

440A 강의 공식부식에 미치는 첨가원소 및 열처리의 영향

김무길* · 정병호** · 이병찬**

*부경대학교 신소재공학부 금속시스템공학과, **한국폴리텍VII대학 울산캠퍼스 신소재응용학과

The Effect of Alloying Elements and Heat Treatment on the Pitting Corrosion of 440 A Martensitic Stainless Steels

Moo-Gil Kim*, Byong-Ho Jung**, Byoung-Chan Lee**

*Dept. of Metal System Engineering, Pukyong National University, Busan 608-739, Korea

**Dept. of Advanced Material, Ulsan Campus of Koreapolytechnic VII, Ulsan 681-712, Korea

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 heat treatment on the pitting corrosion in 3.5% NaCl were investigated through the electrochemical polarization tests. The lowest pitting potential, E_p , was obtained when austenitizing temperature was 1250°C and this is because of the grain coarsening. When austenitized at 1050°C and tempered at 350~750°C, the highest E_p was obtained at 350°C, while the lowest at 450°C and 550°C regardless of alloying elements added. But E_p was increased a little at the tempering temperature of 450°C and 550°C when 0.4 wt.% of tungsten was added. More pitting was observed at 450~550°C, and pitting was formed at regions where Cr concentration is low or grain boundaries are intersecting and showed irregular shape.

(Received January 29, 2009; Revised February 6, 2009; Accepted February 11, 2009)

Key words: 440 A, Alloying elements, Pitting corrosion, Electrochemical polarization test, Pitting potential, Austenitizing temperature, Tempering

1. 서 론

켄칭 경화성이 우수한 440A 스테인리스강은 경도가 높아 내마모성이 우수하며 인성도 양호하여 칼, 게이지, 베어링 등에 주로 사용되지만 인성을 요구할 때에는 440C보다 탄소(C) 함량이 다소 낮은 440A 나 440B Type의 강을 사용한다. 그러나 대체적으로 탄소의 440A, B, C 강들은 가열, 냉각, 산세, 용접 중에 균열이 생기기 쉬워 제조시나 취급에 주의가 필요하다[1]. 또 과공석의 440 강종들은 1차 및 2차 탄화물들이 존재하므로 1차 탄화물의 망상조직을 가공으로 미세화시키지 않으면 조대한 탄화물이 남거나 탄화물 분포가 불균일하게 되어 좋은 성질을 얻을 수 없지만 반면에 어닐링을 포함, 켄칭 후의 템퍼링에 의해 조직과 기계적 성질을 다양하게 변화시킬 수 있다[2]. 이와 같이 기계적 성질에는 열처리와 가공이 주로 영향을 미치지만 그 외 합금

원소의 첨가도 기계적 성질 뿐 아니라 내식성에 큰 영향을 줄 수 있다. 일반적으로 440 강들의 내식성은 오스테나이트화 열처리가 충분하여 균질 조직이 되면 가장 양호하지만 그 후의 템퍼링에 의해 기지 조직의 변태 및 탄화물의 석출로 내식성이 변화되며 또 경도가 저하되기 시작하면 내식성은 일반적으로 열화된다[3-4]. 그러나 440과 같은 마르텐사이트계의 고 탄소 스테인리스강들은 원래 탄소량이 높기 때문에 합금 원소가 첨가될 경우 템퍼링 온도에 따른 크롬(Cr) 탄화물의 생성 거동에도 차이가 날 수 있어 내식성에 미치는 첨가 원소와 열처리의 영향은 매우 복합적인 효과를 보일 수 있다. 한편 스테인리스강에 첨가되는 합금 원소가 양극분극 곡선에 미치는 효과[5]를 보면, 우선 활성부동태 전이 지점에서 부식전류밀도와 부식전위를 낮추는 원소는 Cr이 대표적이고, 부동태 유지전류를 낮추는 원소는 Cr, Ni, W 등이다. 그리고 부동태 구간을 넓히고 공식전

†E-mail : metjbh@pknu.ac.kr

위(Pitting potential, E_p)를 증가시키는 원소들은 Cr, Mo, N, W, Si, V, Ni로 알려져 있어[6] 내식성을 증가시키는 원소들은 Cr을 제외하면 대부분 Mo, V, Ni 및 W인 것을 알 수 있다. 그러나 440A 강을 템퍼링 열처리 시 이러한 첨가 원소들이 공식(Pitting) 부식에 미치는 영향을 보고한 것은 거의 없다. 따라서 본 연구에서는 440A 강의 내식 특성 중 공식부식에 미치는 첨가 원소 및 템퍼링 열처리의 영향을 알아보기 위해 탄소 함량을 낮추고 Ni 함량을 일정하게 한 후에 V, W, Mo를 각각 소량 첨가시킨 440A의 개량 합금들을 제조하여 조사하였다.

2. 실험 방법

2.1 시료

Table 1은 440A를 개량한 4 종류(No. 1~No. 4)의 합금들에 대한 화학 조성을 나타낸다.

2.2 열처리 및 분극시험

모든 시료들은 탈탄을 방지하기 위해 진공 열처리로를 이용, 오스테나이트화 후 퀘칭하고 템퍼링을 실시하였다. 열처리 방법은 첫째, 오스테나이트화 시간이 60분으로 일정할 때 오스테나이트화 온도를 850°C~1250°C 범위로 변화 시킨 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 가지로 하였다. 그리고 전기화학적 분극시험은 EG & G사의 Model 2734 Potentiostat/Galvanostat를 사용하였으며 시험편은 표면 상태를 일정하게 하기 위해 에머리지 #1000까지 일정량 연마하였다. 분극시험 시 표준전극은 포화 감홍전극(SCE), 기준전극은 고밀도 탄소봉을 사용 하였다. 또 전해질 용액은 3.5% NaCl을 사용 하였으며, 용액온도는 30°C로

일정하게 하였다. 용액의 탈기는 질소 가스를 이용하였으며, 시험편은 약 30분간 개방회로 상태에서 안정화시킨 후 개방회로 전위보다 약간 낮은 전위로 부터 20 mV/min의 일정 주사속도로 동전위 분극시험을 실시하였다. 그리고 시험 종료 전위는 약 800 mV로 일정하게 하였으며 측정된 분극곡선에서 공식 전위 E_p 값을 비교하였다.

2.3 조직 관찰

열처리 후의 미세조직은 왕수로 에칭 후 SEM으로 관찰하였으며, 공식 시험 후의 표면 관찰은 광학 현미경을 사용하였다. 그리고 SEM-EDX를 이용하여 표면 공식 형태의 관찰 및 공식부 근방의 주요 성분 원소에 대한 선분석을 실시하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 미세 조직

Fig. 1은 템퍼링 조건이 650°C, 2시간으로 일정 시 오스테나이트화 온도에 따른 미세조직의 예이다. 기지조직은 합금의 종류에 관계없이 모두 템퍼드 마르텐사이트를 나타내고 있다. Fig. 1에서와 같이 850°C에서는 어닐링 시 존재하였던 대부분의 탄화물들이 기지에 미고용되어 있는 반면, 1050°C의 경우는 미고용 탄화물들이 850°C에 비해 더 많이 고용한 것을 알 수 있다. 한편, 1250°C의 높은 온도에서는 모든 탄화물들이 입계의 일부를 제외하고는 거의 대부분 고용되어 있으며 특히 결정립의 조대화가 상당히 진행된 것을 알 수 있다. 즉, 850°C와 1050°C의 경우에는 결정립의 평균 직경이 서로 유사하며 대략 No. 6 근방의 ASTM 결정립 크기를 나타내는데 비해 1250°C의 경우는 No. 5의 결정립 크기로 결정립이 더 조대화 되었음을 알 수 있다.

Fig. 2는 1050°C, 60분의 오스테나이트화 처리 후

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	0.094	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	0.095	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		

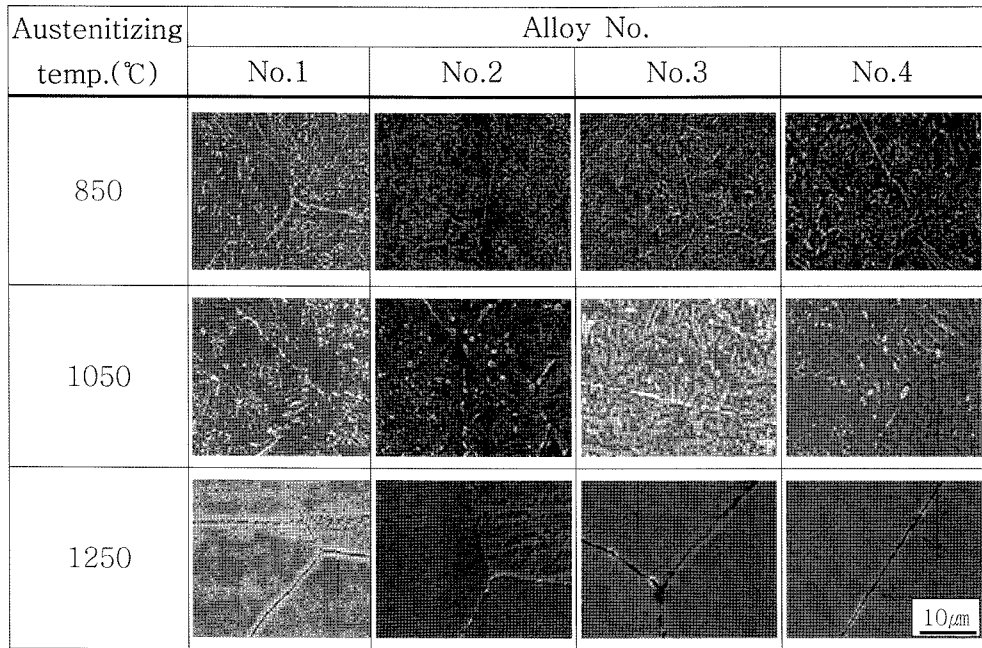


Fig. 1. SEM micrographs of alloys austenitized at various temperatures.

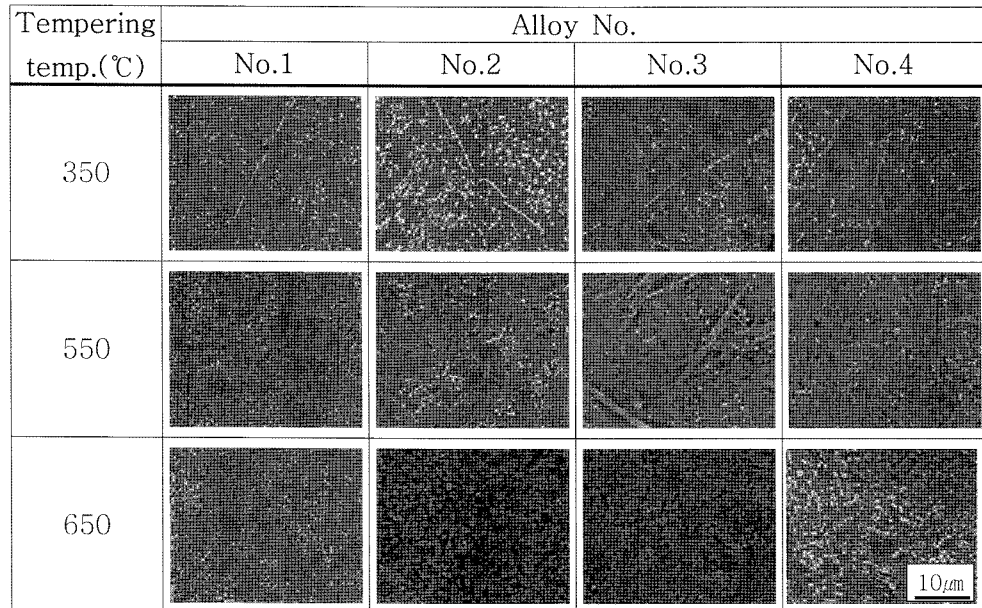


Fig. 2. SEM micrographs of alloys tempered at various temperatures (Austenitizing; 1050°C, 60 min.).

템퍼링 온도에 따른 미세조직의 예이다. 합금의 종류에 관계없이 기지 조직은 템퍼드 마르텐사이트이며, 템퍼링 온도가 350°C로 낮은 경우에는 오스테나이트화 처리만 한 경우의 미세조직과 유사하며 구 오스

테나이트 입계도 잘 나타나 있다. 그러나 템퍼링 온도가 550°C 이상으로 높아지면 탄화물들이 더 많이 석출됨을 알 수 있는데, 이러한 석출물들은 미고용 탄화물 외에 템퍼링 열처리의 합금원소에 따라 생성

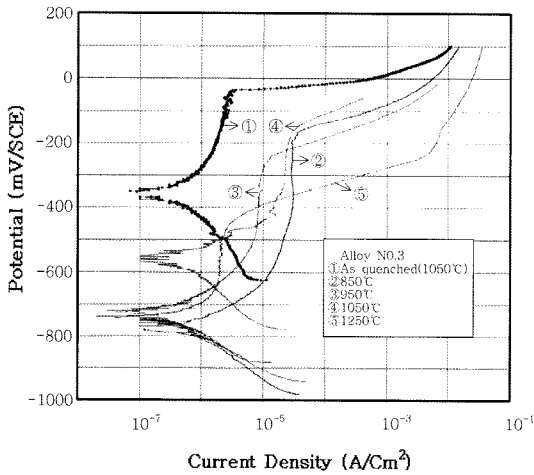


Fig. 3. Anodic polarization curve of alloy No. 3 with the austenitizing temperatures (Tempering: 650°C, 2 hr).

된 여러 가지 탄화물들로 추정되며[7] 이들 탄화물들은 공식과 같은 국부부식에 영향을 미칠 수 있다고 생각된다.

3.2 공식전위에 미치는 열처리의 영향

Fig. 3은 공식에 대한 오스테나이트화 온도의 영향을 조사하기 위해 템퍼링 조건이 650°C, 2시간으로 일정 할 때, W이 첨가된 No. 3 합금의 분극곡선을 대표적으로 나타내었다. 분극곡선의 형태는 활성-부동태 전이과정을 거치지 않고 부동태 상태에서 공식과 같은 과부동태 형태로 되는 전형적인 형태이며, 임계 공식전위 E_p 는 양극전류가 국부부식의 개시와 함께 급격히 증가하는 전위이다. 이러한 E_p 값은 낮을수록 비(Base)한 즉, 공식에 대한 저항성이 낮고 또 이 값이 높을수록 귀(Noble)한 즉, 공식에 대한 저항성이 높다[8]. Fig. 3에서 알 수 있듯이 650°C에서 템퍼링을 실시한 경우에 오스테나이트화 온도에 따른 공식전위 E_p 값은 1050°C > 850°C > 950°C > 1250°C의 순서로, 1050°C에서 오스테나이트화한 경우가 E_p 값이 상대적으로 가장 높아 공식저항이 높고, 또 오스테나이트화 온도가 가장 높은 1250°C의 경우가 E_p 값이 가장 낮아 공식저항이 낮다고 볼 수 있다. 일반적으로 오스테나이트화 온도가 높으면 공식부식의 우선적인 장소 역할을 하는 Cr-rich $M_{23}C_6$ 탄화물이 기지로 잘 고용되어 공식저항이 증가되고, 또 오스테나이트화 온도가 낮아지면 Cr-rich

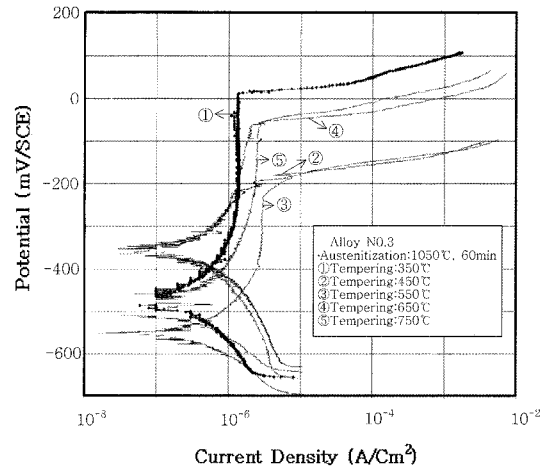


Fig. 4. Anodic polarization curve of alloy No. 3 with the tempering temperatures (Austenitizing: 1050°C, 60 min).

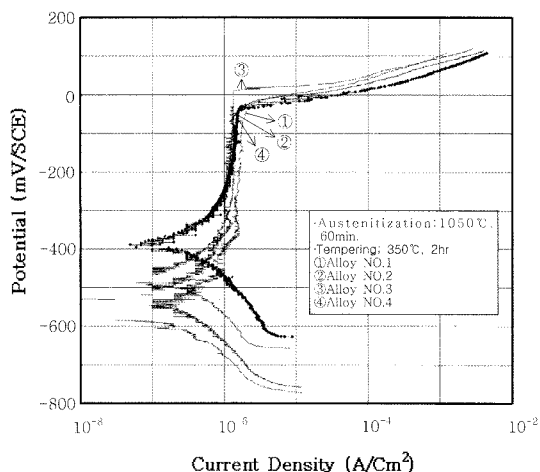
$M_{23}C_6$ 탄화물의 미고용이 증가하여 기지의 Cr 농도가 낮아지기 때문에 공식저항이 낮아진다. 그러나 고온에서 오스테나이트화 후 급냉 시키는 경우는 결정립의 조대화 및 기타 다른 요인 등도 동시에 고려해야하므로 오스테나이트화 온도를 너무 높이거나 너무 낮게 하는 등 마르텐사이트계 스테인리스강의 오스테나이트화 온도의 설정은 공식부식에서 무시할 수 없다[9]. 본 연구의 모든 분극곡선들을 나타내지 않았지만 No. 1, No. 2 및 No. 4의 합금도 이와 동일하게 1050°C 근방에서 약 60분 오스테나이트화 처리를 실시한 경우가 대부분 높은 E_p 값을 나타내었다. 특히 본 연구에서 가장 높은 오스테나이트화 온도인 1250°C의 경우는 모든 합금에서 E_p 값이 상대적으로 모두 낮게 나타났다. 일반적인 부식이론에서는 결정입도 크기가 커질 경우, 총 입체면적이 줄어들어 높은 에너지를 가진 부식성이 큰 입체가 감소하기 때문에 내식성이 향상되어야 하지만 Cr 탄화물들이 입체에 많이 존재하는 강의 경우에는 단위 입체 면적당 석출물의 밀도가 높아져 입체부식과 같은 국부 부식이 오히려 크질 수 있다는 설명[10]과 반면, 결정 입도가 크지면 양극으로 작용하는 입체의 면적에 비하여 음극인 입체의 면적비가 크지므로 갈비닉 부식에 의한 면적효과로 부식이 가속화 된다는 설명이 있다. 본 연구에서 나타난 1250°C에서의 낮은 E_p 값은 후자의 설명에 더 가깝다고 생각된다.

Fig. 4는 템퍼링 온도 변화에 따른 임계 공식전위

Table 2. Pitting potentials, E_p (mV) measured in the specimens tempered at various temperatures

Alloy	Pitting potential, E_p (mV)				
	Tempering temperature(°C)				
	350	450	550	650	750
No.1	-32	-230	-278	-110	-68
No.2	-20	-280	-245	-65	-130
No.3	+9	-191	-181	-64	-61
No.4	-26	-210	-296	-100	-109

E_p 값을 비교하기 위해 오스테나이트화 조건이 1050°C, 60분으로 일정할 때 W첨가 No. 3 합금에 대한 분극곡선을 측정하여 대표적으로 나타낸 것이며, Table 2는 각 합금에 대한 E_p 를 템퍼링 온도별로 측정한 값이다. Fig. 4에서와 같이 임계 공식전위 E_p 값의 순서는 350°C > 750°C(650°C) > 550°C(450°C)로 350°C의 경우가 E_p 값이 상대적으로 가장 높게 나타났다. 분극곡선들을 모두 나타내지는 않았지만 No. 1, No. 2 및 No. 4의 합금에서도 E_p 값의 순서는 No. 3 합금과 거의 동일하여 E_p 값의 변화는 합금 원소의 첨가보다는 템퍼링 온도가 더 크게 영향을 미쳤다. 특히 350°C 템퍼링의 경우가 오스테나이트화 처리만 한 경우와 유사하게 가장 공식저항성이 우수한데, 이러한 이유는 350°C의 템퍼링에서는 고 Cr 탄화물의 석출이 매우 적어 기지의 Cr 결핍이 적었기 때문으로 생각된다. 한편, 고온인 650°C 및 750°C의 경우도 350°C와 유사하게 높은 E_p 값을 보여주어 공식저항이 우수하다고 볼 수 있는데, 실제 고온의 템퍼링 온도에서는 고 Cr 탄화물의 석출이 많아 탄화물 근방의 기지에 Cr 결핍 현상이 증가되어 국부적인 영역의 공식과 같이 내식성이 나빠지는 것은 당연하다. 그러나 고온의 템퍼링에서는 타 지역으로부터의 Cr의 확산이 오히려 잘 되어 Cr의 확산에 의한 내식성의 회복이 고 Cr 탄화물의 석출에 의한 내식성의 열화보다는 더 크게 작용, 국부적인 영역에서 발생하는 Cr 결핍 현상을 감소시켰기 때문에 더 높은 E_p 값을 나타낸다고 생각된다. 그러나 측정된 E_p 값(Table 2)들은 대부분 양(+)의 값이 아니라 공식저항이 낮다고 볼 수 있고, 또 대체적으로 저온 템퍼링은 350°C 근방, 그리고 고온 템퍼링은 650°C 및 750°C에서의 E_p 값이 양의 값에 근접해 있어 상대적으로 더 우수한 공식저

**Fig. 5.** Anodic polarization curve of alloys tempered at 350°C (Austenitizing; 1050°C, 60 min.).

항을 나타낸다고 생각된다. 한편, 450°C나 550°C에서는 E_p 값이 가장 낮아 공식저항이 낮다. 이것은 450°C에서 550°C까지는 M_7C_3 석출이 가장 많고 또 Cr-rich의 $M_{23}C_6$ 탄화물이 석출이 시작하는 템퍼링 온도 영역[11-12]이므로 Cr의 확산이 적게되어 Cr 결핍 현상이 국부적인 많은 영역에서 발생하였기 때문으로 생각된다. 그러나 W를 첨가한 No. 3 합금은 450~550°C 온도 영역에서도 다른 합금들에 비해 상대적으로 E_p 값이 높게 나타나 W의 첨가는 공식저항을 증가시켰다고 생각되었다.

3.3 공식전위에 미치는 첨가원소의 영향

Fig. 5는 350°C 템퍼링의 경우, No. 1~No. 4의 각 합금에서 측정된 분극곡선들을 나타내었다. 일반적으로 공식저항지수 식[13]으로 계산한 순서대로 나타내면 No. 4 > No. 3 > No. 2(No. 1)와 같이 Mo이 첨가된 No. 4가 가장 크고 그 다음은 W이 첨가된 No. 3의 합금 순서로 공식저항이 우수하여야 하지만 Fig. 5와 같이 350°C에서는 W이 첨가된 No. 3 합금의 E_p 값이 오스테나이트화 처리만 한 경우의 E_p 값과 유사할 뿐 아니라 또 가장 높게 나타나 있는 등 공식저항지수 식으로 계산한 순서와 잘 일치하지 않고 있다. 이러한 이유는 350°C와 같이 템퍼링 온도가 낮은 경우는 저 Cr의 M_3C 탄화물이 대부분이고 그 외 M_7C_3 탄화물이 석출하는 초기 온도이기 때문에 탄화물 석출량과 석출물 근방

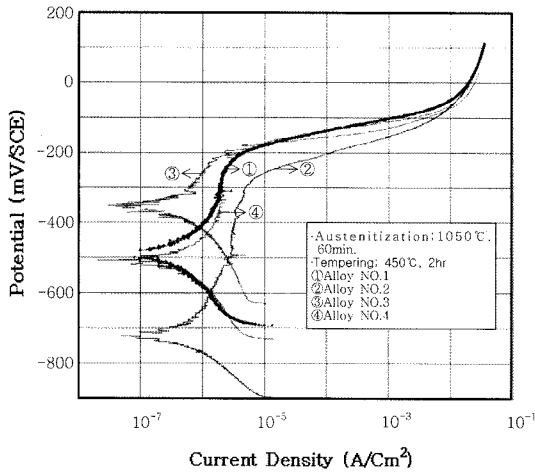


Fig. 6. Anodic polarization curve of alloys tempered at 450°C (Austenitizing; 1050°C, 60 min.).

의 국부적 영역에서의 Cr 결핍 현상이 상당히 적고 [7], 또 첨가 원소 량이 임계치보다 적어 공식저항에 영향이 적었기 때문으로 생각된다. 그러나 350°C에서의 템퍼링은 대체적으로 첨가 원소에 관계없이 모든 합금에서 상대적으로 가장 우수한 공식저항을 나타내었다.

Fig. 6은 450°C 템퍼링의 경우, 각 합금에서 측정된 분극곡선들을 나타내었다. 일반적으로 450°C의 템퍼링은 M_3C 탄화물을 용해하면서 M_7C_3 가 입체에 전면적으로 석출되고 또 Cr-rich $M_{23}C_6$ 의 탄화물도 일부 석출한다. Fig. 6에서와 같이 450°C에서는 오스테나이트화 처리만 한 경우보다 E_p 값이 많이 감소되어 공식저항이 상대적으로 낮다고 볼 수 있으며 또 E_p 값의 감소 정도는 Mo과 W이 첨가된 합금보다 V이 첨가된 합금이 더 크게 나타났다. 이와 같이 템퍼링 온도가 450°C로 상승한 경우는 Ni이나 V 원소의 첨가보다는 Mo과 W 원소의 첨가가 E_p 값 상승에 약간 영향을 미쳤는데, Mo보다는 W 원소의 첨가 영향이 더 큰 것을 알 수 있다. 나타내지는 않았지만 이러한 영향은 550°C의 템퍼링에서도 유사하였다. Fig. 7은 650°C의 경우에 측정된 각 합금들의 분극곡선이다. 고온 템퍼링에 의해 E_p 값이 상승되어 내식성이 회복되었다고 볼 수 있지만, 첨가 원소의 효과가 각 합금에 따라 명확하지는 않다. 그러나 E_p 값이 상승되어 내식성이 회복되는 이유는 역시 $M_{23}C_6$ 탄화물들의 대량 석출과 성장으로

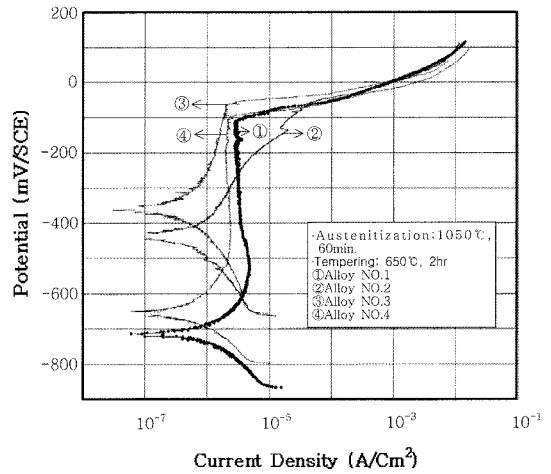


Fig. 7. Anodic polarization curve of alloys tempered at 650°C (Austenitizing; 1050°C, 60 min.).

Tempering temp.(°C)	Surface pits
450	
650	

Fig. 8. Optical micrographs of pits formed on the specimens austenitized at 1050°C for 60 minutes and tempered at 450°C and 650°C for 2 hours respectively.

국부적인 Cr 결핍 영역이 많아져 공식이 증가하기 보다는 고온 템퍼링에 의한 Cr의 확산이 더 컸기 때문으로 생각된다[3-4]. 이와 같이 450°C나 550°C의 템퍼링에서만 0.4Wt.%의 W 첨가 No. 3 합금의 공식저항이 약간 증가 되었을 뿐, 그 외의 템퍼링 온도에서는 소량 첨가된 합금원소가 공식저항을

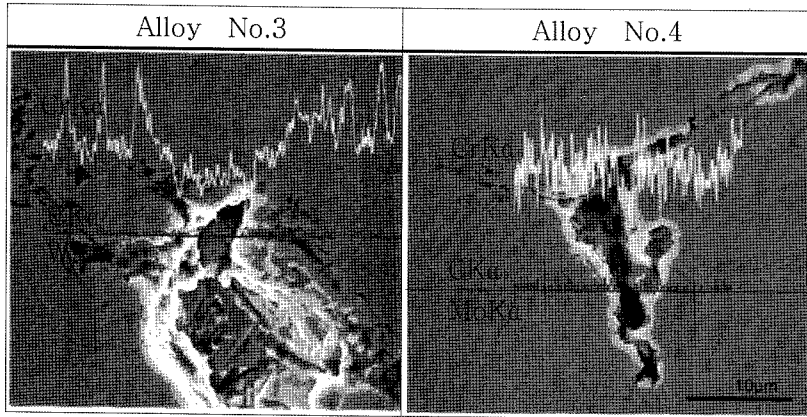


Fig. 9. Concentration profiles near pits of the alloy No. 3 and No. 4 specimen austenitized at 1050°C for 60 minutes and tempered at 450°C for 2 hours.

증가시키는 효과는 거의 나타나지 않았다. 차후 더 상세한 연구가 이루어져야 하겠지만, W 첨가 합금의 공식저항이 증가된 이유는 기지강화의 역할 뿐 아니라 내공식성을 개선시키는 W 원소가 공식전위 E_p 값을 Positive(+) 측으로 이동시켜 공식부식을 감소시키는 효과를 나타내었기 때문이며[15-17], 또 소량 첨가된 합금원소가 공식저항을 증가시키는 효과가 매우 적게 나타난 이유는 첨가 원소의 양이 어떤 특정 임계치에 미달되었기 때문으로 생각된다.

3.4 공식의 관찰

Fig. 8은 1050°C에서 60분간 오스테나이트화 처리 후 각각 450°C 및 650°C로 2시간 템퍼링한 경우, 각 E_p 에서 동일 시간 경과한 후 발생한 공식들을 광학 현미경으로 관찰하여 공식발생의 정도를 서로 비교하였다. Fig. 8에서 알 수 있듯이 450°C가 650°C의 경우보다 평균적으로 더 많은 수의 공식이 발생됨을 알 수 있다. 즉, E_p 값이 낮은 450°C의 경우가 높은 E_p 값을 나타낸 650°C의 템퍼링에서보다 공식 발생량이 더 많다. 이러한 이유는 450°C 근방에서 석출하는 M_7C_3 계 탄화물들 근방의 기지에 발생한 Cr 결핍 현상 때문으로 생각된다.

Fig. 9는 No. 3과 No. 4 합금을 1050°C에서 60분간 오스테나이트화 처리하고 450°C로 2시간 템퍼링한 경우, 발생한 공식의 형태와 주요 첨가 원소들을 분석한 것이다. 공식은 모두 불규칙한 형상[14]이며, 또 공식 발생 초기에 관찰한 것이라 공식 깊이도 크지 않다. 그리고 공식이 발생한 장소는 입계

또는 입계가 만난 곳과 Cr 농도가 낮은 장소가 많았다.

4. 결 론

C를 약 0.5%까지 감소시키고 Ni, V, W, Mo를 각각 소량 첨가시킨 4종류의 개량 440A 마르텐사이트계 스테인리스강을 제조 후, 3.5% NaCl에서의 공식 부식에 미치는 첨가 원소와 템퍼링 열처리의 영향을 전기화학적 분극 시험을 통하여 조사하였다.

1. 일정 템퍼링 조건에서 공식전위 E_p 는 오스테나이트화 온도가 1050°C > 850°C > 950°C > 1250°C의 순서로 1250°C에서 가장 낮게 나타났는데, 이것은 결정립 조대화 때문이었다.

2. 1050°C에서 오스테나이트화 처리 후 템퍼링 온도에 따른 E_p 는 첨가 원소의 영향에 관계없이 350°C에서 가장 높고 450°C 및 550°C에서 가장 낮게 나타났다.

3. 450°C 및 550°C 템퍼링의 경우, 0.4 wt.%의 W 첨가는 E_p 의 증가에 약간 영향을 미쳤다.

4. 450°C의 템퍼링은 650°C의 템퍼링에 비해 더 많은 공식을 발생시켰다. 또 공식은 주로 Cr 농도가 낮은 장소 또는 입계에 불규칙 형태로 관찰되었다.

후 기

“이 논문은 2008학년도 부경대학교의 지원을 받아 수행된 연구임(PK-2008-040)”.

참고문헌

1. 長谷川正義 : 스테인리스鋼 便覽, III 實用材料, 世和 (1992) 369-402.
2. 日本鐵鋼協會 : 鋼의 熱處理, 機電研究社 (1980) 563-567.
3. 日本熱處理技術協會編 : 熱處理技術シリーズ 4, 特殊鋼의 熱處理, 日刊工業新聞社 (1970) 223-235.
4. J. E. Truman : Br. Corros. J., **11** (1976) 92.
5. Sedriks A. J. : Conf Proc Stainless Steel "84" Goteborg, Institute of Metals (1985) 125.
6. Z. Szklarska-Smialowska : Pitting corrosion of Metals, National Association of Corrosion Engineers, Chapter **8** (1986) 143-144.
7. 長谷川正義 : 스테인리스鋼 便覽, II 性質의 基礎, 世和 (1992) 33-45.
8. K. M. Moon : J. Corros. Sci. Soc. of Korea, **18** (1989) 3.
9. Y. S. Choi and J. G. Kim et al. : Materials Letters, Article in Press, MLBLUE-07285 (2006) 1.
10. Y. H. Kim and D. Y. Ryoo et al. : J. Corros. Sci. Soc. of Korea, **21** (1992) 112.
11. Y. J. Kim, D. W. Joo, S. H. Park, G. D. Kim and J. H. Sung : J. of the Korean Society for Heat Treatment, **7** (1994) 25.
12. Y. G. Kim, Y. J. Kim, G. D. Kim and J. H. Sung : J. of the Korean Society for Heat Treatment, **5** (1992) 111.
13. G. Y. Kim, Y. S. Ahn and B. H. Jung : J. of Korean Society of Marine Engineers, **27** (2003) 704.
14. ASM : Metals Handbook, 9th ed., Vol. 13, Corrosion (1987) 231-233.
15. H. Okamoto : Proc. Conf. Application of Stainless Steel 92, Stockholm Sweden (1992) 360-367.
16. Y. S. Ahn and J. P. Kang : Mat. Sci. Technol., **14** (2000) 382.
17. Y. S. Ahn, J. M. Kim and B. H. Jeong : Mat. Sci. Technol., **18** (2002) 383.