

## Ni-Flash 코팅이 초고강도 전기아연 도금강재의 수소취화 및 액상금속취화에 미치는 영향

오선호 · 박진성 · 김성진<sup>†</sup>

순천대학교 첨단신소재공학과

(2024년 6월 27일 접수, 2024년 7월 17일 수정, 2024년 7월 18일 채택)

## Effect of Ni-Flash Coating on Hydrogen Embrittlement and Liquid Metal Embrittlement of Ultra-High-Strength Electrogalvanized Steel Sheet

Seon Ho Oh, Jin Sung Park, and Sung Jin Kim<sup>†</sup>

Department of Advanced Materials Science and Engineering, Suncheon National University,  
Jungang-ro, Suncheon 57922, Republic of Korea

(Received June 27, 2024; Revised July 17, 2024; Accepted July 18, 2024)

The purpose of this study was to elucidate effects of a thin (tens to hundreds of nanometers) Ni-flash coating layer on hydrogen embrittlement (HE) and liquid metal embrittlement (LME) in ultra-high-strength electrogalvanized steel with a tensile strength of more than 1 GPa. Various experimental and analytical methods, including thermal desorption spectroscopy, slow strain rate testing, resistance spot welding, X-ray diffraction, and metallographic observation, were employed. Results showed that an increase in Ni target amount for flash coating resulted in a decrease in diffusible hydrogen content during electrogalvanizing, resulting in a significant decrease in HE sensitivity. Moreover, a Ni target amount of more than 1000 mg/m<sup>2</sup> drastically reduced the occurring frequency and average depth of LME. This reduction could be primarily attributed to formation of Zn-Ni intermetallic phases during the welding process that could inhibit liquefaction of intermetallic phases in the heat-affected zone. This study provides a desirable Ni target amount for Ni-flash coating on ultra-high-strength steels conducted in a continuous galvanizing line or a high-speed batch line to achieve high resistance to both HE and LME.

**Keywords:** Ni-flash coating, Electro-galvanizing, Ultra-high-strength steel, Hydrogen embrittlement, Liquid metal embrittlement

### 1. 서론

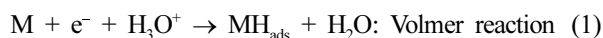
지구온난화로 인한 기후변화와 관련하여 자동차산업계에서는 CO<sub>2</sub> 배출량 저감 및 연비향상을 위한 노력의 일환으로 차체 및 사시용 부품소재의 고강도화에 의한 경량화 전략을 채택하고 있다. 최근 알루미늄 합금 위주의 경량소재의 적용 비율이 증가하고 있으나 인장강도 1 GPa 이상의 초고강도 강재의 개발 및 적용 수요 또한 증가하고 있다 [1-3]. 하지만 1 GPa 이상의 초고강도화는 강재의 내식성 저하 및 취화현상으로 인한 조기 파단의 위험이 증가하는 등의 문제점이 크게 대두되고

있다 [4-6]. 일반적으로 Galvanizing으로 알려져 있는 Zn 기반의 금속코팅은 Fe 대비 Zn의 전기화학적 전위가 낮아 [7] 희생양극적 보호기능을 통해 소지 금속의 내식성을 향상시키고, 소지금속 내부로 수소의 침투를 효과적으로 억제할 수 있는 표면처리기술로 알려져 있다 [8,9]. 반면, 부품 제작에 수반되는 용접 등의 공정 중 액상 Zn의 소지철 내부로의 침투에 기인한 액상금속취화(Liquid metal embrittlement, LME)로 인한 균열발생 가능성 또한 주요 기술적 문제점으로 제기된다 [10]. 특히, 표면에 미려하고, 얇고 균일한 코팅 두께 제어에 효과적인 전기아연도금(Electrogalvanizing)의 경우 공정 중 음극전류인가를 수반하여 도금 중 표면에서 수소의 발생 및 내부로의 침투에 기인한 수소취화(Hydrogen embrittlement, HE)의 가능성이 크게 우려된다. Zn의 환

<sup>†</sup>Corresponding author: [sjkim56@scnu.ac.kr](mailto:sjkim56@scnu.ac.kr)

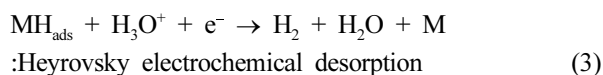
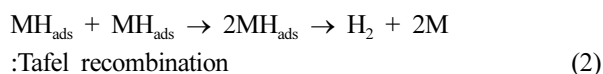
오선호: 학사과정, 박진성: 연구원, 김성진: 교수

원·식출( $\text{Zn}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Zn}$ ) 이외의 부반응으로서, 산성 조건 내 금속 표면에서 수소의 발생 및 흡착·흡수 메커니즘은 다음과 같이 간략히 표현될 수 있다 [11].



여기서, M과  $\text{MH}_{\text{ads}}$ 는 각각 전극 금속과 금속표면에 흡착된 수소원자를 나타낸다.

(1)에서 발생된 수소원자는 열역학적으로 안정해지기 위해 수소분자로의 재결합 반응을 수반하게 되는데, 이는 크게 두 가지 반응(낮은 과전위 하에서 Tafel recombination 반응(equation (2))과 높은 과전위 하에서 Heyrovsky electrochemical desorption 반응(equation (3))으로 구분될 수 있다.



다만, 금속 표면에 흡착된 수소원자 중 분자 재결합 반응이 이루어지지 않은 일부의 수소원자는 금속 내부로의 흡수(equation (4))가 이루어질 수 있다.



Bang *et al.* [12]의 선행연구에 따르면 연속도금라인(Continuous galvanizing line, CGL)을 구성하는 선 공정으로서 수초~수십초 이내에 수행되는 Flash 코팅을 통해 강재 표면에 수십나노미터 수준의 얇은 금속층을 형성시킬 수 있고, 이는 Zn 도금공정 중 강재 내부로 침투될 수 있는 수소량을 저감하는 데에 효과적인 것으로

보고되었다. 우선, Flash 코팅 물질로서 Zn의 경우 수소 침투억제에 기여할 수 있으나 [13,14], LME 억제에는 제한적으로 판단되는 반면, Ni-flash 코팅의 경우, 수소 침투 억제와 함께 Ni의 상대적 높은 용점을 고려해 볼 때, LME 저감에도 기여할 수 있을 것으로 예상된다. Chakraborty *et al.* [15]의 선행연구에서는 선 Ni-flash 코팅 및 Zn 도금처리 후 합금화열처리를 통한 미세조직적 변화에 대해 보고하고 있고, 선행연구 Chakraborty *et al.* [16]는 이를 통한 LME 저감 가능성에 대해 논의하고 있으나, CGL 및 고속 Batch line에 접목 가능한 수준의 고속 Flash 코팅공정에 따른 초고강도 전기아연 도금 강재의 LME 저감효과에 대해서는 추가적인 연구가 필요하다.

본 연구에서는 고속 Ni-flash 코팅 시 Ni 코팅량 증가에 따라 전기아연도금공정 시 유입되는 수소량의 변화와 물성열화 정도를 정량적으로 측정하고, 저항점용접을 통한 LME 발생 및 억제 메커니즘을 토대로 바람직한 Ni-flash 코팅 수준을 제시하고자 한다.

## 2. 실험방법

### 2.1 시험편 정보 및 Ni flash 코팅 조건

본 연구에 사용된 시험편은 1.5 GPa 이상의 인장강도를 갖는 초고강도급 강재로 화학적 조성은 Table 1에 명시하였다. 진공용해 후 강재는 1150~1300 °C 온도에서 2시간 동안 열처리 후 압연하여 2 mm 두께로 제작되었다. 이후, 초고강도 성능 확보를 위해 임계온도인 780~840 °C에서 대략 4~6 분간 유지 후 급냉하였다.

Ni flash 및 Zn 도금 전, 시험편은 SiC paper를 이용하여 #2000까지 연마하였고, 35% 염산 수용액 내에서 10초간 산세처리 후 에탄올 및 증류수를 활용하여 세척하였다. 예비 도금인 Ni flash 코팅의 경우, 200 g/L  $\text{NiSO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  + 40 g/L  $\text{H}_3\text{BO}_3$  수용액에서 수행되었고, 본 도금인 Zn

Table 1. Chemical composition (wt%) of the steel substrate

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	Fe
Bare steel (BS)	0.3-0.4	1.5-2.0	0.05-0.1	<0.01	<0.01	0.3-0.5	0.01-0.03	0.02-0.05	0.1-0.3	0.02-0.05	Bal.

Table 2. Conditions for the Ni-flash coating and electro-galvanizing processes

Treatment	Samples	Target amount (g/m <sup>2</sup> )	Current density (mA/cm <sup>2</sup> )	Time (s)	Temperature (°C)
Ni-flash coating	400 Ni	0.4	-13.2	10	50
	1000 Ni	1	-13.2	25	
	2000 Ni	2	-13.2	50	
Electro-galvanizing	EG	80	-50	478	25

도금은 400 g/L  $\text{ZnSO}_4 + \text{H}_2\text{SO}_4$  (pH: 1.5) 내에서 수행되었다. 실험에 적용된 변수는 Ni flash 코팅량 차이가 있으며, Zn 도금은 동일한 조건에서 수행되었다. Ni flash 코팅 및 Zn 도금 조건은 Table 2에 명시하였다.

## 2.2 수소유기균열 민감도 및 내부 수소량 측정

상이한 부착량의 Ni-flash 코팅을 수행한 시편을 대상으로, EG 도금 시 유입되는 수소에 의한 기계적 물성 열화를 평가하기 위해 저변형률 인장실험(Slow strain rate tensile test, SSRT)을 수행하였다. SSRT는 선행연구 [14]에서 제시된 Dimension의 인장실험용 시편을 대상으로 도금 직후 대기중에서 인장실험기(QUASAR 25, Galdavini, Italy)를 활용하여 통상의 저변형률 범위에 해당되는  $1 \times 10^{-6}$ /s의 변형속도로 수행되었고, 도출된 응력-변형률 곡선을 토대로 감소된 연신율 수준을 비교하여 수소취화 민감도를 평가하였다. SSRT 후 시편의 파단면은 전계방사형 주사전자현미경(Field emission scanning electron microscopy, FE-SEM, JSM-7100 F, Japan)을 활용하여 관찰하였다.

상이한 조건의 도금(Ni flash 코팅 및 Zn 도금) 수행 후 강재 내부로 유입된 수소량을 측정하기 위해 열탈착 분광기(Thermal desorption spectroscopy, TDS, Q-mass type)를 활용하였다. 열탈착 분광기의 경우, 25 ~ 250 °C의 온도 범위를 100 °C/h의 속도로 승온시키는 동안 시편 외부로 배출되는 수소량을 측정하는 방식으로 수행되었다.

## 2.3 LME 거동 분석

상이한 조건의 Ni 및 Zn 코팅이 수행된 시편을 대상으로, LME 발생 거동을 분석하기 위해, 저항 점 용접

(Resistance spot welding)을 수행하였다. 저항 점 용접의 경우, 전극 표면을 안정화시키기 위해 적정 용접 조건에서 약 10회의 사전 용접을 수행한 뒤 본 용접을 수행하였다. 300 kgf의 가압력, 9.5 kA의 용접 전류 및 500 ms의 용접 시간의 조건 하에서 수행되었다. 이후 저항 점 용접이 수행된 시편을 대상으로, LME 발생 거동을 분석하기 위해 광학현미경(Optical microscope, OM, Leica DM ILM, Germany), FE-SEM 및 에너지 분산 분광분석법(Energy dispersive X-ray spectroscopy, EDS)을 활용하여 시편의 단면 형상을 관찰하였다. 또한, 임의의 10 곳 이상의 지역을 선별하여 시편 별 LME 발생 빈도(#/cm) 및 깊이( $\mu\text{m}$ )를 정량화하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 전기도금 후 기계적 물성 변화 분석

선행연구 [12]에서는 Ni-flash 코팅 수준을 두 가지(Target 함량: 100, 400  $\text{mg}/\text{m}^2$ )로 선정하여 코팅하였고, 후 공정인 전기아연도금 과정 중 강재 내부로 침투하여 반대편으로 배출되는 수소량을 전기화학적 In-situ 투과 방식으로 측정하여 제시한 바 있다. 하지만, 소지철의 수소취화 민감도를 정량적으로 파악하기에는 한계가 있었고, 이는 본 연구에서 수행된 SSRT 실험 결과(Fig. 1, 2)로 보다 명확히 이해될 수 있다. 즉, Ni-flash 코팅이 없는 EG 시편의 경우, 60% 이상의 연신율 감소(Fig. 1)와 함께 파단면에서 Secondary 균열과 넓은 영역에서 Quasi-cleavage 형태의 파면이 나타났(Fig. 2). 반면, 400 Ni-flash 코팅이 수행된 EG 시편은 15% 이하의 연신율 감소(Fig. 1)와 넓은 영역 내 Micro-dimple 형태가 나타남(Fig. 2)을 토대로 Ni-flash 코팅 시 수소 침투량

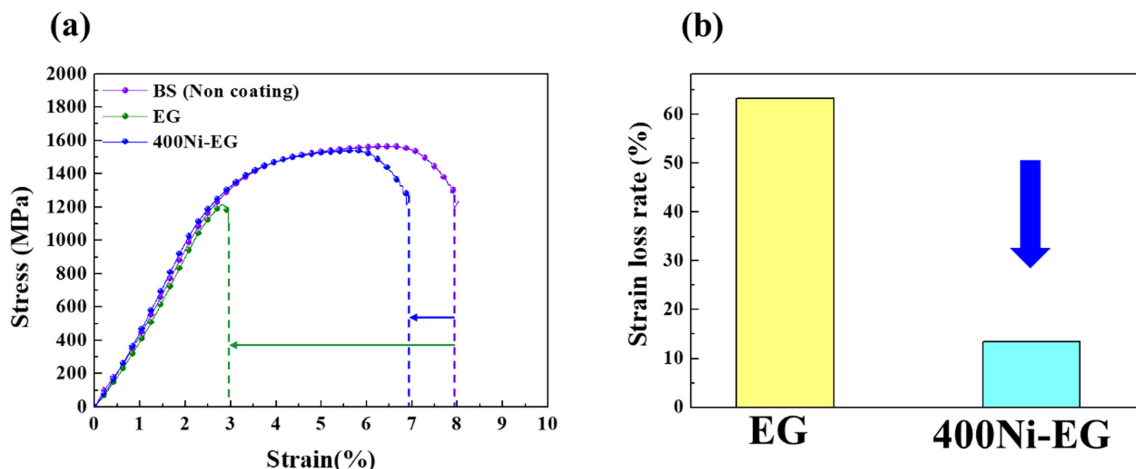


Fig. 1. (a) SSRT curves of samples with and without Ni-flash coating evaluated in air right after electro-galvanizing [20] and (b) Bar-chart showing the elongation loss rate of samples

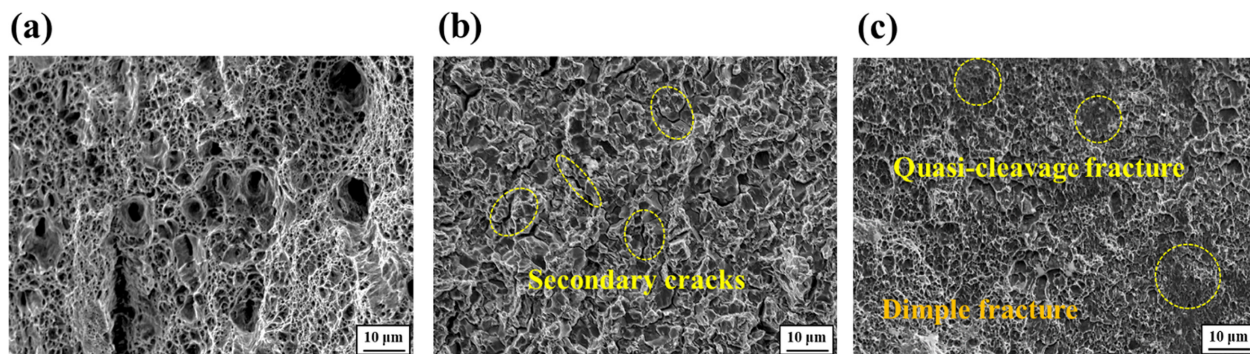


Fig. 2. Fracture surface morphologies of the samples: (a) non-coated steel [21]; (b) EG; (c) 400 Ni-EG

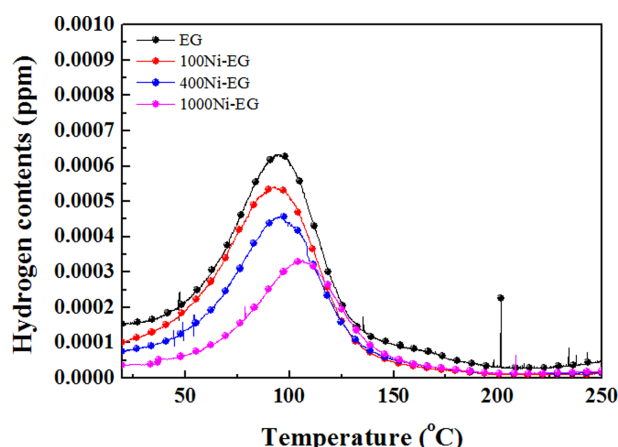


Fig. 3. Thermal desorption spectroscopy (TDS) curves of the coated steel samples

저감을 통한 기계적 특성 향상 효과가 뚜렷함을 알 수 있다. 강재의 수소취화민감도 증가에 직접적이고 가장 중요한 인자로서 확산성 수소량 [17]을 측정하고자 TDS를 활용하여 Zn 도금 후 시편 외부로 배출되는 수소량 측정 결과(Fig. 3), Ni target 함량 증가와 함께 확산성 수소량의 저감 효과가 비례적으로 나타났다. 선행연구 [12]와 유사한 맥락으로, Ni target 함량 증가를 통한 Ni 층의 균일 면적 및 두께 증가는 수소원자의 Ni 내 낮은 확산계수( $3 \sim 4 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$  at 300 K) [18,19]를 고려해 볼 때, 소지철로의 수소공급을 효과적으로 억제하여 취화민감도를 감소시킬 수 있는 효과적인 기술 전략이 될 것으로 판단된다. 패러데이 법칙에 근거하여 도출되는 equation (5)와 질량, 밀도 및 두께 환산식인 equation (6)를 토대로 이론적으로 계산되는 Ni-flash 코팅층의 두께와 Ni 내 수소확산계수 값을 고려해 볼 때, 예상 대비 수소투과의 Break-through 시간이 짧은 것은 Ni-flash 코팅층 내 존재하는 결함을 따라 수소의 우선 확산이 용이하게 일어날 수 있음 또한 짐작해볼 수 있다.

$$w = \frac{I \cdot t \cdot M_w}{F \cdot z} \quad (5)$$

$$\text{Thickness} = \frac{W}{D} \quad (6)$$

여기서,  $w$ ,  $I$ ,  $M_w$ ,  $t$ ,  $F$ ,  $z$  및  $D$ 는 단위 면적당 코팅층의 무게, 인가된 전류밀도, 코팅층의 원자량, 도금 시간, 패러데이 상수, 반응에 참여한 전자수 및 코팅층의 밀도를 의미한다.

### 3.2 LME 발생거동 분석

Fig. 4는 네가지 시편(EG, 400 Ni-EG, 1000 Ni-EG, 2000 Ni-EG)을 대상으로 저항 점 용접 후 용접부(Weld zone, WZ) 및 열영향부(Heat affected zone, HAZ) 각각의 단면부 관찰을 통한 LME 발생 양상을 나타낸다. 우선 WZ의 경우, 고온의 용접열원에 직접적으로 노출되어 표면의 Zn가 다량 휘발되어(Zn 휘발온도: 대략 907 °C [22]) LME의 발생이 나타나지 않았다. 반면, HAZ의 경우, Zn 잔존 및 액상 Zn에 의해 일부 LME의 발생이 관찰되었다. 특히, EG 시편의 경우 다량의 LME 발생과 함께 액상 Zn의 침투 균열 크기가 조대하며 EBSD 분석 결과(Fig. 5), 균열은 주로 고온에서 Prior- $\gamma$  입계를 따라 전파됨을 알 수 있다. 시편당 관찰지점을 10 군데 이상으로 선정하여 LME의 발생빈도(개수/cm)와 평균 깊이( $\mu\text{m}$ )를 정량화하여 Fig. 6에 나타내었다. Ni-flash 코팅의 존재와 Target 함량 증가는 LME 발생 및 수준 감소에 효과적이고, LME가 발생하더라도 단위 길이당 2개 이하의 발생빈도 및 2  $\mu\text{m}$  이하의 평균 깊이를 보증하기 위해서는 Ni-flash 코팅층 형성 시 1000  $\text{mg}/\text{m}^2$  이상의 Target 함량이 임계치로 요구됨을 짐작할 수 있다. 이는, 용접 시 LME 발생 메커니즘으로 알려진, 용접 후 응고수축에 기인한 인장응력 하에서 액상 Zn의 침투 측면에 대한 억제 기구로, Fig. 4 내 EDS 분석에서 보이는 바와 같이 용접 시 Ni-flash 코팅층과 상부



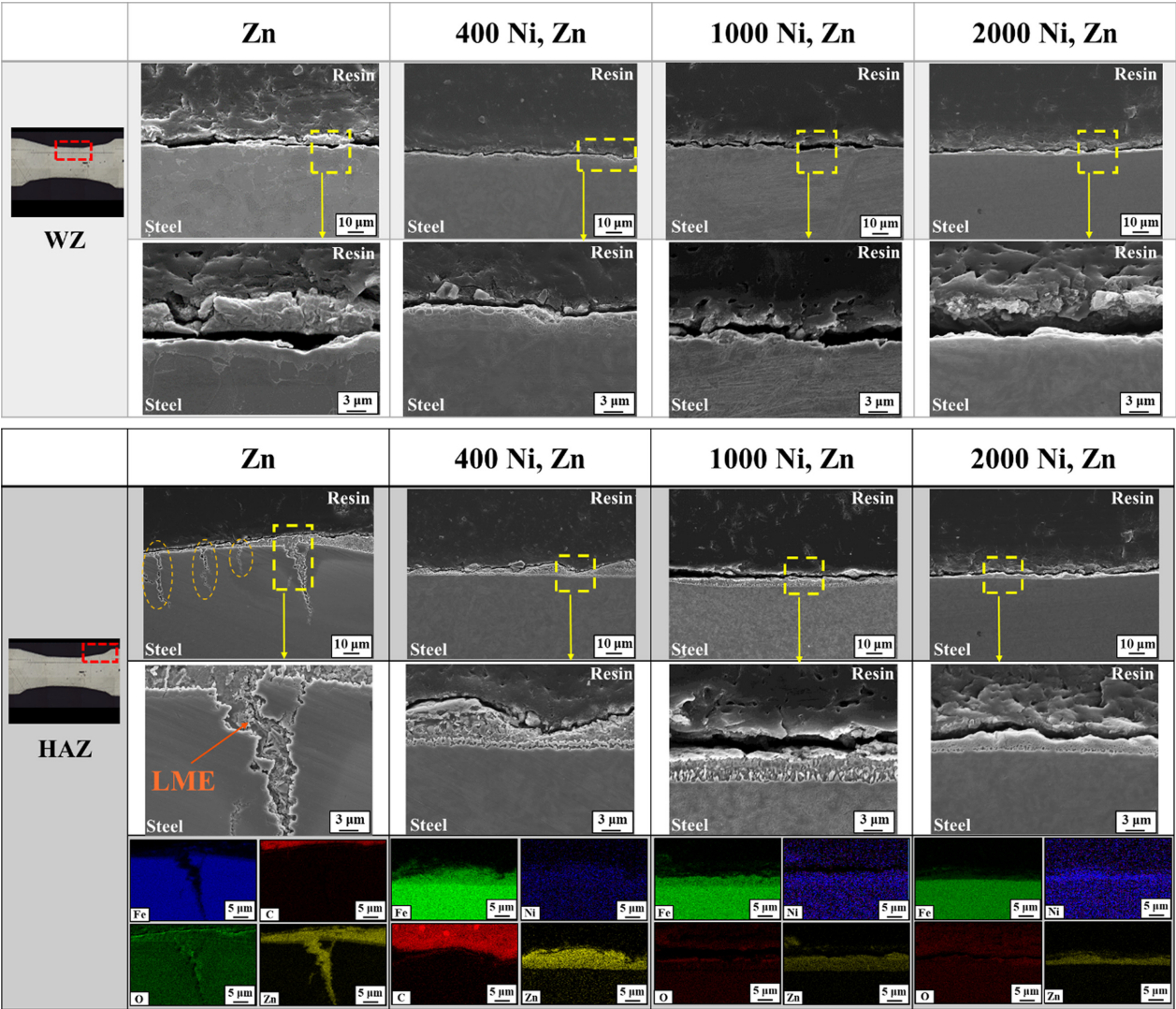


Fig. 4. Liquid metal embrittlement (LME) behaviors of the samples with different coating conditions after resistance spot welding

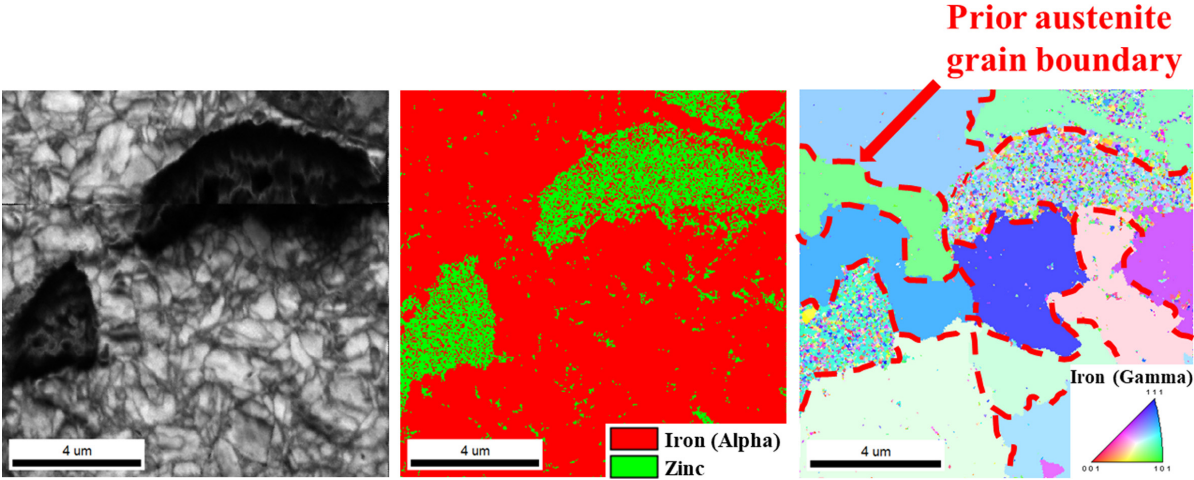


Fig. 5. EBSD inverse pole figure (IPF) map showing the propagation of LME crack

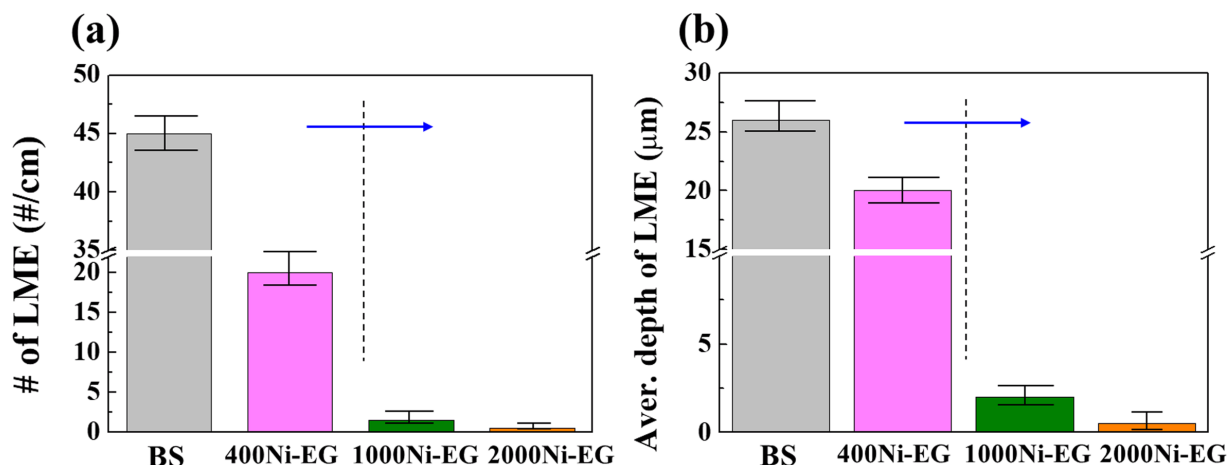


Fig. 6. Bar-charts showing the number and penetration depth of LME cracks: (a) the number of cracks (#/cm); (b) average depth of cracks (μm)

Zn 도금층의 반응으로 Zn-Ni 금속간화합물의 형성을 고려해볼 수 있다(1000Ni-EG와 2000Ni-EG의 경우). 선행 연구 [11]에 따르면, 용접 후 형성될 수 있는 Zn-Ni 금속간 화합물은 주로  $\text{NiZn}_3$ ,  $\text{Ni}_2\text{Zn}_{11}$  및  $\gamma_1\text{-Ni}_3\text{Zn}_{21}$ 로 나타난다. 이와 같은 금속간 화합물의 용점은 880 °C 이상으로, LME를 유발하는 액상 Zn가 900 °C 정도에서 휘발된다는 점을 고려할 때, Zn-Ni 금속간 화합물의 존재는 HAZ 내 Fe 표면부에 액상 Zn가 결정립계 내부로 침투하는 것을 억제하는 효과적인 Barrier 역할을 할 수 있는 것으로 판단된다. 다만, 일정 수준 이상의 금속간 화합물 형성은 고경도 특성상 성형 시 계면 접합도를 감소시킬 수 있음 [23,24] 또한 고려해야 할 것이다.

본 연구결과를 토대로, 전기아연도금 시 소지철 내로 수소의 침투를 억제함과 동시에 후 용접공정 시 HAZ에서 Fe 기지 내로 액상 Zn의 침투를 효과적으로 저감하기 위한 Ni-flash 코팅의 경우 Zn-Ni 금속간화합물을 충분히 형성시킬 수 있는 임계 함량(본 연구의 경우, 1000 mg/m<sup>2</sup>) 이상의 Target 함량으로 선정하는 것이 바람직할 것으로 사료된다.

#### 4. 결론

본 연구에서는 Ni-flash 선 코팅이 본 도금(EG) 시 강재 내부로 유입되는 수소 함량 및 취화 거동에 미치는 영향과, 용접공정 후 LME 발생에 미치는 영향을 분석하였다. 일련의 실험결과를 토대로 도출된 결론은 아래와 같이 요약될 수 있다.

1. Ni-flash 사전 코팅이 수반되지 않은 조건에서 EG 본 도금이 수행된 경우, 미도금 시편 대비 60% 이상의 높은 연신율 감소가 측정되었고 파단면 내 벽개파면 및

2차 균열이 다량 존재한 반면, Ni-flash 사전 코팅 후 EG 도금이 수행된 시편은 파단면 내 연성파단 면적이 넓게 나타났으며 연신율 감소율이 현저히 감소되었다. 또한, Ni-flash 코팅량이 증가함에 따라 EG 도금 시 유입된 수소함량은 비례적으로 감소하였다.

2. Ni-flash 코팅 조건에 따른 LME 발생 거동의 경우, 주로 HAZ 영역에서 PAGB를 따라 다량의 LME가 형성된 EG 단독 조건과 달리, 1000 mg/m<sup>2</sup> 이상의 Ni-flash 코팅이 수행된 EG 도금 시편에서는 LME 발생량 및 침투 깊이가 현저히 감소하는 경향을 나타내었다. 이는, 임계수준 이상의 Ni-flash 코팅이 수행된 EG 도금 시편에서, 용접 시 Zn 대비 용점이 높은 Zn-Ni 금속간화합물이 소지금속 표면에 형성됨에 따라 기지 내부로의 액상 Zn의 침투가 효과적으로 억제된 것에 기인한 결과로 사료된다.

#### Acknowledgement

This work was supported by “Regional Innovation Strategy (RIS)” through the National Research Foundation of Korea (NRF) funded by the Ministry of Education (MOE) (2021RIS-002). This research was also supported in part by the National Research Foundation of Korea (NRF) grant funded by the Korea government (MSIT) (No. 2022R1A2C4001255). This research was also supported in part by the Technology Innovation Program (20016850, Development of surface blackening technology for high corrosion resistance galvanized alloy coating; 20015158, Development of processing and fastening technology to minimize damage to the plating layer of highly corrosion

-resistant, highly-formed plated steel materials for plant farms) funded by the Ministry of Trade, Industry & Energy (MOTIE, Korea).

## References

1. O. Bouaziz, H. Zurob, and M. Huang, Driving Force and Logic of Development of Advanced High Strength Steels for Automotive Applications, *Steel Research International*, **84**, 937 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1002/srin.201200288>
2. T. Michler and J. Naumann, Microstructural aspects upon hydrogen environment embrittlement of various bcc steels, *International Journal of Hydrogen Energy*, **35**, 821 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2009.10.092>
3. E. H. Hwang, H. G. Seong, and S. J. Kim, Effect of carbon contents on corrosion and hydrogen diffusion behaviors of ultra-strong steels for automotive applications, *Korean Journal of Metals and Materials*, **56**, 570 (2018). Doi: <https://doi.org/10.3365/KJMM.2018.56.8.570>
4. J. Venezuela, Q. Zhou, Q. Liu, H. Li, M. Zhang, M. S. Dargusch, A. Atrens, The influence of microstructure on the hydrogen embrittlement susceptibility of martensitic advanced high strength steels, *Materialstoday Communications*, **1**, 17 (2018). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2018.07.011>
5. J. Venezuela, Q. Liu, M. Zhang, Q. Zhou, A. Atrens, A review of hydrogen embrittlement of martensitic advanced high-strength steels, *Corrosion Reviews*, **153**, 34 (2016). Doi: <https://doi.org/10.1515/correv-2016-0006>
6. M. M. Islam, C. Zou, A. C. T. V. Duin, and S. Raman, Interaction of hydrogen with the iron and iron carbide interfaces: a ReaxFF molecular dynamics study, *Physical Chemistry Chemical Physics*, **18**, 761 (2015). Doi: <https://doi.org/10.1039/c5cp06108c>
7. N. Pistofidis, G. Vourlias, S. Konidakis, E. Pavlidou, A. Stergiou, and G. Stergioudis, Microstructure of zinc hot-dip galvanized coatings used for corrosion protection, *Materials Letters*, **60**, 786 (2006). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2005.10.013>
8. D. H. Coleman, G. Zheng, B. N. Popov, and R. E. White, The Effects of Multiple Electroplated Zinc Layers on the Inhibition of Hydrogen Permeation Through an Iron Membrane, *Journal of The Electrochemical Society*, **143**, 1871 (1996). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.1836917>
9. S. J. Kim, Electrochemical Hydrogen Permeation Behaviors of Pre-Strained Fe-Mn-C TWIP Steel With or Without Zn Coating, *Corrosion science and technology*, **22**, 297 (2023). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2023.22.4.297>
10. C. W. Lee, D. W. Fan, I. R. Sohn, S. J. LEE, and B. C. De Cooman, Liquid- Metal-Induced Embrittlement of Zn-Coated Hot stamping Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **43**, 5122 (2012). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1316-0>
11. J. O'M. Bockris, J. McBreen, and L. Nanis, The Hydrogen Evolution Kinetics and Hydrogen Entry into  $\alpha$ -Iron, *Journal of The Electrochemical Society*, **112**, 1025 (1965). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.2423335>
12. H. R. Bang, J. S. Park, and S. J. Kim, Effects of Ni-flash coating on hydrogen evolution, ad/absorption, and permeation behaviors of advanced high-strength steel during electro-Zn plating, *Journal of Electroanalytical Chemistry*, **994**, 117653 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jelechem.2023.117653>
13. Y. He, Y. Li, C. Chen, and H. Yu, Diffusion coefficient of hydrogen interstitial atom in  $\alpha$ -Fe,  $\gamma$ -Fe and  $\epsilon$ -Fe crystals by first-principle calculations, *International Journal of Hydrogen Energy*, **42**, 27438 (2017). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2017.08.212>
14. H. R. Bang, S. H. Kim, and S. J. Kim, Effects of Zn-Flash Coating on Hydrogen Evolution, Infusion, and Embrittlement of Advanced-High-Strength Steel During Electro-Galvanizing, *Corrosion science and technology*, **22**, 341 (2023). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2023.22.5.341>
15. U. Bansal, A. K. Thakur, V. A. Baheti, S. B. Singh, A. Mondal, A. K. Halder, K. Chattopadhyay, A. Paul, and A. Chakraborty, Diffusion-controlled growth mechanism of phases and the microstructural evolution in the Ni-Zn system, *Materials Characterization*, **202**, 112982 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112982>
16. A. Chakraborty, R. Ghosh, M. Sudan, A. Mondal, Improvement in hot dip galvanized coating microstructure and properties by pre-metallic deposition on steel surface: A comprehensive review, *Surface and Coatings Technology*, **449**, 128972 (2022). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128972>
17. J. S. Park, E. H. Hwang, M. J. Lee, and S. J. Kim, Effect of Tempering Condition on Hydrogen Behavior of Martensitic High-Strength Steel, *Corrosion science and technology*, **17**, 242 (2018). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2018.17.5.242>
18. E. Wimmer, W. Wolf, J. Sticht, and P. Saxe, Temperature-dependent diffusion coefficients from ab initio computations: Hydrogen, deuterium, and tritium in nickel, *Phys-*

- ical Review B*, **77**, 134305 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.77.134305>
19. J. Li, A. Oudriss, A. Metsue, J. Bouhattate, and X. Feaugas, Anisotropy of hydrogen diffusion in nickel single crystals: the effects of self-stress and hydrogen concentration on diffusion, *Scientific Reports*, **7**, 45041 (2017). Doi: <https://doi.org/10.1038/srep45041>
20. H. R. Bang, S. H. Kim, and S. J. Kim, Effects of Zn-Flash Coating on Hydrogen Evolution, Infusion, and Embrittlement of Advanced-High-Strength Steel During Electro-Galvanizing, *Corrosion science and technology*, **22**, 341 (2023). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2023.22.5.341>
21. H. R. Bang, J. S. Park, S. H. Kim, T. Y. Kim, M. S. Oh, and S. J. Kim, Effects of applied cathodic current on hydrogen infusion, embrittlement, and corrosion-induced hydrogen embrittlement behaviors of ultra-high strength steel for automotive applications, *Korean Journal of Metals and Materials*, **61**, 145 (2023). Doi: <http://dx.doi.org/10.3365/KJMM.2023.61.3.145>
22. N. Mattielli, J. C. J. Petit, K. Deboudt, P. Flament, E. Perdrix, A. Tailleux, J. Rimetz-Planchon, and D. Weis, Zn isotope study of atmospheric emissions and dry depositions within a 5 km radius of a Pb–Zn refinery, *Atmospheric Environment*, **43**, 1265 (2009). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.atmosenv.2008.11.030>
23. H. Bai, L. Kang, P. Zhang, J. Bai, J. Liu, B. Cao, and Y. Xu, TiC–Fe gradient coating with high hardness and interfacial adhesion strength on cast iron prepared by in-situ solid-phase diffusion method, *Vacuum*, **215**, 112336 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.112336>
24. E. Song, G. H. Lee, H. Jeon, B. J. Park, J. G. Lee, and J. Y. Kim, Stretch-flangeability correlated with hardness distribution and strain-hardenability of constituent phases in dual- and complex-phase steels, *Materials Science and Engineering: A*, **817**, 141353 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141353>