

## 論文

## 탄소섬유 강화 에폭시 수지 복합재료의 열안정성 및 기계적 계면특성에 미치는 SiC 표면처리 영향

박수진<sup>\*,</sup>, 오진석<sup>\*</sup>, 이재락<sup>\*</sup>, 이경엽<sup>\*\*</sup>

## Effect of Surface Treated SiC on Thermal Stability and Mechanical Interfacial Properties of Carbon Fiber/Epoxy Resin Composites

Soo-Jin Park<sup>\*,</sup>, Jin-Seok Oh<sup>\*</sup>, Jae-Rock Lee<sup>\*</sup>, and Kyong-Yop Rhee<sup>\*\*</sup>

## ABSTRACT

In this work the effect of surface treated SiC on thermal stability and mechanical interfacial properties of carbon fiber/epoxy resin composites. The surface properties of the SiC were determined by acid/base values and contact angles. The thermal stabilities of carbon fiber/epoxy resin composites were investigated by TGA. The mechanical interfacial properties of the composites were studied in ILSS, critical stress intensity factor ( $K_{IC}$ ), and critical strain energy release rate( $G_{IC}$ ) measurements. As a result, the acidically treated SiC(A-SiC) had higher acid value than untreated SiC(V-SiC) or basically treated SiC(B-SiC). According to the contact angle measurements, it was observed that chemical treatments led to an increase of surface free energy of the SiC surfaces, mainly due to the increase of the specific(polar) component. The mechanical interfacial properties of the composites including ILSS,  $K_{IC}$ , and  $G_{IC}$  had been improved in the specimens treated by chemical solutions. These results were explained that good wetting played an important role in improving the degree of adhesion at interfaces between SiC and epoxy resin matrix.

## 초 록

본 연구에서는 화학적 표면처리에 따른 탄화규소(SiC)의 표면특성 변화가 탄소섬유강화 에폭시 복합재료의 열안정성 및 기계적 계면물성에 미치는 영향을 조사하였다. 표면처리된 탄화규소의 표면특성은 산/염기도와 접촉각 측정을 통하여 알아보았으며, 열안정성은 TGA를 이용하여 조사하였다. 제조한 복합재료의 기계적 계면물성은 ILSS와 임계세기인자( $K_{IC}$ ), 그리고 critical strain energy release rate( $G_{IC}$ )를 통하여 고찰하였다. 실험 결과 산 처리된 SiC(A-SiC)는 미처리된 SiC(V-SiC)나 염기처리된 SiC(B-SiC)에 비하여 산도가 증가하였다. 접촉각 측정 결과, 화학적 표면처리는 극성요소의 증가에 기인하는 SiC의 표면자유에너지를 증가시켰다. 이와 같은 물성들은 양극산화로 향상되어졌는데, 이는 좋은 젖음성이 최종 복합재료의 섬유와 매트릭스 사이의 계면결합력을 증가시키는데 중요한 역할을 하기 때문인 것으로 사료된다.

**Key Words:** 열안정성(Thermal stability), 기계적 계면특성(Mechanical interfacial properties), 산/염기 값(Acid/base values), 접촉각(Contact angles)

\*+ 한국화학연구원 화학소재연구부, 교신저자(E-mail:psjin@kriect.re.kr)

\* 한국화학연구원 화학소재연구부

\*\* 경희대학교 기계 산업 시스템 공학부

## 1. 서론

현대 산업사회가 고도로 발전함에 따라 다양한 분야에서 용도에 맞게 적용될 수 있는 신소재 개발이 요구되면서, 재료의 개발은 재료의 고성능/고기능 화와 같은 신소재 개발로 발전하게 되었다. 21세기 산업의 주축 분야로 주목 받고 있는 항공(우주, 자동차, 산업·건축용 구조재료 및 레저스포츠 분야에서 기존에 사용되던 복합재료가 신소재를 이용한 복합재료로 대체되면서, 그 경제적 중요성과 탁월한 특성은 소재 분야에 대한 제조명과 새로운 견해를 창출하여, 무한한 응용가능성을 가질 수 있게 하였다[1,2].

고분자 복합재료의 응용은 고속 수송수단에 있어 필수 요소인 경량, 고강도 및 고탄성률을 발현할 수 있는 재료 개발로 비약적인 발전을 거듭해왔다. 이에 대표적인 고분자 복합재료로는 탄소섬유 강화 복합재료(carbon fiber-reinforced composites)가 있는데, 이 복합재료는 1950년대 이후 항공(우주산업의 발달과 더불어 급속하게 발전하기 시작하여 첨단소재로서의 탁월한 특성이 인정되어, 오늘날 그 응용범위가 점차적으로 확대되어 여러 산업분야 및 군사장비분야 등에서 널리 사용되고 있는 유망한 소재이다[3-5]. 이러한 탄소섬유 강화 에폭시 복합재료에 유기/무기 충전제를 첨가함으로써 기계적 물성을 증진시킬 수 있다는 연구가 보고되고 있다[5-6].

일반적으로 충전제와 매트릭스 또는 서로 다른 특성을 갖고 있는 매트릭스들 사이의 계면에서 작용하는 물리적 결합 정도에 따라 복합재료의 물성 및 가공성이 결정된다고 인식된 가운데 충전제에 대한 표면처리나 매트릭스 개질을 통한 물리적·화학적 물성 향상에 대한 연구가 진행되고 있다[5,6-8]. 복합재료의 물리적·화학적 물성 향상을 위해 열표면처리, 화학적 표면처리, 전기화학적 표면처리, 표면코팅(무기질 또는 유기질 코팅) 및 커플링처리 등과 같은 방법이 사용되고 있다[9].

따라서 본 연구는 매트릭스에 내산화 및 내부식성 열충격저항성, 내마모성, 높은 열전도도 등의 열적 기계적 특성이 우수한 탄화규소(SiC)를 표면처리하여 첨가할 때 SiC의 표면특성 변화가 탄소섬유 강화 에폭시 수지 복합재료의 내열특성과 기계적계면 특성에 미치는 영향을 알아보고자 하였다.

## 2. 실험

### 2.1 재료

본 연구에서 강화제로 사용된 탄소섬유는 태광산업(주)에서 생산된 표면처리 및 사이징 처리를 하지않은 장섬유,

polyacrylonitrile(PAN)계 고강도 탄소섬유(TZ-307, 12K)를 사용하였다. 매트릭스로 사용된 에폭시 수지는 국도화학(주)의 이관능성 에폭시 올리고머인 diglycidyl ether of bisphenol A 계 YD-128(DGEBA, E.E.W=185~190 g/eq, 점도=12000 cps, 밀도=1.16 g/cm<sup>3</sup>)을 사용하였다. 경화제는 상기사의 제품인 diamino-diphenyl methane(DDM)을 사용하였으며 에폭시 수지의 높은 점도를 낮추기 위하여 methylethyl ketone(MEK)을 희석제로 사용하였다. Fig. 1에 사용한 수지 및 경화제의 화학구조식을 나타내었다. 내열성을 향상시키기 위해 사용된 탄화규소는 freezer mill(Spexcertiprep Co., Spex 6700)을 이용하여 탄소섬유의 직경 8  $\mu$ m보다 작게 분쇄하여 사용하였다.

### 2.2 표면처리

SiC의 표면에 존재하는 불순물을 제거하기 위해 증류수를 이용하여 세척하고, 원심분리기로 증류수와 SiC(이후 V-SiC)를 분리하였다. 이를 3회 반복하고 건조오븐에 넣어 완전히 건조 시켰다. 이후 SiC를 30 wt.% HNO<sub>3</sub>(이후 A-SiC)와 30 wt.% KOH(이후 B-SiC)에 넣어 SK-760B 진탕기를 이용하여 24시간 동안 화학적 표면처리를 한 후, 증류수를 이용하여 3회 이상 세척하고 완전히 건조시켜 사용하였다.

### 2.3 시편제조

일방향 탄소섬유 강화 에폭시 복합재료는 우선 에폭시 수지와 경화제 DDM을 당량비 1:1로 혼합하여 70℃에서 녹이고, 20 wt.% MEK와 4 wt.%의 표면처리된 SiC를 첨가하여 교반하였다. 이를 상온까지 냉각시킨 후, drum winding을 사용하여 탄소섬유에 함침시켜 프리프레그(prepreg)를 제조하였다. 이렇게 제작된 프리프레그를 22 plies로 균일하게 적층하고, vacuum bag molding 방법을 이용하여 150℃에서 7.4 MPa의 압력으로 150분 동안 경화시켜 복합재료를 제조하였다. 이때 제조한 복합재료의 섬유 체적비는 약 50±2%였다[10].

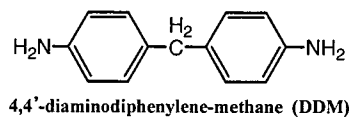
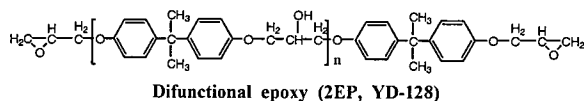


Fig. 1 Chemical structures of 2EP and DDM.

## 2.4 SiC의 표면성질

SiC 표면에 형성되어 있는 관능기를 측정하기 위해 표면의 산·염기도를 Boehm법으로 측정하였다[11]. 산·염기 처리된 SiC를 각각 1 g씩 플라스크에 넣고 0.1 N NaOH 수용액 100 ml를 취하여, 공기 중 산소와의 반응으로 인한 자동 산화를 방지하기 위해 밀봉하여 48시간 동안 진탕하고 여과시킨 후, 상등액 20 ml를 취하여 0.1 N HCl 수용액으로 적정하였다. 이때 지시약은 페놀프탈레인 용액을 사용하였으며, 표면 염기도는 수용액을 역적정하여 측정하였다. 또한 표면처리된 SiC의 pH를 알아보기 위하여 ASTM D3838에 준하여 V-SiC, A-SiC, 그리고 B-SiC를 각각 0.5 g씩 증류수 20 ml에 넣어 12시간 이상 진탕시킨 후 용액을 여과하여 pH를 측정하였다.

## 2.5 접촉각 측정

화학적 표면처리한 SiC의 표면자유에너지를 Rame-Hart goniometer를 이용하여 sessile drop method로 접촉각을 측정하였다. 접촉각측정 시 임계 표면장력을 측정하기 위해 젖음액(wetting liquids)을 떨어뜨린 후 형성된 각을 5초 이내에 측정하였다.

접촉각 측정에 사용된 젖음액으로는 증류수, diiodomethane, 그리고 ethylene glycol을 사용하였으며, 각 시편에 대해서는 10회 이상 측정하여 그 평균값을 취하였다.

## 2.6 복합재료의 열적 성질

복합재료의 열안정성을 알아보기 위해 열중량 분석기(du Pont, TGA-2950)를 이용하여 질소 분위기 하에서 30°C부터 850°C까지 10°C/min의 승온속도를 유지하면서 분석하였다. 이때 초기 열분해 온도(initial decomposition temperature, IDT)와 열분해 활성화 에너지(decomposition activation energy, Et)값의 변화를 조사하여 열안정성을 알아보았다. 열분해 활성화 에너지는 TGA 곡선으로부터 Horowitz-metzger의 적분식을[12] 사용하여 계산하였다.

$$\ln[\ln(1-\alpha)^{-1}] = E_t \theta / RT_{max}^2 \quad (1)$$

여기서,  $\alpha$ 는 분해율(decomposed fraction),  $E_t$ 는 열분해 활성화 에너지,  $\theta = T - T_{max}$ ,  $T_{max}$ 는 최고 열분해 속도 시의 온도, 그리고  $R$ 은 기체상수를 나타낸다.

## 2.7 기계적 계면특성

복합재료의 기계적 계면특성은 층간전단강도(interlaminar shear strength; ILSS)와 파괴인성특성(Kc in mode I fracture;

K<sub>IC</sub>)을 통하여 알아보았다. ILSS는 ASTM A2344에 준하여 만능시험기(universal testing machine, Lloyd LR5K)를 사용하여 span-to-depth의 비가 4:1, cross-head speed는 2 mm/min로 하여 실시하였다. 복합재료의 파괴방지에 있어서 중요한 특성 중 하나인 파괴인성 K<sub>IC</sub>는 3점 굽힘시험방식으로 ASTM E399에 준하여 실시하였으며, span-to-depth의 비는 4:1, cross-head speed는 1 mm/min로 하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 SiC의 표면성질

Table 1은 V-SiC, A-SiC, 그리고 B-SiC의 pH와 Bohem 적정법[11]으로 측정한 표면 산도와 표면 염기도 값을 나타낸 것으로서, 표면처리하지 않은 V-SiC의 pH는 8.01, 산 및 염기도는 각각 15.3와 20.2이었다. A-SiC의 경우 pH 5.04, 염기도는 19.2로 감소하였으며, 표면 산도는 62.1로 증가하였는데, 이는 SiC를 HNO<sub>3</sub>로 표면처리를 할 경우 SiC 표면과 HNO<sub>3</sub>가 반응하면서 염을 형성하거나, 산성 관능기가 형성되기 때문인 것으로 사료된다. 반면에 B-SiC의 경우에는 pH가 거의 일정한 반면 표면 염기도는 약간 증가하였으나 표면 산도는 감소하였다. 이는 KOH로 표면처리를 할 경우 염기성 물질인 SiC 표면에 염기성 관능기는 발달하지만, 그 영향이 작아 pH에는 거의 영향을 주지 못하기 때문인 것이라 사료된다. 따라서, A-SiC에는 산성 관능기가 발달을 하고, B-SiC의 경우에는 염기성 관능기가 다소 발달되었음을 확인할 수 있었다.

Table 1 pH and Acid-base Values of Chemically Treated SiC Powder

	pH	[unit: meq/g]	
		Acid values	Base values
V-SiC	8.01	15.3	20.2
A-SiC	5.04	62.1	19.2
B-SiC	8.05	14.2	22.1

Table 2 Surface Free Energy Characteristic of the Testing Liquids, Measured at 20°C

	[unit: mJ/m <sup>2</sup> ]		
	$\gamma_L^L$	$\gamma_L^{SP}$	$\gamma_L$
Water	21.8	51.0	72.8
Diiodomethane	50.4	0.38	50.8
Ethylene glycol	31.0	16.7	47.7

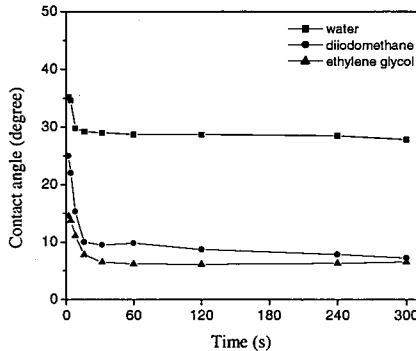


Fig. 2 Evolution of contact angles on the composites with elapsed wetting time.

### 3.2 표면자유에너지

고분자의 표면특성 중 표면자유에너지는 표면장력을 알고 있는 용매와 고분자간의 접촉각을 측정함으로써 얻을 수 있다고 알려져 있다[13]. 이때 탄소섬유 강화 에폭시 복합재료 시편의 고유 특성인 미세기공에 의해서 젖음액의 모세관 현상에 의한 기공 내 흡수 현상이 일어나기 전의 접촉각을 측정하기 위하여, 젖음액을 떨어뜨리고, 시간에 대한 함수로 각 표면자유에너지를 구하였으며, 초기변화 시간을 0으로 외삽한 값을 임계 표면자유에너지로 정하였다[14,15]. Fig. 2는 표면처리된 탄화규소를 첨가하지 않은 탄소섬유 강화 복합재료의 시편에 대한 접촉각의 시간이 경과함에 따라 모세관현상 및 퍼짐 현상에 의한 접촉각의 감소를 나타내었다. Fig. 2에서 알 수 있듯이 모세관 현상 및 퍼짐 현상은 약 20초 내에서 일어나는 것을 확인할 수 있으며 약 30초 뒤에는 접촉각이 거의 일정하게 유지됨을 확인할 수 있었으며, 또한 표면장력이 높은 젖음액일수록 고체표면에 대한 접촉각은 더욱 큰 것을 확인할 수 있었다. 따라서 오차를 최대한 줄이기 위하여 시간을 5초 이내로 근접시킨 값을 이용하여 표면자유에너지를 구하였다.[16]

Fig. 3은 two-liquid geometric method[17]를 이용하여 각각의 시편에 대한 표면자유에너지를 계산한 결과이다. 그 결과,  $\gamma_s$ 는 A-SiC에서 가장 높은 증가를 보였고, B-SiC는 V-SiC보다 약간 증가하는 것을 알 수 있었다. 이는,  $\gamma_s$ 가  $\gamma_s^L$ 과  $\gamma_s^{SP}$ 의 합으로부터 계산되어지므로, 비록 A-SiC의  $\gamma_s^L$ 의 값이 작더라도  $\gamma_s^{SP}$ 의 값이 크기 때문이고, B-SiC의  $\gamma_s$ 는  $\gamma_s^L$ 과  $\gamma_s^{SP}$ 가 V-SiC에 비해 소폭 증가하였는데, 이는 앞의 산·염기도에서도 확인할 수 있었듯이, A-SiC의 경우 표면에 산성관능기의 도입에 의하여 극성값이 증가하며, V-SiC는 염기성 관능기의 발달에 기인하는 것으로 사료된다.

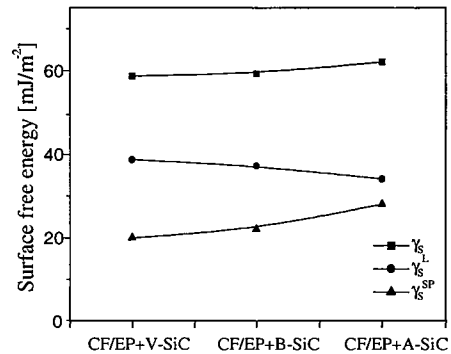


Fig. 3 Surface free energies (mJ/m²) of the composites made with V-SiC, B-SiC, and A-SiC.

### 3.3 복합재료의 열적 성질

탄소섬유 강화 에폭시 복합재료의 열안정성을 고찰하기 위하여 TGA에 의한  $E_t$ 와 IDT 값을 측정하였다.  $E_t$  값은 고분자 물질이 열과 같은 에너지를 외부로부터 받을 때 고분자 분자 간의 결합이 분해되는데 요구되어지는 에너지 값으로서, 기울기 값이 클수록 높은  $E_t$  값을 가지며 열분해 진행 속도가 낮고 높은 값을 가질수록 열안정성이 우수하다고 알려져 있다[12].

Fig. 4는 산염기 처리된 SiC 첨가에 따른 탄소섬유 강화 에폭시 복합재료의 TGA 곡선을 나타낸 것이며, 이로부터 구한 열안정성 인자들을 Table 3에 정리하였다. 결과에서 알 수 있듯이 열분해 후 A-SiC를 첨가하였을 경우가 열분해 후 복합재료의 잔존량 및 초기 열분해 온도가 증가하였다. 열분해 후 잔여량이 많은 CF/EP+A-SiC는 A-SiC의 표면에 생성된 산성관능기와 염기성 에폭시 수지와 산·염기 상호작용에 의한 결합력 향상에 따른 가교밀도의 증가로 인한 것으로 사료된다. 그러나 V-SiC와 B-SiC는 서로 비슷한 값을 나타내었다.

이러한 결과는 분해 활성화 에너지에서도 확인할 수 있는데 Fig. 5는  $E_t$ 를 구하기 위하여 Fig. 4의 열분석도로부터 식(1)을 이용하여 구한  $\ln[\ln(1-\alpha)^{-1}]$  vs  $\theta$ 의 그래프를 나타낸 것이다. 여기서 구한 직선의 기울기( $E_t/RT_{max}^2$ )를 이용하여 계산한  $E_t$ 값을 Table 3에 나타내었다. 이 결과  $\ln[\ln(1-\alpha)^{-1}]$  vs  $\theta$  그래프에서 나타난 회귀 직선의 기울기는 V-SiC나 B-SiC보다 A-SiC를 첨가할 경우 더 증가하였는데, 이는 앞에서 언급한 것처럼 에폭시 수지와 A-SiC 간의 산·염기 상호작용에 의한 결합력 향상에 기인한 것이라 사료된다.

### 3.4 기계적 계면결합력

탄소섬유 강화 에폭시 복합재료의 기계적 물성을 알아

Table 3 Initial Decomposition Temperature (IDT) and Decomposition Activation Energies ( $E_d$ ) of the V-SiC, B-SiC, and A-SiC

	IDT(°C)	$\ln [\ln (1-\alpha)^{-1}]$	$\Theta (T - T_s)$	$E_d$ (kJ/mol)
V-SiC	395	-0.99786	-9.788	190.
		-0.70598	-4.734	
		-0.2105	4.742	
		0.00596	9.822	
B-SiC	393	-1.20566	-12.866	200
		-0.84603	-6.773	
		-0.34728	2.378	
		-0.11508	7.445	
A-SiC	399	-1.20566	-12.866	207
		-0.71594	-4.686	
		-0.32264	2.346	
		-0.1729	5.354	

보기 위하여 일방향 복합재료의 양단을 단순 지지하고 중앙에 하중을 가하여 시편의 중앙면에 최대 전단응력을 발생시켜 다음의 식 (2)에 의하여 ILSS를 계산하였다[18].

$$ILSS = \frac{3F}{4bd} \quad (2)$$

여기서  $b$ 는 시편의 넓이,  $d$ 는 시편의 두께, 그리고  $F$ 는 시편의 중앙면에 최대 전단응력을 의미한다.

Fig. 6에 복합재료의 ILSS 결과를 나타내었으며 표면특성 결과와 마찬가지로 A-SiC가 높은 값을 나타내었는데, 이는 A-SiC가 V-SiC나 B-SiC보다 표면에 산성관능기가 발달하여 염기성인 에폭시 수지와 결합력이 향상되었기 때문이라 사료된다. 또한 B-SiC가 V-SiC보다 높은 것은 비록 염기성 관능기가 소폭 증가하여 계면결합력은 감소하였지만, 분산력이 향상되었기 때문으로 사료된다. 이러한 결과로부터 기계적 계면특성은 표면의 관능기 뿐만 아니라, 분산력에도 영향을 받을 수 있었다.

파괴 이론을 기본으로 하는 임계응력세기 인자라고 정의된  $K_{IC}$ 는 크랙 끝에서 응력장의 크기를 정의하는 하나의 척도 계수로 사용된다[19].  $K_{IC}$ 는 복합재료의 실제 적용에 있어 중요하게 고려해야 할 사항이며, 매트릭스에서 강화재인 섬유로 크랙이 전달될 때 저항하는 성질이라 할 수 있다. 파괴 현상에 대한 이해는 Griffith[20]에 의해 최초로 제시되었으며, 외부 하중의 이동에 의해 가해지는 에너지와 재료에서의 크랙 발생으로 인한 표면에너지 증가 사이에 균형으로 설명되어진다.

제조한 탄소섬유 강화 에폭시 복합재료의  $K_{IC}$ 는 응력과 크랙 길이의 함수로 된 식 (3)을 이용하여 측정하였다[21,22].

$$K_{IC} = \frac{P \cdot L}{b \cdot d^{3/2}} \cdot Y \quad (3)$$

여기서,  $b$ 는 시편의 넓이,  $d$ 는 시편의 두께, 그리고  $L$ 은 span 간의 거리를 나타내며  $L/d$ 는 4로 일정하게 고정하였다.

Fig. 7에 동일한 복합재료의  $K_{IC}$  결과를 나타내었다. 결과에서 알 수 있듯이, A-SiC가 함침된 복합재료가 가장 높은 값을 나타내었으며, 반면에 B-SiC가 V-SiC보다 약간의 증가를 보이고 있다. 이는 앞에서 언급한 바와 같이 기계적 계면특성이 산-염기 상호작용으로 인한 계면결합력 뿐만 아니라 매트릭스 내에서의 분산력에도 영향을 받기 때문이라 사료된다.

임계변형속도에너지 (critical strain energy release rate; GIC)는  $K_{IC}$ 와 같은 조건에서 다음 식 (4)로 계산될 수 있다[23].

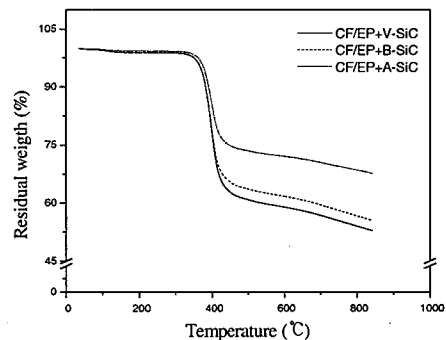


Fig. 4 TGA curves of the composites made with V-SiC, B-SiC, and A-SiC.

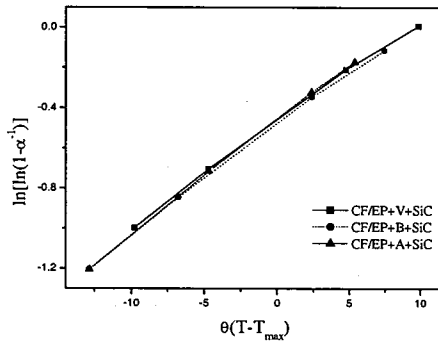


Fig. 5 Plots of  $\ln[\ln(1-\alpha)^{-1}]$  vs  $\theta$  of the composites made with V-SiC, B-SiC, and A-SiC.

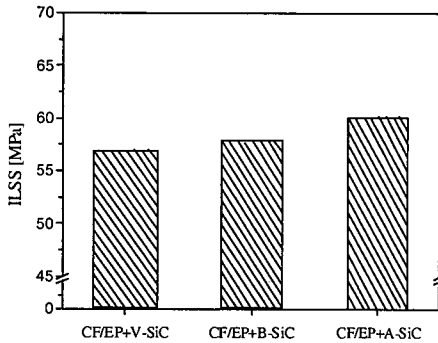


Fig. 6 ILSS of the composites made with V-SiC, B-SiC, and A-SiC.

$$G_{IC} = \frac{(1-\nu^2)K_{IC}^2}{2E} \quad (4)$$

여기서  $\nu$ 는 탄소섬유의 poisson비 (0.37)를,  $E$ 는 탄성계수 (230 GPa)를 나타낸다.

Fig. 8에 복합재료의  $G_{IC}$  결과를 나타내었다. 결과에서 알 수 있듯이 A-SiC가 함침 되었을 때 가장 높은 값을 가지는 것을 확인할 수 있었다. 이는 산·염기 상호작용에 의한 탄소섬유와 에폭시 수지간의 계면결합력의 증가에 기인하는 것으로 사료된다.

Fig. 9는 SiC의 표면처리에 따른 표면자유에너지의 변화가 ILSS와  $K_{IC}$ 에 미치는 영향을 나타내었다. 그 결과, 표면자유에너지와 ILSS와  $K_{IC}$ 와의 관계가 직선적일 때, 이는 SiC의 표면처리에 따른 표면자유에너지의 증가가 탄소섬유-에폭시 수지 간 계면결합력을 크게 하여 최종 복합재료의 기계적물성을 향상시키는 인자로 작용하였음을 의미한다. 즉, 표면자유에너지와 계면결합력은 상호인과 관계가 있음을 확인할 수 있었다.

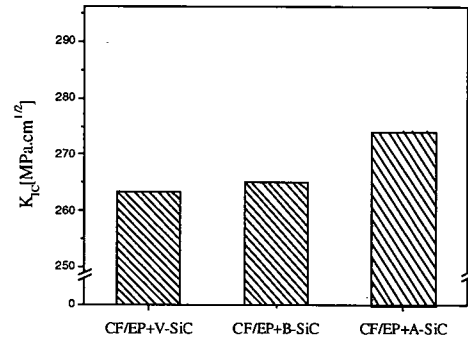


Fig. 7  $K_{IC}$  of the composites made with V-SiC, B-SiC, and A-SiC.

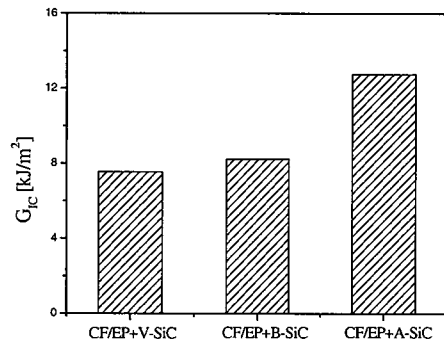


Fig. 8  $G_{IC}$  of the composites made with V-SiC, B-SiC, and A-SiC.

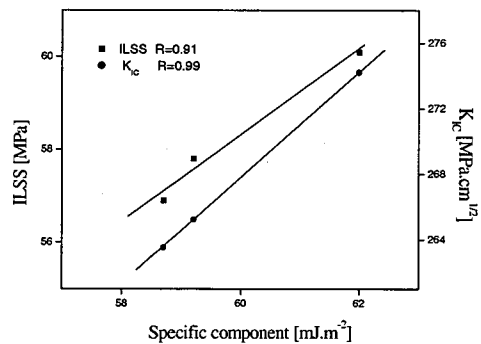


Fig. 9 Dependence of ILSS and  $K_{IC}$  on specific component of the V-SiC, B-SiC, and A-SiC.

#### 4. 결론

본 연구에서는 탄소섬유 강화 에폭시 복합재료 제조시 내열성 강화를 위해 첨가하는 SiC를 화학적 표면처리 한

후 이에 따른 복합재료의 열안정성과 기계적 물성변화를 고찰하였다. 화학적 표면처리한 SiC의 표면 산도는 산성용액으로 처리하였을 경우 증가한 반면 염기성용액의 경우는 염기도가 약간 증가하였으며, 표면자유에너지는 극성값의 영향을 받아 산성용액으로 처리한 A-SiC 경우는 표면자유에너지가 증가함을 확인할 수 있었다. 최종 복합재료의 열안정성 역시 A-SiC가 함침된 복합재료의 열안정성이 우수하였으며, 기계적 물성 또한 A-SiC에서 가장 큰 값을 나타내었다. 이는 산성용액으로 표면처리하면 표면에 산성판능기가 증가하여 염기성 에폭시 수지와 산-염기 상호작용으로 계면결합력을 향상시키기 때문인 것으로 사료된다.

### 참고문헌

- 1) M. M. Schwartz, *Composite Materials handbook*, 2nd Ed. McGraw-Hill, New York, 1992.
- 2) E. Fitzer, *Carbon Fibers and Their Composites*, Springer-Verlag, New York, 1985.
- 3) S. J. Park, *Interfacial Forces and Fields: Theory and Applications*, ed by J. P. Hsu., chap 9, Marcel Dekker, New York, 1999.
- 4) J. B. Donnet and R. C. Bansal, *Carbon Fibers*, 2th ed., Marcel Dekker, New York, 1990.
- 5) S. J. Park, M. H. Kim, J. R. Lee, and S. Choi, "Effect of Fibers-polymer Interactions on Fracture Toughness Behaviors of Carbon Fibers-reinforced Epoxy Matrix Composites," *Journal of Colloid and Interface Science*, Vol. 228, 2000, pp. 287-291.
- 6) S. J. Park and J. B. Donnet, "Anodic Surface Treatment on Carbon Fibers: Determination of Acid-base Interaction Parameter between Two Unidentical Solid Surface in a Composite System," *Journal of Colloid and Interface Science*, Vol. 206, 1998, pp. 29-32.
- 7) E. Fitzer, *Carbon Fibers and Their Composites*, Springer-Verlag, New York, 1985.
- 8) S. J. Park and Y. S. Jang, "Interfacial Characteristics and Fracture Toughness of Electrolytically Ni-plated Carbon Fibers-reinforced Phenolic Resin Matrix Composites," *Journal of Colloid and Interface Science*, Vol. 237, 2001, pp. 91-97.
- 9) J. M. Breiner, J. E. Mark, G. Beaucage, "Dependence of silica particle sizes on network chain lengths, silica contents, and catalyst concentrations in situ-reinforced polysiloxane elastomers," *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics*, Vol. 37, 1999, pp 1421-1427.
- 10) J. M. Charrier, *Polymeric Materials and Processing*

Hanser, New York, 1990.

- 11) H. P. Boehm, "Chemical Identification of Surface Groups," *Advances in Catalysis*, Vol.16, 1966, pp. 179-225.
- 12) H. H. Horowitz and G. Metzger, "A New Analysis of Thermogravimetric Traces," *Analytical Chemistry*, Vol. 35, 1963, pp. 1464-1468.
- 13) D. Graham, "Physical Adsorption on Low Energy Solied, II Adesorption of Nitrogen, Argon, Carbon Tetrafluoride, and Ethane on Polyproptlene," Vol. 68, 1964, pp. 2788-2792.
- 14) C. J. van Oss, *Interfacial Forces in Aqueous Media*, Marcel Dekker, New York, 1994.
- 15) S. Wu, *Polymer Interface and Adhesion*, Marcel Dekker, New York, 1982.
- 16) S. J. Park, M. S. Cho, and J. R. Lee, "Studies on the Surface Free Energy of Carbon-Carbon Composites: Effect of Filler Addition on the ILSS of composites," *Journal of Colloid and Interface Science*, Vol. 226, 2000, pp. 60-64.
- 17) S. J. Park and M. Brendle, "London Dispersive Component of the Surface Free Energy and Surface Enthalpy," *Journal of Colloid and Interface Science*, Vol. 188, 1997, pp. 336-339.
- 18) T. R. King, D. F. Adams, and D. A. Buttry, "Aniodic Oxidation of Pitch-precursor Carbon Fibres in Ammonium Sulphate Solutions: the Effect of Fibre Surface Treatment on Composite Mechanical Properties," *Composites*, Vol. 22, 1991, pp. 380-387.
- 19) L. Dunn, W. Suwito, S. Cunningham, and C. W. May, "Fracture Initiation at Sharp Notches Under Mode I, Mode II, and Mild Mixed Mode Loading," Vol. 84, 1997, pp. 367-381.
- 20) A. Griffith, "The Phenomena of Rupture and Flow in Solids," *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, Series A, Vol. 221, 1920, pp. 163-198.
- 21) D. G. Munz, Shannon, L. J. John, Bubsey, and T. Raymond, "Fracture toughness Calculation from Maximum Load in Four Point Bend Test of Chevron Notch Specimens," *International Journal of Fracture*, Vol. 16, 1980, pp. 137-141.
- 22) M. C. Chen, D. J. Hourston, and W. B. Sun, "Distinct Temperature Dependence of Cholesteric Pitch in Lyotropic Cholesteric Solutions of Polypeptide," *Polymer Journal*, Vol. 31, 1999, pp. 199-202.
- 23) T. G. Pressly, H. Keskkula and D. R. Paul, "Temperature dependence of the fracture behavior of nylon 6/ABS blends," *Polymer Journal*, Vol. 42, 2001, pp. 3043-3055.