

論文

복합열처리된 열간 가공용 금형공구강의 기계적 성질 및 열처리특성에 관한 연구

백성돈* · 노용식* · 최문성** · 최진원*** · 이상윤*

*동아대학교 금속공학과

**삼천리 열처리(주)

***산업기술연구소

Study on the Heat Treatment Characteristics and Mechanical Properties of Hot Work Tool Steel by Using Combined Heat Treating

S.D. Baek*, Y.S. Roh*, M.S. Choi**, J.W. Choi**, S.Y. Lee*

*Department of Metallurgical Engineering, Dong-A University.

**Sam Chully Heat Treatment Co., Ltd

***Research Institute of Industrial Science & Technology.

ABSTRACT

The effect of gas mixing ratios during gas nitrocarburizing treatment on the formation of compound layer and the mechanical properties has been studied for hot work tool steel by using a combined heat treating technique. The thickness of compound and diffusion layers has been shown to grow as a parabolic relation with increasing the amount of ammonia at a given flow quantity of CO₂ gas. The compound layer consists mainly of ϵ -Fe₃(C, N) with small amounts of γ' -Fe₄N and α -Fe. The combined heat treated hot work tool steel has shown that the thickness of compound layer increases with increasing nitrocarburizing time, but the rate of growth slows down as gas nitrocarburizing time goes more than two hours. Tensile properties have given a remarkable improvement. In particular, the wear resistance of combined heat treated hot work tool steel has exhibited an improvement of about 165% greater than that obtained from conventional quenching and multi-tempering treatments.

1. 서 론

가스-침질탄화처리(Gas-nitrocarburizing)는 열화학적 표면경화법으로서 지난 20여년 동안 철강부품의 표면부의 기계적 성질을 개선시키기 위해 적용되어 왔다^{1,2)}.

페라이트 가스침질탄화처리(ferritic gas nitrocarbur-

izing)는 페라이트 온도영역인 570~590°C 범위에서 암모니아 및 흡열형 가스(endothermic gas) 혹은 발열형 가스(exothermic gas) 분위기를 통하여 강제 표면부에 ϵ -질화물 및 γ' -질화물로 구성된 화합물층과 그 아래에 질소가 고용된 확산층을 형성한다. 이러한 화합물층과 확산층은 철강부품의 표면의 마모저항, 부식저항 및 피

로저항을 개선시키며 또한 열처리 온도가 α 상 영역이므로 부품의 변형이 비교적 작은 것이 주요 특징이다^{3,4)}.

화합물층은 마찰계수가 작으며 또한 다공성의 존재로 내마모성을 향상시키며, 이러한 화합물층의 형성과 성장은 처리 분위기의 질소 및 탄소 포텐셜에 우선적으로 영향을 받으며 모재의 탄소량 및 합금원소에 의해서도 영향을 받는다고 보고되어 있다^{5,6,7)}.

크롬계 열간 공구강은 고온도, 고압력 및 반복하중을 많이 받는 환경조건을 가진 열간압출 및 열간 단조 등에 사용되는 금형재료써 마모저항, 피로저항이 요구된다⁸⁾. 금형재료로써 요구된 기계적 성질을 충족하기 위해서 퀸칭 및 다수 템퍼링 처리를 한다. 이러한 금형재의 기능에서 마모저항은 중요한 역할을 한다⁹⁾.

최근 이러한 표면층의 기계적 성질을 향상시키기 위해 표면강화법이 이용되어 왔다^{10,11,12)}. 따라서 본 연구는 가스침질탄화처리시 가스조성의 영향을 분석하고 가스침질탄화법을 이용한 복합열처리를 열간 공구강에 적용하여 열처리 특성을 고찰하고자 한다.

2. 실험방법

2.1. 시료제작

본 실험에 사용된 시료는 열간가공용 금형공구강인 AISI H 13의 조성을 가진 합금강을 삼미특수강 주식회사로부터 제조 구입하였으며, 본 연구에 사용된 금형공구강에 함유된 탄소량과 거의 동일한 보통 탄소강(plain carbon steel)을 시중에서 구입하여 사용하였으며, 시료의 화학조성은 발광 분광분석기(모델 Lab Fest사, V 25)에 의한 분석 결과로 표 1과 같다.

인장시험에 사용된 시험편은 ASTM 370 나사식으로 제작하였으며, 마모 시험편은 Fig.1과 같이 amsler형 마모시험기(shimadzu seisakushio사 type²⁾에 적합한 형상 및 치수로 제작하였다.

2.2. 열처리

Table 1. Chemical composition of specimens

(wt.%)

Specimens	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni
A	0.40	1.03	0.36	0.02	0.007	5.27	1.37	1.01	0.20
B	0.44	0.28	0.72	0.017	0.010	-	-	-	-

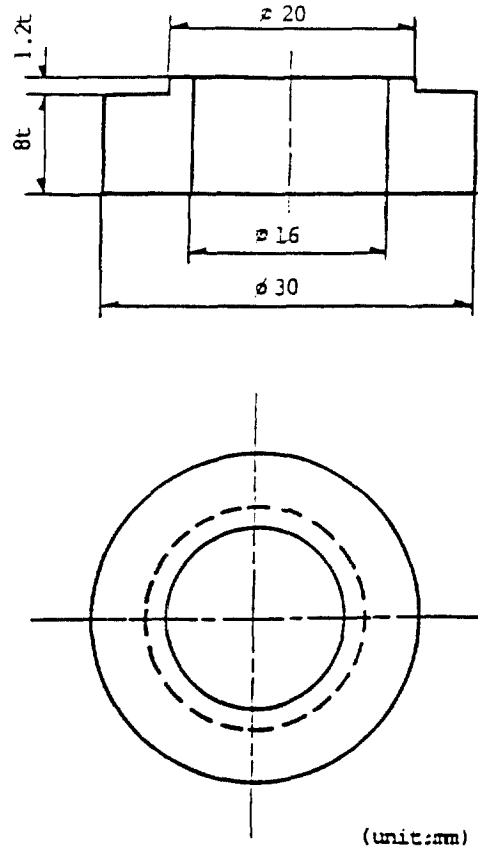


Fig.1. Wear test specimen.

가. 가스침질탄화처리

보통 탄소강을 가스침질탄화처리하기 위하여 수평형 전기관상로를 사용하였으며, 실험장치의 개략도는 Fig.2와 같다.

시험편을 로내에 장입하기 전에 N_2 가스로 5분간 퍼징(purging)하였다. 가스침질탄화처리를 위한 분위기 가스는 NH_3 , CO_2 및 N_2 혼합가스로서 총유속량은 800 cc/min로 일정하게 유지하였다. 혼합가스에 함유된 수분을 제거하기 위해 N_2 및 CO_2 는 silica gel 흡습제 그리고 NH_3 는 soda lime 흡습제를 통과한 다음 로내에 유입시켰다.

가스침질탄화처리 중 질소 및 탄소포텐셜을 측정하기 위하여 암모니아 분해측정기(ammonia dissociation pipette)와 노점측정기(dew cup)를 각각 사용하였으며, 온도 측정은 디지털 멀티미터(digital multimeter,

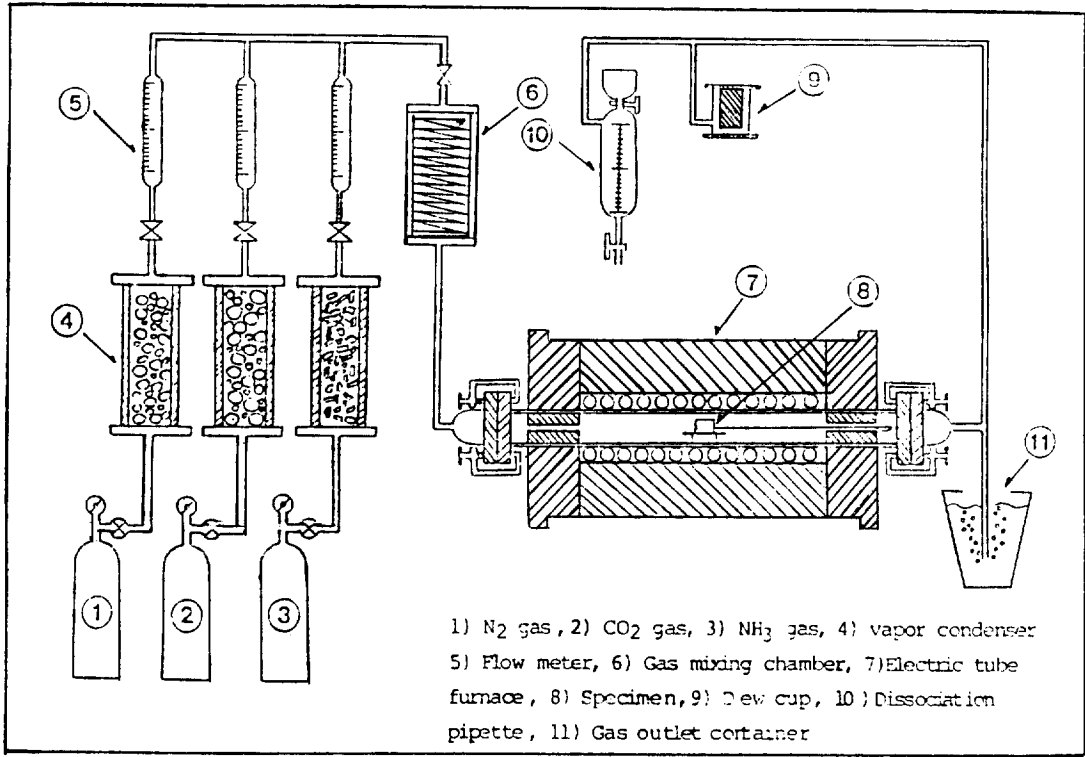
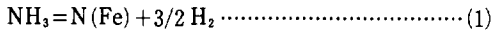


Fig. 2. Schematic diagram for experimental apparatus.

Γakeda사 모델 6855)를 사용하여 정확도를 ±1.5°C로 유지하였다.

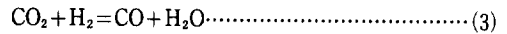
페라이트 가스침질탄화처리는 질화반응과 침탄반응이 동시에 일어나며, 여기서 질화반응을 일으키는 가스는 자촉매적인 열분해 기체의 높은 NH₃로서 다음 반응이 강재표면에서 일어난다.



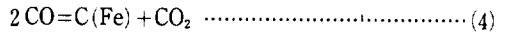
이때의 질소포텐셜은 다음과 같다.

$$\Theta_{\text{N}} = P_{\text{NH}_3} / P_{\text{H}_2}^{3/2} \dots\dots\dots (2)$$

여기서 P_{NH₃}는 NH₃의 부분압력이며, P_{H₂}는 수소의 부분압력이다. 이 반응에 의해서 얻어진 활성질소가 처리되고 있는 강재표면으로 확산해 들어가며 표면에 화합물층과 확산층을 형성한다. 따라서 분위기 가스의 질소 포텐셜은 암모니아 분해도로써 알 수 있다. (1)식으로부터 형성된 수소는 다음과 같은 수성가스 반응을 일으킨다.



(3)식의 반응으로부터 얻어진 CO가스는 강재표면에서 다음과 같은 침탄반응이 일어난다.



이때의 탄소포텐셜은 다음과 같다.

$$\Theta_{\text{C}} = P_{\text{CO}}^2 / P_{\text{CO}_2}$$

나. 복합열처리

크롬계 열간공구강을 퀴칭, 템퍼링 및 가스침질탄화 처리를 위한 복합열처리 사이클은 Fig.3과 같다. 시편을 열처리로에 장입하기 전에 트리클로로 에틸렌 욕(trichloro ethylene bath)에서 30분간 증기 탈지하였다. 퀴칭 과정 중 급속가열을 피하기 위하여 550°C에서 30분간 예열한 다음 메탄올 적주분위기인 피트로(pit furnace 유효치수 800 φ×1500 mm, 140 kw)에 반입하여 탄화물이 대부분 고용될 수 있는 1030°C에서 20분간

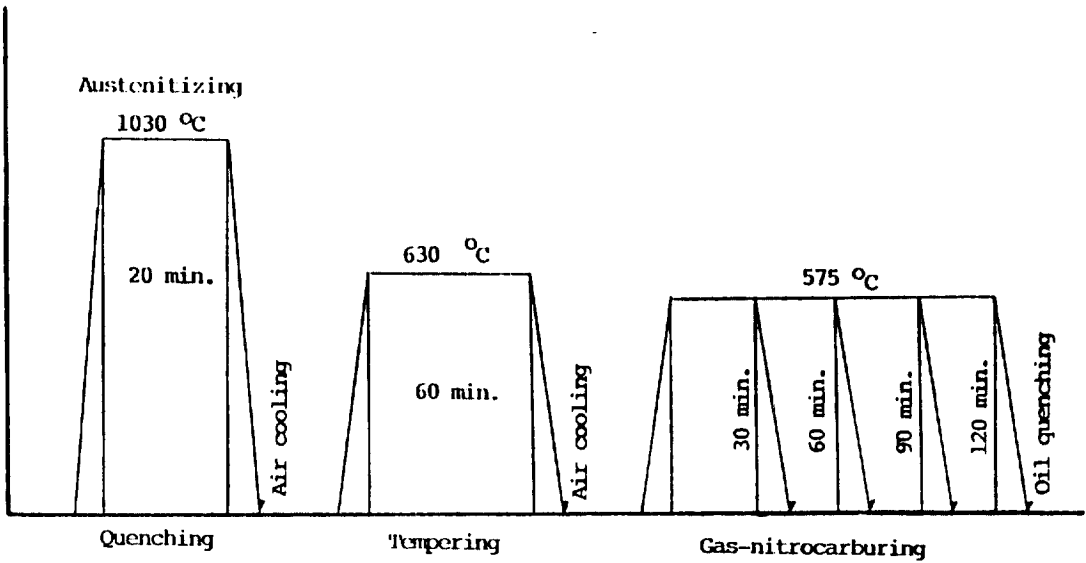


Fig. 3. Combined heat treating cycles

오스테나이트화한 후 퀴칭하였으며, 630°C에서 1시간 동안 피트형 템퍼링로(pit type tempering furnace, 유효치수 750 φ×1300 mm, 55 kw)를 사용하여 템퍼링 처리하였다. 로내 온도측정은 직류 전위차계(D.C. potentiometer)를 사용하여 ±5°C로 유지하였다. 퀴칭-템퍼링한 다음 가스침질탄화처리는 sealed quench furnace에서 혼합가스의 유속량을 13.3 m³/hr로 유지하여 575°C에서 처리하였으며, 질소포텐셜은 암모니아 분해 측정기로 측정하였고, 온도는 직류 전위차계를 사용하여 정확도를 ±3°C로 유지하였다.

2.3. 현미경 조직시험

가스침질탄화처리한 시편 및 복합열처리한 시편은 현미경 조직시험용 시편 준비법에 준하여 연마 및 정마한 후 각각 2% nital과 3% nital+4% picrin 부식액에서 부식한 다음 광학현미경(optical microscope, Nikon Nec-5) 및 주사전자현미경(Jeol JSM-35 CF)을 사용하여 화합물층 및 확산층의 미세조직을 관찰하였다.

2.4. X-선 회절시험

가스침질탄화처리된 보통탄소강 시편의 표면에 형성된 화합물층에 대하여 X-Ray diffractometer(일본 Regaku 사 모델 D/MAX-IIA)를 사용하여 관찰하였으며 회절 시험조건은 다음과 같다.

2.5. 경도시험

마이크로 빅커스 경도시험기(akashi MVK-E)를 사용하여 화합물층과 확산층에 각각 하중 50 g, 100 g하에서 경화효과를 표면층으로부터 깊이에 따른 경도변화로 관찰하였으며 3번씩 측정하여 그 평균치를 얻었다.

2.6. 인장시험

인장시험은 인스트롱 인장시험기(Istron-1137)를 사용하여 최대하중 15ton 및 cross head speed 1mm/min의 시험조건에서 extensometer를 부착하여 하중-연신율 곡선을 얻었으며 인장강도 및 총연신율을 이 곡선으로부터 구하였다.

2.7. 마모시험

마모시험은 amsler형 마모시험기(shimadzu seisaku-shio사 type 2)를 사용하여 한쌍의 시편을 하중 50 kg하에서 회전수 800 r.p.m 및 슬립비(slip ratio) 9%를 유지하면서 건식 롤링시험을 한 후 시험전후의 각 시편의 무게의 차로써 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 가스침질탄화처리

가. 현미경 조직



Fig. 4. Optical micrographs showing (a) the starting structure for gas-nitrocarburizing and (b) the compound and diffusion layers of 0.45% C steel gas-nitrocarburized and scanning electron micrograph showing (c) the porosity in the compound layer.

Fig. 4(a)는 가스침질탄화처리를 위한 보통탄소강의 초기조직으로서 페라이트와 퍼얼라이트상으로 이루어져 있다.

$\text{NH}_3\text{-CO}_2\text{-N}_2$ 혼합가스분위기에서 580°C 에서 2시간 동안 가스침질탄화처리하여 공냉하였을 때 α -철 기지조직에 침입형 원자인 질소와 탄소의 확산으로 강재의 표면에 백색의 화합물층과 침상의 질화물이 특정 결정학적 방향으로 석출되어 있는 확산층이 형성됨을 Fig. 4(b)에서 볼 수 있다. 일반적으로 페라이트상에서 질소원자의 확산속도가 탄소원자의 확산속도보다 10배 정도 빠르며¹³⁾ 침상의 질화물이 확산층에서 석출되어 있는 것으로 보아 확산층에는 질소원자만이 확산하여 고용되어 있음을 알 수 있다. 또한 화합물이 결정입계를 따라서 우선적으로 성장함을 알 수 있다.

Fig. 4(c)는 화합물층의 표면에 다공성이 존재함을 보여주는데 이러한 다공성은 분자질소의 분위기 압력이 증가하여 전위에 결합된 질소원자의 재결합으로 형성된다고 알려져 있으며 또한 산소원자에 의해서도 영향을 받는다고 알려져 있다¹⁴⁾. 이러한 화합물층은 X-선 회절 시험결과 주로 $\epsilon\text{-Fe}_3(\text{C}, \text{N})$ 이며 하부화합물 조직으로는 소량의 $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$ 및 $\alpha\text{-Fe}$ 로 이루어져 있음을 Fig. 5로부터 알 수 있다. 그러므로 위의 고찰로부터 다공이 많이 존재하는 화합물은 ϵ -탄질화물(carbonitride)이며 이러한 화합물은 마찰계수가 작고 다공성의 존재

로 마모저항을 향상시키며 안정한 화합물인 까닭에 내식성도 향상되며 질소가 고용된 확산층은 피로저항을 증가시킨다^{3,4,9)}.

나. 혼합가스의 조성의 영향

가스침질탄화 처리시 CO_2 량을 2%로 일정하게 유지하여 NH_3 의 유입량을 증가시킬 때 화합물층의 두께 및 확산층의 깊이 변화를 Fig. 6에 보여주며 NH_3 량을 20%에서 70%로 증가함에 따라 화합물층과 확산층이 완만한 포물선의 함수로서 성장함을 나타낸다. 즉 NH_3 량이 20%일 때 $\Theta_{\text{N}}/\Theta_{\text{C}}$ 의 비가 작은 까닭에 초기 ϵ -탄질화물의 핵생성을 위한 잠복기가 증가하여 화합물층과 확산층의 성장이 둔화된다고 생각한다. NH_3 량이 증가함에 따라서 $\Theta_{\text{N}}/\Theta_{\text{C}}$ 의 비가 증가함으로써 활성질소의 확산을 통한 ϵ -탄질화물의 핵생성을 촉진하여 동시에 활성탄소의 확산은 ϵ -탄질화물의 성장을 촉진하게 된다. 이후 암모니아 유입량의 증가는 질소포텐셜을 높여 탄질화물의 핵생성속도가 증가하지만 역으로 침탄의 효과는 감소하므로서 ϵ -질화물의 ϵ -탄질화물로의 상전이(phase transition)가 억제되며 화합물의 성장이 둔화된다. 또한 분위기의 과도한 질소포텐셜은 기공을 형성케하며 이렇게 형성된 기공이 합체된 후 표면에 수직한 통로가 됨으로서 최외층에서 탈질현상을 유발하기도 한다¹⁵⁾.

확산층의 깊이는 화합물층의 질소농도에 크게 의존하며 NH_3 량이 증가함에 따라 포물선의 함수로 나타나는

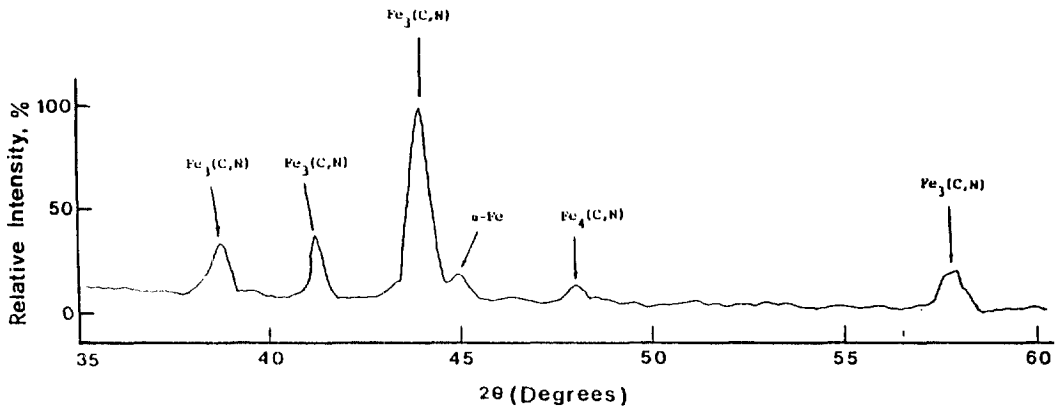


Fig. 5. X-ray diffraction analysis of the compound layer formed on the outer surface of 0.45% C steel gas-nitrocarburized.

것은 화합물층의 성장속도에 비례적으로 관계되기 때문이다.

암모니아 분해도는 Fig.7에서 나타낸 바와같이 암모니아량이 증가함에 따라 잔류암모니아량은 증가하여 동시에 분위기의 질소포텐셜 P_{NH_3} 이 증가한다. 즉 NH₃량이 20%, 40% 및 60%일 때 잔류 암모니아량은 각각 18%, 31%, 44%로 나타났다. Fig.8은 CO₂를 5%로 일정하게 유지하여 NH₃량을 증가시킬 때 Fig.6과 유사한 경향을 나타낸다. NH₃량이 30%, 40%, 50% 및 60%일 경우 각각의 화합물층은 12.5 μm, 13 μm, 15 μm 및 14.5 μm의 두께로 나타남을 알 수 있다.

2% CO₂의 경우와 비교해 볼 때 전체적으로 화합물층의 두께가 저암모니아량일 때 감소한 것으로 보아 CO₂의 영향이 존재함을 알 수 있다. Fig.9와 Fig.10은 각각 35% NH₃, 50% NH₃로 일정하게 유지하면서 CO₂량을 변화할 경우의 화합물의 두께와 확산층의 깊이 및 암모니아 분해도를 나타내는 그래프로서 잔류 암모니아량은 35% NH₃일 때 28%이며 50% NH₃일 때는 34%로 거의 일정하며 수성가스반응물인 CO₂의 영향은 크지 않음을 알 수 있다. 그러므로 질소포텐셜 Θ_N 은 안정하며 일정하게 유지된다. CO₂량이 2%에서 8%로 증가함에 따라 표면에 형성되는 화합물층과 확산층의 성장이 둔화함을 알 수 있다.

이러한 원인은 탄소고용도를 증가시키기 위해서는 ε-질화물과 탄소원자가 결합하여 ε-탄질화물을 형성해야 하며 탄소와 질소원자는 전기화학적으로 상호작용이 작

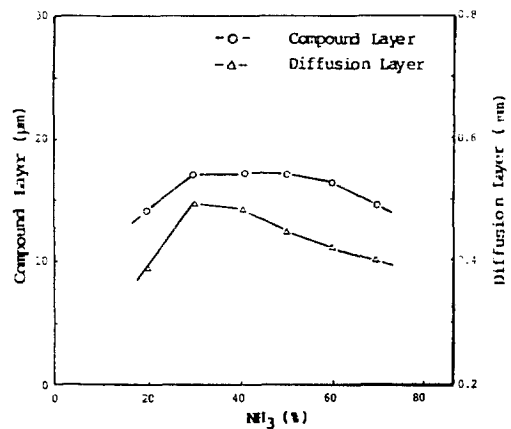


Fig. 6. Relation between the thickness of compound and diffusion layers and the percentage of NH₃ gas at a given amount of 2% CO₂ gas.

용하므로 성장하는 질화물에 고용되지 못한 잉여 탄소 원자는 화합물내에서 활동도가 증가하여 질소의 이동을 억제하며 따라서 화합물의 성장을 둔화시키기 때문이다¹⁶⁾.

Fig.9와 Fig.10의 비교에서 50% NH₃보다 35% NH₃일 때 CO₂량의 증가에 민감하게 변화하는 것은 질소포텐셜이 낮아 Θ_N/Θ_C 의 비가 작으므로써 자유탄소 원자의 질소확산에 대한 억제현상이 두드러지게 나타난다고 생각된다. 한편 확산층도 CO₂의 유입량이 증가하므로써 화합물의 성장둔화현상과 유사한 경향을 보여준

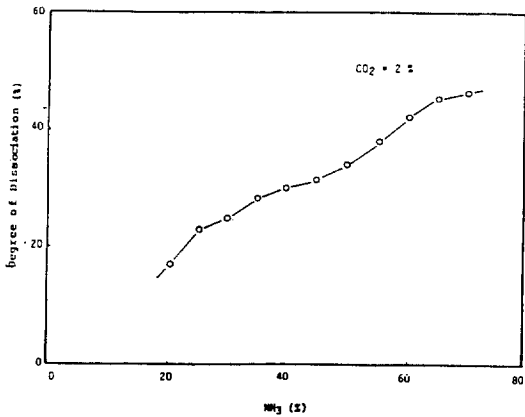


Fig. 7. Variation of the degree of dissociation with respect to the percentage of NH₃ gas.

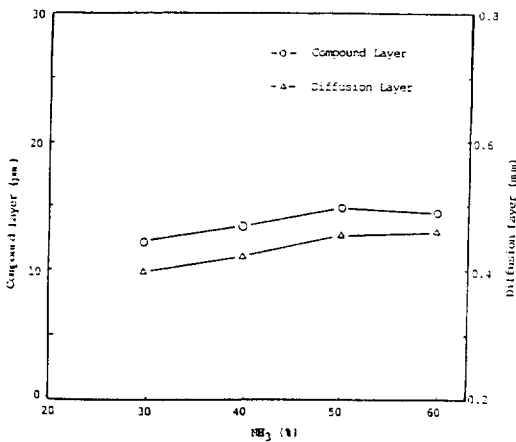


Fig. 8. Relation between the thickness of compound and diffusion layers and the percentage of NH₃ gas at a given amount of 5% CO₂ gas.

다.

Fig 11은 CO₂량의 변화에 따른 화합물층의 성장양상을 보여주는 현미경 조직으로서 CO₂량이 증가함에 따라 화합물층의 두께가 감소함을 보여준다. 특히 CO₂량이 낮은 Fig.11(a)에서 화합물층과 확산층의 상경계에서 지류현상(off shoot)이 존재하며 이는 화합물층의 하부조직인 γ'-Fe₄N상에서 질소의 질량이동이 활발함을 나타내며 CO₂량이 증가함에 따라 그 현상이 줄어들다 즉, Fig.11(b), (c)의 경우 (a)보다 상경계가 뚜렷하게 나타나는 것은 침탄효과의 증대로 안정한 ε-탄질화물의

형성이 촉진되어 화합물층 내에 γ'-탄질화물의 양이 적어지기 때문이다³⁾.

다. 경도변화

가스침질탄화 처리후 공냉한 보통탄소강의 경도변화곡선을 Fig.12 및 Fig.13에 나타내었다. 화합물층의 최외부 경도는 혼합가스의 NH₃량이 작거나 CO₂량이 많은 경우 H_v450이며 NH₃량이 많거나 CO₂량이 작을 때는 H_v500 정도의 경도치를 나타내며 화합물의 최고경도가 H_v750-850으로 측정되는 것으로 보아 화합물층내부에서 금속표면쪽으로 갈수록 연질의 화합물인 ε-탄질화물의 다공성이 증가함을 알 수 있다. 확산층의 경도는 2%CO₂로 일정하게 유지할 때 30% NH₃ 및 50%NH₃의 두 조건에서 거의 유사하게 표면에서 내부로 거리가 멀어질수록 경도치가 감소하며 확산깊이는 0.44~0.46mm정도이다. 50% NH₃인 경우 확산층에서 100μm까지 30%NH₃의 경우보다 약간 높게 나타났으며, CO₂가 5%인 경우에도 이와 유사한 경도분포를 나타낸다.

3.2. 복합열처리

가. 현미경 조직

Cr계 열간공구강 시편은 1030℃에서 오스테나이트화 처리 후 퀴칭한 미세현미경 조직은 마르텐사이트화 잔류 오스테나이트로 주로 구성되어 있으며 고용되지 않은 탄화물이 다소 형성되어 있다. 630℃에서 1차 템퍼링을 실시하면 마르텐사이트는 템퍼드마르텐사이트(temperedmartensite)와 약간의 탄화물을 석출시키고 잔류 오스테나이트는 마르텐사이트로 변태하며 퀴칭시

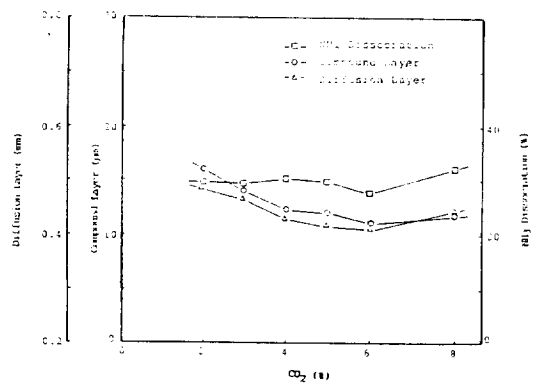


Fig. 9. Effect of the amount of CO₂ gas in the gas mixture on the thickness of compound and diffusion layers and the degree of ammonia dissociation at a given 35% of NH₃ gas.

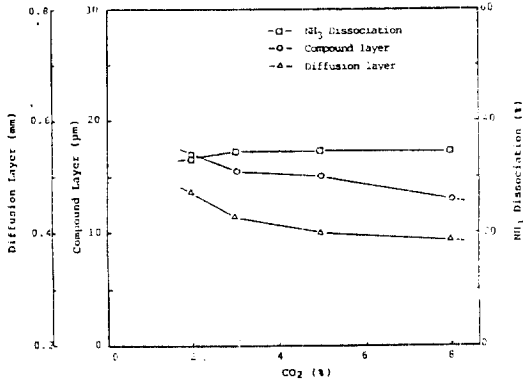


Fig. 10. Effect of the amount of CO₂ gas in the gas mixture on the thickness of compound and diffusion layers and the degree of ammonia dissociation at a given 50% of NH₃ gas.

형성된 탄화물이 구상화 탄화물로 되어 있는 기지조직이 형성되었다⁸⁾. 30%NH₃-2%CO₂-68%N₂ 혼합가스분위기하의 575°C 온도범위에서 가스침질탄화처리하면 중심부는 2차 템퍼링효과를 나타내며 템퍼드 마르텐사이트와 탄화물이 형성된다. 또한 표면부는 질화반응 및 침탄반응에 의한 질소 및 탄소원자의 확산으로 Fig. 14와 같이 표면에 백색의 화합물층과 그 아래에 질소가 고용된 확산층이 형성된다. Cr, Mo, V등과 같은 강한

질화물 형성원소는 화합물층에서 ε-(Fe, M)₃(C, N)상을 형성하며 모격자의 Fe원자의 결합력을 증가시키고 또한 질소와 탄소의 농도를 증가시킨다. 이러한 현상은 확산층에서도 마찬가지이다. Fig. 14(a)의 현미경 조직에서 볼 수 있듯이 30분동안 침질탄화처리할 때 화합물이 얇게 형성되어 있으며 확산층에는 질소원자의 확산으로 합금질화물이 석출되어 있음을 알 수 있다. 처리시간이 1시간으로 증가하면 Fig. 14(b)와 같이 화합물층의 두께가 상당히 성장되어 있고 확산층의 깊이도 증가하면서 합금탄질화물이 미세하게 석출된다. 처리시간이 2시간인 경우 Fig. 14(c)에서 나타난 바와같이 화합물층의 두께는 증가하나 그 성장속도는 둔화함을 알 수 있다. 이러한 이유는 강한 질화물 형성원소인 Cr, Mo, V등에 의해 안정한 화합물인 ε-탄질화물이 형성되어 침입형 원소인 질소 및 탄소원자가 강한 결합력으로 고용되어 있으며 또한 합금원소에 의한 모격자 원자의 강한 결합력으로 인해 질소 및 탄소원자의 이동이 억제되기 때문이다.

화합물층은 결정입계를 통하여 우선적으로 성장하며 입계에 석출된(Fe, Cr)₃C 및 (Fe, Cr)₇C₃ 탄화물 등이 질소원자와 우선적으로 합금질화물을 형성한다^{16,17)}. 확산층의 내부에는 결정입계에 백색으로 나타난 층이 존재하는 것은 합금원소와 질소원자와의 결합으로 몇몇의

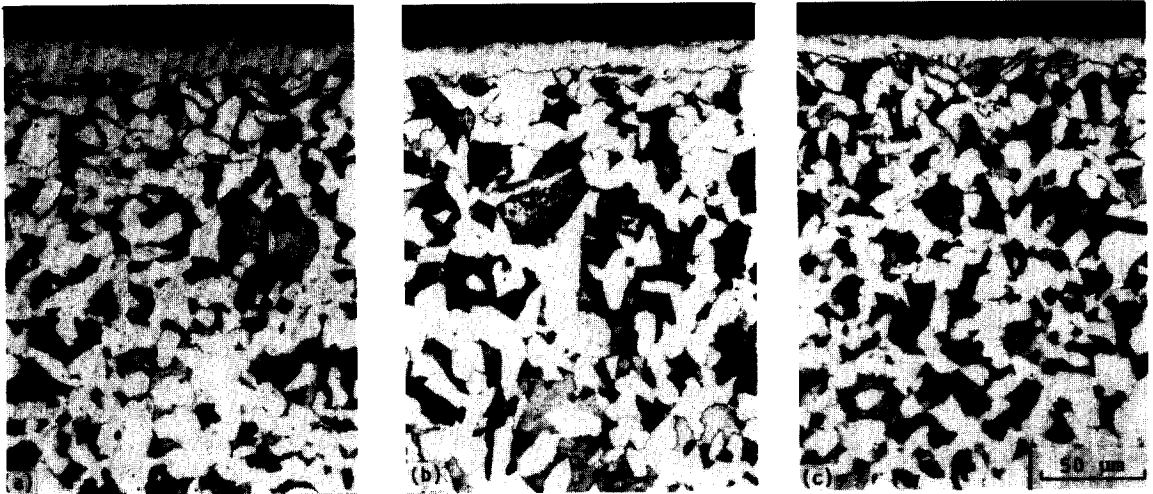


Fig. 11. Optical micrographs showing the compound and diffusion layers of 0.45% C steel gas-nitrocarburized at 580°C for 2 hours in the following atmospheres.

(a) 35% NH₃-2% CO₂ (b) 35% NH₃-4% CO₂ (c) 35% NH₃-6% CO₂.

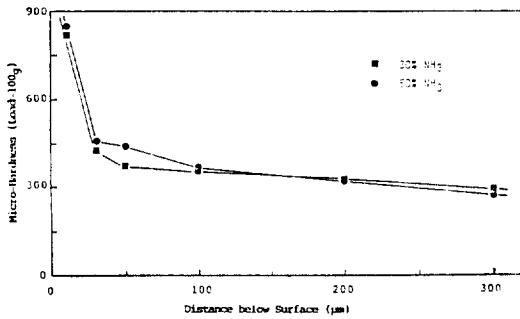


Fig.12. Micro-hardness profiles of 0.45% C steel gas-nitrocarburized at 580°C 2 hours in a given amount of 2% CO₂.

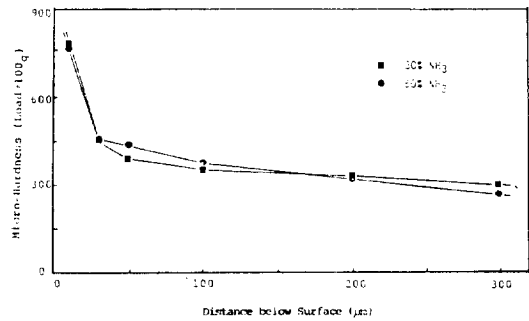


Fig.13. Micro-hardness profiles of 0.45% C steel gas-nitrocarburized at 580°C for 2 hours in a given amount of 5% CO₂.

탄소가 유리되어 세멘타이트 구조와 유사한 탄소가 부유한 석출물이 형성되기 때문이다¹⁶⁾.

침질탄화처리를 30분간 하였을 때 화합물과 확산층의 경계에서 지류현상(off shoot)이 일어나지만 처리시간이 증가함에 따라 ε-합금탄질화물 및 철탄질화물의 증가로 인해 질소의 질량이동이 억제되므로 지류현상도 줄어들어 현미경 조직에서 관찰할 수 있다.

Fig.15는 침질탄화처리의 시간함수로서 화합물층의 성장양상과 Hv500 이상의 경도치로 측정된 확산층의 깊이변화를 나타낸다. 처리시간이 30분일 때 화합물층의 두께는 3.5μm이며 1시간 및 2시간으로 증가함에 따라

각각 7μm 및 13.5μm정도로 성장속도가 일정하게 진행되지만 그 이후에는 성장속도가 크게 완화되며 이러한 이유는 현미경 조직에서도 살펴보았듯이 질소 및 탄소원자가 안정하게 고용된 ε-탄질화물의 형성으로 침입형 원자의 질량이동이 억제됨에 따라서 화합물층의 성장속도가 둔화한다고 추측된다. 한편 확산층의 깊이는 기지조직으로 확산하는 질소의 양에 비례한다. 즉, 화합물층의 질소 농도에 의존하므로 화합물층의 깊이가 증가하지만 그 이후 완만하게 진행된다. 이것은 화합물층의 질소와 탄소의 활동도가 감소하는 안정한 화합물의 형성에 기인하는 것으로 생각한다.

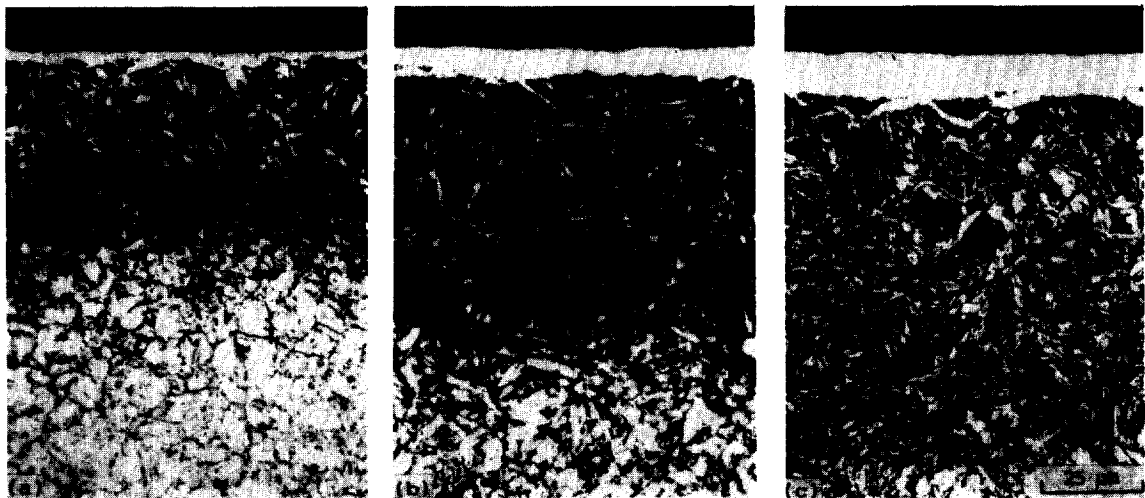


Fig.14. Optical micrographs showing the compound and diffusion layers of hot work tool steel (AISI H 13) gas-nitrocarburized at 575°C for (a) 30 minutes, (b) 1 hour and (c) 2 hours.

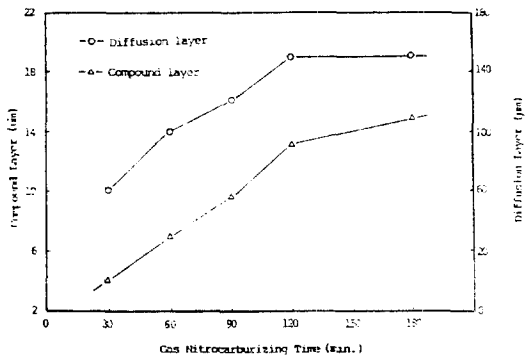


Fig. 15. Variation of the thickness of compound and diffusion layers with respect to gas nitrocarburizing times.

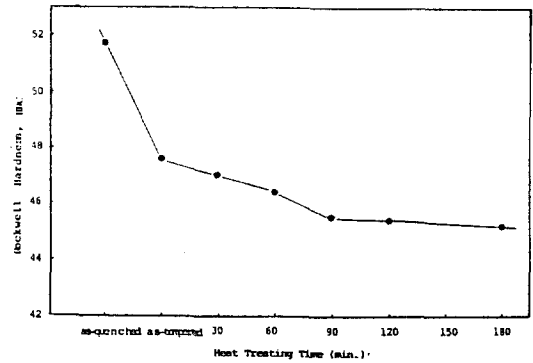


Fig. 16. Changes in Rockwell hardness value of the core of specimens heat-treated under various conditions.

나. 기계적 성질

(1) 경도변화

Fig. 16은 퀴칭 및 템퍼링한 후 가스침질탄화처리한 시편에 대한 처리시간의 함수에 따른 확산층의 경도분포를 나타내는 그래프로서 처리시간이 증가함에 따라 표면부의 최고 경도치는 0.5~3 시간의 범위에서 각각 H_v1240~H_v1300 정도로 변화하며 그 평균치는 H_v 1270임을 알 수 있다. 처리시간이 30분일 때 경도는 표면에서 내부로 깊어짐에 따라 급격히 감소하며 1시간 일 경우 확산층의 깊이가 현저히 증가함을 알 수 있다. 즉 표면에서 내부로 깊이가 40 µm지점에서 30분 처리한 경우보다 거의 H_v400 정도가 더 높은 H_v1000을 나타낸다.

그 이후 확산층의 경도 및 깊이가 처리시간의 증가에 따라 증가하나 그 증가속도는 2시간 이후부터 둔화된다. 여기서 화합물층의 질소의 농도가 확산층의 깊이와 경도에 영향을 미치며 특히 탄소강의 화합물층의 경도가 H_v800인 것에 비하여 H_v450-500 정도가 높은 것은 강한 질화물 형성원소인 Cr, Mo, V등의 합금탄질화물 및 합금질화물의 형성에 기인한다고 생각된다. 특히 Mo나 V원소보다 함유량이 많은 Cr원소에 크게 영향을 받는다고 추측되며 처리초기에 빠른 경도상승은 미세하게 석출된 합금질화물 및 침입형으로 존재하는 질소의 고용이 증가함에 기인한다고 추측된다.

복합열처리의 과정 중 침질탄화처리에 의한 중심부 경도변화를 Fig. 17에 나타내었으며 평균적으로 퀴칭 후 경도치는 H_RC 51.8이며 1차 템퍼링을 했을 때 H_RC

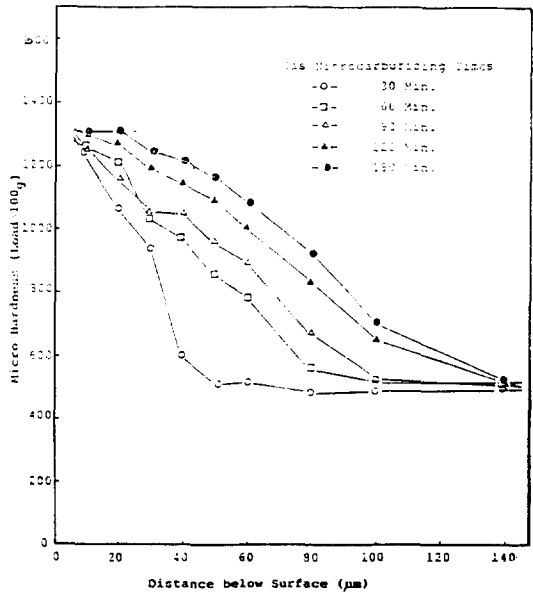


Fig. 17. Hardness profiles of specimens with respect to gas nitrocarburizing times.

47.9로 점차 감소하여 가스침질탄화처리 동안에 0.5, 1 및 2시간으로 변화함에 따라서 각각 H_RC 47.2, 46.7 및 45.6으로 감소하였다. 이는 가스침질탄화처리시 2차 템퍼링의 효과에 의해 나타나는 현상이라고 사료된다.

(2) 인장성질

Fig. 18은 퀴칭 및 1차 템퍼링 후 가스침질탄화처리

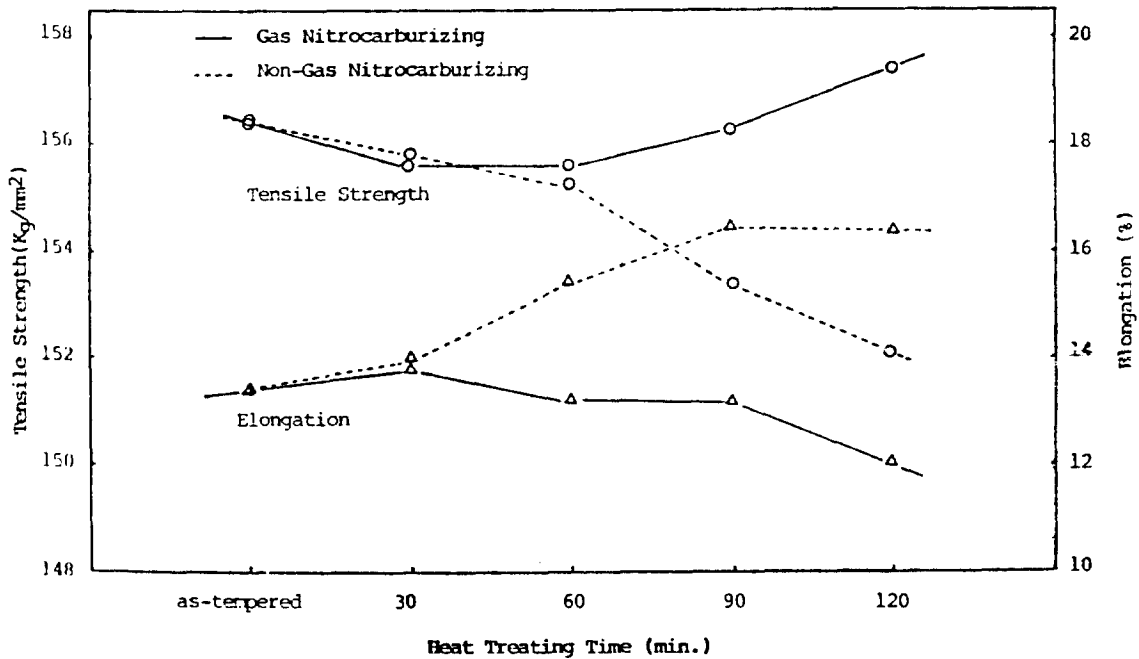


Fig.18. Variation of tensile strength and elongation with heat treating times for gas nitrocarburizing and quenching-tempering treatments.

된 시편과 퀘칭 및 1차 템퍼링을 같은 조건에서 한 다음 2차 템퍼링 온도를 침질탄화처리의 온도로 하여 처리한 시편의 인장강도와 연신율의 변화를 나타낸다. 가스침질탄화처리한 경우 처리시간의 증가에 따라 경화된 확산층의 영향으로 다소 인장강도는 증가하나 2차 템퍼링의 경우에는 감소한다. 2차 템퍼링의 처리시간이 2시간일 때 152.11 kg/mm^2 이며 가스침질탄화처리의 경우 같은 시간일 때 157.4 kg/mm^2 이다. 연신율의 변화는 처리시간 2시간일 때 가스침질탄화처리의 경우 12%이지만 2차 템퍼링의 경우 16.2%로 다소 높은 값을 나타낸다. 또한 가스침질탄화처리시 시간의 증가에 따라 다소 감소하지만 큰 변화는 없으며 2차 템퍼링의 경우는 증가한다. 처리의 초기 가스침질탄화처리와 2차 템퍼링의 인장강도와 연신율이 큰 차이가 없는 것은 비록 복합열처리에 의해 표면에 화합물 및 확산층이 각각 $3\sim 7 \mu\text{m}$, $45\sim 80 \mu\text{m}$ 정도 형성되지만 경화층이 얇으므로 주로 기지조직에 영향을 받기 때문이다. 그러나 처리시간이 증가하면 확산층에서의 질화물의 석출과 질소의 고용의 증대로 경화층의 영향을 받게 된다.

인장강도와 항복강도의 변화는 Fig.19에서 나타낸 바

와 같이 처리시간이 1시간일 경우 가스침질탄화처리된 시편과 2차 템퍼링된 시편의 인장강도는 각각 156 및 155.5 kg/mm^2 으로 비슷하나 그 이후 가스침질탄화처리한 경우 표면부의 압축응력의 증대로 2차 템퍼링과는 반대로 다소 증가한다. 그러나 항복강도는 가스침질탄화처리와 2차 템퍼링한 경우의 비교에서 처리초기에 각각 133.5 및 136 kg/mm^2 으로서 그 이후 두 경우 모두 큰 변화가 없음을 알 수 있다.

(3) 마모특성

Fig.20은 건식마모시험조건에서 하중 50 kg 및 회전수 $50,000$ 으로 퀘칭 및 템퍼링한 시편과 복합열처리한 시편과의 마모량의 변화를 나타낸 것이다 퀘칭 및 1차 템퍼링만을 한 시편은 마모량이 약 210 mg 이지만 가스침질탄화처리를 30분간 했을 경우 마모량은 79 mg 으로 마모율이 크게 감소하였으며 이는 강한 질화물 형성원소가 고용된 ϵ -합금탄질화물의 저마찰계수와 다공층의 존재로 마모저항이 증가되기 때문이다. 한편 가스침질탄화처리시간이 증가함에도 마모량은 초기와 거의 일정하게 나타나는 것으로 보아 표면에 형성된 화합물층의 마모저항에 대한 효과가 크다는 것을 알 수 있다.

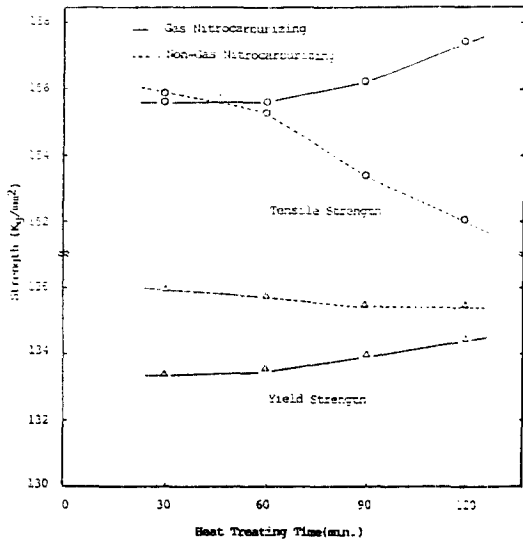


Fig.19. Relationship of tensile and yield strengths with heat treating times for gas nitrocarburizing and quenching tempering treatments.

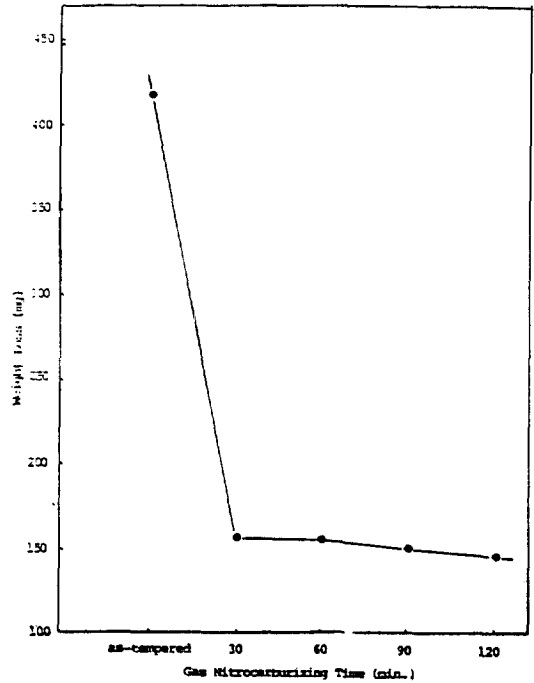


Fig.20. Relation between weight loss and gas-nitrocarburizing time at given number of revolution 50,000 (800 r.p.m)

4. 결 론

본 연구에서는 가스침질탄화처리시 가스혼합비의 영향을 고찰하고 침질탄화처리법을 이용한 복합열처리를 열간가공용 금형공구강에 적용하여 그 열처리 특성 및 기계적 성질을 고찰하기 위하여 실시한 실험으로부터 얻은 결과는 다음과 같다.

- 1) 화합물층은 대부분 ϵ -Fe₃(C, N)이며 소량의 γ' -Fe₄N 및 α -Fe로 이루어져 있다.
- 2) CO₂의 유입량을 일정하게 하여 NH₃량을 증가함에 따라, 화합물층과 확산층의 두께는 완만한 포물선의 함수로서 성장한다.
- 3) NH₃량을 일정하게 하여 CO₂유입량을 증가함에 따라, 화합물층과 확산층의 두께는 감소한다.
- 4) 복합열처리된 열간공구강의 경우 화합물과 확산층의 두께는 침질탄화처리시간이 증가함에 따라 증가한다. 그러나 처리시간이 2시간 이상일 경우는 성장속도가 둔화한다.
- 5) 복합열처리된 열간공구강에서 인장강도는 침질탄화처리 시간이 증가함에 따라 증가하지만 연신율과 항복강도는 크게 영향을 받지 않는다.
- 6) 복합열처리된 열간공구강의 내마모성은 켈칭 및

다수 템퍼링 처리한 경우보다 약 165%정도 향상된다.

5. 후 기

본 연구비는 과학기술처 주관의 특정연구 개발의 연구비 지원에 의하여 수행된 것의 일부로서 본 지원에 깊이 감사드립니다.

6. 참고문헌

1. T. Bell. Heat Treat. Met., 2. 1975, 39-49
2. T. Bell., S.Y. Lee, Heat Treatment '73, 1975, 99
3. E.J. Mittemeijer, H.C.F. Rozendaal, P.F. Colijin, P.J. Vander Schaaf and R. Th. Furnee, Heat Treatment '81, 1981, 60
4. K. Sachs, D.B. Calyton, Heat Teat. Met., 2,

- 1979, 29-34
5. S. Dannefaer, E. Dreyer, J. Mater. Sci., 19, 1984, 1089-1098
6. A. Wells, J. Mat Sci., 20, 1985, 2439-2445
7. E.J. Mittemeijer, A.B.P. Vogels, P.J. Vander Schaaf, J. Mater. Sci., 15, 1980, 3129-3140.
8. G.A. Jhonson, "Tool steels", 1962, 563-581
9. K.E. Thelning, "Steel and its Heat Treatment", 1984, 492-498
10. L. Kiessling, Heat Treat. Met., 4, 1979, 97-100
11. F.S. Chen, H.C.Hu, J. Tat., 13, 1983, 79-97
12. Metal Hand Book, 4, 1981
13. H.M. Ledbetter, M.W. Austin, Met. Sci. Tech., 3, 1987, 101-104
14. C. Dawes, D.F. Tranter, Metall. Met. Form., 40, 1973, 58
15. E.J. Mittemeijer, M. Vanrooyen, I. Wierszykowski, H.C.F. Rozendaal, P.F. Colijn, Z. Metallkde., 74, 1983, 473
16. B.J. Lightfoot., D.H. Jack, Heat Treatment ' 73, 1975, 59-65
17. J. zysk, J. Tachikowski, E. Kasprzycka, Hart-Tech. Mitt., 234, 1979, 263-271