

SA508-cl.3강의 ICCGHAZ의 입열량 변화에 따른 인성 거동 연구

Behavior of toughness in the ICCGHAZ of SA508-cl.3 steel with various heat inputs

권기선, 김주학*, 홍준화*, 이창희

한양대학교 금속공학과, * 한국원자력연구소

1. 서 론

용접영향부 (HAZ)는 최고 도달온도로부터의 거리에 따른 온도구배가 크고 급격한 열 사이클을 경험하기 때문에 조직 및 물성치의 변화가 예상되는 영역이고, 따라서 인성저하등 취성이 잠재적으로 내포된 지역이다. 본 연구의 앞 부분¹⁾에서 SA508-cl.3 steel의 다중 HAZ에서 LBZ이 ICCGHAZ라는 것과 이에 대한 상변태 거동을 조사하였다. 그러나 intercritical region내에서 T_{p2} 의 변화와 $\Delta t_{8/5(2)}$ 의 변화에 따른 충격 인성 평가가 이루어지지 않았으며 따라서 ICCGHAZ를 대상으로 하여 T_{p2} 의 변화와 $\Delta t_{8/5(2)}$ 의 변화에 따른 충격 인성 평가를 진행 하였으며 지금까지 존재가 확인 된 M-A constituents 거동을 변수에 따라 관찰 하였다.

2. 실험방법 및 절차

'98춘계용접학회 발표시 기 보고된 pre-test¹⁾에서 worst toughness를 가지는 ICCGHAZ를 시험대상으로 하며 변수로써 2nd pass peak 온도와 역시 열방정식에 의해 계산된 각각의 $\Delta t_{8/5(1)}$ 과 $\Delta t_{8/5(2)}$ 를 사용한다 (Table 1의 열 사이클 참조).

Table 1 Thermal cycle conditions

Item	1st pass				2nd pass			
	Heating rate, $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$	$T_{p1}, ^{\circ}\text{C}$	Holding time	$\Delta t_{8/5(1)}, \text{sec}$	Heating rate, $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$	$T_{p2}, ^{\circ}\text{C}$	Holding time	$\Delta t_{8/5(2)}, \text{sec}$
F1	300	1350	5	20	65	780	15	vary
F2	300	1350	5	20	58	715	15	vary
F3	300	1350	5	20	50	650	15	vary
S1	300	1350	5	200	65	780	15	vary

ASTM E23에 따라 Charpy impact test를 시행했으며 absorbed energy (vE)로 인성을 평가하였다. 경도는 미소경도기로 측정하였고 SEM과 TEM으로 HAZ의 미세구조 변화를 관찰하였으며, 또한 fracture surface 관찰은 SEM으로 실시 하였다. HAZ를 simulation 하기 위한 장비는 thermomechanical simulator인 Gleeble 1500 Model을 사용 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 충격시험

Worst toughness를 보이는 ICCGHAZ의 $\Delta t_{8/5(1)}$, T_{p2} , $t_{8/5(2)}$ 에 따른 인성의 변화를 그림 1에 나타내었다. 조건 F3의 경우 $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 짧으면 B.M과 유사한 인성을 가지나 $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 증가하면서 인성 값은 저하하였다. T_{p2} 가 650, 715, 780 $^{\circ}\text{C}$ 로 증가하면서 인성값은 저하 되었으며, 비교된 세조건 중에서 조건 F1의 경우에 인성이 가장 낮았다. T_{p2} 780 $^{\circ}\text{C}$ 인 경우에는 $\Delta t_{8/5(1)}$ 을 빠른 경우(F1)

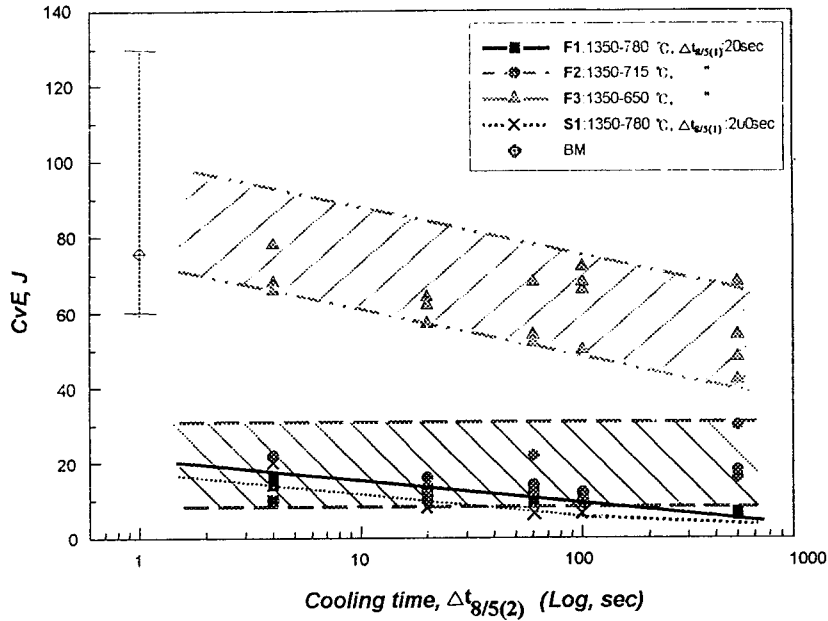


Fig. 1 The charpy test results with various heat inputs (at -40°C)

와 느린 경우(S1)로 달라하여 비교하였다. F1과 S1의 인성은 다른 두 조건에 비해서 낮게 나타났고, F1, S1의 인성차이는 2~3J로써 크지 않았으나 S1이 더 낮았다. 또한 위의 실험 조건 대부분에서 인성은 $\Delta t_{8/5(2)}$ 의 증가에 따라 저하하는 양상을 보였다. 그러나 F2 경우는 $\Delta t_{8/5(2)}$ 에 영향받지 않고 일정함을 알 수 있다.

즉, T_{p2} 가 높을수록 인성은 낮았으며 $\Delta t_{8/5(1)}$, $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 길수록 인성은 역시 낮은 것으로 분석되었다. 파면을 관찰하면 파괴 초기에 나타나는 dimple은 매우 좁았고 cleavage가 지배적인 파괴 모드였으며 F1, F2, F3, 그리고 S1에서 모두 결정립을 따라서 분리된 양상을 보이고 있으며 macro 파면을 보아선 인성의 큰 차이를 판별할 수 없었다.

Intercritical region으로 재가열되면 2nd phase가 형성되는 현상은 이미 춘계학회지에 보고한 바 있으며 입열량을 변화시키면서 2nd phase의 양을 조사하였다. 2nd phase의 양은 동일한 $\Delta t_{8/5(2)}$ 에서 peak 온도가 높을수록 많았다(그림 2 참조). 그러나 동일한 peak 온도에서는 $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 증가하면서 감소되는 것을 보이고 있으며 이것은 앞에서 설명한 바와 같이 $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 길어지면서 bainite 같은 고온 변태 생성물이 증가하여 matrix의 조직적 구분이 잘 나타나지 않기 때문인 것으로 보인다. 또한 2nd phase의 양은 조건들 중에서 T_{p2} 가 가장 높고 $\Delta t_{8/5(1)}$ 이 느린(200sec) 경우에 더욱 많아짐을 볼 수 있다. 이론적으로 2nd phase의 형성은 2nd 열 사이클에 의존하기 때문에 F1과 S1의 경우에 같은 양이 형성되어야 할 것이다. 그러나 양측의 prior microstructure가 다르기 때문에 $\Delta t_{8/5(1)}$ 200sec인 경우에 2nd phase가 많을 수밖에

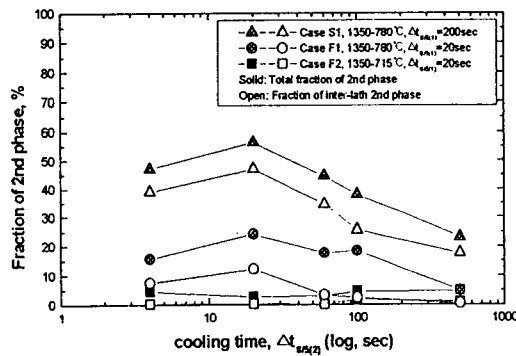


Fig. 2 The fraction of 2nd phase(M-A constituents) with various heat inputs

없다. 즉, S1의 경우는 2nd phase의 size가 크므로 γ 와 matrix의 interface 면적이 F1 경우 보다 작기 때문에 변태시 γ 가 matrix로 decompose 될 때 decompose 되는 양이 작아서 상대적으로 많은 2nd phase가 나타나는 것으로 판단된다. 2nd phase의 양은 그림 3에서 보는 바와 같이 S1 > F1 > F2 > F3 순이다. 이것은 또한 인성에 대한 순서이기도 하며 2nd phase의 양이 많을수록 인성이 저하 될 것을 알 수 있다. F3의 경우 A_1 온도를 초과하지 않았기 때문에 2nd phase가 형성되지 않았고 따라서 인성은 조건 중에서 가장 양호하였다. F2는 2nd peak 온도가 715°C로써 2nd phase는 S1이나 F1 보다 작은 양이 생겼지만 형성된 2nd phase의 탄소 농도가 S1이나 F1 보다 높을 것을 예상할 수 있다. 측정된 grain boundary 2nd phase의 경도를 다음식에 대입하면 계산된 탄소의 농도를 알 수 있다.

$$C\% = (H_{M-A} - 15) / 575$$

-----Eq. (1)

이 계산식은 Matsuda등²⁾에 의해 제안된 식을 변형하였고 H_{M-A} 는 M-A의 경도를 의미하며 Vicker's 경도기로 grain boundary와 inter-lath에 생성된 2nd phase의 경도를 측정된 결과를 이용하였다.

식 (1)을 계산하여 조건별 탄소함량을 그림 3에 나타냈다. 소재로 사용된 SA508-cl.3강의 평균 탄소량 0.2wt%를 고려한다면 결과 값은 2nd phase가 상당히 탄소 함량이 높은 high carbon 분위기인 것을 알 수 있게 해준다.

경도는 그림 4에서 보는 것처럼 F3를 제외한 세 조건에서 2nd phase의 경도가 matrix에 비해 현저히 높게 관찰 되었다. 2nd phase의 경우 $\Delta t_{3/5(2)}$ 가 증가하면서 경도의 저하는 없고 약간 증가하거나 거의 일정한 양상을 보여서 carbon 확산 및 집중을 의미하며, 반대로 matrix의 경도는 tempering 효과에 의해서 약간씩 감소함을 보이고 matrix softening의 결과를 의미한다. 즉 $\Delta t_{3/5(2)}$ 가 증가하면서 2nd phase와 matrix의 경도 차이는 더욱 증가함을 알 수 있다.

이상의 결과를 고려해 볼 때 ICCGHAZ의 인성 저하는 첫째 high carbon 분위기인 2nd phase가 많이 형성될수록 인성저하가 뚜렷했고, 둘째 새로 형성된 2nd phase와 matrix의 경도차가 증가할수록 인성값이 저하하였다. 그림 5은 Charpy 충격시험 파괴 단면의 광학사진이다. 그림 5.a)는 흰색의 2nd phase가 matrix에서 분리된 상태의 파괴이고, 그림 5.b)는 martensite lath를 가로지르는 2차 crack을 보여주고 있다. Charpy 시험은 시편의 크기에 비해 충격량이 매우 크기 때문에 파괴의 경우 cleavage, 특히 transgranular가 주를 이룰 수 있으며 그림 5.b)가 이를 보여 주고 있다. 그러나 grain boundary 2nd phase는 목걸이 형태로 연결 되어 있기 때문에 stress 집중시 grain boundary 2nd phase와 matrix의 경도 차이에 의한 계면 분리 현상을 관찰 할 수 있었으며 그림 5.a)가 이를 잘 보여 주고 있다. 또 반드시 2nd phase와 matrix의 계면에서는 아니더라도 prior grain boundary 근처의 stress에 지배되는 범위내에서 fracture가 일어나기도 한다.

충격시험의 ICCGHAZ 파면은 cleavage가 주요 파괴 모드이나 결정립계에서 다른 결정립이 분리 되어 떨어진 것을 볼 수 있었으며 이것은 지금까지 언급한 잔류 오스테나이트와 마르텐사이트의 복합 구조 (martensite with some retained austenite, M-A constituents)^{3, 4, 5)} 때문이다. 즉, 경도가 매우 큰 M-A constituents가 결정립계 상에 위치하고 상대적으로 경도가 낮은 기지의 경계에서 외부 충격시에 쉽게 분리가 일어날 수 있는 분위기가 형성 되어 ICCGHAZ의 인성을 저하시키기 때문이다.^{6, 7, 8)}

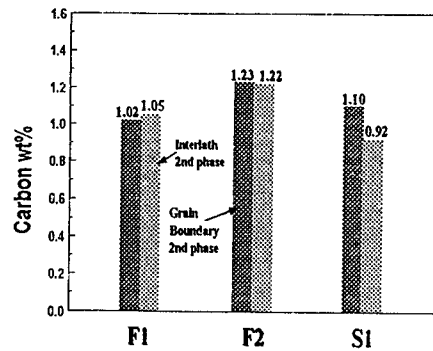


Fig. 3 Carbon contents of 2nd phase for each conditions

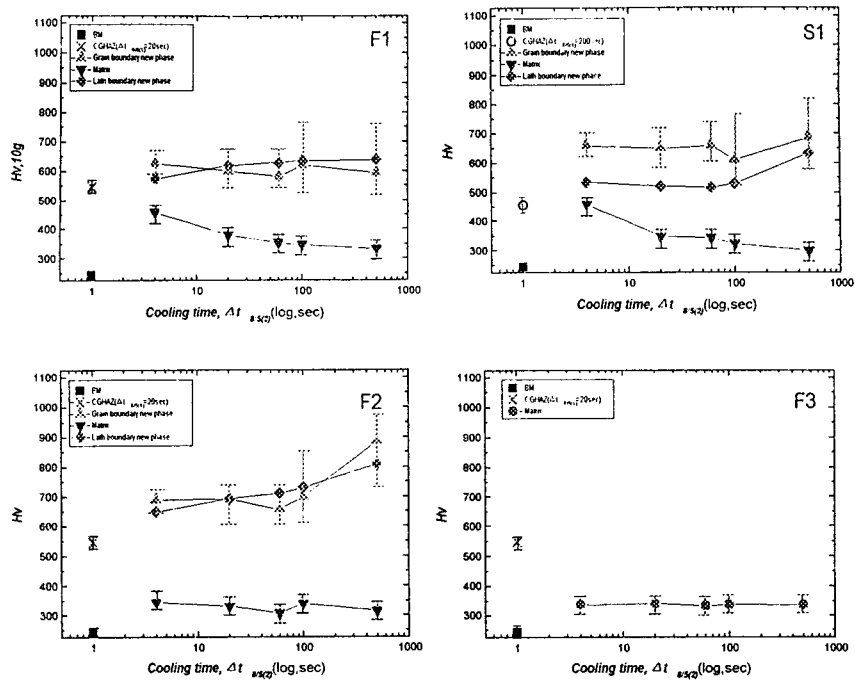


Fig. 4 The hardness of 2nd phases for each conditions

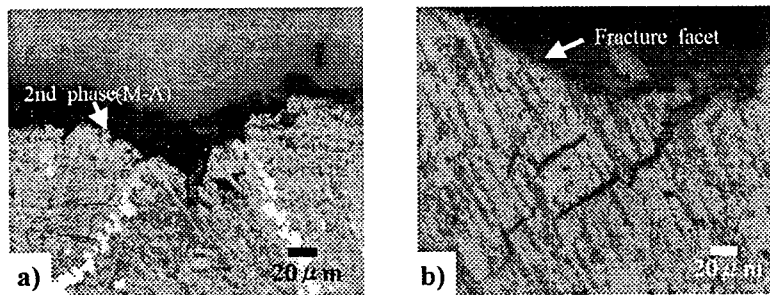


Fig. 5 Cross section of fracture surface

- a) debonding along 2nd phases
- b) transgranular 2ndary crack

4. 결론

M-A constituents의 생성기구는 다음과 같다. 고탄소 마르텐사이트 변태시 martensite는 shear transformation에 의하기 때문에 이웃하고 있는 두 martensite의 사이에 미변태 γ 가 있는 경우 이 미변태 γ 의 martensite 변태는 이미 shear transformation에 의해 volume 팽창이 일어난 두 martensite의 volume에 의한 stress로 인해서 shear transformation하지 못하고 γ 로써 잔류하는 것으로 판단된다. 또한 ICCGHAZ의 인성 저하는 첫째 high carbon 인 2nd phase(또는 M-A Constituents)가 많이 형성될수록 인성저하가 뚜렷했고, 둘째 세로 형성된 2nd phase와 matrix의 경도차가 증가(또는 matrix softening)할수록 인성값이 저하하였다. 결정립계 상과 마르텐사이트

inter-lath에 위치한 M-A constituents는 경도가 매우 높으며 상대적으로 경도가 낮은 기지 조직과의 경계에서 파괴가 쉽게 일어날 수 있는 분위기가 형성 되어 인성이 저하하는 것으로 사료 된다.

Reference

1. 권기선, 김주학, 홍준화, 이창희, '1998년도 특별강연 및 춘계학술발표 개요집', 대한용접학회, 1998, 133~137
2. I.Hrivnak, F. Matsuda, Z. Li, K. Ikeuchi and H. Okada 'Investigation of metallograpy and behavior of M-A constituent in weld HAZ of HSLA steels', Transactions of JWRI, Vol. 21, No. 2, 1992, 101~110
3. Okada H et al., 'Study of behavior of M-A constituent and its effect on simulated HAZ in single-pass and multi-pass welding thermal cycles', QJ Jpn Weld Soc, 1994, 12(1), 126~131
4. Okada H et al., 'Investigation of metallographic properties of M-A constituent', QJ Jpn Weld Soc, 1994, 12(2), 236~242
5. H. Okada, K. Ikeuchi, F. Matsuda, I. Hrivnak and Z. Li, 'Metallographic investigation of M-A constituent Deterioration and improvement of HAZ toughness in 780 and 980 MPa class HSLA steels welded with high heat inputs (2nd report)', Welding international, 1994, 8(11), 886~892
6. J. Y. Koo and A. Ozekcin, in Conf. Proc, on Welding Metallurgy of Structural Steels, Denver, Co, J. Y. Koo, ed. TMS-AIME, Warrendale, PA, 1987, 119~135
7. T. Haze, S. Aihara, and H. Mabuchi, in Proc. Int. Symp. of Accelerated Cooling of Rolled Steel, G. E. Ruddle and A. F. Crawley, eds., Pergamon Press, Oxford, 1987, 235~247
8. M. Koso, M. Miura, and Y. Ohmori, Met. technol., 1981, 482~487

This project has been carried out under the Nuclear R&D Program by MOST.