

## 필라멘트 와인딩 복합재료의 피로거동

윤 병 일 · 도 영 대 · 박 병 렬 · 정 발  
국방과학연구소 대전 P.O.Box 35, 고분자/복합재료 연구실  
(1987년 9월 9일 접수)

### Fatigue Behavior of Filament-Wound Carbon and Kevlar-Epoxy Composites

Byung Il Yoon, Young Dae Doh, Byung Yeol Park, and Bal Jung

Agency for Defence Development, P. O. BOX 35, Daejeon, Korea.

(Received September 9, 1987)

**요 약 :** 본 연구의 목적은 Angle-ply 복합재의 피로 거동에 관한 관찰이다. 사용된 재료는 탄소섬유와 kevlar섬유/에폭시로써,  $\pm 37^\circ$ 와  $\pm 53^\circ$ 의 적층구조를 갖는 시편이 필라멘트와 와인딩 공정에 의해서 제작되었다. 시편은 인장 피로하중 하에서 sine과 spike 2형의 모드를 받았다. 오토크레이브공정에 의해 제작된 적층복합재 와는 달리 히스테리시스 거동은 피로 초기에 결함의 영향으로 안정상태에 도달하지 않았다. 하중모드는 피로수명, 피로크립에 심각한 영향을 주었으며, 그리고 온도 변화는 적층구조와 재료 종류에 의존함을 나타내었다. 피로중의 Damage 전개와 파괴된 표면은  $ZnI_2$ -X-ray, Edge replication 및 SEM으로 관찰하였다. 파괴과정은 하중모드와 섬유의 방향에 따라서 다른 모드를 나타내었다.

**Abstract :** The object of this study was to investigate the fatigue behaviors of angle-ply composites. Filament-wound specimens were fabricated using a epoxy resin with carbon and kevlar fibers wound at the angle,  $\pm 37^\circ$  and  $\pm 53^\circ$ , and tested in uniaxial tensile fatigue with 2 types of loading : sinusoidal and spike waveform. The hysteresis loop changes were examined. Contrary to the autoclaved-laminate, a cyclic stable state was never reached in this class of materials due to the presence of manufacturing induced defects. The cyclic loading modes indicated significant effects on the fatigue lifetime, fatigue induced creep curve, and temperature change depending on the orientation of fibers and material systems. During fatigue tests damage development was monitored by surface replica and Zinc iodide ( $ZnI_2$ )enhanced X-radiography, and fractured surfaces were studied using a scanning electron microscope (SEM). The failure processes in the two loading modes and fiber orientations were significantly different.

#### 서 론

탄소섬유/에폭시계의 복합재료와 같은 고분자

계 선진 복합재료는 무게에 대한 강도비(비강도)나 무게에 대한 탄성률(비강성)이 재래식 금속재료에 비하여 대단히 우수한 특성을 나타내며, 또

한 피로, 진동, 충격 및 내식성, 그리고 제작비의 절약 효과를 주기 때문에 항공우주 분야로부터 자동차 산업에 이르기까지 응용이 확대되고 있다.

이와같은 선진복합재의 제작 공정에는 여러가지가 있으나 특히 복합 구조물의 제작에는 오토크레이브 (autoclave) 성형과 필라멘트 와인딩 (filament winding) 기술이 많이 이용되고 있다. 대부분의 연구는 오토크레이브 공정에 의해 제작된 판상형 적층복합재에 집중되었으며, 반면에 필라멘트 와인딩 복합재의 연구는 그리 많지 않다. 상기 두 공정의 차이로는 먼저 오토크레이브 복합재는 주어진 층(ply) 내에서 틈이 거의 없으며, 압력을 이용한 경화로 void량이 대단히 적다. 그러나 필라멘트 와인딩에서는 축 방향의 나선형 와인딩으로 인한 고유한 interweave 구조를 갖게 되므로 많은 void량을 갖게된다.

필라멘트 와인딩 기술은 파이프, 압력용기, 원통형의 구 등을 제작하는데 이용된다. 일반적으로 압력용기 등은 압력상태 하에서나 또는 필라멘트 와인딩 중에 와인딩 하중에 의한 fluctuation을 받는다. 또한 이들 용기는 10년 혹은 그 이상 동안 사용될 때 피로하중에 대하여 견딜 수 있도록 설계 되어야한다. 대부분의 연구자들은<sup>1-4</sup> 파피구 및 거동, 필라멘트 와인딩 각도의 영향을 연구하였고, Beckwith<sup>5</sup> 등은 kevlar / 에폭시 필라멘트 와인딩 평판형 시편에 대한 환경 특성을 보고하였다. 최근에는 유리 / 폴리에스테르 복합재료에 대한 피로 결과를 Mandell<sup>6</sup>이, 그리고 Quелlette<sup>7</sup> 등은 동일 재료에서의 피로거동의 연구 결과를

발표하였다.

본 연구에서는 탄소섬유와 kevlar / 에폭시 재료를 필라멘트 와인딩으로 시편을 제작하여 정적 및 피로 시험을 하였다. 피로하중 모드에 따른 피로거동과 피로에 의한 손상 전개와의 관계를 규명하였다.

## 실 험

### 재료와 시편

본 연구에 사용된 섬유강화재료는 압력용기의 성능 개선을 위하여 Union Carbide사의 탄소섬유 (T-300, 12K) Dupont사의 kevlar-49, 2종류를 선택하였다(Table 1), 매트릭스는 필라멘트 와인딩 복합재 제작에 널리 응용 되고 있는 Shell Chemical사의 Epon 826 에폭시수지를 사용하였다.

모든 시편은 필라멘트 와인딩기에서 스틸 금형을 사용하여 300×600mm의 평판형 판을 와인딩 하였다((주)은성사제공). 와인딩 회전축에 ±53°의 방향을 갖는 시편은 나선형 와인딩에 의해서, 그리고 ±37° 시편은 앞의 판상으로 부터 횡 방향으로 절단하여 얻었다. 6층으로 이루어진 시편들은 평균 3.9mm/m의 두께를 갖고 있고, 모든 시편들은 재료 제공자가 추천한 경화 싸이클(100℃ ; 2.5hr, 150℃ ; 4.0hr)에 따라서 경화하였다. 개개의 시편은 다이아몬드 절단기로 25(W)×240(L) mm/m로 절단하였으며, 시편의 tab은 E-glass / 에폭시 적층 성형품을 에폭시 접착제로 접착하였다. 일부 시편은 시편의 edge에서 손상전개를 관찰하기 위

Table 1. Materials

Matrix	Mixing Ratio	Reinforcement
Resin : Shell Epon 826 Epoxy (Diglycidyl Ether Bisphenol A)	100	Carbon fiber (Thornel 300, 12K)
Hardner : TONOX 6040 (60% MDA (4,4'-Methylenedianiline) + 40% MPDA(m-Phenylenediamine))	30	Kevlar-49 (Dupont)
Diluent : RD-2(1,4-Butanediol Diglycidyl Ether)	25	

하여 샌드페이퍼와 알루미나 파우더로 연마하였다.

기계적 실험

기계적 시험으로는 정적 인장시험과 인장-인장 피로시험(tension-tension fatigue)이 하중 조절 모드로 INSTRON, 1335서 수행되었다. 인장시험은 20 N/sec. 속도하에서, 그리고 피로시험은 주파수 1Hz, 응력비 0.01( $\sigma_{min}/\sigma_{max}$ ), 피로 하중은 파괴하중의 75%와 70%가 탄소/에폭시 및 kevlar/에폭시 복합재에 대하여 각각 주어졌다. 하중 모드의 영향을 연구하기 위하여 sinusoidal(이하 sine으로 표시) 및 spike파장형이 이용되었다(Fig. 1).

피로에 의한 재료의 물성 변화를 추적하기 위해서 Actuator의 최대 및 최소변위가 측정되었으며, 일부 시편에 대해서는 열전대를 시편의 표면에 부착하여 온도 변화를 기록하였다.

손상(Damage)관찰

피로에 의한 손상 전개를 관찰하기 위하여 몇 가지 기술을 이용하였다. 시편 edge에서의 손상 전개는 아세트산 셀룰로오스 필름을 이용한 edge

replication<sup>8</sup> 기술이 이용되었다. 시편이 완전히 파괴되기 전에 grip서 제거된 시편은 ZnI<sub>2</sub> 용액을 사용하는 X-Ray 기술을,<sup>9</sup> 그리고 완전 파괴된 시편의 파괴면은 전자주사 현미경(SEM)으로 관찰하였다.

결과 및 고찰

인장시험

Fig. 2는 ( $\pm 37^\circ$ )<sub>0</sub>와 ( $\pm 53^\circ$ )<sub>0</sub> 필라멘트 와인딩 복

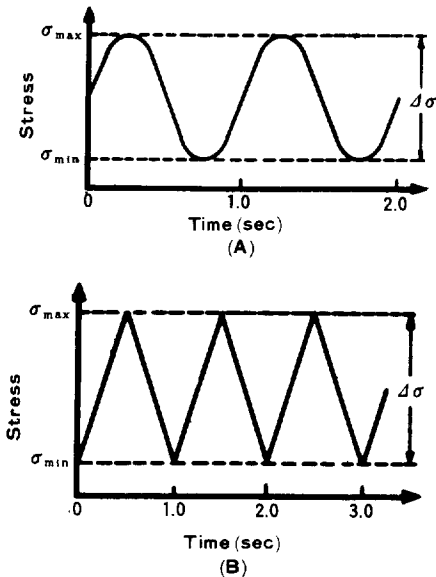


Fig. 1. Two types of fatigue loading, A) sinusoidal, B) spike waveform.

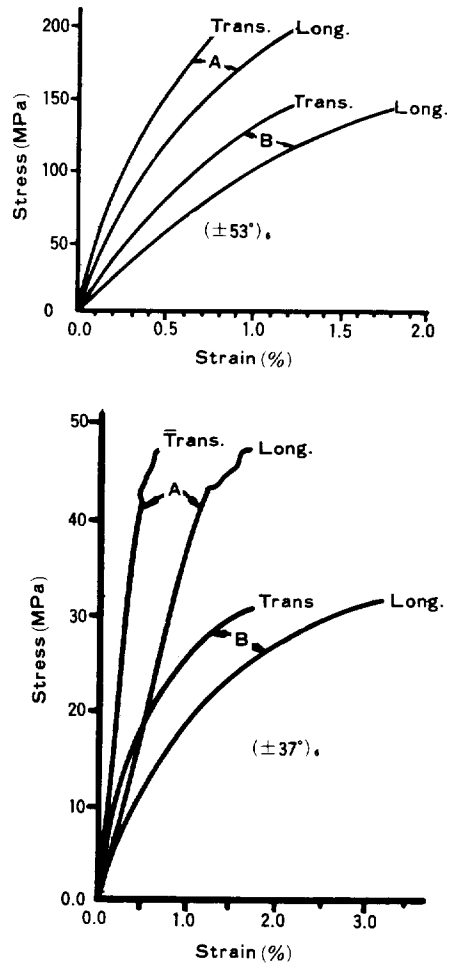


Fig. 2. Typical stress-strain curves of filament-wound composites :

A, carbon / epoxy ; B, kevlar / epoxy.

Table 2. Mechanical Properties

Property	Carbon / Epoxy			Kevlar / Epoxy		
	$(0^\circ)_{12}$	$(\pm 37^\circ)_6$	$(\pm 53^\circ)_6$	$(0^\circ)_{12}$	$(\pm 37^\circ)_6$	$(\pm 53^\circ)_6$
Tensile Strength (MPa)	1,068	197	45.5	1,141	154	31.4
Young's Modulus(GPa)	112	21.5	6.98	71.5	8.01	4.8
Failure Strain(%)						
Longitudinal	0.95	0.96	1.87	1.55	1.64	3.2
Transverse	0.305	0.33	1.37	0.61	0.85	2.2
Poisson's Ratio	0.33	0.43	0.70	0.40	0.48	0.68

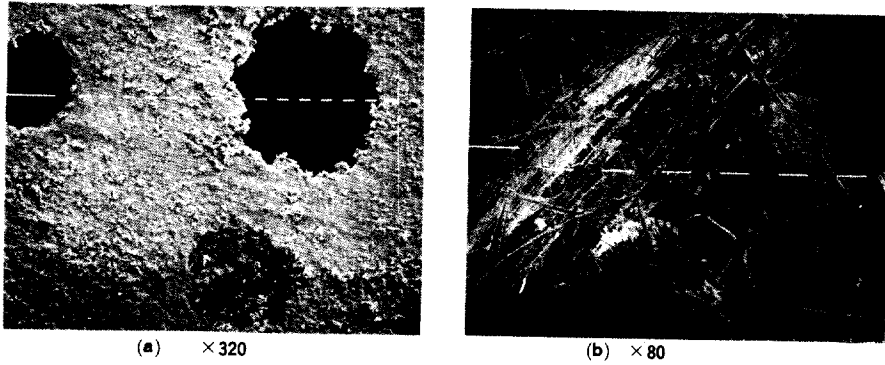


Fig. 3. Scanning electron micrograph showing micro-voids in filament-wound composites.

합재에 대한 longitudinal 과 transverse의 응력-변형 곡선들을 나타낸다. 이들 곡선들은 완전히 비선형 거동을 보여주고 있다. Table 2에서 보여주는 바와같이 파괴시의 인장강도와 그리고 탄성율은 오토크레이브 성형에 의해서 제작된 시편에 의해서 얻어진 값보다도 훨씬 낮음을 알 수 있다. 이것은 주로 다음의 2가지 원인에 기인 한다고 본다. 첫째로 매트릭스의 resin burning법에 의해 측정된 섬유 함유율(volume fraction :  $V_f$ )은 약 54%로서 적은 값을 나타내었다. 이 값을 사용하여 혼합법칙으로부터 얻은 이론적 탄성율은 실험치와 대단히 유사함을 보여주었다. 둘째로는 공정상의 문제로 Fig. 3에서 보는 바와같이 시편의 표면(a)에 상당한 양의 기공들이 존재하였음은 물론, kevlar복합재(b)의 경우는 층 내부에서도 또한 관찰되었다. 이와같은 결함들은 응력 집중체로 작용하여 조속한 파괴와 낮은 물성의 결과를 준다. 또한 kevlar의 경우는 이외에도 섬유

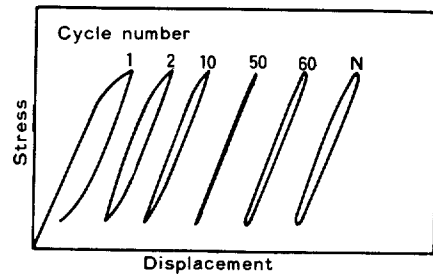


Fig. 4. Example of fatigue response of filament-wound graphite/epoxy specimen.

유의 표면상태에 따라서 매트릭스가 섬유에로의 응력 전달에 크게 영향을 미치지 않거나<sup>10</sup> 본 연구에서 이는 확인치 않았다.

피로시험

피로 사이클에 따른 응력-변형 곡선들을 Fig. 4에 나타냈다. hysteresis loop의 현상 및 크기의 변화가 분명히 나타나고 있는데, 첫번째 loop의 크기는 다음의 것들 보다도 훨씬 넓으며, 그리고

다음의 하중 사이클들은 감소된 크기를 주었다. 그러나 이들 재료는 결코 탄성이 아니므로 hysteresis loop는 완전히 접근하지는 않는다. 유사한 현상이 유리/에폭시,<sup>11</sup> 탄소/에폭시<sup>12</sup> 및 SMC<sup>13</sup>(sheet molding compound) 복합재에서 보고되었다. 이와같은 원인은 기존 결합들의 성장 그리고 다음에 논의될 각종 미세 crack들의 개시에 기인하는 것으로 보인다. 실지로 미세한 손상이 시편 절단시에 발생하였음이 관찰되었다. 그러나 오토크레이브 성형에 의해서 제작된 cross-ply 적층 복합재는 앞의 결과와는 달리 hysteresis loop의 크기가 계속 증가함을 보여주었다. 이것은 필라멘트 와인딩 복합재와는 달리 미세 결합들이 거의 존재하지 않기 때문에 피로수명 초기에 이들은 성장하지 않기 때문이라 본다.

피로중의 Creep

Fig. 5는 ( $\pm 37^\circ$ ). 탄소 / 에폭시 복합재가 sine과 spike 모드의 피로 하중을 받을때의 피로수명에 따른 최대 변위를 나타낸다. 이것은 일반적으로 고분자 또는 금속재료에서 관찰되는 creep 거동과 유사하다. 첫번째 직선 부분은 급속한 creep이 짧은 기간에 발생하는 transient 단계(I)를 나타낸다. 다음에 II단계에서는 안정된 기간으로 느린 creep이 분명하며 이는 거의 심각한 손상이 시작 할때까지 사이클에 따라서 직선을 나타낸다. 그러나 이 단계는 사용된 하중 형태에 영향을 받고있다. spike 모드 하에서 곡선은 sine 모드의 경우 보다 약간 경사지고 있음을 볼 수 있다. 최종 단계(III)는 전혀 다름을 볼 수 있다. spike 피로

하중 모드를 받는 곡선은 sine의 경우와 비교할때 급격한 증가를 나타내며 결국 시편은 최종 파괴를 일으킨다.  $\pm 45^\circ$ 탄소/에폭시의 경우에도 유사한 결과가 보고되었는데 변위의 사이클 변화는 에폭시매트릭스의 유동, 그리고 손상의 전개와 관계 된다고 한다.<sup>14</sup> 특히 후자는 최종 단계에서 중요한 역할을 한다고 본다. 이 결과는 최종 시편의 피로수명 및 피로손상 모드 또는 성장속도와 밀접한 관계를 갖는다.  $\pm 53^\circ$ 의 경우도  $\pm 37^\circ$ 와 같은 결과가 얻어졌으나 변위의 양은  $\pm 37^\circ$ 와 완전히 다르다.

피로수명과 온도변화

Table 3은 피로수명 결과를 나타낸다. 파괴시에 사이클의 수는 피로하중 모드와 복합재의 적층구조, 또는 사용된 재료종류에 크게 의존한다. 모든 시편들은 sine 모드 하에서 spike의 경우 보다 훨씬 긴 피로수명을 보여 주었다. 앞서 언급한 바와 같이 상당한 creep이 sine모드 하에서 관찰된것은 에폭시매트릭스의 점탄성 유동에 주로 기인하고 또한 균열 축적도 중요한 역할을 한다고 사료된다. 심각한 creep은 crack전파를 지연시킨다는 결과로<sup>15</sup> 부터 sine모드를 받는 시편의 피로수명은 보다 길것으로 사료된다. 재료에 따라서는 kevlar/에폭시의 경우가 훨씬 심한 영향을 받는것으로 나타났는데 이의 원인은 앞서 설명했듯이 섬유와 매트릭스사이의 계면 상태에 기인 한다고 본다.

피로중에 발생하는 온도 변화를 Fig.6에 나타낸다. 본 실험에서는 극히 일부 시편에 대해서 온도 변화가 측정되었는데 그림에서 보듯이 온도 상승이 피로수명에 따라서 일어나고 있다. 이 곡선의 변화는 앞의 변위 변화 곡선(Fig. 5)과 유사하다. 시편의 파괴가 일어나는 III 단계에서 온도는 급격

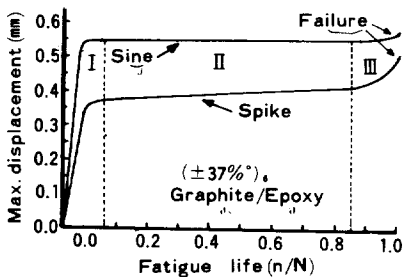


Fig. 5. Diagrammatic representation of actuator peak displacements with fatigue life.

Table 3. Fatigue Life Data

Loading Mode	Number of Cycles at Failure		
	Carbon/Epoxy ( $\pm 37^\circ$ ) <sub>s</sub>	Kevlar / Epoxy ( $\pm 53^\circ$ ) <sub>s</sub>	Kevlar / Epoxy ( $\pm 37^\circ$ ) <sub>s</sub>
Sinusoidal	5537	3100	3023
Spike	3421	2418	1300

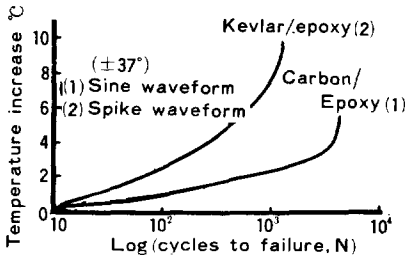


Fig. 6. Temperature rise during fatigue.

히 상승하는데 spike모드를 받는 kevlar/에폭시에서는 약 10°C의 온도 변화가 일어났으며, sine 모드하의 탄소/에폭시는 최고 6°C로 kevlar/에폭시 복합재료보다 4°C정도 낮음을 보여주었다. 높은 온도 상승은 피로수명을 짧게하며 또한 spike모드의 경우 피로수명은 온도변화와 깊은 관계가 있음을 알 수 있었다. 온도 변화는 복합재의 적층 구조와도 관련되는 것으로 보이는데 본 실험에서 ±53°에 대해서는 측정치 않았다.

피로손상의 전개

피로손상은 앞서 설명된 hysteresis, 피로creep, 피로수명 및 온도변화 등과 관련이 있음을 알았다. replication 관찰의 결과를 Fig. 7에 나타냈다. 이것은 ±37° 탄소/에폭시 복합재가 두 형태의 피로 하중모드를 받았을때 시편 edge에서 관찰된 결과로서 그들의 손상모드는 angle-ply 적층 복합재에서 관찰된것과 거의 유사하다.<sup>16</sup> 주 손상 모드는 각층에서 발생한 transverse crack과 +37°/-37° 층사이에서 성장되는 delamination이다. 전자의 crack은 첫번째 층인 +37°에서 처음 발생한 후 다음 층과의 계면에서 정지하며, 피로사이클의 증가에 따라서 전층에서 새로운 crack들이 발생한다. 후자의 경우 delamination모드는 transverse crack 끝에서 시작되어 층사이를 따라 진행하는 것을 관찰 할 수 있다. 시편의 최종 파괴시에 transverse crack과 delamination은 인접 층을 통하여 서로 연결되는 coupling 현상을 나타내었다. 이와같은 파괴과정은 특히 시편이 절단되는 위치에서 심각하게 발생하였으며, 이것은 다방향 복합적층판에서도 동일한 모드가 관찰되었다.<sup>17</sup> 피로하중 모드

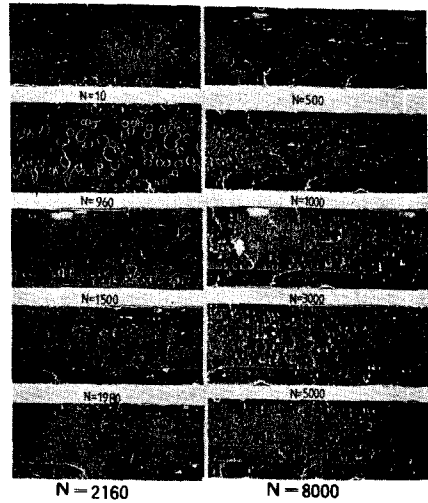
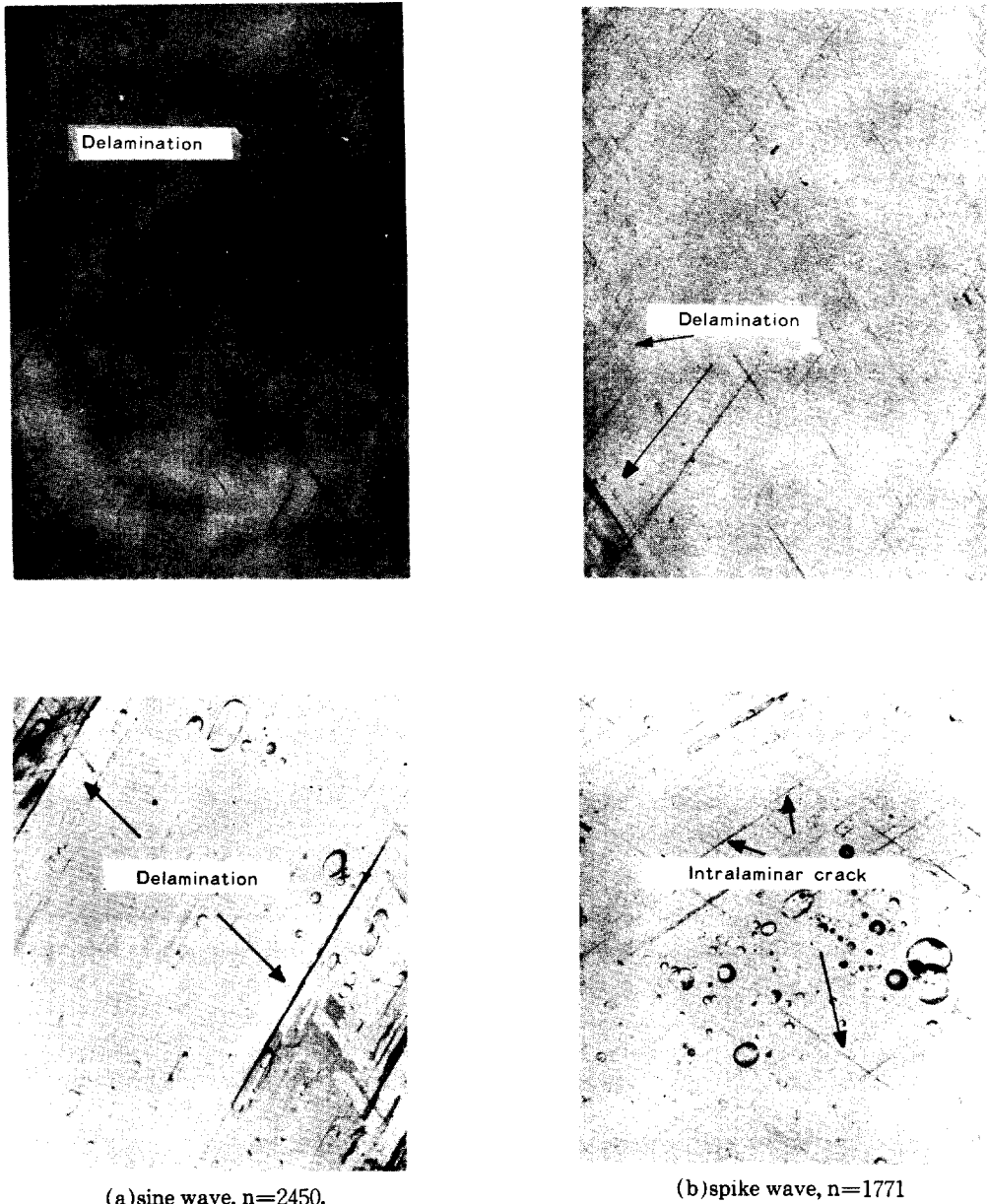


Fig. 7. Edge replicas of a progressively damaged (±37°) carbon/epoxy subjected to spike wave(left) and sine wave(right) during fatigue

의 영향은 손상 관찰에서도 뚜렷함을 볼 수 있다. spike 모드를 받는 경우에 피로 손상의 양은 피로수명의 60%까지는 그렇게 심각하지 않다. 그러나 sine모드에서 상당한 양의 crack들이 피로수명의 40%에서 시작됨이 관찰되었다. Table 3에서 보듯이 앞에서의 결과에도 불구하고 sine모드를 받는 시편의 피로수명이 훨씬 길음을 보았다. 이것은 시편 edge에서의 crack발생이 sine 조건에서는 국부적 위치에서 일어나지 않고 전 edge에서 분산되어 있는 반면에 spike모드의 경우는 보다 한정된 지역에서 발생하기 때문이다. 또 다른 원인은 crack의 성장 속도이다. Fig. 8은 ±37° kevlar/에폭시 복합재가 파괴된 후에 X-ray 사진이다. 피로수명은 앞에서 언급한 결과와는 다르지만 이사진으로부터 분명히 언급 할 수 있는것은 시편의 edge에서 sine 모드는 spike 모드 보다 많은 crack들이 서로 맞은편 edge를 향하여 많이 진전하고 있음을 볼 수 있다. ±37°의 경우 시편 edge에서 3 각 형태의 지역을 볼 수 있는데 이것은 delamination 모드를 나타내는 것이다. angle-ply 적층 복합재에서 45°를 전후하여 층간전단응력의 분포가 변화한다.<sup>18</sup> 특히  $\tau_{xz}$ 와  $\sigma_z$  응력은 시편의 edge에서



(a) sine wave,  $n=2450$ ,  
 Fig. 9.  $ZnI_2$  penetrant-enhanced X-ray radiographs of  $(\pm 37)_6$  and  $(\pm 53)_6$  graphite/epoxy specimen respectively :

최대값을 나타냄으로서 edge에서 발생하는 손상 모드에 큰 영향을 미친다. 이들 응력은 delamination 모드의 주요 원인으로 작용한다. Fig. 9는  $\pm 37^\circ$ 와  $\pm 53^\circ$  탄소/에폭시 복합재에 대한 X-ray 사진이다. 층간전단응력이 높은  $\pm 37^\circ$ 의 경우에 사진에서 보듯이 뚜렷한 delamination을 볼 수 있으

나  $\pm 53^\circ$ 의 경우에는 이와같은 손상모드는 거의 관찰할 수 없다. 여기서는 섬유 방향을 따라서 성장하는 transverse crack이 주 손상모드이다. 그래서  $\pm 37^\circ$ 의 경우는 fiber-dominated properties를 그리고  $\pm 53^\circ$ 의 경우는 matrix-dominated properties를 나타낸다. 사진(b)에서는 특히 공정상

의 문제점인 많은 기공들이 존재하고 있음을 볼 수 있다. 그러나 균열의 개시가 이들 결함 부위로 부터 시작되는 것은 관찰할 수 없다.

**Fractography**

파괴면의 특징과 피로하중 조건과의 상관 관계를 필라멘트 와인딩 에폭시복합재에 대하여 규명하였다. 사용된 재료와 피로하중 모드에 따라 얻은 delamination 표면의 SEM 사진을 Fig. 10에 나타냈다. 사진에서 보듯이  $\pm 37^\circ$  파괴 표면의 몇 가지 특성을 볼 수 있다. uncovered fiber, delamination 이 이루어진 섬유 자국, 그리고 파괴된 에폭시 매트릭스 등을 볼 수 있다. 탄소/에폭시의 경우에는 파괴면이 거의 에폭시 매트릭스로 덮여 있고, 단지 fiber pull-out 된 자국이 관찰되는 반면에 kevlar/에폭시 복합재의 경우에는 매트릭스가 섬유 표면에 잔류되어 있지 않은 노출된 섬유가 대부분을 차지하고 있다. 이것은 섬유가 매트릭스 사이의 계면 접착 강도가 탄소 복합재의 경우 보다도 낮음을 의미하는 것으로, 이 때문에 피로수

명의 심각한 감소가 일어 난다고 본다. 본 SEM 사진에서 흥미있는 것은 에폭시 매트릭스의 파괴 형태이다. 에폭시 매트릭스가 존재하는 곳에서는 피로 사이클에 의한 hackle이 발생하였고 이들은 섬유의 방향을 따라서 같은 방향으로 기울어져 있음을 볼 수 있다. Chamis와 Sinclair<sup>19</sup>는 이를 laceration 이라 하였으며 최근 많은 연구자들도 유사한 파괴 현상을 관찰하고 있는데 주로 인장 혹은 굴곡하중에 의한 결과들이다.<sup>20,21</sup> hackle 형성의 크기 및 간격은 local critical shear strength model로 설명 되고 있다.<sup>20</sup> Fig. 11은 확대된 hackle 을 보여주는 SEM 사진이다. (a)에서 hackle의 구조는 brittle 재료의 파괴면에서 관찰되는 river 형태 같이 보인다. (b)의 사진에서는 노출된 섬유와 hackle로 덮여 있다. 섬유의 간격이 좁을때에도 피로에 의한 작은 hackle이 존재하고 있다. 피로하중 모드에 따른 파괴면의 형상은 거시적으로는 유사하나 미시적으로는 파괴 형상은 Fig. 10의 탄소/에폭시의 경우에서와 약간 다르게 보인다.

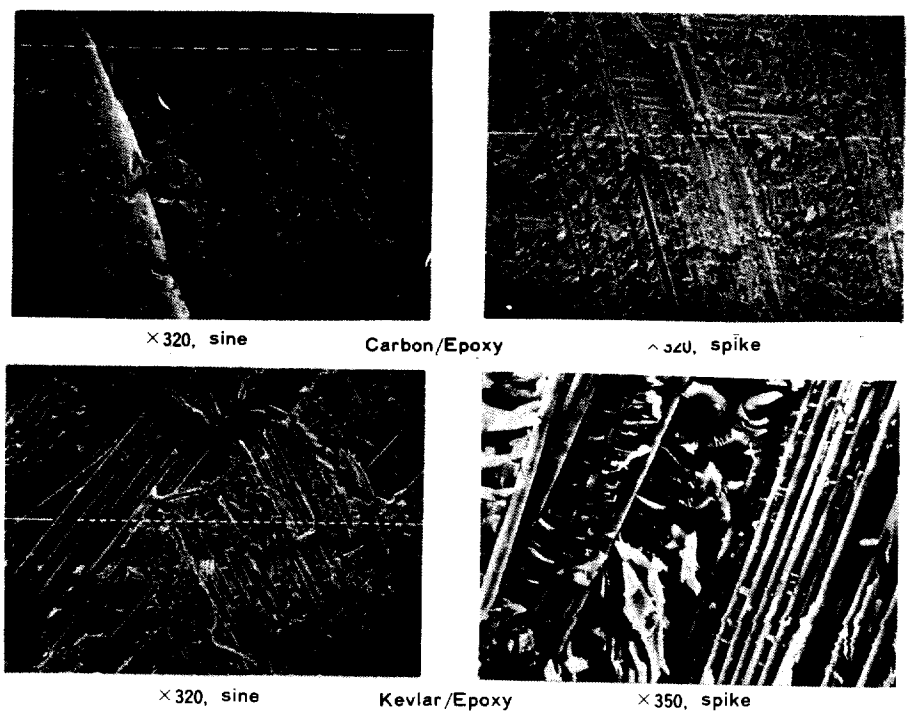


Fig. 10. Fatigue fracture surface morphology.



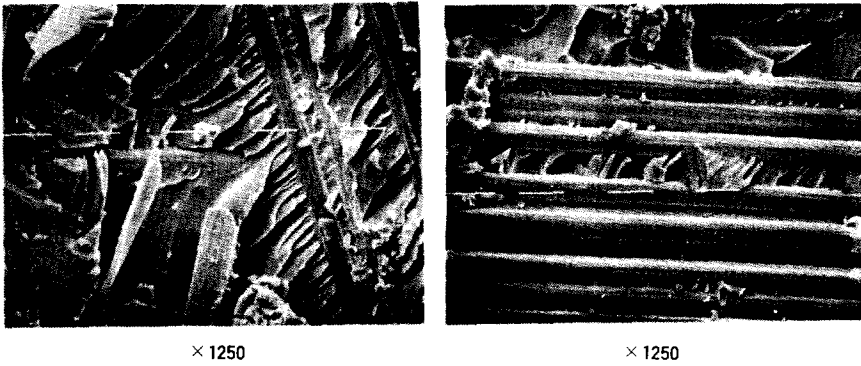


Fig. 11. Cyclic hackles formed in  $(\pm 37^\circ)$  carbon / epoxy composite (spike wave).

피로 수명이 증가될때 형성된 **hackle**의 파괴로 보이는 매트릭스의 부서지기(debris)가 많이 존재함을 볼 수 있다. 그러나 **spike**모드의 경우에는 파괴된 섬유가 관찰된다. **hackle**의 개시는 시편내에 존재하는 결함 주위에서 일어난다고 하나 본 실험에서는 이를 확인치 못했다. 지금까지 논의된 **hackle** 형성은 **delamination** 자리에서 응력 상태의 영향을 고려해야 하는데 앞서 언급 했듯이 주 응력은  $\tau_{xz}$ 이다. 피로시에 발생하는 각종손상모드의 **mechanism**에 대해서는 앞으로도 많은 연구가 요구된다.

### 결 론

필라멘트 와인딩 공정으로 제작된 탄소 및 kevlar / 에폭시 복합재료가 피로하중을 받을때 피로거동과 손상 전개 연구를 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 필라멘트 와인딩 복합재는 상당한 양의 미세 결함(예 : 기공)을 갖고 있어 기계적 물성의 저하를 주었으며, 특히 kevlar 복합재의 경우가 보다 심각한 결과를 나타내었다. 이것은 복합재의 **interweaving structure**와 섬유의 부피 함유율의 부족, 매트릭스의 적절치 못한 공정 조건(집도, 기포 제거)에 기인 한다고 본다.

2) 피로시험시에 **hysteresis loop**의 형상 및 크

기의 변화가 심각하게 나타났는데 이는 (I)서 언급한 기존 및 새로운 결함들의 개시와 성장에 기인 한다. 피로수명에 따른 변위의 변화는 **creep** 곡선과 유사 하였는데 이것은 피로하중 모드(**sine, spike waveform**)에 영향을 뚜렷이 받았으며, 특히 시편의 파괴 전에 급속한 변위의 증가가 **spike** 모드에서 일어났다.

3) 피로수명은 피로하중 모드에 크게 영향을 받았으며 **spike** 모드하에서 보다 짧은 피로수명을 나타내었다. 피로시에 시편 표면의 온도가 최고  $10^\circ\text{C}$  상승 하였는데 이는 앞의 피로수명과 관계됨을 보여 주었다.

4)  $\pm 37^\circ$  복합재의 주 손상 모드는  $\tau_{xz}$ 와  $\sigma_z$ 로 인하여 층간 분리인 **delamination**이 그리고  $\pm 57^\circ$ 의 경우는 매트릭스의 파괴인 **transverse crack**이 지배적이며 이들 손상모드의 전개 과정은 피로하중 모드에 영향을 받았다. **spike**모드하에서는 발생한 **crack**이 국부적 지역에서 성장하므로써 피로수명이 짧았다. 파괴 표면의 SEM 관찰은 특히 피로 사이클에 의한 **hackle**이 매트릭스에서 발생하였다.

### 참 고 문 헌

1. D. Hull, M. J. Legg, and C. Sfencer, *Composites*, Jan., 17(1978).

2. H. Bau and S. W. Beckwith, *J. Spacecraft*, **21**, 3, 281(1984).
3. S. V. Hoa, T. S. Sankar, and R. Bargiora, *J. Reinforced Plastics Composites*, **2**, 118(1983).
4. R. H. Marloff, and R. S. Raghava, *SAMPE Quarterly*, **17**, 1, 40(1985).
5. S. W. Beckwith, and B. D. Wallace, *SAMPE Quarterly*, 38(1983).
6. J. F. Mandell, ASTM STP 580(1980).
7. P. Quellette and S. V. Hoa, *Polymer Composites*, **7**, 1, 64(1986).
8. D. O. Stalnaker and W. W. Stinchcomb, ASTM STP 674, 620(1979).
9. B. I. Yoon, Inter. Report, PROD-411-86283 (1986).
10. N. A. Mumford, P. C. Hopkins, and B. A. Liloyd, *J. Spacecraft*, **20**, 4, 399(1983).
11. L. J. Broutman, and S. Sahu, Proceedings of the 24th SPI, Section 11-D, 1(1969).
12. M. Fuwa, B. Harris, and A. R. Bunsell, *J. Physics D: Applied Physics*, **8**, 13, 1460(1975).
13. S. S. Wang and E. S. M. Chim, *J. Comp. Mater.*, 114(1983).
14. J. B. Sturgeon, *J. Mater. Sci.*, **13**, 1490(1978).
15. H-Ming Shin, NASA-CR-166405(1982).
16. M. J. Salkind, *J. Aircraft*, **13**, 10, 764(1976).
17. R. Y. Kim, ICCM 3(Paris)(1980).
18. R. B. Pipes, and N. J. Pagano, *J. Comp. Mater.* **4**, 538(1970).
19. J. H. Sinclair and C. E. Chamis, NASATP-1081(1977).
20. T. Johannesson, P. Sjoblom, and R. Selden, *J. Mater. Sci.*, **19**, 1171(1984).
21. R. F. Rebecca and N. Yngve, *J. Comp. Mater.*, **17**, 105(1983).