

## 용착금속의 파괴인성에 미치는 불균일 미세조직의 영향

정현호\* · 김철만\*\* · 김형식\*\* · 김우식\* · 홍성호\*

### Effect of Heterogeneous Microstructure on the Fracture Toughness of Weld Metal

H. H. Chung\*, C. M. Kim\*\*, H. S. Kim\*\*, W. S. Kim\* and S. H. Hong\*

**Key Words** : Fracture Toughness, Weld Metal, Proeutectoid Ferrite, Acicular Ferrite, In-situ Fracture

#### Abstract

The effect of microstructure on the fracture toughness of multi pass weld metal has been investigated. The micromechanisms of fracture process are identified by in-situ scanning electron microscopy (SEM) fracture observation using single edge notched specimen. The notches of the in-situ fracture specimens were carefully located such that the ends of the notches were in the as-deposited top bead and the reheated weld metal respectively. The observation of in-situ fracture process for as-deposited top bead indicated that as strains are applied, microcracks are formed at the interfaces between soft proeutectoid ferrite and acicular ferrite under relatively low stress intensity factor. Then, the microcracks propagate easily along the proeutectoid ferrite phase, leading to final fracture. These findings suggest that proeutectoid ferrite plays an important role in reducing the toughness of the weld metal. On the other hand, reheated regions showed that the microcrack initiated at the notch tip grows along the localized shear bands under relatively high stress intensity factor, confirming that reheated area showing homogeneous and fine microstructure would be beneficial to the fracture resistance of weld metal.

#### 1. 서론

최근 늘어나는 금속 구조물의 대형화는 필수적으로 구조물에 대한 용접시공을 필요로 하고 있다. 그러나 일반적으로 용접부는 반복되는 용접입열과 모재에 비해 화학적, 미세조직학적으로 불균일한 응고조직의 형성으로 인해 전체 구조물에서 가장 취약한 부위로 인

식되어 그 안전성 문제가 크게 대두되고 있는 실정이다<sup>1-5)</sup>. 이러한 구조물의 안전성을 평가하는 척도로서 사용되는 파괴인성은 구조물의 설계나 구조재료의 선택에 핵심적으로 고려되어야 할 사항이다. 재료의 파괴인성은 미세조직에 의해 많은 영향을 받기 때문에 이러한 미세조직을 결정하는 재료의 제조공정과 미세조직 및 파괴인성간의 상관관계를 규명하는 것이 매우 중요하다.

× 1998년 7월 30일 접수

\* 정회원, 한국가스공사 연구개발원

\*\* 비회원, 한국가스공사 연구개발원

• 정현호 hchung@kogas.re.kr

일반적으로 C-Mn 강 용착금속의 미세조직은 주로 미세한 침상형 페라이트와 구 오스테나이트 결정립계에서 형성된 초석 페라이트 및 약간의 저온 변태 생성물로 이루어져 있다. 이러한 용착금속의 미세조직학적 분포는 용접공법 및 용접재료에 따라 결정되며, 보다 높은 인성을 지닌 용착금속을 제조하고자 하는 연구가 많이 진행되어 왔다. 현재까지의 연구에 의하면<sup>6-9)</sup> 미세한 침상형 페라이트의 분율이 높을수록 높은 인성을 나타낸다고 알려져 있으며, 이는 침상형 페라이트가 고경각 결정립계를 지닌 매우 미세한 결정립(1~3 $\mu$ m)으로 이루어져 있기 때문이다. 반면, 조대한 초석 페라이트의 분율이 높아지면 인성은 낮아진다고 알려져 있다. 현재까지의 연구에서는 주로 조성제어를 포함한 용접공정의 변화에 따른 구성상 분율의 상대적인 변화가 인성에 미치는 영향에 중점을 두어 실시되었으나, 초석 페라이트가 어떤 기구에 의해 용착금속의 파괴인성에 악영향을 미치는가에 대해서는 체계적인 연구가 미흡한 실정이다. 한편, 대부분의 용접공정은 다층용접에 의해 이루어지며, 다층용접에 의한 용착금속의 미세조직은 후속비드에 의한 재가열로 인해 미세조직학적 특성이 변한 열영향부위가 필수적으로 존재하게 된다. 이러한 재가열부위는 재가열을 받지 않은 부위와 미세조직의 특성이 다르므로 각기 다른 파괴거동을 나타낼 것이다. 최근 연구에 의하면 이러한 재가열부위가 전체 용착금속에서 차지하는 분율이 클수록 용착금속의 파괴인성은 향상된다고 보고되고 있다<sup>10)</sup> 따라서 다층용접에 의한 용착금속의 파괴인성을 평가할 때는 재가열을 받지 않은 부위와 재가열부위를 함께 묶어 고려하여야 한다.

본 연구에서는 미세조직학적 불균일성을 지니는 용착금속의 각 부위에 대한 파괴거동을 주사전자현미경 챔버내에서 하중을 가함으로써 파괴과정을 직접 관찰하여 분석하였으며, 이를 바탕으로 다층용접부 용착금속의 파괴인성을 검토하고자 하였다

## 2. 실험 방법

본 실험에 사용한 재료는 API 5L X65 고장력강으로 제조된 천연가스 수송용 배관의 심 용접부 및 원주 용접부의 용착금속이다. 이러한 모재의 화학성분과 기계적 성질을 Table 1, 2에 나타내었다. 심 용접부는 SAW(submerged arc welding) 용접법으로 제작하였으며, 원주 용접부는 SMAW(shielded metal arc welding) 용접법을 통해 제작하였다. 각 용접공정에 대한 조건들을 Table 3에 나타내었다. 각 용착금속에

대한 조성분석은 GDS(Glow discharge spectroscopy)를 이용하여 실시하였다. 이렇게 용접된 각 용착금속부의 마크로 조직사진을 Photo. 1에 나타내었다. 심 용접부는 그림에서 보는 바와 같이 상층비드와 하층비드로 이루어져 있으며, 원주 용접부의 경우에는 약 7~8층의 비드로 이루어져 있음을 알 수 있다

Table 1. Chemical composition of base metal

Fe	C	Mn	P	S	Si	Nb	Al	V	Ti	Cr	Ni	Mo	Cu	N	O
bal	0.084	1.22	0.014	0.001	0.279	0.046	0.041	0.055	0.023	0.030	0.026	0.032	0.019	0.004	0.001

Table 2. Mechanical properties of base metal at room temperature

Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)
565	458	34

Table 3. Welding conditions for the seam and girth welds

Area	Process	Voltage (V)	Current (A)	Travel Speed (mm/min)	Heat Input (J/mm)	Filler Metal	
						CLASS	DIA (mm)
Seam	SAW	34~42	620~720	1100~1250	1012~1649	F8A4-EA3K-A4	4.8
						F8A4-EA3-G	4.0
Girth	SMAW	12~23	80~130	60~200	288~2990	E9016-G	3.2



(a) seam welds

(b) girth welds

Photo 1. Macrostructure of welds

각 용착금속에 대한 기계적 성질은 용접부 상단으로부터 3mm 아래 용착금속의 중앙부위에서 용접방향과 평행하게 노치를 낸 시편을 채취하여 충격인성 및 CTOD실험을 실시하였으며, 미세조직 내부의 각 상의 미세경도도 함께 측정하였다. 충격시험은 ASTM A370에 따라 10(두께) x 10(폭)의 표준 충격시편을 만들어 실시하였다. CTOD시험은 BS 7448에 준하여 시편을 제작하였고, 굽힘형태로 상온에서 피로를 가하여 피로균열이 1.3mm 이상 진전하여 총 균열길이가

0.45W~0.55W의 범위내에 들도록 하여 실험하였다

용접부를 구성하는 각 미세조직에서의 미세파괴과정을 직접 관찰하기 위한 전자현미경 직접파괴 시험편은 Fig 1에 나타낸 바와 같이 시편의 한쪽 편에 노치를 도입한 SEN(single edge-notched) 시편을 사용하였다. 시편의 가운데 부분에 홈을 만들어 이 부분의 두께를 얇게 하여 낮은 하중에도 변형될 수 있도록 하였으며, 방전가공기를 이용하여 반경 약 30 μm의 날카로운 노치를 도입하여 노치선단에서 균열의 생성을 용이하도록 하였다. 이러한 시편을 SEM 챔버속에서  $1.28 \times 10^{-3}$  mm/min의 속도로 인장시험을 함으로써 미세파괴과정을 직접 관찰하였다. 각 미세파괴 단계에 대한 응력확대계수는 직접 파괴시험시 얻은 응력 대 변위 곡선으로부터 구하였다. 각 용착금속에 대한 시험편의 미세조직은 기계적 연마후 광학현미경으로 관찰하였으며, 이 때 부식액으로는 나이탈(Nital)시약(97ml ethyle alcohol, 3ml nitric acid)을 사용하였다.

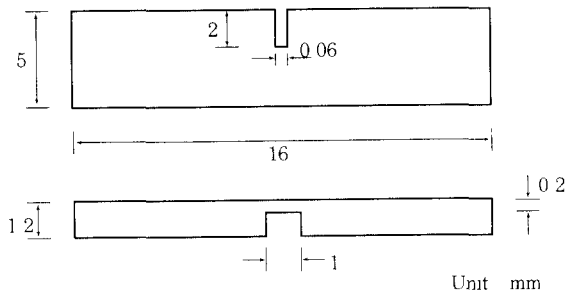


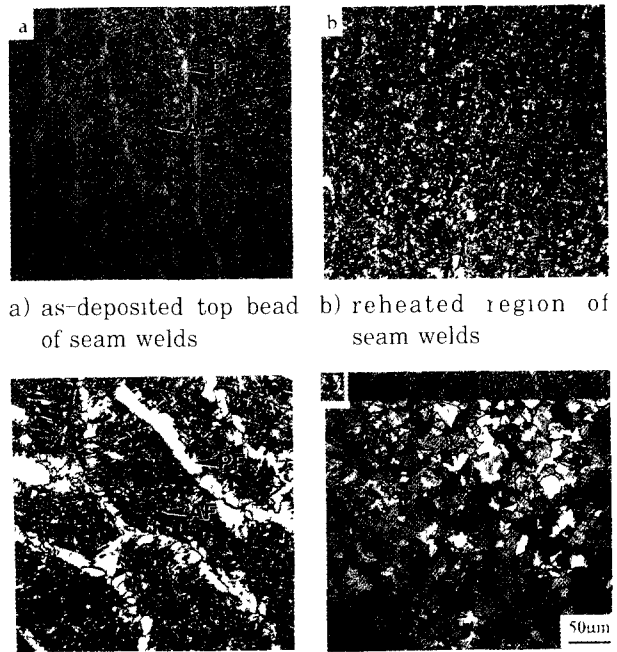
Fig. 1 Schematic diagram of in-situ failure specimen

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 미세조직

각 용착금속에 대한 조성분석 결과를 Table. 4에 나타내었다. 심 용착금속과 원주 용착금속의 조성은 거의 차이가 없으며, 특히 산소와 질소의 함량이 유사함을 알 수 있다. Photo 1에서 보이는 재가열을 받지 않은 부위와 재가열부위의 미세조직을 Photo 2에 나타내었다. 사진에서 보는 바와 같이 재가열을 받지 않

은 부분은 전반적으로 침상형 페라이트와 구 오스테나이트 결정립계를 따라 형성된 초석 페라이트로 이루어져 있다. 심 용착금속과 원주 용착금속의 미세조직을 비교해 보면, 심 용착금속은 미세조직내 초석 페라이트의 폭이 약 7μm인데 반해, 원주 용착금속의 경우는 약 15μm로써, 원주 용착금속내의 초석 페라이트의 크기 및 폭이 심 용착금속보다 훨씬 더 크게 나타난다. 한편, 재가열을 받은 부위는 미세한 등축 페라이트로 이루어져 있으며, 결정립 크기를 비교해 보면, 심 용착금속의 결정립 크기는 약 6μm로써 원주 용착금속(14μm)보다 더 작게 나타나고 있다.



a) as-deposited top bead of seam welds b) reheated region of seam welds  
c) as-deposited top bead of girth welds d) reheated region of girth welds

Photo 2. Microstructure of the seam and girth welds .

AF Acicular ferrite,  
PF Proeutectoid ferrite

#### 3.2 미세파괴과정

다층용접부에서 피할 수 없는 용착금속 미세조직의 불균일성이 파괴에 미치는 영향을 알아보기 위하여 직접파괴 시험편의 노치선단의 위치를 각각 재가열을 받은

Table 4. Chemical composition of the seam and girth welds

	Fe	C	Mn	P	S	Si	Nb	Al	V	Ti	Cr	Ni	Mo	Cu	N	O
Seam	bal	0.08	1.36	0.021	0.005	0.393	0.023	0.026	0.035	0.012	0.039	0.018	0.160	0.051	0.010	0.033
Girth	bal	0.073	1.06	0.021	0.005	0.525	0.021	0.012	0.016	0.030	0.046	0.023	0.003	0.024	0.011	0.028

부위와 재가열을 받지 않은 부위에 위치시켜 직접파괴 시험을 실시하였다.

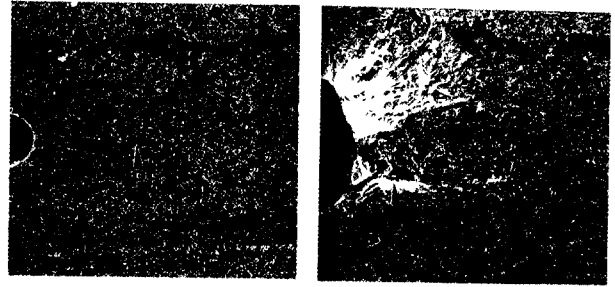
심 용착금속의 재가열을 받지 않은 부위가 하중을 받아 균열이 생성, 전파되어 파괴가 진행되는 과정을 보여주는 SEM사진들을 Photo. 3(a)-(d)에 나타내었다. 이때 각 단계별 응력확대계수는 챔버내의 소형 인장시험기(최대하중 100kgf)에서 측정된 하중을 시편의 한쪽 편에 노치를 도입한 시편에 대한 응력확대계수(K) 환산식에 적용하여 구하였다. 균열이 생성되어 전파되는 각 단계의 응력확대계수를 구할 때 사용한 환산식<sup>11)</sup>은 다음과 같다

$$K_I = (1.99 - 0.41 \frac{a}{w} + 18.7 (\frac{a}{w})^2 - 38.48 (\frac{a}{w})^3 + 53.85 (\frac{a}{w})^4) \sigma \sqrt{a} \quad (1)$$

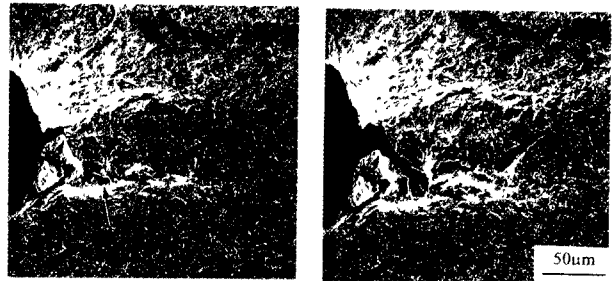
여기서 a는 균열의 길이이며, w는 시편의 폭을 나타내며, 응력(σ)은 인장시험기에서 측정된 하중을 홈부위의 단면적으로 나누어 구한 값을 대입하였다.

Photo. 3(a)는 시편에 하중을 가하지 않은 상태의 미세조직으로서 길게 배열된 초석 페라이트와 그 사이에 미세한 침상형 페라이트가 존재함을 알 수 있다. 시편에 하중이 가해지면 노치선단 부근에 응력이 집중되어 Photo. 3(b)의 화살표에서 보듯이 노치선단부근의 초석 페라이트에 변형이 집중됨을 알 수 있다. 이러한 변형의 집중은 Photo. 4의 화살표에 나타난 바와 같이 초석 페라이트 계면에 미세공동을 형성시키며, 이러한 미세공동은 Photo. 3(c)의 화살표와 같이 미세균열로 발전하게 된다. 변형이 더 가해지면, Photo. 3(c)에서와 같이 초석 페라이트 계면에서 생긴 미세균열은 더욱 성장하게 되어 노치선단에서 형성된 균열과 연결되어 긴 균열로 발전하게 된다. 이렇게 형성된 균열의 성장은 Photo. 3(d)에서와 같이 초석 페라이트를 따라서 계속 성장하여 전체적인 파괴에 이르게 된다. 전체적인 파괴과정을 고찰해 보면, 초석 페라이트 계면에서 생성된 미세균열이 성장하여 긴 균열로 발전하며, 이러한 균열의 계속적인 성장은 초석 페라이트를 따라서 일어나게 된다. 이렇게 재가열을 받지 않은 심 용착금속의 파괴는 초석 페라이트가 중요한 역할을 하고 있음을 알 수 있다.

심 용착금속의 재가열부위가 하중을 받아 균열이 생성, 전파되어 파괴에 이르는 과정을 Photo. 5에 나타내었다. 재가열을 받은 부위는 Photo. 3에서 처럼 초석페라이트에서 미세균열이 생겨 노치 선단의 미세균열과 연결되는 파괴양상을 보이지 않고, Photo. 5에서 보는 바와 같이 균열생성에 필요한 한계하중에 이르게 되면 노치 선단에서 미세균열이 생성되어, 이것

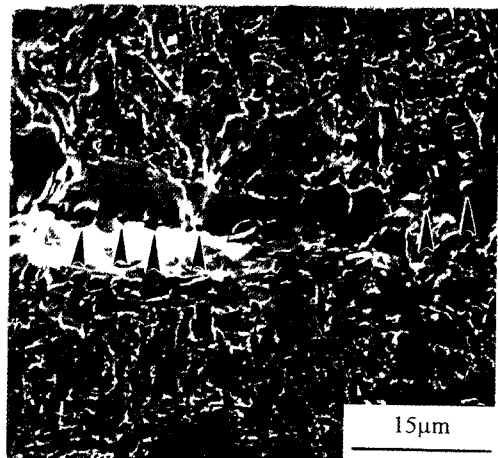


(a) basic microstructure before loading ( $K_I = 0 \text{MPa}\sqrt{m}$ ) (b) development of strains ahead of notch tip and microcrack initiation (arrow) at the interface between the proeutectoid ferrite and acicular ferrite ( $K_I = 162 \text{MPa}\sqrt{m}$ )



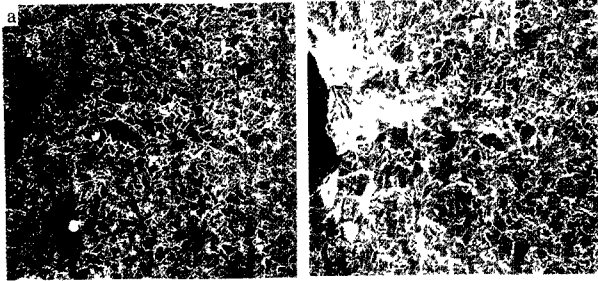
(c) growth and linkage of microcracks with notch tip ( $K_I = 166 \text{MPa}\sqrt{m}$ ) (d) final propagation path of main crack along the proeutectoid ferrite phase

**Photo 3.** A series of SEM micrographs near a notch tip of the specimen strained at room temperature for the as-deposited top bead of seam weld metal



**Photo 4.** strain accumulation and microcrack initiation (arrows) at the interface between the proeutectoid ferrite and acicular ferrite

이 슬립밴드를 따라 계속 성장하여 파괴에 이르게 될 수 있다. 또한 파괴가 진행되는 각 단계의 응력확대계수를 재가열을 받지 않은 부위와 비교해 보면 재가열을 받은 부위가 더 높게 나타나고 있다



(a) basic microstructure before loading ( $K_I = 0\text{MPa}\sqrt{m}$ ) (b) formation of shear bands near the tip region of notch and microcrack initiation at the notch tip ( $K_I = 180\text{MPa}\sqrt{m}$ )

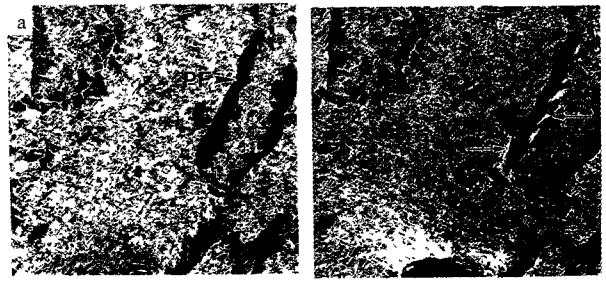


(c) propagation of main crack along the localized shear bands, leading to final fracture

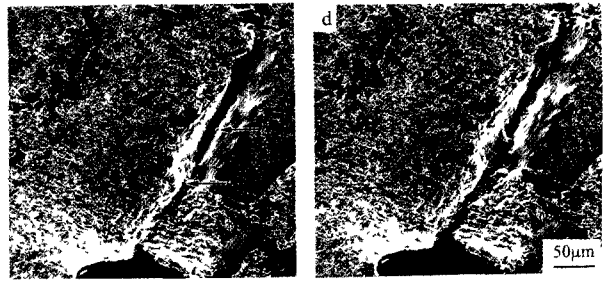
**Photo 5.** A series of SEM micrographs near a notch tip of the specimen strained at room temperature for the reheated region of seam weld metal

이러한 미세파괴거동은 SMAW 용접법으로 제조된 원주 용착금속의 미세파괴과정에도 같은 경향으로 나타나고 있다. 원주 용착금속의 재가열을 받지 않은 부위에 하중이 가해짐에 따라 균열이 생성되어 전파되는 과정을 각 단계에서의 응력확대계수와 함께 Photo 6(a)-(d)에 나타내었다. 심 용착금속과 마찬가지로 하중이 가해짐에 따라 초석 페라이트에 우선적으로 변형이 집중되어(Photo 6(b), 화살표) 초석 페라이트 계면에 공동이 형성하여(Photo 6(c), 화살표) 미세균열로 발전하게 된다 변형이 더욱 가해짐에 따라 이러한 미세균열은 더욱 성장하여 노치선단과 연결되어 긴 균열로 발전하게 된다(Photo 6(d)) 이후 균열의 계속적인 성장은 취약해진 초석 페라이트를 따라 진행되어 전체적인 파괴에 이르게 된다

재가열을 받지 않은 원주 용착금속의 각 상에 대해



(a) basic microstructure before loading ( $K_I = 0\text{MPa}\sqrt{m}$ ) (b) development of strains ahead of notch tip and accumulated strains along the interface between proeutectoid ferrite and acicular ferrite ( $K_I = 137\text{MPa}\sqrt{m}$ )



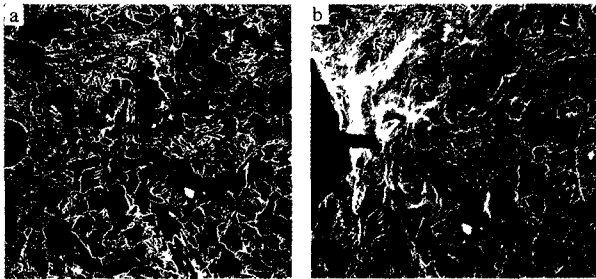
(c) formation of microcrack at the notch tip and the interface between proeutectoid ferrite and acicular ferrite ( $K_I = 142\text{MPa}\sqrt{m}$ ) (d) growth and linkage of microcracks, leading to final fracture along the proeutectoid ferrite phase

**Photo 6.** A series of SEM micrographs near a notch tip of the specimen strained at room temperature for the as-deposited top bead of girth weld metal

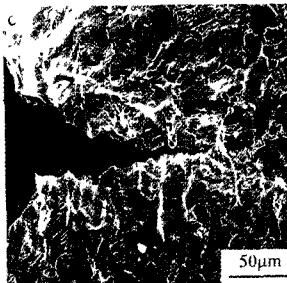
미세경도 시험을 실시한 결과, 초석 페라이트는 평균 151Hv를 나타내었으며 침상형 페라이트에 해당하는 부위는 평균 254Hv를 나타내어 침상형 페라이트가 초석 페라이트 보다 훨씬 더 강하다는 것을 잘 알 수 있다 이러한 사실은 초석 페라이트가 침상형 페라이트보다 더 낮은 응력에서 소성변형을 시작함을 의미하며, 이러한 소성변형은 초석 페라이트와 침상형 페라이트의 계면에 집중하여 균열의 생성을 용이하게 한다. 따라서 Photo 3과 6에서 보는 바와 같이 하중이 가해짐에 따라 우선적으로 초석 페라이트의 계면에서 공동이 형성되어 미세균열로 발전되는 것을 알 수 있다 이렇게 초석 페라이트는 각 용착금속의 균일한 변형을 억제하고 낮은 응력하에서 국부적인 변형을 조장

하여 균열의 생성을 용이하게 함으로써 낮은 하중(즉, 낮은 응력확대계수 하에서) 하에서 균열 전파의 주요 경로로 작용함을 알 수 있다

한편, 재가열을 받은 원주 용착금속부위도 심 용착금속과 같이 미세한 등축 페라이트 결정립으로 이루어져 있다 이러한 재가열 부위의 파괴거동을 Photo. 7에 나타내었다. 이 부위에 대한 파괴양상은 사진에서 보는 바와 같이 재가열을 받은 심 용착금속부위와 유사하게 나타나고 있다. 파괴가 진행되는 각 단계에서의 응력확대계수 또한 심 용착금속과 마찬가지로 재가열을 받지 않은 미세조직보다 높게 나타나고 있다



(a) basic microstructure before loading ( $K_I = 0\text{MPa}\sqrt{m}$ ) (b) formation of shear bands near the tip region of notch and microcrack initiation at the notch tip ( $K_I = 163\text{MPa}\sqrt{m}$ )



(c) propagation of main crack along the localized shear bands, leading to final fracture

**Photo 7.** A series of SEM micrographs near a notch tip of the specimen strained at room temperature for the reheated region of girth weld metal

재가열을 받지 않은 부위에 대해 심 용착금속과 원주 용착금속에서 파괴가 진행되는 각 단계에서의 응력확대계수를 비교해 보면, Photo. 3과 6에서 볼 수 있듯이, 심 용착금속이 더 높게 나타남을 알 수 있다 재가열을 받지 않은 부위의 파괴거동은 초석 페라이트의 크기에 큰 영향을 받는다. 즉, 초석 페라이트가 침상형 페라이트보다 더 연한 성질을 나타내므로 단위하중하

에서 축적되는 변형의 양은 초석 페라이트의 폭이 클수록 더 많아지게 된다. 따라서 초석 페라이트의 폭이 더 큰 원주 용착금속이 더 낮은 응력하에서 미세균열을 생성시키기에 충분한 변형량에 도달하여, 결과적으로 더 낮은 응력확대계수하에서 미세균열을 생성하게 되는 것이다.

또한, 재가열부위에 대해 심 용착금속과 원주 용착금속에서 파괴가 진행되는 각 단계에서의 응력확대계수를 비교해 보면, Photo 5와 7에서 볼 수 있듯이, 심 용착금속이 더 높게 나타남을 알 수 있다. 재가열부의 파괴거동은 등축 페라이트의 결정립 크기에 영향을 많이 받는다. 즉, 결정립이 클수록 단위하중하에서 결정립계에 축적되는 변형의 양이 많아지고, 결정립계에 미세균열이 생성되기 위한 임계 하중이 낮아지게 된다. 결과적으로 결정립이 클수록 낮은 응력확대계수하에서 미세균열을 생성하게 되어 심 용착금속이 원주 용착금속보다 높은 응력확대계수 하에서 균열이 생성, 전파하게 된다

### 3.3 충격시험 및 CTOD 시험

심 및 원주 용착금속에 대한 충격시험 및 CTOD 시험결과를 Table. 5에 나타내었다 CTOD시험은 BS 7448 규격에 의하여 실험한 하중 대 변위곡선의 최대 하중에서의 하중 및 클립 게이지 변위로부터  $\delta_m$ 을 구하였다 심 용착금속과 원주 용착금속을 비교해 보면, 원주 용착금속의 샤프 충격치 및  $\delta_m$ 이 심 용착금속보다 더 높게 나타나고 있다

**Table 5.** Results of charpy V-notch impact and CTOD testing

	Average Absorbed Energy(J)	CTOD( $\delta_m$ ), (mm)
Seam	125	0.25
Girth	182	0.81

Fig. 2는 심 용착금속의 재가열을 받은 부위와 받지 않은 부위의 직접파괴시험에서 얻은 하중 대 변위 곡선이다. 재가열을 받지 않은 부위가 더 낮은 응력에서 균열이 생성될 뿐 아니라 파괴에 이르는 변위 또한 재가열을 받은 부위에 비해 낮음을 잘 알 수 있다. 이러한 사실은 미세파괴과정에서도 보았듯이 재가열을 받지 않은 부위에서는 미세조직내에 존재하는 조대하고 연한 초석 페라이트에 하중이 집중되어 그 계면에 균열이 쉽게 형성될 뿐 아니라, 일단 형성된 균열은 이미 취약해진, 길게 배열된 초석 페라이트의 계면을 따라

수월하게 전파하기 때문에 파괴에 이르는 변위가 낮은 반면, 균열하고 미세한 등축 페라이트로 구성된 재가열을 받은 부위는 점진적인 균열의 성장에 의해 파괴에 이르게 되므로 상대적으로 높은 변위량을 가지게 된다 따라서 용착금속내 재가열부가 용착금속의 파괴인성을 증가시키기를 알 수 있다

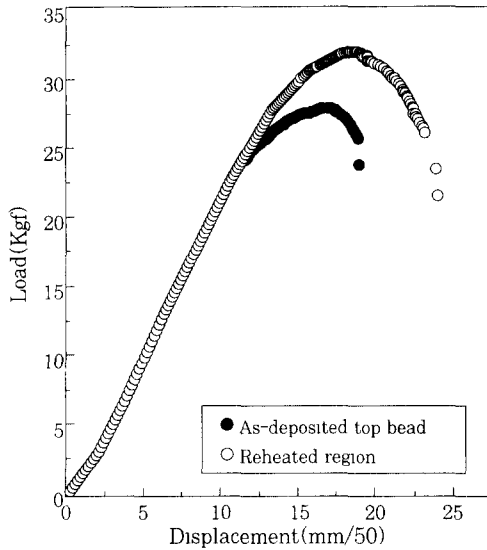


Fig. 2 Load vs. displacement behavior of the seam weld metal

충격시편 및 CTOD시편의 두께는 10mm이며, 이러한 시편의 노치 선단에서의 재가열을 받은 미세조직의 상대적 분율은 심 용착금속의 경우 약 5%인 반면, 원주 용착금속의 경우는 약 50%이다 따라서 심 용착금속은 용착금속내 재가열부가 용착금속의 파괴인성 향상에 큰 영향을 미치지 못하는 반면 원주 용착금속은 재가열부가 원주 용착금속의 파괴인성을 상당히 증가시킬 것이다 따라서 비록 직접파괴시험에서 얻은 부위별 응력확대계수비교에서는 심 용착금속이 원주 용착금속보다 더 높은 응력확대계수에서 미세균열이 생성되어 파괴가 진행되었으나, 다충용접부 용착금속 파괴인성 향상에 기여하는 재가열부의 상대적 분율이 원주 용착금속이 훨씬 높으므로 원주 용착금속의 파괴인성이 심 용착금속보다 더 높게 나타나고 있다

#### 4. 결 론

천연가스 배관에 존재하는 심 용착금속 및 원주 용착금속의 다충용접부의 파괴거동에 미치는 용착금속 미세조직의 불균일성의 영향을 알아보기 위하여 각 미세조직에 대한 전자현미경 직접파괴 시험 및 파괴인성 시험을 실시하였으며, 그 결과는 다음과 같다.

1) 각 용착금속은 조대한 초석 페라이트와 침상형 페라이트로 이루어진 재가열을 받지 않은 미세조직과 미세한 등축 페라이트로 이루어진 재가열을 받은 미세조직으로 이루어져 있었다. 재가열을 받지 않은 미세조직은 시편에 하중이 가해짐에 따라, 조대하고 연한 초석 페라이트에 우선적으로 변형이 집중하여, 그 계면에 균열이 생성되어 계면을 따라 균열이 급진적으로 전파하는 반면, 재가열을 받은 미세조직은 하중이 가해짐에 따라 노치선단으로부터 균열이 생성되어 이후 점진적으로 균열이 성장, 전파하게 된다

2) 각 용착금속에 대해서 파괴가 진행되는 각 단계에서의 응력확대계수를 구해 본 결과, 재가열을 받지 않은 부위가 재가열을 받은 부위보다 더 낮은 하중에서 파괴가 진행되었으며, 이는 재가열을 받지 않은 미세조직에 존재하는 조대한 초석 페라이트가 변형을 우선적으로 수용하여 낮은 응력하에서 먼저 균열을 생성하기 때문이다.

3) 심 용착금속과 원주 용착금속을 부위별로 비교해보면, 원주 용착금속이 더 낮은 응력확대계수에서 파괴가 진행되었으며, 이는 균열생성을 주도하는 미세조직학적 인자인 초석 페라이트 및 등축 페라이트의 크기가 원주 용착금속에서 더 크기 때문이다 즉, 단위하중하에서 축적되는 변형의 양이 심 용착금속보다 원주 용착금속이 더 크게 되어, 균열을 생성시키는 데 필요한 임계 하중이 더 낮아지게 되는 것이다

4) 다충용접부 용착금속내의 재가열부위는 균일하고 미세한 미세조직학적 특성으로 인해 용착금속의 파괴인성을 향상시킨다. 따라서 충격인성 및 CTOD시편의 노치선단에서의 재가열부의 상대적 분율이 더 높은 원주 용착금속이 심 용착금속보다 충격인성 및 CTOD(m)값이 더 높게 나타난다.

#### 참 고 문 헌

- 1 김재곤 : 용접구조물의 파괴, 대한기계학회지, Vol 28, No.4, (1988) pp 322-327
- 2 황선호 용접부의 균열발생과 방지대책 대한기계학회지, Vol 30, No.2, (1990) pp.141-145
- 3 이해우, 강성원 FCAW 50t 후판용접에 있어 열 및 층간온도변화에 따른 횡크랙 발생과 피로특성에 관한 연구, 대한용접학회지, Vol 15, No 3 (1997) pp.56-64
- 4 김희봉, 이창희 · Ni-Cr-Fe 및 Ni-Fe-Cr-Mo계 합금의 용접부 균열특성에 관한 연구, Part I 용착금속의 응고균열, 대한용접학회지, Vol. 15,

- No 4, (1997) pp 78-89
- 5 이택순, 양현태 : SUS-304강 용접부의 잔류응력이 피로균열진전속도에 미치는 영향, 대한용접학회지, Vol 15, No 4, (1977) pp 187-193
  - 6 R. A Ricks, P R. Howell and G S. Barritte The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals. *J Mater. Sci* , 17(1982) pp 732-740
  - 7 T. H. North, H. B. Bell, A. Koukabi and I Craig · Notch Toughness of Low Oxygen Content Submerged Arc Deposits *Welding Journal*, Vol. 68, No.12, (1979) pp 343(s)-354(s)
  - 8 Z. Zhang and R. A Farrar Influence of Mn and Ni on the microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals *Welding Journal*, Vol. 76, No.5, (1997) pp.183(s)-196(s)
  9. E. Surian, J. Trotti, A. Cassanelli and L. A De Vedia · Influence of Chromium on the Mechanical Properties and Microstructure of Weld Metal from a High-Strength SMA Electrode. *Welding Journal*, Vol 73, No 3, (1994) pp 45(s)-53(s)
  10. 김희진, 신민태, 원정규 노치 위치에 따른 Narrow Gap용접부의 인성 변화. *대한용접학회지*, Vol.4, No 1, (1986) pp 40-46
  11. D. Broek : *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Martinus Nijhoff Pub. (1983) pp.75-98