

SA508-cl.3 용접열영향부의 국부취화영역 (Local Brittle Zone)에 관한 연구

A study on the local brittle zone in HAZ of SA508-cl.3 steel

권기선, 김주학*, 홍준화*, 이창희

한양대학교 금속공학과
* 한국원자력연구소

1. 서 론

용접열영향부 (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. 특히 SA508-cl.3 같은 원자로 압력용기강은 안전과 직결되기 때문에 인성이 매우 중요하고 따라서 현재까지 국내 연구가 미흡했던 동 강재에 대한 다층 HAZ에서의 상변태 거동과 미세조직의 변화에 따른 기계적 특성 연구가 필요하다.

2. 실험방법 및 절차

2.1 재 료

시험재는 원자로 압력용기강으로 사용되는 SA508-cl.3 단조재이고, 단조 후에 QT 처리 되었으며 두께 방향 1/4t와 3/4t zone에서 채취했다. 시편은 두가지 형태로 제작했고, Thermal simulation test 후 charpy impact test를 하기 위한 charpy blank 시편과 dilation 측정을 위한 round 시편으로 가공했다.

2.2 Thermal simulation conditions

2.2.1 충격시험

HAZ를 simulation 하기 위한 장비는 thermomechanical simulator인 Gleeble 1500 Model 을 사용 하였다. 각 열사이클 조건의 변수는 peak 온도만 사용하였고 heating rate와 $\Delta t_{8/5}$ 는 열방정식에 의해 실제 용접과 유사한 값으로 설정 되었다. peak 온도는 DTA (Differential Thermal Analysis)를 이용하여 intercritical region을 파악한후 CGHAZ, FGHAZ, ICHAZ, SCHAZ에 대하여 각각 peak 온도를 설정했고, 구조물 제작의 실용접에는 다층용접이 실시되므로 4개 HAZ 각각에 대해 다시 4개의 sub-HAZ가 복합적으로 형성되는 경우를 simulation하였다. ASTM E23에 따라 Charpy impact test (-40℃)를 시행했으며 absorbed energy로 인성을 평가하였다. 경도는 미소경도기로 측정하였고 SEM과 TEM으로 HAZ의 미세구조 변화를 관찰하였으며, 또한 fracture surface 관찰은 SEM으로 실시하였다.

2.2.2 LBZ 제현 실험

충격시험에 의해서 인성이 가장 낮게 평가된 LBZ (즉, ICCGHAZ)에 대한 상변태 거동 분석을 위하여 thermomechanical simulator인 Gleeble 장비를 이용해서 냉각속도를 변화시

키고 C-strain fixture(또는 dilatometer)를 사용하여 dilation을 측정, 이 값을 이용하여 CCT diagram을 작성하였고 경도와 미세조직을 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 충격시험

충격시험 결과는 Fig. 1에 나타냈으며 16 조건의 충격시험 결과를 요약하면 다음과 같다.

- 2nd peak가 780℃ (IC)이면 타 조건 대비 전반적으로 인성이 나쁘며 템퍼드 베이나이트인 모재의 충격 에너지 이하 값을 갖는다. 또한 2nd peak가 780℃인 경우 중에서 1st peak가 1350℃ (CG)일때 가장 나쁜 인성을 가졌다.

- 2nd peak가 1350℃인 경우, 모재와 유사하거나 약간 낮은 수준을 나타냈다.

- 2nd peak가 900℃인 경우 1st peak가 증가할수록 인성은 저하 되었다.

- 2nd peak가 650℃인 경우 전체적으로는 모재와 유사하거나 높은 수준의 인성을 가지며, 특히 SCFG인 경우는 매우 높은 충격인성 값을 갖는데 이것은 결정립 미세화 상태에서 tempering 효과까지 얻으므로써 매우 높은 인성 값을 갖게 되는 것으로 보인다

실험 결과, 가장 낮은 인성을 갖는 sub-HAZ는 ICCGHAZ로 판단 되었고, 파면의 형태를 살펴 보면 dimple 영역은 매우 좁으며 cleavage가 지배적인 파괴 모드였고 결정립계를 따라 결정립이 분리된 양상을 보이고 있다. 따라서 peak 온도와 2차 열사이클의 냉각속도를 변화시키며 ICCGHAZ내의 미세조직의 상변태 거동을 분석할 필요가 있다.

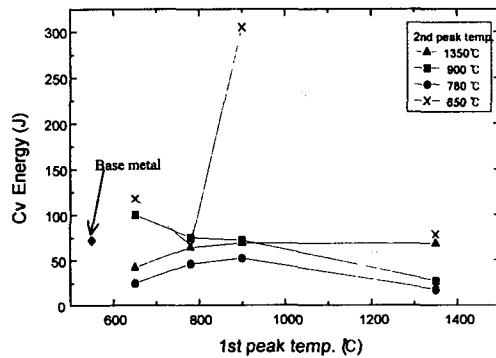


Fig. 1 Charpy impact energy of 16 sub-HAZ

3.2. LBZ의 미세조직

3.2.1 CGHAZ의 미세조직

열사이클 조건에 따라 dilation을 측정하였고 SA508-cl.3 steel의 CGHAZ CCT diagram을 작성하여 상변태 거동을 알아 보았다. 마르텐사이트 변태를 위한 임계냉각속도는 $\Delta t_{8/5}$ 가 35sec로 나타났으며 이보다 빠른 냉각속도일때는 무확산변태인 마르텐사이트 변태가 일어났다. 보통 0.18%C steel의 경우 마르텐사이트 조직은 Hv 500이상의 경도값을 가지는 것으로 알려져 있으며 ¹⁾ 측정결과 $\Delta t_{8/5}$ 가 35sec보다 빠른 경우 약 Hv 600 이상을 얻어냈다. 현미경 조직을 보면 결정립 크기 약 100 μ m 이상의 조대한 래스 마르텐사이트의 형상을 가지고 있으며 탄화물의 성장이 거의 확인되지 않고 탄소가 기지조직내에 포함되어 있었다.

$\Delta t_{8/5}$ 가 40, 50sec 정도로 느려지면서 lath 내부에 미세한 크기의 석출물이 lath 성장방향에 대해 특정 방향을 가지고 형성 되어 있는 하부베이나이트가 주요 상으로 나타나고 $\Delta t_{8/5}$ 가 100sec 이상으로 느려지면 lath 경계에 탄화물이 형성되는 상부베이나이트가 나타나며 일부 하부베이나이트와 결정립계에 약간의 widmanstatten ferrite도 관찰 되었다. 그러나 실제 용접시 냉각은 $\Delta t_{8/5}$ 가 35sec 보다 빠른 경우에서 일어나며 따라서 ICCGHAZ의 모재로써의 CGHAZ는 경도가 매우 큰 래스 마르텐사이트였다는 것을 알 수 있다.

3.2.2 ICCGHAZ의 미세조직과 M-A constituents

ICCGHAZ는 Fig. 2에서 보듯이 1st pass의 경우 CGHAZ와 동일하므로 결정립이 매우 큰 마르텐사이트가 형성되었고 이 후 2nd pass에서는 peak 온도가 780°C로 intercritical 영역에 해당하므로 오스테나이트가 초기 결정립계와 마르텐사이트 래스 경계에서 형성된 후 peak 온도를 지나 냉각되면서 제 2상으로 변태하며, 냉각속도가 빠를 경우 fresh 마르텐사이트와 약간의 베이나이트로, 느린 경우에는 베이나이트가 주요 상으로 존재하고 마르텐사이트 및 소량의 잔류 오스테나이트로 구성된다. 이때 제 2상은 결정립계상에 목걸이 형태로 새로이 형성된 제2상과 결정립 내부에 새로이 형성된 제 2상, 그리고 미변태 matrix로 나누어질 수 있다. matrix는 1st pass시 형성된 래스 마르텐사이트가 2nd pass에 의해 템퍼링 된 것으로 판단되고 결정립계의 제 2상은 15~20 μm 의 폭으로 형성되어 있으며 결정립 내부의 제2상은 10~20 μm 의 크기를 가졌다. 제 2상 분율은 $\Delta t_{8/5}$ 가 증가함에 따라 육안으로 확인 가능할 정도로 현저히 감소하며 특히 결정립계의 제 2상은 목걸이 형태의 연속 연결에서 불연속 연결로 바뀌어 $\Delta t_{8/5}$ 가 매우 느린 500sec 이상에서는 결정립계의 제 2상 분율은 현저히 감소하고 흔적만을 인식할 수 있을 정도이다.

경도는 세 미세조직에서 현저한 경도값의 차이를 나타냈으며 결정립계의 제 2상의 경도값은 냉각속도가 빠른 경우 Hv 600정도이며 냉각속도가 느려질수록 베이나이트와 같은 상대적 고온 변태상이 출현하면서 상당한 data scattering을 보여주지만 전체적으로 경도값은 내려간다. 이 현상은 결정립내의 제 2상에서도 유사하며 matrix는 템퍼링 효과에 의해 감소현상을 보인다. 전체 시험조건 모두에서 경도는 결정립계의 제 2상이 가장 높고 결정립 내 제 2상, matrix 순이다.

잔류 오스테나이트의 측정은 X-ray diffraction(XRD)법을 통해서 실시했으며 ICCGHAZ의 주요 조직은 BCT 구조를 가진 마르텐사이트와 BCC 구조인 베이나이트 조직이며 소량이긴 하지만 FCC 구조를 가진 오스테나이트의 peak도 검출되었다. Fig. 3에서 보는 것처럼 intensity가 비교적 큰 peak 들은 BCC 구조로 보인다. 그러나 일부 2θ 값에서 인접한 회절 peak가 나타나는 것으로 볼 때 cubic의 축방향으로 변형된 tetragonal 구조인 것으로 판단된다. 그러나 FCC의 peak는 주요 peak에 비하여 상대적 강도가 작아서 잔류 오스테나이트는 소량임을 판단할 수 있다.

Fig. 4은 잔류오스테나이트의 존재를 확인하기 위한 TEM 관찰 결과이다. a)는 결정립계에 형성된 제 2상으로써

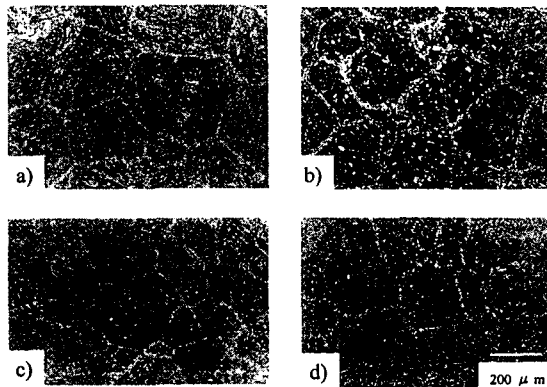


Fig. 2 Optical microstructures of the simulated ICCGHAZ; a) $\Delta t_{8/5(2)} = 4\text{sec}$, b) $\Delta t_{8/5(2)} = 60\text{sec}$, c) $\Delta t_{8/5(2)} = 100\text{sec}$, d) $\Delta t_{8/5(2)} = 500\text{sec}$

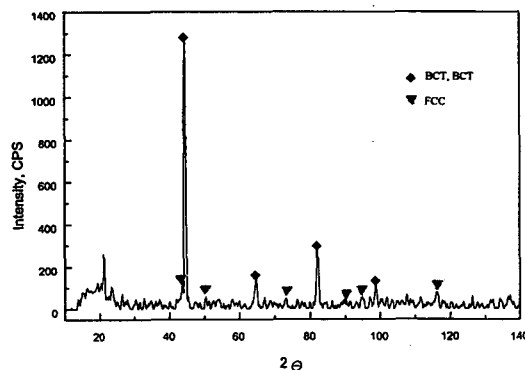


Fig. 3 X-Ray Diffraction Pattern of the simulated ICCGHAZ ($\Delta t_{8/5}$ 60sec)

B 부분은 selected area diffraction pattern (SADP)에서 보는 바와 같이 BCC 구조(c)를 가진 베이나이트가 관찰 되었고 A 부분에서는 FCC 구조(b)를 가진 잔류 오스테나이트를 관찰 할 수 있었다. (d)는 A 부분의 dark field 결과로써 밝은 부분이 잔류 오스테나이트를 가리키고 있다. 충격시험의 ICCGHAZ 파면은 cleavage가 주요 파괴 모드이나 결정립계에서 다른 결정립이 분리 되어 떨어진 것을 볼수 있었으며 이것은 지금까지 언급한 잔류 오스테나이트와 마르텐사이트의 복합 구조 (high carbon martensite with some retained austenite; M-A constituents)^{2, 3, 4)} 때문이다. 즉, 경도가 매우 큰 M-A constituents가 결정립계 상에 위치하고 상대적으로 경도가 낮은 기지와와 경계에서 외부 충격시에 쉽게 분리가 일어날 수 있는 분위기가 형성 되어 ICCGHAZ의 인성을 저하시키기 때문이다.^{5, 6, 7)}

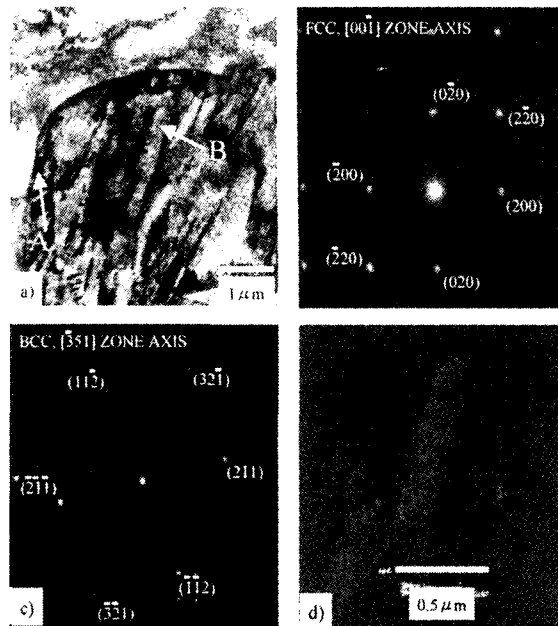


Fig. 4 Transmission electron micrographs of the grainboundary 2nd phase in the simulated ICCGHAZ: a) bright-field image, b) SAD pattern of A point, c) SAD pattern of B point and d) dark-field image of A point

4. 결 론

SA508-cl.3 steel의 복합 sub-HAZ에서 LBZ은 ICCGHAZ이고, 충격시험시 파면의 형태는 cleavage가 지배적인 파괴 모드였으며 결정립계를 따라 결정립이 분리 되는 양상을 보였다.

ICCGHAZ는 CGHAZ를 γ/α 2상 영역으로 재가열시키고 빠르게 냉각시킴으로써 얻어질 수 있으며 재가열시 CGHAZ는 조대한 래스 마르텐사이트로 구성 되고 오스테나이트는 초기 오스테나이트 결정립계 및 마르텐사이트 래스 경계에서 핵생성하고 성장하는 것으로 확인 되었다. 냉각시 일부 오스테나이트가 변태없이 상온에서 잔류하게 되는데 이것은 고탄소 마르텐사이트 변태를 위한 핵생성 기회가 부족하기 때문이다. 이 결과는 XRD와 TEM 관찰로 확인 되었으며 이런 변태상을 M-A constituents라 한다. 결정립계 상과 마르텐사이트 래스 경계에 위치한 M-A constituents는 경도가 매우 높으며 상대적으로 경도가 낮은 기지 조직과의 경계에서 파괴가 쉽게 일어날 수 있는 분위기가 형성 되어 ICCGHAZ의 인성을 저하시키는 것으로 사료 된다.

5. Future works

현재까지는 SA508-cl.3 steel의 다층 HAZ에서 LBZ이 ICCGHAZ라는 것과 이에 대한 상 변태 거동을 조사하였다. 그러나 intercritical region내에서 T_{p2} 의 변화와 $\Delta t_{8/5(2)}$ 의 변화에 따른 충격 인성 평가가 이루어지지 않았다. 이후에는 ICCGHAZ를 대상으로 하여 T_{p2} 의 변화와 $\Delta t_{8/5(2)}$ 의 변화에 따른 충격 인성 평가가 진행 될 것이며 지금까지 존재가 확인 된 M-A constituents 및 기타 석출물의 거동을 변수에 따라 관찰 할 것이다.

Reference

1. William F. Smith, 'Structure and properties of engineering alloys', McGraw-Hill, 1981, 32
2. 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
3. Okada H et al., 'Investigation of metallographic properties of M-A constituent', QJ Jpn Weld Soc, 1994, 12(2), 236~242
4. 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
5. 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
6. 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
7. M. Koso, M. Miura, and Y. Ohmori, Met. technol., 1981, 482~487