

오스테나이트계 스테인리스강에 대한 질소 고용화 처리 및 그 효과

허 정 · 남태운*
동우열처리공업(주)
*한양대학교 금속재료공학과

Solution Nitriding and Its Effect on the Austenitic Stainless Steels

J. Huh and T. W. Nam*
Dongwoo Heat Treating Co, Shiheung
*Dept. of Materials Sci. & Eng. Hanyang University, Ansan

Abstract As a case hardening process for stainless steels, nitriding is more preferred and widely used than carburizing which deteriorates corrosion resistance severely. In order to add the nitrogen into the stainless steels, passive film on the surface must be removed effectively before nitriding. Conventional gas nitriding process is performed in the temperature range of 500 to 600°C with NH_3 gas, which often leads to sensitization of stainless steels. In this study, we tried to activate passive film of austenitic stainless steels by heating at low pressure. (900°C, 5×10^{-2} Torr.) Nitriding was performed at the solution treatment temperature of 1100°C with nitrogen molecules instead of NH_3 gas. An attainable nitrogen content in a case depends on the nitrogen gas pressure at constant nitriding temperature. A case depth is proportional to the square root of solution time, which suggests that inward diffusion of nitrogen follows the Fick's 2nd law. Surface nitrogen atoms are dissolved as interstitial solutes, or precipitated in the form of MN, M_2N nitrides, which increase the case hardness. Dissolved nitrogen in the case enhances the cavitation resistance of austenitic stainless steels dramatically.

(Received July 19, 2000)

Key words: Nitriding, Austenitic Stainless steels, Passive film, Sensitization, Nitrides, Cavitation resistance

1. 서 론

철강재의 표면에 질소를 침투시켜 표면 경화층을 얻는 방법이 1923년 A. Fry의 연구에 의해 실용화 되기 시작한 이래 1950년 염욕질화법인 Tufftride법의 개발은 질화법이 광범위한 분야에 보급 및 활용이 가능하게 된 계기가 되었으며 이후 암모니아가스에 침탄성 가스를 혼합시키는 가스연질화법의 개발, 글로우 방전을 이용한 플라즈마 질화법의 개발 등으로 질화법의 적용 분야 및 응용은 점차 다양해지고 있다. 통상 질화법이 600°C 이하의 주로 페라이트 영역에서 질소를 침투시켜 강재 표면에 화합물층을 형성시키고 내부 쪽으로의 질소 확산 및 고용에 의해 경화시키는 반면 최근에는 800°C 이상의 고온에서 질소를 침투시킨 후 급냉 시킴으로써 표면 화합물층 및 탄화물, 질화물 생성을 억제하고 질소를 고용된 상태로 최대한 유지시키며 필요시 템퍼링 등을 통해 질화물을 석출 시키는 방법들도 공구강이나 스테인리스강 등을 중심으로 연구 및 보고되고 있다.

[3,4,16]

스테인리스강의 표면경화처리로서 침탄법은 크롬탄화물($Cr_{23}C_6$)석출에 의한 급격한 내식성 저하의 문제를 가지고 있어 적용이 곤란하므로 통상 질화법이 채택되는데 이때에도 처리온도가 예민화 구간(500°C-850°C)내에서 이루어지므로 탄화물, 질화물 석출에 의한 크롬 고갈 문제는 침탄에 비해서는 상대적으로 덜하나 어느 정도 잔존하게 된다. 공구강에 대한 암모니아 가스에 의한 고온에서의 질화 및 마르텐사이트계 스테인리스강에 대한 질소가스에 의한 질소 침투에 대해서는 보고된 바와 적용사례가 있으나 오스테나이트계 스테인리스강에 대한 질소 고용 및 질화물 거동에 대해서는 정리된 연구 결과나 적용 사례가 거의 없다. 따라서 본 연구에서는 오스테나이트계 스테인리스강의 표면 질소 고용 및 그 효과에 대해 검토하였다. 열처리 장비로는 가스 가압식 진공열처리로를 이용하였고 진공 가열에 의한 표면부동피막 제거조건을 검토하였다. 질소 공급원으로서 암모니아 가스 대신에 분자상 질소가스를 사용하였

으며 표면경화 깊이 및 질소농도에 대한 공정 변수로서 고용화 시간 및 가스 압력의 영향을 조사하였다. 또한 질소 침투에 따른 미세조직, 석출물 생성, Cr 분포 등을 조사하고 Pitting, Cavitation erosion 특성을 분석하여 실용화를 위한 기초 연구가 되도록 하였다.

2. 실험 및 분석 방법

2.1. 실험 장치

가압 가스 냉각식 진공 열처리로는 통상 가열과 냉각이 한 chamber에서 이루어지는 1실형이 많이 사용되고 있으나 본 실험에 사용된 설비는 냉각 속도의 향상을 위해 가열실과 냉각실을 별도로 구성한 2실형으로 1.5Kgf/cm² 정도의 가압으로 1실형의 8Kgf/cm² 가압 이상의 냉각 효과를 얻을 수 있는 공구 경화 전용 열처리로이다. 가열실은 carbon heater 에 의해 1250°C 까지 가열될 수 있고 graphite board 가 단열재로 사용되었다. 냉각실에는 양쪽에 수냉식 열교환기와 상하에 냉각 fan이 설치되어 냉각 효율을 높이고 냉각가스의 흐름 및 속도를 제어할 수 있다. 질소가스는 가열실과 냉각실에 각각 투입될 수 있는데 가열실에 투입되는 질소가스는 처리품의 유효원소 증발 방지용으로 미량 투입되는 경우와 가열 효율 제고를 위해 대류가스용으로 투입되는 경우 및 본 실험에서와 같이 질화 공급원으로 사용되는 경우가 있다. 냉각실에 투입되는 질소가스는 최고 2Kgf/cm² 까지 가압 되어 급속 냉각용으로 사용된다.

2.2. 시편 준비

본 실험에서는 내식, 내열용 재료로 가장 널리 사용되는 오스테나이트계 스테인리스강인 AISI 304를 직경 20 mm, 두께 10 mm의 원반 형태로 가공하여 시편으로 사용하였다. ICP(유도결합플라즈마)법으로 측정된 화학 조성을 Table 1에 표시하였다.

2.3. 실험 방법

(1) 표면 부동태 피막 제거

오스테나이트계 스테인리스강은 표면에 형성된 안정한

부동태 피막에 의해 질소 침투가 곤란하므로 통상의 가스질화시에는 질화전에 산세를 하거나 활성수소 중의 가열 등을 통해 표면을 활성화 시켜야 하는데 본 실험에서는 진공 분위기 가열에 의한 부동태 제거 여부 및 조건을 검토 하였다. 즉 진공도를 5×10^{-2} Torr 로 하고 900°C, 1000°C에서 각각 30분간 가열한 후 질소 침투 여부를 조사 하였다.

(2) 질소 고용화 처리

고용화 온도는 탄화물 분해에 의한 탄소의 고용 및 질소가스의 활성화를 감안하여 1100°C로 하였으며 유지 시간은 2시간, 4시간, 6시간으로 각각 변화 시켰다. 고용화 과정의 질소가스 압력을 150Torr, 500Torr, 1000Torr 로 각각 변화시켰으며 냉각은 별도의 냉각실로 이동하여 질소가스에 의해 1.5Kgf/cm² 로 가압하여 급냉 함으로써 고용 상태가 최대한 유지되도록 하였다.

2.4. 분석 방법

(1) 경도 시험 및 미세 조직 관찰

micro-vickers hardness tester를 이용하여 표면에 서부터 깊이에 따른 미세 경도를 100 μm 간격으로 하중 300gf로 측정 하였고 질화층의 단면 미세 조직을 광학 현미경 및 주사 전자현미경(SEM)으로 관찰하였다.

(2) 성분 및 상분석

시편의 기본 조성은 유도결합플라즈마법(ICP)에 의해 분석하였다. 시편 표면에 침투 확산된 질소는 경량 원소(원자번호7) 이면서 또한 미량(1wt%미만)이므로 EDS(Energy Dispersive Spectrometer)에 의한 검출 및 정량화가 곤란하여 무기원소 분석법(N,O 분석)에 의해 침투 여부 및 양을 확인한 후 오제이 전자 분광법(Auger Electron Spectroscopy)에 의해 표면에서부터 깊이에 따른 정량 분석을 시도하였다. 표면에 생성된 석출상에 대해 EDS에 의해 1차적인 정성, 정량분석을 한후 투과 전자 현미경(TEM)에서 회절도형분석을 하였고 WDS(Wave Dispersive spectrometer)에 의해 Cr 농도 분포를 분석하였다.

(3) Erosion 특성 시험

오스테나이트계 스테인리스강에서는 기계적 특성과 함께 내식 특성이 중요하고 특히 펌프, 터빈 부품 등으로 사용되는 경우에는 유체에서의 침식, 마모 현상을 고려 하여야 한다. 따라서 potentiometer에 의해 전기 화학적 방법으로 공식(pitting)특성을 시험하였다(cyclic polarization test). 분극 실험 장치로는 EG&G사의

Table 1. Chemical compositions of test piece (wt %)

C	N	Cr	Ni	Mn	Si
0.07	0.03	19.39	9.04	1.62	0.46

Potentiostat/Galvanostat를 사용하였고 기준전극은 포화 카로멜전극(SCE), 보조전극(Counter electrode)은 고밀도 탄소봉으로 하였다. 또한 전해액으로는 인공해수(ASTM D1141)를 사용하였고 온도를 $25 \pm 2^\circ\text{C}$ 에서 유지하였다. 부식 전류 밀도를 구하기 위해 Tafel 분극 실험을 실시하였고 부동태 등의 부식거동을 예측하기 위해 potentiodynamic 분극 실험을 실시하였으며 입계 부식이나 공식(pitting) 등의 부식 정도를 파악하기 위하여 cyclic 분극 실험을 실시하였다. 또한 수충격 침식 시험(liquid impingement erosion test)에 의해 cavitation erosion 특성을 시험하였다. 실험 장치의 구성은 Fig. 1에 나타낸 바와 같다. 부식 용액으로는 수도수를 사용하였으며 매분 13m/sec의 유속으로 분사하고 분사된 부식 용액은 노즐 선단으로부터 40 mm의 거리에 고정된 시험편에 충돌하도록 하여 용액의 충격에 의한 시험편 전면에 충격 침식현상이 일어나도록 하고, tunnel tube를 설치함으로써 시험편의 배면에는 캐비테이션(cavitation)침식이 일어나도록 하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 표면 부동태 피막 제거

오스테나이트계 스테인리스강에는 18wt% 이상의 Cr이 함유되어 있어 표면에 안정한 부동태 피막을 형성한다. 부동태화된 표면은 활성 상태일 때와 외관상 큰 차이가 없으며 그 두께는 수십 Å 정도에 불과하나 확산 장벽 층으로 작용하게 되어 금속을 그 주위 환경과 단절시킴으로써 질화 처리시 질소 원자의 침투를 방해하

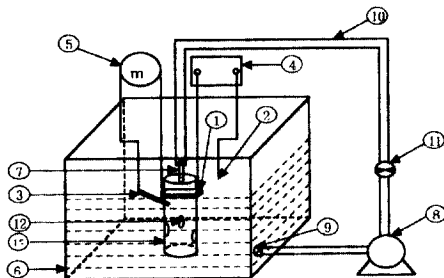
게 된다. 따라서 가스 질화 처리를 할 경우에는 통상 처리 전에 산세를 하거나 불소 등의 활성 가스 중에서의 가열, 또는 질화가스 중에 염소가스를 혼입시키는 방법 등이 사용된다. 그러나 이러한 방법들은 장시간을 요하고 유해 물질 발생, 로재 손상 등의 문제가 있어 최근에는 기계 가공, 대기 중의 가열 등에 의해 표면을 활성화 하는 방법 들도 보고되고 있다[7,8,9]. 본 실험에서는 금속 산화물의 열 분해는 평형 산소 분압에 의존함에 착안하여 진공 가열에 의해 표면의 크롬 산화물 층을 환원시켜 표면 활성화를 시도하였다. Richardson diagram[10]에 의하면 본 실험에 사용된 진공 열처리로의 통상 작업 압력인 5×10^{-2} torr에서 Cr_2O_3 의 분해 온도는 900°C 부근이므로 활성화 처리를 900°C , 1000°C 에서 각각 30분 간 실시하였고 비교를 위해 별도의 활성화 과정이 없이 질소 고용을 시도하였다.

분자상의 질소 가스는 1050°C 이상에서 활성화되는 것으로 알려져 있으므로[12]고용화 온도는 1100°C 로 하였고 질소 가스 압력을 1000Torr로 하여 6시간 유지 후 냉각시켜 질소의 침투 여부를 확인하였다. 질소 침투 여부는 무기원소 분석법에 의한 질소 함량 및 표면 경도에 의해 판단하였는데 그 결과를 Table 2에 나타내었다 Table 2에서 보는 바와 같이 활성화 처리를 하지 않은 것과 900°C 에서 한 것은 표면 부동 피막 제거가 되지 않아 질소가 침투되지 않은 것으로 판단되며 1000°C 에서 활성화처리된 것은 질소 침투가 확인되었다. 따라서 진공 가열에 의해서도 표면 부동 피막 제거는 가능하며 그 여부는 온도와 압력에 따라 달라지는데 Richardson diagram에 의한 예측 결과와 대체로 일치함을 알 수 있다.

3.2. 미세 조직 및 표면 경도

(1) 미세 조직

강의 표면에 침투 고용되는 질소의 평형 농도에 영향을 주는 요소로 합금 조성 및 처리 온도와 질소 가스 압력 등을 들 수 있고 공정 변수로는 이들 외에 처리



① Specimen ② Reference electrode ③ Counter electrode
④ Potentiometer ⑤ Ampere meter ⑥ Water tank
⑦ Nozzle ⑧ Water pump ⑨ Filter
⑩ Flexible hose ⑪ Valve ⑫ Scupper
⑬ Tunnel tube(Impingement-cavitation erosion)

Fig. 1. Schematic diagram of impingement-cavitation erosion test apparatus

Table 2. Surface nitrogen contents with various activation temperatures

Activation energy($^\circ\text{C}$)	N(wt%)	Hardness(Hv ₃₀₀)
0	0.02	160
900	0.03	180
1000	0.2	280

온도 및 냉각 속도 등을 생각할 수 있다. 본 실험에서는 AISI 304 steel을 사용하였으므로 고용화 온도는 크롬 탄화물의 분해를 고려하여 1100°C에서 행하였고 고용 상태를 최대한 유지하기 위하여 1.5Kgf/cm²의 가압 급속 냉각을 실시하였고 공정 변수로 질소 가스 압력 및 처리 시간을 변화시켜 그 영향에 대해 검토하였다. 압력 및 시간에 따른 질화층의 미세조직을 그림 Fig. 2와 Fig. 3에 나타내었다.

Fig. 2는 광학 현미경에 의한 단면 조직 사진으로 C, D의 경우 표면 쪽의 오스테나이트 결정립계 부근이 상대적으로 검게 부식되어 있는데 이는 결정립계 부근에서 질화물 석출에 의한 Cr depletion 영역이 일부 존재하는 것에 기인하는 것으로 생각된다. Fig. 3은 SEM에 의한 단면 조직 사진으로 사진 C의 경우 표면에서 약 60 μm 까지 석출물이 분포하고 있음을 보인다. 강에서 탄소 원자와 질소 원자는 octahedral site에 침입형으로 고용되며 오스테나이트계 스테인리스강에서는 1100°C에서 질소는 0.5-0.8wt%의 고용도를 갖는 것으로 알려져 있다.[1] 따라서 질소의 고용량이 많을수록 표면에서 질화물, 또는 탄화물의 석출 경향이 커지는 것으로 생각할 수 있으며 본 실험에서는 C의 경우가

이에 해당한다.

(2) 경도

Fig. 4에는 일정한 처리시간(6시간)에서의 질소 가스 압력에 따른 경도 분포를, Fig. 5에는 일정한 가스압력(1000Torr)에서의 처리 시간에 따른 경도 분포를 나타내었다. Fig. 4에서 보는 바와 같이 처리 시간이 일정할 경우 표면 경도는 질소 가스의 압력이 높을수록 증가하며 이는 질소의 고용량이 가스 압력에 의존함을 의미한다. 또한 1000Torr의 가스압으로 6시간 처리한 시편의 표면 경도가 급격히 높아짐은 표면의 석출물 생성과 관계 있는 것으로 보인다. 즉 이 경우 고용 강화 외에 석출 강화도 경도 상승에 기여하는 것으로 생각된다. 또한 심부 보다 20% 이상 경도 상승효과가 있는 깊이까지를 경화 깊이라고 할 때 Fig. 5에서 보는 바와 같이 경화층의 깊이는 2시간 처리시 0.5 mm, 4시간 처리시 0.7 mm, 6시간 처리시 0.9 mm 정도로 시간의 평방근에 대체로 비례하는 바 질소의 확산이 Fick의 2법칙을 따르고 있음을 나타낸다.

3.3 표면 조성 및 상 분석

(1) 질소 농도

Fig. 2. Optical micrographs of solution nitrided surfaces($\times 400$); a) 1100°C \times 6H, 150 Torr, b) 1100°C \times 6H, 500 Torr, c) 1100°C \times 6H, 1000 Torr, d) 1100°C \times 2H, 1000 Torr.

Fig. 3. SEM micrographs of solution nitrided surfaces($\times 500$); a) $1100^{\circ}\text{C} \times 6\text{H}$, 150 Torr, b) $1100^{\circ}\text{C} \times 6\text{H}$, 500 Torr, c) $1100^{\circ}\text{C} \times 6\text{H}$, 1000 Torr, d) $1100^{\circ}\text{C} \times 2\text{H}$, 1000 Torr.

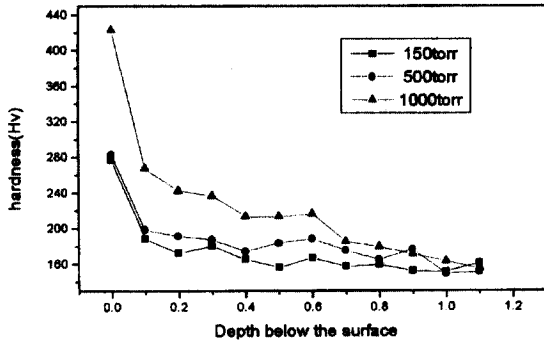


Fig. 4. Effect of nitrogen pressure on the surface micro-hardness profile treated for 6 hours.

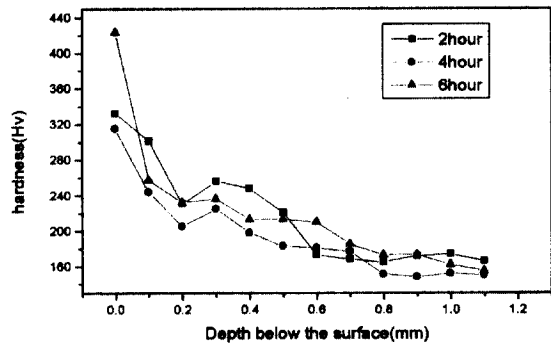


Fig. 5. Effect of solution nitriding time on the surface micro-hardness profile treated at 1000 Torr.

가열실내 질소 가스 압력을 1000Torr로 유지하고 1100°C 에서 6시간 처리한 시편에 대해 오제 전자분광법(Auger electron spectroscopy)으로 표면 질소 농도를 분석하였다. Fig. 6에서 보는 바와 같이 Area 1($200\mu\text{m}$), Area 2($400\mu\text{m}$)에서 N의 peak가 검출되며 표면 조성의 정량 분석 결과를 Table 3에 나타냈다.

(2) 석출상 및 Cr 분포

Fig. 7에 나타난 결정립계의 석출물에 대한 EDS spectrum을 Fig. 8에 나타냈고 정량 분석 결과를 Table 4에 표시하였는데 석출상이 Cr-rich nitride일 가

능성이 큰 것으로 판단되었다. 석출상에 대한 TEM(Transmission Electron Microscope)에서의 명시야상(Bright Field Image)과 제한시야회절도형(Selected Area Diffraction Pattern)을 Fig. 9에 표시했는데 회절도형의 분석 결과 큰 회절점(large spot)은 CrN(FCC)의 회절패턴임이 확인되었고 작은 회절점(small spot)은 Cr_2N (HCP)의 회절패턴인 것으로 해석되어 CrN matrix에 Cr_2N 이 석출되어 2상이 혼재되어 있는 것으로 나타났다.

오스테나이트계 스테인리스강에서는 합금 조성에 따라

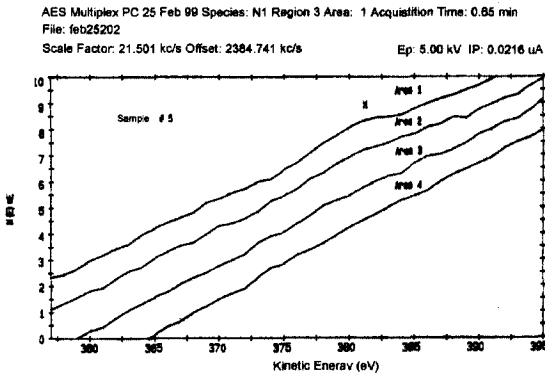


Fig. 6. AES spectrum of sample treated at 1100°C for 6 hours.

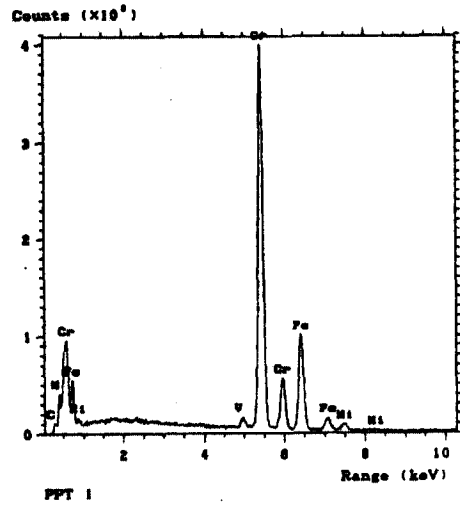


Fig. 8. EDS spectrum of a precipitate at grain boundary.

Fig. 7. SEM image of precipitates at grain boundary.

Table 3. Chemical compositions of surface(at%)

구분	Fe	Cr	Ni	N
Area 1	68.96	20.88	7.96	2.30
Area 2	69.75	21.13	7.54	1.57

차이는 있으나 질소 농도가 0.5-0.8wt%를 초과하거나 또는 그 이하의 농도에서도 0.2-0.3wt% 초과시 냉각 속도에 따라 Cr₂N이 석출되는 것으로 알려져 있다. [1,2] 질소가 0.7wt% 함유되어 있는 경우의 Time-Temperature-Precipitation curve를 Fig. 10에 예시하였다.[11] 본 실험에서 질화물의 석출상이 나타난 시료의 AES 정량 분석에 의하면 표면 100 μm 이내의 질소 농도가 0.6wt% 이상이며 급냉에 의해서도 질화물 석출이 억제되지 않았음을 의미한다. 일반적으로 결정립계에 석출되는 질화물은 인성 및 내식성 측면에서 좋지 않은 영향을 주나 erosion에 대한 저항성은 향상시키는 것으로 알려져 있다.[11] 따라서 용도에 따라 질화물 석출 여부 및 양을 질소가스압, 처리온도 및 시간, 냉각속도

Fig. 9. Transmission electron micrographs of the precipitates.

Table 4. Chemical compositions of the precipitates(wt%).

Cr	Fe	Ni	V	Mo	Si
66.39	28.73	2.61	1.41	0.67	0.19

등에 의해 제어하면 좋은 결과를 얻을 수 있을 것이며 이와 관련된 질화물 거동에 대해서는 별도의 연구가 필요할 것으로 생각된다.

한편 합금 조성에 따라 차이는 있으나 오스테나이트계 스테인리스강에서 탄소의 고용한은 800°C에서 0.05 wt%, 1100°C에서 0.5wt% 정도인 것으로 알려져 있다. [1,5] 따라서 1100°C에서 고용된 탄소는 냉각 과정에서 M₂₃C₆형태의 탄화물로 석출될 수 있는데 이러한 Cr-

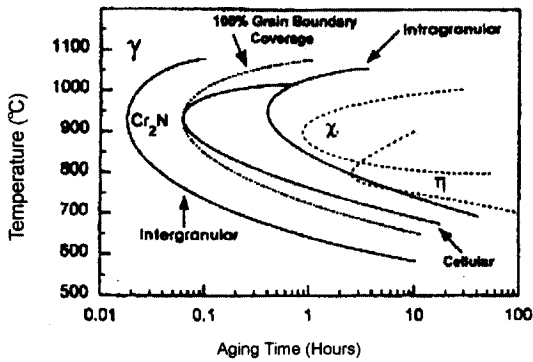


Fig. 10. Time-Temperature-Precipitation curve of Cr nitrides.

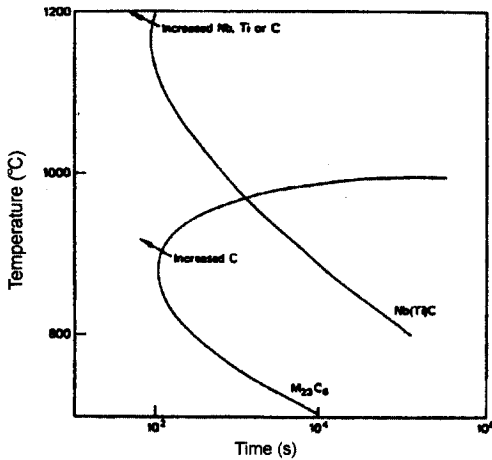


Fig. 11. TTT curve of carbides precipitation.

rich 탄화물의 석출 여부를 Fig. 11에 예시한 TTT curve 에 의해 예측할 수 있다.[1] 그림에서 보는 바와 같이 100초 이내에 nose를 통과해야 탄화물 석출이 억제되는 것으로 나타나 있는데 본 실험에서는 1100°C에서 500°C까지 100초 이내에 냉각되었으므로 $M_{23}C_6$ 의 석출이 억제되었을 것으로 생각되며 이는 상 분석 결과와 일치한다. Fig. 12에는 석출상 및 matrix에 대한 WDS(Wave Dispersive Spectrometer)에 의한 Cr dot mapping 결과를 나타냈다. 예상대로 석출물은 matrix에 비해 Cr-rich함을 알 수 있으나 부근의 Cr-depletion zone의 존재여부는 확인할 수 없었다.

3.4. Erosion 특성

(1) 전기화학적 분극

Fig. 12. Cr distribution in matrix and precipitates(WDS dot mapping).

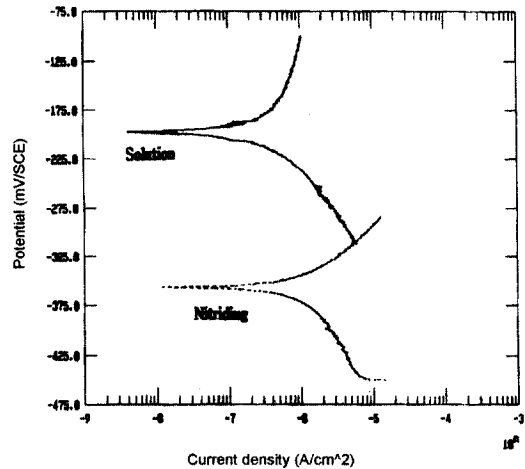


Fig. 13. Tafel polarization curve of AISI 304 steels.

Fig. 13은 Tafel 분극 곡선을 나타낸 것으로 개로전위(open circuit potential)하에서 용체화 처리된 시편이 질소고용된 시편에 비해 부식 전류가 억제되고 귀전위화 되어있음을 나타낸다. Fig. 14는 Potentiodynamic 분극 곡선을 나타낸 것으로 개로전위하에서의 부식 전류밀도는 Fig. 13과 같은 경향을 나타내지만 양극 전위가 높아짐에 따라 전위 340mV/SCE 에서부터 질소고

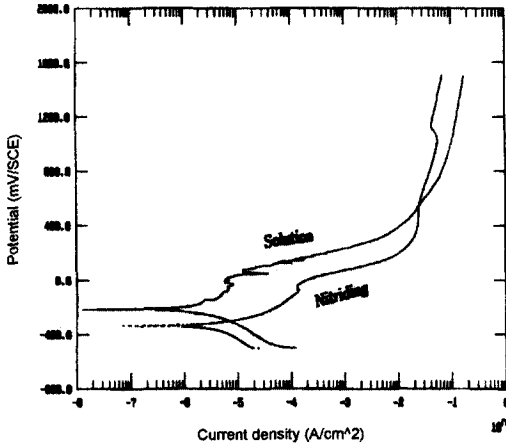


Fig. 14. Potentiodynamic polarization curve of AISI 304 steels.

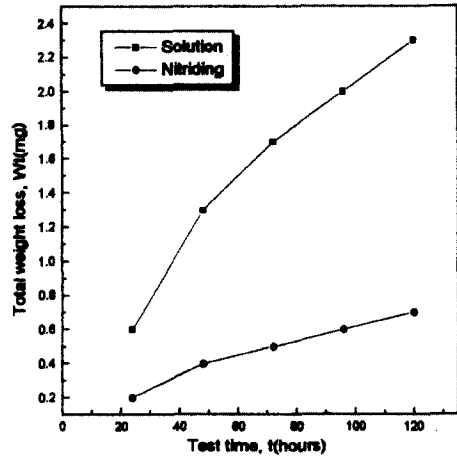


Fig. 16. Weight loss of AISI 304 steels by impingement-cavitation erosion.

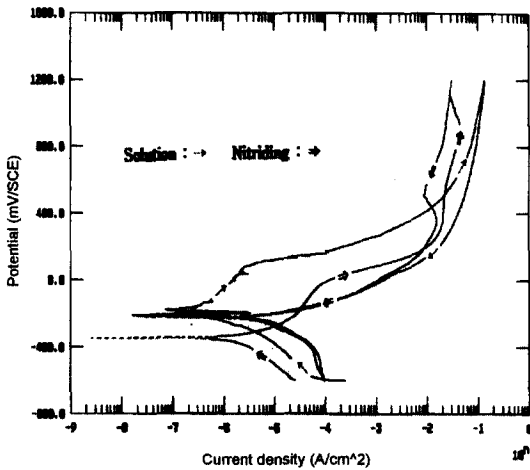


Fig. 15. Cyclic polarization curve of AISI 304 steels.

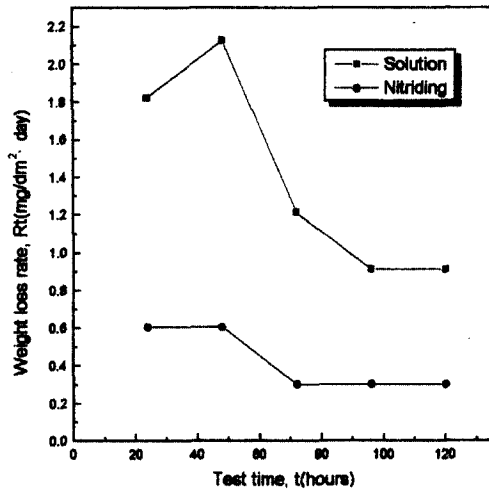


Fig. 17. Weight loss rate of AISI304 steels by impingement-cavitation erosion.

용된 시편의 전류밀도 배류는 억제되는 양상을 나타내고, 530mV에서부터는 질소고용된 쪽이 낮은 전류 밀도를 나타내고 있다. Fig. 15는 Cyclic 분극 곡선을 나타낸 것으로 양극 전위가 높아짐에 따라 질소고용된 시편이 재 부동태화가 되는 동시에 전류밀도도 용체화된 시편에 비해 억제되고 있다. Pourbaix[14] 등에 의하면 Cyclic 분극 곡선에서 형성된 corrosion hysteresis loop의 면적은 pit의 성장과 크게 관계된다. 즉 loop의 면적이 작을수록 pit의 성장이 억제되므로 질소가 고용된 시편이 용체화된 시편에 비해 내 pitting성이 큰 것으로 판단된다.

(2) 충격 - 캐비테이션 침식 거동

Fig. 16은 무게 감소량을 시간 경과에 따라 나타낸 것으로 질소고용된 시편이 용체화된 것에 비해 무게 감소량이 현저히 적으며 시간의 경과에 따라 그 차이는 더 크게 나타나고 있음을 알 수 있다. Fig. 17은 시간 경과에 따른 무게 감소율을 나타낸 것으로 질소고용된 시편의 무게 감소율이 작고 더 빨리 안정되고 있다. Fig. 18은 침식 억제율을 시간 경과에 따라 나타낸 것인데 여기서 억제율은 다음과 같다.

$$\text{침식억제율(\%)} = 1 - (\text{질소고용된 시편의 무게변화/용체화처리된 시편의 무게변화}) \times 100$$

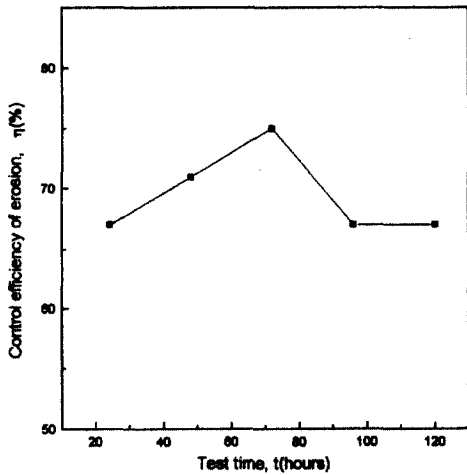


Fig. 18. Control efficiency of impingement-cavitation erosion for solution nitrided AISI 304 steel.

질소의 표면 침투 및 고용에 의해 65~75%의 범위로 캐비테이션 침식을 억제할 수 있다.

5. 결 론

- 1) 오스테나이트계 스테인리스 강 의 표면 부동태 피막은 진공로에서의 감압 가열(5×10^{-2} Torr, 900°C 이상)에 의해 활성화되며 용체화 온도(1100°C)에서 질소가스를 투입하면 질소 원자의 표면 침투 및 확산이 일어난다.
- 2) 침투된 질소는 격자에 고용되거나 석출물을 생성하면서 경도를 증가시키고 표면의 질소 농도는 합금성분 및 처리 온도가 일정할 경우 질소가스의 압력에 의존하며 확산 깊이는 시간의 평방근에 비례한다.
- 3) 석출상은 CrN 과 Cr_2N 이 혼재되어 있는 형태이며

표면질소농도 및 냉각 속도에 의해 제어될 수 있고 질소 고용후의 급냉에 의해 M_{23}C_6 탄화물 석출은 억제되었다.

4) 질소의 표면 고용에 의해 내 Pitting 성이 향상되었고 Cavitation erosion 저항성이 크게 향상 되었다.

참고문헌

1. Sir Robert Honeycomb: STEELS 2nd edition(1995) 3, 250.
2. 山中久彦: ION 窒化法 (日刊工業新聞社 1976) 5.
3. Berns, H, et al.: steel research 65 (1994) 444.
4. Berns, H, Siebert, S: HTM49(1994) 2 123.
5. Colombier L, Hochmann J: stainless and heat resisting steels 235.
6. A. Karimi, J. L. Martin: International Metals Reviews 1986 vol. 31 NO.1 1.
7. Hidekazu Sueyoshi, et al.: J. Japan Inst. Metals vol. 59 NO. 2(1995) 133.
8. Yoshihisa Ohzono, et al.: J. Japan Inst. Metals vol. 61 NO. 11(1997) 1198.
9. Yoshihisa Ohzono, et al.: J. Japan Inst. Metals vol. 60 NO. 6 (1996) 616.
10. F. D. Richardson, J.H.E.Jeffes: Journal of Iron and Steel Inst. November 1948 160, 261.
11. J. W. Simmons : ISIJ international vol. 36 (1996) NO.7 846.
12. Berns, H, et al.: ISIJ international vol. 36 (1996) NO.7 927.
13. Kazuya Miyahara, et al.: ISIJ international vol. 36 (1996) NO. 7 878.
14. Pourbaix, et al.: corrosion science 3 (1963) 239.
15. K. R. Trethewey, J. Chamberlain: Corrosion for Science and Engineering 2nd edition (1995) 191.
16. 日本 特許: 特開平 6-184727.