

## 780MPa급 후판고장력강의 HAZ인성에 미치는 Ti, B, N의 영향 Effects of Ti, B and N on HAZ Toughness of 780MPa Class High Strength Steels

장 응성\*, 방 국수\*\*, 조 시훈\*

\* 포항산업과학연구원 접합가공연구팀

\*\* 부경대학교 생산가공공학과,

### 1. 서론

용접구조물에 인장강도 780MPa급 고장력강이 본격적으로 사용되게 된 것은 1952년 U.S. Steel사에서 Carilloy T-1강이 개발된 이후이다. 이 저합금 QT형 고장력강은 통상의 연강이나 490-590MPa급 고장력강에 비해 높은 강도와 인성을 얻을수 있으나 490, 590MPa급 고장력강에 비해 높은 수준의 강도 확보를 위해 다량의 합금원소 첨가가 불가피하므로 용접균열의 발생 위험이 높아지고, 저강도강과 동일한 수준의 용접입열량을 적용시 용접본드부에서 심각한 취화현상이 발생하고 국부취화역 형성과 관련한 상부 Bainite, M-A Constituent 등의 조직이 용이하게 생성되어 용접 시공시 엄격한 제한이 따르게 된다. 이러한 용접시공상의 제약으로 인해 780MPa급 고장력강의 용접구조용 재료로서의 이점이 줄어들게된다. 이러한 관점에서 이 강재의 경우 T-1 강 설계시 미량의 Boron이 소입성 확보를 위해 활용된 이래 다양한 Microalloying 기술과 이들 효과를 최대한 발휘할 수 있는 Process metallurgy기술이 적용되어 왔다. 따라서 본 연구에서는 인장강도 780MPa급 QT형 고장력강(ASTM A514F급)을 대상으로 실험실적 강재를 이용하여 모재 및 용접부 특성에 미치는 미량합금원소, 특히 Ti, B, 및 N의 영향을 조사하고 이들의 최적 활용조건을 도출하고자 하였다.

### 2. 실험방법

Table 1은 실험에 제공된 강재의 화학성분을 미량합금원소 중심으로 나타낸다. 이들 소재의 성분은 ASTM A514F 규격을 목표로 0.11C-0.25Si-0.85Mn-0.2Cu-0.95Ni-0.45Cr-0.45Mo-0.04V을 기본 성분계로 하고 Ti, B, N 등의 미량합금원소를 변화시켜 설계하였다. 용해작업은 진공유도 용해로를 이용하였으며 열간압연 및 열처리하는 통상의 인장강도 780MPa급 고장력강의 현장 제조 조건에 따랐다. 즉, 열간압연은 슬래브를 1150°C로 가열하여 Austenitizing한 후 재결정온도 이상에서 압연을 마무리하여 공냉한 후 930°C로 재가열하여 15°C/sec의 냉각속도로 퀴칭하고 650°C에서 60분 템퍼링처리를 행하였다.

미량원소에 따른 용접부 조직 변태특성과 기계적성질의 관련성을 검토하기 위해 용접열사이클 재현장치인 MTCS를 이용하여 단층 조립역 열영향부를 재현한 후 미세조직, 경도 및 충격시험을 실시하였다. 이 때 용접열사이클은 최고가열온도를 1350°C로 하고 800°C에서 500°C까지의 냉각 시간(이하  $\Delta t_{8/5}$ )을 5초에서 100초 범위에서 6 수준으로 변화시켰다. 오스테나이트 결정립의 성장거동을 조사하기 위하여 최고가열온도를 1350°C, 1200°C, 930°C로 변화시켜 조직을 관찰한 후 Image Analyzer를 통해 AGS를 측정하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

B 단독 첨가 A series 합금계에서 B/N 비가 0.3의 조건에서 용접부 충격인성은 최대치를 나

타낸다, Fig. 1. 약 0.014%의 Ti가 첨가된 C 합금에 있어서는 B/N이 0.16으로 가장 낮은 합금이 우수한 재현용접부 인성을 보이고 B/N 비가 증가함에 따라서 점차 감소되는 경향이 나타난다. 동일 B 함량하에서 Ti/N 비를 변화시킨 D, E, F 합금계에서는 Fig. 2에 나타나듯이 B 함량이 약 0.0005%로 통상 수준이하로 낮게 조절된 D 합금계가 Ti/N 비의 변화에 관계없이 우수한 용접부 인성을 얻을 수 있음을 알 수 있다.

용접본드부와 같이 고온으로 가열되는 경우 고온에서 안정한 석출물 형성 원소인 Ti가 결정립 성장 거동에 영향을 미치므로 용접부 기계적 성질과도 밀접한 관계가 있을 것으로 판단할 수 있다. Fig. 3에는 최고가열온도에 따른 Ti/N 비와 AGS Number 간의 상관성을 나타내는 것으로 930°C 가열의 경우 Ti/N 비의 변화에 따른 AGS Number의 차이는 거의 없이 AGS No. 10 수준의 일정한 결정립 크기를 지닌다. 최고가열온도가 1200°C, 1350°C로 높아짐에 따라 AGS Number가 Ti/N 비에 의해 큰 폭으로 변화됨을 알 수 있다. 즉, 기본 성분계에 대해 미세 석출물에 의한 결정립 미세화 효과는 고온이 될수록 현저히 나타나며 TiN의 경우 이러한 경향이 더욱 뚜렷이 관찰된다. 이러한 용접본드부 상당의 고온 가열재에 있어서 AGS와 충격인성의 관계를 냉각시간별로 Fig. 4에 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이 냉각시간에 관계없이 우수한 용접부 인성을 나타내는 최적의 AGS 범위가 존재하고 그 이상의 결정립 미세화가 용접부 인성 향상에 유효하게 작용하지 않음을 알 수 있다.

용접 본드부에 해당하는 용접열영향부를 여러 가지 냉각조건으로 재현하여 재현 용접부 조직과 인성의 관계를 조사하였는데 Hv 320 전후의 경도에서 용접부 인성이 최대값을 나타내고 그 이상 또는 이하의 경도 범위에서 용접부 인성은 상대적으로 낮게 나타난다, Fig. 5. 이 때 용접부 조직은 냉각시간이 길어짐에 따라서 순차적으로 마르텐사이트 (M) → 하부 베이나이트 (LB) → 상부 베이나이트 (UB) 주체의 조직으로 변화한다. 최대 인성값은 조직이 마르텐사이트로 부터 마르텐사이트와 하부 베이나이트 혼합조직으로 변화하는 영역에서 얻어짐을 알 수 있다. 용접부 조직이 마르텐사이트와 하부 베이나이트 혼합조직으로 부터 상부베이나이트로 변화하면 인성이 급격히 저하되게 된다.

A series 합금 중 기본성분계인 A1과 0.0013% B 첨가 A2 합금에 대해 B 첨가에 따른 경화성 효과를 알아보기 위해 Yurioka의 경도에측식을 이용하여 계산한 결과를 Fig. 6에 나타내었다. 예상한 바와 같이 미량 B가 첨가된 A2 합금이 A1 합금에 비해 다소 증가된 경화성을 나타낸다. 100% 마르텐사이트가 얻어지는 임계냉각시간은 A1 합금이 2.1초로 매우 짧는데 비해 A2 합금은 4.9초로 보다 장시간에 걸쳐 완전 마르텐사이트 조직이 얻어진다는 것을 의미한다. 최고경도값 역시 A2 합금이 Hv 388 정도로 A1 합금의 Hv 365에 비해 약 6% 높은 값을 나타낸다. 그런데 용접본드부에서의 B의 소입성 효과는 잘 알려진 모재 열처리시의 소입성 효과에 비해 그다지 현저하게 나타나지는 않는다. 이는 A2 합금의 열처리 조건에서 고용 B 함량은 약 4ppm 수준인데 비해 용접본드부에서는 첨가된 13ppm이 전량 고용 상태로 존재하여 용접 후 냉각 도중 B계 석출물을 형성하여 B의 소입성 효과가 상실되기 때문이라고 생각된다.

Table 1 Microalloying characteristics of steels used (wt %)

Steel	C	Ti	B	N	Ti/N	B/N	Remarks
A1	0.121	0	0	0.0020		0	Ti Free
A2	0.122	0	0.0013	0.0033	0	0.30	
A3	0.120	0	0.0020	0.0034	0	0.58	
A4	0.116	0	0.0027	0.0020	0	1.35	
B1	0.111	0.005	0.0004	0.0047	1.06	0.14	Low Ti-B
B2	0.117	0.005	0.0012	0.0041	1.21	0.29	
C1	0.118	0.014	0.0007	0.0042	3.33	0.16	Med Ti-B
C2	0.116	0.014	0.0012	0.0042	3.33	0.28	
C3	0.117	0.014	0.0023	0.0046	3.04	0.50	
D1	0.111	0.005	0.0004	0.0047	1.06	0.14	Ti-Low B
D2	0.118	0.011	0.0007	0.0051	2.15	0.13	
D3	0.118	0.014	0.0007	0.0042	3.33	0.16	
D4	0.118	0.021	0.0005	0.0054	3.88	0.09	
E1	0.122	0	0.0013	0.0033	0	0.30	Ti-Med B
E2	0.117	0.005	0.0012	0.0041	1.21	0.29	
E3	0.116	0.014	0.0012	0.0042	3.33	0.28	
E4	0.124	0.022	0.0014	0.0043	5.11	0.32	
F1	0.110	0	0.0020	0.0054	0	0.37	Ti-High B
F2	0.116	0.011	0.0022	0.0069	1.59	0.31	
F3	0.118	0.011	0.0021	0.0057	1.92	0.36	
F4	0.114	0.015	0.0020	0.0062	2.41	0.32	
F5	0.117	0.021	0.0021	0.0071	2.95	0.29	

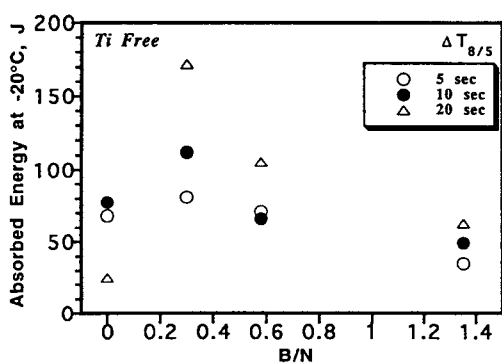


Figure 1 Variation of impact toughness with B/N ratio in simulated HAZ of Ti free type A series alloys.

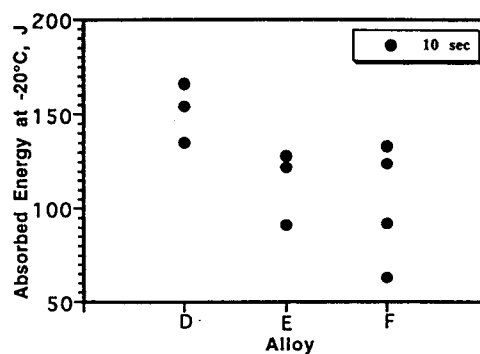


Figure 2 Comparison of impact toughness of HAZ between alloy series with different B levels; D series 0.0005%, E series 0.0013%, F series 0.0021%.

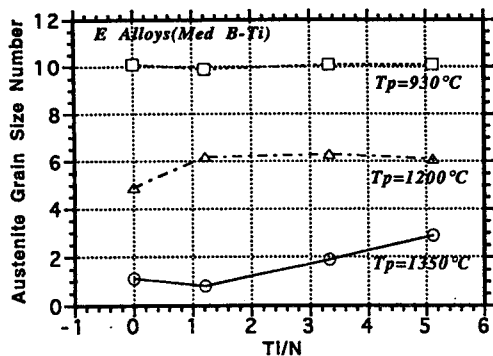


Figure 3 Variation of austenite grain size number with Ti/N ratio in medium B-Ti type E series alloys.

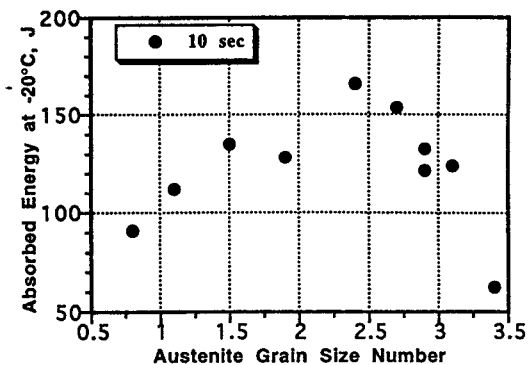


Figure 4 Variation of impact toughness with austenite grain size in HAZ austenitized at 1350°C and cooled with  $\Delta t_{8/5}$  10sec.

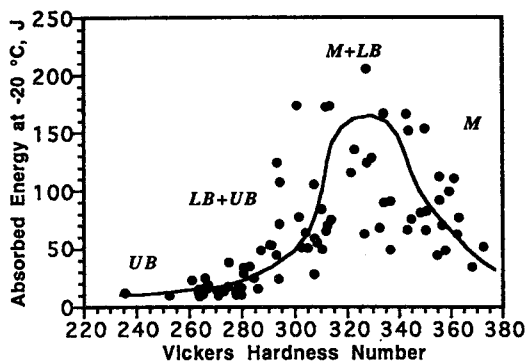


Figure 5 Correlation between impact toughness and hardness in HAZ with various microstructures.

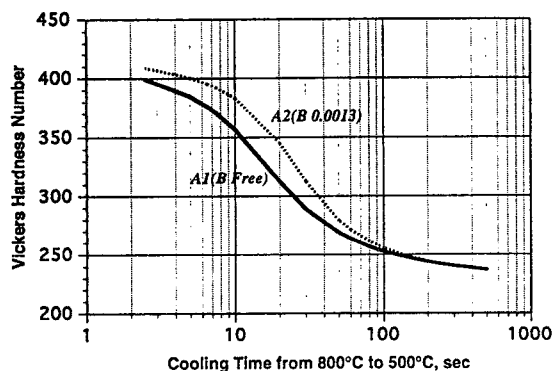


Figure 6 Comparison of hardness variation with cooling time in CGHAZ of A1(B free) and A2(0.0013% B) alloys.