

SCM440강의 플라즈마 질화특성에 미치는 가스비율의 영향

이재식* · 김무길** · 정병호** · 배차현*** · 박화순*** · 김원녕****

The Effect of the Gas Ratio on the Characteristics of Plasma Nitrided SCM440 Steel

J.S. LEE* · M.K. KIM** · B.H. JUNG** · C.H. BAE*** · H.S. PARK*** · W.N. KIM****

Key words : Micro - pulse plasma nitriding, Compound layer, Diffusion layer, Machine structural steel

Abstract

The effect of $H_2 : N_2$ gas ratio on the case thickness, hardness and nitrides formation in the surface of SCM440 machine structural steel have been studied by micro - pulse plasma process.

The thickness of compound layer increased with the increase of nitrogen content in the gas composition.

The maximum thickness of compound layer, the maximum case depth and the maximum surface hardness were about $15.8\mu m$, $400\mu m$ and Hv765, respectively, in the nitriding condition of 250Pa and 70% nitrogen content at $520^\circ C$ for 7hrs.

Generally, only nitride phases such as γ' (Fe_4N), ϵ (Fe_2-3N) phases were detected in compound and diffusion layer by XRD analysis.

The amount of ϵ (Fe_2-3N) phase increased with the increase of nitrogen content.

The relative amounts and kind of phases formed in the nitrided case changed with the change of nitrogen content in the gas composition.

1. 서 론

철강의 표면경화처리법으로 침탄법(Carburiz-

ing), 질화법(Nitriding) 및 금속침투법(Metallic cementation)등 많은 방법이 실용화되고 있으나, 그 중에서 철강소지에 철질화물을 얻는 기술의 개

* 울산대학교 재료·금속공학부(원고접수일 : 98년 8월)

** 부경대학교 금속공학과

*** 부경대학교 재료공학과

**** 한국해양대학교 기관공학과

받은 1923년 독일의 A. Fry¹⁾ 등이 암모니아 가스 중에서 탄소강과 합금강의 가스질화를 연구함으로써 시작되었다.

플라즈마 질화법은 J.J. Egan²⁾에 의하여 처음으로 고안되었고, B. Berghaus³⁾ 등이 많은 연구를 하였으나, 아크발생 제어장치의 기술적인 문제를 해결하지 못함으로서 산업의 응용에 많은 어려움이 있었다. 그후 1960년대 초부터 글로우(glow)방전을 이용한 장치 개발이 활발하게 진행됨으로서 플라즈마/이온질화(본 연구에서는 플라즈마질화라고 함)가 이용되기 시작하였으며⁴⁻⁵⁾, 그 응용이 활발해지기 시작한 플라즈마 질화법은 전기에너지의 이용으로 공해 문제가 없고 질화층 두께의 제어가 용이하며, 질화효율이 높다는 장점을 가지고 있기 때문에 최근 들어 자동차 산업, 조선 산업과 각종 정밀부품에 널리 이용되어지고 있다⁶⁻⁹⁾.

플라즈마 질화법은 저압의 질소 분위기하에서 음극인 피처리물과 양극 사이에 전압을 가하면 피처리물 주위에 글로우방전이 생기고, 이 방전이 질소원자의 표면침투를 용이하게 해줌으로써 질화층을 형성시키는 방법이다⁹⁾.

이러한 플라즈마 질화기구는 아직도 명확히 규명되어 있지 않으나, 현재 가장 타당한 것으로 받아들여지고 있는 것은 Köbel model⁷⁾이며 그 개략도를 Fig. 1에 나타내었다.

Fig. 1에서 보는 바와 같이 플라즈마 질화는 질

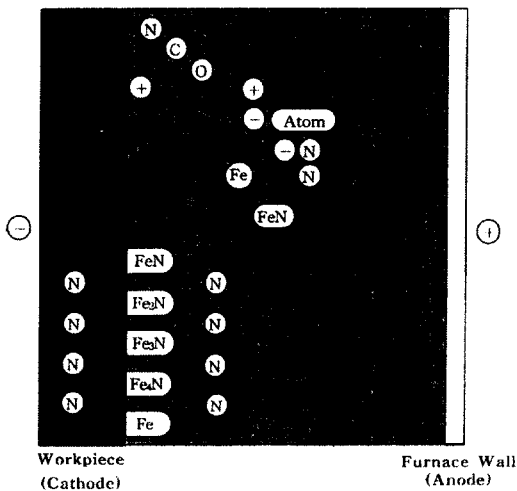


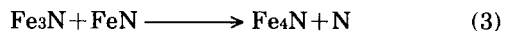
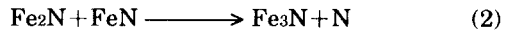
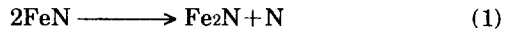
Fig. 1 Principle of plasma nitriding.

화가스의 이온화 과정, 이온들의 음극 표면 스퍼터링(sputtering)과정, 이온들의 음극 표면반응, 형성된 질화물의 음극 흡착과정과 확산과정 등으로 이루어 진다¹⁰⁻¹²⁾.

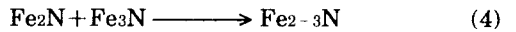
음극과 양극 사이의 전압에 의해서 가속된 가스 이온의 충돌에 의해서, 즉 스퍼터링에 의해 음극표면에서 방출된 Fe원자는 피처리물 주위의 플라즈마 내에 존재하고 있는 질소원자들과 결합하여 FeN을 형성한다.

생성된 화합물인 FeN은 흡착작용에 의하여 Fig. 2와 같이 피처리물 표면에 존재하게 되며, 최외각층으로부터 질소원자가 내부로 확산침투하여 Fe₂₋₃N(ϵ 상), Fe₄N(γ' 상)의 백색층(white layer : compound layer)과 확산층(diffusion layer)을 형성한다.

이러한 일련의 질화물 생성반응을 다음과 같이 나타낼 수 있다¹³⁻¹⁶⁾.



(1)식과 (2)식에 의하여 형성된 Fe₂N과 Fe₃N은 다음과 같이 반응하여 ϵ -nitride인 Fe₂₋₃N이 된다.



즉, (3)식과 (4)식에 의하여 형성된 Fe₄N과 Fe₂₋₃N이 표면에서 화합물층을 형성하며, (1), (2) 및 (3)식에서 분해된 질소가 내부로 확산하여 확산층을 형성하게 된다.

한편, 수소이온의 역할은 질소이온에 비해 질량이 작으므로 운동에너지가 적어 음극 스퍼터링이

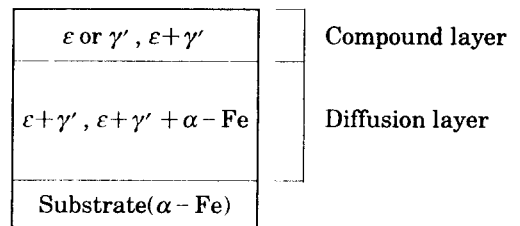


Fig. 2 Schematic diagram of the general structure of plasma nitrided layer.

나 온도 상승에 미치는 영향은 작지만, 음극표면의 산화물을 환원시키거나, 글로우 방전을 용이하게 함과 동시에 안정화시키는데 기여하는 것으로 알려져 있다^{15,17)}.

플라즈마 질화의 반응 속도는 사용가스의 종류와 압력에 따라 달라지며, 일반적으로 사용되는 가스는 (H₂+N₂)의 혼합가스, NH₃가스, 또는 (H₂+N₂+Ar+X)의 혼합가스 등이다.

가스압력이 최적조건의 이온질화처리를 위한 압력보다 너무 낮으면 음극 표면에서 분리되는 Fe 원자의 자유경로(mean free path)가 길어져 플라즈마 내에서 질화물이 형성될 기회가 적어지며, 그 결과 질화물이 흡착되는 속도가 늦어지고 화합물층과 확산층이 감소하게 된다. 또한 가스압력이 최적조건의 압력보다 너무 높으면, 음극표면에서 분리되는 Fe 원자의 자유경로가 짧아져 암모니아 가스가 분해될 확률이 적어짐으로서 플라즈마 내의 질소 이온이 감소하게 되어 질화층의 깊이가 감소한다^{9,18,19)}.

이러한 원리를 이용한 플라즈마 질화처리는 일반적인 표면경화 방법들보다 낮은 온도에서 처리함으로써 부품의 변형이 없고 화합물층의 성분 및 질화층의 두께조절이 용이하여 기계적 성질을 향상시키고 동시에 장치의 자동화가 용이한 것 등의 많은 특징이 있다.

자동차와 각종 정밀부품 등에서 기어류, 축류, 밸브류, 공구부품, 볼트, 프렌지 등에 사용되고 있는 SCM440 구조용강은 충격, 비틀림 및 굽힘 등의 복잡한 하중을 받게 되며, 이러한 하중들에 견딜 수 있는 기계적 성질과 아울러 내부식성, 내마모성과 인성이 동시에 요구되고 있다. 이상과 같은 요구 조건들을 만족시키기 위한 표면경화 처리법의 하나가 플라즈마 질화법이다.

따라서, 본 연구에서는 SCM440 구조용강의 플라즈마 질화처리시, 질소의 가스비에 따른 질화층 조직과 생성상의 변화에 대하여 검토하였으며, 또한 그 처리방법에 대한 최적의 조건 및 기초자료를 제시하고자 하였다.

2. 사용재료 및 실험방법

본 실험에 사용된 강은 탄소의 함량이 약 0.4wt.

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

Element Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Fe
SCM440	0.412	0.244	0.804	0.016	0.023	0.967	0.164	bal.

%인 기계구조용 합금강 SCM440으로, 그 화학조성을 Table 1에 나타내었다.

시편은 15mm dia.×30mm(l)의 크기로 870℃에서 퀘칭처리한 후 570℃에서 템퍼링을 행하였다. 마이크로 펄스 플라즈마 장치(RÜBIG, PN 50/80)를 사용하여 질화처리를 행하였으며, 실험 장치의 개략도는 Fig. 3과 같다.

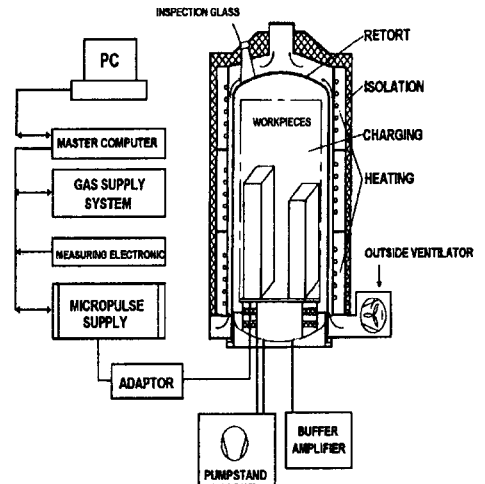


Fig. 3 Schematic diagram of micro-pulse plasma diffusion treatment apparatus.

Table 2. Micro-pulse plasma nitriding conditions.

Parameters	Process	Sputtering	Nitriding
	Gas(%)		
	Ar	4	-
	H ₂	96	29, 49, 69
	N ₂	-	70, 50, 30
	CH ₄	-	1
	H ₂ S	-	-
	Pressure(Pa)	60	250
	Voltage(V)	840	64
	Current(A)	6	3-4
	Pulse time(μs)	350	130
	Pause time(μs)	100	60
	Holding time(hr)	0.5	7
	Temperature(℃)	510	520

한편, 질화처리는 처리시간, 온도 및 가스비율을 조절하여 Table 2와 같은 조건으로 실시하였다. 각 실험 조건에서 처리된 시편은 경도측정, SEM, EPMA, XRD 분석을 행하였다. 그리고 가스비율의 변화에 대해서는 질소의 농도를 약 30, 50 및 70%의 3종류로 변화시켜 그에 따른 질화특성을 비교·검토하였다

3. 실험결과 및 고찰

질화처리된 시편의 질화층은 일반적으로 화합물층과 확산층으로 구성되며 가스질화처리는 화합물층의 두께제어가 어렵지만 플라즈마질화는 처리조건을 달리해 줌으로서 질화층내의 화합물층 또는 확산층을 제어할 수 있다²⁰⁾.

플라즈마질화에 사용되는 가스는 일반적으로 $N_2 - H_2$, $NH_3 - N_2$ 및 $N_2 - NH_3 - H_2$ 혼합가스를 사용하며, 연질화처리하는 이런 가스계에 CH_4 , C_3H_8 이나 CO 등의 가스가 소량 첨가되어 사용되고 있다²¹⁾. 그러므로 플라즈마 질화처리의 경우 이러한 여러 가스의 조성비율을 변화시킴으로써 질화층 특히 화합물층의 생성을 쉽게 제어할 수 있다.

질화처리는 재질 및 사용 용도에 따라 처리조건을 달리하여야 하며, 특히 질화층의 생성을 제어하는 인자중 가스조성비율이 큰 영향을 미친다. 질화조건중 가스조성을 잘못 선정하면 갈매기상과 같은 거대한 석출물이 생성되며, 이것은 표면박리 및 균열의 원인이 된다²²⁾.

플라즈마 질화처리된 강의 표면근방은 수~수십 μm 의 화합물층으로 덮여 있는데, 이와 같은 화합물층은 기지를 구성하고 있는 Fe 및 강중에 함유된 합금원소들이 질화물로 되기 때문이다²³⁾.

일반적으로 SCM440강은 Cr, Mo, Mn 등의 합금원소가 함유되어 있기 때문에 플라즈마 질화처리를 함으로서 질소의 확산·침투에 따른 표면경화가 쉽게 일어날 수 있다.

3. 1. 질화층의 조직

질화온도 520℃, 처리시간 7시간, 압력을 250Pa로 일정하게 하고 $H_2 : N_2$ 비율을 70 : 30, 50 : 50

및 30 : 70%로 변화시켜 질화처리하였을 경우 화합물층의 두께 변화를 Fig. 4에 나타내었으며, 이들 시편의 SEM 조직사진을 Photo. 1에 나타내었다.

사진에서 나타낸 것과 같이 시편의 표면에는 약 15 μm 정도의 화합물층이 형성되었고, 확산층에는 치밀한 질화물이 형성되어 있음을 알 수 있다.

한편, 그림과 사진에서 알 수 있는 바와 같이 질소량이 증가할수록 화합물층의 두께는 약 12.5, 15 및 15.8 μm 로 질소량이 증가할수록 화합물층의 두께는 증가함을 알 수 있다.

이는 질소의 농도가 증가할수록 표면에 질화물이 집적되어 화합물층을 증가시킨 것으로 사료된다.

이와 같은 현상은 Stanislav 등²⁴⁾의 실험결과와도 잘 일치하고 있다. 이와 같이 질소가 표면층에 집적된 것을 확인하기 위하여 EPMA를 이용하여 선분석을 행하였으며 그 결과를 Fig. 5에 나타내었다.

그림에서 알 수 있는 바와 같이 질소는 표면으로부터 각각 약 12, 15 및 16 μm 까지는 높게 분포되어 있으며 그 이후는 낮게 분포되어 있음을 알 수 있다. 또한 질소의 농도가 증가할수록 Cr, Mo 등의 강력한 질화물 형성원소들과 질소와의 활발한 반응으로 인하여 표면의 질소농도가 증가되어 이들

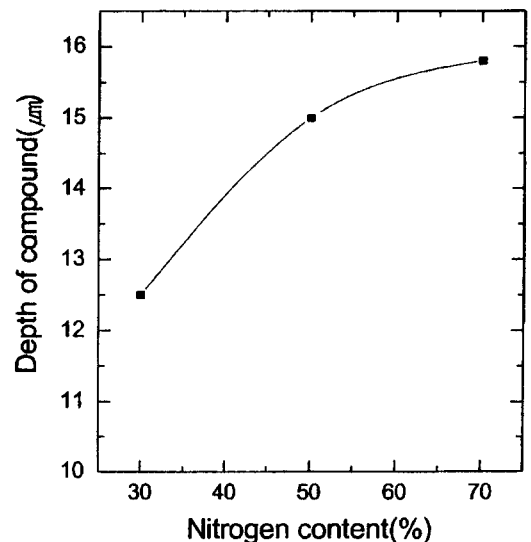


Fig. 4 Effect of nitrogen content in plasma gas on the compound layer of SCM440 steel plasma nitrided at 520℃ for 7 hours.

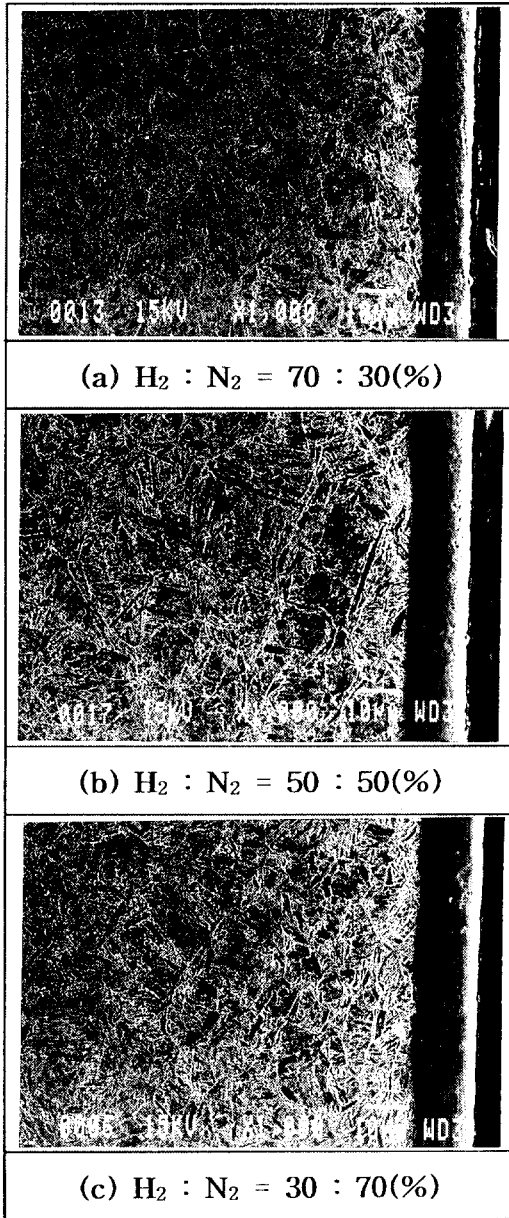


Photo. 1. Cross sectional view of plasma nitrided SCM440 steel at various gas ratio

이 많이 검출되었으며 이로 인하여 화합물층의 두께가 증가된 것으로 사료된다. 이것은 혼합가스중 질소의 농도가 증가할수록 화합물층의 두께가 증가하는 것보다도 잘 일치하고 있다²¹⁾.

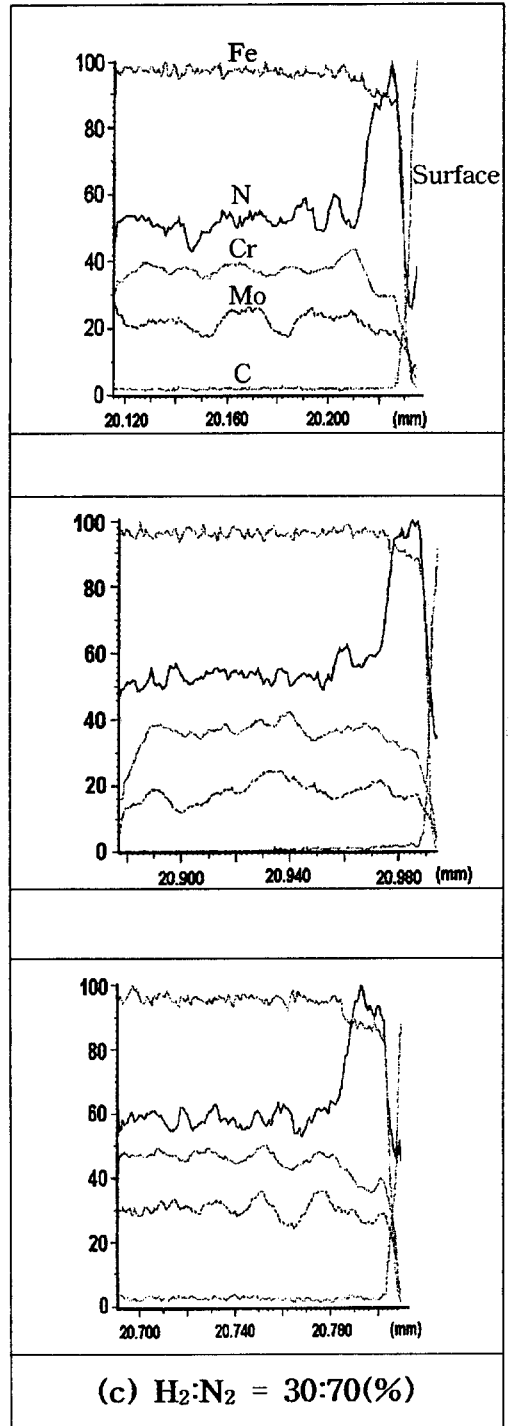


Fig. 5 EPMA line profiles across nitrided case and alloy substrate for plasma nitrided SCM440 steel at various gas ratios.

3. 2. 질화층의 경도

질화온도 520℃, 처리시간 7시간으로 일정하게 하고 N₂ 가스량을 약 30, 50 및 70%로 변화시켜 질화처리하였을 경우의 표면경도를 Fig. 6에 나타내었고, 표면에서부터 모재까지의 경도분포를 Fig. 7에 나타내었다.

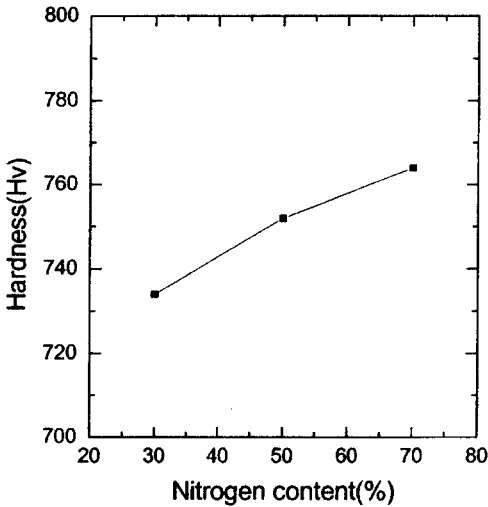


Fig. 6 Effect of surface hardness of plasma nitrided SCM440 steel at various gas ratio.

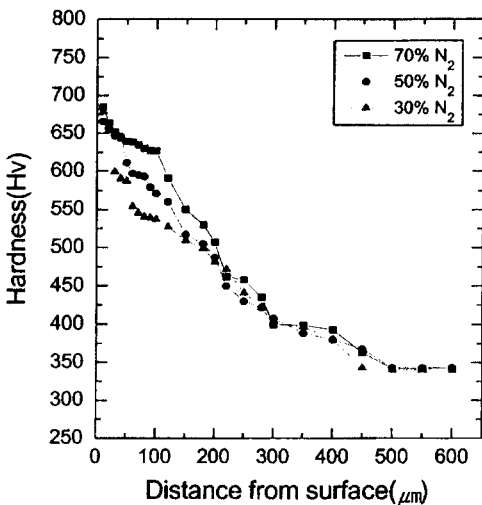


Fig. 7 Effect of hydrogen and nitrogen in plasma nitriding case depth of SCM440 steel plasma nitrided at 520℃ for 7 hours.

Fig. 6에서 알 수 있는 바와 같이 표면경도는 각각 Hv735, 755 및 765로 질소의 양이 증가할수록 표면경도는 증가함을 알 수 있다.

이와 같이 표면경도가 증가하는 이유는 Fig. 4의 결과에서 나타난 바와 같이 질소의 양이 증가할수록 화합물층의 두께가 증가되며, 후술하는 Fig. 8의 XRD결과에서 질소의 양이 증가하면 표면에 생성된 화합물층의 조성이 ε-Fe₂₋₃N의 양이 더 많아져 상대적으로 γ'-Fe₄N이 많은 경우보다는 경도가 더 높은 것으로 사료된다.

이와 같은 결과는 질화처리시 생성된 각 상들의 특성을 설명한 내용²¹⁾과도 잘 일치하고 있다.

또한, Fig. 7에서는 질소의 양에 관계없이 전 경화층은 약 400μm로서 거의 같았으나, 질소의 양이 증가할수록 확산층에서의 경도는 완만하게 감소되는 것을 알 수 있다.

예를 들어, 표면에서 20μm지점에서의 경도는 세 가지 경우 모두 Hv670 정도로 같았으나 약 100μm지점에서의 경도는 각각 Hv530, 580 및 630으로 질소의 양이 증가할수록 경도는 완만하게 감소되는 것을 알 수 있다.

이는 SCM440강의 경우 Cr, Mo와 같은 질화물 형성원소가 함유되어 있어 확산되어 온 질소원자가 우선적으로 이들 원소와 질화물을 형성하는데 소모되어 내부로 확산해 들어갈 수 있는 질소의 농도가 낮기 때문^{25, 26)}인 것으로 사료된다.

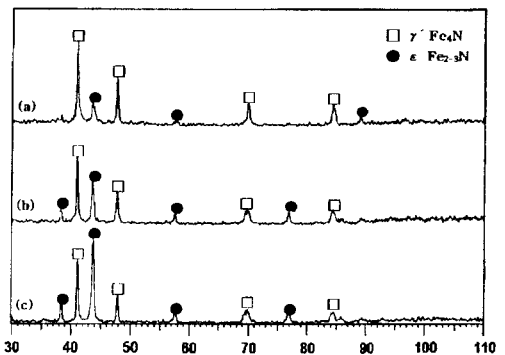


Fig. 8 X-ray diffraction patterns from the surface of plasma nitrided SCM440 steel at various ratios.

- (a) H₂ : N₂ = 70 : 30(%)
- (b) H₂ : N₂ = 50 : 50(%)
- (c) H₂ : N₂ = 30 : 70(%)

3.3 질화층 상의 변화

Fig. 8은 N₂ 가스량을 30, 50 및 70%로 변화시켜 520℃에서 7시간동안 플라즈마 질화처리한 SCM440강의 표면의 X-선 회절 분석결과를 나타낸 것이다.

그림에서 알 수 있는 바와 같이 전체적으로 γ' -Fe₄N과 ϵ -Fe₂₋₃N의 혼합상으로 존재하지만, 그림의 (a)와 같이 질소량이 30%인 경우에는 γ' -Fe₄N이 주상으로 존재하였으며, 50%인 (b)의 경우에는 γ' -Fe₄N과 ϵ -Fe₂₋₃N이 주상으로, 70%인 (c)인 경우에는 ϵ -Fe₂₋₃N이 주상으로 존재함을 알 수 있다.

이는 질화처리시 질소가스의 양이 많을수록 표면에 질소가 집적되어 ϵ -Fe₂₋₃N의 양이 증가한다는 다른 여러 보고들²⁷⁻²⁹과도 잘 일치하고 있다.

이로서 플라즈마 질화처리시 가스비율 등의 처리조건에 따라 질화층 생성상의 조절이 용이하다^{30, 31}는 특성이 입증되었다.

한편, 이들 시편들의 표면층, 확산층 및 모재의 X-선 회절분석결과를 Fig. 9, 10 및 11에 나타내었다.

그림에서 알 수 있는 바와 같이 표면에 형성된 주상에 따라 확산층에서도 질소의 양이 30%인 경우에는 거의 γ' -Fe₄N 단일상이, 50%의 경우에는 γ' -Fe₄N의 주상으로, 70%의 경우에는 ϵ -Fe₂₋₃N과 γ' -Fe₄N의 혼합상으로 존재하였고,

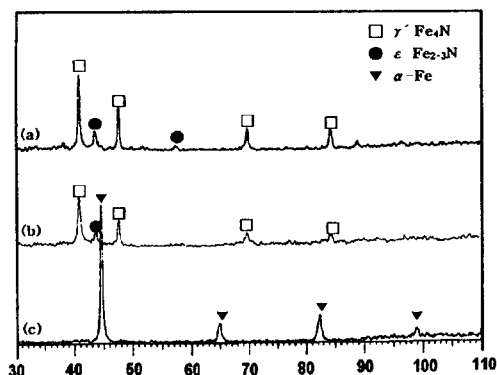


Fig. 9 X-ray diffraction patterns from the surface of plasma nitrided SCM440 steel at gas ratio H₂ : N₂ = 70 : 30(%).
(a) surface (b) diffusion (c) substrate

모재에는 α -Fe가 주로 존재함을 알 수 있다.

이는 질소가 내부로 확산되어 들어가는 과정에서 표면층에 집적된 질소의 양에 따라 확산층에 생성되는 질화물의 형성상도 변화되어지며 경도의 분포에도 큰 영향을 미치는 것으로 사료된다.

따라서, 질화처리에 있어서 가스조성은 질화층의 형성에 상당한 영향을 미치는 것을 알 수 있으며, 또한 질소의 양이 증가할수록 화합물층의 두께가 증가하며, 생성되는 상은 ϵ -Fe₂₋₃N이 주상임을 알 수 있었다.

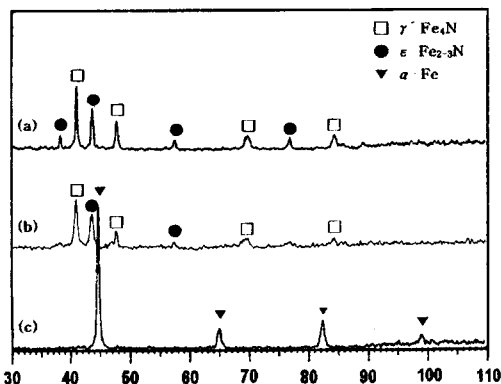


Fig. 10 X-ray diffraction patterns from the surface of plasma nitrided SCM440 steel at gas ratio H₂ : N₂ = 50 : 50(%).
(a) surface (b) diffusion (c) substrate

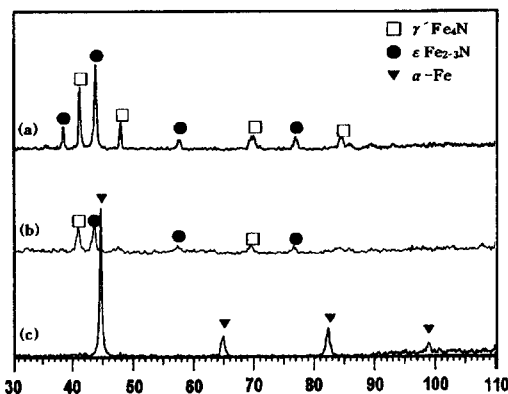


Fig. 11 X-ray diffraction patterns from the surface of plasma nitrided SCM440 steel at gas ratio H₂ : N₂ = 30 : 70(%).
(a) surface (b) diffusion (c) substrate

4. 결 론

탄소의 함량이 약 0.4wt.%인 기계구조용 합금강 SCM440을 870℃에서 Quenching하고 570℃에서 템퍼링한 후, 마이크로 펄스 플라즈마 질화장치에서 질화온도 520℃, 처리시간 7시간, 압력을 250Pa로 일정하게 하고 H₂ : N₂의 비율을 70 : 30, 50 : 50 및 30 : 70%로 변화시켜 플라즈마 질화에 미치는 가스비율의 영향에 대한 조사 및 연구를 실시한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 질소가스의 양이 증가할수록 표면에 질화물이 집적되어 화합물층의 두께는 증가되며, 최대 화합물층의 두께는 약 15.8μm이었으며 전 경화층은 약 400μm로서 거의 같았다.
2. 최대 표면경도는 Hv765였고 질소의 양이 증가할수록 확산층의 경도는 완만하게 감소하였다.
3. 질화층은 γ - Fe₄N과 ε - Fe₂₋₃N의 혼합상으로 구성되었으나, 30% N₂일 때는 γ - Fe₄N이 주상으로, 50% N₂의 경우는 γ - Fe₄N과 ε - Fe₂₋₃N이 주상으로, 70%일 때는 ε - Fe₂₋₃N이 주상으로 존재하였다.

참고문헌

- 1) A. Fry, "Stickstoff in Eisen, Stahl and Sonderstal", 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℃ for tool and precision machine parts". Heat treatment(1976), Metal Soc., London, pp. 7 ~ 13, 1978
- 5) A.S. Korhonen and E.H. Sirvio, "A new low pressure plasma nitriding method", Thin solid films, 96, pp. 103~108, 1982
- 6) A. Marclniak and T. Karpinsk, "Comparative studies on energy consumption in installations for ion and gas nitriding", Ind. Heat., April, pp. 42~44, 1980
- 7) C.K. Jones, S.W. Martin, D.J. Sturges and M. Hudis, "Ion Nitriding" Heat treatment (1973), Metal Soc., London, pp. 71~76, 1975
- 8) 山中久彦, "イオン窒化法", 日刊工業新聞社, 1976
- 9) B. Edenhofer, "Production ion nitriding", Metal Progress, March, pp. 181~185, 1976
- 10) 摩蒔立男, "薄膜作成の基礎".
- 11) 日本電子工業(株), "イオン窒化法".
- 12) J. Köbel, "Die Nitridschichtbildung bei der Glimmentladung", Forschungsbericht des Landes NRW Nr 1555, Westdeutscher Verlag, Köln/Opladen, 1965
- 13) B. Chapman, March, Glow discharge processes sputtering and plasma etching, John Wiley & Sons, 1980
- 14) H. Wilhelmi, S.Stramke und H.C.pohl, Harterei - tech. Mitt., Vol.37, p. 263, 1982
- 15) L.I. Maissel., Physics of thin films, Vol III, Academic press, 1986
- 16) B. Edenhofer, "Heat treatment of metals", 23, 1974
- 17) A. Szabo and H. Wilhelmi, Plasma chemi. plasma processing, Vol.4, p. 89, 1984
- 18) Lakhtin Yu. M. Kogan Ya. D., Electronnaya Obrab. Mater., p. 13, 1976
- 19) 會根匠, 山中久彦, "鐵の鋼のイオン窒化について", 日本金屬學會誌, Vol.40, pp. 908~918, 1976
- 20) B. Edenhofer, "Heat treatment of metals", p. 85
- 21) 199021. J.D' Haen, C. Quaeys, G. Knuyt, M.D' Olieslaeger, L.M. Stals, Structure analysis of plasma - nitrided pure iron, Surface and Coatings Technology, 74 - 75, pp. 405~411, 1995
- 22) Y. Kuwabara, 型技術 2(12), p. 69, 1987
- 23) B. Chapman, Glow discharge process sputtering and plasma etching, John Wiley & Sons, p. 77, 1980
- 24) J. Stanislav et, al, Plasma Surface Eng., 1, p. 233, 1989
- 25) Y.H. Kim, M.J. Kim, J. of the Korean Soc. for Heat Treat., 7(4), p. 318, 1994
- 26) O.T. Inal, C.V. Robino, Thin Solid films, 95, p. 195, 1982
- 27) N. Yasumaru, J. Japan Inst. Metals 54(8), p. 870, 1990
- 28) D.M. Manos, D.L. Flamm, Plasma Etching, Plasma Materials Int. p. 241, 1998

- 29) 大和久重雄, 鋼熱處理 アウガルト, 日刊工業新聞社, p. 183, 1978
- 30) K.T. Rie, Proc. of plasma surface Eng. DMG Int., 1, p. 201, 198931. Y. Sun, T. Bell, Materials Science & Eng, A140, p. 419, 1991Figure caption

저 자 소 개



이재식(李在植)

1961년 12월생. 1988년 부경대학교 금속공학과 졸업. 1990년 울산대학 대학원 금속공학과 졸업(석사). 1997년 동대학원 졸업(박사). 1997~현재 울산대학교 산업기술연구소, 당학회 회원.



김무길(金武吉)

1946년 10월생. 1972년 인하대학교 공과대학 금속공학과 졸업. 1985년 한국해양대학 박용기관학과 졸업(석사). 1997년 동대학원 박사수로. 1979년~현재 부경대학교 금속공학과 교수, 당학회 회원.



정병호(鄭炳琥)

1950년 9월생. 1973년 부산대학교 공과대학 금속공학과 졸업. 1978년 부산대학 대학원 금속공학과 졸업(석사). 1989년 동대학원 졸업(박사). 1985년~현재 부경대학교 금속공학과 교수, 당학회 회원.



배차현(裵且憲)

1947년 8월생. 1972년 부산대학교 공과대학 금속공학과 졸업. 1984년 한국해양대학 대학원 기관공학과 졸업(석사). 1990년 울산대학 대학원 졸업(박사). 1993~1994년 일본 동북대학 금속재료연구소 객원교수. 1976년~현재 부경대학교 재료공학과 교수, 당학회 회원.



박희순(朴和淳)

1956년 4월, 1982년 부산대학교 공과대학 재료(금속)공학과 졸업. 1984년 부산대학 대학원 금속공학과 졸업(석사). 1988년 Osaka University 졸업(박사). 1984, 1988 Osaka University 용접연구소 연구원. 1992년 미국 M.I.T 재료공학과 객원 연구원. 1989년~현재 부경대학교 부교수, 당학회 회원



김원녕(金垣寧)

1934년 4월생. 1959년 한국해양대학교 기관공학과 졸업. 1965년 전북대학 대학원 기계공학과 졸업(석사). 1981년 한국해양대학 대학원 기관공학과(석사). 1994~1996년 한국박용기관학회 회장. 1996~1998년 한국해양대학교 대학원장. 1968년~현재 한국해양대학교 기관공학과 교수, 당학회 고문.