

1000MPa급 DP강의 Nd:YAG 레이저 용접부의 기계적 성질과 성형성에 미치는 용접 속도의 영향

장진영^{*†} · 최우남^{**} · 정병훈^{***} · 강정운^{**}

^{*}부산대학교 재료공학부

^{**}하이브리드소재솔루션 국가핵심연구센터

^{***}성우하이텍 기술연구소

Effect of Welding Speed on Mechanical Properties and Formability in Nd:YAG Laser Welds of 1000MPa Grade DP Steel

Jin-Young Jang^{*†}, Woo-Nam Choi^{**}, Byung-Hun Jung^{***} and Chung-Yun Kang^{*,**}

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

^{**}National Core Research Center(NCRC) for Hybrid Material Solution, Pusan 609-735, Korea

^{***}R&D Technical Institute of SUNGWO HITECH Co., LTD, Pusan 619-961, Korea

[†]Corresponding author : wolpooh@hanmail.net

(Received November 6, 2008 ; Revised December 22, 2008 ; Accepted April 6, 2009)

Abstract

The effects of welding speed were investigated on penetration characteristics, defects and mechanical properties including formability test in Nd:YAG laser welded 1000MPa grade DP steels. A shielding gas was not used and bead-on-plate welding was performed with various welding speeds at 3.5kW laser power. Defects of surface and inner beads were not observed in all welding speeds. As the welding speed increased, the weld cross-section varied from the trapezoid having wider bottom bead, through X type, finally to V type in partial penetration range of welding speeds. The characteristic of hardness distribution was also investigated. The center of HAZ had maximum hardness, followed by a slight decrease of hardness as approaching to FZ. Significant softening occurred at the HAZ near BM. Regardless of the welding speed, the weld showed approximately the same hardness distribution. In the perpendicular tensile test with respect to the weld direction, all specimens were fractured at the softening zone. In the parallel tensile test to the weld direction, the first crack occurred at weld center and then propagated into the weld. Good formability over 80% was taken for all welding conditions.

Key Words : Nd:YAG Laser welding, DP Steel, Welding speed, Hardness, Mechanical property

1. 서 론

페라이트와 마르텐사이트로 구성되는 2상 조직강(dual phase steel)은 비교적 적은 합금원소를 가지고도 높은 강도를 확보할 수 있고 유사 강도 수준의 다른 고장력강(advanced high strength steel)에 비해 가공성이 월등히 우수하기 때문에 자동차 등 수송기기부

야에서 매우 각광을 받고 있다¹⁻⁵⁾.

한편 레이저 용접은 타 용접법에 비해 용접 속도가 빠르고 입열량이 작아 열변형(heating deformation)이 작은 이점을 가지고 있고, 비드 외관이 미려할 뿐만 아니라 정밀성(accuracy), 안정성(stability)이 높다⁶⁾. 이런 특성으로 인해 레이저용접의 중요성이 확대되고 있으며 일본, 독일, 미국 등 자동차생산기술의 선진국들은 이미 많은 부분에 레이저용접기술을 도입, 응용하

고 있다⁷⁻⁸⁾. 따라서 인장강도 400~800MPa급 DP강을 비롯하여 TRIP, TWIP, 석출경화형 강과 같은 고장력강판의 CO₂ Diode 및 Nd:YAG 레이저 용접에 관한 연구는 지속적으로 진행되어 왔다⁹⁻¹⁵⁾. 그러나 최근 차체용 재료로 각광을 받고 있는 인장강도 1000MPa급 이상의 고강도 DP강의 레이저 용접에 관한 연구는 미진한 실정이다. 관련 연구로는 인장강도 800, 1000MPa급 DP강의 마르텐사이트 분율 차이가 인장시험, 딥드로잉 시험 등의 기계적 성질에 미치는 영향에 대한 소재연구¹⁶⁾가 있다. 또한 980MPa급 DP강을 Nd:YAG 레이저 용접시 연화기구에 대한 연구¹⁷⁾가 보고되고 있다. 그러나 1000MPa급 이상의 DP강 Nd:YAG 레이저 용접부에 대한 연구 결과는 드물다.

따라서 본 연구에서는 인장강도 1000MPa급 DP강의 레이저 용접기술에 대한 기초 연구로서 Nd:YAG 레이저 비드 용접부의 용입특성, 결함, 경도 및 기계적 성질에 미치는 용접속도의 영향에 대해 검토하고자 한다.

2. 실험 방법

실험에 사용된 DP(dual phase)강은 인장강도가 1000MPa이고 두께가 1.6mm이며, 화학조성을 Table 1에 나타낸다.

본 연구에서 사용된 레이저 용접 장치는 최대 출력이 4kW인 Nd:YAG 레이저를 사용하였다. 용접은 50(W)×200(L) 크기의 시편을 압연 방향에 평행하게 비드 용접을 실시하였으며, 보호 가스를 사용하지 않고, 출력을 3.5kW, 초점위치를 0mm로 고정시킨 상태에서 용접속도를 1.5~5.4m/min로 변화시켜 행하였다.

용접부의 미세조직은 4%-Nital로 상온에서 5초간 부식시켜 관찰하였다. 경도는 마이크로비커스 경도기를 사용하여 하중 300g(2.94N), 하중 유지 시간 15초의 조건으로 측정하였다.

인장시험편은 박판재의 인장시험에 적합한 JIS 13B 호 시험편으로 용접선에 수직인 방향, 수평인 방향으로 가공하여 사용하였고, 인장시험은 만능시험기를 사용하여 크로스헤드 스피드를 5mm/min의 조건으로 인장하였고, 연신율은 신율계(extensometer)를 부착하여 측정하였다. 성형성은 박판만능시험기를 사용하여, 에릭슨(Erichsen)시험으로 평가하였다. 시험편은 에릭슨 시험편 2호로, 펀치의 상승속도는 7mm/min로 설정하였다.

Table 1 Chemical compositions of material(wt%)

Materials	C	Mn	Si	Ti	P	S	Fe
DP 1000	0.11	3.19	0.17	0.01	-	-	Bal.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용입 특성

Fig. 1과 Fig. 2는 각각 용접속도에 따른 비드 표면과 횡단면을 나타낸 것이다. 본 연구에서는 보호가스를 사용하지 않았음에도 불구하고 모든 용접조건에서 기공 및 균열이 관찰되지 않았다. 다만 고속의 용접조건인 5.4m/min에서 스페터가 관찰되었다.

Fig. 2의 비드 단면으로부터 3.6m/min의 용접속도까지 완전용입이 발생하고, 그 이상의 속도에서는 부분용입이 발생함을 알 수 있다. 또한 완전용입조건 내에

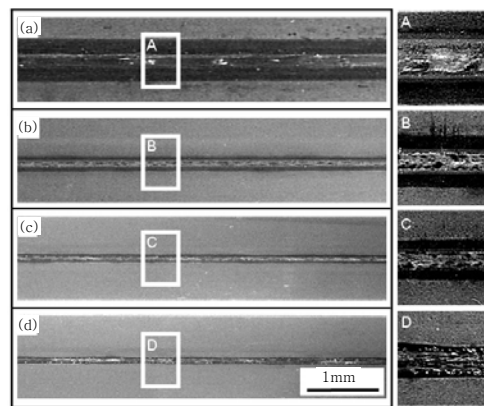


Fig. 1 Appearance of bead with welding speed: (a)1.5m/min, (b)2.4m/min, (c)3.6m/min, (d)5.4m/min

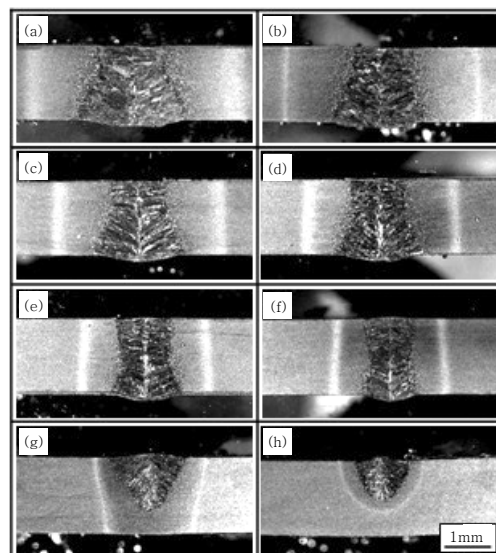


Fig. 2 Representative cross-sections of bead with welding speed: (a)1.5m/min, (b)1.8m/min, (c)2.1m/min, (d)2.4m/min, (e)3.0m/min, (f)3.6m/min, (g)4.5m/min, (h)5.4m/min

서 저속 용접 비드 모양은 하부 폭이 상부 폭보다 넓은 사다리꼴 형상이지만, 용접속도가 증가함에 따라 하부 폭만이 급격히 줄어들어 비드 모양이 I자 혹은 X자 모양으로 변화하는 경향을 보인다.

이상의 결과로부터, DP 1000강을 보호가스를 사용하지 않고 Nd:YAG 레이저 용접하여도 전반적으로 양호한 비드를 얻을 수 있음을 알 수 있다.

3.2 경도분포와 미세조직

용접부 근방의 경도분포에 미치는 용접속도 조건의 영향을 검토하기 위하여, 용접부 중심선에 따라 150 μ m 간격으로 비커스 미소경도를 측정하여 상관관계를 조사하여 보았다. Fig. 3은 용접속도를 1.5, 2.4, 및 3.6m/min로 변화시킨 경우의 경도분포를 나타낸 것이다. 경도분포는 용접속도와 관계없이, 거의 동일한 경향을 보이고 있다.

즉, 경도분포는 본드라인 근처의 HAZ 경도가 용융부보다 높고, HAZ에서 모재 쪽으로 갈수록 낮아지고, 모재 쪽으로 접근하는 부분에서 다시 상승하는 연화현상이 나타나는 특징을 볼 수 있다.

시험한 모든 용접속도의 경도분포가 유사한 경향을 나타내었으므로, 용접속도에 따른 최대경도 및 용접급속 중심부의 경도 변화만을 비교하여 보았다. 그 결과를 Fig. 4에 나타낸다. 여기서 점선은 고주파 유도로를 사용하여 1223K까지 급속 가열 후 수냉한 시편의 경

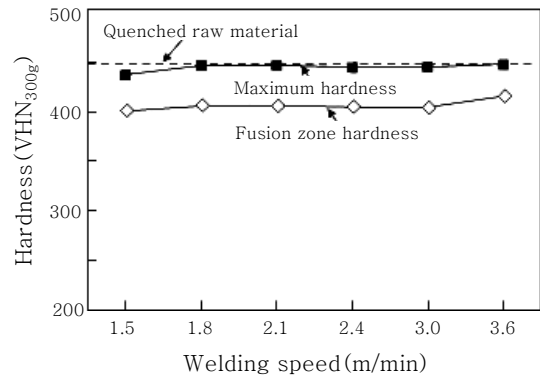


Fig. 4 Change of the maximum hardness and fusion zone hardness with welding speed

도값을 나타낸 것이다. 본드라인 근처의 HAZ에서 나타나는 최대 경도값은 1.5m/min를 제외한 모든 용접속도의 것이 수냉한 시험편의 경도와 동일한 값을 가지고, 용융부 중심의 경도값은 3.6m/min의 것을 제외하고, 거의 동일한 값을 갖는 것을 알 수 있다.

이와 같은 용접부의 경도분포가 나타나는 원인을 파악하기 위하여, Fig. 5에 나타낸 경도 분포 모식도의 각 영역에 해당하는 미세조직을 관찰하여 보았다. HAZ I의 영역이 수냉시편의 경도값과 동일한 값을 갖는 것은 이 영역의 조직(b)이 완전 마르텐사이트 조직으로 구성되어 있는 것으로부터, A₃ 이상의 온도로 가열되고, 수냉과 동일한 냉각속도로 냉각되어 형성된 것으로 생각된다. 용융부(a)와 본드라인 근처 HAZ I(b)를 비교하여 보면, 용융부는 응고조직의 특징인 주상정 형태를 유지한 구오스테나이트로부터 변태한 마르텐사이트 조직이고, HAZ I은 다각형 구오스테나이트 조직에서 변태된 마르텐사이트 조직으로 이루어져 있으며, 용융부의 조직이 훨씬 조대함을 알 수 있다.

따라서 용융부의 경도가 본드라인 근처 HAZ보다 낮은 이유는 마르텐사이트 조직이 조대하기 때문인 것으로 생각된다. 또한 HAZ I에서 HAZ II(c), HAZ III(d)쪽으로 갈수록 경도가 저하하는 현상은 페라이트 양의 증가 때문이라 것을 알 수 있다.

한편 HAZ IV에서는 모재보다 더 낮은 연화현상이 일어나는 영역의 미세조직(e)과 모재조직(f)의 비교로부터 HAZ IV 영역의 마르텐사이트가 모재의 것보다 더욱 미세해진 것을 볼 수 있으며, 이것은 공석변태온도(A₁) 이상 가열된 것이 아니라, 그 이하의 온도로 가열이 되어 템퍼링 효과에 의한 것으로 추측된다. Mingsheng XIA 등의 연구¹⁷⁾에서도 DP강 레이저용접시 발생하는 연화부는 마르텐사이트의 템퍼링에 의한 탄화물 석출 때문이라고 보고하고 있다.

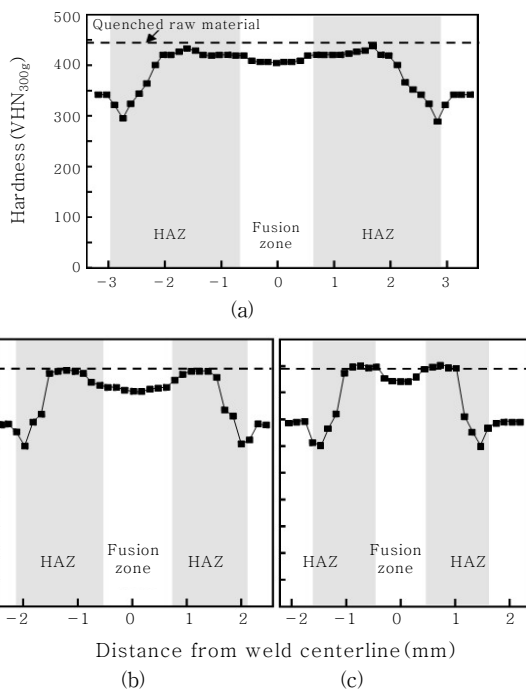


Fig. 3 Hardness distribution with welding speed: (a)1.5m/min, (b)2.4m/min, (c)3.6m/min

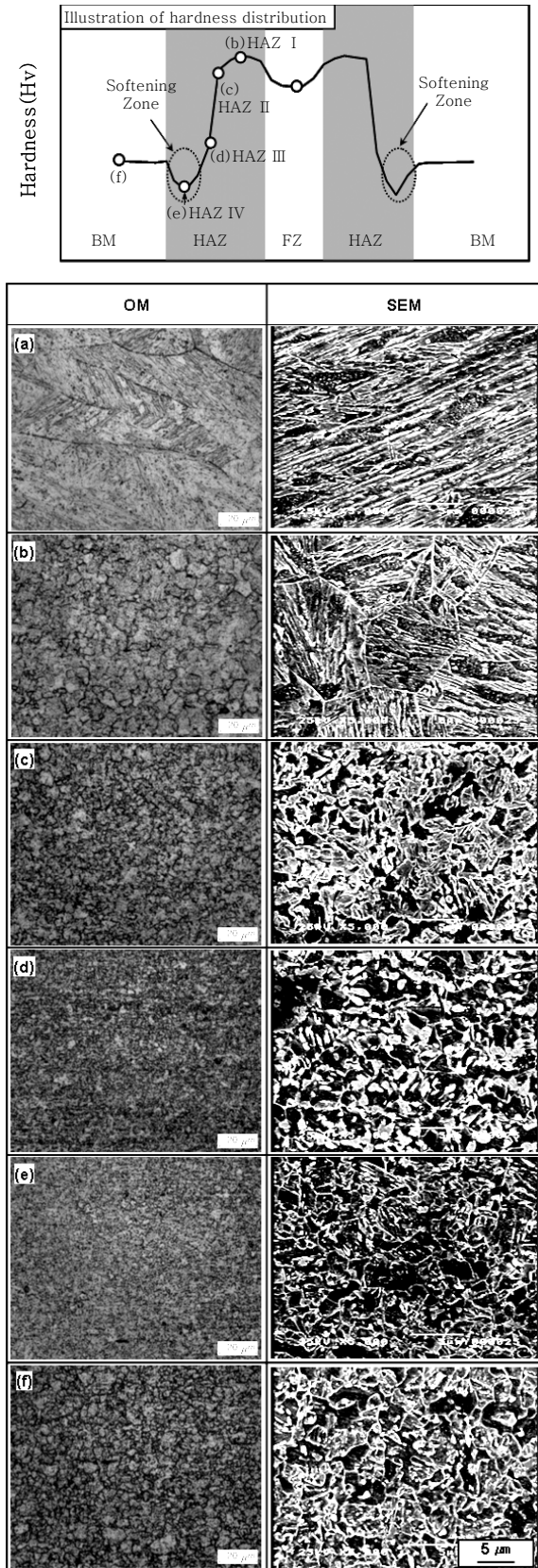


Fig. 5 OM, SEM microstructures from center of FZ to base metal: (a)Center of FZ, (b)HAZ I, (c)HAZ II, (d)HAZ III, (e)HAZ IV(Softening zone), (f)Base metal

3.3 인장성질과 성형성

Fig. 6은 수직 인장시험한 경우, 용접속도에 따른 인장성질 변화를 나타낸 것이다. 용접속도와 관계없이 모든 시험편의 파단 부위는 Fig. 7에 나타난 것처럼 경도가 가장 낮게 나타난 HAZ의 연화부(Fig. 5)에서 일어난다. 용접재의 항복강도와 인장강도는 모재의 것과는 거의 같거나 조금 높게 나타나는 것을 볼 수 있다. 반면 연신율은 모재보다 낮게 나타나지만, 용접속도가 증가함에 따라 연신율이 약간 증가하는 경향을 나타내고 있다.

모든 조건에서 연화부에서 파단 되었음에도 불구하고, 연신율이 용접속도에 따라 증가하는 이유를 알아보기 위하여 파단 된 인장시험편의 단면 변화를 살펴보았다. Fig. 8은 저속인 1.5m/min와 고속인 3.6m/min의 시험편 단면을 비교한 것으로, 1.5m/min시험편은 경화부쪽(모재보다 경도가 높은 영역의 쪽)이 넓어, 이 부분을 중심으로 어느 한 쪽에서만 연신이 일어나지만,

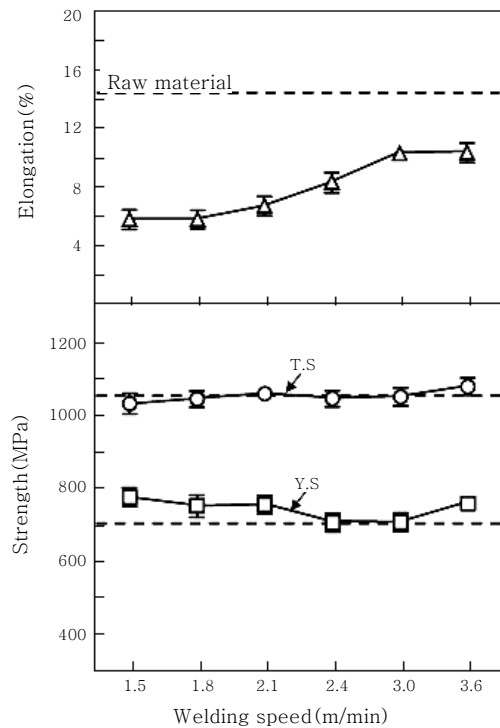


Fig. 6 Properties of the perpendicular tensile test with welding speed

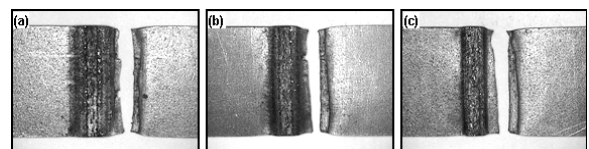


Fig. 7 Appearance of fractured specimens after perpendicular tensile direction: (a)1.5m/min, (b)2.4m/min, (c)3.6m/min

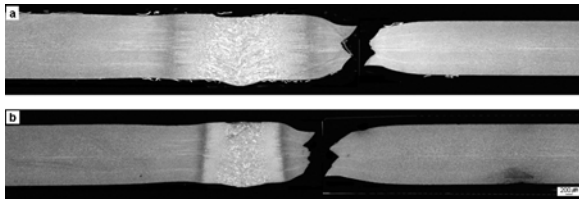


Fig. 8 Cross-sections of specimen after perpendicular tensile test: (a)1.5m/min, (b)3.6m/min

3.6m/min의 것은 경화부폭이 좁아 양쪽에서 국부연신이 일어나는 모습을 볼 수 있다. 이 결과로부터 경화부폭의 차이에 따라서 소성구속의 정도가 달라져 연신율이 달라지는 것으로 추측된다.

Fig. 9는 수평 인장시험한 경우, 용접속도에 따른 인장성질 변화를 나타낸 것이고, Fig. 10은 파단된 시험편의 형상을 나타낸 것이다. 파단 양상은 큰 차이가 없으며, 용접재의 인장강도는 모재의 것과 동일하고, 항

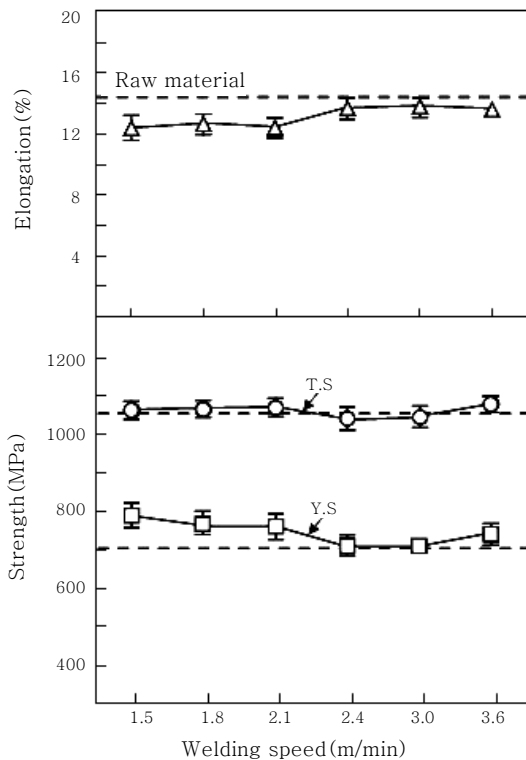


Fig. 9 Properties of the parallel tensile test with welding speed

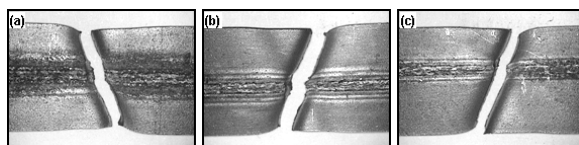


Fig. 10 Appearance of fractured specimens after parallel tensile direction: (a)1.5m/min, (b)2.4m/min, (c)3.6m/min

복강도는 모재와 동일하거나, 다소 높은 경향을 보이고 있다. 연신율은 모재의 것보다 낮지만, 수직 인장시험시의 연신율보다 높으며, 2.4m/min 이상의 것은 모재의 값에 접근하고 있다.

실제로 부품을 생산하는 공정에서는 인장시험과 같은 단축응력이 아닌 다축응력으로 성형하기 때문에 다축응력시험인 에릭슨 시험으로 성형성을 평가하여 보았다.

Fig. 11은 용접속도에 따른 성형높이를 모재와 비교한 것이고, Fig. 12는 모재(a), 1.5m/min(b) 및 3.6m/min(c)의 용접재의 에릭슨시험 후 파단된 시험편 형상을 나타낸 것이다. 2.1m/min 이상의 용접속도로 용접된 것은 모재의 것과 거의 같은 성형 높이를 가지고, 그 이하의 용접속도에서는 모재보다 낮은 것을 볼 수 있다. 성형 후의 파단 형상은 연화부가 존재하는 용접선에 따라 파단된 형상 Type A(b)와 용접부에서 균열이 생성되고 용접선과 수직으로 전파된 형상 Type B(c)로 나누어진다.

Table 2는 용접속도에 따른 성형 높이, 파단형상과 경화부폭과의 상관관계를 조사한 것이다. 이것으로부터

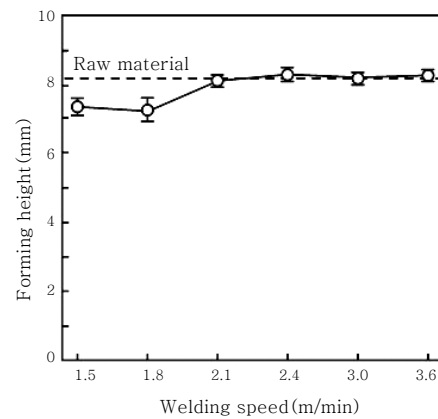


Fig. 11 Results of the forming height with welding speed

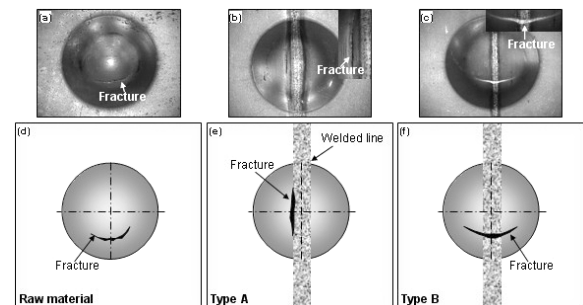


Fig. 12 Appearance of specimen after Erichsen test and classification by fracture type: (a)Base metal, (b)1.5m/min, (c)3.6m/min (d),(e),(f)Schematic of fracture type

Table 2 Comparison of forming height, fracture type and width of hardened zone with welding speed

Welding speed(m/min)	1.5	1.8	2.1	2.4	3.0	3.6
Forming height (mm)	7.35	7.23	8.11	8.29	8.2	8.26
Fracture type	A	A	B	B	B	B
Width of hardened zone (mm)	4.22	3.76	2.98	2.83	2.14	2.14

Type A는 성형높이가 낮고, Type B는 모재의 성형성과 거의 동등한 경향이 있으며, 경화부폭이 아주 넓으면, 연화부에서 균열이 발생하여 성형성이 낮아지는 것으로 추측된다.

4. 결 론

본 연구에서는 1000MPa급 DP강을 Nd:YAG레이저를 사용하여 보호가스 없이 3.5kW의 출력으로 비드 용접한 용접부의 특성에 미치는 용접속도의 영향을 검토하였고 그 결과를 요약하면 다음과 같다.

1) 완전용입조건(1.5m/min~3.6m/min)에서 보호가스를 사용하지 않고도 기공과 균열이 없는 건전한 용접부를 얻을 수 있었다.

2) 용접부 근방의 경도분포 패턴은 용접속도에 관계없이 거의 동일하였다. 즉, 본드라인 근처에서 용융부보다 높은 최고 경도를 나타내고, HAZ에서 모재 쪽으로 갈수록 저하하며, 모재 근방의 HAZ에서 모재 경도보다 낮은 경도를 나타내는 연화가 일어나는 패턴을 보였다. HAZ의 최고경도값과 용융부의 경도값은 용접속도의 영향을 받지 않았다.

3) 본드라인 근처의 HAZ영역과 용융부의 미세조직은 모두 마르텐사이트이지만, HAZ의 조직이 더 미세하여 경도가 높고, HAZ에서 모재 쪽으로 갈수록 경도가 감소하는 것은 페라이트 양의 증가 때문이며, 모재 근처 HAZ에서 발생하는 연화부는 템퍼링 효과에 의한 것으로 생각되어졌다.

4) 수직 인장시험한 경우, 용접속도와 관계없이 모든 시험편이 모재 근처 연화부에서 파단되었고, 항복강도와 인장강도는 모재의 것과 거의 같거나 조금 높게 나타났다. 또한, 연신율은 모재보다 낮게 나타나지만, 용접속도가 증가함에 따라 연신율이 약간 증가하는 경향을 보였다.

5) 수평 인장시험한 경우, 인장강도는 모재의 것과 동일하고, 항복강도는 모재보다 동일하거나 높았다. 연신율은 저속의 용접재는 모재의 것보다 낮지만,

2.4m/min 이상 용접재는 모재와 동일한 수준이었다.

6) 저속(1.8m/min 이하)의 용접재는 경화폭이 아주 넓어 HAZ 연화부에서 파단되고, 성형높이도 모재보다 낮으며, 2.1m/min 이상의 용접재는 용접부에서 균열이 발생하였고, 모재와 동등한 성형 높이를 가졌다.

후 기

본 논문은 부산대학교 자유과제 학술연구비(2년)에 의하여 연구되었음.

참 고 문 헌

1. R. A. Kot, J. W. Morris: Structure and Properties of Dual-Phase steel, The Metall. Soc. Of AIME, Warrendale, Pa(1979)
2. A. T. Davenport: Formable HSLA and Dual-Phase Steels, The Metall. Soc. Of AIME, Warrendale, Pa (1979)
3. R. A. Kot, B. L. Broamfitt: Fundamentals of Dual-Phase Steels, The Metall. Soc. of AIME, Warrendale, Pa(1981)
4. R. G. Davies: The Deformation Behavior of a Vanadium-Strengthened Dual Phase Steel, Metal. Trans. A, 9A(1978), 41-52
5. R. G. Davies: Influence of silicon and phosphorous on the mechanical properties of both ferrite and dual-phase steels, Metal. Trans. A, 10A(1979), 113-118
6. C. M. Banas: The industrial Laser Annual Handbook (Tulsa, Pennwell Publication, 1986)
7. J. Suh, Y. H. Han: Laser Welding in Automotive Industry, J. KWS, 12(1994), 49-63 (in Korean)
8. A. Ribolla, G. L. Damoulis, G. F. Batalha: The use of Nd:YAG Laser Weld for Large Scale Volume Assembly of Automotive Body in White, J. Mater. Process. Technol., 164-165 (2005), 1120-1127
9. T. K. Han, B. K. Lee, C. Y. Kang: Effect of Shield Gas on the Characteristics of CO₂ Laser Welded 600MPa Grade High Strength Steel, J. KSLP, 7(2004), 19-26 (in Korean)
10. T. K. Han, S. J. Kim, B. K. Lee, D. U Kim, C. Y. Kang: Characteristics of CO₂ or Nd : YAG Laser Welded 600MPa Grade TRIP Steel, J. KWS, 24 (2006), 56-63 (in Korean)
11. H. Haferkamp, O. Meier, K. Harley: Laser beam Welding of New High Strength Steels for Auto Body Construction, Key. Eng. Mat., 344(2007), 723-730
12. M. K. Wibowo, I. M. Richardson: The Influence of Laser Beam Welding and Plasma Arc Welding Processes on Dual Phase Steel Microstructure, Adv. Mat. Res., 15-17(2007), 1020-1025
13. M. S. Xia, Z. Tian, L. Zhao, Y. N. Zhou: Metallurgical and Mechanical Properties of Fusion

- Zones of TRIP Steels in Laser Welding, *ISIJ Inter.*, 48(2008), 483-488
14. C. Y. Kang, T. K. Han, B. K. Lee, J. K. Kim: Characteristics of Nd:YAG Laser Welded 600MPa Grade TRIP and DP Steels, *Mat. Sci. For.*, 539-543(2007), 3967-3972
 15. T. K. Han, S. S. Park, K. H. Kim, C. Y. Kang, I. S. Woo, J. B. Lee: CO₂ Laser Welding Characteristics of 800MPa Class TRIP Steel, *ISIJ Inter.*, 45(2005), 60-65
 16. C. Mapelli, S. Barella, R. Venturini: Characterization of the Relation among the Mechanical Behavior and Texture Features in High Martensitic Dual Phase Steels, *ISIJ Inter.*, 45(2005), 1727-1735
 17. M. S. Xia, E. Biro, Z. L. Tian, Y. N. Zhou: Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels, *ISIJ Inter.*, 48(2008), 809-814