

에폭시기지 복합재료의 충격파괴인성에 관한 연구

김재동 · 전진탁* · 고성위**

(경상대학교 해양산업연구소 · *주문진수산공업고등학교 · **부경대학교)

1. 서 론

섬유강화 플라스틱 복합재료(FRP)는 금속재료에 비해 비강도와 비강성이 높고 내식성이 우수하며, 섬유방향 및 적층순서의 변화에 따른 유동적인 이방성을 갖는 특성 등으로 경량화 및 고속화가 요구되는 항공 · 우주용 재료와 자동차의 부품을 위시하여 선박의 외판 및 스포츠 용품 등으로 사용의 범위를 넓혀가고 있다. 그러나 이러한 플라스틱 복합재의 실용화에 있어서 가장 큰 문제점 중의 하나는 충격하중에 매우 약하다는 것이다. 이들 복합재는 실제 사용시 작업자의 부주의 또는 공구 등의 충격에 의해 층간분리와 같은 결함이 발생할 수 있고, 비행기의 동체 등과 같이 항공 · 우주용 재료로 사용될 때는 비행중인 이물질이나 우박 또는 조류 등의 충돌에 의해 충격하중을 받기도 한다. 이러한 충격에 대한 복합재의 응답은 국부적인 손상일 수도 있고 피로 수명을 단축시킬 수도 있으며 최악의 경우 총체적인 파괴 및 붕괴를 야기할 수도 있다.

충격실험은 금속이나 플라스틱과 같은 재료에 대해서 시험법의 기준이 제정되어 있으며 이에 따라 충격에 대한 많은 실험적 데이터가 나와 있다. 그러나 재료의 충격에 관한 정보는 일반적으로 재료설계에 이용되는 기본적인 특성치로는 사용되어지지 않고, 단지 동일한 충격을 받은 상이한 재료의 파괴모드 비교와 에너지 흡수율 비교에 이용되어지거나 또는 재료의 품질검사의 한 분야로 이용되어져 왔다. 그러나 변형률에 민감한 재료에 있어서 충격파손에 대한 재료 설계를 할 때, 정적 기계적 특성치는 설계에 적절한 재료의 물성치로 이용되는데 무리가 있다. 그러므로 이러한 변형률에 민감한 재료에 있어서는 충격에 대한 저항과 같은 파괴인성이 정적 기계적 성질과 함께 고려되어야 할 것이다.

섬유강화 복합재료의 강화상으로 가장 일반적으로 사용되는 유리섬유와 탄소섬유는 서로 상반된 특성을 가지고 있다. 즉 유리섬유는 파괴인성과 가격면에서 우수하고, 탄소섬유는 기계적 성질이 우수하지만 파괴인성이 떨어지는 결점이 있다. 일반적으로 탄소 및 보론섬유강화 에폭시는 금속보다 충격에너지가 낮고, 유리 및 케브라49 섬유강화 에폭시의 충격에너지는 강이나 AI합금보다 높거나 비슷하다고 알려져 있다¹⁾. 그러므로 우수한 기계적 성질을 유지하면서 파괴인성을 개선하기 위해서는 높은 파괴인성을 갖는 유리섬유 복합재를 탄소섬유 복합재와 복합화하여 유리-탄소 하이브리드 복합재료로 만들 수 있으며 적층형상과 섬유결합을 변형시킴으로 다양한 충격특성을 얻을 수 있다. 한편 열경화성 수지인 에폭시는

수지의 경화온도가 상대적으로 낮고 온도에 의해 취성적으로 변화하기 때문에 사용조건으로서 온도의 조건이 중요시되고 있으며, 온도에 따른 특성 변화에 대한 연구는 이들 재료의 응용상 매우 중요하다.

지금까지 유리섬유강화, 탄소섬유강화, 입자강화 복합재료 및 하이브리드 복합재료의 파괴인성과 온도 변화에 따르는 특성 변화에 관한 연구를 개략적으로 살펴보면, Mateen 과 Sidiqii²⁾ 는 유리섬유강화 폴리우레탄 복합재료의 충격실험을 행하여 충격저항은 섬유의 체적분율이 증가함에 따라 증가한다는 결과를 발표했으며, Fernando 등³⁾은 섬유방향이 $[(+45, -45, 0, 0)_2]_s$ 인 유리-케브라 하이브리드 복합재료의 파괴 실험을 통해 파괴인성은 유리섬유의 비율에 의존한다고 하였다. 또한 Peijs 와 Vederbosch⁶⁾는 폴리우레탄-탄소 하이브리드 복합재료의 충격실험을 통해 탄소의 비율에 따라 계면분리(delamination)가 차이가 난다고 하였고, 그외에 Throt⁴⁾와 Munro등⁵⁾에 의한 하이브리드 재료의 파괴인성 및 온도 의존성에 관한 연구가 있다. 한편 온도변화에 따른 파괴인성 및 기계적 특성치의 변화에 대해서는 Cantwell 등⁷⁾과 Young 등⁸⁾이 탄성계수와 파손강도는 온도의 증가에 따라 감소한다고 하였고, Koh 등^{9), 10)}은 실리카 입자강화 복합재료의 연구에서 충격파괴인성치는 실온에서 가장 높은 값을 나타내고 실온보다 높거나 낮은 온도에서는 감소하며 굽힘강도는 온도가 증가함에 따라 감소한다고 하였고, 탄산칼슘 입자강화 폴리프로필렌 복합재료의 실험에서 충격파괴에너지는 온도가 증가함에 따라 증가하며 높은 충격파괴에너지는 캐비테이션이나 디본딩, 소성변형에 기인한다고 하였다.

이상의 선행 연구에서 볼 수 있는바와 같이 복합재의 충격파괴인성은 섬유의 부피분율, 섬유의 적층방향, 섬유/기지의 계면전단강도와 하이브리드 복합재료의 경우 섬유의 종류에 의해 영향을 받고, 복합재의 온도에 따른 파괴인성의 변화에 있어서는 강화상의 종류와 형태 또는 기지에 따라 차이가 나며, 하중의 형태에 따라 강도의 변화 또한 상이함을 알 수 있다.

본 연구에서는 기지와 강화상의 부피분율이 동일하고 강화상의 종류와 형태는 상이한 3종류의 에폭시기지 복합재료를 상이한 제조법으로 제작하여 충격시험에 의해 이들의 파괴인성을 실험적으로 고찰하였다. 또한 유리섬유와 탄소섬유를 다양하게 적층하여 충격 특성이 다른 하이브리드복합재를 제작하여 유리섬유 함량에 따른 파괴인성의 변화를 고찰하고, 또한 시험편의 온도 변화에 의한 파괴인성의 변화를 비교·고찰하였다.

2. 재료 및 실험방법

2.1 사용재료

실험에 사용한 재료는 실리카입자강화 복합재료와 탄소섬유강화 복합재료 및 유리-탄소 하이브리드 복합재료이다. 실리카입자강화 복합재료는 일본 Nitto Denko사에서 제작된 것으로, 기지로는 비스페놀 A형 에폭시(Shell Chemical Co.)가 사용됐고, 강화상인 실리카는 4염화실리콘을 가수분해시킨 후 이를 수소와 산소염에서 용해시켜 제작한 것으로, 입자의 체적분율은 약 64%이다.

Table 1. Classification of hybrid laminate

Material	Stacking sequence
all glass	[(+45 _G , -45 _G , 0 _G , 0 _G) ₂] _s
G - C - 1	[(+45 _C , -45 _C , 0 _C , 0 _C) ₂] _s
G - C - 2	[(+45 _C , -45 _C , 0 _C , 0 _C) ₂] _s
all carbon	[(+45 _C , -45 _C , 0 _C , 0 _C) ₂] _s

note) G : glass fiber, C : carbon fiber

탄소섬유강화 복합재료는 한국 카본(주)에서 생산된 탄소/에폭시 프리프레그(carbon fiber/ epoxy prepreg, HCU 100)를 사용하여 핫 프레스(hot press)로 고온·성형하여 제작하였다. 즉, 이형제가 도포된 알루미늄 금형에 프리프레그를 적층한 후, 성형온도 130℃, 압력 3.77kgf/cm²의 조건 하에

서 90분 유지시켜 판상의 복합재로 만들었으며, 이때 섬유 방향은 모두 일방향으로 하였으며 섬유의 체적분율은 약 64%이다.

유리-탄소 하이브리드 복합재료는 한국 카본(주)에서 생산된 유리 및 탄소/에폭시 프리프레그를 사용하여 진공-백 오토크레이브법으로 제작하였다. 즉, 각 프리프레그를 적층시킨 다음 기포 제거를 위하여 구멍이 있는 릴리스 필름(release film)을 그 위에 덮고 진공 백(vacuum-bag)화시켜 공기를 제거한 후, 에폭시 수지의 경화를 위해 진공 백을 오토크레이브에 넣어 120℃로 가열하였다. 이렇게 하여 일차 제작 완료된 시료는 열처리로서 110℃의 온도로 8시간 다시 경화시켜 판상 형태로 만들었다. 이때 유리 및 탄소섬유 프리프레그는 섬유방향을 [(+45, -45, 0, 0)₂]_s로 적층하였고 전체 강화섬유중의 유리섬유의 함량이 각각 100, 50, 25, 0%가 되도록 4종류로 제작하였으며, 이들 재료의 섬유방향과 적층순서는 표 1과 같다.

2.2 시험편 및 실험방법

충격파괴인성은 총 스패인 40mm, 용량 30kgf-m, 충격속도 5.28m/s 인 살피 충격시험기에 의해 구하였다. 시험편은 Fig. 1에 보이는 바와 같이 폭 10mm, 길이 55mm가 되도록 적층판에서 절단하였고, 노치는 시험편 중심에서 두께 0.8mm의 다이아몬드 톱으로 가공한 후 날카로운 면도날을 이용하여 노치 톱을 더욱 예리하게 가공하였고, 이때 크랙 길이는 0.5~4mm의 범위로 했다.

한편 온도 변화에 따른 충격파괴인성 변화를 조사하기 위하여 유리섬유의 함량이 서로 상이한 시험편을 열처리로 넣고 50℃ 및 80℃까지 가열한 후 5분 이상 유지하여 시험편 내부까지 동일한 온도가 되도록 한 후 온도가 상승한 각각의 시험편에 대하여 충격시험을 행하였다.

충격파괴인성 G_{IC} 의 계산에는 다음과 같은 두가지 식을 사용할 수 있다. 첫번째는 충격시험에서 얻은 파괴에너지를 크랙을 제외한 단면적으로 나눈 값으로 식 (1)과 같다.

$$G_{IC} = \frac{U}{B(W-a)} \quad (1)$$

여기서 U 는 총 충격파괴에너지이고, B 는 시험편의 두께, W 는 시험편의 폭, a 는 크랙길이 이다.

한편 Williams 등^{11), 12)}은 충격에 의한 파괴에너지의 계산에 다음과 같은 식을 제안했다.

$$U = U_0 + G_{IC}BW \phi \quad (2)$$

여기서 U_k 는 운동에너지이고, ϕ 는 무차원 형상계수로 다음과 같다

$$\phi = \frac{C}{dC/d(a/W)} \quad (3)$$

여기서 C 는 컴프라이언스(compliance)이다.

또한 무차원형상계수 ϕ 를 다른 방법으로 나타내면 식 (4)와 같다¹¹⁾.

$$\phi = \frac{1}{2} \cdot \frac{a}{W} + \frac{1}{18\pi} \cdot \frac{S}{W} \cdot \frac{1}{a/W} \quad (4)$$

충격파괴인성 G_{IC} 는 충격시험에서 얻은 총 파괴에너지 U 와 시험편 두께와 폭 및 무차원계수의 곱인 $BW\phi$ 를 도시화하고 최소자승법에 의해 이들의 기울기를 구하면 이 기울기가 충격파괴인성 G_{IC} 가 된다.

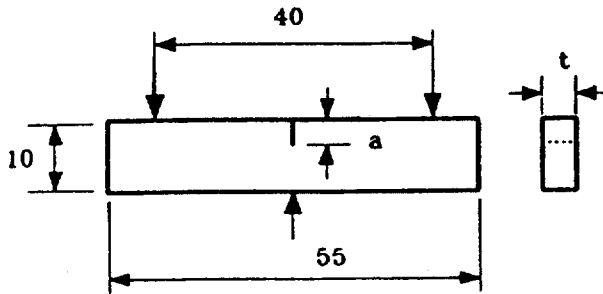


Fig. 1. Specimen geometry for Charpy impact test.

3. 결과 및 고찰

3.1 충격파괴인성, G_{IC}

Fig. 2는 각각 유리섬유강화, 탄소섬유강화 및 실리카입자강화 복합재료의 충격파괴에너지를 크랙을 제외한 리가먼트(ligament : $W - a$)에 대하여 나타낸 것이다. 각각의 복합재에 있어서 리가먼트의 길이가 증가함에 따라 충격파괴에너지는 높아지고 있으며, 탄소섬유강화 복합재의 경우 타 종류의 복합재에 비해 상당히 낮은 충격에너지로 파괴가 되는 것을 알 수 있다.

Fig. 3은 충격파괴에너지와 $BW\phi$ 의 관계를 나타낸 것이다. 각각의 자료에서 약간의 흠어짐이 있으나 이들을 최소자승법에 의해 선형화시켰다. Fig. 4는 식 (1)에 의해 구한 충격파괴인성을 리가먼트에 대하여 나타낸 것이다. 여기서 G_{IC} 는 단위 면적 당의 파괴에너지를 나타내고 있으며 초기크랙에 따라 약간의 산포가 있으나, 각각의 재료에 대한 충격파괴인성치를 대략적으로 구할 수 있었다. 충격파괴인성은 유리섬유강화 복합재의 경우 410 kJ/m^2 이었으며, 실리카입자강화 복합재는 339.4 kJ/m^2 , 탄소섬유강화 복합재는 가장 낮은 108.2 kJ/m^2 를 나타내고 있다.

실험에 의한 결과치로부터 복합재의 충격에너지는 강화상의 종류와 형태에 의해 크게 영향을 받는 것을 알 수 있다. 즉 유리섬유는 탄소섬유에 비해 높은 파단 변형율을 가지므로 유리섬유로 강화된 복합재

는 높은 충격에너지를 갖는 반면에 탄소섬유 강화 복합재는 낮은 충격에너지로 파괴가 된다. 한편 Toland¹³⁾는 충격에너지를 시간의 함수로서의 하중 및 누적에너지를 측정하여 파괴개시에너지와 파괴전파에너지로 나누어 고찰하고, 이들 두 에너지의 합이 같을지라도 파괴개시 및 파괴전파에너지의 상이에 의해 파괴거동은 전혀 다를 수 있음을 실험을 통해 보고하였다. 예를 들어 고강도 취성재료는 높은 파괴개시에너지를 가지지만 파괴전파에너지는 낮으며, 저강도 연성재료는 파괴개시에너지는 낮지만 높은 파괴전파에너지를 소비한다. 그러므로 본 실험에 사용된 유리섬유/에폭시 복합재료의 높은 충격파괴 인성은 높은 파단변형율을 가짐과 동시에 적층재료에서의 계면분리의 진행에 의해 파괴전파 과정에서 많은 에너지를 흡수하는데에 기인한다고 생각된다.

그 외에 복합재의 충격에너지에 영향을 주는 인자로 섬유/기지 계면전단강도를 들 수 있다¹⁴⁾. 일반적으로 이들 계면의 접착이 높으면 파괴모드는 취성이고 비교적 작은 에너지가 흡수되어지며, 접착이 낮으면 섬유의 큰 파손없이 다층간의 층간분리가 일어나며 에너지 흡수가 높아지며 파손이 대대적으로 일어날 수 있다.

한편 섬유방향이 다른 2종류의 탄소섬유강화 복합재의 충격파괴인성 측정에서 섬유 방향의 영향을 확인할 수 있다. 일방향으로 적층된 탄소섬유강화 복합재의 파괴인성이 108.2kJ/m²인데 반해, 표1 같은 적층순서로 제작된 사교 탄소섬유강화 복합재의 경우 표 2에 보이는 바와 같이 상온에서 74.7kJ/m²의 파괴인성을 보이고 있다. 일방향복합재는 섬유가 최대응력방향 즉 $\theta=0^\circ$ 섬유방향일 때 충격에너지는 가장 크며 이 방향으로 부터 어떠한 변화도 복합재의 충격에너지를 감소시킨다. Mallick¹⁴⁾은 θ 가 0° 와 90° 사이의 중간각으로 갈수록 충격에너지가

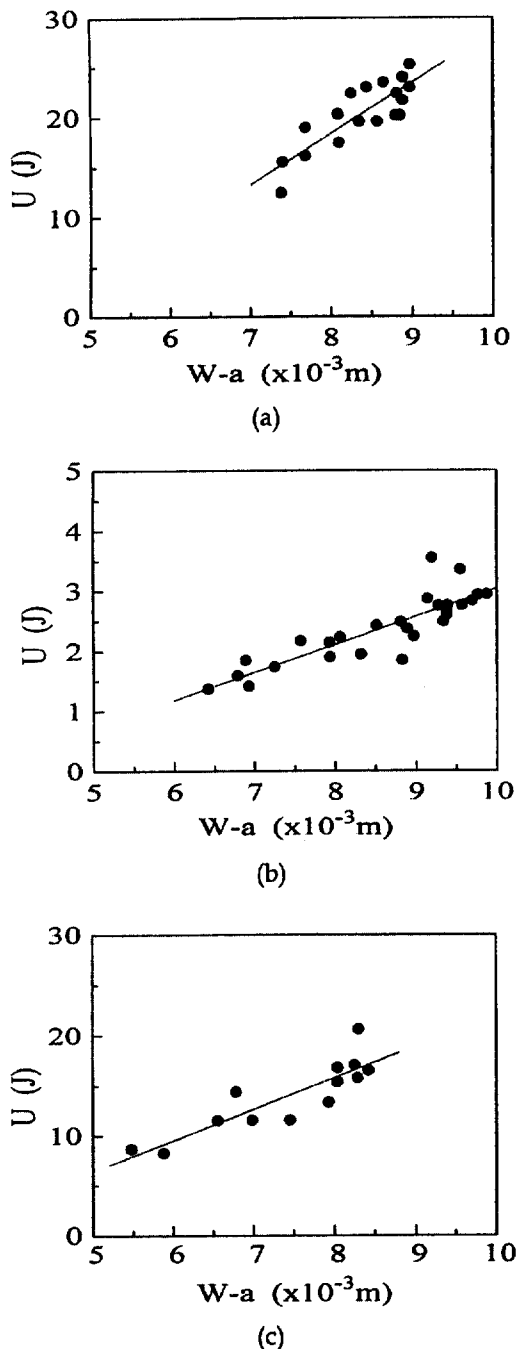
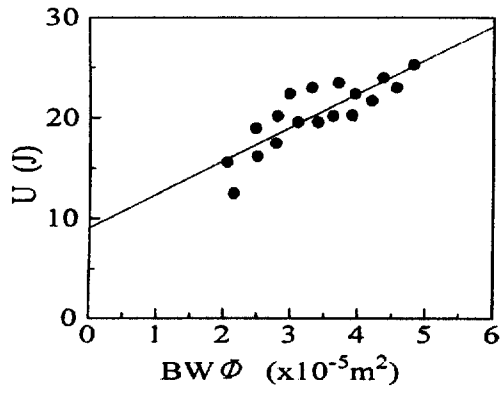
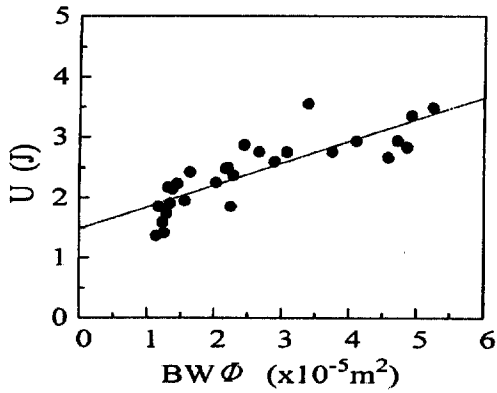


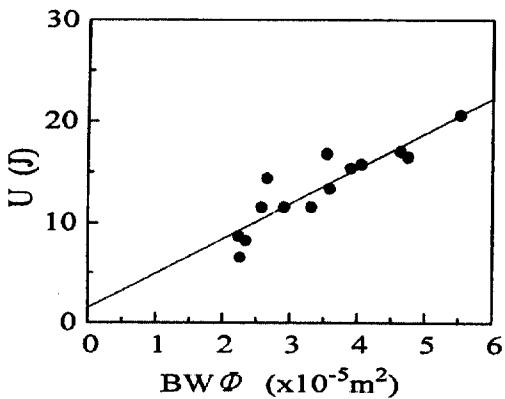
Fig. 2. Typical plots of impact fracture energy, U , versus ligament, $W-a$, for (a) GFRP (b) CFRP (c) Sillica particulate composite.



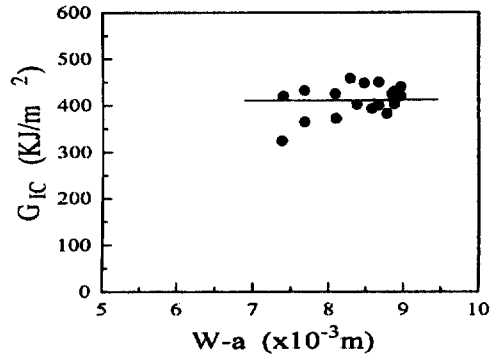
(a)



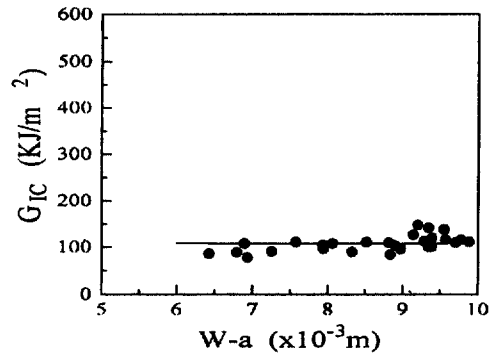
(b)



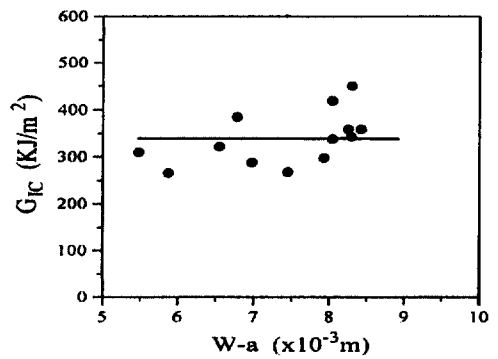
(c)



(a)



(b)



(c)

Fig. 3. Typical plots of impact fracture energy, U , versus $BW\Phi$ for (a) GFRP (b) CFRP (c) Silica particulate composite.

Fig. 4. Typical plots of impact fracture toughness, G_{ic} , versus ligament, $W-a$, for (a) GFRP (b) CFRP (c) Silica particulate composite.

감소함을 실험적으로 밝혔다.

3.2 온도 변화에 의한 G_{IC} 변화

표 2는 전체 강화섬유 중에 유리섬유가 차지하는 비율이 각기 다른 4종류의 유리-탄소 하이브리드 복합재료의 온도변화에 따른 충격파괴인성치를 나타내고 있다. 파괴인성치의 계산은 Williams 등이 제안한 식 (2)에 의해 구했고, 25℃, 50℃ 및 80℃의 3가지 온도 범위에서 실험을 행한 결과이다. Fig. 5는 표 2의 온도변화에 따른 파괴인성의 변화를 그림으로 나타낸 것이고, Fig. 6은 전체 강화섬유 중의 유리섬유 함량의 변화에 따른 파괴인성을 나타낸 것이다. 그림에서 볼 수 있는바와 같이 동일한 온도에서 유리섬유의 비율이 많아질수록 파괴인성은 증가하고 있으며, 유리섬유의 함량이 동일한 경우에 있어서는 시험편의 온도가 높아질수록 파괴인성이 낮아지는 것을 알 수 있다.

강화섬유 중의 유리섬유의 함량이 증가함에 따라 파괴인성이 증가하는 것은 전술한 바와 같이 유리섬유의 연신율이 탄소섬유의 연신율보다 높은 것에 기인한다. 즉 파단 변형율이 높은 유리섬유의 라미나(lamina)가 많을수록 높은 충격에너지 흡수에 의해 충격파괴인성치는 높아진다.

또한 모든 종류의 유리-탄소 하이브리드 복합재에 있어서 실온인 25℃에서 파괴인성이 가장 높고 시험편의 온도 상승에 따라 파괴인성은 감소함을 나타내고 있다. 이와 같은 경향은 4점굽힘시험에 의한 정

적 파괴인성치 K_{IC} 의 결과와 동일한 경향을 보이고 있다¹⁰⁾. 일반적으로 에폭시 수지는 유리나 탄소섬유에 비하여 약 10배 이상의 열팽창계수(50~80 x 10⁻⁶mm/℃)를 나타내고 있다. 상이한 열팽창계수를 포함하고 있는 복합재가 열을 받을 경우 강화섬유는 반경 방향의 압축응력과 길이 방향의 인장응력을 받게된다. 이러한 열팽창에 의한 복합재의

Table 2. Impact fracture toughness, G_{IC} , of hybrid composites according to temperature of specimen

Material	unit : kJ/m ²		
	25℃	50℃	80℃
all glass	317.8	294.7	269.8
G-C-1	174.5	134.0	126.6
G-C-2	142.4	126.3	113.2
all carbon	74.7	65.6	56.7

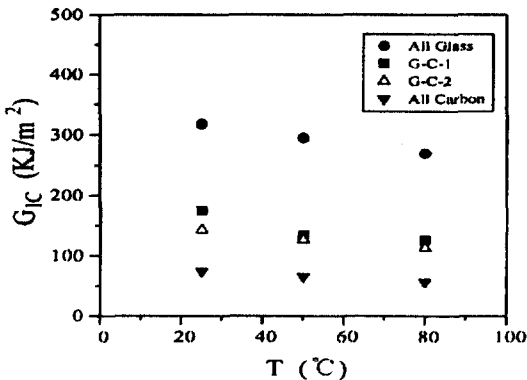


Fig. 5. Variation of impact fracture toughness, G_{IC} , as a function of test temperature.

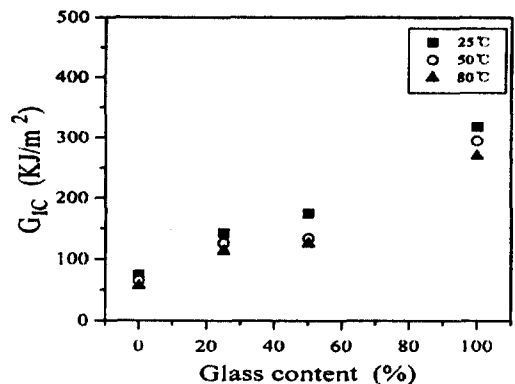


Fig. 6. Variation of impact fracture toughness, G_{IC} , as a function of glass fiber content.

잔류응력(σ_r)은 식 (5)와 같이 나타낼 수 있다¹⁶⁾.

$$\sigma_r \propto \Delta\alpha \cdot \Delta T \cdot E_m \quad (5)$$

여기서 $\Delta\alpha$ 는 기지와 강화섬유의 열팽창계수 차이, ΔT 는 온도 차이 및 E_m 는 기지의 탄성계수이다. 그러므로 온도가 상승함에 따라 잔류응력이 증가하고 이에 따라 충격에 의한 파괴인성은 감소하게 된다.

한편 충격파괴인성치의 계산에 있어서 식 (1)에 의한 단위 면적 당 파괴에너지로서의 파괴인성 값은 식 (4)와 같은 Williams의 제안 식에 의한 계산치보다 약간 과대 평가됨을 보이고 있다. 여기서 단위 면적 당 파괴에너지 개념에 의한 계산치는 시험편의 모양과 하중 등의 시험조건에 따라 변화하는 단점이 있으므로 Williams 등이 제안한 식 (4)에 의해 파괴인성을 구하는 것이 타당할 것으로 생각된다.

4. 결 론

복합재의 기지가 에폭시로 동일하고, 강화상은 종류와 형태는 다르나 부피분율이 같은 3종류의 복합재료에 대하여 충격실험에 의해 파괴인성치를 구하고 이들 상호간의 관계를 고찰하였다. 또한 유리-탄소섬유 하이브리드 복합재료에 대하여 전체 강화섬유 중의 유리섬유의 함량 변화 및 복합재의 온도 변화에 따른 파괴인성의 변화를 실험에 의해 비교·고찰하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

- 1) 충격파괴인성은 유리섬유, 실리카입자, 탄소섬유 강화복합재료의 순으로 낮아졌으며, 강화재의 파단 변형을, 적층재의 계면분리가 파괴인성에 큰 영향을 미치고 있다.
- 2) 유리-탄소 하이브리드 복합재료에 있어서 전체 강화섬유 중에 유리섬유의 비율이 많아질수록 파괴인성은 증가하고 있으며, 유리섬유의 함량이 동일한 경우에 있어서는 시험편의 온도가 높아질수록 파괴인성이 낮아진다. 온도의 상승은 기지와 강화상의 열팽창계수 차이에 의해 잔류응력을 변화시키고 파괴인성에 영향을 준다.
- 3) 복합재 계면의 층간분리는 충격에너지를 흡수하고 재료를 연성거동시키므로 충격파괴인성을 증가시키는데 중요한 역할을 하고 있다.

참 고 문 헌

- 1) Mallick, P.K., Fiber - Reinforced Composites: Materials, Manufacturing, and Design, Marcel Dekker Inc., 1988, pp. 248 - 262.
- 2) Mateen, A.Q. and Siddiqi, S.A., Impact properties of polyurethane and glass fibres reinforced composites, J. Mat. Sci. 24, 1989, pp. 4516 - 4524.
- 3) Fernando, G., Dickson, G.R., Adam, T., Reiter, H. and Harris, B., Fracture of hybrid composites : part 1, J. Mat. Sci. 23, 1988, pp. 3732 - 3743.

- 4) Throt,H.T. and Lakkad,S.C., Fracture toughness of unidirectional glass/carbon hybrid composites, J. Mat. Sci. 17, 1982, pp. 2 - 14.
- 5) Munro,M. and Lai,C.P.Z., The elevated - temperature dependence of fracture energy mechanism of hybrid carbon - glass fibre reinforced composites, J. Mat. Sci. 23, 1988, pp. 3129 - 3168.
- 6) Peijs,A.A.J.M. and Vederbosch,R.W., Hybrid composites based on polyethylene and carbon fibers : part IV, J. Mat. Sci. Lett. 10, 1991, pp. 1122 - 1124.
- 7) Cantwell,W.J., Moloney,A.C. and Kaiser,T., J. Mat. Sci. 23, 1988, pp. 1615 - 1631.
- 8) Young,R.J., Maxwell,D.L. and Kinloch, A.J., J. Mat. Sci. 21, 1986, pp. 380 - 388.
- 9) Koh,S.W., Kim,J.K. and Mai,Y.M., Fracture toughness and failure mechanisms in silica - filled epoxy resin composites : effects of temperature and loading rate, Polymer 34, 1993, pp. 3446 - 3455.
- 10) 고성위, 온도변화에 따른 실리카 입자강화 복합재료의 기계적 성질 및 파괴거동, 한국복합재료학회지 6(2), 1993, pp. 52 - 60.
- 11) Plati,E. and Williams,J.G., The determination of the fracture parameters of polymer in impact., Polym. Eng. Sci. 15, 1975, pp. 470 - 477.
- 12) Mashall,G.P., Williams,J.G. and Turner,C.E., Fracture Toughness and absorbed energy measurements in impact test on brittle materials, J.Mat.Sci. 8, 1973, pp. 949 - 956.
- 13) Toland, R.H., Failure mode in impact - loaded composite materials, Symposium on Failure Modes in Composites, AIME spring meeting, Ma., May 1972.
- 14) Mallick, P.K. and Broutman, L.J., Impact properties of laminated angle ply composites, Eng. Fract. Mech. 8, 1976, pp. 631.
- 15) Selsing, J., J. Am. Ceram. Soc. 44, 1961, pp. 419.

A Study on the Impact Fracture Toughness of Epoxy Matrix Composites

Jae-Dong KIM, Jin-Tak JEON* and Sung-Wi KOH**

(Gyeongsang National University · *Chumunjin Fishery Technical High School · **Pukyong National University)

Abstract

The fracture toughness of three different kinds of epoxy - matrix composites containing the same volume fraction of reinforcement and the variation of fracture toughness of glass - carbon fiber/epoxy hybrid composites due to the change of test temperature and different glass fiber content were investigated in this study. Glass fiber/epoxy composite provided much higher fracture toughness than that of other composites because of the high strain at failure of glass fiber. Particularly the carbon fiber/epoxy composite exhibited the low fracture toughness caused by the

low strain energy absorbing capacity of carbon fiber. And it was found that the strain at failure of reinforcement and interfacial delamination absorbing a significant amount of impact energy played an important role to increase fracture toughness of composites.

The fracture toughness of the glass - carbon fiber hybrid composites increased with increasing the glass fiber content and decreased with raising the test temperature. The residual stress arising from the different thermal expansion between the matrix and reinforcement influenced the fracture toughness of composites.