

## 압력용기강재 SA508 class 3의 SA 용접부의 미세조직과 기계적 성질

### Microstructure and Mechanical Properties of SA508-3 Steel Weldments with Submerged Arc Welding

고진현<sup>1</sup>, 서윤석<sup>1</sup>, 김남훈<sup>1</sup>, 오세용<sup>2</sup>, 강영환<sup>3</sup>, 주기남<sup>3</sup>,

<sup>1</sup>한국기술교육대학교

충남 천안시 병천면 가전리 307

<sup>2</sup>충남 대학교

대전광역시 유성구 궁동220

<sup>3</sup>한국원자력연구소

대전광역시 유성구 덕진동 150

#### 요 약

본 연구에서는 압력용기강재 SA508-3강에서 서브머지드 아크 용접시 입열량이 용접부의 미세조직과 기계적 성질에 미치는 영향을 조사하는 것이다. 이를 위해 강판 중앙에 가공된 U-그루브를 따라 입열량을 1.6, 3.2와 5.0 kJ/mm로 변화시켜 단층 용접하는 bead-in-groove 방식으로 용착된 용접금속의 미세조직과 인장강도, 서브사이즈 CVN 충격 흡수에너지와 경도 등의 기계적 성질과 파면을 조사하였다. 단층 용접에서 입열량이 3.2 kJ/mm에서 용접인성이 가장 우수하였으나 강도와 경도는 입열량이 증가할수록 감소하였다. 그러나 연성은 증가하였다. 용접 미세조직은 입열량 1.6 kJ/mm에서 베이나이트, 5.0 kJ/mm에서는 입계 및 다각형 페라이트가 가장 많이 생성되었으나 중간 입열량(3.2 kJ/mm)에서 미세조직은 취성파괴에 저항성이 있는 침상 페라이트가 가장 많이 생성되었으며, 취성파괴 균열 전파 경로가 되는 베이나이트와 입계 페라이트의 생성은 가장 적었다. 파면조사결과 용접입열량이 증가함에 따라 페라이트 입자크기가 증가함이 확인되었다.

#### Abstract

The present study was to investigate the effect of energy input on the microstructure, tensile properties and toughness of single-pass submerged arc bead-in-groove welds produced on RPV SA508 class 3 steels. The heat input

was varied in the range of 1.6, 3.2 and 5.0 kJ/mm. The toughness of weld metals was evaluated by using subsize Charpy V-notch specimens in the temperature range of  $-190^{\circ}\text{C}$  to  $20^{\circ}\text{C}$ . The weld microstructure and fractography were observed by optical and scanning electron microscopies, respectively.

With increasing heat inputs, tensile strength and hardness of weld metals were decreased while elongation was increased. The poor notch toughness at 1.6 kJ/mm was attributed to the formation of ferrite with aligned second phase and bainitic microstructure with high yield strength while that at 5.0 kJ/mm was due to the presence of grain boundary and polygonal ferrites. The microstructure of the intermediate energy input welds consisted of a high proportion of acicular ferrite with limited polygonal ferrites, which provide improved notch toughness.

## 1. 서 론

원자력 발전소 압력용기 강재로 사용되고 있는 ASME SA508 class 3 강은 주요합금 원소로 C, Mn, Ni, Mo을 함유하고 단조되어 후판으로 제조되는 저합금 페라이트계 강이다. 원자력 압력용기는 이 강을 용접하여 제조되며 사용 수명기간 동안 용기로서 건전성을 유지할 수 있게 우수한 기계적 성질이 요구되고 있다. 특히 용접부를 포함한 압력용기는 그 수명동안 고속 중성자 조사 때문에 재료의 열화를 피할 수 없다.

압력용기 등 구조용강 용접금속에서 가장 요구되는 성질은 고인성이다. 고인성은 용접 미세조직 관점에서는 침상 페라이트(acicular ferrite, AF)의 구성 비율에 달려 있음은 잘 알려져 있다. 이것은 침상 페라이트는 페라이트 래드가 짧은 니들(needle)형상을 하고 결정립내에서 불규칙하게 배위되어 서로 광주리 엮는 형상(basketweave)으로 엮혀 있기 때문이다. 이와같이 서로 엮혀있는 성질과 미세한 결정립 크기 때문에 취성 균열 성장에 최대 저항을 갖는 것으로 알려져 있다<sup>(1,2,3)</sup>.

이것은 다층용접 특성상 용접 충격시편 제작시 노치위치를 일관되게 가공하기 어려웠고 다층용접으로 후속 비드 용착시 도달한 다양한 온도 때문에 용착금속의 일부가 재열되며 미세조직이 변화되어 용접부의 미세조직에 따른 충격인성 차이를 비교하기가 어려웠다. 따라서 입열량이 용접미세조직과 충격인성에 미치는 영향을 조사하기 위해 SA 용접으로 가능한 범위내에서 입열량을 크게 변화시키고, 용착금속에서 충격시편을 채취하기 위해서 강관에 그루브를 가공하고 한 패스의 비드를 용착하는 bead-in-groove 방식을 선택하였다<sup>(4)</sup>. 저입열에서 단일 패스용접부는 작으므로 표준형태의 전용접금속 충격시편은 가공이 어렵기 때문에 서브사이즈(subsize) 충격시편을 준비하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 모재 및 용접재료

본 실험에 사용된 모재는 두께 40mm의 SA508 cl.3 강을 절반으로 절단하여 두께를 18mm, 가로 90mm, 세로 400mm의 치수로 가공하였다. 그리고 Fig. 1과 같이 강판 중앙에 깊이를 4, 6, 8mm로, 하단을 R 6mm로 가공하여 세가지의 U형 그루브(groove)를 가공하였다. 용접재료는 Table 1과 같이 압력용기 제작시 요구되는 규격에 따라 서브머지드 용접 와이어는 AWS US40N, 플럭스는 염기성 저온 소결형인 AWS PFH55SN을 선정하였다. Table 2는 모재의 화학조성이고, Table 3은 용접 와이어의 화학조성이다. 플럭스는 사용하기 전 건조로에서 250℃에서 4시간 동안 가열하여 건조하였고, 모재는 용접하기 전 120℃로 가열하여 수분을 제거하였다.

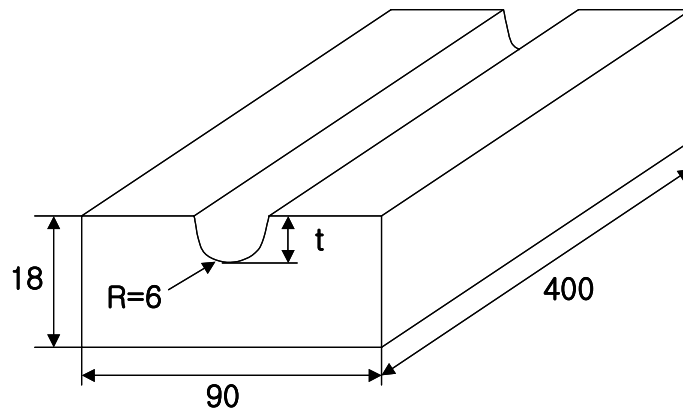


Fig. 1. Schematic diagram of a single U-groove machined along the base plate centerline ( $t=4, 6$  and  $8$ mm)

Table 1. Welding specification for RPV SA508 class 3 steel

Welding Process	Filler Metal		Current		Voltage (V)	Travel speed (cm/min)	Interpass temp. max(°C)	PWHT (°C)/hrs
	AWS Class	Dia	Type	Amp				
SAW	US40N PFH-55SN	φ4.0mm	DCRP	500~ 600	28-32	30-40	200	600±15, 40hrs

Table 2. Chemical composition of SA508 class 3 steel(wt.%)

Elements	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al
Wt. %	0.19	0.26	1.35	0.006	0.003	0.02	0.86	0.15	0.49	0.005	0.022
Spec.	Max	0.15	1.20	Max	Max	-	0.40	Max	0.45		
		~	~				~		~		
	0.25	0.40	1.50	0.025	0.025	-	1.00	0.25	0.60		

Table 3. Chemical composition of welding wire(wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.13	0.02	1.80	0.006	0.003	0.02	0.04	0.02	0.53

## 2.2 용접

용접될 모재 강판 중앙에 가공된 그루브를 따라 한 패스 비드를 용착하여 채우기 위하여 용접시작과 종료 위치에 탭(tab)을 가접하여 붙였다. 입열량은 Table 1의 압력용기용 강재 SA508 cl.3의 용접 사양서에 의해 허용되는 용접조건을 토대로 시편치수와 그루브를 고려하여 서브머지드 아크 용접시 안정된 아크가 발생되고 용접이 가능한 범위에서 Table 4와 같이 용접전압을 일정하게 유지하고 용접전류와 속도를 변화시켜 1.6, 3.2와 5.0 kJ/mm의 3가지 조건을 선정하였다. 한 패스의 비드로 그루브를 채우는 bead-in-groove의 형태로 용접하였다. 용접하기 전 모재는 최저 120℃로 예열하였고 용접 후 600℃에서 40시간 동안 열처리를 실시하였다.

Table 4. Welding parameters of SA508 cl.3 steel used in this study

Heat input (kJ/mm)	Welding Current (A)	Voltage (V)	Travel speed (cm/min)	PWHT	Preheat T(℃)
1.6	580	30	65	600℃ 40hrs	120
3.2	600	30	34		
5.0	660	30	24		

### 2.3 미세조직검사 및 화학분석

용접시편을 용접 길이방향으로 중앙을 기준으로 하여 좌우 15mm 간격으로 용접부를 횡방향으로 절단하여 2개의 미세조직 시편을 채취하였다. 이 시편을 미세하게 연마하고 2% Nital 용액으로 부식한 후 광학현미경으로 용접부, 열영향부의 미세조직을 관찰하였다. 또한 용접금속의 미세조직을 3% Nital 용액으로 부식한 후 주사전자 현미경으로 관찰하였다. 입열량에 따라 용접된 용접금속의 화학조성은 고주파 유도결합 플라즈마 분광분석기(inductively coupled plasma spectrometer, ICP)와 발광분석기(emission spectrometer)를 사용하여 분석하였다.

### 2.4 기계적 시험

용접된 시편을 Fig. 2와 같이 용접 중앙선을 기준으로 용접길이 방향으로 55mm를 절단하고 모재 표면 아래로 용접비드를 2mm 절삭한 후 ASTM standard E 23-83에 따라 5x5x55mm 치수와 깊이 1 mm, R이 0.25mm이고 45°의 노치를 갖는 서브사이즈 샤르피 V 노치 충격시편을 준비하였다<sup>(6)</sup>. 노치는 용접 중심선을 따라 위치하도록 가공하였다. 완전한 연성-취성 전이곡선을 구할 수 있게 충격시험은 -190°C~20°C 범위에서 액체질소를 사용하여 수행되었다.

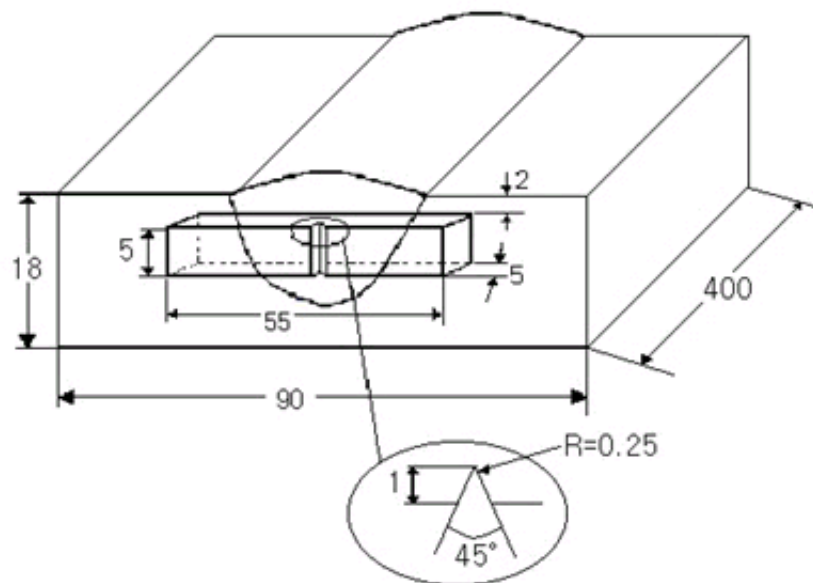


Fig. 2 Schematic diagram of Charpy V notch impact test specimens in the weld joint geometry (unit:mm)

충격시험으로 파괴된 시편의 연성 파편율(ductile fracture)은 KSB 0810에 따라 횡팽

창률은 KSA 0021에 따라 구하였다. 그리고 시편 파면의 파괴모드는 주사전자현미경으로 조사하였다.

### 2.5 인장과 경도시험

용접부에서 전용착금속 인장시편을 채취하여 가공하였다. 게이지 길이는 25mm였고, 인장시험시 크로스헤드 속도는 5mm/min였다. 그리고 미세조직검사에 사용되었던 시편을 이용하여 용접부에서 표면아래 2mm에서 표면을 따라 가로방향으로 1mm 간격으로 경도시험을 하였다. 경도시험은 비커스 경도기로 하중은 1 kg을 사용하여 수행하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 용접부 미세조직

Fig. 3은 압력용기 강재 SA508 cl.3의 강판에 가공된 그루브를 서브머지 아크용접으로 입열량 1.6, 3.2와 5.0 kJ/mm에서 용접된 용접 단면의 매크로조직으로 입열량 변화에도 불구하고 용입 깊이는 거의 차이가 없으나 용접폭은 입열량 증가에 따라 크게 증가하고 있음을 보여주고 있다. 그러나 열영향부는 용접 입열량이 증가함에 따라 크게 증가하였다.

Table 5는 입열량에 따른 용접금속의 화학조성을 보여주고 있다. 비록 입열량은 차이가 있지만 주요 합금원소중 C, Mn, Mo 및 Ni은 입열량이 증가함에도 불구하고 큰 변화가 없었다.

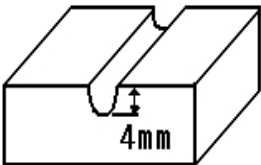
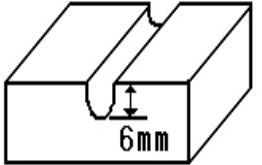
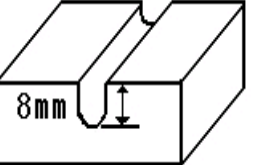



Joint Design			
Typical Macrosection			
Heat Input kJ/mm	1.6	3.2	5.0

Fig. 3 Schematic diagram of submerged arc bea-in-groove welds and corresponding macrographs

Table 5 Chemical composition of weld metals made with different heat inputs

Heat input (kJ/mm)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	V
1.6	0.16	0.24	1.44	0.008	0.009	0.57	0.14	0.51	0.026	0.01
3.2	0.14	0.27	1.47	0.009	0.009	0.54	0.13	0.51	0.025	0.01
5.0	0.13	0.28	1.47	0.01	0.01	0.49	0.11	0.50	0.025	0.01

### 3.1.2 용접부 미세조직

입열량은 Fig. 4(a), (b)와 (c)는 1.6, 3.2와 5.0 kJ/mm에서 용접된 것을 광학현미경으로 관찰된 미세조직이다. Fig. 4(a)는 입열량 1.6 kJ/mm에서 용접된 것으로 미세조직으로는 주로 상부 베이나이트와 작은 크기의 니들(ferrite needle)형태의 페라이트는 적게 생성되었으나, 입열량 3.2 kJ/mm에서 용접된 미세조직은 Fig. 4(b)는 침상형태의 페라이트들이 서로 얽혀있는 침상 페라이트(AF)가 주된 미세조직과 소량의 다각형 페라이트(polygonal ferrite)로 구성되었고, 입열량이 더욱 증가된 5.0 kJ/mm에서는 페라이트형상이 조대화된 입계 페라이트와 둥근 다각형(polygonal) 페라이트가 증가되었다. 입열량이 1.6에서 3.2 kJ/mm로 증가함에 따라 침상 페라이트가 더 많이 생성되었는데 이것은 용접 아크열에 의해 모재가 용착금속으로 되는 희석효과(dilution effect)가 있었기 때문으로 사료된다<sup>(8)</sup>. 그러나 입열량이 5.0 kJ/mm로 증가하였을 때는 희석효과가 감소된 것으로 사료된다.

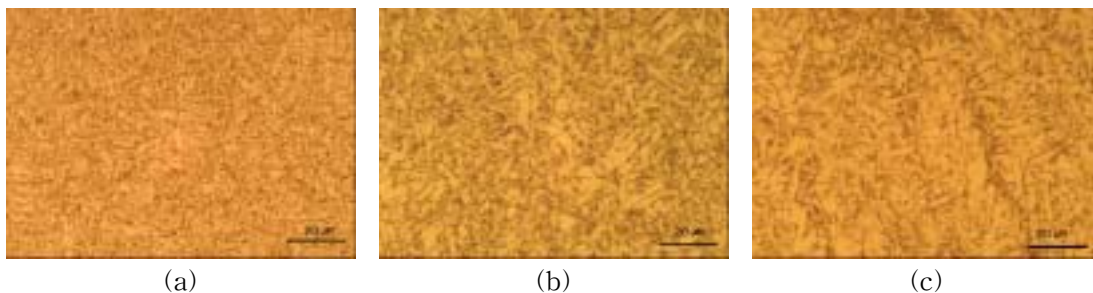


Fig. 4 Microstructures of weld metals with different heat inputs(x1,000).

(a) 1.6, (b) 3.2 and 5.0 kJ/mm

Fig. 5는 용접부의 미세조직을 주사전자현미경(SEM)으로 관찰한 사진이다. Fig. 5(a), (b)와 (c)는 입열량이 1.6, 3.2와 5.0 kJ/mm로 용접된 것이다. 광학현미경으로 관찰된 조직사진에서 관찰된 바와같이 입열량 1.6 kJ/mm에서는 작은 래드 형상의 베이나이트들이 생성되었으나 입열량 3.2 kJ/mm에서는 페라이트 입자들이 서로 얽혀져 있는 형상

을 보이고 있으며 입열량이 5.0 kJ/mm로 증가함에 따라 조대화된 페라이트형상으로 서로 얽혀져 있음을 알 수 있다.

Fig. 6(a)와 (b)는 입열량 1.6과 3.2 kJ/mm에서 용접된 용접금속의 미세조직을 주사 전자현미경으로 고배율에서 관찰한 것으로 각각 미세한 페라이트 래드와 페라이트 니들들이 광주리 얽히듯 서로 얽힌(interlocking) 모양의 특성을 보여주고 있다.

이상에서 고찰한 바와 같이 본 실험에서 사용한 입열량 범위에서 낮은 입열량(1.6 kJ/mm)의 빠른 냉각속도에서는 용접금속에서 상부 베이나이트가 생성되었고, 3.2 kJ/mm에서는 침상 페라이트가 많이 생성되었으며 용접 입열량이 증가함에 따라 입계 페라이트와 구형화 내지 다각형(polygonal) 페라이트가 생성되었다. 이것은 용접입열량 증가에 의해 용접부의 냉각속도가 느려졌기 때문으로 사료된다.

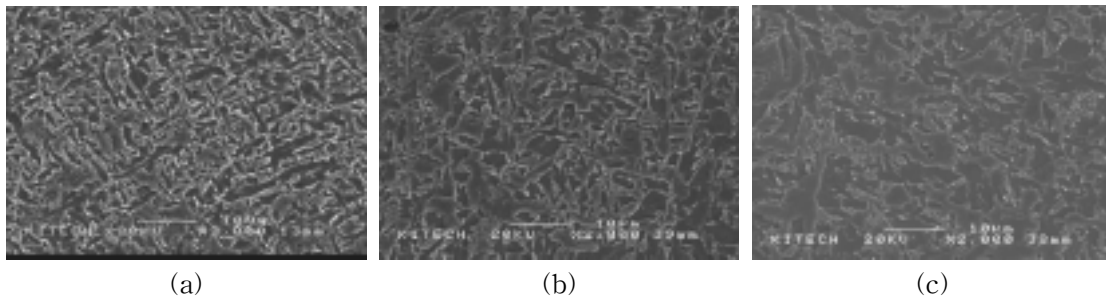


Fig. 5 SEM micrographs of weld metals made with different heat inputs. (a) 1.6, (b) 3.2 and (c) 5.0 kJ/mm

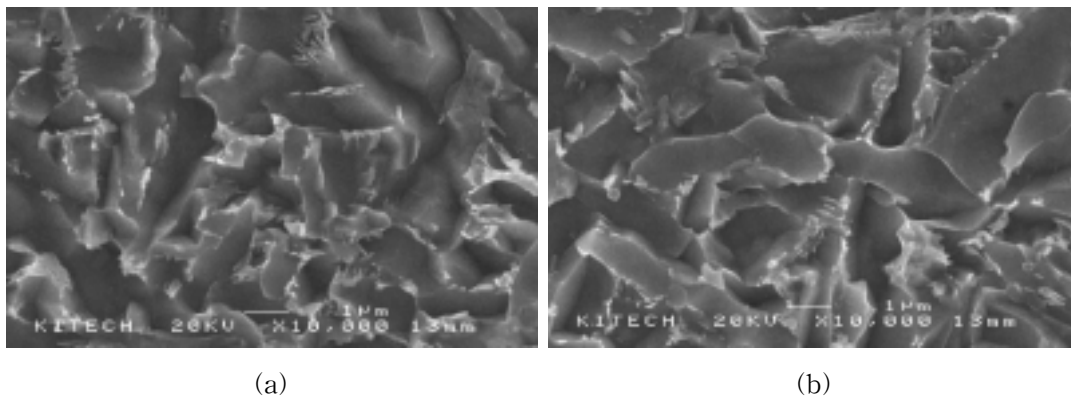


Fig. 6 SEM micrographs showing interlocking nature of acicular ferrite with different heat inputs. (a) 1.6 and (b) 3.2 kJ/mm

Fig. 7은 입열량 1.6 kJ/mm, Fig. 8은 입열량 3.2 kJ/mm 그리고 Fig. 9는 입열량 5.0 kJ/mm로 SA 용접된 열영향부를 보여주고 있다. 본 실험에서 사용한 입열량에서 입열량이 증가할수록 열영향부의 폭은 크게 증가하였음이 조직사진으로 확인되었다.

용접부 인접한 열영향부는 조대 입자영역, 중간상태 결정립 미세영역과 결정립 미세영



역으로 크게 나눌 수 있다. 입열량 1.6 kJ/mm(Fig. 7(a)), 3.2와 5.0 kJ/mm로 증가함에 따라 이들 각 영역의 크기가 현저하게 증대하였다. 그리고 입열량에 따라 이들 세 영역의 크기와 결정립 크기도 현저하게 차이가 발생하였다. 이것은 용접 열사이클 중 도달한 온도와 냉각속도에서 차이 때문으로 사료된다. 용융선에 인접한 조대화 영역은 용접 열사이클에서 1100℃에 도달하고 빠른 냉각 때문에 입열량에 따라 크기는 다르지만 오스테나이트 입자내에서 판상(plate) 형태의 마르텐사이트가 생성(Fig. 8(a)와 Fig. 9(a)) 되었다. 용융선에서 거리가 멀어짐에 따라 중간정도 크기의 결정립내에서 상부 베이나이트가 생성되었다(Fig. 8(b)와 Fig. 9(b)). 이것은 용접 열사이클에서 냉각시 750~900℃ 온도범위에 해당된 것으로 생각된다. 용융선에서 더욱 멀어지고 모재와 가까워지면 열영향부는 Fig. 8(c)와 Fig. 9(c)와 같이 구상화된 재결정화 결정립들을 보여주고 있다. 이 영역은 용접 열사이클에서 650~700℃ 온도범위의 부분 변태영역에 해당된 것으로 생각된다.

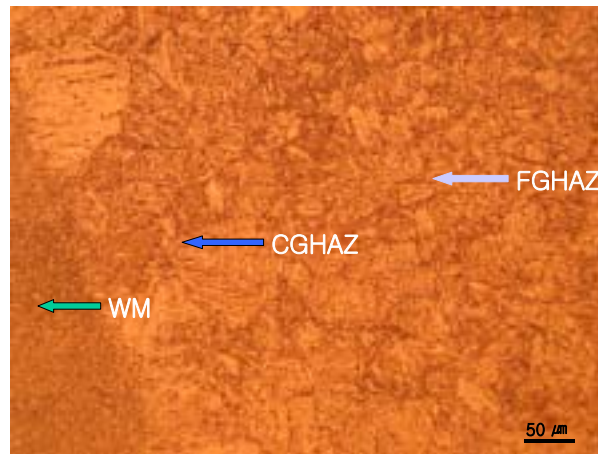


Fig. 7 Microstructure of heat affected zone (heat input, 1.6 kJ/mm, X200)



(a)

(b)

(c)

Fig. 8 Microstructural transition in the weld heat affected zone(heat input, 3.2 kJ/mm, x200). (a) Grain-coarsened region adjacent to fusion line, (b) intermediate grain-refined region and (c) grain-refined region.

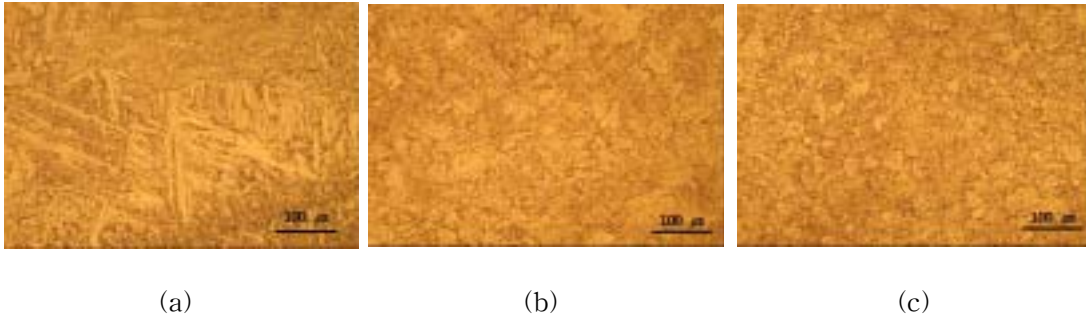


Fig. 9 Microstructural transition in the weld heat affected zone (heat input, 5.0 kJ/mm, x200). (a) Grain-coarsened region, (b) intermediate grain-refined region and (c) grain-refined region

### 3.2 충격시험

Fig. 10은 입열량 1.6, 3.2와 5.0 kJ/mm로 강판에 가공된 그루브를 따라 한 패스로 용접된 용접부를 서브사이즈 규격으로 가공된 샤르피 V 노치 충격시편을 상온에서  $-190^{\circ}\text{C}$  까지 시험된 충격흡수에너지이다. Fig. 11은 충격시험으로 파괴된 시편의 횡팽창률과 시험온도와의 관계이고, Fig. 12는 연성과면율과 온도와의 관계이다. 이들 3가지 결과를 살펴보면 입열량 3.2 kJ/mm에서 흡수에너지가 가장 높고, 입열량 5.0 kJ/mm에서 가장 낮은 흡수 에너지를 보여주고 있으며, 입열량 1.6 kJ/mm에서 흡수에너지는 앞의 두 곡선 사이의 흡수 에너지를 보여주고 있다. Fig. 13은 입열량에 따른 흡수에너지와 횡팽창률과의 관계로 이들 두 곡선이 만나는 연성-취성 천이온도는 각각  $-90^{\circ}\text{C}$ ,  $-100^{\circ}\text{C}$ 와  $-75^{\circ}\text{C}$ 로 입열량 3.2 kJ/mm에서 가장 낮다. 입열량 3.2 kJ/mm은 Table 1에서와 같이 압력용기강재 용접시 용접 시방서에 따라 용접된 것으로 다른 입열량에서 용접된 것 보다 시험 온도 범위 전역에서 가장 우수한 충격흡수 에너지를 보여 주고 있다. 이들을 Fig. 4의 미세조직에서 살펴보면 입열량 3.2 kJ/mm에서 용접 미세조직이 입열량 1.6과 5.0 kJ/mm에서 보다 충격인성에 유리한 침상 페라이트가 더 많이 생성되었고 충격인성에 불리한 입계 페라이트, 다각형 페라이트나 베이나이트 조직의 생성이 적었기 때문에 사료된다.

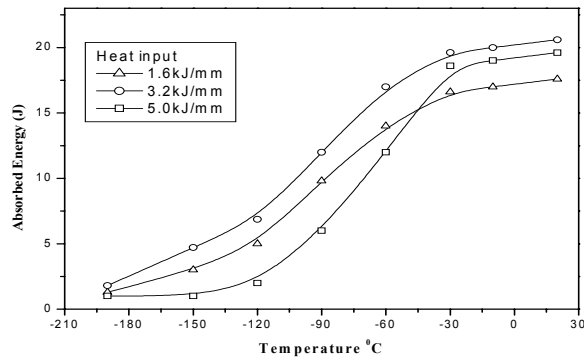


Fig. 10 Absorbed energy vs. temperatures of weld CVN specimens with different heat inputs.

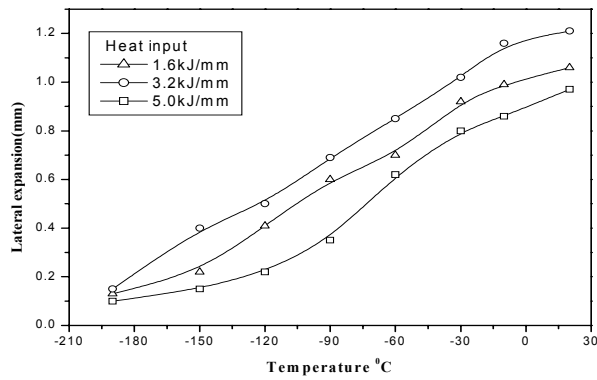


Fig. 11 Lateral expansion vs. temperatures with different heat inputs.

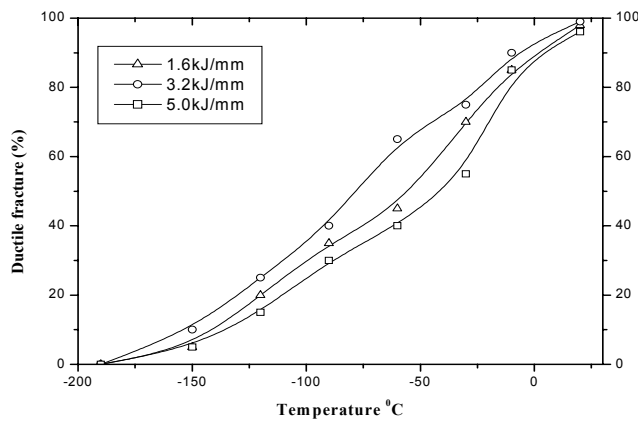


Fig. 12 Proportion of ductile fracture of CVN specimens

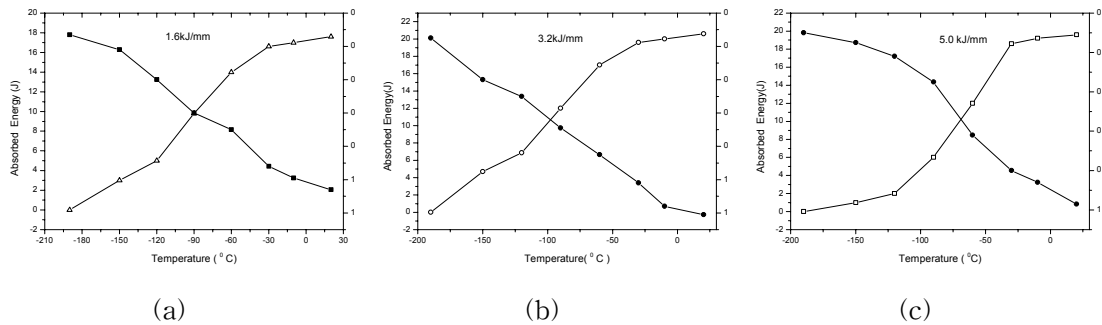


Fig. 13 Absorbed energy and lateral expansion of weld CVN specimens as a function of heat input (a) 1.6, (b) 3.2 and (c) 5.0 kJ/mm

### 3.3 파면

Fig. 14(a), 15(a)와 16(a)는 상온(20°C)에서 파괴된 충격시편의 파면으로 모두 전형적인 연성파단모드인 덩플로 구성되어 있으며, 입열량이 증가함에 따라 덩플 사이즈가 컸고, 미소기공 합체(microvoid coalescence)를 보여 주고 있다.

Fig. 14(b), 15(b)와 16(b)는 -90°C에서 파괴된 파면으로 입열량 1.6과 5.0kJ/mm의 시편에서는 의사벽개(quasi-cleavage)의 취성 파면을 보여주고 있으나, 입열량 3.2kJ/mm(Fig. 15(b)) 파면은 미소기공의 덩플이 상당히 많이 존재하는 연성과 일부 취성파면으로 구성되어 있으나 입열량 1.6kJ/mm(Fig. 14(b))와 5.0kJ/mm(Fig. 16(b)) 파면에서는 취성 파면이 압도적으로 많았다.

-190°C에서 파괴된 파면으로 하부 셀프영역에 해당하는 Fig. 14(c), 15(c)와 16(c)는 평활한 파면(flat fracture facet)들로 구성되어 있다. 이 파면(facet)들은 입계 페라이트 크기와 관련이 있고 균열경로가 된다고 알려져 있다(Metal handbook). 이상에서 고찰된 바와 같이 동일 시험온도에서도 입열량이 증가할수록 덩플 또는 파면(facet)의 크기가 크게 증가하였다.

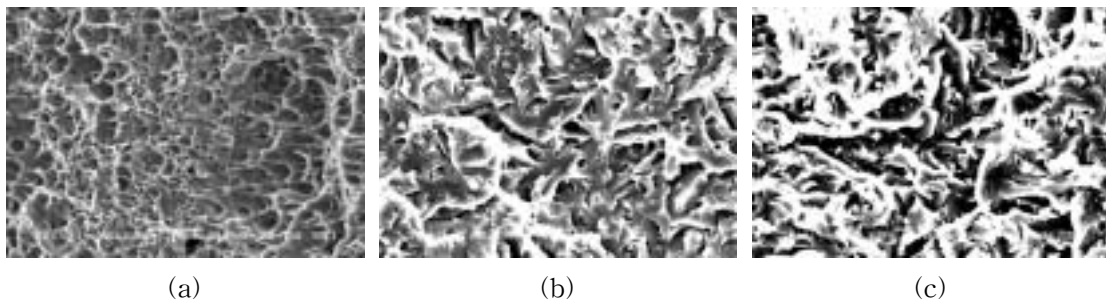


Fig. 14 SEM fractographs of Charpy V notch specimens made with heat input of 1.6 kJ/mm(x2,000). (a) 20°C, (b) -90°C and (c) -190°C

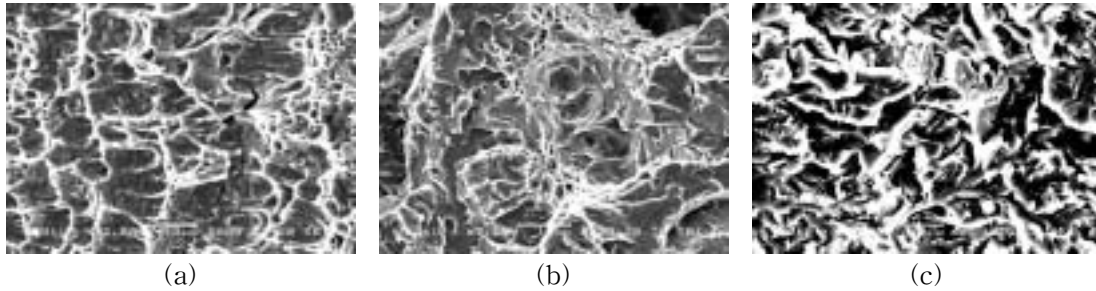


Fig. 15 SEM fractographs of weld CVN specimens(x2,000). (a) 20°C, (b) -90°C and (c) -190°C

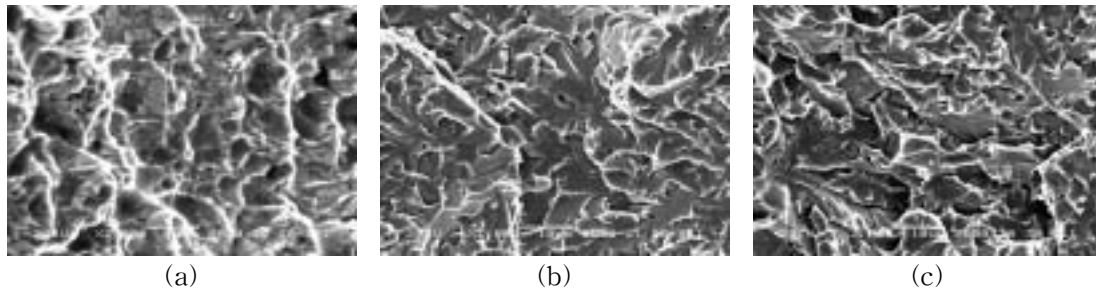


Fig. 16 SEM fractographs of weld CVN specimens made with heat input of 5.0 kJ/mm(x2,000). (a) 20°C, (b) -90°C and (c) -190°C

### 3.4 경도시험과 인장시험

Fig. 17은 입열량을 1.6, 3.2와 5.0 kJ/mm로 변화시켜 용접된 용접부의 경도변화를 조사한 것이다. 모재의 경도는 210-240 Hv 범위이고, 열영향부의 경도는 입열량 1.6, 3.2와 5.0에서 각각 280-400 Hv, 260-360 Hv와 230-270 Hv 범위이고, 용접부의 경도는 입열량 1.6, 3.2와 5.0에서 각각 270-290 Hv, 250-270 Hv와 230-250 Hv 범위이다. 이상에서와 같이 열영향부의 경도가 모재 보다 높았다. 이것은 열영향부의 미세조직으로 경한 마르텐사이트가 생성되었기 때문이다. 그리고 이미 고찰한 바와같이 입열량이 증가할수록 용접부의 경도는 감소하였다. 이것은 앞에서 고찰한 바와 같이 낮은 입열량에서는 용접부의 미세조직이 베이나이트가 생성되었으나 입열량이 3.2 kJ/mm에서는 침상 페라이트가 생성되었으나 입열량이 5.0 kJ/mm로 증가하면 페라이트 입자가 조대한 다각형 페라이트와 입계 페라이트의 생성이 증가되었기 때문에 경도가 감소한 것으로 사료된다. Table 6은 용접금속의 인장시험결과로 입열량이 증가할수록 항복강도와 인장강도는 감소하였으나 연성은 증가하였는데 이것은 앞에서 고찰한바와 같이 미세조직 변화 때문으로 사료된다.

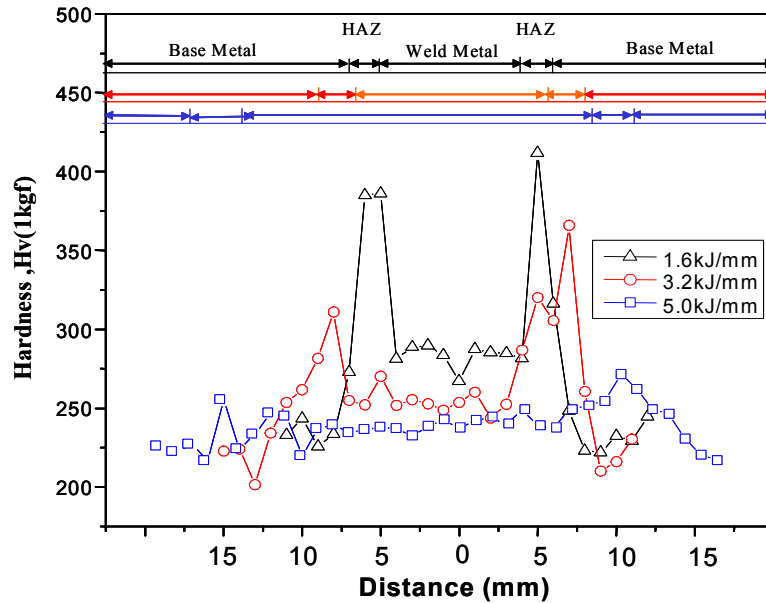


Fig. 17 Hardness profile transverse to welds made with different heat inputs.

Table 6 Tensile test results for all weld metals

Heat input (kJ/mm)	Y.S (MPa)	T.S (MPa)	El (%)	R.A (%)
1.6	583	634	22.8	71.2
3.2	567	625	24.2	72.9
5.0	527	615	24.5	73

#### 4. 결론

본 연구에서는 압력용기강재 SA508 class 3 강판에 U-그루브를 가공하고 서브머지드 아크 용접을 하여 단일패스를 용착하는 bead-in-groove 방식으로 입열량을 1.6, 3.2와 5.0 kJ/mm로 변화시켜 입열량이 용접부의 미세조직과, 인장강도, 경도 및 서브사이즈 충격시편을 사용 흡수에너지에 미치는 영향을 조사하였고, 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. 입열량이 증가할수록 용접부 용입에서는 큰 차이가 없으나 폭은 크게 증가하였다. 그러나 용접금속의 주요 합금조성에는 큰 차이가 없었다.
2. 단일패스 용접부의 미세조직은 입열량 1.6 kJ/mm에서는 베이나이트, 3.2 kJ/mm에서는 침상 페라이트가 가장 많이 생성하였으나, 입열량 5.0 kJ/mm에서는 입계 및 다각형 페라이트의 생성 비율이 증가하였다. 그리고 파면에서도 입열량이 증가 할수록 덩플 또는 파면의 크기가 증가하였다.

3. 단일패스 용접부에서 입열량이 증가할수록 전용착금속의 인장강도와 경도는 감소하였으나 연성은 증가하였다. 서브사이즈 CVN 충격시험에서는 입열량 3.2 kJ/mm로 용접된 용접부에서 인성이 가장 좋았다.

#### 참고문헌

1. R.E. Dolby, Welding Institute Research Report 14/1976/M, 1976
2. A.G. Glover, J.I. McGrath and N.F. Eaton, Symposium on Toughness Characterization and Specification for HSLA and Structural Steels, Metallurgical Society of AIME, Atlanta, 1977, pp.143-160
3. C.B. Dallen, S. Liu and D.L. Olson: Welding Journal, Vol.64, No. 1985, p.140s
4. Classification of Microstructure in Low Carbon Low Alloy Weld Metal, IIW Doc. IX-1282-83, 1983
5. 김세철, 김남훈, 고진현, 강영환, 주기남, 저합금 C-Mn-Ni-Mo강의 SA 용접부에서 미세조직과 인성에 대한 연구, 대한용접학회 추계학술발표대회, 부산대학교, 2003, 5.22-23, pp.75-77
6. ASTM standard E 23-83
7. K. Easterling, Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, 1987, p.104
8. A.C. Hunt, A.O. Kluken and G.R. Edwards, Heat Input and Dilution Effects on Microalloyed Steel Weld Metals, Weld. J. 73(1), Jan. 1994, pp.9s-15s