

원자로압력용기강 용접열영향부의 연화영역에 관한 고찰

An investigation on the softened zone of RPV steel weld HAZ

문종걸 김주학* 홍준화* 신학수** 이창희

한양대학교 금속공학과, 서울특별시 성동구 행당동 17번지

*한국원자력연구소, 대전광역시 유성구 덕진동 150번지

**경북대학교 금속공학과, 대구광역시 북구 산격동 1370번지

1. 서론

원자로압력용기강 실제 용접 열영향부와 재현 열영향부에 대하여 용접열영향부내에서의 세부적인 위치별로 기계적 특성 및 충격인성 평가를 수행한 결과, 용접용융선에 가까운 결정립조대화영역보다 열영향부와 모재의 경계부근에서 낮은 경도와 낮은 충격인성이 나타난 것을 보고한 바 있다¹⁾. 또한 기계적 특성과 충격인성 저하가 나타나는 영역을 연화영역 (softened zone)이라 정의하였고, 이 영역의 생성원인은 반복된 용접 열 사이클을 받은 모재의 미세조직이 오버템퍼링(overt tempering) 되었을 가능성이 높음을 지적하였다²⁾. 원자로압력용기강 용접 열영향부에서는 이러한 영역이 용접 열 사이클의 최고온도가 A₁ 변태점을 지나는 부근이며, 이에 관한 연구결과는 지금까지 찾아보기 힘든 상태이므로, 이 영역에서의 조직변화와 이에 따른 기계적 특성을 보다 심도있게 살펴볼 필요가 있다. 본 연구에서는 SA508 Cl.3 원자로압력용기강을 대상으로 A₁ 변태온도를 중심으로 네가지 최고온도조건을 설정하여 재현열영향부 시험편을 제작하였고, 각각의 미세조직과 기계적 특성 변화를 추적하는 과정에서, 이 영역에서 인성 저하 원인을 규명하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 재료는 SA 508 Cl.3 저합금강으로 화학적 조성은 표 1에 나타나 있다. 실제 용접 조건(입열량 : 30 kJ/cm)과 재료 물성 및 열전도식³⁾을 이용하여 표 2와 같이 재현조건을 설정하였다. 합금 성분을 고려한 예측식에 의해 A₁ 변태온도가 683°C로 나타났으므로⁴⁾, 용접 열 사이클 최고온도조건을 650°C, 680°C, 700°C, 720°C로 설정하였고, 최고온도 유지시간(holding time)은 10 초로 하였으며, 이중(double) 열 사이클과 용접후열처리(615°C, 4.5 시간)를 적용하였다. 재현실험에는 Gleeble 1500 장비를 이용하였다. 한편, 오버템퍼링 효과를 조사하기 위해 670°C에서 24 시간 열처리하였다. 조직관찰은 2% nital + 과포화 picric acid 수용액을 1:1로 혼합하여 에칭하였고, 광학현미경과 전자현미경을 이용하였다. 각 조건에서 석출물의 크기, 분포를 측정하기 위해 image analyzer를 이용하였다. 또한 기계적 특성평가는 사피충격시험과 자동압입시험을 이용하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

A₁ 변태온도를 중심으로 구분한 최고온도조건에 따른 기계적 특성과 충격인성을 그림 1에 나타내었다. 선정된 최고온도조건 모두 모재보다 낮은 경도값과 충격인성값을 나타내었고, 그 중에서도 최고온도가 680°C-680°C 조건에서 가장 낮은 경도값과 충격인성값을 나타내었다. 또한 선정된 최고온도조건에 따른 미세조직 변화는 그림 2에 나타내었다. 최고온도 720°C-720°C의 열 사이클을 받은 미세조직은 결정립계나 래스경계에 드문드문 미세한 탄화물들이 뭉쳐 있음을 볼 수 있는데, 이는 최고온도 720°C에서 결정립계나 래스경계에서 오스테나이트로 재변태를 하게 된다. 이렇게 재변태한 오스테나이트는 탄소농도가 높아서 냉각시 주로 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트로 변태하고, 이러한 상태에서 용접후열처리를

받게되면 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트에서 탄화물이 석출하기 때문이다. 최고온도가 700°C-700°C 의 열 사이클은 합금 성분들을 고려한 예측식에 의한 A₁ 변태온도 보다 약간 높은 온도영역이지만 미세조직에서 재변태의 징후를 볼 수 없었는데, 이는 최고온도 700°C 가 A₁ 변태온도 이상이지만 용접 열 사이클이 급열이고, 최고온도의 유지시간이 짧기 때문에 재변태을 하지 않는 것으로 생각된다. 최고온도가 680°C-680°C, 650°C-650°C 의 열 사이클을 받은 미세조직은 모재와 유사하였다. 이는 680°C-680°C, 650°C-650°C 의 열 사이클이 A₁ 변태온도를 넘지 않는 온도이기 때문에 이 영역은 템퍼링만 되었기 때문이다. 연화영역에서 충격인성 저하 원인을 찾기 위해 모재와 연화영역을 비교한 미세조직을 그림 3 에 나타내었다. 모재는 래스경계를 따라 긴 막대형 탄화물들이 길게 존재함을 볼 수 있고, 래스경계도 뚜렷하게 볼 수 있는 반면, 연화영역에서는 결정립계나 래스경계에 조대한 탄화물들이 있고, 기지에서는 전위농도가 감소하고 래스결정립 안에 전위의 재배열에 의한 아결정립경계가 생기는 회복현상을 나타내었다. 또한 그림 4 에 나타낸 것과 같이 모재보다 680°C-680°C 에서 조대한 탄화물이 많이 존재함을 확인할 수 있다. 평균 탄화물 크기에 따라 충격인성 변화는 그림 5 에 나타낸 것과 같이 평균 탄화물 크기가 증가하면 충격인성이 낮아짐을 확인할 수 있었다. 이러한 사실로부터 연화영역이 모재보다 충격인성이 낮은 이유는 연속되는 용접 열 사이클과 용접후열처리로 인해 오버템퍼링 되어 탄화물이 조대화됨으로서 기지속에 고용되어 있던 탄소가 빠져나가 기지가 페라이트화되기 때문이다. 이러한 사실을 확인하기 위해 670°C 에서 24 시간 열처리하여 기계적 특성과 충격인성을 평가하여 그림 6 에 나타내었다. 이와 같은 결과로부터 오버템퍼링이 되면 경도와 충격인성이 낮아짐을 확인할 수 있었다. 그림 7 는 오버템퍼링이 되었을 때 평균 탄화물 크기 변화를 나타내었다. 이와 같은 결과로부터 오버템퍼링이 되면 탄화물이 조대화됨을 확인할 수 있었다.

4. 결 론

주어진 용접조건에서 용접열영향부내의 연화영역은 최고온도 680°C-680°C 의 용접 열 사이클을 받은 영역이었다. 이 영역에서는 경도값과 충격인성이 모재보다 각각 HB3.59 와 14.5 J 낮아졌다. 연화영역의 평균 탄화물 크기는 모재보다 0.04718 μm 정도 조대화되었다. 따라서 연화영역에서 기계적 특성과 충격인성이 낮은 이유는 연속적인 용접 열 사이클과 용접후열처리로 인해 탄화물이 조대화가 가속되고, 기지속에 고용되어 있던 탄소가 빠져나가 기지가 연화되는 오버템퍼링이 되었기 때문이다. 또한 오버템퍼링효과를 알아보기 위한 실험결과, 경도는 모재보다 HB 13.8 정도 낮게 되었고, 충격인성은 모재보다 18.79 J 저하되었고, 평균 탄화물 크기는 0.04906 μm 정도로 조대화되었다. 위의 결과로부터 오버템퍼링으로 인해 연화영역에서 기계적 특성 및 충격인성이 저하된다는 사실과 잘 일치하였다.

후기

본 연구는 과학기술부의 원자력연구개발사업중 원자로압력경계재료과제의 일환으로 수행되었습니다.

5. 참고 문헌

- 1) J. H. Kim et al, J. Kor. Met & Mater., 36(1998)8, p1329-1337
- 2) J. H. Kim et al, J. Nucl. Mater., 257(1998)3, p303-308
- 3) D. Rosenthal: Trans. ASME, Nov. (1946), 849.
- 4) M. Atkins, Atlas of CCT diagram for Engineering Steels, ASM, 1980.

Table 1 Chemical composition of SA508-C1.3 steel

Elements	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Cr	V	Al	Sn	Fe
wt.%	0.19	0.1	1.4	0.007	0.003	0.89	0.51	0.15	0.003	0.01	0.03	Bal.

Table 2. Thermal cycle simulation conditions and heat treatment conditions

- Thermal cycle simulation conditions						
1st thermal cycle			Interpass temp.(°C)	2nd thermal cycle		
Heating rate(°C/sec)	Holding temp.(°C), time(sec)	Cooling rate(°C/sec)		Heating rate(°C/sec)	Holding temp.(°C), time(sec)	Cooling rate(°C/sec)
56	720,10	8	200	56	720,10	8
56	700,10	8	200	56	700,10	8
56	680,10	8	200	56	680,10	8
56	650,10	8	200	56	650,10	8

- Overtemperting heat treatment : 670°C, 24hr
 - PWHT(post weld heat treatment): 615°C, 4.5hr

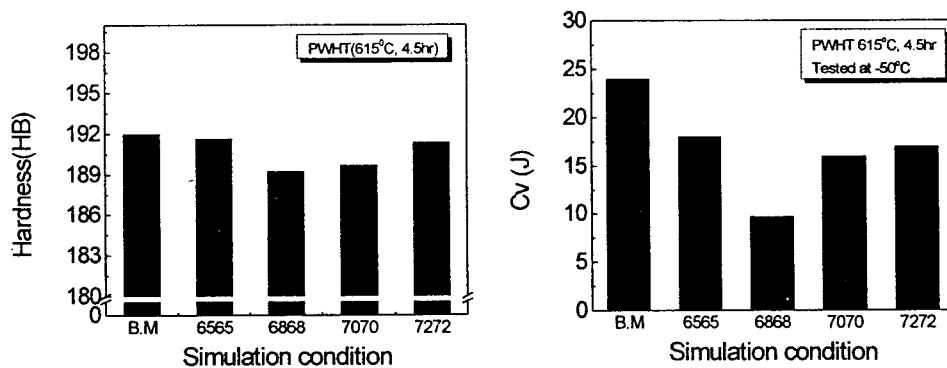


Fig. 1 Mechanical properties variations with simulation conditions; a) hardness, and b) toughness.

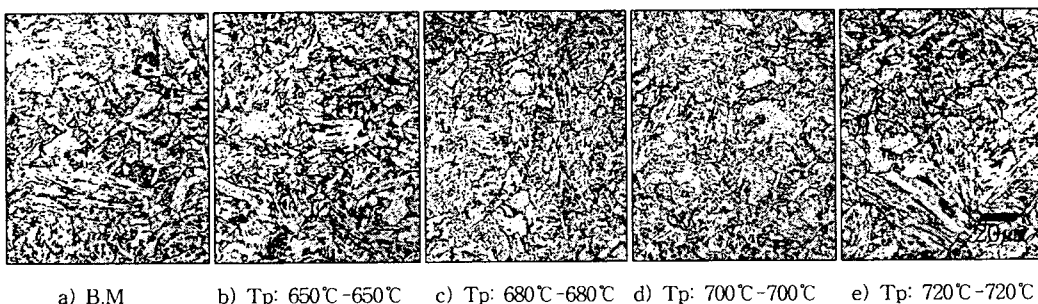


Fig. 2 Microstructural variations with peak temperatures of simulated thermal cycle in the RPV weld HAZ.



Fig. 3 TEM microstructure of a) base metal and b) Tp: 680°C-680°C

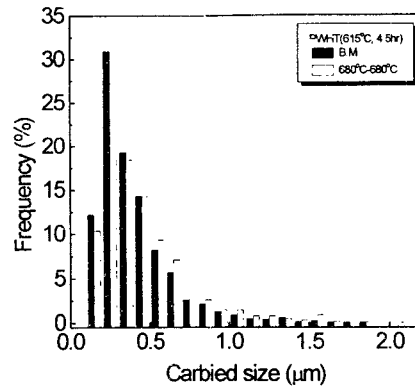


Fig. 4 Comparison of carbide size distribution between base metal and Tp: 680°C-680°C.

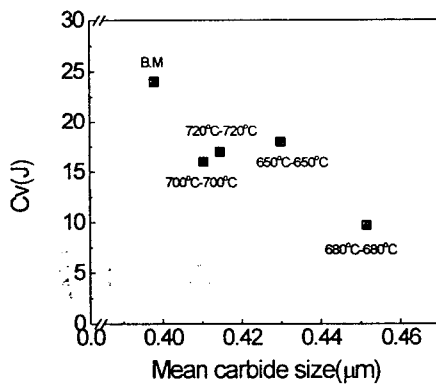


Fig. 5 Toughness variations with mean carbide size in the simulated HAZ

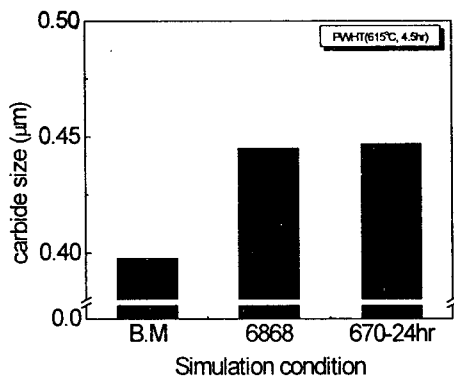


Fig. 7 Variations of mean carbide size with simulation conditions

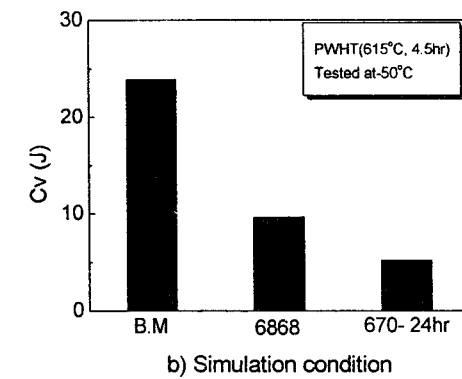
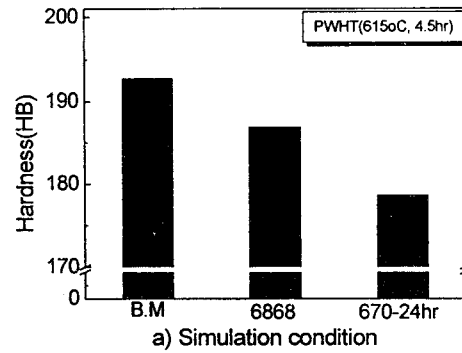


Fig. 6 Variations of mechanical properties with simulation conditions; a) hardness, and b) toughness.