핫스탬핑 열처리 온도가 Al-10% Si 도금 30MnB5 강의 점용접성에 미치는 영향

손성국 · 황연정 · 이창욱* · 유지홍 · 최민수

현대자동차 연구개발본부

Effect of Hot Stamping Heat Treatment Temperature on Resistance Spot Weldability of Al-10% Si Coated 30MnB5 Steel

Seong Guk Son, Yeonjung Hwang, Chang Wook Lee*, Ji Hong Yoo, and Minsu Choi

¹Research & Development Division, Hyundai Motor Company, Hwaseong 18280, Republic of Korea

Abstract: Hot stamping is the most efficient manufacturing process to produce high strength automotive parts with reduced springback. Recently, 30MnB5 steel has been developed for hot stamping steel which can provide above 1700 MPa. However, resistance spot weldability of this steel is insufficient due to the need for a large amount of carbon addition. In this study, the effect of the hot stamping heat treatment temperature on resistance spot weldability of Al-10% Si coated 30MnB5 was evaluated to improve the resistance spot weldability of 30MnB5. In terms of nugget diameter, weldable current range, tensile shear strength and cross tension strength, the specimen heat treated at 850 °C achieved better performance than the specimen heat treated at 950 °C. There was a coating microstructure difference between the specimens heat treated at 850 °C and 950 °C whereas both specimens had similar microstructure and mechanical properties of their substrates. The Fe-rich layer of the specimen heat treated at 950 °C was twice as thick as the specimen heat treated at 850 °C because the diffusion rate was much higher at 950 °C. The thick Fe-rich layer deteriorated the resistance spot weldability due to high electrical resistivity during resistance spot welding.

(Received August 22, 2019; Accepted October 6, 2019)

Keywords: hot stamping, Al-10%Si coating, 30MnB5, resistance spot welding, dynamic resistance

1. 서 론

자동차의 충돌 안정성과 연비에 대한 고객들의 니즈는 계속하여 증가하고 있다. 이에 맞춰 자동차 생산 업계에서는 충돌안전성과 연비개선을 동시에 확보할 수 있는 고강도 철강 재료를 적용하고 있다 [1,2]. 일반적으로 재료의 강도가 높아지면 성형성은 감소하기 때문에 초고강도 강판의 차체 부품 적용은 제한적이었다. 이를 극복하기 위하여 핫스탬핑 공법이 개발되었다 [3-5].

핫스탬핑은 강판을 가열로에 삽입하여 열처리를 한 후 금형에서 성형과 냉각을 동시에 진행하는 공법이다. 핫스

탬핑 부품의 고강도는 미세조직 제어를 통해 확보한다. 열처리 전에는 Ferrite와 Pearlite의 복합조직으로 구성되어 있다. 핫스탬핑 열처리 시 강판을 A₃ 온도 이상으로 열처리하여 Austenite 단상으로 변태시킨다. 가열된 강판을 금형에서 급랭하여 최종적으로 준안정상의 Martensite로 변태시킨다. 이러한 미세조직 제어를 통해 1.5GPa 이상의 고강도를 확보할 수 있다. 또한 핫스탬핑강은 고온에서 연강과 유사한 인장물성을 가지며 스프링백을 최소화할 수 있기 때문에 형상이 복잡한 부품에도 적용할 수 있다. 이러한 강점으로 형상이 복잡하고 고강도를 요구하는 자동차의 충돌부재에 핫스탬핑 공법이 활발하게 적용되고 있다 [6].

현재까지 핫스탬핑용 강판으로는 주로 22MnB5 (0.22C-1.25Mn-0.002B, wt%) 가 사용되어 왔다. 22MnB5 강종은 C, Mn, B 등의 Austenite 안정화 원소를 함유하고 있어,

- 손성국 · 황연정 · 이창욱 · 유지홍 · 최민수: 연구원
*Corresponding Author: Chang Wook LEE
[Tel: +82-31-5172-3415, E-mail: lcw8788@hyundai.com]
Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

핫스탬핑 시 Martensite 조직을 안정적으로 확보할 수 있다 [7]. 핫스탬핑 후 Martensite 조직으로 구성된 22MnB5 강의 인장강도는 1.5 GPa이다. 최근 글로벌 철강사들은 1.5 GPa 이상의 강도를 확보하기 위해 C의 함량을 0.3 ~ 0.34 wt%까지 증가시킨 30MnB5, 34MnB5 강종 등을 개발하고 있다 [8,9]. 하지만 C의 함량 증가는 재료의 C_{eq} (Carbon Equivalent) 값을 증가시켜 점용접성 저하를 야기하므로 자동차 차체 적용을 위해서는 점용접성을 향상시킬 수 있는 방안이 필요하다 [10].

핫스탬핑 강은 고온열처리 공정으로 인해 고온산화 및 탈탄의 위험성에 노출되어 있다. 따라서 이를 방지하기 위하여 다양한 도금법이 개발되어 왔다. 이 중 가장 널리 사용되고 있는 도금은 Al-10% Si 합금 도금이다. Al-10% Si 도금은 핫스탬핑 공정 시 효과적으로 고온산화 및 탈탄으로부터 모재를 보호하고 핫스탬핑 후에는 우수한 Barrier Protection 또한 제공한다 [11,12]. 하지만 도금층은 점용접 시 접촉저항으로 작용하여 점용접성에 영향을 미치는 인자이다. 도금층의 미세조직은 열처리 온도 및 열처리 시간에 영향을 받으며, Fe-Al 금속간화합물의 상간 분율은 점용접성에 영향을 미친다. Sherepenko 등은 Al-10% Si 도금 22MnB5강의 열처리 온도별 (700 °C, 800 °C, 930 °C) 도금층 및 너겟사이즈에 대한 연구를 하였다. 온도별 도금층 변화 및 너겟성장 거동은 분석가능하나, 해당온도에서의 모재의 미세조직이 전부 다르기 때문에 점용접부의 강도에 대한 평가는 논의되지 않았다 [13]. 열처리 온도 930 °C의 경우, 모재는 A_{c3} 온도 이상에서 열처리되어 최종적으로 Full Martensite 조직을 가지지만, 열처리 온도 700 °C의 경우, A_{c3} 온도 이하이기 때문에 Ferrite + Pearlite 조직을 유지하고, 800 °C의 경우는 A_{c1} - A_{c3} 의 이상영역에서 열처리 되므로 냉각 후 부분적으로 Martensite 조직을 포함한다 [14].

따라서 본 연구에서는 Full Martensite 조직을 확보할 수 있는 온도영역에서 열처리 온도에 따른 Al-10% Si 도금 30MnB5의 점용접성을 평가해보았다. 열처리 온도에 따른 너겟경 크기 및 용접강도를 평가하였고, 점용접성 차이의 원인규명을 위하여 도금층 미세조직, 동저항 (Dynamic resistance) 을 비교 분석해 보았다.

2. 실험 방법

2.1 Material

본 연구에서는 진공유도용해로 (Vacuum Induction Melting, VIM) 를 통해 Fe-0.31C-1.4Mn-0.2Si, wt%의 함량을 갖는 핫스탬핑강 잉곳을 제작하였고, 열간압연과 냉간압연을 거쳐 최종두께 1.1 mm 미소둔강판을 제작하였다. 고온 산화 및 탈탄 방지를 위해 18 μ m 두께의 Al-10% Si 도금을 진행하였다.

2.2 Dilatometry

30MnB5의 Austenitization 온도 (A_{c3}) 측정을 위해 Bähr 805 A/D Dilatometer를 사용하였다. 시편은 폭 5 mm, 길이 10 mm로 압연방향에 평행한 방향으로 제작하였다. 시편은 진공 하에 승온 속도 10 °C/s 로 930 °C까지 승온 후 2분간 유지하였다. 그리고 헬륨 가스를 이용하여 -50 °C/s의 속도로 상온까지 냉각하였다.

2.3 Hot stamping heat treatment

본 연구에 사용된 시편들은 박스형 전기로에서 핫스탬핑 열처리 공정을 모사하여 제작하였다. 강판을 설정된 Austenitization 온도에서 5분간 열처리한 후 냉각채널이 있는 평판 금형으로 옮겨 14초간 냉각하였다. 열처리 온도는 850 °C, 950 °C 로 설정하였다.

2.4 Resistance Spot Welding

점용접은 제어주파수 1000 Hz의 정치식 Medium Frequency Direct Current (MFDC) 점용접기를 사용하여 평가하였다. 용접조건은 ISO18278-2에 따라 진행하였으며, 전극과 용접조건에 대한 상세내용은 표 1에 나타내었다. 점용접 시험은 전류를 0.5 kA 간격으로 증가시키며 Expulsion이 발생할 때까지 진행하였다. 가용전류 구간은 너겟경이 4.4 이상이며 Expulsion 이 발생하지 않는 구간으로 설정하였다.

점용접부의 경도 측정은 너겟 중앙부에 정밀컷팅기를 이용하여 절단, 연마 후 미세경도 시험기 (Future Tech FM-700 Microhardness Tester)를 이용하여 300 gf 하중으로 5 초간 압입하여 측정하였다.

Table 1. Welding Condition (ISO18278-2:2016)

Welding Schedule				Electrode			
Squeeze (msec)	Pulse	Weld (msec)	Hold (msec)	Materials	Tip Diameter (mm)	Water Flow Rate(l/min)	Force (kN)
664	1	265	265	Cu-Cr	6	8	4.0

점용접부의 강도평가를 위하여 인장전단하중(Tensile Shear Strength, TSS)과 십자인장하중(Cross Tension Strength, CTS)을 평가하였다. TSS 평가를 위한 시험편은 ISO14273을 따라 105 mm × 45 mm 크기 시편 2개를 35 mm 겹친 상태에서 점용접 하였고, CTS 평가를 위한 시험편은 ISO14272를 따라 100 mm × 50 mm 크기 시편 2개를 수직으로 교차하여 용접하여 제작하였다. 용접한 시험편은 만능 재료 시험기 (ZWICK Z100 Universal Tensile Testing Machine)를 이용하여 평가하였다.

동저항값은 전극 양 선단에 장착한 계측장비를 통해 실시간으로 측정된 전압과 전류를 계산하여 얻었다. 전류는 PEM사의 DCFlex 장비로 계측하였고, 전압 계측 및 데이터 수집은 NATIONAL INSTRUMENTS사의 cDAQ-9174 장비를 이용하였다.

2.5 Microstructure Analysis

미세조직 분석을 위한 시편은 단계적으로 사포연마 후 다이아몬드 페이스트를 이용하여 입도 1 μm 까지 미세 연마하여 제작하였다. 연마된 시편은 질산 (HNO_3) 4%와 에탄올 (Ethanol) 96%의 혼합용액으로 약 20초간 에칭을 실시하였다. 연마된 시편의 미세조직 및 화학성분 분석은 광학현미경 (ZEISS Axio Imager, A2m Optical Microscope, OM)와 주사전자현미경 (FEI Quanta 450 Scanning Electron Microscope, SEM)에 Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) detector를 설치하여 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

30MnB5 강의 핫스탬핑 열처리 온도 조건 설정을 위하여 온도변화에 따른 팽창률을 측정하였다 (그림 1). 승온곡선을 보면 상온부터 온도가 상승함에 따라 팽창율은 증가하다가 750 $^{\circ}\text{C}$ 에서 급격히 감소하기 시작하여 810 $^{\circ}\text{C}$ 까지 감소한 후 다시 증가한다. 냉각곡선을 보면 930 $^{\circ}\text{C}$ 부터 350 $^{\circ}\text{C}$ 까지 감소하다가 350 $^{\circ}\text{C}$ 부터 급격히 증가하여 250 $^{\circ}\text{C}$ 부터 다시 감소한다.

그림 1에서 팽창률의 급격한 변화는 소재의 상변태에 기인한다. 핫스탬핑 열처리 전 30MnB5 강은 Ferrite와 Pearlite의 복합 조직으로 이루어져 있으며 대부분이 Body Centred Cubic (BCC) 구조인 Ferrite 상으로 구성되어있다 [11]. 온도가 750 $^{\circ}\text{C}$ 가 되면 Close packed 구조인 Face Centred Cubic (FCC)의 Austenite로 변태를 하기 때문에 팽창률의 급격한 감소가 나타나게 된다. Austenite의 분율이 증가함에 따라 팽창률은 감소하다가 810 $^{\circ}\text{C}$ 에서 변태가

Fig. 1. Dilatometry results of 30MnB5 during hot stamping heat treatment.

Table 2. Phase transformation temperature of 30MnB5

	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
30MnB5	750 $^{\circ}\text{C}$	810 $^{\circ}\text{C}$	350 $^{\circ}\text{C}$	250 $^{\circ}\text{C}$

완료되어 Austenite 단상이 되면 다시 온도에 의한 팽창으로 팽창률은 증가한다. Austenite 단상구조의 시편을 -50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 의 냉각속도로 급랭하게 되면 250 $^{\circ}\text{C}$ 부근에서 Open structure인 Body Centred Tetragonal (BCT) 구조의 Martensite 상이 생성되면서 팽창률은 급증하게 된다. 그 후 상변태가 완료되면 다시 팽창률은 감소한다. 평형상태에서는 810 $^{\circ}\text{C}$ 근처에서 Ferrite 생성이 시작하기 때문에 팽창률이 급증하여야 한다. 하지만 핫스탬핑 급형 냉각속도인 -50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 의 조건에서는 급증하지 않은 것으로 보아 Ferrite가 생성되지 않은 것을 알 수 있다. 팽창률 곡선을 통해 30MnB5 강의 상변태 온도를 표 2와 같이 얻을 수 있었다.

핫스탬핑 부품의 강도를 확보하기 위해서는 급형 냉각을 통한 강판의 최종 미세조직이 Full Martensite가 되어야 한다. 따라서 30MnB5의 경우, 핫스탬핑 열처리 온도를 최소한 A_{c3} 온도인 810 $^{\circ}\text{C}$ 이상으로 설정해야 함을 알 수 있다. 본 연구에서는 실제 핫스탬핑 부품생산을 고려하여, 열처리 온도조건을 850 $^{\circ}\text{C}$ 와 950 $^{\circ}\text{C}$ 로 설정하여 점용접성 평가를 진행하였다.

그림 2는 용접전류에 따른 Al-10% Si도금 핫스탬핑강의 너겟경 (Nugget Diameter)을 측정하여 나타낸 것이다. 850 $^{\circ}\text{C}$ 열처리 시편은 너겟경이 전류가 증가함에 따라 증가하다가 7.0 kA에서 Expulsion이 발생하면서 감소하였다. 가용전류구간의 경우, 850 $^{\circ}\text{C}$ 열처리 시편은 5.5 kA ~ 6.5 kA 구간에서 너겟경 4.7을 만족하였고, 최대 너겟경은 6.5 kA 전류 조건에서 5.6 mm 였다. 950 $^{\circ}\text{C}$ 열처리 시편은

Fig. 2. Nugget diameters as a function of weld current for resistance spot welded Al-10 % Si coated hot-stamped steels with heat treatment at 850 °C and 950 °C.

5.5 kA에서 Expulsion이 발생하였고 너겟경 $4\sqrt{t}$ 를 만족하는 가용전류구간이 존재하지 않았다.

그림 3은 850 °C 열처리 시편의 용접부 미세조직을 나타낸 것이다. 점용접은 최대 너겟경을 가지는 6.5 kA 전류 조건에서 실시하였다. 그림 3(a)에서 용접부는 (b) 점용접 시 용융되었다가 응고되는 Fusion Zone (FZ), (c-f) 용융되지 않지만 점용접시 발생하는 열로 인하여 미세조직의 변화가 생기는 Heat Affected Zone (HAZ), (g) 열영향을 받지 않은 Base Metal (BM)의 세가지 영역으로 나눌 수 있다. 이중 HAZ는 온도영역에 따라 (b-c) A_{c3} 온도 위에서 열처리가 되는 Upper-Critical HAZ (UCHAZ), (d) A_{c1} - A_{c3} 온도 사이의 이상영역에서 열처리가 되는 Inter-Critical HAZ (ICHAZ), A_{c1} 온도 밑에서 열처리 되는 Sub-Critical HAZ (SCHAZ)로 나뉜다 [15].

FZ은 그림 3(b)와 같이 Lath 형태의 Martensite 조직을 확인할 수 있었다. Martensite의 모재가 점용접 시 용융되어 Liquid상이 되고 냉각 중에 Austenite를 거쳐 최종적으로 Martensite 조직으로 변태하였다 ($\alpha' \rightarrow L \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$). 액상에서 생성된 FZ의 마르텐사이트 조직이 고상으로부터 생성된 BM (그림 3(g))의 마르텐사이트 조직보다 조대하였다. HAZ는 전극과의 거리에 따른 미세조직이 다르게 나타난다. 그림 3(c,d)와 같이 UCHAZ 중 FZ와 가까운 위치에는 조대한 Martensite 가, UCHAZ 중 Corona bond와 가까운 위치에는 미세한 Martensite 조직이 생성된다. 이 두 조직 모두 Martensite가 A_{c3} 온도이상에서 Austenite로 역변태된 후에 다시 Martensite로 변태된 조직이다 ($\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$). 다만 FZ의 거리에 따른 열처리 온도차이로 Prior Austenite Grain의 크기의 차이가 있다. ICHAZ 영역은

Fig. 3. (a) Low magnification micrograph of a whole spot welding joint with a peak current 6.5kA (The specimen was heat treated at 850 °C), and microstructure of different micro regions ((b)-(f)) marked in (a): (b) FZ, Fresh martensite ($\alpha' \rightarrow L \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$); (c) UCHAZ, Fresh martensite ($\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$); (d) UCHAZ, Fresh martensite + Tempered martensite; (e) ICHAZ, Tempered martensite + Ferrite; (f) SCHAZ, Tempered martensite; (g) BM, Fresh martensite.

A_{c1} - A_{c3} 온도 사이에서 열처리 됨으로써 Martensite 조직의 일부가 Austenite로 역변태 후 냉각속도에 따라 Martensite 또는 Ferrite 로 변태한다. Austenite로 역변태되지 않은 Martensite는 Tempering이 된다 ($\alpha' \rightarrow \text{Tempered } \alpha' + \gamma \rightarrow \text{Tempered } \alpha' + \alpha / \alpha'$). 그림 3(e)의 Ferrite의 경우, FZ로 부터의 거리가 멀기 때문에 냉각이 충분하지 않아서 생성된 것으로 판단된다. SCHAZ영역은 A_{c1} 온도 아래에서 열처리가 되기 때문에 상변태는 일어나지 않고 Martensite 조직이 Tempering만 된다 (그림 3(f)).

동일 시편의 경도분포를 그림 4에 나타내었다. 너겟 중심부부터 Corona bond까지 경도가 520-580 HV로 모재에 비해 최대 60 HV 정도 높았다. Corona bond 부터 340 HV로 급격하게 감소하였다가 BM까지 다시 증가하였다. FZ와 BM은 동일한 Martensite 조직이지만 FZ의 경우 열

Fig. 4. Hardness distribution of Al-10%Si coated 30MnB5 heat treated at 850 °C after resistance spot welding with a peak current 6.5 kA.

전도율이 높은 전극으로 Liquid상부터 Martensite까지 높은 냉각속도로 냉각되지만 BM은 핫스탬핑 공정 중 강판 이송에 따른 공랭과 열전도율이 상대적으로 낮은 금형으로 냉각된다. 이로 인해 FZ의 경도값이 BM의 경도 값보다 높은 것으로 판단된다 [16]. Nishibata등은 냉각속도에 따른 핫스탬핑의 경도 변화에 대한 연구를 하였다. 수냉으로 만들어진 마르텐사이트는 높은 냉각속도로 인하여 Full lath-martensite를 생성한다. 하지만 금형냉각으로 인해 만들어진 마르텐사이트는 낮은 냉각속도로 인하여 일부 lath-martensite가 냉각 중에 Auto-tempering 되어 경도가 감소한다고 보고하였다 [17]. Corona bond 부근에서 경도 이 급감한 이유는 연질의 Ferrite 분율이 증가한 것에 기인한 것으로 판단된다 [18,19].

그림 5는 용접전류에 따른 인장전단강도를 나타낸 것이다. 용접전류가 증가함에 따라 너겟경이 증가하기 때문에 인장전단강도 또한 용접전류가 증가함에 따라 증가하였다. 850 °C 열처리 시편의 최대 인장전단강도는 6.5 kA 전류조건에서 13.15 kN 이었다. 반면 950 °C 열처리 시편의 최대 인장전단강도는 5.0 kA 전류조건에서 9.46 kN으로 큰 차이를 보였다. 850 °C 열처리된 시편이 950 °C 열처리 시편보다 가용전류구간도 넓고 최대 너겟경도 크기 때문에 인장전단강도 또한 높았다.

그림 6는 용접전류에 따른 십자인장강도를 나타낸 것이다. 십자인장강도도 인장전단강도와 마찬가지로 전류가 증가함에 따라 증가하였다. 850 °C 열처리 시편의 최대 십자인장강도는 6.5 kA 전류조건에서 3.33 kN 이었다. 반면 950 °C 열처리 시편의 최대 십자인장강도는 5.0 kA 전류조건에서 2.6 kN으로 850 °C에 비해 낮은 값을 보였다.

Fig. 5. Tensile shear strength as a function of weld current for resistance spot welded Al-10% Si coated 30MnB5 heat treated at 850 °C and 950 °C.

Fig. 6. Cross tension strength as a function of weld current for resistance spot welded Al-10% Si coated 30MnB5 heat treated at 850 °C and 950 °C.

열처리 온도에 따른 30MnB5의 점용접성을 평가결과를 분석해본 결과, 850 °C 열처리 시편이 950 °C 열처리 시편보다 너겟성장 거동 및 용접강도 등 점용접성이 우수한 것으로 판단된다. 동일한 조건하에 점용접 했을 경우, 점용접성의 차이가 나는 이유는 모재 혹은 도금의 차이 때문으로 유추 해볼 수 있다. 원인규명을 위해 열처리 온도에 따른 모재의 기계적 물성 차이와 도금층 미세구조에 대한 분석을 진행하였다.

Dilatometry 시편의 경우, 매우 작고 시편에 직접 부착한 열전대에 의해 온도가 정밀제어 되지만, 실제 부품 생산에서는 블랭크도 크고 가열로 분위기를 제어하는 방식으로 열처리 하기 때문에 본 연구에서 설정한 온도하에 실제로 강도가 나오는지 확인이 필요하다. 설정한 온도조건하에 열

Fig. 7. Engineering stress-strain curves of Al-10% Si coated 30MnB5 heat treated at 850 °C and 950 °C.

처리된 시편의 강도확보여부, 열처리 온도에 따른 모재의 기계적 물성 차이 여부를 판단하기 위하여 인장시험을 하였다. 그림 7는 핫스탬핑 열처리 온도가 850 °C와 950 °C 일 때 기계적 물성을 나타낸 Engineering Stress-Strain curve이다. 인장강도 (Ultimate Tensile Strength, UTS)는 각각 1771 MPa, 1764 MPa이고 연신을 두 조건 모두 6.4%로 매우 유사한 기계적 물성을 보였다. 그림 1에서와 같이 810 °C 이상에서 열처리가 되면 모재의 미세조직은 Ferrite + Pearlite → Austenite → Martensite로 상변태가 일어난다. 따라서 두 열처리 조건하에 제작된 시편의 기계적 성질이 동일한 것으로 볼 때, 모재로 인한 점용접부의 강도 변화는 없을 것으로 판단된다.

그림 8은 핫스탬핑 열처리 전후 (850 °C, 950 °C)의 도

Fig. 8. SEM cross-sectional micrograph and elemental line scan profile of Al-10% Si coated 30MnB5 before hot stamping and heat treated at 850 °C and 950 °C.

Table 3. EDS analysis of Al-10%Si coatings heat treated at 850 °C and 950 °C

Chemical Composition (wt%)	850 °C			950 °C			Phase
	Fe	Al	Si	Fe	Al	Si	
Fe-rich	59.5	33.9	6.6	66.7	27.4	5.9	FeAl
Al-rich	44.0	54.0	2.0	32.1	66.8	1.2	Fe ₂ Al ₅
Diffusion layer	89.1	8.6	2.3	88.4	3.6	8.0	FeAl / Fe ₃ Al

금층의 미세조직 SEM micrograph 와 EDS 분석 결과를 나타낸 것이다. Al-10% Si 도금층은 열처리 전에 Al matrix에 Si particle이 분산되어있고 5 μm 두께의 Fe-Al-Si 금속간화합물층으로 구성되어있다. 핫스탬핑 열처리를 850 °C에서 진행한 경우, 도금층은 Al-rich 상으로 대부분 구성되어있고 도금층 상단 부에 Fe-rich 상이 2 - 3 μm 크기로 불연속적으로 분포되어있다. 모재와 도금층 사이에는 Fe-rich Diffusion layer가 2 μm 두께로 형성되어있다. 핫스탬핑 열처리를 950 °C에서 진행한 경우, 도금층은 각 5 μm 두께의 Al-rich, Fe-rich, Al-rich 순으로 연속적인 층으로 구성되고 10 μm 두께로 Fe-rich Diffusion layer가 형성되어있다.

핫스탬핑 열처리 전 시편의 Fe-Al-Si 금속간화합물층은 9.5Fe-57.5Al-13.0Si, wt%로 구성되며 화학양론적으로 Fe₂Al₇Si 혹은 Fe₂Al₈Si 상으로 규명된다. Fe₂Al₈Si 금속간화합물층은 도금 중 Al이 Steel substrate와 급속하게 반응하는 것을 막아주는 Inhibition layer의 역할을 한다. [20,21]. 열처리가 진행되면 Inhibition layer가 사라지고 모재의 Fe가 Al도금층으로 확산하여 Fe-Al 금속간화합물을 생성한다. Fe-Al 금속간화합물층은 온도 및 시간에 따라 상분율이 달라진다 [22]. 표 3은 850 °C / 950 °C 열처리 시편의 도금층을 상별로 EDS 분석한 결과를 나타낸 것이다. 850 °C 열처리 시편의 경우, Fe-rich 상은 6.6 wt% Si을 고용한 FeAl상, Al-rich 상은 2.0 wt% Si을 고용한 Fe₂Al₅ 상으로 판단된다 [23,24]. 열처리 온도가 950 °C로 상승하면, 더 많은 Fe가 모재로부터 유입되면서 Fe-rich상의 분율이 올라가고 Fe 함량도 올라가게 된다. 상대적으로 Al-rich 상은 Fe-rich 상의 Al이 Al-rich 상으로 Partitioning 되면서 Al의 함량이 증가하였다. FeAl / Fe₂Al₅ 상과 모재 사이에는 FeAl, Fe₃Al상의 화학성분을 가지는 Diffusion layer 생성되는데, 850 °C에서 열처리한 시편이 950 °C에서 열처리한 시편보다 상대적으로 낮은 온도에서 열처리가 진행되어 합금화 정도가 작기 때문에 Diffusion layer의 두께가 얇은 것으로 판단된다.

Lilly 등은 Fe-Al 금속간화합물에서 Al의 함량에 따른

Electrical resistivity 변화를 보고하였다. Al함량이 0 wt% 일 때 Electrical resistivity는 9.71 $\mu\Omega\text{-cm}$ 이고 Al함량이 증가함에 따라 Electrical resistivity가 상승한다. 34 at% (20 wt%)에서 최대 165 $\mu\Omega\text{-cm}$ 가 되었다가 다시 감소하게 된다. Al 함량이 30-40 at% (16-24 wt%) 범위일 때 Electrical resistivity가 133-165 $\mu\Omega\text{-cm}$ 로 가장 높고 Fe-Al 금속간화합물 중 FeAl상과 Fe₃Al 상이 여기에 속한다 [25]. 그림 8에서 Fe-rich 상 및 Diffusion layer의 Al 함량이 여기에 해당되며, 950 °C 열처리 시편의 Fe-rich 상 및 Diffusion layer의 두께가 850 °C 열처리 시편보다 2배 두꺼우므로 950 °C 열처리 시편의 Electrical resistivity가 850 °C에 비해 높을 것으로 판단된다.

도금층을 구성하는 Fe-Al 금속간화합물의 상분율에 따라 실제 점용접에 차이가 발생하는지 평가하기 위하여 850 °C 와 950 °C에서 열처리된 시편을 동일 용접조건하에 동저항 (Dynamic Resistance)을 측정하였다 (그림 9). 점용접은 950 °C 열처리 시편의 최대 전류조건인 5.5 kA 전류조건에서 실시하였다. 두 시편의 동저항 곡선을 비교해보면 초기 10 msec 동안 큰 차이를 보이고 그 이후에는 유사한 값을 보였다. 950 °C 열처리 시편의 저항은 700 $\mu\Omega$ 부터 시작하여 감소하고, 850 °C 열처리 시편의 저항은 480 $\mu\Omega$

Fig. 9. Dynamic resistance curve with weld time for resistance spot welded Al-10% Si coated 30MnB5 heat treated at 850 °C and 950 °C.

부터 시작하여 감소하다가 10 ms부터 두 열처리 조건 모두 180 $\mu\Omega$ 으로 유지되었다.

용접초기에 저항은 도금층의 영향이 매우 크다. 용접이 진행되면 저항값이 감소하게 되는데, 이는 표면 산화층이 부서지고 입열에 의하여 도금층 연화되면서 밀착력이 좋아지기 때문이다. 연화된 도금층은 전극의 가압력으로 인해 압축되고 전극주위로 밀려나게 된다. 모재와 전극이 가까워질수록 도금층 보다 모재가 저항에 미치는 영향이 커진다 [26,27]. 이러한 이유로 초기에는 Fe-rich 상의 분율이 높은 950 °C 열처리 시편의 저항이 850 °C 열처리 시편보다 크지만, 용접이 진행될수록 모재의 영향이 커지면서 저항 차이는 감소하고, 결국엔 두 열처리 조건의 저항값이 180 $\mu\Omega$ 으로 수렴된 것으로 판단된다.

위의 결과를 바탕으로 다음과 같은 메커니즘을 유추해 볼 수 있다. 핫스탬핑 열처리 시 모재의 Fe가 Al-10%Si 도금층으로 확산되어 Fe-Al 금속간 화합물을 생성하게 된다. 이때 열처리 온도가 높을수록 더 많은 Fe가 모재에서 도금층으로 확산되어 Fe-rich 상의 분율이 증가하게 된다. Fe-rich 상의 분율이 증가 할수록 도금층의 저항이 높아지게 되고 낮은 전류 조건에서도 Expulsion이 발생한다. 이로 인해 충분하지 못한 입열량으로 너겟의 성장이 억제되고, 결국 용접부 강도의 약화를 초래하게 된다.

4. 결 론

본 연구에서는 열처리 온도 (850 °C, 950 °C)에 따른 Al-10% Si 도금 30MnB5 강판의 점용접성에 대해 비교분석을 실시 하였고 아래와 같은 결론을 얻었다.

850 °C 열처리한 시편의 경우, 가용전류구간은 약 1.0 kA였고 최대 너겟경은 5.6 mm였다. 950 °C 열처리한 시편의 경우, $4\sqrt{t}$ 를 만족하는 가용전류구간이 존재하지 않았다. 이로 인해 850 °C에서 열처리한 시편이 인장전단강도, 십자인장강도 모두 950 °C 열처리 시편보다 우수하였다.

열처리 온도 (850 °C, 950 °C) 에 따라 도금층 구조가 상이하였다. 850 °C 열처리 시편의 도금층은 전체적으로 Fe_2Al_5 상으로 구성되어 있고 FeAl상이 불연속적으로 석출되어 있는 형상이었고, Diffusion layer가 5 μm 두께로 형성되어 있었다. 반면 950 °C 열처리 시편은 850 °C 열처리 시편보다 합금화가 더 진행되어 뚜렷한 4개의 층(Fe_2Al_5 , FeAl, Fe_2Al_5 , Diffusion layer) 으로 구성되어 있었고 FeAl층 및 Diffusion layer의 두께는 850 °C 열처리 시편보다 약 2배 두껍게 형성되어 있었다.

열처리 온도에 따라 용접성의 차이가 나는 이유는 Fe-

rich상의 두께 때문이다. 열처리 온도가 높을수록 Fe의 도금내 유입이 많아져 Fe-rich상이 두껍게 형성된다. 이로 인해 도금층의 저항이 높아져 낮은 전류조건에서도 Expulsion이 발생하게 된다. 너겟 성장 또한 제한적 이어져 너겟경 및 점용접부의 강도를 확보할 수 없었다.

REFERENCES

1. M.-J. Kim, H.-H. Cho, S.-H. Kim, S. M. Nam, S.-H. Lee, M.-B. Moon, and H. N. Han, *Met. Mater. Int.* **19**, 629 (2013).
2. Y. Hwang, C. W. Lee, G.-Y. Shin, J. H. Yoo, and M. Choi, *Korean J. Met. Mater.* **57**, 193 (2019).
3. C. W. Lee, W. S. Choi, Y. R. Cho, and B. C. De Cooman, *Surf. Coat. Technol.* **281**, 35 (2015).
4. S. Y. Kang, *Korean J. Met. Mater.* **50**, 883 (2012).
5. M.-G. Lee, S.-J. Kim, H. N. Han, and W. C. Jeong, *Int. J. Mech. Sci.* **51**, 888 (2009).
6. H. Karbasian and A. E. Tekkaya, *J. Mater. Process. Technol.* **210**, 2103 (2010).
7. B. C. De Cooman and J. G. Speer, *Fundamentals of Steel Product Physical Metallurgy, 1st ed.*, pp. 147-157, AIST, Warrendale (2011).
8. J. Jeong, S.-C. Park, G.-Y. Shin, C. W. Lee, T.-J. Kim, and M.-S. Choi, *Korean J. Met. Mater.* **56**, 787 (2018).
9. M. Naderi, M. Abbasi, and A. Saeed-Akbari, *Metall. Mater. Trans. A* **44A**, 1852 (2013).
10. H.-S. Choi, G.-H. Park, W.-S. Lim, and B.-M. Kim, *J. Mech. Sci. Technol.* **25**, 1543 (2011).
11. D. W. Fan and B. C. De Cooman, *Steel Res. Int.* **83**, 412 (2012).
12. C. Ally, L. Dosdat, O. Clauzeau, K. Ogle, and P. Volovitch, *Surf. Coat. Technol.* **238**, 188 (2014).
13. O. Sherepenko, Y. Luo, V. Schreiber, M. Wohner, N. Mitzschke, M. Kuhlmann, and S. Jttner, *Proc. 7th Int. Conf. Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel*, p.395, Chs2, Lule, Sweden (2019).
14. B. T. Tang, S. Bruschi, A. Ghiotti, and P. F. Bariani, *Finite Elem. Anal. Des.* **81**, 69 (2014).
15. M. Pouranvari, S. Sobhani, and F. Goodarzi, *J. Manuf. Processes* **31**, 867 (2018).
16. C.-W. Ji, I. Choi, Y. D. Kim, and Y.-D. Park, *Korean J. Met. Mater.* **52**, 931 (2014).
17. T. Nishibata and N. Kojima, *J. Alloy. Compd.* **557**, 549 (2013).
18. Y. Zhao, Y. Zhang, and X. Lai, *Metals* **8**, 764 (2018).

19. Z. Qiao, H. Li, L. Li, X. Ran, and L. Feng, *Metals* **9**, 285 (2019).
20. D. W. Fan, H. S. Kim, and B. C. De Cooman, *Steel Res. Int.* **80**, 241 (2009).
21. D. Shin, J.-Y. Lee, H. Heo, and C.-Y. Kang, *Coatings* **8**, 467 (2018).
22. F. Jenner, M. E. Walter, R. M. Iyengar, and R. Hughes, *Metall. Mater. Trans. A* **41**, 1554 (2010).
23. M. Windmann, A. Rottger, and W. Theisen, *Surf. Coat. Technol.* **226**, 130 (2013).
24. C.-J. Wang and S.-M. Chen, *Surf. Coat. Technol.* **200**, 6601 (2006).
25. A. C. Lilly, S. C. Deevi, and Z. P. Gibbs, *Mater. Sci. Eng. A* **258**, 42 (1998).
26. O. L. Ichodaro, E. Biro, and Y. N. Zhou, *Metall. Mater. Trans. A* **48**, 745 (2017).
27. D. W. Dickinson, J. E. Franklin, and A. Stanya, *Welding Journal, Welding Research Supplement* **59**, 170 (1980).