

Al-Si 용융 도금된 보론강 CO₂ 레이저 용접부의 미세조직과 기계적 성질에 미치는 핫스탬핑 처리의 영향

오명환*, 공종판**, 신현정*, 권민석***, 정병훈****, 강정윤[✉]**

*부산대학교 하이브리드 소재솔루션 국가 핵심센터, **부산대학교 재료공학부

현대하이스코 경량화연구팀, *엔케이에스(주)

Effect of Hot-Stamping on Mechanical Properties and Microstructures of CO₂ Laser Welded Boron Steel coated with Al-Si layer

Myeonghwan Oh*, Jongpan Kong**, Hyeonjeong Shin*, Minsuck Kwon***, Byunghun Jung****, Chungyun Kang*

*National Core Research Center, Pusan National University, **Pusan National University,

***Hyundai Hysco Co., Ltd. Light weight and Pipe R&D Team,

****NKS Inc.

Abstract

In this study, Al-Si coated boron steel(1.2 mm) were laser welded by CO₂ laser and hot-stamping was applied to the laser joints. Tensile properties and microstructures of the joints were investigated before and after hot-stamping. Tensile and yield strengths of the as welded specimen similar with base metal and fracture occurred base metal of boron steel. Although, in case of heat treated specimen, fracture occurred fusion zone that Al segregated zone near the bond line. These could be explained by the existence of ferrite, in the Al segregated zone near the bond line and base metal of boron steel. Before hot-stamping, hardness of base metal is lower than fusion zone and heat affected zone in spite of exist Al segregation zone(Fe₃(Al,Si)). So fracture occurred base metal. Although, after hot-stamping, microstructure of base metal and welds zone transformed to martensite and bainite except in Al segregation zone near the bond line that Fe₃(Al,Si) transformed to a-ferrite. So fracture occurred Al segregation zone near the bond line.

Keywords: Hot-Stamping(핫스탬핑), Tensile Properties(인장성질), CO₂ Laser Welding(CO₂ 레이저 용접), Microstructures(미세조직), Hardness(경도), Al-rich(Al 편석)

1. 서론

최근 자동차 산업에서 CO₂ 가스 배출 감소와 연비향상을 위하여 차체의 경량화가 필수적으로 요구되고 있다. 이러한 자동차 차체의 경량화 추세에 따라 첨단고강도강(Advanced High Strength Steel, AHSS)의 적용이 급격히 증가하고 있다.¹ 특히 인장강도가 1.5GPa급 이상인 B 강을 차체에 적용하기 위하여 많은 연구가 진행 중에 있지만, 낮은 연신율로 인해 금형 성형시 원래의 형상으로 돌아가는 스프링백(Spring back) 현상이 발생하는 문제가 있다.² 이러한 성형성 문제를 해결하기 위

하여 최근 핫스탬핑(Hot-Stamping) 공정이 개발되었다. 핫스탬핑은 소입성을 향상시키기 위하여 보론을 소량 첨가한 강(이하 보론강)을 900-950°C의 온도로 가열하여 금형에서 성형과 동시에 냉각하여 최종제품을 만드는 공정으로 고강도와 성형성을 모두 확보 할 수 있는 장점이 있다.³⁻⁵ 그러나 프레스 성형시 금형에 가해지는 환경이 가혹해짐에 따라 금형의 수명이 줄어드는 단점이 있다. 또한 최근에는 하나의 차체 부품에도 위치에 따라 기계적 성질을 달리하는 레이저 TWB(Tailor Welded Blank) 공정이 적용되고 있다.

핫스탬핑 보론강의 차체 부품을 조립하는 방법은 핫스탬핑으로 성형한 제품을 레이저 용접하는 방법과 레이저 용접 후 핫스탬핑하는 방법이 있다. Kim의 연구 결과에 의하면 핫스탬핑 한 보론

투고일 : 2013년 8월 23일 심사완료일 : 2012년 9월12일

계재승인일 : 2013년 9월 25일

교신저자 : 강정윤 ✉ kangcy@pusan.ac.kr

Table 1 Chemical composition and tensile properties of Boron steel

Materials (t(mm))	Chemical Composition (wt.%)									Tensile Properties		
	C	Si	Mn	Cr	Nb	Ti	B	P	S	Y.S (MPa)	T.S (MPa)	El (%)
B-Steel(1.2)	0.23	0.24	1.19	0.18	0.003	0.04	.002	0.001	0.001	427	553	27.5

강에 맞대기 레이저 용접을 실시할 경우 용접 열에 의해 용접부 열영향부의 마르텐사이트가 템퍼링 되어 연화부가 형성, 인장성질이 감소한다고 보고하고 있다.^{6,7} 또한 핫스탬핑한 보론강의 겹치기 레이저 용접시 도금층의 성분이 용융부내로 혼입되어 용융부에 취성의 상이 형성되어 용접부에서 파단이 발생한다고 보고하고 있다.⁸

후자의 경우 Arcelor-Mittal 사의 연구 결과에 의하면 Al-Si 용융 도금된 보론강을 레이저 용접 후 핫스탬핑을 실시할 경우 레이저 용접 중 도금층 성분이 용융부에 혼입되어 핫스탬핑 후 용접재의 충격 특성을 저하시킨다고 보고하고 있다.⁹ 또한 J.Byung의 연구결과에 의하면 Al-Si 용융 도금된 보론강과 Zn 도금된 DP980소재를 디스크 레이저 용접 후 핫스탬핑을 하게 되면 Al-Si도금층이 용융부에 혼입되어 편석되고 이러한 편석층이 핫스탬핑 과정 중 페라이트 조직을 형성하여 용접부에서 파단이 발생한다고 보고하고 있다.¹⁰

반면 CO₂ 레이저에서의 Al-Si 용융 도금된 보론 강 레이저 용접 후 핫스탬핑 처리 전 후의 인장성질과 미세조직에 관한 연구가 거의 진행되지 않는 실정이다.

따라서 본 연구에서는 CO₂ 레이저를 이용한 Al-Si 용융 도금된 보론강을 레이저 용접을 하고, 핫스탬핑 처리 전후의 미세조직과 인장성질에 대하여 체계적으로 검토하고자 한다.

2. 실험방법

Table 1은 본 연구에 사용된 두께 1.2mm인 보론강재의 화학조성과 인장성질을 나타낸 것이다. 핫스탬핑 처리시 소입성을 향상시키기 위하여 보론을 약 20ppm 첨가하였으며, 핫스탬핑 중 강재의 탈탄을 방지하기 위하여 Al-10wt.%Si를 양 표면에 도금을 실시하였다. Fig. 1은 보론강재의 미세조직과 도금층을 SEM과 광학현미경을 이용하여 나타낸 것이다. Al-Si 도금층의 두께는 약 20 μm이며, 보론강의 모재 조직은 페라이트 기지에 펄라이트와 소량의

마르텐사이트 조직으로 구성되어 있다. 레이저 용접은 빔직경이 600μm, 초점거리 250mm인 최대 출력 8kW의 CO₂ 레이저로 초점위치는 재료 상부표면의 맞춰 이용하였으며, 보호 가스는 He+N₂ 혼합가스(50:50, 20L/min)을 사용하였다. 레이저 출력과 용접 속도에 따른 용접결합과 비드형상 변화에 대한 예비 실험한 결과로부터 생산성 측면에서 고속 용접이 가능하고, 용접결합이 없으며 양호한 비드형상이 얻어지는 출력 7.6kW와 용접속도 6m/min의 조건으로 고정하여 용접을 실시하였다. 핫스탬핑 처리는 보론 강재를 950°C 온도에서 약 5분간 유지 후 850°C에서 금형 냉각을 실시하였다.

용융부내 도금층 원소의 편석현상을 관찰하기 위해 EPMA를 사용하여 용융부의 각 위치의 점 분석과 면 분석을 이용하여 비교한 후 각 위치에서의 미세조직을 관찰하여 혼입된 도금층 성분과 미세조직과의 상관관계를 검토하였다.

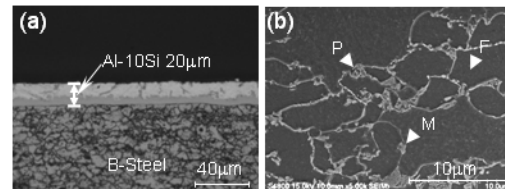


Fig. 1 Optical micrograph (a) of Al-Si coating layer and SEM micrograph (b) of base metal.(M : Martensite, P : Pearlite, F : Ferrite).

2.1 핫스탬핑 처리 전후의 용융부 미세조직 비교

본 연구에서는 생산성 측면에서 고속 용접이 가능하고, 용접결합이 없으며 양호한 비드형상이 얻어지는 출력 7.6kW와 용접속도 6m/min의 조건으로 CO₂ 레이저 용접한 시편만을 대상으로 용접만 한 시편과 용접 후 핫스탬핑 처리한 시편의 미세조직 차이를 검토하였다. 특히 Al-Si 도금층이 용접 시 혼입되어 편석된 현상과 미세조직이 핫스탬핑 처리에 의해 어떻게 변화하는가 대해 검토하였다.

Fig. 2는 용접재의 단면 거시조직(a)과 용융부 내에 Al (b)과 Si (c)의 원소 분포를 나타낸 것이고, Fig. 3은 용접재를 핫스탬핑 처리 후의 거시조직(a)

과 Al(b)과 Si(c)의 원소분포를 나타낸 것이다. Fig. 2의 (a)로부터, 용접만 한 상태의 용융부는 전형적인 응고조직으로 되어 있음을 알 수 있고, (b)와 (c)로부터 Al이 다량으로 용융부내에 불균일하게 편석되어 있지만, Si은 오른쪽 상부 용융경계부에서만 약간 편석되어 있다. 한편 Fig. 3의 (a)와 Fig. 2의 (a)의 비교로부터 핫스탬핑 처리에 의해 용융부의 응고조직 모습이 사라졌음을 볼 수 있다. 또한 Fig. 3의 (b)로부터 Al의 편석은 용융경계부에서 여전히 높게 나타나지만, 내부에는 다소 균일화된 모습을 볼 수 있다. 핫스탬핑 처리 후에 Al의 분포가 균질화 되는 것은 950°C에서 5분이라는 열처리 과정 중에 Al이 확산되기 때문인 것으로 생각된다.

용융부내에 도금층 성분의 편석현상은 용융경계부의 편석부(Fig. 2와 3 (a)의 □)와 내부와의 차이가 크기 때문에 두 부분으로 나누어 미세조직 변화와 상변태 기구를 검토하였다.

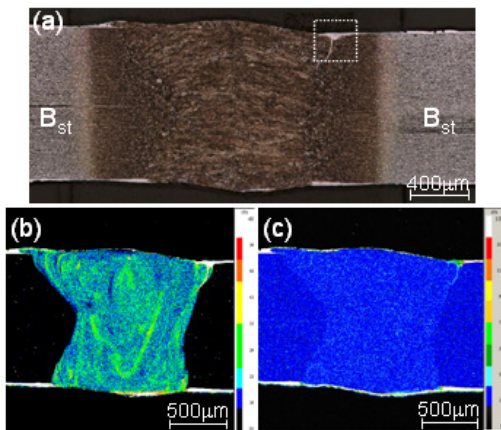


Fig. 2 (a) Cross-section of the bead as weld and EPMA mapping results showing Al (b) and Si (c).

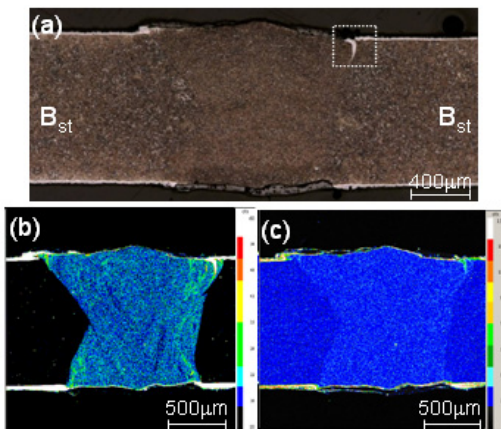


Fig. 3 (a) Cross-section of the bead after hot-stamping and EPMA mapping results showing Al (b) and Si (c).

2.1.1 편석부의 미세조직과 상변태

Al과 Si의 편석된 양에 따라 형성된 상의 종류가 다를 것으로 예상되어, 우선 Fig. 2의 (a)와 Fig. 3의 (a)에서 편석이 가장 심한 오른쪽 상부 용융경계부에 존재하는 백색상의 미세조직을 비교·분석하였다. Fig. 4는 Fig. 2의 (a)에서 백색으로 보이는 영역(□)의 Al (a)과 Si (b)의 농도 분포이고, (c)는 광학현미경 조직이며, (d)와 (e)는 (c)에서의 1_A와 2_A로 표시한 □의 영역을 SEM으로 확대한 조직을 나타낸 것이다. 또한 Table 2는 Fig. 4의 (d)와 (e)에 ○로 표시된 영역을 WDS로 점 분석한 결과와 그 위치에서의 경도값을 나타낸 것이다. 용접재의 백색 영역의 SEM 조직(Fig. 4의 (c)와 (d))으로부터 백색상은 단상으로 이루어진 조직임을 알 수 있다.

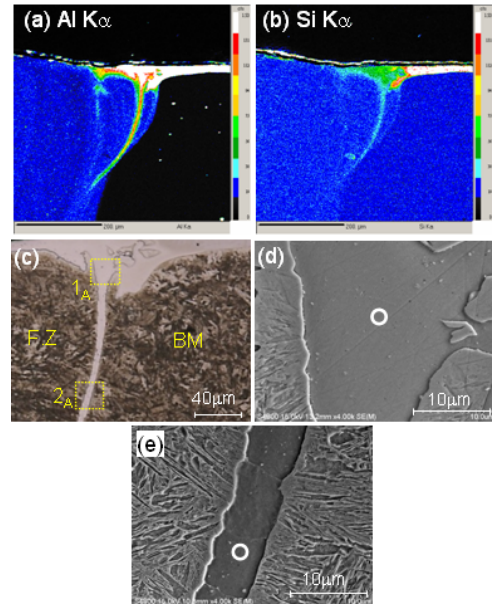


Fig. 4 EPMA mapping results showing distribution of Al, Si and optical micrographs at regions denoted as □ in Fig. 2 (a) and SEM micrographs (d), (e) at regions denoted as 1_A, 2_A in (c), respectively.

Table 2의 조성분석 결과로부터 1_A와 2_A의 상은 Fe, Al 및 Si 3개의 원소로 구성되어 있으며, 도금층 가까이 있는 1_A가 2_A보다 Al과 Si의 함량이 높으며, 평균 경도도 약 40Hv 만큼 높다. 이러한 백색상이 어떤 상인지 조성결과와 참고문헌을 통하여 검토한 결과는 다음과 같다. Fe-Al-Si 3원계합금에서 금속간화합물은 Fe_a(Al_{1-x}Si_x)_b 형태 형성되고, x는 0.025-0.21 값을 갖는 것으로 보고되고 있다.¹¹ Table 2의 조성비로부터 관련된

상은 Fe₃(Al,Si) 상이다. 또한 이 상의 Al 양은 온도, 유지시간 및 냉각속도에 따라서 17.35-27.33at.% 변화하는 것으로 보고되고 있다.¹² 따라서 1_A와 2_A의 상은 Fe₃(Al,Si)의 상인 것으로 생각된다. 또한 Fe₃Al의 경도는 344~368Hv¹³ 혹은 330Hv¹⁴인 것으로 보고되고 있다. 이 결과와 Table 2에서 1_A와 2_A의 경도값(362Hv, 321Hv)과 비교하면 거의 Fe₃(Al,Si)경도 범위 안에 들어감을 알 수 있다. 따라서 위의 결과를 토대로 백색상은 Fe₃(Al,Si)임을 확인할 수 있다.

가진 백색상은 Fig. 6의 Fe-Al 2원계상태도로부터 α-페라이트 조직인 것을 알 수 있다.

Table 2 Chemical composition and micro-vickers hardness at regions (□) denoted as 1_A,2_A in Fig. 4 (c), respectively

No.	Al		Si		Fe		Hardness (Hv)
	wt. %	at. %	wt. %	at. %	wt. %	at. %	
1 _A	14.9	27.4	1.74	3.07	Bal.	69.53	362
2 _A	8.24	16.38	0.97	1.84	Bal.	81.78	321

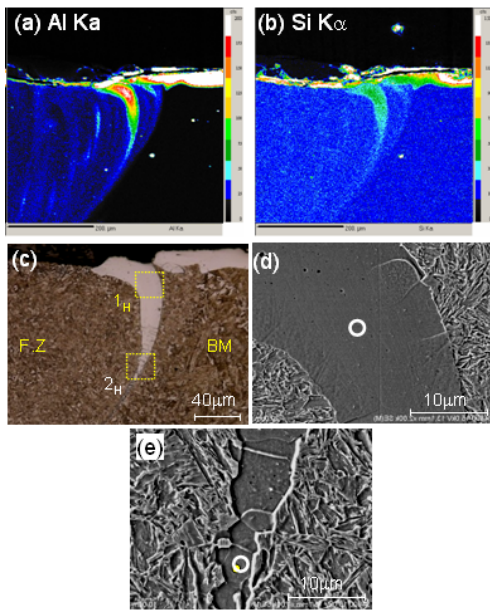


Fig. 5 EPMA mapping results showing distribution of Al, Si and optical micrographs at regions denoted as □ in Fig. 3 (a) and SEM micrographs at regions denoted as 1_H, 2_H in (c), respectively.

한편, Fig. 5는 Al이 편석된 백색상(Fig. 2)과 대응되는 핫스탬핑 처리 후의 백색상(Fig. 3)에 대한 분석 결과로서, (a)와 (b)는 각각 Al과 Si의 농도 분포이고, (c)는 광학현미경 조직이며, (d)와 (e)는 (c)에서 1_H, 2_H로 표시한 □의 영역을 확대한 SEM 조직을 나타낸 것이다. Table 3은 Fig. 5의 (d)와 (e)에 ○로 표시된 영역을 WDS로 점 분석한 결과와 그 위치에서의 경도값을 나타낸 것이다.

백색상의 핫스탬핑 처리 전(Table 2)과 후(Table 3)의 조성분석 결과를 비교해 보면, 핫스탬핑 처리재의 백색상은 처리 전의 것보다 Al의 함유량과 Si의 함유량이 현저히 감소하였으며, 백색상의 평균경도도 321-362Hv에서 160-201Hv로 상당히 낮아졌음을 알 수 있다. 이러한 조성을

Table 3 Chemical composition and micro-vickers hardness at regions (□) denoted as 1_H, 2_H in Fig. 5 (c), respectively

No.	Al		Si		Fe		Hardness (Hv)
	wt. %	at. %	wt. %	at. %	wt. %	at. %	
1 _H	5.10	10.35	0.68	1.13	Bal.	88.52	201
2 _H	0.63	1.36	0.29	0.59	Bal.	98.05	160

용접재의 용융경계부에 형성된 Fe₃(Al,Si)은 핫스탬핑 처리하기 위하여 950°C 온도에서 약 5분간 유지 후 850°C에서 급형 냉각을 실시하는 과정에서 백색상내의 Al이 주위로 확산함에 따라 농도가 낮아져 Fig. 6과 같이 α-Fe(α-페라이트)로 변태하고, 실온으로 급형에서 냉각되더라도 α-페라이트 상태로 존재하게 된다.

결국 핫스탬핑 처리에 의해 Fe₃(Al,Si)이 α-페라이트로 변태가 발생하고 이에 따라 경도가 급격히 감소한 것으로 생각된다.

2.1.2 용융부 내부의 미세조직과 상변태

Fig. 2와 Fig. 3의 (b)와 (c)에서 알 수 있듯이 핫스탬핑 처리에 따라 용융부내 Al과 Si의 농도가 불균일하게 분포함을 알았다. 특히 Al 농도 불균일성이 Si보다 뚜렷하기 때문에 Al 농도와 핫스탬핑 처리에 따른 미세조직 변화와 상변태를 검토하였다.

Fig. 7은 핫스탬핑 처리 전 용융부의 Al 분포를 EPMA로 면분석한 결과(Fig. 2의 (b))를 근거로, Al 농도가 각각 다른 AW₁과 AW₂로 표시된 2곳의 미세조직을 관찰한 결과를 나타낸 것이고 (b),(c) Table 4는 2곳의 EPMA로 정량 분석한 결과를 나타낸 것이다. Table 4에서 알 수 있듯이 AW₁과 AW₂ 영역에서 각각 1.35at.%와 1.49at.%의 Al을 함유하고 있다. 또한 이들 영역의 미세

조직(Fig. 7의 (b)~(c))은 용융경계부에서 존재하였던 백색 피상(Fe₃(Al,Si))이 관찰되지 않고, 마르텐사이트와 베이나이트 2개의 상으로 구성되어 있음을 볼 수 있다.

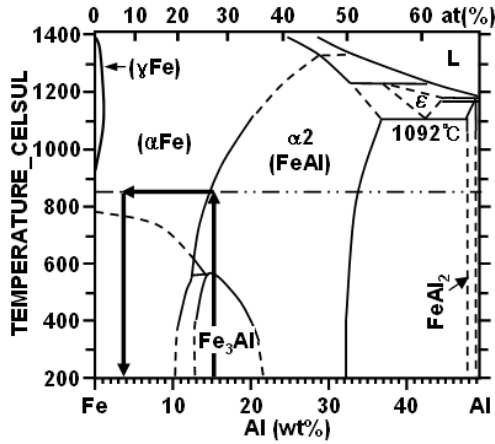


Fig. 6 Binary phase diagram of Fe-Al¹⁵.

한편 Fig. 8은 핫스탬핑 처리 후, Al 농도가 각각 다른 HS₁과 HS₂로 표시된 2곳의 미세조직을 관찰한 결과를 나타낸 것이고(b), (c), Table 5는 2곳의 EPMA로 정량 분석한 결과를 나타낸 것이다. HS₁과 HS₂ 영역에서 각각 1.23at.%와 1.30at.%의 Al을 함유하고 있다. 이것은 핫스탬핑 처리과정에서 Al이 확산되기 때문에 감소하는 것으로 생각된다. 또한 핫스탬핑 처리 후에도 역시 마르텐사이트와 베이나이트 2개의 상으로 구성되어 있음을 볼 수 있다.

일반적으로 Al은 페라이트 형성원소로 알려져 있지만, 용융부 내에 Al 함유량이 변화하여도 마르텐사이트와 베이나이트 2상만이 존재하는 원인을 파악하기 위하여, Al 농도가 가장 높은 AW₂ (Fig. 7 (c), Table 4)와 가장 낮은 HS₁(Fig. 8 (b), Table 5)의 조성에 대하여 상변태 과정을 검토하였다.

한편 철강의 상변태는 CCT(Continuous Cooling Transformation)곡선과 냉각속도를 알면 해석이 가능하고, CCT 곡선은 JMatProTM 소프트웨어¹⁶와 Fe-DATA 열역학적 데이터베이스를 커플링하면 작성할 수 있다.

Fig. 9는 AW₂(a)와 HS₁(b)의 조성을 JMatProTM 소프트웨어에 입력하여 계산한 각각의 CCT 곡선을 나타낸 것이다. CO₂레이저 용접부는 아주 좁은 영역이고, 용접속도도 아주 빠른 편이므로, 용접속도에 따른 레이저 용접부의 실제 냉각 온도

를 측정하기는 어렵기 때문에 냉각속도를 계산식을 통해 구하였다. 두께가 얇은 판의 관통 레이저 용접이 이동선 열원으로 수행되는 것으로 근사하면, 고온 T_H와 저온 T_L 사이에 냉각시간 t_{H/L}은 다음과 같은 식으로 표현된다.^{17,18}

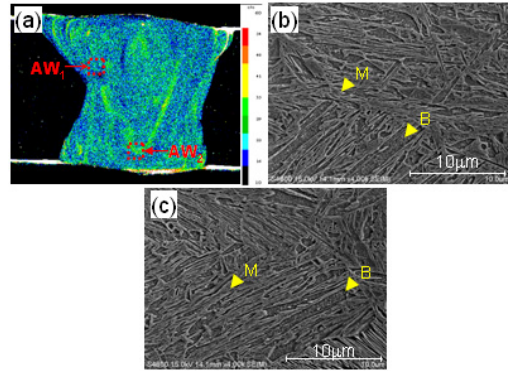


Fig. 7 EPMA mapping results showing Al (a) and SEM micrographs (b), (c) at regions denoted as AW₁, AW₂ in (a), respectively. [as welded]

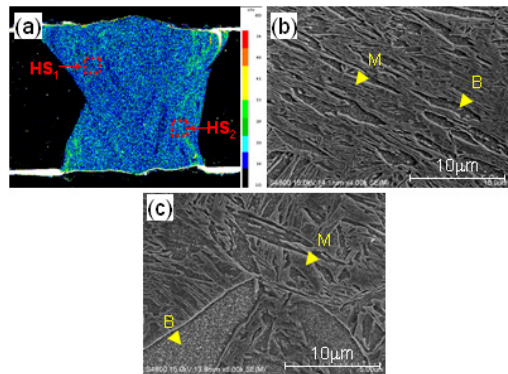


Fig. 8 EPMA mapping results showing Al (a) and SEM micrographs (b), (c) at regions denoted as HS₁, HS₂ in (a), respectively. [after hot-stamping]

레이저 입열량을 정확히 추정하기가 곤란하지만, 레이저 효율을 50%로 하여 연구한 예^{19,20}를 참고로 50%로 하여 계산하였다. 여기서, $\alpha (= \lambda / \rho c)$, q , λ , T_0 , v , h 는 각각 열확산율(= 열전도율/밀도×비열), 열량(50%), 열전도율, 예열 온도, 용접속도, 판두께를 나타낸다. 그리고, 열확산율(α)은 열전도율(λ)/밀도(ρ)×비열(c)로 계산할 수 있다. 이러한 모재의 물리적 정수들은 JMatProTM 소프트웨어를 이용하여 계산한 값을 이용하였다.

$$T_{H/L} = \frac{\alpha}{4\pi\lambda^2} \times \left(\frac{q}{vh}\right)^2 \times \left[\frac{1}{(T_L - T_0)} - \frac{1}{(T_H - T_0)} \right]^2 \quad (1)$$

일반적으로 HAZ의 상변태를 해석할 때는 주로 800°C에서 500°C까지 냉각하는 시간, $t_{8/5}$ 를 사용한다. 그러나 용융부 4곳(AW₁, AW₂, HS₁, HS₂)의 A₃온도를 JMatPro™로 구한 결과(Table 4와 Table 5), 880°C-918°C이었고, Fig. 9의 CCT 곡선에서 보는 바와 같이 베이나이트 생성곡선이 450°C이며, 마르텐사이트 변태 완료가 300°C 근방에 있기 때문에, 이를 고려하여 950°C에서 300°C까지 냉각하는 시간, $t_{9.5/3}$ 을 하는 것이 타당한 것으로 생각되었다. 따라서 (1)식으로 계산한 레이저 용접 시의 냉각속도인 $t_{9.5/3}$ 는 약 1.5초이었고, 이 냉각속도는 Fig. 9 (a)의 CCT 곡선에 삽입하였다. 그리고 핫스탬핑 시 냉각될 때의 냉각속도는 Fig. 9 (b)의 CCT 곡선에 삽입 한 후 분석하였다.

Fig. 9의 (a)와 (b)에서 알 수 있듯이 2곳(AW₂, HS₁)모두 냉각곡선이 페라이트(F_s)커브를 지나지 않고, 모두 베이나이트 생성 시작 곡선 (B_s)과 완료 곡선(B_f) 사이를 걸쳐 M_s와 M_f 선을 통과한다. 따라서 이들 조성범위에서는 레이저 냉각과 핫스탬핑 처리에 상관없이 용융부내에 페라이트 조직이 형성되지 않고, 베이나이트와 마르텐사이트 2상만이 형성됨을 확인할 수 있다.

2.1.3 HAZ의 미세조직과 상변태

Fig. 10의 (a), (c), (e)는 핫스탬핑 전의 용접재에서 모재(a), 모재 근방의 HAZ (c)와 용융부근방의 HAZ (e)의 SEM 미세조직을 나타낸 것이다. 그리고 Fig. 10의 (b), (d), (f)는 핫스탬핑 처리 후의 각 영역의 SEM 미세조직을 나타낸 것으로, Fig. 10의 (a), (c), (e)와 대응되는 부분의 조직사진이다. 용접만 한 상태인 모재의 미세조직(a)은 페라이트(F), 퍼얼라이트(P), 마르텐사이트(M)로 구성되어 있고, 모재에 가까운 HAZ (c)에서는 페라이트와 마르텐사이트 2개의 조직으로 구성되어 있으며, 용융부에 가까운 HAZ(e)에서는 거의 마르텐사이트만이 존재한다.

그러나 핫스탬핑 처리한 모재(b)와 HAZ((d)와 (f)의 미세조직은 모두 마르텐사이트와 베이나이트 2상으로 이루어져 있다.

용접 시 HAZ에서 상변태와 핫스탬핑 처리에 따른 상변태를 고찰하면 다음과 같다.

일반적으로 HAZ는 용접열에 의해 가열되고, 급랭되는 영역이며, 각 영역의 미세조직은 최고온

도에 따라 달라진다. 모재 근처 HAZ 영역(Fig. 10 (c))은 A₁과 A₃의 중간온도 가열된 후 급랭된 영역이기 때문에 페라이트와 마르텐사이트 2상이 존재하고, 모재보다 페라이트 양이 감소하는 것으로 생각된다. 또한 A₃온도 이상으로 가열된 용융부근방의 HAZ(Fig. 10 (e))는 완전 오스테나이트로 변태된 후에 급랭되기 때문에 마르텐사이트만이 존재하는 것으로 생각된다.

Table 4 Chemical composition and A₁, A₃ temperature at regions denoted as AW₁, AW₂ in Fig. 7 (a), respectively

No.	Chemical composition							Temp. (°C)	
		Al	Si	Fe	C	Mn	Cr	A ₃	A ₁
AW ₁	wt.%	0.48	0.26	Bal.	0.20	1.04	0.14	880	726
	at.%	1.35	0.64	94.70	1.99	1.24	0.21		
AW ₂	wt.%	0.67	0.29	Bal.	0.17	1.13	0.15	915	730
	at.%	1.49	0.70	95.56	1.13	1.09	0.17		

Table 5 Chemical composition and A₁, A₃ temperature at regions denoted as HS₁, HS₂ in Fig. 8 (a), respectively

No.	Chemical composition							Temp. (°C)	
		Al	Si	Fe	C	Mn	Cr	A ₃	A ₁
HS ₁	wt.%	0.30	0.27	Bal.	0.19	1.08	0.21	837	724
	at.%	1.23	0.74	94.58	1.98	1.26	0.21		
HS ₂	wt.%	0.32	0.27	Bal.	0.17	1.09	0.20	846	722
	at.%	1.30	0.72	95.4	1.14	1.24	0.18		

핫스탬핑 처리에 따른 모재와 HAZ의 상변태는 다음과 같다. 모재의 A₁과 A₃의 변태점을 ThermoCalc™을 이용하여 구한 결과, 각각 693°C와 805°C이었다. 따라서 핫스탬핑 처리 온도인 950°C로 가열되면 모재와 HAZ 영역은 완전 오스테나이트로 변태된다. 특히 용접시 냉각은 급속 냉각되지만, 핫스탬핑 처리 시의 경우 850°C에서 급형 냉각이 일어난다. 따라서 JMatPro™을 이용하여 CCT곡선을 작성 한 후 핫스탬핑 처리에 따른 모재와 HAZ의 상변태 기구를 고찰 하였으며, 그 결과를 Fig. 11에 나타낸다. 그리고 Fig. 11에서 실선은 용접 시 냉각 곡선(계산값)이고, 점선은 금형에서 냉각 시 측정된 냉각곡선을 나타낸 것이다. 이것으로부터 레이저 용접 시 A₃온도 이상으로 가열된 용융부근방의 HAZ (Fig. 10 (e))는 레이저의 빠른 냉각에 의해 오스테

나이트가 모두 마르텐사이트로 변태하지만, 금형 냉각 시에는 냉각속도가 약간 느려, 베이나이트 생성 시작 곡선 (B_s)를 지나기 때문에 핫스탬핑 후에는 모재와 HAZ (Fig. 10 (b), (d), (f))에 베이나이트와 마르텐사이트의 2상이 존재하는 것으로 생각된다.

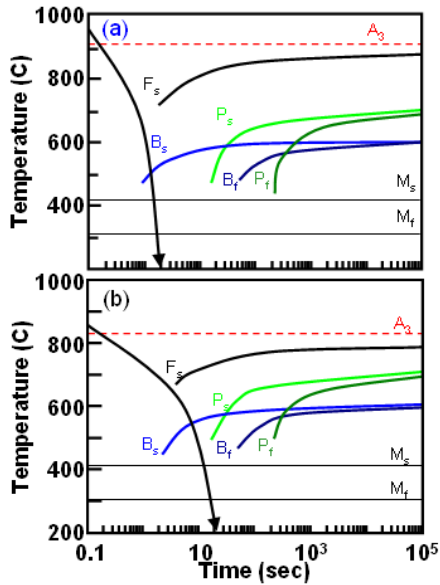


Fig. 9 CCT curves of (a) AW₂ (As welded) and (b) HS₁ (After hot-stamping) calculated using JmatPro v-5 software.

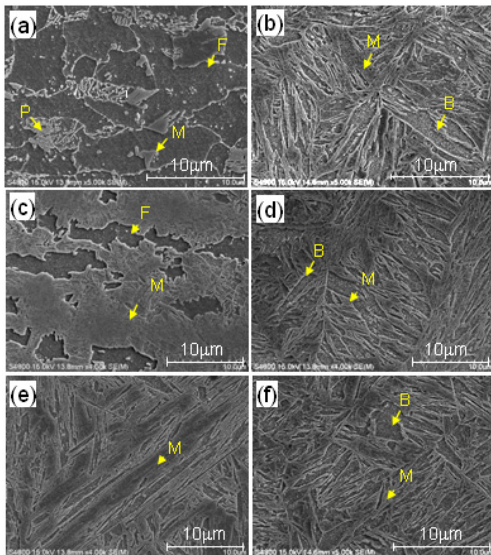


Fig. 10 SEM micrographs in base metal ((a), (b)), HAZ near base metal ((c), (d)), HAZ near fusion line ((e), (f)) in weld specimens of as welded ((a), (c), (e)) and after hot stamping ((b), (d), (f)).

2.2 핫스탬핑 처리 전후의 인장성질

Fig. 12는 핫스탬핑 처리 전과 후의 모재와 용

접재의 대표적인 강도-연신율 곡선을 나타낸 것이다. 그리고 Fig. 13은 용접재의 핫스탬핑 처리 전(a)과 후(b)의 파단된 인장시편이고, (c)는 (b)의 파단된 인장시편의 단면 조직 사진을 나타낸 것이다. 핫스탬핑 처리 전의 용접재는 Fig. 13의 (a)와 같이 모재에서 파단되었고, 용접재의 인장강도(평균 568MPa)는 모재의 것(553MPa)보다 약 35MPa 높지만, 용접재의 연신율(평균 19.5%)은 모재의 것(평균 27.5%)보다 약 6.7% 정도 감소하였다.

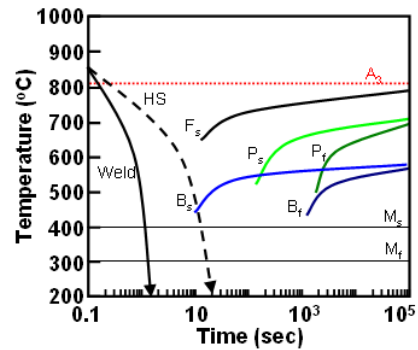


Fig. 11 CCT curves of base metal of boron steel calculated using JmatPro v-5 software.

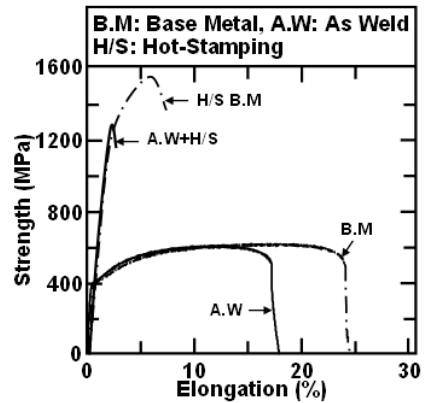


Fig. 12 Comparison of stress-elongation curve between as welded(A.W) and after hot-stamping(A.W+H/S).

한편 핫스탬핑 처리한 용접재는 Fig. 13의 (c)와 같이 모두 용융경계부의 백색상을 따라 파단되었고, 인장강도(평균 1254MPa)는 핫스탬핑 처리한 모재의 것(평균 1510MPa)보다 256MPa 낮았으며, 연신율(평균 2.7%)도 모재의 것(평균 7.2%)보다 아주 낮았다. 핫스탬핑 처리한 용접재와 모재의 인장강도는 핫스탬핑 처리 전 보다 강도는 아주 높지만, 연신율은 현저히 저하함을 알 수 있다.

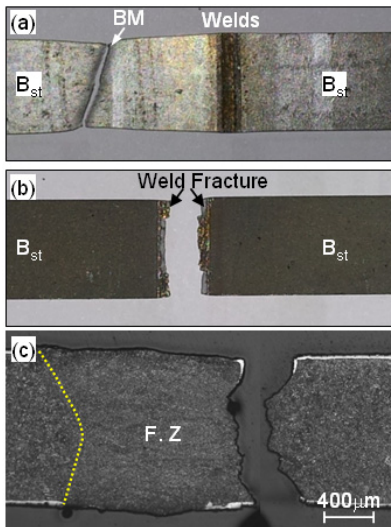


Fig. 13 Appearance of fractured tensile specimens as weld (a), after hot-stamping (b) and cross-section of fractured bead (c) after hot-stamping.

핫스탬핑 처리한 용접부만이 용융경계부에서 파단되는 이유를 파악하기 위하여, 경도분포를 조사하였다. Fig. 14는 핫스탬핑 처리 전(a)과 후(b)의 경도 분포를 나타낸 것이고, 경도분포는 용융경계부에 백색 피상이 존재하는 표면부와 비드 중앙부와 용융경계부에 백색 피상이 존재하는 표면부 2곳을 측정하여 비교하였다.

핫스탬핑 처리 전의 경도 분포(Fig. 14 (a))에서 알 수 있듯이 Al 편석부에 $Fe_3(Al,Si)$ 가 존재하여 용융부의 경도 보다 조금 낮지만, 모재의 경도 보다 아주 높다. 따라서 경도가 낮은 모재에서 파단 되는 것은 당연한 것을 확인 할 수 있다.

그러나 핫스탬핑 처리 후의 경도 분포(Fig. 14 (b))에서 보는 바와 같이 Al 편석부의 경도가 모재와 용융부에 비해 아주 낮다. 이는 3.1.1절과 3.1.2절에 전술한 것처럼 핫스탬핑 처리하기 위하여, 950°C로 가열하게 되면, Al 편석부의 $Fe_3(Al,Si)$ 피상을 제외한 모재와 용융부는 오스테나이트로 변태한 후, 냉각 시에 베이나이트 변태와 마르텐사이트 변태를 한다. 그러나 Al 편석부의 $Fe_3(Al,Si)$ 피상은 페라이트로 변태하기 때문에 경도가 급격히 저하한다. 따라서 시편에 인장하중이 가해질 때 경도가 아주 낮은 페라이트로 변태된 Al 편석부는 인장방향의 수직에 존재하고, 노치로 작용하기 때문에 이 부분에서 파괴가 일어나, 핫스탬핑 후에 강도와 연신율이 급격히 저하된 것으로 생각된다.

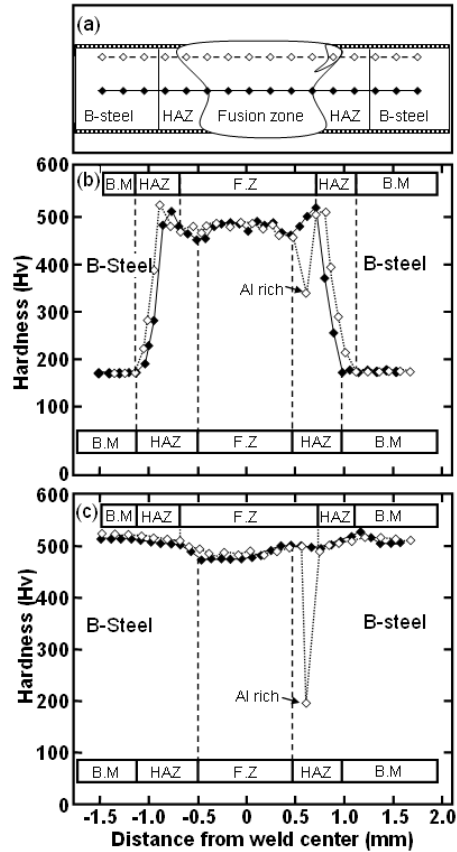


Fig. 14 Schematic diagram of hardness profile for weld zone(a) and hardness distribution in weld specimens of as welded(b) and after hot-stamping (c).

3. 결론

Al-Si 용융 도금된 보론강을 CO₂ 레이저 용접부의 핫스탬핑 처리 전과 후의 미세조직, 상변태와 인장성질을 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 용접 시 Al-Si 도금층의 혼입현상은 2가지 형태로 나타났다. 첫째 용융경계부에 따라 띠 형태로 길게 혼입되어, 16.4~27.4at.% Al과 1.8~3.0at.% Si를 함유한 $Fe_3(Al,Si)$ 상을 형성하였다. 둘째 용융부 내부로 혼입된 경우는 Al의 농도가 1.35at.%~1.49at.% 범위에서 불균질하게 분포하였다.
- 2) 용융경계부에 띠 형태로 존재하는 $Fe_3(Al,Si)$ 상은 950°C에서 5분간 유지하여 핫스탬핑 처리하는 동안 Al이 주위로 확산됨에 따라 1.4~10.4at.%로 감소하여 α-페라이트 조직으로 변태하고, 냉각 후에도 α-페라이트로 존재

하였다.

- 3) Al의 농도가 1.35~1.49at.%인 용융부 내의 미세조직은 빠른 냉각에 의해 마르텐사이트와 베이나이트 2상 조직으로 이루어졌다. 핫스탬핑 처리과정에서 확산에 의해 다소 균질화 되어 1.23~1.30at.%로 감소하였으나, 미세조직은 역시 마르텐사이트와 베이나이트 2상 조직이 존재하였다. 1.35~1.49at.% Al이 혼입된 조성에 대해 JMatProTM 소프트웨어와 Fe-DATA 열역학적 데이터베이스를 커플링하여 CCT 곡선을 작성하고, 핫스탬핑 처리의 냉각곡선과 용접 시 냉각곡선(계산치)을 삽입하여 해석한 결과, 이 조성 범위와 이들 냉각속도에서는 베이나이트 변태와 마르텐사이트 변태가 일어남을 확인하였다.
- 4) 용접만 한 용접부를 인장시험한 결과, 모재에서 파단되고, 인장강도는 모재의 강도와 유사하였으나, 강한 용접부의 소성구속으로 연신율은 모재의 것보다 약간 감소하였다. 그러나 핫스탬핑 처리한 용접부는 용융경계부에 따라 파단되고, 인장강도(평균 1254 MPa)는 모재의 것(평균 1510 MPa)보다 256 MPa 낮았으며, 연신율(평균 2.7%)도 모재의 것(평균 7.2%)보다 아주 낮았다. 핫스탬핑 처리한 용접부의 인장성질 저하의 근본적인 원인은 용융경계부에 혼입된 Al과 Si의 농도가 높은 백색 피상(Fe₃(Al,Si))의 존재 때문이다. 즉 인하중이 가해질 때 용융경계부는 불연속부위이므로 노치로 작용할 뿐만 아니라, 핫스탬핑에 의해 피상인 Fe₃(Al,Si)가 페라이트로 변태되어 모재, HAZ 및 용융부 내부보다 경도가 훨씬 낮아, 용융경계부에 따라 수직으로 파괴되기 때문인 것으로 생각된다.

감사의 글

이 논문은 2013년도 정부(미래창조과학부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임 (No. 2012R1A5A1048294).

References

- 1) Senuma, Takehide, "Physical Metallurgy of

- Modern High Strength Steel Sheets," ISIJ Int., Vol. 41, pp. 520, 2001.
- 2) T. Mega, K. Hasegawa, and H. Kawabe, "Ultra High-Strength Steel Sheets for Bodies, Reinforcement Parts, and Seat Frame Parts of Automobile— Ultra High-Strength Steel Sheets Leading to Great Improvement in Crash-worthiness—," JFE Tech. Report, Vol. 4, pp. 38, 2004.
- 3) L. Vaissiere, J. P. Laurent, and A. Reihardt, "Development of pre-coated boron steel for applications on PSA peugeotcitroën and RENAULT bodies in white," Int. body eng. conf. & exhibition, Paris, French, p909, 2002.
- 4) L.G. Aranda, P. Ravier, and Y. Chstel, "Hot stamping of quenchable steels: material data and process simulations," IDDRG, Conf. Proc., pp. 155-164, 2003.
- 5) R. Kolleck, D. Steinhoefer, J.A. Feindt, and P. Bruneau, "Manufacturing methods for safety and structural body parts for lightweight body design," IDDRG, Conf. Proc., pp. 167-173, 2004.
- 6) C.-H. Kim, J.-K. Choi, M.-J. Kang, Y.-D. Park, "A study on the CO₂ laser welding characteristics of high strength steel up to 1500 MPa for automotive application," J. Achiev Mater Manuf Eng, Vol. 39, pp. 79-86, 2010.
- 7) Jinkang Choi, Jonggon Kim, Seungmin Shin, Cheolhee Kim, Sehun Rhee, "A study on Laser Welding Characteristics of 1500 MPa Garde Ultra High Strength Steel for Automotive Application," Journal of KSLP, Vol. 13, No. 3, pp. 19-26, 2010.
- 8) C. Kim, M. J. Kang, Y. D. Park, "Laser welding of Al-Si coated hot stamping steel," Procedia Engineering, Vol. 10, pp. 2226-2231, 2011.
- 9) R. Vierstraete, W. Ehling, F. Pinar, L. Cretteur, A. Pic, and Q. Yin, Industrial Laser Solutions, Vol. 25, No. 2, 2010.
- 10) Byung Hun Jung, Jong Pan Kong and Chung Yun Kang, "Effect of Hot-stamping Heat Treatment on the Microstructure of Al-Segregated Zone in TWB Laser Joints of Al-Si-coated

- Boron Steel and Zn-coated DP Steel,” Korean Journal of Metals and Materials, Vol. 50, No. 6, pp. 455-462, 2012.
- 11) S.P. Gupta, “Intermetallic compound formation in Fe–Al–Si ternary system: Part I,” Materials Characterization, Vol. 49, No. 4, pp. 269-291, 2003.
- 12) Maitra, T., and S. P. Gupta., “Intermetallic compound formation in Fe–Al–Si ternary system: Part II,” Materials Characterization, Vol. 49, No. 4, pp. 293-311, 2003.
- 13) Narayanan. L., Anantha. F., H. Samuel, and J.E. Gruzleski., “Crystallization behavior of iron-containing intermetallic compounds in 319 aluminum alloy,” Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 25, No. 8, pp. 1761-1773, 1994.
- 14) RATHOD M.J., KUTSUNA. M., “Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding,” Welding Journal - New York-, Vol. 83, No. 1, pp. 16-26, 2004.
- 15) D.K. MUKHOPADHYAY, “Structural Evolution in Mechanically Alloyed Al-Fe Powders,” Metallurgical and Materials transactions A, Vol. 26A, pp. 1939-1959, 2004.
- 16) N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A.P. Miodownik, and J.-Ph. Schillé, “Using JMatPro to model materials properties and behavior,” JOM, Vol. 55, No. 12, pp. 60-65, 2003.
- 17) Rosenthal Daniel, “Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting,” Welding journal, Vol. 20, No. 5, pp. 220-234, 1941.
- 18) Rosenthal Daniel, “The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments,” ASME, Vol. 48, pp. 848-866, 1946.
- 19) Chung-Yun Kang, “Hardening Characteristics and Carbon Equivalent in Laser Welds of Advanced High Strength Steels for Automobile,” Journal of KWJS, Vol. 29, No. 6, pp. 635-645, 2011.
- 20) Tea-Kyo Han, Bong-Keun Lee, Chung-Yun Kang, “Hardening Characteristics of CO₂ Laser Welds in Advanced High Strength Steel,” Journal of Materials International, Vol. 18, No. 3, pp. 473-479, 2012.