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 되 는 추세이며 후판은 박판에 비해 상대적으로 냉각 속도 가 빠르고 작용하는 구속응력이 크기 때문에 용접부에 균열 발생이 쉬워진다¹⁻⁴⁾.

균열은 발생 온도에 따라 크게 고온균열과 저온균열 로 구분되는데, 고온균열의 대표적인 균열로는 응고균 열(solidification crack)과 액화균열(liquation crack) 등이 있다. 액화균열은 주로 용접 열영향부에서 결정립계 를 따라 형성된 입계편석(grainboundary segregation) 때문에 발생된다고 알려져 있으며, 응고균열은 FeS 같 은 저융점 개재물의 영향으로 발생되는 균열로 주로 용 접부 초청에서 흔히 발생되는 균열이다. 반면 저온균열 의 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 낮 아져 발생되는 지연균열인 것이다^{5.6)}.

Fig. 1처럼 저온균열의 기본적 발생 요인으로는 용접 부에 나타나는 경화조직과 용접 시 유입되는 확산성 수 소량 및 용접부가 냉각되는 동안 발생되는 구속응력에 영향을 받는다. 즉, 저온균열은 용접부에 발생되는 구 속응력이 경화조직 및 확산성 수소량의 상관 관계에 의



Fig. 1 Mechanism of cold crack

해 결정되는 재료의 저항력 즉 균열발생 한계응력보다 클 때 발생된다고 볼 수 있다⁷⁾.

앞에서 언급했듯이 횡균열 발생요인으로 경화조직, 확산성수소량 및 잔류응력에 의해 영향을 받는다. 우선 본 보고서는 경화조직이 횡균열 발생에 미치는 영향에 대하여 고찰하고자 한다. 조직적 측면에서 마르텐사이 트와 같은 경화조직은 수소 유기 균열(Hydrogen assisted cracking)에 매우 민감하게 작용한다고 알려 져 있으며 경화조직에 영향을 미치는 요인으로는 용접 봉의 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 속한다¹⁰⁾. 이러한 원소 들은 베이나이트 및 마르텐사이트 영역을 넓게 만들어 쉽게 저온 생성물은 변태함으로써 용접부의 경도를 향 상시킨다. 특히, Ni은 강도는 크게 증가시키지 않은 반 면 침상페라이트(Acicular ferrite)량을 증가시켜 인성 을 높일 목적으로 사용되는 대표적인 원소이다. 페라이 트 안정화원소(Ferrite stabilization element)로는 Cr, Mo, Si, Al, Ti, Nb등이 여기에 속한다. Liu¹¹⁾ 는 HSLA강(High Strength Low Alloy,저합금 고장 력강)에서 탄화물, 질화물 및 비금속 개재물의 형태를 Table 1에 나타내었으며 용착금속에 Al의 함량이 증가 함에 따라 비금속 개재물에서의 Al함량도 증가한다는 연구결과를 발표하였다.

Element	Carbide	Nitride	Non-metallic inclusions
Fe	Fe ₃ C	-	FeO, FeS
Si	_	Si ₃ N ₄	SiO ₂ , (Fe, Mn)O-SiO ₂ , Al ₂ O ₃ -SiO ₂ , (Fe, Mn)O-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ , CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂
Mn	-	-	(Mn, Fe)O, MnO-SiO ₂ , (Mn, Fe)S
Р	-	-	-
S	-	-	Sulfides
Ni	-	-	-
Cr	Cr_7C_3	Cr ₂ N	Cr_XO_Y , (Fe, Mn)O \cdot Cr_2O_3
Мо	Mo ₂ C Mo ₆ C Mo ₂₃ C	Mo ₂ N	_
Ti	TiC	TiN	$\begin{array}{l} {\rm Ti}_X{\rm O}_Y, \ ({\rm Fe}, \ {\rm Mn}){\rm O} \ \cdot \ {\rm Ti}_X{\rm O}_Y, \\ {\rm Ti}{\rm O}, \ {\rm Ti}{\rm S}, \ {\rm Ti}_3{\rm S}_4, \\ {\rm Ti}_4({\rm C}, \ {\rm N})_2{\rm S}_2 \end{array}$
V	VC	VIN	FeV ₂ O ₄ , V ₂ O ₃ , VO
Nb	NbC	NbN	FeNb ₂ O ₆ , NbO ₂
Al		AlN	Al ₂ O ₃ , (Fe, Mn)O Al ₂ O ₃ , CaO, Al ₂ O ₃ , Al _x ON _Y
Ca			CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ , CaS

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

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 고 농도 핵생성 자리를 증가시켜 침상페라이트 생성을 촉 진하기 때문이며 질화물 형성 원소인 Nb, V, Ti, Al은 초석페라이트의 생성을 억제하고 침상페라이트 및 베이 나이트 생성을 촉진한다고 알려져 있다. 바나듐은 800℃ 이하에서 VN을 형성하여 초석페라이트 성장을 방해하 고 침상페라이트 형성을 촉진하지만 너무 많이 첨가할 경우 강도 증가뿐만 아니라 확산속도가 늦어져 저온변 태 생성물을 만든다.

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

티타늄은 강력한 페라이트 안정화 원소로써 금속 내 부에 존재하는 N등과 쉽게 결합하여 TiN을 형성함으 로써 결정립내의 고농도 핵생성자리를 증가시켜 침상폐 라이트 생성을 촉진한다.

Brownlee¹³⁾ 등은 용착금속에서 합금원소와 침상폐라 이트량과의 관계를 연구하였는데 Al 및 Ti량이 증가하 면 침상폐라이트도 증가한다는 사실을 알았으나 이들 합금원소가 0.25wt%이상 첨가한 경우에는 합금원소량 이 증가할수록 오히려 침상폐라이트량이 감소하여 충격 특성을 저하시킨다고 발표하였다. C-Mn강에 있어 S가 경도에 미치는 영향을 고찰한 Fig. 2는 Hart¹³⁾에 의



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

Journal of KWJS, Vol. 26, No. 3, June, 2008

해 제안되었는데 S가 감소함에 따라 경도값이 증가하는 경항을 나타내었다. Yamamoto¹⁴⁾등도 페라이트 핵생 성에 있어 S의 영향을 설명하였는데 황화물은 대부분 MnS로 석출되며 석출되는 과정에서 S의 주위에 Mn은 고갈되는 결과를 가져와 석출물 주위에 탄소확산을 촉 진하며 페라이트 핵생성을 증가시키는 역할을 한다고 설명하였다.

Okumura¹⁵⁾는 C-Mn강에 있어 S의 함량을 0.030 에서 0.001로 감소시켰을때 실제로 열영향부 경화능이 증가하는 것을 확인하였으며, Ni이 첨가된 강에서는 이 러한 현상이 나타나지 않아 경도값 증가현상은 일어나 지 않았다고 발표하였다.

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

탄소당량식은 합금원소와 용도에 따라 크게 4부분으 로 구별되는데 A그룹은 Mn의 계수를 1/6으로 계산한 특징이 있다. 전세계적으로 가장 폭넓게 사용되고 있는 CE_{IIW}는 국제용접학회(IIW)에서 공인한 식으로써 Dearden 과 O'neill¹⁶이 제안한 것을 일부 변형한 탄소당량식이다.

Kihara¹⁷⁾등으로부터 제안된 CE_{WES}는 저합금 중탄 소강에 적합하나 저탄소, 저합금강에서 적절치 않은 탄 소당량식이다. 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 만 들어진 식으로써 저탄소 저합금강에 적합하며 CE_{PLS}는 기본적으로 탄소함유량이 낮은 라인파이트강과 같이 냉 각속도가 빠른 경우에 이용되고 있다.

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

2.2 냉각속도(Cooling rate) 영향

용접부의 적정 냉각속도는 다음과 같이 중요한 역할 을 한다.

 (1) 경화조직인 마르텐사이트 생성을 억제함으로서 균열방지 효과

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

 Table 2
 Proposed carbon equivalents for assessing weldability

7

- (2) 용착금속 또는 열영향부에서 빠른 야금학적 반응 을 유도
- (3) 용접금속에서 조대한 수지상정(dendrite) 생성 억제

Adams¹⁸⁾는 박판과 후판에서의 냉각속도를 연구 하 였는데 냉각속도는 다음 조건에 따라 정해진다고 설명 하였다.

- (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

 $Hn = f_1 E I / V$

여기서, f₁ : 아크 효율, SAW : 1.0 FCAW : 0.9 SMAW : 0.9 GTAW : 0.7 K = 열전도율 (탄소강:0.028J/mm.S.℃) pc = 체적열량 (탄소강:0.0044J/mm³.℃) V = 용접속도, E = 전압, I = 전류

Hn 800J/mm의 플럭스 코어드 아크용접시 두께에 따른 냉각속도를 알아보기 위하여 3mm와 25mm강재 에 있어 변태가 완료되는 500℃에서의 냉각속도를 계 산하였는데,

i) 3mm인 경우 S = 1.66℃/S (at 500℃) ii) 25mm인 경우 S = 49.5℃/s (at 500℃) 위 결과에서 나타나듯이 냉각속도가 강재 두께에 따 라 현저한 차이가 있으며 후판이 될수록 냉각속도가 빨 라짐을 알 수 있다.

Fig. 3¹⁹⁾은 36kgf/mm²급의 항복강도를 가진 asrolled장, normalized장 및 TMCP강에 있어서 냉각 속도를 달리하였을때 용접부의 최고 경도값을 도식화한 그래프이다. 냉각속도가 빠를수록 높은 경도분포를 나 타내고 있으며 제어압연으로 제조된 TMCP강재가 asrolled강재나 normalized 강재보다 냉각속도에 따른 경도값의 영향을 적게 받는것으로 나타나고 있는데 이 는 낮은 탄소당량(Carbon equivalent)의 영향으로 경 화조직 생성이 상대적으로 어렵기 때문이다.

즉, 냉각속도는 용접조건, 용접입열 및 예열온도에 영향을 받으며 냉각속도에 따라 오스테나이트에서 변태 되는 조직이 달라진다. 임계냉각 속도보다 더 빨리 냉 각될 때에는 100% 마르텐사이트 변태를 하지만 임계 냉각 속도보다 늦은 경우 베이나이트 및 펄라이트 변태 를 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. 4²⁰⁾은 저합금강에 대한 연속냉각곡선(Continuous cooling transformation curve)이다. 냉각속도가 느 린 경우 다각형 페라이트와 펄라이트 영역을 지나는 반 면 중간정도의 냉각속도에서는 90% 이상의 침상페라 이트를 얻을 수 있으며 냉각속도가 빠른 경우에는 침상 페라이트 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

Journal of KWJS, Vol. 26, No. 3, June, 2008



Fig. 4 CCT diagram for a low-alloy steel

되면 첫 변태생성물은 주상정(columnar)의 구오스테 나이트 입계(Prior austenite grainboundary)에서 결정입계 페라이트(grainboundary ferrite)가 변태온 도 800~700℃에서 생성되며 이를 흔히 페라이트, 다 각형 페라이트, 블로키페라이트 또는 초석페라이트라 한다.

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

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

지금까지 변태하지 못한 잔류 오스테나이트는 베이나 이트, 마르테사이트 및 펄라이트로 변태된다²¹⁻²³⁾.

3. 맺음말

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

참 고 문 헌

- 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

- American Welding Society, Welding Handbook, Vol. 1(8th), 368, 1987
- ASM Handbook Committee, Metal Handbook(Ninth Edition), Vol. 6, 129~130, 1973
- E. G. Signes and P. Howe, Hydrogen-Assisted Cracking in High Strength Pipeline Steel, Welding Journal, 163~170, August 1997
- Takahashi Yatake and Nobutaka Yurioka, Studies on delayed Cracking in Steel Weldments, Journal of Welding Society, Vol. 3, 75~80, 1981
- R. Vasudevan, R.D. Stout and A.W. Pense, Welding Journal, Vol. 60(9), 155~168, 1981
- 榕接金屬の横割れに關する研究, 生駒 勉, JSSC, Vol. 10, No. 101, 40~54, 1975
- N. Yurioka et al, Studies on delayed Cracking in Steel Weldment, J. of JWS, Vol. 48, 1028~1033, 1979
- G.Krauss, Principle of Heat Treatment of Steel, 10~ 13, 1980
- 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
- Brownlee, Effect of Aluminum and Titanium on the Microstructure and Properties of Microalloyed Steel Weld Metal, 245~250, 1986
- P. H. M. Hart, In Proc. Int. Conf. Trends in Steels and consumables, The Welding Institute, London, Nov. 1978
- K. Yamamoto, S. Matsuda, T. Haze and R. Chijiwa, Residual and Unspecified Elements in Steel, American Society for Testing and Material, 1987
- M. Okumura, N. Yurioka and T. Kasuya, Effect of Cleanless of Steel on Its Hardenability, IIW Doc, 1459~1487, 1987
- J. Dearden and H. O. Neill, Trans. Inst. Weld, 203~214, Mar. 1940
- H. Kihara, H. Suzuki and Y. Kanatani, NRIM Rep., 39~64, 1959
- Adams, Cooling Rates and Peak Temperatures in Fusion Welding, Welding Journal Research Supplement, 210~215, 1958
- 19. N.Yurioka, Mater. Des., 154~171, 1985
- ASM Handbook Committee, Metal Handbook(Ninth Edition), Vol. 6, 39, 1973
- Ito, Y., Nakanishi, M. and Komizo. Y., Effect of Oxygen on Low Carbon Steel Weld Metal, Metal Construction, 61-9, 472-478, 1982
- Evans, G. M., The Effect of Manganese on the Microstructure and Properties of Weld Metal Deposits, Welding Journal, 59-8, 67-68, 1980
- 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



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

• 이제명 (李帝明)

- 1969년생
- 부산대학교 조선해양공학과
- •용접강도, 손상해석
- •e-mail : jaemlee@pusan.ac.kr