

공구강의 가스질화시 질화특성에 미치는 초기조직의 영향

金榮熙·金明俊

동아대학교 공과대학 금속공학과

The Influence of Initial Structure on the Nitriding
characteristics of Tool Steels in gasnitriding

Y. H. Kin, M. J. Kim

Dept. of Metallurgical Engineering, Dong-A University, Pusan 604-714

ABSTRACT

According to conventional nitriding of tool steels, it was very difficult to produce a high surface hardness. This study has been conducted to investigate the influence of initial structures on the nitriding characteristics of tool steels in gas-nitrided for the improvement in surface hardness. The specimens (SACM645, STD61 steels) have been quenching and tempering at various temperature and then gas-nitrided for 30, 45 and 60hr at 500, 530 and 550°C respectively in gasatmosphere of 30%NH₃-70%N₂. As hardness of initial structure was higher, the nitriding layer was deeper and hardness of the nitriding layer was higher. Deeper nitriding layers was due to higher diffusion rate by fine initial microstructure. Also the reason of high surface hardness was associated with formation of dispersed fine carbonitrides of nitrides.

1. 서 론

가스질화처리는 500~550°C의 온도에서 암모니아 또는 암모니아-질소 등의 분위기와 강부품의 촉매적 작용에 의해 발생한 활성질소를 강표면에 확산침투시켜 강표면을 경화시키는 일종의 열화학적 표면개질 기술이다.¹⁾

강의 표면개질기술로는 고주파경화처리, 침탄처리 등이 있으나 질화처리가 이들과 크게 다른 점은 처리 온도이다. 침탄, 고주파 처리는 급냉(퀵칭)조직의 특성을 이용하는 것이기 때문에 처리온도를 강의 변태점

이상으로 상승한 후 급냉에 의한 마르텐사이트 조직의 형성에 있다.²⁾ 이 경우 강의 냉각변태에 의한 부품의 균열이나 부품의 열처리 변형이 문제가 된다. 그러나 가스질화처리의 온도는 550°C이하이므로 상변태로 인한 변형발생이 없고 열용력도 작으므로 전체적으로 균열형성 및 열처리 변형이 거의 없다. 이러한 잇점과 함께 또한 가스질화처리된 부품은 제품에 대하여 높은 내마모성, 내피로성 및 내식성 등이 부여된다.³⁾ 이러한 특성중 내마모성의 향상을 위해서는 표면경도의 향상이 필수적이다. 질화처리된 제품의 경도 분포곡선의 형태는 처리방법에 따라 두가지로 나타난다. 우선 표

면에서 높은 경도가 일정하게 유지된 후 급속히 감소하는 경도분포형태로써 이경우는 질화처리온도가 낮고 장시간 처리할때 나타나며, 높은 내마모성이 부여된다. 다음은 표면경화층의 경도감소가 일정하게 발생하는 형태로서 높은 질화온도에서 장시간 처리할때 나타나며 내피로성이 요구되는 제품에 유리하다. 이상과 같이 질화층의 경도향상은 질화처리온도만이 주된 인자라고 인지하고 있으나 부품의 전처리조건 즉 초기조직의 영향도 매우 중요한 것으로 판단된다.^{4, 5)} 따라서 질화층의 높은 내마모성 향상을 위한 높은 경도를 부여하기 위해 30%NH₃-70%N₂의 가스분위기에서 SACM645강과 STD61강에 대하여 질화시간, 질화온도 및 초기조직을 변화하여 질화특성에 미치는 초기조직의 영향을 규명하고자 한다.

2. 실험방법

2.1 시 료

본 연구에 사용된 재료는 SACM645과 STD61의 시판용 환봉(20φ)으로써 그 조성은 Table 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical composition of steels.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	V
SACM645	0.45	0.16	0.41	0.01	0.02	1.36	0.19	1.02	-
STD61	0.38	0.10	0.30	0.01	0.02	5.00	1.50	-	1.00

2.2 전처리

재료의 전처리 조건의 변화에 의한 템퍼링경도 즉 템퍼링조직변화에 의한 질화층의 경도특성을 알아보기 위해서 SACM645강은 880°C에서 1시간 유지후 수냉한 다음 620, 670 및 720°C 온도에서 각각 1시간 유지 후 수냉하였다. STD61강은 1,020°C에서 1시간 유지 후 공냉한 다음 550°C에서 1시간 템퍼링 후 공냉하였고, 2차 템퍼링은 각각 570, 620 및 670°C에서 각각 1시간 유지한 후 공냉하였다.

2.3 가스질화처리

가스질화처리는 하부에서 가스가 주입되고 상·하부에 장착된 교반팬에 의해 로내의 가스의 원활한 교반으로 질화반응이 촉진되는 구조로 되어있는 Pit형로

(30φ×1030mm, 42kw)에서 30%NH₃-70%N₂의 가스 분위기에서 500, 530 및 550°C에서 각각 30, 45 및 60시간 처리후 수냉하였다.

2.4 현미경 조직 및 X-선 회절시험

질화처리한 시편의 표면조직을 관찰하기 위하여 현미경조직시험용 시편준비법에 준하여 시편을 제작한 후, 연마 및 정마를 거쳐 5% nital용액에 부식한 다음 광학현미경(optical microscope, Nikon, NEC-5)을 사용하여 화합물층의 두께를 측정하였으며, 층이 균일하게 형성된 임의의 부위에서 5회 측정한 평균치를 그 층의 두께값으로 하였다. 또한 주사전자현미경(Scanning Electron Microscope, JEOL, JSM-35CF)에 의해 초기조직 및 질화층의 미소조직을 관찰하였으며, 질화처리한 시편의 표면에 형성된 화합물층의 상조성을 분석하기 위하여 X-선 회절시험기(X-ray diffractometer, Rigaku, D/MAX-II A)를 사용하였다.

2.5 경도시험

시료의 퀴칭 및 템퍼링경도의 측정은 록웰경도기(Rockwell hardness tester, Mitutouo)를 사용하였으며 C scale의 하중 150kg하에서 시편당 5번 측정하여 최소값과 최대값을 제외한 나머지 3번의 경도값을 평균하여 얻은 값을 그 시편의 경도값으로 정하였다. 또한 가스질화처리에 따른 경도값을 얻기 위해 미소경도기(micro Vickers hardness tester, Matsuzawa KVK-E)를 사용하여 표면으로부터 거리에 따른 경도분포곡선을 얻었다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 현미경조직

SACM645강은 SCM440강과 거의 동일한 Cr과 Mo함량을 가지면서 질화시 강력한 질화물 형성을 조장하는 원소인 Al이 1wt.%정도 함유된 합금이다. 이 강은 SAE나 DIN규격 등에 규정되어 있는 질화강으로서 사용목적에 따라 적합한 퀴칭 및 템퍼링 처리에 의해서 강도, 인성 및 내구성 등을 부여한 후 질화할 때 질화특성이 우수한 소재이다. Photo. 1은 SACM645강을 880°C에서 오스테나이트화 후 여러온도에서 템퍼링처리한 후의 주사전자현미경조직을 나타낸 것으

로써 720, 680 및 650°C에서 템퍼링하였을때 템퍼링 경도는 각각 HRC24, HRC28 및 HRC32로 나타났다. 오스테나이트화 후 퀀칭상태에서는 기지전반에 걸친 마르텐사이트와 일부의 잔류오스테나이트로 구성되어 있지만 이를 템퍼링함으로써 오스테나이트화시 고용된 탄소가 Cr 및 Mo과 결합하여 Cr₇C₃, Mo₂C 및 Cr₆C 등의 탄화물을 생성한다. 이들 탄화물들은 기지내에서 미세하게 석출할 때 강화효과에 크게 기여하지만 템퍼링온도가 증가하면 탄화물을 형성하는 용질원자의 확산속도가 빨라서 탄화물의 조대화가 급속히 진행되어 기지의 탄화물형성원소 및 탄소의 고갈로 인해 경도를

저하시킬 뿐만아니라 기지의 결정립 또한 성장하여 강 의 경도를 저하시키는 주된 원인으로 작용한다. 이러한 미세탄화물이 결정립계나 결정립내에 미세하게 분포되어 있는 것을 사진에서 관찰할 수 있다. 템퍼링온도가 증가함에 따라 즉, 템퍼링경도가 낮아짐에 따라 기지조직의 결정립이 현저하게 성장하였음을 알 수 있고, 결정립계나 결정립내에 형성된 탄화물들의 크기 또한 조대하고 그 분포의 수가 감소함을 알 수 있으며, 이는 경도값의 고저의 척도임을 암시해 준다.

Photo. 2는 STD61강을 1,020°C에서 오스테나이트화 후 템퍼링온도에 따른 주사전자현미경조직을 나타낸것

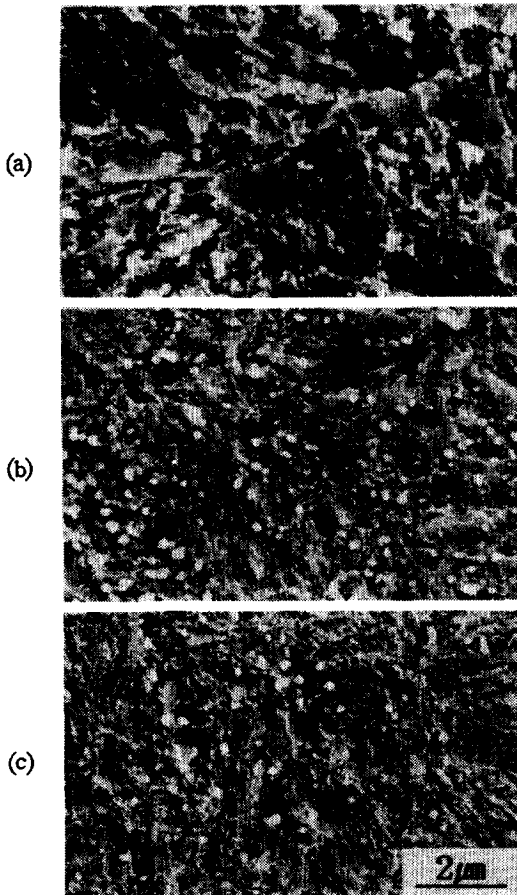


Photo. 1 Scanning electron micrographs showing the initial structure of SACM645 steel tempered at various temperatures after austenitizing at 880°C for 1hr.

- (a) 740°C, HRC24 (b) 680°C, HRC28
(c) 650°C, HRC32

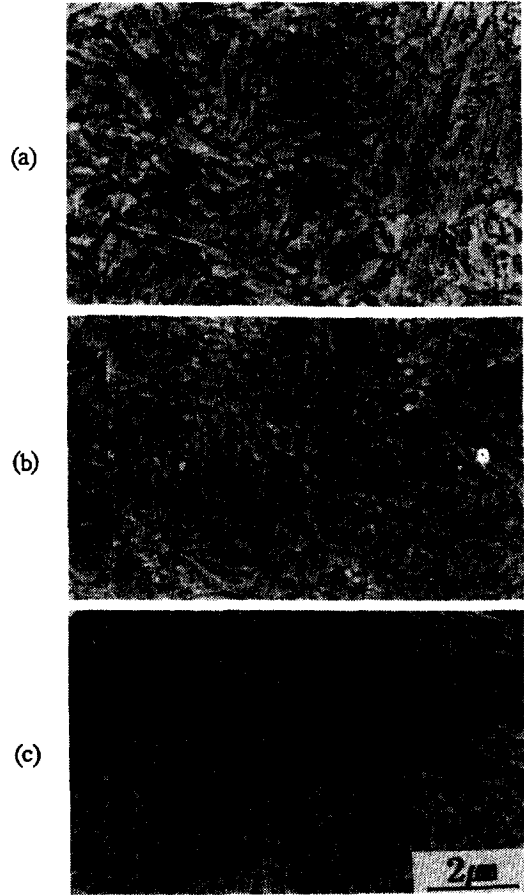


Photo. 2 Scanning electron micrographs showing the initial structure of STD61 steel tempered at various temperatures after austenitizing at 1,020°C for 1hr.

- (a) 620°C, HRC44 (b) 580°C, HRC48
(c) 540°C, HRC52

으로서 템퍼링온도가 낮을수록 결정립의 크기와 입계에 석출되어 있는 탄화물이 미세함을 관찰할 수 있다. SACM645강에 비해서 STD61강은 기지조직의 결정립 성장은 현저하지 않으나 석출된 탄화물의 수가 많고 또한 미세함을 알 수 있다. 또한 SACM645에 비하여 기지의 경도가 높은 것은 퀴칭-템퍼링 후 $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 및 Cr_6C 등의 Cr 탄화물과 Mo_2C , MoC 및 VC탄화물 등이 기지내에 미세하게 분포하기 때문이다.

Photo. 3은 초기 템퍼링경도가 HRC28인 SACM 645강과 HRC48인 STD61강을 500°C의 온도에서 60 시간 가스질화처리한 시편의 주사전자현미경조직이다. SACM645강과 STD61강 모두 화합물층 아래의 결정립계를 따라서 질화물이 형성되어 있는 것을 알 수 있다. 이 중 STD61강의 경우 SACM645강보다 질화물의 양이 많이 형성되어 있음을 알 수 있다. 이를 다시 사진 (b)와 (d)에서 고배율로 관찰할때 STD61강에서 더욱 많은 양의 질화물을 관찰할 수 있다. 그리고 이 질화층의 화합물층과 확산층의 상을 규명하기 위하여 X-선 회절시험한 결과를 Fig. 1에 나타내었으며 초기 템퍼링경도가 HRC28인 SACM645와 HRC48인 STD61강을 500°C에서 60시간 질화처리한 후의 X-

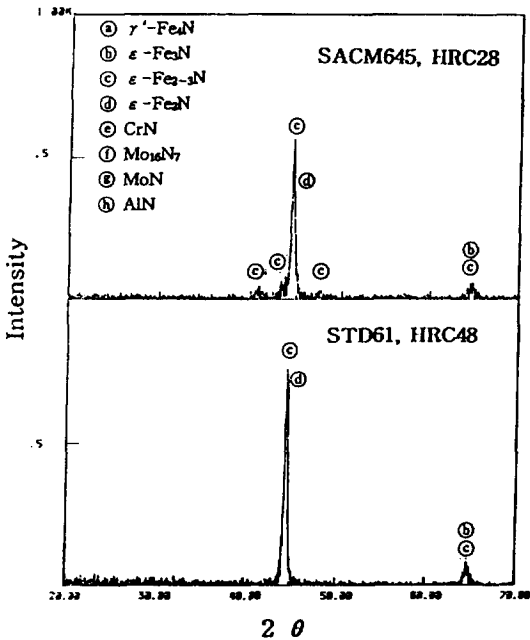


Fig. 1 X-ray diffraction pattern of various steels gas-nitrided at 500°C for 60hr.(surface)

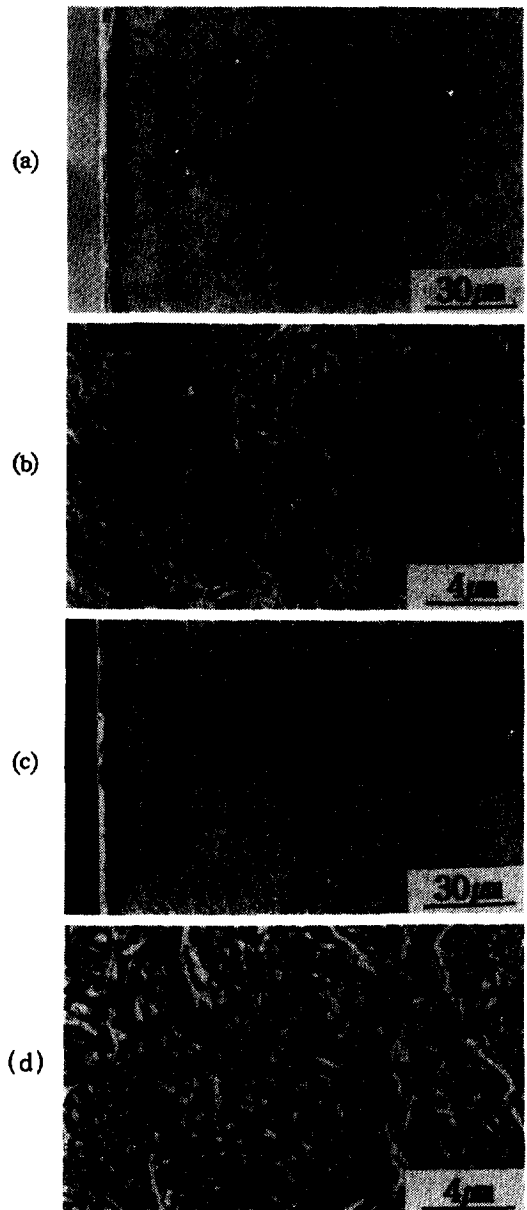


Photo. 3 Scanning electron micrographs showing the compound and diffusion layers of steels with various initial tempering hardness nitrided at 500°C.
 (a) SACM645, HRC28
 (b) SACM645, HRC28
 (c) STD61, HRC48
 (d) STD61, HRC48

선 회절패턴이다. SACM645강과 STD61강 모두 표면에 형성된 화합물층은 대부분 ϵ -Fe₂₋₃N으로 나타

나고 있다. Simochkin의 연구결과⁶⁾에 의하면 표면에 형성된 화합물층은 안정한 ϵ -Fe₂₋₃N층이 대부분 형성된다는 것과 잘 일치한다. 그리고 확산층의 상조성을 알아보기 위해 시편의 표면을 30 μ m 연마후에 X-선 회절시험한 결과를 Fig. 2에 나타내었다. SACM645강에서 검출된 상은 질소농도가 낮은 γ' -Fe₄N과 AlN이었으며, 또한 STD61강에서는 Fe₄N과 CrN과 MoN 등이 검출되었다. 그러므로 각 강종에 함유된 Al과 Cr, Mo, V 등이 질화시 확산침투된 질소원자와 반응하여 형성된 미세한 질화물의 석출에 의해 강이 강화됨을 알 수 있다.

3. 2 질화층의 두께변화

Photo. 4는 초기템퍼링 경도가 HRC24, HRC32인 SACM645강을 500 $^{\circ}$ C에서 30, 60시간 질화처리한 후의 조직을 나타낸다. 또한 Fig. 3은 500 $^{\circ}$ C, 530 $^{\circ}$ C 및 550 $^{\circ}$ C의 온도에서 60시간 처리하였을때 생성된 화합물층의 두께변화를 나타낸 것이다. 일반적으로 탄소강과 합금강에서는 질화처리에 의해 화합물층과 확산층의 경계가 뚜렷하지만 SACM645강은 가스질화하였을

경우 화합물층과 확산층의 경계가 뚜렷하지 않은 것이 특징이다. 이것은 일반 탄소강에서는 Fe₄N을 생성시키는데 농도차에 의한 잠복기가 필요하지만 Al을 함유한 강은 질화에 대한 반응속도가 빨라 강표면의 질소농도가 급격히 높아지기 때문에 질소농도가 높은 ϵ -Fe₂₋₃N을 쉽게 형성시키기 때문이다.⁷⁾ 또한 Fig. 3으로부터 SACM645강은 질화온도의 상승과 처리시간이 증가됨에 따라서 화합물층의 두께가 두꺼워지는 것을 알 수 있고, 초기 템퍼링 경도가 높을수록 화합물층의 두께가 4~5 μ m정도 두껍게 나타남을 알 수 있다. 이는 낮은 템퍼링온도에 의해서 조직이 미세하게 형성됨으로서 질소의 계면확산면적이 넓어지기 때문에 조대한 초기조직에 비해 용이하게 질소가 확산하기 때문인 것으로 생각된다.

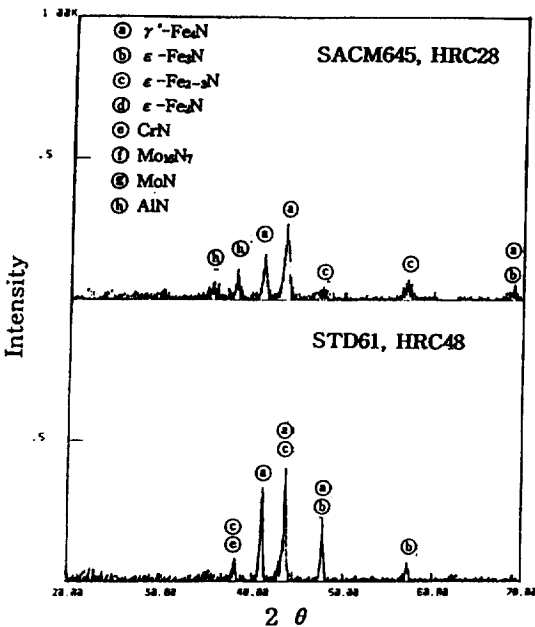


Fig. 2 X-ray diffraction pattern of various steels gas-nitrided at 500 $^{\circ}$ C for 60hr.(30 μ m grinded surface)

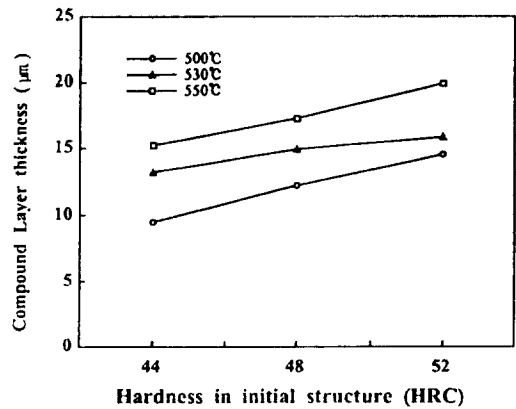


Fig. 3 Compound layer thickness as function of hardness in initial structure SACM645 steel gas-nitrided for 60hr.

Photo. 5는 초기 템퍼링 경도가 HRC44 및 HRC52인 STD61강을 500 $^{\circ}$ C에서 30 및 60시간 가스질화처리한 후의 현미경조직이다. 그리고 Fig. 4는 초기 템퍼링경도가 HRC44, HRC48 및 HRC52인 STD61강을 500, 530 및 550 $^{\circ}$ C에서 60시간 가스질화한 후 생성된 화합물층의 두께변화를 나타낸 것이다. STD61강에서도 초기 템퍼링경도가 높고, 질화시간이 길어질수록 화합물층의 두께가 두꺼워지는 것을 알 수 있다. 또한 질화온도의 상승에 의해서도 화합물층의 두께가 두꺼워지는 것을 알 수 있는데, 이는 미세한 초기조직과 탄화물의 성장에 의한 것으로 판단된다. STD61강

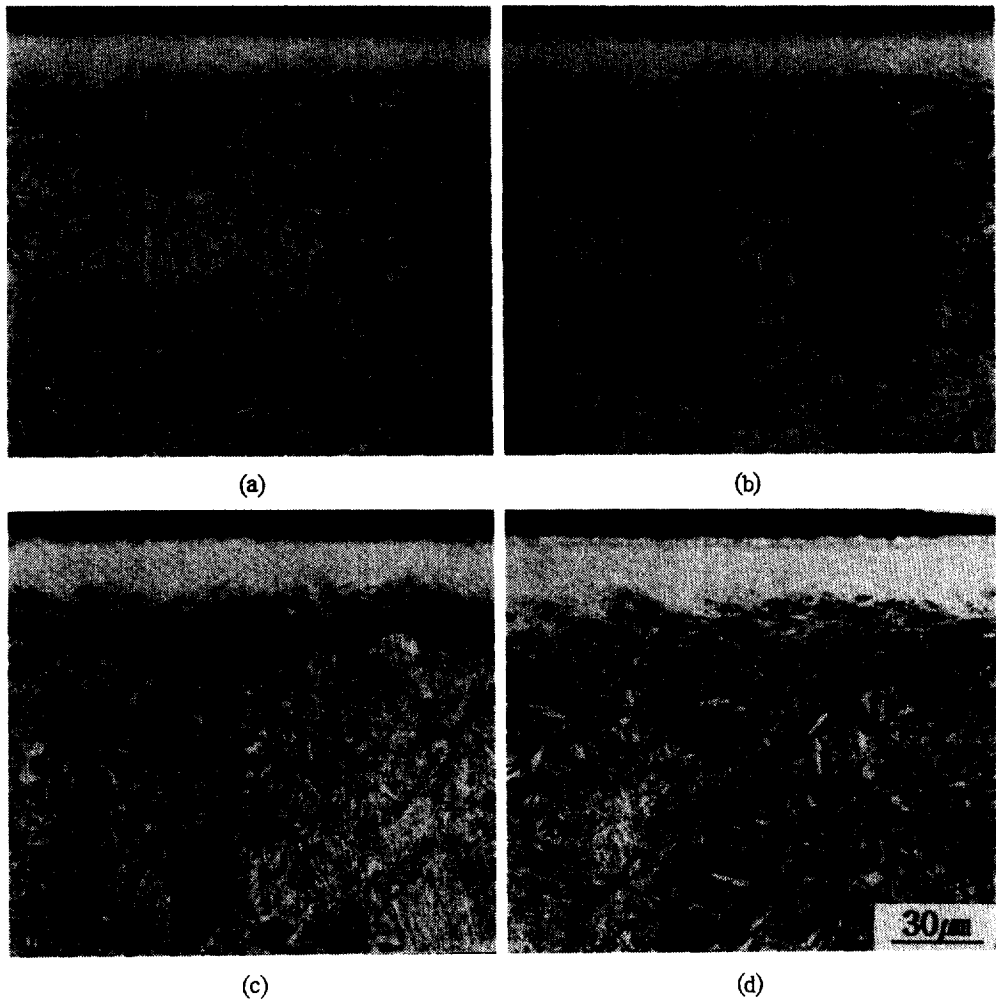


Photo. 4 Optical micrographs showing the compound and diffusion layers of SACM645 steel with various initial tempering hardness nitrided at 500°C.

(a) HRC24, 30hr (b) HRC32, 30hr (c) HRC24, 60hr (d) HRC32, 60hr

의 경우 SACM645강보다 질화물층의 두께가 얇은 것을 알 수 있는데, 이러한 현상에 대해서 Slycke등¹¹⁾은 Cr, Mo, V과 같은 질화물형성원소를 다량 함유할 때 확산되어 온 질소원자가 우선적으로 합금질화물 형성에 소모되어 내부로 확산해 들어가는 질소의 농도가 낮기 때문에 상대적으로 질화물층이 얇다고 하였다. 또한 STD61강은 SACM645강보다는 시간과 온도에 따라 질화물층의 변화가 적은 반면 확산층의 깊이의 변화가 큼을 알 수 있다. 질화시간과 온도의 영향으로 인한 질화물의 성장거동은 기지내에 분포된 탄화물의

크기, 고용된 질화물형성원소의 양 및 기지의 결정입도와 관련되며, 기지내에 합금원소의 고용도가 클수록 탄화물 및 결정입도가 미세할수록 확산층의 깊이가 깊어질 것이다.

3.3 질화층의 경도특성

Fig. 5는 초기 템퍼링경도가 HRC24, HRC28 및 HRC32인 SACM645강을 500°C에서 각각 30 및 60시간 가스질화처리후의 경도분포를 나타낸다. 초기 템퍼링경도가 HRC32인 SACM645강은 표면경도가 Hv

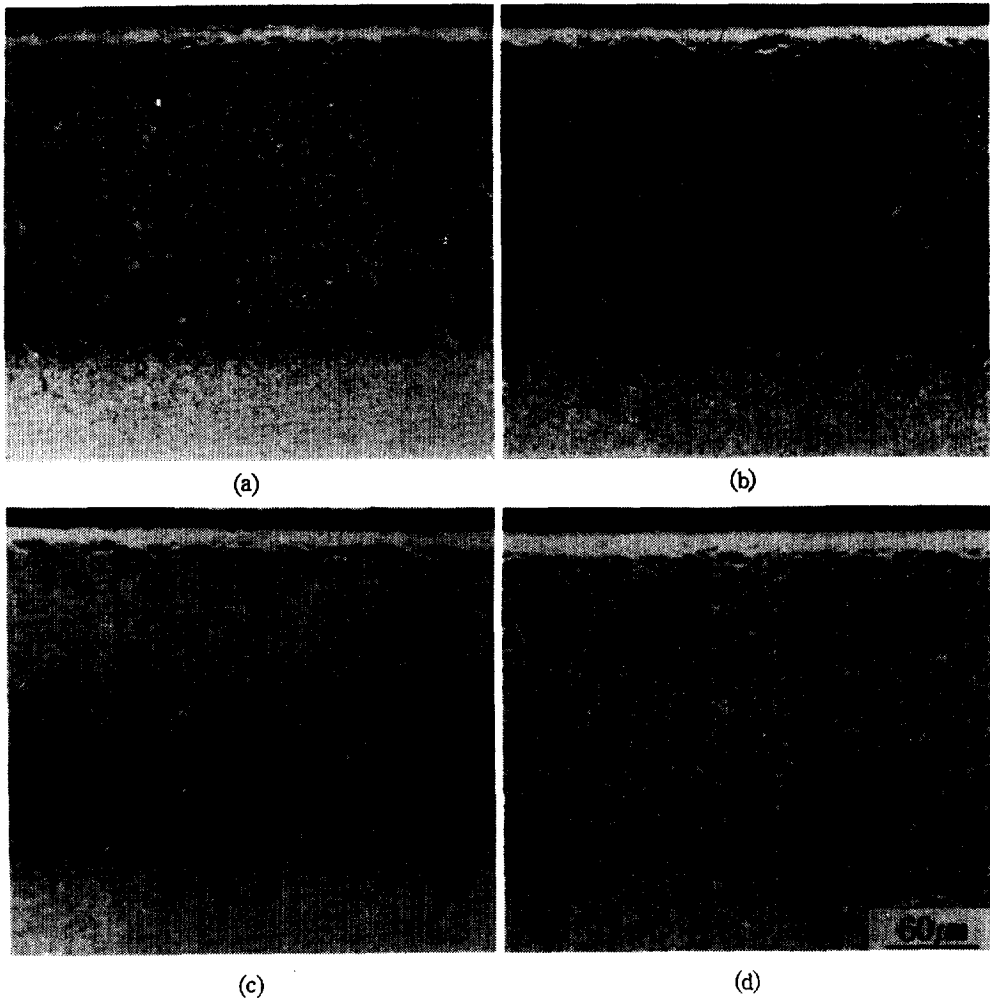


Photo. 5 Optical micrographs showing the compound and diffusion layers of STD61 steel with various initial tempering hardness nitrided at 500°C
 (a) HRC44, 30hr (b) HRC52, 30hr (c) HRC44, 60hr (d) HRC52, 60hr

1100이상이며, 확산층의 깊이는 더욱 깊어진다. 또한 처리시간이 길어짐에 따라 확산층이 깊어지지만 표면 경도는 감소하는 것을 알 수 있다. 이는 처리시간이 길어짐에 따라 초기에 형성되었던 미세한 질화물들이 조대화하여 기지의 격자변형이 완화되기때문인 것으로 생각된다. Fig. 6은 초기 템퍼링경도가 HRC24, HRC28, HRC32인 SACM645강을 550°C에서 30 및 60시간 각각 가스질화처리후의 경도분포이다. 초기 템퍼링 경도가 높을수록 표면경도가 높을수록 표면경도가 높으며 확산깊이도 깊을 것을 알 수 있다. 또한 550°C

에서 질화처리된 경도분포는 500°C와 유사하지만, 경도감소가 완만하게 일어나는데, 이와같은 경도분포는 표면에 분산되어 있는 질화물이 조대화하여 기지의 격자변형을 완화하기 때문에 질화층의 표면경도가 낮아지는 것으로 생각된다. 또한 처리시간의 증가에 의해서도 위와 동일한 이유로 표면경도가 감소한 것을 알 수 있다.

Fig. 7은 초기 템퍼링경도가 HRC44, HRC48 및 HRC52인 STD61강을 500°C에서 30 및 60시간 가스 질화처리후의 경도분포를 나타낸 것으로, STD61강의

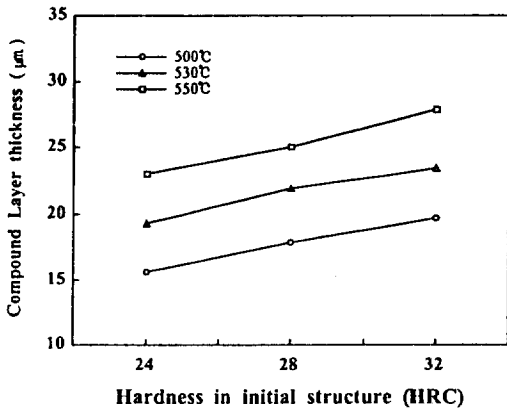


Fig. 4 Compound layer thickness as function of hardness in initial structure STD61 steel gas-nitrided for 60hr.

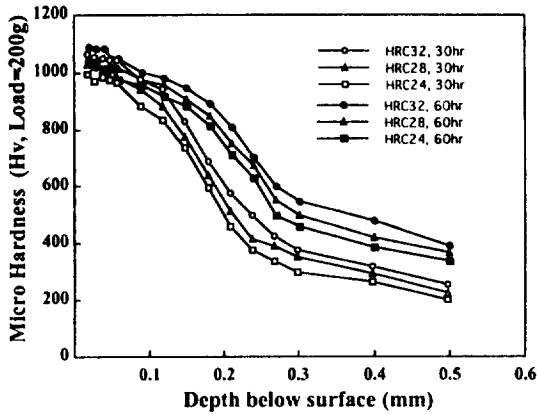


Fig. 5 Micro hardness profiles of SACM645 steel with different tempering hardness gas-nitrided for 30hr and 60hr at 500°C

경우 표면경도가 Hv 1200 정도로서 Hv 1100인 SACM 645강에 비해 표면경도가 높은 것을 알 수 있다. 이와 같은 현상은 SACM645강에 비해 Cr함량이 높고, 또한 미세한 V질화물이 대량으로 형성되어 표면층의 격자변형을 크게 하기 때문이라 생각된다. 또한 확산층은 Hv 1100 정도의 높은 표면경도를 유지하다가 급격히 감소한 것을 알 수 있는데, 이것은 확산된 질소가 질화물형성에 많이 소모되므로 질화층의 경도를 높이고 상대적으로 확산되어 들어가는 질소의 양이 작기 때문에 확산된 후의 경도값이 급격히 감소한 것으로 생각된다. Fig. 8은 초기 템퍼링경도가 HRC44, HRC48

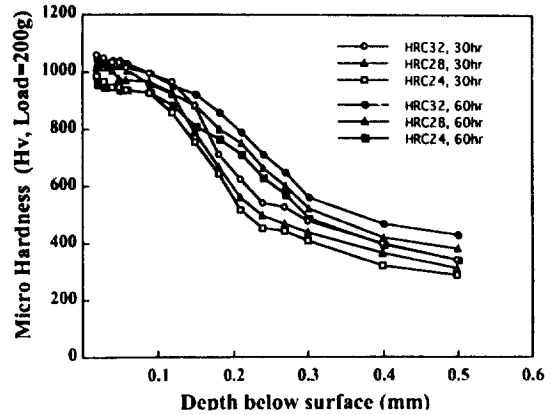


Fig. 6 Micro hardness profiles of SACM645 steel with different tempering hardness gas-nitrided for 30hr and 60hr at 550°C.

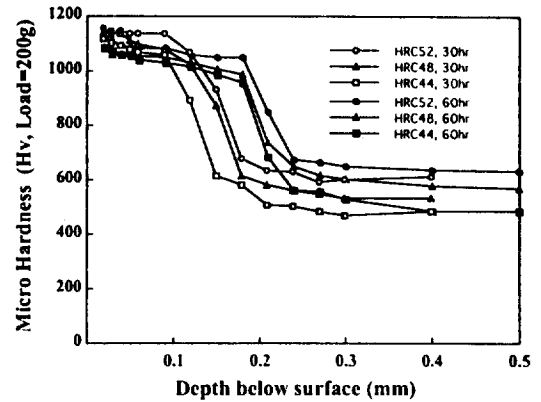


Fig. 7 Micro hardness profiles of STD61 steel with different tempering hardness gas-nitrided for 30hr and 60hr at 500°C.

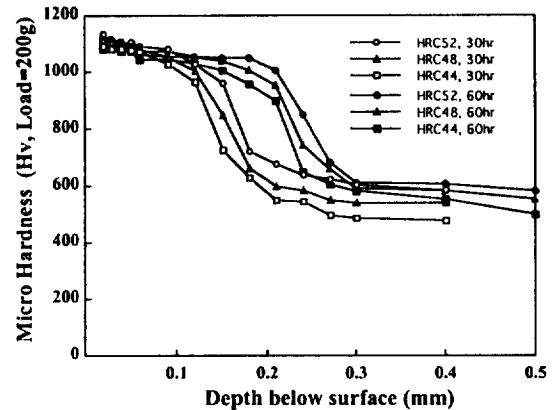


Fig. 8 Micro hardness profiles of STD61 steel with different tempering hardness gas-nitrided for 30hr and 60hr at 550°C.

및 HRC52인 STD61강을 550℃에서 30 및 60시간 가스질화처리후의 경도분포이다. 이와같이 초기 템퍼링 경도가 높을수록 표면경도가 높고 확산층이 깊은 것은 앞에서 설명한 바와 같이 초기미세화된 결정립에 대한 계면확산의 영역이 넓어져 결과적으로 질화가 촉진되기 때문이다. 그리고 SACM645강과 비교할 때 온도 및 시간에 따라 표면경도의 변화가 작은 것은 질화물이 표면층에 미세하고 균일하게 분포하기 때문에 조대한 질화물에 비해서 표면경도변화가 낮게 나타난 것으로 판단된다. Fig. 9는 초기 템퍼링경도가 HRC24, HRC28 및 HRC32인 SACM645강을 500 및 500℃에서 각각 30, 45 및 60시간 가스질화처리후 표면에서 Hv550의 경도값을 나타내는 거리를 유효경화 깊이로 하여 초기 템퍼링경도에 따른 유효경화 깊이와의 관계를 나타낸다. 시간의 경과와 초기 템퍼링경도가 높아짐에 따라 유효경화 깊이는 깊어지고 있다. Fig. 10은 초기 템퍼링경도가 HRC44, HRC48, HRC52인 STD61강을 500 및 550℃에서 30, 45 및 60시간 가스질화처리후 표면에서 Hv650의 경도값을 나타내는 거리를 유효경화 깊이로 하여 초기 템퍼링경도에 따른 유효경화 깊이와의 관계를 나타낸 것으로, 시간의 경과와 초기 템퍼링경도가 높음에 따라서 SACM645강과 마찬가지로 유효경화 깊이가 깊은 것을 알 수 있다.

이 같은 사실을 Fig. 11과 같은 모식적 모델로써 질화능에 미치는 초기 템퍼링 조직의 영향에 대해서 설명하면 다음과 같다.

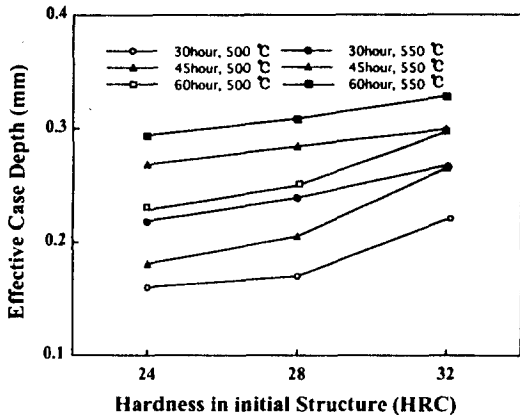


Fig. 9 Relationship of the effective case depth with various tempering hardness for SACM645 steel gas-nitrided at 500℃ and 550℃ respectively.

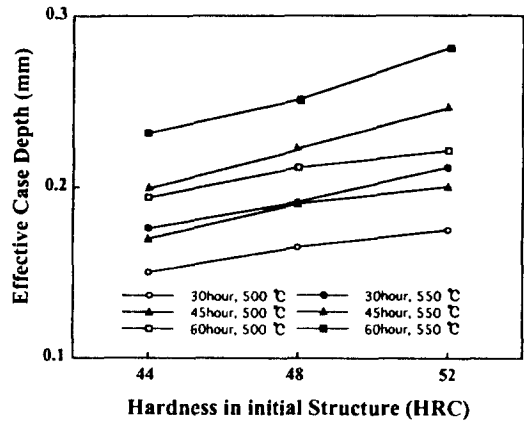


Fig. 10 Relationship of the effective case depth with various tempering hardness for STD61 steel gas-nitrided at 500℃ and 550℃ respectively.

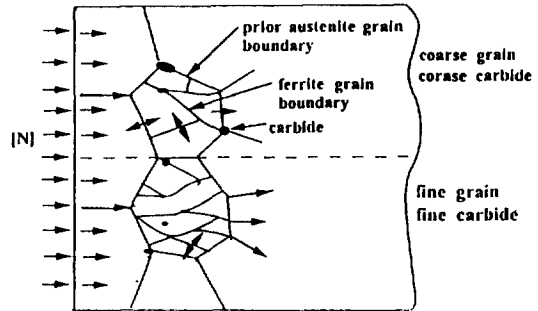


Fig. 11 Schematic representation of the combined effect of grain boundary and volume diffusions of nitrogen during nitriding.

먼저 질화시 질소의 확산은 입계확산과 입내확산이 동시에 일어나며,⁹⁾ 이 중에서 저온에서 입계확산이 입내확산 보다 속도가 빠른것으로 알려져있다. 또한 입계확산이 일어나는 경로로서는 초기 오스테나이트 결정립계와 템퍼링시 형성되는 페라이트결정립계로 나눌 수 있다. 이때 페라이트결정립계의 크기는 템퍼링 온도에 따라서 결정되기 때문에 템퍼링 온도가 낮을수록 오스테나이트 결정립계내에 생기는 페라이트결정립계의 크기가 미세하게 형성되며, 질소의 확산경로가 되는 페라이트결정립계의 면적은 넓어져 질소의 확산이 용이하게 된다.¹⁰⁾ 그러므로 결정립계확산에 의한 질소의 확산은 계면내부로의 체적확산이 더욱 빠르게 되어 질화능에 큰 영향을 미친다고 생각된다. 그리고 퀴칭

· 템퍼링할 때 생성된 초기 탄화물들의 크기는 템퍼링 온도에 좌우됨으로 질화처리시 탄질화물 또는 질화물로 대치된다. 또한 질화전의 모든 템퍼링온도는 탄화물 형성 및 성장온도이기 때문에 질화경도에 큰 영향을 주며 미세한 탄화물일수록 질화처리시 생성되는 질화물도 미세하게 형성되는데, 이러한 영향은 SACM 645강보다 합금이 많이 함유된 STD61강에서 더욱 현저하게 나타난다. 퀸칭·템퍼링시 형성되는 Fe_3C , M_7C_3 및 $M_{23}C_6$ 등의 탄화물은 $450^{\circ}C$ 부근에서 질소와 크롬이 결합하기 시작하여 $525^{\circ}C$ 부근의 온도에서 CrN 으로 치환한다.¹¹⁾ 일반적으로 질화처리하는 $500\sim 550^{\circ}C$ 에서 처리하지만 이 범위의 온도에서 $M_{23}C_6$ 와 M_7C_3 등의 탄화물은 비교적 안정하고, M_6C 와 VC 등의 탄화물은 거의 성장이 일어나지 않기 때문에 이들 탄화물은 질화물로 치환되어 질화층의 높은 경도를 유지할 것으로 판단된다.

4. 결 론

$30\%NH_3-70\%N_2$ 의 가스분위기에서의 SACM645강과 STD61강의 질화특성을 규명하기 위하여 질화시간, 질화온도, 초기 템퍼링경도 등의 공정변수의 변화를 도모하여 가스질화처리한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 주어진 질화처리온도에서 질화처리시간의 증가에 따라 화합물층과 확산층의 두께는 두꺼워졌으나 이들의 경도는 감소하였다.

2) 주어진 질화처리시간에서 질화처리온도가 높을수록 화합물층과 확산층의 두께는 두꺼워졌으며 이들의 경도는 낮게 나타났다.

3) 주어진 질화온도 및 시간에서 소재의 초기 템퍼링경도가 높을수록 질화층의 경도는 높고 확산층의 깊이도 깊게 나타났다.

4) 주어진 질화온도 및 시간에서 질화층의 경도값의 변화는 석출된 합금질화물의 분포 및 크기에 의존한다.

참 고 문 헌

1. D. A. Dashfield : Metal progress, December 1964, pp. 204~209.
2. C. A. Stickels and C. M. Mack : Heat Treating, June 1986, pp. 223~236.
3. K. Sachs and D. B. Clayton : Heat Treatment of Metals, 1979, No. 2, pp. 29~34.
4. J. J. Gamel, P. E. : Heat Treating, March 1991, pp. 19~23.
5. J. J. Gamel, P. E. : Heat Treating, May 1991, pp. 24~28.
6. V. V. Simochkin : Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, March 1986, No. 3, pp. 39~41.
7. B. J. Lightfoot and D. H. Jack : Heat Treatment, June 1975, Vol. 73, pp. 59~65.
8. J. Slycke and L. Spruge : Surface Engineering, 1989, Vo. 5, No. 2, pp. 125~140.
9. P. Grieveson and E. T. Turkdogon : Transactions of the Metallurgical Society of Aime, Vol. 230, December 1964, pp. 150~155.
10. G. Krauss : Principles of Heat Treatment of Steel, American Society for Metals, Ohio, 1980, pp. 161~225.
11. 仁平宣弘 : 金型の熱處理と表面硬化技術, 3版, 海文堂出版株式會社, 東京, 198, pp. 90~93.