

콜타르 피치를 이용하여 제조된 탄소/탄소 복합재의 관성제동 마찰 특성

이진용 · 서동수 · 임연수* · 이승구** · 박종규***

충남대학교 재료공학과

*명지대학교 무기재료공학과

**충남대학교 섬유공학과

***국방과학연구소

(1998년 3월 6일 접수)

The Inertia Friction Properties of the Carbon/Carbon Composites Manufactured Using a Coal-tar Pitch

J. Lee, D. S. Suhr, Y. S. Lim*, S. G. Lee** and J. K. Park***

Dept. of Materials Engineering, Chungnam National University, Taejeon 305-762

*Dept. of Inorganic Materials Engineering, Myong Ji University, Kyonggi-Do 449-728

**Dept. of Textile Engineering, Chungnam National University, Taejeon 305-762

***4-5-3, Agency for Defense Development, Taejeon 305-600

(Received March 6, 1998)

요 약

상용 및 개질된 콜타르 피치를 매트릭스의 원료로 하여 상압탄화 및 가압탄화 공정으로 3종류의 C/C 복합재를 제조 후 관성 제동 마찰 특성을 평가하였다. 합침용 피치의 메조페이스화 처리 및 유황의 첨가에 의한 개질화는 점도의 상승을 초래하여 진공 및 5기압의 함침조건하에서는 함침효율을 증가시키지 못하였다. 개질화의 방법에 따른 C/C 복합재의 밀도 증가의 차이는 발생하지 않았으나 가압탄화는 상압탄화 보다 밀도화 공정 단축에 유리하였고 탄소 매트릭스의 결정화 향상 측면에서도 이방성이 발달된 탄소 매트릭스를 형성시켰다. 마찰 및 마모 특성은 C/C 복합재의 결정화 정도, 밀도 그리고 마찰면의 경도가 증가시 우수한 특성을 나타내었다. 낮은 에너지 조건에서의 마찰계수는 각 복합재 마다 매우 상이하였으나 제동에너지가 커질수록 마찰계수는 감소하여 99.6kJ의 높은 운동에너지 조건에서는 모든 복합재가 거의 비슷한 값을 나타내었다. 마모율 역시 낮은 에너지 조건에서는 마찰계수와 유사한 거동을 보였으나 기계적 마모뿐만 아니라 산화에 의한 마모가 고려되는 99.6kJ의 높은 운동에너지 조건에서는 복합재에 따라 크게 변화하였다.

ABSTRACT

The inertia friction properties of C/C composites manufactured by the processes of pressure and atmospheric carbonization with a commercialized and two kinds of modified coal-tar pitch as a matrix precursor were investigated. The modifications of a pitch such as the introduction of mesophase and the addition of sulphur into a raw pitch were not effective for a impregnation efficiency conducted in a vacuum and at the same time in a pressure of 5kg/cm² due to the increase of the pitch viscosity. There was not a difference in the densification increment between the pitch modifications, however, it was revealed that a pressure carbonization was more advantageous than an atmospheric in the densification and the formation of anisotropic carbon matrix. The friction and wear properties of C/C having higher degree of matrix crystallization, higher density and hardness of friction surface showed superiority. As the braking energy was increased the friction coefficients were decreased and reached almost same level at the high kinetic energy of 99.6kJ. The wear trends at 99.6kJ were different from the behaviors of friction coefficient under the same energy in which an oxidation wear is being considered along with a mechanical wear, although the wear rates were almost similar to the friction coefficient at the low energy.

Key words : Coal-tar pitch, C/C composites, Inertia friction test, Friction coefficient, Wear rate

1. 서 론

탄소/탄소 복합재(C/C Composites: 이하 C/C복합재)는 항공기용 브레이크 디스크가 갖추어야 될 가장 기본적인 특성인 어떠한 환경조건하에서도 정지 토오르크를 발휘할수 있는 마찰특성 및 우수한 열충격 저항성, 순간의 고온 마찰열을 흡수하기 위한 열 흡수 능력, 우수한 내마모성 그리고 경량성으로 인하여 최적의 브레이크 디스크 재료로 평가 받고 있으며 현재까지 개발된 약 60~70% 정도가 항공기의 브레이크 디스크 재료로 사용되어 왔다.¹⁾

마찰재용 C/C 복합재는 여러 가지 형태의 프리폼이 사용될 수 있으나 지금까지 알려진 프리폼은 대부분 2차원(2-dimension)형태로 한정되어 있고 단지 마찰면의 구조만 약간씩 변경되어 제조되고 있다. 또한 제조방법은 액상함침 및 탄화법(liquid impregnation & carbonization)과 화학기상 침착법(chemical vapor infiltration)으로 크게 나뉘어지며 두가지 방법중 한가지 방법 단독으로 또는 혼합하여 제조된다.²⁾ 이중 액상함침 및 탄화법은 페놀 및 피판수지 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.³⁾

그러나 피치를 이용하는 경우 상압에서 피치 고유의 탄소화 수율이 약 50% 내외로 비교적 낮고 따라서 고밀도화를 위해서는 더 많은 함침 및 탄화 공정이 필요하게 된다. 따라서 이러한 문제점을 해결하기 위하여 고온/고압하에서 함침 및 탄화를 수행하는 방법(HIPIC) 또는 매트릭스 피치를 개질화하여 탄화수율을 높이는 연구가 일부 진행중이다.⁴⁾ 하지만 이러한 연구의 대부분이 비교적 두꺼운 복합재이고 내열재로 사용되는 다차원(n-D) 형태의 프리폼(preform)을 이용하여 C/C 복합재의 고

밀도화에 적용되어 왔으며 상대적으로 두께가 얇은 마찰재용 C/C 복합재의 제조를 위한 연구는 거의 수행되지 않았다.

본 연구는 피치의 탄화수율을 향상시키기 위하여 함침용 피치의 개질화 즉 약 50%의 메조페이스화 처리 및 5% 유탕을 첨가하여 C/C 복합재 제조중 발생하는 밀도 증가 효율을 평가하였고 더불어 미세구조 변화를 비교하였다. 또한 밀도증가에 미치는 탄화 압력의 영향은 개질화 처리가 않된 피치와 개질화된 피치를 이용한 복합재의 제조를 통하여 평가하였다. 상기의 목적하에 제조된 실용의 항공기 브레이크 디스크와 유사한 밀도를 갖는 C/C 복합재의 마찰/마모 특성은 관성동력 마찰시험기를 이용하여 수행 되었으며 피치의 개질, 탄화압력 및 마찰시험 조건의 관점에서 마찰 및 마모 특성을 비교 분석하였다.

2. 실 험

2.1. 실험재료

본 연구에 사용된 탄소섬유는 태광산업(주)에서 제조된 PAN계 탄소섬유(ACELAN TZ-307) 3K roving을 8매 주자직으로 직조한 페브릭 구조이다. 사용된 탄소섬유의 기본 물성은 Table 1과 같다. 또한 매트릭스용 폴타르 피치는 (주)정우석탄화화학에서 생산된 폴타르 피치(이하 J-111피치)로서 특성은 Table 2와 같다.

2.2. 프리프레그(prepreg) 제조

피치 프리프레그의 제조는 J-111의 경우 폴타르 피치를 100메쉬 이하로 분쇄하여 탄소섬유 페브릭 1 cm²당 0.25g의 비율로 살포하고 170~180°C로 가열된 챔버속을 300 mm/min.의 속도로 이송하여 피치를 탄소섬유 페브릭에 함침시켜 프리프레그를 제조하였다. 유탕으로 개질화된 피치(이하 S-5피치)의 경우는 J-111피치에 유탕을 무게비로 5% 첨가한후 혼합하여 튜브 반응관에 넣고 질소를 0.5 l/min.로 흘려주면서 5°C/min.의 승온속

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-111 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

도로 가열하고 270°C에서 60분간 유지시켜 개질화 시킨 후 개질화된 핏치를 분쇄하여 J-111의 경우와 동일하게 프리프레그를 제조하였다. 메조페이스를 함침재로 이용하여 제조된 복합재(이하 MP-50 복합재)의 1차 탄화체는 J-111 복합재와 동일하게 제조하였다.

2.3. C/C 복합재 제조

제조된 프리프레그를 100 mm 직경으로 절단하여 성형후의 두께가 약 15 mm가 되도록 51장을 적층하여 원형 몰드에 장입한 후 온도가 180°C에 도달시 압축성형하여 그린복합재(green composites)를 제작하였다. 제조된 J-111 그린 복합재는 상압하에서 5°C의 승온율로 1200°C에서 1시간 유지시켜 탄화공정을 수행하였으며 S-5 및 MP-50 그린복합재는 오토클레이브(Parr instrument)를 이용하여 100기압의 압력조건하에서 500°C에서 2시간 탄화후 다시 고온로를 이용하여 J-111 복합재와 동일하게 탄화공정을 수행하였다. 탄화후 함침재 핏치로는 J-111핏치, S-5 핏치 그리고 메조페이스가 50% 형성된 핏치(MP-50핏치)가 사용하였다. MP-50핏치는 따로 제조하지 않고 함침시 함침조의 온도를 380°C로 유지시키고 J-111핏치를 반응조에 넣고 가열하여 450°C에서 2시간 유지시켜 메조페이스를 형성시킨후 360°C로 냉각시켜 함침하였다. J-111핏치는 230°C에서 함침하였고 S-5핏치의 경우는 270°C에서 1시간 유지후 함침하였다. 함침후의 탄화는 상압 및 고압의 오토클레이브를 이용하여 수행하였다. 흑연화는 최종 함침/탄화공정이 완료된후 2100°C에서 1시간 유지시켜 수행되었다. 아래의 Table 3은 각각의 복합재료의 제조공정 조건을 나타내고 있다.

2.4. 분석

제조된 3종류의 C/C 복합재에 대한 미세구조는 광학 현미경(Nikon Optiphot 150)과 X-선 회절 분석(JDX-8030, CuK α , 40Kv)을 이용하여 평가하였다. 또한 마찰면의 경도와 마찰 및 마모 특성과의 연관성을 도출하고자 로크웰 경도 시험기(Wilson, Rockwell series 500, H-scale, 1/2" indenter)를 이용하여 복합재의 마찰면 경도를 측정하였다.

2.5. 관성동력 제동 마찰시험

제조된 C/C 복합재의 마찰/마모 특성은 소형 관성동력 마찰/마모 시험기를 이용하여 평가하였다. 본 시험에 사용된 관성동력 마찰시험은 관성에너지가 축적된 회전휠(inertia fly-wheel) 및 초기회전 속도를 조절하여 원하는 운동에너지를 얻은후 동력을 끊고 이를 두 개의 디스크(rotor, stator)의 마찰로 인하여 정지시키는 방법이다. 이 방법은 디스크의 단위 면적당 입력되는 운동에너지의 양을 조절하여 실제 항공기의 착륙시 브레이크가 받게 되는 에너지 조건을 모사(simulation)할 수 있으므로 항공기용 브레이크 디스크 개발시 기초 시험으로 많이 이용된다. 시험에 사용된 두 개의 디스크는 외경이 75 mm 이고 내경이 53 mm 그리고 두께는 약 14 mm로 동일한 형상을 갖는다. 시험후 각각의 시편에 대하여 마찰계수 및 두께 변화에 의한 마모율을 평가하였다. 시험전에 약 100°C의 오븐에서 3시간 동안 건조하여 시험을 수행하였고 시험중의 습도 및 온도는 고려하지 않았다. 시험조건은 Table 4와 같으며 시편의 무게는 밀도에 따라 약간씩 차이가 있으나 50g 내외로 시편의 단위 무게당 흡수하는 에너지는 426~905 kJ/kg으로 항공기 브레이크가 제동시 받는 에너지 조건과 유사하다.⁵⁾

또한 제동압력 및 초기 제동속도에 따른 마찰계수 및 마모율의 변화를 관찰하기 위하여 시험에너지를 73.3

Table 3. Manufacturing Conditions of the C/C Composites

Samples	Impregnation	Carbonization	Heat treatment(°C)	Impregnant(pitch)	Remarks
J-111	vac/5atms	atmospheric	2100	J-111	imp/car(3cycles)+imp/car (100atms)(1cycle)
S-5	vac/5atms	100atms	2100	S-5	imp/car(3cycles)
MP-50	vac/5atms	100atms	2100	MP-50	imp/car(3cycles)

Table 4. Four Different Test Conditions used for Evaluating Dynamic-friction Properties

Parameters	Mode I	Mode II	Mode III	Mode IV
Inertial moment(kg · m ²)	0.534	0.534	0.534	0.505
Initial rotating velocity(RPM)	4000	4500	5000	6000
Braking pressure(kg/cm ²)	7.0	7.0	7.0	13.0
Kinetic energy(kJ)	46.9	59.4	73.3	99.6

kJ로 고정시킨후 제동압력을 5기압, 6기압 그리고 7기압으로 변화시켜 시험을 수행하였다. 시험후 마찰면의 분석은 주사전자현미경(Hitachi S-250)을 이용하여 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 밀도 변화

함침효율의 증가는 Table 5와 같이 J-111 복합재의 경우는 1차 함침시 20%, 2차시에는 15% 그리고 3차에는 12%로 나타난 반면 S-5 복합재와 MP-50 복합재는 17%, 12%, 그리고 12%로 고밀도화가 이루어지면서 점점 감소하였다. 탄화 후의 밀도변화는 Fig. 1과 같이 상압 탄화로 제조된 J-111복합재료의 경우 1차 함침/탄화 후 7% 그리고 2차, 3차 후에는 3% 그리고 2%로 낮았다. 반면에 가압탄화로 제조된 S-5복합재료와 MP-50복합재료는 각각 12%, 6% 그리고 5%로 밀도증가의 차이가 발생하지 않았지만 J-111복합재 보다는 2배 정도로 높게 나타났다. J-111핏치의 탄화수율이 Table 2와 같이 42.8%임을 고려할 때 J-111 복합재의 탄화후의 밀도

증가는 함침된 양에 비하여 비교적 낮고 따라서 탄화시 일부 함침된 핏치가 시편 밖으로 빠져 나온 것으로 생각되어진다. 또한 J-111 복합재의 가압탄화의 효과를 관찰하기 위하여 3차 함침/상압탄화가 완료된 후 가압탄화 조건으로 4차 함침/탄화를 수행한 결과 함침효율은 12% 그리고 밀도증가가 9% 발생되었다. 이때 함침전의 복합재의 밀도는 S-5 복합재와 MP-50 복합재의 2차 함

Table 5. Impregnation Increment(%) of the C/C Composites

Samples	1st Imp	2nd Imp	3rd Imp	4th Imp
J-111	20	15	12	12
S-5	17	12	12	-
MP-50	17	12	12	-

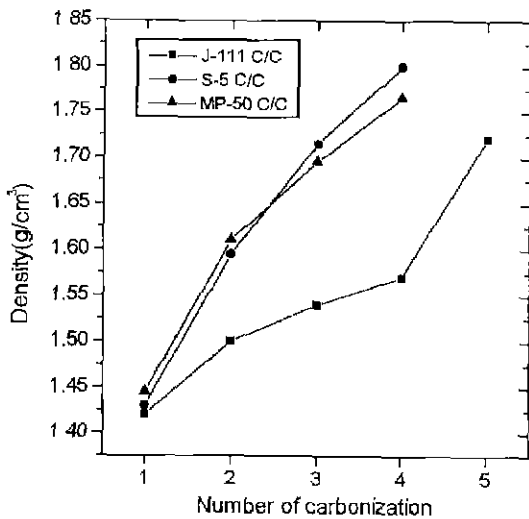


Fig. 1. Bulk density increase of the three different C/C composites against the number of carbonization.

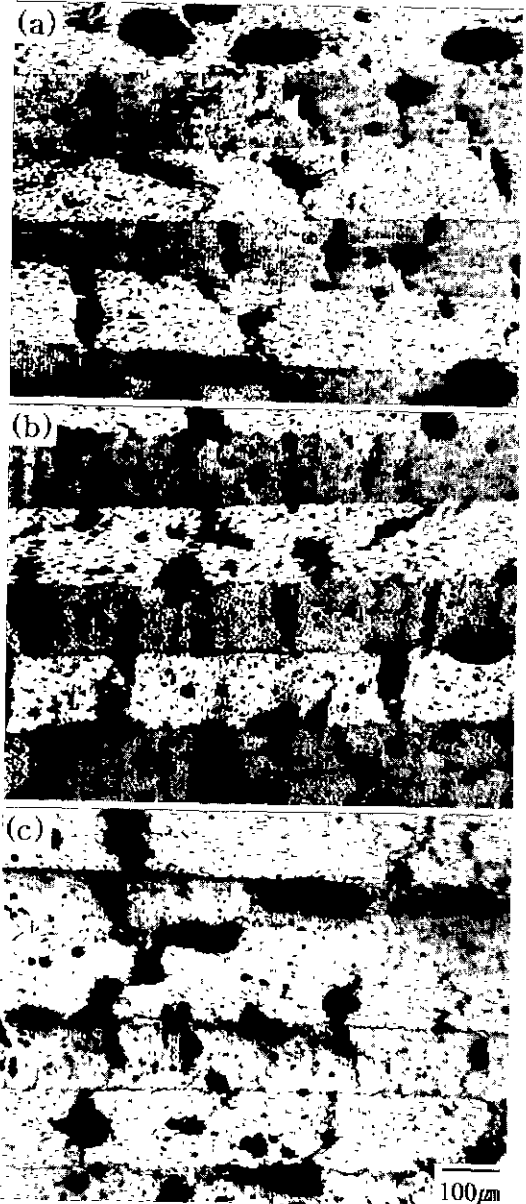


Fig. 2. Optical micrographs of the three different C/C composites. (a) J-111 C/C (b) S-5 C/C and (c) MP-50 C/C

침/탄화시의 조건과 유사한 조건이고 J-111핏치의 점도가 개질화된 두 종류의 핏치보다 낮은점을 고려할 때 비교적 밀도화가 이루어진후의 C/C 복합체의 함침재 핏치는 함침효율을 고려한 점도의 조절 및 더불어 함침재의 특성에 따른 탄화조건이 고려되어야 할것으로 생각되어진다.

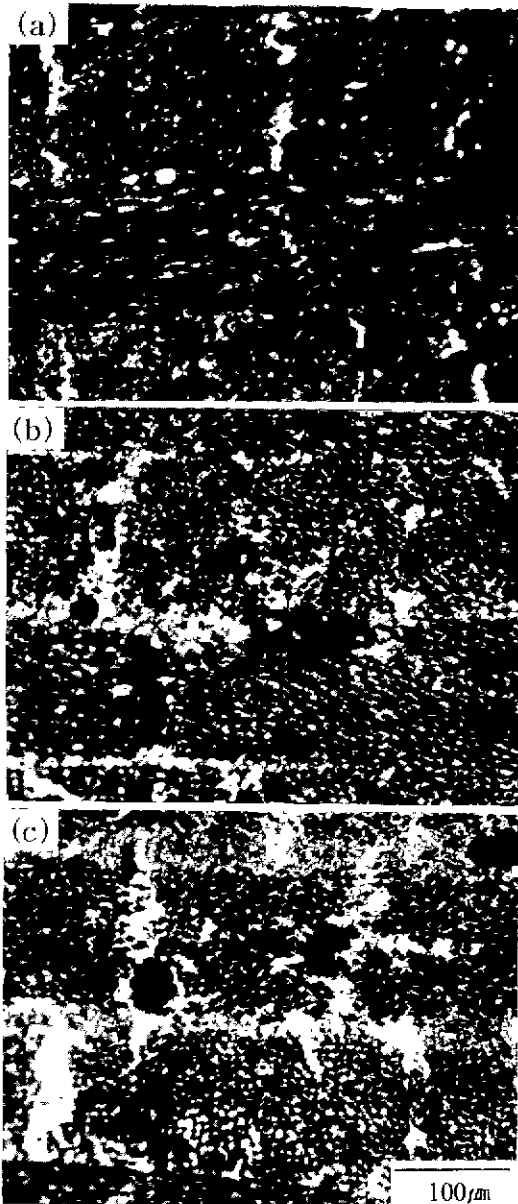


Fig. 3. Polarized optical micrographs of the three different C/C composites. (a) J-111 C/C (b) S-5 C/C and (c) MP-50 C/C

3-2. 미세구조 관찰

Fig. 2는 제조된 복합체의 광학현미경 사진이다. 시편 모두 전형적인 C/C 복합체의 미세구조를 보여주고 있으며 미세구조적으로 커다란 차이점은 발견할 수 없었다. 그러나 편광현미경으로 관찰한 결과(Fig. 3), 이방성 특성을 갖는 조직은 흰색으로 나타나게 되며 따라서 J-111 복합체 보다는 S-5와 MP-50 복합체의 매트릭스의 이방성화가 발달되었으며 이러한 결과는 J-111 복합체의 함침에는 개질되지 않은 유동성이 우수한 핏치가 사용되었지만 함침재로서 50% 메조페이스 핏치 및 5%의 유허이 첨가되어 점도가 상승된 핏치의 경우보다 상압의 탄화조건에 의하여 탄화시 과도한 저분자 물질의 증발을 가져와 다른 두 경우보다 더욱 빠르게 점도가 상승하여 이방성 성장을 방해하였거나 또는 가압 탄화의 경우는 탄화시 외부에서 가해지는 압력이 이방성 발달에 어느 정도 기여한 것으로 생각되어진다. S-5와 MP-50 복합체의 비교시에는 MP-50 복합체가 미소하게나마 더욱 발달된 이방성 조직을 나타내었다. 이러한 결과는 등방성 핏치의 탄화시에 이방성 조직인 메조페이스 상태를 거치며 탄화과정에 이르게 되고⁶⁾ 따라서 유허을 이용하여 개질화된 핏치의 경우도 메조페이스 상태를 거치게 되지만 이방성화의 정도가 인위적으로 메조페이스화를 수행한 경우보다 낮거나 또는 개질화시 첨가된 유허이 핏치의 가교결합(cross-linking)을 촉진시켜 이방성 발달을 어느정도 방해⁷⁾하여 발생된 결과로 해석된다.

Table 6은 X선 회절분석에 의한 복합체의 결정화 변화 값으로 층간 격자거리(interlayer spacing)는 모든 복합체가 3.37~3.38 Å으로 이로부터 계산된 흑연화도(degree of graphitization, g_p)는 63~74%로 비교적 우수한 흑연화도를 나타내었다. 또한 Scherrer식으로 계산된 crystallite stack height(L_c)⁸⁾는 S-5 복합체와 MP-50 복합체가 J-111 복합체 보다 크게 발달하였으며 특히 MP-50 복합체의 경우가 약간이나마 S-5 복합체 보다 컸다. 이러한 특성은 이후에 언급될 MP-50 복합체의 우수한 마찰 및 마모 특성의 한 원인으로 작용한 것으로 생각 되어진다.

Table 6. Structural Parameters for the Three Different C/C Composites from X-ray Diffraction Measurement

Parameters Samples	d_{002} (Å)	g_p (%)	L_c (Å)
J-111 C/C	3.386	63	114
S-5 C/C	3.382	70	158
MP-50 C/C	3.376	74	162

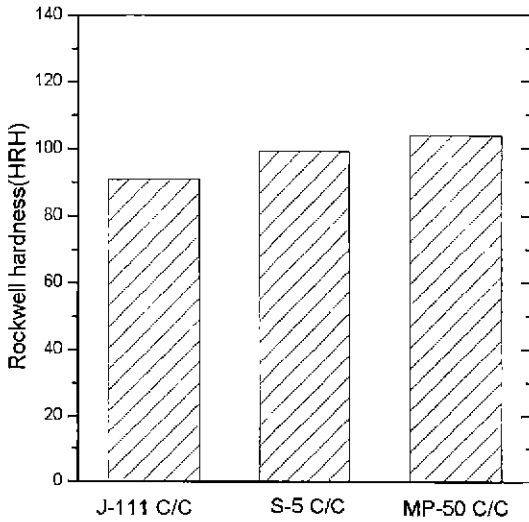


Fig. 4. Rockwell hardness of the three different C/C composites.

3.3. 경도 변화

Fig. 4는 마찰시험전 가공된 시험용 디스크의 회전판과 고정판 각각의 경도를 측정할 결과를 비교한 그래프로 경도측정은 각 마찰면의 임의의 20곳을 측정하여 평균한 값이다. 그림에서 보듯이 MP-50 복합재가 가장 높은 경도값을 나타내었으며 J-111 복합재가 가장 낮게 나타났다. 이러한 경도값의 차이는 동일한 재료의 경우 재료의 밀도에 가장 민감하게 영향을 받을 수 있으며 따라서 밀도가 제일 낮은 J-111 복합재의 경우가 제일 낮은 경도를 나타낸 원인으로 해석되며 고압으로 제조된 복합재의 평균 기공 크기는 상압으로 제조한 복합재의 평균 기공 크기보다 작고 비교적 균일한 크기의 기공이 형성되므로 기공크기 또한 경도 증가의 원인으로 작용한 것으로 생각되어 진다.⁹⁾ 미세 구조적인 측면에서 볼 때 결정화가 진행될수록 흑연구조의 graphen이 주로 탄소 섬유에 나란하게 성장하게 되고¹⁰⁾ 본 시험에 사용된 복합재의 마찰면은 탄소섬유가 마찰면에 거의 평행하게 놓여 있으므로 마찰면의 경도증가의 효과를 기대할 수 있으므로 S-5와 MP-50 복합재의 약간의 경도차이는 이러한 미세구조적인 차이로 부터 발생된 것으로 추측된다. 이러한 경도 차이는 실제 재료의 마모 특성에 많은 영향을 주기 때문에 상대적으로 J-111 복합재의 높은 마모율을 예측할 수 있다.

3.4. 마찰계수 변화

3.4.1. 운동에너지 영향

Fig. 5는 각각의 복합재에 대하여 초기 운동에너지를 달리하여 시험한후의 마찰계수의 변화를 나타낸 그래프

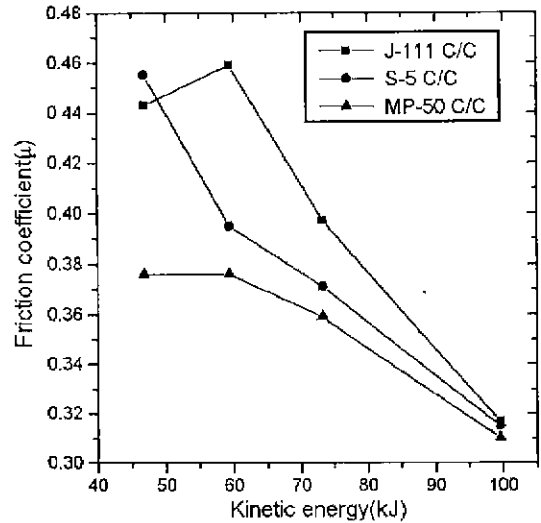


Fig. 5. Variation of friction coefficient as a function of applied kinetic energy for the three different C/C composites.

이다. 모든 시험의 경우 비교적 낮은 운동에너지 조건인 46.9 kJ과 59.4 kJ의 경우는 서로간에 커다란 마찰계수의 차이를 보이나 높은 운동에너지 조건으로 갈수록 비슷한 값을 갖는 경향을 보였다. 최종 복합재의 밀도가 비교적 낮고 결정화도가 떨어지는 J-111 복합재의 경우가 가장 높은 마찰계수를 보였으며 이러한 특성은 C/C 복합재의 제조시 발생하는 일반적인 현상 즉 탄화공정 중 발생하는 많은 휘발 물질의 배출은 주로 결합력이 약한 섬유와 매트릭스의 계면에서 이루어지게 되고 따라서 계면에 많은 결합이 존재하게 된다.¹¹⁾ 이러한 결합의 정도는 반복되는 고밀도화 공정과 탄화시 발생하는 휘발분의 감소로 줄일 수 있지만 완전히 제거할 수는 없다. 따라서 J-111 복합재의 경우 탄화공정 중 발생하는 많은 다량의 휘발 물질에 의하여 섬유와 매트릭스 계면의 균열 정도가 다른 두종류의 복합재 보다 심하게 발생할 수 있고 이러한 균열들은 고밀도화 후에도 복합재의 낮은 밀도로 인하여 완전히 소멸되지 않고 존재하게 되므로 마찰시 외부의 응력에 의하여 보강섬유가 미세하게 갈려지며 마찰이 진행되다가 비교적 쉽게 마찰면으로부터 뺏혀지는 현상(pull-out)이 발생되게 되고 이로 인하여 마찰면에 형성되었던 균일한 마찰필름이 깨지는 결과를 초래하므로 마찰계수가 높게 나타나게 된다.¹²⁾ 이러한 현상은 탄소 매트릭스 판을 고려하더라도 같은 현상으로 밀도가 낮은 탄소 매트릭스는 기계적 강도가 낮고 따라서 마찰시 외부의 응력에 비교적 쉽게 마모가 발생되어 마찰필름이 비교적 두껍게 형성이 되나 이렇게 형성된 마찰필름의 자체 강도는 매우 낮고 마찰면과

대부분 기계적인 접촉으로만 이루어져 있으므로 외부 응력에 의하여 비교적 쉽게 벗겨지는 현상을 초래하므로 마찰계수가 높아진다. 재료의 밀도와 마찰면의 경도가 비교적 낮은 J-111 복합재는 비교적 다량의 커다란 마모 입자가 발생되고 따라서 마찰필름이 쉽게 형성되어 마찰초기 보다 급격하게 마찰계수가 감소 되면서 형성된 마찰필름의 두께가 두꺼워지면 원래의 마찰면에서 분리되는 delamination 현상¹¹⁾에 의하여 마찰계수가 증가하게 되지만 형성된 모든 마찰필름의 delamination이 동시에 발생되지 않으므로 마찰초기 보다는 낮은 마찰계수를 보인 것으로 생각된다. S-5와 MP-50 복합재의 경우도 J-111과 동일한 메카니즘으로 마찰특성을 해석할 수 있으나 이 두 경우는 비교적 높은 밀도 및 마찰면의 높은 경도에 의하여 마찰필름의 형성과 소멸의 주기가 빠르지 않으므로 마찰계수의 변화가 운동에너지의 변화에 비교적 덜 민감한 것으로 사료되며 특히 경도가 제일 높은 MP-50 복합재의 경우는 마찰계수 변화가 운동에너지의 크기에 가장 둔감한 특성을 보였다.

3.4.2. 제동압력 영향

Fig. 6은 제동 압력 변화에 의한 마찰계수의 변화를 나타내는 그림이다. 제동압력이 증가할수록 모든 시편의 마찰계수는 감소하였으며 이러한 현상은 마찰면에서의 압력 증가는 마찰면의 온도를 상승시키고 따라서 입자형의 마모입자의 소성변형을 촉진시켜서 마찰필름의 형성을 용이하게 하였기 때문으로 해석된다. 특히 밀도와 마찰면의 경도가 제일 낮은 J-111 복합재의 경우가 제동압력의 증가에 따라 가장 심하게 마찰계수가 감소

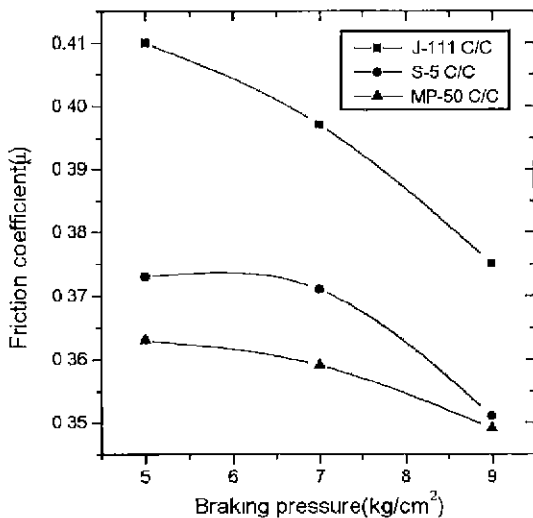


Fig. 6. Variation of friction coefficient as a function of braking pressure for the three different C/C composites at kinetic energy of 73.3 kJ.

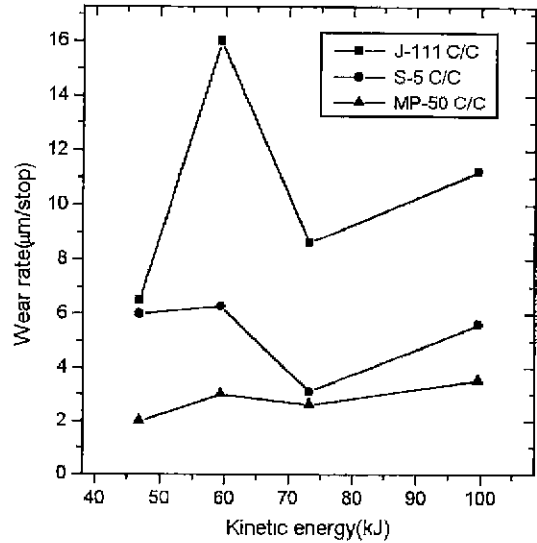


Fig. 7. Variation of wear rates by the thickness change for the three different C/C composites.

한 결과로 J-111 복합재로 부터 발생된 비교적 커다란 마모 입자가 제동압력이 증가함에 따라 고온의 마찰열 및 압력에 의하여 양호한 필름 형태로 변화하였으며 따라서 마찰계수의 감소를 가져온 것으로 생각된다. 나머지 두 시편은 7기압의 제동압력까지는 마찰계수가 거의 변하지 않았으나 9기압에서는 약간 감소하는 경향을 보였다.

3.5. 마모율 변화

Fig. 7은 운동에너지에 따른 두께 감소에 의한 마모율 변화를 나타낸 그래프이다. J-111 복합재의 경우는 다른 두 시편과는 달리 59.4 kJ 이하의 낮은 운동에너지 조건에서는 운동에너지가 증가할수록 마모율이 매우 크게 증가하였다. 이러한 현상은 시편의 낮은 밀도의 특성 및 비교적 낮은 마찰면의 경도로 인하여 초기에 커다란 마모 입자들이 떨어져 나와 마모율의 상승을 초래한 것으로 생각되어진다. 73.3 kJ의 운동에너지 조건에서는 마모율이 급격하게 감소되는 안정된 마모특성을 보였으나 99.6 kJ의 조건에서는 다시 마찰계수의 감소에도 불구하고 마모율이 증가되었다. 특히 99.6 kJ의 고에너지 조건하에서의 마찰계수는 모든 복합재가 비슷했으나 마모율은 커다란 차이를 나타내었다. 이러한 현상은 99.6 kJ의 운동에너지 조건에서의 시험시 마찰면의 온도는 약 700~800°C 정도로 상승되고 이러한 고온의 열을 순간적으로 흡수하는 능력은 주로 재료의 비열 및 열전도도 특성이 좌우하게 되나 이러한 열 흡수 능력은 낮은 밀도 및 결정화 특성으로 인하여 다른 두 시편 보다 열 흡수 능력이 떨어지는 J-111 복합재의 마찰면이 국부적

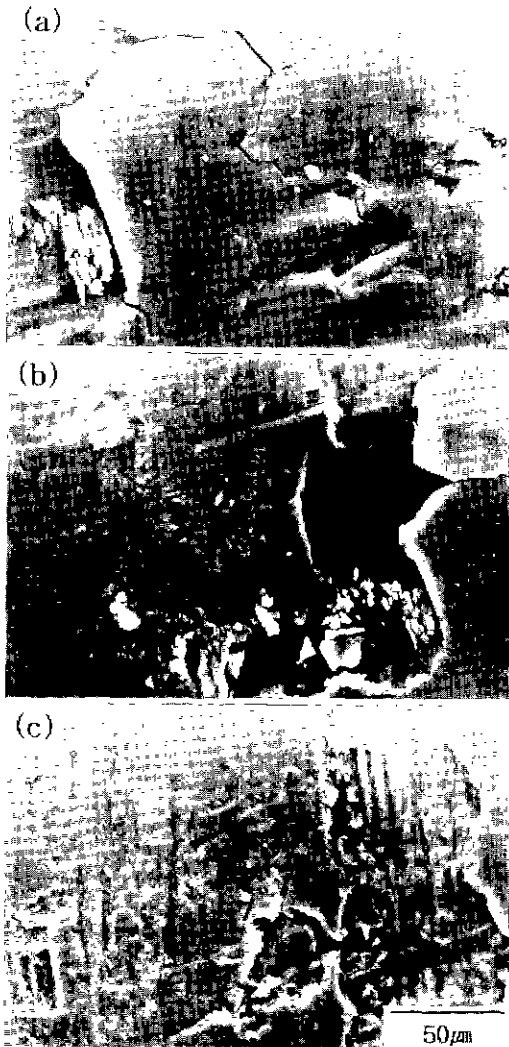


Fig. 8. SEM micrographs showing the worn friction surfaces of the three different C/C composites (K.E. 99.6 kJ) (a) J-111 C/C (b) S-5 C/C and (c) MP-50 C/C

으로 파괴되므로 산화에 의한 직접적인 마모 및 2차적으로 시편의 약화를 가져와 마모를 촉진한 것으로 생각되어진다. 실제 항공기 제동조건에서의 산화에 의한 탄소/탄소 복합체의 마모는 전체 마모의 60% 이상을 차지한다고 주장하는 보고도 있다.¹⁴⁾

Fig. 8은 99.6 kJ의 제동조건에서 시험후 마찰면의 마모현상을 SEM으로 관찰한 사진으로 모든 복합체의 마찰면은 마모 필름으로 덮여 있고 부분적으로 필름이 벗겨진 모습을 관찰할수 있으며 특히 J-111 복합체의 경우는 높은 마모율로 인하여 매우 두꺼운 마모 필름이 형성되어 있다. 따라서 이러한 두꺼운 마모필름은 마찰중에

외부의 응력에 의하여 마찰면에서 분리되고 되고 또다시 입자형태의 마모조각이 발생되면 마찰중에 미세한 입자로 변하게되고 마모필름으로 바뀌면서 마찰면을 덮게 된다. 그러나 높은 마모특성의 재료는 이러한 일련의 과정이 비교적 빠르게 발생되게 되므로 높은 마모율을 나타내게 되는 것이다.

4. 결 론

밀도와 효율 및 탄화압력의 영향을 관찰하기 위하여 상용 및 메조페이스화 처리와 유흥의 첨가로 개질된 콜타르 핏치를 매트릭스의 원료로 하여 가압탄화 및 상압탄화 공정으로 3종류의 C/C 복합체를 제조후 관성동력 마찰시험을 수행한 결론은 아래와 같다.

1. 탄화율을 향상시키기 위한 매트릭스 핏치의 개질화는 점도의 증가를 가져와 진공 및 5기압의 압력으로 함침시 함침 효율 측면에서는 커다란 잇점이 없었고 탄화시 100기압의 가압탄화는 상압탄화 보다 높은 밀도 증가를 가져와 밀도화 공정을 단축 시킬 수 있었다.

2. 탄소 매트릭스의 이방성화 정도는 메조페이스가 약 50% 형성된 핏치로 부터 제조된 탄소 매트릭스가 5%의 유흥 첨가로 개질화된 경우보다 미소하게나마 더욱 발달되었다. 또한 개질화에 의하여 유동성이 감소된 핏치 일지라도 가압탄화에 의하여 개질화가 되지 않아 높은 유동성의 핏치를 상압탄화 처리한 경우보다 더욱 발달된 이방성 조직을 나타내었다.

3. C/C 복합체의 마찰계수는 복합체의 밀도와 마찰면의 경도가 증가할수록 감소하였으며 마찰면의 경도는 복합체의 밀도 증가 및 조직의 결정화가 발달될수록 향상되었다.

4. C/C 복합체의 마찰계수는 제동에너지가 커질수록 감소 되었으며 감소되는 정도는 마찰면의 경도와 복합체의 밀도가 낮을수록 컸으며 최종적으로 99.6 kJ의 높은 에너지 조건하에서는 3종류의 복합체 모두 0.31~0.32 정도로 비슷한 마찰계수를 나타내었다.

5. C/C 복합체의 마모율은 비교적 낮은 59.4 kJ의 제동에너지 조건에서 가장 크게 나타났으며 이후 감소하다가 산화에 의한 마모가 고려되는 99.6 kJ의 높은 운동에너지 조건에서 다시 증가하는 마모 특성을 나타내었고 모든 에너지 조건에서 J-111복합체가 가장 높은 마모율을 나타내었다.

REFERENCES

1. G Savage, Carbon-Carbon Composites, pp.323. Chapman & Hall, London, UK, 1993.

2. E. Fitzer, "Carbon Fibers and their Composites," *High temp. High press.*, **16**, 363-392 (1984).
3. John D. Buckley and Dan D. Ede, *Carbon-Carbon Materials and Composites*, pp.111-120, Noyes, 1995.
4. C.R. Thomas and E.J. Walker, "Carbon-Carbon Composites," *Matcr. Aerosp. Proc.*, London, 138-165 (1986).
5. Joseph P. Ruppe, "Today and the Future in Aircraft Wheel and Brake Development," *Canadian Aeronautics and Space Journal*, **26**, 209-216 (1980).
6. G. Savage, *Carbon-Carbon Composites*, pp. 166, Chapman & Hall, London, UK, 1993.
7. C.R. Thomas, *Essentials of Carbon-Carbon Composites*, pp. 88, The Royal Society of Chemistry, Cambridge, UK, 1993.
8. Surai Rawal, Neil Murdic and Mohan Misra, "Relationship between Microstructure and Thermal Conductivity of Pitch Fiber," *Proc. of 11th Annual Conference on Materials Technology*, 181-198 (1992).
9. Forrest, M.A. and Marsh. H., "The Effects of Pressure on the Carbonization of Pitch and Pitch/Carbon Fibre Composites." *J. Mater. Sci.*, **18**(4), 978-990 (1983).
10. S. Ragan and G. T. Emmerson, "Disclination in the Matrix Architecture of Phenolic Based Carbon-Carbon Composites" In Extended abstract of the 13th Biennial Conference on Carbon, California, U.S.A., **76** (1977).
11. Ragan, S. and Marsh, H., "Fracture Mechanism in Microstrength Testing of Carbon Artifacts," *Carbon*, **18**(12), 3712-3720 (1983).
12. Bink K. Yen and Tadashi Ishihara, "The Surface Morphology and Structure of Carbon-carbon Composites in High-energy Sliding Contact," *Wear*, **174**, 111-117 (1994).
13. V.I. Trefilov, *Ceramic and Carbon-matrix Composites*, pp.385-399, Chapman & Hall, London, 1995.
14. H.W. Chang and R.M. Rusnak, "Oxidation Behavior of Carbon-carbon Composites," *Carbon* **16**, 309-312 (1978).