

## 템퍼링 조건이 마르텐사이트계 고강도강의 수소확산거동에 미치는 영향

박진성<sup>1</sup> · 황은혜<sup>1</sup> · 이만재<sup>2</sup> · 김성진<sup>1,†</sup>

<sup>1</sup>순천대학교 신소재공학과, 전라남도 순천시 중앙로 255  
<sup>2</sup>포항산업과학연구원 분석평가그룹, 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261  
(2018년 8월 25일 접수, 2018년 9월 20일 수정, 2018년 10월 03일 채택)

## Effect of Tempering Condition on Hydrogen Diffusion Behavior of Martensitic High-Strength Steel

Jin-seong Park<sup>1</sup>, Eun Hye Hwang<sup>1</sup>, Man Jae Lee<sup>2</sup>, and Sung Jin Kim<sup>1,†</sup>

<sup>1</sup>Department of Advanced Materials Engineering, Suncheon National University, Jungang-ro, Suncheon 57922, Republic of Korea  
<sup>2</sup>Analysis and Assessment Group, Research Institute of Industrial Science and Technology (RIST), Donghaean-Ro, Pohang 37859, Republic of Korea  
(Received August 25, 2018; Revised September 20, 2018; Accepted October 03, 2018)

Martensitic high-strength steels revealed superior mechanical properties of high tensile strength exceeding 1000 Mpa, and have been applied in a variety of industries. When the steels are exposed to corrosive environments, however, they are susceptible to hydrogen embrittlement (HE), resulting in catastrophic cracking failure. To improve resistance to HE, it is crucial to obtain significant insight into the exact physical nature associated with hydrogen diffusion behavior in the steel. For martensitic steels, tempering condition should be adjusted carefully to improve toughness. The tempering process involves microstructural modifications, that provide changes in hydrogen diffusion/trapping behavior in the steels. From this perspective, this study examined the relationship between tempering condition and hydrogen diffusion behavior in the steels. Results based on glycerin measurements and hydrogen permeation evaluations indicated that hydrogen diffusion/trapping behavior was strongly affected by the characteristics of precipitates, as well as by metallurgical defects such as dislocation. Tempering condition should be adjusted properly by considering required mechanical properties and resistance to HE.

**Keywords:** Tempering,  $\epsilon$ -carbide, Cementite, Hydrogen diffusion, Martensitic high-strength steel

### 1. 서론

마르텐사이트계 철강소재는 고강도 성능을 기반으로 자동차, 건축, 조선 및 에너지 산업에 이르기까지 다양한 산업 영역에 사용되며 점차 그 적용 영역을 확대하고 있다 [1,2]. 일반적으로 마르텐사이트계 강재는 1 GPa 이상의 인장강도를 바탕으로, 구조체 내에 적용되는 소재의 두께를 현저히 감소시켜 생산비 절감효과를 얻을 수 있을 뿐 아니라, 높은 구조적 안전성을 확보할 수 있다는 장점을 갖는다 [3,4]. 특히 자동차용 부품의 경우, 강판의 두께 감소를 통한 차체의 경량화와 그에 따른 주행 연비 향상효과로 인해 높은 수요를 나타낸다 [5]. 마르텐사이트계 강재는 A<sub>3</sub> 변태

온도 이상에서 일정시간 유지 및 급냉을 통하여 경한 마르텐사이트 조직을 형성한 후, 적절한 인성을 부여하기 위해 A<sub>1</sub> 온도 이하에서 일정시간 동안 템퍼링을 부가적으로 실시하여 고강도 및 고인성의 우수한 기계적 물성보증이 가능하도록 제조한다 [6]. 이렇듯 우수한 기계적 특성에도 불구하고, 타 소재대비 현저히 낮은 내식성 및 수소취화저항성은 산업 내 구조체로의 적용에 있어 크나큰 걸림돌로 지적되고 있다 [7,8]. 특히, 부품 제조과정 중 인성향상을 목적으로 수행되는 템퍼링 과정을 통해 강재 내 탄화물 (Fe<sub>2.4</sub>C/Fe<sub>3</sub>C 등)의 석출이 수반되는데, 탄화물의 경우 기지조직 대비 전기화학적 전위가 높아, 음극 (Cathode) 역할을 하여 강재 표면 기지조직의 양극용해 반응 ( $Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$ )을 촉진시킨다 [9]. 또한 낮은 수소과전위 특성에 [10] 기인하여, 표면 수소환원 및 강재 내부로의 유입/확산을 용이하게 만드는

<sup>†</sup> Corresponding author: sjkim56@snu.ac.kr

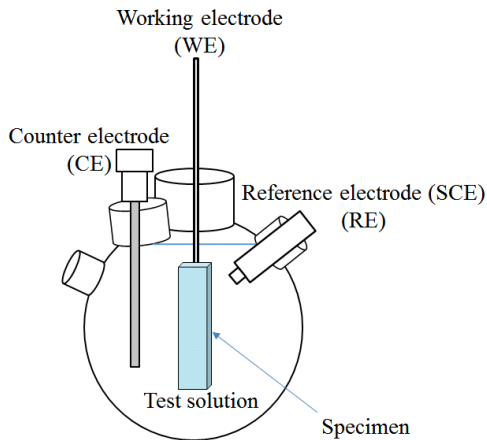


Fig. 1 Electrochemical cell used for hydrogen charging to the specimen.

데에 직접적으로 기여할 수도 있다. 이와 같이 템퍼링 과정을 통한 탄화물의 석출이 [11] 강재의 부식유기 수소취화 특성에 [12,13] 민감한 영향을 끼칠 것으로 간주된다. 하지만 템퍼링 조건에 따라 조직 내 석출되는 탄화물의 종류, 형태, 크기 및 분포 등의 특성은 크게 변화되며 [14], 이에 따라 수소원자의 확산거동 및 수소취화 저항성 또한 크게 달라질 것으로 판단된다. 따라서, 본 연구에서는 템퍼링 조건의 변화에 따라 조직 내 석출되는 탄화물의 종류 및 특성을 파악한 후, 각각에 대한 수소원자의 확산거동을 분석함으로써, 마르텐사이트계 고강도 강재의 수소취화특성 연구를 위한 이론적 토대를 확립하고자 한다.

## 2. 실험방법

### 2.1 시험편 준비 및 미세조직 관찰

본 실험에 사용된 시험편은 0.3 ~ 0.4wt%의 C, 1 ~ 1.3wt%의 Mn 및 0.2 ~ 0.3wt%의 Si을 주 성분으로 하는 탄소강 계열이며 1 GPa 이상의 인장강도를 갖는 마르텐사이트계 고강도 강재이다. 시험편은 1200 °C 에서 2시간 유지 후 열간 및 냉간 압연을 거쳐 최종 두께 2 t의 판재로 제작되었다. 이후, 고강도 특성 확보를 위해 필수적인 마르텐사이트 조직을 형성시키기 위해, A<sub>3</sub> 온도 이상인 오스테나이트 단상 영역 (930 °C)에서 7분간 유지한 후 급냉 (Q) 처리하였다. 그 결과, 과포화된 탄소에 기인하여 조직 내 높은 전위밀도 및 잔류응력이 존재할 것으로 판단되며, 이후 높은 잔류응력 및 결함의 감소를 목적으로 실시한 템퍼링은 200 °C (QT<sub>1</sub>)와 600 °C (QT<sub>2</sub>)에서 각각 30분, 15분간 유지하였다. 열처리 조건 별 형성된 미세조직 및 조직 내 석출된 탄화물을 관찰/분석하기 위해 전계 방사형 주사전자현미경 (field emission scanning electron microscopy, FE-SEM) 과 후방산란전자회절 (electron back-scatter diffraction, EBSD)를 사용하였고, 시편 내 존재하는 미세석출물의 형상을 관찰 및 분석을 위해 thin foil로 제작한 시편을 투과전자현미경 (transmission electron microscopy, TEM)으로 관찰하였다.

### 2.2 확산성 수소량 측정

템퍼링 조건에 따른 강재 내부의 확산성 수소량을 측정하

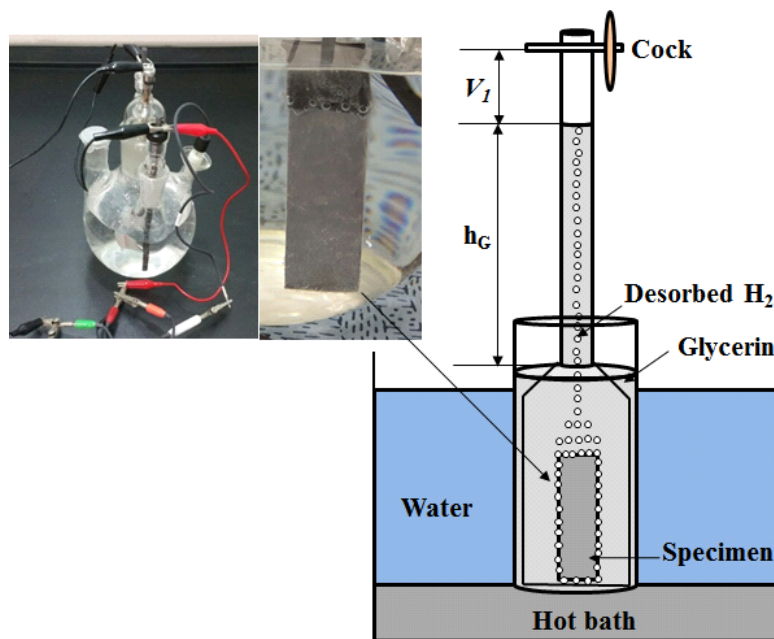


Fig. 2 Experimental procedure for measuring the diffusible hydrogen content in pre-charged specimen.

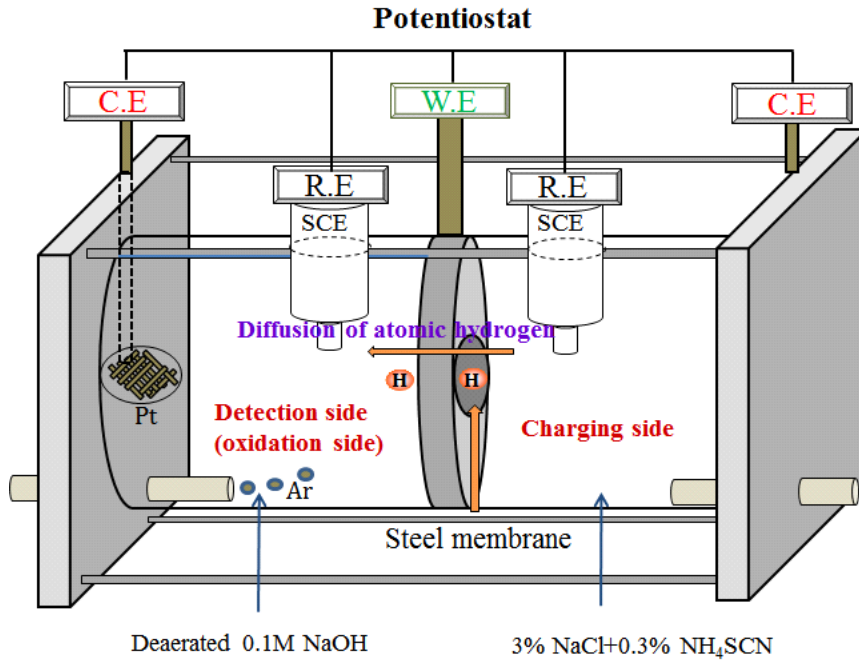


Fig. 3 Electrochemical hydrogen permeation test equipment [17].

기 위해 JIS Z3113에 [15] 입각하여 글리세린 시험법을 활용하였다. 강재 내부에 전기화학적으로 수소를 주입하기 위해 potentiostat 장비 (Gamry reference 600)를 사용하였다. 60 mm x 20 mm x 2 mm로 가공한 강재를 #2000 까지 연마한 이후 수소 주입 용액 (1M NaH<sub>2</sub>PO<sub>4</sub> + 0.1M H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> + 0.3% NH<sub>4</sub>SCN)에 장입하고 15 mA/cm<sup>2</sup>의 음극 전류밀도를 정전류분극 (Galvanostatic polarization) 방식으로 3600초 동안 인가하였다. Fig. 1는 강재 내부에 수소를 주입하기 위해 활용한 cell의 간단한 모식도를 나타낸다. 이후 수소 주입이 완료된 시편을 곧바로 45 °C로 유지되어 있는 글리세린 용액에 장입하여 48시간 동안 강재 외부로 배출되어 나온 확산성 수소량을 측정하였다. Fig. 2은 글리세린 시험법을 통해 확산성 수소량을 측정하는 방법에 대한 간단한 모식도를 나타낸다. 측정된 확산성 수소량은 equation (1)에 의해 정량적 도출되었으며 wt%로 환산하여 비교·평가하였다.

$$V(ml) = \frac{(h_{1,G} - h_G)V_1 273.15}{8.2(273.15 + T_1)(^{\circ}C)} \quad (1)$$

여기서 V<sub>1</sub> = 강재 외부로 배출되어 측정된 확산성 수소량 (ml)  
 8.2 = 1기압 (= 760mm Hg), 0 °C에서 글리세린의 높이  
 h<sub>1,G</sub> = 1기압 0 °C에서 측정된 글리세린의 높이  
 h<sub>G</sub> = 1기압 T<sub>1</sub> 온도에서 측정된 글리세린의 높이  
 T<sub>1</sub> = 측정된 온도

### 2.3 전기화학적 수소투과실험

강재 내부 수소확산거동을 평가하기 위해 ISO 17081 표준 시험법에 [16] 입각한 전기화학적 수소투과실험 (Hydrogen permeation test)을 실시하였다. Fig. 3은 본 실험에서 사용한 전기화학적 수소 투과 cell의 간단한 모식도를 나타낸다 [17]. 수소투과실험용 cell은 중심에 위치한 시편을 기준으로 우측의 수소주입부와 좌측의 수소검출부로 구분되며, 수소원자는 전기화학적 수소주입을 통해 시편을 투과하여 검출부로 배출되는 원리를 갖는다. 우선, 수소검출부에서 검출되는 수소 산화 효율을 향상시키며, 투과전류의 신뢰성을 확보하기 위해 검출부의 시편 표면에 팔라듐 (Pd)을 균일하게 도금시키는 작업이 필요하다. 이를 위해 시편은 #2000까지 연마하고, 염산 용액 내에서 산세를 실시한 후, Pd 도금욕 (500 mL NH<sub>4</sub>OH + 2.54 g PdCl<sub>2</sub>) 내에서 2.7 mA/cm<sup>2</sup>의 음극전류밀도를 150초 동안 인가하는 정전류분극 (Glavanostatic polarization) 처리를 수행하여 검출부에 노출되는 시편표면에 대략 100 nm 두께의 Pd 도금층을 형성시켰다. 이후 시편을 수소투과시험 cell에 장착하고 탈기된 0.1M NaOH 용액으로 채워진 수소검출부 내에 270 mV<sub>SCE</sub>의 일정한 양극전위를 정전위분극 (Potentiostatic polarization) 방식으로 인가하며 0.1 μA/cm<sup>2</sup> 이하의 배경전류를 획득하였다. 수소주입부에는 3.5% NaCl + 0.3% NH<sub>4</sub>SCN 용액을 주입한 후 1 mA/cm<sup>2</sup>의 음극전류를 정전류분극 (Galvanostatic polarization) 방식으로 인가하여 수소주입을 시작하였다. 수소투과 그래프의 산화전류 값이

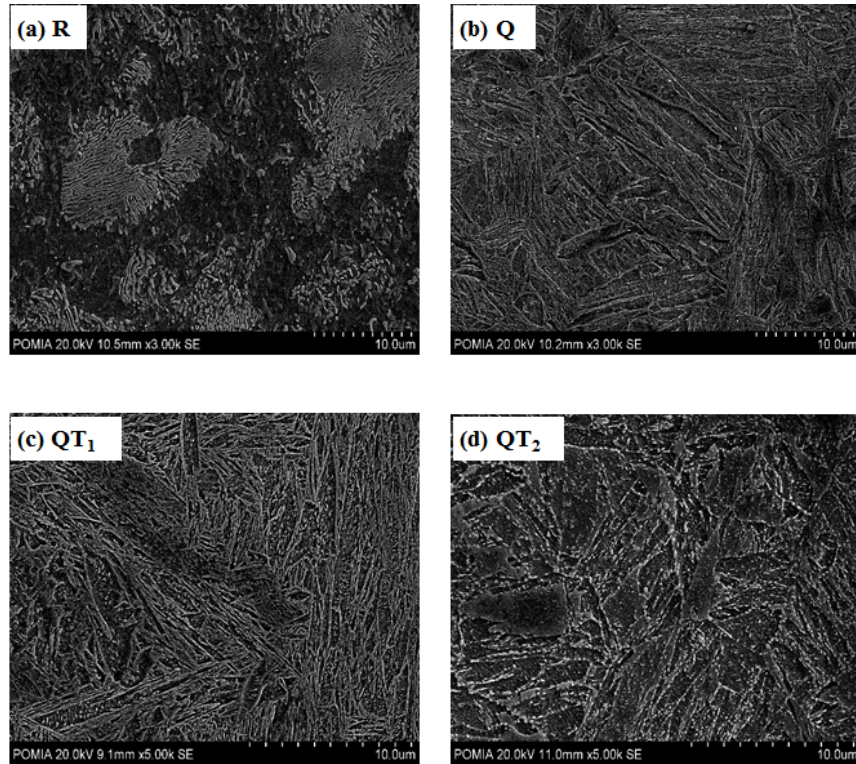


Fig. 4 Microstructure observation after (a) rolling, (b) quenching, (c) quenching and tempering at 200 °C (QT<sub>1</sub>), (d) quenching and tempering at 600 °C (QT<sub>2</sub>).

정상상태 (Steady-state condition)에 도달하게 되면 실험을 종료하고, 시편 내, 수소원자의 trapping occupancy가 bulk diffusion 대비 상당히 낮은 수준임을 가정하여, 수소확산계수, 투과도 및 용해도 값을 equation (2), (3), (4)을 통해 정량적으로 도출하고자 하였다.

$$D_{app} = \frac{L^2}{15.3 \cdot t_{bt}} \quad (2)$$

$$J_{ss} = \frac{i_{ss}L}{nF} \quad (3)$$

$$C_{app} = \frac{J_{ss}L}{D_{app}} \quad (4)$$

여기서  $D_{app}$  = 확산 계수,  $L$  = 시편의 두께  
 $t_{bt}$  = 수소투과 전류가 배경전류로부터 선형적으로 상승하는 구간에 외삽 하였을 때의 시간  
 $J_{ss}L$  = 수소원자의 투과도,  $i_{ss}$  = 정상상태에서의 투과전류밀도  
 $n$  = 반응에 참여한 전자수,  $F$  = 패러데이 상수 값  
 $C_{app}$  = 수소원자의 용해도

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 미세조직 및 탄화물 관찰

Fig. 4a는 압연 (R) 후 시편 내 형성된 미세조직 (Ferrite/Pearlite), Fig. 4b는 퀴칭 (Q) 처리를 통해 형성된 미세조직 (Martensite), Fig. 4c와 d는 각각 200 °C (QT<sub>1</sub>)와 600 °C (QT<sub>2</sub>)에서 부가적인 템퍼링 처리 후 시편의 표면 미세조직을 FE-SEM으로 관찰한 결과를 나타낸다. QT<sub>1</sub> 처리 시편의 경우, 퀴칭 처리 직후 형성된 마르텐사이트 lath의 형태가 대부분 그대로 유지되었고, FE-SEM으로 탄화물의 존재를 명확히 확인할 수 없었다. 반면, QT<sub>2</sub> 처리 시편의 경우, 템퍼링 과정을 통해 lath 형태의 마르텐사이트로부터 ferrite와 구형의 탄화물 형태로 변화되었음을 확인할 수 있었다. 선행연구에 [18] 따르면, 80 °C의 템퍼링 온도를 기준으로 마르텐사이트 내 과포화 되어있던 탄소가 탄화물의 형태로 석출되기 시작하고, 대략 200 °C까지 천이 탄화물의 일종으로 준안정상인  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C의 석출이 가능하며, 그 이상의 온도영역에서는  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C가 Fe<sub>3</sub>C로 변화되며 성장함을 보고하고 있다. QT<sub>1</sub> 처리 시편 내 탄화물의 존재를 확인하기 위해 시편을 thin foil 형태로 가공하여 TEM으로 관찰하였고, 이를 Fig. 5a에 나타내었다. 마르텐사이트 lath 내 대략 150 ~ 200 nm 길이를 가진 침상형의

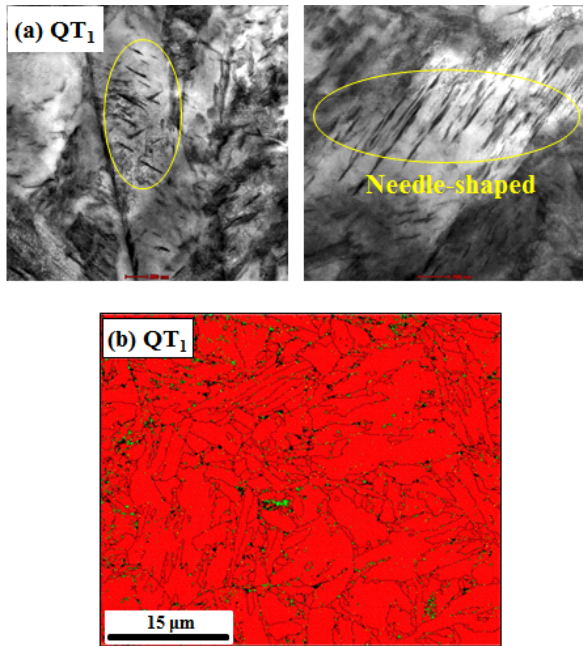


Fig. 5 (a) TEM images showing carbide particles distributed in QT<sub>1</sub>, and (b) EBSD phase colored map of QT<sub>1</sub> (Color in phase map: Red-Ferrite; Yellow green-Fe<sub>2.4</sub>C [19]).

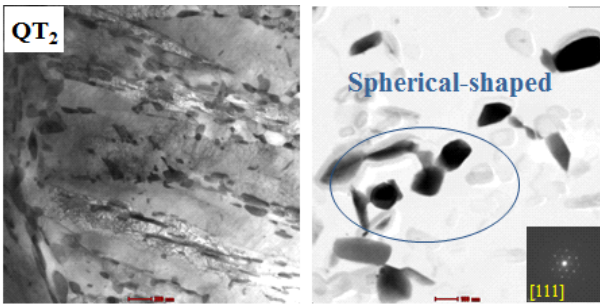


Fig. 6 TEM images showing carbide particles distributed in QT<sub>2</sub>.

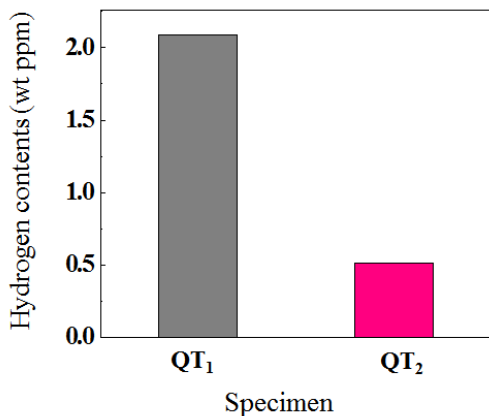


Fig. 7 Diffusible hydrogen contents measured by glycerin method.

탄화물이 석출되어 있음을 확인할 수 있었다. 아울러, EBSD를 통해, 시편 내 존재하는  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C와 Fe<sub>3</sub>C의 분율

(Fig. 5b)이 각각 2.1%와 0.2%임을 분석하였다. EBSD를 통한 미세석출물 분석은 본질적으로 측정/분석 오류를 수반할 수 있으므로 앞서 제시된 정량분석치는 대략적 참고치 정도로 판단하는 것이 바람직할 것이다. 미세 침상형태를 가지는  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C의 TEM diffraction spot의 획득 역시 극히 어려운 것으로 간주되지만, 200 °C 이하에서 수행되는 템퍼링을 통해 마르텐사이트 lath 내 석출되는 200 nm 이하의 미세 탄화물을  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C로 판단하는 것이 합리적임은 선행연구 [19,21]를 통해서도 언급된 바 있다. 반면 QT<sub>2</sub> 처리 후, 조직 내 석출된 탄화물의 경우 (Fig. 6), 상대적으로 조대한 크기를 가지는 구상형태의 Fe<sub>3</sub>C임을 TEM diffraction spot 분석을 통해 확인하였다.

### 3.2 확산성 수소량 측정

강재의 취화 및 균열 전파를 유발하는 데에 직접적으로 기여하는 확산성 수소량은 수소취성과의 현상에 대한 민감도를 우선적으로 예측할 수 있는 척도로 간주할 수 있다 [22]. Fig. 7는 두 가지 템퍼링 조건 별 측정된 시편의 확산성 수소량을 정량적으로 도출한 결과를 보여준다. QT<sub>1</sub> 시편 내에서 측정된 확산성 수소량은 2.089 wt ppm으로, QT<sub>2</sub> 시편의 그것 (0.511 wt ppm)에 비해 높게 나타났다. 이는 QT<sub>1</sub> 시편의 미세조직 내 존재하는 많은 lath 계면과 높은 전위밀도 및 잔류응력, 그리고 앞서 제시한 바와 같이 lath 내 존재하는 미세침상형태의  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C의 존재로 이해될 수 있다. 우선 lath 계면과 전위의 경우, 수소원자와의 결합 에너지가 각각 28.1 kJmol<sup>-1</sup>, 19.2 kJmol<sup>-1</sup>로 [23] 낮은 편으로, 가역 트랩의 일종으로 분류되며 확산성 수소량을 증가시키는 데에 기여할 수 있다. 아울러, 수소원자는 응력이 높은 영역으로 우선적으로 확산 (응력유기확산)하여 [24,25] 계 내 형성된 에너지구배를 감소시키려 하므로, 다른 변수가 동일하다면 높은 잔류응력을 가질 것으로 짐작되는 QT<sub>1</sub> 시편 내에서 측정된 확산성 수소량이 보다 높을 것으로 쉽게 예상할 수 있다.

Serra [26]와 Bahadreshia [27]는 QT<sub>1</sub> 처리와 같이 저온 템퍼링을 실시한 시편 내에서 석출된  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C는 수소 결합에너지가 대략 65 kJmol<sup>-1</sup>의 높은 수준으로, 확산성 수소의 확산속도를 효과적으로 감소시키며 초기 균열 site로 수소의 집적을 억제하여 수소취화저항성을 향상시킬 수 있음을 보고한 바 있다. 하지만,  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C가 가지는 확산성 수소의 확산속도 저감효과는 강제 내부로의 수소 charging 초기 (즉, 수소로 채워진  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C의 분율이 높지 않은 조건)에 큰 효과를 가져오지만, 수소 charging이 지속적으로 이루어져, 대부분의  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C가 수소로 채워진 조건 하에서는 확산성 수소의 확산속도 및 수소량 저감효과가 미미할 것으로 판단된다. 본 연구에서 사용한 Glycerin 시험법 역시, 15 mA/cm<sup>2</sup>의 음극전류밀도를

**Table 1** Hydrogen permeation parameters of four tested specimens (R: Rolled, Q: Quenched, QT<sub>1</sub>: Quenched and tempered at 200 °C, and QT<sub>2</sub>: Quenched and tempered at 600 °C)

	$D_{app}$ (m <sup>2</sup> /s)	$J_{ss}L$ (mol/m·s)	$C_{app}$ (mol/m <sup>3</sup> )
R	$2.095 \times 10^{-10}$	$1.572 \times 10^{-9}$	7.5036
Q	$1.037 \times 10^{-10}$	$9.432 \times 10^{-10}$	9.0955
QT <sub>1</sub>	$1.255 \times 10^{-10}$	$8.482 \times 10^{-10}$	6.7586
QT <sub>2</sub>	$3.245 \times 10^{-10}$	$1.726 \times 10^{-9}$	5.319

3600초 동안 지속적으로 인가하여 수소를 charging 하는 조건 하에서는  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C의 확산성 수소량 저감효과를 기대하기는 힘들 것이다.

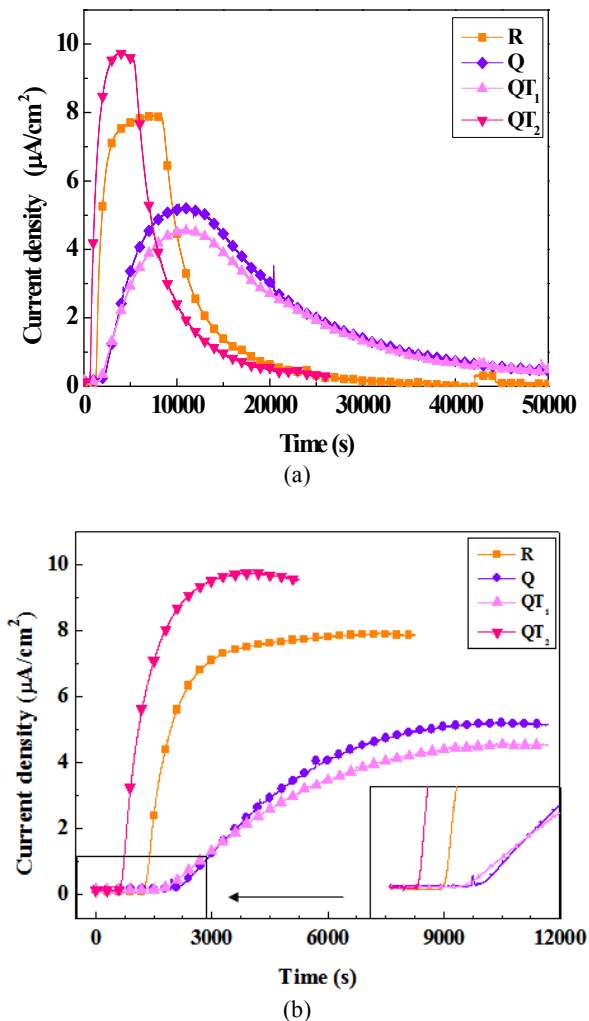
반면, QT<sub>2</sub> 처리와 같이 고온 템퍼링을 실시한 시편의 경우, 내부 전위밀도와 잔류응력 수준이 낮아, 확산성 수소량

이 상대적으로 적을 것으로 예상할 수 있다. 물론 조직 내 생성되는 정합성의 Fe<sub>3</sub>C의 경우, 일반적으로 수소 결합에너지가 대략  $8.4 - 13.71 \text{ kJmol}^{-1}$ 로 낮은 수준으로 [28–30], 확산성 수소량을 증가시키는 데에 기여할 수 있는 요인이 될 수 있다. 하지만, 조직 내 석출된 Fe<sub>3</sub>C 그 자체보다 Fe<sub>3</sub>C와 기지조직의 계면이 수소 trap의 위치로 간주되며, 따라서 기지조직과 Fe<sub>3</sub>C의 계면적이 중요하게 고려되어야 할 요인이 된다. 앞서 언급한 바와 같이 고온 템퍼링 과정을 통해, 조직 내 존재하는 조대한 크기의 구상화된 Fe<sub>3</sub>C의 경우, 기지조직과의 계면적이 감소하여 확산성 수소량을 증가시키는 데에 제한적임을 추측할 수 있다.

### 3.3 전기화학적 수소투과실험

압연 (R), Q 처리, QT<sub>1</sub>, 그리고 QT<sub>2</sub> 처리 후 시편 각각의 수소확산거동을 평가하기 위해 전기화학적 수소투과실험을 수행하였고, 전체적인 결과를 Fig. 8a에 나타내었다. Fig. 8b는 열처리 조건 별 수소투과 상승곡선을 나타내며, Table 1는 equation (2), (3), (4)을 통해 도출된, 각 시편의 수소확산계수, 수소투과도 및 수소용해도를 나타낸다. 압연시편 (R) 대비 Q 처리 시편의 경우, break-through time ( $t_{bt}$ )이 크며, 즉, 수소확산계수가 크게 감소했고 내부 용해도는 크게 증가하였다.

Ferrite/pearlite 조직을 가지는 압연시편 (R) 대비 Q 시편은 급냉 시 마르텐사이트 변태에 의한 높은 전위밀도 및 lath 계면이 수소원자의 확산속도를 감소시키며 내부 용해도를 증가시킨 것으로 판단된다. QT<sub>1</sub> 시편의 경우, Q 시편 대비  $t_{bt}$ 의 경우, 유의한 차이를 보이지 않았으며, 투과도 및 내부 용해도의 경우 다소 감소하는 경향을 보였다. 이는 수소원자와 높은 결합에너지를 가지는  $\epsilon$ -Fe<sub>2.4</sub>C가 저온 템퍼링 과정을 통해 QT<sub>1</sub> 시편 내 석출되어, 단위부피당 투과되는 수소량을 감소시킨 데에 따른 결과로 판단된다. 반면, 고온 템퍼링을 실시한 QT<sub>2</sub> 시편의 경우, 수소확산속도가 가장 높았으며 내부 용해도는 가장 낮은 수준으로 나타났다. 앞서 언급한 바와 같이, QT<sub>2</sub> 시편의 미세조직 내 탄화물은 Fe<sub>3</sub>C로, 수소원자와 낮은 결합에너지를 가져 수소의 확산을 억제하지 못해 내부 수소용해도를 증가시킬 수 있을



**Fig. 8** (a) Hydrogen permeation curves of four tested specimens: R, Q, QT<sub>1</sub>, and QT<sub>2</sub>, and (b) Rising transients of the permeation curves.

것으로 생각된다. 하지만 석출된  $\text{Fe}_3\text{C}$ 는 조대한 크기의 구상형태로, 기지와와의 계면적 분율이 감소된 만큼 내부 수소 용해도 증가에는 제한적으로 기여했을 것으로 판단된다. 기지와 탄화물 계면적 분율의 감소는 수소 trap site를 효과적으로 감소시켜 수소원자의 주된 확산 경로가 격자확산이 되어 타 시편대비 높은 확산계수와 낮은 용해도 값이 도출된 것으로 이해할 수 있다. 아울러, 마르텐사이트 lath가 분해되며, 내부 잔류응력과 잔류밀도가 큰 쪽으로 감소하는 고온 템퍼링의 일반적 과정이, 큰 쪽으로 감소하는 수소용해도 값을 설명해주는 이론이 될 수 있다. 본 연구를 통해 제시된 미세조직과 수소확산거동 간 상관관계를 토대로, 마르텐사이트계 고강도 강재의 높은 수소취화저항성 보증을 위해서는 고온 템퍼링 조건이 요구됨을 확인할 수 있으나, 고온 템퍼링을 통한 소재 자체의 강도저하 가능성을 배제할 수 없으므로, 산업 내 적용코자 하는 구조체의 요구물성 특성이 충분히 고려된 방식으로 제조조건을 확립할 필요가 있다.

#### 4. 결론

본 연구에서는 자동차, 건축 및 조선 산업 등 다양한 산업 분야에 적용, 및 적용이 고려되고 있는 마르텐사이트계 고강도 강재를 대상으로 템퍼링 조건 (200 °C와 600 °C)에 따른 수소확산거동에 대한 연구를 수행하였다. 200 °C 템퍼링 결과 미세조직 내 150 nm 길이의 침상형의 탄화물 ( $\epsilon$ - $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ )이 석출된 반면, 600 °C 템퍼링 후에는 상대적으로 조대한 크기의 구상형 탄화물 ( $\text{Fe}_3\text{C}$ )이 석출되었다. 석출물과 수소원자의 반응성은 석출물의 종류, 형태, 크기에 크게 의존하며, 본 연구에서는 저온 템퍼링 시편의 경우 수소원자와 높은 결합에너지를 갖는  $\epsilon$ - $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ 의 석출에 기인하여 수소투과도 및 내부 수소용해도가 감소하는 거동이 확인되었다. 반면 고온 템퍼링 시편의 경우 조대한 크기의 구상형태로 석출된  $\text{Fe}_3\text{C}$ 에 의해 가역트랩의 전체적 계면적이 감소하여 수소원자의 주된 확산경로가 격자확산이 되어, 타 시편 대비 높은 확산계수와 낮은 내부 용해도 값이 도출된 것으로 분석되었다. 본 연구결과는 초고강도급 마르텐사이트계 철강소재의 적용 시, 수소원자의 확산거동 및 수소취화 민감도를 고려하여 최적 템퍼링 조건을 확립해야 함을 시사한다.

#### 감사의 글

이 논문은 2018년 순천대학교 학술연구비III로 연구되었음.

#### References

1. H. Karbasian and A. E. Tekkaya, *J. Mater. Process. Tech.*, **210**, 2103 (2010).
2. S. L. Gibbons, R. A. Abrahams, M. W. Vaughan, R. E. Barber, R. C. Harris, and R. Arroyave, *Mater. Sci. Eng. A*, **725**, 57 (2018).
3. Z. J. Xie, C. J. Shang, X. L. Wang, X. P. Ma, S. V. Subramanian, and R. D. K. Misra, *Mater. Sci. Eng. A*, **727**, 200 (2018).
4. T. Schaffner, A. Hartmaier, V. Kokotin, and M. Pohl, *J. Alloy. Comp.*, **746**, 557 (2018).
5. S. Takagi, Y. Toji, M. Yoshino, and K. Hasegawa, *ISIJ. Inter.*, **52**, 316 (2012).
6. H. J. Kang, J. S. Yoo, J. T. Park, S. T. Ahn, N. Kang, and K. M. Cho, *Mater. Sci. Eng. A*, **543**, 6 (2016).
7. M. B. Djukic, V. S. Zeravic, G. M. Bakic, A. Sedmak, and B. Rajicic, *Eng. Fail. Anal.*, **58**, 485 (2015).
8. J. L. Gu, K. D. Chang, H. S. Fang, and B. Z. Bal, *ISIJ. Int.*, **42**, 1560 (2002).
9. U. R. Evans and C. V. King, *J. Electrochem. Soc.*, **108**, 94 (1961).
10. A. V. Syugaev, N. V. Lyalina, S. F. Lomaeva, and S. M. Reshetnikov, *Prot. Met. Phys. Chem. Surf.*, **48**, 429 (2012).
11. J. H. Jang, I. G. Kim, and H. K. D. H. Bhadeshia, *Scripta Mater.*, **63**, 121 (2010).
12. C. Zapffe and C. Sims, *Trans. AIME*, **145**, 225 (1941).
13. A. R. Troiano, *Trans. ASM.*, **52**, 54 (1960).
14. A. Nagao, K. Hayashi, K. Oi, and S. Mitao, *ISIJ. Int.*, **52**, 213 (2012).
15. JIS Z 3113, Method of Measurement for Hydrogen evolved from Steel Welds, Japan Standards Association (1983).
16. ISO 17081:2004 (E), Method of Measurement of Hydrogen Permeation and Determination of Hydrogen Uptake and Transport in Metals by an Electrochemical Technique, ISO, Switzerland (2004).
17. J. S. Park, H. J. Lee, and S. J. Kim, *Korean J. Mater. Res.*, **28**, 286 (2018).
18. G. Malakondaiah, M. Srinivas, and P. R. Rao, *Progr. Mater. Sci.*, **42**, 209 (1997).
19. E. H. Hwang, H. G. Seong, and S. J. Kim, *Korean J. Met. Mater.*, **56**, 570 (2018).
20. G. R. Speich, *Trans. Metall. Soc. AIME* **245**, 2553 (1969).
21. S. J. Kim, J. S. Park, E. H. Hwang, S. M. Ryu, H. G. Seong, and Y. R. Cho, *Int. J. Hydro. Ener.*, Accepted (2018).
22. G. M. Evans, *Welding J.*, **59-8**, 67 (1980).
23. J. L. Gu, K. D. Chang, H. S. Fang, and B. Z. Bal, *ISIJ. Int.*, **42**, 1560 (2002).
24. C. D. Beachem, *Metal. Trans. A*, **3**, 307 (1972).
25. J. Eastman, F. Heubaum, T. Matsumoto, and H. K. Bimbaum, *Acta. Metall.*, **30**, 1579 (1982).
26. E. Serra, A. Perujo, and G. Benamati, *J. Nucl. Mater.*, **245**, 108 (1997).
27. H. K. D. H. Bahadeshia, *ISIJ. Int.*, **56**, 24 (2016).
28. G. W. Hong and J. Y. Lee, *J. Mater. Sci.*, **18**, 271 (1983).
29. G. W. Hong and J. Y. Lee, *Metall. Trans. A*, **14**, 156 (1983).
30. D. G. Enos and J. R. Scully, *Metall. Mater. Trans. A*, **33**, 1151 (2002).