

# 유리-탄소 하이브리드 복합재료의 파괴인성에 관한 연구

노 호 섭\* · 고 성 위

\*부산수산대학교 산업대학원 · 부산수산대학교

(1992년 8월 20일 접수)

## A Study on the Fracture Toughness of Glass-Carbon Hybrid Composites

Ho-Sup NOH\* and Sung-Wi KOH

\*Graduate School of Industry, National Fisheries University of Pusan,

National Fisheries University of Pusan

(Received August 20, 1992)

The critical strain energy release rate and the failure mechanisms of glass-carbon epoxy resin hybrid composites are investigated in the temperature range of the ambient temperature to 80°C. The direction of laminates and the volume fraction are  $[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$ , 50 %, respectively. The major failure mechanisms of these composites are studied using the scanning electron microscope for the fracture surfaces.

Results are summerized as follows :

- 1) The critical strain energy release rate shows a maximum at ambient temperature and it tends to decrease as temperature goes up.
- 2) The critical strain energy release rate increases as the content of glass increases, and especially shows dramatic increase for the high glass fiber content specimens.
- 3) Major failure mechanisms can be classified such as localized shear yielding, fiber-matrix debonding, matrix micro-cracking, and fiber pull-out and/or delamination.

### 1. 서 론

석유파동이후 에너지 절약이 산업계에 커다란 문제로 등장함에 따라 구조용 재료의 경량화가 요구되고 있으며, 이에 부응하여 복합재료의 발전은 매우 급속히 이루어지고 있는 실정이다.

복합재료는 거시적으로 두가지 이상의 재료를 물리적으로 결합함에 의하여 소재 단독으로는 가질 수 없는 유효한 성질을 발휘할

수 있는 재료<sup>1)</sup>를 총칭한 것으로 그 구성은 섬유(fiber)와 매트릭스(matrix)로 이루어져 있다. 섬유는 하중을 지탱하는 것이 주임무라고 한다면 섬유간의 결합역할을 하고 하중의 전달을 원활히 하는데 있다.

복합재료는 금속재료에 비해 비강도가 높고 비강성이 우수하며, 섬유방향 및 적층순서의 변화에 따른 유동적인 이방성을 갖는다. 이러한 복합재료 중에서 탄소섬유와 유리섬유 등과 같은 복합재료의 수요는 항공

\* 현 부산기계공고

기, 우주선, 자동차, 모오토와 각종 스포츠 용품에 이르기까지 급진적인 증가추세에 있다.

유리섬유 복합재료는 가격이 저렴하고 역학적 성질을 조절할 수 있고 비탄성, 비강도가 높고 내식성 및 진동의 감쇠성이 우수하며, 화학적 및 열적 안정성이 좋으며, 성형 특성이 좋은 장점을 가지고 있다.

탄소섬유 복합재료는 탄소를 고온처리하여 만든 것으로서 내열성 및 고온 강도가 우수하며, 열팽창계수가 매우 작고, 또 충격흡수력이 좋아 우수한 재료이지만 가격이 비싼 결점이 있다.

그러나 유리섬유와 탄소섬유 복합재료를 상호비교하면 전자는 가격이 저렴하고 파괴인성이 우수하고 후자는 각종 강도 및 기계적 성질이 우수하지만 파괴인성이 떨어지는 결점이 있다. 유리-탄소 하이브리드(hybrid) 복합재료는 유리섬유 복합재료와 탄소섬유 복합재료가 갖고 있는 장점을 이용하는 복합재료로서 가격이 저렴하면서 기계적 성질 및 파괴인성을 양호하게 할 수 있으므로 산업적인 응용이 가능한 복합재료라 할 수 있다.

이러한 하이브리드 복합재료에 관한 종래의 연구결과를 살펴보면 다음과 같다. Chou와 Fukuda<sup>2)</sup>는 유리-케브라 하이브리드 복합재료의 강도와 강성에 몬테 카를로(Monte Carlo)법을 적용하였으며, Thorat와 Lakkad<sup>3)</sup>는 일방향 유리-탄소 하이브리드 복합재료의 파괴인성은 유리 함유량에 따라 변한다고 발표하였다. Kinloch 등<sup>4)</sup>은 에폭시 폴리머에서 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 는 하중율(load rate)의 증가에 따라 증가한다고 발표하였다.

Munro와 Lai<sup>5)</sup>는 유리-탄소 하이브리드 복합재료에서 단위면적당의 파괴에너지는 온도와 유리섬유 함유량의 증가에 따라 증가한다고 발표하였으나 Low와 Mai<sup>6)</sup>는 입자복합재료와 고무-입자 하이브리드 복합재료에서 임

계 파괴에너지는 실온 이상의 온도에서 온도의 증가에 따라 감소한다고 발표하여 Munro와 Lai<sup>5)</sup>의 결과와 상이한 경향을 발표하였다.

Mateen과 Siddiqi<sup>7)</sup>는 유리섬유강화 폴리우레탄 복합재료에서 충격시험을 통하여 충격 저항은 낮은 체적함유율에서는 감소하다가 체적함유율이 더욱 증가하면 그것은 증가한다고 발표하였다. Fernando 등<sup>8),9)</sup>은  $[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$ 인 유리-탄소 및 유리-케브라 하이브리드 복합재료의 피로거동을 통하여 이 재료의 피로수명은 섬유의 비율에 의존한다고 발표하였다. Maldas와 Kokta<sup>10),11)</sup>는 유리-소더스트(sawdust) 및 마이카 소더스트 하이브리드 복합재료의 기계적 성질은 하이브리드의 비율에 의존한다고 발표하였다. Peijs와 Venderbosch<sup>12)</sup>는 폴리우레탄-탄소 하이브리드 복합재료에서 충격시험을 통하여 탄소의 비율에 따라 계면파괴(delamination)의 차이가 난다고 발표하였다.

한편 Koh 등<sup>13)-15)</sup>은 실리카 입자강화 복합재료에 대한 연구를 통하여 파괴인성은 하중율과 온도에 의존하고 실온에서 그 값이 가장 높게 나타나고 그외 온도가 증가하거나 감소하면 그 값은 감소한다고 발표하였다.

위의 연구결과를 검토하여보면 최근 복합재료의 사용이 급진적으로 증가해가는 실정에 잘 맞추어 하이브리드 복합재료의 기계적 성질, 피로거동 및 파괴인성치에 관한 연구가 많이 진행되었으나 아직도 이에 관하여 체계적인 연구검토가 요망된다.

따라서 본 연구에서는 하이브리드 복합재료의 종합적인 연구검토의 일환으로 우선 적층방향이  $[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$ 이고, 섬유체의 체적분율이 50%인 유리-탄소 하이브리드 복합재료에서 유리섬유의 비율이 0, 25, 50, 100%인 재료를 사용하여 실온에서 80°C 사이의 온도범위에서 충격시험을 통하여 임계

파괴에너지의 거동을 고찰하고, 또한 충격시험의 파단면을 주사현미경(scanning electron microscope; SEM) 사진 촬영하여 파면해석을 행하였다.

## 2. 실험재료 및 실험방법

### 2.1 실험재료

본 실험에 사용한 재료는 유리-탄소 하이브리드 복합재료로서 (주)한국화이버에서 제작하였다. 매트릭스는 에폭시(bisphenol A type, Epikote 828, 평균분자량 380)이며, 섬유는 유리섬유와 탄소섬유를 사용하였고 유리섬유와 탄소섬유의 직경은 각각  $10\mu m$ 와  $7.4\mu m$ 이다. 각 섬유는 단일 플라이(ply)의 두께가  $0.2mm$ 인 프리프레그(prepreg)를 사용하여 16플라이를 적층하였다. 적층방향은 각각의 재료에서  $[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$ 으로 하였으며, 섬유 체적함유율은 유리섬유와 탄소섬유를 합하여 50%가 되도록하였다. 이때 유리섬유의 비율을 섬유의 0, 25, 50, 100%가 되도록 제작하였다. 유리섬유의 비율이 섬유의 75%인 재료는 재료의 대칭성으로 하는데 곤란하여 제작에서 제외하였다. Table 1은 각각의 지료에서 섬유의 방향과 섬유의 종류를 나타낸 것이다.

시료제작은 각 섬유를  $[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$ 로 적층시켜 Fig. 1과 같이 적층재료의 위와 아래에 릴리스 클로스(release cloth)를 놓고 또한 기포제거를 위하여 구멍이 있는 릴리스 필름(release film)을 덮고 블리더(bleeder)와 브리더(breather)를 덮어 진공팩에 넣은 다음 오토 클레이브에서  $120^\circ C$ 에서 제작하였다. 일차 제작이 완료된 시료는 열처리로서  $110^\circ C$ 의 온도로 8시간 경화시켰다. 이렇게 하여  $500mm \times 500mm$ 의 판을 만들었다. 각 재료의 두께는 탄소섬유의 프리프레그 두께 때문에  $2mm$ 에서  $6mm$  사이가 되었다.

Table 1. Direction of laminates and contents of fiber

materials	direction of laminate	fiber
all glass	$[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$	g g g g
glass-carbon-1	$[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$	c c g g
glass-carbon-2	$[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$	c c c g
all carbon	$[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$	c c c c

note) g : glass fiber, c : carbon fiber

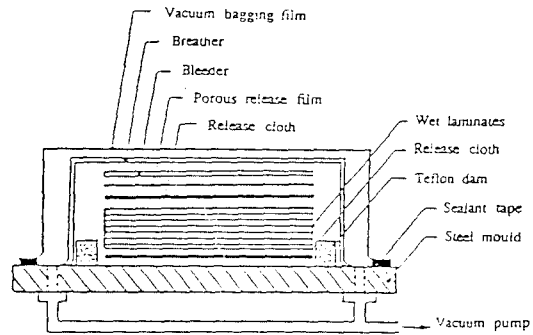


Fig. 1. Wet lay-up and vacuum bagging.

### 2.2 시험편 및 실험방법

충격 파괴에너지는 총 스패인이  $40mm$ , 용량  $30kgf \cdot m$ , 충격속도  $5.28m/s$ 인 샷피 충격시험기에 의하여 구하였다.

시험편은 Fig. 2에 나타낸 것과 같이 시험편폭  $10mm$ , 길이  $55mm$ 가 되도록 원재료에서 절단하여 이 표면을 밀링에 의하여 가공하였다. 노치는 시험편 중심에서 두께  $0.8mm$ 인 톱으로 가공한 후, 시편의 면도날을 이용하여 노치팁이 더욱 날카롭게 가공하였다. 크랙길이는  $1 \sim 3mm$ 의 범위이다.

온도변화는 열처리로를 사용하였다. 가열할 시험편을 열처리로 넣고 가열하고자 하는 임의의 온도에 도달하면 5분이상 유지하여 시험편 내부까지 동일한 온도가 되도록 한후 충격시험을 행하였다.

임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 는 두가지 방법으로 계산하여 사용하였으며, 하나는 단위면적당의 파괴에너지이고 다른 하나는 Williams 등<sup>16),17)</sup>이 제안한 다음 식을 사용하였다.

$$U = U_k + G_{IC}BW\phi \quad (1)$$

여기서  $U$ 는 총충격에너지이고,  $U_k$ 는 운동에너지,  $B$ 는 시험편 두께,  $W$ 는 시험편 폭이며,  $\phi$ 는 무차원형상계수로서 다음과 같다<sup>18)</sup>.

$$\phi = \frac{C}{dC/d(a/w)} \quad (2)$$

여기서  $C$ 는 컴플라이언스(Compliance)이고,  $a$ 는 크랙길이이다.

무차원 형상계수인  $\phi$ 를 다른 방법으로 나타내면 다음 식과 같다<sup>19)</sup>.

$$\phi = \frac{1}{2} \cdot \frac{a}{W} + \frac{1}{18\pi} \cdot \frac{S}{W} \cdot \frac{1}{a/W} \quad (3)$$

파괴에너지  $U$ 와  $BW\phi$ 를 도시화하여 최소자승법으로 그 기울기를 구하면 이것이 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 가 된다.

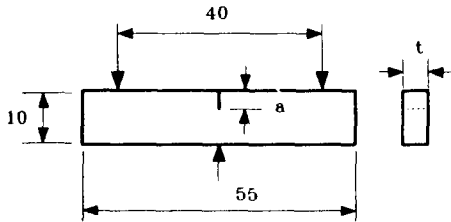


Fig. 2. Specimen geometries for Charpy impact.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.4 임계 파괴에너지 $G_{IC}$

임계 파괴에너지를 나타내는 방법은 두가지가 있다. 하나는 충격시험에서 얻은 파괴에너지를 크랙을 제외한 단면적으로 나눈 값 즉 단위면적당의 파괴에너지를 사용하고 다른 하나는 Williams 등<sup>15),16)</sup>이 제안한 방법에 의하여 구하는 것이다. 그러나 단위면적당 파괴에너지는 시험편의 모양과 하중조건 등의 시험조건에 따라 변화하는 단점<sup>15)</sup>이 있어 특수한 경우를 제외하고는 가끔씩 사용을 억

제하고 있다.

Fig. 3은 유리섬유 복합재료의 경우에 실온에서 실험한 충격 파괴에너지를 크랙을 제외한 리가멘트(ligament;  $W-a$ )에 따라 나타낸 일 예이다. 리가멘트가 큰 경우의 충격에너지가 높게 나타나고 있음을 알 수 있다.

Fig. 4는 충격 파괴에너지를 크랙을 제외한

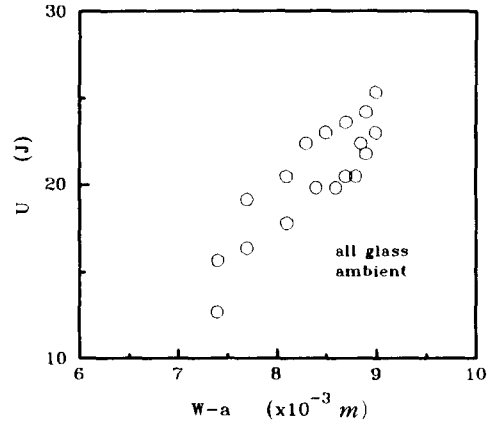


Fig. 3. Typical plots of impact energy,  $U$  versus uncracked ligament,  $W-a$  for all glass reinforced composite (tested at ambient temperature).

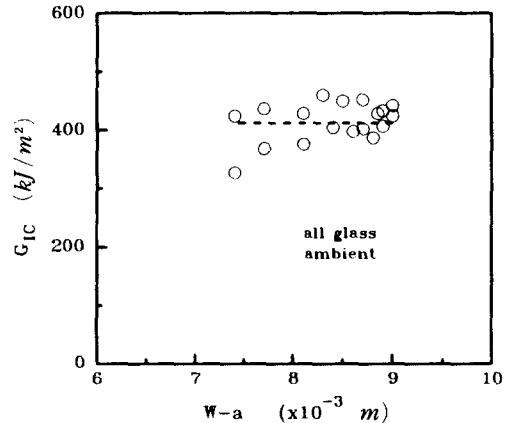


Fig. 4. Typical plots of critical potential energy release rate,  $G_{IC}$ , measured by  $U/(B(W-a))$ , uncracked ligament,  $W-a$  for all glass reinforced composite (tested at ambient temperature). (a) all glass, (b) glass-carbon-1, (c) glass-carbon-2, (d) all carbon.

단면적으로 나눈 단위면적당의 파괴에너지를 리가먼트에 따라서 나타낸 것이다. 리가먼트에 따라서 단위면적당의 파괴에너지는 거의 일정한 값을 보이고 있으며, 이때 평균값은  $412.1 \text{ KJ/m}^2$ 이다.

Williams 등<sup>15),16)</sup>이 제안한 방법에 의하여 임계 파괴에너지를 구하는 순서는 다음과 같다. 충격시험에서 얻은 파괴에너지  $U$ 와 시험편 두께와 시험편 폭 그리고 무차원계수의 곱  $BW\phi$ 를 이용하여 최소 자승법에 의하여 기울기를 구하면 이 기울기가 곧 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 이다. Figs. 5는 위의 방법에 의하

여 각각의 재료에 대한 파괴에너지  $U$ 와  $BW\phi$ 의 관계를 도시화한 예를 실온의 경우에 대해서만 나타낸 것이다. Fig. 5(a)는 섬유가 모두 유리섬유인 재료의 결과로서  $U$ 와  $BW\phi$ 의 관계는 선형화 시킬 수 있으며 이때 기울기 즉 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 는  $317.8 \text{ KJ/m}^2$ 이다. 온도가 다른 경우나 유리 섬유의 비율이 다른 경우에도 자료가 약간의 흠이 있음 있으나 전체적인 경향은 동일하다.

Table 2는 Fig. 5와 같은 방법으로 구한 단위면적당 파괴에너지를 각 재료에 대하여 또한 온도에 따라 나타낸 것이다. 유리섬유 복합

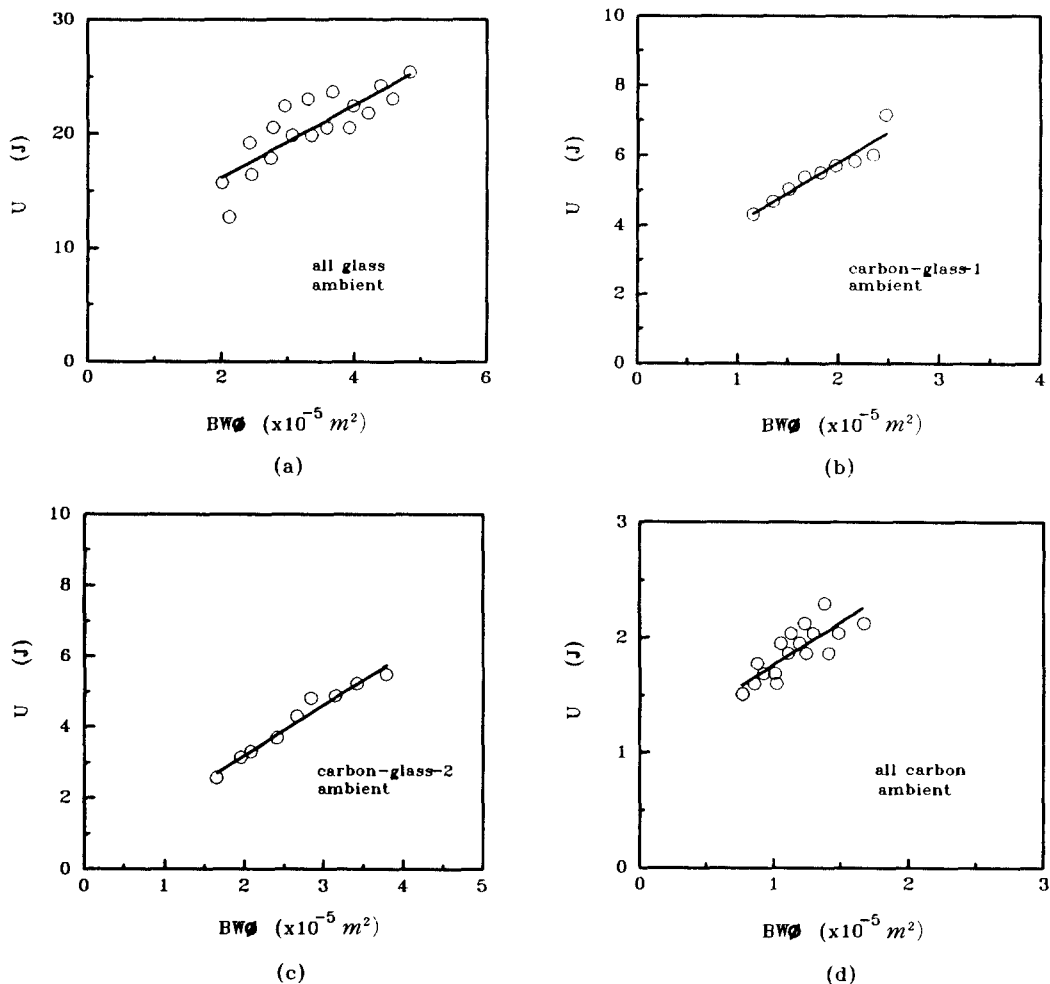


Fig. 5. Typical plots of impact energy,  $U$  versus  $BW\phi$  tested at ambient temperature. (a) all glass, (b) glass-carbon-1, (c) glass-carbon-2, (d) all carbon.

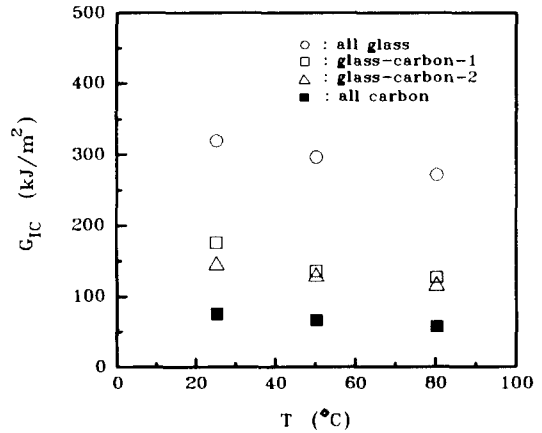
**Table 2. Critical potential energy release rate,  $G_{IC}$  by U/B (W-a) unit:  $KJ/m^2$**

materials	25°C	50°C	80°C
all glass	412.1	349.8	318.3
glass-carbon-1	211.4	225.6	195.4
glass-carbon-2	104.9	110.1	112.3
glass-carbon	112.0	118.3	114.8

합재료의 경우는 그 값이 온도가 증가함에 따라 감소하지만 나머지 재료의 경우에 대한 그 값은 온도가 증가함에 따라 감소하지 않고 50°C에서 미세하게 높은 값을 보이고 있으나 전체적으로 유사한 값을 나타내고 있다.

Fig. 6는 Table 2의 결과인 각 재료의 단위면적당 파괴에너지를 온도에 따라 나타낸 것이다. 유리섬유의 단위면적당 파괴에너지가 가장 높게 됨을 알 수 있고 온도에 의존한다는 것을 알 수 있다.

Table 3은 Williams 등의 방법에 의하여 얻은 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 를 각 재료에 대하여 온도에 따라 나타낸 것이다. 전체적으로 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 의 값은  $56.7KJ/m^2$ 에서  $317.7KJ/m^2$ 으로 유리섬유 복합재료의  $G_{IC}$ 의 값이 다른 재료에 비하여 높게 나타나고 있다. 또한  $G_{IC}$ 의 값은 순수 에폭시 재료의  $G_{IC}$ 의 값이  $0.5KJ/m^2$ 임을 고려할 때 상당히 높게 됨을 알 수 있다. 이러한 경향은 섬유의 적층순서에서 적층방향이 일방향 및 45°방향이 함께 존재하기 때문이라 생각한다. Table 2의 결과와 이 결과를 상호비교하여 보면 단위면적당의 파괴에너지가 Williams 등의 방법에 의한 임계 파괴에너지보다 과대 평가됨을 알 수 있으며, 또한 온도 의존성이 다른 경향을 보이고 있다. 그러나 앞에서 기술한 바와 같이 단위면적당 파괴에너지는 시험편의 모양과 하중조건 등의 시험조건에 따라 변화하는 단점이 있으므로 Williams 등의 방법에 의한 결과를 사용하는 것이 타당하리라 생각한다.



**Fig. 6.** Variation of critical potential energy release rate,  $G_{IC}$ , measured in Charpy impact tests as a function of Temperature, T by U/(B(W-a)).

**Table 3. Critical potential energy release rate,  $G_{IC}$  by Williams et al. method unit:  $KJ/m^2$**

materials	25°C	50°C	80°C
all glass	317.8	294.7	269.8
glass-carbon-1	174.5	134.0	125.6
glass-carbon-2	142.4	126.3	113.2
all carbon	74.7	65.6	56.7

Fig. 7은 Table 3의 결과를 각각의 재료에 대해 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 를 온도에 따라 나타낸 것이다. ○표시는 유리섬유, □표시는 유리-탄소 하이브리드(유리섬유비율 75%), △표시는 유리-탄소 하이브리드(유리섬유 비율 25%), ■표시는 탄소섬유 재료의 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 의 결과를 나타낸 것이다. 우선 각각의 재료에 따른 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 의 값을 살펴보면 동일온도에서 유리섬유 복합재료의 파괴에너지  $G_{IC}$ 의 값이 가장 높게 나타나고 유리섬유의 비율이 감소함에 따라 그 값이 점차 낮게 됨을 알 수 있다. 이와 같은 결과는 유리섬유의 연신율이 탄소섬유의 그것에 비해 높기 때문에 발생하는 결과라고 할 수 있다. 또한 이와 같은 경향은 Munro와 Lai<sup>5)</sup>의 결과와도 유사한 경향이다.

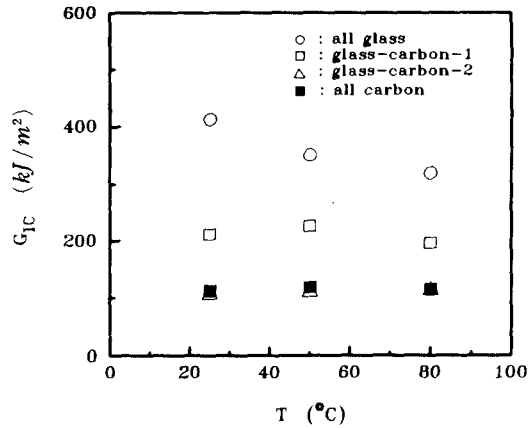


Fig. 7. Variation of critical potential energy release rate,  $G_{1C}$ , measured in Charpy impact tests as a function of Temperature,  $T$  by Williams et al. method.

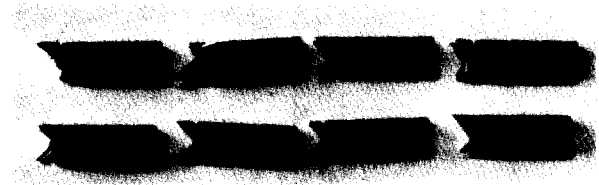
한편 온도변화에 따른 임계 파괴에너지  $G_{1C}$ 의 경향을 살펴보면 모든 섬유가 유리섬유인 재료에 대하여 실온보다 온도가 증가함에 따라 그 값은 점차 감소함을 알 수 있다. 이와 같은 경향은 온도가 증가함에 따라 섬유와 매트릭스인 에폭시의 변형이 증가하게 되고 이러한 변형은 섬유와 매트릭스 사이의 계면강도를 저하시키기 때문이라 할 수 있다. Fig. 6과 Fig. 7의 결과를 비교하여 보면 그 경향이 다소 차이가 있음을 알 수 있으나 앞에서 기술한 바와 같이 단위면적당 파괴에너지는 시험편의 모양과 하중조건 등의 시험조건에 따라 변화하는 단점<sup>15)</sup>이 있으므로 Fig. 7의 결과를 선택하는 것이 바람직하다고 생각된다.

### 3.2 파면해석

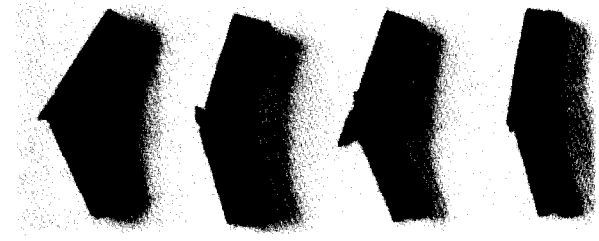
Fig. 8은 실온에서 충격시험이 완료된 시험편의 파단양상을 나타낸 것이다. Fig. 8(a)는 유리섬유, Fig. 8(b)는 유리-탄소 하이브리드(유리섬유 50%, 탄소섬유 50%), Fig. 8(c)는 유리탄소 하이브리드(유리섬유 75%, 탄소섬유 25%), Fig. 8(d)는 탄소섬유 복합



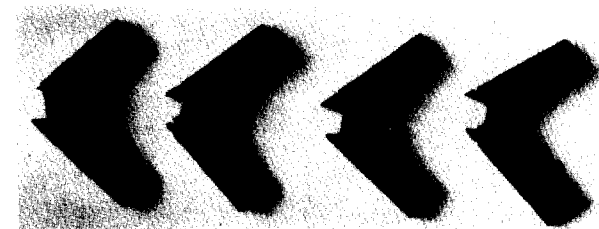
(a)



(b)



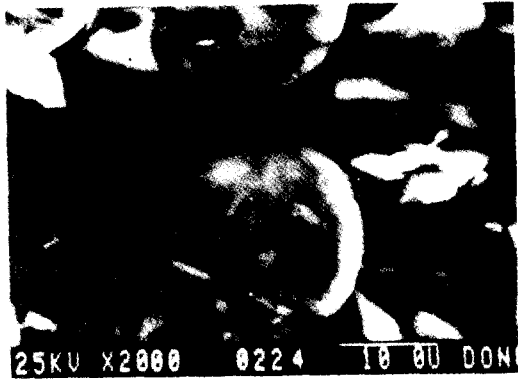
(c)



(d)

Fig. 8. Photographs of impact fracture tests. (a) all glass, (b) glass-carbon-1, (c) glass-carbon-2, (d) all carbon, tested at ambient temperature.

재료의 파단면 모양이다. 파단면의 모양을 거시적으로 고찰하여 보면  $+45^\circ$ ,  $-45^\circ$  방향으로 적층된 섬유가 파면부분에 있음을 볼



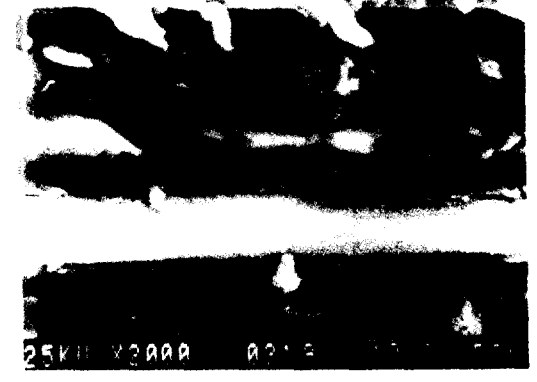
(a)



(a)



(b)



(b)

**Fig. 9.** SEM photographs of impact fracture surface for glass reinforced composites tested at 80°C. (a) 0° fiber (b) 45° fiber.

**Fig. 10.** SEM photographs of impact fracture surface for glass-carbon-1 composites tested at ambient temperature. (a) 0° fiber (b) 45° fiber.

수 있다. 이것은 임의 각도로 적층되어 있으므로 시험편의 표면에서는 파단에 대한 저항을 할 수 없기 때문이라 생각한다. 또한 Fig. 8(a)의 경우 즉 유리섬유의 파단면에는 시험편의 길이방향에는 파단되지 않은 섬유가 있으며, 이것은 섬유와 매트릭스의 계면 사이에 계면파괴(delamination)가 발생함을 알 수 있다.

Fig. 9~12는 각재료의 파단면을 주사현미경에 의해 사진촬영한 SEM 사진을 나타낸 것이다. Fig. 9은 유리섬유 복합재료의 경우에 80°C에서의 파면사진으로서 Fig. 9(a)는 0° 방향의 섬유 주변, Fig. 9(b)는 45° 방향의 섬

유 주변에 대한 파면 사진이다. 이 그림에 의해 알 수 있는 것은 0° 방향의 섬유는 디본딩(debonding)과 풀아웃(pull out)이 발생함을 알 수 있다. 이것을 모두 풀아웃이라기 보다는 풀아웃과 계면파괴의 혼합이라고 생각된다. 그러나 45° 방향의 섬유는 섬유의 방향 때문에 풀아웃을 관찰할 수 없고 또한 방향을 고려하면 풀아웃된 경향이 희박하다고 할 수 있다.

온도변화에 따른 파면 양상은 유리섬유의 비율이 75%인 유리-탄소 하이브리드 복합재료의 파면사진을 통하여 파악할 수 있다. 0° 방향 섬유에 파단면 사진인 Fig. 10(a)와 Fig.





(a)



(b)

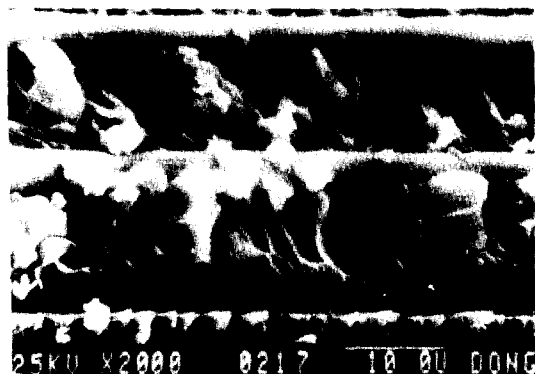
Fig. 11. SEM photographs of impact fracture surface for glass-carbon-1 composites tested at 80°C. (a) 0° fiber (b) 45° fiber.

11(a)를 비교하여 보면 고온의 경우가 풀아웃과 계면파괴가 많이 됨을 알 수가 있다. 또한 탄소섬유 복합재료에서는 고온의 경우보다 실온의 경우가 풀아웃이 많이 발생함을 알 수 있다. 그러나 45° 방향의 섬유에 대한 파단면의 양상은 섬유와 매트릭스 사이의 계면에서 미소하나마 차이는 있으나 별다른 차이를 파악할 수 없었다(Fig. 12 참조).

충격하중하에서 온도변화에 따른 계면파손 기구는 다음과 같이 설명할 수 있다<sup>14)19)</sup>. 진온도범위에서 계면의 결보기 접착강도( $\tau_b$ )가 매트릭스의 전단강도( $\tau_m$ ) 보다 높다면 계면영역에서의 파손은 매트릭스 재료의 접착파



(a)



(b)

Fig. 12. SEM photographs of impact fracture surface for carbon reinforced composites tested in the 45° direction. (a) ambient temperature (b) 80°C.

손(cohesive failure)에 강하게 의존하며, 또한 온도 의존성은 매트릭스에 지배를 받는 것(matrix controlled)이 된다. 이 경우에는 계면에서의 결보기 전단강도는 계면영역에서 한정된 분자운동에 기인하여 전체적으로  $\tau_m$  보다 최소한 같거나 조금 높게 된다. 반면에  $\tau_b$ 가  $\tau_m$ 보다 현저히 낮다면 섬유-매트릭스 계면에서의 접착력 즉 디본딩에 의하여 지배하게 되며 온도변화는 계면에 의해 지배받는 것(interface controlled)이 된다. 실온에서의 충격 파괴에너지가 고온의 경우에 대한 그것보다 높게 되는 결과를 고려할 때 계면 디본딩(interface debonding)은 섬유강화 복합재

료의 충격 파괴에너지에 크게 기여하지 않고 풀아웃과 계면 파괴 그리고 매트릭스의 변형에 의존한다고 생각할 수 있다.

이상의 파면해석을 통하여 본 실험에 사용한 재료의 파괴기구를 풀아웃과 계면파괴, 그리고 매트릭스의 변형이 종합적으로 관련되고 있음을 알 수 있으나 이에 대한 상세한 연구가 진행되어야 한다고 생각된다.

#### 4. 결 론

적층방향이  $[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$ 이고 섬유 체적분율이 50%인 유리-탄소 하이브리드 복합재료에서 유리섬유의 비율이 섬유의 0, 25, 50, 100%인 재료를 사용하여 실온에서 80°C 사이의 온도범위에서 충격시험을 통하여 임계 파괴에너지의 거동을 고찰하고, 또한 충격시험의 파단면을 SEM 사진촬영하여 파면해석을 행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 의 값은 동일온도에서 유리섬유 복합재료의 파괴에너지  $G_{IC}$ 의 값이 가장 높게 나타나고 유리섬유의 비율이 감소함에 따라 그 값이 점차 낮게 됨을 알 수 있다.

2) 임계 파괴에너지  $G_{IC}$ 의 값은 본 실험에 사용한 모든재료에서 실온에서 가장 높은 값을 나타내며, 실온보다 온도가 증가함에 따라 그 값은 점차 감소함을 알 수 있다.

3) 본 실험에 사용한 재료의 파괴기구는 섬유의 풀아웃, 섬유와 매트릭스 사이의 계면파괴, 그리고 매트릭스의 변형을 관찰할 수 있었으며, 이와 같은 파괴기구가 종합적으로 상호작용한다고 생각되며, 이에 관한 상세한 연구가 요망된다.

#### 참 고 문 헌

1) 문창권 · 고성위(1989) : 복합재료의 현황과 전망(I). 한국박용기관학회지

13(2), 103-109.  
 2) Chou, T. W. and H. Fukuda (1981): Stiffness and strength of hybrid composites. Proc. Japan-U.S.A. conf. Tokyo, 78-88.  
 3) Thort, H. T. and S. C. Lakkad (1983): Fracture toughness of unidirectional glass/carbon hybrid composites. J. Comp. Mat. 17, 2-14.  
 4) Kinloch, A. J., G. A. Kodokian and M. B. Jamarani (1987): Impact properties of epoxy polymer. J. Mat. Sci. 22, 4111-4120.  
 5) Munro, M. and C. P. Z. Lai (1988): The elevated-temperature dependence of fracture energy mechanisms of hybrid carbon-glass fibre reinforced composites. J. Mat. Sci. 23, 3129-3136.  
 6) Low, I. M. and Y. W. Mai (1989): Rate and temperature effects on crack blunting mechanisms in pure and modified epoxies. J. Mat. Sci. 24, 1634-1644.  
 7) Mateen, A. Q. and S. A. Siddiqi (1989): Impact properties of polyurethane and glass fibres reinforced composites. J. Mat. Sci. 24, 4516-4524.  
 8) Fernando, G., R. F. Dickson, T. Adam, H. Reiter and B. Harris (1988): Fatigue of hybrid composites; part 1. J. Mat. Sci. 23, 3732-3743.  
 9) Dickson, R. F., G. Fernando, T. Adam, H. Reiter and B. Harris (1989): Fatigue of hybrid composites; part 2. J. Mat. Sci. 24, 227-233.  
 10) Maldas, D. and B. V. Kokta (1991): Effect of fiber treatment on the mechanical properties of hybrid fiber reinforced polystyrene composites; III. J. Rein. Plastics and Comp. 10, 42-57.

- 11) Maldas, D. and B. V. Kokta (1991): Effect of fiber treatment on the mechanical properties of hybrid fiber reinforced polystyrene composites; IV. *J. Comp. Mat.*, 25, 375-390.
- 12) Peijs, A. A. J. M. and R. W. Venderbosch (1991): Hybrid composites based on polyethylene and carbon fibres: part IV. *J. Mat. Sci. Lett.* 10, 1122-1124.
- 13) Koh, S. W., J. K. Kim and Y. W. Mai (1992): Effect of temperature and loading rate on fracture behavior and failure mechanisms in particulate filled epoxy resin composites. *Proc. of 19th Australian Polym. Symp.*, 16-17.
- 14) Koh, S. W., J. K. Kim and Y. W. Mai (1992): Fracture behavior and failure mechanisms in silica-filled epoxy resin composites: Effect of temperature and loading rate. Submitted in *Polymer*.
- 15) 고성위, J. K. Kim and Y. W. Mai (1992): 실리카 입자복합재료의 파괴인성. 대한 기계학회 1992년 춘계학술대회 논문집 ( I ), 105-108.
- 16) Plati, E. and J. G. Williams (1975): The determination of the fracture parameters of polymers in impact. *Polym. Eng. Sci.* 15, 470-477.
- 17) Mashall, G. P., J. G. Williams and C. E. Turner (1973): Fracture toughness and absorbed energy measurements in impact test on brittle materials. *J. Mater. Sci.* 8, 949-956.
- 18) Nakamura, Y., M. Yamaguchi, M. Okubo and T. Matsumoto (1990): Static and impact fracture toughness of epoxy resin filled with angular shaped silica particles. Submitted in *J. Mat. Sci.*
- 19) Kim, J. K., C. Baillie, J. Poh and Y. W. Mai (1992): Fracture toughness of CFRP with modified epoxy resin matrices. *Comp. Sci. Tech.* 43, 283-297.