

Al-Si 도금강의 Mg 및 Zn 함량 변화에 따른 부식 거동 조사

이수진¹ · 진주연² · 왕은찬³ · 최윤일³ · 장희진^{1,2,†}

¹조선대학교 반도체융합학과, 광주광역시 동구 조선대 5길 60

²조선대학교 신소재공학과, 광주광역시 동구 조선대 5길 60

³한국생산기술연구원 목적기반모빌리티그룹, 전라남도 순천시 해룡면 해룡산단2로 34
(2025년 9월 25일 접수, 2025년 11월 18일 수정, 2025년 11월 19일 채택)

Corrosion Behavior of Al-Si Coatings with Different Mg and Zn Contents

Soojin Lee¹, Juyeon Jin², Eunchan Wang³, Yunil Choi³, and Heejin Jang^{1,2,†}

¹Department of Semiconductor Convergence, Chosun University, 60, Chosun-dae 5-gil, Dong-gu, Gwangju, 61452, Republic of Korea

²Department of Materials Science and Engineering Chosun University, 60, Chosun-dae 5-gil, Dong-gu, Gwangju, 61452, Republic of Korea

³Smart Mobility Materials and Components R&D group, Korea Institute of Industrial Technology,

34, Haeryongsandan 2-ro, Haeryong-myeon, Suncheon-si, Jeollanam-do, Republic of Korea

(Received September 25, 2025; Revised November 18, 2025; Accepted November 19, 2025)

This study aimed to enhance the corrosion resistance of Al-10Si-based plated steel by incorporating Mg and Zn—elements known for their low corrosion potentials—into the plating layer. We analyzed the effects of varying the content of these elements on both the microstructure and corrosion behavior. Using a Central Composite Design method, we developed nine plating compositions that combined Zn (0, 7.5, 15 wt%) and Mg (0, 2.5, 5 wt%). We evaluated the electrochemical properties of the plating layers through potentiodynamic polarization tests in a 3.5 wt% NaCl aqueous solution and examined the microstructures before and after corrosion using optical microscopy and SEM-EDS. The results of the potentiodynamic polarization tests revealed corrosion potentials ranging from -0.93 V to -0.56 V. Corrosion rates increased with Mg content, ranging from 2.36×10^{-6} A/cm² to 2.9×10^{-5} A/cm². Statistical analysis indicated that Zn content primarily influenced corrosion potential, while Mg content affected the corrosion rate. Cross-sectional observations post-corrosion testing confirmed micro-galvanic corrosion behavior, characterized by the selective dissolution of eutectic Al-Si phases surrounding Si-rich phases within the plating layer.

Keywords: Corrosion, Al-Si Coating, Zn, Mg

1. 서론

자동차 산업은 환경 규제의 강화로 기존 내연기관 자동차보다 전기차와 수소연료전지차 등 친환경 차량의 연구·개발이 활발히 진행되고 있다. 특히 고용량 배터리를 안전하게 탑재해야 하는 전기차와, 수소를 충전해 내부에서 전기를 생산하는 수소차에서도 차체 경량화는 필수적인 기술로 요구되고 있다. 이러한 경량화는 친환경 차량뿐만 아니라 일반 차량 개발에서도 중요한 기술로 자리 잡고 있다. 일반 승용차의 무게를 10% 줄이면 연비 성능 향상, 배기가스 저감, 가속 성능 개선 등의

효과를 기대할 수 있다.

이러한 차체의 경량화를 위해 열간프레스성형 공정을 통한 1.5 GPa 이상의 초고강도강이 사용되고 있다. 공정 과정에서 900 ~ 950 °C 가량의 고온으로 가열하여 성형하면 고온산화 및 탈탄 현상이 발생하므로, 내식성 확보를 위해 용점이 높고 고온에서 산화 저항성이 우수한 Al-Si 용융도금이 주로 적용된다 [1].

Al-Si 용융도금은 도금표면에 Al-Si 합금층, 강판의 계면에서 얇은 Al-Si-Fe계 합금층을 형성한다. Al은 부식 전위가 낮음에도 불구하고 희생 양극의 효과가 잘 나타나지 않는 차별화된 부식 거동을 보이며, 대기 중에 노출되면 알루미늄 산화막을 형성하여 부식을 방지하는 역할을 한다. Si는 알루미늄 합금의 고온 산화 저항성을 향상시키고 부식전위를 소폭 상승시키며, 제조공정

[†]Corresponding author: heejin@chosun.ac.kr

이수진: 석사과정, 진주연: 학부생, 왕은찬: 석사과정, 최윤일: 수석연구원, 장희진: 교수

에서 도금제의 변형을 방지하는 것으로 알려져 있다. 일반적인 부식 환경에서 Al 및 Si계 부식생성물의 특성을 통해 부식을 지연시킬 수 있지만, 해수와 같이 염소이온이 포함된 환경에서는 부식생성물이 파괴되기 쉽고 공식(Pitting) 발생으로 이어질 수 있다. 이러한 문제점을 해결하기 위해 부식 저항성 향상 연구의 중요성이 높아지고 있다.

도금강의 내식성을 향상시키기 위해 도금층에 다양한 합금 원소를 첨가하는 연구가 활발히 진행되고 있다. 특히, 희생양극 효과를 부여하기 위해 아연(Zn)이나 마그네슘(Mg)과 같이 부식 전위가 낮은 원소를 첨가하거나, 고온 산화 방지를 위해 크롬(Cr)을 첨가하는 방법 등이 연구되고 있다.

Al-Si 도금층에 Zn을 첨가할 경우 Zn은 알루미늄 기지에 고용되거나 열처리에 의해 합금의 강도를 향상시키며, 냉각속도 조절을 통해 고용도를 증가시킬 수 있다. 또한, Zn은 도금층 내부에서 희생양극 역할을 수행하며 알루미늄(Al)과 철(Fe) 사이의 직접적인 반응을 지연시켜 금속 간 화합물의 과도한 성장을 제어한다 [2]. Mg의 경우에는 주로 Mg₂Si 금속간 화합물의 석출을 통해 합금의 기계적 특성을 개선하며, Zn과 같이 낮은 부식전위로 인해 Si보다 먼저 용해됨으로써 희생 양극의 역할을 수행하는 것으로 보고된다 [3].

이처럼 Al-Si 도금층에 Zn 또는 Mg을 개별 첨가하거나, 특정 조성의 Al-Si-Zn-Mg 4원계 합금 도금의 특성을 분석한 선행 연구 [3-5]는 보고된 바 있다. 그러나, 도금층의 내식성에 결정적인 영향을 미치는 Zn과 Mg의 함량 비율과 조합을 설계하고, 각 함량 변화에 따른 미세조직의 체계적인 변화와 전기화학적 부식 거동의 상관관계를 정량적으로 분석한 연구는 미비한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 산업용 도금강의 내식성 향상을 목표로 Zn 함량(0, 7.5, 15 wt%)과 Mg 함량(0, 2.5,

5 wt%)을 조합하여 총 9종의 Al-Si-Zn-Mg 4원계 도금 시료를 제작하였다. 이를 바탕으로 합금원소의 조성 변화가 부식 기구에 미치는 영향을 분석하고, 도금층의 단면 구조에 따른 부식 거동 및 기구를 체계적으로 분석하였다.

2. 실험 방법

2.1 합금 조성 설계

Mg와 Zn의 함량을 조절하여 실험계획법을 통해 통계 분석에 용이한 Al-10Si-(0~15)Zn-(0~5)Mg(wt%) 합금 조성 9종을 설계하였다. 실험계획법 중 중심합성법을 이용하였으며, 요인값(입력값)은 Mg와 Zn의 함량으로 이를 Table 1에 나타냈다.

실험 조건의 설계 및 결과 분석은 Minitab을 이용한 통계적 실험계획법으로 수행하였다.

2.2 시료 제작

모재는 Table 2에 나타난 C-Mn강을 용융도금 기관으로 사용하였으며, 중심합성법을 통해 Zn과 Mg의 함량을 조절하여 Table 1과 같이 9가지 조성의 시료를 제작하였다. 모든 시료의 용융도금 공정은 동일하게 수행하였으며, 침지 온도는 조성에 따라 달리 조절하였다.

전처리 공정은 탈지, 산세, 플릭스, Hot-Dipping 순으로 진행하였으며, 각 공정 후에는 수세를 실시하였다. 구체적인 전처리 과정은 다음과 같다.

먼저, 모재 표면의 유분과 산화막 제거를 위해 55 °C의 알칼리 수용액에서 1시간 동안 탈지 처리하였다. 이후 탈지 후 잔류 알칼리를 제거하기 위해 10% HCl 수용액에서 10분간 침지한 뒤 초음파 세척을 통해 산세 처리를 진행하였다.

플릭스 처리를 위해 72 °C의 무전해 니켈 도금욕에서

Table 1. Composition of Samples (wt%)

Sample	Al	Si	Zn	Mg	coating bath temperature
A	bal	10	0	0	660 °C
B	bal	10	0	2.5	
C	bal	10	0	5	
D	bal	10	7.5	0	640 °C
E	bal	10	7.5	2.5	
F	bal	10	7.5	5	
G	bal	10	15	0	620 °C
H	bal	10	15	2.5	
I	bal	10	15	5	

Table 2. Chemical composition of the substrate layer of coated steel sheet

Element	C	Mn	Si	P	S
wt%	0.20 – 0.25	1.10 – 1.50	< 0.5	< 0.025	< 0.005

9분간 침지한 후, 아세톤을 사용하여 세척 및 건조하였다. 니켈 도금된 시료는 Table 1의 9가지 조성을 바탕으로 Zn과 Mg이 첨가된 도금욕에 각각 20초 간격으로 침지하였다. 침지 후에는 20초 동안 공냉을 거친 뒤 수냉하여 냉각을 완료하였다. 용융도금된 판재는 도금층과 시료의 손상을 최소화하기 위해 와이어 방전가공을 통해 15 mm × 15 mm × 2 mm 크기로 가공하여 실험에 사용하였다.

2.3 미세조직 관찰

광학 현미경(Optical Microscope, OM)과 주사전자 현미경(Scanning Electron Microscope, SEM)을 통해 단면을 관찰하고, EDS (Energy-dispersive Spectroscopy) 분석을 통해 원소를 파악하였다.

2.4 동전위 분극 시험

작동전극은 제작된 시료 9종을 사용하였다. 기준전극은 Ag/AgCl 전극을 사용하였고, 대전극은 Pt 전극을 사

용하여 3전극 전기화학 셀을 구성하였다. 1 cm²의 면적에서 실험하였고, 용액은 탈기하지 않은 상온(22 °C ± 2)의 3.5 wt% NaCl 수용액을 사용하였다. OCP monitoring은 1800초 동안 측정하였고, 1 mV/s의 속도로 -0.5 V_{ocp} ~ 0 V_{Ag/AgCl}까지 시험을 진행하였다. 동일 조건에서 3회 반복 시험을 진행하여 부식전위, 부식속도의 평균값을 구하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 부식 시험 전 단면 관찰

Fig. 1은 부식 시험 전 도금강 시료 단면을 광학현미경으로 관찰한 결과이며, Fig. 2와 Fig. 3은 각각 EDS Mapping과 Point분석을 통해 도금층 내 주요 원소의 분포 및 조성을 나타낸 결과이다. 광학 현미경 관찰을 통해 도금층 내 다양한 형태의 상들이 확인되었으며, 이후 EDS 분석을 통해 이들 상이 어떤 원소 간의 반응을 통해 형성되었는지를 파악하고자 하였다.

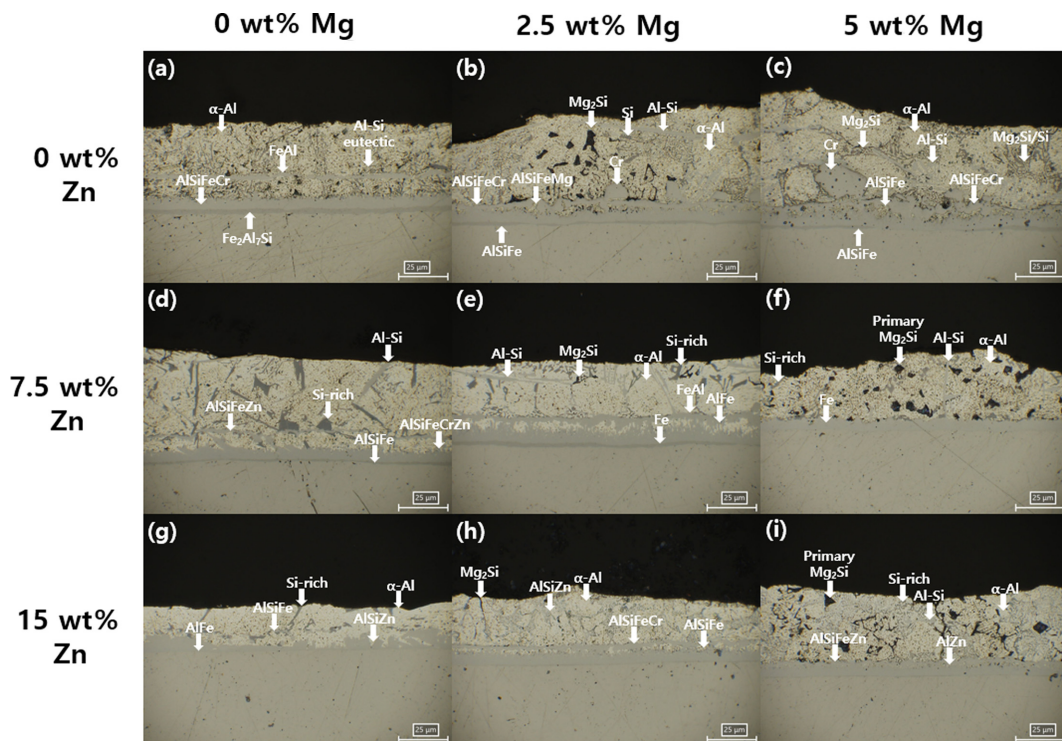


Fig. 1. Cross-sectional images of coated steels with different compositions before corrosion testing, observed by optical microscopy: (a) Al-Si, (b) Al-Si-2.5Mg, (c) Al-Si-5Mg, (d) Al-Si-7.5Zn, (e) Al-Si-2.5Mg-7.5Zn, (f) Al-Si-5Mg-7.5Zn, (g) Al-Si-15Zn, (h) Al-Si-2.5Mg-15Zn, and (i) Al-Si-5Mg-15Zn

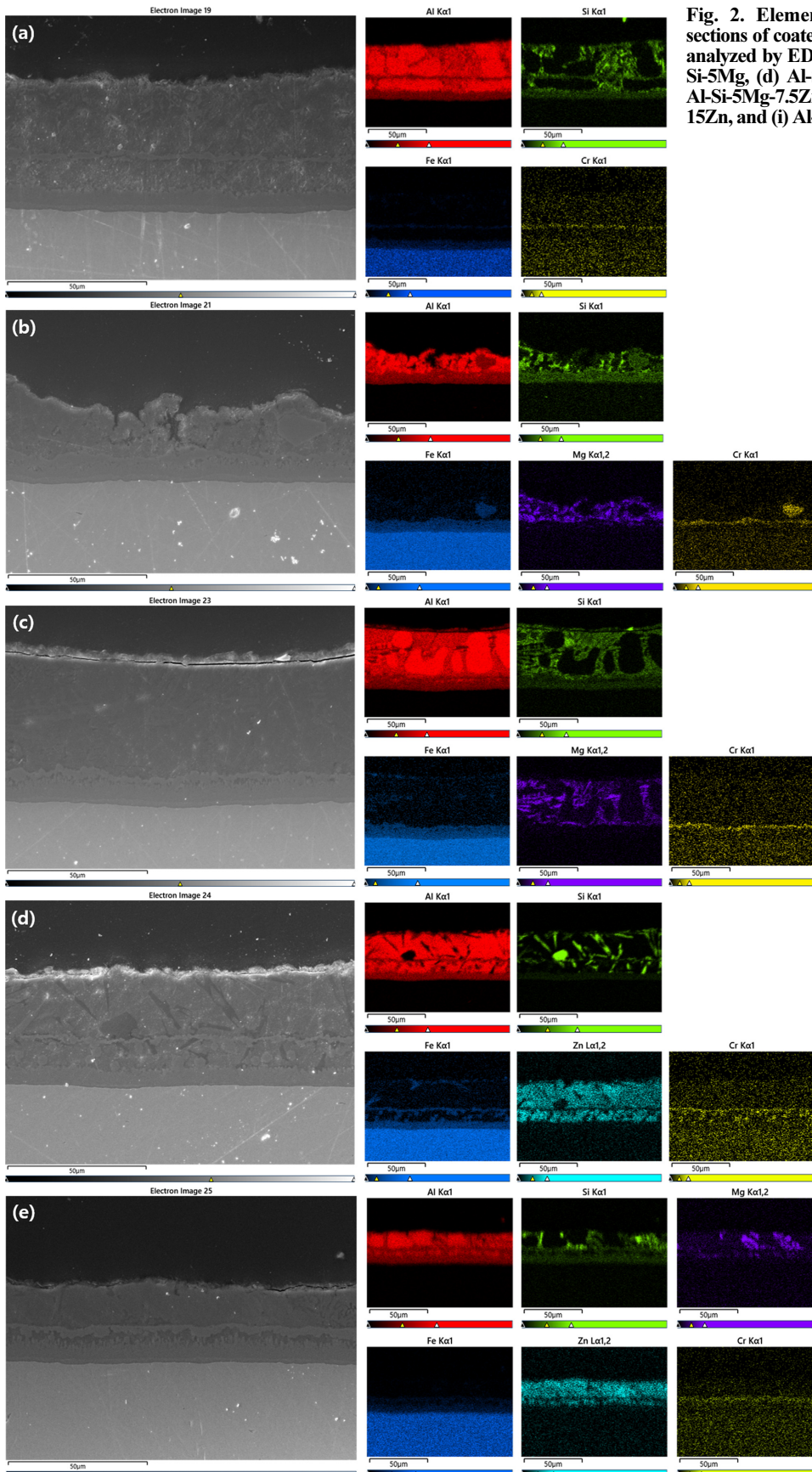


Fig. 2. Elemental distributions for the cross-sections of coated steels with different compositions, analyzed by EDS: (a) Al-Si, (b) Al-Si-2.5Mg, (c) Al-Si-5Mg, (d) Al-Si-7.5Zn, (e) Al-Si-2.5Mg-7.5Zn, (f) Al-Si-5Mg-7.5Zn, (g) Al-Si-15Zn, (h) Al-Si-2.5Mg-15Zn, and (i) Al-Si-5Mg-15Zn

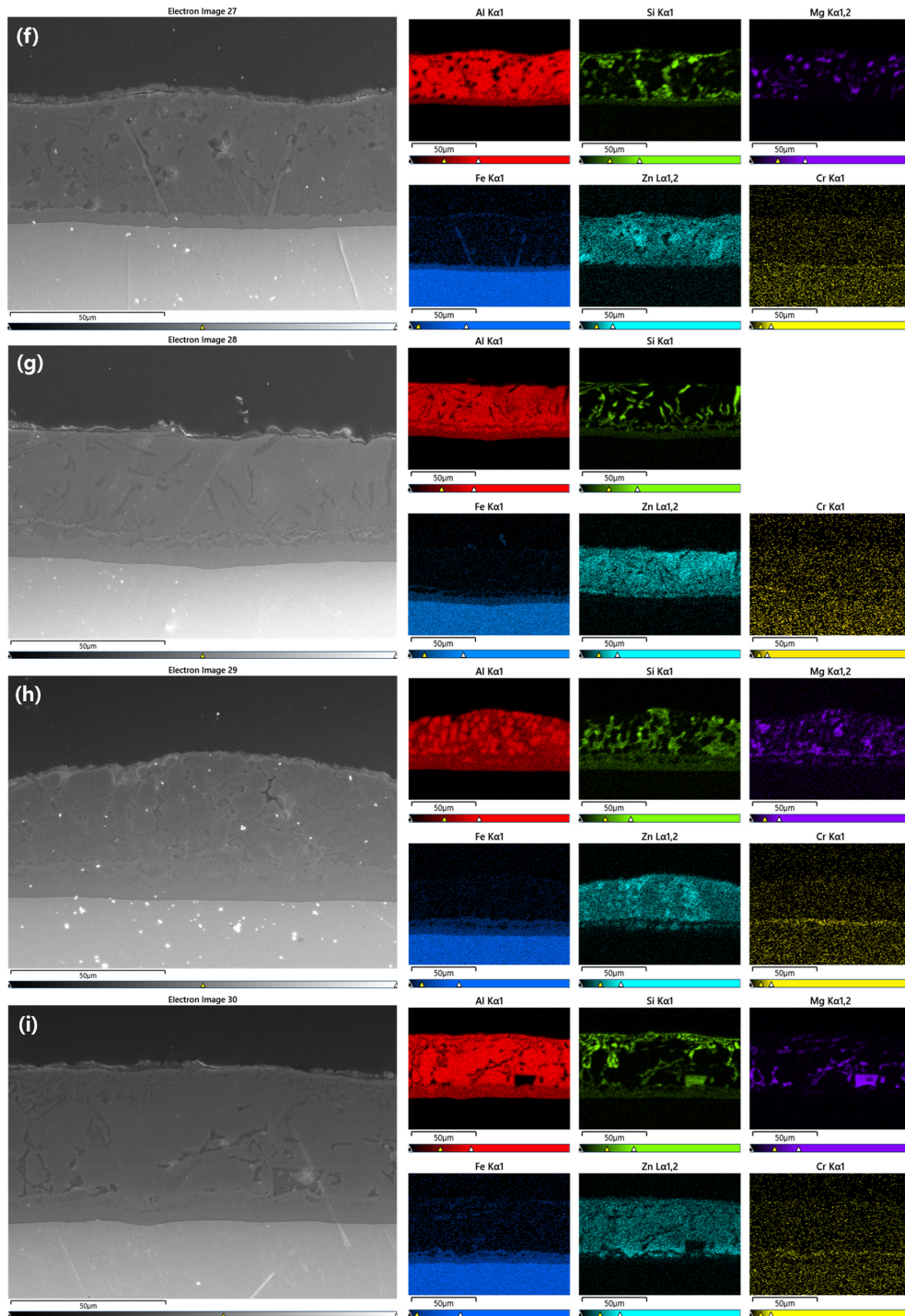


Fig. 2. (Continued) Elemental distributions for the cross-sections of coated steels with different compositions, analyzed by EDS: (a) Al-Si, (b) Al-Si-2.5Mg, (c) Al-Si-5Mg, (d) Al-Si-7.5Zn, (e) Al-Si-2.5Mg-7.5Zn, (f) Al-Si-5Mg-7.5Zn, (g) Al-Si-15Zn, (h) Al-Si-2.5Mg-15Zn, and (i) Al-Si-5Mg-15Zn

모든 시편에서 α -Al, Al-Si eutectic 상이 검출되었으며, 시편의 종류에 따라 각 석출물의 양과 분포는 약간 차이가 있었다. 또한 F 및 G 시료를 제외한 대부분의 시료에서는 도금층과 확산층 사이에 Fe와 Cr의 농도가

높은 층 또는 큰 입자가 형성되어 있었다. 이 상은 Fe-Cr 기반의 금속간 화합물로 해석되며, 기존의 연구 [4]에서 관찰된 바와 유사하다. 본 연구에서는 Cr을 도금에 추가하지 않았으므로, 이것은 스테인리스강 도금욕

에서 용출된 Cr이 혼입되어 형성된 것으로 추측된다. [4]에서는 이러한 Cr 층이 부식 생성물 층의 밀도를 증가시키고 모재와의 접합력을 향상시켜 도금층의 구성을 증진시키는 데 기여하는 것으로 보고하였다.

먼저, Zn과 Mg이 포함되지 않은 A 시료에서는 얇은 확산층이 관찰되었으며, 도금층 내부에는 α -Al 상이 존재하고 그 주변으로 Si가 농축된 형태로 분포하고 있음을 EDS Mapping (Fig. 2a)에서 확인하였다. 또한 Fig. 3a에서 Al eutectic 상이 존재하는 것으로 분석되었다. 그 외에도 도금층과 확산층 사이의 위치에서 Fe-Cr 층

이 약 2.31 μm 두께로 관찰되었다.

Mg이 단독 첨가된 B 및 C 시료에서는(Figs. 1b, c), Figs. 2b, c, Figs. 3b, c), 광학 현미경 관찰 결과 도금층 내에 거미줄 형태의 Mg_2Si 또는 유사한 금속간 화합물이 검출되었다. 이러한 상은 [5]의 연구에 따르면 도금층의 강도를 향상시키는 역할을 하는 것으로 알려져 있다. 또한 추가로 Cr 석출상도 관찰되었으며, Cr이 Fe와 같이 고르게 분포하고 있었다.

Zn이 단독 첨가된 D 및 G 시료에서는(Figs. 1d, g, Figs. 2d, g, Figs. 3d, g), 도금층 전반에 걸쳐 침상 형태

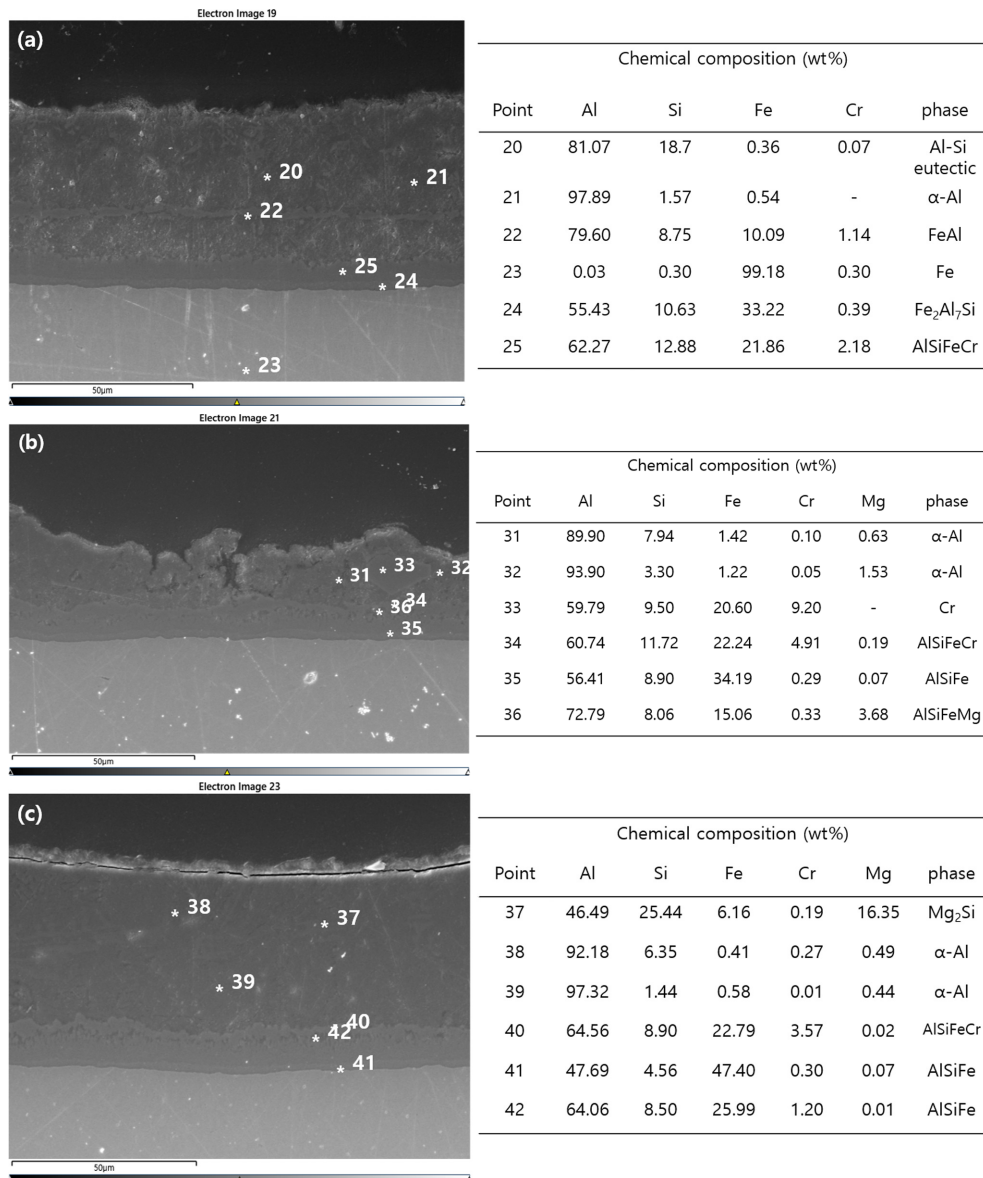


Fig. 3. Elemental analysis for the cross-sections of coated steels with different compositions, based on EDS point analysis: (a) Al-Si, (b) Al-Si-2.5Mg, (c) Al-Si-5Mg, (d) Al-Si-7.5Zn, (e) Al-Si-2.5Mg-7.5Zn, (f) Al-Si-5Mg-7.5Zn, (g) Al-Si-15Zn, (h) Al-Si-2.5Mg-15Zn, and (i) Al-Si-5Mg-15Zn

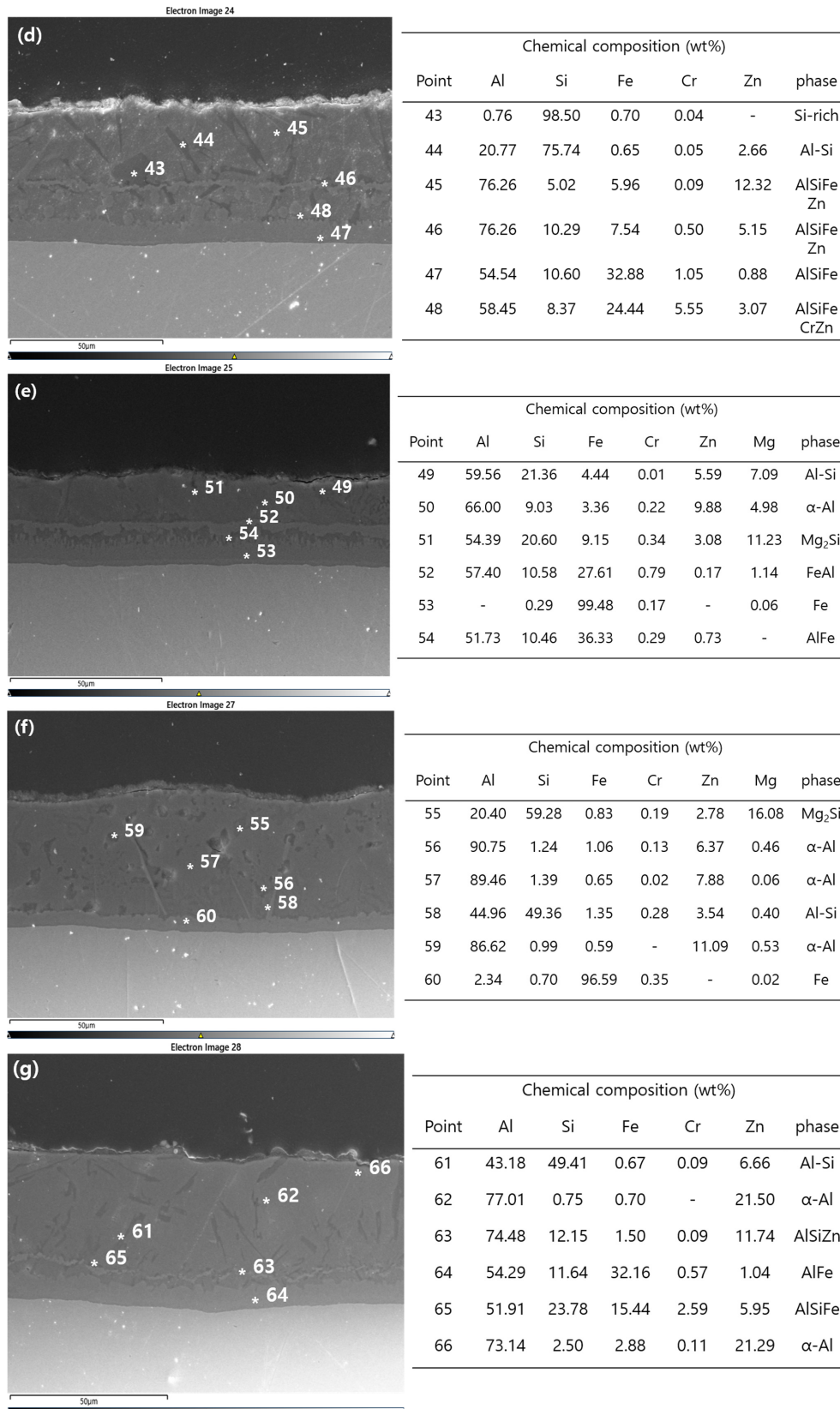


Fig. 3. (Continued) Elemental analysis for the cross-sections of coated steels with different compositions, based on EDS point analysis: (a) Al-Si, (b) Al-Si-2.5Mg, (c) Al-Si-5Mg, (d) Al-Si-7.5Zn, (e) Al-Si-2.5Mg-7.5Zn, (f) Al-Si-5Mg-7.5Zn, (g) Al-Si-15Zn, (h) Al-Si-2.5Mg-15Zn, and (i) Al-Si-5Mg-15Zn

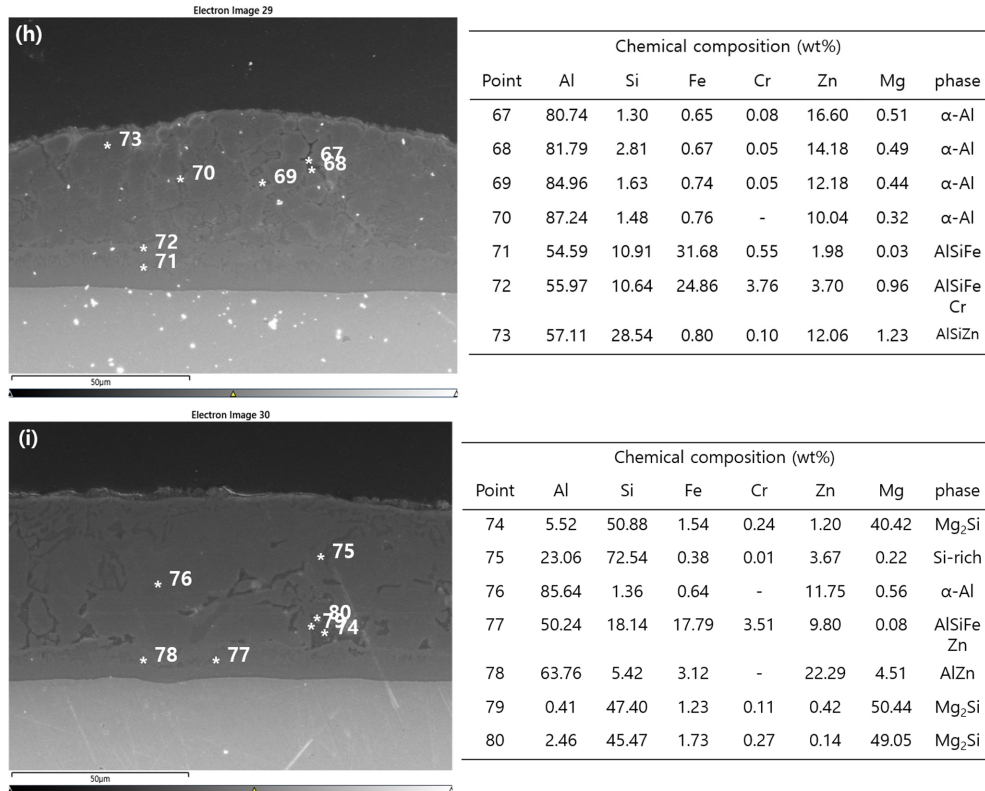


Fig. 3. (Continued) Elemental analysis for the cross-sections of coated steels with different compositions, based on EDS point analysis: (a) Al-Si, (b) Al-Si-2.5Mg, (c) Al-Si-5Mg, (d) Al-Si-7.5Zn, (e) Al-Si-2.5Mg-7.5Zn, (f) Al-Si-5Mg-7.5Zn, (g) Al-Si-15Zn, (h) Al-Si-2.5Mg-15Zn, and (i) Al-Si-5Mg-15Zn

의 회색 상이 관찰되었다. Figs. 2d, g의 EDS 분석 결과, Zn은 도금층 전체에 균일하게 분포하고 있었으며, Si 함량이 높은 길이 10.58 ~ 19.77 μm 정도의 침상 석출물이 관찰되었다.

Zn과 Mg이 모두 첨가된 E, F, H, I 시료의 광학 현미경 관찰 결과(Figs. 1e-i, Figs. 2e-i, Figs. 3e-i), 침상의 Al-Si 또는 Si, 그물 형태의 Mg₂Si, 층상의 Fe-Cr이 도금층 전반에 불규칙하게 분포된 미세조직이 확인되었다. 특히 F 및 I 시료에서는 검은색의 각진 상이 도금층 전반에 걸쳐 형성되어 있었으며, 이는 비평형 응고 또는 국부 조성 편차 등에 기인한 Primary Mg₂Si 상으로 추정된다 [6].

3.2 동전위 분극 시험

Fig. 4는 3.5 wt% NaCl 수용액에서 수행한 동전위 분극 시험 결과를 나타낸 것으로, 모든 시료에서 활성 부식의 형태를 확인하였다. (a) 그래프는 분극 곡선을, (b) 와 (c) 그래프는 각각 부식 전위와 부식 속도 값을 도출한 결과이다. 부식 속도는 부식 전위를 기준으로 0.3 V 아래의 선형 구간에서 타펠 외삽법을 적용하여 도출하였다. 부식 전위는 -0.93 V에서 -0.56 V 사이의 수준이었으며,

부식 속도는 $2.36 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$ 에서 $2.9 \times 10^{-5} \text{ A/cm}^2$ 범위로 측정되었다. 부식 전위는 합금 원소가 첨가되지 않은 A 시료와 Mg만을 첨가한 B 및 C 시료가 상대적으로 높은 전위를 나타냈다. 반면, Zn이 첨가된 D부터 I 시료는 전반적으로 낮은 전위를 보였으며, 특히 고함량의 Zn이 첨가된 G 시료에서 가장 낮은 전위가 측정되었다.

부식 속도 측면에서는 A 시료와 Zn만을 첨가한 D 및 G 시료가 낮은 값을 보여 상대적으로 뛰어난 내식 특성을 나타냈다. 반대로 Mg이 첨가된 시료들은 대체로 부식 속도가 높게 나타나는 경향을 보였다.

이러한 결과를 종합하면, 부식 전위와 부식 속도 모두에서 우수한 성능을 보인 B 시료가 가장 우수한 부식 저항성을 가지는 것으로 평가된다. 반면, H와 I 시료는 낮은 전위와 높은 부식 속도를 동시에 나타내어 가장 취약한 조성으로 판단된다.

Fig. 5에서는 Zn과 Mg 함량 변화에 따른 부식전위와 부식속도에 대한 회귀분석의 잔차분석 결과를 나타냈다. 본 분석은 Zn과 Mg의 함량 변화가 Al-Si 도금강의 부식 특성에 미치는 영향을 평가하고, 최적의 조성 조합을 선정하기 위해 통계적인 분석을 수행하였다.

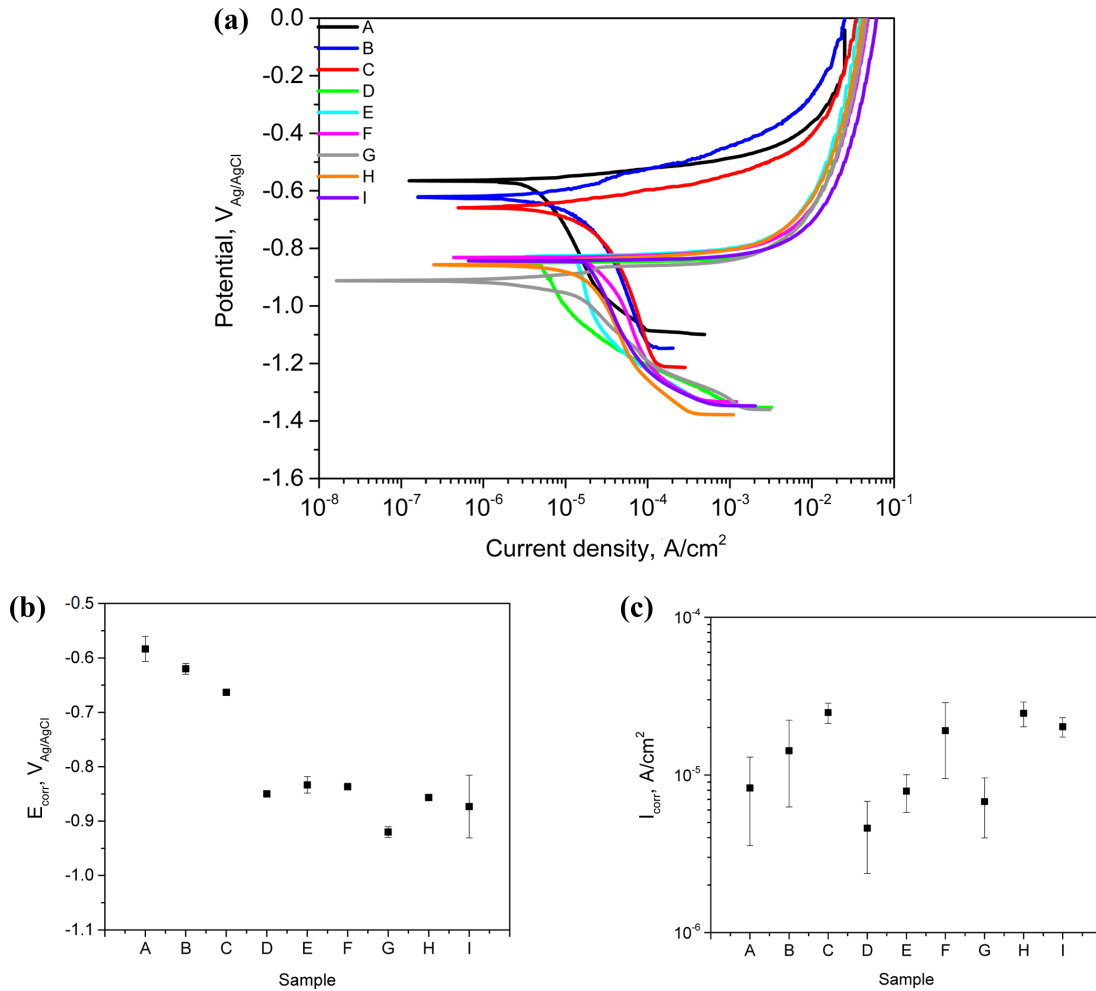


Fig. 4. (a) Potentiodynamic polarization test, (b) corrosion potential, and (c) corrosion rate for coated steels with different compositions in 3.5 wt% NaCl solution

반응값(출력값)은 동전위 분극 시험을 통해 측정된 부식전위와 부식속도를 적용하였으며, 부식 전위의 Regression Equation (1), 부식 속도의 Regression Equation (2)을 이용해 예측값을 도출하였다. 분석 결과로부터 예외적인 값을 나타내는 비정상적 관측치는 통계분석에서 제외하였다.

$$\begin{aligned}
 E_{corr} = & -0.78722 + 0.16500 \text{ Zn}_{0.0} - 0.05167 \text{ Zn}_{7.5} \\
 & - 0.11333 \text{ Zn}_{15.0} + 0.01000 \text{ Mg}_{0.0} \\
 & + 0.01806 \text{ Mg}_{2.5} - 0.02806 \text{ Mg}_{5.0} + 0.02889 \text{ Zn} \\
 & \times \text{Mg}_{0.0 \ 0.0} - 0.01583 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{0.0 \ 2.5} \\
 & - 0.01306 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{0.0 \ 5.0} - 0.02111 \text{ Zn} \\
 & \times \text{Mg}_{7.5 \ 0.0} - 0.01000 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{7.5 \ 2.5} \\
 & + 0.03111 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{7.5 \ 5.0} - 0.00778 \text{ Zn} \\
 & \times \text{Mg}_{15.0 \ 0.0} + 0.02583 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{15.0 \ 2.5} \\
 & - 0.01806 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{15.0 \ 5.0}
 \end{aligned} \tag{1}$$

$$\begin{aligned}
 i_{corr} = & 0.0016730 - 0.0002231 \text{ Zn}_{0.0} \\
 & + 0.0001318 \text{ Zn}_{7.5} + 0.0000913 \text{ An}_{15.0} \\
 & - 0.0010648 \text{ Mg}_{0.0} - 0.0000825 \text{ Mg}_{2.5} \\
 & + 0.0011473 \text{ Mg}_{5.0} + 0.0003733 \text{ Zn} \\
 & \times \text{Mg}_{0.0 \ 0.0} - 0.0000604 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{0.0 \ 2.5} \\
 & - 0.0003129 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{0.05.0} - 0.000003 \text{ Zn} \\
 & \times \text{Mg}_{7.5 \ 0.0} - 0.000515 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{7.5 \ 2.5} \\
 & + 0.000518 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{7.55.0} - 0.000370 \text{ Zn} \\
 & \times \text{Mg}_{15.0 \ 0.0} + 0.0005751 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{15.0 \ 2.5} \\
 & - 0.000205 \text{ Zn} \times \text{Mg}_{15.0 \ 5.0}
 \end{aligned} \tag{2}$$

부식전위의 잔차 그림 Fig. 5a와 부식속도의 잔차 그림 Fig. 5b의 정규 확률도에서는 잔차들이 대체로 직선 인근에 분포하여 회귀모형이 실험값과의 차이에 대한 안정적인 경향을 보여준다. 히스토그램 또한 중심값을 기준으로 분포되어 있으며, 이는 실험값과 모델 예측값

간 오차가 비교적 작고 일정하다는 것을 의미한다.

Table 3의 분산분석 결과에 따르면, Zn과 Mg 간의 교호작용이 부식 전위에 유의미한 영향을 미치는 것으로 나타났다($P = 0.001$). 이러한 경향은 Fig. 6a에 제시된 주

효과도와 교호작용도에서도 확인할 수 있다. 주효과란 각 인자의 수준 변화가 실험 결과에 미치는 영향을 의미하며, 주효과도에서 그래프의 기울기가 클수록 해당 인자의 영향이 큰 것으로 해석된다. 분석 결과, Zn은 부

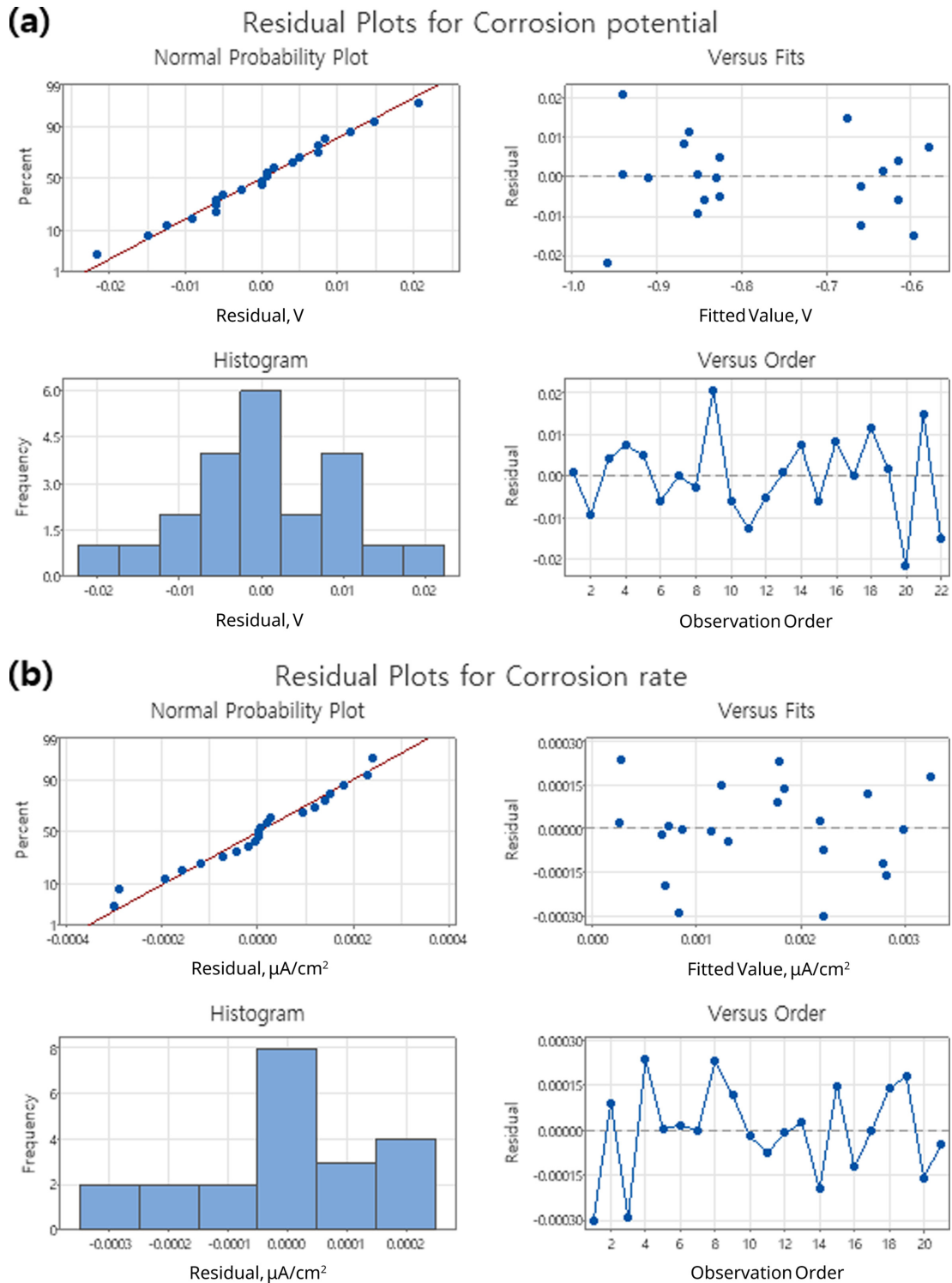


Fig. 5. Residual plots for (a) corrosion potential, (b) corrosion test

식 전위에 가장 큰 영향을 미치는 핵심 인자였으며, 함량이 증가할수록 부식 전위가 뚜렷하게 하강하는 경향을 보였다. 이는 상대적으로 부식전위가 낮은 Zn이 합금 내에 고용되면서 도금층 전체의 평균 전위를 낮추기 때문이며, 이러한 전위 하강 효과로 도금층은 모재보다 먼저 부식되는 희생 양극으로 작용하여 흠집 등으로 강

판이 노출되더라도 효과적으로 부식을 방지한다 [7]. Fig. 6b의 교호작용도에서도 Zn 함량이 증가함에 따라 부식 전위가 낮아지는 것을 볼 수 있으며, 이 경향성은 Mg의 함량에 따라 크게 다르지 않다. 즉, Table 3에서는 교호작용 항이 의미가 있다고 하였으나(P=0.001), 실제 영향은 크지 않은 것으로 보인다.

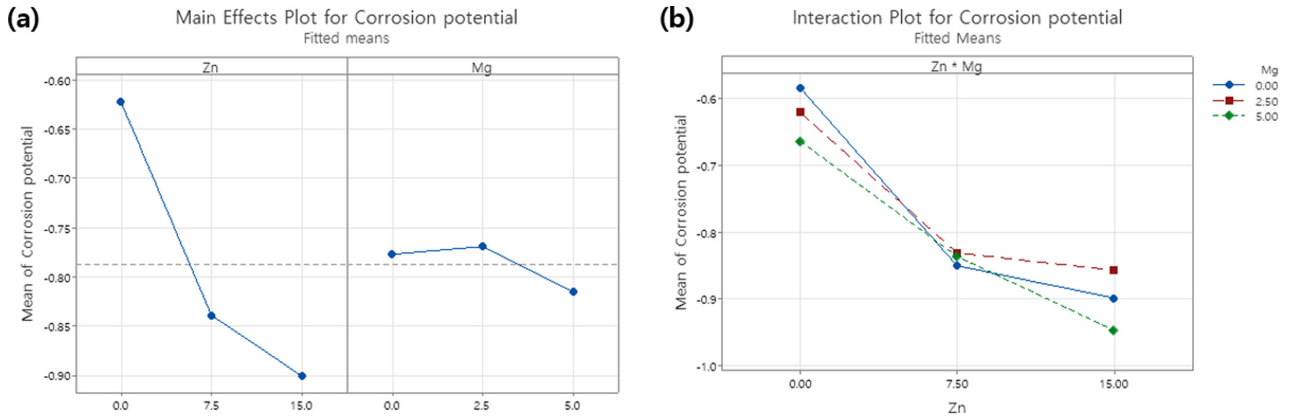


Fig. 6. (a) Main effects plot and (b) interaction plot for corrosion potential

Table 3. Analysis of Variance for Corrosion Potential

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Model	10	0.372004	0.037200	195.64	0.000
Blocks	2	0.001225	0.000612	3.22	0.079
Linear	4	0.319498	0.079875	420.06	0.000
Zn	2	0.304649	0.152325	801.07	0.000
Mg	2	0.006965	0.003482	18.31	0.000
2-way Interactions Zn × Mg	4	0.007604	0.001901	10.00	0.001
Error	11	0.002092	0.000190	-	-
Total	21	0.374095	-	-	-

Table 4. Analysis of Variance for Corrosion Rate

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Model	10	0.000017	0.000002	36.94	0.000
Blocks	2	0.000003	0.000001	29.82	0.000
Linear	4	0.000015	0.000004	77.13	0.000
Zn	2	0.000001	0.000000	5.49	0.025
Mg	2	0.000012	0.000006	127.56	0.000
2-way Interactions Zn × Mg	4	0.000002	0.000001	11.43	0.001
Error	10	0.000000	0.000000	-	-
Total	20	0.000018	-	-	-

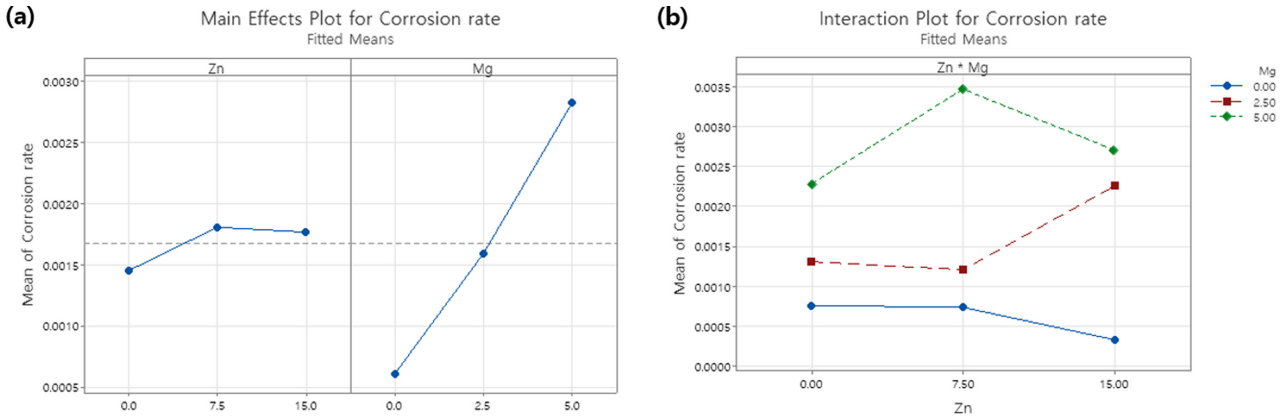


Fig. 7. (a) Main effects plot and (b) interaction plot for corrosion rate

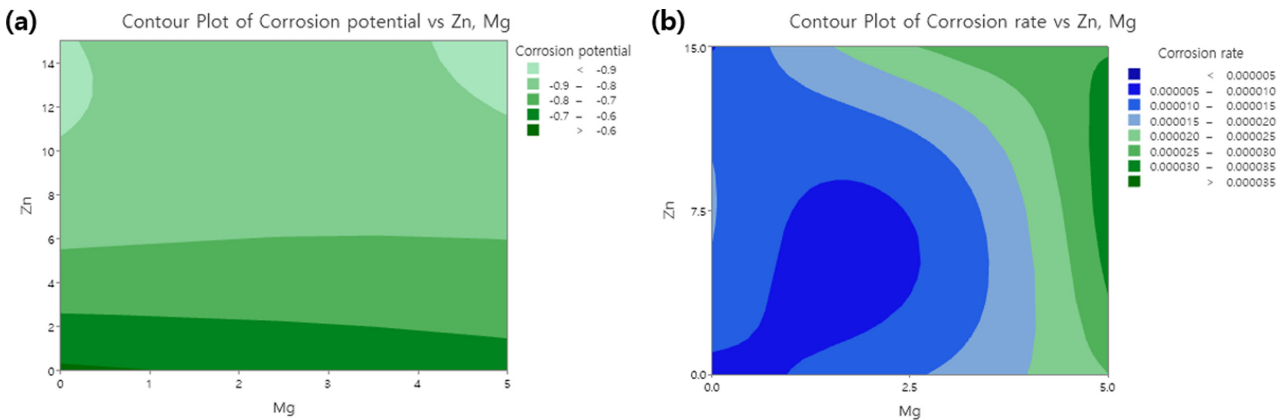


Fig. 8. Contour plots of (a) corrosion potential and (b) corrosion rate

Table 4의 분산분석 결과, 부식속도는 Zn($P = 0.025$)과 Mg($P = 0.000$)에서 모두 유의성을 보였으며, 특히 Mg의 효과가 크게 나타났다. 또한 Zn과 Mg 간 교호작용 역시 $P = 0.001$ 로 유의하여, 부식속도가 단일 인자보다는 두 인자의 복합적인 영향을 받는 것으로 확인되었다. Fig. 7은 부식속도에 대한 Zn 및 Mg의 주효과도와 교호작용도를 나타내며, 이는 분산분석의 결과와 동일하다. 분석 결과, 부식속도의 경우 Mg이 가장 큰 영향을 미치는 것으로 나타났으며, 이는 Mg이 부식전위가 낮아 전기화학적으로 활성도가 높은 것과 관련이 있는 것으로 보인다. Al-Si 도금에 Mg을 첨가한 다른 연구 [6]에서도 동전위 분극 시험 결과 5 ~ 15 wt%의 Mg을 첨가한 시료의 부식속도는 비슷한 수준이었으나, Mg이 첨가되지 않은 Al-Si 도금강과 20 wt% 이상의 Mg이 첨가된 시료는 부식속도가 크게 증가하였다. 또한 염수분무 시험에서도 5 ~ 15 wt% Mg이 첨가된 시료는 80일동안 녹이 발생하지 않았으나, Mg이 첨가되지 않은 Al-Si 도금강과 20 wt% Mg이 첨가된 시료는 23일 만에 국부 부식과 녹이 발생하는 것을 확인하였다. 이

는 일정 수준의 Mg 첨가는 내식성 향상에 효과적이거나, 과도한 Mg 첨가는 오히려 내식성을 저하시키는 원인을 보여준다. Mg을 일정량 첨가할 경우, 도금층에 미세한 Mg_2Si 상이 고르게 형성되어 균일한 희생방식성을 보인다 [8]. 그러나 Mg 함량이 증가할수록 미세 Mg_2Si 상보다 조대화된 Mg_2Si 상의 분율이 많아져 Primary Mg_2Si 상 주변에서 국부적인 갈바닉 부식이 심화되어 부식 속도가 빨라지게 된다 [6].

Fig. 8은 Zn과 Mg 함량별 부식전위와 부식속도 변화를 확인하기 위하여 실험 결과값을 등고선도로 표현하였다. 부식전위의 등고선도(a)에서는 Zn의 함량이 증가할수록 전위가 점차 낮아지는 경향을 확인하였으며, 이는 Zn이 부식 전위를 조절하는 주요 인자임을 나타낸다. 부식속도 등고선도(b)에서는 Zn과 Mg의 조합에 따라 곡선형 분포가 관찰되었고, Zn 7.5 wt% 이하 및 Mg 2.5 wt% 이하의 조성 구간에서 상대적으로 낮은 부식속도를 보이는 최적의 영역이 형성되었다. 이러한 등고선 분석 결과는 Zn과 Mg의 함량 조절이 부식 전위와 속도에 서로 다른 방식으로 영향을 미치며, 조성 최

적화를 통해 내식성을 효과적으로 제어할 수 있음을 보여준다.

3.3 부식 시험 후 단면 관찰

Fig. 9는 부식시험 후 시료의 단면을 광학현미경으로 관찰한 결과이다.

모든 시료에서 모재까지의 부식 침투는 관찰되지 않았으며, 이는 도금층 하부에 존재하는 Al-Si-Fe 상이 부식 확산을 지연시키는 보호막 역할로 작용한 결과로 판단된다. 특히 Fe-Cr 기반의 금속간 화합물은 도금층과 확산층 사이에서 화학적 안정성과 밀착성을 향상시킨다고 보고되어 있다 [9]. Cr은 Fe와 원자구조와 크기가 유사해 서로 잘 섞이고 안정적인 층을 형성하기 쉬우며, 이로 인해 도금층과 모재 간 접착성이 향상되는 것으로 알려져 있다. 이로 인해 부식 시험 후에도 Fe-Cr 기반의 금속간 화합물이 모재 보호에 기여한 것으로 판단된다. 또한, Si-rich 상과 α -Al 상 계면에서 선택적 부식이 발생하는 양상이 관찰되었다. 이는 도금층 내 상 간의 전위차에 의해, 상대적으로 전위가 낮은 Al 영역 및 Mg_2Si 상이 희생적으로 먼저 반응하며 부식이 시작되고, 이 경로를 따라 도금층 내부로 확산된 것으로 해석된다 [10].

Mg이 단독 첨가된 B 시료는 다른 시료들과 달리 도금층 전반에 걸쳐 국부 부식이 억제된 균일 부식 양상을 나타냈으며, 도금층 내부의 뚜렷한 손상이 관찰되지 않았다. 이는 Mg이 2.5 wt% 수준으로 첨가되었을 때 부식 저감 효과가 가장 이상적임을 나타내는 반면, Mg이 5 wt%로 증가한 C 시료에서는 B 시료에 비해 국부 부식 양상이 심화된 것을 확인하였다. 이러한 경향은 Fig. 8의 Zn-Mg 조성에 따른 부식속도 등고선도에서도 확인된다. 해당 등고선도에 따르면, Mg 2.5 wt%와 Zn 0 ~ 7.5 wt% 조성 구간에서 부식속도가 가장 낮은 영역이 형성되며, 이는 B 시료가 해당 조성 범위에 속한다는 점에서 실험 결과와 통계적 분석이 일치함을 보여준다. 반면, Mg이 5 wt%로 증가하거나 Zn이 고농도로 첨가될 경우 부식속도는 다시 증가하는 경향을 보이며, 이는 Mg 첨가 효과가 일정 농도 이상에서는 포화 또는 역효과를 유발할 수 있음을 시사한다. 또한 부식속도에 대한 주효과도에서도 Mg은 유의한 저감 인자로 확인되었으며, 잔차 분석 결과에서도 모델의 정규성, 독립성, 등분산성이 충족되어 분석의 신뢰도를 확보하였다.

Zn이 단독 첨가된 D 및 G 시료에서는 α -Al 내부에 침상 형태로 존재하는 Si-rich 상 주변의 Al이 집중적으로 부식되는 양상이 확인되었으며, 이는 전기화학적

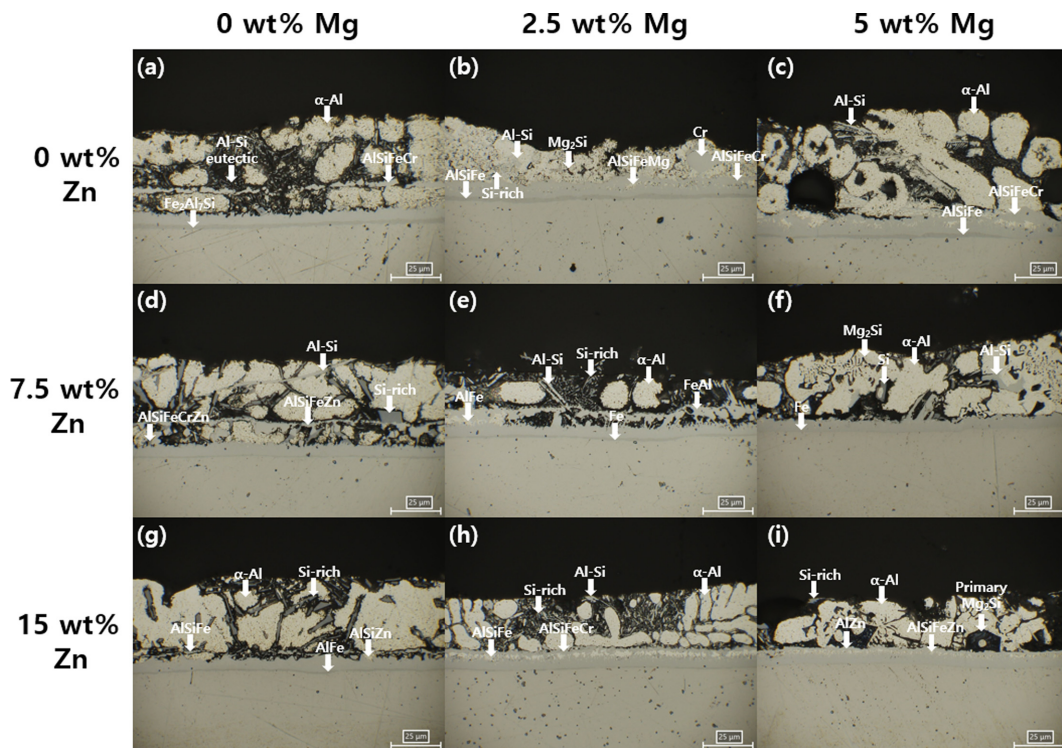


Fig. 9. Cross-sectional images of coated steels with different compositions after corrosion testing, observed by optical microscopy: (a) Al-Si, (b) Al-Si-2.5Mg, (c) Al-Si-5Mg, (d) Al-Si-7.5Zn, (e) Al-Si-2.5Mg-7.5Zn, (f) Al-Si-5Mg-7.5Zn, (g) Al-Si-15Zn, (h) Al-Si-2.5Mg-15Zn, and (i) Al-Si-5Mg-15Zn

로 안정한 Si 상과 Al 상 간의 전위차로 인해, Al이 국부적으로 희생 부식되는 갈바닉 메커니즘에 기인한다. 특히 이러한 침상이 도금층 전반에 걸쳐 연속적으로 분포할 경우, 상 주변에서 부식이 연결 경로를 따라 확산되어, 특정 영역에 부식이 집중되고 전체적인 부식 속도 또한 증가할 수 있다.

Zn과 Mg이 동시에 첨가된 E, F, H, I 시료에서는 도금층 내 Al-Si, Si-rich, α -Al, Mg₂Si, Al-Si-Fe, Al-Fe 등 다양한 상들이 혼재하며 복합적인 미세조직이 형성되었고, 이에 따라 불균일한 국부 부식 양상이 나타났다. 특히 I 시료에서는 비교적 큰 Primary Mg₂Si 상이 관찰되었으며, 이는 α -Al 상과 Si-rich 상 중에서 가장 활성도가 높은 상으로 알려져 있다. 부식이 진행될수록 Mg의 선택적 용해와 Si의 농축이 일어나 상의 극성이 음극(Cathode)으로 변환되어 상대적으로 전위가 낮은 Al 기지가 양극(Anode)이 되어 갈바닉 부식이 발생한다고 보고되어 있다 [11]. 하지만 본 연구에서는 Primary Mg₂Si 상 주변의 Al 기지까지 용액이 침투하지 않아, Al 기지의 부식은 관찰되지 않았다. 이와 같은 부식 양상은 도금층 내 조성 변화에 따라 특정 영역에 전위 차가 큰 상들이 밀집되면서 국부 부식이 집중적으로 진행된 결과로 해석된다. 통계 분석 결과에서도 이와 같은 경향이 반영되었으며, 부식 전위는 Zn과 Mg 두 인자의 복합적인 상호작용(교호작용)에 유의미하게 나타난 반면, 부식 속도는 각 인자의 독립적인 영향이 우세하게 작용하는 경향을 보였다.

4. 결론

본 연구에서는 Al-10Si 기반 도금강의 내식성 향상을 목적으로, 부식 전위가 낮은 Zn(0, 7.5, 15 wt%)과 Mg(0, 2.5, 5 wt%)을 다양한 비율로 첨가하여 도금층 내 미세조직 변화 및 부식 거동을 분석하였다.

동전위 분극시험 결과, Zn 및 Mg 첨가 시료는 기존 Al-Si 도금강 대비 낮은 부식 전위를 나타내었다. 부식 속도의 경우, 7.5 wt% Zn과 2.5 wt% Mg가 첨가된 시료에서 가장 낮은 부식 속도를 나타냈다.

실험계획법 분석 결과, Zn과 Mg의 함량 변화는 부식 전위와 부식 속도에 서로 다른 방식으로 영향을 미쳤다. Zn 첨가는 도금층의 전체적인 전위를 하강시키는 핵심 인자인 것으로 드러났다. 반면 부식 속도는 Mg 함량이 높을수록 증가하였으며, 이는 Mg의 부식전위가 낮기 때문으로 해석된다.

부식 시험 후 단면 관찰 결과, 도금층 내 상 분포는 부식 양상에 결정적인 영향을 미친 것으로 나타났다. 침상 형태의 Si-rich 상은 주변 Al의 국부 부식을 유도하

였고, 조대한 Mg₂Si 상은 상간 전위차에 의해 부식 확산 경로를 형성하였다. 반면, 2.5 wt% Mg를 첨가한 시료는 상 분포가 균일하여 상대적으로 우수한 부식 저항성이 확인되었으며, 이는 도금의 조성 설계가 내식성 확보에 있어 핵심 인자임을 보여준다.

감사의 글

이 성과는 과학기술정보통신부의 재원으로 한국연구재단(No.2023R1A2C1004270)의 지원을 받아 수행된 연구이다.

References

1. C. P. Couto, R. I. Revilla, M. A. Colosio, I. Costa, Z. Panossian, I. De Graeve, H. Terry, J. L. Rossi, Electrochemical behaviour of 22MnB5 steel coated with hot-dip Al-Si before and after hot-stamping process investigated by means of scanning Kelvin microscopy, *Corrosion Science*, **174**, 108811 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108811>
2. S. B. Hwang, B. J. Kim, S. S. Park, Y. H. Park and Y. C. Lee, Effect of Zn additions on the Mechanical Properties of High Strength Al-Si-Mg-Cu alloys, *Journal of Korea Foundry Society*, **39**, 33 (2019). Doi: <https://doi.org/10.7777/jkfs.2019.39.3.33>
3. W. S. Yang, J. M. Lee, C. K. Kim, S. H. Ahn, and Castaneda, H, Effects of Adding Mg to AlSi Coating for Hot Stamping Steel, *Corrosion Science and Technology*, **20**, 196 (2021). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2021.20.4.196>
4. G. Fu, Y. Wu, Q. Liu, R. Li, & Y. Su, Hot Corrosion Behavior of Stainless Steel with Al-Si/Al-Si-Cr Coating, *High Temperature Materials and Processes*, **36**, 243 (2017). Doi: <https://dx.doi.org/10.1515/htmp-2015-0154>
5. J. Liu, X. Chen, W. Wang, S. Qin, & H. Xu, Morphology Modification of Mg₂Si by Solution Treatment and Its Effects on the Mechanical Properties of TiB₂/Mg-4Al-1.5Si Composites, *Crystals*, **12**, 1260 (2022). Doi: <https://doi.org/10.3390/cryst12091260>
6. K. H. Jin, M. S. Oh, Effects of the Mg Content on Microstructural and Corrosion Characteristics of Hot-Dip Al-Si-Mg Alloy-Coated Steel Sheets, *Materials*, **16**, 5827 (2023). Doi: <https://doi.org/10.3390/ma16175827>
7. X. Yunying, L. Jianchao, C. Wei, W. Guangxin, & Z. Jieyu, Effect of austenitization on microstructure and corrosion resistance of Al-10Si-xZn-yMg coating, *Surface and Coatings Technology*, **429**, 127983 (2022). Doi:

- <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127983>
8. Z. Liu, J. Li, H. Peng, A. Xie, & Z. Li, Effect of Mg addition on microstructure and sacrificial anode protection performance of hot dip Al-5Zn-4Si-xMg coating, *Coatings*, **13**, 1087 (2023). Doi: <https://doi.org/10.3390/coatings13061087>
 9. C. He, G. Pan, L. Xie, & Q. Peng, Enhancement of Diffusion Assisted Bonding of the Bimetal Composite of Austenitic/Ferric Steels via Intrinsic Interlayers, *Materials*, **14**, 2416 (2021). Doi: <https://doi.org/10.3390/ma14092416>
 10. J. H. Kim, S. H. Shin and S. H. Lee, Correlation between microstructural evolution and corrosion resistance of hypoeutectic Al-Si-Mg alloy: Influence of corrosion product layer. *Materials Characterization*, **193**, 112276 (2022). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112276>
 11. T. A. N. Xing, Z. ZHANG, & Z. Q. ZHENG, Corrosion mechanism associated with Mg₂Si and Si particles in Al-Mg-Si alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **21**, 2559 (2011). Doi: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)61092-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)61092-3)