압력용기용강의 열영향부 저온균열 특성 연구

A Study on Characteristics of Cold Cracking of Pressure Vessel Steel Weld HAZ

최재우 이창희
한양대학교 금속공학과

1. 서론

현재 대부분의 산업현장에서 사용되고 있는 산업설비들 중 고압가스저장탱크에 검사시 발견되지 않았던 용접부균열이 발생하여 안정성에 위협을 주며 이들의 보수에 상당한 비용이 소요되고 있다. 이들 균열은 대부분 용접열영향부에서 발생되며 균열의 morphology 검사 결과 수소취화균열인 것으로 판단되고 있으나 이 들 균열의 발생 및 성장기구에 대한 명확한 이론이 정립되지 않아서 균열의 보수 및 방지에 어려움을 겪고 있다. 현재 용접부의 수소취화균열은 열영향부의 결정립 성장구역에서 발생한다고 알려져 있으나 실제로는 Fig. 1에서 보여주는 바와 같이 용융부와 결정립 성장구역의 경계부분의 부분용융지역에서 수소의 함량이 많고 균열에 민감한 주조조직을 갖게 되므로 이 지역의 균열감수성이 클 것으로 생각된다. 그러므로 본 연구에서는 용접열영향부의 균열시험 및 열재현실험을 통해 형성한 부분용융지역의 notch tensile test를 통하여 수소취화균열발생 및 성장기구를 규명하고자 한다.

2. 실험방법

본 연구에 사용한 재료의 화학적 성분 및 기계적 성질은 Table 1과 같다. 용접열영향부의 수소취화균열감수성 파악을 위한 균열시험방법으로는 압력용기가 받는 용접잔류응력과 구조물의 구속응력을 감안하여 외부에서 인위적으로 응력을 가하는 external restraint 균열실험의 일종인 Implant cracking test를 이용하였으며 수소취화균열 발생에 있어 필수인자인 수소, 미세조직 등이 강의 균열감수성에 미치는 영향은 용접분위기 가스내 수소의 함량조절 및 입열량과 예열처리온도의 변화를 통하여 알아보았다. 또한 분위기가스내 수소함량 및 예열처리온도 등을 변화시키면서 용접부에 잔류하는 확산성수소의 함량을 가스 크로마토그래피법을 이용하여 측정하여 강의 수소취화거동을 파악하였고 용접부의 열사이클 및 미세경도를 측정하고 파단면 조직분석을 통하여 미세조직 및 냉각시간의 영향을 알아보았다.
또한 용접열영향부 중의 균열발생이 예상되는 지역인 부분용융HAZ를 Gleeble simulation하여 재현하였으며 이들의 균열감수성은 Fig. 2와 같이 각각의 peak 온도 및 유지시간, 수소의 주입 유,무에 따라 노치 인장시험을 실시하므로써 평가하였다.

3. 실험결과 및 고찰

강의 분위기가스내 수소함량이 증가할수록 용접부 잔류 확산성수소의 양이 증가하였고 용접부 잔류 확산성수소의 양에 비례하여 재료의 파단강도가 감소하였다(Fig. 3). 또한 예열처리 온도가 증가할수록 용접부 확산성 수소함량이 급격히 감소하였으며 또한 미세조직이 완화됨으로써 재료의 수소취화균열감수성이 감소하였다. 이와 같은 결과는 재료의 탄소당량에 크게 의존하였는데 실제로 Fig. 4에서 볼 수 있듯이 약 0.37의 탄소당량을 가진 steel A는 100℃, 0.4의 탄소당량을 가진 steel B와 C는 125℃이상의 예열온도에서 균열이 발생하지 않았다.
파단면 관찰결과 수소함량, 부가응력에 민감하여 수소함량이 증가할수록 입계파괴와 준벽개파괴의 형태를 보였고, 부가응력이 증가할수록 연성파괴(MVC)로 천이되는 경향을 보였다.

부분용융HAZ의 재현 및 노치민감도 test 결과 부분용융HAZ의 peak 온도가 높을수록, peak 온도의 유지시간이 길수록 노치민감도가 증가하였고 연성이 감소하여 균열감수성이 증가함을 알 수 있었다.

4. 결론

이상의 실험에서 얻은 결론은 다음과 같다.

1. Implant 균열실험에서의 균열의 발생은 열영향부에 위치한 노치에서 발생하며 용융선을 따라서 진행하였다.
2. Implant 균열실험에서 파단면의 균열형태는 수소함량, 부가응력에 민감하여 수소함량이 증가할수록 입계파괴와 준벽개파괴의 형태를 보였고, 부가응력이 증가할수록 연성파괴(MVC)로 천이되는 경향을 보였다.
3. 용접부 균열시험결과 균열감소를 위한 임계예열처리온도는 steel C는 약 100 - 125℃, steel B 와 steel A는 약 75 - 100℃정도로 이들 조직의 연화에 기인하였다.

5. 참고문헌

1. C. D. BEACHEM : A new model for Hydrogen-Assisted Cracking.(Hydrogen "Embrittlement"), Metallurgical Transactions, Vol. 3, No. 2, (1972), p 437
2. N. Yurioka and H. Suzuki : Hydrogen Assisted Cracking in C-Mn and Low Alloy Steel Weldments, International Materials Reviews, Vol. 35, No. 4, (1990), p 217
3. J. M. Sawhill, Jr., A. W. Dix and W. F. Savage : Modified Implant Test for Studying Delayed Cracking, Welding Journal, Vol. 53, No. 12, (1974) p 554-s
4. Cold cracking test methods using implants, Welding in the World, Vol. 23, No. 1/2, (1985)
5. JIS Z 3118

Table 1 Chemical composition and mechanical properties (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Fe	CE_{IIW}	Y.S (kg/㎟)	T.S (kg/㎟)	Elong.(%)
Steel A	0.139	0.323	1.44	0.016	0.006	Bal.	0.379	59.3	68.4	25.4
Steel B	0.153	0.415	1.50	0.016	0.004	Bal.	0.403	36.7	53.8	36.7
Steel C	0.163	0.408	1.49	0.017	0.005	Bal.	0.411	38.1	55.1	31.9

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$$

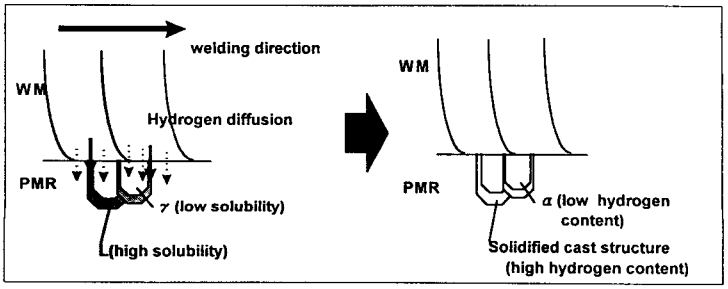

Fig. 1 Schematic diagram of partially melted region.

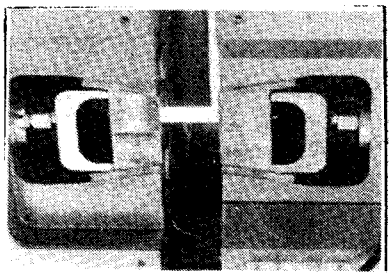

Fig. 2 (a) Simulation of PMHAZ

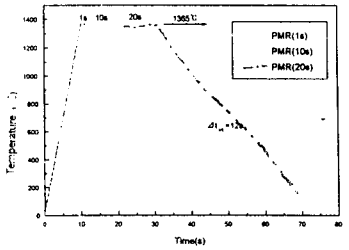

Fig. 2 (b) Heat cycle of Simulation

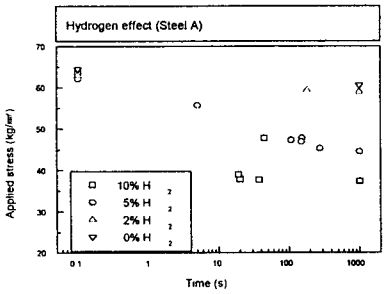

Fig. 3 Hydrogen effect - (a) Steel A

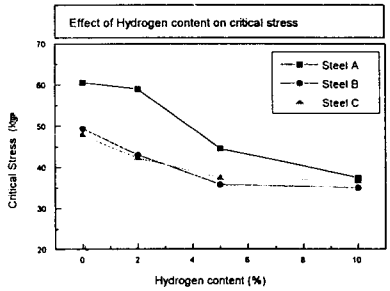

Fig. 3 (b) Critical stress - Hydrogen

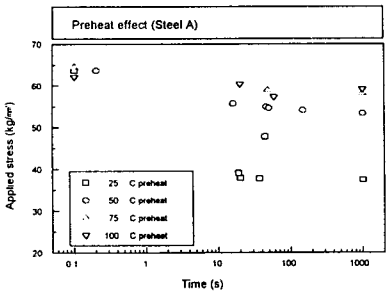

Fig. 4 Preheat effect - (a) Steel A

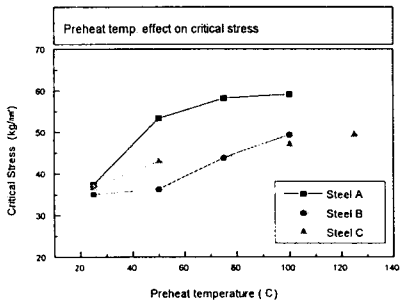

Fig. 4 (b) Critical stress - Preheat