특 집 : 용접부 강도, 변형 그리고 건전성 평가

후판 용접부 횡균열 발생에 미치는 경화조직의 영향

이 해 우·강 성 원·이 제 명

Effect of Susceptible Microstructure Depends on Transverse Cracks in Thick Steel Weldments

Hae-Woo Lee, Sung-Won Kang and Jae-Myung Lee

1. 서 론

구조물의 대형화에 따라 사용 강재도 점점 후판화 되는 추세이며 후판은 박판에 비해 상대적으로 냉각 속도가 빠르고 작용하는 구속응력이 크기 때문에 용접부에 균열 발생이 쉬워진다[1-4].

균열은 발생 온도에 따라 크게 고온균열과 저온균열로 구분되는데, 고온균열의 대표적인 균열로는 응고균열(solidification crack)과 액화균열(liquation crack) 등이 있다. 액화균열은 주로 용접 열영향부에서 결정립계를 따라 형성된 입계편석(grainboundary segregation) 때문에 발생된다고 알려져 있으며, 응고균열은 FeS 같은 저융점 개재물의 영향으로 발생되는 균열로 주로 용접부 초청에서 흔히 발생되는 균열이다. 반면 저온균열의 대표적인 횡균열은 용접선에 수직인 방향으로 용접 직후 또는 일정 시간이 지난뒤에 발생되는데 이와같이 저온균열은 용접부에 수소가 유입되어 응력 집중부나 비금속 개재물 주위에 집중되어 재료의 연성이 극히 낮아져 발생되는 지연균열인 것이다[5,6].

Fig. 1처럼 저온균열의 기본적 발생 요인으로는 용접부에 나타나는 경화조직과 용접 시 유입되는 확산성 수소량 및 용접부가 냉각되는 동안 발생되는 구속응력에 영향을 받는다. 즉, 저온균열은 용접부에 발생되는 구속응력이 경화조직 및 확산성 수소량의 상관 관계에 의해 결정되는 재료의 저항력 즉 균열발생 한계응력보다 클 때 발생된다고 볼 수 있다[7].

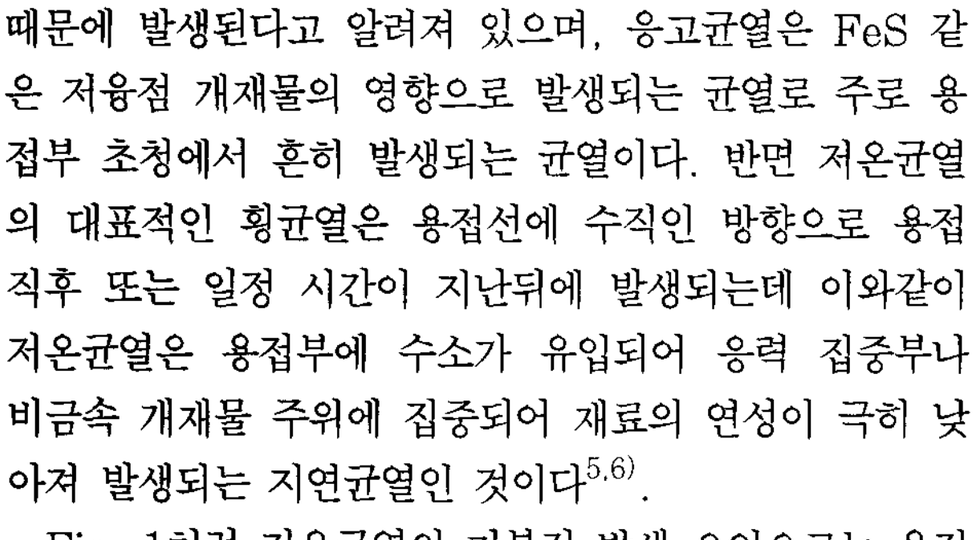

Fig. 1 Mechanism of cold crack

앞에서 언급했듯이 횡균열 발생요인으로 경화조직, 확산성수소량 및 잔류응력에 의해 영향을 받는다. 우선 본 보고서는 경화조직이 횡균열 발생에 미치는 영향에 대하여 고찰하고자 한다. 조직적 측면에서 마르텐사이트와 같은 경화조직은 수소 유기 균열(Hydrogen assisted cracking)에 매우 민감하게 작용한다고 알려져 있으며 경화조직에 영향을 미치는 요인으로는 용접봉의 화학조성, 모재의 조성, 플럭스 조성 및 보호가스 등이 있다[8,9].

2. 경화조직에 영향을 미치는 요인

2.1 합금원소의 영향

용접부의 화학 조성은 용접봉의 종류, 모재, 플럭스 및 보호가스등으로 결정되며 모재와 유사한 화학조성과 강도 및 인성을 갖는 것이 바람직하다.

합금원소를 첨가하였을때 상태도의 오스테나이트의 영역을 확대시키는 원소를 오스테나이트 안정화원소(Austenite stabilization element)라 하며 C, N, Mn, Ni, Cu, Zn등이 여기에 속한다[10]. 이러한 원소들은 베이나이트 및 마르텐사이트 영역을 넓게 만들어 쉽게 저온 생성물은 변태함으로써 용접부의 경도를 향상시킨다. 특히, Ni은 강도는 크게 증가시키지 않은 반면 침상페라이트(Acicular ferrite)량을 증가시켜 인성을 높일 목적으로 사용되는 대표적인 원소이다. 페라이트 안정화원소(Ferrite stabilization element)로는 Cr, Mo, Si, Al, Ti, Nb등이 여기에 속한다. Liu[11]는 HSLA강(High Strength Low Alloy,저합금 고장력강)에서 탄화물, 질화물 및 비금속 개재물의 형태를 Table 1에 나타내었으며 용착금속에 Al의 함량이 증가함에 따라 비금속 개재물에서의 Al함량도 증가한다는 연구결과를 발표하였다.

Table 1 Summary of the non-metallic inclusion most commonly found in HSLA steels

Element	Carbide	Nitride	Non-metallic inclusions
Fe	Fe_3C	-	FeO, FeS
Si	-	Si_3N_4	SiO_2, (Fe, Mn)O-SiO_2, Al_2O_3-SiO_2, (Fe, Mn)O-Al_2O_3-SiO_2, CaO-Al_2O_3-SiO_2
Mn	-	-	(Mn, Fe)O, MnO-SiO_2, (Mn, Fe)S
P	-	-	-
S	-	-	Sulfides
Ni	-	-	-
Cr	Cr_7C_3	Cr_2N	Cr_XO_Y, (Fe, Mn)O · Cr_2O_3
Mo	Mo_2C Mo_6C $Mo_{23}C$	Mo_2N	-
Ti	TiC	TiN	Ti_XO_Y, (Fe, Mn)O · Ti_XO_Y, TiO, TiS, Ti_3S_4, $Ti_4(C, N)_2S_2$
V	VC	VIN	FeV_2O_4, V_2O_3, VO
Nb	NbC	NbN	$FeNb_2O_6$, NbO_2
Al		AlN	Al_2O_3, (Fe, Mn)O Al_2O_3, CaO, Al_2O_3, Al_XON_Y
Ca			CaO-Al_2O_3-SiO_2, CaS

Cr, Mo는 페라이트 안정화 원소로 쉽게 고온 변태 생성물을 얻을 것 같지만 실제로는 초석페라이트(Proeutectoid ferrite)보다 침상페라이트를 더 많이 생성시켜 인성을 증가시킨다. 이와 같은 이유는 Cr과 Mo가 강력한 탄화물을 형성함으로써 결정립 내부의 고농도 핵생성 자리를 증가시켜 침상페라이트 생성을 촉진하기 때문이며 질화물 형성 원소인 Nb, V, Ti, Al은 초석페라이트의 생성을 억제하고 침상페라이트 및 베이나이트 생성을 촉진한다고 알려져 있다. 바나듐은 800℃ 이하에서 VN을 형성하여 초석페라이트 성장을 방해하고 침상페라이트 형성을 촉진하지만 너무 많이 첨가할 경우 강도 증가뿐만 아니라 확산속도가 늦어져 저온변태 생성물을 만든다.

니오비움(Nb)은 약 1000℃이하에서 NbC를 형성하여 오스테나이트-페라이트계면에 석출하여 초석 페라이트 성장을 방해하고 침상페라이트 생성을 촉진하지만 너무 많이 첨가할 경우 저온 변태 생성물인 베이나이트 변태를 조장한다.

티타늄은 강력한 페라이트 안정화 원소로써 금속 내부에 존재하는 N등과 쉽게 결합하여 TiN을 형성함으로써 결정립내의 고농도 핵생성자리를 증가시켜 침상페라이트 생성을 촉진한다.

Brownlee[13]등은 용착금속에서 합금원소와 침상페라이트량과의 관계를 연구하였는데 Al 및 Ti량이 증가하면 침상페라이트도 증가한다는 사실을 알았으나 이들 합금원소가 0.25wt%이상 첨가한 경우에는 합금원소량이 증가할수록 오히려 침상페라이트량이 감소하여 충격특성을 저하시킨다고 발표하였다. C-Mn강에 있어 S가 경도에 미치는 영향을 고찰한 Fig. 2는 Hart[13]에 의

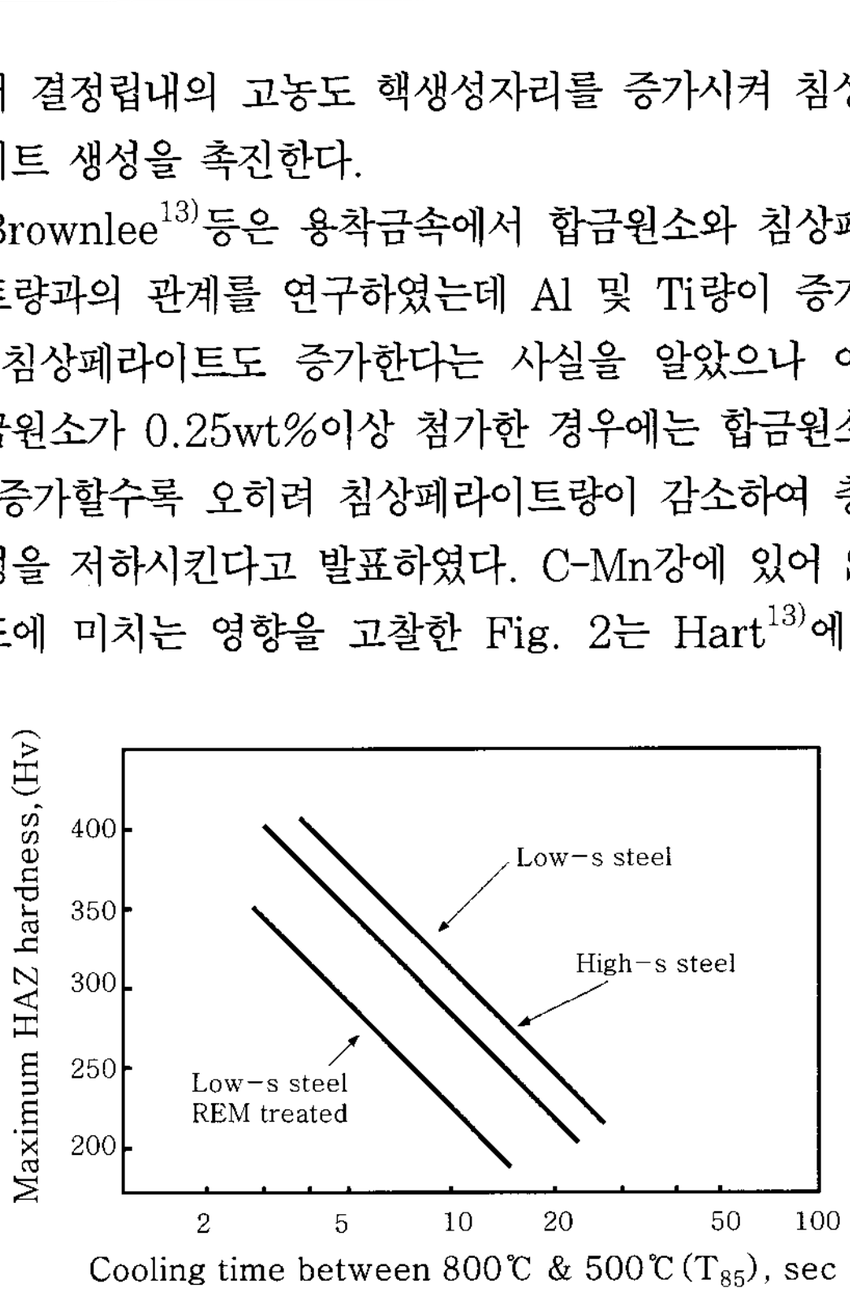

Fig. 2 Comparison of HAZ hardenabilities of low sulphur, high sulphur REM treated steel

해 제안되었는데 S가 감소함에 따라 경도값이 증가하는 경향을 나타내었다. Yamamoto[14]등도 페라이트 핵생성에 있어 S의 영향을 설명하였는데 황화물은 대부분 MnS로 석출되며 석출되는 과정에서 S의 주위에 Mn은 고갈되는 결과를 가져와 석출물 주위에 탄소확산을 촉진하며 페라이트 핵생성을 증가시키는 역할을 한다고 설명하였다.

Okumura[15]는 C-Mn강에 있어 S의 함량을 0.030에서 0.001로 감소시켰을때 실제로 열영향부 경화능이 증가하는 것을 확인하였으며, Ni이 첨가된 강에서는 이러한 현상이 나타나지 않아 경도값 증가현상은 일어나지 않았다고 발표하였다.

Table 2는 지금까지 제안된 탄소당량식중 중요한 식과 자주 이용 되어지는 식을 나타내었다.

탄소당량식은 합금원소와 용도에 따라 크게 4부분으로 구별되는데 A그룹은 Mn의 계수를 1/6으로 계산한 특징이 있다. 전세계적으로 가장 폭넓게 사용되고 있는 CE_{IIW}는 국제용접학회(IIW)에서 공인한 식으로써 Dearden과 O'neill[16]이 제안한 것을 일부 변형한 탄소당량식이다.

Kihara[17]등으로부터 제안된 CE_{WES}는 저합금 중탄소강에 적합하나 저탄소, 저합금강에서 적절치 않은 탄소당량식이다.

Pcm, CE_{HLSA} 및 CE_{PLS}를 포함한 그룹 C에서는 Mn의 계수를 1/16 또는 1/20로 계산하였으며 탄소가 다른 합금에 비해 더 중요한 변수가 됨을 알 수 있다.

Pcm은 자구속 균열 감수성 시험을 기본으로 하여 만들어진 식으로써 저탄소 저합금강에 적합하며 CE_{PLS}는 기본적으로 탄소함유량이 낮은 라인파이트강과 같이 냉각속도가 빠른 경우에 이용되고 있다.

B그룹은 A와 C그룹의 중간정도의 탄소당량식으로 Mn의 계수를 1/10으로 계산한 특징이 있으며 D그룹의 식들은 탄소 및 합금의 량에 크게 영향을 받지 않고 대부분 강중에 사용이 가능하도록 제안된 식이다. 동일한 강재라 할지라도 적용하는 식에따라 탄소당량이 현저히 차이가 남을 알 수 있는데 강재 화학조성, 용접부 두께 및 개선형태에 따라 적절한 식을 사용하는것이 바람직하다.

2.2 냉각속도(Cooling rate) 영향

용접부의 적정 냉각속도는 다음과 같이 중요한 역할을 한다.

(1) 경화조직인 마르텐사이트 생성을 억제함으로서 균열방지 효과

Table 2 Proposed carbon equivalents for assessing weldability

Group	Equation
A	$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu+Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5}$ $CE_{WES} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$ $CE_{winterton} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{10} - \frac{Mo}{50} + \frac{V}{10}$ $CE_{stout} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo}{10}$ $CE_{Cottrell} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{3} + \frac{Nb}{4C} + \frac{0.0001}{S}$
B	$CE_{DnV} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{10} + \frac{Ni+Cu}{40} + \frac{Cu}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$ $P_n = C + \frac{Si}{20} + \frac{Mn}{10} + \frac{4P}{3} + \frac{Cu}{20} + \frac{Cr}{30} + \frac{Mo}{20}$
C	$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$ $CE_{HSLA} = C + \frac{Mn}{16} - \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{5} + \frac{V}{9}$ $CE_{PLS} = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn}{16} + \frac{Cu}{16} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{40} + \frac{V}{15}$
D	$CEN = C + A(C)\left(\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} + 5B\right)$ $where\ A(C) = 0.75 + 0.25\tanh[C - 0.12)]$

(2) 용착금속 또는 열영향부에서 빠른 야금학적 반응을 유도

(3) 용접금속에서 조대한 수지상정(dendrite) 생성 억제

Adams[18]는 박판과 후판에서의 냉각속도를 연구 하였는데 냉각속도는 다음 조건에 따라 정해진다고 설명하였다.

(1) 용접부 두께와 개선 형태

(2) 용접전 모재의 온도

(3) 용접입열

(4) 예열상태

또한, 용접부 두께에 따른 냉각속도를 다음 두 식으로 계산 하였는데

1) 박판에서의 냉각속도(S)

$$S = 2\pi K\rho c\left(\frac{t}{Hn}\right)^2 (Ti - To)^3$$

2) 후판에서의 냉각속도는

$$S = \frac{2\pi K(Ti - To)^2}{Hn}$$

Ti : 냉각속도를 측정하고자 하는 온도

To : 용접전 용접부 온도

Hn = 순수 용접입열

$$Hn = f_1 EI/V$$

여기서, f_1 : 아크 효율,

SAW : 1.0

$FCAW$: 0.9

$SMAW$: 0.9

$GTAW$: 0.7

K = 열전도율 (탄소강:0.028J/mm.S.℃)

ρc = 체적열량 (탄소강:0.0044J/mm^3.℃)

V = 용접속도, E = 전압, I = 전류

Hn 800J/mm의 플럭스 코어드 아크용접시 두께에 따른 냉각속도를 알아보기 위하여 3mm와 25mm강재에 있어 변태가 완료되는 500℃에서의 냉각속도를 계산하였는데,

i) 3mm인 경우

S = 1.66℃/S (at 500℃)

ii) 25mm인 경우

S = 49.5℃/s (at 500℃)

위 결과에서 나타나듯이 냉각속도가 강재 두께에 따라 현저한 차이가 있으며 후판이 될수록 냉각속도가 빨라짐을 알 수 있다.

Fig. 3[19]은 36kgf/mm^{2}급의 항복강도를 가진 as-rolled강, normalized강 및 TMCP강에 있어서 냉각속도를 달리하였을때 용접부의 최고 경도값을 도식화한 그래프이다. 냉각속도가 빠를수록 높은 경도분포를 나타내고 있으며 제어압연으로 제조된 TMCP강재가 as-rolled강재나 normalized 강재보다 냉각속도에 따른 경도값의 영향을 적게 받는것으로 나타나고 있는데 이는 낮은 탄소당량(Carbon equivalent)의 영향으로 경화조직 생성이 상대적으로 어렵기 때문이다.

즉, 냉각속도는 용접조건, 용접입열 및 예열온도에 영향을 받으며 냉각속도에 따라 오스테나이트에서 변태되는 조직이 달라진다. 임계냉각 속도보다 더 빨리 냉각될 때에는 100% 마르텐사이트 변태를 하지만 임계냉각 속도보다 늦은 경우 베이나이트 및 펄라이트 변태를 한다.

용접부가 100% 마르텐사이트 변태시 용접부 경도값(Hv)는 주로 탄소성분에 영향을 받는데, 다음 식으로 경도값을 추정할 수 있다.

$$Hv = 835 \times C(\%) + 287$$

Fig. 4[20]은 저합금강에 대한 연속냉각곡선(Continuous cooling transformation curve)이다. 냉각속도가 느린 경우 다각형 페라이트와 펄라이트 영역을 지나는 반면 중간정도의 냉각속도에서는 90% 이상의 침상페라이트를 얻을 수 있으며 냉각속도가 빠른 경우에는 침상페라이트 대신 베이나이트 또는 위드만스테턴 조직이 생성된다.

용접부가 냉각 도중 오스테나이트가 페라이트로 변태

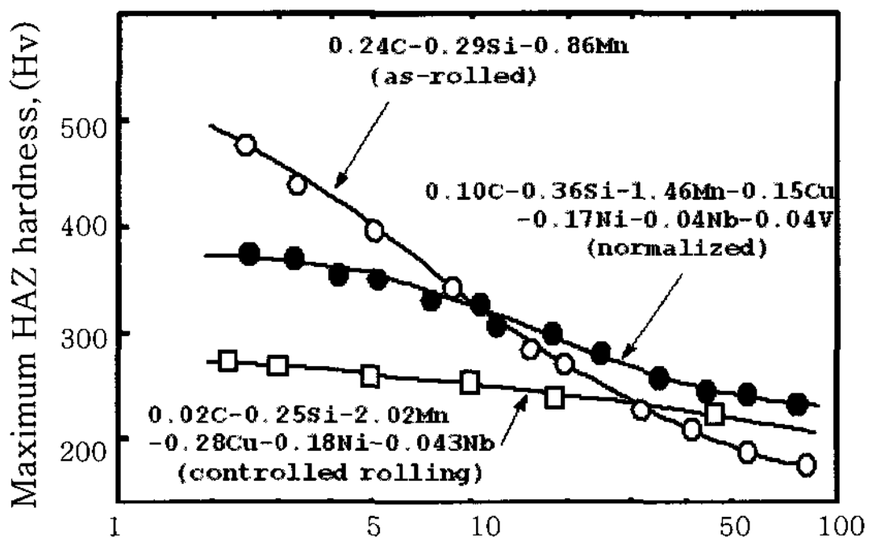

Fig. 3 Change in HAZ hardness of 360 MNm-2 yield strength steel

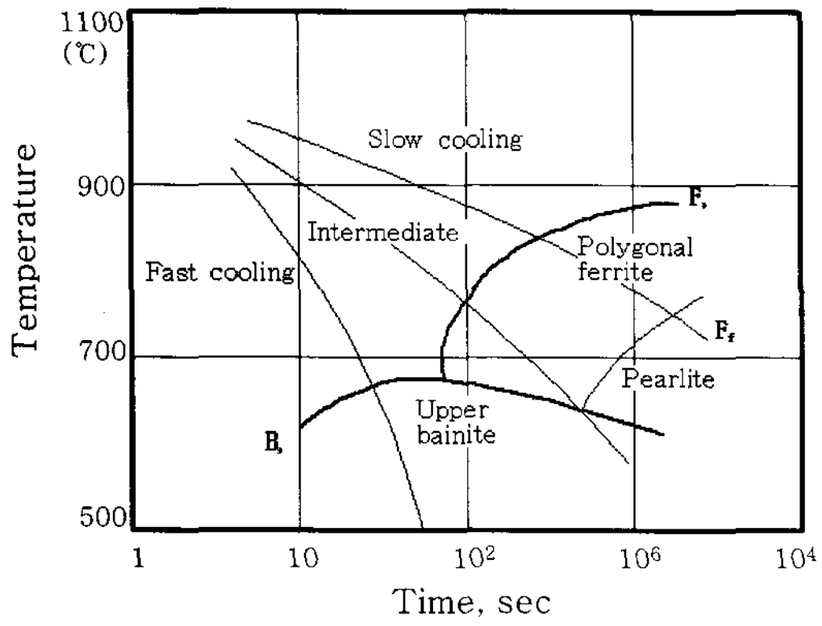

Fig. 4 CCT diagram for a low-alloy steel

되면 첫 변태생성물은 주상정(columnar)의 구오스테나이트 입계(Prior austenite grainboundary)에서 결정입계 페라이트(grainboundary ferrite)가 변태온도 800~700℃에서 생성되며 이를 흔히 페라이트, 다각형 페라이트, 블로키페라이트 또는 초석페라이트라 한다.

용접부가 더욱 낮은 온도로 냉각되면 결정입계 페라이트로부터 위드만스테턴 FSP(ferrite side plate)가 핵 생성되어 긴 침상 래쓰(lath)들이 오스테나이트 입내로 돌출한다. 이 페라이트 래쓰들은 약 750-600℃ 범위에서 생성된다. 이들 결정입계 페라이트와 FSP를 primary 페라이트라고 한다.

용접부가 600~500℃범위로 냉각되면 침상페라이트가 결정입내에 생성되며 이 침상페라이트의 폭은 1-3㎛ 정도의 미세한 크기로 결정입내에 상호연결되어 있다.

지금까지 변태하지 못한 잔류 오스테나이트는 베이나이트, 마르테사이트 및 펄라이트로 변태된다[21-23].

3. 맺 음 말

저온균열인 횡균열 발생의 주요 인자인 경화조직은 합금원소와 용접부 냉각속도에 좌우된다. 용접부 경화조직 생성을 최소화하기 위해서는 탄소당량을 낮추고 용접 전 규정된 온도로 예열을 실시함으로서 마르텐사이트 및 베이나이트 같은 경화조직을 억제할 수 있다.

참 고 문 헌

1. H. W. Lee, S. W. Kang, A study on transverse weld cracks in thick steel plate wih the FCAW process, American Welding Society, Welding Journal, 503-510, 1998
2. H. W. Lee, S.W. Kang, The relationship between residual stresses and transverse weld cracks in thick steel plate, American Welding Society, Welding Journal, 225-230, 2003
3. American Welding Society, Welding Handbook, **Vol. 1**(8th), 368, 1987
4. ASM Handbook Committee, Metal Handbook(Ninth Edition), **Vol. 6**, 129~130, 1973
5. E. G. Signes and P. Howe, Hydrogen-Assisted Cracking in High Strength Pipeline Steel, Welding Journal, 163~170, August 1997
6. Takahashi Yatake and Nobutaka Yurioka, Studies on delayed Cracking in Steel Weldments, Journal of Welding Society, **Vol. 3**, 75~80, 1981
7. R. Vasudevan, R.D. Stout and A.W. Pense, Welding Journal, **Vol. 60(9)**, 155~168, 1981
8. 熔接金屬の橫割れに關する硏究, 生駒 勉, JSSC, Vol. 10, **No. 101**, 40~54, 1975
9. N. Yurioka et al, Studies on delayed Cracking in Steel Weldment, J. of JWS, **Vol. 48**, 1028~1033, 1979
10. G.Krauss, Principle of Heat Treatment of Steel, 10~13, 1980
11. S. Liu, The Role of Non—Metallic Inclusions in Controlling Weld Metal Microstructure in Niobium Microalloyed Steels, Colorado School of Mines Ph. D Thesis, 1986
12. Brownlee, Effect of Aluminum and Titanium on the Microstructure and Properties of Microalloyed Steel Weld Metal, 245~250, 1986
13. P. H. M. Hart, In Proc. Int. Conf. Trends in Steels and consumables, The Welding Institute, London, Nov. 1978
14. K. Yamamoto, S. Matsuda, T. Haze and R. Chijiwa, Residual and Unspecified Elements in Steel, American Society for Testing and Material, 1987
15. M. Okumura, N. Yurioka and T. Kasuya, Effect of Cleanless of Steel on Its Hardenability, IIW Doc, 1459~1487, 1987
16. J. Dearden and H. O. Neill, Trans. Inst. Weld, 203~214, Mar. 1940
17. H. Kihara, H. Suzuki and Y. Kanatani, NRIM Rep., 39~64, 1959
18. Adams, Cooling Rates and Peak Temperatures in Fusion Welding, Welding Journal Research Supplement, 210~215, 1958
19. N.Yurioka, Mater. Des., 154~171, 1985
20. ASM Handbook Committee, Metal Handbook(Ninth Edition), **Vol. 6**, 39, 1973
21. Ito, Y., Nakanishi, M. and Komizo. Y., Effect of Oxygen on Low Carbon Steel Weld Metal, Metal Construction, **61-9**, 472-478, 1982
22. Evans, G. M., The Effect of Manganese on the Microstructure and Properties of Weld Metal Deposits, Welding Journal, **59-8**, 67-68, 1980
23. Dolby, R. E., Factors Controlling Weld Toughness-The Present Part 2 Weld Metal, Weld. Inst. Res. Rep 14, 86-87, 1979

• 이해우(李海雨)
• 1963년생
• 동아대학교 신소재공학과
• 용접균열, 용접불량 원인규명
• e-mail : hwlee@dau.ac.kr

• 이제명 (李帝明)
• 1969년생
• 부산대학교 조선해양공학과
• 용접강도, 손상해석
• e-mail : jaemlee@pusan.ac.kr

• 강성원(康聖原)
• 1946년생
• 부산대학교 조선해양공학과
• 용접강도, 용접부 피로 손상해석
• e-mail : swkang@pusan.ac.kr