

분말고속도공구강의 미끄럼마모특성에 미치는 열처리조건의 영향

The Effect of Heat treating Conditions on Wear Characteristics of High Speed Steel by Powder Metallurgy

이 한 영 , 노 정 균 , 배 종 수* , 김 용 진*

계명대학교 재료공학과 , 한국기계연구원 재료공정연구부

ABSTRACT The effects of added elements, such as Co or Nb, on wear properties of high speed steel by powder metallurgy(PM-HSS) had been evaluated in previous paper. The wear properties of materials, in fact, have been also influenced by heat-treating conditions.

In this paper, the effects of heat-treating conditions on wear properties of PM-HSS have been evaluated. The wear tests have been performed as same conditions as previous paper using PM-HSS(5%Co-1%Nb) heat-treated under different quenching and tempering temperature.

The result of this paper shows that wear resistance of PM-HSS is improved with relatively high quenching temperature. However tempering temperature is not sensitive to the wear resistance in range of high quenching temperature. It may be deduced by the fact that the shear strength of matrix by strengthening mechanisms of quenching aging in addition to dispersion-hardening is improved.

1.서론

고속도공구강은 각종 절삭용 공구나 냉간 성형용 금형 등에 범용되는 고급합금강으로써 여러 산업에서 폭 넓게 사용되는 소재중 하나이다. 이것은 이 재료가 W, Mo, Cr, V, Co 등의 합금원소를 다량으로 함유하고 있어 이들이 비교적 고온에서 소입한 후 고온 tempering을 행하면 다량의 미세한 탄화물로 석출하여 고경도이고 우수한 고온 내구성을 보이기 때문이다¹⁾.

그런데 현재 이들 고속도공구강은 대부분 주조법으로 생산되고 있으나 동일한 합금성분을 첨가하여 급속응고분말을 제조한 후 소결법에 의해 만들어 지는 분말 고속도공구강은 주조법에 의해 제조되는 고속도공구강에 비해 탄화물제어가 용이할 뿐만 아니라 이로인해 인성, 단조성, 열처리성, 피삭성 등이 향상되는 것으로 알려져 있다. 아울러 이 기술은 합금 첨가량 제한도 없어 최근 여러 가지

용도에 맞는 각종 분말 고속도공구강의 개발이 다방면에서 시도되고 있다¹⁾⁻⁴⁾.

저자들도 그간 기존의 주조법으로 제조되는 M2 고속도공구강의 기본합금조성을 모체로 Co 및 Nb를 첨가한 분말고속도공구강을 제조하여 각각의 마찰마모특성을 조사한 결과⁵⁾⁶⁾ 5%Co-5%V-1%Nb의 합금조성이 가장 우수한 것으로 밝혀졌다⁶⁾.

그런데 재료의 우수한 성능을 최대한 발휘하기 위해서는 합금 조성뿐만 아니고 열처리 조건도 중요한 인자이다. 일반적으로 분말고속도공구강의 austenite화 온도 및 tempering 온도에 따라 탄화물의 량 및 성상 그리고 조직의 안정화 및 2차경화의 정도가 결정⁷⁾되므로 이들의 최적화는 매우 중요하다 할 수 있다.

이러한 측면에서 본 연구에서는 5%Co-5%V-1%Nb의 합금조성의 분말고속도공구강을 사용하여 austenite화 온도 및 tempering 처리 온도를 변화시킨 시편을 제작한 후 각

각의 미끄럼 마모시험을 행하였다. 그리고 그 결과를 해석하여 분말고속도공구강의 마모특성에 미치는 열처리조건의 영향을 고찰하였다.

2. 실험방법

2-1 시험편

본 연구에서는 기존의 M2 고속도공구강의 성분분말에 5%Co-5%V-1%Nb의 합금조성을 첨가하여 지난 보고⁵⁾⁶⁾와 동일하게 진공소결 및 용해후 gas atomizer로 합금분말을 제조하였다.

이후 이 합금분말을 canning, hiping, swaging 등의 공정을 거쳐 환봉으로 제조한 후 annealing처리를 하였다. 그리고 이 환봉에서 소정의 시편형상($\phi 4 \times 15\text{mm}$)으로 추출, 가공한 후 각각 열처리를 행하였다.

우선 소입온도의 영향을 보기 위해 소입온도를 1140℃에서 1200℃까지 20℃간격으로 4조건(1140℃, 1160℃, 1180℃, 1200℃)을 선정하고 각각의 온도에서 14분 유지한 후 질소가스로 소입하였다. 이후 이들은 동일하게 진공로속에서 540℃에서 1시간 유지한 후 풀랭하는 tempering 처리를 3차례 반복하였다. 또한 tempering온도의 영향을 조사하기 위해 1180℃에서 소입한 후 560℃에서 tempering 처리한 시편도 제작하였으며 비교재로 1190℃에서 소입한 후 560℃에서 tempering한 시편도 제작하였다.

미끄럼 마모시험시 상대재는 시판되는 Mo계 고속도공구강인 M2(AISI)의 환봉에서 $\phi 60 \times 10\text{mm}$ 로 가공한 후 일반적으로 알려진 열처리를 하였다. 열처리 후 상대재의 경도는 H_{Rc} 64.1 정도인 것으로 확인되었다. 시편의 화학조성을 Table 1에 나타내었다.

Table 1 Chemical Composition

C	Si	Mn	Cr	Mo	Co	W	V	Nb
1.76	0.26	0.30	3.99	4.46	5.03	5.69	4.83	1.05

2-2 미끄럼마모시험

미끄럼 마모시험은 지난 보고⁵⁾⁶⁾와 동일한 Pin-on-Disc형 미끄럼 마찰마모시험기를 사용하였다.

시험조건도 지난 보고⁵⁾⁶⁾와 동일하게 580g 단일하중에서 접촉부의 선속도를 2~8m/sec까지 7속도를 선정하여 마찰거리 6km까지 행하였다. 이때 시험전 시편 및 상대재의 접촉면은 400# abrasive paper로 마무리 가공한 후 건조상태에서 대기중에서 시험하였다. 그리고 마모량은 소정의 마찰거리마다 중량감소로 측정하였으나 각 시험조건에서 2~4번 시험하여 각각의 마모율을 산출하고 이들의 평균값을 사용하여 해석하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3-1 소입온도에 따른 마모특성

Fig.1은 미끄럼 마찰거리에 따른 마모량의 변화의 일례를 나타낸 결과이다.

그 결과 어느 것도 거리가 증대할수록 마모가 커지는 일반적인 경향을 보이고 있다. 이러한 결과에서 0.4km까지를 초기마모영역, 이후를 정상마모영역으로 하여 각 영역별로 시험속도에 대한 마모율의 변화를 Fig.2에 나타내었다.

정상마모의 경우는 어느 것도 4m/sec부근에서 마모율이 급증을 하고 일정해 진 뒤 8

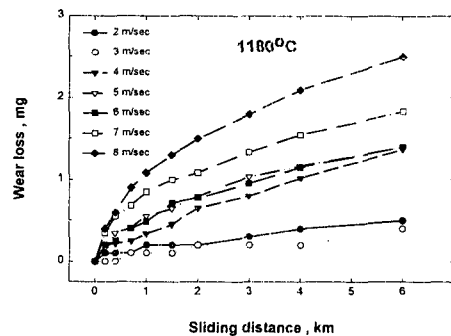


Fig.1 An example of wear characteristics for distance at various sliding speed

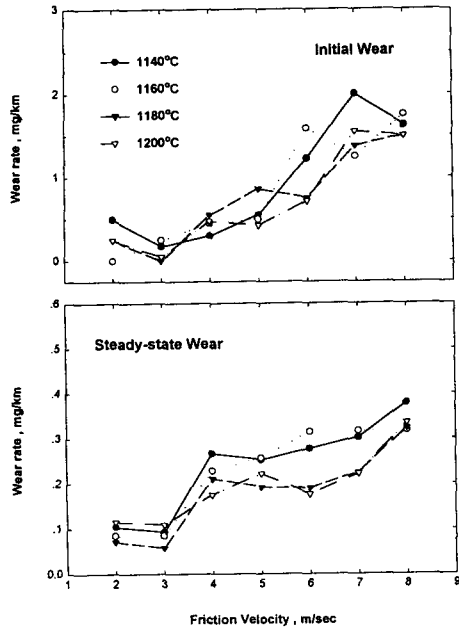


Fig.2 Wear characteristics for sliding speed by quenching temperature

m/sec부터 다시 급증하는 것을 알 수 있다. 이러한 경향은 앞의 보고⁶⁾와 동일하나 급증하는 속도가 앞의 보고에서는 5m/sec였던 점을 생각하면 저속도측으로 이동을 하였음을 알 수 있다. 이것은 지난 보고⁶⁾에서는 상대재의 경도가 H_RC 61.5정도였으나 본 연구에서는 다소 높아 H_RC 64.1정도이기 때문으로 생각된다. 이러한 사실도 상대재의 경도가 적어지면 급증하는 속도가 고속측으로 이동된다는 지난 보고⁵⁾와 상응되는 결과임을 알 수 있다.

그리고 소입온도에 따른 마모특성차이는 전 속도영역에서 현저하지 않으나 전반적으로 4m/sec이후의 고속도영역에서 1160°C이하의 소입온도와 1180°C이상의 소입온도의 마모특성곡선간에는 차이가 있으며 1180°C이상의 소입온도의 내마모성이 다소 양호하다는 것을 알 수 있다. 그러나 8m/sec정도의 고속에서는 이들 차이가 거의 없어 진다는 것을 알 수 있다.

초기마모의 경우도 정상마모영역과 동일하게

현저한 차이는 없으나 1180°C이상의 소입온도의 경우는 급증하는 속도가 고속측으로 이동되는 것을 확인할 수 있어 결국 내마모성을 고려한 열처리는 1180°C이상의 소입온도가 적절함을 알 수 있다.

이러한 결과는 주조재의 고속도공구강의 열처리시 내열·내마모측면을 중시할 경우 소입온도를 비교적 고온으로 취한다⁷⁾는 사실과 일치함을 알 수 있다.

시험후 시편 및 상대재의 마모면을 관찰한 결과 시편의 경우는 지난 보고⁵⁾⁶⁾와 동일하게 저속도에서는 모재의 산화마모에 의한 회색의 산화물이 다량으로 존재하고 속도가 증가할수록 감소하나 회색의 고온산화물은 증가하여 8m/sec에서는 거의 회색의 산화물로 덮혀 있음이 확인되었다.

상대재의 경우도 지난보고와 동일하게 저속에서는 응착부위가 다수 관찰이 되었으나 4m/sec이후에서는 상당량의 시편으로 부터의 이착물로 추정되는 회색의 산화물이 다수 관찰이 되고 있음이 확인되었다. 상대재의 단면곡선을 Fig.2에 나타내었으나 이러한 결과는 지금까지의 연구결과⁵⁾⁶⁾에서 관찰된 바와같이 저속도에서는 시편의 강도가 상대재보다 커서 상대재에서 전단이 일어나나 속도가 증대할수록 마찰열에 의한 시편의 온도상승이 상대재보다 커서 시편측에서 전단이 발생하고 있음을 알 수 있다. 이와같은 시편 및 상대재 마모면의 상황은 소입온도와 무관하게 거의 동일한 양상임이 확인되었다.

Table 2는 소입온도에 따른 기계적 특성 및 탄화물 분석결과를 나타낸 것이다. 표에서도 알 수 있듯이 소입온도가 높을수록 경도 및 TRS는 증대되고 충격치 및 잔류 탄화물량은 감소⁷⁾하여 조직의 성상이 변화하고 있음을 알 수 있다.

Table 3은 각 소입온도의 시편에 대해 α Fe(211)면을 CrK α 선을 이용해 측정하고 얻어진 회절선을 해석한 결과를 비교한 것이다. 단 면간거리는 얻어진 회절각을 이용해 bragg법칙에서 환산한 것이다.

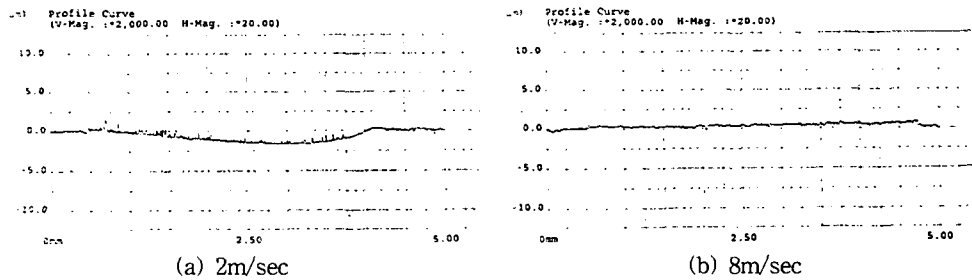


Fig. 3 Profiles of worn surface of opponent materials(1160°C)

Table 2 Mechanical properties and results of analysis for carbide in matrix according to quenching temperature

Quenching temperature	Hardness (H _R C)	TRS (GPa)	Absorbed Energy (J/cm ²)	Amount of carbide (MC : M ₆ C)	Average carbide size (μm)
1140°C	65.7	3.98	23.1	18.8% (14.1 : 4.7)	0.64
1160°C	66.5	3.53	19.6	18.2% (13.8 : 4.3)	0.67
1180°C	66.5	4.00	19.8	15.2% (12.0 : 3.2)	0.64
1200°C	67.1	3.91	15.8	14.3% (11.4 : 2.8)	0.72

Table 3 Analysis results of αFe(211) profile measured by X-ray diffraction for testpiece quenched from various temperature (Fixed φ type)

Quenching Temperature	Diffraction Angle (deg./2θ)	Distance of Plane (Å)	Half-value Breadth (deg./2θ)	Integral Intensity (cps)
1140°C	154.312	1.1749	5.370	564,000
1160°C	154.202	1.1751	5.464	552,000
1180°C	154.168	1.1752	5.316	514,000
1200°C	154.111	1.1754	5.342	520,000

소입온도에 따른 미세조직은 소입온도가 높을수록 회절각은 감소(면간거리의 증대)하고 적분강도는 감소하고 있음을 알 수 있다. 이러한 결과는 소입온도가 높을수록 용해되는 1차 탄화물의 양이 많고(Table 2 참조) 잔류 austenite량이 많아지기 때문으로 추정된다. 그러나 본 연구에서는 tempering을 3차례 행

하므로써 소입온도에 따른 잔류 austenite의 변태시기는 상이할 것으로 예상되나 열처리 후에는 거의 없는 것⁷⁾으로 확인되었다.

사실 과포화 martensite조직에서 tempering 시 석출되는 2차 탄화물은 상당히 미세하여 정량화는 거의 불가능하나 표에서 소입온도가 높아 질수록 martensite상의 적분강도가

다소 감소하는 것으로 미루어 석출하는 2차 탄화물량이 증대하는 것으로 추정된다. 결국 탄화물의 증대에 따른 분산강화작용이 내마모성에 기여하는 것으로 생각할 수 있다. 그러나 소입온도 증가에 따른 회절각의 감소(면간거리의 증대)는 기지층의 고용탄소량의 증대를 시사하는 결과임이 분명하다. 결국 표에서도 알 수 있듯이 1180°C 이상의 온도에서 반가폭이 다소 감소하나 고용탄소량이 증대하여 martensite층의 다량의 결함 예를 들어 dislocation 등을 고착하므로써 기지도 강화되었음을 추측할 수 있다.

이러한 측면에서 높은 소입온도의 열처리 시 내마모성이 양호하였던 것은 1차 탄화물의 용해가 커서 다량의 2차 탄화물석출에 기인하는 분산강화작용과 고용탄소량 증대에 따른 기지강화작용에 의해 모재의 전단강도가 증가하였기 때문으로 추정된다.

3-2 tempering온도에 따른 마모특성

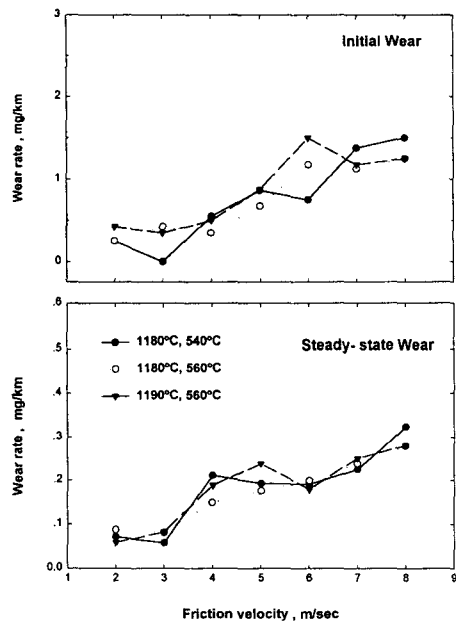


Fig.4 Wear characteristics for sliding speed by tempering temperature

Fig.4는 1180°C에서 소입후 tempering온도 540°C도 및 560°C에서 처리한 시편과 1190°C에서 소입하고 560°C에서 tempering한 시편의 시험속도에 대한 마모율을 비교한 것이다. 그림에서도 알 수 있듯이 이들의 열처리 조건에 따른 차이가 거의 없어 1180°C 이상의 소입온도에서는 tempering온도의 영향이 적음을 알 수 있다.

Table 4는 Table 3과 동일한 방법으로 측정된 X선 회절결과를 나타낸 것이다.

표에서도 알 수 있듯이 1180°C에서 tempering온도를 증대하면 회절각이 증대하여 면간거리가 적어지고 반가폭도 감소하고 있음을 알 수 있다.

이와같이 반가폭이 감소하는 것은 tempering온도가 증대할수록 열이력이 커서 martensite층의 dislocation의 재배열이 촉진되기 때문이나 면간거리가 감소하는 것으로 미루어 고용탄소의 많은 양이 탄화물의 생성에 기여하는 것으로 추측된다. 그러나 tempering온도에 따른 적분강도는 다소 감소는 하였으나 거의 유사(석출되는 탄화물량이 거의 동일)한 것으로 밝혀져 결국 탄소당량이 큰 2차 탄화물(예를 들어 MC계통)이 생성되고 조대해 지는 것으로 생각하는 것이 타당할 것이다.

특히 560°C의 tempering온도에서 소입온도에 따른 회절각 및 반가폭의 변화는 Table 3의 경향과 달리 소입온도가 높을수록 회절각이 커지고(면간거리의 감소) 있음을 알 수 있다. 이와같이 tempering온도에 따라 상반된 경향이 얻어진 원인은 불명확하나 탄화물의 성상과 관련이 있을 것으로 추정된다. 일반적으로 소입온도가 커지면 austenite의 입도가 급격히 커져 탄화물이 석출되는 입계⁸⁾가 적어지므로 석출되는 탄화물은 조대화될 것이다.(Table 2) 이때 높은 tempering온도에서는 확산이 빠르므로 탄화물이 현저히 조대해 지고 이 경우 주로 고경도이면서 열역학적으로 안정한 MC계 탄화물이 다량으로 석출하므로 기지층의 고용탄소는 적어지는

Table 4 Analysis results of α Fe(211) profile measured by X-ray diffraction for testpiece heatreated under various conditions (Fixed ϕ type)

Quenching Temperature	Tempering Temperature	Diffraction Angle (deg./ 2θ)	Distance of Plane (Å)	Half-value Breadth (deg./ 2θ)	Integral Intensity (cps)
1180°C	540°C	154.168	1.1752	5.316	514,000
	560°C	154.372	1.1748	5.233	509,000
1190°C	560°C	154.592	1.1742	5.164	490,000

것으로 추정된다.

결국 이러한 조직상의 성장차이에도 불구하고 1800°C 이상의 소입온도에서 tempering 온도에 따라 내마모성 차이가 없다는 것은 분말 고속도공구강의 내마모성에는 탄화물에 의한 분산강화작용과 고용탄소에 의한 기지강화작용이 상호 보완적으로 작용하기 때문인 것으로 추측되어 진다.

4. 결 론

M2 고속도공구강의 기본 성분에 5%Co-5%V-1%Nb 합금성분을 첨가한 분말 고속도공구강을 제작하여 열처리조건에 따른 마모 특성을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 분말 고속도공구강의 내마모성은 탄화물의 성장과 고용탄소량에 영향을 받는 것으로 밝혀졌다.
- 2) 분말고속도공구강의 내마모성능을 고려한 소입온도는 1180°C 이상의 비교적 고온이 적절한 것으로 밝혀졌다.
이것은 높은 소입온도에서는 1차 탄화물의 용해가 커서 다량의 2차 탄화물석출에 기인하는 분산강화작용과 고용탄소량 증대에 따른 기지강화작용에 의해 모재의 전단강도를 증대 시키기 때문으로 추정되었다.
- 3) 1180°C 이상의 온도에서 소입한 분말고속도공구강의 내마모성은 tempering 온도 540~560°C 부근의 온도영역에서는 차이가 없는 것으로 밝혀졌다.

이것은 열처리조건에 따른 탄화물의 성장변화에 의한 분산강화작용과 고용탄소에 의한 기지강화작용이 서로 상호보완적인 관계를 가지기 때문으로 추정되었다.

본 연구에 도움을 준 계명대학교 학부생 이현정, 이순우군에게 감사의 뜻을 표합니다.

5. 참고문헌

- 1) 예를들어 宮川大海, "鉄鋼材料学", 朝倉書店, 日本, pp188 (1982)
- 2) ASM international handbook Committee, "Metal Handbook", Vol.1, (1990)780
- 3) R.W.Bratt, Metal Powder Report, 9(1983)475
- 4) K.Ishii, T.Hayasaka, E.Endoh, T.Abe, Y.Kamitsuma, , Metal Powder Rep., 6(1986)533
- 5) 이한영, 배종수, 김용진, 윤활학회지, 15, 2, pp156-163(1999)
- 6) 이한영, 백금주, 김용진, 배종수, 홍성현, 윤활학회29회춘계학술대회, pp14-19(1999)
- 7) 日本鉄鋼協会, "鋼の熱処理", 丸善, 日本, pp493(1989)
- 8) T.Kimura, M.Ishii, K.Amano, A.Ueda, Y.Oka, S.Nakano, " ISIJ Inter. 32, 11, pp1224-1231(1992)