

자동차 엔진용 소결 밸브시트의 미세조직과 기계적 성질에 미치는 고체윤활제의 영향

최재기 · 박종관* · 정인상
경북대학교 대학원 금속공학과
*대한소결금속주식회사

Effects of Solid Lubricants on Microstructure and Mechanical Properties of Sintered Valve Seats for Automobile Engine

Jae-Kee Choi, Jong-Kwan Park* and In-Sang Chung

Dept. of Metall. Eng., Kyungpook National University, Taegu 702-701, Korea

*Korea Sintered Metal Co., Ltd., Taegu 711-855, Korea

(Received April 10, 1999)

Abstract Engine valve seat is a functionally important part for maintaining engine performance. The progress of automotive technology has increased the severity of conditions to which it is exposed, especially as regards LPG fuel engines and turbocharger. Therefore, it requires excellent heat and wear resistance to meet the severe condition inside the engine. In the present study, effects of solid lubricants such as CaF_2 , MnS and MoS_2 on microstructure and mechanical properties of sintered Fe alloys for valve seats have been investigated for the development of valve seat material with high temperature wear resistance. As a result of engine simulation test, 0.5 wt% CaF_2 specimen showed the most excellent property, but in the overall aspect of view valve recession has increased with increasing the amount of solid lubricants.

1. 서 론

자동차 엔진부품인 밸브시트는 실린더 상부에 부착되어 밸브의 개폐시 밸브와 직접 맞닿는 곳에 위치한 원통형상을 갖는 부품이다. 이는 폭발행정시 밸브와 밀착되어 고압연소가스의 누출을 차단하므로 엔진성능에 중요한 영향을 미친다. 이러한 밸브시트는 실린더 내부에서 연료의 폭발시 발생하는 고온의 연소가스(약 800-1000°C)에 노출되며,¹⁾ 또한 밸브의 개폐작용에 따라 연속적인 충격과 미끄럼 작용을 받는 것으로 알려져 있다.^{2,4)}

최근에는 엔진이 소형화되거나 rpm과 출력의 증가에 의해 밸브시트에 가해지는 면압과 마모량도 증대되기 때문에 내열 및 내마모성이 더욱 뛰어난 재료의 밸브시트가 요구되고 있다.^{5,6)} 또한 출력을 높이기 위해 밸브수가 많아짐에 따라 밸브의 간격도 좁아져서

밸브시트의 두께가 얇아져야 할 뿐만 아니라 실린더 헤드(cylinder head)의 온도 분포 또한 변하기 때문에 예전에는 문제가 없었던 흡기 밸브시트마저도 고강도, 고탄성재료가 요구되고 있다. 또한, 밸브시트는 제조공정에서 각종 가공을 행하고, 실린더헤드에 장착한 후 재가공공정을 거치기 때문에 가공성이 우수한 재료의 선택이 중요하다.

고체윤활제의 첨가는 첫째, 밸브의 회전에 의해 고체윤활제가 밸브시트면에 스며나와 밸브와 밸브시트의 금속접촉을 방지하여 응착마모를 감소시킨다.³⁾ 둘째, 기계가공시 절삭성과 같은 가공성이 향상된다.⁷⁾

본 연구는 자동차 엔진용 소결 밸브시트 재료의 특성을 개선하기 위하여 고체윤활제로서 CaF_2 , MnS , MoS_2 를 선택하여 그 함량을 조절하였다. 그리고 각 공정별 미세조직과 기계적 성질 등을 평가하므로써 최적의 고체윤활제와 그 함량을 알아보고자 하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 원료분말은 Fe-Cr-Mn-C성분의 pre-alloy분말과 첨가원소용으로 Fe-Mo, Fe-Cr-C와 Co-Mo-Cr 등의 합금분말, 그리고 순수 Ni분말이다. 고체윤활제로서 CaF_2 , MnS, MoS_2 를, 원료배합시 성형성을 좋게 하기 위한 윤활제로는 stearic acid:48.1%, palmitic acid:45.5%를 첨가하였다.

시편 제조용 혼합분말은 Fe-1.0C-2.0Ni-7.5Mo-3.5Cr-5.5Co계의 기본 조성에 CaF_2 , MnS, MoS_2 를 각각 0.5, 1.0, 1.5, 2.0 wt%까지 변화시켜 30 kg용량의 double cone mixer를 이용하여 균일하게 진식 혼합하였다. 본 연구에 사용된 합금분말의 화학성분은 순수 분으로 환산하였고, 시편은 고체윤활제를 첨가하지 않은 경우 N시편, CaF_2 , MnS, MoS_2 를 각각 0.5 wt% 첨가한 것을 Ca5, Mn5, Mo5 라하고, 2.0wt% 첨가한 것을 Ca20, Mn20, Mo20 등으로 명명하였다.

혼합된 분말은 40톤 기계식 프레스를 이용하여 성형하였다. 성형시편은 외경 33 mm, 내경 26 mm, 높이 8 mm의 밸브시트 형상으로 만들었고, 성형밀도 6.9 g/cm^3 으로 제조하였다. 제조된 성형시편은 1150°C 의 N_2 분위기에서 1시간 소결하였다. Cu용침은 소결체 중량대비 15 wt%로 1120°C 에서 20분간 용침하였다. 소결과 용침은 pusher furnace를 이용하였다. 열처리는 진공로를 이용하여 920°C 에서 1시간 유지한 후 급냉하였고, 전기로에서 650°C 로 템퍼링하였다.

미세조직은 알루미늄 분말로 경면연마한 후 5% nital 용액으로 수초간 부식하여 광학현미경으로 관찰하였다. 또한 성분원소의 영향을 조사하기 위하여 각 공정 후 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 조직에 대한 면분석을 실시하였다.

각 공정별 시편에서의 경도측정은 기계적 연마 후 비커스경도기를 이용하였고, 압환강도(Radial Crushing Strength: RCS)측정은 밸브시트를 Instron의 ram 축과 시편의 원주방향이 일치하도록 하부 ram 상단에 시편을 고정시킨 후 ram 속도 3 mm/sec로 가압하여 실시하였다. 이때 모든 경도와 압환강도 시험은 각각 5회이상 측정하여 최대, 최소치를 제외한 값들의 평균치를 구하였다.

그림 1은 engine simulation 시험장치에 대해 나타낸 것으로, 실제 엔진과 유사하도록 상대재인 밸브를

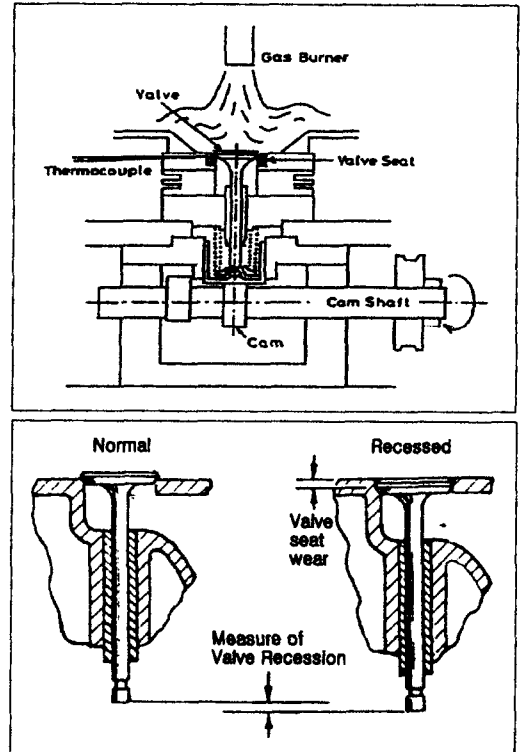


Fig. 1. Engine simulation tester of valve seat inserts.

비슷한 밸브 시스템의 각 부품은 시판 엔진에 장착되는 부품을 사용하였다. 본 시험기에서는 밸브시트의 내마모성 평가를 밸브의 축방향의 이동량, 즉 밸브침하량으로 표시하여 평가한다. 고온 마모시험은 용침 후 650°C 에서 템퍼링한 시편을 시판의 밸브시트 형상으로 기계가공하여, cam shaft rpm 1500으로 LPG를 사용해 400°C 에서 15시간 동안 실시하였으며, 밸브 침하량을 조사하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 고체윤활제 함량에 따른 소결체의 조직 및 특성

CaF_2 , MnS, MoS_2 함량에 따른 소결체의 압환강도, 경도 그리고 밀도값을 그림 2에 나타내었다. CaF_2 , MnS의 경우는 함량에 따라 압환강도(a) 및 경도값(b)은 각각 230 kgf, Hv 250으로 거의 일정하게 나타났다. 이는 소결의 단계를 6 단계, 즉 ① 입자간의 초기 결합단계, ② 접촉목의 성장단계, ③ 기공채널의 폐쇄단계, ④ 기공의 구형화단계, ⑤ 기공의 수축 및 소

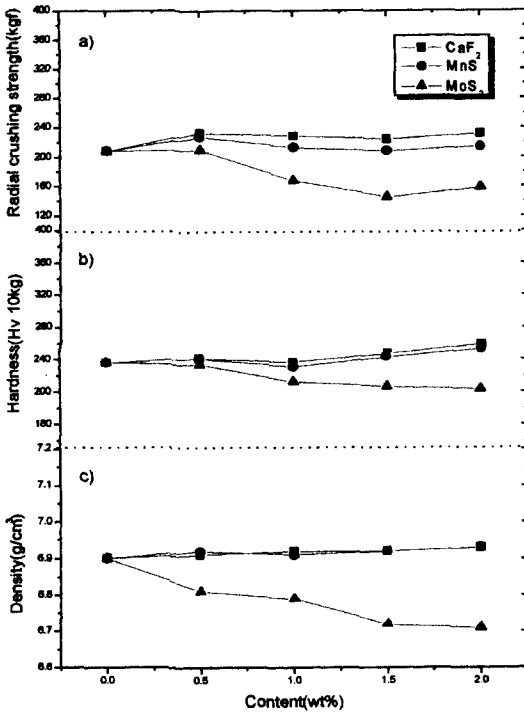


Fig. 2. RCS, hardness and density of as-sintered specimens containing solid lubricants.

멸단계(또는 조밀화단계), ⑥ 기공의 조대화단계로 분류할 때, 소결공정동안 임의로 용침을 위해 기공채널(interconnected pore channel)을 형성할 정도(즉 ① 입자간의 초기결합단계, ② 접촉목의 성장단계)로만 소결을 시켰기 때문에 이러한 기공채널로 인하여 윤활성 입자의 영향은 크게 나타나지 않은 것으로 보인다. 그러나 MoS₂의 경우에는 함량 변화에 따라 압환

강도와 경도값은 점차 감소하였다. 소결체의 기계적 성질은 보통 소결밀도와 밀접한 연관성을 가지기 때문에 소결 후 시편의 소결밀도(c)를 측정해 보았다. 그 결과, CaF₂, MnS 함량에 따라 소결밀도 6.91 g/cm³으로 일정하게 나타났지만 MoS₂는 함량에 따라 소결밀도는 6.90 g/cm³에서 6.71 g/cm³로 감소하였다.

그림 3은 N, Mn20, Mo20 소결시편의 미세조직을 관찰한 것이다. 미세조직을 보면 검게 보이는 부분은 기공이고 Mn20의 회색부분은 MnS이다. Ca 시리즈의 시편에 대한 미세조직은 CaF₂ 입자가 광학현미경 상에 검게 나와 기공과 구별할 수 없었고 기계적성질 및 미세조직이 MnS 윤활입자의 경우와 유사하므로 N, Mn20, Mo20 시편만을 서로 비교하였다. 고체윤활제를 첨가하지 않은 N과 2.0 wt% MnS를 첨가한 Mn20 시편을 비교할 때, 기공의 차이는 없으나 Mn20 시편에서 회색부분인 MnS의 존재를 확인할 수 있다. 그리고, Mo20 시편은 N 시편에 비해 기공이 더 많이 존재함을 알 수 있다. 이는 MoS₂ 입자의 일부가 소결공정동안 Mo와 S로 분해되어 Mo는 기지로 확산되어 들어가고 S는 기지로 고용되거나 가스의 형태로 되고 그 부분은 기공으로 남게 되기 때문으로 판단된다.⁸⁾ 이는 소결밀도 및 기계적 성질의 결과와 잘 일치하며, 이러한 원인으로 MoS₂ 함량 증가에 따라 소결밀도는 감소하게 되고 그에 따라 압환강도 및 경도값도 감소하게 된다.

3.2. 용침 후의 조직 및 특성

소결시편을 Cu로 용침시킨 시편에 대해 CaF₂, MnS, MoS₂ 함량에 따른 압환강도, 경도 그리고 밀도값을 그림 4에 나타내었다. 윤활제가 첨가되지 않은

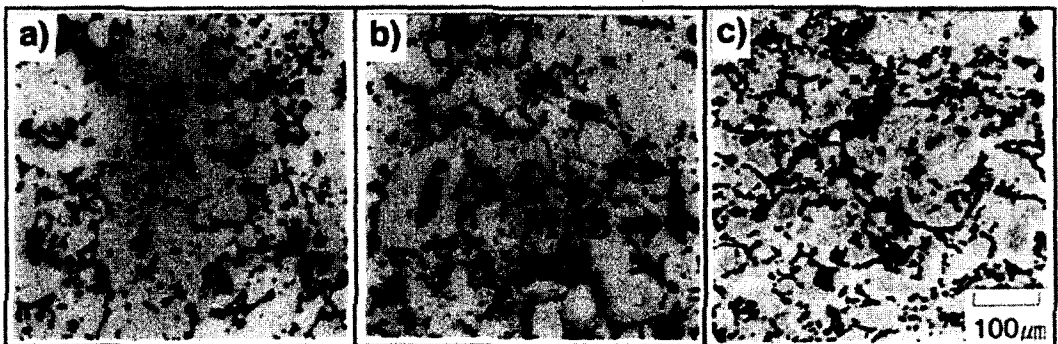


Fig. 3. Optical micrographs of as-sintered specimens(unetched): a) N b) Mn20 c) Mo20

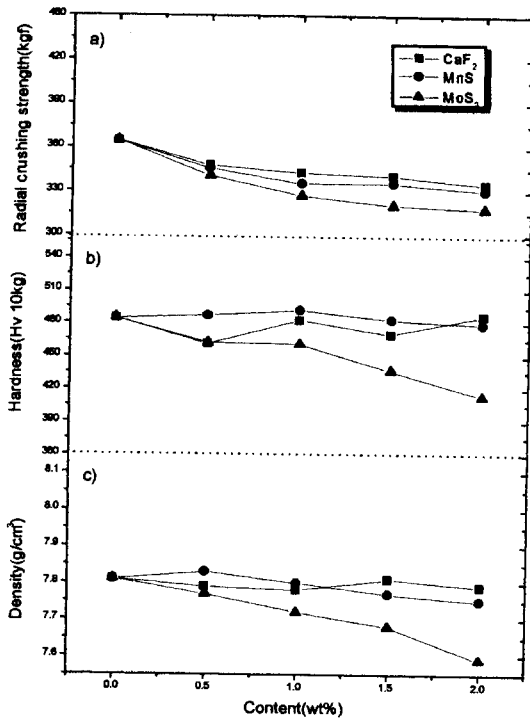


Fig. 4. RCS, hardness and density of Cu-infiltrated specimens after sintering.

시편만을 고려하면, 소결시편에 비해 압환강도(a) 및 경도값(b)은 각각 150 kgf, Hv 200정도 증가하였다. 이는 소결시편의 기공채널을 Cu로 채우기 때문에 밀도가 증가하고 이로 인해 기계적 성질이 향상된 것이다.⁹⁾ 그러나, 압환강도값은 CaF₂, MnS 함량의 증가에 따라 370 kgf에서 330 kgf으로 점차적으로 감소하는 경향을 보이고 있다. 이는 소결 후의 기공채널이 Cu로 채워져서 기공채널의 영향이 없거나 첨가된 윤활제의 노치효과(notch effect)가 압환강도에 중요한 요인으로 작용하기 때문에 윤활제 첨가량이 증가할수록 압환강도값은 감소하는 것으로 생각된다.^{8,10-11)} MoS₂의 증가에 따른 변화는 소결시편의 경우와 비슷한 경향을 보인다. 용침 후의 밀도(c)는 소결시편의 기공채널을 Cu로 채우므로 소결밀도 6.9 g/cm³에서 용침에 의해 7.8 g/cm³로 증가하였고, 이러한 밀도증가로 용침된 시편의 압환강도 및 경도값이 증가한 것이다. CaF₂, MnS 함량의 증가에 따라 밀도는 7.8 g/cm³으로 거의 일정하게 나타났다. 이러한 결과로 CaF₂, MnS 함량의 증가에 따른 압환강도의 감소는 밀도의 영향이 아니라 윤활입자의 영향인 것으로 보

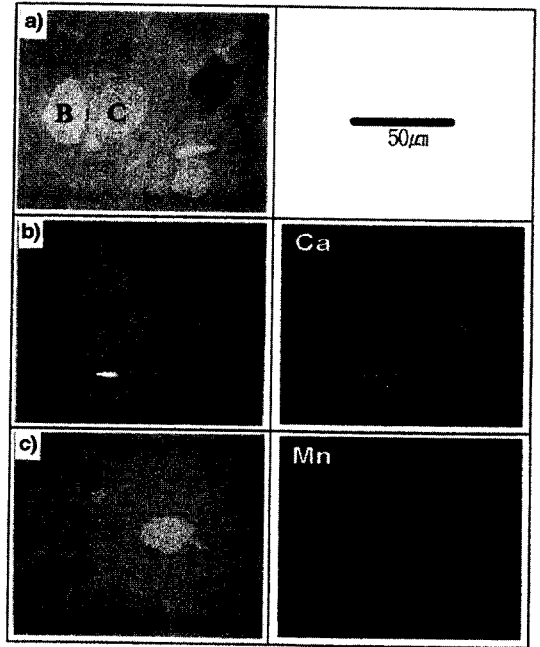


Fig. 5. SEM micrographs of a) N, b) Ca20, c) Mn20 and distribution of Ca, Mn.

인다. 이를 확인하기 위해 SEM으로 미세조직을 관찰한 결과 그림 5와 같다.

그림 5의 (a)는 N 시편, (b)는 CaF₂ 윤활입자와 그 분포를, (c)는 MnS 윤활입자와 그 분포를 나타낸다. 이러한 윤활입자가 기지내에서 기공과 유사하게 노치로 작용하기 때문에 윤활입자의 첨가로 인하여 압환강도가 감소하게 되는 것이다. 그리고 용침된 시편의 조성 분포를 알아보기 위해 그림 5(a)를 면분석한 결과는 그림 6과 같다. 그림 6에서 그림 5(a)의 A부분은 Fe 기지를 나타내고, B는 FeMo 경질입자, C는 CoMoCr 경질입자인데 확산이 빠른 Co와 Fe 기지의 상호확산으로 인해 Mo 성분만 입자내에 남아 있게 된 것임을 알 수 있다. 그리고 D는 FeCrC 경질입자를 나타내고 E는 용침된 Cu로 관찰되었다.

그리고 MoS₂의 경우 MoS₂ 함량의 증가에 따라 밀도는 7.81 g/cm³에서 7.59 g/cm³로 감소하였다. 이는 그림 7에서 보이는 것처럼 MoS₂ 입자가 기지내에서 분포하는 형태를 통해 이해할 수 있다. MoS₂의 분포 형태는 세가지로 분류할 수 있는데 첫째, 경질입자상 주위에서의 불균일 분포(a), 둘째, MoS₂ 윤활입자만의 불균일분포(b), 셋째, MoS₂ 윤활입자의 균일한 분

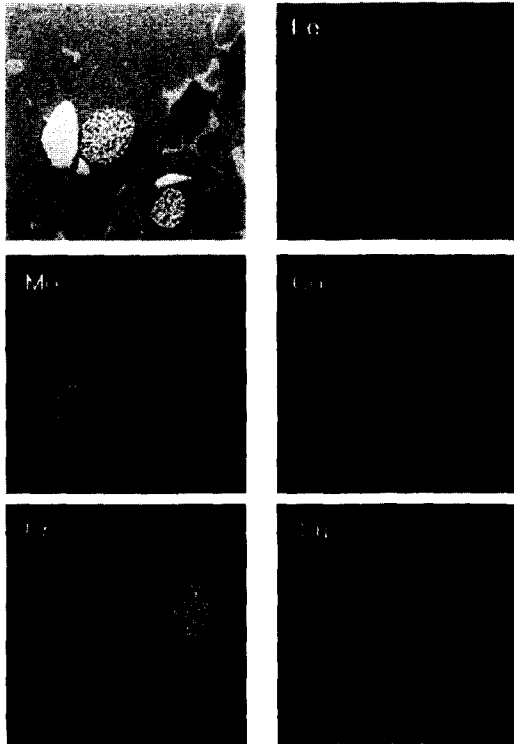


Fig. 6. The distribution of chemical composition in Fig. 5(a).

포(c) 등으로 나눌 수 있다. 첫째와 둘째의 경우는 혼합시 불균일 혼합으로 윤활제가 집중된 경우이다. 이러한 경우 소결시 MoS₂ 입자의 분해로 생긴 S가 기지에 고용되고 그 부분의 개기공(interconnected pore)을 닫히게 하므로 Cu 용침할 경우 그 부분은 용침되지 않고 조대한 잔류기공이 잔존하게 되어 밀도가 감소하게 되는 것으로 생각된다.

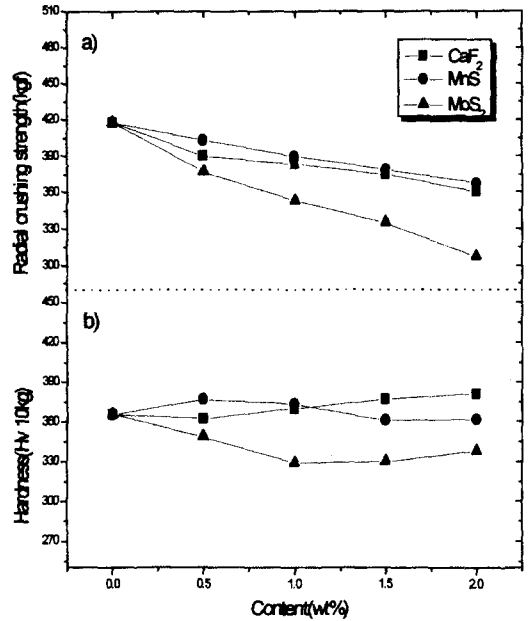


Fig. 8. RCS and hardness of heat-treated specimens (quenched from for 1hr at 920°C and tempered for 2 hrs at 650°C after Cu infiltration) with the green density of 6.9 g/cm³.

3.3. 열처리 후의 조직 및 특성

그림 8은 CaF₂, MnS, MoS₂ 함량에 따른 열처리 후의 압환강도(a)와 경도값(b)을 나타내고 있다. 고체윤활제 함량에 따른 압환강도 및 경도값의 변화는 용침시편의 경향과 유사하고 이는 CaF₂, MnS에 대해서는 윤활입자의 노치효과 때문이고, MoS₂에 대해서는 용침시편의 경우와 동일하게 소결밀도 감소의 영향 때문인 것으로 생각된다.

그리고 용침 후 열처리시편은 용침시편에 비해 압

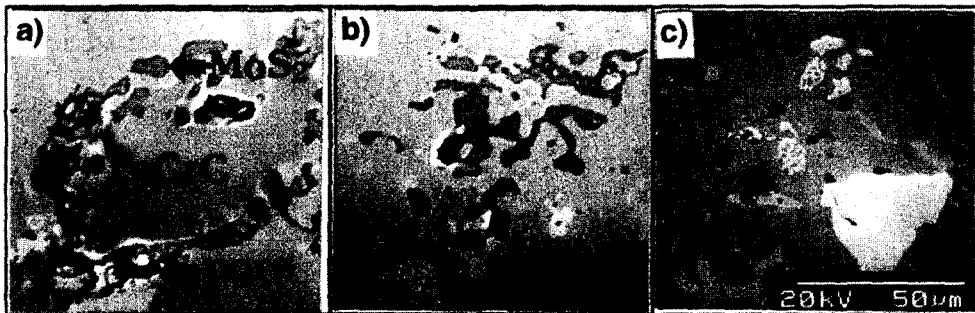


Fig. 7. The distribution types of MoS₂ particles in Cu-infiltrated Mo20 alloy: a) heterogeneous distribution around hard alloy, b) heterogeneous distribution only with MoS₂ particles and c) homogeneous distribution of MoS₂ particles.

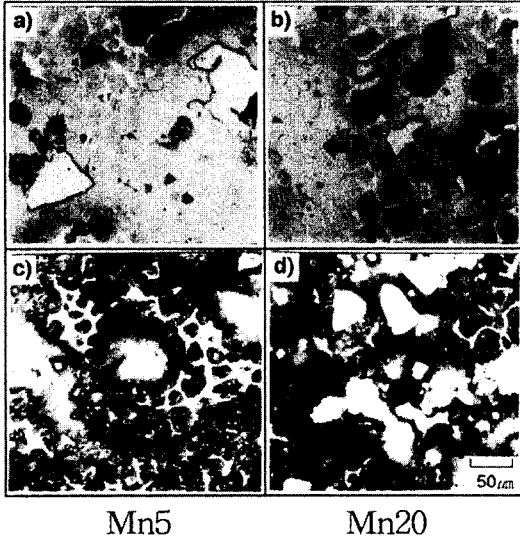


Fig. 9. Optical micrographs of Cu-infiltrated specimens, (a)(b) and the heat-treated ones, (c)(d)(quenched from 920 °C and tempered at 650 °C for 2 hrs.) with the green density of 6.9 g/cm³ after sintering and Cu infiltration(nital etched 5 sec.).

환강도는 60 kgf정도 증가하였고, 경도는 Hv 80정도가 떨어졌다. 이러한 압환강도의 증가 및 경도의 감소 원인과 윤활입자가 미세조직의 변화에 미치는 영향을 알아보기 위해 용침후의 Mn5와 Mn20, 그리고 열처리후의 Mn5와 Mn20에 대해 미세조직을 비교하여 그림 9에 나타내었다. 그리고 각각의 상분석을 위해 X-선 회절분석을 행하였다(그림 10).

그림 9는 용침 후의 Mn5와 Mn20, 열처리 후의 Mn5와 Mn20에 대해 미세조직을 비교한 것이다. 기공이나 MnS 윤활입자의 양의 차이를 제외하면 용침후의 Mn5(a)와 Mn20(b), 열처리 후의 Mn5(c)와 Mn20(d)는 서로간에 조직상으로 별다른 차이가 없는 것으로 보인다. 그러나 용침 후의 시편(a), (b)와 이를 열처리한 시편(c), (d)사이에는 커다란 조직상의 차이가 있는 것으로 관찰된다. 예를 들면 그림 9(b)에서의 기지조직을 크게 세 부분으로 나눌 수 있다. A)부분은 Cu가 확산하여 기지에 고용되어 비교적 느린 냉각속도에서도 마르텐사이트가 형성된 부분으로 이러한 마르텐사이트조직은 냉각속도가 빠름으로써 형성되어지는 것은 아닌 것으로 생각된다. B)부분은 용침 Cu가 시간의 부족으로 확산되지 않은 부분과 그 주위의 흰부분은 light bainite로 생각되며,³⁾ C)부분은

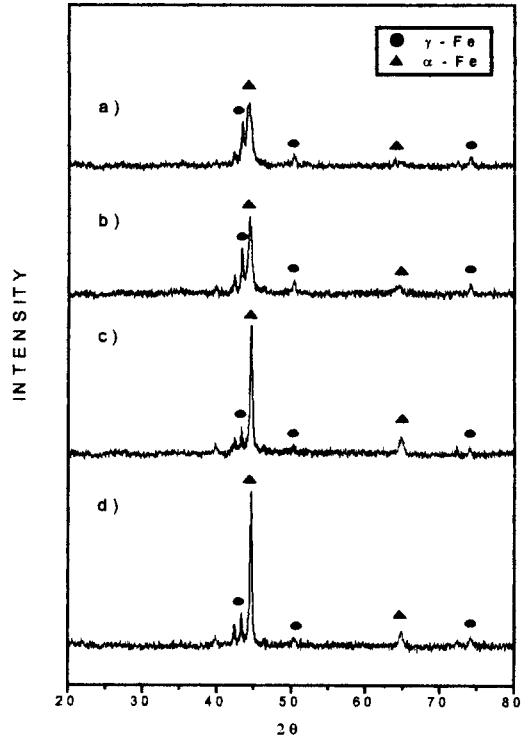


Fig. 10. X-ray diffraction pattern of a) Mn5, b) Mn20 after Cu-infiltration and c) Mn5, d) Mn20 quenched from 920 °C and tempered at 650 °C for 2 hrs after Cu-infiltration with the green density of 6.9 g/cm³.

CoMoCr 경질입자 주위에 보이는 흰 부분인데 이것은 Co가 확산되어 생성된 잔류오스테나이트로 추정된다. 그림 9(d)는 920°C에서 1시간 유지 후 퀴칭을 행하고 650°C에서 템퍼링한 Mn20 시편으로 화살표 D)부분은 기지조직으로 미세한 펄라이트로 생각되고, 흰 부분으로 보이는 부분은 CoMoCr 경질입자, FeMo 경질입자, 용침 Cu이다.

그림 10은 그림 9의 용침 후의 Mn5(a)와 Mn20(b)와 이를 열처리한 Mn5(c)와 Mn20(d)에 대해 X-선 회절시험의 결과이다. 미세조직을 관찰한 결과와 유사하게 용침 후의 Mn5(a)와 Mn20(b)는 차이를 보이지 않고, 열처리 후의 Mn5(c)와 Mn20(d) 또한 차이가 없지만, 용침 후의 시편과 열처리 후의 시편과는 큰 차이를 보이고 있다. 용침 후의 시편을 열처리하므로써 나타나는 커다란 변화는 잔류오스테나이트의 감소이다. 이것의 원인으로서는 용침 후의 시편에서 잔류오스테나이트 피크를 형성하는 Co 및 Ni rich상, 그



Fig. 11. Micro-Vickers hardness of (a) Mn20 after Cu-infiltration (b) Mn20 quenched from 920 °C and tempered at 650 °C for 2 hrs after Cu-infiltration with the green density of 6.9 g/cm³.

리고 Cu 용침시 확산에 대한 시간의 부족으로 기지로 확산되지않은 Cu가 여기에 영향을 준다. 그러나 열처리시에는 Co 및 Ni가 전체적으로 넓게 확산 고용되고, 기지로 확산되지 않았던 Cu 또한 기지와 상호확산하므로써 퀴칭시 마르텐사이트가 생성되고 템퍼링시 미세한 펄라이트가 형성된다. 열처리시 일어나는 이러한 현상으로 압축강도는 증가하게 되고 경도는 감소하게 되는 것으로 판단된다.

그림 11은 용침 후의 Mn20(a)와 용침시편을 열처리한 후의 Mn20(b)의 미소경도를 측정된 것이다. (a)에서 흰부분인 light bainite상으로부터 Cu rich 마르텐사이트로 갈수록 미소경도값은 458에서 712로 높아지고 있다. 그러나 열처리한 후의 조직(b)에서는 미소경도값이 407에서 382 정도의 미세한 펄라이트 조직을 나타낸다. 이는 용침시편을 열처리하므로써 일어나는 경도 감소 원인을 잘 보여주고 있다.

그림 12는 고체유탄체가 포함된 밸브시트의 전형적인 조직의 예로서, 열처리한 후 Ca20 시편의 조직에서 각 상의 주성분과 그 상의 미소경도를 나타낸 것이다. 그 조직은 Fe기지에 경질입자상으로 FeMo,

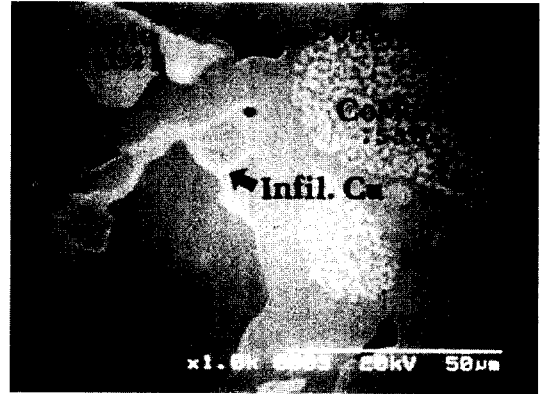


Fig. 12. The constituent elements and micro-Vickers hardness in Ca20 quenched from 920 °C and tempered at 650 °C for 2 hrs after Cu-infiltration with the green density of 6.9 g/cm³.

CoMoCr, FeCrC, 유탄성분으로 CaF₂, 엔진 작동시 고온의 밸브에 대한 냉각효과를 유도하기 위한 용침된 Cu 등으로 구성되어 있다.

3.4. 고온 내마모특성

엔진작동시 밸브나 밸브시트의 보편적인 손상인 마모현상에 대한 세밀한 분석은 성능에 대한 평가뿐만 아니라 개선점을 모색하기 위해서도 필수적이다. 따라서 본 연구에서는 개발된 밸브시트에 대해 engine simulation tester를 사용해, 고온 내마모실험을 통하여 밸브침하량을 조사하였다.

그림 13은 각 조성의 밸브시트 시편에 대해 마모시험의 결과를 정리한 것으로, 밸브침하량을 나타내고 있다. 국내 자동차 제조회사의 기준으로 침하량이 0.3 mm 이하이면 합격하고 있음을 감안할 때 전체적

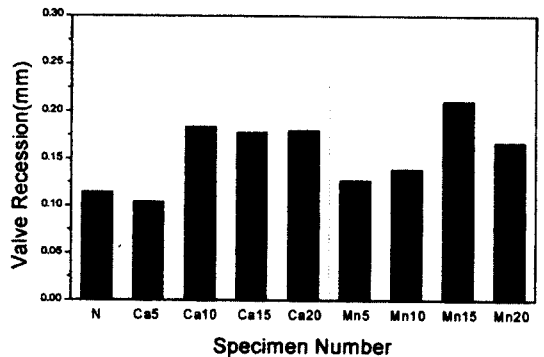


Fig. 13. Results of engine simulation test.

으로 양호한 편임을 보여준다. 시험 결과, 0.5 wt% CaF₂시편에서 가장 우수한 마모특성을 나타내었다. 그러나 전체적으로 볼 때 고체윤활제를 첨가할수록 밸브침하량은 증가하였다. 이는 과도한 고체윤활제가 첨가되었을 때 이것은 압환강도를 저하시키고, 밸브와의 충격시 고체윤활제로 인해 마모는 증대되는 것으로 생각된다.

4. 결 론

1. 소결시편에서 CaF₂, MnS의 변화에 따른 압환강도 및 경도값은 각각 230 kgf, Hv 250으로 거의 일정하게 나타났지만 MoS₂량이 증가함에 따라 압환강도 및 경도값은 감소하였다. 이는 소결시 MoS₂ 입자가 일부 분해되어 기지에 고용되고 그 부분은 기공으로 잔존하기 때문이다.

2. 용침시편과 열처리시편에서 CaF₂, MnS의 변화에 따라 압환강도값은 370 kgf에서 330 kgf로 감소하였고 경도값은 Hv 370으로 거의 일정하게 나타났다. 압환강도의 감소원인은 소결체의 기공채널을 Cu가 채우므로 기공의 효과는 없어지고 윤활입자의 노치 효과로 인해 압환강도값이 감소하게 되는 것이다. MoS₂의 경우 충분한 Cu 용침에도 불구하고 MoS₂의 첨가에 따라 밀도가 감소하는데, 이는 MoS₂의 혼합시 불균일 혼합으로 인해 MoS₂가 집중되고 소결시 MoS₂가 분해되어 S가 기지에 고용되어 개기공을 막아 용침시 용침되지 않고 조대한 잔류기공이 잔존하기 때문이다.

3. 용침시편과 열처리시편을 비교할 때, 용침시편을 열처리함으로써 압환강도값은 60 kgf정도 증가하였고, 경도값은 Hv 80정도 감소하였다. 이는 용침시 시간의 부족으로 기지와와의 상호확산이 진행되지 않은 일부 Cu가 열처리시 기지와 상호확산하여 계면강도가 증가하였고, 경질입자의 Co, Cr이 더욱 넓게 확산되어 기지와 경질입자와의 접촉강도가 증가하여 압환강도가 증가한 것으로 보인다. 열처리시 경도의

감소는 용침시편 Mn5와 Mn20에서의 Cu rich 마르텐사이트와 흰 베이나이트(light bainite)가 퀴칭과 템퍼링공정을 거치므로 슬바이트나 트루스타이트로 상변화가 일어나기 때문이다.

4. 마모테스트 결과, 0.5 wt% CaF₂시편에서 가장 우수한 마모특성을 나타내었다. 그리고 CaF₂ 양을 0 wt%에서 2 wt%로 증가시킬 때 밸브침하량(valve recession)은 0.5 wt%까지는 0.105 mm로 감소하다 그 이상의 함량에서는 증가하였다. 이는 과도한 고체윤활제의 첨가는 압환강도를 저하시키고, 밸브와의 충격시 고체윤활제로 인해 마모는 증대되는 것으로 생각된다.

후 기

본 연구는 한국과학재단의 산학협력연구(95-1-06-01-01-3) 지원에 의해 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. K. Suzuki, Y. Ikenoue, H. Endoh and M. Uchino: Modern Development in Powder Metallurgy, **21** (1988).
2. A. Fujiki and M. Kano: SAE Paper 920570.
3. S. K. Suh: KIMM Technical Report, USN 149-378C (1983).
4. M. S. Lane: Modern Development in Powder Metallurgy, **15** (1984).
5. K. S. Hwang and K. H. Lin: The Intern. J. of Powder Metall., **28** (1992).
6. C. S. Eyre: Powder Metall., **30** (1985) 141.
7. U. Engstrom: Powder Metall., **26** (1983) 137.
8. F. Vollertsen and M. Geige: Powder Metallurgy World Congress, **1** (1994) 621.
9. R. M. German: Powder Metall. Sci.(MPIF), (1984) 208.
10. J. D. Bolton and A. J. Gant: Powder Metall., **36** (1993) 267.
11. J. D. Bolton and A. J. Gant: Powder Metall., **39** (1996) 27.