

## 저탄소 B 첨가 60kg/mm<sup>2</sup>급 저균열감수성 조질고장력강의 용접성

장웅성\*, 김태웅\*, 장래웅\*, 엄기원\*\*

Weldability of Boron Containing Low Carbon Quenched and  
Tempered 60kg/mm<sup>2</sup> Steel with Low Cold Cracking Susceptibility.

W.S.Chang\*, T.W.Kim\*, R.W.Chang\*, and K.W.Uom\*\*

**Key Words** ; Low Cold Cracking Susceptibility, Quenched and Tempered Steel, Boron, Low Pcm, Weldability, Crack Free Steel

### Abstract

The weldability and joint performance were evaluated for newly developed 60kg/mm<sup>2</sup> steel which had low cold cracking susceptibility.

The main results obtained were as follows ;

In case of quenched and tempered 60kg/mm<sup>2</sup> steels, it was very effective to improve weldability and joint performance by lowering carbon and Pcm level.

Very small addition of about 0.001 to 0.002wt% boron exhibited an appreciable compensation effect on strength which was decreased by lowering carbon and Pcm level.

As a result, the newly developed steel was able to be welded without preheating and exhibited superior joint performance to conventional steels.

### 1. 서 론

최근 원유 Tank, 압력 용기등 용접구조물의 대형화, 경량화 추세에 따라서 고장력강의 적용 비율이 점차 증대되고 있다.

그러나 적용강재의 강도가 높아질수록 용접부에 서의 저온 균열 발생 위험이 증대되므로 재질에 대응한 예, 후열 작업등 시공상의 제한이 수반되

게 된다.

따라서 고장력강 적용에 따른 경제성이 감소될 뿐 아니라 제작 또는 사용중 균열발생에 기인한 대형 파괴사고의 위험이 따르게 된다.

주로 선박, 해양구조물에 적용되는 HT50급 강 의 경우 제조 Process상의 특성에 의해 저 탄소 당량(Ceq)화가 가능한 TMCP법의 적용으로 상기의 문제는 해결될 수 있으나 강도 수준이 높고 주

강연일자 : '86. 11. 1(부산 직업 훈련원)

회원자격 : 중신 회원

근 무 처 : 경북 포항시 괴동동 1 산업과학기술연구소 용접연구센터

연 락 처 : 0562-70-4160

\* 산업과학기술연구소 용접연구센터

\*\* 한양대학교 정밀기계공학과

로 용접후 열처리, 열간가공등이 요구되는 용접 구조물용 HT60급 이상 강재의 경우 TMCP법 적용에 한계가 있다.<sup>1)</sup>

저자등<sup>2)</sup>은 HT60급 조질 고장력강의 저온균열 감수성 저감을 위해 저탄소, Boron(B)첨가에 의한 저 Pcm(용접 균열 감수성 조성)화가 유효하다는 것을 실험실적 강 제조를 통해 밝힌 바 있다.

본 연구에서는 저탄소 Boron첨가를 기본 성분제로 하여 현장에서 공업적으로 생산된 HT60급 저균열 감수성강에 대하여 모재 및 용접부 특성에 미치는 미량 Boron첨가 및 저Pcm화의 영향을 규명하고 시험재의 용접 경화성, 저온균열 감수성등의 기본적 용접성과 용접 이음부 성능을 평가하여 그 실용성을 확인하고자 하였다.

## 2. 실험방법

시험재(A강)및 통상재(B강)의 화학 성분과 인장 특성은 Table 1과 같다. 두 강종은 JIS-SPV 50규격에 상당하는 압력, 저장용기용 강판으로 열간 압연 후 재가열소입, 소려 처리에 의해 공업적으로 생산된 제품이다.

시험재는 C함량 및 Pcm값을 각각 0.09, 0.20%이하로 규제하고 미량 B의 소입성효과를 활용하여 통상재와 동등한 인장 특성이 얻어지도록 설계된 저균열 감수성강이다.

모재의 기계적 성질은 인장, 충격 시험에 의해 평가하였으며 소입성은 End Quench방식의 Jominy시험(JIS-G0561)을 통해 비교하였다.

화학 성분 차이에 기인한 모재 및 용접부 조직 변태 거동은 고주파 유도 가열 방식의 Metal Thermal Cycle Simulator(이하 MTCS)를 이용하여 Austenitizing온도를 920°C, 1350°C로 하고 800°C에서 500°C간 냉각속도(이하 ΔT)조절에 의해 냉각 조건을 변화시켜 연속 냉각 변태도를 작성하여 조사하였다.

모재의 기본적 용접성은 예열 온도별 최고 경도 시험(JIS-Z3101), 경사Y형 구속균열시험(JIS-Z3158)등을 통해 용접 성화성 및 저온균열 감수성을 조사하였으며 용접 이음부 성능 평가는 SMAW, SAW법을 적용하여 인장 및 이음부 위치별 Charpy충격 시험에 의해 실시하였다.

## 3. 실험 결과 및 고찰

### 3.1 모재의 기계적 성질 및 소입성

인장 강도 60kg/mm<sup>2</sup>급 고장력강의 화학 성분 변화에 따른 Pcm값 및 Ceq값과의 상관성은 Fig. 1과 같이 정리할 수 있다.

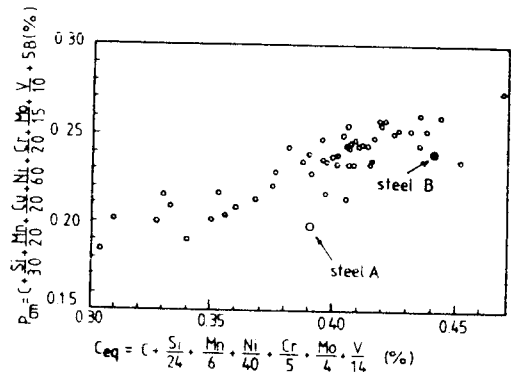


Fig. 1 Relationship between Ceq and Pcm of 60kg/mm<sup>2</sup> steels.

통상재인 B강의 경우 비교적 높은 C, Mn함량으로 인해 Pcm및 Ceq값이 HT60급 강의 상한에 치우쳐 있는 반면 시험재, A강은 0.09%정도의 극히 낮은 탄소함량을 지녀 Pcm, Ceq값이 0.20, 0.39%로 낮으면서도 Table 1에서 나타냈듯이 통상재와 동일수준의 강도를 얻을 수 있었다.

Fig. 2는 Charpy충격 시험 결과를 나타낸 것으로 A강은 L방향 시편의 vTrE 및 vTrS가 약 -70°C로 B강의 -55°C에 비해 15°C정도 낮은 천이온도를 나타내며 흡수에너지 역시 A강의 경우 L, C방향 시편의 vE<sub>20</sub>값이 각각 25, 13kg-m로 B강의 16, 10kg-m에 비해 2배 가까이 높은 값을 보였다.

이러한 모재의 저온 인성의 개선은 앞서 언급한 저 탄소, 저 Pcm화에 의한 Matrix조직의 개선과 인성에 유해한 조대 탄화물, M-A Constituent등의 저감에 기인한것으로 생각된다.

Photo. 1은 두 강종의 Austenite결정립 크기를 비교한 것이다.

시험재의 결정립도는 ASTM No. 6로 통상재의 No. 6.5와 거의 동일한 크기를 나타내었다. 따라서 강 제조 조건이나 결정립 크기가 거의 유사한데 C를 비롯한 화학 조성의 감소에도 불구하고

저탄소 B 첨가 60kg/mm<sup>2</sup>급 저균열감수성 조질고장력강의 용접성

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties of steels used.

Steel	Chemical compositions(wt%)								pcm*	mechanical properties			Remarks
	C	Si	Mn	Mo	V	Cr	Ni	B		Y.P k g / mm <sup>2</sup>	T.S k g / mm <sup>2</sup>	El. %	
A	0.09	0.30	1.38	0.14	0.05	0.12	-	0.0017	0.20	60	69	28	Trial U30.5mm)
B	0.14	0.34	1.41	0.16	0.04	-	0.16	-	0.24	60	71	25	Conventional (27mm)
Spec.	max. 0.18	0.15~ 0.75	max 1.60	-	-	-	-	-	WES 3002	min 50	62-75	JIS SPV 50	-

\*  $Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + Mo/15 + Cr/20 + Ni/60 + Cu/20 + V/10 + 5B$  (%)

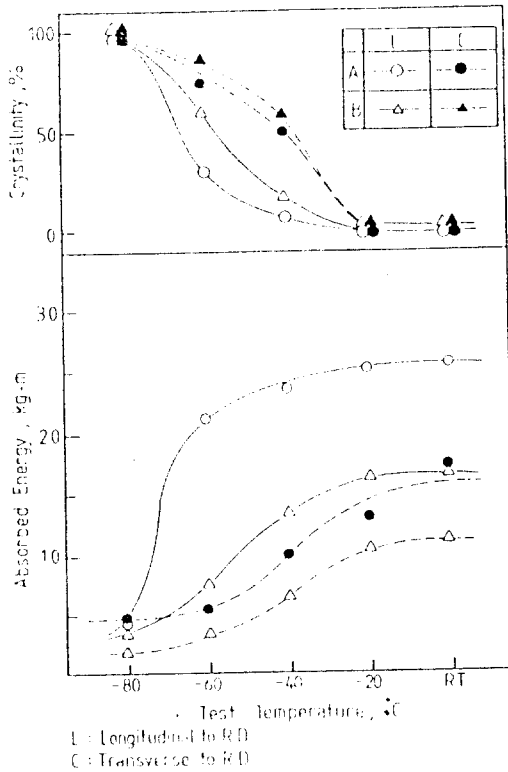


Fig. 2 Charpy impact properties of steels used.

동일 수준의 강도가 얻어짐은 시험재에 미량 첨가된 B가 강 제조과정 중 Austenite입계에 편석되어 Ferrite 핵 생성을 억제함으로써 소입성을 현저히 높인다는 B의 소입성 효과로 이해될 수 있다.<sup>3)</sup>

이러한 B의 소입성 효과는 Fig. 3의 Jominy시

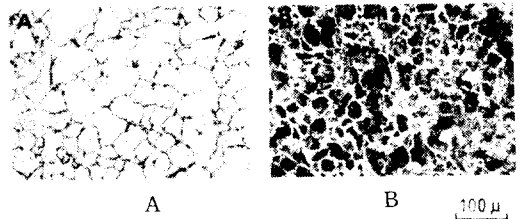


Photo. 1 Microstructure and Austenite grain size of A) steel A, and B) steel B

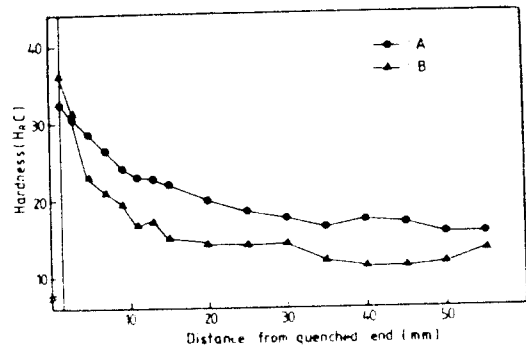


Fig. 3 Jominy hardenability curves of steels used. Austenitized at 925°C for 30min.

험 결과에 의해 잘 나타나서 Ferrite변태 개시 부근의 정도에 상당하는 H<sub>R</sub>C20값을 나타내는 소입탄으로부터의 거리가 B강이 8mm정도인데 비해 A강은 20mm정도로 시험재의 Ferrite변태가 훨씬 지연됨을 알 수 있었다.

### 3.2 모재 및 용접부 조직 변태 특성

저탄소 B첨가 시험재 A강과 통상재 B강의 모

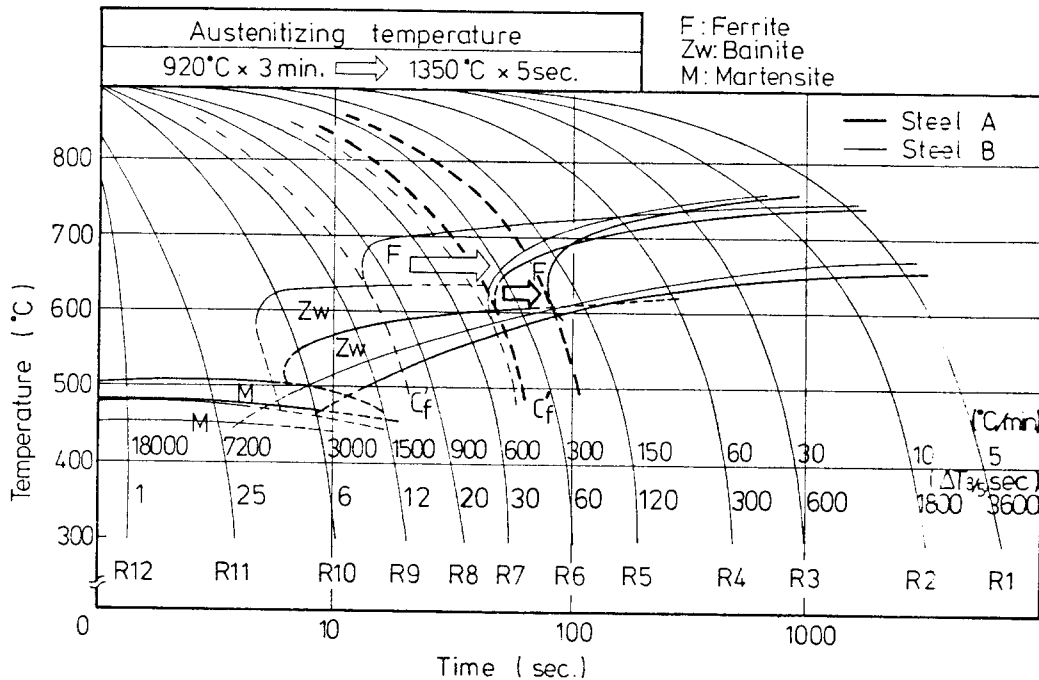


Fig. 4 Variation of continuous cooling transformation behaviors with the increase of austenitizing temperature.

재 열처리시 조직 변태 거동은  $A_{c3}$ 점 이상  $920^{\circ}\text{C}$ 로 가열 후 냉각시 변태점 측정에 의해 작성된 연속 냉각 변태도 상에서 잘 나타난다. (Fig. 4)

A강의 경우 초석 Ferrite 핵 생성 개시 임계 냉각 시간  $C_f$ 가  $\Delta T$  60sec 정도로 B강의 20sec에 비해 상당히 장시간 측으로 이동되어 있으며 이는 Fig. 3의 Jominy시험 결과와도 잘 일치하였다.

Photo. 2는 모재 소입 온도에 상당하는  $920^{\circ}\text{C}$ 에서 Austenitizing한 후 동일 냉각 조건하에서 두 강종의 최종 변태 조직을 비교한 것으로서  $\Delta T$  1800sec의 서냉 조건하에서 A강은 B강에 비해 Ferrite, Pearlite핵 생성이 훨씬 억제되어 있으며  $\Delta T$  60sec의 R6조건에서는 B강은 Ferrite변태가 상당히 진행되어 있으나 A강은 변태가 막 개시되고 있음을 알 수 있었다.

즉, B에 의해 소입성이 향상된다는 사실은 Austenite입계에서 Ferrite나 Pearlite등의 핵 생성과 성장이 주로 이루어 지는데 두 강종의 결정립도가 거의 동일하다는 결과를 상기할 때 이러한 소입성의 차이는 입계 편석 B의 입계에너지 저하에 따른 핵 생성 지연 효과에 기인한 것임을 알 수 있다.

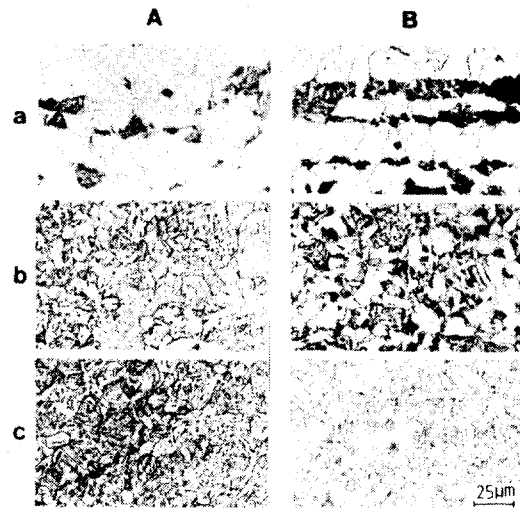


Photo. 2 Microstructures of A) steel A, and B) steel B after complete cooling.

Austenitized at  $920^{\circ}\text{C}$  for 3 min and cooled with  $\Delta T$  a) 1,800sec, b) 60sec, and c) 20sec.

한편 용접 Bond부 상당의  $1,350^{\circ}\text{C}$ 로 가열 유지 후 냉각시킨 재현 열영향부 연속 냉각 변태도 (SH-CCT)는 Austenitizing 온도 상승에 따라 모재 열처리에 비해 Ferrite및 Bainite 변태가 지연

저탄소 B 첨가 60kg/mm<sup>2</sup>급 저균열감수성 조절고장력강의 용접성

됨을 보이며 이는 변태의 구동력이 되는 입계에 에너지의 감소에 기인한 현상이다.

A, B강 용접부 Cf가 Δ T 100, 40sec부근으로 모재의 Δ T 60, 20sec에 비해 장시간 측으로 이동되어 있으나 A강의 경우 그 지연 정도가 B강에 비해 작게 나타났다. 이는 용접부 조립역 상당의 1,350°C에서 Austenitizing후 연속 냉각시킨 두 강종의 최종 변태 조직을 비교한 Photo. 3에서도 확인할 수 있었다.

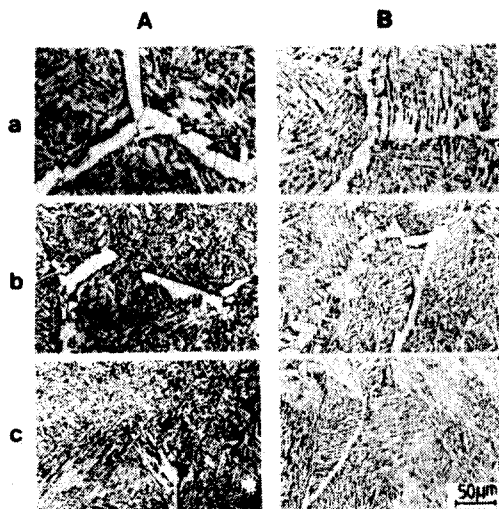


Photo. 3 Microstructures of A) steelA, and B) steelB after complete cooling. Austenitized at 1,350°C for 5 sec and cooled with Δ T a) 300sec, b) 150sec, and c) 80sec

초석 Ferrite변태특성을 비교하기 용이한 Δ T300, 150, 80sec냉각 조건하에서 두강종의 HAZ조직은 거의 유사한 변태 거동을 나타내었다.

이와같이 B가 첨가된 A강의 경우 통상재와 달리 용접 Bond부 상당의 열 Cycle부여시 소입성 증가가 두터러지지 않는 것은 B의 소입성 효과가 모재의 열처리 온도 이상의 고온으로 가열 후 냉각시 감소 또는 소멸됨을 의미한다.

이는 Austenitizing 온도가 높을수록 Austenite에 고용되는 B 함량은 증가하지만 이들 고용 B의 석출 Potential역시 상당히 높아지므로 용접후 냉각 도중 BN, Fe<sub>23</sub>(C, B)<sub>6</sub>등과 같은 B계 석출물을 형성하여 B의 소입성 효과가 상실되기 때문이라고 생각된다.<sup>4)</sup>

따라서 B첨가로 인해 소입, 소려 처리에 의해

제조되는 모재의 소입성은 현저히 향상되지만 용접 열영향부의 소입성 즉, 용접 경화성은 모재의 경우처럼 증가되지 않음을 알 수 있었다.

3.3 용접 경화성 및 저온 균열 감수성

Fig. 5에서는 표준 용접 조건(170A\* 25V\* 15 cm/min)하에서 예열 온도 변화에 따른 두 강종의 용접 열영향부 최고 경도 시험 결과를 나타내고 있다.

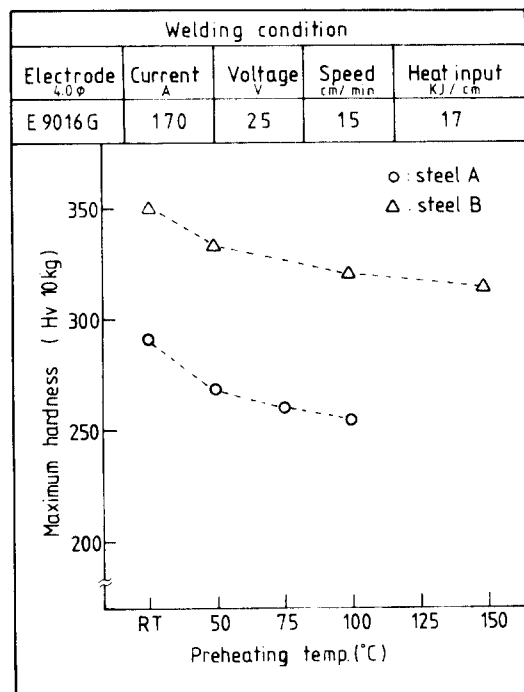


Fig. 5 Influence of preheating temperature on maximum HAZ hardness of steels used.

상온 용접시 A강의 최고 경도는 Hv292로 B강의 Hv350에 비해 약 Hv60정도 낮은 값을 보이며 예열 온도 상승에 따른 최고 경도의 감소는 두 강종이 유사하였다.

용접부 저온 균열 방지 한계 예열 온도를 조사하기 위해 실시한 경사 Y형 구속 균열시험 결과를 Fig. 6에 나타내었다.

예열없이 상온에서 용접시 B강의 단면 균열률이 75%, 표면 균열률이 50%정도이고 저온 균열 방지를 위해 약 75°C예열이 필요한데 비해 A강은 예열없이 상온에서 용접하여도 저온 균열이 전혀 발생하지 않았다.

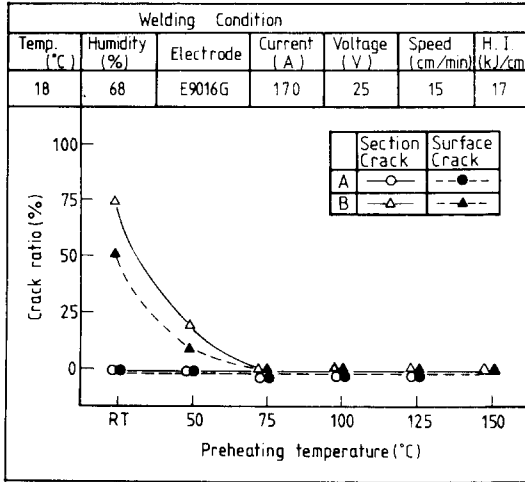


Fig. 6 Results of oblique Y slit restraint cracking test.

이러한 실험 결과는 용접부 최고 경도의 경우 伊藤가 제안한 최고 경도와 화학조성의 관계식인 (1)식<sup>6)</sup>에 의해, 한계 예열 온도의 경우 (2)식<sup>6)</sup>에 의해 얻어진 Hv290, 17°C 값과 거의 일치하였다.

$$Hv \max = 1450Pcm \dots\dots\dots (1)$$

$$T (°C) = 1440Pc - 392 \dots\dots\dots (2)$$

$$Pc = Pcm + \frac{t}{600} + \frac{H}{60}$$

t : 판두께 (mm)

H : 용착 금속 중 확산성 수소(cc/100g)

판 두께 30.5mm, Pcm0.20%인 시험재 A강의 Pc값은 확산성 수소량을 2cc/100g으로 추정시 0.284이다.

즉, 실험 및 추정식을 통해 A강은 낮은 C함량, Pcm수준으로 인해 용접 경화성 및 저온 균열 감수성이 통상재에 비해 상당히 낮으므로 예열없이 용접이 가능함을 확인하였다.

### 3.4 용접 이음부 인장 및 충격 특성

Fig. 7은 용접 및 응력 제거 소둔에 의한 두 강종의 강도 저하 정도를 비교한 것이다. 통상재, B강의 경우 45kJ/cm SAW 및 응력 제거 열처리 (SR)에 의한 총 연화 정도가 5kg/mm<sup>2</sup> 정도인데 비해 시험재 A강은 약 1.5kg/mm<sup>2</sup>의 강도 저하만을 나타내었다.

Fig. 8은 SMAW용접부 Notch위치별 충격 시험 결과로서 A강은 -20°C에서 Bond에서 4mm떨어진 위치에서의 인성 역시 모재의 영향을 크게 받

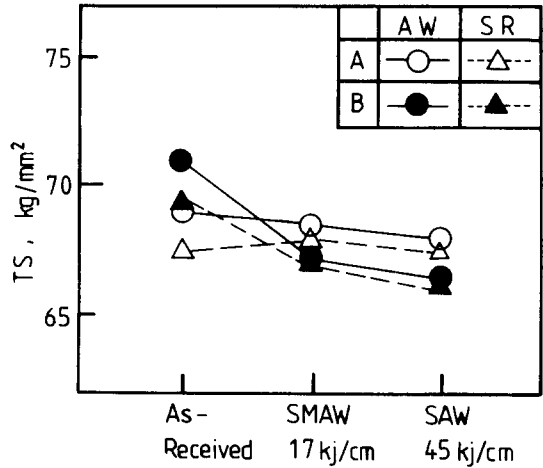


Fig. 7 Effects of welding and stress relief on strength in steels used.

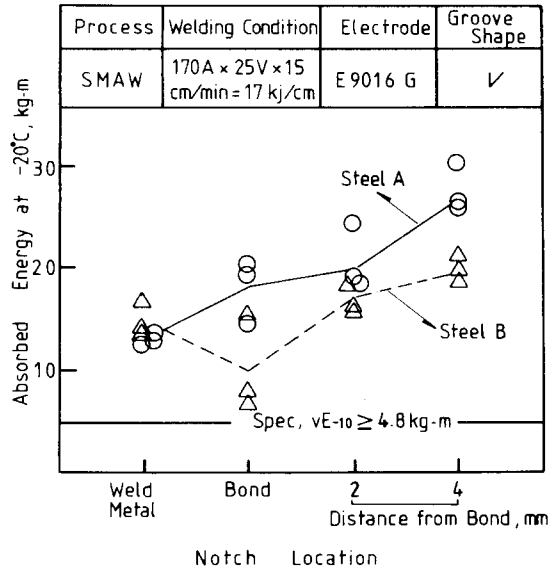


Fig. 8 Charpy impact toughness at various locations in welded joint by SMAW.

아 B강에 비해 높은 흡수 에너지를 보였다.

입열량 45kJ/cm의 SAW용접부 충격 시험 결과는 Fig. 9에 나타낸다.

A강 용접부 인성이 전체적으로 B강에 비해 높지만 소입열 조건의 SMAW의 경우에 비해 그 향상 정도가 크지 않았다.

이러한 용접 입열량 변화에 따른 충격 인성의 변화는 재현 충격 시험 결과를 정리한 Fig. 10에서도 잘 보여진다.

최고 가열 온도를 용접부 조립역에 상당하는 1,

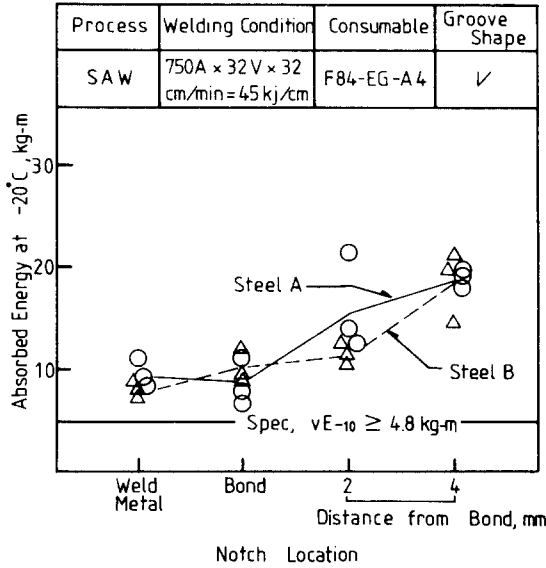


Fig. 9 Charpy impact toughness at various locations in welded joint by SAW.

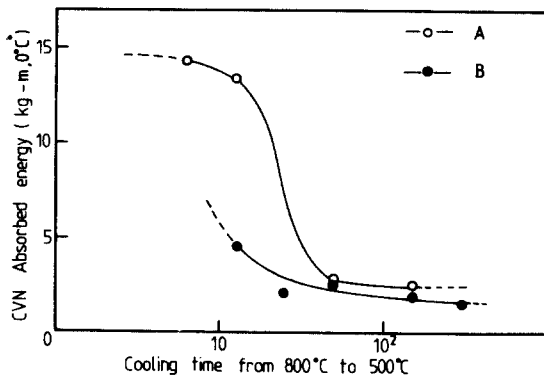


Fig.10 Effect of cooling time on the simulated HAZ toughness.

350°C로 하고 800°C에서 500°C까지의 냉각 시간 ΔT를 변화시켜 열 Cycle을 부여한 후 충격 시험을 행한 결과 ΔT 13sec까지는 A강의 흡수에너지가 0°C에서 12kg-m이상으로 B강에 비해 현저히 높지만 50sec이상으로 냉각 속도가 느려지면 인성은 현저히 감소하여 B강의 경우와 거의 동일하게 된다.

이러한 인성 저하 현상은 Photo.4에서 볼 수 있듯이 ΔT 13sec냉각 조건하에서 최종 변태 조직이 A강의 경우 하부 Bainite가 주체를 이루고 B강은 입내에 조대한 상부 Bainite가 거의 전 조직을 점하고 있었다.

이러한 조직상의 차이는 ΔT 50sec이상의 서냉

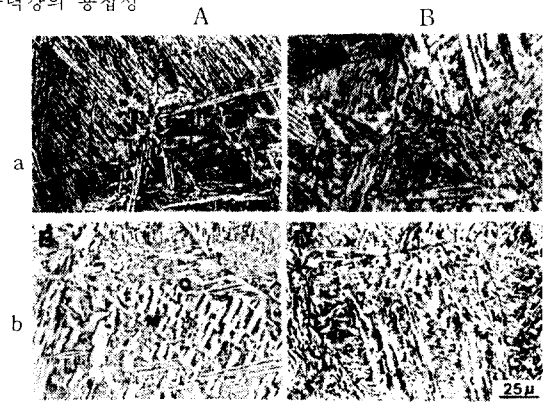


Photo. 4 Change in simulated HAZ microstructure of A) steelA, and B) steelB cooled with ΔT a) 13sec, and b) 50sec.

조건이 되면 두 강종이 모두 조대한 Ferrite 또는 상부 Bainite로 이뤄지며 이들 조직 사이에는 탄화물(C)내지는 M-A Constituent(M)가 상당수 관찰되어 인성이 저하됨을 쉽게 예측할 수 있었다.

이는 A강의 경우 미량 B가 강 제조 과정 중 입계에 편석되어 소입성을 향상시키지만 대입열 용접부 조립역 상당의 열 Cycle을 받으면 앞서 조직 변태 특성에서 설명된 바와 같이 서냉 도중 BN, Fe<sub>23</sub>(C, B)<sub>6</sub> 등과 같은 B계 화합물로 석출되어 B의 소입성 효과를 상실함으로써 통상 용접부 인성 저하의 주된 요인으로 작용하는 상부 베이나이트, 조대 Ferrite 생성을 억제하기 힘들게 되기 때문이다.

그러나 통상의 HT60급 고장력강의 적용 입열 범위내에서는 예열없이 용접이 가능할뿐 아니라 우수한 용접부 성능이 얻어짐이 확인되었다.

#### 4. 결 론

저탄소 B첨가 HT60급 저균열 감수성강을 공업적으로 생산하고 모재 및 용접부 특성을 평가하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) C함량을 0.09%, Pcm수준을 0.20%이하로 낮추고 B를 극미량 첨가함으로써 저온 인성이 우수하고 60kg/mm<sup>2</sup>급 강도 수준을 만족시키는 저균열 감수성강의 제조가 가능하였다.

2) 시험재는 입계 편석 B의 Ferrite변태 지연 효과로 높은 소입성을 나타내지만 저온 균열발생이 문제시 되는 소입열 상당의 열영향부에서는 낮

은 C함량으로 인해 경화성이 높지 않았다.

3) 시험재는 용접 열영향부 최고 경도 Hv292, 한계 예열 온도 18°C로 용접 경화성 및 저온 균열 감수성이 매우 낮아서 예열없이 용접이 가능하였다.

4) 시험재는 용접 및 응력 제거 소둔에 의한 강도 저하가 적고 통상의 HT60급 강에 적용되는 입열 범위내에서는 우수한 용접부 인성을 얻을 수 있었다.

#### 참고문헌

- 1) 森山康, 伊藤 龜太郎, TMCP鋼の溶接冶金 (1985), 日本溶接學會 pp.1-33
- 2) 張雄成, 金肅煥, 張來雄, 大韓溶接學會誌, Vol.6(1988), No.3 pp. 27-36.
- 3) PH.MAITREPIERRE, D.THIVELLIER, and R.TRICOT, Metall. Trans., Vol.6A(1988), No.3 pp. 27-36.
- 4) O.M.AKSELSEN,  $\phi$ .GRONG, and P.E. KVAALE, Metall. Trans., Vol.17A(1986) pp. 1529-1536.
- 5) 伊藤 慶典, 中西 睦夫, 日本溶接學會 溶接冶金委 資料 WM-736-79(1979)
- 6) 伊藤 慶典, 別所 清, 溶接學會誌 Vol. 37(1968), No.9 pp.983-991.

1) 森山康, 伊藤 龜太郎, TMCP鋼の溶接冶金