

## VC 및 Co함유 고속도공구강 분말의 볼밀링 및 소결거동

김용진 · 배종수 · 정형식  
한국기계연구원 재료공정연구부

### Ball Milling and Sintering Behavior of High Speed Steel Powders Containing VC and Co

Yong-Jin Kim, Jong-Soo Bae, Hyungsik Chung  
Korea Institute of Machinery and Materials, 66 Sangnam Dong  
Changwon Kyungnam 641-010, Korea

(Received August. 21, 1996)

**ABSTRACT** Cobalt and VC powders were ball milled with M2 grade high speed steel powders under various ball to powder ratios. The powders milled under higher ball to powder ratio become finer, more irregular and have a broader size distribution, and thus possess a lower compressibility and a better sinterability regarding densification. Increasing the ball to powder ratio lowered the sintering temperature to obtain the density level necessary to isolate all the pores. Lowering the sintering temperature is very critical to maintain fine microstructure since grain and carbide coarsening are accelerated by higher sintering temperature due to more liquid phase formation. The powders obtained by ball milling at 20 to 1 ratio has the lowest compressibility but has the best sinterability, almost compatible to unmilled pure M2 powders. A sintered body over 97% theoretical density with fine microstructures having average grain size of ~10 microns was obtained from the powder by sintering at 1260 °C for 1 hour in vacuum. XRD results indicate that two types of carbides are mainly present in the sintered structure, MC and  $M_6C$  type. The MC type carbides are more or less round shaped and mainly located at the grain boundaries whereas the  $M_6C$  type are angular shaped and mainly located inside the grains.

## 1. 서 론

고속도공구강은 철기지 내에 W, Mo, V 등의 카바이드형성원소와 Cr, Co 등의 기지강화나 고온특성향상원소를 함유한 다성분계의 합금이다. 현재까지 합금종류와 첨가량에 따라 그 용도가 공구소재, 금형소재, 롤소재, 내마모 부품용 소재 등으로 매우 다양하게 개발되어 사용되고 있다.<sup>1,3)</sup> 분말고속도공구강의 경우, 분말야금의 장점을 이용하여 카바이드형성원소나 고온특성향상원소를 용해도에 크게 제한을 받지 않고 용해주조공구강보다 더 많이, 더 다양하게 첨가할 수 있는 장점이 있다.<sup>4,6)</sup> 이러한 장점을 이용하여 기존의 고속도공구강분말에 각종 경질분산입자 등을 첨가해 고온 혹은 내마모특성이 우수한 소결부품을 제조하고자 하는 연구가 꾸준히 진행되고 있다.<sup>6,8)</sup>

본 연구에 앞서 현재 고속도공구강 중 가장 널리 사

용되고 있는 M2분말에  $Al_2O_3$ , NbC, VC 등의 경질입자를 혼합하는 방법, 그에 따른 소결성 및 최종 기계적 특성을 연구한 결과에 의하면 혼합방법에는 볼밀링법이 가장 적합하였고, 경질분산입자 중에서 VC를 첨가한 경우가 가장 우수한 결과를 나타냈지만 굽힘강도가 기존 재료보다 현저히 저하됨을 알았다.<sup>9,12)</sup>

이러한 연구결과를 배경으로 본 연구에서는 M2-VC계에 기지강화원소인 Co를 첨가하여 M2-VC-Co계의 분말고속도공구강을 제조, 그 특성을 살펴보기 위한 전 단계 연구로, 이들을 혼합하기 위한 적정 볼밀링조건을 선정하고, 이에 따른 소결특성을 조사하였다.

## 2. 실험방법

원료분말은 물분사법에 의해 제조된 M2고속도공

Table 1. Chemical composition of M2 powder

Chemical Composition, wt%							
C	MO	W	Mn	Cr	Si	V	Fe
0.869	4.89	5.92	0.3	4.3	0.33	1.95	bal.

구강분말(Coldstream사, 벨기에)에 평균입도 1  $\mu\text{m}$ 인 VC분말(일본신금속, 일본)과 Co분말(MHO, 벨기에)을 사용하였다. M2분말의 주성분은 표1과 같다. M2분말에 VC 및 Co를 각 5wt%씩 첨가하여 Tubular Shaker에서 30분간 혼합 한 후 밀링하였으며, 이때 밀링 Jar는 내부크기가  $\phi 120 \times L150$ 인 스테인레스통이다. 밀링 시 분말산화를 최대한 억제하기 위해 헬산을 사용, 습식으로 밀링하였고 1/4" 스테인레스볼을 사용하였다. 밀링속도는 65RPM으로 고정하였다. 밀링조건연구를 위해 볼/분말비를 5/1, 10/1, 20/1로 변화시켜 매 20시간마다 소량의 시편을 채취, 입도분석을 하였으며 최종 밀링은 볼/분말비가 5/1, 20/1인 시편은 100시간, 10/1인 시편은 시간의 영향을 알기 위해 100 및 150시간하였다. 볼밀링된 분말은 소둔을 위해  $10^{-3}$  torr 이하의 진공로에서 900 °C, 1시간동안 유지 후 로냉하였다. 소둔된 분말의 탄소 및 산소 함량을 측정 한 후, 탄소 부족분을 Graphite분말로 첨가, 보충하여  $\phi 16$  mm의 원형다이에서 5 ton/cm<sup>2</sup>의 압력으로 일축응력을 가해 성형성실험을 하였다. 소결성실험은 기존의 M2분말소결특성결과를 바탕으로 1240, 1260, 1280 °C에서 1시간동안 소결하였으며, 이때 소결조건은  $10^{-3}$  torr이하로 유지된 진공로에서 20 °C/min.속도로 1150 °C까지 가열 후, 1150 °C에서 한시간 유지하고 다시 목표온도까지 4 °C/min. 속도로 가열, 목표온도에서 1시간 유지, 로냉하였다.<sup>13)</sup> 각각의 소결체는 아르키메데스법에 의해 밀도를 측정하였고 광학현미경, XRD, EPMA 등을 사용하여 조직, 상 및 성분분석을 하였다. 한편 입도분석은 Coulter사(미국)의 Laser Particle Size Analyzer Model LS 130을 사용하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1. 밀링조건에 따른 분말특성변화

고속도공구강 소결에 있어서 소결밀도를 대부분의 기공이 폐기공(Closed Pore)화 되는 상대밀도 94-5%

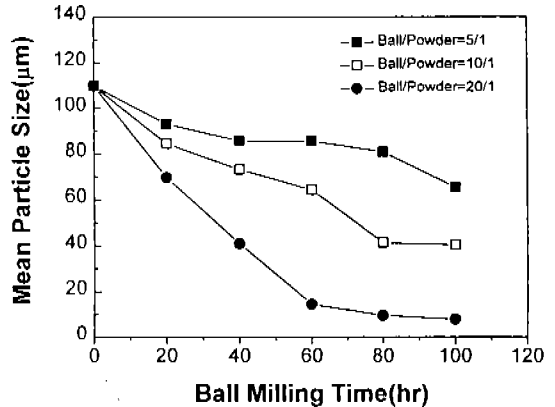


Fig. 1. Mean particle size of the milled powder with ball/powder ratio.

이상으로 고밀도화하는 것은 소결 후 Canless HIP 혹은 고온단조 등의 진밀도화를 위한 공정을 위해서 필수적이다. 특히 공정비용절감 측면에서는 단지 소결에 의해서만 진밀도화를 할 수 있으면 가장 바람직하지만 이는 현재의 소결기술로는 매우 어렵다. 탄화물, 산화물 등을 함유한 분산강화 고속도공구강을 소결에 의해 제조하는데 있어서도 최소한의 소결밀도는 위에서 언급된 상대밀도 94-5% 이상이어야 하는 조건을 만족시켜야 한다. 이를 위해서는 첨가된 경질 입자가 분말상태에서 미세하고 고르게 분산되어야 한다. 앞선 연구에서 경질입자인 VC분말을 V-Blender로 단순 혼합한 경우, Attrition Milling한 경우, Ball Milling한 경우를 각각 비교한 결과 장시간의 Ball Milling이 가장 좋은 결과를 나타냈다.<sup>13)</sup> 이는 단순 Mixing에 의해서는 첨가된 분산강화입자의 고른 분포가 불가능하다는 것을 말해준다. 이 결과를 바탕으로 본 실험에서는 주로 볼/분말비율, 볼밀링시간에 초점을 맞추어 분말특성변화를 비교 분석하였다.

그림 1은 볼/분말비율이 서로 다른 분말의 볼밀링 시간에 따른 평균입도변화를 나타낸 것이다. 초기 114  $\mu\text{m}$ 인 분말의 평균입도는 볼밀링시간에 따라 점점 감소하며 감소하는 정도는 예상했던 바와 같이

볼/분말비율이 높을수록 증가하였다. 볼/분말비율이 20/1인 조건하에서는 초기 20시간 경과 후의 분말평균입도는 원분말에 비해 37% 감소한 약  $70\ \mu\text{m}$ 였다. 평균입도는 볼밀링시간에 따라 거의 직선적으로 감소하다가 60시간 이후에는 평균입도의 큰 감소가 없었고 100시간에서 약  $8\ \mu\text{m}$ 의 매우 미세한 평균입도를 나타냈다. 볼/분말비율이 10/1인 조건하에서 시간에 따른 평균입도감소율은 볼/분말비율이 20/1인 조건보다 낮으며, 80시간의 볼밀링 후에는 평균입도변화는 거의 없다. 볼/분말비율이 10/1인 조건하에서는 150시간까지 볼밀링하였지만 평균입도는  $40\ \mu\text{m}$  내외로 100시간과 큰 차이가 없었다. 한편 볼/분말비율이 5/1인 조건하에서는 10/1, 20/1인 조건과는 달리 100시간까지 평균입도가 점진적으로 감소하며 최종 100시간 밀링후의 평균입도는  $65\ \mu\text{m}$ 로 다른 조건에 의해 제조된 분말에 비해 크다.

그림 2는 밀링조건에 따른 100시간 밀링후의 입도분포를 나타낸 것으로 금속분말의 일반적인 입도분포모양과 같이 Gaussian분포를 하고 있다. 볼/분말비율이 높을수록 평균입도의 부피분율이 감소하며 곡선의 기울기가 완만해진다. 각각의 분말에 대한 통계치는 표 2에 나타났다. 표준편차는 평균입도가 클수록 크게 나타나지만 분산도를 상호 비교할 수 있는 변동계수(Coefficient of Variation)는 볼/분말비율이 높을수록 증가한다. 그리고 분말분포의 비대칭도를 나타내는 왜도(Skewness)와 평균치부근의 분말집중도를 나타내는 첨도(Kurtosis)도 볼/분말비율이 높을수록 증가한다. 이는 제조된 분말의 볼/분말비율이 증가할수록 미세해지지만 분말분포는 보다 광범위해지고 정규분포에서 벗어나는 정도도 커진다는 것을

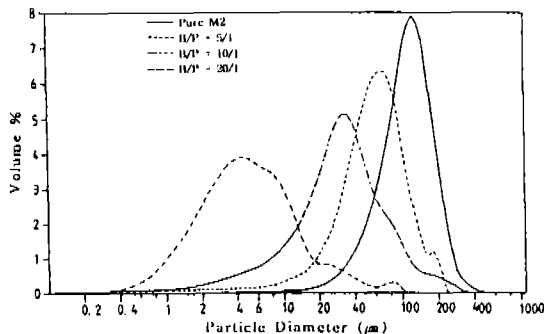


Fig. 2. Particle size distributions of the M2 and milled powders.

뜻한다. 따라서 이러한 분포의 변화는 분말의 성형

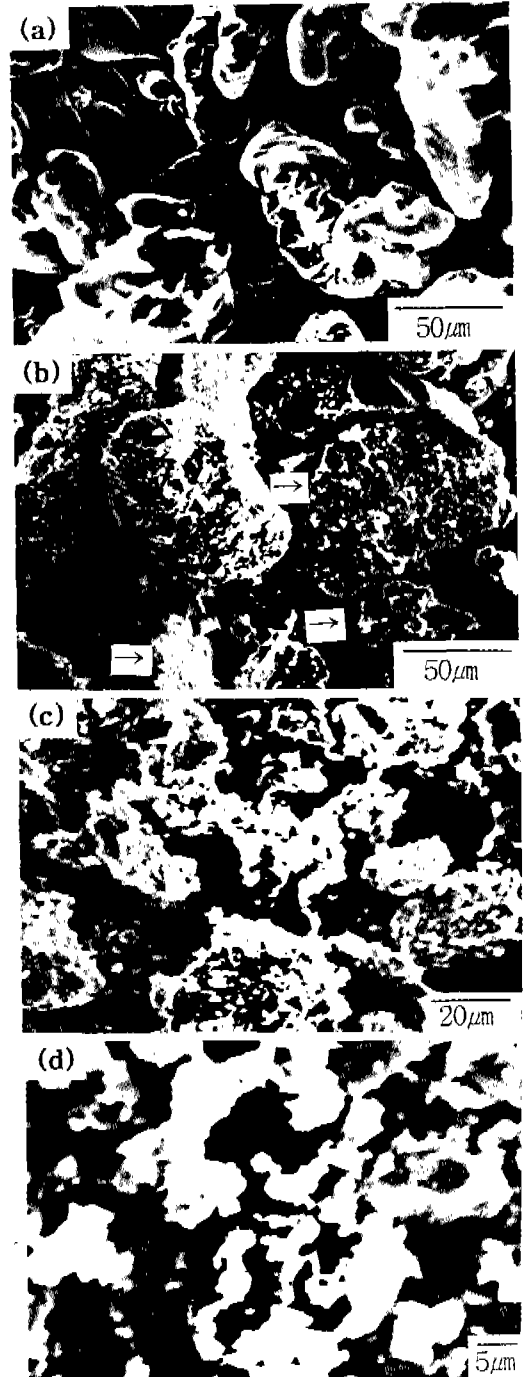


Fig. 3. Microstructures of the M2 and milled powders. (a) pure M2, (b) ball/powder=5/1, (c) ball/powder=10/1 and (d) ball/powder=20/1.

Table 2. Statistics of the powders

Powder	Mean Particle Size( $\mu\text{m}$ )	Std. Dev. ( $\mu\text{m}$ )	Coef. Var. (%)	Skewness	Kurtosis
Pure M2	113.9	57.36	50.32	0.832	1.347
5/1*	65.4	39.71	60.70	1.088	1.548
10/1*	40.4	38.72	95.86	2.633	9.511
20/1*	7.9	10.91	138.6	4.32	23.82

\*Ball/Powder Ratio.

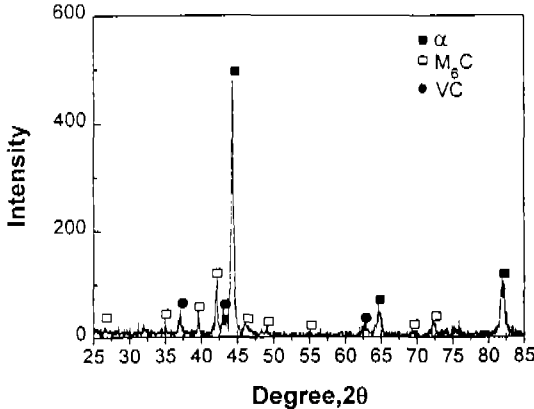
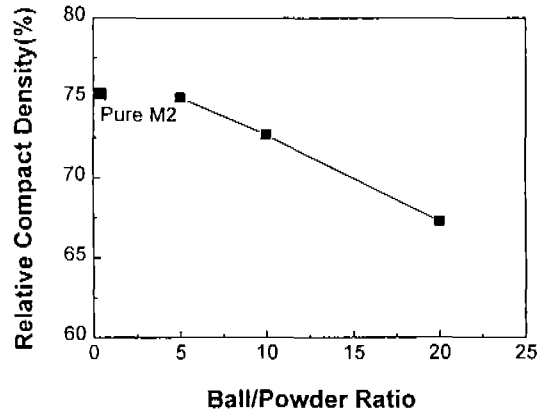


Fig. 4. XRD pattern of the milled powder.

Fig. 5. Compact density of the milled powder at the compacting pressure of 5 ton/cm<sup>2</sup>.

성, 소결성에 많은 영향을 미칠 것으로 생각된다.

그림 3은 원소재 M2분말과 100시간 밀링후의 볼/분말비율에 따른 분말모양을 나타낸 것으로 볼/분말비율이 5/1인 분말은 원소재 분말에 비해 비교적 둥근형이 많고, 부분적으로 판상의 분말도 나타난다. 볼/분말비율이 10/1인 조건하에서 제조된 분말은 그 크기가 작아지고 표면요철이 많은 불규칙한 형상을 알 수 있다. 20/1인 조건하에서의 분말도 10  $\mu\text{m}$  이하의 미세분말이 대부분이며 10/1조건과 같이 그 형상이 불규칙하다. 밀링 중 판상분말이 생성되는 원인은 Benjamin이 제안한 기계적 합금화기구에 의해 해석될 수 있으며, M2분말에서 기계적 합금화 중 판상화가 일어난다는 것은 이미 보고된 바 있다.<sup>9,14)</sup> 그림 3의 분말형상에서 볼/분말비율이 5/1인 조건하에서 100시간의 밀링 후, 판상의 존재는 충분한 밀링이 이루어지지 않아 균일한 형상의 분말이 제조되지 않았음을 의미한다.

그림 4는 볼/분말비율이 10/1인 조건하에서 100시간 볼밀링한 분말의 XRD Pattern을 나타낸 것이다. 기지상은 Ferrite( $\alpha\text{-Fe}$ )이며 카바이드는  $\text{M}_6\text{C}$ 와 VC로 구성되어 있음을 알 수 있다. M2분말고속도공구강에

서 주탄화물은  $\text{M}_6\text{C}$ 형인 것으로 알려져 있다.<sup>9)</sup> 본 연구에서 순수 M2분말의 상분석 결과에서도 Ferrite기 지상과  $\text{M}_6\text{C}$ 탄화물만 나타났기 때문에, 볼밀링 후에 존재하는  $\text{M}_6\text{C}$ 형 탄화물은 M2분말에 존재하였던 탄화물임을 확인할 수 있었다. 한편 순수 Co분말이 XRD상으로 나타나지 않은 것은 부분적으로 M2분말 내부로 Co가 고용되어 free-Co분말의 함량이 감소하였기 때문으로 생각된다.

### 3.2. 성형 및 소결특성

그림 5는 100시간 볼밀링 후, 볼/분말비율에 따른 성형성을 나타낸다. 순수 M2분말의 상대성형밀도는 76%이며, 볼/분말비율이 5/1인 경우 성형밀도는 순수 M2분말과 큰 차이가 없다. 그러나 10/1, 20/1의 조건에서는 성형밀도가 각각 73%, 67%로 나타났으며 특히 20/1의 조건하에서 제조된 분말은 매우 낮은 성형밀도를 나타내는데 이는 볼/분말비율이 증가할수록 표 2에서 나타난 바와 같이 분말이 미세해지고 입도 분포가 상대적으로 광범위하기 때문이다.

그림 6은 소결온도, 볼/분말비율에 따른 소결상태

밀도를 나타낸다. 동일온도에서는 볼/분말비율이 높을수록 높은 상대밀도를 나타내며, 특히 볼/분말비율이 20/1의 조건하에서 제조된 분말은 성형상대성형 밀도 80%로 성형 후 소결한 순수 M2와 전 소결온도 구간에 걸쳐 거의 유사한 소결밀도를 가짐을 알 수 있었다. 그림 6에서 잔류기공의 폐기공화를 위해서는 상대밀도 94%를 나타내는 점선 이상의 온도에서 소결을 해야 하며 그 온도는 순수 M2 및 볼/분말비율 20/1인 경우, 1250 °C 이상에서 볼/분말비율이 10/1인 경우 1260 °C, 5/1인 경우에는 1270 °C 이상의 소결온도가 요구된다. 이와 같이 동일한 밀도를 가지는 소결온도가 불밀링 후의 분말특성, 성형밀도 차이 등에도 불구하고 약 20 °C의 아주 짧은 온도구간에 가능

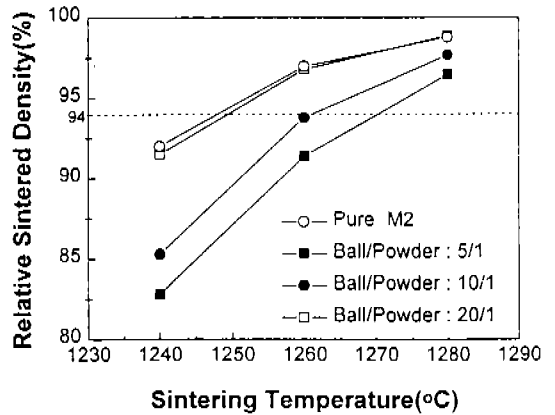


Fig. 6. Sintered density of the milled powder with sintering temperature.

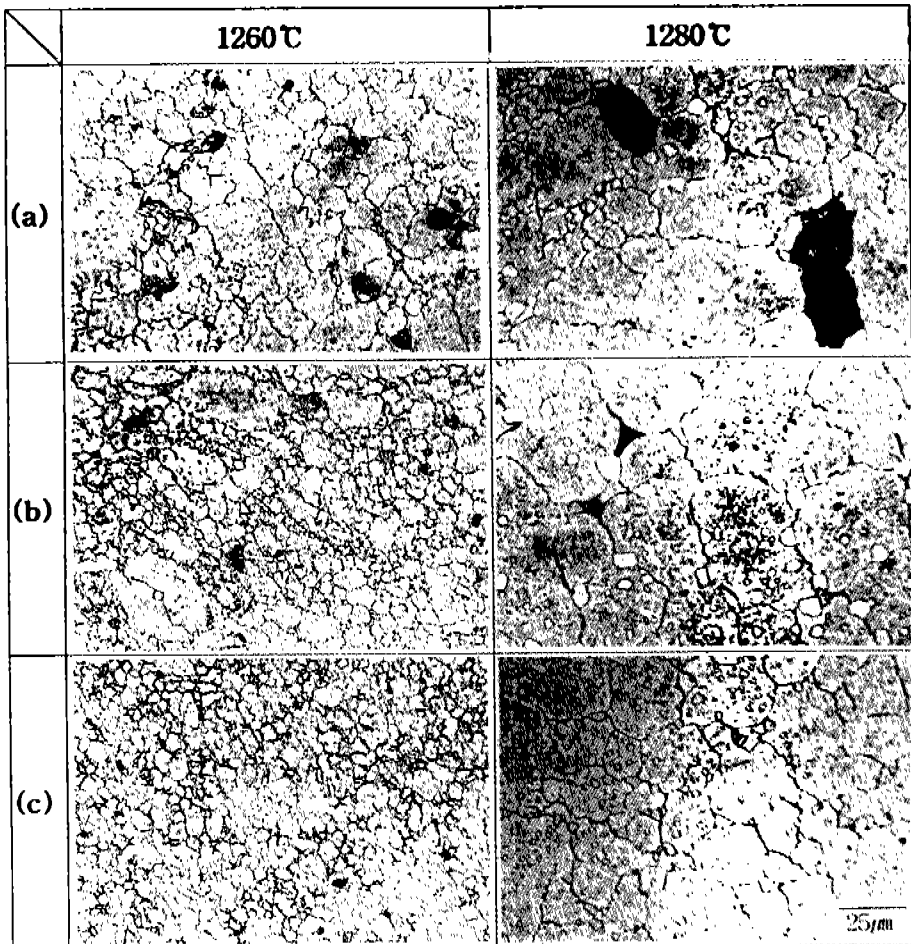


Fig. 7. Microstructures of the sintered specimens after sintering at 1260 and 1280 °C. (a) ball/powder=5/1, (b) ball/powder=10/1 and (c) ball/powder=20/1.

하다는 것은 소결 중 액상이 부분적으로 생성되기 때문이다.<sup>15,16)</sup> 고속도공구강 소결 시 액상은 소결온도를 고상선 이상으로 유지함으로써 생성된다. 또한 소결 밀도는 액상의 량에 매우 민감하기 때문에 소결온도의 정확한 조절은 매우 중요하다. 소결 시 과다한 액상의 생성은 망목상의 탄화물과 거대한 결정립이 형성되어 기계적 특성이 급격히 저하되는 반면, 액상의 량이 적을 경우에는 소결밀도가 낮아져 원하는 밀도를 얻을 수 없다. M2고속도공구강의 경우 액상이 생성되기 시작하는 온도에서 과다한 액상이 형성되는 온도차는 30-40°C로 매우 좁다.<sup>15)</sup> 이것은 30-40°C의 좁은 온도구간에서 밀도, 조직의 변화가 매우 크다는 것을 의미한다. 그림 6에서 20°C의 차이는 볼/분말 비율이 낮을수록 원하는 밀도를 얻기 위해서는 많은 량의 액상이 요구됨을 뜻한다. 이는 M2분말크기 영향과 VC입자의 크기 및 분포등의 복합적인 작용에 의한 것으로 설명할 수 있지만, 순수 M2의 경우 평균 입도가 110 μm 이상으로 조대한 분말임에도 불구하고 볼/분말비율 20/1의 조건하에서 제조된 평균입도 8 μm의 분말과 소결온도-밀도경향이 비슷한 결과를 나타낸 것으로 보아 VC입자의 영향에 의한 소결억제력이 주로 작용한 것으로 판단된다.

그림 7은 볼/분말비율에 따른 1260°C 및 1280°C에서의 소결 후 조직을 나타낸 것이다. 볼/분말 비율이 5/1, 10/1인 경우 1260°C에서의 조직은 미세한 결정립과 조대한 결정립이 혼재해 있고, 20/1인 경우에는 조대한 결정립이 없이 7-8 μm의 결정립이 고르게 분산되어 있음을 알 수 있다. 1280°C에서의 소결조직은 결정립의 크기는 비교적 균일하지만 1260°C소결에 비해 결정립이 크게 성장하였음을 알 수 있다. 1260°C에서의 미세한 결정립과 조대한 결정립의 혼재하고 있는 이유는 소결시 생성된 액상의 양과 VC입자에 의한 억제력에 의한 것으로 생각된다. 즉 VC입자가 없는 순수 M2분말은 1260°C에서 소결상태 밀도 97% 이상으로 고밀도화되지만 VC입자가 포함된 경우 입자성장을 억제하기 때문에 이를 극복하기 위해 보다 많은 량의 액상이 요구되며, 분산된 VC입자가 부분적으로 편석이 되어 있을 경우에는 소결 후 서로 다른 크기의 결정립이 혼재하게 된다. 한편 볼/분말비율이 클수록 평균입도는 작아지기 때문에 고밀도화에 요구되는 액상의 양은 감소하며 VC입자의 크기도 작아지고 그 분포도 상대적으로 균일하다. 따

라서 소결조직도 미세하고 고르게 나타난다. 1280°C 소결온도에서는 고밀도화를 위한 충분한 액상이 형성되었고 이와 함께 결정립성장도 일어나 볼/분말 비율에 따른 결정립 크기의 차이가 1260°C 소결에 비해 크지 않다. 그러나 잔류기공의 크기는 볼/분말 비율이 클수록 작아진다. 특히 볼/분말비율이 5/1인 경우는 잔류기공의 크기가 결정립 크기와 비슷해 이를 제거하기 위해서는 보다 많은 량의 액상이 필요하므로 1280°C 이상의 소결온도가 요구된다. 볼/분말비율 20/1인 경우는 다른 시편에 비해 고밀도이면서 결정립 및 탄화물의 크기도 작게 나타났다.

### 3.3. 기지 및 탄화물분석

그림 8은 볼/분말비율 10/1조건으로 제조된 분말의 1280°C 소결 후 XRD결과를 나타낸 것이다. 결과에 의하면 그림 4의 분말 XRD분석결과와 유사하게 Ferrite( $\alpha$ -Fe)기지상에  $M_6C$  및 MC 두 종류의 탄화물이 존재하였다. 이 중  $M_6C$ 탄화물은 원료분말인 M2분말에 원래 존재하였던 탄화물이며, MC탄화물은 첨가제인 VC입자에 의해 생성된 탄화물이다. 탄화물의 성분과 위치 및 첨가원소인 Co의 기지내 고용 여부를 확인하기 위해 EDS를 이용, 성분분석을 한 결과는 그림 9와 같다. 입내와 입계에서의 Co함량차이는 0.7wt%로 나타났으나 EDS자체의 오차범위를 고려하면 뚜렷한 성분차이가 나지 않는 것으로 결론 내릴 수 있다. 그리고 탄화물분석에서 입내에 존재하는 각진형상의 탄화물 대부분은  $M_6C$ 탄화물로 나타났으며, MC형 탄화물 대부분은 입계에 존재하고 그 형상도 둥근형이었다. 이러한 MC탄화물의 입계 존

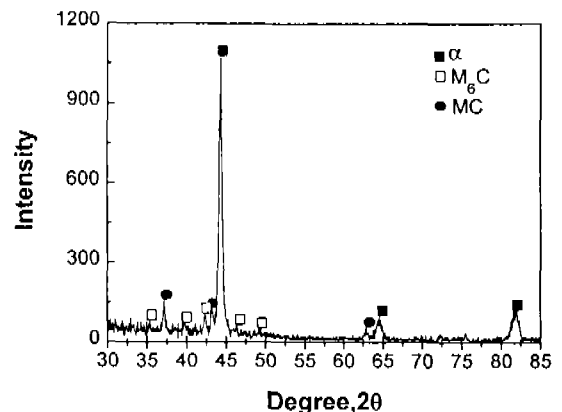
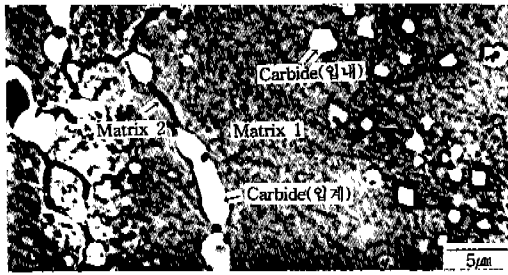


Fig. 8. XRD pattern of the sintered specimen.



		(wt%)					
성분		Fe	V	Cr	Mo	W	Co
성분							
Matrix 1		77.92	1.94	4.34	4.33	5.39	6.07
Matrix 2		78.45	1.72	4.12	4.29	4.64	6.77
Carbide(입내)		27.48	5.16	3.81	26.37	35.31	1.92
Carbide(입계)		5.89	16.60	4.63	19.08	23.00	1.92

Fig. 9. Microstructure and chemical composition of the sintered specimen.

재는 앞에서 언급된 VC입자의 결정성장억제효과를 간접적으로 증명하고 있다.  $M_6C$ 와 MC탄화물의 성분 및 구조는 이미 밝혀졌으며  $M_6C$ 탄화물은 Fe, W, Mo, C를 주성분으로 Cr, V, Co를 부분적으로 포함할 수 있으며, MC탄화물은 V, C를 주성분으로 W, Mo, Cr, Fe를 포함할 수 있다.<sup>17)</sup> 이를 근거로 장비에 의한 성분분석의 한계성 때문에 정확한 성분함량을 제시할 수는 없지만 입내 각진 형상의 탄화물은 Fe, W, Mo주성분으로 하고 있기 때문에  $M_6C$  탄화물로 입계에 존재하는 탄화물은 V를 주성분으로 하는 MC탄화물로 결론 내릴 수 있었다. VC탄화물의 MC탄화물로의 변화는 소결 시 VC탄화물 주위에 액상이 존재하고 VC가 부분적으로 액상에 용해되며, 소결 후 응고 시 액상내에 존재하는 Mo, W 등의 성분이 함유되기 때문이다.

#### 4. 결 론

M2분말에 VC 및 Co를 첨가하여 불밀링조건 및 소결특성에 대한 연구결과, 불/분말비율이 높을수록 미세하며 광범위한 입도분포를 가진 분말이 제조되었다. 높은 불/분말비율 하에서 제조된 분말은 낮은 성형밀도를 가지지만 소결밀도는 상대적으로 높았다. 폐기공이 형성되는 상대소결밀도 94.5% 이상을 얻기 위한 소결온도는 불/분말비율이 낮을수록 높고 조직상의 차이도 뚜렷했다. 또한 액상량이 충분히 형

성되는 소결온도 1280 °C에서 불/분말비율에 따라 소결 후 결정립 크기는 큰 차이가 없지만, 잔류기공 및 탄화물의 크기는 불/분말비율이 낮을수록 증가하였다. 생성된 탄화물은 MC 및  $M_6C$ 탄화물이며 입계에는 대부분 MC형 탄화물이 존재하고 입내에는  $M_6C$ 와 MC형이 혼재하나  $M_6C$ 형 탄화물은 각진 형상을 하고 있다.

#### 감사의 글

본 연구는 과기처의 선도기술개발사업으로 수행되었으며 연구비지원에 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. Erchard Klar: *Metal Handbook, 9th Ed., Vol 7*, ASM, Metals Park, Ohio (1984) 784
2. F. A. Kirk: *Powder Metall.*, **24** (1981) 70
3. R. J. Causton and J. J. Dunkley: *Powder Metallurgy for Full Density Products*, K. M. Kishor (Ed.), MPIF, New Jersey (1987) 53
4. P. Beiss: *MPR*, **38** (1983) 186
5. P. R. Breen: *Powder Metallurgy-An Overview*, I. Jenkins and J. V. Wood(Ed.), The Institute of Metal, London (1991) 296
6. R. W. Bratt: *MPR*, **38** (1983) 475
7. 河合伸泰, 平野, 立野常男, 本間克彦: *粉體および粉末冶金*, **33** (1986) 16
8. C. Gutfeld and F. Thümmler: *MPR*, **45** (1990) 769
9. Y. J. Kim, H. S. Chung, B. K. Kim and J. H. Ahn: *Adv. in Powder Metall. and Particulate Materials*, **Vol 7**, MPIF (1992) 369
10. Y. J. Kim, H. S. Chung, B. K. Kim: *Proc. of Powder Metall. World Congress*, **Vol 1**, (1993) 155
11. Y. J. Kim, H. S. Chung, J. S. Bae: *Proc. of Powder Metall. World Congress*, **Vol II**, (1994) 1015
12. Y. J. Kim, H. S. Chung, J. S. Bae: *Adv. Materials and Processing*, **Vol 1**, K. S. Shin, J. K. Yoon and S. J. Kim (Ed.), Seoul (1995) 517
13. 김용진, 정형식, 배종수: *한국분말야금학회지*, **1** (1994)190
14. J. S. Benjamin and T. E. Volin: *Metall. Trans.*, **5** (1974) 1929
15. R. M. German: *The Inter. J. of Powder Metall.*, **26** (1990) 23
16. R. M. German: *The Inter. J. of Powder Metall.*, **26** (1990) 35
17. G. A. Roberts and R. A. Cray: *Tool Steels*, 4th Ed., ASM, Metals Park, Ohio (1980) 627