

가스 침질탄화처리한 SM35C강의 기계적 성질에 미치는 고주파켄칭의 영향

김학신 · 이규복 · 유정희 · 김형태 · 장한용
전북대학교 신소재개발연구소

Effect of Induction Hardening on Mechanical Properties in Gas Nitrocarburized SM35C Steel

H. S. Kim, K. B. Lee, C. H. Yu, H. T. Kim and H. Y. Jang

Research Institute of Advanced Materials Development, Chonbuk National University, Chonju 561-756

Abstract Carbon steel(SM35C) was gas nitrocarburized at 580°C in 55%N₂-40%NH₃-5%CO₂ mixed gas atmosphere, and then the steel was induction hardened at 850°C. The microstructure of gas nitrocarburized surface layer was observed by optical microscope and SEM. The phase analysis was carried out by X-ray diffraction method. The mechanical properties of gas nitrocarburized SM35C steel was evaluated by hardness, wear and fatigue test. The thickness of compound and diffusion layer were increased with increasing the gas nitrocarburizing time and the densest compound layer was obtained at 3 hours gas nitrocarburizing time. In case of 15sec induction hardening after gas nitrocarburizing, the surface hardness was decreased from 800Hv to 630Hv owing to the decomposition of compound layer, but wear resistance was increased because of increased hardness of diffusion layer. The fatigue strength of induction hardened steel after gas nitrocarburizing, 58 kgf/mm², was higher than 41.5 kgf/mm² of gas nitrocarburized steel and 45 kgf/mm² of induction hardened steel, respectively.

(Received April 18, 2000)

Key words: Gas nitrocarburizing, Induction hardening, SM35C carbon steel, Compound layer, Diffusion layer, Hardness, Wear resistance, Fatigue strength

1. 서 론

1970년대부터 급속히 개발, 실용화된 가스 침질탄화처리 표면경화법은 NH₃가스에 침탄성 가스 성분인 CO나 CO₂, 탄화수소 혹은 흡열형 가스(endothermic gas) 및 발열형 가스(exothermic gas) 등의 변성가스를 주입하여 강재 표면에 탄소와 질소를 동시에 확산 침투시키는 방법이다. 열처리 온도가 A₁변태점 이하(500~700°C)로 비교적 낮기 때문에 다른 표면경화법에 비하여 열처리 용량이 적으며, 이전의 NH₃가스만을 이용하는 가스 질화법이 50~100시간의 장시간을 요구하는 반면에 질화처리시간이 비교적 짧은 것이 장점이다[1,2]. 가스 침질탄화처리(gas nitrocarburizing)는 주로 질소의 역할에 의해 강표면에 내마모성 및 내식성 등이 우수한 화합물층(compound layer)과 그 아래 내피로성에 큰 영향을 미치는 확산층(diffusion layer)을 형성하게 된다. 반응 온도에서 질소는 탄소보다 확산속도가 빠르고 페라이트

내의 고용도가 크기 때문에 표면에서 화합물층을 형성하며, 강의 내부 깊이 침투하여 확산층을 형성하지만 탄소는 강의 표면에서 미세한 탄화물을 형성하고 이것이 질화물의 핵으로서 작용하여 단단한 화합물층 [Fe₂3(N,C), Fe₄N]을 형성한다[3]. 확산층은 γ 상으로서 석출하거나 페라이트 기지에 고용된 질소가 전위의 미끄러짐을 저지하기 때문에 피로강도를 향상시키며, 화합물층의 두께 및 확산층의 깊이는 가스 침질탄화처리 시간, 온도 및 시편의 합금성분(C, Al, Cr, Mo, V 등) 등에 따라 변화한다[4,5].

NH₃가스와 RX가스를 이용하는 가스 침질탄화처리법은 반응기 본체와는 별도로 변성로가 필요하다. 그런데 변성로가 없으면 설비가 절감되고 작업도 간략화될 수 있는 장점이 있으므로 최근에 NH₃+N₂+CO₂ 혼합 가스 분위기에서 가스 침질탄화처리하는 방법이 개발되었다[6-8]. 그러나 가스 침질탄화처리에 의해 얻을 수 있는 표면 경화층의 깊이가 침탄이나 열처리에 의한 표

면경화법에 비하여 얇은 단점이 있다. 따라서 이것을 보완하기 위하여 가스 침질탄화처리한 다음 고주파퀵칭 (induction hardening) 또는 재가열처리를 하는 복합열처리에 관한 연구[9,10]가 이루어지고 있다. 가스 침질탄화처리한 다음 고주파퀵칭을 실시하면 가스 침질탄화처리에 의해 생성된 질소 확산층이 오스테나이트화 후 급랭됨에 따라 질소를 과포화 고용한 미세한 Fe-N-C계 마르텐사이트가 생성되어 가스 침질탄화처리만 실시한 경우에 비하여 경하고 깊은 확산층이 얻어지며 기계적 성질의 향상을 기대할 수 있다. 그러나 아직 이에 대한 체계적인 연구가 부족한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 SM35C탄소강을 N₂, NH₃ 및 CO₂의 혼합가스 분위기에서 가스 침질탄화처리를 실시하고 가스 침질탄화처리 후 고주파퀵칭의 복합열처리를 실시하여 화합물층과 확산층의 조직 및 내마모성과 내피로성 등의 기계적 성질에 미치는 가스 침질탄화처리 조건과 고주파퀵칭의 영향을 조사하였다.

2. 실험방법

본 실험에 사용된 시편은 직경 48 mm의 환봉형 시편 SM35C 탄소강을 가공시 형성된 잔류응력을 제거하고 모든 시편의 초기조직을 표준화하기 위하여 920°C에서 1시간 동안 유지 후 공랭한 다음, 조질처리로써 870°C에서 1시간 동안 유지한 후 퀵칭하고 600°C에서 2시간 동안 템퍼링하였으며, 두께 7 mm의 디스크형으로 절단하였다. 시편의 화학조성은 Table 1에 나타내었다.

본 실험에 사용된 가스 침질탄화처리 장치의 개략도를 Fig. 1에 나타내었다. N₂와 CO₂의 혼합가스 및 NH₃ 가스를 55%N₂-40%NH₃-5%CO₂의 체적비율로 혼합하였으며 가스유량 4 l/min로 반응기 내에 유입시켰다. 반응기 내의 열적 안정성을 위하여 혼합된 가스는 450°C로 예열하였다. Fig. 2에 가스 침질탄화처리 및 복합열처리의 열처리 패턴을 나타내었다. 가스 침질탄화처리는 Fig. 2(a)와 같이 580°C까지 15°C/min의 승온속도로 가열한 다음, 반응기의 온도가 580°C에 도달한 후에 혼합가스를 주입하면서 각각 2, 3, 4 및 5시간 동안

유지한 후 N₂가스분위기에서 노냉하였다. 또한 복합열처리는 Fig. 2(b)와 같이 580°C에서 3시간 동안 가스 침질탄화처리를 실시한 후 850°C에서 각각 5, 10 및 15 초 동안 고주파퀵칭을 실시하였다. 고주파퀵칭처리는 진공관식 발전기(200kHz, 50kW)를 사용하여 고주파유도

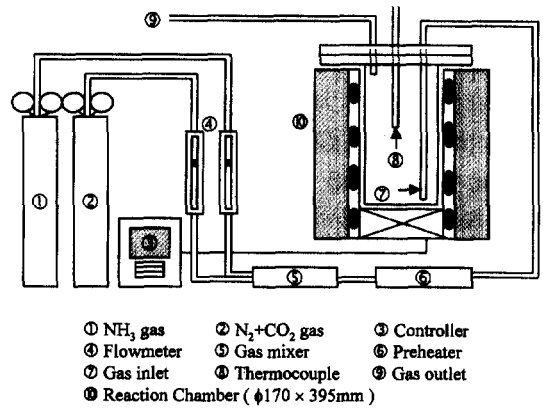


Fig. 1. Schematic diagram of experimental apparatus.

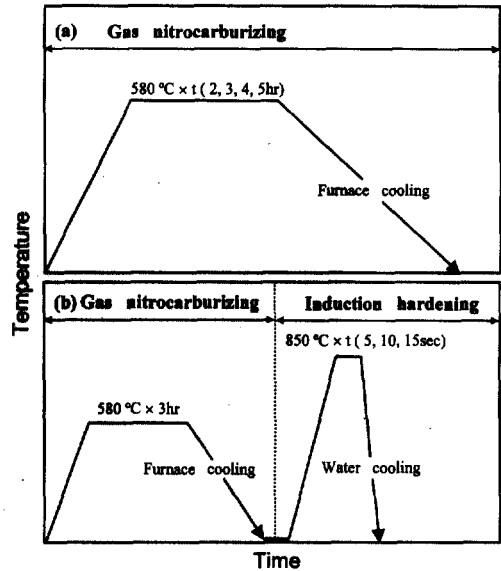


Fig. 2. Schematic illustration of gas nitrocarburizing and complex heat treatment processes.

Table 1. Chemical composition of steel (wt%)

Elements	C	Si	Mn	P	S	Al
Steel						
SM35C	0.349	0.023	0.665	0.022	0.023	-

코일을 챔버 내에 장착하고 시험편에 열전대를 부착하여 전압과 전류를 조정하여 열처리 온도가 850°C로 유지되도록 하였다.

각 시편의 미세조직, 화합물층의 두께 변화 및 기공 등은 경면연마 후 nital 3%용액으로 부식시켜 광학현미경과 SEM으로 관찰하였다. 각 열처리 조건에 따른 질화물층의 표면경도 및 확산층의 경도는 마이크로 비커스 경도계를 이용하여 하중 300 g으로 7회 측정된 후 최고값과 최저값을 제외한 나머지 값의 평균값으로 구하였다. 가스 침질탄화처리한 시편의 화합물 및 확산층의 상조성을 분석하기 위하여 X선 회절시험(X-ray Diffractometer, Rigaku, D/Max-IIA)을 하였으며 시험조건은 CuK α 타겟과 Fe필터를 사용하여, 전압과 전류는 각각 40kV, 30 mA, scan speed는 3°/min로 하였다. 마모시험은 베어링강(HRC 62)을 상대재로 하였으며, 마찰속도 (0.51 m/sec) 및 하중(2.1 kg)을 고정하고 마찰 거리를 각각 66, 100, 200 및 400 m로 변화시키며 마모량을 측정하였다. 또한 시험편의 피로한을 조사하기 위하여 회전굽힘 피로시험기(J-Toshi, 최대굽힘 모멘트: 10 kgf, 회전속도: 3580 rpm)를 사용하여 피로시험을 실시하였으며 Fig. 3에 회전굽힘 피로시험편(규격:JIS 1-8호)의 형상을 나타내었다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 질화층의 조직관찰

Fig. 4는 580°C에서 2, 3, 4 및 5시간 동안 가스 침질탄화처리한 시편의 단면조직사진이다. 표면에 하얗게 보이는 부분이 화합물층(compound layer)이다. 가스 침질탄화처리 시간이 길어질수록 화합물층의 두께가 증가하고 있음을 알 수 있다. 화합물층 직하에는 가스 침질탄화처리 후 노냉하였으므로 질화물(Fe $_3$ N)이 일부 석출된 확산층이 관찰된다. 일반적으로 가스 침질탄화처리 후 급랭할 경우 확산층은 페라이트에 N이 과포화 고용된 층으로서, 가스 침질탄화처리시 강표면에 N과 C

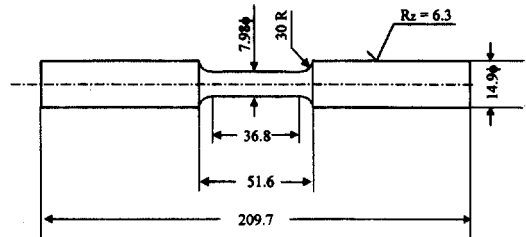


Fig. 3. The dimension of fatigue test specimen. (maximum roughness;Rz=6.3 μ m)

Fig. 4. Microstructures of gas nitrocarburized SM35C steel; (a)2hr (b)3hr (c)4hr (d)5hr.

가 동시에 확산하지만, C의 페라이트에 대한 고용한도는 0.02%로 매우 작기 때문에 표면에서 미세한 Fe_3C 를 형성하고, 이것이 질화물의 핵으로서 작용하여 표면에 $Fe_{2-3}(N,C)$ 의 탄질화물을 만든다[3]. N은 C보다 확산이 빠르고 페라이트내의 고용도가 커서 강 내부로 깊이 확산할 수 있으므로 표면에서 화합물을 형성하고 강 내부에서 확산층을 형성하게 된다.

Fig. 5는 가스 침질탄화처리를 한 시편의 질화층을 SEM으로 관찰한 조직사진이다. Fig. 5(b)에 나타난 바와 같이 580°C에서 3시간 가스 침질탄화처리를 실시한 경우가 2 또는 4시간 동안 가스 침질탄화처리한 경우보다 화합물층에 기공이 적은 치밀한 조직을 나타내며,

화합물층은 다공층과 그 하부의 치밀한 층으로 구성되어 있다. 화합물층 표면부위에 형성되는 기공은 화합물층내의 높은 질소 활동도와 관계가 있는데, 침입형 N원자가 결정입계 등 에너지적으로 불안정한 자리에서 분자상 질소로 재결합하면서 형성되며, 이 때 기공은 응력을 유발하면서 성장하고 그 성장속도는 화합물층의 두께에 비례한다[11]. 이러한 다공층은 최표면 경도를 저하시키는 원인이 된다고 생각된다.

Fig. 6은 580°C에서 3시간 동안 가스 침질탄화처리만을 실시한 경우와 가스 침질탄화처리후 고주파퀵칭을 실시하였을 때의 현미경 조직변화를 나타낸 것이다. Fig. 6(a)는 580°C에서 3시간 가스 침질탄화처리만 실

Fig. 5. SEM photographs of gas nitrocarburized SM35C steel; (a)2hr (b)3hr (c)4hr.

Fig. 6. Microstructures of induction hardened specimen after gas nitrocarburizing of SM35C steel; (a)as gas nitrocarburized (b)5sec (c)10sec (d)15sec.

시한 경우의 조직사진으로 가스 침질탄화처리에 의해 치밀한 화합물층이 형성되어 있으며 질소가 과포화 고용된 확산층의 미세조직을 나타내고 있다. Fig. 6(b)에서 볼 수 있듯이 580°C에서 3시간 가스 침질탄화처리 후 850°C에서 5초 동안 고주파퀵칭을 실시하면 확산층이 마르텐사이트로 변태되기 시작하면서 화합물층의 분해가 시작된다. 그리고 (c)와 같이 10초 동안 고주파퀵칭을 하면 화합물층의 분해가 많이 진행되며 (d)와 같이 15초 동안 고주파퀵칭을 실시하면 화합물층이 완전히 분해되고 확산층의 조직도 완전히 마르텐사이트조직으로 변하게 된다.

이와 같이 가스 침질탄화처리 후 고주파퀵칭을 하면 강표면이 가열되어 표면의 화합물층은 분해되고 질소가 과포화 고용된 확산층은 오스테나이트화 후 급랭됨으로써 미세한 Fe-C-N계 마르텐사이트조직으로 변하게 되는 것으로 사료된다.

3.2. 질화층의 상분석

Fig. 7은 시편 표면에서부터 깊이방향으로 연마하면서 X선 회절시험했을 때의 회절패턴을 나타낸 것이다. 가스 침질탄화처리에 의해 생성된 화합물층은 ε상과 γ상으로 이루어져 있다. (a)의 경우 화합물층의 표면은 주로 ε상으로 이루어져 있으나 표면으로부터 약 17μm 하부인 (b)의 경우에는 γ상의 양이 (a)의 표면에 비하

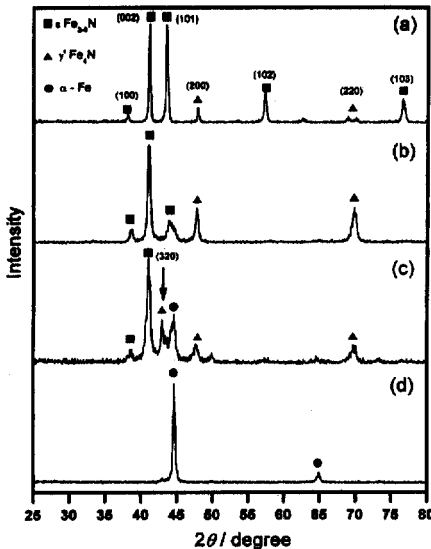


Fig. 7. X-ray diffraction patterns with depth from surface of gas nitrocarburized SM35C steel; (a)surface (b)17 μm (c)33 μm (d)matrix.

여 증가되었음을 알 수 있으며, 이것은 화합물층에도 ε상이 주로 생성되어 있는 부분과 γ상이 상대적으로 많이 존재하는 부분으로 구성되어 있음을 나타내고 있다. 이러한 결과는 가스 침질탄화처리시 질소의 확산 및 침투에 의하여 형성된 ε상의 일부가 냉각시 γ상으로 변화되었기 때문으로 사료된다. 화합물층 직하의 확산층은 (c)에서 보는 바와 같이 ε상 및 γ상뿐만 아니라 기지조직인 페라이트상이 나타나기 시작하였으며 ε상보다는 γ상이 주로 나타나고 있다. 또한 기지에 가까워질수록 ε상은 나타나지 않으며 페라이트와 γ상만이 나타나게 되고, 기지인 (d)의 경우 페라이트상만이 나타나고 있다.

3.3. 질화층의 기계적성질

Fig. 8은 580°C에서 가스 침질탄화처리 시간에 따른 경도분포를 나타낸 것이다. 3시간 가스 침질탄화처리한 경우 질화층의 경도가 가장 높게 나타났으며 이것은 Fig. 5에 나타낸 바와 같이 기공이 적은 치밀한 화합물층이 형성되기 때문이라고 사료된다. 또한 가스 침질탄화처리 시간이 증가함에 따라 질화층의 깊이가 증가함을 알 수 있다.

Fig. 9는 580°C에서 3시간 동안 가스 침질탄화처리만 실시한 경우, 850°C에서 5초 동안 고주파퀵칭만 실시한 경우 그리고 580°C에서 3시간 가스 침질탄화처리 후 850°C에서 5초 및 15초 동안 고주파퀵칭한 시편의 깊이 방향에 따른 경도분포를 나타낸 것이다. 가스 침질탄화처리만 실시한 경우 표면부근에서의 경도는 높지만 표면으로부터 깊이가 증가함에 따라 경도의 감소가 급격하게 나타나고 있다. 또한 850°C에서 5초 동안 고

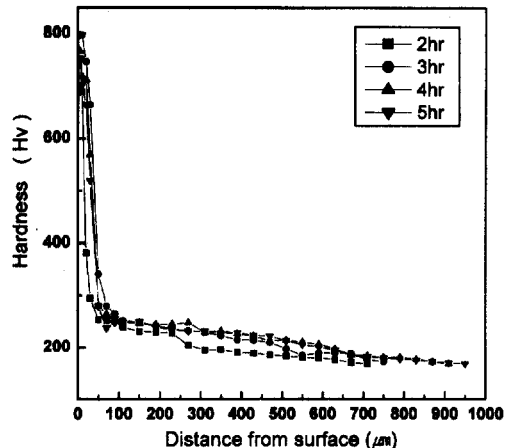


Fig. 8. Hardness profiles with gas nitrocarburizing times.

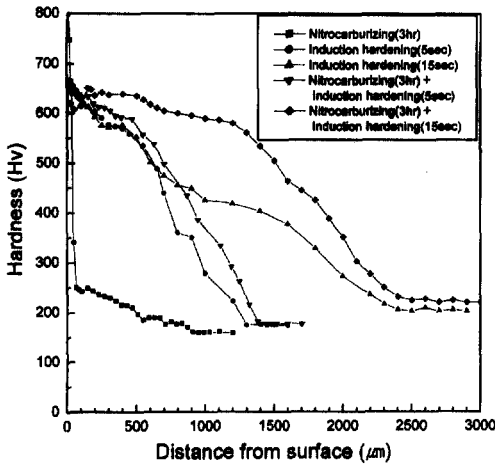


Fig. 9. Hardness profiles with various heat treatments of SM35C steel.

주파 퀀칭만 실시한 경우는 표면으로부터 약 1300 μm 깊이까지 경화되었다. 한편 가스 침질탄화처리 후 고주파 퀀칭하는 복합열처리를 실시하면 가스 침질탄화처리만 실시한 경우에 비하여 화합물층의 분해로 인하여 표면 경도는 800Hv에서 630Hv로 저하되나 확산층의 경도는 크게 증가하고 5초 동안 고주파 퀀칭한 경우 경화층의 깊이는 900 μm에서 1,400 μm로, 15초 동안 고주파 퀀칭한 경우 경화층의 깊이는 900 μm에서 2,500 μm로 크게 증가하였음을 알 수 있다. 이것은 가스 침질탄화처리 후 고주파 퀀칭시 표면의 화합물층에서 분해된 N이 강의 내부로 깊이 확산되며 N이 과포화 고용된 확산층이 고주파 퀀칭에 의해 미세한 마르텐사이트 조직으로 변화하기 때문이라고 생각된다.

Fig. 10은 580°C에서 가스 침질탄화처리 시간에 따른 시험편의 마찰거리와 마모량의 관계를 나타낸 것이다. 마찰거리 66 m에서는 처리시간에 따라 큰 차이를 보이지 않았지만 마찰거리가 100, 200, 400 m로 증가할수록 2 시간 가스 침질탄화처리한 시험편이 다른 시험편과 비교해서 마모량이 크게 나타났으며 가장 치밀한 화합물층을 갖는 3시간 가스 침질탄화처리를 실시한 시험편은 마찰거리 400 m의 경우 가스 침질탄화처리하지 않은 시험편보다 약 5 mm³ 정도 마모량이 적게 나타나 가장 우수한 내마모성을 보였다. 두꺼운 화합물층을 갖는 4시간 및 5시간 가스 침질탄화처리한 시험편이 반드시 우수한 내마모성을 나타내지는 않았는데 그 이유는 두꺼운 화합물층은 Fig. 5의 SEM사진에서 볼 수 있듯이

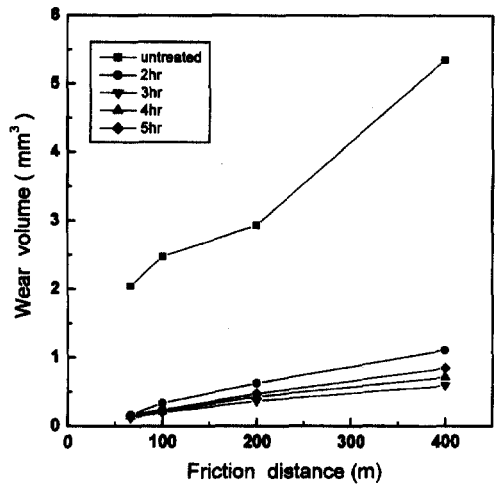


Fig. 10. Relation between friction distance and wear volume of gas nitrocarburized SM35C steel.

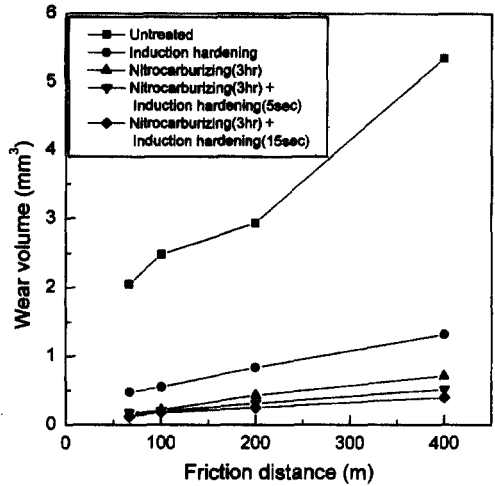


Fig. 11. Relation between friction distance and wear volume with various heat treatments of SM35C steel.

화합물층 내부에 기공을 많이 포함하고 있기 때문으로 사료된다.

Fig. 11은 580°C에서 3시간 가스 침질탄화처리만 실시한 경우, 850°C에서 고주파 퀀칭만 실시한 경우 그리고 580°C에서 3시간 가스 침질탄화처리 후 고주파 퀀칭의 복합열처리를 실시한 경우의 시험편에 대하여 마찰 속도 0.51 m/s에서 마찰거리에 따른 마모량을 비교한 것이다. 마찰거리 400 m의 경우, 가스 침질탄화처리 후 고주파 퀀칭의 복합열처리를 실시하면 가스 침질탄화처리만 한 경우 또는 고주파 퀀칭만 실시한 경우에 비하여

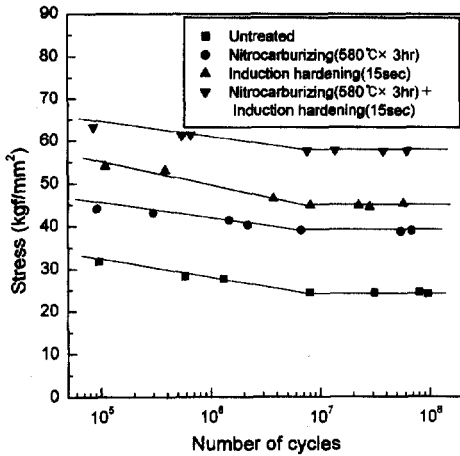


Fig. 12. S-N curves with various heat treatments of SM35C steel.

마모량이 적었다. 복합열처리를 실시한 경우 Fig. 9의 경도분포 곡선에 나타난 바와 같이 화합물층의 분해에 의하여 표면경도는 감소하지만 질소가 파괴화된 확산층은 오스테나이트 상태에서부터 급랭됨으로서 질소를 포함한 미세한 마르텐사이트 조직으로 변화되어 경도가 크게 증가하였다. 본 마모시험의 경우 표면의 화합물층 뿐만 아니라 확산층의 경도도 마모량에 영향을 미치므로 가스 침질탄화처리 후 고주파퀀칭의 복합열처리를 실시한 경우가 표면경도는 저하되었으나 확산층의 경도가 크게 증가되어 내마모성이 가장 우수하였다.

Fig. 12는 SM35C강의 미처리, 3시간 가스 침질탄화처리만 실시한 경우, 850°C에서 고주파퀀칭만 실시한 경우 그리고 3시간 가스 침질탄화처리후 15초 동안 고주파퀀칭을 실시한 시편에 대한 회전굽힘 피로시험의 결과이다. SM35C강의 피로한은 3시간 가스 침질탄화처리를 실시한 경우의 41.5 kgf/mm² 및 고주파처리만 실시한 경우의 45 kgf/mm² 보다 가스 침질탄화처리후 고주파퀀칭을 실시한 경우 58 kgf/mm²으로 크게 증가하여 우수한 내피로성을 나타내었다. 이러한 복합열처리에 의한 피로한의 상승원인은 고주파퀀칭만 실시한 경우의 Fe-C계 마르텐사이트 보다 더욱 경한 미세 Fe-C-N계 마르텐사이트가 생성되고 또한 가스 침질탄화처리만 실시한 경우보다 확산층의 깊이가 더욱 증가하기 때문으로 사료된다.

4. 결 론

55%N₂-40%NH₃-5%CO₂의 혼합가스 분위기에서 가스 침질탄화처리를 실시한 SM35C 탄소강의 기계적성질에 미치는 가스 침질탄화처리조건 및 고주파퀀칭의 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 가스 침질탄화처리시 생성된 화합물층은 가스 침질탄화처리시간이 길어짐에 따라 증가하였으며 3시간 가스 침질탄화처리시 가장 기공이 적고 표면경도가 높은 화합물층이 형성되었다.
2. 3시간 가스 침질탄화처리한 후 15초 동안 고주파퀀칭을 하면 화합물층이 분해되어 표면경도는 800Hv에서 630Hv로 저하되었으나 확산층의 경도가 크게 증가되어 우수한 내마모성을 나타내었다.
3. 가스 침질탄화처리후 고주파퀀칭을 실시한 경우의 피로한은 58 kgf/mm²가 얻어졌으며, 가스 침질탄화처리만 실시한 경우의 41.5 kgf/mm² 및 고주파퀀칭만 실시한 경우의 45 kgf/mm²보다 우수한 내피로성을 나타내었다.

후 기

본 연구는 전북대학교 신소재개발연구소의 일부 지원에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. Moore K. E, Collins D. N: Heat Treatment of Metals, Vol. 23, (1996) 95.
2. C. Dawes, D. F. Traunter, C. G. Smith: Metal Technology, Vol. 6, (1970) 60.
3. W. Koster and L. Bangert: Arch. Eisenhüttenwesen, Vol. 25, (1954) 231.
4. G. Wahl and I. V. Etchells: Heat Treatment'84, The Metals Society, London, (1984) 291.
5. 岡本 康治, 芋野 兵衛, 西山 幸夫: 熱處理, 第21卷, 170 (1981).
6. 野牧 武, 桑山 昇: 金屬, 第3卷,(1977) 33.
7. Rickerby D. S, Henderson S., Hendry A. and Jack K. H: Acta Metall., Vol. 34, (1986) 1687.
8. 沙本, 遠藤, 下山, 竹内: 三菱製鋼技報, 第12卷, 第4號, 461(1975).
9. Takada kazunori: Special Steel, Vol. 41, No. 6, (1992) 7.
10. Takao Takase, Toshiro Saga, Masaru Ikenaga: Heat Treatment, Vol. 5, (1977) 163.
11. 浜石: 日本金屬學會會誌報, 第59卷, 2호, (1995) 133.