

일방향 혼합방사형 탄소섬유/폴리아미드 6 복합재료판의 제작조건과 굽힘파괴거동

최 낙 삼*

(1997년 7월 18일 접수)

Fabrication of Unidirectional Commingled-Yarn-Based Carbon Fiber/Polyamide 6 Composite Plates and Their Bend Fracture Performances

Nak-Sam Choi

Key Words : Commingled-Yarn-Based-Composite(혼합방사형 복합재), Molding Pressure(성형 압력), Interfacial Bonding(계면접착), Bending Test(굽힘실험), Flexural Strength(굽힘강도), Fracture Mechanisms(파괴기구), Critical Stress Intensity Factor(임계 응력확대계수), Critical Strain Energy Release Rate(임계 변형에너지 방출률)

Abstract

Unidirectional commingled-yarn-based carbon fiber(CF)/polyamide(PA) 6 composite was fabricated under molding pressures of 0.4, 0.6 and 1.0 MPa to study its flexural deformation and fracture behavior. Fiber/matrix interfacial bonding area became larger with an increase of molding pressure from 0.4 to 0.6 MPa. For molding pressures ≥ 0.6 MPa, good flexural performance of similar magnitudes was attained. For the fracture test, four kinds of notch direction were adopted : edgewise notches parallel (L) and transverse (T) to the major direction of fiber bundles, and flatwise notches parallel (ZL) and perpendicular (ZT) to this direction. Nominal bend strength for L and ZL specimens exhibited high sensitivity to notching. ZL specimens revealed the lowest values of the critical stress intensity factor K_c which was slightly superior to those of unfilled PA6 matrix. Enlargement of the compression area for T specimens was analyzed by means of the rigidity reduction resulting from the fracture occurrence.

1. 서 론

열가소성 수지는 뛰어난 열성형성,^(1, 2) 접합성⁽³⁾ 및 재활용성^(4, 5)이 좋기 때문에 이 수지를 이용한 복합재가 최근 구조재료로서 큰 관심의 대상이 되고 있다. 더욱이 그것은 열경화성 수지 복합재보다

더 나은 파괴인성을 나타낸다.^(6~8) 그러나 열가소성 수지는 열경화성 수지와 비교해서 용융시 높은 점성을 보여 강화섬유 다발에 함침시키기가 어려운 성형상의 문제점을 가지고 있기 때문에 중간재료형태, 즉 프리프레그(prepreg), 열가소성 분말로 피막처리된 방사 그리고 혼합방사(commingled yarn)가 개발되고 있다.^(9~16) 혼합방사는 다른 중간재료 형태보다 이점이 있는데 그것은 위빙(weaving)이나 브레이딩(braiding) 기술을 사용하여 복잡한 3

*회원, 한양대학교 기계공학과

차원구조물 형상의 예비성형품(preform)을 성형전에 제작해 둘 수 있다는 점이다.

Coldicott 등⁽⁹⁾은 혼합방사가 섬유다발의 사이나 내부에 잘 주입될 수 있음을 보고했다. Takahashi 등⁽¹⁰⁾은 혼합방사형과 혼합직물형(cowoven cloth)의 횡방향 인장특성을 비교분석했으며, Yoon과 Takahashi⁽¹¹⁾는 일방향 이차원 혼합방사형 탄소섬유(CF)/폴리에테르에테르케톤(PEEK) 복합재료의 층간 파괴인성을 연구하여 프리프레그형 CF/PEEK의 결과와 비교했다. Ye와 Friedrich^(12, 13)는 폴리프로필렌 모재수지의 내부구조와 층간파괴거동에 대한 열이력(thermal history) 의존성을 연구했다. Djumaev와 Takahashi⁽¹⁴⁾는 CF/폴리아미드 6(PA6)의 동적인 감쇄 성능에 미치는 흡습량의 영향을 연구했다. 열가소성 수지를 모재로 하는 복합재료의 성형조건으로 온도, 압력, 시간변수가 중요한데, Matsuo 등⁽¹⁵⁾은 CF/PA6의 종방향 굽힘강도에 대한 제조조건에 영향을 검토하여 혼합방사용 모재섬유로써 PA6을 이용할 경우에 0.5 MPa의 성형압력으로 양질의 성형이 가능하다고 보고했다. 이 성형압력은 PEEK(성형압력 2~5 MPa),^(10, 11) 폴리프로필렌(PP; 1.5 MPa)⁽¹²⁾, 폴리에테르테레프탈레이트(PET; 1.0 MPa)⁽¹³⁾의 경우보다 훨씬 작은 것으로 주목된다.

저자는 최근 0.6 MPa의 압력으로 성형한 일방향 혼합방사형 CF/PA6에 대해 3점 굽힘하의 변형과 파괴거동에 대한 노치의 영향, 즉 공칭 굽힘강도, 흡수에너지, 파괴인성에 대한 노치의 방향과 길이의 영향을 검토한 바 있다.⁽¹⁷⁾ 위에서 살펴본 바와 같이 혼합방사형 CF/PA6의 경우 0.5 MPa의 낮은 압력으로 비교적 양질의 성형이 얻어진 연구결과⁽¹⁵⁾가 있으므로 이 성형압력 근처에서 기계적 성질의 세부적인 변화를 알아 볼 필요가 있겠다. 본 논문에서는 성형압력조건을 0.4 MPa~1.0 MPa로 변화시켜 섬유와 수지간의 계면접착상태를 관찰하고 3점굽힘 '성능'과의 관계를 보고한다. 여기서 '성능'이란 신소재를 기계구조물에 적용할 때 요구되는 기계적 성질에 대한 등급을 뜻하는 용어로 '재료성능(material performance)'을 가리킨다.

2. 실험방법

2.1 복합재

본 연구에 사용된 재료는 압축성형된 일방향 혼

합방사형 CF/PA6 복합재이다. 섬유의 체적분율은 약 53%이다. Fig. 1은 균일하게 분포된 연속섬유 강화 CF와 열가소성 PA6 섬유의 혼합방사다발을 이용한 복합재료 제작과정을 개략적으로 나타낸다. 먼저 각각의 방사다발을 이형체로 처리된 알루미늄판에 감아 놓은 후 가열압축기(hot press)의 주형 안에서 통합시킴으로써 일방향 복합재료 평판을 만들었다. PA6의 용점(225°C)보다 충분히 높은 260°C를 성형온도로 하였으며, 평판재료가 이 온도에 도달한 후 일정한 압력을 가했다. 이 때 제조변수로서 0.4, 0.6, 1.0 MPa의 성형압력을 선택하였다. 성형압력과 성형온도는 수지가 녹아서 섬유 사이에 흘러들어 가기에 필요한 30분 동안 일정하게 유지되었다. 다음에 재료는 성형압력하에서 자연냉각되었다. 재료의 최종 두께는 0.4, 0.6, 1.0 MPa의 성형압력에 다소 의존하여 각각 평균 3.25, 3.04, 2.96 mm였다. Fig. 2(a)는 복합재료 평판과 섬유방향을 스케치한 것이며, 3점굽힘 노치시편을 이 그림에 표시한 방향으로 잘라냈다. 즉, 네 종류의 노치방향이 채택되었는데, 그것은 섬유다발방향(FBD)에 평행한 모서리방향(edgewise) 노치(L), FBD에 수직한 모서리방향 노치(T), FBD에 평행한 평면방향(flatwise) 노치(ZL), FBD에 수직한 평면방향 노치(ZT)였다. L방향 노치와 T방향 노치를 갖는 3점굽힘 노치시편의 형상은 Fig. 2(b)에, ZL방향 노치와 ZT방향 노치를 갖는 시편의 형상은 Fig. 2(c)에 도시한다. 노치는 다이아몬드 절단기를 이용하여 각각의 시편에 도입

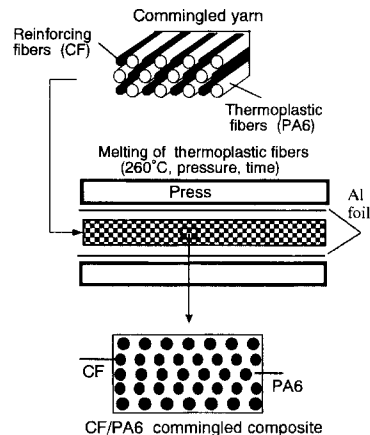


Fig. 1 Schematic manufacturing process for commingled-yarn-based carbon fiber (CF)/polyamide 6 (PA6) composite.

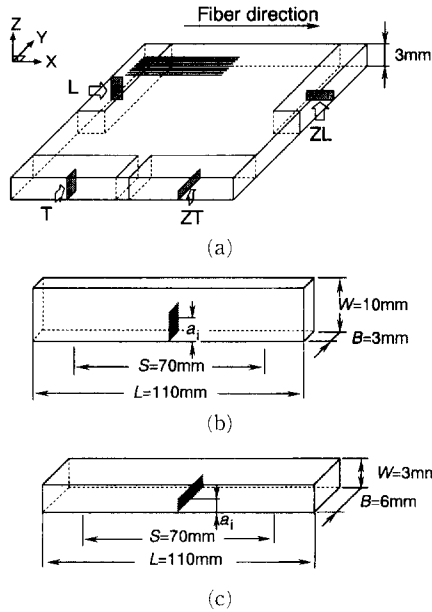


Fig. 2 (a) Geometry of the molded composite plate and its loading and notching directions. Geometry of three point single-edge notched bend (SENB) specimens (b) L- and T-cracked, (c) ZL and ZT cracked in the directions shown in Fig. 2(a).

했다. 예리한 면도날을 초기 노치선단에 압입하여 선재균열(pre-crack)을 만들었다. 여기서는 면도칼 압입으로 초기 균열선단부에 유효손상(effective damage)이 거의 발생하지 않는 것으로 가정한다. 시편의 폭(\$W\$)에 대한 초기 균열길이(노치길이와 선재 균열길이를 합한 길이(\$a_i\$))의 비(\$a_i/W\$)는 L 방향 균열과 T 방향 균열의 경우 각각 약 0.17과 0.50이고 ZL 방향 균열과 ZT 방향 균열의 경우 각각 0.20과 0.50였다. 또한 측정값과 비교하기 위해 형상이 같은 노치 없는 시편을 각 종류별로 준비하였다. 또, 굽힘 응답 데이터를 얻기 위해 전장(\$S\$) 대 폭의 비(\$S/W\$)가 7.0 및 33.3인 시편도 준비하였다. 모든 시편은 굽힘시험 전에 상대습도 10% 이하의 상온에서 약 1개월 동안 보관하였다.

2.2 굽힘시험과 데이터의 정리

각각의 시편은 2개의 고정된 로울러 지지대에 고정되었는데 로울러 사이의 거리(\$S\$)는 파괴시험의 경우 70 mm, 전단 및 굽힘 시험에서는 21 mm, 그리고 순수굽힘시험에서는 100 mm였다. 굽힘 하중은 크로스헤드의 속도 1 mm/min로서 로울러를

통해 각각의 시편의 중앙위치에 가해졌다. 시험은 23°C, 50%의 상대습도에서 수행되었다. 같은 실험 조건 하에서 4개의 시편이 시험되었다.

복합재의 굽힘거동은 노치가 없는 시편을 사용하여 연구되었다. 굽힘탄성계수(\$E_{flex}\$)는 다음의 관계식으로부터 구할 수 있다.⁽¹⁸⁾

$$E_{flex} = \frac{PS^3}{4BW^3 \left(\delta - \frac{3PS}{8BWG_{13}} \right)} \quad (1)$$

여기서, \$P\$는 중앙에 가해진 하중, \$\delta\$는 중앙의 처짐, \$B\$는 시편의 두께, \$G_{13}\$은 시편의 길이와 폭 으로부터 결정되는 평면의 전단계수이다.

\$S/W=33.3 \ge 32\$일 때 전단변형은 무시할만 하므로 \$\left(\frac{3PS}{8BWG_{13}} \ll \delta \right)\$,⁽¹⁸⁻²⁰⁾ \$E_{flex}\$는 다음 식에서 결정된다.

$$E_{flex} \cong \frac{PS^3}{4BW^3 \delta} \quad (2)$$

\$G_{13}\$의 값은 \$S/W=7.0 \le 27\$ 조건하의 전단굽힘 시험편을 사용해서 위의 식 (1)을 통해 구할 수 있다.^(18,19) 예를 들면,

$$G_{13} = \frac{3PS}{8BW \left(\delta - \frac{PS^3}{4BW^3 E_{flex}} \right)} \quad (3)$$

최대 굽힘응력 (굽힘강도, \$\sigma_{max}\$)은 다음 식으로 계산될 수 있다.⁽¹⁵⁾

$$\sigma_{max} = \frac{3P_{max}S}{2BW^2} \quad (4)$$

여기서, \$P_{max}\$는 \$P-\delta\$선도에서의 최대 하중이다. 노치가 있는 시편에서 실험적으로 얻어진 \$P-\delta\$ 곡선으로부터 \$P_{max}\$는 균열시작점에 대응하는 임계 하중으로 하였다. \$\sigma_{max}\$는 어떠한 응력 집중효과도 무시한 다음 식⁽²¹⁾을 통해 구했는데, 이 경우 \$\sigma_{max}\$는 균열선단에서의 공칭 인장응력에 해당한다.

$$\sigma_{max} = \frac{3P_{max}S}{2B(W-a_i)^2} \quad (5)$$

여기서, \$a_i\$는 초기 균열길이이다.

균열이 시작될 때까지 시편의 단면에 흡수된 에너지 \$U_i\$는 다음 식으로 결정된다.

$$U_i = \frac{A_i}{B(W-a_i)} \quad (6)$$

여기서, \$A_i\$는 초기하중에서 \$P_{max}\$에 이르기까지

의 $P-\delta$ 곡선과 δ 축으로 둘러싸인 면적이다. 총 흡수에너지 U_t 는 초기 하중으로부터 마지막 파괴에 이르기까지의 $P-\delta$ 선도를 사용하여 측정되었다.

파괴인성을 구하기 위해 선형탄성 파괴역학(LEFM)을 사용한 식⁽²²⁾를 사용하여 임계 응력확대계수 K_{Ic} 의 값을 얻었다.

$$K_{Ic} = (3P_m S / 2BW^2) \sqrt{a_i} Y(a_i / W) \quad (7)$$

여기서, $Y(a_i / W)$ 는 형상보정계수다. L과 ZL 방향의 균열이 있는 시편에 대한 P_m 은 R_{max} 이며, T와 ZT의 균열이 있는 시편에 대한 P_m 은 $P-\delta$ 곡선에 대한 5% 오프셋선(offset line)의 절편이다. 왜냐하면, 만약 5% 오프셋선이 $P_{max} / P_{5\%}$ 비가 1.1보다 작도록 $P-\delta$ 곡선과 교차한다면(예, Fig. 9에서 $P_m = P_{5\%}$), ASTM 표준⁽²²⁾에 의거해서 LEFM 해석으로 K_{Ic} 를 측정할 수 있기 때문이다.

이와는 달리, 변형에너지 방출률 G 는 탄소성 파괴를 가정하며, 임계값인 G_c 는 다음 식⁽²³⁾을 사용하여 구했다.

$$G_c = \frac{A_i}{BW\phi} \quad (8)$$

여기서, 에너지조정(energy calibration) 계수 ϕ 는 형상변수인 a_i / W 의 함수(Z_1, Z_2)이면서 S / W 에 비례하며 다음 식으로 표현된다.

$$\phi = Z_1(a_i / W) + (S / W) Z_2(a_i / W) \quad (9)$$

2.3 현미경 관찰

광학적으로 파괴의 원위치관찰(in situ observation)이 용이하도록, 시편의 표면에는 미세균열의 진전에 의해 깨지기 쉬운 흰색페인트가 칠해졌다. 시편의 파단면을 광학현미경과 주사형 전자현미경(SEM)을 사용하여 관찰하였다. SEM 관찰에 앞서서 스퍼터링(sputtering)로를 이용하여 시료의 표면에 금피막을 입혔다.

3. 결과 및 고찰

3.1 내부구조 및 섬유/수지 계면상태에 대한 성형압력의 영향

Fig. 3은 광학현미경에 의한 내부구조 관찰사진을 임체적으로 나타낸다. 이는 0.6 MPa의 성형압력으로 제작된 평판의 경우이며, 수지가 섬유사이

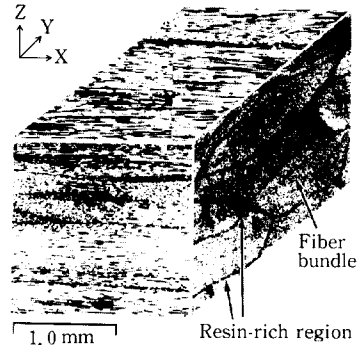


Fig. 3 Stereographic optical observation of microstructure of the molded CF/PA6 composite. X-Y, Y-Z, Z-X planes are referred to Fig. 2(a).



(a) 0.4 MPa



(b) 0.6 MPa

Fig. 4 Enlarged views by a scanning electron microscope of the Y-Z plane of the composite plates molded under pressures.

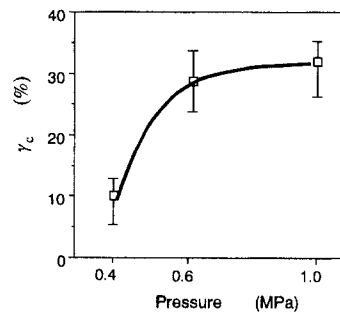


Fig. 5 Percentage (γ_c) of debonded area at the fiber-matrix interface as a function of molding pressure.

에 잘 침투되었음을 알 수 있다. 섬유체적분율이 높은 CF다발(carbon fiber bundle)의 사이에서 수지과다영역(resin-rich region)이 존재했다. Fig. 4(a)와(b)는 각각 성형압력 0.4 MPa와 0.6 MPa 하에서 제작된 평판의 단면을 SEM을 통해 관찰한

결과이다. 섬유와 수지사이의 계면부가 상당히 박리(debond)되어 있었으며, 성형압력 0.4 MPa에서는 박리의 정도가 매우 큼을 알 수 있다. 여기서 계면박리의 정도를 정량화하기 위해, 평판의 단면에서 무작위로 선정된 50개의 섬유단면의 총원주길이(l_t)에 대한 섬유와 수지의 접촉상태가 양호한 원주길이(l_c)의 비(γ_c)를

$$\gamma_c(\%) = \frac{l_c}{l_t} \times 100 \quad (10)$$

로 정의한다. Fig. 5에 나타난 바와 같이 γ_c 는 성형압력 0.4 MPa에서 10% 정도로 매우 낮았으며, 0.6 MPa에서 28%, 1.0 MPa에서 32%로서 0.6 MPa에서 한계접착에 상당히 도달하고 있음을 알 수 있다. 이 결과는 열가소성 수지를 섬유에 잘 적시는 것이 현재의 제작방법으로는 만족스럽지 못함을 나타낸다.

3.2 굽힘변형 특성에 대한 성형압력의 영향

Fig. 6은 0.6 MPa의 성형압력으로 제작된 혼합

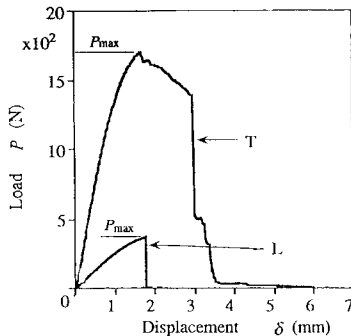
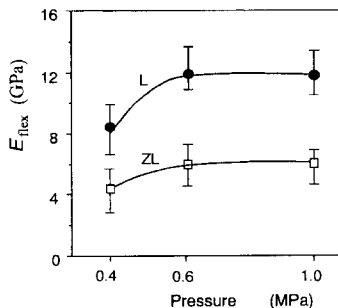
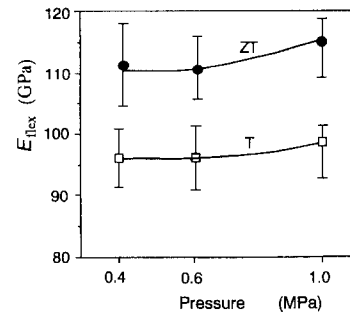


Fig. 6 Typical load-displacement curves of unnotched bend L and T specimens illustrated in Fig. 2.



(a) L and ZL specimens



(b) T and ZT specimens

Fig. 7 Flexural moduli E_{flex} as a function of molding pressure.

방사형 CF/PA6 복합재료의 노치없는 모서리방향 시편에 대한 전형적인 P - δ 곡선을 나타낸다. L방향 시편에 대해서는 P_{max} 근처에서 인장부위의 취성 파괴가 일어나 섬유길이방향으로 직선적인 균열전파를 보였다. 반면에 T방향 시편에 대해서는 P 가 초기에는 선형적으로 증가한 후 P_{max} 에 이르러 비선형적인 증가가 이어졌으며 뒤이어 점진적이거나 빠른 하중감소가 반복되는데 이것은 각각 안정한 파괴와 불안정한 파괴의 진행을 나타낸다. 즉, P_{max} 직후에 시편의 인장부위에서 인장과 전단의 혼합모드형 층간파괴현상이 발생하고 섬유길이방향으로 성장했으며, 압축파괴는 하중 로울러와 접촉하는 부위로부터 중립면 방향으로 진전했다. 평면방향 하중을 받는 ZL 시편과 ZT 시편에 대한 P - δ 곡선은 각각 L과 T 시편의 곡선형태와 유사했으나 ZT 시편에 대해서만 P_{max} 부근에서 약간의 비선형성을 보였다.

E_{flex} 와 σ_{max} 를 성형압력의 함수로서 구하여 각각 Fig. 7과 Fig. 8에 나타낸다. σ_{max} 와 E_{flex} 의 값은 순수굽힘이 일어나는 큰 S/W 비(=33.3)의 시편에서 얻어졌다. L방향 및 ZL방향 시편의 경우(Fig. 7(a))에 성형압력이 0.4 MPa에서 0.6 MPa로 증가함에 따라 E_{flex} 는 급격히 상승하여 그 이상의 압력에서 거의 일정하게 되었다. 이 경향은 Fig. 4와 Fig. 5에서 보이는 계면부의 접합정도의 결과와 유사하므로 계면부의 접합정도가 L방향 및 ZL방향 시편의 E_{flex} 에 크게 영향을 주고 있다고 볼 수 있다. 또한 ZL방향 시편이 가장 낮은 E_{flex} 값을 보이고 있음에 주의해야 한다. Fig. 7(b)는 시편의 E_{flex} 성능이 T방향보다 ZT방향에서 훨씬 우수하다는 것을 보여주고 있는데, T방향과 ZT방향 시편의 어느 쪽에서도 1.0 MPa의 성형압력까지 E_{flex}

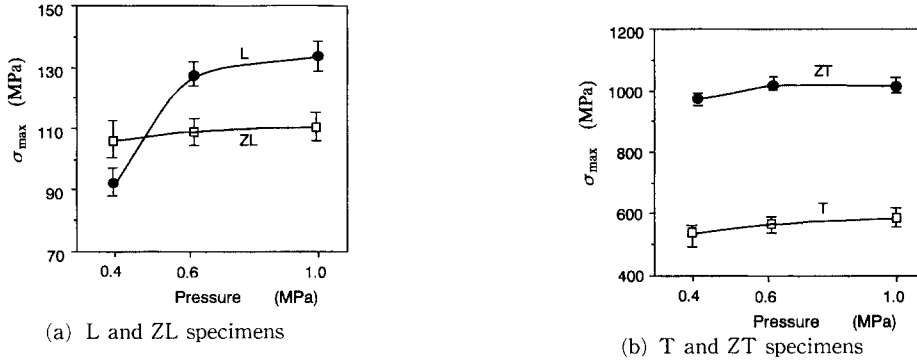


Fig. 8 Flexural strength σ_{max} as a function of molding pressure.

값이 완만하게 증가했다. 이는 성형압력이 높을수록 성형후의 평판두께가 다소 얇아지면서 섬유체적분율이 약간 증가했기 때문이라고 생각된다.

σ_{max} 의 경우, L방향 시편이 성형압력 0.4 MPa에서 92 MPa의 낮은 값을 보였으나 0.6 MPa에서 130 MPa의 높은 값을 나타내었고, 이후의 성형압력의 증가에 따라 약간의 증가를 보였다(Fig. 8(b)). 이 결과도 E_{ftex} 의 경향처럼 계면부의 접합정도가 중요한 요인으로 작용한 듯하다. ZL방향 시편의 σ_{max} 은 성형압력 0.4 MPa에서 L방향 시편보다 높은 107 MPa의 값을 보였지만, 성형압력의 증가에 따라 완만히 상승하여 0.6 MPa이상의 성형압력에서 L방향 시편의 값보다 약 15% 낮아졌다. L방향 시편과 ZL방향 시편이 이와 같이 다른 σ_{max} 의 거동을 보이는 것은 시편내부의 일방향 CF다발에 대한 굽힘하중방향의 효과가 최대하중에 이르기까지의 파괴과정에 차이를 보였기 때문으로 생각된다. ZT방향 시편(Fig. 8(b))은 ZL방향의 9배, T방향의 1.8배정도 큰 σ_{max} 값을 보여, 본 연구에서의 복합재료 평판의 굽힘성능은 ZL방향에서 가장 낮은 반면에 ZT방향에서 우수했다. ZL과 ZT방향 시편에 대한 σ_{max} 의 값은 Friedrich 등에 의해서 구해진 열가소성 분말이 충전된 섬유다발형 CF/PA12 복합재의 값 (58, 669 MPa)보다 훨씬 컸다. 따라서 혼합방사형은 분말 충전형보다 우수한 것으로 나타났다. 또한, ZT방향 시편에 대한 값의 크기가 Matsuo 등에 의해 보고된 혼합방사형 CF/PA6 복합재⁽¹⁵⁾에 대한 값의 크기와 비슷하였다. 그러나, 이 값은 CF/PEEK Prepreg (ICI, UK의 APC-2)로 만들어진 일방향 적층판에서 얻어진 값(1632 MPa)⁽¹⁸⁾보다 작았다. Voigt와 Reuss⁽²⁴⁾ 평균탄성계수의 개념에 근거한 비강화모재와 강화섬유에 대한 탄성계

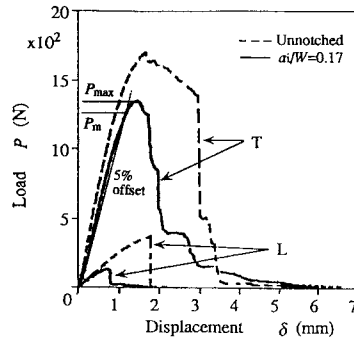


Fig. 9 Typical load-displacement curves of L and T cracked and the corresponding unnotched bend specimens.

수를 고려할 때, 이 복합재의 값은 각각 등변형률 상태 하에서는 132.5 GPa이고, 등응력하에서는 2.2 GPa일 것으로 예상된다. T와 ZT 시편에 대해서 실험적으로 구해진 E_{ftex} 의 값들(96.4, 111.2 GPa)은 등변형률 하에서 이론적으로 예상된 E_{ftex} 의 값보다 낮았다. 이에 반하여 L과 ZL에 대한 실험적인 값은 등응력하에서의 이론적인 값보다 상당히 높았다. E_{ftex} 에 대한 실험치와 이론치 사이의 이러한 차이는 아마도 섬유와 모재사이의 불충분한 접착(Fig. 4와 5)과 수치과다영역의 존재(Fig. 3), 다소 편향된 섬유다발(Fig. 3) 때문인 듯 하다. 또한, G_{13} 값은 굽힘이 작용할 때 진단변형이 발생하는 작은 S/W비(7.0)에서 구해질 수 있는데, 성형압력 0.6 MPa에서 L방향 시편은 약 0.71 GPa, ZT방향 시편은 3.68 GPa가 얻어졌으며, 하중방향에 대한 G_{13} 의 의존성은 E_{ftex} 의 경향과 매우 유사했다.

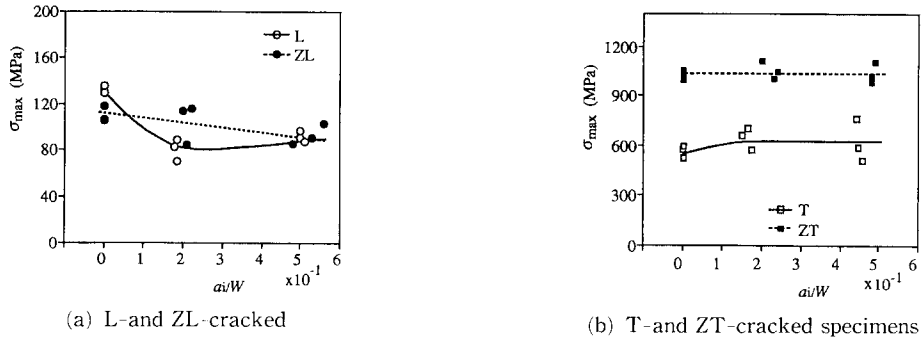


Fig. 10 Nominal flexural strength σ_{max} as a function of a_i/W .

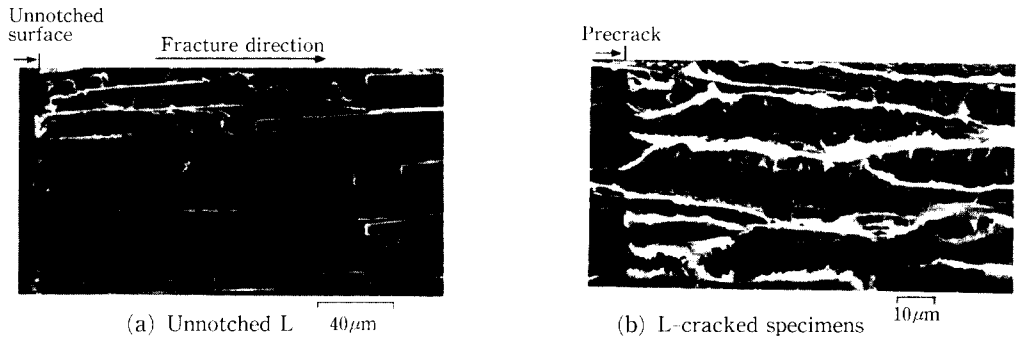


Fig. 11 SEM views of the fracture surface.

3.3 굽힘파괴거동에 대한 초기 균열방향과 길이 의 영향

Fig. 9는 성형압력 0.6 MPa로 제작된 모서리방향 시편의 $P-\delta$ 곡선에 미치는 초기 균열의 영향을 나타내고 있다. 그림에서 점선은 노치없는 시편에 대한 곡선으로 Fig. 6과 같으며, $a_i/W=0.17$ 의 노치를 갖는 시편에 대한 곡선은 실선으로 표시했다. T방향 초기 균열을 가진 시편의 $P-\delta$ 거동은 P_{max} 가 $a_i/W=0.17$ 에 거의 상동하는 약 18%만큼 낮아져 강도에 대한 노치의 영향이 별로 없다고 볼 수 있다. 이와 반면, L방향 초기 균열의 경우는 P_{max} 가 약 60% 만큼 작아졌으며, 초기 균열의 존재가 강도에 큰 영향을 주고 있음을 알 수 있다. 이 결과는 같은 종류의 다른 시편에서도 유사하게 나왔으며, 시편의 거시적인 변형 및 파괴의 형태는 T방향 균열이든 L방향 균열이든 노치의 유무에 별 차이가 없었다. 또한 평면방향하중을 받는 ZL 시편과 ZT 시편에 대한 $P-\delta$ 곡선은 ZT 시편에 대해 P_{max} 부근에서의 약간의 비선형성을 제외하고는 각각 L과 T시편의 곡선형태와 유사했다.

Fig. 10은 σ_{max} 를 a_i/W 의 함수로 나타내고있다.

a_i/W 가 증가함에 따라 ZL방향 균열이 있는 시편에 대해서 σ_{max} 의 점진적 감소를 나타냈다(Fig. 10(a)). 반면에 L방향 균열이 있는 시편은 $a_i/W=0.17$ 에서 크게 감소하여, 노치화에 대해 상당한 민감성을 나타냈다.

ZT방향 시편은 a_i/W 값(Fig. 10(b))의 변화에 따라 거의 변하지 않았으며, 가장 큰 σ_{max} 값(약 1032 MPa)을 나타냈다. 노치가 없는 T방향 시편에 대한 σ_{max} 값은 ZT방향 균열이 있는 시편의 약 54%였다.

광학현미경과 주사형 전자현미경(SEM)에 의한 파괴면의 관찰은 복합재에 대한 미시구조적 파괴 과정을 이해할 수 있게 했다. Fig. 11은 L방향 시편의 인장부의 파단면에 대한 SEM 사진인데, 노치가 없는 경우(Fig. 11(a))에는 모재가 취성적으로 파괴되었으며, 이는 δ 가 증가하는 도중의 급격한 하중 저하를 설명해 준다. 파면에는 파손된 많은 섬유들이 보이는데 파괴직전에 이들 섬유가 파괴경로를 가로지르고 있었을 것('섬유가교')이며, 재료의 강성과 강도, 파괴에너지의 증가에 기여하였음을 나타낸다. 섬유가교의 한 원인은 섬유방향

이 주된 파괴면으로부터 다소 편향되어 있었다는 것(Fig. 3)이다. L방향 초기 균열이 있는 시편(Fig. 11(b))의 선재균열 끝단 앞의 파괴형태는 모재에서 높은 소성변형이 발생했음을 나타내며, 최종 파괴에 앞서 안정적 균열진전이 일어났음을 표시한다. 섬유 표면에 붙어 있는 모재 파편의 부피는 크지 않았으며, 많은 미소공동들이 각각의 모재 파편에 존재했는데, 이것은 섬유와 모재사이의 접촉이 불량했음을 의미하고, Fig. 4와 5의 결과와 일치한다. 또한 섬유의 파단수는 노치가 없는 시편의 경우보다 적었다. 이와 같이 섬유파단이 적고 섬유와 모재가 약하게 접촉되어 있었다는 것은 L방향 균열이 있는 시편이 노치화에 높은 민감성(Fig. 10(a))을 나타낸 원인으로 생각된다.

또한 ZL방향 균열이 있는 시편에 대해서도 유사한 계면 파괴와 미소공동이 관찰되어 파괴는 섬유다발방향(FBD)에 평행한 주평면을 가지며, FBD에 수직하게 진전하였다. 선재균열의 도입은 이들 미시적 파괴가 쉽게 발생되게 했는데 그것은 σ_{max} 의 감소를 야기시켰다(Fig. 10(a)). 파괴경로는 L-균열의 시편보다 더 지그재그 형태를 나타내었으며 파괴에너지를 상당히 흡수했을 것으로 생각된다.

Fig. 12는 T방향 초기균열이 있는 시편의 파단면에 대한 광학현미경 사진을 나타내는데, 파괴가 인장부위와 압축부위에서 함께 일어났음을 알 수 있다. 이 파괴형태는 중간정도의 S/W비를 갖는 CFRP 적층판 보에 대해서 보고된 것과 유사하다.^(19, 20) 하중의 증가에 따라 초기균열의 끝에서 시편의 길이방향으로 층간파괴가 일어남으로써 인장부위에서는 주 파괴면으로부터 다소 떨어진 거리에서 섬유가 파손하여 섬유의 인발이 주로 유발되었는데, 이것은 모재와 섬유 사이의 계면접착이 상대적으로 불량하였기 때문으로 생각된다.⁽¹⁰⁾ 반면에 압축형 파괴(crushing-mode failure)는 로울러를 통해 힘

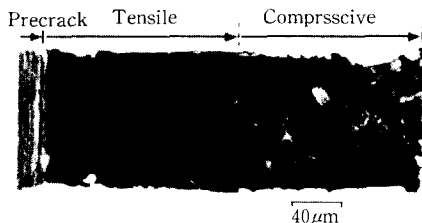


Fig. 12 Overall view by an optical microscope of the fracture surface of an T-cracked specimen.

이 가해진 압축부에서 발생했는데, 이때 발생된 섬유좌굴과 수지의 전단파괴는 파단된 많은 섬유를 포함한 파편들을 가진 복잡한 파괴면을 형성했다. 압축부의 파괴형태에 대한 실험결과는 문헌⁽¹⁷⁾에 보고했으며, 시편의 인장/압축의 중립선은 직선적이 아니고 상당히 지그재그의 형태를 보였는데, 이것은 아마도 굽힘하중 동안에 섬유다발의 불규칙한 단면 형상과 편향성, 수지과다영역(resin-rich region)이 복잡하게 작용했기 때문인 듯 하다.

ZT방향 균열이 있는 시편의 미시구조적 파괴는 압축형 파괴영역이 훨씬 적다는 점만 제외하면 T-균열 시편에서의 미시구조적 파괴와 꽤 유사하였다.

다음에, 파단면의 관찰을 통해서 시편의 전체단면에 대한 압축면의 비인 α_c 를 다음 식을 이용하여 측정하고 흡수파괴에너지 U_i , U_f 와의 실험적 상관관계를 구하고자 한다.

$$\alpha_c = \overline{W}_c / (W - a_i) \tag{11}$$

여기서, \overline{W}_c 는 압축부의 평균길이이다. Fig. 13에 나타낸 바와 같이 \overline{W}_c 는 다음 식을 통해 힘의 평형에 의해 설정된 중립선의 위치를 나타낸다.

$$\overline{W}_c = \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_T + \sigma_C} \right) \cdot (W - a_i) \tag{12}$$

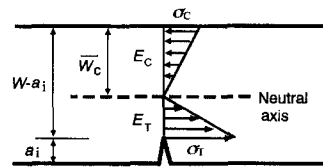


Fig. 13 Schematic description of stress distribution in the beam under a bend load.

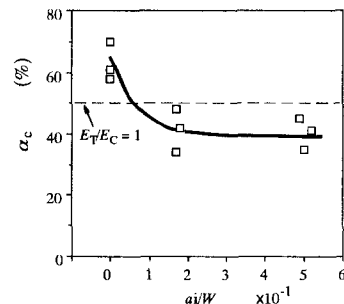


Fig. 14 Ratio (α_c) of the compressive fracture area to the specimen crosssection as a function of a_i/W for T-cracked specimens.

여기서, $\overline{\sigma}_T$ 와 $\overline{\sigma}_c$ 는 각각 인장부와 압축부의 평균응력값이다.

α_c 의 값을 a_i/W 의 함수로써 측정하였으며, T방향 시편에 대한 결과를 Fig. 14에 표시한다. 초기 균열의 도입으로 α_c 가 상당히 낮아졌으며, a_i/W 가 0.0, 0.17, 0.50에서 α_c 는 각각 평균 63%, 43%, 41%였다. ZL방향 시편에 대해서도 유사한 경향이 보였다. α_c 의 평균값은 Kimpara 등⁽¹⁹⁾에 의해 일방향 CF/에폭시(epoxy) 프리프레그(prepreg)로 만든 노치없는 T방향 시편에 대해서 약 0.46으로 보고된 바 있다. α_c 는 응력상태뿐만 아니라 시편의 강성 및 파괴과정에 의해서도 영향을 받게 될 것이다. 하중집중이나 초기 균열선단부에서의 어떠한 응력집중도 고려하지 않을 경우 α_c 는 단순한 선형탄성 보이론^(18, 19)과 식 (11)과 식 (12)에 근거한 다음 식에 의해 구해진다.

$$\alpha_c = \sqrt{E_T} / (\sqrt{E_c} + \sqrt{E_T}) \quad (13)$$

여기서, E_c 는 압축탄성계수이며, E_T 는 인장탄성계수이다. $E_T/E_c=1$ 일때, α_c 의 값은 0.5이다. 노치가 없는 T와 ZT 시편에 대해서는 인장부의 파괴가 시작되기 전에 E_c 의 감소를 유발시키는 압축파괴가 중립면을 향하여 진행됐는데, 이것은 식 (13)에 의해서 중립축을 인장부쪽으로 이동하게 했다. 즉, α_c 가 0.50보다 더 커지게 되었다. 그러나 초기 균열을 준 시편에 있어서는 인장파괴가 균열선단 주위에서 압축부의 파괴와 거의 동시에 시작했는데, 이는 식 (13)에서 보여지는 바와 같이 E_T 의 감소로 인한 α_c 의 감소를 유발시켰다.

T시편에 있어서는 흡수에너지(U_i , U_t)의 a_i/W 에 대한 의존성⁽¹⁷⁾이 위의 α_c 의 의존성과 유사하였으므로, 성형압력에 따른 흡수에너지의 α_c 의존성을 구하여 Fig. 15에 표시한다. 동일한 α_c 값에 대해

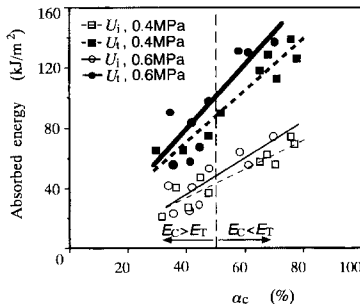


Fig. 15 Effects of α_c and molding pressure on the absorbed energy (U_i and U_t) for T specimens.

성형압력 0.4 MPa의 경우는 0.6 MPa의 경우보다 약간 작은 흡수에너지를 보였다. 또한 어느 경우에도 α_c 값의 증가에 따라 U_i , U_t 값이 커져 압축부의 파괴영역의 증가로 흡수에너지가 증가했던 것이다. 이러한 사실은 선재균열에 대한 저항력이 큰 재료는 더 큰 굽힘하중, 즉 큰 압쇄력에도 견뎌낸다는 것을 가리킨다.

3.4 파괴인성에 대한 성형압력의 영향

$a_i/W=0.5$ 인 L방향 및 ZL방향 시편에서 구해진 파괴인성 K_c 에 대한 성형압력의 영향을 Fig. 16에 나타낸다. ZL방향의 값이 가장 낮은 K_c 값을 나타냈으며 성형압력이 0.6 MPa이상에서 약 2.3 MPa·m^{1/2}로서 일정한 값을 보였다. 이들 값은 비충전 PA6에 대한 값(2.0 MPa·m^{1/2})⁽²⁵⁾보다 컸다. 혼합방사형 복합재료에 있어서 편향된 섬유다발이 K_c 를 증가시키는 섬유가교효과에 기여하였을 것으로 생각된다. 섬유가교효과가 일어나지 않을 경우, 인성이 높은 열가소성 소재를 이용하는 일방향복합재료에 대한 K_c 값이 비강화 열가소성 수지의 K_c 값보다 일반적으로 낮은데,^(8, 16) 그것은 단단한 섬유들의 존재때문에 비충전 수지에서 보여지는 것과 같은 파손영역의 성장이 복합재내에서는 일어날 수 없기 때문이다. L방향 시편의 값은 ZL방향 시편보다 성형압력 0.4 MPa에서 약 28% 높은 값을 보였으며, 0.6 MPa이상에서 40% 정도 높은 값을 나타내 차이가 커졌다. 또한 성형압력의 증가에 따라 K_c 값이 커지는 거동은 계면의 접합정도의 경향(Fig. 5)과 유사하므로 섬유-수지간의 접합정도가 K_c 값에 큰 영향을 주었다고 볼 수 있다. 왜냐하면 계면에서의 접합정도가 양호할수록 계면파괴(adhesive failure)^(16, 26)보다 응집파괴(cohesive fail-

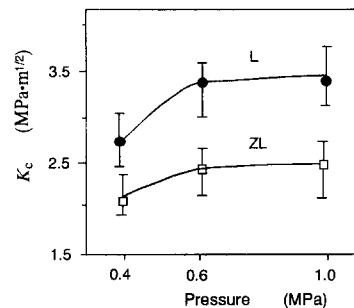


Fig. 16 Effects of molding pressure on critical stress intensity factor K_c for L and ZL specimens ($a_i/W=0.5$).

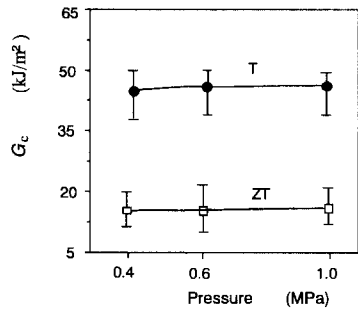


Fig. 17 Effects of molding pressure on critical strain energy release rate G_c for T and ZT specimens ($a_i/W=0.5$).

ure)⁽²⁵⁾가 더 많이 일어나게 되고 응집파괴는 파괴에 대한 저항이 커서 K_{Ic} 값을 증가시키기 때문이다.

위에서 언급한 L과 ZL방향 시편에 대한 K_{Ic} 의 성형압력 의존성은 σ_{max} 의 경향(Fig. 8(a))과는 다르다는 것에 유의해야 한다. 예를 들면, 0.4 Pa에서 ZL방향을 σ_{max} 는 L방향보다 컸으나 Fig. 16의 K_{Ic} 값의 거동은 반대로 나타났다. 이에 대한 이유는 K_{Ic} 가 σ_{max} 만의 함수일 뿐만 아니라 다음 식에 나타나는 바와 같이 a_i (L과 T : 5.0 mm, ZL과 ZT : 1.5 mm)에도 의존하기 때문이다.

$$K_{Ic} = \sigma_{max} \cdot \sqrt{a_i} \cdot Y(a_i/W) \cdot (1 - a_i/W)^2 \quad (14)$$

위 식은 식 (5)와 식 (7)에서 유도되었다. 한편, T방향 및 ZT방향 초기균열을 갖는 시편의 K_{Ic} 값은 성형압력에 따른 변화가 작았으며, 각각 약 24 MPa · m^{1/2}, 27 MPa · m^{1/2} 정도의 큰 값을 나타냈다. 이런 높은 값들은 단단한 섬유에 의한 강화효과뿐만 아니라 Fig. 12에 나타난 바와 같이 섬유 파괴와 인발에 의한 에너지흡수 때문이기도 하다.

L방향 시편 및 ZL방향 시편 ($a_i/W=0.5$)의 G_c 값은 성형압력 0.6 MPa에서 각각 2.2, 1.7 kJ/m²로 타났으며, CF/PEEK에 대한 G_{Ic} 값(1.65~1.99 kJ/m²)⁽¹²⁾과 거의 같은 수준에 있었다. 성형압력이 0.4 MPa에서 증가함에 따라 G_c 값이 증가하여 역시 계면의 접합정도(Fig. 5)에 영향을 크게 받았다. Fig. 17은 T 및 ZT방향 시편의 G_c 값이 성형압력에 그다지 의존하지 않고 거의 일정함을 나타낸다. ZT방향 시편은 ZL방향 시편보다 약 8.5배 큰 수치를 나타냈으며, 이는 T방향 시편의 G_c 값(44.69 kJ/m²)의 32%였다. T방향 시편의 G_c 값이 큰 것

은 Fig. 12와 같이 압축부에서 압쇄파괴가 크게 발생했음과 관련되는 것으로 생각된다.

4. 결론

성형압력조건을 변화시켜 일방향 혼합방사형 탄소섬유(CF)/폴리아미드 6 (PA6) 복합재료에 대한 내부구조, 섬유와 수지간의 계면접착상태, 3점굽힘하의 공칭 굽힘강도, 흡수에너지, 파괴인성, 파괴거동을 연구했다. 굽힘변형거동과 파괴인성은 모서리 방향 및 평면방향의 시편을 이용하여 평가했다.

(1) 복합재료의 내부에는 섬유다발 사이에 수지과다영역(resin-rich region)이 존재했다. 성형압력이 높아짐에 따라 섬유와 수지간의 계면부에서의 접착상태가 상당히 개선되었으나 0.6 MPa에서 거의 한계접착에 도달했다.

(2) 계면부의 접착상태는 복합재료 평판의 L방향 및 ZL방향 탄성계수, 굽힘강도, 파괴인성에 중요한 영향을 주었다. 0.6 MPa 이상의 성형압력에서 재료의 굽힘성능은 거의 안정되었으며, 이 경우 ZL방향을의 굽힘강도와 탄성계수의 값이 가장 낮았고 ZT방향을의 값이 가장 우수했다.

(3) L과 ZL방향 시편의 굽힘강도는 초기 균열도입에 민감했으며, 계면부의 약한 접착상태로 인해 균열이 용이하게 진전했다. 압축부의 압쇄형 파괴 때문에 T와 ZT방향 시편은 압축부위가 확장되고 흡수파괴에너지가 증가했다. 압축부위의 확장정도는 파괴로 야기된 압축부의 강성저하를 근거로 해석되었다.

(4) ZL방향 시편은 K_{Ic} 와 G_c 에서 가장 낮은 값을 보여 주었는데, K_{Ic} 는 비충진 PA6 수지에 대한 K_{Ic} 값보다는 약간 높았고, G_c 는 CF/PEEK에 대해 보고된 G_{Ic} 값과 비슷했다. T방향 시편의 G_c 값이 가장 큰 값을 보였는데, 그것은 압축부에서의 압쇄파괴가 컸기 때문이다.

후 기

본 연구는 1996년도 한국학술진흥재단 자유공모 과제(과제번호 : 01-E-1057) 연구비에 의해 수행되었으며, 일본 Kyushu University의 Kiyoshi Takahashi교수로부터 실험재료에 관한 조언을 받았으므로 이에 감사합니다.

참고문헌

- (1) O'brádaigh, C. M. and Mallon, P. J., 1989, "Effect of Forming Temperature on the Properties of Polymeric Diaphragm Formed Thermoplastic Composites," *Comp. Sci. Tech.*, Vol. 35, pp. 235~255.
- (2) Mallon, P. J., O'brádaigh, C. M. and Pipes, R. B., 1989, "Polymeric Diaphragm Forming of Complex-Curvature Thermoplastic Composite Parts," *Composites*, Vol. 20, pp. 48~56.
- (3) Eveno, E., Gillespie, J. W., Schultz, J. M. and Vinson, J. R., 1987, "Welding of Thermoplastic Composites : Numerical and Experimental Investigation," *Proc. 2nd Tech. Conf. American Soc. for composites*, Newark, DE, Poster Presentation.
- (4) Woolstencroft, D. H. and Hogg, P. J., 1991, "Cost Effective Manufacturing of Thermoplastic Composites," *Proc. 2nd Japan Int. SAMPE Symp.*, Chiba, Japan, pp. 653~662.
- (5) Miyasaka, Y., Makakura, T., Sakai, H., Koba, T. and Kishi, S., 1991, "Thermoplastic Composites for Automobile," *ibid.*, pp. 645~652.
- (6) Davies, P. and Benzeggagh, M. L., 1989, "Interlamimar Mode-I Fracture Testing," *Application of Fracture Mechanics to Composite Materials*, Friedrich, K. ed., Amsterdam: Elsevier Sci. Pub., pp. 81~112.
- (7) Johnston, N. J., Towell, T. W. and Hergenrother, P. M., 1991, "Physical and Mechanical Properties of High-Performance Thermoplastic Polymers and Their Composites," *Thermoplastic Composite Materials*, Carlsson, L. A., ed., Amsterdam : Elsevier Sci. Pub. , pp. 27~71.
- (8) Bradley, W. L., 1989, "Relationship of Matrix Toughness to Interlaminar Fracture Toughness," *Application of Fracture Mechanics to Composite Materials*, Friedrich, K., ed., Amsterdam : Elsevier Sci. Pub., pp. 159~187.
- (9) Coldicott, R. J., Longdon, T., Green, S. and Ives, P. J., 1989, "Heltra-A New System for Blending Fibers and Matrix for Thermoplastic -Based High Performance Composites," *Proc. 34th Int. SAMPE Symp., Reno, NV*, pp. 2206~2216.
- (10) Takahashi, K., Hisayama, T., Harakawa, K. and Nakajima, K., 1990, "Fabrication and Transverse Tensile Properties of Unidirectional Carbon Fiber / PEEK Composites Utilizing Commingled Yarn and Cowoven Cloth," *J. Japan Society for Composite Materials*, (in Japanese) Vol. 16, pp. 188~195.
- (11) Yoon, H. and Takahashi, K., 1993, "Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Commingled Cabon Fiber/PEEK Composites," *J. Mater. Sci.*, Vol. 28, pp. 1849~1855.
- (12) Ye, L. and Friedrich, K., 1993, "Mode I Interlaminar Fracture of Co-Mingled Yarn Based Glass Fiber/Polypropylene Composites," *Comp. Sci. Tech.*, Vol. 46, pp. 187~198.
- (13) Ye, L. and Friedrich, K., 1993, "Interlaminar Fracture of Commingled-Fabric-Based GF/PET Composites," *Composites*, Vol. 24, pp. 557~654.
- (14) Djumaev, A. and Takahashi, K., 1994, "Effect of Moisture Absorption on Damping Performance and Dynamic stiffness of NY-6/CF Commingled Yarn Composite," *J. Mater. Sci.*, Vol. 29, pp. 4736~4741.
- (15) Matsuo, T., Hamada, H., Maekawa, Z., Ikegawa, N. and Yamane, M., 1993, "Effect of Processing Condition on Bending Properties of Thermoplastic Composites with Commingled Spun Yarn," *J. Soc. Mater. Sci. Japan* (in Japanese), Vol. 42, pp. 311~316.
- (16) Friedrich, K., Gogeva, T. and Fakirov, S., 1988, "Thermoplastic Impregnated Fiber Bundles : Manufacturing of Laminates and Fracture Mechanics Characterization," *Comp. Sci. Tech.*, Vol. 33, pp. 97~120.
- (17) Choi, N. S., Yamaguchi, H. and Takahashi, K., 1996, "Fracture Behavior of Unidirectional Commingled-Yarn-Based Carbon Fiber/ Polyamide 6 Composite under Three-Point Bending," *J. Comp. Mater.*, Vol. 30, pp. 760~784.
- (18) Carlsson, L. A. and Pipes, R. B., 1987, *Experi-*

- mental Characterization of Advanced Composite Materials*, Englewood Cliffs, NJ : Prentice Hall, pp. 83~93.
- (19) Kimpara, I., Kim, H. C., Ohsawa, I. and Takehana, M., 1979, "Fractography of Fracture Surface of Unidirectional CFRP under Three-Point Bending," *J. Soc. Mater. Sci. Japan*, (in Japanese), Vol. 28, pp. 1160~1166.
- (20) Whitney, J. M., 1989, "Experimental Characterization of Delamination Fracture," *Interlaminar Response of Composite Materials*, N. J. Pagano, ed., Amsterdam : Elsevier Sci. Pub., pp. 161~250.
- (21) Hashemi, S. and Williams, J. G., 1984, "Size and Loading Mode Effects in Fracture Toughness Testing of Polymers," *J. Mater. Sci.*, Vol. 19, pp. 3746~3759.
- (22) ASTM E399-78.
- (23) Williams, J. G., 1987, *Fracture Mechanics of Polymers*, Chichester, England : Ellis Horwood, pp. 61~74.
- (24) Ward, I. M. and Hadley, D. W., 1993, *An Introduction to the Mechanical Properties of Solid Polymers*, Chichester, England : John Wiley & Sons, pp. 143~171.
- (25) Karger-Kocsis, J., 1989, "Microstructure and Fracture Mechanical Performance of Short-Fiber-Reinforced Thermoplastics," *Application of Fracture Mechanics to Composite Materials*, Friedrich, K., ed. Amsterdam : Elsevier Sci. Pub., pp. 189~247.
- (26) Choi, N. S. and Takahashi, K., 1996, "Toughness and Microscopic Fracture Mechanisms of Unfilled and Short-Glass-Fibre-Filled Poly (Cyano Arylether)," *J. Mater. Sci.*, Vol. 31, pp. 731~740.