

사출성형한 M3/2계 고속도공구강 분말의 탄소함량 및 소결밀도 변화

이광희 · 주동원 · 구광덕 · 심재진* · 성장현
동아대학교 공과대학 금속공학과, *기아정기 기술연구소

Variations in Carbon Content and Sintered Density of M3/2 Grade High Speed Steel Powders on Metal Injection Molding Process

Kwang-Hee Lee, Dong-Won Joo, Kwang-Duk Koo, Jea-Jin Shim* and Jang-Hyun Sung

Dept. of Metallurgical Engineering, Dong-A University, Pusan 604-714

*Dept. of Research Planning, KIA Precision Works Co., Kyungnam, 641-020

(Received June 20, 1997)

ABSTRACT An investigation was performed to apply the M3/2 grade high speed steel for metal injection molding using both prealloyed and elementally blended powders. The injected samples were subjected to a de-binding step in H_2/N_2 gas atmosphere at a ratio that affected the carbon content of the material. The carbon content ranged from 1.4wt.% to 1.43wt.% with increasing H_2 content up to 80% H_2 in H_2/N_2 atmosphere for the prealloyed powders. The carbon contents of the elementally blended powders exhibited 1.44wt.% and 1.62wt.% at 10% H_2/N_2 and 20% H_2/N_2 gas, respectively. This level decreased to 0.17wt.% upon increasing the H_2 content. The sintered density of both powders increased rapidly as the temperature reached the liquid phase forming temperature. After forming the liquid phase, the density rapidly increased to the optimum sintering temperature for the prealloyed powders, whereas the density of mixed elemental powders goes up slowly to the optimum sintering temperature. The optimum sintering temperature and density are 1260°C and 97.3% for the prealloyed powders and 1280°C and 96.9% for the elementally blended powders, respectively. The microstructure of the specimen at the optimum sintering temperature consisted of fine grains with primary carbides of MC and M_6C type for the prealloyed powders. The elementally blended powders exhibited coarse grains with eutectic carbides of MC, M_2C and M_6C type.

1. 서 론

고속도공구강은 주로 용해주조법으로 제조되고 있지만, 주조시 합금원소의 편석, 후가공에 의한 방향성, 결정립 조대화 및 열처리시의 변형이 생기는 단점이 있기 때문에^{1,2)} 편석을 방지하고 미세한 탄화물을 골고루 분산시킬 수 있는 분말야금법으로(P/M) 일부 제품은 제조되고 있다. 일반적인 금형 성형 소결법으로 제조한 고속도강 제품은 용해주조법으로 제조한 제품보다 결정립이 미세하고 탄화물도 미세하게 골고루 분포하기 때문에 내마모성, 피연삭성 등이 우수할 뿐만 아니라, 열처리시 변형이 적은 장점을 가지고 있지만^{3,4)} 주조품에 비해 밀도가 낮아 기공의 함량이 높기 때문에 그 사용이 제한적이다. 그러나

형상이 복잡한 소형제품을 고밀도, 고기능으로 제조가 가능한 금속분말사출성형(MIM)법을 이용하면 이러한 분말야금법의 단점을 감소시킬 수 있을 것으로 기대되기 때문에, 고속도강을 이 방법으로 제조하려는 약간의 연구가 수행되어 왔다.^{5,6)} 고속도공구강은 탄화물, 분말의 결정입계, 표면 등에 국부적으로 액상을 형성시켜 소결 치밀화를 일으키기 때문에^{7,8)} 대부분 탄소의 확산이 용이한 합금분말을 사용하며, 소결분위기는 탈탄이 심한 가스소결보다는 진공소결을 한다. 고속도공구강 제조에 사용하고 있는 미세한 구형의 합금분말(prealloyed powder)은 가격이 비싸기 때문에 제품의 생산 단가를 높이는 요인이 되므로, 비교적 저가인 혼합분말(mixed elemental powder)을 사용하여 제품을 생산하려는 연구가 있지만 탄소함

량의 제어가 용이하지 않아 거의 진행되고 있지 않다. 특히 분말사출성형 공정에서는 결합제 제거 후 시료에 유기 결합제로 사용하였던 탄소 성분이 남아 있기 때문에 소결공정에서 시료의 탄소함량 변화가 일반적인 분말야금 공정에서의 탄소함량 변화와 다를 것으로 예상된다.^{6,9,10)}

따라서 본 연구에서는 M3/2계 고속도공구강 조성의 혼합분말과 합금분말을 이용하여 사출성형한 후, 결합제 제거와 진공소결한 다음 결합제 제거 분위기 및 소결온도 변화에 따른 탄소함량 변화, 소결밀도 변화, 탄화물 분석과 조직관찰 등을 통하여 금속사출성형법으로 고속도공구강 부품을 제조할 수 있는 가능성을 조사하였다.

2. 실험방법

원료 분말은 일본 대동특수강(주)에서 구입한 가스 분사된 평균입경 21.7 μm의 DEX20(M3/2계)합금분말과, 탄소함량이 0.89 wt.%인 카보닐 철분말을 주성분으로 하여 M3/2계의 조성에 맞게 각각의 분말을 혼합한 평균입경 4.2 μm 혼합분말(카보닐 철분말, W분말, Mo분말, Cr분말, V분말)을 사용하였다. 이때 혼합분말의 탄소함량은 -325 mesh의 활성탄소(active carbon)를 사용하여 조절하였다. 합금분말 DEX20의 조성을 표 1에 나타내었다. 결합제는 파라핀 왁스(PW), 카나우바 왁스(CW), 고밀도 폴리에틸렌(HDPE) 및 스테아린산(SA)이 무게비로 각각 78:11:10:1로 혼합된 다성분계 결합제를 사용하였다.

분말과 결합제의 혼합비는 합금분말의 경우 형상이 구형인 점을 고려하여 분말:결합제의 비율을 부피비로 63:37로 하였고, 혼합분말은 평균입경과 형상이 각각 다른 분말들을 혼합하기 때문에 유동성이 나쁜 점을 고려하여 합금분말보다 다량의 유기 결합제를 첨가하여 분말:결합제 비율을 부피비로 57:43으로 정하였다. 분말과 결합제의 혼합은 140℃로 유지된 시그마형 혼합기에 혼합하였고, 사출성형기에 투입을 용이하기 위해 작은 덩어리 형태로 만드는 pellet공정을 거쳤다.

사출성형은 plunger-type 사출기를 사용하였으며,

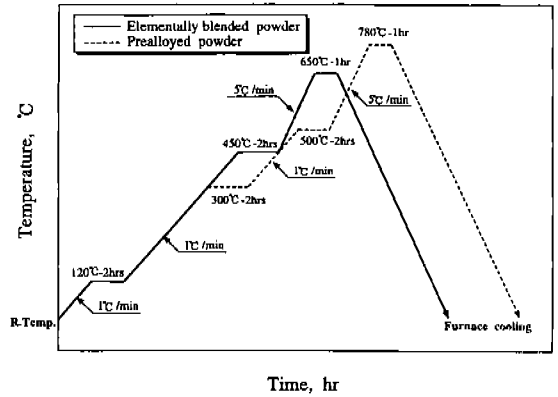


Fig. 1. Schematic sketch of debinding cycles.

이때 사출금형은 직경과 길이가 각각 7.7 mmφ 및 38.7 mm인 4개의 가지가 달린 금형을 사용하였다. 성형이 완료된 시편은 생형밀도(green density)를 측정하였다.

결합제 제거 공정에서 분위기 변화에 따른 시료의 잔류 탄소함량을 조사하기 위하여 질소가스와 수소가스의 혼합비를 변화시킨 분위기에서 형체유지와 결합제 제거에 유리한 열분해법과 wicking법을 병행하여 결합제를 제거하였다.¹¹⁾ 그림 1에 결합제 제거 공정을 도시하였는데 혼합분말은 120℃까지는 결합제의 용점을 고려하여 1℃/min으로 승온시킨 후 120℃에서 2시간 유지하고, 결합제가 휘발하는 영역인 450℃까지 다시 1℃/min으로 승온시켜 2시간 유지 후 650℃까지 5℃/min으로 승온하여 예비소결하였다. 합금분말은 구형이며 사출성형용으로 사용하기에 약간 조대하기 때문에 결합제 제거 후 형분괴의 방지를 위해 300℃ 및 500℃에서 2시간 유지한 다음 혼합분말보다 높은 온도인 780℃에서 1시간 예비소결하였다. 결합제 제거가 끝난 시편은 무게감량 및 탄소함량을 측정하였다. 결합제 제거가 끝난 시료는 진공로를 사용하여 10⁻³ torr 이하의 진공분위기에서 소결하였다. 소결 사이클은 900℃까지는 10℃/min으로 승온 시켰으며 900℃ 및 1050℃에서 각각 1시간 유지시킨 다음 소결온도를 변화시켜 1시간 소결 후 로냉하였다. 이때 900℃에서 1050℃까지는 1℃/min, 1050℃에서 소결온도까지는 0.5℃/min으로 소결하였

Table 1. Chemical composition of the powders (wt.%)

C	W	Mo	Cr	V	Co	O	Fe
1.35	6.21	4.87	3.91	2.75	0.45	0.015	bal.

다. 소결이 끝난 시험편은 잔류 탄소량 측정, 소결밀도 측정, 경도측정, 조직검사 및 성분분석(EDX)을 하였고, 1200℃와 550℃에서 퀀칭 및 템퍼링한 후 경도를 측정하였다.

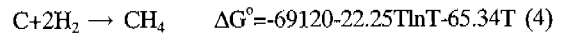
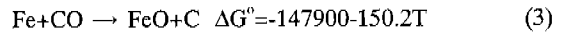
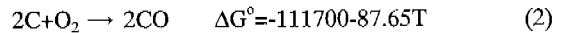
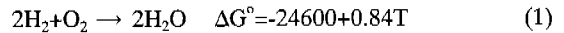
3. 실험결과 및 고찰

3.1. 결합제 제거 분위기 및 소결온도 변화에 따른 탄소함량 변화

금속분말사출성형 공정 중 가장 어렵고 많은 변수를 가진 공정이 결합제 제거 공정이며,¹²⁻¹⁴⁾ 유기 결합제를 사용하여 사출성형 하는 경우에는 결합제 제거 도중에 유기 결합제의 탄소 성분이 분말로 확산하거나 결합제 제거 후에 잔류하기 때문에, 결합제 제거 후 시료의 탄소함량이 변할 수 있으며 이러한 현상은 소결 후 탄소함량 변화에도 큰 영향을 미칠 것으로 생각된다.⁹⁾

결합제 제거 후의 탄소함량 변화는 주로 결합제 제거 시 사용된 분위기 변화로 인하여 나타난다고 알려져 있기 때문에^{6,10,15)} 본 실험에서는 질소와 수소가 혼합된 가스 분위기에서 결합제를 제거한 후 시료에 존재하는 탄소함량 변화를 조사하여 그림 2에 나타내었다. 합금분말의 경우 혼합 가스 분위기를 0~80% H₂/N₂까지 변화시켜도 시료내의 탄소함량은 1.4~1.43 wt.%로 거의 일정한 값을 유지하고 있지만 100%H₂ 가스 분위기에서 급격히 탄소함량이 거의 0%에 가깝게 나타났다. 혼합분말의 경우는 순수 질소 가스 분위기에서는 0.88 wt.%의 탄소함량을 보이지만, 10% H₂ 및 20%H₂가스 분위기에서는 각각 1.44 wt.% 및 1.62 wt.%로 높은 탄소함량을 나타낸 후 수소가스의

증가와 함께 0.70~0.81 wt.%로 거의 일정한 값을 나타내고 있다. 원료분말의 탄소함량은 합금분말과 혼합분말 모두 1.35 wt.%이었고, 10%H₂가스 분위기에서 결합제 제거율은 합금분말의 경우 97.1%라는 것을 고려하면 합금분말에서는 약간의 잔존하는 결합제가 탄소함량의 증가에 기여하였다고 생각된다. 그러나 혼합분말의 결합제 제거율이 105.6%라는 것을 고려하면 대부분의 결합제가 원료분말중의 불순물과 함께 제거되었음에도 불구하고 10%H₂ 및 20%H₂ 가스 분위기에서 각각 1.44 wt.%, 1.62 wt.%로 탄소함량이 높게 나타난 이유는 결합제 제거 공정에서 일어날 수 있는 중요 반응과 관계가 있다고 생각된다.



10%H₂ 및 20%H₂ 혼합가스 분위기에서는 대부분의 수소가 (1)의 반응으로 소모되고 (2)의 반응으로 생성된 CO가스가 (3)과 같이 반응하여 탄소가 잔존하기 때문에 탄소함량이 높아졌다고 생각된다. 그러나 수소의 농도가 높아지면 (4)의 반응에 의해 탈탄 된다고 생각된다. 이 반응은 550℃ 이상에서는 일어나지 않는 반응이지만 결합제 제거 온도에서 충분히 일어날 수 있는 반응이라고 생각된다. 한편 합금분말의 경우 약 80%H₂ 가스 함량까지도 탄소함량이 1.4 wt.%로 변하지 않는 이유는 합금분말은 혼합분말보다 평균입경이 상대적으로 크기 때문에 탄소가 표면으로 확산하여 수소가스와 환원 반응을 일으키기에 시간이 많이 걸리고 분말의 표면적도 상대적으로 작아 반응이 활발히 진행되지 않았기 때문이라고 생각된다.

앞에서 관찰한 바와 같이 결합제 제거 공정에서 분위기 가스의 함량 변화에 따른 탄소함량은 합금분말의 경우 0~80%H₂/N₂ 가스 분위기에서 일정한 탄소함량을 나타내고 있었고, 혼합분말은 10~20%H₂/N₂ 가스 분위기에서 높은 탄소함량을 나타내었다. 따라서 합금분말과 혼합분말 모두 10%H₂/N₂ 가스 분위기에서 결합제를 제거한 후 진공소결을 실시하였다.

그림 3은 합금분말과 혼합분말을 진공소결하였을 때 소결온도 변화에 따른 탄소함량 변화를 나타낸 것이다. 소결온도가 상승할수록 탄소함량은 약간의 요동이 보이지만 합금분말은 1.06 wt.%~1.22 wt.%, 혼

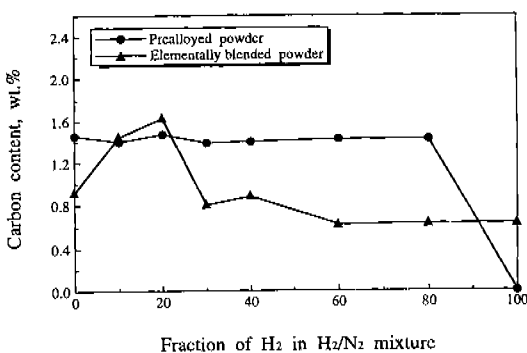


Fig. 2. Carbon content versus fraction of hydrogen for prealloyed and elementally blended powder after debinding in H₂/N₂ gas mixtures.

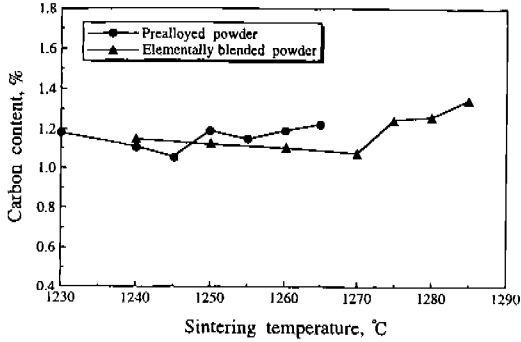


Fig. 3. Carbon content as a function of sintering temperature for the prealloyed and elementally blended powder.

합분말은 1.10 wt.%~1.26 wt.%로 거의 비슷하게 나타났다. 적정 소결온도로 예상되는 온도에서의 탄소함량은 합금분말은 1260°C에서 1.19 wt.%, 혼합분말은 1280°C에서 1.26 wt.%로 나타났다. 결합제 제거 후의 탄소함량과 적정 소결온도에서의 탄소함량을 비교하면 합금분말은 15.0%, 혼합분말은 11.9%의 탄소가 소결 과정에서 제거되었다. 본 실험에서는 10% H₂/N₂ 가스 분위기에서 결합제를 제거한 후 약 1.4 wt.%로 거의 비슷한 탄소함량을 가진 합금분말과 혼합분말시료를 진공소결하였기 때문에, 그림 3의 소결 후 탄소함량 변화를 생각할 때 합금분말의 탄소는 고용상태로 존재하고 있지만 혼합분말에 첨가한 활성탄소는 공정반응 전까지는 고용되지 못하고 유리상태로 존재할 것이라고 생각된다. 본 실험과 거의 조성이 비슷한 약 1.2 wt.% 탄소를 함유한 M3/2계 합금분말을 소결한 경우 1245°C에서 액상이 형성되었으며, 이 액상은 $\gamma+MC+M6C+L$ (액상의 4상영역)에서의 액상으로 간주하였다.¹⁶⁾ 따라서 본 실험의 합금분말의 고용탄소 함량을 고려할 때 1245°C 이상에서는 충분히 액상이 형성되어 소결 치밀화가 진행될 것으로 생각된다. 그러나 혼합분말의 경우에는 첨가된 활성탄소가 유리상태로 존재함으로써 분말내의 고용탄소 함량이 낮기 때문에(카보닐철 분말의 고용탄소 함량은 0.89%) 탄소와 분말이 접촉하는 부분에서 공정반응²⁾이 생기는 온도가 상대적으로 높아짐에 따라 합금분말보다 더 높은 온도에서 액상이 형성될 것으로 생각된다.¹⁷⁾ 또한 혼합분말시료는 공정탄화물 형성반응으로 인하여 첨가된 활성탄소를 소모하면서 액상이 형성되어 고 밀도화와 함께 탈탄이 억제되는 효과를 갖게되기 때문에 그림 3에서와 같이 1275°C

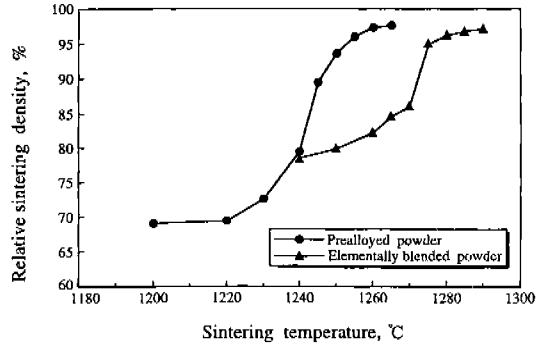


Fig. 4. Relative sintered density as a function of sintering temperature for the elementally blended and prealloyed powder.

이상에서 탄소함량이 약간 높아졌다고 생각된다.

3.2. 소결밀도 변화

고속도공구강에서 소결 치밀화기구는 supersolidus liquid phase sintering으로, 고상선 이상으로 가열시 적정량의 액상 생성과 이로 인해 소결밀도가 급격히 증가하는 것이다. 일반적으로 고속도공구강 분말의 경우 5~17%의 액상 범위에서 고밀도화가 이루어진다고 보고되고 있으며 액상의 생성 장소는 분말내의 결정립계나 결정립내의 불균일 조성을 가진 부분으로 알려져있다.^{7,8)}

그림 4는 진공 분위기에서 소결한 합금분말과 혼합분말의 소결온도 변화에 따른 상대 소결밀도를 나타낸다. 합금분말은 1240°C와 1245°C사이에서 급격히 밀도가 증가하기 시작하여 1260°C에서는 97.3%의 높은 소결밀도를 나타내고 있다. 반면에 혼합분말은 1270°C와 1275°C사이에서 급격히 소결밀도가 증가하여 1285°C에서 약 96.9%의 높은 소결밀도를 나타내고 있다. 급격히 소결밀도가 증가하는 온도 구간에서 합금분말과 혼합분말 모두 약 10%의 밀도 증가를 보이지만 합금분말의 경우는 1245°C에서 90%, 혼합분말은 1275°C에서 95%로 혼합분말은 이미 거의 적정 소결온도에 도달하였으나 합금분말은 소결온도 상승에 따라 계속 소결밀도가 증가하는 것을 알 수 있다. 이와 같이 급히 소결밀도가 증가한 온도에서 혼합분말이 합금분말보다 밀도가 약 5% 높은 이유는 소결밀도가 급히 증가하기 직전의 온도에서도 혼합분말의 소결밀도가 높은 데도 원인이 있지만, 혼합분말이 합금분말보다 상대적으로 비표면적이 넓기 때

문에 분말표면에 형성되는 액상이 넓은 표면에 골고루 분포되기 때문이라고 추정된다.

적정 소결온도로 예상되는 구간은 합금분말의 경우 1255°C~1260°C, 혼합분말은 1280°C~1285°C이며 이 이상의 온도에서는 시료의 변형과 부분 용융이 일어났다. 합금분말에 탄소를 첨가하여 소결하면, 분말이 접촉하는 부분에서 공정반응이 생겨서 고상선 이하의 온도에서 액상이 형성됨에 따라 고밀도화와 소결온도가 낮아진다고 알려져있다.^{2,14)} 그러나 본 실험의 혼합분말의 경우에는 카보닐철 분말에 0.89 wt.%의 고용탄소가 존재하고, 첨가된 활성탄소는 대부분 유리상태로 존재할 것으로 예상되므로 고용탄소의 양이 합금분말에 비하여 적기 때문에 액상출현온도가 합금분

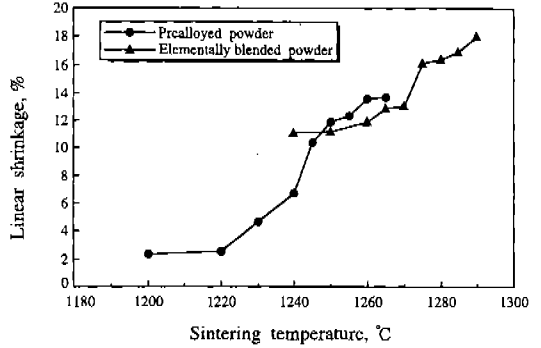


Fig. 5. Linear shrinkage as a function of sintering temperature for the elementally blended powder and prealloyed powder.

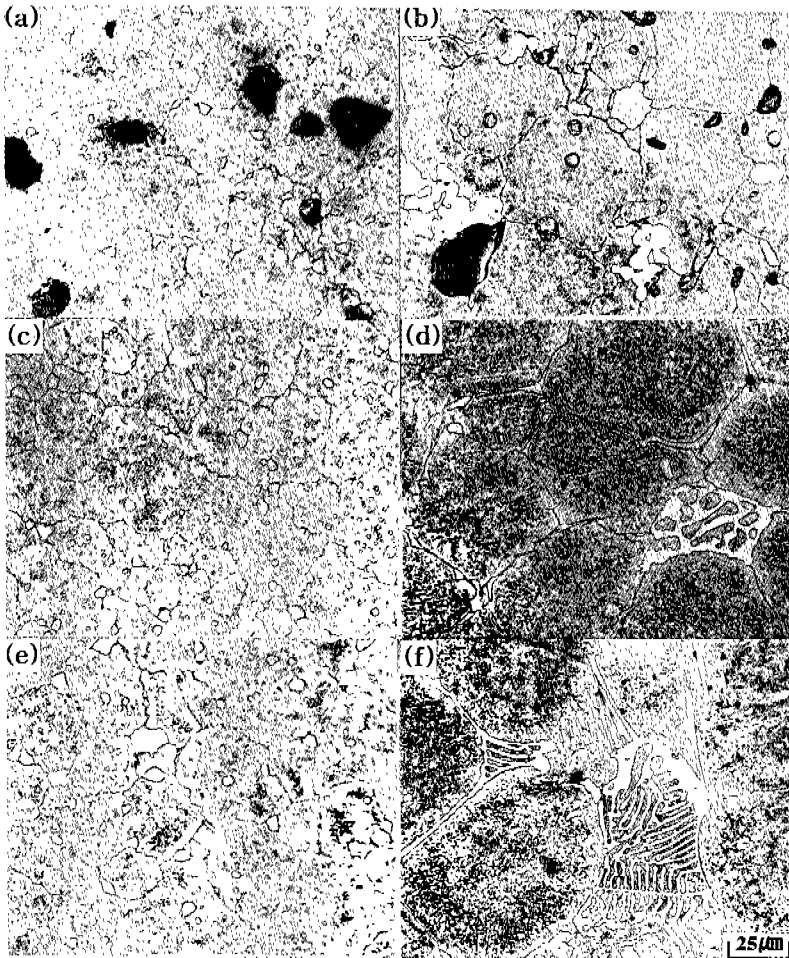


Fig. 6. Micrographs of the sintered specimen of the prealloyed and elementally blended powder at various temperatures. Prealloyed powder: (a) 1245°C (c) 1255°C (e) 1260°C. Elementally blended powder: (b) 1270°C (d) 1275°C (f) 1280°C.

말에 비하여 20~30℃ 높게 나타났다고 생각된다. 한편 M3/2강은 M2강에 비하여 V 함량이 높기 때문에 최적 소결온도 범위가 10℃로 약간 넓다고 보고되어 있다.¹⁶⁾ 그러나 적정 소결온도 범위에서 약간만 높은 온도로 소결하여도 과도한 액상의 형성으로 인하여 시료의 형분괴가 일어날 가능성이 있기 때문에 소결온도 관리에 세심한 주의를 필요로 한다고 알려져 있다.¹⁶⁾

소결온도가 상승할수록 선수축율이 증가하고 있는 것을 그림 5에 나타내었다. 선수축율은 소결밀도 증가와 동일한 경향으로 증가하며 합금분말은 1240℃부터 혼합분말은 1270℃부터 급격히 선수축율이 증가하였다. 또한 적정 소결온도 구간에서 혼합분말의 선수축율은 약 16.4%로 합금분말의 선수축율인 약 13.6%보다 높게 나타났다. 그 이유는 혼합분말의 총진비율이 합금분말에 비해 낮기 때문이라고 생각된다.¹²⁾

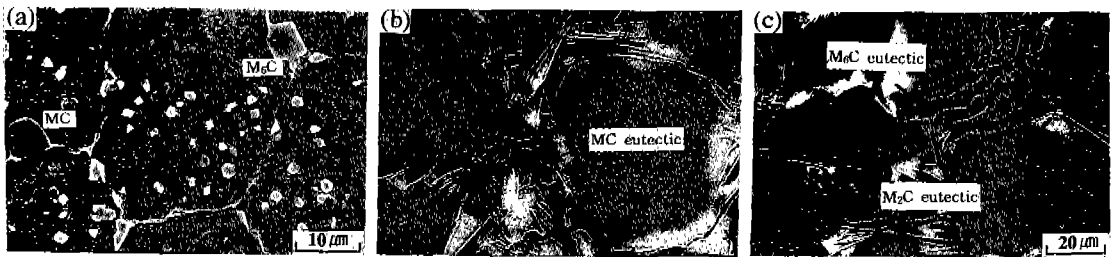
3.3. 소결 후 미세조직변화

그림 6은 소결온도 변화에 따른 합금분말과 혼합분말의 미세조직 변화를 나타낸 광학 현미경 사진이다. 합금분말은 (a), (c), (e)에서와 같이 소결온도가 상승에 따라 탄화물이 점점 조대하게 나타나는 것을 알 수 있다. 합금분말은 1255℃에서는 (c)에서와 같이 미세한 1차 탄화물이 입계 및 입내에 골고루 분포되어 있지만 1260℃에서는 (e)그림과 같이 입계탄화물이 조대해짐과 동시에 입계에 필름 형태의 탄화물도 존재하고 있다. 적정 소결온도로 생각되는 1260℃에서 탄화물 크기는 10 μm 이하이고 결정립의 크기는

20~30 μm 으로서 주조품에 비해 미세하다.¹⁷⁾ 혼합분말은 소결밀도가 급격히 증가하기 전인 1270℃에서는 (b)에서와 같이 입계 및 입내에 10 μm 이하의 구형의 탄화물이 입계에 존재하고 있지만, 입계 탄화물은 합금분말에서보다 조대하게 나타났다. 소결밀도가 급히 증가한 직후인 1275℃에서는 (d)에서와 같이 입계에 필름상의 탄화물이 형성됨과 동시에 공정탄화물이 조대하게 석출되어 있는 것을 볼 수 있다. 소결온도가 더 상승하여 1280℃가 되면 (f)에서와 같이 입계에 필름(film)상의 탄화물이 두꺼워짐과 동시에 잘 발달된 전형적인 청어뼈(herring bone)모양의 공정탄화물이 존재하고 있으며 결정립 크기도 약 60 μm로 조대하게 나타났다.

몰리브덴계 고속도공구강에서 관찰되는 탄화물은 구형의 MC형 탄화물과 각형의 M₆C형 탄화물 등이 있으며^{16,17)} MC형 탄화물은 경도가 높고 내마모성이 뛰어나며^{18,19)} M₆C형은 2차 경화에 영향을 미친다고 알려져 있다.^{13,18)} 이러한 탄화물의 크기 및 분포는 고속도공구강의 기계적 성질에 큰 영향을 미친다.

그림 7은 1260℃ 및 1275℃에서 소결한 합금분말 내의 1차 탄화물 및 공정탄화물을 분석한 것이다. (a) 그림은 1260℃에서 소결한 1차 탄화물로서 합금분말의 입계에 존재하는 각형 탄화물과 구형탄화물을 나타낸 것이다. 표에 나타난 EDX분석한 값은 구형의 탄화물은 V이 풍부한 MC형 탄화물이며, 각형 탄화물은 W과 Mo, Fe가 풍부한 M₆C형 탄화물임을 알



Phase		Phase composition, at. %				
		W	Mo	Cr	V	Fe
Primary carbides 1260 °C	MC	14.63	13.87	5.23	57.14	9.14
	M ₆ C	24.29	19.44	5.32	5.25	45.70
Eutectic carbides 1275 °C	MC	18.67	16.60	5.96	42.69	15.79
	M ₂ C	17.22	34.03	20.04	15.96	12.4
	M ₆ C	23.84	19.50	4.79	4.66	46.89

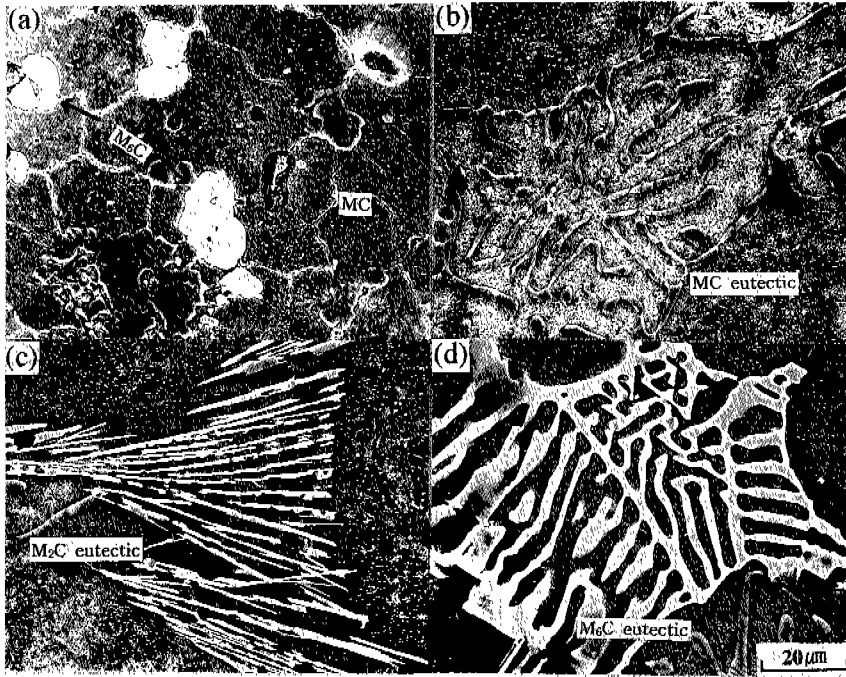
Fig. 7. Carbide morphologies and phase compositions after sintering the prealloyed powder. Sintering temp.: (a) 1260°C, (b),(c) 1275°C.

수 있다. 그림 (b)와 (c)는 1275°C에서 소결 후 관찰한 공정탄화물로서 MC, M₂C 및 M₆C형 공정탄화물이 관찰되었으며, 표에 합금분말에 존재하는 석출탄화물과 공정탄화물의 합금원소 조성을 나타내었다. 합금분말에서의 공정탄화물은 시료의 뒤틀림이 생기는 높은 온도인 1270°C 이상에서 주로 관찰할 수 있었으나, 적정 소결온도인 1255°C~1260°C에서는 관찰할 수 없었다.

그림 8은 1270°C와 1280°C에서 소결한 혼합분말의 석출탄화물과 공정탄화물 및 이들을 EDX로 분석한 결과이다. (a)는 1270°C에서 소결한 것으로 V이 풍부한 MC형 탄화물과 Fe와 Mo, W이 풍부한 M₆C형 탄

화물이 관찰되었다. (b)~(d)는 1280°C에서 소결한 혼합분말의 공정탄화물로서 (b)그림은 바나듐(V)이 풍부한 MC형 공정탄화물이며 (c)는 침상(needle type)의 M₂C형 공정탄화물, (d)는 청어뼈 조직인 M₆C형 공정탄화물을 보여주고 있다. 표에 석출탄화물과 공정탄화물의 합금원소의 조성을 나타내었다.

이상의 탄화물 관찰을 통하여 합금분말의 소결시에는 비교적 밀도가 높은 1255°C~1260°C에서 미세한 탄화물이 입계 및 입내에 골고루 분포되어 있어 기계적성질의 향상에 크게 기여 할 것으로 기대되나, 혼합분말의 소결시에는 밀도가 급격히 증가하는 1275°C이상에서 입계에 필름상 및 청어뼈 모양의 조대한



Phase	Sintering temperature, °C	Phase composition, at.%				
		W	Mo	Cr	V	Fe
Primary carbides 1270°C						
MC		10.59	10.12	5.32	70.79	3.18
M ₆ C		28.43	14.29	4.69	7.31	44.71
Eutectic carbides 1280°C						
MC		14.97	12.81	4.58	57.76	9.88
M ₂ C		26.02	28.39	9.61	22.00	13.98
M ₆ C		19.48	17.19	5.86	4.23	53.23

Fig. 8. Carbide morphologies and phase compositions after sintering the elementally blended powder. Sintering temp.: (a) 1270°C, (b),(c),(d) 1280°C.

4. 결 론

M3/2조성의 고속도공구강 합금분말과 혼합분말을 사용하여 금속사출성형(MIM)법으로 성형한 후 물성 검사를 통하여 합금분말과 혼합분말의 금속사출성형 적용성을 실험한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 수소와 질소의 혼합 가스 분위기에서 결합제를 제거한 후 탄소함량은 합금분말에서는 약 80% H_2/N_2 까지 1.40 wt.%~1.43 wt.%로 거의 일정하였으며 혼합분말에서는 10% H_2/N_2 및 20% H_2/N_2 분위기에서 각각 1.44 wt.% 및 1.62 wt.%로 높은 탄소함량을 나타내었다. 적정 소결온도에서 소결 후 탄소함량은 결합제 제거 후의 탄소함량보다 합금분말은 15.0%, 혼합분말은 11.9%감소하였다.

2. 소결밀도가 급격히 증가하는 온도 구간에서 합금분말과 혼합분말 모두 약 10% 밀도 증가를 보인 후 혼합분말은 서서히 밀도가 증가하였으나 합금분말은 급히 밀도가 증가하여 적정 소결온도에 도달하였다. 적정 소결온도에서 소결밀도는 합금분말의 경우 1260°C에서 97.3%, 혼합분말은 1280°C에서 96.9%로 혼합분말이 합금분말보다 적정 소결온도가 약 20°C 높게 나타났다.

3. 소결 후 미세조직은 혼합분말에서보다 합금분말에서 결정립 및 탄화물이 미세하였고 합금분말은 적정 소결온도에서 미세한 1차 탄화물이 석출되었지만 혼합분말은 공정탄화물이 생성되면서 밀도가 급격히 증가하여 적정 소결온도에 도달하였다.

4. 합금분말 및 혼합분말에서 관찰된 1차 탄화물은 V이 풍부한 MC형 탄화물과 W, Mo 및 Fe가 풍부한 M_6C 형 탄화물이 존재하였으며, 공정탄화물은 needle type의 M_2C 탄화물과 청어뼈형태의 M_7C_3 형 공정탄화물 및 V이 풍부한 MC형 공정탄화물이 관찰되었다.

참고문헌

1. F. A. Kirk; Powder metallurgy, 2 (1991) 70.
2. 정형식, 김용진; 대한금속학회 제3회 분말아카데미 심포지엄 (1991) 118.
3. D. J. Blickwede; "Metal Handbook", ASM. Ninth Ed., (1984) 784.
4. K. M. Kulkarni; "Powder Metallurgy", MPIF, (1987) 253.
5. 양형도, 주동원, 김순호, 정은, 성장현; 대한금속학회지 30 (1995) 1577.

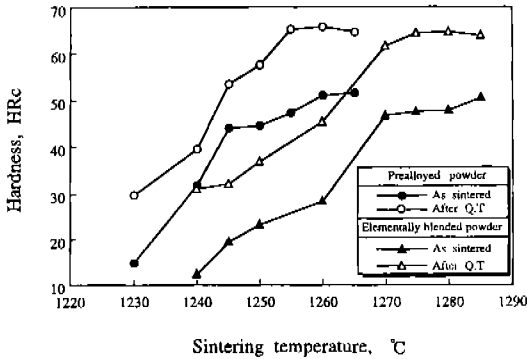


Fig. 9. Hardness as a function of sintering temperature for the prealloyed and elementally blended powders, showing the effect of heat treatment.

공정탄화물이 석출됨으로 인하여 적정소결온도로 생각되는 1280°C에서는 합금분말 소결체보다 기계적 성질이 나쁠 것으로 예상된다.

3.4. 경도 특성

그림 9는 소결한 합금분말 및 혼합분말 시료를 렌칭(1200°C, 20분) 및 템퍼링(550°C, 1시간) 열처리하였을 때 경도값을 소결온도에 따라 도시한 것이다. 소결온도가 상승함에 따라 경도값은 상승하고 있으며 합금분말은 적정 소결온도인 1260°C에서 소결 후 경도값은 HRC 51.1이지만 열처리 후의 경도값은 HRC 65.6으로 증가하였다. 혼합분말은 적정 소결온도인 1280°C에서 소결 후 경도값은 HRC 45.9이며 열처리 후의 경도값은 HRC 64.7로 증가하였다.

소결 후 열처리를 하면 경도값은 합금분말과 혼합분말 모두 HRC 10이상 증가하며 특히 적정 소결온도에서 열처리한 경우의 경도값의 증가가 더 크게 나타났다. 적정 소결온도 이상에서는 경도값이 소폭 감소하였는데 이는 결정립의 조대화의 원인으로 생각된다.^{17,18)} 일반적으로 M3/2계 고속도공구강 구조품의 경우 2단 템퍼링에 의해 HRC 60~65의 경도값을 가지는데^{20,21)} 이와 비교하면 소결 후 1단 템퍼링한 합금분말은 HRC 65.6으로 구조품보다 높게 나타났으며, 혼합분말의 경우에는 HRC 64.7로 구조품과 비슷하게 나타났다. 그 이유는 합금분말은 구조품보다 결정립 및 탄화물이 미세하고 조직 전체에 골고루 분포하기 때문이며 혼합분말은 결정립이 조대하기 때문에 합금분말보다는 경도가 약간 낮은 것으로 생각된다.

6. P. Crook, R. D. Rivers and H. J. Klein; *Industrial Heating*, **54** (1987) 12~15.
7. R. M. German; *Int. J. of P/M* **1** (1990) 23.
8. R. M. German; *Int. J. of P/M* **1** (1990) 35.
9. 구광덕, 강창룡, 정은, 박성훈, 성장현; *분말야금학회지* **3** (1996) 50.
10. M. A. Phillips; *Int. J. Powder Met.*, **29** (1993) 15.
11. 구광덕, 이석희, 김영주, 정은, 김영삼, 성장현; *대한금속학회지* **31** (1993) 975.
12. R. M. German; "Powder Injection Molding", MPIF, Princeton, NJ (1990) 89.
13. P. A. Willenmet, R. A. Pett and T. J. Whalen; *Bull. Amer. Ceramic Soc.*, **57** (1978) 744.
14. R. Billet; *Int. J. of P/M & P/T*, **21** (1985) 119.
15. 三浦 秀士; *日本金屬學會會報* **31** (1992) 711.
16. C. S. Wright, B. Ogel; *Powder metallurgy*, **36** (1992) 213.
17. C. S. Wright ; *Powder metallurgy*, **32** (1989) 114.
18. 정형식, 김병기, 김용진; *대한금속학회회보* **6** (1993) 166.
19. G. Hoyle; *High Speed Steel*, Butterworths (1988) 127.
20. Pradipt K. Kar, Bhaskar P. Saha, Gopals Upodhyaya; *Int. J. of P/M*, **29**, **2** (1993) 393.
21. 이구현, 변응선, 남기양; *고속도강 열처리* (1995) 250.