페라이트-펄라이트 조직 저탄소강의 수소 취성에 미치는 Nb 첨가와 예비 변형의 영향

고석우 · 이지민 · 황병철*

서울과학기술대학교 신소재공학과

Effect of Nb addition and Pre-strain on Hydrogen Embrittlement of Low-carbon Steels with Ferrite-pearlite Structure

Seok-Woo Ko, Ji-Min Lee, and Byoungchul Hwang*

Department of Materials Science and Engineering, Seoul National University of Science and Technology,
Seoul 01811, Republic of Korea

Abstract: The effect of pre-strain on the hydrogen embrittlement of Nb-free and Nb-added low-carbon steels with ferrite-pearlite structure was investigated in this study. After the steels were electrochemically charged with hydrogen, slow-strain rate tensile (SSRT) tests were conducted on them to examine hydrogen embrittlement behavior. The SSRT test results revealed that the Nb-added steel had a lesser decrease of elongation and reduction of area than the Nb-free steel. The formation of NbC carbide and grain refinement caused by the Nb addition improved resistance to hydrogen embrittlement. The loss of elongation and the reduction of area after hydrogen charging occurs when pre-strain is increased. The pre-strain increases dislocation density and thus increases the amount of reversible hydrogen trap sites associated with hydrogen embrittlement. 10% pre-strained specimens exhibited a significant loss in elongation and reduction of area, regardless of Nb addition. Based on the results of electron back-scatter diffraction, fractographic, and silver decoration analyses for Nb-free and Nb-added steels, the hydrogen embrittlement mechanism in low-carbon steels with different amounts of pre-strain is discussed in terms of dislocation density and hydrogen distribution.

(Received August 31, 2020; Accepted September 14, 2020)

Keywords: ferrite-pearlite, low-carbon steel, hydrogen embrittlement, pre-strain, Nb

1. 서 론

고망간강, 중망간강, 경량철강 등 새로운 철강 재료들의 개발에도 불구하고, 페라이트-펄라이트 조직의 일반 저탄소강은 여전히 가격 대비 가공성 및 용접성이 우수하여 선박, 자동차 및 기계 구조 재료 등 다양한 분야에서 널리 사용되고 있다. 그러나 저탄소강이 수소 환경에 노출되는 경우 수소가 금속 내부로 쉽게 침투하여 전위, 결정립계, 석출물 등 결함들과 상호작용하여 연성이나 인성이 현저하게 감소되는 수소 취성 (hydrogen embrittlement)이 일어

날 수 있다 [1-4]. 현재 개발되고 있는 고강도 강들은 실제로 다양한 수소 환경에 노출될 수 있기 때문에 수소 취성에 미치는 다양한 인자에 대한 연구가 필요하다 [5-8].

일반적으로 페라이트-펄라이트 조직을 기본으로 하는 저탄소강의 경우 합금원소 첨가에 따라 결정립 크기, 펄라이트 분율 및 층상 간격 등 미세조직 인자가 달라진다 [9,10]. 저탄소강에 니오븀 (Nb)이 첨가되면, NbC 탄화물이 형성됨으로써 석출 강화로 인한 강도가 증가되고, 재결정 억제 및 결정립 미세화로 인해 강도와 인성이 동시에 향상될 수 있다. 또한 이러한 미세조직 인자의 변화는 내부에 존재하는 수소 트랩사이트 (trap site)의 종류와 개수에 영향을 미쳐 수소 취성 저항성을 크게 변화시킬 수 있다 [11-15]. S. Zhang 등의 연구에 따르면 저탄소강에 Nb이 첨가될 경우 결정립 미세화 및 NbC 탄화물의 형성에 따

- 고석우·이지민: 석사과정, 황병철: 부교수

*Corresponding Author: Byoungchul Hwang

[Tel: +82-2-970-6638, E-mail: bhwang@seoultech.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

라 수소 취성 저항성이 다르게 나타났다 [16-18].

한편 저탄소강들은 제조 후 가공 또는 사용 과정에서 소성 변형으로 인해 전위 밀도가 증가될 수 있는데, 이 전위들은 가역적 (reversible) 수소 트랩사이트로 작용하여 수소 취성 저항성을 낮출 수 있다 [19]. Y. Wang 등 [20]은 스테인리스 304 강에서 예비 변형 (pre-strain)이 10% 이상 이루어졌을 때 가역적 수소 트랩사이트로 작용하는 전위 및 공공이 크게 증가되고, 수소 주입 시 재료 내부에 수소 함량이 증가하여 수소 취성 저항성이 낮아짐을 보고하였다. 또한 P. Tao 등[21,22]은 듀플렉스 (duplex) 스테인리스 강의 경우 증가된 전위에 응집된 수소는 균열 형성을 위한 임계 응력을 감소시키기 때문에 낮은 응력에서도 균열이 쉽게 형성되어 수소 취성 저항성을 감소시킨다고 보고하였다 [21,22].

이와 같이 페라이트-펄라이트 조직의 저탄소강들은 수소 환경 하에서 미세조직, 석출물 및 전위 등의 다양한 인자들에 의해 수소 취성 저항성이 변화되지만, 이들의 영향이 동시에 존재하는 수소 취성 메커니즘에 대한 연구는 부족한 실정이다. 따라서 본 연구에서는 페라이트-펄라이트 조직을 갖는 저탄소강에 Nb 첨가 유무에 따른 두 종류의 강을 제조한 후 예비 변형의 양을 조절하여 전위 밀도를 변화시켰다. 또한 수소 주입에 따른 연신율의 변화를 측정하기 위해 낮은 변형률 속도 (slow strain rate) 하에서 인장 실험을 실시하였으며, 전위 밀도를 측정하여 예비 변형에 따른 수소 취성 저항성을 평가하고, 실버 데코레이션 (silver decoration) 분석을 통해 수소 취성 메커니즘을 고찰하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용된 소재는 Fe-0.15C-0.2Si-0.5Mn (wt%)을 기본 조성으로 하고 있으며, Nb 첨가 유무에 따라 편의상 Nb이 첨가되지 않은 강을 ‘Nb 미첨가강(Nb-free steel)’, 0.04 wt% Nb이 첨가된 강을 ‘Nb 첨가강(Nb-added steel)’으로 표기하였다. 이들 강재는 75 kg로 진공 용해한 후 1,200 °C에서 오스테나이트화 처리를 하고 950 °C 이상에서 20 mm 두께로 열간 압연한 판재이다. 이 판재들을 다시 950 °C에서 15분간 오스테나이트화 처리 후 550 °C에서 15분간 등온 변태를 실시하였다. Nb 첨가에 따른 두 강의 미세조직 변화를 관찰하기 위해 시편을 연마하고, 3.0% 나이탈 용액으로 에칭한 후 광학 현미경으로 관찰하였다.

예비 변형에 따른 시편들의 수소 주입 전후 인장 특성을

평가하기 위해 표점 거리 25.0 mm 너비 6.3 mm 두께 2.0 mm의 크기를 갖는 판상 형태의 인장 시편으로 가공한 후 일부 시편들은 인장 방향으로 5%, 10% 소성 변형을 주었다. 수소 주입은 전기화학적 방식으로 4% NaOH 알칼리 용액 내에서 200 A/m²의 전류 밀도로 48 시간동안 유지하였다. 시편의 예비 변형 및 수소 주입 전후 인장 시험은 10 톤 용량의 만능 인장 시험기를 사용하여 상온에서 1.0×10^{-4} s⁻¹의 변형률 속도로 실시하였다. 인장 시험 후 시편의 파면은 실체현미경 (stereoscopic microscope, Model: ZMZ745T, Nikon, Japan) 및 주사전자현미경 (SEM, Model: VEGA3, Tescan, Czech)을 이용하여 분석하였으며, 전기화학적 수소 주입 전후 (수소 주입 전은 ‘Without H’로, 수소 주입 후는 ‘With H’로 아래 첨자 표시) 연신율 손실 (elongation loss, El_{loss}) 및 단면적 감소율 손실 (reduction of area loss, RA_{loss})을 아래 식으로 계산하였다.

$$El_{loss} = \frac{El_{Without H} - El_{With H}}{El_{Without H}} \times 100$$

$$RA_{loss} = \frac{RA_{Without H} - RA_{With H}}{RA_{Without H}} \times 100$$

또한 미세조직 및 전위 밀도를 자세히 관찰하기 위해 전자후방산란회절 (electron backscatter diffraction, EBSD) 분석을 실시하였다. EBSD 분석은 1 μm의 스텝 크기(step size)로 FE-SEM (field emission scanning electron microscope) 내에서 분석하였으며, 전위 밀도 측정은 TSL (TexSEM Laboratories)사에서 제공하는 OIM (orientation imaging microscopy) 소프트웨어를 이용하였다.

한편 실버 데코레이션 방법을 통해 수소 주입 후 수소의 위치를 확인하기 위해 먼저 열처리한 시편으로부터 10 × 10 × 2 mm 크기의 시편으로 가공한 후 4% NaOH 알칼리 용액 내에서 200 A/m²의 전류 밀도로 48 시간 동안 수소 주입을 실시하였다. 이후 4.3 mM 시안화은칼륨 (KAg(CN)₂) 수용액에 30분 동안 유지하여 시편 표면에 흡착된 수소와 은 (silver) 이온의 반응에 따라 석출된 은 입자를 통해 주입된 수소의 위치와 분포를 관찰하였다 [23,24].

3. 실험 결과 및 고찰

3.1. 미세조직

본 연구에서 제조된 Nb 첨가강 및 Nb 미첨가강의 광학 현미경 미세조직 사진을 그림 1에 나타내었다. 두 강의 미세조직은 모두 페라이트-펄라이트 조직을 나타내는데, Nb

Fig. 1. Optical micrographs of the (a) Nb-free and (b) Nb-added steels investigated in this study. The ferrite grain size (D_f) and pearlite volume fraction (V_p) were quantitatively measured by image analysis.

첨가에 따른 결정립 크기를 비교해보면, Nb 첨가강은 Nb 미첨가강 보다 미세한 페라이트 결정립 크기를 가진다. 이는 Nb 첨가에 따른 NbC 탄화물의 형성에 의한 고착 효과 (pinning effect)로 인해 오스테나이트의 결정립 성장이 억제되기 때문이다 [25]. 또한 펄라이트 분율은 Nb 첨가강이 Nb 미첨가강에 비해 다소 낮다. 이는 Nb 첨가강의 경우 미세한 오스테나이트 결정립에서 보다 많은 초석 페라이트가 핵생성되어 페라이트 변태를 촉진시키기 때문이다 [26].

3.2. 인장 특성

본 연구에서 제조된 강들에 대하여 전기화학적 수소 주입 전후 인장 응력-변형률 곡선을 그림 2에 나타내었다. Nb 첨가에 따른 인장 특성을 비교해 보면, 두 시편의 항복 및 인장 강도는 유사하였다. 이는 Nb 첨가강의 경우 Nb 미첨가강 보다 펄라이트 분율에 따른 강화 효과가 작지만, Nb 첨가에 따른 석출강화 및 결정립 미세화에 의한 강화 효과가 있기 때문이다 [27]. 한편 전기화학적 수소

Fig. 3. Variation of the loss in (a) the elongation and (b) the reduction of area plotted as a function of pre-strain in the Nb-free and Nb-added steels.

주입 전후 두 강 모두 예비 변형의 양이 증가할수록 항복 강도가 모두 높아지며, 특히 10% 예비 변형된 시편의 경우 예비 변형이 없는 시편 보다 매우 높은 항복 및 인장 강도를 나타내었다 [28].

그림 3에 Nb 미첨가강과 Nb 첨가강에 대하여 수소 주입 전후 예비 변형에 따른 전체 연신율 및 단면적 감소율의 변화량을 나타내었다. 두 강은 수소 주입 후 연신율이 모두 감소하였지만, Nb 첨가강은 Nb 미첨가강보다 상대적으로 작은 연신율 및 단면적 감소율 손실이 일어났다. 또한 예비 변형이 없거나 5% 예비 변형된 시편들은 연신율 손실 및 단면적 감소율 손실이 작았지만, 10% 예비 변형된 시편에서는 이들 값이 매우 크게 증가하였다.

3.3. 인장 파면

수소 주입 후 인장 시험된 시편의 실체 현미경 및 SEM 파면 분석 결과를 그림 4에 나타내었다. 먼저 저배율 파면 사진을 살펴 보면, 10% 예비 변형된 시편이 0% 예비 변형된 시편보다 많은 취성 파괴 형태를 나타내었다. 또한

Fig. 2. Engineering stress-strain curves of the (a) and (d) 0% pre-strained, the (b) and (e) 5% pre-strained, and the (c) and (f) 10% pre-strained specimens without and with hydrogen charging for the Nb-free and Nb-added steels.

Fig. 4. Stereoscopic and SEM fractographs of tensile specimens tested after hydrogen charging for the (a) and (d) 0% pre-strained, and the (b), (c), (e), and (f) 10% pre-strained specimens of the Nb-free and Nb-added steels with hydrogen charging.

Nb 첨가강이 Nb 미첨가강보다 취성 파괴 형태를 나타내는 면적이 작는데, 이는 Nb 첨가로 인한 결정립 미세화 및 NbC 탄화물 형성으로 인해 수소 취성 저항성이 높아졌기 때문이다 [17]. 이를 좀 더 자세히 관찰하기 위해 고배율 파면 사진을 살펴 보면, 10% 예비 변형된 두 시편 모두 유사 벽개 (quasi-cleavage) 및 균열 (crack)이 관찰되었다. 또한 Nb 미첨가강의 경우 Nb 첨가강보다 낮은 수소 취성 저항성으로 인해 얇은 깊이의 딴플 (dimple)들이 나타났다 [29,30].

4. 결과 고찰

일반적으로 결정립계는 불연속성을 가진 결합으로서 주요한 수소 트랩사이트로 작용한다 [1-8]. 따라서 결정립 크기가 미세해지면 재료 내부에 고용되는 수소 함량이 증가하지만, 결정립계의 면적 증가에 따른 단위 면적당 가역적 수소의 양은 감소하기 때문에 수소 취성 저항성이 높아지는 것으로 알려져 있다 [31,32]. 또한 Nb 첨가에 의한 NbC 탄화물 형성은 결정립 미세화뿐만 아니라 수소의 강한 비가역적 (irreversible) 트랩사이트로 작용하여 수소 취성에 영향을 준다. M. Okayasu 등[33]은 NbC 탄화물이 수소 취성 저항성을 증가시킨다고 하였는데, 이는 NbC 탄화물과 기지의 계면이 수소 트랩사이트로 작용하여 수소 주입 시 계면에 수소가 응집이 되지만, 높은 결합에너지 (binding energy)로 인해 수소의 확산 계수를 감소시킴으로써 재료 내부의 수소 확산 및 응집을 어렵게 하여 수소

취성 저항성을 증가시킬 수 있다. 이러한 결과로부터 Nb 원소 첨가에 따른 결정립 미세화 및 NbC 탄화물 형성이 수소 취성에 미치는 영향을 이해하기 위해 수소 실버 데코레이션 실험을 실시하여 그 결과를 그림 5에 나타내었다. 실버 데코레이션된 시편들의 SEM 사진에서 나타난 하얀색 점들은 은 입자들인데, 수소 주입 후 모든 시편에서 페라이트 입내 및 입계에 이들이 분포된 것을 확인할 수 있다. Nb 미첨가강은 Nb 첨가강 보다 입내에 크고 작은 은 입자들이 상대적으로 많이 관찰되었다. 이는 Nb미첨가강이 Nb 첨가강보다 결정립계, 탄화물 등 수소 트랩사이트가 적은 은 입자들이 입내에 주로 분포되기 때문으로 생각된다. 이에 반해 Nb 첨가강은 상대적으로 은 입자들이 결정립계에 뚜렷하게 분포되는 것을 확인할 수 있다. 본 실버 데코레이션 결과에서 Nb 첨가강은 NbC 탄화물에 의해 비가역적 수소들이 증가하여 실버 데코레이션 실험시 은 입자와 수소 입자들이 반응하지 않아 은 입자들이 다소 적게 분포되었다. 이로 인해 Nb 첨가가 결정립 크기를 미세화 하여 수소 취성 저항성을 증가시키거나 NbC 탄화물이 비가역적 수소 트랩사이트로 작용하며 수소 취성 저항성을 높인 것으로 판단하였다. 그림 2의 수소 주입 후 응력-변형률 곡선과 그림 3의 연신율 및 단면적 감소율 변화는 이전 연구 결과와 잘 일치하는 것을 보여준다.

한편 페라이트-펄라이트 강에서 예비 변형에 따른 수소 취성 저항성을 평가하였는데, Mohtabi-Bonad 등[34]은 전위 또는 입계 등 수소 트랩사이트가 증가하게 되면 수소유기균열 저항성이 낮아진다고 보고하고 있다. 또한 X. Li

Fig. 5. SEM micrographs of the (a) and (b) 0% pre-strained, and the (c) and (d) 10% pre-strained specimens of the Nb-free and Nb-added steels after electrochemical hydrogen charging for 48 hr at the current density of 200A/m² in the 4 % NaOH solution and exposure to a [Ag(CN)₂]⁻ ion solution.

및 N. Zan 등[19,31]은 예비 변형이 증가할수록 강한 가역적 수소 트랩사이트로 작용하는 전위 및 공공이 증가하고, 국부적인 장소에 수소가 응집되면서 전위들의 상호에너지가 감소하여 전위 이동도가 증가된다고 보고하였다. 따라서 전위 이동도 증가에 의해 국부적으로 수소가 응집된 장소에서 강도가 감소되므로, 낮은 응력에서 균열이 쉽게 발생하여 수소 취성 저항성이 낮아진다 [20,31,34,35]. 본 연구에서 제조된 강들에 대하여 10% 예비 변형된 시편들의 사진을 보면 (그림 5), 각 강에서 은 입자들은 0% 예

비 변형된 시편과 비슷한 분포를 나타낸다. 그러나 10% 예비 변형된 시편에서는 일부 은 입자들이 국부적으로 모여 있는 것을 관찰할 수 있다. 이는 예비 변형에 의해 국부적으로 변형된 영역에서 수소들이 응집하여 나타난 것으로 생각된다.

예비 변형에 따른 Nb 미첨가강과 Nb 첨가강의 EBSD 분석 결과를 그림 6과 7에 나타내었다. 먼저 결정립계 맵을 보면 (그림 6), 5% 예비 변형된 시편은 0% 예비 변형된 시편과 유사한 결정립 형태를 나타내나 10% 예비 변형된 시편은 다소 연신된 결정립 형태를 가진다. 따라서 상대적으로 예비 변형이 작은 5% 예비 변형된 시편들은 수소 취성 변화가 작을 것으로 생각된다. 한편 예비 변형에 따른 전위 밀도 분포를 보여주는 EBSD KAM (kernel average misorientation) 맵을 나타내었다 (그림 7). KAM은 2nd neighbor에서 최대 방위차 3° 조건에서 분석하였으며, 예비 변형이 증가할수록 상대적으로 KAM 값이 높게 나타난다. 각 시편에서 KAM 값으로부터 계산된 GND (geometrically necessary dislocation) 전위 밀도를 그림 8에 나타내었다. 이 분석 결과를 보면, 예비 변형이 커질수록 GND 밀도는 대체로 증가하였는데, 특히 10% 예비 변형시 GND 값이 크게 증가되었다. 이 결과를 수소 취성 저항성과 연관 지어 생각해 보면, 0%와 5% 예비 변형된 시편들은 GND 밀도 차이가 크지 않아 수소 주입 후 연신을 및 단면적 감소율 변화가 작은 반면, 10% 예비 변형된 시편들은 GND 밀도가 크게 증가하기 때문에 연신을 및 단면적 감소율 변화가 큰 것으로 볼 수 있다. 이는 예비 변형에 의한 전위의 증가가 수소 트랩사

Fig. 6. EBSD grain boundary maps of the (a) and (d) 0% pre-strained, the (b) and (e) 5% pre-strained, and the (c) and (f) 10% pre-strained specimens for the Nb-free and Nb-added steels.

Fig. 7. EBSD kernel average misorientation (KAM) maps of the (a) and (d) 0% pre-strained, the (b) and (e) 5% pre-strained, and the (c) and (f) 10% pre-strained specimens for the Nb-free and Nb-added steels.

Fig. 8. Variation of geometrically necessary dislocation (GND) density plotted as a function of pre-strain in the Nb-free and Nb-added steels.

이트를 증가시킴으로써 전위에 많이 응집된 수소들이 균열에 대한 임계응력을 감소시켜 수소 취성 저항성을 감소시키는 때문이다.

5. 결 론

본 연구에서는 예비 변형 및 Nb 원소 첨가가 페라이트-펄라이트 조직을 갖는 저탄소강의 수소 취성에 미치는 영향을 분석하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 수소 주입 전후 인장 시험 결과 Nb 첨가강은 Nb 미첨가강 보다 연신을 감소가 작은데, 이는 결정립 미세화

및 비가역적 수소 트랩사이트인 NbC 탄화물의 형성에 의해 수소 취성 저항성이 높아지기 때문이다.

(2) 수소 주입 전후 인장 실험 결과 예비 변형이 증가함에 따라 연신을 및 단면적 감소율 손실이 커졌는데, 이는 예비 변형이 증가할수록 가역적 수소 트랩사이트로 작용하는 전위 및 공공의 양이 증가되면서 이들이 수소와 상호 작용하여 수소 취성 저항성을 감소시키기 때문이다.

(3) 수소 주입 후 인장 시험된 시편의 파면을 관찰한 결과 예비 변형이 커질수록 취성 파괴 형태를 나타내는 면적이 증가하였다. 또한 Nb 첨가강은 Nb 첨가에 의한 결정립 미세화 및 NbC 탄화물 형성에 의해 수소 취성 저항성이 높아져 Nb 미첨가강에 비해 취성 파괴를 나타내는 면적이 감소하였다.

(4) 실버 데코레이션 방법을 이용하여 각 시편의 수소 위치와 분포를 관찰한 결과 예비 변형에 따른 차이는 크지 않지만, Nb 첨가강은 결정립계에 은 입자가 뚜렷하게 분포한 반면, Nb 미첨가강은 입내에 크고 작은 은 입자들이 주로 분포되는 차이를 나타내었다.

Acknowledgement

This study was supported by the Basic Science Research Program (NRF-2017R1A2B2009336) funded by the National Research Foundation of Korea, South Korea.

References

1. S. Y. Lee and B. Hwang, *Korean J. Met. Mater.* **55**, 695 (2017).
2. J. Lee, M. Kim, Y. Park, C. Park, C. Kim, and N. Kang, *Korean J. Met. Mater.* **57**, 491 (2019).
3. K. Park, D. H. Cho, M.-H. Park, and C.-W. Yang, *Korean J. Met. Mater.* **57**, 405 (2019).
4. T. Meeraj, R. Srinivasan, and J. Li, *Acta Mater.* **60**, 5160 (2012).
5. E. H. Hwang, H. G. Seong, and S. J. Kim, *Korean J. Met. Mater.* **56**, 570 (2018).
6. I. Yoo, J. M. Lee, H. S. Lim, J. Y. Suh, J. Lee, and B. Hwang, *Metall. Mater. Trans. A* **51**, 2118 (2020).
7. S. I. Lee, J. M. Lee, S. Y. Lee, H. J. Kim, J. Y. Suh, J. H. Shim, U. B. Baek, S. H. Nam, J. Lee, and B. Hwang, *Mater. Sci. Eng. A* **766**, 138367 (2019).
8. B. H. Choe, H. S. Jang, B. G. Lee, E. S. Kim, W. S. Kim, U. B. Baek, and S. H. Nam, *Korean J. Met. Mater.* **56**, 1 (2018).
9. K. B. Kang, O. Kwon, W. B. Lee, and C. G. Park, *Scr. Mater.* **36**, 1303 (1997).
10. S. S. Hansen, J. B. Vander Sande, and M. Cohen, *Metall. Trans. A* **11**, 387 (1980).
11. S. I. Lee, J. M. Lee, and B. Hwang, *Kor. J. Mater. Res.* **27**, 184 (2017).
12. M. A. Stopher, P. Lang, E. Kozeschnik, and P. E. J. Rivera-Diaz-del-Castillo, *Mater. Des.* **106**, 205 (2016).
13. J. S. Kim, Y. H. Lee, D. L. Lee, K. T. Park, and C. S. Lee, *ISIJ Int.* **47**, 913 (2007).
14. J. Lee, T. Lee, Y. J. Kwon, D. J. Mun, J. Y. Yoo, and C. S. Lee, *Met. Mater. Int.* **22**, 364 (2016).
15. J. H. Shim, B. Hwang, M. G. Lee, and J. Lee, *Calphad* **62**, 67 (2018).
16. S. Zhang, J. Wan, Q. Zhao, J. Liu, F. Huang, and Y. Huang, *Corros. Sci.* **164**, 108345 (2020).
17. S. Zhang, Y. Huang, B. Sun, Q. Lio, H. Lu, B. Jian, H. Mohrbacher, W. Zhang, A. Guo, and Y. Zhang, *Mater. Sci. Eng. A* **626**, 136 (2015).
18. M. A. Mohtadi-Bonab, H. Ghesmati-Kucheki, *Met. Mater. Int.* **25**, 1109 (2019).
19. X. Li, Y. Wang, P. Zhang, B. Li, X. Song, and J. Chen, *Mater. Sci. Eng. A* **616**, 116 (2014).
20. Y. Wang, X. Wang, J. Gong, L. Shen, and W. Dong, *Int. J. Hydrogen Energy* **39**, 13909 (2014).
21. P. Tao, F. Ye, W. Cen, J. Zhao, Y. Wang, and J. Gong, *Results Phys.* **16**, 102820 (2020).
22. B. Kumai, T. Hojo, M. Koyama, E. Akiyama, H. Waki, and A. Nagasaka, *Int. J. Hydrogen Energy* **45**, 27920 (2020).
23. S. I. Lee, J. Lee, and B. Hwang, *Mater. Sci. Eng. A* **758**, 56 (2019).
24. S. I. Lee, J. M. Lee, and B. Hwang, *J. Korean Soc. Heat Treat.* **31**, 283 (2018).
25. C. Zener and J. H. Hollomon, *J. Appl. Phys.* **15**, 22 (1944).
26. S. Y. Lee, S. I. Lee, and B. Hwang, *Mater. Sci. Eng. A* **711**, 22 (2018).
27. S. I. Lee, S. Y. Lee, J. Han, and B. Hwang, *Mater. Sci. Eng. A* **742**, 334 (2019).
28. S. I. Lee, S. Y. Lee, S. G. Lee, H. G. Jung, and B. Hwang, *Met. Mater. Int.* **24**, 1221 (2018).
29. T. Michler and J. Naumann, *Int. J. Hydrogen Energy* **35**, 821 (2010).
30. J. Yang, Y. Song, Y. Lu, J. Gu, and Z. Guo, *Mater. Sci. Eng. A* **712**, 630 (2018).
31. N. Zan, H. Ding, X. Guo, Z. Tang, and W. Bleck, *Int. J. Hydrogen Energy* **40**, 10687 (2015).
32. C. Park, N. Kang, and Stephen Liu, *Corros. Sci.* **128**, 33 (2017).
33. M. Okayasu, M. Sato, D. Ishida, and T. Senuma, *Mater. Sci. Eng. A* **791**, 139598 (2020).
34. M. A. Mohtadi-Bonad, J. A. Szpunar, and S. S. Razavi-Tousi, *Int. J. Hydrogen Energy* **31**, 13831 (2013).
35. C. Park, N. Kang, S. Liu, J. Lee, E. Chun, and S. J. Yoo, *Met. Mater. Int.* **25**, 584 (2019).