

섬유복합재료의 기계적특성에 대한 섬유 체적함유율의 영향

윤 병 일

대전기계창, 대전 P. O. Box 35호
(1988년 2월 22일 접수)

Effect of Fiber Volume Fraction on the Mechanical Properties in Carbon Fiber-Epoxy Composite

Byung-il Yoon

Daejeon Machine Depot, P.O.Box 35, Daejeon 300-600, Korea
(Received February 22, 1988)

요 약 : 필라멘트 와인딩으로 제작된 탄소섬유/에폭시 일방향 복합재의 기계적 성질에 대한 미세구조 인자의 영향이 연구되었다. 인장 강도와 탄성율에 있어서 실험치와 혼합법칙으로부터 계산된 이론치는 대단히 큰 차를 나타내었다. 이것은 전적으로 낮은 섬유의 체적함유율에 기인하였고, 특히 라미나의 두께를 통한 섬유의 불규칙한 분포가 주원인이었다. 결국 복합재의 인장강도는 약 50% 감소되는 심각한 영향을 받았으나, 공소량의 영향에 대해서는 관찰하기 어려웠다. 섬유의 체적함유율의 영향은 직경 152 mm의 필라멘트 와인딩 압력용기의 수압시험에서도 잘 입증되었다. 또한 이 인자와 시편의 두께는 최종 파괴모드에도 영향을 미침이 관찰되었다.

Abstract : This paper presents an effect of microstructural parameters on the mechanical properties in filament-wound unidirectional carbon-epoxy laminate. It is shown that there exists big difference between theoretical prediction using mixture's rule and experimental values in both of the failure strength and Young's modulus. This is not only due to the low volume fraction of fibers, but also particularly to the irregular dispersion of fibers throughout the thickness of laminate. As a result, in case of specimen with $V_f=43\%$, the experimental strength at failure shows about 44% drop. Similar results are obtained in small filament-wound pressure vessel which has been tested by hydroburst. It is also shown that failure modes are strongly dependent on both the fiber volume fraction and the thickness of test specimen.

서 론

섬유복합재료의 많은 성질들은 섬유의 직경, 섬유의 길이, 섬유의 길이 분포, 섬유의 체적함유율(fiber volume fraction : V_f) 및 섬유들의 방향과 배열 같은 미세구조 인자들에 크게 의존한다. 각 인자의 영향은 특성에 따라서 변한다. 복합재

료로부터 얻는 제품의 유효한 설계와 제작을 위해서, 그리고 복합재료의 최적 공정을 위해서 이들 인자들의 특성을 이해함은 대단히 중요하다. 고기능성 부품은 일반적으로 적절한 성질과 기능을 얻기 위하여 미리 결정된 배열 수순에 따라서 라미나(laminar) 혹은 프리프레그를 적층한다. 탄성 특성을 예측하기 위해서는 개개의 라미나는

섬유배열 및 섬유 체적함유율이 전체적으로 일정하다는 관점에서 균질로 간주한다. 그래서 이론적 탄성율 혹은 강도치들은 잘 알려진 혼합법칙(rule of mixture)으로부터 구할 수 있다. 여기서 중요한 인자는 무엇보다도 섬유의 체적함유율로서 일방향 복합재의 경우 인장 탄성율은 이의 증가에 따라서 선형의 증가를 나타낸다. 이는 또한 복합재의 파괴 형태에도 상당한 영향을 미친다.¹

최근에 Anotz등²은 Kevlar-29/epoxy 스트랜드(strand)의 기계적 특성 및 파괴모드가 섬유의 체적함유율에 따라 어떻게 영향 받는가를 실험적으로 제시하였다. 일반적으로 라미나를 사용하는 적층판(laminate)은 섬유의 체적 함유율이 층과 두께에 따라서 거의 일정하며 또한 공소(void)도 1-2% 정도 존재한다. 그러나 압력용기 혹은 파이프등을 제작하는데 사용되는 필라멘트 와인딩(filament winding) 기술은 이의 독특한 공정으로 섬유의 체적 함유율이 두께에 따라서 일정치 않고 공소도 많이 발생한다. Judd와 Wright³는 복합재료의 층간 전단강도(interlaminar shear strength)가 약 4%의 총 공소량까지 공소가 1% 증가할 때마다 약 7%씩 감소한다고 보고 하였다. 지금까지 대부분의 연구가 적층 복합재에 대해서 연구되었기 때문에 필라멘트 와인딩 복합재에 대한 앞서 언급한 미세구조적 인자들에 의한 영향 연구는 거의 없는 실정이다. 그래서 본 연구에서는 carbon/epoxy 필라멘트 와인딩 복합재의 기계적 특성들에 대한 섬유의 체적함유율과 공소량의 영향을 관찰하였다.

실 험

재료 및 시편

필라멘트 와인딩용으로 사용된 매트릭스는 bis-phenol A형인 CIBA-GEIGY 사의 Araldite 6005 epoxy 수지로 경화제와 촉진제를 100/80/2%의 비율로 혼합하여 사용하였다. 섬유강화재로는

Table 1. Composition of Epoxy Resin and Carbon Fiber Properties.

Epoxy Resin ¹	Carbon Fiber ²	
	T-300(12K)	T-800(12K)
Araldite 6005(R)	Tensile Strength (kgf/mm ²)	350 520
Hardner HY906(H)	Young's Modulus (kgf/mm ² ×10 ³)	23.5 30.0
Accelerator DY602(D)	Strain at failure(%)	1.5 1.8
Mixing Ratio (100(R)/80(H)/2(D))	Density (g/cm ³)	1.77 1.80

¹ CIBA-Geigy Resin System

² Torayca Co.

Torayca 사의 탄소섬유인 T-300과 T-800 두 종류를 사용하였으며 Table 1에 이들의 물성치⁴를 나타낸다. 일방향 시편은 필라멘트와인딩기에서 평판형 금형위에 hoop 방향으로 수지가 함침된 섬유를 와인딩하여 제조하였으며, 이것은 오븐내에서 다음과 같은 조건하에서 경화하였다. 80℃ (1h), 120℃ (1.5h), 150℃ (4h). 인장시편은 240(L)×20(W)m/m의 크기로 절단하였고, 양 tab은 glass/epoxy 적층판을 50 m/m로 절단한 후 epoxy 접착제로 접착하여 사용하였다. Epoxy 매트릭스의 인장시편을 제작하였다. 실리콘 고무의 금형으로 부터 ASTM D638 (Type 1)의 시편을 앞서의 복합재와 같은 경화 조건에서 제작하였으며 최종 150℃에서는 최대 6시간동안 후 경화(post cure)를 하여 이의 기계적 물성 영향을 관찰하였다.

인장시험

정적인장시험이 INSTRON (Model 1331)에 의해서 수행되었다. Epoxy 시편은 1 mm/min.의 stroke 조절하에서, 그리고 carbon/epoxy 복합재 시편은 40 N/Sec.의 하중 조절로 각각 시험하였다. 최종 파괴된 시편의 파단면은 전자주사현미경으로 관찰하였다.

결과 및 고찰

복합재 인장시험

Table 2에 epoxy 매트릭스의 인장시험 결과를 나타낸다. 이의 물성치는 150℃에서 2시간 경화하였을 때의 값으로 표에서 보듯이 사용된 매트릭스는 저신율의 성질을 갖는 epoxy 임을 알 수 있다. 또한 이 값들은 CIBA-GEIGY사의 그것보다 평균적으로 약간 낮은 값을 나타내었다. 그러나 grip 근처에서 파괴된 시편의 데이터는 모두 제거하였다. 후경화에 의한 기계적 물성치들의 변화를 알기 위해서 150℃에서 1시간 간격으로 최대 6시간 동안 경화하여 인장시험을 하였다. Fig. 1에 후경화 시간에 따른 탄성율과 인장강도의 변화를 나타낸다. 탄성율은 후경화시간 4시간까지는 계속 증가하는 현상을 나타내었다. 이때의 탄성율은 후경화 전의 그것에 비하여 약 12%의 증가를 나타내었다. 이후에는 후경화 시간의 증가에도 불구하고 탄성율은 도리어 급격히 감소하여 후경화 전의 그것보다도 약 8.8%의 낮은 값을 나타내었다. 이와같은 결과는 아마도 가교도(degree of crosslinking)의 증가에 기인하리라 보는데, 이것은 파괴된 단면의 fractography 관찰로 부터 규명이 가능하나 여기서는 언급치 않는다.

한편 인장강도는 후경화시간 4시간까지는 완만한 증가를 나타내고 있다. 그러나 이후부터는 급격한 증가를 나타내며 후경화 전의 강도에 비하여 약 50% 증가한 값이다. 탄성율과 유사하게 이 시간에서는 인장강도의 변화는 거의 없이 일정한 값을 유지하고 있다. 본 실험 결과로부터 탄성율과 인장강도를 모두 충족시킬 수 있는 후

경화 시간은 2시간이라 사료된다. 그러므로 epoxy 매트릭스의 적절한 경화시간은 150℃에서 4시간으로 결론지어 이 조건을 carbon/epoxy 복합재 제작에도 적용하였다. Table 3에 일방향 복합재(0°)의 인장시험 결과와 이론치와의 비교를 나타낸다. 여기서 섬유의 체적함유율과 공소 퍼센트는 개스 버너에 의한 직접 연소법⁵을 사용하여 얻었다. 복합재의 밀도는 시편을 약 10×10mm/m의 크기로 다이아몬드 절단기에 의해서 준비하여 수중치환법⁵에 의해서, 그리고 탄소섬유의 밀도는 Torayca 사가 제공한 값을 각각 사용하였다.

섬유의 체적함유율은 표에서 보듯이 43-58%로써 일반적으로 복합 적층재의 약 60-65%에 비하여 대단히 낮은 값을 나타내고 있다. T 300 탄소섬유를 사용한 경우에 파괴강도와 탄성율은 모두 섬유의 체적함유율의 증가에 따라서 증가를 나타내고 있다. 예를 들어서 섬유의 체적함유율이 약 56% 일때의 탄성율과 인장강도는 43%의 그것에 비해서 각각 28%와 56% 정도 증가함을 보여주었다.

이론적 탄성율과 인장강도를 구하기 위하여 혼합법칙⁶을 사용하였다.

$$E_1 = E_f V_f + E_m V_m = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (1)$$

여기서 E_1 은 일방향 복합재(0°)의 탄성율, E_f , m 은 섬유(f) 및 매트릭스(m)의 탄성율, V_f, m 은

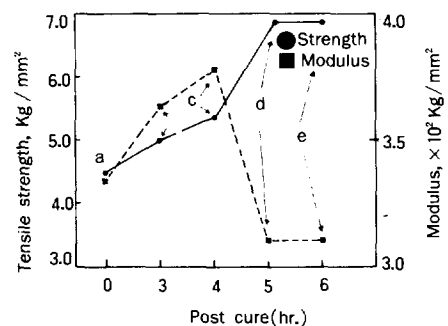


Fig. 1. Effect of post cure on mechanical properties of cured epoxy : a) no post cure, b-e) post cure.

Table 2. Mechanical Properties of Cured Epoxy Resin.

Strength, kg/mm²	4.6
Young's modulus, ×10² kg/mm²	3.4
Strain at failure, %	2.0

섬유 및 매트릭스의 체적함유율을 뜻한다.

탄성율에 있어서 이론치는 실험치 보다도 3-5% 높은 값을 나타내고 있다. 그러나 이들의 차이는 섬유의 체적함유율이 증가함에 따라서 감소함을 볼 수 있는데 이것은 0° 방향 복합재의 물성이 주로 섬유강화재에 지배되기 때문이다. 일반적으로 혼합법칙에서 얻는 이론치와 실험치와의 차이는 적층 복합재의 경우 1% 이내로 대단히 잘 일치함이 알려져 있는데, 본 실험의 결과는 이 보다는 훨씬 큰 3-5배의 차이를 나타내었다. 이의 원인은 파단강도의 결과와 함께 논의하기로 한다.

이론적 인장강도는 식 (2)로 부터 구했다.

$$\sigma_1^* = \sigma_f V_f + (\sigma_m') (1 - V_f) \quad (2)$$

여기서 σ_1^* 는 일방향 복합재 (0°)의 인장파단 강도, σ_f^* 는 섬유의 파단강도, σ_m' 은 섬유의 최대 인장신율과 동등한 매트릭스 신율에서의 매트릭스 강도를 의미한다.

Table 3에서 보듯이 실험치와 이론치와의 인장 강도 차이는 탄성율의 그것에 비하여 대단히 심하다. 섬유의 체적함유율이 43%인 경우에 있어서 이의 차이는 약 56%로써 이론치가 훨씬 높은 값을 나타내었다. 이와같은 경향은 체적함유율이 증가함에 따라서 그들의 차이는 점차로 감소함을 나타내었다. 탄성율과 인장강도의 실험치와 이론치와의 차이의 주원인은 무엇인가. 이것은 다음과 같은 원인으로부터 규명할 수 있다. 첫째로

공소의 양이며 둘째로는 섬유의 체적함유율과 이의 분포, 혹은 매트릭스의 분포 상태이다.

Table 3에서 보듯이 공소량은 약 6%에 달하고 있다. 공소가 복합재의 성질에 영향을 미친다는 것은 몇몇 연구자들에 의해서 발표되었다. 일방향 시편에서 굴곡, 압축, 전단 혹은 층간 전단 탄성율과 강도들이 공소의 존재로 심각하게 영향을 받는다고 보고하였다. 그러나 인장시험을 받는 일방향 복합재 시편에 공소가 존재할 때 그들의 물성이 저하된다는 보고는 없다. 이것은 섬유가 하중 방향과 일치하므로써 섬유 강화재가 주 하중을 받게 되며, 따라서 매트릭스는 하중 전달의 매개체 이외에는 주 하중에 견디지 못하기 때문이다. 그러므로 매트릭스에 존재하는 공소는 인장하중시에 탄성율이나 강도에 영향을 미치지 않는다고 사료된다. 그러나 본 연구에서 규명은 할 수 없었지만은 공소의 크기, 분포, 양에 따라서는 crack 개시제로 작용할 수 있다고 본다. 공소가 대단히 미약한 영향을 미친다고 할때 본 실험에서의 주요 물성 저하 인자는 앞서 언급한 섬유의 분포 상태 또는 이의 체적함유율이라 할 수 있다. 먼저 필라멘트 와인딩 공정중에 일어날 수 있는 섬유 혹은 매트릭스 불균일한 상태를 Fig. 2에 나타내었다.

Fig. 2의 (a)는 맨드릴위에 수지 함침통을 통과한 섬유가 와인딩 되었을때의 첫번째 층을 나타낸다. 이때의 섬유와 매트릭스 분포는 균일한 상태를 나타낸다. 다음에 첫번째 층위에 두번째

Table 3. Mechanical Properties of Filament-Wound Unidirectional Carbon-Epoxy Composites.

No.	Tensile Strength (kg / mm ²)		Young's Modulus × 10 ³ kg / mm ²		Strain at failure %	Fiber volume fraction %	Void content %	Fiber type
	Exper.	Theor.	Exper.	Theor.				
1	95.4	151	10.3	10.8	0.83	43	6.0	T-300
2	115.5	170	11.0	11.4	1.02	49	5.8	T-300
3	149.2	196	13.7	14.1	1.13	56	5.2	T-300
4	175.3	250	11.5	12.4	1.55	48	5.9	T-800

층이 와인딩 될때에 이때는 와인딩에 의한 섬유의 장력이 아랫층인 첫번째 층에 압력을 가하게 된다. 이렇게 되면 첫번째 층의 균일한 섬유 분포는 불균일하게 되는 동시에 매트릭스는 윗층으로 짜져서 올라가게 된다(b), 그러므로 아랫층의 섬유 체적함유율은 윗층에 비해서 상승되며 또한 매트릭스 양은 상대적으로 줄어든다. 와인딩이 계속됨에 따라서 각층은 섬유장력에 의한 압력을 받게 되어 매트릭스의 윗층 이동이 일어나면서 섬유의 배열이 불규칙 해지고, 따라서 두께에 따른 섬유의 체적함유율이 달라지게 된다(c). 실제로 시편의 단면을 보면 최종 와인딩이 이루어진 층의 밖은 거의 완전히 매트릭스로 덮여 있음을 볼 수 있었다. 앞서 언급한 현상은 와인딩 시편의 두께가 두꺼울수록 더욱 뚜렷이 나타났다.

이와 같은 시편이 인장하중을 받는 경우에 있어서 하중은 섬유의 체적 함유율이 적은 부분 즉 매트릭스가 상당히 많이 존재하는 곳에서 집중적으로 일어날 것이다. 파잉의 하중은 매트릭스로부터 이 지역에 존재하는 인접 섬유에 전달하게

되는데 이것은 결국 섬유의 이른 파괴를 유도할 것이다. 각 섬유의 파괴가 일어날 때 응력의 재분배는 인접한 섬유에 응력을 부가시키는 응력확대효과(stress magnification effect)를 가져온다. 하중이 증가될 때에 이 효과는 증대되며 결국 연속적인 섬유의 파괴를 가져온다. 유사한 파괴과정을 Zweben⁹은 섬유파단 성장모델(fiber break propagation model)로 설명하였다.

Table 3에서 보듯이 평균 섬유의 체적함유율이 43%일때 실제로 시편의 한 층은 이 보다 훨씬 낮은 섬유가 존재할 것이다. 그러므로 복합재 시편은 일찍 파괴되므로써 파단강도는 이론치에 비하여 상당히 낮은 값을 나타내었다고 사료된다. 또한 이결과는 파단신율의 경우에서 더욱 뚜렷이 나타났다. 섬유의 체적함유율이 증가할 때에 이론치와의 차이가 줄어드는 이유는 시편의 두께 위치에 따른 섬유의 분포가 그렇게 심하지 않음으로써 앞서 논의된 경우와 같은 파괴과정은 일어나지 않기 때문이다. 이 경우의 주된 이유는 전체적인 섬유의 체적함유율의 부족에 기인한다고 사료된다. 따라서 파단신율도 일반적인 경우에서 얻는 것과 거의 같은 값을 나타내고 있다. 그러므로 필라멘트와인딩 시편의 기계적 특성에 가장 큰 영향을 미치는 것은 섬유의 체적함유율이며 특히 이의 분포상태에 의존함을 알았다.

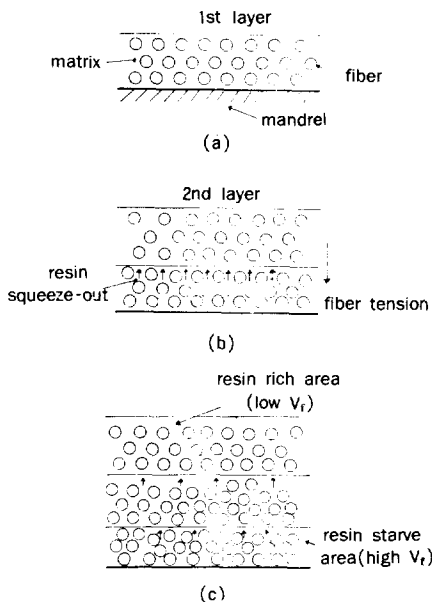


Fig. 2. Irregular distribution of fiber during filament-winding process.

Table 4. Hydraulic Test Data of Filament-Wound Pressure Vessel.

Stacking sequence	Burst pressure psi (kg / mm ² × 10 ⁴)	V _f %	Void content, %
(±24°) ₃ / (90°) ₃	1900-2800 (261.6-385.5)	46%	7.2%
(±24°) ₄ / (90°) ₄	2400-2800 (330.4-385.5)	46%	7.1%
(±24.5°) ₄ / (90°) ₂ ¹	5000 (688.3)	65%	5%

¹ Ref.10 : AS-4(carbon fiber) / HBRF-55A(Poxy resin)

압력용기 시험

필라멘트 와인딩으로 직경 152 mm의 압력용기를 제작하여 수압(hydraulic pressure)에¹ 의해 파괴시험을 하였다. 이의 결과들을 Table 4에 나타낸다. 파괴압력은 적층구조에 따라서 다르지만 이것은 설계압력의 최저 50%, 그리고 최고 70%에 해당하는 값이다. 데이터의 심한 기폭은 필라멘트 와인딩의 일정치 않은 공정에 기인한다. 앞서의 인장시험 결과와 같이 압력용기의 낮은 파괴압력의 원인은 섬유체의 체적함유율이다. Table 4에서 보듯이 섬유의 체적함유율은 약 46%로써 낮은 함유율을 나타낸다. 이 압력용기는 $\pm 24^\circ$ 의 층과 90° 층으로 구성되어 있고, 두께는 약 6 mm이다. 파괴된 용기는 대개 $\pm 24^\circ$ 층과 90° 층의 뚜렷한 분리형태를 나타냈다. 이것은 앞서 언급한 바와같이 $\pm 24^\circ$ 층이 와인딩 후에 90° 방향으로 와인딩 할 때 섬유의 와인딩 장력이 $\pm 24^\circ$ 층에 가해짐으로써 많은 수지가 윗층으로 빠져 올라오게 된다. 그래서 두개의 층과 섬유 체적함유율은 다르며 특히 90° 층의 밖은 거의 완전히 epoxy 수지로 덮여 있었다. 이와 같은 균일치 못한 섬유 분포가 압력용기의 이른 파괴를 가져온다고 사료된다.

Table에서 보듯이 유사한 구조를 갖는 압력용기의 수압시험 결과¹⁰는 파괴압력이 약 5000 psi를 나타냈다. 이와같은 결과의 차이는 무엇보다도 높은 섬유의 체적함유율에 있다. 또한 적은 공소량도 고려할 수 있으나 이에 대한 영향은 정확히 언급할 수 없다. Beckwith등¹⁰이 사용한 epoxy 매트릭스는 rubber 충진제를 넣어 인성특성을 향상시킨 것으로 이것이 또한 높은 파괴압력을 나타나게 한 원인이 되리라 사료되나, 본 실험에서 사용한 epoxy 매트릭스는 rubber의 개질없이 사용한 것이다.

파괴모드 관찰

복합재 시편의 파괴형태는 섬유의 체적함유율에 따라서 다르게 나타났는데 이것은 Chamis¹¹가 분류한 일방향 복합재의 파괴모드와 대체로 일치

하였다. 섬유의 체적함유율이 평균 43%인 경우에 있어서 파단면은 횡방향의 평면 형태를 나타내었다(Fig. 3(a)). 이것은 섬유의 인장강도가 계면에서의 전단강도보다 약하기 때문인데, 특히 carbon/epoxy 복합재의 인장강도/전단강도의 비는 비교적 적어 소량의 debonding으로 앞서와 같은 파단면을 나타낸다.¹² Fig. 3(b)에서 보듯이 섬유의 체적함유율이 전자보다 56%인 경우에서 나타난 파단형태이다. 전자와 다른점은 섬유와 매트릭스의 debonding이 많이 발생하여 상당한 량의 섬유 pull-out이 발생한 것이다. 이와 같은 이유는 인장강도(σ_1)/전단강도와 인장강도(σ_2)/인장강도(σ_1)가 비교적 크기 때문이다.¹²

한편 파괴모드는 시편의 두께에도 영향을 받음이 관찰되었다. Fig. 3의 (a)와 (b)는 시편의 두께가 평균 3.8mm로써 Harris¹³등이 보고한 실험결과와 일치한다. 그러나 시편의 두께가 1.3mm로서 앞의 시편보다 얇을 때에 Fig. 3의 (c)에서 보듯이 파단면은 brush 형태를 나타내었다. 이것은 하중의 방향을 따라서 진행한 splitting과 delamination 모드에 기인한다. 이 시편의 섬유 체적 함유율은 61%이었다. 본 실험에서 파단모드의 관찰 결과는 최근에 Kevlar 스트랜드(strand)

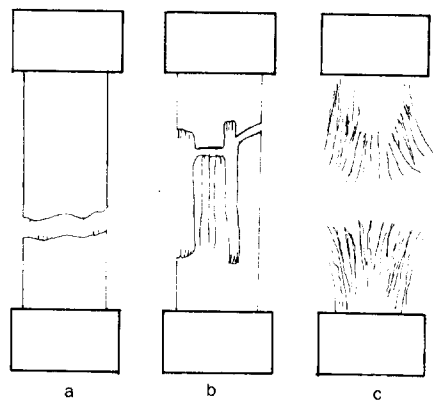


Fig. 3. Failure modes depending on the fiber volume fraction and the thickness of specimen a) low V_f (3.8mm), b) high V_f (3.8mm), c) high V_f (1.3mm).

의 섬유 체적 함유율의 변화에 따른 인장시험 결과와도 잘 일치함을 보여 주었다. Fig. 4에서는 carbon/epoxy 시편의 비교적 매끄러운 파단면을 보여주는 S.E.M 사진으로, 여러 곳에서 blocky outcrop (뭉툭한 노출상태) 형태의 파괴를 볼 수 있다. 사진(b)는 탄소섬유의 파괴, 섬유의 pull-out이 일어난 현상을 보여주며, 또한 거의 대부분의 파단면은 많은 epoxy 매트릭스로써 덮여 있음을 잘 보여주고 있다.

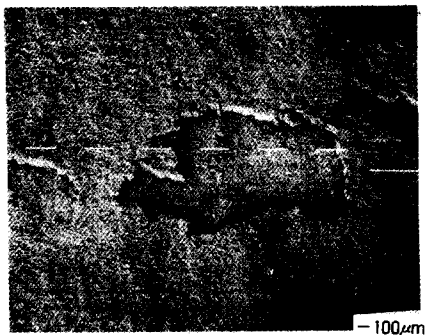
미시적 파괴과정에서 중요한 현상은 섬유의 pull-out^{1,14}이다. 이것은 실제로 섬유와 매트릭스의 debonding 후에 발생한다. debonding 과정은 섬유의 debond 응력과 마찰, debond된 섬유의 길이 따른 응력의 증가속도인 두 파라메타에 의해서 조절되며 또한 섬유강화재의 탄성율, 직경

에 영향을 받는다고 한다. 유리섬유나 kevlar 섬유는 debonding 시에 그들은 주로 single fiber의 형태로 pull-out이 일어나나 탄소섬유 복합재에서는 섬유와 매트릭스의 강력한 접착 혹은 섬유의 높은 탄성율 등으로 fiber bundle의 pull-out이 우세하게 일어난다.

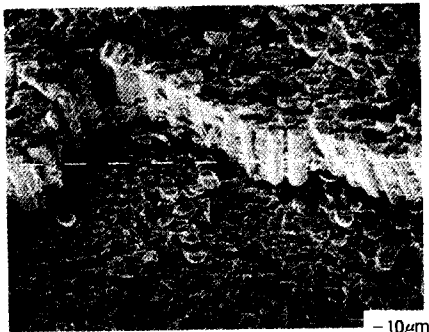
Fig. 4는 fiber bundle의 debonding으로 인한 pull-out을 보여준다. S.E.M 사진에서 보듯이 single fiber의 pull-out도 나타났으나 지배적인 현상은 fiber bundle의 pull-out임을 명확히 알 수 있다.

결론

필라멘트와인딩 공정에 의해서 제작된 carbon epoxy 일방향 복합재의 기계적 성질은 섬유의 체적함유율에 크게 의존함을 나타내었다. 혼합법칙으로 부터 얻은 이론치와 실험으로부터 얻은 인장 파단강도와 탄성율에 있어서는 상당한 차이를 보여주었다. 이것은 프리프래그 복합적층재와 달리 두께 및 이의 위치에 따라서 섬유의 체적함유율이 일정하지 않게 분포되어 있기 때문이다. 최종 와인딩이 이루어지는 적층 위치에서는 섬유의 장력으로 인하여 매트릭스가 연속적으로 윗층으로 짜져 올라와 상대적으로 아래층에 비하여 파잉의 매트릭스와 적은 량의 섬유가 존재하였다. 이와같은 섬유 체적함유율의 불균일한 분포로 인



(a) X80 (-: 100 μ m)



(b) X640 (-: 10 μ m)

Fig. 4. Scanning electron micrographs showing smooth fracture surface of carbon-epoxy unidirectional laminate with low V_f .



X1250 (-: 10 μ m)

Fig. 5. Scanning electron micrograph showing fiber bundle debonding.

한 영향은 필라멘트와인딩 압력용기의 수압시험에 의한 파단강도에서도 잘 확인되었다. 일방향 복합재의 파괴모드는 섬유층의 체적함유율 뿐만 아니라 시편의 두께에도 영향을 받았다. 거시적으로 파단형태는 매끄러운 횡평면 파괴를 나타내었으며, 여기에서 debonding과 pull-out으로 인한 fiber bundle의 파괴가 관찰되었다.

참 고 문 헌

1. J. Aveston and A. Kelly, *J. Mater. Sci.*, **8**, 352(1973).
2. A. Weinberg and P. Schwartz, *J. Mater. Sci.*, **22**, 183(1987).
3. N. C. W. Judd and W. W. Wright, *SAMPE J.*, **14**, 10(1978).
4. J. Matsui, T. Norita, and M. Hirta, *SAMPE J.*, Nov./Dec.(1985).
5. 강화프라스틱 기술협회(일), FRP 설계 편람 (1983).
6. R. M. Jones, "Mechanics of Composite Materials", McGraw-Hill Ltd(1975).
7. N. L. Hancox, *J. Mater. Sci.*, **10**, 234(1975).
8. N. L. Hancox, *J. Mater. Sci.*, **12**, 884(1977).
9. C. Zweben and B. W. Rosen, *J. Mech. Phys. Solids*, **18**, (1970).
10. S. W. Beckwith, G. D. Walker and J. B. Schutz, 31st International SAMPE Symposium(1986).
11. C. C. Chamis, Composite Material V.5-Fracture and Fatigue-Academic press, NY(1974).
12. D. Hull, An Introduction to composite materials, Cambridge University press(1981).
13. C. E. Harris and D. H. Horris, *Experimental Mechanics*, 34(1986).
14. J. K. Wells and P. W. R. Beaumont, *J. Mater. Sci.*, **20**, 1275(1985).