

Inconel 718의 국부 부식 저항성에 미치는 용체화 열처리의 영향

이윤화¹ · 이준섭^{1,2,†} · 권순일³ · 신정호³ · 이재현^{1,2}

¹국립창원대학교 소재융합시스템공학부, 경남 창원시 창원대학교로 20

²국립창원대학교 신소재공학부, 경남 창원시 창원대학교로 20

³세아창원특수강 기술연구소, 경남 창원시 적현로 147

(2023년 10월 17일 접수, 2023년 10월 23일 수정, 2023년 10월 24일 채택)

Effect of Solution Annealing Heat Treatment on the Localized Corrosion Resistance of Inconel 718

Yoonhwa Lee¹, Jun-Seob Lee^{1,2,†}, Soon Il Kwon³, Jungho Shin³, and Je-hyun Lee^{1,2}

¹Materials Convergence and System Engineering, Changwon National University,
51140 Changwondaehak-ro, Changwon, 51140, South Korea

²School of Materials Science and Engineering, Changwon National University,
51140 Changwondaehak-ro, Changwon, 51140, South Korea

³R&D Center, SeAH CSS corporation, Jeokhyun-ro, Changwon, 51708, South Korea

(Received October 17, 2023; Revised October 23, 2023; Accepted October 24, 2023)

The localized corrosion resistance of the Ni-based Inconel 718 alloy after solution heat treatment was evaluated using electrochemical techniques in a solution of 25 wt% NaCl and 0.5 wt% acetic acid. Solution heat treatment at 1050 °C for 2.5 hours resulted in an increased average grain diameter. Both Ti carbides (10 μm diameter) and Nb-Mo carbides (1 – 9 μm diameter) were distributed throughout the material. Despite heat treatment, the shape and composition of these carbides remained consistent. An increase in solution temperature led to a decrease in pitting potential value. However, the pitting potential value of solution heat-treated Inconel 718 was consistently higher than that of as-received Inconel 718 at all tested temperatures. Localized corrosion initiation occurred at 0.4 V_{SSE} in a temperature environment of 80 °C for both as-received and solution heat-treated Inconel 718 alloys. X-ray photoelectron spectroscopic analysis indicated that the composition of the passive film formed on specimen surfaces remained largely unchanged after solution heat treatment, with O1s, Cr2p_{3/2}, Fe2p_{3/2}, and Ni2p_{3/2} present. The difference in localized corrosion resistance between as-received and solution heat-treated Inconel 718 alloys was attributable to microstructural changes induced by the heat treatment process.

Keywords: Inconel, Heat treatment, Passivity, Corrosion, Acidic chloride

1. 서론

Inconel 718은 Ni-Cr계 시효 경화성 합금으로 기계적 인장 강도가 1280 MPa 이상이고 고온 및 염화물 환경에서의 부식 저항성이 석출 경화형 스테인리스강에 비해 높다. 특히, 스테인리스강보다 Fe 산화물 대비, Cr 산화물의 비율이 높은 부동태 피막이 존재하여 우수한 국부 부식 저항성을 가지는 것으로 알려져 있다 [1-5].

이러한 특징으로 높은 온도와 높은 압력에서 사용되는 해양 및 석유 시추, 가스 터빈 부품의 고강도 볼트, 너트 등에 사용되므로 [6] 염화물 환경에서의 국부 부식이 발생할 수 있다. 합금을 구조 재료로서 안전하게 사용하기 위해서는 Inconel 718의 국부 부식 저항성을 연구하는 것이 중요하다.

일반적으로 Inconel 718은 용체화와 시효 등의 열처리를 한다 [7]. 용체화 열처리는 잉곳, 판재 등의 제조 과정에서 형성된 상 등을 용해시키고 원하는 결정립 크기를 얻을 수 있으며 잔류응력 등을 제거하는 목적으로 수행한다 [8]. 용체화 열처리 이후 시효 열처리를 통하

[†]Corresponding author: junseoble@changwon.ac.kr

이윤화 : 석사과정, 이준섭: 교수, 이재현: 교수, 권순일: 연구원, 신정호: 연구원

여 제품의 기계적 성질을 제어하여 최종 제품으로 만들어진다. 용체화 열처리는 최종 제품의 물성을 좌우하는 시효 열처리를 하기 위한 중요한 선행 열처리 과정이며 Inconel 718의 기계적 특성과 국부 부식 저항성에 영향을 미칠 것이다. 그러므로 용체화 열처리에 따른 미세조직의 변화와 국부 부식 저항성에 검토하는 것은 필요하다.

Rosenberg 등은 [9] 미량 원소 등의 조성을 바꾼 Inconel 718에 용체화 열처리와 각각 다른 시효 열처리 공정을 거친 후 응력 부식 균열, 수소 취성 저항에 대해 검토했다. 하지만 용체화 열처리 후 국부 부식 특성에 대한 정보는 없었다. Rebak 등은 [10]은 열처리 전 시편과 시효 열처리까지 마친 Inconel 718 시편의 부식 전위 (V_{SSE}), 부식 속도 (mpy), 임계 공식 온도 ($^{\circ}C$)을 비교했다. Valle 등은 [11] 용체화 열처리 전, 후 시편에 대한 정전위 분극 시험을 바탕으로 국부 부식 저항성의 변화에 대하여 검토하였으나 과부동태 영역의 전위를 인가 후, 표면에 생긴 열화 정도로 국부 부식 저항성을 검토하였다. 반면, 미세구조에 기반한 부식의 기점 등에 대한 정보는 누락되어 있었다.

Rahman [12]과 Lee 등은 [13,14] Inconel 617 또는 718의 국부 부식 기점이 MC 탄화물 ($M = Ti$ 또는 $Nb-Mo$) 이라고 보고하였다. 이는 탄화물의 접촉 전위차 값이 기지보다 더 큰 값을 가지는 전기화학적으로 국부적인 음극 (cathode) 영역으로 작용하여 국부 부식 개시의 영향이 있을 것이라고 주장하였다. 두 단계의 열처리를 거치는 Inconel 718의 국부 부식 거동을 이해하는데에 그 첫번째 단계인 용체화 열처리에 의한 미세 조직 변화와 그에 따른 국부 부식 거동에 대한 정보도 필요하였다. 다만, 지금까지 Inconel 718의 용체화 열처리 효과에 대한 선행 연구들은 미세 조직의 변화 또는 영향이 미치는 국부 부식 저항성에 대한 정보가 부족하였다 [9-11,13,14]. 용체화 열처리에 따른 Inconel 718의 미세 조직 변화 (특히 MC 탄화물의 조성, 크기 분포 등)에 대한 정보는 제공되어있지 않았다.

본 연구에서는 Inconel 718을 용체화 열처리한 뒤 미세 조직의 변화에 따른 국부 부식 거동에 대하여 전기화학적 그리고 표면 분석 방법을 활용하여 검토하였다.

2. 실험

2.1 시편 준비 및 미세조직 분석

본 연구에서 사용된 합금은 Inconel 718 (UNS N07718)

Table 1. Chemical compositions of Inconel 718

	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb	C	Fe
wt%	53.3	18.4	2.9	0.9	5.2	0.05	Bal.

이며 화학조성은 Table 1에 나타냈다. 본 연구에서는 직경 26 mm의 봉형 시편이 사용되었다. 실험에 사용된 Inconel 718시편은 열처리에 따라 다른 두 종류의 시편을 사용하였다. 하나는 열처리 전 시편이고, 다른 하나는 1050 $^{\circ}C$ 에서 2.5시간동안 용체화 열처리를 한 뒤 수냉한 시편이다.

두 시편을 약 5 mm 두께로 가공한 후 #3000 SiC paper까지 연마한 뒤 1 μm diamond가 포함된 현탁액을 사용하여 경면 연마하였다. 경면 연마 후 Kalling's No.2 (5 g $CuCl_2$ + 100 mL HCl + 100 mL ethanol) 용액에서 약 3분 동안 침지하여 에칭하였다. 에칭된 표면을 광학현미경을 이용하여 관찰하였다. 평균 결정립 크기는 ASTM E112-96 [15] 방법으로 광학현미경 이미지를 얻어 그 크기를 측정하였다. 탄화물의 크기는 에칭 후 광학 현미경 이미지를 바탕으로 Image-Pro Plus 프로그램에서 그 크기와 갯수를 측정하여 탄화물의 크기에 따른 분포도로 나타내었다.

경면 연마된 시편 표면을 고분해능주사전자현미경 (JSM-7900F, JEOL)을 사용하여 후방산란전자상(Back-Scattered Electron Image, BSE), 이차전자상(Secondary Electron Image) 등을 얻었고 에너지분산 분광기(Energy Dispersive Spectroscopy, EDS)를 사용하여 탄화물 등의 조성을 분석하였다.

2.2 전기화학 실험

3전극 시스템을 전위차계(sp-200, Biologic)에 연결하여 실험을 진행하였다. 작업 전극은 직경 26 mm의 용체화 열처리 전후의 Inconel 718시편과 구리 전선을 주석으로 납땜한 뒤 에폭시 레진에 침지하여 제작한 후 #600 SiC paper까지 연마하였다. 에폭시 수지로 시편의 노출되는 면적을 약 0.5 cm^2 로 도포하였다. 상대 전극은 직경 6 mm에 표면적 약 40 cm^2 인 고밀도 탄소봉이고 기준 전극은 포화 KCl 수용액에 침지된 $Ag/AgCl$ 전극(silver/silver chloride in saturated KCl, SSE)을 사용하였다. 실험에 사용된 용액은 합금이 구조 재료로 주로 사용되는 해양 및 오일 가스 시추 환경 등을 모사하는 염화물 환경 [13,16]에서 보다 가혹한 국부 부식 양상을 보여줄 수 있는 25 wt% $NaCl$ + 0.5 wt% acetic acid을 사용하였다. 용액의 온도를 항온순환수조를 이용하여 25, 40, 50, 60, 80 $^{\circ}C$ 로 제어한 후 각각의 온도에서 전기화학 실험을 진행하였다.

Inconel 718 전극의 용액 침지 상태에서 전극 전위 변

화를 3600초 동안 측정된 후 -0.19 V 전위에서부터 0.167 mV s⁻¹ 속도로 1 mA cm⁻²이 될 때까지 양극 분극하였고 재현성을 확인하기 위하여 3번 이상의 유효한 실험 결과를 얻었다.

2.3 표면분석

용체화 열처리 전/후 Inconel 718에 1 μ m diamond가 포함된 현탁액을 이용하여 경면연마를 한 후, 상온에서 부동태 영역인 0.5 V_{SSE}의 전위를 3600초 동안 인가하여 분극시켰다. 그리고 X선 광전자 분광분석기(Axis SUPRA+, Kratos)를 이용하여 분석하였다. XPS분석은 약 700 μ m²의 표면적에 Al K α 광원(225 W, 15 mA)을 조사하여 XPS 스펙트럼을 얻었다. 285.0 eV의 탄소 C 1s의 피크를 기준으로 XPS 스펙트럼의 피크 분리를 하였다.

3. 연구결과 및 고찰

3.1 미세조직

Fig. 1은 용체화 열처리 (a) 전과 (b) 후의 Inconel 718의 표면을 경면 연마 한 후 에칭하여 얻은 광학현미경 이미지이다. 두 시편 모두 오스테나이트 상 미세구조를 바탕으로 결정립내 그리고 입계에 관계없이 수 μ m 크기를 가지는 입자가 무작위로 분포되어 있다. 이는 용체화 열처리 후 미세 조직에 존재하는 입자들의 분포에는 큰 영향을 미치지 않는것으로 판단된다. 하지만, 용체화 열처리 후에 평균 결정립 크기는 약 26.7 μ m에서 약 63.5 μ m으로 증가한다. 이는 용체화 열처리 동안 결정립의 재결정 또는 성장이 일어날 수 있다고 판단한다 [17].

Fig. 2는 용체화 열처리 (a) 전과 (b) 후의 Inconel 718을 경면 연마 후 에칭한 뒤 얻은 주사전자현미경의 이차 전자 이미지와 에너지 분산 분광기로 측정된 원소 농도의 맵핑 이미지이다. 약 10 μ m 직경을 가지는 상

대적으로 어두운 다각형의 입자는 Ti 농도가 높으나, 약 3 μ m 직경을 가지는 상대적으로 밝은 다각형 입자는 Nb, Mo 농도가 높다. 선행연구에서는 시효 열처리 후 Inconel 718 미세 조직에서 관찰되는 이러한 두 종류의 입자들은 주로 금속 탄화물 (MC, M=Ti 또는 Nb-Mo)이라고 보고하였다 [13,14,18]. 용체화 열처리에 상관없이 탄화물은 Ti의 농도가 높은 Ti 탄화물과 Nb, Mo의 농도가 높은 Nb-Mo 탄화물 두 종류가 있다. 이는 용체화 열처리 후에도 탄화물의 모양과 분포 등에 영향을 미치지 않는다는 것을 유추할 수 있다.

Fig. 3은 용체화 열처리 (a) 전과 (b) 후의 Inconel 718 시편 표면 이미지와 표면에 존재하는 탄화물의 에너지 분산 분광기 점 분석 후 얻은 조성비를 원자 백분율 (atomic percentage, at%)의 비율로 나타낸 이미지이다. 상대적으로 큰 탄화물은 주로 Ti 탄화물이고 상대적으로 작은 탄화물들은 주로 Nb-Mo 탄화물이다. 용체화 열처리 전과 후를 비교해 보면, 탄화물의 조성비는 Ti 또는 Nb-Mo 탄화물 모두 큰 변화가 분석되지 않는다. 이는, 용체화 열처리 동안 Inconel 718의 탄화물 조성 변화가 크지 않은 것을 알 수 있다. 용체화 열처리 전 후 Inconel 718에 존재하는 탄화물의 크기에 따른 분포도는 열처리 여부와 상관없이 $1-10$ μ m 크기를 가지는 Nb-Mo 탄화물이 약 99% 이며 10 μ m 이상의 크기를 가지는 Ti 탄화물은 약 1% 이다. 이는, 대부분의 탄화물은 상대적으로 크기가 작은 Nb-Mo 계열이고 용체화 열처리 과정에서 새롭게 생겨나거나 사라지기는 어려울 것이라고 유추할 수 있다.

3.2 전기화학적 부식 거동

Fig. 4는 용체화 열처리 전과 후의 Inconel 718을 25, 40, 50, 60, 80 °C의 25 wt% NaCl + 0.5 wt% acetic acid에서 3600초 동안 침지 한 후 얻은 동전위 분극 곡선이다. 모든 온도에서 Inconel 718 시편은 활성-부동태 전

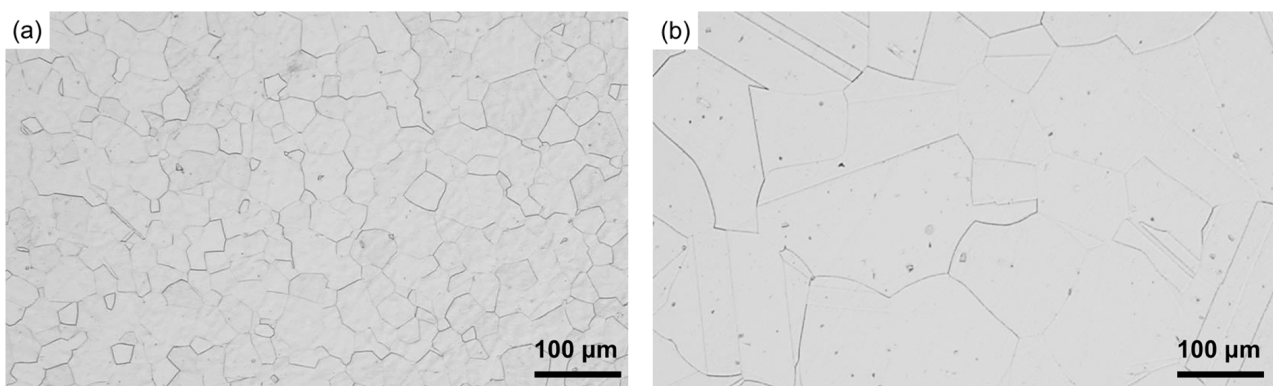


Fig. 1. Optical microscopic images of (a) as-received and (b) solution heat-treated Inconel 718

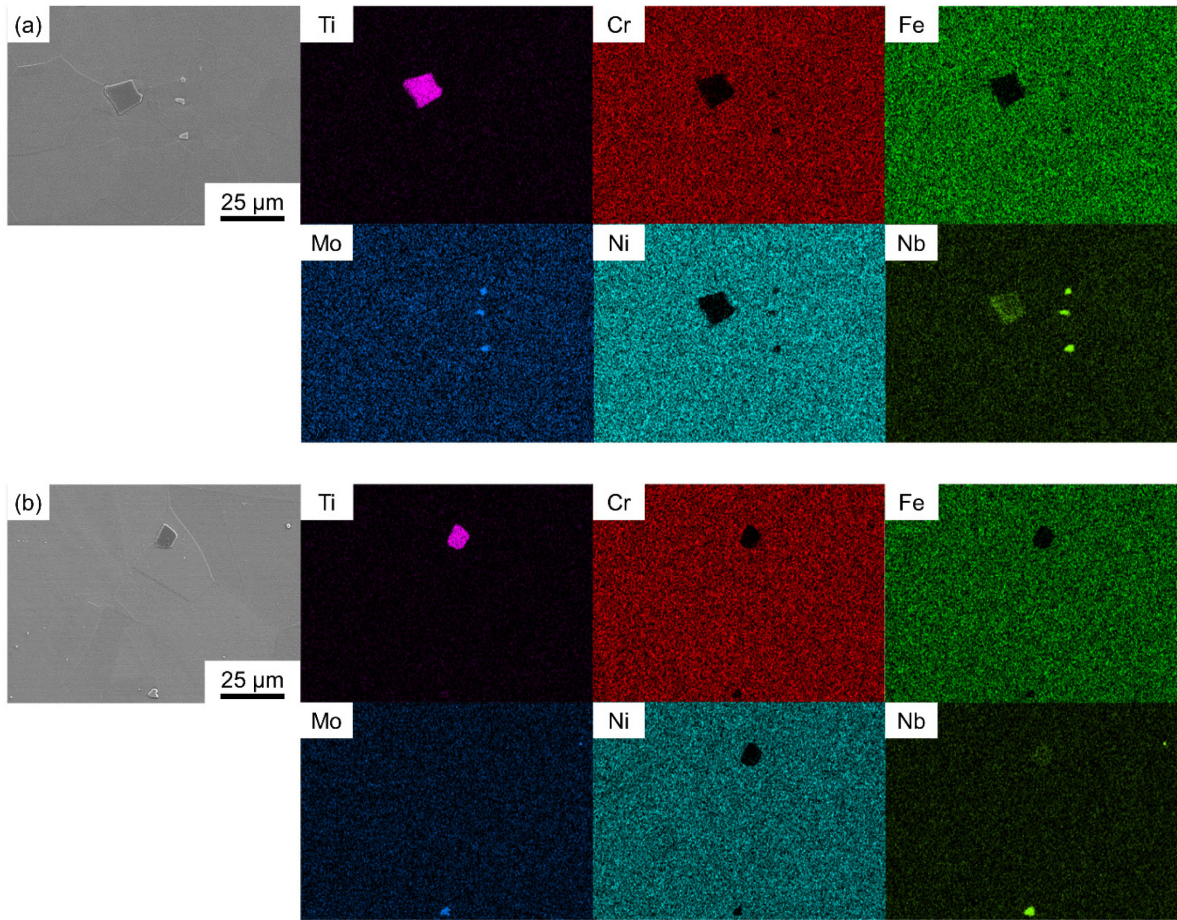


Fig. 2. EDS elemental mapping images of (a) as-received and (b) solution heat-treated Inconel 718

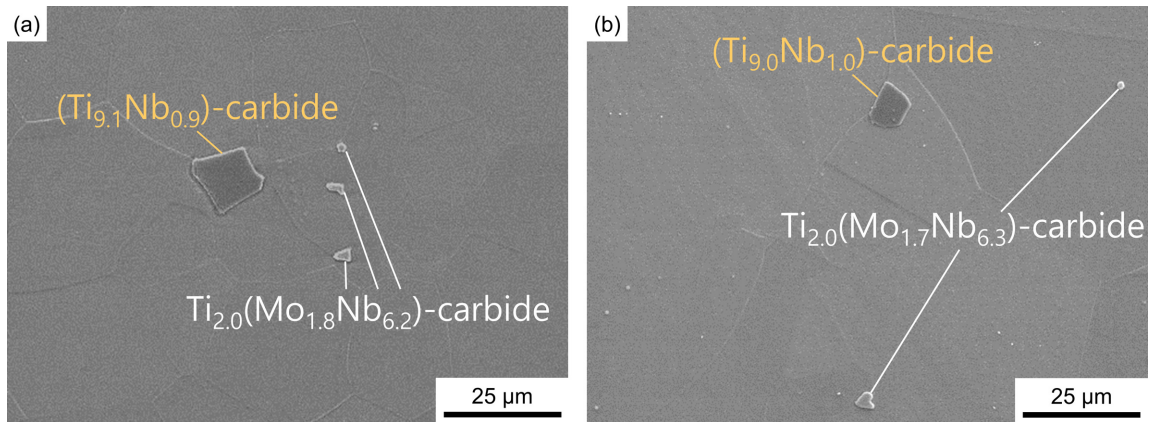


Fig. 3. Secondary electron images and the stoichiometry of the carbides in (a) as-received and (b) solution heat-treated Inconel 718

이(active-to-passive) 거동을 보이지 않았으며 이는 시편의 표면이 용액에 침지된 상태에서 이미 부동태화되어 있는 것으로 판단할 수 있다. 25와 40 °C에는 Inconel 718시편은 각각 약 1.0 와 약 0.8 V_{SSE} 까지 부동태를 유지하기 위한 양극 전류가 흐른다. 그리고 25 °C의 경우

1.0 에서 1.1 V_{SSE} 까지 40 °C에서는 0.8 에서 0.9 V_{SSE} 까지 양극 전류가 증가하며 이는 기지 금속 또는 양이온의 추가 적인 양극 반응으로 알려져 있다 [19]. 그리고 25 °C는 약 1.1 에서 약 1.3 V_{SSE} 까지 40 °C에서는 약 0.9 에서 약 1.0 V_{SSE} 까지 양극 전류가 감소하는 2차 부동

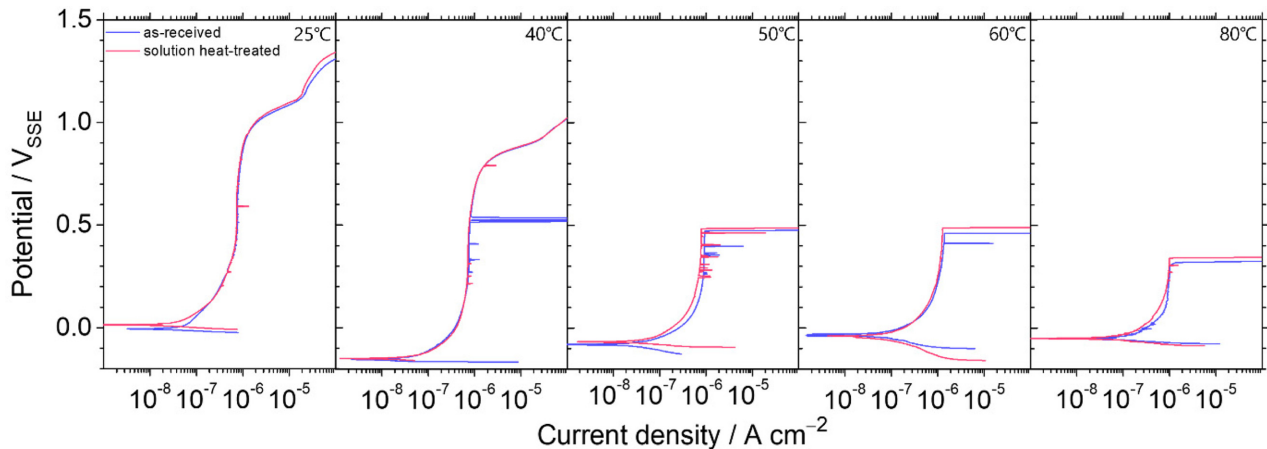


Fig. 4. Potentiodynamic polarization curves of the as-received and solution heat-treated Inconel 718 in 25 wt% NaCl + 0.5 wt% acetic acid at 25, 40, 50, 60, and 80 °C

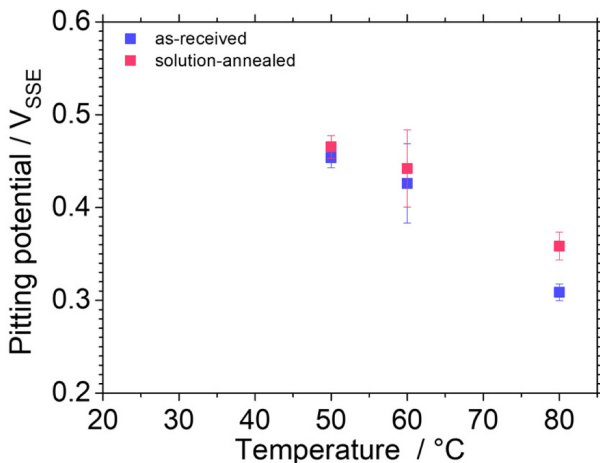


Fig. 5. Pitting potential (E_p) of the as-received and solution heat-treated Inconel 718 obtained from potentiodynamic polarization curves (Fig. 4) in 25 wt% NaCl + 0.5 wt% acetic acid at 50, 60 and 80 °C

태화의 거동을 보인다. 25와 40 °C에서 Inconel 718은 각각 약 1.3 와 1.0 V_{SSE} 이상에서 양극 전류가 급격히 증가는데 이는 과부동태 거동으로 판단된다. 25, 40 °C에서 Inconel 718의 부동태 전류밀도와 재부동태 전위, 과부동태 전위에 큰 차이가 없다. 반면, 60, 80 °C에서는 부식전위에서 각각 약 0.45, 0.43, 0.33 V_{SSE} 까지 부동태 유지 전류가 흐르다 $10^{-4} A cm^{-2}$ 이상으로 급격히 증가한다. 이는 Inconel 718의 표면에 발생한 국부 부식의 발생 또는 전파로 판단 된다. 50, 60, 80 °C에서 Inconel 718의 부동태 전류밀도는 큰 차이가 없으나 국부 부식이 발생하는 공식 전위 값은 용체화 열처리 후 약간 증가한다.

Fig. 5에서는 50, 60, 80 °C에서 얻은 용체화 열처리 전과 후의 공식 전위(E_p)를 용액 온도에 대하여 나타내었다. 온도가 50에서 80 °C로 증가할수록 열처리에 상

관없이 공식 전위 값은 감소한다. 다만, 열처리 전과 후의 공식 전위 값은 50 °C에서 각각 약 0.454, 0.465 V_{SSE} 이고, 60 °C에서는 각각 약 0.410, 0.438 V_{SSE} , 80 °C에서는 0.309, 0.358 V_{SSE} 로 각 용액 온도에서 공식 전위 값은 열처리 전이 후보다 낮다. 용액의 온도가 증가함에 따라 용액속에 존재하는 Cl⁻의 확산속도가 증가하여 금속 표면에 형성된 부동태 피막과 상호 작용하는 속도가 증가하기 때문에 부동태를 유지하는 전위가 낮아지는 것이라고 생각된다 [20].

Fig. 6은 용체화 열처리 전 Inconel 718 시편을 80 °C의 25 wt% NaCl + 0.5 wt% acetic acid에서 0.4 V_{SSE} 를 약 30 초 동안 인가한 후 주사전자현미경의 이차전자 이미지로 관찰한 이미지와 원소 분포를 에너지 분산 분광기(EDS)로 측정된 이미지이다. 약 10 μm 의 지름을 가지는 Ti 탄화물과 기지와 의 계면에서 수 μm 의 국부 부식이 발생한 것을 관찰할 수 있다. 다만, Nb-Mo 탄화물 주변에서는 국부 부식이 발생한 것을 확인하기 어려웠다. 이는, Ti 탄화물이 Nb-Mo 탄화물 그리고 기지상과 비교하여 더 큰 접촉전위 차이 값을 가지기 때문이라고 하였다 [14]. 접촉 전위차값이 더 크면 상대적으로 음극(cathode)으로서 역할을 할 수 있는 가능성이 크기 때문에 이러한 Ti 탄화물 주변에서 양극 반응이 일어나기 쉽고 그에 따라 국부 부식이 발생할 수 있는 가능성이 크다고 생각할 수 있다. 더불어, Inconel 718에서 Nb-Mo탄화물과 Ti탄화물의 접촉 전위차 값의 차이로 인해 Ti탄화물과 기지사이의 영역이 Nb탄화물과 기지사이의 영역보다 국부 부식이 발생할 수 있는 가능성이 크다고 유추할 수 있다 [13,14]. 용체화 열처리 후 Inconel 718의 조성 변화와 크기 및 분포도 등의 변화가 크지 않다면 국부 부식이 발생할 수 있는 곳은 Ti 탄화물 주변으로 판단한다.

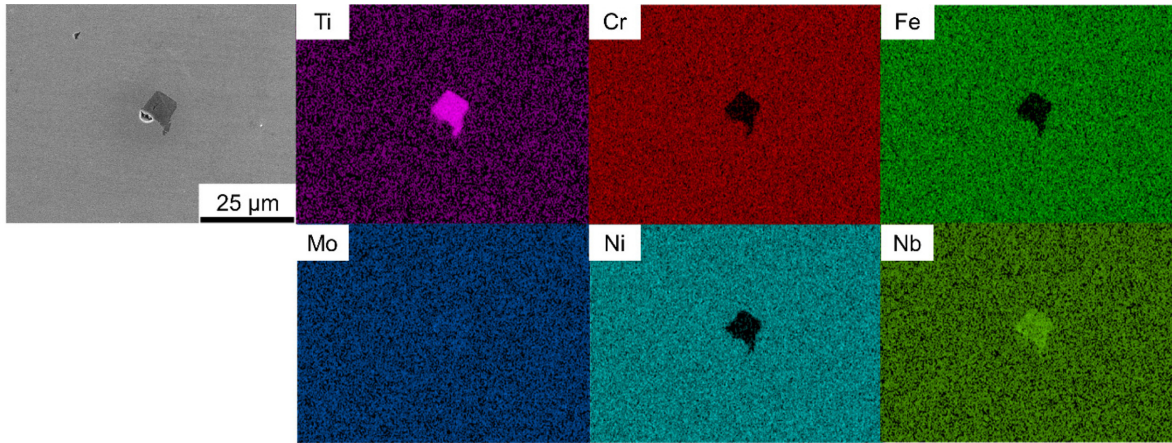


Fig. 6. EDS elemental mapping images after potentiostatic polarization at $0.4 V_{SSE}$ for 30 s in 25 wt% NaCl + 0.5 wt% acetic acid obtained at $80^\circ C$ of as-received Inconel 718

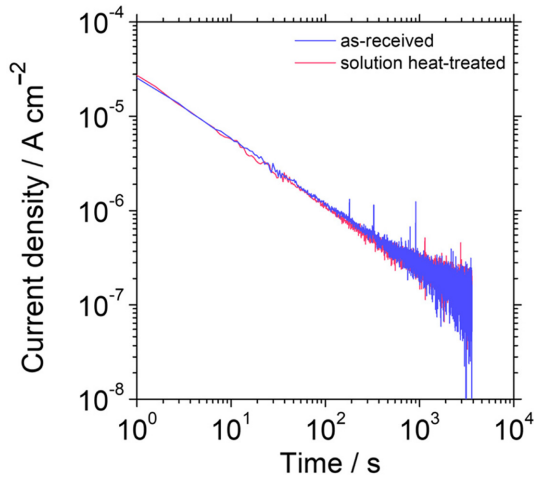


Fig. 7. Double logarithmic plots of current density with time at $0.5 V_{SSE}$ for as-received and solution heat-treated Inconel 718 in 25 wt% NaCl + 0.5 wt% acetic acid at room temperature

3.3 표면분석

Inconel 718의 용체화 열처리 전후, 시편의 탄화물들의 조성 변화 등이 크지 않다면 오스테나이트 기지 상의 결정립 크기 및 미세 편석 등의 영향으로 국부 부식 저항성에 큰 영향을 미치는 기지 상의 부동태 피막의 조성 변화 등이 있는지 검토할 필요가 있다. Fig. 7은 용체화 열처리 전후, Inconel 718을 상온의 25 wt% NaCl + 0.5 wt% acetic acid에서 부동태 영역인 $0.5 V_{SSE}$ 를 인가하면서 얻은 시간에 대한 양극 전류 밀도의 변화를 보여주는 정전위 분극 곡선이다. 그래프를 로그 스케일로 나타내어 시간이 증가함에 따라 약 200 s부터 약 3000 s까지의 영역에서 scattering이 나타난다. 다만, 전류 밀도 값이 $1\ \mu A\ cm^{-2}$ 이하이므로 상대적으로 scattering이 나타나지만 linear 스케일로 작성하면 정상상태에 도달하는 전류 밀도가 측정된다. 전류 밀도는 분극시간이 증가함에 따라 감소하며 약 -0.7 의 기울기를 가진다.

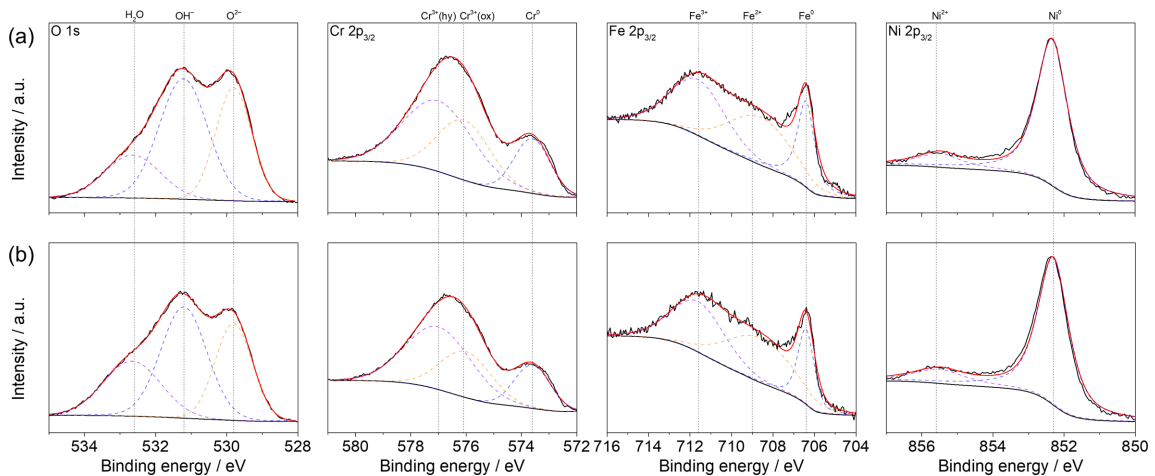


Fig. 8. X-ray photoelectron spectra of O 1s, Cr 2p_{3/2}, Fe 2p_{3/2} and Ni 2p_{3/2} of (a) as-received and (b) solution heat-treated Inconel 718 after polarization at $0.5 V_{SSE}$ for 3600 s in 25 wt% NaCl + 0.5 wt% acetic acid at room temperature

high-field mechanism에 의하면 $d\log(i)/d\log(t)$ 값이 -1에 가까우면 양극 전류의 대부분이 부동태를 유지하는데 사용된다고 알려져있다 [21]. 이는 용체화 열처리에 상관없이 Inconel 718시편 표면에 흐르는 대부분의 양극 전류는 그 표면에 부동태를 형성하고 유지하는데 사용된다고 판단할 수 있다. 더욱이, 용체화 열처리 여부와 상관없이 시편에 흐르는 양극 전류 밀도의 크기는 분극 시간에 걸쳐 거의 비슷한 값을 가진다. 이는 용체화 열처리에도 불구하고 시편 표면에 형성된 부동태 피막의 저항 및 전도도는 큰 차이를 보이지 않는 것을 의미한다.

Fig. 8 은 용체화 열처리 전후, Inconel 718을 상온의 25 wt% NaCl + 0.5 wt% acetic acid에서 0.5 V_{SSE}를 3600초 동안 인가하고 시편 표면을 X선 광전자 분광기로 분석한 뒤 얻은 광전자 O 1s, Cr 2p_{3/2}, Fe 2p_{3/2}, Ni 2p_{3/2} 에 대한 스펙트럼이다. O 1s에 대한 스펙트럼에서는 H₂O, OH⁻, O²⁻ 피크, Cr 2p_{3/2} 에 대한 스펙트럼에서는 Cr³⁺(hydroxide), Cr³⁺(oxide), Cr⁰ 피크, Fe 2p_{3/2} 에 대한 스펙트럼에서는 Fe³⁺, Fe²⁺, Fe⁰ 피크, Ni 2p_{3/2} 에 대한 스펙트럼에서는 Ni²⁺, Ni⁰ 피크를 기준으로 Narrow-scan 스펙트럼으로부터 Shirley 배경을 빼고 Table 2에 나타난 피크 결합 에너지를 이용하여 각 스펙트럼을 분해했다. 이때 사용한 피크 결합 에너지 값은 Table 2에 나타내었다 [23-32]. 각 스펙트럼에서 얻은 피크 강도 비를 Fig. 9에 나타내었다. 피크 강도비는 OH⁻/O²⁻, M/(Cr³⁺(hydroxide) + Cr³⁺(oxide) + Cr⁰), M = Cr³⁺(hydroxide) 또는 Cr³⁺(oxide)이고, N/(Fe²⁺ + Fe³⁺ + Fe⁰), N = Fe²⁺ 또는 Fe³⁺이고, Ni²⁺/(Ni²⁺ + Ni⁰)이다. 용체화 열처리 여부에 상관없이 모든 원소의 피크 강도비는 거의 유사한 값을 가진다. 이는 용체화 열처리 후 Inconel 718의 표면에 형성된 부동태 피막의 화학 조성과 피막을 구성하는 산

화물의 양이온-음이온 간의 화학 결합 상태에 큰 차이가 없음을 알 수 있다.

용체화 열처리 후 Inconel 718의 국부 부식 기점이 되는 탄화물들의 조성 및 크기 변화는 일정하였으며 오스테나이트 상에 형성된 부동태 피막의 전기화학적 특성과 조성 등은 큰 차이를 보이지 않았다. 다만, 용체화 열처리 전에는 제조 과정에서 편석 및 결정립계에서 형성되는 이차상, 예를 들면 δ 상 등이 생성될 수 있다. Azadian 등 [33]에 의하면 Inconel 718의 이차상들은 1000 °C 이상에서 1 시간 동안 노출되면 기지 상으로 용해된다고 한다. 그러므로 용체화 열처리 후, 미세 편석이 제거되거나 입계의 이차상 등이 용해되면 Inconel 718의 국부 부식 저항성에 영향을 미칠 수있다고 볼 수 있다. 추후 용체화 열처리 온도와 시간을 다양하게 검

Table 2. Parameters of deconvolution for XPS spectra of Inconel 718

Element		Binding energy, eV		[Ref]
Fe	2p _{3/2}	Fe ⁰	706.4	[23]
		Fe ²⁺	708.6	[23]
		Fe ³⁺	711.6	[24]
Cr	2p _{3/2}	Cr ⁰	573.6	[25]
		Cr ³⁺ (oxide)	576.0	[25]
		Cr ³⁺ (hydroxide)	577.0	[25,26]
Ni	2p _{3/2}	Ni ⁰	852.3	[27]
		Ni ²⁺	855.6	[28]
O	1s	O ²⁻	529.8	[29]
		OH	531.2	[30]
		H ₂ O	532.5	[31, 32]

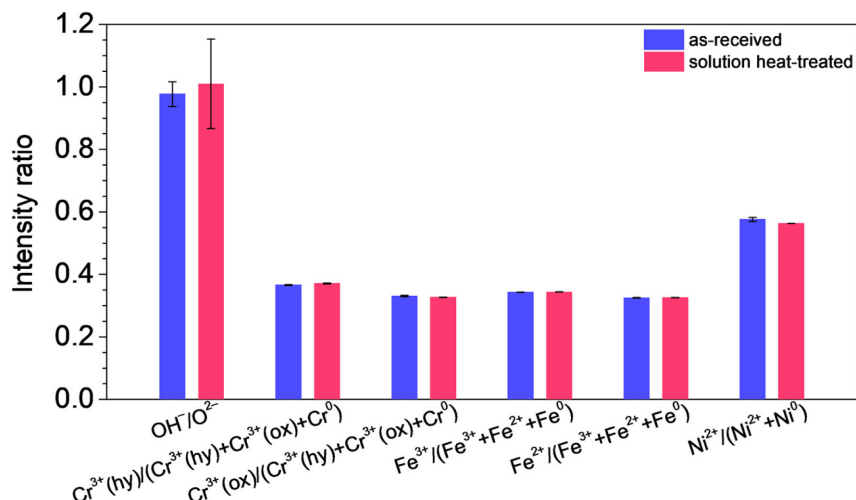


Fig. 9. Peak intensity ratio obtained from the XPS Spectra (Fig. 8) of oxidation states of O, Cr, Fe and Ni in passive film of as-received and solution heat-treated Inconel 718

토하여 편석 또는 이차상의 분포 등에 대하여 검토할 예정이다.

4. 결론

본 연구는 25 wt% NaCl + 0.5 wt% acetic acid에서 전기화학적 분극 및 표면 분석 기법을 바탕으로 Inconel 718의 국부 부식 거동에 대한 용체화 열처리 효과에 대하여 검토하였다. 1050 °C에서 2.5 시간동안 용체화 열처리 후 평균 결정립 크기가 커졌다. 다만, 용체화 열처리 후에도 Inconel 718에는 Ti탄화물, Nb탄화물이 존재하며 모양과 조성에 큰 변화가 없었다. 동전위 분극 시험 결과 실험 용액의 온도가 25에서 80 °C로 증가하여도 각 온도에서 용체화 열처리 전후, 부동태 전류 밀도는 비슷한 값이었다. 반면, 50, 60, 80 °C에서는 공식 전위에서 전류 밀도가 급격하게 증가하며 국부 부식이 발생하는 것을 알 수 있었다. 공식 전위 값은 용체화 열처리 전 시편이 용체화 열처리 후 시편보다 높았다. 국부 부식이 발생하는 곳은 Ti 탄화물 주변으로 확인되었다. X선 광전자 분광기 분석 결과 용체화 열처리 후 시편의 표면에 형성된 부동태 피막의 화학적 조성과 화학적 결합 상태는 큰 변화가 없었다. 용체화 열처리에 따른 Inconel 718의 국부 부식 저항성은 용체화 열처리 효과에 의한 미세 편석 및 오스테나이트 결정립 등에 존재하는 이차상의 용해에 의해 증가하는 것으로 판단된다.

감사의 글

이 논문은 2023 ~ 2024년도 창원대학교 자율연구과제 연구비 지원으로 수행된 연구결과임.

References

1. C. M. Kuo, Y. T. Yang, H. Y. Bor, C. N. Wei, and C. C. Tai, Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, **510**, 289 (2009). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.04.097>
2. D. Deng, Additively Manufactured Inconel 718: Microstructures and Mechanical Properties (Vol. 1798). Linköping University Electronic Press (2018).
3. T. F. Wu, T. S. Chen, and W. T. Tsai, Effect of precipitate on the electrochemical potentiokinetic reactivation behaviors of stainless steels and nickel base alloys, *Corrosion Science and Technology*, **2**, 59 (2003). [https://www.j-cst.org/data/issue/CST/C000202/](https://www.j-cst.org/data/issue/CST/C000202/C00020200059.pdf)
4. J. H. Shin, and K. M. Moon, An Electrochemical Evaluation on the Corrosion Resistance of Welding Zone due to Kinds of Repair Welding Filler Metals and Post Weld Heat Treatment, *Corrosion Science and Technology*, **9**, 310 (2010). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2010.9.6.310>
5. N. Khanna, C. Agrawal, M. K. Gupta, and Q. Song, Tool wear and hole quality evaluation in cryogenic Drilling of Inconel 718 superalloy, *Tribology International*, **143**, 106084 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.106084>
6. B. Zhang, M. Xiu, Y. T. Tan, J. Wei, and P. Wang, Pitting corrosion of SLM Inconel 718 sample under surface and heat treatments, *Applied Surface Science*, **490**, 556 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.06.043>
7. M. Gao, and R. P. Wei, Grain boundary niobium carbides in Inconel 718, *Scripta Materialia*, **37**, 1843 (1997). Doi: [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(97\)00373-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00373-4)
8. G. A. Rao, M. Kumar, M. Srinivas, and D. S. Sarma, Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy inconel 718, *Materials Science and Engineering: A*, **355**, 114 (2003). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00079-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00079-0)
9. J. Rosenberg, J. Klower, J. Groth, C. Bosch, and G. Genchev, Effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion resistance of Nickel Alloy UNS N07718–140 ksi and 150 ksi grades, *NACE CORROSION*, NACE, 10650 (2018).
10. R. Rebak, M. Rincón-Ortiz, M. Iannuzzi, M. Kappes, A. Mishra, and M. Rodriguez, Effect of thermal treatment on the localized corrosion behavior of alloy 718 (UNS N07718), *EUROCORR* (2014).
11. L. C. M. Valle, A. I. C. Santana, M. C. Rezende, J. Dille, O. R. Mattos, and L. H. de Almeida, The influence of heat treatments on the corrosion behaviour of nickel-based alloy 718, *Journal of Alloys and Compounds*, **809**, 151781 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.151781>
12. S. Rahman, G. Priyadarshan, K. S. Raja, C. Nesbitt, and M. Misra, Investigation of the secondary phases of alloy 617 by scanning kelvin probe force microscope, *Materials Letters*, **62**, 2263 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2007.11.077>
13. J.-S. Lee, Y. J. Lee, S. I. Kwon, J. Shin, and J.-H. Lee, Localized Corrosion Behavior of Inconel 718 in a Chloride-Containing Aqueous Solution, *Corrosion Science*

- and Technology*, **20**, 361 (2021). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2021.20.6.361>
14. Y. J. Lee, J.-S. Lee, J. Shin, Y. T. Cho, S. Kim, and J. H. Lee, Localized Corrosion Behavior of UNS N07718 in a Solution Simulating a Diluted-sour Environment, *Korean Journal of Metals and Materials*, **61**, 553 (2023). Doi: <http://dx.doi.org/10.3365/KJMM.2023.61.8.553>
 15. ASTM E112-96, ASTM, E. 9, Standard test methods for determining average grain size, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA (2004)
 16. TM0177, N. A. C. E., Laboratory testing of metals for resistance to sulfide stress cracking and stress corrosion cracking in H₂S environments. Houston, Tx: NACE (2005).
 17. L. C. M. Valle, L. S. Araújo, S. B. Gabriel, J. Dille, and L. H. De Almeida, The effect of δ phase on the mechanical properties of an Inconel 718 superalloy, *Journal of materials engineering and performance*, **22**, 1512 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0433-7>
 18. G. K. Dosbaeva, S. C. Veldhuis, A. Elfizy, G. Fox-Rabinovich, and T. Wagg, Microscopic observations on the origin of defects during machining of direct aged (DA) Inconel 718 superalloy, *Journal of Materials Engineering and Performance*, **19**, 1193 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-009-9587-3>
 19. M. Gojić, D. Marijan, and L. Kosec, Electrochemical behavior of duplex stainless steel in borate buffer solution, *Corrosion*, **56**, 839 (2000). Doi: <https://doi.org/10.5006/1.3280587>
 20. P. E. Manning, and J. Duquette, The effect of temperature (25°–289 °C) on pit initiation in single phase and duplex 304L stainless steels in 100 ppm Cl⁻ solution, *Corrosion Science*, **20**, 597 (1980). Doi: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(80\)90074-8](https://doi.org/10.1016/0010-938X(80)90074-8)
 21. G. T. Burstein, and A. J. Davenport, The current-time relationship during anodic oxide film growth under high electric field, *Journal of the Electrochemical Society*, **136**, 936 (1989). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.2096890>
 22. C. T. Sims, N. S. Stoloff, and W. C. Hagel (Eds.), superalloys II (Vol. 8), John Wiley & Sons, NY (1987).
 23. R. Devaux, D. Vouagner, A. M. De Becdelievre, and C. Duret-Thual, Electrochemical and surface studies of the ageing of passive layers grown on stainless steel in neutral chloride solution, *Corrosion Science*, **36**, 171 (1994). Doi: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(94\)90118-X](https://doi.org/10.1016/0010-938X(94)90118-X)
 24. T. L. Barr, An ESCA study of the termination of the passivation of elemental metals, *The Journal of Physical Chemistry*, **82**, 1801 (1978). Doi: <https://doi.org/10.1021/j100505a006>
 25. B. Stypula, and J. Stoch, The characterization of passive films on chromium electrodes by XPS, *Corrosion Science*, **36**, 2159 (1994). Doi: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(94\)90014-0](https://doi.org/10.1016/0010-938X(94)90014-0)
 26. A. M. Beccaria, G. Poggi, and G. Castello, Influence of passive film composition and sea water pressure on resistance to localised corrosion of some stainless steels in sea water, *British Corrosion Journal*, **30**, 283 (1995). Doi: <https://doi.org/10.1179/bcj.1995.30.4.283>
 27. P. T. Andrews, T. Collins, and P. Weightman, The influence of the number of unoccupied 3d states on the L₃M₄, 5M₄, 5 Auger spectrum of Ni, *Journal of Physics C: Solid State Physics*, **14**, L957 (1981). Doi: <http://dx.doi.org/10.1088/0022-3719/14/31/006>
 28. V. V. Nemoskalenko, V. V. Didyk, V. P. Krivitskii, and A. I. Senkevich, Study of the charge state of atoms in iron, cobalt and nickel phosphides, *Zhurnal neorganicheskoi khimii*, **28**, 2182 (1983).
 29. P. Marcus, and J. M. Grimal, The anodic dissolution and passivation of Ni-Cr-Fe alloys studied by ESCA, *Corrosion Science*, **33**, 805 (1992). Doi: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(92\)90113-H](https://doi.org/10.1016/0010-938X(92)90113-H)
 30. N. S. McIntyre, and M. G. Cook, X-ray photoelectron studies on some oxides and hydroxides of cobalt, nickel, and copper, *Analytical Chemistry*, **47**, 2208 (1975). Doi: <https://doi.org/10.1021/ac60363a034>
 31. S. Jin, and A. Atrens, ESCA-studies of the structure and composition of the passive film formed on stainless steels by various immersion times in 0.1 M NaCl solution, *Applied Physics A*, **42**, 149 (1987). Doi: <https://doi.org/10.1007/BF00616726>
 32. A. S. Lim, and A. Atrens, ESCA studies of nitrogen-containing stainless steels, *Applied Physics A*, **51**, 411 (1990). Doi: <https://doi.org/10.1007/BF00348382>
 33. S. Azadian, L. Y. Wei, and R. Warren, Delta phase precipitation in Inconel 718, *Materials Characterization*, **53**, 7 (2004). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2004.07.004>