

440A 강의 균일부식에 미치는 합금원소와 열처리의 영향(I) The Effect of Alloying Elements and Heat Treatment on the Uniform Corrosion of 440A Martensitic Stainless Steel(I)

김영철 · 강창룡 · 정병호
Y. C. Kim, C. Y. Kang, B. H. Jung

(접수일 : 2010년 08월 03일, 수정일 : 2010년 12월 08일, 채택확정 : 2010년 04월 12일)

Key Words : Alloying Element(합금원소), Heat Treatment(열처리), Uniform Corrosion(균일부식), Corrosion Current Density(부식전류밀도), Passive Current Density(부동태유지 전류밀도)

Abstract : 440A martensitic stainless steels which were modified with reduced carbon content(~0.5%) and addition of small amount of nickel, vanadium, tungsten and molybdenum were manufactured. Effects of alloying elements and tempering temperatures on the uniform corrosion in the solution of 1N H2SO4 were investigated through the electrochemical polarization test. When tempering temperature is constant, corrosion current density in active-passive transition point, I_{corr} , decreased a little with an increase of austenitizing temperature. In addition to this, when austenitizing temperature is constant, longer holding time showed a little lower I_{corr} and I_{pass} , passive current density. And when austenitized at 1050°C and tempered in a range of 350~750°C, best anti-corrosion properties were obtained at 350°C tempering temperature while worst at 450°C or 550°C. The specimens tempered at below 450°C and above 550°C, similar and good anti-corrosion characteristics were obtained regardless of alloying elements added, showing anti-corrosion characteristics are influenced more by tempering temperature than by alloying elements.

1. 서 론

켄칭 경화성이 우수한 440A 스테인리스강은 경도가 높아 내마모성이 우수할 뿐 아니라 인성도 양호하여 칼, 게이지, 베어링 등에 주로 사용된다. 인성을 요구할 때에는 440C보다 탄소(C) 함량이 다소 낮은 440A나 440B Type 강을 사용하는데, 대체적으로 고 탄소의 440A, B, C 강들은 가열, 냉각, 산세, 용접 중에 균열이 생기기 쉬워 제조나 취급 시에 주의가 필요하다¹⁾. 또 가공석의 440 강종들은 1차 및 2차 탄화물들이 존재하므로 1차 탄화물의 망상조직을 가공하여 미세화 시키지 않으면 조대한 탄화물이 남거나 탄화물 분포가 불균일해져 좋은 성질을 얻을 수 없지만 어닐링을 포함, 켈칭 후의

템퍼링 처리로 조직과 기계적 성질을 다양하게 변화시킬 수 있다²⁾. 이와 같이 열처리와 가공이 이들 강종의 기계적 성질에 주로 영향을 미치지만 합금 원소의 첨가도 역시 영향을 미칠 수 있으므로 이에 따라 내식성도 변화될 수 있다. 일반적으로 440 강들의 내식성은 오스테나이트화 열처리가 충분하여 균일 조직이 되면 가장 양호하지만 그 후의 템퍼링에 의한 기지 조직 변태 및 탄화물의 석출에 의해 내식성이 변화되며, 경도가 저하되기 시작하면 내식성은 열화 된다고 알려져 있다^{3~4)}. 그러나 고 탄소 마르텐사이트계 스테인리스강들은 탄소량이 높기 때문에 합금 원소가 첨가될 경우 템퍼링 온도에 따른 크롬(Cr) 탄화물의 생성 거동에 차이가 날 수 있어 내식성에 미치는 첨가 원소와 열처리의 영향은 매우 복잡적이라 볼 수 있다. 스테인리스강에 첨가되는 합금원소가 양극분극곡선에 미치는 효과⁵⁾를 보면, 활성-부동태 전이 지점에서의 부식전류밀도 I_{corr} 을 감소시키는 원소들은 Cr, Mo, V, Ni, Cu, Ti 인 반면, I_{corr} 을 증가시키는 원소는 Mn과 S이다. 또

정병호(교신저자) : 부경대학교(공과대학 금속공학과)
E-mail : metjbh@pknu.ac.kr Tel. : (051)629-6345
강창룡 : 부경대학교 공과대학 금속공학과
김영철 : 부경대학교 대학원

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

Alloy No.	C	N	S	O	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W
No. 1	0.50	0.09	0.001	0.001	0.49	0.79	16.98	1.02	-	-	-
No. 2	0.51	0.10	0.001	0.015	0.50	0.80	17.17	1.02	-	0.40	-
No. 3	0.51	0.09	0.001	0.10	0.56	0.80	16.95	1.03	-	-	0.40
No. 4	0.51	0.09	0.001	0.10	0.51	0.80	17.02	1.04	0.68	-	-

부동태 유지전류 I_{pass} 를 감소시키는 원소는 Cr, Ni, W이며, 증가시키는 원소는 Mo, V이 대표적이다. 따라서 내식성을 증가 또는 감소시키는 원소들은 Cr을 제외하면 대부분 Mo, V, Ni 및 W이다⁶⁾. 그러나 440A 강을 템퍼링 열처리 시 소량의 첨가 원소들이 균일부식(Uniform corrosion)에 미치는 영향을 조사한 연구는 거의 없어 향후 기계적 성질과 내식성이 우수한 440A 합금의 개발 측면에서 실질적인 조사가 필요하다. 따라서 본 연구에서는 우선 440A 강의 탄소 함량을 약 0.5%로 낮추고 Ni 함량을 일정케 한 후, V, W, Mo를 각각 소량 첨가시킨 4 종류의 개량 합금을 제조하여 균일부식에 미치는 템퍼링 열처리 및 합금 원소의 영향을 조사하여 향후 기계적 성질과 내식성이 우수한 440 강 개발을 위한 기초연구를 실시하였다.

2. 실험 방법

Table 1은 440A를 개량한 4 종류(No.1~No.4)의 합금에 대한 화학 조성을 나타내었다. 모든 시료는 탈탄을 방지하기 위해 진공 열처리로를 이용, 오스테나이트화 후 퀴칭하고 템퍼링을 실시하였다. 열처리는 첫째, 오스테나이트화 시간이 60분으로 일정할 때, 오스테나이트화 온도를 850°C~1250°C 범위로 변화 시키고 그 후 650°C에서 2시간 템퍼링하는 경우와 둘째, 오스테나이트화 온도 및 시간을 1050°C, 60분으로 일정하게 하고 템퍼링 온도를 350°C~750°C 범위로 변화시키는 두 종류로 하였다. 그리고 전기화학적 분극시험은 EG & G사의 Model 2734 Potentiostat/Galvanostat를 사용하였으며, 시험편의 표면 상태를 일정하게 하기 위하여 에머리지 #1000까지 일정량 연마하였다. 분극시험 시 표준전극은 포화 감홍전극(SCE), 기준전극으로는 고밀도 탄소봉을 사용하였다. 그리고 전해질 용액은 균일부식 시험⁷⁾에서 주로 사용되는 1N H₂SO₄을 사용하였으며, 유지온도는 30°C로 일정하게 하였다. 용액의 탈

기는 고 순도의 질소(N₂) 가스를 이용하였으며, 시험편은 약 30분간 개방회로 상태에서 안정화시킨 후 개방회로 전위보다 약간 낮은 전위에서부터 20 mV/min.의 일정 주사속도로 동전위 분극시험을 실시하였다. 그리고 시험 종료 전위는 약 1800 mV로 일정하게 하였으며, 측정된 분극곡선에서 활성-부동태 전이지점의 부식전류밀도 I_{corr} 와 부동태 유지전류밀도 I_{pass} 를 열처리 변화 및 4 종류의 합금에 따라 각각 측정하고 비교하였다. 그리고 열처리 후의 미세조직은 왕수 용액에서 에칭 후, SEM으로 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 조직 관찰

Fig. 1은 템퍼링 조건이 650°C, 2시간으로 일정 시 오스테나이트화 온도에 따른 미세조직이다. 기지 조직은 합금의 종류에 관계없이 모두 템퍼드 마르텐사이트를 나타내고 있다. Fig. 1에서와 같이 850°C에서는 어닐링 시 존재하였던 탄화물들이 기지로 거의 고용되지 않은 반면, 1050°C의 경우는 850°C에 비해 미고용 상태의 탄화물들이 더 많이 고용된 것을 알 수 있다. 한편, 1250°C에서는 탄화물들이 입계의 일부를 제외하고는 거의 대부분 고용되거나 고온에 따른 결정립의 성장으로 조대화가 현저함을 알 수 있다.

Fig. 2는 1050°C, 60분의 오스테나이트화 처리 후 템퍼링 온도에 따른 미세조직이다. 합금의 종류에 관계없이 기지 조직은 대부분 템퍼드 마르텐사이트이다. 템퍼링 온도가 350°C인 경우에는 구 오스테나이트 입계가 명확하고 또 오스테나이트화 처리만 한 경우의 미세조직과 유사하지만, 합금 원소의 첨가로 인해 탄화물들이 약간 많이 석출된 것을 알 수 있다. 이러한 석출물들은 주로 M₃C계 탄화물과 미고용된 M₃C, M₇C₃계 및 M₂₃C₆계 탄화물들이 같이 존재하는 것으로 생각된다⁸⁾. 그리고 450°C 템퍼링의

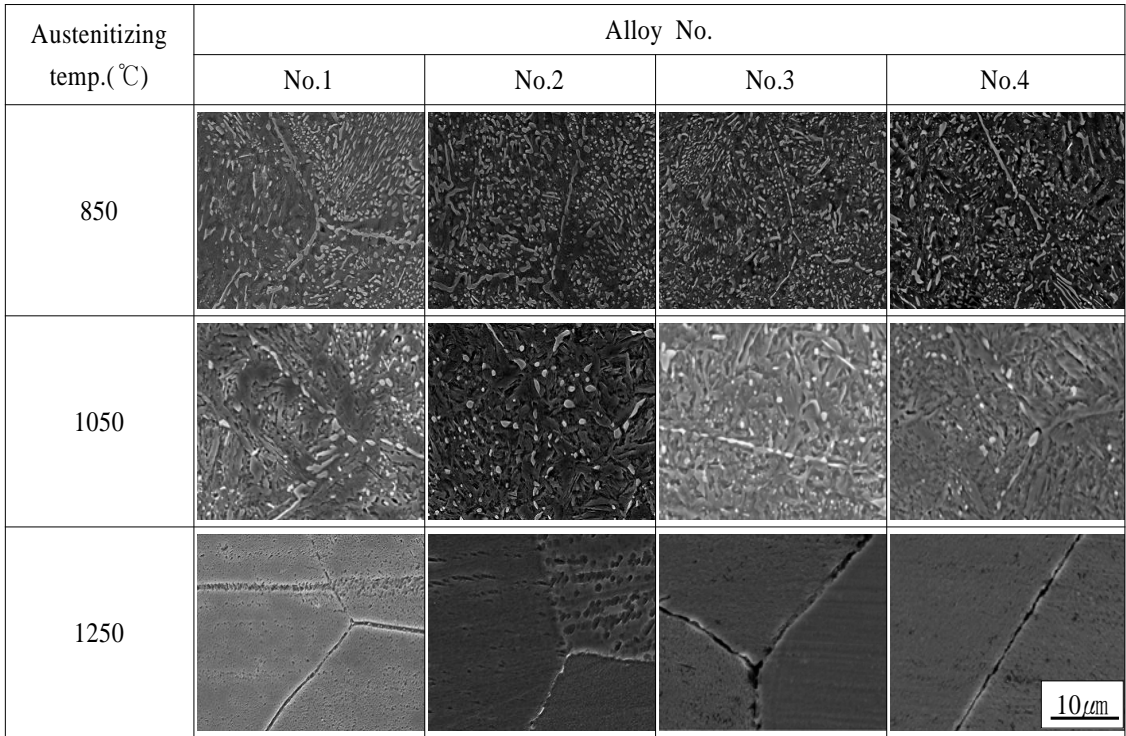


Fig. 1 SEM micrographs of alloys austenitized at various temperatures

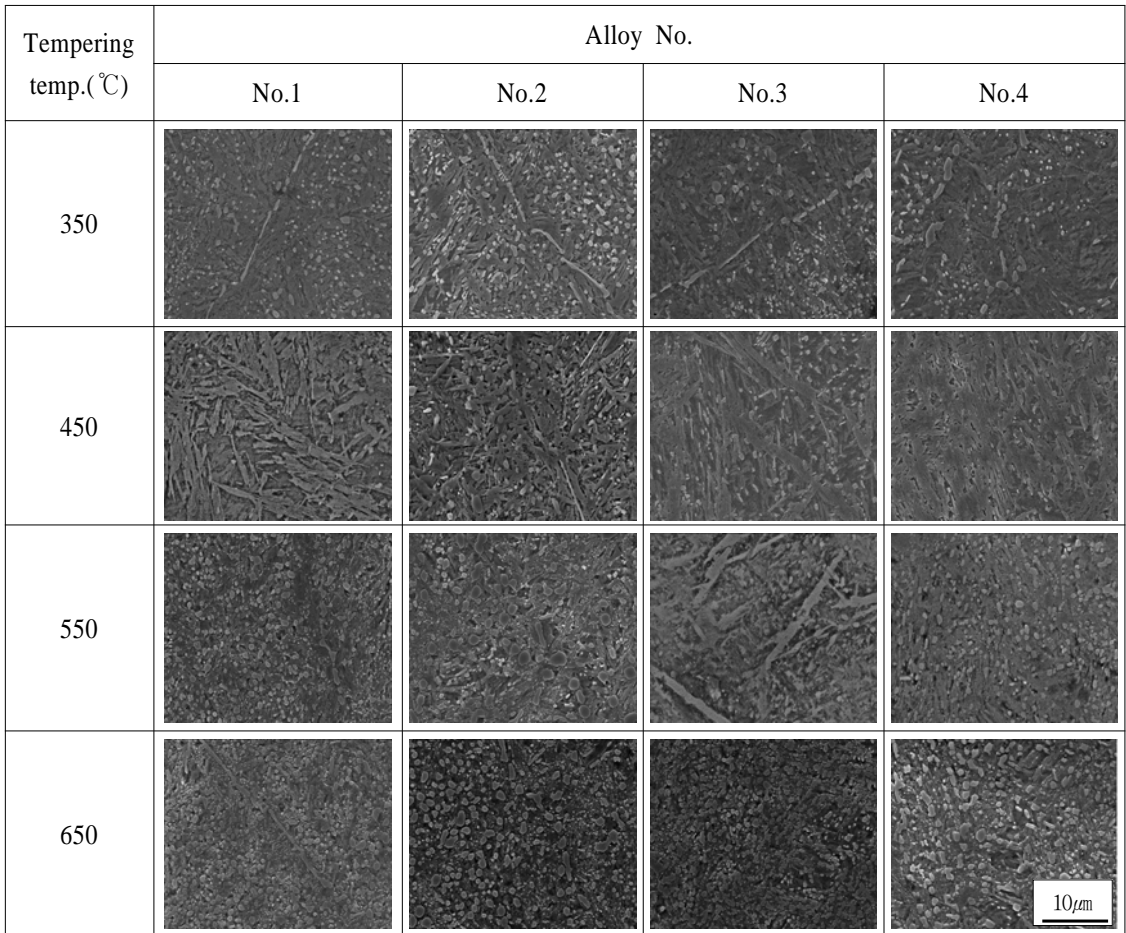


Fig. 2 SEM micrographs of alloys tempered at various temperatures

Table 2 I_{corr} and I_{pass} of the alloys measured in anodic polarization curves

Austenitizing temperature	Alloys							
	No.1		No.2		No.3		No.4	
	I _{corr} (mA)	I _p (mA),×10 ⁻³	I _{corr} (mA)	I _p (mA),×10 ⁻³	I _{corr} (mA)	I _p (mA),×10 ⁻³	I _{corr} (mA)	I _p (mA),×10 ⁻³
* As-quenched	13.5	9.2	-	-	-	-	-	-
850℃	15.4	9.1	28.9	8.6	57.4	9.6	38.2	12.1
950℃	14.7	10.9	23.2	9.7	28.1	8.6	25.9	11.4
1050℃	13.7	8.2	21.8	8.0	22.3	8.1	24.5	8.50
1250℃	3.70	7.8	4.46	4.9	9.13	5.4	16.3	8.90

경우, V와 W이 첨가된 합금은 M₇C₃계 탄화물의 석출 외에 VC나 WC계 탄화물들도 추가로 석출되어 있는 것으로 생각되며 또 550℃ 및 650℃로 템퍼링 온도가 상승되면 M₂₃C₆계 탄화물의 석출 증가와 더불어 구상으로 성장한 M₂₃C₆계 탄화물들이 많이 관찰되는데, 이러한 탄화물들은 공식과 같은 국부부식 뿐 아니라 균일부식에 큰 영향을 미칠 수 있다고 생각된다.

3.2 오스테나이트화 온도 및 유지 시간의 영향

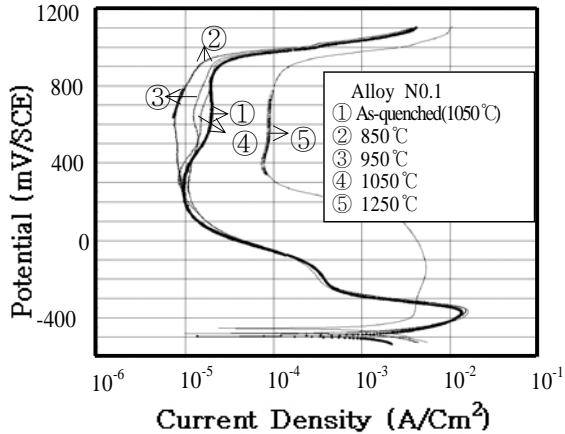


Fig. 3 Anodic polarization curve of alloy N0.1 with the austenitizing temperatures

Fig. 3은 No.1 합금에서 템퍼링 온도가 650℃이며 오스테나이트화 시간이 60분으로 일정할 때, 오스테나이트화 온도에 따라 측정된 분극곡선을 대표적으로 나타내었으며, Table 2에는 각 합금들의 오스테나이트화 온도에 따라 측정된 I_{corr}과 I_{pass}를 각각 나타내었다. Fig. 3에서 알 수 있듯이 분극곡선은 활성-부동태 전이 지점을 지나 산화 반응에 의한 산화크롬의 형성으로 부동태 피막이 형성하기 시작하

여 I_{corr}이 감소하고, 또 안정 부동태 피막의 형성으로 일정 I_{pass}에서 전위만 증가하는 부동태 유지 과정을 거쳐 전위의 증가에 따라 부동태 피막이 파괴를 시작하여 부식전류가 다시 증가하기 시작하는 과부동태 전위의 위치도 쉽게 구분되고 있어 스테인리스강의 전형적인 부동태 곡선⁹⁾을 잘 나타내고 있다. Fig. 3에서와 같이 I_{corr} 값은 모두 1050℃에서 오스테나이트화 처리만 하고 템퍼링을 실시하지 않은 경우가 가장 낮고 또 템퍼링을 실시한 경우에는 합금의 종류에 관계없이 대체적으로 1250℃ < 1050℃ < 950℃ < 850℃의 순서로, I_{corr} 값의 차이는 적지만 오스테나이트화 온도가 높을수록 I_{corr}이 약간씩 낮아짐을 알 수 있다. 따라서 오스테나이트화 온도가 높을수록 내식성은 더 우수하다고 할 수 있는데, 이러한 이유는 오스테나이트화 온도가 높을수록 이전에 존재하였던 각종 석출 탄화물들이나 고 Cr의 Cr-rich 탄화물들이 기지 내에 잘 고용되고 미고용 탄화물이 존재하지 않아 완전한 단상 조직이 이루어지거나 또는 미고용 탄화물이 감소하여 단상 조직에 더 가까워지기 때문이라 생각된다. 그러나 1250℃와 같은 높은 온도에서 오스테나이트화 하면 결정립 조대화 현상 때문에 기계적 성질의 저하가 발생할 수 있으므로 경제성 고려 시 오스테나이트화 온도는 1050℃가 적합하다고 생각된다. 또 I_{corr}을 감소시키는 원소로 알려진 Ni, Mo, V 원소의 첨가 효과가 오스테나이트화 온도에 따라 잘 나타나지 않고 있는데, 이것은 첨가 원소의 양이 소량이기 때문으로 생각된다. 한편, 오스테나이트화 온도가 낮은 850℃의 경우는 I_{corr} 값이 상대적으로 가장 높아 내식성이 나쁘다고 볼 수 있는데, 이러한 이유는 오스테나이트화 온도가 낮아 퀴칭 시 단상 조직이 완전히 이루어지지 않고 투르스타이트(Troostite) 조

직이 약간 잔존하기 때문으로 생각된다. 이러한 투르스타이트 조직은 그 후의 템퍼링에 의해서도 내식성의 회복이 어려우므로 이를 방지하기 위해서는 오스테나이트화 온도가 850°C보다 더 높아야 할 것으로 생각된다¹⁰⁾. 한편, Table 2에서와 같이 1250°C에서는 I_{corr} 과 I_{pass} 값들이 낮아 내식성이 상대적으로 가장 우수하다고 볼 수 있다. 그러나 1250°C보다 더 낮은 온도나 합금에 따라서는 이들 값의 차이가 크지 않은데, 이것은 W, Mo 및 V 원소의 첨가량이 어떤 특정 한계치에 미달되어 내식성 증가의 효과가 잘 나타나지 않기 때문으로 추정된다. 특히 오스테나이트화 온도가 고온이 되면 결정립의 조대화가 더 커지므로 Cr-rich 석출물의 고용보다 결정립 크기가 균일부식에 더 큰 영향을 미친다고 생각된다. 이러한 이유는 결정립 크기가 작을수록 총 입계 면적이 커지기 때문에 총 입계 면적이 커지면 내식성이 나빠진다는 일반적인 이론 때문이다. 즉, 입계가 많으면 높은 에너지 영역인 입계가 입내에 비해 열악한 내식성을 가지므로 이러한 입계가 많으면 일반 부식이 활발해지기 때문이다¹¹⁾.

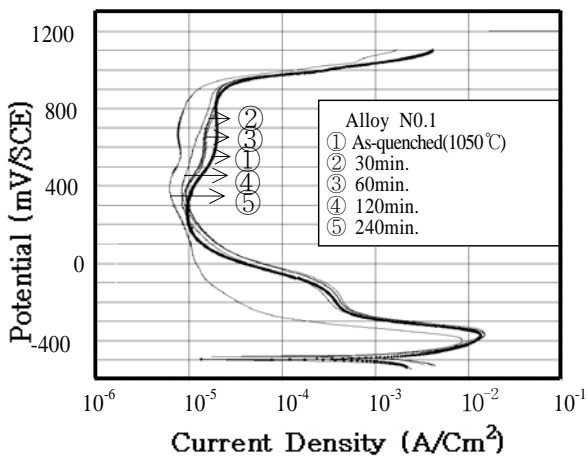


Fig. 4 Anodic polarization curve of alloy N0.1 with the holding time of austenitizing

Fig. 4는 오스테나이트화 온도가 1050°C이고 템퍼링 온도가 650°C로 일정할 때, 분극곡선에 미치는 오스테나이트화 유지 시간의 영향을 No.1 합금에 대하여 대표적으로 나타낸 것이다. Fig. 4에서 알 수 있듯이 활성-부동태의 전이 지점에서의 I_{corr} 은 240분 유지의 장시간의 경우가 단시간에 비해 상대적으로 더 낮은 값을 나타내고 있고 또 I_{pass} 값도 더 낮아 내식성이 우수하게 나타났다.

3.3 템퍼링 온도의 영향

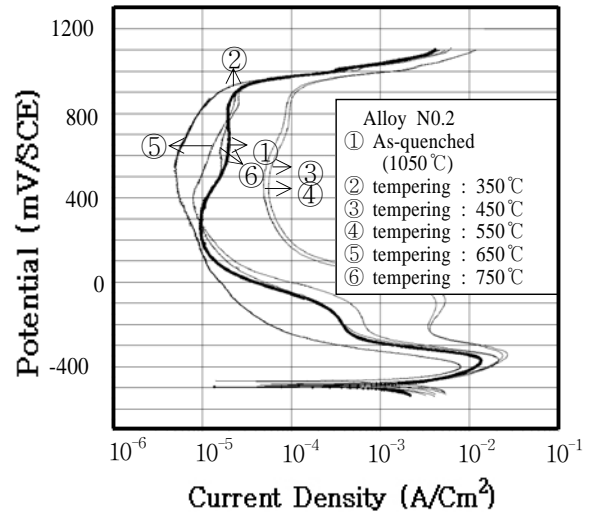


Fig. 5 Anodic polarization curves of alloy N0.2 with the tempering temperatures

Fig. 5는 오스테나이트화 조건이 1050°C, 60분으로 일정할 때 350~750°C의 템퍼링 온도 범위에서 측정한 분극곡선들로, V 첨가 No.2의 합금을 대표적으로 나타내었다. Fig. 5에서와 같이 I_{corr} 값은 350°C < 750°C(650°C) < 550°C(450°C)의 순서로, 350°C 템퍼링의 경우가 가장 낮아 내식성이 우수하고, 또 450°C 및 550°C의 경우가 가장 높아 내식성이 나쁘게 나타났다. 한편, I_{pass} 값은 350°C < 750°C(650°C) < 550°C(450°C)의 순서로 350°C의 경우가 가장 낮아 내식성이 우수한 반면, 450°C와 550°C의 경우는 모두 I_{pass} 값이 상대적으로 가장 크고 또 부동태 전위 영역의 크기도 다른 온도에 비해 작아 내식성이 나쁜 것을 알 수 있다. 350°C에서 I_{corr} 나 I_{pass} 값이 낮은 이유는 템퍼링 온도가 낮아 내식성이 우수한 단상의 오스테나이트화 상태에서부터 탄화물 석출이 적어 기지의 Cr 결핍 현상이 적기 때문으로 생각된다. 450°C 템퍼링의 경우 내식성이 나쁜 이유는 미세한 M_3C 탄화물들이 Cr 농도가 높은 대부분의 M_7C_3 탄화물로 Cr화 되어 석출하거나 또 550°C에서는 Cr-rich의 $M_{23}C_6$ 탄화물이 석출하기 시작하는 템퍼링 온도이므로 탄화물 근방의 기지에 Cr 결핍이 많이 발생하는 시점이기 때문이다. 또 650°C 및 750°C의 고온 템퍼링의 경우 450°C 및 550°C의 경우보다 내식성이 더 좋게 나타나는 이유는 Cr 탄화물들이 $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ 로 고 Cr화하는 과정에서 탄화물 근처의 기지에 Cr 결핍이 발생하여 내식성이 감소될 수

있지만 고온 템퍼링은 타 지역으로부터의 Cr 확산이 오히려 더 촉진되어 내식성이 증가하기 때문에 생각된다¹²⁾. 한편 Fig. 6로 나타내지는 않았지만 No.1, No.3 및 No.4의 합금에서도 템퍼링 온도가 낮은 350°C의 경우가 모두 우수한 내식성을 나타내고, 또 650°C 및 750°C의 경우에 I_{pass} 및 I_{corr} 값에 미치는 첨가 원소의 영향은 매우 적은 것으로 나타났다. 즉, Fig. 5에서와 같이 450°C의 경우만 V 첨가에 의해 I_{corr} 값이 약간 감소되는 효과를 나타낼 뿐 본 실험과 같이 전체적으로 V, W, Mo 원소를 각각 소량 첨가할 경우, 내식성에 대한 영향은 첨가 원소의 영향이 템퍼링 열처리의 영향 보다 더 적게 나타났다. 이에 따라 부동태 곡선의 I_{pass} 및 I_{corr} 값을 상대적으로 비교해 볼 때, 내식성이 우수한 순서는 모든 합금에서 대체적으로 350°C > 750°C(650°C) > 550°C(450°C)의 순서로 350°C의 경우가 상대적으로 내식성이 가장 우수하고 450°C와 550°C의 경우가 내식성이 가장 나쁘게 나타났다. 특히 450°C 및 550°C에서는 활성 영역에서 2차 피크(Secondary peak)가 나타나는 특이한 현상이 있는데, 2차 피크는 활성 상태에서 부동태 상태로 전이하는 과정에서 부식전류밀도 값이 다시 증가하거나 일정 전류밀도 값을 유지한 후 부동태 영역으로 들어가는 현상으로, 템퍼링 온도에 크게 의존되는 것으로 알려져 있다²⁾. 즉, 이러한 온도 부근에서 생성된 구오스테나이트 입계 또는 래스(Lath) 마르텐사이트 입계와 아결정립계, 또는 래스 마르텐사이트와 고전위 밀도 부분 등에서의 Cr 탄화물의 석출 반응과 이 반응의 결과로 생성된 Cr 결핍 층이 우선 용해하여 발생한다. 그러므로 450°C 및 550°C는 각종 Cr 탄화물들이 석출하는 중온 템퍼링이라 할 수 있어 이러한 현상이 잘 나타날 수 있다고 생각된다. 그러나 650°C 및 750°C의 경우는 고온 템퍼링이라 Cr 확산에 따른 Cr 결핍 층이 오히려 해소되기 때문에 대부분 2차 피크가 나타나지 않는다고 생각된다.

3.4 첨가 원소의 영향

Fig. 6~8은 1050°C에서 60분 유지 후 수냉하는 일정 조건으로 오스테나이트화 처리 후 350°C, 450°C 및 750°C에서 2시간의 템퍼링을 각각 실시 한 경우에 측정된 합금들의 분극곡선을 나타낸 것이다. 온도가 낮은 350°C 템퍼링의 경우(Fig. 6)나 온도가 높은 750°C 템퍼링의 경우(Fig. 8)는 오스테나이트

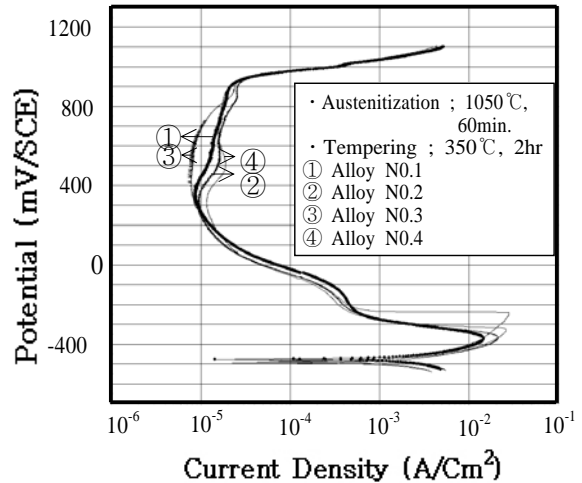


Fig. 6 Anodic polarization curves of alloys tempered at 350°C

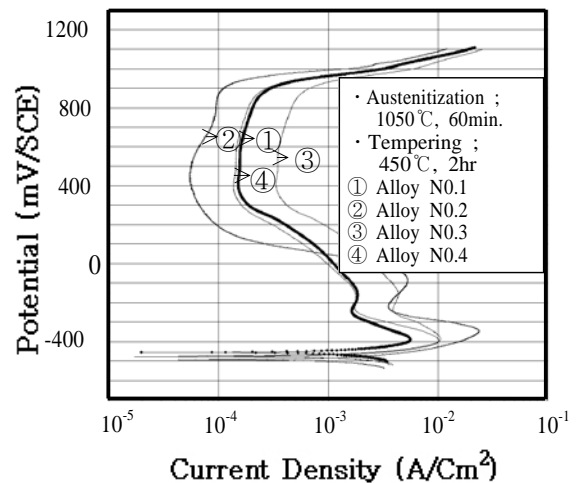


Fig. 7 Anodic polarization curves of alloys tempered at 450°C

화 처리만 실시하고 템퍼링하지 않은 경우와 비교해 첨가 원소의 영향에 관계없이 I_{corr} 과 I_{pass} 값들이 모두 낮고 또 이들 값의 차이가 거의 없는 유사한 형태의 분극곡선을 보여주고 있어 350°C나 750°C의 템퍼링은 첨가 원소에 따른 합금 종류에 관계없이 우수한 내식성을 나타낸다고 할 수 있다. 그러나 450°C 템퍼링의 경우(Fig. 7)는 활성-부동태 전이 지점의 부식전류밀도 I_{corr} 값이 Ni 원소만 첨가한 No.1의 합금이 가장 낮고 또 V를 첨가한 No.2 합금이 가장 높게 나타났다. 그리고 부동태 유지 전류밀도인 I_{pass} 값도 V 첨가의 No.2의 합금이 가장 낮고 W 첨가의 No.3 합금이 가장 높게 나타나는 등 통상적인 경향이 잘 나타나지 않는 경우도 있고, 또 부동태 영역의 크기도 W 첨가의 No.3 합금이 상대

적으로 가장 작은 반면 다른 합금들은 모두 유사함을 알 수 있다.

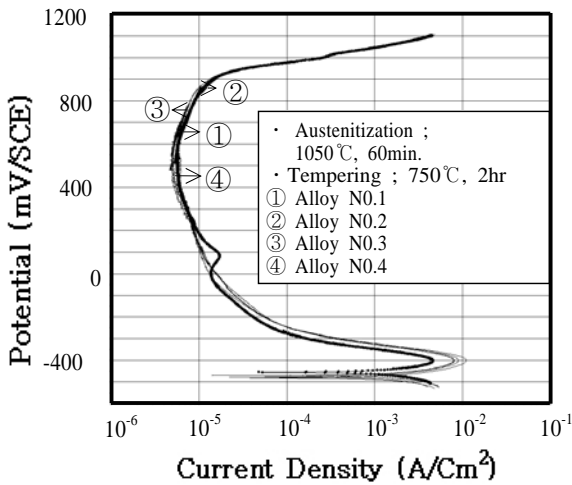


Fig. 8 Anodic polarization curves of alloys tempered at 750°C

이와 같이 I_{corr} 값을 낮추는 Ni, V, Mo 원소의 효과와 I_{pass} 값을 낮추는 Ni, W의 효과 그리고 I_{pass} 값을 증가시키는 V 및 Mo 원소의 효과가 450°C (550°C)의 템퍼링에서는 약간 나타나지만 첨가 원소의 효과가 적어 내식성에 미치는 템퍼링 온도와의 관계를 정확히 설명하기는 어렵다. 이러한 이유는 각 합금의 첨가 원소량이 어떤 특정 임계치에 미달되어 템퍼링 열처리에 따른 Cr 탄화물들의 $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 과정 및 $M_{23}C_6$ 로 고 Cr화 되는 과정 때문에 나타나는 내식성 저하 효과가 첨가 원소에 의한 내식성의 증가 효과보다 더 크게 작용하기 때문으로 생각된다.

4. 결론

높은 경도와 내마모성 외에 인성이 동시에 요구되는 외과용 칼날, 게이지, 베어링의 제조 등에 사용되는 440A 스테인리스강의 내식성을 개선하기 위해 C를 약 0.5Wt.%까지 감소시키고 Ni, V, W, Mo을 각각 소량 첨가시킨 개량 440A 강들의 균일부식에 미치는 첨가 원소와 열처리의 영향을 1N H₂SO₄ 수용액에서 전기화학적 분극 시험을 통하여 조사하였다.

1) 일정 템퍼링 조건에서 활성-부동태 전이점의 부식전류밀도 I_{corr} 은 오스테나이트화 온도가 높을수록 약간 낮게 나타났다.

2) 오스테나이트화 온도가 일정할 때, 단시간보다

장시간 유지하는 경우에 I_{corr} 과 부동태 유지 전류 I_{pass} 는 약간 낮게 나타났다.

3) 1050°C에서 오스테나이트화 처리 후 템퍼링 온도에 따른 I_{corr} 과 I_{pass} 는 대부분 350°C < 750°C (650°C) < 550°C (450°C)의 순서로, 내식성은 350°C에서 가장 우수하였고, 450°C나 550°C에서 가장 낮게 나타났다.

4) 450°C 및 550°C 이외의 템퍼링 온도에서는 첨가 원소에 관계없이 모두 유사하고 우수한 내식성을 나타내었으며, 내식성은 첨가 원소보다 템퍼링 열처리의 영향이 더 크게 나타났다.

참고문헌

1. POSCO 스테인리스 생산부, 1994, "400계 스테인리스강 제조 이론 및 특성", pp. 5-20.
2. 蔡鍾右, 1999, "13% Cr Martensitic Stainless Steel의 내식성에 미치는 템퍼링 온도 및 Mo 함유량의 영향", 釜慶大學校 碩士學位 論文 pp. 1-3.
3. 長谷川正義, 1992, "스테인리스강 便覽(III 실용 재료)", 世和, 서울, pp. 369-402.
4. 日本鐵鋼協會, 1980, "鋼의 熱處理", 機電研究社, 서울, pp. 563-567.
5. 長谷川正義, 1992, "스테인리스강 便覽(II 性質의 基礎)", 世和, 서울, pp. 353-365.
6. T. Sourmail et al., 2005, "Stainless Steels", University of Cambridge, pp. 1-17.
7. 김무길, 정병호, 김상수, 2002, "A Study on the Mechanical Properties and corrosion Resistance of GCD40 by Plasma Nitriding", 한국동력기계공학회지, 제6권, 제1호, pp. 74-81.
8. 日本熱處理技術協會編, 1970, "熱處理技術シリーズ4", 日刊工業新聞社, 日本, PP. 223-235.
9. 李鶴烈, 1995, "金屬腐蝕工學", 淵鏡文化社, 서울, pp. 62-67.
10. Allegheny Ludlum Corporation, 1998, "Technical Data Blue Sheet, Martensitic Stainless Steels Type 410, 420, 425Mod, and 440A, Pittsburgh, PA, pp. 1-8.
11. Y.H. Kim, D.Y. Ryoo et al., 1992, "Effect of Grain Size on the Intergranular Corrosion Property of Type 304 Stainless Steel", J. Corros Sci. Soc. of Korea, Vol. 21, No. 2, pp. 112-113.
12. 金子秀夫, 1967, "金屬熱處理原論", 丸善株式會社, 日本, pp. 151-156.