

자동차용 핫스탬핑 AISi 도금종 Mg 첨가효과

양원석^{1,†} · 이재민¹ · 김창규² · 안승호³ · Homero Castaneda²

¹현대제철 연구개발본부, 당진시 북부산업로 1480

²Department of Material Science and Engineering 3003 TAMU, College Station TX 77843-3003, USA

³현대자동차 연구개발본부, 화성시 남양읍 현대연구소로 50

(2021년 6월 18일 접수, 2021년 6월 24일 수정, 2021년 6월 27일 채택)

Effects of Adding Mg to AISi Coating for Hot Stamping Steel

Wonseog Yang^{1,†}, Jeamin Lee¹, Changkyu Kim², Seungho Ahn³, and Homero Castaneda²

¹R&D Division R&D Division, Hyundai Steel, 1480 Bukbuseop-ro, Songak-eup, Dangjin, Chungnam, 31719, Republic of Korea

²Department of Materials Science and Engineering 3003 TAMU, College Station TX 7784-3003, US

³R&D Division, Hyundai Motor, 50 Hyundaiyeonguso -ro, Namyang-eup, Hwaseong, Gyeonggi, 18280, Republic of Korea

(Received June 18, 2021; Revised June 24, 2021; Accepted June 27, 2021)

To improve corrosion resistance and reduce the hydrogen uptake of 22MnB5, up to 5% Mg was added to the AISi coating of 22MnB5. After hot-stamping and electrocoating were done on the metallic-coated specimen, the surface characteristics of the steel, hydrogen uptake content, and corrosion resistance were examined by transmittance electron microscopy, thermal desorption spectrometry, cyclic corrosion testing, and electrochemical impedance spectroscopy. Mg was investigated as MgO on the surface layer after hot-stamping while it existed as Mg₂Si before hot-stamping. The total hydrogen content of 22MnB5 was decreased along with the Mg content. However, there was no difference at 0.2 wt% or more. When a small amount of Mg was added, the coating corrosion resistance was decreased, but when it was added at around 1.0 wt%, the greatest corrosion resistance increase was seen. However, when 3 wt% or more was added excessively, the corrosion resistance was decreased. MgO on the surface was considered to suppress H uptake by the AISi melting solution and increase the barrier effect of the coating.

Keywords: Corrosion, AISi coating, Hot stamping, Hydrogen Embrittlement

1. 서론

지구 온난화와 차량충돌시 안전성 확보를 위하여 600MPa급 이상 초고강도강(AHSS, Advanced High Strength Steel) 강재의 적용비율은 급격히 증가하고 있다 [1]. 또한 배터리 효율적 장착과 바닥부 강성 확보를 위하여 전동화 차량에도 그 적용비율은 높아지고 있다. 초고강도 강은 성형성 확보와 강성의 증가를 위해 3세대 TRIP (Transformation Induced Plasticity) 기반 냉연강판과 Martensite 조직을 이용한 열처리강으로 개발 방향이 나뉘고 있다 [2-5].

1980년대초 적용이 시작된 열처리강은 주로 범퍼나

필러류같은 충돌부재 같은 내부 부품에 적용이 시작되었다. 그러나, 2000년대초 적용범위가 확대되면서 고온에서의 산소와의 반응을 억제하고 용접성이 양호한 AISi 도금강판이 적용되기 시작하고 이후 Zn계와 무기계 도금강판도 개발되었다(Fig. 1). 그러나 AISi 도금강판은 Zn 도금강판과 다르게 일반적 대기부식 환경하에서는 희생방식성이 없다 [6]. AISi 도금강판은 930 °C × 300 sec 정도의 핫스탬핑 공정하에서 모재 Fe의 확산에 따른 Fe_xAl_ySi_z의 도금층이 형성되며, 표면이 산화물로 치밀하여 인산염 교환반응이 나타나지 않아 인산아연처리가 되지 않고, 인산염 기공이 아닌 표면 산화물들의 미세한 기공에 전착도장이 형성되어 고착효과(Anker effect)에 의해 도장의 밀착성과 내식성을 확보하는 구조이다. 이러한 고착효과는 내부 부품의 내식성에서는 인산염 처리된 냉연강판과 동일한 내식성을 나타낸다 [7]. 그러

[†]Corresponding author: wsyang@hyundai-steel.com

양원석: 책임연구원, 이재민: 책임연구원, 김창규: 박사과정, 안승호: 글로벌 R&D마스터, Homero Castaneda: 교수

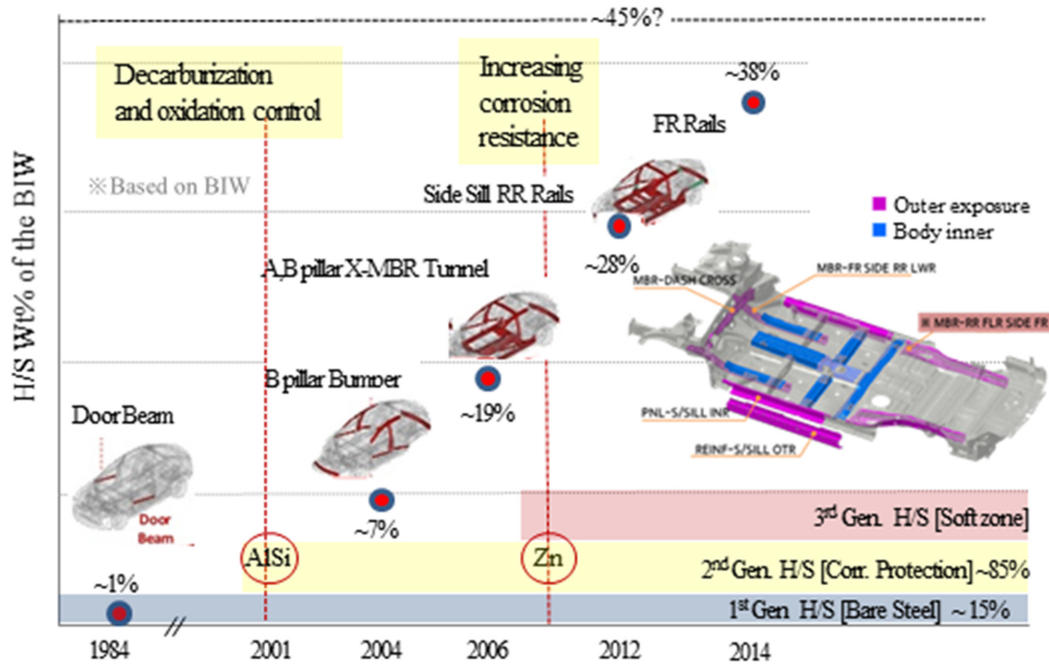


Fig. 1. Applied rate variation of hot stamping steel for BIW (Body in White) [2]

나, 자동차 외부에 노출되는 부품의 적용이 많아질수록 자동차사에서는 AISi 도금에도 희생방식성과 밀착성 강화를 요구하고 있다 [8-10]. 또한, 1.2 GPa 이상급 강재의 적용이 늘어날수록, 수소취성의 발생 가능성은 높아진다(Fig. 4). 일반적으로 후판재의 수소취성은 100 mm 이상의 후물에서 주로 발생하였으나, 자동차 열처리강의 수소취성은 강재가 얇을수록 발생가능성이 증대된다. 또한, 프레스 비드의 설계, 냉간가공 방법, 이송중 적재 방법에 따라 1 GPa까지 국부응력이 상승하여, 자동차 박판의 수소취성 발생대책에 대해 많은 연구가 진행되고 있다 [11-14]. 수소취성은 주로 피로곡선처럼 응력과 수소함량의 관계에서 재료의 파단과 미파단 응력의 관계에서 재료의 사용 허용응력과 수소함량을 제시하는 시험법도 활용되고 있다 [15]. 따라서, 1.5 GPa급 이상의 핫스탬핑강에서도 수소취성의 검토는 필수적이다. TKS에서는 AISi 도금중에 0.5 wt%이하로 Mg를 첨가하여 용융 AISi중 수소혼입을 억제하여 수소취성 방지 도금을 개발하였다 [11]. ArcelorMittal, 신일본제철등은 핫스탬핑후 ZnO도금을 통해 인산염 형성이 가능하도록 하여 도장밀착성을 향상 [16]시키고, 또한 AISi중 Mg, Zn 첨가를 통하여 Mg, Si나 Zn의 희생방식성을 인가 [8]하여 고내식성 핫스탬핑강을 개발하였다. 다양한 AISi 도금중, 본 연구에서는 AISi 도금욕에 5 wt% 까지의 Mg를 첨가하며 핫스탬핑전후 표면의 변화와 내식성, 수소취성 등의 특성변화를 살펴 보았다.

2. 연구방법

2.1 시험편 준비 및 제조과정(Table 1~3)

시험에 사용된 시험편은 도금 투입전(Full Hard) 1.0 mm 두께의 22MnB5 냉연재를 채취후 도금모사 시험기에서 650 °C AISi 용융 도금욕에 침지하여 15~20 μm 두께로 용융도금을 진행하였다. 강재내에 Table 1의 성분 외에 미세조직이나 탄화물제어를 위해 Cr이나 Ti가 미량 첨가되기도 한다. 도금은 9%Si Al에 Mg를 0.25 ~ 5.0 wt%를 첨가한 후, Dross를 건어내고 실시하였다. 이 용융도금 시험편을 Hearth roll 가열로에서 930 °C 300 ~ 600 sec동안 가열한 후, 꺼내어 평판금형에서 냉각을 하였다. 이때, 냉각속도는 50 ~ 70 °C/sec로 하였다. 가열로는 일반 대기가 공급되었으며 이슬점 관리는 하지 않았다.

핫스탬핑후의 시험편은 실험실 전착도장 시뮬레이터에서 탈지-인산염-전착도장 등의 공정을 모사하여 12, 20 μm 두께로 에폭시우레탄 전착도장을 진행하고 170 °C 25 min 으로 건조(Curing) 하였다.

2.2 표면 분석 및 내식성 평가

핫스탬핑 전후 도금면 표면의 형상과 화학적 조성 조성 분석은 JEOL의 7300F 주사전자현미경(SEM, Scanning Electron Microscope), 투과전자현미경(TEM, Transmission Electron Microscope)은 Technai G2로 분석하였다. TEM 분석전 Qanta 3D FEG의 FIB (Focused Ion beam)로 70 ~

Table 1. Chemical composition of 22MnB5 (EN 10083)

	C	Si	Mn	P	S	B
EN10083 22MnB5	0.17 ~ 0.23		1.10 ~ 1.40	≤ 0.025	≤ 0.035	0.0008 ~ 0.005
Content (wt%, OES)	0.23	0.26	1.13	≤ 0.01	≤ 0.005	0.0027

90 nm 두께로 표면을 가공한 후 Cu Gride에 붙여 200 keV 로 행하였다. 강재내 수소량은 핫스탬핑후 즉시 1 cm²로 가공하여 Thermal Desorption Spectrometer (TDS)로 분석하기 까지 -30 °C로 보관하였다. TDS 분석은 5 °C/min 속도로 800 °C까지 승온시킨 후, 300 °C를 기준으로 구분하여 분석하였다. 또한 각 Metallic coating을 12 µm로 전착도장후, 칼날로 전착도장에 찰상을 주고 가속부식 특성을 Itabashi사 복합부식시험기로 독일산업규격 VDA233-102 복합부식모드를 인가하면서 12주 동안 시험하였다. 또한 전기화학적 임피던스분광법(EIS, Electrochemical Impedance Spectroscopy)은 Gamry Reference 1000E로 측정하였다. EIS는 찰상되지 않은(Intact coating) 20 µm 두께의 전착도장 시험편으로, 0.1N NaCl aq. 습윤 반복 복합부식환경에 150일간 노출시키면서 3% NaCl aq. 상온에서 3상전극 시스템(작업전극, 참조전극 (포화칼로멜전극, SCE), 상대전극(Carbon))에서 Amplitude 10 mV, 100 K ~ 10 mHz 인가하며 임피던스 변화를 확인하였다 [6].

3. 연구결과 및 고찰

도금층 미세조직 제어를 통한 도금층 특성 향상을 위해, Al 합금에 2A족 및 다양한 합금을 첨가하는 연구는 지속적으로 진행되어 왔다 [5]. 고온 차폐재로 많이 사용되는 Al 도금에서는, 7-11 wt% Si가 첨가되는 Type

1과 Si가 첨가되는 않는 Type 2로 사용되어지고 있다 [17,18]. 그러나, Si가 첨가되어지지 않으면 Fe 확산제어가 매우 어렵고, 상대적으로 도금재의 용융온도가 높기 때문에 핫스탬핑재로 사용하는 도금은 9 wt%Si가 첨가된 Al도금을 주로 사용하고 있다 [18]. 하지만, AlSi 도금은 자동차 주행부식환경에서 희생부식특성이 부족하며, 인산염 Barrier가 형성되지 못하므로 칩핑(Chipping)에 의한 손상시 Zn계 도금에 비해 상대적으로 도장내 식성이 저하될 것이라는 우려가 많다. 이에 자동차사에서는 지속적으로 AlSi 도금의 내식성 강화에 대해 요구를 하고 있어, AlSi도금과 전착도장의 도장밀착성 향상과 희생방식성 부여를 위해 철강사에서는 2A족 + Zn외 성분 첨가 연구를 지속적으로 하고 있다 [8,10]. 또한 강재의 강도 상승시 우려되는 수소취성 제어를 위하여 강재내 혼입되는 수소양을 줄이기 위하여, 강재내, 수소 Trap 성분의 첨가 및 미세조직 제어, Mg등을 이용한 도금층 제어 [11]와 핫스탬핑 공정에서 가열로 혼입공기의 제어와 프레스시 응력이 집중되지 않도록 비드 위치 설계와 냉간가공의 제한 등을 행하고 있다. M. Rutehnberg *et al.*은 Mg 산화물이 Al 용융시 Al 용융물위에서 수소 혼입을 차폐하므로 강재내 수소 혼입량이 감소한다고 보고하였다 [11]. 본 연구에서는 650 °C 9 wt% AlSi 도금 용융욕에 Table 2와 같이 Mg를 첨가한 후 핫스탬핑 전후 도금특성을 확인하였다. 용융 도금욕에 Mg 첨가

Table 2. Mg content to the AlSi Bath (9 wt%Si-Al, 650 °C)

Sample No.	A	B	C	D	Remark
Steel	1.0mmt 22MnB5 (Full Hard)				Hot Dip coating (15 ~ 20 µm)
Mg addition wt%	0	0.1 ~ 0.3	0.5 ~ 1.5	over3.0	

Table 3. Material, Preparation process for test panels

Hot stamping	Annealing Temp.	930 ~ 960 °C	Austenitizing, Oven
	Annealing Time	300 ~ 600 sec	
	Air Condition	Air	
	Cooling rate	50 ~ 70 °C/sec	Die cooling
ED coating	Coating Temp.	29 ± 0.5 °C	For Automotive
	Curing condition	170 °C 25 min	
	Coating thickness	12 / 20 µm	Thickness gauge

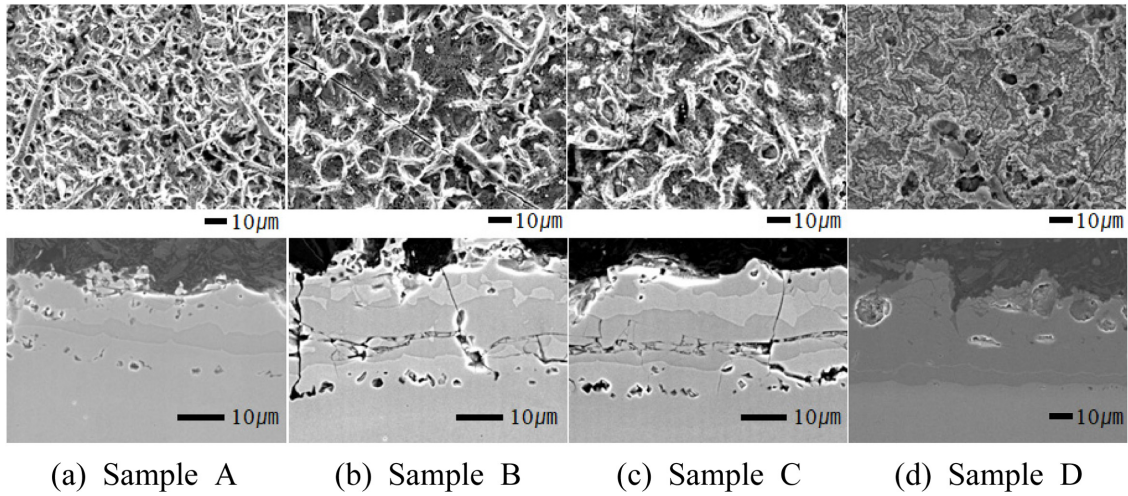


Fig. 2. SEM Images of coatings after hot stamping (Plane/ Cross-section)

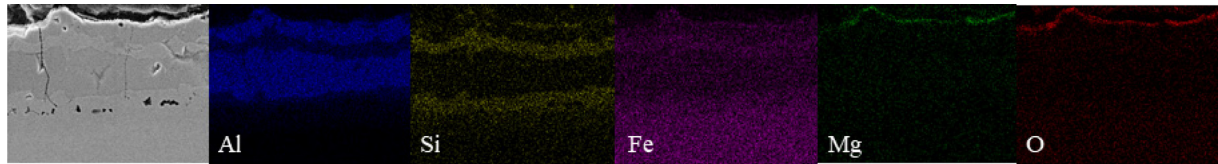


Fig. 3. SEM mapping Images of Sample C

량이 증가할수록 지꺼기(Dross)는 급격히 증가하였다. 그러나 Mg는 타 2A족 보다 Dross양이 상대적으로 작게 발생하였다. 이 도금욕에 1.0 mm 두께의 22MnB5강재를 도금 표면 결함이 발생하지 않도록 Hot Dip Simulator에서 열처리 조건과 도금표면의 Dross를 제어하면서 규정 성분 함량(Table 2)에 따라 AlSi + Mg 도금을 진행하였다. 주사 전자현미경과 도막두께 측정기로 15 ~ 25 μm 로 되도록 시험편을 선별하여 핫스탬핑 모사기에서 규정온도와 규정 시간동안 가열한 후, 50 ~ 70 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 의 속도로 평판금형에서 냉각하였다(Table 3). Fig. 2, 3에 SEM으로 측정된 핫스탬핑 전후 도금의 형상을 나타내었다.

핫스탬핑 전에는 모재와 Al 계면에 Fe-Al-Si 금속간 화합물 형성되며 Al 도금기층 중 Si가 기둥모양으로 존재하며 Mg는 Si를 따라 Mg_2Si 형태로 존재한다 [10,17]. 핫스탬핑중 가열로에서 모재의 Fe는 Al층으로 확산되고, Si는 각 층에 특정 분율로 편재되어 도금두께도 핫스탬핑전 15 ~ 20 μm 에서 25 ~ 35 μm 로 상승한다. 도금의 확산속도 차이에 의한 Kirkendall effect로 다수의 기공이 표면과 도금계면들에서 확인할 수 있다. Mg 첨가량이 증가시, 표면의 기공이 감소하며 산화물이 증가하는 것을 확인할 수 있다. 엘링햄 도표(Ellingham diagram)에 의하면 핫스탬핑 가열로 환경인 950 $^{\circ}\text{C}$ 이하에서, Mg는 Al 밑에 존재하며 Al보다 빠르게 산소와 반응하여

MgO를 만든다. 이 MgO는 표면의 온도 분포에 미세하게 영향을 미쳐 Fe-Al-Si의 확산속도에 영향을 미친다고 추정할 수 있다.

극표면에는 미량의 Mg_2Si (-1.5 V) [19]가 있으며, Mg 첨가량이 증가할수록 Mg_2Si 의 함량이 약간 상승하지만, 대부분 MgO (+2.3 V) [20] 형태로 관찰된다. 극표면 낮은 전위의 Mg_2Si 가 희생방식 효과에 주는 영향은 매우 제한된다 [6]. Fig. 4의 TEM 이미지는 AlSi 도금의 극표면이 Al-O와 Al-Fe-O로 구성되지만, Mg 첨가시 Mg-O, Mg-Al-O, Mg-Al-Fe-O로 변화함을 보여준다.

Al Oxide에 앞서 Mg Oxide가 존재하고 있다. 한편 Mg가 5%이상 포함되면 도금층내에 Mg 덩어리(Cluster) 형태로 존재하다가 표면으로 모두 이동하지 못하고 핫스탬핑중 급격히 산화되어 화산분화구 모양의 형상을 남긴다. M. Barreau *et. al.*은 Thermal-FE SEM으로 승온속도를 변화시키면서 AlSi 도금층의 변화를 900 $^{\circ}\text{C}$ 까지 측정하여 보고하였다 [21]. 승온 속도에 따라 약간의 차이가 있지만, AlSi 도금은 700 ~ 850 $^{\circ}\text{C}$ 에서 도금층들의 화학조성변화로 형상변화가 Fig. 2와 같이 급격하게 나타남을 보여 주었다. 수소취성에 영향을 미치는 인자는 미세조직, 조직내 Trap site 종류와 형상, 강재내 수소함량, 항복응력등 여러 가지가 있지만, 강재내 수소함량도 큰 영향을 준다. 핫스탬핑 공정중 수증기가 분해

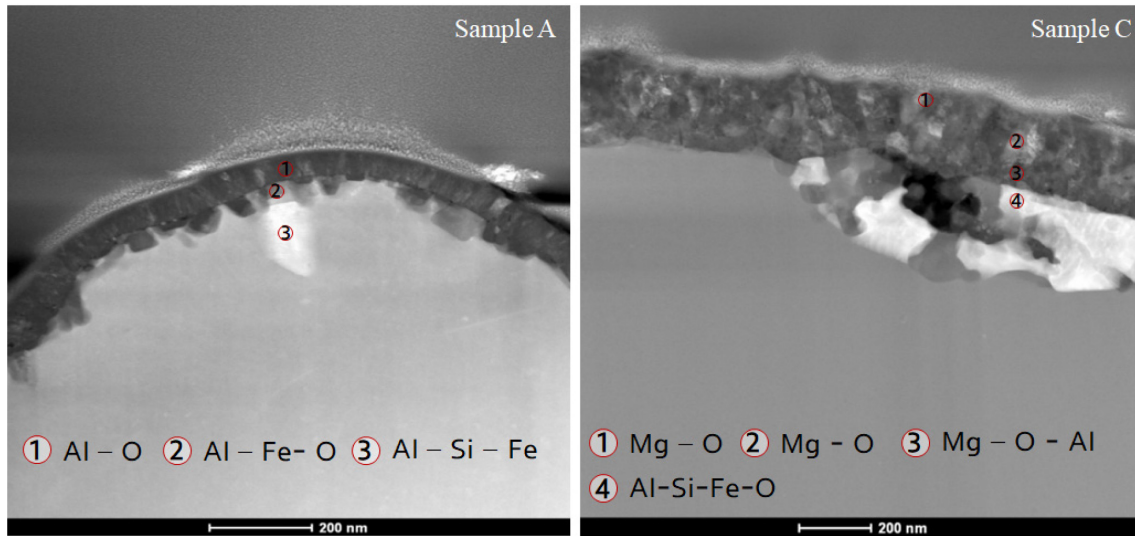


Fig. 4. TEM Images of Sample A and C

Table 4. Hydrogen content (ppm) by TDS

	Sample A	Sample B	Sample C
up to 300 °C	1.454	0.577	0.583
over 300 °C	2.930	2.445	1.984

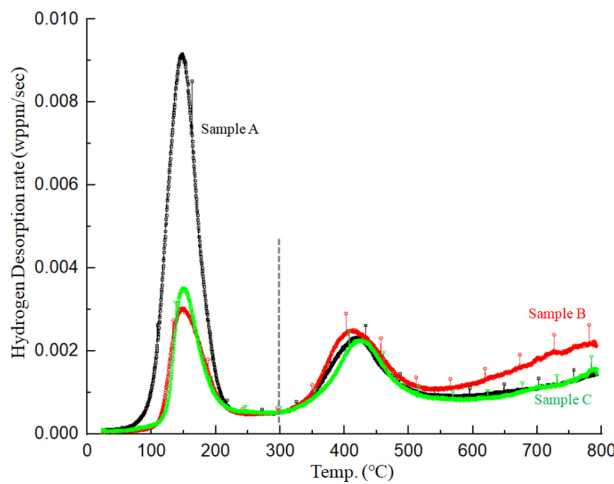


Fig. 5. TDS Results of various AlSi and Mg added metallic coating on 22MnB5

되어 생성된 수소원자는 용융 AlSi에 쉽게 혼입된다. 혼입된 수소는 온도가 저하될 때, 대기로 빠져나가지 못하고 고화된 AlSi 도금층에 막혀 강재내에 그대로 남게 된다. 도금층의 형상이나 조성에 따라 강재내 수소의 혼입량은 달라질 수 있다 [22]. Table 4와 Fig. 5의 TDS 결과는 Mg 첨가에 따라 강재내 수소량이 낮아진다는 것을 보여준다.

수소취성에 영향을 주는 활동적(Mobile) 수소는 승온 속도에 따라 다소 차이가 있지만 TDS로 300 °C를 기준으로 표시할 수 있다 [16]. Fig. 5의 TDS 결과는 5 °C/min 속도로 승온하면서 수소분출속도(wppm)를 질량분석기로 측정된 결과이다. 800 °C 까지 총수소량은 Mg 첨가량이 증가할수록 크게 나타나지만, 수소취성에 영향을 미치는 300 °C까지의 활동적 수소는 Sample A와 C는 유사하였다. 즉 AlSi에 Mg가 미량 첨가되어도 산화물층이 용융물을 충분히 은폐한다고 볼 수 있다. 그러나, Mg 첨가량이 증가할수록 강재의 총수소 함량이 감소하는 것은 추가 연구가 필요하다. SEM, XPS, TEM 표면분석 결과에서도 알 수 있듯이, Mg는 핫스탬핑중 극표면으로 이동하여 AlSi 용융물위에 존재하여 대기중에서 침입하는 수소양을 줄인다고 판단된다 [11].

각 시험편들의 전착 도장후 내식성은 찰상면과 비찰상면을 구분하여 평가하였다. 찰상면에 대한 내식성은 12 μm 전착도장후 VDA233-102 규격으로, phase cycle 이 진행되면서 증가되는 찰상면에서의 도장박리(Blister) 발생 길이를 측정하였다 (Fig. 6).

Fig. 6에서 Mg가 미량 첨가되었을 때는 박리속도가 Mg가 첨가되지 않은 시험편보다 상대적으로 약간 증가하지만, Sample C에서는 상대적으로 높은 Blister 억제력을 나타낸다. 찰상되지 않은 20 μm 전착도장의 EIS 결과를 Fig. 8과 9에 나타내었다. 모든 도장시험편이 부식 환경에 노출되는 시간이 증가함에 따라 기공저항이 감소한다. 초기 저항은 Fig. 7과 같이 Mg가 미량 첨가되면 오히려 도막의 부식저항성이 낮아짐을 보여주지만, Mg첨가량이 1% 내외의 Sample B가 가장 높은 도막저항을 나타낸다.

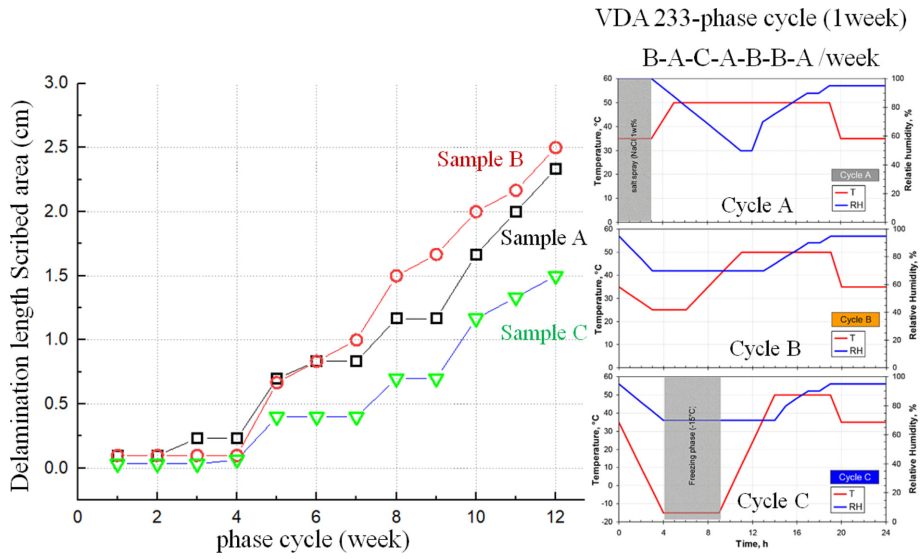


Fig. 6. Blister length of ED with AlSi and Mg added coating by VDA233-102

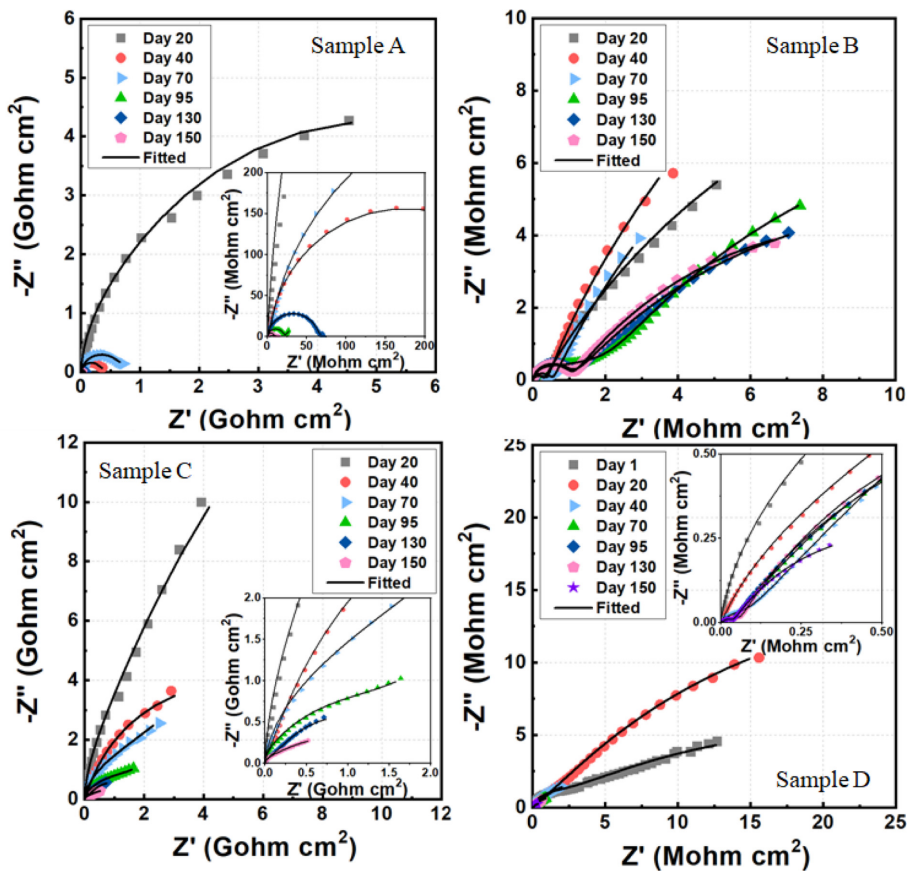


Fig. 7. EIS Results of each ED coating up 150day exposure

반면 Mg첨가량이 크게 증가한 Sample C에서는 초기 저항도 가장 낮고 150일 이상 노출된 환경에서도 가장 낮은 부식저항성을 가진다. Fig. 6 ~ 8에서, Mg의 미량

첨가시 AlSi의 기공을 막아 소재-도장간 밀착성을 줄이나, 적정 성분량에서는 Barrier효과를 크게 나타내고, 오히려 Mg첨가량이 크게 많아지면, 소재-도장간 밀착성이

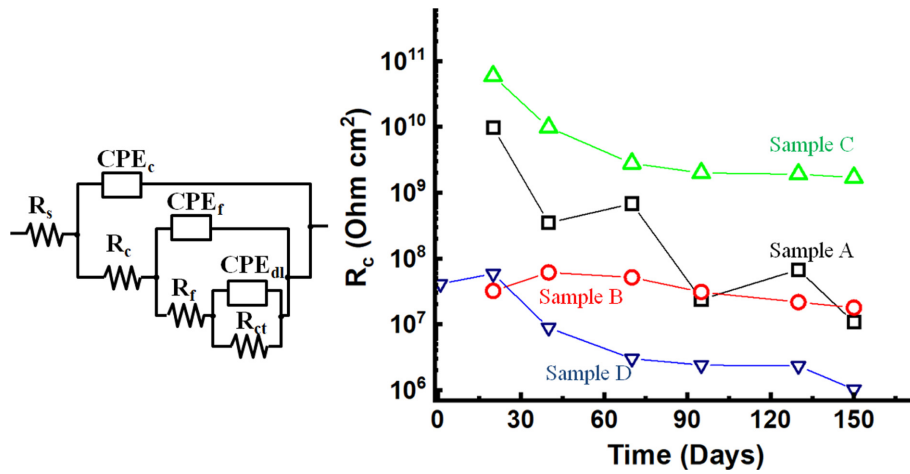


Fig. 8. Equivalent circuit and Pore Resistance of ED coatings

낮아져 도장내식성에 영향을 미친다고 생각할 수 있다.

4. 결론

B 첨가-열처리강인 EN 10083 22MnB5의 AISi 도금욕에 0.1 ~ 5 wt%까지 Mg를 첨가해가면서, 핫스탬핑 전후 도금특성에 미치는 영향에 대해 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Mg는 핫스탬핑전 Mg₂Si형태로 도금층내에 존재하지만 핫스탬핑후 AISi 도금층 위에 대부분 MgO 형태로 형성된다.

2) Mg 첨가량 증가에 따라 AISi 도금층위에 있어 핫스탬핑중 대기 환경으로 인한 강재내 수소혼입 차단효과를 가진다. 그러나, 수소취성에 영향을 미치는 300 °C 이하의 수소량은 Mg 첨가량이 증가해도 큰 변화가 없었다.

3) Mg 미량 첨가시 도장내식성은 감소하나, 1.0 wt% 내외의 첨가시 가장 큰 내식성 증가효과를 보였다. 그러나 3 wt% 이상 과다 첨가시 오히려 내식 성이 감소하였다.

References

- Z. Qifu and J. Sheming, *Proc. 11th International Conference on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet (Galvatech 2017)*, p. 18, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, Japan (2017).
- R. Rana and S. b. Singh, *Automotive Steel : Design, Metallurgy, Processing and Applications, 1st ed.*, p. 37, Elsevier (2017).
- T. K. Roy, B. Bhattacharya, C. Ghosh, and S. K. Ajmani,

Advanced High Strength Steel : Processing and Application, 1st ed., p. 50, Springer (2018).

- N. Fujita, K. Kusumi, K. Matsumura, T. Nonaka, and T. Tomokiyo, Present Situation and Future Trend of Ultra-High Strength Steel Sheets for Auto-Body, *Nippon Steel Technical Report*, **103**, 99 (2013).
- E. Billur, *Hot Stamping of Ultra High Strength Steels, 1st ed.*, pp. 19 - 76, Springer (2019).
- C. K. Kim, S. K. Cho, W. S. Yang, A. I. Karayan, and H. Castaneda, Corrosion behavior of Al-Si-Mg coated hot-press-forming steel, *Corrosion Science*, **183**, 109339 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109339>
- M. Suehiro, J. Maki, K. Kusumi, M. Ohgami, and T. Miyakoshi, Properties of Aluminum-coated Steels for Hot Stamping, *Nippon Steel Technical Report*, **88**, 16 (2003).
- P. Drillet, *Proc. 11th International Conference on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet (Galvatech 2017)*, p. 401, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, Japan (2017).
- C. Alley, L. Dosdat, O. Clauzeau, K. Ogle, and P. Volovitch, Anticorrosion mechanisms of aluminized steel for hot stamping, *Surface Coating & Technology*, **238**, 188 (2014). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.10.072>
- C. Nicard, C. Allely, and P. Volovitch, Effect of Zn and Mg alloying on microstructure and anticorrosion mechanisms of Al-Si based coatings for high strength steel, *Corrosion Science*, **146**, 192 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.10.037>
- M. Ruthenberg, J. Banik, G. Reimann, M. Norden, and F. Friedel, *Proc. 11th International Conference on Zinc and*

- Zinc Alloy Coated Steel Sheet (Galvatech 2017)*, p. 417, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, Japan (2017).
12. M. Nagumo, *Fundamentals of Hydrogen Embrittlement, 1st ed.*, pp. 137-165, Springer (2016). Doi: <https://doi.org/10.1007/978-981-10-0161-1>
 13. M. Okayasu and T. Fujiwara, Hydrogen embrittlement characteristics of hot-stamped 22MnB5 steel, *International Journal of Hydrogen Energy*, **46**, 19657 (2021). Doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.03.092>
 14. A. Cherubini, Linda Bacchi, S. Corsinovi, M. Beghini, and R. Valentini, Hydrogen Embrittlement in Advanced High Strength Steels and Ultra High Strength Steels: a new investigation approach, *Procedia Structural Integrity*, **13**, 753 (2018).
 15. W. S. Yang, J. W. Seo, and S. H. Ahn, A Study on Hydrogen Embrittlement Research on Automotive Steel Sheets, *Corrosion Science and Technology*, **17**, 193 (2018). Doi: <http://dx.doi.org/10.14773/cst.2018.17.4.193>
 16. M. Kubo, Y. Nakazawa, T. Suzuki, N. Nomura, S. Fujita, H. Irikawa, and K. Hong, Plated steel sheet for hot stamping, method of manufacturing plated steel sheet for hot stamping, method of manufacturing hot-stamped component, and method of manufacturing vehicle, US20200024748A1 (2020.01.23.)
 17. N. Takata, M. Nishimoto, S. Kobayashi, and M. Takeyama, Morphology and formation of Fe–Al intermetallic layers on iron hot-dipped in Al–Mg–Si alloy melt, *Intermetallics*, **54**, 136 (2014). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.06.003>
 18. D. W. Fan and B. C. De Cooman, State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamped Parts, *Steel Research international*, **83**, 412 (2012). Doi: <https://doi.org/10.1002/srin.201100292>
 19. R. K. Gupta, N. L. Sukiman, K. M. Fleming, M. A. Gibson, and N. Birbils, Electrochemical Behavior and Localized Corrosion Associated with Mg₂Si Particles in Al and Mg Alloys, *ECS Electrochemistry Letters*, **1**, C1 (2012).
 20. Q. Chen, J. Li, Y. Li, A review of plasma-liquid interactions for nanomaterial synthesis, *Journal of Physics D: Applied Physics*, **48**, 424005 (2015) Doi: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/48/42/424005>
 21. M. Barreau, C. Methivier, T. Sturel, C. Allely, P. Drillet, S. Cremel, R. Grigoieva, B. Nabi, R. Podor, J. Lautru, V. Humblot, J. Landoulsi, and X. Carrier, In situ surface imaging: High temperature environmental SEM study of the surface changes during heat treatment of an AlSi coated boron steel, *Materials Characterization*, **163**, 110266 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110266>
 22. C. Georges, T. Sturel, P. Drillet, and J. M. Maigne, Absorption/Desorption of Diffusible Hydrogen in Aluminized Boron Steel, *ISIJ International*, **53**, 1295 (2013). Doi: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.53.1295>