

Free Silicon 함량에 따른 Si-SiC 복합재료의 마찰 마모 특성

김인섭 · 이병하

명지대학교 공과대학 무기재료공학과
(1994년 1월 25일 접수)

Effect of the Amount of Free Silicon on the Tribological Properties of Si-SiC

In Sub Kim and Byung Ha Lee

Dept. of Inorg. Mat. Eng., Myong Ji Univ.

(Received January 25, 1994)

요 약

free silicon 함량이 Si-SiC 복합재료의 마찰 마모 특성에 미치는 영향을 연구하였다. 시편은 green density를 달리한 성형체를 1750°C에서 열처리하여 free silicon 함량이 다른 시편을 제작하였다. 마찰 마모 시험은 ball-on-plate형 마모시험기에서 가압하중 4 Kg, 접동속도 500 mm/sec의 일정한 조건에서 수행하였다. 그 결과 로크웰 경도값과 3점 곡강도 값은 free silicon 함량이 증가할수록 감소되었으며 3점 곡강도 값은 17.64 vol% 이상에서 급격히 감소하였다. free silicon 함량이 16.62 vol%일 때 마찰계수 0.08과 비마모량 $2.4 \times 10^{-8} \text{ mm}^2 \text{ Kg}^{-1}$ 로 가장 양호한 마찰 마모 특성을 나타내었다. 또한 마모면 분석 결과 fine polishing, abrasion, microfracture 및 Si 영역의 우선 마모현상 등이 복합적으로 일어났음을 알 수 있었다.

ABSTRACT

An investigation was carried out to understand the effect of the amount of free silicon on the tribological properties of Si-SiC. The specimens of dense Si-SiC composites with various amount of free silicon were fabricated in the temperature of 1750°C after molding under various pressure. Wear properties were measured by ball-on-plate wear tester under the constant weight of 4 Kg, at constant sliding speed of 500 mm/sec in water. As the result, the Rockwell hardness and fracture strength of Si-SiC composites remained nearly constant up to 16.62 vol% of free silicon in the Si-SiC microstructure. The Si-SiC composites containing the free silicon of 16.62 vol% was considered to be prominent in the tribological properties, which had the friction coefficient of 0.08 and the specific wear rate of $2.4 \times 10^{-8} \text{ mm}^2 \text{ Kg}^{-1}$. The analysis of the wear surface indicated the complicated processes occurring on the surface such as fine polishing, abrasion, microfracture.

1. 서 론

반응소결 탄화규소(reaction-bonded silicon carbide)는 Si + C → SiC의 반응을 이용하여 소결시킨 Si-SiC 복합재료이다. 가장 대표적인 소결법은 1500~1800°C의 감압 분위기에서 α-SiC와 C의 혼합 분말의 성형체 중에 용융 Si를 모세관 현상에 의해서 침투시켜 새로운 SiC를 반응생성하여 소결하는 방법이다. 반응소결 기구는 온도가 상승함에 따라 Si에 대한 C의 용해도가 증가하여 β-SiC가 미립자로 생성되면서 β-SiC 입자 표면에 석출하

거나 β-SiC 입자들간의 응집체로 성장하면서 소결이 진행된다고 보고하고 있다¹⁻⁴⁾. 이와 같이 제조된 치밀한 반응소결 탄화규소 조직내에는 5~20 vol% 정도의 free silicon이 함유되어 있다고 알려져 있다⁵⁾. 반응소결 탄화규소는 고경도, 화학적 내구성, 고온강도, 내마모성 및 경량성 등이 우수하며, 제품 제조상의 장점이 많아 다양한 분야에 응용될 수 있다⁶⁾. 지금까지 많은 연구자들이 출발원료인 α-SiC의 입경차이, α-SiC의 함량차이, 소결 온도 변화 및 성형압력의 변화에 따른 미세구조와 기계적 물성의 관계를 보고하고 있지만²⁻⁶⁾, free silicon 함량이

반응소결 탄화규소의 마찰 마모 특성에 미치는 영향에 대한 보고는 거의 없다. 따라서 본 연구에서는 반응소결 탄화규소의 조직내에 남아있는 free silicon 함량이 경도 및 곡강도 등의 기계적 물성과 마찰 마모 특성에 미치는 영향에 대하여 연구하였다.

2. 실험방법

2.1. 출발원료 및 시편의 제조

출발원료로는 2.5~13 μm 입径의 $\alpha\text{-SiC}$ 분말, 비표면적이 198 m^2/g 인 카본 블랙 및 금속 실리콘 분말을 사용하였다. 시편 제조를 위한 조합은 $\alpha\text{-SiC}$ 80 wt%와 카본블랙 20 wt%를 건식 혼합한 후 성형 보조제인 PVA 용액을 첨가하여 혼합하고 50mesh sieve를 진동시킨 후 일축가압 성형하였다. 이 경우 성형압은 green density를 변화시키기 위하여 250, 500, 750 및 1000 Kg/cm^2 로 하였다. 이와 같이 성형된 시편은 100°C 에서 건조한 다음, 진공 소결로에 넣어 5°C /min의 승온속도로 1750°C 까지 열처리하여 소결시편을 제작하였다.

소결시편의 밀도를 측정하기 위하여 소결시편에 부착된 실리콘을 제거한 후 각 조건당 4개의 시편을 아르키메데스법으로 측정하여 평균하였다. 3점 곡강도는 3×3×45 mm 크기로 연마하여 재료시험기(MTS 810, U.S.A)에서 span 25 mm, cross head speed 0.5 mm/min의 조건으로 각 조건당 4개를 측정하여 평균하였다. 경도측정은 로크웰 경도측정기(Wilson Series 500, U.S.A)를 사용하여 minor load 3 Kg와 major load 15 Kg인 15N scale로 각 시편당 10회 측정하여 평균하였다. 또한 미세구조는 각 시편의 곡강도 측정이 끝난 시편을 다이아몬드 페이스트로 1 μm 까지 경면 연마한 후 광학현미경을 이용하여 관찰하였다. 파단면 관찰은 금으로 코팅한 후 SEM(SX-30E, International Scientific Instruments INC)을 이용하여 분석하였으며, 에칭면 관찰을 위해서는 무라가미 시약($\text{K}_2\text{Fe}(\text{CN})_6 + \text{NaOH}$)을 사용하여 처리한 후 SEM으로 관찰하였다.

2.2. 마찰 마모 시험

마찰 마모 시험은 ball-on-plate 마모시험기(EFM-III-F, Japan)를 사용하였다. 접동상대 재료는 비중 3.18 g/cm^3 , 비커스 경도 2500 Kg/mm^2 를 갖는 상압소결 탄화규소 ball을 사용하였다. 이 ball의 파단 면과 에칭면의 미세조직을 SEM으로 관찰한 사진을 Fig. 1에 나타내었다. Fig. 1에 (a)는 파단면 사진으로 가공이 거의 없는 치밀한 조직을 갖는 것을 알 수 있으며 (b)는 에칭면을 관찰한

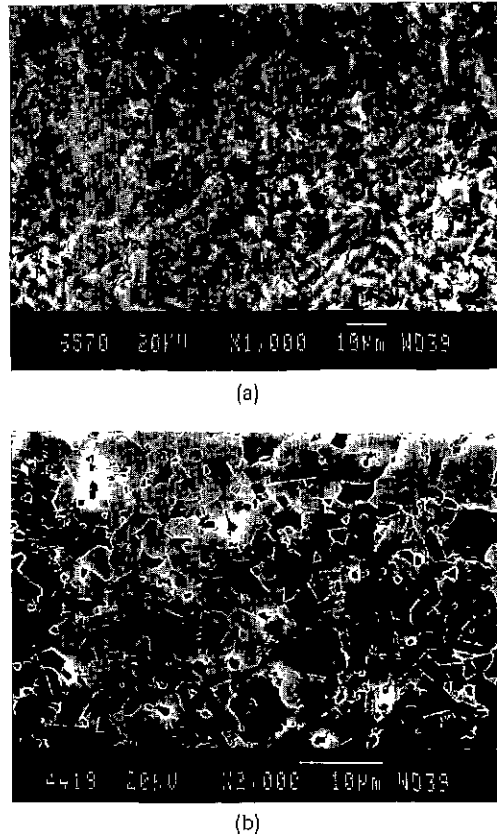


Fig. 1. SEM micrographs of sintered silicon carbide ball (a) fracture surface (b) etching surface. These balls were used in ball-on-plate wear tester for this work.

사진으로 3~4 μm 의 균일한 입자를 갖는 소결체임을 알 수 있다. plate 시편은 다이아몬드 휠(400#)로 35×45×6 mm의 크기로 연삭하여 사용하였으며 이때의 평균 조도값은 0.057 μm . R_{max} 값은 1.058 μm 이었다. 마찰 마모 시험 조건은 물속에서 가압하중 4 Kg, 접동속도 500 mm/sec SiC ball의 접동거리는 2.4 Km로 일정하게 행하였다. 마찰계수는 마찰력을 가압하중으로 나누어 구하였으며, plate 시편의 비마모량은 Fig. 2에 나타낸 방법, 즉 마모흔을 표면 조도계(Form Talysurf, U.K.)로 4지 점을 측정한 후 마모체적을 구하여 계산하였다²⁾.

사각시편상에 나타난 마모흔을 표면 조도계로 마모 단면의 형상을 측정하면 Fig. 2의 (b)와 같은 형태가 된다. 이때 마모 단면의 깊이 h와 마모흔의 폭 d가 기록된다. 이것을 Fig. 2의 (c)와 같이 마모흔 형상을 원주상의 일부분으로 가정하면 기하학적 관계로부터 원의 반지름

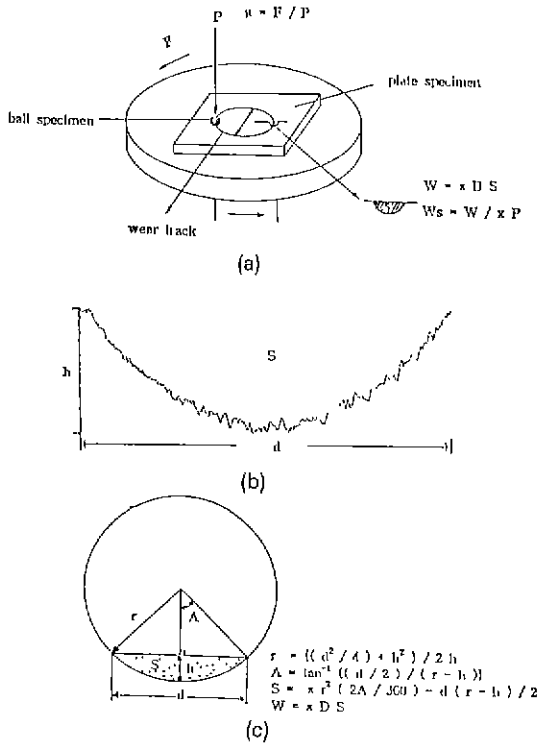


Fig. 2. (a) Schematic illustration of ball-on-plate method, (b) cross section of a wear track by surface form analysis, and (c) calculation method of the across section area of wear track.

$r = \{ (d^2/4) + h^2 \} / 2h$ 를 구할 수 있으며 각도 A 는 $A = \tan^{-1} \{ (d/2) / (r-h) \}$ 관계식으로 구할 수 있다. 따라서 구하고자 하는 마모흔 단면적은 $S = \pi r^2 (2A/360) - d(r-h)/2$ 관계식으로 나타낼 수 있으며 마모흔의 평균반경 D 를 측정하면 총 마모 체적은 $W = \pi D S$ 로 구할 수 있다. 접동거리 x 는 선속도와 접동시간을 곱하여 구하였다. 따라서 plate 시편의 비마모량은 $W_s = W / \pi P$ 로 구할 수 있었다. 여기서 P 는 가압하중을 나타낸다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 성형 압력에 따른 green density, 소결밀도, free silicon 함량 및 미세구조 변화

50 mesh 체로 파립화시켜 250, 500, 750 및 1000 Kg/cm²의 압력으로 성형한 각각의 시편들에 대한 green density 측정치, 소결후의 밀도, free silicon 분율의 측정결과를 Table 1에 나타내었다. green density는 성형 압력이 250 Kg/cm²씩 증가할 때마다 약 0.04 g/cm³ 정

Table 1. Variations of Green Density, Sintered Density and Free Silicon Content with Pressing Pressure

Pressing pressure (Kg/cm ²)	Green density	Sintered density	Fraction of free silicon	
			vol%	wt%
250	1.78	3.043	19.11	14.17
500	1.82	3.056	17.64	12.98
750	1.86	3.065	16.62	12.16
1000	1.87	3.072	15.82	11.52

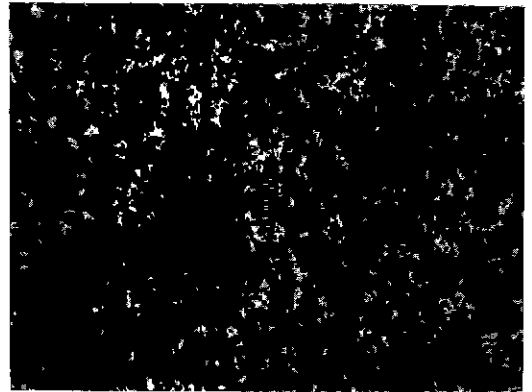


Fig. 3. Optical micrograph of reaction-bonded silicon carbide containing unreacted regions ($\times 200$ magnification).

도로 일정하게 증가하였으나, 소결밀도는 성형압력이 증가할수록 증가폭이 둔화됨을 알 수 있다. 이와 같이 소결밀도 증가폭이 둔화되는 이유는 green density가 높으면 Fig. 3에 나타낸 바와 같이 미반응된 부분이 일부 나타나게 되어 소결밀도를 감소시킨 것으로 생각된다. 이것은 green density가 높으면 용융 실리콘이 충분히 침투하지 못하여 반응이 진행되지 못한 영역이 발생하게 된다는 결과와 잘 일치한다⁸⁾. Fig. 4에 green density 차이로 소결밀도 차이가 발생한 반응소결 탄화규소의 미세 연마면에 대한 광학현미경 사진을 나타내었다. 출발원료인 α -SiC 입자의 크기는 13 μ m이었으나, Fig. 4의 소결체 입경은 대부분 이것보다 큰 입자로 이루어졌음을 알 수 있다. 이는 $Si + C \rightarrow SiC$ 의 반응으로 새롭게 형성된 미립의 입자들이 출발원료인 α -SiC의 입자주위에 석출되었거나, 미립입자의 응집체를 이루고 있는 경우, 또는 α -SiC 표면에 석출되어 거대 입자를 이루어 이들 입자들이 하나의 거대 입자로 성장하여 있기 때문이다. 또한 이들 주위에는 free silicon이 널리 분포되어 있는

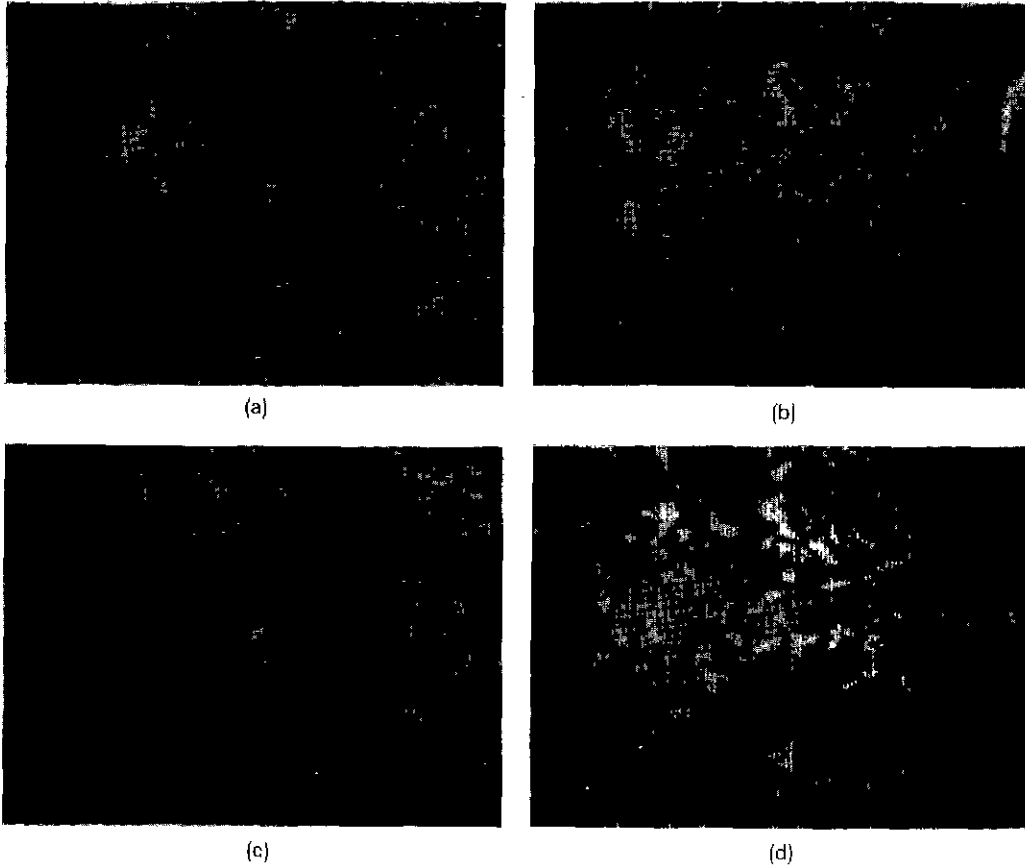


Fig. 4. Optical micrographs of reaction-bonded silicon carbide with sintered density of (a) 3.040, (b) 3.043, (c) 3.056, (d) 3.072 g/cm³, respectively (×200 magnification).

것을 알 수 있다. 이는 T. Iseki^{9,10} 등이 보고한 반응소결 기구와 잘 일치하고 있다. Fig. 5는 T. Iseki가 제안한 반응소결 탄화규소의 소결기구를 나타낸 모식도이다. 즉 Si와 C의 반응으로 새로 형성된 SiC입자가 출발원료인 α -SiC 입자 표면상에 석출되어 성장된 것, 미립자들이 응집된 것, 또는 미립자가 입성장된 것들이 복합적으로 미세구조를 이룬다고 보고하였다. Fig. 6은 소결밀도 3.056을 나타내는 시편의 에칭면을 SEM으로 관찰한 것이다. 이는 T. Iseki가 제시한 현상과 잘 일치함을 다시 한번 확인할 수 있다. Table 1의 소결시편의 free silicon 함량은 M. Srinivasan과 M. Kasprzyk⁶가 보고한 반응소결 탄화규소 소결체의 free silicon 정량 방법, 즉 weight fraction $W_{Si} = 8.547/D_F - 2.667$, volume fraction $V_{Si} = 3.648 - 1.136D_F$ (여기서 D_F 는 소결밀도)에 의하여 계산할 때 그 결과를 나타낸 것이다. 그 결과 green density가 높아질수록 free silicon의 함량은 적어짐을 알 수 있다.

이것은 Fig. 4의 사진들에서 free silicon을 나타내는 흰 부분의 분포 면적이 소결밀도가 높을수록 적어져가는 경향과 잘 일치하였다.

3.2. Free silicon 함량에 따른 로크웰 경도

기체구조용 세라믹스들의 경도는 비이커스 경도를 일반적으로 측정하지만 반응소결 탄화규소의 비이커스 압입(indentation) 방법 적용은 취성이 큰 반응소결 탄화규소 조직이 함몰되는 경우가 많아 측정이 곤란하다. 그래서, 낮은 하중(500 g 정도)으로 압입할 경우는 압자흔의 면적이 너무 작아 측정오차 범위가 크기 때문에 신뢰성 있는 값을 취하기가 어렵다. 또한 반응소결 탄화규소내에 SiC 입자 영역과 Si 영역이 넓게 분포되어 있으므로 압입되는 부위가 SiC 입자일 경우, Si 영역일 경우 또는 이들 간의 경계부일 경우 등이 있으므로 하나의 값으로 반응소결 탄화규소의 경도값을 규정짓기는

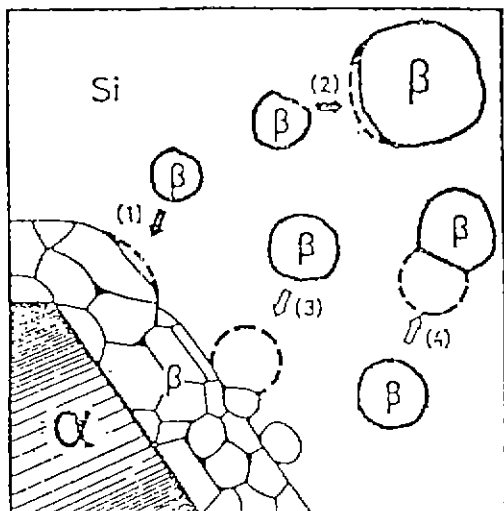


Fig. 5. Schematic representation of the transport or movement of finegrained β -SiC onto α -SiC in liquid Si. (a) growth of β -SiC crystal layer on the surface of a α -SiC grain and (2) grain growth of β -SiC, due to solution-precipitation mechanism. (3) β -SiC crystal bonded to the surface of a α -SiC grain and (4) β -SiC grain bonded (necked) together, due to capillary pressure and fluid flow; reported by Iseki (1988)¹⁰.



Fig. 6. SEM micrograph of reaction-bonded silicon carbide (density 3.056 g/cm^3) after chemical etching.

어렵다. Fig. 7은 500 g 하중으로 비커스 압입한 후 압자흔을 관찰하기 위한 광학현미경 사진이다. 사진에서 알 수 있듯이 압자흔은 심하게 함몰된 것과 함몰 정도가 적은 것으로 구분되지만 두 경우 모두 경도값을 측정

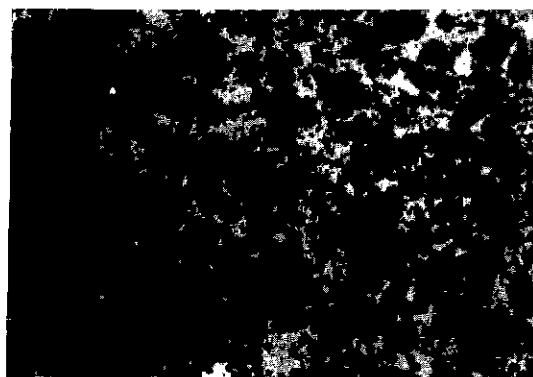


Fig. 7. Optical micrograph of reaction-bonded silicon carbide after Vicker's indentations under the load of 500 g ($\times 400$ magnification).

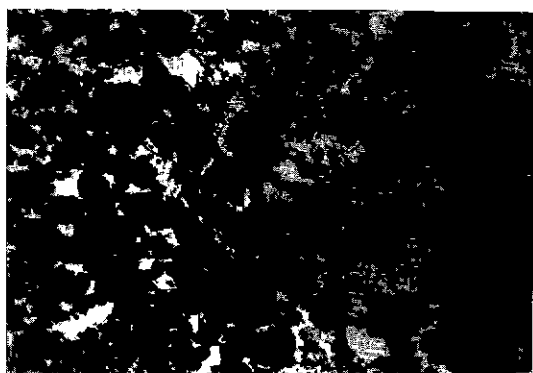


Fig. 8. Optical micrograph of reaction-bonded silicon carbide after the indentations of Rockwell 15N ($\times 400$ magnification).

하기는 어렵다는 것을 알 수 있다. 그래서 본 연구에서는 120° 원추형 다이아몬드 압자로 구성된 로크웰 경도계를 이용하여 15N superficial scale로 경도를 측정하였다. 측정된 시편들의 압자흔을 광학현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 8에 나타내었다. 이것은 측정치들간의 값 차이가 적어 정확한 분석은 어렵지만, 반응소결 탄화규소의 경도를 비교할 수 있는 신뢰성 있는 특성치가 될 수 있다고 생각된다. Fig. 9에 free silicon 함량을 달리한 반응소결 탄화규소 소결체의 경도 측정값을 나타내었다. free silicon 함량이 많을수록 경도값은 낮지만 측정값의 산포는 적었다. 즉, free silicon 함량이 19.11 vol%일 때 96.3 ± 0.3 이고, 15.82 vol%일 때 97.5 ± 0.9 의 값을 나타내었다. free silicon 함량이 적을수록 산포가 큰 이유는 free Si 함량이 적은 조직일 경우 Fig. 3에 나타낸 것과 같은

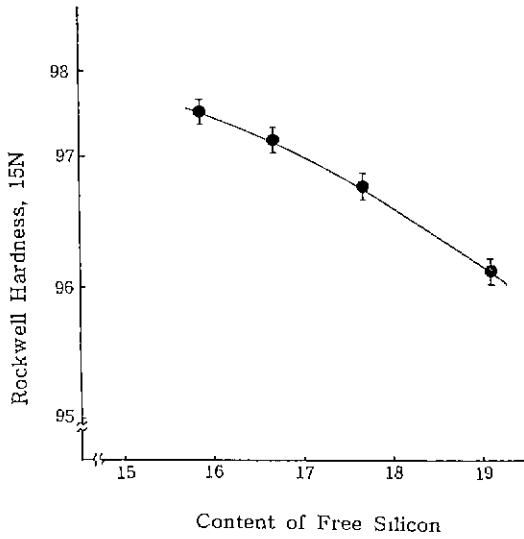


Fig. 9. Variation of Rockwell hardness with content of free silicon.

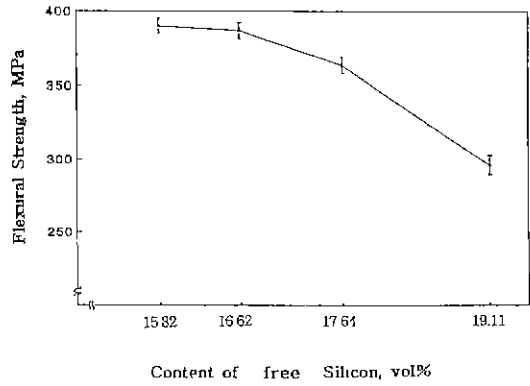
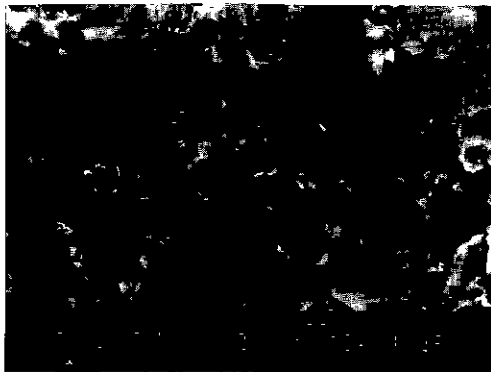


Fig. 10. Flexural strength of reaction-bonded silicon carbide according to the content of free silicon.

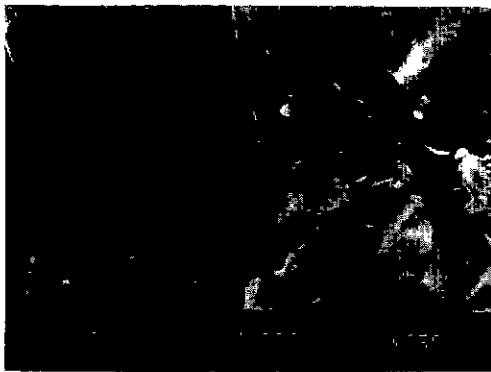
미반응 영역들이 많아 불균일한 조직을 갖기 때문으로 생각된다.



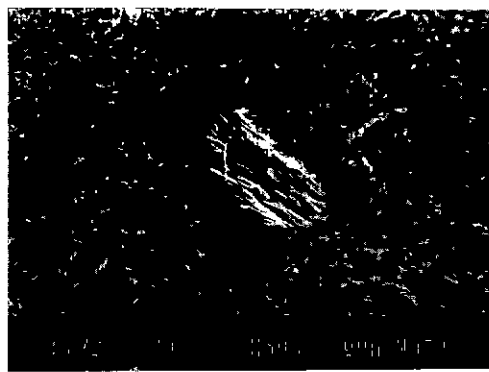
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 11. SEM micrographs of fracture surface from reaction-bonded silicon carbide with (a), (c), (d) 19.11 vol% and (b) 15.82 vol%, respectively.

3.3. Free silicon 함량에 따른 곡강도

free silicon 함량에 따른 곡강도 측정 결과를 Fig. 10에 나타내었다. free silicon 함량이 많아질수록 상온 3점 곡강도 측정값은 free silicon이 16.62 vol%까지는 완만

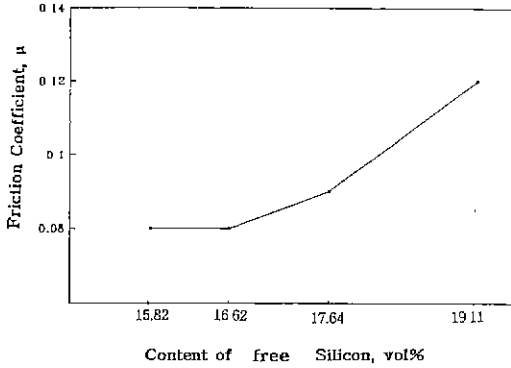


Fig. 12. Variation of friction coefficient with free silicon content in reaction-bonded silicon carbide.

한 감소를 나타내나 17.64 vol% 이후에는 급격한 감소를 나타내고 있다. 곡강도 측정후의 파단 면에 대한 SEM 결과를 Fig. 11에 나타내었다. free silicon 함량이 19 vol%인 경우를 (a), (c), (d)에 나타내었으며 15.82 vol%인 경우는 (b)에 나타내었다. free silicon 함량이 많을수록 곡강도가 저하하는 것은 SiC보다 Si가 더 brittle하다는 것을 나타낸다. 이것은 Fig. 8에서 관찰한 결과와도 잘 일치함을 알 수 있다. 즉, Fig. 8에 나타난 로크웰 경도 측정 후 crack 전파 경로를 관찰하면 Si 영역에서 SiC 입자영역으로 crack이 진전 될 경우 SiC와 Si의 경계부를 따라 진행되거나 약간씩 회절(deflection)되는 현상을 볼 수 있는데 이것은 SiC보다 Si가 더 brittle하며 SiC와 Si의 경계부의 결합력이 약하다는 것을 나타낸다. Fig. 11의 (c)에서 Si의 파단 면을 보면 깃털 모양의 박리 형태로 파단됨을 알 수 있다. 또한 free silicon 함량이 19.11 vol%일 경우 Fig. 11의 (d)에서 볼 수 있는 것처럼 large silicon inclusion¹¹⁾(약 50 μm)이 존재하여 강도를 저하시키는 한 요인으로 생각된다.

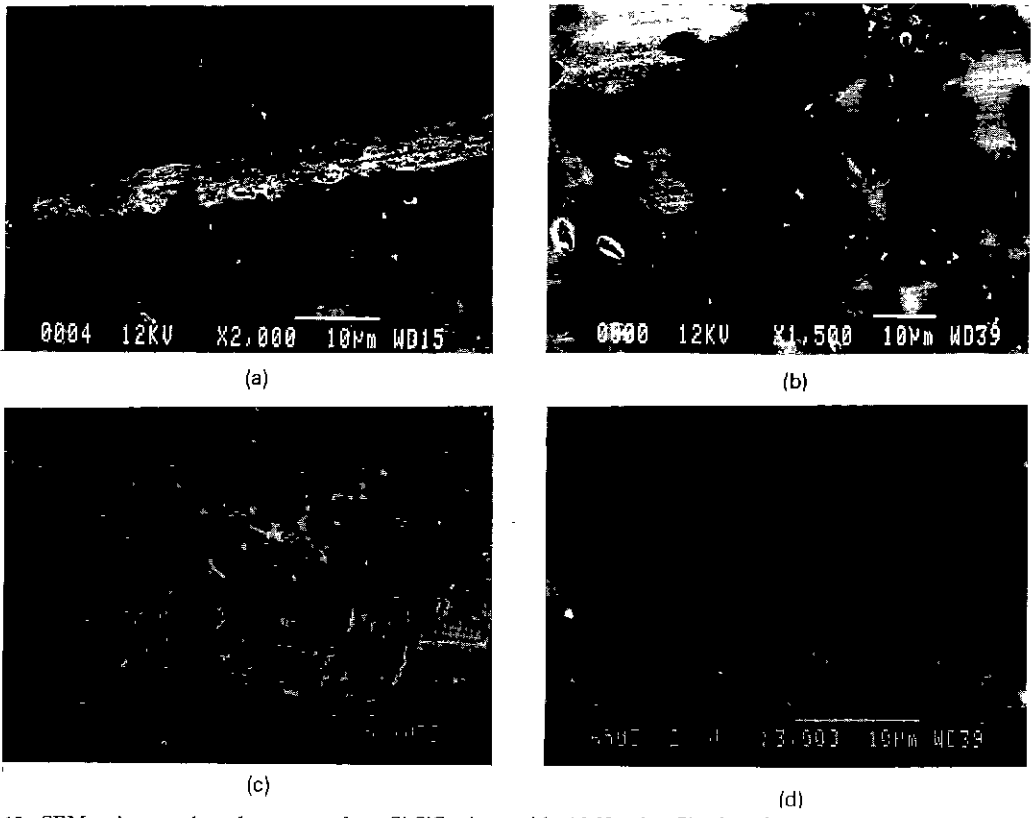


Fig. 13. SEM micrographs of wear surface Si-SiC plate with 16.62 vol% Si after fa wear test: shding couples: SiC ball and Si-SiC plate (16.62 vol% Si), shding speed: 500 mm/sec, loading weight: 4 Kg, in water.

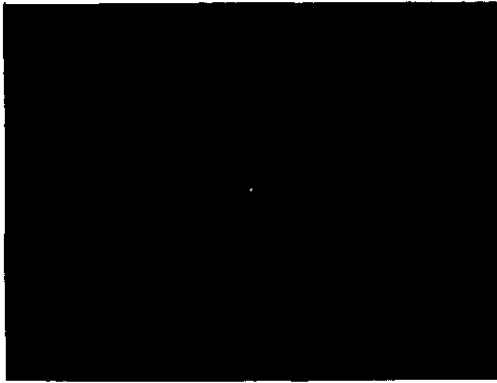


Fig. 14. Optical micrograph of a typical wear surface on SiC ball after a wear test ($\times 400$ magnification).

3.4. Free silicon 함량에 따른 마찰 마모 거동

Fig. 12은 free silicon의 함량이 15.82, 16.62, 17.64 및 19.11 vol%인 반응소결 SiC plate와 상압소결 SiC ball을 시편으로 ball-on-plate형 마모시험기에서 가압하중 4 Kg, 접동속도 500 mm/sec로 물속에서 마모시험한 결과의 마찰계수를 나타낸 것이다. free silicon 함량이 17.64 vol%까지는 마찰계수의 변화가 적으나 19.11 vol%인 경우는 마찰계수가 0.12 정도로 매우 높은 결과를 나타내었다. 즉, free silicon 함량이 17.64 vol%까지는 마찰계수에 큰 영향이 없었으나 그 이상에서는 마찰 저항을 크게 하는 요인이 된다고 생각된다. Fig. 13에 마찰 마모 시험후의 plate 시편의 마모면을 SEM으로 관찰한 결과를 나타내었다. Fig. 13(a)에서는 부분적으로 abrasion 형태의 마모가 일어나 groove가 형성되어져 있음을 알 수 있으며 (b)에서는 SiC 입자들에 비하여 soft한 Si 영역들이 우선 마모되어 Si 영역은 凹 형태, SiC 입자들은 凸 형태로 나타나 있음을 알 수 있다. (c)에서는 (b)에서의 현상이 더욱 진전되어 좁은 면적을 차지한 Si 영역은 제거되어져 기공 형태로 남아 있음을 알 수 있으며 (d)는 (a)의 groove내를 관찰한 것으로 미세 파괴가 일어나 있음을 알 수 있었다. 또한 Fig. 13의 (a), (b) 및 (c)에서

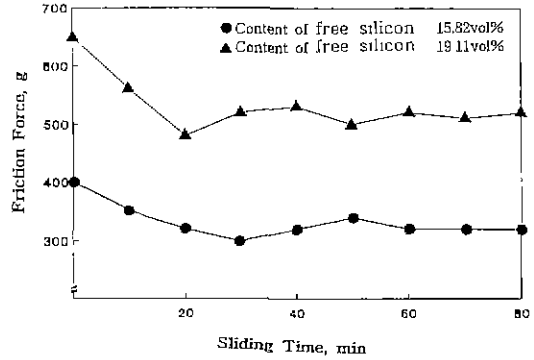


Fig. 15. Variation of friction force with sliding time.

거대 입자의 SiC는 fine polishing이 이루어져 있음을 알 수 있으며 Si 영역은 우선 마모되어 화학적 에칭을 하고 난 후의 에칭면과 유사한 형태를 나타내고 있음을 알 수 있다. 즉, 이러한 마모면 분석 결과 반응소결 탄화규소의 마모거동은 매우 복합적인 마모현상에 기인되는 것으로 생각된다. 또한 free silicon 함량이 19.11 vol%의 경우 마찰계수가 높은 이유는 free silicon 함량이 많을수록 凹, 凸 형태가 많아져 상대재료 마모면중의 凹, 凸에 대하여 마찰 저항이 증가한 것에 기인된다고 생각된다. Fig. 14에 ball 시편의 마모면을 광학현미경으로 관찰한 결과를 나타내었다. 전반적으로 fine polishing 현상, abrasion 현상 및 SiC grain들간의 凹, 凸 형태가 나타나 있음을 알 수 있다.

Fig 15는 free silicon 함량이 15.82 vol%와 19.11 vol%인 plate 시편의 마찰 마모 시험시 마모 시간의 변화에 따른 마찰력의 변화를 나타낸 것이다. free silicon 함량이 많은 시편이 마찰저항의 변동폭이 크며 약 80분이 경과되어도 안정한 상태(steady state)가 되지 않는 반면, free silicon 함량이 적은 시편은 약 1시간 만에 안정한 마모 상태에 도달되며 전반적으로 마찰저항이 낮게 나타났다. 이러한 결과는 Fig. 12의 마찰계수 변화와 Fig. 13의 마모면 분석결과의 내용과 잘 부합된다고 생각된다. Table 2은 free silicon의 함량이 다른 각 시편들의 마

Table 2. Calculation Procedure of Specific Wear Rate According to Free Silicon Content as a Method of Fig.2

Free Silicon content, vol%	d (mm)	h (mm)	D (mm)	A (°)	S (mm ²)	W (mm ³)	Ws (mm ² Kg ⁻¹)
19.11	2.3022	0.0086	17.5	0.8651	0.0133	0.7333	7.6 $\times 10^{-8}$
17.64	1.9565	0.0059	17.2	0.6968	0.0077	0.4192	4.3 $\times 10^{-8}$
16.62	1.7776	0.0037	16.7	0.4887	0.0044	0.2357	2.4 $\times 10^{-8}$
15.82	2.0652	0.0050	17.7	0.5606	0.0069	0.3867	4.0 $\times 10^{-8}$

모시험후 표면조도계로 마모면 형상을 각각 측정하여 Fig. 2의 방법으로 마모체적을 계산한 과정을 도표화 한 것이다. free silicon 함량이 19.11 vol%인 경우 비마모량은 $7.6 \times 10^{-8} \text{ mm}^2 \text{ Kg}^{-1}$ 로 가장 높게 나타났으나 16.62 vol%에서는 $2.4 \times 10^{-8} \text{ mm}^2 \text{ Kg}^{-1}$ 로 가장 낮게 나타났다. 그 이유는 Fig. 13의 마모면 분석 결과에서 나타난 바와 같이 free silicon이 우선적으로 마모되기 때문에 마모체적은 free silicon의 함량이 높을수록 큰 값을 갖게 된다고 생각된다. 그러나 Si함량이 15.82 vol%인 경우가 16.62 vol%인 경우보다 더 높은 비마모량을 나타낸 것은 Fig. 3에 나타난 미반응된 영역들이 마모면에 노출되어 마모체적이 증가한 것으로 사료된다.

4. 결 론

1. 로크웰 경도값과 3점 곡강도 값은 free silicon 함량이 증가할수록 감소되었으며, 3점 곡강도값은 free silicon 함량이 17.64 vol% 이상에서 급격히 감소하였다.
2. free silicon 함량이 16.62 vol%일 때 마찰계수 0.08 비마모량 $2.4 \times 10^{-8} \text{ mm}^2 \text{ Kg}^{-1}$ 로 가장 양호한 마찰 마모 특성을 나타내었다.
3. 반응소결 탄화규소의 마모면 분석결과 fine polishing, abrasion, microfracture 및 Si영역의 우선 마모 현상 등이 복합적으로 일어났음을 알 수 있었다.

감사의 글

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

REFERENCES

1. C.W. Forrest, P. Kennedy and J.V. Shennan, "The Fa-

brication and Properties of Self-Bonded Silicon Carbide Bodies," *Special Ceramics*, 5, p. 99-123, Brit. Ceram. Res. Association, Stoke-on-Trent, U.K. (1972).

2. T. Hase and H. Suzuki, "Microstructure of Silicon Carbide Prepared by Reaction-Sintering," *Yogyo-Kyokai-shu*, **84**, 332-37 (1976).

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

4. J.N. Ness and T.F. Page, "Microstructural Evolution in Reaction-Bonded Silicon Carbide," *J. Mater. Sci.*, **21**, 1377-1397 (1986).

5. P.A. Willerment, R.A. Pett and J.J. Whalen, "Development and Processing of Injection-Moldable Reaction-Sintered SiC Compositions," *Am. Ceram. Soc Bull.*, **57**(8), 744-747 (1978).

6. M. Srinivasan and M. Kasprzyk, "Effect of Microstructure on the Mechanical Properties of Reaction Sintered Silicon Carbide," Presented at the Fall Meeting of the Basic Science Division of the American Ceramic Society, New Orleans La, November (1979).

7. M. Iwasa and M. Kinoshita, "Wear Behaviour of Silicon Nitride Ball," *日本セラミックス協會學術論文誌*, **97**(2), 195-99 (1989).

8. In-Sub Han, Joo-Hwan Yang and Dong-Soo Suhr. "Properties of Reaction-Bonded Silicon Carbide Depending on Graphite Additions," *Journal of the Korean Ceramic Society*, **30**(1), 69-77 (1993)

9. C.B. Lim and T. Iseki, "Transport of Fine-Grained β -SiC in SiC/Liquid Si System," *Adv. Ceram. Mater.*, **3**, 291-293 (1988).

10. C.B. Lim and T. Iseki, "Formation and Transportation of Intergranular and Nodular Fine-Grained β -SiC in Reaction-Sintered SiC," *Adv. Ceram. Mater.*, **3**, 590-594 (1988).

11. D.R. Johnson, A.C. Schaffhauser, V.J. Tennery and E.L. Long, "Ceramic Technology for Advanced Heat Engines Project," *Ceram Bull.*, **64**(2), 276-81(1985).