

420J2 강의 내식성에 미치는 오스테나이트화 온도의 영향

김현주 · 정병호
부경대학교 신소재공학부

Effect of Austenitizing Temperatures on Corrosion Resistance of 420J2 Stainless Steel

H.J. Kim, B.H. Jung

Division of Materials Science & Engineering, Pukyong University, Pusan 608-739, Korea

Abstract The effects of austenitizing temperature in a range of 1000~1150°C on the corrosion resistance in 420J2 stainless steel tempered at 150°C were investigated by an electrochemical uniform corrosion test in a solution of 0.5M H₂SO₄. Pitting test and DL-EPR test for intergranular corrosion were carried out in a solution of 3.5% NaCl and 0.5M H₂SO₄ + 0.01 M KSCN respectively. In uniform corrosion test, specimens austenitized below 1100°C showed similar corrosion current density and passive current density, whereas specimens austenitized at 1150°C showed a little higher values. Pitting potential slightly increased with an increase of austenitizing temperature. The degree of sensitization, DOS, also slightly increased with an increase of austenitizing temperature, reaching the highest degree at 1150°C. It was expected that the increase of DOS was due to the larger grain size rather than the dissolved precipitates in the matrix.

(Received April 30, 2008; accepted May 22, 2008)

Key words: Austenitizing temperature, 420J2 stainless steel, Uniform corrosion test, Pitting test, DL-EPR test for intergranular corrosion, Dissolved precipitates

1. 서 론

420J2 강은 오스테나이트화 후 퀴칭하면 마르텐사이트 조직으로 변태하여 현저히 경화하는 특징을 가지므로 취약한 조직을 나타내나 오스테나이트화 후 템퍼링을 실시하면 우수한 기계적 성질이 얻어지므로 구조체로 부터 낫시비늘에 이르기까지 강도, 경도가 함께 요구되는 부분에 광범위하게 사용되고 있다[1, 2]. 마르텐사이트계 스테인리스강인 420J2 강에 대한 연구는 오스테나이트화 후 템퍼링 온도에 따른 탄화물 거동과 기계적 성질에 대한 것들이 많은데[3-5], 이 강은 일반 탄소강의 오스테나이트화와는 달리 탄화물의 고용과 확산이 매우 느리게 진행되므로[6] 오스테나이트화 온도가 낮으면 퀴칭한 상태에서도 미 고용 탄화물이 많이 존재하게 되고 또 오스테나이트화 온도가 높을수록 기지 내에 고용되는 탄화물량이 상대적으로 많아져 오스테나이트내의 Cr 농도가 증가되는 특성을 가지기 때문에 기계적 성질과 내식

성 변화에 영향을 미치는 것으로 설명하고 있다[4]. 또 이 강은 550°C 이상에서 고온 템퍼링을 실시하면 조대한 M₂₃C₆계 Cr 탄화물의 석출에 의하여 기지의 Cr이나 C 량의 감소에 큰 역할을 하므로 내식성 감소에 큰 영향을 미치는 것으로 보고되고 있는데[3], 이것은 템퍼링 온도의 증가로 생성되는 석출 탄화물들이 고 Cr화 하는 과정에 의해 탄화물 근방의 기지에 Cr이 부족하여 부식저항성이 저하되기 때문이다[7, 8]. 한편, 400°C 이하의 저온 템퍼링에 미치는 420J2 강의 내식 특성에 대한 연구에서도 템퍼링 온도의 증가로 M₇C₃계의 Cr₇C₃ 탄화물이 석출되어 공식전위와 입계에민화도가 증가한다고 하고 있는데[9], 이 보고에서도 템퍼링 온도의 증가에 따른 내식성 감소 원인을 탄화물의 석출에 따른 기지의 Cr 농도 저하로 설명하고 있다. 특히 100~350°C 범위의 저온 템퍼링은 경도와 강도가 그다지 저하되지 않고 인성은 약간 회복되는 소위 응력제거 온도 범위이므로 이 구간의 온도는 강도와

*E-mail :

내식성을 동시에 갖추어야 하는 용도의 제품에는 매우 적합한 템퍼링 온도 범위이다[10]. 그러나 템퍼링 온도가 매우 낮으면 주로 미세한 M_3C 계 탄화물만이 소량 석출하므로 생성되는 석출물의 고 Cr화 과정이 매우 적어 내식성에 영향을 미치는 가장 중요한 요소는 템퍼링 전의 오스테나이트화 온도로 볼 수 있다. 따라서 본 연구에서는 420J2 강을 이용, 전기화학적 분극시험을 통하여 템퍼링 온도가 150°C로 낮고 일정한 경우, 균일부식, 공식부식 및 입계부식 등의 내식성에 미치는 오스테나이트화 온도의 영향을 조사하였다.

2. 시료 및 실험 방법

Table 1은 실험에 사용한 420J2 강 봉재(5φ)의 화학조성을 나타낸다. 420J2 강의 오스테나이트화 처리는 아르곤 분위기의 열처리로를 이용, 1000°C에서 1150°C까지 50°C 간격으로 온도를 상승시켜 각각 1시간 유지 후 냉각하였으며, 템퍼링은 150°C의 염욕 중에서 1시간 유지 후 공냉하였다. 오스테나이트화 처리 후 템퍼링한 시험편의 경도값은 마운팅 후 마이크로 비커스 경도기를 이용하여 측정하고, 미세조직은 Methanol 100 ml + HCl 20 ml의 혼합 부식액에서 에칭 후 SEM을 이용하여 관찰하였다. 또 오스테나이트화 온도에 따른 석출 탄화물의 확인은 전해추출한 분말 시료를 이용, Cu-Kα로 XRD 분석하였다. 템퍼링 후의 오스테나이트화 온도에 따른 4가지 시험편들은 분극시험장치(2734 Potentiostat/Galvanostat, EG & G사)를 이용, 0.5 M H_2SO_4 용액에서의 균일부식시험, pH 6인 3.5% NaCl 용액에서의 공식시험 그리고 입계부식시험은 Novak[11] 등이 제안한 0.5M H_2SO_4 + 0.01 M KSCN 용액을 이용, DL-EPR(Double Loop Electrochemical Potentiodynamic Reactivation) 시험[12]을 각각 실시하였다. 그리고 분극시험용 측정 시험편들은 12 mmφ의 시험편 홀더에 맞도록 마운팅하고 #1000번의 에머리지를 이용, 표면조도를 모두 비슷하게 하였으며, 모든 전해질 용액들은 약 30°C의 온도로 모두 일정하게 하여 N_2 로 30분간 탈기시킨 후 분극시험을 실시하였다. 한편 균일부식시험에서의 주사속도는 1 mV/sec로 일정하게 하여 동전위 분극시

Table 1. Chemical composition of 420J2 stainless steel (wt.%)

C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
0.32	0.30	0.25	12.5	0.14	0.015	0.004

험을 실시, 활성 부동태 전이점의 부식전류밀도 I_{corr} 및 부동태 유지전류 I_{pass} 를 오스테나이트화 온도에 따라 각각 측정하여 비교하였으며, 공식시험은 주사속도를 20 mV/min로 일정하게 하여 시료의 부동태 피막이 파괴되어 양극전류밀도가 증가하기 시작하는 공식전위(Pitting potential) E_p 를 오스테나이트화 온도에 따라 각각 측정하고 비교하였다. 또 입계부식 시험은 주사속도를 300 mV/min로 일정하게 하여 Vertex 전위까지 전위를 인가 후, 부식전위까지 동일한 주사속도로 역주사(Reverse scanning)시키는 DL-EPR 방법을 통하여 오스테나이트화 온도에 따른 활성주사(양극주사)시의 최대전류밀도값(I_a)과 역주사시의 최대전류밀도값(I_c)의 비(Ratio)로 입계 예민화도(DOS, Degree of Sensitization)를 계산하여 비교하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직 및 경도

Fig. 1은 템퍼링 온도가 150°C로 일정한 경우, 오스테나이트화 온도에 따른 미세조직이다. 기지는 오스테나이트화 온도에 관계 없이 래스 마르텐사이트가 존재하는 전형적인 템퍼드 마르텐사이트 조직이며, 결정립은 오스테나이트화 온도가 높을수록 조대화되어 결정립 크기의 증가가 현저함을 알 수 있다. 또한 오스테나이트화 온도의 증가로 이전에 존재하였던 각종 탄화물들의 고용도 증가되어 1100°C에서는 탄화물들이 거의 대부분 고용되고 또 1150°C로 온도가 상승되면 탄화물들이 거의 완전 고용됨을 알 수 있다. 특히 이 강의 오스테나이트화 온도로 많이 이용되는 1050°C는 비교적 고온임에도 불구하고 미고용된 다소 많은 탄화물들이 구 오스테나이트 입계와 입내에 균일하게 분포되어 존재하고 있는데, 이러한 이유는 이 강이 고용시키는 용매, 즉 오스테나이트가 Cr을 함유하고 있어 탄화물 고용을 지연시키기 때문으로 생각된다[4, 6].

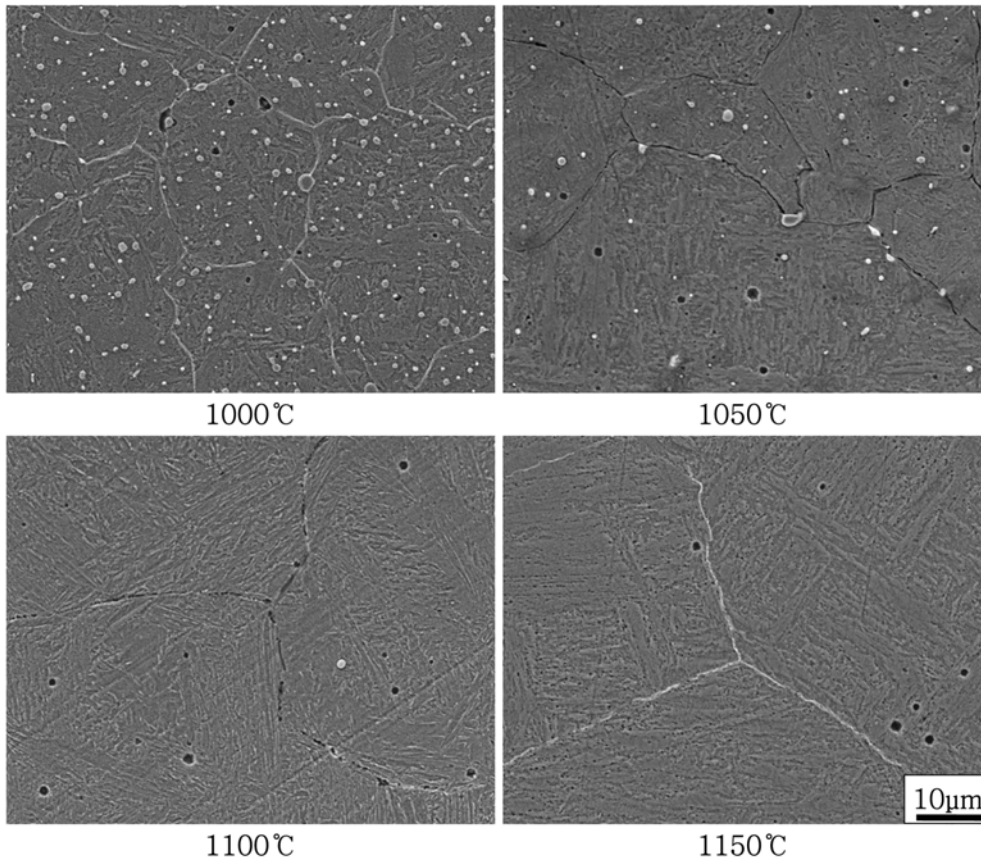


Fig. 1. SEM micrographs of 420J2 stainless steel tempered at 150°C after austenitizing at various temperatures.

Fig. 2는 템퍼링 온도가 150°C로 일정한 경우, 오스테나이트화 온도에 따른 XRD 분석 결과이다. 퀴칭한 상태 그대로에서는 $M_{23}C_6$ 계의 $Cr_{23}C_6$ 탄화물들이 주로 많이 존재하고 있으며, 또 M_7C_3 계의 Cr_7C_3 석출물도 소량이지만 일부 나타나 있다. 그러나 오스테나이트화 온도의 증가에 따라 $Cr_{23}C_6$ 탄화물들은 점차 분해되어 기지로 고용되고, 1100°C 이상이 되면 거의 대부분의 탄화물들이 기지로 고용됨을 알 수 있다. 특히 오스테나이트화 후 약 160°C 이하의 저온 템퍼링에서 유일하게 석출된다는(Fe, Cr) $_3C$ 의 M_3C 계 탄화물[13]들은 XRD 분석에서 잘 검출되지 않고 있는데, 이것은 이 탄화물이 미세할 뿐 아니라 본 실험의 템퍼링 온도가 150°C로 저온이라 석출량이 매우 적기 때문으로 생각된다.

Fig. 3은 템퍼링 온도가 150°C로 일정한 경우, 오스테나이트화 온도에 따른 비커스 경도값(Hv)을 나

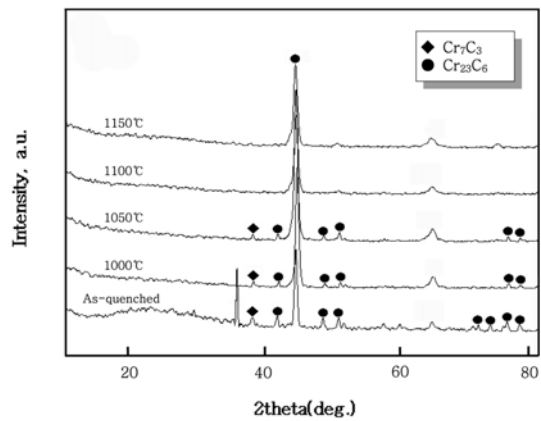


Fig. 2. XRD results of 420J2 stainless steel specimens tempered at 150°C after austenitizing at various temperatures.

타낸다. 경도값은 1000°C에서 1050°C까지는 약간 증가하고 또 1100°C에서 1150°C까지는 약간 감소

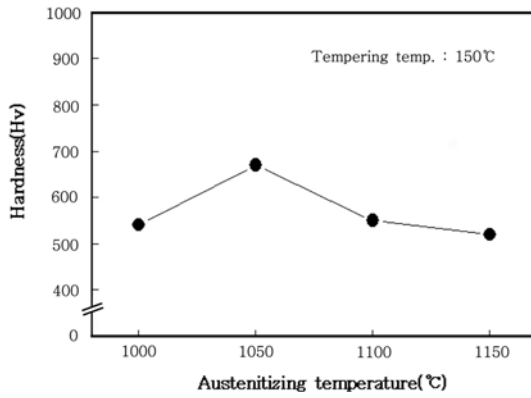


Fig. 3. Hardness change with austenizing temperatures (tempering temp.; 150°C).

하나 경도 감소 폭은 크지 않다. 1050°C에서 경도 값이 약간 증가되는 이유는 오스테나이트화 온도의 증가에 따라 탄화물들의 고용이 증가하여 기지로 고용되는 C와 Cr의 농도 증가 때문에 마르텐사이트의 경도가 약간 증가한다고 생각하며, 또 1100°C 이상에서 경도값이 약간 감소되는 이유는 오스테나이트화 온도의 증가로 결정립 크기의 증가와 잔류오스테나이트가 증가[4]되기 때문이라고 생각된다. 그러나 경도값의 감소가 크지 않은 것은 기지에 고용된 Cr 농도 증가에 따른 고용강화 효과도 있기 때문으로 추정된다.

3.2 전기화학적 내식 특성

3.2.1 균일부식(Uniform corrosion or General corrosion)

Fig. 4의 a는 0.5 M H₂SO₄ 용액에서 템퍼링 온도가 150°C로 일정한 경우, 오스테나이트화 온도에 따라 측정된 양극분극곡선이며, Fig. 4의 b는 a에서 측정된 부동태 유지전류밀도 I_{pass} 와 활성 부동태 전이점에서의 부식전류밀도 I_{corr} 값을 각각 측정하여 나타낸 것이다. Fig. 4의 a에서와 같이 부동태 유지 구간은 모두 차이가 없고 유사하며, 또 I_{pass} 에서 전위의 상승으로 부동태 피막이 약간씩 파괴되는 불안정한 모양을 나타내고 있으나 대체로 전형적인 분극곡선 형태임을 알 수 있다. Fig. 4의 b에서 I_{pass} 와 I_{corr} 값을 비교해보면 1000~1100°C 온도 범위에서는 서로 비슷한 값을 나타내고 있지만, 오스테나이트화 온도가 높은 1150°C에서는 상대적으로 약간 높

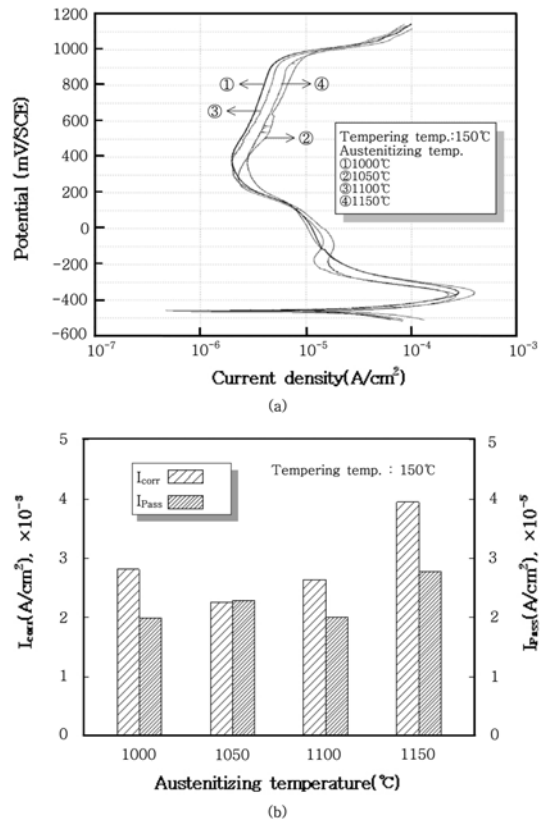


Fig. 4. The polarization curves (a) of uniform corrosion test in a solution of 0.5 M H₂SO₄ and I_{pass} and I_{corr} (b) measured in (a).

은 값을 나타내고 있어 균일부식에 대한 부식저항성이 낮은 즉, 내식성이 약간 낮게 나타났다고 볼 수 있다. 이러한 결과는 오스테나이트화 온도가 높으면 기지에 고용되는 탄화물의 양이 상대적으로 많아져 기지 내의 Cr 농도의 증가나 부동태 피막의 안정성 증가로 부동태 유지전류가 감소되어 내식성이 증가한다는 보고[14]와는 다소 다르게 나타나고 있는데, 이것은 오스테나이트화 처리만 한 경우의 결과라 본 실험과 차이가 있기 때문이다. 따라서 1150°C의 높은 오스테나이트화 온도에도 불구하고 상대적으로 내식성이 약간 저하되어 나타난 것은 템퍼링 온도가 150°C로 낮아 새로이 석출되는 M₃C계 탄화물의 양도 적을 뿐더러 또 이 탄화물이 Cr과의 대체량이 작아[7] 기지의 Cr 농도 변화에 거의 관계하지 못하기 때문으로 생각된다.

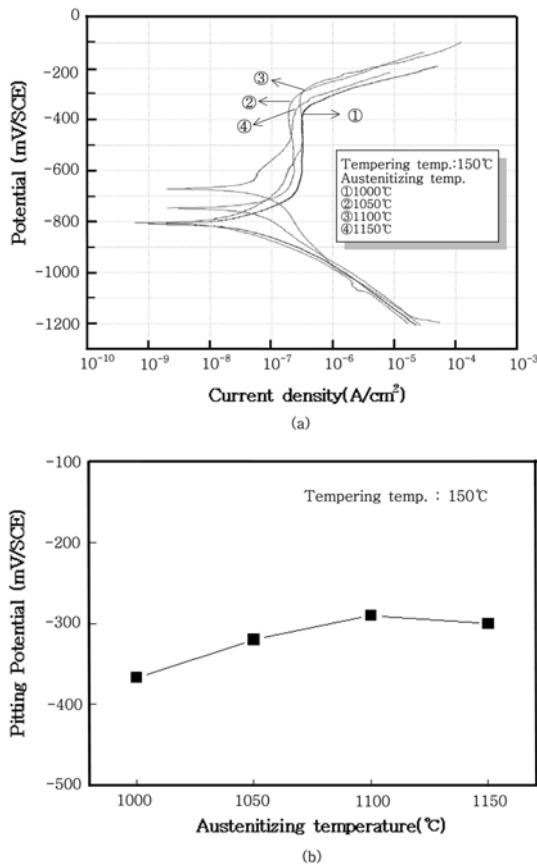


Fig. 5. The polarization curves (a) of pitting corrosion test in a solution of 3.5% NaCl and pitting potential (b) measured in (a).

3.2.2 공식부식(Pitting corrosion)

염화물 환경에서 스테인리스강에 잘 나타나는 국부 부식의 하나인 공식(Pitting)은 환경인자로는 시험용액의 조성 및 온도, pH, 그리고 시험편의 표면상태가 공식에 영향을 미치며, 또 야금학적 인자로는 합금원소, 열처리 및 냉간가공 등이 있어 이들 인자에 의해 공식의 정도에 차이가 생긴다[9]. Fig. 5의 a는 30°C, pH 6의 3.5% NaCl 용액에서 템퍼링 온도가 150°C로 일정한 경우, 오스테나이트화 온도에 따라 측정된 분극곡선이며, b는 분극곡선에서 측정된 공식 전위(Pitting potential, E_p)를 오스테나이트화 온도에 따라 나타낸 것이다. Fig. 5의 a에서와 같이 각 분극곡선은 염화물 이온이 존재할 때 스테인리스강에 잘 나타나는 형태로, 활성태-부동태의 전이과정을 거치지 않고 그대로 부동태 상태에서 공식과 같은 과

부동태가 되는 전형적인 모양을 잘 나타내고 있으며, 또 Fig. 5의 b에서와 같이 부동태 피막이 어떤 국부적인 장소에서 파괴되기 시작하는 공식전위 E_p 는 1100°C까지는 대체적으로 오스테나이트화 온도에 따라 다소 증가하는 경향을 보이고 있다. 이러한 공식전위는 양극전류가 국부부식의 개시와 함께 급격히 증가하는 전위로, 일반적으로 이 값이 낮을수록 비(base)한 즉, 공식에 대한 부식저항성이 낮은 것으로 평가된다[15]. Fig. 5의 b에서와 같이 오스테나이트화 온도의 증가로 공식전위가 다소 증가하는 경향을 나타내는 것은 미세조직과 XRD 분석에서 알 수 있듯이, Cr_7C_3 와 $Cr_{23}C_6$ 탄화물들의 고용 증가로 인하여 기지 내의 Cr 농도가 증가되고 이에 따라 우선적인 공식 장소로 알려진 $Cr_{23}C_6$ 탄화물 및 Cr 결핍 지역들이 해소되기 때문으로 생각된다[14].

3.2.3 입계부식(Intergranular corrosion)

일반적으로 DL-EPR 시험은 시험편을 부동태 영역에서 활성영역으로 역분극시키면 예민화된 재료는 재활성화 하지만, 예민화되지 않은 재료는 거의 활성화하지 않는다는 사실을 이용하여 양분극시의 최대전류밀도 I_a 값과 역분극시의 최대전류밀도(재활성화 전류) I_r 값의 비를 예민화도(DOS)로 하여 입계부식의 정도를 평가하고 있다. 즉, I_a 와 I_r 값이 거의 일치할 경우는 시험편의 부동태 피막이 형성되기 전과 형성 후의 표면이 거의 일치함을 의미하므로 입계 예민화가 상당히 발생하였다는 것이며, 이 두 값의 차이가 크면 부동태 피막이 상대적으로 치밀함을 의미하므로 입계 예민화가 적게 발생하였다는 것을 의미한다[12]. Fig. 6의 a는 30°C의 0.5M H_2SO_4 + 0.01 KSCN 용액에서 템퍼링 온도가 150°C로 일정할 때, 오스테나이트화 온도에 따라 측정된 DL-EPR 분극곡선이며, Fig. 6의 b는 측정된 I_a 값과 I_r 값의 비를 계산하여 입계부식의 정도를 예민화도로 나타내었다. Fig. 6의 a에서와 같이 Vertex 전위는 약 400mV 임을 알 수 있으며, 양극주사시 I_a 값은 금속이 녹아나올 때의 산화물에 의해 더 이상 전류가 흐르지 못하는 상태 또는 전위의 증가로 부동태 피막이 형성되기 시작하는 시기이므로 전류가 갑자기 떨어지는 지점을 나타낸다. 그리고 양극 주사 시 전위의 증가로 흐르는 부동태 전류값이 일정하지 않고

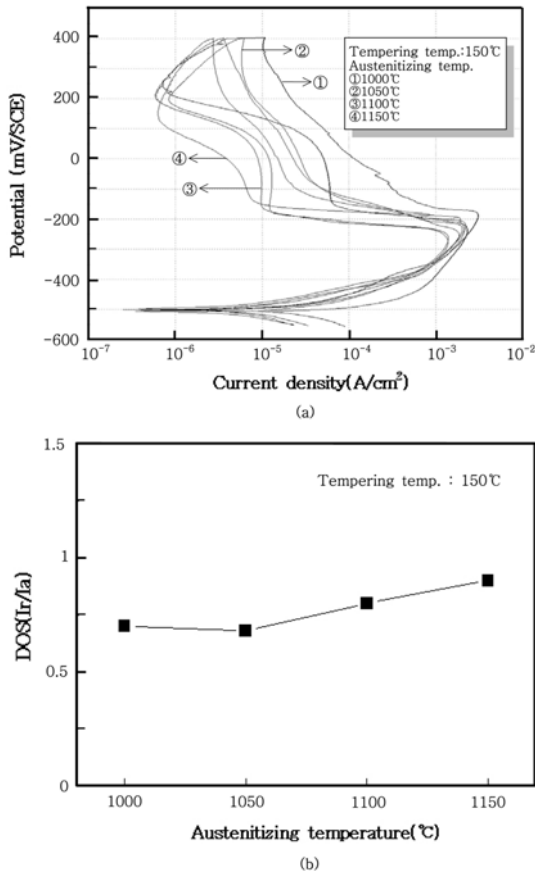


Fig. 6. The polarization curves (a) of double EPR test in a solution of 0.5 M H₂SO₄ + 0.01 M KSCN and DOS (b) calculated with Ir/Ia in (a).

감소되는 모양을 보이고 있는데, 이것은 전위의 증가에 따른 부동태 피막의 두께 증가가 적었기 때문으로 생각된다. 또 역주사 시, 전류가 증가하기 시작하는 것은 Cr 고갈(Chromium depletion) 영역이 재활성화하기 때문이며, 이 때의 I_p 값은 부동태 피막 중 Cr 고갈 영역에서 입계부식촉매제(입계활성화제)인 KSCN에 의해 파괴되는 전류값이다[12, 16]. 특히 Fig. 6의 b에서 알 수 있듯이 오스테나이트화 온도의 증가에 따라 입계 예민화도 DOS(I_p/I_a) 값이 대체로 증가되는 형태를 보이고 있음을 알 수 있다. 즉, 1000°C에서 약 0.72, 1050°C에서 약 0.68, 1100°C에서 약 0.80 그리고 1150°C에서 약 0.91로, DOS 값은 대체로 증가되는 경향을 나타내고 있으며 1150°C에서 가장 입계예민화가 큰 것을 알 수 있다. 그러나 1100°C 이상으로 오스테나이트화 온도가 증

가되면 탄화물들이 대부분 고용되어 기지 내의 Cr 농도가 증가되면 입계예민화 현상이 적을 것으로 볼 수 있으나, 실제 1150°C에서 측정된 I_a 값과 I_p 값을 비교해보면 각각 $23.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 및 $21.3 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 로 이들 값이 서로 거의 일치하고 있어 예민화가 많이 발생한 즉, 입계부식이 크게 나타남을 알 수 있다. 이와 같이 1100°C 이상에서 입계예민화도가 증가하는 이유는 Fig. 1 및 Fig. 2에서 알 수 있듯이 거의 모든 탄화물들이 기지에 고용되고 또 템퍼링에 의해 새로이 석출되는 Cr 탄화물도 거의 없기 때문에 500~800°C에서 입계에 우선적으로 석출하는 Cr-rich 탄화물에 의한 입계 근방의 Cr 고갈 현상이 원인인 통상적인 스테인리스강의 입계예민화 현상[12]을 본 실험의 DL-EPR 결과와 직접 관련시켜 설명하기는 다소 곤란하므로 다음과 같은 설명들을 참고하여 그 원인을 해석하는 것이 더 적절하다고 생각된다. 즉, 일반적으로 결정입도 크기가 커질 경우 입계면적이 줄어들어 높은 에너지를 가진 부식성이 큰 입계가 감소하기 때문에 내식성이 향상된다는 설명[17]이 있지만 반면, Cr 탄화물들이 입계에 많이 존재하는 경우에는 단위 입계 면적당 석출물의 밀도가 높아져 입계부식과 같은 국부 부식이 커질 수 있다[17, 18]는 상반된 설명도 있고, 또 그 밖의 요인으로 결정 입도가 커지면 양극(Anode)으로 작용하는 입계의 면적에 비하여 음극(Cathod)인 입내의 면적비가 커지므로 갈바닉 부식(Galvanic corrosion)에 의한 면적효과(Area effect)로 인하여 입계부식이 가속화 된다는 상반된 설명[18, 19]들이 더 많다. 그러므로 본 실험의 결과와 같이 석출 탄화물들이 대부분 고용되는 1100°C 이상의 오스테나이트화 온도에서 입계 예민화도가 많이 증가된 이유는 후자의 상반된 설명들이 더 적합하다고 생각된다. 따라서 템퍼링 온도가 150°C로 낮을 경우, 오스테나이트화 온도의 증가에 따른 입계 예민화도의 증가는 기지로의 석출물 고용보다 결정립 크기의 증가에 따른 갈바닉 부식의 면적효과가 입계 예민화도의 증가에 더 큰 영향을 미친 것으로 생각된다.

4. 결 론

420J2 강의 내식 특성에 미치는 오스테나이트화

온도의 영향을 조사하기 위해 템퍼링 온도가 150°C로 일정한 경우, 1000°C~1150°C까지의 오스테나이트화 온도에 따른 전기화학적 균일부식, 공식 및 입계부식을 양극분극곡선을 통하여 조사한 결과는 다음과 같다.

1. 0.5 M H₂SO₄ 용액에서의 부식전류밀도 I_{corr}와 부동태유지전류밀도 I_{pass}는 1100°C 이하에서는 비슷한 값을 나타내었으나 1150°C에서는 약간 높게 나타났다.

2. 3.5% NaCl 용액에서의 공식전위 E_p는 오스테나이트화 온도의 증가로 약간 증가하는 경향을 나타내었다.

3. 0.5M H₂SO₄ + 0.01 M KSCN 용액에서의 입계예민화도 DOS는 오스테나이트화 온도의 증가로 약간 증가하는 경향을 나타내었으며, 1150°C에서 가장 높았다. 오스테나이트화 온도의 증가에 따른 입계예민화도의 증가는 기지로의 석출물 고용보다 결정립 크기의 증가가 더 큰 영향을 미치는 것으로 생각되었다.

참고문헌

1. 日本鐵鋼協會編 : 鋼의 熱處理, 機電研究社 (1979) 563-568.
2. ASM International Handbook Committee : Stainless Steel, ASM International Materials Park (1996) 17-18.
3. Y. G. Kim et al. : J. of Korean Society for Heat Treatment, **5** (1992) 111-121.
4. Y. S. Park : Master's thesis, Pukyong University (1995).
5. D. H. Mesa, A. Toro and A. Sinatora et al. : Wear, **255** (2003) 139-145.
6. J. H. G. Monypenny : Stainless Iron and Steel, **2** (1954) 33.
7. 長谷川正義 : 스테인리스鋼 便覽, 世和 (1992) 36-46.
8. 中野平, 橫山忠正, 川谷洋司 : 鐵と鋼, **62** (1979) 1239.
9. B. H. Jung et al. : J. of Korean Society for Heat Treatment, **17** (2004) 29-35.
10. 日本熱處理技術協會編 : 特殊鋼の熱處理, 日刊工業, No. **4**, (1970) 225.
11. Novak, P et al. : Corrosion, **31** (1975) 344.
12. H. P Kim et al. : J. Corros. Sci. Soc of Korea, **27** (1998) 53-64.
13. J. J. Hauser et al. : Trans. of the ASM, **54** (1961) 514-525.
14. Y. S. Choi et al. : Materials letters, MBLUE-07285 (2006) 1-4.
15. K. M. Moon : J. Corros. Sci. Soc. of Korea, **18** (1989) 3-11.
16. N. Alonso-Falleiros and M. Magri et al. : Corrosion, **55** (1999) 769-778.
17. Masayoshi haswgawa et al. : Corrosion, **40** (1984) 371.
18. Y. H. Kim et al. : J. Corros. Sci. Soc. of Korea, **21** (1992) 111-119.
19. 李鶴烈 : 金屬腐蝕工學, 淵鏡文化社 (1995) 90-94.