

## 일방향 유리섬유 보강 열가소성 수지의 파괴강도

김원택 · 노시태 · 이상인\*

한양대학교 공업화학과  
\*태평양화학 기술연구소

(1983년 6월 15일접수, 1983년 9월 20일 심사완료)

**요약 :** 탄성율이 서로 다른 5종의 열가소성수지(HDPE, ABS, PP, PS, PMMA)를 고분자 기제로 사용하여 유리섬유 강화 복합재료를 성형하였다. 이들 복합재의 Charpy 충격치를 측정하고 지금까지 제안된 파괴 메카니즘에 따른 에너지 흡수량을 비교하여 고분자 기재의 탄성율의 영향을 검토하였다. 고분자 기재가 HDPE, ABS, PP일 때는 파괴메카니즘에서 산출한 에너지 흡수량과 Charpy충격치 측정값과 큰 차이를 보이지 않았으나 PS, PMMA 기재 때는 에너지 흡수량이 계산값의 60~70% 밖에 비치지 못하였다. 이러한 차이는 복합재의 응력-변형곡선 및 하중-굽힘곡선을 고찰한 결과 복합재의 파괴가 기재의 탄성율 차이에 따라 서로 다른 기구로 진행되기 때문임을 확인 할 수 있었다.

표면처리 효과에 대해서는 예측한 바와는 달리 무처리 유리섬유를 사용했을 때 보다 충격강도가 상승되었다.

### 1. 緒 論

재료의 충격강도는 고속하중에 의한 파괴과정에서 전단면적 당 흡수되는 에너지라고 할 수 있으며, 이것은 재료의 변형에너지와 파괴진행에너지를 합으로 표시된다. 따라서 재료의 충격저항성을 향상시키는 연구는 재료의 파괴변형에너지를 증대시키거나, 또는 파괴진행 중 crack의 성장을 억제시키는 방향으로 연구되어 왔다. 충격에 있어서 거의 에너지를 흡수하지 않고 brittle 상태로 깨지는 PMMA와 PS같은 glassy polymer에 고무를 보강시키는 것은 이러한 파괴변형을 보완하기 위한 것이며 고무보강 PS는 공업화되어 있다. 그러나 이러한 재료의 기계적 성질에 있어서 충격특성은 상당히 증가시킬 수 있지만 stiffness가 저하되기 때문에 구조재료적인 면에서는 용도와 응용성이 한정된다. 이와는 달리 기

계적 강도를 유지하면서 충격저항성을 향상시키기 위해서 고탄성-고강도의 무기계 보강재를 사용하여 복합재를 형성시키면 탄성율, 인장강도, 그리고 연화점의 감소없이 충격저항성을 향상시킬 수 있다. 실제로 복합재료의 충격저항성은 소재 각각의 충격저항성 보다도 크게 향상된다. 이러한 충격저항성의 향상을 정량적으로 이해하기 위하여 지금까지 많은 연구가 이루어졌으며 복합재료의 파괴거동에 대한 여러가지 mechanism이 제안되어 왔다<sup>1-5</sup>. 특히 Marston,<sup>6</sup> Marom<sup>7</sup> 등은 복합재의 파괴과정은 지금까지 제안된 Outer-water<sup>2,3</sup>등의 계면박리 메카니즘과 Atkins<sup>8</sup>등의 표면생성메카니즘, Piggot<sup>4,8</sup>등의 Cotterell<sup>1,5</sup> 등의 계면마찰메카니즘들이 복합적으로 일어나는 것으로 간주하여 각각의 파괴 mechanism에 의한 충격에너지 흡수량을 비교하였다. 그러나 이들이 제안한 파괴형태는 brittle matrix/brittle

fiber 복합체에 관한 것이며 고충진이 어려운 열가소성수지에 대한 파괴 mechanism에 대한 해석은 시도된 것이 거의 없다. 본 연구에서는 탄성율, 인장강도 및 변형율이 서로 다른 열가소성수지 5종류를 고분자기재로 선정하고 무기계 보강섬유로서 연사(yarn) 형태의 E-glass fiber의 장섬유를 일방향으로 충전한 ductile matrix/brittle fiber의 고분자 복합재료를 성형해서 충격저항성의 변화를 Charpy 충격기로 실측하였다. 이들의 값을 각각의 파괴메카니즘에 의한 에너지 흡수량과 비교하고 파괴과정을 load-deflection curve로 해석하였으며, glass fiber를 silane 제 및 titanate제 coupling agent로 표면처리하여 표면처리 효과가 충격저항성에 미치는 영향을 고찰하였다.

## 2. 파괴메카니즘에 대한 고찰

섬유상 보강재를 충전한 brittle matrix/brittle fiber 고분자복합체를 파괴하는 데 소모되는 에너지는 파괴진행과정에서 흡수하는 에너지와 파괴 후의 흡수하는 에너지로 나누어서 생각할 수 있다. 파괴진행과정에서 일어나는 파괴종류는 matrix의 파괴와 보강재의 파괴 및 fiber/matrix 사이의 계면파괴 3종류이며 각각의 파괴과정에서 에너지를 흡수한다. Outwater<sup>2</sup> & Murphy<sup>3</sup>는 섬유보강재의 파단변형( $\epsilon_{ff}$ )이 고분자 matrix의 파단변형( $\epsilon_{mf}$ ) 보다 큰 경우에 복합체에 가해진 충격하중은 matrix와 fiber의 계면을 통하여 섬유로 전달되므로 하중에 의한 matrix의 crack이 섬유주위로 진행될 때 matrix/fiber 계면에서 박리가 일어나며, 이박리현상으로 에너지가 흡수되는 파괴메카니즘을 제안하였다. 계면박리(Debonding)에 의해서 흡수되는 에너지량( $W_d$ )이 섬유의 파괴응력값과 같을 때 섬유절단이 일어나므로 (1)식과 같이 표시한다.

$$W_d = \frac{V_f \sigma_f l_c}{4E_f} \quad (1)$$

여기서  $\sigma_f E_f$  및  $V_f$ 는 각각 보강섬유의 인장강도, 탄성율 및 부피분율이며  $l_c$ 는 임계섬유길이이다. 그러나 Marston & Atkins<sup>6</sup> 등은 계면박리메카니즘을 확장하여 복합체에 가해진 하중

중에서 소모된 에너지는 복합재료의 파괴과정중에서 3종의 새로운 표면을 생성하는 데 소모된다는 메카니즘을 제안하였다. 파괴과정중에 생성되는 새로운 표면은 섬유의 전단면, matrix의 전단면 및 fiber/matrix간의 원통형계면이며, 표면생성으로 흡수되는 에너지( $W_s$ )는 (2)식과 같다.

$$W_s \cong \frac{V_f W_m l_c}{d} + (1 - V_f) W_m \quad (2)$$

여기서  $W_m$ 은 matrix 파괴에너지이며  $d$ 는 섬유직경이다. 또한 Pigott<sup>4</sup> & Fitz-Randolph<sup>8</sup>는 파괴진행과정 중에서 에너지가 흡수되는 기구로써 보강섬유가 절단된 후에 섬유의 변형에너지가 matrix로 재분산되는 메카니즘을 제안하였다. 즉 하중의해로서 crack이 진행될 때 섬유가 절단되기 전에는 섬유의 변형만이 일어나므로 보강섬유 안쪽의 matrix는 응력을 받지 않는 상태가 되나, 섬유가 절단되면 섬유 양쪽 끝에 걸려있는 변형에너지는 matrix 쪽으로 전달되어 matrix의 변형에너지로 소모된다. 이와같이 재분산으로 소모되는 에너지( $W_r$ )는 (3)식 같이 표시된다.

$$W_r = \frac{V_f \sigma_f l_c}{3E_f} \quad (3)$$

Cotterell<sup>11</sup> & Kelly<sup>5</sup>는 이들과는 달리 파괴 후 복합체 내부에서 절단된 섬유가 matrix로 빠져나오면서 matrix/fiber의 계면마찰력에 의해서 충격에너지를 흡수하는 mechanism을 제안하였다. 만약, (i) 섬유절단이 무질서하고 (ii) 섬유가 matrix로 빠져나오는 과정에서 fiber/matrix의 초기계면접착력이 유지되며, matrix의 p-lastic flow를 무시한다면 섬유의 계면마찰에 의해서 흡수되는 에너지( $W_p$ )는 (4)식같이 표시된다.

$$W_p = \frac{V_f \sigma_f l_c}{12} \quad (4)$$

그러나 실제 파괴과정은 이들이 제안한 파괴메카니즘이 복합적으로 진행된다.

Fig.1에 brittle fiber/brittle matrix 복합체의 파괴과정을 도식적으로 표시하였다. 그림에서와 같이 matrix에 가해지는 에너지는 fiber/matrix의 계면박리(A영역)에 의해서 섬유로 전달되며 계면박리에너지가 섬유의 파괴강도와 같아질 때

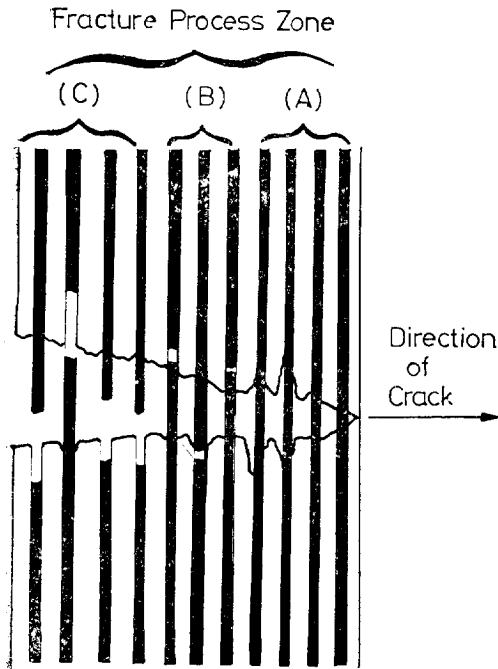


Fig. 1. Schematic diagram of the behavior of the brittle fiber-brittle matrix composite near the tip of a growing crack. (A) ; debonding zone, (B) ; redistribution zone, (C) ; fiber pull-out zone.

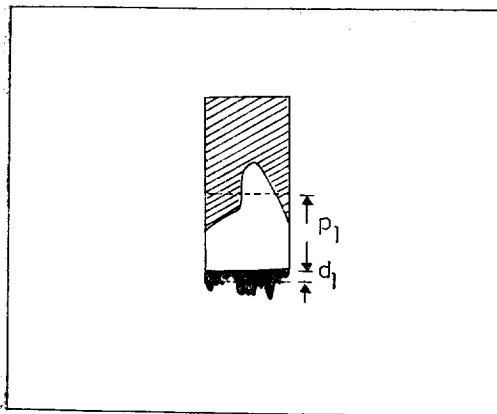


Fig. 2. Measurement of the average fiber debonded and pull-out lengths.

섬유의 절단이 일어난다. 섬유가 절단되면 섬유의 변형에너지는 matrix로 재분산되어 matrix의 변형에너지로 소모되며 (B) 절단된 섬유는 matrix를 빠져 나오면서 (Pull-out) 계면마찰력으로써 에너지를 흡수한다 (C영역) 따라서 복합재료의 파괴는 복합적인 메카니즘을 거쳐 일어나며, Outwater & Murphy가 제안한 계면박리에너지 ( $W_d$ )는 섬유의 절단이 일어날 때 까지의 에너지량으로 Marston의 파괴메카니즘에서 fiber/matrix 간의 원통형 표면형성에너지 중에 포함되므로 복합재료파괴과정에서 흡수되는 총 에너지  $W_t$ 는  $W_t = W_p + W_r + W_s$  — (5)로 표시할 수 있다.

이와는 달리 matrix의 파괴변형이 보강섬유의 파괴변형보다 큰 brittle fiber/ductile matrix복합계에서는 하중에 의해서 섬유의 파괴가 matrix의 파괴보다 먼저 일어나므로 파괴기구가 달라진다. Fig.3에서와 같이 brittle한 섬유를 장 섬유 형태로 ductile한 matrix에 분산시켰을 때 복합계에 가해진 하중은 직접 섬유가 부담하게 되므로 섬유가 먼저 절단된다. 섬유가 절단되면 matrix와 섬유의 변형율차에 의해서 fiber/matrix의 계면박리가 진행된다. 이 계면박리현상으로 흡수되는 에너지량이 matrix의 파괴응력값과 같아질 때, matrix의 파괴가 일어나게 되므로, 복합계의 파괴기구는 matrix의 파괴진행형태에 의해서 영향을 받게된다. 그러나 이와같은 brittle fiber/ductile fiber 복합계에서도 섬유가 파괴되었을 때 fiber/matrix의 변형율차에서 계면박리가 진행되므로 계면박리에너지는 fiber/matrix간의 원통형표면형성에너지와 같게된다.

### 3. 실험

본 실험에서 사용한 열가소성수지, 유리섬유 및 표면처리제는 Table 1과 같다. 시험조건은 정속 winding장치를 사용하여 Table 2와 같은 각각의 조건으로 성형한 수지판에 유리섬유를 일 방향으로 균일하게 감은 후 양면에 동일 수지판을 부착시키고 가열판부착 press를 사용하여 일정 두께로 압축·성형하였다. 유리섬유표면처리액은 silane계의 경우 메탄올-물혼합용액(무게

Table 1. Materials

A) Matrix

| Matrix | Maker            | Grade       | Density (g/cm <sup>3</sup> ) |
|--------|------------------|-------------|------------------------------|
| HDPE   | Chisso           | M691        | 0.95                         |
| PP     | DaeHan Yoo Hwa   | 4017        | 0.90                         |
| ABS    | Torey            | Toyolac 700 | 1.03                         |
| PS     | Hanam. Chem. Co. | GP-125      | 1.05                         |
| PMMA   | Du Pont          | Lucite 129  | 1.08                         |

B) Glass Fiber

| Model          | Dia. (μ) | Density (g/cm <sup>3</sup> ) | Tensile-Stren-gth (kg/m m <sup>2</sup> ) | Tensile-Modulus (kg/m m <sup>2</sup> ) | Maker |
|----------------|----------|------------------------------|------------------------------------------|----------------------------------------|-------|
| ECE225 1/10 IZ | 7        | 2.54                         | 150                                      | 7,400                                  | Lucky |

Table 2. Specimen Manufacturing Condition of Glass Fiber Reinforced Thermoplastic Resins

| Matrix | Mould-ing Temp. (°C) | Mould-ing Press-ure (kg/cm <sup>2</sup> ) | Moulding time (min.) |            | Pre-drying Con-dition |
|--------|----------------------|-------------------------------------------|----------------------|------------|-----------------------|
|        |                      |                                           | Matrix               | Comp-osite |                       |
| HDPE   | 150-160              | 20                                        | 3                    | 10         | —                     |
| PP     | 220-230              | 300                                       | 3                    | 10         | —                     |
| ABS    | 200-210              | 350                                       | 5                    | 15         | 70°C, 40mm Hg         |
| PS     | 210-220              | 350                                       | 5                    | 15         | 10hrs.                |
| PMMA   | 210-220              | 350                                       | 5                    | 15         |                       |

비 9 : 1)을 pH 3.5~4.5로 조절한 후 Z-6030을 0.5wt% 첨가하여 제조했으며, titanate계의 경우는 n-hexane에 KR-TTS 0.5wt% 첨가하여 제조하였다. 유리섬유의 표면처리는 표면처리액에 배열시킨 섬유를 4시간 침적시킨후 70°C에서 감압·건조시켰다. Charpy 충격실험은 ASTM-D 256에 준하였고 하중-굽힘시험(load-deflection)도 충격시험용 시편과 같은 규격의 것을 사용하였다. 인장강도 실험은 JIS K-6301에 준하였으며 인장속도 20mm/min로 측정하였다. 파단된 시편에서 섬유의 빠져나온 길이는 Fig.2와 같이 직접 측정하여 평균값을 산출하였고<sup>9</sup> 섬유부피 분율<sup>10</sup>은 (7)식을 이용하여 무게분율에서 환산하였다.

Fracture Process Zone

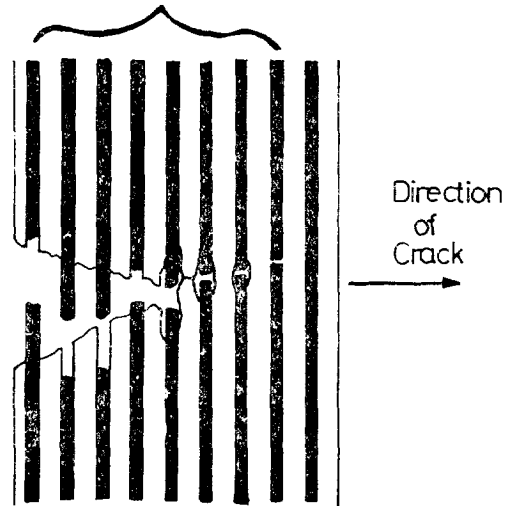


Fig. 3. Schematic diagram of the behavior of the brittle-fiber-ductile matrix composite near the tip of a growing crack.

$$V_f = \frac{d_v \cdot W_f}{l_f(d_f - d_m)W_f} \quad (7)$$

4. 결과 및 고찰

4-1. 충격저항성

복합재료의 파괴과정에서 흡수되는 에너지는 임계섬유응력전달길이 ( $l_c$ )에 의해서 지배를 받는다. 섬유-matrix 간의 계면박리길이,  $l_d$ 는  $l_c$ 의 2배이므로 복합체가 파괴된 후 파단된 섬유가 빠져나온 길이,  $l_p$ 와  $l_c$ 의 관계는 (7)식으로 표시할 수 있다.

$$l_p = l_c/4 \quad (7) \quad (l_c = 4l_p)$$

Table 3은 Polymer matrix별로 복합재료를 충격시험한 후 측정된  $l_p$ 값과 이들  $l_p$ 값으로 부터 (7)식과 (5)식을 이용하여 전충격에너지흡수량을 파괴기구별로 에너지 흡수량을 분류, 산출한 것이다. 유리섬유의 함량이 5wt%일 때 Polymer matrix가 PS, PMMA의 경우에는  $l_p$ 값이 1.3~1.5mm이나, HDPE, PP, ABS 수지인 경우에는 2.7~3.0mm로써 Polymer matrix의 물성에 따라 충격파괴시  $l_p$ 가 크게 달라지는 것을 알 수 있다. 파괴기구별 에너지 흡수량에 있어서는 절단

Table 3. Summary of Calculated and Measured Impact Fracture Energy Values

| Matrix | Glass fiber wt % | Pull-out length(ip) (mm) | Wpull-out (kg-cm/cm <sup>2</sup> ) | Wredistribution (kg-cm/cm <sup>2</sup> ) | Wsurface (kg-cm/cm <sup>2</sup> ) | Wtotal (kg-cm/cm <sup>2</sup> ) | Measured Charpy impact strength (kg-cm/cm <sup>2</sup> ) |
|--------|------------------|--------------------------|------------------------------------|------------------------------------------|-----------------------------------|---------------------------------|----------------------------------------------------------|
| HDPE   | 5                | 2.75                     | 10.31                              | 1.68                                     | 4.93                              | 16.93                           | 16                                                       |
|        | 10               | 3.5                      | 26.25                              | 4.26                                     | 5.84                              | 36.34                           | 28                                                       |
|        | 15               | 3.75                     | 42.15                              | 6.84                                     | 6.74                              | 55.73                           | 57                                                       |
| PP     | 5                | 2.7                      | 10.13                              | 1.64                                     | 4.24                              | 16.01                           | 17                                                       |
|        | 10               | 4.0                      | 30.01                              | 4.86                                     | 5.39                              | 40.25                           | 29                                                       |
|        | 15               | 4.3                      | 48.45                              | 7.84                                     | 6.45                              | 62.74                           | 53                                                       |
| ABS    | 5                | 3.0                      | 11.25                              | 1.82                                     | 14.41                             | 27.48                           | 30                                                       |
|        | 10               | 3.4                      | 25.5                               | 4.14                                     | 15.07                             | 44.7                            | 42                                                       |
|        | 15               | 3.5                      | 39.4                               | 6.39                                     | 15.71                             | 61.5                            | 52                                                       |
| PS     | 5                | 1.5                      | 5.63                               | 0.9                                      | 3.54                              | 10.07                           | 13                                                       |
|        | 10               | 3.83                     | 28.69                              | 4.65                                     | 4.9                               | 42.07                           | 32                                                       |
|        | 15               | 4.1                      | 41.24                              | 6.75                                     | 5.63                              | 59.55                           | 46                                                       |
| PMMA   | 5                | 1.35                     | 5.06                               | 0.82                                     | 3.4                               | 9.28                            | 14                                                       |
|        | 10               | 4.75                     | 34.69                              | 5.62                                     | 5.62                              | 45.47                           | 30                                                       |
|        | 15               | 4.82                     | 54.23                              | 8.8                                      | 6.3                               | 69.33                           | 45                                                       |

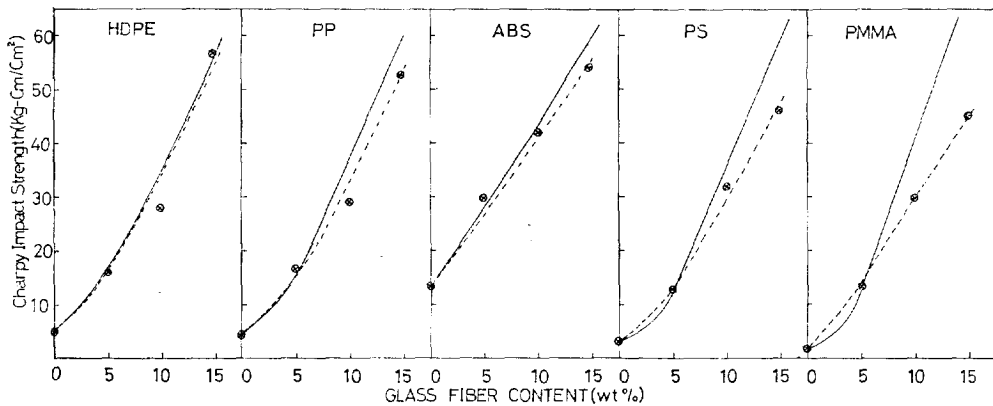


Fig. 4. Variations of Charpy impact strength of glassfiber (untreated) reinforced composites (...; calculated, .....; experimented).

된 섬유가 matrix를 빠져 나오는 과정에서 흡수하는 에너지량( $W_p$ )이 전충격에너지 흡수량에 대하여 큰 비중을 차지하며, 특히 ABS수지의 경우는 표면생성과정에서 흡수되는 에너지량이 다른 수지에 비하여 매우 크다. 그러나 유리섬유의 함량이 10wt% 이상에서는 Polymer matrix별  $I_p$ 값이 오히려 PS, PMMA 쪽에서 길어지는 경향을

표시한다. Fig.4의 (a)~(e)는 각각의 복합재료에 대한 충격강도 변화를 유리섬유함량에 따라 표시한 것이다. 그림 중의 실선은 Table 3 중의 실측한  $I_p$ 값을 사용하여 산출한 계산값이다. HDPE, PP, ABS 수지를 matrix로 사용한 복합체에 있어서는 계산값과 실험값의 차이가 10% 이내로써 비교적 잘 일치하나 matrix가 PS, PMMA인

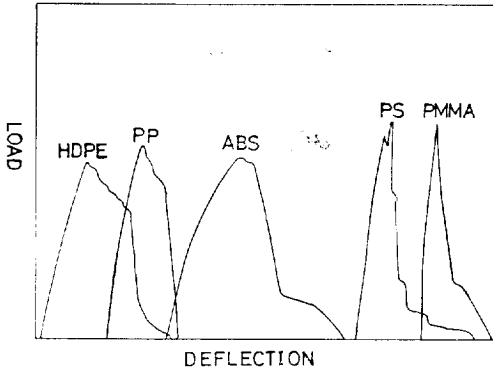


Fig. 5. Load-deflection curves for 3-point bend tests on glassfiber reinforced thermoplastics.

경우에 있어서는 유리섬유의 함량이 증가함에 따라 계산값과 실험값의 차이가 커져 15wt%에서 실험값이 계산값의 60~70% 정도에 지나지 않음을 알 수 있다. 이와같이 Polymer matrix 종류에 따라 충격강도의 계산값과 실험값의 차이가 서로 다른 것은 복합재의 파괴가 서로 다른 메카니즘으로 진행된다는 것을 의미한다. 파괴과정을 관찰하기 위하여 충격실험용 시편과 동일한 조건의 시편을 20mm/min의 변형속도로 굽힘실험을 파괴가 일어날 때 까지 행하였을 때 하중-굽힘곡선을 Fig.5에 표시하였다. Fig.5에서 matrix의 종류에 따라 복합재의 파괴가 서로 다르게 진행되고 있음을 알 수 있다. 즉 matrix가 HDPE, ABS 및 PP의 경우에는 파괴개시하중에 도달한 후에 파괴가 점진적으로 진행되어 복합재가 완전히 파단되기까지의 허용변형이 매우 큰 ductile 파괴거동을 표시하지만 PS나 PMMA의 경우에는 파괴하중에 도달하면 파괴가 매우 빠르게 진행되어 적은 변형에 의해서 복합재의 파단이 완결되는 Brittle거동이 나타나는 것을 알 수 있다. 이것은 복합재의 파괴가 Polymer matrix의 탄성계수와 파단변형율에 크게 영향을 받고 있음을 나타낸 것이다. Fig.6의 (a)는 본실험에서 Polymer matrix로 사용한 수지들의 응력-변형곡선이다. 유리섬유와 비교할 때(유리섬유의 탄성계수 7,400kg/mm<sup>2</sup>, 변형율 2~4%) PS와

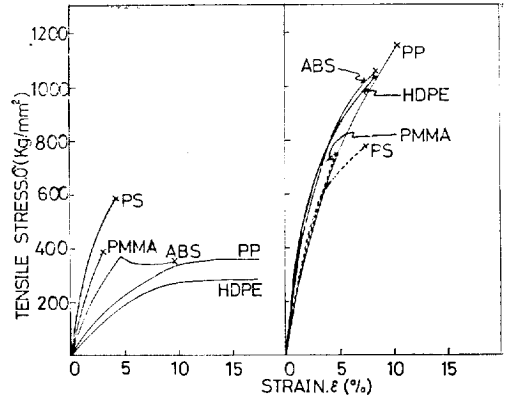


Fig. 6. Comparison of stress-strain curves of matrix and glassfiber reinforced composites. (a) ; polymer matrix, (b) ; glassfiber reinforced.

PMMA의 탄성계수는  $\cong 200\text{kg/cm}^2$ 이고 파단변형이 5%이내로써 큰 차이가 없으나 ABS, PP 및 HDPE와는 파단변형율의 차이가 매우 큰 것을 알 수 있다. 따라서 HDPE, PP 및 ABS수지를 Polymer matrix로 사용한 복합재에서는 파괴개시하중에 의해서 유리섬유의 파괴가 먼저 진행된 후 Polymer matrix의 파괴가 일어나게 되므로 matrix로 부터 전달되는 하중은 notch 전단부위에서 집중되지 못하므로 fiber/matrix 계면에서 넓게 분산된다. 따라서 fiber/matrix 간의 계면 박리길이가 길어지게 되며 파괴 후 matrix를 빠져나오는 전단된 섬유길이가 길어지게 되므로 흡수에너지량이 커진다.

PS, PMMA를 matrix로 사용한 복합재에서는 파단변형이 matrix쪽이 유리섬유의 것 보다 작기 때문에 복합재에 파괴하중이 가해지면 matrix쪽이 먼저 파괴되어 matrix의 crack선단에 하중의 집중현상을 일으키게 된다. 따라서 파괴하중은 fiber/matrix 계면에서 분산되지 못하고 직접 섬유쪽으로 집중되어 섬유가 절단되므로 섬유의 계면박리 길이와 파단 후 matrix를 빠져나오는 섬유의 길이가 짧아져 흡수에너지량이 감소한다.

#### 4-2. 표면처리 효과

복합이론에서 보강섬유의 임계응력전달길이  $l_c$ 는

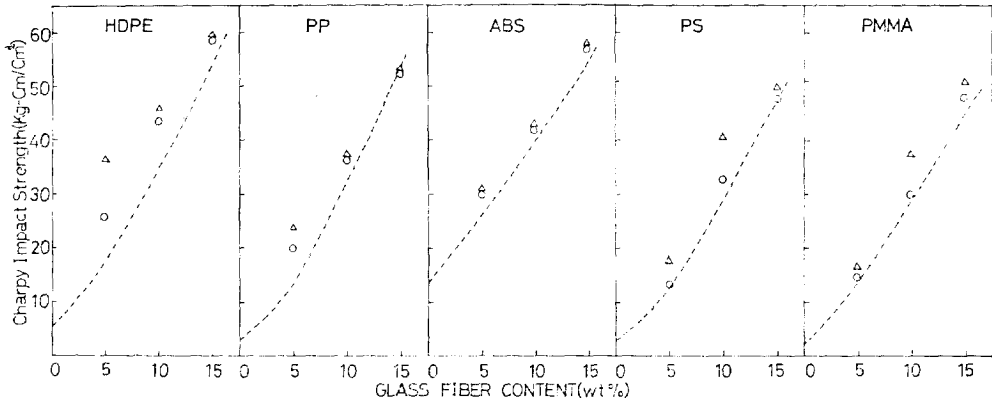


Fig. 7. Comparison of Charpy impact strength of untreated glassfiber reinforced composites and coupling agent treated glassfiber reinforced composites ( $\Delta$ ; silane coupling agent,  $\circ$ ; titanate coupling agent)

$$l_c = \frac{\sigma_f \cdot d}{2\tau} \quad (8)$$

로 표시된다. 여기서  $\tau$ 는 fiber/matrix간의 계면 접착강도이다. (7)식과 (8)식을 이용하여 각각의 파괴메카니즘 별 충격흡수 에너지량을 계산하면

$$W_S = \frac{V_f \cdot W_m \cdot \sigma_f}{2} + (1 - V_f)W_m \quad (9)$$

$$W_R = \frac{V_f \cdot \sigma_f^3 \cdot d}{6 \cdot E_f \cdot \tau} \quad (10)$$

$$W_P = \frac{V_f \cdot \sigma_f^2 \cdot d}{24\tau} \quad (11)$$

와 같다. 이들 흡수에너지량과 계면접착 강도와 의 관계<sup>7,11-12</sup>로부터 fiber/matrix간의 계면 접착력이 증대되면 복합체의 충격강도는 오히려 감소된다는 것을 의미한다.

Fig.7은 유리섬유와 Polymer matrix 사이의 계면접착력을 향상시키기 위하여 유리섬유를 silane제와 titanate제 표면처리제(coupling agent)로 처리하였을 때 복합체의 충격강도를 표시한 것이다. 그림 중의 파선은 무처리 유리섬유를 사용했을때의 충격강도이다. (9), (10) 및 (11)식 으로부터 예측한 것과는 달리 silane제나 titanate제 표면처리제를 사용한 모든 복합체의 강도가 오히려 무처리의 경우보다 높은 값을 나타낸다<sup>11,12</sup>. 이와 같은 경향은 하중-굽힘실험결과

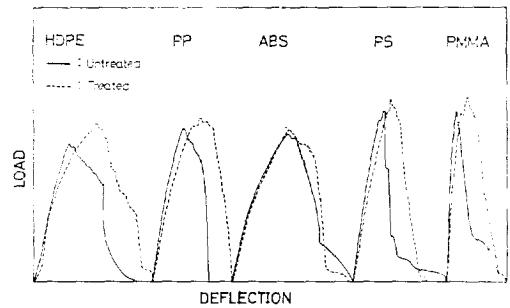
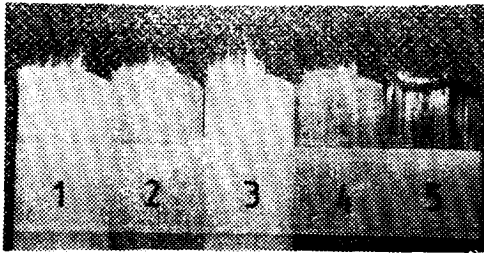
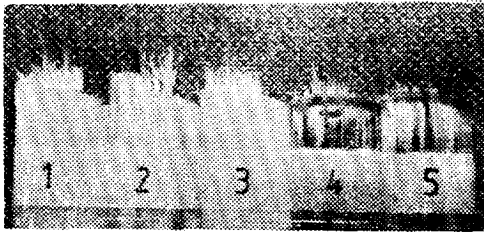


Fig. 8. Comparison of load-deflection curve for 3-point bend tests of untreated glassfiber reinforced composites and coupling agent treated glassfiber reinforced composites (...; untreated, ...; coupling agent treated)

에서도 볼 수 있다. Fig.8은 표면처리된 유리섬유를 사용한 복합체의 하중-굽힘 곡선을 matrix 종류별로 무처리 유리섬유 때와 비교 표시한 것이다. 하중-굽힘곡선에서 무처리 경우 보다 표면처리제를 사용했을 때 곡선의 초기구배가 완만해지고, 파괴하중에 도달하였을 때 파괴진행속도가 오히려 느린 소성파괴 쪽으로 전이되는 것을 표시하고 있다. 이것은 fiber/matrix의 계면을 통한 섬유의 탄성이 matrix쪽으로 효과적으로 전달되지 못하고 있다는 것을 의미한다. Photo.1은 충격하중에 의해서 전달된 시편의 형태를 무처리 유리섬유의 것과 비교·표시한 것이고 Table 4는 절단된 시편에서 matrix를 빠져 나온 섬



a



b

Photo 1. Photographs of pull-out fibers.  
a) Specimen of untreated fibers.  
b) Specimen of treated fibers.  
1. HDPE 2. PP 3. ABS 4. PS 5. PMMA

유길이를 실측한 값이다. 무처리 섬유에 비하여 섬유표면을 처리한 쪽의 섬유길이 매우 불규칙하며 1.5배 가량 긴 것을 알 수 있다. 이것은 섬유와 matrix사이의 계면접착이 불균일하다는 것을 뜻하는 것으로 연사형태의 유리섬유는 표면처리를 할 경우 matrix내에서의 균일분산이 억제되는 것을 의미한다. 따라서 matrix는 섬유의 고체탄성을 효과적으로 전달받지 못하게 되므로 파괴용변형이 커지게 되고, 섬유쪽으로 전달된 응력은 섬유주위에서 넓은 범위로 분산되므로 파괴진행이 느려지며, 파괴 후 matrix를 빠져 나오는 과정에서 에너지 흡수량이 증가되는 것으로 생각된다. 또한 Table 3에서 빠져 나온 섬유의 길이 차이로 볼때 silane제 처리제를 사용했을 때 유리섬유의 분산성이 titanate제 보다 더 나빠지는 것을 알 수 있다.

## 5. 結 論

Polymer matrix로써 HDPE, PP, ABS, PS및 PMMA 5종의 열가소성수지를 사용하여 유리섬유강화 복합체의 충격저항성을 측정하고 파괴메

Table 4. Impact fracture energy values of coupling agent treated glass fiber reinforced composites.

| Matrix | Coupling agent | Glass fiber wt % | Pull-out length(ip) (mm) | Measured Charpy impact strength (kg-cm/cm) |
|--------|----------------|------------------|--------------------------|--------------------------------------------|
| HDPE   | Silane         | 5                | 3.2                      | 37                                         |
|        |                | 10               | 4.75                     | 40                                         |
|        |                | 15               | 4.8                      | 60                                         |
|        | Titanate       | 5                | 2.5                      | 28                                         |
|        |                | 10               | 3.5                      | 44                                         |
|        |                | 15               | 4.2                      | 59                                         |
| PP     | Silane         | 5                | 3.5                      | 24                                         |
|        |                | 10               | 5.5                      | 38                                         |
|        |                | 15               | 5.8                      | 53                                         |
|        | Titanate       | 5                | 2.5                      | 20                                         |
|        |                | 10               | 4.5                      | 37                                         |
|        |                | 15               | 5.0                      | 52                                         |
| ABS    | Silane         | 5                | 3.0                      | 32                                         |
|        |                | 10               | 3.8                      | 43                                         |
|        |                | 15               | 4.0                      | 59                                         |
|        | Titanate       | 5                | 3.5                      | 30                                         |
|        |                | 10               | 3.75                     | 42                                         |
|        |                | 15               | 3.85                     | 57                                         |
| PS     | Silane         | 5                | 2.5                      | 18                                         |
|        |                | 10               | 4.25                     | 41                                         |
|        |                | 15               | 4.27                     | 50                                         |
|        | Titanate       | 5                | 1.1                      | 13.5                                       |
|        |                | 10               | 3.8                      | 33                                         |
|        |                | 15               | 3.9                      | 48                                         |
| PMMA   | Silane         | 5                | 2.0                      | 17                                         |
|        |                | 10               | 5.67                     | 38                                         |
|        |                | 15               | 5.9                      | 51                                         |
|        | Titanate       | 5                | 1.5                      | 15                                         |
|        |                | 10               | 5.0                      | 29                                         |
|        |                | 15               | 5.15                     | 48                                         |

카니즘별 흡수에너지량을 각각 산출하였다. 파괴 메카니즘에 대한 고찰로 부터 충격하중하에서 복합체를 파괴시키는 데 흡수되는 에너지는 지금까지 제안된 모든 파괴메카니즘들이 복합적으로 적용되는 것으로 간주하여 계산치와 실험치를 비교

검토하였다.

matrix가 ABS, HDPE 및 PP인 복합계에서는 계산치와 실험치의 차이가 10% 이내이나 PS, PMMA인 경우에는 30~40%의 차이를 나타냈다. 이러한 차이는 Polymer matrix의 탄성율, 파단 변형율 차이에 기인하며, 이로 인하여 복합계의 파괴기구가 서로 다르게 진행되기 때문임을 알 수 있었다. 그러나 유리섬유의 충전함량이 증가할수록 파괴진행기구에 미치는 matrix물성의 영향은 감소되었다.

유리섬유의 표면을 coupling agent로 처리한 복합계의 충격강도는 예상치보다 오히려 큰 값을 나타냈는데, 이것은 연사형태의 유리섬유를 표면처리함으로써 유리섬유의 분산성이 나빠져 파괴기구가 소성파괴 쪽으로 전이되기 때문이라고 생각된다.

#### References

1. A.R. COTTRELL, Proc. Roy. Soc. A282, 2, (1964).
2. J.O. OUTWATER, M.C. MURPMI, 24th. Annual Conference of Reinforced Plastics/Composites. Division of SPI, Paper 11C (1969).
3. J. COOK and J.E. GORDON, Proc. Roy. Soc. (London), A282, 508, (1964).
4. M.R. PIGGOTT and F. Mater. Sci., 5, 669. (1970).
5. A. KELLE[, Proc. Roy. Sci. A319, 95, (1970).
6. T.U. MARSTON and J. Mater. Sci., 9, 447 (1974).
7. G. MAROM and J. Mater. Sci., 10, 15 49-1550, (1975).
8. J. FITZ-RANDOLPH, Paper presented at the 5th St. Louis Symposim on Advanced Fiber composites (1971).
9. J.N. KIRK. M. MUNRO, P.W.R. BEAUMONT and J. Mater, Sci., 13, 2197-2204, (1978).
10. 谷本敏夫, 材料, 第23卷, 第254號, 960, (1974).
11. NAK-HO SUNG, NAM P. SUH, J. JONES and J. Mater. Sci., 12, 239-250, (1977).
12. B. HARRIS, P.W.R. BEAUMONT and J. Mater. Sci., 6, 238-250, (1971).

### Fracture Toughness of Uniaxial Glass-Fiber Reinforced Thermoplastic Resins Won Taik Kim, Sie Tae Noh and Sang Rin Lee\*

Department of Industry, College of Engineering, Hanyang University, Seoul 133, Korea.

\*Pacific Institute of Research & Technology, Seoul, Korea

(Received June 15, 1983; Accepted September 20, 1983)

**Abstract :** The thermoplastic resins having different moduli such as HDPE, ABS, PP, PS and PMMA were used to prepare the glass fiber reinforced composites using the various molding instrument. The Charpy impact strength of the composites were tested and compared with the absorption energy in accordance to the fracture mechanism which had been published till recently, and then the effect of the modulus of polymer matrix on the absorption energy was discussed. The tested impact strength were not largely different from the absorption energy which was calculated from the fracture mechanism in case that HDPE, ABS and PP were used as matrices, but the absorption energy was 60-70% of the calculated value in case of PS and PMMA. As a result of studying the stress-strain curve and load-deflection curve, the cause of the above difference was that each composite had different fracture behavior according to the difference of modulus. of matrix. The unexpected result showed that the surface treatment of fiber with coupling agent caused the increase in impact strength of the composite.