

研究論文

100ksi급 고장력강의 모재 및 용접부 특성

朴太遠* · 沈仁玉* · 金英宇* · 姜晶允**

A characteristics of base metal and weldment of 100ksi class high strength steel

T. W. Park*, I. O. Shim*, Y. W. Kim* and C. Y. Kang**

Key words : Precipitates(석출물), High Strength Low Alloy Steel(저합금 고장력강), Hardenability(경화능), Yield Ratio(항복비), Cold Cracking(저온 균열), Impact Transition Temperature(충격전이온도)

Abstract

A study was performed to investigate the properties of base metal and weldment for two HSLA steels and one HY-100 steel. Tensile, yield strength and elongation of HSLA-A steel were superior to those of HY-100 steel and yield ratios in HSLA-A and HSLA-B steels were higher than HY-100 steel owing to the precipitation of ϵ -Cu phase. The impact energy of HSLA-A steel was greater at all aging temperatures than that of HY-100 steel. HSLA-A and HY-100 steels had low impact transition temperature of about -125°C and high upper shelf energy.

The peak hardness of weldment in HSLA-A, HSLA-B and HY-100 steels were Hv 299, Hv 275 and Hv 441, respectively. The hardenability of HY-100 steel was largest due to the higher amount of carbon. The y-groove test showed that HSLA steels had superior resistance to cold cracking. Toughness of weld joint at the F.L. and F.L. +1mm in HSLA-A was almost the same as HY-100, but those at F.L. +3mm and F.L. +5mm was greater in HSLA-A steel.

* 정희원, 국방과학연구소

** 정희원, 부산대학교 금속공학과

1. 서 론

HY-80 및 HY-100강은 고강도와 고인성을 가지며 내용력 부식성 및 피로 특성이 우수하기 때문에 선박이나 잠수함용 재료로 사용되고 있다¹⁾. 그러나 이들 강재는 구조물 제조시 용접부에서 저온 균열이나 인성 저하가 발생하기 때문에 높은 예열온도와 용접 pass간 온도 조절이 필요하고, 용접입열량이 엄격히 규제되는 등, 실 용접시 허용되는 조건이 까다롭기 때문에 용접부의 품질 향상 및 생산성 측면에서 재료의 개선 및 신합금 개발이 요구되어 왔다.

이와 같은 배경에서 1980년대 이후 HY계와 동등 이상의 기계적 성질 획득과 용접성 향상을 목적으로 저탄소-Cu석출 경화강인 저합금 고장력(high strength low alloy, HSLA) 강에 대한 관심이 고조되면서, HY-80강을 대체하기 위해 HSLA-80강이 1984년에 MIL-S-24645로 미 해군 규격에 등록되었으며, 1990년에는 이 규격에 HSLA-100강이 첨가되어 MIL-S-24645A로 등록되었다²⁾. 규격에 의하면 Cu함유 HSLA강은 탄소 함량이 0.07wt%이하로 제한되어 인성과 용접성을 향상시키며, 탄소 감소에 의한 강도 저하는 Cu석출물 생성에 의한 강도 증가로 보상되도록 설계되었다. 또 Cu함유 HSLA강은 HY강보다 높은 입열량을 적용해도 용접부의 성능이 양호하고, 용접 예열온도를 HY강보다 낮게 하여도 저온균열이 발생하지 않아 생산성이 향상되는 것으로 보고되고 있다³⁾. Cu함유 HSLA강과 HY강에 대한 모재 및 용접부의 특성에 대한 보고는 신재료의 대체 가능성을 검토하는 점에서 상당히 중요하다. Mujahid 등⁴⁾, Foley 등⁵⁾ 및 Hamburg 등⁶⁾은 HSLA-100의 시효 도중에 발생하

는 상 변화 및 기계적 성질의 변화에 대해 보고하였다. Holsberg 등⁷⁾은 HSLA-80 및 HSLA-100강의 용접 입열량과 예열온도가 조직 및 용접부 특성에 미치는 영향에 대해 조사하였다. 그리고 Smith 등⁸⁾은 재현 열영향부와 용접 금속의 미세구조와 기계적 특성을 조사하였다. 이와 같이 Cu함유 HSLA강과 HY강에 대한 보고는 모재와 용접부 각각에 대해, 또는 각각의 재료에 대한 보고가 있을 뿐 Cu함유 HSLA강과 HY강의 모재와 용접부의 특성에 대한 총괄적인 보고가 없다. 그러므로 Cu함유 HSLA강과 HY강의 모재와 용접부에 대한 특성 평가는 새로운 소재의 적용을 위해 필수적인 것으로 판단된다. 저자 등⁹⁾은 HSLA-100강의 합금 조성에 속하는 0.035%C-1.53%Cu-3.44%Ni 합금에 대해 모재와 용접 열영향부의 특성 및 열영향부의 특성에 미치는 용접후 열처리(post-weld heat treatment)에 대해 보고한 바 있다.

본 연구에서는 탄소의 함량을 더욱 감소시킨 0.02%C-1.36%Cu-3.5%Ni 합금과 0.038%C-1.52%Cu-3.67%Ni 합금 및 HY-100강에 대해 모재에 대해서는 열처리에 따른 인장 및 충격 특성의 변화, 용접부에 대해서는 열영향부의 경화 특성, 저온 균열 감수성 및 실 용접이음부의 기계적 특성 등을 조사하여 HY-100강을 대체할 수 있는 Cu함유 HSLA 강에 대한 기초 자료를 제시하고자 한다.

2. 시험재 및 실험방법

2.1 시험재

시험재는 진공용해한 후 압연 개시 및 압연 종료 온도를 각각 1100℃ 및 900℃로 하여 제조하였다.

Table 1. Chemical compositions of HSLA-A, HSLA-B and HY-100 steels used. (wt. %)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	V	S-Al	Fe
HSLA-A	0.038	0.30	0.93	0.006	0.008	3.67	0.65	1.52	0.40	0.031	-	0.031	Bal.
HSLA-B	0.020	0.21	0.85	0.004	0.006	3.5	0.6	1.36	0.37	0.037	-	0.036	Bal.
HY-100	0.17	0.22	0.25	0.016	0.005	3.0	1.5	-	0.39	-	0.02	0.045	Bal.

Table 2. Chemical compositions of deposited metals. (wt. %)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V	Ti	B (ppm)	Al
L-TEC 120	0.063	0.245	1.48	0.005	0.007	0.316	2.39	0.498	0.021	0.005	0.006	0.009	70	0.009

Table 1에 본 실험에서 사용한 HSLA-A강, HSLA-B강 및 HY-100강에 대한 화학조성을 나타내었다. 최저 항복강도 690MPa (100ksi) 수준으로 사용되고 있는 HY-100강의 대체재로 개발된 HSLA-A 및 HSLA-B강은 표에서 나타낸 바와 같이 HY-100강보다 탄소량이 적으며, 탄소 감소에 의한 강도 저하를 Cu첨가에 의한 석출물 생성으로 보상되도록 설계되었다. 세 강재에 주 합금원소로 첨가된 Ni은 강의 경화 특성과 저온 충격 특성을 향상시키며, Mn, Mo 등도 경화 특성을 향상시킨다. HSLA-B강은 HSLA-A강보다 탄소를 비롯한 합금원소의 양을 더욱 감소시킨 합금이다.

본 실험에 사용된 용접재료는 고강도강의 용접에 주로 사용되는 GMA(gas metal arc)용접용 solid 와이어(1.2mm ϕ , L-TEC 120)로써 화학 조성을 Table 2에 나타내었다.

2.2 실험 방법

2.2.1 조직 관찰 및 기계적 성질

압연한 시료에 대해 900℃에서 1시간 동안 오스테나이트(γ) 처리하여 퀴칭한 후 HSLA-A강과 HSLA-B강은 630, 650, 670℃에서 HY-100강은 620, 640, 650, 660, 680℃에서 각각 1시간 동안 열처리한 후 공냉하였다. 각 온도에서 열처리한 시편에 대해 압연방향(L방향)의 인장 특성 및 압연방향과 수직 방향(TL방향)의 -18℃, -50℃ 및 -85℃충격 특성을 조사하였다. 또 인장과 충격 실험 결과로부터 HSLA-A강과 HY-100강의 적정 시효 온도로 각각 650℃와 660℃를 선정하여 이 온도에서 시효처리한 후 -196℃~상온의 범위에서 LT방향과 TL방향의 충격 특성을 조사하였다.

용접부의 경화 정도를 관찰하기 위한 경도 측정은 미소 비커스 경도계를 이용하여 하중 500g, 부하시간 30초로 하여 12회 측정 후 최대, 최소값을 버리고 10회의 평균으로 하였다.

650℃에서 열처리한 HSLA-A강과 660℃에서 열처리한 HY-100강을 연마 후 2%Nital로 부식한 기저 조직을 광학현미경으로 관찰하였으며, 이들 온도에서 생성되는 석출물은 투과전자현미경을 사용하여 관찰하였다.

HSLA-B강은 γ 처리 후 650℃에서 1시간 동안 열처리하였으며 주로 용접성 평가를 위한 실험에 사용하였다.

2.2.2 용접경화성-최고경도시험

최고경도시험은 JIS Z3101¹⁰⁾에 준하여 실시하였다. 시험편은 25mm두께의 HSLA-A강, HSLA-B강 및 HY-100강을 길이 200mm, 폭 150mm로 가공하여 용접하였다. 용접은 입열량이 약 17kJ/cm인 300A-30V-32cm/min.로 예열없이 자동 용접하였다. 용접후 경도 측정은 용접금속 하단의 접점부를 기점으로 하여 시험편 표면과 평행하게 좌우 0.5mm간격으로 행하였다.

2.2.3 저온균열특성-y-groove실험

저온균열실험은 JIS Z3158¹¹⁾에 준하여 실시하였다. 구속 부위의 용접은 L-TEC120을 사용하여 입열량 약 17kJ/cm로 GMA용접을 하였다. 용접후 48시간이 경과한 다음 표면의 균열 발생을 관찰하였고, 균열 발생율은 $H_c/H \times 100$ (H : bead의 최소 깊이, H_c : 균열 길이)으로 산정하였으며 용접부를 5단면으로 절단하여 측정된 값을 평균하였다.

2.2.4 용접이음부 특성

실 용접이음부의 특성을 평가하기 위해 인장 및 충격 특성을 조사하였다. 용접은 L-TEC120을 사용하여 입열량이 약 20kJ/cm인 280A-30V-24cm/min.로 GMA용접을 하였다. 용접이음부의 인장시

편은 JIS Z3121¹²⁾에 따라 가공하였고, 용접금속부 및 용접 열영향부의 각 위치에 따라 노치를 가공하여 부위 별 충격 특성의 변화를 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 모재의 특성

3.1.1 인장 특성

HSLA-A강, HSLA-B강 및 HY-100강의 열처리 온도에 따른 강도와 연신율의 변화를 Fig. 1의 (a), (b)에 각각 나타내었다. 인장강도와 항복강도 모두 HSLA-A 및 HSLA-B강이 HY-100강보다 높은 값을 나타내며 온도가 증가할수록 강도는 감소한다. 그리고 (b)에서 보는 바와 같이 연신율도 모든 시효 온도에서 HSLA-A 및 HSLA-B강이 HY-100강보다 더 높다. 탄소(C)와 석출강화 원소인 Cu의 양이 많은 HSLA-A강이 HSLA-B강보다 강도는 더 높고 연신율은 약간 낮은 경향을 나타내었다. 강도에 가장 큰 영향을 미치는 탄소(C)량이 HSLA-A강이나 HSLA-B강에 비해 HY-100강에 더 많음에도 불구하고 강도가 낮은 것은 HSLA강에 첨가된 Cu로 인하여 ϵ -Cu상이 석출하여 강도 증가에 기여하기 때문으로 알려져 있으며¹³⁾, 저자 등도 HSLA-100강의 기계적 성질에 미치는 ϵ -Cu상의 영향에 대하여 상세히 보고한 바 있다¹⁴⁾.

Fig. 1의 (a)에서 인장강도와 항복강도의 차이가 HSLA-A강 및 HSLA-B강이 HY-100강보다 훨씬 작은 것을 알 수 있다. 이것을 비교하기 위해 HSLA-A강 및 HSLA-B강과 HY-100강의 항복비(yield ratio, 항복강도/인장강도 \times 100)를 Fig. 2에 나타내었다. 온도가 높아질수록 항복비가 감소하며 HSLA-A강 및 HSLA-B강이 HY-100강보다 높다. 항복비의 증가는 석출물에 기인한 것으로써 석출물은 조직 내의 평균 자유전위(free dislocation) 간격을 작게 하여 항복에 필요한 응력을 증가시킨 것으로 판단된다. 그리고 온도가 높아질수록 항복비가 감소하는 것은 석출물의 조대화로 평균 자유전위 간격이 크게 되어 항복강도 증가에 기여하지 못하기 때문으로 사료된다. HSLA-A강 및 HSLA-B강이 HY-100강보다 항복비가 큰 것은 HSLA-A강

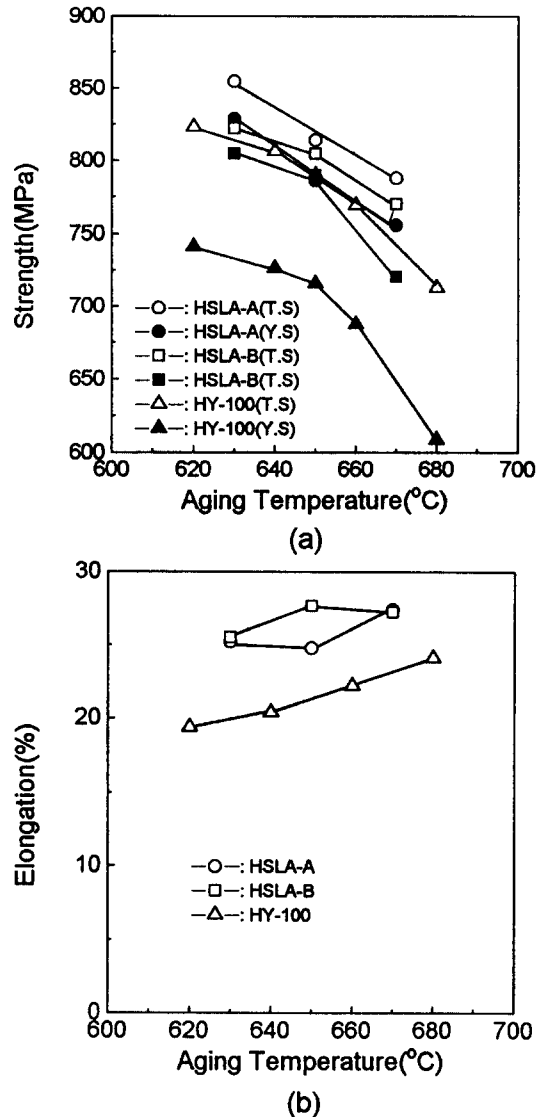


Fig. 1 Variations of strength(a) and elongation(b) with aging temperature in HSLA-A, HSLA-B and HY-100 steels.

및 HSLA-B강에 첨가된 Cu로 인하여 ϵ -Cu상이 생성되어 항복강도를 크게 증가시켰기 때문으로 판단된다.

3.1.2 충격 특성

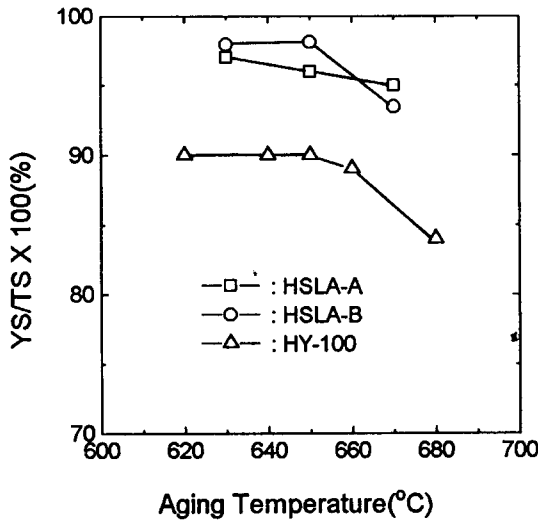


Fig. 2 Variations of yield ratio with aging temperature in HSLA-A, HSLA-B and HY-100 steels.

HSLA-A강과 HY-100강의 열처리 온도에 따른 -18℃, -50℃, -85℃에서의 충격 흡수에너지 변화를 Fig. 3의 (a), (b), (c)에 각각 나타내었다. 각 충격시험 온도에서 시효 온도가 높아질수록 충격 흡수에너지는 증가하며 HSLA-A강이 HY-100강보다 높다. HY-100강의 군사규격¹⁵⁾에 의하면 -18℃에서 76J, -85℃에서 41J 이상이 요구되며, 실험결과 HY-100강은 물론 HY-100강의 대체재로 개발된 HSLA강은 모두 규격을 상회하는 높은 값을 나

타내었다. 시효 온도가 높아짐에 따라 충격 흡수 에너지가 증가하는 것은 Fig. 1의 강도가 저하하는 경향과 잘 대응되는 결과를 나타내 준다. 그리고 HSLA-A강이 A, Q, 상태에서 230J의 높은 충격 흡수 에너지를 나타내는 것은 저탄소 첨가로 생성된 인성이 높은 저탄소 마르텐사이트 (low carbon martensite) 때문인 것으로 보고되고 있다¹⁶⁾.

Fig. 3에서 살펴본 바와 같이 HSLA-A강과 HY-100강 모두 -85℃까지 매우 높은 충격 흡수 에너지를 나타내는 것으로 보아 이들 합금의 충격전이 온도는 매우 낮을 것으로 예상된다. 그리하여 충격 전이온도와 이방성을 조사하기 위하여 HSLA-A강과 HY-100강에 대해 충격시험 온도에 따른 LT방향과 TL방향의 충격 흡수 에너지 변화를 조사하였으며 그 결과를 Fig. 4에 나타내었다. HSLA-A강이 HY-100강보다 약간 높은 값을 나타내며, 두 강 모두 -85℃까지 Upper shelf energy를 나타낸다. 그리고 LT방향과 TL방향이 비슷한 값을 나타내는 것으로 보아 이방성이 거의 없으며 충격전이 온도는 모두 -125℃정도로 매우 낮은 양호한 특성을 나타내었다.

Upper shelf energy와 충격전이온도 및 이방성은 개재물의 밀도 및 크기에 큰 영향을 받는 것으로 알려져 있다¹⁷⁾. 즉 개재물을 기점으로 하여 균열 발생을 위한 공동(void)의 형성, 성장 및 합체로 연성파괴가 일어나 Upper shelf energy는 감소한다. 또한 취성파괴도 균열의 생성, 성장 및 전파에 의해 발생하므로 개재물의 크기 및 밀도 증가는 취

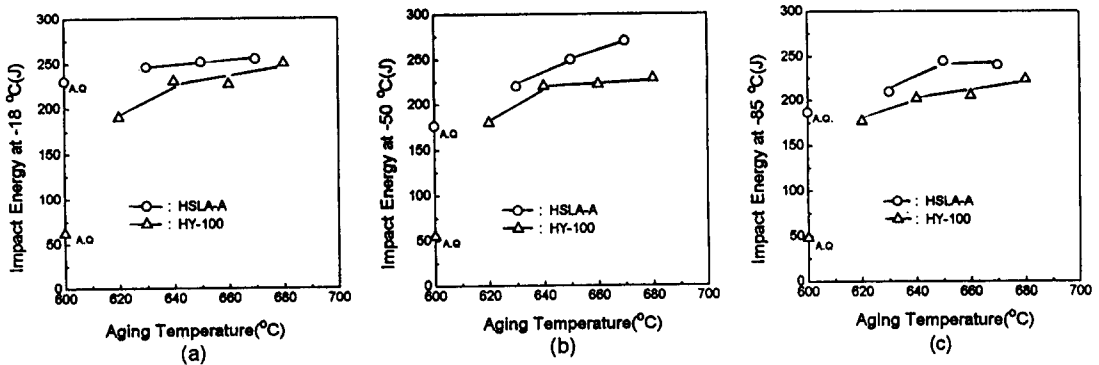


Fig. 3 Variations of impact energies tested at -18℃, -50℃, -85℃ in TL direction with aging temperature in HSLA-A and HY-100 steels.

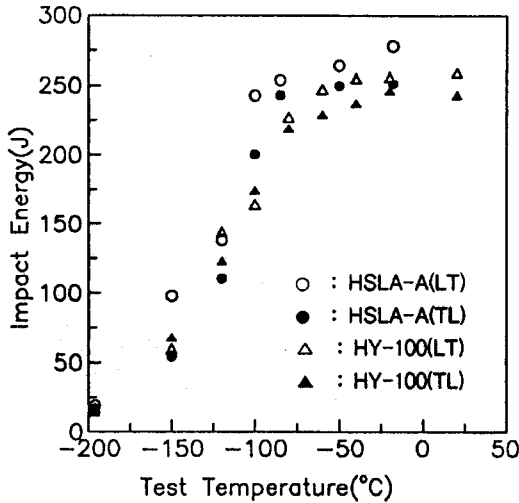


Fig. 4 Variations of impact energies with test temperature in LT and TL direction of 650°C aged HSLA-A and 660°C aged HY-100 steels.

성파과균열 발생에 필요한 소성영역을 작게 하여 벽개균열의 생성 및 성장을 조장한다.

Table 1의 화학조성에서 나타낸 바와 같이 HSLA-A강 및 HSLA-B강과 HY-100강은 개재물 및 불순물의 형성에 큰 영향을 미치는 P, S의 양이 아주 적다. 그리고 압연중 연신된 MnS와 Silicate 개재물은 충격 이방성을 증가시키는 것으로 알려져 있으나 HSLA-A강에 대해 주사전자현미경으로 MnS개재물을 관찰한 결과(Photo. 1) 지름 1.5 μm 정도로 아주 작고 둥근 개재물이 관찰되었으며 연신된 개재물은 관찰되지 않았다. 본 실험 시편에서의 개재물과 Pytel 등¹⁸⁾이 HSLA-100강에 나타난 개재물에 대해 영상분석기(Image analyzer)로 분석한 결과를 Table 3에 나타내었다. HSLA-A강의 경우 단위 면적당 개재물의 총 길이 및 갯수와 단위

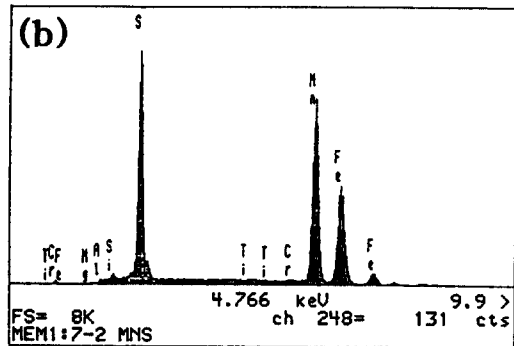


Photo. 1 SEM micrographs showing MnS inclusion (a) and EDS analysis (b) in HSLA-A steel.

길이가 각각 270 $\mu\text{m}/\text{mm}^2$ 및 198Ea/ mm^2 와 1.36 μm 로 나타났으며 Pytel 등¹⁸⁾은 각각 498 $\mu\text{m}/\text{mm}^2$ 및 297Ea/ mm^2 와 1.69 μm 로 보고하였다. 그들의 실험에서는 충격 천이온도가 -110°C (Y.S. : 760MPa, T.S. : 790MPa)로 나타났으며 본 실험에서의 -125°C (Y.S. : 787MPa, T.S. : 822MPa)보다 높은 값을 나타내었다. HSLA-A강의 경우는 개재물의 함량이 적고 연신되지 않았기 때문에 Upper shelf energy는 높고, 충격 천이온도와 이방성은 낮은 양호한 특성을 나타낸

Table 3 Geometrical parameters of inclusions measured in HSLA steels.

	Volume fraction of inclusion (%)	Total length of inclusion per unit area ($\mu\text{m}/\text{mm}^2$)	Mean length of inclusion (μm)	Number of inclusion per unit area (Ea/ mm^2)
HSLA-A	0.024	270	1.36	198
HSLA-100 ¹⁸⁾	-	498	1.69	297

것으로 판단된다.

Fig. 1의 인장실험과 Fig. 3의 충격실험 결과에서 살펴본 바와 같이 HSLA-A강과 HY-100강은 모든 열처리 온도에서 규격의 요구값^{2,15)}을 상회하는 양호한 기계적 특성을 나타내었다. 이 열처리 온도 중 650℃ (HSLA-A강)와 660℃ (HY-100강)를 선정하여 열처리한 시편에 대해 기조직과 석출물을 관찰하였다.

3.1.3 미세조직

Photo. 2의 (a), (b)는 HSLA-A강과 HY-100강을 각각 650℃와 660℃에서 열처리한 시편의 조직이다. 모두 뜨임된 마르텐사이트 조직을 나타내며 결정립은 각각 7 μ m, 10 μ m 정도로 미세하고 균일하다.

Photo. 3은 같은 열처리한 시편의 투과전자현미경 조직으로써 (a), (b) 및 (c)는 HSLA-A강의 주강화상으로 알려져 있는 ϵ -Cu상의 명시야상

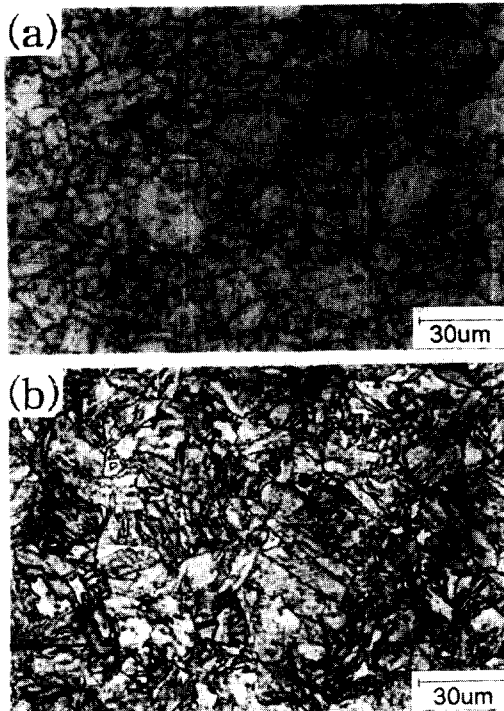


Photo. 2 Optical micrographs of HSLA-A(a) and HY-100(b) steels.

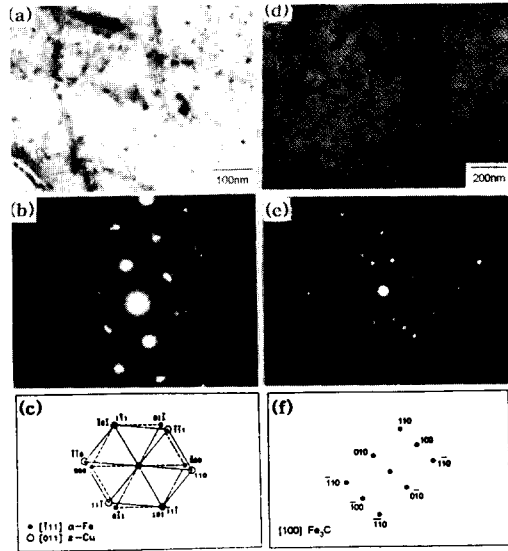


Photo. 3 TEM micrographs showing precipitates in HSLA-A(a, b, c) and HY-100(d, e, f) steels.

- (a) bright field image of ϵ -Cu
- (b) selected area diffraction pattern from ϵ -Cu
- (c) indexing from SADP
- (d) bright field image of Fe₃C
- (e) selected area diffraction pattern from Fe₃C
- (f) indexing from SADP

(bright field image), 전자선회절패턴 및 해석 결과이고, (d), (e) 및 (f)는 HY-100강에서 생성된 탄화물인 Fe₃C의 명시야상, 전자선회절패턴 및 해석 결과이다. Cu를 함유한 HSLA강은 ϵ -Cu상에 의해 강도가 약 100~200MPa 정도 상승되어 탄소 감소에 의한 강도 저하가 보상되는 것으로 알려져 있다¹³⁾.

3.2 용접부의 특성

3.2.1 용접경화특성 (최고경도시험)

Fig. 5는 용접경화 특성을 조사하기 위해 HSLA-A강, HSLA-B강 및 HY-100강의 용접부에 대해 경도 측정된 결과를 나타낸 것이다. HY-100강의 최고 경도는 Hv 441로서, HSLA-A강의 Hv 299 및 HSLA-B강의 Hv 275보다 상당히 높고, 모체에 대한 열영향부의 경도 증가가 HSLA-A강 및 HSLA-

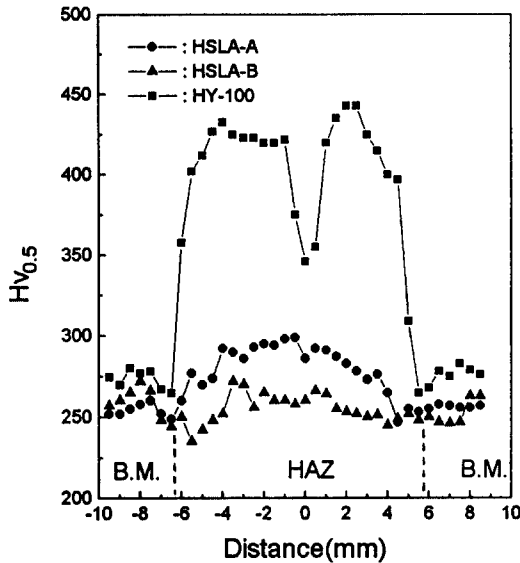


Fig. 5 Hardness distribution in GMA welded joint of HSLA-A, HSLA-B and HY-100 steels.

B강보다 훨씬 크다. 그리고 HY-100강은 용접금속 하단부와의 접점인 Fusion line(F.L.) 부근에서 경도가 저하하나 HSLA-A강 및 HSLA-B강은 그러한 경향이 관찰되지 않는다. HY-100강→HSLA-A강→HSLA-B강 순으로 열영향부의 경도가 높은 것은 탄소(C)함량이 HY-100강→HSLA-A강→HSLA-B강 순으로 많기 때문이며, HY-100강의 경우 F.L. 부근의 열영향부에서 경도가 저하한 것은 모재의 탄소가 용접재료의 탄소와 희석되었기 때문인 것으로 판단된다.

이러한 용접부의 경도값은 재료의 용접부 취성, 저온균열 발생 가능성 또는 응력부식균열 민감도 등을 간접적으로 예측하는 하나의 수단으로 사용된다. Fig. 5에서 나타낸 바와 같이 HSLA-A강 및 HSLA-B강이 HY-100강보다 용접경화 정도가 낮은 것으로 보아 HSLA-A강 및 HSLA-B강의 용접 열영향부의 특성이 HY-100강보다 양호할 것으로 예측된다. 그리하여 실 용접시 저온균열 방지를 위한 한계예열온도의 선정 및 강종간의 저온균열감수성을 평가하기 위해 y-groove시험을 실시하였다.

3.2.2 저온균열특성 (y-groove 시험)

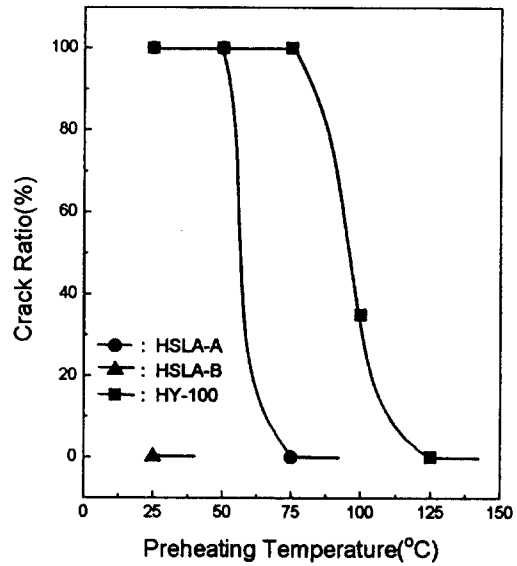


Fig. 6 Crack ratio with preheating temperature in HSLA-A, HSLA-B and HY-100 steels.

Fig. 6은 예열온도에 따른 균열발생율을 나타낸 것이다. 각 재료의 균열발생율은 예열온도가 높아질수록 감소하며 HSLA-A강, HSLA-B강 및 HY-100강의 한계예열온도는 각각 75℃, 25℃ 및 125℃임을 알 수 있다. 이 결과로부터 HSLA-B강의 저온균열감수성이 가장 낮으며 예열을 행하지 않아도 균열이 발생하지 않음을 알 수 있다. 용접경화 정도와 저온균열감수성은 모재의 화학조성과 밀접한 관계가 있기 때문에 화학조성을 탄소당량식으로 계산하여 용접 특성을 예측하는데 많이 사용된다. 합금원소에 따라 여러가지의 탄소당량식이 제안되고 있지만 본 연구에서는 국제용접학회(International Institute of Welding, IIW)에서 제안된 CE(IIW), $C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15$, 와 Ito와 Bessyo¹⁹⁾가 제안한 Pcm, $C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Ni/60+Mo/15+V/10+5B$, 으로 탄소당량을 산출하였다. CE(IIW)에서는 HSLA-A강, HSLA-B강 및 HY-100강이 각각 0.75, 0.70 및 0.8이고 Pcm의 경우에는 0.28, 0.25 및 0.34로서 이 값들은 각 재료의 용접경화 정도 및 저온균열감수성의 경향과 잘 일치하는 결과를 나타낸다.

예열하지 않고 y-groove시험한 HSLA-A강,

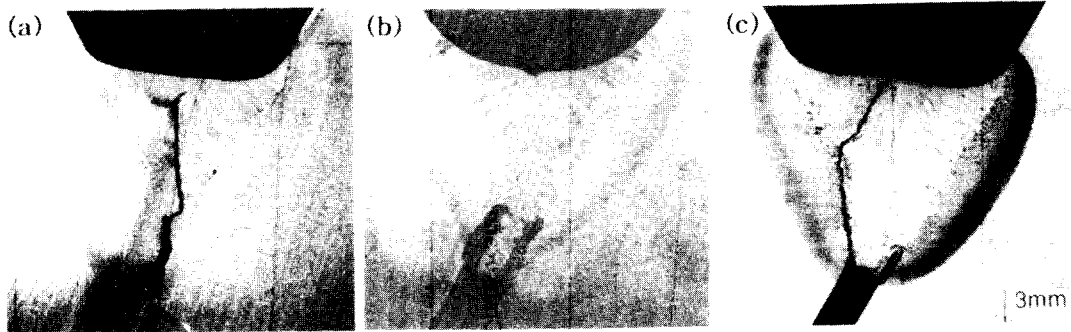


Photo. 4 Optical micrographs of y-groove tested specimens without preheating for HSLA-A(a), HSLA-B(b) and HY-100(c) steels.

HSLA-B강 및 HY-100강을 절단한 면의 조직을 Photo. 4의 (a), (b) 및 (c)에 각각 나타내었다. HSLA-A강 및 HY-100강의 조직에서는 균열이 관찰되나 HSLA-B강에는 관찰되지 않는다. HSLA-A강과 HY-100강의 균열 발생 위치는 각각 용접금속과 열영향부임을 알 수 있다. 즉 HSLA-A강은 용접금속에서 균열이 발생 및 전파되었고 HY-100강은 y-groove시험에서 일반적으로 많이 관찰되는 열영향부에서 균열이 시작하여 용접금속으로 전파되는 양상임을 알 수 있다. 이것으로 보아 용접 열영향부에 있어서 저온균열 발생에 대한 저항성은 HSLA-A강 및 HSLA-B강이 HY-100강보다 훨씬 높은 것을 알 수 있다.

3.2.3 용접이음부의 기계적특성

Table 4는 HSLA-A강 및 HY-100강을 GMA용접한 후 인장시험한 결과를 나타낸 것이다. HSLA-A강 및 HY-100강 모두 파단이 모재에서 발생된 것으로 보아 용접이음부의 특성은 양호한 것으로 판단된다.

Table 4 Mechanical properties of GMA welded joints in HSLA-A and HY-100 steels.

Material	Tensile Properties			Fractured Position
	T. S. (MPa)	Y. S. (MPa)	El. (%)	
HSLA-A	863	843	23.6	B. M.
HY-100	814	716	20	B. M.

Fig. 7은 HSLA-A강 및 HY-100강에 대해 용접부의 인성을 비교하기 위해 -50℃충격 흡수에너지를 용접부의 각 부위 별로 나타낸 것이다. 용접금속(W.M.) 및 열영향부 모두 HSLA-A강이 HY-100강보다 높은 경향을 나타내며, F.L.에서 멀어질수록 증가한다.

용접금속에서 HSLA-A강이 HY-100강보다 높은

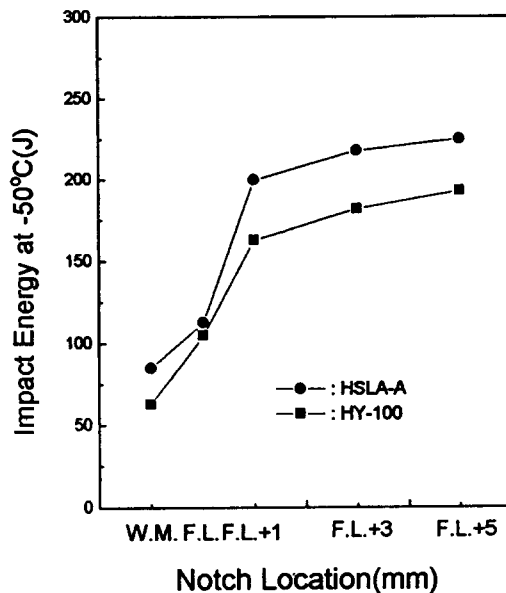


Fig. 7 Variations of impact energies with notch location in GMA welded joint of HSLA-A and HY-100 steels.

것은 용융시 용접금속의 높은 탄소량이 HSLA-A강의 낮은 탄소량에 의해 희석되었기 때문에 판단된다. 그리고 HY-100강의 경우 F.L.에서의 충격 흡수에너지 값은 Fig. 5에서의 F.L.에서의 경도 값과는 상반된 결과를 나타낸다. 이것은 경도 측정시 압입된 압자의 50%는 모재, 50%는 용접금속을 점유하고 있기 때문에 F.L. 부분의 경도가 감소된 것이며 F.L. 부분에서의 노치(notch)는 용접금속과 열영향부의 단면적이 각각 50%를 점유하는 부분에서 채취됨으로써 충격 흡수에너지는 모재보다는 용접금속의 특성에 지배될 것으로 사료되며 F.L.에서 낮은 값을 나타낸 것으로 보여진다. 전체적으로 HSLA-A강이 HY-100강보다 용접부 충격 특성이 훨씬 우수함을 알 수 있다.

4. 결 론

고장력강인 Cu함유 HSLA-A강 및 HSLA-B강과 HY-100강에 대해 모재 및 용접부의 특성을 조사한 결과, Cu함유 HSLA강으로 HY-100강을 대체할 수 있는 가능성을 확인하였으며 그 결과를 요약하면 다음과 같다.

1) HSLA-A강 및 HSLA-B강이 HY-100강보다 인장강도, 항복강도, 항복비 및 연신을 및 충격 흡수 에너지가 더 높고 모두 규격값을 상회하였다.

2) 용접 열영향부의 최고 경도값은 HSLA-A강, HSLA-B강 및 HY-100강이 각각 Hv 299, Hv 275 및 Hv 441로 나타나 HY-100강의 용접경화 정도가 가장 크다.

3) y-groove실험 결과 HSLA-A강, HSLA-B강 및 HY-100강의 한계예열온도가 각각 75℃, 25℃ 및 125℃로 나타나 HSLA강이 저온균열에 대한 저항성이 크다.

4) 용접이음부의 인장 및 충격 특성도 HY-100강보다 HSLA강이 대체적으로 우수한 것으로 나타났다.

참 고 문 헌

1. E. J. Czyryca : Proceedings of 1st Conf. on Metallurgy, Welding, and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldment, AWS, (1990), pp. 553~572.
2. MIL-S-24645A(SH) 10. Janu, (1990).
3. E. J. Czyryca : Advances in High Strength Steel Technology for Naval Hull Construction, Key Engineering Materials, Vol. 84-85, (1993), pp. 491~520.
4. M. Mujahid, A. K. Lis, C. I. Garcia, A. J. Deardo : HSLA-100 Steels: Microstructure and Properties, Key Engineering Materials, Vol. 84-85, (1993), pp. 209~236.
5. R. P. Foley, M. E. Fine : Microstructure and Property Investigation of Quenched and Tempered HSLA-100 Steels, Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels. (edited by DeArdo), (1991), pp. 315~330.
6. E. G. Hamburg, A. D. Wilson : Production and Properties of Copper Age Hardened Steel, Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels (edited by DeArdo), (1988), pp. 241~259.
7. P. W. Holsberg, J. P. Gudas, I. L. Caplan : Metallurgical Design and Processes in the U.S Navy High Strength Steel Welding, Recent Trend in Welding Science and Technology (edited by S. A. David and J. M. Vitek), (1990), pp. 593~605.
8. N. J. Smith, J. T. McGrath, J. T. Bowker, J. A. Gianetto : Microstructure and Mechanical Property Relationships in HSLA-80 and HSLA-100 Weldments, Proceedings International Conference on The Metallurgy, Welding, and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments. (edited by J. T. Hickey, D. G. Howden, M. D. Randall), (1990), pp. 306~324.
9. 박 태원, 심 인옥, 김 영우, 강 정윤 : Cu를 함유한 HSLA-100강 용접 열영향부의 인성에 미치는 후열처리의 영향, 대한용접학회지, Vol. 13, No. 4, (1995), pp. 55~64.

10. JIS Z 3101, 溶接熱影響部の最高硬さ試験方法(日本規格協會), (1990).
11. JIS Z 3158, y形溶接害 試験方法(日本規格協會), (1993).
12. JIS Z 3121, 突合溶接 手の引張試験方法(日本規格協會), (1993).
13. A. D. Wilson : High Strength, Weldable Precipitation Aged Steels, *Journal of Metals*, March (1987), pp. 36~38.
14. 박 태원, 심 인옥, 김 영우, 강 정윤 : Cu를 함유한 HSLA강의 기계적 성질에 미치는 열 처리의 영향, *한국재료학회지*, Vol. 5, No. 3, (1995), pp. 333~343.
15. MIL-S-16216J(SH), (1981).
16. J. T. Bowker, J. T. McGrath, J. A. Gianetto, M. W. Letts, MTL Report, 89-6(OP-J).
17. A. S. Tetelman : Fracture of structural materials, John Wiley & Sons, New York, (1967), p. 258.
18. S. M. Pytel, C. I. Garcia, A. J. DeArdo : Toughness and Fracture of Ultra-Low Carbon Plate Steels. Proc. of the Inter, Sympo. on Low-Carbon Steels for the 90 s (edited by R. Asfahani, G. Tither). (1993), pp. 281~287.
19. Y. Ito, K. Bessyo : Weldability Formula of High Strength Steels Related to Heat Affected Zone Cracking, IIW Doc. IX-516-68, (1968).