

후판 용접부 횡균열 발생에 미치는 확산성수소의 영향

이 해 우 · 강 성 원 · 김 명 현

Effect of Diffusible Hydrogen Depends on Transverse Cracks in Thick Steel Weldments

Hae-Woo Lee, Sung-Won Kang and Myung-Hyun Kim

1. 서 론

저온균열의 대표적 횡균열은 경화조직, 확산성수소량 및 잔류응력에 의해 영향을 받는다. 우선 본 보고서는 확산성수소량이 횡균열 발생에 미치는 영향에 대하여 고찰하고자 한다. 저온균열의 기본적 발생 요인으로는 용접부에 나타나는 경화조직과 용접 시 유입되는 확산성 수소량 및 용접부가 냉각되는 동안 발생하는 구속응력에 영향을 받는다. 즉, 저온균열은 용접부에 발생하는 구속응력이 경화조직 및 확산성 수소량의 상관관계에 의해 결정되는 재료의 저항력 즉 균열발생 한계응력보다 클 때 발생된다고 볼 수 있다¹⁾.

Hart²⁾는 확산성 수소량과 저온균열과의 관계를 연구하였는데 용착금속 100g당 확산성 수소량이 10ml 정도 존재하면 용착금속에 발생하는 저온균열은 용착금속의 경도값에 영향을 받는 반면 5ml 미만의 비교적 낮은 경우에는 경도값보다 용착금속의 미세조직에 더 큰 영향을 받는다고 발표하였다. 수소취화(Hydrogen embrittlement)를 일으키는 원인으로는 Zapfee³⁾와 Tetleman⁴⁾이 제안한 내부 분압 모델등 여러 가지가 있으나 최근에는 전위운동과 슬립작용과의 상관관계로 설명한 Beachem⁵⁾의 Slip softening model이 수소취화와 관계가 깊다는 이론이 설득력을 얻고 있다. 이와 같이 수소는 플렉스 및 용접부에 존재하는 수분이나 각종 이물질 뿐만 아니라 대기중의 수분 등이 용접동안 용접아크 열에 의해 해리되어 확산성 수소가 되며 저온균열 발생에 중요한 인자로 작용되고 있다.

Vasudevan¹⁾등은 저온균열이 발생되기 위해서는 임계크기 이상의 수소농도에 응력과 경화조직이 서로 복합적으로 작용할 때 발생한다고 발표하였으며 수소유기 균열의 가장 중요한 특징은 낮은 응력 상태에서는 균열이 발생되지 않는다는 것이다. 이와 같이 저온균열에

중요한 역할을 하는 잔류응력은 용접부의 기하학적 노치등에 국부적인 응력 집중이 일어나 균열이 생성 및 전파된다고 볼 수 있다.

이와같은 원인으로 발생하는 저온균열은 발생위치에 따라 용착금속 균열과 열영향부 균열으로 대별 되는데 상대적으로 경도값이 높은 열영향부에서 발생 가능성이 높다고 알려져 있지만, 최근 TMCP(Thermo Mechanical Controlled Process) 같은 저합금 고장력강의 개발로 인해 열영향부 보다는 오히려 용착금속에서 저온 균열이 더 쉽게 발생된다고 보고되고 있다⁶⁾.

2. 확산성 수소

저온균열 감수성을 평가하는데 있어서 중요한 인자의 하나가 바로 확산성 수소량이며 확산성 수소량은 용접 재료가 함유하고 있는 수분이나 대기중 내에 유입되는 수분이 용접 아크 열에 의해 분해되어 원자상태의 수소로 용입되어 응고 후에도 잔류하게 되는 수소량 중 확산이 가능한 수소를 의미한다.

2.1 수소용해도와 수소원

용접방법에 따라 정도의 차이는 있지만 용접부에는 항상 수소가 존재하며 용융상태에서의 수소용도는 Sieverts⁷⁾법칙에 따른다. Fig. 1은 철 중에서 수소용도를 나타낸 그래프로써 온도가 높을수록 수소용도가 증가함을 알 수 있다.

$$(1/2)H_2(g) = H \text{ (dissolved in iron)}$$

$$\Delta G^\circ = 7490 - 10.81T \text{ cal/mole } H$$

$$\log k = -1637/T + 2.36$$

여기서, $k = [H]/(\rho_{H_2}^{1/2})$
 용접부내의 수소원은 다음과 같다⁸⁾.

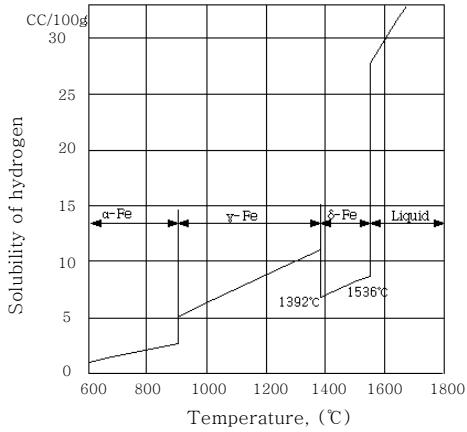


Fig. 1 Solubility of hydrogen in iron

- (1) 플럭스내의 수분이나 유기 물질
- (2) 용접부에 존재하는 습기 또는 그리이스, 페인트 같은 이물질
- (3) 용접봉이나 강재 자체가 함유하는 수분
- (4) 대기중의 수분
- (5) 보호가스 속의 수분

이와 같이 용접부 내의 수소는 수소 취화를 발생시킬 뿐만 아니라 부식저항을 감소시키며 구조물의 사용중 지연파괴의 원인이 되기도 한다.

2.2 수소취화 메카니즘

Hirth⁹⁾는 강에 있어 수소 취화를 일으키는 5가지 중요한 모델을 비교설명 하였는데

- (1) 내부분압 모델(Internal pressure model) - Zapfee and Sims¹⁰⁾, Tetleman¹¹⁾
- (2) 표면에너지 모델(Surface energy model) - Petch¹²⁾
- (3) 분리모델(Decohesion model) - Troiano¹³⁾
- (4) 슬립연화모델(Slip softening model) - Beacham⁵⁾
- (5) 수소필름형성 모델(Hydride formation model) - Westlake¹⁴⁾

Zapfee와 Sims에 의해 제안된 내부분압 모델은 미세공공(Micro void)에 수소가 집적되어 수소분압으로 취화가 발생된다는 모델이다.

표면에너지 모델은 Petch에 의해 제안되었으며 수소가 결합되는 부위에는 표면에너지가 감소됨으로서 균열이 발생된다고 설명하였으며, Troiano는 3축 응력상태에 의해 수소의 집적이 용이하여 이로 인해 격자 내부 에너지가 감소한다는 분리모델을 제안하였다.

Beachem은 전위운동의 증가로 인해 슬립(slip) 움직임이 억제됨으로 인한 균열 발생 가능성을 설명하였

고 Westlake는 균열선단에 수소필름이 형성되어 균열이 발생된다고 설명하였다.

그러나 최근 수소취화 현상은 전위 또는 소성유동의 슬립작용으로 설명한 Beachem의 모델이 설득력을 얻고 있다.

실험결과로 얻어진 Beachem 모델은 수소가 들어 있는 시험편이 수소가 없는 시험편보다 낮은 유동응력을 나타낸다는 것이다.

Pussegoda와 Tyson¹⁵⁾은 수소가 들어 있는 시험편에서 항복강도가 증가한다고 발표하여 Beachem과 다른 견해를 나타내었으나 수소가 매우 빠른 속도로 연성을 감소시킨다는 부분에는 동일한 의견을 보였다.

2.3 확산성 수소 측정법

용접부에 존재하는 확산성 수소량을 측정하는 방법중 중요한 것을 소개하면 다음과 같다.

2.3.1 수은법(H_{IHW}, Mercury method)

영국용접학회(BWI)¹⁶⁾에서 제안한 확산성 수소 측정 방법으로 진공으로 유지된 실온의 수은용액에 시편을 넣고 72시간 동안 측정한다.

국제용접학회(IIW)가 채택한 확산성 수소 측정법이 기도한 수은법은 영국표준서 BS 1719에 명기되어 있으며 7일간 측정하는 것을 제외하고는 두 방법 거의 유사하다.

2.3.2 글리세린 치환법(H_{JIS}, Glycerine replacement method)

글리세린 치환법¹⁷⁾은 일본산업표준서(JIS) Z3118에 명기되어 있으며 45°C로 유지된 글리세린 욕조에서 48시간 동안 측정한다.

2.3.3 실리콘오일 치환법(Silicon oil replacement method)

실리콘오일 치환법¹⁸⁾은 100°C로 유지된 실리콘오일 욕조에 시편을 넣고 90분 동안 측정하는 방법이다.

2.3.4 가스크로마토 그래피법(H_{GC}, Gas chromatography method)

이 방법은 E.O Paton 전기용접 주식회사에 의해 개발된 방법¹⁹⁾으로 아르곤 캐리어 가스가 충전된 실린더에 시편을 넣고 150°C 유지된 챔버내에서 확산성수소량을 측정하는 방법이다. 이 방법은 미국용접학회AWS A4.3과 일본 산업 표준서 JIS Z3118에 명기되어 있으며, JIS에서는 측정온도 및 시간을 45°C에서 72시간

측정하도록 되어있다.

위와 같이 확산성수소량을 측정하는 방법은 여러 가지가 있지만 각각의 측정방법에는 다음과 같이 상호 관계식이 성립한다¹⁷⁾.

$$H_{IIW} = 1.27 H_{JIS} + 2.19$$

$$H_{GC} = 2 H_{JIS} + 0.3$$

여기서, H_{IIW} , H_{JIS} 및 H_{GC} 는 용착금속 100g당 확산성수소량을 나타낸다.

2.4 확산성수와 균열 관계

용접부에 있어 확산성 수소량이 증가되면 균열발생 임계응력이 감소되므로 균열발생 가능성이 높아지게 된다.

Table 1은 각종 용접방법 및 용접재료에 대한 확산성 수소량을 나타낸 표이다. 용접방법에 있어서는 피복 아크 용접(shielded metal arc welding)이 서브 머지드 아크 용접이나 보호 가스 용접(gas metal arc welding)보다 전반적으로 확산성 수소량이 높게 나타남을 알 수 있다.

피복 아크 용접에 있어 용접재료에 대한 확산성 수소량은 cellulosic type의 용접봉이 용착금속 100g당 54ml로 가장 높았으며 rutile, acid, basic type 순으로 나타났다. 이와 같은 결과로 저온균열 발생 가능성이 높은 용접부에는 cellulosic type이나 rutile type보다는 basic type이 균열감수성을 낮추는 효과가 있음을 알 수 있다.

서브 머지드 용접의 경우 소결 형태의 플럭스가 용착금속 100g당 7ml의 확산성 수소량이 검출되었으나 용융형 플럭스는 4~5ml로 소결형 플럭스보다 낮게 나타났다. 또한 80% Ar + 20% CO₂로 보호가스 용접한

경우에는 용착금속 100g당 1.8ml의 수소량만이 확산된 점으로 보아 서브 머지드 아크 용접보다는 보호가스 용접이 확산성 수소량이 적게 유입됨을 알 수 있다.

Fig. 2는 生駒 勉²⁰⁾의 용착금속 경도와 확산성 수소량과의 관계를 도식화한 그림으로 용착금속의 경도값과 확산성 수소량이 높을수록 균열발생 영역이 확대됨을 알 수 있다. 예열을 하지 않거나 소입열 용접시에는 균열 발생 영역이 넓어지지만 예열을 하거나 대입열 용접시에는 균열이 발생하지 않는 영역이 확대됨을 알 수 있다. 이와 같이 확산성 수소는 균열에 큰 영향을 미치는데 많은 연구자들이 확산성 수소량과 균열 감수성과의 관계를 규명하였다.

Evans와 Christensen²¹⁾은 0.17C-1.36Mn강의 implant 시험을 통해 용착금속 내 확산성 수소량이 증가할수록 균열 발생에 대한 임계응력이 감소되므로 이를 방지하기 위해서는 예열온도를 증가시켜야 된다고 제안하였다. 즉, 용착금속내 확산성 수소량이 증가되면 균열감수성은 커진다는 것을 의미하며 GMAW(gas metal arc welding)과 같은 극 저수소계 용접봉의 사용으로 예열온도를 감소시킬 수 있다고 하였다. Akashi

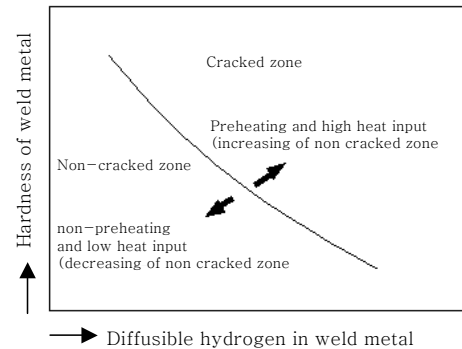


Fig. 2 Relation between hardness and diffusible hydrogen in cold crack

Table 1 Typical weld metal hydrogen content by various welding process

Process Welding material	Weld metal hydrogen content, ml/100g		
	Diffusible	Residual	Method
Shield metal arc(SMAW)			
1) Basic, lime coated (dried at 70°C)	9.7	0.9	IIW
2) Rutile (from stock)	24.8	6.4	IIW
3) Acid (from stock)	18.9	7.4	IIW
4) Low hydrogen, (dried at 300°C)	6.6	...	IIW
5) Cellulosic, E8010-G (as received)	54.0	...	IIW
Submerged arc (SAW)			
1) Fused (4 days after dried)	4.5	...	GC
2) Agglomerated (4 days after dried)	7.0	...	GC
Gas shielded arc (GMA)			
1) Ar-20%CO ₂ (1.6 mm dia., 28V)	1.8	...	GC

와 Natsume²²⁾는 연강에 대해 확산성 수소량이 서로 다른 용접봉을 사용하여 미세균열(micro cracking)발생을 연구 하였다. 글리세린 치환법으로 용착금속 100g당 6ml미만의 저수소계 용접봉, 18ml의 라임-티타니아계 용접봉, 25ml의 일미나이트계 용접봉으로 용접을 실시한 결과 용접 시험편의 두께가 증가할수록 예열온도가 낮을수록 균열은 쉽게 발생되었다. 또한 수소 함유량이 가장 높은 일미나이트계 용접봉의 경우 용접 시험편의 두께가 12mm 이상에서 균열이 발생됨을 확인하였으며, 고장력강 용접봉 사용시 균열 양상도 미세균열에서 길이가 긴 균열로 변화된다고 발표하였다.

이와같은 결과들을 종합해 보면 용접부의 확산성 수소량 및 용접부 두께가 증가 할수록 균열 발생 가능성이 증가된다는 것을 알 수 있다. Fig. 3은 서브머지드 아크 용접 후 시간 변화에 따른 확산성 수소량을 도시화한 그래프이다. 용접조건 즉 용접전류 전압이 증가할수록 확산성수소량이 증가하는 경향을 나타내고 있다. 용접전류가 1200A, 전압이 36V인 용접조건에서의 용접 후 48시간 뒤에 확산성수소량이 용착금속 100g 당 7ml로 용접전류 600A, 전압이 34V인 경우보다 2배 이상 증가되었음을 알 수 있다. 이와 같이 용접전류 전압이 높아질수록 확산성수소량도 증가하는 이유는 플럭스 연소 시 발생하는 실딩가스가 용접봉과 모재사이에 형성되는 아크가 불안정하게 되며 이로 인해 실딩효과가 감소되기 때문이다²⁰⁾.

3. 맺 음 말

용접부 확산성 수소량이 증가할수록 저온균열 감수성도 증가하게 된다. 확산성수소량을 감소시키기 위해서는 저수소계 용접재료 사용은 필수적이며 용접재료가 습기에 노출되지 않도록 각별한 주의가 요구된다. 특히

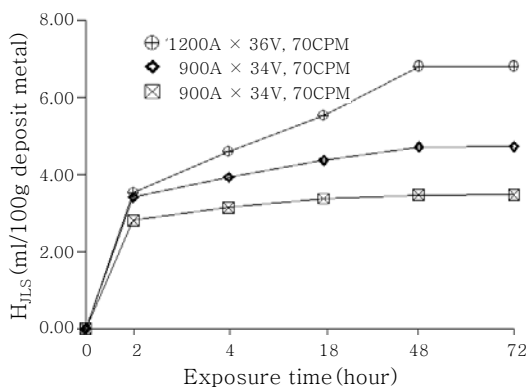


Fig. 3 Hydrogen content profiles depending on welding conditions with SAW process

장마철 등 상대습도가 높을 때에는 용접 전 습기를 충분히 제거하고 용접을 실시해야 한다. 서브머지드 아크 용접시에도 플럭스 건조는 필수적이며 용접 후 플럭스가 흡습되지 않도록 관리가 요구된다.

참 고 문 헌

1. R. Vasudevan, R.D. Stout and A.W. Pense, *Welding Journal*, **Vol. 60(9)**, 155~168, 1981
2. P.H.M. Hart, *Resistance to Hydrogen Cracking in Steel Weld Metals*, *Welding Research Supplement*, 14~22, 1986
3. C. A. Zapffe and C.E. Sims, *Trans., AIME*, 225~237, 1941
4. A. S. Tetleman, *Fracture of solids*, 1963, New York, Interscience, 671~708
5. C. D. Beachem, *A new Model for Hydrogen-Assisted Cracking*, *Metal-lurgical Transactions*, **Vol. 3**, 437~451, Feb. 1972
6. N. bailey and M.D. Wright, *Weldablity of High Strength Steels*, *Welding and Metal Fabrication*, 389~396, 1993
7. Sindo Kou, *Welding Metallurgy*, 69~75, 1987
8. D. Mckeown, *Met. Constr.*, 655~661, 1985
9. J. P. Hirth, *Metal. Trans.*, **Vol. 11**, 801~890, 1980
10. C. A. Zapffe and C.E. Sims, *Trans., AIME*, 225~237, 1941
11. A. S. Tetleman, *Fracture of solids*, 1963, New York, Interscience, 671~708
12. N. J. Petch, *J. Iron Steel Inst.*, **Vol. 173**, 25, 1953
13. A. K. Troiano, *Trans. ASM.*(52), 54~80, 1959
14. D. G. Westlake, *Trans. ASM.*(62), 1000~1006, 1969
15. L. N. Pussegoda and W. R. Tyson, *Welding Journal* (12), 252~268, 1981
16. F. R. Coe, *British Welding Research, Association Bull.*, 1967(8)
17. JIS. Z3113-1983, *Method of Measurement for Hydorgen evolved from Steel Welds*, *Japan Standards Association*, 1983
18. P. J. Ball, W. J. Gestal and E. F. Nippes, *Welding Journal*, 50~60, 1981
19. K. Kpokhodnya and A. P. Paltsevich, E. O. Patton *Electric Welding Institute, USSR*, 1979
20. 熔接金屬の横割れに關する研究, 生駒 勉, *JSSC*, **10-101**, 40~54, 1975
21. Evans, G. M., *The Effect of Manganese on the Microstructure and Properties of Weld Metal Deposits*, *Welding Journal*, **59-8**, 67s, 1980
22. S. Akashi and M. Natsume, *Japan Welding Engineers Society, Welding Metallurgy Committee*, 1~18, May, 1966
23. H. W. Lee and S. W. Kang, *Japan welding society*, **15-4**, 563~573, 1997



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



- 김명현 (金明顯)
- 1968년생
- 부산대학교 조선해양공학과
- 구조해석, 피로파괴
- e-mail : kimm@pusan.ac.kr



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