

원자로압력용기강 용접열영향부의 파괴인성에 미치는 미세조직적 인자의 영향

Effects of the Microstructural Factors on Fracture Toughness Variation
in the Weld HAZ of Nuclear RPV Steel

문종걸 김주학* 홍준화* 신학수** 이창희

한양대학교 금속공학과, 서울특별시 성동구 행당동 17번지

*한국원자력연구소, 대전광역시 유성구 덕진동 150번지

**경북대학교 금속공학과, 대구광역시 북구 산격동 1370번지

1. 서론

원자로압력용기로 사용되고 있는 SA508 Cl.3 강은 원자력발전소의 수명을 결정짓는 핵심 부품으로, 취성파괴에 대한 건전성을 확보하기 위해서는 천이영역에서의 파괴인성과 조사취화에 의한 파괴인성 변화의 정량적인 평가가 필수적이다. 최근에 ASTM 에서는 Weibull 통계에 기초한 통계적 방법으로 천이온도 영역에서의 파괴인성 천이곡선을 precracked Charpy 시편과 같은 소형시편을 사용하여 직접적으로 평가할 수 있는 새로운 표준시험법 (ASTM E1921-97)을 발표하였다.¹⁾ 여기에 따르면 대부분의 페라이트계 강에서 온도에 따른 취성 파괴인성의 변화는 특성온도(T_0)로 보정된 하나의 master curve 잘 나타내어진다고 보고되고 있다.²⁾ 그러나 원자로압력용기강 용접열영향부는 각 위치에 따라 마르텐사이트, 베이나이트, 템퍼드 마르텐사이트, 템퍼드 베이나이트 등 다양한 미세조직이 분포하고 있다. 이러한 다양한 미세조직은 파괴 특성 변화에 영향을 미치는데 이와 관련한 자료가 미흡한 실정이다.

본 연구에서는 이러한 새로운 시험법을 이용하여 원자로압력용기강 용접열영향부의 파괴인성을 평가하고, 파괴인성 변화에 미치는 미세조직적 인자들의 영향을 고찰하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 재료는 SA 508 Cl.3 저합금강으로 화학적 조성은 표 1 에 나타내었다. 실제 용접 조건(입열량 : 30 kJ/cm)과 재료 물성 및 열전도식³⁾을 이용하여 표 2 와 같이 재현조건을 설정하였고, 재현실험에는 Gleeble 1500 장비를 이용하였다. ASTM E1921-97에 따라 precracked Charpy 시편의 3점굽힘 파괴인성시험으로부터 불안정 취성파괴가 발생할 때까지 시편에 가해진 J-integral 값(Jc)을 결정한 후 다음의 식을 이용하여 탄소성 벽개파괴인성값(K_{Jc})로 환산하였다.

$$K_{Jc} = \sqrt{E \cdot Jc} \quad (1)$$

각 조건별로 특정한 시험온도에서 6개 이상의 측정된 K_{Jc} 값으로부터 단위시편(1인치 두께)의 파괴인성값을 예측할 수 있었다. 이렇게 예측된 값으로부터 Weibull 통계법에 의해 페라이트계 강의 온도에 따른 파괴인성 변화는 다음과 같이 master curve으로 표시할 수 있는데, 이로부터 페라이트계 강의 T_0 을 얻을 수 있었다.⁴⁾ 여기서 T_0 은 1T 시편에서 $K_{Jc(med)}$ 값이 100 MPa일 때의 온도를 의미한다.

$$K_{Jc(med)} = 30 + 70 \cdot \exp[0.019(T - T_0)], \quad MPa\sqrt{m} \quad (2)$$

각각 조건들의 미세조직을 관찰하기 위해 광학현미경과 주사전자현미경, 투과전자현미경을 이용하였고, 용접후열처리 받기 전의 마르텐사이트의 분율을 측정하기 위해 Le Pera로 에칭한 후 image analyser를 이용하여 정량화하였다. 이로부터 용접후열처리 후의 템퍼드

마르텐사이트 분율을 평가하였다. Prior 오스테나이트의 결정립 크기를 측정하기 위해 0.5g picric acid, 2g cupric chloride, 30ml detergent, 50ml 증류수를 혼합한 에칭액을 사용하였다. 2% nital로 에칭하여 각 조건의 시편들에 대하여 석출물 크기의 측정 및 정량화하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

원자로압력용기강 용접열영향부의 각 위치별 조건에 대하여 3점굽힘 파괴인성시험한 결과를 함께 도시하기 위해 시험온도를 T_0 로 보정한 값들을 그림 1에 나타내었다. 여기서 대부분의 시편들이 시험온도에서 validity를 만족함으로써 비교적 적은 수의 시편으로 천이영역에서의 파괴인성을 평가할 수 있었다. 그리고 각 위치별 조건에 대하여 T_0 변화를 그림 2에 나타내었다. 여기서 P1, P2, P3 시편의 T_0 은 낮은 값(높은 파괴인성 값)을 나타내고 있으며, P4, P5, P6, P7 시편은 모재쪽으로 갈수록 증가하는 경향을 보였다. 이는 그림 3에서 보는 바와 같이 미세조직이 각 시편에 따라 변화한 것과 관련이 있다. 여기서 P1, P2, P3 시편은 기지조직이 템퍼드 마르텐사이트이고, P4, P5, P6, P7 시편은 템퍼드 베이나이트 조직임을 알 수 있다. 따라서 미세조직 변화가 파괴인성에 미치는 영향을 알아보기 위해 미세조직을 다양한 인자로 세분화하여 그들의 영향을 살펴보았다. 우선, 템퍼드 마르텐사이트의 분율에 따른 T_0 의 변화를 그림 4에 나타내었다. 여기서 전반적으로 템퍼드 마르텐사이트의 분율이 증가하면 T_0 가 감소하는 경향을 보임을 알 수 있다. 일반적으로 기계적 성질에 영향을 미치는 미세조직적 인자로 알려진 prior 오스테나이트의 결정립 크기를 살펴보면 그림 5에 나타낸 바와 같다. 여기에 나타낸 결과를 보면 크게 두가지로 분류할 수 있다. 기지조직이 템퍼드 마르텐사이트인 경우 prior 오스테나이트의 결정립 크기의 증가에 따라 T_0 가 약간 증가하는 경향을 보이지만 비슷한 값을 나타내고 있으며, 템퍼드 베이나이트인 경우 prior 오스테나이트의 결정립 크기의 증가에 따라 T_0 가 뚜렷하게 증가하는 경향을 나타내고 있다. 이는 템퍼드 마르텐사이트인 경우에 기지조직의 영향이 prior 오스테나이트의 결정립 크기의 영향보다 더 크기 때문이라고 사료된다. 그림 6에 나타낸 석출물의 크기에 따른 T_0 의 변화 거동 역시 prior 오스테나이트의 결정립 크기와 같은 경향을 나타내고 있었다. 그림 7은 Charpy 충격시험 천이온도와 3점굽힘 시험에 의한 T_0 에 대하여 비교한 결과이다. P1~P3의 경우 낮은 상관성을 나타내고 있는 반면, P4~P7, 모재의 경우 비교적 높은 상관성을 나타내고 있었다. 이는 새로운 시험법(ASTM E1921-97)이 페라이트계 강에서 잘 적용되는데 이러한 결과는 기존에 발표된 연구결과⁵⁾와 같은 경향을 나타내었다. 그러나 기지내에 템퍼드 마르텐사이트의 분율이 약 40%이상인 경우 잘 적용되지 않았다. 이는 템퍼드 마르텐사이트의 일정 분율 이상에서는 다른 미세조직적 인자들의 영향보다도 템퍼드 마르텐사이트상의 영향이 지배적으로 작용하기 때문이라고 사료된다.

4. 결 론

원자로압력용기강 용접열영향부에 대하여 3점굽힘 시험한 결과 용융선 인접영역(P1, P2, P3)의 파괴인성이 높은 반면 모재 및 모재 인접영역에서 가장 낮은 인성을 나타내었다. 파괴인성에 영향을 미치는 미세조직적 인자로는 기지 조직과 오스테나이트 결정립크기와 석출물 크기 등이 있는데, 기지내의 템퍼드 마르텐사이트의 분율이 증가할수록 T_0 값이 낮아지는 경향을 보였다. 기지조직이 템퍼드 마르텐사이트인 경우 낮은 T_0 값을 나타내었고, 탄화물의 크기와 오스테나이트의 결정립 크기의 변화에 상관없이 비슷한 T_0 값을 나타내었다. 기지조직이 템퍼드 베이나이트인 경우 T_0 가 탄화물의 크기가 증가할수록 낮은 값을 나타내었고, 오스테나이트의 결정립 크기가 감소할수록 낮은 값을 나타내었다. 그리고 Charpy 충격시험 천이온도와 3점굽힘 시험에 의한 T_0 을 비교한 결과 템퍼드 베이나이트인 경우 비교적 높은 상관성을 나타낸 반면, 템퍼드 마르텐사이트인 경우 낮은 상관성을 나타내었다.

후기

본 연구는 과학기술부의 원자력연구개발사업중 원자로압력경계재료과제의 일환으로 수행되었습니다.

5. 참고 문헌

- 1) ASTM E1921, Annual Book of ASTM Standards, Vol 03.01. p. 1068
- 2) K. K. Yoon, W. A. Van Der Sluys, ASME, Jul (1998), p. 1
- 3) D. Rosenthal: Trans. ASME, Nov. (1946), 849.
- 4) 이봉상, 양원준, 허무영, 홍준화, 제11회 재료강도 심포지엄, 1997, 서울, p. 517
- 5) 이봉상, 윤지현, 오용준, 김주학, 변택상, 홍준화, 제12회 재료강도 심포지엄, 창원, 1998 p. 187

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

Specimen ID.	1st heating rate(°C/sec)	1st peak temp.(°C)	cooling rate(°C/sec)	interpass temp.(°C)	2nd heating rate(°C/sec)	2nd peak temp.(°C)	cooling rate(°C/sec)
P1	256	1350	13	200	256	1350	13
P2	256	1350	13	200	100	900	12
P3	256	1350	13	200	57	750	10
P4	100	900	12	200	100	900	12
P5	100	900	12	200	57	750	10
P6	57	750	10	200	57	750	10
P7	56	680	8	200	56	680	8

- Holding time at peak temp. : 10 sec
 - PWHT : 610 °C, 30 hr

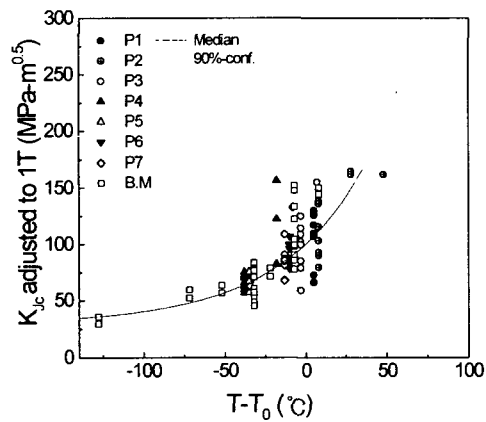


Fig. 1 Fracture toughness test results of simulated HAZs and base metal, where the test temperature were normalized by T_0 values.

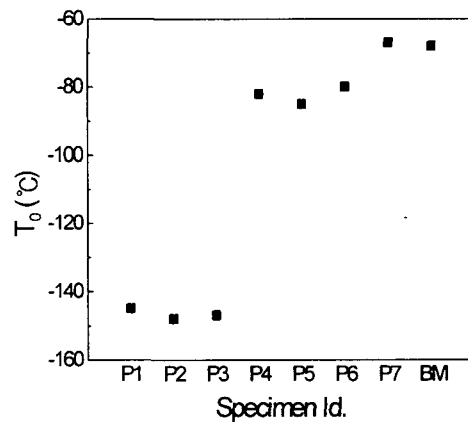


Fig. 2 Reference temperature of simulated HAZs and base metal.

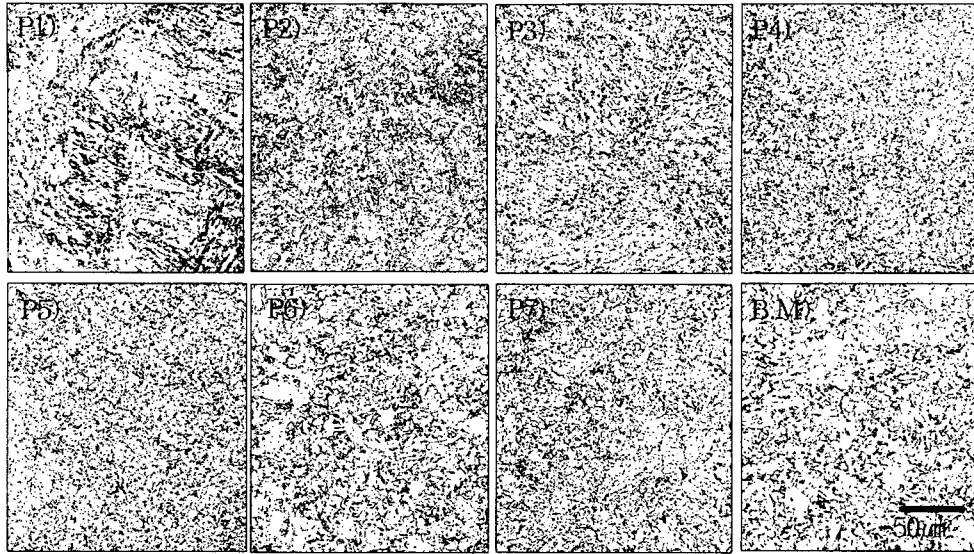


Fig.3 Optical microstructures of base metal and simulated HAZs etched by 2% nital.

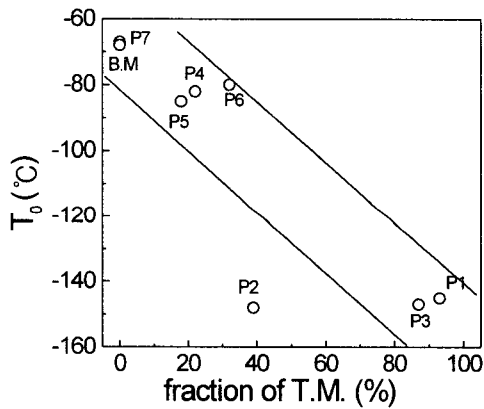


Fig. 4 Reference temperature variations with volume fraction of tempered martensite.

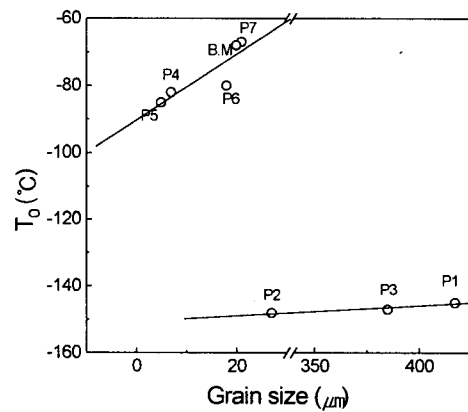


Fig. 5 Reference temperature variations with γ_p grain size.

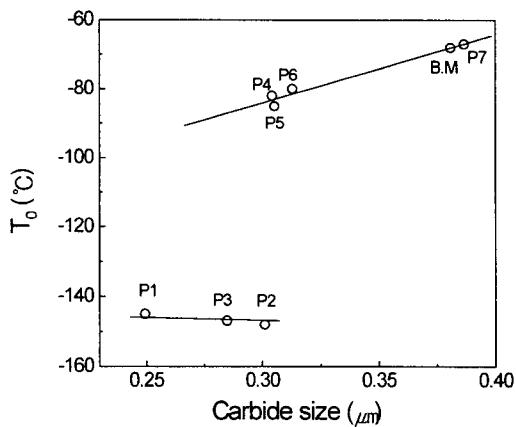


Fig. 6 Reference temperature variations with mean carbide size.

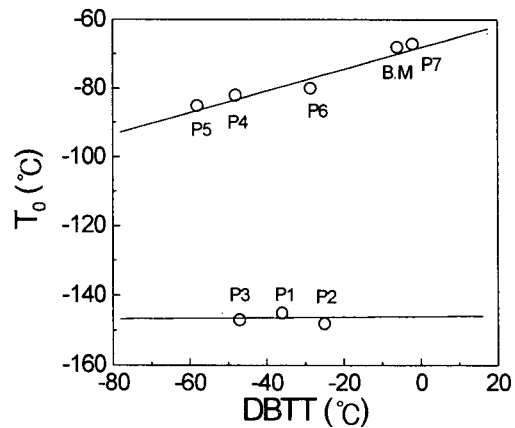


Fig. 7 Comparison of Charpy impact transition temperature and reference temperature.