

핏치계 탄소-탄소 복합체의 제조, 미세구조 및 마찰-마모 특성

이진용 · 서동수 · 임연수* · 조동환**

충남대학교 재료공학과

*명지대학교 세라믹 · 화학공학부

**금오공과대학교 고분자공학과

(1999년 1월 26일 접수)

Fabrication, Microstructure and Friction-Wear Properties of Pitch-Based C-C Composites

Jin Yong Lee, Dong Soo Suhr, Yun Soo Lim and Dong Hwan Cho**

Department of Materials Engineering, Chungnam National University, Teajon 305-764, Korea

*Division of Ceramic and Chemical Engineering, Myongji University, Yongin 449-728, Korea

**Department of Polymer Science and Engineering, Kumoh National University of Technology,

Kumi 730-701, Korea

(Received January 26, 1999)

초 록

콜타르 핏치를 매트릭스의 원료로 하여 진공함침-상압탄화(VIAC) 및 고압함침-고압탄화(HIPIC)를 통하여 C-C 복합체의 제조하고 제조된 C-C의 미세구조 및 정속 마찰-마모 특성에 대하여 평가하였다. VIAC 공정을 통하여는 5회의 함침-탄화를 수행하여 1.79 g/cm³의 밀도를 갖는 C-C가 제조된 반면 HIPIC 공정에서는 3회의 함침-탄화를 통하여 밀도가 1.82 g/cm³인 C-C 복합체의 제조가 가능하였다. 결정성(crystallinity)은 VIAC C-C가 더욱 발달하였으며 이로 인한 정도값의 감소가 높은 마찰계수 및 높은 마모율을 유도하였다. 정속 마찰-마모 시험을 통하여 평가한 마찰계수와 마모율은 마찰속도 및 수직하중이 증가할수록 모든 복합체가 감소하였으나 산화에 의한 마모 발생이 예상되는 시험조건인 123.3N-5.86 msec⁻¹ 조건에서 VIAC C-C의 높은 마찰계수에 의한 높은 마찰온도로 마모율이 급격하게 증가하였다.

ABSTRACT

This study presents microstructure and friction-wear properties of pitch-based C-C composites prepared by a vacuum impregnation-atmospheric carbonization (VIAC) and a hot isostatic pressure impregnation-carbonization (HIPIC) process. For the VIAC process the density was 1.79 g/cm³ after 5 times of densification cycle. On the other hand 1.82 g/cm³ only after 3 times of densification cycle by the HIPIC. The VIAC C-C composites showed high friction coefficient and wear rate due to a low hardness as a result high crystallinity of the composites. In the VIAC C-C composites the friction coefficient and the rate decreased with increasing sliding velocity and normal load for all friction conditions except the condition of 123.3N-5.86 msec⁻¹ where the wear rate increased rapidly by an oxidation wear that was resulted from a high friction temperature at this condition.

Key words : Coal-tar pitch, VIAC, HIPIC, C-C composites, Friction coefficient, Wear rate

1. 서 론

뛰어난 내열성, 고온강도 및 고온 치수 안정성으로 인하여 우주항공 산업에 널리 이용되고 있는 탄소-탄소 복합재료(Carbon-Carbon Composites:C-C)는 고성능 항공기 브레이크 디스크 재료가 갖춰야 할 기본적인 특성인 다양한 사용조건에서도 정지 토크를 발휘할수 있는 마찰특성 및 우수한 열충격 저항성, 순간의 높은 제동이너지에 의하여 발생하는 고온의 열흡수 능력, 우수한 내마

모성 그리고 경량성으로 인하여 최적의 브레이크 디스크 재료로 평가받고 있으며 따라서 생산량의 60~70% 정도가 고성능 항공기의 브레이크 디스크 재료로 사용되고 있다.^{1,2)}

마찰재용 C-C 복합체의 프리폼은 기본적으로 2차원(2-dimension) 또는 3차원 형태로 한정되어 있고 단지 마찰면의 구조만 약간씩 변경되어 제조되고 있다. 또한 치밀화는 액상함침 및 탄화법(liquid impregnation & carbonization) 과 화학기상 침착법(chemical vapor infiltration:

CVI)으로 크게 나뉘어지며 두가지 방법중 한가지 방법 단독으로 또는 혼합하여 제조된다. 이중 액상함침 및 탄화법은 페놀 및 푸란수지 등의 열경화성 수지를 이용하는 경우와 피치 등의 열가소성을 이용하는 방법으로 구분된다. 열경화성 수지가 고상탄화 과정을 거치는데 반하여 피치는 액상탄화 과정을 거치므로 탄화중 방향족 분자의 배향성이 증가하므로 흑연화가 비교적 쉽게 이루어져 우수한 물성을 갖는 C-C 복합재를 제조할 수 있다.

그러나 일반적으로 상압에서 피치의 탄소수율은 약 30 wt% 내외로 낮고 따라서 고밀도의 C-C복합재를 얻기 위해서는 수회의 함침-탄화 공정이 요구된다. 또한 열가소성 특성을 갖는 피치는 함침후 수행되는 탄화시 점도가 매우 낮아지고 따라서 복합재로부터 흘러나와 치밀화의 효율을 감소시키며, 또한 휘발물질의 발생시 부풀음이 발생하는 단점을 갖고 있다.³⁾

이러한 문제점을 해결하기 위하여 피치의 개질화에 관련된 많은 연구가 수행되어 왔다. White와 Sheaffer⁴⁾는 피치를 이용하여 C-C 복합재를 제조시 탄화시 휘발가스의 방출로 인하여 복합재가 부풀어 오르는 현상을 억제시키고 동시에 탄소수율을 높이는 방법으로 탄소섬유 프리폼 내에 있는 피치를 메조페이즈 피치로 전환 시킨 후 산소를 이용한 안정화 처리법을 제안하였다. Forrest와 Marsh⁵⁾는 피치와 열경화성 고분자 수지의 비율을 변화시켜 탄소수율을 높이는 동시에 최종 탄화물의 미세구조를 고분자 수지에서 발생하는 등방성의 구조에서부터 피치를 첨가하여 이방성의 구조로 까지 다양하게 변화시켰다. Figueiras 등⁶⁾은 피치의 퀴놀린 불용분(Quinoline insoluble: QI)의 양을 변화시킨후 탄소수율 및 QI에 의한 C-C복합재의 각종 물성을 평가하였다. Fitzer 등⁷⁾은 피치의 가교결합 형성을 촉진시켜 탄소수율 및 복합재 제조시 부풀음의 방지를 위하여 유허을 첨가한 피치를 함침용 피치로 사용하여 C-C 복합재를 제조하였다. S. Kimura 등⁸⁾은 피치의 정제시 유기 용매를 다르게 하여 불용분의 조성을 변화시키고 이로 인한 탄소수율 및 미세구조의 변화를 관찰하였다.

그러나 피치의 개질화는 탄소수율 향상에 한계가 있고 개질화를 위한 필요설비 등이 scale-up에 걸림들이 되고 있다. 따라서 피치를 이용하여 C-C 복합재 제조에는 특별한 피치의 개질화 처리 없이 주로 고온-고압하에서 함침 및 탄화를 수행하는 방법(hot isostatic pressure impregnation and carbonization: HIPIC)이 이용되고 있다.

HIPIC에 관련된 연구의 대부분은 내열제로 사용되는 비교적 두꺼운 다차원(n-D)의 프리폼(preform)을 이용한 C-C 복합재의 고밀도화에 적용되어 왔으며 상대적으로 두께가 얇은 마찰재용 C-C 복합재는 주로 CVI 방법으로 제조되고 있다.

따라서 본 연구에서는 마찰재로서의 용용을 목적으로 함침 및 탄화 압력을 변화시켜 C-C 복합재를 제조하였으며 함침 및 탄화 압력에 따른 복합재의 미세구조를 관찰하였다. 제조된 C-C 복합재의 마찰-마모 특성은 마찰속도 및 마찰압력에 따라 정속 마찰시험기를 이용하여 평가하였다.

2. 실험

2.1. 재료

본 연구에서 제조된 C-C 복합재는 마찰면을 구성하는 마찰층(friction part)과 강도를 유지하는 강도 유지층(load bearing)으로 구성되어 있으며 강도 유지층에 사용된 탄소섬유는 Table 1의 물성을 갖는 태평산업(주)에서 제조된 PAN계 고강도 12K 탄소섬유(ACELAN TZ-307)를 이용하여 직조된 8매 주자직(8 harness-satin, 8HS)의 직물이 사용되었으며 마찰면에는 Table 1의 섬유를 2800°C에서 고온 열처리한후 0.5~2.0 mm로 절단된 단섬유 탄소섬유가 사용되었다. 매트릭스 프리커서로 사용된 피치는 정우석탄화학(주)의 콜타르 피치(coal-tar pitch)로 물성 및 조성은 Table 2와 같다.

2.2. 제조방법

Fig. 1은 상압 및 가압 함침-탄화 공정을 이용하여 C-

Table 1. Properties of ACELAN TZ-307 Carbon Fiber Used in This Study

Tensile strength (MPa)	Tensile modulus (GPa)	Elongation (%)	Density (g/cm ³)	Filament diameter (μm)	Thermal expansion (10 ⁻⁶ /°C)
3400	235	1.3	1.8	6.8	-0.1

Table 2. Properties of J-116 Coal-tar Pitch Used in This Study

Softening point(°C)	Density (g/cm ³)	Elements				Toluene insoluble(%)	Quinoline insoluble(%)	Coke yield (%)
		C	H	N	S			
116	1.27	92.5	4.67	1.10	0.46	29.1	8.3	42.8

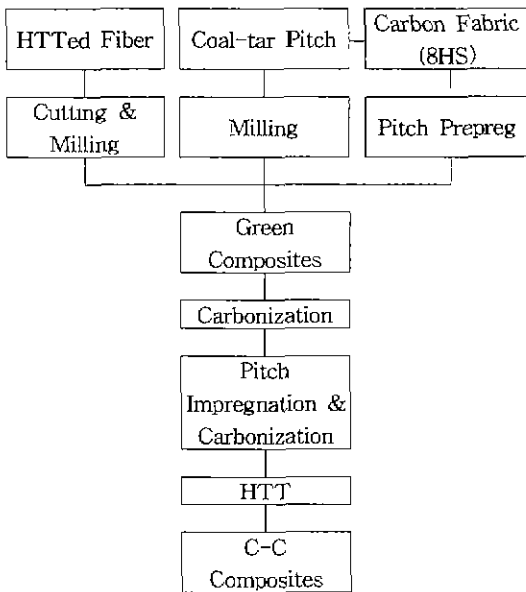


Fig. 1. The manufacturing process of pitch-based C-C composites.

C 복합체를 제조한 제조 공정도이다.

2.2.1. 그린(Green) 복합체 제조

C-C 복합체를 제조하기 위한 핏치 프리프레그(prepreg)는 8HS 직물 100g당 콜타르 핏치 분말 50 g을 균일하게 뿌린 후 이를 250°C 정도의 챔버내를 통과시켜 핏치가 녹으면서 탄소섬유 직물에 스며들게 하여 제조하였다. 이렇게 제조된 프리프레그를 절단, 적층하였다. 단섬유로 구성된 마찰면은 고온 열처리된 탄소섬유를 핏치가루 및 물과 혼합하고 mixing tank에서 교반시켜 slurry로 만든 후 탄소섬유 프리프레그 위에 적층시키고 수분을 제거한 후 모놀드에서 압축성형하여 그린 복합체를 제조하였다. 제조된 그린 복합체의 탄화는 탄화시 핏치의 부풀음 현상을 방지하기 위하여 제조된 특수한 치구를 이용하여 시편을 고정 시킨후 1기압의 질소 분위기하에서 1000°C 까지 수행되었다.

2.2.2. 치밀화(Densification) 및 고온열처리

복합체의 함침은 앞서 기술한 콜타르 핏치를 이용하여 수행되었다. Table 3은 각 조건에 대한 함침 및 탄화조

Table 3. The Impregnation and Carbonization Conditions Used in This Study

Designation	Impregnation pressure (atm)	Carbonization pressure (upto 650°C, atm.)	Final carbonization temperature (°C)
VIAC C-C	1×10^{-4}	1	1000
HIPIC C-C	$1 \times 10^{-1} \sim 800$	800	1000

건을 나타는 표이다.

VIAC 공정은 반응용기속에 복합재료와 함께 분말상의 핏치를 장입한 후 진공상태를 유지하고 300°C까지 가열 후 5시간 유지하여 진공함침한 후 질소가스를 이용하여 상압으로 유지한 상태로 1000°C까지 탄화하였다. HIPIC 공정은 HIP 장비를 이용하여 800기압의 압력하에서 수행하였다. HIP공정에 사용될 금속 용기속에 분말상의 핏치와 치밀화시킬 C-C복합체를 장입한 후 가압탄화시 금속용기내에서 핏치의 저분자 물질의 방출에 의한 용기 내부의 압력증가를 방지하기 위하여 300°C에서 24시간 진공상태를 유지하여 저분자 물질을 제거함과 동시에 진공함침시켰다. 함침된 C-C복합체는 650°C까지 가압상태로 탄화를 수행한후 상압에서 1000°C까지 추가 탄화공정을 수행하여 복합체내의 미반응 물질을 제거하였다. 재함침 및 재탄화는 1차 함침 및 탄화공정과 동일하게 수행되었고 각각의 제조방법에 따라 밀도 증가율이 다르기 때문에 헛수는 최종 복합체의 밀도가 1.79~1.82 g/cm³에 도달하는 수준에서 종료하였으며 고온 열처리는 2400°C의 온도에서 1시간 유지하여 수행하였다.

2.3. 분석

제조된 C-C 복합체에 대한 미세구조는 광학현미경(Nikon Optiphot 150)과 X-선 회절 분석(JDX-8030, CuK_α, 40 Kv)을 이용하여 평가하였다. 또한 마찰면의 경도와 마찰 및 마모 특성과의 연관성을 도출하고자 로크웰 정도 시험기(Wilson, Rckwell series 500, H-scale, 1/2" indenter)를 이용하여 마찰면의 경도를 측정하였다.

2.4. 마찰-마모 시험

C-C 복합체의 마찰-마모 시험은 disk-on-disk 형태의

Table 4. Friction andWear Test Conditions

Variables	Conditions				Fized conditions
	1.46	2.93	4.39	5.86	
Sliding velocity (msec ⁻¹)	69.1	123.3	246.7	37.01	Distance:3 km Normal load:246.7 N
Normal load (N)					Distance:3 km velocity:2.93 msec ⁻¹

정속 마찰시험기를 이용하여 수행하였다. 디스크의 크기는 외경 50 mm, 내경 30 mm 그리고 두께는 15 mm로 회전 디스크와 고정 디스크는 동일한 형상이다. 마찰-마모 시험은 Table 4와 같이 시험조건을 변화시키면서 각 조건마다 5회 이상 수행하여 평균마찰계수 및 마모율을 계산하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 밀도 변화

복합재의 밀도 변화는 Fig. 2와 같다. HIPIC 공정의 경우는 1차함침-탄화후 약 34.5%의 밀도 증가 그리고 1 → 2차 함침-탄화후에는 17.6%의 밀도증가가 이루어져 2차함침-탄화후에 밀도가 1.74 g/cm^3 에 도달하였으며 3회의 함침-탄화를 통하여 1.82 g/cm^3 의 밀도를 얻을 수 있었다. 그러나 2 → 3차 함침-탄화에서는 밀도 증가가 5.7%로 급격히 저하되었다. VIAC 공정의 경우는 1차와 2차 함침-탄화의 경우 HIPIC의 약 70%인 24.6%와 12.4%의 밀도 증가에 그쳤지만 복합재의 밀도가 유사한 조건인, HIPIC 공정의 2차 함침-탄화후 및 VIAC의 4차 함침-탄화후의 C-C의 밀도 증가는 HIPIC가 5.7%, 그리고 VIAC가 4.1%로, 일반적으로 800기압의 고압탄화에 의한 핏치의 탄화율(80% 이상) 증가가 상압탄화(30~40%)의 2배 이상임을 고려할 때 밀도가 1.74 g/cm^3 이상에서 HIPIC 공정의 장점 중의 하나인 고밀도 상태에서 우수한 밀도 증가율이 낮은 밀도에서의 밀도 증가율과 큰 차이가 없었다. 이러한 원인으로 HIPIC 공정에서는 300°C 에서 24시간 진공함침과 동시에 수행되는

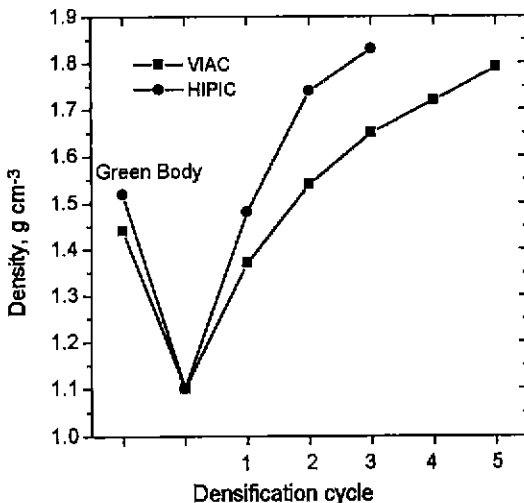


Fig. 2. Density increase with the number of densitication cycle.

degassing 작업시 많은 양의 저비점 물질들이 제거되고 따라서 핏치의 점도가 상승함으로 인하여 HIPIC 핏치의 함침이 용이하지 않은 결과로 해석된다. 이러한 결과로부터 비교적 치밀화가 진행된후의 고밀도화는 함침효율을 고려한 핏치의 점도와 함침 및 탄화방법의 조절이 필요하다고 판단된다.

3.2. 미세구조

Fig. 3은 제조된 복합재의 광학현미경 사진으로, VIAC 복합재의 경우는 100~300 μm 이상의 커다란 기공이 존재하는 반면 HIPIC 복합재는 100 μm 이하의 미세한 기공들이 존재함을 알 수 있다. 이러한 현상은 VIAC 복합재는 다량의 휘발분의 방출로 발생된 현상이고 이때 많은 양의 휘발물질은 커다란 방출 통로를 형성하여 방출되고 그러한 통로 이외는 매우 치밀한 구조를 갖게됨을 알 수 있다. 그러나 HIPIC 복합재는 상대적으로 적은 양의 휘발물질이 많은 통로를 통하여 방출됨으로 인하여 많은 수의 작은 크기의 기공이 형성됨을 보여주고

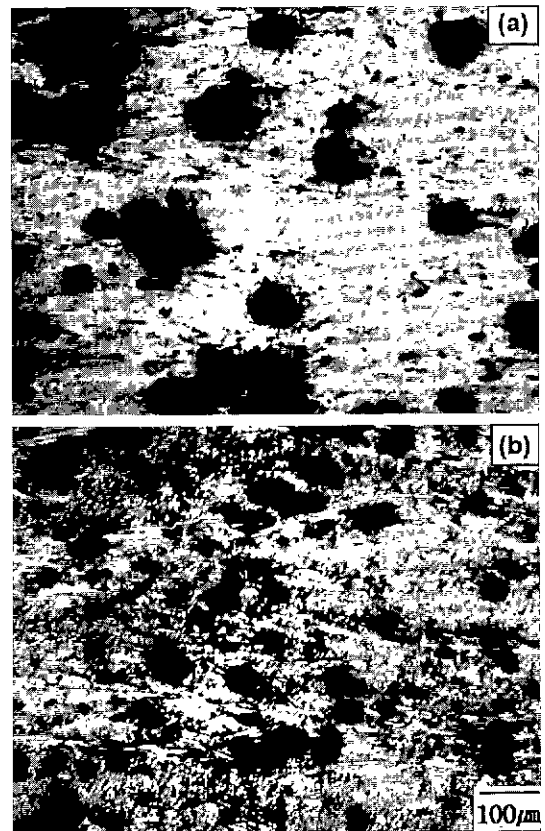


Fig. 3. Optical micrographs of polished friction surfaces of C-C composites heat-treated at 2400°C (a) VIAC and (b) HIPIC.

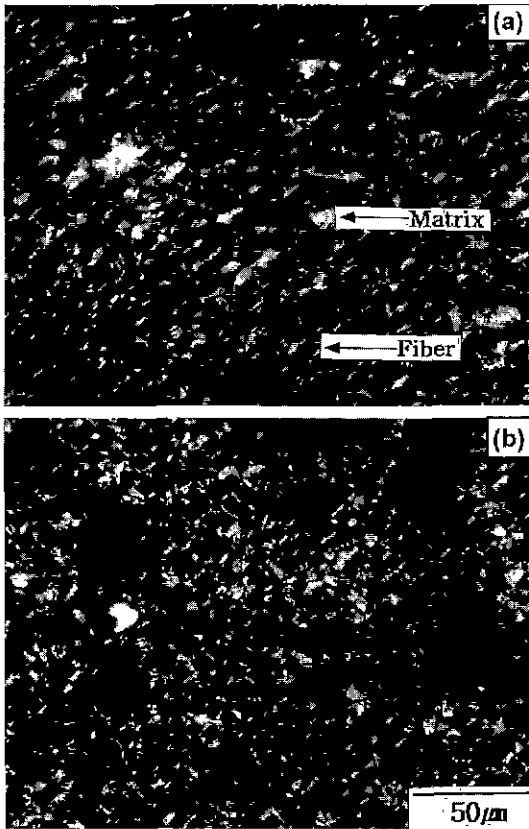


Fig. 4. Polarized light optical micrographs of C-C composites heat-treated at 2400°C (a) VIAC and (b) HIPIC.

있다. Fig. 4는 각각의 복합재를 편광현미경으로 관찰한 사진으로, 이방성 조적을 갖는 조직은 흰색으로 나타나게 되며, 사진으로는 VIAC와 HIPIC 복합재의 이방성 차이를 구별할 수 없을 정도로 두 복합재 모두 매트릭스의 이방성화가 진행되어 있다. 그러나 X선 회절분석에 의한 결과(Table 5)는 VIAC 복합재가 HIPIC 복합재에 비하여 더욱 발달된 결정성(crystallinity)을 것을 보여주고 있다. 이러한 원인은 VIAC 복합재의 핏치 매트릭스는 상대적으로 점도가 낮아 유동성이 우수하고 또한 저비점 물질의 활발한 휘발운동에 의하여 핏치 매트릭스 내부에서 전단력(shear force)이 크게 발생되어 매트릭스의 결정

Table 5. Structural Parameters from X-ray Diffraction Measurement for the C-C Composites Heat-treated at 2400°C

Parameters Samples	d_{002} (Å)	Lc (Å)	La (Å)
VIAC C-C	3.379	159	415
HIPIC C_C	3.444	142	285

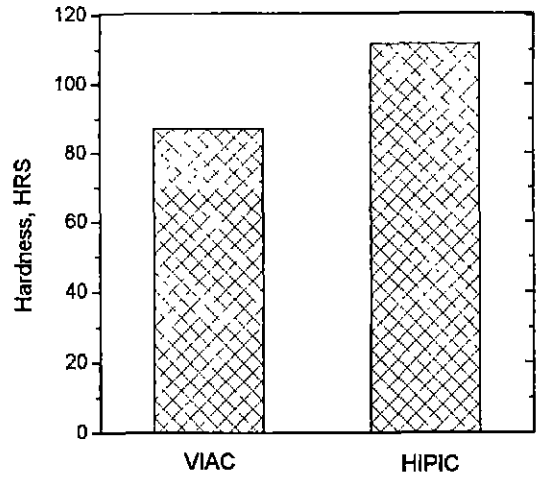


Fig. 5. Hardness of the VIAC and HIPIC C-C measured by Rockwells-scale.

화에 기여했으리라 판단되며 또 다른 이유로는 탄화시 많은 양의 저비점 물질이 방출되면 aromatic 성분이 증가되고 따라서 결정성이 증가되었을 것으로 생각된다.

3.3. 경도 측정

Fig. 5는 VIAC와 HIPIC 복합재의 경도값이다. HIPIC 복합재가 VIAC 복합재에 비하여 약 28%정도의 높은 경도값을 나타내었다. 이러한 경도값의 차이는 두 복합재의 밀도 차이가 약 2.2%임을 감안할 때 주로 결정성의 차이로 부터 발생된 결과로 해석된다.

3.4. 마찰-마모 특성

일반적으로 C-C복합체의 마찰계수와 마모율은 마찰면에 가해지는 PV(P:pressure, V:velocity)값으로 표현되는 마찰에너지가 증가함에 따라 감소되는 것으로 알려져 있다. 즉 마찰에너지가 증가할수록 고온의 마찰온도와 마찰압력에 의하여 마모입자가 필름형태로 소성변형을 하여 마찰면에 형성되고 따라서 마찰계수가 낮아진다.^{9,12)} 또한 마모의 경우는 마찰에너지에 의하여 마찰면에 형성된 마찰필름이 외부에서 가해지는 응력에 의하여 박리(delamination)되고, 또다시 마모입자가 형성되어 마찰필름을 형성하고, 이러한 일련의 과정들이 반복됨으로 인하여 발생하게 된다.

Fig. 6은 마찰속도에 따른 평균 마찰계수의 변화를 나타낸 결과이다. 모든 시편이 마찰속도가 증가함에 따라 마찰계수가 감소하는 거동을 나타내었다. VIAC에 비하여 HIPIC 복합재의 낮은 마찰계수는 일반적으로 C-C복합재의 마찰 특성은 흑연의 마찰 특성과 유사하다고 알려져 있고, 지금까지 자주 언급되고 있는 흑연의 낮은 마찰은

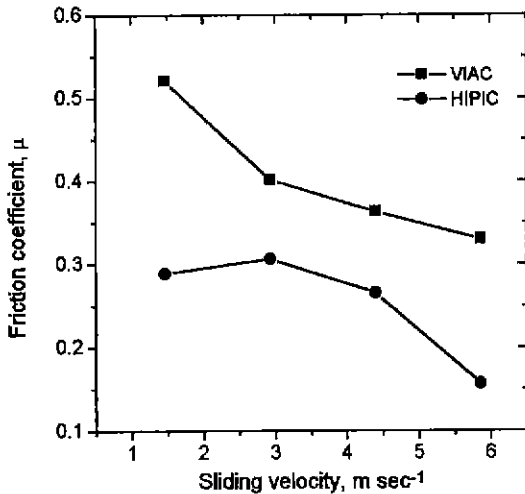


Fig. 6. Variation of average friction coefficient as a function of sliding velocity at normal load 123.4N.

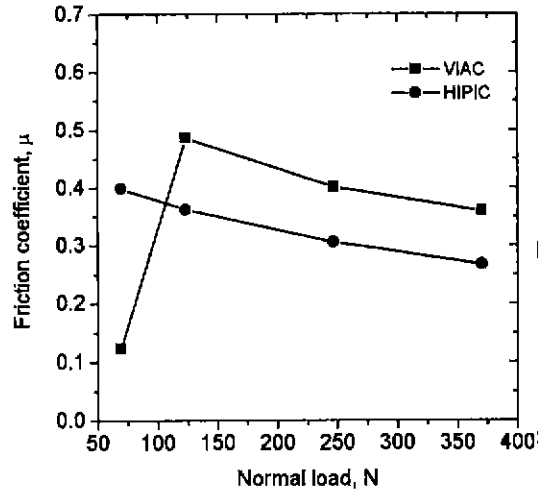


Fig. 7. Variation of average friction coefficient as a function of normal load at sliding velocity 2.9 m sec⁻¹.

흑연구조내의 basal plane간의 낮은 전단력에 의한 결과이며 흑연화가 진행될수록 낮은 마찰계수를 갖는다는 이론과는 반대되는 결과이며, 일부 보고되고 있는 흑연화도에 큰 영향을 받지 않는다는 결과와 비교적 일치하였다. 흑연과 마찬가지로 C-C복합체의 마찰계수는 마찰입자의 변형성분과 마찰면의 응착(adhesion)이라는 성분으로 크게 나뉘어지며 마찰입자의 변형에 의한 마찰 기여도는 주로 마찰 초기에, 그리고 마찰이 진행될수록 형성된 마찰필름에 의한 응착성분이 증가하여 마찰에 기여하게 된다. 이때 응착마찰에 의한 마찰계수는 $\mu_a = \frac{\tau A_f}{L}$ (τ :접촉면간의 전단강도, A_f :실마찰면적, L :수직하중)로 표현되고 흑연화도가 낮은 C-C복합체의 경우 마찰면의 높은 강성 및 경도로 인하여 마찰입자의 발생이 어렵고 일단 발생된 후에도 입자의 소성변형이 어려워 실제 마찰면의 면적 증가가 크지 않으므로 마찰에 대한 응착성분의 기여도는 낮을 것으로 생각된다. 따라서 HIPIC 복합체가 마찰속도에 관계없이 VIAC복합체에 비하여 낮은 마찰계수를 갖는 것으로 생각된다. 또한 동일한 재료 내에서의 마찰속도에 의한 마찰계수의 감소는 위에서 설명한 바와 같이 마찰속도가 증가하게 되면 발생하는 마찰열에 의하여 마찰입자가 필름형태로의 변형이 쉬워지고 따라서 마찰속도가 증가함에 따라 마찰계수가 감소하게 된다는 이론으로 해석할 수 있다.

마찰 하중에 따른 마찰계수의 변화는 Fig. 7과 같다. 마찰하중의 증가에 따른 마찰계수의 감소 역시 마찰속도와 마찬가지로 마찰에너지의 증가에 의한 마찰입자의 마찰필름으로의 변형결과와 유사하게 해석되어질 수 있다. Fig. 7의 69.3N의 마찰하중에서 VIAC복합체의 낮은 마

찰계수의 원인은 마찰과정에서 형성된 마찰필름이 폐회수행된 2.9 km의 마찰거리 동안 거의 파괴되지 않고 유지되었기 때문에 생긴 결과로 해석된다. 실제적으로 본시험에서 폐회 수행된 2.9 km의 마찰거리에서 마찰계수는 0.1이하로 낮게 유지되다가 마지막에 마찰계수가 급격하게 증가되고 이로 인하여 마모가 심하게 발생하는 결과가 발생되었다. 따라서 평균 마찰계수는 매우 낮게 나타났다. 이러한 결과로 부터 흑연화도가 우수한 VIAC복합체의 경우 69.3N-2.9 msec⁻¹의 마찰에너지 조건하에서는 마찰재 보다는 오히려 윤활재의 역할을 하는 것으로 생각된다.

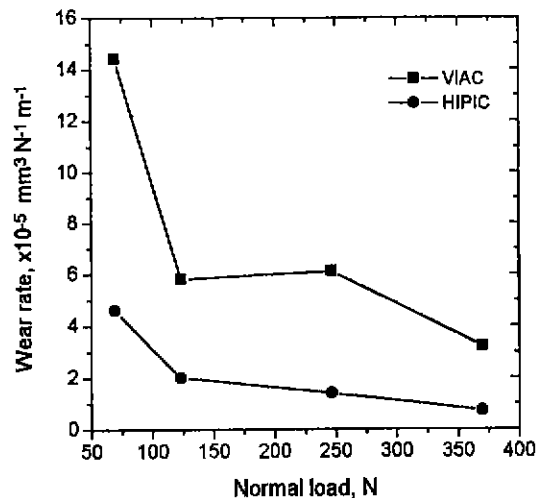


Fig. 8. Variation of wear rate with applied normal load at sliding velocity 2.9 m sec⁻¹.

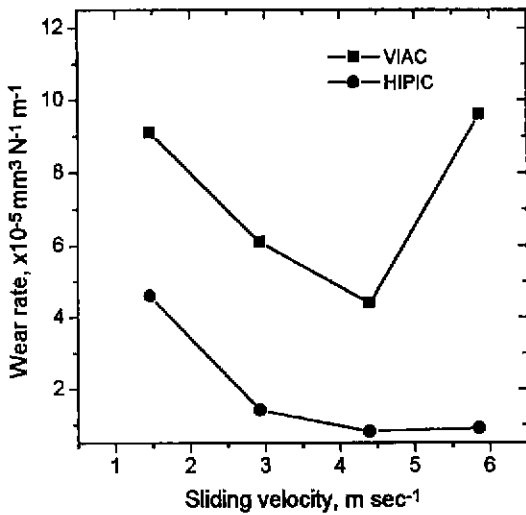


Fig. 9. Variation of wear rate with applied normal load at normal load 123.3N.

마찰속도 및 마찰압력에 따른 마모율의 변화는 Fig. 8~9와 같다. 123.3N·5.86 msec⁻¹의 마찰조건에서 VIAC 복합체의 급격한 마모율 증가를 제외하고 모든 시험조건에서 마찰속도 및 마찰하중이 증가함에 따라 마모율이 감소하는 결과를 나타내었다. 이러한 결과는 마찰속도가 증가함에 따라 마찰중에 마찰입자로 부터 형성된 마찰필름이 더욱 치밀해지고, 또한 마찰면과 마찰필름간의 접촉강도가 증가하므로 형성된 마찰필름이 마찰면으로 부터 박리되는 주기(interval)가 길어지므로 마찰에너지가 증가하게 되면 마모율이 감소하게 되는 것으로 생각된다. 이때 마찰면에 형성 가능한 마찰필름의 최대 두께는 마찰환경에 따라 다르게 제한¹³⁾되어 있지만 마찰면의 경도가 낮으면 마찰필름이 쉽게 형성되고 따라서 최대 마찰필름 두께까지 형성되는 시간이 단축되어 마찰필름이 제거되는 주기가 짧아지므로 높은 마모율을 나타내게 된다. 일반적으로 C-C 복합체의 압축강성을 및 경도의 증가에 따라서 마찰계수 및 마모율이 감소된다고 보고^{14,15)}되고 있으며, 따라서 VIAC복합체에 비하여 HIPIC 복합체의 높은 경도 값은 낮은 마모율의 원인으로 해석된다. 69.3N·2.9 msec⁻¹ 조건에서 VIAC복합체의 경우 낮은 마찰계수를 나타냈음에도 불구하고 높은 마모율은 앞에서 설명한 바와 같이 마찰시험의 후반부에 급격한 마찰계수의 증가에 의하여 마모가 심하게 발생되었기 때문이다. 또한 VIAC 복합체는 123.3N·5.86 msec⁻¹의 마찰조건에서 높은 마찰계수 (m=0.33)로 인하여 산화 및 산화에 의한 복합체의 약화 (weakening)를 일으켜 마모율이 급격하게 증가하였으나 HIPIC 복합체는 낮은 마찰계수 (m=0.16)로 인하여 산화에 의한 마모가 크게 발생되지 않았다.

4. 결 론

1. VIAC 공정에서는 5회의 함침-탄화후 1.79 g/cm³의 밀도를 얻을 수 있었고 HIPIC 공정에서는 3차함침-탄화 후 1.82 g/cm³ 이상의 밀도를 갖는 C-C복합체가 제조되어 치밀화 공정을 단축시킬수 있었다.
2. HIPIC C-C 복합체의 결정화 정도가 VIAC 복합체보다 낮았고 이러한 결과로 인하여 HIPIC 복합체의 우수한 경도 및 낮은 마찰계수-낮은 마모율 특성을 확인하였다.
3. 마찰속도 및 하중이 증가할수록 두 종류의 복합체 모두 마찰계수와 마모율은 감소하였으나 VIAC 복합체는 산화에 의한 마모가 예상되는 123.3N·5.86 msec⁻¹의 시험조건에서 마모율이 급격하게 증가하였다.

REFERENCES

1. G. Savage, Carbon-Carbon Composites, pp.323. Chapman & Hall, London, UK, 1993.
2. J. D. Buckley. "Carbon-Carbon. Overview," *Ceram. Bull.*, **67**(2), 364-368 (1988).
3. C. R. Thomas, Essentials of Carbon-Carbon Composites, pp.80-90, The Royal Society of Chemistry, Cambridge, 1993.
4. J. L. White and P. M. Sheaffer, "Pitch-based Processing of Carbon-Carbon Composites," *Carbon*, **27**(5), 697-707 (1989).
5. M. A. Forrest and H. Marsh. "The Carbonization of Blends of Pitches and Resins to Produce Anisotropic Carbon and the Effects of Pressure," *J. Mater. Sci.*, **18**, 991-997 (1983).
6. A. Figueiras, M. Granda, E. Casal, J. Bermejo, J. Bonhomme and R. Menendez. "Influence of Primary QI on Pitch Pyrolysis with Reference to Unidirectional C/C Composites," *Carbon*, **36**(7-8), 883-891 (1998).
7. E. Fitzer, W. Huttner and L. M. Manocha, "Influence of Process Parameters on the Mechanical Properties of Carbon/Carbon-Composites with Pitch as Matrix Precursor," *Carbon*, **18**, 291-295 (1980).
8. S. Kimura, K. Yasuda, M. Inagaki and E. Yasuda, "Microstructural Control of Carbon Fiber/Pitch-derived Carbon Composites." Report of the Research Laboratory of Engineering Materials, Tokyo Inst. of Tech., No. 9, 161-167 (1984).
9. S. Kimura, E. Yasuda, N. Narita, "Friction and Wear of Carbon-Carbon Composites," *J. JSLE Int'l Ed.*, **5**, 11-16 (1984).
10. N. Narita, K. Kurosaki and T. Herai, "Friction Mechanism of C/C Composites," *Int'l Symposium on Carbon*, 386-389 (1990).
11. C. Lhymn and Y. Lhymn, "On the Wear of Short Carbon

- Fiber Reinforced Carbon Matrix Composites," *Adv. Polym. Technol.*, **9**(1), 33-39 (1989).
12. J. D. Chen, J. H. Chern Lin and C. P. Ju, "Effect of Load on Tribological Behaviour of Carbon-Carbon Composites," *J. Mater. Sci.*, **31**, 1221-1229 (1996).
 13. B. K. Yen and T. Ishihara, "The Surface Morphology and Structure of Carbon-Carbon Composites in High-Energy Sliding Contact," *Wear*, **174**, 111-117 (1994).
 14. 이진용, 서동수, 임연수, 이승구, 박종규, "활타르 핏치를 이용하여 제조된 탄소-탄소 복합체의 관성제동 마찰 특성." *요업학회지*, **35**(7), 740-748 (1998).
 15. Jinyong Lee, Dong-Soo Suhr, Yun-Soo Lim, Seung-Goo Lee and Jong-Kyoo Park, "Fabrication and Inertia Dynamic Friction Properties of Pitch-based Carbon-Carbon Composites," *The Korean J. Ceramics*, **4**(3), 193-198 (1998).