

# 입열량에 따른 FCAW용접부 파괴인성에 미치는 미세조직의 영향

신용택\* · 강성원\*\* · 김명현\*\*

\*삼성중공업 산업기술연구소

\*\*부산대학교 조선해양공학과

## Evaluation of Fracture Toughness and Microstructure on FCAW Weldment According to Heat Input

Yong-Taek Shin\*, Sung-Won Kang\*\* and Myung-Hyun Kim\*\*

\*Department of Welding Research, Samsung Heavy Industries Co., Ltd.

\*\*Naval Architecture & Ocean Engineering, Pusan National University

\*Corresponding author : yongtaek.shin@samsung.com

(Received March 27, 2008 ; Revised April 8, 2008 ; Accepted April 23, 2008)

### Abstract

This paper is to evaluate fracture characteristics of API 2W Gr.50 TMCP steel weldment typically applied for offshore structures, with the focus on the influence of heat input arising from flux cored arc welding. Based on the results and insights developed from this study, it is found that the toughness for both CTOD and impact exhibits a tendency to decrease as the weld heat input increases. The reheated zone of weldmetal exhibit lower hardness than solidified zone and microstructure that are liable to affect the toughness are acicular ferrite and martensite-austenite constituents (M-A). In particular, M-A is a more effective micro-phase for CTOD toughness than impact toughness.

Key Words : Fracture Toughness, Crack Tip Opening Displacement(CTOD), Thermo Mechanical Controlled Process Steel(TMCP), Heat Input, Acicular Ferrite, Martensite-Austenite Constituents(M-A), Impact Toughness

## 1. 서론

해양구조물의 용접부에 대하여 용접입열량의 과다에 따른 취성파괴의 발생 확률을 줄이고자 입열량을 제한하고 있으며, 입열량이 규격범위를 벗어나는 경우 후열처리를 요구하고 있다. 그러나 후열처리는 용접 잔류응력의 재분포에는 효과가 있을 수 있으나, 인성 저하를 가져올 가능성이 있다. 이로 인해 실제 현업조건에서의 용접부에 대한 정확한 인성평가를 통하여 구조물의 안전성에 대한 평가가 재구성 되어져야 한다. 현재 많은 연구자들에 의하여 용접부 인성에 미치는 냉각속도 및 조직의 영향<sup>1-3)</sup> 뿐만 아니라 합금원소에 대한 연구가 활발히 이루어졌으나<sup>4,6,7)</sup>, 현재의 개발된 용접재료 및 고

효율 / 고용착량의 용접조건은 충분히 반영하지 못하고 있다.

본 연구에서는 해양구조용 강재로 널리 사용되고 있는 API 2W Gr.50강재에 대하여 현업에서 활용가능한 모든 범위의 용접조건으로 플럭스코어드 아크용접(Flux Cored Arc Welding: 이하 FCAW)을 수행하고, 용접입열량의 변화에 따른 파괴인성의 변화와 인성에 미치는 주요 요인의 영향을 파악해 보고자 하였다.

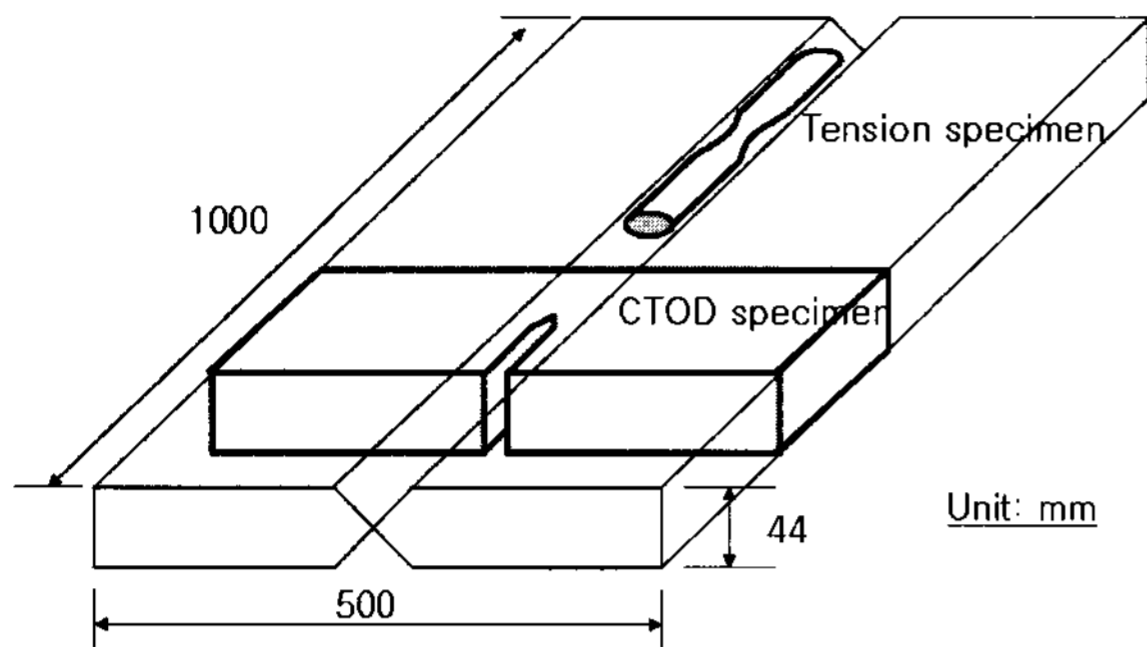
## 2. 실험방법

### 2.1 시험편 제작

본 실험에 사용된 시험재는 해양구조물용 강재인 두

**Table 1** Chemical compositions and mechanical properties of base metal

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	T.S.(MPa)	Y.P.(MPa)
Spec.	0.16 max.	0.15- 0.50	1.15- 1.60	0.030 max.	0.010 max.	0.75 max.	0.25 max.	0.08 max.	0.35 max.	0.003 -0.02	448 min.	345-483
Exper.	0.06	0.26	1.42	0.011	0.008	0.34	0.03	0.003	0.20	0.015	512	429



**Fig. 1** Schematic diagram of weld panel

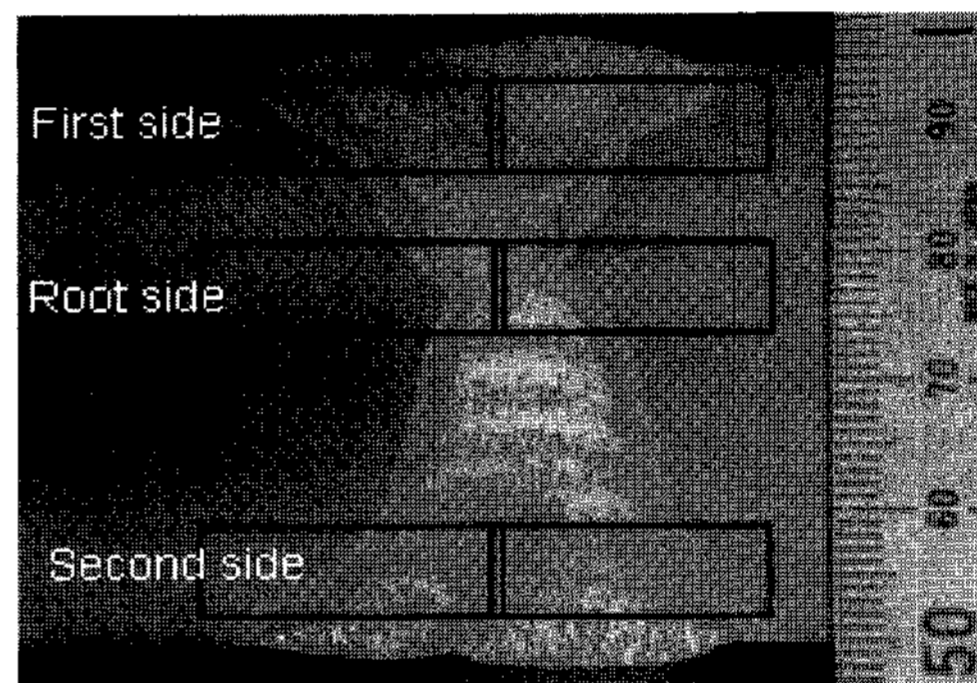
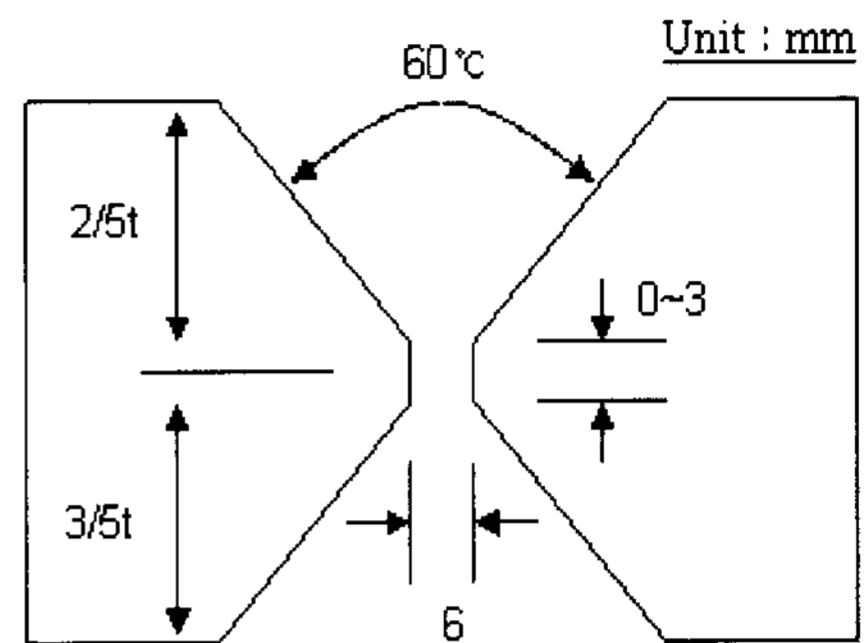
께 44mm인 API 2W Gr. 50B를 사용하였으며, 화학 성분 및 기계적 성질은 Table 1에, 시험재 형상은 Fig. 1에 나타내었다.

### 2.2 용접방법

시험편은 60°, X-개선을 하여 AWS A5.29 E80 T1-K2에 해당하는 와이어를 사용하여 Auto carriage 로 FCAW 용접하였으며, 입열량은 현장에서 사용가능한 최대, 최소 및 평균입열량(이하 표준입열)으로 조절하였다. 시험편은 2/5t 깊이만큼 전면 용접후, 후면용접 전에 뒷면가우징(Back Gouging)을 하고 후면용접을 수행하였다. 예열온도는 최소 60°C로 하였고, 층간온도는 60~150°C로 유지하였다. 용접조건 및 개선형상은 Table 2 및 Fig. 2에 나타내었다.

### 2.3 시험 방법

인장시험은 전면(First Side) 및 후면(Second Side) 용착금속부에서 각각 1개의 시험편을 채취하여 ASTM



**Fig. 2** Details of weld joint

E8에 의거하여 수행하였으며, 충격시험편은 전면, 후면 및 루트부(개선 중심부)에서 샤르피 충격시험편(표준시험편)을 채취하여 ASTM E23에 의거하여 시험하였다. 화학시험은 건식분석방법인 스펙트로 분석기를 이용하여 전면, 후면 및 루트부에서 3회 분석하여 평균값을 사용하였으며, 미세조직검사는 3% Nital 및 Picral 용액을 사용하여 광학현미경 및 SEM (Scanning Electron Microscope)을 이용하여 관찰하였다. 경도시험은 충격 시험편 및 CTOD 시험편의 노치위치를 따라 두께방향으로 ASTM E92에 의거하여 수행하였다. CTOD시험

**Table 2** Summary of the welding parameters

	Current (A)	Voltage (V)	Travel speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)	Preheat/interpass temperature(°C)
High HI	330	41	19	43	60/134
Normal HI	320	34	23	27	65/145
Low HI	260	28	45	10	62/132

**Table 3** Dimensions of CTOD specimen (unit : mm)

Thickness	Specimen					
	Thick(B)	Width(W)	Span(S)	Notched(a)	a/W	f(a/W)
44	42	84	336	37	0.50	2.66

은 BS 7448 Part I&II에 의거 수행하였으며, 노치 위치는 용접부 중심부에 위치하도록 하였다. 피로균열 길이는 시험결과에 중요한 영향을 미치므로 a/W=0.5를 기준으로 수행하였으며, 시험편 크기는 Table 3에 나타내었다.

### 3. 실험결과

#### 3.1 인장/화학성분 분석

각 용착금속에 대한 화학성분은 Table 4에 나타내었다. 일반적으로 용착금속내의 Mn, Ni 및 Si은 인성과 밀접한 관계를 가진다. Evans<sup>4)</sup>는 용접부 인성에 대한 Mn과 Ni의 영향을 연구하였는데, Mn은 1.4%인 경우 (Ni이 0 wt% 조건) 가장 좋은 인성을 보인다고 하였다. 또한 Ni은 침상페라이트를 촉진시켜 인성을 향상시킨다. Mn과의 상호작용으로 인하여 큰 인성변화를 보인다고 하였다. 즉, 저Mn인 경우 Ni이 증가할수록 인성향상이 기대되나, 고Mn인 경우 Ni이 증가할수록 인성에 악영향을 미친다. 또한 침상페라이트량도 0~0.5wt% Ni까지 동등 또는 약간 감소하다가 그 이후 증가하는 경향을 보인다.

본 연구에서 사용된 시험편에서의 화학성분을 살펴보면, 대입열, 저입열 및 표준입열 시험편 모두 동등수준으로 보인다. 단 저입열과 표준입열시험편의 Mn이 0.2wt% 정도 차이를 보이지만, Mn 및 Ni의 상호작용을 고려한다면 그 영향은 미비하다고 판단된다. Si은 경도/강도를 향상시켜 인성을 감소시키는 것으로 알려져 있다. 특히, 국부적으로 초석페라이트로의 변태를 촉진시키고, 탄소량이 높은 잔류오스테나이트를 유발하여 M-A 변태를 촉진시킨다. 0.2% 이하에서 열처리시

Martensite-Austenite 조직이 탄화물로 쉽게 분해되어 인성향상을 기대할 수 있으나, 본 연구에서는 차이가 크지 않으므로 인성에 큰 영향을 주지 않을 것으로 판단된다.

용착금속부에 대한 인장특성은 Table 4에 나타내었다. 저입열 시험편의 경우, 항복강도가 인장강도보다 높게 형성되어, ASTM E8에 의거하여 인장강도와 동일하게 표기하였다. 저입열 시험편이 대입열 및 표준입열에 비하여 높은 인장강도를 보이고 있는데, 이는 빠른 냉각속도로 인하여 침상페라이트의 분율이 상대적으로 높고, 응고조직(solidified)에 비하여 경도값이 상대적으로 낮은 재열부영역(다층용접시 후위패스에 의해 재가열되는 영역)이 적게 형성되었기 때문으로 사료된다.

#### 3.2 미세조직 관찰

Fig. 3에 용접부의 매크로 조직사진을, Fig. 4에 모재와 용접부의 미세조직사진을 보여주고 있다. Fig. 4(a)는 TMCP강 (Thermo Mechanical Controlled Process)의 일종인 API 2W Gr.50의 모재부 미세조직을 보여주고 있는데, 페라이트(흰색), 펄라이트(짙은 부분) 그리고 베이나이트(다소 회색 부분)로 구성되어 있음을 확인할 수 있다. Fig. 4(b~d)에서 짙은 회색으로 보이는 부분은 저온인성을 향상시키는 침상페라이트 (Acicular Ferrite; AF)이고, 회색 보이는 부분이 결정입계페라이트 (Grain Boundary Ferrite; GBF) 및 페라이트 사이드 플레이트 (Ferrite Side Plate; FSP)이다. 침상페라이트량은 빠른 냉각속도를 가진 저입열 시험편에서 많이 형성되어 있고, 대입열 조건으로 갈수록 오스테나이트 결정립이 상당히 조대해져 있음을 보여주고 있다. 미세조직에 따른 인성변화 여부는 다음 절에서 고찰하였다.

**Table 4** Chemical compositions and mechanical properties of weld metal

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	T.S.(MPa)	Y.P.(MPa)
High HI(WM)	0.04	0.37	1.33	0.012	0.012	1.33	0.02	0.008	0.04	0.043	608	570
Normal HI(WM)	0.05	0.30	1.22	0.014	0.017	1.20	0.02	0.012	0.05	0.040	599	542
Low HI(WM)	0.04	0.41	1.42	0.016	0.018	1.33	0.02	0.009	0.03	0.052	707	707

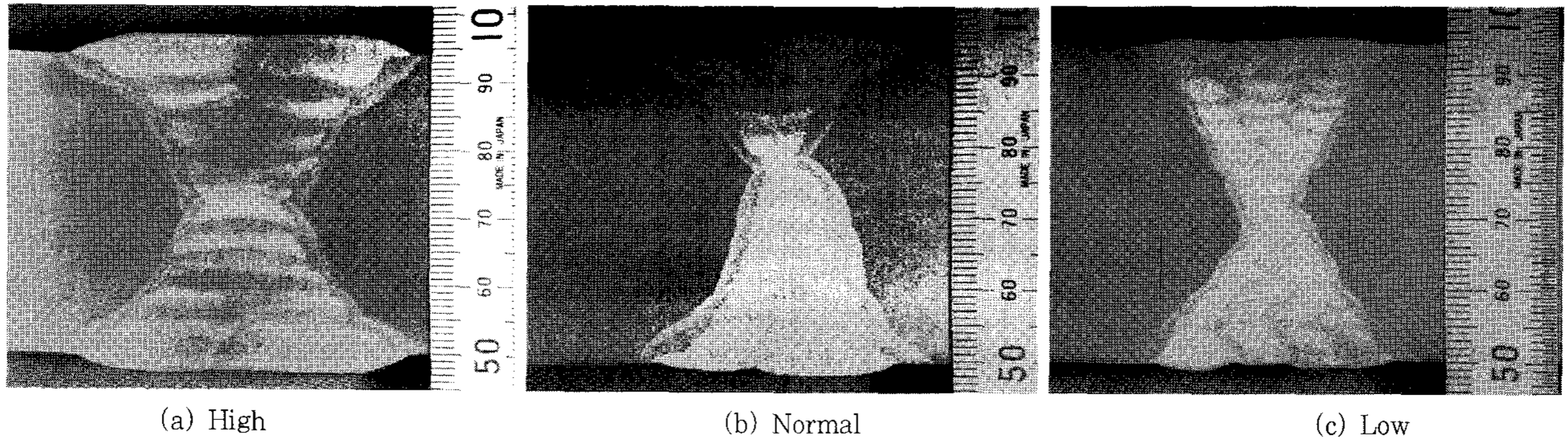


Fig. 3 Macrosection of weldments depending on weld heat input

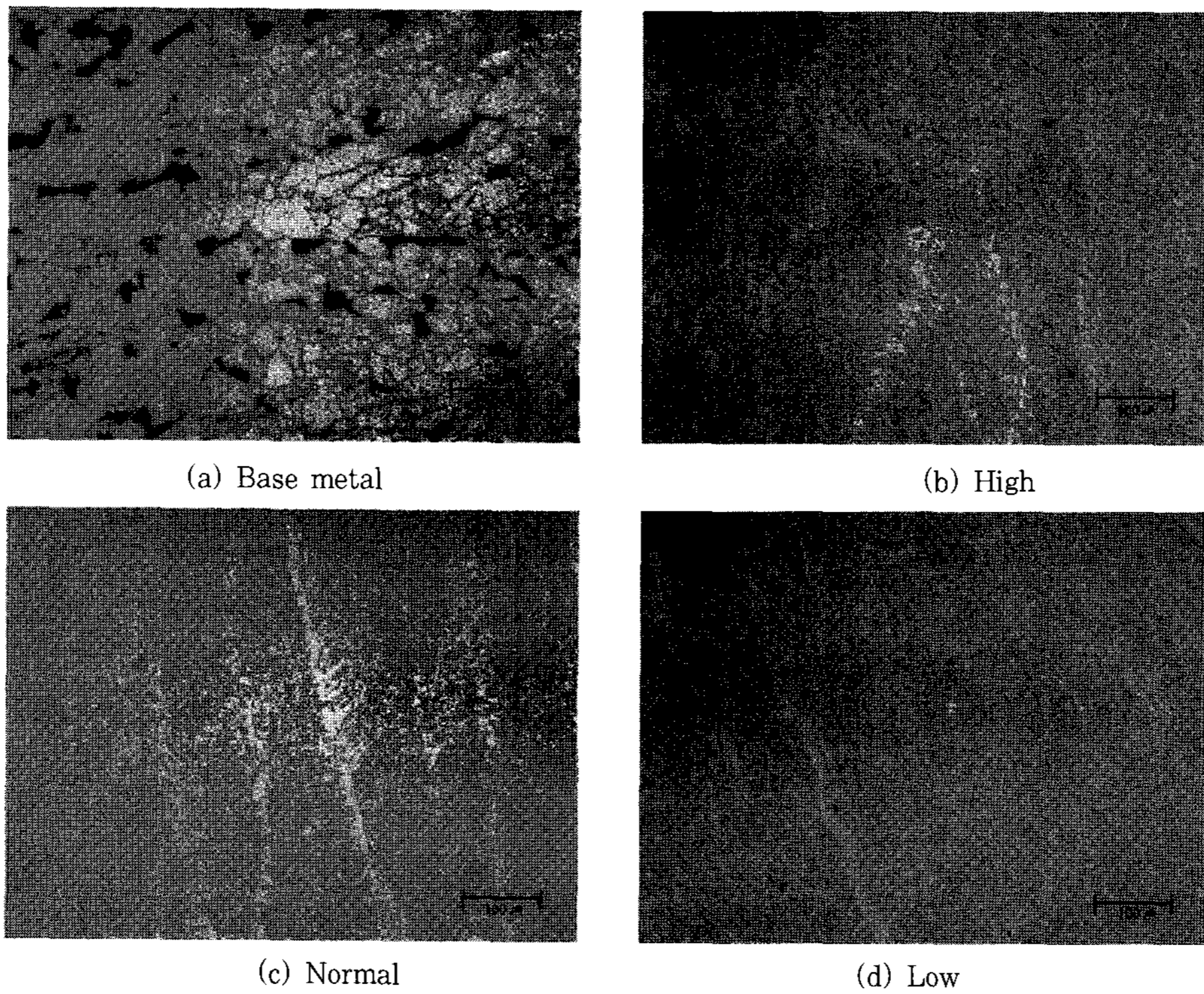


Fig. 4 Optical microstructure of base and weld metal

### 3.3 경도분포

Fig. 5에서는 CTOD시험편의 노치 위치인 용접부 중심부에 있어 두께방향의 경도분포를 보여주고 있다. 전반적으로 대입열 및 표준입열인 경우는 유사한 경향을 보이고 있으나, 빠른 냉각속도의 저입열인 경우 약간 높은 경향을 보여주고 있다. 위치별로 보면, 중심부에서 대부분 높은경도를 보이고 있으며, 전면 용접부가 후면 용접부보다 높게 나타났다. 또한 후위패스에 의해 발생된 재열부영역(Reheated Zone)의 경도가 응고조직(Solidified Zone)에 비해 20HV5 낮게 형성되었는데, 이는 침상페라이트가 주를 이루는 응고조직에 비해  $A_{C1}$ 이상으로 가열된 후 상대적으로 느린 속도로 냉각되

면서 과포화 고용되어 있던 합금원소들이 일부 석출되어 기지(Matrix)조직이 연화되었기 때문으로 판단된다.

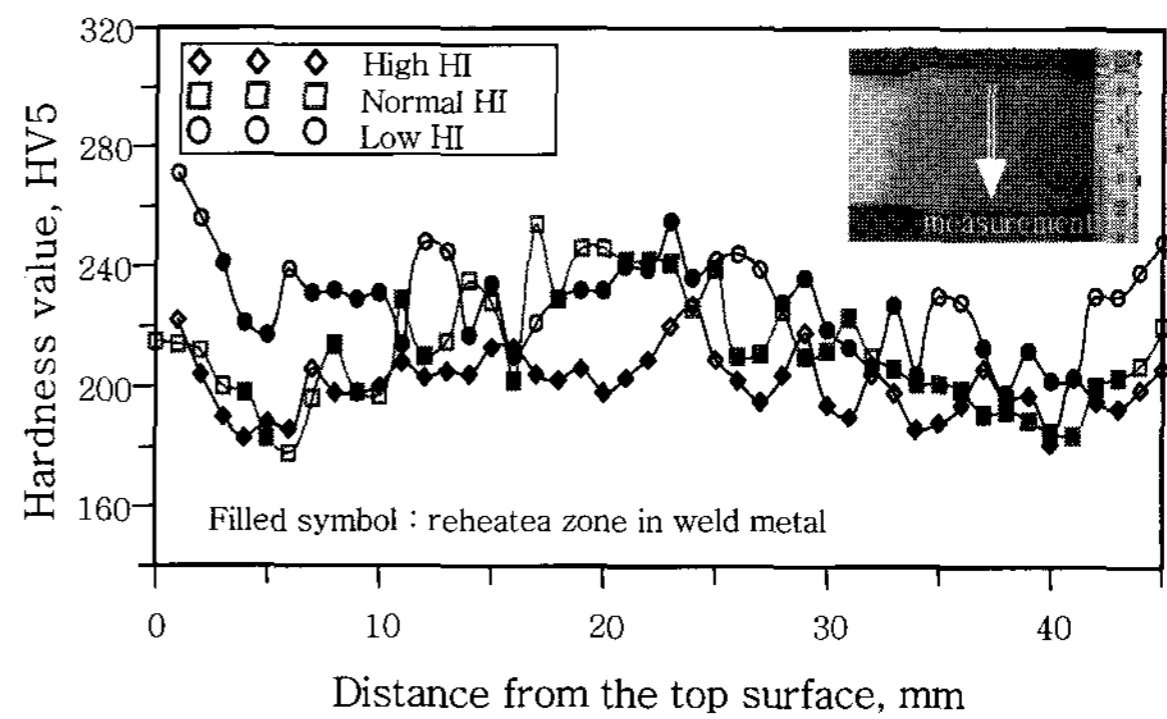


Fig. 5 Hardness profile according to heat input

3.4 충격특성

Fig. 6, 7, 8에서는 각 입열량에 따른 위치별 충격 천이곡선을 보여주고 있는데, 충격지표로 각 선급에서

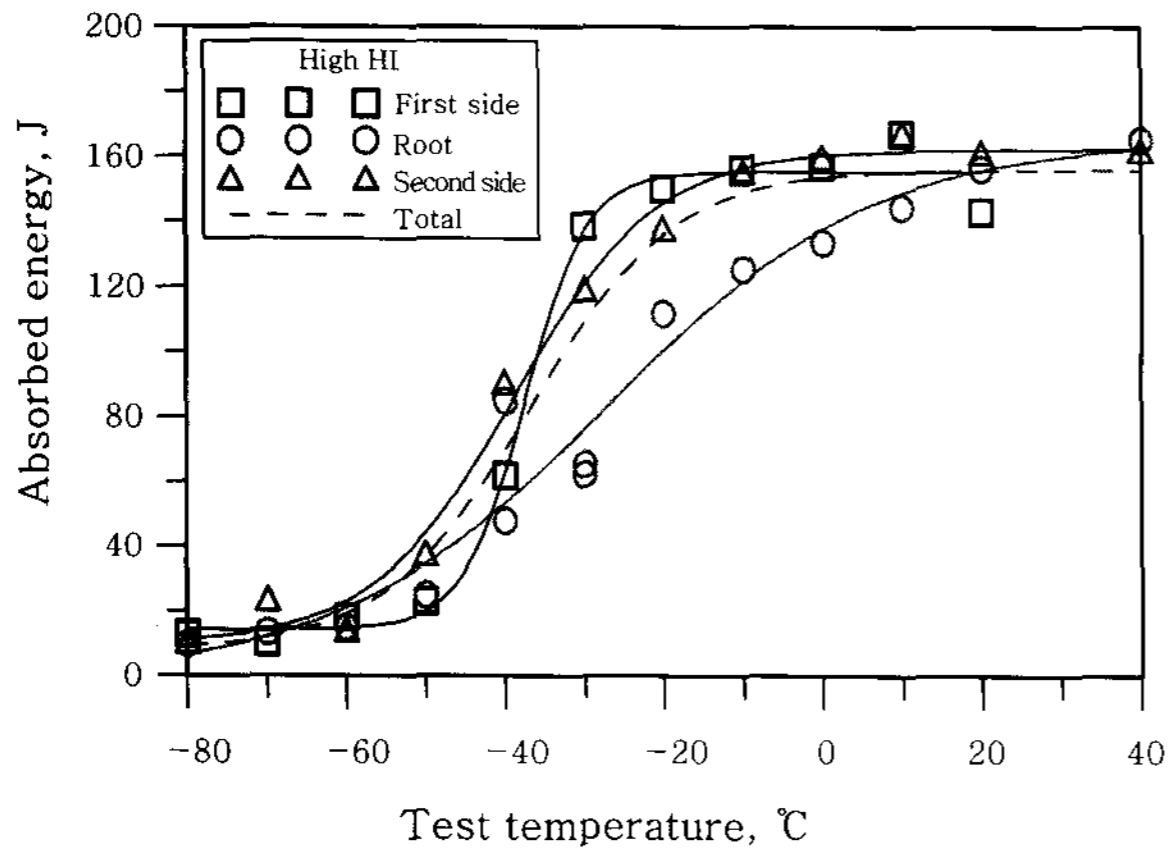


Fig. 6 Charpy impact energy transition curve for high heat input

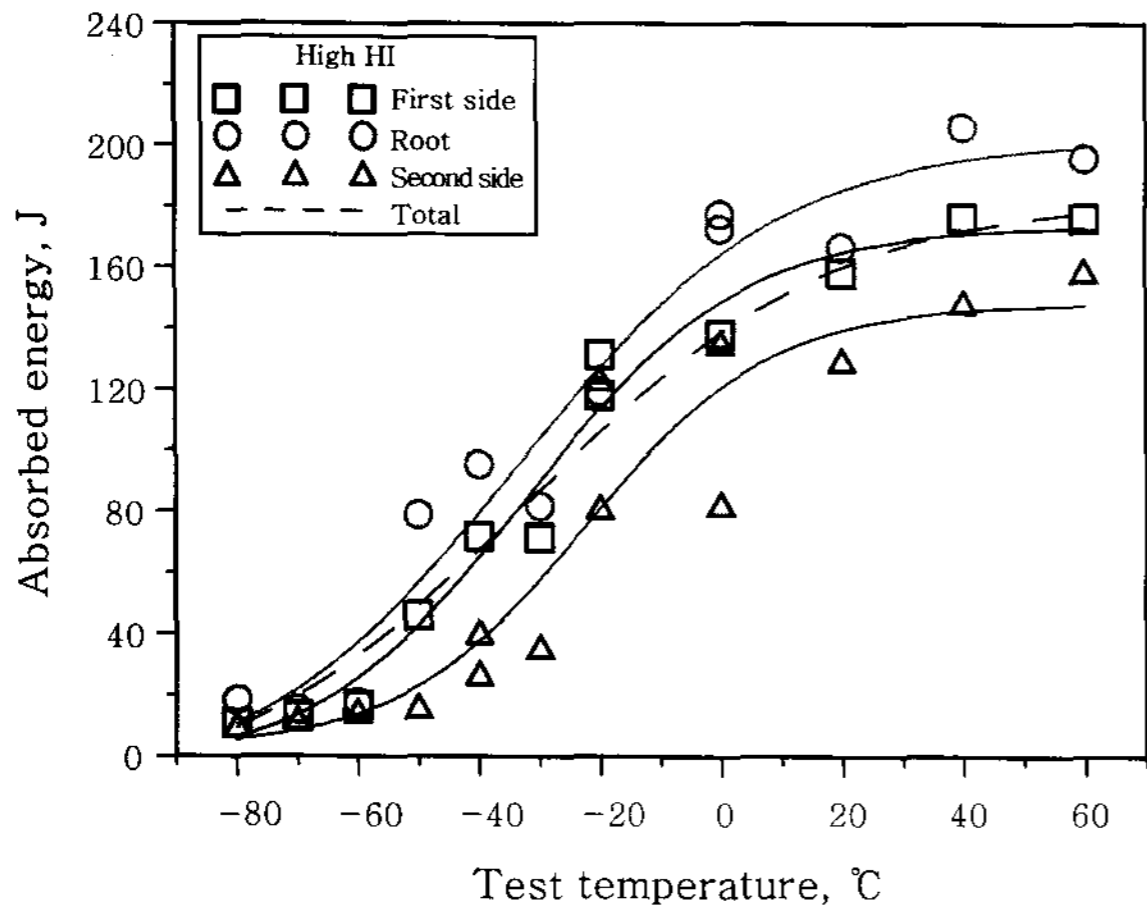


Fig. 7 Charpy impact energy transition curve for normal heat input

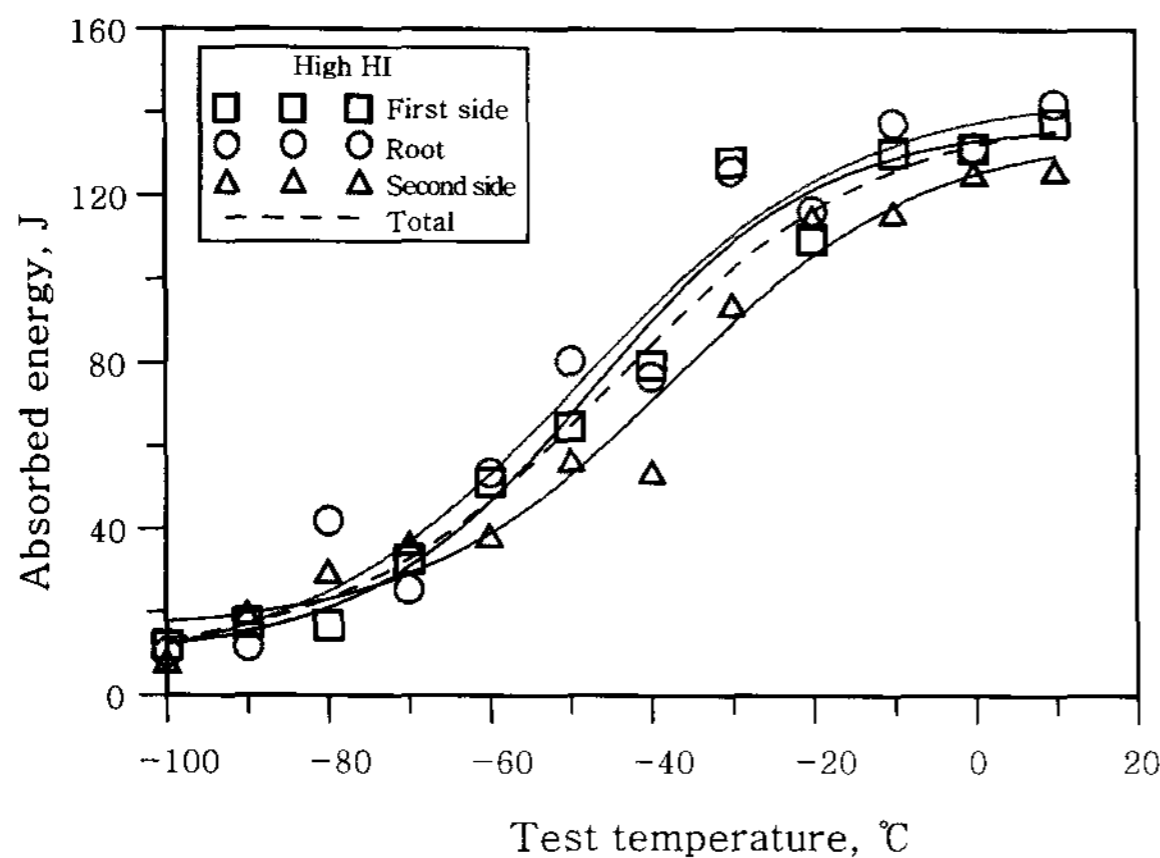


Fig. 8 Charpy impact energy transition curve for low heat input

요구하는 최소 충격인성인 41J에 해당하는 온도를 사용하였다. 천이곡선 회귀식은 다음의 Tanh곡선을 사용하였다<sup>10)</sup>.

$$Y = A + B \tanh\left(\frac{T - T_0}{C}\right)$$

전체 충격인성을 볼 때, 저입열조건인 경우, 제일 낮은  $T_{41J}$ 를 보이고 있을 뿐만 아니라, 상부충격인성(Upper Shelf Energy, USE)도 제일 적은 값을 보이고 있다. 표준입열 경우, 대입열에 비하여 동일 수준 이하의  $T_{41J}$ 을 보여주고 있으며, 상부충격인성 또한 표준입열이 높은 수준을 보이고 있다. 위치별로 보면, 대입열인 경우, 전면 용접부에서, 표준입열은 후면용접부 및 저입열인 경우 루트(X 홈형상의 중심부에 해당)에서 제일 높은 충격인성을 보이고 있다. Dawes<sup>9)</sup>는 용접표면부보다 중심부에서 높은 강도와 경도값을 보이기 때문에 최소인성값을 가진다고 보고하였다. 일반적으로 V형상의 다층용접인 경우, Dawes의 결과는 잘 일치한다. Fig. 5의 경도분포와 같이 중심부의 경도가 전면 및 후면보다 높은 것은 사실이지만, 본 시험에서와 같이 반드시 높은 경도부에서 최소 인성을 가진다고는 볼 수 없다. 일반적으로 충격인성변화는 미세조직, 결정립크기, 비금속개재물 및 기지경화도등의 다양한 요인에 의하여 영향을 받을 수 있기 때문이다.

3.5 CTOD 특성

CTOD실험에 있어서, 균열길이에 따라 다양한 결과를 보이므로 동등한 피로균열의 형성이 무엇보다 중요하다. 이는, 균열길이 변화에 따른 균열첨단부의 구속력 차이에 의하여 동일 용접부라도 다른 결과를 도출하는 왜곡된 해석이 나올 수 있다<sup>8)</sup>. 본 실험에서는 균열길이를  $a/W=0.50$ 기준으로 피로균열을 형성하여 결과를 비교하였다.

Fig. 9에는 CTOD 실험결과를 나타내었는데, 천이 온도는 해양구조물에서 주로 요구되는 CTOD 0.25mm에 해당하는 온도를 활용하였다. 입열량에 따라  $T_{CTOD,0.25mm}$ 는 상승되고 있음을 확인 할 수 있다. 즉 저입열 조건인 경우, -9°C에서  $T_{CTOD,0.25mm}$ 가 형성된 반면, 대입열인 경우 -3°C에서 형성되었다. 상부 파괴인성은 대입열에서 제일 높게 나타났고, 저입열 및 표준입열인 경우 비슷한 수준을 보이고 있다. 또한, Fig. 6, 7, 8의 root부에서 좋은 충격 인성을 보인 용접이음부에서 보다 낮은 CTOD 천이온도를 보여주고 있는데, 이는 3축 응력이 크게 작용하는 중심부에서의 인성이 보다 중요

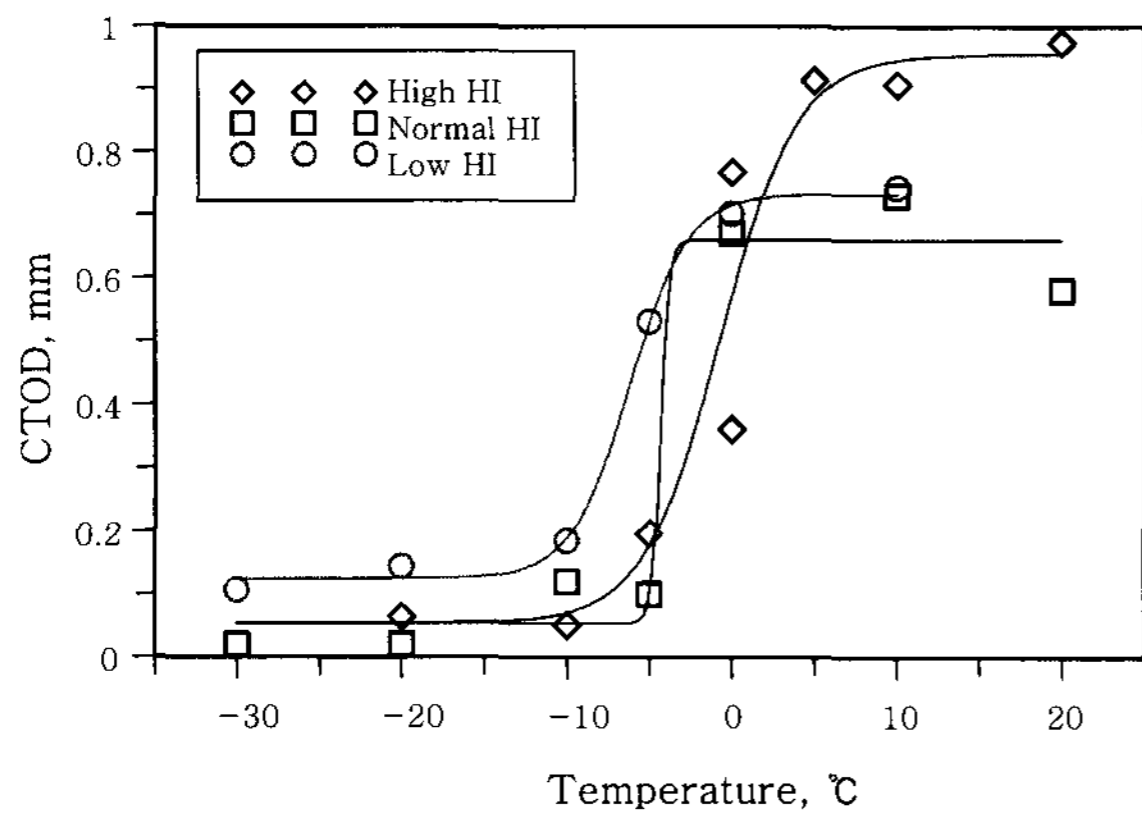
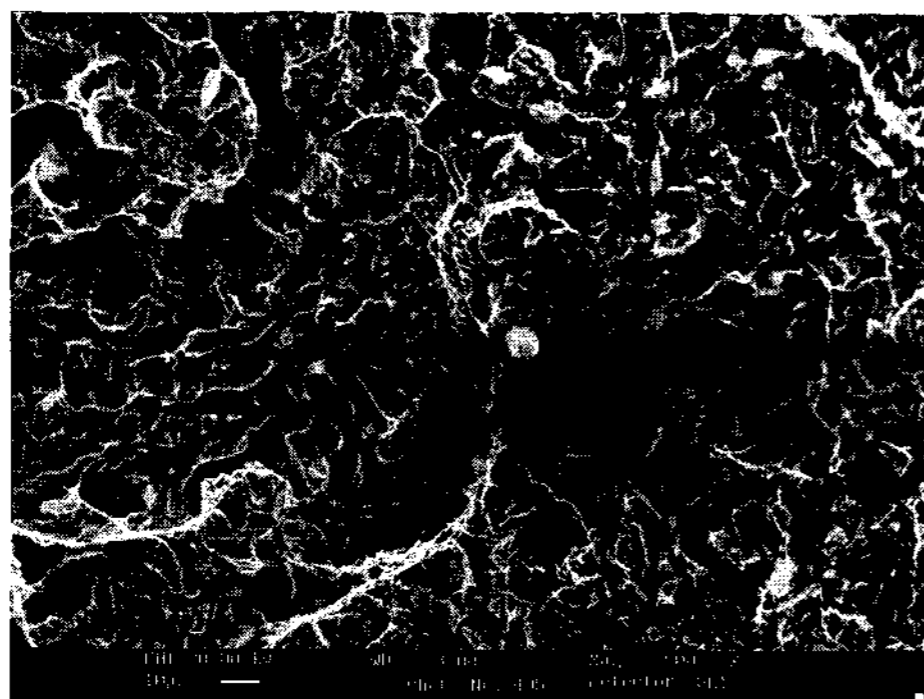


Fig. 9 CTOD value transition curve

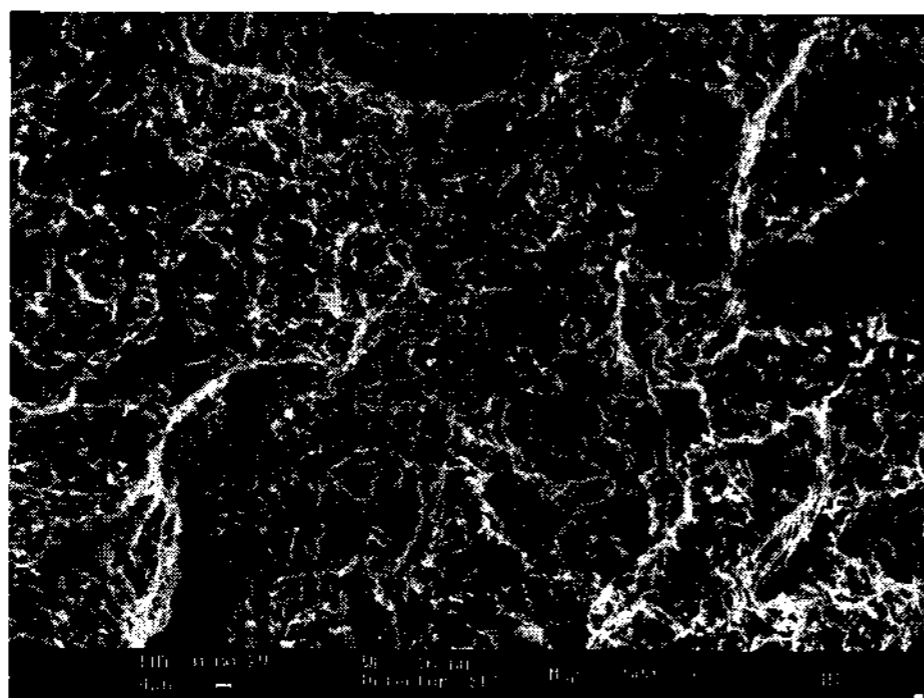
함을 의미한다.

Fig. 10에서는 lower shelf 영역에서 파단된 대입열 및 표준입열 CTOD 시험편의 주사전자현미경 파면조직을 보여주고 있다. 양 시험편 모두 취성파괴 모드를 보여주고 있으며, 대입열 시험편에 비하여 표준입열 시험편의 facet 크기가 적게 형성되어 있는데, 이는 표준입열이 대입열에 비하여 천이온도가 낮게 형성된 결과와 일치한다.

Fig. 11에서는 upper shelf 영역에서 파단된 대입열, 표준입열 및 저입열 시험편에 대한 파면조직을 나타내었는데, 대부분 연성파괴 모드를 보여주고 있다.

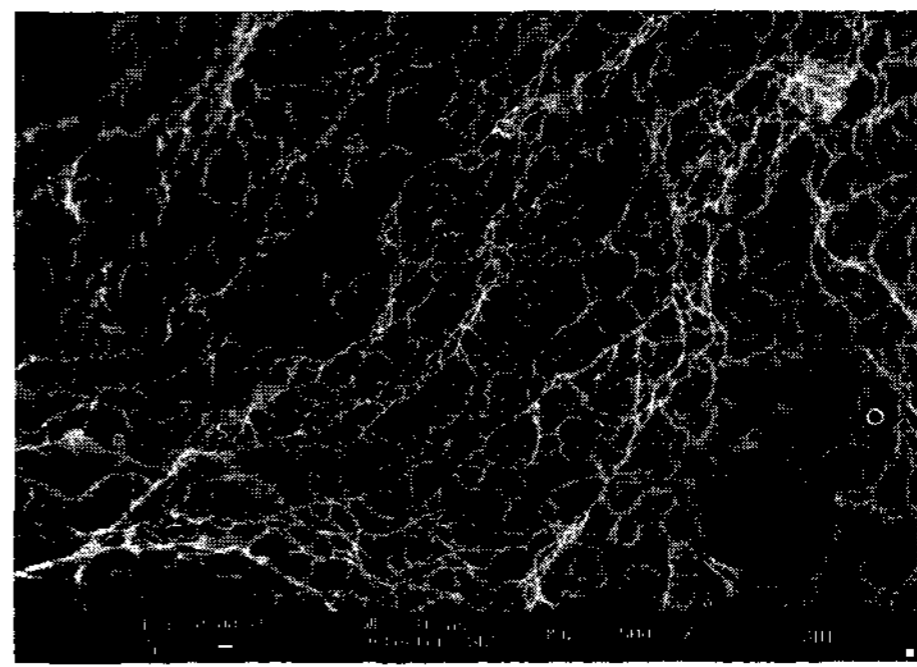


(a) High heat input

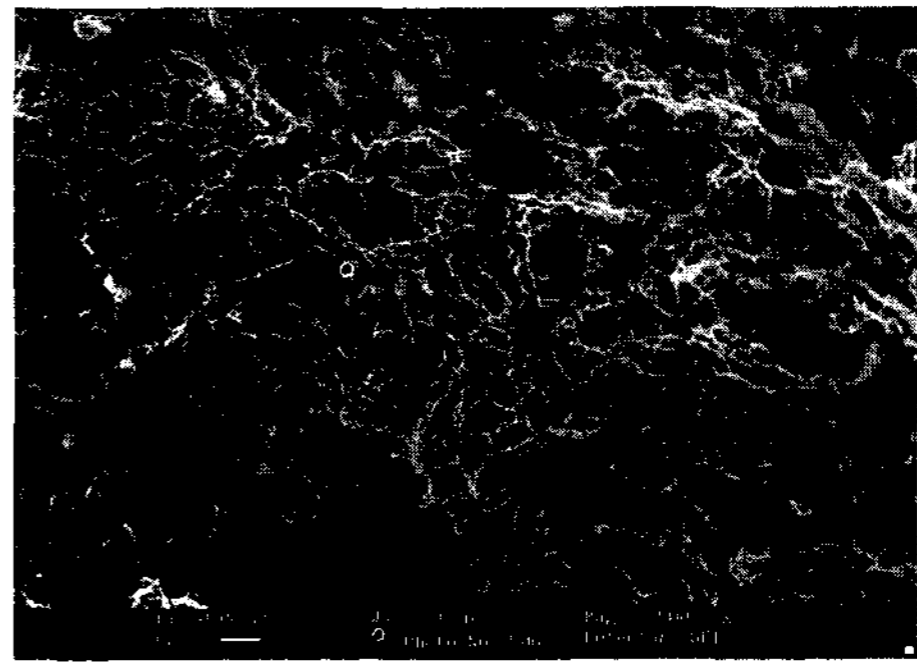


(b) Normal heat input

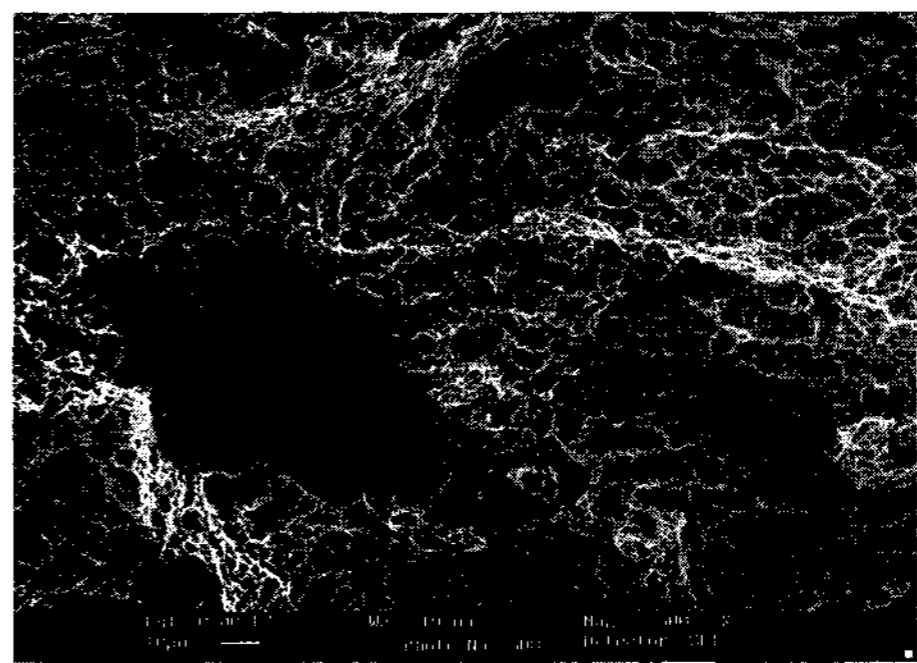
Fig. 10 EM fractography of CTOD specimen in lower shelf region



(a) High heat input



(b) Normal heat input



(c) Low heat input

Fig. 11 SEM fractography of CTOD specimen in upper shelf region

Fig. 11(c)는 저입열 시험편에 대한 파면으로써 Fig. 11(a), (b)의 대입열 및 표준입열에 비하여 작은 덩플(Dimple)이 형성되어 있다. 또한, 저입열인 경우, Fig. 11(b)의 표준입열 시험편과 같이 부분적으로 벽개파면을 확인할 수 있는데, 이로 인하여 저입열 및 표준입열 시험편의 상부충격인성이 대입열 시험편에 비하여 낮게 형성된 것으로 판단된다.

#### 4. 고 찰

Table 5에서는 입열량에 따른 미세조직 관찰 결과 즉, 조직, 결정립크기, 비금속개재물의 분율을 보여주고 있으며, Fig. 12에서는 입열량에 따른 침상페라이트의 분율을 바-차트로 표시하였다. 침상페라이트 분율은 저입열이 대입열 및 표준입열에 비하여 상대적으로 많이

Table 5 Microstructural constituents of weld metal

Welding	Location	Ferrite type(%)			GRAIN SIZE (μm)	Inclusions		
		AF	GBF	FSP		Fraction	Avg. Dia(μm)	
FCAW	High HI	1st side	74.8	21.1	4.2	186.9	0.27	0.78
		2nd side	83.2	14.4	2.2	163.9		
		root side	81.6	18.4	0.0	99.0		
	Normal HI	avg.	79.9	18.0	2.1	149.9	0.22	0.75
		1st side	69.4	27.4	3.1	186.0		
		2nd side	70.0	24.5	5.4	162.0		
		root side	87.6	12.4	0.0	116.0		
		avg.	75.7	21.4	2.8	154.7		
	Low HI	1st side	92.1	7.9	0.0	116.3	0.25	0.69
		2nd side	88.4	11.6	0.0	127.7		
		root side	87.7	11.8	0.5	95.2		
		avg.	89.4	10.4	0.2	113.1		

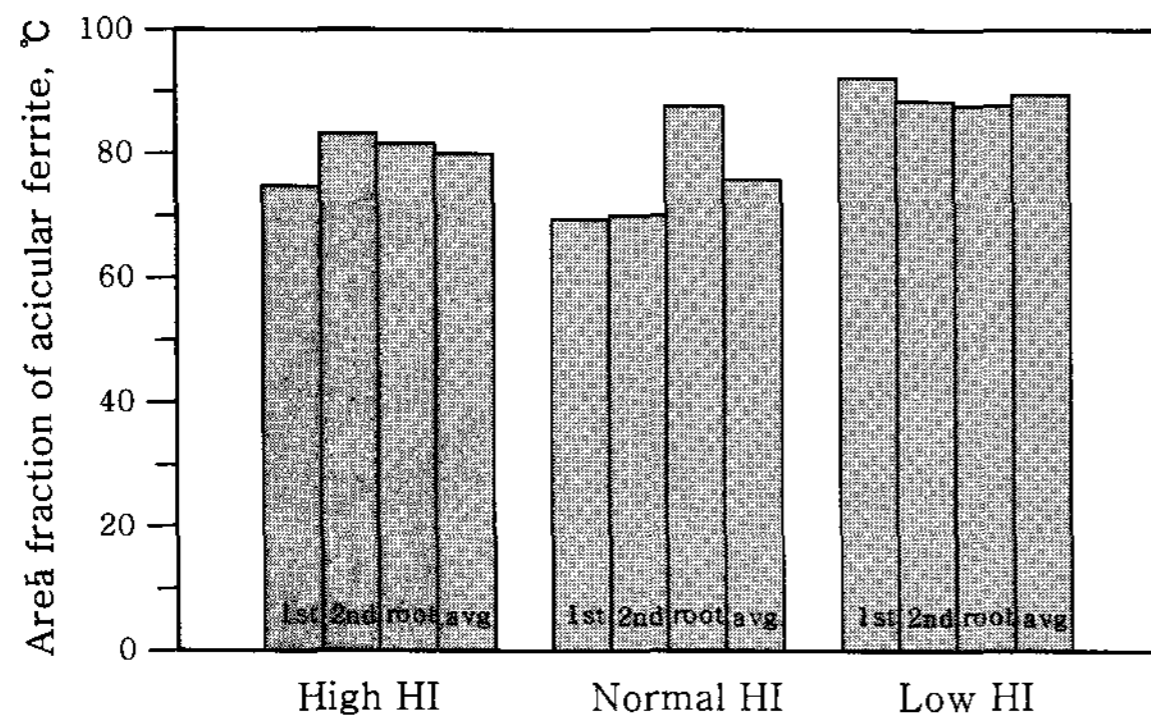


Fig. 12 Effect of heat input on area fraction of acicular ferrite

형성되어 있음을 확인할 수 있다. 이는 저입열이 표준 입열 및 대입열에 비하여 상대적으로 빠른 냉각속도로 인하여 결정입계페라이트의 성장이 지연되고, 침상페라이트의 생성이 촉진되었기 때문이다<sup>1)</sup>. 일반적으로 침상페라이트는 고분율로 형성되면 인성향상을 가져오지만, 항상 선형적 관계만을 보이지는 않는 것으로 보고되고 있다<sup>11)</sup>. 특히, 적정 침상페라이트 분율에 대하여 많은 연구가 진행되었는데, 그중 Zhang<sup>6)</sup> 등은 60~80%, Dallam<sup>7)</sup> 등은 90%로 보고하고 있다. 본 연구에서도 침상페라이트량과 충격인성의 관계를 Fig. 13에 나타내었는데, Dallam의 보고와 같이 약 85~90%에서 최대 인성을 보임을 확인하였다. Fig. 14에서는 결정립 크기와 충격인성과의 관계를 나타내었다. 결정립 크기가 작을수록 천이온도도 낮아지는 경향을 보이지만, 편차가 아주 심하게 나타나고 있다. 일반적으로 결정립

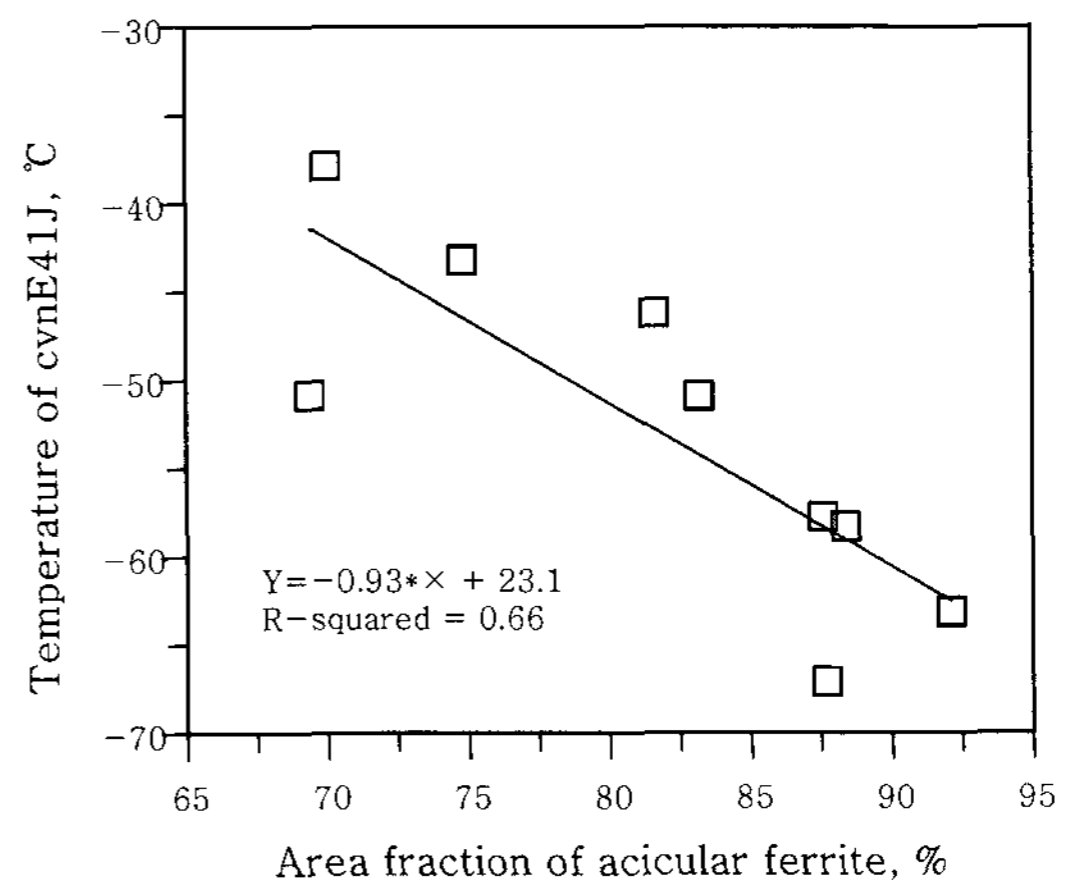


Fig. 13 Effect of acicular ferrite on charpy V-notch energy 41J

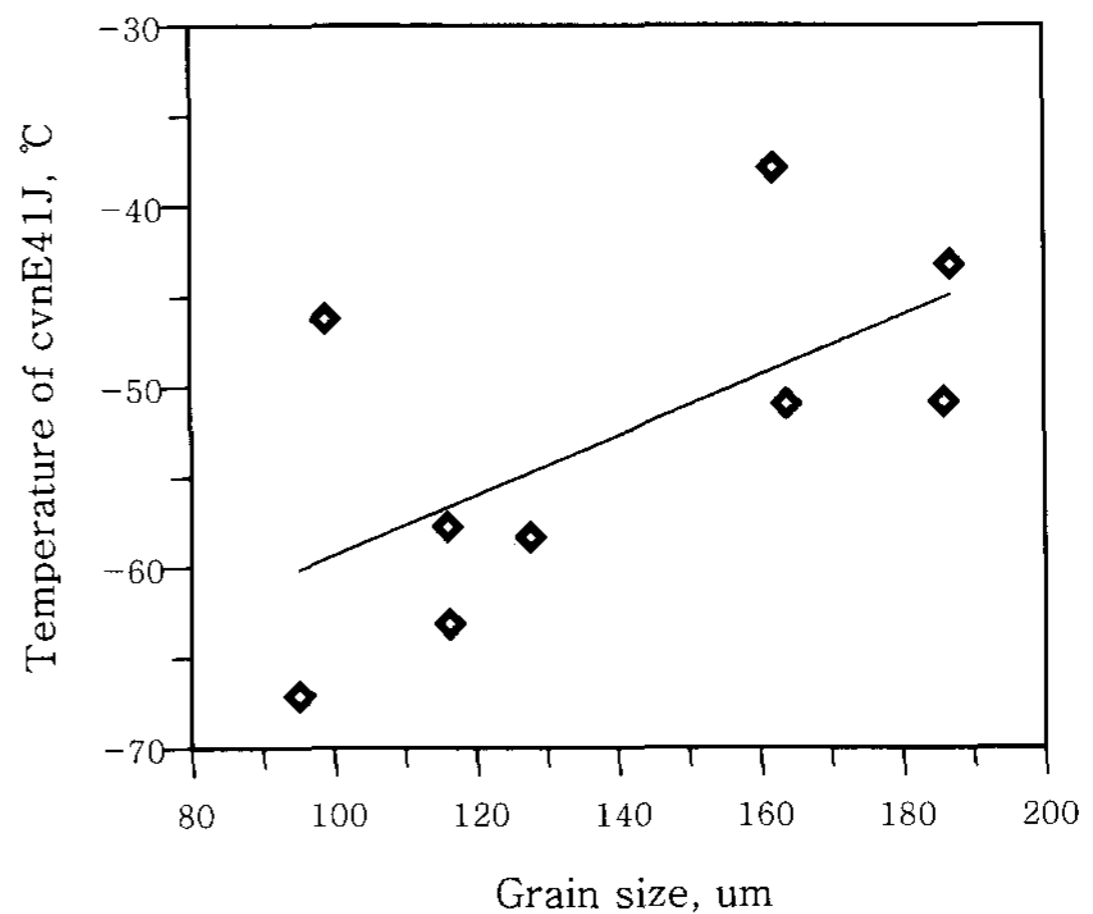


Fig. 14 Effect of grain size on charpy V-notch energy 41J of FCAW weldment

크기는 동일한 조직인 경우, 결정립이 미세할수록 인성이 향상되는 효과가 있으나<sup>12)</sup>, 냉각속도를 달리한 경우, 조직 또는 기지의 고용강화 효과가 변화하므로 인성 변화의 주 요인이 아니라고 보고하였다<sup>13)</sup>. 본 연구에서도 결정립 크기는 인성에 영향이 적다고 판단된다. Fig. 15에서는 결정입계 페라이트 (Grain Boundary Ferrite; GBF)의 인성에 미치는 영향을 보여주고 있다. 결정입계 페라이트와 페라이트 사이트 플레이트 (Ferrite Side Plate; FSP)등은 균열전전의 이동경로 역할을 하기 때문에 인성에 유해한 영향을 미친다고 보고하고 있다<sup>14,15)</sup>. 본 연구에서도 결정입계 페라이트가 증가함에 따라 인성이 떨어짐을 알 수 있다. Table 6에서는 플럭스코어드 아크용접부에 대하여 전체적인 미세조직과 충격인성과의 상관관계를 정리하였다. 본 결과는 통계처리 소프트웨어인 미니탭(MINITAB)을 활용하여 도출하였다. 통계적 관점에서 P-value는 1종 오류를 범할 확률을 의미한다. 그 값이 적다는 것은 판정에 있어 오류를 범할 확률이 적어짐을 의미하며, 통상 0.05(경우에 따라서 0.10)로 기준하여 평가한다. 따라서, Table 6에서 보는 바와 같이, 충격인성에는 침상페라이트와 결정입계페라이트 및 FSP가 강한 영향을 미치며, 결정립크기는 이들에 비해 다소 떨어지는

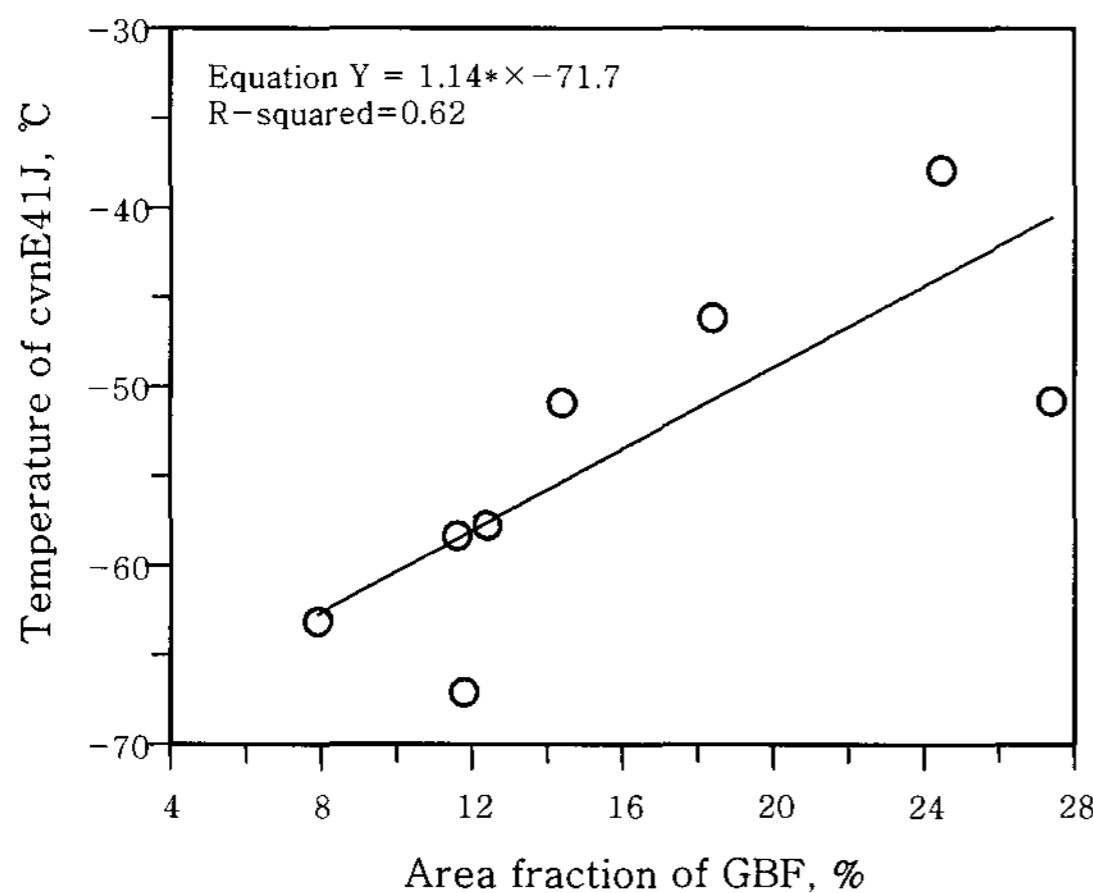


Fig. 15 Effect of GBF on charpy V-notch energy 41J of FCAW weldment

Table 6 Correlations between microstructure and T<sub>41J</sub> on FCAW

	Grain size	AF	GBF	FSP
T <sub>41J</sub>	0.623	-0.815	0.786	0.774
	0.073	0.008	0.012	0.014
Cell contents : Pearson correlation				
P-value				

영향 인자라고 판단된다.

다음으로는 미세조직이 CTOD에는 어떠한 영향을 미치는지를 평가하였다. Fig. 16에서 침상페라이트와 CTOD의 관계를 보여주고 있는데, 침상페라이트의 증가는 CTOD를 증가시키는 경향이 있으나, 분산정도가 크다는 것을 알 수 있다. Table 7에서는 각각의 미세조직이 CTOD에 미치는 상관관계를 보여주고 있다. Table 6에서와 같이 침상페라이트는 음의 상관관계, 결정입계 페라이트는 양의 상관관계를 보여주고 있다. 즉, 침상페라이트량이 증가하면 천이온도도 낮아짐을 의미한다. 그러나, CTOD에 미치는 미세조직의 P-value가 충격인성에 비하여 높은 수치를 보인데, 이는 이들 조직이 CTOD에는 상대적으로 영향력이 떨어짐을 의미한다. 따라서, 본 연구에서는 M-A조직이 용접부 파괴인성에 어떠한 영향을 미치는지 좀 더 고찰하였다. 지금까지 M-A에 대한 대부분의 연구는 열영향부를 중심으로 이루어졌으며<sup>16,17)</sup> 용착금속부에 대한 연구는 충분하지 않은 상태이다<sup>18)</sup>.

Fig. 17에서는 대입열 용접부의 재열부영역과 응고조직의 광학현미경 사진을 보여주고 있다. 부식액은 10g Potassium pyrosulfite+100ml 증류수를 사용

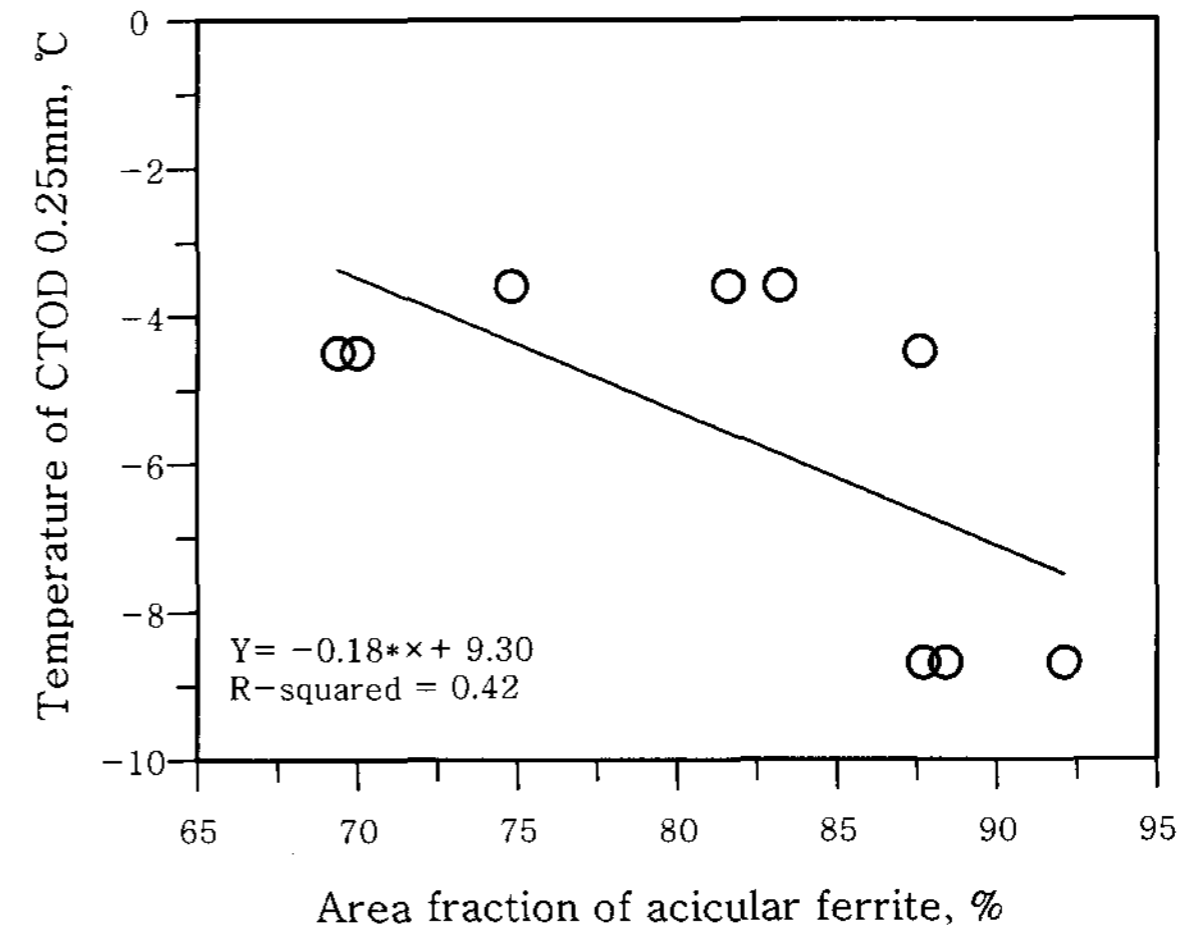


Fig. 16 Effect of acicular ferrite on CTOD of FCAW weldment

Table 7 Correlations between microstructure and T<sub>CTOD\_0.25mm</sub> on FCAW

	Grain size	AF	GBF	FSP
T <sub>CTOD_0.25</sub>	0.529	-0.649	0.655	0.521
	0.143	0.059	0.056	0.150
Cell contents : Pearson correlation				
P-value				



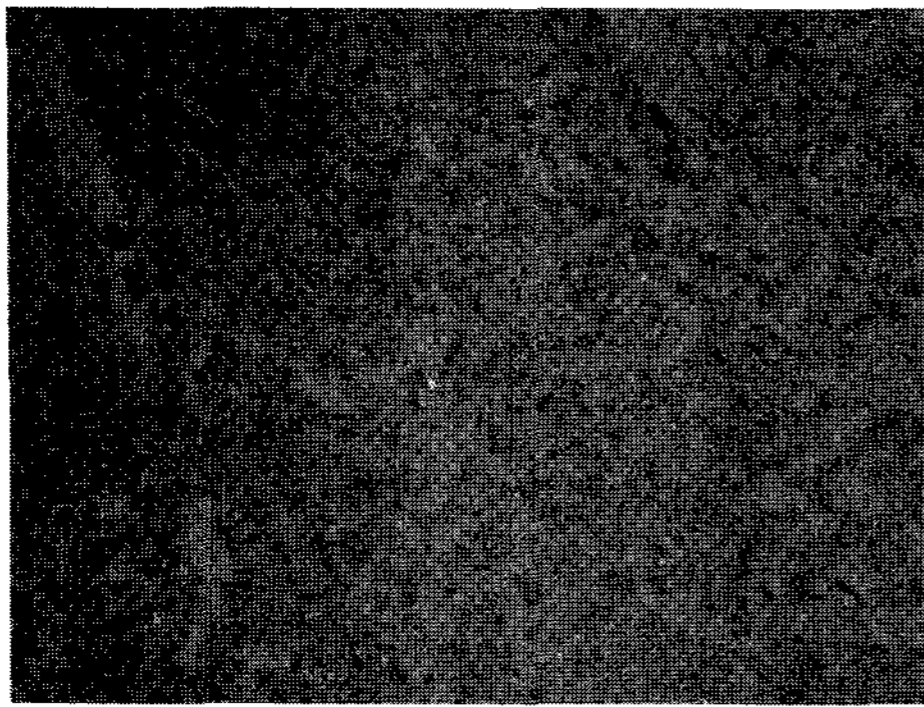


Fig. 17 M-A constituents of high heat input specimen with FCAW

하여 M-A 조직을 선택적으로 부식을 시키는 방법을 사용하였다. 회계 보이는 부분이 M-A 조직으로 페라이트 계면에 존재해 있음을 확인할 수 있다.

Fig. 18에서는 입열량에 따른 M-A 분율과의 관계를 보여주고 있는데, 저입열 용접부에서 대입열 용접부로 입열량이 증가함으로써, M-A조직 분율이 증가하고 있음을 알 수 있다. 이는 본 연구에서 사용한 입열량에 따른 냉각속도가 M-A조직이 충분히 생성될 수 있는 속도범위에 존재하기 때문이다<sup>19)</sup>. 또한, 재열부영역의 분율이 전체 분율과 더 밀접한 관계를 보임을 확인할 수 있다. Fig. 19에서는 M-A조직의 전체 분율과 인성과의 관계를 보여주고 있는데, 분율이 증가할수록 천이 온도가 상승함을 확인할 수 있다.

Table 8에서는 통계소프트웨어(미니탭)을 사용하여, M-A 분율과 인성과의 상관관계를 조사하였다. 전체 분율은 충격인성 및 CTOD에 상당한 상관관계가 있는 것으로 나타났으며, 특히 응고영역에 비해 재열부 영역의 M-A분율이 상대적으로 인성과 큰 상관성을 보였다. 또한, 충격인성보다는 CTOD와 더 긴밀한 관계가 있음을 보여주고 있는데, 이는 열영향부에서 M-A가 충격인성보다는 CTOD에 더 큰 영향을 미친다는 Komizo등<sup>5)</sup>의

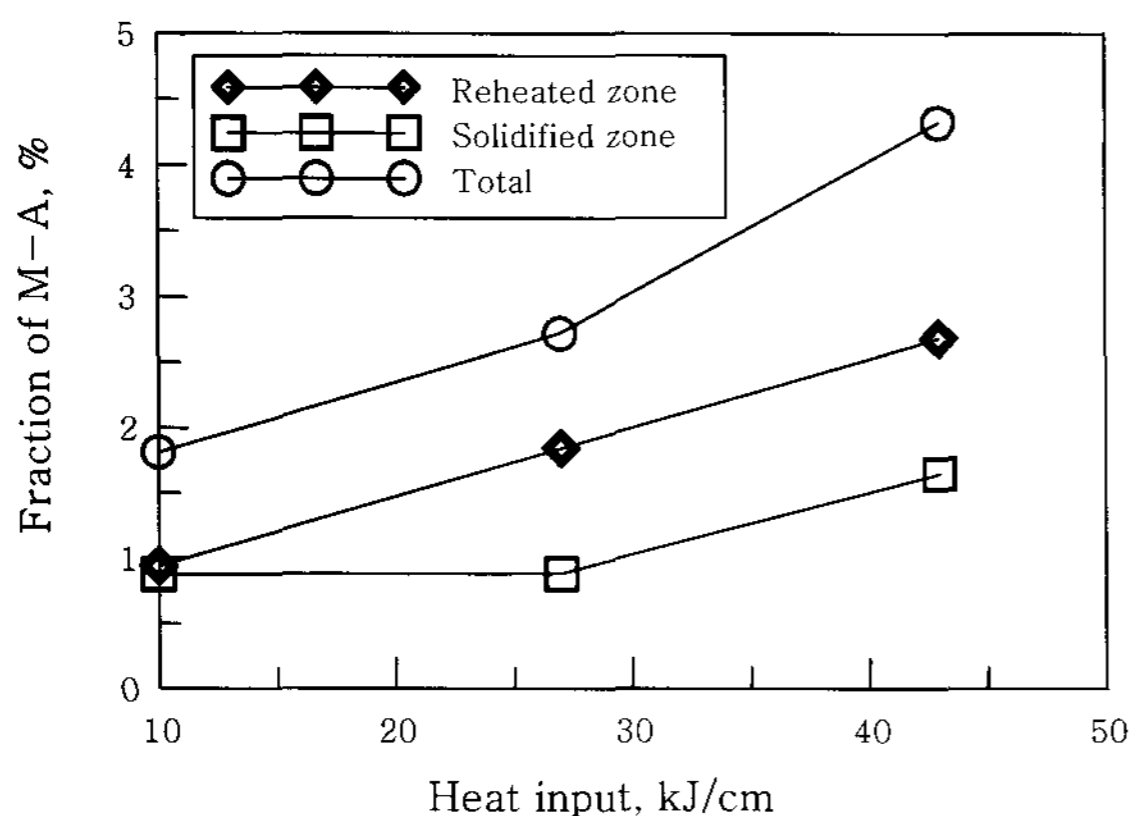


Fig. 18 Fraction of M-A constituents according to heat input

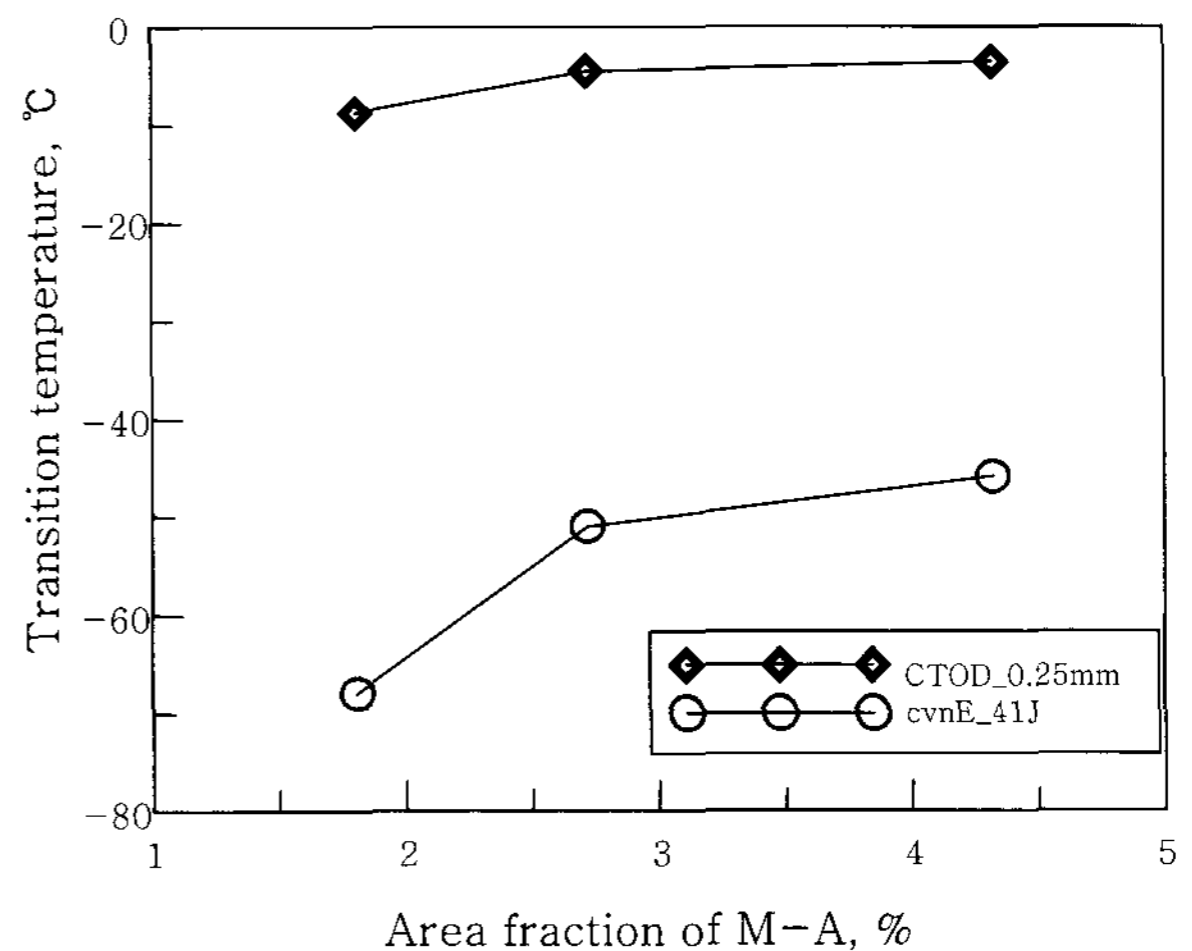


Fig. 19 Effect of M-A constituents on transition temperature of toughness

Table 8 Correlations between M-A constituents and fracture toughness

	M-A at reheated zone	M-A at solidified zone	M-A total
T <sub>CTOD_0.25</sub>	0.944	0.645	0.870
	0.000	0.061	0.002
T <sub>cvnE_41J</sub>	0.734	0.481	0.670
	0.024	0.190	0.048
Cell contents : Pearson correlation P-value			

보고와 잘 일치하였다.

### 5. 결 론

해양구조물용 강재의 입열량에 따른 FCAW 용접부 파괴인성을 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 경도시험 결과, 재열부영역이 응고조직에 비하여 20HV정도 낮은 경도값을 보였다. 또한 충격시험결과, 저입열조건인 경우에 제일 낮은 T<sub>41J</sub>를 보였으며, 표준 입열 및 대입열순으로 나타났다.
- 2) CTOD 천이온도는 저입열, 표준입열 및 대입열 조건순으로 입열량이 증가할수록 높아지는 경향을 보였으며, 특히, 루트부 충격인성이 우수한 용접부에서 CTOD도 우수함을 확인하였다.
- 3) 침상페라이트는 입열량이 증가할수록 감소하는 경향을 보였으며, 85~90%수준에서 최대 충격인성을 보였다. 또한 결정입계페라이트량이 증가할수록 인성이 감소함을 확인하였다.
- 4) 충격인성에는 침상페라이트, 결정입계페라이트 및 페라이트 사이드 플레이트가 큰 영향을 미쳤으며, M-A

는 침상페라이트와 달리 충격인성에 비하여 CTOD에 더 큰 영향이 있음을 확인하였다.

### 참 고 문 헌

1. A.G. Glover, J.T. McGrath, M.J. Tinkler and G.C. Weatherly : The Influence of Cooling Rate and Composition on Weld Metal Microstructures in a C/Mn and a HSLA steel, *Welding Journal*, **56-9** (1977), 267s-273s
2. N.J. Smith, J.T. Mcgrath, J.A. Gianetto and R.F. Orr : Microstructure/Mechanical Property Relationship of Submerged Arc Welds in HSLA 80 Steel, *Welding Journal*, **68-3**(1989), 112s-120s
3. J.T. McGrath and J.A. Gianetto : Some Factors Affecting the Notch Toughness Properties of High Strength HY80 Weldments, *Canadian Metallurgical Quarterly*, **25-4**(1987), 349-356
4. G.M. Evans : The Effect of Nickel on Microstructure and Properties of C-Mn all Weld Metal Deposits, *Welding Research Abroad*, **41**(1991), 70-83
5. Y. Komizo and Y. Fukada : CTOD Properties and MA Constituent in the HAZ of C-Mn Microalloyed Steel, *The Sumitomo Search*, **40**(1989), 31-40
6. Z. Zhang and R.A. Farrar : Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals, *Welding Journal*, **76-5**(1997), 183s-190s
7. C.B. Dallam, S. Liu and D.L. Olson : Flux Composition Dependence of Microstructure and Toughness of Submerged Arc HSLA Weldment, *Welding Journal*, **64**(1985), 140s-151s
8. Y.T. Shin, S.W. Kang and H.W. Lee: Fracture Characteristics of TMCP and QT Steel Weldments with respect to Crack Length, *Materials Science and Engineering A434*(2006), 365-371
9. M.G. Dawes : Fracture Control in High Yield Strength Weldments, *Welding Research Supplement*, **53** (1974), 369-378
10. Y. Sakai, K. Tamanoi and N. Ogura : Application of Tanh Curve Fit Analysis to Fracture Toughness Data of Japanese, *Nuclear Engineering and Design*, **115**(1989), 31-39
11. N.A. Fleck, Ö. Grong, G.R. Edwards and D.K. Matlock : The role of Filler Metal Wire and Flux Composition in Submerged Arc Weld Metal Transformation Kinetics, *Welding Journal*, **65-5** (1986), 113s -121s
12. M. Eroglu and M. Aksoy : Effect of Initial Grain Size on Microstructure and Toughness of Intercritical Heat-Affected Zone of a Low Carbon Steel, *Materials Science and Engineering A286* (2000), 289-297
13. S. Matsuda : Toughness and Effective Grain Size in Heat Treated Low Alloy High Strength Steels, *Proceeding of Toward Improve Ductility and Toughness*(1971), 45-66
14. D.J. Abson and R.J. Pargeter : Factors Influencing As-deposited Strength, Microstructure and Toughness of Manual Metal and Arc Welds Suitable for C-Mn Steel Fabrications, *International Metal Reviews*, **31**(1986), 141-194
15. R.A. Farrar and P.L. Harrison : Acicular Ferrite in Carbon Manganese Weld Metals: An Overview, *Journal of Materials Science*, **22-11**(1987), 3812 - 3820
16. H. Okada : Effects of M-A Constituents on Fracture Behaviour of Weld HAZs: Deterioration and Improvement of HAZ Toughness in 780 and 980 MPa Class HSLA Steels Welded with High Heat Input(5th report), *Welding International*, **9-8** (1995), 621-628
17. C.L. Davis and J.E. King : Effect of Cooling Rate on Intercritically Reheated Microstructure and Toughness in High Strength Low Alloy Steel, *Materials Science and Technology*, **9**(1993), 8-15
18. J.H. Chen, Y. Kikuta, T. Araki and M. Yoneda : Micro-Fracture Behaviour Induced by M-A Constituent (Island Martensite) in Simulated Welding Heat Affected Zone of HT80 High Strength Low Alloyed Steel, *Acta Metallurgica*, **32-10**(1984), 1779-1788
19. H. Ikawa : Effect of Martensite-Austenite Constituents of HAZ Toughness of High Strength Steel, *International Institute of Welding*, IX-1156- **80** (1980)