

研究論文

大韓熔接學會
第6卷, 第3號, 1988年 9月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 6, No. 3, Sep., 1988

調質高張力鋼의 熔接성에 미치는 化學組成的의 影響

張雄成* · 金肅煥* · 張來雄* · 嚴基元***

Effect of Chemical Compositions on the Weldability of Quenched and Tempered High Strength Steels

W. S. Jang, S. H. Kim, R. W. Chang, K. W. Um

Key Words: Cold Crack(저온균열), Crack Free Steel(저온열감수성강), Simulated HAZ Toughness(재현열영향부인성), Boron, Titanium, Hydrogen Assisted Cracking(수소유기균열)

Abstract

In fabrication of various welded structures made of high strength steels, the occurrence of hydrogen assisted cracking and embrittlement in HAZ is of prime importance.

The present work was carried out to clarify the effect of chemical compositions, especially B and/or Ti addition on the cold cracking susceptibility and HAZ embrittlement in low carbon equivalent steel. Tests results showed that the addition of optimum boron content in steel with low Pcm value i. e., below 0.20% was the best way to improve the weldability as well as the mechanical properties of 60kg/mm² grade quenched and tempered high strength steels.

1. 서 론

최근 강 구조물의 경량화 및 시공시의 에너지 절약, 공정의 간이화 추세에 따라 고장력강의 사용량 및 적용 범위는 점차 확대되고 있다.

일반적으로 적용 강재의 강도가 높아질수록 용접시 저온균열 발생과 용접부 인성 저하가 큰 문제로 대두되어 이들의 개선을 위한 노력이 다각도로 수행되고 있다.

용접부 저온균열의 발생은 수소에 의한 지연균열

현상(delayed crackig)으로 용접 후 경화조직, 용접부의 확산성 수소량, 이음부의 구속조건 등과 같은 여러 요인들의 상호 작용에 의해 발생한다고 볼 수 있다.¹⁾

따라서 용접부 저온균열 발생 방지를 위해서는 용접시공조건을 엄격히 관리하여 용접입열량, 예열온도, 용접봉조건, 판두께 및 이음부형상 등이 고려되어야 하므로 작업환경의 악화나 시공 cost의 상승을 피할 수 없으므로 이에 저온균열 감수성이 낮은 강재 개발이 요구되게 되었다.

* 산업과학기술연구소 용접연구센터

** 한양대학교 정밀 기계 공학과

현재 일본에서는 HT 60급 저온열감수성강 (통칭 Crack Free Steel)을 재가열소입 또는 직접 소입법을 이용하여 개발 시판중에 있으며 이들은 일반적인 HT60강이 50~150°C의 예열을 필요로 하는데 비해 예열없이 용접을 행하여도 용접부의 저온 균열 발생 위험이 없다는 경제적, 기술적 장점을 지니고 있다. 2)3)

또한 일본용접학회(WES)에서도 강재의 저온균열 감수성지수, Pcm식을 규격으로 제정하여 상기 강종의 화학조성을 규제하고 있는 실정이다.

그러나 HT60이상 고장력강의 용접성 개선을 목적으로 강재의 탄소 및 탄소당량을 낮출 경우 적정 강도를 어떻게 확보하느냐가 합금설계시 가장 중요한 문제가 된다.

본 연구에서는 상기의 요인들을 감안하여 강재의 실험실적 제조를 통해 Pcm치를 0.20% 이하로 관리하고 B, Ti등 미량합금원소 첨가시 모재 기계적 성질의 만족여부와 용접부 저온균열감수성 및 용접열영향부 인성에 미치는 영향을 조사하여 통상의 HT60급 조질고장력강의 용접시 생산성 향상에 저해요인이 되는 모재의 용접성, 특히 저온균열감수성 및 열영향부(HAZ)취화 경감 대책을 수립코자 하였다.

2. 실험방법

2.1 실험소재

시험재는 진공유도용해로를 사용하여 단중 25kg의 Ingot로 제조하였다. 용해된 Ingot는 내부의 성분분석 및 주조조직을 제거하기 위하여 75mm²×100^{mm}×L 크기로 열간 단조한 후 절단, 가공하여 실험용 Slab로 사용하였다.

Table 1에 실험재 및 비교재로 사용된 시판재의 화학성분을 나타내었다.

실험소재는 JIS-SPV50에 준하는 인장강도 60kg/mm²급 압력용기용 강판으로서 시험재는 시판재에

비해 탄소함량을 0.05%정도 낮추고 Pcm치를 0.20%이하로 규제하여 저탄소, 저탄소당량화 효과 및 B, Ti등 미량합금원소 첨가의 영향을 검토하기 위한 합금설계를 실시하였다.

실험용 Slab는 1250°C에서 2시간 가열 후 통상의 열간압연을 행하여 소입, 소려 처리를 행하였다. 이때 열처리는 930°C에서 50분간 Austenitizing한 후 수냉하고 650°C로 재가열, 60분간 유지하여 공냉하였다.

2.2 기계적 성질 및 용접성 시험

열간압연 후 열처리한 시편을 ASTM-E8 Sub-size규격 및 표준 Charpy 시험편으로 가공하여 인장 및 충격특성을 평가하였다. 모재에 대한 기본적인 용접성 조사를 위해 용접열영향부 최고경도시험(JIS-Z3101)에 의한 용접경화성 평가와 Implant시험(WES 1104) 및 수소취가 정하중 시험에 의한 저온균열감수성 평가를 행하였다.

Fig. 1은 용접열영향부 조립역에서의 저온균열, 즉

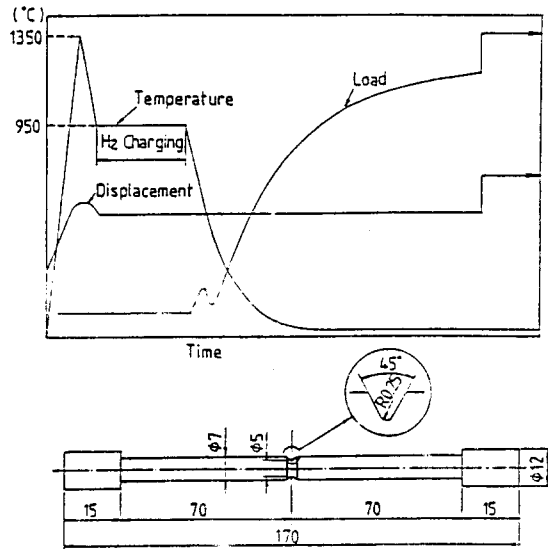


Fig. 1. Program control chart and test specimen for delayed cracking test by MTCS.

Table 1. Chemical composition of steels investigated.

Steels	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Ti	B	Pcm*	Remarks
A	0.09	0.35	1.48	0.027	0.004	0.18	0.19	0.06	—	—	—	0.20	Trial product
B	0.08	0.37	1.44	0.028	0.003	0.15	0.16	0.05	—	—	0.001	0.19	"
C	0.08	0.36	1.49	0.031	0.003	0.19	0.19	0.06	—	—	0.003	0.19	"
D	0.08	0.30	1.47	0.030	0.003	0.15	0.19	0.04	—	0.02	0.002	0.18	"
E	0.14	0.34	1.44	0.016	0.005	—	0.15	0.04	0.16	—	—	0.24	Conventional product

*Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + CU/20 + Ni/60 + Cr/20 + M/015 + V/10 + 5B (%)

수소에 의한 지연균열현상을 조사하기 위해 고주파 유도 가열방식에 의한 용접 열 Cycle재현장치, Metal Thermal Cycle Simulator(이하 MTCS라 칭함)를 이용한 고온 수소침투 정하중 시험의 Program control Chart(a) 및 시험편 형상(b)를 나타낸 그림으로 재현용접 열 Cycle의 냉각중 950°C에서 Chamber분위기를 진공에서 수소Gas (0.1atm)로 치환하여 Notch 인장시험편에 수소를 Charging하고 냉각과정에서 변위를 고정하여 상온까지 냉각한 다음 하중을 일정하게 제어하여 파단에 이르는 시간을 측정하였다. 이때 부여한 용접 열 Cycle은 최고 가열온도가 1,350°C이고 냉각시간은 800°C에서 500°C까지의 냉각시간($\Delta T_{800-500}^{\circ}\text{C}$)을 제어하여 부여하였다.⁴⁾

2.3 용접 열 Cycle재현 조직 변태 및 HAZ 인성 시험

저탄소, 저탄소당량화 및 B, Ti등의 첨가에 따른 용접부 조직 변태 특성 및 HAZ 인성 조사를 위하여 MTCS를 이용한 재현용접 열영향부의 Austenite 결정립 성장 거동, 연속냉각 변태 특성 및 냉각조건변화에 따른 용접 입열량별 HAZ 인성 평가를 행하였다.

연속냉각 변태도의 작성은 최고 가열온도, 1350°C에서 5초간 유지 후 $\Delta T_{800-500}^{\circ}\text{C}$ 냉각속도를 12수준으로 변화시켜 열팽창기록에 의한 변태점 측정 및 변태점 부근의 3~5온도 수준에서 급냉 후 조직관찰을 병행하여 정확한 변태점을 구하였다(Fig. 2(a))

Fig. 2(b)는 Austenite 결정립 성장 거동을 조사하기 위해 부여한 열 Cycle을 나타내며 부식역으로는

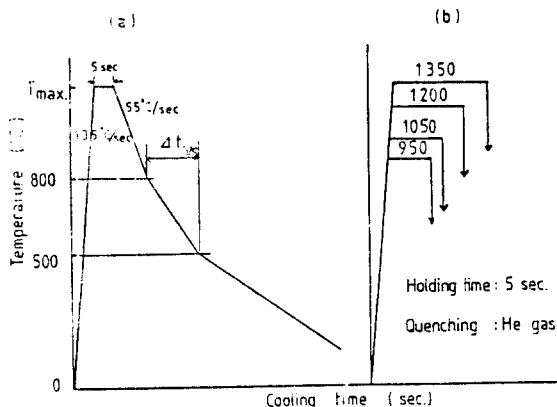


Fig. 2. Thermal cycle simulation programs to study (a) SH-CCT diagrams and HAZ toughness and (b) austenite grain growth behavior.

Teepol용액을 사용하였다.

재현 HAZ의 인성 평가는 시험편을 예비 가공하여 용접부를 재현한 다음 용접부 재현 위치가 Notch 중앙에 오도록 표준 Charpy 시험편 크기로 가공하여 각 온도에서 실험을 행하였다.

이 때 열 Cycle은 연속냉각변태도 작성시와 동일한 방법으로 부여하였다.

또한 충격시험 후 파단된 시편을 이용하여 가속전압 200KV TEM에 의한 B 및 Ti의 석출거동을 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 기계적 성질에 미치는 합금원소의 영향

Fig. 3에 실험체 및 비교체의 각종 인장 특성 및 충격시험 결과를 비교하였다. 시험체는 낮은 탄소함량과 0.20%이하의 Pcm 수준에서도 HT60강의 기계적 성질을 충분히 만족시킴을 알 수 있었다. B함량을 0에서 30ppm까지 변화시킨 A, B, C강(Table 1) 참조)의 경우 10ppm B이 첨가된 B강의 인장특성이 가장 우수하여 비교강에 비해 T.S가 9%정도 개선된 반면 B 무첨가 A강이나 과다 첨가된 C강의 경우 B강에 비해 강도가 다수 저하되었다. 또한 Ti를 복합첨가한 D강의 경우 역시 B강에 비해 T.S 및 Y.P가 약 16% 낮은 값을 나타내었다.

B강은 이러한 우수한 강도특성과 함께 Charpy 충격특성도 vTrE 및 vE-20가 각각 -80°C, 28k-m로

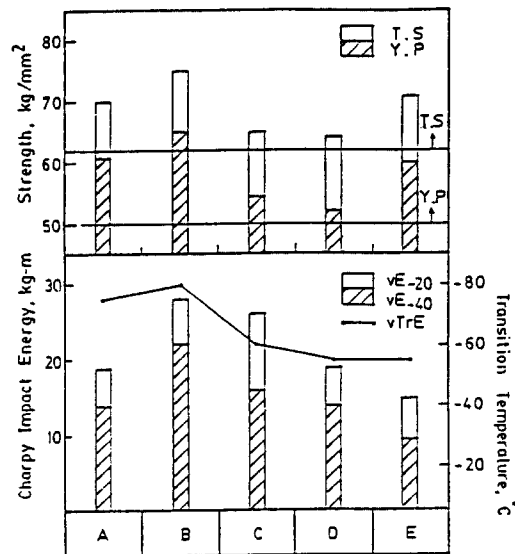


Fig. 3. Tensile and impact properties of steels investigated.

가장 양호하였으며 A강의 경우 흡수에너지가, C강의 경우 천이온도가 B강에 비해 다소 떨어짐을 알 수 있었다.

D강의 충격특성 역시 B강에 비해 낮은 값을 보여 비교재와 거의 유사한 수준을 보였다.

이상의 실험결과에서 알 수 있듯이 시험재는 낮은 탄소함량과 탄소당량을 가진으로써 시판재에 비해 우수한 충격인성의 확보가 가능하며 적정 B함량 첨가시 탄소함량이 0.05%정도 높은 시판재 보다 우수한 인장특성을 동시에 얻을 수 있음을 알 수 있었다

이러한 B첨가의 효과는 강 제조시 결정립계에 편석된 고용상태의 B가 결정립계 에너지를 낮추어 입계에서의 Proeutectoid Ferrite의 핵생성을 지연시킴으로써 조절고장력강의 소입성을 향상시켜⁵⁾ 결국 모재의 강도 상승 및 이에 따른 저탄소당량화로 인성과 용접성을 개선시키는 것이 가능해진다.

일반적으로 강 중의 고용B량이 3~5ppm정도일 때 소입성 효과가 가장 크게 나타난다고 알려져 있다.⁶⁾

반일 적정 함량 이상의 B를 첨가한 경우에는 과잉B이 열간가공이나 열처리 냉각과정 중 BN, Fe₂₃(B,C)₆ 등과 같은 석출물을 형성하여 B의 유효성이 감소하게 되므로 모재의 강도 및 인성개선에 저해요인으로 작용한다.

Ti, B 복합첨가시 Ti의 용강 중 N고정 효과로 유효B 확보라는 측면에서 유리하지만 이 경우 Ti/N 및 B/N함량비의 조절이 중요한 야금인자로서⁷⁾ 시험재 D강의 경우 목표치(0.014Ti~0.004N) 이상 첨가된 Ti 및 N함량에 의해 고용N의 과다에 의한 인성저하와 유효B 부족에 의한 강도 저하현상이 나타나는 것으로 판단되며 특히 Ti첨가에 의한 결정립 미세화 및 변태촉진효과로 말미암아 HT60급 강재의 소입성 확보에 저탄소당량화 합금설계상에 재고가 필요한 것으로 나타났다.

3.2 저탄소 -B첨가에 의한 내저온균열성 향상

용접열영향부 최고경도는 용접부의 경화성, 저온균열 발생과 밀접한 관계가 있어 강재의 용접성 관점에 중요한 지표가 된다.

Fig.4에 용접조건 및 최고경도시험 결과를 나타내며 판두께 12mm 기준으로 표준용접조건하에서 B강은 최고경도가 Hv(1kg) 265로서 시판재 E강의 Hv 315에 비해 상당히 낮은 값을 보이며 여타의 시험재도 시판재 보다 Hv35~50정도 낮은 값을 나타내었다.

Fig.5는 환봉 Notch부에 용접에 의한 열영향을 부

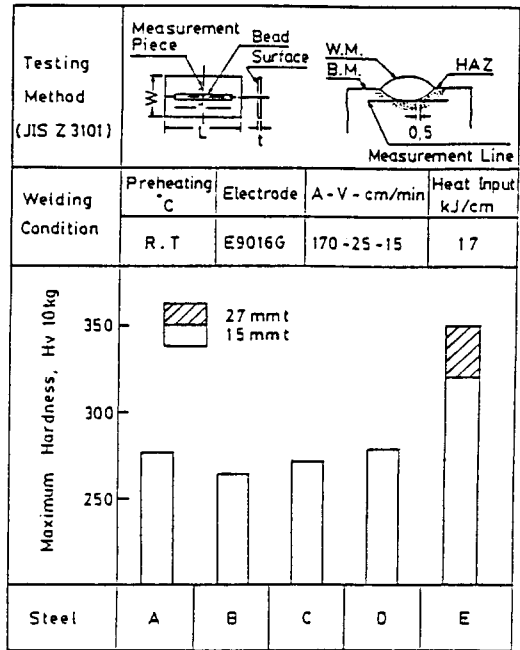


Fig. 4. Test Results of maximum hardness in HAZ.

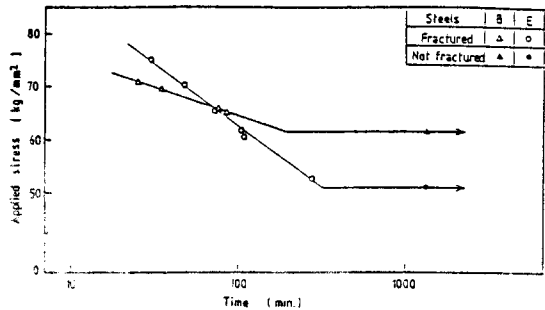


Fig. 5. Relationship between applied stress and fracture time.

여한 다음 용접 종료 후 인장하중을 가하여 저온균열 발생을 조사한 Implant시험 결과로서 모재 특성이 가장 우수하고 용접경화성이 제일 낮은 B강과 비교재 E강에 대하여 실시하였다.

일정시간(하중부여 후 24시간) 경과 후 균열이 발생하지 않는 부하응력의 하한치인 Implant 한계응력, (σ_{cr}) imp은 B강의 경우 60kg/mm²으로 E강에 비해 7kg/mm²정도 높게 나타났다.

일반적으로 용접부 최고경도는 강재의 화학성분에 의해 결정되어지며 냉각속도가 빠른 소입열 조건하

에서는 최고경도가 C 함량의 비중이 높은 Pcm식과 잘 대응하고 대입열 조건에서는 C의 합금원소들의 영향이 큰 Ceq(WES or IIW)식과 대응관계가 잘 나타난다.

균열감수성과의 관계에 있어서는 C 함량 0.16%를 기준으로 그 이하에서는 Pcm식, 그 이상에서는 Ceq (WES)식과의 대응성이 좋은 것으로 알려져 있다.⁸⁾

본 실험에서도 용접부 최고경도는 伊藤가 제안한 최고경도와 화학성분의 관계식인 (1)식과 잘 일치하여 Pcm, 0.18~0.20% 정도의 시험재 최고 경도가 Hv 265~285 수준이었다.

Implant 한계응력 역시 伊藤¹⁰⁾가 제안한 (2)식과 양호한 결과의 일치를 보였으며 동일한 저수소계 용접재료와 용접조건을 채택하여 실험한 B강과 E강의 한계응력 차이는 강재의 화학 조성 변화에 기인한 것으로 본 실험에서는 약 7kg/mm², (2)식에 의한 계산값은 약 11kg/mm²의 응력 상승이 저탄소화에 의해 이루어짐을 알 수 있었다.

$$Hv_{max} = 1450Pcm \quad (1)$$

$$(\sigma_{cr})_{imp} = -242Pcm - 22.5 \log H + 50 \log t - 3 \quad (2)$$

H: 확산성 수소량(JIS法) (cc/100gr)

t: Peak temp에서 100°C까지의 냉각시간(sec)

Fig. 6은 MTCS의 하중 및 변위조정기능을 이용하여 재현HAZ의 저온균열 발생 현상을 조사한 결과이다.

부하응력이 증가할수록 파단에 이르는 시간이 짧아지고 동일 하중에서 냉각시간이 늦어짐에 따라 파단시간은 길어져서 E강의 경우 $\Delta T_{800-500}^{\circ}C$, 6.5 초 및 25초 냉각조건에서 파단시간이 구속응력 95kg/mm²하에서 각각 18분과 184분으로 나타났다.

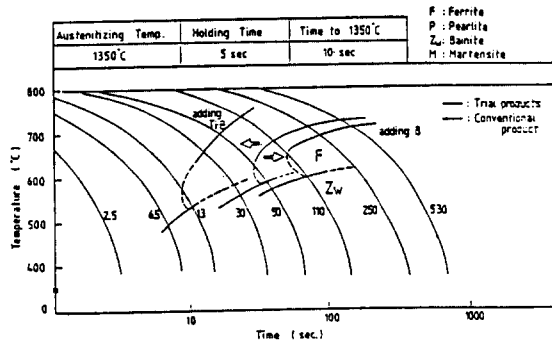


Fig. 6. Effects of cooling time and restraining stress on delayed cracking time in simulated HAZ.

이에 비해 B강의 경우 $\Delta T_{800-500}^{\circ}C$ 6.5초 냉각조건하에서의 파단에 이르는 시간이 E강의 $\Delta T_{800-500}^{\circ}C$ 13초 조건의 경우와 거의 유사한 값들을 나타내었다.

이상의 결과와 같이 부하응력이 높을수록 지연파단시간이 짧아지는 것은 용접부 저온균열 발생에 강 중 확산성수소가 관여하여 응력 증가시 수소확산 계수가 높아지기 때문이다.

특히 본 실험과 같은 고온수소첨가 정하중 시험의 경우 지연파단 특성은 시험편에서의 수소 방출량과 밀접한 관계가 있어서 냉각속도별 파단시간의 변화는 결국 시험편의 확산성수소 방출시간의 차이에 기인한 것으로 생각되지만 용접열 Cycle 부여 후 최종 HAZ 조직의 상이에 따른 수소의 확산계수 차이도 고려되어야 할 사항으로 판단되었다.¹¹⁾

B강의 저온균열감수성 향상은 주로 모재의 낮은 탄소함량 및 Pcm 값에 의한 것으로 稻垣¹²⁾의 냉각속도식에 의해 계산해 본 결과 비교재(판두께 30mm) 수동용접시 약 150°C 예열과 대등한 균열감수성 저감 효과임을 알 수 있었다. 이 결과로부터 비교강의 경사Y형 구속균열시험에 의한 한계예열온도가 75~100°C 수준임을 미루어 볼 때 B강의 예열생략 가능성이 간접적으로 확인할 수 있었다.

한편 상기의 MTCS에 의한 용접열 Cycle 재현 저온균열시험법은 실용적 적용없이 각종 강재의 저온균열감수성을 비교 평가하고 한계응력값을 경사Y형 구속균열 시험결과와 관련시켜 한계예열온도를 실용적에 따르는 여러가지 변수의 영향을 배제시키고 간접적으로 구할 수 있는 편리한 시험방법임을 알 수 있었다.

3.3 조직변태특성에 미치는 B 및 Ti의 영향

Photo. 1은 시험재 B, D강과 비교재 E강의 최고 가열온도 변화에 따른 Austenite 결정립 성장 거동을 관찰한 조직사진이다. 모든 강종이 최고가열온도 상승에 따라 결정립 조대화 경향을 나타내지만 Ti, B 복합첨가 D강의 경우 B, E강에 비해 결정립 성장이 상당히 억제되어 있음을 알 수 있다.

특히 HAZ 최고가열온도에 상당하는 1,350°C로 가열한 경우 D강의 결정립 크기는 약 50 μ m이하로서 B, E강의 1/4정도 수준에 지나지 않았다. 한편 B강의 경우 E강에 비해 탄소함량이 0.05% 정도 낮고 미량의 B가 첨가되었지만 각 시험온도에서 Austenite 결정립 크기에 큰 차이가 나타나지 않았다.

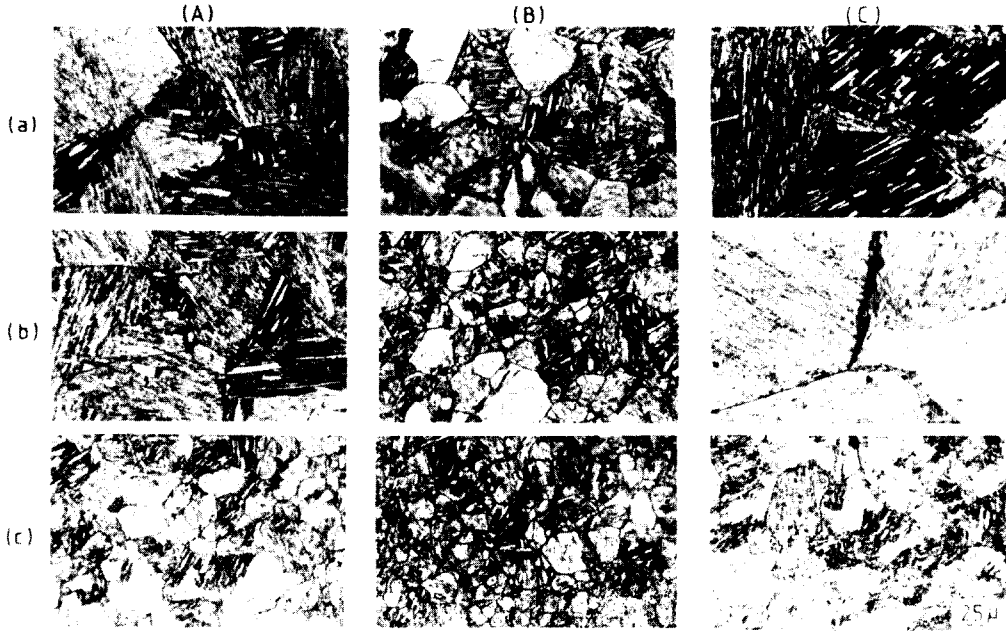


Photo. 1. Austenite grain size of (A) steel B, (B) steel D, and (C) steel E heated to (a) 1350°C, (b) 1250°C, and (c) 1100°C.

상기 강종에 대한 용접열영향부 연속냉각변태특성을 Fig. 7에 대략적으로 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이 Ferrite 변태곡선 Nose가 D, E, B강 순으로 단시간측에 위치하였다.

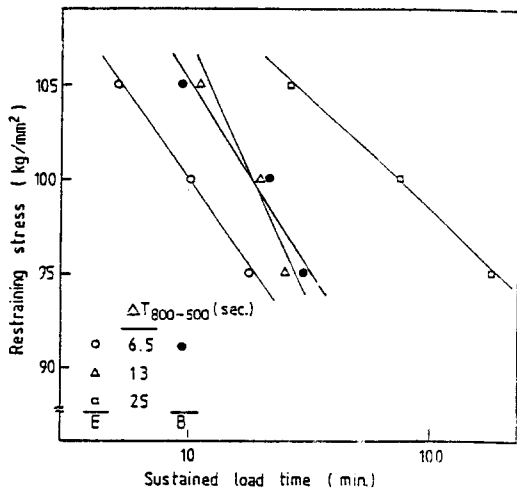


Fig. 7. SH-CCT diagrams showing the influence of B and/or Ti addition on HAZ transformation behavior.

E강의 Cf'(초석 Ferrite 생성개시 입계냉각시간)이 약 40초($\Delta T_{800\sim 500}^{\circ}\text{C}$)인데 비해 D강은 10초, B강은 100초 정도로 미량원소 첨가에 의해 변태가 상당히 촉진 또는 지연됨을 보였다.

Photo. 2는 각 강재의 냉각조건별 최종변태조직을 비교한 사진으로 각 강종의 변태 정도를 잘 나타내고 있다.

앞서의 연속냉각변태도에서 잘 나타났듯이 Ti이 첨가된 D강의 변태조직이 동일 조건하에서의 B, E강 조직에 비해 훨씬 활발한 Ferrite변태 효과를 보이며 결정립 크기도 매우 미세하였다.

이에 비해 B만 첨가된 B강은 입계에서의 Proeutectoid Ferrite 생성이 탄소함량이 0.05%나 높은 E강보다 오히려 더 억제되어 있음을 ΔT 110초 조건하의 변태조직 비교를 통해 알 수 있었다. 이러한 미량원소들의 야금학적 효과는 D강의 경우 강종에 첨가된 Ti이 고온에서도 비교적 안정한 TiN계 질화물로 석출되어 이미 잘 알려진 석출물의 결정립 성장을 억제효과에 의해 용접시 Austenite결정립 조대화를 억제하고 또한 상기의 석출물들이 입내 Ferrite의 핵생성 장소로 활용되어 Ferrite변태를 활발히 진행시켜 최종 HAZ조직의 조직을 미세한 Ferrite와 Pearlite 주체의 조직을 형성시킨 것으로 생각되었다.

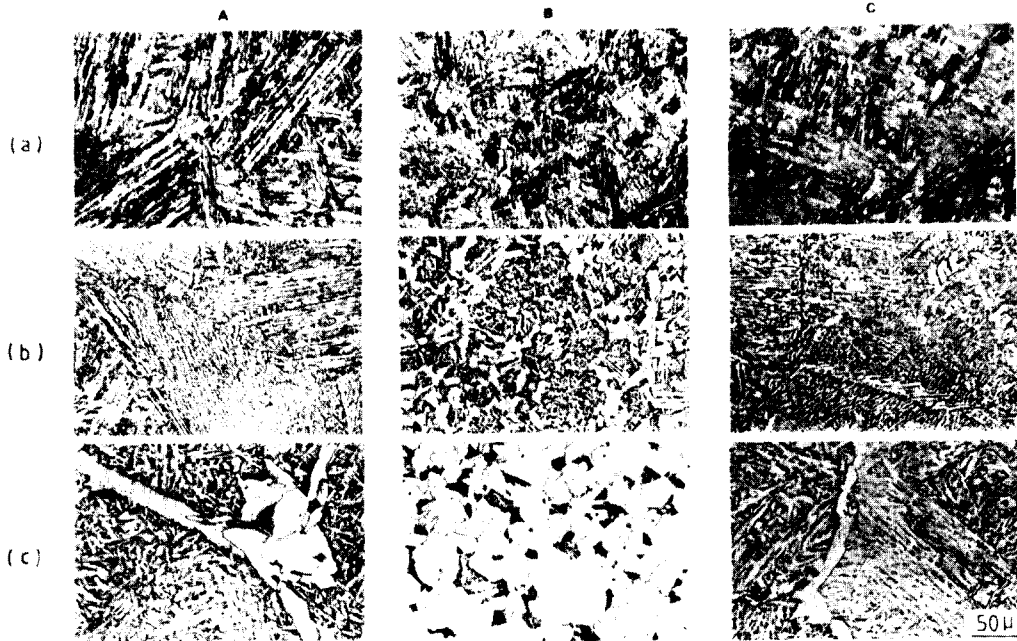


Photo. 2. Micrographs of (A) steel B, (B) steel D and (C) steel E subjected to the heat cycle (a) 6.5sec., (b) 50sec. and (C) 250sec.

3. 4. HAZ에서의 B 및 Ti의 석출거동 해석

Fig. 8은 B, D, E 세 강종의 재현 HAZ인성 및 경도를 비교한 그림이다.

냉각시간이 길어짐에 따라 충격흡수에너지 및 경도는 감소하는 경향을 보이며 B강의 경우 HAZ 인성면에서 E강에 비해 그다지 높지 않은 반면 D강의 경우 ΔT150초의 대입열용접 상당의 조건하에서도 vE₀가 10kg-m 수준으로 B, E강에 비해 상당히 우수한 인성을 보였다. 이러한 미량원소 첨가에 따른 HAZ 인성의 변화를 고찰하기 위해 가속전압 200KV의 투과전자현미경을 이용하여 재현 HAZ조직의 석출물을 관찰하였다.

Photo. 3은 B강의 ΔT150초 열Cycle재현시편의 추출 Replica에 의한 TEM 사진이다. Bright Field상에서 나타나듯이 석출물은 직경 약 0.3μm크기의 구상 MnS 입자 주위를 약 0.1μm두께의 BN 다결정 집합체가 둘러싼 구조를 갖고 있었다.¹³⁾

이는 SADP(Selected Area Diffraction Pattern)상에서 Ring Pattern 측정 결과 d₀₀₂, d₁₀₀이 각각 3.35Å, 2.16Å으로 (BN)hcp의 3.32Å, 2.17Å과 거의 일치하며 Cubic구조의 indexing결과 d₂₀₂, d₂₂₂가 1,852Å, 1,511Å으로 (MnS)_{fcc} 단결정임을 확인할 수 있었다.

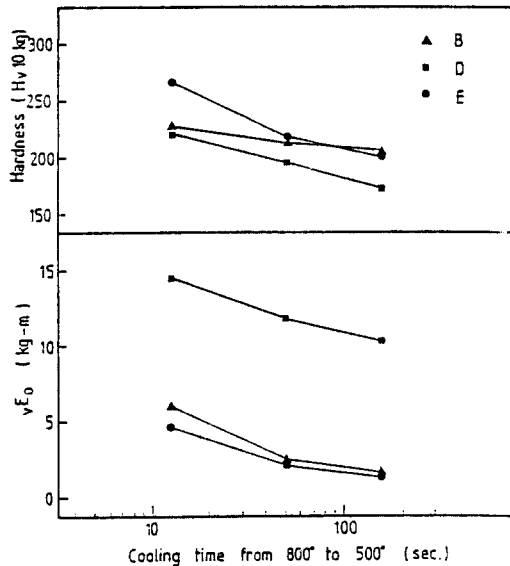


Fig. 8. Effect of cooling time on simulated HAZ hardness and toughness.

이는 EDX에 의한 석출물 원소분석 결과에서도 잘 나타났었다.

반면 우수한 인성을 보인 D강의 ΔT150초 재현시편의 경우 Photo. 4에서 볼 수 있듯이 결정립계 또는

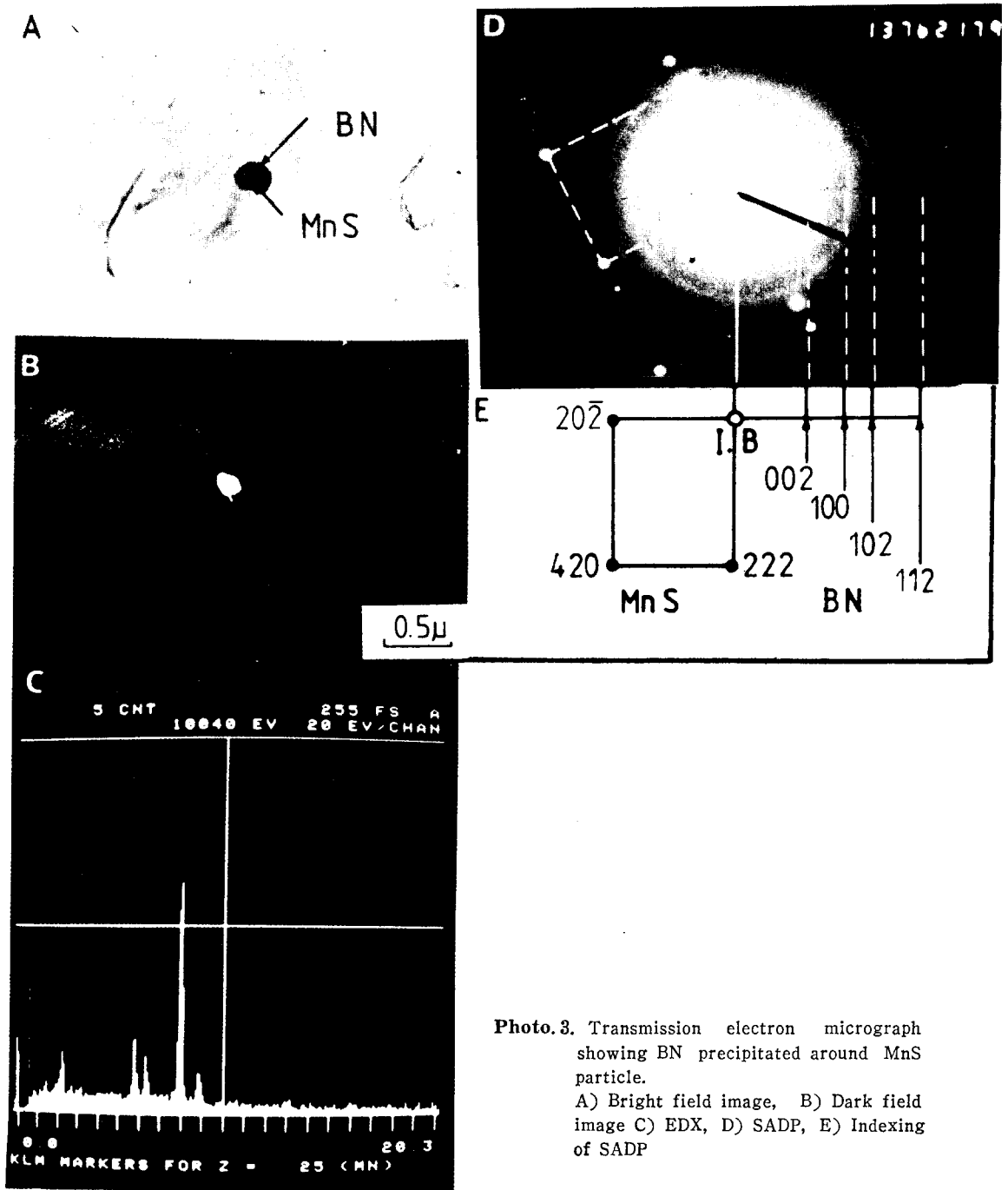


Photo.3. Transmission electron micrograph showing BN precipitated around MnS particle.
A) Bright field image, B) Dark field image C) EDX, D) SADP, E) Indexing of SADP

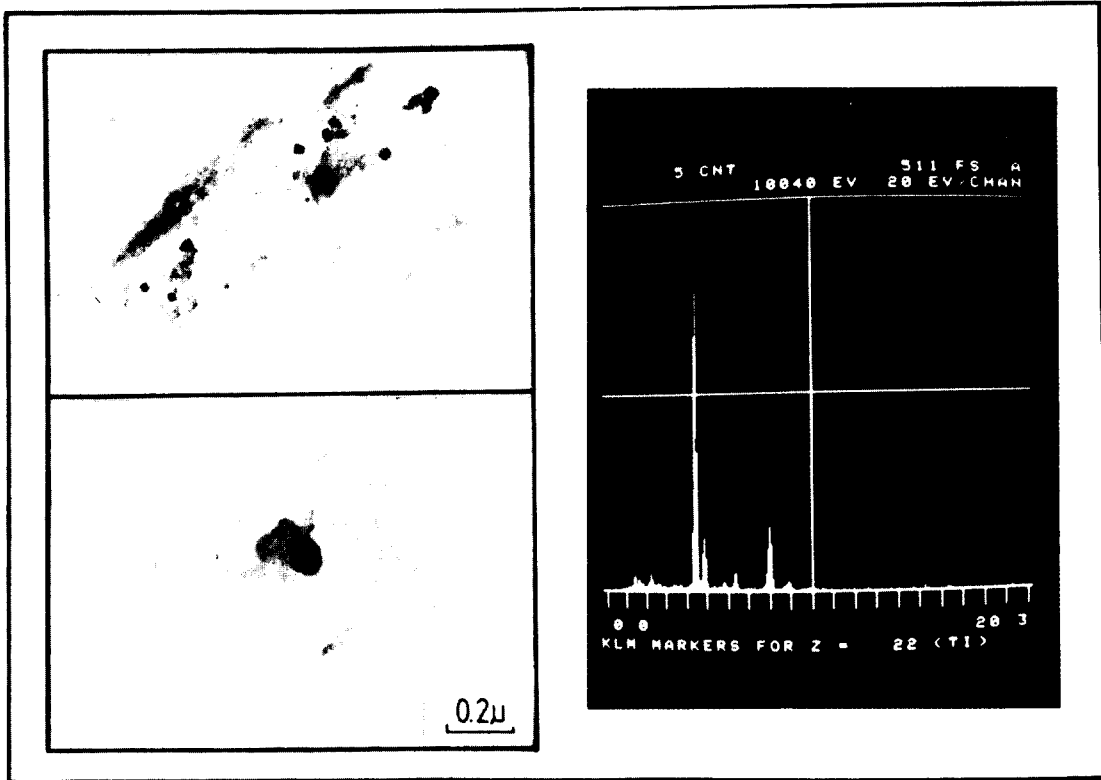


Photo 4. Transmission electron micrographs showing TiN precipitated along the grain boundaries.

입내에 TiN계 석출물이 0.05 μ m이하의 미세한 크기로 석출되어 있었고 이는 EDX분석 결과 및 전형적인 석출물 형상을 통해 확인할 수 있었다.

따라서 강 제조과정 중 입계에 편석된 B는 비교적 냉각시간이 긴 대입열용접 상당의 열 Cycle을 받을 경우 냉각도중 고용상태로 존재하던 B가 N등과 우선적으로 결합하여 재석출되므로 소입성에 유효한 효과를 상실하고 HAZ인성 확보를 기대하기 어렵게 됨을 알 수 있었다. 그러나 통상의 HT60강에 적용되는 용접입열범위에서는 이러한 B의 재석출 문제는 그다지 중요하지 않으며 B의 유효 활용에 의한 저탄소, 저탄소당량화에 기인한 인성개선을 앞서의 예열생략 효과와 함께 얻을 수 있을 것으로 판단되었다.

HT60강의 대입열용접 적용을 위해서는 B의 유효 활용에 의한 저탄소, 저탄소당량화외에 D강의 경우에서 나타났듯이 Ti의 복합첨가 또는 REM, Ca 등의 복합첨가로 고온에서 안정한 석출물을 활용하거나

그의 별도의 대입열용접대책이 강구되어야 할 것으로 생각되었다.

4. 결 론

이상 인장강도 60kg/mm²급 조질고장력강의 용접성을 개선시키기 위해 강의 실험실적 제조를 통한 B 및 Ti의 영향을 검토한 결과 얻어진 결론은 다음과 같다.

1) Pcm치를 0.20%이하로 낮추고 B를 10ppm정도 첨가함으로써 HT60급 조질고장력강의 모재특성은 물론 용접성을 현저히 개선시킬 수 있었다.

2) 모재의 기계적 성질 향상은 입계편석 B의 작용에 의한 Martensite와 Lower Bainite 조직 형성에 기인하며 용접성 개선은 저탄소화에 따른 경화성 저감이 가장 크게 기여하였다.

3) 10PPm B 첨가강(B강)의 저온균열감수성 저감 정도는 약 150°C의 예열에 상응한 효과로 실 용접

시 예열 생략이 가능한 Crack Free강으로 적용 가능함을 알 수 있었다.

4) 냉각시간이 상당히 긴 대입열용접시에는 냉각도중 고용B의 재석출로 인해 HAZ인성이 저하 되었다.

참 고 문 헌

- 1) 佐藤, 伊藤, 鋼構造物の溶接割れ防止のための適正豫熱條件の選定に関する研究, 溶接學會誌, Vol. 40, No. 11. (1971), pp. 1117~1126.
- 2) Y. Ono, H. Masumoto, Development of Crack-Free 60kg/mm² Class High Tensile Strength Steel IIW Doc. No. IX-877-74.
- 3) 小林, 矢野, TMCP型 大入熱溶接用60kg/mm²級高張力鋼, TMCP鋼の溶接冶金, 日本溶接學會, 1985, pp. 251~256.
- 4) 稻垣, 西川, 溶接部熱・拘束應力・ひずみサイクル試驗裝置の開発とその應用例について, 溶接學會誌, Vol. 41, No. 11, (1972) pp. 1315~1330.
- 5) 土生, 宮田, Al-B-N系 低合金鋼の焼入性におよぼすBの効果, 鐵と鋼, Vol. 60, No. 10(1974) pp. 1470~1482.
- 6) W.C. Leslie, The Physical Metallurgy of Steels, Int'l Student Ed., 1982 p. 269~281.
- 7) B.M. Kapadia, R.M. Brown, The Influence of Nitrogen, Titanium. and Zirconium on the Boron Hardenability Effect in Constructional Alloy Steels. Trans TMS-AIME, Vol. 242, (1968) pp. 1689~1694
- 8) 矢竹, 百合岡, 鋼材の溶接遅れ割れの研究, 溶接學會誌, Vol. 49, No. 7(1980) pp. 484~490.
- 9) 伊藤, 別所, 高張力鋼の溶接割れ感受性指示數について. Ibid., Vol. 37, No. 9(1968) pp. 983~992.
- 10) 伊藤, 池田, インプラント試験による溶接割れ評價に関する研究, Ibid., Vol. 45, No. 12(1976) pp. 1029~1037.
- 11) 大西, 菊田, 鋼のおくれ破壊におよぼす鋼中の水素擴散の影響, Ibid., Vol. 38, No. 9. ((969) pp. 1043~1051.
- 12) 稻垣, 高張力鋼溶接のかんところ 溶接技術大系 Vol. 24, 1980 pp. 77~88.
- 13) 谷野, 鋼中におけるボロン化合物の複合析出特性 製鐵研究, No. 310. (1982), p. 388~395.