

## 초저온용 강 용접열영향부의 저온 파괴특성에 관한 금속조직학적 분석 (II) - 미세조직 분포도를 이용한 파괴인성변화의 분석 -

張宰溢 · 李柏雨 · 金愚植\* · 權東一

서울대학교 공과대학 재료공학부  
\*한국가스공사 연구개발원

### Metallurgical Analyses of Fracture Characteristics in Weld Heat-Affected Zones of Cryogenic Steel (II) - Analysis of HAZ Toughness Variation by Microstructure-Distribution Maps -

Jae-il Jang, Baik-Woo Lee, Woo-sik Kim\* and Dongil Kwon

School of Materials Science and Engineering, Seoul National University, Seoul 151-742, Korea  
\*R & D Center, Korea Gas Corporation, Ansan 425-150, Korea

**Abstract :** It is well known that the crack tip opening displacement (CTOD) test, widely used for heat-affected zone (HAZ) toughness evaluation, is very sensitive to complex distribution of microstructures in HAZ. So, as the second step of the researches on metallurgical analyses of fracture characteristics in HAZ of improved 9% Ni steel, this study aimed to investigate the microstructure distribution including local brittle zone (LBZ) and its influences on CTOD toughness. To study the correlation between microstructures and actual HAZ toughness in more systematic way, K-grooved HAZ specimens were prepared for the CTOD tests. To figure out the microstructural influence, the microstructure-distribution maps were constructed by semi-empirical method including the process of sectioning and observation of tested specimens. In the regions near fusion line, it was found that the crack initiations were ruled by weakest-link-typed failure, which resulted in relatively low toughness of the regions. In the regions of fusion line (F.L.) +2 mm and +3 mm, i.e. relatively high toughness regions, the failure was ruled by rule-of-mixture type. It was also revealed that the minimum fraction of LBZs showing the weakest-link-typed failure was 17% in crack tip front of actual HAZ specimens. From the results obtained, the mechanism of toughness change based on metallurgical analyses was proposed and discussed.

(Received March 31, 2000)

**Key words :** HAZ, QLT-9% Ni steel, Cryogenic LBZ, Microstructure-distribution map, Fracture characteristics, Weakest-link-typed failure, Rule-of-mixture typed failure, CTOD toughness.

### 1. 서 론

1980년 북해에서 발생한 해양구조물 Alexander Kielland의 대형파괴 참사는 용접구조물용 강의 용접열영향부(heat-affected zone, 이하 HAZ)에 대한 파괴인성연구에 일대 전기를 마련하게 되었다<sup>1,2)</sup>. HAZ에 대한 파괴역학적 평가의 중요성이 인식됨에 따라, 기존의 살피충격시험과는 달리 탄소성 파괴역학에 기초하면서 구조재의 실두께를 이용한다는 공학적인 장점을 가진 CTOD(crack tip opening displacement) 시험이 다양한 구조용 강의 HAZ에 대하여 행해지게 되었다. 관련 연구들이 상세히 수행된 결과, HAZ 내에 존재하는 다양한 금속학적 및 역학적 인자들이 HAZ의 CTOD 인성에 매우 큰 영향을 미치고, 나아가서 용접구조물 전체의 파괴역학적 안전성에도 중요한 영향을 미친다는 결론을 얻을 수 있었다. 이 인자들은 그림 1에 나타난 바와 같이, 모재의 성분과 생산과정에 따른 내부요인과 용접공정에 따른 외부요인에 복합적으로 의존하는데, 이중에서도 강재 및 용접공정의 영향을 보다 직접적으로 받는 금속학적 인자들은 역학적 인자들과 달리 일반적으로 취급하기에는 어려움이 있다.

그러므로 새로운 용접구조물용 강재의 개발 및 적용시, 국부적 취화영역(local brittle zone, 이하 LBZ)의 존재를 포함한 HAZ 내의 미세조직 변화에 관한 연구는 HAZ의 파괴특성 분석을 위하여 필수적으로 요구되고 있다.

동일한 관점에서 국내 LNG(liquefied natural gas) 저장탱크에서 사용되는 고인성 QLT-9% Ni 강에 대한 연구를 수행하였는데, 본 연구의 PART 1에서는 미시적 관점에서 LBZ 현상을 분석하였다. 이를 위하여 결정립 조대화 열영향부(coarse-grained HAZ, 이하 CGHAZ)의 각 세부영역을 재현한 열모사 시험편을 이용하여 미세조직 및 파괴특성의 변화를 연구하였고, 그 결과 IC CGHAZ(inter-critically reheated CGHAZ)와 UA CGHAZ(unaltered CGHAZ)가 1차 및 2차 초저온 LBZ(cryogenic LBZ) 임을 확인하였다.

그러나 이와 같이 각각의 국부영역에 대한 미시적인 연구 결과만으로는 국부영역들이 복잡하게 존재하는 실제 용접열영향부의 거시적인 파괴인성 변화기구의 해석에 직접적으로 활용할 수 없다. 그러므로 본 논문에서는 실용적 시험편의 균열선단에 존재하는 각 미세조직의 분포가 파괴특성에 미치는 영향을 분석하고, 이를 활용하여 용융선으로부터의 거리

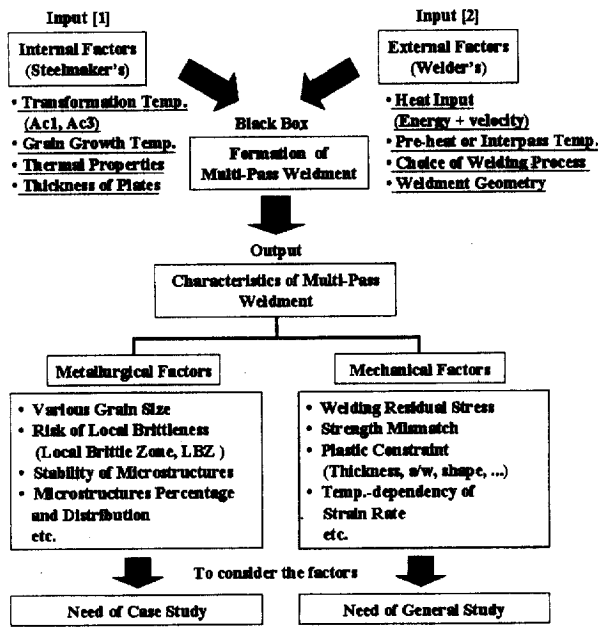


Fig. 1. Classification of various weldment characteristics affecting fracture properties in steel weldment.

에 따른 HAZ 내 CTOD 인성변화의 기구를 금속학적 관점에서 설명하고자 하였다. HAZ 내 위치에 따른 파괴인성과 미세조직 분포의 변화를 체계적으로 평가하기 위하여 K-개선 용접시험편을 사용하였고, 각 파괴인성 시험편의 균열선단에 대한 미세조직 분포도(microstructure-distribution map)를 인성변화 기구의 해석에 이용하였다.

## 2. 실험 방법

### 사용 재료 및 용접

실험에 사용된 9% Ni 강은 본 연구의 PART 1에서 사용된 것과 동일한 상용의 고인성 QLT-9% Ni 강으로, 그 화학 성분과 기계적 성질을 표 1과 2에 나타내었다. 국내 LNG 저장탱크 내벽 하단부의 최대두께인 22 mm 두께의 모판에 대하여 압연방향과 수직인 방향으로 K-개선 형태를 가공하였고, 이때의 개선형상은 그림 2와 같다. 이에 대하여 국내 LNG 저장탱크 건설시 사용되는 용접방식인 SMAW와 SAW 공정에 따라 각각 Hastelloy와 Inconel의 오스테나이트 계열 70% Ni 기 용접봉을 사용하여 용접을 수행하였는데, 이때 용접조건은 실제 현장 용접조건과 유사하게 조절하였으며 이를 표 3에 나타내었다. 용접후에는 방사선 비파괴 검사(radiographic test, RT)를 실시하여 결함이 존재하지 않는 부위를 선택, 절단하여 시험편을 제작하였다.

Table 1. Chemical compositions of used material (unit : wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni
0.066	0.24	0.65	0.005	0.005	9.28

Table 2. Mechanical properties of used material at room temperature and liquid nitrogen temperature.

at Room Temp.				at 77K			
YS [MPa]	TS [MPa]	EL [%]	vE [J]	YS [MPa]	TS [MPa]	EL [%]	vE [J]
640	710	36	290	910	1140	34	210

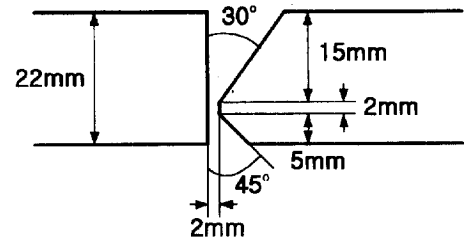


Fig. 2. Schematic view of K-groove preparation.

### 파괴인성시험

K-개선 용접열영향부내의 파괴인성 변화를 평가하기 위하여 50 ton 급 만능시험기를 이용하여 저온인 173 K 및 LNG 온도인 111 K에서 CTOD 시험을 수행하였다. 시험편 균열의 형상으로는 두께 관통균열(through-thickness crack)을 도입하였으며, 시험편의 두께는 22 mm 두께의 용접판으로부터 표면을 최소 가공한 20 mm 두께 시험편을 사용하였다. CTOD 인성의 평가대상위치치는 그림 3에서 나타낸 바와 같이 용융선(fusion line, 이하 F.L.)에서 F.L.+7 mm 까지 거리에 따라 변화시켰고, 각각의 위치에 두께 관통균열을 도입하였다. 사용된 시험편 개수는 동일한 조건에서 2개 이상이었으며, 시험결과 얻은 인성치중 최저값을 분석에 사용하였다.

본 용접부는 저온에서 약 450 MPa의 항복강도를 가지는 70% Ni 기 합금의 용접봉을 사용함에 따라 페라이트 계열의 모재와 오스테나이트 계열의 용착금속사이에 강도적 불균질 효과(strength mismatching effect)가 존재하게 된다. 따라서 파괴인성 평가후 클립게이지 변위로부터 CTOD를 계산하기 위하여 균열개구 변위의 비대칭성을 고려한 다음의 식 (1)을 사용하였다<sup>3,4)</sup>.

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_{YS}E} + \left[ \frac{r_1(w-a)}{a+r_1(w-a)} \frac{\alpha}{1+\alpha} + \frac{r_2(w-a)}{a+r_2(w-a)} \frac{1}{1+\alpha} \right] V_g \quad (1)$$

Table 3. Welding conditions used in this study.

Welding method	Filler Metal		Polarity	Current(A)	Voltage(V)	Speed(cm/min)	Heat input(kJ/cm)
	Type	Size					
SAW(flat)	Inconel	2.4Φ	DCEP	320~360	25~28	25~53	avg. 23
SMAW(vertical)	Hastelloy	4Φ	AC	100~130	20~40	6~20	avg. 28

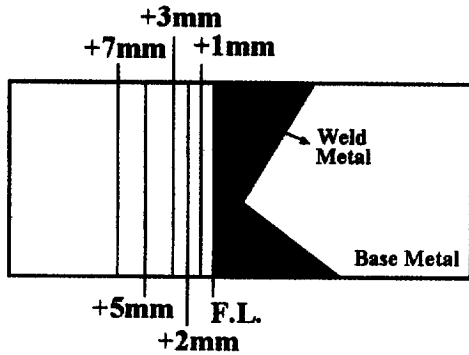


Fig. 3. Schematic diagram for notch locations of CTOD specimens with K-groove.

윗 식에서  $K$ 는 시험편의 형상과 하중방식에 따른 응력확대 계수를 의미하고,  $\sigma_{YS}$ 와  $v$ 는 재료의 항복강도와 포와송 비를 나타낸다. 또,  $\alpha$ 는 균열선단 양측의 개구변위비이고,  $r_1$ 과  $r_2$ 는 균열선단 양측의 회전인자들이며,  $w$ 는 시험편의 폭,  $a$ 는 결함의 크기,  $V_g$ 는 CMOD(crack mouth opening displacement)이다.

한편, 용접판 두께의 1/2t 지점에서 채취한 시험편을 이용하여 CTOD 시험 시와 동일한 노치위치에 대하여 샐피 V-노치 충격시험을 수행하였고, CTOD 시험결과와 인성변화의 경향성을 비교하는데 활용하였다.

**균열선단의 미세조직 분포도**

본 연구의 PART 1에서 수행한 결과를 바탕으로 CTOD 시험편의 균열선단에 존재하는 미세조직의 분포가 CTOD 인성 변화에 미치는 영향을 알아보기 위하여, LNG 온도에서 CTOD 시험을 수행한 시험편을 단계별로 절단하여 관찰한 후 각 시험편의 균열선단에 대한 미세조직 분포도를 작성하여 체계적인 분석을 시도하였다. 미세조직 분포도의 작성시, HAZ에는 매우 복잡한 미세조직 영역들이 혼재하고 그 경계 역시 상당히 불명확한 까닭에, 각 시험편에 대하여 균열선단의 모든 미세영역 범위를 광학현미경 조건하에서 정확히 규명하는 것은 많은 실험적 어려움과 표현상의 비효율성을 수반한다. 따라서 본 연구에서는 다음과 같이 이론과 관찰을 병행한 준경험적인 (semi-empirical) 방법으로 미세조직 분포도를 작성하였다.

우선 용접부 시험결과와 유용성을 확인하는 절차를 규격화한 API RP 2Z<sup>5)</sup>의 절단순서에 따라 시험편을 절단하였는데, 그 절차를 그림 4에 나타내었다. 절단한 시험편에 대해 2% 나이탈(Nital)을 이용하여 매크로 에칭을 수행하였고(그림 5(a)), 각각의 시험편에 대하여 그림 5(b)에서 나타낸 바와 같이 열사이클의 범위를 표시하여 미세조직의 분포를 해석하는데 이용하였다. 열사이클의 최고 도달온도  $T_p$ 에 따른 국부영역의 분포 범위는, 용접비드를 판두께 중심에 위치한 순간 선열원이라 가정하여 Nakao 등이<sup>6,7)</sup> 이론적 분석과 실험적 검증을 통하여 완성한 다음의 열전도론적 식 (2)를 통하여 분류할 수 있다.

$$\frac{r}{d_{HAZ}} = \frac{\sqrt{(A_{C3}-T_0)} \cdot \sqrt{(T_{mp}-T_0)} - \sqrt{(T_p-T_0)}}{\sqrt{(T_p-T_0)} \cdot \sqrt{(T_{mp}-T_0)} - \sqrt{(A_{C3}-T_0)}} \quad (2)$$

윗 식에서  $r$ 은 최고 도달온도  $T_p$ 인 열사이클의 범위를 용

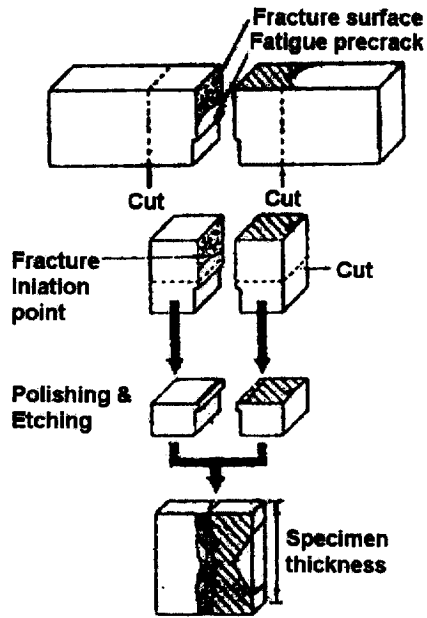


Fig. 4. Sectioning procedure for HAZ-notched CTOD specimen according to API RP 2Z<sup>5)</sup>.

Fig. 5. Process for the analysis of microstructures distribution; (a) macro-etching of sectioned specimen and (b) indication of thermal cycle history on the surface.

융선으로부터의 수직거리로 나타낸 것이고,  $d_{HAZ}$ 는 시험표면을 매크로 에칭시 나타나는 HAZ 폭을 의미한다. 또,  $A_{C3}$ 는 오스테나이트 변태종료온도,  $T_{mp}$ 는 모재의 용융온도,  $T_0$ 는 모판의 초기온도, 혹은 패스간 온도를 의미한다. 이러한 방법은 매크로 에칭에 의하여 나타나는 HAZ 경계가  $A_{C3}$  변태온도라는 점에 기초하고 있는데, 직접 관찰을 통하여 구한  $d_{HAZ}$  라는 실험적 변수를 활용하는 준경험적인 방법이라는 장점을 가지고 있어, 복잡한 미세조직이 혼재하는 열영향부의 미세조직 범위를 체계적으로 추정하기 위하여 널리 사용되는 방법이다<sup>8,9)</sup>. 이 방법의 유용성을 확인하기 위하여 초기 시험편의 일부 영역을 임의로 선택하여 표본 관찰한 결과, 예측치와 매우 유사한 미세조직 분포임을 확인할 수 있었다.

본 해석에서는  $A_{C3}$ 는 PART 1에서 변태점 측정 시험결과로부터 얻은 968 K를 사용하였고,  $T_{mp}$ 는 1723 K, 또  $T_0$ 는 용접절차서에 따라 SAW의 경우 423 K, SMAW의 경우는 383 K를 사용하였으며, 피크온도  $T_p$ 는 1323 K, 968 K, 823 K, 723 K로 정하여 각각의 열사이클에 따른 초기미세조직이 CGHAZ, FGHAZ(fine-grained HAZ), ICHAZ(inter-critical HAZ), SCHAZ(sub-critical HAZ)로 되어 분석이 용이하도록 하였다.

이렇게 표시된 용접열영향부의 열사이클 곡선으로부터 최

종적인 미세조직 분포도를 얻기 위해서는 용접순서를 파악하고 이에 따라 열사이클의 순위를 결정하여야 한다. 이는 용접후의 미세조직이 후속 패스의 열사이클에 따라 급변하게 되기 때문인데, 본 연구에서는 실제 용접 순서를 고려하여 열사이클의 우선순위를 적용하였고, 미세조직 분포도에 그 순서를 나타내었다. 마지막으로 각각의 시험편에 대하여 Minami 등<sup>9)</sup>이 사용한 방법에 따라 균열개시 영역을 결정하여 미세조직 분포도 위에 표시하였다. 이는 최고하중 도달 직후의 최고 균열진전위치 주위를 수직으로 절단하고, 절단면을 연마 및 부식시켜 균열성장경로를 따라 광학현미경으로 미세조직을 관찰함으로써 균열개시영역을 결정하는 방법으로써, 실용접 시험편의 미세조직 분포와 파괴특성 사이의 관계 분석에 널리 사용되는 방법이다<sup>10-11)</sup>.

### 3. 실험 결과 및 고찰

#### HAZ내 CTOD 인성의 변화

SMAW와 SAW 방식으로 용접한 각각의 K-개선 HAZ 시험편에 대하여 저온에서 CTOD 시험을 수행한 결과를 그림 6과 7에 나타내었다. 모든 평가영역은 CTOD 값이 0.3 mm 이상의 양호한 파괴인성치를 나타냄을 알 수 있었고, SMAW와 SAW 시험편의 인성변화 경향은 유사하였다. 특이한 점은 용융선 부근 영역, 즉 FL. 및 FL.+1 mm 영역의 인성치와 FL.+5 mm, FL.+7 mm 영역의 인성치가 거의 비슷한 값을 나타낸다는 점이다.

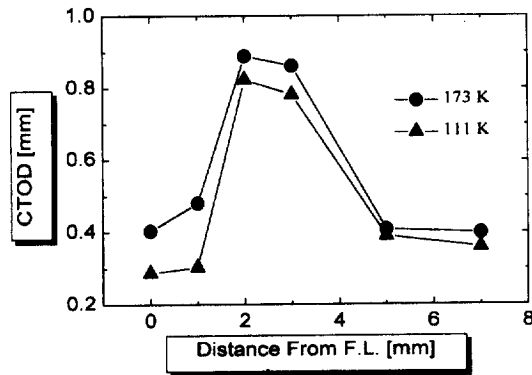


Fig. 6. Results of CTOD tests for SMAW specimens.

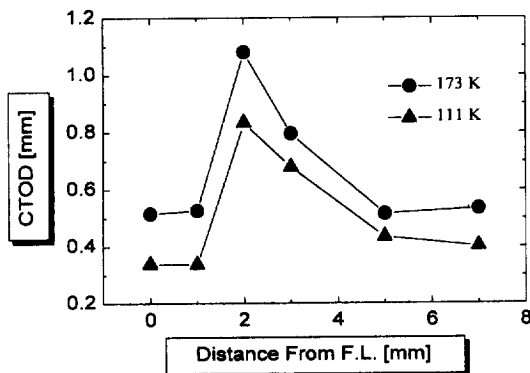


Fig. 7. Results of CTOD tests for SAW specimens.

Fig. 8. Difference of crack propagation path between (a) F.L. - F.L.+3 mm and (b) F.L.+5 mm - F.L.+7 mm.

본 강의 우수한 인성은 잔류 오스테나이트와 결정립 미세화의 복합효과로부터 얻어지는 것으로 알려져 있으므로<sup>3,12)</sup> 이들 인자들의 HAZ 내 변화경향으로부터 HAZ 내 인성변화경향을 쉽게 추정할 수 있다. 즉, 용융선으로 다가갈수록 결정립 조대화 영역의 분율이 증가하여 미세화에 의한 인성증가 효과가 감소함은 물론, 본 연구자들의 기존 연구결과에서 관찰하였듯이<sup>3)</sup> 잔류 오스테나이트의 함량도 감소하여 결론적으로 인성이 감소하는 경향을 보일 것이라 예상할 수 있다. 따라서 즉 용융선 부근의 인성이 모재에 가까운 FL.+5 mm, FL.+7 mm 영역의 인성과 비슷한 값을 나타낸 것은 의외의 결과이다.

이와 같이 예상과 다른 CTOD 인성의 변화경향을 분석하기 위하여 먼저 실험을 수행한 각각의 시험편에 대하여 거시적인 균열전파경로를 관찰하였다. 그 결과, 그림 8에 나타낸 바와 같이 FL.에서 FL.+3 mm 까지의 경우와 FL.+5 mm 및 FL.+7 mm의 경우가 서로 다른 균열전파경로를 나타냄을 확인할 수 있었다. 즉, FL.~FL.+3 mm의 경우는 대부분의 시험편에 있어서 균열이 강도가 낮은 용착금속쪽으로 약 1 mm 이상 휘어져서 전파되어 있어 균열전파경로가 큰 편차를 보이고 있는 반면, 모재와 가까운 FL.+5 mm 이상의 시험편의 경우는 균열전파경로가 거의 편차를 나타내지 않고 직진도가 매우 높음을 알 수 있었다. 이러한 관찰결과로부터 그림 6과 7에 나타낸 CTOD 시험결과중에서 FL.+3 mm 이하에 대한 시험편의 시험결과는 균열이 직선적으로 전파한 FL.+5 mm 이상의 시험편에 비하여 상대적으로 인성치가 과대평가 되었음을 추정할 수 있었다.

이러한 균열전파경로의 편차는 본 9% Ni 강 용접부가 오스테나이트 계열의 연질 용착금속과 페라이트 계열의 모재로 구성된 연질 이음부(undermatched joints) 입에 기인하여 발생한다. 77 K에서 약 450 MPa과 약 910 MPa의 항복강도를 각각 가지는<sup>3)</sup> 용착금속과 모재사이에 연질성 강도적 불균질 효과(strength undermatch effect)가 존재하게 되는데, 이는 다음과 같은 기구로 균열전파경로의 변화를 유도하게 된다.

Toyoda<sup>13)</sup>는 항복점이 서로 다른 이종재료에 대하여 유한요소해석을 이용한 결합 주위의 응력장 분석을 통하여 일반적인 응력특성을 제시하였다. 그에 따르면, 연질 이음부의 저장도재 주위의 일정거리내에 균열이 있는 경우, 균열선단의 응력집중은 인접한 저장도재 응력분포의 영향으로 크게 완화된다. 그러므로 본 연구에서의 FL.~FL.+3 mm의 경우와 같이 연한 용착금속에 노치가 가까이 존재할 경우는, 균열선단의 응력집중 완화 효과가 커지게 되는데, 이렇게 완화된 응력집중도를 가진 균열은 주위의 소성변형에 쉽게 반응할 수 있게 된다.

Fig. 9. Schematic illustration for change in direction of max. principal stress.

본 용접부가 가진 강도적 불균질성에 따른 또 다른 효과로서, CTOD 시험시에 균열을 중심으로 연한 용착금속층이 경한 모재층에 비하여 상대적으로 균열면의 소성변형 축적량이 크게 되는 이른바 소성변형의 비대칭성(asymmetry of plasticity)이 존재한다. CTOD 시험시 HAZ 내 노치의 도입위치가 용착금속에 가까울수록 이러한 소성축적량의 비대칭 정도도 커지게 됨을 쉽게 예측할 수 있다. FL~FL.+3 mm 영역에서는 응력집중도가 완화된 균열선단에 이와 같이 증가된 소성축적량의 비대칭성이 존재함에 따라 그림 9에 나타난 바와 같이 주응력축이 용착금속쪽으로 변환되고, 결과적으로 균열전파경로가 휘게 된다. 이와 같은 기구에 따라 균열전파경로의 편차를 나타내는 FL.+3 mm 이하의 영역에서는 균열성장량이 많이지므로 과대평가된 고인성치를 나타내게 되는 것이다. 이러한 역학적 특성은 그림 1에서 나타난 바와 같이, 금속학적 특성과 함께 HAZ의 파괴특성에 영향을 미치는 주요인자중 하나이지만 파괴특성과 미세조직 분포의 관계 규명을 목적으로 하는 본 논문에서는 더 이상의 자세한 해석은 생략하였다.

강도적 불균질 효과에 따른 CTOD 인성의 과대평가 가능성을 확인하기 위하여 동일한 용접부에 대하여 저온에서 샤피 충격시험을 수행하였는데, 샤피시험의 경우는 대부분 균열전파경로의 편차를 나타내지 않았으며 충격인성의 변화경향은 그림 10과 11에 나타난 바와 같다. 샤피시험의 경우에는 CTOD 시험 결과와 달리 FL.+2 mm와 +3 mm의 경우를 제외하고는 용융선으로 접근할수록 인성치가 감소하여 용융선 부근에서 최소 충격인성을 나타내었다. 이러한 두 시험 사이의 경향성 차이는 하중속도 및 변형속도의 차이에 기인한 것이다. CTOD 시험의 경우에는 정적하중을 가하기 때문에 소성변형의 비대칭에 의한 영향 등에 민감하게 반응하는 반면, 샤피 충격시험의 경우에는 하중속도 및 그에 따른 변형속도가 빨라서 소성변형의 비대칭 등에 둔감하게 반응하여 그 결과로 균열전파경로의 편차를 나타내지 않고 따라서 충격인성치의 과대평가가 나타나지 않은 것으로 판단되었다. 그러므로, 샤피 충격인성과 CTOD 인성의 변화경향의 차이로부터 균열전파경로의 편차를 나타낸 용융선 부근에서의 CTOD 인성이 과대평가된 정도를 정성적으로 알 수 있다.

상기한 결과를 바탕으로, 본 연구에서는 CTOD 시험편의 균열선단에 존재하는 미세조직의 분포가 CTOD 인성에 미치는 영향을 독립적으로 분석하기 위해서 동일한 역학적 환경

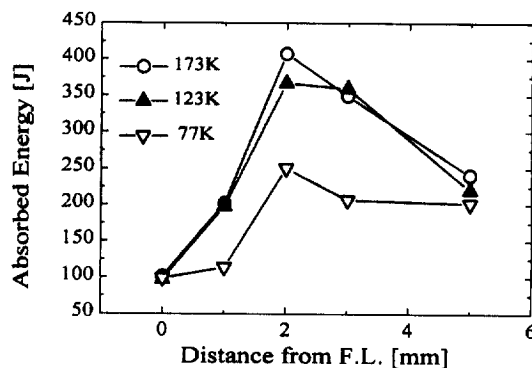


Fig. 10. Results of Charpy impact tests for SMAW specimens.

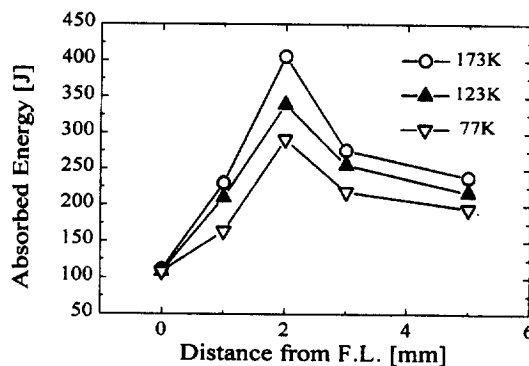


Fig. 11. Results of Charpy impact tests for SAW specimens.

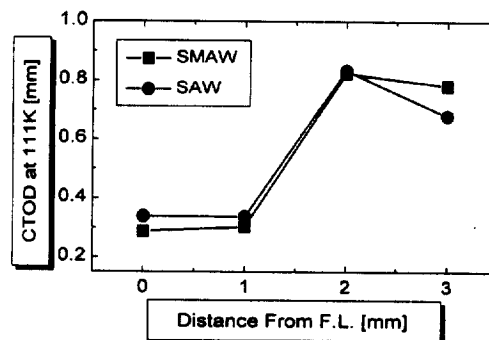


Fig. 12. Change in CTOD at 111K between FL. and +3 mm, the regions having similar mechanical environment.

에 놓여있는 FL.에서 FL.+3 mm 까지의 CTOD 시험결과만을 분리하여 해석하였는데, 111 K에서 이 영역내의 CTOD 인성변화를 그림 12에 나타내었다. 그림 10과 11에 나타난 동일 영역의 샤피시험 결과와 비교할 때 인성변화 경향이 비교적 잘 일치함을 알 수 있다. 또한 이 영역은 모재에 가까운 FL.+5 mm 이상의 영역에 비하여 용접열사이클의 최고도달온도( $T_p$ )가 높고 복잡한 후속 사이클을 받음으로 인하여 인성변화에 미치는 미세조직의 영향이 큰 영역이기도 하므로 평가에 적절하다고 판단되었다.

파괴거동에 미치는 LBZ의 영향

본 연구의 PART 1에서 열모사 시험편의 인성변화 분석을 통하여 1차 및 2차 초저온 LBZ로 확인된 IC CGHAZ와 UA CGHAZ가 실용접 시험편의 균열선단에 존재할 때,

**Fig. 13.** An example of microstructure-distribution map for K-grooved HAZ in this study (I.P : crack initiation point, numbers : number of weld bead).

이 국부영역들이 저온파괴거동에 미치는 영향을 분석하였다. 이를 위하여 LBZ 분율이 높고, 동일한 역학적 환경에 있어서 상대적으로 인성이 낮은 것으로 관찰된 FL과 FL.+1 mm 영역에 대하여 111 K에서 시험을 수행한 CTOD 시험편으로부터 작성한 미세조직 분포도를 이용하였다.

실험방법에서 소개한 준경험적 방법에 의하여 미세조직 분포도를 작성한 후 피로예비균열 선단의 위치표시와 함께 관찰된 균열개시점을 I.P(initiation point)로 표시하였고 용접순서를 숫자로 나타내었는데, 완성된 분포도의 예를 그림 13에 나타내었다. 다른 강종과 마찬가지로 본 강의 HAZ 내 미세조직도 크게 네가지 영역으로 구성됨을 확인할 수 있었는데, 각각 1차 및 2차 초저온 LBZ 인 IC CGHAZ와 UA CGHAZ를 포함한 CGHAZ 영역, 단일 열사이클의 재결정 영역과 후속 열사이클이 결정립 미세화인 영역을 포함한 FGHAZ 영역, IC CGHAZ를 제외하고 후속열사이클이  $A_{C1}$ 와  $A_{C3}$  사이의 이상영역인 ICHAZ 영역, 최종열사이클이 템퍼링 온도 영역인 SCHAZ 영역으로 구성되어 있다. 이러한 미세조직 분포도를 활용하여 피로예비균열의 위치에 따른 HAZ 내 미세조직의 분포 및 분율, 균열개시점을 해석하고 결과로부터 미세조직 분포가 HAZ 내 파괴거동에 미치는 영향을 체계적으로 분석할 수 있었다.

그림 14는 용융선 부근에 노치가 위치한 경우에 대한 미세조직 분포도의 대표적 경우들을 나타낸 것이다. 미세조직 분포도로부터 관찰되는 균열개시영역은 크게 세가지로 분류할 수 있었다. 첫째, 본 강 HAZ의 1차 초저온 LBZ 인 IC CGHAZ에서 파괴가 개시하는 경우와 (그림 14(a)와 (b)), 둘째로 2차 초저온 LBZ 인 UA CGHAZ에서 파괴가 개시되는 경우(그림 14(c)와 (d)), 셋째, 피로예비균열선단에 LBZ가 존재함에도 불구하고 이들 LBZ 외에서 파괴가 발생하는 경우(그림 14(e)와 (f))로 나눌 수 있다. 이중에서 대부분을 차지하는 경우는 첫 번째 경우로서, 둘째의 경우는

**Fig. 14.** Examples of HAZ microstructure-distribution map; (a)-(b) crack initiated at the primary LBZ, (c)-(d) at the secondary LBZ, and (e)-(f) crack did not initiate at the possible LBZ.

주로 1차 LBZ 인 IC CGHAZ의 분율이 극히 작을 경우에 해당함을 관찰할 수 있었다. 그러므로 PART 1에서 열모사 시험편을 이용하여 분석한 결과에 따라 1차 및 2차 저온 LBZ로 추정되었던 IC CGHAZ와 UA CGHAZ가 실제의 용접열영향부에서도 최고취약부로서 균열개시점으로 작용한다는 것을 알 수 있었다. 미세조직 분포도로부터 얻은 세 번째 경우는 균열선단에 존재하는 강도의 미시적 불균질(microscopic strength mismatch)의 영향에 의한 것으로 판단되었다. Suzuki 등<sup>11)</sup>은 LBZ가 강도측면에서는 국부적 경화부(local hard zone, 이하 LHZ)이므로 주위의 영역을 구속하여 파괴를 유발할 수 있다고 보고하였고, Minami 등<sup>14)</sup>은 이러한 구속도가 특히 LHZ의 끝면에서 크다고 보고하였는데, 본 연구의 경우에도 이러한 LBZ에 의한 소성구속에 따른 영향으로 판단된다. 즉, 그림 14(e)와 (f)에서 볼 수 있듯이 LBZ 이외의 영역에서 균열이 개시되는 경우, 대부분 그 위치는 LBZ와 인접한 영역임을 확인할 수 있었는데, 이 인접영역이 LBZ에 의한 소성구속에 따라 국부 응력이 급상승하여 균열개시점으로 작용하는 것으로 분석할 수 있다.

용접열영향부와 같이 복잡한 여러 가지 미세조직이 존재하는 경우 파괴를 지배하는 형태는 크게 최고 취약부 지배형태(weakest link type)와 혼합물 지배형태(rule of mixture type)의 두 가지로 나눌 수 있다. 이러한 분류에 근거하여 결론을 내리면, 본 강 용접열영향부의 용융선(FL.) 주위의 상대적으로 낮은 파괴인성은, LBZ의 존재에 따른 것이므로 이 영역의 파괴거동은 최고 취약부 형태로 일어난다는 것을 알 수 있다. 즉, 본 용접부의 FL.과 FL.+1 mm에서는 FGHAZ와 같은 고인성 영역이 상당 분을 존재함에도 불구하고, 최소 분율 이상의 LBZ가 존재하면 LBZ를 균열개시점으로 균열이 쉽게 발생하게 된다.

피로예비균열이 FL.+2 mm와 +3 mm 영역에 위치하면, 균

Fig. 15. Examples of HAZ microstructure-distribution maps for the regions of F.L.+2 mm and +3 mm; (a) crack initiated at FGHAZ and (b) at ICHAZ.

열선단에는 LBZ가 거의 존재하지 않고 FGHAZ와 ICHAZ가 주로 존재하는데, 그림 15에 이 영역에 대한 미세조직 분포도의 예를 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이, 상대적으로 인성이 낮은 ICHAZ에서 뿐만 아니라 결정립 미세화 효과에 따른 고인성 영역인 FGHAZ에서도 균열이 발생하였다. 즉, 균열은 특정영역에 의존하지 않고 임의의 영역에서 발생하였는데, 따라서 이 영역은 최고 취약부 형태의 파괴양식에 지배되지 않음을 추정할 수 있다.

**미세조직 분포에 따른 파괴기구의 변화**

미세조직 분포도를 이용하여 동일한 역학적 환경에 놓여 있는 F.L.에서 F.L.+3 mm 까지 노치의 위치에 따라 CTOD 시험편의 피로예비균열 선단에 존재하는 미세조직의 분율 변화를 분석하였다. HAZ 내 노치의 위치에 따라 피로예비균열 선단에 존재하는 미세조직의 분포와 파괴개시점들이 바뀌게 되는데, 미세조직 분포도를 활용하면 각 국부영역의 분율에 대하여 정량적이고 체계적으로 분석할 수 있어서 파괴인성과 미세조직 분율사이의 관계분석이 가능하다.

그림 16과 같이 피로예비균열의 위치 변화에 따른 국부영역 분율의 변화를 관찰한 결과, 용융선(F.L.)으로부터의 거리에 따른 HAZ 내 각 국부영역들의 분율 변화를 측정할 수 있었고 이를 그림 17과 18에 나타내었다. 이 그림들과 동일한 역학적 환경을 가진 영역내의 CTOD 인성변화를 나타낸 그림 12와 비교하면, 각 국부영역들의 분율변화가 파괴인성 변화에 미치는 영향을 명확히 해석할 수 있다.

먼저 F.L.과 F.L.+1 mm 영역의 파괴인성은 고인성 영역인 FGHAZ가 가장 많은 분율로 존재함에도 불구하고 상대적으로 낮은 값을 나타내므로 미세조직의 분율변화는 큰 영향

Fig. 16. Change in fraction of sub-zones in HAZ according to change in precrack location.

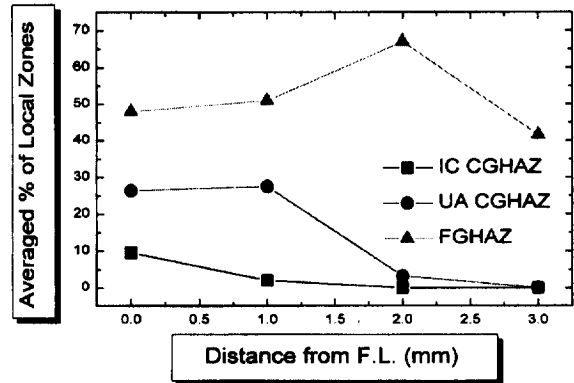


Fig. 17. Change in fraction of sub-zones in SMAW specimens between F.L. and +3 mm, the regions having similar mechanical environment.

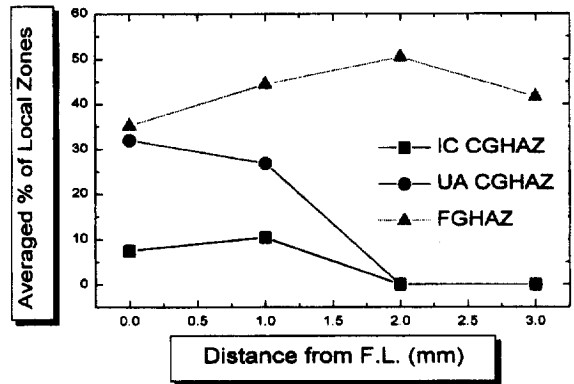


Fig. 18. Change in fraction of sub-zones in SAW specimens between F.L. and +3 mm, the regions having similar mechanical environment.

을 미치지 못함을 알 수 있다. 이는 전술한 바와 같이 LBZ가 일정분율이상 존재함에 따라 균열발생이 최고 취약부에 의해 지배되기 때문이다.

노치의 위치가 F.L.+2 mm와 +3 mm에 존재할 경우, 그림 16에서 볼 수 있듯이 LBZ는 균열선단에 거의 존재하지 않고, FGHAZ와 ICHAZ의 두가지 영역만이 균열선단에 주로 존재하게 된다. 이 영역의 경우, 그림 17 및 18과 그림 12의 비교로부터 (100 - FGHAZ 분율)%로 나타낼 수 있는 ICHAZ의 분율보다 FGHAZ의 분율이 파괴인성 변화와 경향성이 잘 일치함을 쉽게 알 수 있다. 따라서 이 영역의 파괴인성을 지배하는 주요한 금속학적 인자는 고인성부인 FGHAZ의 분율임을 알 수 있고, 그림 15에서와 같이 균열 개시가 임의의 영역에서 일어난다는 점과 같이 분석할 때, 이 영역의 파괴거동은 최고 취약부 형태의 파괴거동을 나타내는 F.L. 및 F.L.+1 mm 영역과는 달리 미세조직의 혼합물 형태에 의하여 지배됨을 알 수 있다.

한편, 용융선 주위 영역에 노치를 도입하여 111 K에서 CTOD 실험을 수행한 각각의 시험편에 대하여 CTOD 인성과 피로예비균열선단의 LBZ 분율, 즉 IC CGHAZ와 UA CGHAZ를 합한 총 분율 사이의 관계를 조사하였는데, 그 결과를 그림 19에 나타내었다. 그림으로부터 피로예비균열 선단을 CGHAZ가 약 17% 이상 차지할 때는 더 이상의 큰 인성

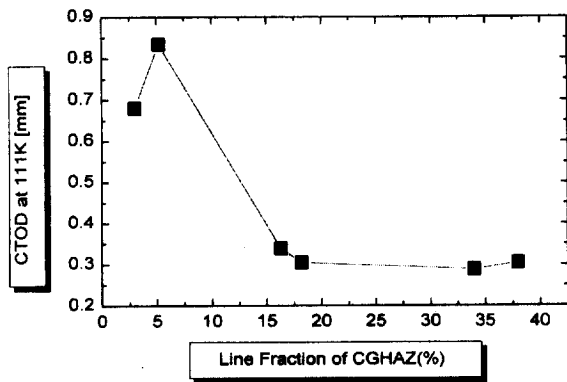


Fig. 19. Relation between CTOD and the line fraction of the possible LBZ, i.e., CGHAZ(= IC CGHAZ + UA CGHAZ).

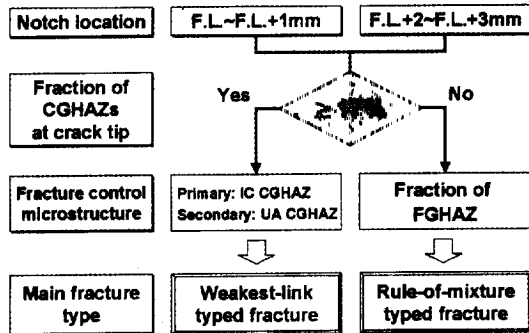


Fig. 20. Change in fracture control microstructures and main fracture type according to notch location.

감소가 없어 분율의 차이가 인성에 큰 영향을 미치지 못하는 임계점 현상을 나타냄을 알 수 있다. 이러한 CGHAZ의 분율은 앞서 소개한 최고 취약부 형태의 파괴를 유발하게 하는 LBZ의 최소분율을 의미하는 것으로 FL 및 FL+1 mm의 경우는 대부분 17% 이상의 LBZ 분율을 가지고 있으므로 최고 취약부 형태로 파괴거동이 지배되는 것으로 판단되었다.

이상의 연구결과로부터 본 강 HAZ 내의 거시적 파괴인성은 금속학적 인자에 의하여 많은 영향을 받음을 확인할 수 있었는데, 미세조직 분포의 변화에 따른 파괴거동기구의 변화에 대한 관계를 그림 20에 정리하였다. 공학적 관점에서 상기한 결과로부터 추가적으로 얻을 수 있는 정보는 본 용접부의 파괴역학적 안전성 평가를 위한 CTOD 인성 평가시 적어도 균열선단의 17%를 LBZ, 즉 IC CGHAZ와 UA CGHAZ가 차지하고 있을 때 하한인성(low bound toughness)을 합리적으로 평가할 수 있다는 점이다. 즉, 노치 도입 위치가 용융선 부근이라 할지라도 CTOD 시험후 API RP 22의 순서에 따른 시험편의 절단을 통하여 균열선단의 미세조직 분포를 관찰하였을 때, 균열선단에 17% 이하의 LBZ가 존재한다면 적절한 하한인성을 평가했다고 볼 수 없다.

4. 결 론

국내 LNG 저장탱크의 내벽으로 사용되는 QLT-9% Ni 강 용접영향부내의 파괴인성 변화기구에 관하여 미세조직 분포도를 사용하여 금속조직학적 관점에서 연구를 수행한 결과

다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. K-개선 용접시험편에 대하여 용융선으로부터의 거리에 따라 HAZ 내 CTOD 인성을 평가하였고, 역학적 인자인 강도적 불균질 효과를 고려함으로써 인성변화 경향에 미치는 금속학적 인자의 영향만을 평가할 수 있었다.

2. 동일한 역학적 환경을 가진 FL~FL+3 mm 영역중에서 FL과 FL+1 mm 영역은 모재근처의 영역인 FL+5 mm와 +7 mm에 비하여 CTOD 인성의 감소경향을 나타내었고, FL+2 mm와 +3 mm 영역은 매우 높은 인성치를 가지고 있음이 확인되었다.

3. 미세조직 분포도를 활용하여 분석한 결과, FL과 FL+1 mm 영역의 균열은 주로 1차 및 2차 초저온 LBZ인 IC CGHAZ와 UA CGHAZ에서 발생하거나, LBZ 주위에서 소성구속효과에 따라 발생하였다. 따라서 이들 영역의 파괴는 최고취약부 형태로 지배됨을 알 수 있었다.

4. 고인성 영역인 FL+2 mm와 +3 mm 영역에서 균열의 발생은 특정영역에 의존하지 않고 임의로 발생하였고, 미세조직 분포도를 이용하여 피로예비균열의 위치에 따른 국부영역의 분율을 조사한 결과, 이 영역에서의 파괴인성은 혼합물 형태로 지배됨을 알 수 있었다.

5. 최고 취약부 형태의 파괴를 유도하는 임계 LBZ 분율은 17% 였으며, 이를 기준으로 미세조직분포에 따른 파괴인성 변화기구를 제시하였다.

REFERENCES

1. K. Easterling : Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths & Co(Publishers) Ltd., Kent, UK, (1983)
2. M. Toyoda : J. Jpn. Weld. Soc., **62** (1993) 603
3. J.-i. Jang, Y.-c. Yang, W.-s. Kim and D. Kwon : Metals and Materials, **3** (1997) 230
4. K. Arimochi, M. Nakanishi, S. Satoh, F. Minami, M. Toyoda and K. Satoh : J. Jpn. Weld., **52** (1983) 148
5. API RP 22 : Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures, American Petroleum Institute, Washington (1992)
6. Y. Nakao, H. Oshige, S. Noi and Y. Nishi : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **3** (1985) 773
7. Y. Nakao, H. Oshige and S. Noi : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **3** (1985) 767
8. M. Toyoda, F. Minami, C. Ruggieri, K. Bessyo, K. Arimochi and S. Suzuki : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **11** (1993) 454
9. F. Minami, Y. Nakano, S. Suzuki, T. Shiwaku, Y. Moriya, Y. Hagiwara and M. Toyoda : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **12** (1994) 568
10. S. Machida, T. Miyata, M. Toyosada and Y. Hagiwara : Fatigue and Fracture Testing of Weldments, ASTM STP 1058, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1990) 142
11. S. Suzuki, K. Bessyo, M. Toyoda and F. Minami : Q. J. Jpn. Weld. Soc., **13** (1995) 302
12. J.-B. Lee and J.-K. Han : J. Korean Weld. Soc., **13/3** (1995) 34
13. M. Toyoda : J. Jpn. Weld. Soc., **59** (1990) 166
14. F. Minami, H. Jing, M. Toyoda, F. Kawabata and K. Amano : IIW Doc. X-1254-92 (1992)