

## 원자로압력용기강 용접열영향부(HAZ)의 샤피시험편 노치 위치설정에 대하여

김주학, 변택상, 지세환, 국일현, 홍준화

한국원자력연구소

대전광역시 유성구 덕진동 150

### 요 약

조사전 및 감시시험시 용접열영향부(heat affected zone, HAZ)의 인성평가를 위해 제작되는 샤피(Charpy) 충격시험편의 노치(notch) 위치에 대하여 현재의 규정에 대한 타당성을 검토하였다. 적용규정은 HAZ 시험편의 노치위치를 용접용융선(fusion line, FL) + 모재측 0.8 mm 로 제한하고 있다. 그러나, 본 연구결과, 이 부위는 다층(multipass) 용접시 후속열이력에 의해 결정립이 미세화되어, 인장강도와 경도 및 충격인성이 모재나 용접부에 비하여 양호하게 나타났다. 한편, FL + 4 mm 이상의 다른 위치에서는 강도와 경도 및 충격인성이 모두 모재와 용접부에 비하여 낮은 값을 보였다. 이는 다층용접에 의한 후속열이력 및 용접후열처리(post weld heat treatment, PWHT)에 의해 금속조직학적 영향을 받은 것으로 판단되었다. 일련의 시험결과로부터, 조사전 및 감시시험용 샤피충격시험편의 HAZ 에 있어서의 노치위치에 대한 현재의 규정을 재검토할 필요가 있음을 제안하였다.

### 1. 서 론

감시시험(surveillance test) 및 그 기준이 되는 조사전시험(preirradiation test 혹은 baseline test)에 있어서, 원자로압력용기강의 용접열영향부(heat affected zone, HAZ)에 대한 인성평가를 위해 샤피(Charpy)충격시험편의 노치(notch) 위치를 용접용융선(fusion line, FL) + 모재측 0.8 mm 로 정하고 있다[1,2]. 이를 근거로, SA 508 cl. 3 원자로압력용기강의 HAZ 인성을 평가한 결과, Fig. 1 에서 볼 수 있듯이, 모재나 용접부에 비하여 매우 양호한 인성을 나타내었다. 일반적으로, 철강재료에 있어서 FL + 0.8 mm 는, 단층(single pass) 용접시 용접열사이클의 최고온도(peak temperature)가 1350 °C 부근이 되는 부위로, 오스테나이트 결정립조대화가 발생하는 대표적인 취약부위다[3]. 그러나, 다층(multipass)용접이 되면 문제는 달라지는데, 바로 우리가 대상으로 하는 원자로압력용기는 후자의 경우다. 다층용접시는 후속(second 혹은 third)열사이클에 의해

부분적으로는 결정립미세화가 예상되기도 하며, 대체적으로 매우 복잡한 구조가 예상된다[4]. 그렇다면 원자로압력용기강의 HAZ 에서 가장 취약한 부위가 어디인지 그리고 현재의 규정인 FL + 0.8 mm 가 타당한지 등을 명확히 할 필요가 있다. 따라서, 본 연구에서는 안전성이 가장 추구되는 원자로압력용기강의 HAZ 를 대상으로, 위치별 열이력을 계산한 후, 미세조직과 기계적특성, 특히 파괴충격인성을 평가하므로써 현재의 규정에 대한 타당성을 검토하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에서 사용한 재료는 ASME SA 508 cl. 3 [5] 원자로압력용기용 저합금 단조강으로, 모재의 기본적인 화학성분은 Table 1 과 같다. 대상부위(core region)의 용접조건은 Table 2 에 보인 바와 같이 SAW(submerged arc welding)를 이용하여 비교적 저입열 다층용접을 실시하였다. 용접용융선(fusion line, FL)으로부터의 거리에 따라 용접열사이클의 최고온도분포[6]를 구하고, 조직점사에 의해  $A_{c1}$  변태점(오스테나이트+페라이트->페라이트+세멘타이트)을 확인하였다. 온도분포 계산 및 조직시험 결과,  $A_{c1}$  변태점(701 °C)은 평균 FL + 4 mm 에 위치하였으므로, FL + 1 mm 간격으로 기계적특성 및 파괴충격시험을 실시하였다. 충격시험편의 제작과 시험은 ASTM E 23-94a [7] 를 따랐으며, 시험온도는 상온(25 °C) 및 저온(-25 °C) 의 두 종류로 하였다. 자동화 압입(automatic ball indentation)방법을 이용하여, 인장 및 항복강도와 경도의 변화를 측정하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 온도분포 계산

용접용융선으로부터 HAZ 축으로의 위치변화에 따른 열사이클 최고온도( $T_m$ )는 다음 식으로부터 구할 수 있다[6].

$$\frac{1}{T_m - T_o} = \frac{\pi e \rho C (r^2 - R^2)}{2 \eta E} + \frac{1}{T_f - T_o}$$

여기서  $T_o$  는 예열(preheat)온도 또는 층간(interpass)온도,  $e$  는 자연대수(2.7183),  $\rho$  는 비중,  $C$  는 비열,  $r$  은 용융금속의 중심으로부터의 거리,  $R$  은 용융금속의 반경,  $\eta$  는 열효율,  $E$  는 입열량,  $T_f$  는 용점을 각각 나타낸다. 또한 층간거리(interlayer spacing)[4]는

$$D_i = 1.7 + 0.107E \quad (mm)$$

와 같이 입열량  $E$ (kJ/cm)의 함수로 표시할 수 있다. 대상재에 대한 실용접조건의 경우, 층간온도를 200 °C 로, 비중을 7.86 g/cm<sup>3</sup> 로, 비열을 0.11 cal/g - °C 로, 용융금속의 반경을 7 mm 로, 열효율을 0.45 로, 용접입열량을 30 kJ/cm 로, 용점을 1530 °C 로 적용했을 때의 HAZ 위치별 최고온도의 변화를 Fig. 2 에 나타내었다. FL + 4 mm 에서  $A_{c1}$ (701 °C)변태점이 지나감을 알 수 있다.

### 3.2 미세조직

실제 HAZ 의 크기를 Fig. 3 에서와 같이 매크로에칭한 후 확인한 결과, 위에서 계산한 결과와 잘 일치하였다. 이는 위의 계산식에 의해 HAZ 위치별 온도분포의 예측이 가능함을 말한다. 이러한 온도분포예측에 의해 가능한 금속조직을 예측할 수 있고, 따라서 기계적특성 예측이 가능하다. 그러나, 실제 용접의 경우 단층(single pass)용접이 아니라 다층(multipass)용접이 시공되어 후속 열사이클에 의한 영향을 받지 않을 수 없게되며, 그 결과 미세조직도 매우 복잡한 양상과 분포를 갖는다. 이를 도식적으로 나타낸 그림이 Fig. 4 이다. 여기서 층간거리(interlayer space)로 표시된 2nd pass 의 HAZ 를 중심으로 살펴보면, 용접용융선을 포함한 ▷ 형태부분이 3 회의 용접열영향(700 °C 이상)을 받은 부분이다. 점선을 한 번으로 하는 하부 △ 형태 및 상부 ▽ 형태부분은 2 회의 용접열영향(700 °C 이상)을 받았으며, 나머지 오른쪽 < 형태부분만이 1 회의 용접열영향(700 °C 이상)을 받았다. 마지막 최고 온도가 약 700 °C~1100 °C 의 열영향을 받은 부분은, 계속 되는 급냉효과에 의해 결정립이 미세화되었을 가능성이 있다. 이는 오스테나타이징(austenitizing) 과 2 상영역 열처리(intercritical heat treatment)효과를 받을 수 있는 영역이기 때문이다. 한편, 마지막 최고온도가 약 1100 °C~m.p.(용점, 약 1530 °C)라면 그 부분은 결정립조대화의 가능성이 있다. 이와같은 방법으로 Fig. 4 를 분석해 보면, 다층용접의 경우 용접입열량과 층간거리를 변수로 HAZ 조직 및 성능이 변할 수 있음을 알 수 있다. 바꾸어 말하면, 적정용접조건 설정에 의해 HAZ 기계적 성능개선이 가능하다는 것이다. 실제의 경우, 조사전시험(preirradiation test)시 HAZ 시험편으로 채취되고 있는 FL + 0.8 mm [1,2]부위의 미세조직이 모재 및 용접부와 비교되어 Fig. 5 에 나와 있다. 모재에 비해 훨씬 미세화된 조직을 보이고 있다.

### 3.3 기계적특성

용접용융선으로부터 HAZ 측으로의 위치에 따른 인장특성의 변화를 Fig. 6 과 같이 정리하였다. 대체적으로 FL + 0.8 mm 부근의 인장 및 항복강도는 모재보다 양호함을 알 수 있다. 이는 다층용접시 후속 pass 의 열영향에 의하여 결정립미세화가 이루어진 결과와 상응한다. 그러나, metallographical HAZ( $A_{c1}$  온도 이상)에서 모재측으로 조금만 가면, 인장 및 항복강도가 다소 감소하는 경향을 볼 수 있다. 앞서 살펴본 바에 의하면, 이 지역은  $A_{c1}$  이하의 온도로 열영향을 받은 곳이며, 추가로 용접후열처리(post weld heat treatment, PWHT, 615 °C/40 Hrs)의 이력을 갖고 있다. 따라서, overtempering 의 가능성을 배제할 수 없다. 이 지역은 인장강도의 저하와 함께, Fig. 7 에서 볼 수 있듯이, 경도의 저하 경향도 있다. 대조적으로, FL + 0.8 mm 부근은 오히려 경도와 강도가 모재보다 양호하다. Fig. 8 은 HAZ 의 거리에 따른 샤피충격인성의 변화를 정리한 것이다. 저온의 경우 FL + 0.8 mm 부근의 인성이 모재보다 월등한 것을 볼 수 있으며, 강도 및 경도에서와 마찬가지로 HAZ 옆 모재측에 다소간의 인성저하의 경향을 볼 수 있다. 강도, 경도, 인성 변화의 경향이 같은 것은 강화기구로 결정립미세화가 지배적이었음을 나타낸다. 이상과

같은 일련의 시험결과로부터, 현 규정의 근거를 재검토해야 한다고 판단된다.

#### 4. 결론

가. 원자로압력용기강의 감시시험 및 조사전시험에 규정된 용접열영향부(HAZ)의 샤프시험편 노치위치(fusion line + 0.8 mm)의 근거에 대해 정밀한 재검토가 요구된다.

나. 현재의 HAZ 시험편 채취위치(FL + 0.8 mm)는 모재에 비하여 미세한 금속조직과 우수한 기계적특성을 보이며, 이는 후속 용접 pass 에 의해 열영향을 받은 데 기인한 것으로 해석된다.

다. 오히려, 용접열사이클에 의한 최고온도가  $A_{c1}$  변태점을 지나는 위치인 평균 FL + 4 mm 이상의 모재측에 상대적 연화지역이 있는 것으로 나타났다.

라. 따라서, 원자로압력용기강 용접열영향부의 성능을 보증하기 위해서는, 해당 용접공정과 조건에 따라 용접열영향부의 해석을 달리해야하며, 이에따른 충분한 기계적 특성 시험 및 조직학적 검증이 필요하다.

#### 5. 참고문헌

- 1] ASTM E 185 " Standard Practice for Conducting Surveillance Tests for Light-Water Cooled Nuclear Power Reactor Vessels, E 706 ", 1982
- 2] 과학기술처 고시 제 92-20 호 " 원자로압력용기 감시시험기준 "
- 3] J. A. Davidson et al., WRC Bulletin 345, pp 18-31
- 4] L. Devillers et al., Welding in the World, Vol. 31, No. 4, 1993, pp 8-19
- 5] ASME Sec. II, Part A, SA 508, 1995
- 6] C. M. Adams, Jr., Welding Research Supplement, 1958, pp 210s-215s
- 7] ASTM Standard E 23 " Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials ", 1994

Table 1 Chemical composition of an ASME SA 508 cl. 3 steel forging

Elements	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
wt. %	0.19	0.08	1.35	0.006	0.002	0.82	0.17	0.51

Table 2 Welding conditions

Process	Wire size (mm)	Ampere	Voltage	Travel speed (cm/min)	Preheat temp.		PWHT** (°C)/hrs
					min. (°C)	max. (°C)	
SAW*	4.0	500-600	28-32	30-40	121	200	615±20/40

\* Submerged Arc Welding

\*\* Post Weld Heat Treatment

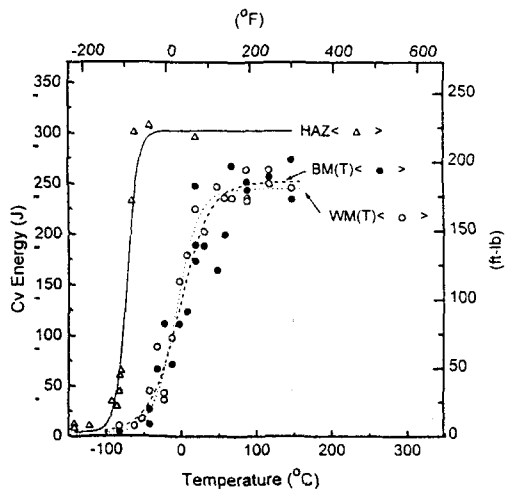


Fig. 1 Baseline Charpy transition curves of ASME SA 508 cl.3 steels for RPV

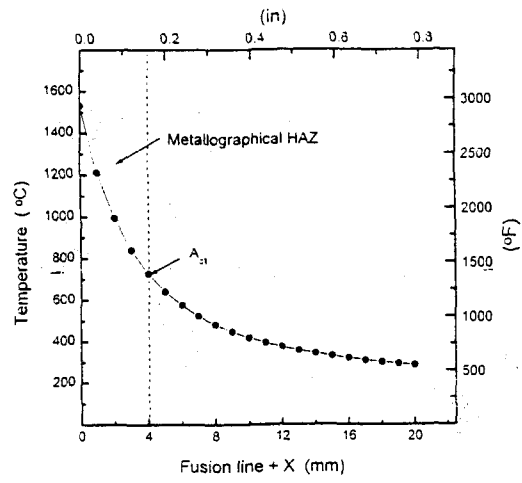


Fig. 2 Maximum temperature variations with distance from fusion line

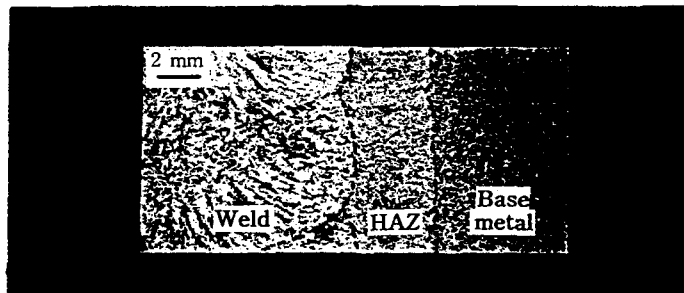


Fig. 3 Macrostructure showing the size of metallographical HAZ

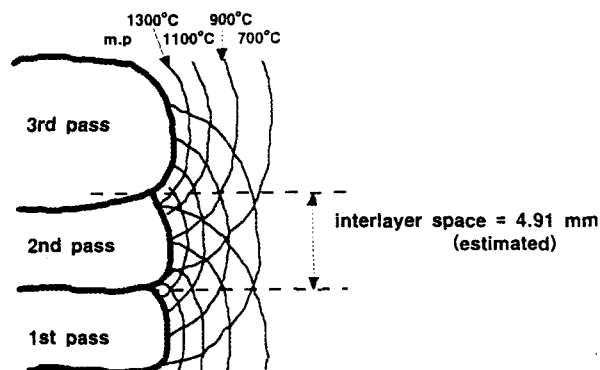


Fig. 4 Schematic illustration of HAZ isothermals in a multipass weld



(a) HAZ(FL + 0.8 mm)



(b) Base metal



(c) Weld

Fig. 5 Typical HAZ microstructure compared with base metal and weld

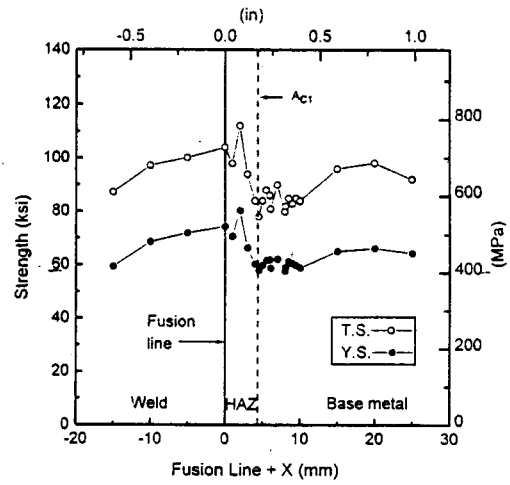


Fig. 6 Strengths variations with distance from fusion line(X=0)

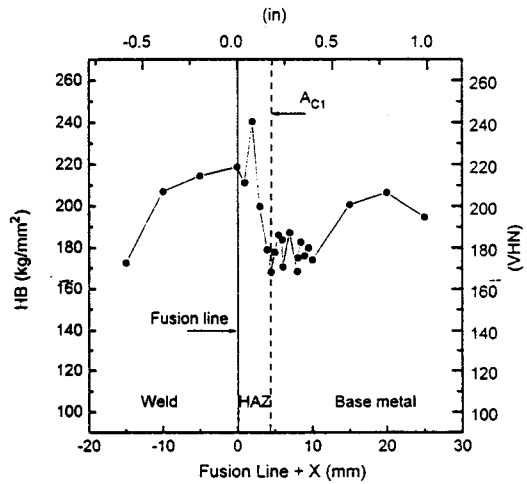


Fig. 7 Hardness variations with distance from fusion line(X=0)

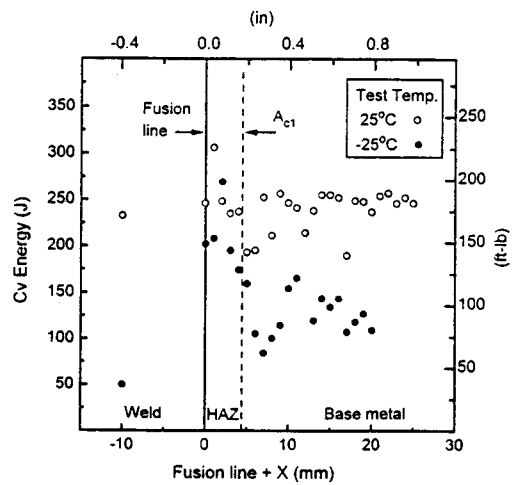


Fig. 8 Toughness variations with distance from fusion line(X=0)