

소둔 및 용접후열처리가 슈퍼 오스테나이트계 스테인리스강의 부식거동에 미치는 영향

윤덕빈¹ · 박진성¹ · 조동민¹ · 홍승갑² · 김성진^{1,†}

¹순천대학교 신소재공학과, 전남 순천시 중앙로 255

²포스코 기술연구원, 전남 광양시 폭포사랑길 8

(2021년 11월 26일 접수, 2021년 12월 10일 수정, 2021년 12월 10일 채택)

Effects of Annealing and Post-weld Heat Treatments on Corrosion Behaviors of Super Austenitic Stainless Steel

Duck Bin Yun¹, Jin Sung Park¹, Dong Min Cho¹, Seung Gab Hong², and Sung Jin Kim^{1,†}

¹Department of Advanced Materials Engineering, Suncheon National University, 255, Jungang-ro, Suncheon 57922, Republic of Korea

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

(Received November 26, 2021; Revised December 10, 2021; Accepted December 10, 2021)

The effect of two different annealing temperatures on the level of the second phase precipitated in the microstructure and the corrosion behaviors of super austenitic stainless steel were examined. The sample annealed at a higher temperature had a significantly lower fraction of the sigma phase enriched with Cr and Mo elements, showing more stable passivity behavior during the potentiodynamic polarization measurement. However, after the welding process with Inconel-type welding material, severe corrosion damage along the interface between the base metal and the weld metal was observed regardless of the annealing temperature. This was closely associated with the precipitation of the fine sigma phase with a high Mo concentration in the unmixed zone (UMZ) during the welding process, leading to the local depletion of Mo concentrations around the sigma phase. On the other hand, the fraction of the newly precipitated fine sigma phase in the UMZ was greatly reduced by post-weld heat treatment (PWHT), and the corrosion resistance was greatly improved. Based on the results, it is proposed that the alloy composition of welding materials and PWHT conditions should be further optimized to ensure the superior corrosion resistance of welded super austenitic stainless steel.

Keywords: Super austenitic stainless steel, GTAW, Sigma phase, Alloy 625, PWHT

1. 서론

슈퍼 오스테나이트계 스테인리스 강재(Super austenitic stainless steel, SASS)는 기존 오스테나이트계 스테인리스 강재 대비 Cr, Ni, Mo, N 등의 합금원소의 첨가량이 높아 우수한 내식성 확보가 가능한 강재로 인식되고 있다 [1-3]. 특히, 공식저항 당량지수(Pitting resistance equivalent number, PREN)가 40이상으로 [4-6], 부동태 피막의 안정도가 매우 높아 해양 환경뿐 아니라 가혹

한 부식환경의 발전소 설비에도 그 적용 수요가 높게 나타나고 있다 [7]. 또한, 선박 산업에서는 황산화물(SO_x) 및 질소산화물(NO_x)의 배출량 감소를 위해 선박 내 정화시설을 구축하려 다양한 노력을 기울이고 있는데, SASS는 우수한 부동태 피막 형성 특성을 바탕으로 부식 가혹도가 높은 정화시설 내 스크러버로의 적용이 가능한 것으로 보고되고 있다. 하지만, Cr 및 Mo 함량의 증가는 조직 내 카이(Chi, χ), 시그마(sigma, σ) 상 등의 이차 석출물의 열역학적 안정도를 높일 수 있고, 석출물의 계면부 성분 결핍에 기인하여 공식저항성이 오히려 감소되는 부작용의 가능성이 존재한다. 조직 내 이차 석출물의 분율 저감을 위한 노력의 일환으로 소둔 열처리 온도 제어를 고려해 볼 수 있다. 즉,

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

윤덕빈: 학부과정, 박진성: 박사과정, 조동민: 석사, 홍승갑: 연구원, 김성진: 교수

상대적으로 고온에서 소둔 열처리하여 미세조직 내 시그마 상의 분율을 저감하려는 시도를 통해 SASS 제품의 내식성을 향상시키려는 것이다. 또한, 제품의 형상 제작을 위해 필수적으로 수반되는 용접공정 적용 시, 용접부 및 열영향부의 내식성 저하 문제도 주요 기술적 이슈로 간주되고 있다 [8-11]. 특히, 용접부 및 열영향부에는 라베스(laves), 시그마, 크롬 질화물(CrN, Cr₂N) [12-14] 등과 같은 이차상의 석출이 용이하며 이는 공식저항성 감소의 주요 원인으로 보고되고 있다 [15-18]. 이에 따라, 용접공정 적용 시, 예열 온도 및 입열량과 같은 용접 변수 조절 [19,20]과, 용접후열처리 수행 [21-23], 그리고 최근에는 용접부의 고내식 특성 보증이 가능한 Ni 기반 Inconel계 합금을 용접재료로 적용하려는 시도가 이루어지고 있다. 본 연구에서는 소둔온도 조건 및 Ni 기반 초내식성 용접재료를 적용하여 용접후열처리 조건 변화에 따른 부식거동을 분석하여 SASS의 산업적 적용성 확장을 위한 학술적 기초연구를 수행하고자 하였다. 또한, 용접공정 적용 시, 내식성에 영향을 미치는 주요 야금학적 인자를 파악하여 우수한 내식성 보증을 위한 바람직한 기술적 가이드라인을 제시하고자 한다.

2. 실험방법

2.1 시편의 화학적 조성 및 용접후열처리 조건

본 연구에 사용된 시편은 슈퍼 오스테나이트계 스테인리스 UNS S31254 강재이며 용접재료는 Alloy 625 (Ni 기반 고합금)가 사용되었다. 시편과 용접재료의 대략적인 화학적 조성을 Table 1에 나타내었다. 시편은 압연된 판재를 대상으로 용접 전 소둔온도 차이에 따른 모재의 미세조직적 특성 분석을 위해 50°C 수준의 소둔온도 차이를 기준으로 저온 소둔과 고온 소둔으로 구분하여 2 가지 온도조건에서 각각 열처리되었다. 용접 조건의 경우, 100% Ar 분위기 내에서 3 pass의 가스 텅스텐 아크 용접(Gas Tungsten Arc Welding, GTAW), (전류 / 용접속도: (초층) 110 A / 23 cm/min, (중간층) 135 A / 20 cm/min, (덮개층) 135 A / 20 cm/min)이 수행되었다. 이후, 용접후열처리를 위해 시편을 1050 ~ 1150°C의 온도 범위에서 1시간/inch 유지 후 석출상 제

어를 위해 수냉하였다. 대상시편의 두께가 5 ~ 6 mm임을 고려하여 유지시간은 대략 10분으로 설정되었다.

2.2 동전위분극시험 및 임계공식온도 측정시험

시편 별 부식거동 분석을 위해 상온의 ASTM G48-C 규격 수용액 (6 wt% FeCl₃ + 1 wt% HCl) [24] 및 50°C로 유지되는 0.5 N HCl + 1 N NaCl 내에서 전기화학적 동전위 분극실험(potentiodynamic polarization)을 수행하였다. 이때, 기준전극(Reference Electrode, RE)과 상대전극(Counter Electrode, CE)은 각각 포화칼로멜 전극(Saturated Calomel Electrode, SCE)과 고밀도흑연봉을 활용하였다. 개방회로 전위(Open Circuit Potential, OCP) 대비 -0.2 V ~ 1.3 V의 전위구간에서 0.5 mV/s의 전위 상승속도로 실험이 수행되었다. 분극실험에 앞서, 각 시편은 선행연구 [25]에서 언급한 바와 같이 고속절단기를 통해 절단되었으며 전기적 접촉을 위해 뒷면에 구리 테이프를 부착 후 마운팅 하였다. 마운팅 후 SiC 연마지를 이용하여 #2000까지 연마 후 다이아몬드 서스펜션을 이용하여 1 µm까지 micro-polishing 하였다. 전기화학적 임계공식온도(Critical Pitting Temperature, CPT) 실험은 ASTM G150 규격 [26]에 입각하여 1 M NaCl 용액 내에서 1분당 1°C의 승온속도 조건으로 수행되었다. 이때, 측정되는 전류밀도가 60초 내 100 µA/cm²를 초과할 때의 온도를 임계공식온도로 설정하였다. 본 실험에 적용된 정적 인가 전위의 경우 SASS의 높은 내식성을 고려하여 시편 별 유의미한 차이 비교를 위해 ASTM G150 [26]에 명시되어 있는 인가전위(+700 mV(SCE)) 대비(+200 mV(SCE)) 높게 인가하며 실험을 수행하였다.

2.3 침지실험 후 공식개시점 관찰

침지형 공식실험은 ASTM G48-C (6 wt% FeCl₃ + 1 wt% HCl) 용액 [24] 내에서 60°C의 온도로 72시간 동안 침지를 진행한 후 공식 발생 영역을 관찰하는 방식으로 수행되었다. 침지 후 공식개시점 인근 영역의 특성 분석을 위해 전계 방사형 주사 전자 현미경(Field Emission Scanning Electron Microscopy, FE-SEM) 및 에너지 분산형 분광분석법(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, EDS)이 활용되었다.

Table 1. Chemical compositions (wt%) of the tested sample (SASS) and welding material

	Fe	Ni	C	Cr	Mo	N
Steel sample (UNS S31254)	Bal.	17.5 ~ 18.5	≤ 0.02	19.5 ~ 20.5	6 ~ 7	0.18 ~ 0.22
Welding materials (Alloy 625)	< 5	Bal.	≤ 0.1	20 ~ 23	8 ~ 10	-

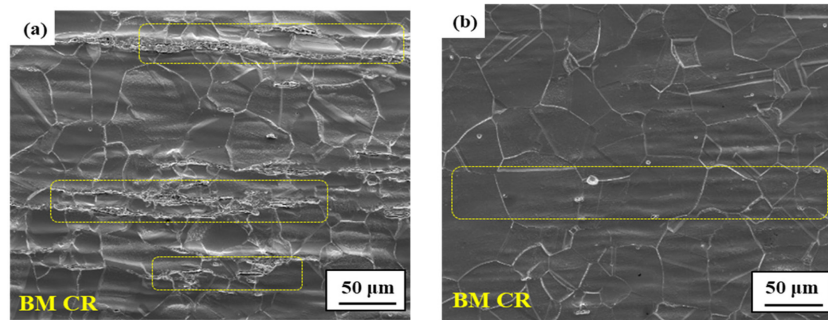


Fig. 1. Microstructures observation of the samples (center region, CR), which were annealed at (a) at low temperature and (b) high temperature

3. 결과 및 고찰

3.1 소둔온도에 따른 모재부 미세조직 관찰과 내식성 평가

Fig. 1a 및 Fig. 1b는 각각 상대적 저온 및 고온에서 소둔처리를 실시한 시편의 모재부 미세조직 관찰 결과를 나타낸다.

저온 소둔처리 시편의 경우 고온 소둔처리 시편 대비, 조직 내 석출상의 분율이 현저히 높은 수준임을 짐작할 수 있다. 동일 소재를 대상으로 보고된 선행연구에 따르면 [27] 소둔처리 후 조직 내 석출된 이차상의 경우, 주로 Cr 및 Mo의 성분이 농축된 시그마상으로 분석되었으며, 표면부 대비 중심부 인근 영역에서 높은 분율을 나타내었다. 본 저온 소둔처리 시편을 대상으로 EDS를 활용한 성분분석 결과(Fig. 2)에서도 마찬가지로 석출된 이차상 내 Cr과 Mo 성분의 농축 정도가 기지조직 대비 높음을 알 수 있다.

Fig. 3은 저온 및 고온 소둔 수행 시편 간 동전위 분극 실험의 결과를 나타낸다.

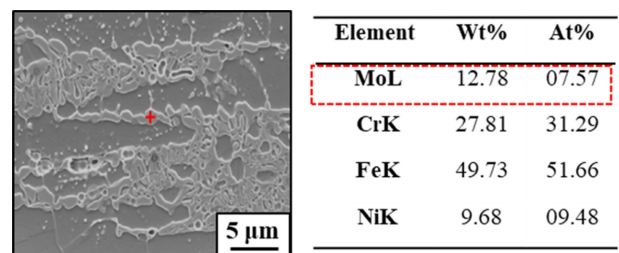


Fig. 2. EDS point analysis at the precipitates, marked on Fig. 1a, in the sample annealed at low temperature

고온 소둔처리 시편 대비 저온 소둔처리 시편의 부동태 구간 내 (대략 -0.45 V(SCE)이상) 양극전류밀도가 상대적으로 높게 측정되었으며 저온 소둔처리 시편은 부동태 피막의 안정도가 상대적으로 낮은 것으로 측정되었다. 한편, 두 시편 모두 1 V(SCE) 구간에서 전류밀도가 급격히 증가하는 거동을 나타내었는데, 해당 전위는 산소발생 영역에 해당되며 표면 관찰결과에서도 공식이 발생되지 않은 점을 토대로, 1 V(SCE) 구간의 급격한 전류밀도 증가는 공식에 기인한 직접적인 현상으로 판단하기는 힘들다 [28]. 다

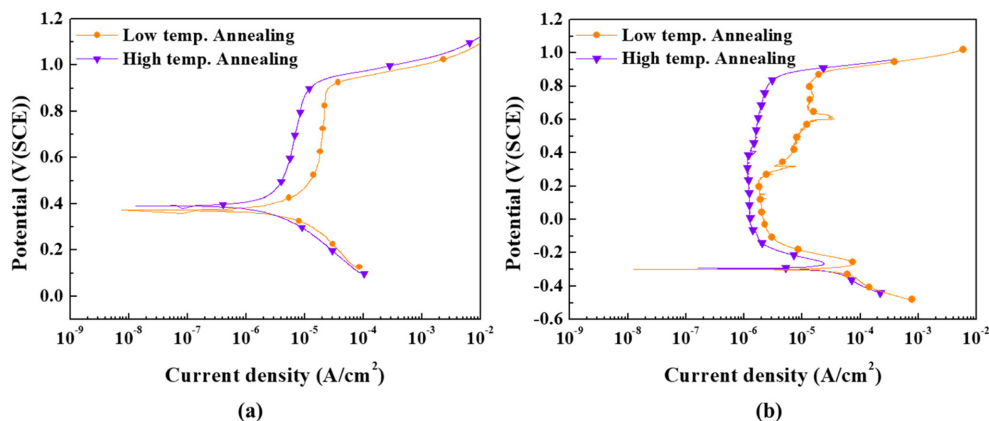


Fig. 3. Potentiodynamic polarization curves of the samples annealed at low and high temperatures, measured in (a) 6 wt% FeCl_3 + 1 wt% HCl solution at room temperature and (b) 0.5 N HCl + 1 N NaCl solution at 50 °C

만, 시편 간 부동태 구간 내 양극전류밀도의 유의미한 차이가 나타나는 것을 토대로, 고온 소둔을 통해 조직 내 시그마상의 분율 저감은 강재의 부동태 피막의 안정도 측면에서 내식성 향상에 기여할 수 있을 것으로 판단되었다.

3.2 용접 후 공식실험 및 공식개시점 관찰

Fig. 4는 3 pass의 GTAW가 수행된 SASS 시편의 단면 형상을 나타내고, Fig. 5a와 5b는 ASTM G48-C 용액 내 침지 후 관찰한 시편의 단면 마크로 형상을 나타낸다. 부식손상 영역의 확대사진(Fig. 5c와 5d)을 토대로 부식은 용접 전 소둔온도 조건과 관련없이 용접부/모재 계면영역(미혼합영역(Unmixed Zone, UMZ)) 표면

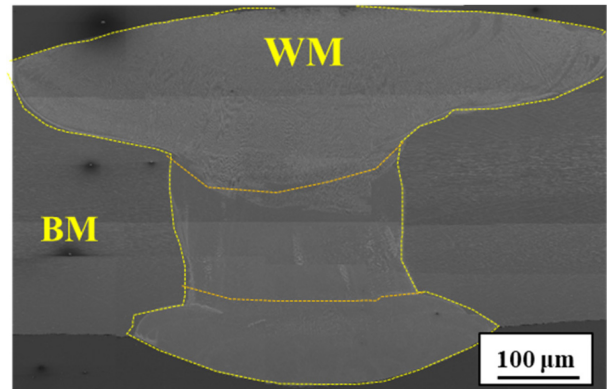


Fig. 4. Cross-sectional macro image of the welded sample

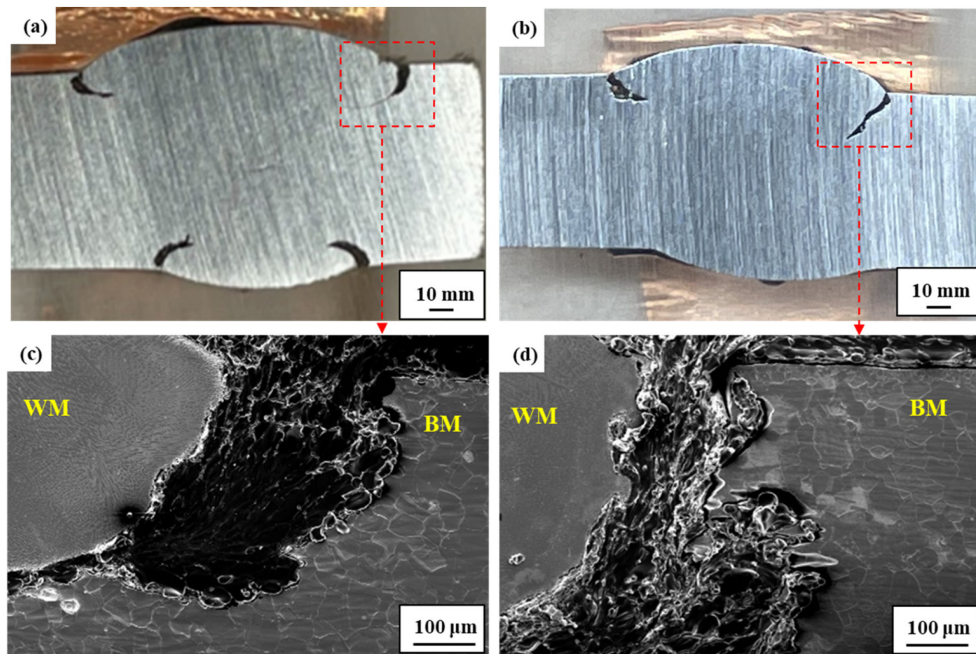


Fig. 5. (a,b) Cross-sectional macro image of the welded samples, observed after immersion in ASTM G48-C solution at 60 °C for 72 hours; (c,d) cross-sectional micro image of the welded sample which had been annealed at (a,c) low temperature and (b,d) high temperature

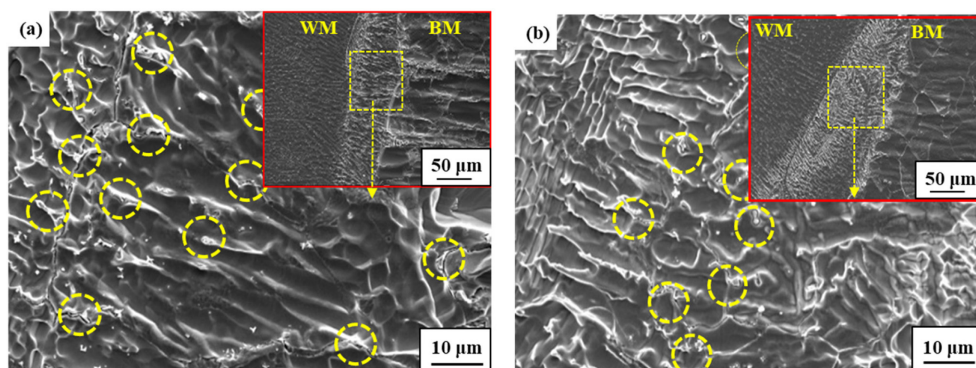


Fig. 6. Microstructures in heat affected zones of the welded samples which had been annealed at (a) low temperature and (b) high temperature

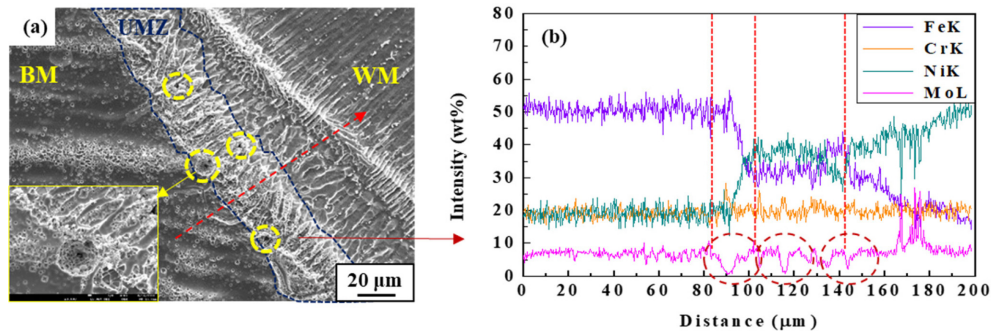


Fig. 7. (a) Magnified image showing the UMZ, and (b) EDS line scanning analysis

으로부터 개시되어 내부로 침투하는 형태로 진행되었음을 짐작할 수 있다.

이 경우, 공식개시는 용접 후 미혼합영역 내 미세조직적 변화 측면에서 고려되어야 할 것이다. 미혼합영역 미세조직 관찰 결과(Fig. 6), 모재 소둔온도 조건에 관계없이 두 시편 모두 미혼합영역 내 미세한 크기의 석출상이 형성되었음을 확인할 수 있다.

Fig. 7을 토대로 미혼합영역 내 미세 석출물이 형성되었음을 알 수 있고, EDS line scanning을 통한 성분 분석 결과(Fig. 7b), 미혼합영역에서는 모재로부터 Fe 성분이, 그리고 용접부로부터 Ni 성분이 서로 간 확산하여 중간수준으로 희석된 성분 농도를 보였다. 또한, 미혼합영역 내 Mo 성분은 국부적 편차가 높고 일부 고갈된 영역들이 존재하였으며 모재와 미혼합영역 경계부에서 Mo 성분의 고갈 수준이 매우 높게 측정되었다. 이를 바탕으로 미혼합영역의 경우 Mo 성분의 농축이 높은, 미세한 크기의 시그마상이 석출되어 국부적 성분 고갈 영역에서 우선 부식개시가 이루어진 것으로 해석할 수 있다. 하지만, 석출상에 대한 크기가 1 ~ 2 μm 수준으로, EDS의 line scanning을 통한 국부적인 농축/고갈 정도 차이는 구분하기 어려우며 오히려 dendrite core와 interdendritic 영역 간 Mo 성분 차이에 기인한 현상으로 이해하는 것이 보다 합리적인 것으로 사료된다. Line scanning을 통한 국부적인 농축/고갈 정도를 정확히 분석하기 위해서는 고분해능 투과전자현미경(High-resolution Transmission Electron Microscope, TEM) 및 원자탐침 분광분석기법(Three-Dimensional Atom Probe Tomography, 3D APT)의 추가활용이 필요할 것이다. 170 μm 인근영역에서 측정된 Mo의 고농축 구간은 용접부 내 석출된 상대적 조대한 크기(5 μm 이상)의 석출상에 의한 결과로 추측된다. 한편, 모재부 또한 높은 분율의 시그마상이 존재하는데 반해 용접 후 시편의 부식형상이 미혼합영역 내 집중된 형태를 보였다는 점에서 미혼합영역 내 존재하는 시그마상은 성분 농축 수준이 모재부의 시그마상 대비 더욱 높을 것으로 추측되었다.

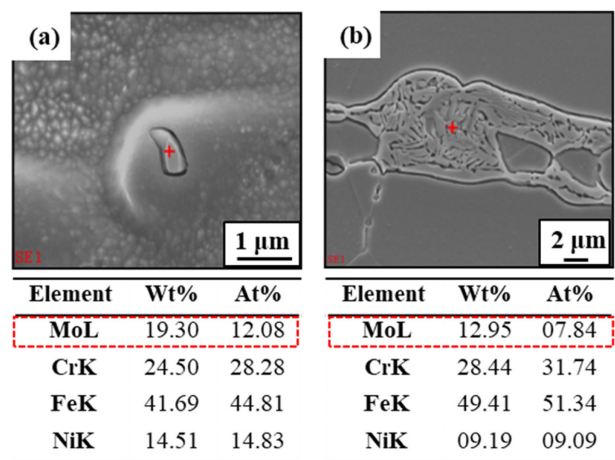


Fig. 8. EDS point analyses of the precipitates (presumably σ phases) in the sample annealed at low temperature: (a) UMZ and (b) BM

이를 규명하기 위해 모재부와 미혼합영역 각각에서 석출되는 시그마상을 대상으로 형상관찰 및 EDS 분석이 수행되었으며, 그 결과를 Fig. 8에 나타내었다. 미혼합영역 내 석출된 시그마상은 저온 소둔처리재의 모재부에서 석출된 그것 대비 그 크기가 1 ~ 2 μm 수준으로 매우 미세하였으며 특히 Mo의 성분농축이 상대적으로 높은 수준으로 나타났다.

미혼합영역과 용접부 인근 모재영역에서 석출된 각각의 시그마상과 인근계면 간 $PREN_{Ni}$ (equation (1)) [29] 값 차이를 확인하고자 하였다.

$$PREN_{Ni} = wt\% Cr + 3.3 wt\% Mo + 30 wt\% N + 0.5 wt\% Ni - 0.5 wt\% Mn - 30 wt\% C \quad (1)$$

다만, equation (1)에 기재된 N, Mn, C의 경우, 선행 연구에서 σ 석출상/Matrix 간 차이가 극히 미미함을 확인하여(<0.1 wt%) [27], 본 연구에서는 수정된 $PREN_{Ni}$ equation (2)을 통해 영역별 PREN 차이를 상대비교하고자 하였다.

$$\text{Modified PREN}_{\text{Ni}} = \text{wt\% Cr} + 3.3 \text{ wt\% Mo} + 0.5 \text{ wt\% Ni} \quad (2)$$

Fig. 9에서 보이는 바와 같이 미혼합영역 내 시그마상의 PREN은 모재부에 존재하는 시그마상 대비 매우 높은 수준으로 측정되었다. 이는 equation (2)에서 계수 값이 상대적으로 큰 Mo의 성분 차이에 기인한 결과로 해석할 수 있다. 뿐만 아니라, 인근 영역과의 PREN 차이 또한 미혼합영역에서 보다 큰 차이가 측정되어 모재부 대비 미혼합영역의 우선 부식개시 영역이 되었음을 판단할 수 있다. 한편, 미혼합영역의 경우 Fig. 7a에서 보이는 바와 같이 dendrite 조직 형상을 나타내었는데, dendrite core 대비 interdendritic 영역의 PREN이 상대적으로 낮게 나타났다. 일반적으로 Mo와 같은 용질원자의 용해도가 낮은 dendrite core는 용질원자를 방출하며 결정립이 성장되는 것으로 알려져 있다 [30]. 따라서 성분농축이 높은 interdendritic 영역의 PREN이 상대적으로

로 높게 형성될 것으로 예상될 수 있다. 하지만 오히려 dendrite core 대비 낮은 PREN이 측정되었는데, 이는 주로 interdendritic 영역 내 석출된 시그마상의 성분 편석이 매우 높아 인근 영역의 성분 고갈을 초래한 것으로 추측된다. 선행연구에 따르면 [31], 용접 시 인가된 입열에 의해 미혼합영역은 제한적으로 원자의 확산이 가능하다. 특히, 모재와 동일 용접재료가 아닌 보다 고합금계 용접재료를 사용할 시 미혼합영역에서 모재 및 용접부 내 원소의 확산이 보다 용이하게 발생될 수 있을 것으로 예상된다. 또한, C. C. Hsieh *et al.*의 선행연구 결과에 따르면 [32], 모재로부터 미혼합영역으로 확산된 Fe는 용접부로부터 확산된 Mo의 고용도를 감소시켜 석출에 대한 구동력을 향상시키는 것으로 보고되고 있다. 따라서, 미혼합영역 내 시그마상의 석출은 모재 및 용접부 내 성분의 확산거동에 크게 의존할 수 있으며, 결국 보다 높은 성분 농축에 기인하여 우선 공식 개시점으로 작용할 수 있음을 짐작할 수 있다.

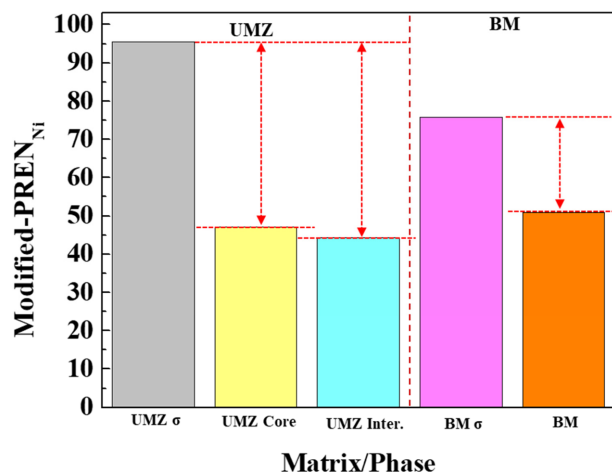


Fig. 9. Difference in modified PREN_{Ni} values between matrix and σ phase in UMZ and BM

3.3 용접후열처리에 따른 미세조직 및 부식거동 분석

Fig. 10은 용접 후 후열처리에 따른 미혼합영역 내 미세조직 형상 변화를 보여준다. 용접 후 미혼합영역 내 석출되었던 다량의 시그마상(Fig. 10a)은 후열처리 후 다수 제거되었으며(Fig. 10b), 매우 미량만이 잔존하는 것으로 관찰되었다.

일반적으로 미세조직 내 시그마상 분율의 감소는 결국 공식저항성의 향상의 척도로 간주되는데, 후열처리 전·후에 따른 전기화학적 동전위 분극실험 결과(Fig. 11)에서도 유사한 거동이 나타났다. 앞서 언급한 바와 같이, 전류밀도가 급격히 증가하는 1 V(SCE) 인근 전위 구간에서는 산소발생 반응에 기인한 전류밀도의 증가 가능성을 배제할 수 없으므로 공식저항성에 대한 직접적 비교는 제한적일 것이다. 하지만, 후열처리 후 부동태 구간의 양극전류밀도가 상대적으로 감소하는 거동

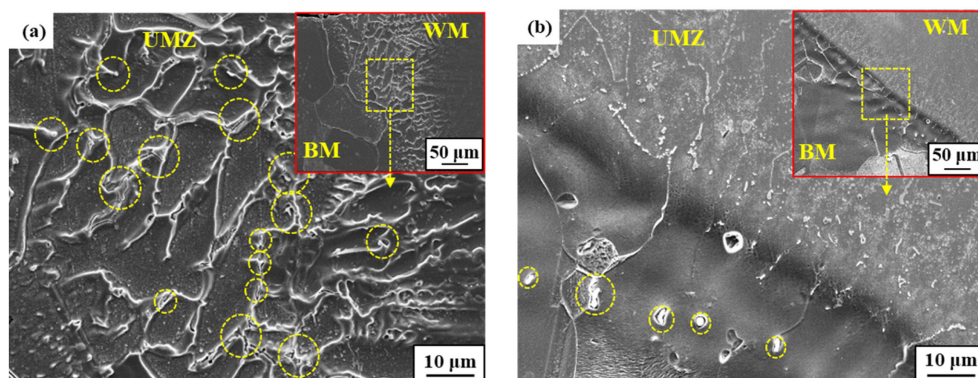


Fig. 10. Microstructures in UMZ of the welded samples, observed by FE-SEM: (a) before PWHT, and (b) after PWHT

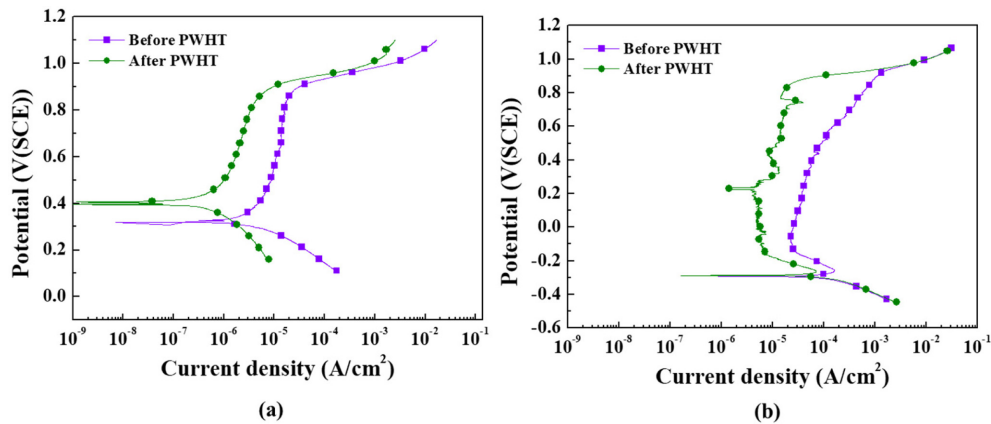


Fig. 11. Potentiodynamic polarization curves of welded samples, before and after PWHT respectively, measured in (a) 6 wt% FeCl_3 + 1 wt% HCl solution at room temperature and (b) 0.5 N HCl + 1 N NaCl solution at 50 °C

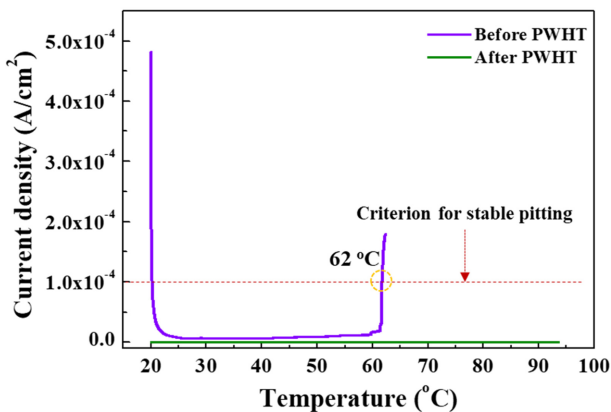


Fig. 12. CPT curves of welded samples before and after PWHT respectively, measured in a 1 M NaCl solution

을 나타내었다. 이는 미혼합영역 내 국부적 성분 농축 수준이 높은 시그마상 분율 저감에 따른 부동태 피막의 안정도 증가 측면으로 이해될 수 있다.

부가적으로, 공식전위에 대한 정량적 비교분석을 위해 후열처리 전·후 시편을 대상으로 임계공식온도 실험을 수행하였으며 그 결과를 Fig. 12에 나타내었다. 후열처리 전 시편의 경우, 대략 62 °C 수준에서 공식이 발생하였으나, 후열처리 후 시편의 경우 측정 온도구간(대략 상온 ~ 95 °C) 내에서 공식 발생에 대한 전류밀도 증가가 측정되지 않았고 표면부 관찰결과, 발생된 공식이 관찰되지 않아 공식저항성이 크게 향상된 것으로 판단할 수 있다. 요약컨대, 높은 온도의 소둔처리를 통한 모재 조직 내 시그마상의 석출 제어와, 고내식 Alloy 625 용접재료 적용에도 불구하고, 용접 후 미혼합영역에서 모재의 경우 대비, Mo의 농축도가 높아 인근 기지와 PREN 차이를 크게 유발하는 미세 시그마상의 석출에 의해 공식저항성

향상에 제한적임을 시사한다. 따라서, 용접재료 적용 측면에서 모재와 유사한 수준의 Mo 함량을 갖는 재료의 선정이 바람직할 것으로 사료된다. SASS를 대상으로 Alloy 625 용접재료의 적용 시 결국 용접 후열처리를 통한 미혼합영역의 내식성 개선이 부가적으로 필요할 것이다.

4. 결론

본 연구에서는 슈퍼 오스테나이트계 스테인리스(UNS S31254) 강재를 대상으로 두 가지 상이한 온도에서 소둔처리 한 시편에 대한 부식저항성을 평가하고, Alloy 625 용접재료를 적용하여 용접한 시편을 대상으로 용접 후열처리 전·후에 따른 부식거동 차이를 분석하였다.

고온 소둔처리 시편은 저온 소둔처리 시편 대비 미세 조직 내 시그마상의 분율 저감에 효과적이며 내식성 향상에 기여할 수 있을 것으로 판단된다. 하지만, 용접부의 우수한 내식성 보증을 목표로, Alloy 625 용접재료를 적용하여 용접할 경우, 소둔온도 조건에 관계없이 미혼합영역 표면으로부터 내부로 침투되는 국부부식이 발생하였다. 이는 미혼합영역 내 Mo 성분의 농축도가 높은 미세 시그마상의 석출에 기인한 결과로 분석되었다.

용접후열처리가 수행된 경우, 미혼합영역 내 석출된 시그마상의 분율이 현저히 감소됨에 따라 분극실험 시 부동태구간 내 양극전류밀도가 크게 감소하였고, 임계 공식온도 또한 크게 증가되었다. 일련의 결과를 토대로 SASS를 대상으로 용접공정이 수반되는 경우, 소둔온도 제어를 통한 내식성 향상 효과는 제한적이며, 용접재료 적용 측면에서 미혼합영역 내 시그마상 석출 억제책을 목적으로 모재와 유사한 수준의 Mo 함량을 갖는 재료의 선정과 용접후열처리를 통한 시그마상의 석출제어가 고내식 특성 보증에 보다 중요한 변수가 될 것이다.

References

1. F. A. P. Fernandes, S. C. Heck, R. G. Pereira, C. A. Picon, P. A. P. Nascente, and L. C. Casteletti, Ion nitriding of a superaustenitic stainless steel: Wear and corrosion characterization, *Surface and Coatings Technology*, **204**, 3087 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.02.064>
2. C. O. A. Olsson and D. Landolt, Passive films on stainless steels-chemistry, structure and growth, *Electrochimica Acta*, **48**, 1093 (2003). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0013-4686\(02\)00841-1](https://doi.org/10.1016/S0013-4686(02)00841-1)
3. A. Pardo, M. C. Merino, A. E. Coy, F. Viejo, R. Arrabal, and E. Matykina, Pitting corrosion behavior of austenitic stainless steels – combining effects of Mn and Mo additions, *Corrosion Science*, **50**, 1796 (2008). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.04.005>
4. D. H. Ko and Y. T. Shin, Evaluation of corrosion characteristics according to plastic strain on super austenitic stainless steel (Base Metal), *Journal of Welding and Joining*, **36**, 8 (2018). Doi: <http://doi.org/10.5781/JWJ.2018.36.6.2>
5. H. S. Heo and S. J. Kim, Electrochemical corrosion damage characteristics of austenite stainless steel and nickel alloy with various seawater concentrations, *Corrosion Science and Technology*, **20**, 281 (2021). Doi: <http://doi.org/10.14773/cst.2021.20.5.281>
6. S. T. Kim, K. H. Kong, I. S. Lee, Y. S. Park, and J. H. Lee, Investigation of the pitting corrosion behavior between the constituent phases in F53 super duplex stainless steel in acidified chloride environments, *Corrosion Science and Technology*, **3**, 95 (2014). Doi: <http://doi.org/10.14773/cst.2014.13.3.95>
7. T. Koutsoukis, A. Redjaimia, and G. Fourlaris, Phase transformations and mechanical properties in heat treated superaustenitic stainless steels, *Materials Science and Engineering: A*, **561**, 477 (2013). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.msea.2012.10.066>
8. Z. Cheng, Z. Ye, J. Huang, J. Yang, S. Chen, and X. Zhao, Influence of heat input on the intermetallic compound characteristics and fracture mechanisms of titanium-stainless steel MIG-TIG double-sided arc welding joints, *Intermetallics*, **127**, 106973 (2020). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106973>
9. J. Li, H. Li, Y. Liang, P. Liu, L. Yang, and Y. Wang, Effects of heat input and cooling rate during welding on intergranular corrosion behavior of high nitrogen austenitic stainless steel welded joints, *Corrosion Science*, **166**, 108445 (2020). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108445>
10. K. Hao, C. Zhang, X. Zeng, and M. Gao, Effect of heat input on weld microstructure and toughness of laser-arc hybrid welding of martensitic stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology*, **245**, 7 (2017). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.02.007>
11. R. Unnikrishnan, K. S. N. Satish Idury, T. P. Ismail, A. Bhadauria, S. K. Shekhawat, R. K. Khatirkar, and S. G. Sapate, Effect of heat input on the microstructure, residual stresses and corrosion resistance of 304L austenitic stainless steel weldments, *Materials Characterization*, **93**, 10 (2014). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.03.013>
12. Z. Zhang, H. Jing, L. Xu, Y. Han, L. Zhao, X. Lv, and J. Zhang, Influence of heat input in electron beam process on microstructure and properties of duplex stainless steel welded interface, *Applied Surface Science*, **435**, 352 (2018). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.11.125>
13. J. K. Shin, H. J. Jang, K. W. Cho, and C. J. Park, Effects of sigma and Chi phases on the localized corrosion resistance of SR50A super austenitic stainless steel, *The Journal of Science and Engineering*, **69**, 364 (2013). Doi: <http://doi.org/10.5006/0723>
14. R. T. Loto, C. A. Loto, and I. Ohijeagbon, Effect of heat treatment processes on the localized corrosion resistance of austenitic stainless steel type 301 in chloride/sulphate solution, *Results in Physics*, **11**, 570 (2018). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.rinp.2018.09.056>
15. J. B. Lee, N. Kang, J. T. Park, S. T. Ahn, Y. D. Park, L. D. Choi, K. R. Kim, and K. M. Cho, Kinetics of carbide formation for quenching and tempering steels during high-frequency induction heat treatment, *Material Chemistry and Physics*, **129**, 365 (2011). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.04.026>
16. A. N. Isfahany, H. Saghaian, and G. Borhani, The effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion behavior of AISI420 martensitic stainless steel, *Journal of Alloys and Compounds*, **509**, 3931 (2011). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.12.174>
17. Q. Chao, V. Cruz, S. Thomas, N. Bibilis, P. Collins, A. Taylor, P. D. Hodgson, and D. Fabijanic, On the enhanced corrosion resistance of a selective laser melted austenitic stainless steel, *Scripta Materialia*, **141**, 94 (2017). Doi: <http://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.07.037>
18. X. Chen, J. Li, X. Cheng, H. Wang, and Z. Huang, Effect of heat treatment on microstructure, mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel 316L using arc additive manufacturing, *Materials Science and Engineering: A*, **715**, 307 (2018). Doi: <http://doi.org/10.1016/>

- j.msea.2017.10.002
19. J. Bai, Y. Cui, J. Wang, N. Dong, M. S. Qurashi, H. Wei, Y. Yang, and P. Han, Effect of boron addition on the precipitation behavior of S31254, *Metals*, **8**, 497 (2018). Doi: <http://doi.org/10.3390/met8070497>
20. J. Wang, Y. Cui, J. Bai, and N. Dong, Effect of B addition on the microstructure and corrosion resistance of S31254 super austenitic stainless steel after solid solution treatment, *Materials Letters*, **252**, 60 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.05.107>
21. T. E. Abioye, J. Folkes, and A. T. Clare, A parametric study of Inconel 625 wire laser deposition, *Journal of Materials Processing Technology*, **213**, 2145 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.06.007>
22. H. R. Z. Rajani, S. A. A. A. Mousavi, and F. M. Sani, Comparison of corrosion behavior between fusion clad-ded and explosive clad-ded Inconel 625/plain carbon steel bimetal plates, *Materials and Design*, **43**, 467 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.053>
23. X. Xing, X. Di, and B. Wang, The effect post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal, *Journal of Alloys and Compounds*, **593**, 110 (2014). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.224>
24. ASTM G48-03, Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution, ASTM International (2003).
25. D. M. Cho, J. S. Park, W. K. Jeong, S. G. Hong, and S. J. Kim, Corrosion behaviors of super austenitic stainless steel weld joints in the as-welded and post weld heat treated states, *Korean Journal of Metals and Materials*, **59**, 374 (2021). Doi: <https://doi.org/10.3365/KJMM.2021.59.6.374>
26. ASTM G150-99, Standard Test Method for Electrochemical Critical Pitting Temperature Testing of Stainless Steels, ASTM International (2004).
27. Y. E. Kim, J. S. Park, D. M. Cho, S. G. Hong, and S. J. Kim, Analysis of the corrosion behavior according to the characteristics of sigma phase formed in super austenitic stainless steel, *Corrosion Science and Technology*, **19**, 203 (2020). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2020.19.4.203>
28. Y. Zhou and D. L. Engelberg, Fast testing of ambient temperature pitting corrosion in type 2205 duplex stainless steel by bipolar electrochemistry experiments, *Electrochemistry Communications*, **117**, 106779 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.elecom.2020.106779>
29. G. T. Sim, M. S. Thesis, pp. 5, Andong National University, Andong, (2010).
30. S. J. Kim and S. G. Hong, A study on pitting initiation mechanism of super-austenitic stainless steel weld in chloride environment, *Journal of Materials Research*, **31**, 3345 (2016). Doi: <https://doi.org/10.1557/jmr.2016.347>
31. K. D. Ramkumar, A. Chandrasekhar, A. Srivastava, H. Preyas, S. Chandra S. Dev, and N. Arivazhagan, Development of pulsed current gas tungsten arc welding technique for dissimilar joints of marine grade alloys, *Journal of Manufacturing Processes*, **21**, 201 (2016). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.10.004>
32. C. C. Hsieh and W. Wu, Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels, *ISRN Metallurgy*, **2012**, Article ID 732471 (2012). Doi: <https://doi.org/10.5402/2012/732471>