

## 알루미늄 열용사 코팅된 AA5083-H321의 내식성 평가

박일초<sup>1</sup> · 김성준<sup>2</sup> · 한민수<sup>3,†</sup>

<sup>1</sup>목포해양대학교 승선실습과정부, 전남 목포시 해양대학로 91

<sup>2</sup>(주)와이피오, 전남 영암군 삼호읍 대아로 107

<sup>3</sup>목포해양대학교 기관시스템공학부, 전남 목포시 해양대학로 91  
(2023년 1월 30일 접수, 2023년 2월 13일 수정, 2023년 2월 14일 채택)

### Corrosion Resistance Evaluation of Aluminum Thermal Spray Coated AA5083-H321

Il-Cho Park<sup>1</sup>, Sungjun Kim<sup>2</sup>, and Min-Su Han<sup>3,†</sup>

<sup>1</sup>Division of Cadet Training, Mokpo National Maritime University, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Republic of Korea

<sup>2</sup>Waipio, Yeongam-gun, Jeollanam-do, 58451, Republic of Korea

<sup>3</sup>Division of Marine Engineering, Mokpo Maritime University, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Republic of Korea

(Received January 30, 2023; Revised February 13, 2023; Accepted February 14, 2023)

In this study, anti-corrosion effect was investigated through various electrochemical experiments after applying Al thermal spraying technology to AA5083-H321. Open circuit potential and anodic polarization curves were analyzed through electrochemical experiments in natural seawater. The shape of the surface was observed using a scanning electron microscope (SEM) and a 3D microscope before and after the experiment. Component and crystal structure were analyzed through EDS and XRD. As a result, the surface roughness of AA5083-H321 and the Al thermal sprayed coating layer increased due to surface damage caused by anodic dissolution reaction during the anodic polarization experiment. The corrosion rate of AA5083-H321 was relatively low because the Al thermal spray coating layer contained structural defects such as pores and crevices. Nevertheless, the open circuit potential of the Al thermal spray coating layer in natural seawater was measured about 0.2 V lower than that of AA5083-H321. Thus, a sacrificial anode protection effect can be expected.

**Keywords:** AA5083-H321, Electrochemical experiment, Natural seawater, Sacrificial anode protection

## 1. 서 론

철강은 우수한 기계적 성질과 낮은 제조원가에 기인하여 조선산업에서 가장 널리 사용되는 소재이다. 그러나 선박의 대형화 추세에 기인한 선박의 경량화로 대체 재료의 필요성이 요구되었으며, 이에 알루미늄 합금이 해양 응용 분야의 유망한 재료로 간주되고 있다. 그 이유는 알루미늄과 그 합금은 해양 환경에서 내식성이 우수하며, 밀도가 강철보다 약 3배 정도 작으므로(알루미늄의 경우 2.73 g/cm<sup>3</sup> vs. 강철의 경우 7.85 g/cm<sup>3</sup>) 선박 건조 시 약 60% 정도 중량 감량이 가능하기 때문이다 [1,2]. 또한, 기술적 진보로 인해 조선산업에서 요구하는

저탄소강의 기계적 특성을 알루미늄 합금이 충족하기 때문이다. 대표적인 조선 산업용 알루미늄 합금은 5000 계열의 Al-Mg 합금이며, 그 중 비열처리 합금으로 강도, 용접성, 성형성 및 내식성이 우수한 AA5083-H321 알루미늄 합금이 주로 사용된다 [3]. 그러나 장시간 해양 환경에 노출된 AA5083-H321은 Fig. 1과 같이 염소 이온(Cl<sup>-</sup>)에 의해 국부부식 손상이 발생하여 구조적 강도를 저하시키는 부정적인 요인으로 작용한다. 이러한 알루미늄 합금의 내식성은 결정립 크기, 결정립 형태, 구성 입자, 석출물의 존재 및 결정립계 특성 분포에 의해 영향을 받으며, 입자 모양과 방향은 입체 부식 공격의 침투 깊이에 중요한 역할을 한다 [4]. Mg과 Fe의 함량이 높은 석출물은 AA5083-H321에 존재하는 주요 금속간 화합물이다. 다양한 석출물이 AA5083-H321 조직

<sup>†</sup>Corresponding author: mp949@mmu.ac.kr

박일초: 조교수, 김성준: 대표이사, 한민수: 교수

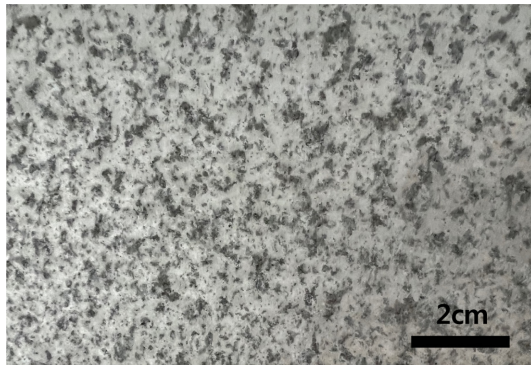


Fig. 1. The case of local corrosion damage of aluminum alloy in marine environment

에 존재하며 국부적인 부식 공격에서 중요한 역할을 한다. Mg은 합금의 고강도 달성을 위해 고용체 합금 원소로 첨가된다. Mg 함량이 높은 금속간 화합물(Mg-rich)은 주로  $\beta$ 상의  $Al_3Mg_2$ 와  $Mg_2Si$ 로 구성된다. 이러한 Al-Mg 합금은 전기화학적으로 활성인  $\beta$ 상( $Al_3Mg_2$ )이 입자 경계와 조직 내 전위(dislocation) 모두에서 석출되어 과포화 고용체 Al-Mg 합금을 형성하는 경우 입계 부식에 취약하다는 것은 잘 알려져 있다 [5-8].  $Mg_2Si$  금속간 화합물은 양극 거동을 나타내며, Mg의 선택적 석출로 인해 탈합금과 함께 부분 용해 반응을 나타낸다 [5,9]. 따라서 AA5083-H321이 해수 또는 기타 부식성 환경에 노출되면 양극 용해 반응을 통해 표면 손상이 개시되고 결국 구조적 결함으로 발전하게 된다. 한편, Fe 함량이 높은 금속간 화합물(Fe-rich)은 알루미늄에 비해 더 귀한 전위(noble potential)를 나타낸다 [6,9]. 따라서 부식 공격은 Fe-rich 금속간 화합물을 둘러싸고 있는 Al-Mg 합금 조직에 집중적으로 발생하여 최종적으로 공식(pit) 결함을 형성하게 된다.

이러한 Al-Mg 합금의 부식 손상을 방지하기 위한 다양한 연구가 진행되고 있다. Kim과 Yang은 해양환경 하에서 사용되는 알루미늄 합금(5052-O, 5083-H321 및 6061-T6)의 내구성을 비교하기 위해 전기화학적 실험에 의한 타펠(Tafel) 분석과 다양한 진폭 조건으로 캐비테이션 침식 실험을 수행한 결과, 선체 재료로 적합한 알루미늄 합금을 AA5083-H321으로 선정하였다 [10]. 또한 Pechiney Marine Group은 AA5083에 비해 규소(Si) 및 철(Fe) 함량이 더 낮고 구리(Cu), 마그네슘(Mg), 망간(Mn), 아연(Zn) 및 지르코늄(Zr) 함량이 더 높은 새로운 합금, 즉 AA5383을 개발했다 [11]. AA5383은 기존 AA5083에 비해 강도, 내식성 및 성형성이 더 우수하다. 특히, Zn계 입자 형태로 석출되는 Zn 합금 원소는 입계를 따라 연속적인 층 형태로 석출되는  $\beta$ 상을 제거하고 Al-Mg 합금의 부식 예민성을 감소시켜 내식성 향상

에 기여하는 것으로 보고하였다 [12]. 또 다른 부식방지 방법으로 양극산화(anodizing)와 클래딩(cladding) 기술이 있다. 먼저 양극산화 기술은 전기화학적 방법을 통해 알루미늄 합금 표면에 산화피막을 인위적으로 성장시키는 방법으로, Kim et al.의 연구 결과에 따르면 양극산화 표면 처리된 AA5083-H321은 천연 해수 용액에서 전기화학적 부식, 응력부식균열, 캐비테이션 침식부식 및 액적충격 침식부식에 대한 저항성이 개선되었다 [13,14]. 다음으로 클래딩 기술은 고순도 알루미늄의 얇은 층이 고강도 알루미늄 합금 제품에 야금학적으로 코팅된다. 클래딩 층이 알루미늄 합금 모재와 비교하여 양극인 경우 알클래드라고 하며, AA7072가 5000계열과 6000계열 알루미늄 합금에 대하여 선호되는 클래딩으로 알려져 있다 [15].

본 연구에서는 해양환경에서 부식 손상된 AA5083-H321 구조물에 대하여 유지보수를 목적으로 알루미늄 선재(wire)를 사용하여 아크(arc) 열용사 코팅 기술을 적용하였다. 천연 해수 용액에서 알루미늄 열용사 코팅된 AA5083-H321에 대하여 다양한 전기화학적 실험을 통해 전기화학적 특성을 분석함으로써 부식방지 효과에 대한 유효성을 판단하고자 하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에서는 AA5083-H321에 대하여 천연 해수 내에서 다양한 전기화학적 실험을 실시하여 내식성을 분석하였다. AA5083-H321은 Al-Mg 합금으로 그 화학적 조성은 4.48Mg, 0.358Fe, 0.542Mn, 0.0652Cr, 0.013Cu, 0.0005Si, Al(balance, wt%)이다. 실험에 사용된 천연 해수의 이온 성분 조성(mg/L)은  $SO_4^{2-}$  2,605,  $Cl^-$  17,388,  $Na^+$  10,414,  $K^+$  361,  $Mg^{2+}$  1,215 그리고  $Ca^{2+}$  402이고, pH 7.7, 용존산소 10.2 mg/L 및 전기 전도도는 49.7 mS/cm이다. AA5083-H321 모재에 대하여 알루미늄 재질의 선재(wire)를 이용한 아크(arc) 열용사 코팅 기술을 적용하였다. 열용사 코팅 작업 시 ZPG-400B 모델의 아크 열용사 장비를 사용하였으며, 작업공정은 분사거리 약 20 cm, 분사압력 약 7 kgf/cm<sup>2</sup> 및 출력전압 25~35 V 조건으로 실시하였다. 모재와 열용사 코팅된 시험편은 전기화학적 실험을 위해 가공 절단 후 초음파 세척하여 열풍 건조하였다. 모재와 열용사 코팅 시험편에 대하여 에너지 분산형 X-선 분광계(energy dispersive X-ray spectrometer system, EDS)를 활용하여 성분 분석을 실시하였으며, Cu K $\alpha$  X-ray source( $\lambda=1.54056 \text{ \AA}$ )를 이용한 X-ray diffraction(XRD)를 통해 화학적 구조를 분석하였다(Rigaku Corporation, Smartlab). 전기화학적 실험은 자체 제작한 홀더에 삽입하여 표면 면적 1 cm<sup>2</sup>만 노

출시켜 천연 해수 내에서 실시하였다. 전기화학적 실험 셀은 기준전극 Ag/AgCl과 Pt mesh 대극으로 구성하였다. 자연전위 측정은 72시간 동안 실시하였으며, 양극분극 실험은 개로전위로 부터 3.0 V까지 1 mV/sec의 주사속도로 실시하였다. 양극분극 실험 전후 표면손상 정도를 확인하기 위해 전계방출주사전자현미경(JEOL, JSM-7100F)과 3D 분석 현미경(Nextec, Nextop-3D)을 활용하였다. 또한 개로전위 기준 -0.25 V에서 0.25 V까지의 분극시킨 후 타펠분석을 실시하여 부식전위( $E_{corr}$ )와 부식전류밀도( $i_{corr}$ )를 산출하여 내식성을 평가하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

Fig. 2는 모재(AA5083-H321)와 Al 열용사 코팅 층의 표면을 주사전자현미경(SEM)과 3D 현미경으로 관찰한 것이다. SEM 이미지 분석 결과, 모재는 샌드 페이퍼 연마 과정에서 생성된 사선 방향의 연마 자국만이 관찰되었다(Fig. 2a). 반면 Al 열용사 코팅 층은 용사코팅 공정 중 생성된 아크열에 의해 용융된 Al 액적(droplet)이 빠른 속도로 모재와 충돌하여 적층되면서 반경 방향(radial)으로 분포된 얇은 판상(splat) 형태로 관찰되었다(Fig. 2c). 그리고 납작한 판상으로 형성된 코팅 층의 외각 끝단은 작은 입자로 분리되거나 돌출되어 거친 표면 형상이 나타났다. 그에 따라 3D 현미경을 통한 표면 거칠기를 비교한 결과 모재 0.56  $\mu\text{m}$ 에 비해 Al 열용사 코팅 층은 19.8  $\mu\text{m}$ 로 상대적으로 매우 크게 분석되었다(Fig. 2b와 d).

Fig. 3은 Al 열용사 코팅 층의 횡단면을 SEM 관찰 및 EDS mapping 이미지를 나타낸 것이다. 먼저 SEM 관찰 이미지(Fig. 3a)를 보면 열용사 코팅 층 내에서 다수의 기공 결함(검은색 화살표)과 적층 구조의 판상과 판상 경계면에 틈 결함이 관찰되었다. 열용사 코팅 층에서 기공과 경계면 틈 결함의 크기 및 분포는 열용사 코팅 층의 내식성과 내구성에 영향을 미치는 주요 요인 중 하나이다. 이러한 열용사 코팅 층의 결함은 입자 간의 결합강도, 적층 구조의 판상 사이의 접착강도 및 내마모성을 저하시키는 요인으로 작용할 뿐만 아니라 해수가 모재까지 침입할 수 있는 경로(path)를 제공하거나 열용사 코팅 층 내에서 부식 손상을 유발하여 코팅 층의 박리 손상을 발생시킬 수도 있다 [16]. 한편 EDS 분석 이미지에서 모재와 열용사 코팅 층의 경계면을 명확히 구분할 수 있었으며(Fig. 3b와 c), 이는 Table 1에서 제시된 열용사 코팅 층과 모재 사이의 성분분석 결과에서 Mg 성분이 모재에만 포함되어 있기 때문이다. 또한 모재와 Al 열용사 코팅 층 경계면에서 O 성분이 집중적으로 관찰됨에 따라 산화물이 다량 생성되었음을 알 수 있으며, 이는 모재와 열용사 코팅 층의 결합 강도를 저하시키는 요인이 될 수 있다 [16]. 결과적으로 향후 코팅 층의 결함을 최소화할 수 있도록 열용사 작업공정 개선 연구가 필요하다고 여겨진다.

Fig. 4는 모재와 Al 열용사 코팅 층의 XRD 패턴을 나타낸 것이다. 회절 피크는 Al 상(phase)과  $\text{Al}_6\text{Mn}$ 에 해당한다. 한편 입자 경계 및 기지조직(matrix)과  $\text{Al}_6\text{Mn}$  분산 입자 사이의 경계면에서 석출되는  $\beta$ 상은 관찰되지

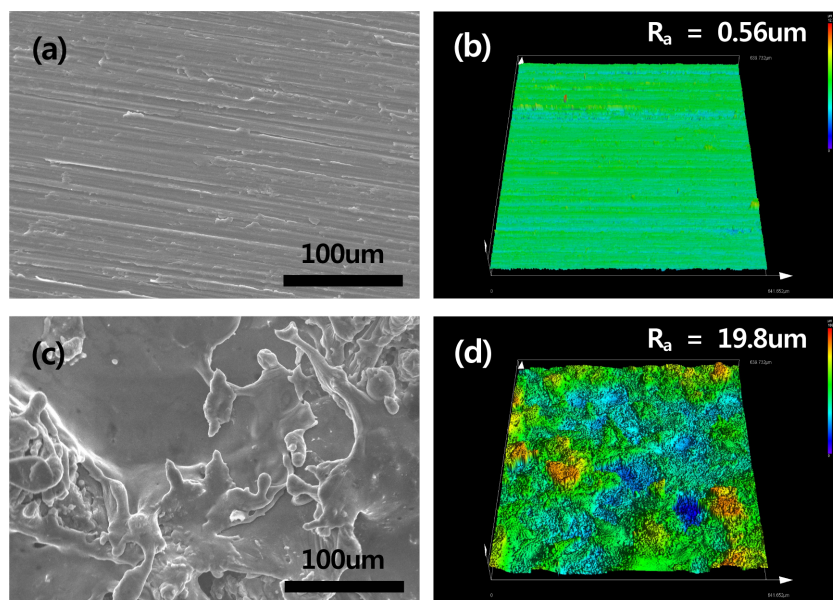


Fig. 2. Surface analysis of AA5083-H321(a and b) and Al thermal spray coating layer(c and d) by SEM and 3D microscopy

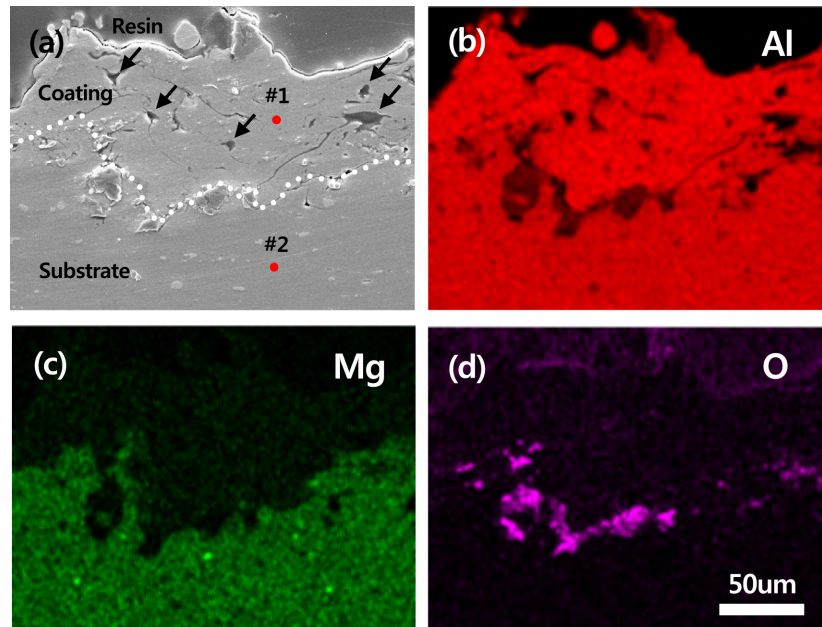


Fig. 3. Mapping images of the cross-section of the Al thermally sprayed coating layer through EDS analysis

Table 1. EDS component analysis results (wt%) of the Al thermal spray coating layer (#1 and #2 positions in Fig. 3 (a))

Class	Al	O	Mg	Mn
#1	94.58	5.42	-	-
#2	92.25	2.26	4.94	0.55

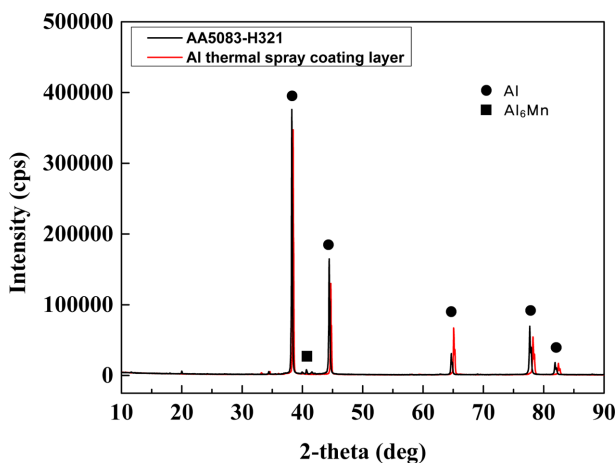


Fig. 4. XRD pattern of AA5083-H321 and Al thermal spray coating layer

않았는데, 이는 그 양이 5% 미만인 것으로 기존 문헌 자료를 통해 추론할 수 있다 [6,17].

Fig. 5는 모재와 Al 열용사 코팅 층의 천연 해수 내 자연전위를 측정하여 나타낸 것이다. 모재는 침적시간

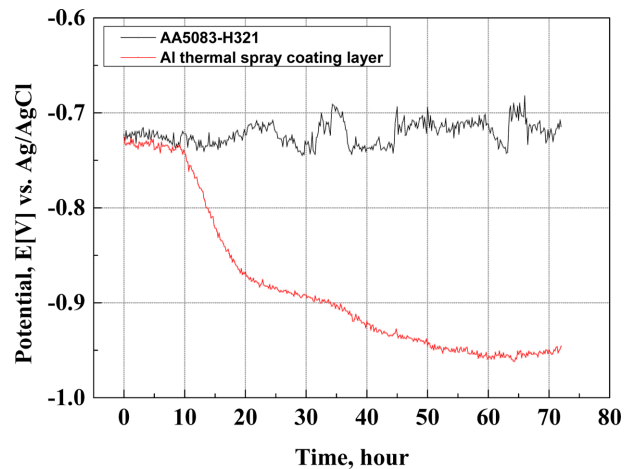


Fig. 5. Open circuit potential(OCP) of AA5083-H321 and Al thermal spray coating layer in natural seawater

경과에 따른 자연전위가 약  $-0.75\text{ V} \sim -0.7\text{ V}$  범위 구간에서 전위 변동 현상이 관찰되었다. 이는 모재 표면에 형성된 자연 산화피막( $\text{Al}_2\text{O}_3$  또는  $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ )이 해수 속에 포함된  $\text{Cl}^-$  이온에 의해 파괴와 형성이 반복되는 과정에서 나타난 전위 변동 현상으로 여겨진다 [18]. 반면 Al 열용사 코팅 층의 경우 실험 초기에는 모재와 유사한 전위를 나타냈으나 약 10시간 이후 전위가 점진적으로 하강하여 약 60시간 정도에서 전위가 안정되어 실험 종료 시점에는 약  $-0.95\text{ V}$  정도로 나타났다. 10시간 이후 전위하강이 나타나는 이유는 Fig. 3a의 Al 열용사 코팅 층의 횡단면에서 관찰된 기공과 판상과 판상



사이의 틈과 같은 구조적 결함을 통해 천연 해수가 점진적으로 유입되어 나타난 현상으로 판단된다. 한편 약 60시간 이후에는 천연 해수가 국부적으로 모재까지 도달하여 모재와 Al 열용사 코팅 층의 혼합 전위가 안정적으로 형성된 결과로 여겨진다. 결과적으로 실험 종료 시점에 Al 열용사 코팅 층의 자연전위는 모재 대비 약 0.2 V로 낮게 관찰되었으므로 Al 열용사 코팅 층이 모재에 대하여 희생양극 역할을 효과적으로 수행하여 모재의 부식 손상을 방지할 수 있을 것으로 판단된다.

Fig. 6은 모재와 Al 열용사 코팅 층에 대하여 천연 해

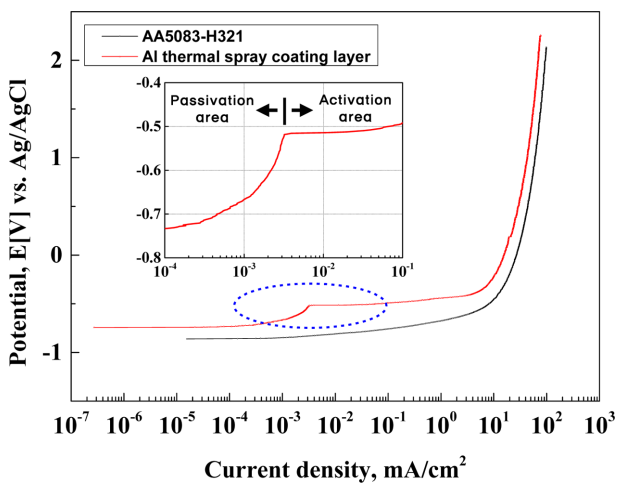


Fig. 6. Potentiodynamic polarization curves of AA5083-H321 and Al thermal spray coating layer in natural seawater

수 내에서 양극분극 실험 결과를 나타낸 것이다. 모재와 Al 열용사 코팅 층은 전위 증가에 따라 전반적으로 전류밀도가 급격하게 상승하는 경향이 나타났다. 그러나 모재의 경우 개로전위(OCP)로부터 약 -0.5 V까지의 전위 범위에서는 Al 열용사 코팅 층에 비해 상대적으로 낮은 전류밀도 증가량이 나타났으며, 이후 전위 증가 시 급격하게 전류밀도가 상승하였다. 이는 모재 표면에 형성된 산화피막이 Al 열용사 코팅 층에 비해 균일하고 견고하게 형성되어 약 OCP ~ 약 -0.5 V 전위 구간에서 상대적으로 작은 전류밀도 증가량이 나타났으며 (passivation area), 약 -0.5 V의 전위에서 산화피막이 파괴되고 이후 전위 증가에 따라 활성 용해 반응으로 급격한 전류밀도 상승(activation area)이 나타난 것으로 판단된다. 따라서 Fig. 5의 자연전위 분석 결과와 종합적으로 분석해보면 모재 표면에 생성된 산화피막의 영향으로 Al 열용사 코팅 층에 비해 상대적으로 내식성이 우수하게 나타났다.

Fig. 7은 모재와 Al 열용사 코팅 층에 대하여 양극분극 실험 후 표면 손상을 SEM과 3D 현미경으로 분석한 것이다. SEM 이미지에서 모재의 경우 양극분극에 의한 활성 용해 반응 시 알루미늄 합금에서 일반적으로 관찰되는 결정구조 형상이 관찰되었다(Fig. 7a). 이러한 표면 손상 형상은 결정면 간의 표면에너지 차이에 따른 전위 차로 인해 특정 결정면을 따라 활성 용해반응이 우선적으로 진행되기 때문이다 [19,20]. 반면 Al 열용사 코팅 층은 용사공정 특성 상 형성되는 거친 표면 형상(Fig. 2c)과 내부 조직의 기공과 틈의 구조적 결함(Fig. 3a)의

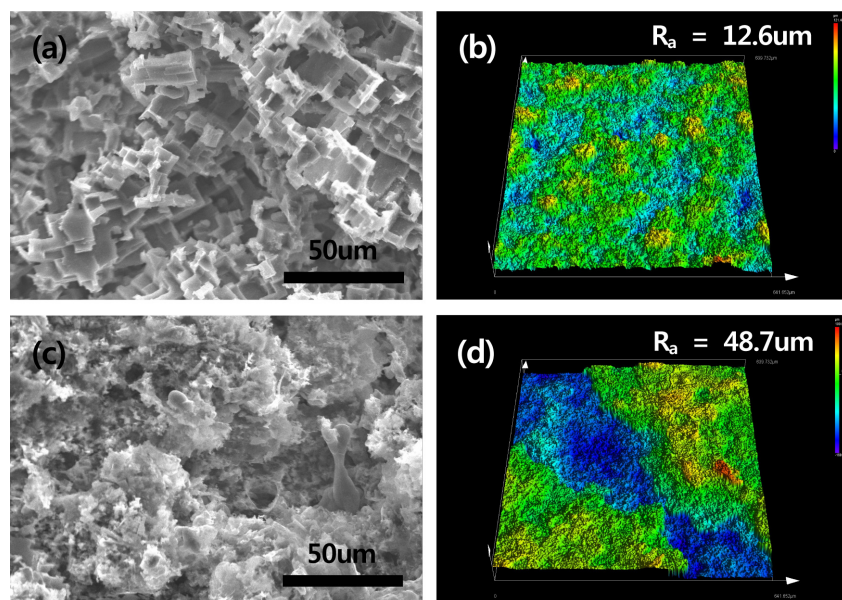


Fig. 7. Surface damage observation of AA5083-H321(a and b) and Al thermal spray coating layer(c and d) through SEM and 3D microscope after potentiodynamic polarization experiment

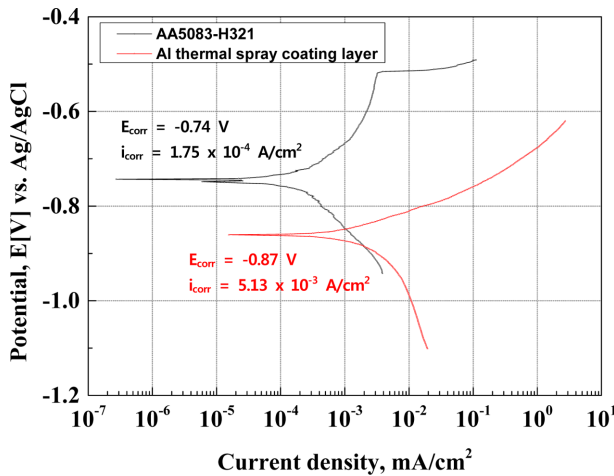


Fig. 8. Polarization curves and Tafel extrapolation results of AA5083-H321 and Al thermal spray coating layer in natural seawater

영향으로 모재와 달리 불규칙적이고 거친 표면손상 형상이 관찰되었다. 그로 인해 3D 현미경을 통한 표면 거칠기 분석 결과(Fig. 7b와 d), Al 열용사 코팅 층(48.7  $\mu\text{m}$ ) 이 모재(12.6  $\mu\text{m}$ )에 비해 약 4배 정도 크게 나타났다. 또한 양극분극 실험 전(Fig. 2b와 d)에 비해 실험 후 활성 양극 용해 반응에 의한 표면손상의 영향으로 거칠기가 크게 증가한 것을 확인할 수 있었다.

Fig. 8은 모재와 Al 열용사 코팅 층에 대하여 천연 해수 내에서 Tafel 실험 결과를 나타낸 것이다. 부식전위 ( $E_{\text{corr}}$ )의 경우 Al 열용사 코팅 층이 모재에 비해 약 0.1 V 정도로 낮게 측정되었으나, Fig. 5의 자연전위 측정 결과에서와 같이 침적 시간이 경과함에 따라 전위차는 더욱 크게 발생하여 모재를 보호하는 희생양극 역할을 할 것으로 판단된다. 부식전류밀도( $i_{\text{corr}}$ )는 부식속도를 의미하며, 모재 대비 Al 열용사 코팅 층이 크게 나타나 모재의 내식성이 상대적으로 우수하게 분석되었다. 이는 모재가 Al 열용사 코팅 층에 비해 표면에 상대적으로 견고한 산화피막을 형성하는 반면, Al 열용사 코팅 층은 부식성 천연 해수의 유입 경로를 제공하여 내식성을 저하시키는 구조적 결함(기공과 틈)을 지니고 있기 때문이다.

#### 4. 결 론

Al 열용사 코팅된 알루미늄 합금 AA5083-H321에 대하여 천연 해수 용액에서 다양한 전기화학적 실험을 수행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) Al 열용사 코팅 층의 미세조직은 용사 공정 시 생성되는 기공과 틈의 구조적 결함을 포함하고 있다.
- 2) 천연 해수 내에서 자연전위는 Al 열용사 코팅 층

이 모재(AA5083-H321) 대비 약 0.2 V 정도 낮게 유지되어 희생양극에 의한 음극방식 효과를 기대할 수 있다.

3) 양극분극 실험 시 모재의 경우 약 -0.5 V 전위에서 부동태 산화피막이 파괴되어 전류밀도가 급격히 상승하는 경향이 확인되었으며, 모재와 Al 열용사 코팅 층의 표면 거칠기는 실험 전에 비해 실험 후 활성 용해 반응에 의한 표면손상으로 크게 증가하였다.

4) Tafel 분석을 통한 부식전류밀도( $i_{\text{corr}}$ ) 분석 결과, Al 열용사 코팅 층의 구조적 결함에 기인하여 모재에 비해 크게 산출되어 부식속도가 상대적으로 크게 나타났다.

#### 감사의 글

본 과제(결과물)은 교육부와 한국연구재단의 재원으로 지원을 받아 수행된 3단계 산학연협력 선도대학 육성사업(LINC3.0)의 연구결과입니다.

#### References

1. M. A. Wahid, Z. A. Khan, and A. N. Siddiquee, Review on Underwater Friction Stir Welding: A Variant of Friction Stir Welding with Great Potential of Improving Joint Properties, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **28**, 193 (2018). Doi: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(18\)64653-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(18)64653-9)
2. M. Atabaki, M. Nikodinovski, P. Chenier, J. Ma, M. Harooni, and R. Kovacevic, Welding of Aluminum Alloys to Steels: An Overview, *Journal for Manufacturing Science and Production*, **14**, 59 (2014). Doi: <https://doi.org/10.1515/jmsp-2014-0007>
3. S. Jain, J. L. Hudson, and J. R. Scully, Effects of Constituent Particles and Sensitization on Surface Spreading of Intergranular Corrosion on a Sensitized AA5083 Alloy, *Electrochimica Acta*, **108**, 253 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2013.06.036>
4. D. Zander, C. Schnatterer, C. Altenbach, V. Chaineux, Microstructural Impact on Intergranular Corrosion and the Mechanical Properties of Industrial Drawn 6056 Aluminum Wires, *Materials & Design*, **83**, 49 (2015). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.079>
5. R. Goswami, G. Spanos, P. S. Pao, and R. L. Holtz, Precipitation Behavior of the  $\beta$  Phase in Al-5083, *Materials Science and Engineering: A*, **527**, 1089 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.10.00>
6. L. Tan and T. R. Allen, Effect of Thermomechanical Treatment on the Corrosion of AA5083, *Corrosion Science*, **52**, 548 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1016/>

- j.corsci.2009.10.013
7. M. C. Carroll, P. I. Gouma, M. J. Mills, G. S. Daehn, and B. R. Dunbar, Effects of Zn Additions on the Grain Boundary Precipitation and Corrosion of Al-5083, *Scripta Materialia*, **42**, 335 (2000). Doi: [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00349-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00349-8)
  8. J. A. Lyndon, R. K. Gupta, M. A. Gibson, and N. Birbilis, Electrochemical Behaviour of the  $\beta$ -Phase Intermetallic ( $Mg_2Al_3$ ) as a Function of pH as Relevant to Corrosion of Aluminum-Magnesium Alloys, *Corrosion Science*, **70**, 290 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.12.022>
  9. K. A. Yasakau, M. L. Zheludkevich, S. V. Lamaka, and M. G. S. Ferreira, Role of Intermetallic Phases in Localized Corrosion of AA5083, *Electrochimica Acta*, **52**, 7651 (2007). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2006.12.072>
  10. Y. J. Yang and S. J. Kim, Investigation on Cavitation-Erosion Damage with the Cavitation Amplitude of Al Alloy Materials in Seawater, *Corrosion Science and Technology*, **19**, 250 (2020). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2020.19.5.250>
  11. G. M. Raynaud and P. Gomiero, The Potential of 5383 Alloy in Marine Application, *Proceedings of Alumitech*, Atlanta, 353 (1997).
  12. R. S. Rana, R. Purohit, and S. Das, Reviews on the Influences of Alloying Elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites, *International Journal of Scientific and Research Publications*, **2**, 1 (2012).
  13. H. K. Hwang, D. H. Shin, K. H. Jung, and S. J. Kim, Investigation on Electrochemical Corrosion and Stress Corrosion Cracking Characteristics of Anodized 5083-H321 Alloy in Natural Seawater, *Corrosion Science and Technology*, **19**, 259 (2020). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2020.19.5.259>
  14. D. H. Shin and S. J. Kim, Investigation of Liquid Droplet Impingement Erosion Corrosion Based on the Flow Rate of Anodized 5083-H321 Al Alloy in Seawater, *Corrosion Science and Technology*, **19**, 310 (2020). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2020.19.6.310>
  15. E. Mohanji and M. Popovic, Problems and Prospect of Al-Mg Alloys Application in Marine Constructions, *Association of Metallurgical Engineers of Serbia*, **12**, 297 (2006).
  16. D. Apelian, B. H. Kear, and H. W. Schadler, Spray Deposition Process, Rapidly Solidified Crystalline Alloys, The Metallurgical Society, Inc. Pennsylvania, 93 (1985).
  17. F. Bodaghi, M. Atapour, and M. Shamanian, Assessment of Microstructure and Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Multipass Gas Metal Arc Welded Al 5083-H321 Aluminum Alloy, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, **10**, 246 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1007/s13632-021-00737-7>
  18. S. J. Kim and S. K. Jang, Mechanical and Electrochemical Characteristics in Welding with Robot on 6061-T6 Al Alloy for Al Ship, *Journal of the Korean Society of Marine Engineering*, **33**, 313 (2009).
  19. S. Y. Yu, P. M. Natishan, and W. E. O'grady, Chloride Uptake by the Oxide Films on Single Crystal and Polycrystalline Aluminum as Determined using X-ray Absorption near Edge Structure, *Journal of The Electrochemical Society*, 158 (2000).
  20. 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>