

研究論文

大韓熔接學會誌
第11卷第4號 1993年12月
Journal of the Korean
Welding Society
Vo1.11. No.4, Dec., 1993

60kg/mm²급 조질고장력강의 용접입열량에 따른 미세조직변화

김은석* · 정인상** · 박경채**

Microstructural Changes on Weld Heat Input in 60kg/mm² Quenched and Tempered High Strength Steel

O. S. Kim*, I. S. Chung** and K. C. Park**

Key Words : Quenched and Tempered High Strength Steel (조질고장력강), Oxygen Inclusion (산화개재물), Acicular Ferrite(침대 페라이트), Grain Boundary Ferrite(입계 페라이트), Nucleation Site(핵생성처), Incoherent(비정합)

Abstract

Shielded metal arc welding, one-pole and two-pole submerged arc welding were accomplished to investigate microstructure changes on phase transformation behavior in 60kg/mm² quenched and tempered high strength steel. Microstructures were examined by optical micrograph and TEM.

In shielded metal arc welding (oxygen 250ppm), the inclusions were small size (0.3~0.5μm) and small in number. In submerged arc welding (oxygen 430~520ppm), the inclusions were larger(0.7~2μm) than that of shielded metal arc welding and large in number.

Microstructure mainly depends on number and distribution of inclusions in fusion zone of weld metal. It was noticed that a limited number of inclusions favors the formation of acicular ferrite.

* 정회원, 창원기능대학 용접학과

** 정회원, 경북대학교 금속공학과

1. 서 론

최근 강구조물의 경량화 및 시공시의 에너지 절약 그리고 공정의 간소화 추세에 따라 고장력강의 사용량과 적용범위는 점차 확대되고 있다. 그러나 고장력강재는 그 강도를 높이기 위해 여러 가지 합금 원소를 첨가하거나, 조질 열처리를 통하여 제조되고 있기 때문에 용접구조용 재료로 사용시 용접상의 여러 가지 문제점이 따른다.

즉 보통 연강재의 경우에 비하여 용접부에 현저한 기계적 성질의 변화를 가져온다. 이러한 변화는 용접시에 금열, 금냉의 열사이클을 받아 모재속에 포함된 여러 가지 원소로 인해 용접부에 다양한 석출물의 생성, 상변태, 결정입도등의 변화를 가져오기 때문이다.

용융용접에서 용접금속과 열영향부의 생성되는 미세조직은 용접부의 기계적 성질을 결정하는데 중요한 역할을 한다. 여기서 용접금속의 미세조직을 결정하는 세가지 중요한 요소는 용접금속의 조성(합금원소, 산소), 용접시의 입열량(냉각속도) 및 prior 오스테나이트의 결정립의 크기이다¹⁾. 용접금속의 합금원소들은 모재, 용접봉 및 플러스로 부터 결정되며 산소는 개재물의 형태로서 존재하며, 이것은 용접금속의 미세조직과 기계적 성질에 영향을 미치는 것으로 알려졌다²⁾. 철에서의 산소는 고용도가 낮기 때문에 단지 아주 작은 양의 자유산소는 결합하지 않은 상태로 존재하고, 대부분의 산소는 용접중 용융지의 Al, Mn, Si 등과 같은 합금원소들과의 작용에 의해 만들어지는 산화물-유화물 형태의 개재물상태로 존재한다.

용접후 대부분의 조직이 침상페라이트의 미세조직으로 되면 대경각입계와 1~3μm정도의 크기의

미세한 결정립으로 인하여 용접부는 최상의 강도와 파괴에 대한 크랙전파에 최대의 저항을 갖는다. 한편 많은 양의 입계페라이트, ferrite side plate 또는 상부 베이나이트가 형성되면 인성이 저하된다. 특히 연속적인 카바이트 필립이 페라이트 또는 plate사이에 존재하면 이들이 크랙전파에 용이한 통로 역할을 하기 때문에 용접부의 인성이 극도로 나빠진다³⁾.

따라서 용접후 미세조직 변화가 강재의 강도와 인성에 미치는 영향이 중요함에도 불구하고 지금까지 탄소강의 용접부 미세조직 변화에 대한 연구는 주로 광학 현미경에 의해 현상론적으로만 이루어지고 있으나 강도나 인성에 미치는 조직의 중요성에 비추어 볼때 용접후의 미세조직변화에 대해 투과전자현미경을 이용한 구체적이고도 체계적인 연구가 아직 충분치 못한 실정이다^{4~6)}.

본 연구에서는 60kg/mm²급 조질고장력강을 이용하여 용접입열의 변화에 따라 용접금속과 열영향부의 미세조직을 광학 및 투과전자현미경으로 관찰하여 2차상들의 변태거동 특성을 조사하고, 산소함량에 따른 산화 개재물의 크기, 분포 및 이에 따른 조직변화와의 관계를 비교분석하였다.

2. 실험방법

2.1 재료 및 용접

본 연구에서 사용한 모재는 두께 22mm의 ASTM A 537-2에 해당하는 재료로서 910°C에서 두께 1.6 mm당 20분으로 roller quenching 하였고, 다시 630 °C에서 두께 1.9mm당 20분으로 tempering 후 공냉한 60kg/mm²급 조질고장력강이다. Table 1은 모재의 화학성분 및 기계적 성질을 나타낸 것이다.

모재의 용접을 위하여 용가재로서 페복아크용접에서는 저수소계 고장력강 AWS E9016-G 용접봉을,

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of base metal

Base metal	Chemical composition(wt%)								Mechanical property				Ce [*]	Pcm ^{**}	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr	V	YS (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	EL %	V-charpy kg·m (-20°C)		
A 537-2(22mm)	.14	.35	1.38	.009	.003	.016	.049	.069	.013	52	62.7	29	28.2	.339	.2067

* Ce_{eq}=C+Mn/6+Si/24+Cr/5+Ni/40+Mo/4+V/14(%)

** Pcm=C+Mn/26+Si/30+Cu/20+Ni/60+Mo/15+V/10+5B(%)

Table 2 Chemical compositions of weld metal

	chemical compositions(wt%)										
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	V	Ti	Ni	B
SMAW*	.093	.54	1.10	.018	.006	.026	<.005	<.005			
SMAW** (one pole)	.12	.25	1.32	.018	.016	.038	<.005	<.005	.014	0.54	<.005
SMAW (two pole)	.097	.18	1.18	.015	.017	.036	<.005	.006	.013	1.02	<.005

*SMAW : Shielded Metal Arc Welding(수동용접)

**SAW : Submerged Arc Welding(자동용접)

Table 3 Welding conditions.

Welding Cond. Process	Electrode	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)	Remarks
SMAW		160~190	24	15	17	
SAW (one pole)		750	38	30	57	DCSP
SAW(two pole)	L*	800	45	35	104	DCSP
	T**	750	33			AC

*L : Leading Electrode, **T : Trailing Electrode

서브미터크 아크용접에서는 AWS F7A8-EH14, φ4.8mm를 사용하였다. Table 2는 용접금속의 화학성분을 나타냈다.

용접은 입열량의 변화를 주기위해 다중 피복아크 용접과 one-pole 및 two-pole Tandem 자동 서브미터크 접방법으로 하였다. 그리고 one-pole로는 양면용접, two-pole로는 한쪽 편면용접을 하였다.

각 용접조건은 Table 3에 나타내었다. 용접입열이 피복아크용접에서는 17kJ/cm 이었으며, one-pole용접에서는 57kJ/cm 및 two-pole 용접에서는 104kJ/cm로 대입열이다.

Table 1, Table 2, Table 3

2.2 조직 관찰

광학현미경 조직관찰용 시편은 용접부 가로방향 단면을 절단하여 조연마 및 미세연마를 하였다. 미세연마에는 0.05μm의 알루미나분말을 사용했다. 그 후 시편을 알콜로 표면세척하고 5% HNO₃ 용액으로 부식하여 광학현미경으로 조직을 관찰하였다. 용접 금속의 조직분율은 ASTM E5627)에 의한 point count법으로 정량적으로 측정하였다.

미세조직관찰은 투과전자현미경(JEOL-JEM 2000 FXII)을 이용하였으며 사용된 가속전압은 200kV로 하였다. 투과전자현미경 조직관찰용 박판은 다이야

몬드 절단 헐로 0.3mm정도 두께로 절단하여, 0.1mm이하로 기계연마한후 3mm직경으로 편침하여 제트연마하였다. 이때 전해연마액은 20%과염소산과 80%에탄올이고, 전해액의 온도는 -40°C였으며, 전압은 18V로 하였다⁸⁾.

2.3 산소함량 측정

산소함량은 산소분석기(LECO, R-116)을 이용하였다. 시편은 φ4 × 500mmL로 기계가공 하였으며 기계가공시 표면의 산화 또는 흡착된 산소를 제거하기 위하여 전해연마한 후 길이 5mm정도로 절단하였다. 본 시편을 산소분석기내에 장착된 흑연 도가니속에 장입하여 1800°C 까지 가열하여 산소센서에 의해 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용접금속

Fig. 1은 용접입열량 변화에 따른 각 용접금속 중심부의 광학현미경 사진이다. (a)는 피복아크용접부의 경우로서, 가는 흰선으로 보이는 부분이 입계 폐라이트이며, 이 입계 폐라이트의 입계를 따라 lath

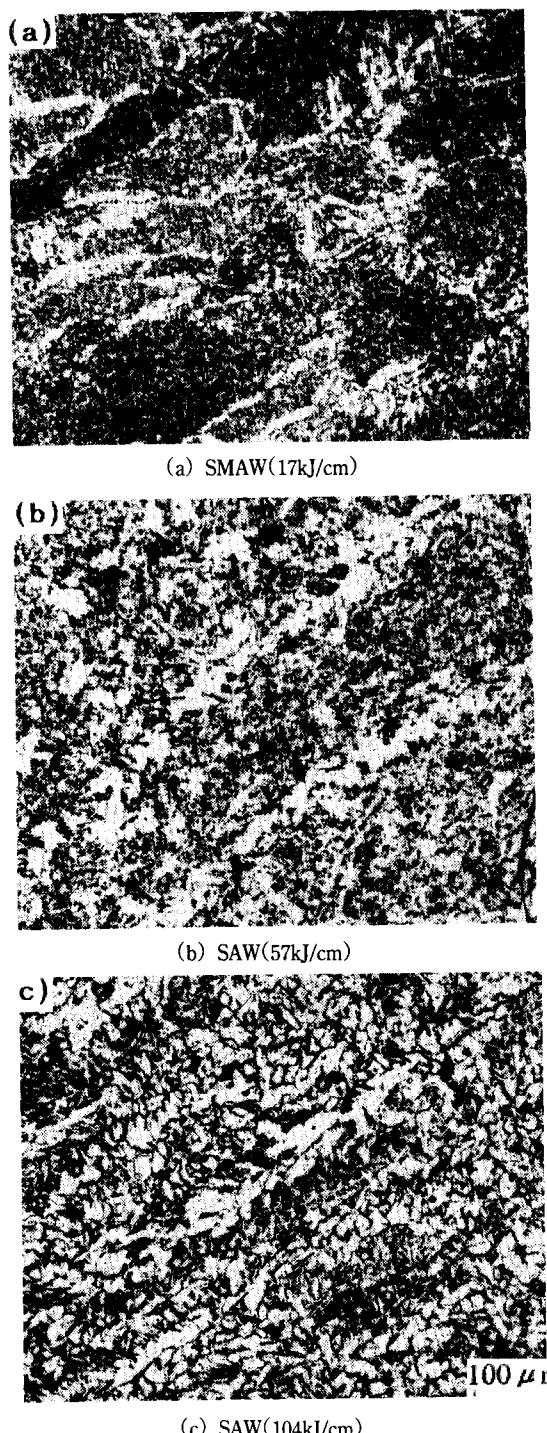


Fig. 1 Optical micrographs of as-welded weld deposits of fusion zone

형으로 발달한 것이 ferrite side plate, 겹게 보이는 부분은 침상 페라이트이다. 사진에서 보는 바와 같이 입계 페라이트와 ferrite side plate 분률이 적고 대부분 침상 페라이트로 되어있는 것을 알 수 있다.

(b)는 one-pole 용접의 경우로서, (a)보다 입계 페라이트 ribbon 들이 넓어지고 침상 페라이트는 적게 나타났으며, (c)는 two-pole 용접의 경우로서 입계 페라이트 ribbon 들이 (b)보다 더 넓어지고 ferrite side plate도 더 많이 발달하였으며 상대적으로 침상 페라이트는 감소한다. 따라서 용접입열이 증가하면 주상 정 결정립쪽은 넓어지고 페라이트 lath쪽도 증가함을 알 수 있다.

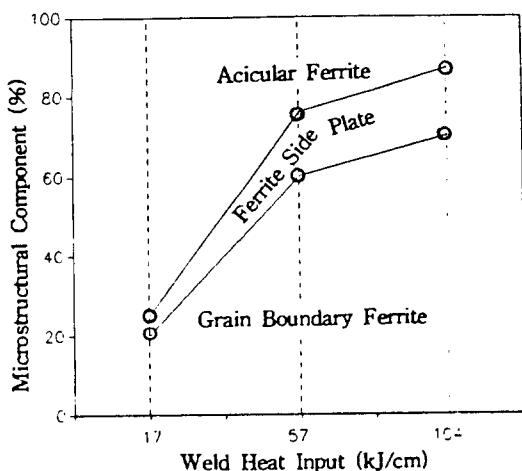


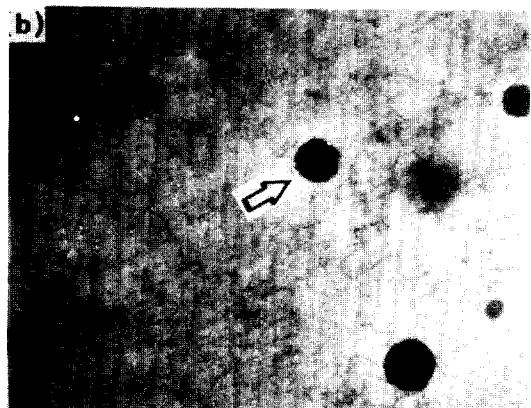
Fig. 2 Effect of weld heat input on microstructure of deposit weld metal.

Fig. 2는 Fig. 1에서 나타난 3가지 기본조직⁹, 즉 입계 페라이트 territe side plate, 침상 페라이트의 체적분률을 point count법으로 정량적으로 측정한 결과를 나타냈다. 입계 페라이트, ferrite side plate 및 침상 페라이트의 체적분률은 수동용접에서 각각 20, 5, 75%, one-pole 용접에서 60, 15, 25% 및 two-pole 용접에서 70, 20, 10%로 구성되어 있다. 따라서 입열량이 증가하면 입계 페라이트의 체적분률이 매우 증가하는 반면, 침상 페라이트의 체적분률은 감소하고, ferrite side plate의 체적분률은 약간 증가함을 알 수 있다.

Fig. 3은 용접입열변화에 따른 용접금속의 투과전자현미경 명시야상을 나타냈다. 각 조건에서 입계 페라이트내에 많은 양의 개재물들이 존재하고 있는



(a) SMAW(17kJ/cm)



(b) SAW(57kJ/cm)



(c) SAW(104kJ/cm)

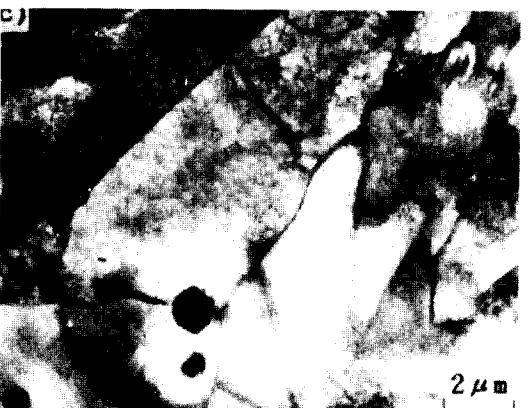
Fig. 3 Transmission electron micrographs of weld metal, showing a large number of inclusions within grain boundary ferrite.



(a) SMAW(17kJ/cm)



(b) SAW(57kJ/cm)



(c) SAW(104kJ/cm)

Fig. 4 Transmission electron micrographs of weld metal, showing acicular ferrite with fewer inclusions comparing to Fig. 3.

것을 알 수 있다.

Fig. 4는 용접금속내에 개재물이 형성되어 있는 침상 페라이트 영역을 관찰한 투과현미경 명시야상이다. 이곳의 개재물의 량은 Fig. 3의 입계페라이트 영역보다 적음을 알 수 있다. 개재물의 크기는 수동 용접의 경우 $0.3\sim0.5\mu\text{m}$, one-pole 자동용접의 경우는 $0.7\sim1.5\mu\text{m}$ 및 two-pole 자동용접에서 $0.7\sim2\mu\text{m}$ 범위였다.

3.2 열영향부

Fig. 5는 입열량, 즉 각 용접조건에 따른 용접금속과 인접한 입열향부의 결정립 조대화 구역의 광학현미경 조직을 나타냈었다. 입계 페라이트들이 prior 오스테나이트 결정립계에 뚜렷하게 나타나므로 결정립 조대화 구역의 특징을 나타내고 있다. 용접입열이 증가할수록, 즉 (a) 피복아크용접에서 $140\mu\text{m}$, (b) one-pole 용접에서 $250\mu\text{m}$, (c) two-pole 용접에서 $350\mu\text{m}$ 의 크기로 prior 오스테나이트 결정립 크기도 증가하였다.

초석 페라이트 즉 입계 페라이트에 둘러 싸여진 부분은 광학적으로는 용착금속에서와 동일한 침상 페라이트로 보였고, 입열량이 증가할수록 입계 페라이트를 따라 ferrite side plate 가 많아짐을 알 수 있었다. 또한 열영향부의 조대화 구역쪽도 용접입열량의 증가에 따라 커졌다.

Fig. 6은 입열량에 따른 조대화 구역의 투과전자 현미경 사진이다. 입열량 $17\text{kJ}/\text{cm}$ (a)는 대체로 blocky한 페라이트가 주를 이루고 있으며, 다층용접으로 인한 뜨임효과를 받아 결정립계를 따라 탄화물이 구상(화살표)으로 석출된 것을 볼 수 있으며, 퍼얼라이트는 나타나지 않았다. 입열량 $57\text{kJ}/\text{cm}$ (b)와 입열량 $104\text{kJ}/\text{cm}$ (c)에서는 비교적 늦은 냉각속도로 인해 결정입계를 따라 필립형태의 탄화물이 석출되었고, 탄소확산이 충분히 이루어져 $\gamma\rightarrow\alpha$ 변태시 많은 양의 퍼얼라이트가 형성된 것을 볼 수 있었고, 입열량에 따라 결정립 크기도 증가한 것을 알 수 있다. Fig. 7은 Fig. 6(b)에서의 입계탄화물(화살표)의 제한 시야회절상이며 분석결과 $a=5.08\text{\AA}$, $b=6.74\text{\AA}$, $c=4.52\text{\AA}$ 인 사방정계구조의 Fe_3C 였다.

Fig. 8은 입열량에 따른 모재와 열영향부중 결정립미세화 구역의 광학현미경 조직사진을 나타내었다. 각각 입열량이 $17\text{kJ}/\text{cm}$ (a), 입열량 $57\text{kJ}/\text{cm}$ (b) 및

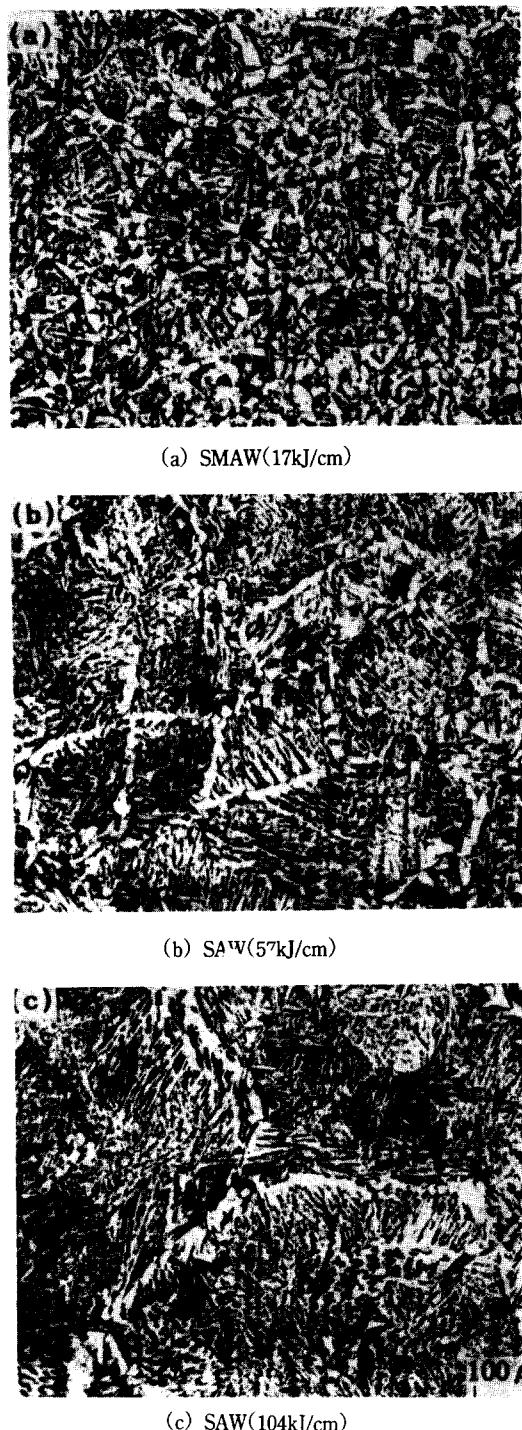


Fig. 5 Optical micrographs of coarsened grain regions of HAZ.

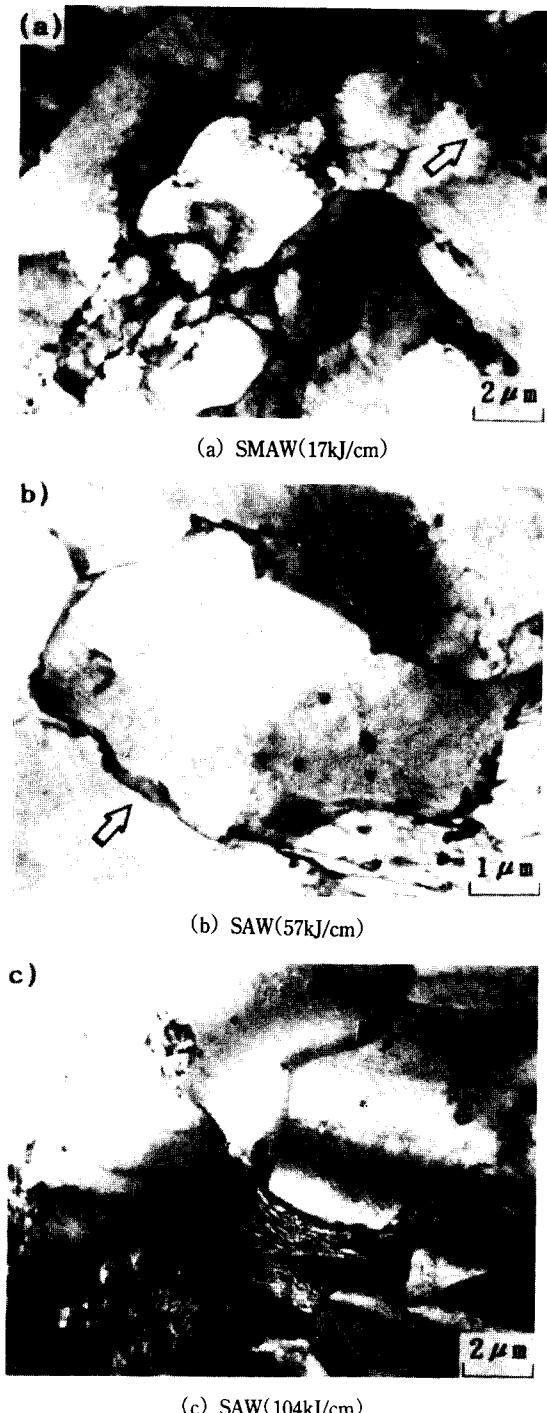


Fig. 6 Transmission electron micrographs of coarsened grain regions of HAZ.

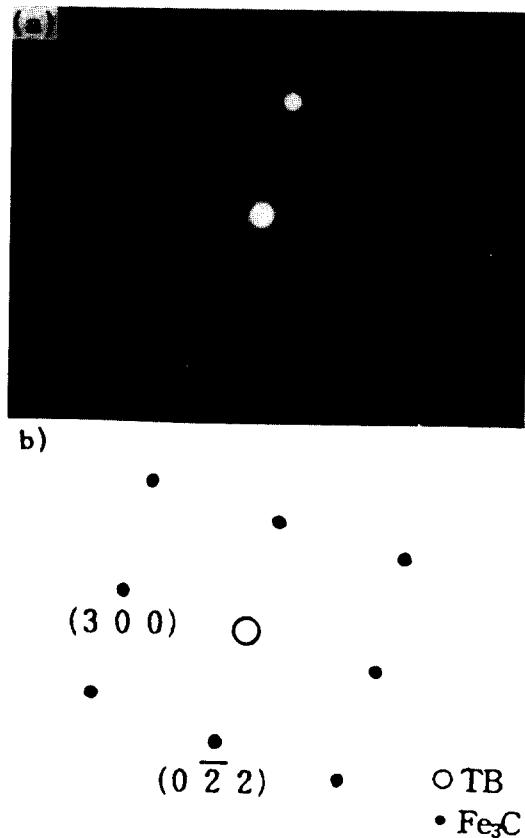
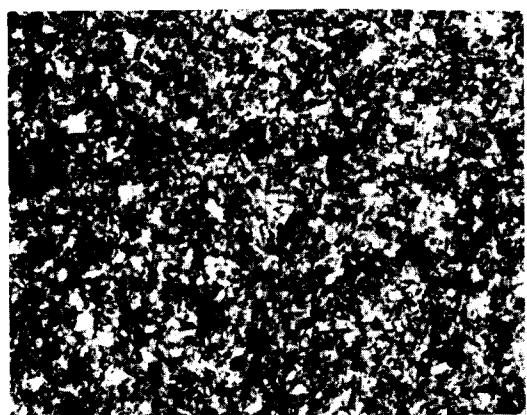


Fig. 7 (a) SADP {arrow of Fig. 6(b)}

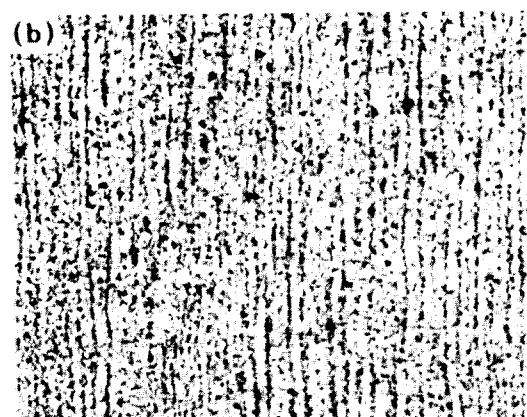
(b) Schematic key diagram of diffraction pattern

입열량 104kJ/cm (c)이며, (a)에서는 다층용접으로 인한 뜨임효과가 나타나 모재의 마르텐사이트 조직이 완전히 분해되어 구상화되어 있으며, (b), (c)에서는 모재의 밴드조직이 완전히 분해되지 않고 남아 있는 것을 볼 수 있다. 그리고 입열량이 증가함에 따라 결정립 크기도 증가하며 퍼얼라이트 생성도 많아지는 것을 알 수 있다.

Fig. 9는 미세립 구역의 투과전자현미경 사진이다. 이 부위는 용접열로 인한 가열중에는 $\alpha \rightarrow \gamma$ 변태가 되면서 미세립으로 되나 오스테나이트는 성장할 시간이 부족하여 결정립 크기와 아주 작은 상태로 남고 탄화물은 완전히 용해되지 않는다. 그러므로 냉각중 $\gamma \rightarrow \alpha$ 변태는 용접입열, 모재두께에 따라 미세한 결정립의 페라이트-페얼라이트 조직으로 생성될 수 있다. 입열량 17kJ/cm (a)는 결정립 크기가 1μm이하인 미세한 등축정 페라이트 조직이 주를 이루며 결정입계에 구상의 탄화물이 석출된 것을 볼수 있다.



(a) SMAW(17kJ/cm)

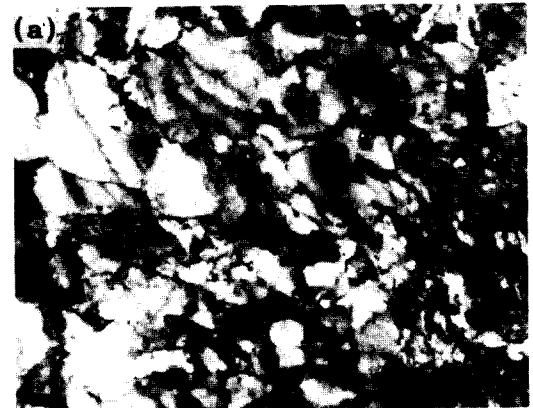


(b) SAW(57kJ/cm)



(c) SAW(104kJ/cm)

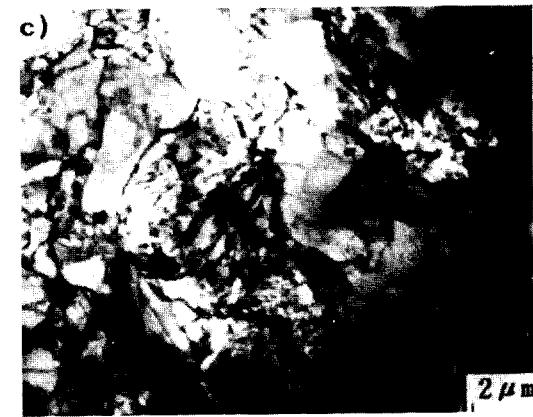
Fig. 8 Optical micrographs of refined grain regions of HAZ.



(a) SMAW(17kJ/cm)



(b) SAW(57kJ/cm)



(c) SAW(104kJ/cm)

Fig. 9 Transmission electron micrographs of refined grain regions of HAZ.

입열량 57kJ/cm (b)와 입열량 104kJ/cm (c)에서는 느린 냉각속도로 인해 페일라이트가 생성된 것을 볼 수 있으며, (c)에서 보다 많은 양의 페일라이트가 나타났음을 알 수 있다.

3.3 조직 변태에 있어서 개재물의 역할

강의 용접금속에는 플렉스의 염기도, 사용되는 탈산제의 성분원소등에 따라 일반강에 비교해서 많은 양의 개재물을 가지고 있다. 이러한 개재물들이 페라이트의 핵생성처로 작용하기 위해서는 열역학적인 면에서 특히 표면에너지, 스트레인 에너지 및 개재물의 분포등이 중요하다.

용접에서 개재물은 아주 복잡한 조성으로 다양한 원소와 복잡한 결정구조를 가지고 있다. 주로 사용하는 플렉스의 성분에 좌우되지만 보통은 규화물과 산화물을 기본적으로 하고 있으며, 기지와 완전한 비정합경계를 나타내는 것이 일반적이다.

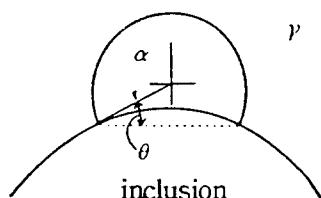


Fig. 10 Nucleation of a spherical nucleus of ferrite at an inclusion in the austenite.

Fig. 10에 나타낸 구형의 개재물과 기지의 계면부분에서 핵생성되는 페라이트를 고려하면 페라이트의 핵생성과 관계되는 전체 자유에너지변화(ΔG)는 식(3-1)과 같다⁴⁾.

$$\Delta G = \Delta G_v + A\sigma_{\gamma/\alpha} \quad (3-1)$$

여기서 $\sigma_{\gamma/\alpha}$ 는 페라이트-오스테나이트의 계면에너지, A는 핵-개재물계면을 제외한 핵의 면적으로 $4\pi r^2 - 2\pi r^2(1 - \cos\theta)$ 이 된다.

식 (3-1)로부터 핵생성 장벽크기에 대한 개재물의 크기의 영향 즉, 페라이트에 대한 개재물의 핵생성처로서의 효과를 식(3-2)로 평가할 수 있다.

$$\partial \Delta G / \partial r = 0 \quad (3-2)$$

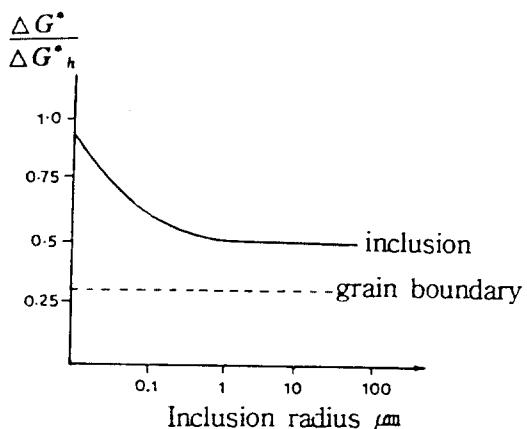


Fig. 11 Plot of a normalized energy barrier to nucleation of ferrite at an inclusion and at a grain boundary.

Fig. 11은 Ricks 등¹⁰⁾이 위의 관계식을 이용하여 핵생성에 대한 에너지장벽(균일핵생성장벽, ΔG_h^* 에 대하여 일반화함)을 결정입계와 개재물 크기에 대한 합수로 나타낸 것이다. 여기서 결정입계는 개재물보다 페라이트 핵생성처로서 보다 효과적인 것을 알 수 있으며, 또한 개재물이 페라이트의 유효한 핵생성처로 작용할 경우의 개재물의 크기는 결정입계의 $\Delta G / \Delta G_h^*$ 값과 유사한 거의 직선영역이 시작되는 $1/4 \sim 1/2 \mu\text{m}$ 이상이 되어야만 한다는 것을 알 수 있다.

본 연구에서도 대부분의 개재물 크기가 수동용접에서는 $0.3 \sim 0.5 \mu\text{m}$ 자동용접에서는 $0.7 \sim 2 \mu\text{m}$ 으로 이 범위 이상이므로 개재물이 페라이트 핵생성에 기여한다고 판단된다.

Fig. 12는 입열량 104kJ/cm로 용접한 용접부의 사진이다. 상기와 같은 현상은 그림 (a)에서 결정입계를 따라 미세한 lath형 페라이트가 핵생성되어 성장된 것을, (b)에서 산화개재물이 핵생성처로 작용하여 주위에 다수의 침상 페라이트가 방사선형으로 발달된 것으로 확인될 수 있다. 개재물이 페라이트 핵형성처와 재결정으로의 작용에 기여하는 다른 요인은 오스테나이트와 개재물사이의 열적수축차이에 의해 나타나는 스트레인과 응력이다.

철기지(오스테나이트)의 열팽창계수는 산화개재물보다 훨씬 높아서 냉각중 오스테나이트 기지는 개재물에 의해 스트레인을 받아서 페라이트의 변태를 촉진시킨다. 탄성이론으로부터 냉각중 구형 개재물의 내면에 발생하는 최대응력 σ_{\max} 는 식(3-3)과 같다.¹¹⁾

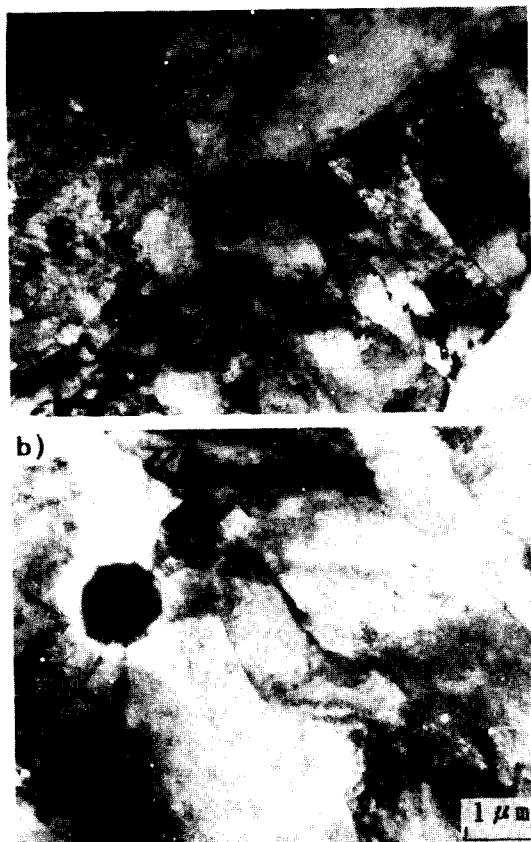


Fig. 12 (a) Fine lath ferrite developing along grain boundary ferrite
 (b) inclusion acting as nucleation site

$$\sigma_{max} = \left[\frac{6K' \mu \Delta T}{2K' + K} \right] \cdot (\alpha - \alpha') \quad (3-3)$$

여기서 K' 와 K 는 기재물과 기지의 체적탄성계수 α' 와 α 는 각각의 선팽창계수, ΔT 는 고려되는 온도범위 및 μ 는 오스테나이트의 전단탄성 계수를 각각 나타낸다.

오스테나이트내의 규화물 경우를 고려하면 $K'/K \approx 1/2$, $\alpha = 18 \times 10^{-5}^{\circ}\text{C}^{-1}$, $\alpha' = 0.05 \times 10^{-5}^{\circ}\text{C}^{-1}$ 이고, $\Delta T = 600^{\circ}\text{C}$ 로 가정하면 개재물 주위에 나타나는 응력은 약 $\mu/6$ 으로 측정되는데, 이것은 아주 큰 값으로 내부에 새로운 전위들이 핵생성에 필요한 이론적인 값인 약 $\mu/40$ 을 상회한다. 그래서 오스테나이트와 규화물 사이의 수축차이에서 나타나는 큰 응력과 스트레인은 이러한 개재물에서 생성된 가동(glissile)전위의 도움으로 폐

라이트 성장을 촉진할 수 있다.

Joarder 등⁴⁾은 0.2~0.7 μm의 작은 크기의 많은 양의 개재물들은 입계 폐라이트 핵생성을 촉진하는 반면 그 크기이상에서는 단지 침상 폐라이트 핵형성을 촉진한다고 보고하였으나, 본 실험에서는 이러한 관계는 찾지 못하였으나 개재물의 알맞은 수와 분포가 침상 폐라이트의 핵생성에 필수적인 조건임을 알 수 있었다. 이전의 연구결과의 대부분은 개재물이 거의 공통적인 용접부의 기계적 성질에 나쁜 영향을 미치는 것으로만 생각하였다. 그러나 용접금속내의 산화 개재물의 폐라이트의 입계 핵생성 및 침상 폐라이트 핵생성 촉진효과로 강재의 인성을 향상시키므로 이와같은 개재물의 역할에 관한 연구가 절실히 요구되는 실정이다.

Liu 등²⁾은 산화개재물들은 침상 폐라이트 형성을 촉진할 뿐 아니라 결정립 조대화를 억제하는데도 기여한다고 보고하였다. 이러한 산화물에 의한 결정립 조대화의 억제는 강에 있어서 탄화물과 질화물의 역할과 비슷하나 용접과정에서는 산화물이 이들보다 열적 안정성이 크므로 보다 효과적이라고 판단된다.

3.4 개재물과 미세조직에 미치는 산소함량의 영향

Dallam 등¹⁾의 산소함량과 개재물 분포와의 관계에 대한 연구결과에 의하면 산소함량이 많은 용접금속은 함량이 적은 용접금속보다 개재물의 분포가 많았으며, 크기는 미세하게 나타났다고 보고하였다.

그러나 본 실험에서는 용접금속내에 산소함량은 피복아크용접에서 250ppm, one-pole 서브머지드 아크용접에서 430ppm, two-pole 서브머지드 아크용접에서 520ppm으로 나타났다. 산소함량과 개재물 크기 및 분포와의 관계를 Fig. 3과 Fig. 4에서 비교하면, 산소함량이 적은 피복아크용접에서는 개재물의 평균크기가 0.3~0.5 μm으로 작고, 분포도 적게 나타났다. 반면 산소함량이 430ppm에서 520ppm 범위로 많은 서브머지드 아크용접에서는 개재물의 평균크기는 0.7~2 μm으로 증가하며, 개재물의 분포도 많아지는 경향을 볼 수 있었다.

용접금속내 산소함량이 증가하면 많은 양의 미세한 산화개재물이 형성되고 이들이 오스테나이트 입계이동을 구속함으로서 prior 오스테나이트 결정립 크기를 감소시킨다. 결정립 크기가 작아지게 되면 Fig. 11에서

나타낸 바와 같이 페라이트의 유효핵생성처로 작용할 입계면적이 증가하게된다. 입계 페라이트의 분율과 prior 오스테나이트 결정립 직경과의 관계는 Avrami식을 변형하여 구한 식(3-4)로부터 설명할 수 있다.

$$\ln(I-X) = (-2\alpha t^{1/2}) \cdot 1/d \quad (3-4)$$

여기서 α 는 온도의존성 상수, t 는 반응시간 및 d 는 오스테나이트의 평균결정립 직경 등이다. 식(3-4)에서 오스테나이트 결정립 직경이 증가하면 입계 페라이트 체적분율 X 는 감소함을 알 수 있다. 그러므로

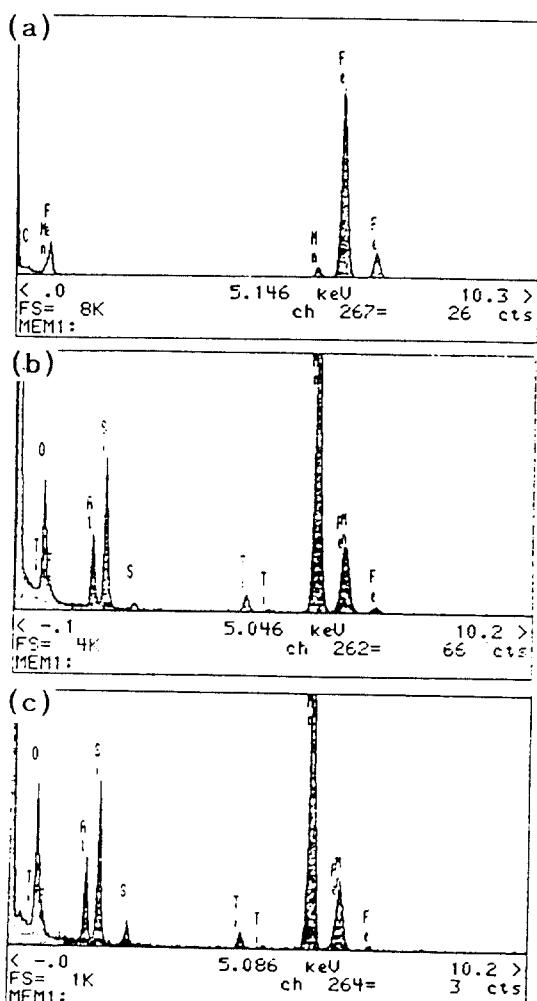


Fig. 13 STEM-EDS analysis spectrums on the inclusion (arrow) of Fig. 3(a), (b), (c)

용접금속내 산소함량을 적당히 억제하여 입계 페라이트 분율을 적게함과 동시에 침상 페라이트 분율을 증가시킬 수 있음을 알 수 있다.

용접금속내의 산화 개재물은 피복아크 및 서브머지드 아크용접에서 대부분 구형으로 나타났고, 성분조성도 Fig. 13에서와 같은 EDS 분석결과 모두 동일하였다. 대부분 개재물들의 성분은 만약 강력한 금속탈산제를 침가하지 않는 한 주로 사용하는 플렉스 및 피복제에 의해 결정된다고 볼수 있다. 그러나 특히 본 실험의 서브머지드 아크용접에서는 사용한 플렉스중 산화칼슘의 무게함량이 30%이상 이었으나, 개재물에서는 성분이 발견되지 않았다. 이와같은 현상은 칼슘이 용접중 용해되지 않거나 또는 칼슘개재물이 용융금속에서 빨리 크게 형성되어 위로 떠올라 표면슬래그로 제거되었다고 볼 수 있다. 또한 개재물들의 형상이 대체로 구형인 것은 액체방울 형태로 형성되어서 고체 금속내에서 결정화된 것으로 추측 할 수 있다.

4. 결 론

60kg/mm²급 조질고장력강의 용접입열 변화에 따른 피복아크 및 서브머지드 아크용접(one-pole, two-pole)부의 용접금속과 열영향부의 미세조직을 광학 및 투과전자현미경으로 관찰하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 용접입열이 증가할수록 용접금속내 입계 페라이트 분율이 증가하는 반면 침상 페라이트는 비교적으로 감소하고, ferrite side plate는 약간 증가하는 경향을 나타내었다.

2. 산소함량(피복 아크용접: 250ppm, 서브머지드 아크용접: 430~520ppm)이 증가하면 산화개재물의 평균크기도 약간 증가하며, 분포도 많아졌다.

3. 같은 용접입열에서 산화 개재물의 분포가 많으면 입계 페라이트가 형성되었고, 적당량 존재하면 침상 페라이트가 형성되었으며, 개재물의 크기와 미세조직과의 관계는 없었다.

4. 대부분의 개재물은 구형이었고, 그 구성성분 조성은 동일하였다.

5. 열영향부에는 피복아크 용접의 경우 퍼얼라이트가 형성되지 않았으며, 입열이 큰 서브머지드 아크용접부의 경우는 많은 양의 퍼얼라이트가 나타났다.

참 고 문 헌

1. C.B. Dallam, S. Liu and D.L Olson : Flux composition dependence of microstructure and toughness of submerged arc HSLA weldments. *Welding Journal*, Vol.64 NO.5, (1985), pp. 140-s to 151-s
2. S. Liu and D.L.Olson : The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures. *Welding Journal*, Vol.65, No.6, (1986), pp. 139-s to 149-s
3. A.A.B. Sugden and H.K.D.H. Bhadeshia : Lower acicular ferrite. *Metall. Trans.* Vol.20A, No.11, (1989), pp. 1811~1818
4. K.E. Easterling : *Introduction to the physical metallurgy of welding*. London, England, (1983)
5. A.C. Glover, J.T. McGrath, M.J. Tinkler and G.C. Weatherly : The influence of cooling rate and composition on weld metal microstructure in a C/Mn and HLSA steel. *Welding Journal*, Vol.59, No.6, (1977), pp. 257-s to 273-s
6. A. Joarder,S.C. Saha and A.K. Ghose : Study of submerged arc weld metal and heat-affected zone microstructures of plain carbon steel. *Welding Journal*, Vol.70, No.6, (1991), pp. 141-s to 146-s
7. ASTM stand., E562, Practice for determining volume fraction by systematic manual point count. (1988)
8. K.C. Thompson-Russell and J.W. Edington : Practical Electron Microscopy in Materials Science. Vol.5, (1977), pp. 46
9. G.M. Evans : Effect of heat-input on microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. *Oerlikon-Schweißmitt*, Vol.38, No.92, (1980), pp. 20-35
10. R.A. Ricks, G.S. Barrite and P.R. Howell : Influence of second phase particles on diffusional transformations in steels. *Solid Solid phase Transformations(Proce. Int. Conf.)*, eds. H.I. Aaronson, D.E Laughlin R.F. Sekerka and C.M. Watman, (1981), pp. 463-468
11. G.C. Weatherly : A determination of the punching stress at the interface of particles during rapid quenching, *Metal Sci. J.*, No.2, (1968), pp. 237
12. N.A. Fleck, O.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*, Vol.65, No.5, (1986), pp. 113-s to 121-s