



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL SUR

TESIS DE DOCTOR EN INGENIERÍA

FRACTURA Y FATIGA DE MATERIALES COMPUESTOS
DE MATRIZ POLIMÉRICA EMPLEADOS EN PALAS DE
GENERADORES EÓLICOS DE ALTA POTENCIA.

HÉCTOR GUILLERMO KOTIK

Bahía Blanca

Argentina

2016

Prefacio

Ésta Tesis se presenta como parte de los requisitos para optar al grado Académico de Doctor en Ingeniería, de la Universidad Nacional del Sur y no ha sido presentada previamente para la obtención de otro título en esta Universidad u otra. La misma contiene los resultados obtenidos en investigaciones llevadas a cabo en el ámbito del Departamento de Ingeniería durante el período comprendido entre el 18 de septiembre de 2012 y el 23 de diciembre de 2016, bajo la dirección del Dr. Ing. Juan Elías Perez Ipiña.



KOTIK, Héctor G.
Héctor Guillermo Kotik



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL SUR
Secretaría General de Posgrado y Educación Continua

La presente tesis ha sido aprobada el/..../..... , mercedo la
calificación de(.....)

Dedicatoria

A mi familia

Agradecimientos

Son muchas las personas e instituciones que hicieron posible que el presente trabajo de tesis se lleve a cabo y agradezco:

Al Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (CONICET). A la empresa Industrias Metalúrgicas Pescarmona Sociedad Anónima (IMPSA) por haber financiado en conjunto con el CONICET la primera etapa del doctorado.

A la Universidad Nacional del Sur (UNS) y su Departamento de Ingeniería, donde se realizó el doctorado.

A la Universidad Nacional del Comahue (UNComa) y especialmente al Grupo Mecánica de Fractura - Laboratorio de Propiedades Mecánicas (GMF-LPM), lugar de trabajo donde se realizaron las actividades teóricas y experimentales.

Al mi director de tesis, Dr. Juan Perez Ipiña, por su dedicación, enseñanzas, paciencia y consejos tanto en ámbito académico como personal.

A mis padres Juan y Lily, mi hermana Romina.

Al Dr. Alejandro Yawny del Centro Atómico Bariloche (CAB).

Al personal de IMPSA, especialmente al Ing. Juan (Juancho) Mañanes, al Ing. José G. Galván y al Ing. Elmar Mikkelson.

A la empresa INVAP y su personal por proporcionar los cupones de CFRP. Muy especialmente al Dr. Iván Korin.

A los profesores del posgrado en ingeniería de la UNS, al Dr. Walter Tuckart, a mi amigo el Dr. German Prieto y a mis compañeros de doctorado del Laboratorio de Estudio y Ensayo de Materiales en Bahía Blanca.

A Mario, FedeR, Ezequiel, Lucas y Cristian mis grandes amigos. A Gaby (Carreta) y Graciélita. A mis amigos de QVA.

A mis compañeros del GMF-LPM, por su ayuda, apoyo y los momentos de distracción. A Dieguitus, Santi, Victor, Fabi, Maxi, FedeB, Gony, Ale, Claudio y todos los que pasaron por el GMF-LPM mientras formé parte del grupo. A Eduardo Benotti, por sus enseñanzas técnicas y consejos.

A todos aquellos que me estoy olvidando, pero fueron importantes en estos tiempos.

Resumen

La presente tesis abarcó las temáticas específicas de los fenómenos de fatiga por tensiones de corte interlaminar, fractura en Modo II, así como una verificación en 3D del modelo material elástico ortotrópico de materiales compuestos laminados que se emplean en palas de aerogeneradores.

Se verificó el modelo de comportamiento elástico ortotrópico y la homogeneidad en 3D de una muestra de material obtenida durante la fabricación de una pala. Se observaron diferencias entre los coeficientes simétricos de la matriz de rigidez del material. Los valores de resistencias y constantes elásticas de cupones 2D obtenidos en laboratorio mostraron valores superiores a los de la muestra. Se observaron distintos tipos de defectos en la muestra de la pala.

En fatiga por tensiones interlaminares, se hicieron ensayos empleando un dispositivo *short-beam shear* (SBS) y se compararon dos materiales laminados, uno con y otro sin una lámina de MAT denominada Unifilo. Se construyeron *constant-life diagrams* parciales, se evaluó el dispositivo de ensayo y la influencia del MAT. El compuesto con Unifilo presentó una menor performance tanto a fatiga SBS como cuasiestática. También se evaluó el efecto de la frecuencia de aplicación de carga en el compuesto sin Unifilo bajo tres niveles de amplitud de tensiones SBS, $R=0.1$ y frecuencias 1, 3, 6 y 10 Hz. La mayor diferencia entre los valores medios se dio para bajas frecuencias y bajos niveles de tensiones. Sin embargo, esta diferencia fue estadísticamente no significativa.

En fractura Modo II, se evaluaron límites de aplicación tanto del ensayo con probetas 4ENF como del método de descargas parciales. Se evaluó el uso de módulos de elasticidad obtenidos de ensayos de flexión y compresión para el cálculo de G_{IIC} . Se obtuvieron valores G_{IIC} de iniciación y curvas R . Se observaron distintos tipos de defectos en el material, a los cuales se les atribuyó la dispersión de los resultados, diferencias en las *curvas R*, así como diferencias entre los valores obtenidos con las mediciones experimentales de *compliance* y los valores obtenidos con el modelo clásico de vigas. La diferencia entre emplear cualquiera de los dos módulos elásticos no fue significativa para el material evaluado.

Además, se presenta un capítulo especial donde se describe un estudio de propiedades por corte interlaminar empleando el ensayo SBS con cargas cuasiestáticas y de fatiga en materiales laminados metálicos reforzados con fibras (Arall y Glare). Para el Glare se hicieron ensayos cuasiestáticos y de fatiga SBS. Se discutió sobre la diversidad de modos de falla que se presentaron en fatiga y su validez. Fueron presentadas las curvas S-N de fatiga SBS para dos orientaciones principales del material. Para el Arall se obtuvieron los resultados con el dispositivo SBS según ASTM D2344 y con un dispositivo con diámetro de rodillos más pequeño. Se discutieron las limitaciones de los criterios de detención de ensayo que plantea la norma para las probetas estudiadas y el efecto de los nuevos rodillos. Se sugirieron modificaciones a la norma para extender su campo de aplicación.

Abstract

The present thesis covers specific topics of interlaminar shear stress fatigue, Mode II fracture and a 3D verification of the orthotropic elastic model of laminated composite materials used in wind turbine blades.

The orthotropic elastic model and the homogeneity of a material sample obtained during the manufacture of a wind turbine blade were verified in 3D. Differences between the symmetrical coefficients of the material elastic stiffness matrix were observed. The strength values and the elastic constants of the sample were lower than values from 2D coupons obtained in the laboratory. Different types of defects in the material sample of the blade were observed.

Regarding to interlaminar shear fatigue, tests using the short-beam shear (SBS) device were performed and two laminated material, one with a MAT layer called Unifilo and another without it, were compared. Partial constant life-time diagrams were built. The test device and the influence of Unifilo were evaluated. The composite with Unifilo presented a lower performance in quasi-static SBS strength and SBS fatigue. The effect of loading frequency was also evaluated in the composite without Unifilo layer. Test were performed at three SBS stress amplitude levels, $R = 0.1$ and frequencies 1, 3, 6 and 10 Hz. The differences between the mean values were larger at low frequencies and low stress levels. However, these differences were statistically not significant.

Tests with 4ENF specimens and unloading compliance method were performed to obtain Mode II fracture toughness and their limits were evaluated. The use of flexural or compressive moduli of elasticity for G_{IIC} estimation was analyzed with the aid of the classical theory of beams. The difference resulted not significant. Initiation G_{IIC} values and R -curves were obtained. Defects of different types were observed in the studied material. The scatter in the results, the differences in the R -curves, as well as the differences between the values obtained with the experimental compliance measurements and the classic beams theory were attributed to these defects.

In addition, a special chapter describing a study of interlaminar shear stress properties using the SBS test with quasi-static and fatigue loads in fiber reinforced metal laminates (Arall and Glare) was included. Quasi-static and SBS fatigue tests were performed in Glare. Various failure modes were observed in SBS fatigue tests and their validities were discussed. The S-N curves for SBS fatigue at two main material orientations were presented. For Arall, results with the SBS device according to ASTM D2344 and with a device with reduced roller diameters were performed. The limitations of the criteria for test stopping according to the standard and the effect of the new roller diameters were discussed. Modifications to the standard to extend its scope were suggested.

Índice de contenidos

Prefacio.....	II
Dedicatoria.....	III
Agradecimientos.....	IV
Resumen	V
Abstract.....	VI
Índice de contenidos.....	VII
Lista de abreviaturas y símbolos	X
1 Introducción.....	- 1 -
1.1 Justificación del proyecto.....	- 1 -
1.2 Objetivos	- 3 -
1.3 Organización.....	- 4 -
2 Marco teórico.....	- 6 -
2.1 Palas de aerogeneradores: sollicitaciones mecánicas y materiales.....	- 6 -
2.1.1 Breve reseña sobre los aerogeneradores y el mercado energético.....	- 6 -
2.1.2 Esfuerzos sobre los aerogeneradores	- 8 -
2.1.3 Esfuerzos sobre las palas	- 10 -
2.1.4 Materiales usados en las palas.....	- 12 -
2.1.5 Modos de falla de los materiales de las palas.....	- 17 -
2.1.6 El daño interlaminar.....	- 18 -
2.2 Modelo de material ortotrópico.....	- 19 -
2.2.1 Teoría de la elasticidad del sólido continuo.....	- 19 -
2.2.2 Criterios de falla en materiales compuestos laminados.....	- 22 -
2.2.3 Medición de propiedades cuasiestáticas fuera del plano de la lámina..	- 23 -
2.2.4 Isotropía y anisotropía en materiales de palas.....	- 23 -
2.3 Fatiga interlaminar	- 25 -
2.3.1 Definiciones generales.....	- 25 -
2.3.2 Metodologías experimentales existentes.....	- 26 -
2.3.3 Efecto de la tensión media.....	- 28 -
2.3.4 Efecto de la tensión media en fatiga interlaminar.....	- 31 -
2.3.5 Efecto de la frecuencia de aplicación de carga.....	- 31 -
2.3.6 Mecanismos que intervienen en el efecto de la frecuencia.....	- 34 -
2.3.7 Frecuencias empleadas para ensayos de fatiga en compuestos.....	- 34 -
2.4 Fractura interlaminar en Modo II.....	- 37 -
2.4.1 Introducción a la mecánica de fractura lineal-elástica	- 37 -
2.4.2 Metodologías experimentales en Modo II.....	- 41 -

2.4.3	Ensayo 4ENF.....	43 -
3	Materiales y Métodos.....	45 -
3.1	Verificación del comportamiento ortotrópico.....	45 -
3.2	Fatiga interlaminar.....	54 -
3.2.1	Ensayos para determinar la influencia del Unifilo®.....	54 -
3.2.2	Ensayos para determinar el efecto de la frecuencia.....	56 -
3.3	Fractura Modo II.....	58 -
3.3.1	Ensayo de fractura mediante flexión en 4 puntos.....	60 -
3.3.2	Ensayo de flexión en tres puntos.....	62 -
3.3.3	Ensayo de compresión.....	64 -
4	Resultados experimentales.....	66 -
4.1	Verificación del modelo ortotrópico.....	66 -
4.2	Fatiga interlaminar.....	74 -
4.2.1	Resultado de probetas con y sin la lámina de Unifilo.....	74 -
4.2.2	Resultados de los ensayos para evaluar el efecto de la frecuencia.....	78 -
4.3	Fractura Modo II.....	87 -
4.3.1	Ensayos de fractura Modo II.....	87 -
4.3.2	Ensayos de flexión en 3 puntos.....	94 -
4.3.3	Ensayos de compresión.....	95 -
5	Discusión.....	98 -
5.1	Verificación del modelo ortotrópico.....	98 -
5.2	Fatiga interlaminar.....	103 -
5.2.1	Influencia de la lámina de Unifilo.....	103 -
5.2.2	Efecto de la frecuencia.....	105 -
5.3	Fractura Modo II.....	110 -
6	Conclusiones parciales de cada tema.....	118 -
6.1	Verificación del modelo de material ortótropo.....	118 -
6.2	Fatiga por corte interlaminar.....	119 -
6.2.1	Influencia de la lámina de Unifilo.....	119 -
6.2.2	Efecto de la frecuencia.....	119 -
6.3	Fractura Modo II.....	119 -
7	Estudio de propiedades interlaminares cuasiestáticas y de fatiga SBS de compuestos laminados fibra metal (Arall y Glare).....	121 -
7.1	Introducción.....	121 -
7.1.1	Breve reseña del Arall y el Glare.....	121 -
7.1.2	Comportamiento bajo cargas de fatiga.....	122 -
7.1.3	El papel de las tensiones interlaminares y la <i>delaminación</i>	125 -
7.1.4	Determinación de la resistencia interlaminar en FMLs.....	125 -
7.1.5	Temas estudiados.....	126 -
7.2	Materiales y métodos.....	127 -

7.2.1	Ensayos cuasiestáticos y fatiga SBS en Glare.....	- 127 -
7.2.2	Ensayos cuasiestáticos SBS en Arall.	- 129 -
7.3	Resultados.	- 130 -
7.3.1	Ensayos cuasiestáticos y de fatiga SBS en Glare.	- 130 -
7.3.2	Resultados de los ensayos en Arall.	- 134 -
7.4	Discusión	- 137 -
7.4.1	Glare.....	- 137 -
7.4.2	Arall.	- 141 -
7.5	Conclusiones parciales.....	- 143 -
7.5.1	Ensayos cuasiestáticos y de fatiga en Glare 1 3/2.	- 143 -
7.5.2	Ensayos cuasiestáticos en Arall 3 4/3.....	- 144 -
8	Conclusiones	- 145 -
8.1	Trabajos surgidos en el ámbito de la tesis.....	- 146 -
8.1.1	Trabajos en revistas con referato: publicados	- 146 -
8.1.2	Trabajo en revistas con referato: aceptado	- 146 -
8.1.3	Trabajos publicados en congresos.....	- 146 -
8.1.4	Trabajo presentado en reunión de difusión científica	- 147 -
8.2	Futuros trabajos	- 147 -
9	Bibliografía	- 149 -

Lista de abreviaturas y símbolos

Abreviaturas	Símbolos		
2D	dos dimensiones.	$\%Drop$	caída de carga porcentual.
3D	tres dimensiones.	α	nivel de significación estadística.
4ENF	<i>four point notched flexure.</i>	γ	deformación angular.
5%	criterio de iniciación de crecimiento de fisura basado en una reducción de 5% de la pendiente del registro P vs. δ .	γ^{\max}	deformación angular máxima.
ANOVA	análisis de varianza de un factor.	δ	desplazamiento del punto de aplicación de carga.
B	corte mediante el dispositivo SBS.	δ_{max}	desplazamiento máximo del punto de aplicación de carga.
C	compresión.	δ_{max_1}	desplazamiento máximo en el primer ciclo de fatiga.
CFR	<i>carbon fiber reinforced.</i>	δ_{max_N}	desplazamiento máximo medido en el ciclo N .
CFRP	<i>carbon fiber reinforced polymer.</i>	δ_{min_1}	desplazamiento mínimo en el primer ciclo de fatiga.
CLD	<i>constant lifetime diagram.</i>	δ_{min_N}	desplazamiento mínimo medido en el ciclo N .
DNST	<i>double notched shear test.</i>	Δt	incremento de temperatura.
FML	<i>fiber metal laminate.</i>	ε	deformación normal.
GFR	<i>glass fiber reinforced.</i>	ε^{uc}	deformación última en compresión.
GFRP	<i>glass fiber reinforced polymer.</i>	ε^{uf}	deformación última en flexión.
MAT	tipo de lámina de materiales fibrosos consistente en filamentos orientados al azar, picados o arremolinados en forma no estructurada y unidos con un aglutinante.	ε^{ut}	deformación última en tracción.
MAX	criterio de iniciación de crecimiento de fisura obtenido con la fuerza máxima del registro P vs. δ .	k	coeficientes de la función de ajuste.
MFLE	mecánica de fractura lineal-elástica.	$\mu\varepsilon$	micro <i>strain</i> , 10^{-6} deformación absoluta.
NL	criterio de iniciación de crecimiento de fisura basado en el inicio de no linealidad en el registro P vs. δ .	ν	módulo de Poisson.
Prepreg	preimpregnado.	ν^{chord}	módulo de Poisson calculado con el método cuerda (<i>chord</i>).
S	corte mediante el dispositivo V - <i>notched rail.</i>	ρ	densidad.
SBS	<i>short-beam shear.</i>	σ	tensión normal.
T	tracción.	τ	tensión de corte.
		τ_0	coeficiente de la función de ajuste.
		τ_a	amplitud de tensiones de corte.
		τ_m	tensiones de corte media.
		$\tau_{(i)}^{sbs}$	valor de la tensión de corte SBS en un instante i -ésimo de ciclo de fatiga.
		τ_{max}^{sbs}	máximo valor de la tensión de corte SBS en un ciclo de fatiga.
		τ_{min}^{sbs}	mínimo valor de la tensión de corte SBS en un ciclo de fatiga.

$\%W_f$	fracción en peso de fibra porcentual.	G_{IIC}	tenacidad a la fractura en Modo II.
a	longitud de fisura.	G_C	tenacidad a la fractura.
a_o	longitud de fisura inicial.	G^{chord}	módulo de corte calculado por el método cuerda (<i>chord</i>).
B, b	ancho.	H_0	Hipótesis nula.
C	<i>compliance</i> .	H_1	Hipótesis alternativa.
CV	coeficiente de variación porcentual.	N	ciclos.
h	espesor.	N_f	ciclos a la falla.
E	módulo de elasticidad o de Young.	P_{drop}	valor de fuerza luego de la caída de carga (<i>drop</i>).
E^{chord}	módulo de elasticidad calculado con el método cuerda (<i>chord</i>).	$P_{\text{drop } 1}$	valor de fuerza luego de la primera caída de carga (<i>drop</i>).
f	frecuencia de aplicación de carga.	P_m	fuerza máxima.
F^{sbs}	resistencia al corte <i>short-beam</i> .	R	relación de tensiones de corte o relación de tensiones normales (según el contexto).
F^{su}	resistencia última al corte V- <i>notched rail</i> .	R^2	coeficiente de determinación.
F^u	resistencia última.	SD	desvío estándar.
F^{uf}	resistencia última a la flexión.	T_g	temperatura de transición vítrea.
F^{uc}	resistencia última a la compresión.	V_f	fracción en volumen de fibra.
F^{ut}	resistencia última a la tracción.		
F^{ys}	tensión de fluencia.		
G	taza de cambio de la energía de deformación.		

1 Introducción

1.1 Justificación del proyecto

Distintos aspectos económicos y ambientales provocarán que la humanidad tenga que volcarse cada vez más al uso intensivo de las fuentes renovables de energía. Las energías renovables enfrentan el desafío de pasar de ser una alternativa para países ecológicamente sensibles, a ser una opción real para enfrentar la amenaza que el encarecimiento de los hidrocarburos plantea para la economía mundial en el largo plazo.

En lo concerniente a energía eólica, podemos mencionar que en la última década se ha verificado un crecimiento sostenido por encima del 17% anual en la potencia instalada mundial en la última década (432 GW total instalados a 2015) [1]. En 2014 este sector representó un mercado superior a los US\$ 120,000 millones de dólares [2], con pronósticos de mercado que estiman un crecimiento del 10% anual [1]. A partir de que el precio del petróleo superó los US\$ 40 por barril, los costos de generación eléctrica con energía eólica se volvieron también competitivos frente a la generación a partir de hidrocarburos.

La construcción de aerogeneradores de gran potencia requiere de estructuras muy importantes que están sometidas a condiciones de servicio complejas y variables en el tiempo. Además, algunos de sus componentes críticos están contruidos con materiales no convencionales. Éste es el caso de las palas del rotor que se hacen principalmente de materiales compuestos de matriz polimérica.

Estos materiales deben poseer valores aceptables de sus propiedades mecánicas que les permitan cumplir con las condiciones de trabajo a las que serán sometidos. Dadas las características *anisotrópicas* de los mismos, el número de parámetros necesarios para una completa descripción del comportamiento es mayor que los necesarios en materiales estructurales convencionales (por ejemplo, en aleaciones metálicas). A modo de ejemplo se pueden mencionar algunos aspectos que merecen particular atención y que sugieren la mayor complejidad del problema: los mecanismos responsables de la rotura en tracción y compresión son diferentes y resultan en resistencias a la rotura también diferentes, la resistencia ante esfuerzos de corte es notablemente dependiente de la orientación, el problema de *delaminación* entre láminas individuales, el pandeo localizado de fibras, la variedad de constantes elásticas. Hay que tener en cuenta además que los mecanismos operativos y las propiedades resultantes son fuertemente dependientes del proceso de fabricación, de la relación de contenido fibra/matriz, de la orientación de las fibras, del tipo y combinación de láminas individuales. También juegan un papel de gran importancia los diferentes diseños del compuesto de acuerdo a los esfuerzos a que está sometido en cada sector de la pala, el comportamiento de los

adhesivos empleados, etc. Los mecanismos de falla son variados y dependen de las variables de proceso y del tipo de esfuerzos aplicados (tracción, compresión, corte, fatiga tracción-tracción, fatiga tracción-compresión, impactos, etc.).

Todo ello hace que la caracterización de las propiedades mecánicas en estos materiales tenga una gran complejidad, requiriendo desde una enorme cantidad y variedad de ensayos de laboratorio, hasta la verificación del comportamiento de la estructura a nivel de prototipo en escala 1:1 sometida a esfuerzos que sean representativos de las condiciones reales.

La empresa IMPSA ha decidido llevar adelante el proyecto de diseño y fabricación de aerogeneradores de potencias superiores a 1 MW, para lo cual ha formado un equipo de especialistas en las diferentes áreas involucradas: aerodinámica, mecánica, electrotecnia, estructuras, electrónica de control, electrónica de potencia, materiales compuestos, metalurgia, fabricación, comercio exterior, administración de proyectos, etc. Sin embargo, se requiere apoyatura científico tecnológica en varias de estas áreas, en particular el área de materiales compuestos que son empleados para construir las palas de los aerogeneradores. Es precisamente en este aspecto en el que se enfoca la presente tesis.

Las temáticas específicas sobre las que la empresa IMPSA tenía interés en investigar abarcaban los fenómenos de fatiga por tensiones de corte interlaminar y fractura en Modo II, además de la caracterización bajo esfuerzos cuasiestáticos de los materiales compuestos que desarrollaba.

Los problemas que atravesó la empresa a mediados del desarrollo de esta tesis la imposibilitaron de continuar apoyando las temáticas en estudio. La empresa INVAP S.E., quien también estaba interesada en la temática de fractura Modo II, pero para aplicaciones satelitales, aportó los cupones de materiales compuestos para concluir con los ensayos de fractura.

Como no se disponía de materiales compuestos para continuar la temática de fatiga interlaminar iniciada en la tesis, se optó por emplear compuestos metálicos reforzados con fibra (Glare y Arall), gentilmente cedidos por el Laboratório de Compósitos (COPPE-UFRJ). Con estos materiales, de especial interés en el campo aeronáutico, se amplió el trabajo sobre la temática de corte interlaminar, tanto por cargas cuasiestáticas como por fatiga.

1.2 Objetivos

Como objetivos generales se pretende contribuir al desarrollo de un conocimiento amplio y profundo de las propiedades de fractura y fatiga de los materiales empleados en la construcción de palas de aerogenerador de gran potencia (1 MW o mayores).

Los objetivos específicos que pretende esta tesis son:

- ☞ Evaluar el comportamiento de distintos materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibras frente a solicitaciones de fatiga interlaminar, así como también comprender la incidencia sobre esta propiedad de variables como la tensión media y la frecuencia de aplicación de carga.
- ☞ Evaluar la influencia de láminas de un MAT de denominación comercial Unifilo® en la resistencia al corte interlaminar de compuestos reforzados con fibra de vidrio, tanto por aplicación de cargas cuasiestáticas como por fatiga.
- ☞ Evaluar los límites de aplicación, ventajas y desventajas del ensayo *short-beam shear* (SBS) para la determinación de la resistencia a la fatiga interlaminar.
- ☞ Evaluar el comportamiento de materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibras frente a condiciones de fractura Modo II y la aptitud de técnicas experimentales, como pueden ser las descargas parciales, para la obtención de distintos parámetros de ensayos.
- ☞ Evaluar los límites de aplicación, ventajas y desventajas del ensayo de flexión en cuatro puntos para la determinación de valores de resistencia a la fractura interlaminar Modo II (ensayo con probetas 4ENF).
- ☞ Comparar los resultados experimentales de fractura mediante mediciones de *compliance* de las descargas parciales con los resultados dados por el modelo clásico de vigas usando módulos elásticos obtenidos con distintos ensayos cuasiestáticos (compresión y flexión).
- ☞ Verificar el comportamiento elástico ortotrópico y la homogeneidad en 3D de los materiales compuestos empleados en la fabricación de las palas y compararlos con los valores de cupones 2D del mismo material fabricados con fines de control de calidad.
- ☞ Evaluar el comportamiento de materiales compuestos metálicos reforzados con fibra (Glare y Arall) frente a condiciones de corte interlaminar con aplicación de cargas cuasiestática y de fatiga.

1.3 Organización

La tesis está dividida en un cuerpo que cubre, en este primer capítulo, la justificación de la temática desarrollada como así también los objetivos generales y específicos que se propusieron.

El capítulo 2 brinda un marco teórico, empezando con una breve introducción sobre los aerogeneradores. En ella se desglosa una descripción de los aerogeneradores y el mercado energético que los incluye, los esfuerzos actuantes tanto sobre los aerogeneradores como sobre las palas, los materiales usados en las palas, los modos de falla que se suelen dar en estos elementos estructurales y se finaliza con una pequeña reseña del problema que es el daño interlaminar. En una sección posterior se trabaja sobre la verificación de las hipótesis de material ortotrópico de una muestra obtenida de las palas. En esta sección se hace una introducción a la teoría de elasticidad del sólido continuo, los criterios de falla en materiales compuestos, las metodologías experimentales para las mediciones de propiedades cuasiestáticas fuera del plano de la lámina y comentarios finales sobre isotropía y anisotropía en los materiales de las palas de aerogeneradores. En una tercera sección se desarrolla la temática de fatiga interlaminar. Después de dar definiciones generales y la nomenclatura, se hace una revisión de las distintas técnicas experimentales de fatiga por corte interlaminar, el efecto de la tensión media en fatiga de compuestos laminados y en particular en fatiga por corte interlaminar, el efecto de la frecuencia de aplicación de carga en fatiga de compuestos, los mecanismos intervinientes y las frecuencias comúnmente empleadas en estos ensayos. Finalmente, este capítulo concluye con el marco teórico de fractura. Esta sección se desglosa en una breve introducción a la mecánica de fractura lineal elástica con énfasis en el Modo II de apertura de fisura, las metodologías experimentales existentes para el Modo II y se desarrolla en particular el ensayo 4ENF.

Los capítulos 3, 4, 5 y 6 poseen la misma estructura básica. Los cuatro están subdivididos un una primera parte dedicada a la verificación del modelo ortotrópico, una segunda parte dedicada a los ensayos de fatiga por corte interlaminar y la tercera dedicada a fractura en Modo II.

El capítulo 3 está dedicado a los materiales y métodos empleados para los ensayos cuasiestáticos realizados sobre la muestra de material extraída del aerogenerador, sobre los ensayos de SBS cuasiestáticos y de fatiga sobre los laminados de matriz poliéster reforzados con fibra de vidrio con y sin la lámina de Unifilo y sobre ensayos de fractura Modo II sobre el compuesto epoxi reforzado con fibra de carbono.

El capítulo 4 muestra los resultados experimentales de las tres secciones antes nombradas. En ella están las curvas experimentales, tablas, gráficos, fotografías y distintos resultados que involucraron a las experiencias realizadas.

Los capítulos 5 y 6 tratan la discusión de los resultados y las conclusiones parciales respectivamente.

El capítulo 7 es un capítulo especial dedicado al estudio de propiedades interlaminares cuasiestáticas y de fatiga, ambas con el ensayo SBS, realizadas sobre compuestos laminados metal reforzado con fibras (FML). Este capítulo sigue la secuencia de marco teórico, materiales y métodos, discusión y conclusiones parciales, similar a la empleada en el cuerpo principal de esta tesis. Aquí se trabajó sobre los límites del ensayo SBS cuasiestático empleando un compuesto FML denominado Arall y sobre el comportamiento SBS cuasiestático y a fatiga SBS de un tipo de FML denominado Glare.

En el capítulo 8 se tratan las conclusiones principales de la presente tesis, las distintas publicaciones que surgieron en el transcurso de la misma y los trabajos que se proponen a futuro.

2 Marco teórico

Este capítulo integra la revisión bibliográfica que fue dividida en cuatro partes. En una primera parte se hace una introducción a la temática de los aerogeneradores. En ella se encuadran las definiciones esenciales de los aerogeneradores y su mercado, se habla sobre las sollicitaciones mecánicas a las que se encuentran sometidos (enfocándose principalmente en las palas), los materiales usados en las palas como así también sus mecanismos de falla, dando una sección especial al daño interlaminar. En la segunda parte se introducen los temas relacionados con la verificación del modelo ortotrópico. En ella se hace una introducción a la teoría de la elasticidad del sólido continuo, los criterios de falla en materiales compuestos, las metodologías para medir propiedades mecánicas cuasiestáticas fuera del plano de la lámina y, además, se desarrolla el tema de la anisotropía en los materiales usados en palas de aerogeneradores. La tercera parte desarrolla la temática de fatiga interlaminar. Es descrita la nomenclatura que se emplea a lo largo de la tesis para esta temática, las metodologías experimentales existentes para medir esta propiedad mecánica, luego se habla sobre el efecto de la tensión media en fatiga de compuestos y en particular sobre la fatiga por corte interlaminar, y finalmente se desarrolla el tema del efecto de la frecuencia de aplicación de carga en fatiga de compuestos, los mecanismos intervinientes y los valores de frecuencias más empleados. En la cuarta y última parte se desarrolla la temática de fractura Modo II empezando con una introducción a la mecánica de fractura lineal-elástica, las metodologías experimentales para caracterización de materiales en Modo II y en particular los ensayos con probetas 4ENF.

2.1 Palas de aerogeneradores: sollicitaciones mecánicas y materiales

2.1.1 Breve reseña sobre los aerogeneradores y el mercado energético

Cuando hablamos de aerogeneradores o turbinas eólicas, nos referimos al conjunto de los componentes que permiten transformar la energía cinética del viento en energía mecánica rotacional en un árbol y en energía eléctrica a través de un generador. Para distinguir a los pequeños y grandes aerogeneradores se pueden separar por potencia, hablando de grandes potencias a aquellas mayores 1 MW [3]. Esta clasificación es a veces realizada por el diámetro del rotor que está relacionada con la potencia de un aerogenerador, tratando como gran potencia aquellos cuyos rotores superan los 46 m [4]. En la Fig. 1 se puede apreciar un aerogenerador de eje horizontal de 3 palas con sus partes principales indicadas, siendo este modelo el más utilizado en grandes potencias [5].



Fig. 1 Vista de un aerogenerador de 1,5 MW. Se pueden apreciar las partes principales de su estructura: torre, palas, cubo y caja de máquinas o góndola (adaptado de [6]).

Desde los primeros aerogeneradores y parques eólicos pilotos de los '70-'80, la inversión inicial de capital ha disminuido, la fiabilidad ha mejorado y la captación de energía se ha incrementado [7]. El desarrollo de parques eólicos comenzó a tener importancia a fines de los años '90, apoyado por beneficios tales como *PTC* (*Production Tax Credit*) para energías renovables, los incentivos estatales y los ingresos procedentes de la venta de cualquier energía renovable o créditos por energía verde [7]. Además, está el factor social donde hay fuertes presiones para reducir la emisiones de CO₂ y eliminar las centrales nucleares [8]. El crecimiento desde el inicio del siglo XXI fue marcado, tal como puede verse en la Fig. 2. En la actualidad representa un recurso energético importante en la producción de energía eléctrica de muchos países como Dinamarca (42.7%, 2014 [9]), Portugal (23.5%, 2015 [10]), España (18.0%, 2015 [11]) o Irlanda (18.9%, 2014 [12]); habiendo llegado a poco más de 4% del consumo energético eléctrico mundial en 2014 [2].

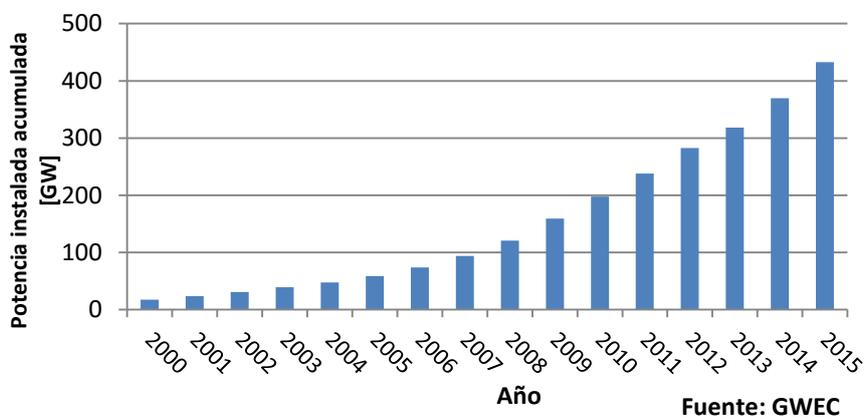


Fig. 2 Potencia eólica instalada acumulada mundial. Periodo 2000-2015 (fuente: [13]).

Las expectativas de crecimiento de este mercado energético para finales de esta década son destacables, con proyecciones anuales por encima del 10% [1]. En 2015 China lideró el campo de la energía eólica mundial en cuanto a potencia instalada acumulada, alcanzando una capacidad de 145.3 GW (33.6%), seguidos por EEUU con 74.4 GW (17.2%) y Alemania 44.9 GW (10.4%). América Latina y África están entre las regiones de las que se espera fuerte inversión en estos proyectos eólicos en los próximos años [1].

Argentina presenta un potencial destacable para el desarrollo de esta fuente de energía [14][15]. Sin embargo, para abril de 2016 disponía de 276 MW de potencia instalada. De la comparación de algunos países vecinos, surge que este valor es menos de la tercera parte de lo que disponían Chile o Uruguay, y muy por debajo de los 9 GW que disponía Brasil [16]. La promulgada ley 27191 [17] genera un nuevo marco regulatorio con intención de aumentar la participación de las energías renovables y diversificar la matriz energética nacional, imponiendo metas de participación de energías renovables en el consumo energético nacional de 8% para 2018, 12% para 2020 y 20% para 2025. Con el marco regulatorio fiscal y legal que introduce, esta ley genera perspectivas interesantes para el desarrollo de parques eólicos en el país.

2.1.2 Esfuerzos sobre los aerogeneradores

Los esfuerzos a los que los aerogeneradores se encuentran sometidos son muy diversos, hecho que llevó al empleo de diversas metodologías de diseño entre los distintos proyectistas. Recién en 1986 la Germanischer Lloyd de Alemania impuso regulaciones para la certificación de aerogeneradores. Posteriormente empezaron a surgir normativas en distintos países. En 1988 los Países Bajos introducen la norma NEN 6096, en 1992 Dinamarca la norma DS 472 y en 1993 Alemania publica una nueva edición de la regulación de 1986 [18]. En 1994 la International Electrotechnical Commission (IEC) publicó la norma IEC 1400-1. Sus nuevas ediciones de 1999 y 2005 pasaron a tener la denominación IEC 61400. En particular la parte 1 de esta última norma, la denominada IEC 61400-1:2005, describe los requerimientos mínimos de diseño a tener en cuenta para turbinas eólicas y es la que la gran mayoría de los fabricantes han adoptado [18][19][20].

Tomando como referencia la IEC 61400-1 [21], se pueden encontrar diversas condiciones denominadas “externas” que actúan sobre los aerogeneradores. Éstas son divididas en cargas producidas por el ambiente y por las condiciones de la red de energía eléctrica.

Estas cargas externas son tratadas en dos grupos: las “normales”, que corresponden a cargas recurrentes sobre la estructura y las “extremas”, que corresponden a situaciones de diseño raras o excepcionales. Las condiciones de diseño impuestas por la norma están basadas en combinaciones potencialmente críticas (*“potentially critical*

combinations" [21]) que incluyen las condiciones normal, extremas y otras situaciones de diseño.

La fuerza impulsora de los aerogeneradores, el viento, es la primera de las cargas externas a considerar que actúan sobre los aerogeneradores. Con intención de poder clasificar la inmensa cantidad de posibilidades de patrones de velocidad que puede generar el viento en el lugar donde se va a alojar una unidad generadora, IEC 61400-1 [21] definió cuatro clases de turbinas eólicas. Esta clasificación está dada en términos de velocidad del viento y parámetros de turbulencia, tal como puede apreciarse en la Tabla 1.

Tabla 1. Clases de turbinas eólicas según IEC 61400-1 [21].

Clase de turbina eólica		I	II	III	S
V_{ref}	[m/s]	50	42.5	37.5	Valores especificados por el diseñador
A	I_{ref}		0.16		
B	I_{ref}		0.14		
C	I_{ref}		0.12		

Siendo:

V_{ref} es la velocidad de referencia promediada en 10 min;

A designa la categoría para características de alta turbulencia;

B designa la categoría para características de media turbulencia;

C designa la categoría para características de baja turbulencia;

I_{ref} es el valor esperado de la intensidad de la turbulencia a 15 m/s.

Además de las cargas que puede generar el viento, hay que considerar las condiciones ambientales en función al sitio donde será instalado el aerogenerador. La norma citada considera los siguientes ítems:

☞ Condiciones ambientales:

- ☞ Amplitud térmica normal y extrema;
- ☞ Escarcha, granizo y nieve;
- ☞ Humedad;
- ☞ Descargas eléctricas atmosféricas;
- ☞ Radiación solar;
- ☞ Sustancias químicamente activas;
- ☞ Salinidad.

Para poder homologar una turbina eólica, una de las condiciones es que se demuestre la integridad estructural de todos los componentes bajo carga de la estructura dentro de un margen de seguridad aceptable. Esto incluye ensayar y/o calcular tanto por cargas cuasiestáticas como por fatiga todos estos componentes.

Las cargas que considera la norma para ser usadas, ya sea en cálculo/verificación estructural, están divididas en cuatro grupos:

- ☞ Cargas gravitacionales e inerciales: son cargas estáticas y dinámicas que resultan de la fuerza de gravedad, vibración, rotación y actividad sísmica;
- ☞ Fuerzas aerodinámicas: Son cargas estáticas y dinámicas causadas por el flujo del viento y su interacción con las partes estacionarias y en movimiento de la turbina eólica;
- ☞ Cargas actuantes: Surgen como consecuencia de la operación y control de la turbina eólica;
- ☞ Otras cargas: cargas de impacto, hielo.

Los aerogeneradores de gran potencia actuales son diseñados para una vida útil igual o superior a 20 años [21][22][23][24]. A lo largo de esta vida útil puede haber muy diversas combinaciones de solicitaciones ya sean “normales”, “extremas” o condiciones propias de traslado, montaje y mantenimiento de las partes de la estructura. Con el fin de cubrir un gran campo de posibilidades, la IEC 61400-1 [21] propone una combinación de 22 situaciones de carga, tanto estáticas como de fatiga, que deben ser empleadas en el diseño. Estas son las mínimas condiciones a tener en cuenta en aerogeneradores clase I, II y III. Para la clase S y los aerogeneradores que son instalados fuera de las costas (*offshore*) hay que agregar tanto nuevas cargas como combinaciones de las mismas.

2.1.3 Esfuerzos sobre las palas

Una pala se encontrará sometida a diferentes fuerzas que dependerán de los ángulos de incidencia y de ataque del perfil, así como de parámetros geométricos de la pala. Entre las fuerzas se pueden nombrar las de sustentación, arrastre, sustentación residual, empuje hacia adelante y fuerzas circunferenciales, entre otras. Un modelo simple y ampliamente usado en el diseño de la pala es considerarla como una viga en voladizo [25]. La fuerza de empuje sobre la pala tiende a hacer flexión y sacar a la pala del plano de rotación que se muestra en el esquema del Fig. 3. A este momento flector se lo conoce como *flapwise* (también llamado *flatwise*) [4]. Por otro lado, las fuerzas tangenciales que actúan en el plano de rotación generan un momento flector que propicia el giro de la pala sobre el árbol que transfiere este movimiento al resto de la cadena cinemática. Este momento flector se conoce como *edgewise* o *chordwise*, según la bibliografía [4][25]. Además, existen un momento *torsor* que actúa sobre el eje longitudinal de la pala y esfuerzos de tracción originado por las fuerzas centrífugas.

Estos esfuerzos varían con el tiempo, lo cual hace las palas tengan historias de carga muy distintas a lo largo de su vida. Varios gráficos obtenidos por simulación con la misma base de tiempo se muestran en la Fig. 4. En el primero se muestra la velocidad del viento medida a la altura del rotor, en el segundo la potencia eléctrica, mientras

que en el tercero y cuarto los momentos flectores *flapwise* y *edgewise* respectivamente, todos en función al tiempo.

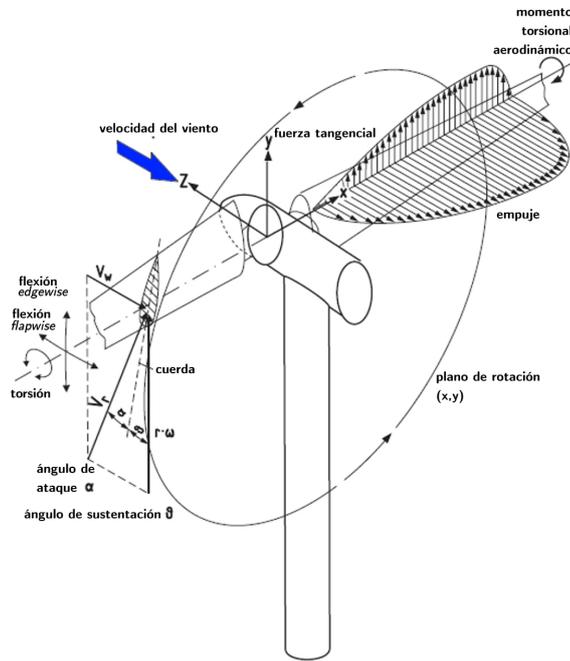


Fig. 3 Principales momentos flectores actuantes en una pala (adaptado de [19]).

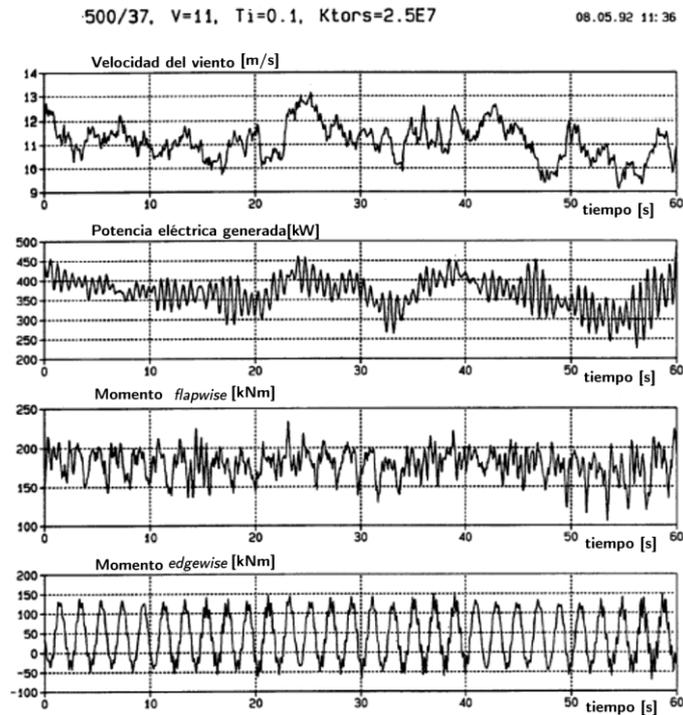


Fig. 4 Gráficos: velocidad del viento, potencia generada, momento *flapwise* y momento *edgewise*, todos en función del tiempo. Éstos fueron obtenidos con el software de simulación Flexi4 (adaptado de [26]).

En la Fig. 4 se pueden observar varias particularidades de los esfuerzos sobre la pala. El momento *flapwise* está fuertemente influenciado por la turbulencia que interviene en las cargas aerodinámicas. Esto genera que la gráfica presente mayores fluctuaciones.

Por otro lado, el momento *edgewise* sufre menos la influencia de las cargas propias de la turbulencia. La forma de onda se asemeja a una senoide con un valor medio distinto de cero, consecuencia de la influencia de las cargas gravitacionales [25]. El desarrollo del cálculo de cada uno de estos esfuerzos puede encontrarse en [27][28].

2.1.4 Materiales usados en las palas

Los materiales usados para soportar las solicitaciones expuestas en la sección 2.1.3 han ido cambiando a lo largo del tiempo. Entre los primeros aerogeneradores se encuentra el construido con palas de cedro por Brush C. a finales del siglo XIX, que contó con una potencia de 12 kW [29]. El Smith-Putnam de 1941, de 1.25 MW y rotor de 53 m de diámetro, contó palas de acero [4]. También existieron experiencias con palas de aluminio, principalmente con la aleación de nombre comercial Duraluminium. Sin embargo, estas experiencias en turbinas de eje horizontal no pasaron de prototipos, en cambio, sí han sido empleadas en turbinas tipo Darrieus (eje vertical) [19]. A partir del trabajo iniciado por el Prof. Ulrich Hütter en 1942, y continuado en las décadas de los '50 y '60, fueron sentadas algunas de las bases teóricas para los modernos aerogeneradores, destacándose la introducción de palas con perfiles aerodinámicos con paso variable, un innovador diseño de las bases de las palas para su sujeción mediante tornillos a la cuba del rotor y el empleo de materiales con resistencias específicas más altas como los plásticos reforzados con fibra de vidrio [4][30]. Es justamente la alta resistencia específica una de las propiedades que se buscaron para esta aplicación. Podemos encontrar que las principales propiedades/características mecánicas que deberían observarse en estos materiales [19] serían:

- ☞ Peso específico;
- ☞ Resistencias a cargas cuasiestáticas: esto dependerá del tipo de solicitación y material;
- ☞ Módulos de elasticidad;
- ☞ Resistencias a la fatiga: para vidas estimadas entre 10^8 y 10^9 ciclos;
- ☞ Módulos de elasticidad específicos: módulo de elasticidad/peso específico;
- ☞ Resistencias específicas: resistencia a carga cuasiestáticas/peso específico.

La selección adecuada de los materiales de las palas tiene mucha importancia en los costos totales del aerogenerador. Esto se debe a que el costo de las palas para los modernos aerogeneradores de gran potencia ronda entre el 15 y 22%, según diversos autores [3][19].

En la Fig. 5 puede observarse un gráfico del peso de la pala/área de barrido del rotor vs. el diámetro del rotor, adaptado de [19]. El gráfico muestra las relaciones obtenidas por aerogeneradores de distintas empresas, identificando los materiales compuestos usados en su construcción. Resulta claro ver que las primeras palas de poliéster

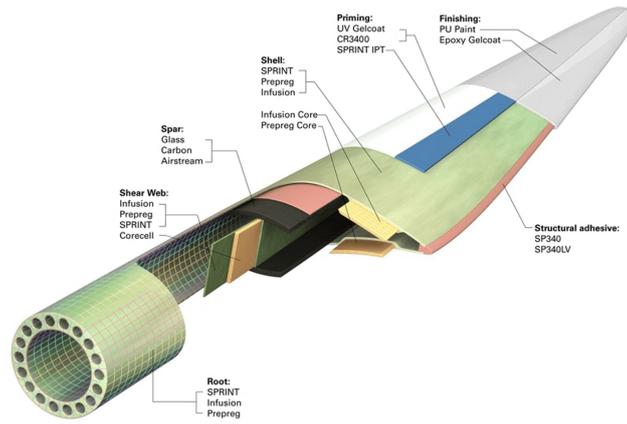


Fig. 6 Vista de una típica pala de aerogeneradores donde se indican por capas los posibles materiales empleados en su construcción (fuente: [31]).

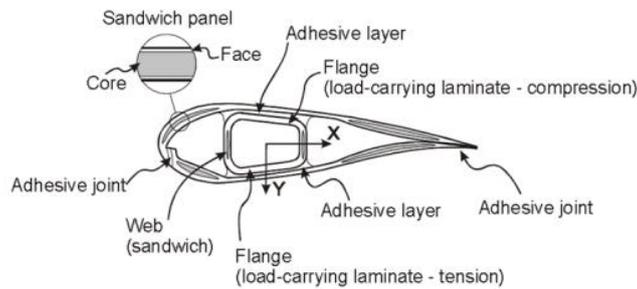


Fig. 7 Vista en corte de una pala de aerogenerador (fuente: [32]).

A continuación se describen brevemente distintos materiales y algunas de sus principales aptitudes por las que son usados en las palas.

2.1.4.1 Fibras.

- ☞ Fibra de vidrio: La clase de fibra de vidrio más empleada en las palas de aerogeneradores es la tipo E. Éstas tienen un costo relativamente bajo, son aislantes eléctricos, isotrópicas y sus propiedades tienen poca variabilidad [28].
- ☞ Fibra de carbono: Poseen módulos de elasticidad más elevados que las de vidrio, su costo es relativamente alto, son conductores eléctricos, con elevado grado de anisotropía, son más difíciles de trabajar que las de vidrio [28]. Su resistencia última a tracción y su límite a la fatiga son más elevados que las correspondientes de vidrio. Su resistencia a la compresión puede ser más baja que la de la fibra de vidrio, siendo además mucho más sensible a defectos propios del proceso de fabricación del material compuesto como desalineación u ondulación de las fibras o láminas [22].

Las fibras pueden tener distintas configuraciones como puede observarse en las fotografías y esquemas de la Fig. 8. En el caso de las fibras que se suelen emplear en palas, puede hacerse la división entre fibras continuas o discontinuas. En el caso de

fibras discontinuas es común su uso en procesos como el *spray-up moulding* [33] donde el resultado es un compuesto cuyas fibras se arremolinan y disponen en un orden aleatorio, conocido en la jerga como MAT [34]. Estos MATs también están disponibles como telas donde las fibras están adheridas con una pequeña cantidad de adhesivo para poder asegurar la continuidad de la tela, también llamados *chopped mats* (Fig. 8a). Las fibras continuas suelen agruparse en manojos conocidos como *roving* los cuales pueden disponerse de formas muy variadas. En algunos casos, se arman telas con los *roving* orientados en una sola dirección y se emplean algunas fibras en otras direcciones con la finalidad de unir los manojos entre sí. Estas telas se conocen como *nonwoven roving* y pueden tener apiladas sobre ellas otras láminas con la misma u otra orientación según lo que se busque (Fig. 8b). Los *rovings* pueden entrelazarse y formar tejidos más complejos. Estas telas se conocen como *woven roving* y su entramado puede ser muy diverso (Fig. 8c) [34]. A su vez, las fibras continuas pueden presentar disposiciones aleatorias formando láminas de MAT de fibra continua (ejemplo comercial: Unifilo® [35]).

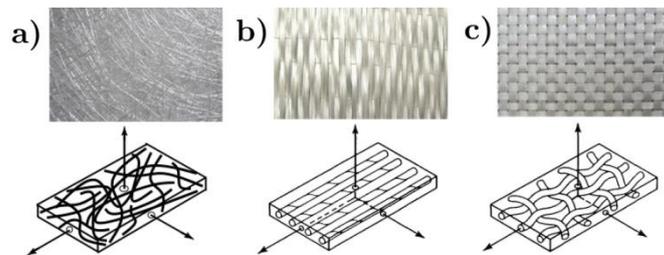


Fig. 8 Ejemplos de láminas de a) MAT, b) *nonwoven roving* unidireccional y c) *woven roving* [0/90].

2.1.4.2 Matrices.

- ☞ Resinas poliéster insaturadas: son las más empleadas en compuestos reforzados con fibras de vidrio para palas [22], son baratas, fáciles de trabajar, con relativamente baja viscosidad y buena impregnación de las fibras. Sus desventajas radican en la relativa baja resistencia que otorga al compuesto reforzado con fibra y un envejecimiento más rápido respecto a las otras resinas. Requieren estireno para su endurecimiento [28].
- ☞ Resinas vinil-éster: son algo más costosas y proveen compuestos laminados de mejor performance que las anteriores. En general, las propiedades mecánicas son más elevadas que las de poliéster insaturadas.[28]
- ☞ Resinas epoxi: son más costosas y proveen las propiedades mecánicas cuasiestáticas más elevadas (ejemplo, resistencia a la compresión 10-15% mayor que con resinas vinil-éster [22]) como así también su comportamiento a la fatiga. Su viscosidad es más alta que las dos familias de resinas antes nombradas, lo que origina la necesidad de solventes para lograr una buena fluidez [28]. Son las

más empleadas con fibra de carbono. Sus procesos de curado hacen que la fabricación del compuesto sea más compleja que con las resinas anteriores.

- ☞ Resinas termoplásticas: actualmente están siendo evaluadas resinas como el tereftalato de polibutileno (PBT) para reemplazar las resinas anteriores. La principal ventaja de esta familia de resinas es la posibilidad de reciclarlas una vez finalizada la vida útil de la pala.[22]

Existen distintos procesos para impregnar las fibras con estas resinas pero en palas de aerogeneradores de gran potencia los más empleados suelen ser unos pocos. Entre los métodos más antiguos está el método de *contact moulding* o laminación manual en moldes [33]. Las láminas del material de refuerzo del compuesto se colocan en el molde y se impregna con la resina a la que se ha añadido un agente de *crosslinking* (una mediante distintos enlaces las cadenas poliméricas). El laminado se lamina para consolidarlo y eliminar el aire atrapado. Actualmente, los métodos más empleados son los de infusión asistida por vacío y los Prepreg [36]. En el caso del método de infusión asistida por vacío, son impregnadas una o varias capas de fibras colocadas en un molde y cubiertas por una lámina de plástico hermético al aire, el cual se emplea como molde superior. La resina fluye por las fibras debido a la diferencia de presión generada entre el exterior (presión atmosférica) y el grado de vacío en el interior del molde (depresión). Una vez curada la resina, la lámina de plástico se puede quitar y debe ser desechada después de un solo uso. Los Prepreg son láminas de refuerzos impregnados previamente con resina, la cual no está completamente curada debido a que se redujo la temperatura. Se aplica un film protector entre las capas durante el bobinado y, finalmente, los materiales son congelados para su almacenamiento. Con bajas temperaturas los pre-impregnados se pueden almacenar durante meses. Antes del uso, los productos en rollo se cortan con la forma deseada, se retira el film protector y las capas se apilan acorde con el diseño del laminado. Después de ser sometido a vacío, el material se calienta y cura. Laminados de muy alta calidad se pueden fabricar mediante el uso de autoclaves con mayor presión de aire con el fin de compactar el laminado, reducir las burbujas de aire y espacios vacíos, así como para aumentar la relación de fibra/resina [36].

2.1.4.3 Núcleos de vigas sándwich

- ☞ Madera balsa: está conformado por bloques de madera pegados entre sí. Poseen relativamente buena resistencia específica al corte y rigidez específica. Son fáciles de trabajar pero su porosidad hace que ingrese resina en su interior aumentando su peso. Necesita protección contra hongos y ante posible putrefacción.[28]

- ☞ Espumas: La mayoría de las espumas empleadas en palas son de policloruro de vinilo (PVC). También se utilizan espumas de polimetacrilimida que poseen mejores resistencias específicas, pero son más costosas que las de PVC.[28]

2.1.4.4 Pinturas

- ☞ *Gelcoat*: se emplea para proteger las palas de los rayos UV y para limitar su exposición a las condiciones del medioambiente como, por ejemplo, la humedad [22].

2.1.4.5 Adhesivos

En general son adhesivos a base de epoxi, poliuretano o metacrilato. Entre las propiedades buscadas están: resistencia a cargas cuasiestáticas, bajo *creep* y tolerancia a los defectos. Se los emplea para pegar grandes superficies que unen componentes de la pala y deben soportar tanto un complejo estado de cargas cíclicas como los efectos de un amplio rango de condiciones medioambientales. [22]

2.1.5 Modos de falla de los materiales de las palas

Los modos de falla que presentan las palas de aerogeneradores son muy variados, sobre todo por la particularidad que presenta cada pala, sea por su construcción y condiciones de montaje y funcionamiento normal o extremo. Los estudios llevados a cabo por Sørensen *et al.* [37] en Risø National Laboratory de Dinamarca identificaron 7 tipos de fallas durante ensayos cuasiestáticos de palas en escala 1:1. En la Fig. 9 pueden observarse los esquemas que sintetizan los tipos de falla y ubicación en algunas partes de las palas.

A estas fallas hay que sumarles aquellas que se producen en otra zona crítica de la pala: la raíz o base. Numerosos son los diseños existentes para poder evitar la falla de esta zona encargada de transferir el momento originado en las palas hacia el rotor [19].

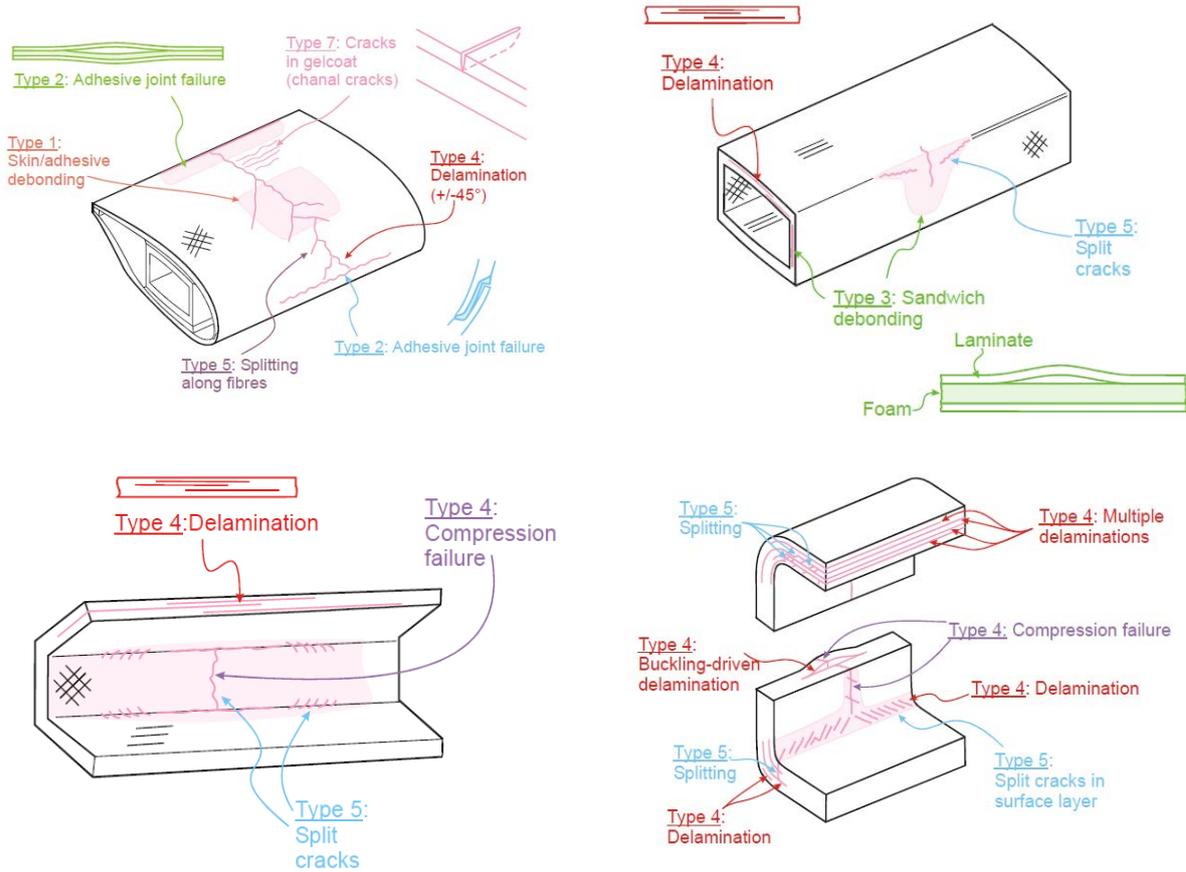


Fig. 9 Tipos de daño observados en distintas zonas de una pala después de un ensayo cuasiestático (fuente: [37])

2.1.6 El daño interlaminar

La *delaminación* es la fractura a lo largo de la interfase entre diferentes láminas [22], siendo un mecanismo de falla que puede ser ocasionado por esfuerzos mecánicos mediante cargas estáticas (pandeo localizado, corte interlaminar, etc.), cargas cíclicas (fatiga) o impacto. La *delaminación* puede originarse por distintos modos de fractura, observándose en las palas principalmente los Modo I y II [22]. Como se observó en la sección anterior, la *delaminación* es un mecanismos de falla muy recurrente en las palas, razón por la que es el tema de los estudios de fatiga y fractura de esta tesis.

2.2 Modelo de material ortotrópico

2.2.1 Teoría de la elasticidad del sólido continuo.

Tomando un punto de un cuerpo sólido y continuo sometido a esfuerzo externos, es posible descomponer las tensiones que actúan de forma continua en dicho cuerpo sobre planos normales (por ej. x , y , z) y a su vez proyectar estas tensiones resultantes en componentes normales y paralelas a dichos planos. Suponiendo que modelamos el punto como un cubo elemental cuyas caras son normales al sistema de ejes coordenados (x , y , z), las tensiones resultantes proyectadas en cada dirección pueden observarse en la Fig. 10. Las tensiones normales son designadas con σ , mientras que las tensiones de corte con τ . Los subíndices ab indican que la tensión actúa en un plano cuya normal es a y la dirección de la tensión es b . Como en las tensiones normales la dirección de la normal al plano y de tensión actuante son las mismas, los subíndices ab son iguales y solo se los nombra una vez. Tomando una de las convenciones de signos existentes, podemos definir que las direcciones presentadas en la Fig. 10 corresponden a tensiones normales y de corte positivas.

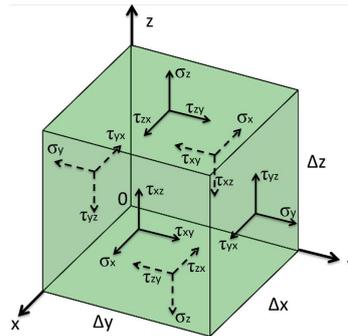


Fig. 10. Nomenclatura de las tensiones actuantes en un punto de un sólido continuo.

Los elementos necesarios para obtener una solución analítica a una situación que plantea el régimen elástico de un sólido continuo envuelven las ecuaciones de equilibrio, las ecuaciones de compatibilidad, condiciones de borde y relaciones tensión-deformación en el rango elástico. El planteo analítico, ampliamente difundido en la literatura de la mecánica del sólido continuo [38] da como resultado la conocida Ley generalizada de Hooke que se muestra en la Ec.(1).

$$\sigma_{ij} = S_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (1)$$

Esta ecuación plantea 81 constantes elásticas para poder caracterizar el material. Sin embargo, 21 de estos coeficientes son independientes, pudiendo obtenerse los restantes en función de los primeros [38]. Para visualizar con mayor facilidad el tensor de cuarto orden S_{ijkl} , suele emplearse la notación de Voigt que aprovecha la simetría de estos tensores de la Ec.(1) y los transforma en tensores de primer orden para σ_{ij} y ε_{kl} , y de segundo orden para S_{ijkl} , como son expresados a continuación.

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} & S_{15} & S_{16} \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} & S_{24} & S_{25} & S_{26} \\ S_{31} & S_{32} & S_{33} & S_{34} & S_{35} & S_{36} \\ S_{41} & S_{42} & S_{43} & S_{44} & S_{45} & S_{46} \\ S_{51} & S_{52} & S_{53} & S_{54} & S_{55} & S_{56} \\ S_{61} & S_{62} & S_{63} & S_{64} & S_{65} & S_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \end{Bmatrix} \quad (2)$$

En el tensor de deformaciones, ahora expresado como un vector, los componentes ε y γ corresponden a las deformaciones normales y angulares respectivamente. Al igual que sucede con las tensiones normales, para ε solo se expresa un subíndice por ser la normal al plano y la dirección de la deformación coincidentes. La matriz $[S]$ es conocida como la matriz de *compliance* del material, mientras que su inversa $[C]$ es conocida como la matriz de rigidez (*stiffness*) de un material lineal elástico¹. Los coeficientes de esta última matriz son mostrados en la Ec.(3).

$$[C] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_x} & -\frac{\nu_{yx}}{E_y} & -\frac{\nu_{zx}}{E_z} & \frac{\eta_{x,xy}}{G_{xy}} & \frac{\eta_{x,xz}}{G_{xz}} & \frac{\eta_{x,yz}}{G_{yz}} \\ \frac{\nu_{xy}}{E_x} & \frac{1}{E_y} & -\frac{\nu_{zy}}{E_z} & \frac{\eta_{y,xy}}{G_{xy}} & \frac{\eta_{y,xz}}{G_{xz}} & \frac{\eta_{y,yz}}{G_{yz}} \\ -\frac{\nu_{xz}}{E_x} & -\frac{\nu_{yz}}{E_y} & \frac{1}{E_z} & \frac{\eta_{z,xy}}{G_{xy}} & \frac{\eta_{z,xz}}{G_{xz}} & \frac{\eta_{z,yz}}{G_{yz}} \\ \frac{\eta_{xy,x}}{E_x} & \frac{\eta_{xy,y}}{E_y} & \frac{\eta_{xy,z}}{E_z} & \frac{1}{G_{xy}} & \frac{\lambda_{xy,xz}}{G_{xz}} & \frac{\lambda_{xy,yz}}{G_{yz}} \\ \frac{\eta_{xz,x}}{E_x} & \frac{\eta_{xz,y}}{E_y} & \frac{\eta_{xz,z}}{E_z} & \frac{\lambda_{xz,xy}}{G_{xy}} & \frac{1}{G_{xz}} & \frac{\lambda_{xz,yz}}{G_{yz}} \\ \frac{\eta_{yz,x}}{E_x} & \frac{\eta_{yz,y}}{E_y} & \frac{\eta_{yz,z}}{E_z} & \frac{\lambda_{yz,xy}}{G_{xy}} & \frac{\lambda_{yz,xz}}{G_{xz}} & \frac{1}{G_{yz}} \end{bmatrix} \quad (3)$$

Éste es el caso más general que puede presentar un material lineal elástico, el de un comportamiento anisótropo o *anisotrópico*. Los coeficientes de esta matriz simétrica son: E_a el módulo elástico o módulo de Young en la dirección a , ν_{ab} es el coeficiente de Poisson definido para una deformación normal en la dirección a que produce una deformación normal en la dirección ortogonal b , G_{ab} es el módulo de corte en el plano ab , $\eta_{a,bc}$ es el coeficiente de la *cupla* deformación normal-corte que indica deformaciones normales en la dirección a son producidas por tensiones de corte el plano bc , $\eta_{ab,c}$ es el coeficiente de la *cupla* deformación angular-tensiones normales que tensiones de corte el plano ab son causadas por tensiones normales en la dirección c y $\lambda_{ab,bc}$ el coeficiente de la *cupla* corte-corte donde deformaciones angulares en el plano ab son producidas por tensiones de corte en el plano bc .

Los materiales compuestos laminados suelen construirse de láminas con propiedades ortótropas u *ortotrópicas*, entre ellas, las propiedades elásticas. Generalmente, el laminado resultante suele ser analizado desde un punto de vista macroscópico como un

¹ Note que $[S]$ corresponde a la matriz de *Compliance* y $[C]$ a la matriz de *Stiffness*. Este aparente cruce entre la primera letra de cada de cada palabra y el nombre la matriz se justifica en palabras de Meyers y Chawla: “*Symbols are inverted to render treatment more confusing!*” [40].

material homogéneo ortótropo [39]. Estos materiales poseen 3 planos de simetría, lo que implica que las *cuplas* dadas por los coeficientes $\eta_{ab,c}$, $\eta_{a,bc}$ y $\lambda_{ab,bc}$ son nulas. La matriz de rigidez queda expresada como:

$$[C] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_x} & -\frac{\nu_{yx}}{E_y} & -\frac{\nu_{zx}}{E_z} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{xy}}{E_x} & \frac{1}{E_y} & -\frac{\nu_{zy}}{E_z} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{xz}}{E_x} & -\frac{\nu_{yz}}{E_y} & \frac{1}{E_z} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{xy}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{xz}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{yz}} \end{bmatrix} \quad (4)$$

Este modelo implica que, de haber simetría en la matriz, el material podría caracterizarse conociendo 9 constantes elásticas independientes. La simetría implica que deben cumplirse las siguientes igualdades:

$$\frac{\nu_{xy}}{E_x} = \frac{\nu_{yx}}{E_y} \quad (5)$$

$$\frac{\nu_{xz}}{E_x} = \frac{\nu_{zx}}{E_z} \quad (6)$$

$$\frac{\nu_{yz}}{E_y} = \frac{\nu_{zy}}{E_z} \quad (7)$$

$$G_{xy} = G_{yx} \quad (8)$$

$$G_{xz} = G_{zx} \quad (9)$$

$$G_{yz} = G_{zy} \quad (10)$$

En muchos casos, los espesores empleados en compuestos laminas son pequeños comparados con las otras dimensiones de la placa. Es común que se asuma en estos laminados delgados un estado plano de tensiones [39]. Esto implicaría que:

$$\sigma_z = \tau_{yz} = \tau_{xz} = 0 \quad (11)$$

Asumiendo estas condiciones, la Ec.(2) expresada para un compuesto elástico ortótropo como el de la Ec.(4), conduce a:

$$\varepsilon_z = S_{13}\sigma_x + S_{23}\sigma_y \quad (12)$$

$$\gamma_{yz} = \gamma_{xz} = 0 \quad (13)$$

Al ser ε_z una variable dependiente, no se la suele expresar y el producto matricial se simplifica quedando expresado de la siguiente manera:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_x} & -\frac{\nu_{yx}}{E_y} & 0 \\ -\frac{\nu_{xy}}{E_x} & \frac{1}{E_y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{xy}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{zx} \end{Bmatrix} \quad (14)$$

2.2.2 Criterios de falla en materiales compuestos laminados

En materiales isótopos bajo cargas cuasiestáticas existen criterios de falla muy diversos según sea el comportamiento que puede presentar el material. Por ejemplo, en muchos metales puede considerarse que un elemento estructural falla cuando sale del régimen elástico e demuestra deformación plástica apreciable. En esos casos pueden emplearse los criterios de fluencia como el de Tresca o el de Maxwell-Huber-Hencky-von Mises (muchas veces llamado a secas criterio de von Mises) [40]. Décadas atrás, en materiales frágiles eran empleados criterios como el de Mohr-Coulomb. Posteriormente, bajo la presunción de que estos materiales poseen defectos que se pueden modelar como fisuras, empezaron a usarse criterios de mecánica de fractura para evaluar su posibilidad de falla [41]. Algunos materiales pueden presentar situaciones intermedias donde no hay una diferencia abrupta entre una falla por colapso plástico o por propagación de una fisura. En esos casos se pueden emplear los *failure assessment diagrams* (FAD) [41]. La particularidad de estos criterios es que para “calibrarlos” hace falta el valor de uno o dos ensayos, el cual suele ser provisto por un ensayo simple y difundido como lo puede ser un ensayo de tracción *uniaxial* y/o un ensayo de fractura. Para materiales que presentan anisotropías en las resistencias que pueden producir la respectiva “falla”, se requieren más ensayos y, por lo general, en diversas orientaciones del material.

Los materiales compuestos laminados presentan una gran variedad de formas de fallas dependientes de su compleja estructura y proceso de fabricación. Estas fallas pueden incluir la falla de las fibras, rotura de la matriz, pandeo y *delaminación* [42]. Esto genera una anisotropía en cuanto a las formas de falla y resistencias en estos materiales.

Los criterios de falla de materiales compuestos son muchos y suelen estar enfocados a un determinado tipo de falla o, en algunos casos, a varios. Pueden nombrarse criterios para las fibras en tracción [43] o en compresión [44], las fibras en tracción y compresión [45], la matriz en tracción [43][46] o compresión [47], la matriz en tracción y compresión [45], la fibra/matriz en tensiones de corte [43][48], para las láminas o también conocidos como *ply failure criteria* [49][50][51][52] y los de *delaminación* [53]. Para ejemplificar se puede nombrar el criterio de Tsai-Wu [52], uno de los más populares para las láminas, cuya ecuación es:

$$\left(\frac{1}{F_x^{ut}} - \frac{1}{F_x^{uc}}\right) \sigma_x + \left(\frac{1}{F_y^{ut}} - \frac{1}{F_y^{uc}}\right) \sigma_y + \frac{\sigma_x^2}{F_x^{ut} \cdot F_x^{uc}} + \frac{\sigma_y^2}{F_y^{ut} \cdot F_y^{uc}} + \left(\frac{\tau_{xy}}{F_{xy}^{su}}\right)^2 - \frac{\sigma_x \cdot \sigma_y}{\sqrt{F_x^{ut} \cdot F_x^{uc} \cdot F_y^{ut} \cdot F_y^{uc}}} \geq 1 \quad (15)$$

Como puede observarse en la ecuación anterior, para este criterio se necesitan varios ensayos cuasiestáticos sobre el material: compresión (direcciones x e y), tracción (direcciones x e y) y corte (plano xy). Otros criterios pueden consultarse en el *review* de Orifici *et al.* [42]. Principalmente para criterios que implican fallas por *delaminación* o en 3D (no solo en el plano de la lámina 2D) son necesarias propiedades tanto en el plano de la lámina (plano xy), como fuera de éste [54].

2.2.3 Medición de propiedades cuasiestáticas fuera del plano de la lámina.

La mayoría de las aplicaciones sobre compuestos laminados requieren la caracterización de sus propiedades en el plano de la lámina (2D). Son sobre estos ensayos donde se ha puesto el mayor énfasis en la normalización de métodos experimentales para su caracterización. Con el transcurso de tiempo han aparecido diversas normas para obtener propiedades en compuestos laminados. Tomando como referencia las normas ASTM, pueden nombrarse algunos ejemplos como:

- ☞ Tracción (ASTM D638-00, ASTM D3039-15),
- ☞ Compresión (ASTM D3410-16, ASTM D5467-97, ASTM D6641-14),
- ☞ Corte translaminar (ASTM D3518-13, ASTM D4255-15, ASTM D5379-12, ASTM D7078-12),
- ☞ Corte interlaminar (ASTM D2344-16, ASTM D3846-08),
- ☞ Flexión (ASTM D6272-10, ASTM D7264-15), etc.

En general, suelen ensayarse cupones de dichos laminados con espesores menores a 5 mm y adecuadas dimensiones [39].

Existen aplicaciones donde los espesores que puede adquirir el laminado son mayores a los 5 mm y, además, el estado de tensiones que es inducido en algunos puntos del material puede hacer necesario determinar propiedades fuera del plano del laminado para, por ejemplo, calcular deformaciones o emplear criterios de falla 3D. Diversos autores han propuesto metodologías experimentales para determinar propiedades o valores tecnológicos aptos para diseño, comparación de materiales o control de calidad [55][56][57][58][59][60]. La mayoría de estos ensayos difieren de los normalizados para propiedades en el plano.

2.2.4 Isotropía y anisotropía en materiales de palas.

Los materiales que se emplean en palas de aerogeneradores pueden presentar distintos grados de anisotropía para una gran cantidad de propiedades o características. Puede encontrarse anisotropía en la respuesta elástica, resistencia a la fluencia o la rotura, resistencia al crecimiento de fisuras por fatiga, fractura, *creep*, coeficientes de expansión térmica, etc. Algunos materiales como el acero, los adhesivos, las espumas poliméricas y el *gelcoat* son empleados suponiéndolos isótropos para muchas de las características antedichas. Otros, como las resinas (poliéster, vinil-éster, epoxi, etc.)

reforzadas con fibra (vidrio, carbono) o las maderas (balsa, abedul, bambú, cedro) poseen anisotropía para muchas propiedades y en muchas situaciones son modelados como materiales *ortotrópicos*.

Los procesos de fabricación de las palas son muy variados y el material resultante puede adquirir propiedades o características distintas a las esperadas. Ejemplos tales como: resina que comenzó a curarse antes de alcanzar a cubrir las fibras, poros resultantes de impregnación manual o infusión de resina, errores en los apilamientos de las láminas o su incorrecta alineación, gradientes de relación fibra/resina y muchos otros, afectan el grado de isotropía esperado en el material [33][61].

Una práctica común a la hora de caracterizar laminados de materiales compuestos es hacer cupones del material que se usa en las palas y ensayarlos para utilizar sus resultados tanto para diseño, control de calidad, como para la verificación de palas. Los cupones, sin embargo, afrontan diferencias respecto al material que forma la pala. La diferencia de escalas, el volumen de material, gradientes térmicos, grado de compactación de las láminas, entre otros, afectan de distinta forma a ambos materiales, pudiendo obtenerse, en general, mejor control sobre los cupones. Un detalle a destacar de los cupones es que suelen ser fabricados para caracterizar propiedades o valores tecnológicos en el plano del laminado, es decir, en dos dimensiones (2D) [39][62]. Analizar las propiedades de muestras extraídas después del proceso de fabricación de una pala no es habitual en la industria, siendo la mayoría de los datos de propiedades en 2D y 3D de la bibliografía obtenidos de cupones fabricados para tal fin [63].

2.3 Fatiga interlaminar

2.3.1 Definiciones generales.

En fatiga *uniaxial* bajo tensiones de tracción y/o compresión existe una nomenclatura ampliamente difundida [64]. Para tensiones de corte interlaminar, en cambio, la nomenclatura varía según el autor. La nomenclatura empleada en esta tesis es representada para una forma de onda de amplitud y periodo constantes sinusoidal en la Fig. 11.

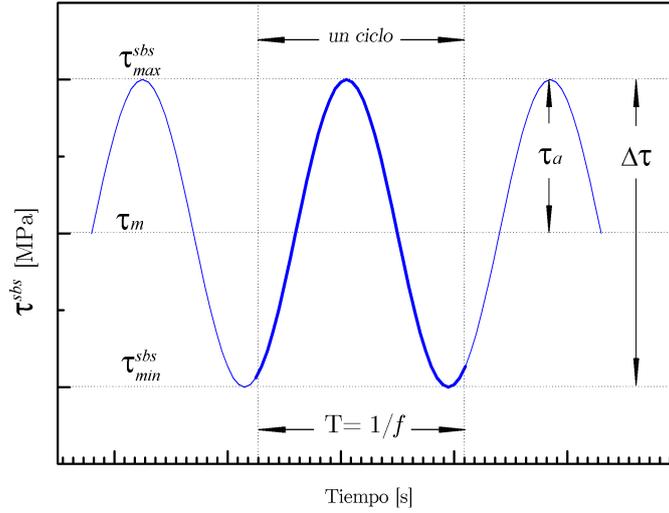


Fig. 11 Terminología empleada en fatiga SBS.

La relación de tensiones de corte o *shear stress-ratio*² (R) es calculada con la Ec.(16). Sin embargo, a lo largo de la presente tesis se habla tanto de fatiga por tensiones de corte como por tensiones normales. En los casos que se aclare que se habla de fatiga por tensiones normales (tracción-tracción, tracción-compresión o compresión-compresión), el valor R es definido como $\sigma_{min}/\sigma_{max}$.

$$R = \frac{\tau^{sbs}_{min}}{\tau^{sbs}_{max}} \quad (16)$$

La amplitud de tensiones de corte SBS (τ_a) es calculada con la Ec.(17) y la tensión de corte SBS media (τ_m) con la Ec.(18).

$$\tau_a = \frac{\tau^{sbs}_{max} - \tau^{sbs}_{min}}{2} \quad (17)$$

$$\tau_m = \frac{\tau^{sbs}_{max} + \tau^{sbs}_{min}}{2} \quad (18)$$

donde:

² A diferencia de la definición que se usa para R para fatiga con tensiones normales [86], como el efecto sobre el material es el mismo por más que cambie la dirección de aplicación de tensiones de corte, sería equivalente hablar, por ejemplo, de $R=0.1$ o $R=10$.

τ_{max}^{sbs} = valor máximo de la tensión de corte SBS en un ciclo de fatiga, MPa, y

τ_{min}^{sbs} = valor mínimo de la tensión de corte SBS en un ciclo de fatiga, MPa.

2.3.2 Metodologías experimentales existentes.

Existen varios ensayos cuasiestáticos que buscan producir un estado de tensiones donde imperen las tensiones por corte interlaminar [62][65][66][67][68][69][70][71][72], algunos de los cuales han sido normalizados [65][66][69]. También existen diversas metodologías de ensayos de fatiga por corte interlaminar propuestas por distintos autores [73][74][75][76][77] en las que se busca evaluar este comportamiento desde el punto de vista de la fatiga clásica, es decir, la nucleación y crecimiento de la fisura. Sin embargo, ninguna de ellas ha alcanzado un consenso para ser normalizada, por lo que todas las propuestas requieren ser analizadas exhaustivamente antes de seleccionar una.

Una de estas propuestas es el ensayo *short-beam shear* (SBS) [65][66][67][68][39][78][79] cuyo esquema se muestra en la Fig. 12. Consta de una viga sometida a flexión en tres puntos con una relación entre el espesor y la luz entre apoyos (*span* en inglés) adecuada (4 a 5 veces el espesor). Esto es para evitar que las tensiones de compresión y tracción que se originan debido a la flexión produzcan la falla por mecanismos distintos a los de corte interlaminar. Las probetas son de geometría sencilla y utilizan poco material, por lo que el costo del ensayo es bajo en comparación con otras propuestas. El dispositivo de ensayo consta de dos rodillos de apoyo y un punzón cilíndrico, estando este último centrado respecto a los apoyos y manteniendo entre ellos los ejes paralelos. Basado en la teoría de vigas sometidas a flexión simple, se considera una distribución de tensiones de corte parabólica a lo largo del espesor de la probeta, estando el valor máximo sobre el eje neutro y siendo éstas nulas sobre la superficie superior e inferior [80]. Sin embargo, se ha demostrado que este modelo difiere de las soluciones obtenidas con métodos de elementos finitos y correlación digital de imagen [81]. En este ensayo puede producirse la falla localizada en los puntos de aplicación de las fuerzas debido a la concentración de tensiones. Este efecto se reduce con una correcta selección de los diámetros del punzón y de los rodillos de apoyo [67]. La distribución de tensiones no es uniforme a lo largo del eje neutro como consecuencia del efecto de los puntos de aplicación de carga, así como tampoco es uniforme a lo ancho de la probeta, siendo nulas las tensiones de corte en las superficies laterales. Por éstas y otras causas, la resistencia al corte interlaminar es a menudo sobrestimada bajo la presunción de una distribución de tensiones de corte parabólica a lo largo de la altura de la probeta [68][80]. Varios autores han empleado esta configuración para ensayos de fatiga por corte interlaminar [82][76][77]. Con esfuerzos de naturaleza cíclica, en caso de requerirse invertir el signo de la tensión de corte para obtener relaciones de tensiones $-1 < R < 0$, pueden utilizarse modificaciones en el dispositivo convencional [83]. El ensayo SBS puede ser ampliamente utilizado para comparar materiales o para control de calidad y actualmente es el más empleado para ensayos cuasiestáticos [39].

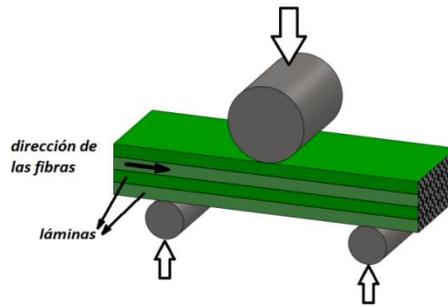


Fig. 12 Disposición de la probeta en un ensayo SBS.

Un esquema del *double notched shear test* (DNST) [76][77] se muestra en la Fig. 13. Sus especificaciones para ensayos cuasiestáticos están dadas por ASTM D3846-08 [69]. Las probetas requieren de mayor cantidad de material que en el SBS, además del corte de las dos entallas. Debido a que se superponen componentes de flexión al imponer cargas de tracción en los extremos de la probeta, se emplean cargas de compresión y un dispositivo que sirve de guía y evita el pandeo. Hay que añadir que en laminados unidireccionales la resistencia a tracción transversal suele ser menor que la correspondiente a compresión en la nombrada dirección. La imposibilidad de utilizar cargas de tracción limita el método en fatiga bajo estas condiciones a tensiones de corte de un mismo signo, impidiendo relaciones de tensiones entre $-1 < R < 0$. También se ve limitado en la orientación de los laminados que pueden ser empleados [76]. Según los resultados obtenidos de la comparación de los ensayos DNST y SBS [77], los autores observaron que el periodo de iniciación de daño por fatiga es menor para la probeta DNST que para la SBS, atribuyendo esto, entre otras causas, a la influencia de las entallas.

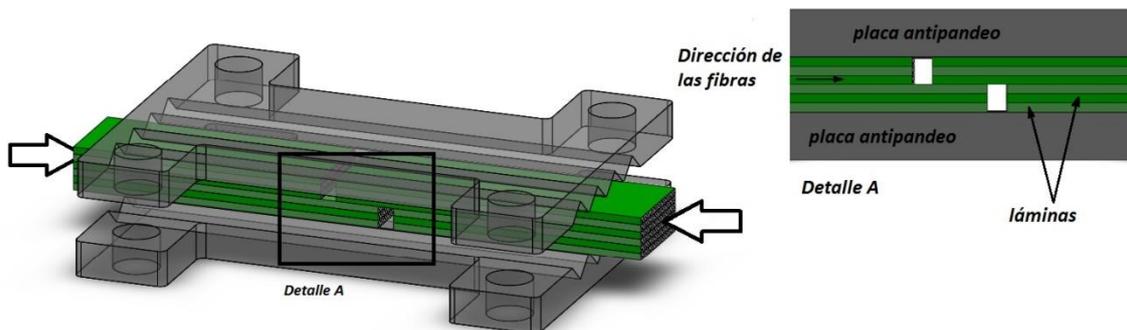


Fig. 13 Disposición de una probeta DNST [69] montada en el dispositivo de ensayo. En el “detalle A” puede apreciarse el perfil de las entallas maquinadas sobre la probeta.

El *cubic test* (CT) [74] se muestra esquemáticamente en la Fig. 14. Requiere probetas de espesores por lo menos 3 veces mayores a los recomendados para DNST y SBS. La geometría de la probeta es sencilla como en el caso de SBS. Puede invertirse el signo de las tensiones de corte alcanzando relaciones $-1 < R < 1$. Son requeridos más estudios para comprender el estado de tensiones que se desarrolla en la probeta debido a la

suma de componentes de flexión durante los ensayos. El método puede resultar útil para comparar con carga de fatiga laminados de espesores importantes.

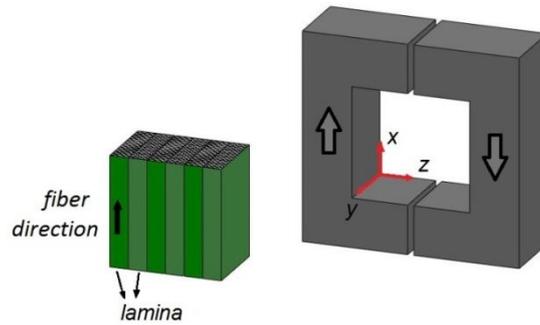


Fig. 14 Esquema de la probeta (izquierda) y del dispositivo (derecha) propuesto para el ensayo CT [74].

Las probetas de corte interlaminar mediante torsión [84], como se muestra en la Fig. 15, recrean un estado de corte al someter a torsión un tubo de pared delgada. Las probetas requieren más trabajo de fabricación y el espesor del material requerido es mayor que en métodos como SBS y DNST. El método presenta una ventaja interesante al poder introducir otros estados de tensiones como tracción o compresión y analizar su influencia en la resistencia al corte interlaminar. Se requiere de máquinas o dispositivos de torsión, a diferencia de los ensayos anteriores que utilizan máquinas de desplazamiento lineal con dispositivos más o menos convencionales. Pueden recrearse relaciones de tensiones entre $-1 < R < 1$.

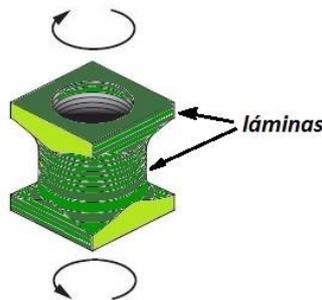


Fig. 15 Probeta de corte interlaminar por torsión (adaptado de [84]).

2.3.3 Efecto de la tensión media.

La tensión media puede tener un efecto importante en la vida a la fatiga de los materiales. En el campo de los materiales metálicos, en lo que se denomina la fatiga clásica, es común el empleo de expresiones empíricas que tienen en cuenta el efecto la tensión media para condiciones de tensiones normales. Entre las más destacadas están las de Goodman, Gerber y Soderberg. Éstas suelen requerir el límite de fatiga de un ensayo para una dada condición de tensión media y amplitud de tensiones, algún valor cuasiestático (resistencia última a la tracción, tensión de fluencia o algún valor

empírico) y, con un determinado factor de seguridad, determinan si el material podría presentar falla por fatiga. Una característica en estos materiales es que las tensiones de compresión no producen el crecimiento de las fisuras por fatiga, por lo que el análisis se limita a la tensiones de tracción [40].

En el caso de los materiales compuestos laminados el efecto de la tensión media es más complejo que en metales. Por una parte, el comportamiento en estos compuestos es distinto bajo cargas de tracción que bajo compresión. En tracción la falla suele ser dominada por las propiedades de la fibra, mientras que en compresión, el papel que juega la matriz, la desalineación de las fibras, los defectos del material, etc., es mucho más pronunciado [85]. Vassilopoulos y Keller [86] destacan en sus resultados de fatiga *uniaxial* sobre CFRP que, en probetas donde la dirección de la carga coincidió con la dirección principal de las fibras, el caso más desfavorable fue para $R=-1$. Lo mismo observaron para condiciones con esfuerzos aplicados a 45° respecto a las fibras. Por otra parte, cuando la carga se aplicó a 90° respecto a la dirección principal de las fibras, la peor situación fue propiciada para las condiciones de $R=0.1$, es decir, fatiga tracción-tracción. Además, para un mismo valor de R , el comportamiento a fatiga del material puede ser muy distinto en bajos, altos o muy altos ciclos [87].

Para poder evaluar el efecto de la tensión media suelen emplearse los diagramas de vida constantes o *constant life diagrams* (CLDs), también conocidos como diagramas de Goodman [88][89], diagramas de Haigh [90] o *master diagrams* [83]. La construcción de estos diagramas amplitud de tensiones vs. tensión media empieza a partir de los resultados de fatiga de un material, por lo general con ensayos de amplitud constante, expresados en diagramas S-N, también conocidos como diagramas de Whöler.

Distintas expresiones empíricas son empleadas para ajustar los datos experimentales. Entre ellas se pueden citar los modelos de regresión semi-log y log-log [86], cuyas curvas corresponden a los valores medios. La dispersión que presentan los resultados de fatiga condujo a modelos estadísticos, cuyas curvas son conocidas como S-N-P. Un modelo clásico es el propuesto por Young y Ekvall [91], actualmente en uso por parte de ASTM E739-10 [92], el cual emplea una distribución normal, previa transformación de los valores mediante una función del tipo semi-log o log-log. Otro modelo, también probabilístico, es el de Whitney [93], el cual asume que los valores en la curva S-N siguen una ecuación potencial y cada nivel de tensión analizado sigue una distribución de Weibull de 2 parámetros. El modelo de Sendekyj [94] asume que las curvas S-N son de naturaleza determinística pero pueden seguir cualquier función, incluye los datos de ensayo cuasiestáticos para obtener las curvas S-N asumiendo que siguen una distribución de Weibull de 2 parámetros y toma en cuenta los datos *run-out* de forma diferenciada. En los últimos tiempos, ha cobrado interés el uso de *artificial intelligence methods* para interpretar los datos de fatiga en materiales compuestos.

Herramientas como las *artificial neural networks* (ANNs) o la *genetic programming* (GP) han sido usadas para modelar las curvas S-N o para obtener CLDs [86].

Con los modelos S-N o S-N-P definidos, son elegidos valores de vida a la fatiga que sean de interés, usándose en general potencias de 10. Para cada uno de estos valores se ingresa a las curvas S-N y es obtenido el valor de amplitud de tensiones que le corresponde y, conocido el valor de R de la curva, el correspondiente valor de tensión media. Con estas dos coordenadas se marca un punto en el gráfico amplitud de tensiones vs. tensión media. Un esquema de los pasos antes mencionados puede observarse en la Fig. 16.

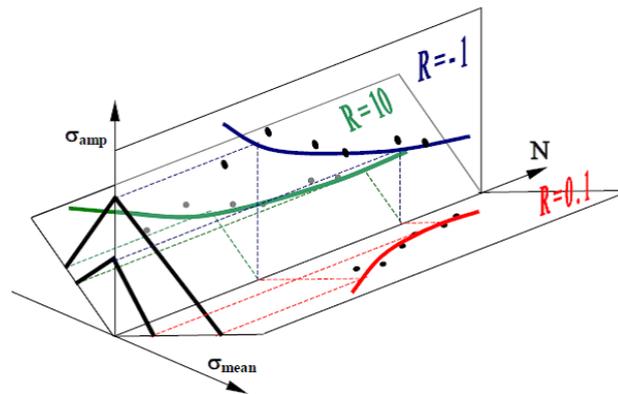


Fig. 16 Representación esquemática de cómo es construido un CLD (fuente: [90]).

Para obtener las líneas de vida constante existen distintas propuestas en la bibliografía, entre las que se pueden citar los modelos: CLD lineal [86], *linear Goodman diagram* [90], *shifted Goodman diagram* [90], *piecewise linear CLD* [86], *piecewise non-linear CLD* [86], así como los propuestos por Harris [95], Kawai [96], Boerstra [97], Kassapoglou [98], entre otros. Gran parte de estos modelos requieren, adicionalmente, información de la resistencia cuasiestática del material, tanto a tracción como a compresión, para las condiciones de amplitudes de tensiones nula.

Un CLD de tensiones normales obtenido con resultados de 12 valores de R se observa en Fig. 17. Se pueden observar que posee líneas de vida constante desde 1 ciclo hasta 10^8 ciclos, siguiendo potencias de 10. En éste también se observan las asimetrías entre las condiciones de tracción y compresión.

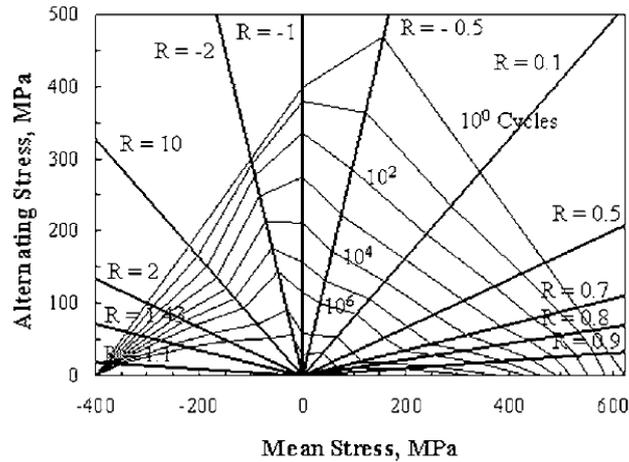


Fig. 17 CLD de tensiones normales para el material DD16 (fuente: [88]).

2.3.4 Efecto de la tensión media en fatiga interlaminar.

Bevan [83] obtuvo CLD de tensiones SBS con varios valores de R para probetas de CFRP unidireccionales y con apilamiento $[0/\pm 45]$, con curvas de vida constante de 10^5 y 10^6 ciclos. Por un lado, observó que, para las curvas de 10^6 ciclos, la amplitud se mantenía prácticamente constante (aprox. 30% de F^{sbs}) en un rango de tensión de corte media de 0 a 35% de F^{sbs} (resistencia al corte SBS). Por otro lado, concluyó que no encontró evidencia de que pueda existir algún límite de fatiga SBS.

May y Hallet [77] hicieron ensayos de fatiga con los dispositivos SBS y DNST para probetas de CFR epoxi unidireccionales y con $R=0.1, 0.3$ y 0.5 . Ellos comentaron que los resultados de ambos dispositivos mostraron un incremento de la vida antes de la iniciación de daño a medida que aumentaban los valores de R . Concluyeron que ese comportamiento indica que la amplitud de tensión tiene un mayor impacto en la iniciación de daño que la tensión media. Otra conclusión fue que la dispersión aumentó con el aumento de R , adjudicándola a la variabilidad tanto del material como de la probeta. Esta dispersión tuvo un efecto más pronunciado a medida que se trabajó cerca de los valores de la resistencia a la falla cuasiestática.

La relativamente poca bibliografía que existe sobre el efecto de la tensión media en fatiga por corte interlaminar hace que no se descarte la necesidad de CLD de tensiones de corte interlaminar o similares para poder comparar materiales, tal como se ha venido trabajando en la fatiga de compuestos con cargas de tracción y/o compresión.

2.3.5 Efecto de la frecuencia de aplicación de carga.

Los ensayos de fatiga son demandantes de tiempo, especialmente si se desean obtener resultados de fatiga de alto y muy alto ciclo. Poder ensayar con altas frecuencias de aplicación de carga es deseable siempre y cuando no se observen cambios significativos en el comportamiento a fatiga del material. Seleccionar una frecuencia de ensayo óptima en materiales compuestos, como los tratados en esta tesis, no es una tarea

sencilla debido a la sensibilidad de estos materiales a la frecuencia. Actualmente, no hay guías claras para hacer una adecuada selección de este parámetro [85], pero algunas directrices o recomendaciones, tales como que no se observen cambios significativos de temperatura, son ampliamente usadas [64]. Sin embargo, recomendaciones como éstas no consideran la posible influencia de variables como la orientación de las fibras, el tipo de fibra y matriz, etc.

Sun y Chan [99] estuvieron entre los que presentaron los primeros trabajos sobre el efecto de la frecuencia en laminados CFRP. Realizaron ensayos en probetas $[\pm 45]_{2S}$ de fatiga tracción-tracción bajo 3 niveles distintos de tensiones, $R=1/15$ y cuatro niveles de frecuencia: 1, 3, 10 y 30 Hz. Sus conclusiones fueron que la vida a fatiga del material ensayado mostró una fuerte dependencia de la frecuencia sin observarse un aumento de la temperatura. En condiciones de vida a la fatiga de alto ciclo ($\sim 10^6$ ciclos), el aumento de la frecuencia produjo un aumento de la vida a la fatiga en el rango de estudio. Sin embargo, para altas tensiones y vida más reducida ($\sim 10^4$ ciclos) la vida disminuyó con la frecuencia. En estos últimos ensayos hubo un aumento de temperatura por encima de los 10°C para 10 y 30 Hz. Por otra parte, a bajas frecuencias y en los tres niveles de tensiones, las probetas mostraron vidas menores. Saff [100] repitió parte de las experiencias anteriores para frecuencias entre 0.1 y 10 Hz y encontró que el efecto de la frecuencia fue incluso más pronunciado para valores inferiores a 1 Hz. La disminución de la vida a la fatiga con la disminución de la frecuencia resultó más acentuada.

Mandell y Meier [101] evaluaron la incidencia de la frecuencia en los resultados de la vida a la fatiga de GFRP. En su trabajo emplearon un compuesto de matriz epoxi reforzado con fibra de vidrio tipo E con apilamiento $[0/90]_{11}$, un rango de frecuencias entre 0.01 a 1 Hz y forma de onda cuadrada en tracción-tracción. Sus resultados mostraron un aumento en la vida a la fatiga de las probetas ensayadas a mayores frecuencias.

Kujawski y Ellyin [102] realizaron ensayos de fatiga sobre GFR epoxi $[\pm 45]_{5S}$ en condiciones de $R=0.05$, frecuencias de 0.417 y 3.6 Hz y dos niveles de tensiones. Durante los ensayos midieron la velocidad de deformación por *creep* en cada ciclo. De sus resultados se puede observar que la velocidad de deformación por *creep* en el estado estacionario está influenciada tanto por la frecuencia de ensayo, como por el nivel de tensiones empleados. Los autores ponen a discusión que debido a las condiciones de deformación dominadas por la matriz, a raíz de la orientación y la secuencia de apilamiento empleadas, los efectos viscosos afectan el comportamiento a fatiga. Según sus resultados, a bajos niveles de tensiones la velocidad de *creep* cíclico aumenta con la disminución de la frecuencia de carga. Bajo condiciones de tensiones elevadas, esta velocidad aumenta con el aumento de la frecuencia. También discutieron que a altos niveles de tensión un aumento en la frecuencia resultará en un incremento

en la velocidad de *creep* cíclico debido al calentamiento localizado. En bajos niveles de tensiones, el aumento de la velocidad de *creep* cíclico debido a la disminución de la frecuencia se atribuyó a que existe más tiempo para que el material se deforme por *creep* al estar sometido a una determinada tensión.

Demers [103] llevó a cabo ensayos de fatiga tracción-tracción en vinil-éster reforzado con fibra de vidrio bajo condiciones: $R=0.05$, 0.1, 0.5 y 0.9, tres niveles de tensiones y frecuencias de 1, 3 y 5 Hz. El compuesto poseía láminas unidireccionales intercaladas con MAT. La autora empleó estas frecuencias porque, según su revisión bibliográfica, producen aumentos despreciables de temperatura en las probetas bajo fatiga. Sus resultados mostraron que el aumento de la frecuencia en ese rango no produjo aumentos de la vida a la fatiga, pero sí aumentos de temperatura. Los dos valores más bajos de R para 3 y 5 Hz produjeron los mayores incrementos térmicos en la superficie de las probetas, entre 21 y 24°C. Algo que llama la atención de sus resultados es que estas mediciones están indicadas para el nivel de tensiones intermedio. Tanto para el nivel de tensiones más alto y más bajo el aumento de temperatura no superó 12°C. En un artículo posterior [104] recomendó usar frecuencias menores a 4 o 5 Hz en GFRP por producir un calentamiento despreciable en la probeta. Además, propuso que alguno de estos dos criterios sea usado en CFRP: frecuencias menores a 20 Hz o que el aumento de temperatura en la superficie sea menor a 10°C.

Para compuestos unidireccionales ensayados en la dirección de la fibra el efecto de la frecuencia y la temperatura es menos acentuado que en los materiales donde la matriz toma un rol importante al transferir esfuerzos, pero sigue estando presente. Cormier *et al.* [105] trabajaron sobre GFR epoxi con esa orientación, $R=0.1$ y -1 y frecuencias entre 1 y 24 Hz. Observaron un cambio muy pequeño en la performance a fatiga del material hasta frecuencias de 8 Hz. En cambio, los resultados mostraron una disminución de la vida a fatiga de un orden de magnitud con 24 Hz.

En su revisión bibliográfica, Hahn y Turkgenç [106] indicaron que para rangos de frecuencias bajas, donde la disipación de calor no es apreciable, frecuencias mayores producen mayores vidas a la fatiga. Considerando rangos de frecuencia mayores, también se observa la misma tendencia, pero el aumento de la vida a fatiga es a un ritmo más lento. Cuando hay una excesiva disipación de calor, se invierte la tendencia y a mayores frecuencias, vidas menores.

Existen experiencias que buscaron aumentar la frecuencia de aplicación de carga haciendo ensayos a bajas temperaturas. Cormier *et al.* [105] concluyeron que en compuestos de GFR epoxi ensayados a -40°C y 24 Hz se ve afectada la performance del material respecto a los ensayos a frecuencias menores. Sims [107] comentó que el enfriamiento forzado de las probetas ha mostrado no ser completamente efectivo para

evitar la elevación excesiva de la temperatura debido a que se enfría la superficie pero no el volumen interno. Más recientemente, Apinis [108] realizó ensayos a frecuencias entre 17 y 500 Hz en probetas de GFRP y CFRP con un intenso enfriamiento y dimensiones especiales de probetas. El autor concluyó que con esta metodología pueden acelerarse los ensayos de fatiga sobre polímeros reforzados con fibra sin hacer correcciones por el efecto de la velocidad de aplicación de carga. Sin embargo, el uso de enfriamiento de probetas para acelerar los ensayos es un tema en discusión.

2.3.6 Mecanismos que intervienen en el efecto de la frecuencia.

Según Sims [107], los compuestos de matriz polimérica presentan dos puntos importantes a tener en cuenta para entender el efecto de la frecuencia. El primero es la baja conductividad térmica y el alto coeficiente de amortiguamiento o *damping factor* (comparándolos con la familia de los metales), los que producen un aumento de la temperatura del material al someterlos a cargas cíclicas. Este aumento de la temperatura, que puede ser de apenas una decena de Kelvin, puede alterar de forma significativa las propiedades mecánicas de la matriz y la interfase matriz-refuerzo. Mientras más alta sea la conductividad térmica, menor será la sensibilidad del material a los efectos de la frecuencia. Esto es más ventajoso para materiales con refuerzos de carbono que para refuerzos de fibra de vidrio o aramida [107]. El efecto de la frecuencia será más pronunciado en matrices donde el factor de amortiguamiento sea alto. Esto hace que sea mucho más pronunciado en el caso de las matrices termoplásticas [109] que en las *termorígidas* [110]. El segundo punto es la respuesta del material a la velocidad de aplicación de carga en condiciones de temperatura constante. Nijssen [111] además incluyó el efecto de la fricción que surge: entre los dispositivos de ensayo y la probeta, en zonas con *delaminación* debido al movimiento relativo de las superficies y el deslizamiento entre las fibras y la matriz. Estos dos últimos se presentan después de la formación del daño por fatiga.

En cuanto a los ensayos de fatiga por tensiones de corte, van Paepegem [110] expuso que tanto en fatiga con tensiones de corte puro o con predominio de tensiones de corte, la frecuencia de ensayo es un parámetro importante. Estas tensiones pueden llevar a un calentamiento significativo y una vez superada la temperatura de transición vítrea (T_g), la deformación permanente puede ser muy grande.

2.3.7 Frecuencias empleadas para ensayos de fatiga en compuestos

Como ya fue comentado al iniciar este tema, en las experiencias de laboratorio los ensayos de fatiga son emprendidos normalmente a la frecuencia más alta posible con el fin de minimizar el tiempo y el costo que abarca un programa de ensayos de este tipo [107]. Actualmente no hay directivas y el único requisito previo es que no se noten significativos cambios en la temperatura [64]. Muchas publicaciones justifican la frecuencia de ensayo utilizada con recomendaciones que realizan normas como la ASTM

D3479-12 [112] o la ISO 13003:2003 [113], las cuales requieren que la frecuencia empleada no produzca una elevación de la temperatura del material mayor a 10°C. Matthews y Dawlings [114] recomiendan valores menores a 10 Hz para laminados de fibra continua y menores a 5 Hz para laminados cuyas propiedades estén dominadas por la resina. De acuerdo a Sims [107], las frecuencias normalmente elegidas para las ensayos de fatiga en materiales compuestos laminados están entre 1 y 25 Hz.

Para esbozar una idea de las frecuencias más usadas en la bibliografía pueden emplearse las bases de datos de los grandes programas de caracterización de materiales compuestos para aerogeneradores llevados a cabo por Sandia National Labs, Montana State University y Department of Energy (SNL/MSU/DOE) en EEUU [115] y Knowledge Centre WMC en la UE [116]. Estos datos son presentados en gráficos que muestran la cantidad de ensayos vs. la frecuencia de aplicación de carga en la Fig. 18 para SNL/MSU/DOE y en la Fig. 19 para Knowledge Centre WMC. Los ensayos corresponden a probetas con diferentes apilamientos de láminas, geometrías, procesos de fabricación, relación fibra/resina y dirección de aplicación de las cargas respecto a la dirección principal de las fibras. Los ensayos fueron hechos a amplitud de carga constante, diferentes niveles de tensiones y cargas *uniaxiales* del tipo tracción-tracción, tracción-compresión y compresión-compresión. Más información sobre los programas de ensayo está disponible en las publicaciones asociadas a las bases de datos [115][116]. Cabe destacar que no hay ensayos de fatiga por corte interlaminar en estas bases de datos. En la base de datos de SNL/MSU/DOE las frecuencias más utilizadas cambiaron con el tiempo: hasta el año 2006 más del 28% de los ensayos fueron realizados con valores mayores a 10.5 Hz, mientras que en los siguientes 6 años alrededor del 0.2% de los ensayos emplearon esos valores. Estos cambios están asociados a programas de ensayos con diversos objetivos. Muchos de los ensayos a frecuencias mayores a 10.5 Hz corresponde a programas de ensayos de fatiga de muy altos ciclos (10^8 - 10^9 ciclos). Otro punto importante es que, para caracterizar muchos de estos materiales, los ensayos fueron realizados variando la frecuencia entre niveles de tensiones y mantuvieron la velocidad de carga con la finalidad de reducir el tiempo de ensayo en fatiga de muy altos ciclos. En el caso de la base de datos de Knowledge Centre WMC menos del 1% de los ensayos fueron hechos con valores mayores a 10.5 Hz. Van Wingerde *et al.* [117] comentaron en su discusión de los resultados de esta base de datos que la influencia de la frecuencia de aplicación de carga fue mayor a la esperada.

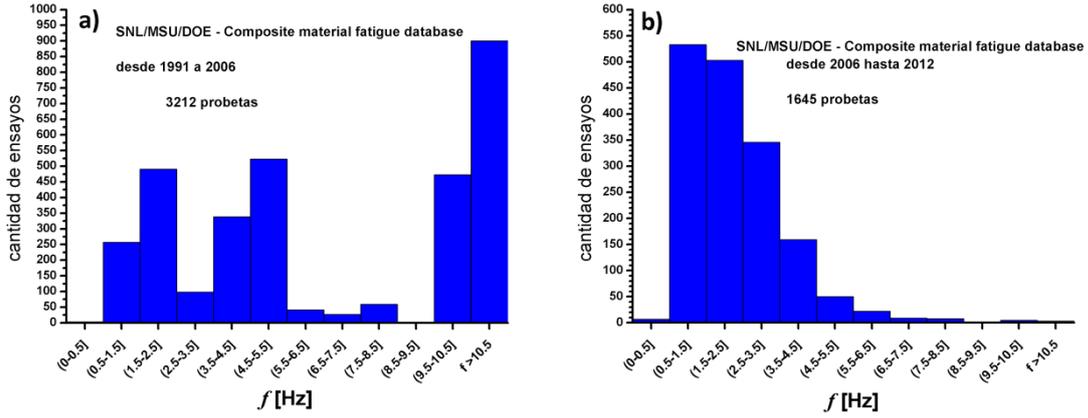


Fig. 18 Cantidad de ensayos vs. frecuencia de ensayo para resultados de la base de datos de SNL/MSU/DOE [115].

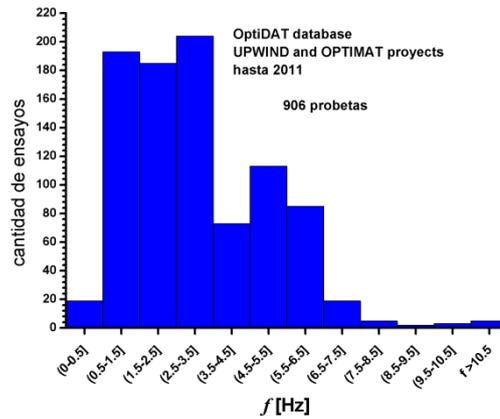


Fig. 19 Cantidad de ensayos vs. frecuencia de ensayo para resultados de la base de datos de Knowledge Centre WMC [116].

En cuanto a la fatiga por corte interlaminar, algunas de las experiencias reportadas en la bibliografía son resumidas en la Tabla 2. Los trabajos más recientes que se ocupan de fatiga de alto ciclo emplearon frecuencias de 10 Hz o menores.

Tabla 2. Frecuencias empleadas en ensayos de fatiga por aparente corte interlaminar.

Autores	Año	Material Compuesto		Ensayo	f [Hz]
		Fibra	Matriz		
Green y Pratt [75]	1975	Carbono	Epoxi	SBS	60
Bevan [83]	1977	Carbono	Epoxi	SBS	6.6
Phillips y Scott [118]	1977	Carbono, Kevlar, Vidrio	Epoxi	Torsión	0.17
Shokrieh y Lessard [76]	1998	Carbono	Epoxi	DNST	1-10
Degallaix <i>et al.</i> [74]	2002	Vidrio	Epoxi	CT	10
Roudet <i>et al.</i> [79]	2002	Vidrio	Epoxi	SBS	10
Schaaf <i>et al.</i> [119]	2007	Vidrio	Epoxi	SBS	10
Makeev [120]	2013	Vidrio, Carbono	Epoxi	SBS	5

2.4 Fractura interlaminar en Modo II

2.4.1 Introducción a la mecánica de fractura lineal-elástica

La mecánica de fractura lineal-elástica (MFLE) parte de las bases de que la deformación que ocurre en un cuerpo antes de la propagación de la fisura es lineal-elástica y que toda la energía disipada está asociada al proceso de fractura [121]. Esto puede ejemplificarse con un cuerpo fisurado cuyo comportamiento sea lineal-elástico. Cuando el cuerpo se somete a esfuerzos sin que crezca la fisura, el trabajo realizado por estas fuerzas (W) se traducirá como acumulación de energía en forma de deformación elástica (U_e) en el cuerpo. La energía potencial elástica del cuerpo fisurado puede definirse con la Ec.(19) [39].

$$U = W - U_e \quad (19)$$

La variación de esta energía potencial (dU) para un incremento de la superficie de fisura (dA) se conoce como *strain energy release rate* y se la denomina con la letra G . Esta fuerza impulsora queda definida como:

$$G = \frac{dU}{dA} \quad (20)$$

Si el cuerpo posee un ancho (B) constante, siendo a la longitud de la fisura, la ecuación anterior puede expresarse como:

$$G = \frac{dU}{B da} \quad (21)$$

El término G puede definirse como la variación de energía elástica por unidad de ancho [122]. Si G_c es la resistencia a la fractura del material, también conocida como tenacidad a la fractura, puede definirse un criterio de fractura como:

$$G \geq G_c \quad (22)$$

El valor G_c es considerado una propiedad del material y depende tanto de la temperatura, como del estado termo-mecánico del material [122].

El crecimiento de una fisura puede ocurrir, por ejemplo, bajo condiciones de control de desplazamiento o control de carga. Estas situaciones son mostradas esquemáticamente en la Fig. 20 para un registro carga vs. desplazamiento de un cuerpo fisurado cuya fisura pasa de un tamaño inicial a , hasta $a + \delta a$.

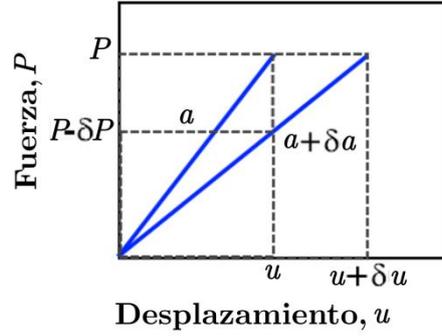


Fig. 20 Curvas Fuerza vs. desplazamiento para condiciones de control de carga o desplazamiento en un cuerpo con tamaño de fisura a y $a + \delta a$.

La primera situación a analizar es la de control de carga. Para este caso, los términos de la Ec.(19) pasan a ser

$$\delta W = P * \delta u \quad (23)$$

$$\delta U_e = \frac{P * \delta u}{2} \quad (24)$$

Sustituyendo estos términos en la Ec.(19):

$$\delta U = P * \delta u - \frac{P * \delta u}{2} \quad (25)$$

Reemplazando este término en la Ec.(20) se obtiene:

$$G = \frac{P du}{2 dA} \quad (26)$$

La segunda situación es la de control de desplazamiento. De la Fig. 20 surge que

$$\delta W = 0 \quad (27)$$

$$\delta U_e = \frac{u * \delta P}{2} \quad (28)$$

Sustituyendo estos términos en la Ec.(19):

$$\delta U = -\frac{u * \delta P}{2} \quad (29)$$

Reemplazando este término en la Ec.(20) se obtiene:

$$G = -\frac{u dP}{2 dA} \quad (30)$$

En un cuerpo lineal elástico, la relación entre u y P suele expresarse como

$$C = \frac{u}{P} \quad (31)$$

Donde el término C es la inversa de la rigidez del cuerpo y se lo conoce como *compliance*. Diferenciando la Ec.(31) y pasando términos podemos expresarla como

$$du = PdC + CdP \quad (32)$$

Para el caso de control de carga $dP = 0$, razón por la cual al reemplazar la Ec.(32) en la Ec.(26) se obtiene:

$$G = \frac{P du}{2 dA} = \frac{P^2 dC}{2 dA} \quad (33)$$

Para el caso de control de desplazamiento $du = 0$. Teniendo en cuenta esto y reemplazando la Ec.(32) en la Ec.(30) se llega a:

$$G = -\frac{u dP}{2 dA} = -\frac{u (-P dC/C)}{2 dA} = \frac{u P dC}{2 C dA} = \frac{P^2 dC}{2 dA} \quad (34)$$

Comparando las dos últimas ecuaciones se puede ver que para las dos situaciones analizadas, control de desplazamiento y control de carga, se obtiene la misma expresión. Para una fisura ubicada en un plano principal del material es posible descomponer a G como componentes de los tres modos básicos de apertura de fisura, como se observa en la Ec.(35) [39]. Los tres modos pueden apreciarse en la Fig. 21.

$$G = G_I + G_{II} + G_{III} \quad (35)$$

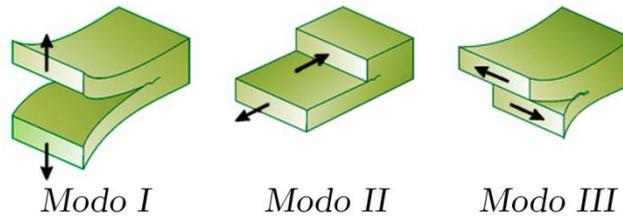


Fig. 21 Modos básicos de apertura de una fisura.

El valor G_c puede variar con la cantidad de crecimiento de fisura (Δa), razón por la que muchas veces se grafica G_c como función de Δa . Esta curva se conoce como *curva R* y se muestra esquemáticamente en la Fig. 22. Sin embargo, muchas veces se emplea únicamente el valor de iniciación, es decir, aquel que corresponde al comienzo del crecimiento de fisura [121].

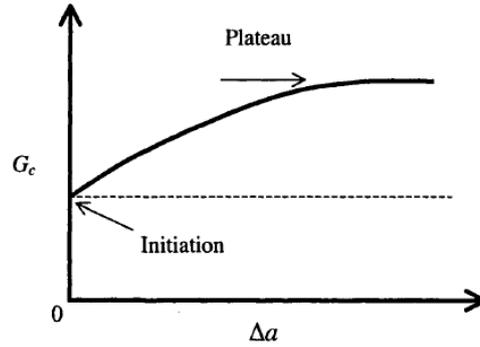


Fig. 22 Esquema de una curva R (fuente: [121]).

Existen muchas dificultades en definir un valor de iniciación. Por ello, en el campo de los materiales compuestos laminados se han empleado varias magnitudes que aproximan este valor [123], algunas de las cuales se definen a continuación:

- ☞ VIS: valor obtenido mediante la inspección visual del inicio de propagación de la fisura.
- ☞ NL: valor obtenido en el momento de inicio de no linealidad en el registro fuerza vs. desplazamiento del ensayo.
- ☞ 5%: valor obtenido para una reducción específica (5%) de la pendiente inicial en el registro fuerza vs. desplazamiento del ensayo.
- ☞ MAX: valor obtenido con el valor de fuerza máxima en el registro fuerza vs. desplazamiento del ensayo.

En general, distintos autores muestran diferencias entre los valores reportados por las distintas definiciones de iniciación [124][125], por lo que muchas veces se reportan varios de ellos luego del ensayo. Para esbozar una idea de la forma de obtención de estos valores para un ensayo de fractura Modo I puede observarse el ejemplo de en la Fig. 23.

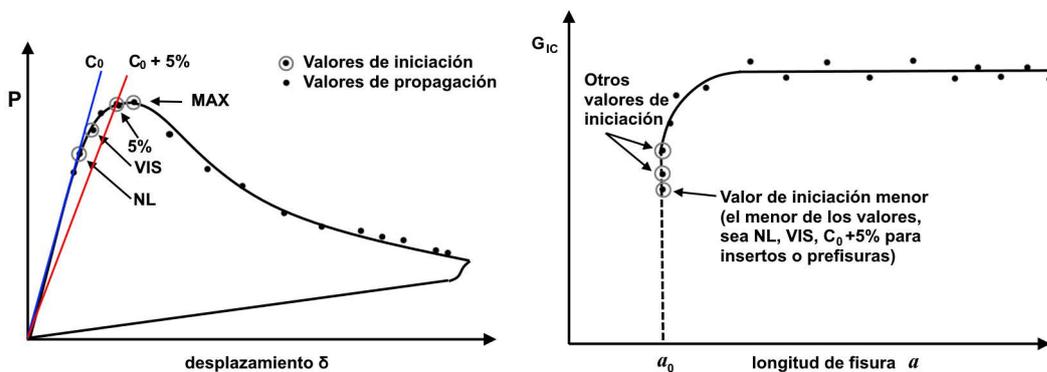


Fig. 23 Modo de obtención de algunos valores de iniciación en un registro fuerza vs. desplazamiento de un ensayo de fractura y su curva R resultante (adaptado de [126]).

El valor G_C generalmente disminuye a medida que el frente de fisura pasa de un estado plano de tensiones a un estado plano de deformaciones, y tiende a permanecer constante para situaciones con preponderancia de estados planos de deformaciones. Otra condición que se debe cumplir para validar el uso de la MFLE es que exista plasticidad en pequeña escala. Por convención se tomó que, para un estado plano de deformaciones, el radio de la zona plástica en el frente de la fisura no debe superar 2% de las dimensiones características de la probeta o estructura. Esto puede lograrse cuando su ancho (B), ligamento remanente ($W-a$) e incluso la longitud de la fisura (a) satisfacen la condición:

$$B, W - a, a > 2.5 \left(\frac{E G_C}{\sigma_c^2} \right) \quad (36)$$

Siendo E el módulo de Young y σ_c un valor local crítico de tensiones, usualmente tomado como la tensión de fluencia [121].

En general, materiales compuestos laminados como GFRP y CFRP cumplen para determinado tamaño de probetas con las condiciones de estado plano de deformaciones y plasticidad en pequeña escala y, en determinado grado, con un comportamiento lineal-elástico. Sin embargo, la MFLE, originalmente planteada, se limita a materiales homogéneos e isotrópicos. En publicaciones como la de Williams [127] se plantea el uso de la MFLE en materiales anisótropos. Trabajos posteriores [128] han justificado el uso de esta extensión de la MFLE para emplearla en materiales compuestos laminados, los cuales pueden presentar importantes grados de anisotropía.

La MFLE ha sido conveniente para analizar cierto tipo de fisuras en estos materiales compuestos, como lo son las fisuras interlaminares o fisuras en las matrices de compuestos unidireccionales. La práctica más habitual para investigar fisuras interlaminares ha sido mediante el uso de G frente a otros posibles parámetros de la mecánica de fractura (Ej.: K , CTOD, etc.). [39]

2.4.2 Metodologías experimentales en Modo II

Obtener un estado de tensiones que produzca corte puro en una región de un material compuesto ha sido una gran dificultad en el campo de las metodologías experimentales para caracterizar estos materiales, tal como se expuso escuetamente en la sección 2.3.2. Lograr este estado de tensiones en una probeta fisurada no solo involucra varias de las dificultades propias de los ensayos de corte, sino que introduce otras como la fricción entre las caras de la fisura que deslizan, inestabilidad en el crecimiento de la fisura para algunas geometrías de probeta y un comportamiento no lineal [129].

Varias geometrías de probetas y dispositivos han sido empleados para intentar medir propiedades de materiales compuestos laminados en Modo II, algunos de los cuales pueden observarse en la Fig. 24. Una de ellas, el *End Notched Flexure* (ENF), se

muestra en la Fig. 24a. En el año 2014 ASTM normalizó este ensayo, dándole la denominación de ASTM D7905/D7905M-14 [130]. El dispositivo y la probeta son sencillos, pero el ensayo tiene la desventaja de que la fisura se inestabiliza, razón por la que solo pueden obtenerse valores G_{IIC} de iniciación. La Japanese Industrial Standards (JIS) propuso un ensayo ENF estabilizado, el cual puede observarse en la Fig. 24b. El ensayo requiere la medición del desplazamiento relativo entre las caras de la fisura producidos por las deformaciones de corte. Esta medición es introducida como una señal que realimenta al sistema de control de la máquina de ensayo. Si bien se obtienen probetas con crecimiento de fisura estable, el sistema es considerado muy complejo como para que pueda ser usado en una norma o en muchos laboratorios [131]. El *Four Point End Notched Flexure* (4ENF), mostrado en la Fig. 24c, fue propuesto por Martin y Davidson [132] durante los *round-robins* promovidos por ASTM, ESIS y JIS a fines de los años '90. El ensayo posee sencillez, tanto en la geometría de probeta como en el dispositivo, y es estable en la mayoría de los casos. Entre las desventajas que posee se pueden nombrar dificultad para localizar la punta de la fisura, como así también el efecto de la fricción, el cual es comparativamente mayor que en ENF [133]. El *Centre Notched Flexure* (CNF), mostrado en la Fig. 24d, fue usado inicialmente para ensayos de impacto. Éste posee dificultades relacionadas con obtener la fisura inicial y, al igual que el ENF, presenta inestabilidad [129]. El *End Loaded Split beam* (ELS), que puede observarse en la Fig. 24e, ha sido usado extensamente en los *round-robins* promovidos por la ESIS [129][131]. El ensayo es estable para una relación $a/L > 0.55$ y presenta dificultades tanto para la medición de la ubicación de la punta de fisura, como con su dispositivo, el cual es complejo comparado con los anteriores, y aparentemente genera dispersión en los resultados [131].

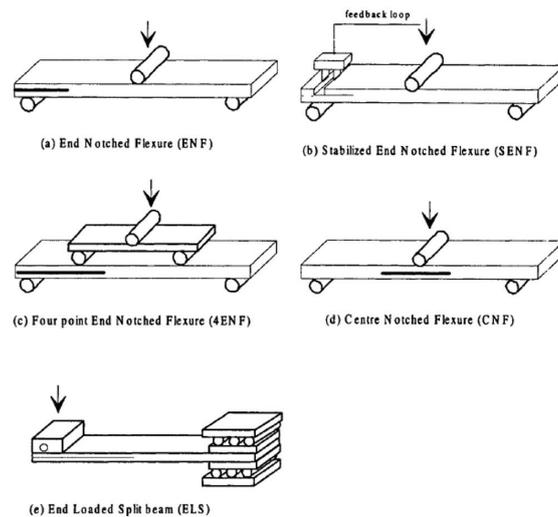


Fig. 24 Representación esquemática de varios métodos para ensayos de fractura Modo II sobre materiales compuestos (adaptado de [129]).

2.4.3 Ensayo 4ENF

El ensayo *Four Point End Notched Flexure* (4ENF), propuesto por Martin y Davidson [132], puede verse en el esquema de la Fig. 25. Fueron propuestos varios modelos para predecir la *compliance* de la probeta en este sistema [123][132][134]. La teoría clásica de vigas es uno de estos modelos y fue la usada inicialmente. Si se emplea un dispositivo cuya luz entre apoyos o *span* de los rodillos superiores está centrada con respecto al *span* de los rodillos inferiores se obtiene que:

$$S_R + S_L = 2L \quad (37)$$

Para facilitar la instrumentación del ensayo, se expresan las ecuaciones en función al desplazamiento (δ) y la fuerza (P) en el punto de aplicación de carga ubicado sobre la rótula superior.

$$P = P_L + P_R \quad (38)$$

$$\delta = \frac{\delta_L + \delta_R}{2} \quad (39)$$

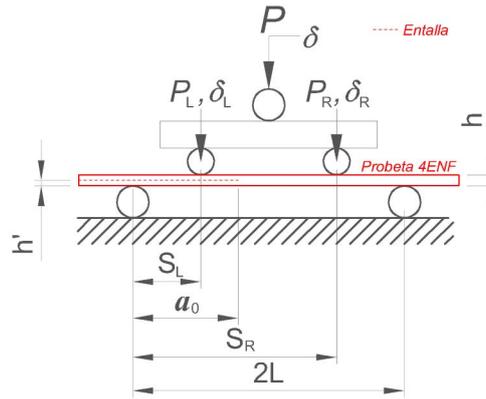


Fig. 25 Esquema del dispositivo de flexión en 4 puntos.

Según la teoría clásica de vigas [132], la *compliance* para este sistema será:

$$C = \frac{L^3}{48 E_f I} \left(1 + \frac{9a}{L} \right) = C_0 + C_1 a \quad (40)$$

Siendo

E_f : módulo de elasticidad en flexión, GPa,

I : momento de inercia de segundo orden de la viga sin fisura, mm^4 , y

a : tamaño de la fisura, mm,

Recordando la Ec.(30) y reemplazando en ella la Ec.(40) se obtiene que:

$$G = \frac{P^2}{2} \frac{dC}{dA} = \frac{P^2}{2} \frac{dC}{B da} = \frac{P^2 C_1}{2B} = \frac{9P^2}{2B} \frac{L^2}{48 E_f I} \quad (41)$$

El módulo de elasticidad que emplea esta teoría es el que correspondería a flexión [132]. Sin embargo, como muchas veces no se dispone de este valor, hay autores que optan por emplear módulos de elasticidad obtenidos en tracción [132]. En materiales compuestos laminados como CFRP y GFRP, existen diferencias entre módulos elásticos obtenidos de distintos ensayos (tracción, compresión, flexión, etc.), así como también cuando se emplean distintos dispositivos, como pasa con las propiedades de flexión. Ejemplos de esto último se dan con dispositivos de flexión en 3 puntos o en 4 puntos [135].

Puede suceder que disponer de material para hacer ensayos de flexión, o los costos y el tiempo que implica realizarlos, sean problemáticos para quien necesite caracterizar por fractura en Modo II un material. Emplear módulos elásticos que pudieran estar disponibles de otros ensayos podría ser una alternativa. Sin embargo, se necesita evaluar si usar estos otros módulos conlleva a una diferencia importante en los resultados de fractura. Por ello, uno de los objetivos de esta parte de la tesis fue evaluar la incidencia del uso del módulo elástico en compresión respecto al módulo en flexión para los resultados de fractura Modo II con probetas 4ENF.

En el campo experimental, el valor de C_1 se obtiene mediante una calibración de *compliance* para varios valores de longitud de la fisura. Un gráfico esquemático C vs. a de una calibración de *compliance* se muestra en la Fig. 26.

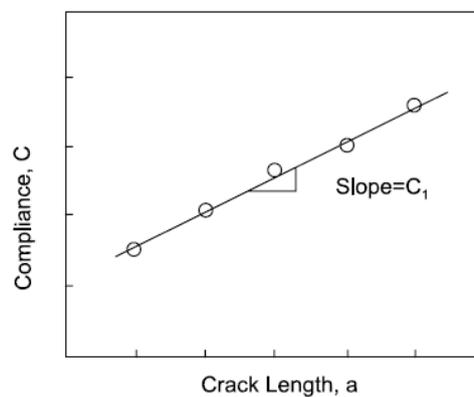


Fig. 26 Gráfico esquemático de C vs. a para un ensayo 4ENF [39].

En lugar de la calibración por *compliance*, autores como Schuecker y Davidson [136] o Wang *et al.* [137] emplearon la técnica de descargas parciales para obtener la *compliance* de la probeta a medida que crecía la fisura en las probetas 4ENF. Como los objetivos de sus trabajos no estaban asociados a esta técnica experimental, no se enfocaron en las limitaciones que puede tener esta técnica en estos ensayos. Las limitaciones de la técnica de descargas parciales en el ensayo de fractura Modo II con probetas 4ENF fue el otro aspecto evaluado en esta sección de la tesis.

3 Materiales y Métodos

3.1 Verificación del comportamiento ortotrópico

El material ensayado perteneció a una sección extraída de la viga central o *spar web* de una pala de 27 m de longitud de un generador eólico de 1 MW. La viga fue producida con sobredimensiones y posteriormente fue cortada a las medidas finales. La muestra fue obtenida de la sección descartada del corte. En la Fig. 27 se puede observar una fotografía tomada durante la fabricación de la viga central de una pala similar a la que se extrajo la muestra.



Fig. 27 Fabricación de la viga central de una pala de aerogenerador en las instalaciones de IMPSA Wind.

El material compuesto consistió en una resina poliéster reforzada con láminas de fibra de vidrio tipo E cuyo apilamiento nominal fue $[(\pm 45/0_3)_{10}]_T$. La matriz fue una resina poliéster ortoftálica de denominación comercial Z1000-60-1 de Poliresinas San Luis S.A. [138]. Los refuerzos fueron telas EBX602 ($\pm 45^\circ$ 602 g/m²) y U1140 (0° 1140 g/m², 90° 50 g/m², MAT 50 g/m²). En la fotografía de la Fig. 28 se observa la muestra cuyas dimensiones fueron 120 mm en la dirección de las fibras a 0° (dirección Y), 130 mm en la dirección de las fibras a 90° (dirección X) y 67 mm en el sentido del espesor (dirección Z).



Fig. 28 Fotografía de la muestra.

En primer lugar, la muestra fue cortada en placas cuyos espesores estuvieron entre 3 y 5 mm. Estos cortes fueron hechos con una sierra de cinta sin fin refrigerada con alcohol etílico. Las placas fueron cortadas en direcciones ortogonales tomando como referencia la dirección principal de las fibras. La denominación de cada placa correspondió a los ejes coordenados embebidos en cada plano, es decir: XY, YZ y ZX. Las placas ZX, que corresponden al plano perpendicular a la dirección principal de las fibras, presentaron distorsión de forma al ser cortadas. Además, 2 secciones de material de 15 mm (X) x 15 mm (Y) x 67 mm (Z) fueron cortadas para obtener la relación fibra/resina y verificar posibles problemas del material como fallas de apilamiento y desalineación de telas.

Las placas fueron rectificadas mediante un disco de rectificado de grano medio con la finalidad de remover las marcas del corte y obtener un espesor uniforme. Durante este proceso se controló que las placas no presentaran un calentamiento que sobrepase 10°C. Las probetas fueron cortadas de las placas mediante un disco de corte diamantado refrigerado con alcohol etílico.

La nomenclatura utilizada en las probetas se muestra en la Fig. 29. La primera letra corresponde al tipo de ensayo, siendo T: tracción, C: compresión, S: corte mediante el dispositivo *V-notched rail* y B: ensayo SBS. Los siguientes dos dígitos dependen del tipo de ensayo. En T y C corresponden a los ejes de la placa de donde fueron extraídas las probetas siendo la primera de las dos la dirección de aplicación de carga. En S la primera letra es la normal a plano en que actúan las tensiones de corte y la segunda indica la dirección de estas tensiones. En probetas B, estas dos letras son los ejes contenidos en la placa siendo la primera de éstas la dirección longitudinal de la probeta. El cuarto dígito es el número de placa y el quinto es el número de la probeta.

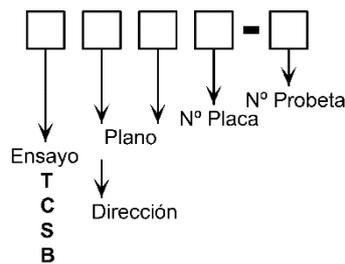


Fig. 29 Nomenclatura para designar las probetas.

En la Fig. 30 se muestra un esquema de las probetas, su ubicación y nomenclatura.

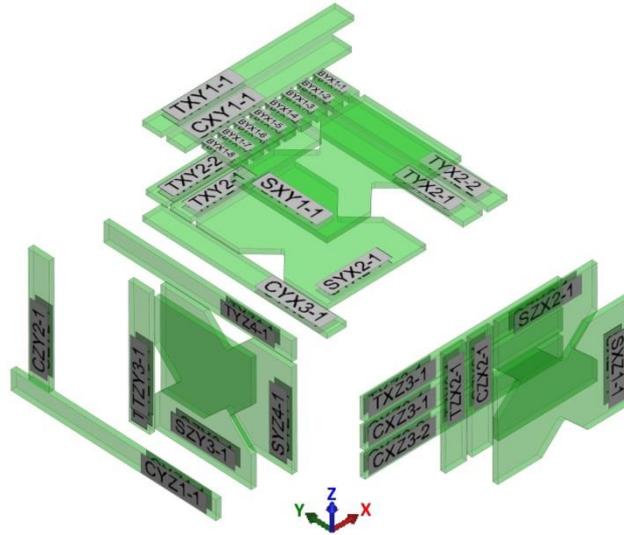


Fig. 30 Esquema de las probetas.

Las 2 muestras obtenidas para observar el apilamiento y obtener la relación fibra/resina (ver Fig. 31a) fueron pesadas en una balanza marca Diamond modelo A04 de capacidad 100 g y resolución 0.01 g. La relación en peso fibra/resina fue obtenida según los lineamientos de ASTM D3171-11 [139]. Las muestras fueron mantenidas a 60°C durante 24 h para secarlas y luego pesadas. Posteriormente fueron quemadas en el horno que se muestra en la Fig. 31b a una temperatura de 600°C durante 1.5 horas. Fueron pesadas inmediatamente después de incineradas (Fig. 31c).



Fig. 31 Fotografías de a) corte de una muestra antes ser incinerada, b) muestra en el horno y c) muestra incinerada.

La relación en peso de fibra ($\%W_f$) fue calculada con la Ec.(42) mientras que la relación en volumen fue calculada con la Ec.(43). La densidad de la fibra de vidrio (ρ_f) y de la resina (ρ_m) fueron obtenidas de la bibliografía [39] y para los cálculos de densidad se supuso despreciable el contenido de poros.

$$\%W_f = \frac{W_f}{W_{muestra}} * 100 \quad (42)$$

$$V_f = \frac{\rho_m W_f}{\rho_f W_m + \rho_m W_f} \quad (43)$$

Los ensayos cuasiestáticos se realizaron en una máquina de ensayos universal de capacidad 20 kN marca EMIC bajo una atmósfera controlada de laboratorio a una temperatura de 23°C y una humedad relativa de 50%.

Las dimensiones de las probetas T y C se muestran en la Tabla 3, mientras que para las probetas S y B son mostradas en la Tabla 4 y la Tabla 5 respectivamente.

Tabla 3. Dimensiones de las probetas T y C.

Probeta	Largo [mm]	Ancho [mm]				Espesor [mm]				Área [mm ²]
		I	II	III	Media	I	II	III	Media	
TYX2-2	107	11.27	11.31	11.28	11.29	2.090	2.100	2.110	2.100	23.70
TXY2-1	83	11.37	11.40	11.27	11.35	2.080	2.070	2.080	2.077	23.56
TXY2-2	83	10.95	10.92	10.89	10.92	2.092	2.044	2.073	2.070	22.60
TYZ4-1	107	9.92	9.90	9.89	9.90	1.522	1.512	1.506	1.513	14.99
TXY1-1	109	11.17	11.08	11.05	11.10	2.374	2.405	2.402	2.394	26.57
TZY3-1	74	12.18	12.20	12.22	12.20	2.533	2.532	2.553	2.539	30.98
TZX2-1	62	13.70	13.68	13.70	13.69	3.246	3.151	3.190	3.196	43.76
TXZ3-1	112	11.48	11.72	11.73	11.64	3.395	3.441	3.391	3.409	39.69
CZX2-1	140	11.82	11.81	11.84	11.82	2.870	2.815	2.815	2.833	33.50
CYZ1-1	140	12.77	12.79	12.77	12.78	2.694	2.738	2.757	2.730	34.88
CXY1-1	140	11.09	11.09	11.01	11.06	2.732	2.752	2.758	2.747	30.39
CXZ3-1	140	11.52	11.52	11.58	11.54	3.133	3.149	3.123	3.135	36.18
CXZ3-2	140	12.38	12.24	12.14	12.25	3.800	3.858	3.861	3.840	47.05
CYX3-1	140	12.89	12.98	13.12	13.00	3.759	3.749	3.728	3.745	48.68
CZY2-1	140	12.64	12.75	12.65	12.68	2.881	2.883	2.840	2.868	36.37

Tabla 4. Dimensiones de las probetas S.

Probeta	Largo [mm]	Ancho [mm]	Espesor [mm]				D-notch [mm]	Área [mm ²]
			I	II	III	Media		
SXZ1-1	75.93	56.17	1.941	1.868	1.902	1.904	31.57	60.10
SZY3-1	75.92	56.29	2.545	2.644	2.535	2.575	30.91	79.58
SYX2-1	75.87	55.65	2.088	2.122	2.090	2.100	30.25	63.53
SZX2-1	76.30	56.60	3.016	3.049	3.083	3.049	30.85	94.07
SYZ4-1	76.10	55.90	2.241	2.258	2.290	2.263	30.36	68.70
SXY1-1	75.50	56.00	1.883	1.891	1.877	1.884	30.82	58.05

Tabla 5. Dimensiones de las probetas B.

Probeta	Largo [mm]	Espesor [mm]				Ancho [mm]				Área [mm ²]
		I	II	III	Media	I	II	III	Media	
BYX1-1	21	2.825	2.622	2.500	2.649	6.49	6.43	6.41	6.44	17.1
BYX1-2	21	2.766	2.660	2.498	2.641	6.68	6.71	6.74	6.71	17.7
BYX1-3	21	2.708	2.576	2.420	2.568	6.27	6.22	6.26	6.25	16.1
BYX1-4	21	2.743	2.539	2.476	2.586	6.23	6.33	6.31	6.29	16.3
BYX1-5	21	2.694	2.574	2.508	2.592	6.74	6.85	6.92	6.84	17.7
BYX1-6	21	2.641	2.631	2.608	2.627	6.14	6.10	6.12	6.12	16.1
BYX1-7	21	2.777	2.713	2.669	2.720	6.38	6.45	6.44	6.42	17.5
BYX1-8	21	2.837	2.760	2.734	2.777	6.24	6.27	6.19	6.23	17.3

Los ensayos de tracción fueron hechos siguiendo los lineamientos de ASTM D3039-08 [140]. Las dimensiones de las probetas no fueron las estandarizadas debido al limitado tamaño de las placas. En la Fig. 32 puede observarse una probeta montada en las mordazas de la máquina de ensayos.



Fig. 32 Probeta de tracción (T) montada en mordazas.

Los ensayos de compresión fueron ensayados siguiendo los lineamientos de ASTM D6641-09 [141]. Probetas montadas en el dispositivo de ensayos son mostradas en la Fig. 33. Las probetas estándar bajo la norma citada deben tener una longitud de 140 mm. Como muchas de las muestras obtenidas en las direcciones X, Y y Z eran menores, se optó por pegar pedazos de material compuesto de apilamientos similar a los que se denominó “postizos”. Los postizos fueron pegados con Poxipol® y rectificados en las mismas condiciones que las placas con la finalidad de obtener un espesor uniforme en la probeta. Las probetas con postizos antes de ser ensayadas se muestran en la Fig. 34.



Fig. 33 Probetas de compresión (C) montadas en el dispositivo de ensayo.

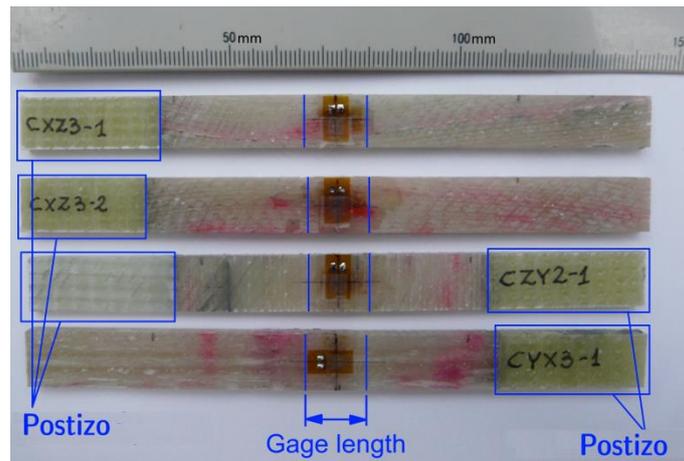


Fig. 34 Probetas C con los postizos pegados.

Las propiedades bajo esfuerzos de corte fueron obtenidas con dos ensayos: *V-notched rail shear* y SBS. El ensayo *V-notched rail shear* y las probetas (S) fueron acordes a los lineamientos de ASTM D7078-12 [142]. Una probeta S montada en el dispositivo de ensayo es mostrada en la Fig. 35a. Al igual que en las probetas C se optó por pegar postizos de material con la finalidad de alcanzar las dimensiones normalizadas. La probeta SXZ1-1 poseía una distorsión de forma, razón por la cual se optó por rectificarla. Para evitar reducir el espesor de la probeta en la zona de medición, fueron rellenadas las zonas de las mordazas con Poxipol antes de rectificar. De esta manera se obtuvo una probeta de espesor uniforme y, a su vez, de mayor espesor al que se hubiera obtenido si se rectificaba hasta el espesor que tenía la zona de agarre de mordazas. Las probetas *short-beam* (B) fueron obtenidas únicamente en la dirección Y, mientras que el procedimiento para el ensayo SBS fue de acuerdo a ASTM D2344-13 [65]. Una probeta B montada en el dispositivo de ensayo es mostrada en la Fig. 35b.

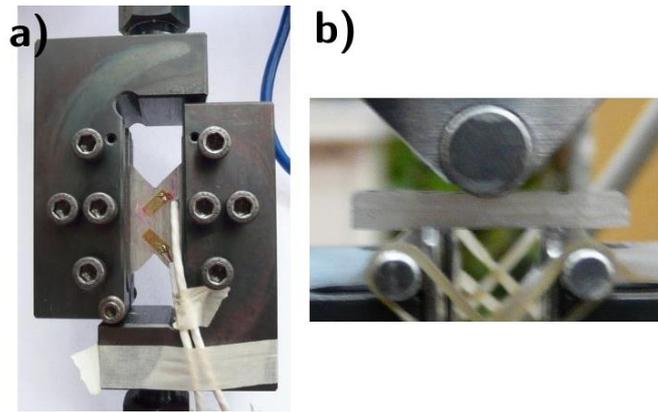


Fig. 35 a) Probeta S montada en dispositivo para ensayo *V-notched rail shear* y b) probeta B montada en dispositivo SBS.

Todas las probetas S y al menos 1 probeta de T y C por dirección fueron instrumentadas con *strain gages* con la finalidad de medir constantes elásticas y deformaciones máximas. En la Tabla 6 se muestran los datos de los *strain gages* empleados.

Tabla 6. Características de los *strain gages* usados.

Datos		Modelos de <i>strain gages</i>
Fabricante:	Vishay	Vishay
N° de referencia:	201712-1509	172214
Tipo:	EA-13-125 AC - 350	EA-13-125 AC- 350
Resistencia:	350 Ω	350 Ω
<i>Gage factor</i> (24°C):	2.135+0.5%	2.120 \pm 0.5%
Sensibilidad transversal:	(+0.9 \pm 0.2%)	(+0.9 \pm 0.2%)

La adquisición de los datos de los *strain gages* se hizo con un equipo Micro-Measurements modelo P3 marca Vishay, utilizando conexión de medio puente en los ensayos S y cuarto puente en los ensayos T y C. Algunas de las características técnicas de este equipo son: resolución de 24 bits y velocidad de adquisición 1 dato/s.

La distancia calibrada de medición o *gage length* de las probetas T y C son mostradas en la Tabla 7.

Tabla 7. *Gage length* de las probetas T y C.

Probeta	<i>Gage length</i> [mm]	Probeta	<i>Gage length</i> [mm]
TYX2-2	25	CZX2-1	13
TTY2-1	17	CYZ1-1	13
TTY2-2	30	CXY1-1	13
TYZ4-1	34	CXZ3-1	13
TTY1-1	31	CXZ3-2	13
TZY3-1	23	CZY2-1	13
TZX2-1	27	CYX3-1	13
TXZ3-1	36	CYX3-1	13

Los valores de resistencia última (F^u) a la tracción (F^{ut}) y a la compresión (F^{uc}) fueron calculadas según [140][141] con las Ecs.(44) y (45).

$$F^{ut} = \frac{P^{max}}{A} \quad [\text{MPa}] \quad (44)$$

$$F^{uc} = \frac{P^u}{A} \quad [\text{MPa}] \quad (45)$$

Siendo:

P^{max} = valor de fuerza de tracción máximo observado antes de la rotura, N,

P^u = valor de fuerza de compresión máximo observado antes de la rotura, N, y

A = área transversal de la probeta, mm^2 .

El módulo de elasticidad o módulo de Young de las probetas T y C fue calculado según el método del módulo cuerda o *chord modulus* empleando la Ec.(46).

$$E^{chord} = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad [\text{GPa}] \quad (46)$$

donde:

$\Delta\sigma$ = diferencia de tensiones que corresponden a dos valores de deformación, MPa, y

$\Delta\varepsilon$ = diferencia entre dos valores de deformación, $\mu\varepsilon$.

El coeficiente de Poisson fue calculado mediante el método cuerda con la Ec.(47).

$$\nu = -\frac{\Delta\varepsilon_t}{\Delta\varepsilon_l} \quad (47)$$

donde:

$\Delta\varepsilon_t$ = diferencia en los dos valores de deformación transversal que corresponden a los dos valores de $\Delta\varepsilon_l$, $\mu\varepsilon$, y

$\Delta\varepsilon_l$ = diferencia entre dos valores de deformación longitudinal, $\mu\varepsilon$.

Con la finalidad de diferenciar los valores de Ecs.(46) y (47) obtenidos de los ensayos T y C se colocaron superíndices con la letra que identifica a cada uno de estos ensayos en minúscula.

La resistencia última al corte fue calculada empleando la Ec.(48).

$$F^{su} = \frac{P^{su}}{A'} \quad [\text{MPa}] \quad (48)$$

donde:

P^{su} = valor de fuerza máxima observada antes de la rotura, N, y

A' = área transversal obtenida según [142], mm^2 .

El módulo de corte también fue calculado mediante el método cuerda usando la Ec.(49) [142].

$$G^{chord} = \frac{\Delta\tau}{\Delta\gamma} \quad [\text{GPa}] \quad (49)$$

donde:

$\Delta\tau$ = diferencia entre dos tensiones de corte que corresponden a dos valores de deformaciones angulares, MPa, y

$\Delta\gamma$ = diferencia entre dos valores de deformación angular ingenieriles, $\mu\epsilon$.

La resistencia al corte *short-beam* fue calculada usando la Ec.(50) [65].

$$F^{sbs} = \frac{3}{4} \frac{P_m}{b \cdot h} \quad [\text{MPa}] \quad (50)$$

donde:

P_m = valor de fuerza máxima observada durante el ensayo, N,

b = ancho de la probeta, mm, y

h = espesor de la probeta, mm.

El rango de deformaciones longitudinales usado para los cálculos de las Ecs.(46) y (47) fue entre aproximadamente 1000 y 3000 $\mu\epsilon$ en las probetas con deformaciones por encima de 5000 $\mu\epsilon$. En aquellas con deformaciones menores se emplearon rangos más acotados, buscando la zona más lineal.

Para los ensayos S se empleó un rango de deformaciones angulares menor al sugerido en [142] porque muchos *strain gages* se rompieron antes de alcanzar esas deformaciones.

3.2 Fatiga interlaminar

3.2.1 Ensayos para determinar la influencia del Unifilo®.

Los materiales empleados para estos ensayos fueron dos placas de material compuesto de matriz poliéster Diciclopentadileno (DCPD) reforzada con láminas de fibra de vidrio tipo E producidas por infusión. Los apilamientos de cada una de las placas fueron $[0_2]_S$ y $[0_2/\overline{Unifilo}]_S$. Ambas placas fueron provistas por el Laboratorio de I+D de IMPSA Wind. Algunas propiedades cuasiestáticas en tracción de la placa $[0_2]_S$ son presentadas en la Tabla 8.

Tabla 8. Propiedades obtenidas de ensayos de tracción de la placa $[0_2]_S$.

Norma	0° dirección de las fibras			90° dirección de las fibras		
	F^{ut}	E^{chord}	ν^{chord}	F^{ut}	E^{chord}	ν^{chord}
D3039-14	[MPa]	[GPa]		[MPa]	[GPa]	
Media	895	46.9	0.243	56.8	15.8	0.114
<i>SD</i>	8	1.0	0.063	4.7	1.0	0.014
<i>CV</i> [%]	0.9	2.1	25.9	8.3	6.2	11.9

Las probetas fueron obtenidas cortando las placas con un disco diamantado refrigerado con alcohol etílico. La geometría de las probetas fue según ASTM D2344-00 (2006), que es la misma que dispone ASTM D2344-13 [65]. Estas normas disponen el ancho (b) y largo (l) de la probeta en función del espesor de la placa (h), siendo $b = 2h$ y $l = 6h$. Los valores de la medición de los espesores de las probetas son resumidos en la Tabla 9.

Tabla 9. Espesor de las probetas con y sin la lámina de Unifilo.

	$[0_2]_S$	$[0_2/\overline{Unifilo}]_S$
Media [mm]	3.24	4.07
<i>SD</i> [mm]	0.06	0.17
<i>CV</i> [%]	1.85	4.18

Los ensayos SBS cuasiestáticos fueron realizados según los lineamientos de ASTM D2344-00 (2006) empleando la máquina universal de ensayos EMIC descrita previamente en la sección 3.1. La velocidad de desplazamiento de travesa fue 1 mm/min, la temperatura 24°C y la humedad relativa 40%.

Los ensayos de fatiga SBS fueron hechos en una máquina de fatiga de amplitud de carga constante [143] que se puede observar en la Fig. 36. En ella también se observa una ampliación de la fotografía para poder apreciar el dispositivo de flexión en tres puntos que emplea el ensayo SBS. Además, en la esquina inferior derecha se muestra una probeta típica de apilamiento $[0_2]_S$ en la que se indican los ejes principales del material. El diámetro del punzón de aplicación de carga o *loading nose* y de los

rodillos de soporte, también llamados apoyos o *supports*, son los mismos que se emplean para los ensayos cuasiestáticos SBS en [65]. La fuerza aplicada fue medida mediante una celda de carga de capacidad 20 kN.

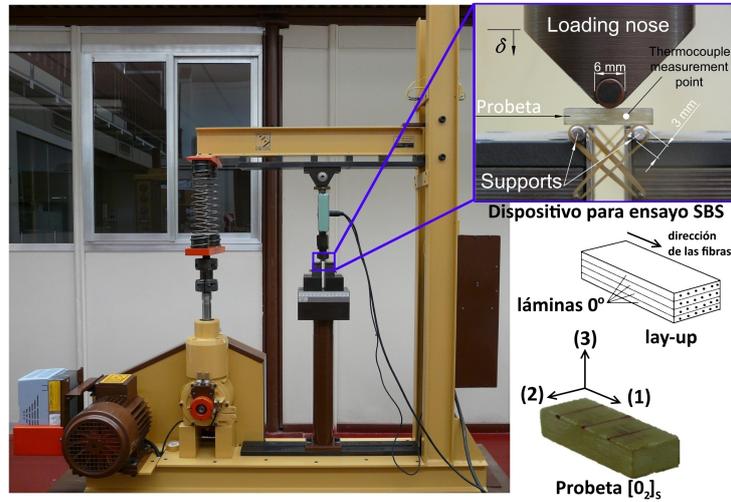


Fig. 36 Máquina de ensayos de fatiga, dispositivo SBS y probeta $[0]_s$.

Las condiciones de estos ensayos de fatiga fueron: frecuencia de aplicación de carga (f) 1 Hz y forma de onda sinusoidal. La luz entre apoyos o *span* elegida fue la misma que se usa en los ensayos SBS cuasiestáticos según [65], es decir, de 4 veces el espesor de la probeta ($span = 4h$). La condición de falla empleada fue una pérdida de rigidez de la probeta mayor a 10%. Aquellos ensayos con probetas que superaron 10^6 ciclos sin fallar fueron parados y las probetas fueron indicadas con “sin falla” o “*run-out*”. Los probetas que fallaron fueron fotografiadas iluminándolas en la parte posterior de las mismas con la finalidad de distinguir zonas dañadas a partir del cambio de translucidez de la matriz.

El valor de F^{sbs} fue calculado con la Ec.(50) presentada anteriormente en la sección 3.1. El valor de la tensión de corte SBS que corresponde a un instante i de un ciclo de fatiga para un punto ubicado en el eje neutro de la probeta fue calculada con la Ec.(51)

$$\tau_{(i)}^{sbs} = \frac{3P_{(i)}}{4bh} \quad (51)$$

donde:

$P_{(i)}$ = valor de fuerza aplicada con el punzón de aplicación de carga en un instante i de un ciclo de fatiga, N.

Para los ensayos cuasiestáticos se ensayaron 5 probetas de cada material. Para los de fatiga se ensayaron 5 probetas por cada nivel de τ_a siempre que las probetas presentaran falla. Cuando alguna probeta fue considerada *run-out*, solo se ensayaron 3 probetas para ese nivel de tensiones. Fueron elegidos 3 valores de R : 0.1, 0.2 y 0.5. Por cada uno de estos valores de R se ensayaron entre 3 y 6 niveles de τ_a .

La función de regresión empleada fue según la Ec.(52).

$$\tau_a = \tau_0 N^{-\frac{1}{k}} \quad (52)$$

donde:

τ_0 = coeficiente de la función de ajuste, MPa,

k = coeficientes de la función de ajuste, y

N = ciclos de fatiga.

3.2.2 Ensayos para determinar el efecto de la frecuencia.

Para estos ensayos se utilizaron probetas del cupón $[0_2]_S$ de matriz poliéster DCPD reforzado con fibras de vidrio que se describió en la sección 3.2.1. Las dimensiones de las probetas estuvieron acorde a ASTM D2344-13 [65].

Fue empleada la misma máquina de fatiga de carga constante que se describió en la sección 3.2.1 (ver Fig. 36). Se usó una celda de carga de 1.3 kN de capacidad y el desplazamiento del punto de aplicación de carga fue medido mediante un LVDT modelo Omega 500 cuyo alcance es de 2.5 mm. El dispositivo de ensayo SBS y la luz entre apoyos fue la misma que se implementó en la sección 3.2.1.

Los valores de R , τ_a , τ_m y $\tau_{(i)}^{sbs}$ fueron calculados con las fórmulas de las Ec.(16), Ec.(17), Ec.(18) y Ec.(51) respectivamente.

La pérdida de rigidez de la probeta (δ max ratio) fue definida con la Ec.(53). La condición de falla adoptada fue detener el ensayo cuando la pérdida de rigidez fuera superior a un 20%. Todos los ensayos fueron llevados hasta la falla de la probeta.

$$\delta \text{ max ratio} = \frac{\delta_{max_1}}{\delta_{max_N}} \quad (53)$$

donde:

δ_{max_1} = es el desplazamiento máximo en el primer ciclo de fatiga, mm, y

δ_{max_N} = es el desplazamiento máximo medido en el ciclo N , mm.

En algunas probetas fue medida la amplitud de desplazamiento de cada ciclo de fatiga. Con estos valores se calculó el valor de $\Delta\delta$ ratio mediante la Ec.(54).

$$\Delta\delta \text{ ratio} = \frac{\delta_{max_1} - \delta_{min_1}}{\delta_{max_N} - \delta_{min_N}} \quad (54)$$

donde:

δ_{min_1} = es el desplazamiento mínimo en el primer ciclo de fatiga, mm, y

δ_{min_N} = es el desplazamiento mínimo medido en el ciclo N , mm.

Los ensayos fueron realizados en una atmósfera controlada de laboratorio con temperatura 23°C y humedad relativa 50%. La temperatura de las probetas fue medida

en un punto de la superficie mediante una termocupla. La misma se localizó en la zona que presentaría los máximos esfuerzos de corte como se indica en la Fig. 36. Cambios de temperatura menores a 1°C no fueron considerados. Las condiciones de carga fueron: forma de onda sinusoidal, $R=0.1$ y valores de τ_a de 11.0, 13.2 y 15.7 MPa. Entre 5 y 6 probetas fueron ensayadas para $\tau_a=11.0$ y 13.2 MPa y 10 probetas para $\tau_a=15.7$ MPa. Las frecuencias empleadas fueron: 1, 3, 6 y 10 Hz.

Para evidenciar el daño en las probetas luego de ensayarlas se las atacó con una solución de ácido fluorhídrico al 3% durante 10 s. Luego, se las limpió con hisopos de algodón, se las dejó secando en condiciones ambiente durante 1 día y, una vez secas, fueron escaneadas.

Para evaluar si una posible diferencia entre medias es o no significativa fue realizado un análisis de varianza de un factor (ANOVA). Para realizar el análisis se empleó una transformación para estabilizar la varianza del tipo logarítmica mostrada en la Ec.(55) y fue asumido un nivel de significación (α) de 0.05.

$$y_{ij}^* = \log N_f \quad ij \quad (55)$$

donde:

j = muestra u observación del tratamiento i .

Los residuos fueron calculados con la Ec.(56) .

$$e_{ij} = y_{ij}^* - \hat{y}_{ij} \quad (56)$$

donde:

\hat{y}_{ij} = estimación de la observación y_{ij}^* definido en la Ec.(57).

$$\hat{y}_{ij} = \bar{y}_i = \frac{\sum_{j=1}^n y_{ij}^*}{n} \quad (57)$$

Con la finalidad de verificar el supuesto de normalidad de la distribución se construyeron gráficos probabilidad normal en función de los residuos. Para verificar que los residuos no poseen alguna correlación, es decir, que el supuesto de independencia de los errores no sea erróneo, fueron graficados los valores de los residuos en función a la secuencia de ensayo. Además se realizaron gráficos de los residuos en función a los valores ajustados y la prueba de Bartlett para verificar una posible desigualdad de varianzas [144].

El modelo de ajuste de los datos en los gráficos τ_a vs. $\log N_f$ fue el mismo que se usó en los ensayos de la sección 3.2.1, dado por la Ec.(52).

3.3 Fractura Modo II

El cupón de material compuesto fue provisto por la empresa INVAP S.E., siendo sus dimensiones nominales las que se muestran en la Fig. 37. El material compuesto fue CFR epoxy con apilamiento $[0_{14}]_T$, siendo fabricado por el método *hand lay-up* con bolsa de vacío. Las láminas de fibra de carbono fueron de denominación comercial UD Torayca® T300 [145], mientras que la resina epoxi poseía una denominación comercial Wilpox CH4L [146]. Para generar la entalla se empleó un film separador de $25\ \mu\text{m}$ inserto entre las láminas 7 y 8 del apilamiento, siendo su denominación comercial A4000 [147]. El curado fue realizado a temperatura controlada entre 22 y 23°C durante 24 horas.

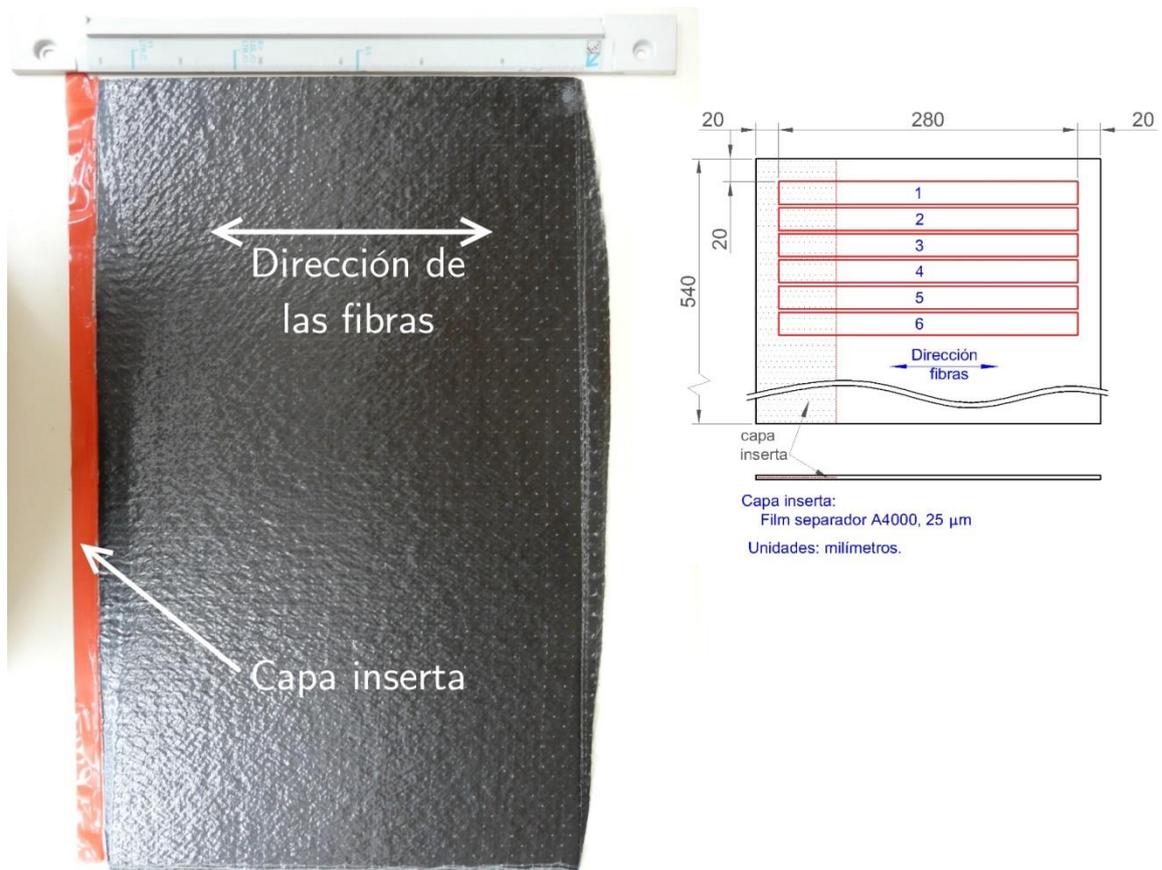


Fig. 37 Fotografía del cupón y esquema de la forma en que se extrajeron las probetas de fractura.

El proceso de obtención de cada probeta, mostrado en la Fig. 38, se puede resumir en los siguientes ítems:

- ✂ Corte del cupón para obtener 6 tiras de material en el sentido de las fibras.
- ✂ Rectificado de las tiras y corte en la zona con inserto para obtener un tamaño de fisura adecuado.
- ✂ Ensayo de fractura 4ENF con el lado de la tira que posee el inserto.
- ✂ Corte de la tira para obtener la probeta de flexión en 3 puntos.

- ☞ Ensayo de flexión en 3 puntos.
- ☞ Corte y rectificado de la probeta rota de flexión para obtener la probeta de compresión.
- ☞ Ensayo de compresión.

A continuación se detalla cada uno de los procesos de obtención de probetas de los ítems anteriores.

El cupón fue cortado según el esquema de la Fig. 37 para obtener 6 tiras con longitud mayor coincidente con la orientación principal de las fibras. Para el corte se empleó una sierra circular diamantada refrigerada con alcohol etílico. Obtenidas las tiras, se procedió a rectificar 3 caras de cada tira, las cuales están representadas en la Fig. 38a. La superficie inferior del laminado no fue rectificada porque su superficie era lisa, como consecuencia del proceso de fabricación. Para rectificar las superficies se empleó un disco de rectificado de grano medio con la finalidad de remover las marcas del corte y obtener un ancho y espesor uniforme. Una vez rectificadas las caras laterales, se las pintó con pintura blanca procedente de un lápiz corrector comercial. Definida la punta de la entalla, cada tira se cortó en el extremo que contaba con la capa inserta a fin de obtener una longitud de la entalla de aproximadamente 55 mm. Fueron marcadas grillas en las caras laterales con la finalidad de medir el avance de la fisura durante el ensayo. Estas grillas fueron originalmente impresas en papel fotográfico mediante una impresora láser y transferidas a las superficies de las probetas aplicando sobre el papel temperatura (aprox. 60°C) y presión mediante una plancha hogareña. Las grillas contaron con divisiones entre líneas de 0.5 mm.

Con la tira provista de la grilla se realizaron los ensayos de fractura. Una vez finalizados, de las probetas ensayadas se cortaron nuevas tiras con una longitud dependiente del espesor de cada probeta a fin de obtener las probetas de flexión en tres puntos. En este caso se empleó el lado contrario al usado para el ensayo de fractura como se muestra en la Fig. 38b.

Finalizados los ensayos de flexión, las probetas rotas fueron cortadas a fin de obtener probetas de compresión según ASTM D6641-09 [141], es decir, largo 140 mm y ancho 12 mm. Estas probetas fueron rectificadas a fin de eliminar las láminas de material que se encontraban bajo compresión en el ensayo anterior, como se esquematiza en la Fig. 38c. Las probetas quedaron con espesores cercanos a 2 mm.

Para los ensayos de fractura y flexión fue empleada la máquina universal de ensayos EMIC descrita en la sección 3.1. A continuación se describen, en distintas secciones, los distintos de ensayos realizados.

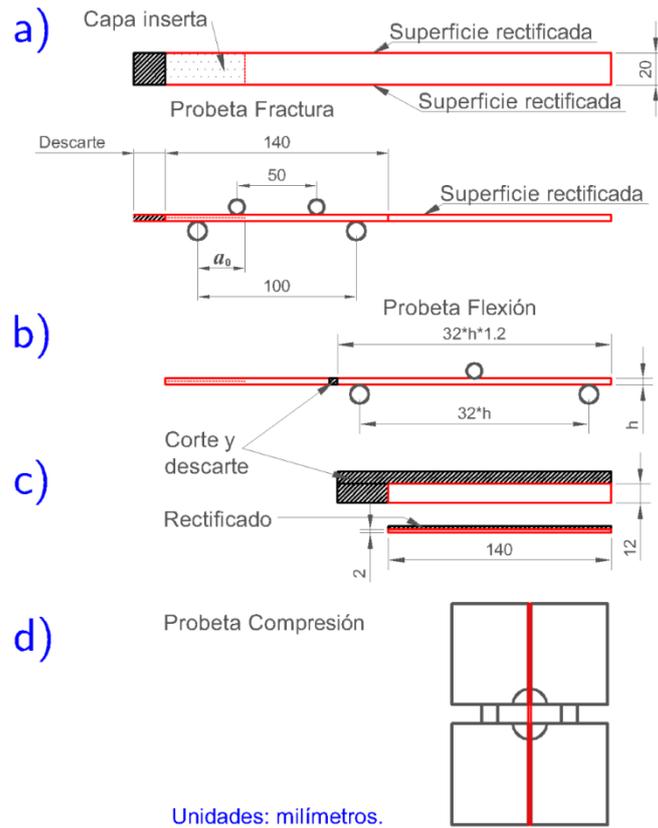


Fig. 38 Representación del proceso para obtener las distintas probetas.

3.3.1 Ensayo de fractura mediante flexión en 4 puntos.

Las dimensiones de las probetas de fractura 4ENF son presentadas en la Tabla 10. Las tolerancias empleadas cumplieron los lineamientos en los protocolos para *round-robins* sobre ensayos Modo mixto I/II y Modo II de la ESIS [129].

Tabla 10. Dimensiones de las probetas de fractura 4ENF.

Probeta	Largo [mm]	Ancho "B" [mm]				Espesor "h" [mm]			
		I	II	III	Media	I	II	III	Media
Probeta 1	140	20.60	20.55	20.53	20.56	3.546	3.542	3.502	3.530
Probeta 2	140	19.53	19.45	19.47	19.48	3.741	3.710	3.700	3.717
Probeta 3	140	19.10	19.04	19.03	19.06	4.070	4.084	4.071	4.075
Probeta 4	140	20.28	20.24	20.22	20.25	4.230	4.276	4.277	4.261
Probeta 5	140	18.88	18.86	18.86	18.87	4.444	4.497	4.505	4.482
Probeta 6	140	20.43	20.38	20.36	20.39	4.489	4.546	4.560	4.532

La medición de fuerza fue hecha con la celda de carga interna de 20 kN de capacidad de la máquina universal de ensayos EMIC. El desplazamiento se midió con dos instrumentos: un LVDT marca Omega modelo 25 de alcance ± 25 mm y el sensor interno de la máquina EMIC. La disposición de la celda de carga y el punto de medición del LVDT pueden apreciarse en la fotografía de la Fig. 39.

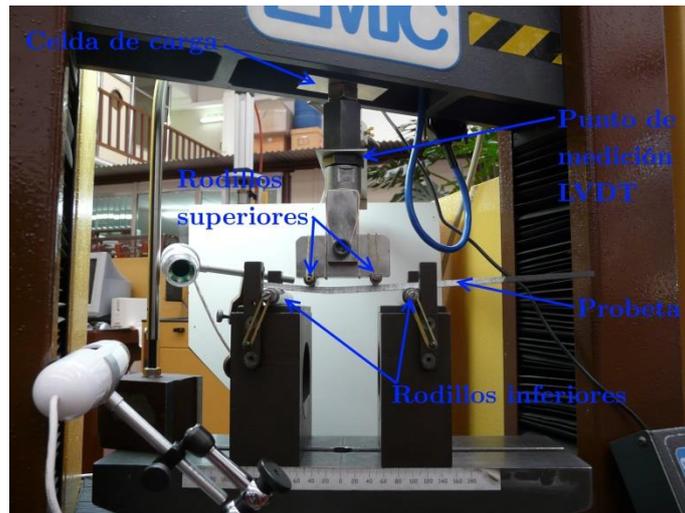


Fig. 39 Fotografía del dispositivo de ensayo montado en el marco de carga de la máquina de ensayos.

El diámetro de los rodillos superiores fue de 10 mm, mientras que el de los rodillos inferiores fue de 12 mm. La luz entre los apoyos o *span* de los apoyos inferiores fue de 100 mm y la de los apoyos superiores 50 mm. Para observar el crecimiento de la fisura se emplearon dos microscopios digitales USB de 2.0 Mpx y 50x de aumento, uno a cada lado de la probeta como se observa en la primera fotografía de la Fig. 40.

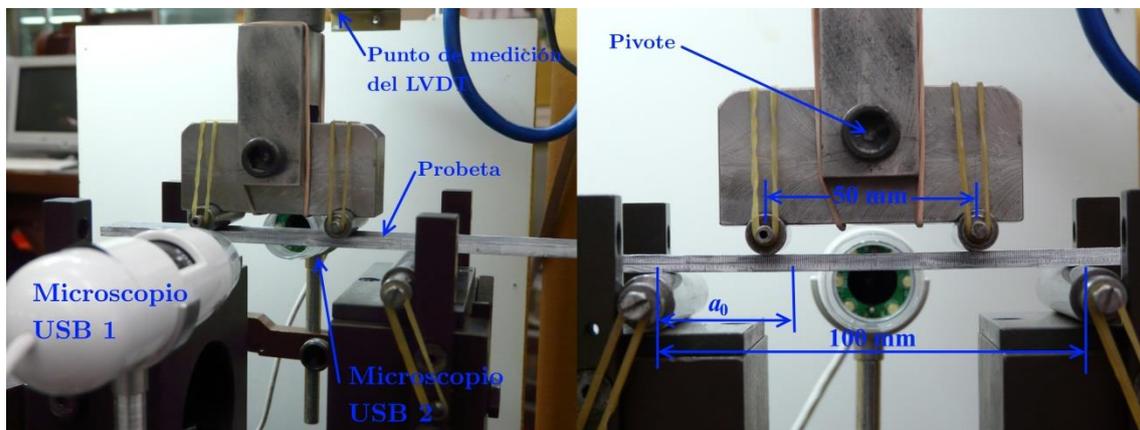


Fig. 40 Fotografías de una probeta en el dispositivo de flexión en 4 puntos.

El tamaño de fisura fue estimado como el promedio de las mediciones hechas entre los dos microscopios para un instante dado.

Los ensayos se realizaron con una velocidad de desplazamiento de la travesa de 0.5 mm/min y las condiciones de ensayo fueron: temperatura 22°C y 40% de humedad relativa. En todas las probetas fueron realizadas 3 descargas parciales en la zona lineal de los registros P vs. a para obtener el valor de C correspondiente al tamaño inicial de fisura. Las descargas parciales fueron, en la mayoría de los casos, llevadas hasta el 50% de la fuerza medida en el instante en que se inició la descarga. El valor de C

experimental fue calculado como el promedio de las pendientes de la descarga y la recarga.

El efecto de la *indentación* de los rodillos sobre la probeta y la corrección de las mediciones por la C del sistema se hicieron mediante ensayos con *span* reducido. Los ensayos se hicieron sobre los extremos de las probetas de fractura que no contaban con entalla y que se encontraban en voladizo respecto al dispositivo de flexión en 4 puntos, tal como puede apreciarse en la Fig. 41. De estos ensayos se obtuvieron los registros P vs. δ tanto para las mediciones de δ hechas con el LVDT como con el sensor de desplazamiento de la EMIC.



Fig. 41 Disposición de los rodillos para corregir las mediciones por *indentación* de rodillos y *compliance* del sistema.

Se calcularon los valores de G_{IIC} para los criterios NL, 5% y MAX. Los datos experimentales de C vs. a fueron sometidos a una regresión lineal para obtener las curvas de la forma de la Ec. (40). Las pendientes de estas curvas se emplearon para el cálculo de los valores de las *curvas R* según la Ec.(30). Los modelos teóricos de C según la teoría clásica de vigas fueron calculados empleando tanto el valor individual y el valor medio de los módulos elásticos de los ensayos de compresión y flexión.

3.3.2 Ensayo de flexión en tres puntos

La luz entre apoyos fue $span = 32 h$ y la longitud de la probeta $l = 32 * 1.2 * h$. Los diámetros de los rodillos fueron: 10 mm para el punzón de aplicación de carga y 12 mm para los dos apoyos.

Tabla 11. Dimensiones de las probetas de flexión y *span* empleado en cada una.

Probeta	Largo [mm]	Ancho "b" [mm]				Espesor "h" [mm]				<i>span</i> [mm]
		I	II	III	Media	I	II	III	Media	
Probeta 1	136	20.55	20.57	20.61	20.58	3.510	3.528	3.557	3.532	113
Probeta 2	142	19.49	19.52	19.56	19.52	3.690	3.711	3.704	3.702	118
Probeta 3	156	19.04	19.03	19.07	19.05	4.062	4.069	4.056	4.062	130
Probeta 4	163	20.27	20.22	20.22	20.24	4.240	4.247	4.249	4.245	136
Probeta 5	172	18.89	18.85	18.86	18.87	4.475	4.492	4.492	4.486	144
Probeta 6	174	20.38	20.35	20.36	20.36	4.508	4.549	4.564	4.540	144

Los ensayos fueron realizados siguiendo los lineamientos de la norma ASTM D7264-15 [148]. Una probeta montada en el dispositivo de ensayo puede observarse en la Fig. 42. La velocidad de desplazamiento de la travesa fue de 1 mm/min, mientras que las condiciones de temperatura y humedad relativa ambiente fueron 23°C y 40% respectivamente.



Fig. 42 Probeta montada en el dispositivo de flexión en 3 puntos.

Los valores de tensión y deformación de un punto ubicado a una distancia $h/2$ del plano neutro de la probeta y a una distancia $span/2$ respecto a uno de los apoyos fueron calculados con las Ecs. (58) y (59) respectivamente.

$$\sigma_f = \frac{3PL}{2bh^2} \text{ [MPa]} \quad (58)$$

$$\varepsilon_f = \frac{6\delta h}{L^2} * 10^6 \text{ [\mu\varepsilon]} \quad (59)$$

siendo:

P : valor de fuerza aplicada, N,

L : *span*, mm,

b : ancho, mm,

h : espesor, mm, y

δ : desplazamiento del punto de aplicación de carga, mm.

La resistencia última en flexión (F^{uf}) se calculó con la Ec.(58) empleando el valor de fuerza máxima observada durante el ensayo. El valor de deformación última en flexión (ε^{uf}) se calculó con la Ec.(59) empleando el valor de δ correspondiente al momento en que se produce la caída de carga. El módulo de elasticidad en flexión (E_f^{chord}) se calculó con la Ec.(60), siendo el rango de deformaciones empleado para el cálculo entre 1000 y 3000 $\mu\varepsilon$.

$$E_f^{chord} = \frac{\Delta\sigma_f}{\Delta\varepsilon_f} * 10^{-3} \text{ [GPa]} \quad (60)$$

3.3.3 Ensayo de compresión.

Las dimensiones de las probetas de compresión se muestran en la Tabla 12.

Tabla 12. Dimensiones de las probetas de compresión de CFR epoxi.

Probeta	Largo [mm]	Ancho "b" [mm]			Espesor "h" [mm]			Área [mm ²]
		I	II	III	I	II	III	
Probeta 1	140.2	12.28	12.28	12.29	2.055	2.051	2.040	25.16
Probeta 2	141.1	12.32	12.33	12.31	2.035	2.045	2.055	25.19
Probeta 3	139.6	12.69	12.68	12.70	2.043	2.029	2.048	25.89
Probeta 4	140.4	12.62	12.58	12.58	2.067	2.075	2.068	26.07
Probeta 5	139.7	12.57	12.53	12.55	2.081	2.087	2.077	26.12
Probeta 6	141.0	12.55	12.55	12.54	2.098	2.099	2.106	26.36

Seis probetas fueron instrumentadas con un *strain gage* cada una, midiendo con éstos las deformaciones longitudinales. Sus datos están en la Tabla 6 de la sección 3.1 así como los datos del instrumental de adquisición de datos usado.

Los ensayos se hicieron siguiendo los lineamientos de la norma ASTM D6641-09 [141] y empleando un *vibróforo* marca Amsler de capacidad 100 kN adaptado para ser usado en ensayos cuasiestáticos. La escala de carga empleada fue de 20 kN, la velocidad de desplazamiento de la travesa de 1.0 mm/min y las condiciones ambientes fueron 23°C de temperatura y 35% de humedad relativa. Se empleó un LVDT Omega 25 de alcance 50 mm para medir el desplazamiento de la travesa durante el ensayo. Para evitar posibles desalineaciones entre las caras superior e inferior del dispositivo de ensayo respecto a la máquina de ensayos se empleó una rótula mecánica o *calota*.

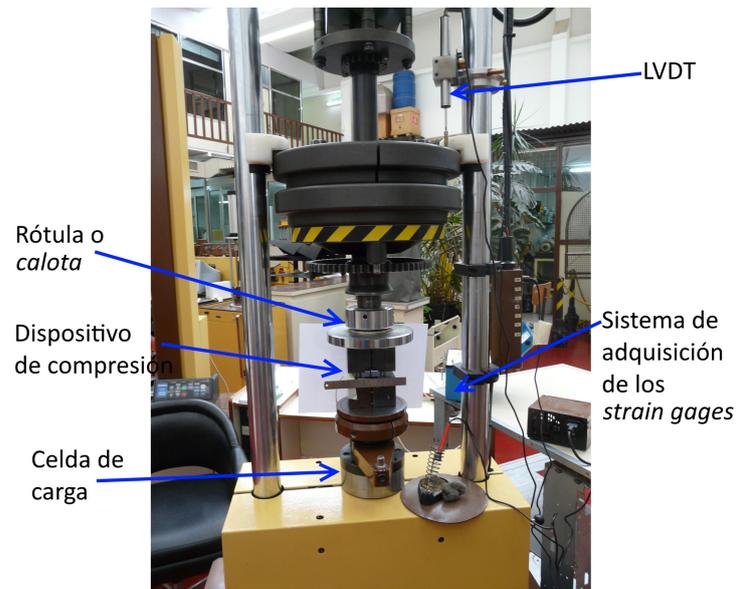


Fig. 43 Dispositivo de ensayo de compresión montado en la máquina de ensayos.

4 Resultados experimentales

4.1 Verificación del modelo ortotrópico

Los resultados de las 4 mediciones de masa de las 2 muestras antes y después de ser incineradas se muestran en la Tabla 13. También son mostrados los resultados de los cálculos del porcentaje en peso de fibra y su fracción en volumen.

Tabla 13. Resultados de la medición de la masa de las dos muestras antes y después de ser incineradas y cálculo del porcentaje en peso de fibra y su fracción en volumen.

N° de medición	Muestra 1		Muestra 2	
	antes [g]	después [g]	antes [g]	después [g]
1	18.09	10.68	20.27	12.02
2	18.10	10.67	20.27	12.00
3	18.11	10.69	20.27	12.00
4	18.10	10.67	20.28	12.02
Media	18.10	10.68	20.27	12.01
$\%W_f$ [(Ec.(42))]	59		59	
V_f (Ec.(43))	0.40		0.41	

El apilamiento o *lay-up* de la muestra 2, después de ser incinerada, es mostrado en la fotografía de la Fig. 44. El apilamiento, de abajo hacia arriba, va desde la lámina A1, siguiendo por la A2 hasta alcanzar la H5. Detrás de la lámina C2, que se aprecia como una lámina $\pm 45^\circ$, hay una lámina a 0° que no pudo ser despegada de la primera por temor a que se desarme. En muchas láminas a 0° no se puede observar el entramado a 90° porque se encuentra detrás de las fibras a 0° . Sin embargo, puede apreciarse su presencia mediante zonas más claras después de la combustión de la resina. Las láminas de MAT, como la G4, fueron retiradas de las láminas unidireccionales para facilitar la visualización de las fibras a 0° . En las láminas $\pm 45^\circ$ se retiró en algunas esquinas parte de la primera capa de 45° para que pueda observarse la contigua con orientación transversal a la primera. Las láminas F2 y F5 se desarmaron durante la separación del apilamiento y se intentó volver a armarlas. Tal como muestra la fotografía, los resultados de este proceder no fueron buenos.



Fig. 44 Fotografía del *lay-up* de la muestra 2 luego de ser incinerada.

Los valores de resistencia última tanto a la tracción (F^{ut}) como a la compresión (F^{uc}) para las 3 orientaciones analizadas de la muestra de la pala son presentados en la Tabla 14. En ella también se indican los valores de media, desvío estándar (SD) y coeficiente de variación porcentual (CV). En muchos casos los *strain gages* se rompieron antes de que se alcanzara el valor de fuerza máxima.

Tabla 14. Resultados de las resistencias últimas a la tracción y compresión.

Tracción	F^{ut} [MPa]			Compresión	F^{uc} [MPa]		
	X	Y	Z		X	Y	Z
TYX2-2		473		CZX2-1			-160
TXY2-1	36.0			CYZ1-1		-228	
TXY2-2	25.0			CXY1-1	-119		
TYZ4-1		379		CXZ3-1	-107		
TXY1-1	14.5			CXZ3-2	-118		
TZY3-1			10.8	CZY2-1			-122
TZX2-1			8.4	CYX3-1		-465	
TXZ3-1	24.5						
Media	25.0	426	9.6	Media	-115	-347	-141
SD	8.8	66.5	1.7	SD	7	168	27
CV [%]	35.1	15.6	17.7	CV [%]	5.8	48.4	19.1

Los módulos elásticos y coeficientes de Poisson para las 3 orientaciones del material en tracción (T) y compresión (C) son mostrados en las Tabla 15 y Tabla 16 respectivamente. En ellas también se muestran los valores de media, *SD* y *CV* para los casos en que la cantidad de muestras permite su cálculo.

Tabla 15. Módulo de elasticidad y coeficientes de Poisson en tracción (T).

Probeta	E_{XX}^t [GPa]	E_{YY}^t [GPa]	E_{ZZ}^t [GPa]	ν_{XY}^t	ν_{YX}^t	ν_{YZ}^t	ν_{ZY}^t	ν_{XZ}^t	ν_{ZX}^t
TXY2-2		32.3			0.258				
TXY2-1				0.094					
TYZ4-1		29.8				0.315			
TXY1-1	12.4								
TZY3-1			8.0				0.103		
TZX2-1			8.5						0.328
TXZ3-1	10.8							0.398	
Media	11.6	31.1	8.3	0.094	0.258	0.315	0.103	0.398	0.328
<i>SD</i>	1.1	1.8	0.4						
<i>CV</i> [%]	9.8	5.7	4.3						

Tabla 16. Módulo de elasticidad y coeficientes de Poisson en compresión (C).

Probeta	E_{XX}^c [GPa]	E_{YY}^c [GPa]	E_{ZZ}^c [GPa]	ν_{XY}^c	ν_{YX}^c	ν_{YZ}^c	ν_{ZY}^c	ν_{XZ}^c	ν_{ZX}^c
CZX2-1			6.5						0.350
CYZ1-1		22.9				0.289			
CXY1-1	11.2			0.317					
CXZ3-1	10.4							0.458	
CXZ3-2	10.1							0.521	
CZY2-1			9.6				0.180		
CYX3-1		24.1			0.263				
Media	10.6	23.5	8.1	0.317	0.263	0.289	0.180	0.490	0.350
<i>SD</i>	0.6	0.8	2.2					0.045	
<i>CV</i> [%]	5.4	3.6	27.2					9.1	

Los resultados de los ensayos de corte *V-notched* (S) son presentados en la Tabla 17. En ésta se presentan los valores de resistencia última al corte (F^{su}), deformación angular última (γ^u), módulo de corte calculado con el método cuerda (G^{chord}) y la constante elástica de la matriz de rigidez a la que correspondería el resultado del ensayo. Los valores de resistencia *short-beam* y sus estadísticos son mostrados en la Tabla 18.

Tabla 17. Resistencia última al corte, deformación última y módulo de corte.

Probeta	F^{su} [MPa]	γ^u [$\mu\epsilon$]	G^{chord} [GPa]	
SXZ1-1	25.2	11186	2.3	Gxz
SZY3-1	11.0	3733	2.4	Gzy
SYX2-1	62.8	13222	4.5	Gyx
SZX2-1	-	-	-	-
SYZ4-1	38.9	11989	4.6	Gyz
SXY1-1	27.8	2723	10.1	Gxy

Tabla 18. Resultados de los ensayos SBS (B).

Probeta	F^{sbs} [MPa]	Probeta	F^{sbs} [MPa]
BYX1-1	40.1	BYX1-5	32.0
BYX1-2	30.2	BYX1-6	38.8
BYX1-3	33.1	BYX1-7	37.5
BYX1-4	39.5	BYX1-8	43.5
Media: 36.8 MPa		SD: 4.6 MPa	CV: 12.5%

Una fotografía con las probetas rotas después de los ensayos T, C y S es mostrada en la Fig. 45. En ella se pueden observar la gran variedad de modos de falla que presentó el material para un mismo tipo de ensayo en sus distintas orientaciones.

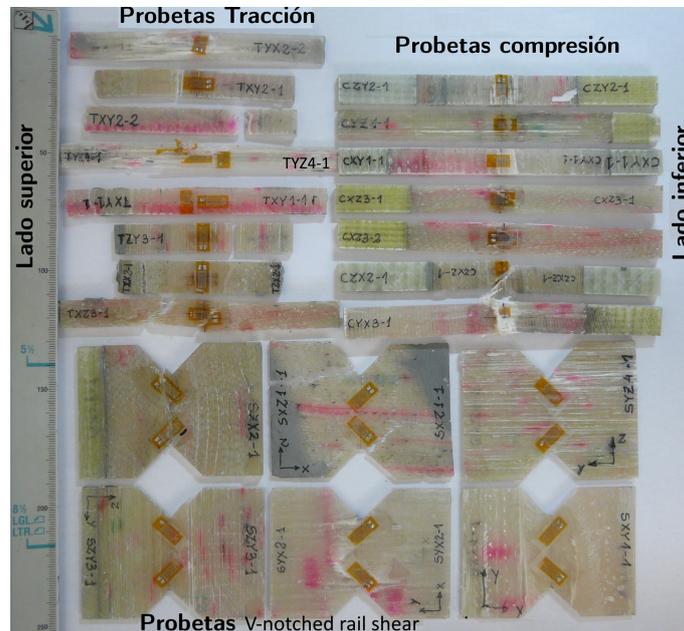


Fig. 45 Fotografía de las probetas T, C y S después de ser ensayadas.

La Tabla 19 muestra los modos de falla que presentaron las probetas. En la misma se describen tanto los modos de falla, como los códigos de falla según la nomenclatura de la norma empleada para cada tipo de ensayo [65][140][141][142]. Además, en la última

columna se muestran los rangos de deformaciones empleados para calcular las constantes elásticas de cada probeta.

Tabla 19. Descripción del modo de falla y código de falla según la norma empleada en cada caso, así como el rango de deformaciones empleado para el cálculo de las constantes elásticas.

Probeta	Descripción del modo y localización de la falla	Código de falla	Rango de deformaciones [με]
TYX2-2	Modo <i>long.-Splitting</i> en la zona del <i>gage</i> .	SGM	1079 , 3142
TXY2-1	Modo lateral dentro de la zona superior del <i>gage</i> .	LGT	1092 , 2317
TXY2-2	Modo lateral dentro de la mordaza inferior.	LIB	-
TYZ4-1	Modo <i>long.-Splitting</i> en la zona del <i>gage</i> .	SGM	1042 , 3010
TXY1-1	Modo lateral dentro de la mordaza superior.	LIT	78 , 947
TZY3-1	Modo lateral en la zona inferior del <i>gage</i> .	LGB	326 , 1208
TZX2-1	Modo lateral dentro de la mordaza superior.	LIT	542 , 1378
TXZ3-1	Modo angular en dos secciones del <i>gage</i> de la probeta. Una próxima a la mordaza superior y otra en la zona central.	AGV	482 , 1533
CZX2-1	Modo <i>transversal shear</i> en la zona del <i>gage</i> .	TGM	-1009 , -3014
CYZ1-1	Modo <i>long.-Splitting</i> a lo largo de la probeta.	SMV	-1040 , -2971
CXY1-1	Modo <i>through-tickness</i> desde el borde de la mordaza inferior hacia el centro del <i>gage</i> .	HAB	-1045 , -3074
CXZ3-1	Modo <i>transverse shear</i> desde la zona del <i>gage</i> superior hasta 2 mm dentro de la mordaza inferior.	TVV	-1060 , -3139
CXZ3-2	Modo <i>through-tickness</i> en la zona media del <i>gage</i> .	HGM	-1058 , -3180
CZY2-1	Modo <i>through-tickness</i> en la zona media del <i>gage</i> .	HGM	-1042 , -3027
CYX3-1	Modo <i>brooming</i> en la zona media del <i>gage</i> .	BGM	-921 , -3054
SZX2-1	La probeta se rompió durante el montaje. Falla interlaminar a 10 mm de la zona del <i>gage</i> ,	-	-
SZY3-1	paralela a esta última. La rotura se produjo en una zona con porosidad.	VNN	1509 , 3510
SXZ1-1	Falla interlaminar perpendicular a la zona del <i>gage</i> entre capas de fibra. La rotura se produjo en la raíz de una de las entallas de la probeta.	HNA	1526 , 5525
SYX2-1	Falla interlaminar en la zona del <i>gage</i> . La falla está ubicada a lo largo de una zona donde se observó la superposición de dos láminas de fibra.	HGN	1528 , 5532

SYZ4-1	Falla interlaminar perpendicular a la zona del <i>gage</i> entre capas de fibra. La rotura se produjo en la raíz de una de las entallas de la probeta.	HNA	1513 , 5525
SXY1-1	Falla a 10 mm de la zona del <i>gage</i> paralela a esta. La rotura se produjo en la interfase de dos láminas de fibras.	VSE	1508 , 2818
BYX1-1...4	Falla por corte interlaminar.		
BYX1-5...8	Falla por corte interlaminar. Se observaron algunas fibras desprendidas en la cara externa de la probeta sometida a tracción.		

Los gráficos tensión vs. deformación para los ensayos de tracción (T) y compresión (C) son mostrados en las Fig. 46 y Fig. 47 respectivamente. Los gráficos tensión de corte vs. deformación angular de las probetas S son presentados en la Fig. 48.

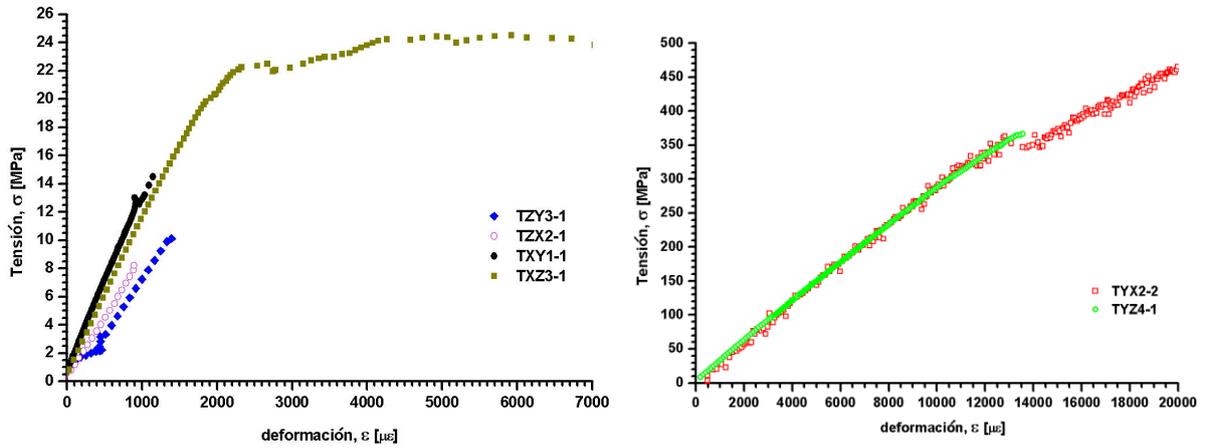


Fig. 46 Gráficos tensión vs. deformación de los ensayos T.

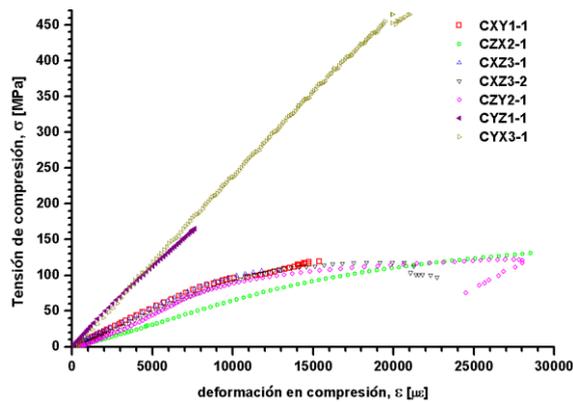


Fig. 47 Gráficos tensión vs. deformación de los ensayos C.

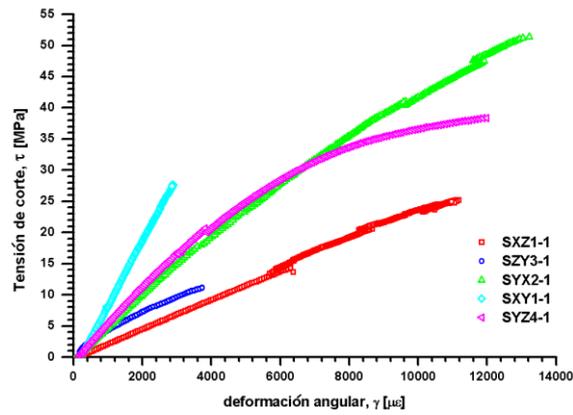


Fig. 48 Gráficos tensión de corte vs. deformación angular de los ensayos S.

Los resultados de la Tabla 14 son graficados en la Fig. 49 con la finalidad de facilitar la comparación de los valores. La primera serie de valores para cada una de las tres orientaciones corresponde a los ensayos T (sombreado verde), mientras que la segunda a los ensayos C (sombreado celeste).

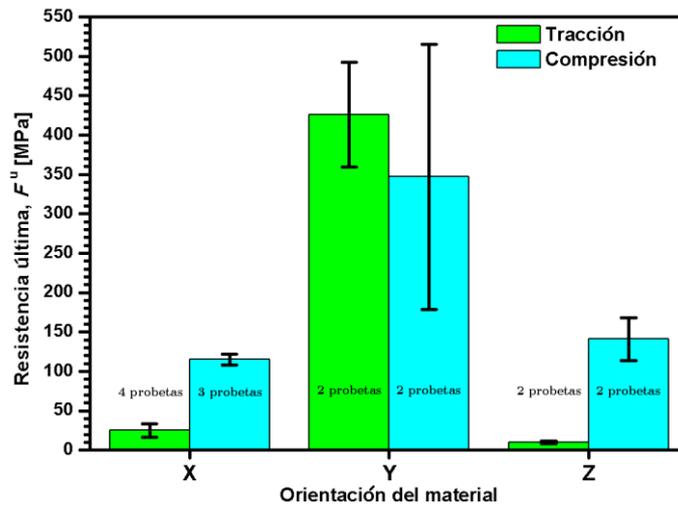


Fig. 49 Comparación entre valores de resistencia última a tracción y compresión para distintas orientaciones de la muestra.

Los valores obtenidos de la Tabla 14 para el plano XY son comparados con los resultados de los cupones del mismo material en la Fig. 50. Los valores de los cupones fueron obtenidos en ensayos previos realizados en el GMF-LPM [149][150]. La primera serie de cada orientación corresponde a los resultados de la muestra extraída de la pala (serie celeste), mientras que la segunda serie corresponde a los cupones (serie azul).

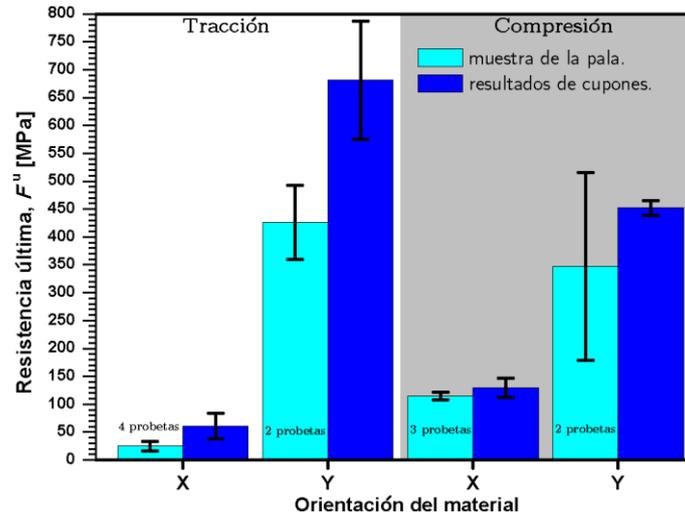


Fig. 50 Comparación entre los valores de resistencia última obtenidos de la muestra de la pala y sus respectivos cupones (valores de los cupones en [149][150]).

4.2 Fatiga interlaminar

4.2.1 Resultado de probetas con y sin la lámina de Unifilo.

Los resultados de los ensayos SBS cuasiestáticos son mostrados en la Tabla 20. Todas estas probetas presentaron modo de falla por corte interlaminar.

Tabla 20. Resultados de los ensayos SBS cuasiestáticos en $[0_2]_s$ y $[0_2/\overline{Unifilo}]_s$.

$[0_2]_s$		$[0_2/\overline{Unifilo}]_s$	
Probeta	F^{sbs} [MPa]	Probeta	F^{sbs} [MPa]
CF 1	49.1	DF 1	39.4
CF 2	49.0	DF 2	40.3
CF 3	49.3	DF 3	41.5
CF 4	48.6	DF 4	44.7
CF 5	49.0	DF 5	45.1
		DF 13	43.7
Media	49.0		42.5
SD	0.3		2.4
CV [%]	0.5		5.6

Los resultados de los ensayos de fatiga SBS son presentados en la Tabla 21.

Tabla 21. Resultados de fatiga SBS sobre las probetas $[0_2]_s$ y $[0_2/\overline{Unifilo}]_s$.

$[0_2]_s$				$[0_2/\overline{Unifilo}]_s$			
Probeta	R	τ_a [MPa]	Ciclos	Probeta	R	τ_a [MPa]	Ciclos
CF 31	0.1	19.8	268	DF 73	0.1	17.2	60
CF 32	0.1	19.8	255	DF 67	0.1	17.2	313
CF 22	0.1	19.8	335	DF 68	0.1	17.2	254
CF 64	0.1	19.8	623	DF 80	0.1	17.2	88
CF 55	0.1	19.8	520	DF 63	0.1	17.2	283
CF 29	0.1	18.3	870	DF 9	0.1	15.3	1040
CF 59	0.1	18.3	370	DF 71	0.1	15.3	1284
CF 34	0.1	18.3	540	DF 84	0.1	15.4	724
CF 71	0.1	18.3	480	DF 33	0.1	15.3	458
CF 58	0.1	18.3	70	DF 20	0.1	15.3	185
CF 17	0.1	17.2	1960	DF 70	0.1	13.9	4954
CF 44	0.1	17.2	730	DF 61	0.1	13.9	2590
CF 33	0.1	17.2	1040	DF 25	0.1	13.9	2945
CF 12	0.1	17.2	760	DF 55	0.1	13.9	3528
CF 46	0.1	17.2	1230	DF 50	0.1	13.9	2421

CF	20	0.1	15.7	3880	DF	19	0.1	12.4	13468
CF	28	0.1	15.7	4040	DF	51	0.1	12.4	20199
CF	62	0.1	15.7	5430	DF	53	0.1	12.4	7096
CF	25	0.1	15.7	7630	DF	12	0.1	12.4	9601
CF	26	0.1	15.7	7860	DF	29	0.1	12.4	9673
CF	51	0.1	14.1	29270	DF	10	0.1	11.1	17500
CF	36	0.1	14.1	6400	DF	45	0.1	11.1	9500
CF	49	0.1	14.1	20670	DF	82	0.1	11.1	110200
CF	63	0.1	14.1	62450	DF	81	0.1	11.1	43400
CF	23	0.1	14.1	22880	DF	40	0.1	11.1	68500
CF	15	0.1	11.0	201480	DF	34	0.1	11.1	24400
CF	24	0.1	11.0	319440	DF	31	0.1	9.7	70100
CF	18	0.1	11.0	385430	DF	21	0.1	9.7	210800
CF	39	0.1	11.0	528130	DF	42	0.1	9.7	99500
CF	14	0.1	11.0	305290	DF	16	0.1	9.7	462100
CF	95	0.2	15.7	2720	DF	32	0.1	9.7	581100
CF	98	0.2	15.7	7560	DF	90	0.2	13.8	229
CF	111	0.2	15.7	2440	DF	23	0.2	13.8	778
CF	110	0.2	15.7	1860	DF	54	0.2	13.8	1681
CF	48	0.2	14.1	38830	DF	36	0.2	13.8	940
CF	43	0.2	14.1	31570	DF	47	0.2	13.8	824
CF	65	0.2	14.1	9450	DF	77	0.2	12.4	3429
CF	67	0.2	14.1	10020	DF	49	0.2	12.4	1534
CF	56	0.2	14.1	8070	DF	52	0.2	12.4	3512
CF	21	0.2	12.7	11990	DF	57	0.2	12.4	2855
CF	9	0.2	12.7	31680	DF	22	0.2	12.4	3724
CF	30	0.2	12.7	25090	DF	6	0.2	11.0	13893
CF	38	0.2	12.7	3400	DF	46	0.2	11.0	11476
CF	16	0.2	12.7	16250	DF	56	0.2	11.0	18700
CF	40	0.2	11.0	211480	DF	78	0.2	11.0	5500
CF	41	0.2	11.0	373430	DF	88	0.2	11.0	25323
CF	42	0.2	11.0	565700	DF	44	0.2	9.3	99647
CF	69	0.2	11.0	360320	DF	65	0.2	9.3	45476
CF	37	0.2	11.0	428730	DF	76	0.2	9.3	150337
CF	53	0.5	9.3	52940	DF	27	0.2	9.3	45232
CF	68	0.5	9.3	12040	DF	59	0.2	9.3	94612
CF	11	0.5	9.3	18380	DF	64	0.2	7.8	938461
CF	60	0.5	9.3	18790	DF	14	0.2	7.8	1009630
CF	6	0.5	9.3	34970	DF	8	0.2	7.8	1054030 No rompió

CF	10	0.5	6.7	2479680	No rompió	DF	60	0.5	8.0	17980	
CF	7	0.5	6.7	1327200		DF	37	0.5	8.0	28420	
CF	8	0.5	6.7	1054690	No rompió	DF	79	0.5	8.0	28840	
CF	72	0.5	8.0	359860		DF	28	0.5	8.0	7330	
CF	75	0.5	8.0	434230		DF	83	0.5	6.6	1291170	No rompió
CF	88	0.5	8.0	576940		DF	91	0.5	6.6	215948	
CF	73	0.5	8.0	618020		DF	72	0.5	6.6	345214	
CF	87	0.5	8.0	844380		DF	39	0.5	6.6	131859	
CF	19	0.5	10.8	1600		DF	17	0.5	6.6	461460	
CF	80	0.5	10.8	2150		DF	18	0.5	9.3	610	
CF	83	0.5	10.8	560		DF	41	0.5	9.3	9670	
CF	79	0.5	10.8	690		DF	69	0.5	9.3	9850	
CF	81	0.5	10.8	1360		DF	7	0.5	9.3	1130	
						DF	15	0.5	9.3	720	

Los resultados de las probetas que no poseen Unifilo fueron graficados en un diagrama τ_a vs. $\log N_f$ en la Fig. 51, mientras que en la Fig. 52 se hizo lo mismo sobre aquellas que sí lo poseen. Los resultados están indicados con cuadrados negros para $R=0.1$, círculos rojos para $R=0.2$ y triángulos azules para $R=0.5$. En estas figuras fueron graficadas las curvas de regresión según la Ec.(52) y son mostrados tanto las ecuaciones de estas curvas como el valor de R^2 de cada una.

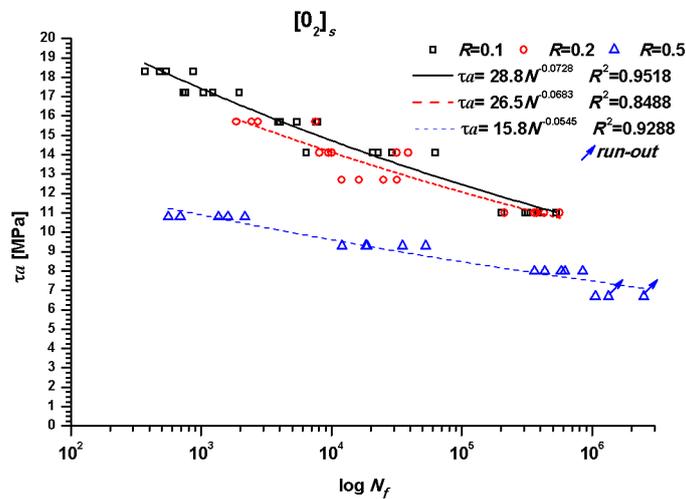


Fig. 51 Gráficos τ_a vs. $\log N_f$ para las probetas sin Unifilo.

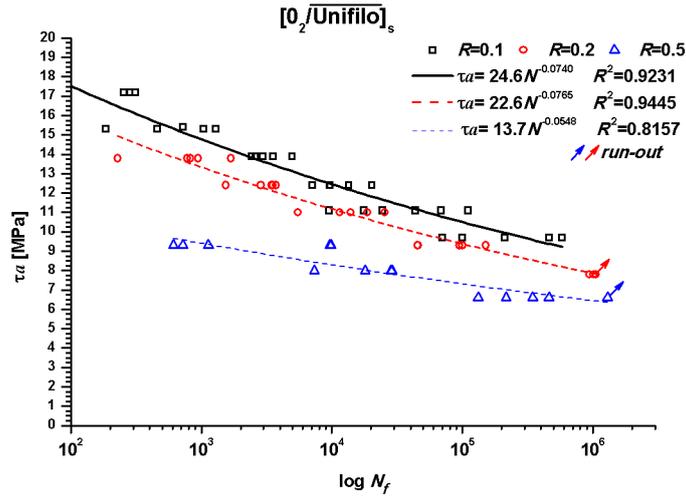


Fig. 52 Gráfico τ_a vs. $\log N_f$ para las probetas con Unifilo.

Los *constant life-time diagrams* (CLDs) de tensiones SBS para los dos tipos de probetas ensayadas están representados en la Fig. 53. Tanto los cuadrados azules como los círculos rojos corresponden a valores obtenidos de las curvas de las Fig. 51 y Fig. 52 respectivamente. Los puntos en la intersección del eje de abscisa ($\tau_a=0$ MPa) corresponden a los valores medios de F^{sbs} de la Tabla 20. Para cada material son representadas las líneas de vida constante para vidas de 10^3 , 10^4 , 10^5 y 10^6 ciclos.

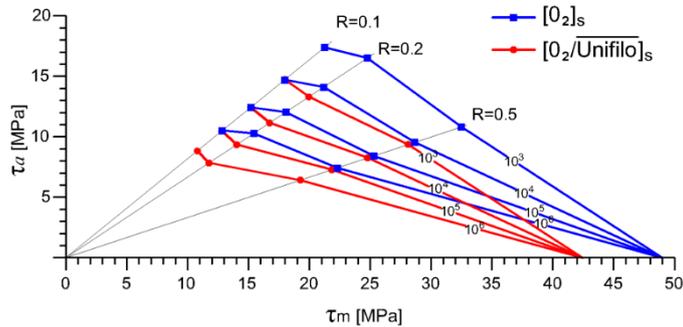


Fig. 53 CLD de tensiones SBS.

Dos fotografías de probetas ensayadas son mostradas en la Fig. 54. Las flechas indican la posición de los apoyos y el punzón de carga. Las zonas más oscuras corresponden a zonas con daño originado durante el ensayo. Para los dos tipos de probetas se observó este tipo de daño a uno solo de los lados del punzón de aplicación de carga. Solo unas pocas probetas presentaron daño a ambos lados del centro de la probeta. En las probetas con Unifilo se observó porosidad en la zona de la lámina central que corresponde al MAT analizado. Un poro que quedó expuesto en la superficie de una probeta con Unifilo ensayada puede ser observado en la Fig. 55.

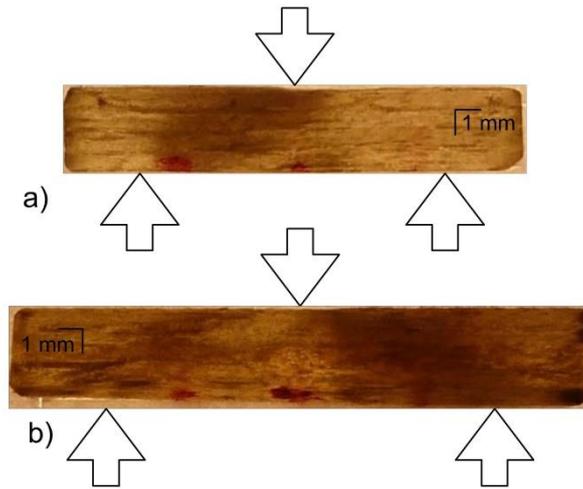


Fig. 54 Zonas dañadas en probetas de fatiga SBS a) $[0_2]_S$ y b) $[0_2/\overline{Unifilo}]_S$.



Fig. 55 Indicación de un poro en la superficie de una probeta con Unifilo ensayada.

4.2.2 Resultados de los ensayos para evaluar el efecto de la frecuencia.

Los ciclos de vida a la fatiga SBS de las probetas ensayadas a $\tau_a=11.0, 13.2$ y 15.7 MPa, $R=0.1$ y frecuencias de 1, 3, 6 y 10 Hz son presentados en la Tabla 22.

Tabla 22. Ciclos de vida a la fatiga SBS de probetas ensayadas a 1, 3, 6 y 10 Hz.

	1 Hz	3 Hz	6 Hz	10 Hz
$\tau_a = 15.7$ MPa				
	3880	9160	5820	12820
	4040	20180	17020	20470
	5430	4010	12480	3060
	7630	18010	15940	11610
	7860	29050	2710	25670
	9620	1970	4760	4750
	24660	11750	23260	3600
	4450	3860	8440	7600
	8680	2590	4710	10890
	11110	21860	5510	16820
$\tau_a = 13.2$ MPa				
	190870	326970	54590	278990

235400	57320	64950	324710
95500	111110	70620	104880
39420	123060	80280	19870
232670	419790	103790	178170
355570	231770	157700	176650
$\tau_a = 11.0 \text{ MPa}$			
201480	1690060	1150860	2213570
319440	1740210	5794280	1337710
385430	2195410	753330	5014390
1721130	236680	577610	1873500
305290	310450	2797220	912400
	3419910		

Estos resultados son presentados en los gráficos τ_a vs. $\log N_f$ de las Fig. 56 y Fig. 57. Los cuadrados negros corresponden a los resultados a 1 Hz, los círculos rojos a 3 Hz, los triángulos azules a 6 Hz y los triángulos verdes a 10 Hz. En la Fig. 56 los resultados a un mismo nivel de τ_a están deliberadamente separados para cada frecuencia con la intención de mejorar la visualización de los puntos. El valor de media de cada frecuencia a cada nivel de τ_a está indicado con el símbolo que corresponden a cada frecuencia, pero con un tamaño mayor y completamente pintado. En la Fig. 57 se muestran, además de los resultados de vida la fatiga SBS, las curvas de ajuste según la Ec.(52), sus correspondientes ecuaciones y valor de R^2 .

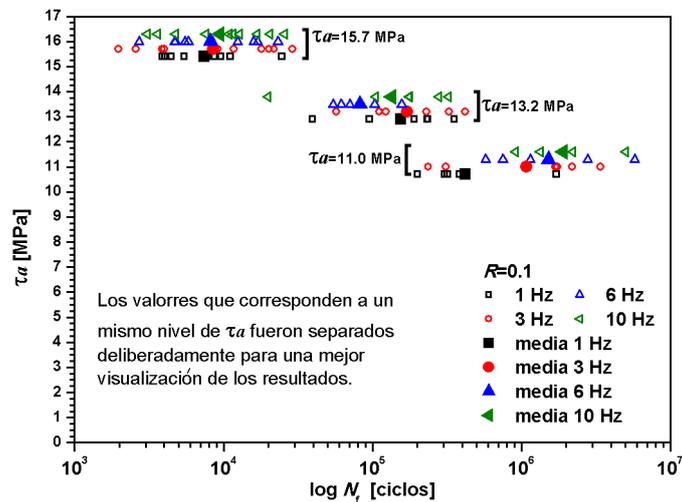


Fig. 56 Gráfico τ_a vs. $\log N_f$ con los resultados de los ensayos a 1, 3, 6 y 10 Hz.

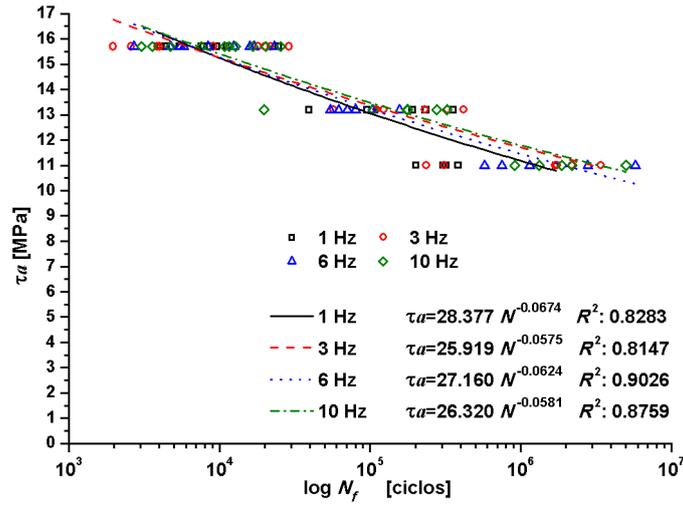


Fig. 57 Gráfico τ_a vs. $\log N_f$ con los resultados de los ensayos de fatiga SBS y las curvas de ajuste.

Los resultados de la Tabla 22 son presentados en un gráfico $\log N_f$ vs. f en la Fig. 58. Los cuadrados corresponden a los resultados para $\tau_a=11.0$ MPa, los triángulos para $\tau_a=13.2$ MPa y los círculos para $\tau_a=15.7$ MPa. Las medias para cada caso están presentadas del lado derecho de la serie de datos con símbolos de tamaños mayores y completamente pintados.

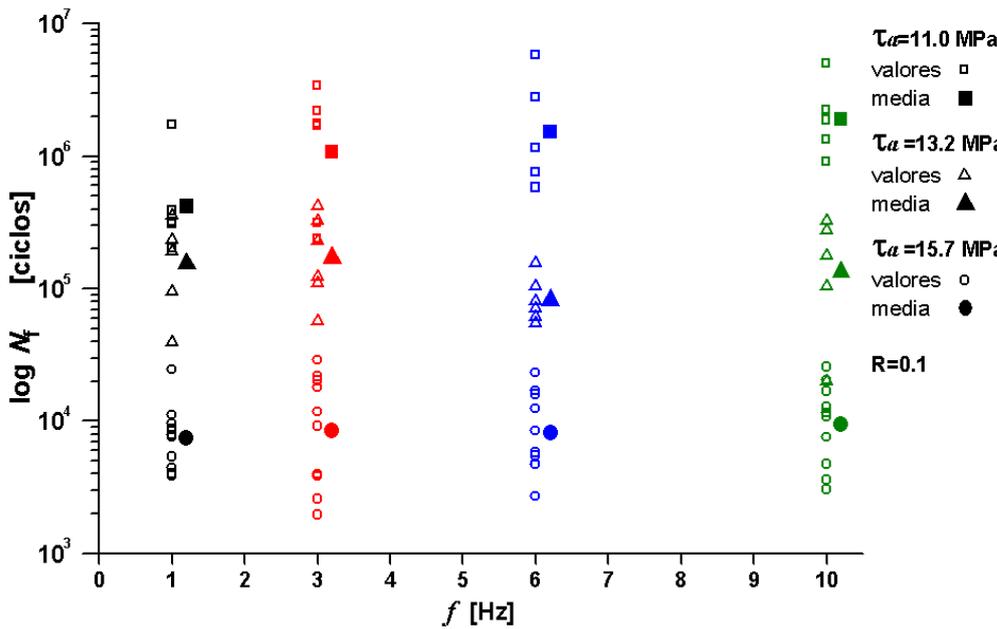


Fig. 58 Gráfico $\log N_f$ vs. f con los resultados de fatiga SBS de los tres niveles de τ_a ensayados.

Gráficos de pérdida de rigidez normalizada de la probeta vs. vida a la fatiga normalizada son presentados en las Fig. 59 y Fig. 60. Estas dos figuras muestran los dos comportamientos típicos observados en el material. En la primera, el cambio de pendiente antes de alcanzarse la condición de falla es marcado, mientras que en la

segunda el cambio es más suave. Para ambas figuras se muestran las curvas resultantes de los cálculos de δ_{max} ratio y $\Delta\delta$ ratio. En la Fig. 59 se puede observar, del lado derecho, un zoom que abarca el primer 5% de la vida a fatiga de esa probeta. La condición de falla empleada, una caída del δ_{max} ratio mayor a 20%, está indicada en cada figura. La zona sombreada a la derecha de la marca de la condición de falla son ciclos de fatiga adicionales que se realizaron en estas probetas.

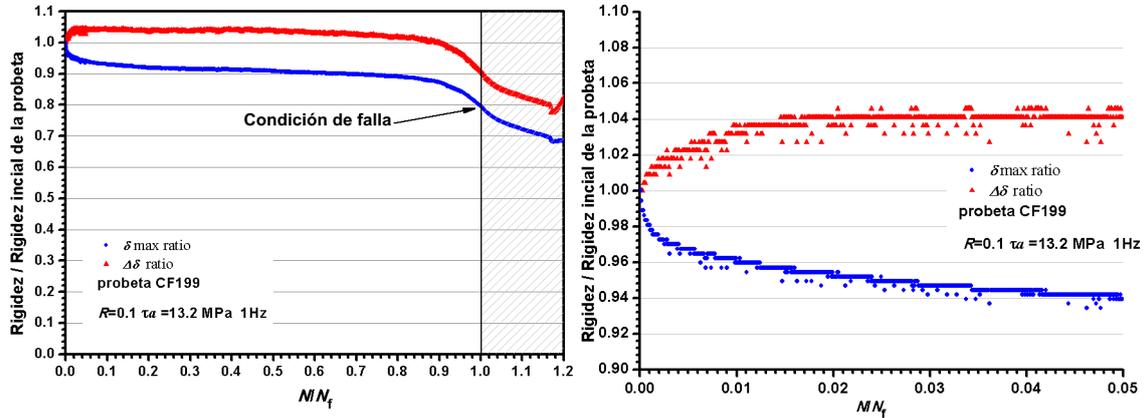


Fig. 59 Gráfico de pérdida de rigidez de la probeta vs. vida a la fatiga normalizada.

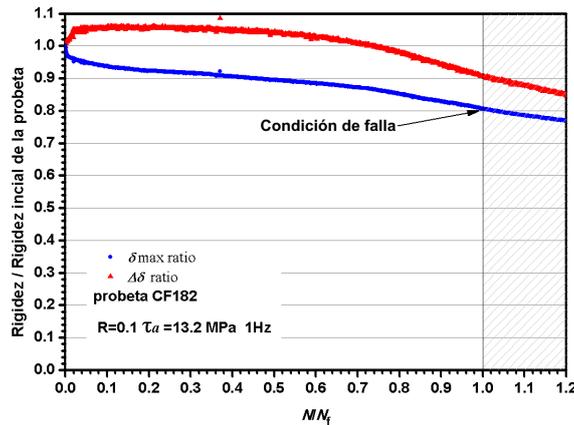


Fig. 60 Gráfico de pérdida de rigidez de la probeta vs. vida a la fatiga normalizada.

Las mediciones de aumento de temperatura de las probetas mostraron que para $\tau_a=15.7$ MPa los valores máximos fueron de 1°C para 1 y 3 Hz, 4°C para 6 Hz y 7°C para 10 Hz. Para $\tau_a=13.2$ MPa solo se observó un aumento de temperatura de 2°C a 10 Hz. Los valores máximos fueron observados para todos los casos en los últimos ciclos de vida de la probeta. En los demás casos no se observó un aumento de temperatura apreciable.

La Fig. 61 presenta las curvas de aumento de temperatura en función de la vida a la fatiga normalizada. En la Fig. 61a se muestran los valores medidos en una probeta ensayada a $\tau_a=13.2$ MPa y 10 Hz, mientras que en la Fig. 61b se muestran los valores medidos en 2 probeta ensayadas a $\tau_a=15.7$ MPa y frecuencias de 6 y 10 Hz.

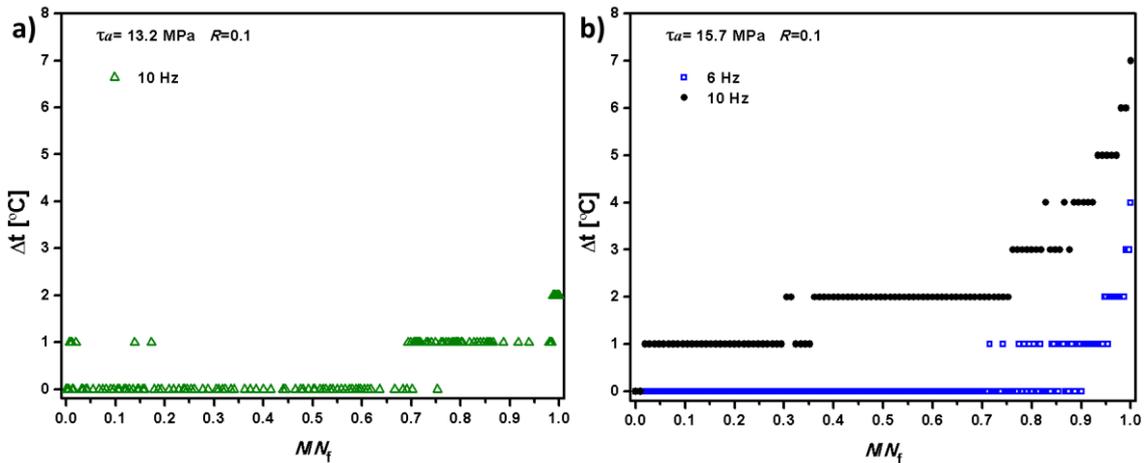


Fig. 61 Gráficos del incremento de temperatura (Δt) vs. vida a la fatiga normalizada (N/N_f).

Las probetas presentaron el mismo tipo de daño para todos los casos. El mismo consistió en daño interlaminar, por lo general a un solo lado del punzón de aplicación de carga, y daño localizado debido al punzón de carga y los apoyos. La Fig. 62 muestra dos probetas escaneadas luego de ser atacadas con una solución de ácido fluorhídrico (HF). En ésta se observa en la parte superior una probeta sin ensayar, mientras que en la parte inferior se muestra una probeta ensayada. En la probeta ensayada están presentes el daño interlaminar y el daño localizado, originado este último tanto por los soportes como por el punzón de carga.

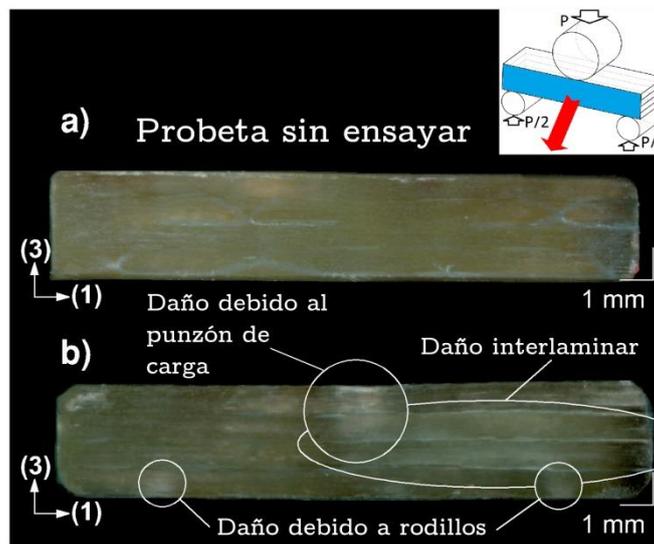


Fig. 62 Superficie de probetas atacadas con una solución de HF.

Los gráficos de probabilidad normal porcentual vs. el residuo, para los tres niveles de tensiones, son presentados en la Fig. 63. Los gráficos de los errores vs. el orden en que fueron hechos los ensayos son presentados en la Fig. 64. Gráficos de los residuos vs. el valor estimado de cada serie son presentados en la Fig. 65. Los círculos corresponden a ensayos a 1 Hz, los cuadrados a 3 Hz, los triángulos a 6 Hz y los rombos a 10 Hz.

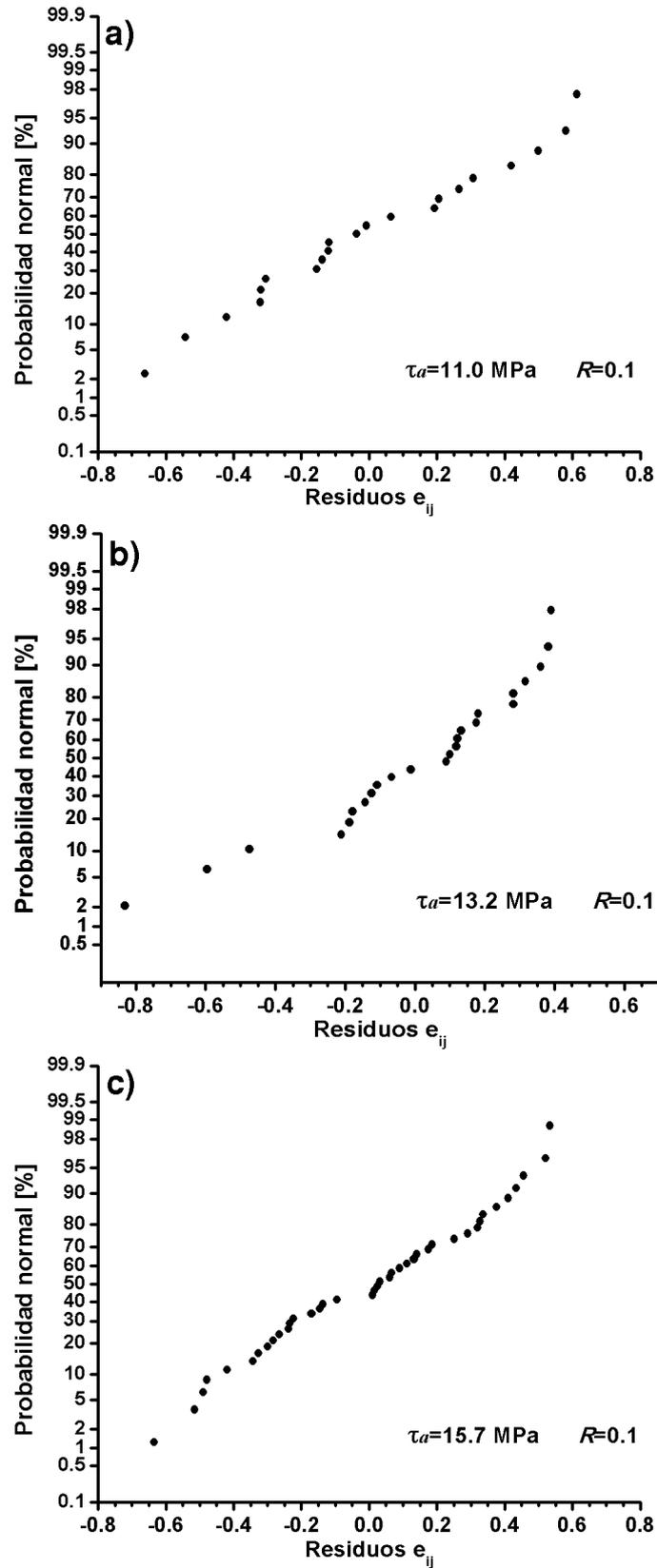


Fig. 63 Gráficos Probabilidad normal [%] vs. residuos.

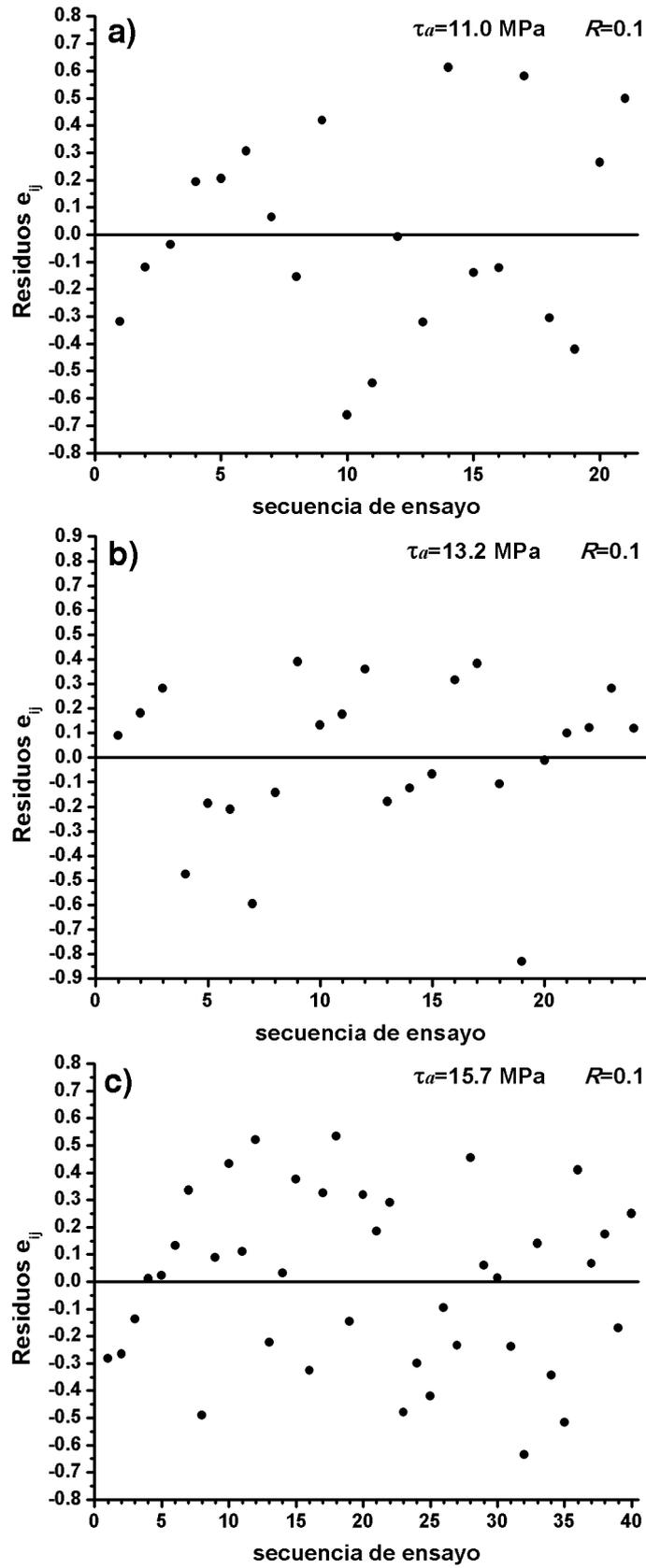


Fig. 64 Gráficos de los residuos vs. secuencia de ensayo.

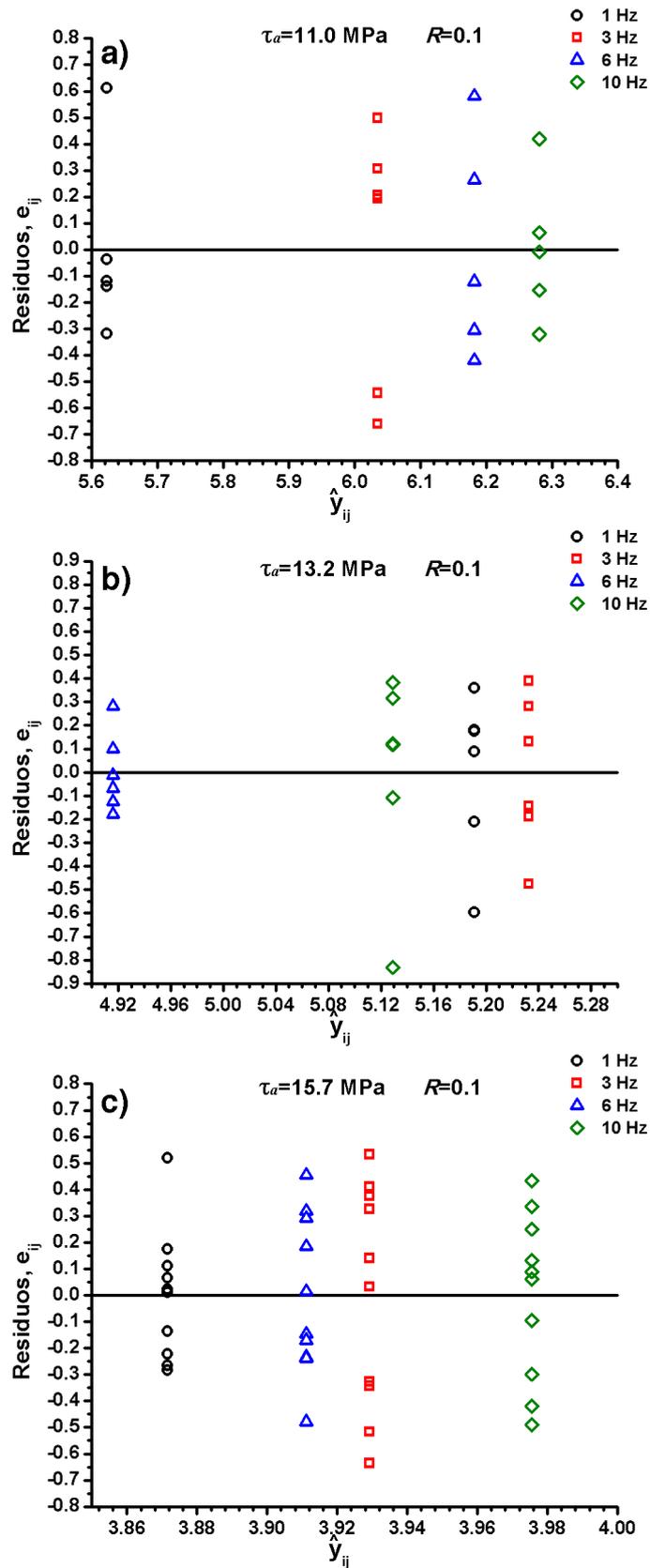


Fig. 65 Gráficos de los residuos vs. el valor estimado de la serie.

Los resultados de la prueba de Bartlett son presentados en la Tabla 23. Los resultados del ANOVA para los tres niveles de τ_a son mostrados en las Tabla 24, Tabla 25 y Tabla 26.

Tabla 23. Resultados de la prueba de Bartlett.

$H_0: \sigma_1^2 = \sigma_2^2 = \sigma_3^2 = \sigma_4^2$. H_1 : el enunciado H_0 no es cierto para al menos un valor de σ^2 .		
$\alpha=0.05$	$\chi_{0.05,3}^2$	7.81
$\tau_a= 11.0$ MPa	χ_0^2	1.22
$\tau_a= 13.2$ MPa	χ_0^2	3.79
$\tau_a= 15.7$ MPa	χ_0^2	2.71

Tabla 24. Resultados del ANOVA para $\tau_a=15.7$ MPa.

Origen de la variación	Suma de cuadrados	Grados de libertad	Promedio de cuadrados	F_0	Valor P	$F_{0.05,3,36}$
Entre grupos	0.0558	3	0.0186	0.1727	0.914	2.866
Dentro del grupo	3.8785	36	0.1077			
Total	3.9343	39				

Tabla 25. Resultados del ANOVA para $\tau_a =13.2$ MPa.

Origen de la variación	Suma de cuadrados	Grados de libertad	Promedio de cuadrados	F_0	Valor P	$F_{0.05,3,20}$
Entre grupos	0.3563	3	0.1187	1.056	0.389	3.098
Dentro del grupo	2.2484	20	0.1124			
Total	2.6047	23				

Tabla 26. Resultados del ANOVA para $\tau_a =11.0$ MPa.

Origen de la variación	Suma de cuadrados	Grados de libertad	Promedio de cuadrados	F_0	Valor P	$F_{0.05,3,17}$
Entre grupos	1.2584	3	0.4195	2.676	0.080	3.197
Dentro del grupo	2.6645	17	0.1567			
Total	3.9229	20				

4.3 Fractura Modo II

4.3.1 Ensayos de fractura Modo II

Los gráficos fuerza (P) vs. desplazamiento (δ) de los ensayos de fractura medidos con el LVDT son presentados en las Fig. 66, Fig. 67 y Fig. 68.

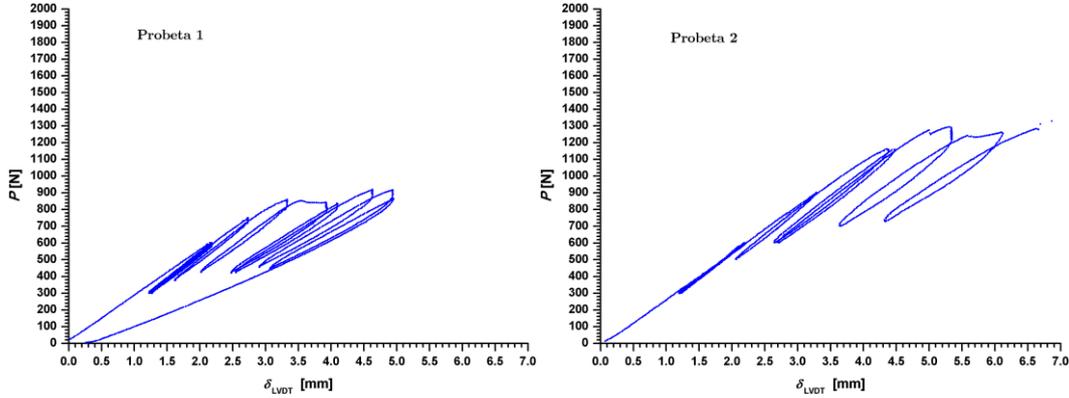


Fig. 66 Gráficos fuerza (P) vs. desplazamiento (δ) de las probetas 1 y 2.

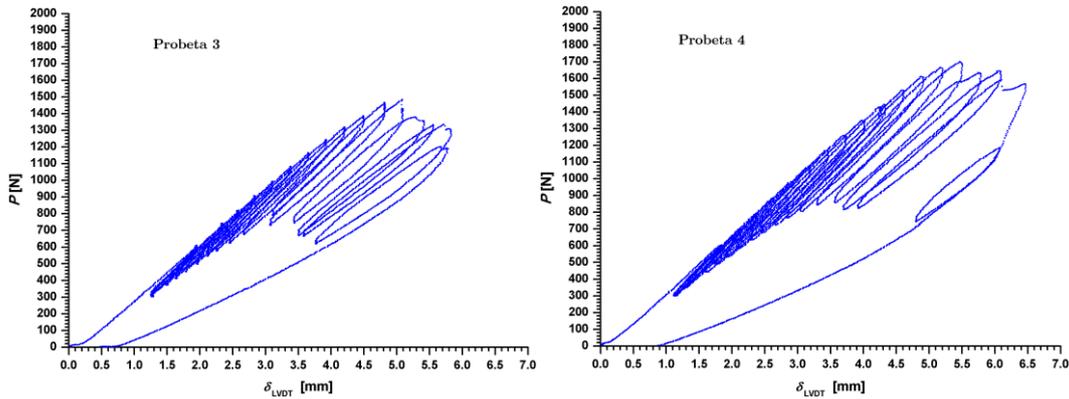


Fig. 67 Gráficos fuerza (P) vs. desplazamiento (δ) de las probetas 3 y 4.

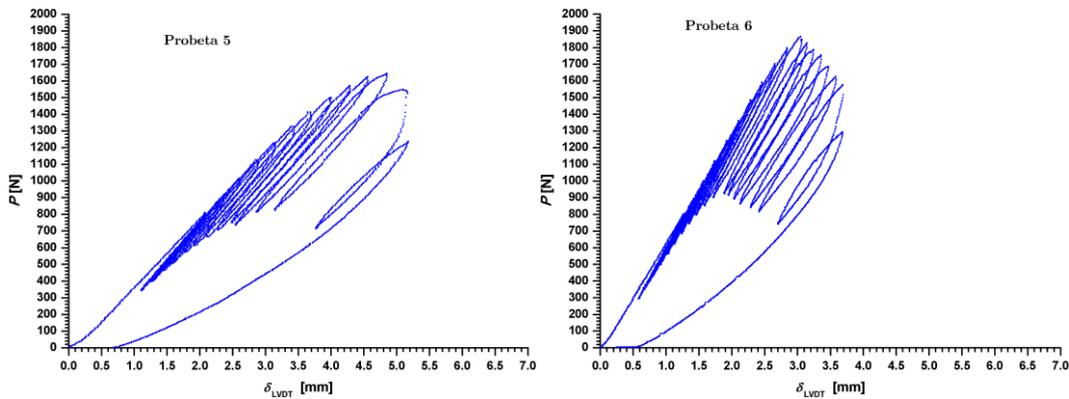


Fig. 68 Gráficos fuerza (P) vs. desplazamiento (δ) de las probetas 5 y 6.

Un ciclo de carga y descarga realizado sobre una sección de una probeta empleando una luz entre los apoyos ($span$) reducida es presentado en la Fig. 69. Los símbolos

cuadrados azules corresponden a la carga y los círculos rojos a la descarga. En este caso, el desplazamiento corresponde al medido con el sensor de desplazamiento de la máquina de ensayos EMIC. Curvas similares fueron obtenidas para el LVDT cambiando únicamente la magnitud de los desplazamientos. Puede observarse la deformación permanente luego del ciclo de descarga.

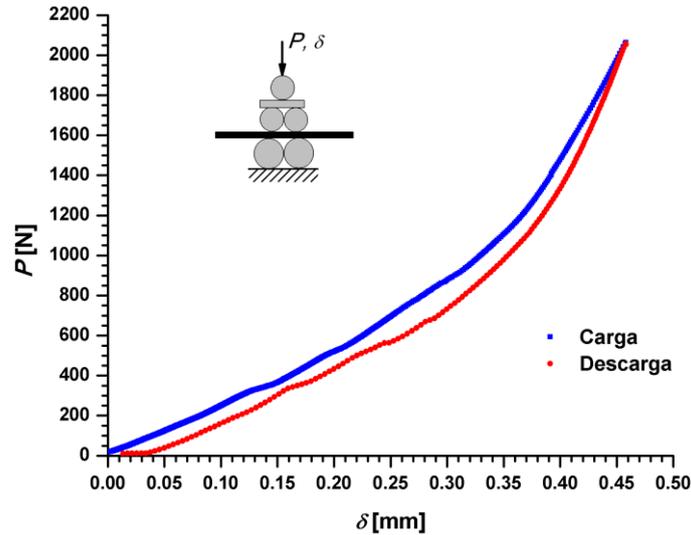


Fig. 69 Gráfico fuerza (P) vs. desplazamiento (δ) para un ciclo de carga y descarga en una probeta con *span* reducido.

La diferencia entre las mediciones realizadas con el LVDT y el sensor de desplazamiento de la máquina de ensayos EMIC puede apreciarse en los registros de la Fig. 70. En ellos se pueden observar los registros Fuerza vs. Desplazamiento para un ensayo de fractura y la descarga de un ensayo con *span* reducido. Estas curvas de descargas fueron utilizadas para corregir las *compliances* medidas en las descargas parciales.

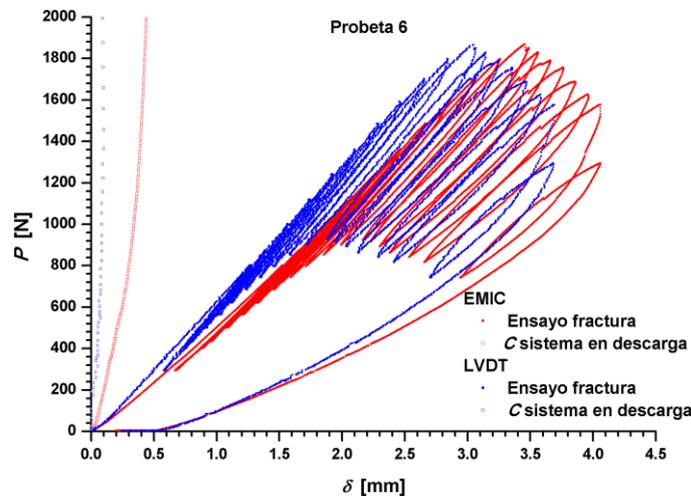


Fig. 70 Ensayos de fractura y de descarga con *span* reducido, ambos obtenidos tanto para la medición de desplazamiento con el LVDT como para el sensor de la EMIC.

En la Fig. 71 puede observarse un gráfico de *compliance* en función al tamaño de fisura donde se comparan los valores de C calculados a partir de las descargas parciales con y sin la corrección por la C del sistema. Los íconos rellenos corresponden a los valores corregidos, mientras que los íconos sin relleno corresponden a los valores medidos sin hacer la posterior corrección.

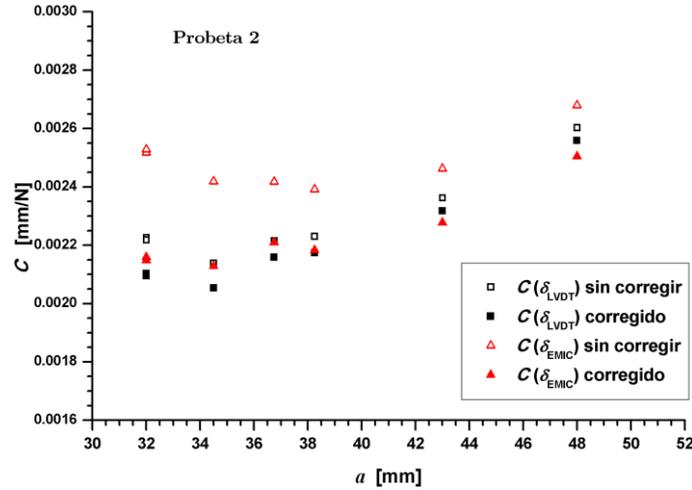


Fig. 71 Comparación de valores de C con y sin corrección por C del sistema.

Los gráficos C vs. a de las distintas probetas son mostradas en las Fig. 72, Fig. 73 y Fig. 74. En ellas se muestran las curvas calculadas mediante el modelo clásico de vigas (Ec.(40)) empleando los módulos elásticos en compresión y flexión que corresponden a la propia probeta y el valor medio del cupón. Además, se muestran los puntos que corresponden a los valores experimentales, tanto con el LVDT como con el sensor de desplazamiento de la EMIC, junto con la recta y la ecuación de la regresión obtenida para cada grupo de puntos.

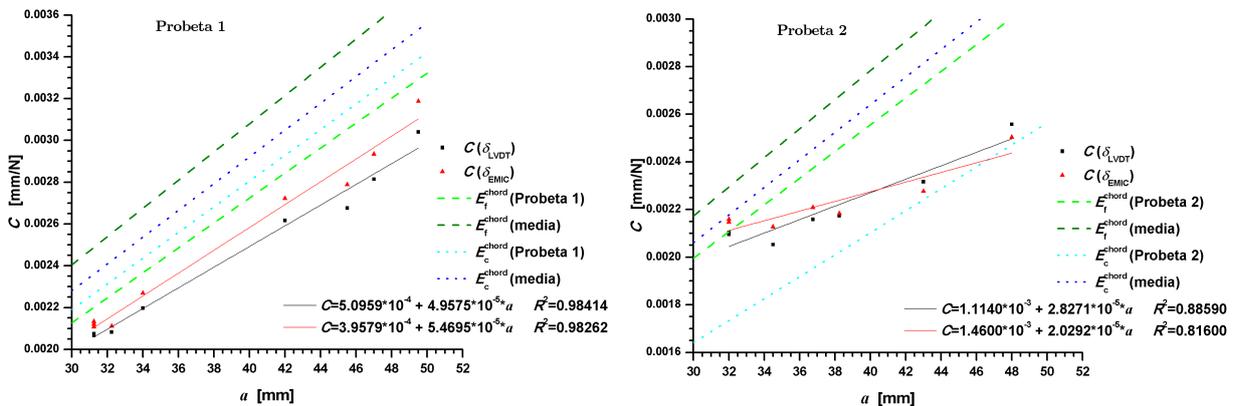


Fig. 72 Curvas C vs. a obtenidas con datos experimentales y el modelo clásico de vigas para las probetas 1 y 2.

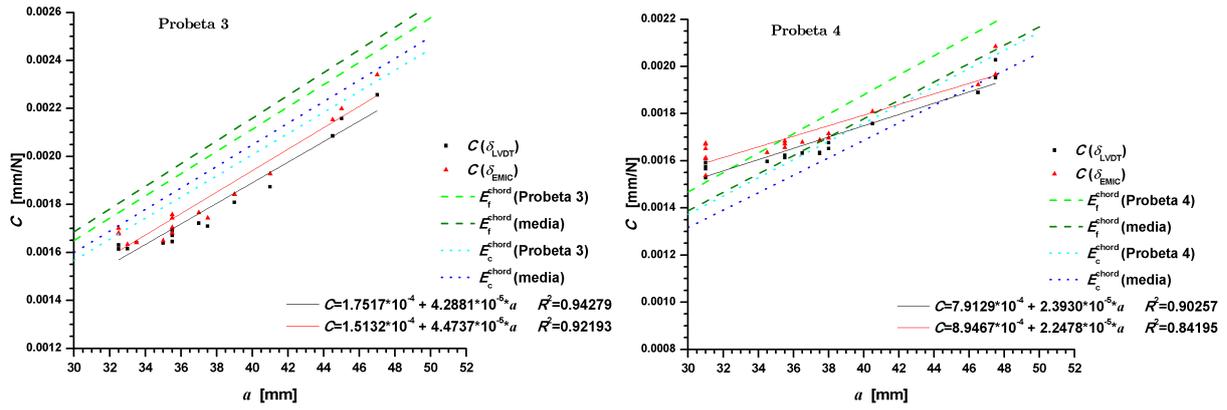


Fig. 73 Curvas C vs. a obtenidas con datos experimentales y el modelo clásico de vigas para las probetas 3 y 4.

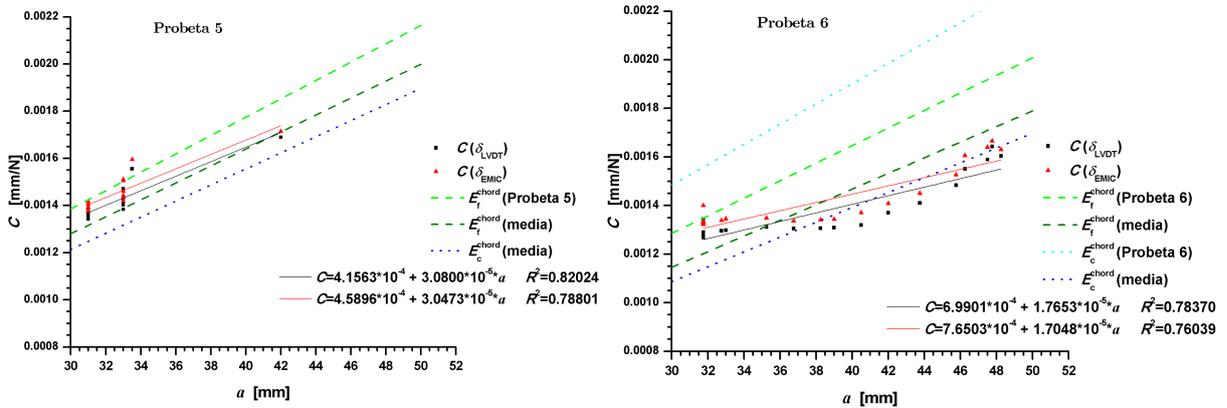


Fig. 74 Curvas C vs. a obtenidas con datos experimentales y el modelo clásico de vigas para las probetas 5 y 6.

Las curvas R obtenidas con los valores experimentales de C para las probetas de fractura se muestran en las Fig. 75, Fig. 76 y Fig. 77.

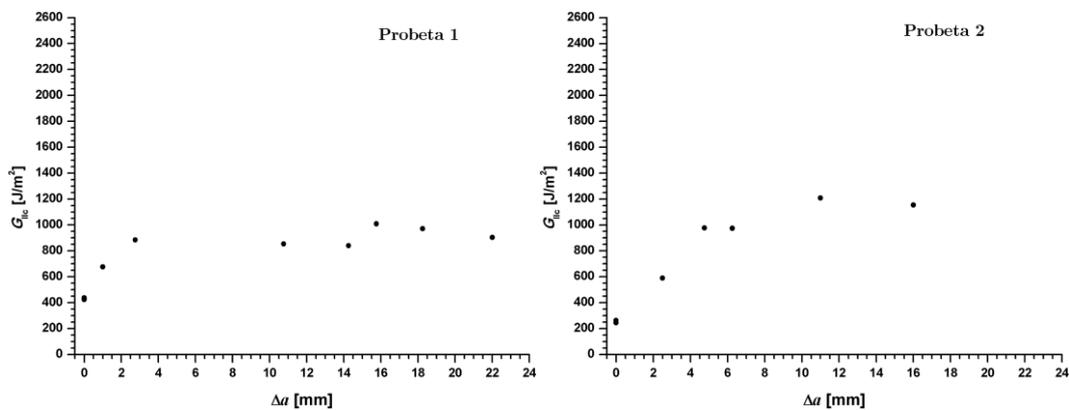


Fig. 75 Curvas R obtenidas para las probetas 1 y 2.

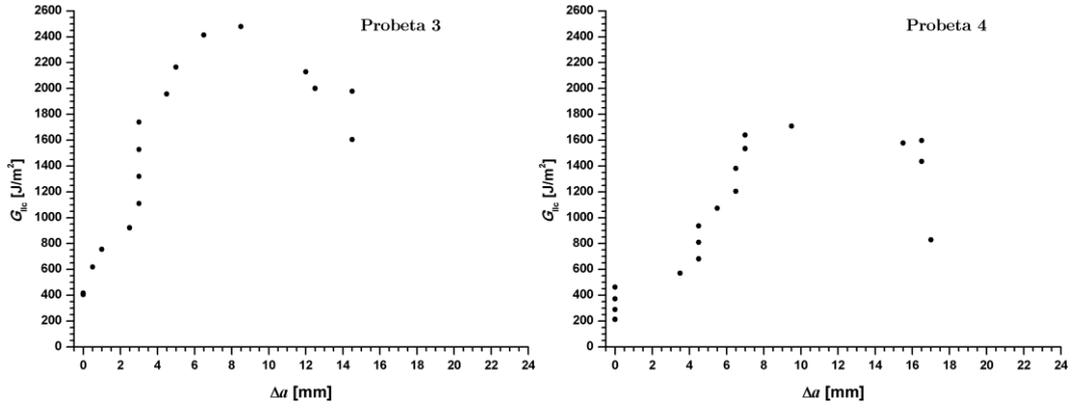


Fig. 76 *Curvas R* obtenidas para las probetas 3 y 4.

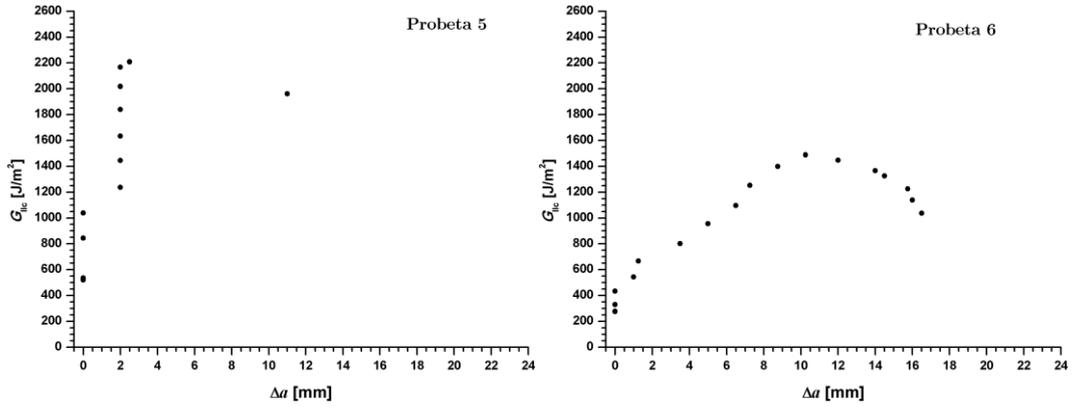


Fig. 77 *Curvas R* obtenidas para las probetas 5 y 6.

Los valores de G_{IIC} según los criterios NL, 5% y MAX, calculados tanto para los resultados experimentales de C como para la teoría clásica de vigas, son mostrados en la Tabla 27. Para la teoría de vigas se emplearon los módulos de elasticidad en flexión y compresión, tanto con el valor de cada probeta como el valor medio que corresponde al cupón. Para estos resultados, además, se muestran los valores de media, SD y CV .

Tabla 27. Valores de G_{IIC} calculados con las mediciones experimentales de C y el modelo clásico de vigas empleando los valores experimentales de E_f^{chord} y E_c^{chord} de cada probeta y del cupón.

C experimental			G_{IIC} [J/m ²] calculado mediante												
			Teoría clásica de vigas												
			E_f^{chord} probeta			E_f^{chord} cupón			E_c^{chord} probeta			E_c^{chord} cupón			
NL	5%	Max	NL	5%	Max	NL	5%	Max	NL	5%	Max	NL	5%	Max	
647	809	895	781	976	1079	882	1103	1220	804	1005	1111	837	1046	1157	
895	967	1211	1776	1920	2404	1935	2091	2619	1461	1579	1978	1835	1983	2484	
1110	2136	2478	1201	2311	2682	1227	2361	2740	1140	2194	2547	1164	2240	2599	
1523	1690	1702	2628	2915	2936	2485	2756	2776	2458	2727	2746	2357	2614	2633	
1441	1798	2208	1822	2274	2793	1684	2101	2581				1597	1993	2448	
1464	1378	1509	2998	2823	3089	2672	2516	2754	3462	3260	3568	2534	2386	2612	
Media	1180	1463	1667	1868	2203	2497	1814	2155	2448	1865	2153	2390	1721	2044	2322
SD	357	509	597	836	706	733	697	574	607	1086	895	914	661	545	575
CV[%]	30.2	34.8	35.8	44.7	32.1	29.3	38.4	26.6	24.8	58.2	41.6	38.3	38.4	26.6	24.8

Los valores de G_{IIC} calculados con distintos criterios para las mediciones experimentales de C son mostrados para cada probeta en la Fig. 78. Los círculos de borde negro corresponden al criterio no linealidad (NL), los cuadrados de borde azul al criterio de pérdida de rigidez del 5% y los triángulos rojos a los valores calculados con la fuerza máxima (MAX).

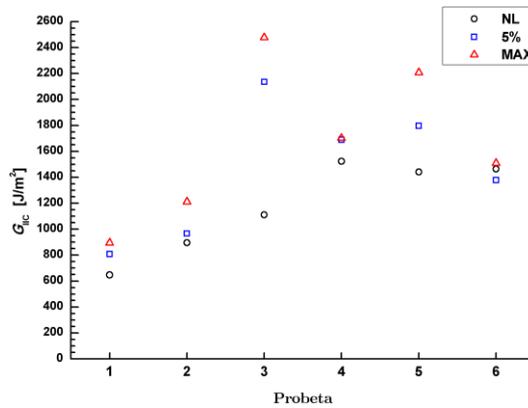


Fig. 78 Valores de G_{IIC} calculados con las curvas C experimentales para los criterios NL, 5% y MAX para las distintas probetas.

Una comparación entre los valores de G_{IIC} obtenidos con los criterios NL, 5% y MAX puede observarse en la Fig. 79. En ella se muestra el valor de la media \pm SD . Para cada criterio, de izquierda a derecha, se pueden encontrar: los valores calculados con los resultados experimentales de C , seguidos de los valores calculados con la teoría clásica de vigas con el módulo de elasticidad en flexión de cada probeta y del cupón, y el módulo de elasticidad en compresión de cada probeta y del cupón. En negro están los valores del criterio NL, en azul el criterio 5% y en rojo el criterio MAX.

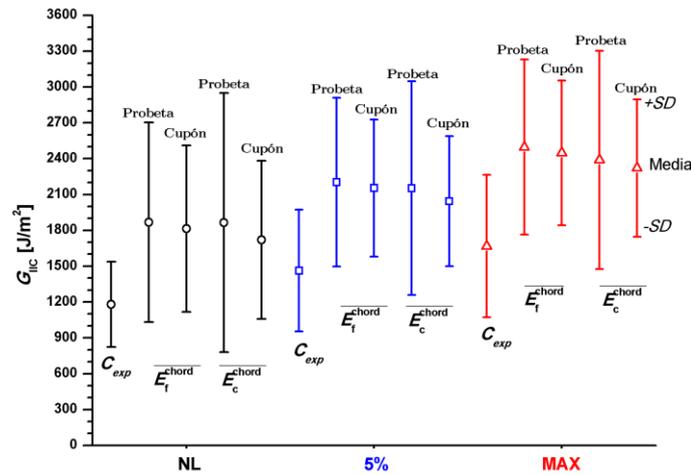


Fig. 79 Comparación entre los valores de G_{IIc} críticos calculados con las mediciones experimentales de C y el modelo clásico de vigas empleando los valores experimentales de E_f^{chord} y E_c^{chord} de cada probeta y del cupón.

Los ensayos sobre las 6 probetas debieron detenerse para un crecimiento de fisura menor a 24 mm. Las probetas presentaron falla por compresión en la cara superior de las probetas en una zona próxima (1 a 5 mm) al rodillo superior que se encuentra encima de la entalla y el frente de fisura. Cuando se produjo esta falla, se observó la apertura de la fisura por Modo I, tal como puede verse en la Fig. 80.

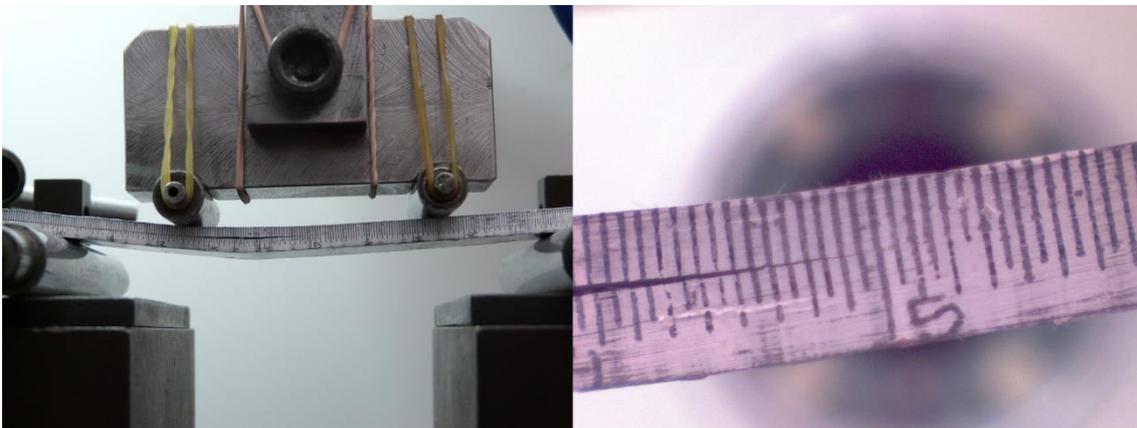


Fig. 80 Fotografías de una probeta de fractura al fallar por compresión.

Se observó porosidad durante el rectificado que se realizó en la preparación de las probetas de compresión. La misma se disponía a intervalos regulares en el sentido de las fibras. La Fig. 81 muestra una fotografía con las citadas discontinuidades.

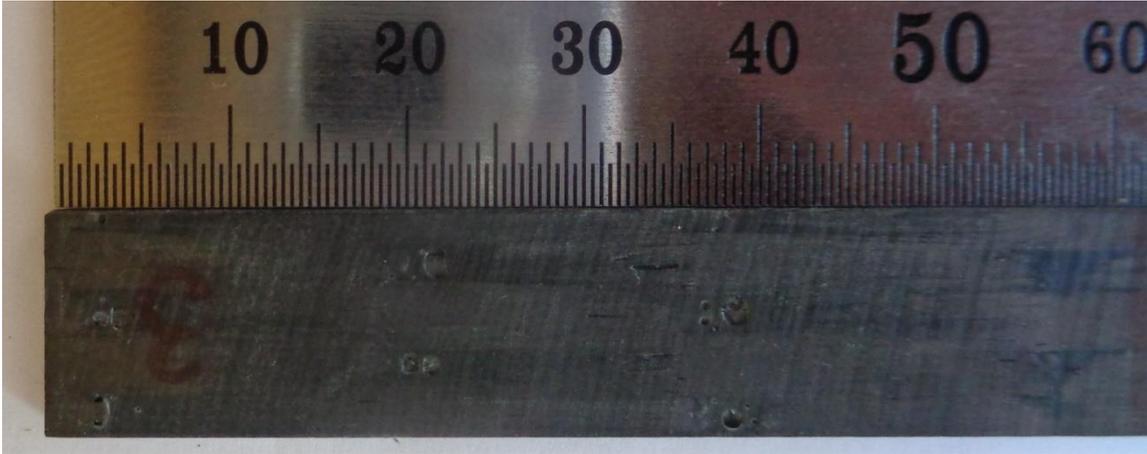


Fig. 81 Porosidad observada dentro del material después de terminar de rectificar las probetas de compresión (unidades [mm]).

4.3.2 Ensayos de flexión en 3 puntos

Los resultados de resistencia última a la flexión (F^{uf}), deformación última (ε^{uf}), el módulo de elasticidad en flexión (E_f^{chord}) para cada probeta, así como su valor medio, desvío estándar (SD) y coeficiente de variación porcentual (CV) son mostrados en la Tabla 28.

Tabla 28. Resultados de los ensayos de flexión en CFR epoxi.

Probeta	F^{uf} [MPa]	ε^{uf} [$\mu\varepsilon$]	E_f^{chord} [GPa]
Probeta 1	650	7200	104
Probeta 2	653	7000	100
Probeta 3	630	7100	94
Probeta 4	547	6600	87
Probeta 5	559	7400	85
Probeta 6	580	7900	82
Media	603	7200	92
SD	47	434	9
CV [%]	7.8	6.0	9.7

Los registros tensión normal de flexión (σ_f) vs. deformación normal en flexión (ε_f) de cada probeta son presentados en la Fig. 82.

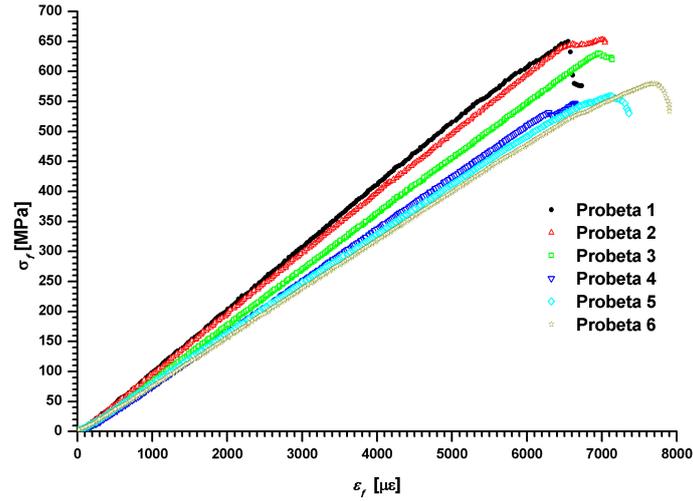


Fig. 82 Gráficos σ_f vs. ϵ_f obtenidos de los ensayos de flexión.

Los resultados de F^{uf} y E_f^{chord} en función a la posición de cada probeta en el cupón (ver Fig. 37) son graficados en la Fig. 83. Los círculos de color negro corresponden a las resistencias, mientras que los cuadrados azules con centro blanco corresponden a los módulos elásticos. Todas las probetas presentaron falla por compresión en la zona bajo el punzón de aplicación de carga del dispositivo de flexión en 3 puntos. No se observaron daños en las fibras bajo tracción.

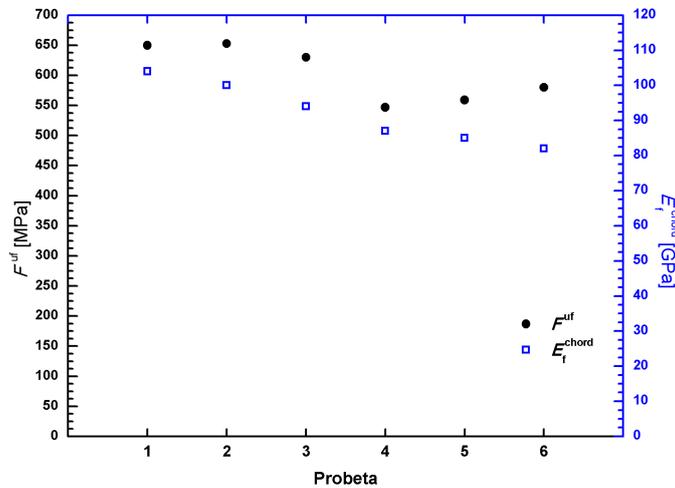


Fig. 83 Resultados de resistencia última (F^{uf}) y módulo de elasticidad (E_f^{chord}) en flexión para cada probeta.

4.3.3 Ensayos de compresión

Los resultados de resistencia última a la compresión (F^{uc}), deformación última (ϵ^{uc}), el módulo de elasticidad en compresión (E_c^{chord}) para cada probeta, así como su valor medio, desvío estándar (SD) y coeficiente de variación porcentual (CV) son mostrados en la Tabla 29. El *strain gage* (SG) de la probeta 5 se rompió durante el montaje, razón por la cual no se pudieron obtener las mediciones de deformación y sus consiguientes valores de módulo de elasticidad y deformación última.

Tabla 29. Resultados de los ensayos de compresión en CFR epoxi.

Probeta	F^{uc} [MPa]	ϵ^{uc} [$\mu\epsilon$]	E_c^{chord} [GPa]
Probeta 1	337	4044	101
Probeta 2	366	3035	122
Probeta 3	323	3709	99
Probeta 4	391	4499	93
Probeta 5	432		
Probeta 6	420	6381	71
Media	378	4334	97
SD	44	1263	18
CV [%]	11.7	29.1	18.9

Las curvas tensión en función de la deformación de las probetas ensayadas a compresión son mostradas en la Fig. 84. Los resultados de F^{uc} y E_c^{chord} en función de la posición de cada probeta en el cupón (ver Fig. 37) son graficados en la Fig. 85. Los círculos de color negro corresponden a las resistencias, mientras que los cuadrados azules con centro blanco corresponden a los módulos elásticos.

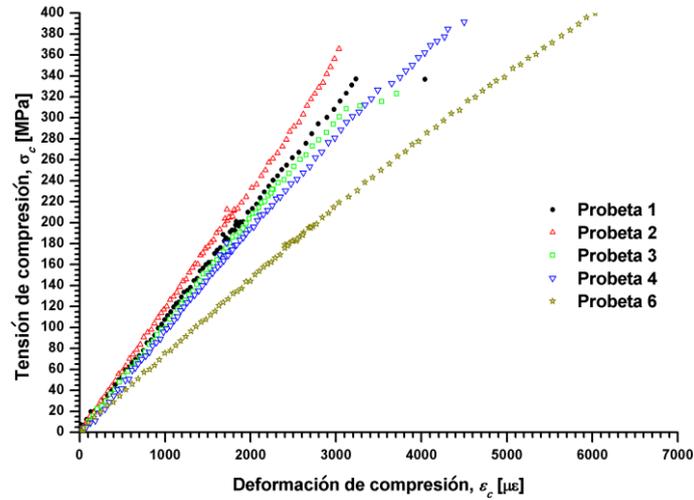


Fig. 84 Gráficos σ_c vs. ϵ_c obtenidos de los ensayos de compresión.

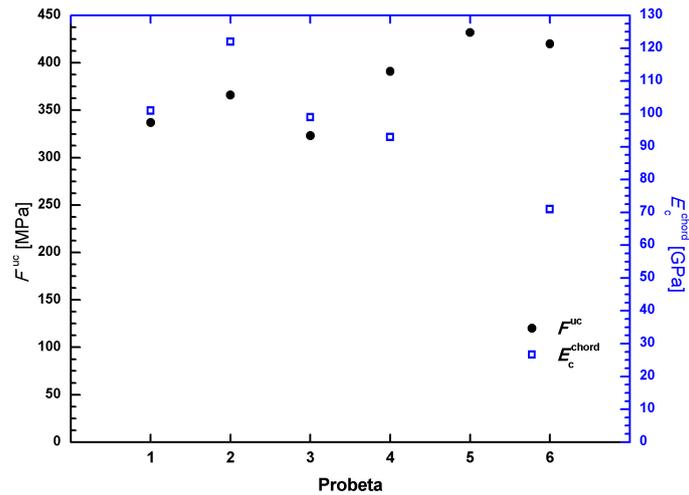


Fig. 85 Resultados de resistencia última (F^{uc}) y módulo de elasticidad (E_c^{chord}) en compresión para cada probeta.

La descripción del modo de falla de cada probeta, así como su código designado mediante la norma ASTM D6641-09, son resumidos en la Tabla 30.

Tabla 30. Modos de falla de las probetas de compresión de CFR epoxi.

Probeta	Descripción del modo de falla.	Código
Probeta 1	Modo <i>through-thickness</i> en la zona inferior del <i>gage</i> .	HGB
Probeta 2	Múltiples modos: angular y <i>through-thickness</i> , localizados en la zona media del <i>gage</i> .	M(A,H)GM
Probeta 3	Modo angular ubicado en la zona media del <i>gage</i> .	AGM
Probeta 4	Modo <i>brooming</i> ubicado en la zona media del <i>gage</i> .	BGM
Probeta 5	Modo <i>transverse shear</i> dentro de las mordazas inferiores.	TIB
Probeta 6	Múltiples modos: <i>brooming</i> , <i>transverse shear</i> y angular, ubicados en la zona media del <i>gage</i> y el borde la mordaza inferior.	M(B,A,H) V(G,A)V(M,B)

Los resultados del análisis de varianza de un factor realizado sobre los módulos elásticos de compresión y flexión se muestran en la Tabla 31.

Tabla 31. Análisis de varianza de un factor para los módulos elásticos.

Origen de la variación	Suma de cuadrados	Grados de libertad	Promedio de cuadrados	F_0	Valor P	$F_{0.05,1,9}$
Entre grupos	73.75	1	73.75	0.385	0.550	5.117
Dentro del grupo	1722.8	9	191.42			
Total	1796.55	10				

5 Discusión

En este capítulo son discutidos los resultados obtenidos. En la primera parte se trabaja con los resultados de la muestra sacada de la pala de un aerogenerador a fin de verificar su proximidad a un material con comportamiento lineal elástico ortotrópico y se comparan algunos de los resultados con los obtenidos a partir de cupones bidimensionales. En el segundo bloque se trabaja con la temática de fatiga interlaminar. Por un lado, se discuten los resultados alcanzados de la comparación de los dos grupos de materiales, de los cuales uno poseía una lámina de un MAT comercial conocido como Unifilo. Por otro lado, también son discutidos los resultados del análisis del efecto de la frecuencia de aplicación de carga. En el último bloque entra la temática de fractura Modo II.

5.1 Verificación del modelo ortotrópico

La caracterización de propiedades mecánicas de compuestos es usualmente realizada mediante el ensayo de probetas tomadas de cupones. Con excepciones, como el ensayo SBS, los resultados de estas probetas no permiten obtener propiedades fuera del plano del laminado. Además, las propiedades mecánicas de los cupones pueden diferir de las del material empleado en la aplicación estructural principalmente por desalineación de fibras, falta de homogeneidad por distintas relaciones fibra/resina, porosidad, ondulación de láminas, etc.

La muestra extraída de la viga interna de la pala es de particular interés por varias razones. En primer lugar, al poseer un espesor de 67 mm permitió medir propiedades cuasiestáticas en el sentido del espesor del laminado. En segundo lugar, la información disponible sobre resistencias y constantes elásticas en 3D de estos materiales es escasa. Por último, el material fue extraído directamente del componente estructural, no se trata de un cupón fabricado en un laboratorio en mejores condiciones que en la planta de elaboración de palas. Las diferencias de las propiedades mecánicas entre estos dos (cupones y muestra de la pala) pueden ser importantes, especialmente cuando son empleados métodos de fabricación sencillos. Éste es el caso de la muestra bajo estudio, dado que el método empleado fue impregnación manual. Todo esto provee una oportunidad de contrastar las propiedades 3D del elemento estructural con la de los cupones producidos en simultáneo con la construcción de la pala, así como con valores en la bibliografía.

Varias imperfecciones fueron encontradas en el material, tanto en la preparación de las probetas como en análisis de las láminas luego de ser incineradas. En la preparación de las probetas se observó porosidad en distintas zonas de las placas. Además, las placas ZX presentaron tanto ondulaciones en los laminados como distorsión de forma luego de ser cortadas. La distorsión de forma fue atribuida a un posible alivio de tensiones

residuales al cortar las placas. En la Fig. 44 pueden observarse dos casos con imperfecciones importantes. El primero corresponde a la desalineación de láminas unidireccionales en las ubicaciones C3 y D5. El segundo es un problema de fallas de apilamiento debido a que entre capas de láminas $\pm 45^\circ$ deberían haber 3 láminas que poseen principalmente fibras a 0° . La falla consiste en la falta de una lámina U1140 (0° 1140 g/m², 90° 50 g/m², MAT 50 g/m²) antes de las láminas en la posición B2, B5 y F2. Las láminas de G4 en adelante corresponden a la terminación superficial con laminados preferencialmente a $\pm 45^\circ$, las cuales no fueron ensayadas y analizadas en este trabajo.

En los resultados de la Tabla 14 y la Fig. 49 se observa que los valores más altos, tanto de F^{ut} como de F^{uc} , fueron en la orientación Y. Además, esta figura muestra que los valores medios en tracción fueron más elevados que los de compresión. F^{ut} en la orientación X fue mayor que en la Z. Esto se debe a que el material no posee fibras *interlaminares* en el sentido del espesor. F^{uc} en X fue menor que en Z y ambas fueron menores que en la orientación Y. En las direcciones X y Z los valores de F^{uc} fueron un orden de magnitud mayores que en los valores de F^{ut} . La Fig. 50 muestra que los valores de F^{ut} de la muestra de la pala resultaron menores que los de los cupones. El hecho de que los valores de la muestra en el plano XY sean más bajos a los de los cupones se atribuyó a las causas antes mencionadas: desalineación u ondulación de las láminas, porosidad y regiones con distinta relación fibra resina [61].

La Tabla 19 muestra que los modos de falla en los ensayos T fueron *longitudinal splitting* para los casos donde la dirección de las fibras 0° coincidió con la dirección de aplicación de la fuerza, mientras que para los otros casos en tracción fueron *lateral* y *angular*. Algunas probetas T fallaron dentro de las mordazas en lugar de hacerlo en la zona del *gage*. La gran mayoría de las probetas C fallaron dentro del área del *gage*. Las restantes presentaron daño en una región que cubrió el *gage* y los bordes de alguna mordaza. Los modos de falla que se produjeron dentro de la zona del *gage* para ambos ensayos coincidieron con los obtenidos en los cupones (2D) [149][150] y por Samborsky *et al.*[63] en cupones 3D de GFR epoxi.

El procedimiento de pegar postizos de material con características similares en probetas C y S resultó adecuado para este estudio. Esto se justifica porque todos los modos de falla en probetas C estuvieron a una distancia mayor a 1.5 veces el ancho de la probeta respecto a la línea de adhesivo. Para las probetas S el postizo estuvo dentro de la zona de mordazas, lejos del área del *gage*. Mediante el uso de estos postizos fue posible el empleo de dispositivos normalizados para hacer los ensayos.

La resistencia al corte *short-beam* (F^{sbs}) no fue obtenida en las direcciones X y Z porque los bajos valores de F^{ut} en estas direcciones respecto a Y promueven la falla por

tensiones de tracción en lugar de tensiones de corte. Los resultados de F^{sbs} en la Tabla 18 muestran una media de 36.8 MPa y un SD de 4.6 MPa, mientras que los cupones de este material tuvieron una media de 53.0 MPa y un SD de 2.4 MPa [151]. Respecto al modo de falla, las probetas desde BYX1-1 hasta BYX1-4 presentaron modo de falla por corte interlaminar, mientras que las probetas desde BYX1-5 hasta BYX1-8 presentaron daño por corte interlaminar combinado con desprendimiento de fibras en la cara de la probeta bajo tracción. En comparación, los cupones solo mostraron daño por corte interlaminar. Las diferencias, tanto en los resultados de F^{sbs} como en los modos de falla de las últimas 4 probetas, pueden estar asociadas a la ondulación y desalineación de las láminas y/o a la porosidad.

El valor de F^{sbs} asume una distribución de tensiones parabólica a través del espesor de la probeta, que a su vez es constante a través del espesor de la misma [80]. Estas suposiciones difieren en cierto grado de la verdadera distribución de tensiones en la probeta [67][81]. Por ésta y otras razones, el valor de F^{sbs} sobrestima el valor de la resistencia al corte interlaminar del material [68]. En cambio, el ensayo con probetas S produce una distribución de tensiones más uniforme en la zona del *gage* [152] que en las probetas B. Los valores de F^{su} obtenidos con las probetas SZX2-1 y SZY3-1 deberían ser una mejor aproximación a la resistencia al corte interlaminar del material que los valores de F^{sbs} . El valor de F^{su} de SZY3-1 fue 11.0 MPa, aproximadamente un 30% del valor de F^{sbs} . Sin embargo, la falla de la probeta SZY3-1 fue paralela a la zona del *gage*, no dentro de la misma. En la zona de falla se observó porosidad, posible causa de la falla fuera de la zona del *gage*. La probeta SZX2-1 se rompió mientras era montada en las mordazas del dispositivo de ensayo. Aquí también se observó porosidad en la superficie de falla. De la experiencia con estas probetas queda en discusión si es preferible emplear probetas de mayor espesor al usado en esos casos o emplear otros ensayos de corte [39][153] cuando se requieren ensayos en la dirección del espesor. Solo el modo de falla de la probeta SYX2-1 estuvo dentro de la zona del *gage*. Las demás probetas tuvieron modos de falla fuera de esa área de medición. Estas últimas probetas presentaron fallas en zonas con discontinuidades como ser poros. Los valores de γ^u fueron menores a los obtenidos en ensayos en 3D sobre cupones de GFR epoxi por [63].

Con la finalidad de cotejar los valores que se obtuvieron del Módulo de Young en la Tabla 15, Tabla 16 y los reportados en la literatura, se compararon valores obtenidos de compuestos reforzados con fibra de vidrio. E_X^t varía entre 9.7 y 18 GPa para matrices epoxi [39][38][154] y entre 11.7 y 12.3 GPa para matrices poliéster [155]. E_Y^t varía entre 43 y 60 GPa para matrices epoxi [39][63][38][154] y entre 36.7 y 38.6 GPa para matrices poliéster [155]. En compresión, E_X^c ronda entre 12.9 y 17.9 GPa para matrices poliéster [155], mientras que Samborsky *et al.* [63] reportaron valores de 16 GPa para matrices epoxi. E_Z^t y E_Z^c con valores de 16.7 GPa y 14.2 GPa

respectivamente para matrices epoxi [63]. Los resultados de la Tabla 15 y Tabla 16 fueron similares a los que se citaron de la literatura.

Comparando las constantes elásticas de las probetas T y C (Tabla 15 y Tabla 16), el módulo de elasticidad tanto en tracción como en compresión es más alto en la orientación Y. El módulo más bajo fue medido, como era de esperarse, en el sentido del espesor (Z).

Solo en las probetas TYX2-2 y TYZ4-1 fue usado un rango de deformaciones entre 1000 y 3000 $\mu\epsilon$ para calcular los módulos elásticos, tal como lo sugiere [140]. Las otras probetas tuvieron deformaciones últimas menores que aquellas en ensayadas en la orientación Y. Esto llevó a elegir un rango de deformaciones menor para calcular E^t . Los valores de E^t y E^c resultaron similares en las orientaciones X y Z. La diferencia entre los valores obtenidos de E^t y E^c en la orientación Y resultó mayor que en las demás orientaciones.

Los coeficientes de Poisson en tracción fueron similares a los resultados en [63] para cupones de GFR epoxi. El valor de ν_{XY}^c es particularmente alto comparado con valores medidos en cupones de materiales similares [155]. Este coeficiente medido en cupones fue de 0.120 (con un SD 0.040), mientras que el valor obtenido en este estudio fue de 0.317. Comparando los coeficientes de iguales índices entre sollicitaciones a tracción respecto a compresión, los coeficientes ν_{XY} , ν_{ZY} y ν_{XZ} difieren en más de 20%. Los restantes coeficientes difieren en menos de 10%.

La simetría en la matriz de rigidez fue verificada tanto en tracción como en compresión. Para los ensayos T las igualdades difieren: Ec.(5) en 3%, Ec.(6) en 14% y la Ec.(7) en 20%. Estos valores son similares a los obtenidos por otros autores en cupones de GFR epoxi [63]. En cambio, para los ensayos C las diferencias fueron: Ec.(5) en 91%, Ec.(6) en 7% y la Ec.(7) en 51%. Las diferencias para las Ecs.(5) y (7) son altas comparados con las que se obtuvieron en tracción.

El módulo de corte (G^{chord}) para SXZ1-1, SYX2-1 y SYZ4-1 no pudo ser calculado en el rango de deformaciones sugerido por ASTM D7078-12 [142] de 4000 $\mu\epsilon \pm 200 \mu\epsilon$, con la deformación menor empezando en el rango entre 1500 y 2500 $\mu\epsilon$ inclusive. Para las probetas SZY3-1 y SXY1-1 el rango de deformaciones fue menor que 4000 $\mu\epsilon$ porque las probetas mostraron valores de γ^u menores. Las Ecs.(8) y (10) dieron diferencias de 63% y 77% respectivamente. Estas diferencias son grandes comparadas con lo que presenta la bibliografía para GFR epoxi [63]. En el caso de la Ec.(8), la que corresponde a las propiedades de corte en el plano de laminado, la diferencia entre G_{XY} y G_{YX} fue mayor que cupones de material similar [155].

Para la mayoría de los ensayos solo pudo obtenerse una probeta de cada tipo debido al limitado tamaño de la muestra. El pequeño número de muestras no permitió hacer un análisis estadístico de los resultados para la gran mayoría de los casos. Esta misma razón es la que no permite asegurar que el material haya sido completamente caracterizado en sus propiedades cuasiestáticas elásticas y de resistencias. Sin embargo, los resultados han sido una buena oportunidad para comparar los resultados del elemento estructural respecto a los cupones que se produjeron en simultáneo. Además, estos ensayos proporcionaron más información sobre propiedades fuera del plano de un compuesto GFR poliéster, es decir, en el sentido del espesor, la cual es poco frecuente en la bibliografía. Teniendo presente las limitaciones antes expuestas, es posible inferir que los resultados de cupones producidos en laboratorio sobrestimaron los valores de las resistencias medidas en la muestra extraída de la pala.

5.2 Fatiga interlaminar

5.2.1 Influencia de la lámina de Unifilo

Los espesores, y por lo tanto las dimensiones, de los dos grupos de probetas estudiados no fueron los mismos como resultado de la lámina extra de MAT Unifilo en uno de los grupos (ver Tabla 9). Como consecuencia de ello, para alcanzar iguales valores de tensiones de corte según el modelo de la Ec.(50), se requieren cargas aplicadas mayores en las probetas con MAT. En este estudio se analizó el comportamiento de los materiales bajo tensiones de corte interlaminar descartando posibles efectos consecuencia de mayor espesor en el grupo con lámina de MAT (espesor 25% mayor), mayor luz entre apoyos o mayores cargas.

Los valores de F^{sbs} fueron mayores para el compuesto sin la lámina de Unifilo, como puede observarse en la Tabla 18. La diferencia entre valores medios indica que las probetas con Unifilo fueron 13% menos resistentes al corte *short-beam shear* (SBS) que las otras. Otro punto a destacar fue la baja dispersión de resultados de las probetas $[0_2]_S$, con un SD de 0.3 MPa y CV de 0.5%. Son considerados bajos por compararlas, tanto con las probetas $[0_2/\overline{Unifilo}]_S$, como con valores de otras experiencias [78][151][155][156][157] que dieron, en general, valores de CV de por lo menos un dígito porcentual. El Unifilo pareció disminuir los valores de F^{sbs} del laminado en el que fue introducido.

En las Fig. 51 y Fig. 52 los resultados de fatiga muestran, como era de esperarse, una disminución de la vida a la fatiga a medida que fue aumentado el valor de R . En las probetas $[0_2]_S$ se puede observar que hubo una mayor dispersión en los resultados para $R=0.2$. El modelo de ajuste empleado muestra que las pendientes de las curvas disminuyen con el aumento de R . Un punto a destacar es que para la región entre 10^5 y 10^6 ciclos no se observaron grandes diferencias en la vida a la fatiga para $R=0.1$ y 0.2 . La diferencia resultó mucho más clara comparando los valores anteriores con los de $R=0.5$. La mayor dispersión de resultados en las probetas $[0_2/\overline{Unifilo}]_S$ estuvo en los ensayos con $R=0.5$. El modelo de ajuste mostró pendientes similares para $R=0.1$ y 0.2 , a diferencia de lo que se observó en la otra serie de ensayos.

Las probetas cuyos ensayos han sido detenidos al superarse 10^6 ciclos (*run-out*) fueron usadas en el modelo de ajuste con el mismo peso que aquellas que fallaron. Esto genera que las curvas para $R=0.5$ en probetas $[0_2]_S$ y $R=0.2$ y 0.5 en probetas $[0_2/\overline{Unifilo}]_S$ sean conservativas.

Para la construcción de los *constant life-time diagrams* (CLDs) de tensiones SBS de cada material se empleó el modelo *piecewise linear* CLD por varias razones. La primera es que no se encontraron experiencias de construcción de CLD para tensiones

de corte interlaminar posteriores a las experiencias de Bevan de 1977 [83]. No se disponían de experiencias anteriores para justificar un modelo frente a otro. La segunda tiene que ver con los valores de R que se emplearon. Para obtener un CLD completo suelen usarse, en fatiga por tensiones normales, valores de R próximos a 0, -1 y >1 . Con tensiones de corte el diagrama debería ser simétrico como se expuso en la sección 2.3.3, lo que haría necesario trabajar con valores de $-1 < R < 1$. En las experiencias aquí realizadas solo se hicieron ensayos para $0.1 < R < 1$, lo cual no permite completar todo el cuadrante del CLD. Modelos que requieren resultados con $R = -1$ fueron descartados [85]. La tercera razón está asociada a la simplicidad que presenta el modelo *piecewise linear* CLD frente a los demás modelos como el de Harris *et al.* [95], Kawai *et al.* [96], Boerstra [97], etc.

Los CLDs de tensiones SBS en la Fig. 53 son parciales, por lo que la comparación solo fue hecha para la zona donde se disponen datos. Las líneas de vida-contaste del material $[0_2/\overline{Unifilo}]_S$ están por debajo de las equivalentes del material $[0_2]_S$. Varias de las líneas de vida-constante se distancian un orden de magnitud entre materiales para una dada combinación de $\tau_a - \tau_m$. La diferencia parece ser mayor para $R = 0.2$ que para los otros valores.

El mecanismo de daño por corte interlaminar estuvo presente en todas las probetas. El daño en la zona de los apoyos y del punto de aplicación de carga también estuvo presente en las probetas. El cambio de traslucidez de las probetas permitió observar de forma más detallada las zonas con los distintos tipos de daño. El daño por causa de los apoyos y el punzón de aplicación de carga no es deseable porque no tiene relación con la propiedad que se está buscando evaluar. Este punto es una de las posibles limitaciones que tiene el ensayo SBS para cargas cíclicas en estos materiales. La Fig. 54 muestra que para ambas probetas las zonas más oscuras abarcan una región entre un apoyo y la zona cercana al punzón, pasando por la región donde se esperan los máximos esfuerzos por tensiones de corte interlaminar.

La presencia de poros, como el que está revelado en la superficie en la Fig. 55, podría ser una de las causantes de la menor performance de las probetas $[0_2/\overline{Unifilo}]_S$ respecto a las $[0_2]_S$. Como los poros fueron observados únicamente en la zona central, la que corresponde al MAT Unifilo, es posible que la impregnación por infusión sea más difícil en esa lámina que en las láminas unidireccionales. Estas discontinuidades en el material podrían disminuir el periodo que conlleva la iniciación del daño por fatiga SBS. A su vez, también podrían explicar los valores más bajos en el comportamiento SBS cuasiestático.

La presencia de los poros no permite concluir que el Unifilo es el único causante de la menor performance de las probetas $[0_2/\overline{Unifilo}]_S$ comparadas con las $[0_2]_S$ tanto en los

valores de F^{sbs} como en fatiga SBS para las condiciones ensayadas. Los defectos en esta lámina de MAT fueron una variable adicional que no fue esperada al inicio de este estudio. En caso de que no se hubieran presentado, el estudio hubiera sido más concluyente respecto a la influencia del Unifilo. Sin embargo, sí fue concluyente el hecho de que hay diferencias en la performance ante condiciones de resistencia cuasiestática y de fatiga SBS entre los materiales compuestos evaluados. Si bien escapa al objetivo de esta tesis, queda pendiente la evaluación y discusión de si los defectos son introducidos por el Unifilo por ser más difícil de impregnar.

5.2.2 Efecto de la frecuencia

El estudio del efecto de la frecuencia de aplicación de carga en fatiga por tensiones de corte interlaminar tiene un interés en las prácticas de laboratorio porque se desea hacer los ensayos a la frecuencia más elevada posible sin que se vea afectado el comportamiento a la fatiga del material. Por otra parte, entender el efecto de esta variable resulta importante para poder comparar resultados de ensayos hechos con distintas frecuencias o en resultados experimentales de materiales llevados a cabo a frecuencias distintas a las que se encuentra sometido el elemento estructural que emplea ese material.

El ensayo *short-beam shear* (SBS) es considerado adecuado para cargas cuasiestáticas, ya sea para control de calidad, como para comparar materiales bajo un estado de tensiones que presente corte interlaminar. A pesar de limitaciones que presenta el ensayo, como un estado de tensiones no uniforme [67][81], su simplicidad resultó apropiada para realizar ensayos de fatiga con tensiones de corte interlaminar predominantes. Otro factor importante a destacar de las experiencias con este ensayo es que la inspección visual mostró que todas las probetas presentaron falla por corte interlaminar. En los casos de fatiga, este ensayo puede ser adecuado para comparar materiales y hacer control de calidad.

La Fig. 62b deja evidenciados los distintos daños en la probeta ensayada. El daño interlaminar está indicado en la derecha. El daño causado por el punzón, como era de esperarse por la magnitud de las fuerzas actuantes en cada caso, abarca una zona más grande que la de los soportes. El uso del ataque con una solución de HF evidenció las zonas dañadas de forma más clara que la observación del cambio de traslucidez que se efectuó en la sección 4.2.1. La inspección visual de las probetas no mostró diferencias en la región dañada para los tres niveles de tensiones y las cuatro frecuencias. En cambio, May y Hallett [77] indicaron que, en sus ensayos sobre CFR epoxi, la región dañada por los soportes y el punzón fue menor con tensiones más bajas. La diferencia entre lo

observado por estos dos autores y los resultados de este estudio podrían deberse al material, la condición de falla, los niveles de tensiones o la geometría de la probeta.

El rango de frecuencias evaluado (1-10 Hz) cubre las frecuencias más usadas tanto por la base de datos de SNL SNL/MSU/DOE y la de Knowledge Centre WMC (ver Fig. 18 y Fig. 19). Los valores de τ_a fueron elegidos en base al CLD de tensiones SBS de la Fig. 53 para obtener vidas a la fatiga entre 10^3 y 10^6 ciclos. Este rango de vida a la fatiga es el típicamente empleado en la caracterización de vida de alto ciclo en materiales compuestos [86].

El modelo usado para el ajuste de los resultados de fatiga SBS obtuvo valores de R^2 mayores que 0.80. Estos grados de ajuste para este modelo son similares a los obtenidos para ensayos de fatiga de GFRP en las bases de datos analizadas [115][116].

En la revisión bibliográfica sobre fatiga SBS que se hizo en la sección 2.3, no se encontraron resultados para compuestos de GFR poliéster, únicamente se encontraron para matriz epoxi, razón por la cual no se pudieron comparar con los resultados de otros autores. La dispersión de los resultados fue similar a la presentada en fatiga SBS en GFR epoxi [79] y CFR epoxi [77].

Los resultados presentados en las Fig. 56, Fig. 57 y Fig. 58 indican diferencias entre medias para $\tau_a=11.0$ MPa, siendo ellas más apreciables para las frecuencias menores. Para $\tau_a=13.2$ MPa se puede observar un valor medio menor para 6 Hz. Sun y Chan [99] observaron una tendencia similar en sus ensayos de fatiga tracción-tracción en GFR epoxi con apilamiento $[\pm 45]_{2S}$. Para el nivel de tensiones más elevado no se evidenciaron diferencias apreciables como en los otros casos.

Los gráficos de probabilidad normal en función a los residuos en la Fig. 63a y c se aproximan a la forma de una recta. En cambio, los resultados en la Fig. 63b poseen algunos puntos en los extremos de la distribución que dificultan la visualización de una recta. Parecería que la distribución posee un ligero sesgo con la cola izquierda más grande que la derecha. Visualizando los valores centrales con más énfasis que los extremas, es posible ver con más claridad la posibilidad de que los puntos formen una recta que intersectaría para un residuo cero el valor de probabilidad 50%. La importancia de que los puntos formen una recta que pasa para un residuo cero sobre el valor de probabilidad 50% se debe a que implicaría que la distribución de los errores correspondería a una distribución normal [144]. Como el sesgo parecería estar con los residuos negativos, una inspección de los valores de la Tabla 22 muestra algunos valores de vida a la fatiga bajos comparados a los demás de esa serie. Durante los ensayos no se observaron particularidades o anomalías experimentales. Hay que notar que, para emplear la distribución normal, se usó la transformación de la Ec.(55) y que todas las inferencias que se puedan hacer son sobre los valores transformados de las

muestras [144]. Como el uso de la distribución normal parece ser buena para los dos niveles extremos de tensiones evaluadas y para $\tau_a=13.2$ MPa la desviación en la Fig. 63b no es excesivamente marcada, fue aceptado el supuesto de que los valores transformados siguen una distribución normal.

Los gráficos de la Fig. 64 que muestran los residuos en la secuencia en que se hicieron los ensayos no parecen mostrar ningún patrón obvio. Algunas zonas particulares de los gráficos podrían dejar algunas dudas como los primeros ensayos en la Fig. 64c. Sin embargo, parecería una distribución aleatoria de puntos.

Se emplearon dos herramientas para verificar la hipótesis de igualdad de las varianzas. La primera son los gráficos de la Fig. 65, los cuales no parecen mostrar ningún patrón como, por ejemplo, una forma de cono o embudo, típica de situaciones donde hay algún ruido que es un porcentaje de la escala de medición [144]. En esta instancia podría decirse que no se puede rechazar la hipótesis de que las varianzas son las mismas. El problema del análisis de estos gráficos es que dependen en gran medida de la experiencia del analista. La segunda herramienta fue una prueba de Bartlett cuyos resultados están en la Tabla 23. Para los tres niveles de tensiones analizados se observa que $\chi_0^2 < \chi_{0.05,3}^2$, por lo tanto, no puede rechazarse la hipótesis nula que dice que las cuatro varianzas son iguales.

Para los análisis estadísticos fue usado un valor de $\alpha=0.05$ por ser el valor más empleado en estudios que involucran fatiga de materiales [86][91][92]. Los ANOVA de las Tabla 24 y Tabla 25 indican que la diferencia entre medias no es significativa. Analizando el caso de $\tau_a=15.7$ MPa en la Tabla 24 $F_0 < F_{0.05,3,36}$, por lo que la hipótesis nula H_0 (no hay diferencia entre las medias) no puede ser rechazada. El análisis alternativo que se realizó comparó el valor $P=0.914$ obtenido con el α empleado. Como el valor de P es mucho mayor que α , no puede rechazarse la H_0 . De la misma manera, el caso para $\tau_a=13.2$ MPa en la Tabla 25 indica ($F_0 = 1.056$) $<$ ($F_{0.05,3,20} = 3.098$) y (valor $P = 0.39$) $>$ ($\alpha = 0.05$), razón por la que tampoco puede ser rechazada H_0 .

El caso de $\tau_a=10.0$ MPa en la Tabla 26 es más complejo. Como en los casos previos ($F_0 = 2.676$) $<$ ($F_{0.05,3,17} = 3.197$) y (valor $P = 0.08$) $>$ ($\alpha = 0.05$). Estos resultados implican que H_0 no puede ser rechazada. Sin embargo, las diferencias en este caso son pequeñas comparadas con las que presentaron los otros 2 niveles de tensiones. Con la selección de un α un poco mayor, el análisis estadístico cambiaría su resultado. Teniendo presente este hecho y basándonos en los resultados, podemos concluir que hay diferencia entre las medias pero no son significativas para las frecuencias y tensiones usadas.

La medición de temperatura en la probeta fue hecha en la zona en la que el modelo de distribución de tensiones utilizado predice las máximas tensiones de corte interlaminar (ver Fig. 36) y donde la iniciación del daño por fatiga de corte interlaminar es propenso a ser nucleado.

Debido a que la medición de temperatura es superficial y localizada, no se descartó que la temperatura pueda ser mayor en el interior de la probeta. Otra cuestión a discutir es el complejo estado de tensiones en la probeta que puede producir gradientes de temperatura. Khan y Muliana [158] modelaron una viga corta de un material compuesto reforzado con partículas bajo cargas de fatiga en flexión en 3 puntos. El modelo consideró al material como homogéneo e isótropo, cargas uniformemente distribuidas y $R=-1$. Los mayores incrementos de temperatura según el modelo ocurrieron en la mitad de la probeta, en las caras donde las tensiones de compresión o tracción son máximas. El modelo empleado por estos autores difiere de las experiencias aquí realizadas principalmente en que en esta tesis el material era elástico ortotrópico reforzado con fibras largas y la carga aplicada era puntual, mientras que los citados autores usaron un material elástico isótropo con refuerzos de partículas y la carga aplicada era uniformemente distribuida.

Las probetas ensayadas tanto con $\tau_a=15.7$ MPa a 6 y 10 Hz, como aquellas con $\tau_a=13.2$ MPa a 10 Hz, mostraron los mayores incrementos de temperatura. Éstos fueron continuos, siendo más destacables en el último 30% de vida de la probeta como puede observarse en las Fig. 61a y b. De esta observación surge la discusión de que, si fuera implementada otra condición de falla, serían otros los valores de incrementos de temperatura observados. Los cambios de temperatura en las probetas con $\tau_a=15.7$ MPa a 1 y 3 Hz fueron pequeños, alrededor de 1°C. La norma ASTM D3479-12 [112] para ensayos de fatiga tracción-tracción en compuestos laminados hace recomendaciones de precaución con respecto a la selección de la frecuencia debido al aumento de temperatura de las probetas. Esta norma dice que fue observada degradación en propiedades de algunos compuestos con incrementos de temperatura de 10°C. La norma ISO 13003, también para fatiga tracción-tracción en compuestos, limita el aumento de temperatura producido por la probeta en 10°C. Como fue previamente comentado, el máximo incremento de temperatura en este estudio fue de 7°C, siendo las probetas correspondientes a $\tau_a=13.2$ y 15.7 MPa a 10 Hz los casos más destacables. Sin embargo, el análisis estadístico mostró que la diferencia entre medias no era significativa. Para $\tau_a=11.0$ MPa los aumentos de temperatura no fueron apreciables y la diferencia entre los valores medios a distintas frecuencias fue mayor que en los casos antes citados, aunque igualmente no significativas. Es posible que para $\tau_a=11.0$ MPa sea más importante la sensibilidad del material a la velocidad de aplicación de carga, que el efecto del calentamiento.

Del párrafo anterior puede resumirse que con los mayores valores de τ_a , donde los mayores incrementos de temperatura fueron observados, la diferencia entre valores medios de la vida a fatiga SBS fue pequeña y claramente no significativa. En contraposición, con los menores valores de τ_a , donde los incrementos de temperatura no fueron apreciables, las diferencias entre los valores medios de la vida a la fatiga SBS fueron mayores que en caso anterior e igualmente no significativas, pero con un margen muy pequeño de serlo. La tendencia que parece surgir de los resultados es que la vida media de las probetas con bajos valores de τ_a es mayor con las frecuencias más altas. Como fue comentado anteriormente, Sun y Chan [99] observaron una tendencia similar para probetas $[\pm 45]_{2S}$ en fatiga tracción-tracción de GFR epoxi.

El cambio de rigidez de la probeta como condición de falla [79][86][159] fue sencilla y práctica de implementar en los ensayos. En las Fig. 59 y Fig. 60 pueden observarse tres regiones en las curvas de δ maxratio. La primera región muestra degradación de la rigidez decreciente, la segunda una zona relativamente lineal de pérdida de rigidez con los ciclos y la tercera muestra un incremento en la tasa de pérdida de rigidez. En la Fig. 59 la transición entre la segunda y la tercera región fue más brusca que en la Fig. 60. La tercera región también puede observarse en las curvas $\Delta\delta$ ratio. En el caso de las curvas $\Delta\delta$ ratio se observó un aparente incremento en la rigidez de la probeta que cubre aproximadamente el 90% de la vida de las probetas. May y Hallett [77] sugirieron que esto puede ser causado por una redistribución de cargas debido a la iniciación de daño en una zona de tensiones combinadas de tracción y compresión y el desgaste localizado bajo los apoyos y el punzón de aplicación de carga. En la Fig. 59 se muestra un zoom con el 5% inicial de la vida de la probeta donde se este fenómeno es más apreciable: la curva $\Delta\delta$ ratio muestra un incremento de 4%, mientras la δ maxratio un decremento de 6%. Daniels *et al.* [160] observaron importantes cambios de rigidez en ensayos SBS cuasiestáticos con temperaturas cercanas a la T_g . En cambio, sus resultados mostraron que pequeños incrementos de la temperatura por debajo de la T_g no producen cambios importantes en la rigidez de la probeta.

Para esta serie de ensayos fue elegido $R=0.1$ por ser uno de los valores más frecuentemente usados en estudios que involucran fatiga por tensiones de corte interlaminar [74][76][77][82][120]. Otros valores de R serían necesarios para poder analizar el efecto de la frecuencia en un *constant life-time diagrams* (CLDs) de tensiones SBS. El efecto de la tensión media en combinación con el efecto de la frecuencia de aplicación de carga podría tener una influencia importante en la vida a la fatiga SBS.

Las dimensiones de las probetas son otra de las variables que podrían afectar la vida a la fatiga SBS en combinación con la frecuencia. Las dimensiones de las probetas normalizadas para ensayos cuasiestáticos están en proporción al espesor de las

muestras. Esto genera una variación en el cociente área/volumen que puede cambiar la transferencia del calor generado en la probeta hacia el ambiente. Incluso se pueden observar diferencias si se analizan dos normas para ensayos SBS cuasiestáticos. La norma ASTM D2344-13 [65] limita el espesor (h) entre 2 y 6 mm, pero la ISO 14130 [66] no limita esta dimensión en las probetas. Los valores extremos del cociente área/volumen que permite la ASTM D2344-13 son 0.56 y 1.67. Esto implica que una probeta de $h=2$ mm presenta un cociente área/volumen 3 veces mayor que una probeta con $h=6$ mm. Los ensayos de fatiga SBS de la bibliografía analizada incluso emplearon relaciones ancho/espesor (b/h) y longitud/espesor (l/h) distintas a la que sugieren las normas SBS cuasiestáticas. Makeev [120] empleó $b/h=0.8$ y un cociente área/volumen=0.83. Este autor argumentó que una relación b/h de aproximadamente 1 produce una distribución de deformaciones a través del ancho de la probeta más uniforme que el valor sugerido de 2.0 en ASTM D2344-13. May y Hallett [77] emplearon $b/h=3.9$ y un cociente área/volumen=1.07. Bevan [83] empleó $b/h=5$ y un cociente área/volumen=1.04. En esta tesis se usó $b/h=2.0$ y un cociente área/volumen=1.03. Ésta es una variable a tener en cuenta en caso de que las actuales propuestas de normalizar este ensayo [161] lleguen a tal fin.

5.3 Fractura Modo II

Las propiedades a fractura tanto en Modo I, Modo II y Modo mixto I/II de materiales compuestos laminados son algunas de las propiedades que se requieren para aplicaciones en palas de aerogeneradores [22] y eran de interés para los desarrollos tecnológicos que llevaba a cabo en este campo la empresa IMPSA. Como se comentó en la sección 2.4.2, el ensayo en Modo II es complejo debido a varias dificultades experimentales que se han encontrado. Hay mucho interés en normalizar ensayos que no solo brinden valores G_{IIC} de iniciación, como el recientemente estandarizado por ASTM ensayo ENF [130], sino que permitan obtener valores de propagación [131]. Por eso es que se trabajó sobre una de las metodologías experimentales existentes, la de probetas 4ENF.

Tanto la rugosidad superficial en el lado del cupón en contacto con la bolsa de vacío, como el aumento del espesor en dirección al centro del cupón, produjeron que las 6 tiras obtenidas del primer corte no cumplieran con las tolerancias que emplearon otros autores para ensayo de fractura Modo II [129]. Para poder suplir este inconveniente, se optó por rectificar la cara de las tiras que estuvieron en contacto con la bolsa de vacío. Este mecanizado mejoró la superficie de la probeta y garantizó un contacto uniforme de los rodillos comparado con la situación previa. El rectificado en las caras laterales fue para eliminar las marcas del corte de las tiras con sierra circular. Estas marcas perjudicaban, tanto la visualización de la entalla, como la transferencia de la grilla desde el papel fotográfico a la probeta. Durante el rectificado se tuvo el recaudo de

evitar un aumento de temperatura por encima de 10°C que produzcan cambios en las propiedades del material.

Para obtener las probetas de compresión también fue empleado este método de mecanizado por dos razones. Una tiene que ver con eliminar las fibras que sufrieron daño macroscópico durante el ensayo de flexión. Como se comentó en la sección 4.3.3, el modo de falla de las probetas de flexión fue de compresión en la zona afectada por el rodillo de aplicación de carga. Al rectificar estas probetas hasta 2 mm de espesor se supuso que el material resultante no tendría un grado de daño acumulado por el ensayo previo que afectara de forma significativa las propiedades de compresión. El segundo motivo fue obtener un espesor de probeta que, en base a experiencias previas de ensayos en materiales similares [162], produzca cargas de rotura que estén dentro de la capacidad de la máquina de ensayo disponible.

El rectificado mejora la superficie de la probeta pero daña fibras del material compuesto. En fractura, un posible efecto del rectificado podría verse asociado al daño de fibras en la zona bajo compresión de las probetas 4ENF. De hecho, las probetas fallaron por pandeo localizado en esa zona de la probeta. Sin embargo, como se discutirá más adelante, los valores de resistencia última a la compresión del material fueron bajos en comparados con los de la bibliografía. Por esto, no se consideró que este mecanizado sea el principal motivo de esta falla del material. En los ensayos de compresión, el rectificado también estaría dañando fibras de la probeta. Sin embargo, en este estudio no fue considerado el posible efecto de este mecanizado en las propiedades a compresión medidas.

En lo que respecta al cupón de compuesto CFR epoxi ensayado, el mismo presentó falta de homogeneidad en distintos aspectos. La medición de espesores no solo arrojó una rugosidad observada previamente en otras experiencias con este material y proceso de producción [163][164][162], sino que además el valor medio de espesor era mayor el centro del cupón, como puede observarse en las Tabla 10 y Tabla 11. Otro fenómeno a destacar del material es la presencia de poros, como los que se presentaron en la Fig. 81.

En la sección 2.4.3 se mostró que el modelo clásico de vigas emplea el módulo de elasticidad en flexión para calcular la *compliance* en una probeta 4ENF. También se comentó que varios autores emplearon el módulo de elasticidad en tracción en lugar del de flexión. Los materiales compuestos laminados como los tratados en esta tesis son complejos de caracterizar por la gran cantidad de propiedades que pueden variar tanto en la dirección como en el sentido de aplicación de los esfuerzos. En la parte de esta tesis que trató de la verificación del modelo ortotrópico se habló de este tema. Por ejemplo, en un material ortotrópico tenemos 3 orientaciones principales del material. A

su vez, las propiedades medidas en una misma dirección pero con esfuerzos en distintos sentidos, por ejemplo: en tracción y compresión, pueden ser distintas. Hacer una completa caracterización del material requeriría de muchos ensayos, mucho material y costos mayores. No es de extrañar que los autores optaran por emplear un módulo en tracción debido a los esfuerzos que implicarían hacer ensayos extras para obtener el módulo a flexión. El planteo que se hizo a partir de lo anterior fue evaluar si emplear un módulo de elasticidad en compresión, el cual podría ser conocido por ensayos previos, genera diferencias significativas respecto a emplear el módulo en flexión. Por esto fue que se decidió caracterizar por estos dos ensayos cada tira del cupón y luego hacer la evaluación de los resultados.

Los ensayos de flexión arrojaron una disminución tanto del módulo elástico en flexión (E_f^{chord}) como de su resistencia última (F^{uf}) a medida que se avanzó desde la probeta 1 hasta la 6, como queda evidenciado tanto en la Tabla 28, como en la Fig. 83. De ambos resultados se puede observar que sus coeficientes de variación porcentual (CV) son inferiores al 10%. En cuanto a las propiedades en compresión, la tendencia de los módulos elásticos (E_c^{chord}) parece ser una disminución de los mismos a medida que se avanza en el orden de las probetas, como se muestra en la Tabla 29 y la Fig. 85. En cambio, los valores de resistencia última a la compresión (F^{uc}) parecen aumentar. El valor de CV para E_c^{chord} es de 18.9%, mientras que para F^{uc} es 11.7%. La disminución de ambos módulos de elasticidad parece condecirse con la variación de espesor del cupón, la cual puede implicar tanto un cambio en la relación fibra/resina, como en un posible aumento de la porosidad. Los modelos clásicos empleados en materiales compuestos predicen una disminución del módulo de Young con la disminución de la relación en volumen fibra/resina [154]. En cuanto a los valores de resistencia última, cabe aclarar que son fuertemente dependientes de los defectos locales como los poros, discutido anteriormente en la sección 5.1. La superficie que quedó expuesta al rectificar partes de las probetas de flexión para obtener las de compresión evidenció la presencia de poros, tal como se observa en la Fig. 81. Si se tiene en cuenta que los poros se dan a intervalos regulares en la dirección de las fibras y que la sección del *gage* en las probetas de compresión es relativamente pequeña (aprox. 13 mm), es interesante discutir cuan representativos son los valores obtenidos en cada ensayo. No pudo observarse a simple vista en estas probetas la presencia de porosidad previa dentro de la zona donde se produjo el modo de falla. En cambio, las probetas de flexión poseen un largo mucho mayor, y si bien el momento flector es máximo en la zona bajo el punzón de carga, podría alegarse que hay más probabilidades que el patrón regular de poros abarque esa zona. Esta podría ser la razón por la que el CV en flexión es menor al de compresión. La resistencia a la compresión del material ensayado es baja comparado con otros compuestos de CFR epoxi [154]. En otros cupones del mismo material y proceso de fabricación se obtuvieron resistencias últimas a la tracción de

1753 MPa y SD de 59 MPa [164]. La F^{uf} es un valor, si se quiere tecnológico, bastante complejo de evaluar porque somete a diferentes puntos del material a distintos estados de tensiones. Este valor debería ser un valor entre las resistencias a compresión y a tracción, lo cual se condice con el valor experimental obtenido en la Tabla 28.

El método de descargas parciales presentó varias limitaciones. La primera y quizás más evidente es la falta de linealidad del material. Esta podría deberse a la combinación del comportamiento visco-elástico de este material [165] y el efecto de la fricción entre las caras de la fisura [129][166]. Las descargas parciales presentaron la forma de bucles, la cual se vuelve más acentuada a medida que crece la fisura y se observa de forma aún más marcada luego de superada la carga máxima en los registros P vs. a de las Fig. 66, Fig. 67 y Fig. 68. Los valores de R^2 para las descargas parciales fueron variando desde 0.99 para las primeras descargas hasta 0.95 o menos para las últimas descargas parciales.

Otra limitante fue la de realizar descargas parciales antes de que se produzca la alinealidad en los registros P vs. a . Después de cada descarga se observó un desplazamiento mayor al que se disponía para igual carga antes de la descarga parcial. Parte de esta deformación se adjudicó al fenómeno de la *indentación* de los rodillos sobre la probeta. Esto puede observarse en el registro P vs. a de la Fig. 69 que se obtuvo para la configuración con luz entre apoyos reducida. En ella se evidencia la deformación, cercana a los 0.4 mm, luego de concluida la descarga. Esta deformación podría ser una combinación de *indentación*, a la que habría que sumarle el posible efecto visco-elástico del material. El punto en cuestión es que esta deformación genera dificultades para definir el valor de fuerza que corresponde al inicio de la no-linealidad y, por ende, el valor necesario para calcular el criterio NL. Si se dispone a buscar una alinealidad en el registro de forma tajante, estas deformaciones podrían ser tomadas como tales. Sin embargo, si se mide la pendiente del registro inmediatamente posterior, prácticamente no cambia. Entonces, estas descargas parciales entorpecen el uso del criterio NL.

Los registros P vs. δ de la Fig. 66 (probetas 1 y 2) parecen mostrar una zona donde la carga se mantiene relativamente constante una vez superada la zona lineal elástica. Esto se asemeja al registro P vs. δ presentado por Wang *et al.* [137] como el caso típico que observaron en sus 4 experiencias de descargas parciales con probetas CFR epoxi para la configuración 4ENF. En cambio, los registros de las demás probetas en las Fig. 67 y Fig. 68 muestran otra tendencia. Parecería que luego de superada la zona lineal la carga continúa incrementándose hasta alcanzar un valor máximo. Después, la carga disminuye en los desplazamientos consecutivos. Como se comentó en la sección de resultados, los ensayos se detuvieron cuando las probetas presentaron fallas por pandeo localizado cerca del rodillo superior que se encontraba sobre la zona del inserto. Esto

plantea que el método 4ENF puede estar limitado cuando se emplean materiales que presentan bajas resistencias a la compresión, como es el caso estudiado. Una posible solución sería replantear las dimensiones de la probeta e intentar disminuir los esfuerzos de compresión que genera el momento flector.

Los valores de *compliance* (C) obtenidas de las descargas con la configuración de *span* reducido fueron importantes para corregir los resultados experimentales. Esto se evidencia en la Fig. 71 con los valores de C experimentales, tanto de las mediciones con LVDT, como las hechas con el sensor de la EMIC. Según puede observarse en esa figura, como en los registros P vs. a de las Fig. 69 y Fig. 70, esta corrección es más importante para los valores más bajos de carga que para los más altos. Usar esta disposición podría ser una alternativa a la propuesta de Davidson [166] de emplear probetas sin fisuras de aluminio para determinar la C del sistema.

Cabe destacar la diferencia entre las mediciones de desplazamiento de la travesa (δ) hechas con el LVDT y la EMIC. La cadena cinemática que va desde los rodillos de aplicación de carga del dispositivo de flexión hasta el punto de medición del sensor de la EMIC es mucho más larga que la que posee el LVDT. Además de las deformaciones elásticas que pueda tener esta primera cadena cinemática, hay que sumarle el juego u holgura mecánica que pueda introducir. Queda evidenciada que la C medida con el sensor de la EMIC es mayor que la medida con el LVDT. La corrección por C del sistema es más importante para las mediciones de la EMIC que con el LVDT. Con excepción de los últimos puntos de la probeta 2, las demás probetas en todas las mediciones arrojaron valores de C menores para las mediciones con el LVDT respecto a la EMIC. Schuecker y Davidson [136] también observaron esta última tendencia en sus ensayos, donde mostraron el efecto de estas dos mediciones en los valores de iniciación. La particularidad que tuvieron los últimos puntos de la probeta 2 se atribuyó, más que a un problema de medición del instrumental, a un problema en la regresión de los puntos para obtener la C en la descarga parcial debido a la falta de linealidad.

Del análisis de las curvas C vs. a de las Fig. 72, Fig. 73 y Fig. 74 surgen varios puntos a discutir. En primer lugar está la influencia de los módulos elásticos en el modelo teórico clásico de vigas. De las Tabla 28 y Tabla 29 se obtiene que los valores de E_c^{chord} y E_f^{chord} son 97 GPa, SD 18 GPa, CV 18.9% y 92 GPa, SD 9 GPa, CV 9.7% respectivamente. De acuerdo al análisis de varianza de un factor realizado sobre los valores medios de estos módulos (ver Tabla 31), para $\alpha=0.05$ no puede decirse que la diferencia entre medias sea significativa. Si bien en las probetas 1, 2 y 3 el uso del valor medio de E_c^{chord} , es decir el que corresponde al cupón, parece estar más cerca de los valores experimentales que el valor medio de E_f^{chord} , esa tendencia no se observó en las restantes probetas. Para los resultados obtenidos no hay grandes diferencias entre usar

uno u otro módulo de elasticidad en el modelo teórico con respecto a los datos experimentales.

En general, puede observarse que para las probetas 1 y 3 las curvas de obtenidas con la Ec.(40) para los módulos elásticos que corresponden a cada probeta están más cerca de los resultados de C experimentales. En el caso de la probeta 4 hay superposición entre los valores experimentales y las curvas, pero igualmente son cercanos. En la probeta 6 el modelo de vigas calculado con el valor de E_c^{chord} que correspondió a esa probeta se aleja más de los resultados experimentales que el valor medio. En la probeta 2 pasa una situación intermedia. Con los valores que se disponen no podría concluirse que con este material que presenta falta de homogeneidad sea más factible emplear los valores individuales de las mediciones de los módulos elásticos en lugar de los valores medios para el modelo teórico.

Se tuvieron muchas dificultades para detectar el frente de fisura durante los ensayos. Esta es una observación recurrente en las publicaciones de distintas experiencias en factura Modo II en estos compuestos [129][131][136][167]. Esta medición aporta mucha incertidumbre a la hora de obtener las curvas experimentales C vs. a .

Siguiendo con las Fig. 72, Fig. 73 y Fig. 74, las curvas experimentales C vs. a están por debajo o sobre las curvas teóricas. Esto implicaría que los resultados experimentales presentan una rigidez mayor (probetas 1, 2 y 3) o similar (probetas 4, 5 y 6) a la predicha por la teoría clásica de vigas. Esto también fue observado por Kageyama *et al.* [168] y fue atribuido a la fricción que se da entre las caras de la fisura y que no es considerada por el modelo clásico de vigas. La probeta 1 presentó un ajuste bueno de la curva de regresión de los datos experimentales ($R^2=0.984$) y relativamente cercano a los obtenidos con el método de calibración por *compliance* ($R^2 \sim 0.99$)[129] que recomienda la bibliografía [39]. Para las demás probetas los valores de R^2 rondan entre 0.799 (probeta 6) y 0.943 (probeta 3). Schuecker y Davidson [136] y Wang *et al.* [137] realizaron descargas parciales en ensayos de fractura 4ENF sobre probetas unidireccionales de CFR epoxi y, si bien no publicaron los valores de ajuste de sus resultados, las rectas parecen proveer un buen ajuste para los resultados experimentales. La probeta 6 presentó una zona donde hay un aparente crecimiento de fisura (desde $a=32.0$ mm hasta 40.5 mm) sin observarse cambios apreciables de C . El fenómeno se observó tanto con las mediciones de LVDT como desde la EMIC, lo que podría descartar que el fenómeno esté asociado a un problema del instrumental de medición de desplazamiento. Una posible explicación podría ser que el crecimiento de la fisura fue en la superficie de la probeta en lugar de seguir la presunción de un avance promedio entre las mediciones en las dos caras de la probeta.

En lo que a las *curvas R* refiere, las Fig. 75, Fig. 76 y Fig. 77 muestran varios comportamientos. Las probetas 1 y 2 (Fig. 75) muestran lo que parece se condice con lo que distintos autores [137][169][170][171] describen como una región de propagación de fisura relativamente constante (*plateau*). Esto está limitado a que se dispone de pocos puntos para estas probetas. Las demás curvas presentan un comportamiento diferente donde parece que G_{IIC} aumenta con el tamaño de fisura y luego decae o se mantiene constante. La posible explicación de este comportamiento podría ser la interacción de dos cosas. Una es la presencia de los defectos macroscópicos del material y la otra es que el material podría presentar un gradiente en su relación fibra/resina en el sentido longitudinal de las probetas. Respecto a esto último, Davies *et al.*[171] observaron aumentos tanto de los valores de G_{IIC} NL como de los valores de G_{IIC} propagación a medida que disminuía el volumen de fibra en el compuesto GFR epoxi.

Los resultados de los valores de G_{IIC} para los criterios NL, 5% y MAX en la Tabla 27 requieren especial atención. Analizando los resultados obtenidos mediante las mediciones experimentales de C , los valores medios son similares a valores obtenidos por otros autores para el ensayo 4ENF [129][168]. Al introducir estos valores en un gráfico G_{IIC} en función a la posición en el cupón de cada probeta, como el de la Fig. 78, parece existir una tendencia de aumento de los valores NL desde la probeta 1 hacia la 6. Esto es un poco más difícil de inferir para los criterios 5% y MAX porque presentan valores altos y más dispersos respecto al criterio NL. Los casos más particulares los poseen las probetas 3 y 5. En estas dos, luego de superada la zona lineal, se produjo un crecimiento de fisura del orden entre 2 a 3 milímetros y un crecimiento en los valores de G_{IIC} . Si se evalúa la tendencia del criterio NL, parecería coincidir con la tendencia observada en las propiedades cuasiestáticas de variar como consecuencia de la falta de homogeneidad del material a medida que se avanza hacia el centro del cupón. Este aumento de NL podría explicarse con la antes mencionada publicación de Davies *et al.* [171] de aumento de NL con la disminución de la relación fibra/resina. Además, hay que tener en cuenta la ya nombrada presencia de defectos macroscópicos.

En la Fig. 79 se observa que, con excepción de la probeta 6, los valores NL son menores a los de los otros dos criterios y que el criterio MAX es el que arrojó los valores mayores G_{IIC} . Los valores calculados con la teoría clásica de vigas sobrestiman a los valores calculados con las mediciones experimentales de C entre 43 y 58%. Los *round-robins* sobre esta temática, hechos con probetas ELS [129], presentaron sobrestimaciones de aproximadamente 10% con una dispersión que ronda ese mismo valor. La diferencia entre los valores obtenidos y los que presentaron en los *round-robins* podría asociarse tanto a la falta de homogeneidad como a los defectos macroscópicos que se observaron en el material. Además, no hay que olvidar que son dos dispositivos diferentes y que puede existir una dispersión inherente al tipo de

probeta y ensayo. El uso de los módulos de elasticidad con los que se realizaron los cálculos no parece mostrar grandes diferencias para los valores de G_{IIC} , sobre todo por la dispersión de resultados que podría estar encubriendo alguna tendencia. El uso de los módulos individuales de cada probeta mostró mayor dispersión para ambos módulos respecto a los valores obtenidos en el cupón. Eso es justificable si se asume que el material presenta un gradiente en sus propiedades de fractura

De esta discusión se desprende que quedan varios aspectos a evaluar sobre las probetas 4ENF para que el ensayo de flexión en cuatro puntos pueda llegar a ser un ensayo normalizado para obtener propiedades de fractura en Modo II. En este trabajo se evaluaron algunos de estos, como son el uso de un material con baja resistencia a la compresión, algunos límites de aplicación de las descargas parciales y una metodología para corrección de la *compliance* por rigidez del sistema e *indentación*. Quedan temas pendientes a investigar dentro de los que se pueden nombrar: las tolerancias en las dimensiones de la probeta y la incidencia de métodos de mecanizado (como el rectificado) para alcanzarlas, incidencia del diámetro de los rodillos y el uso de este ensayo en otros materiales compuestos como pueden ser la familia de *fiber metal laminates* (FMLs).

6 Conclusiones parciales de cada tema.

6.1 Verificación del modelo de material ortótropo.

Fueron obtenidas tanto las resistencias últimas como las constantes elásticas en 3D para una muestra de material compuesto laminado extraído de la pala de un aerogenerador durante su fabricación. Estas propiedades fueron alcanzadas siguiendo las recomendaciones de normas para ensayos de tracción, compresión y corte en tres orientaciones ortogonales del material: dirección del espesor, dirección principal de las fibras y transversal a éstas.

En algunos casos fueron ensayadas probetas de tamaño menor al sugerido en la norma o con modificaciones en la zona de agarre como consecuencia del reducido tamaño de la muestra de material. Los modos de falla en las probetas de compresión (C) y corte *V-notched* (S) que poseían pegados postizos de material estuvieron lejos de la línea de pegado. El uso de postizos de material resultó adecuado para esta investigación.

Las resistencias últimas medidas en el plano de la lámina fueron menores a las obtenidas en cupones del mismo material. Las diferencias fueron atribuidas a los defectos consecuencia del proceso de fabricación de la pala y dieron una indicación de la discrepancia entre las propiedades medidas a partir de cupones y las obtenidas en el elemento estructural. Los modos de falla que ocurrieron dentro de la zona del *gage*, es decir, zona entre mordazas, fueron similares a los resultados de cupones de matriz epoxi reforzados con fibra de vidrio de la literatura.

Todas las probetas presentaron módulos de elasticidad en el plano de la lámina bajo esfuerzos de tracción y compresión similares a valores encontrados en la literatura. Los módulos de elasticidad fuera del plano del laminado fueron similares a los encontrados en la literatura para cupones de GFR epoxi. Los coeficientes de Poisson en algunas direcciones mostraron diferencias con los valores obtenidos de los cupones.

En la verificación del modelo de material elástico ortotrópico, los valores de coeficientes recíprocos en la matriz de rigidez de tracción mostraron diferencias similares a la de ensayos de cupones 3D de GFR epoxi de la literatura. En el caso de compresión y corte, los resultados mostraron diferencias mayores que en tracción.

Los valores de resistencias últimas de los cupones de material producidos en laboratorio sobrestimaron en la mayoría de los casos a los valores obtenidos de la muestra extraída de la pala del aerogenerador.

6.2 Fatiga por corte interlaminar

6.2.1 Influencia de la lámina de Unifilo.

El ensayo SBS fue considerado adecuado para comparar dos materiales bajo un estado de tensiones predominado por tensiones de corte interlaminar, tanto cuasiestáticas como de fatiga. Fueron obtenidos *constant life-time diagrams* (CLDs) parciales para los laminados $[0_2]_S$ y $[0_2/\overline{Unifilo}]_S$.

El compuesto con la lámina de Unifilo presentó una menor resistencia SBS para los ensayos cuasiestáticos, así como una menor performance en fatiga para las condiciones ensayadas. Se observó porosidad en la lámina de Unifilo. La presencia de estas discontinuidades no permitió afirmar que sea la lámina de Unifilo el único causante de la disminución de las propiedades evaluadas en el material.

6.2.2 Efecto de la frecuencia.

Fueron realizados ensayos cuasiestáticos y de fatiga SBS. El dispositivo SBS mostró simplicidad para realizar ensayos con predominantes tensiones de corte interlaminar.

Todas las probetas presentaron daño por corte interlaminar en la zona del eje neutro y daño localizado cerca del punzón de aplicación de carga y los soportes.

Las probetas ensayadas con los menores valores de τ_a mostraron vidas a la fatiga entre 10^5 y 10^6 y no fueron observados aumentos de temperatura por encima del umbral de medición. Las probetas ensayadas con los mayores valores de τ_a resistieron aproximadamente 10^4 ciclos y sus aumentos de temperatura alcanzaron 7°C a 10 Hz, 4°C a 6 Hz y 1°C tanto para 1 y 3 Hz.

El efecto de la frecuencia fue mayor a bajos niveles de τ_a , a pesar de que el análisis estadístico de los resultados indicó que las diferencias entre los valores medios de las vidas a la fatiga no eran significativas para las condiciones estudiadas.

6.3 Fractura Modo II

El material ensayado presentó tanto falta de homogeneidad como presencia de defectos. Esto afectó tanto a las propiedades medidas en compresión, flexión y fractura Modo II.

El ensayo 4ENF presentó limitaciones para brindar valores de propagación en el material ensayado debido a su baja resistencia a la compresión. Como consecuencia de la prematura falla por pandeo localizado en la zona próxima a uno de los rodillos de carga, no se alcanzaron crecimientos estables mayores a 24 mm en ninguna probeta.

El método de descargas parciales presentó limitaciones para los ensayos realizados. Entre estas se puede nombrar las deformaciones que generan los ciclos de descargas

parciales que interfieren al momento de emplear criterios de iniciación como el NL y falta de linealidad tanto de la descarga como la recarga parcial.

El empleo de los rodillos con luz entre apoyos reducida pareció resultar adecuado tanto para evaluar el efecto de la *indentación* como para corregir las mediciones de *compliance* de las descargas por la incidencia de la *compliance* del sistema.

La dispersión de los resultados fue mayor a la observada en la bibliografía para materiales similares. Ésta fue atribuida a la falta de homogeneidad y defectos del material.

La sobrestimación de los resultados obtenidos con los ensayos experimentales respecto de los dados por el modelo clásico de vigas fue de aproximadamente un 50%. Aquí también se atribuyó la diferencia a las características del material. No se observaron mayores diferencias entre el empleo del módulo de compresión y el módulo de flexión. No se descarta que la dispersión de los resultados pueda encubrir una posible incidencia.

7 Estudio de propiedades interlaminares cuasiestáticas y de fatiga SBS de compuestos laminados fibra metal (Arall y Glare)

En este capítulo se describen los estudios llevados a cabo sobre dos tipos de FMLs: Arall y Glare. En la sección de Introducción se realiza un breve reseña sobre estos materiales, se describe la incidencia de las tensiones de corte interlaminar tanto en la resistencia estática como por fatiga de estos materiales y se desarrolla la problemática sobre el uso de ensayos normalizados SBS en FML. A partir de la sección de Materiales y Métodos, las secciones son divididas en los resultados obtenidos en Glare y Arall. Para Glare se muestran tanto los resultados de F^{sbs} como los correspondientes a fatiga SBS. Se discute sobre la diversidad de modos de falla que se presentaron en fatiga y la validez de cada modo. Además, se brindan curvas S-N de fatiga SBS para dos orientaciones principales del material. Para el Arall, se obtuvieron los resultados con el dispositivo SBS según ASTM D2344 y con un dispositivo con diámetro de rodillos más pequeño. Se discutieron las limitaciones de los criterios de detención de ensayo que plantea la norma para las probetas estudiadas y el efecto de los nuevos rodillos. Se sugirieron modificaciones en la norma para extender su campo de aplicación.

7.1 Introducción

7.1.1 Breve reseña del Arall y el Glare.

El Arall® y el Glare® son parte de la familia de materiales compuestos estructurales conocidos como laminados metálicos reforzados con fibra o *fiber metal laminates* (FMLs). Éstos fueron creados y desarrollados principalmente para aplicaciones aeronáuticas en la Technical University of Delf, en los Países Bajos [172][173]. Estos materiales ortotrópicos fueron diseñados como láminas delgadas para presentar principalmente alta resistencia específica y tolerancia al daño. En su concepción básica, los FMLs están formados por láminas de metal entre las cuales se adhieren láminas Prepreg (pre-impregnadas) de material compuesto de matriz polimérica reforzado con fibras. En el caso de los dos materiales analizados, el metal en cuestión es una aleación de aluminio, siendo las más empleadas Al 2024-T3, Al 2024-T8, Al 7075-T6 y Al 7475-T76 [174]. El Arall posee matriz epoxi reforzada con fibras de Aramida, mientras que el Glare posee matriz epoxi reforzada con fibras de vidrio. Para especificar un tipo de estos materiales se emplea un sistema de codificación. Por ejemplo, el Glare 4B-5/4-0.4 indica que se trata del Glare grado 4, sub-grado B con 5 láminas de aleación de aluminio y 4 de Prepreg GFR epoxi, con un espesor de 0.4 mm para las láminas metálicas. El grado y sub-grado proveen información tanto de la aleación de aluminio

como de la orientación de las fibras del Prepreg [175]. Un esquema de un compuesto FML con apilamiento 3/2 se muestra en la Fig. 86.

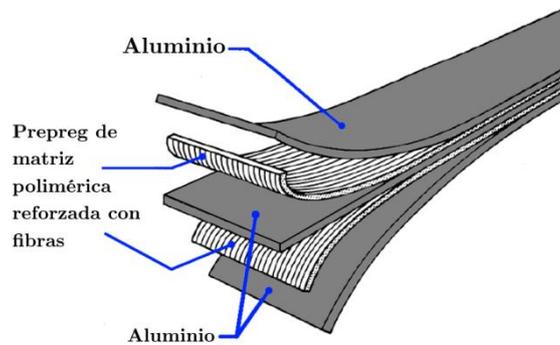


Fig. 86 Esquema de un apilamiento 3/2 de un compuesto FML (adaptado de [176]).

La familia de FMLs ha mostrado muy buenas propiedades y características tecnológicas para diferentes requerimientos. Por ejemplo, comparado con los metales, presentan tanto buena resistencia específica como rigidez específica [174]. En los que a corrosión respecta, poseen una buena resistencia para varias aplicaciones, muy superiores a las aleaciones convencionales [177]. Entre los distintos grados de Arall y Glare pueden encontrarse laminados con varias de estas características: buena resistencia al impacto [178], resistencia a sollicitaciones a alta temperatura, cualidades para el conformado [177], resistencia ante caída de rayos y al fuego [178][173][179][180]. Pero quizás su propiedad más destacada, y aquella que dio origen al desarrollo de estos materiales [172], sea su comportamiento frente a las cargas de fatiga.

7.1.2 Comportamiento bajo cargas de fatiga.

Según Schijve [175], compuestos como el Glare presentan una etapa de nucleación de fisuras que suele ser más corta que la que presentaría una probeta del mismo metal que se emplea en su laminado (la misma aleación de aluminio). Esto surge como consecuencia de la ligeramente menor rigidez que posee el compuesto FML respecto al metal. Las deformaciones cíclicas en la punta de una entalla serán mayores para la probeta cuyo material sea menos rígido, ante una misma carga aplicada.

Una vez presente la fisura, la desventaja comparativa que presentan estos compuestos con las probetas equivalentes de metal desaparece debido a otros mecanismos. Una vez iniciada la fisura, la misma progresa por la lámina de aluminio dejando a su lado la capa de material compuesto laminado con muchas de sus fibras sanas. Según Alderliesten [173], las fibras sanas comienzan a tomar carga que es transferida desde la capa de aluminio hacia la capa de compuesto reforzado con fibra mediante tensiones de corte. Un esquema de cómo se produce esta transferencia de carga puede observarse en la Fig. 87.

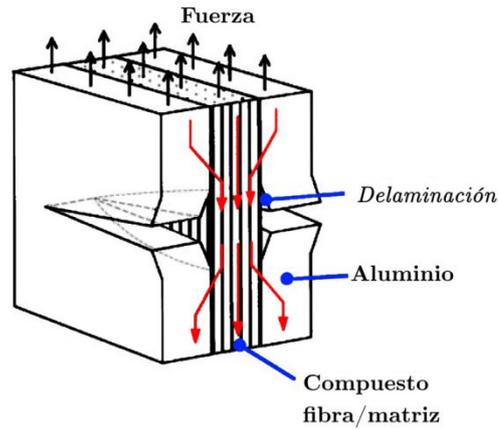


Fig. 87 Modelo del *crack bridging mechanism* (adaptado de [181]).

Las fibras sanas toman carga y reducen la carga sobre el aluminio, lo que va generando una reducción del factor de intensidad de tensiones en la punta de fisura. Este mecanismo, conocido como *crack bridging*, genera que el factor de intensidad de tensiones en la punta de la fisura del metal del FML sea menor a la que existe en una probeta equivalente de metal monolítica. Resultados experimentales como los que presentaron Roebroeks [182] (Fig. 88), Bucci *et al.* [178] (Fig. 89) u otros autores [173][183] muestran una clara diferencia en la velocidad de crecimiento de fisura para la probeta monolítica de aluminio respecto a la de los FMLs evaluados.

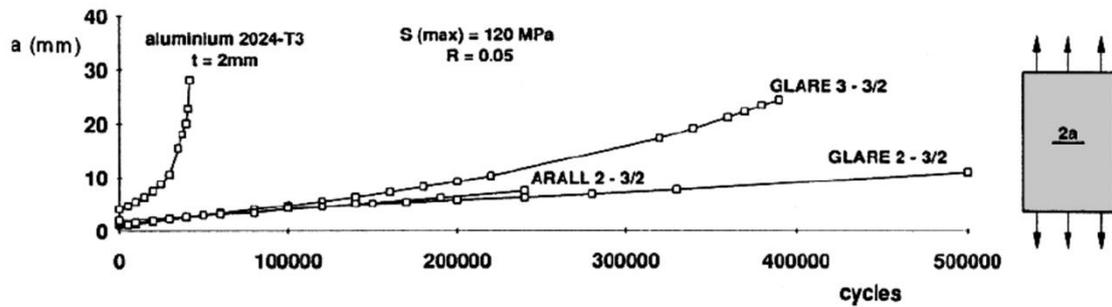


Fig. 88 Comparación de la velocidad de crecimiento de fisura por fatiga en Al 2024-T3 y en distintos tipos de Glare y Arall (fuente: [182]).

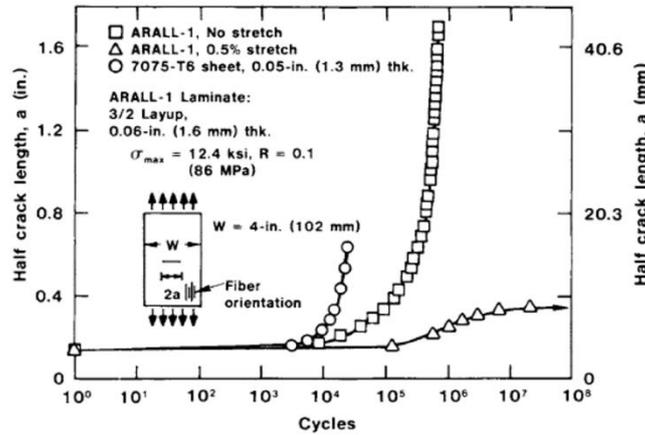


Fig. 89 Comparación de la velocidad de crecimiento de fisura por fatiga en una probeta de Al 7075-T6 y probetas de Arall 1 con y sin *post-stretch* (fuente: [178]).

Otro beneficio que se introdujo para mejorar la performance a fatiga de los materiales estudiados fueron las tensiones residuales de compresión en el metal. Durante la producción de estos materiales es necesario curar las láminas de Prepreg a temperaturas que dependen del tipo de matriz polimérica empleada. El metal suele presentar un coeficiente de expansión térmica distinto al de la lámina de compuesto fibra/resina y, por consecuencia, al regresar a la temperatura ambiente después del curado, se producen tensiones residuales. En la Tabla 32 se muestran algunos valores de coeficientes de expansión térmica y se observa que para la mayoría de las combinaciones el aluminio tiene un coeficiente mayor que el compuesto reforzado con fibra. Esto produce tensiones residuales de tracción en el aluminio y de compresión en las otras láminas luego del curado.

Tabla 32. Coeficientes de expansión térmica de varios materiales.

Material (orientación respecto a la dirección principal de las fibras)	Coefficiente de expansión térmica [$1/^\circ\text{C}$]
Aramida/epoxi (0°)[184].	$0.8 \cdot 10^{-6}$
Aramida/epoxi (90°)[184].	$40 \cdot 10^{-6}$
Fibra vidrio/epoxi Prepreg CP50 (0° y 90°) usado en Glare 3 [185].	$9.1 \cdot 10^{-6}$
Fibra vidrio/epoxi Prepreg CP70 (0°) usado en Glare 4 [185].	$8.3 \cdot 10^{-6}$
Fibra vidrio/epoxi Prepreg CP70 (90°) usado en Glare 4 [185].	$11.9 \cdot 10^{-6}$
Al 2023-T3 [185].	$23.4 \cdot 10^{-6}$

Las tensiones residuales de tracción resultan indeseables en el aluminio, razón por la cual suele realizarse un estiramiento del FML luego del curado, también conocido como *post-cure stretch* o *post-stretch*. Este estiramiento produce deformación plástica en el aluminio, mientras que el compuesto aledaño continúa en régimen elástico. Con un

adecuado grado de deformación las tensiones residuales serán de compresión en el aluminio y tracción sobre la fibra. La nucleación de la fisura se ve retardada debido a las tensiones de compresión impuestas y la velocidad de crecimiento de fisura se reduce mucho debido a la influencia de estas tensiones en el cierre de la fisura [178]. En la Fig. 89 puede observarse la notable influencia del *post-stretch* en la velocidad de crecimiento de fisura en Arall 1.

7.1.3 El papel de las tensiones interlaminares y la *delaminación*.

Las tensiones de corte tanto interlaminares como intralaminares tienen un rol importante en el comportamiento a fatiga [186] y fractura [187] de compuestos FMLs. Por ejemplo, la alta resistencia al crecimiento de fisuras por fatiga en FMLs es en gran parte debida al *crack bridging mechanism*. Según Alderliesten [173], en este mecanismo una parte de las cargas de fatiga son transferidas desde las fisuras en la lámina de aluminio hacia las fibras sanas de la lámina de compuesto fibra/resina. Las tensiones cíclicas de corte en la interfase metal-fibra/matriz transfieren estas cargas y causan *delaminación* sobre esta interfase. Esta *delaminación* reduce las tensiones originadas por el mecanismo de *bridging* sobre las fibras y previene su falla [186]. Sin embargo, cuando el área de *delaminación* es grande, las tensiones por *bridging* en las fibras decrecen y el *crack bridging mechanism* se vuelve menos eficiente. Desde el punto de vista de la etapa de nucleación de fisuras por fatiga, esta *delaminación* retrasa la iniciación de la fisura sobre la superficie de la lámina de metal que se encontraba en la interfase metal-fibra/matriz. Según Auffret y Gennai [173], la *delaminación* en estos compuestos FMLs ocurre con más frecuencia debido a factores entre los cuales se encuentra una baja resistencia al corte de la capa de adhesivo (la interfase metal-fibra/matriz).

Por otro lado, la *delaminación* puede ser perjudicial para otras características o propiedades del material. Cuando el material compuesto está sometido a tensiones de corte interlaminar, por ejemplo, causadas por momentos flectores, una relativamente baja resistencia al corte interlaminar puede contribuir a una falla interlaminar ya sea por cargas cuasiestáticas o cíclicas.

7.1.4 Determinación de la resistencia interlaminar en FMLs.

Varias metodologías han sido implementadas para intentar medir la resistencia interlaminar cuasiestática en FMLs [174][188][189]. El ensayo SBS es una posibilidad entre las existentes y ha tenido varios partidarios [177][189][190]. Una de las normas para este ensayo es la ASTM D2344-13 [65] cuyo campo de aplicación no incluye a los FMLs. Por lo tanto, es posible que sus criterios de detención de ensayo como las geometrías de dispositivo o probeta no sean las adecuadas para estos materiales. Gran parte de los FMLs con apilamientos 2/1, 3/2 y 4/3 poseen espesores menores a 2 mm, lo cual limita aún más el uso potencial de esa norma porque ésta limita el espesor de las

probetas a un rango de 2 a 6 mm. Experiencias como las de Lawcock *et al.* [189] sobre Carall (*Carbon fiber reinforced aluminum*) mostraron en ensayos SBS grandes desplazamientos del punzón de aplicación de carga antes de producirse la falla de la probeta. Esto podría hacer que, para el caso de espesores pequeños, las probetas de FML presenten interferencia por compresión antes de alcanzar la falla como se muestra en el esquema de la Fig. 90a.

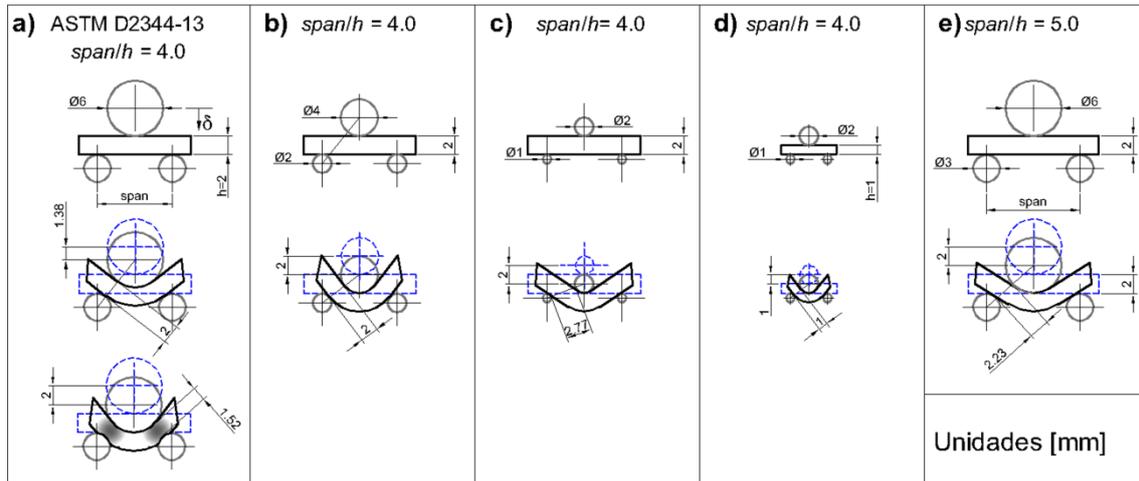


Fig. 90 Esquemas con varias configuraciones para el ensayo SBS.

Ante el panorama antes descrito, podrían realizarse cambios en el dispositivo SBS normalizado. Algunas de las tantas opciones para estos cambios podrían incluir la reducción del diámetro de los rodillos. En la Fig. 90b y c se muestran dos posibles diámetros que permiten que el desplazamiento del punzón iguale el espesor de 2 mm (límite inferior de la norma) sin que el efecto de la interferencia por compresión de los rodillos sea excesivo. En el caso de usarse un punzón de diámetro 2 mm y apoyos de 1 mm, podría disminuirse el espesor de la probeta a 1 mm sin que sea excesiva la interferencia como lo muestra la Fig. 90d. Otra opción, que incluso es discutida para modificar la norma ASTM D2344 vigente, es la de aumentar la luz entre apoyos o *span* como se muestra en la Fig. 90e [191]. Sin embargo, todas estas variaciones podrían tener efectos importantes en la determinación de la resistencia SBS (F^{sbs}) y necesitan ser analizadas.

7.1.5 Temas estudiados.

Los temas abordados en este capítulo fueron divididos en varias secciones diferenciadas cada una en dos partes. En una primera parte se realiza el estudio del comportamiento por corte interlaminar tanto cuasiestáticos como por cargas de fatiga un tipo de FML comercial (Glare 1 3/2) empleando ensayos SBS. Es brindada información de los valores F^{sbs} , las respectivas curvas S-N y los distintos mecanismos de falla para dos orientaciones del material. Además, se evalúan las limitaciones del ensayo SBS para fatiga en este FML.

En una segunda parte se trabaja sobre probetas SBS de otro FML comercial (Arall 1 4/3), donde se hacen ensayos con un dispositivo SBS según ASTM D2344-13 y con un dispositivo con rodillos de diámetros menores. Se discute el límite de aplicación de ambos dispositivos y se formulan sugerencias para ampliar el campo de aplicación de la norma.

7.2 Materiales y métodos.

7.2.1 Ensayos cuasiestáticos y fatiga SBS en Glare.

El tipo de FML usado fue Glare 1 3/2-0.4, que consistió en 2 láminas de material compuesto de Prepreg epoxi reforzado con fibras de vidrio tipo S intercaladas en 3 láminas de aleación Al 7475-T76. Algunas propiedades y características del material obtenidas de la hoja de datos del fabricante son mostradas en la Tabla 33.

Tabla 33. Características y propiedades mecánicas del Glare 1 empleado (fuente: [192]).

Material	Glare 1		
<i>Lay-up</i>	3/2	F_1^{ut} [MPa]	1282
Fibras	vidrio-S	F_2^{ut} [MPa]	352
Aleación de Al	7475-T76	E_1 [GPa]	64
<i>Post-stretch</i> [%]	0.4	E_2 [GPa]	49
F_1^{ys} [MPa]	545	ρ [kg/m ³]	2520
F_2^{ys} [MPa]	338	Espesor nominal [mm]	1.42
Porcentaje de metal (Vol.)	67.9		

El material fue cortado para obtener probetas en las orientaciones longitudinal y transversal, según las direcciones principales del material indicadas en la Fig. 91. Para el corte se usó una fresa circular de 50 mm de diámetro y 0.2 mm de espesor, con una velocidad de avance del eje de la fresa de 30 mm/min sin el empleo de refrigeración.

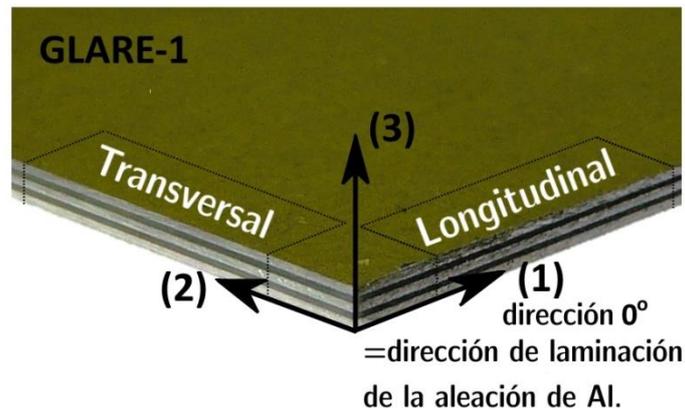


Fig. 91 Direcciones principales y nomenclatura de las probetas de Glare.

La geometría de las probetas fue según las especificación de ancho y largo de ASTM D2344-13 [65] que fueron usadas en la sección 3.2.1. Las caras de las probetas que

corresponden a los planos 1-3 y 2-3 (Fig. 91) fueron lijadas con papel de lija 240, 500 y 1200 para remover las marcas del corte con fresa. Se tomaron recaudos especiales para no generar rayas en las superficies de placas (planos 1-2 en Fig. 91). La medición de carga y desplazamiento del punto de aplicación de carga fueron hechos con el mismo instrumental especificado en la sección 3.2.2. Los ensayos fueron controlados con un microscopio digital USB de 2.0 Mpx y 50x de aumento y llevados a cabo en una atmósfera controlada de laboratorio (23°C y 50% HR). El valor de F^{sbs} se calculó con la Ec.(50), mientras que los valores de R , τ_a , τ_m y $\tau_{(i)}^{sbs}$ con las fórmulas de la Ecs.(16), (17), (18) y (51) respectivamente.

Los ensayos cuasiestáticos fueron hechos en la máquina universal de ensayos EMIC descrita en la sección 3.1 empleando una velocidad de desplazamiento de travesa, en este caso la misma que la del punzón de aplicación de carga, de 0.5 mm/min. La máquina de ensayo de fatiga es la misma de la sección 3.2, pero con un dispositivo SBS con otras dimensiones, como puede observarse en la Fig. 92. Las condiciones de fatiga impuestas fueron: frecuencia de aplicación de carga 5 Hz, forma de onda sinusoidal y $R=0.1$. Seis niveles de τ_a fueron elegidos, tanto para las probetas longitudinales, como transversales.

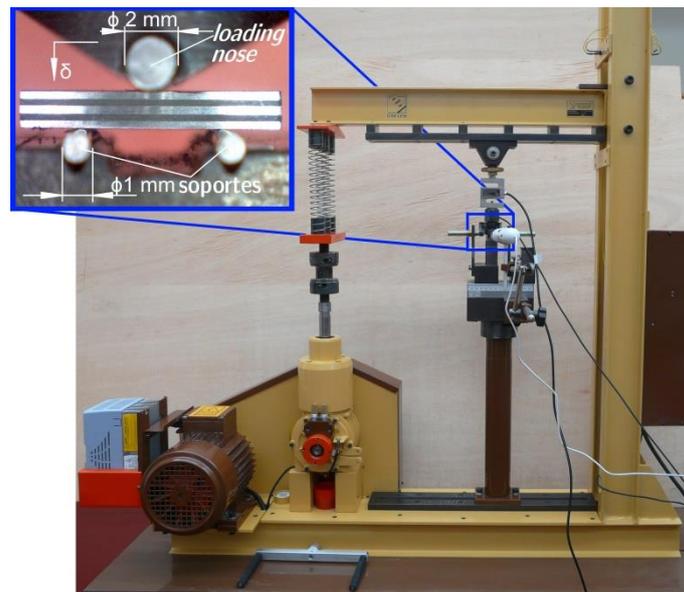


Fig. 92 Máquina de fatiga y dispositivo SBS usado para los ensayos de Glare.

El dispositivo SBS empleado contó con diámetros del punzón de aplicación de carga y de los apoyos de 2 y 1 mm respectivamente. El punzón fue de acero con una dureza superior a 54 HRC y los apoyos fueron colas de brocas de HSS. Dos valores de luz entre apoyos fueron usados, un valor de $span=4.0h$ tanto para los ensayos cuasiestáticos como para los ensayos de caracterización del material por fatiga y $span=0.7h$ para los ensayos de evaluación del efecto de la *indentación* en fatiga. En total se ensayaron 18

probetas en condiciones cuasiestáticas, 58 en fatiga para caracterizar el material y 5 en fatiga para evaluar el efecto de la *indentación*.

La medición de δ_{max} fue usada como indicador de acumulación de daño en la probeta, mientras que la condición de falla fue el colapso de probeta. Los ensayos fueron concluidos cuando la probeta falló o cuando fueron superados los 10^6 ciclos. El modelo de ajuste usado fue el de la Ec.(52).

7.2.2 Ensayos cuasiestáticos SBS en Arall.

El material empleado fue Arall 3 4/3-0.4, el cual consistió de 4 láminas de aluminio entre las cuales se situaban 3 láminas de compuesto reforzado con fibras de Aramida. Algunas características y propiedades mecánicas del material son presentadas en la Tabla 34.

Tabla 34. Características y propiedades mecánicas del Arall 3 4/3 empleado (fuente: [192]).

Material	Arall 3		
<i>Lay-up</i>	4/3	E_1 [GPa]	68.9
Fibras	Aramida	E_2 [GPa]	46.2
Aleación de Al	7475-T76	ρ [kg/m ³]	2270
<i>Post-stretch</i> [%]	0.4	F_1^{ys} [MPa]	565
Espesor nominal [mm]	1.83	F_1^{ut} [MPa]	786
Porcentaje de metal (Vol.)	65.3	ε^{ut} [%]	1.7

El material fue cortado para obtener probetas en la orientación longitudinal, empleándose para el corte y pulido el mismo procedimiento descrito en la sección 7.2.1 para las probetas de Glare. El dispositivo SBS empleado contó con dos juegos de rodillos. El primero con un diámetro del punzón de aplicación de carga de 6 mm y de los apoyos de 3 mm, mientras que el segundo con un diámetro del punzón de aplicación de carga de 2 mm y de los apoyos de 1 mm. Los punzones y los apoyos de 3 mm fueron de acero con una dureza superior a 54 HRC y los apoyos de 1 mm fueron colas de brocas de HSS. La luz entre apoyos $span=4.0$, la velocidad de desplazamiento del punto de aplicación de carga fue de 1 mm/min, temperatura 24°C y humedad relativa 40%.

Para realizar los ensayos fue empleada la máquina universal de ensayos EMIC descrita previamente en la sección 3.1. La carga fue medida con una celda de carga de capacidad 1.3 kN y el desplazamiento del punto de aplicación de carga mediante un LVDT Omega 500, ambos descritos en la sección 3.2.2. El microscopio USB empleado es el mismo descrito en la sección 7.2.1. Una fotografía de una probeta montada en la máquina de ensayo el dispositivo SBS con los rodillos más grandes y el instrumental

anteriormente nombrado puede apreciarse en la Fig. 93. Se ensayaron 9 probetas para cada juego de rodillos.

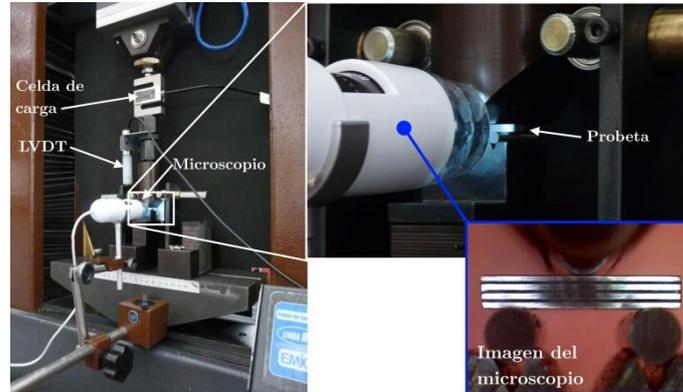


Fig. 93 Dispositivo SBS montado en la máquina de ensayos.

El valor de F^{sbs} se calculó con la Ec.(50) empleando como valor de fuerza máxima el valor máximo observado antes de la primera caída de carga. El porcentaje de caída de carga fue calculada con la Ec.(61)

$$\%Drop = \frac{P_m - P_{drop}}{P_m} \cdot 100 \quad (61)$$

Siendo:

P_m = fuerza máxima observada antes de la caída de carga, N, y

P_{drop} = fuerza observada justo después de la caída de carga, N.

7.3 Resultados.

7.3.1 Ensayos cuasiestáticos y de fatiga SBS en Glare.

Los resultados de los ensayos cuasiestáticos, tanto de probetas longitudinales como transversales, son mostrados en el gráfico de la Fig. 94. En el mismo se señala tanto el valor de la media con un círculo negro, como los valores de SD mediante pestañas. En cada caso es indicado el número de probetas ensayadas.

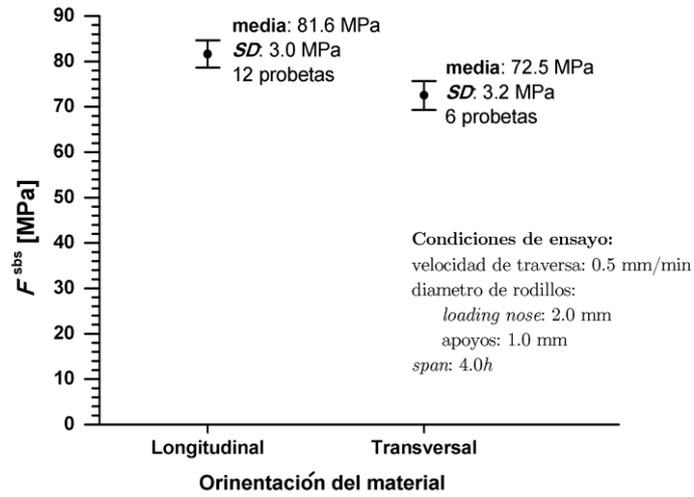


Fig. 94 Comparación de los resultados de los ensayos SBS cuasiestáticos para las 2 orientaciones del material ensayadas.

Los resultados de los ensayos de fatiga SBS y los tipos de falla para ambas clases de probetas son mostrados en la Tabla 35. En ella pueden observarse tanto los ciclos de vida de cada probeta como el tipo de falla que presentó.

Tabla 35. Resultados de fatiga SBS en probetas de Glare.

Probetas longitudinales			Probetas transversales		
τ_a [MPa]	N_f [ciclos]	Tipo de falla	τ_a [MPa]	N_f [ciclos]	Tipo de falla
27.1	2350	(II)	24.1	5510	(III)
27.1	2860	(II)	24.1	3150	(I)
27.1	2360	(II)	24.1	3500	(I)
27.1	2330	(II)	24.1	2180	(I)
25.2	10050	(II)	24.1	2190	(I)
25.2	10160	(II)	22.5	6660	(III)
25.2	5010	(II)	22.5	8110	(II)
25.2	5190	(II)	22.3	19150	(III)
25.2	5300	(II)	22.5	9940	(I)
23.4	21420	(II)	22.5	4370	(I)
23.4	23270	(II)	20.9	49880	(II)
23.4	27680	(II)	20.9	35240	(II)
23.4	23690	(II)	20.9	35320	(III)
23.4	15770	(II)	20.9	18110	(II)
21.6	67900	(II)	20.9	42670	(II)
21.6	35500	(II)	20.6	35570	(IV)
21.6	67260	(III)	19.2	35090	(III)
21.6	57660	(II)	19.2	375750	(II)
21.6	68030	(II)	19.1	34130	(II)

20.2	135170	(II)	19.1	169140	(III)
20.2	134240	(II)	19.1	84760	(III)
20.2	194300	(II)	19.0	51015	(II)
20.2	186850	(II)	18.6	246930	(II)
20.2	120880	(II)	17.9	52430	(IV)
18.8	2681190	(II)	17.9	1196900	(IV)
18.8	1084960	(II)	17.9	388450	(IV)
18.8	4109660	(II)	17.9	726100	(II)
18.8	3008710	<i>run-out</i>	17.9	773060	(IV)
18.8	2429290	<i>run-out</i>	17.9	257090	(IV)

(I) Daño por corte interlaminar.

(II) Daño por corte interlaminar y subsecuente fisura en la mitad de la luz entre apoyos, en la cara bajo tracción.

(III) Daño por corte interlaminar y subsecuente fisura en la mitad de la luz entre apoyos, en la cara bajo tracción. Una fisura localizada cerca de uno de los apoyos fue observada cuando se produjo el colapso de la probeta.

(IV) Fisura iniciada cerca de un apoyo que al crecer produjo daño interlaminar y el consiguiente colapso de la pieza.

Los resultados de la Tabla 35 son presentados en el gráfico τ_a vs. $\log N_f$ de la Fig. 95a y fotografías de probetas transversales y longitudinales son mostradas desde la Fig. 95b hasta la Fig. 95i. En la Fig. 95a se distinguen los puntos de las probetas longitudinales representadas con círculos respecto a las transversales representadas con cuadrados. Una probeta transversal antes de ser ensayada aparece en la Fig. 95b. Los modos de falla observados en los ensayos cuasistáticos fueron por corte interlaminar. Este mecanismo es observado en la Fig. 95c para una probeta longitudinal y en Fig. 95d para una transversal. En los casos de fatiga, las probetas en las que se observó daño interlaminar seguido por la nucleación de una fisura en la cara bajo esfuerzos de tracción en la mitad de la luz entre apoyos tienen símbolos sin relleno en su interior y sus bordes son azules. Probetas falladas con este mecanismo están en las fotografías de la Fig. 95e para una probeta longitudinal y la Fig. 95g para una probeta transversal. Aquellas probetas que únicamente presentaron daño interlaminar hasta el colapso poseen en el relleno de sus símbolos una línea vertical 0 (|). Una probeta transversal con ese daño se observa en la Fig. 95f. Probetas que presentaron primeramente daño por corte interlaminar seguido por la nucleación de una fisura, tanto en la mitad de luz entre apoyos como en la zona aledaña a un soporte, son representadas con un signo más (+) de relleno. La fotografía de una probeta transversal con este daño puede observarse en la Fig. 95h. Las probetas que presentaron nucleación y crecimiento de una fisura cerca de un apoyo, siendo ésta la desencadenante de una falla final que presenta daño

interlaminar, fueron marcadas con una equis (x) en su relleno y los símbolos de color rojo. Este daño puede observarse en la probeta transversal de la Fig. 95i.

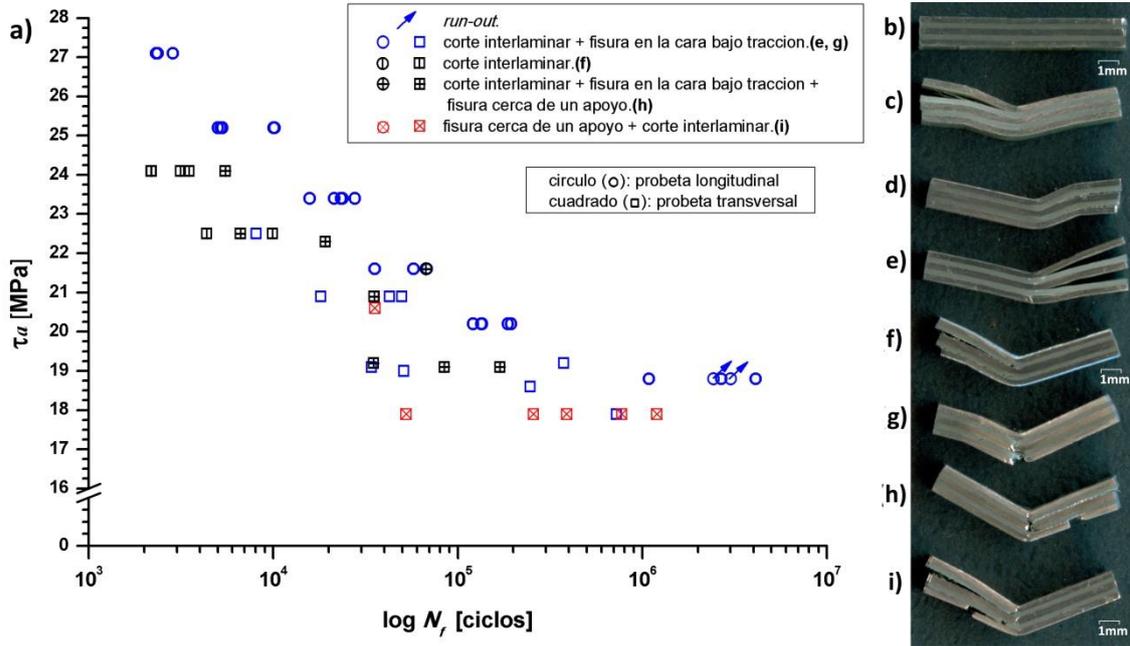


Fig. 95 a) Gráfico τ_a vs. $\log N_f$ con los distintos modos de falla. Fotografías de probetas b) sin ensayar, c) y d) modos de falla de ensayos cuasiestáticos, e) - i) modos de falla de las probetas de fatiga SBS.

Las probetas que presentaron mecanismos de falla tipo (I), (II) y (III) son representadas en el gráfico τ_a vs. $\log N_f$ de la Fig. 96. Las probetas longitudinales están marcadas con círculos rojos y las transversales con cuadrados azules. Junto con los puntos están representadas las curvas de ajuste según el modelo de la Ec.(52) con sus respectivas ecuaciones y R^2 .

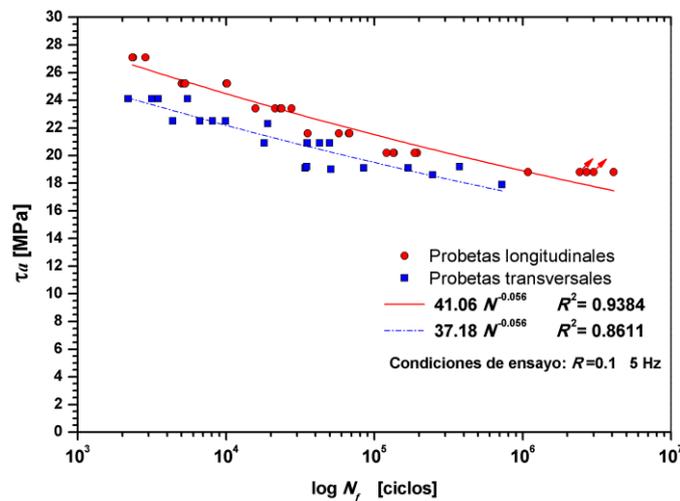


Fig. 96 Gráfico τ_a vs. $\log N_f$ con los resultados de probetas con falla tipo (I), (II) y (III).

Una curva típica δ_{max} vs. N/N_f para cada nivel de τ_a ensayado es mostrada en la Fig. 97a para probetas longitudinales y en la Fig. 97b para probetas transversales.

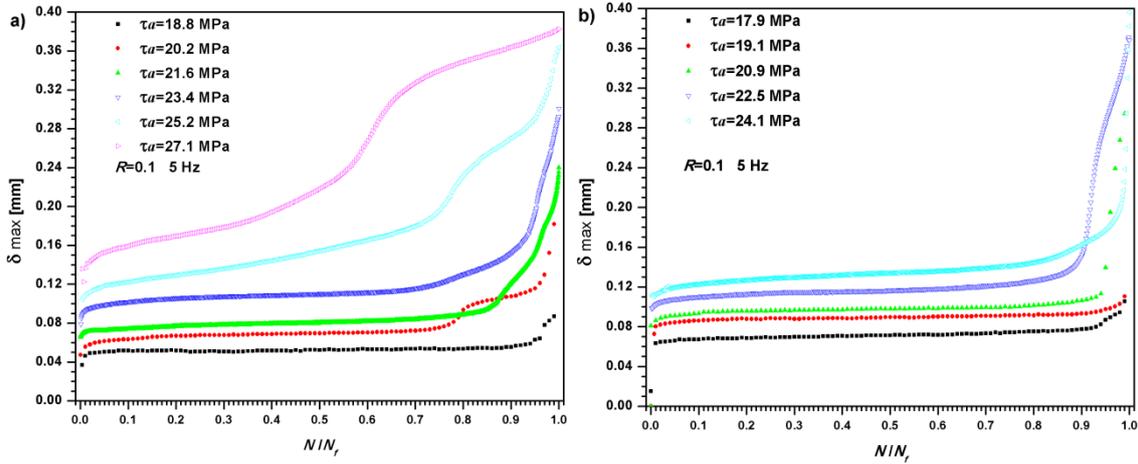


Fig. 97 Gráficos δ_{max} vs. N/N_f obtenidos a distintos niveles de τ_a en probetas a) longitudinales y b) transversales.

Las curvas δ_{max} vs. N para valores de $span$ de $4.0h$ y $0.7h$ son presentadas en la Fig. 98a para $\tau_a= 25.2$ MPa y en la Fig. 98b para $\tau_a= 20.2$ MPa.

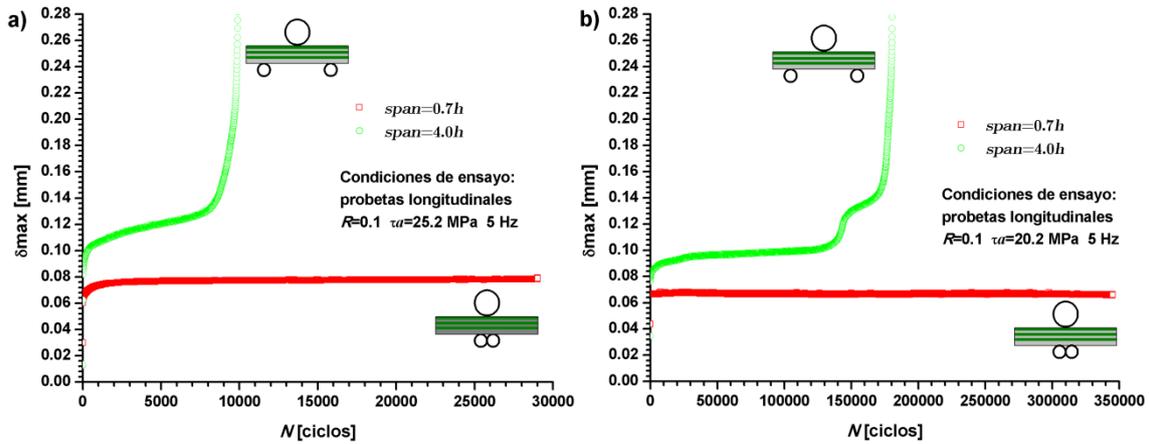


Fig. 98 Gráficos δ_{max} vs. N obtenidos para distintos valores de $span$ en probetas longitudinales con a) $\tau_a=25.2$ MPa y b) $\tau_a=20.2$ MPa.

7.3.2 Resultados de los ensayos en Arall.

Los resultados de las probetas ensayadas en la configuración SBS con los dos juegos de rodillos están presentados en Tabla 36. En ella se incluyen los valores de P_m y $P_{drop 1}$, así como los valores calculados de F^{sbs} y $\%Drop$ con sus correspondientes valores medio, SD y CV .

Tabla 36. Resultados de los ensayos SBS sobre las probetas de Arall.

Probeta	P_m [N]	$P_{drop\ 1}$ [N]	F^{sbs} [MPa]	$\%Drop$ [%]
Punzón: 6 mm, apoyos: 3 mm.				
F 002	639	519	63.3	18.9
F 003	672	509	65.8	24.2
F 004	684	559	66.8	18.4
F 005	723	538	71.3	25.6
F 006	706	533	69.6	24.5
F 007	722	525	70.9	27.3
F 014	645	490	63.4	24.0
F 025	687	512	69.4	25.4
F 016	701	508	69.0	27.6
		Media	67.7	24.0
		<i>SD</i>	3.0	3.3
		<i>CV</i> [%]	4.49	13.70
Punzón: 2 mm, apoyos: 1 mm.				
F 008	708	519	62.8	26.7
F 009	683	475	68.5	30.5
F 010	686	496	67.1	27.6
F 011	653	485	64.4	25.8
F 012	650	507	63.9	22.0
F 013	687	518	67.3	24.6
F 024	688	496	67.2	28.0
F 023	671	489	65.6	27.1
F 015	705	497	68.8	29.5
		Media	66.2	26.9
		<i>SD</i>	2.1	2.5
		<i>CV</i> [%]	3.17	9.48

Las curvas P vs. δ que se obtuvieron de los ensayos son mostradas en la Fig. 99a para el juego de rodillos más grande y en la Fig. 99b para el juego de rodillos más pequeño.

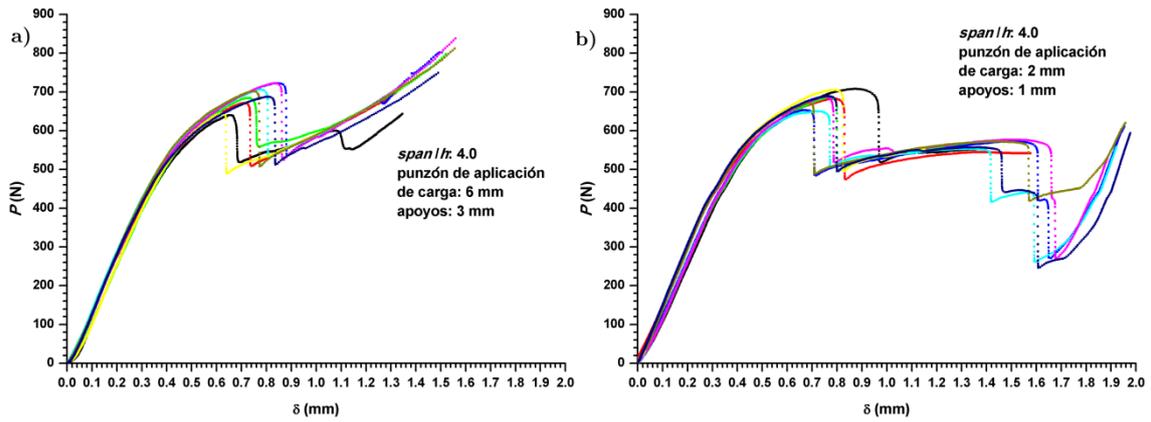


Fig. 99 Curvas P vs. δ para los dos juegos de rodillos.

La totalidad de las probetas presentaron modo de falla por corte interlaminar. Una secuencia de fotos para cada juego de rodillos es mostrada en la Fig. 100. En los cuadros de la Fig. 100a y b se observan probetas antes de ser ensayadas, en la Fig. 100c y d las mismas probetas en el instante en que se produjo la falla y en la Fig. 100e y f las probetas descargadas luego de los ensayos.

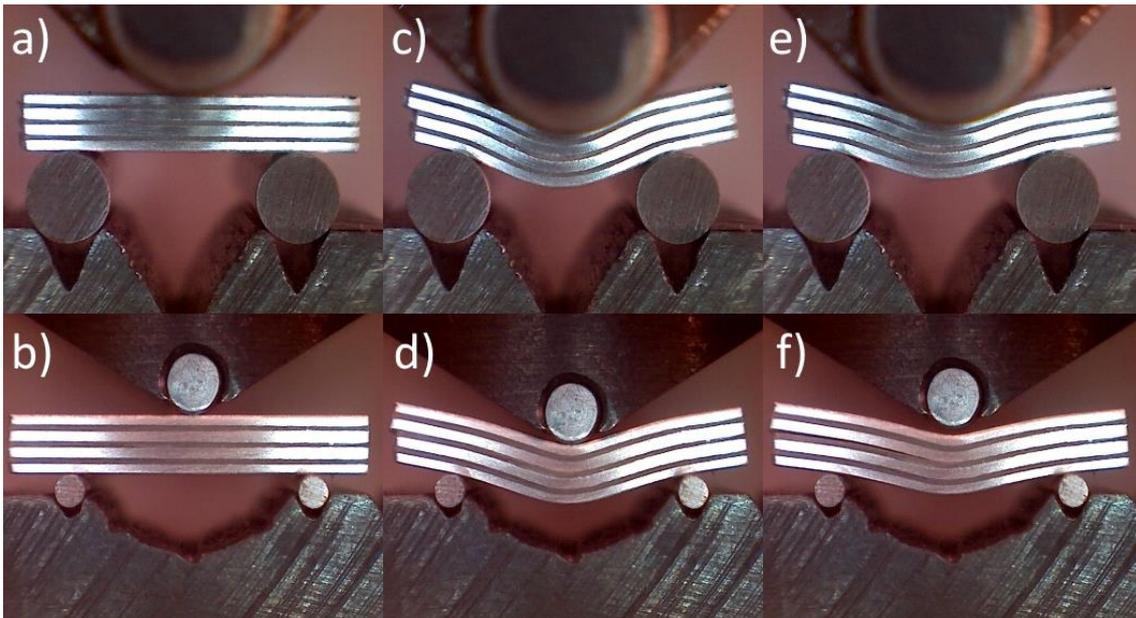


Fig. 100 Probetas de Arall a) b) antes del ensayo, c) d) cuando se produce la falla y e) f) después del ensayo.

Los resultados de la Prueba t realizada sobre los resultados de F^{sbs} para ambos juegos de rodillos son presentados en la Tabla 37.

Tabla 37. Prueba t para los valores de F^{sbs} de los dos juegos de rodillos.

F^{sbs}	Diámetros mayores	Diámetros menores
Media [MPa]	67.7	66.2
Varianza [MPa ²]	9.2	4.44
Observaciones	9	9
Varianza agrupada [MPa ²]		6.8
Diferencia hipotética de las medias		0
Grados de libertad		16
Estadístico t		1.25
$P(T \leq t)$ una cola		0.11
Valor crítico de t (una cola)		1.75
$P(T \leq t)$ dos colas		0.23
Valor crítico de t (dos colas)		2.12

Los gráficos distribución de probabilidad normal [%] en función de los resultados de resistencia *short-beam* (F^{sbs}) [MPa] para ambos juegos de rodillos son presentados en la Fig. 101. Los círculos azules corresponden a los resultados con diámetro de punzón 6 mm y diámetro de apoyos 3 mm, mientras los cuadrados rojos corresponden a diámetro de punzón 2 mm y diámetro de apoyos 1 mm.

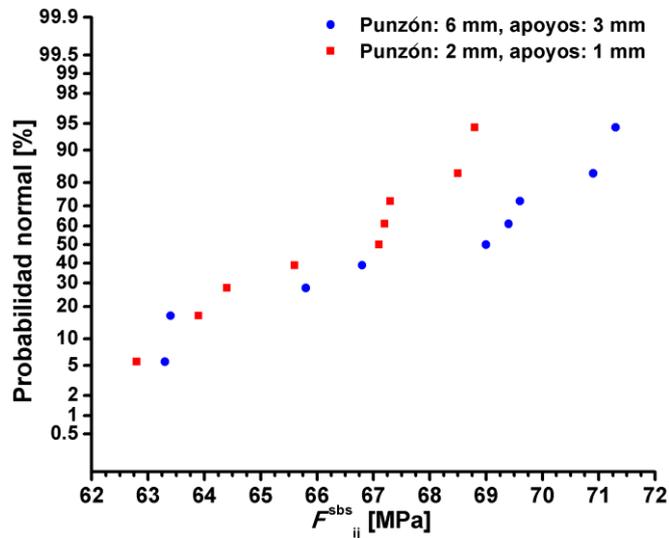


Fig. 101 Gráficos Probabilidad normal [%] vs. F^{sbs} [MPa].

7.4 Discusión

7.4.1 Glare

El espesor del Glare empleado en estos ensayos (nominal 1.42 mm) fue menor al que aparece en las normas y la bibliografía para ensayos cuasiestáticos y de fatiga SBS [65][73][79][83][120]. El diámetro de los rodillos del dispositivo SBS también fue menor que el sugerido en las normas para los ensayos SBS cuasiestáticos [65][66]. Este cambio

de dimensiones permitió usar un $span=4.0h$ y prevenir que se produzca interferencia de la probeta (similar a la que podría producirse en un embutido) cuando ésta perdía rigidez a medida que progresaba el daño en los ciclos de fatiga.

Los resultados en la Fig. 94 muestran que los valores de F^{sbs} son similares a los obtenidos por Botelho *et al.* [177] para CFR epoxi. Dentro de la revisión bibliográfica no se encontraron valores de F^{sbs} para Glare 1. Park *et al.* [190] reportaron valores de F^{sbs} para Glare 2 5/4-0.4. Sus resultados son aproximadamente 25% más bajos que los resultados obtenidos en esta tesis para las probetas longitudinales. Esta comparación está limitada a un dispositivo SBS con diferente diámetro [157], velocidad de desplazamiento de punto de aplicación de carga y tipo de Glare. Sin embargo, Glare 2 tiene la misma orientación de las fibras y compuesto GFR epoxi. Botelho *et al.* [177] obtuvieron valores de F^{sbs} de 40 MPa, pero no especifican el tipo de Glare y la orientación de las probetas.

De la comparación de los resultados en distintas orientaciones en la Fig. 94 surge que la resistencia SBS es mayor en la dirección longitudinal que en la transversal. La diferencia entre los valores medios es un poco mayor al 10%. Esto implica que el material posee una anisotropía en su resistencia SBS cuasiestática. El *SD* en ambas orientaciones resultó menor a un 5%. Todas las probetas mostraron modo de falla interlaminar pero con diferencias en la morfología. El examen de la probeta longitudinal de la Fig. 95c mostró la separación completa de la lámina de aluminio a un lado de la zona donde se encontraba el punzón de aplicación de carga. El daño en esta probeta está situado principalmente en la interfase Al-compuesto GFR epoxi. El examen de la probeta transversal en la Fig. 95d mostró que el daño se dio tanto en la interfase Al-compuesto GFR epoxi como a través de la lámina de compuesto GFR epoxi.

En la Fig. 95a se observa que los modos de falla de las probetas de fatiga cambian, tanto sea por la orientación de éstas, como por el nivel de tensiones aplicado. También se observa que las probetas transversales presentaron mecanismos de daño más variados que las longitudinales.

En las probetas longitudinales se observó daño interlaminar que progresó a través de la probeta produciendo cambio de rigidez. Posteriormente apareció una fisura localizada aproximadamente en la mitad de la luz entre apoyos sobre la cara bajo tensiones de tracción. Esta fisura progresó a través de la lámina de Al hasta alcanzar el compuesto GFR epoxi y en ese momento se produjo el colapso de la probeta. Este mecanismo de daño es visible en la Fig. 95e y una posible explicación podría ser la siguiente: el mecanismo inicial de daño en la zona alejada de los soportes sería originado por las tensiones de corte interlaminar. Estas tensiones generarían una o más fisuras en la

interfase Al-GFR epoxi que al crecer producen una caída de rigidez de la probeta. A su vez, esta caída de rigidez produce deformación en las láminas de Al de la probeta que favorecen la nucleación y el crecimiento de fisuras en la cara bajo tensiones de tracción. Estas últimas fisuras progresarían mucho más rápido, produciendo un aumento más brusco de la pérdida de la rigidez y, al completar su avance por la lámina de Al, se produciría el colapso de la probeta. Este mecanismo de daño se denominó tipo (II) y fue considerado válido porque primeramente fue observado daño interlaminar adjudicado a las tensiones de corte.

En las probetas transversales se observaron probetas que únicamente presentaron daño macroscópico interlaminar para niveles de tensiones de $\tau_a = 22.5$ y 24.1 MPa, como la que se observa en la Fig. 95f. El único daño que se observó en éstas estuvo localizado tanto en la interfase Al-GRP epoxi como en la lámina de GFR epoxi. A medida que el daño progresaba, las probetas perdían rigidez hasta alcanzar el colapso. Este mecanismo se denominó tipo (I) y fue considerado válido porque se asumió que eran las tensiones de corte las que originaron el daño interlaminar debido a que en la zona en que se observó el daño coincide con la región donde el modelo de distribución de tensiones predice los máximos esfuerzos de corte.

Tanto probetas transversales con vidas a la fatiga entre 5.10^3 y 2.10^5 ciclos como algunas probetas longitudinales presentaron un modo de falla que produjo daño interlaminar en su primera etapa y dos fisuras en su última etapa. De estas dos últimas, una se presentó en la zona media del *span* sobre la cara bajo tracción y otra en la lámina de Al próxima a un soporte. La particularidad de la segunda fisura es que se encontraba en el lado del compuesto GFR epoxi, en lugar del lado en contacto con el rodillo. Esta fisura atravesó la lámina de aluminio cuando se produjo el colapso de la probeta. Este mecanismo fue denominado tipo (III) y puede observarse en la Fig. 95h. El mecanismo fue considerado válido por la misma razón que la tipo (II), es decir, porque el mecanismo inicial fue por daño interlaminar.

Otra forma de daño que presentaron las probetas transversales las tuvieron aquellas con bajas tensiones aplicadas. En ellas se nucleó una fisura en la lámina de aluminio al lado de un apoyo, la cual creció hasta alcanzar la lámina GFR epoxi. En ese momento se produjo el colapso de la probeta. Este modo de falla, denominado tipo (IV), fue considerado inválido porque la fisura se nucleó y creció alejada a un apoyo sin que se observe previamente daño interlaminar. Una posible explicación para este tipo de falla podría ser que con tensiones elevadas, el daño por corte interlaminar se nuclea y crece más rápido que el daño producido en los apoyos. Con tensiones bajas, el daño en los apoyos se nuclea y crece primero. Este mecanismo no se observó en probetas longitudinales posiblemente por la anisotropía que posee la lámina de Al en cuanto a su comportamiento a fatiga. Esta anisotropía podría estar asociada con el proceso de *post-*

curing rolling que produce tensiones residuales de compresión y endurecimiento en la dirección longitudinal de la lámina de Al [178].

La anisotropía que presentó el material en su comportamiento a fatiga SBS puede ser apreciada en la Fig. 96, donde son presentados los resultados de los modos de falla considerados válidos. La vida a la fatiga SBS es mayor en la dirección longitudinal. La dispersión de los resultados en la orientación longitudinal fue menor que en la transversal. Se empleó la curva de ajuste de la Ec.(52) porque es uno de los modelos comúnmente empleados en fatiga tracción-tracción, tracción-compresión y compresión-compresión de materiales compuestos [64][92], y fue previamente usada en algunas publicaciones sobre fatiga SBS [120]. Los valores de R^2 fueron mayores en la dirección longitudinal que en la transversal. El coeficiente exponencial $1/k$ resultó similar para ambas curvas. Sin embargo, las curvas transversales no contienen resultados de fatiga SBS por encima de 10^6 ciclos. Inclusive, la curva de las probetas longitudinal incluye los valores de las probetas *run-out*, las cuales fueron consideradas con el mismo peso que las probetas que fallaron. Esto produce que la curva pueda ser conservativa en sus predicciones [86].

La medición del desplazamiento máximo de cada ciclo (δ_{max}) a lo largo de la vida de la probeta mostró 3 etapas como puede ser observado en la Fig. 97. En una primera etapa existe una razón de cambio de δ_{max} por ciclo decreciente. En una segunda etapa donde esta razón de cambio es aproximadamente constante y, finalmente, una tercera donde δ_{max} crece hasta alcanzar la falla. El tamaño relativo de cada etapa respecto a la vida de la probeta depende del nivel de tensiones evaluado. Una particularidad de la tercera etapa es que mostró diferentes patrones. La inspección de los videos hechos durante los ensayos mostró diversas situaciones para esta instancia. En algunas curvas, el desplazamiento creció de forma continua hasta la falla porque las fisuras en la probeta así lo hicieron. En otras curvas, se observó un rápido crecimiento de δ_{max} , seguido por una velocidad mucho menor. Esto se debió a que inicialmente la fisura creció rápidamente y luego disminuyó su velocidad de crecimiento.

El cambio de δ_{max} fue considerado un indicador de acumulación de daño en las probetas. Este indicador no permitió distinguir el mecanismo de falla. Por ejemplo, en la primera etapa muchos mecanismos de daño pueden estar presentes a pesar de que con el microscopio no se observara daño. El complejo estado de tensiones dentro de la probeta puede producir otros tipos de daño. El uso de probetas con luz entre apoyos reducida, es decir, los apoyos lo más cerca posible, es un arreglo comúnmente usado para obtener correcciones por *indentación* en probetas de fractura tipo SE(B) [193]. Este concepto fue usado para observar y medir la *indentación* a lo largo de un ensayo de fatiga. En la Fig. 98 se observa que la *indentación* es importante en los primeros ciclos. Después, los valores de δ_{max} permanecen prácticamente constantes. A pesar de

que este daño no es importante después de los primeros ciclos, pueden existir otros mecanismos de daño que afecten los valores de δ_{max} .

El ensayo SBS fue considerado adecuado para estos ensayos por ser simple, fácil de implementar y producir daño por corte interlaminar en gran parte de las probetas de fatiga y en todas las probetas cuasiestáticas. En la mayoría de los casos de fatiga, el daño interlaminar fue observado en las etapas iniciales de la vida a la fatiga y el colapso fue producido por otro mecanismo de daño. Como fue previamente comentado, en la primera etapa de vida de las probetas transversales con bajos valores de τ_a , el daño inicial fue cerca de un apoyo en lugar de ser por corte interlaminar. Un dispositivo de ensayo con rodillos de diámetro mayor podría ser una solución a este problema. Sin embargo, cuando la probeta pierda rigidez, podría observarse interferencia de compresión a causa de los rodillos. Los resultados de fatiga SBS pueden ser usados como una característica tecnológica que brinda información acerca del comportamiento a fatiga por corte interlaminar y pueden ser usados para comparar materiales.

Una caracterización completa del material requeriría de ensayos con otros valores de R para así poder construir *constant life-time diagrams* (CLDs) de tensiones SBS como los de la sección 4.2.1. Este tipo de ensayos, así como ensayos con otras frecuencias de aplicación de carga, son temas a seguir investigando.

7.4.2 Arall.

Parte de los espesores comerciales de los FMLs, como son el Glare, Arall o Carall, están por debajo de los espesores mínimos impuestos por la ASTM D2344-13 [65] (2 mm o 0.08 in) para realizar un ensayo SBS normalizado. Como fue discutido en la Introducción, la resistencia al corte interlaminar es una propiedad importante a evaluar en estos compuestos debido a la incidencia que tiene en su comportamiento, por ejemplo, a fatiga. Si bien el valor de F^{sbs} es una aproximación a esa propiedad (sección 2.3.2), puede tener importantes aplicaciones en control de calidad de estos compuestos y en la comparación de estos materiales.

Una de las primeras limitaciones que fueron observadas en el dispositivo SBS normalizado está asociada a los diámetros de los rodillos (punzón 6 mm y apoyos 3 mm). En la situación de la Fig. 90a con probetas de espesor 2 mm se produce interferencia por compresión antes de alcanzar un desplazamiento del punzón igual o mayor al espesor. Los criterios para detener el ensayo que fija la norma son: que se produzca una caída de carga mayor a 30%, la separación en dos piezas de la probeta, o que el recorrido del *head travel* (δ) exceda el espesor nominal. Es posible que se produzca interferencia por compresión antes que δ supere el espesor de la probeta en casos donde la probeta presente un grado importante de deformación (ya sea elástica,

plástica o combinación de ambas) sin que la caída de carga supere un 30% o se observe la separación en dos piezas de la probeta. Las normas ASTM D2344 anteriores a la del año 2013 no tenían estos tres criterios para detener el ensayo [194][195]. Casos como compuestos de matrices termoplásticas, con baja relación fibra/resina o con láminas metálicas que generen importante deformación en la probeta [189], podrían ser materiales que alcancen la interferencia de los punzones antes que los otros dos criterios para detener los ensayos sean alcanzados.

Los valores presentados en la Tabla 36 muestran que los valores medios de F^{sbs} para ambos juegos de rodillos son similares. El valor obtenido con los rodillos de menor tamaño es apenas 2% menor al obtenido con los rodillos normalizados. La dispersión de resultados es baja, similar a la obtenida en los resultados con Glare (ver sección 7.3.1). Para verificar que la presunción de una distribución de probabilidad normal de los datos sea adecuada, se hizo el gráfico de la Fig. 101. De la observación de los puntos se puede apreciar que las dos series de datos parecen seguir una recta. Esto es positivo porque es una verificación de que la presunción de distribución de probabilidad normal es buena. En cuanto a la comparación de medias, la prueba t muestra que la diferencia entre valores medios no es significativa para las condiciones evaluadas.

El hecho de no sea significativa la diferencia entre F^{sbs} resulta de interés desde el punto de vista del efecto que pueden producir los diámetros de los rodillos. Adams [191] observó que el efecto de la variación de los diámetros de los rodillos en probetas SBS de Kevlar/3501-6 tuvo una influencia mucho menor en la F^{sbs} que en las probetas de AS4/3501-6 CFR epoxi y S2/SP381 GFR epoxi. El autor atribuyó esto a que el Kevlar era mucho más blando en la dirección diametral y por consecuencia poseía mejor capacidad de “redondear” el concentrador de tensiones que genera cada rodillo. Las probetas de Arall poseen láminas de aluminio en la zona de contacto con los rodillos. Como se observó en los ensayos sobre Glare (ver Fig. 98), el efecto de *indentación* es apreciable. Una posible explicación al hecho de que no hubo diferencia significativa en los valores de F^{sbs} para los dos juegos de rodillos sería que la deformación que generan los rodillos en el aluminio reducen el efecto de la concentración de tensiones generada por el contacto de los rodillos más pequeños, evitando que sea significativa su influencia.

El análisis anterior contó con la premisa de que los valores de P_m fueron los máximos observados antes de la primera caída de carga. En el caso de que se sigan de forma estricta los criterios para detención de los ensayos en ASTM D2344-13, este valor sería incorrecto para los rodillos con diámetros normalizados. En la Tabla 36 puede observarse que las caídas de carga no superaron el 30%. Además, las probetas no se rompieron en 2 partes como plantea el segundo criterio. Por lo tanto, el ensayo debería continuar hasta que $\delta \geq h$. En la Fig. 99a se puede observar que luego de la caída, la

carga vuelve a aumentar, alcanzando valores mayores a los anteriores a la caída. El hecho de que la carga aumente continuamente estuvo asociado a que comenzó a producirse interferencia por compresión en la probeta. Por lo tanto, estas cargas elevadas corresponden a un estado de tensiones en la probeta distinto al planteado inicialmente. Si los ensayos hubieran continuado hasta que $\delta \geq h$, estas cargas serían mayores a las que aparecen en el gráfico, pero se detuvieron por temor a dañar la celda de carga.

De la comparación de los dos gráficos de la Fig. 99 puede observarse que los rodillos de menor tamaño permitieron continuar el ensayo hasta que se produce una segunda caída de carga. Con esta segunda situación presente se alcanza el criterio de detención del ensayo de una caída de carga superior al 30%. En las probetas que se continuó aplicando carga hasta superar un desplazamiento igual a su espesor se puede observar que la carga comienza a aumentar debido a la interferencia de los rodillos con la probeta.

De lo observado parecería que los criterios de detención de ensayo fijados por ASTM D2344-13 no serían adecuados para materiales con gran deformación. Para poder extender el alcance de esta norma se sugieren algunas modificaciones. Una opción podría incluir un cuarto criterio para la detención del ensayo que estaría asociado con la aparición de uno de los modos de falla que plantea dicha norma. En ese caso, como las probetas de Arall presentaron daño interlaminar visible después de la primera caída de carga (Fig. 100c y d), los ensayos podrían detenerse en ese momento y el valor de fuerza máxima sería adecuado para el cálculo. La desventaja de esta opción es que si se dispone de un material cuya probeta produzca un desplazamiento aún mayor que las de Arall antes de algún tipo de falla, puede producirse la interferencia por compresión en la probeta. Además, si no existe falla, el ensayo solo se podría detener alcanzando un desplazamiento mayor al espesor, lo cual no sería posible por la antes nombrada interferencia (ver Fig. 90a). Otra posible solución sería que para materiales cuya probeta presenta gran deformación se permita emplear rodillos de menor tamaño. Con un punzón de aplicación de carga de diámetro 2 mm y apoyos de diámetro 1 mm se puede evitar la interferencia por compresión incluso con probetas de 1 mm de espesor. Con esta dimensión de rodillos podría cubrirse un rango mayor de FML disponibles comercialmente [173].

7.5 Conclusiones parciales

7.5.1 Ensayos cuasiestáticos y de fatiga en Glare 1 3/2.

Fueron realizados ensayos SBS tanto bajo cargas cuasiestáticas como de fatiga en un compuesto FML de denominación comercial Glare 1 3/2 en dos direcciones principales del material.

Los ensayos SBS cuasiestáticos presentaron modo de falla por corte interlaminar y el valor medio de F^{sbs} fue mayor en la orientación longitudinal de material que en la transversal.

Los ensayos de fatiga SBS mostraron que el material presentó un mejor comportamiento, es decir, una vida a la fatiga SBS mayor, en las probetas extraídas en la orientación longitudinal para las tensiones evaluada. Las probetas longitudinales presentaron daño por corte interlaminar seguido por la nucleación y crecimiento de una fisura en la zona media de la luz entre apoyos. Las probetas extraídas en la orientación transversal presentaron diversos modos de falla a diferentes niveles de τ_a .

El uso de una luz entre apoyos reducida en algunas probetas mostró que el efecto de la *indentación* de los rodillos en la probeta fue apreciable en los primeros ciclos de vida. Las curvas δ_{max} vs. el número de ciclos fueron un buen indicador de daño acumulado en la probeta, aunque no dan información sobre el mecanismo de daño.

El ensayo SBS fue considerado adecuado para estos ensayos porque es simple, fácil de implementar y porque produjo daño por corte interlaminar en gran parte de las probetas de fatiga y en todas las probetas con carga cuasiestática.

7.5.2 Ensayos cuasiestáticos en Arall 3 4/3.

Fueron realizados ensayos cuasiestáticos SBS en probetas de Arall 3 4/3 con dos juegos distintos de diámetros de rodillos, uno con los diámetros usados en ASTM D2344-13 y otro con diámetros menores.

Con espesores de probetas cercanos a 2 mm, los criterios de detención de ensayo de la norma ASTM D2344-13 no serían adecuados para materiales cuyas probetas presenten mucha deformación.

Los valores de F^{sbs} no mostraron diferencias significativas para los dos juegos de rodillos empleados. Las curvas P vs δ difieren luego de que se produce la primera caída de carga. Los criterios de detención del ensayo de ASTM D2344-13 no serían adecuados para el material ensayado, como tampoco los diámetros de sus rodillos.

Fueron planteadas sugerencias para que la norma pueda contemplar compuestos que presenten gran deformación durante el ensayo como así también que pueda incluir compuestos FML.

8 Conclusiones

Respecto a los objetivos específicos que se plantearon para esta tesis, se obtuvieron las siguientes conclusiones:

- ✎ Se obtuvieron *constan-life diagrams* (CLDs) parciales para dos compuestos laminados *glass fiber reinforced* (GFR) poliéster a fin de evaluar el efecto de la tensión media. El compuesto que poseía la lámina de MAT de nombre comercial Unifilo presentó una menor vida a la fatiga *short-beam shear* (SBS) y resistencia SBS cuasiestática que el compuesto sin esta lámina. No se pudo concluir que este cambio de comportamiento fue exclusivo a la presencia del MAT debido a la presencia de poros en esta lámina.
- ✎ Se evaluó el efecto de la frecuencia de carga para un compuesto GFR poliéster bajo $R=0.1$, tres niveles de amplitud de tensiones y frecuencias 1, 3, 6 y 10 Hz. Se encontró que hay diferencias entre los valores medios, siendo más acentuada en las condiciones de baja frecuencia y bajos niveles de amplitud de tensiones. Sin embargo, las diferencias observadas no fueron estadísticamente significativas.
- ✎ El ensayo SBS ha sido considerado adecuado para las experiencias tanto cuasiestáticas como de fatiga sobre el compuesto GFR poliéster. Al ser empleado en compuestos *fiber metal laminates* (FML) presentó diferentes facetas. En fatiga SBS sobre probetas de Glare extraídas en la dirección principal de las fibras ha propiciado que el daño inicial sea de corte interlaminar. En cambio, en probetas extraídas en la dirección transversal a las fibras, se encontró que para valores de amplitud de tensiones de corte elevados preponderaba el daño iniciado por corte interlaminar, mientras que para valores bajos se observaron otros mecanismos. Se propusieron modificaciones en el ensayo SBS cuasiestático normalizado por ASTM para que pueda incluir probetas FML para espesores admitidos por la norma e incluso menores.
- ✎ Se verificó el comportamiento elástico ortotrópico y la homogeneidad en 3D de una muestra de material obtenida en la fabricación de las palas. Se observaron diferencias entre los coeficientes simétricos de la matriz de rigidez del material. Los valores de resistencias y constantes elásticas de cupones 2D obtenidos en laboratorio mostraron valores superiores a la muestra de la pala. Se observaron distintos tipos de defectos en la muestra de la pala. Se concluyó que se necesitarían más ensayos para poder caracterizar completamente el material y hacer un análisis estadístico de los resultados.
- ✎ Se pudieron observar algunas limitaciones del uso de probetas 4ENF (para el dispositivo de flexión en 4 puntos) y del método de descargas parciales para el material ensayado.

- ☞ Se caracterizó un compuesto GFR epoxi con distintos valores G_{IIC} de iniciación, así como *curvas R*. Se observaron distintos tipos de defectos en el material, a los cuales se les atribuyó la mayor dispersión de los resultados, diferencias en las *curvas R*, así como diferencias entre los valores obtenidos con las mediciones experimentales de *compliance* y los valores obtenidos con el modelo clásico de vigas.
- ☞ Se evaluó el efecto de emplear módulos elásticos obtenidos en ensayos de flexión y compresión para el cálculo de G_{IIC} con el modelo teórico clásico de vigas. Se concluyó que la diferencia no es significativa para el material evaluado.

8.1 Trabajos surgidos en el ámbito de la tesis

8.1.1 Trabajos en revistas con referato: publicados

Kotik HG, Perez Ipiña JE. Short-beam shear fatigue behavior of fiber metal laminate (Glare). Int J Fatigue 2017;95:236–42. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.11.001.

Kotik H, Perez Ipiña J. Frequency effect in short-beam shear fatigue of a glass fiber reinforced polyester composite. Int J Fatigue 2016; 90: 116–24. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.04.025.

Kotik H, Ipiña JP. Influence of Unifilo® Ply in the Interlaminar Shear Fatigue Resistance of GFRP. Procedia Mater Sci 2015; 8: 139–47. doi:10.1016/j.mspro.2015.04.057.

8.1.2 Trabajo en revistas con referato: aceptado

Kotik HG, Perez Ipiña JP. 3D quasi-static strengths and elastic constants of glass fiber reinforced polyester composite extracted from a wind turbine blade. J Test Eval (in press).

8.1.3 Trabajos publicados en congresos

Kotik H, Perez Ipiña J. Frequency effect in short-beam fatigue of GFRP. COMAT 2015 6th Int. Conf. Sci. Technol. Compos. Mater., Buenos Aires, Argentina: 2015, p. P2.4.

Kotik HG, Perez Ipiña JE. Resistencias mecánicas y constantes elásticas 3-D de un material compuesto de matriz poliéster reforzado con fibra de vidrio (GFRP). Congr. Int. Metal. Y Mater. SAM-CONAMET/IBEROMAT/MATERIA 2014, Santa Fe: 2014, p. C15.1.

Kotik HG, Perez Ipiña JE. Influencia de láminas de Unifilo® en la resistencia a la fatiga por corte interlaminar de GFRP. SAM/CONAMET 2013- 13^{er} Congr. Int. en Cienc. y Tecnol. Metal. y Mater., Puerto Iguazú: Editorial Universitaria Universidad Nacional de Misiones; 2013, p. T7C.19.

Kotik H, Appiolaza G, Tumbarello S, Perez Ipiña J. Comparación de propiedades mecánicas de materiales compuestos de matriz poliéster ortoftálica y poliéster DCPD. CONAMET/SAM 2012. 12^o Congr. Binacional Metal. y Mater., Valparaíso, Chile: 2012, p. 164.

8.1.4 Trabajo presentado en reunión de difusión científica

Kotik HG. Fatiga interlaminar en compuestos de matriz poliéster reforzados con fibras de vidrio empleados en aerogeneradores de gran potencia. Director: Perez Ipiña JE. Anales JIM 2015, 5^o Encuentro de Jóvenes Investigadores en Ciencia y Tecnología de Materiales; Tandil, Argentina: 2015., 506-P-280.

8.2 Futuros trabajos

Con los resultados y experiencias obtenidos en el transcurso de la presente tesis, se proponen varias temas y líneas de trabajo para futuras investigaciones:

- ☞ Continuar con la caracterización 3D de muestras obtenidas de palas de aerogeneradores (muestras con espesores mayores a 20 mm) y trabajar sobre las técnicas experimentales para determinar las propiedades fuera del plano de los laminados.
- ☞ Realizar ensayos de fatiga SBS sobre los materiales estudiados con y sin la lámina de Unifilo bajo condiciones $-1 < R < 0$ a fin de completar los CLD de tensiones SBS.
- ☞ Tomar los modelos empleados en los CLD de fatiga por tensiones normales y evaluar su ajuste con los datos experimentales de fatiga SBS.
- ☞ Realizar ensayos de fatiga SBS sobre el compuesto GFR poliéster estudiado con otros valores de R para el rango de frecuencias empleado (1 a 10 Hz). Repetir los ensayos para bajos niveles de amplitud de tensiones usando un número de muestras mayor.
- ☞ Realizar ensayos de fatiga SBS sobre el compuesto GFR poliéster estudiado con valores de frecuencia de aplicación de carga mayores a 10 Hz.

- ☒ Evaluar el efecto de la frecuencia en fatiga SBS para otros compuestos laminados, como pueden ser compuestos CFRP o FML (Arall, Carall u otros tipos de Glare).
- ☒ Realizar ensayos de fatiga SBS sobre Glare para valores de R distintos a 0.1, otras frecuencias y obtener ensayos con valores de vida a la fatiga mayores a 10^6 ciclos.
- ☒ Estudiar los distintos modos de falla que se observaron en fatiga SBS en Glare.
- ☒ Continuar evaluando los límites de aplicación del ensayo SBS cuasiestático y fatiga.
- ☒ Realizar ensayos fractura Modo II sobre CFR epoxi con mayor homogeneidad para continuar la evaluación de los límites de aplicación de las descargas parciales y el uso de las probetas 4ENF. Extender estos ensayos a otros compuestos laminados.

9 Bibliografía

- [1] GWEC. Global wind report: annual market update. Brussels: 2015.
- [2] WWEA. Special Issue : World Wind Energy Report 2014. Bonn: 2015.
- [3] Tong W. Wind power generation and wind turbine design. Southampton ; Boston: WIT Press; 2010.
- [4] Spera DA. Wind turbine technology : fundamental concepts of wind turbine engineering. 2nd ed. New York, NY: ASME Press; 2009.
- [5] García Márquez FP, Tobias AM, Pinar Pérez JM, Papaelias M. Condition monitoring of wind turbines: Techniques and methods. *Renew Energy* 2012;46:169–78. doi:10.1016/j.renene.2012.03.003.
- [6] IMPSA Wind. Productos wind: UNIPOWER® DDPM 2016. <http://www.impsa.com> (accessed July 29, 2016).
- [7] Thresher RW, Robinson M, Musial W, Veers PS. Evolution of Modern Wind Turbines Part B: 1988 to 2008. In: Spera DA, editor. *Wind Turbine Technol.* 2nd ed., New York: 2009, p. 171–202.
- [8] Rave K. The International Development of Wind Energy. In: Schaffarczyk A, editor. *Underst. Wind Power Technol. Theory, Deploy. Optim.* 1st ed., Chichester, UK: John Wiley & Sons, Ltd; 2014, p. 45–72.
- [9] Danish Energy Agency. Energy statistics 2014. 2014.
- [10] REN - Rede Eléctrica Nacional. Caracterização da rede nacional de transporte para efeitos de acesso à rede em 31 de Dezembro de 2015. 2016.
- [11] REE Red Eléctrica de España. El Sistema Eléctrico Español 2015. Madrid: 2016.
- [12] EirGrid. EirGrid plc Annual Report 2014. Dublin: 2015.
- [13] GWEC. Global statistics 2015. <http://www.gwec.net/global-figures/graphs/> (accessed July 26, 2016).
- [14] World Energy Council. Wind in Argentina. *Energy Resour* 2011. <https://www.worldenergy.org/data/resources/country/argentina/wind/> (accessed August 5, 2016).
- [15] Secretaría de Energía. Energías Renovables 2008 - Energía Eólica. Buenos Aires, Argentina: 2008.
- [16] Azzopardi T. Analysis: Argentina targets 10GW of renewables. *Wind Power Mon* 2016.
- [17] Senado y Cámara de Diputados de la Nación Argentina. Ley 26190. Régimen de Fomento Nacional para el uso de Fuentes Renovables de Energía destinada a la Producción de Energía Eléctrica. Modificación. Argentina: 2015.
- [18] Burton T, Jenkins N, Sharpe D, Bossanyi E. *Wind energy handbook.* 2nd ed. Chichester, West Sussex: Wiley; 2011.
- [19] Hau E. *Wind turbines : fundamentals, technologies, application, economics.* 2nd ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg; 2006. doi:10.1007/3-540-29284-5.
- [20] Schaffarczyk A. *Understanding Wind Power Technology.* Chichester, UK: John Wiley & Sons, Ltd; 2014. doi:10.1002/9781118701492.
- [21] IEC. International standard IEC 61400-1, Wind turbines Part 1: Design requirements 2005;2005.
- [22] Sørensen BF, Holmes JW, Brøndsted P, Branner K. Blade materials, testing

- methods and structural design. In: Tong W, editor. Wind power Gener. Wind turbine Des., Southampton; UK: WIT Press; 2010, p. 417–60.
- [23] Willey LD (General EEWU. Design and development of megawatt wind turbines. In: Tong W, editor. Wind power Gener. Wind turbine Des., Southampton; UK: WIT Press; 2010, p. 187–256.
- [24] IMPSA Wind. Aerogeneradores UNIPOWER® 1,5/2,0/2,1 MW - Características Técnicas 2015:1–2.
- [25] Hansen MOL. Aerodynamics of wind turbines. 2nd ed. London: Earthscan; 2008.
- [26] Øye S. FLEX4. Simulation of wind turbine dynamics. Meet. Expert. state art aerolastic codes Wind turbine Calc., Lyngby, Denmark: 1996, p. 71–6.
- [27] Thresher RW, Mirandy LP, Carne TG, Lobitz DW, James III GH. Structural Dynamic Behavior of Wind Turbines. In: Spera DA, editor. Wind Turbine Technol. 2nd ed., New York, NY: ASME Press; 2009, p. 605–62.
- [28] Dannenberg L. Rotor Blades. In: Schaffarczyk A, editor. Underst. Wind Power Technol. Theory, Deploy. Optim. 1st ed., John Wiley & Sons, Ltd; 2014, p. 162–201.
- [29] Righter RW. Wind energy in America : a history. Norman, Okla.: University of Oklahoma Press; 1996.
- [30] Windpower Engineering. 2010 Innovators in Wind Power. Wind Eng Dev 2010. <http://www.windpowerengineering.com/news/windpower-engineerings-2010-innovators-in-wind-power/> (accessed August 2, 2016).
- [31] Stackpole B. Sandia sizes up wind turbine blade design. DesignNews 2011. http://www.designnews.com/document.asp?doc_id=230008 (accessed August 2, 2016).
- [32] Brøndsted P, Lilholt H, Lystrup A. COMPOSITE MATERIALS FOR WIND POWER TURBINE BLADES. Annu Rev Mater Res 2005;35:505–38. doi:10.1146/annurev.matsci.35.100303.110641.
- [33] Bunsell AR, Renard J. Fundamentals of fibre reinforced composite materials. Bristol: Institute of Physics Publishing; 2005.
- [34] Marzullo A. Boron, high silica, quartz and ceramic fibers. In: Peters ST, editor. Handb. Compos. 2nd ed., Cambridge, England: Chapman & Hall; 1998, p. 156–68.
- [35] Owens Corning. Continuous Filament Mat. Products 2016. http://www.ocvreinforcements.com/product-families/Continuous_Filament_Mat.aspx (accessed October 17, 2016).
- [36] Owens Corning. Wind Energy: WIND ENERGY_OCV Range_ww_04-2009_Rev0 2009:8.
- [37] Sørensen BF, Jørgensen E, Debel CP, Jensen FM, Jensen HM, Jacobsen TK, et al. Improved design of large wind turbine blade of fibre composites based on studies of scale effects (Phase 1) - Summary Report Title: Improved design of large wind turbine blade of fibre composites based on studies of scale effects (Phase 1) -Summary Report. vol. 1390. 2004.
- [38] Vasiliev V V, Morozov E V, Vasiliev V V. Advanced mechanics of composite materials. 2nd ed. Amsterdam ; Boston: Elsevier; 2007.
- [39] Carlsson L, Adams DF, Byron Pipes R. Experimental Characterization of

- Advanced Composite Materials. 3rd ed. Boca Raton: CRC Press LLC; 2003.
- [40] Meyers MA, Chawla KK. Mechanical Behavior of Materials. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press; 2009.
- [41] Roesler J, Harders H, Baeker M. Mechanical Behaviour of Engineering Materials. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg; 2007. doi:10.1007/978-3-540-73448-2.
- [42] Orifici AC, Herszberg I, Thomson RS. Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure. *Compos Struct* 2008;86:194–210. doi:10.1016/j.compstruct.2008.03.007.
- [43] Hashin Z. Failure Criteria for Unidirectional FibreComposites. *J Appl Mech* 1980;47:329–34.
- [44] Greszczuk LB. Microbuckling of lamina-reinforced composites. *Compos. Mater. Test. Des. (Third Conf. ASTM STP 546., ASTM International; 1974, p. 5–29.*
- [45] Christensen RM. Stress based yield/failure criteria for fiber composites. *Int J Solids Struct* 1997;34:529–43. doi:10.1016/S0020-7683(96)00038-8.
- [46] Chang F-K, Chang K-Y. A Progressive Damage Model for Laminated Composites Containing Stress Concentrations. *J Compos Mater* 1987;21:834–55. doi:10.1177/002199838702100904.
- [47] Hashin Z, Rotem A. A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Materials. *J Compos Mater* 1973;7:448–64. doi:10.1177/002199837300700404.
- [48] Ladeveze P, LeDantec E. Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Compos Sci Technol* 1992;43:257–67. doi:10.1016/0266-3538(92)90097-M.
- [49] Hill R. A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals. *Proc R Soc A Math Phys Eng Sci* 1948;193:281–97. doi:10.1098/rspa.1948.0045.
- [50] Tsai SW. Strength Characteristics of Composite Materials. Nasa Contract Rep 1965.
- [51] Hoffman O. The Brittle Strength of Orthotropic Materials. *J Compos Mater* 1967;1:200–6. doi:10.1177/002199836700100210.
- [52] Tsai SW, Wu EM. A General Theory of Strength for Anisotropic Materials. *J Compos Mater* 1971;5:58–80. doi:10.1177/002199837100500106.
- [53] Brewer JC, Lagace PA. Quadratic Stress Criterion for Initiation of Delamination. *J Compos Mater* 1988;22:1141–55. doi:10.1177/002199838802201205.
- [54] Ansar M, Xinwei W, Chouwei Z. Modeling strategies of 3D woven composites: A review. *Compos Struct* 2011;93:1947–63. doi:10.1016/j.compstruct.2011.03.010.
- [55] Ferguson RF, Hinton MJ, Hiley MJ. Determining the through-thickness properties of FRP materials. *Compos Sci Technol* 1998;58:1411–20.
- [56] Lodeiro MJ, Broughton WR, Sims GD. Understanding limitations of through thickness test methods. *Plast Rubber Compos Process Appl* 1999;28:416–24.
- [57] Mespoulet S, Hodgkinson JM, Matthews FL, Hitchings D, Robinson P. Design, development, and implementation of test methods for determination of through thickness properties of laminated composites. *Plast Rubber Compos Process Appl* 2000;29:496–502.
- [58] Abot JL, Daniel IM. Through-Thickness Mechanical Characterization of Woven

- Fabric Composites. *J Compos Mater* 2004;38:543–53. doi:10.1177/0021998304042394.
- [59] Daniel IM, Luo J-J, Schubel PM. Three-dimensional characterization of textile composites. *Compos Part B Eng* 2008;39:13–9. doi:10.1016/j.compositesb.2007.02.002.
- [60] Olsson R. A survey of test methods for multiaxial and out-of-plane strength of composite laminates. *Compos Sci Technol* 2011;71:773–83. doi:10.1016/j.compscitech.2011.01.022.
- [61] Tarnopol'skii YM, Kulakov VL. Mechanical tests. In: Peters ST, editor. *Handb. Compos.* 2nd ed., London: Chapman & Hall Thomson; 1998, p. 778–93.
- [62] Tarnopol'skii YM, Kulakov V. Tests Methods for Composites. *Mech Compos Mater* 2001;37:431–48.
- [63] Samborsky D, Mandell J, Agastra P. 3-D Static Elastic Constants and Strength Properties of a Glass/Epoxy Unidirectional Laminate. Bozeman Mont State Univ 2012.
- [64] Vassilopoulos AP. Fatigue life prediction of composites and composite structures. Boca Raton: CRC Press; 2010.
- [65] ASTM International. ASTM D2344 / D2344M-13, Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates 2013. doi:10.1520/D2344_D2344M.
- [66] ISO B. 14130-1998. Fiber-Reinforced Plast Compos Apparent Interlaminar Shear Strength by Short Beam Method 1998.
- [67] Whitney JM, Browning CE. On short-beam shear tests for composite materials. *Exp Mech* 1985;25:294–300. doi:10.1007/BF02325100.
- [68] Chaterjee S, Adams D, Oplinger DW. Test Methods for Composites a Status Report Volume II. Compression Test Methods. Report No. DOT/FAA/CT-93/17. Springfield, Virginia: 1993.
- [69] ASTM International. ASTM D3846-08 (2015) Standard Test Method for In-Plane Shear Strength of Reinforced Plastics 2015;08.02. doi:10.1520/D3846-08R15.
- [70] De Baere I, Van Paepegem W, Degrieck J. Comparison of the modified three-rail shear test and the [(+45??,-45??)]ns tensile test for pure shear fatigue loading of carbon fabric thermoplastics. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2008;31:414–27. doi:10.1111/j.1460-2695.2008.01231.x.
- [71] Purslow D. The shear properties of unidirectional carbon fibre reinforced plastics and their experimental determination. London: Her Majesty's Stationery office; 1977. doi:10.1.1.226.7385.
- [72] Arcan M, Hashin Z, Voloshin A. A method to produce uniform plane-stress states with applications to fiber-reinforced materials. *Exp Mech* 1978;18:141–6. doi:10.1007/BF02324146.
- [73] Byron Pipes R. Interlaminar shear fatigue characteristics of fiber-reinforced composite materials. *Compos Mater Test Des* 1974;546:419–32.
- [74] Degallaix G, Hassaïni D, Vittecoq E. Cyclic shearing behaviour of a unidirectional glass/epoxy composite. *Int J Fatigue* 2002;24:319–26. doi:10.1016/S0142-1123(01)00087-1.

- [75] Green AK, Pratt PL. The shear fatigue behaviour of a unidirectional cfrp. *Composites* 1975;6:246–8.
- [76] Shokrieh MM, Lessard LB. An Assessment of the Double-Notch Shear Test for Interlaminar Shear Characterization of a Unidirectional Graphite/Epoxy under Static and Fatigue Loading. *Appl Compos Mater* 1998;5:289–304.
- [77] May M, Hallett SR. An assessment of through-thickness shear tests for initiation of fatigue failure. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2010;41:1570–8. doi:10.1016/j.compositesa.2010.07.005.
- [78] Adams DF, Lewis EQ. Influence of specimen gage length and loading method on the axial compressive strength of a unidirectional composite material. *Exp Mech* 1991;31:14–20. doi:10.1007/BF02325717.
- [79] Roudet F, Desplanques Y, Degallaix S. Fatigue of glass/epoxy composite in three-point-bending with predominant shearing. *Int J Fatigue* 2002;24:327–37. doi:10.1016/S0142-1123(01)00088-3.
- [80] Timoshenko S. *Resistencia de Materiales*. Espasa-Calpe SA.; 1957.
- [81] Makeev A, He Y, Schreier H. Short-beam shear method for assessment of stress-strain curves for fibre-reinforced polymer matrix composite materials. *Strain* 2013;49:440–50. doi:10.1111/str.12050.
- [82] Pipes RB. Interlaminar Stresses in Composite Laminates Under Uniform Axial Extension. *J Compos Mater* 1970;4:538–48. doi:10.1177/002199837000400409.
- [83] Bevan LG. Axial and short beam shear fatigue properties of cfrp laminates. *Composites* 1977;8:227–32.
- [84] DeTeresa SJ, Freeman DC, Groves SE. The Effects of Through-thickness Compression on the Interlaminar Shear Response of Laminated Fiber Composites. *J Compos Mater* 2004;38:681–97. doi:10.1177/0021998304042401.
- [85] Vassilopoulos AP. Introduction to the fatigue life prediction of composite materials and structures: past, present and future prospects. In: Vassilopoulos AP, editor. *Fatigue Life Predict. Compos. Compos. Struct.* 1st ed., Great Abington, Cambridge: CRC Press LLC, Woodhead Publishing Limited; 2010, p. 1–38.
- [86] Vassilopoulos AP, Keller T. *Fatigue of Fiber-reinforced Composites*. London: Springer London; 2011. doi:10.1007/978-1-84996-181-3.
- [87] Kawai M. Fatigue life prediction of composite materials under constant amplitude loading. In: Vassilopoulos AP, editor. *Fatigue life Predict. Compos. Compos. Struct.* 1st ed., Cambridge, England: Woodhead Publishing Limited; 2010, p. 177–215.
- [88] Sutherland HJ, Mandell JF. Optimized Constant-Life Diagram for the Analysis of Fiberglass Composites Used in Wind Turbine Blades. *J Sol Energy Eng* 2005;127:563–9. doi:10.1115/1.2047589.
- [89] Mandell JF, Samborsky DD. DOE/MSU composite material fatigue database: Test methods, materials, and analysis. Albuquerque, NM, and Livermore, CA (United States): 1997. doi:10.2172/578635.
- [90] Nijssen R. Fatigue life prediction and strength degradation of wind turbine rotor blade composites. 2006.
- [91] Young L, Ekvall J. Reliability of Fatigue Testing. *ASTM STP 744 Stat. Anal.*

- Fatigue Data, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International; 1981, p. 55–74. doi:10.1520/STP29328S.
- [92] ASTM International. ASTM E739-10(2015) Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -) Fatigue Data. *Annu B ASTM Stand* 2015;i:1–7. doi:10.1520/E0739-10R15.
- [93] Whitney J. Fatigue Characterization of Composite Materials. ASTM STP 723 Fatigue Fibrous Compos. Mater., 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International; 1981, p. 133–52. doi:10.1520/STP27618S.
- [94] Sendeckyj G. Fitting Models to Composite Materials Fatigue Data. ASTM STP 734 Test Methods Des. Allow. Fibrous Compos., 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International; 1981, p. 245–60. doi:10.1520/STP29314S.
- [95] Harris B. A parametric constant-life model for prediction of the fatigue lives of fibre-reinforced plastics. In: Harris B, editor. *Fatigue Compos.* 1st ed., Cambridge, England: CRC Press LLC, Woodhead Publishing Limited; 2003, p. 546–68.
- [96] Kawai M, Koizumi M. Nonlinear constant fatigue life diagrams for carbon/epoxy laminates at room temperature. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2007;38:2342–53. doi:10.1016/j.compositesa.2007.01.016.
- [97] Boerstra G. The Multislope model: A new description for the fatigue strength of glass fibre reinforced plastic. *Int J Fatigue* 2007;29:1571–6. doi:10.1016/j.ijfatigue.2006.11.007.
- [98] Kassapoglou C. Fatigue Life Prediction of Composite Structures Under Constant Amplitude Loading. *J Compos Mater* 2007;41:2737–54. doi:10.1177/0021998307078735.
- [99] Sun CT, Chan WS. Frequency effect on the fatigue life of a laminated composite. *Compos Mater Test Des (Fifth Conf)* 1979;674:418–30.
- [100] Saff C. Effect of Load Frequency and Lay-Up on Fatigue Life of Composites. In: O’Brian TK, editor. *Long-Term Behav. Compos.* STP 813, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International; 1983, p. 78–94. doi:10.1520/STP31817S.
- [101] Mandell J, Meier U. Effects of Stress Ratio, Frequency, and Loading Time on the Tensile Fatigue of Glass-Reinforced Epoxy. *Long-Term Behav. Compos.* STP 813, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International; 1983, p. 55–77. doi:10.1520/STP31816S.
- [102] Kujawski D, Ellyin F. Rate/frequency-dependent behaviour of fibreglass/epoxy laminates in tensile and cyclic loading. *Composites* 1995;26:719–23. doi:10.1016/0010-4361(95)91139-V.
- [103] Demers CE. Tension–tension axial fatigue of E-glass fiber-reinforced polymeric composites: fatigue life diagram. *Constr Build Mater* 1998;12:303–10. doi:10.1016/S0950-0618(98)00007-5.
- [104] Demers CE. Fatigue strength degradation of E-glass FRP composites and carbon FRP composites. *Constr Build Mater* 1998;12:311–8. doi:10.1016/S0950-0618(98)00012-9.

- [105] Cormier L, Nijssen R, Raijmaekers S. Temperature and Frequency Effects on the Fatigue Properties of Unidirectional Glass Fiber-Epoxy Composites. 53rd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Struct. Struct. Dyn. Mater. Conf. 20th AIAA/ASME/AHS Adapt. Struct. Conf. AIAA, Reston, Virginia: American Institute of Aeronautics and Astronautics; 2012, p. 1–17. doi:10.2514/6.2012-1574.
- [106] Hahn HT, Turkgenç O. Effect of loading parameters on the fatigue behavior of impact damaged composite laminates: Part IV Information Systems. Report DOT/FAA/AR-00/48. Springfield, Virginia: 2000.
- [107] Sims GD. Fatigue test methods, problems and standards. In: Harris B, editor. *Fatigue Compos.*, 2003, p. 36–62. doi:10.1533/9781855738577.5.658.
- [108] Apinis R. Acceleration of Fatigue Tests of Polymer Composite Materials by Using High-Frequency Loadings. *Mech Compos Mater* 2004;40:107–18. doi:10.1023/B:MOCM.0000025485.93979.dd.
- [109] Xiao XR. Modeling of Load Frequency Effect on Fatigue Life of Thermoplastic Composites. *J Compos Mater* 1999;33:1141–58. doi:10.1177/002199839903301205.
- [110] Van Paepegem W. Fatigue testing methods for polymer matrix composites. In: Guedes RM, editor. *Creep fatigue Polym. matrix Compos.*, Great Abington, UK ; Philadelphia, PA: Woodhead Publishing; 2011, p. 461–91.
- [111] Nijssen RPL. Fatigue life modelling. In: Vassilopoulos AP, editor. *Fatigue Life Predict. Compos. Compos. Struct.*, vol. 1. 1st ed., Great Abington, Cambridge: CRC Press LLC, Woodhead Publishing Limited; 2010, p. 47–78.
- [112] ASTM International. ASTM D3479/D3479M-12: Standard Test Method for Tension-Tension Fatigue of Polymer Matrix Composite Materials 2012. doi:10.1520/d3479_d3479m-12.
- [113] ISO. ISO 13003:2003 Fibre-reinforced plastics -- Determination of fatigue properties under cyclic loading conditions. Geneva, Switzerland: ISO; 2013.
- [114] Matthews FL, Rawlings RD. *Composite Materials: Engineering and Science*. 1st ed. Cambridge: CRC Press LLC, Woodhead Publishing Limited; 1999.
- [115] Sandia National Labs ., Montana State University . Blade materials & structures testing database 2012. <http://energy.sandia.gov/energy/renewable-energy/wind-power/wind-software-downloads/wind-and-water-materials-and-structures-database/> (accessed February 24, 2013).
- [116] Knowledge Centre WMC. Optimat Database 2011. http://www.wmc.eu/optimatblades_optimat.php (accessed April 30, 2015).
- [117] van Wingerde AM, van Delft DR V, Janssen LGJ, Philippidis TP, Brøndsted P, Dutton AG, et al. OPTIMAT BLADES: results and perspectives. *Sci Proc Eur Wind Energy Conf Exhib* 2006:69–72.
- [118] Phillips DC, Scott JM. The shear fatigue of unidirectional fibre composites. *Composites* 1977;8:233–6.
- [119] Schaaf K, Rye P, Nemat-Nasser S. Optimization studies of self-sensing composites. In: Tomizuka M, Yun C-B, Giurgiutiu V, editors. *Sensors Smart Struct. Technol. Civil, Mech. Aerosp. Syst.* 2007, vol. 6529, 2007, p. 65292X. doi:10.1117/12.716091.
- [120] Makeev A. Interlaminar shear fatigue behavior of glass/epoxy and carbon/epoxy

- composites. *Compos Sci Technol* 2013;80:93–100. doi:10.1016/j.compscitech.2013.03.013.
- [121] Williams JG. Introduction to Linear Elastic Fracture Mechanics. In: Moore DR, Pavan A, Williams JG, editors. *ESIS Publ. 28 Fract. Mech. Test. methods Polym. Adhes. Compos.* 1st ed., Oxford: Elsevier Science Ltd.; 2001, p. 3–10.
- [122] Perez Ipiña JE. *Mecánica de Fractura*. 1st ed. Buenos Aires, Argentina: Editorial Alsina; 2004.
- [123] de Morais AB, de Moura MFSF. Evaluation of initiation criteria used in interlaminar fracture tests. *Eng Fract Mech* 2006;73:2264–76. doi:10.1016/j.engfracmech.2006.05.003.
- [124] de Morais AB, Pereira AB. Application of the effective crack method to mode I and mode II interlaminar fracture of carbon/epoxy unidirectional laminates. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2007;38:785–94. doi:10.1016/j.compositesa.2006.09.001.
- [125] Blake SP, Berube K a., Lopez-Anido R a. Interlaminar fracture toughness of woven E-glass fabric composites. *J Compos Mater* 2012;46:1583–92. doi:10.1177/0021998311421221.
- [126] Blackman BRK, Brunner AJ, Davies P. Determination of the Mixed Mode I/II Delamination Resistance of Unidirectional Fibre-Reinforced Polymer Laminates Using the Asymmetric Double Cantilever Beam Specimen (ADCB). *ESIS Publ. 28 Fract. Mech. Test. methods Polym. Adhes. Compos.* 1st ed., Oxford: Elsevier Science Ltd.; 2001, p. 343–57.
- [127] Williams JG. Fracture mechanics of anisotropic materials. In: Friedrich K, editor. *Appl. Fract. Mech. to Compos. Mater.* 2nd ed., Elsevier Ltd; 1989, p. 3–38.
- [128] Moore DR. Fracture anisotropy. In: Blackman BRK, Brunner A, Davies P, Leever PS, Moore DR, Pavan A, et al., editors. *ESIS Publ. 33 Appl. Fract. Mech. to Polym. Adhes. Compos.* 1st ed., Oxford: Elsevier Ltd and ESIS; 2004, p. 219–26.
- [129] Davies P, Blackman BRK, Brunner AJ. Mode II Delamination. In: Moore DR, Pavan A, Williams JG, editors. *ESIS Publ. 28 Fract. Mech. Test. methods Polym. Adhes. Compos.* 1st ed., Oxford: Elsevier Science Ltd.; 2001, p. 307–16.
- [130] ASTM International. ASTM D7905/D7905M-14 Standard Test Method for Determination of the Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. *Annu B ASTM Stand* 2014;15.03:1–18. doi:10.1520/D7905.
- [131] Blackman BRK, Brunner AJ, Williams JG. Mode II fracture testing of composites: a new look at an old problem. *Eng Fract Mech* 2006;73:2443–55. doi:10.1016/j.engfracmech.2006.05.022.
- [132] Martin RH, Davidson BD. Mode II fracture toughness evaluation using four point bend, end notched flexure test. *Plast Rubber Compos Process Appl* 1999;28:401–6.
- [133] Schuecker C, Davidson B. Effect of Friction on the Perceived Mode II Delamination Toughness from Three- and Four-Point Bend End-Notched Flexure Tests. *ASTM STP 1383 Compos. Struct. Theory Pract.*, 100 Barr

- Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International; 2000, p. 334–44. doi:10.1520/STP14518S.
- [134] Arrese A, Mujika F. Influence of bending rotations on three and four-point bend end notched flexure tests. *Eng Fract Mech* 2008;75:4234–46. doi:10.1016/j.engfracmech.2008.03.012.
- [135] Zweben C, Smith W, Wardle M. Test Methods for Fiber Tensile Strength, Composite Flexural Modulus, and Properties of Fabric-Reinforced Laminates. In: Tsai SW, editor. *STP 674 Fifth Conf. Compos. Mater. Test. Des.*, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International; 1978, p. 228–35. doi:10.1520/STP36912S.
- [136] Schuecker C, Davidson BD. Evaluation of the accuracy of the four-point bend end-notched flexure test for mode II delamination toughness determination. *Compos Sci Technol* 2000;60:2137–46. doi:10.1016/S0266-3538(00)00113-5.
- [137] Wang W-X, Nakata M, Takao Y, Matsubara T. Experimental investigation on test methods for mode II interlaminar fracture testing of carbon fiber reinforced composites. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2009;40:1447–55. doi:10.1016/j.compositesa.2009.04.029.
- [138] Poliresinas San Luis S.A. Hoja de datos resina Z1000 2010. <http://www.poliresinas.com/eng/home.asp> (accessed April 7, 2015).
- [139] ASTM International. ASTM D3171-11 Standard Test Methods for Constituent Content of Composite Materials. 2011. doi:10.1520/D3171-11.
- [140] ASTM International. ASTM D3039/D3039M–08 Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials 2008. doi:10.1520/D3039_D3039M-08.
- [141] ASTM International. ASTM D6641-09 Standard Test Method for Compressive Properties of Polymer Matrix Composite Materials Using a Combined Loading Compression (CLC) Test Fixture 2009. doi:10.1520/D6641_D6641M-09.
- [142] International A. ASTM D7078/D7078M-12 Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by V-Notched Rail Shear Method 2012. doi:10.1520/D7078_D7078M-12.
- [143] Pach E, Korin I, Ipiña JP. Simple Fatigue Testing Machine for Fiber-Reinforced Polymer Composite. *Exp Tech* 2012;36:76–82. doi:10.1111/j.1747-1567.2011.00713.x.
- [144] Montgomery DC. *Design and analysis of experiments*. 4th ed. New York: Wiley; 1997.
- [145] TORAY CARBON FIBERS AMERICA INC. Torayca T300 Data Sheet. Santa Ana, CA, USA: 2002.
- [146] Carmas Composites. Informe técnico: Wilpox APV CH4L. 2016.
- [147] AIRTECH. Hoja técnica Film separador fluoropolimero de alto rendimiento A4000. Luxembourg: AIRTECH; 2010.
- [148] ASTM International. ASTM D7264/D7264M-15 Standard Test Method for Flexural Properties of Polymer Matrix Composite Materials. *Annu B ASTM Stand* 2015:1–11. doi:10.1520/D7264_D7264M-15.
- [149] Perez Ipiña J, Korin I, Fractura GM de. Ensayos de tracción en GFRP palas de aerogeneradores. GMF-LPM; 2005.

- [150] Perez Ipiña J, Korin I, Fractura GM de. Ensayos de compresión en GFRP palas aerogeneradores. GMF-LPM; 2005.
- [151] Perez Ipiña J, Korin I, Fractura GM de. Ensayos de Short-beam en materiales compuestos según norma ASTM D 2344-00 (2006). GMF-LPM; 2006.
- [152] Adams DO, Moriarty JM, Gallegos AM, Adams DF. The V-Notched Rail Shear Test. *J Compos Mater* 2006;41:281–97. doi:10.1177/0021998306063369.
- [153] ASTM International. ASTM D5379/D5379M–12 Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method 2012. doi:10.1520/D5379_D5379M-12.
- [154] Jones RM. *Mechanics of composite materials*. 2nd ed. Philadelphia, Pa.; London: Taylor & Francis; 1999.
- [155] Kotik H, Appiolaza G, Tumbarello S, Perez Ipiña J. Comparación de propiedades mecánicas de materiales compuestos de matriz poliéster ortoftálica y poliéster DCPD. CONAMET/SAM 2012. 12^o Congr. Binacional Metal. y Mater., Valparaíso, Chile: 2012, p. 164.
- [156] Broughton WR. Through-thickness testing. In: Hodgkinson JM, editor. *Mech. Test. Adv. fibre Compos.* 1st ed., Cambridge, England: CRC Press LLC, Woodhead Publishing Limited; 2000, p. 143–69.
- [157] Adams DF, Lewis EQ. Experimental Study of Three- and Four-Point Shear Test Specimens. *J Compos Technol Res* 1995;17:341–9.
- [158] Khan KA, Muliana AH. Fully coupled heat conduction and deformation analyses of nonlinear viscoelastic composites. *Compos Struct* 2012;94:2025–37. doi:10.1016/j.compstruct.2012.01.010.
- [159] Salkind MJ. Fatigue of composites. *Compos Mater Test Des (2nd Conf) ASTM STP* 1972;497:143–69.
- [160] Daniels BK, Harakas NK, Jackson RC. Short beam shear tests of graphite fiber composites. *Fibre Sci Technol* 1971;3:187–208. doi:10.1016/0015-0568(71)90002-9.
- [161] ASTM Subcommittee D30.04. ASTM WK34935 New Practice for Short Beam Fatigue Response of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates 2013. <http://www.astm.org/DATABASE.CART/WORKITEMS/WK34935.htm> (accessed February 3, 2014).
- [162] Kotik HG, Perez Ipiña JE. Ensayos de compresión de materiales compuestos ID 01-16. Neuquén: 2016.
- [163] Kotik HG, Perez Ipiña JE. Ensayos de tracción de materiales compuestos ID 09-15. Neuquén: 2015.
- [164] Kotik HG, Perez Ipiña JE. Ensayos de tracción en materiales compuestos ID 13-15. Neuquén: 2015.
- [165] Papanicolaou GC, Zaoutsos SP, Kontou EA. Fiber orientation dependence of continuous carbon/epoxy composites nonlinear viscoelastic behavior. *Compos Sci Technol* 2004;64:2535–45. doi:10.1016/j.compscitech.2004.05.005.
- [166] Davidson BD. Effects of Friction, Geometry, and Fixture Compliance on the Perceived Toughness from Three-and Four-Point Bend End-Notched Flexure Tests. *J Reinf Plast Compos* 2005;24:1611–28. doi:10.1177/0731684405050402.
- [167] Vinciguerra AJ, Davidson BD. Effect of Crack Length Measurement Technique

- and Data Reduction Procedures on the Perceived Toughness from Four-Point Bend End-Notched Flexure Tests. *J Reinf Plast Compos* 2004;23:1051–62. doi:10.1177/0731684404035413.
- [168] Kageyama K, Kimpara I, Suzuki T, Ohsawa I, Kanai M, Tsuno H. Effects of test conditions on mode II interlaminar fracture toughness of four-point ENF specimens. *Energy* 1999;2:1–1.
- [169] Marannano G, Parrinello F, Pasta A. Numerical and Experimental Analysis of the Frictional Effects on 4ENF Delamination Tests Performed on Unidirectional CFRP. *Procedia Eng* 2015;109:372–80. doi:10.1016/j.proeng.2015.06.245.
- [170] Shindo Y, Sato T, Narita F, Sanada K. Mode II Interlaminar Fracture and Damage Evaluation of GFRP Woven Laminates at Cryogenic Temperatures using the 4ENF Specimen. *J Compos Mater* 2008;42:1089–101. doi:10.1177/0021998308090451.
- [171] Davies P, Casari P, Carlsson LA. Influence of fibre volume fraction on mode II interlaminar fracture toughness of glass/epoxy using the 4ENF specimen. *Compos Sci Technol* 2005;65:295–300. doi:10.1016/j.compscitech.2004.07.014.
- [172] Schijve J. Development of fiber-metal laminates, ARALL and GLARE, new fatigue resistant materials. 1993.
- [173] Vlot A, Gunnink JW, editors. *Fibre Metal Laminates*. Dordrecht: Springer Netherlands; 2001. doi:10.1007/978-94-010-0995-9.
- [174] Sinmazçelik T, Avcu E, Özgür M, Çoban O. A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods. *Mater Des* 2011;32:3671–85. doi:10.1016/j.matdes.2011.03.011.
- [175] Schijve J. *Fatigue of Structures and Materials*. 2nd ed. Springer Netherlands; 2009. doi:10.1007/978-1-4020-6808-9.
- [176] United States National Research Council. *Application of Lightweighting Technology to Military Vehicles, Vessels, and Aircraft*. Washington, D.C.: National Academies Press; 2012. doi:10.17226/13277.
- [177] Botelho EC, Silva RA, Pardini LC, Rezende MC. A Review on the Development and Properties of Continuous Fiber / epoxy / aluminum Hybrid Composites for Aircraft Structures. *Mater Res* 2006;9:247–56. doi:10.1590/S1516-14392006000300002.
- [178] Bucci RJ, Mueller LN, Vogelesang LB, Gunnink JW. ARALL® Laminates. *Treatise Mater Sci Technol* 1989;31:295–322. doi:10.1016/B978-0-12-341831-9.50015-2.
- [179] Vogelesang LB, Vlot A. Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures. *J Mater Process Technol* 2000;103:1–5. doi:10.1016/S0924-0136(00)00411-8.
- [180] Wu G, Yang J-M. The mechanical behavior of GLARE laminates for aircraft structures. *Jom* 2005;57:72–9. doi:10.1007/s11837-005-0067-4.
- [181] Vlot A. *Glare, history of the development of a new aircraft material*. Dordrecht: Springer Science & Business Media; 2001.
- [182] Roebroeks G. Fiber-Metal Laminates - Recent developments and applications. *Int J Fatigue* 1994;16:33–42. doi:10.1016/0142-1123(94)90443-x.
- [183] van der Hoeven W, Schra L. NLR-CR-2000-237. Final report Glare durability

- program, Results of tests carried out at NLR. 2000.
- [184] Yeh JR. Fracture mechanics of delamination in ARALL laminates. *Eng Fract Mech* 1988;30:827–37. doi:10.1016/0013-7944(88)90144-0.
- [185] van Hengel C. Stress-strain curve. In: Vlot A, Gunnink JW, editors. *Fiber Met. Laminates*, 2001, p. 101–9.
- [186] Marissen R. Fatigue crack growth in ARALL: A hybrid aluminium-aramid composite material. Crack growth mechanisms and quantitative predictions of the crack growth rates. Delft University of Technology; 1988.
- [187] Hosford WF. *Mechanical Behavior of Materials*. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press; 2009.
- [188] Hinz S, Omoori T, Hojo M, Schulte K. Damage characterisation of fibre metal laminates under interlaminar shear load. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2009;40:925–31. doi:10.1016/j.compositesa.2009.04.020.
- [189] Lawcock G, Ye L, Mai Y-W, Sun C-T. The effect of adhesive bonding between aluminum and composite prepreg on the mechanical properties of carbon-fiber-reinforced metal laminates. *Compos Sci Technol* 1997;57:35–45. doi:10.1016/S0266-3538(96)00107-8.
- [190] Park SY, Choi WJ, Choi HS. A comparative study on the properties of GLARE laminates cured by autoclave and autoclave consolidation followed by oven postcuring. *Int J Adv Manuf Technol* 2010:605–13. doi:10.1007/s00170-009-2408-x.
- [191] Adams DF. The short beam shear test. *High-Performance Compos* 2006. <http://www.compositesworld.com/articles/the-short-beam-shear-test> (accessed August 4, 2016).
- [192] Structural Laminates Company. QA Reports No. B0319B-2, B1008B-1, B0904A-3. New Kensington, PA: 1994.
- [193] ASTM International. ASTM D6068—10: Standard Test Method for Determining J-R Curves of Plastic Materials 2010. doi:10.1520/d6068-10.
- [194] ASTM International. ASTM D2344-00e1 Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates 2000. doi:10.1520/D2344_D2344M-00E01.
- [195] ASTM International. ASTM D2344-00 (2006) Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates 2006. doi:10.1520/D2344_D2344M-00R06.