

산성 염화물 환경에서 F53 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강의 2 상간의 공식 거동 연구

김 순 태^{1,†} · 공 경 호¹ · 이 인 성¹ · 박 용 수¹ · 이 종 훈² · 김 두 현²¹서울특별시 서대문구 신촌동 134, 연세대학교 신소재공학과²경남 창원시 상남동 66, 한국기계연구원(부설)재료연구소 산업기술지원본부
(2014년 4월 25일 접수, 2014년 6월 27일 수정, 2014년 6월 27일 채택)

Investigation of the pitting corrosion behavior between the constituent phases in F53 super duplex stainless steel in acidified chloride environments

Soon Tae Kim^{1,†}, Kyeong Ho Kong¹, In Sung Lee¹, Yong Soo Park¹, Jong Hoon Lee²,
and Doo Hyun Kim²¹Department of Materials Science and Engineering, Yonsei University,
134 Shinchon-dong, Seodaemun-gu, Seoul 120-749, Republic of Korea²Industrial Technology Support Division, Korea Institute of Materials Science angwondaero,
Seongsan-gu, Changwon, Gyeongnam, 642-831, Korea

(Received April 25, 2014; Revised June 27, 2014; Accepted June 27, 2014)

The pitting corrosion behaviors between the constituent phases in F53 super duplex stainless steel (SDSS) in acidified chloride environments were investigated using a critical pitting corrosion temperature test, a potentiodynamic anodic polarization test, and the microstructure analyses through a SEM-EDS and a SAM. As the solution annealing temperature decreased from 1150°C to 1050°C, the γ -phase fraction increased whereas the α -phase fraction decreased. The pitting potential and the critical pitting temperature increased with a decrease of solution annealing temperature, thereby increasing the resistance to pitting corrosion. The pitting corrosion of the SDSS was selectively initiated at the α -phases because the PREN (pitting resistance equivalent number, $PREN = \%Cr + 3.3\%Mo + 30\%N$) value of the γ -phase is much larger than that of the α -phase, irrespective of the solution annealing temperature. The pitting corrosion was finally propagated from the α -phase to the γ -phase. The decrease of solution annealing temperature enhanced the resistance to pitting corrosion greatly in acidified chloride environments due to a decrease of PREN difference between the γ -phase and the α -phase, that is, a decrease of $PREN_{\gamma}$ by dilution of N in γ -phase with an increase in the γ -phase volume fraction and an increase of $PREN_{\alpha}$ by enrichment of Cr and Mo in the α -phase with a decrease in the α -phase volume fraction.

Keywords : super duplex stainless steel, potentiodynamic polarization, critical pitting temperature, SEM-EDS, PREN

1. 서 론

듀플렉스 스테인리스강 (duplex stainless steel, DSS) 은 우수한 가공성을 제공하는 오스테나이트 (γ)상과 우수한 내식성을 제공하는 페라이트 (α)상이 미세하게 결합하여 항복 강도가 오스테나이트 스테인리스강 보다 약 1.7배 이상 높을 뿐만 아니라 공식(pitting corrosion), 틈부식 (crevice corrosion)과 응력 부식 균열 저항성이 우수한

것으로 알려져 있다.¹⁻⁷⁾

공식저항당량지수(pitting resistance equivalent number, $PREN = \%Cr + 3.3\% Mo + 16\%N$) 값이 40 이상인 SAF 2507(UNS S32750), UR52N+(UNS 32550), ZERON100(UNS 32760)과 같은 상용 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강 (super duplex stainless steel, SDSS)들은 1980년 대부터 여러 용도로 사용되어 왔으며, 정련법의 발달로 품질 특성이 개선되어 최근 해수 냉각 설비, 해수 담수화 설비, 펄프 제지 산업, 석유화학설비등의 다양한 분야에 적용되고 있다.⁸⁻⁹⁾

[†] Corresponding author: stkim78@yonsei.ac.kr

상기의 PREN 실험 관계식은 Lorenz와 Medawar가 다양한 조성을 갖는 합금을 이용하여 개발하였다.¹⁰⁾ PREN 관계식은 스테인리스강의 공식 저항성을 판단하기 위한 기준 식으로서 스테인리스강의 공식 저항성에 크게 영향을 미치는 Cr, Mo 및 N과 같은 주요 합금 원소들의 함량 (wt.) 을 이용하여 계산할 수 있다고 보고 하였다. 하지만 다수의 연구자들은 상기의 PREN 관계식은 벌크 (bulk) 합금 조성으로 계산되기 때문에 문제가 있다고 하였다.¹¹⁻¹⁴⁾ 그것은 DSS가 벌크와 다른 조성을 갖는 γ 상과 α 상을 함유하고 있기 때문이다. 즉 Cr과 Mo은 α 상에 농축되고 N과 Ni은 γ 상에 농축되어 Cr, Mo, N의 첨가량에 따라 두 상간의 내식성 차이에 의해 α 상 또는 γ 상 중에 내식성이 취약한 상에서 공식이 발생한다.¹⁵⁻¹⁷⁾ 일반적으로 범용 DSS내의 γ 상의 PREN 값이 α 상보다 낮아 공식저항성이 떨어지는 γ 상의 내식성에 의존한다.

하지만 SDSS 는 기존의 범용 스테인리스강에 비하여 Cr, Mo, N 등을 더 많이 첨가하여 공식 저항성을 향상시켰다. 즉, 벌크보다 Cr 과 Mo 이 상향 첨가된 α 상과 고질소화된 γ 상이 공식저항성의 균형을 이루어 전체적인 내식성의 향상을 가져온 것이다.¹⁸⁾ 그러나 1075°C에서 열처리 후 수냉된 F53 SDSS 의 α 상과 γ 상의 PREN 값이 거의 같게 되어 2 상간의 내식성 차이가 없는 것으로 보고하고 있다.¹⁹⁾ 이 경우 어떤 상에서 공식이 발생하는지 판단할 수 없다. 이러한 두 상간의 원소 분배는 고용화열처리 조건이나 합금의 α 및 γ 상의 비율에 의해서 변화될 수 있다. 고용화열처리 온도가 높아지면 α 상 함량이 증가하여 α 상 안정화 원소인 Cr 과 Mo 의 농도를 감소시킨다.²⁰⁾ 결국 Cr 과 Mo 의 고용량에 의존하는 α 상의 내식성이 감소하고 전체적인 내식성의 저하가 일어나게 된다. 그러므로 적절한 온도에서 고용화 열처리를 행할 필요가 있다.

한편, 범용 DSS 내의 α 상과 γ 상의 분율이 공식 저항성에 미치는 영향은 다음과 같이 보고되고 있다. α 상의 분율이 감소하면 α 상 내에 Cr 과 Mo 의 양이 증가하고 상대적으로 γ 상 분율의 증가에 따라 γ 상 내의 N 과 Ni 농도가 감소하며, Cr, Mo 농도는 감소한다. 그러므로 γ 상의 내식성이 감소함에 따라 전체적인 내식성의 저하가 일어나게 된다. 듀플렉스 스테인리스강에 있어서 상 분율을 조정하는 원소로는 Ni 이 널리 사용되었지만 최근에는 이 역할을 질소로 하게 되었다. 이는 Ni 첨가에 의해 α 상의 분율이 감소

하게 되면 Cr 과 Mo 이 증가하고 α 상의 분해를 촉진시킨다. 범용 DSS (22Cr-5.5Ni-3Mo)에 질소 첨가가 증가할수록 γ 상내에 질소가 증가하고 Cr 과 Mo 의 분배계수를 감소시키는 반면에 α 상 분율의 감소에 기인하여 α 상의 Cr 과 Mo 를 증가시켜 결국 두 상간의 갈바닉 부식에 대한 내식성 차이가 줄어들게 되어 국부 부식 저항성이 향상하게 된다.²¹⁾

이번 연구에서는 F53 SDSS 압출 환봉재의 2 상간의 공식 거동에 미치는 고용화열처리의 영향을 살펴보기 위해 Thermo-Calc 소프트웨어를 이용하여 각 상들의 평형 분율 계산, 미세조직 분석, 동전위 양극 분극 시험 및 임계 공식 온도 시험을 행하였다.

2. 실험 방법

F53 (UNS S32750) SDSS 압출 환봉재를 이용하여 미세조직 및 내식성을 평가하였다. 고용화 열처리는 각각 1050°C, 1100°C, 1150°C에서 두께 1 mm 당 3 분 유지 후 수냉하였다.

광학현미경 미세조직은 10 wt.% KOH 전해 에칭을 이용하여 분석하였으며, α 상과 γ 상의 분율은 ASTM E 562의 manual point count (number of fields: 30, magnification: x 200, grid array: 5 x 5)을 이용하여 측정하였다.²³⁾ Scanning Electron Microscopy-Energy Dispersive Spectroscopy (SEM-EDS) 및 Scanning Auger Multi-probes (SAM)를 이용하여 α 상과 γ 상의 성분 분석을 통해 2 상의 공식 개시 및 전과 경로에 미치는 고용화열처리 온도의 영향을 고찰하였다.

고용화열처리가 공식 거동에 미치는 영향을 살펴보기 위해, ASTM G 5 에 따라 탈기된 60°C의 0.5 N HCl + 1.0 N NaCl 용액에서 동전위 양극 분극 시험을 행하였다.²⁴⁾ 이 시험은 흑연을 음극으로 하고, 전극포화 카로멜 전극 (saturated calomel electrode, SCE)을 참조 전극으로 하여 60 mV/min 의 주사 속도로 하여 행하였다. 임계공식온도 (critical pitting temperature, CPT) 시험은 ASTM G 48 - Method E 에 의거하여 6 wt.% FeCl₃ + 1 wt.% HCl 용액에서 수행하였다.²⁵⁾ CPT 는 0.025 mm 의 공식 깊이가 발생하거나 부식 무게 감량 속도가 0.0001 g/cm² 인 온도로 정의된다.

Table 1. Chemical composition of experimental alloy (wt.%)

Alloy	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	C	P	S	Cu	PREN ¹
F53	24.98	6.65	3.66	0.73	0.44	0.27	0.018	0.027	0.0004	0.26	45.2

¹PREN = %Cr+3.3%Mo+30%N

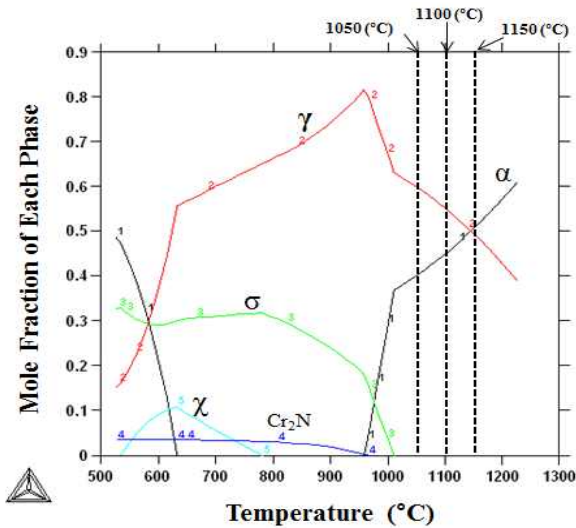


Fig. 1. The equilibrium fraction of each phase for the SDSS alloy calculated using a Thermo-Calc software package.

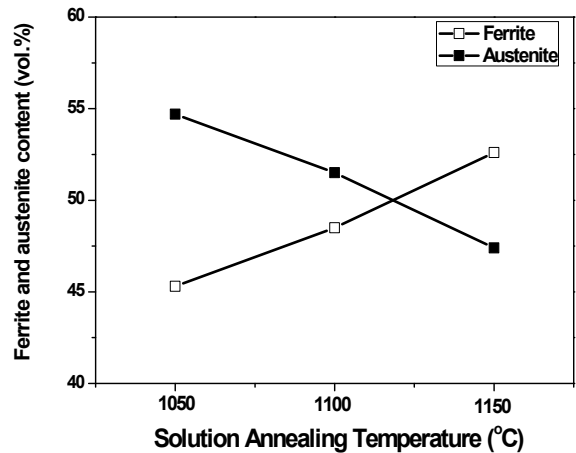
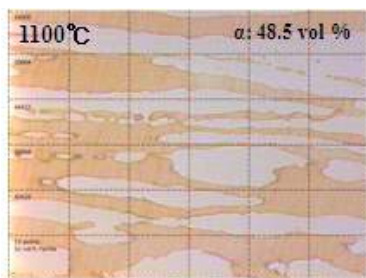
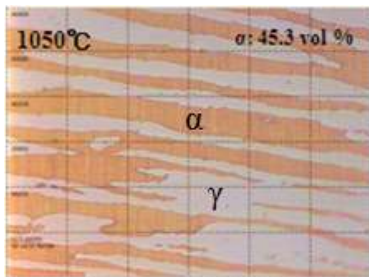


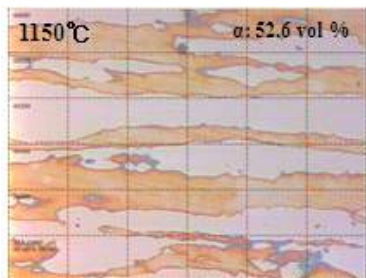
Fig. 3. Effect of solution annealing on the α -phase and the γ -phase fraction measured according to ASTM E 562.



(a)



(b)



(c)

Fig. 2. The optical microstructures of the solution annealed SDSS alloy at different temperatures: (a) solution annealed at 1050 °C, (b) solution annealed at 1100 °C, and (c) solution annealed at 1150 °C.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직 분석

Thermo-Calc 소프트웨어를 이용하여 SDSS 합금의 각 상들에 대한 평형 분율을 계산하였다 (Fig. 1). 금속간 상인 sigma (σ)의 최대 석출 온도는 약 1010 °C, chi (χ)의 최대 석출 온도는 약 770 °C 및 Cr 질화물 (Cr_2N)의 최대 석출 온도는 약 960 °C로 나타났다. 따라서 고용화열 처리는 내식성 및 충격 인성을 저하시키는 이들 2 차 상들이 석출되지 않는 최소 약 1010 °C 보다 높은 온도에서 행해져야 한다. 한편 고용화열처리 온도 범위인 1150 °C에서 1050 °C로 감소할수록 α 상의 분율은 감소 반면에 γ 상의 분율은 증가하는 경향을 보이고 있다.

Fig. 2는 10% KOH에 의해 전해 에칭된 광학현미경 미세 조직에 미치는 고용화열처리의 영향을 나타낸 것이다. γ 상 (밝은 부위)은 α 상 (어두운 부위) 내에서 열간 압출 방향으로 길게 연신되어 있으며, 금속간 상인 (σ , χ) 및 Cr_2N 이 석출되어 있지 않음을 알 수 있다. ASTM E 562의 점 셈법 (manual point count)에 의거하여 측정된 α 상의 분율은 고용화열처리 온도가 감소함에 따라 감소한 반면에 γ 상의 분율은 증가하였다 (Fig. 3). 이 측정 결과는 앞서 설명한 Thermo-Calc 소프트웨어를 이용하여 계산된 고용화열처리 온도에 따른 γ 상 및 α 상의 분율 변화와 같은 경향을 보이고 있다.

3.2 공식 저항성 평가

ASTM G 5에 의거하여 60 °C의 탈기된 0.5N HCl + 1N NaCl 용액에서 동전위 양극 분극 시험을 행하여 공식 전위 (pitting potential, E_p)에 미치는 고용화열처리의 영향을 살펴보았다. 고용화열처리 온도가 감소할수록 아래와 같이

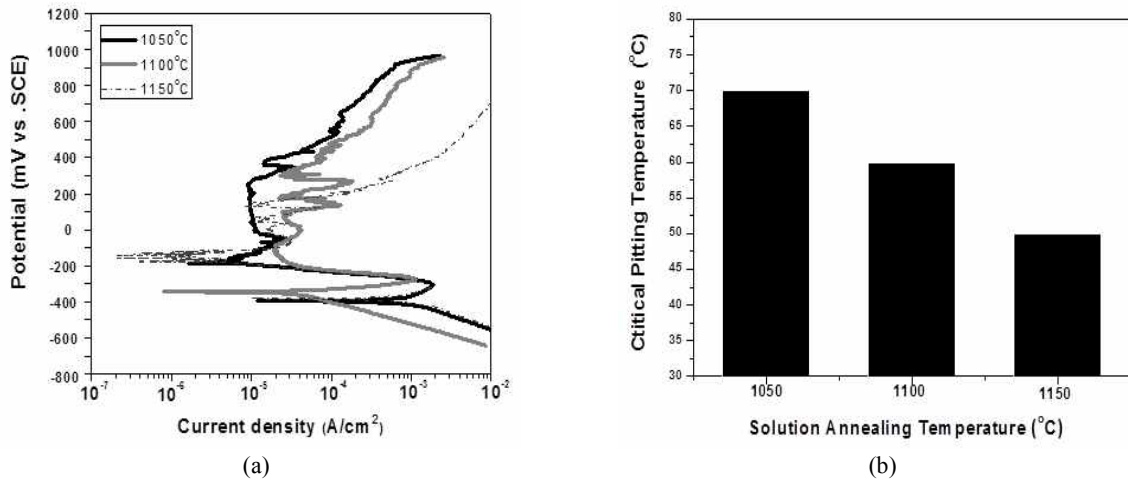


Fig. 4. Effect of solution annealing on the resistance to pitting corrosion of the SDSS alloy: (a) the potentiodynamic anodic polarization behavior in deaerated 0.5N HCl + 1N NaCl at 60°C according to ASTM G 5 and (b) the critical pitting temperature behavior in 6 wt.% FeCl₃ + 1 wt.% HCl according to ASTM G 48-methods E.

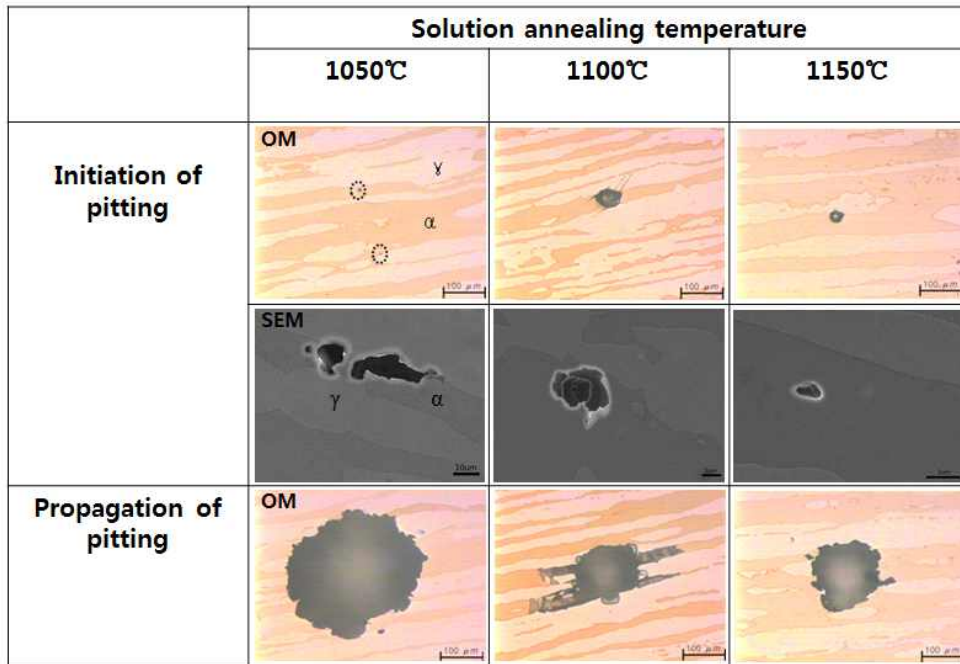


Fig. 5. The optical and SEM micrographs after the critical pitting temperature test in 6 wt.% FeCl₃ + 1 wt.% HCl according to ASTM G 48-method E.

공식 전위가 증가함으로써 공식 저항성이 증가함을 알 수 있다(Fig. 4 (a)).

$$1050^{\circ}\text{C} (E_p: 378 \text{ mV}_{\text{SCE}}) > 1100^{\circ}\text{C} \\ (E_p: 302 \text{ mV}_{\text{SCE}}) > 1150^{\circ}\text{C} (E_p: 130 \text{ mV}_{\text{SCE}})$$

ASTM G 48-method E에 의거하여 6 wt.% FeCl₃ + 1 wt.% HCl 용액에서 임계공식온도 (CPT) 시험을 행하여 CPT에 미치는 고용화열처리의 영향을 살펴보았다. 고용화

열처리 온도가 감소할수록 다음과 같이 CPT가 증가함으로써 공식 저항성이 증가함을 알 수 있다 (Fig. 4 (b)).

$$1050^{\circ}\text{C} (\text{CPT}: 70^{\circ}\text{C}) > 1100^{\circ}\text{C} \\ (\text{CPT}: 60^{\circ}\text{C}) > 1150^{\circ}\text{C} (\text{CPT}: 50^{\circ}\text{C})$$

요약해서, PREN 45 급 SDSS 합금은 고용화열처리 온도가 감소할수록 동전위 분극 시험으로부터 측정된 공식 전위와 임계공식온도 시험으로부터 측정된 CPT가 증가한다는 것을 알 수 있다.

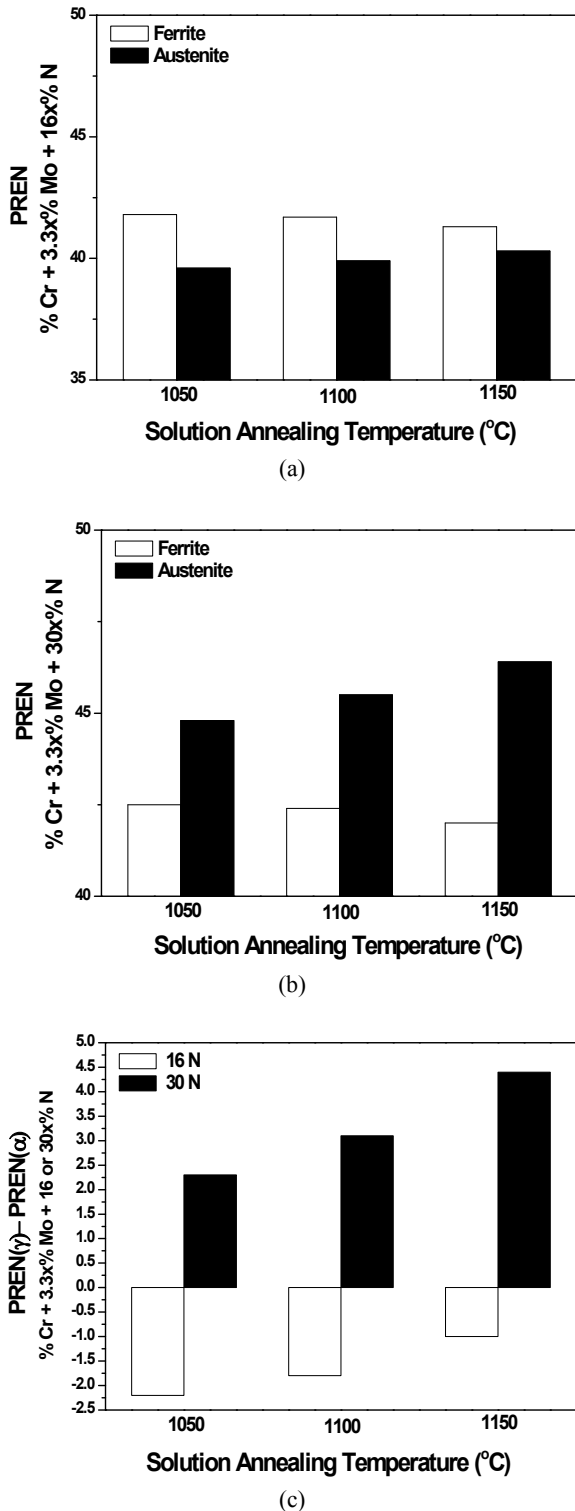


Fig. 6. Effects of solution annealing and nitrogen factor in PREN formula on the balance of the pitting corrosion resistance between the γ -phase and the α -phase of the SDSS alloy: (a) the PREN of two phases using a nitrogen factor of 16, (b) the PREN of two phases using a nitrogen factor of 30, and (c) the PREN difference ($PREN_{\gamma} - PREN_{\alpha}$) between the γ -phase and the α -phase using nitrogen factors of 16 and 30.

3.3 2 상간의 공식 저항성 차이에 미치는 고용화열처리의 영향

임계공식온도 시험 후 광학현미경 미세조직을 관찰한 결과, 고용화열처리 온도에 관계없이 α 상에서 공식이 개시된 후 γ 상으로 공식이 전파된 것으로 나타났다 (Fig. 5).

α 상과 γ 상의 공식 저항성의 차이를 규명하기 위해 SEM-EDS 및 SAM을 통해 Cr, Mo 및 N을 분석한 후 α 상과 γ 상에 대해 공식 저항 당량 지수 (pitting resistance equivalent number, PREN)를 계산하였다 (Fig. 6).

Bernhardsson은 앞서 설명된 질소 인자 16을 사용한 PREN 관계식 ($PREN = \%Cr + 3.3\%Mo + 16\%N$)은 오스테나이트 스테인리스 강에 사용하기에 적합하지만, 듀플렉스 스테인리스 강에는 부적합하다고 보고 하였다.¹⁴⁾ 그 이유는 질소 (N)은 DSS내의 γ 상에 대부분 고용되며, α 상에는 거의 고용되지 되지 않는다. DSS 내의 α 상에는 최대 0.05 wt.% 정도 고용되는 것으로 알려져 있다.²⁶⁾ 질소가 고용될 수 있는 면심입방격자 (face centered cubic, FCC)를 갖는 γ 상 내의 팔면체 침입형 공간 (octahedral interstitial sites)은 체심입방격자 (body centered cubic, BCC)를 갖는 α 상 내의 그 공간보다 약 3 배 정도 크기 때문에 질소는 거의 대부분은 γ 상에 고용된다.

그 결과로서 질소는, α 상의 PREN 과 비교해서, DSS내의 γ 상의 PREN를 상당히 증가시켜 γ 상의 공식 저항성을 증가시킨다. 이런 이유 때문에 Bernhardsson은 DSS내의 질소의 PREN 인자 값은 기존 16에서 30으로 약 2 배 정도 증가되어야 한다고 제안했다.

$$PREN = wt.\% Cr + 3.3 \times wt.\% Mo + 30 \times wt.\% N \quad (2)$$

상기 PREN 관계식 (2)는 DSS의 공식 저항성을 연구하는 다수의 과학자들에 의해 사용되고 있다.^{27, 28)}

1150°C로부터 1050°C로 고용화 열처리 온도의 감소에 따라 공식 저항성이 증가되는 이유를 살펴보기 위해 두 상의 PREN 값을 질소 인자 16 (Fig. 6 (a)) 및 질소 인자 30 (Fig. 6 (b))을 사용하여 나타내보았으며, 이들 질소 인자 16 및 30에 따른 두 상간의 PREN 차를 나타내 보았다 (Fig. 6 (c)).

그 결과, 첫째, 질소 인자 16을 사용했을 때는 고용화열처리 온도에 관계없이 α 상의 PREN 값이 γ 상의 PREN 값보다 크게 되어 α 상의 공식 저항성이 γ 상보다 더 높게 됨을 알 수 있다. 이는 Fig. 5에서 언급한 바와 같이 고용화열처리 온도에 관계없이 α 상에서 공식이 개시되고 γ 상으로 전파되는 결과와 상반되기 때문에 질소 인자 16을 사용하여 얻은 두 상의 PREN 값에 의해 공식 개시 및 전파 기구에 대한 설명은 합리적이지 못하다는 것을 알 수 있다. 그러나, 질소 인자 30을 사용했을 때는 α 상의 PREN 값이 γ

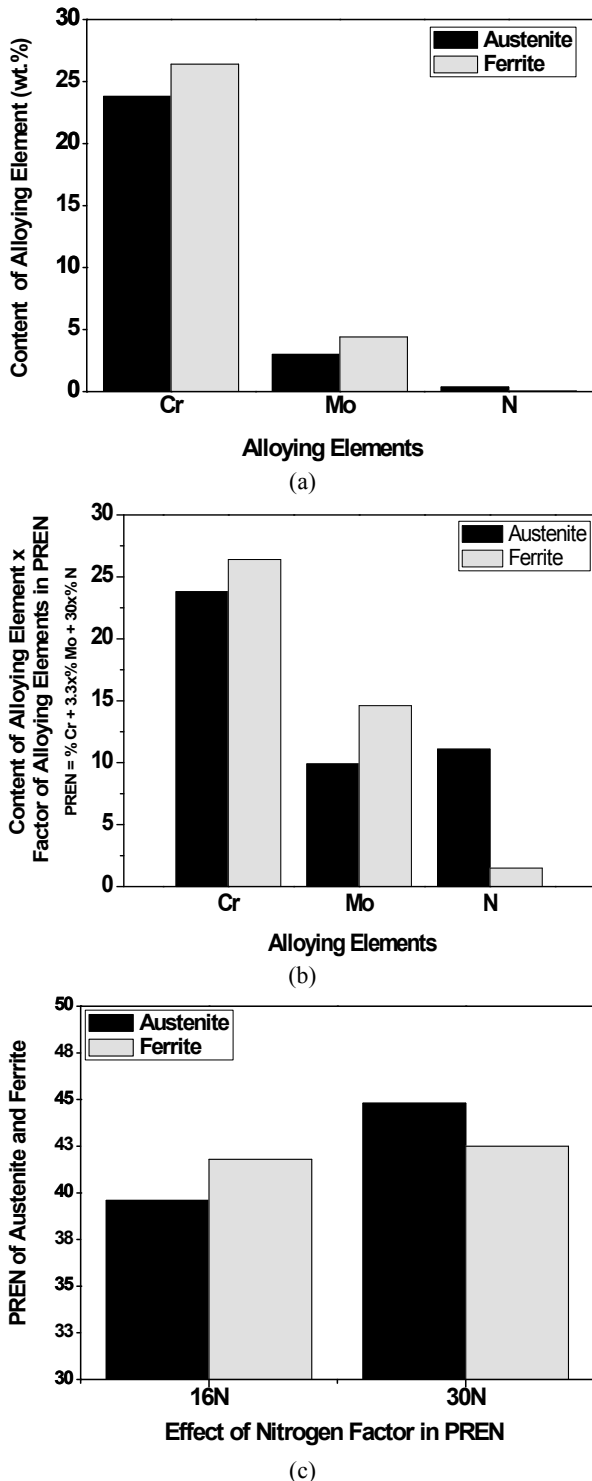


Fig. 7. Effects of Cr, Mo and N additions on the balance of the pitting corrosion resistance between the γ -phase and the α -phase of the solution annealed SDSS alloy at 1050°C: (a) the content of the γ -phase and the α -phase, (b) the product of the content of alloying elements and the factor of alloying elements in PREN, and (c) the product of content difference of alloying elements between two phases and the factor of alloying elements in PREN.

상의 PREN 값보다 작게 되어, Fig. 5의 공식 개시 및 전과의 기구의 설명이 가능하다.

둘째, 고용화열처리 온도가 감소할수록 공식 전위 (Fig. 4 (a)) 및 임계공식온도 (Fig. 4 (b))가 증가하는 경향을 보였던 이유는 다음과 같다. 즉, 질소 인자 30을 사용했을 때, 고용화열처리 온도가 감소할수록 두 상간의 PREN 차이 값이 감소하여 두 상간의 갈바닉 부식 (galvanic corrosion)에 대한 저항성이 감소하게 되어 공식 저항성이 더욱 증가하게 된다.

셋째, 질소 인자 30을 고려하여 1050°C에서 고용화열처리된 F53 SDSS 두 상의 내식성 균형에 미치는 합금원소들 중에 어떤 원소가 가장 큰 영향을 미쳤는지 고찰하여 보았다. Fig. 7 (a)에 나타난 바와 같이 α 상 안정화 원소 (stabilizer)인 Cr과 Mo은 α 상에서 농축되고, γ 상에서는 희석됨을 알 수 있다. 반면에 γ 상 안정화 원소 (stabilizer)인 질소 (N)은 γ 상에서 농축되고, α 상에서는 희석됨을 알 수 있다. α 상 및 γ 상을 구성하는 Cr, Mo 및 N의 함량에 PREN 관계식에서 각 합금원소의 인자 값을 곱하여 Fig. 7 (b)에 나타내 보았다. 그 결과, Cr과 Mo은 γ 상보다 α 상의 PREN을 증가시켰으며, N은 α 상보다 γ 상의 PREN을 증가시켰음을 알 수 있다. γ 상이 α 상보다 공식 저항성이 큰 이유는 γ 상이 PREN이 α 상보다 높았기 때문이며 (Fig. 7 (c)), Cr, Mo, N 중에서 N이 Cr 및 Mo보다 내식성 균형에 가장 큰 영향을 미치는 것으로 나타났다.

4. 결론

1. 고용화열처리 온도가 감소할수록 오스테나이트 분율은 증가한 반면에 페라이트 분율은 감소하였으며 Thermo-Calc 소프트웨어를 이용하여 계산된 고용화열처리 온도에 따른 γ 상 및 α 상의 분율 변화와 같은 경향을 나타내었다.
2. 고용화 열처리 온도가 감소할수록, 공식 전위 및 임계공식온도가 증가함에 따라 공식 저항성이 향상되었다.
3. 고용화열처리 온도가 감소할수록, 공식 저항성이 향상되었던 것은 2 상 간의 PREN 값 차 ($PREN_{\gamma} - PREN_{\alpha}$)가 감소하여, 즉, 2 상간의 갈바닉 부식에 대한 내식성 차이가 줄어들어 공식 저항성이 증가한 것에 기인한다. 고용화열처리 온도에 관계없이 α 상에서 공식이 개시된 후 γ 상으로 전파되었다.
4. 2 상에서의 합금원소들의 PREN 과 2 상에서의 합금원소들의 PREN 차를 토대로 하여 F53 슈퍼 듀플렉스 스테인리스 강의 2 상의 내식성 균형에 미치는 합금원소의 영향은 Cr < Mo < N 순서이었다. 즉, 질소 (N)가 Cr

및 Mo보다 내식성 균형에 가장 큰 영향을 미치는 것으로 나타났다.

감사의 글

본 연구는 지식경제부에서 주관하는 지식경제 기술혁신 사업 (산업융합원천기술개발사업)의 지원으로 수행되었습니다.

References

1. J. Olson and S. Nordin, Proc. Duplex Stainless Steel '86, p. 219, Hague (1986).
2. E. Perteneder, J. Tosch, P. Reiterer and G. Rabensteiner, Proc. Duplex Stainless Steel '86, p. 48, Hague (1986).
3. J.-O. Nilsson, *Mater. Sci. Tech.*, **8**, 685 (1992).
4. A. Igual Munoz, J. Garcia Anton, J. L. Guinon and V. Perez Herranz, *Corros. Sci.*, **49**, 3200 (2007).
5. A. M. do Nascimento, M. C. F. Ierardi, A. Y. Kina and S. S. M. Tavares, *Mater. Charact.*, **59**, 1736 (2008).
6. V. S. Moura, L. D. Lima, J. M. Pardal, A. Y. Kina, R. R. A. Corte and S. S. M. Tavares, *Mater. Charact.*, **59**, 1127 (2008).
7. N. Bastos, S. S. M. Tavares, F. Dalarda, and R. P. Nogueira, *Script. Mater.*, **57**, 913 (2007).
8. R. Kiessling, S. Bernardsson, Proc. Duplex Sainless Seels Conf., p. 605, Les Ullis, France (1991).
9. J. Charles, Proc. Conf. Application of Stainless Steel, 2, p. 587, Stockholm (1992).
10. K. Lorenz and G. Medawar, *Thyssen Forschung*, **1**, 97 (1969).
11. R. Sriram and D. Thomas, *Corrosion*, **45**, 804 (1989).
12. T. K. Ogawa, *Weld. J.*, **68**, 181 (1998).
13. M. Miura, M. Koso, T. Hudo and H. Tsuge, *Weld. Int.*, **4**, 200 (1990).
14. S. Bernhardsson, Proc. Duplex Stainless Steel '91, **1**, p. 185, Beaune Bourgogne, France (1991).
15. C. D. S. Tuck, J. M. Sykes, and L. F. Garfias-Mesias, Duplex Stainless Steels, Paper 15, Glasgow (1994).
16. L. F. Garfias-Mesias, J. M. Sykes, and C. D. S. Tuck, *Corros. Sci.*, **38**, 1319 (1996).
17. C. O. A. Olsson, *Corros. Sci.*, **37**, 467 (1996).
18. D. Tromans, *Corrosion*, **45**, 804 (1989).
19. S. Bernhardsson, P. Hagenfeldt, S. Lagerberg, Swedish Patent 455838, Sept (1985).
20. B. Josefsson, J. O. Nilsson and A. Wilson, Proc. Duplex stainless steels '91, p. 67, Beaune Bourgogne, France (1991).
21. M. Miura, M. Koso, T. Kudo and H. Tsuge, *Weld. Int.*, **4**, 200 (1990).
22. P. Combrade and J. P. Audouard, Proc. Duplex Stainless Steels '91, p. 257, Beaune Bourgogne, France (1991).
23. Annual Book of ASTM Standards, ASTM E562-02, Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count.
24. Annual Book of ASTM Standards, ASTM G 5-04, Standard reference test method for making potentiostatic and potentiodynamic anodic polarization measurements.
25. Annual Book of ASTM Standards, ASTM G 48-method E, Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferric chloride solution.
26. S. Herzman, W. Roberts and M. Lindenmo, Proc. Duplex Stainless Steel '86, p. 257, Hague (1986).
27. M. Barteri, M. G. Mecozzi and I. Nembrini, Proc. Duplex Stainless Steels 94, **3**, paper 60 Glasgow, Scotland (1994).
28. U. Heubner and M. Rockel, *Werkst. Korros.*, **37**, 7 (1986).