

SiC 및 SiC-TiB₂복합재료에서 미끄럼시의

마모 및 마모전이기구

Wear and wear transition mechanism in SiC and SiC-TiB₂ Composites during sliding

조성재*, 엄창도*, 김석삼**

*한국표준과학연구원 소재특성평가센터

**경북대학교 기계공학과 Tribology Lab

1. 서론.

최근, 다결정 알루미나에서 연구된 바에 의하면 일정한 조건하 — 일정 미끄럼속도와 하중 — 에서 마모가 두단계로 나뉘어 진행된다. [1-2] 초기단계는 plastic grooving의해 진행되며 그 이후 단계에서는 grain pull-out으로 마모가 진행된다. Plastic grooving에서 grain pull-out으로의 전이는 어느 임계미끄럼시간 이후 갑작스럽게 발생된다. 임계미끄럼 시간은 부표면에서 입계균열(grain boundary cracking)이 시작되는 시간과 일치한다. 입계균열은 전위축적과 쌍정에의해 각 입자내에 축적되는 잔류응력(residual stress)때문에 일어났다. 상대적으로 연한마모(mild wear)에서 급격한 마모(severe wear)로의 전이는 실제적인 응용면에서 매우 중요하다. 왜냐하면, 일단 입계탈락의 급격한 마모가 일어나면 그 재료의 실제 사용이 용이치 못하기 때문이다. 미끄럼 운동시 SiC와 Si₃N₄와 같은 다른 세라믹에서도 전위는 발생된다. 그러므로, 마모전이가 이들 세라믹재료에서도 일어날 수 있음을 예상할 수 있다. 본 연구의 목적은 SiC와 SiC-TiB₂복합재료에서 마모전이현상을 미세구조를 통하여 실험적으로 밝히는 것이다.

2. 실험 방법.

(1) 실험 재료.

세라믹재료는 밀도가 낮을 경우 강도, 파괴인성이 작아지고 강도데이터의 분산이 심하기 때문에 고밀도의 시편을 제작하는 것이 중요하다. 그러므로 본 연구에서는 hot press로 직접 소결(sintering)하여 고밀도의 시편을 제작하였다. 순수 탄화규소는 소결이 잘 되지 않으므로 Al₂O₃, B, C, Y₂O₃,등을 소결조제로 사용하는데 본 실험에서는 Al₂O₃를 사용하였다. 본 실험에 사용된 시편은 두가지로서 각각 95wt% SiC - 5wt% Al₂O₃, 75wt% SiC - 20wt% TiB₂ - 5wt% Al₂O₃였다. 각 조성에 맞게 분말을 칭량한 후 24시간 동안 ball milling하였다. 가압소결(hot press)은 2050°C, 30MPa의 조건으로 하였다. 얻어진 시편의 입자들은 1-4 μ m로 균일 하였다. Table. I은 실험에 사용된 시편들의 기계적 물성치들이다.

(2) 마찰 마모실험.

마모시험은 ball-on-three-flat(BTF)방법을 사용하였다. Hot press로 제작한 소재를 지름6.35mm와 두께1.5mm의 디스크 시편으로 가공하였다. 시편표면은 가공에 의한 손상을 제거하기 위해 $1\mu\text{m}$ diamond paste까지 사용하여 연삭하였다. 볼은 직경12.7mm, 표면 거칠기 $0.05\mu\text{mR}_a$ 인 SiC구를 사용하였다. 볼의 회전속도는 100rpm으로 고정하였고 이때 상대미끄럼 속도는 0.04m/s이다. 하중은 볼을 통하여 세개의 시편에 각각 동일하게 전달된다. 시편의 재질에 따라 하중을 40N에서 360N까지 증가시켜 실험하였다. 볼과 시편의 접촉으로 시편표면에 원형의 마모흔적(wear scar)이 생겨나게 된다. 본 실험에서는 마모된 원형의 지름을 각각 수직방향으로 측정하여 총 6개의 값을 평균한 값으로 마모량을 측정하였다. 윤활제로는 파라핀 오일을 사용하였다. 마모시편의 미세구조를 관찰하기 위하여 주사전자현미경(SEM)과 투과전자현미경(TEM)을 사용하였다.

3. 실험 결과.

Fig. 1(a) 및 (b)는 각각 SiC 및 SiC-TiB₂에서 미끄럼 시간에 따른 마모량의 변화를 나타내는 결과들이다. SiC는 200N이상일 경우(Fig. 1(a)), SiC-TiB₂는 80N이상일 경우(Fig. 1(a)) 각각 직선의 기울기가 어느 미끄럼 시간에서 갑자기 증가한다. 이는 마모기구가 정말로 갑자기 변한다는 것을 의미한다. 초기에는 마모량의 변화가 거의 없다. 그러나 어느임계시간부터 급격히 마모량이 증가한다. 마모량이 급격히 증가하기 시작하는 것과 동시에 마찰계수도 순간적으로 증가하였다. 따라서 마모기구가 갑자기 변하는 시점을 마찰계수의 변화를 가지고 정확히 알 수 있었다. Fig. 1에서 각 마모곡선에 나타난 점선의 수직선은 이렇게 구한 마모천이점이다. 하중이 증가할수록 마모천이는 일찍 일어난다. 또 SiC에서 보다는 SiC-TiB₂에서 훨씬 먼저 마모천이가 일어난다. Fig. 2(a) 및 (b)는 각각 SiC 및 SiC-TiB₂에서 마모천이가 일어나기전의 마모표면을 대표적으로 보여주는 사진이다. Grooving에 의하여 주로 마모가 일어남을 보여주고 있다. Fig. 3은 천이후의 시편에서 관찰된 표면조직 결과들이다. 보는 바와 같이 입자들이 입계를 따라 떨어져 나왔다.

4. 토 의

트라이볼로지적 거동을 해석함에 있어서 재료의 마모과정은 다수의 요소들 — 하중, 온도, 습도, 미끄럼 속도등 — 에 의해 지배되어 물질이동(material removal)이 전개된다. 본 연구에서는 이러한 요소들을 일정하게하여 두재료간의 미끄럼 운동시 발생하는 마모기구의 특성을 이해하는데 있다. 실험결과에 의하면 초기단계는 grooving과정으로 진행되며, 어느 임계미끄럼시간 이후 입자탈락의 과정으로 진행되었다. 또한 강화된 복합재료에서 마모가 더 심하게 일어남을 알 수 있었으며 이를 토의하려 한다. 볼과 평판이 접촉하여 미끄럼 운동을 할 경우 표면으로 부터 얼마의 깊이에서 최대 전단응력이 발생되어

진다.[5] 이 부분에서 전위는 처음 생성되며 알루미늄[1-2]와 탄화규소[4]의 앞선연구에서 이를 관찰하였다. slip이나 twin에 의해 부표면에서 형성된 전위는 시간이 경과함에 따라 축적되어지고 이들 사이의 가장 취약한 부분에서 균열을 발생(cracking)시킨다. 균열은 사방으로 확산되며 그 과정에서 일부는 표면으로 성장하게 된다. 그 결과, 입계(grain boundary)에는 균열이 발생되어 grain pull-out으로 나타나게된다. 균열이 입자(grain)내에서 발생하지않고 입계에서 발생하는 원인은 입계내에서 전위축적에 의한 잔류응력의 영향때문이다. 결국, 잔류응력은 입계강도(grain boundary strength)를 감소 시키는 결과를 가져오게 된다. 본 실험의 결과에의하면 SiC-TiB₂ 가 SiC에 비해 더 심한 마모손상을 일으켰다. 그 원인은 SiC와 TiB₂사이의 열팽창계수차(SiC \approx 4.02 \times 10⁻⁶/°C, TiB₂ \approx 4.6 \times 10⁻⁶/°C)에 의해 인장잔류응력이 SiC-TiB₂ 경계면(interface)에 발생되었기 때문이다.[3] 이로인하여, 입계강도는 더욱 약해지게 된다. 입계강도가 약해질수록 마모는 더욱 심하게 됨을 알 수 있었다. 그러나 두 재료에서 파괴인성의 경우, 마모와는 반대의 결과를 얻을 수 있게된다. 입계강도가 약할수록 균열굴절(crack deflection)에 의해 파괴인성이 증가하기 때문이다. 참고로, 고상소결(solid state sintering)재료의 경우는 transcrystalline fracture mode에 의해 균열이 진전된다. Grain자체강도가 입계강도보다 크기때문에 파괴인성은 낮지만 마모는 앞선 두 재료에 비해 덜 일어남을 예측할 수 있다. 실제 SiC에 소결조제로 B₄C를 첨가한 재료의 실험결과 이들보다 마모가 훨씬 일어나지 않았다.[6]

5. 결 론.

본 연구에서는 SiC 및 SiC-TiB₂복합재료의 마모 및 마모천이기구를 비교 실험한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다. 두 재료의 마모천이현상은 각각의 하중이 200N(SiC)과 80N(SiC-TiB₂)이상에서 나타나게 되었다. 마모기구는 입계미끄럼시간에서 두 단계로 나뉘어진다. 소성변형에 의한 grooving과정과 잔류응력에 의한 grain pull-out과정들로써 미세 구조를 통해 관찰할 수 있었다. grain pull-out과정은 초기단계에서 부터 생성된 전위가 축적되어 잔류응력을 발생시키므로 일어난 과정이다. SiC에 TiB₂를 첨가하므로 마모는 더욱 심하게 일어나게 되었다. 입계의 강도를 더 약하게 하였기 때문이다. 그러나, 파괴인성은 입계강도가 약할수록 증가하였다. 결국 파괴인성이 큰 재료가 마모는 더 심하게 일어남으로 서로 상반된 관계를 갖고 있음을 결론지을 수 있었다.

References

1. S. -J. Cho, H. B. J. Hockey and S. M. Hsu, "The transition from mild to severe wear in alumina during sliding," *Acta Metall. Mater.*, 40[1], 185-192 (1992).
2. S. -J. Cho, B. J. Hockey, B. R. Lawn and S. J. Bennison, "Grain-size and R-curve effects in the abrasive wear of alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, 72[7], 1249-52 (1989).
3. O. O. Ajayi, A. Erdemir, R. H. Lee, and F. A. Nichols, "Sliding wear of silicon

carbide-titanium boride ceramic-matrix composite," J. Am. Ceram. Soc., 76[2], 511-17 (1993).

4. S. -J. Cho, C. D. Um, S. S. Kim, "Wear and wear transition mechanism in sliding carbide during sliding," J. Am. Ceram. Soc., to be published.
5. K. L. Johnson, Contact mechanics, Cambridge University Press, Cambridge, 1985.
6. S. -J. Cho, C. D. Um, S. S. Kim, unpublished work.

Table I. Mechanical properties of SiC fabricated by hot pressing.

	SiC	SiC-TiB ₂
Relative Density(%)	99	98
Vickers hardness* (GPa)	28	28
Flexural strength [†] (MPa)	610	570
Fracture toughness [‡] (MPa ^m ^{1/2})	3.6	4.3

*Measured at 49N. [†]Measured by four point bending with a fixture having 30mm and 10mm of outer and inner span, respectively. [‡]Measured by single edge precracked beam(SEPB) method.

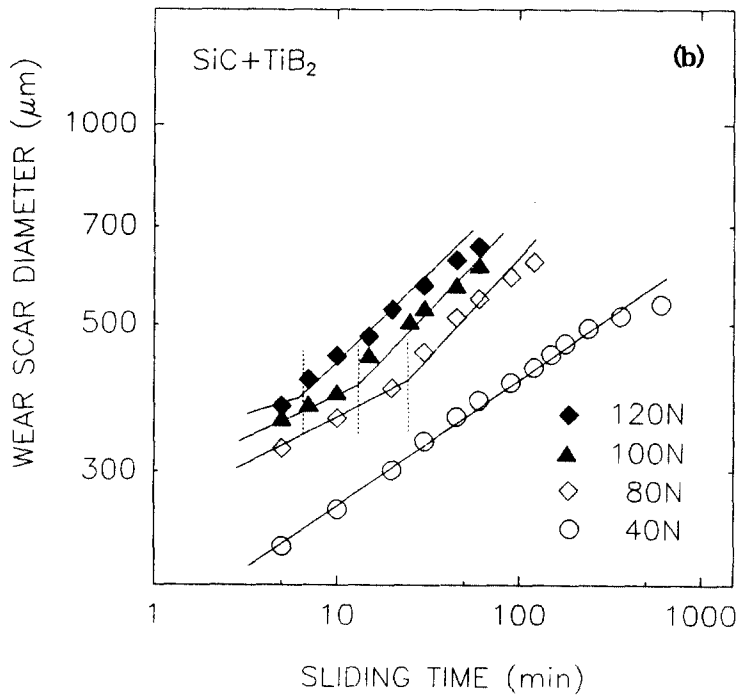
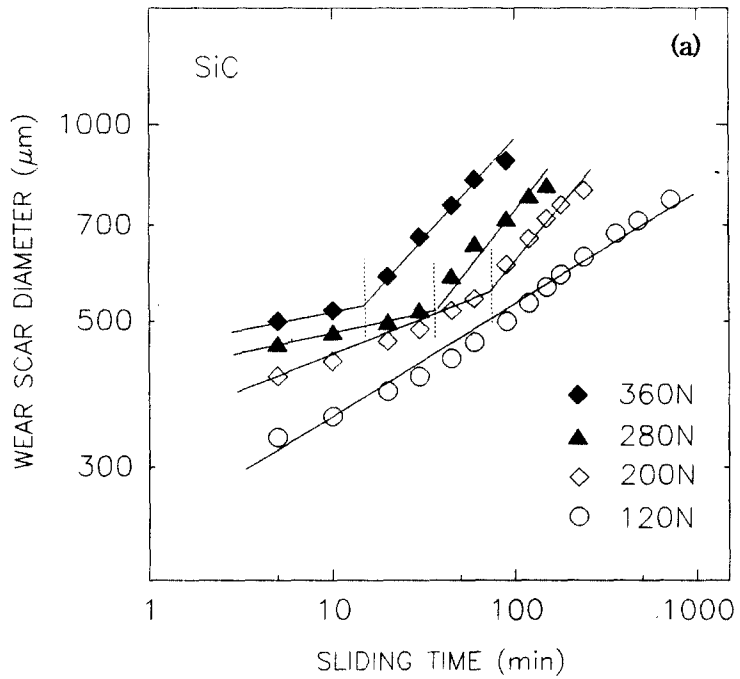


Fig. 1. Change of log wear diameter as of log sliding time for different applied loads. (a) 0wt% TiB₂ ; (b) 15wt% TiB₂

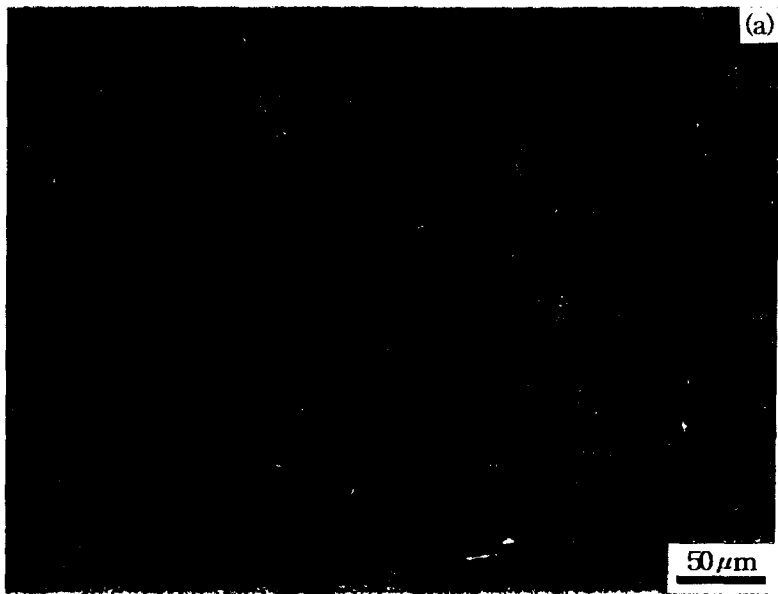


Fig. 2. Microstructure of worn surface typically produced before wear transition
(a) 0wt% TiB_2 (tested for 5min at 280N) ; (b) 15wt% TiB_2 (tested for 12min at 80N)

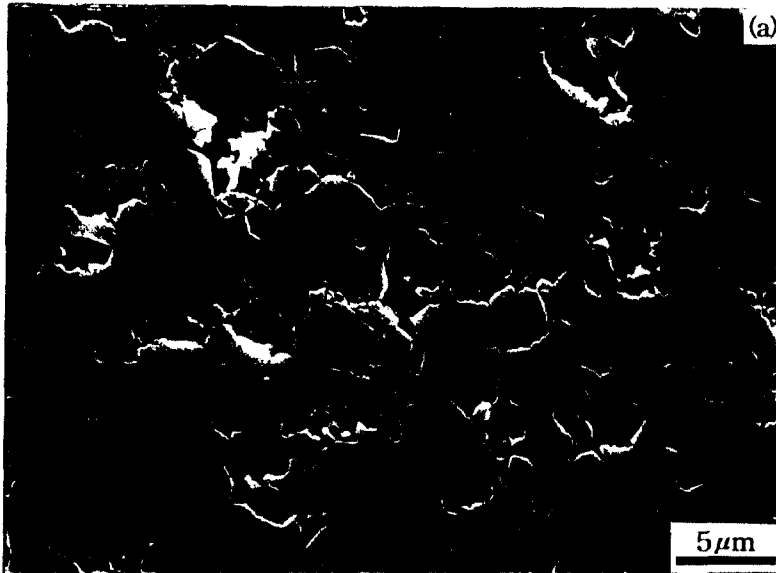


Fig. 3. Microstructure of worn surface typically produced after wear transition.
(a) 0wt% TiB_2 (tested for 720min at 280N); (b) 15wt% TiB_2 (tested for 7min at 120N)