

분말고속도공구강의 미끄럼 마모특성에 미치는 열처리조건의 영향

이한영 · 배종수* · 김용진*

계명대학교 재료공학과

*한국기계연구원 재료공정연구부

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

H. Y. Lee , J. S. Bae* and Y. J. Kim*

Dept. of Materials Engineering, Keimyung University, Daegu, Korea, 704-701

*Materials Forming Lab., KIMM, Changwon, Korea, 641-010

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 elucidated in author's previous paper. In addition, it is generally known that the wear properties of materials have been influenced by heat-treating conditions as well. Therefore, a study has been done to clarify the effects of heat-treating conditions on wear properties of PM-HSS. The wear tests have been performed under the same conditions as the previous paper using heat-treated PM-HSS(5%Co-1%Nb) with different quenching and tempering temperatures. 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 the range of high quenching temperature. It may be deduced by the fact that the shear strength of matrix by strengthening mechanisms due to not only the quenching aging but also dispersion-hardening is improved.

(Received November 6, 2000)

Key words: High Speed Steel, Powder Metallurgy, Heat-treating Condition, Sliding Wear Properties

1. 서 론

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 비교적 고온에서 퀴칭한 후 고온템퍼링을 행하면 이들이 다량의 미세한 탄화물로 석출되어 고경도이고 우수한 고온 내구성을 보이기 때문이다[1].

그런데 현재 이들 고속도공구강은 대부분 주조법으로 생산되고 있으나 이 경우 석출되는 탄화물의 크기, 양, 분포 등의 제어가 난이할 뿐만 아니라 이로 인해 열처리상에 많은 문제를 초래하므로 각각의 합금원소 첨가량에는 제한이 있다[2~4].

그러나 고속도공구강의 합금성분을 첨가하여 급속용고분말을 제조한 후 소결법에 의해 만들어지는 분말 고속도공구강은 주조법에 의해 제조되는 고속도공구강에 비해 탄화물제어가 용이할 뿐만 아니라 이로 인해 인성, 단조성, 열처리성, 피삭성 등이 향상되는 것으로 알려져

있다. 아울러 합금 첨가량 제한도 없어 최근 여러 가지 용도에 맞는 각종 분말 고속도공구강의 개발이 다방면에서 시도되고 있다[1~4].

저자들도 그간 기존의 주조법으로 제조되는 M2 고속도공구강의 기본합금조성을 모체로 Co 및 Nb를 첨가한 분말고속도공구강을 제조하여 각각의 마찰마모특성을 조사한 결과[5~6] 그 중에서 5%Co-5%V-1%Nb의 합금조성이 가장 우수한 것으로 밝혀졌다[6].

그런데 재료의 우수한 성능을 최대한 발휘하기 위해서는 합금 조성뿐만 아니라 열처리 조건도 중요한 인자이다. 일반적으로 분말고속도공구강의 오스테나이트화 온도에 따라 1차탄화물의 용해정도를 결정하여 템퍼링 시에 석출되는 탄화물의 성장과 관련되고 템퍼링온도에 따라서는 조직의 안정화 및 2차경화의 정도를 결정[7]하는 것으로 알려져 있다. 결국 분말고속도공구강의 성능은 2차탄화물의 크기, 양, 분포에 따라 특성이 변화하므로 이들을 결정하는 소입온도 및 템퍼링온도의 최적화는 매우 중요하다 할 수 있다.

이러한 측면에서 본 연구에서는 5%Co-5%V-1%Nb의

합금조성의 분말고속도공구강을 사용하여 오스테나이트화 온도 및 템퍼링처리 온도를 변화시킨 시편을 제작한 후 각각의 미끄럼 마모시험을 행하였다. 그리고 그 결과를 해석하여 분말고속도공구강의 마모특성에 미치는 열처리조건의 영향을 고찰하였다.

2. 실험방법

2.1. 시험편

본 연구에서는 기존의 M2 고속도공구강의 성분분말에 지금까지의 연구결과[5~6]에서 내마모성측면에서 가장 우수한 성능을 나타내는 것으로 밝혀진 5%Co-5%V-1%Nb의 합금조성을 첨가하여 지난 보고[5~6]와 동일하게 진공소결 및 용해후 gas atomizer로 합금분말을 제조하였다. 시편의 화학조성을 Table 1에 나타내었다.

이후 이 합금분말을 canning, hipping, swaging 등의 공정을 거쳐 환봉으로 제조한 후 어닐링처리를 하였다. 그리고 이 환봉에서 소정의 시편형상($\Phi 4 \times 15$ mm)으로 추출, 가공한 후 각각 열처리를 행하였다.

우선 퀴칭온도의 영향을 보기 위해 소입온도를 1140 °C에서 1200°C까지 20°C간격으로 4조건(1140°C, 1160 °C, 1180°C, 1200°C)을 선정하고 각각의 온도에서 14분 유지한 후 질소가스로 퀴칭하였다. 이후 이들은 동일하게 진공로속에서 540°C에서 1시간 유지한 후 공냉하는 템퍼링처리를 3차례 반복하였다.

또한 템퍼링온도의 영향을 조사하기 위해 1180°C에서 소입한 후 560°C에서 템퍼링처리한 시편도 제작하였다.

미끄럼 마모시험시 상대재는 시판되는 Mo계 고속도공구강인 M2(AISI)의 환봉에서 $\Phi 60 \times 10$ mm로 가공한 후 일반적으로 알려진 열처리(1180°C에서 10분간 유지후 10bar의 질소가스로 소입, 그리고 560°C에서 1시간 유지하는 템퍼링처리 3회)를 하였다. 열처리 후 상대재의 경도는 H_{RC} 64.1 정도인 것으로 확인되었다.

2.2. 미끄럼마모시험

미끄럼 마모시험은 지난 보고[5~6]와 동일한 pin-on-disc형 미끄럼 마찰마모시험기를 사용하였다.

시험조건도 지난 보고[5~6]와 동일하게 580g 단일하중에서 접촉부의 선속도를 2~8 m/sec까지 7가지속도를 선정하여 마찰거리 6 km까지 행하였다. 이때 시험전 시편 및 상대재의 접촉면은 400# abrasive paper로 마무리 가공한 후 대기중 건조상태에서 시험하였다.

Table 1. Composition of testpiece

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

그리고 마모량은 소정의 마찰거리마다 중량감소로 측정하였으나 각 시험조건에서 2~4번 시험하여 각각의 마모량을 산출하고 이들의 평균값을 사용하여 해석하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 퀴칭온도에 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 초기마모영역과 정상마모영역으로 구분하여 각 영역별로 시험 속도에 대한 마모율의 변화를 Fig. 2에 나타내었다.

정상마모의 경우는 어느 것도 4 m/sec부근에서 마모율이 급증하고 일정해 진 뒤 8 m/sec부터 다시 급증하

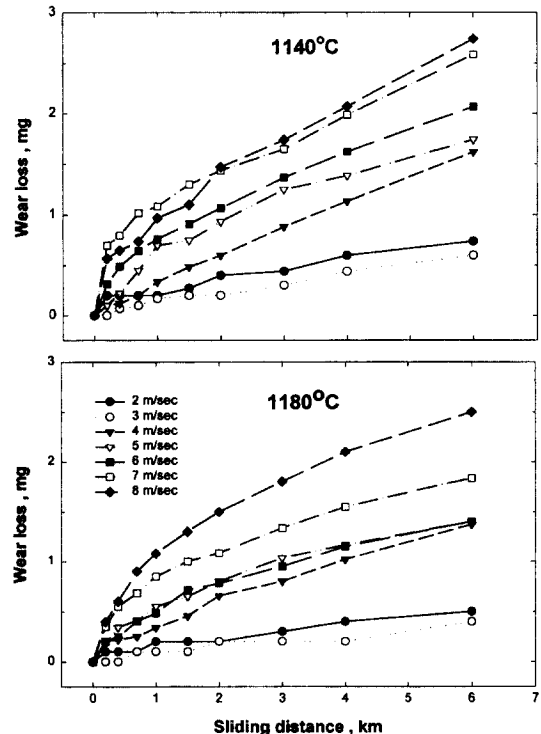


Fig. 1. Examples of wear characteristics for slicing distance under various speed.

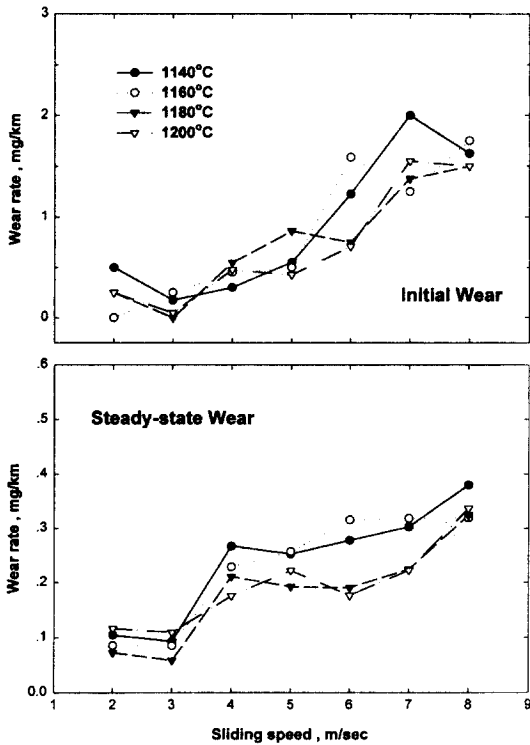


Fig. 2. Wear characteristics for slicing speed according to quenching temperature.

는 것을 알 수 있다. 이러한 경향은 앞의 보고⁶⁾와 동일하나 급증하는 속도가 앞의 보고에서는 5m/sec였던 점을 생각하면 저속도 측으로 이동을 하였음을 알 수 있다. 이것은 지난 보고[6]에서는 상대재의 경도가 $H_R C$ 61.5정도였으나 본 연구에서는 다소 높아 $H_R C$ 64.1정도이기 때문으로 생각된다. 이러한 사실도 상대재의 경도가 커지면 급증하는 속도가 저속 측으로 이동된다는 지난 보고[5]와 상응되는 결과임을 알 수 있다.

그리고 퀴칭온도에 따른 마모특성차이는 전체 속도영역에서 현저하지 않으나 전반적으로 4 m/sec이후의 고속도영역에서 1160°C이하의 퀴칭온도와 1180°C이상의 퀴칭온도의 마모특성곡선간에는 차이가 있으며 1180°C이상의 퀴칭온도의 내마모성이 다소 양호하다는 것을 알 수 있다. 그러나 8 m/sec정도의 고속에서는 이들 차이가 거의 없어진다는 것을 알 수 있다.

초기마모의 경우도 정상마모 영역과 동일하게 현저한 차이는 없으나 1180°C이상의 퀴칭온도의 경우는 급증하는 속도가 고속 측으로 이동되는 것을 확인할 수 있어 결국 내마모성을 고려한 열처리는 1180°C이상의 퀴칭온도가 적절함을 알 수 있다.

이러한 결과는 주조재의 고속도공구강의 열처리시 내열·내마모측면을 증시할 경우 퀴칭온도를 비교적 고온으로 취한다[7]는 사실과 동일함을 알 수 있다.

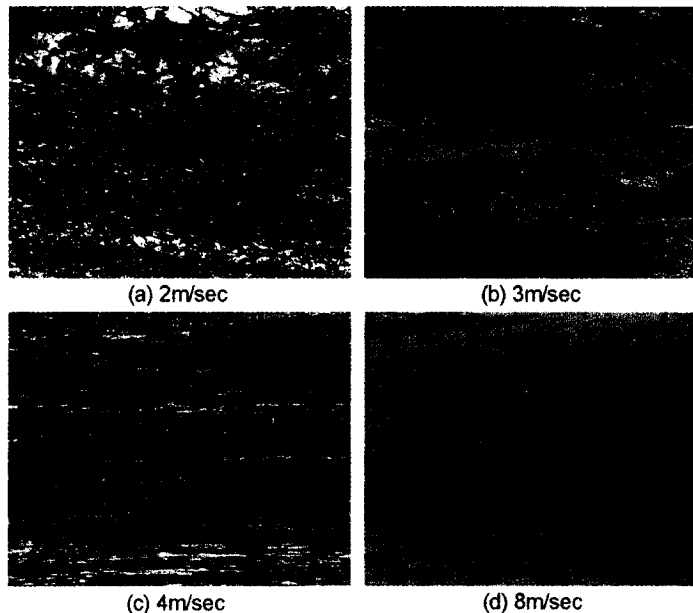


Fig. 3. Morphology of worn surface for testpiece after test. (quenching temperature: 1180°C)

Fig. 3은 퀘칭온도 1180°C 시편의 각 속도에서 마모시험후 마모면을 관찰한 결과이다. 이러한 속도에 따른 마모면의 양상변화는 지난 보고[5~6]와 거의 동일한 것으로 밝혀졌다. 결국 저속도에서는 모재의 산화마모에 의한 흑색의 산화물이 다량으로 존재하고 속도가 증가할수록 그 양이 감소하면서 회색의 고온산화물은 증가하여 8 m/sec에서는 거의 회색의 산화물로 덮여 있음을 알 수 있다.

Fig. 4는 퀘칭온도 1160°C 시편의 상대재의 마모면을 관찰한 결과이나 저속에서는 웅착부위가 다수 관찰이 되어 상대재의 마모가 현저했음을 알 수 있다. 그러나 4 m/sec이후에서는 상당량의 시편으로부터의 이착물로 추정되는 회색의 산화물이 다수 관찰이 되고 있음을 알 수 있다. 이와 같은 상황은 Fig. 5와 같이 상대재의 마모track에 수직방향으로 측정된 단면곡선에서도 확인할 수 있다. 이들 변화도 지난 보고[5~6]와 동일하게 3 m/sec이하의 속도에서는 상대재에 현저한 마모track이 형성되었으나 그 이상의 속도에서는 거의 마모가 안 되고 오히려 8 m/sec의 경우는 돌출되어 이착이 발생하였음을 알 수 있다.

이와 같은 시편 및 상대재 마모면의 상황은 소입온도와 무관하게 거의 동일한 양상임이 확인되었다. 따라서 Fig. 2와 같은 소입온도에 따른 내마모성의 차이는 결국 퀘칭온도에 따른 조직의 성장차이가 원인인 것으로 추정된다.

Table 2는 퀘칭온도에 따른 기계적 특성 및 탄화물 분석결과를 나타낸 것이다. 그 결과 퀘칭온도가 높을수

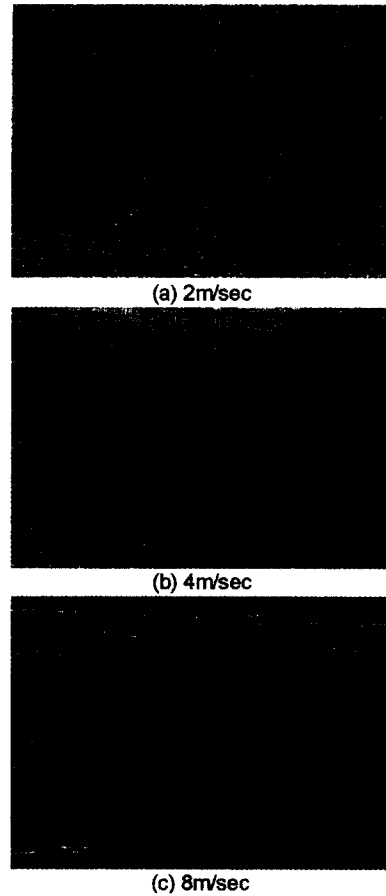


Fig. 4. Morphology of worn surface for opponent after test. (quenching temperature:1160°C)

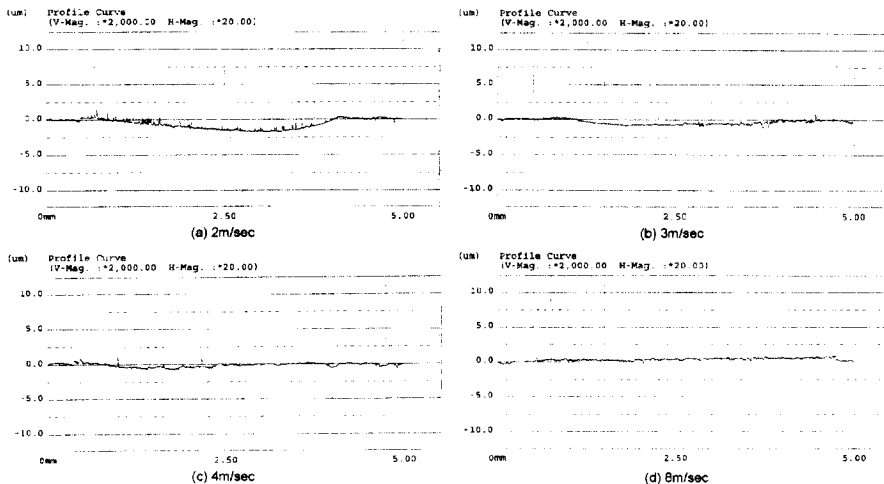


Fig. 5. Profile curve of worn surface for opponent materials of testpiece quenched at 1160°C.

Table 2. Mechanical properties and result of quantitative analysis for carbide 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	18.8% (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

록 경도는 증대하고 충격치 및 잔류 탄화물량은 감소 [7]하여 소입온도에 따라 조직의 성상이 차이가 있음을 예측할 수 있다. 이러한 성상차이는 결국 2차탄화물의 생성에 의존할 것으로 추정된다. 그러나 분말고속도공구강의 2차탄화물은 상당히 미세하여 정량화 및 구별이 어려운 것으로 알려져 있다. 이러한 측면에서 본 연구는 X선회절기술을 이용하여 성상비교를 행하였다.

Table 3은 각 퀴칭온도의 시편에 대해 αFe(211)면을 CrKα 선을 이용해 측정(Ψ 일정부)하고 얻어진 회절선을 해석한 결과를 비교한 것이다. 단 면간거리는 얻어진 회절각을 이용해 Bragg법칙에서 환산한 것이다.

퀴칭온도에 따른 미세조직은 퀴칭온도가 높을수록 회절각은 감소(면간거리의 증대)하고 적분강도는 1180°C 이상의 온도에서는 거의 유사하나 전반적으로 감소하는 경향임을 알 수 있다. 이러한 결과는 퀴칭온도가 높을수록 용해되는 1차 탄화물의 양이 많고(Table 2 참조) 잔류오스테나이트량이 많아지기 때문으로 추정된다. 그러나 본 연구에서는 템퍼링을 3차례 행하므로써 퀴칭온도에 따른 잔류오스테나이트의 변태시기는 상이할 것으로 예상되나 열처리 후에는 거의 없는 것[7]으로 확인되었다.

이러한 측면에서 퀴칭온도가 높아질수록 마르텐사이트상의 적분강도가 감소하는 것으로 미루어 석출하는 2차 탄화물량이 증대하는 것으로 추정할 수 있다. 결국 탄화물의 증대에 따른 분산강화작용이 내마모성에 기여하는 것으로 생각할 수 있다.

그러나 퀴칭온도 증가에 따른 회절각의 감소(면간거리의 증대)는 기지중의 고용탄소량의 증대를 시사하는 결과임이 분명하다. 결국 Table 3에서도 알 수 있듯이 1180°C 이상의 온도에서 반가폭이 다소 감소하나 고용탄소량이 증대(미세탄화물 또는 free carbon의 형태)하여 이들이 마르텐사이트중의 다량의 결함 예를 들어 dislocation 등을 고착한 것으로 예측되어 이로 인해 기지를 강화하였을 것으로 생각된다.

이러한 측면에서 높은 퀴칭온도의 열처리시 내마모성

이 양호하였던 것은 1차 탄화물의 용해가 커서 다량의 2차 탄화물석출에 기인하는 분산강화작용과 고용탄소량 증대에 따른 기지강화작용에 의해 모재의 전단강도가 증가하였기 때문으로 추정된다.

3.2. 템퍼링온도에 따른 마모특성

Fig. 6은 1180°C에서 퀴칭후 템퍼링온도 540°C도 및 560°C에서 처리한 시편의 시험속도에 대한 마모율을 비교한 것이다. 그림에서도 알 수 있듯이 템퍼링온도에 따른 내마모성차이는 거의 없는 것으로 밝혀졌다.

일반적으로 템퍼링처리는 잔류오스테나이트를 분해하

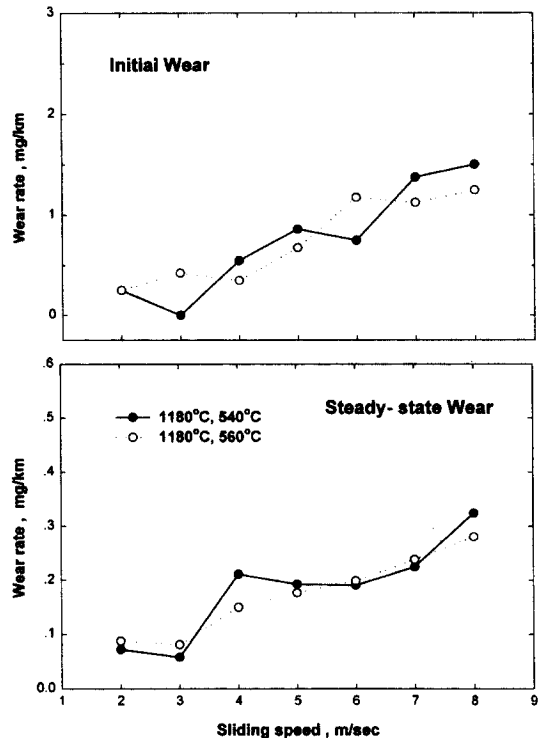


Fig. 6. Wear characteristics for sliding speed according to tempering temperature.

Table 3. Results of analysis of α Fe(211) profile measured by X-ray diffraction for testpiece quenched from various temperature

Quenching Temperature	Diffraction Angle (deg./2 θ)	Distance of Plane (Å)	Half-value Breadth (deg./2 θ)	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

Table 4. Results of analysis of α Fe(211) profile measured by X-ray diffraction for testpiece quenched from various temperature

Quenching Temperature	Tempering Temperature	Diffraction Angle (deg./2 θ)	Distance of Plane (Å)	Half-value Breadth (deg./2 θ)	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

여 조직의 안정화를 하고 2차탄화물을 석출시켜 강도 및 인성을 부여하기 위한 공정이다. 이때 템퍼링온도가 높아지면 잔류오스테나이트의 분해가 촉진되어 변태된 마르텐사이트는 충분한 열 이력을 받게 되므로 탄소화산이 충분히 발생하고 2차 탄화물의 석출도 빨라지고 조대해 진다.

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

표에서도 알 수 있듯이 템퍼링온도를 증대하면 회절각이 증대하여 면간거리가 적어지고 반가폭도 현저히 감소하고 있다.

그러나 이 경우 템퍼링온도가 증대하여도 적분강도가 거의 유사(석출되는 탄화물량이 거의 동일한 것으로 추정)하여 이와 같이 템퍼링온도 증대에 따른 면간거리의 감소는 열 이력이 커서 고용탄소량이 감소한 것으로 생각된다. 이와 같이 템퍼링온도가 증대할수록 고용탄소량이 감소하는 이유로는 생성되는 2차탄화물이 탄소당량이 큰 MC계통의 탄화물이고 열 이력이 충분하므로 조대[4]해 지기 때문으로 생각하는 것이 타당할 것이다. 또한 반가폭이 감소하는 것은 템퍼링온도가 증대할수록 열 이력이 커서 마르텐사이트중의 dislocation의 재배열이 촉진되기 때문으로 추정된다.

그러나 이러한 조직상의 성장차이에도 불구하고 Fig. 6과 같이 템퍼링온도차이에 따른 내마모성 차이가 없다는 것은 분말 고속도공구강의 내마모성에 영향을 미치는 탄화물에 의한 분산강화작용과 고용탄소에 의한 기지강화작용이 상호 보완적으로 작용하였기 때문인 것으

**Fig. 7.** Morphology of worn surface after test under 8 m/sec for testpiece tempered at 560°C.

로 예측할 수 있다.

템퍼링온도 560°C 시편의 시험후 마모면의 상황을 조사한 결과도 Fig. 3~5와 유사한 경향인 것으로 밝혀졌으나 고속시편에서는 Fig. 7과 같이 마모면에 흑색의 산화물이 다수 잔존하고 있는 것이 확인되었다. 이것은 고속시에도 산화마모가 발생한다는 사실을 시사하는 것으로 8 m/sec이상의 고속시 내마모성에 유리하게 작용할 것이 분명하다. 이와 같은 현상은 고온템퍼링에 의해 경하고 조대하게 발달된 탄화물에 의한 것으로 결국 마모는 조대한 탄화물보다는 강도가 낮은 기지에서 일어나므로 탄화물이 돌출되고 이로 인해 기지에 작용하는 면압의 감소를 초래하여 산화마모가 촉진된 것으로 추정된다. 이러한 결과는 탄화물이 조대할수록 고속시의 내마모성이 우수하다는 일반적인 사실[9~10]에서도 추측할 수 있다.

4. 결 론

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

1) 분말 고속도공구강의 내마모성은 탄화물의 성상과 고용탄소량에 영향을 받는 것으로 밝혀졌다.

2) 분말고속도공구강의 내마모성능을 고려한 퀴칭온도는 1180°C 이상의 비교적 고온이 적절한 것으로 밝혀졌다.

이것은 높은 퀴칭온도에서는 1차 탄화물의 용해가 커서 다량의 2차 탄화물석출에 기인하는 분산강화작용과 고용탄소량 증대에 따른 기지강화작용에 의해 모재의 전단강도를 증대 시키기 때문으로 추정되었다.

3) 분말고속도공구강의 내마모성은 템퍼링온도 540~560°C부근의 온도영역에서는 차이가 없는 것으로 밝혀졌다.

이것은 열처리조건에 따른 탄화물의 성상변화에 의한

분산강화작용과 고용탄소에 의한 기지강화작용이 서로 상호보완적인 관계를 가지기 때문으로 추정되었다.

참고문헌

1. 宮川大海: “鐵鋼材料學”, 朝倉書店, 日本, (1982)188.
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(1999) 156.
6. 이한영, 배종수, 김용진: 윤활학회지, 16, 3(2000)196.
7. 日本鐵鋼協會: “鋼の熱處理”, 丸善, 日本, (1989)493.
8. T. Kimura, M. Ishii, K. Amano, A. Ueda, Y. Oka, S. Nakano: ISIJ Inter. 32, 11(1992)1224.
9. 遠藤吉郎: “表面工學”, 養賢堂, 日本, (1985)69.
10. 日本塑性加工學會: “塑性加工におけるトライボロジ”, コロナ, 日本, (1988)166.