

초고강도 합금강의 열처리 조건에 따른 부식거동

황은혜¹ · 박민정¹ · 박진성² · 김성진^{1,†}

¹순천대학교 신소재공학과, 전라남도 순천시 중앙로 255

²POSCO 기술연구원, 전라남도 광양시 폭포사랑길 8

(2024년 9월 27일 접수, 2024년 10월 06일 수정, 2024년 10월 06일 채택)

Corrosion Behaviors of Ultra-high-strength Alloy Steel According to Heat Treatment Conditions

Eun Hye Hwang¹, Min Jung Park¹, Jin Sung Park², and Sung Jin Kim^{1,†}

¹Department of Advanced Materials Engineering, Suncheon National University, Jungang-ro, Suncheon 57922, Republic of Korea

²POSCO Technical Research Laboratories, 8 Pokposarang-gil, Gwangyang 57807, Republic of Korea

(Received September 27, 2024; Revised October 06, 2024; Accepted October 06, 2024)

This study aimed to examine effects of microstructural changes through quenching and tempering (QT) and quenching and partitioning (Q&P) heat treatments on corrosion behavior of ultra-high-strength alloy steel containing Cr, Mo, Ni, and Cu. Electrochemical methods including polarization and impedance spectroscopy along with microstructural characterization indicated that the conventional partitioning process could lead to formation of retained austenite with larger size in a martensitic matrix, resulting in a higher corrosion rate in saline environments. In contrast, a slightly higher partitioning temperature than martensite transformation start temperature produced more finely distributed austenite in a bainitic matrix, exhibiting greater long-term corrosion resistance. This improvement was primarily attributed to the uniform distribution of Ni in the microstructure and the formation of Cr-enriched corrosion product with inhibiting properties in advanced stages of corrosion. These findings provide significant insights into alloying strategies to ensure superior long-term corrosion resistance of ultra-high-strength alloy steel in neutral aqueous environments.

Keywords: Ultra-high-strength steel, Cr, Mo, Ni, Corrosion, Corrosion product

1. 서론

최근, 1 GPa 이상의 인장강도를 가지는 초고강도 강재 개발과 산업적 적용성 확대가 주요 기술적 이슈로 논의되고 있다 [1]. 건설, 자동차, 조선·해양을 비롯한 다양한 산업 내 구조재료로서 우수한 기계적 물성과 함께 고내식·장수명 특성 보중에 대한 요구 또한 점진적으로 증가하고 있다. 특히 해수환경에 적용되는 구조물의 경우 기존 탄소강 대비 우수한 내식성 보증이 가능한 해양구조용강이 개발 및 일부 적용되고 있으나 [2,3] 초고강도 특성과 장기 내식성이 동시에 요구되는 상황에서는 여전히 한계가 존재한다. 일반적으로 초고강도 특성

구현을 위해서는 상대적으로 높은 탄소함량과 함께 마르텐사이트를 기지조직으로 확보하는 야금학적 전략을 활용한다 [4,5]. 하지만, 저온 변태조직을 기지 조직으로 갖는 초고강도강은 내부 잔류응력 및 전위밀도 수준이 높으며 저장도급 강재 대비 성형성 및 장기 내식성이 크게 부족한 것으로 보고되고 있다. 즉, 초고강도급 강재의 성형 시, 파단, 주름, 미세굴곡 등의 문제 [6]를 야기할 수 있고 표면부의 빠른 부식속도에 기인하여 사용수명이 현저히 단축될 우려가 존재한다 [4]. 이에 대해 조직 내 잔류응력 해소, 전위밀도 감소, 탄화물 석출 억제 등을 통한 내식성 향상을 목적으로 Tempering과 같은 추가 열처리를 수행하고 있다 [5]. 한편, 합금제어와 열처리 공정을 최적화하여 조직 내 고온에서 안정상인 오스테나이트를 상온에서 일부 형성시키며 기계적 특성 개선을 위한 노력 또한 이루어지고 있다 [7-9]. 특히, 오

[†]Corresponding author: sjkim56@snu.ac.kr

황은혜, 박민정: 학사과정 (공동1저자), 박진성: 연구원, 김성진: 교수

스테나이트화 후 급속냉각 과정 중 마르텐사이트 형성 시작(M_s) 및 종료(M_f) 온도 사이에서 등온 유지하며 오스테나이트 안정 원소들의 Partitioning을 유도하는 Quenching & Partitioning (Q&P) 처리 또한 주목받고 있다 [8-10].

하지만, 현재까지 보고된 선행연구는 대부분 마르텐사이트 기지 내 일부 잔류 오스테나이트의 형성을 통한 초고강도 저합금 강재의 기계적 특성 개선의 효과에 초점이 맞추어져 있으며, Cr, Mo, Ni 등의 합금이 첨가된 합금강 대상 잔류 오스테나이트의 크기 및 분포 등의 특성 변화에 따른 부식거동에 대한 연구는 극히 미미한 실정이다.

따라서, 본 연구에서는 기존에 보고된 초고강도 저합금 강재에서 Cr, Mo, Ni이 추가로 첨가된 합금강을 대상으로 상이한 조건의 열처리(QT 및 Q&P)에 따라 형성된 잔류 오스테나이트의 수준이 염수환경 내 부식거동에 미치는 영향을 분석하고자 하였다. 이를 토대로, 초고강도 고내식 강재의 산업 적용성 확대를 위한 효과적인 야금학적 전략에 대해 논의하고자 한다.

2. 실험방법

2.1 시편의 합금조성 및 열처리 조건

본 연구에 사용된 시편은 인장강도 1.8 GPa급 초고강도 강재에 해당되며 기존 저합금 성분계 대비 추가로 Cr, Mo, Cu, Ni이 일정함량 첨가된 합금강으로 분류될 수 있다. Table 1에 그 화학적 조성을 표기하였다. 진공 용해 후 1200 °C에서 2시간 유지 후 열간 및 냉간 압연하여 최종두께 2.5 mm로 제작되었고, 균질화 및 초고강도급 강도 확보를 위한 추가 열처리는 크게 QT와 Q&P

Table 1. Chemical compositions (wt%) of the tested sample

C	Mn	Cr	Mo	Cu	Ni	Fe
0.3~0.4	1.0~1.3	2	1.5	0.7	2	Bal.

로 구성되었다. 우선 QT의 경우 930 °C에서 7분간 노말라이징하여 수냉 후 200 °C에서 30분간 Tempering하여 이후 공냉하였다. Q&P의 경우 동일 조건으로 노말라이징 후 염욕로에서 M_s 아래 온도인 250 °C에서 1분간 등온 후 270 °C (M_s 와 M_f 사이 온도)와 370 °C (M_s 위 온도), 각각의 온도에서 10분간 유지 후 수냉하였다. 이때, Partitioning 온도의 경우 합금조성에 따른 상변태 온도 Andrew 예측식 [11]을 적용하여 M_s 온도를 예측·적용하였다.

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 539 - 723 \text{ C} - 30.4 \text{ Mn} - 17.7 \text{ Ni} - 12.1 \text{ Cr} - 7.5 \text{ Mo} \quad (1)$$

상기 서술된 열처리 조건은 Fig. 1에 나타내었다.

2.2 미세조직 분석

미세조직 분석을 위해 마운팅 된 시편을 SiC paper #2400까지 연마 후 0.4 μm 까지 미세연마 하였으며 5% nital 용액(5 mL 질산 + 95 mL 에탄올)에서 에칭 하였다. 이후, 후방산란전자회절(Electron backscatter diffraction, EBSD)을 통해 시편 내 조직을 관찰하고 잔류 오스테나이트 등의 상분율을 측정하였다. EBSD 분석은 미세연마된 시편을 대상으로 20 kV의 가속전압, 1 nA의 빔 전류, 50 nm의 측정 간격 조건에서 수행되었다.

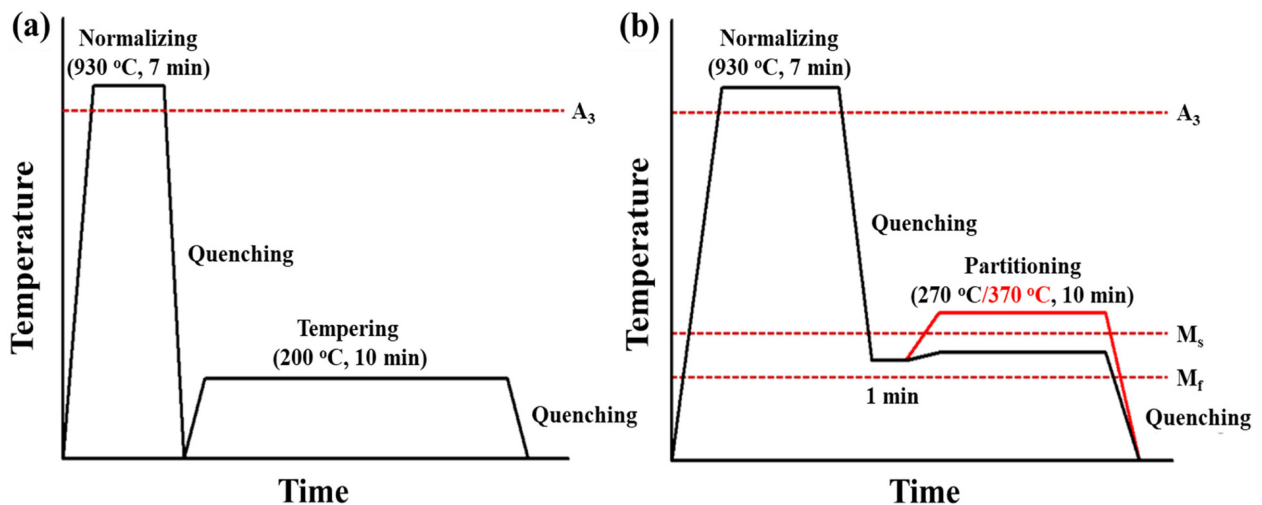


Fig. 1. Heat treatment conditions: (a) QT; (b) Q&P

2.3 전기화학적 부식거동 분석

전기화학적 부식거동 분석을 위해, 3.5% NaCl 수용액 내 작업전극(Working electrode, WE)으로 대상시편(노출면적: 1 cm²), 상대전극(Counter electrode, CE)으로 백금(Pt), 기준전극(Reference electrode, RE)으로 포화 칼로멜 전극(Saturated calomel electrode, SCE)으로 구성된 3전극 시스템과 Flat-type cell을 사용하였다.

우선, 선형분극저항(Linear polarization resistance, LPR) 실험을 위해 시편의 OCP (Open circuit potential) 대비 -0.02 V~0.02 V 전위 구간을 0.2 mV/s의 속도로 증가시키며 도출되는 전류밀도를 측정하였다. 침지시점부터 28일간 수행되었고, 이후 결과를 Wagner-Traud 식 (2) 및 Stern-Geary 식 (3)을 바탕으로, Semi-log 형태로 도출된 분극곡선을 Fitting 하여 부식전류밀도 (i_{corr})을 포함한 부식 변수 값들을 도출하였다.

$$i = i_{corr} \left[\exp\left(\frac{2.303(E - E_{corr})}{\beta_a}\right) - \exp\left(\frac{(-2.303)(E - E_{corr})}{\beta_c}\right) \right] \quad (2)$$

$$i_{corr} = \frac{\beta_a \beta_c}{2.303 \cdot R_p \cdot (\beta_a + \beta_c)} \quad (3)$$

여기서 i 는 Fitting된 이론적 전류밀도(A/cm²), i_{corr} 는 부식 전류밀도(A/cm²), E_{corr} 는 부식 전위(V), β_a 와 β_c 는 각각 양극, 음극 Tafel 기울기(V/decade), R_p 는 분극 저항($\Omega \cdot \text{cm}^2$)을 나타낸다.

임피던스 분광(Electrochemical impedance spectroscopy, EIS) 분석의 경우, 시편의 OCP 기준 ± 10 mV의 전위를 교류방식으로 인가하고 100,000~0.01 Hz의 Frequency 범위 수행되었으며 결과는 등가회로를 기반으로 Nyquist plot을 Fitting하여 다양한 전기화학적 변수 값들을 도출하였다. 등가회로의 경우(Fig. 2), 용액 저항(R_s), 부식생성물의 커패시터(Q_f), 부식생성물의 저항(R_f), 부식생성물과 소지금속 계면의 커패시터(Q_{dl}), 및 부식생성물과 소지금속 계면의 전하전달 저항(R_{ct})으로 구성되었다. 시편별 R_p 의 경우 $R_f + R_{ct}$ 값으로 비교되었다.

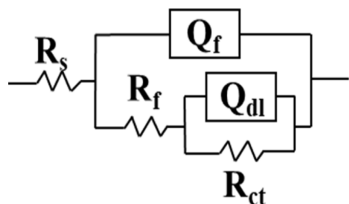


Fig. 2. Equivalent circuit model of the metal/solution interface

추가적으로, 본 연구에서 사용된 합금강과 일반 저합금 탄소강(C 및 Mn 함량의 차이는 합금강 대비 미미하며 Cr 및 Mo가 각각 0.2 wt%와 0.1 wt%로 상대적 미량 첨가)의 내식성 차이를 비교하고자 동전위 분극과 임피던스 실험을 수행하였다. 동전위 분극 실험의 경우 시편을 용액 내 침지하여 대략 30 분 정도의 안정화 후 OCP 기준 대략 -150 mV에서 +200 mV까지 0.2 mV/s의 속도로 상승시키며 전류밀도를 측정하였고, 임피던스 분석의 경우 용액 내 침지하여 3 시간 이후 앞서 언급한 조건과 동일한 방식으로 수행되었다.

2.4 부식생성물 분석

시편별 3.5% NaCl 용액 내에서 28일 동안 침지하여 표면에 형성되는 부식생성물을 분석하고자 하였다. 침지 종료 후 시편을 꺼내 증류수로 세척한 후 단면부를 콜드 마운팅 하였다. 이후 SiC paper #2400까지 연마하고 1 μm 까지 미세연마 하여 FE-SEM을 통해 단면 형상을 관찰하고 EDS를 활용하여 표면에 농화된 성분을 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직 분석

EBSD를 활용한 미세조직 분석 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 우선 열처리 조건에 따른 시편 별 잔류 오스테나이트의 분율이 Q&P 열처리 시편의 경우 QT 열처리 시편 대비 1% 이상 높게 측정되었다. 이는 오스테나이트 처리 후 냉각과정에서 270 °C 및 370 °C의 등온공정 중 C 및 Ni의 Partitioning에 기인하여 오스테나이트 상 안정화에 의한 잔류·형성으로 판단된다. 상대적 높은 온도(370 °C)에서 Partitioning 수행 시편의 경우, 상대적 낮은 온도(270 °C)에서 Partitioning 수행 시편 대비 잔류 오스테나이트의 분율이 다소 낮은 수준으로 측정되었다. 상대적 높은 온도의 경우, C 및 Ni의 확산 구동력 증가에 따라 일견 잔류 오스테나이트의 형성이 보다 용이할 것으로 판단할 수 있으나, Park *et al.* [10]의 선행연구를 토대로, M_s 대비 다소 높은 온도에서 등온 열처리 시, 조직 내 베이나이트로의 변태와 함께 보다 미세한 잔류 오스테나이트만이 잔존하는 것으로 이해할 수 있다. 보다 미세한 잔류 오스테나이트의 경우 본 연구에서 수행된 EBSD 분석 배율과 Step 크기 하에서는 측정의 신뢰도가 낮을 것으로 사료된다.

3.2 전기화학적 부식거동

본 연구의 대상소재인 합금강의 부식거동을 논의하기에 앞서, 저합금 탄소강과의 전기화학적 분극 및 임피

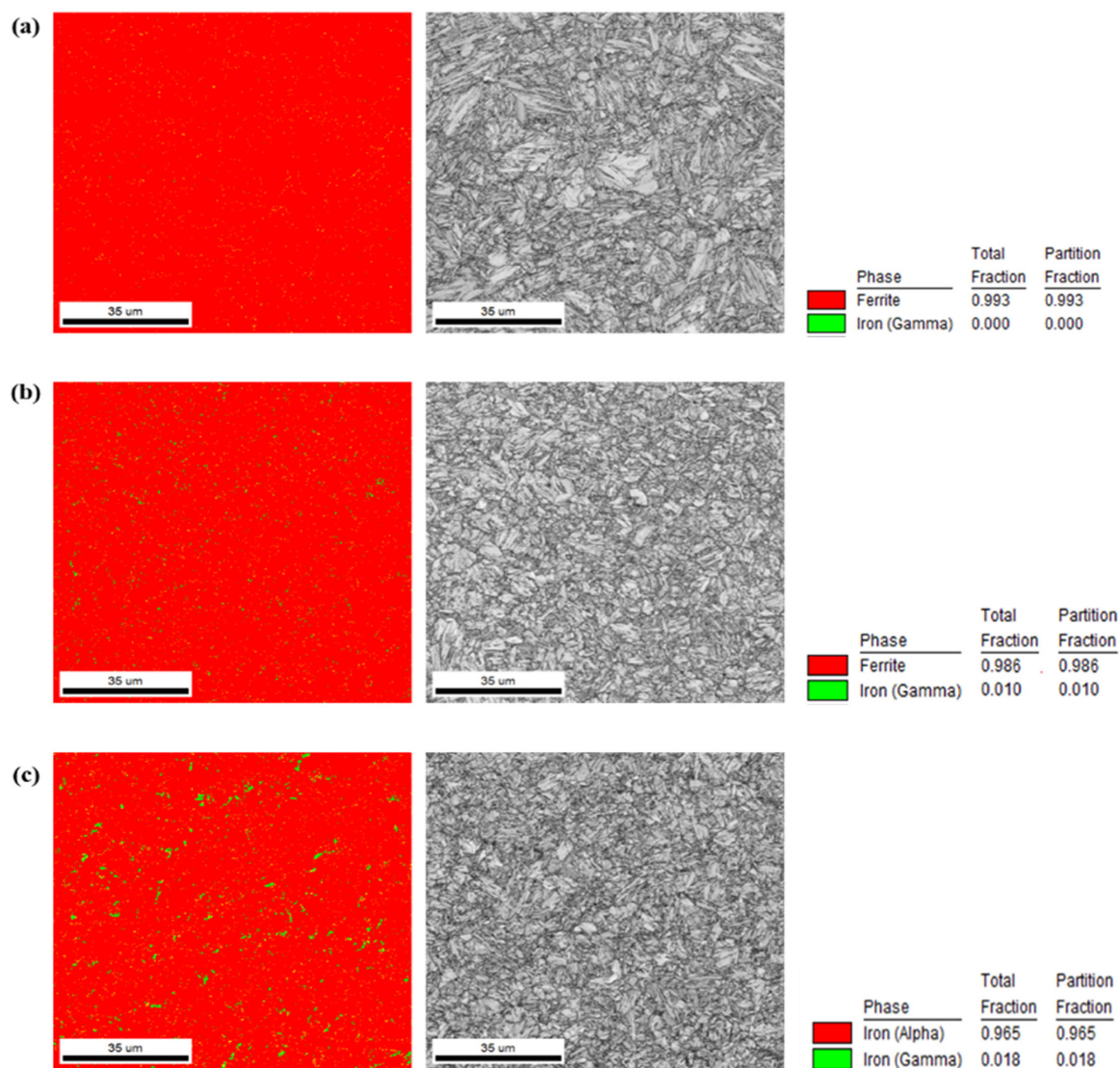


Fig. 3. EBSD phase map, image quality map, and phase fraction of the three samples: (a) QT; (b) Q&P 370; (c) Q&P 270

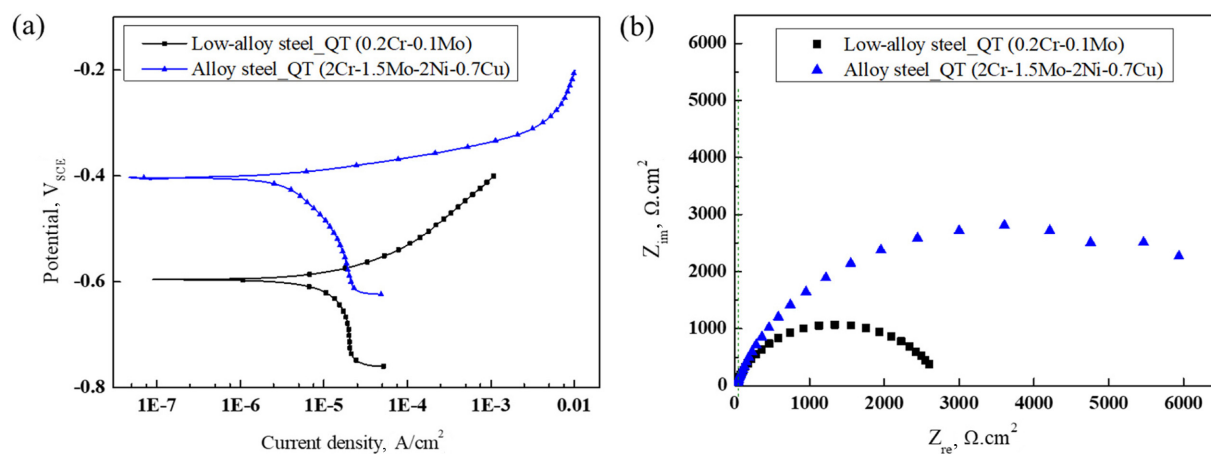


Fig. 4. Electrochemical evaluation of the two samples (low-alloy steel and alloy steel): (a) Potentiodynamic polarization; (b) Impedance spectroscopy

던스 거동 차이를 우선 확인하고자 합금강 QT재와 저합금 탄소강 QT재를 대상으로 실험을 수행하였고 그 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 두 시편 모두 QT 열처리를 통해 제작되어 마르텐사이트를 기지조직으로 형성하고 있으나 합금강의 경우 합금성분 첨가에 기인하여 대

략 0.2 V 수준의 부식전위 상승이 나타났으며, i_{corr} 값의 경우 침지 초기에는 차이가 두드러지게 나타나지는 않았다. 하지만, 3시간의 침지 후 임피던스 실험을 통해 도출되는 R_p 값은 대략 2배가 넘는 수준으로 합금강의 내식성이 상대적으로 높음을 짐작할 수 있다. 합금강의

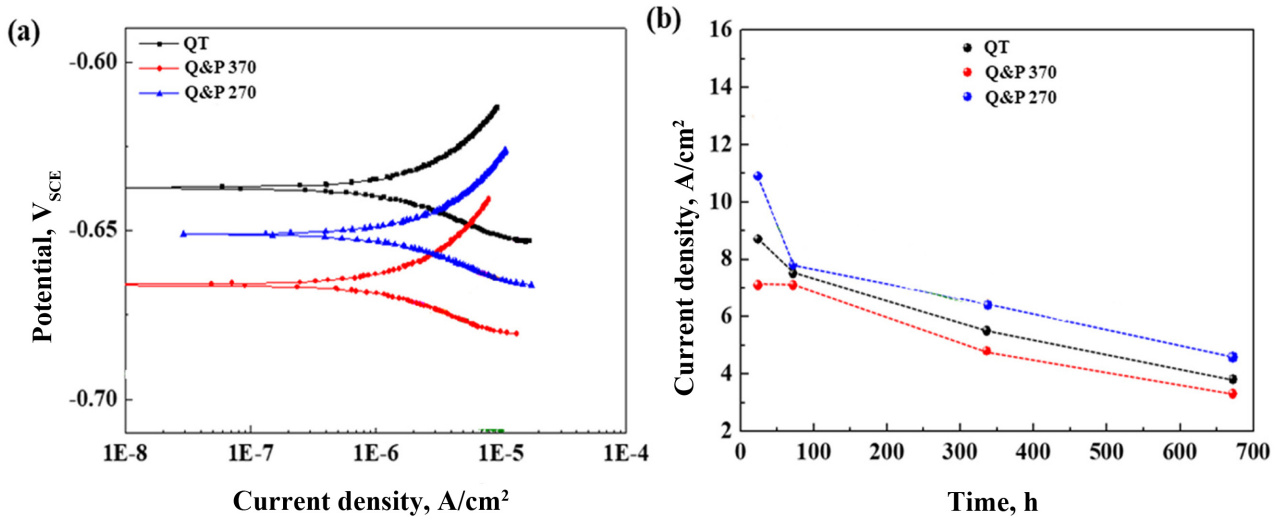


Fig. 5. (a) LPR curves (semi-log format) of the three samples measured after 28 days of immersion in a 3.5% NaCl solution; (b) Change in i_{corr} of the three samples with immersion time

Table 2. Several electrochemical parameters of the three samples, obtained by fitting to LPR curves (semi-log format) with Wagner-Traud equation

Parameters	Sample: QT			
	E_{corr} (V)	β_a (V/decade)	β_c (V/decade)	i_{corr} (A/cm^2)
1d	-0.598	0.065	0.120	8.70×10^{-6}
3d	-0.643	0.075	0.100	7.50×10^{-6}
14d	-0.642	0.060	0.040	5.51×10^{-6}
28d	-0.647	0.060	0.030	3.78×10^{-6}
Parameters	Sample: Q&P 370			
	E_{corr} (V)	β_a (V/decade)	β_c (V/decade)	i_{corr} (A/cm^2)
1d	-0.612	0.040	0.120	7.05×10^{-6}
3d	-0.653	0.058	0.140	7.13×10^{-6}
14d	-0.660	0.070	0.040	4.81×10^{-6}
28d	-0.660	0.060	0.030	3.34×10^{-6}
Parameters	Sample: Q&P 270			
	E_{corr} (V)	β_a (V/decade)	β_c (V/decade)	i_{corr} (A/cm^2)
1d	-0.593	0.067	0.120	1.09×10^{-5}
3d	-0.660	0.070	0.100	7.78×10^{-6}
14d	-0.657	0.065	0.050	6.47×10^{-6}
28d	-0.655	0.053	0.023	4.65×10^{-6}

경우, 침지기간이 장기화되면서 표면 부식생성물의 특성 변화에 크게 좌우되며 소재의 장기수명 보증이 가능함 [12]을 토대로 초기 전기화학적 거동 차이를 장

기적인 내식성 차이로 확장하는 데에는 한계가 있다. 따라서, 본 연구의 주 소재인 합금강 대상 미세조직에 따른 장기적 부식거동의 차이를 확인하기 위해 우선

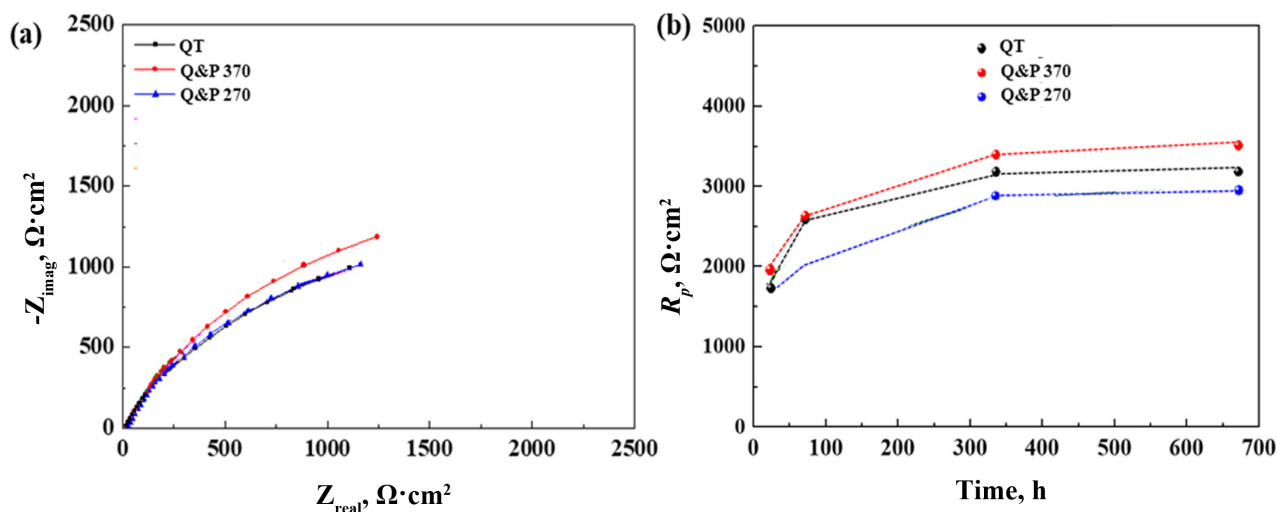


Fig. 6. (a) EIS Nyquist plot of the three samples measured after 28 days of immersion in a 3.5% NaCl solution; (b) Change in R_p of the three samples with immersion time

Table 3. Several electrochemical parameters of the three samples, obtained by fitting to EIS Nyquist curves with equivalent circuit model

Parameters	Sample: QT						
	R_s ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)	Q_f ($\text{F} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{n_f-1}$)	n_f	R_f ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)	Q_{dl} ($\text{F} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{n_{dl}-1}$)	n_{dl}	R_{ct} ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)
1d	20.22	2.25E-4	8.32E-1	41.68	1.10E-4	8.64E-1	1671
3d	6.24E-4	3.30E-7	7.96E-1	20.05	8.9E-4	0.88	2176.7
14d	19.83	3.71E-3	7.31E-1	1964	1.86E-2	7.75E-1	1196
28d	20.51	3.18E-3	8.14E-1	39.82	7.64E-4	5.56E-1	3121
Parameters	Sample: Q&P 370						
	R_s ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)	Q_f ($\text{F} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{n_f-1}$)	n_f	R_f ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)	Q_{dl} ($\text{F} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{n_{dl}-1}$)	n_{dl}	R_{ct} ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)
1d	21.38	7.68E-3	7.22E-1	8.322	4.43E-3	8.91E-1	1918
3d	20.91	1.33E-3	7.58E-1	53	1.68E-4	1	2557
14d	19.82	1.51E-3	8.25E-1	2670	7.14E-3	0.854	708.3
28d	0.01	1.19E-8	9.68E-1	21.73	3.58E-3	7.79E-1	3488
Parameters	Sample: Q&P 270						
	R_s ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)	Q_f ($\text{F} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{n_f-1}$)	n_f	R_f ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)	Q_{dl} ($\text{F} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{n_{dl}-1}$)	n_{dl}	R_{ct} ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)
1d	20.38	2.06E-4	8.44E-1	28.27	1.0E-4	8.54E-1	1786
3d	19.74	1.54E-3	7.77E-1	18.95	2.06E-4	1	2159
14d	19.99	4.10E-3	7.96E-1	1374	1.35E-2	1	695.1
28d	20.08	3.42E-3	8.17E-1	1811	1.11E-2	1	1118

LPR 실험의 경우 1, 3, 14, 28일간 침지 조건에서 수행되었고, 대표적으로 28일 후 측정된 LPR 곡선을 Semi-log 형태로 나타내었다(Fig. 5a). 전체 침지시간에 따른 i_{corr} 의 변화 추이 또한 Fig. 5b에 도식화하였고 i_{corr} 을 비롯한 Fitting된 정량값들은 Table 2에 나타내었다. 전체 침지시간에 걸쳐 i_{corr} 은 Q&P 270 > QT > Q&P 370 순서로 도출되었다. 3.1에서 제시된 미세조직적 차이와 연관지어 해석해 본다면, 일반적인 Partitioning 조건(M_s 이하에서 Partitioning 수행)에서 열처리 시, 마르텐사이트 기지 내 상대적 조대한 크기의 잔류 오스테나이트가 존재하는데, 염수조건 내 내식성이 가장 열위하게 나타났다. 이는 전기화학적 측면에서 Ni이 농화된 조대한 오스테나이트는 마르텐사이트 기지 내에서 음극의 역할을 하여 부식환경 내 주변부 마르텐사이트 기지의 양극용해를 촉진 [10]하는 것으로 해석될 수 있다. 반면, M_s 이상에서 Partitioning 수행 시, 일부 베이나이트로의 변태 및 미세 잔류 오스테나이트가 존재하는 것으로 추측되는데, 이 경우 상대적으로 가장 우수한 내식성을 가지는 것으로 나타났다. 즉, 미세하게 분산된 형태의 잔류 오스테나이트의 경우 전기화학적 음극으로서 주변 기지조직의 용해를 촉진하는 데에 제한적임을 추측할 수 있고, Tempering 대비 Partitioning 온도가 높은 것에 기인하여 조직 내 잔류응력 및 전위밀도의 수준 또한 QT 시편 대비 낮아, 이 경우 장기적으로 내식성 저하에 미치는 영향이 크지 않은 것으로 사료된다. 이는 EIS 실험을 통해 도출된 R_p 값의 변화 추이와도 동일한 경향을 나타내었다(Fig. 6, Table 3). 즉, i_{corr} 과 반비례적 관계에 있는 R_p 값의 크기가 Q&P 370 > QT > Q&P 270 순서로 도출됨을 토대로 시편들 간 미세조직적 차이와 내식성 간 상관성이 존재함을 재확인 하였다.

3.3 부식생성물/계면 분석

28일간 침지 후 부식생성물/계면부 형상 관찰 및 생성물 내 성분농화 수준 분석을 위해 SEM/EDS를 활용하였고 그 결과를 Fig. 7에 나타내었다. QT 및 Q&P 370 시편의 경우 표면부에 Cr 농화 산화물이 벽돌 형상의 편평한 계면을 형성하는 반면 Q&P 270의 경우 Cr 농화 산화물이 존재하나 상대적으로 불균일한 계면이 형성됨을 짐작할 수 있다. 이와 같은 계면형상, Cr 농화 부식생성물의 조밀도/평탄도 등의 특성은 앞서 논의한 전기화학적 부식 거동의 차이와 결부시켜 이해할 수 있다. 선행연구에서는 철강재료에 첨가된 미량의 Cr은 염수환경 내 표면에 형성되는 부식생성물의 치밀도와 양이온 선택적 특성을 향상시켜 내식성을 증가시키는 주요 합금성분으로 보고되고 있다 [13]. Jeong *et*

al. [14]의 연구에서는, Fe 기반 부식생성물 내 Cr이 일부 치환되어 존재(e.g., $(Fe,Cr)_3O_4$)하되 주로 생성물과 강재 계면부에 위치하여 강재 내부로의 해로운 음이온의 침투를 효과적으로 억제함을 보고하였다. Ni 첨가의 경우에도 유사한 메커니즘 하에 방식기능이 존재함 [15]이 보고되었으나, 본 연구에서와 같이 Cr과 Ni의 복합 첨가 시, 염수환경 내 주로 Cr의 농화가 두드러지게 나타남을 짐작할 수 있고, 특히 Partitioning 공정을 통해 Ni 성분이 잔류 오스테나이트 상으로 국부적 집중된 경우 생성물 내 균일한 농화가 제한되는 것으로 사료된다. Mo의 미량 첨가는 염수환경 내 부식생성물의 균일도를 높이고 MoO_4^{2-} 의 음이온 이중층을 형성하여 기지조직 내 양극용해 및 부식성 이온의 접근 억제에 효과적인 것으로 보고되었다 [16]. 다만, Bang *et al.* [12]의 선행연구에 따르면 염수환경 내 고내식 특성 보증을 위해서는 Cr을 주 기반으로 Mo 및 Ni 성분의 최적화된 첨가로의 합금설계 전략을 제시한 바 있다. 향후, 기존 저합금 탄소강 대비 본 합금강의 Partitioning 열처리를 통한 베이나이트 기지 내 미세 잔류 오스테나이트 형성이 장기 내식성 향상에 미치는 영향을 보다 정량적으로 도출하여 산업 내 고내식 특성이 요구되는 소재부품 분야로의 적용성을 확대하고자 한다.

4. 결론

본 연구에서는 기존 저합금 탄소강 계열의 초고강도 강재 내 Cr, Mo, Ni, Cu를 일정 함량 첨가하여 합금강을 제조하여 QT 및 Q&P 열처리를 통해 미세조직을 제어한 후 전기화학적 부식거동 차이를 분석하고자 하였다.

Q&P 공정 내 Partitioning 수행 온도를 M_s 대비 높이는 방식으로 조직 내 마르텐사이트 기지 대신 베이나이트 기지 내 미세 잔류 오스테나이트 상의 형성을 유도하였다. M_s 와 M_f 사이에서 Partitioning 수행되어 마르텐사이트 기지 내 상대적 조대한 잔류 오스테나이트 형성 시편과 비교하여, 장기 내식성이 보다 높게 나타났다. 이는 주로 조대한 잔류 오스테나이트 상 내 Ni 성분의 국부편중의 억제와 표면부 Cr이 농화된 표면 부식생성물의 안정적 형성에 기인한 것으로 사료된다.

조직 내 미세한 잔류 오스테나이트가 분산 분포된 합금강의 경우 고내식 특성과 함께 부식유기 수소취성에 대한 위험을 낮추어 산업 내 장수명 및 높은 환경 안정성이 요구되는 소재부품 분야로의 적용성이 크게 높아질 것으로 예상된다.

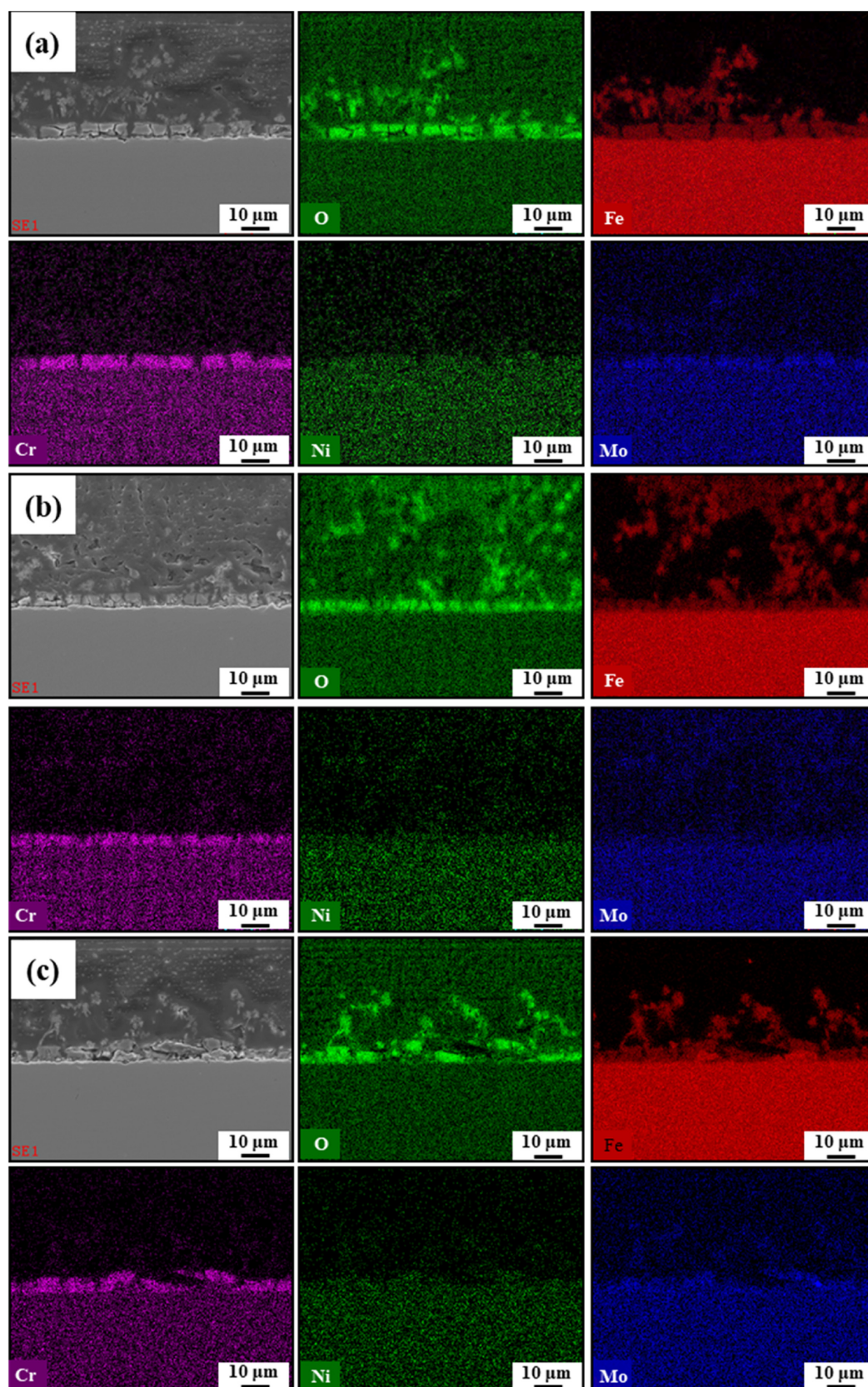


Fig. 7. SEM-EDS analyses of the three samples after 28 days of immersion in a 3.5% NaCl solution: (a) QT; (b) Q&P 370; (c) Q&P 270 samples

Acknowledgement

This research was supported in part by the National Research Foundation of Korea (NRF) grant funded by the Korea government (MSIT) (No. 2022R1A2C4001255).

References

1. J. Li, D. Zhan, Z. Jiang, H. Zhang, Y. Yang, and Y. Zhang, Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: a review, *Journal of Materials Research and Technology*, **23**, 172 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.177>
2. J. Lee, J. Park, and D. Bae, Seawater corrosion resistance steel, Poseidon500, for port & offshore structures, *Magazine of the Korean Society Steel Construction*, **27**, 40 (2015).
3. KS D 3003, Corrosion resistance steel for port and offshore structures, Korean agency for technology and standards (2013).
4. E. H. Hwang, H. G. Seong, and S. J. Kim, Effect of carbon contents on corrosion and hydrogen diffusion behaviors of ultra-strong steels for automotive applications, *Korean Journal of Metals and Materials*, **56**, 570 (2018). Doi: <https://doi.org/10.3365/KJMM.2018.56.8.570>
5. J. S. Park, H. G. Seong and S. J. Kim, Effect of Heat Treatment Conditions on Corrosion and Hydrogen Diffusion Behaviors of Ultra-Strong Steel Used for Automotive Applications, *Corrosion Science and Technology*, **6**, 267 (2019). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2019.18.6.267>
6. S. B. Bae and S. H. Kim, Influence of the material scattering on the springback tendency in the stamping process of the UHSS, *Journal of the Korean Society for Precision Engineering*, **35**, 791 (2018). Doi: <https://doi.org/10.7736/KSPE.2018.35.8.791>
7. J. G. Speer, E. De Moor, K. O. Findley, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, and D. V. Edmonds, Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel, *Metallurgical and Materials Transactions*, **42A**, 3591 (2011). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0869-7>
8. D. V. Edmonds, K. He, F. C. Rizzo, B. C. De Cooman, D. K. Matlock, and J. G. Speer, Quenching and partitioning martensite-A novel steel heat treatment, *Materials Science and Engineering A*, **438**, 25 (2006). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.133>
9. L. Wang, and J. G. Speer, Quenching and partitioning steel heat treatment, *Metallography, Microstructure and Analysis*, **2**, 268 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1007/s13632-013-0082-8>
10. J. S. Park, S. W. Jin, S. J. Yun, G. B. Baek, J. S. Lee, S. G. Lee, and S. J. Kim, Optimizing microstructure of medium Ni-bearing steel to ensure high resistance to corrosion and corrosion-assisted mechanical degradation, *npj Materials Degradation*, (2024) under review.
11. K. W. Andrews, Heat Treatment for Improvement in Low Temperature Mechanical Properties of 0.40 pct C-Cr Steels, *The Journal of the Iron and Steel Institute*, **203**, 721 (1965).
12. H. R. Bang, J. S. Park, H. G. Seong, and S. J. Kim, Effect of minor alloying elements (C, Ni, Cr, Mo) on the long-term corrosion behaviors of ultrahigh-strength automotive steel sheet in neutral aqueous environment, *Korean Journal of Metals and Materials*, **60**, 35-45 (2022). Doi: <http://dx.doi.org/10.3365/KJMM.2022.60.1.35>
13. M. Yamashita, T. Shimizu, H. Konishi, J. Mizuki, and H. Uchida, Structure and protective performance of atmospheric corrosion product of Fe-Cr alloy film analyzed by Mössbauer spectroscopy and with synchrotron radiation X-rays, *Corrosion Science*, **45**, 381-394 (2003). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(02\)00093-8](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(02)00093-8)
14. Y. J. Jeong, S. O. Kim, J. S. Park, J. W. Lee, J. K. Hwang, S. G. Lee, J. K. Choi, and S. J. Kim, Strong and ductile Fe-24Mn-3Cr alloy resistant against erosion-corrosion, *npj Materials Degradation*, **5**, 47 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1038/s41529-021-00195-0>
15. M. Qin, W. Xu, L. Yang, and Y. Li, Corrosion behavior of 9% Ni steel for LNG storage tanks in 3.5 wt% NaCl solution, *International Journal of Electrochemical Science*, **13**, 6537-6549 (2018). Doi: <https://doi.org/10.20964/2018.07.24>
16. S. B. Shin, S. J. Song, Y. W. Shin, J. G. Kim, and B. J. Park, Effect of Molybdenum on the Corrosion of Low Alloy Steels in Synthetic Seawater, *Materials Transactions*, **57**, 2116 (2016). Doi: <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2016222>