연 구 논 문

3wt% Si 첨가강의 레이저용접부 성형성에 미치는 용접변수의 영향

박 준 식* · 우 인 수* · 이 종 봉*

*POSCO, 기술연구소

Effect of Laser Welding Variables on the Formability of Si Added Steel Welds

Joon-Sik Park*, In-Su Woo* and Jong-Bong Lee*

*POSCO Technical Research Lab., Pohang 790-785, Korea

Abstract

The aim of present study is to investigate the effect of welding parameters and heat treatment conditions on the formability of the CO_2 laser welded silicon steel sheet. It was found that there is optimum range of the heat input (0.6~0.7kJ/cm) and gap distance (0.125~0.150mm) for the high tensile strength and the avoidance of the fracture in weld metal. Also, it was essential for the improvement of formability to perform pre- and post-welding heat treatment which cause the uniform mixture of base metal and welding consumable.

*Corresponding author : poolside@posco.co.kr (Received February 23, 2006)

Key Words : Si steel, Laser welding, Pre-welding heat treatment, Post-welding heat treatment, Formability, Crack

1. 서 론

Si 첨가강은 전기 모터나 변압기의 소재로 이용되고 있으며, 현대 산업이 발전함에 따라 사용량이 급속도로 증가하고 있다. Si 첨가강은 주로 판재 형태로 전기 모터나 변압기에 적용되기 때문에 약 0.5mm의 두께까지 냉간 압연을 실시하여 생산되고 있다[1]. 최근 전기 모터나 변압기와 같은 전기 기기들은 400Hz가 넘는 주파수에서 작동되고 있으며 이에 따라 우수한 자기적 특성을 가지는 Si 첨가강의 개발이 요구되고 있다. 일반적으로 Si 함량이 증가함에 따라 자기특성은 향상되는 것으로 알려져 있으며, 약 6.5wt%의 Si이 첨가된 경우 가장 우수한 자기특성을 나타내는 것으로 보고되고 있다[1]. 그러나 Si 함량이 증가함에 따라 Si 첨가강의 연신율은 급격히 떨어지기 때문에 대량 생산을 위한 냉간 압연 공정은 Si 함량이 3.5wt% 이하인 강에 한정되어 적용되고 있다[2].

일반적으로 냉간 압연 공정에서는 생산성의 향상을 위해 선행 코일과 후행 코일간에 용접을 실시하여 연속적으로 압연이 이루어지며 소둔, 산세 등의 일련의 처리 라인을 통과하게 된다. 이때 소재 및 용접부는 인장응력이 가해진 상태에서 반복적인 굽힘 변형을 받게 되므로 성형성이 우수한 용접부의 확보가 매우 중요하다. Si 첨가강의 용접에는 주로 GTA 용접, 플래시버트 용접, 레이저 용접 등이 적용되고 있는데, 레이저 용접의 경우 입열량이 적다는 장점을 가지고 있어 전기 모터나 변압기의 적층 용접, 압연라인의 코일간 용접에 많이 사용되고 있다[3-5]. Si 첨가강의 레이저 용접에서 나타나는 대표적인 문제점으로는 용접금속 및 HAZ에서의 결정립 조대화를 들 수 있다 이는 Si 첨가강의 열전도도가 낮을 뿐만 아니라 미세조직이 페라이트 단상으로 이루어져 있어 응고시 상변태에 의한 결정립 미세화가 어렵다는 사실에 기인한다[6]. 이러한 결정립 조대화는 용접금속의 경도 상승과 함께 균열 발생의 원인으로 작용하여 용접부의 성형성을 저하시키는 것으로 보고되고 있다[3-5]. 그러나 Si 첨가강의 레이저 용접에 관한 기존의 연구결과들을 살펴보면 레이저 용접 또는 절단 조건

이 강판의 자기적특성에 미치는 변화에 관한 연구[7-9], 레이저를 이용한 제살용접(autogenous welding)시 용접부 기계적 성질 변화에 대한 연구 등에 치우쳐져 있다[6,10]. 레이저를 이용하여 Si 첨가강을 제살용접(autogenous welding) 하는 경우 용접금속의 결정립 조대화로 인해 요구되는 성형성을 확보하기 어려운 것으로 알려져 있으며, 이에 따라 고 Ni계 또는 저 C계의 용접와이어를 적용하여 용접부 특성을 개선하려는 노력들이 이루어져 왔다[3-5]. 그러나 기존의 노력들은 용접부의 균열발생을 방지하기 위한 용접변수나 열처리 조건의 도출에 그치고 있으며, 각각의 변수들이 용접부 성형성에 미치는 영향에 대해서는 명확한 규명이 전무하다.

따라서 본 연구에서는 Si 첨가강의 레이저 용접부 성형성에 미치는 용접 변수와 열처리 조건의 영향을 체계적으로 규명하고자 하였다. 이를 위하여 레이저 출력, 용접속도 및 열처리 조건 등을 변화시키면서 레이저 용접을 실시하였으며, 용접부의 기계적 특성을 평가하여 균열 발생의 원인을 분석하였다.

2. 사용재료 및 실험방법

본 연구에서는 두께 2.3mm의 3wt% Si 첨가강을 사용하였다. 용접와이어는 직경 0.8mm의 고 Ni계 ERNiCrMo-3(AWS 기준)를 사용하였으며 용접와이어 화학성분은 Table 1에 나타나 있다. 용접은 맞대기 이음부에 출력 12kW의 CO_2 레이저 용접기를 사용하였으며 용접속도는 4~10m/min의 범위이고, 보호가스는 He 가스(40ℓ/min)를 사용하였다. 용접 예열 및 후열처리를 위해 고주파 유도 가열장치를 이용하였으며 400~900℃의 온도범위에서 실시되었다.

용접부 단면 조직을 광학현미경 및 SEM을 사용하여 관찰하였으며, EPMA를 이용하여 용접부의 국부적인 성분 분포를 측정하였다. 용접부의 미세경도는 비커스 경도계를 이용하여 하중 0.5kgf, 유지시간 10초의 조건으로 측정하였으며, 기초적인 용접부 기계적 성질을 평가하기 위해 인장시험을 실시하였다. 용접부의 성형성을 평가하기 위해 에릭슨 시험을 실시하였으며, 시험편은 가로, 세로 각각 100mm, 두께 2.3mm의 크기로 가공하였다. 균열이 발생하기 직전까지 변형된 높이인 에릭슨 값을 측정한 후, 측정 값들의 상대적인 비교를 통해 용접부의 성형성을 평가하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용접변수의 영향

레이저용접부의 기계적 성질에 영향을 미치는 용접변수로는 레이저출력, 용접속도, 이음부간격, 용접와이어 공급속도, 예열 및 후열처리 온도를 들 수 있다. 각 변수들의 영향을 살펴보기 위해 완전용입이 얻어지는 조건으로 레이저 용접을 실시하여 인장강도와 파단 위치를 조사하였으며 이를 Table 2에 정리하였다. 레이저 출력은 6~10.8kW, 용접속도는 6~10.8m/min의 범위에서 조절하였으며, 이음부간격은 0.05~0.25mm에서 조정하였다. 용접와이어는 직경 0.8mm의 고 Ni계 ERNiCrMo-3 와이어를 사용하였으며 용접와이어 공급속도는 식(1)에 의해 결정하였다[11]. 예열 및 후열처

Table 1 Chemical composition of the welding wire used (wt%)

Filler wire	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Ni
ERNiCrMo-3	0.02	0.22	0.20	0.004	0.002	0.22	0.21	61.80

Table 2 Effect of welding conditions on the tensile properties of welds

No.	Laser power(kW)	Welding speed(m/min)	Heat input(kJ/cm)	Gap (mm)	Wire feed rate(m/min)	UTS (MPa)	Base metal fracture(%)
1	6.0	10.8	0.33	0.25	12.3	519	11
2	10.8	6.0	1.08	0.15	4.1	603	78
3	10.8	10.8	0.60	0.05	2.5	632	56
4	10.8	10.8	0.60	0.25	12.3	578	44
5	6.0	6.0	0.60	0.25	6.8	529	11
6	8.4	8.4	0.60	0.15	5.7	625	100
7	10.8	6.0	1.08	0.25	6.9	406	56
8	6.0	6.0	0.60	0.05	1.4	635	78

리는 550℃에서 2분간 유지하였다.

$$Wire\ feed\ rate(m/\min) = \frac{Welding\ speed(m/\min)\times}{Cross\ sectional\ area\ of\ filler\ wire(mm^2)} \times \frac{Cross\ sectional\ area\ of\ gap(mm^2)}{Cross\ sectional\ area\ of\ filler\ wire(mm^2)} \quad (1)$$

Table 2의 모재 파단율(%)은 인장시편의 파단 위치를 조사하여 모재에서 인장 파단이 발생할 확율을 계산한 값을 의미한다. 동일한 용접조건에서 인장시험을 9회씩 반복하여 파단위치를 관찰하였으며(모재 파단 발생 횟수)/(총 시험 횟수)의 값으로 모재 파단율(%)을 계산하였다. 인장강도의 값은 519~635MPa의 범위를 보였으며 모재 파단율은 약 11~100%까지 넓은 분포를 보이고 있다. 모재의 인장특성을 평가한 결과 인장강도는 671MPa, 연신율은 15.1%인 것으로 나타났다. Table 2의 6번 조건은 인장 파단이 모재에서 100% 발생한 경우로서 인장강도가 625MPa로 모재 인장강도에 비해 낮은 것으로 나타났다. 이는 예열 및 후열처리 과정에서 모재 일부의 강도가 저하했기 때문으로 판단된다. 적절한 용접 입열량과 이음부간격의 범위를 도출하기 위해 Table 2의 결과를 이용하여 인장강도 및 모재 파단율의 변화를 Fig. 1에 등고선 방식으로 도식화하여 나타내었다. Fig. 1(a)에서 용접부 인장강도가 610MPa 이상의 값을 보이는 영역은 용접입열량이 0.6~1.0kJ/cm의 값을 가지며 이음부간격이 0.05~0.185mm인 영역이었다. Fig. 1(b)을 살펴보면 용접입열량이 0.62~0.69kJ/cm, 이음부간격이 0.134~0.147mm인 영역에서 모재파단율이 91%이상의 값을 보이는 것을 알 수 있다. 용접부의 인장강도가 높을수록 압연시 가해지는 인장응력에 대해 파단을 일으키지 않으며 효과적으로 견딜 수 있고 파단이 발생하는 부위가 모재일 확률이 높을수록 용접부는 건전하다고 할 수 있으므로, 적절한 용접입열량과 이음부간격의 범위는 각각 0.6~0.7kJ/cm, 0.125~0.150mm으로 판단된다.

Fig. 2는 용접입열량과 이음부간격에 따른 레이저 용접부의 대표적인 단면조직을 보여주고 있다. Fig. 2(a)는 입열량 0.6kJ/cm, 이음부간격 0.15mm의 용접조건을 가한 경우로 인장강도와 모재파단율이 각각 625MPa, 100%로서 두 기계적 성질의 조합이 가장 우수한 것으로 나타났다. Fig. 2(b)는 그림 2(a)의 조건에서 이음부간격을 0.05mm로 줄였을 경우의 용접부 단면조직으로서 인장강도는 632MPa로 약간 증가하였으나 모재파단율은 56%로 급격하게 감소하는 것을 알

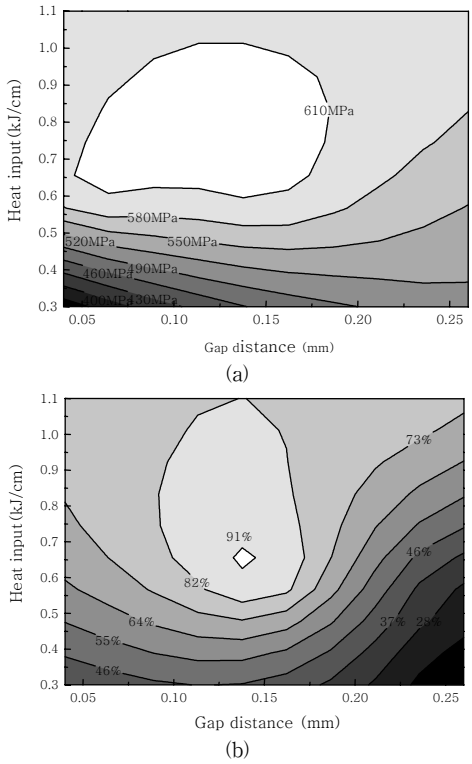


Fig. 1 Tensile properties of welds with the variation of heat input and gap distance: (a) tensile strength (MPa) and (b) probability for the tensile fracture in base metal (%)

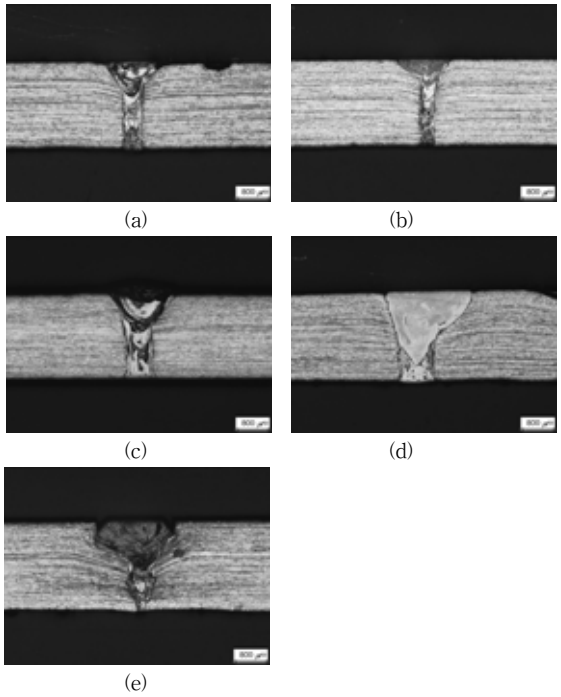


Fig. 2 Microstructures of welds with the variation of heat input and gap distance: (a) 0.6kJ/cm, 0.15mm, (b) 0.6kJ/cm, 0.05mm, (c) 0.6kJ/cm, 0.25mm (d) 1.08kJ/cm, 0.15mm and (e) 0.33kJ/cm, 0.25mm

수 있다. Matsuda 등[12]에 의하면 레이저용접부의 단면형상은 크게 와인컵(wine-cup) 형상과 우물(well) 형상으로 나눌 수 있으며, 이에 따라 용접부 균열 발생 저항성이 달라지는 것으로 보고하고 있다. 이들은 용접부 표면비드 폭(d_{B0})과 두께 1/2t 지점의 용접금속부 폭($d_{B1/2}$)을 측정한 후 $d_{B0}/d_{B1/2}$의 값을 이용하여 비드 형상을 정의하였는데, $d_{B0}/d_{B1/2}$의 값이 2이상이면 와인컵 형상으로 2이하일 경우를 우물 형상으로 정의하였다. 그리고 $d_{B0}/d_{B1/2}$의 값을 변화시키며 용접부에서 발생한 총균열길이를 측정한 결과 $d_{B0}/d_{B1/2}$의 값이 큰 와인컵 형상일 경우 용접부 균열발생에 대한 저항성이 보다 우수하다는 결과를 제시하고 있다. 본 연구에서 얻어진 모재파단율(%)의 변화를 Matsuda 등이 제시한 용접부 단면형상 분류 기준에 따라 살펴보았다. Fig. 2(a)와 (b)의 용접부를 살펴보면 모두 와인컵 형상을 가지고 있으나 모재파단율(%)은 차이를 보이고 있는 것으로 나타났다. Fig. 2(a)와 (b)의 $d_{B0}/d_{B1/2}$ 값을 측정하여 비교하면 각각 2.4와 3.25이며 모재파단율(%)은 100, 56%로 $d_{B0}/d_{B1/2}$ 값이 작은 Fig. 2(b)에서 보다 큰 모재파단율(%)을 나타내는 것으로 관찰되었다. 따라서 용접부 균열 발생 저항성은 $d_{B0}/d_{B1/2}$ 값이 높을수록 우수한 특성을 보이는 반면, 인장 시험 시 모재파단율(%)은 $d_{B0}/d_{B1/2}$ 값이 특정 임계값 이상으로 증가할 경우에는 오히려 감소하는 것으로 나타나 두 기계적 특성이 용접부 단면 형상에 대해 서로 다른 거동을 보이는 것으로 판단된다.

또한 Fig. 2(a)의 조건에서 이음부간격을 0.25mm로 증가시킨 경우(Fig. 2(c))나 입열량을 1.08kJ/cm로 증가시킨 경우(Fig. 2(d))에는 용접부 형상이 점차 우물 형상에 가깝게 변화하면서 인장강도와 모재파단율이 감소하는 것으로 나타났다. 한편 Fig. 2(e)에서 알 수 있듯이 용접입열량이 부족한 경우에는 용접부 표면에서 용접와이어의 용융은 일어나지만 완전용입은 얻지 못했으며, 이에 따라 인장강도 및 모재파단율이 각각 406MPa과 56%로 급격한 감소를 보이는 것으로 나타났다.

따라서 용접부 인장강도 및 모재파단율의 측면에서 검토한 결과 용접입열량은 0.6~0.7kJ/cm, 이음부간격은 0.125~0.150mm의 범위에서 가장 우수한 기계적 성질을 나타내는 것으로 판단된다.

3.2 열처리조건의 영향

일반적으로 Si 함량이 2wt% 이상인 첨가강은 대부분 페라이트 단상으로 이루어져 있기 때문에 제살용접을 실시한 후 응고 도중에 상변태를 일으키지 않는 것으로 알려져 있으며[13], Si 함량이 2wt% 이하의 경우에는 페라이트 이외에 소량의 베이나이트 조직을 함유하는 것으로 보고되고 있다[7]. Si 첨가강에 제살용접을 실시한 경우에는 용접금속의 경도가 크게 증가하여 균열발생의 원인으로 작용하므로, 고 Ni계 용접와이어 등을 통해 오스테나이트 조직을 가지는 용접금속을 확보하여 용접부의 성형성을 개선하려는 노력들이 이루어져 왔다[3-5]. 그러나 기존의 연구결과에 따르면 고Ni계 용접와이어를 적용하는 경우에도 용접부에 균열이 발생할 수 있으며, 이러한 문제는 적절한 예열 및 후열처리를 통해 개선이 가능한 것으로 보고되고 있으나 명확한 메커니즘에 대해서는 알려진 바가 없다.

본 연구에서는 고 Ni계 용접와이어를 사용한 경우, Si 첨가강의 레이저용접부에 미치는 예열 및 후열처리 조건의 영향을 체계적으로 살펴보기 위해 고주파 유도가열 장치를 이용하여 예열 및 후열처리를 실시하였다. 레이저출력, 용접속도, 이음부간격 및 용접와이어 공급속도는 각각 8.4kW, 8.4m/min, 0.15mm, 5.7m/min으로 동일하게 적용하였으며 예열 및 후열처리는 400~900℃의 범위에서 10초간 이루어졌다. 용접부의 성형성에 미치는 열처리의 효과를 알아보기 위해 에릭슨 시험을 실시하였고, 균열이 발생하기 전까지 성형된 높이인 에릭슨 값을 측정하였다.

Fig. 3은 예열처리나 후열처리 중 하나를 생략했을 때 에릭슨 시험 후 용접부에서 균열이 전파하는 모습을

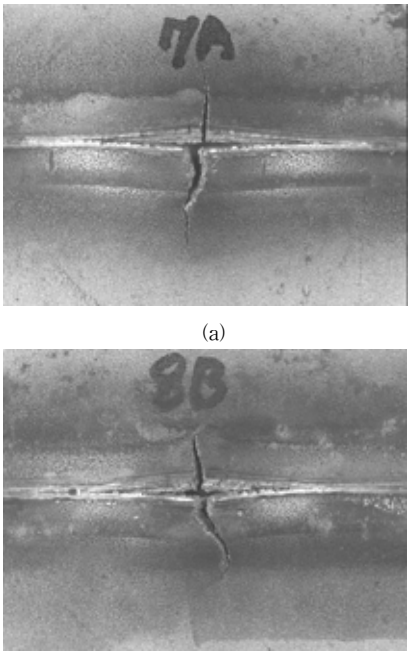
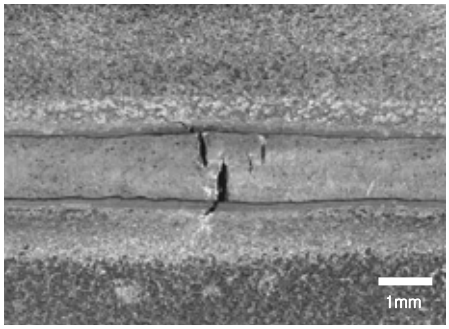
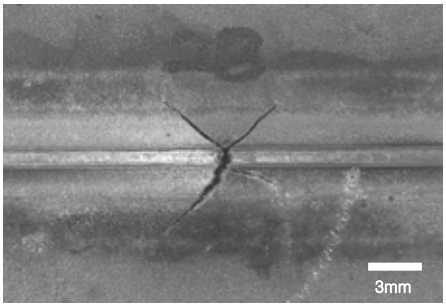


Fig. 3 Photographs showing the propagation of crack along welds after Erichsen test: only (a) pre-welding heat treated and (b) post-welding heat treated

보여주고 있다. 균열이 발생한 후 주로 용접선을 따라서 전파하는 것을 관찰할 수 있으며, 용접선을 따라 균열 발생에 취약한 부위가 연속적으로 형성되어 있음을 알 수 있다. 반면 Fig. 4는 예열처리와 후열처리를 모두 실시했을 경우의 에릭슨 시험 파단부를 보여주고 있는데, 주균열은 주로 용융경계부 근처에서 발생한 후 모재쪽으로 전파해 가고 있다. 즉 예열처리와 후열처리를 모두 가한 경우에는 취약부가 용접선을 따라 연속적으로 형성되는 것을 방지할 수 있는 것으로 판단된다. Table 3과 Fig. 5는 열처리 조건에 따른 에릭슨 값의 변화를 보여주고 있다. 모재의 에릭슨 값를 측정한 결과 평균 7.8mm를 보였으며, 본 연구에서 사용된 레이저 용접조건에서 용접부의 최대 성형 높이는 모재 특성값의 33%에 해당하는 것으로 나타났다. 예열처리 온도가 650℃인 조건에서 가장 높은 에릭슨 값을 나타내고 있으며 과열처리를 하는 경우에는 오히려 성형성이 감소하는 것을 알 수 있다. 후열처리 온도의 영향은 예열처리 온도가 낮은 400℃에서는 두드러지게 나타났지만, 예열처리를 650℃ 이상에서 실시한 경우에는 그 영향이 거의 없는 것으로 보인다. 열처리 조건이 용접부에 미치는 영향을 보다 상세히 살펴보기 위해, Fig. 6에서와 같이 용접부의 단면 조직을 관찰하였다. 예열처리 온도가 증가함에 따라 모재 용융폭이 증가하는 것으로 나타났으며, 예열처리 온도가 낮은 경우에는 용융경계부 근방에 불균일한 조직이 관찰되고 있다. Fig. 7



(a)



(b)

Fig. 4 Micrographs showing (a) the crack initiation and (b) propagation of welds in Erichsen test (T_{pre} = 400℃ and T_{post} =400℃)

Table 3 Effect of heat treatment on the formability of welds

No.	Pre-heating (℃)	Post-heating (℃)	Forming height (mm)
1	400	400	1.20
2	400	900	2.10
3	900	400	0.98
4	900	900	1.07
5	650	400	2.62
6	650	900	2.47

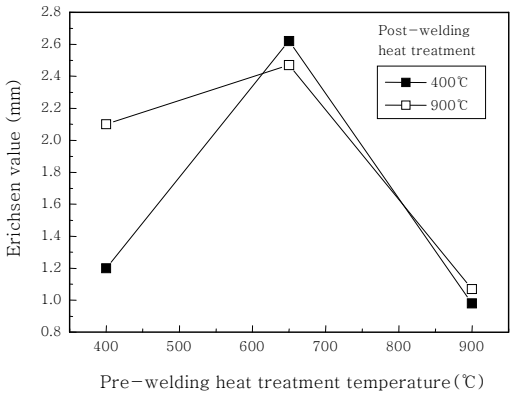


Fig. 5 Erichsen test results with the variation of heat treatment temperature

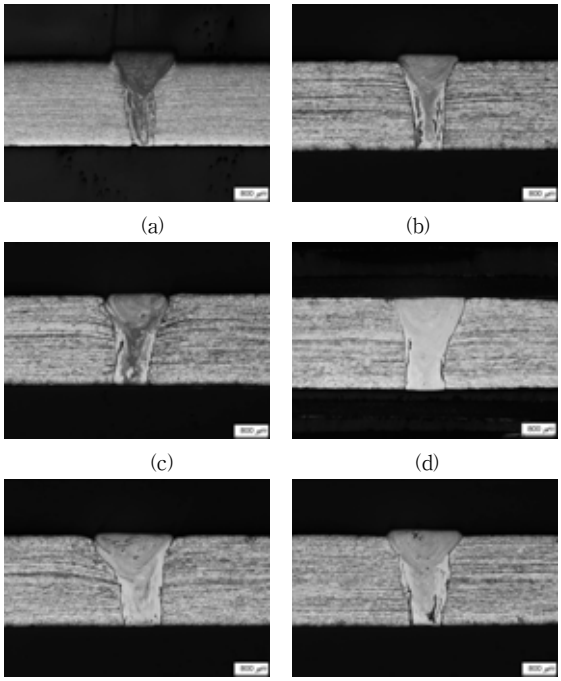


Fig. 6 Micrographs showing the welds cross sections with the variation of heat treatments (T_{pre} and T_{post} in sequence): (a) 400℃, 400℃ (b) 400℃, 900℃, (c) 650℃, 400℃ (d) 650℃, 900℃, (e) 900℃, 400℃ and (f) 900℃, 900℃

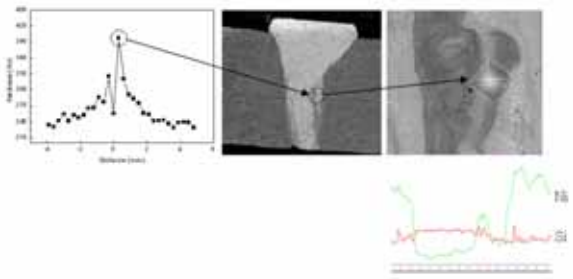
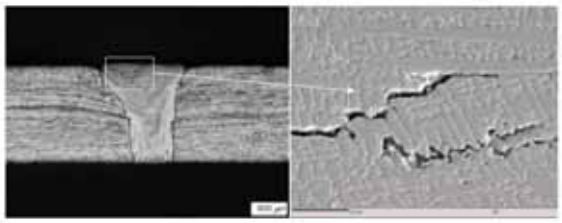
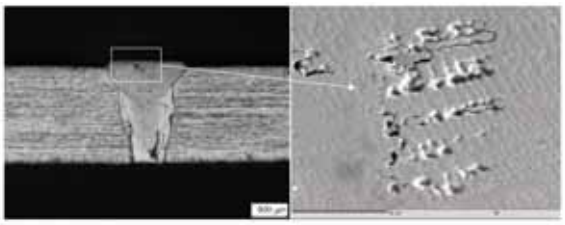


Fig. 7 Micrographs showing the formation of Ni depletion zone near fusion boundary



(a)



(b)

Fig. 8 Micrographs showing the formation of solidification cracks in weld metal: (a) T_{pre} = 900℃ T_{post} =400℃ and (b) T_{pre} = 900℃ T_{post} =900℃

은 예열처리와 후열처리를 각각 400℃에서 실시하여 불균일한 조직이 관찰되는 경우에 대하여 용접부 미세경도를 측정한 결과를 보여주고 있다. 모재는 약 240~260Hv, 용접금속 중앙부는 255Hv의 낮은 경도를 보이고 있으나 용융경계부 양 끝단에서 각각 330, 405Hv의 높은 경도값을 가지는 것으로 나타났다. 최고 경도를 나타내는 부분을 주사전자현미경(SEM)으로 관찰한 결과 용융경계부 부근의 불균일한 조직에서 최고 경도를 가지는 것을 알 수 있으며 이 부분의 성분을 EDX로 분석한 결과 Ni 함량이 매우 낮은 것으로 드러났다. 따라서 용융경계부 부근에 생긴 불균일한 조직은 고 Ni계 용접와이어와 모재가 제대로 섞이지 않아 경도가 높은 모재 응고조직이 발생한 것으로 판단된다. 이러한 Si 첨가강의 응고조직은 높은 경도로 인해 균열발생이 용이하여 용접부의 성형성을 떨어뜨리는 것으로 보고되고 있다[3-5]. 예열처리 온도가 400℃인 경우에 후열처리 온도를 400℃에서 900℃로 상승시키면 Fig. 6(b)에서 볼 수 있듯이 용접와이어 혼입불량에 의한 불균일 조직이 다소 감소하는 것을 관찰할 수 있으며 이는 Fig. 5에서 에릭슨 값의 증가를 가져오고 있다. 그러나 용접와이어의 완전한 혼입을 위해서는 후열처리 온도뿐 만 아니라 예열처리 온도의 증가가 필수적인 것으로 여겨진다.

한편 예열처리를 650℃ 이상의 온도에서 실시하는 경우에는 용접와이어의 혼입불량은 거의 발생하지 않았으며(Fig. 6(c)~(f)) 이에 따라 용접부 성형성의 전반적인 향상이 기대되었으나 예열처리 온도가 900℃인 경우에는 오히려 성형성의 감소를 가져왔다(Fig. 5). 그림 8을 살펴보면 예열처리를 900℃에서 실시한 경우 비드 상단에 균열이 발생한 것을 관찰할 수 있으며 확대 관찰한 결과 용접부 응고균열인 것으로 나타났다. 이러한 응고균열의 발생은 예열처리 온도가 높은 경우에는 후열처리 온도에 관계없이 관찰되고 있고 이로 인해 에릭슨 값의 감소가 일어난 것으로 판단된다.

즉 예열처리 온도가 낮은 경우에는 균열 발생이 용이한 불균일 혼입조직이 다량 발생하여 성형성이 저하되지만, 예열처리 온도가 증가하면 용접부의 용융폭은 증가하고 불균일 혼입조직의 양은 줄어들기 때문에 용융부 면적에서 불균일 혼입조직이 차지하는 비율이 감소하여 균열발생 확률이 낮아지는 것으로 판단된다. 그러나 예열처리 온도가 지나치게 높을 경우에는 응고균열이 발생하므로, Si 첨가강 레이저 용접부의 성형성을 확보하기 위해서는 650℃에서 예열처리를 실시하는 것이 적절하며 이 때 후열처리 온도는 400~900℃에서 유지하는 것이 바람직하다.

4. 결 론

본 연구에서는 Si 첨가강의 레이저 용접부 성형성에 미치는 용접 변수와 열처리 조건의 영향을 규명하고자 하였으며 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 용접부 인장강도 및 모재파단율에 미치는 용접 변수의 영향을 검토한 결과 용접입열량은 0.6~0.7kJ/cm, 이음부간격은 0.125~0.150mm의 범위에서 가장 우수한 기계적 성질을 나타내는 것으로 나타났다.

2) 용접부 성형성을 향상시키기 위해 예열 및 후열처리를 실시한 결과, 예열처리는 650℃에서 실시하고 후열처리 온도는 400~900℃에서 유지할 경우 최적의 성형성을 얻을 수 있었고, 예열 또는 후열처리 중 하나라도 생략할 경우 용접선을 따라 취성파단이 발생하는 것으로 나타났다.

참 고 문 헌

1. K.N. Kim, L.M.Pan, J.P. Lin, Y.L. Wang, Z. Lin and G.L. Chen : The effect of boron content on the processing for Fe-6.5wt% Si electrical steel sheets, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 277 (2004), 331-336
2. J. Barros, T. Ros-Yanez, L. Vandenbossche, L. Dupre, J. Melkebeek and Y. Houbaert : The effect of Si and Al concentration gradient on the mechanical and magnetic properties of electrical steel Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 290-291 (2005), 1457-1460
3. Miyajaki Hasunobu, Obara Masahiro, Iwami Hiroshi and Kitahara Shuji : Japanese patent, JP1993-293684 (in Japanese)
4. Miyajaki Hasunobu, Iwami Hiroshi, Obara Masahiro, Saito Toru and Kitahara Shuji : Japanese patent, JP1994-297182 (in Japanese)
5. Miyajaki Hasunobu, Obara Masahiro, Saito Toru, Kitahara Shuji, Suga Yozo, Kuroki Toshiya : Japanese patent, JP1994-299243 (in Japanese)
6. Cheng Lan-ying, Su Bao-rong, Chai Hong-jiu : Experiment study of laser welding of silicon sheet, Proceedings of LAMP '87 (1987), 227-229
7. A. Beladj, P. Baudouin and Y. Houbaert : Simulation of the HAZ and magnetic properties of laser cut non-oriented electrical steels, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 248 (2002), 34-44
8. A. Schoppa, J. Schneider, C.-D. Wupppermann and T. Bakon : Influence of welding and sticking of laminations on the magnetic properties of non-oriented electrical steels, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 254-255 (2003), 367-369
9. A. Beladj, P. Baudouin, F. Breaban, A Deffonataine, M. Dewulf and Y. Houbaert : Effect of laser cutting on microstrucrure and on magnetic properties of grain non-oriented electrical steels, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 256 (2003), 20-31
10. Mibuo Tamura, Kpji Ono, Shoji Nagasaka, Kazuo Noda, Hiroshi Tajika and Mamoru Fujii : Laser welder for thin and wide electrical steel strip, Transactions ISIJ, 27 (1987), B280
11. Christopher Dawes : Laser Welding(1st Edition), Abington Publishing, 1992, 154
12. F. Matsuda and T. Ueyama : Solidification crack susceptibility of laser weld metal in 0.2C-Ni-Cr-Mo steels; Effect of bead configuration and S and P contents, Welding International, 7 (1993), 686-692
13. O. Fischer and J. Schneider : Influence of deformation process on the improvement of non-oriented electrical steel, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 254-255 (2003), 302-306