

고성능 유기섬유

장 정 식

서울대학교 공과대학 공업화학과
(1993년 8월 13일 접수)

High Performance Organic Fibers

Jyong Sik Jang

Dept. of Chemical Technology, Seoul National University, Seoul 151-742, Korea

(Received August 13, 1993)

1. 서 론

최근들어 신소재에 대한 요구가 산업체의 응용분야에서 집중되는 가운데 세계적으로 이에 대한 연구가 비상한 관심을 가지게 되었다. 이중 고성능 유기섬유는 기존의 강화재 섬유인 유리섬유, 탄소섬유, 세라믹섬유 및 금속섬유의 단점을 보완하면서 새로운 기능을 부여하는 관점에서 연구가 시작되었다. 이와 같은 고성능 유기섬유는 무게감량과 제조원가 및 디자인의 경비 절감 차원에서 이점이 있으며, 고성능 유기섬유의 고유물성에 의해 복잡한 형태의 가공이 가능하며, 내마모성과 사용수명의 연장 등으로 인해 우주항공분야 및 심해구조분야와 같은 특수응용분야에 매우 중요한 소재로 강조되어왔다. 고성능 유기섬유로 널리 알려진 kevlar 아라미드 섬유는 자동차의 steel belted radical tire의 대체 강화재로 Dupont사에 의해 처음 개발되었으며, 그 응용분야는 확장되어 brake pad, gear housing, 경기용차 본체관널, drive chain 및 눈썰매 본체 등에 적용되기에 이르렀다. 우주항공산업에서 주로 고분자 섬유 강화재는 2차 구조재에 주로 적용되어 왔으며, 군수산업에서 전투기/폭격기의 새로운 혁신소재로 이용되어 왔다. 민간 항공기 분야에선 차세대 기종인 Boeing 767의 경우 무게감량에 따른 연료효율을 증대시키기 위해 이와 같

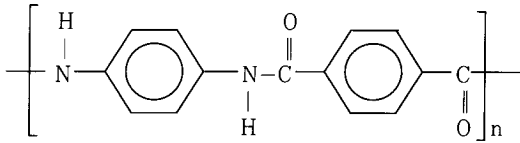
은 고성능 유기섬유가 적합한 소재로 고려되고 있다. Kevlar 섬유에 이어 내충격성이 우수한 고강도 폴리에틸렌 섬유가 상업화되어 많이 사용되고 있으며, 주로 방탄헬멧, 방탄복, 해양로우프, 경량 레저용품, 수술훈합사 등이 현재 이용되어지고 있다.

이와 같은 고성능 유기섬유는 그 분류 방법이 다양하여 방사공정 방법, 화학구조에 의한 방법, 고분자 주쇄의 구성 성분에 의한 방법 등에 의해 주로 분류되고 있다. 방사공정 방법에는 dry spinning, wet spinning과 dry/wet spinning 방법 등이 있으며 각기 방법마다 장단점이 있으며, 동일소재를 사용하더라도 최종물성은 서로 다르게 된다[1-4].

화학적 조성에 의한 분류에는 흔히 폴리에테르, 나이론, 폴리올레핀 등을 예로 들 수 있으며, 섬유의 물성은 근원적으로 화학적 조성에 의해 결정되어지게 된다.

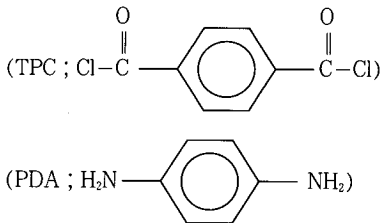
고분자 주쇄에 의한 분류 방법에는 flexible chain aliphatic과 rigid rod aromatic으로 분류되며, 이들 주쇄의 구성 성분에 따라 고성능 유기섬유의 고유물성은 좌우되게 된다. 본 총설에서는 다양한 고성능 유기섬유 중 상업화되어 현재 사용 빈도수가 높은 kevlar 섬유와 고강도 폴리에틸렌 섬유에 대해 중점적으로 다루며, flexible chain과 rigid rod 섬유는 개발단계에 있는 섬유를 간략하게 고찰해 보고자 한다.

2. Aramid 섬유



상업화된 rigid od 고성능 유기섬유의 대표적인 섬유는 poly(phenylene terephthalamide)이며, 일반적으로 aramid로 알려져 있다[5-11]. Poly(phenylene terephthalamide)는 1971년 Dupont의 Stephanie Kwolek에 의해 고분자량 제조방법이 특허화되었으며, 이 섬유는 kevlar 아라미드 섬유로 알려지기 시작하여, 자동차, 군수산업, 우주항공산업분야 등에 광범위하게 응용되어 왔다[12].

1985년 이후 Dupont사 이외에도, Dutch-German 섬유회사 Akzo Group에 의해 Twaron이 개발되었으며, 이와 동시에 일본 Teijin 섬유회사에서 modified PPTA, HM-50을 대량 생산하기에 이르렀다. 이와 같은 Aramid 섬유는 terephthaloyl chloride(TPC)와 p-phenylene diamine(PDA)의 축합반응에 의해 합성되어진다[13].



Aramid 섬유의 제조방법으로는 먼저 hexamethylphosphoramide/N-methylpyrrolidone(HMPA/NMP) 용액에 PDA를 용해시킨 후, 분말상의 TPC를 부가하여 냉각시키게 된다. 혼합물은 교반과정을 통해 물로 세척하여 용매와 HCl을 제거하게 된다. 합성과정에서 반응물과 용매의 고순도 유지 및 건조가 매우 중요하며, 물과 같은 불순물은 분자량 저하에 큰 요인으로 작용하게 된다. 섬유로 제조하기 위해선 30℃, 98% H₂SO₄하에서 inherent viscosity가 4 이상이어야 하며, dry jet-wet spinning 방법의 경우 90℃ 이하 온도에서 반응물을 방사하게 된다[14].

Spinning dope는 개략적으로 20% PPTA/80% H₂SO₄ 상태이며, 냉수 bath 속에서 0.33-20ft/sec 속도로 방사되어지게 되며, spinneret tip과 bath 사이의

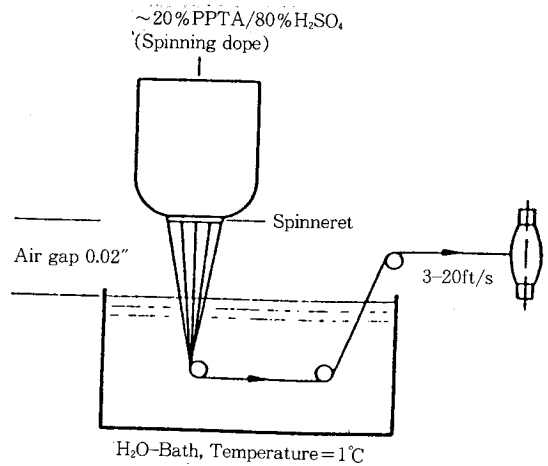
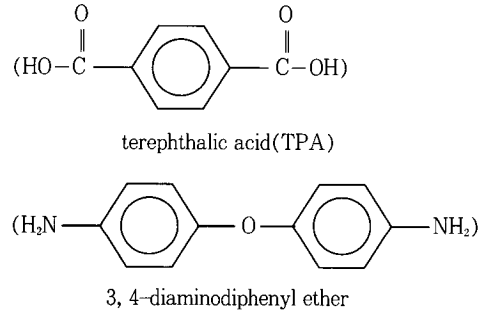


Fig. 1. Dry jet-wet spinning.

air gap은 0.02inch 정도를 유지하게 된다. 방사된 섬유는 세척, 건조, 후처리과정을 통해 최종 유기섬유로 제조되어지며, 후처리과정은 각기 제조회사마다 다르게 적용되고 있다. Fig. 1은 Dupont사의 kevlar 섬유제조공정도를 제시하였다. 일본의 Teijin aramid 섬유는 다른 aramid 섬유와는 제조방법이 다르며, terephthalic acid, PDA 그리고 3, 4-diamino diphenyl ether를 출발물질로 사용하고 있다. 사용된 에테르 단량체는 주쇄의 유연성을 증가시켜 주며, 기존 PPTA에 비해 높은 압축강도를 나타내게 된다. 이 물질은 높은 산성용매에서 축합반응에 의해 합성되어진다[15, 16]. 아라미드 섬유는 고강도 용도를 위해 고안되어진 섬유로서 동일 무게조건에서 강철보다 약 10배 정도 높은 강도를 나타내며, 내부식성이 우수한 물성을 가지고 있다. Table 1은 여러 가지 섬유의 기계적 물성을 나타내고 있으며, Table 2는 아라미드 섬유의 내화학성을 제시하고 있다. 또한 Fig. 2는 Table 1에 제시한 각종 섬유의 stress-strain curve를

Table 1. Mechanical Properties of Selected Fibers

Property/Fiber	Tensile Strength (MPa)	Tensile Modulus (MPa)	Elongation at Break (%)	Density(g/cc)
Teijin HM-50	3033	73,800	4.2	1.39
DuPont Kevlar® 29	2758	62,000	4.0	1.44
DuPont Kevlar® 49	2758	124,100	2.5	1.44
Akzo Twaron	2800	80,000	3.3	1.44
Akzo Twaron HM	2800	125,000	2.0	1.45
High tensile Graphite	3033	225,100	1.3	1.80
E-Type Glass	2413	68,950	3.5	2.54
Stainless Steel	1724	200,000	2.0	7.86

Table 2. Environmental Stability of Aramids

Chemicals	Conc.(wt. %)	Temperature(°C)	time(hrs)	Retention of Strength(%)	
				Kevlar 29 Twaron	Kevlar 49 Twaron HM
Acetic	99.7	21	100		100
Hydrochloric	37	21	100	10	36
Hydrofluoric	48	21	100	88	94
Nitric	70	21	100	13	18
Sulfuric	96	21	100	0	0
Formic	90	21	100	90	
Bases					
Ammonium Hydroxide	28	21	1000		92
Sodium Hydroxide	40	21	100		97
Solvents					
Acetone	100	21	1000		100
Carbon Tetrachloride	5	21	1000		100
Benzene		21	1000		100
Other Chemicals					
Gasoline		21	1000		100
Salt Water		21	100		99.5

비교한 자료이며, Fig. 3은 이들 물질의 비인장강도 대 비인장탄성률을 제시하였다. 모든 경우에 있어 아라미드 섬유는 비교되는 타섬유에 비해 성능이 우수하거나 유사한 좋은 물성을 제시하고 있다[17].

이와 같은 아라미드 섬유는 기계적 물성이 우수하여 강화재로서 그 이용도가 큰 반면, 낮은 압축 강도, 섬유 wetting 성의 불량, 높은 가격의 단점을 가지고 있다. 낮은 압축강도는 종축방향의 섬유배향에 의한 것으로 횡축 방향의 결합이 약하게 유도되었기 때문이다. 섬유 wetting성의 불량은 아라미드 섬유표면의 표면 에너지에 기인한 것으로 섬유와 매트릭스 수지의 wetting성이 불량하게 되어 제조된 고분자 복합재료의 기계적 강도 저하의 요인이 되게 된다. 이와 같

은 문제점을 해소하기 위해 섬유 강화 복합체에 유리 섬유를 도입하는 방법을 사용하기도 한다. 고강도 유기섬유인 아라미드 섬유는 매트릭스 수지와 함께 적용하여 복합재료 제조시, 수지와 아라미드 섬유의 계면 접착이 불량하여 복합재료의 기계적 물성 저하의 개질화가 요구되어 진다. 따라서 강화제인 아라미드 섬유의 개질화 방법으로는 섬유 표면을 플라즈마 에칭 방법에 의해 관능기를 새롭게 도입하는 방법이 시도되고 있다. 에폭시 수지와와의 적용시 일반적으로 아라미드 섬유를 암모늄 가스를 이용한 플라즈마 에칭 방법을 사용하고 있으며, 이때 표면처리조건은 50watt 출력에서 약 60초 정도이다[19]. 이와 같은 방법은 아라미드 섬유 표면에 아민기를 직접 도입시켜 에폭

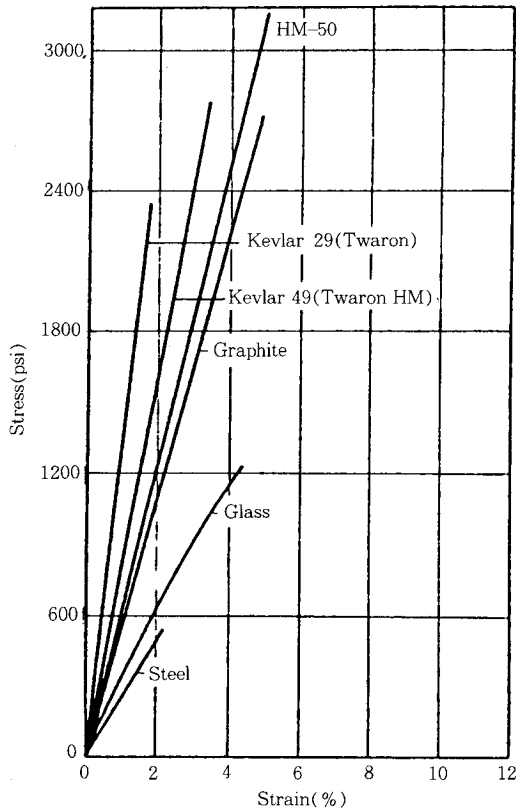


Fig. 2. Stress-strain curves for selected fibers.

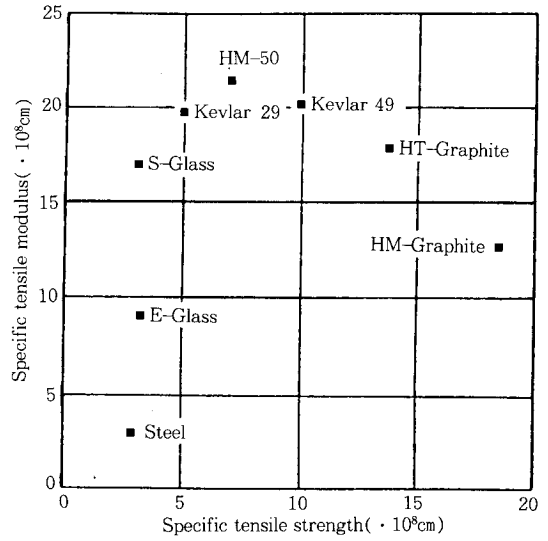


Fig. 3. Specific tensile properties of selected reinforcing fibers.

시 수지와의 경화 반응시 화학적 결합을 유도하기 위해서이다. 아라미드 섬유의 지운 플라즈마 에칭 방법에 의한 메카니즘은 다음과 같다.

아라미드 섬유의 가수분해는 에폭시 수지와 반응성을 올려주기 위해 시도되었으며, 이 경우 가수분해

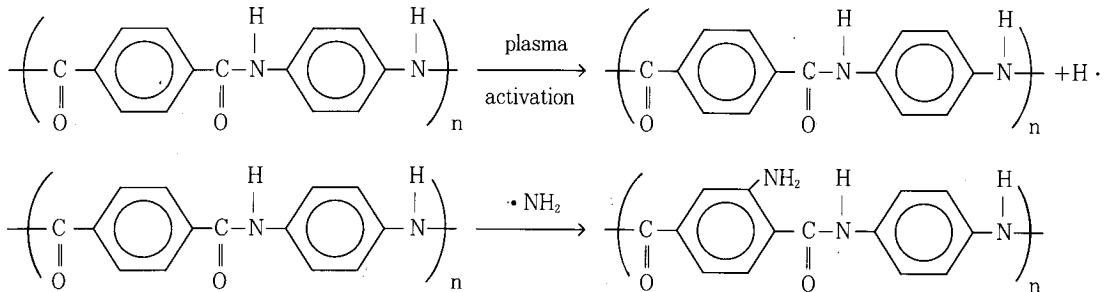


Table 3. Tensile Strength of PP/Kevlar Composite

plasma treatment time(min)	tensile strength (MN/m ²)
0	15.52
1	16.55
3	21.79
5	19.93

의 정도에 따라 아라미드 섬유 복합재료의 물성은 크게 영향을 받는다. Table 3은 아라미드 섬유/폴리프로필렌 복합재료의 인장강도를 나타내고 있다. 플라즈마 처리시간이 3분일 경우 인장강도의 값이 가장 높은 수치를 나타내고 있다. 아라미드 섬유의 가격은 자동차 tire cord의 경우 \$12/kg이며, 고성능 아라미드 섬유는 \$80-\$120/kg 정도로서 주로 우주항공 분야에 이용되고 있다. 높은 제조 단가는 특수분야의

Table 4. Major Markets for Aramid Fibers

Automotive	Tires <ul style="list-style-type: none"> • Auto • Truck • Off-Road Vehicles 	Asbestos-Replacement <ul style="list-style-type: none"> • Brake Linings • Clutch Facings 	Aramid Composites <ul style="list-style-type: none"> • Motorcycle Drive Belts • Body Panels for Race Cars 	Snowmobile Tracks
Composite Construction	Marine <ul style="list-style-type: none"> • Submarine Hulls • Marine Rope • Canoe, Kayaks • Sonar Tow Cables • Subsea Mooring Lines 	Sports Equipment <ul style="list-style-type: none"> • Skis • Golf Clubs • Tennis Rackets • Snowmobile Bodies • Fishing Rods 	Fabrics <ul style="list-style-type: none"> • Tarpaulins • Oil Spill Recovery Booms • Bullet Proof Vests • Protective Gloves and Clothes (Cut-, Chemical and Heat-Resistant) • Cable : Electrical, Mooring Line and Fiber Optic • Parachute Components • Air Supported Shelter Fabrics • Military Helmets 	
Aircraft	Exterior <ul style="list-style-type: none"> • Access Panels • Radomes • Helicopter Blades • Propellers 	Interior <ul style="list-style-type: none"> • Floors • Partitions • Cargo Liner Panels 	Space <ul style="list-style-type: none"> • Pressure Vessels • Filaments • Rocket Engine Casings 	

적용과 고강도, 내화학성의 이점을 고려할 때 극복되어질 수 있다고 사료되어진다. 아라미드 섬유는 1985년에 2500만 파운드 정도가 세계적으로 사용되어졌으며, 주로 자동차, 복합재료, 우주항공에 이용되었다[18]. Table 4는 아라미드 섬유가 현재 상업적으로 이용되고 있는 분야를 제시하고 있다.

3. 고강도 폴리에틸렌 섬유

1986년까지 강도 및 탄성률 차원에서 아라미드 섬유와 경쟁하는 유기 강화섬유가 상업화된 것은 없었다. 그러나 미국 Allied-Signal사에서 Spectra 900이라는 상품명명의 고강도 폴리에틸렌 섬유가 개발되어 상품화됨으로써 고강도 및 고탄성률 차원에서 아라미드 섬유와 경쟁체제에 돌입하게 되었다[20-28]. 고강도 폴리에틸렌 섬유는 1960년대 중반기 이후 실험실적으로 고분자량의 폴리에틸렌을 gel spinning 방법에 의해 높은 배향성을 유도함으로써 우수한 물성을 갖는 유기 강화섬유 제조를 시도하였으며, 1980년대 후반기에 상업화에 성공하기에 이르렀다[32-40]. 현재는 네덜란드 DSM사의 Dyneema와 일본 Mitsui

petrochemical사의 Tekmilon 등도 상업화되어 생산되고 있는 실정이다. 고강도/고탄성률 폴리에틸렌 섬유는 고분자량의 high density polyethylene(HDPE)을 용융점 이하에서 연신하여 제조하게 되며, 연신조건에 의해 chain extension과 결정화도 및 연신율이 좌우되어, 이에 따른 기계적 물성이 결정되어진다. 연신율은 최종 섬유의 탄성률에 직접적으로 영향을 주게 되는데, 이에 따라 고강도 섬유를 제조하기 위해서는 높은 연신율이 요구되게 된다.

Fig. 4는 HDPE의 섬유 탄성률과 연신율 사이의 상관 관계를 나타내고 있다. 일반적으로 분자량 100만 이상의 HDPE의 경우 연신비는 5:1 정도이며, 고강도 섬유의 제조를 위해서는 50:1~70:1 정도의 연신율이 요구되어진다. 높은 연신율을 얻기 위해 분자간 entanglement를 줄여주어야 하며, 이를 위해 HDPE를 용매에 녹인 후 용액하에서 방사하게 되는데, 이때 entanglement를 효과적으로 낮출수록 높은 섬유 배향성을 얻을 수가 있다. 이를 위해 고강도 PE 섬유 제조 3사는 각기 서로 다른 용매를 사용하고 있으며, Allied Signal사는 paraffin oil을 사용하며, Mitsui는 paraffin wax를 사용한다고 보고 되고

Table 5. Selected Mechanical Properties of PE and Other Fibers

Fiber	Tensile Strength(MPa)	Tensile Modulus(MPa)	Elongation to Break(%)	Density(g/cc)
Allied Spectra 900	2585	117,200	3.5	0.97
Allied Spectra 1000	3000	172,375	2.7	0.97
Tekmilon PE	3500	100,000	4	0.96
Aramid LM	2760	62,000	4.0	1.44
Aramid HM	2760	124,000	2.5	1.44
HM Graphite	2410	379,225	0.6	1.81
HT Graphite	3033	225,100	1.2	1.81
S-Glass	4585	90,000	2.75	2.50

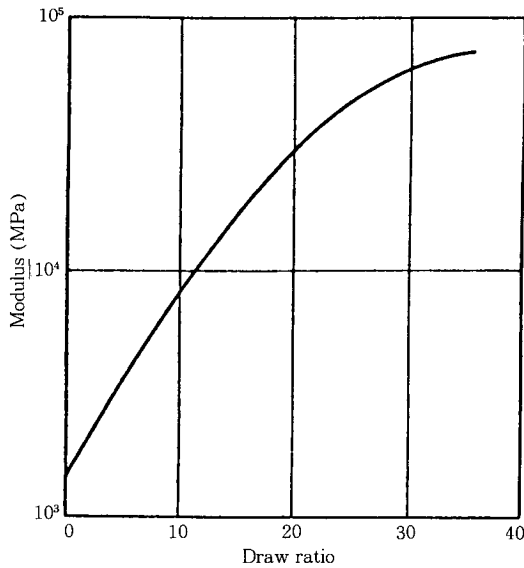


Fig. 4. Comparison of draw ratio to tensile modulus for HDPE.

있다. 전반적으로 용매에 5-10퍼센트 정도 고분자를 녹인 후 150°C 정도에서 용액을 제조하게 된다. 이 희박용액은 고분자의 entanglement를 다소 감소시켜 주며, 높은 연신율의 섬유 제조가 가능하게 된다. 용액이 제조되면 135°C 정도로 냉각시켜, gel상태에서 entanglement가 감소된 porous한 결정성 고분자를 형성하게 된다. 이와 같은 gel은 섬유상으로 방사되게 되며, 120°C 정도에서 초연신을 하게 된다. Fig. 5는 고강도/고탄성률 폴리에틸렌 섬유의 제조 공정을 나타내고 있다. 이와 같이 제조된 고강도/고탄성률 폴리에틸렌 섬유의 물성은 기존 폴리에틸렌과는 비교할 수 없을 정도로 우수하며 그 응용분야 또한 매우 광범위하다. Table 5는 고강도/고탄성률 폴리에

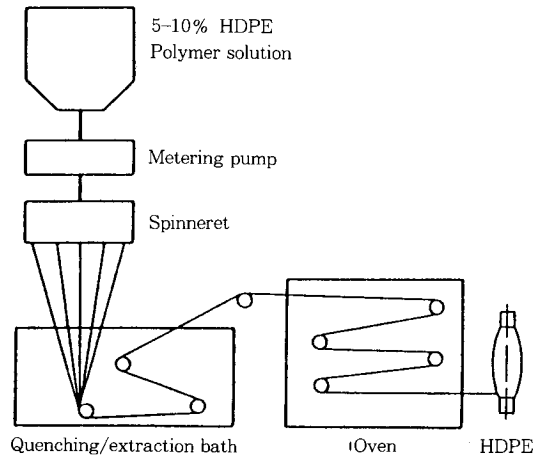


Fig. 5. Process to produce high modulus fibers from low entanglement gels.

틸렌 섬유와 다른 유기 강화섬유와의 비교 물성치를 나타내고 있으며, Allied-Signal사와 Tekmilon 섬유에 대해 중점적으로 다루고 있다. Table 5은 이와 같은 고강도 폴리에틸렌 섬유와 아라미드 섬유의 내화학성에 대해 비교치를 나타내고 있다. 아라미드 섬유에 비해 고강도 폴리에틸렌 섬유가 우수한 내화학성을 보여 주고 있다. 이와 같은 고강도 폴리에틸렌 섬유는 밀도가 0.97g/cc로 아라미드 섬유보다 가벼워 경량화 소재로 매우 유용한 재료이며, 고강도 고탄성률을 지니고 있으며 또한 내충격성이 우수하고 내화학성이 우수하여, 그 응용범위가 매우 다양한 고성능 유기 강화섬유이다. 고강도 폴리에틸렌 섬유의 단점으로는 150°C 이상에선 그 강도를 유지할 수 없어 높은 온도에서의 사용이 제한을 받게 되며, 높은 하중에서의 tensile creep 특성이 불량한 것으로 알려져 있다. 이와 같은 문제는 ionizing radiation에 의

Table 6. O_{1s}/C_{1s} Area Ratios with Plasma Treating Time

treatment time(min)	O_{1s}/C_{1s} area ratio(%)
1.0	3.2
3.0	5.8
5.0	8.1
7.5	10.9
10.0	12.5
12.5	14.5
15.0	16.8

Plasma device : Model PD-2(SAMCO)

Carrier gas : O

Generator power : 100watt

해 가교를 유도함으로써 문제점을 보완해 주는 실정이다.

고강도 폴리에틸렌 섬유의 경우 매트릭스 수지와 함께 적용시 계면 접착이 불량하여 구조재나 load bearing 용도에 사용시 낮은 기계적 물성을 나타내어 그 응용에 제한을 받고 있다[29-32]. 이와 같은 문제점을 해결하기 위해 실란카플링제나 저온 플라즈마 방법이 이용되고 있으며, 이를 통해 고강도 폴리에틸렌 섬유 표면에 새롭게 카르복실기, 에테르기 등을 도입시켜 매트릭스 수지와 화학적 결합을 유도할 수 있으며, 이는 궁극적으로 고강도 폴리에틸렌 섬유 복합재료의 기계적 물성을 향상시키게 된다[33-44]. 실란카플링제를 고강도 폴리에틸렌 섬유 표면에 도입하여 매트릭스 수지와 화학적 결합을 유도할 경우 외부 응력의 전달을 용이하게 하고 계면의 H_2O 존재를 배제할 수 있어 우수한 기계적 물성을 얻을 수가 있다. Table 6은 고강도 폴리에틸렌 섬유의 표면을 플라즈마 에칭 처리시 고강도 폴리에틸렌 섬유 표면의 조성을 ESCA를 통해 분석한 자료이다. 플라즈마 처리시간이 증가할수록 고강도 폴리에틸렌 섬유의 표면의 산소함량이 증가함을 알 수 있다[45]. Fig 6는 고강도 폴리에틸렌 섬유를 플라즈마 처리 및 실란카플링제 처리시 복합재료의 중간 전단 강도를 처리시간 함수로 나타내고 있다. 플라즈마 처리 경우에 비해 플라즈마/실란처리시 고강도 폴리에틸렌 섬유 복합재료의 접착강도가 더 높은 값을 나타내고 있다.

고강도 폴리에틸렌 섬유는 \$12-172/kg 정도의 가격으로 kevlar 섬유와 유사하며, 공정개선 및 대량생산하에 따라 \$6-11/kg 정도로 낮은 가격으로 생산이 가능하리라 예상하고 있다. 이와 같은 가격문제는

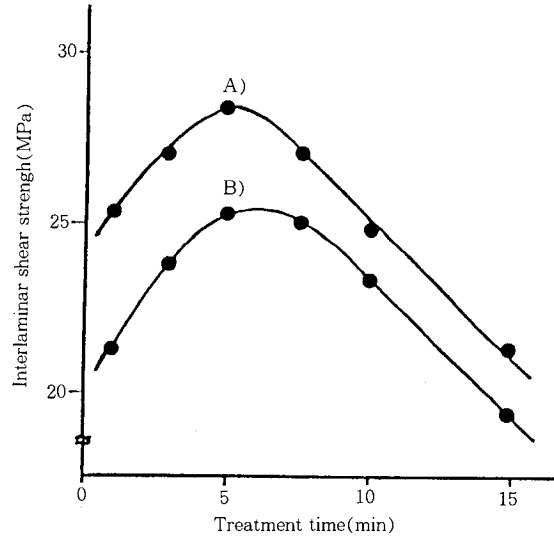


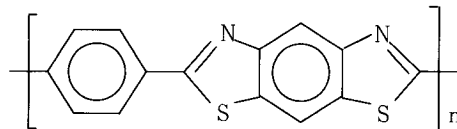
Fig. 6. Interlaminar shear strength of plasma and plasma/silane treated PE fiber composite as a function of plasma treatment time.

A) Plasma/silane treated PE fiber composite

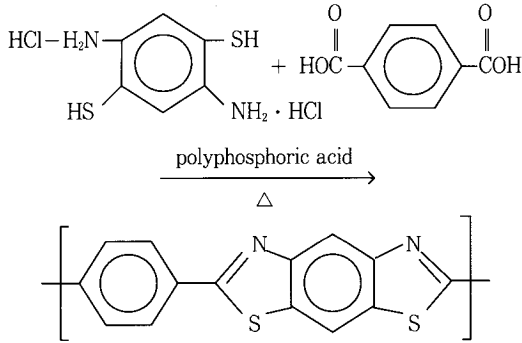
B) Plasma treated PE fiber composite

고성능 신소재 응용분야에 이용함으로써 쉽게 극복될 수 있으리라 본다. 고강도 폴리에틸렌 섬유의 주요 용도는 해양로프, 방탄 장비, 어망, 해양복, 수술봉합사, 스포츠 용품, 저온 내충격 복합재료 및 의료용 장비등 그 범위는 매우 넓다고 할 수 있다. 현재로는 탄소섬유, 아라미드 섬유와 가격 및 성능 경쟁을 벌이고 있으나, cost down이 되면 유리섬유 범주와도 경쟁이 있을 것으로 예상하고 있다.

4. Poly(p-Phenylene Benzobisthiazole)



상업화된 유기 강화섬유외에도 현재 batch나 pilot 규모로 연구되고 있는 섬유 중에는 rigid rod 강화섬유로서 poly(p-phenylene benzobisthiazole)이 대표적이다. 1960년대 U. S. Air Force Material Lab.에서 연구가 시작되어 1980년에 물질특허를 출원하였으며, 1985년에 고강도, 고탄성률의 섬유를 제



조하기에 이르렀다[46-48]. Poly(phenylene benzobisthiazole) (PBT)은 terephthalic acid와 2, 5-diamino-1, 4-benzenedithiol dihydrochloride(DBD)에 의해 합성되어 진다[49, 50].

PBT 섬유를 제조하기 위해선 먼저 DBD를 polyphosphoric acid(PPA)에 녹인 후, 탈 염산화 반응을 시도한다. 이후 terephthalic acid와 PPA를 추가로 도입 후, 혼합물을 160℃까지 서서히 승온하여 dissolution을 유도한다. 용액을 다시 180℃까지 승온시켜 일정분자량에 도달하도록 18시간 동안 반응을 진행시킨다. 이렇게 하여 형성된 고분자량 물질은 air gap을 이용한 dry jet-wet spinning 방법에 의해 섬유로 방사되어지며, 질소기류하에서 tubular 오븐에서 연신 배향하여 고강도, 고탄성률의 섬유를 얻게 된다. PBT 섬유는 가장 높은 비강도, 비탄성률의 유기 강화섬유로서, 높은 내화학적 성질을 나타내고 있다. 단기 사용범위에서는 700℃의 고온에서도 가능하며, 장시간 사용시는 350℃에서 이용 가능하다고 보고되고 있다.

Table 7은 PBT 섬유와 다른 강화재와의 물성비교를 나타내고 있으며, Fig. 7은 다양한 섬유와 PBT 섬유의 비강도, 비탄성률을 제시하고 있다. 그림에서 보면 PBT 섬유가 높은 비강도와 비탄성률을 나타내고 있음을 알 수 있다. 이와 같은 PBT 섬유는 가장 높은 사용온도 영역을 가지고 있으며, 높은 비강도 및 비탄성률에 의해 고온 특수 목적에 그 활용 분야의 강점을 가지고 있다. 현재 상업화되지 않아 적용면에서 제약이 있으나, 많은 회사들이 관심을 가지고 있는 실정이다. 1990년 Commtch Internation사에서 PBT와 polybenzobisoxazole(PBZ)을 생산하기 시작하는 단계이다. 현재 4500ton 규모로 공장설립을 계획하고 있으며, 이 규모로 볼때 \$22-33/kg 가격이 될 것으로 예상되어 가격면에서도 경쟁력이 있

Table 7. Comparison of Mechanical Properties of PBT with Other Fibers

	Tensile Strength (MPa)	Tensile Modulus (MPa)	Elongation at Break (%)	Density (g/cc)
Heat Treated PBT	4185	331,000	1.4	1.58
S-2 Glass	4585	90,000	4	2.49
HM Graphite	2410	379,000	0.6	1.81

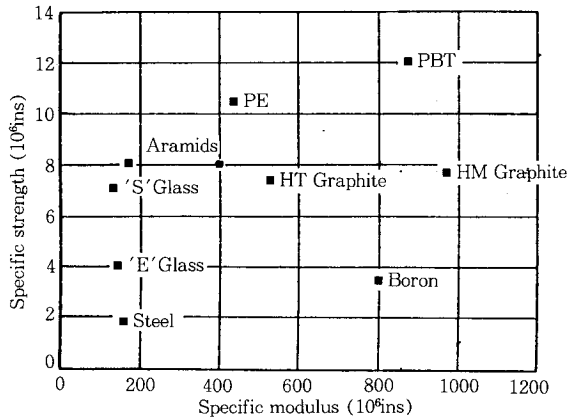


Fig. 7. Specific tensile properties of selected fiber.

을 것으로 기대하고 있다[51]. PBT 섬유는 아라미드 섬유와 마찬가지로 낮은 압축특성을 가지고 있어 구조재 적용에 다소 문제점이 있어, 이 문제를 해소하기 위해 소량의 유리섬유와 함께 적용하는 방법을 시도하고 있다. PBT 섬유가 상업화된다면 고온 용도 및 우주항공분야에 적용이 가능할 것으로 예측하고 있다.

5. Flexible Chain Polymer Fibers

Rigid rod 섬유의 개발연구와는 달리, flexible chain polymer fiber는 아직 실험실적 단계에서 연구되어지고 있다. Flexible chain polymer 중 poly(oxymethylene), poly(vinylalcohol), polypropylene 등이 섬유제조를 위해 연구가 시도되었다[52-57]. Ohta는 이와 같은 flexible chain polymer fiber의 기계적 물성에 대한 이론치와 상업화시의 물성에 대해 전반적인 고찰을 행하였다[25]. 이와 같은 실험실적 섬유재료의 연구와 함께, gel spinning 방법이 아닌 다른 방법에 의한 고강도 폴리에틸렌 섬유제조에 관한 연구

가 행하여 졌다. 영국 Leeds대학의 I. M. Ward, 미국 Celanese사와 Dupont group이 주요 연구팀이며, BP Chemicals사는 다른 방법에 의해 고강도 폴리에틸렌 섬유 제조에 관해 특허를 출원하였다고 보고하였다 [58].

Leeds Process는 solid state 연신전에 melt extruded 섬유를 열처리하는 공정이 있으며, 열처리 공정은 고분자의 chain entanglement를 감소시켜 높은 연신율을 얻을 수 있기 때문이다. 이 process는 분자량이 25만에서 35만 정도에서 가능하며, 높은 분자량에선 제한을 받게 된다. 고성능 폴리에틸렌 제조를 위해 Dupont은 고분자량과, 낮은 entanglement의 고분자를 반응조에서 직접 제조해 내는 방법을 사용하고 있으며, 이 재료는 gel spinning 공정과 유사한 물성을 가지며, 70 : 1의 높은 연신율을 나타낸다고 보고하고 있다.

6. 결 론

현재 고강도 유기 강화섬유는 기존 사용되고 있는 강화재와 세라믹, 탄소 섬유들과 그 물성 및 용도, 가격면에서 경합을 벌이고 있다. 정부와 민간 연구 단체, 대학 연구소에서 시행되고 있는 이와 같은 연구는 우수한 강도, 열안정성 및 내화학성을 가지는 유기 강화섬유를 창출해 내고 있으며, 이를 통해 최대 기계적 물성값인 이론치의 약 10에서 20퍼센트의 높은 강도 섬유를 상업화하기에 이르렀다. 앞으로 유기 강화섬유의 합성 및 가공방법이 발전할수록 기계적 물성이 이론치의 약 50에서 70퍼센트까지 향상될 수 있을 것으로 사료되며, 이와 같은 물성이 얻어진다면 유기 강화섬유의 산업체 적용에 획기적인 전기가 마련될 것이며 새로운 신소재로서 중요한 역할을 수행하게 될 것으로 전망된다.

참고문헌

1. W. B. Black, *Ann. Rev. Mater. Sci.*, **10**, 311 (1980).
2. W. B. Black, "High Modulus Organic Fibers", in *Int'l Rev. of Sci., Phys. Chem. Ser. Two*, Bauer, C. E. Eds., Butterworths, London(1975).
3. A. Ciferri and I. M. Ward, Eds., *Ultrahigh Modulus Polymers*, Applied Sciences, London(1979).
4. A. Ciferri, Editor of Symp., *J. Polym. Sci.* **15**, 129(1975).
5. P. J. Flory, *Proc. Roy Soc. London. Ser. A*, **243**, 73(1956).
6. P. J. Flory, *Macromolecules*, **11**, 1119(1978).
7. K. E. Pinepelkin, *Faserforsch. Text*, **25**, 251 (1976).
8. P. W. Morgan, *Macromolecules*, **10**, 1381(1977).
9. S. Kwolek, P. W. Morgan, J. R. Schafgen, and L. W. Culuch, *Macromolecules*, **10**, 1390(1977).
10. T. I. Bair and P. W. Morgan, *ibid.*, 1396.
11. M. Panar and L. F. Beste, *ibid.*, 1401.
12. S. L. Kwolek, U. S. Patent 3, 600, 350(August 17, 1971).
13. *Plastics Engineering*, 15, April(1986).
14. T. Ohta, *Poly. Eng Sci.*, **23**, 697(1983).
15. J. Preston, "Aramid Fibers" in *Encyclopedia of Chemical Technology*, Vol. 3, Grayson, M., Ed., Wiley, New York(1978).
16. Teijin Preproduction Product Information, personal communication.
17. Information extracted from DuPont, Akzo and Teijin Product brochures.
18. J. Cudele, *New York Times*, April 21(1986).
19. R. E. Allred, E. W. Merrill, and D. K. Roylance, "Molecular Characterization of Composite Interfaces" H. Ishida and G. Kumar Eds., Plenum Press pp. 333-375(1985).
20. S. Kavesh and D. Prevorsek, U. S. Patent 4, 413, 110(1983).
21. A. J. Penning, P. J. Lemstra, B. Kalb, and P. Smith, *Polym. Bull. (Berlin)*, **1**, 733(1979).
22. P. Smith and P. J. Lemstra, *Makromol. Chem.*, **180**, 2983(1978).
23. P. Smith and P. J. Lemstra, *J. Mater. Sci.*, **15**, 505(1980).
24. T. Kunugi, *New Mater. New Proc. Electrochem. Tech.*, **1**, 58(1981).
25. A. J. Penning and J. Smook, *Polym. Bull. (Berlin)*, **10**, 291(1983).
26. R. S. Porter, A. Tsurata, T. Kanamoto, and K. Tanak, *Polym. Eng. Sci.*, **23**, 521(1983).
27. A. J. Pennings, et al., *Pure Appl. Chem.*, **55**, 777

- (1983).
28. E. P. Brewster, D. Nelson, and R. Patton, *Nat'l SAMPE Symp. Exhibit*, **28**, 65(1983).
 29. R. S. Adams and R. S. Zimmerman, *Adv. Tech. Proc. 30th National SAMPE symposium, Anaheim, CA*, 280(1985).
 30. H. W. Chang, L. C. Lin, and A. Bhatnager, *Proc. 31st National SAMPE symposium, Anaheim, CA*, 859(1986).
 31. D. F. Adams and R. S. Zimmerman, *31st National SAMPE symposium, Anaheim, CA*, 1456 (1986).
 32. R. F. Gibson, V. S. Rao, and R. Magenta, *32nd National SAMPE symposium, Anaheim, CA*, 231 (1987).
 33. "Ultra-high Modulus Polymer", Eds. A. Ciferri and I. M. Ward, Applied Science Publishers, London, Chap 1-3(1979).
 34. I. M. Ward, "Advances in Polymer Science", 70, 1(1985).
 35. I. M. Ward and N. H. Ladizesky, "Composite Interfaces", Eds., H. Ishida and J. L. Koenig, 37 (1986).
 36. D. E. Yuhas, B. P. Dolgin, C. L. Vorres, H. Nguyen, and A. Schriver, "Interfaces in Polymer Ceramic, and Metal Matrix Composites", Ed., H. Ishida, 595(1988).
 37. S. L. Kaplan, P. W. Rose, J. X. Nguyen, and H. W. Chang, *SAMPE Quarterly*, July, 55(1988).
 38. N. H. Ladizesky and I. M. Ward, *J. Mater. Sci.*, **18**, 533(1983).
 39. N. H. Ladizesky, I. M. Ward, and L. N. Phillips, U. S. Patent No. 4410586(1983), European Patent Application No. 82301689(1982).
 40. R. Wong, "Fundamental Aspects of Fiber Reinforced Plastic Composites", R. T. Schwartz and H. S. Schwartz, Eds., Interscience, New York, p. 237(1968).
 41. P. W. Erickson, *J. Adhesion*, **2**, 131(1970).
 42. E. P. Plueddemann, *J. Adhesion*, **2**, 184(1970).
 43. "Interfaces in Polymer matrix Composites" in *Composite Materials*, E. P. Plueddemann, Ed., Academic, New York (1974).
 44. H. Ishida and J. Jang, *Die Makromol. Chem., Macromol. Symp.*, **22**, 191(1988).
 45. C. R. Choe and J. Jang, "Controlled Interphases in Composite Materials" H. Ishida ed., Elsevier Science Publishing Co., Inc. pp. 97-107 (1990).
 46. J. F. Wolfe and B. H. Loo, U. S. Patent 4, 2125, 700(September 30, 1980).
 47. J. F. Wolfe, P. Sybert, and J. Sybert, U. S. Patent 4, 533, 692(August 6, 1985).
 48. J. F. Wolfe, P. Sybert, and J. Sybert, U. S. Patent 4, 533, 693(August 6, 1985).
 49. J. F. Wolfe, B. H. Loo, and E. R. Seville, *Polym. Preprint*, **22**, 60(1981).
 50. J. F. Wolfe, B. H. Loo, and F. E. Arnold, *Macromolecules*, **14**, 915(1981).
 51. A. S. Brown, Ed., *High Tech. Materials Alert*, **2**, 1(1985).
 52. Japanese Patent 60 52, 618(March 25, 1985).
Japanese Patent 85 52, 618(March 25, 1985).
 53. Japan Chemical Week, 1 (December 6, 1984).
 54. T. Genba, A. Mizobe, M. Okazaki, and I. Sakuragi, Eur. Patent Appl. EP 150.51(August 7, 1985).
 55. S. Kavesh, D. Kwon-Young, and D. C. Prevorsek, U. S. Patent 4, 440, 711(April 3, 1984).
 56. D. L. M. Canfield, G. Capaccio, and I. M. Ward, *Polym. Eng. Sci.*, **16**, 721 (1976).
 57. A. F. Wills, G. Capaccio, and I. M. Ward, *J. Polym. Sci. Polym. Phys. Sci.*, **18**, 493(1980).
 58. *Plastics Technology*, **32**, 118(1986).