

고강도 철강 및 용접부의 수소지연파괴 평가

강희재 · 강남현 · 박서정 · 장웅성

Evaluation of Hydrogen Delayed Fracture for High Strength Steels and Weldments

Hee Jae Kang, Namhyun Kang, Seo Jung Park and Woong Seong Chang

1. 서 언

최근 고강도 고품질강에 대한 수요는 해양구조물, 자동차, 에너지 산업 등에서 증가하고 있다. 그리고 주요 철강 산업의 경우 1GPa 이상의 고강도를 만족시키기 위해 합금조성이나 열연 또는 냉연 공정을 통하여 저온 변태상 및 탄질화물을 얻는 연구를 진행하고 있다¹⁻³⁾. 이와 함께 고강도 철강소재에 대한 접합소재는 반드시 필요하고, 강도뿐만 아니라 저온인성, 내피로성 등 다양한 성능을 동시에 만족하는 복합기능을 갖는 고강도 접합소재의 개발이 필요하다.

고강도 철강과 용접금속 내에는 일반 강재에 비해 수소량이 $10\sim 10^4$ 배로 존재하고, 이들 수소는 여러 가지 문제점들을 만들어낸다. 철이 수소를 고용하면 연성과 단면 수축률 등 기계적 성질이 저하된다. 특히 견고하고 강한 고강도 철강소재일수록 수소에 의한 기계적 물성 저하, 즉 수소취성에 의한 지연파괴에 대한 우려가 커지고 있다^{4,5)}. 또한 용접으로 인해 취약해진 용접부 및 열영향부 역시 수소에 의한 기계적 물성저하가 현저히 나타난다⁶⁻⁸⁾.

철강 제조 시 또는 용접부 응고 시 발생하는 상변태에 따라 수소취성의 거동은 다르게 반응한다. FCC 결정구조를 가지는 오스테나이트의 수소 고용량이 BCC 결정구조를 가지는 페라이트에 비해 1.5~2배 이상 크다. 이 고용량의 차이 때문에 오스테나이트에서 페라이트로 응고되는 과정 중 고용되지 못하는 수소들은 확산을 위한 활성화에너지가 낮은 집적사이트로 편석이 된다. 물론 수소의 유입경로는 오스테나이트와 페라이트의 수소 고용량의 차이뿐만 아니라 용접봉 피복재, 흡습된 수분, 대기로부터의 수증기, 모재 중의 수소를 포함한 물질 등이 분해되어 용융금속 중에서 수소 가스가 원자 또는 분자 상태로 용해되어 침투하게 된다. 또한 고체금속에서도 전기도금 중 수소기체 발생 및 전해액 속의 수소가 피 도금 금속 표면에 함께 달라붙어 침투

하기도 한다. 지연파괴는 수소취화로부터 야기되며 강 내부로 침입한 수소는 공공, 전위 및 입계와 같은 격자 결함 그리고 다양한 탄화물, 석출물 등에서 우월하게 트랩 되는 것으로 알려져 있다^{9,10)}. 또한 트랩 된 이후 응력 작용에 의해 수소가 특정부위에 집중되고 내부 균열이 발생된 이후 수소지연파괴로 이어진다.

그러나 지연파괴 현상의 원인과 메커니즘은 현재까지도 정확히 규명되지 않았다. 그 이유는 수소취화 현상 이외에도 여러 가지 변수가 복합적으로 상관관계를 가지며 지연파괴를 일으키고 있기 때문이다^{11,12)}. 또한 실험적으로 수소를 관찰하거나 수소의 존재를 확인하는 방법적인 제약이 따르기 때문이다. 지연파괴를 일으키는 것으로 알려져 있는 변수로는 강재에 작용하는 응력, 미세조직, 강재 자체의 기계적 성질 및 표면 상태, 내부 균열 등이 있으며, 따라서 수소취화의 정확한 원인 규명에는 많은 연구가 필요한 실정이다. 따라서 본 연구에서는 철강소재와 용접금속에서 실시되는 대표적인 지연파괴 평가기술 중 U-bending법, 항복응력체결법 및 정적하중인장법을 정리하고, 각 기술별 특징 그리고 그 사용 예를 정리한다. 이 논문을 통한 최종 결론은 보다 정확한 수소지연파괴 평가기술을 설계하는 방법을 제시하는 것에 있다.

2. U-bending 법

자동차 강판은 박판이면서 차체 구조부가 복잡한 형상을 요구하고 있기 때문에 성형 시 발생하는 응력 집중부에서 결함이 발견될 가능성이 높다. 또한 강재내부의 수소는 응력집중이 되는 결함부로 확산하여 지연파괴를 야기하므로 자동차 차체를 모사하여 실험할 필요가 있다. 그로 인해 첨단고강도강의 종류인 Dual Phase (DP)강과 오스테나이트계 고망간 TWIP (Twinning-Induced Plasticity)강에서 U-bending을 이용한 수소지연파괴에 대한 연구결과를 정리하였다.

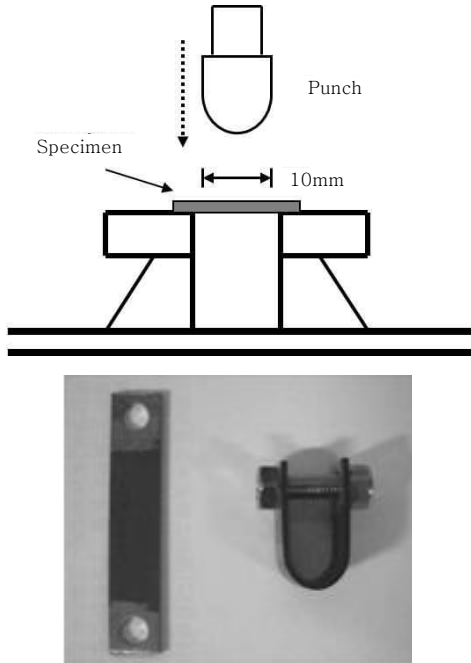


Fig. 1 Schematic diagram of U-bending test¹³⁾

U-bending을 이용한 수소지연파괴 평가는 컵 드로잉 성형과 함께 성형으로 인한 응력집중부를 만들어서 수소지연파괴 연구에 주로 이용된다. 컵 드로잉에 비해 시편제작이 용이하고 실험 방법이 간단하여 많이 사용된다. Mukai¹⁴⁾ 등은 U-bending을 이용하여 1470MPa급 고강도 자동차용 DP강과 TRIP (Transformation-Induced Plasticity)강 개발품에 대해서 수소지연파괴 평가를 하였다. 펀치의 곡률 크기를 달리하여 벤딩 시 곡률반경을 조절하였고 또한 볼트의 조임을 조절하여 벤딩부에 존재하고 있는 응력의 크기를 조절하여, 염산 수용액에 담근 후 파괴 발생 시간을 측정하였다. 또한, Takagi¹⁵⁾ 등은 U-bending 방법과 컵 드로잉 방법을 사용하여 나오는 결과를 비교하였다. 1180MPa급 DP강과 그에 상응하는 강도급의 마르텐사이트 조직의 강

재를 이용하여 실험을 한 결과 응력의 방향에 따라 수소지연파괴 경향이 다른 것을 보고하였다. 이처럼 박판 강재의 경우 U-bending을 이용한 수소지연파괴 평가에 대한 보고가 많았다.

본 저자는 고강도 자동차용 강판인 DP780과 고망간 TWIP강의 수소지연파괴 평가를 수행해 보았다. 시편은 780MPa급 DP강과 1000MPa급 TWIP강으로 나누어서 실험을 진행하였다. 또한 TWIP강은 냉간압연율을 0, 15, 30%로 달리하여 압연을 실시한 후, 재결정 열처리를 실시하여 시편을 준비하였다. 이후 Fig. 1과 같이 일정한 pre-strain을 주기 위해서 U-bending 성형을 실시하였다. 벤딩 이후 스프링백 현상을 막기 위해서 볼트로 일정하게 체결하였다. 수소지연파괴 평가는 벤딩 시편을 5% 염산 수용액에 담근 후 파괴 정도와 부식으로 인한 질량 감소 정도를 관찰하였다.

Fig. 2에서 나타낸 바와 같이 DP강에서는 염산 수용액에 담근 지 3시간 경과 후, 가장 변형량이 많은 벤딩부 중앙 바깥 쪽에서 크랙이 발생되었다. 이후 크랙이 전파하여 벤딩부 중앙에서 완전파단에 이르렀고, 파단면 분석 결과 입계파단의 형태를 하고 있었다. 또한 부식에 의한 질량 감소량도 크지 않았고 외부의 형태가 그대로 유지된 것을 볼 수 있었다. 하지만 TWIP강에서는 Fig. 3과 같이 시간에 따라 시편 전체의 두께가 감소하고 특정 지역에서 파단이 발생하지 않고 시편의 모든 부분에서 부식이 진행되었다. TWIP강에서는 냉간 압연율의 정도에 따라 부식 경향이 조금 달랐지만 수소취성에 의한 지연파괴 보다는 균일부식(uniform corrosion)에 의한 파괴로 판단되었다.

BCC 결정구조의 페라이트와 BCT 결정구조의 마르텐사이트가 공존하는 DP강에서는 FCC 결정구조를 가지는 TWIP강과는 달리 수소주입에 의한 취성파괴가 나타났다. 이는 수소의 확산과 미세조직적 구조의 영향으로 설명을 할 수 있다. 마르텐사이트의 경우 BCT 구

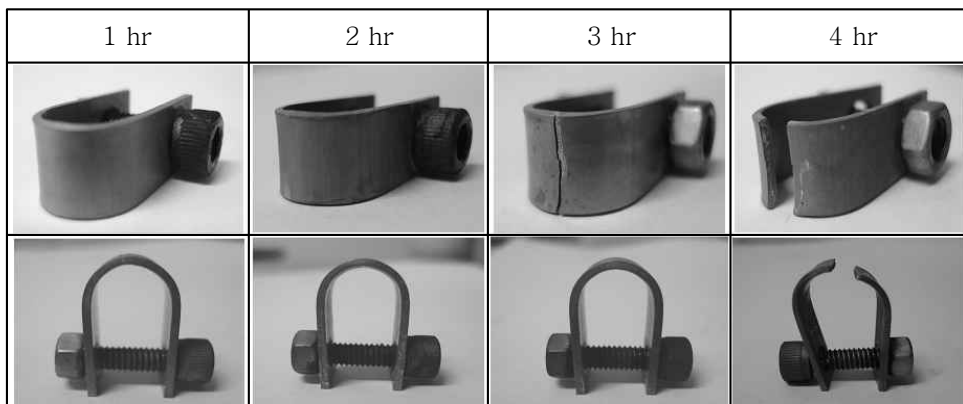


Fig. 2 Hydrogen delayed fracture for DP steel in 5% HCl solution using U-bending method¹³⁾



Fig. 3 Hydrogen delayed fracture for TWIP steels in 5% HCl solution using U-bending method¹³⁾

조에서는 수소가 주로 4면체 위치를 차지하며 위치간의 포텐셜 골짜기가 얇고 FCC 구조에서는 수소가 주로 8면체 위치를 차지하여 인접하는 위치간의 거리가 길기 때문에 BCT 구조에서 수소의 확산은 비교적 빠르다. 또한 BCT 구조는 열린구조를 가지므로 격자 내에서 쉽게 이동할 수 있는 반면 FCC에서 수소원자는 비교적 안정하므로 3축 응력 지점으로 이동할 수 있는 운동도가 적고 확산거리도 짧다. 따라서 3축 응력 지점으로 이동할 수 있는 순수 수소량은 BCT 구조가 FCC 구조보다 더 크므로 수소취성을 나타낼 수 있는 임계수소농도에 쉽게 도달될 수 있어 BCT 구조가 수소취성에 매우 민감하게 된다. 즉 BCT 구조가 FCC 구조보다 수소의 용해도는 작고 확산속도는 더 빠르기 때문에¹⁶⁾, 수소의 확산에 의한 수소의 집적이 BCT 구조에서 쉽게 일어나고 초기 크랙에 필요한 임계수소농도에 도달하면 크랙이 발생하게 되는 것이다. DP강과는 달리 수소에 의한 지연파괴가 일어나지 않은 TWIP강은 상온에서 오스테나이트 조직을 가지고 입자 내에 pre-strain에 의한 많은 쌍정이 존재한다. 쌍정의 발달은 쌍정경계가 전위 이동의 장벽으로 작용하기 때문에^{17,18)} 전위 축적으로 인한 응력집중 현상을 완화시켜 줄 뿐만 아니라 입자미세화 효과도 가져온다. U-bending 실험에 의한 변형시 오스테나이트 내에 쌍정을 비롯한 많은 trap site 역할을 하는 것들이 존재함으로써 수소 확산 속도를 감소시킨다. 또한 오스테나이트 기지조직 자체가 수소의 확산을 어렵게 함으로써 수소취성 민감도를 감소시켰기 때문에, 주입된 수소와 주어진 변형량에 의해서도 수소지연파괴가 발생하지 않는 것으로 판단된다.

3. 항복응력체결법

자동차 경량화와 함께 자동차 부품 소재산업에서도 철강의 고강도화로 인해서 수소지연파괴가 더욱 민감해졌다. 특히 볼트용 선재에서는 항복비가 매우 높고 그에 따라 사용시에 응력이 많이 작용한다. 또한 볼트에 존재하는 나사산이 응력집중부의 역할을 하여 볼트의 헤드부에서 파단이 일어나는 등 산업현장에서도 매우 중요한 연구 대상이다. 일반적으로 볼트의 경우 수소지연파괴 평가를 위하여 Nissan 자동차에서 개발한 방법을 많이 사용하지만, 원소재인 선재에 대한 평가방법 및 사례는 거의 전무하였다. 따라서 저지는 1GPa급의 고강도 볼트의 합금성분에 따른 미세조직 분석과 항복응력체결법을 이용한 수소지연파괴에 대한 연구결과를 정리하였다.

본 연구에서 사용된 강선 소재는 C, Cr, Mo 합금성분 함량의 차이를 두어 각 성분의 영향을 연구하기 위하여 제작되었다. 또한 모든 재료는 1GPa 인장강도를 맞추기 위하여 고주파 유도가열법을 통해 퀴칭 및 템퍼링을 각각 실시하여 시편을 제작하였다. 또한 강선의 변형량에 따른 수소지연파괴 평가를 위해 6%와 20%로 신선가공율을 달리하여 시편을 제작하였다.

수소지연파괴 실험은 지그를 Fig. 4와 같이 제작하여 실제 볼트 사용환경과 유사하게 만들어서 수소를 강제 내부로 주입하였다. 일반적으로 볼트를 사용시에 항복응력 체결을 하기 때문에 시험편을 항복응력을 가질 때까지 디지털 토크렌치를 이용하여 체결하였고, 그 이후에 3% NaCl + 0.3% NH₄SCN 수용액에 담근 후



Fig. 4 Bolt tightening to the yield strength by torque wrench equipment

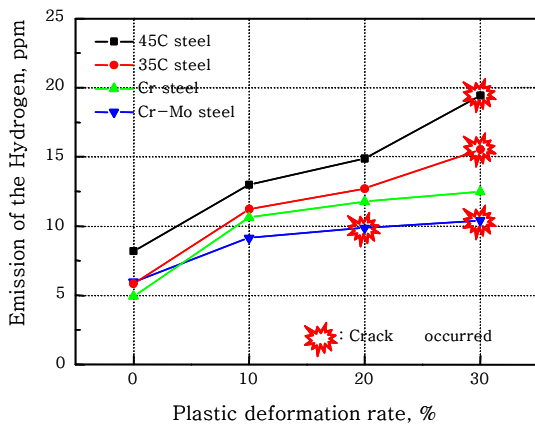


Fig. 5 Amount of hydrogen emission at various plastic deformation rates¹⁹⁾

50A/m²의 전류밀도를 일정하게 흘려주어 시편 내에 수소를 강제로 주입하였다. 이후 시편이 파단되는 시간을 측정하였고 미세조직과의 연관성을 분석하였다. 또한 수소에 대한 정량적인 분석을 위해서 변형률에 따라 동일한 조건으로 주입한 수소의 총량에 대해서 가스크로마토그래피를 이용하여 분석하였다.

먼저 각 시편에 대한 수소량 측정 결과 Fig. 5와 같이 전체적인 경향은 변형률이 증가함에 따라 그리고 탄소의 함량이 증가할수록 주입된 확산성 수소의 총량도 증가하였다. 이는 변형률의 증가로 전위와 같은 결함이 많이 증가하였고 그로 인해 수소의 trap site가 증가하였기 때문으로 판단된다. 그리고 항복응력 체결 후 수소주입 실험에서는 Fig. 6과 같이 Cr강이 가장 우수한 특성을 나타내었다. 또한 변형률에 따라서는 파단이 큰 영향을 받지 않은 것으로 나타났다. 파단되는 시간과 주입된 확산성수소량과의 관계가 반드시 일치하지 않은 이유는 미세조직을 통해서 설명이 가능하다. 고주파 유도가열 열처리는 짧은 시간에 고온으로 가열하여 열처

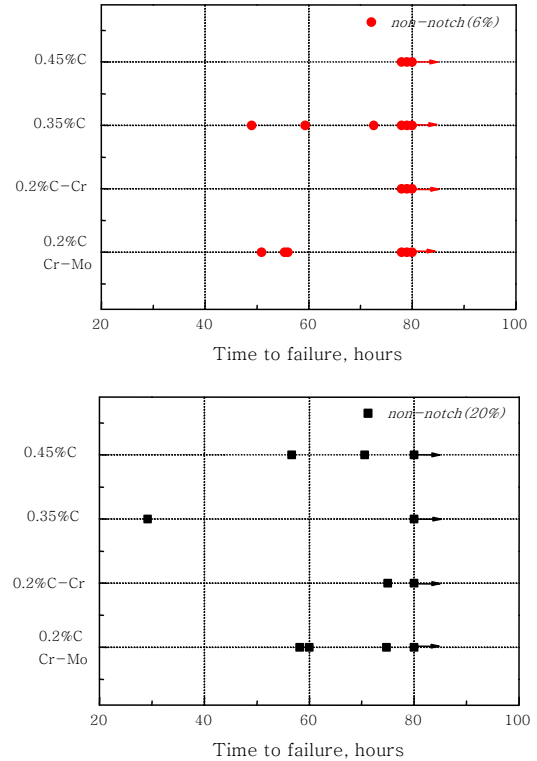


Fig. 6 Time-to-failure for steel wires of different deformation rates

리를 하기 때문에 금속조직학적으로 탄화물의 조대화를 막을 수 있다. 하지만 동일한 강도를 만들기 위해서 각 합금조성별로 다른 열처리 온도를 사용하였기 때문에, 시편별로 탄화물의 크기 및 분율, 구상화율이 달랐다. 먼저 수소지연파괴 특성이 가장 우수했던 Cr강은 탄화물 분율은 크게 차이가 없었지만 크기가 가장 작았고 또한 구상화율이 가장 높았다. 그리고 낮은 변형율에도 크랙이 발생했던 Cr-Mo강은 다른 탄소강들 보다 탄화물의 크기는 작았지만 각진 형태의 카바이드들이 발견되었다. 높은 구상화율을 가진 카바이드를 보유한 Cr강에서는 미세균열이 발생하더라도 구상화된 탄화물에 의해 전파되지 못한 것으로 사료된다.

4. 정적하중인장시험법

수소지연파괴는 다양한 변수와 메커니즘이 있어서 모든 파괴에 대해 설명이 가능한 이론은 아직 없다. 하지만 응력집중부에 모인 임계수소농도가 파괴를 일으킨다는 것에는 모두가 일치한다. 그러므로 수소지연파괴를 연구함에 있어서 임계수소농도를 측정하는 것이 중요한 연구과제이다. 정적하중인장시험은 이를 가장 신뢰성 있게 구할 수 있는 방법 중 하나이고 비슷한 방법으로 slow strain rate test(SSRT)가 있다. 먼저 Yamasaki⁵⁾ 등은

고강도 PC강과 볼트용 강재를 정적하중인장시험을 통해 수소지연파괴 평가를 하였고, TDS(thermal desorption spectrometer)를 이용하여 수소지연파괴 시 내부에 있는 확산성 수소에 대해서 분석하였다. 그 결과 확산성 수소량으로만 파괴 거동을 예측하기 보다는 수소지연파괴 매개 변수에 대해서 언급하였다. 강재가 갖는 수소의 총량과 파괴 시의 임계 수소농도에 의해 결정되는 것으로 수소임계농도가 높을수록 수소지연파괴의 경향이 낮다는 것을 밝혔다. 또한 비슷한 연구로 1500MPa 급 강재에 CCT(cyclic corrosion test) 이후 정적하중인장시험을 하여 수소지연파괴를 평가한 결과가 보고되고 있다²⁰⁾. 정적하중인장시험의 결과로 많은 수소지연파괴 연구가 진행되고 있지만 Kim²¹⁾ 등은 SSRT가 실험 수행 시간이 짧고 수소 농도에 따른 파괴 강도 함수도출의 장점이 있다고 소개하였고, 정적하중인장시험 시 외부 응력이 바뀔 때 응력집중부에 더 높은 임계수소농도가 요구된다고 보고하였다. 하지만 SSRT의 경우 파괴 시까지 실험이 진행되므로 소성변형을 수반하는 경우가 있다. 그러므로 각각의 장단점에 맞는 평가법 선택이 필요하다.

본 저자는 정적하중인장시험기(Fig. 7)를 이용하여 앞서 언급한 고강도 볼트용 선재와 고강도강 용접부에서의 미세조직에 따른 수소지연파괴 연구를 수행하였다. 1.2GPa급 선재는 앞선 실험과 동일하게 수소주입을 하여 수소의 임의 방출을 막기 위해 Cd 도금을 30~50 μ m 두께로 실시하였다. 그리고 노치인장강도값에 대한 0.5~0.9 응력비를 주어 시편이 과단될 때까지의 시간을 나타내었다. Fig. 8과 같이 탄화물의 구상화율이 높았던 Cr강에서 수소지연파괴 저항성이 가장 높게 나타났고, 탄화물의 크기는 작았지만 구상화율이 떨어졌던 Si강에서 가장 저항성이 낮게 나타났다. 이는 앞서 언급한 것과 같이 구상화된 미세 탄화물이 미세균열의 전파를 막았기 때문으로 사료된다²²⁾. 3장의 항복응력체결법의 결과에 비하여 실험 재현성이 우수한 결과를 얻을 수 있었다.

또한 용접부의 수소지연파괴 평가로는 FCAW(Flux cored arc welding)를 통해 600MPa, 800MPa,

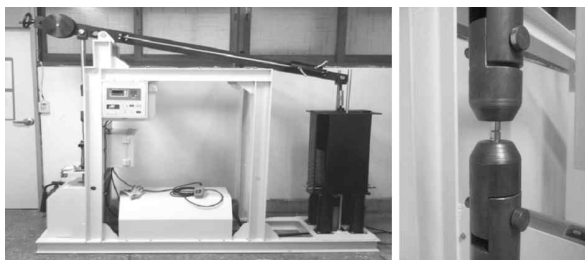


Fig. 7 Constant loading tester

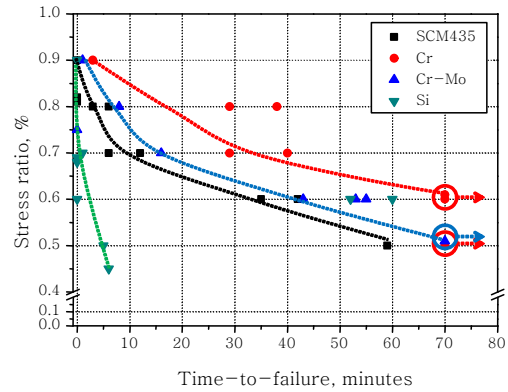


Fig. 8 Time-to-failure with respect to the stress ratio of yield strength after 24 hours pre-charging of hydrogen²²⁾

1000MPa의 강도급에 따라 시험편을 제작하였고, 용접공정시 수소의 유입을 줄여주는 알칼리(Alkali)계열 용접봉을 사용하여 시편을 제작하였다. 또한 용접부에만 국한된 실험을 진행하기 위해서 15~16 패스의 다층 용접을 하여 전용착 금속 시편을 제작하였다. 수소 주입 방법은 항복응력체결법에서와 동일하였고, TDS를 활용하여 확산성 수소량을 측정하고 200 $^{\circ}$ C/h, 300 $^{\circ}$ C/h의 각각 다른 승온속도로 수소 피크를 분석하여 활성화에너지(activation energy)를 구하였다.

강도급이 증가할수록 페라이트 대신에 저온 변태상이 점점 증가하였고 침상 페라이트의 결정립도가 미세화되었다. TDS를 통한 수소주입량 측정 결과 강도급이 상승할수록 확산성 수소량이 증가하였고, 과단까지 걸리는 시간은 더 짧게 나타났다 (Fig. 9). 먼저 600MPa 급과 800MPa급에서는 저온변태상의 유무로 설명할 수 있다. 800MPa급 시편에서는 더 미세한 침상형 페라이트와 마르텐사이트 조직이 나타났다. 또한 미세한 결정립이 많은 입계를 보유하고 그로 인해 집적된 확산

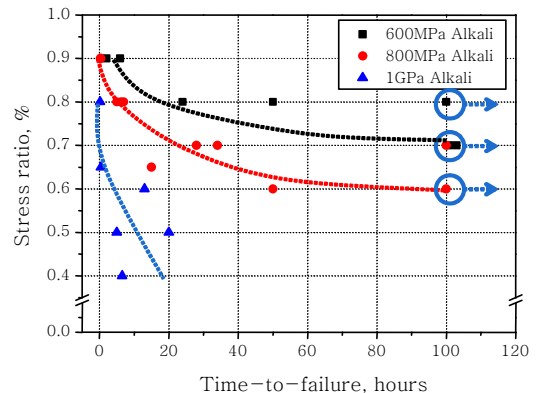


Fig. 9 Time-to-failure with respect to the stress ratio of notch tensile strength after 24 hours pre-charging of hydrogen²³⁾

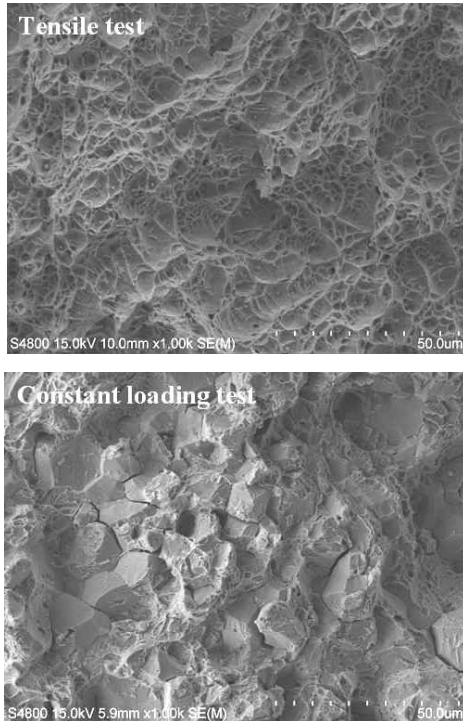


Fig. 10 Fractographs of tensile test surface and CLT surface for 1GPa deposited weld metal

성 수소량이 많았다. 수소의 확산 측면에서 볼 때, 마르텐사이트의 BCT 구조가 응력집중부까지의 수소확산에 더 유리하다. 이러한 이유로 마르텐사이트 조직을 가지는 800MPa급 시편이 더 낮은 응력비에서 파단된 것으로 사료된다. 또한 1000MPa급 역시 대부분의 조직이 마르텐사이트로 구성되었고 나머지는 하부베이나이트로 구성되었다. 잔류 오스테나이트나 페라이트와 같은 연질의 미세조직이 전혀 없으므로, 미세한 크랙에도 쉽게 파단에 이른 것으로 사료된다. 또한 저온변태상이 증가할수록 파면에서도 Fig. 10에 나타냈듯이 입계(interganular) 파단면의 형태가 나타났다. 반면 동일한 재료를 수소 주입 없이 인장파단 시킨 경우는 dimple 형상의 연성파단면을 보인다. 따라서 확산성 수소에 의한 파단은 정적하중 인장시험 시 소성변형이 거의 없이 수소취성에 의한 취성파단면임을 알 수 있다.

5. 맺 음 말

철강 및 용접재료가 고강도화 됨에 따라 수소지연파괴에 대한 평가 및 해석은 매우 중요한 사안으로 부각되고 있다. 그러나 현재까지 정확한 수소취성 메커니즘이 정립되지 않은 상태라서 앞으로 수소지연파괴와 미세조직의 연관성에 대한 연구가 다양하게 진행될 필요가 있다. 또한 사용환경과 강제/용접부의 형상과 치수

에 따라 최적의 수소지연파괴 평가법을 사용해야 할 것이다. 저자가 연구한 수소지연파괴 평가법 중에서 상대적인 비교평가용으로 박판재료의 경우 U-bending법이 가장 손쉬운 방법이라 판단한다. 박판이 아닌 후판 시험편이거나 용접부를 평가할 경우 U-bending법보다는 항복응력체결법을 권한다. 정적하중인장시험은 항복응력체결법과 U-bending법 보다는 실험방법이 복잡하고 별도의 장비가 필요하지만, 실험결과의 정확성 면에서 훨씬 재현성 있는 결과를 얻을 수 있었다. 그러나 확산성 수소의 정확한 영향을 분석하기 위해서는 아직 밝혀야 할 사항들이 많다. 예를 들면 수소지연파괴 현상을 빠른 시간 내에 분석하기 위해서 강제 주입하는 수소량을 정밀하게 제어하지 않는다면, 정적하중 인장시험 후 파단시간을 단순히 상대 비교하는 데에는 많은 해석 상 문제점이 발생한다. 따라서 미세조직과 합금원소가 확산성 수소량과 가지는 연관성 규명을 통해 앞으로 철강 및 용접재료의 고강도화를 준비할 수 있는 수소지연파괴의 철저한 해석이 필요하다. 또한, 확산성 수소의 집적 사이트를 해석하기 위하여 활용하는 활성화에너지 개념도 합금보다는 순수 물질 내에서 전위, 쌍정, 결정립도, 석출물의 종류, 크기 및 형태가 미치는 영향을 각각 선별하여 정립할 필요가 있다.

후 기

본 연구는 지식경제부 소재원천기술개발사업(No. M2009010014)과 교육과학기술부의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임(2011-0030666).

참 고 문 헌

1. H. K. D. H. Bhadeshia, Mater. Sci. Eng. A. 378 (2004), 34
2. G. Krauss and S. W. Thompson, ISIJ Int. 35 (1995) 937
3. H. Ohtani, S. Okaguchi, Y. Fujishiro and Y. Ohmori, Metall. Trans. A. 21 (1990), 877
4. M. Wang, E. Akiyama and K. Tsuzaki, Scr. Mater. 52 (2005), 403
5. S. Yamasaki, M. Kubota and T. Tarui, Nippon Steel Tech. Rep. 80 (1999), 50
6. Y. Kitagawa, K. Ikeuchi, T. Kuroda, Y. Matsushita, K. Suenaga, T. Hidaka and H. Takauchi, J. Mater. Sci. 43 (2008), 12
7. W. Godoi, N. K. Kuromoto, A.S. Gusimaraes and C. M. Lepienski, Mater. Sci. Eng. A. 354 (2003), 251
8. J. S. Seo, H. J. Kim and H. S. Ryoo, Met. Mater. Int. 14 (2008), 515
9. H. Hargi, Y. Hayashi and N. Ohtani, Trans. JIM.

20 (1979), 349

10. W. Y. Choo and J. Y. Lee, *Met. Trans. A*, 13 (1982), 135

11. J. P. Hirth, *Metall. Trans. A*, 11 (1980), 861

12. D. Hardie and S. Liu, *Corros. Sci.* 38 (1996), 721

13. K. M. Lee, M.S. Thesis, (2011), Pusan National University, Korea

14. Y. Mukai, *KOBELCO tech. review*, 26 (2005), 26

15. S. TaKagi, Y. Toji, K. Hasegawa, Y. Tanaka, N. Rossler, B. Hammer, T. Heller, *Int. journal of automotive engineering*, 2 (2010), 7

16. S. W. Nam, H. G. Chun, *UIT report*, 13, No.2, (1982), 383

18. S. Allain, J. P. Chateau, D. Dahmoun, O. Bouaziz, *Mater. Sci. Eng.* 272 (2004), 387

19. J. B. Lee, M.S. Thesis, (2011), Pusan National University, Korea

20. E. Akiyama, K. Matsukado, S. Li, K. Tsuzaki, *Applied surface science*, 257 (2011), 8275

21. J. S. Kim, Ph.D. Thesis, 2008, Postech, Korea

22. H. J. Kang, J. S. Yoo, J. T. Park, S. T. Ahn, N. Kang, K. M. Cho, *Mater. Sci. Eng. A*, (2012) in press

23. H. J. Kang, T. W. Lee, B. H. Yoon, S. J. Park, W. S. Chang, K. M. Cho, N. Kang, *Kor. J. Met. Mater.* (2012) in press



·강희재
·1985년생
·부산대학교 재료공학과
·고강도 용접재료 수소지연파괴
·e-mail : heejae@pusan.ac.kr



·박서정
·1969년생
·포항산업과학연구원
·레이저용접, 현상, 계측
·e-mail : sjpark@rist.re.kr



·강남현
·1970년생
·부산대학교 재료공학부
·용접야금, 레이저접합, 무연솔더
·e-mail : nhkang@pusan.ac.kr



·장웅성
·1959년생
·포항산업과학연구원
·철강 및 비철 용접성, 신용접응용기술
·e-mail : wschang@rist.re.kr

17. L. Remy. *Metall. Trans.* 12A, (1981), 387