Al-Si 도금된 보론강 레이저 소스에 따른 레이저 용접부의 미세조직과 기계적 성질에 미치는 핫스탬핑 처리의 영향

오명환* · 공종판** · 권민석*** · 강정윤*,†

*부산대학교 하이브리드 소재솔루션 국가핵심센터

**부산대학교 재료공학부

***현대하이스코 경량화연구팀

Effect of Hot-stamping on Microstructures and Tensile Properties of Al-Si Coated Boron Steel Welds with Laser Source

Myeong-Hwan Oh*, Jong-Pan Kong**, Min-Suck Kwon*** and Chung-Yun Kang*,†

*National Core Research Center, Pusan National University, Busan 609-735, Korea

**Dept. of Material Science and Engineering, Pusan National University, Busan 609-735, Korea

***Hyundai Hysco Co., Ltd. Light weight and Pipe R&D Team, Ulsan 683-806, Korea

†Corresponding author : kangcy@pusan.ac.kr

(Received November 15, 2013 ; December 18, 2013 ; Accepted December 23, 2013)

Abstract

In this study, the effect of laser source(CO₂ and Nd:YAG) on the microstructure and tensile properties of laser welded Al-Si coated boron steel(1.2mmt) was investigated with before and after hot-stamping. In case of as welds condition, fracture occurred in base metal unrelated to the laser source. It could be explained that tensile strength of fusion zone composed of martensite and bainite is higher than that of base metal that contains a lot of ferrite despite dilution of Al and Si from coating layer to fusion zone. In case of hot-stamping condition, the fracture occurred in fusion zone irrelevant to laser source and the tensile strength was lower than hot stamped base metal. In the CO₂ laser welds, Fe₃(Al,Si) formed near the bond line was transformed into ferrite during hot-stamping. Therefore tensile strength of bond line is lower than that of base metal and center of fusion zone and the fracture occurred in the bond line. On the other hand, in the Nd:YAG laser welds, the higher concentration of Al formed the ferrite in the fusion zone during hot-stamping treatment. Also, the thickness of centerline was thinner than that of base metal. Therefore, it is considered that fracture occurred in centerline of fusion zone due to effect of concentration stress, and it led to a lower tensile strength and elongation.

Key Words : Al-Si coated layer, CO₂ laser, Nd:YAG laser, Hot-stamping, Microstructure, Tensile properties

1. 서 론

자동차 산업에서 CO₂ 가스 배출 감소와 연비향상을 위한 차체의 경량화가 요구되어, 보론강과 같은 1GPa 급 이상인 고강도강 적용이 증가하고 있다. 하지만 이러한 고강도강의 경우 낮은 연신율로 인한 복잡한 형상의 성형이 제한적이며, 금형에 가해지는 하중이 증가하

여 금형의 수명이 단축되는 문제가 발생한다¹⁾. 이러한 성형성 문제를 해결하기 위해, 최근에는 고온에서 성형과 동시에 빠른 냉각을 함으로써 성형성과 고강도를 모두 확보할 수 있는 핫스탬핑 공정이 개발되었다²⁾. 그러나 핫스탬핑 처리 공정은 900℃ 이상(A₃ 이상)의 가열공정으로 강재의 표면산화에 의한 스케일(Scale) 생성 및 표면탈탄 현상이 발생하게 되는데, 이를 해결하기 위해 Al-Si 도금을 필수적으로 실시하고 있다³⁾.

핫스탬핑 보론강의 차체 부품을 조립하는 방법은 핫스탬핑으로 성형한 제품을 레이저 용접하는 방법과 레이저 용접 후 핫스탬핑하는 방법이 있다. 핫스탬핑 한 보론강에 맞대기 레이저 용접할 경우, HAZ의 마르텐사이트가 용접 열에 의해 템퍼링 되어 연화되기 때문에 인장성질이 감소한다고 보고하고 있다⁴⁾. 또한 핫스탬핑 한 보론강의 겹치기 레이저 용접시 도금층의 성분이 용융부대로 혼입되어 용융부에 취약한 상이 형성되어 용접부에서 파단이 발생한다고 보고하고 있다⁵⁾. 한편 Al-Si 용융 도금된 보론강을 레이저 용접 후, 핫스탬핑 할 경우, 도금층 성분이 용융부에 혼입되어 충격 특성을 저하시킨다고 보고하고 있다⁶⁾. 또한 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 있다⁷⁻⁸⁾. 이처럼 Al-Si 도금층이 레이저 용접 및 핫스탬핑 시 용접부 미세조직과 인장성질에 상당한 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 레이저 용접의 경우, 발진매체에 따라 효율이 달라짐으로써, 용접부의 형상, 미세조직 및 기계적 성질이 차이가 날 것으로 예상된다. 핫스탬핑용 Al-Si 도금 보론강의 레이저 용접에 관한 보고는 많지만, 레이저 소스의 영향을 검토한 연구는 거의 전무한 실정이다. 따라서 본 연구에서는 CO₂레이저와 Nd:YAG레이저의 레이저 소스에 따른 동종 Al-Si 용융 도금된 보론강 용접부의 미세조직과 인장성질 변화와 더불어 핫스탬핑 처리 전과 후의 특성을 비교 검토하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 Fig. 1 과 같이 20 μ m 두께의 Al-Si 도금층을 갖는 보론강을 사용하였다. Table 1은 화학조성과 인장성질을 나타낸다. 보론강은 페라이트 기지에 펄라이트와 소량의 마르텐사이트 조직으로 구성되어 있다.

레이저 용접은 최대 출력 8kW인 CO₂ 레이저 용접

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

Table 1 Chemical composition and tensile properties of boron steel

Material t (mm)	Chemical composition (wt.%)						Tensile properties		
	C	Si	Mn	Cr	Ti	B	Y.S (MPa)	T.S (MPa)	El (%)
B-Steel (1.2)	0.23	0.24	1.19	0.18	0.04	0.002	427	553	27.5

장치와 최대 출력 4kW인 Nd:YAG 레이저 용접장치를 사용하였으며, 레이저 용접은 레이저 소스와 상관없이 모두 빔직경을 600 μ m로 고정하여 용접을 실시하였다. CO₂ 레이저 용접은 보호가스로 He+N₂혼합가스(50:50, 20L/min)을 사용하여 출력 7.6kW와 용접속도 6m/min의 조건으로 고정하여 용접을 실시하였다.

Nd:YAG 레이저 용접은 보호가스로 He가스(20L/min)을 사용하여, 출력 3.5kW와 용접속도 6m/min의 조건으로 고정하여 용접을 실시하였다. 이 용접조건은 예비 실험한 결과로부터 생산성 측면에서 고속 용접이 가능하고, 용접결합이 없으며, 양호한 비드형상이 얻어지는 조건이다.

핫스탬핑 처리는 950 $^{\circ}$ C에서 약 5분간 유지한 후, 850 $^{\circ}$ C에서 급형 냉각을 실시하였다. 용융부 내 도금층 원소의 분석 EPMA를 사용하여 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용융부 도금층 성분 편석에 미치는 레이저 소스와 핫스탬핑 처리의 영향

본 연구에서는 생산성 측면에서 고속용접이 가능하고, 용접결합이 없으며 양호한 비드형상이 얻어지는 출력 7.6kW의 CO₂ 레이저와 출력 3.2kW인 Nd:YAG 레이저를 용접속도 6m/min의 조건으로 용접한 시편만을 대상으로 용접한 시편과 용접 후 핫스탬핑 처리한 시편의 미세조직 차이를 검토하였다. 특히 Al-Si 도금층이 레이저 소스에 따른 혼입된 현상과 미세조직이 핫스탬핑 처리에 의해 어떠한 차이가 있는지에 대해 구체적으로 검토하였다.

Fig. 2는 CO₂ 레이저((a), (c))와 Nd:YAG 레이저((b), (d))로 용접한 용접부를 핫스탬핑 처리 전((a), (b))과 후((c), (d))의 비드 단면을 비교한 것이다. (a), (b)로부터 용접만 한 상태의 용융부는 레이저 소스와 상관없이 전형적인 응고조직으로 되어 있음을 알 수 있고, CO₂ 용접재의 경우 (a) 용융 비드가 볼록한 반면, Nd:YAG 용융비드의 경우 (b) 모재 두께보다 얇고 움푹 패인 형상을 가지고 있다. 또한 CO₂용접재의 용융부 크기가 Nd:YAG 용접재보다 크고 열영향부

Fig. 2 Cross-section of bead with hot-stamping and laser source ; (a), (b) as weld, (c), (d) after hot-stamping, (a), (c) CO₂ laser welds, (d), (d) Nd:YAG laser welds

Fig. 3 EPMA mapping analysis results showing distribution of Al and Si elements with laser source [As welds]

영역은 Nd:YAG 용접재가 더 좁은 것을 확인할 수 있다.

Fig. 3은 Fig. 2 (a)와 (b)의 CO₂ 레이저 용접부와 Nd:YAG 레이저 용접부에 대해 EPMA로 도금층 원소인 Al과 Si를 면분석한 결과를 나타낸 것이다. 용융부 내에 Al은 레이저 소스에 상관없이 불균일하게 분포하지만(농도는 흑색에서 백색 순으로 높다.), Si는 Al보다 농도가 낮고, 불균일 정도도 낮음을 알 수 있다. Fig. 4는 레이저 용접 후 핫스탬핑 처리한 시편 (Fig. 2의 (c)와 (d))에 대해 EPMA로 Al과 Si를 면분석한 결과를 나타낸 것이다. 핫스탬핑 처리한 용융부 내에 Al과 Si의 분포는 용접만 한 시편보다 다소 균일화되어 있는 양상을 보이고 있다.

또한 레이저 소스와 핫스탬핑 처리에 따른 용융부 내에 Al과 Si 함유량을 비교하기 위하여, EPMA를 이용하여 저배율로 8곳을 측정 후 평균하였으며, 그 결과

Fig. 4 EPMA mapping analysis results showing distribution of Al and Si elements with laser source [After hot-stamping]

Table 2 Comparison of chemical composition of fusion zone with laser source and hot-stamping (A.W : As Welds, H/S : Hot-Stamping)

		Chemical composition (wt.%)					
		Al	Si	Fe	C	Mn	Cr
A.W	CO ₂	0.56	0.28	98.5	0.17	1.09	0.16
	YAG	0.96	0.34	97.5	0.13	1.08	0.17
H/S	CO ₂	0.39	0.25	97.9	0.18	1.11	0.19
	YAG	0.74	0.33	97.6	0.17	1.09	0.16

를 Table 2에 나타낸다. 이 결과로부터 Nd:YAG 레이저 용융부의 Al과 Si의 농도가 CO₂ 레이저의 것보다 약간 높은 것을 알 수 있고, 열처리 후에는 이들 원소 간의 농도 차이가 약간 저하함을 알 수 있다.

Fig. 5와 Fig. 6은 각각 Fig. 2에 □로 표시된 핫스탬핑 전 (Fig. 2의 (a)와 (b))과 후 (Fig. 2의 (c)와 (d))의 용접재에서 용융 경계부 근방을 EPMA로 분석한 Al과 Si의 성분 분포를 검토한 결과를 나타낸 것이다. 이들 결과로부터, Fig. 2에서 백색상으로 보였던 영역은 Al과 Si의 농도가 다른 영역에 비하여 가장 높은 곳임을 알 수 있다. 용융경계부에 Al 농도가 높은 편석영역이 형성되는 원인은 다음과 같다. Kim의 연구 결과에 의하면, Al 도금강판의 레이저 용접시, 도금층의 Al은 대부분 용융되어 용융부로 혼합되지만, 급열, 급랭의 레이저 공정의 특성상 용융부 내부로 유입된 Al은 용융금속과 작 교반되지 못하여, 용융경계부에 Al 편석영역이 형성된다고 보고하고 있으며, 이러한 결과는 본 연구 결과와 잘 일치한다⁹⁾. 또한 이렇게 생성된 Al 편석영역과 용융부내에서는 불연속적으로 급속 응고

Fig. 5 EPMA mapping analysis results showing distribution of Al and Si elements at zones denoted as □ in Fig. 2 (a) and (b) [As welds]

Fig. 6 EPMA mapping analysis results showing distribution of Al and Si elements at zones denoted as □ in Fig. 2 (c) and (d) [After hot-stamping]

되기 때문에 국부적으로 Al 농도가 달라져, 위치에 따라 상의 종류가 달라진 것으로 생각된다.

Fig. 5와 Fig. 6의 비교로부터, 레이저 소스에 상관없이 핫스탬핑 처리에 의해 백색상에서 Al과 Si가 확산되어 주위의 농도가 다소 증가하는 모습 (컬러 사진에서 백색에서 흑색으로 고농도로 변화)을 볼 수 있다. 이것은 핫스탬핑 처리 시 950℃에서 5분간 유지하는 동안 Al의 고농도인 영역에서 저농도 영역으로 확산이 일어나기 때문인 것으로 생각된다.

3.2 기계적 성질에 미치는 레이저 소스와 핫스탬핑 처리의 영향

Fig. 7은 레이저 소스에 따른 핫스탬핑 전(A.W)과 후(H/S)의 모재(점선)와 용접재의 기계적 성질을 나타낸 것이다. 그리고 Fig. 8은 인장시험 후 파단된 시편 형상을 분류한 것으로 (a)는 용접만 한 인장시편에서 나타난 파단 형상이고, (b)와 (c)는 각각 핫스탬핑 처리 후의 CO₂ 레이저 용접재와 Nd:YAG 용접재의 인장시편의 단면 사진을 나타낸 것이다. 핫스탬핑 처리 전의 용접재들은 레이저 소스와 상관없이 (Fig. 8의 (a))와 같이 모재에서 파단 되었고, 각 용접재의 인장강도 (T.S) (Fig. 7)는 모재의 값보다 약 35MPa높지만, 용접재의 연신율은 모재의 값보다 약 6.7%정도 감소하였다.

한편 핫스탬핑 처리한 용접재의 경우 (Fig. 8의 (b)와 (c)), 모두 용융부에서 파단이 발생하였지만, CO₂ 레이저 용접재의 경우 (b)와 같이 용융경계부에 따라 파단 되었고, Nd:YAG 레이저 용접재의 경우, (c)와 같이 용융부 중앙부에서 파단되었다. 핫스탬핑 처리한 모재 및 용접재의 강도는 핫스탬핑 처리 전의 것보다 아주 높지만, 연신율은 아주 낮음을 볼 수 있다. 핫스탬핑 처리한 시편의 항복강도 (Y.S) 및 인장강도 (T.S)를 레이저 소스별 비교하면 (Fig. 7), 모재, CO₂ 레이저 용접재, Nd:YAG 레이저 용접재 순으로 낮고, 연신율도 동일한 순으로 낮음을 볼 수 있다.

이상의 결과로부터 핫스탬핑 처리 후의 CO₂ 레이저 용접재가 Nd:YAG 레이저 용접재보다 강도와 연신율이 더 높고, 파단 위치도 각각 다른 용융경계부와 용융부 중심에서 파단됨을 알 수 있다.

Fig. 7 Comparison of tensile properties with laser source and hot-stamping; AW: As Welds, HS : Hot-Stamping, BM : Base Metal, H_{BM} : Base metal after HS

Fig. 8 Top view of fractured surface of as welds specimen (a) and cross-section of fractured bead after hot-stamping and laser source: (b) CO₂ laser welds, (c) Nd:YAG laser welds

핫스탬핑 처리와 레이저 소스에 따라 파단위치가 다르고, 인장성질이 차이가 나는 이유를 파악하기 위하여 경도분포를 조사하였다. Fig. 9와 Fig. 10은 각각 핫스탬핑 처리 전과 ((a) CO₂, (b) Nd:YAG))와 핫스탬핑 처리 후((a) CO₂, (b) Nd:YAG))의 경도분포를 나타낸 것이고, 경도분포는 용융경계부에 백색 띠상이 존재하는 표면부와 비드 중앙부 2곳을 측정하여 비교하였다.

핫스탬핑 처리 전의 경도 분포 (Fig. 9)에서 알 수 있듯이, 레이저 소스에 상관없이 Al 편석부가 존재하는 용융경계부는 용융부의 경도보다는 낮지만, 모재의 경도 보다는 아주 높다. 따라서 경도가 가장 낮은 모재에서 파단되는 것은 당연한 것으로 생각된다.

그러나 핫스탬핑 처리 후의 경도 분포(Fig. 10)로부터, 핫스탬핑 처리에 의해서 모재보다 용접부의 경도가 전반적으로 저하되고, 레이저 소스에 따라 경도 분포차이가 확연히 나타남을 확인할 수 있다. 즉 CO₂ 레이저 용접부의 경우 (a), Al이 높게 편석된 용융경계부의 경도가 모재와 용융부에 비해 급격히 낮아진 것을 볼 수 있다. 반면에 Nd:YAG 용접부의 경우 (b), 용융경계부와 더불어 용융부 전체의 경도가 모재에 비하여 아주 낮고, 또한 용융부의 경도 감소는 CO₂ 레이저 용접부의 것보다 더 큼을 알 수 있다.

Fig. 9 Hardness distribution in weld specimens of as welds with laser source: (a) CO₂ laser welds, (b) Nd:YAG laser welds

이상의 경도분포와 인장성질 및 파단위치와의 비교로부터, 핫스탬핑 전에는 용접부의 경도가 모재보다 아주 높기 때문에 모재에서 파단되었고, 핫스탬핑 처리에 의해 용융부의 경도가 모재보다 낮아지고, 특히 CO₂ 레이저 용접부는 용융경계부가 아주 낮기 때문에 이곳에서 파단되었다. 또한 CO₂ 레이저 용접재가 용융경계부에서 파단되는 또 하나의 이유는 볼록 비드 형상 (Fig. 2 (a))을 하고 있으므로, 형상적으로 비드/모재의 경계인 용융경계부가 응력집중이 생기는 노치로 작용할 뿐만 아니라 경도가 낮기 때문인 것으로 생각된다.

한편 Nd:YAG 용접부는 용융부 중심 근방의 경도가 상대적으로 아주 낮기 때문에 이곳에서 파단된 것으로 생각된다. 그리고 Nd:YAG 용접재가 용융부 중심에서 파단되는 또 하나의 이유는 Fig. 2 (b)의 비드형상에서 알 수 있는 바와 같이 비드 상/하의 중심부의 폭이 좁은 언더비드가 형성되어 있고, 이것이 응력집중을 일으키는 노치로 작용하기 때문인 것으로 생각되며, 노치 효과는 CO₂ 레이저 용접재보다 더 크기 때문에 인장성

Fig. 10 Hardness distribution in weld specimens of after hot-stamping with laser source: (a) CO₂ laser welds, (b) Nd:YAG laser welds

질이 더 낮은 것으로 생각된다.

3.3 용융부의 미세조직에 미치는 레이저 소스와 핫스탬핑 처리의 영향

전술한 바와 같이 핫스탬핑 처리 전의 용접부는 모재보다 경도도 높고, 강도도 높아 모재에서 파단되지만, 핫스탬핑 처리 후의 용접부는 용융경계부(CO₂ 경우)와 용융부 중심(Nd:YAG 경우)에서 파괴되고, 경도와 강도가 가장 낮은 이유를 검토하기 위하여, Al 및 Si의 편석현상과 미세조직 및 경도와와의 상관관계를 조사하였다. 미세조직은 용융부의 EPMA를 분석한 단면 (Fig. 3과 Fig. 4)을 대상으로 하여 조성과 미세조직과의 관계를 구체적으로 검토하였다.

Fig. 11과 Fig. 12는 각각 CO₂ 레이저와 Nd:YAG 레이저를 사용한 용융부에 대해 (b)는 (a)에 Al 농도 변화가 있는 □(X₁, X₂) 영역에서 미세조직을 관찰한

Fig. 11 EPMA mapping results showing Al element (a) of CO₂ laser welds, optical micrographs (b) at regions denoted as X₁ in (a), SEM micrographs (c), (d) at regions denoted as AC₁, AC₂ in (b), respectively, enlarged SEM micrographs (e) at regions denoted as F₁ in (c) and base metal (f) [As welds]. (F: Ferrite, M: Martensite, B: Bainite)

것이고, (c)와 (d)는 각각 (b)에 AC₁ (저농도)과 AC₂ (고농도)로 표시된 영역을 SEM으로 확대한 사진이며, (e)는 (c)에 □(F₁, F₂)으로 표시된 영역을 확대한 사진이다. 그리고 Fig. 11의 (f)는 모재의 SEM 사진이다. Table 3은 Fig. 11과 Fig. 12에 □로 표시된 영역을 EPMA로 정량분석한 결과와 경도값을 나타낸다. CO₂ 레이저 용융부의 SEM조직인 (c)와 (d)로부터, 미세조직은 전형적인 래스(lath)상을 갖는 마르텐사이트 (M)와 M와 M조직 사이에 미상의 B조직으로 구성되어 있음을 볼 수 있다. (e)에서 래스 내에 미세한 시멘타이트가 생성되어 있는 것으로부터 B로 표시된 조직은 베이나이트임을 확인할 수 있다. 또한 Nd:YAG 레이저 용융부의 미세조직도 CO₂ 레이저 용융부의 것과 거의 유사함을 알 수 있다. 반면에 모재 (Fig. 11 (f))는 페라이트 (F), 펄라이트(P)와 마르텐사이트

Fig. 12 EPMA mapping results showing Al element (a) of Nd:YAG laser welds, optical micrographs (b) at regions denoted as X_2 in (a), SEM micrographs (c), (d) at regions denoted as AN_1 , AN_2 in (b), respectively and enlarged SEM micrographs (e) at regions denoted as F_2 in (c) [As welds]. (F: Ferrite, M: Martensite, B: Bainite)

Table 3 Chemical composition, A3 temperature and micro-vickers hardness at regions denoted as AC_1 , AC_2 in Fig. 11 (b) and AN_1 , AN_2 in Fig. 12 (b)

No.	Chemical composition (wt.%)						Hv	A_3 (°C)
	Al	Si	Fe	C	Mn	Cr		
AC_1	0.48	0.26	Bal.	0.20	1.04	0.14	480	880
AC_2	0.67	0.29	Bal.	0.17	1.13	0.15	486	915
AN_1	0.68	0.30	Bal.	0.11	1.07	0.17	481	967
AN_2	1.25	0.38	Bal.	0.12	1.13	0.16	483	1088

(M)로 구성되어 있음을 볼 수 있다.

Fig. 13과 Fig. 14는 각각 CO₂ 레이저와 Nd:YAG 레이저를 사용한 핫스탬핑 처리재에 대해 (b)는 (a)에 Al 농도 변화가 있는 □ 영역(Y_1 , Y_2)에서 미세조직을

Fig. 13 EPMA mapping results showing Al element (a) of CO₂ laser welds, optical micrographs (b) at regions denoted as Y_1 in (a), SEM micrographs (c), (d) at regions denoted as HC_1 , HC_2 in (b), respectively, enlarged SEM micrographs (e) at regions denoted as B_1 in (d) and base metal (f) [after hot-stamped]. (F: Ferrite, M: Martensite, B: Bainite)

관찰한 것이고, (c)와 (d)는 (b)에 HC_1 (저농도)과 HC_2 (고농도)로 표시된 영역을 SEM으로 확대한 사진이며, (e)는 (d)에 □(B_1 , B_2)으로 표시된 영역을 확대한 사진이다. 그리고 Fig. 13의 (f)는 핫스탬핑 처리한 모재의 SEM 사진이다. Table 4는 Fig. 13과 Fig. 14에 □로 표시된 영역을 EPMA로 정량분석한 결과와 경도값을 나타낸다. CO₂ 레이저 용융부의 SEM 조직인 (c)와 (d)로부터, 미세조직은 마르텐사이트(M)와 M과 M조직 사이에 미상의 B조직으로 구성되어 있음을 볼 수 있다. (e)에서 래스(lath) 내에 미세한 시멘타이트가 생성되어 있는 것으로부터 B로 표시된 조직은 베이나이트임을 확인할 수 있다. 핫스탬핑 모재 (Fig. 13 (f))는 마르텐사이트와 베이나이트로 구성되어 있음을 볼 수 있다. 한편 Nd:YAG 레이저 용융부의 미세조직(Fig. 14 (c)와 (d))은 CO₂ 레이저 용융

Fig. 14 EPMA mapping results showing Al element (a) of Nd:YAG laser welds, optical micrographs (b) at regions denoted as Y_2 in (a), SEM micrographs (c), (d) at regions denoted as HN_1 , HN_2 in (b), respectively and enlarged SEM micrographs (e) at regions denoted as B_2 in (d) [after hot-stamped]. (F: Ferrite, M: Martensite, B: Bainite)

부의 것과 달리 초석 페라이트가 형성되어 있음을 볼 수 있다. (e)에서 베이나이트와 형상이 다르고, 미세한 시멘타이트가 생성되어 있지 않은 것으로부터 F로 표시된 상은 페라이트임을 확인할 수 있다. 특히 Al의 양이 많이 포함된 HN_2 영역 (Table 4 참조)이 페라이트 양이 훨씬 많음을 볼 수 있다. 일반적으로 철강의 상변태는 CCT (Continuous Cooling Transformation) 곡선과 냉각속도를 알면 해석이 가능하다¹⁰⁾. CCT 곡선은 JMatProTM 소프트웨어와 Fe-DATA 열역학적 데이터 베이스를 커풀링하면 작성할 수 있고, 레이저 용접 시 냉각 곡선은 측정하기 힘들어 고온 T_H 와 저온 T_L 사이의 냉각시간 $t_{TH/TL}$ 식을 이용하여 계산하였고^{11,12)}, 핫스탬핑 처리 시 냉각곡선은 측정하였다. 또한 Fig. 11~Fig. 14에 표시한 영역 중에서 페라이트 형성원소인 Al이 다소 많은 AC_2 , AN_2 , HC_2 및 HN_2 영역의 CCT 곡선을 작성하여 비교 검토하였다. 레이저 용접 냉각곡선은 AC_2 , AN_2 영역의 A_3 온도보다 50°C 높은 온도인

Fig. 15 CCT curves of laser welds calculated using JMatPro v-5 software. (a) AC_2 , (b) AN_2 , (c) HC_2 , (d) HN_2

Table 4 Chemical composition, A_3 temperature and micro-vickers hardness measured at regions denoted as HC_1 , HC_2 in Fig. 13 (b) and HN_1 , HN_2 in Fig 14 (b)

No.	Chemical composition (wt.%)						(Hv)	A_3 (°C)
	Al	Si	Fe	C	Mn	Cr		
HC_1	0.30	0.27	Bal.	0.19	1.08	0.21	491	837
HC_2	0.32	0.27	Bal.	0.17	1.09	0.20	483	846
HN_1	0.35	0.32	Bal.	0.17	1.18	0.17	477	850
HN_2	0.82	0.34	Bal.	0.16	1.13	0.16	355	947

$t_{9.5/3}$, $t_{11/3}$ 으로 계산하였으며, 각각의 냉각속도는 각각 410°C/sec, 605°C/sec로 계산값이 나왔다.

Fig. 15의 (a)와 (c)는 핫스탬핑 처리 전의 AC_2 와 AN_2 의 영역을, (b)와 (d)는 핫스탬핑 후의 HC_2 및 HN_2 영역에 대하여 JMatProTM 소프트웨어로 시뮬레이션 하여 구한 CCT 곡선과 냉각곡선을 나타낸 것이다. (a)와 (c)로부터, AC_2 와 AN_2 의 조성들은 페라이트가 형성되지 않고, 베이나이트와 마르텐사이트 2상이 형성되고, (b)와 (d)로부터, HC_2 의 조성은 베이나이트와 마르텐사이트가 형성되지만, HN_2 의 조성은 페라이트, 베이나이트 및 마르텐사이트 3상이 형성됨을 알 수 있다. 이 해석결과는 실제 관찰한 Fig. 11~Fig. 14의 미세조직과 잘 일치한다.

한편 성분에 따라 CCT곡선을 자세히 비교하여 보면, Al 함유량이 증가함에 따라 페라이트 및 베이나이트 형성 시작 곡선이 좌측 (빠른 쪽)으로 이동하고, A_3 변태 점이 상승하는 것을 알 수 있다. HN_2 의 영역이 CN_2 의 영역보다 Al의 농도가 낮아, 페라이트 생성 영역이 좌측으로 이동하지만, 핫스탬핑 처리의 냉각속도가 용접

시의 냉각속도가 느리기 때문에 페라이트가 형성됨을 알 수 있다.

이상의 결과로부터 용접 시, 페라이트 형성원소인 Al과 Si이 용융부 내에 각각 약 1.25wt.%와 0.34wt.% 혼입되더라도 냉각속도가 빠르기 때문에, 베이나이트 변태와 마르텐사이트 변태가 일어나 베이나이트와 마르텐사이트 조직으로 이루어진다. 그러나 용접재를 핫스탬핑 처리하면, 용융부의 Al과 Si의 농도가 확산에 의해 낮아짐에도 불구하고, 핫스탬핑 처리의 냉각속도가 느리기 때문에 특히 Al농도가 높은 Nd:YAG 레이저 용융부에서는 페라이트, 베이나이트 및 마르텐사이트가 형성된다. 따라서 페라이트가 형성된 Nd:YAG 레이저 핫스탬핑 처리재는 모재보다 경도 및 강도가 낮아 용융부에서 파괴된다.

3.4 용융경계부의 미세조직에 미치는 레이저 소스와 핫스탬핑 처리의 영향

Fig. 16과 Fig. 17은 각각 CO₂ 레이저와 Nd:YAG 레이저 용접부에서 백색으로 보이는 영역 (Fig. 2 (a)와(b)의 □영역)의 Al (a)과 Si (b)의 농도분포이고, (c)는 광학현미경 조직이며, (d)와 (e)는 (c)에서의 1_{AC}, 2_{AC}와 1_{NC}, 2_{NC}로 표시한 □영역을 SEM으로 확대한 조직을 나타낸 것이다. 또한 Table 5는 (d), (e)에 ○로 표시된 영역을 EPMA로 점분석한 결과와 그 위치에서의 경도값을 나타낸 것이다. 백색 영역의 SEM 조직으로부터 (Fig. 16 (d)과 Fig. 17 (d)), 백색상

Fig. 16 EPMA mapping results showing Al, Si(a), (b) and optical micrographs at regions denoted as in Fig. 2 (c) and SEM micrographs (d)~(g) at regions denoted as 1_{AC}, 2_{AC} in (c), respectively [CO₂]

Fig. 17 EPMA mapping results showing Al, Si(a), (b) and optical micrographs at regions denoted as in Fig. 2 (c) and SEM micrographs (d), (e) at regions denoted as 1_{AN}, 2_{AN} in (c), respectively [Nd:YAG]

은 레이저 소스와 관계없이 단상으로 이루어진 조직임을 알 수 있다. 한편 Table 5의 조성분석 결과로부터, 이들 상들은 모두 Fe, Al 및 Si 3개의 원소로 구성되어 있고, Fe와 (Al+Si)의 원자비(at.%)는 각각 70~77%와 23~30%로 구성되어 있으며, 경도는 321~362Hv 범위에 있다.

이러한 조성을 갖는 상이 어떤 상인지를 참고문헌으로부터 검토한 결과는 다음과 같다. Fe-Al-Si 3원계 합금에서 금속간화합물은 Fe_a(Al_{1-x}Si_x)_b 형태 형성되고, x는 0.025~0.21 값을 갖는 것으로 보고되고 있고¹³⁾, Table 5의 조성비로부터 a와 b는 각각 3과 1이므로, 이들 상은 Fe₃(Al,Si) 상인 것으로 생각된다. 또한 이 상의 Al의 양은 가열온도, 유지시간 및 냉각속도에 따라서 17.35~27.33at.% 변화하는 것으로 보고되고 있다¹⁴⁾. 한편 Fe₃Al의 경도는 344~368Hv¹⁵⁾ 혹은 330Hv¹⁶⁾ 인 것으로 보고되고 있다. 이 결과와 Table 5에서 1_{AC}, 2_{AC}의 경도값 (362~321Hv)과 비교하면

Table 5 Chemical composition and micro-vickers hardness at regions (□) denoted as 1_{AC}, 2_{AC}, in Fig. 14 (c) and 1_{AN}, 2_{AN} in Fig. 15 (c)

No.	Al		Si		Fe		Hv
	wt.%	at.%	wt.%	at.%	wt.%	at.%	
1 _{AC}	14.9	27.4	1.7	3.1	83.4	69.5	362
2 _{AC}	11.4	21.8	1.4	2.6	87.2	75.6	321
1 _{AN}	15.1	27.4	1.7	2.9	83.2	69.7	355
2 _{AN}	12.4	22.0	1.5	2.6	86.1	75.4	329

Fig. 18 Optical micrographs (a) at regions denoted as in Fig. 3 (c) and SEM micrographs (b) and (c) at regions denoted as 1_{HC} and 2_{HC} in (c), respectively [CO₂ laser welds, after hot-stamping]

Fig. 19 Optical micrographs (a) at regions denoted as in Fig. 2 (c) and SEM micrographs (b) and (c) at regions denoted as 1_{HN} and 2_{HN} in (c), respectively [Nd:YAG laser welds, after hot-stamping]

거의 Fe₃(Al,Si)경도 범위 안에 들어감을 알 수 있다. 따라서 위의 결과를 토대로 백색상은 Fe₃(Al,Si)임을 확인할 수 있다.

Fig. 18과 Fig. 19는 각각 CO₂레이저와 Nd:YAG 레이저 용접 후 핫스탬핑 처리한 용융경계부의 백색상에 대한 분석결과로, (a)는 광학현미경 조직이며, (b), (c)는 (a)에서 1_{HC}, 2_{HC}와 1_{HN}, 2_{HN}로 표시한 □의 영역을 확대한 SEM 조직을 나타낸 것이다. 또한 Table 6은 (b)와 (c)에서 ○로 표시된 영역을 EPMA으로 점분석한 결과와 그 위치에서의 경도값을 나타낸 것이다. 레이저 열원과 관계없이, 핫스탬핑 처리 후의 조직도 단상으로 이루어져 있으나, 조성분석 결과를 비교해 보면, 핫스탬핑 처리 후 백색상은 처리 전의 것보

Table 6 Chemical composition and micro-vickers hardness at regions (□) denoted as 1_{HC}, 2_{HC}, in Fig. 16 (c) and 1_{HN}, 2_{HN} in Fig. 17 (c)

No.	Al		Si		Fe		Hv
	wt. %	at. %	wt. %	at. %	wt. %	at. %	
1 _{HC}	5.1	10.4	0.7	1.1	94.2	88.5	201
2 _{HC}	0.6	1.4	0.3	0.6	99.1	98.0	160
1 _{HN}	0.9	2.0	0.4	0.7	98.8	97.3	183
2 _{HN}	0.8	1.8	0.3	0.7	98.9	97.5	176

Fig. 20 Binary phase diagram of Fe-Al¹⁷⁾

다 Al과 Si의 함유량이 현저히 감소하였고, 백색상의 평균경도도 321~362Hv에서 160~201Hv로 상당히 낮아졌음을 알 수 있다.

이러한 조성을 가진 백색상은 Fig. 20의 Fe-Al 2원 계상상태로부터 추정하여 보면 α-페라이트 조직인 것을 알 수 있다. 결국 용융경계부에 형성된 백색상이 핫스탬핑 처리 전에는 고경도인 Fe₃(Al,Si) 금속간화합물이었던 것이 핫스탬핑 처리 후에는 α-페라이트로 변화하여 경도가 급격히 낮아지는 것으로 생각된다. 이와 같은 상변태는 Fig. 20의 화살표 경로와 같이 950℃에서 약 5분간 유지 후 850℃에서 급형 냉각을 실시하는 과정에서 백색상내의 Al이 주위로 확산함에 따라 농도가 낮아져 Fig. 18과 같이 α-Fe(α-페라이트)로 변태하고, 실온으로 급형에서 냉각되더라도 α-페라이트 상태 그대로 존재하게 된다.

4. 결 론

차체 부품에 적용되는 Al-Si 용융 도금된 보론강의

레이저 열원(CO₂와 Nd:YAG)과 핫스탬핑 처리에 따른 인장성질과 미세조직 변화를 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 용접만 한 CO₂레이저 용융부 내에 도금층 원소인 Al과 Si의 평균 농도가 0.56wt.%와 0.28wt.%이었고, Nd:YAG레이저의 경우는 각각 0.96wt.%와 0.34wt.%이었다. 용융경계부를 제외한 용융부 내에 페라이트 형성원소인 Al과 Si이 각각 1.25wt.%와 0.38wt.%의 고농도로 편석된 영역일지라도 미세조직은 베이나이트와 마르텐사이트로 형성되어 있었다. 이것은 JMatProTM 소프트웨어로 CCT 곡선을 작성하여 해석한 결과, 레이저용접의 냉각속도가 아주 빠르기 때문에 베이나이트와 마르텐사이트 변태하기 때문인 것으로 해석되었다. 한편 용융경계부에는 Fe, Al 및 Si 3개의 원소로 구성된 백색상이 존재하였다. 이 상은 Al+Si의 원자비(at.%)가 약 23-30%이고, 경도가 321-362Hv인 것으로부터 Fe₃(Al,Si)상인 것으로 생각되었다.

2) 용융부 내에 Al과 Si의 편석부는 핫스탬핑 처리에 의해 확산이 일어남에 따라서 CO₂레이저 및 Nd:YAG레이저의 고농도 편석부의 Al의 농도는 각각 0.32wt.%와 0.82wt.%로 낮아졌다. CO₂레이저 용융부의 조직은 모재와 같은 마르텐사이트와 베이나이트로 구성되었지만, Al의 농도가 다소 높은 Nd:YAG 레이저 용융부는 마르텐사이트와 베이나이트 이외에 페라이트가 형성되었다. 용접만 한 것보다 편석부의 농도가 낮아졌지만, 페라이트가 형성된 것은 CCT 곡선으로 해석한 결과, 핫스탬핑 처리의 냉각속도가 용접 시보다 느리므로, 고온에서 페라이트 변태를 하기 때문인 것으로 해석되었다. 한편 용융경계부에 존재하는 Fe₃(Al,Si)상은 핫스탬핑 처리에 의해 Al과 Si의 농도가 낮아져 페라이트로 변화하였다.

3) 핫스탬핑 처리 전 용접재를 인장 시험한 경우, 모두 모재에서 파단되었다. 이것은 Al과 Si이 용접부에 편석이 되더라도 냉각속도가 빠르므로, 베이나이트와 마르텐사이트로 구성되지만, 원래 모재는 다량의 페라이트가 있으므로 경도와 강도가 낮아 모재에서 파단된 것으로 생각되었다.

4) 핫스탬핑 처리한 CO₂ 레이저 용접시편은 용융경계부에서 파단되었고, Nd:YAG 레이저 용접시편에서는 용융부 중앙에서 파단되었으며, 강도 및 연신율이 모재의 것보다 아주 낮았다. CO₂ 레이저의 용융부와 모재의 미세조직은 베이나이트와 마르텐사이트이지만,

용융경계부에 길게 존재하는 Fe₃(Al,Si)상이 핫스탬핑 처리에 의해 페라이트로 변태하여 경도 및 강도가 낮고, 또한 응력집중부이기 때문에 용융경계부에서 파단하는 것으로 생각되었다. 한편 Nd:YAG레이저 용접부는 CO₂ 레이저의 것과 달리 비드 중심부에 폭이 좁은 언더비드가 형성되어 있어 응력집중부로 작용하고, 또한 용융부 내에 많은 양의 페라이트(편석부)가 형성되어 있기 때문에 용융부 중심에서 파단이 발생하는 것으로 생각되었다.

후 기

본 연구는 2012년도 정부(미래창조과학부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구로(No. 2012R1A5A1048294), 이에 감사드립니다.

Reference

1. T. Mega, and H. Kawabe : JFE Tech. Report, **4**, (2004), 38
2. H. Karbasian and AE. Tekkaya : J. Mater. Process. Technol., **210** (2010), 2103-2118
3. Francesca Borsetto, Stefania Bruschi : Operations, Key Engineering Materials, **410-411** (2009), 289-296
4. C.-H. Kim, and Y.-D. Park : J. Achiev Mater Manuf Eng, **39** (2010), 79-86
5. C. Kim, M. J. Kang, Y. D. Park : Procedia Engineering, **10** (2011), 2226-2231
6. R. Vierstraete and Q. Yin : Industrial Laser Solutions., **25-2** (2010)
7. Byung Hun Jung and Chung Yun Kang : Korean Journal of Metals and Materials, **50-6** (2012), 455-462 (in Korean)
8. Yong Gyu An and Chung Yun Kang : Jurnal of KWJS, **29-1** (2011), 90-98 (In Korean)
9. Jong-Do Kim and Ki-Chol Kim : Jurnal of KWJS, **25-4** (2007), 72-78 (in Korean)
10. N. Saunders and J.-Ph. Schillé : JOM, **55-12** (2003), 60-65
11. Rosenthal Daniel : Welding journal, **20-5** (1941), 220-234
12. Rosenthal Daniel : ASME, **48** (1946), 848-866
13. S.P. Gupta : Materials Characterization **49-4** (2003), 269-291
14. Maitra, T., and S. P. Gupta., : Materials Characterization, **49-4** (2003), 293-311
15. Narayanan. L., and J. E. Gruzleski., : Metallurgical and Materials Transactions A, **25-8** (1994), 1761-1773
16. RATHOD M. J., KUTSUNA. M. : Welding Journal - New York-, **83-1** (2004), 16-26
17. D. K. MUKHOPADHYAY : Metallurgical and Materials transactions A, **26A** (2004), 1939-1959