

플라즈마 질화법에 의한 SUS316L 스테인레스강의 표면경화에 관한 연구

박정환* · 유용주 · 김영홍
금속공학과

<요 약>

본 연구는 SUS316L 스테인레스강을 이용하여 500℃~600℃의 온도범위에서 NH₃가스의 유량을 0.5~2.1 l/min로 변화시키고, 20~110분 동안 플라즈마 질화처리하여, 강 표면에 생성된 질화층의 두께와 경도 및 조직을 조사하였다.

반응온도 550℃, NH₃ 가스의 유량 2.1 l/min에서 110분 동안 질화 하였을 경우 생성된 질화층의 두께는 약 57μm로 최대치를 나타내었다.

그리고 질화처리 한 시편을 XRD 분석한 결과 생성된 질화층은 CrN+γ-Fe₄N+Fe₃N으로 구성되어 있는 화합물층 이었으며, 확산층은 생성되지 않았고, 생성된 질화층의 경도의 최고치는 약 Hv 1800 이었다.

플라즈마 질화법에 의한 SUS316L 스테인레스 강의 표면경화의 최적조건은 550℃, 2.1 l/min. NH₃ 가스, 110분이었다.

A Study on the Case Hardening of SUS316L Stainless Steel by Plasma Nitriding Technique

Park, Jeong-Hwoan · You, Yong-Zoo · Kim, Young-Hong
Dept. of Metallurgical Engineering

<Abstract>

A nitrided layer on SUS316L stainless steel by plasma nitrided for back ferrule

*한국중공업

in one parts of tube fitting has been studied.

Specimen was nitrided over 500°C to 650°C reaction temperature range with 0.5 to 2.1 l/min. NH₃ gas flow rate for 20 to 110 min..

The thickness of nitrided layer showed maximum value about 57μm at 550°C reaction temperature and with 2.1 l/min. NH₃ gas flow rate for 110 min..

The result of XRD, nitrided layer was mainly composed of CrN+γ-Fe₄N+ Fe₃N, but not detected diffusion layer.

And also, when NH₃ gas flow rate 2.1 l/min., the maximum hardness value of nitrided layer was revealed about Hv 1800 at 550-600°C reaction temperature range.

In this study, the optimum condition of nitrided on SUS316L stainless steel was observed at 550°C reaction temperature and 2.1 l/min., NH₃ gas flow rate for 110 min.

I. 서 론

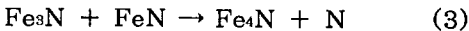
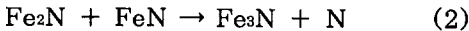
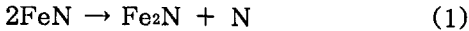
강의 표면경도를 높이기 위한 방법으로는 침탄법(Carburizing), 질화법(Nitriding) 및 금속삼투법(Metallic cementation)등이 있으며, 그 중에서 철강소지에 철질화물인 Nitralloy에 대한 개발은 1923년 독일의 A. Fry¹⁾가 암모니아 가스중에서 탄소강과 합금강의 가스질화에 대해 연구함으로써 시작되었다.

플라즈마질화법은 J. J. Egan²⁾에 의하여 처음으로 고안되었으나, 아크발생 제어장치의 기술적인 문제등을 해결하지 못함으로써 산업의 응용에 많은 어려움이 있었다. 그 후 1960년대 초부터 글로우방전을 이용한 장치개발이 활발하게 진행됨으로써 이온질화가 이용되기 시작하였으며,³⁾ B. Berghams⁴⁾에 의해 응용이 활발해지기 시작한 플라즈마질화법은 전기에너지를 이용하기 때문에 공해문제가 없고 질화층 두께의 제어가 용이하며, 질화효율이 높다는 장점을 가지고 있기 때문에 최근들어 자동차 산업과 정밀 부품에 널리 사용되고 있다.⁵⁻⁸⁾

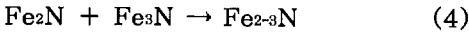
플라즈마질화법은 저압의 질소 기체 분위기 하에서 음극인 피처리물과 양극사이에

전압을 가하여 주면 피처리물 주위에 글로우방전이 생기고, 이 방전이 질소원자의 표면침투를 활성화시켜줌으로써 질화층을 형성시키는 방법이다.⁶⁾ 이러한 이온질화 기구는 아직도 명확히 규명되어 있지 않으나, 현재 Kolbel model⁹⁾이 가장 타당한 것으로 받아들여 지고 있으며 플라즈마질화는 질화가스의 이온화 과정, 이온들의 음극 표면 sputtering과정, 이온들의 음극 표면반응, 형성된 질화물의 음극 흡착과정과 확산과정 등으로 이루어진다.⁹⁻¹⁰⁾

한편 음극과 양극 사이의 전압에 의해 가속된 가스이온의 충돌에 의해서, 즉 Sputtering에 의해 음극표면에서 방출된 Fe원자는 피처리물 주위의 플라즈마 내에 존재하고 있는 질소원자들과 결합하여 FeN을 형성한다. 생성된 화합물인 FeN는 흡착작용에 의하여 피처리물 표면에 존재하게 되며, 최외각층에서 질소원자가 내부로 확산·침투하여 Fe₂₋₃N(ε 상), Fe₄N(γ 상) 및 백색층(White layer)과 확산층(Diffusion layer)을 형성한다. 이러한 일련의 질화물 생성반응을 다음과 같이 나타낼 수 있다.^{11,12)}



(1)식과 (2)식에 의하여 형성된 Fe_2N 과 Fe_3N 은 다음과 같이 반응하여 ϵ -Nitride 인 Fe_{2-3}N 으로 된다.



즉, (3)식과 (4)식에 의하여 형성된 Fe_4N 과 Fe_{2-3}N 이 표면에서 화합물층을 형성하며, (1), (2), (3)식에서 분해된 질소가 내부로 확산하여 확산층을 형성하게 된다.

한편, 수소이온의 역할은, 질소이온에 비해 질량이 작으므로 운동에너지가 적어 음극 sputtering이나 온도 상승에 미치는 영향은 작지만, 음극표면의 산화물을 환원시키거나, 글로부방전을 용이하게 발생시키며 안정시키는데 기여하는 것으로 알려져 있다.^{12, 13)}

질소 이온은 음극 표면과 충돌하여, 음극 표면에 존재하는 원자들을 진공중에 방출시키는 sputtering과 음극표면에 다수의 공공(Vacancy)을 형성시켜줌으로서 질소의 확산을 용이하게 하며, 음극의 온도 상승에 크게 기여하는 것으로 알려져 있다.¹¹⁾

한편, 플라즈마질화의 반응 속도는 사용 가스의 종류와 압력에 따라 달라지며, 일반적으로 사용되는 가스는 ($\text{H}_2 + \text{N}_2$)의 혼합가스, NH_3 가스, 또는 ($\text{H}_2 + \text{N}_2 + \text{Ar} + \text{X}$)의 혼합가스등이다. 가스압력이 이온질화처리를 위한 최적조건 압력보다 너무 낮으면 음극 표면에서 분리되는 철 원자의 자유경로(mean free path)가 길어져 플라즈마 내에서 질화물이 형성될 기회가 적어지며, 그 결과 질화물이 흡착되는 속도가 늦어져서 화합물층과 확산층이 감소하게 된다. 또한, 가스압력이 최적조건의 압력보다 너무 높으면, 음극표면에서 분리되는 철 원자의 자유경로(mean free path)가 짧아져서 가속운동에너지가 낮아지므로 암모니아 가스가 이온화될 확률이 적어짐에 따라 플라즈마내의 질소 이온이 감소하게 되어 질화

층의 깊이가 감소한다.^{8, 14, 15)}

플라즈마 질화처리는 일반적인 표면경화 방법들 보다 낮은 온도에서 처리하여 화합물층의 성분 및 질화층의 두께조절이 용이하여 기계적 성질을 향상시키고 동시에 장치의 자동화가 용이한 것등의 많은 특징이 있다.

일 예로 원자로와 화학공장등에서 관 핏팅(tube fitting)의 한 부품인 백 철편(back ferrule)은 충격과 비틀림 및 굽힘과 같은 복잡한 하중을 받으므로, 이러한 하중을 견딜 수 있는 기계적 성질과 아울러 내부식성, 내마모성과 인성이 동시에 요구되고 있다. 이러한 기계적 성질과 내부식성을 주기 위해서 SUS316L 스테인레스강을 백 철편에 사용하고 있으며, 이러한 요구를 충족시킬 수 있는 표면경화법중의 하나가 플라즈마 질화처리이다.

따라서, 본 연구는 SUS316L 스테인레스강의 플라즈마질화처리에 의한 표면경화층의 두께와 조직을 검토하여 질화의 최적조건과 그 기초자료를 얻고자 하였다.

2. 실험방법

2.1. 시편

본 실험에 사용된 시편은 합금강인 SUS 316L 스테인레스강으로서, 시편의 화학적 조성은 Table. 1과 같으며, 그 규격은 Fig. 1와 같이 실험조건에 적합한 치수와 형태로 제작하였다.

2.2. 예비 열처리

각 시편마다 표준화된 조직을 얻기 위하여, 시편 제작 후 수직형 진공 관상로($\phi 35 \times 900\text{mm}$, 5Kw)에서 어닐링 처리를 하였으며, 어닐링처리는 550℃에서 30분간, 850℃에서 20분간 그리고 1050℃에서 15

분간 연속적으로 행한 후 노냉하였다.

Table 1. Chemical composition of SUS316L Stainless Steel

Chemical composition(wt%)	C	Si	Mn	P
SUS316L	≥0.025	≥0.600	≥1.03	≥0.027

Chemical composition(wt%)	C	Si	Mn	P
SUS316L	≥0.021	11.1	16.6	2.04

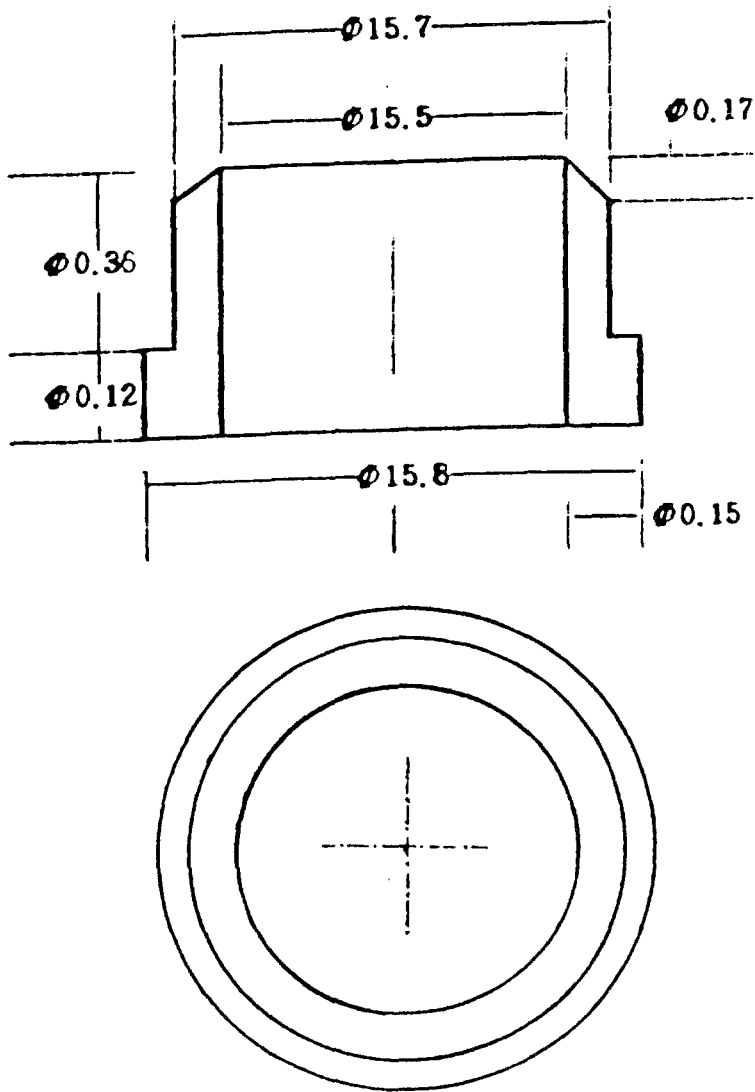


Fig.1 Schematic diagram of SUS316L stainless steel back ferrule.

2. 3. 질화처리

플라즈마 질화처리를 위하여 최대출력 10Kw(직류전압 3,000V)인 플라즈마 질화

로(Plasma nitriding furnace)를 자체 제작하여 사용하였으며, 실험장치의 계략도는 Fig. 2와 같다.

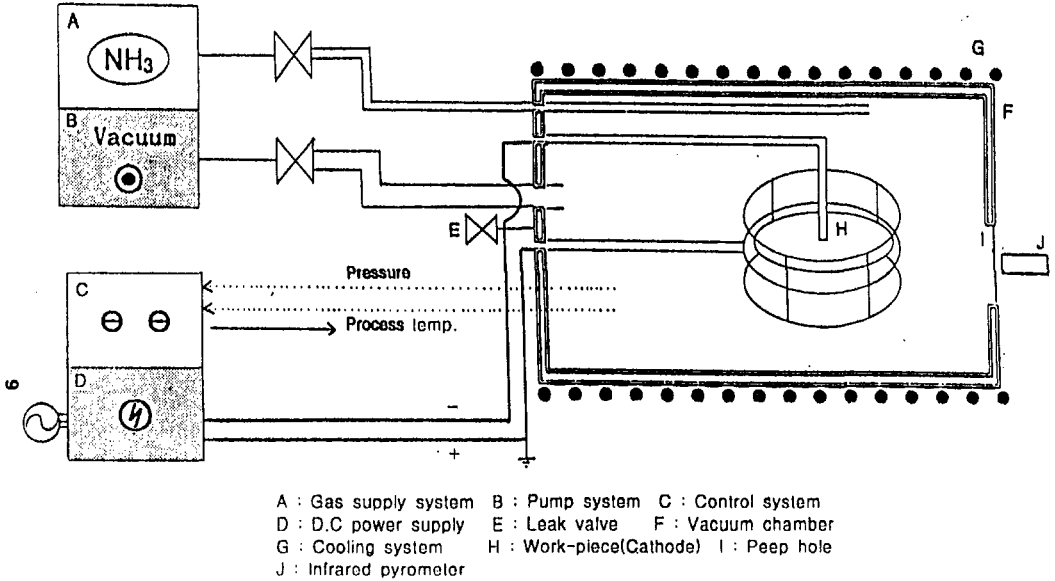


Fig. 2 Schematic diagram of experimental apparatus.

시편의 표면에 존재하는 피막들을 제거하기 위하여 Trichloethylene($\text{C}_2\text{H}_2\text{Cl}_2$)을 사용하여 세정작업을 행한 후 로에 장입하였다. 노내의 분위기를 조절하기 위하여 0.8torr.로 감압한후, 고순도 NH_3 가스를 3회 흘려 보낸 후, 다시 0.8torr.의 진공이 되도록 조정한 후, 플라즈마를 발생시켰으며, 이때 NH_3 가스량은 유량계(Fisher, No. 448-225)을 이용하여 0.5 l/min. (0.8torr.), 1.2 l/min. (1.4torr.), 2.1 l/min. (2.1 torr.)로 변화시켰다.

플라즈마 질화처리는 500℃ - 650℃의 온도 범위에서 20분, 50분 및 110분 동안 행했으며, 온도측정은 적외선 방사온도계(일본 MINOLTA사, Model IR-GAB)를 사용하였다. 주어진 질화처리 조건하에서 플라즈마 질화처리를 한 후, 0.8torr.에서 20분 동안 노냉시킨 다음 공냉하였다.

2. 4. 시편의 조직검사

플라즈마 질화처리한 시편은 사포(#1200)와 연마기(Al_2O_3 사용)를 이용하여 왕수($\text{HNO}_3 + 3\text{HCl}$) 부식액에서 부식한 다음 광학 현미경(CariZeiss사 EL-Einsatz)으로 화합물층 및 확산층을 관찰하였으며, 또한, 주사전자현미경(JEOL, JSM820)을 통하여 형성된 화합물층을 확인하고 그 성분을 분석하였다.

2. 5. 경도 시험

플라즈마 질화처리된 시편의 표면층으로부터 깊이에 따른 경도의 변화는 마이크로 비커스 경도시험기(일본 Matsuzawa Seiki 사 Model MXT70)를 사용하여 측정하였으며, 이때 가하여준 하중은 100g이었다.

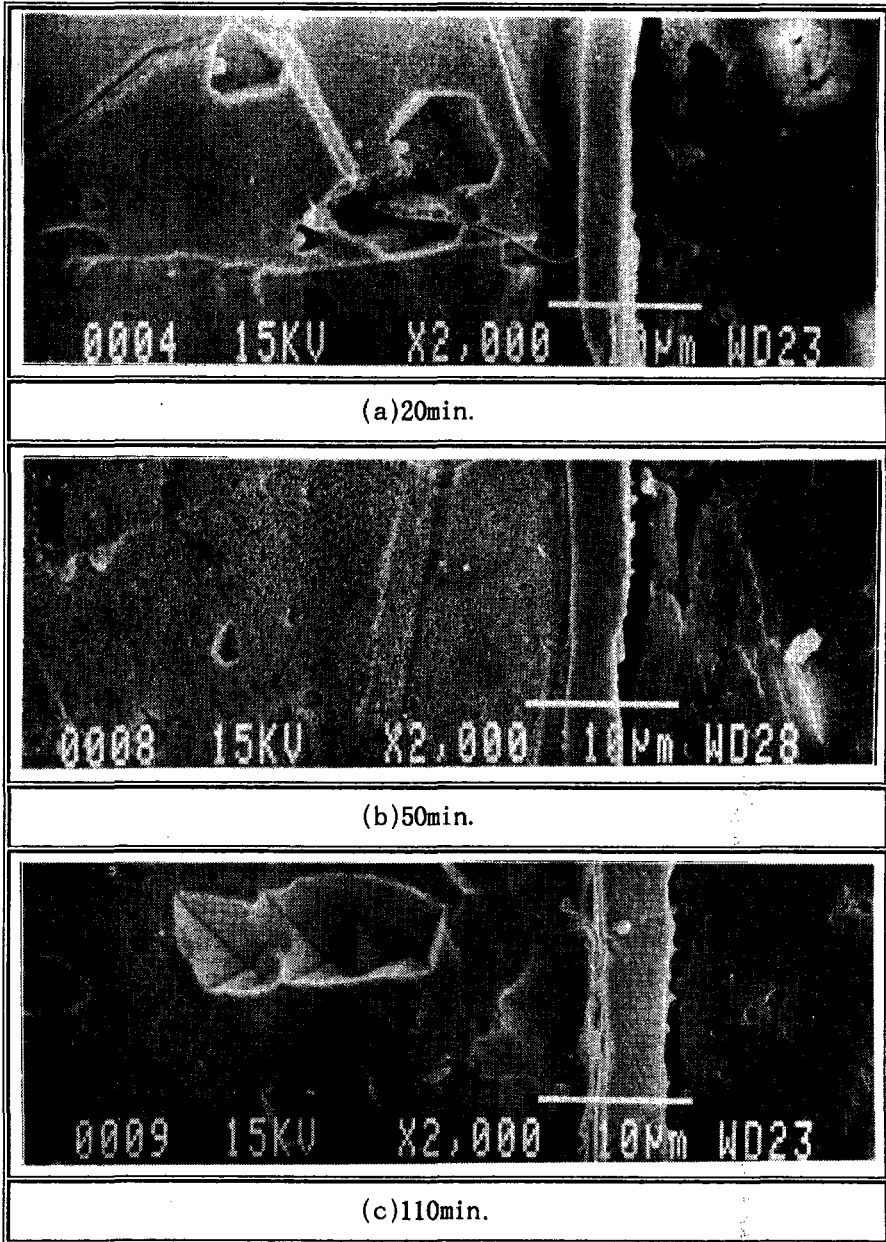


Photo. 1. Scanning electron micrographs of the compound layer of SUS316L Stainless steel plasma nitrided at 500°C in NH₃ 2.1 l/min for (a) 20 min., (b) 50 min. and (c) 110 min..

Fig. 3, Photo. 1에서는 500°C에서 NH₃ 가스를 0.5~2.1 l/min.의 유량으로 20 분, 50분 및 110분 동안 흘려 보내, 플라즈마 질화한 SUS316L 스테인레스강의 화

합물층 두께와 단면의 조직을 나타낸 것이다.

그림과 사진에서 보는 바와 같이, 500°C에서 NH₃가스의 유량을 0.5, 1.2 및 2.1

l/min.로 변화시켰을 때 시간의 변화에 관계 없이 화합물층의 깊이는 2-5 μm 로서 질화층의 생성이 거의 일어나지 않았음을 알 수 있었다. 이는 반응온도가 낮아 NH_3 가스

의 미 분해로 인하여 완전한 이온화 작용이 어려워 질화에 필요한 충분한 질소를 공급하지 못하기 때문인 것으로 생각된다.

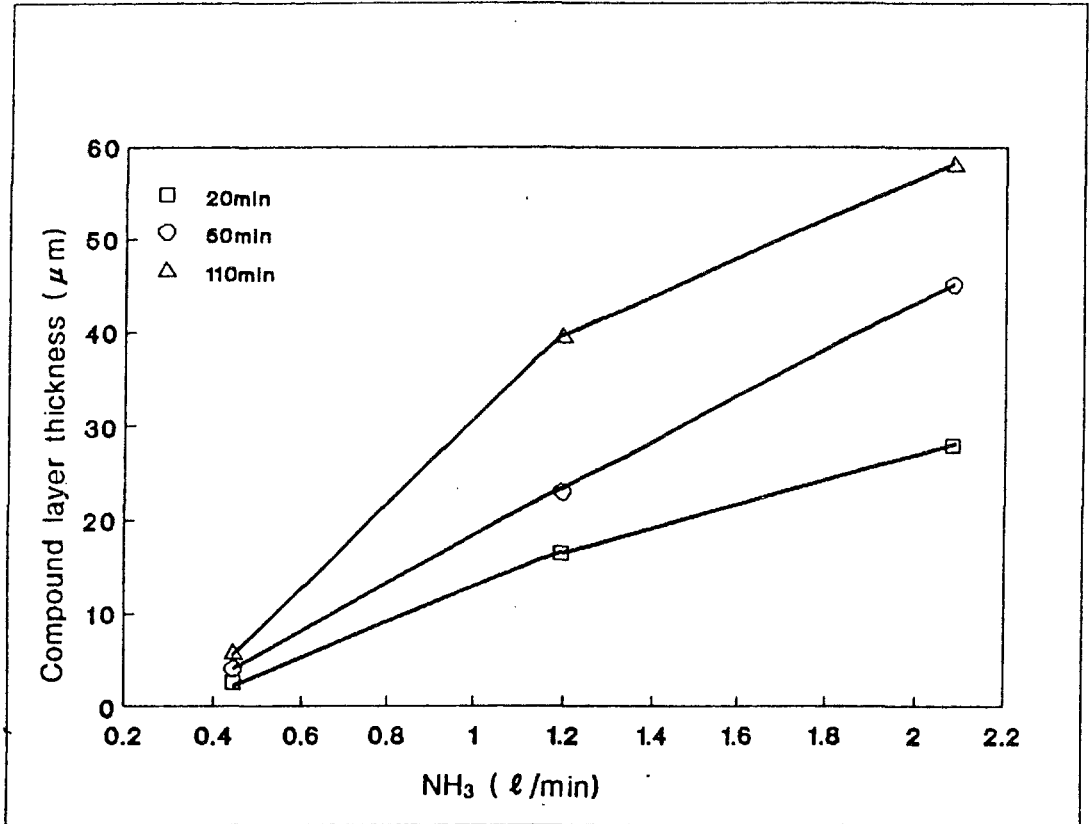


Fig.4 Effect of NH_3 flow rate on the thickness of compound layer on SUS316L stainless steel plasma nitrided at 550°C for various time.

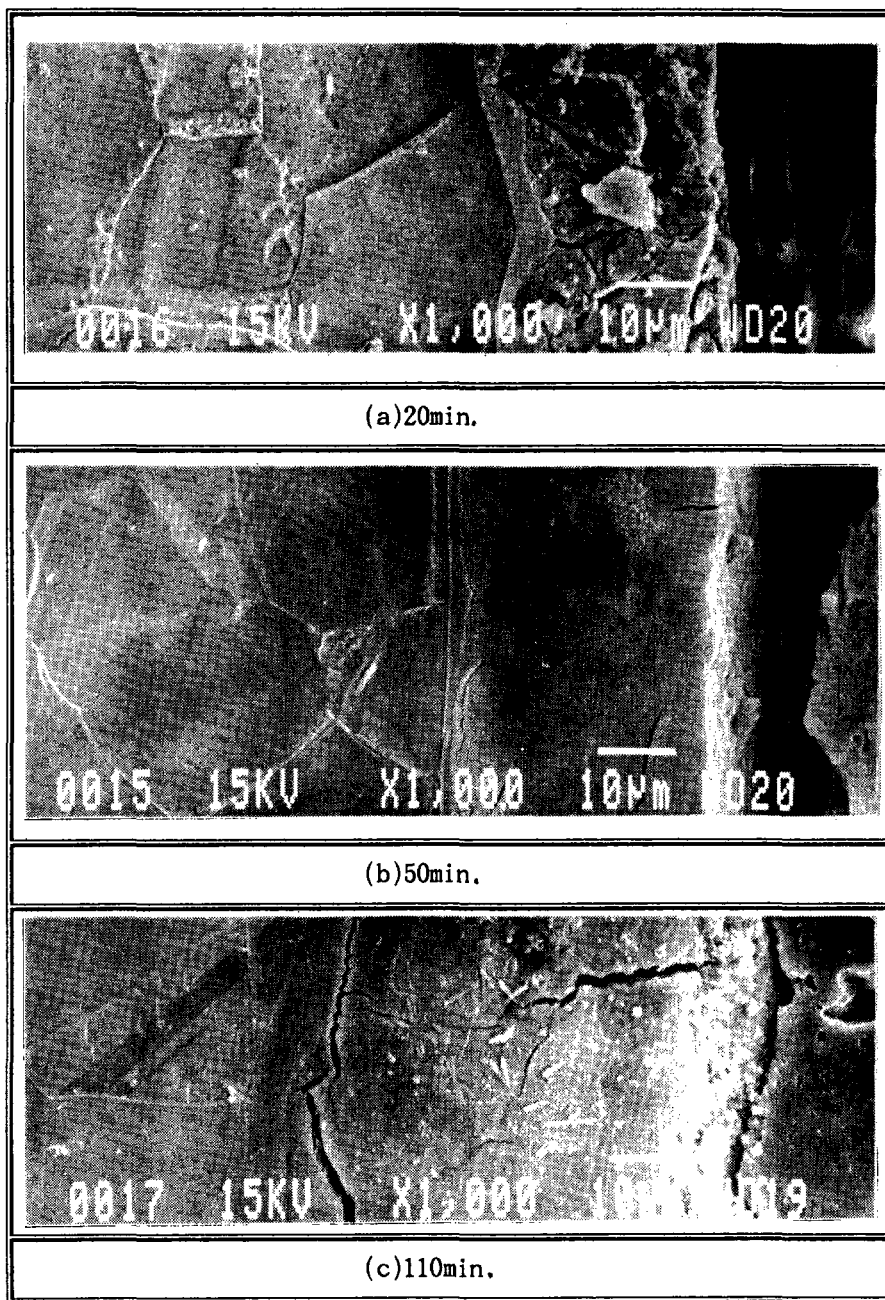


Photo. 2. Scanning electron micrographs of the compound layer of SUS316L stainless steel plasma nitrided at 550°C in NH₃ 2.1 l/min for (a)20min., (b)50min. and (c) 110min..

Fig. 4와 Photo. 2는 550°C에서 NH₃가스를 0.5~ 2.1 l/min.의 유량으로 20분, 50분 및 110분동안 플라즈마 질화한 SUS 316L 스테인레스강의 화합물층의 두께와

조직을 나타낸 것이다.

그림과 사진에서 보는 바와 같이, 550°C의 반응온도에서 0.5 l/min.의 NH₃가스의 유량하에서는 반응시간에 무관하게 질화

층의 형성이 활발히 일어나지 못하고 있음을 알 수 있다. 그러나, 50분 이상의 반응 시간에서는 NH₃가스의 증가에 따라 화합물층의 두께는 계속 증가하며, 50분과 110분의 반응시간에서는 NH₃가스의 유량이 2.1

l/min. 일때 그 생성이 활발하여, 약 46 μm와 58μm 정도의 화합물층을 형성함을 알 수 있었으며, 이 두께는 본 실험에서 얻은 화합물층의 최대 두께이다.

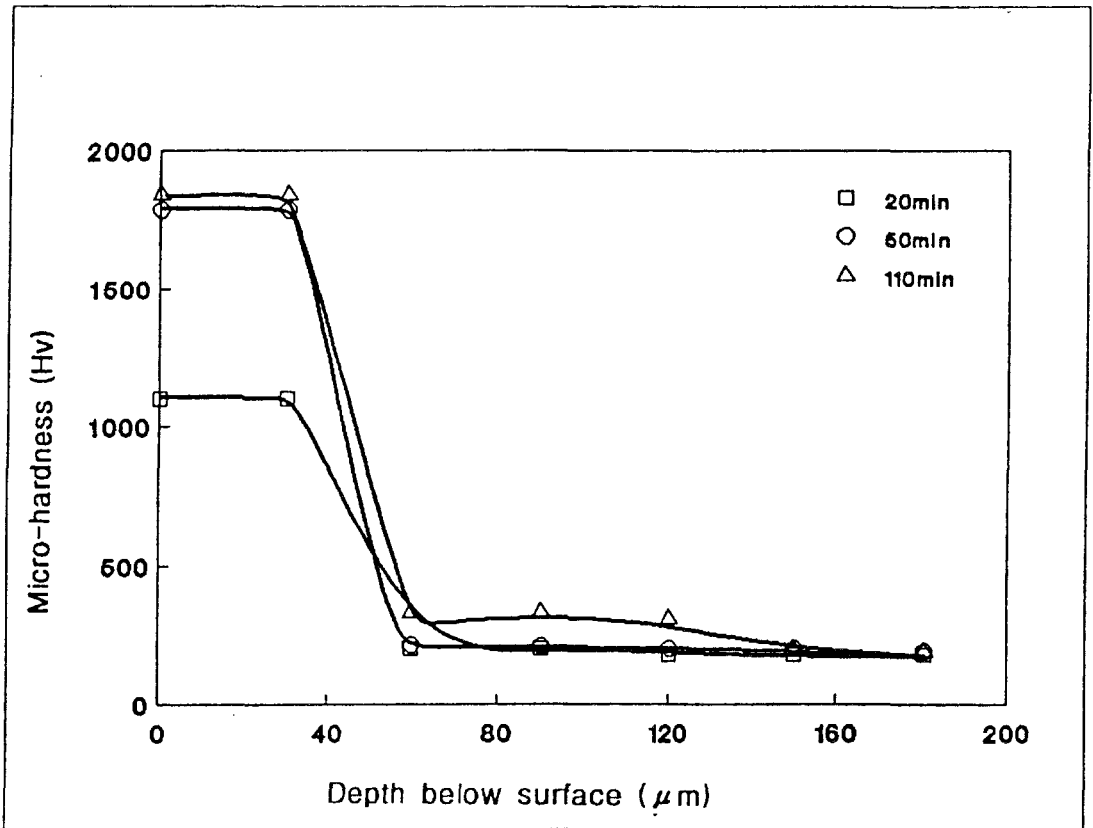


Fig. 5 Micro-hardness profiles from surface of SUS316L stainless steel plasma nitrided in NH₃ 2.1 l/min. at 550°C for 20, 50, 110min..

Fig. 5는 550°C, NH₃ 가스 2.1 l/min.의 조건에서 질화하였을 경우 생성된 질화층의 두께에 따른 정도 변화를 나타낸 것이다. 그림에서 알 수 있는 바와 같이, 표면으로부터 약 50-55μm에서 부터 질화층의 정도가 급격히 감소하여 모재의 정도와

같게 된다. 이러한 이유는 표면으로 부터 약 41μm까지의 질화층에서는 CrN과 같은 화합물층의 존재로 인하여 정도가 상승되며, 약 41μm 이상에서는 CrN층의 소멸로 모재의 정도와 같게 된다고 생각된다. (Fig. 12참조)

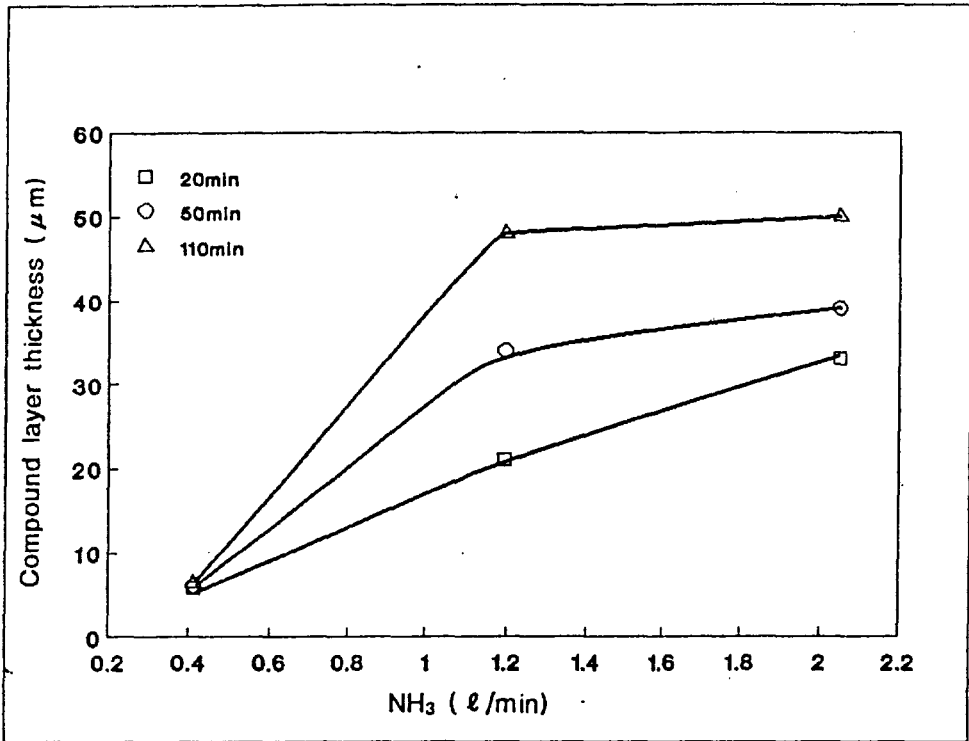


Fig.6 Effect of NH₃ flow rate on the thickness of compound layer on SUS316L stainless steel plasma nitrided at 600°C for various time.

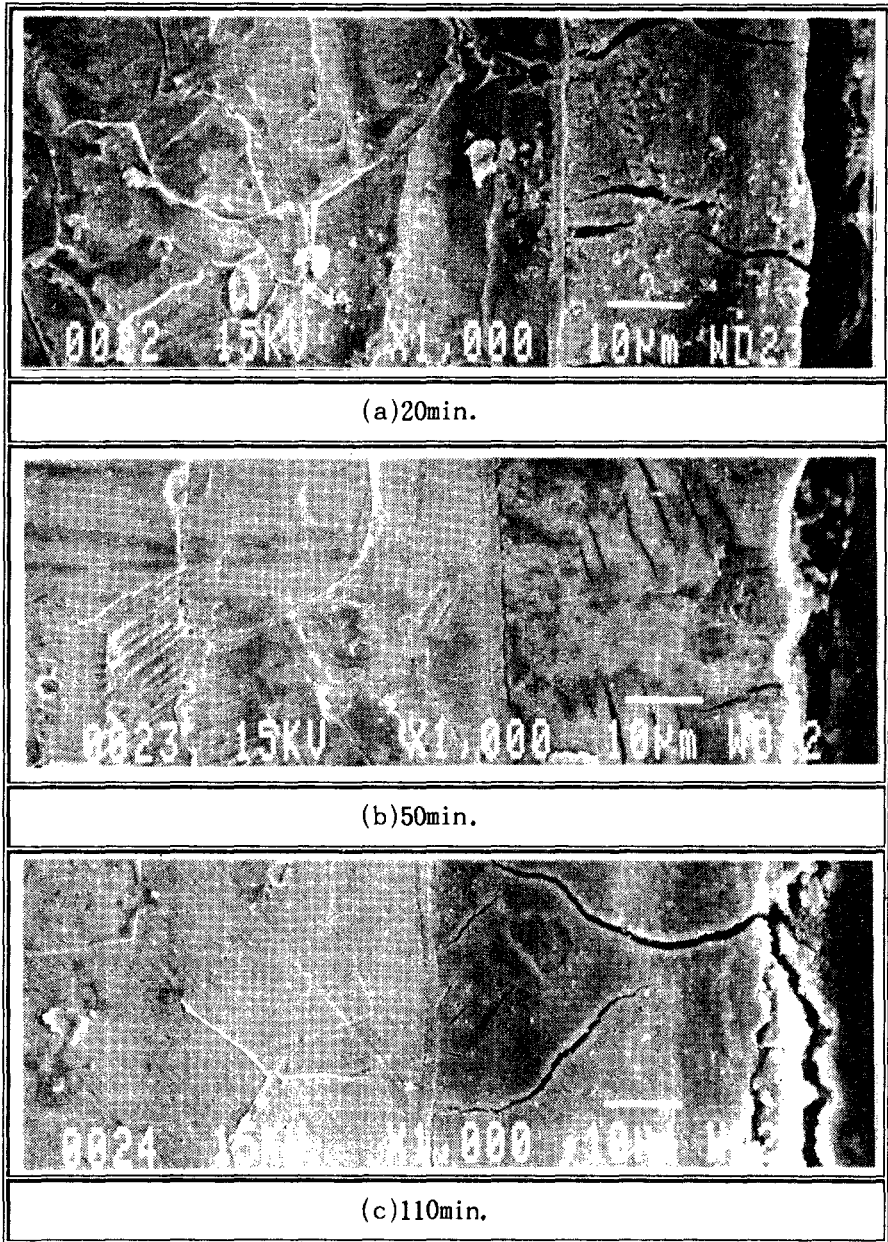


Photo. 3. Scanning electron micrographs of the compound layer of SUS316L stainless steel plasma nitrided at 600°C in NH_3 2.1 l/min for (a)20min., (b)50min. and (c)110min..

Fig. 6과 Photo. 3은 600°C에서 20분, 50분 및 110분동안 질화하였을 경우 NH_3 가스의 유량에 따른 질화층의 두께와 조직을 나타낸 것이다. 또한 그림과 사진에서 보

는 바와 같이 600°C, 50분의 경우, NH_3 가스가 1.2 l/min. 이상에서는 화합물층의 두께가 약 36µm으로 거의 일정하며, 110분일 경우 1.2 l/min. 이상의 가스 유량변

화에서는 화합물층의 변화가 가스유량의 변 52-54 μm 를 나타내고 있다.
 화는 거의 없으며, 화합물층의 두께는 약

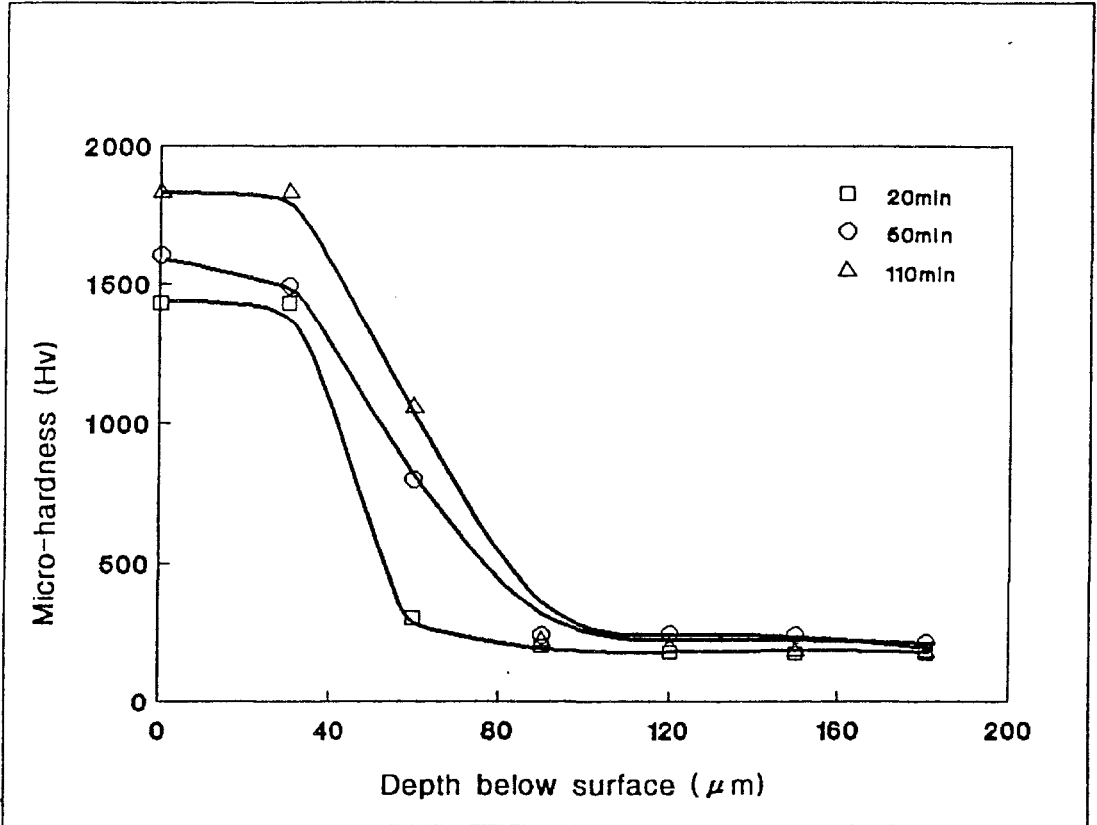


Fig.7 Micro-hardness profiles from surface of SUS316L stainless steel plasma nitrided in NH_3 1.2 l/min. at 600°C for 20, 50, 100min..

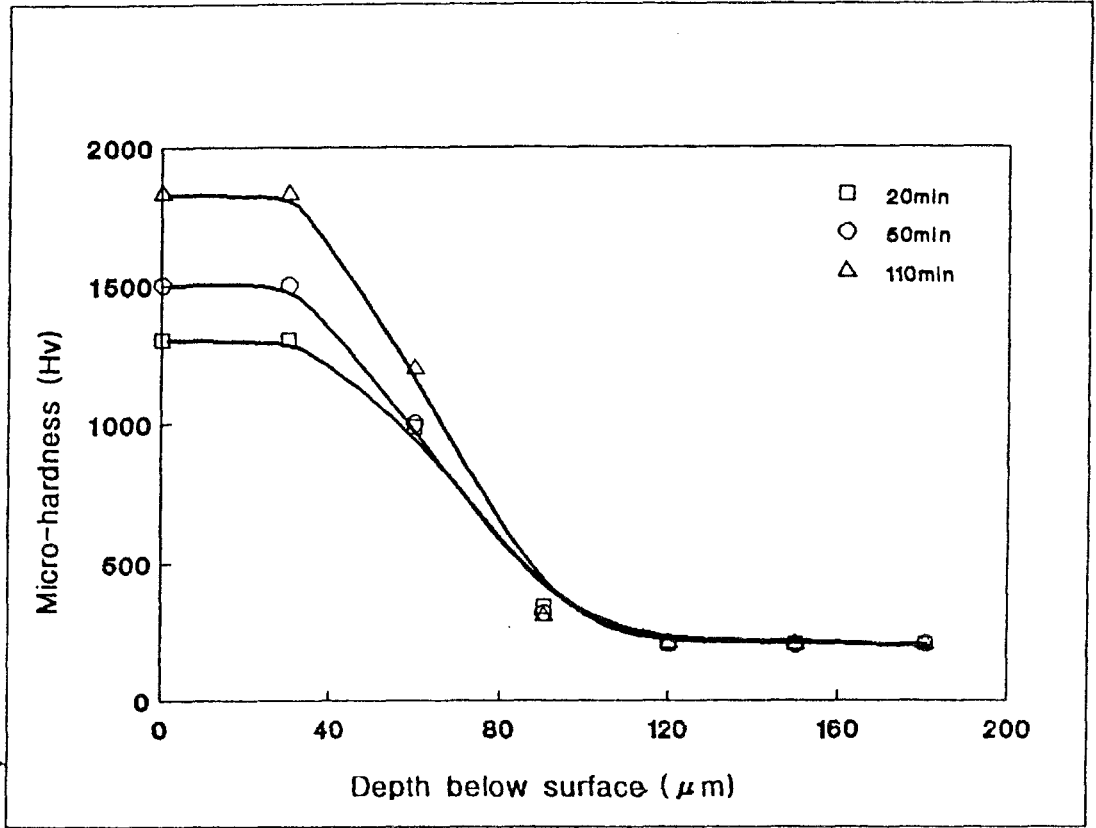


Fig.8 Micro-hardness profiles from surface of SUS316L stainless steel plasma nitrided in NH_3 1.2 l/min. at 600°C for 20, 50, 100min..

Fig. 7과 Fig. 8는 Fig. 6의 질화 조건에서 생성된 질화층의 깊이에 따른 경도값을 나타낸 것이다. 그림에서 보는 바와 같이, 600°C에서 NH_3 의 유량이 1.2 l/min. 일 때 반응시간 20분에서는 550°C의 경도와 같이 급격한 경도값의 감소 현상을 나타내고 있으며, 그 깊이는 약 38μm정도이다. 그리고 가스 유량이 증가함에 따라, 표면과

모재까지의 경도값의 변화는 더욱 완만한 곡선을 그리고 있음을 알 수 있다. 이것은 500°C에서 600°C로 반응온도가 증가함에 따른 질소의 확산온도의 상승과 더불어 NH_3 가스의 유량 증가에 따라 확산·침투 반응이 원활해지기 때문인 것으로 생각된다.

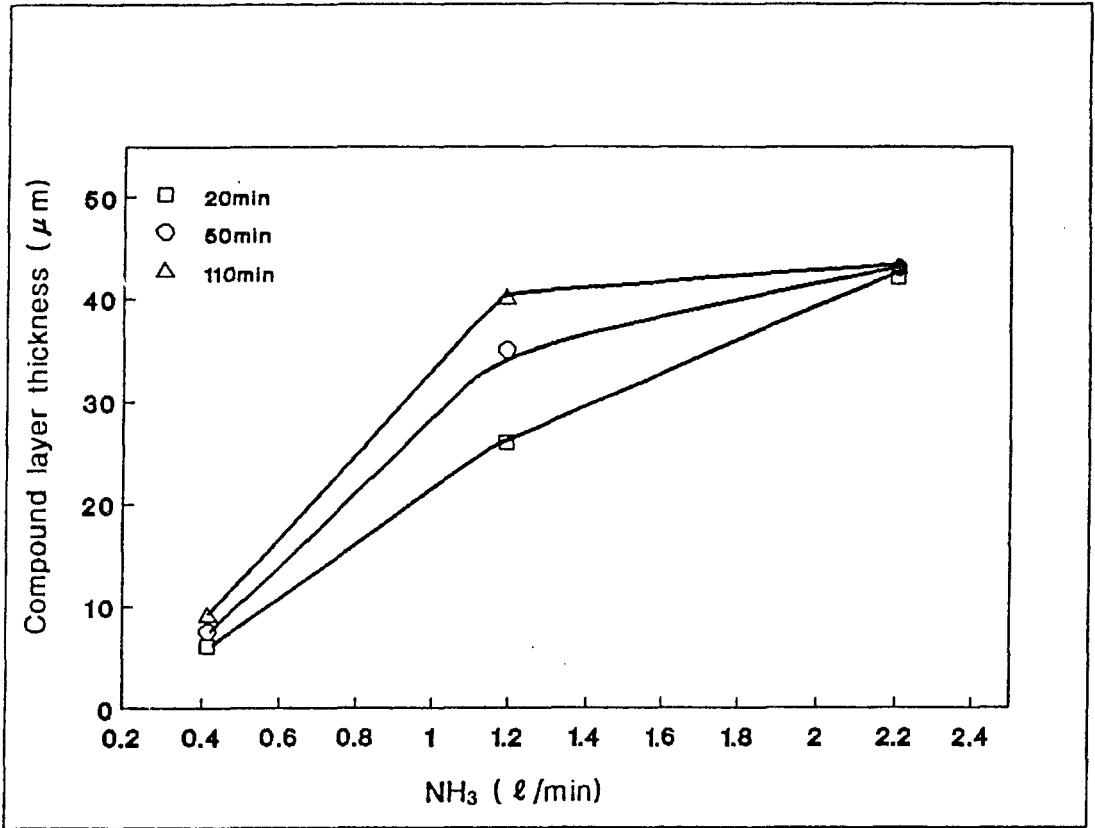


Fig.9 Micro-hardness profiles from surface of SUS316L stainless steel plasma nitrided in NH₃ 2.1 l/min. at 550°C for 20, 50, 110min..

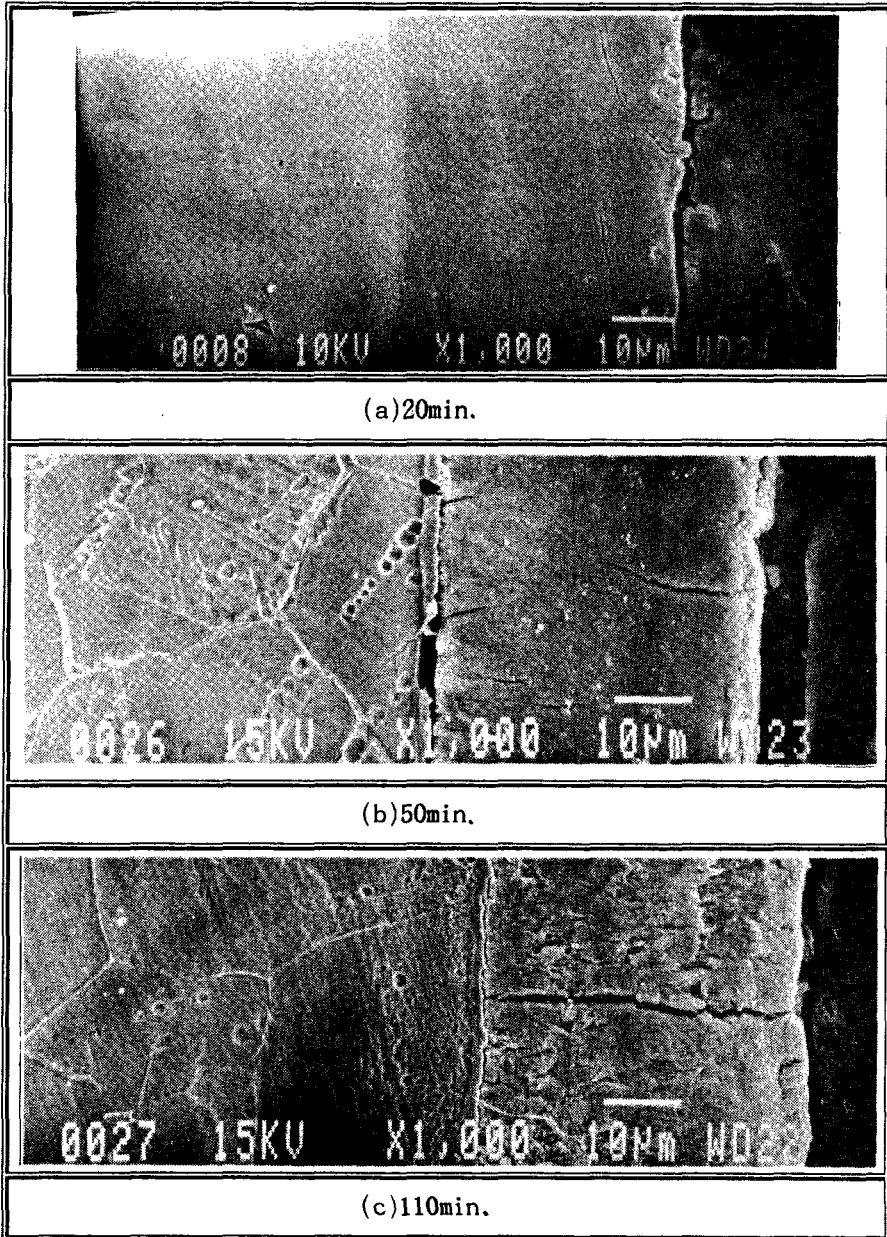


Photo.4. Scanning electron micrographs of the compound layer of SUS316L stainless steel plasma nitrided at 550°C in NH_3 2.1 l/min for (a)20min., (b)50min. and (c) 110min..

또한, Fig.9는 650°C의 반응온도에서 질화시간과 NH_3 가스의 유량변화에 따른 화합물층의 두께를 나타낸 것이며, Photo.4는 650°C, 2.1 l/min.의 NH_3 분위기하에,

110동안 질화처리한 시편의 SEM조직을 나타낸 것이다.

그림과 사진에서 알 수 있는 바와 같이, 650°C의 반응 온도에서 질화처리 할 경우

반응시간에 무관하게 NH₃가스의 유량이 1.2 l/min.까지는 직선적으로 화합물층의 두께가 증가하였으며, 그 이후부터는 완만한 증가 현상을 보여 주고 있다. 또한, 1.2 l/min.의 유량하에서 110분간 반응시켰을

때 화합물층의 두께는 약 40 μ m 정도로 최대치를 보이며, 그 이후부터는 NH₃가스의 유량증가에 따른 화합물층의 두께 증가는 큰 변화가 없음을 알 수 있다.

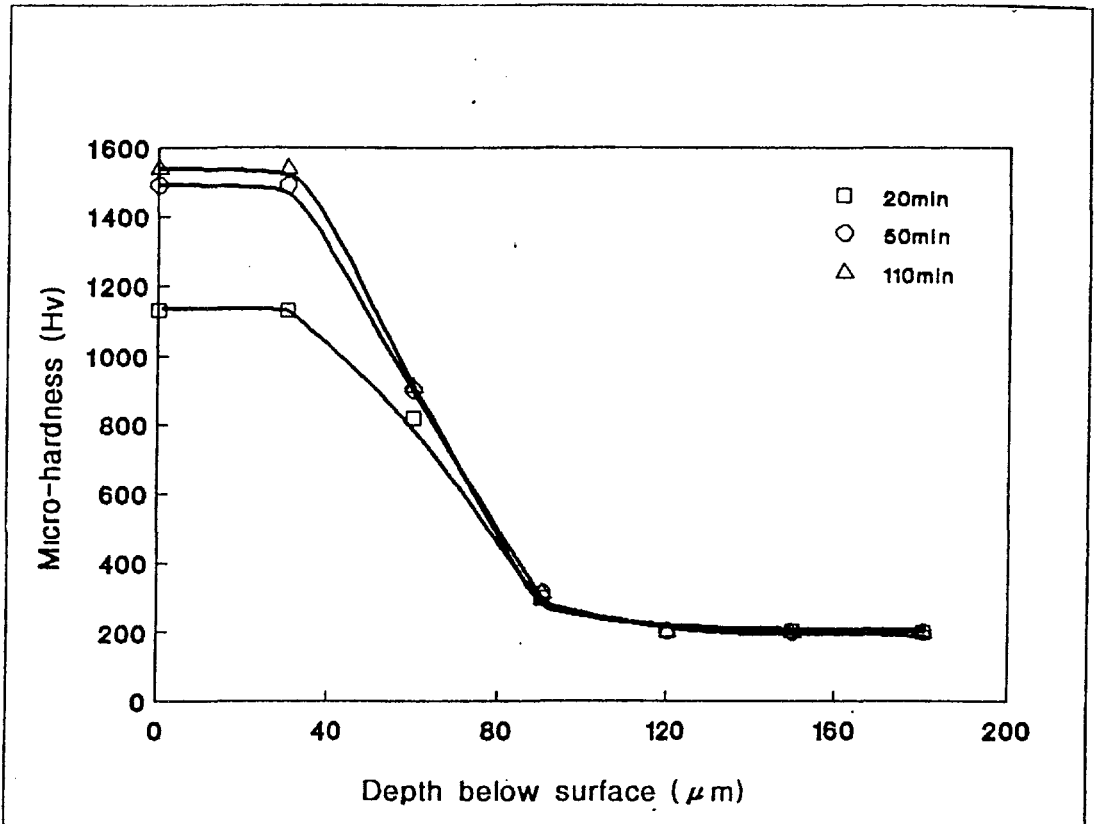


Fig. 10 Micro-hardness profiles from surface of SUS316L stainless steel plasma nitrided in NH₃ 2.1 l/min. at 550 $^{\circ}$ C for 20, 50, 110min..

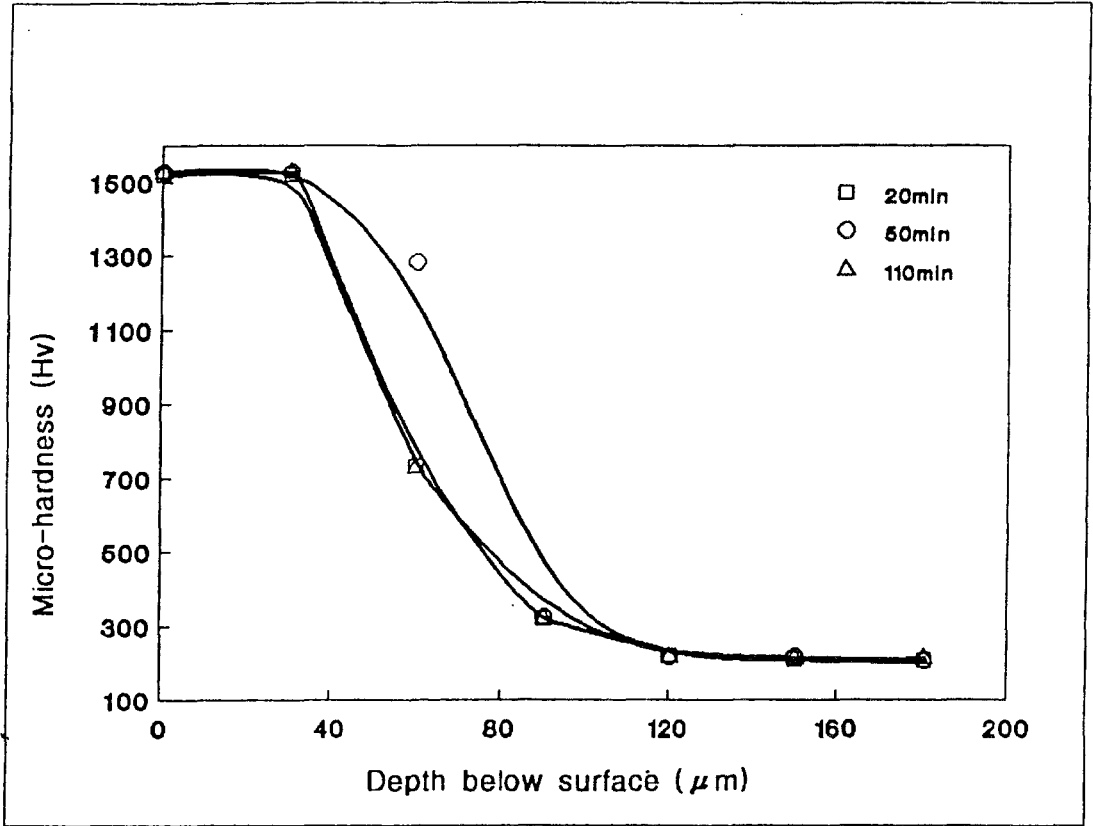


Fig. 11 Micro-hardness profiles from surface of SUS316L stainless steel plasma nitrided in NH₃ 2.1 l/min. at 550°C for 20, 50, 110min..

한편, Fig. 10과 Fig. 11은 Fig. 9에서 NH₃가스의 유량이 1.2 l/min. 와 2.1 l/min. 일때 생성된 질화층의 깊이에 따른 경도변화를 나타낸 것이다. 그림에서 보는 바와 같이, 표면에서 약 40 μ m 정도까지 질화물층이 형성되었었으며, 이때 경도값은 약 Hv1100-Hv1500을 나타내었으며, 40 μ m 이상에서는 경도값이 현저하게 감소됨을 알 수 있다. 이러한 경향은 앞의 550 $^{\circ}$ C 와 600 $^{\circ}$ C의 반응온도에서와 거의 유사한 양상을 보이고 있으며, 이러한 현상은 Fig. 5에서 설명한 것과 같이 질화층에 CrN과 같은 화합물의 존재에 기인한 것으로 사료된다.

상기와 같은 실험 결과들을 종합하여 볼 때 550 $^{\circ}$ C의 반응온도에서 NH₃가스의 유량이 2.1 l/min. 이고 반응시간 110분에서 화합물층의 두께가 약 57 μ m으로 최대임을 알 수 있다. 그러나, 600 $^{\circ}$ C 이상의 온도에서 화합물층의 두께가 감소하는 현상은 이 온도 이상에서는 질화물의 열역학적 불안정에 기인한 것으로 사료된다.

한편 질화처리한 시편의 표면을 부식한 결과 흑색을 나타내고 있었으며, 이것은 SUS316L 스테인레스강에서 내식성에 영향을 미치는 주요 인자인 오스테나이트중에 고용 Cr이 표면질화층의 형성으로 그 양이 감소되기 때문이라 생각된다.

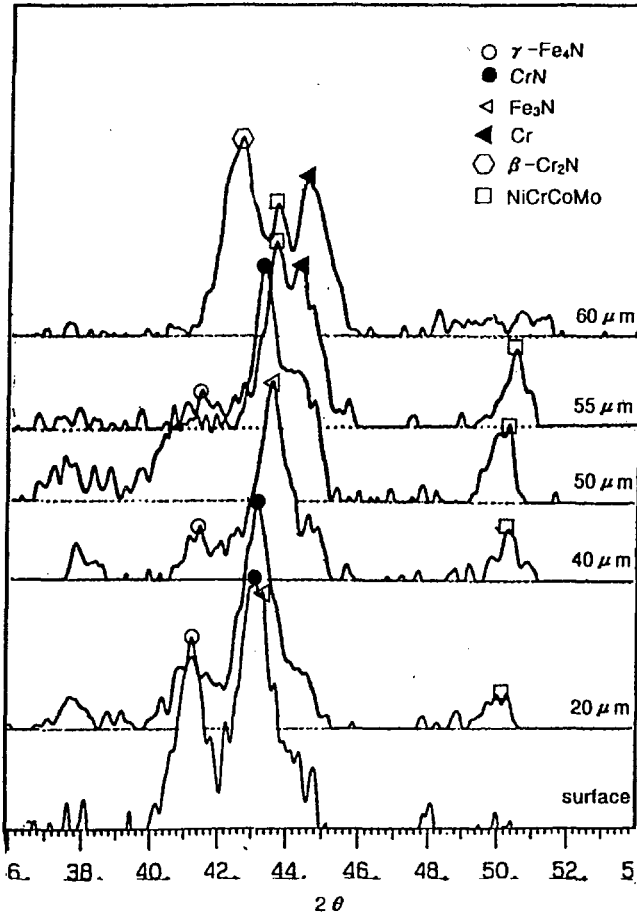


Fig. 12 Micro-hardness profiles from surface of SUS316L stainless steel plasma nitrided in NH₃ 2.1 l/min. at 550 $^{\circ}$ C for 20, 50, 110min..

Fig. 12는 650℃의 반응온도에서 NH₃ 가스의 유량이 2.1 l/min에서 110분 동안 질화처리한 시편을 표면에서부터 모재 내부 60μm까지 연마하여 X-선 회절 분석을 한

결과이다.

그림에서 보는 바와 같이 질화강의 표면에 띄고 있는 흑색은 CrN+γ-Fe₄N+Fe₃N임을 알 수 있으며, 이것은 여러 다른

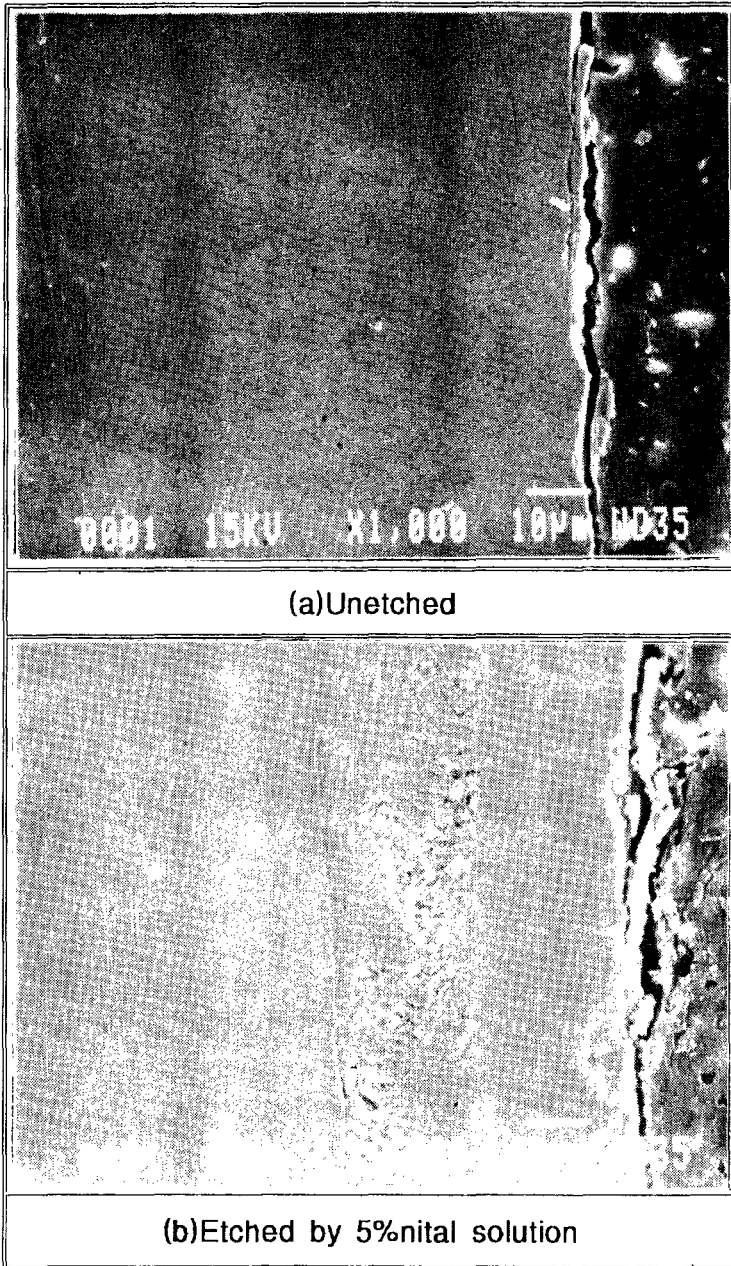


Photo. 5. Scanning electron micrographs of the compound layer of SUS316L stainless steel plasma nitrided at 550℃ in NH₃ 2.1 l/min for (a)20min., (b)50min. and (c) 110min..

연구자들의 결과와도 잘 일치하였다.¹⁷⁾ 그 다음 층은 백색을 띄우는 화합물층이 존재하며, 그 두께는 약 40 μ m까지이며, X-선 회절 분석 결과에서 알 수 있는 바와 같이, 화합물층은 CrN+ γ -Fe₄N+Fe₃N의 혼합 조직인 것으로 확인되었다. 하지만 화합물층에서 모재로 갈 수록 γ -Fe₄N상은 줄어들고 Fe₃N상이 뚜렷하게 나타나고 있다. 이 백층은 오스테나이트중에 질소가 확산 고용되어 있는 영역으로 사료되며, SEM 사진으로 부터 비질화층인 모재와의 경계가 뚜렷함을 볼 수 있다.

한편 표면으로부터 40 μ m떨어진곳은 CrN 상이 사라지면서, Fe₃N 상만이 존재하며, 이는 Fig. 9와 11, Photo. 4(c)의 결과와 비교하여 볼때 화합물층과 모재와의 경계부분으로 판단된다.

Fig. 12의 55 μ m이상의 깊이 분석에서 보는바와같이 존재하는 상들은 SUS361L 스테인레스강의 주 합금원소임을 보여주어 기지임을 알 수 있다.

이상의 경도와 X선 분석 그리고 현미경 관찰결과 본 실험에서는 일반적으로 질화된 강에 존재하는 확산층을 발견할 수 없었다. 이는 오스테나이트계강을 질화할 경우 화합물층은 존재하나 확산층은 생성되지 않는다는 다른 연구자들의 결과와 잘 일치하고 있다.¹⁸⁾ 그리고 플라즈마 질화한 시편의 EDX 분석과 Line profile 분석 결과 플라즈마 질화시 Cr의 농도는 모재의 경우보다 화합물층이 더 높게 나타나며,¹⁹⁾ 이것은 X-선 회절 분석의 결과와도 일치하였다.

한편, Photo. 5는 플라즈마 질화처리를 한 후, 5% Nital로 부식을 시킨것과 부식을 시키지 않은 시편에 대한 SEM 조직 사진이다. 사진에서 볼 수 있듯이, 5% Nital 용액으로 부식한 시편(b)에서는 균열이 발생하지 않았으나, 왕수로 부식한 시편(Photo. 1-photo. 4참조)은 심하게 균열이 일어났으며,²⁰⁾ 이러한 균열은 부식 과정에서 용력에 기인한 것으로 사료된다.

따라서 본 실험에서 나타난 시편의 균열은 왕수에 의한 부식균열인 것으로 생각된다.

4. 결 론

SUS361L 스테인레스강을 이용하여, 500-650 $^{\circ}$ C의 온도범위에서 NH₃가스의 유량을 0.5-2.1 l/min.로 변화시키고, 20분-110분 동안 플라즈마 질화처리하였으며, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 550 $^{\circ}$ C의 반응온도에서 NH₃가스의 유량을 2.1 l/min.로 유지하여, 110분의 질화 처리하였을 때 질화층의 두께는 약 57 μ m로 최대치를 나타내었다.
2. 600 $^{\circ}$ C의 반응온도에서 NH₃가스의 유량을 2.1 l/min.로 유지하여, 110분 동안 질화처리한 시편을 XRD 분석을 한 결과 질화층은 CrN+ γ -Fe₄N+Fe₃N으로 형성되어 있으며, 확산층은 생성되지 않았다.
3. NH₃가스의 유량이 2.1 l/min일때, 반응온도 550 $^{\circ}$ C-600 $^{\circ}$ C사이에서 질화층의 경도는 약 Hv1800으로 최고값을 나타내었다.
4. 550 $^{\circ}$ C의 반응온도와 2.1 l/min. NH₃가스 유량하에서 110분 동안 질화처리할 때 본 실험에서는 최적조건임을 확인하였다.

참고문헌

1. A. Fry, "Stickstoff in Eisen, Stahl und Sonderstahl", Kruppsche Monatshefte, 43, p. 137 (1923).
2. J. J. Egan, U.S. Patent 3181029, (1931).
3. B. Berghaus, U.S. Patent 3181029, (1965).

4. B. Edenhofer and T. J. Bewley, "Low temperature ion nitriding: Nitriding at temperature below 500°C for tool and precision machine parts". Heat treatment 1976, Metal Soc., London, 1978, pp. 7-13.
5. A. S. Korhonen and E. H. Sirvio, "A new low pressure plasma nitriding method", Thin solid films, 96, 1982, pp. 103-108.
6. A. Marclniak and T. Karpinsk; "Comparative studies on energy consumption in installations for ion and gas nitriding", Ind. Heat., April, 1980, pp. 42-44.
7. C. K. Jones, S. W. Martin, D. J. Sturges and M. Hudis, "Ion Nitriding" Heat treatment 1973, Metal Soc., London, 1975, pp. 71-76.
8. B. Edenhofer, "Production ion nitriding", Metal progress, March, 1976, pp. 181-185.
9. J. Kobel, "Die Nitridschichtbildung bei der Glimmentladung", Forschungsbericht des Landes NRW Nr 1555, Westdeutscher Verlag, Koln/Opladen, (1965).
10. A. Szabo and H. Wilhelmi, plasma chemi. plasma processing, Vol. 4, p. 89 (1984).
11. L. I. Maissel., Physics of thin films, Vol III, Academic press. (1986).
12. B. Edenhofer; "Heattreatment of metals", (1974), 23.
13. H. Wilhelmi, S. Stramke und H. C. pohl, Harterei -tech. Mitt., Vol. 37, p. 263 (1982).
14. Lakhtin Yu. M. Kogan Ya. D., Electronnaya Obrab. Mater., (1976), pp. 13.
15. 會議錄, 山中久産, "窒化鋼의 이온窒化について" 日本金屬學誌, Vol. 40, (1976), pp. 908-918.
16. B. Edenhofer; "Heattreatment of metals", (1990), pp. 85-92B.
17. S. H. Maridha and D. H. Jack: Met. Sci., 16 (1982), pp. 398.
18. 천성순, 大韓金屬學會誌, 第18卷 3, (1980), pp. 607-618.
19. K. Ozbayal, O. T. Inal and A. D. Roming; Met. Sci. and Eng., 78(1986), pp. 179-191.
20. P. A. Dearnley, A. Namvar, G. G. A. Hibberd, "Some observations on plasma nitriding austenitic stainless steel.", Plasma surface eng. V I. (1989), pp. 219-255.