

Ti산화물에 의한 용접열영향부 인성향상 연구

A study on the improvement of HAZ toughness by Ti-oxides

산업과학기술연구소 *정홍철, 한재광, 방국수, 이종봉, 장래웅

1. 서론

HAZ인성 향상을 위하여 Ti, B 등의 질화물을 이용하는 방법은 현재 널리 적용되고 있으나 이러한 석출물들은 1400°C 이상 가열되는 본드부 가까이에서 대부분 용해되어 그 효력을 상실하게 되어 최근에는 질화물보다 고온에서 안정한 산화물을 이용하여 HAZ 인성을 향상시키는 연구가 활발히 진행되고 있다. 본 연구에서는 Ti산화물에 의한 고인성 용접용강 개발 연구의 첫 단계로 Ti탈산시 Ti산화물의 생성거동을 조사하고 그 분산상태와 HAZ 조직변태 특성 및 충격인성의 변화를 비교검토 하였다.

2. 실험방법

시험재는 기본성분 0.1C-0.3Si-1.4Mn-0.1Ti를 목표로 진공용해한 후 두께 15mm로 압연하여 제조하였다. Table 1에 각 시험재의 화학성분, 제조조건 (탈산원소 첨가 순서, 탈산 후 유지시간 및 주형예열 여부) 및 인장강도를 나타내었다. 개재물 분산상태는 Image analyzer를 이용하여 60시야 이상 관찰하여 갯수, 평균크기 및 크기별 분포를 조사하였고 성분은 SEM과 replica를 이용한 STEM으로 분석하였다. HAZ 인성은 용접열사이클 재현장치를 이용하여 최고가열온도 1400°C로 가열한 후 800°C에서 500°C까지의 냉각속도를 10초에서 100초 사이로 변화시킨 열사이클 재현 충격시편을 사용하여 측정하였다. 용접냉각중의 조직변태특성은 자동변태점측정장치를 이용하여 dilatation 측정과 조직검사를 병용하여 조사하였다.

3. 실험결과 및 고찰

Figure 1에 제조조건에 따른 개재물의 단위면적당 갯수를 나타내었다. 탈산원소 첨가 순서에 상관 없이 탈산후 유지시간이 30초인 경우가 30분인 경우보다, 그리고 주형을 예열하지 않은 경우가 예열한 경우보다 개재물 갯수가 많다. 이것은 Ti산화물들이 용강상태에서 1차산화물로서만 아니라 2차산화물로도 생성함을 나타내어 Ti산화물을 미세분산시키기 위하여는 탈산후 유지시간을 짧게함과 동시에 냉각속도를 빨리함이 필요하다.

Figures 2, 3에 인장강도 41 및 45kgf/mm² 강종 대표적인 A와 G강의 용접후 냉각속도에 따른 침상페라이트 (AF) 생성량과 SH-CCT도를 각각 나타내었다. AF의 석출은 냉각속도에 크게 의존하여 강 G의 경우 $\Delta t_{800-500}$ 이 10~40초의 경우 가장 많은 석출량을 보이며 고온변태조직인 입계페라이트 (GBF)의 생성이 억제된 G강이 A강에 비하여 AF가 많이 생성됨을 알 수 있다. 따라서 AF량 증가를 위하여서는 강 자체의 경화능을 조정하여 페라이트변태 개시온도를 낮추는 것이 필요하다.

각 시험재들의 냉각속도변화에 따른 충격인성변화를 단위면적당 개재물 갯수로 Fig. 4에 나타내었다. Open mark는 인장강도 41kgf/mm²급 강들인 A, B, E, F에 해당하고 solid mark는 45kgf/mm²급 강들인 C, D, G, H, K, L에 해당한다. 충격인성은 개재물 갯수의 증가와 함께 증가하는 경향을 보이는데 이런 경향은 AF의 석출에 앞서 GBF석출이 적은 C, D, G, H, K, L강들의 경우가 더욱 뚜렷하다.

4. 결론

1) Ti산화물을 미세분산시키기 위하여서는 탈산후 유지시간을 짧게함과 동시에 냉각속도를 빨리함이 필요하며 HAZ 충격인성은 Ti산화물 갯수의 증가와 함께 증가한다.

2) AF석출의 정도는 강 자체의 페라이트변태특성에도 큰 영향을 받아 AF보다 고온에서 생성하는 GBF의 석출이 많을수록 AF석출이 적어진다.

5. 참고문헌

J.L.Lee, Y.T.Pan, Materials Science and Engineering, A316, 1991, 109p

Table 1 Manufacturing procedures, chemical compositions and mechanical Properties of steels used

Steel	Deoxidation	Holding*	MP**	Chemical Composition (wt.%)										TS(kgf/mm ²)		
				C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	O	N	Other			
A	Si-Mn/Ti	No	No	0.06	0.24	1.39	0.02	0.02	0.001	0.012	0.0027	0.0024				40.8
B	-	No	Yes	0.06	0.24	1.40	0.02	0.02	0.001	0.010	0.0015	0.0025				40.1
C	-	Yes	No	0.10	0.26	1.47	0.02	0.01	0.001	0.015	0.0011	0.0026				43.3
D	-	Yes	Yes	0.09	0.27	1.46	0.02	0.02	<0.001	0.014	0.0010	0.0024				45.1
E	Ti-Mn/Si	Yes	No	0.08	0.24	1.41	0.01	0.01	<0.001	0.005	0.0007	0.0021				41.2
F	-	Yes	Yes	0.08	0.25	1.43	0.02	0.02	0.001	0.005	0.0006	0.0021				41.1
G	-	No	No	0.10	0.24	1.47	0.01	0.02	0.001	0.015	0.0023	0.0026				44.8
H	-	No	Yes	0.10	0.24	1.47	0.01	0.02	<0.001	0.013	0.0013	0.0024				44.4
I	Ti-Mn/Si-Zr	No	No	0.10	0.26	1.47	0.02	0.02	0.001	0.025	0.0040	0.0027	Zr 0.001			51.0
J	-	Yes	Yes	0.10	0.25	1.47	0.01	0.01	0.001	0.017	0.0005	0.0022	Zr 0.046			49.8
K	Ti-Mn/Si-Ca	No	No	0.10	0.23	1.47	0.01	0.01	0.001	0.015	0.0033	0.0022	Ca 0.001			44.6
L	-	Yes	Yes	0.10	0.31	1.44	0.02	0.02	0.001	0.019	0.0018	0.0015	Ca 0.002			46.9

* Holding times after Ti addition: Yes (30 min): No (30 sec)

** MP stands for mold preheating

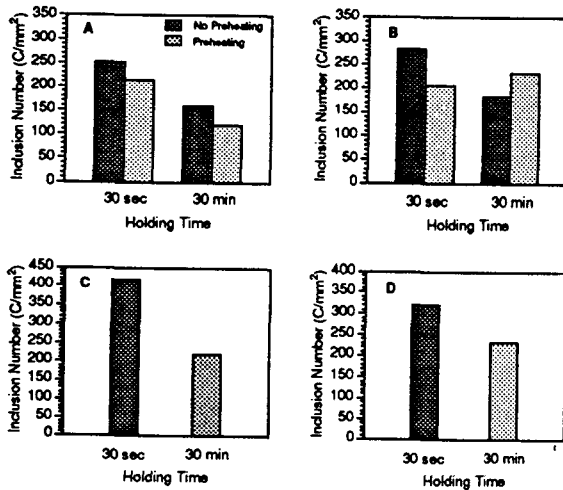


Fig. 1 Variation of inclusion number with deoxidation sequence: A (Si-Mn/Ti); B (Ti-Mn/Si); C (Ti-Mn/Si-Zr); D (Ti-Mn/Si-Ca)

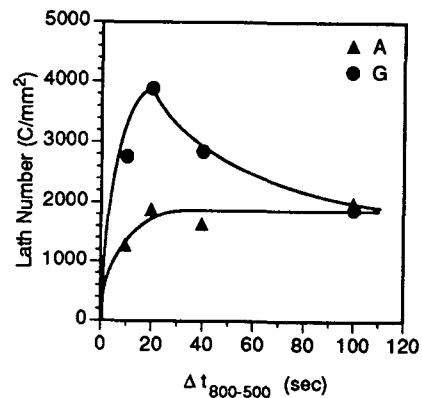


Fig. 2 Variation of acicular ferrite lath numbers with cooling time

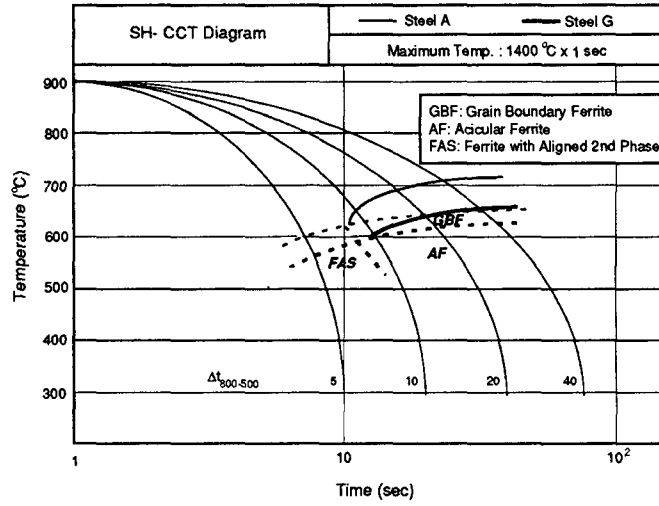


Fig. 3 Comparison of SH-CCT diagrams between steel A and steel G

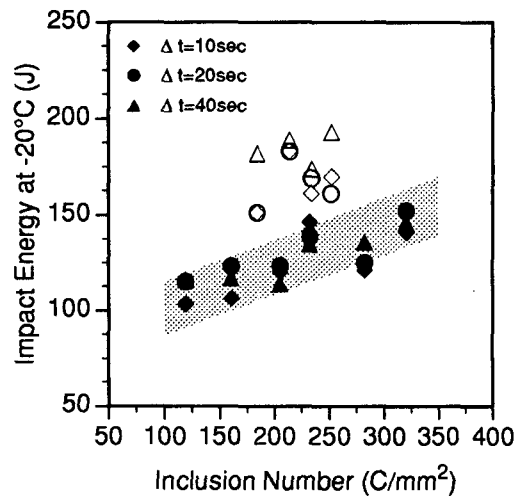


Fig. 4 Relationship between impact energies and inclusion number