

고 Mn계 TRIP/TWIP 강의 수소취성 거동

정종구 · 이오연[†] · 박영구 · 김동은* · 진광근**

전북대학교 신소재공학부 신소재개발연구센터

*HYSCO 기술연구소, **POSCO 기술연구소

Hydrogen Embrittlement Behavior of High Mn TRIP/TWIP Steels

Jong ku Jung, Oh Yeon Lee[†], Young koo Park, Dong Eun Kim* and Kwang Geun Jin**

School of Advanced Materials Eng. & RCAMD, Chonbuk Nat. Univ. Jeonju, Chonbuk, 561-756, Korea

*HYSCO Technical Research Lab. Dangjin, Chungnam, 343-823, Korea

**POSCO Technical Research Lab. Gwangyang, Jeonnam, 545-711, Korea

(2008년 7월 2일 접수 : 2008년 7월 14일 최종수정 : 2008년 7월 15일 채택)

Abstract The hydrogen embrittlement susceptibility of high strength TRIP/TWIP steels with the tensile strength of 600 Mpa to 900 Mpa grade was investigated using cathodically hydrogen charged specimens. TWIP steels with full austenite structure show a lower hydrogen content than do TRIP steels. The uniform distribution of strong traps throughout the matrix in the form of austenite is considered beneficial to reduce the hydrogen embrittlement susceptibility of TWIP steels. Moreover, an austenite structure with very fine deformation twins formed during straining could also improve the ductility and reduce notch sensitivity. In U-bend and deep drawing cup tests, TWIP steels show a good resistance to hydrogen embrittlement compared with TRIP steels.

Key words hydrogen embrittlement, TRIP steel, TWIP steel, mechanical property.

1. 서 론

최근 자동차용 고강도 소재로서 인장강도 600 Mpa급 이상의 고강도 강판에 대한 수요가 증가함에 따라 수소취성에 의한 고강도 강판의 기계적 물성 저하에 대한 우려가 커지고 있다. 이는 소재의 고강도화에 따라 침입형 수소가 강의 내부에 침투하여 인장강도, 연성 그리고 단면감소율 등 기계적 물성을 현저히 저하시키는 수소 지연파괴가 활발하게 진행되기 때문이다. 특히 이러한 수소취성 현상은 소재에 작용하는 외부 응력 및 온도 그리고 수소의 압력 등의 복합적인 요소들에 의해서 발생한다고 알려져 있다.¹⁾ 따라서 이와 관련하여 강의 수소취성 저항성을 향상시키고자 하는 많은 연구가 진행되었다.²⁻⁴⁾ 그러나 현재까지도 재료의 미세조직 및 파괴역학적 관점에서 수소의 지연파괴 거동 및 저항성 향상에 대한 연구가 부족한 실정이다.

강재 내부로 침입한 수소는 격자내의 침입형 자리뿐만 아니라 공공, 전위 및 입계와 같은 격자 결함 그리고 탄화물, 석출물 등 제2상의 계면에 우선적으로 트랩된다.⁵⁻⁷⁾

이러한 트랩 자리에서 수소의 농도가 임계값을 넘어서면 내압이 발생하게 되어 내부 균열이 발생하고, 그 균열은 이전 오스테나이트 입계를 따라 쉽게 진행된다. Watanabe 등⁸⁾은 이러한 균열 진행을 방해하기 위해서 이전 오스테나이트 입계에 페라이트와 같은 연한 상을 도입함으로써 수소취성 저항성을 향상시킬 수 있음을 보고하였다. 이외에도 미세조직 측면에서 수소취성을 향상시키는 방안으로서 prior 오스테나이트 입계취화 원소의 감소,⁹⁻¹⁰⁾ 베이나이트 변태를 이용한 prior 오스테나이트 입계로의 탄화물 석출 억제,¹¹⁾ 템퍼링에 의한 입계석출 탄화물의 구상화,¹²⁻¹⁴⁾ Nb 첨가에 의한 조직의 미세화,⁹⁾ 수소침입 억제를 위한 표면처리¹²⁾ 등 여러 가지 방법이 알려져 있다.

파괴역학적 관점에서 볼 때 수소취성은 재료내의 정수압 응력이 최대가 되는 부근에 응력유기 확산으로 수소가 집적하여 균열이 발생하고, 이 균열이 진전하여 지연파괴가 일어난다고 설명하고 있다.²⁾ 그러나 수소취성은 재료의 강도수준 및 크기, 외부응력, 응력집중 정도, 사용분위기 등에 따라 취성 정도가 크게 변화됨으로 아직까지도 체계적인 정량적 평가방법이 확립되어 있지 않다.

최근에 자동차용 강판은 600 Mpa급 이상의 고강도 강판에 대한 채용률이 급격히 증가하고 있으며, 차세대 자동차용 고강도 강판으로 주목을 받고 있는 대표적인 강종

[†]Corresponding author

E-Mail : oylee@chonbuk.ac.kr (O. Y. Lee)

이 TRIP강과 TWIP강 이다. TRIP 강은 변형중 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 마르텐사이트변태의 변형유기 변태로 인해 강도와 연성이 매우 우수한 강종이며, 미세조직은 주로 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트 및 소량의 잔류오스테나이트로 구성되어 있다. 그러나 TWIP강은 소성변형시 미세한 쌍정이 발생함으로써 응력집중을 해소하고 가공경화속도를 증가시킴으로써 60,000 Mpa% 정도의 강도연성을 나타내는 고강도 고연성 재료이며, 미세조직은 주로 오스테나이트에 미세한 변형쌍정이 존재한다. 일반적으로 고강도강은 강도가 증가할수록 지연과괴 감수성이 높아지며 사용 환경이나 분위기에 민감한 파괴거동을 나타낸다.¹⁴⁻¹⁵⁾ 수소취성을 일으키는 수소량은 수 ppm으로 극히 미량이며,¹⁶⁾ 특히 수소는 상온 부근에서도 확산속도가 매우 빠르기 때문에 수소취성에 의한 불안정과괴 가능성이 상존한다. 따라서 본 연구는 미세조직과 변형기구가 서로 다른 인장강도 600~900 Mpa급 TRIP 강과 TWIP 강에 대하여 인장시험, 굽힘시험, 딥드로잉 컵 시험을 통하여 이들 두 강종의 수소취성 거동을 비교분석 하였다.

2. 실험 방법

시편은 고주파 유도로에서 진공용해한 고 Mn계 TRIP/TWIP 강으로서 공칭조성과 기계적성질은 Table 1과 같다. 잉고트는 600 mm 두께의 슬래브 형태로 주조한 다음 1250°C로 1시간 재가열하고 pilot 열간압연기에서 마무리온도를 900°C로 하여 두께 3.0~3.4 mm까지 열간압연 하였다. 열간압연 강판은 물을 분사하여 650°C까지 냉각한 다음, 이 온도로 유지된 열처리로에서 1시간 유지 후 냉각하여 권취공정을 재연하였다. 100TRIP 강은 열간압연 판재를 2상영역 온도인 650°C에서 1시간 동안 유지한 후 공냉하였으며, TWIP 강은 열간압연한 상태의 판재를 시편으로 사용하였다. 80TRIP 강은 페라이트 기지에 15%의 베이나이트와 약 8% γ 를 함유한 복합조직 강판이다.

인장시편은 표면 산화피막을 제거한 후 ASTM E-8 subsizes 규격으로 방전가공 하였고, U자형 굽힘 시편은 열연강판을 30 × 100 mm 크기로 방전가공한 다음 300

ton의 만능인장시험기에서 굽힘반경 10 mmR로 가공하였다. 딥드로잉컵은 드로잉비 1.92로 성형하였는데 100TRIP 강과 0.45C-15Mn-1Al 시편은 컵 벽면에 많은 수직균열이 발생하였으나, 0.6C-18Mn 시편은 드로잉 컵의 상부 모서리 부분에 미세한 균열이 발견되었다. 그러나 80TRIP 강과 Mn 함량이 높은 시편(0.6C-18Mn-2Al, 0.6C-21Mn-1Al)으로 성형한 컵은 전혀 균열이 발생되지 않고 매우 양호한 컵으로 성형할 수 있었다. 따라서 딥드로잉컵의 수소취성 실험은 우수한 성형성을 갖는 강종을 대상으로 실험하였다.

수소주입 전후에 인장시험(crosshead speed:1mm/min.)을 실시하여 수소에 의한 취화정도를 비교하였다. 인장시편의 수소주입은 emery paper (grit No. 1000)로 연마한 후 아세톤으로 초음파 세척한 다음 1N H₂SO₄(49 g) + As₂O₃(240 mg)+ 1l H₂O 수용액을 사용하여 스테인리스 강판을 양극에, 인장시편을 음극에 연결한 후 전기분해하는 방법을 이용하였다. 수소주입 조건은 전류밀도 15 mA/cm²에서 30분간 주입하였으며 수소분석은 Hot extraction hydrogen analyzer (LECO 社.)를 사용하였다. 그리고 고 Mn강에서 구성상을 파악하기 위해 Rigaku D/max2500, Cu-K α target을 사용하여 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 수소농도에 미치는 미세조직의 영향

Fig. 1은 TRIP/TWIP 시편을 1N H₂SO₄+250 mg/l As₂O₃ 전해액에서 15 mA/cm², 30분간 수소를 전기화학적으로 주입시켰을 때 시편에 용해된 수소농도를 나타낸 것이다. 동일한 수소주입 조건에서 페라이트와 베이나이트의 부피분율(약 92%)이 가장 큰 80 TRIP 강의 수소농도는 7.1 ppm으로 가장 높게 나타났으며, 그 다음이 100 TRIP 강 (6.3 ppm)이며, 소량의 α' 과 ϵ 마르텐사이트가 존재하는 0.15C-15Mn-1.5Al 시편은 5.1 ppm로 나타났다. 그러나 100% 오스테나이트 조직을 갖는 0.6C-18Mn 시편의 수소농도는 2.3 ppm으로 가장 작았다. 이와 같이 강종에 용해된 수소 농도는 결정구조와 밀접한 관련이 있는데 그 이유는 다음과 같이 설명될 수 있다.

Table 1. Nominal composition (wt.%) and tensile properties of TRIP/TWIP steels

steels	Nominal composition (wt.%)					Tensile properties		
	C	Si	Mn	Al	Fe	YS(Mpa)	TS(Mpa)	Elongation(%)
80 TRIP	0.10	1.20	1.7	0.06	bal.	495.7	618.4	42.4
100 TRIP	0.10	0.50	6.5	0.05	bal.	609.2	845.8	32.6
0.15C-15Mn-1.5Al TWIP	0.15	-	15.0	1.5	bal.	461.3	986.3	62.5
0.45C-15Mn-1.1Al TWIP	0.45	-	15.0	1.0	bal.	403.1	876.4	90.3
0.6C-18Mn TWIP	0.60	-	18.0	-	bal.	325.4	911.2	132.4
0.6C-18Mn-2Al TWIP	0.60	-	18.0	2.0	bal.	331.2	916.4	135.8
0.6C-21Mn-1Al TWIP	0.60	-	21.0	1.0	bal.	329.4	914.7	130.2

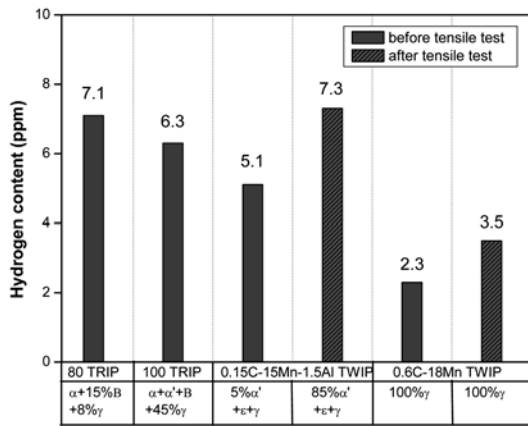


Fig. 1. Variation in hydrogen concentration of TRIP/TWIP steels with different microstructures.

γ 상(fcc)과 ϵ 상(hcp)의 적층 배열순서는 다르나 기하학적인 격자 구조가 동일하므로 ϵ 상의 수소용해도와 확산속도는 γ 상과 거의 같다고 가정할 수 있다.¹⁷⁾ 또한 ϵ 상이나 γ 상과 같은 조밀 격자구조에서 수소가 들어갈 수 있는 위치는 8면체 자리와 4면체 자리이며, 이들 크기는 격자원자 반경(r)의 0.414r과 0.225r이 된다. 반면에 bcc 구조를 갖는 페라이트, 베이나이트 및 α' 마르텐사이트 조직에서는 8면체 자리가 찌그러진 비대칭 구조를 갖기 때문에 수소가 들어갈 수 있는 가장 큰 공극은 4면체 자리로써 0.291r 이다. 따라서 bcc 구조에서 수소 원자는 4면체 자리에 위치함으로써 주위 격자에 큰 변형을 주지만 fcc 구조에서는 8면체 자리에 위치함으로써 그다지 큰 변형을 주지 않을 것으로 보인다. 더구나 bcc 는 open-structure를 가지므로 수소의 이동속도는 fcc보다 훨씬 클 것이다.¹⁸⁾ 그러나 fcc 와 hcp에서는 수소원자가 8면체 자리에 위치하여 주위에 큰 변형을 주지 않으므로 안정할 것이다. 그러므로 확산 가능성도 적을 뿐만 아니라 확산 속도도 느리다. 또한 bcc 조직을 갖는 α 상과 fcc조직을 갖는 γ 상에서 용해될 수 있는 수소의 양은 fcc 구조가 크며, 수소의 확산속도 또한 bcc 구조의 10^{-4} 배 밖에 안된다.^{17,19)} 그러므로 t 시간 동안 수소원자가 격자 내에서 확산한다면 각각의 격자 내에서 수소가 이동한 거리의 비는 대략적으로 10^{-2} 배가 된다.

한편, 0.6C-18Mn 시편과 0.15C-15Mn-1.5Al 시편에 대하여 인장시험 전후의 수소 농도를 비교해 보면 인장 시험을 행한 시편의 수소 농도가 크며, 더욱이 0.15C-15Mn-1.5Al 시편의 수소 농도는 7.3 ppm 으로 현저하게 증가되었다. 시편 내에서 수소는 전술한 바와 같이 주로 격자내의 공극자리, 입계 균열, 기공, 전위, 석출물 계면 등에 트랩 되는데, 이러한 트랩자리에 대한 수소의 결합 에너지는 0.025 eV 정도로써 다른 침입형 원소인 C, N, O 와 거의 비슷하지만 수소는 상온에서도 mobility가 매우

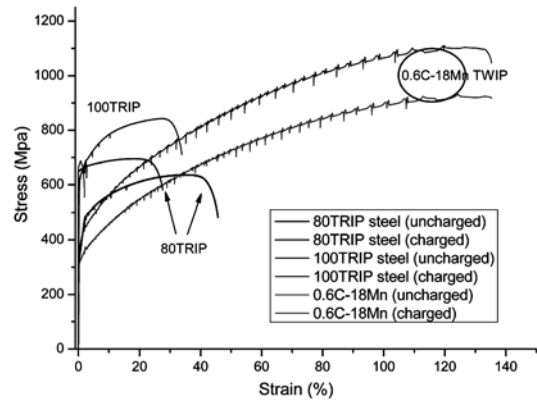


Fig. 2. Effect of hydrogen charge on the stress-strain curves in TRIP/TWIP steels.

크기 때문에 기계적 성질에 큰 영향을 미친다. 또한 전위와 수소의 결합에너지는 0.25 eV로써²⁰⁾ 매우 커서 쉽게 Cottrell 분위기를 형성하게 되며 수소의 가장 강력한 transport 역할을 하게 된다. 전위 이동에 의한 수소 확산은 격자 확산보다 수천~수백만 배 이상 빠르기 때문에 전위가 수소 취성을 일으키는 경우가 많이 보고되고 있다.²¹⁾

따라서 인장시험을 행한 시편의 수소 농도가 증가하는 현상은 변형시 전위밀도 증가, 미세균열부의 생성 등 수소의 트랩자리가 증가되기 때문이다. 더욱이 0.15C-15Mn-1.5Al 합금은 상기인자 외에도 변형시 TRIP 현상에 의해 α' 마르텐사이트의 부피분율이 현저히 증가된것도 수소 농도 증가의 원인으로 작용할 것이다.

3.2 고 Mn계 TRIP/TWIP 강의 수소취성 거동

Fig. 2는 TRIP/TWIP 강의 인장 변형 거동에 미치는 수소주입의 영향을 나타낸 것이다. 80TRIP강과 100TRIP 강의 응력-변형률 곡선을 보면 수소 주입한 경우 연신율이 급격히 저하하였고, 특히 100TRIP 강의 연성 감소는 매우 크게 나타났다. 80TRIP 강의 경우 페라이트(77 vol.%)와 베이나이트(15 vol.%) 분율이 92%이고, 8% γ 중 일부가 인장변형시 α' 마르텐사이트 변태를 일으켰을 것이다. 그러나 100 TRIP강은 페라이트+마르텐사이트+베이나이트 분율이 약 55%이고 나머지 45%의 잔류오스테나이트 중 약 60~70% 정도가 인장 변형시 변형유기 α' 마르텐사이트로 변태되기 때문에 조직 구성 성분 중 α' 마르텐사이트의 분율이 80 TRIP 강보다 훨씬 많고 인장강도도 200 Mpa 이상 높기 때문에 수소 취성에 더욱 민감하게 나타난 것으로 생각된다.

Fig. 2에서 인장변형 전후에 100% γ 조직을 갖는 즉, $\gamma \rightarrow \alpha'$ 변태의 TRIP 현상이 전혀 나타나지 않고 TWIP 만 일어나는 0.6C-18Mn 시편은 수소주입에 의한 연성 감소는 나타나지 않았다. 수소의 확산속도가 큰 α 상에서

취성이 크게 일어나는 것과 확산속도가 α 상의 10^{-4} 배 밖에 되지 않는 γ 상에서 동일한 시간(30분간) 수소를 주입한 경우에도 취성이 나타나지 않는다는 사실에서 용해 수소량과 격자 구조와의 관계가 수소취성에 큰 영향을 미친다는 것을 추정 할 수 있다. γ 상은 fcc 구조이므로 확산속도가 매우 느리고 격자 내에 존재하는 수소도 비교적 안정하며 γ 상이 인장응력을 받아 내부에 미소균열이 성장할 때 균열내부 또는 균열선단 부근에서 취성을 일으킬 수 있는 임계수소농도가 유지될 수 있도록 격자내의 수소가 계속적으로 확산되어야 하지만 확산속도가 느리기 때문에 수소취화 현상이 나타나지 않는다고 볼 수 있다. 또한 0.6C-18Mn TWIP 강은 인장변형시 γ 의 기계적 안정성이 높아 TRIP 현상이 일어나지 않고 오스테나이트 내에 수많은 microtwin이 존재하여 부가적인 트랩자리 역할을 함으로서 유효 수소 확산속도를 감소시킬 것으로 생각된다. 특히 오스테나이트는 기지조직 자체가 안정한 수소 트랩자리로 작용하므로 수소취성 민감성을 감소시키며, 더욱이 오스테나이트 조직은 연성이 우수하고 합금의 노치 민감성도 감소시킨다.²²⁾

bcc 격자구조를 갖는 α -Fe에서 수소취성이 급격히 나타나기 시작하는 수소의 양은 대략 수 ppm 정도이다. 이 값은 대기압, 750°C에서 평형 수소농도와 거의 비슷한 값에 해당된다. 1 ppm 수소농도를 갖는 10 gram의 시편에는 대략 1.1×10^{22} 개의 Fe 원자와 6.0×10^{18} 개 정도의 수소 원자가 존재하며, 수소원자의 일부는 격자 내에 원자상태로 용해되어 있으며 나머지는 결함 내에서 분자상태로 존재할 수 있다고 한다.²³⁻²⁴⁾ 확산속도가 큰(약 $10^{-5} \text{cm}^2/\text{sec}$) bcc 격자 내에서 수소는 주입되는 동안 농도구배 및 응력구배에 의하여 내부로 빠르게 이동할 수 있으나, fcc 격자에서는 확산속도가 느리므로 (약 $10^{-9} \text{cm}^2/\text{sec}$) 수소는 대부분 표면층에 과포화 된다고 볼 수 있다. 이와 같이 표면층에 과포화된 수소에 의하여 fcc, bcc 모두 미세균열은 형성될 수 있을 것으로 보이나 지속적인 균열성장에는 반드시 수소의 확산과정이 수반되므로 확산속도가 큰 bcc 격자에서는 계속 취성을 일으킬 수 있는 임계수소농도를 유지할 수 있으나, fcc 격자에서는 확산속도가 느리므로 지속적인 취화 현상을 일으키기는 어려울 것이다.

Fig. 3은 인장변형시 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 변태가 일어나는 TRIP 강과 미세한 변형쌍정을 형성하는 TWIP 강에 대하여 10~25%의 인장변형을 가한 시편을 수소주입 하였을 때 연신을 변화를 나타낸 것이다. 100 TRIP 강은 80 TRIP 강이나 0.15C-15Mn-1.5Al TRIP/TWIP 강보다 인장변형에 따른 연성 감소가 더욱 크게 나타났는데, 이것은 앞서 설명한 바와 같이 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 의 변태분율이 많아 조직 구성 분율 중 α' 마르텐사이트 양이 많고 강도도 높기 때문이다. 한편 γ 의 기계적 안정성이 커서 인장변형 후에도 100% γ 조직을 갖으며, Fig. 4의 미세조직에서 볼 수 있는바와

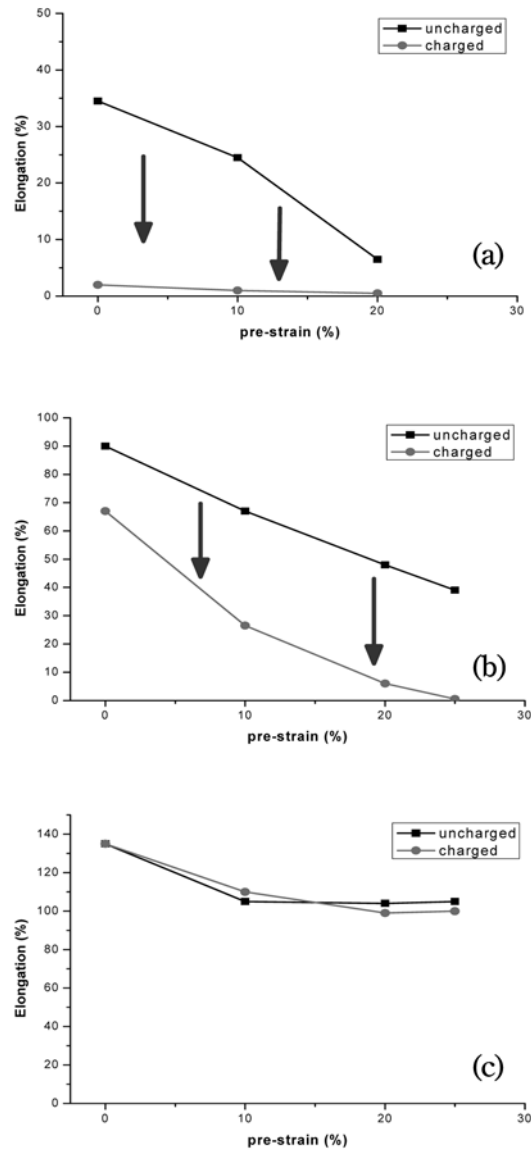


Fig. 3. Effect of prestrain and hydrogen charge on the total elongation in TRIP/TWIP steels (a) 100 TRIP, (b) 0.15c-15Mn-1.5Al TWIP and (c) 0.6c-18Mn TWIP.

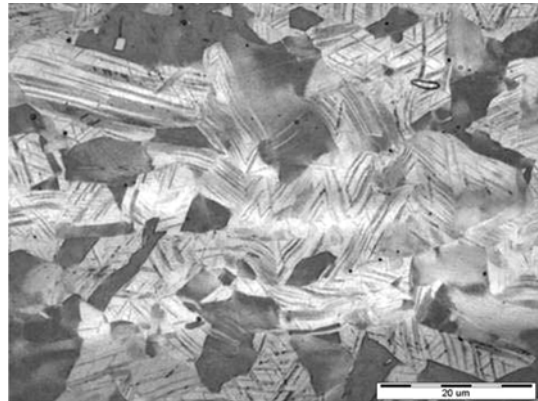


Fig. 4. Microstructure showing the deformation twin in the 0.6C-18Mn TWIP steel.

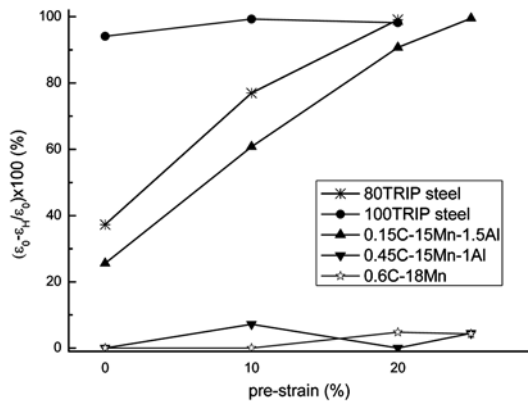


Fig. 5. Effect of prestrain on the hydrogen embrittlement sensitivity in TRIP/TWIP steels.

같이 γ 입자 내에 미세한 변형쌍정들이 존재하는 TWIP 강은 수소 주입 후에도 전혀 연성감소 현상이 나타나지 않았는데, 그 이유는 앞에서 설명한 바와 같이 γ 는 fcc 구조로서 확산속도가 매우 느리며, 인장변형시 TRIP 현상이 일어나지 않고 오스테나이트 기지조직 자체가 안정한 수소 트랩자리가 될 뿐만 아니라 오스테나이트 내에 수많은 microtwin이 존재하여 추가적인 트랩자리 역할을 함으로서 유효 수소 확산속도를 더욱 감소시킨다고 볼 수 있다. 또한 오스테나이트 조직은 우수한 연성으로 인해 노치 민감성을 감소시켜 수소취성에 대한 저항성이 매우 우수한 것으로 생각된다. 일반적으로 수소취성에 미치는 조직의 영향을 보면 untempered martensite > pearlite/ferrite > bainite/tempered martensite (fine carbide) > austenite 순으로 민감하며 결정립 미세화는 수소취성 저항성을 향상시킨다고 알려져 있다.²⁵⁾

Fig. 5는 고 Mn계 TRIP/TWIP강에 대하여 인장변형에 따른 수소취성 민감도를 종합적으로 나타낸 것이다. 수소취성 민감성은 구성 조직중 α' 마르텐사이트가 가장 많은 100 TRIP 강이 가장 민감하였으며, 80 TRIP 강과 0.15C-15Mn-1.5Al TRIP/TWIP 강은 인장변형이 증가함에 따라 거의 직선적으로 증가하며 20% 인장한 시편은 수소 주입후 연성이 거의 없는 취성 파괴를 나타내었다. 그러나 인장변형 전 후 100% γ 조직을 갖는 0.45C-15Mn-1Al TWIP 강과 0.6C-18Mn TWIP 강은 수소취성 저항성이 매우 우수하였다.

3.3 굽힘 시편과 딥드로잉 컵의 수소취성

자동차용 강판은 신장성형이나 굽힘 및 딥드로잉 가공을 하기 때문에 실제로 굽힘 시편이나 딥드로잉 컵을 제작하여 수소취성에 대한 민감성을 조사할 필요가 있다. Fig. 6과 Fig. 7은 각각 굽힘 시편과 딥드로잉 컵에 대한 수소취성 민감성을 비교 검토하기 위하여 시편을 1N H₂SO₄ + 250 mg/l As₂O₃ 용액내에 넣고 120분간 전기화

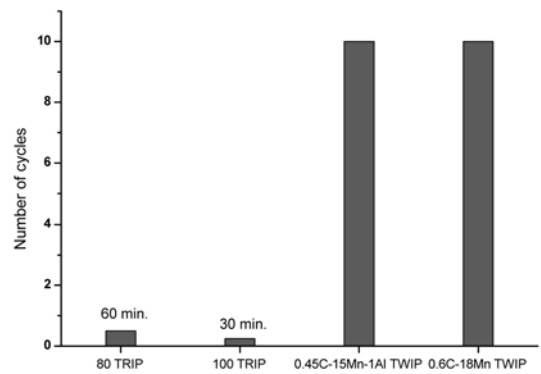


Fig. 6. Effect of hydrogen charge on the hydrogen embrittlement in U-bend specimens.

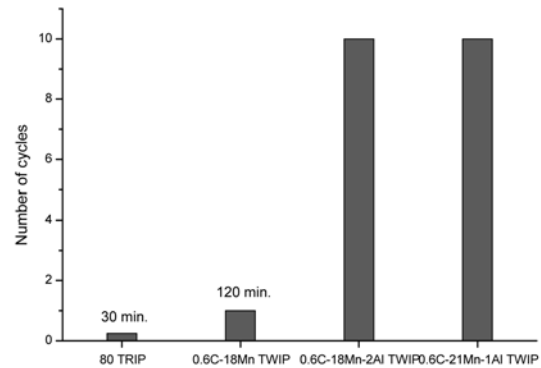


Fig. 7. Effect of hydrogen charge on the hydrogen embrittlement in deep drawing cup.

학적 방법으로 수소를 주입하고 상온에 방치한 다음 20시간 경과 후 다시 200°C에서 60분간 수소를 방출시키는 반복 사이클 실험을 실시하여 시편이 파단되는데 걸리는 시간(반복횟수)을 나타낸 것이다.

Fig. 6은 굽힘 시편에 대한 실험결과로서 인장시험에서 수소취성 민감성이 가장 컸던 100 TRIP 강과 80 TRIP 강은 파단시간이 각각 30분과 60분으로써 매우 짧으며 최대 굽힘 응력을 받는 부위에서 파단되었다. 하지만 100% γ 조직을 갖는 TWIP강은 10회의 반복실험에서도 전혀 균열이 관찰되지 않은 것으로 볼 때 수소취성 저항성이 매우 우수하였다. Fig. 7은 딥드로잉시 균열이 발생되지 않은 건전한 컵을 사용하여 수소를 주입하였을 때 수소취성 파단이 일어나는 시간으로 나타낸 것이다. 100 TRIP 강은 건전한 컵을 만들 수 없어 실험 대상에서 제외시켰다. 굽힘시험 결과와 마찬가지로 딥드로잉 한 80 TRIP 강은 30분 경과후 파단되었다. 한편 0.6C-18Mn 시편은 120분에서 파단되었는데, 이 강종은 컵 드로잉시 컵 상부 모서리에 길이 3 mm 정도의 균열이 존재하였고, 이 균열부위를 통하여 파단이 일어났기 때문에 실제 보다 단시간에 파단된 것으로 추정된다. 그러나 딥드

로잉 가공시 균열이 발생되지 않고 매우 양호한 컵으로 성형할 수 있었던 0.6C-18Mn-2Al 과 0.6C-21Mn-1Al TWIP 강은 10회의 사이클에서도 수소취성에 의한 균열은 나타나지 않았다. 따라서 가공시 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 변태분율이 큰 고강도 TRIP 강은 수소취성 민감도가 크지만 변형시 부분적으로 microtwin의 하부구조를 갖는 TWIP 강은 수소취성 저항성이 매우 우수하였다.

4. 결 론

인장강도 600~900Mpa급 열연 TRIP 강과 900Mpa급 고 Mn계 TWIP 강의 수소취성 거동을 인장시험, 굽힘 시험 및 딥드로잉컵 시험을 통하여 비교분석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다. 동일한 수소주입 조건에서 수소농도는 미세조직과 구조민감성에 큰 영향을 받는데 페라이트와 베이나이트 분율이 가장 큰 80TRIP 강이 가장 높고 그 다음이 100TRIP 강이며, 100% γ 조직을 갖는 0.1C-18Mn TWIP 강이 가장 낮게 나타났다. 100 TRIP 강은 인장변형시 변형유기 α' 마르텐사이트의 변태분율이 80 TRIP 강보다 훨씬 많고 인장강도도 높기 때문에 수소취성 민감도가 높았다. 인장변형 후에도 100% γ 조직을 갖으며, 미세한 변형쌍정들이 존재하는 TWIP 강은 TRIP 강보다 수소취성 저항성이 매우 우수하였다. 그 이유는 조직이 fcc 구조로서 확산속도가 bcc 구조에 비하여 매우 느리고, 오스테나이트 조직 자체가 안정한 수소 트랩자리가 될 뿐만 아니라 오스테나이트 내에 수많은 변형쌍정이 존재하여 부가적인 트랩자리 역할을 함으로서 유효 수소확산 속도를 더욱 감소시킨다고 볼 수 있다. 또한 오스테나이트 조직은 우수한 연성으로 인해 노치 민감성을 감소시켜 수소취성에 대한 저항성이 매우 우수한 것으로 생각된다. 반복 수소주입한 U자형 굽힘 시편과 딥드로잉컵 시험에서 TRIP 강은 60분 이내에 파단되었으나 TWIP 강은 10회의 반복 사이클에서도 수소취성에 의한 균열은 나타나지 않았다.

참 고 문 헌

1. J. P. Hirth, Metall. Trans., **11A**, 861 (1980).
2. A. R. Troiano, ASM Trans., **52**, 54 (1960).
3. H. K. Birnbaum and P. Sofronis, Mater. Sci. Eng., **A176**, 191 (1994).
4. I. Maroef, D. L. Olson, M.Eberhart and G.R.Edwards, Int. Mat. Reviews, **47**, 191 (2002).
5. F. Nakasato and Tetsu-to-Hagané., **88**, 20 (2002).
6. H. Hargi, Y. Hayashi and N. Ohtani, Met. Trans., **20**, 329 (1979).
7. W. Y. Choo and J. Y. Lee, Met. Trans., **13A**, 135 (1982).
8. J. Watanabe, T. Takai, M. Nagumom and Tetsu-to-Hagané., **82**, 947 (1996).
9. T. Tsumura, F. Nakasato, T. Ueda and N. Muri, Sumitomo Met., **40**, 19 (1988).
10. N. Bandyopadhyay, J. Kameda and C. J. McMahon Jr., Metall. Trans., **14A**, 881 (1983).
11. F. Nakasato, F. Terasaki and Tetsu-to-Hagané., **61**, 856 (1975).
12. T. Shiraga, N. Ishikawa, M. Ishiguro, E. Yamashita and S. Mizoguchi, CAMP-ISIJ, **7**, 1646 (1994).
13. T. Kimura, Y. Kurebayashi and S. Nakamura, CAMP-ISIJ, **7**, 1642 (1994).
14. H. Matsumoto, F. Nakasato, N. Kuratomi, T. Kushida and T. Tsumura, CAMP-ISIJ, **7**, 1602 (1994).
15. C. E. Price and R. G. Norman, Acta Met., **35**, 1639 (1987).
16. D. P. Dantovich and S. Floreen, Metall. Trans., **4A**, 2627 (1973).
17. R. A. McCoy, Development of a high strength Mn steel Resistant to hydrogen embrittlement, Hydrogen in Metals, ASM., p.169, Materials Park, Ohio (1974).
18. Y. Nakai, Y. Uesugi and H. Shimanaka, Kawasaki Tech. Report, **6**, 324 (1974).
19. M. B. Bever, Encyclopedia of Material Science and Eng., **3**, 2241 (1986).
20. A. W. Thompson, Hydrogen in Metals ASM., p.328 Materials Park, Ohio (1974).
21. J. A. Donovan, Metall. Trans., **7A**, 145 (1976).
22. L. W. Tsay, M. Y. Chi, Y. F. Wu, J. K. Wu and D. Y. Lin, Corrosion Science, **48**, 1926 (2006).
23. N. J. Petch and P. Stables, Nature, **169**, 842 (1952).
24. A. S. Tetelman, The mechanisms of hydrogen embrittlement in steel, Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking, p.446, Houston, USA, (1962).
25. A. W. Thompson and I. M. Bernstein, Adv. Corros. Sci. Tech., **7**, 53 (1979).