

고질소 Fe-18Cr-18Mn-2Mo-0.9N 강의 미끄럼 마멸 기구

김승덕¹· 김성준²· 김용석[#]

Sliding Wear Mechanism of the High-Nitrogen Austenitic 18Cr-18Mn-2Mo-0.9N Steel

S. D. Kim, S. J. Kim, Y. S. Kim

(Received October 6, 2005)

Abstract

Sliding wear mechanism of a high nitrogen austenitic 18Cr-18Mn-2Mo-0.9N steel has been investigated. Dry sliding wear tests of the steel were carried out at various loads of 1N-10N under a constant sliding speed condition of 0.15m/s against AISI 52100 bearing steel balls. Solution (1050°C) and isothermal aging (900°C) heat treatments were performed on the steel and the effect of the heat treatments on the wear was investigated. Wear rates of the solution-treated steel specimen remained low until 5N load, and then increased abruptly at loads above 5N. The rates of isothermally aged specimens were low and increased gradually with the applied load. Worn surfaces, their cross sections, and wear debris of the steel specimens were examined with a scanning electron microscopy. Phases of the heat-treated specimen and the wear debris were identified using XRD. The transformed phase underneath a sliding track was investigated and analyzed using a TEM. Effects of the phase transformation during the wear and Cr₂N precipitates formed during the isothermal aging on the wear of the austenitic steel were discussed.

Key Words : High-Nitrogen Steel, Austenitic Steel, 18Cr-18Mn-2Mo-0.9N Steel, Sliding Wear, Wear Mechanism, Cr₂N

1. 서 론

오스테나이트 스테인리스 강 기지에 침입형 불순물 원소로 질소를 고용시킨 고질소강(high-nitrogen steel, HNS)이 최근 각광을 받고 있다. HNS는 연성과 인성의 큰 감소 없이 높은 강도를 유지하는 매력적인 장점을 지닌다. 질소는 FCC 오스테나이트 기지를 고용강화시키고[1], 적층결함에너지(SFE)를 낮추어[2], 강의 기계적 특성 및 마멸 저항성을 높이는 것으로 알려져 있다. HNS의 마멸 기구에 대한 연구는 아직 널리 진행되어 있지 않으나, 질소에 의한 가공경화, SFE의 변화, 마멸면

직하에서의 상변태 등으로 그 마멸 특성을 규명하려는 시도들이 보고 되어 있다[3]. 일반적으로 오스테나이트 스테인리스강의 변형 유기 변태는 소성변형량의 증가와 함께 γ (FCC) \rightarrow ϵ (HCP) \rightarrow α' (BCC) 으로 진행된다고 알려져 있다[4].

본 연구는 기계적 특성이 우수한 고질소강의 마멸 특성을 규명하는 목적으로 수행되었다. 마멸 시 적용 하중의 증가와 함께 마멸면 직하에서 일어나는 가공경화 및 상변태 특성으로 HNS의 마멸 기구를 분석하고자 하였다. 열처리된 Fe-18Cr-18Mn-2Mo-0.9N 강의 건식 미끄럼 마멸 시험을 AISI 52100 베어링강을 상대재로 pin-on-disk 형태

1. 국민대학교 신소재공학부

2. 한국기계연구원

교신저자: 국민대학교 신소재공학부.

E-mail: ykim@kookmin.ac.kr

의 마멸 시험기를 사용하여 상온 대기 중에서 1~10N의 적용 하중, 800m 마멸거리로 실시하고, 하중에 따른 고질소강의 마멸 특성을 연구하여, 그 마멸기구를 분석하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용한 소재는 Fe-18Cr-18Mn-2Mo-0.9N 합금(P900NMo)으로, 그 화학 조성을 Table 1에 나타내었다. 초기 두께 5mm의 P900NMo 합금 판재를 2mm 까지 냉간 압연 한 후, 압연된 판재로부터 직경 25mm 디스크 형태의 마멸시편을 가공하였다. 디스크 시편에 대하여 용체화열처리와 시효처리, 두 종류의 열처리를 행하였다. 용체화열처리는 1050°C에서 30분간 하였고 열처리 후 시편은 수냉되었다. Cr₂N 석출상이 마멸에 미치는 영향을 파악하기 위하여 용체화 처리한 시편을 다시 900°C에서 27.7시간 동안 시효처리 하여 오스테나이트 기지에 Cr₂N 상을 석출시켰다. 열처리된 마멸시편은 2000번 SiC 연마지까지 연마되어 마멸 시험 전에 0.3μm 이내의 일정한 표면조도를 갖도록 하였다.

Table 1 Chemical composition of P900NMo (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	N
0.038	0.77	18.60	0.020	0.001	17.94	2.09	0.89

건식 미끄럼 마멸시험은 Fig. 1에 나타낸 pin-on-disk 형태의 마멸시험기를 사용하여 상온, 대기 중에서 실시되었다. 마멸상대재로 AISI 52100 베어링 강을 사용하였다. 마멸시험 시 일정한 마멸조건을 유지하기 위하여 시험온도는 23±2°C, 습도는 40±5%로 고정하였고, 미끄럼 거리는 800m, 디스크 시편 상의 마멸 트랙 반경은 10mm, 미끄럼 속도는 0.15ms로 일정하게 유지하였다. 마멸 하중은 1, 5, 8, 10N의 하중을 적용하여, 마멸 하중에 따른 시편의 마멸량 변화를 측정하였다. 시험 중 연속적으로 마찰계수를 측정하였고, 시편의 마멸량은 마멸 시험 전후의 시편의 무게변화를 정밀저울로 측정하여 계산하였다. 마멸기구 분석을 위하여 SEM을 이용하여 마멸면과 마멸단면, 그리고 마멸 입자를 분석하였고, 변형 전후의 미세조직을 TEM을 이용하여 관찰하였다. 마멸 변형 중에 발생할 수 있는 시편의 상변태는 마멸입자의 XRD 분석

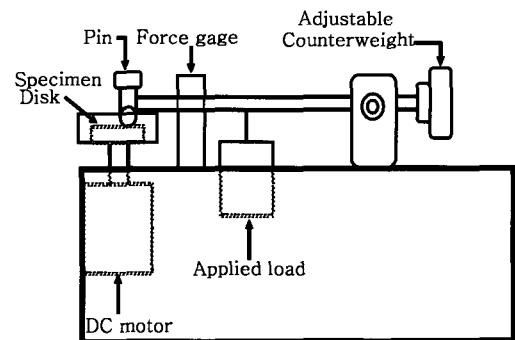


Fig. 1 Pin-on-disk type wear tester

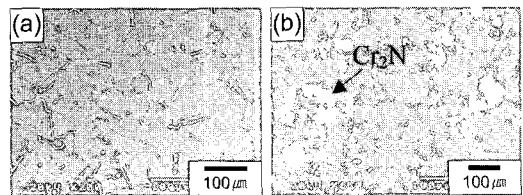


Fig. 2 SEM micrographs of P900NMo specimen: (a) solution treated and (b) isothermally aged

을 통하여 확인하였다

3. 실험결과 및 고찰

각 열처리 조건에 따른 P900NMo 합금 시편의 조직 사진을 Fig. 2에 나타내었다. 용체화 처리된 시편에서는 단상의 등축결정립이 관찰되고, 용체화 처리 후 시효처리 된 시편은 오스테나이트 입자를 중심으로 석출된 Cr₂N 질화물을 보인다.

Fig. 3은 마멸 하중의 증가에 따른 열처리된 P900NMo 고질소강 시편의 마멸속도 변화를 보인다. 용체화 처리한 시편의 마멸속도는 초기의 낮은 하중에서는 완만히 증가하였으나, 마멸 하중이 5N을 넘어서면서 급격히 증가하였다. 이 같은 마멸속도의 급격한 변화는 적용 하중이 일정한 값을 넘어서면 시편의 마멸 기구가 달라지는 것을 시사한다. 이에 반하여 시효처리 한 시편의 경우에는 초기 5N 하중 까지는 작은 차이지만 용체화 처리한 시편 보다 높은 마멸 속도가 측정되었다. 그러나 그 이상의 하중에서도 마멸속도는 크게 증가하지 않았고, 하중에 따른 마멸속도 증가의 기울기 역시 비교적 일정하였다. 이 같은 크게 변화하지 않는 기울기는 시효처리 한 시편의 마

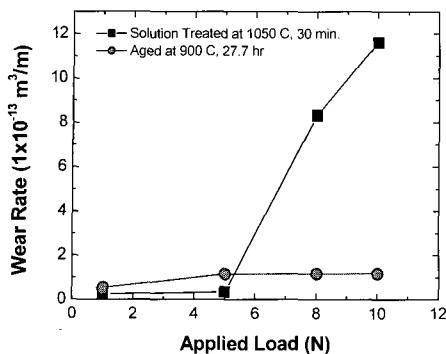


Fig. 3 Wear rate vs. applied load of the heat treated high-nitrogen P900NMo specimens

몇 기구가 시험 하중 내에서 일정하였음을 보여 준다.

Fig. 4에 마멸시험 된 P900NMo 시편의 마멸면을 관찰한 SEM 사진들을 나타내었다. 1N, 5N, 10N 하중에서 시험된 용체화 처리 시편과 시효처리된 시편 결과를 비교하였다. 1N과 5N의 하중에서 낮은 마멸속도를 보인 두 시편(각기 달리 열처리된)은 유사한, 응착(adhesion)에 의한 마멸 양상을 보인다(Fig. 4(a)~(d)). 그러나 10N 하중에서의 마멸면은 열처리 조건에 따라 상이하였다. 시효처리된 시편의 경우에는 여전히 응착 마멸 양상을 보였으나, 용체화 처리한 시편의 경우에는 연삭(abrasion) 마멸만 발생한 것과 같은 긁힘 흔적만이 관찰되었다.

열처리 조건에 따라 변화하는 마멸면의 차이는 마멸면 직하에서 일어나는 미세조직의 변화로 설명될 수 있다. 철강의 침입형 원소로서 질소, 산소, 봉소는 고용강화 효과가 있고, 그 중 질소는 다른 원소보다 그 효과가 훨씬 더 큰 것으로 알려져 있다[1]. 질소는 또한 철강의 적층결합에너지(stacking fault energy, SFE)를 낮추는 것으로 알려져 있는데, 낮은 SFE는 전위의 교차슬립과 상승(climb)을 억제하고 면슬립(planar slip), 쌍정변형을 유발한다. 또한 전위 셀 형성을 억제하여, 마멸 변형 동안 마멸면 직하로 가공경화 구간을 국한하는 효과를 지닌다[3]. 가공 경화로 단단해진 하부층은 마멸 시 생성되는 기계적혼합층(mechanically mixed layer, MML)의 생성을 촉진하고, MML층은 상대재와 시편 간의 직접 접촉을 막고 소성변형량을 낮추어 마멸 속도를 낮추게 된다. 또한 MML 층의 마멸이 고질소강의 마멸을 결정하므로, 마멸입자

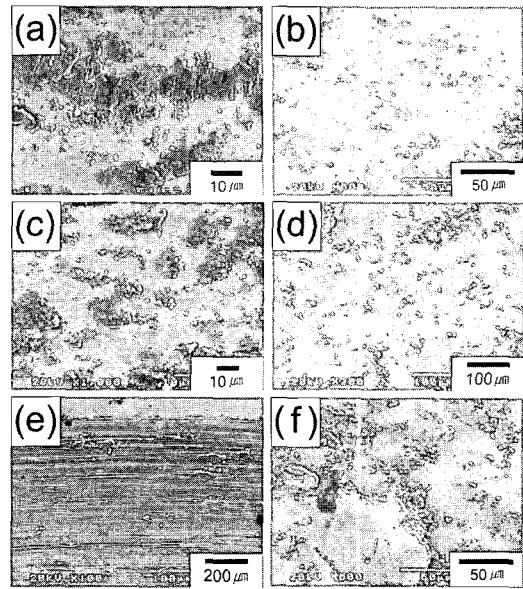


Fig. 4 SEM micrographs of worn surfaces of solution treated (a, c, e) and aged (b, d, f) P900NMo specimens tested at the load of 1N (a, b), 5N (c, d) and 10N (e, f)

의 크기는 매우 작게 된다. 이 같은 기구에 의하여 5N 이하의 하중에서 P900NMo 고질소강 시편은 낮은 마멸속도를 나타낸 것으로 설명된다.

Fig. 5는 P900NMo 합금의 마멸 단면에서 깊이 방향으로 경도를 측정한 결과를 보인다. 적용하중 5N에서 응착 마멸기구를 보인 시효처리 시편(기지)과 용체화 처리 시편의 마멸단면 깊이 방향으로의 경도 차이는 크지 않다. 이는 MML 층이 외부 하중에 의한 소성변형을 기지까지 전달하지 못하고 있음을 보여주고 있고, 가공경화 층의 두께가 크지 않음을 또한 보인다. 그러나 연삭마멸 기구를 보인 10N 하중 하에서 시험된 용체화 처리 시편의 경우에는 MML 층이 외부하중을 지지하지 못하고 기지까지 소성변형이 전달되어 형성된 것으로 보이는 가공경화 층이 잘 관찰된다. 적용 하중의 증가에 따라 변형량이 증가하여, 변형유기변태에 의해 자발적으로 마르텐사이트 변태가 일어나기에 충분한 에너지가 축적되면 마멸면 직하에서는 γ 오스테나이트 기지 내에 α' 마르텐사이트가 생성되기 시작한다. Fig. 6은 용체화 처리한 시편의 마멸시험 하기 전 표면과 마멸시험 후 채취한 마멸 입자를 XRD 시험한 결과이

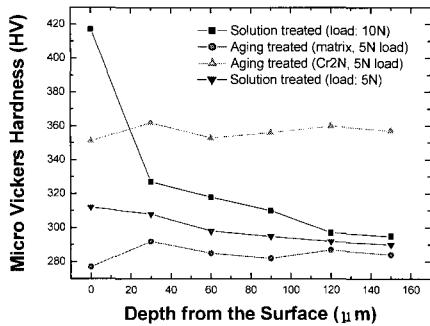


Fig. 5 Micro Vickers hardness vs. depth from the worn surface of heat treated P900NMo specimens tested at the load of 1N and 10N

다. 마멸 전 열처리된 시편에서는 단상의 오스테나이트 γ 가, 마멸 시험 중에 생성된 마멸입자에서는 변형유기변태에 의한 α' 마르텐사이트 상이 검출되었다. 이 같은 결과는 마멸 변형 동안 γ 기지 내에서 변형유기변태에 의해 α' 마르滕사이트가 생성되었고, 계속되는 마멸 변형에 의하여 이를 기점으로 마멸 입자가 떨어져 나갔음을 보인다.

α' 마르滕사이트 상의 존재는 마멸면 직하의 TEM 조직에서 보다 명확하게 확인할 수 있었다. Fig. 7은 용체화 처리한 시편의 마멸면 직하를 ($1\mu\text{m}$ 이내) 관찰한 TEM 미세조직이다. 마멸 시험 전의 시편에서는 관찰되지 않은 침상 형태의 α' 마르滕사이트 상(Fig. 7 (b))이 변형된 오스테나이트 기지 내에서 분명하게 보인다. 이 같은 결과는 용체화 처리 시편을 고하중으로 마멸할 때에는 α' 마르滕사이트 상이 생성되고 이들이 마멸속도에 영향을 미치는 것을 확인시켜준다. 고하중으로 마멸된 마멸면에서는 심하게 변형된 고질소강에서 자주 관찰되는 쌍정이 또한 확인되었다(Fig. 7 (a)).

Fig. 8은 10N 하중으로 시험된 용체화 처리 시편의 마멸단면 사진들을 보인다. 마멸면 변형층 직하(μm 이내) 조직은 수 nm 크기의 초미세 결정립으로 구성된다. 외부의 반복 하중에 의해 발생된 균열은 마멸면으로부터 $10\sim20\mu\text{m}$ 이내의 깊이에서 자란 흔적이 있다. 그러나 균열은 길게 성장하지 못하고 쉽게 떨어져 나가며 작은 딥풀(dimple)과 같은 흔적을 남기었다. 균열이 성장하지 못한 것은 작은 결정립 크기와 앞서 보인 γ 오스테나이트 상으로부터 α' 마르滕사이트 상으로의

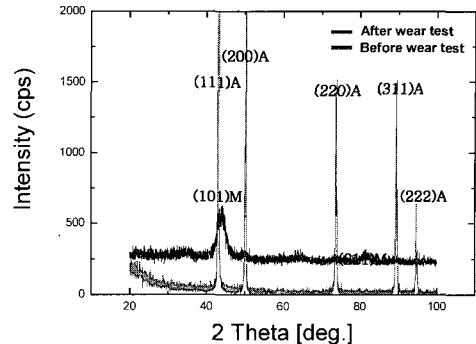


Fig. 6 XRD spectrum of solution treated P900NMo specimen and wear debris of the solution treated specimen tested at the load of 10N

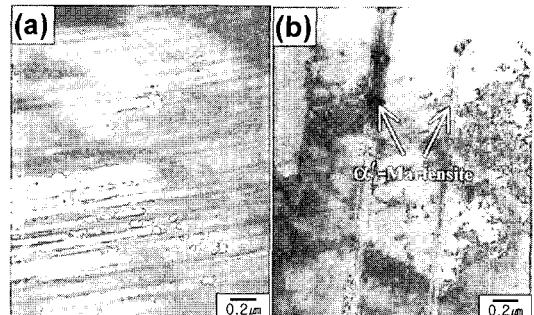


Fig. 7 TEM micrographs showing twins and α' martensite phase beneath the worn surface of the solution-treated P900NMo alloy

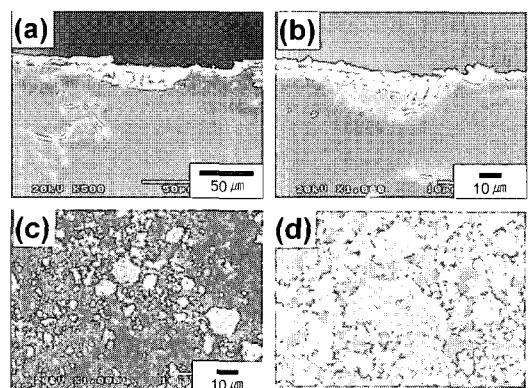


Fig. 8 SEM micrographs of worn-surface cross sections(a, b) and wear debris(c, d) of solution treated P900NMo specimens tested at the load of 10N

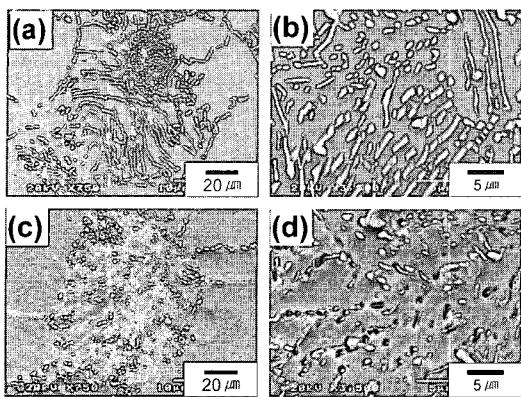


Fig. 9 SEM micrographs of surfaces of the aged P900NMo specimen before (a, b) and after (c, d) the wear test at 10N

상변태와 관련이 있는 것으로 생각된다. 마멸면 밑에서 생성된 균열이 마멸면과 평행하게 성장하지 못하고 마멸면으로 상승하며 마멸입자를 생성한 것은 관찰된 마멸입자(Fig. 8(c, d))의 크기가 1μm 정도인 것으로도 확인된다.

용체화 처리한 시편과 비교하여 시효 처리한 시편의 마멸속도는 낮은 하중에서는 용체화 처리한 시편보다 조금 높게, 고하중에서는 매우 낮게 측정되었다(Fig. 3). 이 같은 결과는 시효 처리한 시편의 소성 변형에 의한 가공 경화능이 용체화 처리한 시편에 비해 떨어지는 것으로 설명될 수 있다(Fig. 5 참조). 조직 내에 석출한 Cr₂N 질화물들은 마멸 변형 동안 마멸 하중을 분담하여 오스테나이트 기지로의 하중 전달 양을 줄이고, 또한 기지의 질소 함량을 낮추어, 기지의 가공경화 정도를 낮추게 된다. 이에 따라 마멸면에 MML 층이 좀 더 두껍게 생기게 되고(Fig. 4 (b), (d), (f) 참조), 마멸 속도가 용체화 처리 시편에 비하여 높아진 것으로 여겨진다. 그러나, 고하중에서 용체화 처리한 시편에 비해 시효처리한 시편이 훨씬 낮은 마멸 속도를 나타내는 것은 시효처리에 의해 생성된 Cr₂N 석출물들이 외부 하중을 상당량 흡수하여 기지가 받는 실제 하중의 양을 줄여, 마르텐 사이트 변태가 일어날 충분한 양의 에너지가 축적되지 못하여 α' 마르텐사이트로의 변태가 일어나지 못하기 때문으로 설명된다. Fig. 9는 마멸 시험을 하기 전과 10N 하중에서 마멸 시험된 시효 처리 시편의 표면(마멸면)에서 관찰된 Cr₂N 석출물을 보인다.

마멸 시험된 마멸면의 Cr₂N 석출물들은 심한 변형에 의해 파괴되어 있음을 볼 수 있다(Fig. 9 (c, d)). 이것은 강도가 높은 Cr₂N 석출물들이 마멸 중에 외부 하중을 상당량 지탱하였음을 잘 나타낸다. 외부 하중 흡수에 의한 석출물의 파괴 현상은 마멸단면의 관찰에서 보다 더 뚜렷이 확인할 수 있었다. 시효처리 한 시편의 마멸 단면을 SEM으로 관찰한 결과, 기지 내에 존재하는 Cr₂N 석출물들이 마멸면에 가까워 질수록 마멸 방향을 따라 휘어진 채 잘게 부서져 있는 것과 이들 석출물들이 균열의 전파를 방해하거나 균열의 시작점으로 작용한 것을 확인할 수 있었다.

4. 결 론

용체화 열처리와 시효처리 된 고질소 오스테나이트 Fe-18Cr-18Mn-2Mo-0.9N 강(P900NMo)의 미끄럼 마멸 시험을 행하고 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 마멸 하중 증가에 따라 용체화 처리한 시편은 5N 이상의 하중에서 마멸속도의 급격한 증가를 보였다. 시효처리 한 시편의 경우 하중 증가에 따른 마멸 속도 증가의 기울기가 일정하였고, 낮았다.

(2) 용체화 처리한 시편이 5N 이하의 하중에서 나타낸 낮은 마멸속도는 고용강화에 고용된 질소에 의한 고용강화와 낮은 적층결합에너지에 기인한 활발한 가공경화로 설명되었고, 고하중에서의 높은 마멸속도는 변형유기 변태에 의한 α' 마르텐 사이트 생성으로 설명되었다.

(3) 시효 처리한 시편의 마멸속도가 용체화 처리 시편에 비해 낮은 하중에서 높은 것은 Cr₂N 석출에 의해 고용된 질소의 함량이 줄면서 기지의 가공경화 정도가 낮아 두꺼운 기계적 혼합층(MML)이 생성 된 때문으로 설명되었다. 그러나 시효처리 시편은 높은 하중에서 Cr₂N 석출물들이 기지가 받는 하중을 줄여 상변태가 억제되어 낮은 마멸 속도를 나타내었다.

후 기

본 논문은 산업자원부의 연구 사업비 지원을 받아 수행되었습니다. 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] J. W. Simmons, 1966, Overview: High-Nitrogen Alloying of Stainless Steels, Mater. Sci. Eng., Vol. A207, pp. 159~169.
- [2] I. A. Yakubtsov, A. Ariapour, D. C. Perovic, 1999, Effect of Nitrogen on Stacking Fault Energy of F.C.C Iron-Based Alloys, Acta Materialia, Vol. 47, pp. 1271~1279.
- [3] A. Fischer, 2003, The Effects of Subsurface Deformation on the Sliding Wear Behaviour of a Microtextured High Nitrogen Steel Surface, Wear, Vol. 257, pp. 284~291.
- [4] D. Goodchild, W. T. Roberts, D. V. Wilson, 1970, Acta Met., Vol. 18, pp. 107~118.
- [5] T.-H. Lee, 2004, Precipitation of σ -phase in High-Nitrogen Austenitic 18Cr-18Mn-2Mo-0.9N Stainless Steel During Isothermal Aging, Scripta Materialia, Vol. 50, pp. 1325~1328.