

< 논문 >

유리섬유/알루미늄 혼성 적층판의 인장특성과 파괴인성 평가

우 성 충* · 최 낙 삼†
(2004년 12월 2일 접수, 2005년 4월 18일 심사완료)

Evaluation on Tensile Properties and Fracture Toughness of Glass Fiber/Aluminum Hybrid Laminates

Sung-Choong Woo and Nak-Sam Choi

Key Words: Fiber Metal Laminates(섬유금속적층판), Glass Fiber/Aluminum Hybrid Laminates(유리섬유/알루미늄 혼성 적층판), Fracture Toughness(파괴인성), Critical Load(임계하중), Damage Tolerance(손상 허용성)

Abstract

Tensile properties and fracture toughness of monolithic aluminum, fiber reinforced plastics and glass fiber/aluminum hybrid laminates under tensile loads have been investigated using plain coupon and single-edge-notched specimens. Elastic modulus and ultimate tensile strength of GFMLs showed different characteristic behaviors according to the Al kind, fiber orientation and composition ratio. Fracture toughness of A-GFML-UD which was determined by the evaluation of K_{IC} and G_{IC} based on critical load was similar to that of GFRP-UD and was much higher than monolithic Al. Therefore, A-GFML-UD presented superior fracture toughness as well as prominent damage tolerance in comparison to its constituent Al. By separating Al sheet from GFMLs after the test, optical microscope observation of fracture zone of GFRP layer in the vicinity of crack tip revealed that crack advance of GFMLs depended on the orientation of fiber layer as well as Al/fiber composition ratio.

1. 서 론

항공기용 소재로서의 알루미늄은 비강도, 신뢰성, 경제성 등의 면에서 가장 많이 사용되는 것으로 현대 항공기의 80~90%에는 알루미늄과 그의 합금으로 이루어져 있다. 순수 알루미늄은 인장강도가 낮기 때문에 항공기 구조용 재료로는 부적합하다. 또한 내식성 및 내피로특성이 낮아 여러 가지 합금을 만들어 사용하고 있는데 우수한 강도를 지니는 7000번 계통과 신장력이 좋은 2000번 계통이 그 대표적인 예이다. 한편 1960년

을 전후로 등장한 복합재료는 금속재료보다 가볍고, 비강도·비강성이 우수해 항공기의 연구, 개발에서 경량화와 고강도의 요구에 부합하여 그 사용량이 급격히 증가하였다. 특히, 기지체에 비해 경량이면서 높은 비강도, 비강성을 가지는 강화재를 보강시킨 섬유강화 플라스틱 복합재료(Fiber reinforced plastics, FRPs)는 기존 재료에 비해 물성이 뛰어나 항공·우주산업은 물론 다른 첨단 산업분야에서도 각광을 받고 있다. 하지만, FRPs의 경우 강화섬유와 수직인 방향으로의 강도는 기지체의 강도에 의존하기 때문에 매우 작고, 미세한 충격일지라도 횡방향 충격특성에 취약한 면을 지니고 있어 그 사용이 제한적이다. 또한 에폭시계 수지는 강화재인 섬유에 비해 상대적으로 열에 취약하고 화학적으로 불안정하며 취성을 가지고 있다. 이러한 결점은 복합재료 이루어져 있는 구조물의 파괴인성(fracture toughness)이나

† 책임저자, 회원, 한양대학교 기계경영정보공학부
E-mail : nschoi@hanyang.ac.kr
TEL : (031)400-5283 FAX : (031)406-5550

* 회원, 건국대학교 인공근육연구센터

손상 허용성을 감소시킨다. 이와 같이 수지를 지지재로 사용한 복합재료의 문제점을 해결하고 FRPs의 장점을 그대로 유지하기 위해 기존의 금속재료의 장점과 결합한 하이브리드 복합재료 형태인 섬유금속적층판(Fiber metal hybrid laminates, FMLs)이 유력한 공업재료로서 각광을 받고 있다.

FMLs은 두께가 0.2~0.5mm 사이의 Al합금 박판을 FRP층과 교대로 적층하여 종래의 순수한 FRP 또는 고강도·고장력 Al합금재에 비하여 아주 우수한 기계적 및 역학적 특성을 나타낸다.⁽¹⁻¹⁴⁾ 예컨대, 표피층을 이루고 있는 Al박판은 내부 FRP층을 보호하는 역할을 함으로써 내부 FRP층의 강도저하를 환경적인 공격이나 충격으로부터 보호하는 역할을 한다.⁽¹⁻³⁾ FMLs의 섬유방향으로의 비강도·비강성은 금속층에 사용되는 고강도 알루미늄 합금에 비해 뛰어나기에 인장하중이 지배적인 구조물의 부품이나 구성물을 설계할 때 경량화의 측면에서 지대한 역할을 한다.

선진국에서는 ARALL[®](ARamid reinforced ALaminates),⁽⁴⁻¹⁰⁾ GLARE[®](GLAss fiber REinforced metal lamiantes)⁽¹¹⁻¹⁴⁾라는 상표명으로 1980년대 중반부터 상용화하였고 반복하중 및 면외하중을 받는 항공기 구조물 뿐만 아니라 최근에는 철도차량에 적용성을 시도하고 있는 상황이다. FMLs의 1세대 재료라고 할 수 있는 ARALL[®]은 개발초기에 피로균열이 발생하기 쉬운 항공기의 주익(main wing)부분의 피로특성을 향상시키기 위해 개발되었고, 반면에 2세대 재료인 GLARE[®]는 항공기 동체(fuselage skin)의 피로특성을 향상시키기 위해 개발되었다. 그런데 ARALL[®]은 섬유층과 접착층 사이의 낮은 계면 강도로 인해 섬유 체적비가 50% 이상의 경우에는 층간 전단특성이 불량하고 노치가 존재하는 경우 피로특성이 상대적으로 GLARE[®]에 비하여 떨어지는 것으로 알려져 있다. 이와는 대조적으로 GLARE[®]는 ARALL[®]에 비해 섬유층과 접착층 사이의 접합력이 우수하고 경화후에 Al층에는 잔류응력이 거의 존재하지 않는 장점이 있다. 특히, 피로시험 하에서 섬유층에서의 섬유파단은 거의 발생하지 않아 충격 및 압축하중에 아주 우수한 것으로 알려져 있다.⁽¹³⁾

하지만 FMLs은 섬유층과 금속층의 접합으로 인해 발생하는 층간분리현상, 경화과정에서 기존의 복합재료의 성형시에는 발생하지 않는 국부적인 공동현상이 생기는 점, 경화후의 금속층과 섬

유층의 열팽창계수의 차이로 인한 잔류응력의 존재 등의 문제점을 안고 있고 현재에도 여전히 정확한 해석 및 평가가 필요하다. 또한, 이러한 문제점들은 구조물의 안전성, 신뢰성 그리고 건전성에 영향을 줄 수 있으므로 파괴거동 및 파괴인성을 평가하는 것은 FMLs의 실용적 측면에서 중요한 문제이다. FMLs은 개발단계에서부터 항공 우주용 재료로 개발되었기에 충격 및 피로특성에 관한 연구가 대부분이며 섬유층의 배향이 일방향 적층판에 편중되어 있다.^(5,6,13,14) 또한 여타 복합재료에 비해 FMLs은 연구기간이 짧으면서 실제 구조물로 적용되고 있는 소재이므로 이에 대한 기초적인 물성자료 및 파괴특성에 관한 연구자료가 다른 복합재료 및 금속재료에 비해 상대적으로 부족한 편이다. 항공 우주 구조물뿐만 아니라 차량 및 일반구조물에 까지 그 적용성을 확대하기 위해서는 섬유층이 다양한 적층각을 가지는 FMLs의 기초적인 물성 및 파괴거동, 파괴인성에 대한 연구가 기본적으로 선행되어야 한다. 이러한 이유로 실험을 바탕으로 유리섬유/알루미늄 혼성 적층판(glass fiber/aluminum hybrid laminates, GFMLs)의 기계적 특성 및 파괴인성에 대한 체계적 연구가 필요하며 GFMLs을 구성하고 있는 유리섬유층과 Al층 자체에 대해서도 연구할 필요가 있다.

따라서 본 연구의 목적은 Al, 섬유강화 복합재료(GFRP), 유리섬유/알루미늄 적층판(GFMLs)을 제작하여 평활재 시험편에 대해서는 인장하중 하의 기계적 특성을 평가하고 편측 노치를 갖는 시험편에 대해서는 균열선단에서의 국부적인 거동을 묘사할 수 있는 응력확대계수(stress intensity factor)와 균열확장에 동반되는 에너지의 척도인 에너지해방률(energy release rate)로써 파괴인성을 평가하는 것이다. 본 연구를 위한 선행연구로서 저자는 Al, GFRP, GFMLs의 거시적 변형과정과 미시적 파괴과정을 음향방출(acoustic emission, AE)특성과 관련시켜 연구하였고,⁽¹⁵⁾ 또한 GFRP의 표피층 및 내부층의 변형거동을 A-EFPI광섬유센서로써 측정분석 한 바 있다.⁽¹⁶⁾ 본 연구에서는 균열 개시 및 성장에 대한 정확한 해석을 위해 인장시험과 병행하여 이동식 광학현미경으로 균열의 진전상태를 관찰하였다. 시험이 끝난 시험편에 대해서는 다이아몬드 저속절단과 연마법을 통해 광학관찰용 시험편을 제작하고 투과식

Table 1 Designation of Al materials and their composites used in this study

Materials	Specimen designation	Stacking sequence
Monolithic aluminum	Al1050	*
	Al5052	*
Glass fiber reinforced plastics	GFRP-UD	[0° ₁₆]
	GFRP-CP	[0°/90°/0°]
	GFRP-90	[90° ₁₆]
Glass fiber/aluminum hybrid laminates	A-GFML-UD	[Al/0°/Al]
	A-GFML-CP	[Al/0°/90°/0°/Al]
	A-GFML-90	[Al/90°/Al]
	B-GFML-UD	[Al/0°/Al/0°/Al]
	B-GFML-CP	[Al/0°/90°/Al/90°/0°/Al]
	B-GFML-90	[Al/90°/Al/90°/Al]

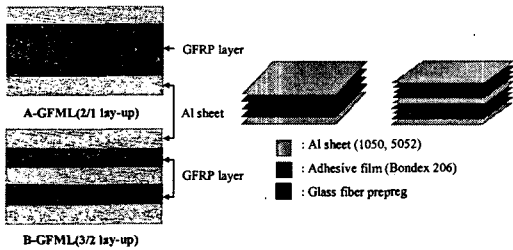


Fig. 1 Schematic of fabricated GFMLs and lay-up composition ratio

및 반사식 광학현미경 관찰을 통하여 GFMLs의 파괴 발생 메커니즘을 규명한다.

2. 실험

2.1 시험편제작

Table 1에 사용한 재료, 시험편의 이름과 적층 순서를 나타낸다. 본 연구에서 사용한 재료는 단일 Al박판, 유리섬유강화플라스틱(GFRP) 그리고 GFMLs로서 크게 3가지이며 Al의 종류 그리고 평활재와 노치재를 포함하여 총 34종류의 시험편을 제작하였다. 단일 Al박판은 두께가 0.5mm인 Al1050과 Al5052를 사용하였다. GFRP의 경우, 두께가 0.125mm인 일방향 유리섬유/에폭시 프리프레그(UGN 150, SK Chemical)를 사용하였다. 특히, GFMLs은 Fig. 1과 같이 Al층과 프리프레그층을 2/1과 3/2의 구성비로 제작하였다. 편의상 2/1의 구성비를 갖는 시험편을 A-GFML이라 명명하였고 3/2의 구성비를 갖는 시험편을 B-GFML이라 명명하였다. 또한, 모든 GFMLs 시험편에 대하여 알루미늄의 압연방향을 시험편의 길이방향과 일

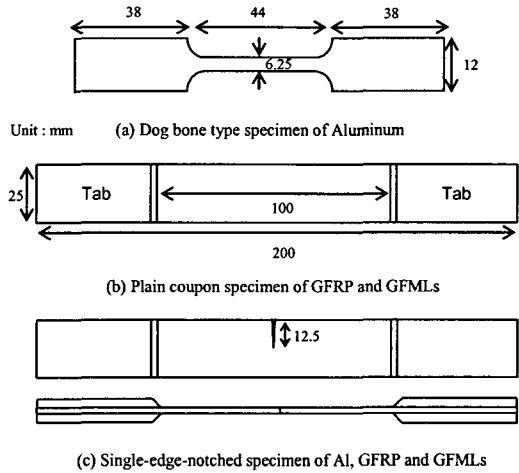


Fig. 2 Schematic of monolithic aluminum, GFRP, and GFMLs specimens for tensile test

치시켜 제작하였다. 섬유층과 Al층 사이의 접합력을 높이기 위하여 Al표면을 인산처리(phosphoric acid anodizing, PAA)하였다. 또한 적층시 섬유층과 Al층 사이에 두께 약 200µm의 접착필름(Bondex 206, 한국화이바)을 배치하였다. GFRP와 GFMLs은 hand lay-up 방법으로 적층한 후 제조사의 추천 경화사이클에 따라 오토클레이브 내에서 진공백(vacuum bag)방식으로 성형하였다. Fig. 2에는 Al의 인장 시험편과 JIS K 7054⁽¹⁷⁾에 근거하여 본 연구를 위해 제작된 복합재 시험편의 모양과 치수를 나타낸다. 편측노치를 갖는(single-edge-notched, SEN) 시험편을 만들기 위해 저속 다이아몬드 휠 절단기를 이용하여 손상발생을 최소화하면서 초기노치(길이 12.6mm, 폭 0.3mm)를 Fig. 3처럼 도입하였고 이후, 자체 제작한 예비균열 도입장치로 얇은 면도날(thin sharp razor blade)을 이용하여 노치 선단부를 Fig. 3과 같이 예리하게 만들었다.

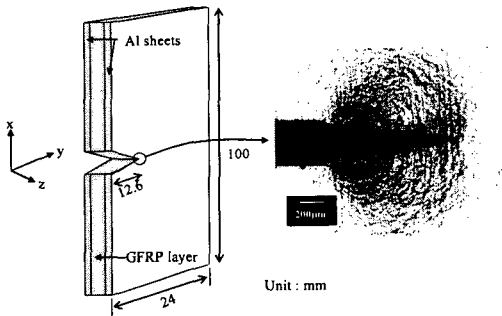


Fig. 3 Schematic of a single-edge-notched specimen. Right photo shows a magnified view of an initial crack tip introduced by a sharp razor blade.

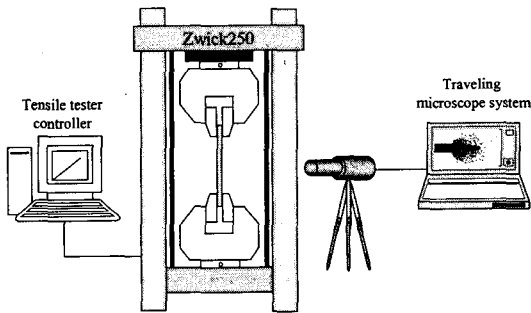


Fig. 4 Schematic of tensile test and microscopic observation

2.2 시험방법과 파손관찰

Fig. 4는 인장하중 하에서 Al시험편 및 복합소재 시험편의 인장거동과 파괴인성 평가를 위한 실험장치의 개략도이다. 노치없는 평형 시험편에 대해서는 만능 인장 시험기(Zwick, 로드셀 최대용량: 250kN)에 의해 변위제어(crosshead speed: 0.5mm/min)로 실시하여 응력-변형률 선도를 구했다. 인장시험은 동일한 실험조건으로 각 시험편 종류당 5회씩 실시하였다. 변형률은 Al시험편의 중앙에 약 40mm의 게이지 길이를 가지는 신장계(extension meter)를 부착하여 측정하였다. 편측 노치를 갖는 시험편에 대해서는 인장시험을 하면서 이동식 광학현미경으로 외관적인 균열의 발생 및 성장거동을 관찰하였다. 인장시험이 끝난 시험편을 저속 다이아몬드 휠 절단기로 절취하여 초기 편측노치(single edge notch, SEN) 부위를 연마 및 폴리싱에 의한 박편화기법⁽¹⁸⁾으로 광학현미경 관찰용 박편을 만들었다. 두께 200~300µm의 폴리싱된 박편을 이용하여 균열선단 주변의 손상상태를

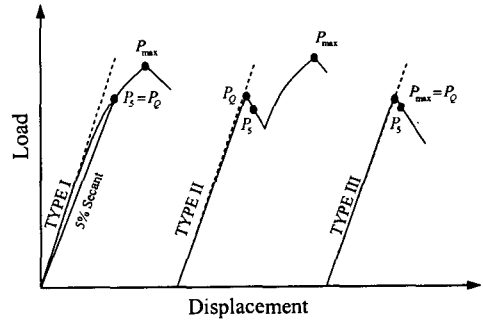


Fig. 5 Three types of load-displacement behavior in K_{IC} test

투과형 및 반사형 편광 현미경으로 관찰하였다. 또한 GFRP 및 GFMLs의 파면(fracture surface)에 대해서는 주사전자현미경(SEM)을 통하여 관찰하였다.

2.3 SEN시험편의 임계하중과 임계응력확대 계수의 결정

초기노치가 존재하는 시험편에 파단까지 부하를 주면 하중-변위 곡선이 구해지는데 Fig. 5는 전형적인 세 가지 형태의 하중-변위 곡선을 나타낸 것이다. 임계하중(P_Q)은 하중-변위 거동의 형태에 따라 여러 가지 방법 중 하나로 정의된다.⁽²⁰⁾ Type I 거동의 경우 하중-변위 곡선은 매끄러운 모양을 보이며, 최종 파손을 일으키는 P_{max} 이전에 선형 상태에서 약간 벗어난다. 이러한 비선형성은 소성변형, 비임계 균열성장, 또는 두 가지 모두에 기인한다. Type I곡선에 대하여 $P_Q=P_5$ (5% secant 라인, 원점에서 초기의 탄성하중 기울기의 95%에 해당하는 기울기)로 정한다. Type II에서는 곡선이 5%의 시킨트 라인으로부터 벗어나기 전에 얼마간의 불안정 균열성장(pop-in)이 일어난다. 이 경우 임계하중 $P_Q=P_{pop-in}$ 으로 정한다. Type III의 거동을 나타내는 시험편은 5%의 비선형성을 나타내기 전에 완전히 파손됨을 보여준다. 이러한 경우 $P_Q=P_{max}$ 이다.

편측노치를 갖는 Al, GFRP 그리고 GFMLs 시험편의 하중-변위 곡선은 상기에 정의된 세 가지 형태중의 하나로써 표현된다. FMLs는 섬유층의 배향에 따라 Al층과 섬유층에 다양한 하중모드가 부하되며 각층에 걸리는 하중모드는 엄밀하게 구별짓기가 어렵다. 따라서 본 연구에서는 선형탄성 파괴역학에 기초하여 각 시험편의 하중-변위

곡선에 따라 Fig. 5와 같이 임계하중을 결정하여 임계 응력확대계수와 임계 에너지해방률을 평가한다. 균열선단에 작용하는 모드 I 임계 응력확대계수는 K_{Ic} 로서 구한다. Fig. 2(c)의 편측노치를 갖는 Al, GFRP 그리고 GFMLS 시험편에 대한 K_{Ic} 는 식 (1), 무차원 형상보정계수 $f(a/W)$ 를 식 (2)⁽¹⁹⁾로써 구한다.

$$K_{Ic} = f(a/w) \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} \quad (1)$$

$$f(a/w) = \frac{\sqrt{2 \tan \frac{\pi a}{2W}}}{\cos \frac{\pi a}{2W}} [0.75 + 2.02 \left(\frac{a}{W}\right) + 0.371 (1 - \sin \frac{\pi a}{2W})^3] \quad (2)$$

여기서,

a : 초기균열길이

P_Q : 임계하중

B : 시험편 두께

W : 시험편 폭

$f(a/W)$: 무차원 형상 보정계수

$$0.45 \leq \frac{a}{W} \leq 0.55 \quad (3)$$

$$B, (W - a) \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{YS}}\right)^2 \quad (4)$$

$$P_{max} \leq 1.10 P_Q \quad (5)$$

식 (1)을 이용하여 구한 K_{Ic} 값이 유효한 값이 되기 위해서는 식 (3)~(5)의 조건을 만족할 것을 ASTM399⁽²⁰⁾에서는 요구하고 있다. 두께가 얇은 시험편의 K_{Ic} 값은 평면변형(plane strain)조건 식 (4)의 두께를 만족하지 못한다. 실제로 두께가 얇은 시험편은 평면응력(plane stress)상태에 가깝다고 할 수 있다. 하지만 평면변형 조건은 유효한 K_{Ic} 값을 얻기 위한 필요조건이지만 충분조건은 아니며 최근 실험데이터와 3차원 유한요소해석에서는 K_{Ic} 두께요구는 너무 보수적이라는 결과를 얻었다. 또한 알루미늄은 파손되기 전에 상당한 소성변형을 나타내 Type I곡선에 해당하므로 $P_Q = P_S$ 가 되겠지만 이렇게 구한 P_Q 는 식 (5)를 위반

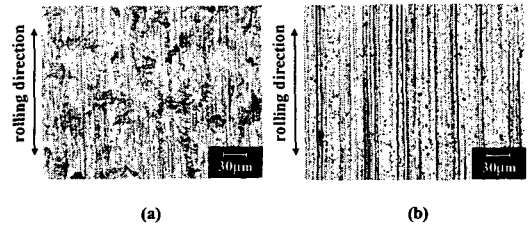


Fig. 6 Microscopic view of the surface of Al plate: (a) before PAA and (b) after PAA

하므로 본 연구에서는 알루미늄의 경우 P_Q 를 $1/1.10 P_{max}$ 로써 구하고 K_{Ic} 값을 계산하였다.

2.4 임계 에너지해방률의 결정

균열의 확장에 수반되는 퍼텐셜 에너지의 변화는 에너지 해방률 G 로서 평가할 수 있다. 시험편의 균열선단에서 작용하는 모드 I 하중하의 임계 에너지해방률(G_{Ic})의 계산은 다음 식 (6)으로 구할 수 있고 이 식에 있는 에너지 보정계수(ϕ , SEN energy calibration factor)는 식 (7)을 이용하였다.⁽²¹⁾

$$G_{Ic} = \frac{U}{BW} \frac{dC}{Cd(a/W)} = \frac{U}{BW\phi} \quad (6)$$

$$\phi = \frac{C}{dC/d(a/W)} \quad (7)$$

U : 하중변위 곡선에서 임계하중까지의 면적

a : 초기균열길이

B : 시험편 두께

W : 시험편 폭

ϕ : 에너지 보정계수

C : 컴플라이언스

3. 인장특성 평가

3.1 PAA처리와 압연방향에 따른 Al의 인장거동

Fig. 6에는 PAA처리 전·후의 Al표면의 광학현미경 사진을 나타낸다. 본 연구에서의 PAA처리의 목적은 Al표면의 이물질을 제거하여 프리프레그층과 Al층 사이의 접합력을 높이는 데 있으며 PAA과정을 거침으로써 압연방향혼잡이 더욱 선

Table 2 Mechanical properties of monolithic aluminum plates in parallel with/transverse to the rolling direction. PAA-Al indicates PAA-treated aluminum

Materials	Young's modulus,	Ultimate tensile strength,	Failure strain,
	E (GPa)	σ_{UTS} (MPa)	ϵ_f (%)
Al 1050	69 / 69	195 \pm 2.3 / 181 \pm 3.3	6.4 \pm 0.6 / 5.4 \pm 0.1
PAA-Al 1050	69 / 69	193 \pm 4.8 / 185 \pm 2.4	6.4 \pm 1.8 / 5.6 \pm 0.5
Al 5052	70 / 70	229 \pm 0.7 / 221 \pm 2.7	9.5 \pm 0.3 / 10.2 \pm 0.8
PAA-Al 5052	70 / 70	223 \pm 2.2 / 225 \pm 3.1	7.6 \pm 0.5 / 7.8 \pm 0.9

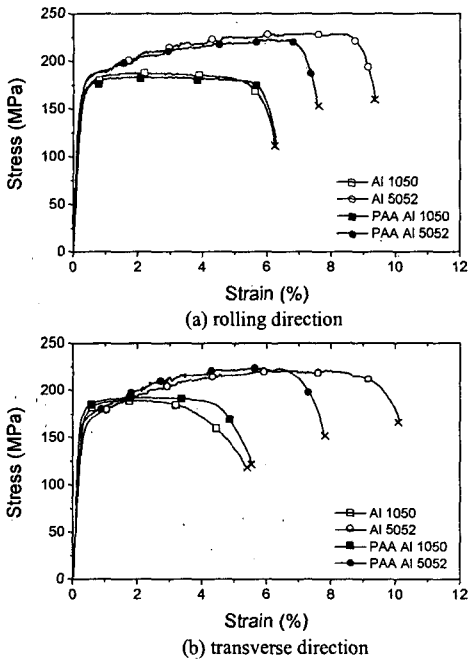


Fig. 7 Typical stress-strain relationships of Al1050 and 5052 tested (a) in the rolling direction and (b) in the transverse direction

명해졌음을 확인할 수 있었다. Fig. 7에는 단일 Al1050과 Al5052박판의 압연방향과 PAA처리 유무에 따른 대표적인 응력-변형률 선도를 나타낸다. Al1050과 Al5052의 어느 경우에도 변형률의 증가에 따라 응력은, 초기 탄성거동을 나타내다가 변형률 0.5% 근처에서 항복이 발생한 후, 3% 이상의 추가 변형률이 진행되는 동안 아주 완만한 응력상승 거동을 보이다가 최대하중점에 도달한 후에는 급격한 응력의 저하를 보였다.

Al1050과 Al5052시험편은 압연방향과 그 수직방향, PAA처리 유무에 따라 다소 다른 특성을 보였는데, 이들 평균적인 인장시험값을 Table 2에

나타낸다. 좌측 데이터 값은 Al의 압연방향으로 하중을 가하여 얻은 값이고 우측 데이터 값은 압연수직방향의 값을 나타낸다. Table 2의 내용을 정리하면 다음과 같다.

첫째, 탄성계수(E)는 PAA처리와 압연방향에 상관없이 Al종류에 따라 일정한 값을 나타냈다.

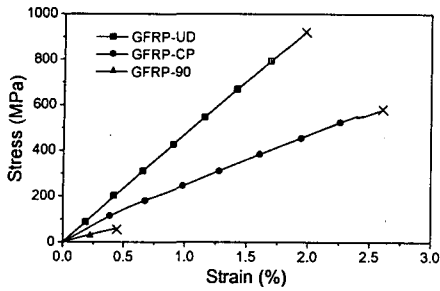
둘째, Al1050의 경우 압연수직방향의 인장강도와 파단변형률(신장률, ϵ_f)은 압연방향에 비해 각각 8~14MPa, 0.8~1.1% 저하를 보여 압연방향이 강도와 파단변형률에 미치는 효과를 뚜렷이 드러냈으나 Al5052는 PAA처리의 유무에 따라 이들 거동이 달라서 일정한 경향을 보이지 않았다.

셋째, 압연방향으로 하중을 가하였을 경우, Al1050의 인장강도는 PAA처리된 Al이 PAA처리되지 않은 Al보다 평균 2MPa 낮았으며 Al5052의 경우 6MPa정도 낮았다. 반면에 압연수직방향으로 하중을 가하였을 경우 Al1050과 Al5052의 인장강도는 PAA처리된 Al이 PAA처리되지 않은 Al보다 오히려 4MP정도 높게 나타났다.

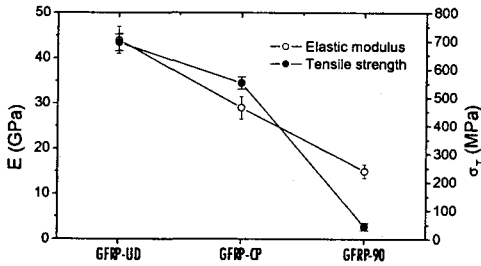
넷째, 압연방향이든 압연수직방향이든 ϵ_f 는 PAA처리된 Al1050이 PAA처리되지 않은 Al보다 0.4~0.7% 높게 낮게 나타났고 Al5052는 1.1~2.9% 낮게 나타났다. 거시적 관점에서 보았을 때 PAA처리와 Al의 압연방향에 따른 이러한 물성값의 차이는 근소한 것이지만 유리섬유/알루미늄 혼성 적층판으로 복합화 하였을 경우 강도와 파괴신장률의 저하가 파괴인성의 변동에 적지않은 영향을 줄 수 있으므로, 본 연구에서는 일관된 실험을 위해 모든 시험편에 대하여 Al의 압연방향을 시험편의 길이방향과 일치시켰고 Al층과 섬유층의 접합력 향상을 위하여 PAA처리된 Al판을 적층재료로 사용하였다.

3.2 섬유강화 복합소재의 인장거동

Fig. 8(a)와 (b)에 GFRP의 전형적인 응력-변형률 곡선과 탄성계수와 인장강도값을 각각 나타낸



(a) Stress - strain curve for GFRP



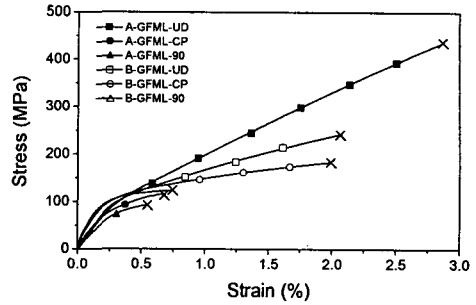
(b) E and σ_{UTS} for GFRP

Fig. 8 Typical stress-strain relationships (a) and elastic modulus and ultimate tensile strength (b) of GFRP

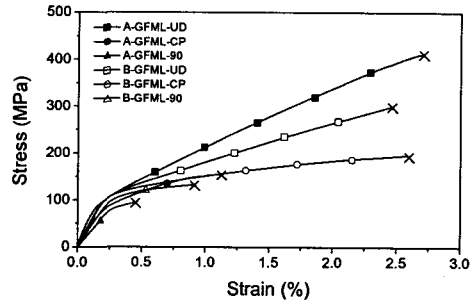
다. 섬유 배향과 적층구성에 따라 다음의 특징을 갖는 거동을 보였다.

섬유방향으로 하중을 가한 GFML-UD 시험편의 경우 항복점의 구분이 거의 없이 최종파단점까지 선형 탄성거동을 나타내었으나 직교적층된 GFRP-CP와 섬유수직방향으로 하중을 가한 GFRP-90의 경우에는 변형률 0.5%, 0.13%에서 각각 선형성을 약간 이탈하는 항복점이 존재하였으며 이후 최대하중점에서 최종 파단되었다. 섬유 배향에 따른 거동의 차이는 GFRP-UD의 경우 취성인 유리섬유가 대부분의 하중을 지탱하지만 GFRP-CP와 GFRP-90의 경우에는 다소 연성인 수지 기지재가 하중을 상당부분 지탱하여 변형거동을 보이기 때문이다. 또한, 탄성계수는 GFRP-90 시험편이 GFRP-UD의 약 1/3 수준이었다. 인장강도는 탄성계수와 비슷한 경향으로 나타났지만 섬유 배향에 따라 그 격차가 더 커져 GFRP-UD의 강도는 GFRP-90보다 약 16배 높은 수준으로 나타났다.

3.3 유리섬유/알루미늄 혼성 적층판의 인장거동



(a) Al1050 based GFMLs



(b) Al5052 based GFMLs

Fig. 9 Typical stress-strain relationships (a) Al1050 base GFMLs specimen and (b) Al5052 base GFMLs specimen

Fig. 9(a)와 (b)에 Al1050과 Al5052박판을 표피층으로 사용한 GFMLs 시험편의 대표적인 응력-변형률 선도를 각각 나타낸다.

Al1050과 Al5052의 GFMLs 어느 경우에도 변위증가에 따른 인장거동은 초기에 선형적으로 증가하는 구간(1차 선형구간)과 항복 이후에 기울기가 저하된 상태로 선형적으로 증가하는 구간(2차 선형구간)을 보였다. 1차 선형구간의 거동은 A1층과 섬유층 모두의 탄성거동의 영향에 기인하는 것으로 생각되며 2차 선형구간의 거동은 Fig. 7에서 알 수 있듯이 변형률 0.5% 전후에서 항복을 일으킨 후 아주 완만한 응력상승 거동을 보이는 A1층의 소성거동 특성에 기인하는 것으로 생각된다. Kawai등⁽¹²⁾의 보고에 따르면 상용 제품인 GLARE2의 응력-변형률 거동은 Fig. 9처럼 1차 선형구간과 2차 선형구간으로 나뉘는데 1차 선형구간과 2차 선형구간의 구분점은 A1층의 항복점에 거의 일치한다고 하였다. 그러나 Fig. 9를 보면 A1층 자체의 항복점보다 더 일찍 항복되는 것으로 나타났다. 이는 GFMLs속에 완전 접합되어 있는 GFRP의 선형적 변형거동이 A1층의 항복거

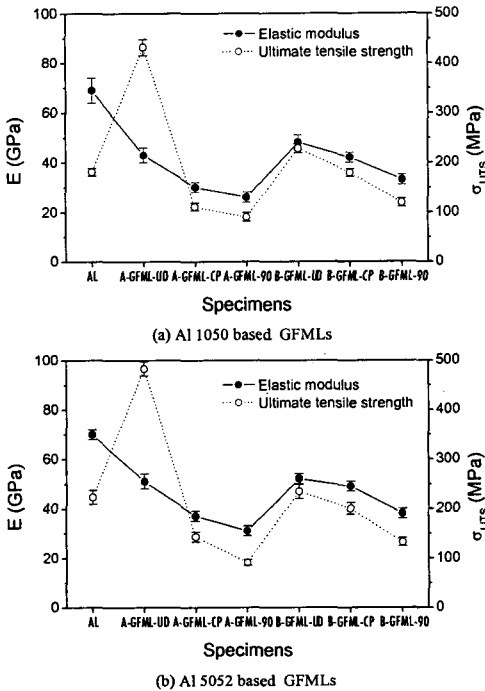


Fig. 10 Elastic modulus and ultimate tensile strength for monolithic Al and various GFMLs specimen

동을 가속화시켜 GFMLs의 항복점을 앞당긴 것으로 사료된다.

이들 응력-변형률 곡선은 섬유배향 및 Al층과 섬유층의 구성비에 따라 다른 거동을 보였으며, 각 종류의 GFMLs 시험편에 대해 1차 선형구간의 기울기로 구한 평균 탄성계수와 최대응력점으로 구한 인장강도값을 Fig. 10에 나타낸다. Al1050계와 Al5052계의 어느 경우에도 각 종류의 GFMLs 시험편의 탄성계수 측정값은 Al의 탄성계수와 섬유층의 탄성계수의 혼합칙(rule of mixture)에 기본적으로 따르고 있었으나 Al층과 섬유층의 체적 함유율을 고려한 혼합칙의 계산결과보다 10~20% 정도 낮게 나타났다. 예컨대, A-GFML-UD 시험편의 경우 Al층과 섬유층이 각각 50%로 구성되어 있다면 70GPa(Al의 탄성계수)와 44GPa(GFRP-UD의 탄성계수)의 1/2인 57GPa가 되어야 한다. 하지만 1050base A-GFML-UD의 경우에는 44GPa 그리고 5052base A-GFML-UD의 경우에는 51GPa로써 57GPa에 비해 낮았다. 이는 GFMLs의 제작시에 섬유층과 Al층 사이에 배치한 두께 0.2mm의 접

합필름층의 낮은 탄성계수와 각층사이에 작용하는 전단형 응력분포의 영향때문인 것으로 여겨진다.

한편 Al1050계 및 Al5052계 A-GFML-UD의 인장강도는 단일 Al박판에 비해 각각 약 2.4배와 2.2배였으며, B-GFML-UD의 인장강도는 다소 높은 것으로 나타났으나 나머지 종류의 시험편에 대해서는 단일 Al보다 낮은 값을 나타냈다. 강도는 섬유층의 배향이 탄성계수 보다 더 의존적이었으며 섬유층의 구성비가 적은 B-GFML-UD의 경우에도 섬유층의 배향이 UD에서 90°로 갈수록 뚜렷한 인장강도의 저하가 보였다.

상기의 결과를 종합하면 GFMLs의 탄성계수와 인장강도는 섬유층의 배향과 구성비, Al의 종류에 따라 그 특징적 변동 거동이 달랐음을 알 수 있다.

4. K_{IC}에 대한 섬유배향과 적층구성비의 효과

Fig. 11은 편측노치를 갖는 Al, GFRP 그리고 GFMLs 시험편에 대해 구한 K_{IC}값을 나타낸다. 이들 시험편의 K_{IC}값은 인장강도의 경향과 아주 비슷하게 나타났다. 초기균열길이와 폭은 모든 시험편에서 동일하므로 식 (1)에서 알 수 있듯이 K_{IC}는 시험편의 두께와 임계하중의 함수가 된다. A-GFML-UD(Al 5052base)의 경우, 인장강도는 GFRP-UD의 강도보다 낮았지만 K_{IC}값은 GFRP-UD보다 근소하게 높게 나타났다. 이는 Al층에서의 균열이 개시하여 성장할 때 Al층에 부과되는 응력이 섬유층으로 전달되는데, 균열전단 후방에 손상되지 않은 섬유가 가교역할을 하여 균열의 열림을 구속시켜 결과적으로 Al층에서의 균열진전에 대한 구동력이 감소하여 균열성장이 느리게 나타난 효과라고 사료된다. 또한 섬유층에서의 균열진전방향과 Al층에서의 균열진전방향이 서로 수직하여 섬유층과 Al층 사이의 층간분리가 발생할 때, 응력의 분포가 재배열되면서 생기는 응력완화효과 때문인 것으로 생각된다. 초기노치가 섬유방향과 수직인 A-GFML-UD의 K_{IC}값은 단일 Al박판의 거의 2배였다. 또한 섬유층의 배향이 동일한 GFRP-90과 A-GFML-90 시험편의 K_{IC}값을 비교하면 오히려 후자의 시험편이 평

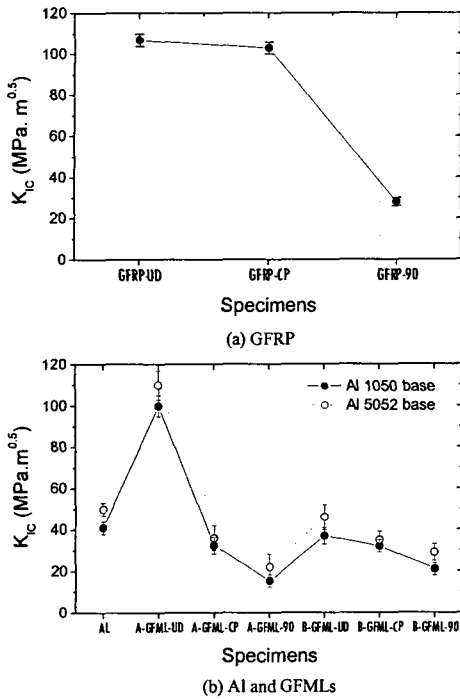


Fig. 11 Mode I critical stress intensity factor for Al, GFRP and GFMLs specimens

군 4.6배 더 높은 인성을 나타냈다. 이는 섬유방향으로 초기 노치를 가하였던 GFRP-90시험편의 경우 균열은 균열선단에서 취성적 진전을 보인 반면, 표피층이 Al층인 A, B-GFML-90시험편의 경우에는 Al층이 90°섬유층에서 노치방향으로의 빠른 균열성장 가능성을 억제하였고 Al의 인장강도가 GFRP-90보다 높아 파괴인성을 크게 증대시킨 것이다. B-GFML-90의 경우가 A-GFML-90시험편보다 K_{Ic} 값이 평균 30%정도 더 크게 나타났는데 이는 내부층의 Al이 표피층의 Al과 함께 90°섬유층의 균열성장 가능성을 더욱 억제하고 상대적으로 강도가 낮은 90°섬유층의 체적비가 A-GFML-90시험편보다 작기 때문이다. Al5052 base GFMLs의 인성이 일정비율로 Al1050 base GFMLs보다 높게 나타났다. 따라서 GFMLs의 K_{Ic} 값도 섬유층의 배향과 구성비, Al의 종류에 따라 그 값의 차이가 달랐음을 알 수 있다.

5. G_{Ic} 에 대한 섬유배향과 적층구성비의 효과

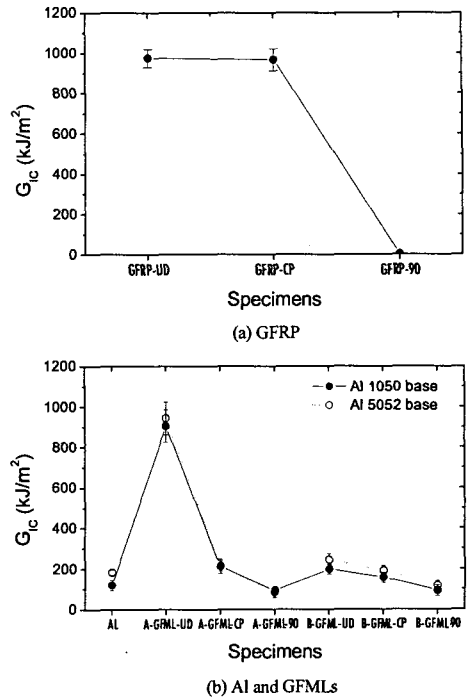


Fig. 12 Mode I critical energy release rate for Al, GFRP and GFMLs specimens

Fig. 12는 모드 I 하중하의 편측노치를 갖는 Al, GFRP 그리고 GFMLs 시험편에 대해 구한 G_{Ic} 값을 나타낸다. 전체적으로 G_{Ic} 값은 K_{Ic} 값과 비슷한 경향으로 나타났다. 섬유층의 배향이 초기노치와 수직인 A-GFML-UD는 GFRP-UD보다 평균 3%정도 낮았고 단일 Al보다 평균 4.5배 높았으며 섬유층의 배향이 초기노치방향으로 되어 있는 GFRP-90보다는 약 300배나 높은 인성을 나타냈다. A-GFML-90시험편의 G_{Ic} 값은 GFRP-90보다 약 27배 더 높은 인성을 보였다. 이는 앞서 언급하였듯이 90°섬유방향으로의 균열성장을 Al층이 억제하여 파괴에너지를 크게 증대시킨 것이다. 따라서 GFMLs의 G_{Ic} 값도 섬유층의 배향과 구성비, Al의 종류에 따라 그 값의 차이가 달랐지만 K_{Ic} 보다 그 격차가 더 컸다.

6. GFMLs의 파괴기구

복합재료의 대표적인 파괴기구에는 모재균열,

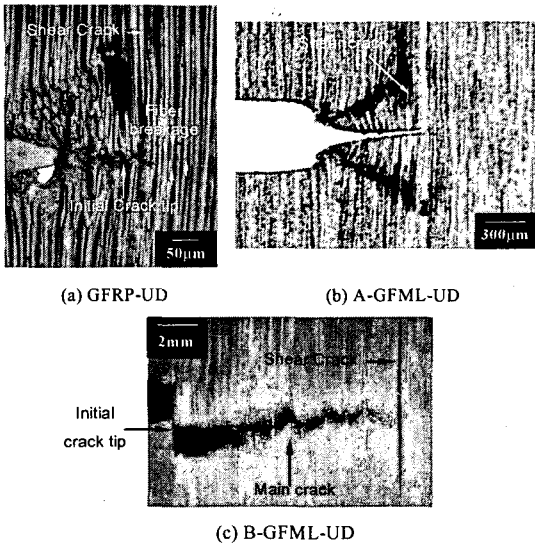


Fig. 13 Optical micrographs in the vicinity of crack tip in the GFRP layer of various GFMLs at the maximum load : (a) SEN GFRP-UD, (b) A-GFML-UD and (c) B-GFML-UD specimen

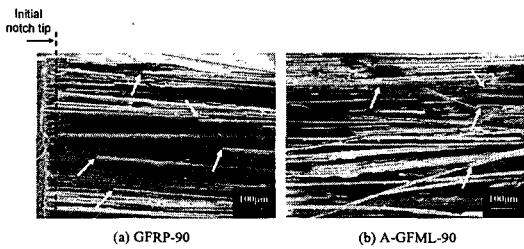


Fig. 14 SEM photographs from the fracture surface of the GFRP layer of (a) SEN GFRP-90 and (b) A-GFML-90 specimens

층간분리, 섬유파단으로 알려져있다. 특히, FMLs의 경우에는 AI의 소성변형, 섬유층과 AI층 사이의 층간분리가 추가적으로 발생한다. 본 연구에서는 변위증가에 따라 편축노치를 갖는 시험편 표면의 균열선단의 거시적인 성장거동을 이동식 광학현미경으로 관찰하였다. 또한 최대하중점에 도달한 시험편의 부하를 제거한 뒤 AI층을 저속 정밀절단으로 제거하고 양면연마법으로 박편화하여 미시적인 균열진전 상태 및 균열면을 반사식 및 투과식 광학현미경과 SEM관찰을 통해 파괴양상을 검토하였다.

Fig. 13에 섬유배향이 일방향인 GFRP-UD, AI층을 저속 정밀절단기로 제거한 A-GFML-UD와 B-GFML-UD시험편의 균열선단 근처의 손상상태를 나타낸다. GFRP-UD의 경우 초기균열 선단에서 소수의 섬유파단을 유발시킨 균열은 고강도의 섬유층을 가로질러 진전하지 못하고 초기 노치 수직방향으로 전단형 균열로서 천이되어 진전하였다. 또한 A-GFML-UD의 경우에도 AI층을 제거한 시험편에서 비슷한 파괴양상을 관찰할 수 있었다. 하지만 0°섬유층의 구성비가 적은 B-GFML-UD의 경우에는 균열이 초기노치방향으로 섬유다발을 가로질러 길게 진행하다가 전단형 균열로 천이 되었음을 관찰할 수 있었다. GFMLs의 균열진전방향은 섬유배향에 상당히 의존적이지만 섬유의 구성 체적비가 GFMLs 전체 체적비에 비하여 상대적으로 적은 경우에는 인접한 AI층의 모드 I 형의 균열진전을 통해 섬유다발을 가로질러 진행하는 것으로 판단된다.

Fig. 14에는 GFRP-90시험편과 A-GFML-90시험편의 파단면을 주사형 전자현미경으로 관찰한 사진을 각각 나타낸다. 섬유방향으로 초기 노치를 가하였던 GFRP-90의 경우, 최대하중점에서 노치 방향을 따라 갑자기 개시된 균열진전은 Fig. 14(a)와 같이 균열면의 아래위 가교된 섬유의 파단흔적을 나타냈다. A-GFML-90의 GFRP층은 GFRP-90시험편과 파괴과정이 비슷하나 인접한 AI층의 고인성으로 균열의 성장이 억제됨으로써 상대적으로 안정적인 균열성장을 보였고 이에따라 Fig. 14(b)와 같이 GFRP층 파면의 요철이 크고 가교섬유의 파단수가 더 많아 졌다.

Fig. 15는 인장시험이 끝난 각종 GFMLs시험편에 대하여 초기노치와 반대편쪽의 시험편 모서리부에 대한 파손상태(위 그림)와 균열선단의 손상영역(아래 그림)을 이동식 광학현미경으로 각각 관찰한 사진이다. (a) A-GFML-UD시험편의 경우 0°섬유층에서의 균열은 초기노치 수직방향으로 전단형 균열로서 진전하고 AI층에서는 초기 노치 방향으로 진전하였기에 AI층과 섬유층 사이에서 심한 층간분리가 발생하여 반대편쪽 시험편 모서리부의 섬유층에서는 손상이 없고 섬유층에서 초기노치방향으로의 균열진전은 확인할 수 없었다. 하지만 (b) B-GFML-UD의 경우에는 0°섬유층의 구성비가 상대적으로 적어 초기노치와 수직방향으로 균열이 길게 진전하지 못하고 0°섬유층에서

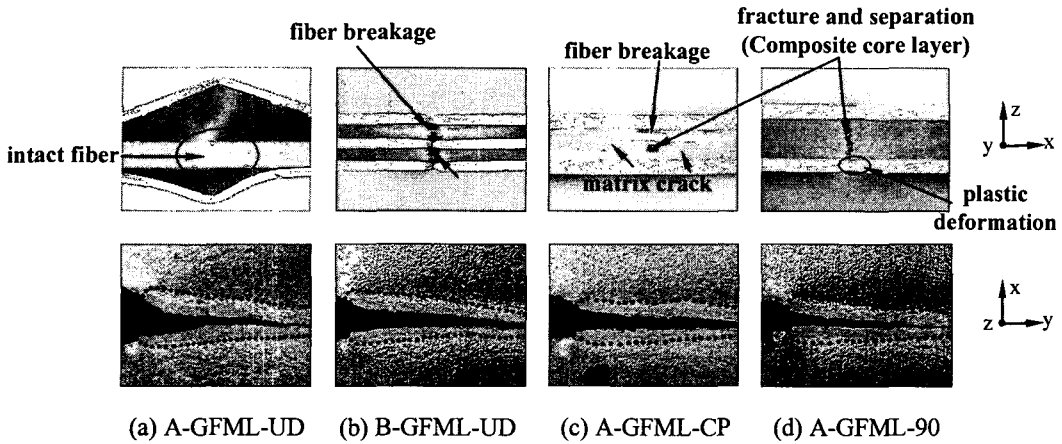


Fig. 15 Microscopic thickness-wise views(upper) and propagated crack(lower) in the vicinity of crack tip of GFMLs specimens after the tensile test. Dotted lines indicate boundaries of plastic deformation zone around the crack tip

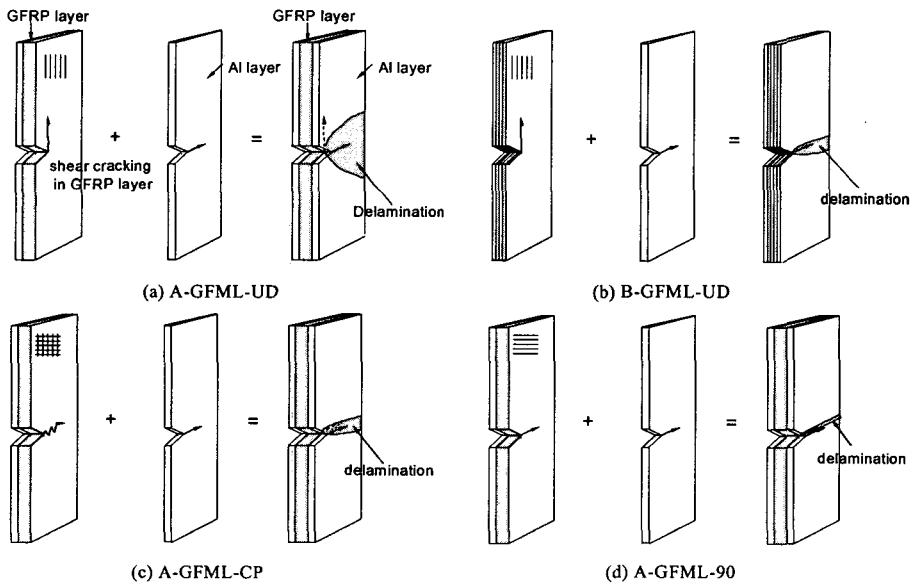


Fig. 16 Schematics of various crack propagation behaviors depending on fiber orientation and fiber/aluminum composition lay-up ratio

섬유다발이 지그재그형태로 파단되면서 초기노치 방향으로 완전히 분리되었음을 확인할 수 있었다. 섬유층이 직교적층으로 구성되어 있는 (c) A-GFML-CP시험편의 경우 0°섬유층에서는 섬유다발의 파단, 90°섬유층에서는 횡단형 모재균열, 0°섬유층과 90°섬유층의 경계에서는 ply간의 층간분리, Al층과 섬유층사이의 층간분리가 관찰되었다. 섬유배향이 90°인 (d) A-GFML-90의 경우에는

횡단형 모재균열로 인한 90°섬유층의 분리, Al층과 섬유층 사이의 층간분리 그리고 Al층에서는 노치방향으로 국부적인 소성변형(necking)이 관찰되었다. 이와 같이 GFMLs의 파괴기구는 GFRP의 파괴기구 외에도 섬유층과 Al층 사이의 층간분리 및 Al층의 소성변형을 포함하고 있으며 이러한 파괴기구가 파괴인성에 큰 영향을 주어, Fig. 11과 Fig. 12의 K_{IC} 와 G_{IC} 가 Fig. 10의 단순인장 강

도와 달리 시험편 종류별로 더 크게 변동하고 있음과 관련되었을 것이다.

모든 시험편에 대하여 AI층을 저속 정밀절단기로 제거한 후 GFRP층의 균열진전방향을 확인하여 섬유층의 배향과 AI층과 섬유층의 구성비에 따른 균열진전 양상을 Fig. 16에 도식적으로 나타낸다. A-GFML-UD시험편을 제외한 모든 시험편에 대하여 균열은 전체적인 과정으로 볼 때 초기 노치방향으로 성장하였다. 하지만, A-GFML-UD시험편의 경우(Fig. 16(a)) 거의 최대하중점에 이르러서는 섬유층에서 개시된 초기노치 수직방향의 전단형 균열로서 진전하여, GFRP층의 균열이 개구형 모드에서 전단형 모드로 균열모드의 천이(mode change)가 발생하였으며 AI층에서만 초기노치 방향으로 진전하였다. 또한 층별 균열모드가 달라짐에 따라 그들 층간에서는 심한 층간분리가 넓게 발생한 것이다. B-GFML-UD의 경우(Fig. 16(b))에는 섬유층의 배향이 초기노치와 수직방향으로 배열되어 있어 균열의 천이가 크게 예상되었으나 섬유층의 구성비가 A-GFML-UD시험편의 1/2수준밖에 되지 않고 가운데층에 배치된 AI층이 표피층의 AI층과 함께 초기노치방향으로 그대로 균열이 진전되도록 유도하여 층간분리가 적은 수준으로 발생하였다. A-GFML-CP의 경우(Fig. 16(c)), 섬유층에서의 지그재그 식의 균열 성장과 AI층에서의 노치방향으로의 균열진전으로 인해 적은 수준의 층간분리가 발생하였고 A-GFML-90(Fig. 16(d))은 AI층보다 강도가 약한 섬유층에서 먼저 개시된 횡단형 균열은 거의 직진형 진전형태로 나타났으며 섬유층의 균열이 AI층으로는 진전하지 못하고 AI층에 응력을 집중시켜 AI층의 해당부위에 줄목변형현상(necking)을 일으킴으로써 균열진전 경로 근처에만 층간분리가 약간 나타났다. 이런 결과로 미루어 볼 때, GFMLs의 균열진전방향은 섬유배향에 의존적이지만 섬유의 구성 체적비가 적은 경우에는 인접한 AI층이 섬유방향으로의 전단형 균열진전을 억제함으로써 섬유다발을 가로질러 진행함을 알 수 있었다.

7. 결론

단일 AI(1050, 5052)박판, GFRP, GFMLs를 제작하여 평활재 시험편에 대해서는 인장특성을 평가

하고 편측 노치를 갖는 시험편에 대해서는 응력 확대계수와 에너지 해방률로서 파괴인성을 평가하였다. 또한 균열선단 및 파단면을 투과식 및 반사식 광학현미경 관찰과 SEM을 이용하여 유리섬유/알루미늄 적층판의 파괴 발생 메커니즘을 확인하였다.

- (1) 유리섬유/알루미늄 적층판의 탄성계수는 AI층과 섬유층의 탄성계수 혼합칙에 기본적으로 부응하였으나 이들 사이에 삽입·접합된 두께 0.2mm의 저항성 접착필름의 영향으로 각 층의 체적함유율을 단순히 고려한 계산결과보다 10~20%정도 낮았다.
- (2) GFMLs의 인장강도는 탄성계수보다 섬유배향에 더 의존적이었으며 인장거동은 항복점을 기준으로 1차 선형구간과 2차 선형구간으로 나뉘었는데 1차 선형구간은 AI과 섬유층의 탄성거동에, 2차 선형구간은 AI층의 소성거동에 기인하였다.
- (3) 임계하중을 정의하고 이에 따른 임계 응력 확대계수와 임계 에너지해방률에 의한 GFMLs의 파괴인성은 섬유층의 배향이 초기노치에 수직한 경우 GFRP의 그것에 필적하였고 단일 AI박판 보다는 월등히 높아 손상허용성이 우수함을 보였다.
- (4) 파단면 관찰결과, GFMLs의 균열진전 양상은 섬유배향에 의존적이었으나 섬유의 구성 체적비가 상대적으로 적은 경우에는 인접한 AI층의 균열진전 양상에 유도되어 섬유다발을 가로질러 진행하였다.
- (5) 본 연구에서 사용한 AI5052는 AI7075합금이나 AI2024합금에 비해 강도가 낮은 재료이다. 이런 결과로 미루어 볼 때, 고강도 AI과 고강도 유리섬유를 사용하여 GFMLs를 제작한다면 더욱 우수한 기계적특성 및 파괴인성을 가지는 재료를 제작할 수 있을 것이며 항공·우주용 재료뿐만 아니라 인장하중이 지배적인 구조물이나 구성부품으로의 응용 및 확대가능성은 충분할 것으로 기대된다.

참고문헌

- (1) Nam, H.W., Jung, S.W. and Han, K.S., 2002, "Stacking Sequence Effects on Indentation Damage Behaviors of Fiber Metal Laminate," *Transactions of the KSME, A*, Vol. 26, No. 5, pp. 960~968.

- (2) Nam, H.W., Jung, S.W. and Han, K.S., 2003, "Effect of Fiber Orientation Angle and Property of Metal Laminate on Impact Behaviors of Fiber Metal Laminates," *Transactions of the KSME, A*, Vol. 27, No. 3, pp. 372~380.
- (3) Nam, H.W., Lee, Y.T., Jung, C.K. and Han, K.S., 2003, "Residual Strength of Fiber Metal Laminates After Impact," *Transactions of the KSME, A*, Vol. 27, No. 3, pp. 440~449.
- (4) Hidde J., Herakovich C., 1992, "Inelastic Response of Hybrid Composite Laminates," *Journal of Composite Materials*, Vol. 26, pp. 2~19.
- (5) Ritchie R., Yu W., Bucci R., 1989, "Fatigue Crack Propagation in ARALL Laminates : Measurement of the Effect of Crack-Tip Shielding from Crack Bridging," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 32, pp. 361~377.
- (6) Macheret J, Teply J., 1989, "Delamination Shape Effects in Aramid-Epoxy-Aluminum (ARALL) Laminates with Fatigue Cracks," *Polymer composites*, Vol. 10, pp. 322~327.
- (7) Song, S.H. and Kim, C.W., 2001, "The Mixture Ratio Effect of Epoxy Resin, Curing Agent and Accelerator on the Fatigue Behavior of FRMLs," *Transactions of the KSME, A*, Vol. 25, No. 4, pp. 592~601.
- (8) Song, S.H. and Kim, C.W., 2001, "The Delamination and Fatigue Crack Propagation Behavior in A15052/AFRP Laminates Under Cyclic Bending Moment," *Transactions of the KSME, A*, Vol. 25, No. 8, pp. 1277~1286.
- (9) Chen J., Sun C., 1989, "Modeling of Orthotropic Elastic-Plastic Properties of ARALL laminates," *Composite Science Technology*, Vol. 36, pp. 321~337.
- (10) Yan H., Tao C. and Li H., 1996, "Study on Arall Failure Behavior Under Tensile Loading," *Scripta Materialia*, Vol. 35, No. 12, pp. 1379~1384.
- (11) Kawai, M., Morishita, M., Tomura, S. and Takumida, K., 1998, "Inelastic Behavior and Strength of Fiber-Metal Hybrid Composite: GLARE," *International Journal of Mechanical Sciences*, pp 183~198.
- (12) Kawai, M., Hachinohe, A., Takumida, K. and Kawase, Y., 2001, "Off-Axis Fatigue Behaviour and Its Damage Mechanics Modelling for Unidirectional Fibre Metal Hybrid Composite: GLARE 2," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Volume 32, pp 13~23.
- (13) Yan H., Ren R., Tao C. and Li H., 1997, "Fatigue Crack Initiation in Fibre-Metal Laminate GLARE2," *Materials Science and Engineering A*, Volumes 234-236, pp. 621~624.
- (14) Shim D., Alderliesten R., Spearing S. and Burianek D., 2003, "Fatigue Crack Growth Prediction in GLARE Hybrid Laminates," *Composites Science and Technology*, Volume 63, pp. 1759~1767.
- (15) Woo, S.C., Choi, N.S., 2005, "A Study on Fracture Behaviors of Single-Edge-Notched Glass Fiber/Aluminum Laminates Using Acoustic Emission," *Journal of Korean Society for Composite Materials* (accepted).
- (16) Woo, S.C., Choi, N.S. et al, 2004, "Strain Analysis in the Skin and Core Layers of Cross-Ply Composite Laminates Using A-EFPI Optical Fiber Sensor," *Journal of Korean Society for Composite Materials*, Volume 17, pp. 15~24.
- (17) JIS K 7054, 1987, "Testing Method for Tensile Properties of Glass Fiber-Reinforced Plastics," *Japanese Industrial Standards Committee*.
- (18) Choi, N.S., K. Takahashi, 1993 "Microscopic Observation of Failure in Polymer-Matrix Composites Under Reflected and Transmitted Light," *Journal of Material Science Letters*, Vol. 12, pp. 1718~1721.
- (19) Tada, H., Paris, P., and Irwin, G., 1985, "The Stress Analysis of Cracks Handbook", Paris Production, Inc, St. Louis.
- (20) E 399-83, 1993, "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials," *American Society for Testing and Materials*.
- (21) Williams J., 1987, "Fracture Mechanics of Polymers," Ellis Hollywood Limited, Halsted Press, pp. 68~70.