 2186 (1998). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.1838615>
2. Z. Szklarska-Smialowska, Pitting Corrosion of Aluminium, *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)
3. E. McCafferty, Sequence of Steps in the Pitting of Aluminium by Chloride Ions, *Corrosion Science*, **45**, 1421 (2003). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(02\)00231-7](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(02)00231-7)
4. J. S. Kim and C. Y. Jeong, Investigation of Functional 6061 Aluminum Alloy Oxide Film with Anodization Voltage and its Corrosion Resistance, *Corrosion Science and Technology*, **22**, 399 (2023). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2023.22.6.399>
5. G. S. Choi, Y. M. Kim, and C. J. Park, Effects of Corrosion Inhibitor on Corrosion of Al-Based Alloys in Ethylene Glycol-Water Coolant Environment, *Corrosion Science and Technology*, **22**, 305 (2023). Doi: <https://doi.org/10.14773/CST.2023.22.5.305>
6. M. J. F. Marques, A. Benedetti, F. Castelli, M. Delucchi, M. Faimali, S. Delsante, F. Valenza, F. Garaventa, G. Pavanello, and R. Basseguy, Influence of Natural Seawater Variables on the Corrosion Behaviour of Aluminium-Magnesium Alloy, *Bioelectrochemistry*, **149**, 108321 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.bioelechem.2022.108321>
7. J. W. Diggle, T. C. Downie, and C. W. Goulding, Anodic Oxide Films on Aluminum, *Chemical Reviews*, **69**, 365 (1969). Doi: <https://doi.org/10.1021/cr60259a005>
8. M. S. Plesset and R. B. Chapman, Collapse of an Initially Spherical Vapour Cavity in the Neighbourhood of a Solid Boundary, *Journal of Fluid Mechanics*, **47**, 283 (1971). Doi: <https://doi.org/10.1017/S0022112071001058>
9. W. Lauterborn and T. Kurz, Physics of Bubble Oscillations, *Reports on Progress in Physics*, **73**, 106501 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1088/0034-4885/73/10/106501>
10. H. Ezuber, A. El-Houd, and F. El-Shawesh, A Study on the Corrosion Behavior of Aluminum Alloys in Seawater, *Materials & Design*, **29**, 801 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2007.01.021>
11. A. Islam and Z. N. Farhat, The Synergistic Effect between Erosion and Corrosion of API Pipeline in CO₂ and Saline Medium, *Tribology International*, **68**, 26 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2012.10.026>
12. P. Rao and L. Mulky, Erosion-Corrosion of Materials in Industrial Equipment: A Review, *ChemElectroChem*, **10**, e202300152 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1002/celec.202300152>
13. G. E. J. Poinern, N. Ali, and D. Fawcett, Progress in Nano-Engineered Anodic Aluminum Oxide Membrane Development, *Materials*, **4**, 487 (2011). Doi: <https://doi.org/10.3390/ma4030487>
14. W. Lee and S. J. Park, Porous Anodic Aluminum Oxide: Anodization and Templated Synthesis of Functional Nanostructures, *Chemical Reviews*, **114**, 7487 (2014). Doi: <https://doi.org/10.1021/cr500002z>
15. K. Nagato, T. Yamaguchi, and M. Nakao, Anchoring and Chemical-Bonding Effects of Anodic Alumina Microstructure on Adhesion Strength, *CIRP Annals*, **67**, 595 (2018). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2018.04.044>
16. I. Dobosz, Influence of the Anodization Conditions and Chemical Treatment on the Formation of Alumina Membranes with Defined Pore Diameters. *Journal of Porous Materials*, **28**, 1011 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1007/s10934-021-01052-w>
17. H. Habazaki, K. Shimizu, P. Skeldon, G. E. Thompson, G. C. Wood, X. Zhou, Effects of Alloying Elements in Anodizing of Aluminium, *Transactions of the IMF*, **75**, 18 (1997). Doi: <https://doi.org/10.1080/00202967.1997.11871137>
18. I. Mohammadi and A. Afshar, Modification of Nanostructured Anodized Aluminum Coatings by Pulse Current Mode, *Surface and Coatings Technology*, **278**, 48 (2015). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.08.004>
19. H. Masuda and K. Fukuda, Ordered Metal Nanohole Arrays Made by a Two-Step Replication of Honeycomb Structures of Anodic Alumina, *Science*, **268**, 1466 (1995). Doi: <https://doi.org/10.1126/science.268.5216.1466>
20. H. Masuda and M. Satoh, Fabrication of Gold Nanodot Array Using Anodic Porous Alumina as an Evaporation Mask, *Japanese Journal of Applied Physics*, **35**, L126 (1996). Doi: <https://doi.org/10.1143/JJAP.35.L126>
21. H. Masuda, H. Yamada, M. Satoh, H. Asoh, M. Nakao, and T. Tamamura, Highly Ordered Nanochannel-Array Architecture in Anodic Alumina, *Applied Physics Letters*, **71**, 2770 (1997). Doi: <https://doi.org/10.1063/1.120128>
22. O. Jessensky, F. Müller, and U. Gösele, Self-Organized Formation of Hexagonal Pore Arrays in Anodic Alumina, *Applied Physics Letters*, **72**, 1173 (1998). Doi: <https://doi.org/10.1063/1.121004>
23. A. P. Li, F. Müller, A. Birner, K. Nielsch, and U. Gösele, Hexagonal Pore Arrays with a 50–420 nm Interpore Dis-

- tance Formed by Self-Organization in Anodic Alumina, *Journal of Applied Physics*, **84**, 6023 (1998). Doi: <https://doi.org/10.1063/1.368911>
24. E. Cirik and K. Genel, Effect of Anodic Oxidation on Fatigue Performance of 7075-T6 Alloy, *Surface and Coatings Technology*, **202**, 5190 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.06.049>
 25. M. Abid, M. Kchaou, A. T. Hoang, and M. Haboussi, Wear Mechanisms Analysis and Friction Behavior of Anodic Aluminum Oxide Film 5083 under Cyclic Loading, *Journal of Materials Engineering and Performance*, **33**, 1527 (2024). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-023-08616-8>
 26. M. Hayashi, T. Ando, Y. Ogawa, H. Akebono, and A. Sugeta, Fatigue Design Recommendations for Anodised Aluminium Alloys A6061, *Procedia Structural Integrity*, **66**, 161 (2024). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2024.11.066>
 27. L. G. Thomas, L. Winter, F. Simchen, T. Breittfeld, and T. Lampke, Microstructural and Mechanical Properties of a Hard Anodic Coating Applied on an Elastically Prestrained Aluminum Substrate, *Advanced Engineering Materials*, **27**, 2500472 (2025). Doi: <https://doi.org/10.1002/adem.202500472>
 28. L. Winter and T. Lampke, Fatigue Resistance of an Anodized and Hardanodized 6082 Aluminum Alloy Depending on the Coating Thickness in the High Cycle Regime, *Advanced Engineering Materials*, **25**, 2300394 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1002/adem.202300394>
 29. G. D. Sulka, L. Zaraska, and W. J. Stępniewski, *Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology (Chapter 11: Anodic porous alumina as a template for nanofabrication)*, 2nd ed., p. 261, American Scientific Publishers (2011). <http://www.aspbs.com/enn.html>
 30. H. K. Hwang, D. H. Shin, and S. J. Kim, Effect of Anodizing Time on the Corrosion and Cavitation-Erosion Resistance of Al-Mg-Si Aluminum Alloy in Marine Environments, *Corrosion Science and Technology*, **24**, 393 (2025). Doi: <https://doi.org/10.14773/CST.2025.24.5.393>
 31. H. K. Hwang, D. H. Shin, and S. J. Kim, Synergistic Behavior on Cavitation-Erosion and Corrosion of Anodized 6000 Series Aluminum Alloy for Small Ship Propellers, *Corrosion Science and Technology*, **24**, 505 (2025). Doi: <https://doi.org/10.14773/CST.2025.24.6.505>
 32. K. Hyun, D. Kim, and S. J. Kim, Effect of Multi-Step Anodization on the Corrosion and Cavitation-Erosion Behavior of Al-Mg Alloy in Natural Seawater, *Corrosion Science and Technology*, **25**, 131 (2026). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2026.25.2.131>
 33. ASTM G32-92: Standard Test Method for Cavitation Erosion using Vibratory Apparatus, ASTM International (1992).
 34. ASTM C1624: Test Method for Adhesion Strength and Mechanical Failure Modes of Ceramic Coatings by Microscratch Test, ASTM International (2005).
 35. B. D. Beake, T. W. Liskiewicz, and J. F. Smith, Deformation of Si(100) in Spherical Contacts — Comparison of Nano-Fretting and Nano-Scratch Tests with Nano-Indentation, *Surface and Coatings Technology*, **206**, 1921 (2011). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.10.035>
 36. B. D. Beake, M. I. Davies, T. W. Liskiewicz, V. M. Vishnyakov, and S. R. Goodes, Nano-Scratch, Nanoindentation and Fretting Tests of 5-80nm ta-C Films on Si(100), *Wear*, **301**, 575 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.073>
 37. T. M. Naief and K. H. Rashid, Comparative Study for Anodizing Aluminum Alloy 1060 by Different Types of Electrolytes Solutions, First Scientific Conference on Modern Technologies in Oil & Gas Refining, 1, 10 (2011). <https://www.uotechnology.edu.iq/dep-chem-eng/PAPERS/taleb%20kaled%20h%20x.pdf>
 38. J. B. Nair, M. C. C. Monu, S. Chatterjee, D. Kinahan, and D. Brabazon, Influence of Nickel Concentration on Multi-Scale Mechanical Properties and Wear Behavior of NiTi Alloys Processed via Laser Powder Bed Fusion, *Applied Surface Science Advances*, **27**, 100764 (2025). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.apsadv.2025.100764>
 39. J. Mur, A. Bußmann, T. Paula, S. Adami, N. A. Adams, R. Petkovsek, and C. D. Ohl, Micro-Jet Formation Induced by the Interaction of a Spherical and Toroidal Cavitation Bubble, *Ultrasonics Sonochemistry*, **112**, 107185 (2025). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jultsonch.2024.107185>
 40. S. J. Lee, J. H. Lee, and S. J. Kim, Effect of Solution Temperature for Al Alloy Anodizing on Cavitation Characteristics, *Corrosion Science and Technology*, **14**, 140 (2015). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2015.14.3.140>
 41. I. T. Kaplanoglou, S. Theohari, T. Dimogerontakis, Y. M. Wang, H. H. Kuo, S. Kia, Effect of Alloy Types on the Anodizing Process of Aluminum, *Surface and Coatings Technology*, **200**, 2634 (2006). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2005.07.065>
 42. J. Y. Lee and E. Lee, Crystallographic Orientation-Dependent Corrosion Behavior of Aluminum under Residual Stress, *Materials Characterization*, **205**, 113310 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113310>

43. J. Perez-Mariano, K. H. Lau, E. Alvarez, R. Malhotra, M. Hornbostel, G. Krishnan, and A. Sanjurjo, Coatings for Corrosion Protection of Porous Substrates in Gasifier Components, *Surface and Coatings Technology*, **202**, 2794 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.10.011>
44. M. Sepúlveda, D. Quintero, J. G. Castaño, and F. Echeverría, Improved Two-Step Brytal Process for Electropolishing of Aluminum Alloys, *Corrosion Science*, **136**, 386 (2018). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.03.031>