

열 cycle 재현법을 이용한 원자로압력용기(RPV)강 용접열영향부(HAZ) 해석

김주학, 문종걸*, 변택상, 이창희*, 홍준화

한국원자력연구소, 대전광역시 유성구 덕진동 150

* 한양대학교, 서울특별시 성동구 행당동 17

요 약

ASME SA508 Class 3 원자로압력용기강을 대상으로, 용접열영향부(heat affected zone, HAZ)의 최고온도(peak temperature) 등온분포도(isothermal diagram)를 작성 및 해석하였고, 재현(simulated) 열영향부 시험편을 제작하여 미세조직검사 및 기계적특성 시험을 실시하였다. 그 결과, 최고온도 등온분포도를 이용하여, 미소열영향부(subzone of HAZ)의 미세조직(microstructure)에 미치는 예열(preheat)온도와 용접입열량(weld heat input)의 크기 효과를 예측할 수 있었다. 또한, 재현 HAZ의 기계적특성 시험결과, 용접용융선(fusion line) + 1 mm 이내의 위치로 대표되는 열 cycle 조건에서는 모재보다 양호한 강도와 인성을 보였고, 용접용융선 + 2~3 mm 부근에서 가장 미세한 조직(fine tempered lower bainite)과 우수한 충격인성을 나타냈다. 한편, 용접용융선 + 약 5 mm 위치에서의 열 cycle 을 재현한 시험편에서는 미세조직의 변화(spheroidization of carbides)와 함께 인성 및 기계적 특성이 저하하여 모재보다 낮은 값을 보이는 것을 발견할 수 있었다.

1. 서 론

원자로압력용기의 건전성을 보장하기 위한 재료(모재)측면에서의 시험 및 연구결과는 어느 정도 알려져 있는 반면[1], 가장 주의가 요구되는 용접부 및 열영향부와 관련한 시험 및 연구 결과는 매우 미흡한 실정이다. 따라서 전보[2]에서는 원자로압력용기 용접부(thick section weld of core belt region)를 대상으로 열영향부의 위치별 기계적특성 변화를 측정하여, 감시시험(surveillance test)시 샤프(Charpy)시험편 노치(notch)위치 선정에 대한 문제점을 제기한 바 있다. 그러나, 실물 용접한 열영향부의 평가에 있어서, 좁은 영역에서 급격히 변하는 물성을 재현성(reproducibility) 있게 평가하기란 쉽지 않다. 특히 다층용접부(multipass weld)의 열영향부는 복잡한 열이력으로 인하여 미세조직의 분포가 난해하고 따라서 특정 부위에 대한 기계적특성의 정량적 평가가 더욱 어렵다[3]. 이러한 제한을 극복하기 위해 본 연구에서는 열 cycle 재현(thermal

cycle simulation)법을 이용하여 원자로압력용기강 용접열영향부의 위치에 따른 열이력을 재현하였으며, 각 조건별 시험편에 대한 기계적특성 시험과 미세조직 관찰을 통하여 용접열영향부를 평가하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용한 재료는 ASME SA 508 cl. 3 원자로압력용기용 저합금 단조강으로, 모재의 화학성분과 용접조건은 전보[2]와 동일하다. 용접열영향부를 재현하기 위하여, 이론으로부터 도출된 열 cycle 과 최고온도(peak temperature, T_p)분포 및 냉각시간($\Delta t_{800-500}$: 800 °C 에서 500 °C 사이의 냉각시간)을 근거로 Table 1 과 같이 열 cycle 재현(simulation) 조건을 설정하였다. 열 cycle 의 재현은 가열 및 냉각속도의 제어가 가능한 Gleeble-2000 장비를 이용하였다. 용접후열처리(simulated post weld heat treatment, PWHT)는 615 °C 에서 4.5 시간 시행되었다. 재현열영향부의 충격시험온도는 시험편조건별로 인성의 차이를 뚜렷하게 볼 수 있도록 모재를 기준으로 천이영역 하단부 이하의 온도, 즉 lower shelf 가 시작되는 온도인 - 50 °C 를 기준으로 하였다. 또한, 자동화 압입(automated ball indentation)시험 방법을 이용하여 상온에서 시험편 조건별로 강도와 경도의 변화를 측정하였으며, 조직관찰은 3 % nital etching 후 광학현미경을 이용하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 동온분포도(isothermal diagram)의 작성과 응용

Rosenthal[4]의 열유동방정식으로부터 용접열 cycle 은

$$T - T_o = \theta_1 \frac{\Delta t}{t} \exp - \left(\frac{\Delta t}{et} \left(\frac{\theta_1}{T_p - T_o} \right) \right)$$

로 표현되고, 냉각시간 Δt 는

$$\Delta t_{8-5} = \frac{q/v}{2\pi\lambda\theta_1}$$

$$\frac{1}{\theta_1} = \left(\frac{1}{773 - T_o} - \frac{1}{1073 - T_o} \right)$$

로 주어진다. 여기서 T_o 는 총간온도, Δt 는 800 °C 에서 500 °C 까지의 냉각시간, e 는 자연대수(=2.718), T_p 는 열 cycle 의 최고온도, q 는 heat flux, v 는 열원의 속도, 그리고 λ 는 열전도도를 표시한다. 본 실험조건에서의 용접열 cycle 은 Fig. 1 과 같이 작성되었다.

또한, 전보[2]에서 계산된 최고온도분포를 근거로 하여, 용접열영향부를 대표적인 최고온도 등온곡선들로 세분화하는 방법으로 미소열영향부(subzone HAZ)를 구분하였는데, 그 결과 Fig. 2 와 같이 작성되었다. 여기서 a, b, c, d, e 는 각각 1300 °C < a < 용점(≈1500 °C), 1100 °C < b < 1300 °C, 900 °C < c < 1100 °C, 700 °C < d < 900 °C, 600 °C < e < 700 °C 와 같이 구분된 최고온도영역을 표시하고, a 와 b 는 결정립초대화 영역, c 는 결정립미세화 영역, d 는 임계간(inter-critical) 영역, 그리고 e 는 구상화(spheroidization) 및 석출(precipitation) 영역으로 구분할 수 있으며, 표기순서는 pass 순서를 나타낸다(예 : abc 는 1st pass-a, 2nd pass-b, 3rd pass-c

의 순서로 최고온도의 열영향을 받았음). Fig. 2 를 보면, 단층(single pass) 용접의 경우 (a) 와 같이 결정립조대화 영역(a 와 b)이 분명하게 나타나지만, 다층용접을 하게되면 이전((N-1)th 혹은 (N-2)th) pass 및 이후((N+1)th 혹은 (N+2)th) pass 의 열 cycle 을 받아 Nth pass 의 조직은 변하게 된다((b)-(e)). 특히, 열영향부의 폭(W_H : width of HAZ)과 층간거리(W_I : width of interlayer space)의 비(W_H/W_I)는 결정립조대화 영역의 크기에 지대한 영향을 미치는데, W_H/W_I 가 클수록 후속열 cycle 의 영향범위가 커져 조대화영역의 크기는 줄어든다. 여기서 W_H/W_I 를 크게하기 위해서 W_H 를 크게하는 방법은 피해야 한다. 열영향부 자체가 커지는 것을 피해야 한다는 뜻이다. 이보다는 W_I 를 작게하는 방법이 적절한 방법이라 할 수 있다. 예를들어, 입열량을 줄이면 W_I 와 W_H 가 동시에 감소하고 예열온도를 높이면 W_H 만 증가하므로, 좋은 용접열영향부를 얻기 위해서는 작은 입열량을 적용하고 예열온도를 충분히 높여주어야함을 이해할 수 있다. 본 실험재의 경우, W_H/W_I 는 약 0.8 로 나타났으며[2], Fig. 2 의 (c) 에 해당한다.

Fig. 3 에는 용접열영향부 등온분포도(isothermal diagram)를 기준으로 설정한 열 cycle 재현 시험편의 대표적인 위치를 표시하였다.

3.2 재현열영향부의 미세조직과 기계적 특성

Fig. 4 는 각 열 cycle 조건별 광학현미경 조직을 보인다. (a) 와 (b) 및 (c) 는 모두 용접용융선 + 모재측 1 mm 이내(감시시험의 샤피노치 위치)의 위치를 대표하는 조직사진으로, 1st pass 의 최고온도 1350 °C(결정립성장 영역)를 재현한 후에 각각 2nd pass 의 최고온도 1350 °C, 900 °C, 700 °C 를 재현한 것이다. 1st pass 에 의해 최고온도 1350 °C 까지 가열되면, 결정립성장이 일어난 후 비교적 빠른 속도로 냉각되어 보통은 탄화물의 석출이나 페라이트의 성장시 오스테나이트/페라이트 계면과 평행인 방향으로 층을 이루는 Widmanstätten 조직을 포함한다[5]. 그러나, 2nd pass 의 영향으로 1st pass 에 의한 조직특징은 소멸되고, 2nd pass 의 최고온도영역에 의해 조직특성기반이 확보된다. 2nd pass 가 900 °C 인 (b) 의 경우 (a) 와 (c) 에 비하여 미세한 베이나이트 조직을 보이고 있다. 최고온도 900 °C 의 경우는 결정립 미세화 영역으로 간주되며, 미세화된 등축(equiaxed) 입자 조직을 나타내어 A_3 변태점(상부임계온도)근처에서 결정립크기는 최소가 된다. 충격시험 결과, (a), (b), (c) 조건 모두 모재보다는 양호한 인성을 나타냈다(Fig. 5). (d) 와 (e) 는 용접용융선 + 2~3 mm 의 위치를 대표하는 조직사진으로, 1st pass 는 900 °C 로 동일하고 2nd pass 는 각각 900 °C 와 700 °C 를 재현한 것이다. 모두 매우 미세한 조직(tempered lower bainite)을 보이고 있으며, 시험결과 가장 우수한 인성을 나타냈다(Fig. 5). (f) 는, 1st 및 2nd pass 의 최고온도가 모두 임계간(intercritical)온도인 A_1 과 A_3 변태점 사이의 온도로 재현된 것으로, 부분 미세화된 결정립을 보이고 있으며, 보통 탄소함량이 많은 부분(오스테나이트)은 미세조직을 나타내나, 탄소함량이 적은 페라이트 영역은 최고온도가 낮아짐에 따라 거의 영향을 받지 않고 원래의 입자크기를 유지하려는 경향을 띤다. (g) 와 같이 A_1 변태점 근처의 온도로 최고온도가 지나가면 기존의 층상 탄화물(lamellar carbides)이 용해되어 냉각시 구상입자(spheroidal particles)로 되려는 경향을 갖는다. 또한, 이 온도이하에서는 석출(precipitation)의 가능성이 있다. (f) 와 (g) 의 경우, Fig. 5 와 Fig. 6 에서 볼 수 있듯이, 모재에 비하여 낮은 인성과 강도 및 경

도를 나타냈다.

4. 결론

열 cycle 재현시험법을 이용하여 원자로압력용기강 용접열영향부를 해석 및 시험한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

가. 최고온도 등은분포도를 이용하여 미소열영향부의 미세조직과 기계적특성을 예측할 수 있었고, 이로부터 예열온도와 입열량의 크기가 열영향부의 위치에 따른 조직 및 기계적특성에 미치는 영향을 판단할 수 있었다.

나. 재현시험 결과, 용접용융선 + 모재측 1 mm 이내의 위치(1st pass : 1350 °C)에서는 2nd pass(1350 °C, 900 °C, 700 °C)에 의해 영향을 받아 미세조직과 기계적 특성의 변화를 보였지만, 모두 모재보다 양호한 인성과 강도 및 경도를 나타냈다.

다. 또한, 용접용융선 + 2~3 mm 위치(1st pass : 900 °C, 2nd pass : 900 °C, 700 °C)에서는 매우 미세한 하부 베이나이트 조직과 가장 양호한 인성치를 나타냈다.

라. 한편, 용접용융선 + 약 5 mm 위치(1st pass : 650 °C, 2nd pass : 650 °C)에서는 탄화물의 구상화 및 조대화로 판단되는 미세조직의 변화와 함께 인성과 기계적특성의 저하를 나타내어 모재보다 낮은 값을 보이는 것을 발견할 수 있었다.

5. 참고문헌

- [1] S. G. Druce and B. C. Edwards, Nucl. Energy, 1980, Vol. 19, Oct. No. 5, 347-360
- [2] 김주학 등, 한국원자력학회 '96 추계학술발표회 논문집, 1996, 557-562
- [3] L. Devillers, et al., Welding in the World, Vol 31, No. 4, 1993, 8-19
- [4] D. Rosenthal, Transactions of the ASME, Nov. 1946, 849-866
- [5] E. Nippes, Welding J., Jan 1959, 1s-18s

Table 1 Thermal cycle simulation conditions

Specimen type	N th pass			Interpass temp.(°C)	(N+1) th pass		
	Heating rate(°C/sec)	Holding temp.(°C), time(sec)	Cooling rate(°C/sec), t _{8/5} (sec)		Heating rate(°C/sec)	Holding temp.(°C), time(sec)	Cooling rate(°C/sec), t _{8/5} (sec)
1	256	1350, 10	13, 23	200	256	1350, 10	13, 23
2	256	1350, 10	13, 23	200	100	900, 10	12, 25
3	256	1350, 10	13, 23	200	56	700, 10	8
4	100	900, 10	12, 25	200	100	900, 10	12, 25
5	100	900, 10	12, 25	200	56	700, 10	8
6	56	700, 10	8	200	56	700, 10	8
7	45	650, 10	7	200	45	650, 10	7

* t_{8/5} : cooling time between 800 to 500 °C

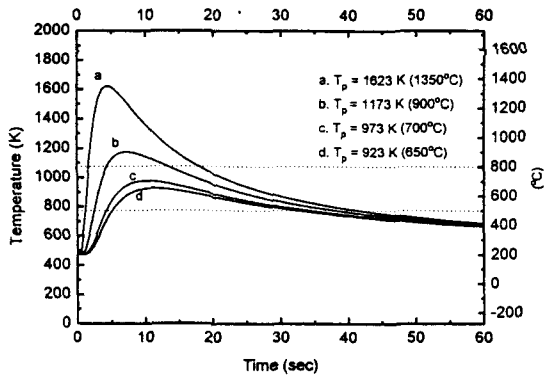


Fig. 1 Weld thermal cycles

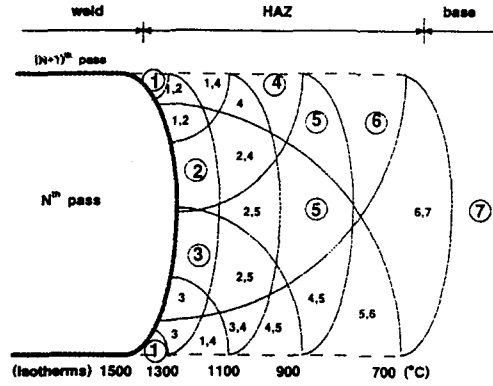


Fig. 3 Typical position of simulated HAZ condition (ref. Table 1)

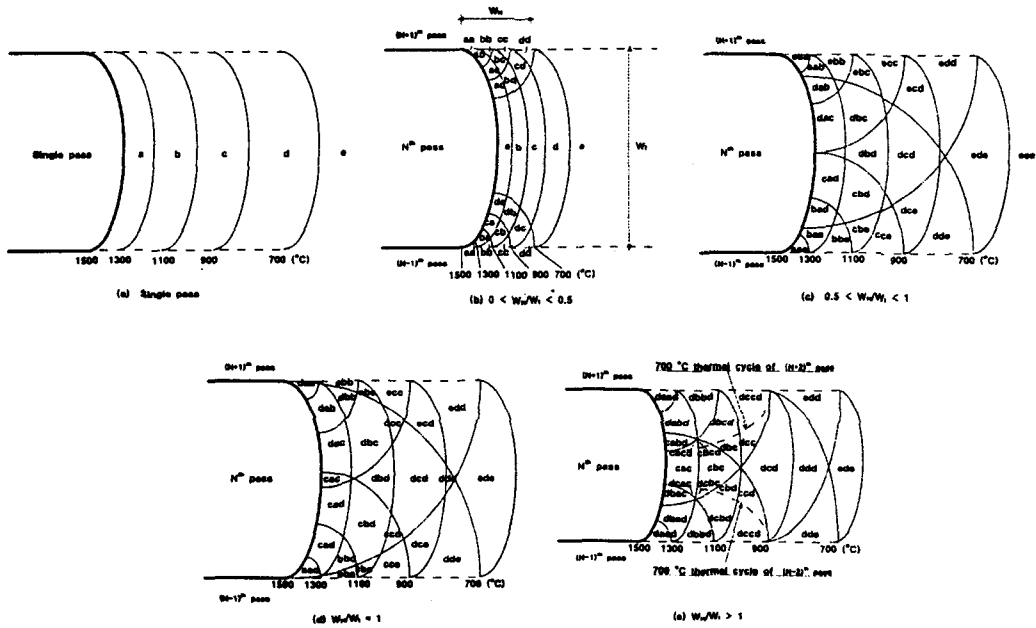


Fig. 2 Schematic illustrations of HAZ isotherms in multipass welds

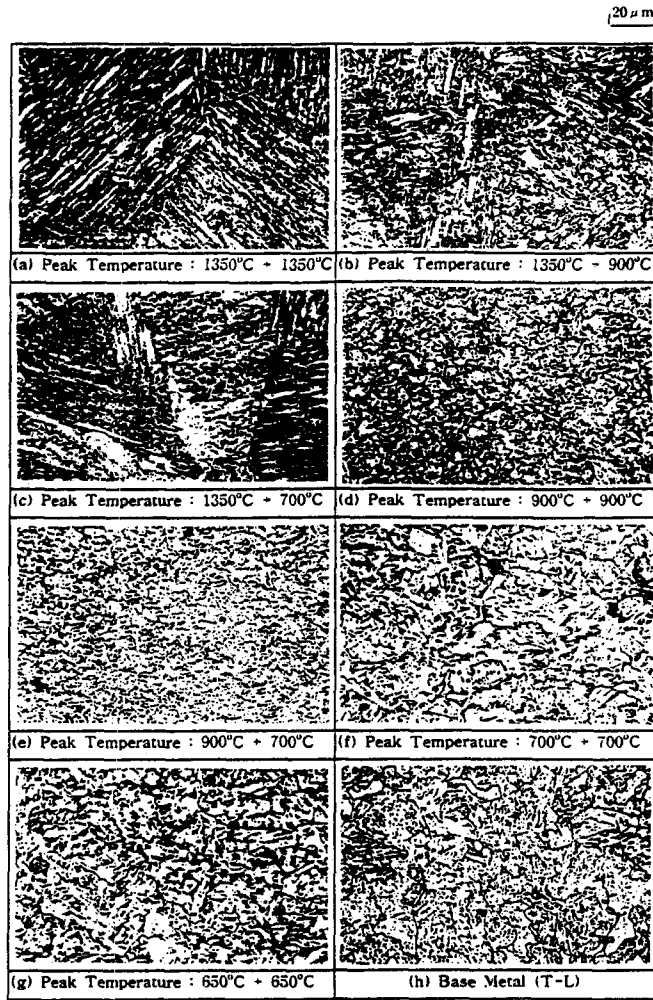


Fig. 4 Microstructures of simulated HAZs of SA 508 class 3 RPV steel

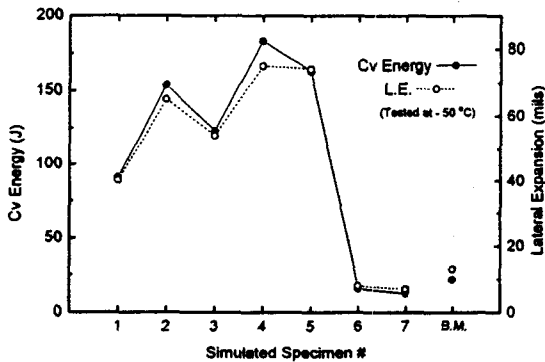


Fig. 5 Toughness variations with simulation condition

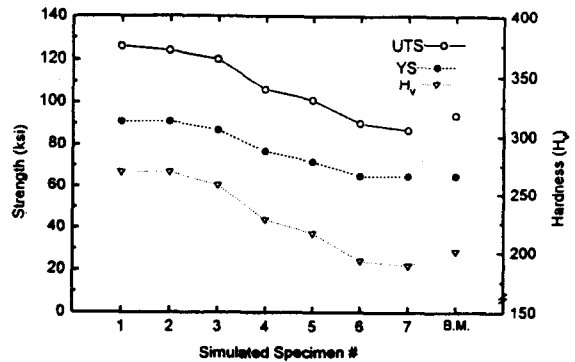


Fig. 6 Strength variations with simulation condition