

분말 고속도공구강의 소결 조건에 따른 치밀화 거동연구

김용진 · 정형식 · 배종수
한국기계연구원

The Effect of Sintering Parameters on the Densification Behavior of PM High Speed Steel

Yong-Jin Kim, Hyung-Sik Chung and Jong-Soo Bae
Korea Institute of Machinery and Metals, 66 Sang-Nam Dong,
Changwon, Kyungnam, Korea
(Received September 5, 1994)

ABSTRACT The densification behavior during a sintering of M2 and T15 grade high speed steel powder compacts was reported. Sintered densities over 98% theoretical were achieved by a liquid phase sintering in vacuum for both grades. The optimum sintering temperature range where full densification could be achieved without excessive carbide coarsening and incipient melting was much narrower in M2 than in T15 grade. The sintering response was mainly affected by the type of carbides present. The primary carbides in M2 were identified as M_6C type whereas those in T15 were MC type which provides wider sintering range. The addition of elemental carbon up to 0.3% lowered the optimum sintering temperature for both grades, but had little effect on expanding the sintering range and sintered structure.

1. 서 론

고속도공구강은 높은 경도, 인성 및 내마모성으로 인하여 각종 절삭공구, 금형 및 내마모부품의 소재로 널리 사용되고 있다.¹⁾ 현재 사용되고 있는 대부분의 공구강제품은 용해주조 후 열간단조 및 가공에 의해 제조되고 있으나 이 방법에 의해 제조된 제품들은 제조공정상의 단점인, 주조시의 편석으로 인한 내부 조직의 불균일성, 조대한 입도분포 및 방향성 등으로 인해 소재특성에 한계가 있으며 열처리시 제품의 변형 및 기타 결함 발생의 원인이 되고 있다.

분말야금공정은 이러한 기존 공정이 가지는 단점을 개선할 목적으로 도입되었다.²⁻⁷⁾ 이 공정이 가지는 장점은 원료로서 편석이 없고 미세한 결정립을 갖는 합금분말을 사용하기 때문에 최종 제품의 조직을 미세화시킬 수 있고, 탄화물의 편석 등 불균일 조직을 최소화시킬 수 있으며, 합금설계의 다양화에 의해 우수한 내마모, 인성을 가진 고속도공구강 소재 및 부품을 제조할 수 있다는 점이다. 또한 균일한 성분

및 미세조직으로 인하여 열처리 시간이 단축되고, 균열이나 변형 등을 최소화 할 수 있으며, 안정한 경도값을 얻을 수 있다.

분말법에 의한 고속도 공구강의 제조에는 매우 다양한 제조공정이 개발, 응용되고 있다.^{8,9)} 이 중 수분사 고속도공구강 분말을 이용한 소결공정은 일반적인 분말야금법 즉, 분말의 혼합, 냉간성형, 소결, 후처리공정을 이용하는 것으로 절삭공구용 바이트나 각종 소형 내마모부품제조에 기계가공을 최소화시킴으로서 보다 경제적으로 제조할 수 있는 장점이 있다. 그러나 고속도공구강은 특성상 최종 열처리 후 경도가 매우 높고 연성이 없기 때문에 소결 후 잔류기공이 존재하면 기계적 특성의 저하가 현저하다. 따라서 적절한 소결조건을 선정하여 진밀도화하거나 잔류기공을 최소화 하는 것은 매우 중요하다.¹⁰⁻¹²⁾

일반적으로 고속도공구강의 소결 특성은 치밀화를 위한 소결온도가 1200°C 이상의 고온이 요구되고 치밀화의 정도 및 이에 따른 결정립과 탄화물의 크

Table 1. Chemical compositions of M2 and T15 powders (wt%)

	C	W	Mo	Cr	V	Co	O ₂ (ppm)	(Fe)
M2	0.95	6.20	4.52	3.93	1.97	0.63	1064	(rem.)
T15	1.16	12.8	0.8	3.95	4.28	5.03	999	(rem.)

기가 소결온도에 매우 민감하게 영향을 받기 때문에 적정 소결온도의 범위가 매우 좁고 분말의 성분에 따라 크게 변화된다는 점이다. 따라서 소결공정을 이용한 분말 고속도공구강 제조시 적절한 소결조건의 선택 및 제어는 매우 중요하다.^{13,14)} 본 연구에서는 이를 위해 고속도공구강 중 대표적으로 널리 사용되고 있는 M2 및 T15분말을 이용하여 소결 분위기 및 분말종류에 따른 치밀화 거동을 비교분석하였고 치밀화 온도를 낮추기 위해 이들 분말에 흑연을 첨가하여 그 영향을 조사하였다.

2. 실험방법

시료인 M2, T15분말은 벨지움, Coldstream사의 소둔상태분말을 사용하였고, 탄소성분의 첨가를 위해서는 입도분포 0.7~1.2 μm 범위의 흑연분말을 사용하였다. 성형전 각 분말을 V형 혼합기를 사용 30분간씩 혼합하였으며, 혼합된 분말의 성형은 200톤 유압프레스를 이용하여 폭 12.7×길이 31.75 mm의 금형에서 성형하였다. 이때 성형밀도는 진밀도의 75~80% 범위로 하였고, 성형시 금형의 내부 벽면만을 알콜과 혼합된 윤활제(Kenolube)를 도포하였다. 성형된 분말은 윤활제 제거를 위해서 800℃, 1시간 동안 수소 분위기하에서 소둔하였다. 소결분위기의 영향을 비교하기 위한 실험은 M2분말을 대상으로 진공 및 수소 분위기를 사용 소결하였다. 진공소결은 10⁻³ torr 이하로 유지된 흑연가열식 진공로를 사용하였고 분위기소결은 이슬점이 -20℃ 이하로 유지된 수소분위기에서 Pusher형의 로를 사용하였으며, 이때 분위기 소결조건은 1100℃ 부근에서 30분간 유지 후 목표온도에 장입 1시간 소결하여 냉각하였다. 이 외 모든 M2 및 T15분말의 진공소결조건은 상온에서 1160℃ 까지 분당 20℃로 가열, 1160℃에서 1시간 유지하여 가능한 한 분말 내의 산소를 충분히 제거한 후 목표온도까지 시간당

Table 2. Powder characteristics of M2 and T15

	M2	T15
Sieve analysis (wt%)		
- retained (mesh)		
+ 150 μm (+100)	0.5	0.8
+ 106 μm (+140)	10.6	14.3
+ 75 μm (+200)	15.8	18.8
+ 44 μm (+325)	31.3	33.2
- 44 μm	41.1	33.4
Apparent density (g/cm ³)	2.59	2.21
Flow rate (sec/50 g)	31	45

20℃로 가열하여 목표온도에서 30분간 유지 후 냉각하였다. 소결된 시편은 아르키메데스원리에 의해 밀도를 측정하였고, 조직, 화학성분 등에 따른 소결 특성을 규명하였다.

3. 실험결과

그림 1은 M2분말 성형체의 소결분위기 및 소결온도에 따른 소결전 후의 상대밀도비(소결밀도/진밀도 × 100)를 나타낸 것이다. 환원성 분위기인 수소하에서의 소결시 치밀화의 정도는 소결온도 증가에 비례하여 거의 직선적으로 증가하지만, 1280℃ 이하에서는 진공소결에 비해 낮은 소결 밀도를 나타낸다. 따라서 밀도화를 위한 적정 분위기는 진공이 보다 우수함을 알 수 있다. 그리고 분위기 소결시 소결밀도를 증가시키기 위해 소결온도를 1280℃ 이상으로 하였을 경우, 부분적인 용융에 의해 소결체의 형상변화가 나타났다. 진공에서 소결한 경우, 초기 낮은 온도에서는 소결에 따라 밀도 증가가 거의 없는 구역, 1220℃ 이상의 온도에서는 급격한 밀도 증가가 발생하는 구역, 1260℃ 이상에서는 더 이상의 치밀화가 발생하지 않는 구역 등 세 구역으로 구분이 가능하였다.

그림 2는 성형상대밀도가 75% 및 80%인 M2분말 성형체를 대상으로 소결온도에 따른 밀도변화를 측정한 결과이다. 분말의 성형 밀도가 높을 경우 낮은 온도에서 급격한 소결밀도의 증가가 발생하고 치밀화 완료온도인 1260℃ 이상에서의 소결밀도는 성형 밀도에 큰 영향을 받지 않는다. 이 결과는 본 실험 범위내에 있어서 치밀화 중간 단계에서는 성형밀도의 영향에 의해 치밀화정도가 어느 정도 다르게 나

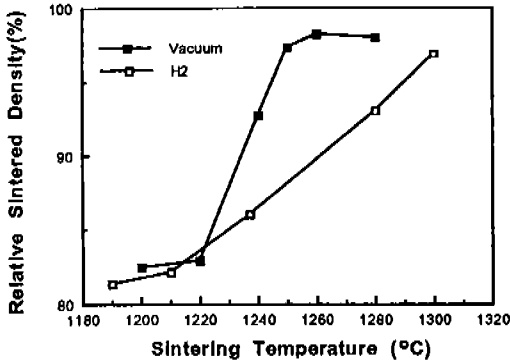


Fig. 1. Variation of sintered density with sintering atmosphere and temperature of M2 HSS powder.

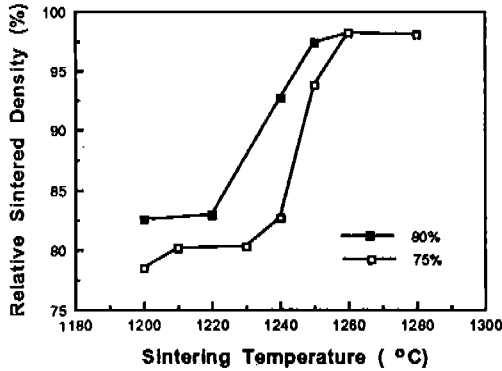


Fig. 2. Variation of sintered density with green density of M2 HSS powder.

타나지만 치밀화 완료온도 및 이때의 밀도는 큰 변화가 없는 것을 나타낸다.

그림 3은 순수 M2분말, M2분말에 0.1, 0.3 wt% 흑연을 첨가한 분말성형체의 진공소결온도에 따른 상대밀도 및 결정립의 크기를 나타낸 것으로 이때 결정립의 크기는 선분법을 사용 측정하였다. 0.1 wt% 흑연을 첨가시 상대밀도 97% 이상으로 치밀화되는 온도는 1260°C로부터 1220°C로 약 40°C 정도 크게 낮아지고, 0.3%로 첨가량이 증가함에 따라 치밀화 완료 온도는 더욱 낮아지지만 0.1 wt% 흑연 첨가시 보다 소결온도에 미치는 영향은 상대적으로 작아짐을 나타낸다. 결정립의 크기는 낮은 소결온도에서는 약 5 μm 이하로 매우 미세하지만, 소결온도가 증가함에 따라 급격히 성장하기 시작하여 1260°C에서는 약 30 μm로 성장하였다. 0.1 wt% 흑연 첨가의 경우에도 있어서도 소결밀도의 증가와 함께 결정립이 크게

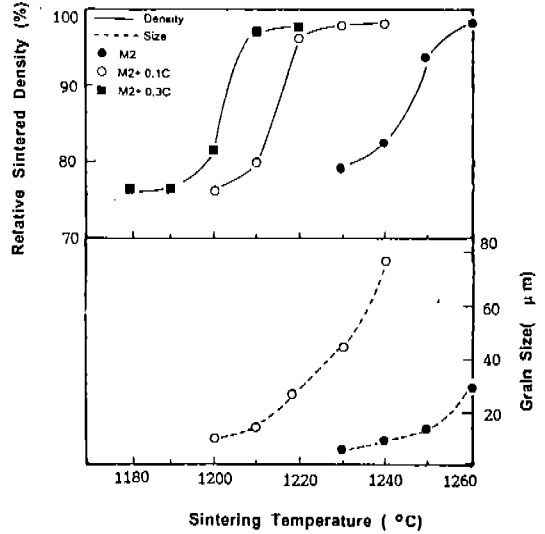


Fig. 3. Variation of sintered density and grain size with graphite addition of M2 HSS powder.

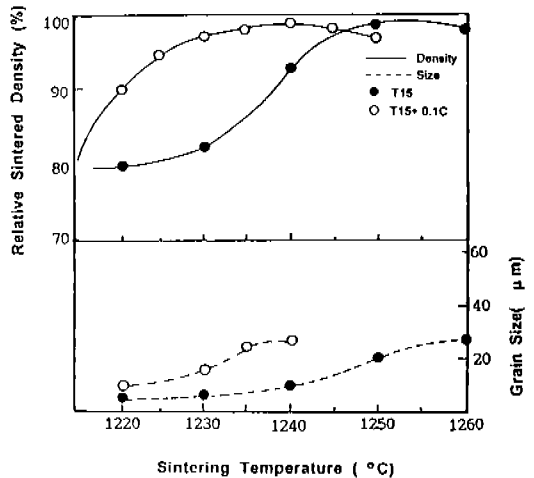


Fig. 4. Variation of sintered density and grain size with graphite addition of T15 HSS powder.

성장하였다. 특히 치밀화완료 온도인 1220°C 보다 20°C 높은 1240°C에서 소결한 경우 결정립의 크기는 70 μm 이상으로 1220°C 소결 후의 결정립 크기보다 2배 이상의 급격한 성장이 일어났다.

그림 4는 T15 및 T15에 0.1 wt% 흑연을 첨가한 분말성형체의 진공소결 후의 상대밀도 및 결정립 크기 변화를 소결 온도에 따라 나타낸 것이다. 0.1 wt% 흑연 첨가에 의해 그림 3의 M2소결체의 경우와 같이

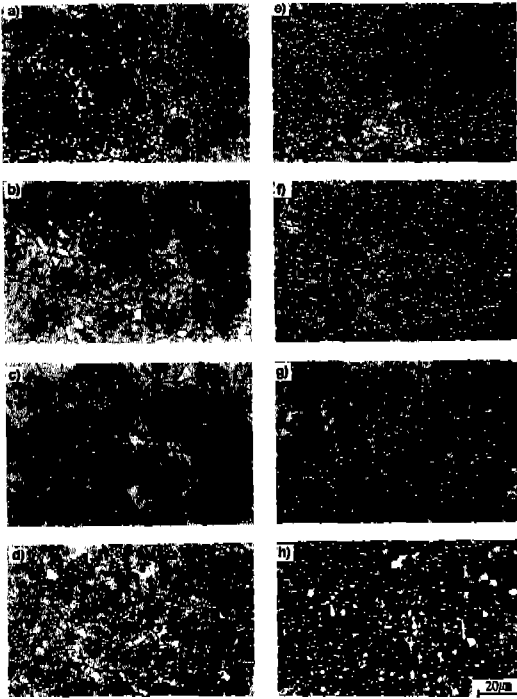


Fig. 5. Microstructure of sintered M2, T15 and graphite-added specimens with various sintering temperature; (a) M2, 1240°C; (b) M2, 1260°C; (c) M2, 1280°C; (d) M2+0.1 wt% graphite, 1220°C; (e) T15, 1240°C; (f) T15, 1250°C; (g) T15, 1270°C; (h) T15+0.1 wt% graphite.

상대밀도 97% 이상의 치밀화를 위한 적정 소결온도는 낮아지지만, 그 영향은 M2보다는 작아 약 10~15°C 범위이다. 소결시 결정립의 성장도 초기 7~8 µm에서 소결온도 1250°C에서는 20 µm로 성장하였고 1260~1270°C 사이에서는 약 30 µm로 성장하였다. M2소결체는 치밀화가 완료된 후에도 급격한 결정립 성장을 나타내는 것에 비해 T15소결체는 성장이 둔화되고 있음을 나타낸다.

그림 5는 성형 상대밀도 80%인 순수 M2와 T15 분말 및 흑연을 0.1 wt% 첨가한 성형체의 진공소결 온도에 따른 조직을 나타낸다. M2소결체의 경우, 상대 밀도 약 92%인 1240°C에서의 소결 조직은 미세한 탄화물 및 결정립과 부분적으로 성장된 결정립이 혼재되어 있고, 상대 밀도 98% 이상인 1260°C 소결 조직은 부분적으로 미세 기공이 존재하고 결정립 크기는 1240°C 소결시 보다 크게 성장하였고 결정립 사이에 비교적 큰 탄화물도 함께 존재하였다.

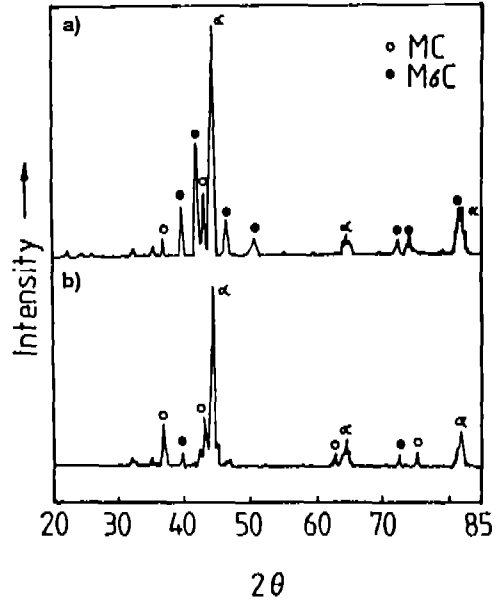


Fig. 6. X-ray diffraction patterns of sintered M2 and T15 HSS; (a) M2, (b) T15.

반면에 1280°C 소결 조직은 과도한 액상에 의해 매우 조대한 결정립과 연속적인 입계 탄화물이 생성되어 있음을 보여준다. T15분말의 소결에 있어서도 M2 분말의 소결과 매우 유사한 소결거동을 나타내지만 치밀화가 완료된 후에는 결정립의 성장이 M2보다는 둔화되고 있음을 나타낸다. 흑연을 첨가 후 소결한 조직에 있어서 첨가하지 않은 시료와의 뚜렷한 조직상의 차이는 나타나지 않는다.

그림 6은 소결 후 M2, T15의 X-선 회절 Pattern을 나타낸 것으로 α상(ferrite)과 M₆C, MC탄화물이 존재함을 나타낸다. 여기서 주 탄화물은 M2의 경우 M₆C, T15는 M₆C와 MC가 혼재하고 있음을 알 수 있다.

4. 고 찰

M2 및 T15분말 성형체의 소결에 있어서 30~40°C의 좁은 온도범위내에서 급격히 치밀화가 진행되는 것은 소결중 액상이 생성하여 소결이 촉진되기 때문이다.^{15,16)} M2나 T15와 같은 공구강에서의 액상 소결은 W-Cu나 WC-Co계와 같이 저융점금속의 용해에 의해 액상소결이 일어나는 것과는 달리 고상선

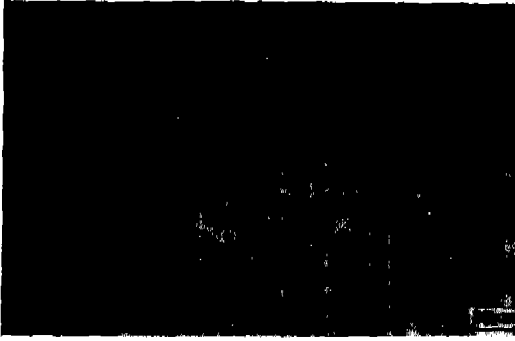


Fig. 7. Microstructure of sintered M2 HSS under pure hydrogen atmosphere at 1280°C for 1 hour.

(solidus line) 이상으로 가열하여 적정량의 액상이 형성되면서 발생된다. M2 및 T15분말 성형체의 소결시 최종 소결밀도를 결정하는 주요 인자로서는 액상의 양, 소결 분위기, 성형 밀도 등이 있다.^{4,12,18,19)}

그림 1의 소결분위기 실험에 대한 결과에서 환원성 분위기가 진공하에서의 소결보다 낮은 치밀화정도를 나타낸 것은 환원성 분위기하에서 소결시 액상이 생성되면서 치밀화가 진행되고 이에 따라 밀폐 기공이 형성되며, 밀폐기공내에는 잔류 가스가 존재하여 더 이상의 치밀화를 방해하기 때문이다. 이러한 결과는 그림 7의 조직사진에서 잘 나타난다. 그림 7은 1280°C의 수소분위기하에서 소결조직을 나타낸 것으로 진공에서의 소결(그림 5의 (b))은 부분적으로 매우 미세한 기공이 존재하는 반면 수소분위기에서의 소결은 비록 기공이 둥근형상을 가지지만 기공의 크기가 매우 조대함을 보여주고 있다.

일반적으로 공구강 분말성형체의 소결시 고밀도화를 위한 적정 액상량은 분말 성분에 따라 차이가 있으나 약 5~17 vol% 범위로 보고되어지고 있다.¹⁵⁾ M2 및 T15분말에서 액상량의 조절은 일반적으로 소결 온도를 고상 변태온도 이상에서 변화시켜 조절한다. 따라서 주어진 계에서의 고상변태점을 측정하는 것은 매우 중요하다. M2 및 T15공구강의 변태온도는 Bee 등의 발표가 있지만, 이를 소결공정에 적용 적정 소결온도를 유추하는 것은 매우 어렵다.^{12,20)} 소결에 의한 치밀화 정도는 사용된 분말의 성분, 입도분포 및 첨가원소에 큰 영향을 받으며 특히, 고속도공구강에서 액상의 생성은 후술하겠지만 단순한 상태도상의 특징상이 용해되어 생성되는 것이 아니라, 각종 탄화물의 부분적 분해에

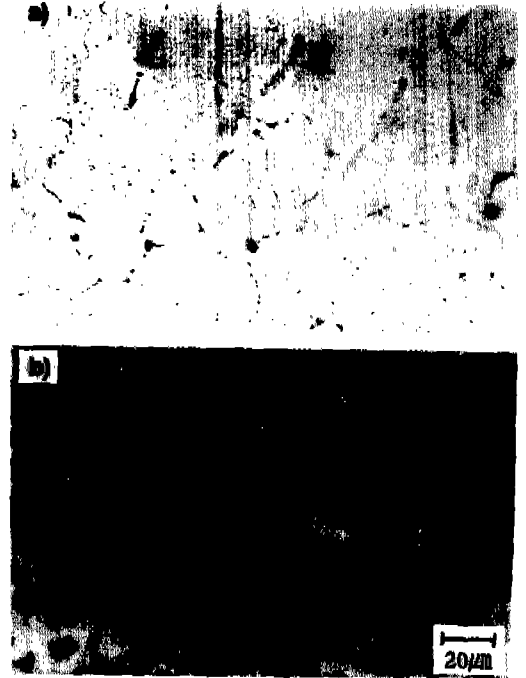


Fig. 8. Microstructure of MC carbide in fully densified specimens (a) M2, 1270°C; (b) T15, 1280°C (Etching condition; 20% Chromic acid with 2-3 V for 1 min).

의한 조성의 불균일성에 의해 생성되기 때문에 정확한 액상생성온도를 찾기가 매우 어렵다.

M2 및 T15분말과 같은 고속도공구강분말에서 치밀화에 따른 결정립 및 탄화물의 성장은 탄화물의 종류에 크게 의존한다고 보고되고 있다.^{10,21)} 그림 6의 XRD결과에서 나타났듯이 M2에서는 M_6C 탄화물이 대부분을 차지하고 T15에서는 M_6C 와 MC가 혼재하였다. 이 중 MC탄화물의 형상과 분포를 알기 위해 크롬산용액에서 전해부식에 의해 MC탄화물만 선택적으로 부식한 결과를 그림 8에 나타냈다.²²⁾ M2에 있어서는 결정입계나 삼중점에 MC탄화물이 소량 존재하는 반면, T15에서는 다량의 MC탄화물이 둥근형상으로 존재한다.

M_6C 및 MC탄화물의 화학성분에 대한 연구는 이론적 혹은 실험적으로 밝혀졌는데 원소재가 함유하고 있는 성분에 따라 약간의 차이가 있지만 주로 M_6C 탄화물은 Fe와 W, Mo C를 주성분으로 MC탄화물은 V과 C를 주성분으로 하고 있으며 MC탄화물이 M_6C 탄화물보다 높은 경도를 가지며 고온에서 안정한 특성을 지닌다.^{10,21,23)}

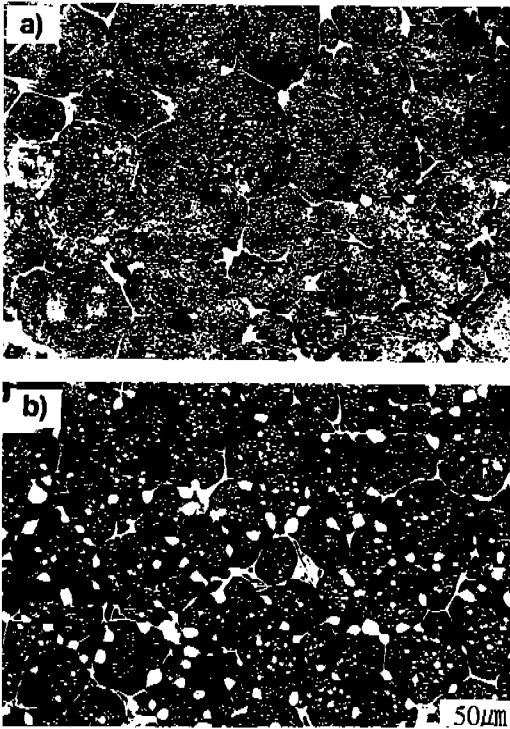


Fig. 9. Microstructure of over-sintered M2 and T15 HSS; (a) M2, 1280°C; (b) T15, 1290°C.

M2 및 T15분말은 상온에서 페라이트(ferrite, α)와 M_6C 및 MC탄화물로 구성되어 있으며 액상이 형성되는 1200°C 이상의 고온에서는 오스테나이트(γ)와 M_6C , MC탄화물로 존재한다. 소결시 이들 분말에서의 액상형성과정은 온도가 상승함에 따라 탄화물이 γ 상으로 고용되며, 고용된 주변의 불균일한 성분에 의해 액상이 생성, 확산된다고 보고되고 있다.^{15,19,20)} 이 경우 MC탄화물은 M_6C 보다 고온에서 안정된 탄화물이기 때문에 γ 상에서의 분해속도는 M_6C 보다 느리다. F. Kayser와 M. Cohen 등에 의하면 γ 상과 함께 존재하는 MC탄화물의 양은 M2의 경우 1218°C에서 15 vol%이며 T15는 1250°C에서 66 vol%로 T15가 M2보다 약 4배 이상의 MC형 탄화물이 존재한다고 보고하였다.²⁴⁾ 따라서 M2분말은 소결온도가 증가할 수록 M_6C 탄화물의 γ 혹은 액상에서의 분해속도가 증가되고, 특히 대부분의 M_6C 탄화물의 분해가 완료되는 1250°C 이상에서는 액상의 양이 소결온도에 매우 민감하게 변화되기 때문에 치밀화를 위한 적정 소결온도구간은 매우 좁아진다. 그림

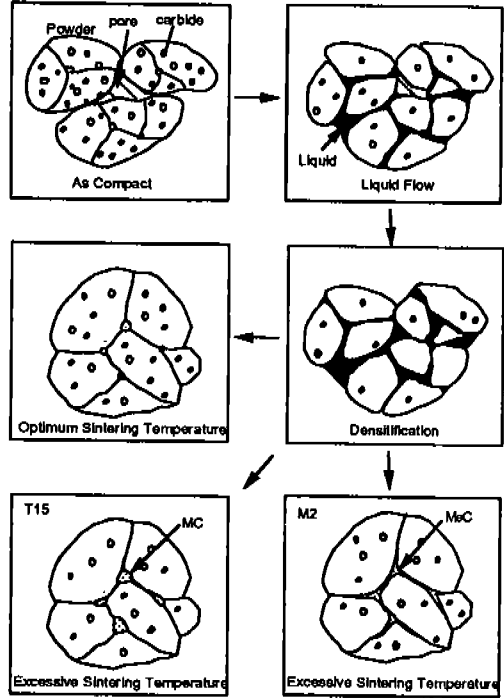


Fig. 10. A sketch of the densification behavior of M2 and T15 HSS powders.

3에서 적정 소결온도기준을 소결밀도 98% 이상 결정립도 30 μm 이하의 조직이 형성되는 온도로 규정하면, 적정 소결온도 구간은 1257~1260°C로 약 3°C의 좁은 폭을 가진다. 반면 T15분말은 1250°C 이상의 고온에서도 다량의 MC탄화물이 존재하므로 해서 액상량의 온도민감성은 M2보다 낮아진다. 따라서 적정 소결온도구역도 M2분말보다 넓어지고 치밀화된 후의 결정립의 성장도 미분해된 탄화물에 의해 억제된다고 판단된다. 그림 4에서 M2와 같은 기준을 적용하면 적정 소결온도 구간은 1247~1270°C로 약 24°C의 보다 넓은 폭을 가진다. 이러한 근거 중의 하나는 M2 및 T15분말을 적정 소결온도 이상인 1280, 1290°C에서 소결하여 액상을 과다하게 생성시킨 후 응고시키면 M2 및 T15의 탄화물형상이 다르게 나타난다(그림 9). 즉 M_6C 가 대부분을 차지하는 M2에 있어서는 소결 후 액상이 응고될 때 분해된 탄화물의 재석출에 의해 결정립 사이 박막형의 망목상탄화물이 형성되는 반면 T15는 소결시 분해되지 않은 MC탄화물의 성장에 의해 구형의 탄화물이 상대적으로 많이 존재함을 알 수 있다.

Table 3. Carbon and oxygen contents of M2 specimens with graphite addition after vacuum sintering

Graphite add. (wt%)	Sintering temp. (°C)	C (wt%)	O ₂ (ppm)
0	1250	0.84	125
0.1	1220	0.96	123
0.2	1210	1.05	125
0.3	1210	1.18	157

그림 10은 이상의 결과를 요약하여 도식화한 것이다. 성형된 분말은 소결온도가 상승함에 따라 기지내로 탄화물이 분해 고용되고 이로 인한 조성의 불균일성에 의해 결정립계나 분말표면에 액상이 생성된다. 이렇게 생성된 액상에 의해 통상적인 액상 소결공정 즉, 분말입자 및 결정립의 분리와 재배열, 재충진에 의해 급격한 치밀화가 일어난다. 이때 소결조건이 적절한 경우에는 진밀도에 가까운 소결밀도와 균일, 미세한 결정립 및 탄화물구조를 가지는 반면에 소결온도가 적정범위 이상인 경우 결정입계에 조대한 탄화물이나 망목상의 탄화물이 형성된다. 또한 적정 소결온도의 범위는 탄화물의 종류에 크게 의존하게 된다.

M2 및 T15분말의 소결에 있어서 흑연의 첨가는 기지내의 탄소함량을 조절하기 위한 목적과 $C+O \rightarrow CO$ 반응을 촉진시켜 수분사분말내에 존재하는 산소함량을 감소시키기 위한 목적, 액상의 생성온도를 낮추어 치밀화를 위한 적정 소결온도를 낮추기 위한 목적으로 구분할 수 있다. 표 3은 M2분말에 있어서 흑연첨가량에 따른 소결 후의 탄소 및 산소함량을 나타낸 것으로 탄소함량은 첨가된 흑연량에 비례하게 증가되며, 산소함량은 일정한 경향을 나타내지 않았다. 이러한 결과는 산소함량이 높을시 탄소에 의한 산소의 환원이 매우 효과적이지만 저산소함량에서는 큰 효과를 볼 수 없음을 나타낸다. 그러나 흑연첨가에 의해 적정 소결온도는 M2분말의 경우 40°C 이상 낮아졌는데, 이는 흑연첨가에 의해 각 입자의 표면 및 결정입계의 부분적인 조성의 불균일성을 가져와 액상의 생성온도가 저하되었기 때문으로 판단된다. 따라서 흑연첨가는 치밀화를 위한 적정 소결온도를 낮추는데 매우 효과적이라는 장점이 있다. 그러나 흑연의 첨가로 인해 부분적인 조성의 불균일을 가져와 최종 기계적 특성에 나쁜 영향을

미칠 수 있으므로 흑연첨가에 의해 소결공정을 제어하는 것은 매우 신중하여야 한다.

5. 결 론

M2 및 T15 분말의 치밀화를 위한 소결분위기, 온도 및 흑연첨가의 영향을 연구한 결과 상대밀도 98% 이상 치밀화를 위해서는 진공분위기가 가장 적절하였으며, 소결시 치밀화는 M2 및 T15분말의 부분적 용해로 인한 액상소결에 의해 진행되었다. 또한 소결온도는 미세조직 및 소결밀도에 매우 민감한 영향을 주었다. 치밀화를 위한 적정 소결온도 구역은 T15분말이 M2보다 넓게 나타났는데 이는 T15분말이 고온에서 안정된 MC탄화물을 다량 함유하기 때문으로 판단된다. 분말에 흑연첨가는 기지내의 탄소함량조절 및 치밀화온도를 크게 낮추는 역할을 하였다.

감사의 글

본 연구는 과학기술처 특정연구 개발 사업으로 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. G. A. Roberts and R. A. Cary: Tool Steel, 4th Ed., ASM, Metals Park, Ohio (1980) 627
2. E. Karl: Metals Handbook, 9th Ed., ASM, Metals Park, Ohio (1984) 784
3. 鎌田善仁, 徳山幸夫: 三菱製鋼技報, **19** (1985) 51
4. R. J. Causton and J. J. Dunkley: Powder Metallurgy for Full Density Products, K. M. Kishor (Ed.), MPIF, Priceton, New Jersey (1987) 53
5. P. Brewin: Powder Metallurgy-An Overview, I. Jenkins/J. V. Wood (Ed.), The Institute of Metal, London (1991) 296
6. 문인형, 오중석: 대한금속학회지, **20** (1982) 677
7. 문인형, 김해섭: 대한금속학회지, **24** (1986) 839
8. R. W. Bratt: MPR, Sep. (1983) 475
9. E. J. Jickefoose: MPR, April (1983) 213
10. P. Maulik and W. J. C. Price: Powder Metallurgy, **30** (1897) 165
11. J. D. Bolton, M. Jeandin and C. J. Tresy: Powder Metallurgy, **33** (1990) 126
12. K. M. Kulkarni: MPR, Sep. (1990) 629

13. J. M. Torralba, L. E. G. Cambroner, J. M. Ruiz-Preeto and M. M. Das Neves : Powder Metallurgy, **36** (1993) 55
14. C. S. Wright, M. Lewicka, W. J. C. Price and L. Fontanic : Powder Metallurgy, **32** (1989) 109
15. R. M. German : The Inter. J. of Powder Metallurgy, **26** (1990) 23
16. R. M. German : The Inter. J of Powder Metallurgy, **26** (1990) 35
17. P. M. Kar and G. S. Upadhyaya : MPR, Dec. (1990) 841
18. I. Urrutibeaskor and S. Jauregi : The Inter. J. of Powder Metallurgy, **29** (1993) 367
19. 高成重彰, 新田 念 : 粉体および粉末冶金, **33** (1986) 12
20. J. V. Bee, P. R. Brewin, P. D. Nurthen and J. V. Wood : MPR, Mar. (1988) 177
21. I. Urrutibeaskoa and J. J. Urcola : Powder Metallurgy, **36** (1993) 47
22. D. J. Brickwede and M. Cohen : Metal Trans., **186** (1949) 578
23. R. H. Palma, V. Martinez and J. J. Urcola : Powder Metallurgy, **25** (1989) 291
24. F. Kayser and M. Cohen : Metal Progress, **61** (1952) 79