

저탄소형 인장강도 60kg/mm²급 고장력강 용접성 연구
Study on the Weldability of Low-Carbon Type 60kg/mm² Grade
High-Strength Steels

방국수*, 이종봉**

* 산업과학기술연구소, 경상북도 포항시

** 포항제철(주), 경상북도 포항시

1. 서론

용접용강의 탄소는 용접경화성을 증대시키고 인성에 해로운 M-A조직을 증대시켜 용접성의 측면에서 가능한한 저감이 기대된다. 본 연구에서는 석유저조, 압력용기, 교량등에 사용되는 인장강도 60kg/mm²급 강의 저탄소화에 의한 용접성 향상을 목적으로 0.06%C-0.3%Si-1.4%Mn을 기본성분으로 하고 강도보상 원소로서 보론을 첨가한 강의 용접균열감수성과 용접부 충격인성 향상에 대하여 보고한다.

2. 실험방법

강도보상 원소인 적정 보론량을 결정하기 위하여 보론과 질소량을 달리한 총 11강종을 진공용해 한 후 압연/열처리하여 제조하였다. 각 강종들의 화학성분과 제조방법은 앞서 발표된 논문에서와¹⁾ 동일하다. 용접균열감수성은 JIS Z 3158에 규정되어 있는 경사Y형용접균열시험에 의하여, 용접부 인성은 용접열사이클 재현부 ($\Delta t_{95}=92s$)의 충격시험에 의하여 조사하였다. 용접열사이클 과정중 질화물들의 석출거동을 조사하기 위하여 정전위전해법 (SPEED)에 의한 용접부 추출잔사에 대하여 유도결합플라즈마 발광분광분석법 (ICP-AES)에 의하여 각 질화물을 형성하는 원소들의 량을 구하였다.

3. 실험결과

Table 1에 용접부 최고가열온도인 1350°C에서 TiN, BN 및 AlN의 열역학적 계산에 의한 석출량과¹⁾ 냉각후 추출잔사에 대하여 분석한 각 석출물물 형성하는 Ti, B 및 Al량을 나타내었다. TiN은 최고가열온도에서의 잔존량과 냉각후 분석량이 거의 일치하여 냉각과정중 재석출이 일어나지 않음을 보이나 BN 및 AlN은 최고가열온도에서 완전히 용해되어 있거나 냉각중 재석출을 하고 있음을 나타내고 있다. 이렇게 재석출하는 BN량은 Fig. 1에서 보는 바와 같이 최고가열온도에서 sol.B와 sol.N이 많을수록 증가하고 있다. 따라서 보론첨가 강 용접부 경화성을 예측하기 위하여서는 최고가열온도에서의 sol.B 뿐만 아니라 sol.N도 함께 고려하여야 함을 알 수 있다. Fig. 2에는 최고가열온도에서의 sol.B/sol.N에 따른 용접부 충격인성과 조직 변화를 나타내었는데 sol.B/sol.N이 증가할수록 용접경화성이 증가하여 조직이 페라이트 주체의 조직으로 부터 베이나이트 주체의 조직으로 변하고 있으며 이에 따라 인성이 저하하고 있음을 나타내고 있다.

이상의 결과로 부터 저탄소형 B첨가강의 용접성은 N량에 크게 의존함을 알 수 있어 B첨가시에는 필히 N량도 함께 관리되어야 함을 알 수 있다. Fig. 3에는 B와 N이 적정 관리된 저탄소형과 통상의 SPV490강의 용접부 충격인성을 비교하였다. 에너지전이온도가 통상강이 약 7°C임에 비하여 저탄소형강은 -37°C로 인성이 대폭 향상되고 있음을 알 수 있다. Fig. 4에는 양 강종의 경사Y형용접균열시험과 용접부 경도시험의 결과를 나타내었다. 통상강의 경우 단면균열이 발생하지 않는 한계예열온가 50°C에 비하여 저탄소강의 경우는 예열 없이 용접하여도 균열이 발생하지 않았다. 이러한 저균열감수성은 그림에서 보는바와 같이 낮은 용접경화성에 기인한다. 즉 통상강은 용접부 최고경도가 380HV_{0.05}에 비하여 저탄소강은 309HV_{0.05}를 나타내고 있다.

4. 결론

B첨가 고장력강의 용접경화성은 단순히 용접최고가열온도에서의 sol.B에 의존하지 않고 sol.N에 크게 영향을 받는다. 이것은 용접 냉각과정중 BN이 재석출하여 소입에 유효한 sol.B를 감소시키기 때문이다. 걱정한 B와 N의 관리로 저탄소형 인장강도 60kg/mm²급 고장력강 용접성은 통상강에 비하여 대폭 개선되었다.

5. 참고문헌

1.방국수, 안영호, 이종봉: "고장력강 용접열영향부 소입성에 미치는 B영향의 특이성", 대한용접학회 춘계학술발표 개요집 (1994)

Table 1 TiN, BN, AlN at 1350°C and Ti as TiN, B as BN, Al as AlN after weld thermal cycle (wt.%)

No	TiN*	BN*	AlN*	Ti as TiN**	B as BN**	Al as AlN**
1	0.005952	0	0	0.0066	Trace	0.0021
2	0.009663	0	0	0.0082	0.00029	0.002
3	0.014386	0	0	0.011	0.00083	0.0042
4	0.012696	0	0	0.0085	0.00099	0.002
5	0.015457	0	0	0.012	0.0016	0.003
6	0.014836	0	0	0.013	0.0016	0.0053
A	0.013996	0	0	0.011	0.0013	0.0016
B	0.015461	0	0	0.013	0.0014	0.0018
C	0.016774	0	0	0.013	0.00072	0.0027
D	0.015613	0	0	0.011	0.001	0.0013

* Calculated amount

** Analyzed amount

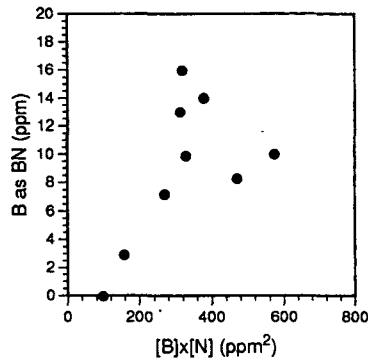


Fig.1 Variation of B as BN after thermal cycle with sol.B and sol.N at 1350°C

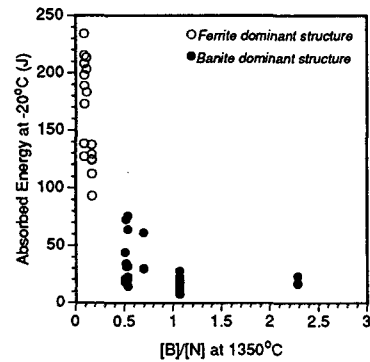


Fig.2 Variation of absorbed energy of HAZ with sol.B/sol.N at 1350°C

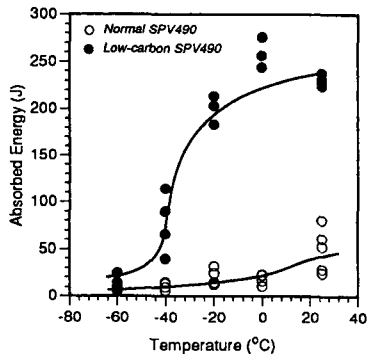


Fig.3 Comparison of absorbed energy change between normal and low-carbon steels

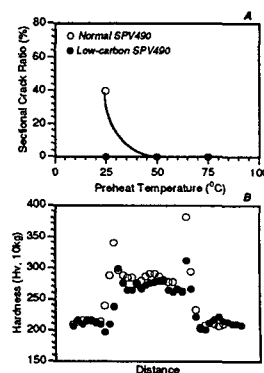


Fig.4 Comparison of (a) sectional crack ratio and (b) hardness change between normal and low-carbon steels