

대입열용접 열영향부의 조직과 인성

방 국 수* · 이 중 봉* · 장 래 응*

HAZ Microstructure and Toughness in High Heat Input Welding

K.S. Band* , J.B. Lee* , R.W. Chang*

1. 서 론

용접용 후판 강재의 大 需要家인 선박 및 해양구조물 제조업체들은 대의 경쟁력 향상을 위하여 LNG, LPG선등 고부가가치 구조물의 건조와 용접능률의 향상에 의한 시공 cost의 저감등 여러가지 대책을 적극적으로 추진하고 있다. 이 중 용접능률의 향상을 위해서는 片面一層의 潛弧용접, 일렉트로 가스 용접(EGW), 소모 노즐식 일렉트로 슬러그 용접(CESW) 등 소위 대입열 용접법을 널리 적용하고 있으나 이들 용접법을 인장강도 50kgf/mm²급 이상의 고장력강에 적용하면 열영향부의 인성이 현저하게 저하하여 施工시 적용 입열량이 제한되고 있다. 그 결과 대입열 용접시 사용강재에 대한 최대허용입열량 설정등 대입열용접부의 인성개선에 대한 관심이 고조되고 있다.

따라서 본 報에서는 고장력강에 있어서 용접입열량에 따른 용접열영향부의 조직과 인성의 변화, 특히 대입열용접시 열영향부의 인성 저하의 원인과 그 대책을 강재의 측면에서 정리하고자 하였다.

2. 대입열용접부 인성 저하의 원인

용접열영향부의 인성은 모재의 종류, 용접법, 입열

량, 積層法등 여러가지 조건에 의하여 영향을 받지만 그중에서도 강재의 화학성분과 용접열싸이클에 의한 영향이 지배적이라고 할 수 있다. 이 두가지 인자에 의하여 용접부의 인성을 지배하는 冶金的 요인, 즉 결정입도, 조직, 석출입자, 基地의 인성등이 결정된다. 이들중 인성에 가장 큰 영향을 미치는 요인은 결정입도와 조직이며, 대입열용접시 열영향부 인성이 저하하는 가장 큰 원인은 결정립의 조대화와 취약한 조직의 형성이다.

2.1. 오스테나이트 결정립의 조대화

일반적으로 용접입열량이 증가하게 되면 고온으로 가열되는 시간이 장시간이 되어 오스테나이트 결정립이 조대화하게 되고 변태후의 최종 조직도 조대화되어 인성이 저하하게 된다.

용접열싸이클 과정에 있어서 오스테나이트 결정립의 성장 정도는 열싸이클 과정을 세분하여 항온가열 과정으로 만든후, 각 항온가열과정에서의 오스테나이트 결정립 성장 정도를 모두 합하므로써 구할 수 있다. 井川등은¹⁾ 이러한 방법으로 구한 용접열싸이클 과정에서 결정립 성장 정도를 다음과 같은 식으로 나타내었다.

$$D^n - D_0^n = k \sum \Delta t_i \exp(-Q/RT_i) \dots\dots\dots (1)$$

* 정회원, 산업과학기술연구소 용접연구센터

이때 D 는 결정입경(mm), D_0 는 초기 결정입경, a 와 k 는 재료정수, Q 는 원자의 활성화에너지(cal/mol), R 은 가스 정수 그리고 Δt_i 와 T_i 는 각각 열싸이클을 微小시간 간격으로 세분하였을때 i 번째의 미소시간 및 그때의 온도이다. 열싸이클이 변화하면 $\sum \Delta t_i \exp(-Q/RT_i)$ 항이 변화하므로 이 항을 열싸이클항이라 한다. 井川등은²⁾ 식 (1)에 있어서 D_0 를 零이라 가정하고 순간평면열원을 가정한 열전도식을 적용하여 鋼에 있어서 용융선 근방의 오스테나이트 결정립 성장식을 다음과 같이 나타내었다.

$$D = 1.487 \times 10^{-3} \sqrt{\eta' q'} \dots\dots\dots (2)$$

이때 η' 은 열효율등을 포함하는 환산계수이고 q' 은 단위두께당 입열량이다. 상기 식 (2)로 부터 용융선 부근에서의 오스테나이트 결정립은 용접입열량의 평방근에 비례하여 성장함을 알 수 있다. Fig. 1은 인장강도 80kgf/mm²급강의 TIG 및 SAW 용접시 입열량에 따른 오스테나이트 결정립 성장을 식 (2)를 사용하여 계산한 값과 실측한 값을 나타낸 것으로 이 둘 값은 실험범위내에서 잘 일치하고 있음을 알 수 있다.

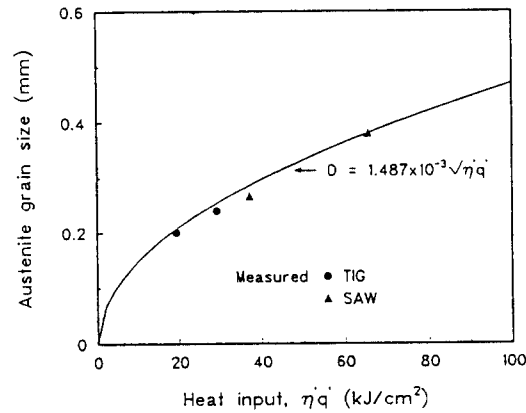


Fig. 1 Variation of Austenite Grain Size with Heat Input in HT80 Steel².

2.2. 상부 베이나이트 조직의 생성

일반적으로 열영향부의 조직은 고온으로 가열된 후 냉각속도가 저하함에 따라 순차적으로 마르텐사이트

(M) →하부 베이나이트 (LB) →상부 베이나이트 (UB) →페라이트·펄라이트 (F·P)로 변화한다. 따라서 용접입열량이 증가하면 오스테나이트의 결정립이 조대화할 뿐만 아니라 조직도 변화하게 된다. Fig. 2는 인장강도 50~100kgf/mm²급 고장력강에 있어서 냉각속도의 변화에 따른 조직의 변화를 파면천이온도 ($vTrs$)로 나타낸 것이다³⁾. 냉각속도의 변화에 따라 조직이 변화하며, 조직에 대응하여 인성이 변화하고 있다. Fig. 3은 이러한 경향을 조직과 인성을 파라메타로 다시 정리한 것으로 조직에 따른 인성의 변화는 강종에 상관 없이 다음의 세가지 영역으로 구별되어 진다³⁾.

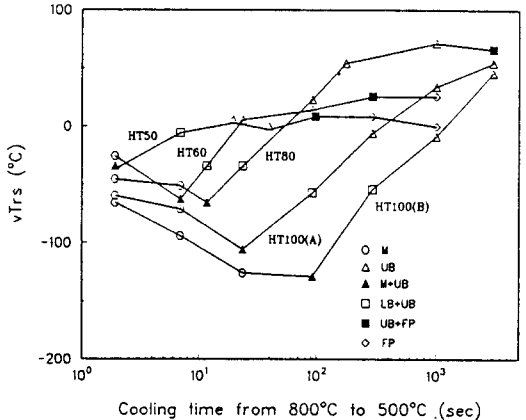


Fig. 2 Variation of HAZ Toughness with Cooling Time from 800°C to 500°C³.

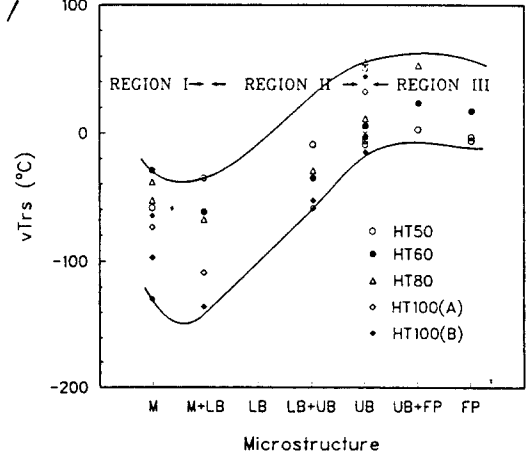


Fig. 3 Relationship between Microstructure and HAZ Toughness³.

- 영역 I : 조직이 마르텐사이트로부터 마르텐사이트와 하부 베이나이트 혼합조직으로 변화하며 인성이 향상하는 영역
- 영역 II : 마르텐사이트와 하부 베이나이트 혼합조직으로부터 상부 베이나이트로 변화하며 인성이 급격히 저하하는 영역
- 영역 III : 상부 베이나이트로부터 페라이트·펄라이트로 변화하며 인성이 조금 향상하는 영역

고장력강을 용접하면 입열량이 증가함에 따라 열영향부의 인성은 영역 I로 부터 II, III으로 변화하며 영역 II, 즉 상부 베이나이트가 생성하면 인성이 가장 떨어짐을 알 수 있다. 이러한 조직에 따른 인성의 변화는 조직의 유효결정립경, 혹은 파면단위로써 설명되고 있다. 松田등은⁴⁾ 파면에 있어서 벽개파단면인 {100}a면을 미소한 각도로 공유하는 면의 크기를 유효결정립경 혹은 파면단위라 정의하고, 이 파면단위가 작을수록 미세 균열이 전파하기가 어렵게되어 인

성이 향상된다고 하였다. 즉 마르텐사이트와 하부 베이나이트의 혼합조직이 고인성을 나타내는 것은 파면단위가 작기 때문이며, 반면 상부 베이나이트 조직의 인성이 떨어지는 이유는 파면단위가 크기 때문이다.

상부 베이나이트의 생성에 의한 인성의 저하는 이러한 파면단위의 조대화이외에 島狀 마르텐사이트 (Martensite-Austenite Constituent)의 생성에 의하여 촉진된다. 오스테나이트로부터 상부 베이나이트로 변태시에는 먼저 lath상의 페라이트가 생성하고 탄소는 미변태 오스테나이트로 배출되어 集積되다가 혹은 탄화물로 석출한다. Fig. 4는 이러한 탄화물의 석출상태에 따른 상부 베이나이트의 대표적인 조직들을 나타내는데, (A)는 미세한 페라이트 내부에 탄화물이 lath와 일정 각도를 이루고 석출하여 있는 소위 B_{III}형 조직으로 탄화물의 석출상태로 볼때 하부 베이나이트와 유사한 조직이다. 이 조직은 단독으로 존재하는 경우도 있지만, (B)에 나타낸바와 같이 후술하는 도상 마르텐사이트를 갖는 B_I형 조직과 혼합되어 존재하는

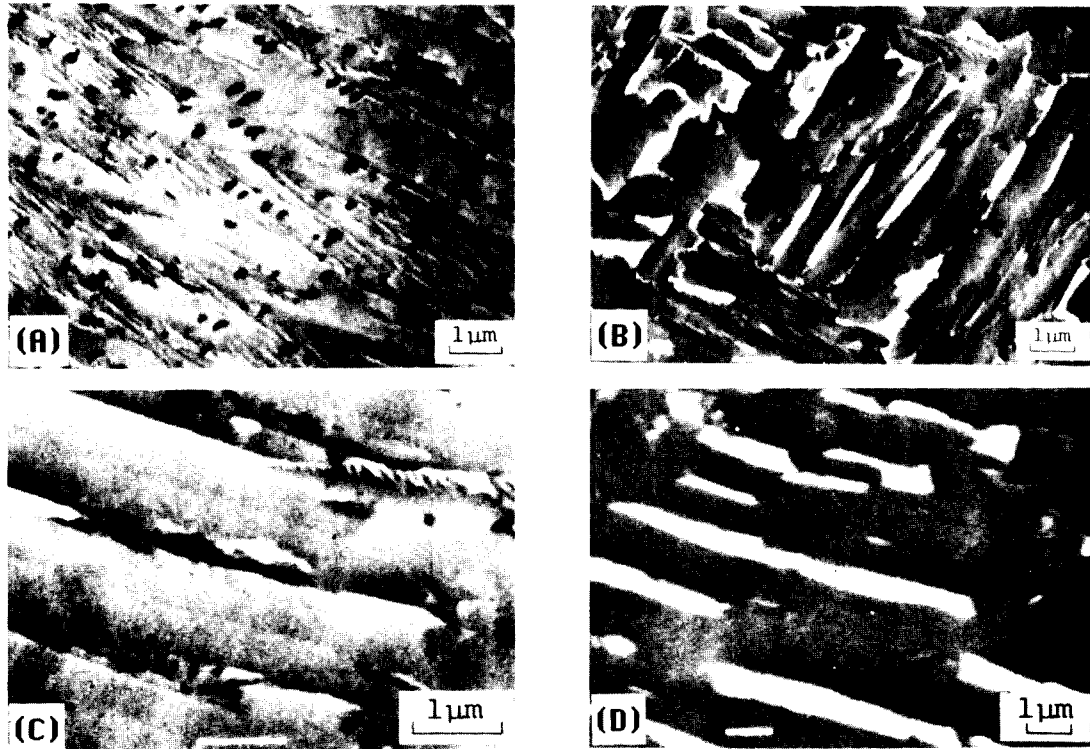


Fig. 4 Typical Microstructures of Upper Bainite.

경우가 많다(회계 보이는 것이 도상 마르텐사이트 조직이다.) (C)는 B_{II}조직으로 페라이트 lath 사이에 탄화물이 lath의 길이방향으로 존재하고 있다. 이 조직도 단독으로는 잘 관찰되지 않고 보통 B_I조직 사이에서 관찰된다. (D)는 B_I조직으로 탄화물의 석출을 수반하지 않는 조직이다. 즉 탄소는 페라이트 lath 사이에 집적하여 고탄소인체로 Ms점 까지 냉각되어 최종적으로 고탄소 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트로 변태하게 되어 島狀 마르텐사이트로 된다. Fig. 5는 이러한 취약한 도상 마르텐사이트의 생성량과 인성과의 상관성을 나타낸 것으로 생성량에 비례하여 인성은 직선적으로 저하하며 그 저하의 정도는 강도가 높은 강종, 즉 합금원소가 많은 강종일수록 크음을 알 수 있다³⁾. 도상 마르텐사이트는 그 量뿐만 아니라 형태 또한 인성에 영향을 미친다. 즉 냉각속도의 저하와 함께 도상 마르텐사이트는 延伸된 형태로 부터 塊狀의 형태로 변화하며 연신된 형태의 것이 인성에 더 유해하다고 알려져있다. Fig. 6 (A)에 이 두가지 형태의 것을 보여주고 있는데, 괴상의 도상 마르텐사이트는 냉각속도가 더욱 저하함에 따라 (B)에 나타난 것처럼 페라이트와 탄화물로 분해된다.

일반적으로 50kgf/mm²급 Si-Mn강의 용접시에는 상부 베이나이트가 생성되는 입열 이상까지 허용된다. 이것은 상부 베이나이트의 생성에 의한 인성저하가 그렇게 심하지 않고 낮은 항복강도 때문에 취성괴파 방지를 위한 소요 인성치가 낮기 때문이다. 그러나 60kgf/mm²급 이상의 고장력강에서는 용접시

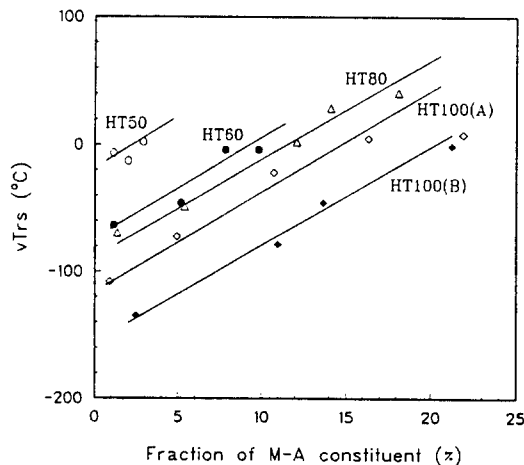


Fig. 5 Variation of HAZ Toughness with Fraction of M-A Constituent³⁾.

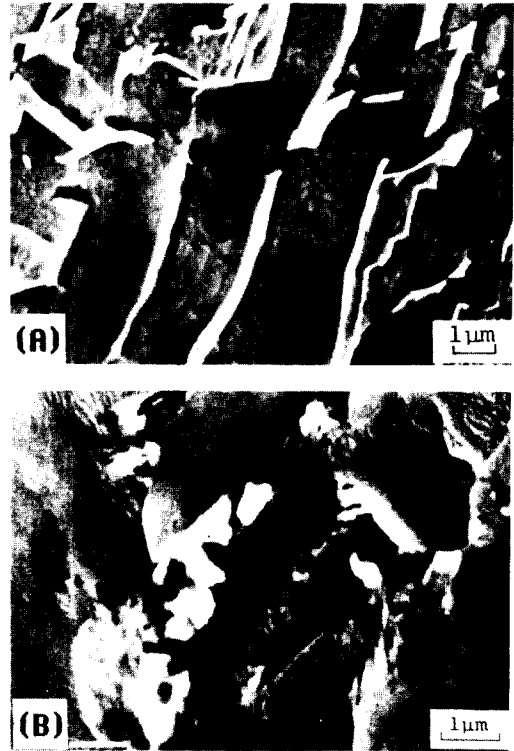


Fig. 6 M-A Constituent with Cooling Rate.

상부 베이나이트가 생성되지 않게끔 엄격히 입열량을 제한하여야 한다.

3. 대입열용접부 인성 저하 대책

대입열용접에 있어서 열영향부 인성 저하를 경감시키기 위해서는 전술한바와 같이 오스테나이트의 결정립 성장을 방지하고 상부 베이나이트 조직의 생성을 억제하여야 한다. 그외에도 인성에 유해한 불순물을 저감시키고 인성을 향상시키는 원소를 첨가하여 基地 자체의 인성을 향상시킬 필요가 있다.

3.1. 석출물에 의한 결정립 성장 억제와 페라이트 변태의 촉진

고온에 있어서 결정립 성장을 위한 구동력, P는 결정립 성장에 따른 입계면적의 감소, 즉 계면에너지의 감소에 해당하는 것으로 다음과 같이 주어진다.

$$P = 2 \gamma / D \dots\dots\dots (3)$$

이때 γ 는 결정입계 계면에너지, D 는 평균입경이다. 만약 반경이 r 이고 체적분율이 f 인 석출물이 존재하면, 이 석출물의 존재에 의한 결정립의 성장억제 힘, I 는 다음과 같이 주어진다.

$$I = 3f \gamma / 2r \dots\dots\dots (4)$$

이 성장억제 힘이 성장의 구동력, P 를 감소시켜 결정립의 성장을 억제하는 것으로, 고온에서 안정한 석출물이 미세하게 많이 분포할수록 결정립 성장이 억제됨을 알 수 있다.

고온에서 안정한 석출물은 이와같이 오스테나이트의 성장을 방지할 뿐만 아니라 냉각시 불균일 핵생성에 의한 페라이트 변태를 촉진시켜 인성에 유해한 상부 베이나이트 생성을 억제한다. 불균일 핵생성때의 자유에너지변화를 고려하면 석출물중 페라이트와 부정합도 (disregistry)가 작은 석출물일수록 페라이트 변태를 촉진시킬것임을 알 수 있다. Table 1은 여러 산화물과 질화물들의 페라이트와의 부정합도를 나타낸것으로 TiN, TiO, MnO · Al₂O₃ (galaxite)등이 부정합도가 작아 페라이트 변태를 촉진시키는 유효한

석출물들임을 알 수 있다⁵⁾. 부정합도이외에 석출물과 오스테나이트와의 열팽창계수의 차이도 불균일 핵생성에 영향을 미치는 인자이다. 일반적으로 오스테나이트는 산화물 및 질화물등의 석출물의 열팽창계수보다 크다. 따라서 냉각도중 열팽창계수의 차이에 의하여 석출물 주위의 오스테나이트 基地에 식 (5)와 같은 국부적인 응력, σ 가 걸리게 된다.

$$\sigma = \phi (\alpha_{mat} - \alpha_{ppt}) \Delta T \dots\dots\dots (5)$$

이때 ϕ 는 재료와 석출물의 형상등에 따른 함수이고 α_{mat} 와 α_{ppt} 는 각각 오스테나이트와 석출물의 열팽창계수이며 ΔT 는 온도변화이다. 따라서 오스테나이트와 석출물의 열팽창계수의 차이가 클수록 국부적인 응력이 크게 되어 페라이트 변태가 촉진됨을 알 수 있다. Fig. 7은 20°C와 600°C 사이에서의 저탄소강과 석출물들의 열팽창계수를 나타낸것으로 BN, AlN등과 오스테나이트의 열팽창계수는 큰 차이가 있음을 알 수 있다^{6,7)}.

이러한 석출물에 의한 페라이트의 불균일 핵생성은 용접금속 (weld metal)에 있어서 針狀 페라이트 (acicular ferrite)의 생성과 관련하여 많은 연구가 수행되어 왔으나, 이 불균일 핵생성 機構 (mechanism)는 열영향부에서도 동일하게 적용할 수 있다. Kana-

Table 1 Orientation Relationship and Planar Disregistry between Several Compounds (n) and Acicular ferrite (a)⁵⁾.

Compound	Crystal Structure	Lattice Parameter(A)			Orientation Relationship	Planar Disregistry
		a _n	b _n	c _n		
TiN	Cubic (NaCl)	4.235	-	-	(100) _n // (100) _a [010] _n // [011] _a	3.8
Ti ₂ O	Hexagonal	2.959	-	4.845	(0001) _n // (111) _a [001] _n // [110] _a	29.3
TiO	Cubic (NaCl)	4.177	-	-	(100) _n // (100) _a [010] _n // [011] _a	3.0
TiO ₂	Tetragonal (SnO ₂)	4.594	-	2.958	(011) _n // (110) _a [010] _n // [110] _a	8.8
B ₂ O ₃	Hexagonal	4.336	-	8.340	(0001) _n // (111) _a [001] _n // [110] _a	5.8
BN	Hexagonal	2.550	-	4.200	(0001) _n // (111) _a [001] _n // [110] _a	37.8
Al ₂ O ₃	Hexagonal (Cr ₂ O ₃)	4.759	-	12.991	(0001) _n // (111) _a [121] _n // [110] _a	16.0
MnO · Al ₂ O ₃	Spinel	8.250	-	-	(100) _n // (110) _a [010] _n // [011] _a	1.8

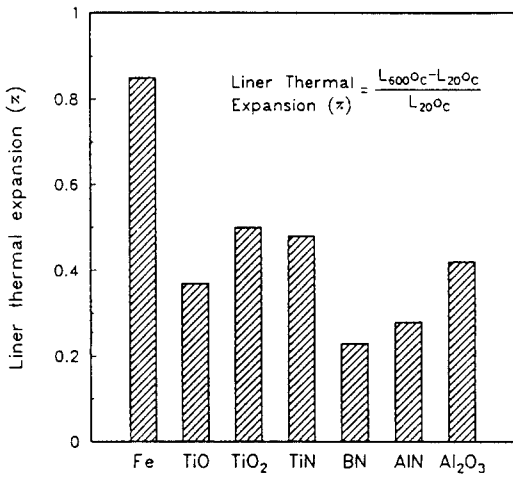


Fig. 7 Liner Thermal Expansion Behavior (from 20 to 600°C) of Several Compounds^{6,7}.

zawa등은⁸⁾ TiN을, Goto등은⁹⁾ BN을 이용하여 대입 열용접을 행하여도 열영향부 인성이 우수한 고장력강의 개발을 보고하고 있다. 한편 최근에는 질화물보다 열역학적으로 더욱 안정한 산화물도 이용하고 있다. Homma등은¹⁰⁾ 1000°C와 1500°C 사이에서 Ti₂O₃의 표준생성자유에너지가 TiN보다 2.1~2.4배 큰 것에 착안하여, Ti₂O₃가 TiN 보다 열싸이클과정중 더욱 안정하여 인성향상에 대단히 효과적이라고 발표하였다. 즉 산소와 질소의 활동도係數 (activity coefficient)가 동일하다고 가정하면 Ti₂O₃와 TiN의 용해도積 (solubility product)은 다음과 같은 관계를 가진다.

$$[Ti]^{2} [O]^{3} = [Ti] [N]^{2.1 \sim 2.4} \dots \dots \dots (6)$$

1450°C에서 TiN의 용해도적이 약 10⁻⁵ 정도이기 때문에 Ti₂O₃의 용해도적은 약 10^{-10 ~ -12} 정도의 아주 작은 값을 나타냄을 알 수 있다. 이외에 산화물과 황화물의 복합석출물의 이용도 시도되고 있다. 中西등은¹¹⁾ Ca 酸硫化物 (oxysulfide)을, 笠松은¹²⁾ Ca과 REM의 산유화물을 이용한 용접열영향부의 인성 향상을 발표하였다. 이들 산유화물은 오스테나이트 결정립 성장을 억제하고 페라이트 변태의 핵으로서 작용함은 물론 인성에 해로운 불순물원소인 유황을 고정하여 基地의 인성을 향상시키는 역할을 한다. 松田등에¹³⁾ 의하면 Ti와 B의 복합첨가에 의하여 형성된 복합석출물 (TiN-MnS-Fe₂₃(C,B)₆)도 냉각과정에

있어서 입내 페라이트 (IFP)의 변태를 촉진시켜 인성을 향상시킨다고 한다.

이상을 요약하면, 모재에 미세분산한 질화물, 산화물, 복합석출물들은 용접 열싸이클과정중 안정하여 오스테나이트 결정립 성장을 억제하며 페라이트·펄라이트 변태를 촉진시킨다. 동시에 이들 석출물들은 인성에 유해한 불순물원소들을 고정하여 基地의 인성을 향상시켜 전체적으로 열영향부의 인성을 향상시키게 된다. 이러한 질화물, 산화물, 복합석출물들의 형성을 위해서는 주로 Ti, Ca, REM, B등의 합금원소가 이용되고 있다.

3.2. 상부 베이나이트 조직 및 도상 마르텐 사이트 형성의 억제

소입성이 높은 調質고장력강에서는 석출물의 분산에 의한 페라이트 변태 촉진보다는 Mn, Ni, Cr, Mo, V등의 합금원소를 첨가하여 소입성을 높여주므로서 열영향부에 있어서 상부 베이나이트 조직의 형성을 억제하고, 동시에 도상 마르텐사이트를 경감시켜 인성을 확보하는 것이 더욱 효과적이다. 그러나 이들 합금원소를 미량 첨가한 경우에는 후술하는 바와 같이 오히려 도상 마르텐사이트를 증가시켜 인성을 해치게 되므로 이 방법은 다량의 합금원소를 첨가하는 80 kgf/mm²급 이상의 강에 주로 사용되어진다. 한편 인장강도 60kgf/mm²급 조질강은 인장강도 50kgf/mm²급강과 동일하게 Ti, B등의 첨가에 의한 석출물의 효과를 이용하든가, 또는 탄소량을 매우 저감시켜 도상 마르텐사이트의 생성을 억제시킴으로써 인성을 향상시킨다. 후자의 경우 탄소량의 감소에 따른 강도저하는 일반적으로 Cu, Ni, Cr, Mo, V의 미량첨가와 B첨가에 의한 소입성 향상 효과로 보완한다.

도상 마르텐사이트는 오스테나이트/페라이트 변태시에 미변태 오스테나이트중에 탄소가 농축된 결과 오스테나이트가 안정화되어 생성되는 것으로, 이를 경감시키기 위해서는 탄소나 오스테나이트 안정화원소인 Mn등을 감소시킬 필요가 있다. 또한 Si의 감소도 도상 마르텐사이트의 저감에 매우 효과적이다. Si는 페라이트 안정화 원소로서 탄화물중에 거의 용해되지 않는다. 따라서 오스테나이트 중의 Si이 적을수록 탄화물의 석출이 촉진되어 도상 마르텐사이트의 생성량이 감소하게 된다. Fig. 8은 인장강도 80 kgf/mm급강의 열영향부 인성에 미치는 Si의 영향을

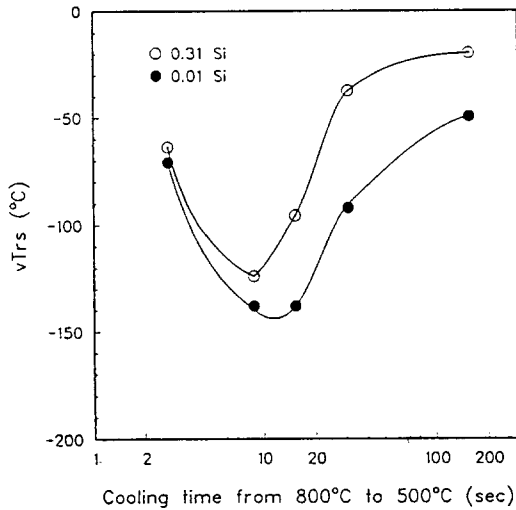


Fig. 8 Effect of Lowering Si Content on the HAZ Toughness in HT80 Steel¹⁴.

나타낸것으로 Si의 감소에 따라 인성이 향상되고 있음을 알 수 있다¹⁴⁾.

4. 맺 음 말

용접능률의 향상을 위한 대입열용접법의 적용은 과도한 입열량으로 인하여 용접부의 인성이 저하한다는 점에서 그 적용에 주의를 요한다. 본 보에서는 대입열용접시 열영향부의 인성 저하의 원인과 그 대책을 강제의 측면에서 검토하였다. 고장력강을 용접하면 입열량이 증가함에 따라 오스테나이트 결정립이 조대화되고 상부 베이나이트와 도상 마르텐사이트가 생성되어 인성이 저하한다. 그 대책으로서는 용접 열사이클과정중 안정한 질화물, 산화물등을 모재에 미세분산시켜 오스테나이트 결정립 성장을 억제하고, 페라이트·펄라이트 변태를 촉진시킨다. 이러한 석출물의 형성을 위해서는 주로 Ti, Ca, REM, B등의 합금원소가 이용된다. 소입성이 높은 調質고장력강에서는 석출물의 분산에 의한 페라이트의 변태 촉진보다는 Mn, Ni, Cr, Mo, V등의 합금원소를 첨가하여 소입성을 높여 인성이 우수한 하부 베이나이트 조직을 형성하든가, 탄소량을 저감시켜 도상 마르텐사이트의 생성을 억제하므로써 인성을 확보한다.

현재 국내에서 제조되고 있는 대입열용접용강중 인장강도 50kgf/mm²급강은 기본적으로 용접부 인성이

우수한 TMCP법으로 제조되며, Ti등을 첨가하여 석출물의 효과를 이용하고 N을 억제하여 기지의 인성을 향상시키는등의 방법을 병용하고 있다. 인장강도 60 kgf/mm²급강은 조절처리에 의하여 제조되며, 50kgf/mm²급강과 같이 Ti, B등의 첨가에 의한 석출물의 효과를 이용하고 있다.

참 고 문 헌

- 1) 井川 博 외: 溶接熱影響部の結晶粒粗大化に関する研究(第1報), 溶接學會誌, Vol. 42 (1973), No. 2, p.46
- 2) 井川 博 외: 溶接熱影響部の結晶粒粗大化にする研究(第4報), 溶接學會誌, Vol. 46 (1977), No. 5, p.270
- 3) 笠松 裕 외: 溶接用高張力鋼の溶接熱影響部の靱性におよぼす島狀マルソサイトの影響, 鐵と鋼, Vol. 65 (1979), No.8, p.1222
- 4) 松田昭一 외: 鋼の強靱性, Climax Molybdenum, 1971, p. 47
- 5) N. Mori 외: Characteristics of Mechanical Properties of Ti-B Bearing Weld Metals, IIW Document II-980-82
- 6) D. Brooksbank, K. W. Andrews: Stress Fields Around Inclusions and Their Relation to Mechanical Properties, Journal of the Iron and Steel Institute, 1972, p. 210
- 7) Y. S. Touloukian: Thermal Expansion, Thermo-physical Properties of Metals, IFI/Plenum, 1977
- 8) S. Kanazawa 외: Development of New Steel for High Heat Input Welding, IIW Document IX-952-76
- 9) 五臓 勇 외: 大入熱溶接性か”優れた船體用高張力鋼(BD鋼)の開発, 川崎製鐵技報, Vol. 9(1977), No. 1·2, p. 29.
- 10) H. Homma 외: Improvement of HAZ Toughness in HSLA Steel by Introducing Finely Dispersed Ti-Oxide, Welding Journal, Oct. (1987), 301S
- 11) 中西 睦夫 외: 窒化物および”酸化物分散による溶接ホ”ット部の靱性改善, 溶接學會誌, Vol. 52 (1983), No.2, p.117
- 12) 笠松 裕 외: 大入熱溶接熱影響部の性におよぼす Ti, Ca, Ceの複合添加の効果, -大入熱溶接

- 用高張力鋼の研究(I)-, 鐵と鋼, Vol. 61 (1975),
No. 4, p. 327
- 13) 松田 昭一: 鋼の合金設計, 金屬, 11月 (1985),
p. 7
- 14) 奥村 敏恵 외: 低Si80キロ高張力鋼の研究, 熔接
學會誌, Vol. 48 (1979), No. 7, p. 542