

경질양극산화된 5083-H321 알루미늄 합금의 해수 내 액적충격침식부식 손상 연구

신 동 호¹ · 김 성 종^{2,†}

¹목포해양대학교 기관공학과 대학원, 전라남도 목포시 해양대학로 91, 58628, 대한민국

²목포해양대학교 기관시스템공학부, 전라남도 목포시 해양대학로 91, 58628, 대한민국

(2020년 12월 15일 접수, 2020년 12월 21일 수정, 2020년 12월 21일 채택)

Investigation of Liquid Droplet Impingement Erosion Corrosion based on the Flow Rate of Anodized 5083-H321 Al Alloy in Seawater

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

¹Division of marine engineering, Graduate school, Mokpo national maritime university,
91, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Korea

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

(Received December 15, 2020; Revised December 21, 2020; Accepted December 21, 2020)

This study investigated the damage to the specimen due to liquid droplet impingement erosion corrosion, which improved the corrosion resistance and durability via hard anodization of 5083-H321 aluminum alloy, which is widely used for small ships and marine structures. The experiment combined liquid droplet impingement erosion and electrochemical equipment with the flow rates in natural seawater solution. Subsequently, Tafel extrapolation of polarization curves was performed to evaluate damage due to the liquid droplet impingement erosion corrosion. The damaged surface was observed using a 3D microscope and a scanning electron microscope. The degree of pitting damage was measured using the Image J program, and the surface hardness was measured using the micro-Vickers hardness tester. The corrosion current density, area, depth, and ratio of the damaged areas increased with the increase in flow rate. The grain size of the damaged area at a flow rate of 20 m s⁻¹ showed fewer and minor differences in height, and a smooth curved shape. The hardness of the damaged surface tended to decrease with increase in flow rate.

Keywords: Sea water, 5083-H321 Al alloy, Marine structures, Flow rate, Liquid droplet impingement erosion corrosion

1. 서론

최근 전 세계적으로 친환경 재료에 대한 관심이 높은 가운데 알루미늄 합금에 대한 관심이 고조되고 있다. 알루미늄 합금은 내식성이 우수하고 비철금속 중 경금속에 속해 경량화 및 소형화가 가능하며, 용점이 낮아 재활용이 가능하다는 장점을 가지고 있다 [1]. 특히, 여러 종류의 알루미늄 합금 중 5000계열 알루미늄 합금은 소형 선박, 해양구조물, 건축, 자동차, 항공기 등의 재료로 널리 사용되고 있다.

일반적으로 알루미늄 합금은 대기 중의 산소와 결합하여 표면에 수 nm 두께의 자연 산화피막을 형성하기 때문에 다른 금속에 비해 내식성이 우수하다. 그러나 자연 산화피막의 두께가 얇아 가혹한 해수 환경에 노출될 경우 염소이온(Cl⁻)에 의해 손상 및 파괴되어 국부 부식을 유발하여 재료의 수명을 단축시킨다. 또 경도가 매우 낮아 표면에 물리적인 충격으로 인한 손상(흠)이 생기기 쉽다 [1]. 이러한 단점을 보완하고 내구성을 향상시키기 위해 알루미늄 합금 표면에 대한 경질양극산화 처리가 널리 사용된다.

경질양극산화 처리는 전기화학적 방법을 통한 인위적인 방법으로 금속재료 표면에 산화피막을 두껍게 형성시켜 경도, 내마모성 및 내식성이 우수하며, 착색을 통해 미관이

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

신동호:연구원, 김성종: 교수

아름다운 표면을 얻어 그 실용성을 더욱 높이는 기법이다. 황 등 [2]과 신 등 [3]은 각각 경질양극산화 처리된 5083-H321, 6061-T6 알루미늄 합금과 모재의 부식 및 응력부식균열에 대한 저항성을 평가·비교하였으며, 그 결과 경질양극산화 처리된 시험편이 모재에 비해 현저히 우수한 내식성을 나타냈다. 그리고 Zuo 등 [4]은 알루미늄 합금의 경질양극산화 처리 시 다양한 환경에서 여러 봉공처리 방법이 내식성에 미치는 영향에 대해 연구하였다. 또한, 김 등 [5]은 알루미늄 합금의 경질양극산화 처리 시간에 따른 내식성을 정량적으로 평가하였으며, 경질양극산화 처리 시간 증가에 따라 피막 두께가 증가하여 공식 저항성이 크게 향상된다고 보고하였다. 또한, 손 등 [6]은 열처리 방법중 하나인 어닐링(annealing)을 실시하여 ECAP (Equal channel angular pressing) 기법을 적용한 경질양극산화 처리된 알루미늄 합금의 공식 저항성에 미치는 영향에 대해 연구한 결과, 공식 저항성이 매우 향상된 것으로 보고하였다. 그리고 이 등 [7]은 알루미늄 합금의 양극산화 처리 시 황산 수용액의 다양한 온도 조건에 따라 내식성에 끼치는 영향에 대하여 연구하였으며, 15 °C가 가장 우수한 내식성을 나타내는 최적의 전해액 온도라고 보고하였다. 이와 같이 경질양극산화 처리된 알루미늄 합금의 내식성과 내구성 평가에 대한 다양한 연구가 진행되었다. 그러나 가혹한 부식환경에 노출된 해양 환경에서 액적충격침식부식에 대한 내식성 및 내구성 평가에 관한 연구는 전무하다. 특히, 경질양극산화 처리된 알루미늄 합금의 경우 취성적 경향이 있으므로 이에 대한 액적충격침식부식에 대한 내식성 및 내구성 연구가 필요한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 경질양극산화 처리된 5083-H321 알루미늄 합금의 해수 내 액적충격침식부식에 의한 특성을 연구하기 위해 액적충격침식 시험과 전기화학적 시험을 복합적으로 수행하였다.

2. 연구방법

2.1 시험편

본 연구에 사용된 재료는 주로 중소형 선박건조 및 해양산업 구조물 재료로 널리 사용되는 5 mm 두께의 5083-H321 알루미늄 합금에 대하여 경질양극산화를 실시한 시험편을 사용하였다. 합금의 화학조성은 Mg 4.33 wt%, Fe 0.35 wt%, Mn 0.54 wt%, Cr 0.06 wt%, Cu 0.01 wt%, 그리고 나머지는 Al이다. 각 시험편에 적용된 경질양극산화는 상용화된 황산욕 공정((주)진광도금)으로 수행되었다.

기존 연구에서 경질양극산화 처리된 5083-H321 알루미늄 합금의 산화피막에 대한 에너지 분산 X선 분광법 (energy dispersive X-ray spectroscopy) 분석 결과 산화피막의 주 합금원소는 Al(45.22 wt%)과 O(40.03

wt%)로 확인되었으며, 이를 기초로 하여 O/Al 원자비 (atomic ratio)를 계산해 볼 때 5083-H321 알루미늄 합금의 표면에 형성된 산화피막(원자비 1.55)은 Al₂O₃가 형성되었음을 규명하였다. 또한, 산화피막의 단면 관찰을 통해 양극산화 공정에 의해 형성된 알루미늄 산화피막과 모재 금속은 명확히 식별되었으며, 두께 16.8 μm의 균일하고 치밀한 산화피막을 확인할 수 있었다 [2].

2.2 액적충격침식 시험

액적충격침식-전기화학적 실험을 위해 Fig. 1과 같이 액적충격침식 실험장비와 전기화학 실험용 장비를 함께 구성하였다. 액적충격침식 실험장비는 해수탱크, 노즐, 공기 압축기, 회수펌프, 유속 조절기, 온도조절기 등으로 구성되어 있으며, 직경 1.6mm의 노즐을 사용하였다. 전기화학 실험용 장비는 Potentiostat/galvanostat (PCI4/750, GAMRY instrument, USA)를 이용하였으며, 3 전극 부식 셀을 형성하여 동전위 분극 시험을 진행하였다. 셀의 작업 전극은 전용 홀더를 사용하여 일정 면적 1 cm²이 전해질에 노출되도록 하였다. 상대전극은 2 cm × 2 cm 크기의 백금망울, 기준전극은 Ag/AgCl (sat. by KCl) 전극을 사용하였다. 본 연구에서는 천연 해수(목포 근해)를 전해질로 사용하였으며, 조성은 Table 1에 제시하였다. 액적충격침식 실험의 유속 조건은 0 m/s(stagnant), 10 m/s, 20 m/s로 선정하였다. 분극 시험 전, 개로전위(open circuit potential, 이하 OCP)는

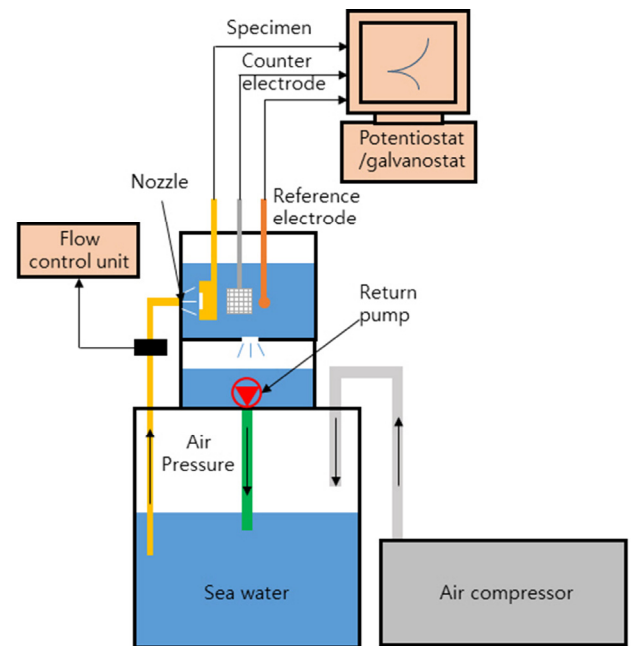


Fig. 1 Schematic diagram of experiment equipment for potentiodynamic polarization experiment under erosion-corrosion condition with flow rate in seawater.

Table 1 Chemical compositions and properties of seawater (wt%)

Main component (mg/L)						pH	Dissolved oxygen (mg/L)	Electric conductivity (mS/cm)
SO ₄ ²⁻	Cl ⁻	Na ⁺	K ⁺	Mg ²⁺	Ca ²⁺			
2,605	17,388	10,414	361	1,215	402	7.9	10.2	49.7

천연 해수에 작업전극을 1시간 침지한 후 계측하였다. 동전위 분극 시험은 작업 전극의 전위를 OCP 기준 -0.25 V에서 2.0 V까지 0.5 mV/s의 주사속도로 수행하였다. 부식전위와 부식전류밀도는 동전위 분극 곡선의 OCP 기준 ± 0.25 V 범위에서 Tafel 외삽법으로 산출하였다. 실험 종료 후 시험편은 아세톤과 증류수로 세척하였으며, 열풍 건조 후 진공 건조기에 1일 동안 보관 후 무게 감소량을 측정하였다. 또한 손상된 표면 분석을 위하여 주사전자현미경 (scanning electron microscope, SEM, SNE-4500M Plus, sec, Korea)과 3D 현미경 (3D microscope, PSM-100, Motic, Hong Kong)으로 관찰하였으며, Image J 프로그램을 이용하여 공식 손상 면적 비율을 측정하였다. 그리고 마이크로 비커스 경도기 (HMV-2E-125, SHIMADZU, Japan)를 이용하여 9.807N의 인가하중으로 유지시간 10초로 경도시험을 수행하였다.

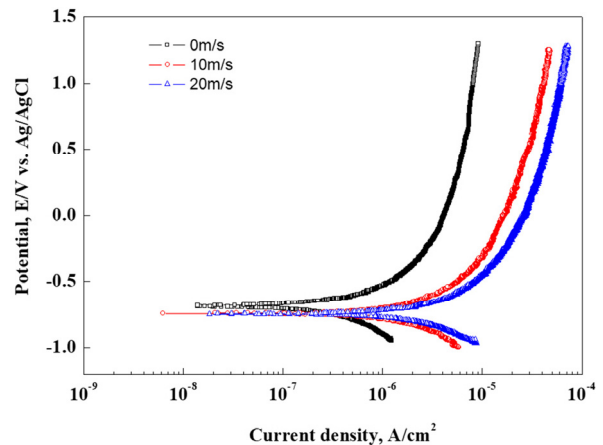
3. 연구결과 및 고찰

해양환경하에서 경질양극산화된 5083-H321 알루미늄 합금에 대하여 0, 10 그리고 20 m/s의 유속 변수에 따른 액적충격침식-전기화학적 실험을 수행하였다.

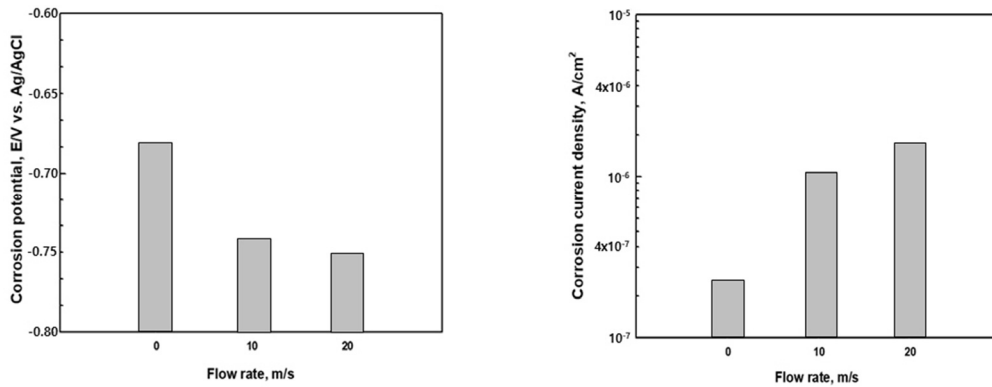
3.1 분극 시험 결과

Fig. 2는 경질양극산화된 5083-H321 알루미늄 합금의 천연 해수 하에서 수행된 동전위 분극 실험 결과를 나타낸 그래프이다. 세 가지 조건 모두 개로전위에서 전위가 상승함에 따라 전류밀도가 증가하는 경향을 나타냈다. 일반적으로 알루미늄은 pH 4 ~ 8.5 범위에서 부동태 특성을 가지나 해수용액하에서는 중성일지라도 염소이온(Cl⁻)에 의해 부동태피막이 파괴되어 건전한 피막을 형성하지 못한다 [8]. 그래서 해수내 알루미늄은 활성용해반응($\text{Al} \rightarrow \text{Al}^{3+} + 3\text{e}^-$)에 의해 부식이 진행된다 [8]. 그리고 -0.5 V (Ag/AgCl)의 전위에서 전류밀도를 비교한 결과, 정적 조건에서 1×10^{-6} A/cm²의 전류밀도를 나타냈지만, 10 m/s와 20 m/s는 각각 8×10^{-6} A/cm²(8배), 1×10^{-5} A/cm²(10배)로 관찰되었다.

Fig. 3은 동전위 분극 곡선에 대하여 Tafel 분석한 결과를 나타낸 것이다. 먼저, 경질양극산화된 5083-H321 알루미늄 합금의 부식전위는 유속에 따라 각각 -0.68 V,

**Fig. 2** Potentiodynamic polarization curves of anodized 5083-H321 Al alloy under erosion-corrosion condition with flow rate in seawater.

-0.74 V, -0.75 V (Ag/AgCl)를 나타냈으며, 부식전위는 다소 비방향(active direction)으로 이행하는 경향을 나타내었다. 일반적으로 유속 증가에 따라 금속 표면으로의 확산에 의한 산소 이동을 촉진시켜 금속의 부식전위는 상승한다 [9]. 이는 금속의 부식에 의해 금속 표면에 산화 생성물이 형성되고 이러한 산화에 의한 생성물은 열역학적인 관점에서 안정하기 때문에 금속 전체의 부식전위를 상승시킨다 [10]. 그러나 액적충격침식의 경우 빠른 유속으로 인한 금속 표면의 산화 생성물이 금속 표면을 덮지 못하고 소멸되는 것으로 사료된다. 또한 유속 증가로 인한 경질양극산화피막 표면이 손상되어 모체가 해수에 노출되고, 그로 인해 부식전위가 감소하는 경향이 나타나는 것으로 사료된다 [11]. 이는 일정 유속(약 9 m/s) 이상의 해수 환경에서 5000계열 알루미늄 합금 산화피막의 파괴가 발생한다는 연구 결과와 일치한다 [12]. 일반적으로 유속 증가에 따라 금속의 부식전류밀도는 증가하는 것으로 알려져 있다. 부식전류밀도는 정적 조건(stagnant, 0 m/s)과 20 m/s를 비교하여 10배 정도 증가하였다. 이는 유속 증가에 따라 경질양극산화피막 표면의 물질전달 경계층의 두께를 감소시키고, 부식반응에 참여하는 Al³⁺ 이온들이 쉽게 확산되어 부식전류밀도를 증가시키는 것으로 사료된다 [13]. 또한 부식전위의 감소 원인과 마찬가지로 유속이 상승하면서 경질양극산화피막이 파괴되면 부식에 더 취약한 모체가 해수에 직접 노출된다.



(a) Comparison of graphs on corrosion potential & corrosion current density

Conditions	0 m/s	10 m/s	20 m/s
Corrosion potential, [E/V vs. Ag/AgCl]	-0.68	-0.74	-0.75
Corrosion current density, [A/cm ²]	2.298×10^{-7}	1.116×10^{-6}	1.712×10^{-6}

(b) Values of corrosion potential & Corrosion current density

Fig. 3 Results of Tafel analysis for anodized 5083-H321 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment under erosion-corrosion condition with flow rate in seawater.

그리하여 상대적으로 얇은 자연산화피막이 생성되나 그것은 유속에 의해 쉽게 파괴되어 해수와 알루미늄 합금의 부식 반응이 상대적으로 활발히 일어나 부식전류밀도를 증가시킨 것으로 사료된다. 이는 경질양극산화 처리되지 않은 5083-H321 알루미늄 합금의 경우 표면 자연산화피막은 그 두께가 얇아 해수에서 충분한 내식성을 나타내지 못한다는 연구 결과와 일치한다 [2]. 결과적으로 유속이 상승할수록 부식전류밀도는 증가하는 경향을 나타내어 정적 상태에 비해 부식에 현저히 취약할 것으로 사료된다.

3.2 표면 관찰 결과

Fig. 4는 천연해수 용액에서 유속 증가에 따른 동전위 분극 실험 후 시험편 표면 관찰 결과를 나타낸 것이다. 전반적으로 유속이 상승할수록 시험편의 표면 손상이 증가하는 경향을 나타내었다. 정적 조건에서 시험편 표면 손상은 육안으로 관찰되지 않았다. 이는 5000계열 알루미늄 합금은 2.5 ~ 3.5 m/s 유속의 해수 환경에서 침식에 대한 저항성을 갖는다는 연구 결과와 유사하다 [1]. 그러나 유속 증가에 따라 공식에 의한 손상을 육안으로 관찰할 수 있었다. 이러한 해수 환경에서 10 m/s와 20 m/s 유속에서의 표면 손상은 침식에 의한 손상으로 판단된다.

Fig. 5는 유속 증가에 따른 동전위 분극 실험 후 손상된 시험편 표면을 3D 현미경으로 관찰한 결과이다. 시험편 표면 손상 정도의 경우 정적 조건에서는 매우 미미하였으나, 10 m/s와 20 m/s에서는 손상 정도가 매우 뚜렷하게 관찰되었다. 최대 손상 깊이의 경우 정적 조건에서 7.33 μm로

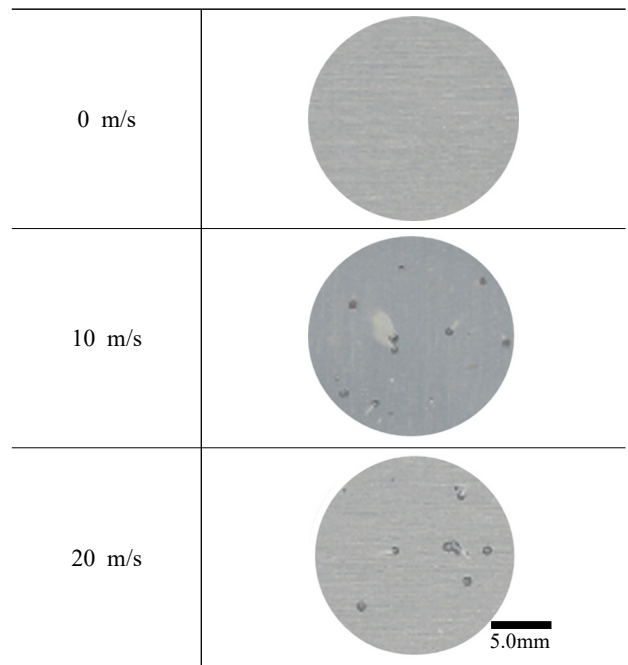
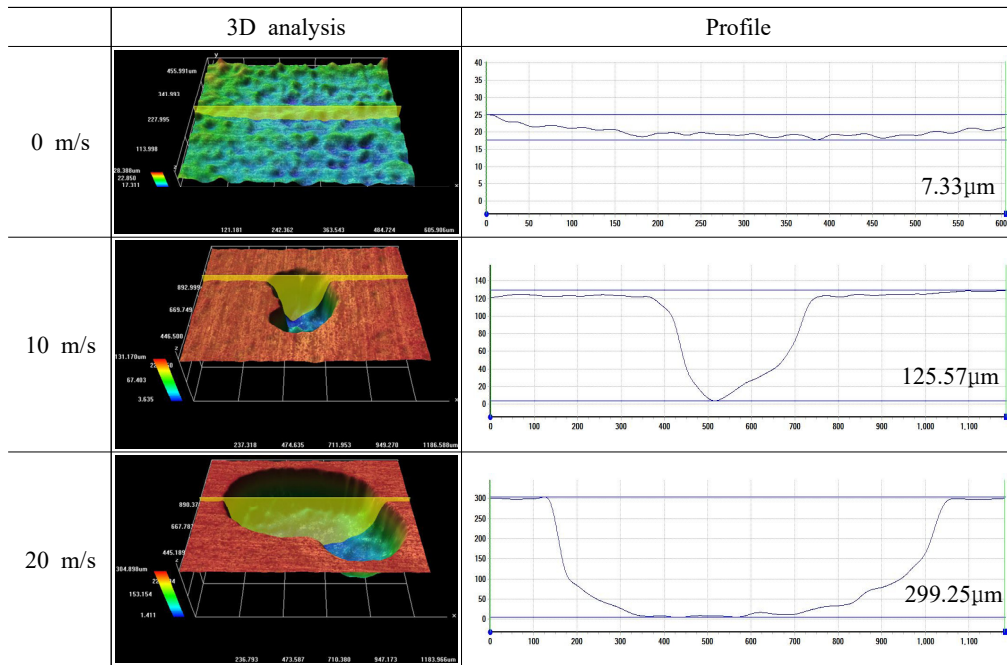
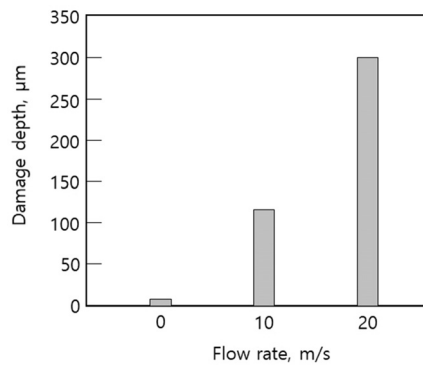


Fig. 4 Surface observation of anodized 5083-H321 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment under erosion-corrosion condition with flow rate in seawater.

측정되었으며, 10 m/s와 20 m/s는 각각 125.57 μm(17배), 299.25 μm(41배)로 유속이 상승할수록 표면 손상 깊이가 증가하는 경향을 나타냈다. 이는 유속 증가 및 유체 충격에 의해 경질양극산화피막이 파괴되어 노출된 알루미늄



(a) 3D analysis



(b) Surface damage depth

Fig. 5 3D analysis and surface damage depth for surface of anodized 5083-H321 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment under erosion-corrosion condition with flow rate in seawater.

높은 합금 모재의 금속 입자 탈리 현상 가속화로 인하여 표면의 손상 깊이가 증가한 것으로 사료된다.

Fig. 6은 유속 증가에 따른 동전위 분극 실험 후 손상된 시험편 표면을 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. 정적 조건과 비교하여 10 m/s와 20 m/s 유속의 경우 침식에 의한 손상이 증가하였으며, 손상 부위의 크기는 각각 160 μm, 340 μm로 측정되었으며, 이는 유속 증가 및 유체 충격의 복합적인 요인에 기인한 손상으로 사료된다. 경질양극산화 피막의 경우 취성 재료의 침식마모(erosive wear of brittle materials) 거동에 관한 연구 [14]가 있으며, 10 m/s 유속 조건의 손상부에서 이러한 경향을 관찰할 수 있었다. 그러나 20 m/s 유속 조건에서는 상대적으로 취성 재료의

침식마모 거동이 뚜렷하게 나타나지 않았다. 그 이유는 동일 실험시간에서 유속이 증가할수록 손상부는 부드러운 곡선 형상을 나타내는데, 이는 액적충격침식 환경에서 금속의 침식마모 거동이 진행될수록 워터 폴리싱 효과(water polishing effect)를 나타내어 침식면이 상대적으로 부드러운 곡선이 된다는 연구내용과 일치한다 [15]. 그리고 손상부 입자 크기 관찰결과, 10 m/s의 경우 결정 입자 크기가 크고 단차가 있는 거친 형상을 나타냈으나, 20 m/s의 경우 결정 입자 크기가 작고 단차가 거의 존재하지 않은 상대적으로 부드러운 형상이 관찰되었다. 결론적으로, 유속이 상승할수록 유체 충격에 의해 손상 면적이 증가하고, 손상부의 형태는 워터 폴리싱 효과로 인해 점차적으로 부드러운 형상

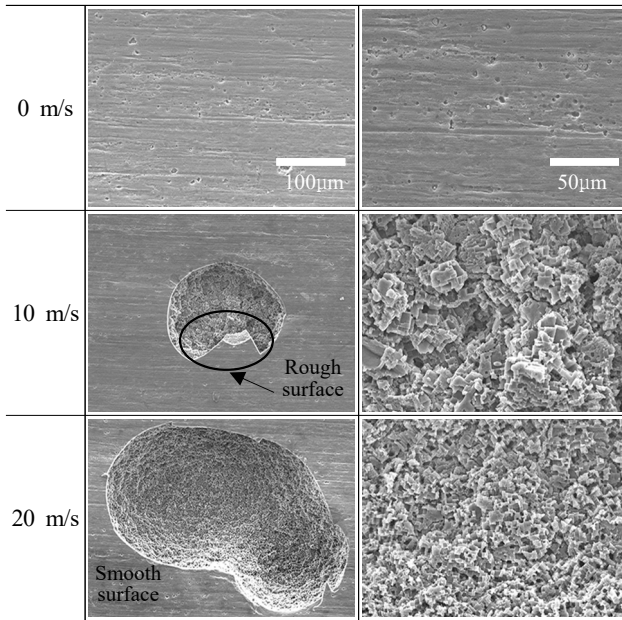


Fig. 6 Surface morphologies of anodized 5083-H321 aluminum alloy after potentiodynamic polarization experiment under erosion-corrosion condition with flow rate in seawater.

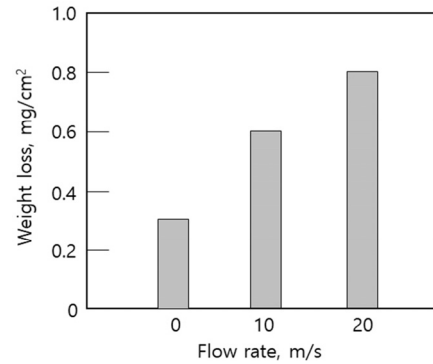


Fig. 8 Weight loss of anodized 5083-H321 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment under erosion-corrosion condition with flow rate in seawater.

이 관찰되는 것으로 사료된다.

Fig. 7은 액적충격침식에 대한 손상 메커니즘을 모식도로 나타낸 것이다. 먼저 해수 환경에서 일정 유속 이상의 유체 충격으로 경질양극산화피막의 표면에 균열(crack)이 발생한다. 균열 진전에 따라 입자가 벌크(bulk) 형태로 탈리되기 시작한다. 이후 입자가 탈리되는 양이 증가할수록 표면의 거칠기가 증가하게 된다. 이러한 거칠기 증가로 균열 생성과 균열 진전 시간이 단축되어 입자의 탈리현상이 더 빠른 속도로 진행된다. 이윽고 일정 시간 경과 후 입자의 탈리현상으로 인해 알루미늄 합금의 모재가 노출된다. 이후 노출된 모재에 자연적으로 형성된 산화피막이 형성되나 유속 증가와 유체 충격에 의한 시너지효과로 쉽게 파괴되어 부식에 의한 손상이 증가하게 된다 [15,16].

Fig. 8은 유속 변화에 따른 동전위 분극 실험 후 무게 감소량을 나타낸 그래프이다. 유속이 상승할수록 무게 감소량이 증가하는 경향을 나타냈다. 이는 유속 증가에 의한 부식전류밀도 증가와 물리적인 침식에 의한 손상 증가에 기인한 것으로 사료된다. 특히, 알루미늄 합금과 같은 연성재료일 경우 충돌각도가 증가하면서 침식에 의한 질량감소율이 감소하는 경향을 나타내지만, 경질양극산화피막과 같은 취성 재료일 경우 충돌각도가 증가하면서 침식에 의한 질량감소율이 증가한다는 연구가 있다 [14]. 이는 경질양극산화 처리된 알루미늄 합금의 경우 액적충격침식에 대해 주의해야 할 것으로 사료된다.

3.3 공식 영역 및 경도 분석 결과

Fig. 9는 유속 증가에 따른 동전위 분극 실험 후 경질양극산화피막의 손상된 표면을 Image J 프로그램을 이용하여 관찰된 사진과 손상 면적 비율을 나타낸 그래프이다. 정적 조건과 비교하여 유속이 상승할수록 경질양극산화피막 표면의 손상 면적 비율은 점차적으로 증가하는 경향이 관찰되었다. 표면의 손상 면적 비율은 10 m/s와 20 m/s 유속의

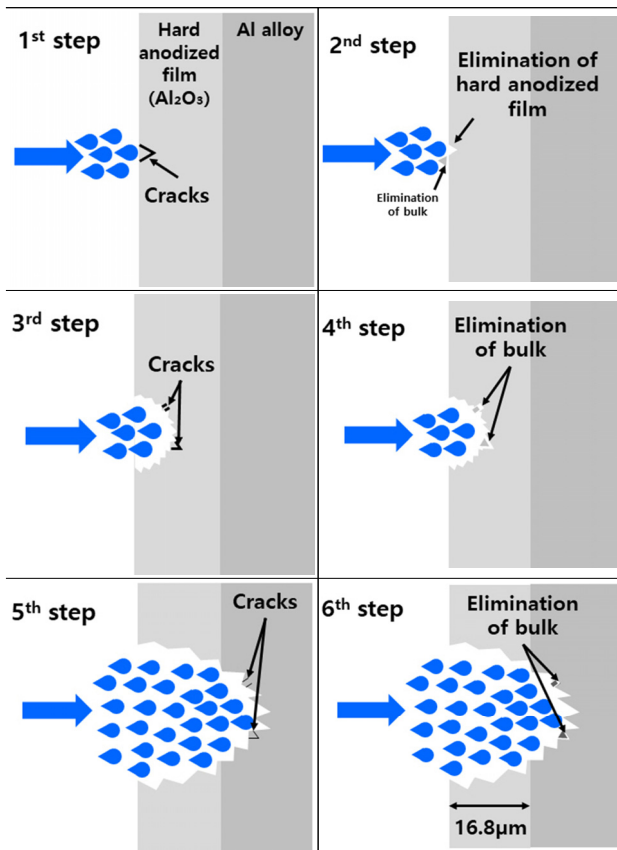
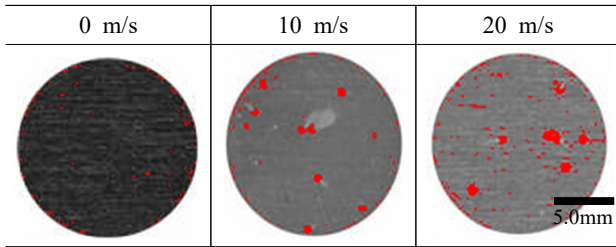
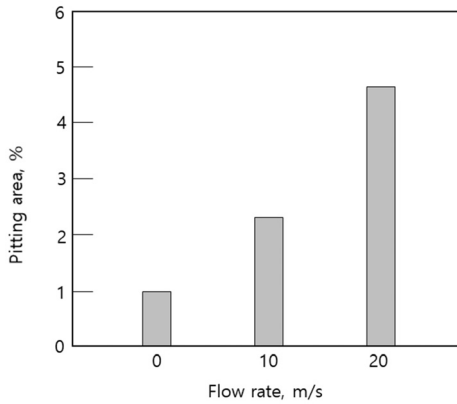


Fig. 7 Schematic diagram of liquid droplet impingement erosion damage for hard anodized film on 5083-H321 Al alloy



(a) Pitting damage analysis



(b) Pitting area

Fig. 9 Analysis of pitting area for anodized 5083-H321 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment under erosion-corrosion condition with flow rate in seawater.

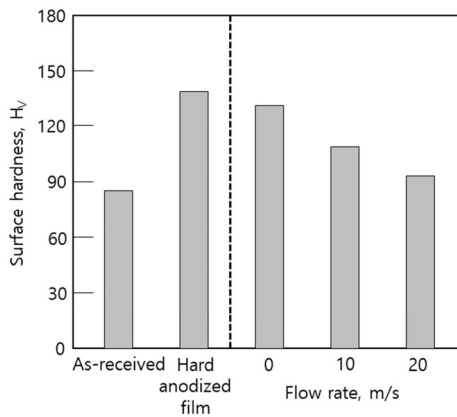


Fig. 10 Surface hardness of anodized 5083-H321 Al alloy after potentiodynamic polarization experiment under erosion-corrosion condition in seawater

경우 정적 조건에 비해 각각 2.54배와 5.15배를 나타냈다. 이는 유속이 상승할수록 액적충격침식에 의한 손상이 더 빠르게 발생하기 때문에 침식 손상 비율이 증가한 것으로 사료된다.

Fig. 10은 유속 상승에 따른 동전위 분극 실험 후 경질양극산화피막 표면에 대한 경도 측정 결과를 나타낸 그래프이

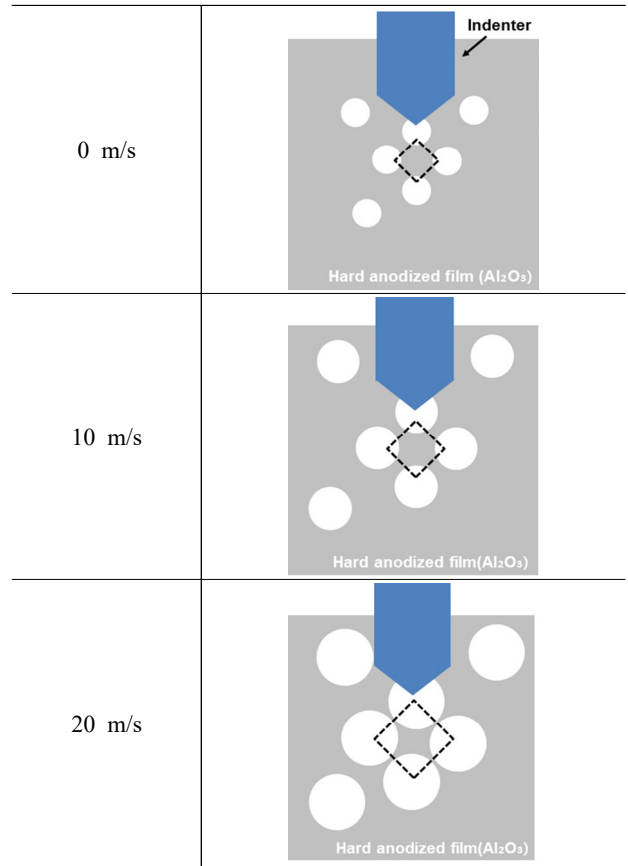


Fig. 11 Schematic diagram on hardness measurement of damaged surface by micro- Vickers hardness test

다. 경질양극산화 처리되지 않은 5083-H321 알루미늄 합금 표면의 경도는 85 Hv로 측정되었으며, 경질양극산화피막 표면의 경도는 137 Hv로 측정되어 52 Hv(1.61배) 향상되는 경향을 나타냈다. 그리고 유속이 상승할수록 경질양극산화피막의 손상된 표면 경도는 점차적으로 감소하는 경향이 관찰되었다. 이는 유속이 상승할수록 경질양극산화피막의 손상된 표면의 면적과 깊이 및 비율이 증가하면서 표면 경도는 감소하는 것으로 사료된다. 이는 Fig. 11에서 보는 바와 같이 유속이 상승할수록 손상된 표면의 면적과 깊이 및 비율이 증가하면서 압입자가 표면의 손상된 부분을 덮게 되어 압흔이 더 크게 생성되기 때문에 표면 경도는 감소하는 것으로 사료된다.

4. 결론

경질양극산화 처리된 5083-H321 알루미늄 합금에 대하여 천연해수용액에서 다양한 유속으로 복합시험을 수행한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

- 1) 유속 증가에 따라 경질양극산화피막 표면의 활성화용해

- 반응과 침식 작용에 의해 산화피막 입자의 탈리현상과 파괴로 모재가 노출되어 부식이 가속화 되었다.
- 2) 주사전자현미경으로 손상부 관찰 결과, 유속이 상승할수록 손상부 크기는 점점 작아지고 단차가 거의 존재하지 않는 상대적으로 부드러운 곡선 형상이 관찰되었다.
 - 3) 유속 증가에 따른 침식 손상 면적 비율은 정적 조건에 비해 10 m/s와 20 m/s의 경우 각각 2.54배와 5.15배를 나타냈다.
 - 4) 표면 경도 측정 결과, 유속 증가에 따라 점차적으로 감소하는 경향이 관찰되었다. 이는 유속이 상승할수록 손상된 표면의 면적과 깊이 및 비율이 증가하면서 표면 경도는 감소한 것으로 사료된다.

감사의 글

본 연구는 해양수산부의 ‘차세대 한국형 어선 개발 및 실증화’ 사업의 지원을 받아 이루어졌음(알루미늄 합금 선체의 희생양극 방식 설계 연구 용역).

References

1. C. Vargel, Corrosion of Aluminum, Elsevier, pp. 88 - 109, Elsevier Science, San Diego (2004).
<http://www.cementtechnology.ir/Library/Corrosion.of.Aluminium.pdf>
2. H. K. Hwang, D. H. Shin, K. H. Jung, and S. J. Kim, *Corros. Sci. Tech.*, **19**, 259 (2020).
<https://doi.org/10.14773/cst.2020.19.5.259>
3. D. H. Shin, H. K. Hwang, K. H. Jung, and S. J. Kim, *J. Korean Inst. Surf. Eng.*, **53**, 219 (2020).
<https://doi.org/10.5695/JKISE.2020.53.5.219>
4. Y. Zuo, P. H. Zhao, and J. M. Zhao, *Surf. Coat. Tech.*, **166**, 237 (2003).
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(02\)00779-X](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(02)00779-X)
5. M. G. Kim, C. J. Cho, J. S. Park, and W. S. Hwang, *Corros. Sci. Tech.*, **29**, 11 (2000).
<https://www.osti.gov/etdweb/biblio/20176706>
6. I. J. Son, H. Nakano, S. Oue, and S. Kobayashi, *Corros. Sci. Tech.*, **6**, 275 (2007).
https://www.j-cst.org/main/abstract_view.htm?scode=C&code=C00060600275&vol=6&no=6&type=aiissue
7. S. J. Lee, M. S. Han, and S. J. Kim, *Kor. Soc. Mar. Eng.*, **39**, 223 (2015).
<http://dx.doi.org/10.5916/jkosme.2015.39.3.223>
8. D. A. Jones, *Principles and prevention of corrosion*, pp. 77 - 85, Macmillan, New York (1992).
9. H. H. Huang, and T. H. Chuang, *Mater. Sci. Eng. A*, **292**, 90 (2000).
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01021-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01021-2)
10. S. J. Lee, M. S. Han, S. K. Jang, and S. J. Kim, *Corros. Sci. Tech.*, **14**, 226 (2015).
<https://doi.org/10.14773/cst.2015.14.5.226>
11. Y. B. Kim and S. J. Kim, *Corros. Sci. Tech.*, **19**, 115 (2020).
<https://doi.org/10.14773/cst.2020.19.3.115>
12. A. George, Jr. Gehring, and M. H. Peterson, *Corrosion*, **37**, 232 (1981).
<https://doi.org/10.5006/1.3577276>
13. S. Giddey, B. Cherry, F. Lawson, and M. Forsyth, *Corros. Sci.*, **43**, 1497 (2001).
[https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(00\)00150-5](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(00)00150-5)
14. F. Iain, *Wear*, **186-187**, 1 (1995).
[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(95\)07188-1](https://doi.org/10.1016/0043-1648(95)07188-1)
15. N. Kamkar, F. Bridier, P. Bocher, and P. Jedrzejowski, *Wear*, **301**, 442 (2013).
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.005>
16. N. Fujisawa, S. Takano, K. Fujisawa, and T. Yamagata, *Wear*, **398-399**, 158 (2018).
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.12.003>