

천연 해수 중 멀티스텝 양극산화 공정이 Al-Mg 합금의 부식과 캐비테이션-침식 거동에 미치는 영향

현광룡¹ · 김대문² · 김성종^{3,†}

¹국립목포해양대학교 해군사관학부, 전라남도 목포시 해양대학교로 91

²국립목포해양대학교 대학원, 전라남도 목포시 해양대학교로 91

³국립목포해양대학교 기관시스템공학부, 전라남도 목포시 해양대학교로 91

(2026년 4월 13일 접수, 2026년 4월 20일 수정, 2026년 4월 21일 채택)

Effect of Multi-Step Anodization on the Corrosion and Cavitation-Erosion Behavior of Al-Mg Alloy in Natural Seawater

Koangyong Hyun¹, Daemun Kim², and Seong-Jong Kim^{3,†}

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

²Graduate school, Mokpo National Maritime University, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Korea

³Division of Marine System Engineering, Mokpo National Maritime University,
Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Republic of Korea

(Received April 13, 2026; Revised April 20; Accepted April 21, 2026)

This investigation assessed the mechanical, electrochemical, and cavitation-erosion properties of Al-Mg alloys subjected to multi-step anodization under marine conditions. The results of indentation tests showed a significant increase in surface hardness with more anodization cycles, indicating the formation of a thicker, more compact oxide layer. Potentiodynamic polarization measurements demonstrated a decrease in corrosion current density, attributed to the enhanced barrier effect of the thicker oxide film, which effectively reduces seawater penetration and ionic transport. Cavitation-erosion tests in natural seawater revealed that anodized specimens experienced significantly less weight loss compared to the bare substrate, indicating improved resistance to material degradation. However, despite the increased hardness, the ceramic-like oxide layer was prone to crack initiation and propagation under repeated cavitation impacts, leading to localized brittle fractures and partial delamination of the coating. Overall, while increasing the number of anodization cycles greatly enhanced both corrosion and cavitation-erosion resistance, the structural integrity of the oxide layer remains a crucial factor for long-term durability.

Keywords: Multi-step anodization, Corrosion, Cavitation-Erosion, Al-Mg Alloy, Natural Seawater

1. 서론

Al-Mg 합금은 낮은 밀도, 우수한 비강도와 부식저항성으로 해양 구조물 및 선박 부품 등에 널리 사용되고 있다 [1,2]. 그러나 해수와 같이 염소이온(Cl⁻)이 포함된 환경에서는 자연적으로 형성된 산화피막이 쉽게 파괴되어 공식과 같은 국부부식이 발생한다 [3-5]. Cl⁻은 산화피막의 결함부에 침투하여 금속/산화물 계면에서 양극

용해반응($Al \rightarrow Al^{3+} + 3e^{-}$)을 유도한 결과 국부 손상이 가속화된다 [4,6,7].

해양환경에서의 금속재료는 전기화학적 부식뿐만 아니라 회전체와 같은 동적환경하에서 발생하는 캐비테이션 현상은 주요 손상 요인이다. 캐비테이션은 기포의 생성과 붕괴과정에서 발생하는 고속 마이크로 제트 및 충격파가 표면에 반복적인 물리적 하중을 가한다 [8,9]. 이러한 반복적으로 충격은 소성 변형과 미세균열을 유발하며, 동시에 산화피막을 파괴하여 금속의 모재가 노출된다. 그 결과 물리적 충격과 전기화학적 부식이 상호

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

현광룡: 교수, 김대문: 석사과정, 김성종: 교수

작용하는 시너지 효과로 재료 손실이 크게 증가한다 [10,11]. 이러한 문제를 해결하기 위한 대표적인 표면개질방법으로 양극산화기술이 적용되고 있다 [12,13]. Al 양극산화는 Al₂O₃ 기반의 산화피막을 형성시켜 표면 경도와 내식성을 동시에 향상시키는 기술이다. 형성된 양극산화피막은 치밀한 장벽층과 다공성 외층으로 구성되며, 공정 조건에 따라 두께와 기공 구조가 달라진다 [14-17]. 특히 피막 두께 증가는 Cl⁻의 침입을 억제하고 금속 모재로의 부식전해질 접근을 저지하여 내식성을 향상시키는 것으로 알려져 있다 [18]. 양극산화 피막은 세라믹 특성을 가지며, 기지 금속에 비해 현저히 높은 경도를 나타낸다 [19]. 이러한 경도 증가는 마모 및 침식 저항성을 향상시키는 요인으로 작용한다. 그러나 Al₂O₃ 기반 산화층은 낮은 파괴인성의 취성재료로 분류되며, 반복적인 물리적 하중 하에서 미세균열이 발생하여 전파될 수 있다 [20]. 특히 기공이나 산화물/기지 계면은 응력 집중이 발생하기 쉬운 영역으로, 캐비테이션과 같은 반복 충격 환경에서는 균열 개시 및 박리 발생 가능성이 있다 [21]. 세라믹계 산화피막을 대상으로 한 연구에서 캐비테이션 손상은 취성파괴 메커니즘에 의해 지배되며, 균열의 개시와 전파가 피막 박리로 이어지는 것으로 보고되고 있다 [22]. 이는 높은 경도를 갖는 산화피막이 초기 침식 저항성은 우수하나, 반복 충격이 누적되면 피로에 의한 손상 메커니즘으로 심각한 손상이 발생할 수 있다. 현재까지 양극산화피막의 형성 메커니즘과 내식성에 관한 연구는 Diggle *et al.* [13]과 Lee *et al.* [14]에 의해 체계적으로 정립되어 왔으며, 특히 Masuda *et al.* [23]과 Sulka *et al.* [24]은 2-step 양극산화를 통해 정렬된 다공성 구조 형성 및 공정 변수에 따른 구조 제어에 대해 보고하였다. 또한 최근에는 Hwang *et al.* 이 Al-Mg-Si 계열 합금에 대해 양극산화 시간 증가에 따른 내식성 및 캐비테이션-침식 저항성 향상, 그리고 캐비테이션-부식 시너지 효과를 분석한 바 있다 [25,26]. 그러나 이러한 선행 연구들은 주로 단일 또는 제한된 공정 조건에서의 내식성 및 침식 특성 평가에 집중되어 있으며, 멀티스텝 양극산화 공정에 따른 피막의 기계적 특성 변화와 해수 환경에서의 캐비테이션-침식 및 전기화학적 부식 거동을 통합적으로 분석한 연구는 여전히 제한적이다. 특히 산화피막 두께 증가가 내식성 향상에 미치는 영향과 함께, 반복적인 캐비테이션 충격 하에서

발생하는 취성 균열 개시 및 전파 거동을 연계하여 분석한 연구는 충분히 수행되지 않은 실정이다.

따라서 본 연구에서는 Al-Mg 합금에 대해 양극산화 공정을 단계적으로 증가시켜 형성된 산화피막의 기계적 특성, 천연해수환경에서의 전기화학적 거동과 캐비테이션-침식 특성을 체계적으로 분석하였다.

2. 실험방법

Table 1은 본 연구에 사용된 Al-Mg 합금의 화학조성을 나타낸다. 시험편은 냉각수가 공급되는 미세절단기를 사용하여 열변형을 최소화하여 2.5 cm × 2.5 cm 크기로 가공하였다. 가공된 시험편은 노출 면적이 6.25 cm²가 되도록 에폭시 레진으로 마운팅하였다. 이후 SiC 에머리페이퍼를 이용하여 #2000 grit까지 단계적으로 연마를 수행하였다. 연마한 시험편은 아세톤 및 증류수로 각각 초음파 세척하여 표면의 잔여 오염물을 제거한 후 건조하였다. 양극산화 공정은 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 실험을 진행하였다. 1단계 양극산화 시험편은 10 °C의 10 vol% H₂SO₄ 용액에서 10분간 안정화한 후, 전류밀도 20 mA/cm² 조건에서 40분 동안 정전류 방식으로 양극산화를 실시하였다. 2단계 양극산화 시험편은 1단계 공정을 수행한 후, 1.8 wt% H₂CrO₄와 6 wt% H₃PO₄의 혼합 용액에서 에칭처리를 실시하였다. 이후 1차 공정과 동일한 조건(10 °C, 10 vol% H₂SO₄, 20 mA/cm², 40분)에서 2차 양극산화를 추가로 수행하였다.

부식거동을 파악하기 위해 천연해수에서 동전위분극 실험을 실시하였다. 천연해수의 화학성분은 Table 2에 나타났다. 전기화학실험은 3전극 시스템을 사용하였으며, 기준전극으로는 Ag/AgCl (sat. by KCl) 전극을 채택하고, 대극은 2 × 2 cm 크기의 백금망을 사용하였다. 동전위분극실험은 실험전 30분동안 안정화시킨 후 개로전위를 기준으로 -0.25 V에서 +1.55 V까지, 스캔 속도는 1 mV/s로 설정하였다. 동전위분극실험 종료 후, 타펠(Tafel) 외삽법으로 부식전위와 부식전류밀도를 산출하였다. 실험 후 시험편을 아세톤과 증류수로 세척하고, 진공 건조기에서 24시간 동안 건조하였다. 또한 캐비테이

Table 1. Chemical composition of 5083-O Al 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. Chemical composition and properties of sea water

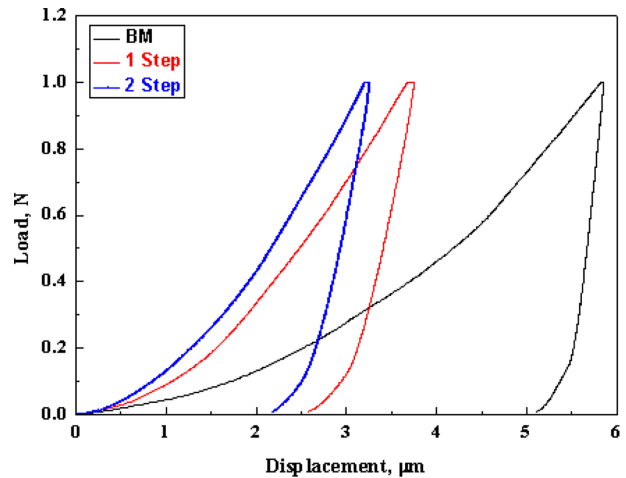
Main component (mg/L)						pH	Dissolved oxygen (mg/L)	Electric conductivity (mS/cm)
SO ₄ ²⁻	Cl ⁻	Na ⁺	K ⁺	Mg ²⁺	Ca ²⁺			
1746	15721	8401	344	1121	357	7.9	16.1	45.3

선-침식실험은 ASTM-G32 규정에 준용하는 진동발생 장치로 압전효과(piezo electric)를 발생시켜 캐비테이션-침식 환경을 구현하였다. 사용된 장비는 60 Hz, 220 V 전원을 공급하여 원추형 혼을 축 방향으로 진동시켜 인위적으로 시편표면에 캐비테이션 충격을 가하였다. 이때 진동은 20 kHz로 유지시켰으며, 캐비테이션 진폭은 정진폭 자동제어 방법으로 일정하게 유지하였다. 시편과 혼은 1 mm의 간극을 유지하였다. 실험은 10 μm의 캐비테이션 진폭으로 40분 동안 실시하였다. 각각의 실험 후 표면은 3D 공초점 레이저 현미경(OLS5000 LEXT, OLYMPUSSM)과 주사전자현미경(SNE-4500M Plus, SEC)으로 분석하였다.

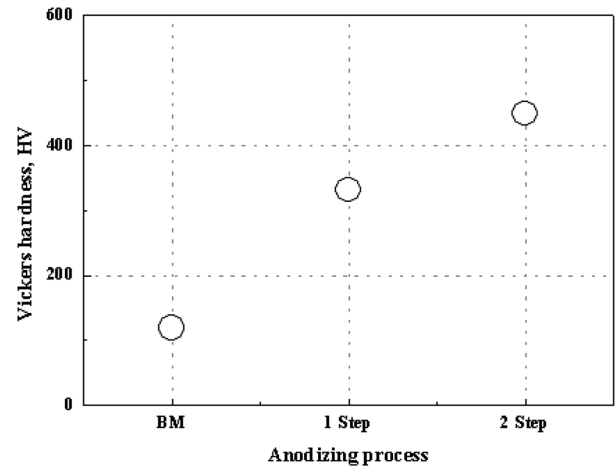
시험편의 기계적 특성은 Anton Paar사의 마이크로 인덴테이션 테스터(MCT³)로 68°의 비커스 인덴터를 사용하였다. 인덴테이션실험의 최대하중과 최대하중에서의 유지시간을 각각 1 N과 10초로 설정하였으며, 침투속도는 1 N/min으로 선정하였다. 비커스경도는 인덴테이션 실험에서 획득한 하중-변위 곡선으로 Oliver and Pharr 방법에 따라 산출하였다.

3. 실험결과 및 고찰

Fig. 1은 양극산화공정 증가에 따른 시험편의 인덴테이션 실험 후 변위-하중 곡선과 비커스 경도를 나타낸 것이다. 모재는 최대하중 약 1 N에서 최대변위 약 5.85 μm를 나타냈다. 그리고 1단계 및 2단계 양극산화한 시험편은 각각 약 3.75 μm 및 3.25 μm로 측정되었다. 비커스 경도의 경우, 모재는 약 119.0 HV로 측정되었으며, 양극산화 1단계 및 2단계 공정조건에서는 약 331.34 HV 및 449.06 HV로 나타났다. 양극산화공정 증가에 따른 경도는 현저히 증가하는 경향을 나타냈다. Al-Mg 합금의 양극산화 처리 후 관찰된 현저한 표면경도 향상은, 연성인 알루미늄 모재가 전기화학적 반응을 통해 높은 경도를 지닌 세라믹 특성의 다공성 산화알루미늄(Al₂O₃)층이 형성된 것에 기인한다. 특히 최적화된 공정조건은 전해액에 의한 산화피막의 화학적 용해를 억제하여 기공 주변의 셀 벽(cell wall)의 두께를 증가시키고 장벽층을 치밀하게 하는 미세구조적 특성을 나타낸다 [19,27]. 이는 Al-Mg 합금 내 마그네슘(Mg) 상에 의한 피막내 결함 형성을 극복하고 고밀도의 비정질 및



(a) Displacement-load curve



(b) Vickers hardness

Fig. 1. Displacement-load curves and Vickers hardness after indentation tests with anodization step

미세 결정질 산화물층을 형성하여 외부응력에 대한 소성변형 저항성이 크게 상승한 결과로 판단된다 [21].

Fig. 2는 천연해수에서 양극산화공정 증가에 따른 Al-Mg 합금의 동전위분극곡선을 나타낸 것이다. 모든 시험편은 개로전위를 기준으로 전위가 귀방향으로 이행하면서 전류밀도가 지속적으로 증가하는 경향을 나타냈다. 이는 해수환경에서의 금속용해반응($Al \rightarrow Al^{3+} + 3e^-$)에 기인한 것으로 사료된다. 양극분극 영역에서 가장 높은 전류밀도는 모재였으며, 그 다음으로 1단계 그리고 2단

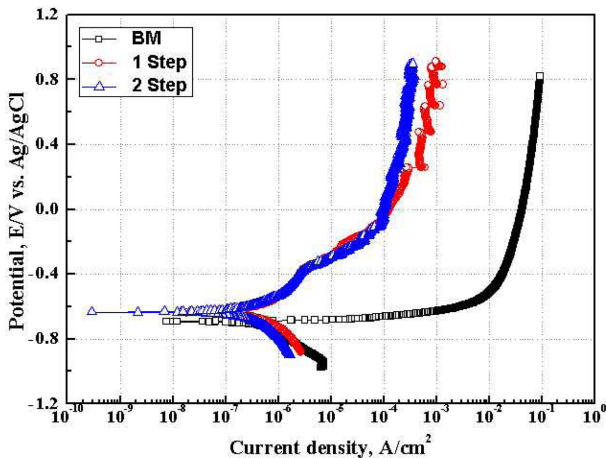


Fig. 2. Potentiodynamic polarization curves with anodization step of Al-Mg alloy

Table 3. Results obtained by Tafel extrapolation method for potentiodynamic polarization curves

	Base metal	Anodization step	
		1 Step	2 Step
E_{corr} (mV)	-703.141	-636.861	-635.524
I_{corr} ($\mu A/cm^2$)	0.591	0.366	0.230

계 양극산화 시편 순으로 나타났다. Al-Mg 합금에서 Mg는 양극산화 중 Mg^{2+} 형태로 용출된 후 Al_2O_3 기반 피막 내에서 MgO 또는 $MgAl_2O_4$ 와 같은 혼합 산화물을 형성한다. 그 결과 산화피막의 성장 거동 및 미세구조 형성에 영향을 미쳐 피막두께 증가와 장벽층 치밀화를 유도한다 [18]. 이는 Cl와 같은 부식 종의 확산 경로 차단효과로 국부부식의 진행을 지연 또는 저지 시키는 효과가 있다 [18]. 따라서 Al-Mg 합금에서 양극산화에 따른 내식성 향상은 산화피막의 물리적 차단 효과, 금속/산화물 계면에서의 전기화학적 부동태화 그리고 합금 조성에 의해 제어되는 피막 미세구조의 복합작용에 기인한 결과로 해석될 수 있다. 본 연구에서의 양극산화 공정 증가에 따른 내식성 향상은 산화피막의 두께 증가가 크게 영향을 미친 것으로 사료된다.

Table. 3은 동전위분극곡선에 대하여 타펠외삽법에 의해 구한 주요 전기화학적 파라미터를 나타낸 것이다. 모재, 1 단계 및 2 단계 양극산화한 시편의 부식전위는 각각 -703.141, -636.861 및 -635.524 mV로 산출되었다. 또한 부식전위는 2 단계 양극산화한 시편이 가장 높게 관찰되었으며, 그 다음 1 단계 및 모재로 관찰되었다. 부식전위는 금속이 산화되기 쉬운 경향성을 나타내는 지표로 비방향의 값인 경우 산화반응이 활발한 특성을 나타낸다. 또한 모재, 1 단계 및 2 단계 양극산화한

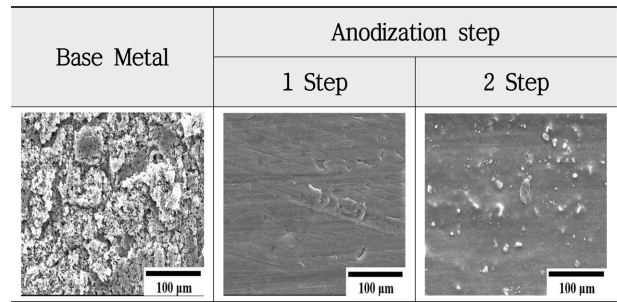


Fig. 3. SEM observation results after potentiodynamic polarization experiment with anodization step of Al-Mg alloy

시편의 부식전류밀도는 각각 0.591, 0.366 및 0.230 $\mu A/cm^2$ 로 산출되었다. 부식전류밀도는 모재, 1단계 및 2단계 양극산화한 시편 순으로 높게 관찰되었다. 결과적으로 양극산화공정 증가에 따라 부식전류밀도가 감소하여 내식성이 향상되었음을 알 수 있다. 일반적으로 양극산화피막은 다공층(porous layer) 구조로 성장하며, 전해질 성분에 따라 그 구조적 차이가 발생한다 [28]. 그러나 일반적으로 알루미늄 산화피막은 표면의 수직방향을 따라 육각기둥배열로 성장한다. 초기 양극산화공정 시 산화피막 내 공극은 불규칙적이고, 육각기둥 배열이 정렬되지 않은 상태이므로 불안정할 수 있다. 이에 따라 양극산화공정 횟수 증가에 따라 산화피막의 두께가 증가하여 전기화학적으로 안정화되어 내식성이 증가한 것으로 사료된다.

Fig. 3은 천연해수에서 양극산화공정 증가에 따른 Al-Mg 합금의 동전위분극실험 후 표면관찰결과이다. 동전위분극실험 후 양극산화한 시편은 천연해수에서의 주요 손상인 현저한 공식은 관찰되지 않았다. 반면, 모재의 경우 공식과 입계부식과 같은 심각한 표면손상이 관찰되었다. 이는 해수 내 염화물에 의한 활성용해반응이 발생하여 공식이 발생하였으며, 일부 영역에서는 인접한 공식들이 합쳐지거나 또는 입계부식과 같은 큰 부식 손상의 형상이 관찰되었다 [29,30]. 이는 양극산화공정을 통해 인위적으로 형성시킨 견고한 산화피막이 부식 인자의 침투를 효과적으로 차단한 것과 달리, 모재에 자연적으로 형성된 피막의 경우 해수환경에서 충분한 방식 기능을 발휘하지 못함을 입증한다.

Fig. 4는 천연해수에서 양극산화공정 증가에 따른 Al-Mg 합금의 동전위분극실험 후 표면거칠기와 최대손상깊이 측정결과이다. 일반적으로 부식손상이 클수록 금속표면의 산과 골의 높이차가 커져 표면거칠기와 최대손상깊이는 증가한다. 모재의 표면거칠기와 최대손상깊이는 각각 6.040 μm 과 10.927 μm 로 가장 크게 관찰되었다. 반면, 2 단계 양극산화한 시편의 표면거칠기와 최

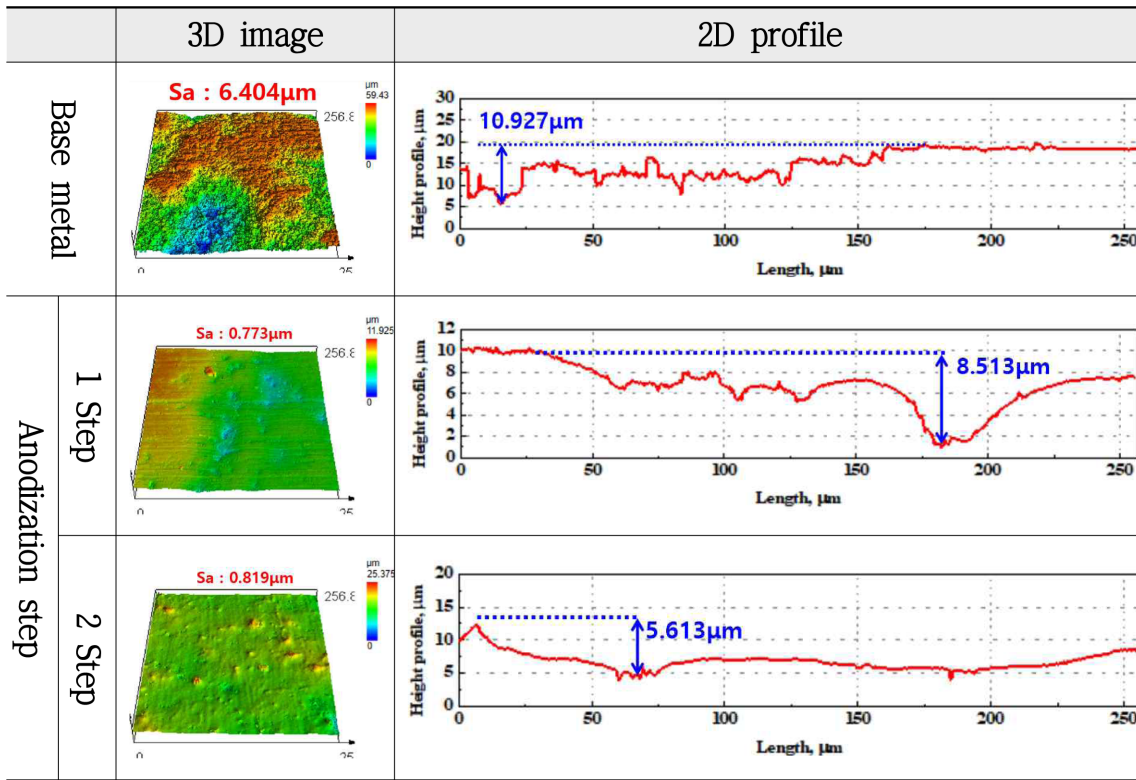


Fig. 4. Surface roughness and maximum damage depth after potentiodynamic polarization experiment with anodization step of Al-Mg alloy

대손상깊이는 각각 0.819 µm과 5.613 µm로 가장 작게 관찰되었다. 이러한 경향은 동전위분극곡선에서 관찰된 부식전류밀도 결과와 동일한 경향을 나타냈다.

Fig. 5는 동전위분극실험 전후 시험편의 기하학적 손상 정도를 고찰하기 위해 표면 거칠기와 최대손상깊이를 정량적으로 비교한 것이다. 모재의 경우, 실험 전과 비교하여 거칠기 값이 큰 폭으로 상승하였는데, 이는 동전위분극실험 과정에서 발생한 활성양극용해반응에 의해 표면손상이 심화되었음을 의미한다. 한편, 양극산화처리된 시험편들은 실험 전후의 거칠기 및 최대손상깊이는 큰 차이를 나타내지 않은 안정적인 수치를 나타냈다. 양극산화한 시험편은 실험 전과 후의 차이가 양극산화공정이 증가할수록 감소하는 경향을 나타냈다. 이는 양극산화공정 증가에 따라 내식성이 향상되어 최대손상깊이의 실험 전과 후의 값이 감소한 것으로 사료된다. 이러한 결과는 양극산화처리가 전기화학적 평형상태를 저하시키는 고전위 인가조건에서도 표면의 물리적 손상을 억제하는 우수한 전기화학적 특성을 보유하고 있음을 의미한다.

Fig. 6은 천연해수환경에서 10 µm의 진폭으로 40분간 캐비테이션-침식 실험을 수행한 후, 양극산화공정 증가에 따른 시험편의 표면손상거동을 관찰한 것이다. 표면

관찰 결과, 모재의 경우 가장 광범위한 표면손상이 관찰되었다. 모재 표면에는 캐비테이션 기포 붕괴 시 발생하는 강한 충격압에 의해 깊은 침식 손상과 재료의 탈리 현상이 뚜렷하게 관찰되었다. 이는 소성 변형에 취약한 알루미늄 기지의 특성이 그대로 반영된 결과로 판단된다. 반면, 양극산화공정이 증가할수록 표면손상 정도는 뚜렷하게 감소하는 경향을 나타냈다. 1 단계 양극산화처리된 시험편에 비해 2 단계 처리된 시험편의 표면은 초기 연마 상태를 비교적 잘 유지하고 있었으며, 침식에 의한 손상 깊이와 면적이 현저히 감소하는 경향을 나타냈다. 캐비테이션-침식실험 후 무게감소량 측정 결과에서는 모재, 1 단계 그리고 2단계 양극산화처리 조건에서의 무게감소량의 평균은 각각 4.05, 2.08 그리고 0.77 mg으로 산출되었다. 2단계 양극산화처리된 시험편이 캐비테이션-침식 저항성이 가장 우수하였으며, 모재의 경우 가장 낮은 저항성을 나타내어 표면관찰과 동일한 경향을 나타냈다. 이는 양극산화공정 증가에 따라 형성된 산화피막이 모재보다 우수한 기계적 특성으로 캐비티의 외부 충격에 대한 저항성이 향상되었기 때문으로 판단된다. 일반적으로 캐비테이션 침식저항성은 재료의 표면경도 및 변형에너지와 밀접한 상관관계를 가진다 [31]. 비교적 연성이 높고, 경도가 낮은 알루미늄

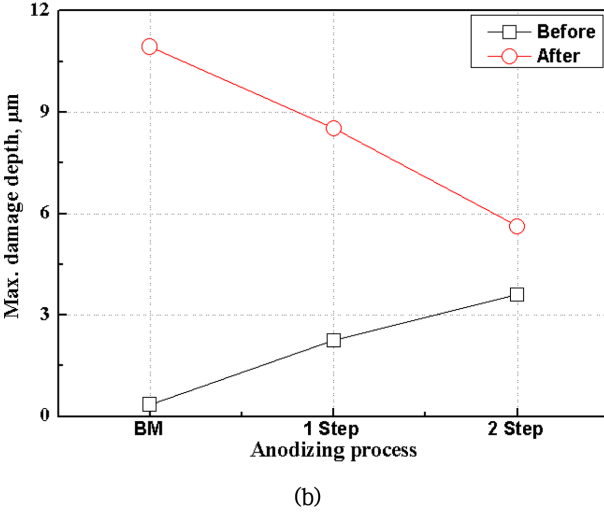
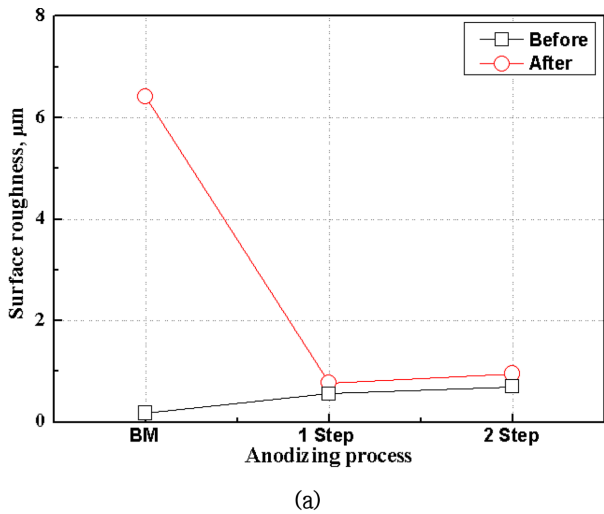
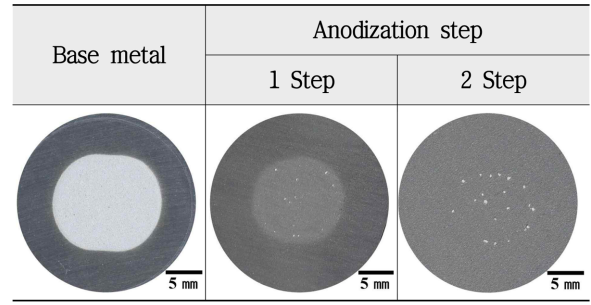


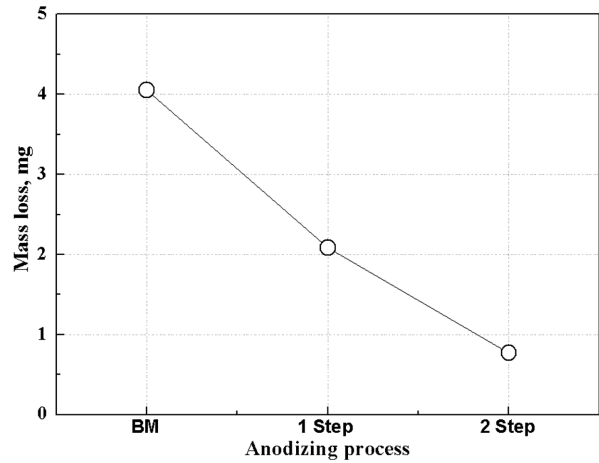
Fig. 5. Comparison of surface roughness and maximum damage depth after potentiodynamic polarization experiment with anodization step

은 캐비테이션 기포 붕괴 시 발생하는 마이크로 제트와 충격파에 지속적으로 노출될 경우, 표면에서 급격한 소성변형이 발생한다 [32]. 이로 인해 피로균열이 발생하고 전파되어 결국 입자가 탈리되는 재료손실이 가속화된다. 반면, 양극산화공정에 의해 형성된 알루미늄(Al_2O_3) 기반의 다공성 피막은 모재에 비해 월등히 높은 경도를 가진다. 양극산화공정이 증가할수록 피막 두께가 증가하여, 캐비테이션 충격에너지를 효과적으로 흡수하거나 분산시키는 완충역할을 수행한 것으로 사료된다. 결과적으로 단단한 산화피막이 연한 알루미늄 기지를 보호함으로써 침식속도를 지연시키고 표면손상을 억제하는데 기여한 것으로 판단된다.

Fig. 7은 캐비테이션-침식실험 후 표면거칠기와 최대손상깊이 측정결과이다. 캐비테이션-침식 실험 후 3D



(a)



(b)

Fig. 6. Optical observation (a) and weight loss measurement results (b) after cavitation-erosion experiment with anodization step of Al-Mg alloy

프로파일을 이용하여 표면거칠기와 최대손상깊이 측정 결과는 상반된 경향을 나타냈다. 표면거칠기의 경우, 1 단계와 2단계 양극산화처리된 시험편이 모재보다 낮은 값을 나타내어 전반적인 표면 유지력은 우수함을 확인하였다. 그러나 최대손상깊이는 1단계 양극산화 시험편이 $146.27 \mu m$ 로 가장 컸으며, 2단계($82.84 \mu m$), 모재($35.37 \mu m$) 순으로 나타나 오히려 모재가 가장 얇은 손상깊이를 나타냈다. 이는 광학현미경 관찰 결과와 연계하여 해석할 때, 손상메커니즘의 차이에 기인한다. 모재는 캐비테이션 충격에 의해 전면적으로 손상이 진행되어 최대 $35.37 \mu m$ 의 손상 깊이를 나타냈으며, 국부적으로 집중된 손상은 관찰되지 않았다. 반면, 양극산화 시험편의 경우 전면적인 손상은 제한적이었으나, 반복적인 충격 피로에 의해 국부적인 박리가 관찰되었다. 이로 인해 노출된 기지 부위에 충격압이 집중되면서 깊은 공식 형태로 손상되었다. 따라서 모재는 비교적 균일한 손상 분포를 나타내는 반면 최대손상깊이는 상대적으로 낮게 나타났고, 양극산화 시험편은 국부적인 손상 집중으로 인해 최대손상깊이가 더 크게 나타난 것으로 판단

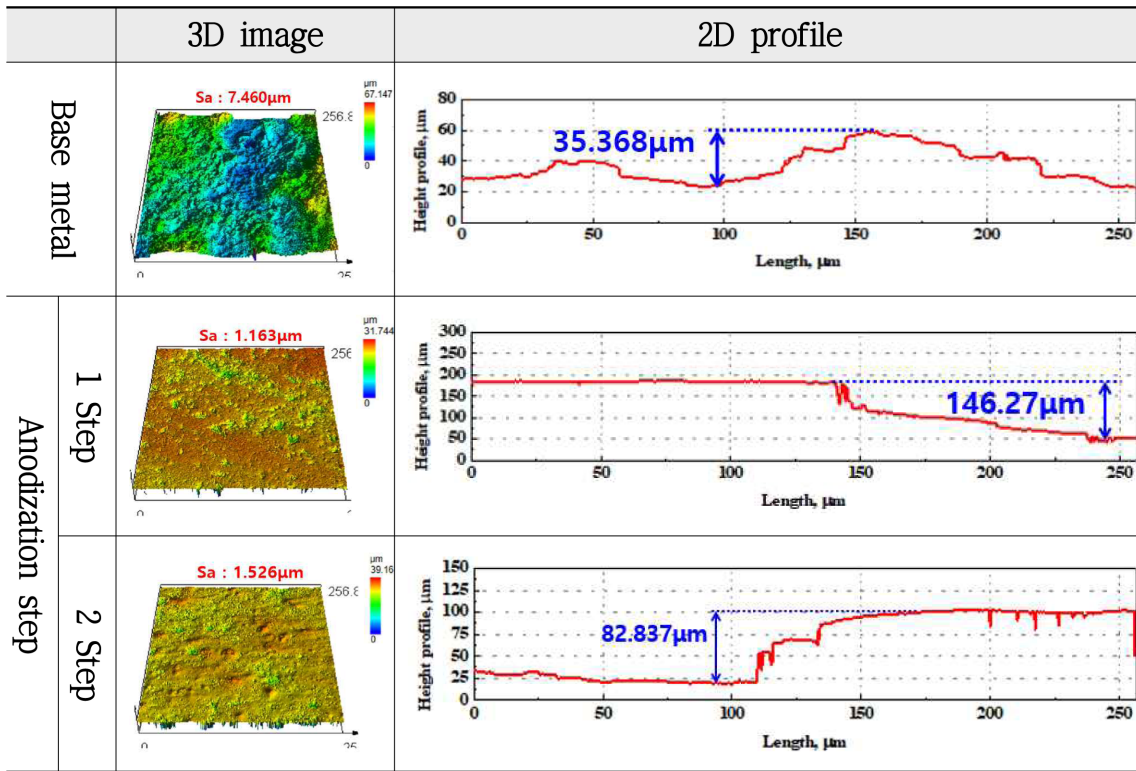


Fig. 7. Surface roughness and maximum damage depth after cavitation-erosion experiment with anodization step of Al-Mg alloy

된다. 특히 1단계 양극산화 시편이 2단계 처리 시편에 비해 더 심한 손상을 나타낸 것은 피막의 정도, 치밀도 및 밀착성 차이에 기인하여 박리가 상대적으로 용이하게 발생했기 때문으로 판단된다. 이러한 차이는 멀티스텝 공정에서 수행되는 중간 에칭단계와 밀접하게 관련된다. 크롬산-인산 혼합용액을 이용한 에칭공정은 1차 양극산화과정에서 형성된 산화피막의 불균일한 기공구조와 결합을 제거하여 표면을 재정비하며 [33-35], 이 과정에서 형성된 미세한 딩플 형태의 패틴은 2차 양극산화 시 기공형성의 핵 생성 위치가 된다. 그 결과 보다 정렬되고 균일한 다공성 구조가 형성되며, 이러한 구조적 특성은 피막의 물리적 안정성과 계면 밀착력을 향상시키는 주요 요인으로 작용하는 것으로 판단된다 [36,37].

Fig. 8은 캐비테이션-침식 실험 후 손상된 시험편의 주사전자현미경 관찰 결과이다. 모재의 경우, 표면 전반에 걸쳐 캐비테이션 기포의 반복적인 붕괴에 의한 소성 변형과 거칠어진 손상 흔적이 광범위하게 관찰되었으며, 특정 부위가 깊게 패이는 공식 형태의 집중적인 손상이 국부적으로 관찰되었다. 이는 연성 재료인 알루미늄 기지의 경우, 캐비테이션에 의한 충격에너지가 표면 전체를 변형시켜 손상이 비교적 균일하게 진행되었음을 의미한다.

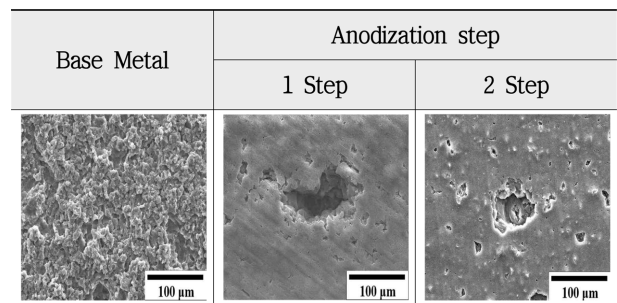
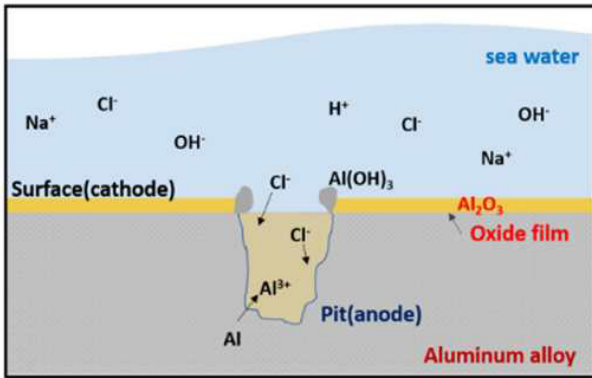


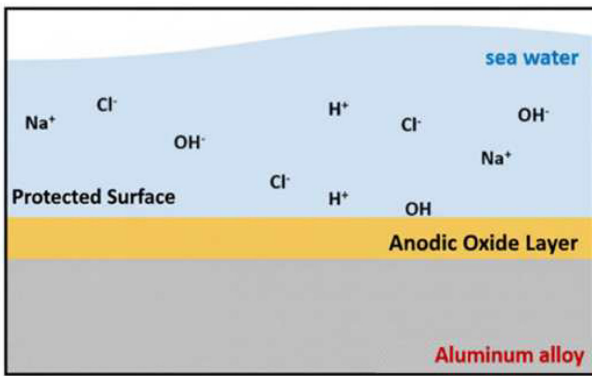
Fig. 8. SEM observation results after cavitation-erosion experiment with anodization step of Al-Mg alloy

반면, 양극산화 처리한 시험편의 경우 대조적으로 국부적인 공식손상이 뚜렷하게 나타났으며, 이는 3D 표면분석에서의 최대손상깊이 경향과 일치하는 경향을 나타냈다. 고경도의 세라믹 산화층은 우수한 내마모성을 나타내나, 반복적인 캐비테이션의 충격에 의해 피로한계에 도달한 경우 균열의 전파와 함께 취성파괴 거동을 나타낸다 [22]. 특히 박리가 발생한 지점은 기지 조직이 직접적으로 노출되면서 충격압이 집중되어 깊은 형태의 국부적인 손상을 초래한 것으로 사료된다.

Fig. 9는 해수환경에서 알루미늄합금의 부식거동과 양



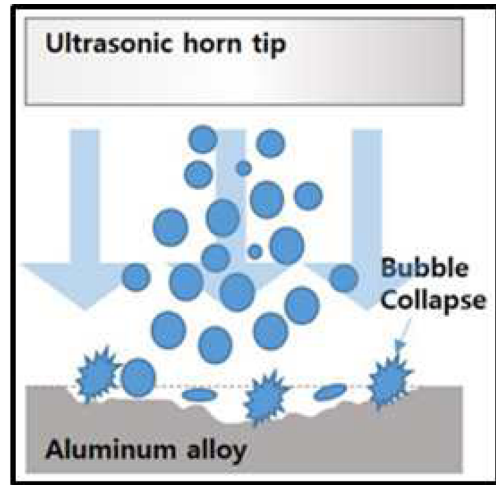
(a) localized corrosion mechanism [38]



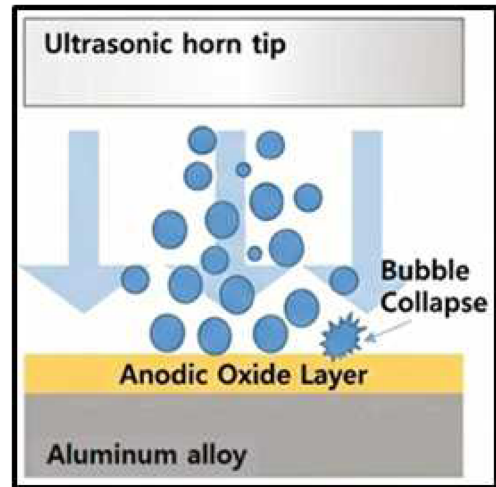
(b) corrosion protection mechanism

Fig. 9. Schematic illustration of corrosion behavior of Al alloy in seawater and the protective effect of anodic oxide film

극산화피막에 의한 보호효과를 개략적으로 나타낸 것이다. Fig. 9(a)는 해수환경에서 알루미늄합금 표면이 노출 시 발생하는 전기화학적 부식메커니즘을 모식도로 나타낸 것이다 [38]. 해수에 존재하는 Cl⁻은 자연적으로 형성된 얇은 산화피막의 결함부 또는 취약 영역을 통해 침투하며, 이로 인해 국부적인 피막 붕괴가 발생한다 [3-5]. 피막이 손상된 부위에서는 알루미늄이 양극으로 작용하여 $Al \rightarrow Al^{3+} + 3e^-$ 반응을 통해 용해가 진행되고, 주변 표면영역은 상대적으로 음극반응이 발생하게 된다 [4,6,7]. 용출된 Al^{3+} 이온은 수산화 이온(OH⁻)과 반응하여 $Al(OH)_3$ 형태의 부식생성물을 형성하며, 이러한 과정이 반복되면서 국부적인 공식이 성장하게 된다. 특히 해수환경에서 높은 농도의 Cl⁻의 존재는 피막 재형성을 방해하고 피트 내부의 용해반응을 지속적으로 촉진하여 손상 심화를 유도한다 [29,30]. 반면 Fig. 9(b)는 양극산화처리를 통해 형성된 두꺼운 산화피막이 알루미늄합금 표면을 보호하는 메커니즘을 나타낸다. 양극산화공정을 통해 형성된 산화층은 일반적으로 치밀한 장



(a) surface degradation of bare aluminum [39]



(b) mitigation of cavitation damage

Fig. 10. Schematic illustration of cavitation-induced surface damage and the protective effect of anodic oxide film on Al alloy in seawater

벽층과 다공성 구조를 포함하며, 자연산화피막보다 훨씬 두껍고 안정적인 보호층을 형성한다. 이러한 산화층은 Cl⁻의 금속모재로의 도달을 효과적으로 억제하며, 결과적으로 국부적인 피막파괴와 양극용해반응을 감소시킨다 [18,28]. 또한 표면 전체가 비교적 균일한 보호층이 형성되어 국부전지형성 가능성이 감소하고, 전반적인 부식진행속도가 현저히 저하된다. 따라서 양극산화처리는 해수환경에서 알루미늄합금의 내식성을 향상시키는 효과적인 표면개질방법으로 작용함을 확인할 수 있다.

Fig. 10은 해수환경에서 발생하는 캐비테이션에 의한 표면손상과 양극산화기술 적용에 의해 손상방지효과를 개략적으로 나타낸 것이다. Fig. 10a에 나타낸 바와 같

이, 알루미늄합금 표면이 해수환경에서 캐비테이션 현상에 의해 발생하는 기포의 생성과 붕괴가 반복되면서 강한 충격과 미세 제트가 형성된다 [8,9,32]. 이러한 기포붕괴과정은 표면에 높은 충격압을 가하여 국부적인 소성변형, 표면피로 그리고 궁극적으로 재료 탈락을 유발한다 [39]. 이러한 충격은 시간경과에 따라 표면거칠기를 증가시키고 미세 피트 및 크레이터를 형성하게 된다. 또한 표면에 형성된 결합은 해수환경에서 국부부식을 촉진하여 물리적 침식과 전기화학적 손상이 동시에 발생하게 된다 [10,11]. 그 결과, 반복적인 기포 붕괴는 알루미늄합금의 지속적인 표면손상 및 재료손실로 이어지게 된다. 반면 Fig. 10b는 양극산화피막의 메커니즘을 나타낸 것이다. 양극산화피막은 물리적 및 화학적으로 안정한 보호층으로 작용하며, 기포 붕괴 시 발생하는 충격 에너지에 대한 저항성이 우수하다 [40,41].

이로 인해 기포 붕괴가 모재 금속의 손상에 거의 영향을 미치지 않는다. 또한 양극산화피막은 알루미늄 기지 금속이 해수와 직접 접촉을 억제하여 부식의 진행을 크게 감소시킨다. 그 결과, 공식 개시 및 재료 손실이 현저히 감소하여, 캐비테이션 환경에서의 내구성이 향상된다. 즉, 전기화학적 부식과 물리적 침식이 상호작용하는 시너지 효과를 유발하는 해양환경에서 양극산화처리가 알루미늄합금의 내구성을 효과적으로 향상시킬 수 있음을 의미한다 [42].

4. 결론

본 연구에서는 Al-Mg 합금에 대해 양극산화공정에 따른 산화피막의 기계적 특성, 전기화학적 거동 및 천연해수환경에서의 캐비테이션-침식 특성을 체계적으로 분석하였다.

1. 양극산화공정 증가에 따라 비커스 경도는 현저히 증가하였다. 이는 연성의 Al-Mg 기지 위에 Al₂O₃ 기반 세라믹 산화층이 형성되었기 때문이다.

2. 동전위분극실험 결과, 양극산화 공정 증가에 따라 부식전류밀도는 감소하였다. 이는 산화피막 두께 증가에 따른 부식 전해질의 물리적 차단 효과와 견고한 장벽층이 형성되었기 때문으로 판단된다. 또한 SEM 관찰 결과, 모재에서는 공식 및 입계부식이 관찰된 반면, 양극산화 시편에서는 현저한 국부부식이 관찰되지 않았다.

3. 캐비테이션 시험 결과, 양극산화 공정 증가에 따라 무게감소량이 크게 감소하였다. 이는 표면경도 증가와 직접적인 상관관계가 있다. SEM 분석 결과, 견고한 산화피막이 연한 알루미늄 기지를 보호함으로써 침식속도를 지연시켜 전반적인 표면손상을 억제하였다.

4. 따라서 양극산화에 의해 캐비테이션 저항성은 현

저히 개선되었으나, 피막의 치밀도 및 밀착성이 충분하지 않을 경우 국부적 취성 파괴가 발생할 수 있음을 확인하였다.

감사의 글

본 논문은 2025년 전라남도와 전남테크노파크의 「전남 소재 부품-뿌리산업 연구개발대행 윈스톱 지원사업」의 지원을 받아 수행된 연구입니다. 또한 교육부와 전라남도의 재원으로 지원을 받아 수행된 지역혁신중심 대학지원체계(2025-RISE-14-002)의 연구결과입니다.

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. R. Zuo, E. Kus, F. Mansfeld, and T. K. Wood, The Importance of Live Biofilms in Corrosion Protection, *Corrosion Science*, **47**, 279 (2005). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2004.09.006>
4. 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)
5. H. Parangusan, J. Bhadra, and N. Al-Thani, A Review of Passivity Breakdown on Metal Surfaces: Influence of Chloride- and Sulfide-Ion Concentrations, Temperature, and pH, *Emergent Materials*, **4**, 1187 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1007/s42247-021-00194-6>
6. P. M. Natishan and W. E. O'Grady, Chloride Ion Interactions with Oxide-Covered Aluminum Leading to Pitting Corrosion: A Review, *Journal of The Electrochemical Society*, **161**, C421 (2014). Doi: <https://doi.org/10.1149/2.1011409jes>
7. Z. Wang, A. Seyeux, S. Zanna, V. Maurice, and P. Marcus, Chloride-Induced Alterations of the Passive Film on 316L Stainless Steel and Blocking Effect of Pre-Passivation, *Electrochimica Acta*, **329**, 135159 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2019.135159>
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. Q. N. Song, Y. Tong, N. Xu, S. Y. Sun, H. L. Li, Y. F. Bao, Y. F. Jiang, Z. B. Wang, and Y. X. Qiao, Synergistic Effect Between Cavitation Erosion and Corrosion for Various Copper Alloys in Sulphide-Containing 3.5% NaCl Solutions, *Wear*, **450–451**, 203258 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203258>
11. T. Zhao, L. Wang, S. Zhang, C. H. Zhang, X. Y. Sun, H. T. Chen, X. L. Bai, and C. L. Wu, Effect of Synergistic Cavitation Erosion-Corrosion on Cavitation Damage of CoCrFeNiMn High Entropy Alloy Layer by Laser Cladding, *Surface and Coatings Technology*, **472**, 129940 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129940>
12. G. E. Thompson and G. C. Wood, Porous Anodic Film Formation on Aluminium, *Nature*, **290**, 230 (1981). Doi: <https://doi.org/10.1038/290230a0>
13. 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>
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. F. Keller, M. S. Hunter, and D. L. Robinson, Structural Features of Oxide Coatings on Aluminum, *Journal of The Electrochemical Society*, **100**, 411 (1953). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.2781142>
16. M. Y. Lin, P. S. Hsiao, H. H. Sheu, C. C. Chang, M. S. Tsai, D. S. Wu, and H. B. Lee, Improving the Corrosion Resistance of 6061 Aluminum Alloy Using Anodization and Nickel-Cobalt based Sealing Treatment, *International Journal of Electrochemical Science*, **16**, 211053 (2021). Doi: <https://doi.org/10.20964/2021.10.50>
17. A. Belwalkar, E. Grasing, W. V. Geertruyden, Z. Huang, and W. Z. Misiolek, Effect of Processing Parameters on Pore Structure and Thickness of Anodic Aluminum Oxide (AAO) Tubular Membranes, *Journal of Membrane Science*, **319**, 192 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.memsci.2008.03.044>
18. H. Habazaki, K. Shimizu, P. Skeldon, G. E. Thompson, G. C. Wood, and 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>
19. 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>
20. 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>
21. 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>
22. F. Cheng, S. Jiang, and J. Liang, Cavitation Erosion Resistance of Microarc Oxidation Coating on Aluminium Alloy, *Applied Surface Science*, **280**, 287 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.04.151>
23. 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>
24. G. D. Sulka, L. Zaraska, and W. J. Stepniowski, *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>
25. 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>
26. 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>
27. 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>
28. S. Ono, Nanostructure Analysis of Anodic Films Formed on Aluminum—Focusing on the Effects of Electric Field Strength and Electrolyte Anions, *Molecules*, **26**, 7270 (2021). Doi: <https://doi.org/10.3390/molecules26237270>
29. 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>
30. 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>
 31. R. 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>
 32. 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.ultsonch.2024.107185>
 33. 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>
 34. 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>
 35. 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>
 36. 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>
 37. A. P. Li, F. Müller, A. Birner, K. Nielsch, and U. Gösele, Hexagonal Pore Arrays with a 50–420 nm Interpore Distance Formed by Self-Organization in Anodic Alumina, *Journal of Applied Physics*, **84**, 6023 (1998). Doi: <https://doi.org/10.1063/1.368911>
 38. S. O. Chong and S. J. Kim, The Effect of Seawater Temperature on the Electrochemical Corrosion Behaviour of Stainless Steels and Anodized Aluminum Alloys, *Corrosion Science and Technology*, **20**, 85 (2021). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2021.20.2.85>
 39. J. H. Lee, Y. J. Yang, and S. J. Kim, Effect of Anodic and Cathodic Current Densities on the Cavitation Damage Characteristics of Aluminum Alloy in Seawater, *Surface Review and Letters*, **27**, 1950125 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1142/S0218625X19501257>
 40. M. Hou, C. Pan, M. Wang, D. H. Xia, Z. Qin, and W. Hu, Improving the Cavitation Corrosion Resistance of 6061 Aluminum Alloy by Anodizing, *Electrochimica Acta*, **503**, 144890 (2024). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2024.144890>
 41. X. Yong, C. Hou, J. Wu, J. Ji, Z. Zhang, and J. Wang, Cavitation Corrosion of Anodized Aluminum Alloy in 3.5% NaCl Solution, *Corrosion*, **67**, 045003–1–045003–6 (2011). Doi: <https://doi.org/10.5006/1.3570537>
 42. A. Neville, T. Hodgkiess, and J. T. Dallas, A Study of the Erosion-Corrosion Behaviour of Engineering Steels for Marine Pumping Applications, *Wear*, **186–187**, 497 (1995). Doi: [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(95\)07145-8](https://doi.org/10.1016/0043-1648(95)07145-8)