

반응 소결 SiC 소결체의 마찰마모특성에 미치는 첨가제 Al₂O₃와 Fe₂O₃의 영향

백용혁 · 박홍균

전남대학교 무기재료공학과
(1994년 6월 27일 접수)

Effect of Al₂O₃ and Fe₂O₃ on Tribological Properties of Reaction Bonded SiC

Yong-Hyuck Baik and Hong-Kyun Park

Dept. of Inorganic Materials Eng. Chonnam Univ.
(Received June 27, 1994)

요 약

마찰 마모 특성은 세라믹스를 엔진부품 등 기계부품으로 이용할 때 중요하다. 본 연구는 SiC분말에 금속silicon과 carbon black을 혼합, 첨가제로 Al₂O₃와 Fe₂O₃를 첨가하여 반응 소결 방법으로 내마모 재료를 제조하였다. 일반적인 물성으로 상온에서 꺾임강도, 흡수율을 측정하고 X-선 회절분석으로 광물상의 변화를 확인하였다. 내마모 특성은 마찰 마모량, 마찰계수, 최대표면조도(Rmax)를 측정하고 SEM으로 마모면을 관찰하였다. 본 연구 결과로서는 Si : C의 mol비 7 : 3, (Si+C)의 혼합량은 40 wt%가 적당하였으며 첨가제로 Al₂O₃ 2 wt%를 첨가하였을 경우 마모 저항이 우수하였다. 꺾임강도는 Al₂O₃ 4 wt%와 Fe₂O₃ 4 wt%를 혼합 첨가하였을 때 930 kg/cm²으로 가장 높았다. 마찰 마모특성은 꺾임강도 보다는 Crack의 전파속도와 밀접한 관계가 있었다.

ABSTRACT

When ceramics are used as the parts of an engine and a machine, the tribological properties are very important. For the preparation of the resistance material for wear applications by the method of Reaction-Bonded Sintering, metal silicon and carbon black are mixed up into SiC powder, and Al₂O₃ and Fe₂O₃ are put as an additive. As the general properties, the bending strength and water absorption are measured in the normal temperature and the phase changes are investigated with XRD. The property of the resistance for wear applications is measured with the amount of friction and wear, friction coefficient and maximum asperities. And, the surface of wear is observed with SEM. With the results of this study, the optimal mol ratio of Si : C and the suitable quantity of the mixture of SiC are 7 : 3 and 40 wt%, respectively. In the case of the addition of Al₂O₃ (2 wt%), the resistance for friction and wear applications is prominent. The bending strength showed the highest peak when Al₂O₃ (4 wt%) and Fe₂O₃ (4 wt%) were added. The properties of friction and wear were related with the propagation velocity of crack rather than the bending strength.

1. 서 론

세라믹스의 마찰 마모특성은 자동차 엔진 부품 mechanical seal을 비롯하여 여러가지 기계 부품등 내 마모성이 요구되는 구조 재료에 이용할 경우 기계의 효율 및 수명에 밀접한 관계가 있으므로 대단히 중요한 특성으로 되어 있다.

종래에는 내마모재료로 초경합금이나 alumina 소결체가 주로 사용되어 왔으나 최근에는 경도가 높으며 마찰계수가 적은 silicon carbide(SiC)로의 전환이 진행되고 있다. SiC는 높은 경도와 강도, 내마모성이며 화학적 안정성 등이 우수한 재료이나¹⁻⁴⁾ 공유 결합성이 강하므로 고밀도의 소결체 제조에 어려움이 많은 재료이다⁵⁻⁷⁾. SiC 소결방법으로는 상압소결법을 비롯하여 여러가지

방법⁸⁻¹⁰⁾이 지금까지도 연구되고 있다. 이 방법 중 반응소결(RBSC)방법¹¹⁻¹³⁾은 금속 silicon의 용점인 1410°C 부근의 비교적 저온에서 소결이 가능한 방법으로 소결 전·후의 길이 변화가 적고 특성이 우수하므로 형상이 복잡한 제품의 제조에 적당한 방법이기도 하다.

본 연구에서는 α -SiC 분말에 금속 silicon과 carbon black을 혼합하고, 또 여기에 첨가제로 Al_2O_3 와 Fe_2O_3 를 첨가하여 반응소결하였을 때 상온에서의 기계적 물성과 마찰마모특성을 측정하여 마모현상의 mechanism을 구명하므로써 내 마찰 마모의 특성이 우수한 재료를 제조하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1. 사용 원료

본 연구에 사용된 α -SiC는 순도 98.7%, 0.1~20 μ m의 입도범위(평균 입경 4.31 μ m)를 가지며 주 결정형은 4H, 6H로 되어 있었다. 금속 silicon은 순도 96.14%이며, 불순물로는 SiC 0.43%, Fe 1.0%, free carbon이 2.43%가 포함되어 있고 0.1~50 μ m의 입경범위(평균 입경 6.65 μ m)를 가지고 있었다.

carbon black은 96%의 순도를 가지며 회분이 0.07%, 휘발분이 4.11%, 평균입경이 0.8 μ m이었으며 첨가제로 사용한 Al_2O_3 와 Fe_2O_3 는 1급 시약을 미분쇄하여 사용하였다.

2.2. 시편 제조

본 연구는 3단계로 수행되었다.

제 1단계에서는 α -SiC에 금속 silicon(이하 Si로 표시)과 carbon black(이하 C로 표시)을 mole%로 50 : 50인 것을 만들고 이를 20 wt%에서 40 wt%까지 10 wt% 간격으로 혼합하였을 때 반응 소결에 의한 흡수율 및 썩임강도의 변화를 측정하여 최적 조건을 구한 후, α -SiC에 혼합되는 Si와 C의 혼합비를 mole%로 50 : 50에서 70 : 30까지 5 mole% 간격으로 변화시켜 Si와 C의 최적 mole비를 구하였다.

제 2단계에서는 제 1단계에서 최적 조건으로 구해진 (Si+C)의 혼합비와, 이때 Si와 C의 mole비를 일정하게 하고 여기에 Al_2O_3 를 1 wt%에서 5 wt%까지 1 wt% 간격으로 첨가하였다.

제 3단계에서는 제 2단계에서 최적조건으로 구해진 Al_2O_3 의 첨가량을 뺀하고 여기에 Fe_2O_3 를 1 wt%에서 5 wt%까지 1 wt% 간격으로 첨가하였다.

위의 방법으로 얻어진 조합물의 혼합은 균일혼합을

위하여 우선 α -SiC와 C를, 그리고 Si와 첨가물(Al_2O_3 , Fe_2O_3)을 각각 예비 혼합한 후 이들을 한 용기에서 전체 혼합하였다. 이때 혼합은 무수 methyl alcohol 중에서 각 원료의 비중 차이로 인한 분리가 일어나지 않도록 충분히 혼합하였으며 혼합된것은 50°C의 dry oven에서 건조하였다. 시편 성형은 건조된 혼합물에 성형성을 향상시키기 위하여 phenol을 binder로 첨가한 후 금형에서 300 kg/cm²의 압력으로 예비성형, 가압방향에 따른 물성의 이방성을 방지하기 위하여 1000 kg/cm²로 냉간 정수압(CIP)으로 성형하였다.

금형에서 예비성형할 때 흡수율이나 썩임강도 측정용 시편은 5×8×30 mm인 각주형으로, 마찰마모 특성 측정용 시편은 직경 25.4 mm, 두께 5 mm인 disk형으로 각각 성형하였다.

반응 소결은 성형된 시편을 코크스 분말이 들어있는 alumina질 도가니에 묻고 덮개를 덮은 후 1°C/min의 승온속도로 1450°C 까지 가열하여 2시간 유지하였다.

2.3. 물성 측정

α -SiC에 금속silicon과 carbon black의 혼합량 변화, 첨가제 Al_2O_3 및 Fe_2O_3 의 첨가량 변화에 따른 흡수율, 썩임강도, X-선 회절분석, 마찰 마모특성, 미세구조 관찰 등의 측정 방법은 다음과 같다.

2.3.1. 흡수율 및 썩임강도

소성된 시편의 흡수율은 KSL-3114의 방법으로, 썩임강도는 3 point bending 방법으로 상온에서 측정하였으며 이때 cross head speed는 0.5 mm/min이고 span의 길이는 20 mm로 하였다. 나타낸 측정값은 시편 5개를 측정하여 그 평균값으로 하였다.

2.3.2. 마찰 마모 및 마찰계수, 표면조도

마찰 마모량은 pin-on-disk type 마찰 마모시험기 (ORIENTEC EFM-111-F)를 사용하였다. pin의 재료는 Al_2O_3 98%이며 직경 5 mm인 구상 소결체를 사용하였으며 disk형 시편은 약 2 μ m의 diamond plaste로 최종 연마하였다.

마찰 마모 시험은 수(water)중에서 하중 2 kg, 접동속도(sliding speed) 300 mm/sec로 2시간 동안 행하여 마모량과 마찰계수를 구하였다. 마모량 측정은 표면 조도계(Tokyo SEIMITSU사 SURFCOM 113-B)로 마모된 track의 4개 지점에서 단면적을 측정하고 그 평균값을 비교하였다. 표면 조도는 R_{max} 값을 비교하였다.

2.3.3. X-선 회절분석 및 미세구조 관찰

α -SiC에 (Si+C)의 혼합량 변화, Si와 C의 mole비 변화, 첨가제 Al_2O_3 , Fe_2O_3 의 첨가량이 변화할 때 흡수율,

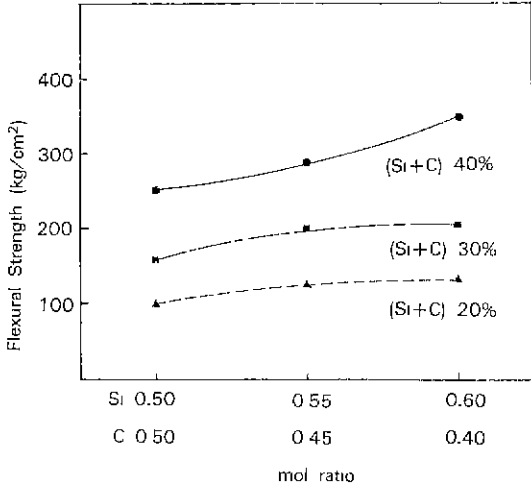


Fig. 1. Flexural strength versus Si:C mol ratio with (Si+C) content after firing at 1450°C.

취임강도 및 마찰마모량의 변화에 따른 소성 시편의 생성광물 변화를 XRD(Rigaku geiger-flex, Ni-filter, 35 Kv-15 mA)로 분석하였으며, 마찰 마모 시험후 마모된 track의 미세구조를 SEM으로 마모 상태를 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 물리적 특성

Fig. 1~2에서 보면 미분 α -SiC에 [Si+C](Si의 mole비 0.5~0.6, C의 mole비 0.5~0.4)를 20 wt%에서 10 wt% 간격으로 40 wt%까지 혼합하였을 때 [Si+C]의 혼합량이 증가할수록, 또한 Si의 mole비가 증가할수록 취임강도(Fig. 1)는 증가하고 있다.

흡수율(Fig. 2)은 [Si+C]의 혼합량이 증가하면 감소하나 Si의 mole비가 증가하면 흡수율도 약간 증가하고 있다. Fig. 3에서 [Si+C]의 혼합량은 40 wt%로 고정하고, Si의 mole비를 0.5에서 0.7까지(C의 mole비는 0.5에서 0.3) 증가시키면 취임강도는 약 250 kg/cm²에서 430 kg/cm²로 계속 증가하고 있다. 그러나 흡수율은 Si의 mole비가 0.6까지 증가한 후 그 이상에서는 변화가 거의 없이 일정하였다. 이는 Si와 C의 반응 소결에서 흡수율이 증가하는 것은 피할 수 없으나 취임강도가 계속 증가하는 것은 [Si+C]의 혼합량 변화와 Si mole비 변화에 따른 X-선 회절분석 결과(Fig. 4)에서 볼 수 있듯이 과량으로 혼합된 Si의 일부는 α -cristobalite로 변하고 일부는 정량적으로 확인은 할 수 없으나 액상을 생성하였기 때문이라 생각된다.

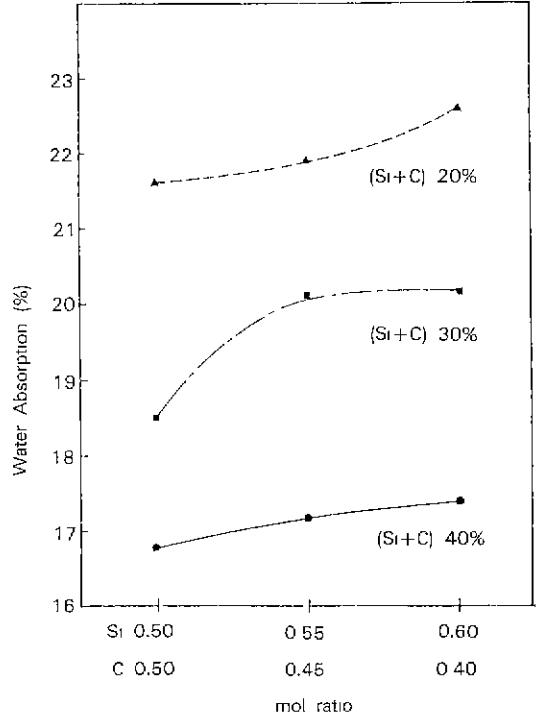


Fig. 2. Water absorption versus Si:C mol ratio with (Si+C) content after firing at 1450°C.

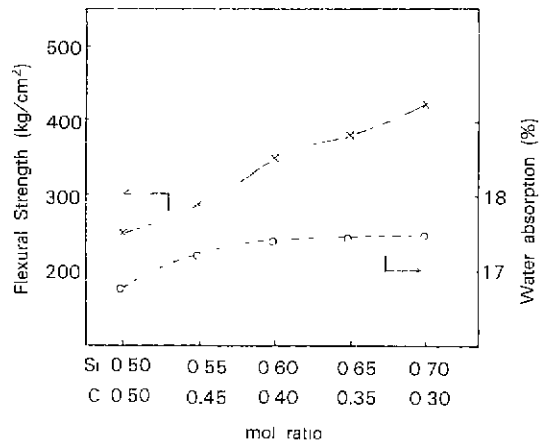


Fig. 3. Flexural strength and water absorption versus Si:C mol ratio with 40 wt% (Si+C) fixed composition.

이때 β -SiC도 일부 합성되었을 것으로 생각되나 α -SiC의 peak와 겹치므로 β -SiC의 합성여부를 확인할 수 없었으며 미반응 Si는 없었다.

Fig. 5는 [Si+C]의 혼합량을 40 wt%, Si와 C mole비

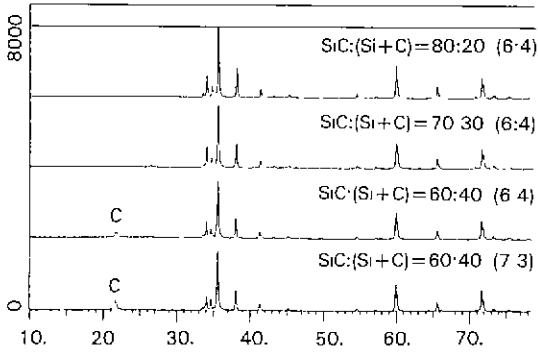


Fig. 4. XRD patterns of reaction bonded SiC after firing at 1450°C (C: Cristobalite).

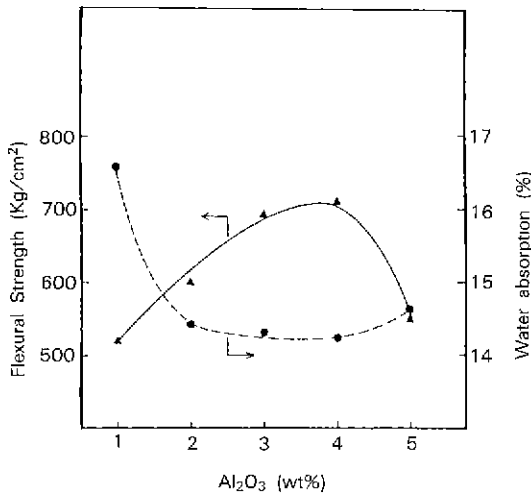


Fig. 5. Flexural strength and water absorption versus Al₂O₃ content with 40 wt% (Si+C) fixed composition.

를 7 : 3으로 고정한 후, 첨가제로 Al₂O₃를 1 wt%에서 5 wt%까지 1 wt% 간격으로 첨가한 결과이다. 여기서 보면 Al₂O₃가 첨가되기 전에 430 kg/cm²이었던 꺾임강도가 Al₂O₃ 1 wt% 첨가되면서 520 kg/cm²로 증가한 후 4 wt%까지 계속 증가(약 710 kg/cm²)하였으며 그 이상으로 첨가되면 급격히 감소하고 있다. 흡수율도 Al₂O₃ 1 wt%가 첨가되면 17.5%에서 16.5%로 감소한 후 2 wt% 첨가에서는 14.4%로 크게 감소되었으며 4 wt%까지 계속 서서히 감소하고 있다. 그 이상 Al₂O₃가 첨가되면 꺾임강도가 급격히 낮아지면서 흡수율이 증가하고 있다. 이는 Al₂O₃ 4 wt%까지는 액상 생성량이 증가 하면서 SiC 입자들을 강하게 결합시키고 있으나 그 이상 첨가되면 bloating 현상이 일어나기 때문이라 생각된다. 따라서 첨가제로

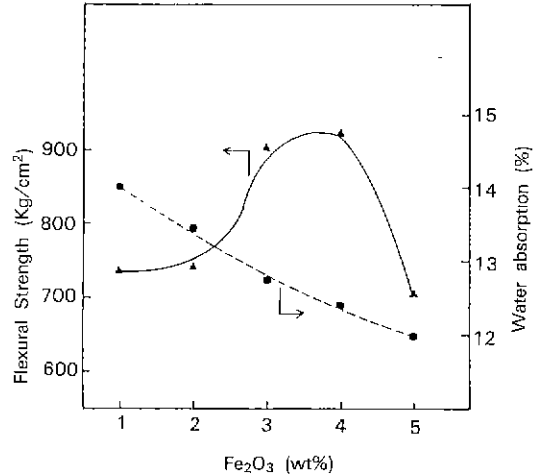


Fig. 6. Flexural strength and water absorption versus Fe₂O₃ content with 4 wt% Al₂O₃ fixed composition.

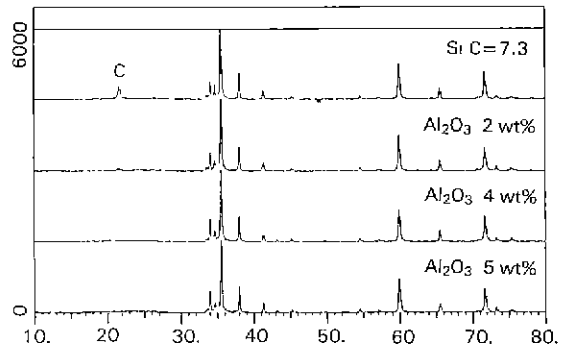


Fig. 7. XRD patterns of reaction bonded SiC after firing at 1450°C (C: Cristobalite).

Al₂O₃ 만을 첨가할 경우에 적당한 첨가량은 4 wt%인 것으로 생각되었다.

Fig. 6은 Fig. 5의 결과에서 Al₂O₃를 4 wt%로 고정하고 여기에 Fe₂O₃를 1 wt%에서 5 wt%까지 1 wt% 간격으로 첨가하였을 때의 결과이다. 여기서 꺾임강도를 보면 Fe₂O₃ 1~2 wt% 첨가 범위에서는 큰 변화가 없었으나 3 wt%에서 급격히 증가하여 4 wt%에서 약 930 kg/cm²의 강도값을 나타낸 후 5 wt%에서는 급격히 감소하고 있다. 흡수율의 변화를 보면 Fe₂O₃를 첨가하기 전에는 14.2%이었으나 Fe₂O₃의 첨가량이 증가하면서 계속 감소하여 5 wt%에서는 12%로 감소하고 있다. [Si+C]의 혼합량을 40 wt%, Si와 C의 mole비를 7 : 3으로 고정한 후 Al₂O₃의 첨가량을 변화시켰을 때 X-회절분석 결과를 Fig. 7에 나

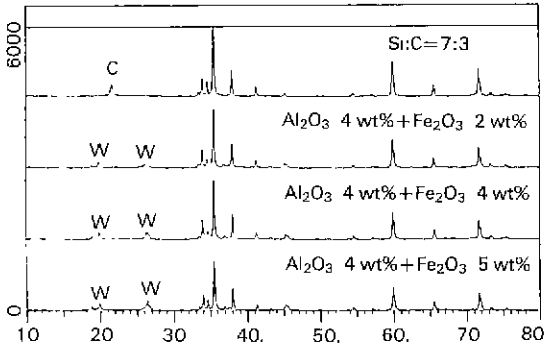


Fig. 8. XRD patterns of reaction bonded SiC after firing at 1450°C (C: Cristobalite, W: Wustite).

타내었다.

여기에 보면 Al₂O₃를 첨가하지 않은 경우, 과량의 금속 silicon이 α-cristobalite를 생성하였으나 Al₂O₃ 2 wt%가 첨가되면 α-cristobalite는 완전히 소멸되었다. 즉 Al₂O₃ 2 wt%가 첨가되면 α-cristobalite가 첨가된 Al₂O₃와 반응하여 액상을 생성하면서 소멸되는 것으로 생각된다. α-SiC는 Al₂O₃의 첨가량이 증가하여도 특별한 변화를 보이지 않고 있었다.

Fig. 8은 Al₂O₃를 4 wt%로 하고 여기에 Fe₂O₃를 첨가하였을 때의 X-선 회절분석 결과이다. 여기서 보면 Fe₂O₃ 2 wt% 첨가 때부터 wustite(FeO)가 생성되기 시작하였으며, 첨가량이 증가하면서 그 양은 계속 증가하고 있었다. 반면 α-SiC의 peak intensity가 뚜렷하게 감소하고 있는 것으로 보아 Fe₂O₃가 SiC의 산화를 촉진하는 것으로 생각된다. 즉 소성과정에서 첨가된 Fe₂O₃의 일부는 유리질 matrix를 생성하고 여분의 Fe₂O₃는 wustite로 환원되었다고 생각된다. 이 유리질 matrix는 Al₂O₃-SiO₂계에 Fe₂O₃가 첨가되면 Fe⁻³의 일부가 Al⁻³을 치환하

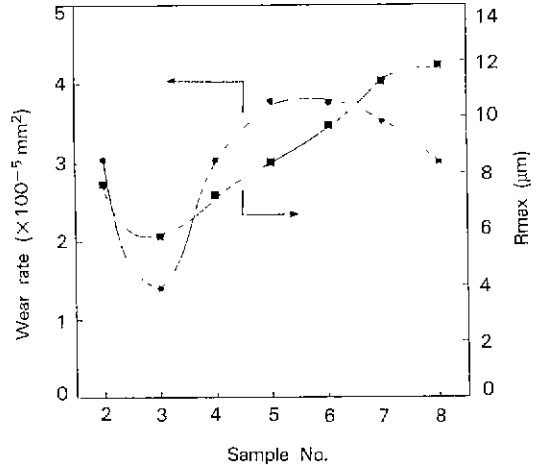


Fig. 9. Variation of wear rate and R_{max} as a function of additives.

면서 액상 생성온도가 낮아지며, 더욱이 소성 분위기가 환원성일 경우에는 FeO·Al₂O₃·2FeO·2Al₂O₃·5SiO₂·3Al₂O₃·2SiO₂의 평형 관계가 되어 Al₂O₃ 20%, SiO₂ 46%, Fe₂O₃ 34%의 조성을 갖는 액상이 1205°C에서 생성하게 된다는 보고와 같이 첨가제로 Al₂O₃와 Fe₂O₃를 혼합 첨가하게 되면 1450°C보다 낮은 온도에서 액상이 생성될 것이며 또한 1450°C에서는 그 양도 많아질 것이다. 또한 본 실험에서 소성분위기가 환원성이었음을 확인시켜 주기도 하였다.

3.2. 마찰 마모 특성

α-SiC에 금속 silicon과 carbon black의 혼합량(Si : C의 mole비는 7 : 3)을 40 wt%로 하고 여기에 Al₂O₃와, Al₂O₃ 4 wt%에 Fe₂O₃를 여러 비율로 첨가, 소성한 시편에 대하여 마찰마모량, 마찰계수(friction coefficient) 및 최대

Table 1. Tribological Properties of Specimens

Sample No.	SiC	(SiC+C), Si : C ratio	Al ₂ O ₃ (wt%)	Fe ₂ O ₃ (wt%)	Friction Coeff.	R _{max} (μm)	Wear rate (mm ²)
1	60	40 5 : 5			0.532	54.30	4.908 × 10 ⁻³
2		7 : 3			0.479	7.65	3.036 × 10 ⁻⁵
3		7 : 3	2		0.185	5.78	1.396 × 10 ⁻⁵
4			4		0.328	7.24	3.028 × 10 ⁻⁵
5			5		0.385	8.40	3.772 × 10 ⁻⁵
6			4	2	0.392	9.72	3.685 × 10 ⁻⁵
7				4	0.695	11.26	3.504 × 10 ⁻⁵
8				5	0.284	11.81	2.988 × 10 ⁻⁵

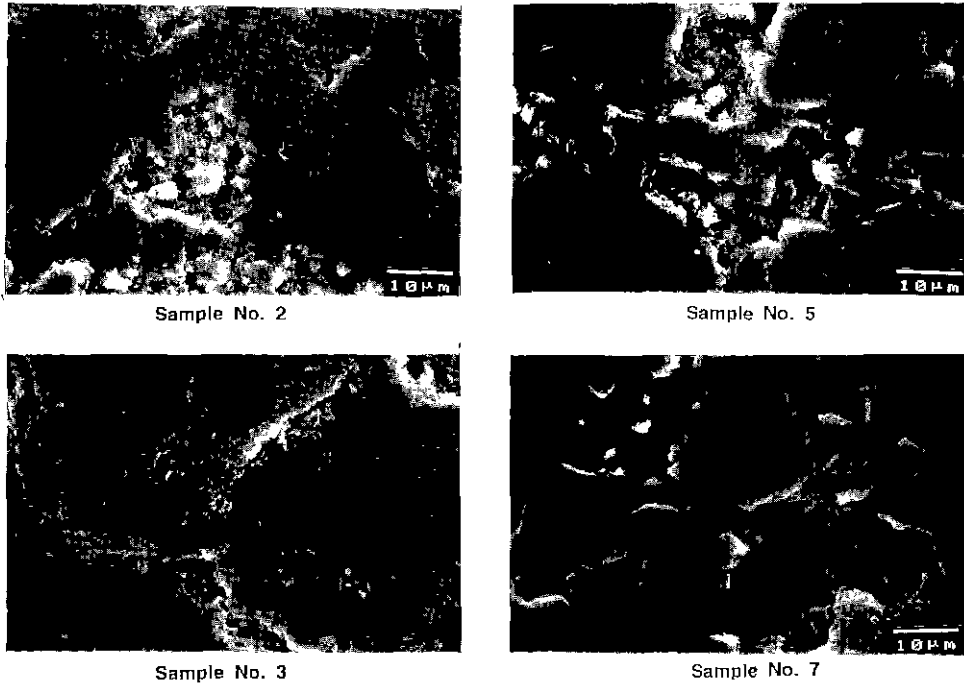


Fig. 10. SEM microphotographs of wear test surface.

조도값(R_{ms})을 측정하여 Table 1에 나타내었으며, 이 중 마모량과 최대 조도값의 관계를 Fig. 9에 나타내었다.

Table 1과 Fig. 9에서 보면 마찰계수가 적을수록 최대 조도값과 마모량이 적었으며 특히 마찰계수값과 마모량의 변화는 모든 시편에서 같은 경향을 나타내고 있다. 이는 마찰면의 표면조도(asperities)가 크게 되면 마찰계수가 크게됨은 물론 국부적인 기계적 응력의 집중과 마찰열의 발생으로 국부적인 열응력이 높아지게 되므로 국소파괴(micro fracture)를 일으켜 마모로 파괴된 입자들이 떨어져 나가기 때문이라 생각된다.

또한 시료 No. 5 이상에서 마모량은 감소하고 있으나 최대 조도값은 계속 증가하고 있다. 이는 마찰 마모면에서 전체 마모량은 적으나 마모작용으로 빠져 나오는 입자들이 부분적으로 깊게 패이는 현상을 나타내는 것이라고 생각된다.

Fig. 10은 Table 1에서 첨가제를 첨가하지 않은 시료 No. 2, 내마모성이 가장 양호한 No. 3, Al_2O_3 만을 5 wt% 첨가한 No. 5와 Al_2O_3 4 wt%에 Fe_2O_3 4 wt%를 혼합 첨가한 No. 7 시편에 대하여 마찰마모 시험을 행한 후 전자주사현미경으로 미세 구조를 관찰한 결과이다.

SiC 입자의 크기를 보면 출발 원료인 α -SiC 입자의 평균크기는 $4.3 \mu m$ 이었으나 소결체의 대부분에서 이것보다 크게 나타나고 있다. 이는 $Si + C \rightarrow SiC$ 의 반응으로

생성된 미립의 입자들이 출발원료인 α -SiC 입자 표면에 석출되어 큰 입자로 성장하였거나, 미세입자의 응집체를 이루게 되면 이들이 하나의 거대한 grain으로 나타나고 있다고 생각된다. 마모된 track의 조직을 보면 내마모성이 가장 양호하였던 No. 3는 SiC 입자와 matrix가 일체형으로 강하게 결합된 가장 치밀한 조직을 나타내고 있으며 마모면에 crack이 길게 나타나고 있다. 첨가제가 첨가되지 않은 No. 2에서는 미세한 crack이 나타나고 있으며 마모작용으로 빠져나간 부분의 깊이는 No. 5나 No. 7에 비하여 적다. 그러나 첨가제가 첨가되고 높은 쥐임강도와 낮은 흡수율을 나타내는 No. 5 및 No. 7은 SiC 입자 사이에 matrix 부분들이 많이 존재하고 있을 뿐 아니라 마모면에서 마모작용으로 입자들이 빠져나간 주위에 극히 작은 crack이 간혹 보이며 입자들이 빠져나간 부분은 깊게 패이는 현상을 나타내고 있다.

즉 마찰마모 작용으로 일어나는 마모현상은 입자들 사이에 발생하는 crack의 영향이 큰 것으로 생각된다. 이 crack은 주로 입자들 사이의 유리질 matrix로 전파되고 있다. 이는 SiC 입자보다 유리질 matrix가 더 brittle하며 또한 SiC와 유리질 matrix 경계부의 결합력이 약하므로 crack은 SiC와 matrix의 경계, 또는 유리질 matrix로 진행된다고 생각된다.

따라서 입자들 사이에 발생한 crack은 입자 사이에

있는 유리질 matrix층의 두께가 클수록 급속히 전파되어 crack의 발생과 동시에 입자들이 빠져 나가게 되고, 반대로 유리질 matrix층의 두께가 적당하고 입자와 치밀하게 결합되어 있으면 crack의 전파 속도가 늦어지게 되어 입자들이 늦게 빠져 나가는 것으로 생각된다.

그러므로 마찰마모 특성을 향상시키려면 SiC 입자들 사이에 존재하는 유리질 matrix의 열적특성과 양을 적당히 조절하는 것이 중요하며 마찰마모 특성은 상온에서의 꺾임강도 등의 특성보다는 crack의 전파속도와 밀접한 관계가 있는 것으로 생각된다.

4. 결 론

α -SiC에 금속 silicon과 carbon black을 혼합하여 1450°C에서 2시간 반응 소결하였을 때, 또 여기에 Al₂O₃만을 또는 Al₂O₃와 Fe₂O₃를 혼합 첨가하였을 때 마찰마모 특성 측정 결과는 다음과 같다.

1. α -SiC에 혼합되는 Si와 C의 혼합비는 40 wt%가, 이때 Si와 C의 mole비는 7 : 3이 적당하였다.
2. 첨가제로 Al₂O₃-4 wt%와 Fe₂O₃-4 wt%를 혼합 첨가하면 꺾임강도를 약 930 kg/cm²까지 증가시킬 수 있었다.
3. 마찰마모 저항성이 가장 양호한 것은 Al₂O₃-2 wt%를 첨가한 시편이었다.
4. 마찰마모는 꺾임강도 특성보다 crack의 전파속도에 관계되고 있었다.

감사의 글

본 연구는 1993년도 교육부 신소재분야 연구 지원에 의하여 이루어진 것으로 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. John B. Wachtman Jr., "Structural Ceramics," Academic Press INC., Vol. 29, pp. 91-163 (1989).

2. S. Somiya and Y. Inomata, "SiC Ceramics," Rokakuho, pp. 409-25(1988).

3. E.M. Lenoe and J.L. Meglen, "International Perspective on Ceramic Heat Engines," *Ceram. Bull.*, **64**(2), 271-75(1985).

4. D.R. Johnson, A.C. Schaffhauser, V.J. Tennery and E.L. Long, "Ceramic Technology for Advanced Heat Engines Roject," *Ceram. Bull.*, **64**(2), 276-281 (1985).

5. Y. Uemura, Y. Inomata and Z. Inoue, "A Grain Boundary of α -SiC Bicrystals," *J. Mater. Sci.*, **16**, 2333-2335 (1981).

6. Y. Inomata and Y. Uemura, "Energy stored in a Grain Boundary Formed by a Rotation Slong with a Hexagonal Lattice Plane in SiC Crystals," *Yogyo-Kyokai-Shi*, **88**(10), 629-633 (1980).

7. M.H. Han and R.F. Davis, "Self-Diffusion of Carbon-14 in Polycrystallin α -SiC," *J. Mater. Sci.*, **14**(10), 2411 (1979).

8. R.A. Alliegro, L.B. Coifun and J.R. Tinklepaugh, "Press-Sintered Silicon Carbide," *J. Am. Ceram Soc.*, **39**(11), 386-389 (1956).

9. F.F. Lange, "Hot-Pressing Behaviour of Silicon Carbide Power with Addition of Aluminium Oxide," *J. Mat. Sci.*, 314-320 (1956).

10. S. Prochazka, "The Role of Boron and Carbon in the Sintering of Silicon Carbide," *Brit. Ceram. Association, in Special Ceramics*, **6**, 171-181 (1975).

11. P. Popper, "The Preparation of Dense Self-Bonded Silicon Carbide," *Special Ceramics*, p.209-219, Heywood, London (1960).

12. T.J. Whalen and A.T. Anderson, "Wetting of SiC, Si₃N₄ and Carbon by Si and Binary Si Alloys," *J. Am. Ceram Soc.*, **58**(9-10), 396-399 (1975).

13. W.B. Hilling, R.L. Mehan, C.R. Morelock, V.J. DeCarlo and W. Laskow, "Silicon/Sihon Carbide Composites," *Ceram Bull.*, **54**(12), 1054-1056 (1975).

14. T. Hase and H. Suzuki, "Microstructure of Silicon Carbide Prepared by Reaction-Sintering," *Yogyo-Kyokai-shi*, **84**, 332-337 (1976).

15. G.R. Sawyer and T.F. Page, "Microstructural Characterization of "REFEL" (Reaction-Bonded) Silicon Carbides," *J. Mat. Sci.*, **13**, 885-904 (1978).