

研究論文

Ti산화물강의 HAZ인성 및 미세조직에 미치는 용접열 cycle의 영향

정 홍철* · 한 재광* · 방 국수**

Effect of weld thermal cycle on the HAZ toughness and microstructure of a Ti-oxide bearing steel

H. C. Jeong*, J. K. Han* and K. S. Bang**

Key Words : Ti-oxide (Ti산화물), Ti-oxide steel (Ti산화물강), HAZ (용접열영향부), Toughness (인성), TiN (Ti질화물), Ti-nitride steel (Ti질화물강), Intragranular ferrite plate (입내침상페라이트)

Abstract

HAZ impact toughness of Ti-oxide steel was investigated and compared to that of a conventional Ti-nitride steel. Toughness variations of each steel with weld peak temperatures and cooling rates were interpreted with microstructural transformation characteristics. In contrast to Ti-nitride steel showing continuous decrease in HAZ toughness with peak temperature, Ti-oxide steel showed increase in HAZ toughness above 1400°C peak temperature. The HAZ microstructure of the Ti-oxide steel is characterized by the formation of intragranular ferrite plate, which was found to start from Ti-oxide particles dispersed in the matrix of the steel. Large austenite grain size above 1400°C promoted intragranular ferrite plate formation in Ti-oxide steel while little intragranular ferrite plate was formed in Ti-nitride steel because of dissolution of Ti-nitrides. Ti-oxides in the Ti-oxide steel usually contain MnS and have crystal structures of TiO and/or Ti₂O₃.

* 정희원, 포항종합제철(주) 기술연구소

** 정희원, 산업과학기술연구소

1. 서 론

용접구조물의 사용환경 가혹화 및 거대화에 따라 사용되는 강재는 더욱 후판화 및 고강도화가 요구되고 이와함께 용접시공시 시공기간의 단축을 위한 대입열 용접적용의 가능성도 지속적으로 요구되고 있다. 이러한 요구에 부응하는 강재개발의 최대의 속제는 용접부중 가장 취약한 용접열영향부(이하 HAZ), 특히 용접 경계부(fusion boundary)에 접해있는 조립역의 인성을 확보하는 점이다.

일반적으로 알려지고 있는 HAZ인성 향상방안은 용접열cycle과정중 1350℃ 이상으로 가열되는 HAZ의 오스테나이트 결정립 성장을 억제하고 입내에서 미세한 ferrite가 많이 생성될 수 있도록 하는 것이며, 이러한 요구에 응한 기존 개발강재로는 Ti, B등의 첨가에 의한 질화물의 석출을 이용하는 강 등이 있다. 그러나 실제 용접경계부는 1400℃ 이상 가열되며, 특히 대입열 용접에서는 1400℃ 이상의 고온으로 가열되는 영역이 넓게 형성되기 때문에 HAZ인성이 크게 저하된다. 이러한 영역에서는 기존 개발강재에서 이용되는 질화물에 의한 조직 미세화의 효과를 기대할 수 없기 때문에, 고온에서 질화물보다 더욱 안정한 산화물을 이용한 인성개선 연구가 시도되고 있다. 보통 강중의 산화물이라고 하면 개재물로 간주되어 용접부의 기계적 성질에 나쁜 영향을 미친다고 생각되어 왔으나, 산화물이 HAZ에서 탄화물 및 질화물보다 열적으로 안정하며 HAZ인성 향상에 매우 효과적이라고 알려져 있다. 특히 Ti산화물은 HAZ강도의 저하없이 인성을 확보할 수 있는 가장 효율적인 산화물로 보고^{1,5)}되고 있어 Ti산화물의 효과 및 이용기술에 대한 밀도있는 연구가 요구되고 있다.

따라서 본 연구에서는 동급의 기존개발강재인

TiN강을 비교재로 하여 Ti산화물강의 미세조직 및 충격인성에 미치는 용접 열cycle의 영향에 관하여 고찰해 보고자 한다.

2. 실험방법

2.1 시험재

본 연구에 사용한 시험재는 인장강도 50kgf/mm²급의 상용 Ti산화물강과 비교재로서 동급의 상용 선급재인 TiN강(EH32급)을 사용하였다. 시험재의 화학조성은 Table 1과 같다. 두강의 제조상의 차이점은 TiN강은 통상적인 Al탈산후 Ti를 첨가시켜 압연 및 냉각과정에서 TiN을 형성시키는데 반하여, Ti산화물강은 탈산원소로 Al대신에 Ti를 사용하여 응고과정에서 Ti산화물을 생성시킨다는 것이다. C 및 Mn을 제외하고 두 강의 성분상의 특징은 Ti산화물강의 경우는 낮은 Al함량이며, TiN강의 경우는 높은 Al과 N함량이다. Ti 및 O의 함량은 거의 동일하게 함유되어 있으나, TiN강의 경우는 O는 대부분 Al과 반응하여 산화물을 형성하며 Ti는 TiN의 형태로 존재하며, Ti산화물강의 경우 O는 Ti와 반응하여 Ti산화물을 형성하고 남은 Ti가 TiN으로 존재할 것으로 예상된다.

2.2 용접 열cycle 재현시험 및 SH-CCT(Synthetic-Continuous Cooling Transformation)시험

용접 열cycle 재현시험은 시험재 및 비교재를 10.5 X 10.5 X 60mm의 크기로 가공하여 시편의 중앙부에 열전대를 붙여 용접 열cycle 재현시험기(Thermorestor-W)를 이용하여 열cycle 재현시험을 수행하였다. HAZ재현 열cycle은 Fig. 1과 같이 최

Table 1. Chemical Composition of Materials used

Material	Chemical composition (wt. %)											
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	total Al	Nb	Ti	O ₂	N ₂
Ti-oxide steel	0.08	0.16	1.55	0.0061	0.002	0.28	0.42	0.0067	0.011	0.014	0.0012	0.0022
TiN steel (EH32)	0.11	0.27	1.40	0.018	0.004	0.039	0.03	0.035	0.004	0.015	0.0012	0.0047

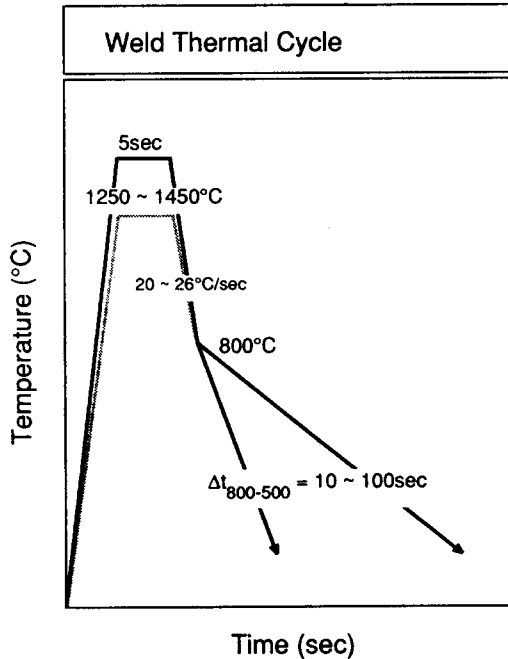


Fig. 1 Schematic diagram of weld thermal cycle

고가열온도를 1250~1450℃로 변화시켰으며 열전도를 고려하여 5초간 유지한 후 변태가 시작되는 800℃까지 20~26℃/sec의 속도로 냉각시키고, 800℃~500℃까지의 냉각시간(이후 $\Delta t_{800-500}$)을 10, 20, 40, 100sec의 4수준으로 변화시켰다.

SH-CCT curve의 작성을 위한 용접부 재현시험에서는 pin sample을 이용하였고, 최고가열온도는 1400℃로 하였으며 $\Delta t_{800-500}$ 는 5, 10, 20, 40sec로 하여 intragranular ferrite plate(이후 IFP)의 생성을 감지하기 어렵기 때문에 냉각조건당 4온도에서 구간 quenching을 하였다. 열cycle 재현시험 후 시험편을 가공하여 Charpy 충격시험을 하였다. 시험온도는 -40℃에서 시험하였으며, 모재의 충격시험은 상온에서 -80℃까지 6수준으로 온도를 변화시켜 시험하였다.

2.3 AGS측정시험

Prior austenite grain size(이후 AGS)는 1100~1450℃의 최고가열온도에 따른 Ti산화물 및 TiN의 특성변화를 분석할 때 AGS의 변화에 의한 영향을 검토하고자 측정하였다. 시험편은 Formaster-F를

이용하여 각각의 최고가열온도까지 가열하여 1초간 유지시킨 후 He gas를 이용하여 급냉시켜 준비하였다. 또한 시험편을 연마한 후 saturated picric acid in methanol과 di octyle sodium sulfosuccinate의 혼합용액을 사용하여 결정립계를 부식시킨 후 Image analyzer를 이용하여 평균 AGS를 측정하였다.

2.4 석출물의 분석

강재내에 존재하는 석출물중 IFP의 생성핵으로 작용하는 것으로 보이는 구형 석출물에 대하여 석출물의 미세조직 개선효과와 성분 및 결정구조의 분석작업을 하였다. 미세조직 개선거동은 광학현미경 및 SEM을 이용하여 석출물이 결정립내에서 IFP를 생성시키는 것을 관찰하였고, 석출물의 성분 및 결정구조는 EPMA 및 STEM분석을 이용하여 확인하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 HAZ의 조직 및 인성에 미치는 최고가열온도의 변화

Fig. 2는 시험재로 사용한 Ti산화물강과 비교재인 TiN강에 대한 모재의 충격인성변화를 나타낸 것으로 비교재인 TiN강보다는 Ti산화물강의 충격인성이 전반적으로 약간 높게 나타나고 있다. Ti산화물강의 경우는 -80℃까지 인성의 감소가 크게 나타나지 않지만 TiN강은 시험온도가 감소함에 따라 약간 감소하는 경향을 나타내고 있다. 그러나 두 강재 모두 -40℃에서 250J이상의 우수한 충격인성을 나타내고 있다.

Fig. 3은 용접 열cycle재현시 $\Delta t_{800-500} = 100 \text{sec}$ 일 때 최고가열온도 변화에 따른 Ti산화물강과 TiN강의 충격인성의 변화를 나타낸 것이다. 비교재로 사용한 TiN강은 최고가열온도가 증가함에 따라 충격인성이 감소하며, 특히 최고가열온도가 1350℃ 이상에서는 충격인성값이 급격히 감소하며 1450℃에서는 약 30J의 낮은 충격인성값을 유지하는 반면에 Ti산화물강은 최고가열온도가 1350℃까지는 약간 감소하며 1350℃를 넘어서는 오히려 충격인성

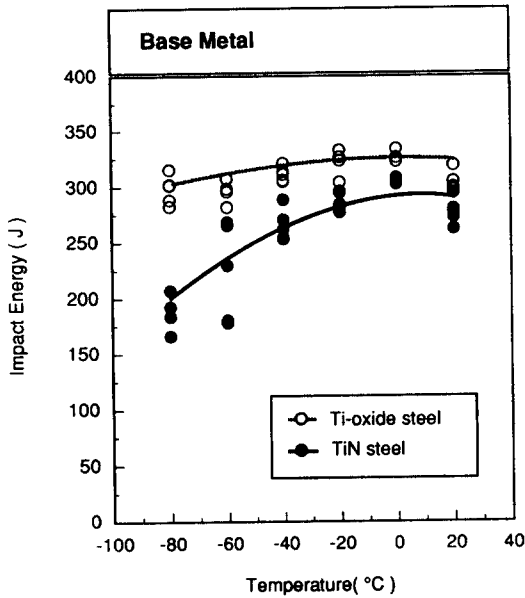


Fig. 2 Impact energy of base metal with temperature in Ti-oxide and TiN steel

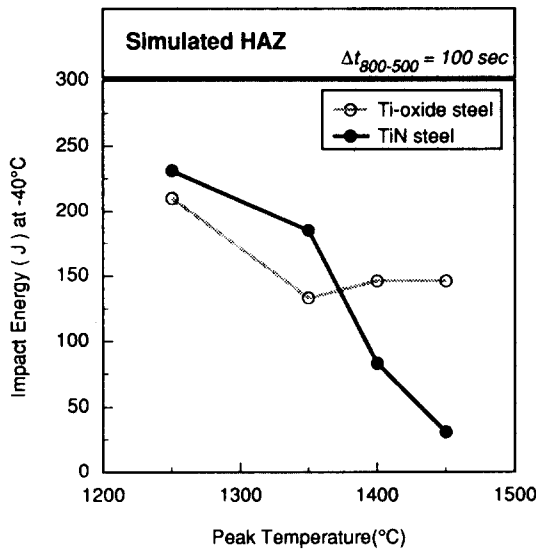


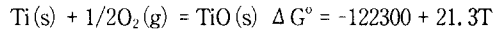
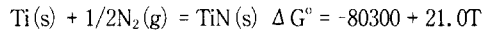
Fig. 3 Impact energy variation as a function of peak temperature in the simulated HAZ of Ti-oxide and TiN steel

값이 증가하는 경향을 보이고 있다. 또한 최고가열온도가 1450°C에서도 약 150J 정도의 우수한 충

격인성값을 보이고 있다.

한편 두강재의 열cycle재현에 의한 최고가열온도 변화에 따른 미세조직의 변화를 Photo 1에 나타내었다. TiN강은 최고가열온도가 1350°C까지는 주로 polygonal ferrite와 소량의 IFP (Intragranular ferrite plate)로 구성되어 있으며, 최고가열온도가 증가함에 따라 GBF (Grain boundary ferrite), FSP (Ferrite side plate), IFP로 구성되어 있다. Ti산화물강은 최고가열온도가 1350°C까지는 주로 미세한 ferrite로 구성되어 있고 최고가열온도가 1400°C로 증가함에 따라 더욱 미세한 IFP의 형성이 두드러지게 형성되고 있다.

일반적으로 산화물은 질화물보다 고온에서 안정하다고 알려져 있다. 산화물과 질화물의 직접적인 비교는 불가능하지만 열역학적 안정성의 척도로 표준자유생성에너지를 비교하여 보면



최고가열온도가 1400°C (1673K)일때 표준생성에너지는 각각 -45.19kcal/mol과 -86.67kcal/mol로서

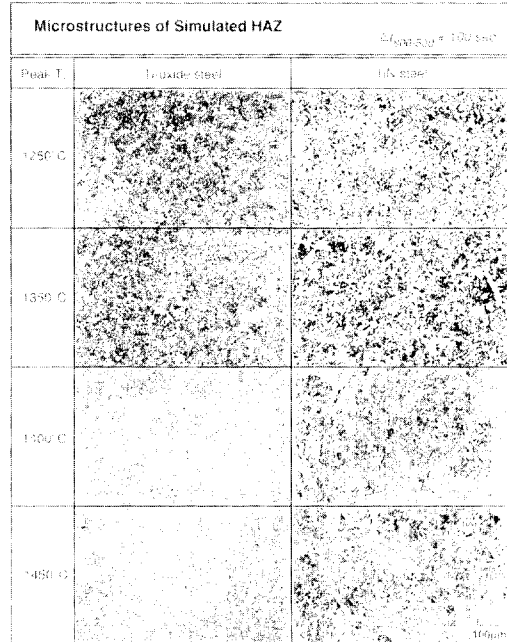


Photo 1. Microstructures of the simulated HAZ of Ti-oxide and TiN steel

TiO가 TiN보다 1.9배 크다. 만약 N과 O의 활동도 계수가 같다면 TiO의 용해도적은 다음과 같이 표시되어질 수 있다.

$$((Ti)(O)) = ((Ti)(N))^{1.9}$$

따라서 TiN의 용해도적으로 부터 1450℃ (1723K)에서의 TiN의 용해도적은 5.5×10^{-6} 으로 주어지기 때문에 TiO의 용해도적은 대략 1.0×10^{-10} 정도로 TiN에 비하여 극히 적다.

이러한 근거로 TiN강의 경우 최고가열온도가 1350℃까지는 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하고 미세한 ferrite를 형성시켜 우수한 충격인성값을 보이거나, 1400℃이상의 최고가열온도에서는 미세분산되어 있는 TiN이 재고용되어 오스테나이트의 결정립성장을 억제하지 못하여 충격인성이 저하되는 것으로 사료된다. 그러나 Ti산화물강의 경우는 Ti산화물이 TiN에 비하여 안정하기 때문에 최고가열온도가 증가하여도 오스테나이트의 결정립 성장을 억제하고 결정립내에서 인성이 우수한 IFP의 형성시켜 최고가열온도가 1450℃까지 증가하여도 우수한 충격인성을 유지하는 것으로 사료된다.

3.2 Ti산화물에 의한 IFP의 형성

Photo 2는 Ti산화물강의 용접 열cycle재현시킨 HAZ내에 존재하는 Ti산화물을 광학현미경 및 SEM으로 관찰한 것으로 Ti산화물을 생성핵으로 IFP가 성장된 것을 보여주고 있다. 일반적으로 결정입내에 형성되는 IFP는 GBF보다 저온에서 생성되는데, Ti산화물로부터 생성되는 IFP는 결정입계에 형성되는 GBF보다 먼저 형성되는 것으로 미루어 Ti산화물로부터 형성되는 IFP의 형성에너지는 결정입계에서 생성되는 GBF의 형성에너지보다도 낮은 것으로 판단된다. Ti산화물강에서 Ti산화물을 핵으로 생성되는 IFP는 일반적으로 서로 90° 또는 60°를 이루면서 4방향 혹은 6방향으로 성장이 일어나고 있으며, 이러한 Ti산화물의 형태는 대부분 구형에 가까운 것으로 관찰되고 있다. 따라서 3차원적으로 생각해보면 IFP의 성장방향은 더욱 다양할 것이라고 예측할 수 있다.

Ti산화물에 의한 IFP의 생성 mechanism은 학자들간에 의견이 일치되고 있지 않으나, 대략 격자정합설, 열팽창계동 차이설, 경화능 증가설 등이

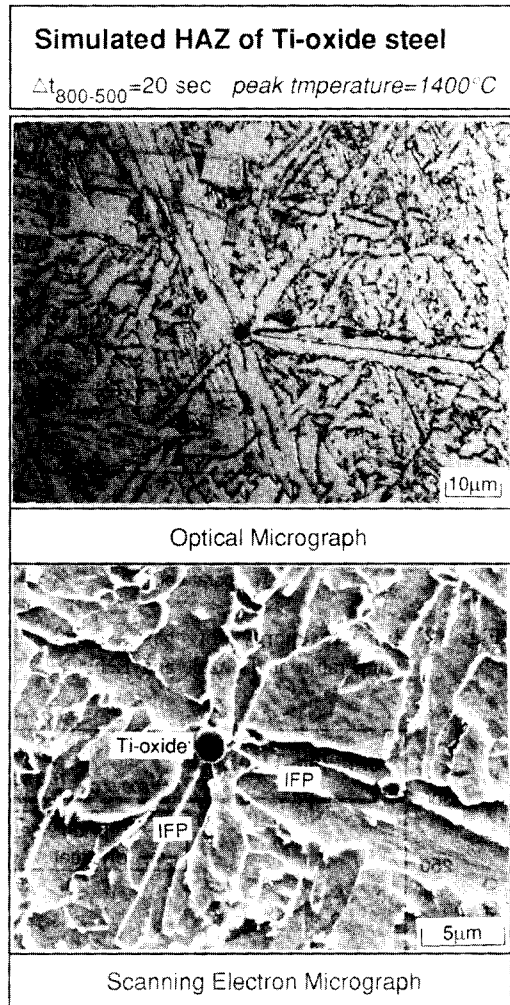


Photo 2. Microstructures of acicular ferrite, nucleated from Ti-oxide particle

보고^{6,8)}되고 있다. 격자정합설 (lattice disregistry model)은 기지와 생성상 사이의 mismatch가 핵생성에 필요한 자유에너지에 영향을 미친다는 이론이다. 즉, 강재의 용접시 HAZ내에 존재하는 Ti산화물은 ferrite와 우수한 정합도를 나타내어 IFP가 Ti산화물에서 불균일핵생성하기가 용이하다는 것을 의미한다. 불균일핵생성에서 석출물과 생성상간의 계면에너지가 모상과 석출물간의 계면에너지보다 작을수록 핵생성이 용이하며, 두 상사이의 disregistry가 작을수록 계면에너지는 작아진다. 또

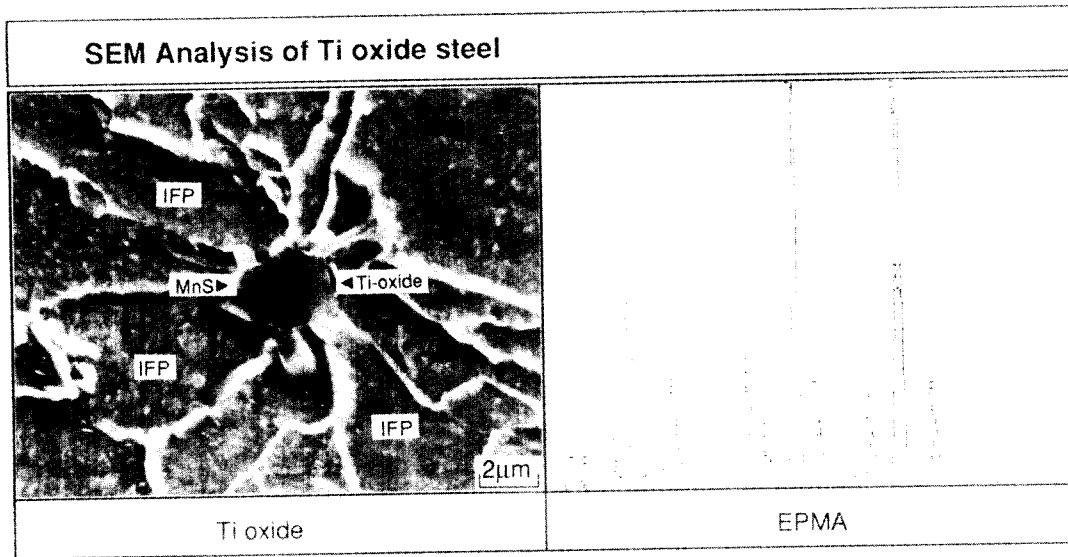


Photo 3. (a) SEM micrograph and EPMA analysis of Ti-oxide particle

한 열팽창계수 차이설은 오스테나이트 기지의 열 팽창계수는 산화물 및 질화물등의 열팽창계수보다 크기 때문에 용접시 용접열에 의해 가열된 HAZ가 냉각함에 따라 기지와 석출물간의 열팽창계수의 차이에 의해 오스테나이트 기지에 국부적인 응력이 생기게 된다. 따라서 오스테나이트와 석출물간의 열팽창계수의 차이가 크면 클수록 국부적인 응력이 크게 되어 ferrite변태가 촉진된다는 이론이다. 그러나 열팽창계수가 비슷한 산화물사이에도 IFP의 형성능력은 전혀 다르며 또한 열팽창계수의 차이때문에 생긴 thermal stress는 산화물 주위에 수축력으로 작용하기 때문에 팽창에 의해 수반되는 γ/a 변태에 대해서 적합하지 않다는 지적도 있다. 한편 경화능 증가설은 Ti산화물이 MnS를 수반하는 경우가 많은데 이로 인하여 기지의 조성적인 변화에 의하여 γ/a 변태가 촉진된다는 이론이다. 즉, MnS주위에 Mn depleted zone이 생겨 오스테나이트 형성원소인 Mn의 농도감소로 인하여 γ/a 의 변태온도를 상승시켜 IFP의 핵생성을 촉진시킨다는 이론이다.

Photo 3은 IFP의 생성핵으로 작용한 석출물의 EPMA분석결과로 대부분이 Ti산화물이며 산화물 외곽에는 MnS가 석출되어 있고 전체적으로 Si, Al, Ca등이 함유되어 있는 복합산화물의 형태를 보이고 있다. Photo 4 및 Photo 5는 Ti산화물강중

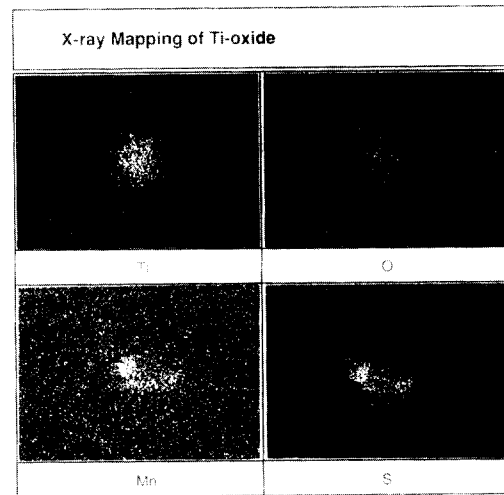


Photo 3. (b) X-ray mapping of the element Ti, O, Mn and S

에 존재하는 석출물의 STEM분석결과로 관찰된 Ti산화물은 NaCl type의 cubic구조인 TiO 과 HCP 구조의 Ti_2O_3 형태로 존재함을 알 수 있다.

3.3 재현 HAZ인성에 미치는 냉각속도의 영향

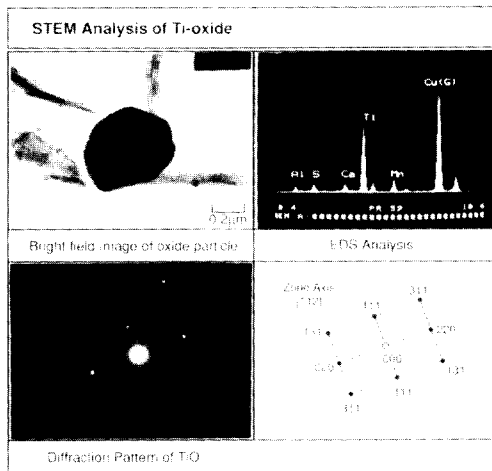


Photo 4. EDS analysis of Ti-oxide particle and diffraction pattern of TiO

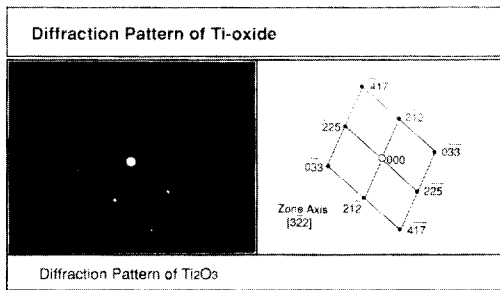


Photo 5. Diffraction pattern of Ti₂O₃

Fig. 4~Fig. 6은 각 최고가열온도에서 냉각조건
의 변화에 따른 -40℃에서의 충격인성변화를 TiN
강과 비교하여 나타낸 것이다. 또한 Photo 6 및
Photo 7은 최고가열온도가 각각 1400℃ 및 1450℃
에서의 냉각속도에 따른 미세조직의 변화를 나타
낸 것이다. Fig. 4에서 최고가열온도가 1350℃일때
의 Ti산화물강과 TiN강의 충격인성의 변화를 나타
낸 것으로 TiN강의 충격인성이 $\Delta t_{800-500} = 10\sim$
 100sec 범위에서 Ti산화물강보다 더 우수한 충격인
성값을 나타내었다.

이것은 최고가열온도가 1350℃인 경우 TiN이 오
스테나이트 결정립 성장을 억제하며 미세한
ferrite의 형성을 촉진하기 때문이라고 사료되며,
Ti산화물강은 Ti산화물에 의한 IFP의 형성이 두드

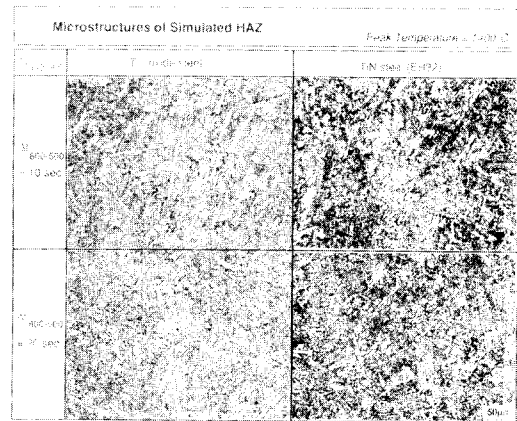


Photo 6. Microstructures of the simulated HAZ of
Ti-oxide and TiN steel when peak
temperature is 1400℃

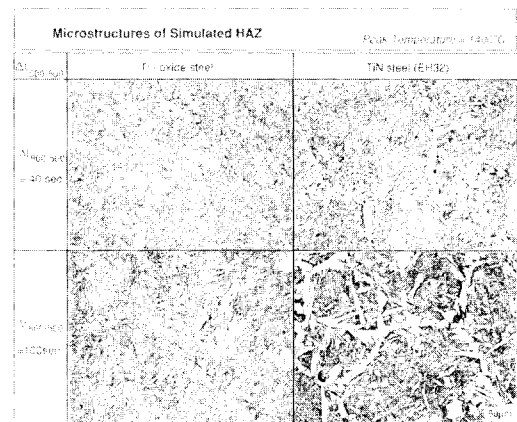


Photo 6. continued

러지지 못하기 때문이라고 사료된다. 그러나 두
강재 모두 $\Delta t_{800-500} = 10\sim 100\text{sec}$ 범위에서 100J이상
의 우수한 충격인성값을 나타내고 있다. Fig. 5의
최고가열온도가 1400℃인 경우에는 Ti산화물강이
TiN강보다 약간 우수한 충격인성을 보이고 있으
며, $\Delta t_{800-500} = 20\text{sec}$ 와 40sec 에서, TiN강은 $\Delta t_{800-500}$
 $= 20\text{sec}$ 에서 $\Delta t_{800-500} = 10\text{sec}$ 일때보다 모두 충격인
성이 향상되는 것을 알 수 있고 이것은 IFP의 생성
량과 밀접하게 연관되어 있음을 알 수 있다. TiN강
의 경우는 $\Delta t_{800-500} = 100\text{sec}$ 정도로 냉각시간이 길어
지면 polygonal ferrite와 pearlite상이 생성되어 다시

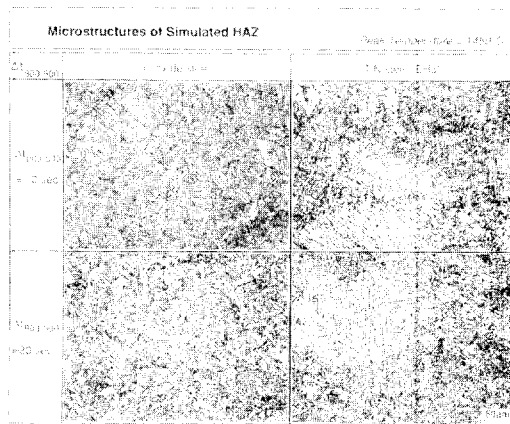
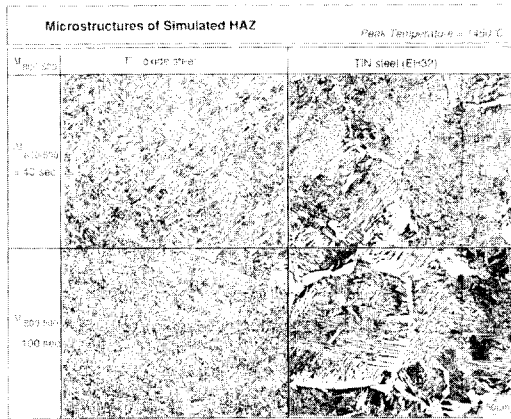


Photo 7. Microstructures of the simulated HAZ of Ti-oxide and TiN steel when peak temperature is 1450°C

Photo 7. continued

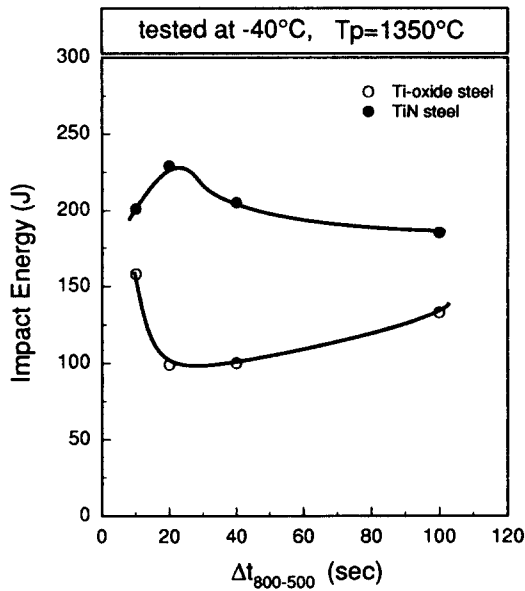


Fig. 4 Effect of cooling time on impact energy in the simulated HAZ of Ti-oxide and TiN steel, when Tp=1350°C

충격인성이 증가하게 된다. 특히 Ti산화물강의 경우는 $\Delta t_{800-500} = 100\text{sec}$ 에서도 IFP가 생성되기 때문에 높은 충격인성값을 나타내고 있다. 최고가열온도가 1450°C인 Fig. 6에서는 두강재의 충격인성의 차이는 두드러지게 나타나고 있다. 즉 Ti산화물강

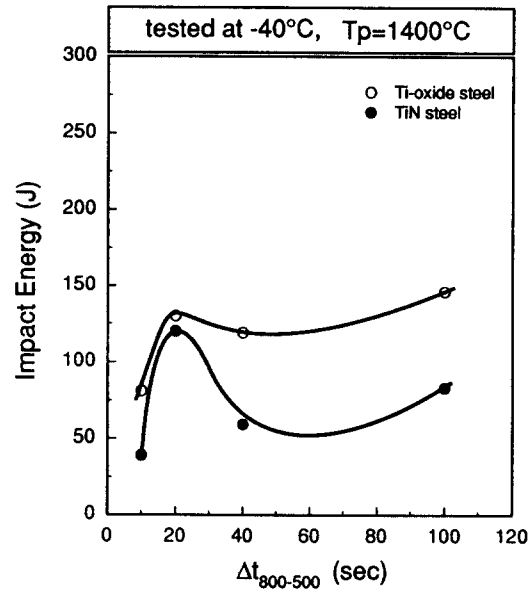


Fig. 5 Effect of cooling time on impact energy in the simulated HAZ of Ti-oxide and TiN steel, when Tp=1400°C

의 경우는 조사한 냉각속도의 변화에 따라 거의 일정한 충격인성값을 보이고 있는 반면에 TiN강은 50J미만의 낮은 충격인성값을 나타내고 있다.

이 결과로부터 Ti산화물강의 경우는 부여한 용접열cycle에 대하여 큰 충격인성의 차이를 보이고

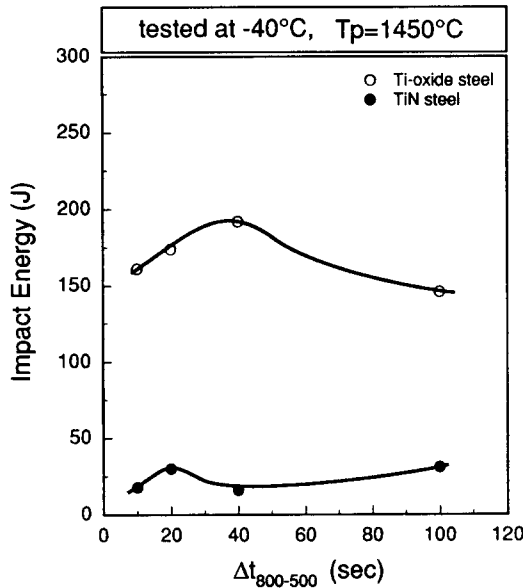


Fig. 6 Effect of cooling time on impact energy in the simulated HAZ of Ti-oxide and TiN steel, when $T_p=1450^{\circ}\text{C}$

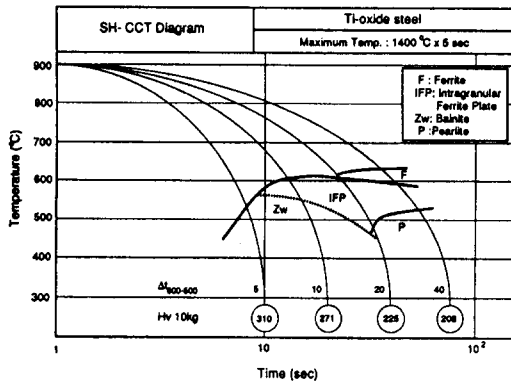


Fig. 7 SH-CCT diagram of Ti-oxide steel

있지않으나 TiN강의 경우 최고가열온도가 1350℃를 초과해서는 충격인성은 급격히 감소하는 경향을 보이고 있다. Ti산화물강의 경우 분산되어 있는 Ti산화물이 TiN에 비하여 열적으로 안정하며 냉각함에 따라 IFP의 생성을 촉진하기 때문이라고 사료된다. 그러나 TiN석출물은 1350℃까지는 오스테나이트의 성장을 억제하고 ferrite의 변태를 촉진하는 역할을 하지만 최고가열온도가 1350℃를 초과

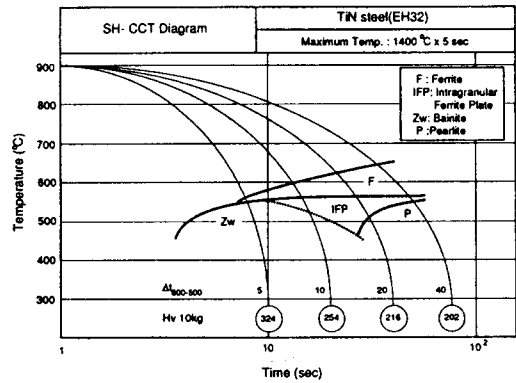


Fig. 8 SH-CCT diagram of TiN steel

해서는 본래의 기능을 상실하기 때문이라고 사료된다.

Fig. 7 및 Fig. 8은 각각 Ti산화물강과 TiN강의 SH-CCT diagram을 나타낸 것으로 열cycle 재현조건은 최고가열온도가 1400℃였고, 냉각조건은 $\Delta t_{800-500}$ 가 5~40sec의 범위에서 시험하였다. 앞에서 서술한 미세조직과 각 조건에서의 구간 quenching결과 및 경도시험 결과를 바탕으로 작성한 것으로 Ti산화물강은 TiN강에 비하여 IFP영역이 확대되어 있음을 알 수 있다. 최고가열온도에 따라 IFP가 생성되는 조건은 앞의 미세조직시험 결과로 미루어 볼때 많이 달라지는데, 최고가열온도가 1400℃일때 IFP가 생성되기 좋은 $\Delta t_{800-500}$ 은 TiN강의 경우는 20sec전후, Ti산화물강은 10~40sec의 범위임을 알 수 있다.

SH-CCT diagram에서 F(Ferrite) 영역은 GBF 및 FSP, polygonal ferrite등 IFP를 제외한 모든 ferrite를 포함하고 있다. 최고가열온도 1400℃에서는 TiN강의 경우도 어느정도의 IFP영역을 나타내고 있으며, Ti산화물강의 경우에는 GBF의 생성보다도 IFP가 먼저 생성되는 것으로 나타나고 있다. TiN강에서는 IFP의 생성핵은 일부 존재하는 산화물과 MnS의 복합석출물이나 조대해진 TiN이라고 판단되나 확인된 것은 없다. IFP영역은 Ti산화물강의 경우 냉각시간이 길어지더라도 어느정도 나타나고 있는데 반하여, TiN강은 거의 사라지고 F영역이 크게 발달되고 있다. IFP가 많이 생성되는 냉각조건에서 두강종의 경도는 Hv220정도로 비슷한 수준을 보이고 있다.

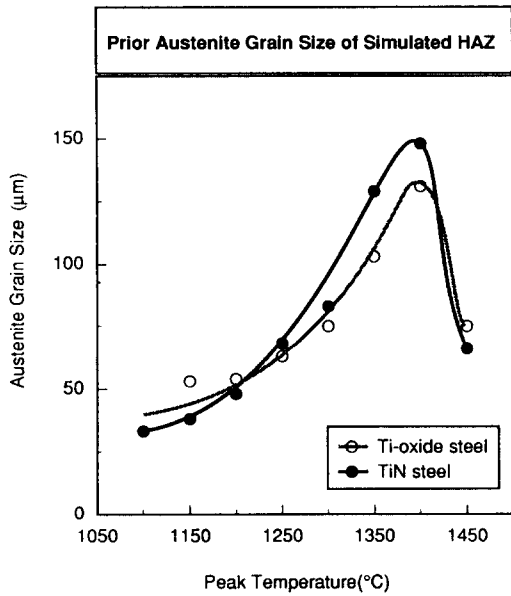


Fig. 9 Variations of prior austenite grain with peak temperature in Ti-oxide and TiN steel

3.4 최고가열온도에 따른 AGS 및 인성의 변화

용접시 HAZ의 최고가열온도는 가열후 냉각속도와 함께 HAZ의 미세조직을 결정하는 중요한 인자이다. 특히 최고가열온도는 냉각이 개시되기전의 기본조건이라고 할 수 있는 AGS에 결정적인 영향을 미치기 때문에 상온에서 bainite, ferrite, pearlite등의 조직이 존재하는 50kgf/mm²급강의 HAZ인성과 깊은 관계가 있다. 또한 AGS는 석출물에 의한 IFP생성에 미치는 영향이 크기때문에 Ti산화물강의 경우에는 최고가열온도가 더욱 중요시되고 있다.

Fig. 9는 Ti산화물강과 TiN강 HAZ의 최고가열온도변화에 따른 AGS의 변화를 나타낸 것이다. AGS의 변화양상은 두강종 모두 최고가열온도가 증가함에 따라 AGS가 계속 증가하다가 최고가열온도 1450℃에서 급격히 감소하는 동일한 경향을 보이고 있다. 다만 절대적인 크기에서 최고가열온

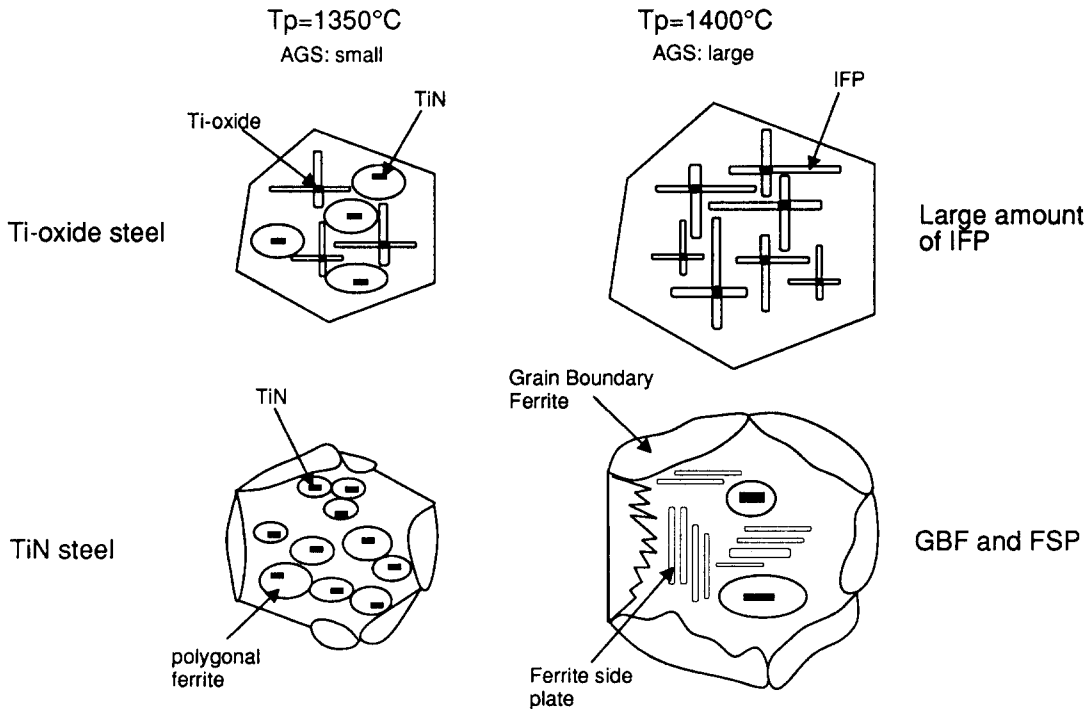


Fig. 10 Schematic diagram of simulated HAZ in Ti-oxide steel and TiN steel at 1350°C and 1400°C peak temperature

도가 높아지면 Ti산화물강이 TiN강보다 AGS가 작은 것으로 나타나고 있는데, 이것은 강중의 산화물이 질화물보다 고온에서 안정하기 때문에 나타난 결과로 볼 수 있다.

AGS는 대략 30~150 정도의 범위에 있으며 최대의 AGS는 두 강종 모두 최고가열온도가 1400℃일 때 나타나고 있다. 최고가열온도가 증가함에 따라 AGS가 증가하는 경향은 가열에 의해서 결정립이 성장하는 일반적인 현상이며 이것으로 부터 강중의 산화물이나 질화물이 가열온도가 높을 경우에는 오스테나이트의 결정립 성장을 효과적으로 억제하지 못한다는 것을 알 수 있다. 최고가열온도가 1450℃에서 AGS가 급격히 작아지는 이유는 dilatation curve 분석결과 1450℃에서 생성되었던 고온 ferrite가 냉각시 미세한 오스테나이트로 재변태되기 때문으로 판명되었다. 따라서 용접부의 인성에서 가장 문제가 되는 부분은 최고가열온도가 1350~1450℃사이인 1400℃전후로 가열되는 영역이라고 추정 할 수 있다.

Fig. 10에서는 최고가열온도가 1350℃ 및 1400℃일 때 TiN강과 Ti산화물강의 미세조직의 변화를 모식도로 나타내었다. 최고가열온도가 1350℃인 경우 TiN강에서는 결정립 크기가 작고 TiN에 의한 polygonal ferrite의 형성으로 우수한 충격인성을 유지하나, 최고가열온도가 1400℃에서는 TiN의 재고용 또는 성장으로 인하여 결정립이 성장하고 주로 GBF 및 FSP의 형성으로 충격인성은 급격히 감소하는 반면에 Ti산화물강은 최고가열온도가 1350℃에서는 결정립 크기가 작고 Ti산화물과 TiN이 공존하여 IPF 및 polygonal ferrite가 동시에 형성되어 우수한 충격인성을 유지하며, 최고가열온도가 1400℃인 경우는 AGS도 증가하여 조대한 결정립이 형성되나 결정립내부에 Ti산화물이 IPF의 형성을 촉진하여 우수한 인성을 유지하는 것으로 사료된다.

4. 결 론

Ti산화물강과 TiN강의 용접 열cycle재현시험에 의한 용접부 변태특성을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 용접부 최고가열온도 증가에 따른 용접열영

향부의 인성은 TiN강의 경우 계속적인 감소를 보이는 반면, Ti산화물강은 1400℃이상에서 오히려 증가하는 경향을보여 Ti산화물강이 TiN강에 비하여 최고가열온도 1400℃이상에서 충격인성 개선의 효과를 나타내었다.

2. 1400℃이상의 고온에서 Ti산화물강이 우수한 인성을 보이는 이유는 AGS의 증가와 함께 Ti산화물이 입내에서 다량의 IFP를 석출시키기 때문이나, TiN강은 질화물의 재고용 및 AGS의 조대화로 인성이 급격히 저하하였다.

3. IFP의 석출 핵으로 작용하는 Ti산화물은 MnS 와 함께 복합재물로 석출하였으며 TiO, Ti₂O₃의 결정구조가 확인되었다.

참 고 문 헌

1. Jinch Takamura 외 : Proceedings 6th International Iron and Steel congress 1990, p. 598
2. D.J. Abson : Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals, IIW Document IX-1486-87
3. H. Homm 외 : Improvement of HAZ toughness in HSLA steel by introducing finely dispersed Ti-oxide, Welding Journal, Oct. (1987), 301s
4. Jye-Lone Lee 외 : Effect of killing time on the microstructure and toughness of the heat-affected zone in Ti-killed steels, Metallurgical Transactions A, Vol. 22A (1991), No. 11, p. 2818
5. Koichi Yamamoto 외 : A newly developed Ti-oxide bearing steel having high HAZ toughness, residual and unspecified element in steel ASTM STP 1042, 1989, p. 266
6. Mori N 외 : Mechanism of notch toughness improvent in Ti-Bi-bearing weld metals, IIW Document IX-1196-81
7. J.M. Dowling 외 : Inclusion phases and nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels, Metallurgical Transactions A, Vol. 17A (1986), No. 9, p. 1611
8. C.M. Jr. Adams : Welding Journal, Vol. 37, No. 5, 210s