

# Al-Si 용융 도금된 보론강의 Yb:YAG 디스크 레이저 용접부의 미세조직과 인장성질에 미치는 도금두께의 영향

조위업\* · 공종환\* · 안영남\*\* · 김철희\*\* · 강정윤\*<sup>†</sup>

\*부산대학교 재료공학부

\*\*한국생산기술연구원

## Effect of Coating Thickness on Microstructures and Tensile Properties in Yb:YAG Disk Laser Welds of Al-Si Coated Boron Steel

Wei-Ye Cao\*, Jong-Pan Kong\*, Yong-Nam Ahn\*\*, Cheol-Hee Kim\*\* and Chung-Yun Kang\*<sup>†</sup>

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

\*\*Advanced Welding & Joining Department, Korea Institute of Industrial Technology, Incheon 406-840, Korea

<sup>†</sup>Corresponding author : kangcy@pusan.ac.kr

(Received May 18, 2013 ; Revised June 25, 2013 ; Accepted June 27, 2013)

### Abstract

In this study, the effect of coating thickness(20 $\mu$ m and 30 $\mu$ m) on microstructure and tensile properties in Yb:YAG disk laser welds of Al-Si-coated boron steel (1.2mmt) was investigated. In the case of as welds, the quantity of ferrite was found to be higher in base metal than that in HAZ (Heat Affected Zone) and fusion zone, indicating, fracture occurs in base metal, and the fracture position is unrelated to the coating thickness. Furthermore, yield strength, tensile strength of base metal and welded specimens showed similar behavior whereas elongation was decreased. On the other hand, base metal and HAZ showed existence of martensite after heat treatment, the fusion zone indicated the presence of full ferrite or austenite and ferrite during heat treatment (900 $^{\circ}$ C, 5min), After water cooling, austenite was transformed to martensite, and the quantity of ferrite in fusion zone was higher as compared with in base metal, resulting in sharply decrease of yield strength, tensile strength and elongation, which leads to fracture occurred at fusion zone. In particular, results showed that because the concentration of Al was higher in 30um coating layer specimen than that of 20um coating specimen, after heat treatment, producing a higher quantity of ferrite was higher after heat treatment in the fusion zone; however, it leads to a lower tensile property.

Key Words : Al-10%Si coated boron steel, Hot-stamping heat treatment, Disk laser, Tensile properties, microstructure, Al-segregation

### 1. 서론

최근 승용차의 CAFE (Corporate Average Fuel Economy, 기업별 평균연비) 기준강화와 CO<sub>2</sub> 배출량 감소에 대응하기 위해 첨단고강도강의 적용이 급격히 증가하고 있다<sup>1)</sup>. 또한 최근 자동차 승객 및 보행자의 안전규제 강화로 인해 안전장치 부착이 의무화됨에 따

라 자동차의 연비향상을 위한 경량화와 반대되는 상황으로 차체의 무게가 증가되는 문제점을 가지게 된다. 따라서 이러한 문제를 해결하기 위해서는 1GPa급 이상의 초고강도강의 사용이 증대되고 있지만, 성형성이 부족하여 부품 성형 시 원래 형상으로 돌아가는 스프링백 현상이 더욱 가속화되고, 복잡한 형상의 가공이 어려운 단점이 있다<sup>2)</sup>.

이러한 첨단/초고강도강의 차체 제작에서의 성형성

문제를 해결하기 위하여 최근에 핫 스탬핑 공법이 개발되었다<sup>3-5)</sup>. 핫 스탬핑 공법은 퀴칭성을 향상시키기 위하여 보론을 소량 첨가한 강재(이하 보론 강재)를  $Ac_3$  온도 이상의 고온으로 가열하여 금형으로 퀴칭시켜 성형과 동시에 고강도화를 확보할 수 있는 공정이다<sup>6-9)</sup>. 이러한 핫 스탬핑 공정은  $Ac_3$  이상의 고온으로 가열하기 때문에 보론 강재의 탈탄이 발생하는데, 이러한 탈탄 현상을 방지하기 위하여 보론 강재의 표면에 Al-10%Si 용융 도금을 실시하게 된다<sup>10)</sup>.

자동차 차체 접합 방법으로 전기저항점용접이 주로 사용되었지만, 새로운 강재가 개발 되고 접합기술도 발전됨에 따라 다양한 접합기술이 연구되고 있다. 이 중에서 레이저를 이용한 TWB (Tailor Welded Blank)와 같은 이종두께를 가진 이종금속의 접합 기술이 많이 적용되고 있는데, TWB 접합을 적용할 경우 자동차의 구성품을 66%정도 감소시킬 수 있어 경량화, 생산성 및 충돌성 향상 등 많은 이점이 있어 각광을 받고 있다<sup>9,11)</sup>.

Al-Si 용융 도금된 보론 강판(이하 Al coated B강)의 레이저용접에 대한 대표적인 연구로는 다음과 같다. Arcelor Mittal사의 연구결과<sup>12)</sup>에 의하면, 레이저 용접을 실시한 Al coated B강을 핫 스탬핑을 실시한 용접재의 인장시험 시 용융부와 열영향부의 경계인 본드라인 상부의 백색상에서 파단이 발생하여 인장특성이 저하된다고 보고하고 있다. 또한 Jung등의 연구결과<sup>13)</sup>에 의하면 Al coated B강과 Zn 도금된 Dual Phase 강재를 레이저 용접시 Al-Si 도금층이 용융부에 혼입되어  $Fe_3(Al,Si)$  금속간화합물이 형성되고, 이러한  $Fe_3(Al,Si)$ 이 핫 스탬핑 열처리 시 연질의 페라이트 조직으로 상변태가 일어나 인장성질이 저하된다고 보고 하였다. 이처럼 Al-Si 도금층이 레이저 용접 및 핫 스탬핑 시 용접부 미세조직과 인장성질에 상당한 영향을 미치는 것을 알 수 있다.

한편 보론 강재를 Al-Si 용융 도금 시 용융도금의 공정 특성상 경우에 따라 도금층의 두께가 최소  $20\mu m$ 에서 최대  $40\mu m$ 까지 그 편차가 크다. 이러한 Al-Si 도금층 두께의 불균일로 인하여 용융부에 혼입되는 도금층의 양이 달라질 경우 핫 스탬핑한 용접재의 인장성질이 달라질 것으로 예상되며, 이에 대한 체계적인 연구는 전무한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 Al-Si 도금층 두께의 영향을 알아보기 위하여 Al-Si 도금층의 두께가  $20\mu m$ ,  $30\mu m$ 인 보론 강재를 레이저 용접 후 핫 스탬핑을 실시할 경우의 미세조직과 인장성질변화를 체계적으로 검토하였다.

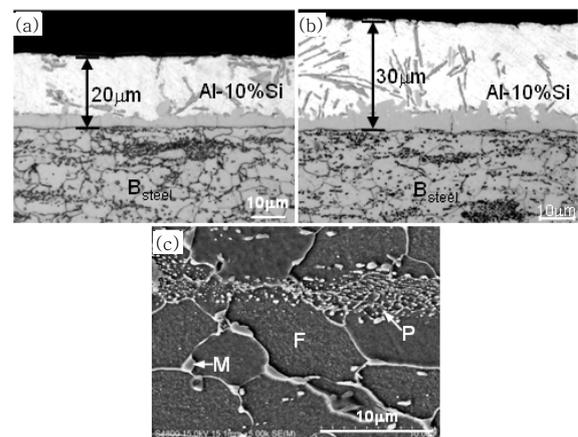
## 2. 실험 방법

Fig. 1은 본 연구에 사용된 Al-10wt.%Si가 약  $20\mu m$ 와  $30\mu m$ 의 두께로 양면 용융 도금된 보론강재의 도금층의 광학 현미경 조직 ((a), (b))과 모재의 SEM조직 사진(c)을 나타낸 것이다. Fig. 1의 (a)와 (b)에서 알 수 있듯이 조성은 Al-10%Si로 같고, 도금층의 두께만 다르다. Fig. 1의 (c)에서 보는바와 같이 보론강 모재의 경우 페라이트 기지에 펄라이트와 소량의 마르텐사이트 조직으로 구성되어 있다.

Table 1은 사용된 보론강재의 화학성분과 기계적 성질을 나타낸 것으로 항복강도와 인장강도가 각각 400MPa, 600MPa값을 가진 것을 알 수 있다.

레이저 용접은 Yb:YAG 디스크 레이저를 이용하였으며, 보호가스는  $N_2(15\ell/min)$ 를 사용하였다. 용접 조건은 출력과 용접속도를 각각 3kW, 3m/min으로 고정하여 도금층의 두께가 각각  $20\mu m$ ,  $30\mu m$  용융도금된 보론강재를 용접하였다.

일반적으로 핫 스탬핑용 열처리 공정은 약  $900^\circ C$ 에



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

**Table 1** Chemical composition and mechanical properties of boron steel

Materials	Chemical composition(wt.%)							Mechanical properties		
	C	Mn	Si	Cr	Ti	B	Fe	Y.S(MPa)	T.S(MPa)	El(%)
Boron Steel (1.2mm)	0.193	1.323	0.589	0.149	0.026	0.005	Bal.	400	600	25

서 5분유지 후 약 800톤의 서브프레스로 가압과 동시에 다이칭(die quenching)한다<sup>14)</sup>. 그러나 용접부의 상변태는 가열온도, 유지시간과 냉각속도에 지배적으로 영향을 받을 것으로 예상된다. 따라서 본 연구에서는 900℃에서, 5분 유지 후 수냉(water quenching) 열처리하여 상변태를 검토하였다.

미세조직 관찰은 용접재를 연마 후 4% 나이탈(Nital) 용액으로 에칭하여 SEM(Scanning Electron Microscope)과 광학현미경을 이용하여 관찰하였다. 또한 도금층 두께 변화에 따른 용융부의 Al의 분포와 각 위치에서의 조성을 알아보기 위하여 EPMA(Electron Probe X-ray Micro Analysis)를 이용하여 측정하였다

### 3. 실험결과 및 고찰

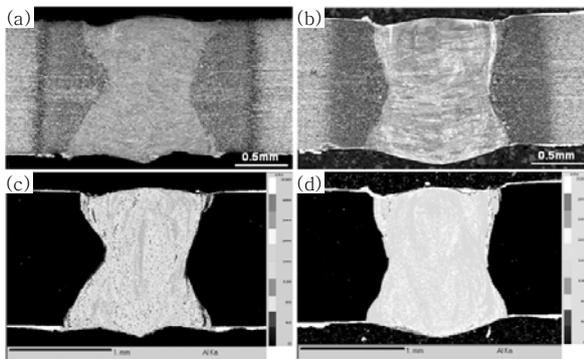
#### 3.1 용융부의 도금층 혼입과 그 미세조직

Fig. 2는 도금 두께(a), (c) : 20μm, (b), (d) : 30μm가 다른 보론강을 YAG 레이저 용접한 시편의 전형적인 비드형상(a, b)과 도금층의 주성분인 Al의 분포를 EPMA로 면분석한 결과(c, d)를 나타낸 것이다. 용융부 내에 기공과 같은 결함은 존재하지 않지만, 흰색의 상들이 존재한다. 그리고 도금층 두께가 30μm인 것이 백색상이 더 많이 형성되어 있음을 볼 수 있다.

EPMA의 결과로부터, 도금층 두께가 30μm인 것이 용융부내의 Al의 농도가 높고, 편석현상은 용융부 내에 전반적으로 관찰되며, 특히 본드라인 근처에 Al의 농도가 아주 높은 것을 알 수 있다.

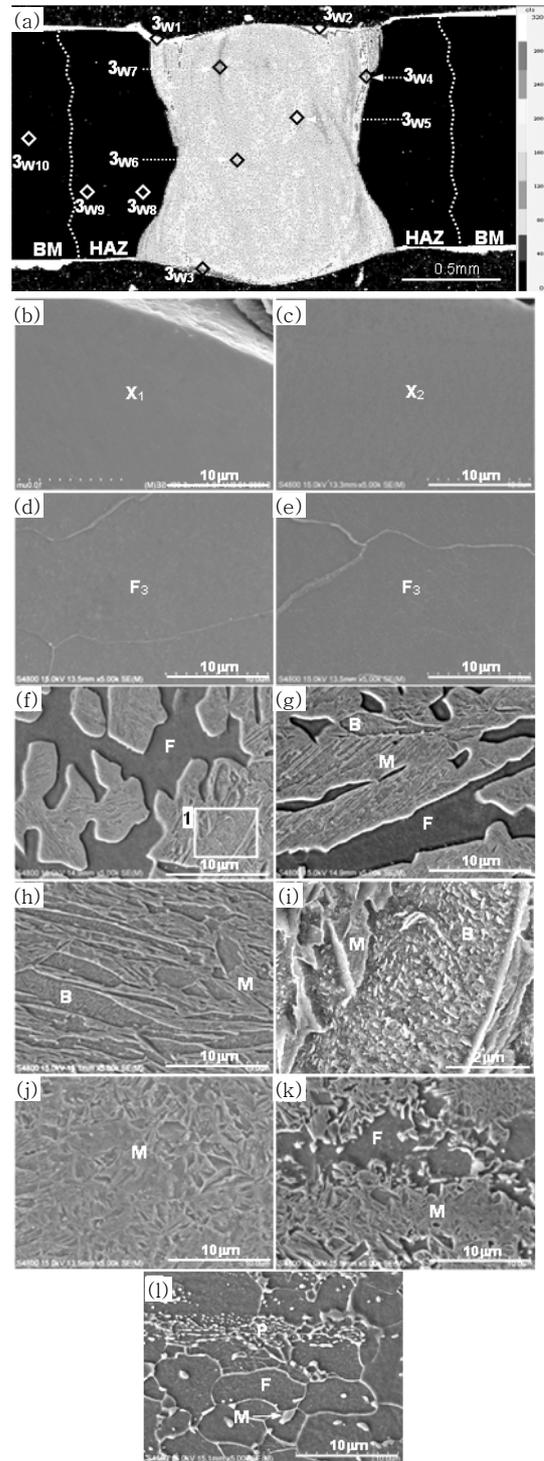
용접 시 Al-Si 도금층이 용융부에 혼입되어 편석된 경우, Al 농도 분포에 따른 미세조직의 차이를 분석하기 위하여 용융부의 위치에 따른 미세조직을 관찰하였다.

Fig. 3은 편석현상이 심한 30μm 도금층을 가진 열처리 전 용접시편(W)의 Al 농도 분포에 따른 미세조직을



**Fig. 2** Cross-section of bead (a), (b) and EPMA analysis results showing distribution of Al element (c), (d) with coated thickness: (a), (c): 20μm (b), (d) 30μm

나타낸 것이다. 그리고 Table 2는 각 영역의 EPMA 정량분석한 조성과 마이크로 비커스 경도 값을 함께 나타낸 것이다.



**Fig. 3** EPMA mapping results showing Al (a) and SEM micrographs (b)~(l) at regions denoted as #3W1~3W10 in (a). [As welds (w), coated layer: 30μm (3)] (b) 3W1, (c) 3W2, (d) 3W3, (e) 3W4, (f) 3W5, (g) 3W6, (h) 3W7, (j) 3W8, (k) 3W9, (l) 3W10. (F: Ferrite, M: Martensite, B: Bainite)

**Table 2** Chemical compositions and micro-vickers hardness measured at regions denoted as #3<sub>W1</sub>~3<sub>W10</sub> in Fig. 3 (a)

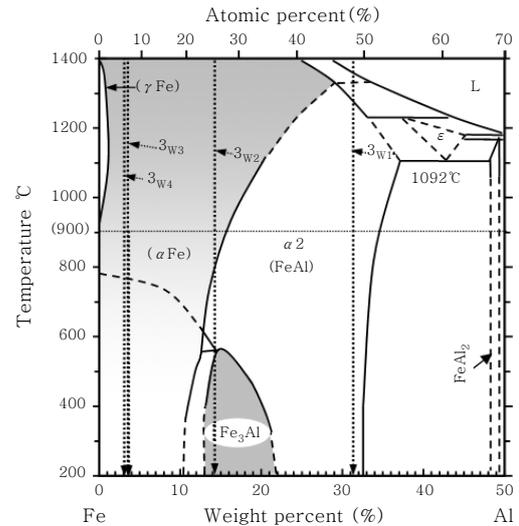
No.		Al	Si	Fe	C	Mn	HV (25gf)	Phase
3 <sub>W1</sub>	wt.%	31.41	3.22	64.33	-	-	652.4	X1
	at.%	47.52	4.70	47.77	-	-		
3 <sub>W2</sub>	wt.%	14.08	1.89	83.61	-	-	364.1	X2
	at.%	24.71	3.20	72.09	-	-		
3 <sub>W3</sub>	wt.%	3.68	0.77	95.42	-	-	158.3	F3
	at.%	7.16	1.43	91.41	-	-		
3 <sub>W4</sub>	wt.%	3.03	0.75	95.92	-	-	163.1	F3
	at.%	5.95	1.42	92.63	-	-		
3 <sub>W5</sub>	wt.%	2.09	0.69	95.59	0.09	1.25	335.3	F+M+B
3 <sub>W6</sub>	wt.%	1.82	0.67	95.63	0.12	1.26	375.2	F+M+B
3 <sub>W7</sub>	wt.%	1.10	0.61	95.98	0.15	1.40	451.2	F+M+B
3 <sub>W8</sub>	wt.%	-	0.59	97.06	0.19	1.31	491.6	M
3 <sub>W9</sub>	wt.%	-	0.58	97.77	0.19	1.32	221.5	F+M
3 <sub>W10</sub>	wt.%	-	0.59	97.89	0.18	1.30	202.3	F+M+P

Fig. 3은 편석현상이 심한 30 $\mu$ m 도금층을 가진 열처리 전 용접시편(W)의 Al 농도 분포에 따른 미세조직을 나타낸 것이다. 그리고 Table 2는 각 영역의 EPMA 정량분석한 조성과 마이크로 비커스 경도 값을 함께 나타낸 것이다. Table 2로부터 위치에 따라 Al, Si, Fe의 3원계 원소로만 이루어진 영역과 도금층 성분과 강의 성분이 혼합된 영역으로 나누어져 있음을 알 수 있다. 비드 표면의 본드라인 근처인 3<sub>W1</sub>((b), 농도 백색), 용융부 표면의 3<sub>W2</sub>((c), 백색), 비드 아랫 표면인 3<sub>W3</sub>((d), 적색+황색) 및 오른쪽 본드라인 근방 3<sub>W4</sub>((e), 적색+노란색) 영역의 조직은 모두 단상조직이다. 특히 Al, Si 및 Fe 3개의 원소만으로 이루어져 있으며, 상태도로부터 이들 상이 어떤 상인가 규명하고자 하였다.

Fig. 4는 Fe-Al 2원계 상태도로부터, Al 함량이 47.52at.%인 3<sub>W1</sub>의 상(X<sub>1</sub>)은 FeAl 금속간화합물이고, Al 함량이 24.71at.%인 3<sub>W2</sub>의 상(X<sub>2</sub>)은 Fe<sub>3</sub>Al 금속간화합물인 것을 알 수 있다. 그리고 Al 함량이 각각 7.16at.%와 5.96at.%인 3<sub>W3</sub>와 3<sub>W4</sub>의 상(F<sub>3</sub>)은 모두 Fe 고용체(페라이트)임을 알 수 있다. 또한 Fe-Al 합금의 상 종류에 따른 경도변화를 검토한 연구결과<sup>15)</sup>에 의하면, FeAl은 491-667Hv, Fe<sub>3</sub>Al은 344-368Hv인 것으로 알려져 있다.

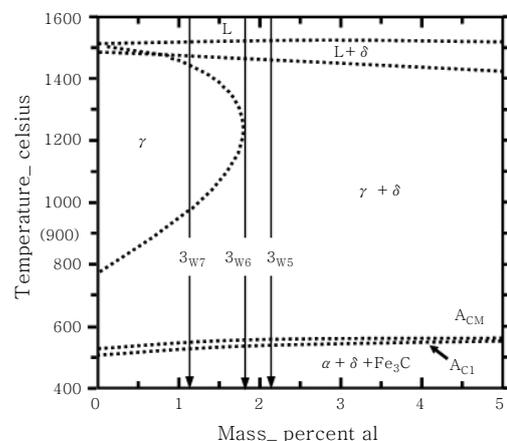
본 실험에서 얻어진 각 상의 경도와 이 결과와 비교하여도 잘 일치하는 것으로 보아, 3<sub>W1</sub>상(X<sub>1</sub>), 3<sub>W2</sub>상(X<sub>2</sub>)이 각각 FeAl과 Fe<sub>3</sub>Al 금속간 화합물임을 입증할 수 있다.

한편 Fig. 3의 (f), (g) 및 (h)는 도금층 성분과 강의 성분이 혼합된 대표적인 3개 영역, 3<sub>W5</sub>((f), 황색),

**Fig. 4** Binary phase diagram of Fe-Al<sup>16)</sup>

3<sub>W6</sub>((g), 황색+녹색), 3<sub>W7</sub>((h), 흑색)으로 표시된 영역의 조직을 나타내고, Fig. 3의 (i)는 Fig. 3 (f)의 1로 표시된 영역을 확대한 SEM 조직 사진이다. Fig. 3의 (i)조직은 라스 페라이트에 미세한 시멘타이트가 존재하는 전형적인 베이나이트 조직임을 알 수 있다<sup>17)</sup>. Al 함유량이 2.09wt.%와 1.82wt.%인 3<sub>W5</sub>와 3<sub>W6</sub>는 페라이트(F), 침상인 마르텐사이트(M)와 베이나이트(B)인 3상으로 구성되어 있지만, Al농도가 1.10wt.%인 3<sub>W7</sub>영역은 마르텐사이트와 베이나이트 2상조직으로 구성되어 있다. 여기서 Al의 함유량이 낮은 1.10wt.% 이하에서는 페라이트가 존재하지 않지만, 이보다 Al을 많이 함유한 3<sub>W5</sub>와 3<sub>W6</sub>는 페라이트가 형성된 이유를 고찰하면 다음과 같다.

Fig. 5는 Al을 제외한 성분의 평균치, Fe (1.30Mn-0.65Si-0.12C)-XAl의 2원계 상태도를 열역학 계산

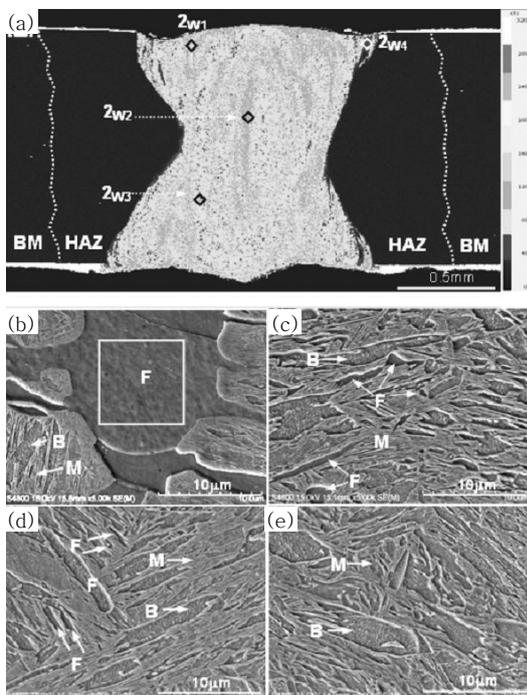
**Fig. 5** Quasi-binary phase diagram for Fe(1.30Mn-0.65Si-0.12C)-XAl calculated using Thermo-Calc.™ (TCW5) software

소프트웨어(Thermo-Calc TCW5)를 이용하여 작성한 것이다. 이 결과로부터, Al 함량이 높은 3<sub>W5</sub>와 3<sub>W6</sub>은 고온에서 오스테나이트와 δ-페라이트 2상으로 존재한 후 급랭 (레이용접 후 냉각)에 의해 오스테나이트가 마르텐사이트와 베이나이트로 변태하여 δ-페라이트, 마르텐사이트, 베이나이트 3상으로 구성된다. 그러나 Al 농도가 낮은 3<sub>W7</sub>은 고온에서 오스테나이트 단상으로 존재하다가 급랭에 의해 마르텐사이트와 베이나이트로 변태하기 때문임을 알 수 있다.

Fig. 3의 (a)와 (j), (k)에서, 용융부 근방의 HAZ인 3<sub>W8</sub>영역(j)은 마르텐사이트로 이루어져 있지만, 모재 근방의 HAZ인 3<sub>W9</sub>(k)는 페라이트와 마르텐사이트로 이루어져 있다. 모재(Fig. 3 (l))는 페라이트, 펄라이트와 마르텐사이트로 이루어져 있음을 알 수 있다.

HAZ의 상변태는 일반 탄소강과 같이 A<sub>C3</sub>온도 이상 가열된 HAZ(3<sub>W8</sub>영역)는 완전 오스테나이트 상태로 된 후 마르텐사이트가 된다. 그러나 A<sub>C1</sub>-A<sub>C3</sub> 온도 사이로 가열된 영역(3<sub>W9</sub>영역)은 오스테나이트+페라이트 2상 영역으로 존재한 후 급랭됨에 따라 오스테나이트만 마르텐사이트로 변태하고, 페라이트가 그대로 잔존하기 때문에 2상(페라이트+마르텐사이트)으로 존재한다.

Fig. 6은 편석현상이 약한 20 $\mu$ m 도금층을 가진 열처



**Fig. 6** EPMA mapping results showing Al (a) and SEM micrographs (b)~(e) at regions denoted as #2<sub>W1</sub>~2<sub>W4</sub> in (a). [As welds (w), coated layer: 20 $\mu$ m (2)]. (b) 2<sub>W1</sub>, (c) 2<sub>W2</sub>, (d)2<sub>W3</sub>, (e) 2<sub>W4</sub>. (F: Ferrite, M: Martensite, B: Bainite)

**Table 3** Chemical compositions and micro-vickers hardness measured at regions denoted as #2<sub>W1</sub>~2<sub>W4</sub> in Fig. 6 (a)

No.	Weight(wt.%)					Hv (25gf)	Phases
	Al	Si	Fe	C	Mn		
2 <sub>W1</sub>	2.73	0.63	95.73	-	-	183.6	F
2 <sub>W2</sub>	1.26	0.61	95.65	0.15	1.32	403.5	F+M+B
2 <sub>W3</sub>	0.80	0.59	96.27	0.16	1.28	451.7	F+M+B
2 <sub>W4</sub>	0.47	0.58	96.49	0.18	1.35	454.6	M+B

**Table 4** Comparison of fusion zone area and coating layer area ( $\times 10^{-2} \text{mm}^2$ ) with coating layer thickness

	20 $\mu$ m	30 $\mu$ m	Increment%
Fusion zone	132.11	140.02	6%
coating layer	2.58	3.9	51%

리 전 용접시편의 Al 농도 분포에 따른 미세조직을 나타낸 것이다. 또한 Table 3은 각 영역의 EPMA로 분석한 조성과 마이크로 비커스 경도 값을 함께 나타낸 것이다.

Table 3으로부터 도금층의 두께가 20 $\mu$ m인 용융부의 경우, 표면층과 가까운 2<sub>W1</sub>(b)에서 □로 표시된 조직은 Fe 고용체(페라이트)이고, 그 외에 영역에서는 모두 도금층과 모재의 성분이 혼합된 조성으로 이루어져 있다.

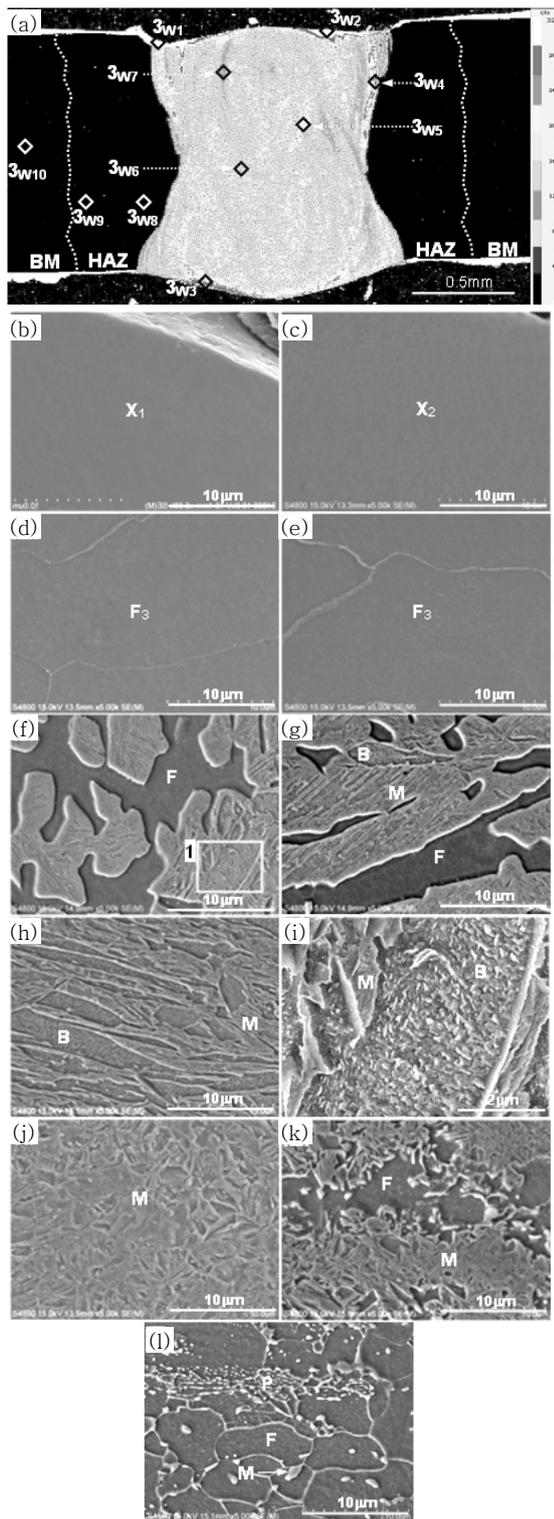
2<sub>W2</sub> ((c), 녹색) 영역은 페라이트+베이나이트+마르텐사이트 3개의 상이 존재하지만, 이외에 영역은 모두 마르텐사이트+베이나이트 2상으로 이루어져 있다.

이상의 결과로부터 도금층의 두께가 두꺼운 30 $\mu$ m의 용융부는 20 $\mu$ m의 것보다 페라이트가 많이 형성된다. 이러한 현상은 Al-Si 도금층이 용접 시 용융부 내로 혼입 현상 때문인 것으로 생각된다. 따라서 도금두께에 따른 용융부의 면적과 도금층 면적비로 혼입량을 단순 비교하여 보았다.

Table 4에 나타낸 바와 같이 도금층의 두께에 따라 용융부의 평균면적은  $132.1 \times 10^{-2} \text{mm}^2$ (20 $\mu$ m)와  $140.0 \times 10^{-2} \text{mm}^2$ (30 $\mu$ m)로 약 6%로 큰 차이가 없지만, 도금층의 면적비는 약 51% 차이가 난다. 결국 30 $\mu$ m의 용융부가 페라이트 형성 원소인 Al의 혼입량이 많기 때문에 페라이트의 양이 많은 것으로 생각된다.

### 3.2 열처리에 의한 용융부 미세조직의 변화

Fig. 7은 Fig. 3의 30 $\mu$ m 도금층을 가진 용접시편을 절단한 반대 시편을 열처리한 후, Al 농도분포에 따라 미세조직을 나타낸 것이다 열처리전의 시편(Fig. 3



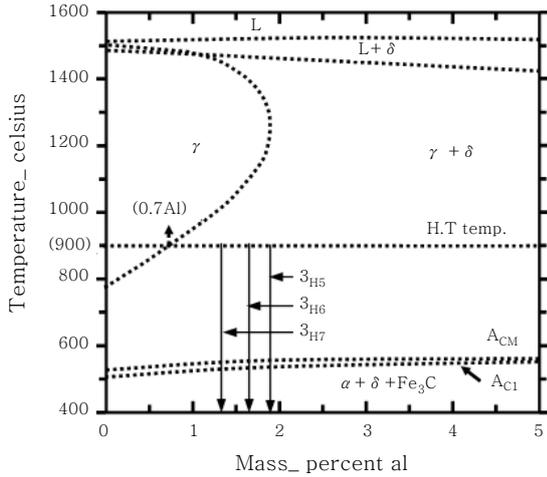
**Fig. 7** EPMA mapping results showing Al (a) and SEM micrographs (b)~(k) at regions denoted as #3<sub>H1</sub>~3<sub>H10</sub> in (a). [Heat treatment (H), coated layer: 30 $\mu$ m (3)]. (b) 3<sub>H1</sub>, (c) 3<sub>H2</sub>, (d) 3<sub>H3</sub>, (e) 3<sub>H4</sub>, (f) 3<sub>H5</sub>, (g) 3<sub>H6</sub>, (h) 3<sub>H7</sub>, (i) 3<sub>H8</sub>, (j) 3<sub>H9</sub>, (k) 3<sub>H10</sub>. (F: Ferrite, M: Martensite)

**Table 5** Chemical compositions, A<sub>C3</sub> temperatures and micro-vickers hardness measured at regions denoted as #3<sub>H1</sub>~3<sub>H10</sub> in Fig. 7 (a)

No.		Al	Si	Fe	C	Mn	A <sub>C3</sub> (°C)	Hv (25gf)	Phases
3 <sub>H1</sub>	wt.%	13.71	1.75	84.41	-	-	-	346.0	Y1
	at.%	24.08	2.97	72.92	-	-	-		
3 <sub>H2</sub>	wt.%	3.72	0.89	95.29	-	-	-	156.9	F2
	at.%	7.34	1.72	90.93	-	-	-		
3 <sub>H3</sub>	wt.%	3.16	0.73	96.07	-	-	-	153.2	F2
	at.%	6.19	1.38	92.43	-	-	-		
3 <sub>H4</sub>	wt.%	2.45	0.71	96.84	-	-	-	157.6	F2
	at.%	4.82	1.35	93.83	-	-	-		
3 <sub>H5</sub>	wt.%	1.85	0.65	95.37	0.08	1.23	1239	291.3	F+M
3 <sub>H6</sub>	wt.%	1.32	0.61	96.18	0.16	1.35	1048	382.1	F+M
3 <sub>H7</sub>	wt.%	1.64	0.63	95.43	0.14	1.25	1069	314.6	F+M
3 <sub>H8</sub>	wt.%	-	0.60	97.60	0.18	1.38	824	503.7	M
3 <sub>H9</sub>	wt.%	-	0.57	97.43	0.19	1.29	823	501.2	M
3 <sub>H10</sub>	wt.%	-	0.59	97.56	0.20	1.33	821	499.4	M

(a)과 대응되는 영역의 농도변화와 미세조직을 비교하였다. 또한 Table 5는 각 영역의 EPMA로 분석한 조성과 마이크로 비커스 경도 값을 함께 나타낸 것이다. 열처리전의 용접시편에서 비드상·하 표면과 본드라인 근처의 Al 농도가 가장 높았던 영역, Fig. 3의 3<sub>W1</sub> (b), 3<sub>W2</sub> (c)와 대응된 Fig. 7의 3<sub>H1</sub>~3<sub>H4</sub> ((b)~(c))와 비교하여 보면 (Table 2와 Table 5), 이들 영역은 열처리 후에도 Al, Si, Fe의 3개 성분만으로 이루어진 상으로 존재한다. 그러나 열처리에 의해 Al 농도가 낮아져 3<sub>W1</sub>의 FeAl은 Fe<sub>3</sub>Al(3<sub>H1</sub>)로 변화하고, Fe<sub>3</sub>Al(3<sub>W2</sub>)는  $\alpha$ -Fe(3<sub>H2</sub>)로 변화하며, 3<sub>W3</sub>와 3<sub>W4</sub>의  $\alpha$ -Fe는 Al의 농도가 약간 낮아짐을 알 수 있다. 이러한 현상은 900°C에서 5분 유지하는 동안 Al과 Si이 확산하여 Al농도가 낮아짐에 따라 저 농도의 상으로 변화 (Fig. 4에서 저 농도 쪽으로 이동)때문인 것으로 생각된다.

열처리 후 용융부 내의 Al 농도 분포 (Fig. 7 (a))는 열처리 전 (Fig. 3 (a))보다 다소 균일한 양상을 보이고, 3<sub>H5</sub> (Fig. 7 (e)), 3<sub>H6</sub> (Fig. 7 (f)) 및 3<sub>H7</sub> (Fig. 7 (g)) 영역의 미세조직은 모두 마르텐사이트와 페라이트로 구성되어 있음을 볼 수 있다. 또한 열처리 전·후의 용융부 내의 페라이트의 총량을 비교한 결과 열처리 전에는 약 21.70%이었고, 후에는 48.32%이었다. 이것은 Fig. 8의 Fe (1.27Mn-0.63Si-0.13C)와 Al의 2원계 상태도에서 알 수 있는 바와 같이 3<sub>H5</sub>, 3<sub>H6</sub> 및 3<sub>H7</sub> 영역을 900°C로 가열하면, Al 농도가 0.7wt.% 이상인 영역에서 오스테나이트와  $\delta$ -페라이트



**Fig. 8** Quasi-binary phase diagram for Fe(1.27Mn-0.63Si-0.13C)-XAl calculated using Thermo-Calc.<sup>TM</sup> (TCW5) software

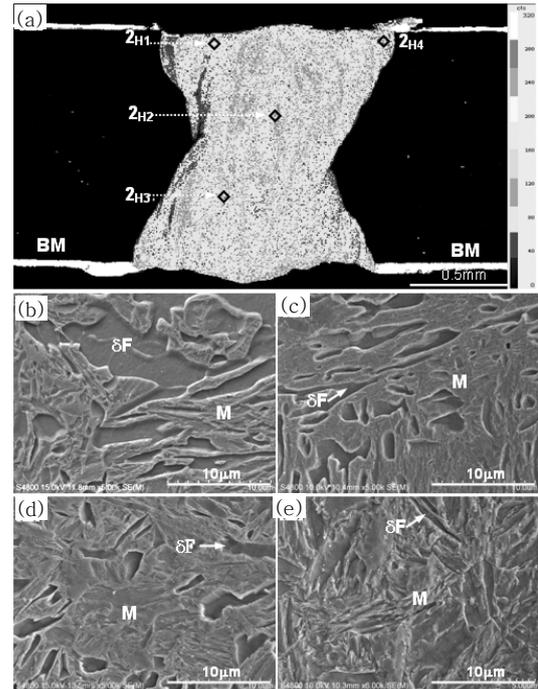
2 상 영역에 놓이게 된다. 이 때 급랭하게 되면 오스테나이트만이 마르텐사이트로 변태하기 때문에, 열처리 후에 페라이트 양이 증가하고, 이 영역들은 모두 페라이트와 마르텐사이트로 존재하게 됨을 알 수 있다.

또한 HAZ 전 영역(3<sub>H8</sub>, 3<sub>H9</sub>, Fig. 7 (i), (j))과 모재(3<sub>H10</sub>, Fig. 7 (k))는 마르텐사이트 단상 조직임을 알 수 있다. 이것은 모재의 A<sub>C3</sub>온도가 약 823°C 임으로, 900°C 로 가열하면, 완전 오스테나이트로 되었다가, 급랭에 의해 마르텐사이트로 변태하기 때문이다.

한편 20 $\mu$ m 도금층을 가진 용접시편에 대하여 30 $\mu$ m과 같은 방법으로 열처리한 전후의 Al 농도 분포에 따른 미세조직 변화를 비교하였다.

Fig. 9는 20 $\mu$ m 도금층을 가진 용접시편을 열처리 한 후의 미세조직을 나타내고, Table 6은 성분분석 결과를 나타낸 것이다. 열처리전의 Fig. 6과 비교하면, 2<sub>H1</sub>(b)-2<sub>H3</sub>(d)에서는 열처리전의 용접부내에 페라이트, 마르텐사이트, 베이나이트 3상에서 페라이트와 마르텐사이트 2상으로 변화하였고, 또한 페라이트의 양이 증가함을 볼 수 있다. 열처리 전과 후의 용융부 내의 페라이트 양은 6.3%에서 13.0%로 증가하였다. 이것은 Fig. 10의 상태도에서 알 수 있듯이, 900°C로 가열하면, Al의 농도가 0.7wt.%이상인 영역에서는 오스테나이트와  $\delta$ -페라이트 2상 조직을 가지게 되고, 이 상태에서 급랭하게 되면 오스테나이트만이 마르텐사이트로 변태하기 때문에, 모두 페라이트와 마르텐사이트 2상 조직으로 변태한 것으로 생각된다.

그러나 Al 함량이 증가할수록 페라이트 량이 많은 상태에서 급랭되어 그대로 잔존하기 때문인 것으로 생각된다. 또한, Fig. 7 (e)의 조직 사진과 Table 6에서



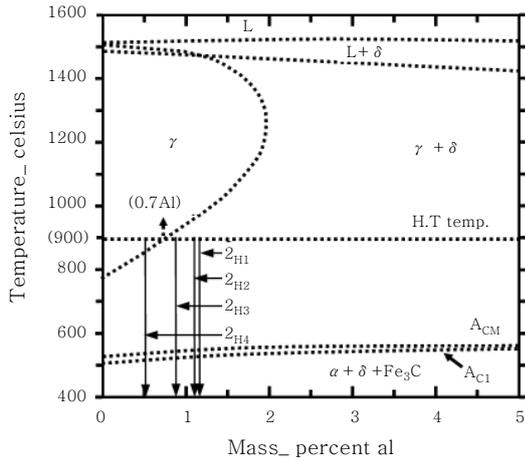
**Fig. 9** EPMA mapping results showing Al (a) and SEM micrographs (b~e) at regions denoted as #3<sub>H1</sub>~#3<sub>H4</sub> in (a) [Heat treatment (H), coated layer: 20 $\mu$ m (2)]. (b) 2<sub>H1</sub>, (c) 2<sub>H2</sub>, (d) 2<sub>H3</sub>, (e) 2<sub>H4</sub>. (F: Ferrite, M: Martensite)

**Table 6** Chemical compositions, A<sub>C3</sub> temperatures and micro-vickers hardness measured at regions denoted as #2<sub>H1</sub>~2<sub>H4</sub> in Fig. 9 (a)

No.	Weight (wt.%)					A <sub>C3</sub> (°C)	Hv (25gf)	Phases
	Al	Si	Fe	C	Mn			
2 <sub>H1</sub>	1.12	0.62	95.96	0.15	1.22	1007	253.6	F+M
2 <sub>H2</sub>	1.03	0.61	96.07	0.15	1.25	979	411.5	F+M
2 <sub>H3</sub>	0.87	0.62	96.11	0.17	1.32	928	464.7	F+M
2 <sub>H4</sub>	0.71	0.60	96.44	0.17	1.26	904	483.2	F+M

알 수 있듯이 Al 함량이 낮은 (약 0.51wt.%) 2<sub>H4</sub> 영역에서는 마르텐사이트 단상조직이 나타난다. 이는 Fig. 10의 상태도에서 알 수 있듯이 2<sub>H4</sub>은 900°C로 가열하면 오스테나이트 단상 조직을 가지고, 이 상태에서 급랭하게 되면 마르텐사이트로 변태하기 때문임을 알 수 있다.

이상의 결과로부터 용융부의 크기는 거의 변화가 없으나 도금층의 두께가 증가하면 용융부로 유입되는 Al의 양이 증가한다. 따라서 용융부 내에 편석이 커서 Fe-Al 금속간화합물과 다양한 페라이트 (Fe-Al-Si 3원계 페라이트,  $\delta$ -페라이트,  $\alpha$ -페라이트)가 증가하는 경향이 있다. 이 용융부를 핫 스템핑 열처리하면, 0.7wt.%

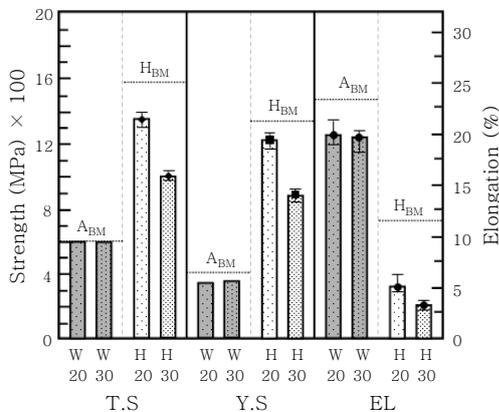


**Fig. 10** Quasi-binary phase diagram for Fe(1.27Mn-0.61Si-0.16C)-XAl calculated using Thermo-Calc.™ (TCW5) software

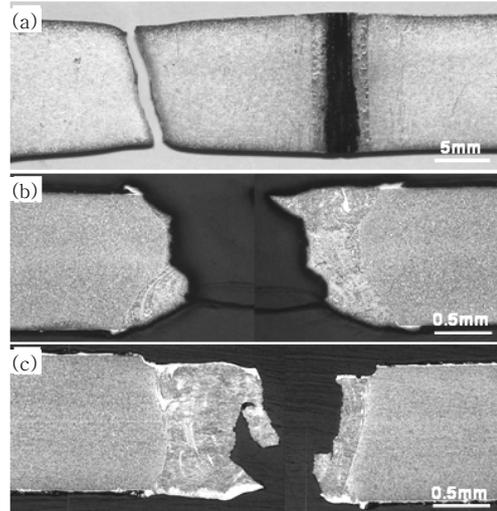
Al 이상 함유한 편석부에서는 오스테나이트와 δ-페라이트 2상 영역에 놓이게 되어 열처리 전 보다 페라이트량이 증가함을 알 수 있다.

### 3.3 인장성질과 미세조직과의 관계

Fig. 11은 열처리 전후의 도금층 두께에 따른 인장성질을 모재와 비교한 것이고, Fig. 11은 파단면을 비교한 것이다. 레이저 용접만 한 시편은 Fig. 12의 (a)와 같이 도금 두께에 상관없이 모두 모재에서 파단이 발생하였으며, 용접재의 항복강도와 인장강도는 모재의 것과 거의 동일한 값을 가지지만, 연신율만은 모재의 것보다 다소 낮다. 용접된 시편이 모재에서 파단 되었음에도 불구하고 연신율이 감소하는 이유는 모재보다 강한 용접부가 인장하중이 가하는 동안 Fig. 11 (a)에 볼 수 있는 것처럼 용접부 왼쪽에서 소성구속하기 때문



**Fig. 11** Tensile properties of as welds (A) and after heat treatment (H) with coating thickness



**Fig. 12** Top view of fractured surface of as welds specimen (a) and cross-section of fractured specimens after heat treatment with the coated thickness : (b): 20μm (c) 30μm

이다. 즉 실제 시험편의 평행부가 약 1/2로 축소되는 효과가 있기 때문이다.

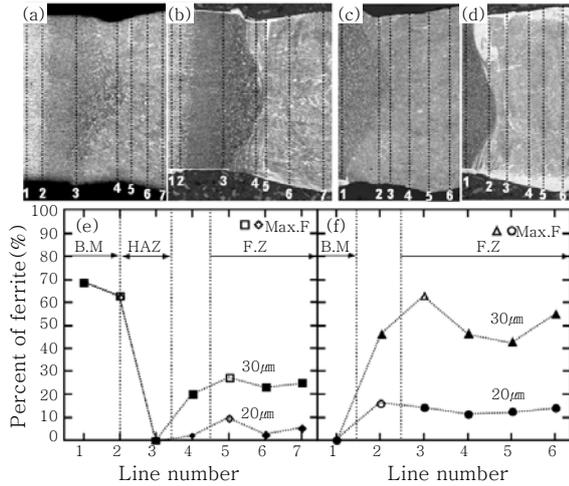
한편 용접 후 핫 스탬핑 열처리한 시편들은 Fig. 12 (b)와 (c)와 같이 모두 용접부에서 파단 되었다. 용접한 시편의 항복강도, 인장강도 및 연신율은 열처리한 모재의 것보다 감소하였고, 도금두께가 두꺼운 30μm의 것이 더 낮다.

도금두께와 열처리에 의한 인장성질이 변화한 원인을 열처리에 따른 용접부 및 모재의 미세조직과의 상관관계로부터 검토하였다.

용접부의 인장성질 저하원인은 전술한 바와 같이 용접 시 도금층의 Al이 용융부로 혼입되어 가장 강도가 낮은 조직인 페라이트의 양이 증가하기 때문인 것으로 생각된다. 또한 인장성질은 인장시험 시 인장방향과 수직인 면에 존재하는 페라이트의 양에 따라 차이가 날 것으로 예상된다.

Fig. 13은 이러한 관점에서 비드 단면과 수직인 선상에 존재하는 페라이트 양을 각 영역별로 측정하여 정리한 것이다. 이 결과로부터 용접만 한 시편 (Fig. 13 (e))들은 모재가 페라이트의 양이 가장 많고, 용융부가 아주 적음을 알 수 있다. 따라서 페라이트 양이 가장 적은 모재가 파단된 것으로 생각된다.

한편 열처리한 시편의 경우 (Fig. 13 (f)), 모재와 HAZ에서는 페라이트가 존재하지 않고, 모두 마르텐사이트만으로 구성되어 있으나, 용융부에서는 페라이트가 존재하고, 특히 Al이 다량 편석되어 있는 영역에는 다량의 페라이트가 존재하고, 또한 도금두께가 두꺼운 30μm의 것이 훨씬 많이 존재한다. 따라서 페라이트양이



**Fig. 13** Cross-section (a)~(d) of welds with coated thickness/heat treatment and percent (e), (f) of ferrite. (a), (b), (e) : As welds (W), (c), (d), (f) : after heat treatment (H.T), (a), (c) : 20µm, (b), (d) : 30µm

많은 30µm의 것이 인장성질이 가장 나쁜 것으로 생각된다.

#### 4. 결 론

차체부품에 적용되는 Al-Si 용융도금된 보론강판을 레이저 용접한 경우, 미세조직과 인장성질에 미치는 도금 두께와 열처리의 영향을 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 열처리 전 용접재의 경우, 30µm 도금두께인 시편이 20µm의 것보다 용융부내에 Al 편석된 영역이 많이 존재하였고, Al 농도도 높았다. Fe-Al 2원계와 다원계 작성 상태도로부터, 고농도 Al 영역에서는 FeAl (50at.%이상)과 Fe<sub>3</sub>Al(25at.%이상) 사이 존재하였고, Al이 약 3~4wt.%인 영역에서는 페라이트(F), 마르텐사이트(M)와 베이나이트(B) 또는 F+M, M+B로 구성되어 있었다. 또한 Al이 약 3wt.%이하의 영역에서는 페라이트(α-F 또는 δ-F)의 단상 만 존재하였고, 도금두께가 증가 할수록 페라이트의 분율이 높았다. 그리고 본드라인 근처의 HAZ에서는 M으로 구성되어 있고, 모재 근처의 HAZ에서는 F+M이 존재하였다.

2) 열처리 후 용접재의 경우 열처리에 의해 용융부내에 편석 된 Al 농도가 낮아져 열처리전의 FeAl 금속간 화합물은 Fe<sub>3</sub>Al로 변하였고, Al이 약 2.5~3.7wt.%의 영역에서는 단상의 F(α-F)가 존재하였으며, Al이 약 0.7~1.8wt.% 영역에서는 F+M으로 구성되어 있지만, Al이 약 0.7wt.%이하의 영역과 모재에서는 단

상의 M만 존재하였다. 또한 열처리 후가 열처리 전 보다 F(δ-F)의 양이 약 2배 이상 증가하였고, 도금 두께가 증가 할수록 혼입된 Al의 농도가 증가하여 F의 양도 증가하였다.

3) 열처리 후가 열처리 전 보다 페라이트 양이 증가하는 이유는 다원계 상태도의 해석결과로부터 Al이 약 0.7~1.8wt.%의 편석부에서 열처리 시오스테나이트(γ)+δ-F 2상 영역에 놓이게 되고, 이를 수냉 시 γ만이 M으로 변태하고, δ-Fe(페라이트)는 변태되지 않기 때문인 것으로 판단되었다.

4) 열처리 전의 용접재에서는 도금두께에 상관없이 모재가 용융부 보다 페라이트 양이 많아, 모재에서 파단이 일어나 모재의 인장강도와 항복강도가 비슷하였고, 연신율은 다소 감소하였다. 그러나, 열처리 후 용접재의 경우 모재에서는 martensite로 구성되어 있지만, 용융부에서는 Al함량이 증가하면 페라이트 함량이 증가되고, 이 부분에서의 연신율은 상대적으로 높게 나타나지만, 외력에 의해서 응력을 받게 되면, 이 부분의 강도가 낮아 국부적인 연신이 발생되어 연신율이 하락하는 것으로 생각합니다. 특히 도금두께가 20µm 보다 30µm일 경우가 용융부에 혼입된 Al의 농도가 높아, 페라이트 분율이 증가하여 인장성질이 더 낮았다.

#### 후 기

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

그리고 레이저용접실험에 도움을 주신 생산기술연구원(KITECH)에 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. Senuma, Takehide : Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets, ISIJ Int, **41** (2001), 520
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, **4** (2004), 38
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, (2002), 909
4. L. G. Aranda, P. Ravier, and Y. Chstel : Hot stamping of quenched steels : material data and process simulations, IDDRG, Conf. Proc., (2003), 155-164
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., (2004), 167-173
6. H. S. Liu, Z. W. Xing, J. Bao, and B. Y. Song : Investigation of the hot-stamping process for advanced high-strength steel sheet by numerical simulation, *J. Mater. Eng. & Perform.*, **19** (2010), 325-334
  7. M. Geiger, M. Merklein, and C. Hoff : Basic investigations on the hot stamping steel 22MnB5, *Adv. Mater. Res.*, **6** (2005), 795-804
  8. Kolleck. R., Veit. R., Merklein. M., Lechler. J., and Geiger. M. : Investigation on induction heating for hot stamping of boron alloyed steels, *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, **58** (2009), 275-278
  9. H. Karbasian and AE. Tekkaya : A review on hot stamping, 210, *J. Mater. Process. Technol.*, **210** (2010), 2103-2118
  10. Francesca Borsetto, Andrea Ghiotti, Stefania Bruschi : Investigation of the High Strength Steel Al-Si Coating during Hot Stamping, Operations, *Key Engineering Materials*, **410-411** (2009), 289-296
  11. W. Ehling, L. Cretteur, A. Pic, R. Vierstraete, and Q. Yin : Development of a Laser Decoating Process for Fully Functional Al-Si Coated Press Hardened Steel Laser Welded Blank Solutions, 5th Int. WLT, Conf. Proc. (2009), 409
  12. Vierstraete, R. Ehling, W. Pinard, F. Cretteur, L. Pic, A. Yin, Q. : Laser ablation for hardening laser welded steel blanks, *Industrial Laser Solutions for Manufacturing*, **25** (2010), 2-6
  13. Byung Hun Jung, Jong Pan Kong, Chung Yun Kang : Effect of hot-stamping Heat Treatment on Microstructure and Hardness in TWB Laser Joints of Al-Si coated Boron Steel and Zn-Coated DP Steel, *Korean J. met. mater.*, **50-3** (2012), 224~232
  14. Y. Kim, K. Y. Park, B. Y. Lee : A Study on Laser Weldability of Al-Si Coated 22MnB5 Steel for TWB Hot Stamping, *KWJS*, **31** (2013), 32 (in Korean)
  15. M. Potesser, T. Schoeber H, Antrekowisch and, J Brucker : The Characterization of The Inter-metallic Fe-Al Layer of Steel-Aluminum weldings, *TMS The Minerals, Metals & Materials society*, (2006), 167-176
  16. D. K. MUKHOPADHYAY : Structural Evolution in Mechanically Alloyed Al-Fe Powders, *Metallurgical and Materials transactions A*, **26A** (1994), 1939-1959
  17. Y. G. An, C. Y. Kang, Y. S. Kim, C. H. Kim : Microstructures and Hardness of DISK Laser Welds in Al-Si Coated Boron Steel and Zn Coated DP Steel, *KWJS*, **29** (2011), 93-94 (in Korean)