



**EDUCACIÓN**

SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



TECNOLÓGICO  
NACIONAL DE MÉXICO

# Tecnológico Nacional de México

**Centro Nacional de Investigación  
y Desarrollo Tecnológico**

## Tesis de Doctorado

**Bases para el Diseño de Materiales Compuestos  
Estructurales Híbridos con Enfoque en Tolerancia a la  
Deformación**

presentada por

**M.C. Enrique Alcudia Zacarías**

como requisito para la obtención del grado de  
**Doctor en Ciencias en Ingeniería Mecánica**

Director de tesis

**Dr. Arturo Abúndez Pliego**

Codirector de tesis

**Dr. Jan Mayén Chaires**

Cuernavaca, Morelos, México. Enero de 2021.



Centro Nacional de Investigación y Desarrollo Tecnológico  
Subdirección Académica

Cuernavaca, Mor.,

14/enero/2021

No. de Oficio:

SAC/10/2021

Asunto:

Autorización de  
impresión de tesis

**ENRIQUE ALCUDIA ZACARÍAS**  
**CANDIDATO AL GRADO DE DOCTOR EN CIENCIAS**  
**EN INGENIERÍA MECÁNICA**  
**P R E S E N T E**

Por este conducto tengo el agrado de comunicarle que el Comité Tutorial asignado a su trabajo de tesis titulado "Bases para el diseño de materiales compuestos estructurales híbridos con enfoque en tolerancia a la deformación", ha informado a esta Subdirección Académica, que están de acuerdo con el trabajo presentado. Por lo anterior, se le autoriza a que proceda con la impresión definitiva de su trabajo de tesis.

Esperando que el logro del mismo sea acorde con sus aspiraciones profesionales, reciba un cordial saludo.

**A T E N T A M E N T E**

"Excelencia en Educación Tecnológica"  
"Educación Tecnológica al Servicio de México"

**DR. CARLOS MANUEL ASTORGA ZARAGOZA**  
**SUBDIRECTOR ACADÉMICO**



**CENTRO NACIONAL  
DE INVESTIGACIÓN  
Y DESARROLLO  
TECNOLÓGICO  
SUBDIRECCIÓN  
ACADÉMICA**

C.c.p. M.E. Guadalupe Garrido Rivera. Jefa del Departamento de Servicios Escolares  
Expediente

CMAZ/CHG





Cuernavaca, Morelos **13/enero/2021**

**DR. CARLOS MANUEL ASTORGA ZARAGOZA**  
**SUBDIRECTOR ACADÉMICO**  
**PRESENTE**

**AT'n: DR. WILBERTH MELCHOR ALCOCER ROSADO.**  
**PRESIDENTE DEL CLAUSTRO DOCTORAL**  
**DEL DEPARTAMENTO DE ING. MECÁNICA**

Los abajo firmantes, miembros del Comité Tutorial del estudiante **Enrique Alcudia Zacarías** manifiestan que después de haber revisado el documento de tesis titulado **“Bases para el diseño de materiales compuestos estructurales híbridos con enfoque en tolerancia a la deformación”**, realizado bajo la dirección del **Dr. Arturo Abúndez Pliego** y la codirección del **Dr. Jan Mayén Chaires**, hemos encontrado que se atendieron las observaciones, por lo que el trabajo se **ACEPTA** para proceder a su impresión.

ATENTAMENTE

DRA. CLAUDIA CORTÉS GARCÍA  
CENIDET

DR. JORGE COLÍN OCAMPO  
CENIDET

DR. DARIUSZ SLAWOMIR SZWEDOWICZ WASIK  
CENIDET

DR. JOSÉ ANTONIO ARELLANO CABRERA  
EQUIPOS MÉDICOS VIZCARRA

DR. ARTURO ABÚNDEZ PLIEGO  
CENIDET

DR. JAN MAYÉN CHAIRES  
CIATEQ



## Dedicatoria

A mi madre Minerva, a mi padre Francisco y a mi hermano José Francisco.

Por ser la base de mi formación y por estar conmigo en cada etapa de mi vida.  
Gracias por siempre brindarme su amor, apoyo y confianza.

Muchas gracias por todo.



# Agradecimientos

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por los apoyos económicos otorgados durante mis estudios de doctorado a través de la beca nacional No. 294884.

Al Tecnológico Nacional de México (TecNM) y al Centro Nacional de Investigación y Desarrollo Tecnológico (CENIDET) por la oportunidad de realizar mis estudios de doctorado.

Al personal del departamento de Servicios Escolares del CENIDET por el apoyo brindado y atención en los trámites administrativos durante mi permanencia en este centro de investigación.

Al Dr. Arturo Abúndez Pliego por guiarme durante el desarrollo de este trabajo de investigación, por sus enseñanzas y por brindarme su confianza y amistad. Muchas gracias.

Al Dr. Jan Mayén por su apoyo durante el desarrollo de este trabajo de investigación, gracias.

Al PhD. Pablo Navarro, PhD. Steven Marguet y PhD. Jean-Francois Ferrero, por la confianza depositada en mí y permitirme colaborar de manera conjunta, por recibirme en el Institut Clément Ader (ICA) durante mi estancia en Francia. El aprendizaje y el enriquecimiento hacia mi persona fue más de lo que había imaginado. Muchas gracias.

A mi comité revisor: Dra. Claudia Cortés García, Dr. Jorge Colín Ocampo, Dr. Dariusz Szwedowicz Wasik y Dr. José Antonio Arellano Cabrera, por sus acertados comentarios y observaciones durante el desarrollo de este trabajo.

A la Sra. María del Rocío Salazar Ruiz y al Dr. Andrés Blanco Ortega del Departamento de Ingeniería Mecánica del CENIDET por todo el apoyo otorgado.

Al M.C. Juan Antonio Paz González y a su familia por recibirme durante mi estancia en Tijuana, Baja California, por su amistad y la confianza que me han otorgado.

Al grupo de trabajo de materiales compuestos y fatiga del CENIDET, y a German por su colaboración en las pruebas experimentales.

A mis compañeros del CENIDET y del ICA, por la convivencia, consejos y tiempo agradable que pasé con ustedes.

A mis grandes amigos, Alberto y Carlos Manuel, por la amistad de años, por los consejos y el apoyo de manera personal como profesional

# Resumen

En el presente trabajo se obtuvieron los modelos fenomenológicos del efecto híbrido en la resistencia última a tensión ( $EH_{\sigma t}$ ), módulo de elasticidad a tensión ( $EH_{Et}$ ) y deformación a falla a tensión ( $EH_{\epsilon t}$ ), los cuales permiten estimar el efecto híbrido y comprender el fenómeno de la hibridación a través de las interacciones de las variables de diseño: orientación de las fibras ( $\theta$ ), secuencia de apilado ( $S_a$ ), grado de dispersión híbrido ( $G_d$ ) y fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE}$ ). Los modelos se desarrollaron a partir de un análisis de regresión lineal múltiple sobre datos experimentales, los cuales se obtuvieron a través de ensayos mecánicos en 19 configuraciones de laminados. Estas configuraciones se pueden clasificar en dos grupos: laminados unidireccionales (Lote A) y laminados multidireccionales (Lotes B, C, D, E, F y G). Los resultados experimentales en los laminados unidireccionales (Lote A) mostraron que el mejor balance en las propiedades mecánicas bajo una carga a tensión y flexión se obtuvo a través de un alto grado de dispersión de los refuerzos de baja (carbono) y alta (vidrio) elongación:

- En la condición híbrida  $v_{fLE} = 2/6$  (dos láminas de carbono y cuatro láminas de vidrio) se obtuvo un efecto híbrido entre 1.30 y 1.87. Adicionalmente, se obtuvieron incrementos del 3.67 y 1.26 veces en la integridad residual a tensión y a flexión con respecto a los laminados de referencia de vidrio y carbono, respectivamente.
- Estos efectos híbridos positivos se pueden atribuir al encapsulamiento de los refuerzos de baja elongación (fibras de carbono) a través de los refuerzos de alta elongación (fibras de vidrio), esta condición permite: a) un retraso en la falla del refuerzo de baja elongación en una etapa temprana, lo cual permite aprovechar el alto módulo de elasticidad de estos refuerzos; y b) después de la falla de los refuerzos de baja elongación, modificar el estado de esfuerzo dentro del laminado permitiendo que los refuerzos de alta elongación que permanecen intactos puedan soportar la carga residual.

Los modelos del efecto híbrido  $EH_{\sigma t}$ ,  $EH_{Et}$  y  $EH_{\epsilon t}$  tienen una calidad de estimación del efecto híbrido del 86.28%, 74.98% y 70.65%, respectivamente. Estos indicadores muestran que los modelos tienen buena calidad en la estimación del efecto híbrido en comparación con los datos experimentales. Finalmente, se realizó un análisis de sensibilidad en los modelos fenomenológicos para evaluar el nivel de impacto que tiene cada variable de diseño en el efecto híbrido. Los resultados mostraron que el comportamiento del efecto híbrido en laminados con refuerzos alta y baja elongación se puede explicar a través de las variables de diseño  $\theta$ ,  $S_a$ ,  $v_{fLE}$  y  $G_d$ . Sin embargo, existen interacciones entre estas variables que tienen mayor influencia que las propias variables individuales. Por lo tanto, los parámetros que se deben tomar en cuenta para el diseño de materiales compuestos híbridos son los siguientes: a)  $v_{fLE}$ ; b)  $S_a G_d$ ; c)  $v_{fLE} S_a$ ; d)  $G_d$  y e)  $\theta G_d$ ; donde  $v_{fLE}$  es el parámetro de diseño con mayor influencia y  $\theta G_d$  es el parámetro de menor influencia sobre el efecto híbrido. Las recomendaciones de diseño sobre estos cinco parámetros permiten generalizar el nivel de impacto de las variables de diseño desde un enfoque global del efecto híbrido, es decir, las recomendaciones de diseño permiten influir en las propiedades mecánicas simultáneamente y no sólo sobre una propiedad mecánica.

# Abstract

In this work, the phenomenological models of the hybrid effect on tensile strength ( $EH_{\sigma t}$ ), tensile modulus ( $EH_{E t}$ ) and tensile strain ( $EH_{\epsilon t}$ ) were obtained, which allow to estimate the hybrid effect and understanding the hybridization phenomenon as a function of: fiber orientation ( $\theta$ ), stacking sequence ( $S_a$ ), degree of dispersion ( $G_d$ ), and hybrid volume fraction ( $v_{fLE}$ ). These models were obtained through multiple regression analysis on the experimental data, according to mechanical tests in 19 configurations. These configurations can be classified into two groups: unidirectional laminates (Batch A) and multidirectional laminates (Batch B, C, D, E, F, and G). The experimental results in unidirectional laminates (Batch A) showed that the best balance on the laminate mechanical properties subjected to tensile as well as a flexural state was obtained by a high degree of dispersion of low (carbon) and high (glass) elongation reinforcement:

- For the hybrid condition  $v_{fLE} = 2/6$  (two carbon and four glass layers), a hybrid effect ranging from 1.30 to 1.87 was obtained. Additionally, increases of 3.67 and 1.26 times in tensile residual integrity and flexural residual integrity, respectively, were obtained.
- These positive hybrid effects can be attributed to the enclosure of the low elongation fibers (carbon fibers) through the high elongation fibers (glass fibers), this condition allows: a) to delay the failure of the low elongation reinforcement in an early stage, whence it allows to take advantage of the high modulus of elasticity of these reinforcements; and b) after the failure of the low elongation fibers, to modify the stress redistribution inside the laminate leading that the high elongation fibers, that remain intact, withstand the residual load.

The models of the hybrid effect  $EH_{\sigma t}$ ,  $EH_{E t}$ , and  $EH_{\epsilon t}$  have an estimation quality on the hybrid effect of 86.28%, 74.98%, and 70.65%, respectively. These quality levels show that the models have good quality in estimating the hybrid effect compared to the experimental data. Finally, a sensitivity analysis on the phenomenological models to evaluate the impact level that each design variable reaches on the hybrid effect was carried out. Results showed that the hybrid effect behavior in laminates with low and high reinforcements can be explained by the design variables  $S_a$ ,  $v_{fLE}$ , and  $G_d$ . However, there are interactions between these variables that have a greater influence than the individual variables. Therefore, the parameters that must be taken into account for the design of hybrid composite materials are the following: a)  $v_{fLE}$ ; b)  $S_a G_d$ ; c)  $v_{fLE} S_a$ ; d)  $G_d$ ; and e)  $\theta G_d$ ; where  $v_{fLE}$  is the design parameter with the greatest influence and  $\theta G_d$  is the parameter with the least influence on the hybrid effect. The design recommendations on these five parameters allow generalizing the impact level of the design variables from a global approach about the hybrid effect, that is, the design recommendations allow influencing on the mechanical properties simultaneously and not only on one mechanical property

# Contenido

---

Resumen.....	i
Abstract.....	ii
Lista de figuras.....	v
Lista de tablas.....	xi
<b>Capítulo 1 Introducción</b> .....	1
1.1 Justificación.....	1
1.2 Objetivo general .....	3
1.3 Objetivos específicos.....	3
1.4 Alcances .....	3
1.5 Limitaciones .....	3
<b>Capítulo 2 Estado del arte</b> .....	4
2.1 Efecto híbrido.....	4
2.2 Resultados experimentales del efecto híbrido .....	5
2.3 Influencia de las variables del diseño en el efecto híbrido.....	14
2.3.1 Grado de dispersión.....	15
2.3.2 Fracción de volumen de las fibras LE.....	16
2.3.3 Materiales de los refuerzos LE y HE.....	16
2.3.4 Presentación textil y orientación de las fibras .....	17
<b>Capítulo 3 Marco teórico</b> .....	18
3.1 Modelos de hibridación para fibra-matriz .....	18
3.1.1 Discusión de los modelos de hibridación para fibra-matriz .....	24
3.2 Modelos de hibridación para laminados unidireccionales.....	26
3.2.1 Discusión de los modelos de hibridación para laminados unidireccionales.....	32
3.3 Modelos de hibridación para laminados multidireccionales .....	33
3.4 Modelos fenomenológicos .....	35
3.5 Conclusión del marco teórico.....	36
<b>Capítulo 4 Diseño experimental</b> .....	37
4.1 Diseño del modelo fenomenológico.....	38

4.1.1	Generalidades de la regresión lineal múltiple .....	38
4.1.2	Variables de diseño .....	40
4.1.3	Variables de salida.....	49
4.1.4	Resultados esperados y modelo propuesto .....	50
4.2	Parámetros para la realización de los ensayos mecánicos.....	57
4.2.1	Métodos de ensayos estandarizados .....	57
4.2.4	Máquina de ensayos universales .....	59
4.3	Manufactura de los laminados de estudio y planeación para obtener las probetas .....	61
<b>Capítulo 5</b>	<b>Resultados y discusión.....</b>	<b>62</b>
5.1	Laminados unidireccionales.....	62
5.1.1	Propiedades mecánicas a tensión .....	63
5.1.2	Propiedades mecánicas a flexión.....	67
5.1.3	Efecto híbrido.....	73
5.2	Laminados multidireccionales.....	76
5.2.1	Propiedades mecánicas.....	76
5.2.2	Efecto híbrido.....	79
5.3	Modelos.....	80
5.3.1	Modelo fenomenológico $EH\sigma t$ .....	81
5.3.2	Modelo fenomenológico $EHEt$ .....	83
5.3.3	Modelo fenomenológico $EHEt$ .....	85
5.3.4	Extensión de los modelos .....	87
5.3.5	Alcances y limitaciones.....	89
5.4	Recomendaciones para el diseño de materiales compuestos híbridos.....	90
<b>Capítulo 6</b>	<b>Conclusiones y trabajos futuros .....</b>	<b>95</b>
6.1	Conclusiones .....	95
6.2	Recomendaciones de trabajos futuros .....	98
	Publicaciones.....	99
	Anexos.....	102
	Anexo A. Manufactura por infusión de resina – Preimpregnado manual .....	103
	Anexo B. Planeación para obtener las probetas de los laminados de estudio .....	106
	Referencias.....	107

# Lista de figuras

---

## • Capítulo 1

Figura 1.1 Consumo global de materiales compuestos de fibra de carbono por sector de aplicación durante el 2017 [5]. ..... 2

## • Capítulo 2

Figura 2.1 Esquema de las definiciones del efecto híbrido en un material compuesto híbrido con una composición de refuerzos LE y HE..... 5

Figura 2.2 Efecto híbrido en función de la fracción de volumen del refuerzo LE. Los resultados experimentales se tomaron de la Tabla 2.1. .... 14

Figura 2.3 Principales configuraciones de dispersión de los refuerzos LE y HE dentro de un material compuesto híbrido: a) interlámina, b) intralámina y c) intrahilo [11]. ..... 15

Figura 2.4 Esquema de las definiciones del efecto híbrido en un material compuesto híbrido con una composición de refuerzos LE y HE..... 47

## • Capítulo 3

Figura 3.1 Representación esquemática de empaquetamiento de fibras unidimensionales (1D): a) fibras LE y b) fibras LE y HE colocadas de forma alterna [11]. ..... 18

Figura 3.2 Representación esquemática de los diagrama esfuerzo-deformación: a) compuesto no híbrido, b) compuestos híbridos comunes y c) compuesto híbridos pseudo-dúctiles [11]. ..... 19

Figura 3.3 Curvas esfuerzo-deformación de la hibridación entre las fibras de carbono AS4 (alta elongación, HE) y las fibras de carbono T300 (baja elongación, LE) a diferentes relaciones de  $\nu_f$  [12]. ..... 20

Figura 3.4 Curvas esfuerzo-deformación de la hibridación entre las fibras de vidrio AR (alta elongación, HE) y las fibras de carbono T300 (baja elongación, LE) a diferentes relaciones de  $\nu_f$  [12]. ..... 21

Figura 3.5 Probabilidad de falla de cada fibra cerámica en función del incremento de la elongación hasta la falla [12]. ..... 21

Figura 3.6 Perfil de esfuerzos de un fragmento de fibra de longitud (x) durante la etapa de rupturas múltiples al ser sometido a tensión [12]. ..... 22

Figura 3.7 Curvas esfuerzo-deformación de la hibridación entre las fibras de vidrio AR (alta elongación, HE) y las fibras de carbono M50S (baja elongación, LE) a diferentes relaciones de  $\nu_f$  [12]. ..... 22

Figura 3.8 Curvas esfuerzo-deformación y las microestructuras EVR para la hibridación entre las fibras de carbono AS4 y M50S a una relación $v_{fLE}$ de 0.25 con dos tamaños diferentes de radios de fibra: los círculos rellenos representan las fibras rotas mientras que los círculos vacíos representan a las fibras intactas [12].	23
Figura 3.9 Comparación de resultados de hibridación entre el modelo numérico a micro-escala (NME) y el modelo para empaquetado de fibras secas (EFS) a diferentes $v_f$ : líneas continuas (modelo NME) y líneas punteadas (modelo EFS) [12].	24
Figura 3.10 Curvas esfuerzo-deformación del laminado $[G_2/C_2/G_2]$ , la acotación (1) y (2) indican el punto de “fluencia” y falla final, respectivamente [37].	27
Figura 3.11 Micrografía de una vista superior realizada al laminado $[G_2/C_2/G_2]$ a un nivel de deformación de alrededor del 2% [37].	28
Figura 3.12 Posibles escenarios de daño en un laminado $[G_2/C_2/G_2]$ : a) una sola grieta a través de todo el espesor del laminado, b) una sola grieta en la lámina de carbono seguido por delaminación global, y c) fragmentación múltiple y desprendimiento estable de las fibras de carbono[37].	28
Figura 3.13 Mapa de los escenarios de daño para materiales compuestos híbridos carbono/vidrio con una configuración $[G_m/C_n/G_m]$ , donde $m=1,2$ y $n=1,2,3,4$ . Los datos experimentales se muestran encerrados dentro de un marcador cuadrado [44].	29
Figura 3.14 Diferentes escenarios de daño que pueden ocurrir en un compuesto laminado unidireccional [45].	30
Figura 3.15 Curvas esfuerzo-deformación del laminado híbrido carbono TR30/Vidrio-E con matriz de resina epóxica: curvas experimentales (líneas grises) y la predicción a través del enfoque analítico (línea negra-gruesa) [45].	30
Figura 3.16 Curvas esfuerzo-deformación del laminado híbrido carbono TR30/Vidrio-E con matriz de resina epóxica: curvas experimentales (líneas grises) y la predicción a través del enfoque analítico (línea negra-gruesa) [45].	31
Figura 3.17 a) Variación del esfuerzo de “fluencia” normalizado ( $\sigma_y/S_H$ ) y la deformación pseudo-dúctil normalizada ( $\varepsilon_d/\varepsilon_{FH}$ ) en función de diferentes relaciones módulos de elasticidad ( $\alpha = E_L/E_H$ ) y de resistencias ( $\lambda = S_L/S_H$ ) de los materiales LE y HE; b) Esquema de las curvas esfuerzo-deformación de un compuesto híbrido y los materiales HE y LE [46].	32
Figura 3.18 Esquema de cargas aplicadas en el plano y a flexión en un laminado de acuerdo a la teoría clásica de laminación, así como las variaciones de los esfuerzos y deformaciones en cada lámina dentro del laminado [48].	34
Figura 3.19 Geometría de deformación en el plano x-z de un laminado de acuerdo a la teoría clásica de la laminación [50].	34

## • Capítulo 4

Figura 4.1 Diagrama de flujo para obtener las recomendaciones para el diseño de materiales compuestos híbridos con enfoque en resistencia mecánica, módulo de elasticidad y porcentaje elongación a falla. ....	37
Figura 4.2 Incremento en el uso de la fibra de carbono en aplicaciones aeroespaciales y no-aeroespaciales en función de la reducción en el precio de la fibra de carbono[54]. ....	40
Figura 4.3 Rollo de tela del material “Uni-Web unidirectional carbon fiber” [55].....	41
Figura 4.4 Comparación de precios entre diferentes materiales de fibras UD 300g/m <sup>2</sup> realizado durante el 2017 de acuerdo a la empresa Gurit [56].....	41
Figura 4.5 Rollo de tela del material “Uni-Web unidirectional S-Glass” [57]. ....	42
Figura 4.6 Nomenclatura de laminados con fibras largas: a) ángulo de orientación de las fibras en cada capa con respecto a la carga aplicada en el eje X y b) nomenclatura de la secuencia de apilado en un laminado. ....	43
Figura 4.7 Deformación cortante en un laminado no-simétrico ( $\mp\theta$ ): a) lámina angular $-\theta$ y $+\theta$ sin algún tipo de carga aplicada, b) deformación cortante en cada lámina ocasionada por la aplicación de una carga axial y c) deformación cortante en un laminado no-simétrico ( $\mp\theta$ ) que se obtiene al unir las dos láminas angulares, y del cual se genera un esfuerzo interlaminar al aplicar una carga axial [61]. ....	43
Figura 4.8 Representación de los valores de $S_a$ para un laminado balanceado y simétrico de seis láminas (vista lateral). ....	46
Figura 4.9 Representación de los valores de $G_d$ para un laminado balanceado y simétrico de seis láminas (vista lateral). ....	48
Figura 4.10 Esquema de las definiciones del efecto híbrido ( $EH_\varepsilon$ , $EH_\sigma$ y $EH_E$ ) en un material compuesto híbrido con una composición de refuerzos LE y HE. ....	49
Figura 4.11 Variación de las propiedades mecánicas en función de las variables de diseño en un laminado $v_{fLE} = 2/6$ . ....	54
Figura 4.12 Se muestra en A) la máquina de ensayos universales AG-X plus 100 kN y en B) la configuración de la máquina-accesorios para realizar los ensayos de tensión. ....	59
Figura 4.13 Extensómetro axial Epsilon® 3542-050M-050-ST. ....	60
Figura 4.14 Configuración de la máquina-accesorios para realizar los ensayos de flexión a tres puntos en la máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 kN. ....	60
Figura 4.15 Esquema de funcionamiento del método de infusión de resina. ....	61



• **Capítulo 5**

Figura 5.1 Esquema de las definiciones del efecto híbrido en un material compuesto híbrido con una composición de refuerzos LE y HE..... 62

Figura 5.2 Curvas esfuerzo – elongación a tensión de los laminados del lote A  $[0]_6$  ..... 63

Figura 5.3 Curvas esfuerzo – elongación a tensión dentro de la región elástica de los laminados del lote A  $[0]_6$ ..... 64

Figura 5.4 Curvas esfuerzo – elongación a tensión de los laminados del lote A  $[0]_6$ : a) laminados híbridos con  $\nu_{fLE} = 2/6$  (laminados Ab, Ac y Ad) y b) laminados híbridos con  $\nu_{fLE} = 4/6$  (laminados Ae, Af y Ag); falla progresiva a diferentes etapas: falla del carbono (1) y falla del vidrio (2). ..... 66

Figura 5.5 Modos de falla en las probetas del laminado Ac  $[G/C/G]_s$ ..... 67

Figura 5.6 Curvas esfuerzo – elongación a flexión de los laminados del lote A  $[0]_6$ ..... 68

Figura 5.7 Curvas esfuerzo – elongación a flexión dentro de la región elástica de los laminados del lote A  $[0]_6$  ..... 68

Figura 5.8 Estado de deflexión en la región elástica. .... 70

Figura 5.9 Ruptura de la capa de fibra de carbono..... 70

Figura 5.10 Ruptura de la capa de fibra de vidrio. .... 70

Figura 5.11 Estado de deflexión en la región elástica. .... 70

Figura 5.12 Ruptura en la zona de compresión ..... 70

Figura 5.13 Ruptura de las capas centrales. .... 70

Figura 5.14 Estado de deflexión en la región elástica. .... 70

Figura 5.15 Ruptura de la capa de fibra de carbono..... 70

Figura 5.16 Ruptura de la capa de fibra de vidrio. .... 70

Figura 5.17 Curvas esfuerzo – elongación a flexión de los laminados del lote A  $[0]_6$ : a) laminados híbridos con  $\nu_{fLE} = 2/6$  (laminados Ab, Ac y Ad) y b) laminados híbridos con  $\nu_{fLE} = 4/6$  (laminados Ae, Af y Ag); falla progresiva a diferentes etapas: falla a compresión (a), región de meseta (b), falla a tensión (c). ..... 71

Figura 5.18 Fotografías de las fallas finales de los laminados híbridos después de los ensayos de flexión: la secuencia de apilado de las capas de fibras de carbono (color negro) y las fibras de vidrio (color blanco) se encuentran en función de cada configuración de laminado..... 71

Figura 5.19 Curvas esfuerzo-elongación a flexión de los laminados Ab, Ae y Af. .... 73

Figura 5.20 Gráfica sobre el efecto híbrido en las propiedades mecánicas de un laminado unidireccional carbono/vidrio sometido a cargas de tensión y flexión con un  $\nu_{fLE} = 2/6$ . ..... 73

Figura 5.21 Gráfica sobre el efecto híbrido en las propiedades mecánicas de un laminado unidireccional carbono/vidrio sometido a cargas de tensión y flexión con un $\nu_{fLE} = 4/6$ .	75
Figura 5.22 Gráficas de superficie tridimensional $\nu_{fLE} = 2/6$ : a) gráfica general de la variación del módulo de elasticidad en función de las variables de diseño en un laminado $\nu_{fLE} = 2/6$ ; y desde b) a f) se muestran las gráficas individuales que constituyen a la gráfica general.	78
Figura 5.23 Gráficas de superficie tridimensional $\nu_{fLE} = 4/6$ : a) gráfica general de la variación del módulo de elasticidad en función de las variables de diseño en un laminado $\nu_{fLE} = 4/6$ ; y desde b) a f) se muestran las gráficas individuales que constituyen a la gráfica general.	78
Figura 5.24 Comparación del modelo $EH_{\sigma t}$ y datos experimentales dentro del laminado D3	83
Figura 5.25 Comparación del modelo $EH_{Et}$ y datos experimentales dentro del laminado B2.	85
Figura 5.26 Comparación del modelo $EH_{\epsilon t}$ y datos experimentales dentro del laminado F1.	87
Figura 5.27 Comparación de los modelos EH y las propiedades mecánicas del laminado $[+20_G/0_C/-20_G]_s$	88
Figura 5.28 Comparación de los modelos EH y las propiedades mecánicas del laminado $[+70_G/0_C/-70_G]_s$	88
Figura 5.29 Importancia de las variables de diseño sobre el efecto híbrido.	90
Figura 5.30 Curvas esfuerzo – elongación a tensión de los laminados del lote A $[0]_6$	91

## • Apéndice A

Figura A.1 Lámina de fibra unidireccional “Uni-Web unidirectional carbon fiber”.	103
Figura A.2 Balanza digital T-SCALE®, precisión de 0.02 gramos.	103
Figura A.3 Placa de vidrio encerado como pieza inferior del proceso.	103
Figura A.4 Configuración de los elementos requeridos para realizar la manufactura de los laminados por preimpregnado manual.	104
Figura A.5 Extracción del aire atrapado en la mezcla de resina y endurecedor Epolam 5015/5015.	104
Figura A.6 Proceso de preimpregnado de la tela peel-ply.	104
Figura A.7 Proceso de preimpregnado de la primera capa de carbono.	105
Figura A.8 Se coloca la segunda capa de peel-ply sobre las capas de carbono.	105
Figura A.9 Colocación de la placa superior de vidrio.	105
Figura A.10 Colación de las líneas de arterias y del conector de extracción.	105

Figura A.9 Colocación de la placa superior de vidrio..... 105

Figura A.10 Colación de las líneas de arterias y del conector de extracción. .... 105

Figura A.11 Se realiza la extracción del aire atrapado en el sistema a través de la bomba de vacío.  
..... 105

• **Apéndice B**

Figura B.1 Esquema de construcción para cada laminado que forma parte del lote A (capas a 0° y 15°), cotas en cm. .... 106

# Lista de tablas

---

## • Capítulo 3

Tabla 3.1 Propiedades de las fibras utilizadas por R.P. Tavares et al. [12] para el estudio de la hibridación.....	20
Tabla 3.2 Propiedades mecánicas a tensión del laminado $[G_2/C_2/G_2]$ [37].....	27

## • Capítulo 4

Tabla 4.1 Estructura de los datos para la regresión lineal múltiple.....	38
Tabla 4.2 Breve ficha técnica del material “4.7 oz. Uni-Web unidirectional carbon fiber” [55].....	41
Tabla 4.3 Breve ficha técnica del material “4.2 oz. Uni-Web unidirectional S-Glass” [57].....	42
Tabla 4.4 Parámetros de la hibridación de estudio en función de las propiedades mecánicas de los refuerzos LE y HE.....	42
Tabla 4.5 Breve ficha técnica de la resina epóxica Epolam 5015/5015 [60]. .....	43
Tabla 4.6 Configuraciones de estudio. ....	44
Tabla 4.7 Valores de $Sa$ para un laminado balanceado y simétrico de seis láminas.....	45
Tabla 4.8 Laminados de estudio que pertenecen a la configuración B2 $[+15/0/-15]_s$ .....	47
Tabla 4.9 Valores de $Gd$ para un laminado balanceado y simétrico de seis láminas. ....	48
Tabla 4.10 Laminados de estudio de la configuración A $[0/0/0]_s$ .....	51
Tabla 4.11 Laminados de estudio de la configuración B1 $[0/+15/-15]_s$ .....	51
Tabla 4.12 Laminados de estudio de la configuración B2 $[+15/0/-15]_s$ .....	51
Tabla 4.13 Laminados de estudio de la configuración B3 $[+15/-15/0]_s$ .....	51
Tabla 4.14 Laminados de estudio de la configuración C1 $[+30/-30/0]_s$ .....	51
Tabla 4.15 Laminados de estudio de la configuración C2 $[+30/0/-30]_s$ .....	52
Tabla 4.16 Laminados de estudio de la configuración C3 $[+30/-30/0]_s$ .....	52
Tabla 4.17 Laminados de estudio de la configuración D1 $[+45/-45/0]_s$ .....	52
Tabla 4.18 Laminados de estudio de la configuración D2 $[+45/0/+45]_s$ .....	52
Tabla 4.19 Laminados de estudio de la configuración D3 $[+45/-45/0]_s$ .....	52
Tabla 4.20 Laminados de estudio de la configuración E1 $[0/+60/-60]_s$ .....	52

Tabla 4.21 Laminados de estudio de la configuración E2 [+60/0/-60] <sub>s</sub> .....	53
Tabla 4.22 Laminados de estudio de la configuración E3 [+60/-60/0] <sub>s</sub> .....	53
Tabla 4.23 Laminados de estudio de la configuración F1 [0/+75/-75] <sub>s</sub> .....	53
Tabla 4.24 Laminados de estudio de la configuración F2 [+75/0/-75] <sub>s</sub> .....	53
Tabla 4.25 Laminados de estudio de la configuración F3 [+75/-75/0] <sub>s</sub> .....	53
Tabla 4.26 Laminados de estudio de la configuración G1 [0/+90/-90] <sub>s</sub> .....	53
Tabla 4.27 Laminados de estudio de la configuración G2 [+90/0/-90] <sub>s</sub> .....	54
Tabla 4.28 Laminados de estudio de la configuración G3 [+90/-90/0] <sub>s</sub> .....	54
Tabla 4.29 Variables de diseño de los modelos fenomenológicos de hibridación. ....	55
Tabla 4.30 Estructura de la información experimental de los 152 laminados para la regresión lineal múltiple. ....	55
Tabla 4.31 Requisitos geométricos de las probetas de material compuesto de acuerdo a la norma ASTM D3039 [65] para los ensayos de tensión.....	58
Tabla 4.32 Recomendaciones para la geometría de las probetas de material compuesto de acuerdo a diversos laboratorios [65].....	58
Tabla 4.33 Geometría seleccionada para las probetas de ensayos de tensión. ....	58
Tabla 4.34 Requisitos geométricos de la probeta de material compuesto para los ensayos de flexión. ....	58
<b>• Capítulo 5</b>	
Tabla 5.1 Laminados de estudio que pertenecen a la configuración A [0] <sub>6</sub> .....	62
Tabla 5.2 Propiedades de los laminados del lote A [0] <sub>6</sub> .....	64
Tabla 5.3 Integridad residual a tensión de los laminados del lote A [0] <sub>6</sub> .....	66
Tabla 5.4 Propiedades mecánicas a flexión y fracción de volumen de los laminados del lote A [0] <sub>6</sub> .....	69
Tabla 5.5 Integridad residual a flexión de los laminados del lote A [0] <sub>6</sub> .....	72
Tabla 5.6 Configuraciones de estudio. ....	76
Tabla 5.7 Representación de la organización de las propiedades mecánicas de los laminados de estudio. ....	77
Tabla 5.8 Representación de la organización de los efectos híbridos de los laminados de estudio. .	79
Tabla 5.9 Variables de diseño de los modelos fenomenológicos de hibridación. ....	80

Tabla 5.10 Organización de la información experimental de los laminados de estudio para la regresión lineal múltiple.....	81
Tabla 5.11 Resumen del análisis estadístico realizado sobre el modelo $EH_{\sigma t}$ .....	82
Tabla 5.12 Comparación entre los valores estimados a través del modelo $EH_{\sigma t}$ y los datos experimentales del lote D3.....	83
Tabla 5.13 Resumen del análisis estadístico realizado sobre el modelo $EH_{Et}$ .....	84
Tabla 5.14 Comparación entre los valores estimados a través del modelo $EH_{Et}$ y los datos experimentales del lote B2.....	85
Tabla 5.15 Resumen del análisis estadístico realizado sobre el modelo $EH_{et}$ .....	86
Tabla 5.16 Comparación entre los valores estimados a través del modelo $EH_{et}$ y los datos experimentales del lote F1.....	87
Tabla 5.17 Propiedades mecánicas de las nuevas configuraciones de estudio.....	88
Tabla 5.18 Comparación entre los valores estimados a través de los modelos $EH$ y los datos experimentales de las nuevas configuraciones de estudio.....	88
Tabla 5.19 Resumen de los parámetros de estudio de los modelos $EH_{\sigma t}$ , $EH_{Et}$ y $EH_{Et \perp}$ .....	89
Tabla 5.20 Influencia de $S_a$ en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados de estudio. ....	92
Tabla 5.21 Influencia de $\nu_{fLE}$ en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados de estudio. ....	93
Tabla 5.22 Influencia de $G_d$ en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados de estudio. ....	93
Tabla 5.23 Influencia de $\theta$ en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados de estudio. ....	94

• **Anexo B**

Figura B.1 Esquema de construcción para cada laminado que forma parte del lote A (capas a $0^\circ$ y $15^\circ$ ), cotas en cm. ....	106
---	-----

# Capítulo 1

---

## Introducción

Los materiales que se utilizan en aplicaciones estructurales se pueden dividir en cuatro categorías: metales, polímeros, cerámicos y compuestos [1]. Un material compuesto es una combinación de dos o más diferentes materiales, los cuales trabajan de forma conjunta y, por lo tanto, se obtienen propiedades superiores a los componentes individuales.

A partir de 1950 se presentó un incremento considerable en la aplicación de materiales compuestos y un decremento en el uso de los metales [2]. Uno de los factores que influyeron en el incremento de aplicación de los materiales compuestos fue el interés de la industria aeroespacial y aeronáutica, lo cual se debe al desarrollo de estructuras con un mejor desempeño en su relación peso/resistencia, corrosión y resistencia a fatiga. En la década de 1960 surgieron las primeras aplicaciones de fibra de carbono en la industria aeronáutica, pero fue a partir de las décadas de 1980 y 1990 cuando apareció un mayor incremento en la utilización de materiales compuestos, a causa de las mejoras en los métodos de diseño, procesos de manufactura y reducción del costo de las fibras de carbono [3].

Además, dentro del proceso de diseño de elementos estructurales los materiales compuestos permiten la optimización del diseño, ya que existe una gran cantidad de opciones dentro del material compuesto que permiten mejorar el desempeño mecánico, tales como selección del tipo de fibra, tipo de matriz, secuencia de apilado de las láminas, etc. [4]

### 1.1 Justificación

Actualmente, los materiales compuestos reforzados con fibras (CRF) se encuentran en una amplia gama de industrias. En un estudio realizado por la empresa Carbon Composites e.V. se reportó un consumo de 126,700 toneladas de materiales compuestos de fibra de carbono en diversos países del mundo durante el 2017 (Figura 1.1). Los sectores con una mayor demanda son la aeroespacial-defensa (30%) y automotriz (22%); sin embargo, se destaca el crecimiento de otros sectores en el consumo de compuestos, tales como: turbinas eólicas (13%), deporte y ocio (12%), construcción (5%) y otros (18%) [5].

La creciente presencia de los materiales CRF en diversos sectores se debe principalmente a que estos materiales ofrecen una excelente relación resistencia/peso. Sin embargo, las fibras cerámicas generalmente presentan fallas repentinas y frágiles sin suficiente advertencia e integridad residual. La característica de falla frágil de los materiales CRF es usualmente compensado por diseños sobredimensionados o también conocidos como conservadores, lo cual impide aprovechar plenamente las propiedades mecánicas de los materiales compuestos [6,7].

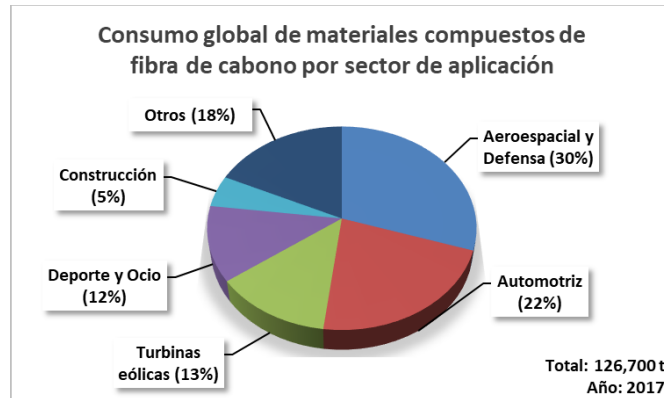


Figura 1.1 Consumo global de materiales compuestos de fibra de carbono por sector de aplicación durante el 2017 [5].

Recientemente, se ha utilizado la hibridación para obtener un material con propiedades mecánicas superiores en comparación con sus componentes individuales y así evitar fallas repentinas y frágiles sin suficiente advertencia e integridad residual. Esta condición se obtiene al sumar las ventajas de ambos materiales y disminuir sus desventajas. Por ejemplo, en el sector de energías existe un aumento en la necesidad de aprovechar las energías renovables, por lo cual se presenta un crecimiento en la industria de la energía eólica y una búsqueda por mejorar la eficiencia de los aerogeneradores por medio de la reducción en el peso y el incremento del tamaño de los álabes [8,9]. Tradicionalmente, la fibra de vidrio es el material más utilizado en la manufactura de los álabes. No obstante, la clave para obtener una reducción en el peso y un incremento en el tamaño de los álabes se encuentra en la hibridación. Actualmente, la empresa LM Wind Power ha utilizado la hibridación fibra de carbono/vidrio para mejorar la eficiencia de los álabes [10], ya que la fibra de carbono aporta una mayor resistencia mecánica y la fibra de vidrio aporta un mayor porcentaje de elongación a la falla. En 2016, esta empresa presentó el *álabes LM 88.4 P* de fibra de carbono/vidrio con una longitud de 88.4m, el cual se considera el *álabes* de mayor tamaño registrado en el mundo [10].

Por lo tanto, la hibridación permite de manera general incrementar la resistencia mecánica, la resistencia al daño y disminuir la fragilidad de los materiales CRF a través de la combinación de dos o más tipos de fibras como refuerzos dentro del compuesto. Esto se logra al obtener propiedades mecánicas superiores a sus componentes individuales y al cambiar los mecanismos de propagación del daño que llevan al compuesto a la falla final [11,12]. Por otro lado, estimar el comportamiento mecánico de los materiales compuestos híbridos es uno de los principales retos a resolver, ya que los mecanismos que permiten obtener un efecto de hibridación no son del todo bien comprendidos por ser un proceso de alta complejidad y, por lo tanto, no existen reglas generales sobre el diseño mecánico de los materiales compuestos a través de un efecto de hibridación [13–16].

Para resolver esta necesidad actual, en el presente trabajo se propone el desarrollo de un modelo fenomenológico que permita describir el comportamiento complejo de la hibridación desde un enfoque global y no desde un enfoque local como los modelos de mecánica de fractura, es decir, estudiar el efecto híbrido a través de la evolución global de este fenómeno a causa de las variaciones en las variables de diseño.



## 1.2 Objetivo general

Desarrollar un modelo para la estimación del comportamiento de un material compuesto híbrido de matriz polimérica reforzado con fibras cerámicas largas sometido a cargas cuasiestáticas, que represente la interacción de las variables del diseño del material, para determinar la mejor combinación de éstas en el diseño de materiales compuestos con enfoque en tolerancia a la deformación.

## 1.3 Objetivos específicos

- Evaluar la influencia de las variables de diseño del material compuesto sobre el desempeño de la hibridación.
- Caracterizar experimentalmente el efecto híbrido a través de pruebas con cargas cuasi-estáticas.
- Proponer un modelo fenomenológico.

## 1.4 Alcances

Plantear las bases para el diseño de materiales compuestos estructurales híbridos, involucrando las siguientes variables de estudio:

- a) La selección de los materiales constituyentes.
- b) La fracción de volumen.
- c) La arquitectura del laminado (secuencia de apilado y orientación de los refuerzos).

## 1.5 Limitaciones

El término material compuesto y cargas cuasi-estáticas abarcan una gran gama de tipos y configuraciones; a continuación, se enlistan las limitaciones de este trabajo:

- Tipo de reforzamiento: Fibras largas (continuas).
- Material de las fibras: Carbono y vidrio.
- Tipo de matriz: Polimérica.
- Tipo de material compuesto estructural: Laminado.
- Tipo de hibridación: Interlámina.
- Tipo de cargas cuasi-estáticas: Cargas a tensión y flexión.

# Capítulo 2

---

## Estado del arte

La hibridación permite incrementar la resistencia mecánica, la resistencia al daño y disminuir la fragilidad de los materiales CRF a través de la combinación de dos o más tipos de refuerzos dentro del compuesto, lo cual se logra al obtener propiedades mecánicas superiores a sus componentes individuales [11,12]. A continuación, se plantea la búsqueda dentro de la literatura de resultados experimentales que permitan observar la influencia de las variables de diseño del material compuesto sobre el efecto híbrido.

### 2.1 Efecto híbrido

Un material compuesto híbrido se constituye de una matriz y dos o más refuerzos. El propósito principal de tener dos tipos de refuerzos dentro de un material compuesto es aprovechar las ventajas de ambas fibras y disminuir sus desventajas. El primer refuerzo dentro del material compuesto híbrido se denomina refuerzo de baja elongación (*LE*, por sus siglas en inglés) y el segundo se denomina refuerzo de alta elongación (*HE*, por sus siglas en inglés). Se considera que el refuerzo *LE* es el primero en fallar, además, el refuerzo *HE* no necesariamente tiene un valor alto de deformación a la falla, pero si es superior al del refuerzo *LE* [11]. El enfoque inicial en la investigación del efecto híbrido fue la mejora en la deformación a falla de la fibra de carbono, sin embargo, el enfoque actual es la mejora de diversas propiedades mecánicas del compuesto con respecto a sus materiales constituyentes [11]. La primera definición utilizada en la terminología del enfoque de la hibridación es el *efecto híbrido en la deformación a falla* ( $EH\epsilon$ ), el cual es la mejora aparente de la deformación a la falla del refuerzo *LE* dentro del compuesto híbrido comparado con la deformación a la falla de un material compuesto de refuerzo *LE*. Por otro lado, se presenta el *efecto híbrido en la resistencia última* ( $EH\sigma$ ), el cual es la mejora en la resistencia última del refuerzo *HE* dentro del compuesto híbrido comparado con la resistencia última de un material compuesto de refuerzo *HE*. En la Figura 2.1 se presenta una ilustración de las definiciones del efecto híbrido en un material compuesto con una composición de refuerzos *LE* y *HE*. La curva esfuerzo-deformación del híbrido se encuentra entre las curvas que describen los comportamientos de los materiales compuestos de fibras *LE* y *HE* de referencia.

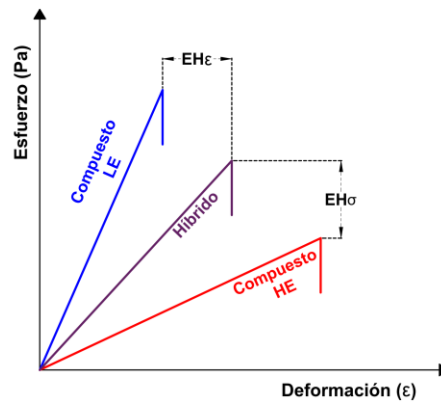


Figura 2.1 Esquema de las definiciones del efecto híbrido en un material compuesto híbrido con una composición de refuerzos LE y HE.

## 2.2 Resultados experimentales del efecto híbrido

En 1972, T. Hayashi [17] reportó un incremento del 40% en la deformación a la falla de las láminas de fibra de carbono en un material compuesto híbrido carbono/vidrio al ser comparado con un material compuesto de fibra de carbono de referencia. Es importante destacar que a T. Hayashi se le atribuye el primer informe sobre los beneficios de la hibridación ante el sector de investigación de los materiales compuestos. Además, sus observaciones sirvieron como base para la definición del efecto híbrido [11]. Desde la publicación realizada por T. Hayashi [17] hasta la actualidad, se ha estudiado el efecto híbrido y los beneficios de la hibridación en las propiedades mecánicas de los materiales compuestos. A continuación, se describen diversos resultados experimentales relevantes que se encuentran dentro de la literatura, y los cuales también se muestran de forma general en la Tabla 2.1.

En 1976, J. Aveston y J.M. Sillwood [18] reportaron un incremento del 116% en la deformación a la falla de un material compuesto híbrido carbono tipo I/vidrio 204 al ser comparado con un material compuesto de fibra de carbono tipo I. Sin embargo, este resultado es cuestionable por utilizar una definición diferente al *efecto híbrido*, ya que el cálculo del efecto híbrido utilizado se basa en el último valor de la deformación a la falla del compuesto híbrido y no en la primera falla que se presente en el compuesto híbrido alrededor del valor de la deformación a falla del compuesto de refuerzo LE de referencia [11].

En 1977, C. Zweben [19] estudió la hibridación de fibras de carbono T300 y Kevlar 49 a través de laminados unidireccionales y multidireccionales. Los resultados experimentales mostraron que en el laminado unidireccional con una fracción de volumen ( $v_f$ ) de 50% (C) y 50% (K) se obtuvo una mejora en la deformación a la falla de la fibra de carbono del 4% en comparación con un material compuesto del mismo tipo de fibra de carbono. Por otra parte, en el laminado balanceado [ $0^\circ/90^\circ$ ] con una composición de  $v_f = 50\%(C)/50\%(K)$  se obtuvo una mejora en la deformación a la falla de la fibra de carbono del 32% en comparación con un material compuesto del mismo tipo de fibra de carbono. Este efecto híbrido positivo se atribuye a que la introducción de fibras HE en un material

compuesto de fibras LE eleva el nivel de deformación requerido para propagar la ruptura de las fibras LE, ya que las fibras HE restringen el crecimiento de grietas en un nivel macromecánico.

En 1981, P.W. Manders y M.G. Bader [20] evaluaron la influencia de la fracción de volumen y el grado de dispersión de las fibras de carbono en un material compuesto híbrido carbono/vidrio con matriz de resina epóxica. Los resultados experimentales mostraron que la deformación a la falla de la fibra de carbono incrementó a medida que disminuyó la proporción relativa de fibra de carbono dentro del material compuesto híbrido. Por ejemplo, en la configuración interlámina [ $G_9/C/G_9$ ] con una composición de  $v_f = 5\%(C)/95\%(G)$  se utilizaron fibras de carbono de alto módulo de elasticidad (HMS) y se obtuvo una mejora en la deformación a la falla de la fibra de carbono del 46% en comparación con un material compuesto de carbono HMS. De igual forma, en la configuración intralámina carbono/vidrio con una composición de  $v_f = 0.4\%(C)/99.6\%(G)$  se obtuvo una mejora en la deformación a la falla de la fibra de carbono de alta resistencia (HTS) del 52% en comparación con un material compuesto de carbono HTS. De acuerdo a los investigadores, este fenómeno positivo del efecto híbrido es ocasionado principalmente por los siguientes factores: a) deformaciones internas a compresión en las fibras de carbono ocasionadas por la contracción térmica diferencial a medida que el compuesto se enfría de su temperatura de curado y b) fallas progresivas de los laminados que evitan una falla catastrófica hasta que se haya acumulado un daño considerable en las fibras.

En 1991, Peijs *et al.* [21] estudiaron la influencia del nivel de adhesión de las fibras HP-PE en las propiedades mecánicas de un material compuesto híbrido carbono/PE con matriz de resina epóxica, por lo tanto, se realizaron dos laminados híbridos unidireccionales que incorporan fibras HP-PE con y sin tratamiento superficial. El tratamiento de las fibras HP-PE tiene como propósito mejorar la adhesión entre las fibras HP-PE y la resina epóxica a través de la inmersión de las fibras en ácido crómico. Los resultados experimentales mostraron ciertas mejoras en el laminado híbrido de fibras HP-PE con tratamiento superficial, principalmente en la resistencia a tensión. Por ejemplo, en la configuración intralámina con una composición de  $v_f = 86\%(C)/14\%(PE)$  se obtuvo una mejora del 30.9% en la resistencia a tensión en comparación con la resistencia última de un material compuesto PE/epóxica de referencia y un aumento del 6.6% en la deformación a falla en comparación con un material compuesto carbono/epóxica.

En 2007, Y.J. You *et al.* [22] evaluaron la influencia del grado de dispersión de las fibras de carbono en materiales compuestos híbridos carbono T-700-12K/Vidrio RS-4400-366 con matriz de resina viniléster y poliéster. Se consideraron tres arreglos de las fibras de carbono dentro de barras de material compuesto híbrido, los cuales son: a) fibras concentradas en el núcleo, b) fibras colocadas en el exterior y c) fibras dispersas en toda la sección transversal. Los resultados experimentales mostraron que independientemente del tipo de resina, en el compuesto híbrido con fibras de carbono concentradas en el núcleo se registró un incremento en la resistencia a tensión, el módulo de elasticidad y la deformación última, en comparación con el compuesto híbrido con fibras de carbono colocadas en el exterior. Por ejemplo, en la configuración intrahilo con fibras de carbono concentradas en el núcleo con una composición de  $v_f = 38\%(C)/62\%(G)$  se obtuvo una mejora del 27% en la deformación a falla en comparación con un material compuesto carbono/epóxica y un aumento del

35% en la resistencia a tensión en comparación con la resistencia última de un material compuesto vidrio/epóxica.

En 2010, I. Taketa *et al.* [23] estudiaron la influencia de la secuencia de apilado en la hibridación entre láminas de fibra tejida de carbono HTA-5131-6K y láminas de fibra tejida de polipropileno (P) autoreforzado-Curv. Los resultados experimentales mostraron un efecto híbrido positivo en la deformación a falla del 7% al 18% a través de las secuencias de apilado bajo estudio. El mayor efecto híbrido de la deformación se obtuvo en el laminado  $[C/P]_s$  con una composición de  $v_f = 52\%(C)/48\%(P)$  con una mejora del 18% en la deformación a la falla última en comparación con un material compuesto de carbono HTA-5131-6K. Este efecto híbrido positivo se atribuye a que durante la manufactura del laminado híbrido, las láminas de polipropileno autoreforzado tienen un comportamiento intrínseco de contracción a altas temperaturas, por lo cual se produce una condición de pre-deformación a compresión en las fibras de carbono.

En 2011, K.S. Pandya *et al.* [24] evaluaron la influencia de la secuencia de apilado en la hibridación entre láminas de fibra tejida de carbono T300-8H y láminas de fibra tejida de vidrio-E con matriz de resina epóxica LY556. Se consideraron dos secuencias de apilado para estudiar la hibridación, los cuales son:  $[G_3/C_2]_s$  y  $[C_2/G_3]_s$ . Los resultados experimentales mostraron que en el laminado  $[G_3/C_2]_s$  se obtuvo un efecto híbrido mayor en comparación con el laminado  $[C_2/G_3]_s$ , es decir, que al colocar las capas de fibras de vidrio en el exterior y las capas de fibra de carbono en el interior se incrementa la deformación a la falla última a tensión en comparación con lo que sucede al colocar las capas de fibras de carbono en el exterior y las capas de fibra de vidrio en el interior. Este fenómeno se atribuye a que en el laminado  $[G_3/C_2]_s$  la evolución del daño en las capas de fibras de carbono es restringido por las capas de fibras de vidrio, ya que estas fibras tienen una mayor deformación a la falla que las fibras de carbono. El mayor efecto híbrido se registró con un aumento del 90.4% en la deformación a la falla última en el híbrido  $[G_3/C_2]_s$ , con una composición de  $v_f = 47\%(C)/53\%(G)$  en comparación con la deformación a falla de un material compuesto carbono T300-8H/epóxica.

En 2012, J. Zhang *et al.* [25] estudiaron la hibridación entre láminas de fibra tejida de carbono T300-3K y láminas de fibra tejida de vidrio-E Colan con matriz de resina epóxica 105 West. Se consideraron tres secuencias de apilado para estudiar el efecto híbrido en las propiedades mecánicas a tensión, compresión y flexión, las cuales son:  $[C_2/G_2]_s$ ,  $[C/G_3]_s$  y  $[C/G/C/G]_s$ . Los resultados experimentales mostraron que los mejores efectos híbridos en la resistencia a tensión, compresión y flexión se obtuvieron en las configuraciones  $[C_2/G_2]_s$  y  $[C/G/C/G]_s$ , es decir, a través de colocar las capas de fibra de carbono en el exterior o apilando de forma alternativa las capas dentro del laminado. Por ejemplo, en la configuración  $[C/G/C/G]_s$  con una composición de  $v_f = 50\%(C)/50\%(G)$  se obtuvo una mejora en la deformación a la falla última a flexión del 7.1% en comparación con un material compuesto de carbono/epóxica y un aumento del 59.6% en la resistencia última a flexión en comparación con un material compuesto de vidrio/epóxica.

En 2014, R. Murugan *et al.* [26] evaluaron la influencia de la fracción de volumen y la secuencia de apilado de las fibras tejidas de carbono en las propiedades mecánicas de un material compuesto híbrido carbono T300/vidrio-E con matriz de resina epóxica. Se consideraron dos secuencias de

apilado para estudiar la hibridación, las cuales son:  $[G/C_2/G]$  y  $[C/G_2/C]$ . Los resultados experimentales muestran que la configuración  $[G/C_2/G]$  registró el mayor efecto híbrido en el valor de la resistencia última a tensión. Este fenómeno se atribuye a que las fibras de vidrio tienen una deformación a la falla mayor que las fibras de carbono, y por lo tanto, al encontrarse las capas de fibras de vidrio en el exterior del laminado restringen el crecimiento del daño en las capas de fibra de carbono. Con respecto a la influencia de la fracción de volumen de fibras, se registró en los híbridos con una composición de  $v_f = 60\%$  un incremento en la resistencia última a tensión del 34% en comparación con los híbridos con una composición de  $v_f = 40\%$ .

En 2016, M.A. Attia *et al.* [27] estudiaron la influencia del grado de dispersión de las fibras unidireccionales en las propiedades mecánicas de un material compuesto híbrido vidrio/polipropileno con matriz de resina epóxica 150 RGL. Se consideraron cinco secuencias de apilado que incluyen hibridaciones del tipo intralámina e interlámina-intralámina, las cuales son:  $[P_2/GP_2/G_2]_s$ ,  $[G_2/GP_2/P_2]_s$ ,  $[GP]_6$ ,  $[P/GP/G]_s$  y  $[G/GP/P]_s$ . Los resultados experimentales muestran que las cinco configuraciones de apilado tienen propiedades mecánicas intermedias de los materiales compuestos de referencia vidrio/epóxica y polipropileno/epóxica. En los laminados asimétricos  $[P_2/GP_2/G_2]_s$  y  $[G_2/GP_2/P_2]_s$  con una composición de  $v_f = 43\%(G)/57\%(P)$  se obtuvo una mejora en la deformación a la falla última del 47% en comparación con un material compuesto vidrio/epóxica. Este fenómeno positivo en el efecto híbrido se puede atribuir a que en las láminas interlámina-intralámina ( $GP_2$ ) la presencia de las capas fibras de polipropileno restringen el crecimiento del daño en las capas de fibras de vidrio, ya que las fibras de polipropileno tienen una mayor deformación a la falla en comparación con las fibras de vidrio. En el mismo año, R. K. Prusty *et al.* [7] evaluaron la influencia de la secuencia de apilado en la hibridación entre láminas de fibra tejida de carbono 3K Soller Composites y láminas de fibra tejida de vidrio 3K Owens Corning con matriz de resina epóxica Lapox L-12. Se consideró como base un laminado de 7 capas de fibras y del cual se realizaron diversas combinaciones de cantidad de fibras y secuencias de apilado entre fibras de vidrio y carbono. Los resultados experimentales mostraron que la relación óptima entre la resistencia a flexión y el módulo de elasticidad se obtiene al colocar las capas de fibras carbono simultáneamente en la parte superior e inferior del plano medio del laminado en lugar de colocar las capas de fibras de carbono en un solo lado. Por ejemplo, en la hibridación interlámina  $[C_2/G_3/C_2]$  se obtuvo una mejora del 84% en la resistencia última a flexión en comparación con un material compuesto de vidrio/epóxica.

En 2017, Md.H. Hasan *et al.* [28] estudiaron la influencia del grado de dispersión de las fibras de carbono en las propiedades mecánicas de un material compuesto híbrido carbono T620S/vidrio tipo-E con matriz de resina epóxica. Se consideraron dos secuencias de apilado: a) hibridación interlámina  $[C/G/C/G]$  e b) hibridación intralámina  $[CG]_4$ . Los resultados experimentales muestran que el laminado  $[CG]_4$  tiene valores superiores en la resistencia última, módulo de elasticidad y deformación a la falla que en comparación con el laminado  $[C/G/C/G]$ , es decir, en materiales compuestos híbridos, al colocar las fibras de carbono y vidrio de forma alterna dentro de cada lámina (intralámina) proporciona mejores propiedades mecánicas que cuando se apilan cada una de estas capas de fibras (interlámina). En el laminado híbrido  $[CG]_4$  con una composición de  $v_f = 50\%(C)/50\%(G)$  se obtuvo una mejora en la deformación a la falla última del 30% en comparación con un material

compuesto carbono T620S/epóxica. Este fenómeno positivo del efecto híbrido se puede asociar a que las fibras de vidrio tienen una deformación a falla superior a la de las fibras de carbono, por lo tanto, en la configuración interlámina se presenta un estado de mayor restricción de la evolución del daño en las fibras de carbono por parte de las fibras de vidrio. Durante el mismo año, M. Fotouhi *et al.* [29] evaluaron la influencia de la orientación de las fibras en el efecto híbrido de un material compuesto híbrido carbono USN020A-T300/Vidrio tipo-S con una matriz de resina epóxica. Se consideraron dos tipos de laminados cuasi-isotrópicos con intervalos de  $45^\circ$  y  $60^\circ$  entre cada capa de fibras. Los resultados experimentales mostraron un aumento del efecto híbrido en la deformación a falla cuando las capas de  $0^\circ$  de fibras de carbono se encontraban separadas por un sub-laminado de mayor resistencia y rigidez, así como de las propiedades de las capas adyacentes que se encontraban alrededor de las capas  $0^\circ$  de fibras de carbono. Por ejemplo, el laminado  $[45_G/90_G/-45_G/0_G/0_C/45_C/90_C/-45_C]_s$  con una composición de  $v_f = 50\%(C)/50\%(G)$  tiene un mejor efecto híbrido del 18.8% en la deformación a la falla en comparación con el laminado  $[90_G/-45_G/0_G/-45_G/45_C/90_C/-45_C/0_C]_s$ . Este comportamiento se debe a que en el laminado  $[45_G/90_G/-45_G/0_G/0_C/45_C/90_C/-45_C]_s$  las capas a  $0^\circ$  de fibras de carbono se encuentran separadas por el sub-laminado  $[45_C/90_C/-45_C/-45_C/90_C/45_C]$ , que tiene una mayor resistencia y rigidez comparado con el sub-laminado  $[-45_G/45_C/90_C/-45_C]$  que tiene el laminado  $[90_G/-45_G/0_G/-45_G/45_C/90_C/-45_C/0_C]_s$  [30].

Tabla 2.1 Descripción general de los resultados experimentales sobre el efecto híbrido en materiales compuestos híbridos.

Referencia	Año	Materiales	Tipo textil	$\nu_f$	Tipo de hibridación	Tipo de laminado	Composición híbrida $\nu_f$ (%)	EH (%)
Hayashi [17]	1972	Fibras: Carbono Torayca P301/Vidrio Scotchply 0012 Matriz: Epóxica Shell Epikote 828	UD <sup>a</sup>	0.5-0.6	Interlámina	[G <sub>3</sub> /C <sub>2</sub> /G <sub>3</sub> ]	25(C)/75(G)	45° (ε)
Bunsell Harris [31]	1974	CA: Carbono tipo I/Ciba-Geigy 905 CB: Vidrio/Shell Epikote 828	UD <sup>a</sup>	0.5	Interlámina	[CA/CB <sub>2</sub> /CA]	50(CA)/50(CB)	42° (ε)
			UD <sup>a</sup>	0.47	Interlámina	[CA/CB/CA]	33(CA)/67(CB)	84° (ε)
Perry y Adams [32]	1975	Fibras: Carbono Modmor II/ Vidrio yarn ECG 150 Matriz: Resina epóxica Narmco 1004 Fibras: Carbono Modmor/Kevlar 49 Matriz: Resina epóxica Narmco 1004	UD <sup>a</sup>	0.6	Interlámina	C a 0° G y K a ±45°	86(C)/14(G)	12° (ε)
					Interlámina			
Phillips [33]	1976	Fibras: Carbono y vidrio Matriz: Vinilester Derakane	UD <sup>a</sup>	0.6	Intralámina	hilo por hilo	20(C)/80(G)	20° (ε)
							25(C)/75(G)	17° (ε)
							33(C)/67(G)	13° (ε)
							50(C)/50(G)	2° (ε)
Zweben [19]	1977	Fibras: Carbono T 300/Kevlar 49 Matriz: Epóxica fiberite 934	UD <sup>a</sup>	-	Interlámina	[C/K]	50(C)/50(K)	4° (ε)
			UD <sup>a</sup>	-	Interlámina	[0°/90°] <sup>b</sup>	50(C)/50(K)	32° (ε)
J. Aveston [18]	1976	Fibras: Carbono Tipo I/Vidrio 204 Matriz: Ciba MY 753	UD <sup>a</sup>	0.4	Interlámina	[G/velo 10° C] repe.	10(C)/90(G)	116° (ε)
						[G/C/G]	33(C)/66(G)	8.7° (ε)
P. W. Mander y M. Bader [20]	1981	Fibras: Carbono HTS/Vidrio E Matriz: Epóxica código 69	UD <sup>a</sup>	0.6	Interlámina	[G <sub>2</sub> /C/G <sub>2</sub> ]	20(C)/80(G)	24° (ε)
						[G <sub>3</sub> /C/G <sub>3</sub> ]	14(C)/86(G)	29° (ε)
						[G <sub>4</sub> /C/G <sub>4</sub> ]	11(C)/89(G)	30° (ε)
						[G <sub>6</sub> /C/G <sub>6</sub> ]	8(C)/92(G)	30° (ε)
						[G <sub>9</sub> /C/G <sub>9</sub> ]	5(C)/95(G)	35° (ε)

<sup>a</sup>El laminado contiene capas de fibras en su presentación textil unidireccional.

<sup>b</sup>El laminado contiene capas de fibras en su presentación textil de telas tejidas.

<sup>c</sup>Resultado obtenido de un ensayo de tensión.

<sup>d</sup>Resultado obtenido de un ensayo de flexión.



Tabla 2.1 Descripción general de los resultados experimentales sobre el efecto híbrido en materiales compuestos híbridos.

Referencia	Año	Materiales	Tipo textil	$\nu_f$	Tipo de hibridación	Tipo de laminado	Composición híbrida $\nu_f$ (%)	EH (%)
P.W Mander y M. Bader [20]	1981	Fibras: Carbono HMS/Vidrio E Matriz: Epóxica código 69	UD <sup>a</sup>	0.6	Interlámina	[G/C/G]	33(C)/66(G)	15° (ε)
						[G <sub>2</sub> /C <sub>2</sub> /G <sub>2</sub> ]	33(C)/66(G)	22° (ε)
						[G <sub>3</sub> /C <sub>3</sub> /G <sub>3</sub> ]	33(C)/66(G)	22° (ε)
						[G <sub>6</sub> /C <sub>7</sub> /G <sub>6</sub> ]	37(C)/63(G)	19° (ε)
						[G <sub>8</sub> /C <sub>3</sub> /G <sub>8</sub> ]	16(C)/84(G)	22° (ε)
						[G <sub>9</sub> /C/G <sub>9</sub> ]	5(C)/95(G)	46° (ε)
Peijs et al. [21]	1991	Fibras: Carbono HTS/Vidrio E Matriz: Epóxica	UD <sup>a</sup>	-	Intralámina	10,000fibrasC	6(C)/94(G)	30° (ε)
						3,620 fibras C	2(C)/98(G)	39° (ε)
						1,620 fibras C	1(C)/99(G)	43° (ε)
						630 fibras C	0.4(C)/99.6(G)	52° (ε)
						hilo por hilo	86(C)/14(PE)	6.6° (ε) 30.9° (σ)
							60(C)/40(PE)	5.3° (ε) 8.71° (σ)
43(C)/57(PE)	11.8° (ε) 0.71° (σ)							
Y.J. You et al. [22]	2007	Fibras: Carbono T-700-12K/Vidrio RS-4400-366 Matriz: Poliester (PE)	UD <sup>a</sup>	0.6	Intrahilo	C superficie	20(C)/80(PE)	7.9° (ε) -22.6° (σ)
						C en el núcleo	38(C)/62(G)	13° (ε) 15° (σ)
						Dispersa		27° (ε) 35° (σ)
								C superficie
						C en el núcleo		9° (ε) 11° (σ)
						Dispersa		26° (ε) 32° (σ) 33° (ε) 8° (ε)

<sup>a</sup>El laminado contiene capas de fibras en su presentación textil unidireccional.

<sup>c</sup>Resultado obtenido de un ensayo de tensión.

Tabla 2.1 Descripción general de los resultados experimentales sobre el efecto híbrido en materiales compuestos híbridos.

Referencia	Año	Materiales	Tipo textil	$\nu_f$	Tipo de hibridación	Tipo de laminado	Composición híbrida $\nu_f$ (%)	EH (%)
I. Taketa <i>et al.</i> [23]	2010	Fibras: Tela tejida carbono HTA-5131-6K/Tela tejida polipropileno (P) autoreforzado-Curv Matriz: Polipropileno Amcor	MD <sup>b</sup>	-	Interlámina	[P <sub>2</sub> /C/P <sub>2</sub> ]	31(C)/69(P)	7 <sup>c</sup> (ε)
						[C/P] <sub>s</sub>	52(C)/48(P)	18 <sup>c</sup> (ε)
K.S. Pandya <i>et al.</i> [24]	2011	Fibras: Tela tejida carbono T300-8H/Tela tejida vidrio tipo-E Matriz: Epóxica LY556	MD <sup>b</sup>	0.52	Interlámina	[G <sub>3</sub> /C <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	47(C)/53(G)	90.4 <sup>c</sup> (ε)
						[C <sub>2</sub> /G <sub>3</sub> ] <sub>s</sub>		35.4 <sup>c</sup> (σ)
J. Zhang <i>et al.</i> [25]	2012	Fibras: Tela tejida carbono T300-3K/Tela tejida vidrio-E-Colan Matriz: Epóxica 105 West	MD <sup>b</sup>	0.45	Interlámina	[C <sub>2</sub> /G <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	50(C)/50(G)	30.3 <sup>c</sup> (ε)
						[C/G/C/G] <sub>s</sub>	50(C)/50(G)	-0.6 <sup>d</sup> (ε)
								30.8 <sup>c</sup> (ε)
7.1 <sup>d</sup> (ε)								
R. Murugan <i>et al.</i> [26]	2014	Fibras: Tela tejida carbono T300/Tela tejida vidrio-E Matriz: Epóxica LY556	MD <sup>b</sup>	0.6	Interlámina	[G/C <sub>2</sub> /G]	50(C)/50(G)	55.4 <sup>c</sup> (σ)
						[C/G <sub>2</sub> /C]	50(C)/50(G)	49.6 <sup>c</sup> (σ)
M.A. Attia <i>et al.</i> [27]	2016	Fibras: Vidrio tipo-E/Polipropileno (P) Matriz: Epóxica 150 RGL	UD <sup>a</sup>	0.325	Interlámina - Intralámina	[P <sub>2</sub> /GP <sub>2</sub> /G <sub>2</sub> ]	43(G)/57(P)	47 <sup>c</sup> (ε)
						[G <sub>2</sub> /GP <sub>2</sub> /P <sub>2</sub> ]	43(G)/57(P)	47 <sup>c</sup> (ε)
								[GP] <sub>6</sub>
						[P/GP/G] <sub>s</sub>	50(G)/50(P)	14.5 <sup>c</sup> (ε)
						[G/GP/P] <sub>s</sub>	50(G)/50(P)	27.9 <sup>c</sup> (ε)

<sup>a</sup>El laminado contiene capas de fibras en su presentación textil unidireccional.

<sup>b</sup>El laminado contiene capas de fibras en su presentación textil de telas tejidas.

<sup>c</sup>Resultado obtenido de un ensayo de tensión.

<sup>d</sup>Resultado obtenido de un ensayo de flexión.

Tabla 2.1 Descripción general de los resultados experimentales sobre el efecto híbrido en materiales compuestos híbridos.

Referencia	Año	Materiales	Tipo textil	$v_f$	Tipo de hibridación	Tipo de laminado	Composición híbrida $v_f$ (%)	EH (%)
R. K. Prusty <i>et al.</i> [7]	2016	Fibras: Tela tejida carbono Soller Composites-3K/Tela tejida vidrio Owengs Corming-3K Matriz: Epóxica Lapox L-12	MD <sup>b</sup>	-	Interlámina	[C <sub>2</sub> /G <sub>3</sub> /C <sub>2</sub> ]	43(C)/57(G)	84 <sup>d</sup> (σ)
						[C/G <sub>5</sub> /C]	29(C)/71(G)	50 <sup>d</sup> (σ)
						[C <sub>2</sub> /G <sub>5</sub> ]	29(C)/71(G)	44 <sup>d</sup> (σ)
Md. H. Hasan <i>et al.</i> [28]	2017	Fibras: Carbono Toray T620S/Vidrio tipo-E CPIC Matriz: Epóxica	UD <sup>a</sup>	0.45	Interlámina	[C/G/C/G]	50(C)/50(G)	25.6 <sup>c</sup> (ε)
					Interlámina	[CG] <sub>4</sub>	50(C)/50(G)	30 <sup>c</sup> (ε)
M. Fotouhi <i>et al.</i> [29]	2017	Fibras: Fibra de carbono T300/Fibra de vidrio tipo-S Matriz: Epóxica Lapox L-12	UD <sup>a</sup>	-	Interlámina	[45 <sub>c</sub> /90 <sub>c</sub> /-45 <sub>c</sub> /0 <sub>c</sub> /G]	50(C)/50(G)	18.8 <sup>c</sup> (ε)
						0 <sub>c</sub> /45 <sub>c</sub> /90 <sub>c</sub> /-45 <sub>c</sub> ]	50(C)/50(G)	15 <sup>c</sup> (σ)
						[90 <sub>c</sub> /-45 <sub>c</sub> /0 <sub>c</sub> /45 <sub>c</sub> /45 <sub>c</sub> /90 <sub>c</sub> /-45 <sub>c</sub> /0 <sub>c</sub> ]	50(C)/50(G)	0 <sup>c</sup> (ε)
						[60 <sub>c</sub> /-60 <sub>c</sub> /0 <sub>c</sub> /60 <sub>c</sub> ]	50(C)/50(G)	12.5 <sup>c</sup> (ε)
						0 <sub>c</sub> /60 <sub>c</sub> /-60 <sub>c</sub> ]	50(C)/50(G)	13.5 <sup>c</sup> (σ)

<sup>a</sup>El laminado contiene capas de fibras en su presentación textil unidireccional.

<sup>b</sup>El laminado contiene capas de fibras en su presentación textil de telas tejidas.

<sup>c</sup>Resultado obtenido de un ensayo de tensión.

<sup>d</sup>Resultado obtenido de un ensayo de flexión.

### 2.3 Influencia de las variables del diseño en el efecto híbrido

El efecto híbrido (sección 2.1) consiste en la mejora de las propiedades mecánicas de un material compuesto con respecto a sus materiales constituyentes, lo cual se obtiene a través de aprovechar las ventajas que proporcionan los dos tipos de refuerzos. En la sección 2.2 se presentaron datos experimentales que permiten analizar la hibridación. Por ejemplo, la información disponible en la literatura se puede representar en función del efecto híbrido a la deformación y la fracción de volumen del refuerzo LE, como se muestra en la Figura 2.2. Se observa que el efecto híbrido puede alcanzar un nivel del 50%, es decir, la mejora aparente de la deformación a la falla del refuerzo LE dentro del compuesto híbrido puede aumentar hasta un 50% comparado con la deformación a la falla de un material compuesto de refuerzo LE de referencia. Sin embargo, el valor que puede alcanzar el efecto híbrido está en función de las variables de diseño de un material compuesto híbrido, tales como: grado de dispersión de las fibras LE y HE, fracción de volumen de las fibras LE, materiales de los refuerzos LE y HE, presentación textil y orientación de las fibras, etc.

Por otra parte, existen resultados experimentales que muestran un efecto híbrido alrededor o superior al 100%, tales como los presentados por J. Aveston y J.M. Sillwood [18], Bunsell y Harris [31] y K.S. Pandya *et al.* [24]. Estos valores deben ser interpretados de una manera cuidadosa, ya que pueden estar afectados por pruebas de caracterización inadecuadas en los materiales compuestos de referencia o una definición inadecuada del efecto híbrido [11]. Por ejemplo, J. Aveston y J.M. Sillwood [18] reportaron un efecto híbrido del 116%, sin embargo, este resultado es cuestionable por utilizar una definición diferente al efecto híbrido, ya que el cálculo del efecto híbrido que utilizaron se basa en el valor de la deformación a la falla última del compuesto híbrido.

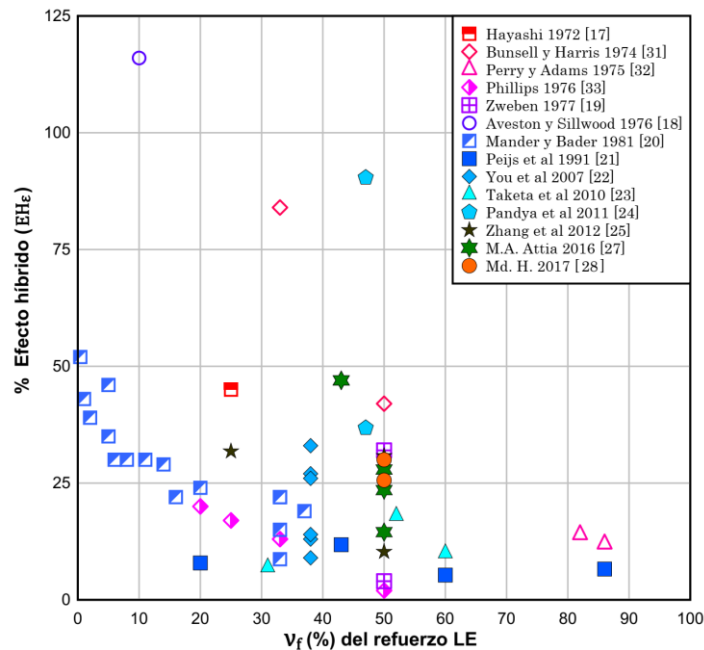


Figura 2.2 Efecto híbrido en función de la fracción de volumen del refuerzo LE. Los resultados experimentales se tomaron de la Tabla 2.1.

### 2.3.1 Grado de dispersión

De acuerdo a la revisión de la literatura (sección 2.2), el grado de dispersión de los refuerzos LE y HE dentro de un material compuesto es uno de los parámetros más importantes para obtener un incremento del efecto híbrido positivo. Esto se debe a que la presencia de los refuerzos HE restringen el crecimiento del daño en los refuerzos LE, ya que los refuerzos HE tienen una mayor deformación a la falla en comparación con las fibras LE [19,24,26–28]. Por lo tanto, se espera que al realizar una dispersión fina entre los refuerzos LE y HE se obtenga un alto efecto híbrido positivo.

A continuación, se presentan las principales configuraciones de dispersión de los refuerzos LE y HE dentro de un material compuesto híbrido (Figura 2.3) que son de interés en el sector de investigación de los materiales compuestos (sección 2.2). Estas configuraciones tienen como propósito mejorar el grado de dispersión entre ambos refuerzos.

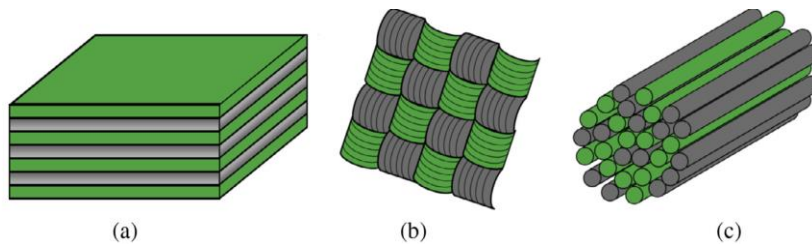


Figura 2.3 Principales configuraciones de dispersión de los refuerzos LE y HE dentro de un material compuesto híbrido: a) interlámina, b) intralámina y c) intrahilo [11].

La configuración híbrida *interlámina* (Figura 2.3a) consiste en apilar a través de diferentes secuencias las capas de los refuerzos LE y HE. Esta configuración fue de las primeras en ser objeto de estudio por su fácil implementación en comparación con otras configuraciones híbridas. P.W. Manders y M.G. Bader [20] evaluaron esta configuración híbrida a través del laminado  $[G_9/C/G_9]$  con una composición de  $v_f = 5\%(C)/95\%(G)$  en un material compuesto híbrido carbono/vidrio con matriz de resina epóxica y se obtuvo una mejora en la deformación a la falla de la fibra de carbono del 46% en comparación con un material compuesto de carbono.

Por otra parte, una configuración híbrida *intralámina* (Figura 2.3b) consiste en colocar los refuerzos LE y HE dentro de una lámina. La presentación textil de esta configuración híbrida puede ser a través de telas tejidas o unidireccionales de fibras largas, por lo cual existen diversas combinaciones de dispersión de ambas fibras dentro de una lámina. Md.H. Hasan *et al.* [28] evaluaron esta configuración híbrida a través del laminado  $[CG]_4$  con una composición de  $v_f = 50\%(C)/50\%(G)$  en el compuesto híbrido carbono T620S/vidrio tipo-E con matriz de resina epóxica y se obtuvo una mejora en la deformación a la falla última del 30% en comparación con un material compuesto carbono T620S/epóxica.

Por último, una configuración híbrida *intrahilo* (Figura 2.3c) consiste en colocar filamentos de los refuerzos LE y HE dentro de un hilo. Esta configuración híbrida es la más compleja de lograr en comparación con las dos configuraciones mencionadas anteriormente, ya que para obtener una lámina

de tela tejida híbrida implica la realización de cada hilo híbrido. Y.J. You *et al.* [22] evaluaron esta configuración híbrida al concentrar fibras de carbono en el núcleo del compuesto híbrido carbono T-700-12K/Vidrio RS-4400-366 con matriz de resina viniléster y poliéster con una composición de  $v_f = 38\%(C)/62\%(G)$  y se obtuvo un efecto híbrido del 27% en comparación con la deformación a la falla de un material compuesto carbono T-700-12K/epóxica.

Sin embargo, se pueden obtener configuraciones híbridas más complejas al realizar la combinación de por lo menos dos de las configuraciones mencionadas anteriormente. Por ejemplo, M.A. Attia *et al.* [27] evaluaron la hibridación interlámina-intralámina a través del laminado  $[P_2/GP_2/G_2]_s$  con una composición de  $v_f = 43\%(G)/57\%(P)$  en el compuesto híbrido vidrio/polipropileno con matriz de resina epóxica 150 RGL y se obtuvo una mejora en la deformación a la falla última del 47% en comparación con un material compuesto vidrio/epóxica.

### 2.3.2 Fracción de volumen de las fibras LE

La revisión de la literatura (sección 2.2) muestra que la fracción de volumen de las fibras LE es una variable de diseño importante en los compuestos híbridos, ya que se pueden obtener altos valores en el efecto híbrido en un rango menor o igual de  $v_f = 50\%(LE)/50\%(HE)$ . Este comportamiento se atribuye a que una mayor presencia de los refuerzos HE dentro del híbrido genera dos posibles condiciones: a) aumentar el estado de restricción del crecimiento del daño en los refuerzos LE, ya que los refuerzos HE tienen una deformación a la falla mayor en comparación con las fibras LE y b) aumentar las deformaciones internas a compresión en los refuerzos LE ocasionadas por la contracción térmica diferencial a medida que el compuesto se enfría de su temperatura de curado [17,20,22,23,25,27,28].

Por ejemplo, Manders y M.G. Bader [20] evaluaron la influencia de la fracción de volumen de las fibras de carbono en un material compuesto híbrido carbono/vidrio con matriz de resina epóxica. Los resultados experimentales mostraron que la deformación a la falla de la fibra de carbono incrementó a medida que disminuyó la proporción relativa de fibra de carbono dentro del material compuesto híbrido. En la configuración intralámina carbono/vidrio con una composición de  $v_f = 0.4\%(C)/99.6\%(G)$  se obtuvo una mejora en la deformación a la falla de la fibra de carbono del 52% en comparación con un material compuesto de carbono de referencia.

### 2.3.3 Materiales de los refuerzos LE y HE

La mayoría de los resultados que se presentan en la revisión de la literatura (sección 2.2) muestran la combinación de fibras de carbono/vidrio. La utilización de estas fibras se debe a que desde el inicio de la línea de investigación en la hibridación se tienen como propósitos generales incrementar la deformación a falla de las fibras LE y reducir los costos de los materiales por medio del reemplazo de fibras carbono por fibras más económicas [11].

La hibridación entre fibras de carbono/vidrio ha permitido obtener resultados óptimos en una composición híbrida de fibras del 50% cada material. Por ejemplo, J. Zhang *et al.* [25] estudiaron la hibridación entre láminas de fibra tejida de carbono T300-3K y láminas de fibra tejida de vidrio-E Colan con matriz de resina epóxica 105 West. Los resultados experimentales mostraron que en la configuración  $[C/G/C/G]_s$  con una composición de  $v_f = 50\%(C)/50\%(G)$  se obtuvo una mejora en la deformación a la falla última a flexión del 7.1% en comparación con un material compuesto de carbono/epóxica y un aumento del 59.6% en la resistencia última a flexión en comparación con un material compuesto de vidrio/epóxica.

### 2.3.4 Presentación textil y orientación de las fibras

Los resultados experimentales de la revisión de la literatura (sección 2.2) muestran que la mayoría de los estudios se han enfocado en los refuerzos unidireccionales y con la misma orientación que la carga aplicada. Esto se puede atribuir a que estas condiciones del tipo textil y orientación de los refuerzos son la base para comprender el fenómeno de la hibridación y posteriormente realizar la evaluación de un laminado multidireccional. No obstante, se han encontrado estudios con resultados experimentales óptimos sobre el efecto híbrido para presentaciones textiles del tipo tela tejida (hibridación intralámina) [23–25] y laminados multidireccionales [19,32]. Por ejemplo, J. Zhang *et al.* [25] estudiaron la hibridación entre láminas de fibra tejida de carbono T300-3K y láminas de fibra tejida de vidrio-E con matriz de resina epóxica. Los resultados experimentales mostraron que para la configuración  $[C/G/C/G]_s$  con una composición de  $v_f = 50\%(C)/50\%(G)$  se obtuvo una mejora en la deformación a la falla última del 30.8% en comparación con un material compuesto de carbono T300-3K/epóxica

# Capítulo 3

## Marco teórico

Como se describió en el capítulo anterior, existen diversos resultados experimentales que permiten observar la influencia de ciertas variables de diseño en el efecto híbrido. Por lo tanto, se plantea la búsqueda dentro de la literatura de modelos que permitan estimar la respuesta mecánica de la hibridación en los materiales compuestos laminados en función de las variables de diseño.

### 3.1 Modelos de hibridación para fibra-matriz

C. Zweben [19] fue el primero en proponer un modelo estadístico para estimar el efecto híbrido a través de la extensión de modelos del cortante diferido de materiales compuestos unidireccionales no híbridos, los cuales asumen que las fibras unidireccionales son las que soportan toda la carga axial y que la matriz solo soporta los esfuerzos cortantes [11]. El modelo propuesto por C. Zweben consiste de un paquete de fibras LE unidimensional (Figura 3.1a), es decir, un grupo de fibras que contiene una sola capa de fibras LE; después, comparó este modelo con un paquete similar pero de fibras LE y HE colocadas de forma alterna (Figura 3.1b), el cual es la forma más básica de simplificar la complejidad geométrica de los materiales compuestos híbridos. De acuerdo al modelo propuesto, la falla del material compuesto híbrido ocurre cuando la primera fibra HE se rompe, lo cual ocasiona una estimación baja de la resistencia del material compuesto. No obstante, se asume que esta primera falla de la fibra HE logrará desencadenar la falla inestable de las otras fibras LE.

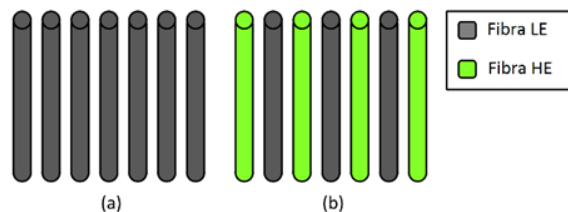


Figura 3.1 Representación esquemática de empaquetamiento de fibras unidimensionales (1D): a) fibras LE y b) fibras LE y HE colocadas de forma alterna [11].

Sin embargo, el empaquetamiento de fibras unidimensional utilizado por C. Zweben [19] presenta las siguientes limitaciones [11]: a) el empaquetamiento de las fibras es en una fila unidimensional, lo cual conlleva a sobreestimaciones en los niveles de esfuerzo comparado con un empaquetado de fibras en 2D [34]; b) las fibras LE y HE están agrupadas de una forma alterna entre cada una, por lo cual una fibra LE rota es siempre protegida por fibra HE que se encuentra a un lado; c) la fracción de volumen de fibras LE/HE es constante en una relación 50/50%, por lo cual la



influencia de la fracción de volumen de fibras no puede ser investigada a través de este empaquetamiento.

Posteriormente, H. Fukuda [35] propuso un modelo para el efecto híbrido basado en otras limitaciones encontradas dentro del modelo de C. Zweben [19], las cual son: a) C. Zweben usó la falla primera de una fibra HE cerca de una fibra LE como criterio de falla, por lo cual no se ajusta a un modelo realista para materiales compuesto híbridos y tampoco se ajusta a la definición del efecto híbrido; b) C. Zweben define una baja deformación a falla al asumir que la falla del compuesto híbrido ocurre cuando una fibra HE falla alrededor de una fibra LE, ya que se ha encontrado en la literatura que una fibra LE rota típicamente lleva a la falla de fibras LE adyacentes en lugar de las fibras HE de alrededor [19,36]; c) por lo tanto, el modelo C. Zweben predice factores de concentración de esfuerzo menores en la zona de falla de la fibra HE. El modelo de H. Fukuda [35] es similar al propuesto por C. Zweben [19], sin embargo, tiene dos importantes diferencias: a) la razón de deformación a falla de las fibras LE y He no está incluida en este modelo, por lo tanto se considera que la deformación a falla de las fibras HE no afectan al efecto híbrido; b) las concentraciones de esfuerzo y las longitudes ineficientes están calculadas de una forma más precisa. El modelo de H. Fukuda resulta en una mejor correlación con los resultados experimentales presentados por C. Zweben [19] y A.R. Bunsell y B. Harris [31].

La hibridación puede ser utilizada para lograr un control más graduado de la falla en los materiales compuestos reforzados con fibras. A través del control de los mecanismos de daño es posible obtener un comportamiento *pseudo-dúctil*, el cual se asemeja al comportamiento dúctil encontrado en los metales. El diagrama esfuerzo-deformación típico de los materiales compuestos híbridos se muestra en la Figura 3.2b, en la cual se aprecia una caída característica de la carga cuando las fibras LE se rompen; y en la Figura 3.2c se muestra el diagrama esfuerzo-deformación para un material compuesto híbrido con un comportamiento de falla pseudo-dúctil [37,38].

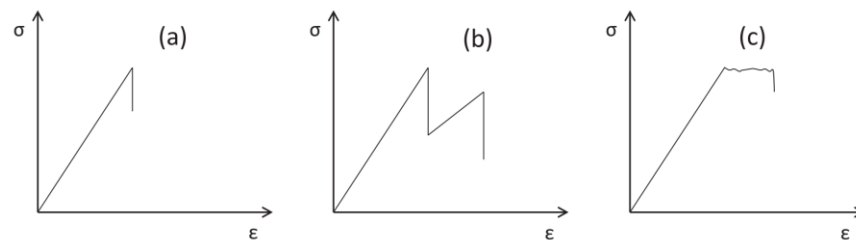


Figura 3.2 Representación esquemática de los diagrama esfuerzo-deformación: a) compuesto no híbrido, b) compuestos híbridos comunes y c) compuesto híbridos pseudo-dúctiles [11].

En 2016, R.P. Tavares *et al.* [12] presentaron tres modelos que permiten estimar los efectos de la hibridación y el comportamiento *pseudo-dúctil* en materiales compuestos: a) *modelo para empaquetado de fibras secas* (EFS), este modelo no considera la presencia de la matriz, por lo cual, se puede estudiar la influencia de los efectos de los parámetros de distribución de probabilidad de la resistencia a la falla de las fibras; b) *modelo del daño progresivo* (DP), el cual se encuentra basado en la fragmentación de una sola fibra; c) *modelo numérico a micro-escala* (NME), este modelo es del tipo numérico micromecánico que permite comprender los mecanismos que controlan la falla de los materiales compuestos híbridos.

El primer modelo denominado *empaquetado de fibras secas* (EFS) [12], considera que la falla de un material compuesto reforzado con fibra sometido a una carga a tensión es un proceso dominado por la falla de la fibra, por lo cual no considera la presencia de la matriz. Es importante hacer mención que la resistencia última a tensión de las fibras cerámicas describe una distribución de probabilidad del tipo Weibull [39]. La hibridación de fibras implica la interacción entre estas fibras, las cuales presentan diferentes distribuciones de probabilidad de la resistencia a la falla y, por lo tanto, este modelo permite comprender el fenómeno de interacción entre las distribuciones de probabilidad de la resistencia a la falla de cada fibra.

En la Figura 3.2 se muestran las propiedades de las fibras utilizadas por R.P. Tavares *et al.* [12] para el estudio de la hibridación. El empaquetado de cada combinación de hibridación consistió en un total de 500 fibras con una longitud de 75mm. La fracción de volumen de cada tipo de fibra ( $v_{fi}$ ) tomó valores dentro del intervalo de 0 y 1, respetando el valor total de fibras que se puede alcanzar dentro del empaquetado.

Tabla 3.1 Propiedades de las fibras utilizadas por R.P. Tavares *et al.* [12] para el estudio de la hibridación.

Fibra	$R_f(\mu m)$	$E_f(GPa)$	$\sigma_0(GPa)$	$m$	$l_0(mm)$
Carbono AS4 [40]	234	3.5	4275	10.7	12.7
Carbono T300 [40]	232	3.5	3170	5.1	25
Carbono M50S [41]	480	2.65	4600	9	10
Vidrio AR [42]	70	7	1363	9.6	60

Los resultados que se obtuvieron del estudio de la hibridación en el modelo EFS [12] mostraron la influencia de la fracción de volumen de fibras y la interacción entre las distribuciones de probabilidad de la resistencia a la falla de cada fibra. En la Figura 3.3 se muestran las curvas esfuerzo-deformación de la hibridación entre las fibras de carbono AS4 (alta elongación, HE) y las fibras de carbono M50S (baja elongación, LE) a diferentes relaciones de  $v_f$ . Se observa que para una baja fracción de volumen de fibras LE ( $v_{LE}=0.125$  y  $v_{LE}=0.25$ ) es posible obtener un comportamiento *pseudo-dúctil* en el compuesto híbrido. Esta condición permite un incremento en el porcentaje de elongación en comparación con las fibras LE.

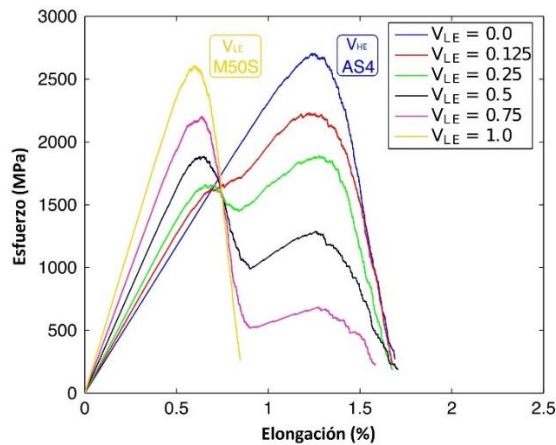


Figura 3.3 Curvas esfuerzo-deformación de la hibridación entre las fibras de carbono AS4 (alta elongación, HE) y las fibras de carbono T300 (baja elongación, LE) a diferentes relaciones de  $v_f$  [12].

Otra combinación híbrida se muestra en la Figura 3.4, en la cual se presentan las curvas esfuerzo-deformación de la hibridación entre las fibras de vidrio AR (alta elongación, HE) y las fibras de carbono T300 (baja elongación, LE) a diferentes relaciones de  $v_f$ . Se observa que a un nivel de fracción de volumen de fibras LE del 0.125 es posible obtener una falla progresiva y por lo tanto un comportamiento *pseudo-dúctil* en el compuesto híbrido, esta condición permite un incremento en el porcentaje de elongación en comparación con las fibras LE.

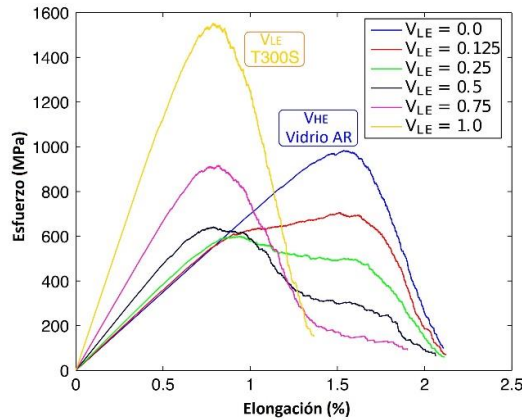


Figura 3.4 Curvas esfuerzo-deformación de la hibridación entre las fibras de vidrio AR (alta elongación, HE) y las fibras de carbono T300 (baja elongación, LE) a diferentes relaciones de  $v_f$  [12].

Se puede concluir que es posible obtener una falla progresiva y un comportamiento *pseudo-dúctil* cuando existe una continuidad entre los niveles de falla de las fibras LE y HE. En otras palabras, las fallas de las fibras HE deben iniciar cuando la mayoría, pero no todas, de las fibras LE han fallado. Por ejemplo, en la Figura 3.5 se muestran las probabilidades de falla de cada fibra cerámica en función del incremento de la elongación hasta la falla. Se puede apreciar que la hibridación entre las fibras de carbono T300 (línea roja) y las fibras de vidrio AR (línea negra) permiten una continuidad en la falla, ya que las fibras de vidrio AR (alta elongación, HE) empiezan a fallar después de que la mayoría de las fibras de carbono T300 (baja elongación, LE) han fallado.

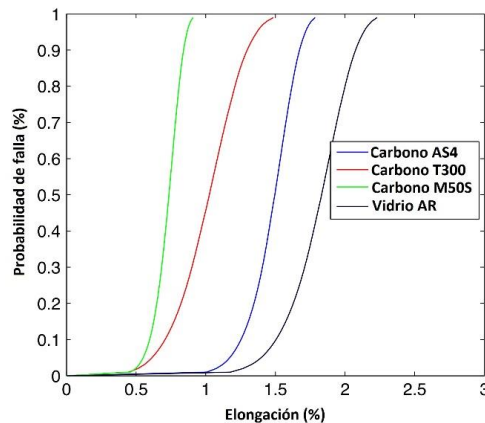


Figura 3.5 Probabilidad de falla de cada fibra cerámica en función del incremento de la elongación hasta la falla [12].

El segundo modelo propuesto por R.P. Tavares *et al.* [12] se denomina *modelo del daño progresivo (DP)* [12], el cual es una extensión, para incluir dos tipos de fibras, del modelo propuesto por Turon *et al.* [43] y se basa en el fenómeno de la fragmentación múltiple de la fibra dentro de una matriz durante la aplicación de una carga. En la Figura 3.6 se muestra el perfil de esfuerzos de un fragmento de fibra de longitud ( $x$ ) durante la etapa de rupturas múltiples. Se observa que dentro de la fibra se tiene una región de recuperación de longitud ( $l_{ex}$ ), la cual se localiza alrededor de la zona de fractura y no es capaz de transferir el esfuerzo aplicado.

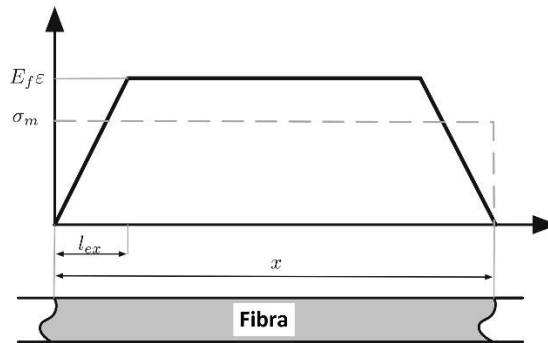


Figura 3.6 Perfil de esfuerzos de un fragmento de fibra de longitud ( $x$ ) durante la etapa de rupturas múltiples al ser sometido a tensión [12].

Los resultados que se obtuvieron del estudio de la hibridación en el modelo DP [12] mostraron la influencia de la fracción de volumen de fibras. En la Figura 3.7 se muestran las curvas esfuerzo-deformación de la hibridación entre las fibras de carbono M50S (baja elongación, LE) y las fibras de vidrio AR (alta elongación, HE) a diferentes relaciones de  $v_f$ . Se puede concluir que los mejores efectos de la hibridación se pueden obtener en bajos valores de fracción de volumen de fibras LE. Por ejemplo, a un valor  $v_{LE}$  del 0.125 es posible obtener una falla progresiva y por lo tanto un comportamiento *pseudo-dúctil* en el compuesto híbrido.

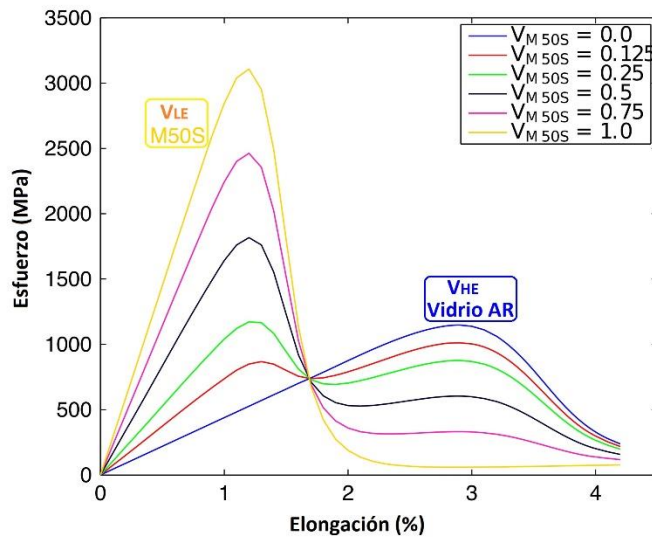


Figura 3.7 Curvas esfuerzo-deformación de la hibridación entre las fibras de vidrio AR (alta elongación, HE) y las fibras de carbono M50S (baja elongación, LE) a diferentes relaciones de  $v_f$  [12].

El tercer modelo propuesto por R.P. Tavares *et al.* [12] se denomina *modelo numérico a micro-escala* (NME) [12], el cual permite estimar el comportamiento e interacción de diferentes mecanismos de falla que ocurren dentro de los materiales compuestos. Como primer paso, se establece una muestra de la hibridación, es decir, un elemento representativo de volumen (ERV), el cual se encuentra constituido de 20 fibras y tiene como dimensiones un largo y ancho de 15 veces el radio de la fibra, respectivamente. Posteriormente, R.P. Tavares *et al.* [12] utilizaron el programa Abaqus® para generar el EVR a través de los elementos C3D8R y C3D6R. Los modelos de daño (fibra y matriz) se implementaron a través de una subrutina del tipo Abaqus® VUMAT. La interfaz fibra-matriz se modeló a través de un comportamiento cohesivo en la superficie por medio de elementos de Abaqus®. Los resultados que se obtuvieron del estudio de la hibridación en el modelo NME [12] mostraron la influencia de la fracción de volumen y del tamaño del radio de la fibra. En la Figura 3.8 se muestran las curvas esfuerzo-deformación y las microestructuras EVR para la hibridación entre las fibras de carbono AS4 (alta elongación, HE) y las fibras de carbono M50S (baja elongación, LE) a una relación  $v_f$  de 0.25 con dos tamaños diferentes de radios de fibra: la línea continua indica que todas las fibras tienen  $r_f = 3.5 \mu m$  y la línea punteada indica que las fibras M50S tienen  $r_f = 2.65 \mu m$ ; los círculos rellenos representan las fibras rotas mientras que los círculos vacíos representan a las fibras intactas. Se puede observar que la hibridación AS4-M50S a una baja fracción de volumen de fibras LE produce un comportamiento de falla progresiva y pseudo-dúctil, ya que después de la zona elástica existe una continuidad entre la falla de las fibras LE y HE, es decir, primero ocurre la falla de algunas de las fibras LE permitiendo que la redistribución de esfuerzos ocasione al final la falla de las fibras HE.

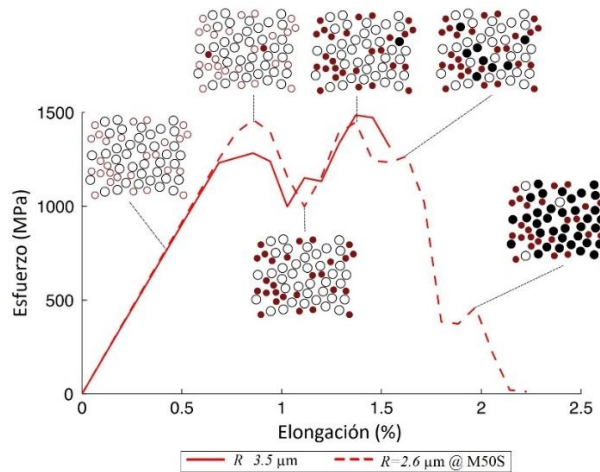


Figura 3.8 Curvas esfuerzo-deformación y las microestructuras EVR para la hibridación entre las fibras de carbono AS4 y M50S a una relación  $v_{fLE}$  de 0.25 con dos tamaños diferentes de radios de fibra: los círculos rellenos representan las fibras rotas mientras que los círculos vacíos representan a las fibras intactas [12].

Los resultados de la hibridación a través del *modelo numérico a micro-escala* (NME) se pueden comparar con los resultados obtenidos anteriormente con el *modelo para empaquetado de fibras secas* (EFS), tal y como se muestra en la Figura 3.9. Se puede observar que el modelo EFS sobreestima el comportamiento de las propiedades últimas del híbrido, ya que el modelo EFS no considera la presencia de la matriz; con respecto al modelo NME, se observa que se tiene una mejor predicción al tomar en cuenta el daño en las fibras, la matriz y la interfaz fibra-matriz.

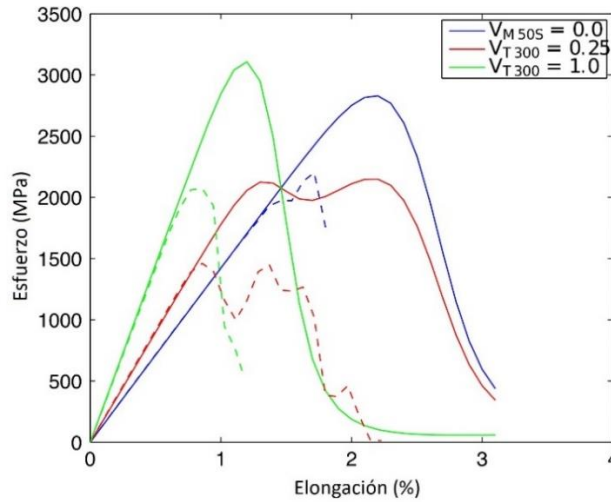


Figura 3.9 Comparación de resultados de hibridación entre el modelo numérico a micro-escala (NME) y el modelo para empaquetado de fibras secas (EFS) a diferentes  $v_f$ : líneas continuas (modelo NME) y líneas punteadas (modelo EFS) [12].

### 3.1.1 Discusión de los modelos de hibridación para fibra-matriz

Los modelos descritos en esta sección permiten estimar y comprender el comportamiento de la hibridación al nivel fibra-matriz. A continuación, se mencionan las características más importantes de cada modelo y sus limitaciones con respecto al estudio de las variables de diseño dentro de un material compuesto híbrido:

- **Modelo de Zweben [19].** Es un modelo probabilístico basado en el comportamiento de la resistencia última a tensión de las fibras cerámicas, la cual describe una distribución de probabilidad del tipo Weibull. Este modelo plantea la consideración de que la falla de un compuesto híbrido ocurre cuando la primera fibra HE se rompe, lo cual logrará desencadenar la falla inestable de las otras fibras LE y por lo tanto una disminución de las propiedades mecánicas del híbrido. Limitaciones del modelo:
  - *Grado de dispersión de las fibras LE y HE:* Se pueden analizar láminas con fibras LE y HE colocadas de forma alterna en una fila unidimensional.
  - *Fracción de volumen de fibras LE y HE:* La relación de fracción de volumen de fibras LE/HE es constante en una relación 50/50%.
  - *Materiales de los refuerzos LE y HE:* Se puede analizar cualquier combinación de fibras cerámicas.
  - *Presentación textil y orientación de los refuerzos LE y HE:* Se pueden analizar láminas unidireccionales con fibras orientadas a 0°.
  - *Cargas cuasi-estáticas:* Carga axial a tensión.
  
- **Modelo de Fukuda [35].** Es una modificación al modelo de Zweben [19], por lo tanto, es un modelo probabilístico basado en el comportamiento de la resistencia última a tensión de las fibras cerámicas, la cual describe una distribución de probabilidad del tipo Weibull. Las modificaciones principales se describen a continuación: a) Zweben usó la primera falla de una

fibra HE cerca de una fibra LE como criterio de falla, este comportamiento no se ajusta aún modelo realista en compuestos híbridos; b) Zweben define una baja deformación a falla al asumir que la falla del compuesto híbrido ocurre cuando una fibra HE falla alrededor de una fibra LE, ya que se ha encontrado en la literatura que una fibra LE rota típicamente conduce a la falla de fibras LE adyacentes en lugar de las fibras HE de alrededor [19,36]. Sin embargo, las limitaciones del modelo de Fukuda son similares al modelo de Zweben:

- *Grado de dispersión de las fibras LE y HE*: Se pueden analizar láminas con fibras LE y HE colocadas de forma alterna en una fila unidimensional.
  - *Fracción de volumen de fibras LE y HE*: La relación de fracción de volumen de fibras LE/HE es constante en una relación 50/50%.
  - *Materiales de los refuerzos LE y HE*: Se puede analizar cualquier combinación de fibras cerámicas.
  - *Presentación textil y orientación de los refuerzos LE y HE*: Se pueden analizar láminas unidireccionales con fibras orientadas a  $0^\circ$ .
  - *Cargas cuasi-estáticas*: Carga axial a tensión.
- *Modelo para empaquetado de fibras secas (EFS)*. Es un modelo con solución analítica propuesto por R.P. Tavares *et al.* [12], el cual se enfoca en los efectos de la probabilidad de falla de la fibra en un empaquetado híbrido de fibras. Sin embargo, no toma en cuenta la presencia de la matriz. Los resultados permiten comprender que es posible obtener una hibridación óptima a través de la falla progresiva y un comportamiento *pseudo-dúctil*; esta condición se logra cuando existe una continuidad entre los niveles de falla de las fibras LE y HE. En otras palabras, las fallas de las fibras HE deben iniciar cuando la mayoría, pero no todas, de las fibras LE han fallado.

Limitaciones del modelo:

- *Grado de dispersión de las fibras LE y HE*: Se pueden analizar empaquetados de fibras LE y HE secas, no se considera la presencia de la matriz.
  - *Fracción de volumen de fibras LE y HE*: La relación de fracción de volumen de fibras se puede analizar dentro de cualquier valor,  $0 \leq v_f \leq 1$ .
  - *Materiales de los refuerzos LE y HE*: Se puede analizar cualquier combinación de fibras cerámicas.
  - *Presentación textil y orientación de los refuerzos LE y HE*: Se pueden analizar fibras orientadas a  $0^\circ$ .
  - *Cargas cuasi-estáticas*: Carga axial a tensión.
- *Modelo del daño progresivo (DP)*. Es un modelo con solución analítica propuesto por R.P. Tavares *et al.* [12], el cual se basa en el fenómeno de la fragmentación múltiple de la fibra dentro de una matriz durante la aplicación de una carga. Los resultados permiten comprender que los mejores efectos de la hibridación se pueden obtener en bajos valores de fracción de volumen de fibras LE. Por ejemplo, a un valor  $v_f$  del 0.125 es posible obtener una falla progresiva y un comportamiento *pseudo-dúctil* en el compuesto híbrido.

Limitaciones del modelo:

- *Grado de dispersión de las fibras LE y HE*: Se pueden analizar solamente láminas de fibras LE y HE.



- *Fracción de volumen de fibras LE y HE*: La relación de fracción de volumen de fibras se puede analizar dentro de cualquier valor,  $0 \leq v_f \leq 1$ .
  - *Materiales de los refuerzos LE y HE*: Se puede analizar cualquier combinación de fibras cerámicas.
  - *Presentación textil y orientación de los refuerzos LE y HE*: Se pueden analizar solamente láminas unidireccionales con fibras a  $0^\circ$ .
  - *Cargas cuasi-estáticas*: Carga axial a tensión.
- *Modelo numérico a micro-escala (NME)*. Es un modelo con solución numérica propuesto por R.P. Tavares *et al.* [12], el cual permite estimar el comportamiento e interacción de diferentes mecanismos de falla que ocurren dentro de los materiales compuestos, a través de modelos de daño para la fibra y la matriz. Estos modelos se definen por una serie de estados de equilibrio termodinámicos que son alcanzados mientras el sistema atraviesa un camino no equilibrado a causa de la irreversibilidad del daño. Los resultados permiten comprender que se puede obtener un buen desempeño de la hibridación por medio de bajos valores de fracción de volumen de fibras LE, ya que se produce un comportamiento de falla progresiva y pseudo-dúctil. Esta condición se obtiene por una continuidad entre la falla de las fibras LE y HE, es decir, primero ocurre la falla de algunas de las fibras LE permitiendo que la redistribución de esfuerzos ocasione al final la falla de las fibras HE.

Limitaciones del modelo:

- *Grado de dispersión de las fibras LE y HE*: Se pueden analizar solamente láminas de fibras LE y HE.
- *Fracción de volumen de fibras LE y HE*: La relación de fracción de volumen de fibras se puede analizar dentro de cualquier valor,  $0 \leq v_f \leq 1$ .
- *Materiales de los refuerzos LE y HE*: Se puede analizar cualquier combinación de fibras cerámicas.
- *Presentación textil y orientación de los refuerzos LE y HE*: Se pueden analizar solamente láminas unidireccionales con fibras a  $0^\circ$ .
- *Cargas cuasi-estáticas*: Carga axial a tensión.

Se puede observar que los modelos anteriores solamente pueden estimar el comportamiento hasta una configuración tipo lámina. Por lo tanto, en la siguiente sección se describe la fenomenología y los modelos que permiten comprender la hibridación a un nivel de laminado.

### 3.2 Modelos de hibridación para laminados unidireccionales

En 2013, G. Czél y M.R. Wisnom [37] del *Advanced Composites Centre for Innovation and Science* (ACCIS) de la Universidad de Bristol, Reino Unido, presentaron por primera vez un enfoque y configuración de laminado unidireccional híbrido que permite tener un control más graduado de la falla en los compuestos reforzados con fibras. Esta condición se logró a través del control de los mecanismos de daño y por el cual fue posible obtener un comportamiento *pseudo-dúctil*, es decir, que se asemeja al comportamiento dúctil encontrado en los metales.



El material compuesto híbrido que evaluaron G. Czél y M.R. Wisnom [37] se conformó por fibras de carbono TR30/vidrio tipo E con matriz de resina epóxica, a través de las secuencias de laminado  $[G_2/C_n/G_2]$  donde  $G$  indica capas de fibra de vidrio y  $C$  capas de fibra de carbono, con valores de  $n$  de 1, 2, 3 y 4. El espesor de una capa de fibra de carbono es de  $29\mu\text{m}$  y para la capa de fibra de vidrio se tiene un espesor de  $140\mu\text{m}$ . Los resultados experimentales muestran que la configuración  $[G_2/C_2/G_2]$  registró el mejor efecto de hibridación. En la Figura 3.10 se muestran las curvas esfuerzo-deformación del laminado  $[G_2/C_2/G_2]$ , la acotación (1) y (2) indican el punto de “fluencia” y falla final, respectivamente; y en la Tabla 3.2 se presentan las propiedades mecánicas a tensión de la misma configuración de laminado. Se puede observar que después del punto (1) se presenta una falla controlada en el laminado que permite obtener un comportamiento *pseudo-dúctil*.

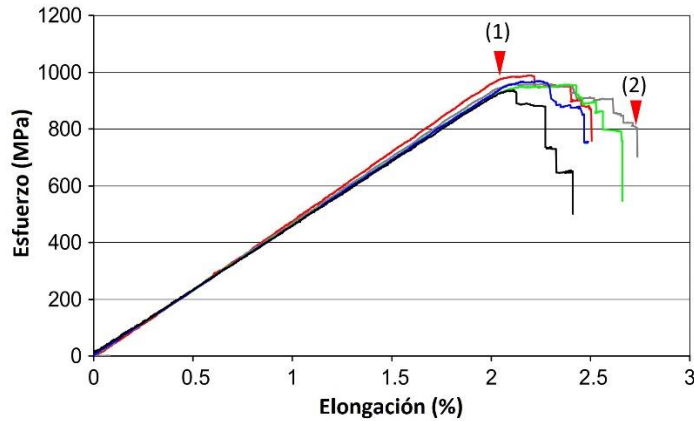


Figura 3.10 Curvas esfuerzo-deformación del laminado  $[G_2/C_2/G_2]$ , la acotación (1) y (2) indican el punto de “fluencia” y falla final, respectivamente [37].

Tabla 3.2 Propiedades mecánicas a tensión del laminado  $[G_2/C_2/G_2]$  [37].

Laminado	“Fluencia” (1)		Máxima		Final (2)	E (GPa)
	Elongación (%)	Resistencia (MPa)	Elongación (%)	Resistencia (MPa)	Elongación (%)	
$[G_2/C_2/G_2]$	2.06	954.3	2.24	955.9	2.50	46.59

En la Figura 3.11 se muestra una micrografía de una vista superior realizada al laminado  $[G_2/C_2/G_2]$  a un nivel de deformación alrededor del 2%, en la cual se aprecian delaminaciones locales alrededor de la fragmentación múltiple de las fibras de carbono. Las partes oscuras indican que aún permanece una buena adhesión entre las capas de carbono/vidrio, ya que las capas de vidrio tienen un efecto traslúcido.

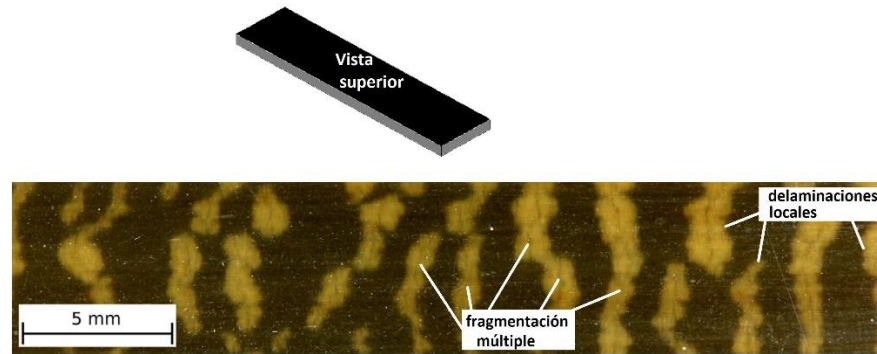


Figura 3.11 Micrografía de una vista superior realizada al laminado  $[G_2/C_2/G_2]$  a un nivel de deformación de alrededor del 2% [37].

El proceso controlado de la falla dentro de un compuesto híbrido es ocasionado por la combinación y orden de aparición de los mecanismos de daño que llevan a la falla final del material. G. Czél y M.R. Wisnom [37] reconocen que son tres los posibles escenarios de daño en un laminado  $[G/C/G]$ , los cuales se muestran en la Figura 3.12. En la Figura 3.12a se muestra el escenario de una falla frágil del tipo catastrófica sin un proceso de daño controlado, el cual se puede obtener con altas relaciones de presencia de carbono dentro del compuesto. En la Figura 3.12b se muestra el escenario más común de una hibridación interlaminar (lámina por lámina); este tipo de falla presenta una sola fractura en la lámina de carbono seguido instantáneamente por una delaminación global inestable, la cual aparece en la curva esfuerzo-deformación como una caída significativa en la capacidad de carga del compuesto. En la Figura 3.12c se muestra el escenario que presentó el laminado  $[G_2/C_2/G_2]$  y en el cual se observó una falla controlada que permite obtener un comportamiento *pseudo-dúctil*; este escenario se obtiene al retrasar la aparición de las delaminaciones globales, y la aparición de fragmentaciones múltiples en las fibras de carbono que permite obtener un desprendimiento estable.

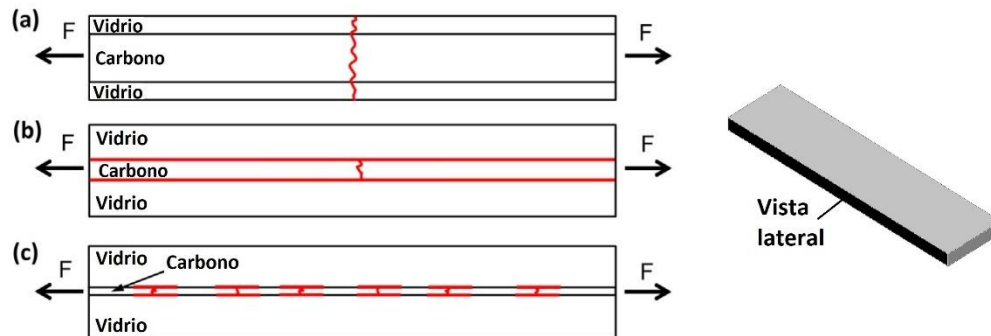


Figura 3.12 Posibles escenarios de daño en un laminado  $[G_2/C_2/G_2]$ : a) una sola grieta a través de todo el espesor del laminado, b) una sola grieta en la lámina de carbono seguida por delaminación global, y c) fragmentación múltiple y desprendimiento estable de las fibras de carbono [37].

En 2014, M. Jalalvand *et al.* [44] utilizaron los resultados experimentales de G. Czél *et al.* [37] para proponer un enfoque numérico basado en elemento finito para modelar los posibles escenarios de daño que se pueden encontrar en los laminados  $[G_m/C_n/G_m]$ , donde  $G$  indica capas de fibra de vidrio y  $C$  capas de fibra de carbono, con valores de  $m = 1,2$  y  $n = 1,2,3,4$ . En la Figura 3.13 se muestra el mapa de los escenarios de daño que pueden ocurrir en los laminados  $[G_m/C_n/G_m]$  en

función del espesor relativo y absoluto de las láminas de carbono. Con este mapa es posible predecir los escenarios de daño de un compuesto híbrido en particular o diseñar un compuesto híbrido para una cierta característica deseada. Por ejemplo, para obtener un laminado híbrido con una falla controlada que permita obtener un comportamiento *pseudo-dúctil*, se requiere estar dentro del escenario de daño “Fragmentación del carbono y delaminación dispersa”, ya que en esta región se evita la aparición de una delaminación global o la falla prematura de las fibras de vidrio que ocasionen la falla frágil y catastrófica del material compuesto.

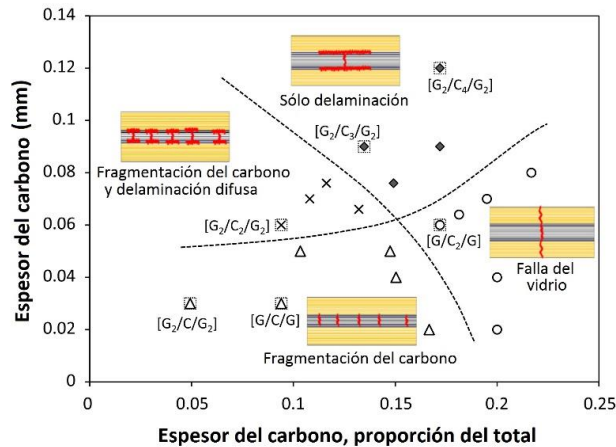


Figura 3.13 Mapa de los escenarios de daño para materiales compuestos híbridos carbono/vidrio con una configuración  $[G_m/C_n/G_m]$ , donde  $m=1,2$  y  $n=1,2,3,4$ . Los datos experimentales se muestran encerrados dentro de un marcador cuadrado [44].

En 2015, M. Jalalvand, G. Czél y M.R. Wisnom [45] propusieron un enfoque analítico para estimar todos los posibles escenarios de falla de un material compuesto híbrido unidireccional y su respuesta esfuerzo-deformación bajo una carga de tensión. A diferencia del enfoque numérico basado en elemento finito mencionado anteriormente y propuesto por el mismo autor en el 2014 [44], este enfoque analítico es más eficiente, ya que no existe un costo de pre-procesamiento para la preparación del modelo por elemento finito y el tiempo de solución es más rápido.

Como primer paso se deben establecer la cantidad de escenarios de daño que pueden ocurrir en un compuesto laminado unidireccional. Estos escenarios y sus respectivas curvas esfuerzo-deformación se muestran en la Figura 3.14, por lo tanto, existen cuatro escenarios del daño [45]:

1. Falla prematura del material de alta elongación (HE).
2. Delaminación catastrófica seguida por la falla del material de alta elongación (HE).
3. Fragmentación (fracturas múltiples) en el material LE y después la falla del material HE.
4. Fragmentación del material LE seguido por la delaminación dispersa y después la falla del material HE.

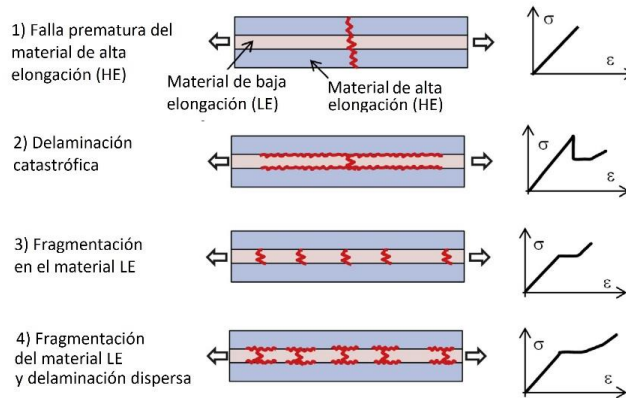


Figura 3.14 Diferentes escenarios de daño que pueden ocurrir en un compuesto laminado unidireccional [45].

Cada escenario de daño está conformado principalmente por tres mecanismos de daño: a) fragmentación/múltiple fractura del material LE, b) delaminación, y c) falla del material HE. El orden de aparición de estos mecanismos de daño define el tipo de escenario de daño que presentará en el laminado híbrido unidireccional. A continuación, se mencionan los resultados destacables que se obtuvieron de la estimación del comportamiento híbrido a través del enfoque analítico de M. Jalalvand, G. Czél y M.R. Wisnom [45]. En la Figura 3.15 se muestran las curvas esfuerzo-deformación del laminado híbrido carbono TR30/Vidrio-E con matriz de resina epóxica: curvas experimentales (líneas grises) y la predicción del enfoque analítico (línea negra-gruesa). En la Figura 3.15a se observa una aceptable predicción del enfoque analítico con respecto al tipo de falla catastrófica que se presentó en el laminado  $[EG/C_2/EG]$ . De igual manera, en la Figura 3.15b se observa una buena predicción del enfoque analítico al estimar la aparición de la zona de fragmentación del material LE y la falla final del laminado  $[EG_2/C_2/EG_2]$ . En lo que se refiere al comportamiento de la hibridación, la presencia en las capas externas del laminado de una mayor cantidad de material HE ( $[EG_2/C_2/EG_2]$ ) ocasiona una falla controlada en comparación con una menor cantidad de material HE ( $[EG/C_2/EG]$ ), es decir, al aumentar el doble la cantidad de material HE en cada extremo del laminado se evita una falla catastrófica y se produce una condición *pseudo-dúctil* a través del control de los mecanismos de daño.

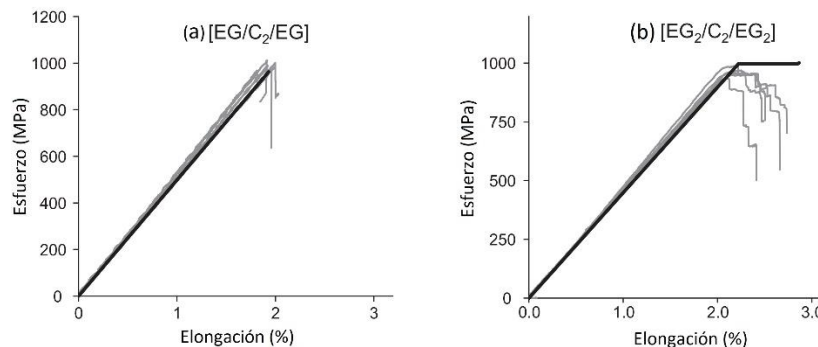


Figura 3.15 Curvas esfuerzo-deformación del laminado híbrido carbono TR30/Vidrio-E con matriz de resina epóxica: curvas experimentales (líneas grises) y la predicción a través del enfoque analítico (línea negra-gruesa) [45].

Por otra parte, en la Figura 3.16 se muestran las curvas esfuerzo-deformación del laminado híbrido carbono TR30/Vidrio-S con matriz de resina epóxica: curvas experimentales (líneas grises) y la predicción del enfoque analítico (línea negra-gruesa). En la Figura 3.16a se observa una aceptable predicción del enfoque analítico con respecto al tipo de falla que se presentó en el laminado [SG/C/SG]. Se observa experimentalmente que después de la zona lineal se presenta una región de fragmentación de las fibras de carbono, este comportamiento en el modelo se considera idealmente como una región de esfuerzo constante mientras sucede la fragmentación del carbono.

De igual manera, en la Figura 3.16b se observa una buena predicción del enfoque analítico con respecto al tipo de falla que se presentó en el laminado [SG/C<sub>2</sub>/SG]. Se observa experimentalmente que después de la zona lineal se presenta una región de fragmentación de las fibras de carbono y delaminación dispersa. En lo que se refiere al comportamiento de la hibridación, la presencia en las capas internas del laminado de una mayor cantidad de material LE ([SG/C<sub>2</sub>/SG]) ocasiona un aumento de la región *pseudo-dúctil* en comparación con una menor cantidad de material LE ([SG/C/SG]), ya que al aumentar el doble la cantidad de material LE se produce una delaminación dispersa que permite aumentar la etapa de la *pseudo-dúctilidad*.

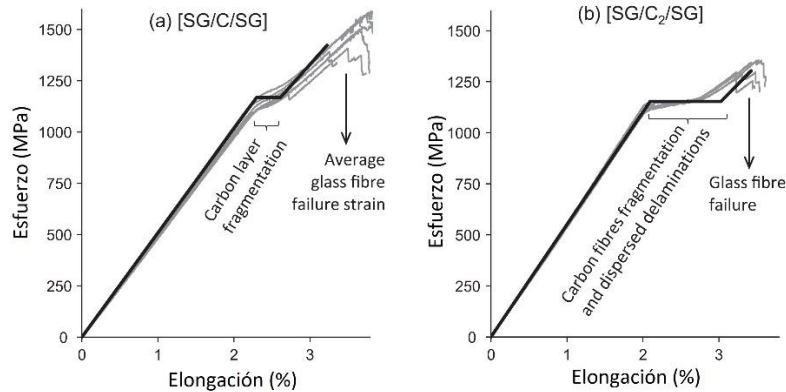


Figura 3.16 Curvas esfuerzo-deformación del laminado híbrido carbono TR30/Vidrio-E con matriz de resina epóxica: curvas experimentales (líneas grises) y la predicción a través del enfoque analítico (línea negra-gruesa) [45].

Una de las ventajas del enfoque analítico de M. Jalalvand, G. Czél y M.R. Wisnom [45] es que permite realizar un estudio paramétrico dentro del marco de los modelos matemáticos de los mecanismos de daño [46].

Por ejemplo, en la Figura 3.17a se muestra la variación del esfuerzo de “fluencia” normalizado ( $\sigma_Y/S_H$ ) y la deformación *pseudo-dúctil* normalizada ( $\epsilon_d/\epsilon_{FH}$ ) en función de diferentes relaciones de módulos de elasticidad ( $\alpha = E_L/E_H$ ) y de resistencias ( $\lambda = S_L/S_H$ ) de los materiales LE y HE. Se puede observar que cualquier incremento en la relación de módulos de elasticidad ( $\alpha$ ) conduce a un aumento en la deformación *pseudo-dúctil* y simultáneamente una disminución en el esfuerzo de “fluencia”. Por otro lado, si se incrementa la relación de resistencias ( $\lambda$ ) ocurre un escenario contrario, es decir, se presenta un aumento en el esfuerzo de “fluencia” y una disminución en la deformación *pseudo-dúctil*. Las intersecciones de las líneas sólidas y continuas del mismo color (Figura 3.17a) se muestran con marcadores circulares y representan compuestos híbridos con valores iguales en esfuerzo de “fluencia” normalizado y deformación *pseudo-dúctil* normalizada. Por lo cual, estos puntos de intersección indican el mejor desempeño de ambas propiedades mecánicas.

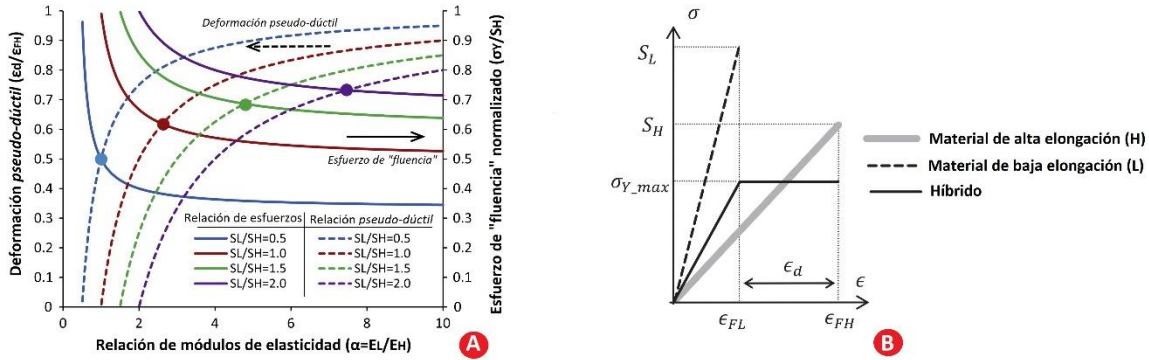


Figura 3.17 a) Variación del esfuerzo de "fluencia" normalizado ( $\sigma_Y/S_H$ ) y la deformación pseudo-dúctil normalizada ( $\epsilon_d/\epsilon_{FH}$ ) en función de diferentes relaciones módulos de elasticidad ( $\alpha = E_L/E_H$ ) y de resistencias ( $\lambda = S_L/S_H$ ) de los materiales LE y HE; b) Esquema de las curvas esfuerzo-deformación de un compuesto híbrido y los materiales HE y LE [46].

### 3.2.1 Discusión de los modelos de hibridación para laminados unidireccionales

En esta sección se presentó el potencial que tienen los híbridos para obtener propiedades mecánicas superiores a sus componentes individuales, esta condición se obtiene al sumar las ventajas de ambos materiales y disminuir sus desventajas. A continuación, se mencionan los aspectos más importantes encontrados en la literatura acerca de la hibridación de laminados unidireccionales:

- En 2013, G. Czél y M.R. Wisnom [37] presentaron por primera vez un enfoque y configuración de laminado unidireccional híbrido que permite tener un control más graduado de la falla en los compuestos reforzados con fibras. Esta condición se logró a través del control de los mecanismos de daño y por el cual fue posible obtener un comportamiento *pseudo-dúctil*, es decir, que se asemeja al comportamiento dúctil encontrado en los metales.
- En 2014, M. Jalalvand *et al.* [44] proponen un mapa de los escenarios de daño que pueden ocurrir en los laminados híbridos unidireccionales, se establece que pueden ocurrir cuatro escenarios de daño y cada uno genera un comportamiento distinto en la respuesta esfuerzo-deformación:
  - Falla prematura del material de alta elongación (HE).
  - Delaminación catastrófica seguida por la falla del material de alta elongación (HE).
  - Fragmentación (fracturas múltiples) en el material LE y después la falla del material HE.
  - Fragmentación del material LE seguido por la delaminación dispersa y después la falla del material HE.
- En 2015, M. Jalalvand, G. Czél y M.R. Wisnom [45] propusieron un enfoque analítico para estimar todos los posibles escenarios de falla de un material compuesto híbrido unidireccional y su respuesta esfuerzo-deformación bajo una carga de tensión.  
Limitaciones del modelo:

- *Grado de dispersión de las fibras LE y HE*: Se pueden analizar laminados con capas de fibras LE y HE, es decir, hibridación interlaminar. Sin embargo, la arquitectura del laminado se limita a la configuración  $[HE_n/LE_m/HE_n]$ , donde  $n, m = \{1, 2, 3, 4 \dots\}$ .
- *Fracción de volumen de fibras LE y HE*: La relación de fracción de volumen de fibras LE/HE está en función de la secuencia de laminado  $[HE_n/LE_m/HE_n]$ .
- *Materiales de los refuerzos LE y HE*: El modelo solamente se ha validado experimentalmente con fibras de carbono y vidrio.
- *Presentación textil y orientación de los refuerzos LE y HE*: Se pueden analizar láminas unidireccionales con fibras orientadas a  $0^\circ$ .
- *Cargas cuasi-estáticas*: Carga axial a tensión.

El enfoque analítico de M. Jalalvand, G. Czél y M.R. Wisnom [45] permite realizar un estudio paramétrico para comprender y obtener el mejor desempeño en la hibridación de compuestos. Sin embargo, falta camino por recorrer en este modelo para considerar las variables que implican el diseño de un compuesto laminado multidireccional.

### 3.3 Modelos de hibridación para laminados multidireccionales

Los modelos descritos en las secciones anteriores permiten estimar las propiedades mecánicas de laminados con fibras orientadas a  $0^\circ$  y en condiciones de carga a tensión. Sin embargo, la selección de un material compuesto laminado en aplicaciones estructurales o en elementos mecánicos requiere conocer la respuesta del compuesto ante un estado complejo de cargas.

Existen diversas teorías estructurales que permiten estimar la respuesta esfuerzo-deformación de materiales compuestos laminados multidireccionales, las cuales se pueden clasificar de la siguiente manera: teoría de única capa equivalente (ESL, por sus siglas en inglés), teoría de elasticidad tridimensional o método de modelos múltiples [13]. Entre estas teorías, la teoría clásica de la laminación (CLT, por sus siglas en inglés) se mantiene como una de las teorías ESL más utilizadas, a causa de su simplicidad y capacidad de estimar el comportamiento mecánico de la mayoría de los laminados [47].

La teoría clásica de la laminación permite calcular la respuesta esfuerzo-deformación del laminado sometido a un estado de cargas complejo, en esta condición permite conocer la respuesta esfuerzo-deformación que tendrá cada lámina dentro del laminado (Figura 3.18).



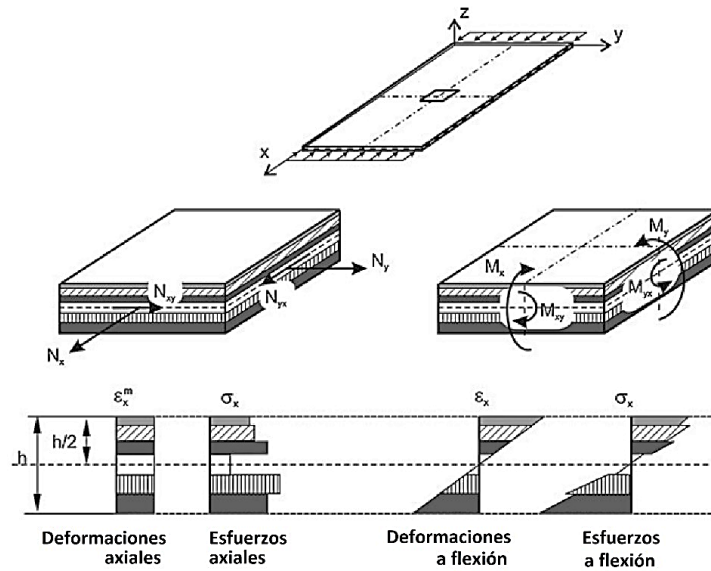


Figura 3.18 Esquema de cargas aplicadas en el plano y a flexión en un laminado de acuerdo a la teoría clásica de laminación, así como las variaciones de los esfuerzos y deformaciones en cada lámina dentro del laminado [48].

A continuación se mencionan las principales suposiciones que utiliza la teoría clásica de la laminación [48–50]:

- El laminado se comporta como una placa homogeneizada con propiedades mecánicas ortotrópicas globales, por lo tanto, cada lámina dentro del laminado tiene un comportamiento ortotrópico local.
- El espesor de la placa es delgado, otras dimensiones (largo y ancho) son por lo menos 10 veces más grandes que el espesor de la placa.
- La placa es deformable y tiene un comportamiento sujeto a la ley de Hooke.
- Se considera un estado de esfuerzo plano en la placa.
- Todas las deformaciones normales o cortantes en el plano son pequeñas comparadas con la unidad.
- Si se traza una línea recta y perpendicular al plano medio permanecerá recta aún después de que la placa se haya deformado (línea A-D en la Figura 3.19).
- La longitud de la línea A-D en la Figura 3.19 permanecerá constante, lo que implica que la deformación normal  $\epsilon_{zz} \approx 0$ .

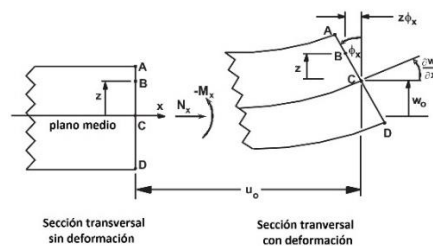


Figura 3.19 Geometría de deformación en el plano x-z de un laminado de acuerdo a la teoría clásica de la laminación [50].



La teoría clásica de laminación es utilizada actualmente para estimar la respuesta esfuerzo-deformación en un laminado híbrido multidireccional, ya que permite como dato de entrada el apilado de láminas ortotrópicas con diferentes propiedades mecánicas, lo cual se asemeja al apilado de láminas de diferentes materiales y orientaciones de fibras entre sí.

Sin embargo, si bien la teoría CLT permite obtener una estimación de la respuesta elástica del laminado híbrido no puede cubrir por sí sola el efecto de la hibridación en las propiedades mecánicas finales del laminado híbrido. Esta limitación es a causa de los siguientes factores: a) las propiedades últimas (resistencia última, porcentaje de elongación a la ruptura, etc.) del material compuesto híbrido se encuentra en función del comportamiento de la acumulación del daño, b) la acumulación del daño dentro de un compuesto depende del desarrollo e interacción de los mecanismos de falla (agrietamiento de la matriz, desunión fibra-matriz, delaminación y ruptura de las fibras) y c) los mecanismos que permiten obtener el efecto de hibridación no son del todo bien comprendidos actualmente, ya que dependen del tipo de material de los refuerzos y la matriz, secuencia de apilamiento, orientación de las fibras, fracción de volumen de cada material presente dentro del compuesto, etc.

### 3.4 Modelos fenomenológicos

De acuerdo con la literatura, los modelos existentes de estimación de la respuesta esfuerzo-deformación de un material compuesto híbrido se centran en explicar el efecto de hibridación a través del enfoque de la mecánica de la fractura o probabilístico. Si bien estos modelos son capaces de obtener estimaciones cercanas a lo experimental, solamente lo logran en condiciones muy limitadas dentro de las variables de diseño. Por lo tanto, estos modelos no son capaces de cubrir los diferentes niveles de estudio, dentro de las variables de diseño, que requiere un compuesto híbrido multidireccional.

Por lo tanto, se reconoce que la estimación del comportamiento mecánico de los materiales compuestos híbridos es uno de los principales retos a resolver, ya que los mecanismos que permiten obtener un efecto de hibridación no son del todo bien comprendidos por ser un proceso de alta complejidad y, por lo cual, no existen reglas generales sobre el diseño mecánico de los materiales compuestos a través de un efecto de hibridación [11,13–16].

Para resolver esta necesidad actual, se propone el desarrollo de un modelo fenomenológico que permita describir el comportamiento complejo de la hibridación desde un enfoque global y no desde un enfoque local como los modelos de mecánica de fractura, es decir, estudiar el efecto híbrido a través de la evolución global de este fenómeno a causa de las variaciones en las variables de diseño.

El modelo fenomenológico se obtendrá a través de un análisis de regresión múltiple, por lo cual, se define como variable de salida el efecto híbrido y como variables de entrada las variables de diseño: fracción de volumen de fibras, secuencia de apilamiento, orientación de las fibras y materiales constituyentes dentro del compuesto. Por lo tanto, se requiere realizar un diseño experimental que permita obtener la cantidad de datos requeridos para realizar el análisis de datos.

Dentro del modelo propuesto se encontrarán las variables de diseño acompañadas por los coeficientes de regresión, por lo cual, se realizará un análisis de sensibilidad para evaluar el impacto que tiene cada variable de entrada en la variable de salida, es decir, determinar la importancia que tiene cada variable de diseño dentro de la estimación del efecto híbrido. Los resultados de esta investigación permitirán obtener recomendaciones de diseño para materiales compuestos híbridos.

### **3.5 Conclusión del marco teórico**

La hibridación entre dos tipos de refuerzos (LE y HE) permite obtener un material con propiedades mecánicas superiores en comparación con sus componentes individuales. Esta condición se obtiene al sumar las ventajas de ambos materiales y disminuir sus desventajas.

Dentro de la literatura se reconoce que los mecanismos que permiten obtener el mejor desempeño del efecto de hibridación no son del todo bien comprendidos, ya que es un proceso de alta complejidad a causa de los siguientes factores: a) las propiedades últimas del material compuesto híbrido se encuentran en función del comportamiento de la acumulación del daño, b) la acumulación del daño dentro de un compuesto depende del desarrollo e interacción de los mecanismos de falla (agrietamiento de la matriz, desunión fibra-matriz, delaminación y ruptura de las fibras) c) la interacción de diversas variables del diseño entre sí (material de los refuerzos y la matriz, secuencia de apilamiento, orientación de las fibras, fracción de volumen, etc.) no ha sido del todo bien estudiado.

Por lo cual, no existe dentro de la literatura un modelo que permita obtener el mejor desempeño de la hibridación en un laminado multidireccional. Por consiguiente, es de interés para el presente trabajo el desarrollo de un modelo fenomenológico a través del análisis de regresión múltiple que permita describir el comportamiento complejo de la hibridación desde un enfoque global y no desde un enfoque local como los modelos de mecánica de fractura, es decir, estudiar el efecto híbrido a través de la evolución global de este fenómeno a causa de las variaciones en las variables de diseño (fracción de volumen de fibras, secuencia de apilamiento, orientación de las fibras y materiales constituyentes).

# Capítulo 4

## Diseño experimental

El diseño experimental para el estudio del efecto híbrido (Figura 4.1) tiene como base las siguientes etapas: a) *diseño del modelo fenomenológico*, en el cual se definen las variables de diseño y de salida, es decir, plantear las estructuras de los modelos de estimación del efecto híbrido, con el propósito de definir los tipos de laminados que se fabricarán y que servirán como datos de entrada al modelo fenomenológico; b) *parámetros de los ensayos mecánicos*, de acuerdo a las normas de ensayos mecánicos se define la geometría y la cantidad de probetas que requieren los laminados de estudio; c) *manufactura*, en el cual se define el método de manufactura para los laminados de estudio y la planeación y obtención de las probetas.

El desarrollo del diseño experimental permitirá analizar y discutir los resultados de los laminados de estudio, con el propósito obtener los modelos fenomenológicos de estimación de la hibridación en función de las variables de estudio. Asimismo, plantear las recomendaciones para el diseño mecánico de materiales laminados híbridos con enfoque en resistencia mecánica, módulo de elasticidad y porcentaje elongación a falla.

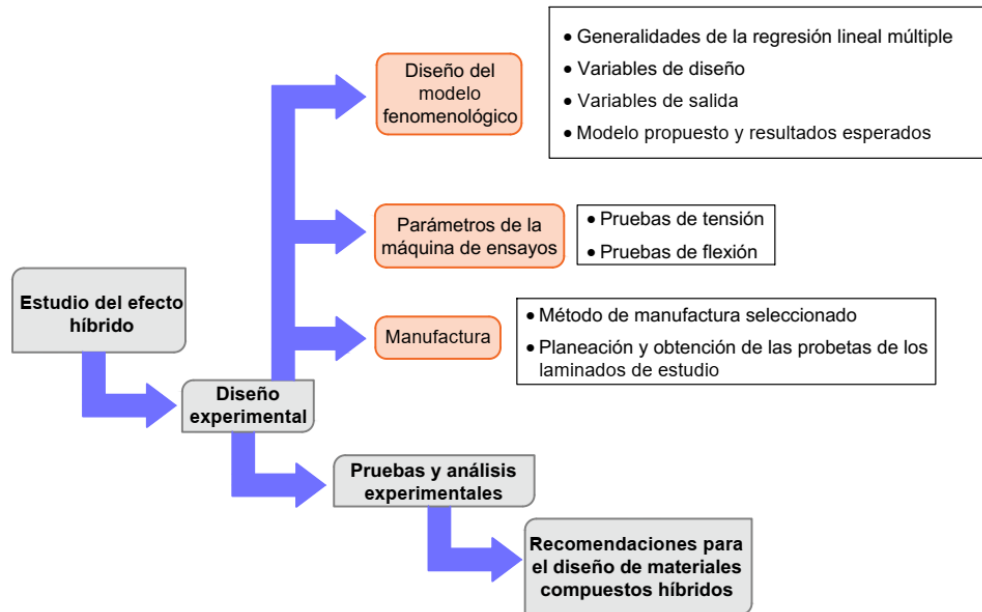


Figura 4.1 Diagrama de flujo para obtener las recomendaciones para el diseño de materiales compuestos híbridos con enfoque en resistencia mecánica, módulo de elasticidad y porcentaje elongación a falla.

## 4.1 Diseño del modelo fenomenológico

En esta sección se definen las variables de diseño y salida con el propósito de plantear las estructuras de los modelos de estimación del efecto híbrido. En esta etapa se definen los tipos de laminados que se fabricarán y que servirán como datos de entrada al modelo fenomenológico.

### 4.1.1 Generalidades de la regresión lineal múltiple

El modelo de regresión lineal múltiple permite obtener un modelo fenomenológico de una variable de respuesta ( $Y$ ) en función de más de una variable de diseño ( $X_1, X_2, \dots, X_k$ ) y sus interacciones. El modelo se describe a través de la siguiente ecuación [51–53]:

$$Y = \beta_0 + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \beta_3 X_1 X_2 + \beta_4 X_1^2 + \beta_5 X_2^2 \dots \quad (4.1)$$

donde los parámetros  $\beta_j, j = 0, 1, \dots, k$  son los coeficientes de regresión. Sin embargo, si se define  $X_3 = X_1 X_2, X_4 = X_1^2$  y  $X_5 = X_2^2$ ; entonces, la Ecuación 4.1 se puede reescribir así:

$$Y = \beta_0 + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \beta_3 X_3 + \beta_4 X_4 + \beta_5 X_5 \dots + \beta_k X_k \quad (4.2)$$

la cual representa la forma general del modelo de regresión lineal múltiple y permite simplificar el proceso de análisis de regresión múltiple. Para estimar los parámetros  $\beta_j$  de la regresión lineal múltiple se necesita contar con  $n$  datos u observaciones ( $n > k$ ), que tienen la estructura descrita en la Tabla 4.1. Se aprecia que para cada combinación de valores de las variables de diseño ( $x_{n1}, x_{n2}, \dots, x_{nk}$ ) se observa un valor de la variable respuesta ( $y_n$ ). Además, se asume en el modelo de regresión lineal múltiple que el error aleatorio ( $\varepsilon$ ) tiene  $E(\varepsilon) = 0, Var(\varepsilon) = \sigma^2$ , y que los errores no están correlacionados.

Tabla 4.1 Estructura de los datos para la regresión lineal múltiple

Observación $i$	Respuesta $Y$	Variables de diseño			
		$X_1$	$X_2$	...	$X_k$
1	$y_1$	$x_{11}$	$x_{12}$	...	$x_{1k}$
2	$y_2$	$x_{21}$	$x_{22}$	...	$x_{2k}$
3	$y_3$	$x_{31}$	$x_{32}$	...	$x_{3k}$
$\vdots$	$\vdots$	$\vdots$	$\vdots$		$\vdots$
$n$	$y_n$	$x_{n1}$	$x_{n2}$	...	$x_{nk}$

En términos de los datos presentados en la Tabla 4.1 el modelo (Ecuación 4.1) puede escribirse en notación matricial como:

$$y = X\beta \quad (4.3)$$

donde

$$\mathbf{y} = \begin{bmatrix} y_1 \\ y_2 \\ y_3 \\ \vdots \\ y_n \end{bmatrix} \quad \mathbf{X} = \begin{bmatrix} 1 & x_{11} & x_{21} & \cdots & x_{1k} \\ 1 & x_{12} & x_{22} & \cdots & x_{2k} \\ 1 & x_{13} & x_{23} & \cdots & x_{3k} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \cdots & \vdots \\ 1 & x_{n1} & x_{n2} & \cdots & x_{nk} \end{bmatrix} \quad \boldsymbol{\beta} = \begin{bmatrix} \beta_0 \\ \beta_1 \\ \beta_2 \\ \vdots \\ \beta_k \end{bmatrix} \quad (4.4)$$

Por consiguiente, es posible determinar los parámetros  $\boldsymbol{\beta}$  de la regresión lineal múltiple a través del *método de mínimos cuadrados*, el cual tiene como propósito minimizar la suma de los cuadrados de los residuos. La función de mínimos cuadrados es:

$$S(\boldsymbol{\beta}) = \sum_{i=1}^n \varepsilon_i^2 = \boldsymbol{\varepsilon}^t \boldsymbol{\varepsilon} = (\mathbf{y} - \mathbf{X}\boldsymbol{\beta})^t (\mathbf{y} - \mathbf{X}\boldsymbol{\beta}) \quad (4.5)$$

Por lo tanto,  $S(\boldsymbol{\beta})$  puede ser expresado de la siguiente manera:

$$\begin{aligned} S(\boldsymbol{\beta}) &= \mathbf{y}^t \mathbf{y} - \boldsymbol{\beta}^t \mathbf{X}^t \mathbf{y} - \mathbf{y}^t \mathbf{X} \boldsymbol{\beta} + \boldsymbol{\beta}^t \mathbf{X}^t \mathbf{X} \boldsymbol{\beta} \quad (4.6) \\ &= \mathbf{y}^t \mathbf{y} - 2\boldsymbol{\beta}^t \mathbf{X}^t \mathbf{y} + \boldsymbol{\beta}^t \mathbf{X}^t \mathbf{X} \boldsymbol{\beta} \end{aligned}$$

La última igualdad se debe a que  $\boldsymbol{\beta}^t \mathbf{X}^t \mathbf{y}$  es una matriz (1x1) o un escalar, y por lo tanto, su transpuesta  $(\boldsymbol{\beta}^t \mathbf{X}^t \mathbf{y})^t = \mathbf{y}^t \mathbf{X} \boldsymbol{\beta}$  es el mismo escalar. El procedimiento para encontrar los mínimos de las Ecuación 4.5 consiste en derivar  $S$  con respecto a  $\boldsymbol{\beta}$  e igualar a cero, es decir,

$$\left. \frac{\partial S}{\partial \boldsymbol{\beta}} \right|_{\boldsymbol{\beta}} = -2\mathbf{X}^t \mathbf{y} + 2\mathbf{X}^t \mathbf{X} \boldsymbol{\beta} = \mathbf{0} \quad (4.7)$$

Por lo tanto,

$$\mathbf{X}^t \mathbf{X} \boldsymbol{\beta} = \mathbf{X}^t \mathbf{y} \quad (4.8)$$

Al despejar  $\boldsymbol{\beta}$  de la Ecuación 4.7 se obtiene el estimador de mínimos cuadrados de  $\boldsymbol{\beta}$ , por lo tanto, los parámetros  $\boldsymbol{\beta}$  de la regresión lineal múltiple se determinan a través de la siguiente ecuación:

$$\boldsymbol{\beta} = (\mathbf{X}^t \mathbf{X})^{-1} \mathbf{X}^t \mathbf{y} = \begin{bmatrix} \beta_0 \\ \beta_1 \\ \beta_2 \\ \vdots \\ \beta_k \end{bmatrix} \quad (4.9)$$

Posteriormente, se realiza un análisis de varianza para analizar la significancia del modelo propuesto y un análisis de sensibilidad para evaluar el impacto que tiene cada variable de diseño en la variable de salida. Una manera de realizar el análisis de sensibilidad es a través de la normalización de cada coeficiente de regresión, los cuales son denominados coeficientes estandarizados ( $\beta'$ ):

$$\beta'_k = \beta_k \frac{\sigma_{x_k}}{\sigma_y} \quad (4.10)$$

donde  $\beta_k$  es el coeficiente de regresión del modelo a normalizar,  $\sigma_{x_k}$  es la desviación estándar media del coeficiente de regresión a normalizar y  $\sigma_y$  es la desviación estándar media del término constante dentro del modelo. Un alto valor del coeficiente estandarizado indica un alto impacto de la variable de entrada en la explicación del fenómeno estudiado a través del modelo.

## 4.1.2 Variables de diseño

A continuación, se describen las variables de diseño (entrada) que se utilizarán para la construcción de los modelos fenomenológicos. Las variaciones en los valores de las variables de diseño permitirán estudiar el efecto híbrido a través de la evolución global de este fenómeno y no desde un enfoque local como los modelos de mecánica de fractura.

### 4.1.2.1 Materiales constituyentes

Dentro de la literatura (sección 2.2 y 2.3), se presentó una amplia aceptación en la hibridación fibra de carbono/vidrio, en la cual la fibra de carbono es el refuerzo de baja elongación (*LE*, por sus siglas en inglés) y la fibra de vidrio es el refuerzo de alta elongación (*HE*, por sus siglas en inglés).

La fibra de carbono es uno de los refuerzos para materiales compuestos con mayor diversidad en aplicaciones desde su aparición en la década de 1960 como parte estructural de aeronaves. En la Figura 4.2 se muestra el incremento en el uso de la fibra de carbono en diversas aplicaciones en función de la reducción del precio de la fibra de carbono, este incremento se debe a los siguientes factores: mejora de las propiedades de la fibra de carbono, las cuales son determinadas por los procesos utilizados en su fabricación; y la reducción en el costo de producción de las fibras de carbono [54].

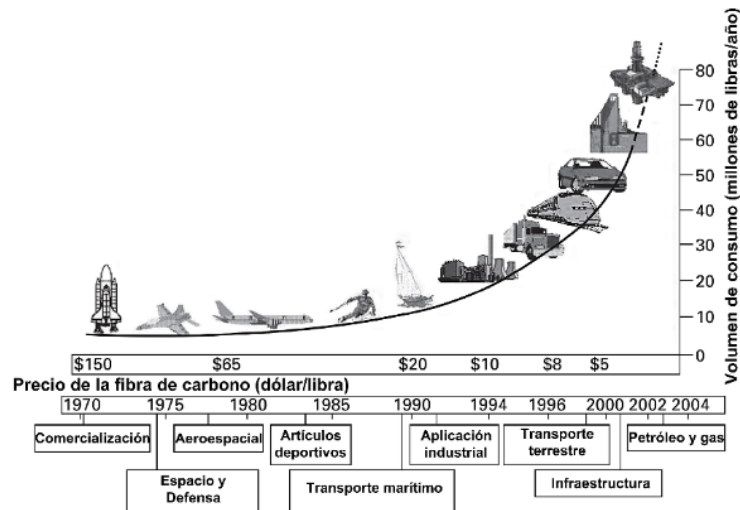


Figura 4.2 Incremento en el uso de la fibra de carbono en aplicaciones aeroespaciales y no-aeroespaciales en función de la reducción en el precio de la fibra de carbono[54].

La fibra de carbono se puede encontrar en diversas presentaciones textiles, tales como: tela tejida (*woven fabric*), tela uniaxial, etc; por lo tanto, para estudiar la influencia de la orientación de las fibras en cada capa dentro del laminado se utilizará la presentación uniaxial o unidireccional.

La empresa ACP composites suministra un material denominado “*Uni-Web unidirectional carbon fiber*”, el cual consiste en una tela no-tejido de fibras de carbono unidireccional. La configuración no-tejido hace referencia a que utiliza una red fina de velo para que las fibras unidireccionales permanezcan en una configuración plana y recta dentro de la tela. Además, esta red tiene la ventaja de evitar que las fibras cambien de posición o se amontonen durante su manejo y durante el proceso de manufactura del material compuesto en comparación con otros tipos de telas unidireccionales, tal como las telas uni-cosidas (*uni-stitched fabrics*) [55]. En la Tabla 4.2 se muestra una breve descripción de la tela “*Uni-Web unidirectional carbon fiber*” y en la Figura 4.3 se muestra una imagen de este material.

Tabla 4.2 Breve ficha técnica del material “4.7 oz. Uni-Web unidirectional carbon fiber” [55].

Fibra de carbono	
<b>Forma</b>	Tela no-tejido unidireccional 12k
<b>Densidad superficial</b>	4.8 +/- 5% oz/yd <sup>2</sup> (16.275 +/- 5% x10 <sup>-3</sup> g/cm <sup>2</sup> )
<b>Espesor</b>	0.01" +/- 0.002" (2.540 +/- 0.508 x10 <sup>-4</sup> m)
<b>Resistencia a la tensión</b>	4,900 MPa
<b>Módulo de elasticidad</b>	230 GPa
<b>Elongación</b>	1.8%

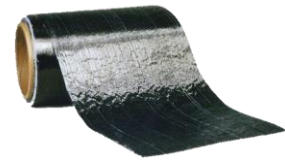


Figura 4.3 Rollo de tela del material “*Uni-Web unidirectional carbon fiber*” [55].

Si bien el costo de adquisición de la fibra de carbono ha disminuido con el paso de los años, su costo actualmente es mayor en comparación con la fibra de vidrio. En la Figura 4.4 se muestra una comparación de precios entre diferentes materiales de fibras UD realizado durante el 2017 de acuerdo a la empresa Gurit. Los materiales seleccionados son utilizados actualmente en diversos sectores de la industria [56]. Se puede observar que la fibra de carbono puede alcanzar un precio de hasta ocho veces el costo de la fibra de vidrio.

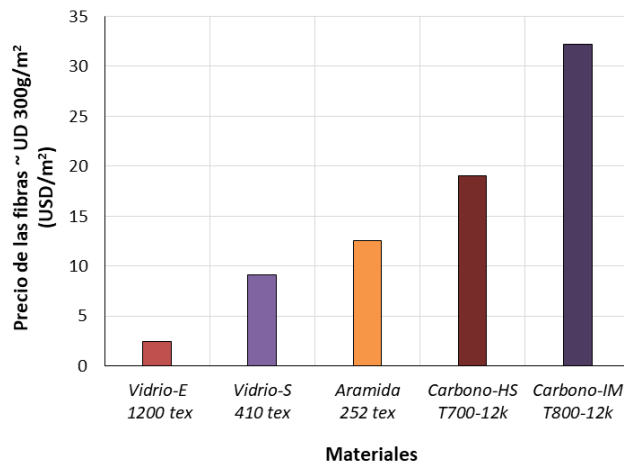


Figura 4.4 Comparación de precios entre diferentes materiales de fibras UD 300g/m<sup>2</sup> realizado durante el 2017 de acuerdo a la empresa Gurit [56].

No obstante, la hibridación entre refuerzos permite reducir los costos del material compuesto por medio del reemplazo de fibras de carbono por fibras de vidrio (sección 2.3.3). La fibra de vidrio se puede encontrar en diversas presentaciones textiles, tales como: tela tejida (*woven fabric*), tela uniaxial, etc; por lo tanto, para estudiar la influencia de la orientación de las fibras en la hibridación se utilizará la presentación uniaxial o unidireccional.

De igual manera, la empresa ACP Composites suministra un material denominado “*Uni-Web unidirectional S-Glass*”, el cual consiste en una tela no-tejido de fibras de vidrio-S unidireccional. La configuración no-tejido hace referencia a que utiliza una red fina de velo para que las fibras unidireccionales permanezcan en una configuración plana y recta dentro de la tela. Además, esta red tiene la ventaja de evitar que las fibras cambien de posición o se amontonen durante su manejo y durante el proceso de manufactura del material compuesto en comparación con otros tipos de telas unidireccionales, tal como las telas uni-cosidas (*uni-stitched fabrics*) [57]. En la Tabla 4.3 se muestra una breve descripción de la tela “*Uni-Web unidirectional S-Glass*” y en la Figura 4.5 se muestra una imagen de este material.

Tabla 4.3 Breve ficha técnica del material “4.2 oz. *Uni-Web unidirectional S-Glass*” [57].

	<b>Fibra de vidrio</b>
<b>Forma</b>	Tela no-tejido unidireccional.
<b>Densidad superficial</b>	4.2 +/- 5% oz/yd <sup>2</sup> (14.241 +/- 5% x10 <sup>-3</sup> g/cm <sup>2</sup> )
<b>Espesor</b>	0.009" +/- 0.005" (2.286 +/- 0.508 x10 <sup>-4</sup> m)
<b>Resistencia a la tensión</b> [58]	4,585 MPa
<b>Módulo de elasticidad</b> [58]	86.9 GPa
<b>Elongación</b> [58]	5.4%



Figura 4.5 Rollo de tela del material “*Uni-Web unidirectional S-Glass*” [57].

El tipo de hibridación entre los refuerzos LE y HE se puede caracterizar en función de las propiedades mecánicas de los refuerzos, a través de los siguientes tres parámetros: a) razón de elongación en la hibridación ( $R\varepsilon H$ ), el cual se obtiene cuando la elongación del refuerzo HE es normalizado con respecto a la elongación del refuerzo LE, ya que el refuerzo LE tiene el menor valor de elongación a la falla; b) razón del módulo de elasticidad en la hibridación ( $REH$ ), el cual se obtiene cuando el módulo de elasticidad del refuerzo LE es normalizado con respecto a la resistencia al módulo de elasticidad refuerzo HE, ya que el refuerzo HE tiene el menor valor del módulo de elasticidad; c) razón de resistencia en la hibridación ( $R\sigma H$ ), el cual se obtiene cuando la resistencia a tensión del refuerzo LE es normalizado con respecto a la resistencia a la tensión del refuerzo HE, ya que el refuerzo HE tiene el menor valor de resistencia a la tensión. Por lo tanto, en la Tabla 4.4 se muestran los tres parámetros que permiten caracterizar el tipo de hibridación de estudio en el presente trabajo, los cuales se obtuvieron a través de la información descrita en la Tabla 4.2 y Tabla 4.3.

Tabla 4.4 Parámetros de la hibridación de estudio en función de las propiedades mecánicas de los refuerzos LE y HE.

<b>Hibridación entre los refuerzos LE y HE</b>	
$R\varepsilon H$	3.0
$REH$	2.647
$R\sigma H$	1.069



Con respecto a la selección de la matriz (resina), la *Uni-Web unidirectional carbon fiber* [55] y la *Uni-Web unidirectional S-Glass* [57] son compatibles con la resina epóxica, viniléster y poliéster. La resina epóxica tiene un mejor desempeño mecánico en comparación con las resinas viniléster y poliéster, por lo cual fue seleccionada para el presente trabajo [59]. La empresa Axson suministra una resina epóxica denominada Epolam 5015/5015, la cual permite la manufactura de materiales compuestos estructurales a temperatura ambiente [60]. En la Tabla 4.5 se muestra una breve ficha técnica de la resina Epolam 5015/5015; la baja viscosidad permite una buena impregnación de la resina en las fibras a través de la manufactura de materiales compuestos por aplicación manual y por infusión.

Tabla 4.5 Breve ficha técnica de la resina epóxica Epolam 5015/5015 [60].

Resina epóxica Epolam 5015/5015	
Viscosidad a 25 °C	210 mPa.s
Pot life a 25°C	135 min
Módulo a flexión	3,000 MPa
Resistencia a la flexión	105 MPa
Resistencia a la tensión	80 MPa
Dureza	85 Shore D15
Elongación	6%

#### 4.1.2.2 Secuencia de apilado y orientación de las fibras

De acuerdo con la literatura (sección 2.2 y 2.3), la mayoría de las investigaciones se centran en comprender la hibridación en laminados con fibras orientadas solamente a 0° con respecto a la carga aplicada. Sin embargo, en la práctica se requiere que el material compuesto sea multidireccional (orientaciones de las capas en diferentes ángulos) para ser utilizado en estructuras o elementos mecánicos. Por lo tanto, es de interés para el presente trabajo la influencia de la interacción entre capas de fibras en diferentes ángulos para el estudio de la hibridación.

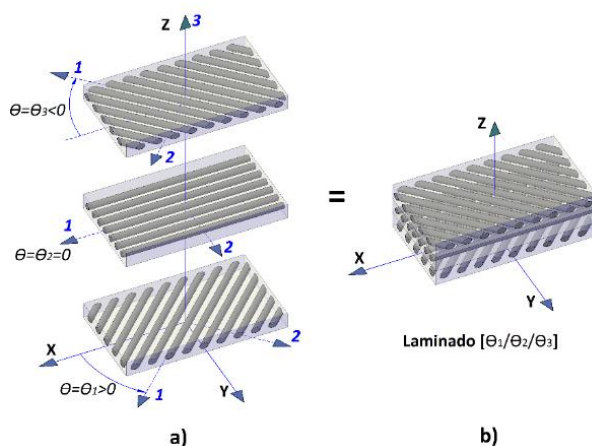


Figura 4.6 Nomenclatura de laminados con fibras largas: a) ángulo de orientación de las fibras en cada capa con respecto a la carga aplicada en el eje X y b) nomenclatura de la secuencia de apilado en un laminado.

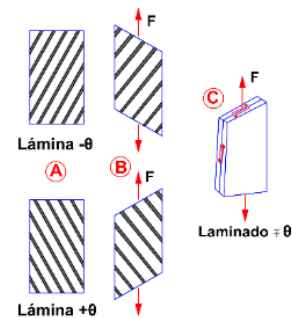


Figura 4.7 Deformación cortante en un laminado no-simétrico ( $\neq 0$ ): a) lámina angular  $-\theta$  y  $+\theta$  sin algún tipo de carga aplicada, b) deformación cortante en cada lámina ocasionada por la aplicación de una carga axial y c) deformación cortante en un laminado no-simétrico ( $\neq 0$ ) que se obtiene al unir las dos láminas angulares, y del cual se genera un esfuerzo interlaminar al aplicar una carga axial [61].

La orientación de las fibras tiene como referencia la dirección con respecto a la carga aplicada en el eje  $X$  (Figura 4.6); por lo tanto, el rango de orientación de las fibras ( $\theta$ ) en el sentido horario es de  $0^\circ \geq \theta \geq -90^\circ$ , y para el sentido antihorario es de  $90^\circ \geq \theta \geq 0^\circ$ . Por consiguiente, existen dos condiciones extremas para orientar las fibras en una lámina, las cuales son: cuando  $\theta = 0^\circ$ , lo cual indica que las fibras tienen la misma dirección que la carga aplicada; y cuando  $\theta = 90^\circ$ , lo cual indica que las fibras se encuentran de manera transversal a la carga aplicada. Uno de los mayores retos en una situación de diseño es la necesidad de laminados prácticos, los cuales generalmente se constituyen de capas orientadas en ángulos de  $0^\circ$ ,  $90^\circ$ , y  $\pm 45^\circ$ . Sin embargo, también se pueden encontrar orientaciones con incrementos de  $15^\circ$  entre  $0^\circ$  y  $90^\circ$  [62]. A través de la secuencia de apilado se pueden combinar de diferentes maneras las capas que constituyen un laminado. Por ejemplo, el laminado  $[45/90/0]_T$  contiene tres láminas y al cambiar el orden de apilado se puede obtener la configuración  $[90/0/45]_T$ , por lo cual, este intercambio de láminas genera diferentes condiciones de esfuerzos interlaminares dentro del laminado. En una lámina angular al ser sometida a una carga axial se producen deformaciones cortantes, los cuales son ocasionados por la mayor rigidez de la fibra con respecto a la matriz. En la Figura 4.7 se muestra la lámina angular  $-\theta$  y  $+\theta$ , las cuales responden de forma distinta a la carga axial. Al unirse las dos láminas para constituir el laminado no simétrico  $\mp\theta$  se obtiene un esfuerzo interlaminar que puede ser capaz de propiciar el inicio en una etapa temprana de la falla por delaminación, por lo tanto, se recomienda que la configuración de los laminados sean simétricos y balanceados [61,63].

Por tales motivos, la elección de la secuencia de apilado y la orientación de las fibras en los laminados de estudio se realiza a través de las siguientes condiciones:

- a) Mínima cantidad de láminas para crear un laminado balanceado y simétrico.
- b) Láminas a  $0^\circ$ , con el propósito de estudiar la interacción entre capas de fibras de diferentes ángulos con respecto a la lámina de referencia.
- c) Incrementos de  $15^\circ$  en las orientaciones de las fibras para cubrir un caso de diseño práctico.

En la Tabla 4.6 se muestran las 19 configuraciones de laminados de estudio propuestas para el presente trabajo, las cuales permiten observar la influencia de la secuencia de apilado y la orientación de las fibras. La influencia de la orientación de las fibras en el desempeño mecánico del material compuesto se puede observar al comparar los laminados que pertenecen a cada fila de la Tabla 4.6. Por ejemplo, al comparar los laminados de la primera fila, es decir, los laminados A1, B1, C1, D1, E1, F1, y G1, es posible determinar la influencia de la orientación de las fibras en las propiedades mecánicas del material compuesto. Por otra parte, la influencia de la secuencia de apilado en el desempeño mecánico del material compuesto se puede observar al comparar los laminados que pertenecen a cada columna de la Tabla 4.6; por ejemplo, al comparar los laminados de la segunda columna, es decir, los laminados B1, B2 y B3 se puede determinar la influencia de la secuencia de apilado en las propiedades mecánicas del material compuesto.

Tabla 4.6 Configuraciones de estudio.

	Lote A	Lote B	Lote C	Lote D	Lote E	Lote F	Lote G
<b>Apilado 1</b>		$[0/+15/-15]_s$	$[0/+30/-30]_s$	$[0/+45/-45]_s$	$[0/+60/-60]_s$	$[0/+75/-75]_s$	$[0/+90/-90]_s$
<b>Apilado 2</b>	$[0/0/0]_s$	$[+15/0/-15]_s$	$[+30/0/-30]_s$	$[+45/0/-45]_s$	$[+60/0/-60]_s$	$[+75/0/-75]_s$	$[+90/0/-90]_s$
<b>Apilado 3</b>		$[+15/-15/0]_s$	$[+30/-30/0]_s$	$[+45/-45/0]_s$	$[+60/-60/0]_s$	$[+75/-75/0]_s$	$[+90/-90/0]_s$

La categoría de la secuencia de apilado es una variable cualitativa que requiere ser convertida en una variable cuantitativa, dentro del modelo de regresión múltiple, para ser utilizada como una variable de diseño. Por lo tanto, en el presente trabajo se propone un sistema de clasificación de los laminados en función de la secuencia de apilado.

La secuencia de apilado ( $S_a$ ) se puede cuantificar a través de los siguientes criterios: a) posición de la capa a  $0^\circ$ , ya que es la lámina de mayor resistencia dentro de un laminado; b) número de capas a  $0^\circ$ , a través de una normalización se asigna el valor de cero cuando el laminado no presenta capas a  $0^\circ$  y el valor de uno cuando el laminado se encuentra conformado totalmente de capas a  $0^\circ$ ; c) laminado simétrico y balanceado, esta configuración permite que los materiales y orientaciones de las capas sean las mismas en ambos lados respecto al plano medio de simetría. Por lo tanto, estos criterios permiten obtener el valor cuantitativo de  $S_a$  a través de la siguiente expresión:

$$S_a = \frac{\sum_{i=1}^m |\theta z_i \cdot c_i|}{\sum_{i=1}^m |c_i|}, \quad c_i = \left( \frac{i-1}{m-a} - \frac{1}{2} \right) \quad (4.11)$$

donde  $m$  es el número total de capas en un laminado simétrico y balanceado,  $a = 1$  para un laminado con número par de capas y  $a = 2$  para un laminado con número impar de capas,  $c_i$  es un clasificador que permite asignar valores a cada capa  $i$  en función de su posición con respecto al plano de simetría del laminado, y  $\theta z_i$  permite asignar un valor cuantitativo de uno o cero en cada capa  $i$  en función de la presencia de la orientación a  $0^\circ$ , es decir,  $\theta z_i = 0$  cuando la capa  $i$  no contiene una orientación a  $0^\circ$  y  $\theta z_i = 1$  cuando la capa  $i$  contiene una orientación a  $0^\circ$ . A continuación, en la Tabla 4.7 y Figura 4.8 se presentan los valores de  $S_a$  para un laminado balanceado y simétrico de seis láminas. Se puede observar que al mover la posición de las capas  $0^\circ$  dentro del laminado los valores de  $S_a$  se encuentran dentro de un intervalo de cero a uno, ya que se tiene como referencia las condiciones máximas y mínimas de cantidad de capas a  $0^\circ$ , es decir,  $S_a = 1$  cuando todas las capas dentro del laminado tienen una orientación de  $0^\circ$  y  $S_a = 0$  cuando ninguna capa dentro del laminado tiene una orientación de  $0^\circ$ .

Tabla 4.7 Valores de  $S_a$  para un laminado balanceado y simétrico de seis láminas.

Clasificación	Laminado	$S_a$
$[\lambda]_6$	$[\pm\theta]_6$	0
$[\mathbf{0}/\lambda/\lambda]_s$	$[\mathbf{0}/+\theta/-\theta]_s$	0.556
$[\lambda/\mathbf{0}/\lambda]_s$	$[+\theta/\mathbf{0}/-\theta]_s$	0.333
$[\lambda/\lambda/\mathbf{0}]_s$	$[+\theta/-\theta/\mathbf{0}]_s$	0.111
$[\lambda/\mathbf{0}/\mathbf{0}]_s$	$[\pm\theta/\mathbf{0}/\mathbf{0}]_s$	0.444
$[\mathbf{0}/\lambda/\mathbf{0}]_s$	$[\mathbf{0}/\pm\theta/\mathbf{0}]_s$	0.667
$[\mathbf{0}/\mathbf{0}/\lambda]_s$	$[\mathbf{0}/\mathbf{0}/\pm\theta]_s$	0.889
$[\mathbf{0}]_6$	$[\mathbf{0}]_6$	1

$\lambda =$  lámina con orientación diferente a  $0^\circ$

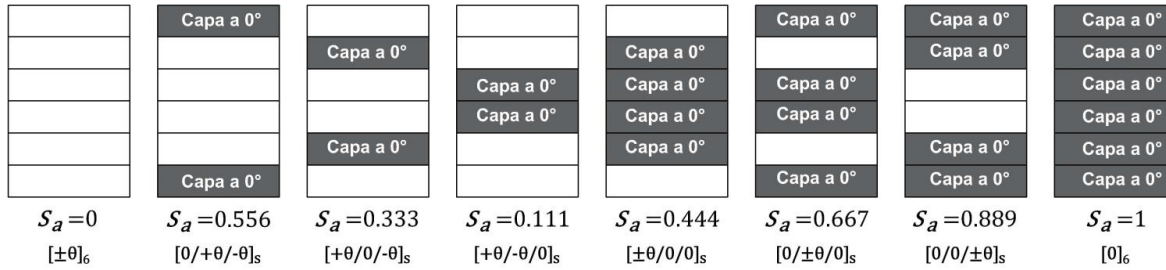


Figura 4.8 Representación de los valores de  $S_a$  para un laminado balanceado y simétrico de seis láminas (vista lateral).

### 4.1.2.3 Fracción de volumen híbrida y grado de dispersión

En la revisión de la literatura (sección 2.2 y 2.3.2) se encontró que se pueden obtener altos valores en el efecto híbrido en un rango menor o cercano a  $v_f = 50\%(LE)/50\%(HE)$  en la fracción de volumen de fibras. Este comportamiento se puede atribuir a que una mayor presencia de los refuerzos HE (fibra de vidrio) dentro del híbrido genera un aumento en el estado de restricción del crecimiento del daño en los refuerzos LE (fibra de carbono), ya que los refuerzos HE tienen una deformación a la falla mayor en comparación con las fibras LE. Con respecto al grado de dispersión de las fibras LE y HE dentro del compuesto (sección 2.2), se puede considerar que una dispersión fina entre los refuerzos LE y HE permiten un alto efecto híbrido, ya que la presencia de los refuerzos HE restringen el crecimiento del daño en los refuerzos LE. En una configuración híbrida *interlámina* las capas de fibras LE y HE se pueden colocar en la parte extrema, central o de forma mixta dentro laminado.

Por lo tanto, la elección del grado de dispersión y la fracción de volumen híbridas en los laminados de estudio se realiza a través de las siguientes condiciones:

- Se consideran como base los laminados de estudio presentados en la Tabla 4.6, los cuales se seleccionaron para estudiar la influencia de la secuencia de apilado y orientación de las fibras.
- Fracciones de volumen híbrida en un rango menor o cercano a  $v_f = 50\%(LE)/50\%(HE)$ .
- Grado de dispersión de acuerdo con una configuración híbrida *interlámina*, respetando la condición de simetría y balance de los laminados de la Tabla 4.6.
- Número de configuraciones de laminados limitados por el costo de adquisición de los materiales que constituyen el compuesto y también por el costo económico de la manufactura seleccionada.

Por consiguiente, a cada configuración de las 19 presentadas en la Tabla 4.6, se le asignan ocho laminados, los cuales permiten estudiar cuatro condiciones de la fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 0, 2/6, 4/6, 1$ ) y seis secuencias de apilado del material. Por ejemplo, en la Tabla 4.8 se muestran los ocho laminados que pertenecen a la configuración B2 [+15/0/-15]<sub>s</sub> y que permiten observar la influencia del grado de dispersión y la fracción de volumen híbrida. El laminado B2a y B2b (Tabla 4.8) son las configuraciones de referencia, es decir, el laminado B2a es el material compuesto HE (Figura 2.4) y el laminado B2h es el material compuesto LE (Figura 2.4). Los laminados B2b-B2g son los materiales compuestos híbridos, los cuales permitirán observar el efecto de la hibridación.

Los laminados B2b, B2c y B2d tienen una fracción de volumen híbrida de 2/6 y una secuencia de apilado del material diferente para cada laminado. Por otra parte, los laminados B2e, B2f y B2g tienen una fracción de volumen híbrida de 4/6 y una secuencia de apilado del material diferente para cada laminado.

Como se puede observar en la Figura 4.8 se tienen seis condiciones de grado de dispersión. Estas condiciones son clasificadas de la siguiente manera: *presencia de carbono en la zona exterior, intermedia y central*, por ejemplo, el laminado B2b tiene láminas de fibra de carbono en sus capas externas, el laminado B2c tiene láminas de fibra de carbono en sus capas intermedias y el laminado B2d que tiene láminas de fibra de carbono en sus capas centrales; *presencia de fibra de vidrio en la zona exterior, intermedia y central*, por ejemplo el laminado B2e tiene láminas de fibra de vidrio en sus capas externas, el laminado B2f tiene láminas de fibra de vidrio en sus capas intermedias y el laminado B2g que tiene láminas de fibra de carbono en sus capas centrales.

Tabla 4.8 Laminados de estudio que pertenecen a la configuración B2 [+15/0/-15]<sub>s</sub>

Laminado		B2							Secuencia
No	Nomen.	V <sub>JLE</sub>	+15	0	-15	-15	0	+15	[+15/0/-15] <sub>s</sub>
1	B2a	0	G	G	G	G	G	G	[+15G/0G/-15G] <sub>s</sub>
2	B2b	2/6	C	G	G	G	G	C	[+15C/0G/-15G] <sub>s</sub>
3	B2c	2/6	G	C	G	G	C	G	[+15G/0C/-15G] <sub>s</sub>
4	B2d	2/6	G	G	C	C	G	G	[+15G/0G/-15C] <sub>s</sub>
5	B2e	4/6	C	C	G	G	C	C	[+15C/0C/-15G] <sub>s</sub>
6	B2f	4/6	C	G	C	C	G	C	[+15C/0G/-15C] <sub>s</sub>
7	B2g	4/6	G	C	C	C	C	G	[+15G/0C/-15C] <sub>s</sub>
8	B2h	1	C	C	C	C	C	C	[+15C/0C/-15C] <sub>s</sub>

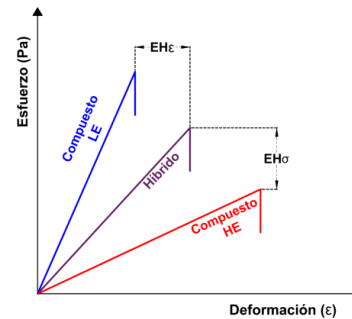


Figura 2.4 Esquema de las definiciones del efecto híbrido en un material compuesto híbrido con una composición de refuerzos LE y HE.

La categoría del grado de dispersión es una variable cualitativa que requiere ser convertida en una variable cuantitativa, dentro del modelo de regresión múltiple, para ser utilizada como una variable de diseño. Por lo tanto, en el presente trabajo se propone un sistema de clasificación de los laminados en función del grado de dispersión.

El grado de dispersión ( $G_d$ ) se puede cuantificar a través de los siguientes criterios: a) posición de la capa de refuerzos LE, ya que es la lámina de menor capacidad de elongación dentro de un laminado; b) número de capas de refuerzos LE, a través de una normalización se asigna el valor de cero cuando el laminado no presenta de refuerzos LE y el valor de uno cuando el laminado se encuentra constituido totalmente de refuerzos LE; c) laminado simétrico y balanceado, esta configuración permite que los materiales y orientaciones de las capas sean las mismas en ambos lados respecto del plano medio de simetría. Por lo tanto, estos criterios permiten obtener el valor cuantitativo de  $G_d$  a través de la siguiente expresión:

$$G_d = \frac{\sum_{i=1}^m |f_{LE_i} \cdot c_i|}{\sum_{i=1}^m |c_i|}, \quad c_i = \left( \frac{i-1}{m-a} - \frac{1}{2} \right) \quad (4.12)$$

donde  $m$  es el número total de capas en un laminado simétrico y balanceado,  $a = 1$  para un laminado con número par de capas y  $a = 2$  para un laminado con número impar de capas,  $c_i$  es un clasificador que permite asignar valores a cada capa  $i$  en función de su posición con respecto al plano de simetría del laminado, y  $f_{LE_i}$  permite asignar un valor cuantitativo de uno o cero en cada capa  $i$  en función de la presencia de la capa de refuerzos LE, es decir,  $f_{LE_i} = 0$  cuando la capa  $i$  no contiene refuerzos LE y  $f_{LE_i} = 1$  cuando la capa  $i$  contiene refuerzos LE. A continuación, en la Tabla 4.9 y Figura 4.9 se presentan los valores de  $G_d$  para un laminado balanceado y simétrico de seis láminas. Se puede observar que al mover la posición de la lámina que contiene refuerzos LE los valores de  $G_d$  se definen dentro de un intervalo de cero a uno, ya que se tiene como referencia las condiciones máximas y mínimas de cantidad de capas que contiene refuerzos LE dentro del laminado, es decir,  $G_d = 1$  cuando todas las capas contienen refuerzos LE y  $G_d = 0$  cuando ninguna capa dentro del laminado contiene refuerzos LE.

Tabla 4.9 Valores de  $G_d$  para un laminado balanceado y simétrico de seis láminas.

Clasificación	Laminado	$G_d$
$[\alpha/\alpha/\alpha]_s$	$[G]_6$	0
$[f_{LE}/\alpha/\alpha]_s$	$[C/G/G]_s$	0.556
$[\alpha/f_{LE}/\alpha]_s$	$[G/C/G]_s$	0.333
$[\alpha/\alpha/f_{LE}]_s$	$[G/G/C]_s$	0.111
$[\alpha/f_{LE}/f_{LE}]_s$	$[G/C/C]_s$	0.444
$[f_{LE}/\alpha/f_{LE}]_s$	$[C/G/C]_s$	0.667
$[f_{LE}/f_{LE}/\alpha]_s$	$[C/C/G]_s$	0.889
$[f_{LE}]_6$	$[C]_6$	1

$\alpha =$  lámina sin refuerzos LE.

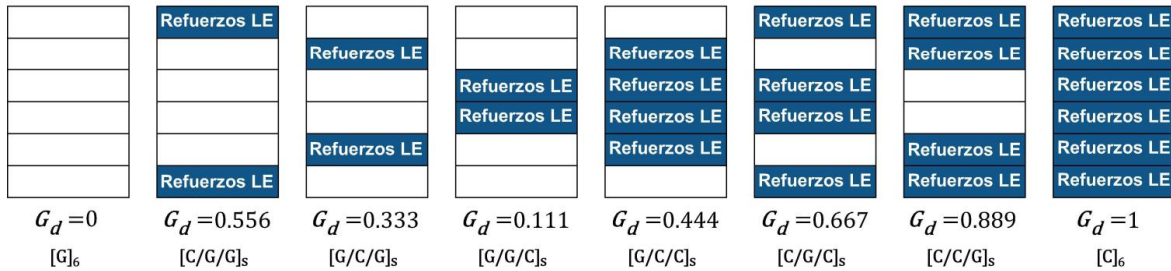


Figura 4.9 Representación de los valores de  $G_d$  para un laminado balanceado y simétrico de seis láminas (vista lateral).

En resumen, se requieren 152 laminados para estudiar la influencia de las variables de diseño en la hibridación, ya que a cada configuración de las 19 presentadas en Tabla 4.6 se le asignan 8 laminados con el propósito de completar el estudio de todas las variables de diseño de interés para el presente trabajo.

### 4.1.3 Variables de salida

De acuerdo a la literatura (sección 2.1), los estudios iniciales en la investigación del efecto híbrido se centraban en la mejora en la deformación a falla de la fibra de carbono. Sin embargo, el enfoque actual es la mejora de diversas propiedades mecánicas del compuesto con respecto a sus materiales constituyentes [11]. Por lo cual, es de interés en el presente trabajo estudiar la influencia de las variables de diseño propuestas (sección 4.1.2) en el desempeño mecánico de los materiales compuestos híbridos. Los resultados permitirán comprender los mecanismos que permiten obtener el efecto de hibridación. En la Figura 4.10 se presenta un esquema de las definiciones que se utilizarán en el presente trabajo del efecto híbrido en un material compuesto con una composición de refuerzos LE y HE; la curva esfuerzo-deformación del híbrido se encuentra entre las curvas que describen los comportamientos de los materiales compuestos de fibras LE y HE de referencia.

La primera definición utilizada en la terminología del enfoque de la hibridación es el *efecto híbrido en la deformación a falla* ( $EH_\epsilon$ ), el cual es la mejora aparente de la deformación a la falla del refuerzo LE dentro del compuesto híbrido comparado con la deformación a la falla de un material compuesto de refuerzo LE. Por lo tanto, al someter los materiales compuestos híbridos a un estado de carga a tensión y flexión se tendrá un valor de  $EH_\epsilon$  para cada estado de carga, es decir, el *efecto híbrido en la deformación a falla a tensión* ( $EH_{\epsilon t}$ ) y el *efecto híbrido en la deformación a falla a flexión* ( $EH_{\epsilon f}$ ), los cuales se pueden determinar a través de las siguientes ecuaciones:

$$EH_{\epsilon t} = \epsilon_{ht} / \epsilon_{LEt} \quad (4.13)$$

$$EH_{\epsilon f} = \epsilon_{hf} / \epsilon_{LEf} \quad (4.14)$$

donde  $\epsilon_{ht}$  es la deformación a falla del material compuesto híbrido sometido a una carga de tensión,  $\epsilon_{LEt}$  es la deformación a falla del material compuesto LE de referencia sometido a una carga de tensión,  $\epsilon_{hf}$  es la deformación a falla del material compuesto híbrido sometido a una carga de flexión,  $\epsilon_{LEf}$  es la deformación a falla del material compuesto LE de referencia sometido a una carga de flexión.

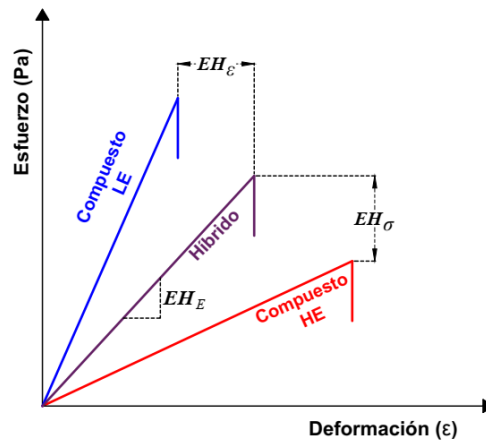


Figura 4.10 Esquema de las definiciones del efecto híbrido ( $EH_\epsilon$ ,  $EH_\sigma$  y  $EH_E$ ) en un material compuesto híbrido con una composición de refuerzos LE y HE.

La segunda definición que se utilizará es el *efecto híbrido en la resistencia última* ( $EH_{\sigma}$ ), el cual es la mejora aparente en la resistencia última del refuerzo HE dentro del compuesto híbrido comparado con la resistencia última de un material compuesto de refuerzo HE. Por lo tanto, al someter los materiales compuestos híbridos a un estado de carga a tensión y flexión se tendrá un valor de  $EH_{\sigma}$  para cada estado de carga, es decir, el *efecto híbrido en la resistencia última a tensión* ( $EH_{\sigma t}$ ) y el *efecto híbrido en la resistencia última a flexión* ( $EH_{\sigma f}$ ):

$$EH_{\sigma t} = \sigma_{ht} / \sigma_{HEt} \quad (4.15)$$

$$EH_{\sigma f} = \sigma_{hf} / \sigma_{HEf} \quad (4.16)$$

donde  $\sigma_{ht}$  es la resistencia última del material compuesto híbrido sometido a una carga de tensión,  $\sigma_{HEt}$  es la resistencia última del material compuesto HE de referencia sometido a una carga de tensión,  $\sigma_{hf}$  es la resistencia última del material compuesto híbrido sometido a una carga de flexión,  $\sigma_{HEf}$  es la resistencia última del material compuesto HE de referencia sometido a una carga de flexión. La última definición que se utilizará es el *efecto híbrido en el módulo de elasticidad* ( $EH_E$ ), el cual es la mejora aparente en el módulo de elasticidad del refuerzo HE dentro del compuesto híbrido comparado con el módulo de elasticidad de un material compuesto de refuerzo HE. Por lo tanto, al someter los materiales compuestos híbridos a un estado de carga a tensión y flexión se tendrá un valor de  $EH_E$  para cada estado de carga, es decir, el *efecto híbrido del módulo de elasticidad a tensión* ( $EH_{Et}$ ) y el *efecto híbrido en el módulo de elasticidad a flexión* ( $EH_{Ef}$ ):

$$EH_{Et} = E_{ht} / E_{HEt} \quad (4.17)$$

$$EH_{Ef} = E_{hf} / E_{HEf} \quad (4.18)$$

donde  $E_{ht}$  es el módulo de elasticidad del material compuesto híbrido sometido a una carga de tensión,  $E_{HEt}$  es el módulo de elasticidad del material compuesto HE de referencia sometido a una carga de tensión,  $E_{hf}$  es el módulo de elasticidad del material compuesto híbrido sometido a una carga de flexión,  $E_{HEf}$  es el módulo de elasticidad del material compuesto HE de referencia sometido a una carga de flexión.

#### 4.1.4 Resultados esperados y modelo propuesto

De acuerdo con lo desarrollado en la sección 4.1.2 y 4.1.3, en las Tablas 4.10 - 4.28 se muestran los 152 laminados de estudio que se utilizarán en el presente trabajo, los cuales tienen como propósito observar la influencia de las variables de diseño (orientación de las fibras, secuencia de apilado, grado de dispersión y fracción de volumen híbrida) en la hibridación de materiales compuestos laminados.



Tabla 4.10 Laminados de estudio de la configuración A [0/0/0]<sub>s</sub>

Laminado			A						Secuencia
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	0	0	0	0	0	0	[0/0/0] <sub>s</sub>
1	Aa	0	G	G	G	G	G	G	[0G/0G/0G] <sub>s</sub>
2	Ab	2/6	C	G	G	G	G	C	[0c/0G/0G] <sub>s</sub>
3	Ac	2/6	G	C	G	G	C	G	[0G/0c/0G] <sub>s</sub>
4	Ad	2/6	G	G	C	C	G	G	[0G/0G/0c] <sub>s</sub>
5	Ae	4/6	C	C	G	G	C	C	[0c/0c/0G] <sub>s</sub>
6	Af	4/6	C	G	C	C	G	C	[0c/0G/0c] <sub>s</sub>
7	Ag	4/6	G	C	C	C	C	G	[0G/0c/0c] <sub>s</sub>
8	Ah	1	C	C	C	C	C	C	[0c/0c/0c] <sub>s</sub>

Los lotes B1, B2 y B3 (Tabla 4.11-4.13) contienen laminados que permiten estudiar la influencia de las variables de diseño propuestas en el presente trabajo en una orientación de fibras ±15°. Al comparar la información entre los tres lotes se puede determinar la influencia de la secuencia de apilado. Los laminados B(n)a y B(n)h son los materiales compuestos de referencia HE y LE, respectivamente. Los laminados B(n)b-B(n)d corresponden a los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 2/6 y tres categorías de grados de dispersión del carbono (exterior, intermedio y central). Por otro lado, los laminados B(n)e-B(n)g son los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 4/6 y tres categorías de grados de dispersión del vidrio (exterior, intermedio y central).

Tabla 4.12 Laminados de estudio de la configuración B2 [+15/0/-15]<sub>s</sub>

Laminado			B2						Secuencia
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	+15	0	-15	-15	0	+15	[+15/0/-15] <sub>s</sub>
17	B2a	0	G	G	G	G	G	G	[+15G/0G/-15G] <sub>s</sub>
18	B2b	2/6	C	G	G	G	G	C	[+15c/0G/-15G] <sub>s</sub>
19	B2c	2/6	G	C	G	G	C	G	[+15G/0c/-15G] <sub>s</sub>
20	B2d	2/6	G	G	C	C	G	G	[+15G/0c/-15c] <sub>s</sub>
21	B2e	4/6	C	C	G	G	C	C	[+15c/0c/-15G] <sub>s</sub>
22	B2f	4/6	C	G	C	C	G	C	[+15c/0G/-15c] <sub>s</sub>
23	B2g	4/6	G	C	C	C	C	G	[+15G/0c/-15c] <sub>s</sub>
24	B2h	1	C	C	C	C	C	C	[+15c/0c/-15c] <sub>s</sub>

Los lotes C1, C2 y C3 (Tabla 4.14-4.16) contienen laminados que permiten estudiar la influencia de las variables de diseño propuestas en el presente trabajo en una orientación de fibras ±30°. Al comparar la información entre los tres lotes se puede determinar la influencia de la secuencia de apilado. Los laminados C(n)a y C(n)h son los materiales compuestos de referencia HE y LE, respectivamente. Los laminados C(n)b-C(n)d corresponden los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 2/6 y tres categorías de grados de dispersión del carbono (exterior, intermedio y central). Por otro lado, los laminados C(n)e-C(n)g son los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 4/6 y tres categorías de grados de dispersión del vidrio (exterior, intermedio y central).

El lote A (Tabla 4.10) contiene ocho laminados que permiten estudiar la influencia de las variables de diseño propuestas en el presente trabajo en una configuración [0/0/0]<sub>s</sub>. El laminado Aa y Ah corresponde a los materiales compuestos de referencia HE y LE, respectivamente. Los laminados Ab-Ad son los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 2/6 y tres categorías de grados de dispersión del carbono (exterior, intermedio y central). Por otro lado, los laminados Ae-Ag corresponden a los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 4/6 y tres categorías de grados de dispersión del vidrio (exterior, intermedio y central).

Tabla 4.11 Laminados de estudio de la configuración B1 [0/+15/-15]<sub>s</sub>

Laminado			B1						Secuencia
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	0	+15	-15	-15	+15	0	[0/+15/-15] <sub>s</sub>
9	B1a	0	G	G	G	G	G	G	[0G/+15G/-15G] <sub>s</sub>
10	B1b	2/6	C	G	G	G	G	C	[0c/+15G/-15G] <sub>s</sub>
11	B1c	2/6	G	C	G	G	C	G	[0G/+15c/-15G] <sub>s</sub>
12	B1d	2/6	G	G	C	C	G	G	[0G/+15G/-15c] <sub>s</sub>
13	B1e	4/6	C	C	G	G	C	C	[0c/+15c/-15G] <sub>s</sub>
14	B1f	4/6	C	G	C	C	G	C	[0c/+15G/-15c] <sub>s</sub>
15	B1g	4/6	G	C	C	C	C	G	[0G/+15c/-15c] <sub>s</sub>
16	B1h	1	C	C	C	C	C	C	[0c/+15c/-15c] <sub>s</sub>

Tabla 4.13 Laminados de estudio de la configuración B3 [+15/-15/0]<sub>s</sub>

Laminado			B3						Secuencia
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	+15	-15	0	0	-15	+15	[+15/-15/0] <sub>s</sub>
25	B3a	0	G	G	G	G	G	G	[+15G/-15G/0G] <sub>s</sub>
26	B3b	2/6	C	G	G	G	G	C	[+15c/-15G/0G] <sub>s</sub>
27	B3c	2/6	G	C	G	G	C	G	[+15G/-15c/0G] <sub>s</sub>
28	B3d	2/6	G	G	C	C	G	G	[+15G/-15G/0c] <sub>s</sub>
29	B3e	4/6	C	C	G	G	C	C	[+15c/-15c/0G] <sub>s</sub>
30	B3f	4/6	C	G	C	C	G	C	[+15c/-15G/0c] <sub>s</sub>
31	B3g	4/6	G	C	C	C	C	G	[+15G/-15c/0c] <sub>s</sub>
32	B3h	1	C	C	C	C	C	C	[+15c/-15c/0c] <sub>s</sub>

Tabla 4.14 Laminados de estudio de la configuración C1 [+30/-30/0]<sub>s</sub>

Laminado			C1						Secuencia
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	0	+30	-30	-30	+30	0	[0/+30/-30] <sub>s</sub>
33	C1a	0	G	G	G	G	G	G	[0G/+30G/-30G] <sub>s</sub>
34	C1b	2/6	C	G	G	G	G	C	[0c/+30G/-30G] <sub>s</sub>
35	C1c	2/6	G	C	G	G	C	G	[0G/+30c/-30G] <sub>s</sub>
36	C1d	2/6	G	G	C	C	G	G	[0G/+30G/-30c] <sub>s</sub>
37	C1e	4/6	C	C	G	G	C	C	[0c/+30c/-30G] <sub>s</sub>
38	C1f	4/6	C	G	C	C	G	C	[0c/+30G/-30c] <sub>s</sub>
39	C1g	4/6	G	C	C	C	C	G	[0G/+30c/-30c] <sub>s</sub>
40	C1h	1	C	C	C	C	C	C	[0c/+30c/-30c] <sub>s</sub>

Tabla 4.15 Laminados de estudio de la configuración C2 [+30/0/-30]<sub>s</sub>

Laminado		C2						Secuencia	
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	+30	0	-30	-30	0	+30	[+30/0/-30] <sub>s</sub>
41	C2a	0	G	G	G	G	G	G	[+30G/0G/-30G] <sub>s</sub>
42	C2b	2/6	C	G	G	G	G	C	[+30c/0G/-30G] <sub>s</sub>
43	C2c	2/6	G	C	G	G	C	G	[+30G/0c/-30G] <sub>s</sub>
44	C2d	2/6	G	G	C	C	G	G	[+30G/0G/-30c] <sub>s</sub>
45	C2e	4/6	C	C	G	G	C	C	[+30c/0c/-30G] <sub>s</sub>
46	C2f	4/6	C	G	C	C	G	C	[+30c/0G/-30c] <sub>s</sub>
47	C2g	4/6	G	C	C	C	C	G	[+30G/0c/-30c] <sub>s</sub>
48	C2h	1	C	C	C	C	C	C	[+30c/0c/-30c] <sub>s</sub>

Los lotes D1, D2 y D3 (Tabla 4.17-4.19) contienen laminados que permiten estudiar la influencia de las variables de diseño propuestas en el presente trabajo en una orientación de fibras ±45°. Al comparar la información entre los tres lotes se puede determinar la influencia de la secuencia de apilado. Los laminados D(n)a y D(n)h son los materiales compuestos de referencia HE y LE, respectivamente. Los laminados D(n)b-D(n)d corresponden a los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 2/6 y tres categorías de grados de dispersión del carbono (exterior, intermedio y central). Por otro lado, los laminados D(n)e-D(n)g son los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 4/6 y tres categorías de grados de dispersión del vidrio (exterior, intermedio y central).

Tabla 4.18 Laminados de estudio de la configuración D2 [+45/0/+45]<sub>s</sub>

Laminado		D2						Secuencia	
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	+45	0	-45	-45	0	+45	[+45/0/-45] <sub>s</sub>
65	D2a	0	G	G	G	G	G	G	[+45G/0G/-45G] <sub>s</sub>
66	D2b	2/6	C	G	G	G	G	C	[+45c/0G/-45G] <sub>s</sub>
67	D2c	2/6	G	C	G	G	C	G	[+45G/0c/-45G] <sub>s</sub>
68	D2d	2/6	G	G	C	C	G	G	[+45G/0G/-45c] <sub>s</sub>
69	D2e	4/6	C	C	G	G	C	C	[+45c/0c/-45G] <sub>s</sub>
70	D2f	4/6	C	G	C	C	G	C	[+45c/0G/-45c] <sub>s</sub>
71	D2g	4/6	G	C	C	C	C	G	[+45G/0c/-45c] <sub>s</sub>
72	D2h	1	C	C	C	C	C	C	[+45c/0c/-45c] <sub>s</sub>

Los lotes E1, E2 y E3 (Tabla 4.20-4.22) contienen laminados que permiten estudiar la influencia de las variables de diseño propuestas en el presente trabajo en una orientación de fibras ±60°. Al comparar la información entre los tres lotes se puede determinar la influencia de la secuencia de apilado. Los laminados E(n)a y E(n)h son los materiales compuestos de referencia HE y LE, respectivamente. Los laminados E(n)b-E(n)d corresponden a los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 2/6 y tres categorías de grados de dispersión del carbono (exterior, intermedio y central). Por otro lado, los laminados E(n)e-E(n)g son los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 4/6 y tres categorías de grados de dispersión del vidrio (exterior, intermedio y central).

Tabla 4.16 Laminados de estudio de la configuración C3 [+30/-30/0]<sub>s</sub>

Laminado		C3					Secuencia	
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	+30	-30	0	-30	+30	[+30/-30/0] <sub>s</sub>
49	C3a	0	G	G	G	G	G	[+30G/-30G/0G] <sub>s</sub>
50	C3b	2/6	C	G	G	G	C	[+30c/-30G/0G] <sub>s</sub>
51	C3c	2/6	G	C	G	G	G	[+30G/-30c/0G] <sub>s</sub>
52	C3d	2/6	G	G	C	C	G	[+30G/-30G/0c] <sub>s</sub>
53	C3e	4/6	C	C	G	G	C	[+30c/-30c/0G] <sub>s</sub>
54	C3f	4/6	C	G	C	C	G	[+30c/-30G/0c] <sub>s</sub>
55	C3g	4/6	G	C	C	C	G	[+30G/-30c/0c] <sub>s</sub>
56	C3h	1	C	C	C	C	C	[+30c/-30c/0c] <sub>s</sub>

Tabla 4.17 Laminados de estudio de la configuración D1 [+45/-45/0]<sub>s</sub>

Laminado		D1						Secuencia	
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	0	+45	-45	-45	+45	0	[0/+45/-45] <sub>s</sub>
57	D1a	0	G	G	G	G	G	G	[0G/+45G/-45G] <sub>s</sub>
58	D1b	2/6	C	G	G	G	G	C	[0c/+45G/-45G] <sub>s</sub>
59	D1c	2/6	G	C	G	G	C	G	[0G/+45c/-45G] <sub>s</sub>
60	D1d	2/6	G	G	C	C	G	G	[0G/+45G/-45c] <sub>s</sub>
61	D1e	4/6	C	C	G	G	C	C	[0c/+45c/-45G] <sub>s</sub>
62	D1f	4/6	C	G	C	C	G	C	[0c/+45G/-45c] <sub>s</sub>
63	D1g	4/6	G	C	C	C	C	G	[0G/+45c/-45c] <sub>s</sub>
64	D1h	1	C	C	C	C	C	C	[0c/+45c/-45c] <sub>s</sub>

Tabla 4.19 Laminados de estudio de la configuración D3 [+45/-45/0]<sub>s</sub>

Laminado		D3						Secuencia	
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	+45	-45	0	-45	+45	[+45/-45/0] <sub>s</sub>	
73	D3a	0	G	G	G	G	G	G	[+45G/-45G/0G] <sub>s</sub>
74	D3b	2/6	C	G	G	G	G	C	[+45c/-45G/0G] <sub>s</sub>
75	D3c	2/6	G	C	G	G	C	G	[+45G/-45c/0G] <sub>s</sub>
76	D3d	2/6	G	G	C	C	G	G	[+45G/-45G/0c] <sub>s</sub>
77	D3e	4/6	C	C	G	G	C	C	[+45c/-45c/0G] <sub>s</sub>
78	D3f	4/6	C	G	C	C	G	C	[+45c/-45G/0c] <sub>s</sub>
79	D3g	4/6	G	C	C	C	C	G	[+45G/-45c/0c] <sub>s</sub>
80	D3h	1	C	C	C	C	C	C	[+45c/-45c/0c] <sub>s</sub>

Tabla 4.20 Laminados de estudio de la configuración E1 [0/+60/-60]<sub>s</sub>

Laminado		E1						Secuencia	
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	0	+60	-60	-60	+60	0	[0/+60/-60] <sub>s</sub>
81	E1a	0	G	G	G	G	G	G	[0G/+60G/-60G] <sub>s</sub>
82	E1b	2/6	C	G	G	G	G	C	[0c/+60G/-60G] <sub>s</sub>
83	E1c	2/6	G	C	G	G	C	G	[0G/+60c/-60G] <sub>s</sub>
84	E1d	2/6	G	G	C	C	G	G	[0G/+60G/-60c] <sub>s</sub>
85	E1e	4/6	C	C	G	G	C	C	[0c/+60c/-60G] <sub>s</sub>
86	E1f	4/6	C	G	C	C	G	C	[0c/+60G/-60c] <sub>s</sub>
87	E1g	4/6	G	C	C	C	C	G	[0G/+60c/-60c] <sub>s</sub>
88	E1h	1	C	C	C	C	C	C	[0c/+60c/-60c] <sub>s</sub>

Tabla 4.21 Laminados de estudio de la configuración E2 [+60/0/-60]<sub>s</sub>

Laminado		E2						Secuencia	
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	+60	0	-60	-60	0	+60	[+60/0/-60] <sub>s</sub>
89	E2a	0	G	G	G	G	G	G	[+60G/0G/-60G] <sub>s</sub>
90	E2b	2/6	C	G	G	G	G	C	[+60C/0G/-60G] <sub>s</sub>
91	E2c	2/6	G	C	G	G	C	G	[+60G/0C/-60G] <sub>s</sub>
92	E2d	2/6	G	G	C	C	G	G	[+60G/0G/-60C] <sub>s</sub>
93	E2e	4/6	C	C	G	G	C	C	[+60C/0C/-60G] <sub>s</sub>
94	E2f	4/6	C	G	C	C	G	C	[+60C/0G/-60C] <sub>s</sub>
95	E2g	4/6	G	C	C	C	C	G	[+60G/0C/-60C] <sub>s</sub>
96	E2h	1	C	C	C	C	C	C	[+60C/0C/-60C] <sub>s</sub>

Los lotes F1, F2 y F3 (Tabla 4.23-4.25) contienen laminados que permiten estudiar la influencia de las variables de diseño propuestas en el presente trabajo en una orientación de fibras ±75°. Al comparar la información entre los tres lotes se puede determinar la influencia de la secuencia de apilado. Los laminados F(n)a y F(n)h son los materiales compuestos de referencia HE y LE, respectivamente. Los laminados F(n)b-F(n)d corresponden a los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 2/6 y tres categorías de grados de dispersión del carbono (exterior, intermedio y central). Por otro lado, los laminados F(n)e-F(n)g son los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 4/6 y tres categorías de grados de dispersión del vidrio (exterior, intermedio y central).

Tabla 4.24 Laminados de estudio de la configuración F2 [+75/0/-75]<sub>s</sub>

Laminado		F2						Secuencia	
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	+75	0	-75	-75	0	+75	[+75/0/-75] <sub>s</sub>
113	F2a	0	G	G	G	G	G	G	[+75G/0G/-75G] <sub>s</sub>
114	F2b	2/6	C	G	G	G	G	C	[+75C/0G/-75G] <sub>s</sub>
115	F2c	2/6	G	C	G	G	C	G	[+75G/0C/-75G] <sub>s</sub>
116	F2d	2/6	G	G	C	C	G	G	[+75G/0G/-75C] <sub>s</sub>
117	F2e	4/6	C	C	G	G	C	C	[+75C/0C/-75G] <sub>s</sub>
118	F2f	4/6	C	G	C	C	G	C	[+75C/0G/-75C] <sub>s</sub>
119	F2g	4/6	G	C	C	C	C	G	[+75G/0C/-75C] <sub>s</sub>
120	F2h	1	C	C	C	C	C	C	[+75C/0C/-75C] <sub>s</sub>

Los lotes G1, G2 y G3 (Tabla 4.26-4.28) contienen laminados que permiten estudiar la influencia de las variables de diseño propuestas en el presente trabajo en una orientación de fibras ±90°. Al comparar la información entre los tres lotes se puede determinar la influencia de la secuencia de apilado. Los laminados G(n)a y G(n)h son los materiales compuestos de referencia HE y LE, respectivamente. Los laminados G(n)b-G(n)d corresponden a los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 2/6 y tres categorías de grados de dispersión del carbono (exterior, intermedio y central). Por otro lado, los laminados G(n)e-G(n)g son los compuestos híbridos con un v<sub>fLE</sub> = 4/6 y tres categorías de grados de dispersión del vidrio (exterior, intermedio y central).

Tabla 4.22 Laminados de estudio de la configuración E3 [+60/-60/0]<sub>s</sub>

Laminado		E3						Secuencia
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	+60	-60	0	-60	+60	[+60/-60/0] <sub>s</sub>
97	E3a	0	G	G	G	G	G	[+60G/-60G/0G] <sub>s</sub>
98	E3b	2/6	C	G	G	G	C	[+60C/-60G/0G] <sub>s</sub>
99	E3c	2/6	G	C	G	G	C	[+60G/-60C/0G] <sub>s</sub>
100	E3d	2/6	G	G	C	C	G	[+60G/-60G/0C] <sub>s</sub>
101	E3e	4/6	C	C	G	G	C	[+60C/-60C/0G] <sub>s</sub>
102	E3f	4/6	C	G	C	C	G	[+60C/-60G/0C] <sub>s</sub>
103	E3g	4/6	G	C	C	C	G	[+60G/-60C/0C] <sub>s</sub>
104	E3h	1	C	C	C	C	C	[+60C/-60C/0C] <sub>s</sub>

Tabla 4.23 Laminados de estudio de la configuración F1 [0/+75/-75]<sub>s</sub>

Laminado		F1						Secuencia	
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	0	+75	-75	-75	+75	0	[0/+75/-75] <sub>s</sub>
105	F1a	0	G	G	G	G	G	G	[0G/+75G/-75G] <sub>s</sub>
106	F1b	2/6	C	G	G	G	G	C	[0C/+75G/-75G] <sub>s</sub>
107	F1c	2/6	G	C	G	G	C	G	[0G/+75C/-75G] <sub>s</sub>
108	F1d	2/6	G	G	C	C	G	G	[0G/+75G/-75C] <sub>s</sub>
109	F1e	4/6	C	C	G	G	C	C	[0C/+75C/-75G] <sub>s</sub>
110	F1f	4/6	C	G	C	C	G	C	[0C/+75G/-75C] <sub>s</sub>
111	F1g	4/6	G	C	C	C	C	G	[0G/+75C/-75C] <sub>s</sub>
112	F1h	1	C	C	C	C	C	C	[0C/+75C/-75C] <sub>s</sub>

Tabla 4.25 Laminados de estudio de la configuración F3 [+75/-75/0]<sub>s</sub>

Laminado		F3						Secuencia
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	+75	-75	0	-75	+75	[+75/-75/0] <sub>s</sub>
121	F3a	0	G	G	G	G	G	[+75G/-75G/0G] <sub>s</sub>
122	F3b	2/6	C	G	G	G	C	[+75C/-75G/0G] <sub>s</sub>
123	F3c	2/6	G	C	G	G	C	[+75G/-75C/0G] <sub>s</sub>
124	F3d	2/6	G	G	C	C	G	[+75G/-75G/0C] <sub>s</sub>
125	F3e	4/6	C	C	G	G	C	[+75C/-75C/0G] <sub>s</sub>
126	F3f	4/6	C	G	C	C	G	[+75C/-75G/0C] <sub>s</sub>
127	F3g	4/6	G	C	C	C	G	[+75G/-75C/0C] <sub>s</sub>
128	F3h	1	C	C	C	C	C	[+75C/-75C/0C] <sub>s</sub>

Tabla 4.26 Laminados de estudio de la configuración G1 [0/+90/-90]<sub>s</sub>

Laminado		G1						Secuencia	
No	Nomen.	v <sub>fLE</sub>	0	+90	-90	-90	+90	0	[0/+90/-90] <sub>s</sub>
129	G1a	0	G	G	G	G	G	G	[0G/+90G/-90G] <sub>s</sub>
130	G1b	2/6	C	G	G	G	G	C	[0C/+90G/-90G] <sub>s</sub>
131	G1c	2/6	G	C	G	G	C	G	[0G/+90C/-90G] <sub>s</sub>
132	G1d	2/6	G	G	C	C	G	G	[0G/+90G/-90C] <sub>s</sub>
133	G1e	4/6	C	C	G	G	C	C	[0C/+90C/-90G] <sub>s</sub>
134	G1f	4/6	C	G	C	C	G	C	[0C/+90G/-90C] <sub>s</sub>
135	G1g	4/6	G	C	C	C	C	G	[0G/+90C/-90C] <sub>s</sub>
136	G1h	1	C	C	C	C	C	C	[0C/+90C/-90C] <sub>s</sub>

Tabla 4.27 Laminados de estudio de la configuración G2 [+90/0/-90]<sub>s</sub>

Laminado			G2						Secuencia
No	Nomen.	$v_{fLE}$	+90	0	-90	-90	0	+90	[+90/0/-90] <sub>s</sub>
137	G2a	0	G	G	G	G	G	G	[+90G/0G/-90G] <sub>s</sub>
138	G2b	2/6	C	G	G	G	G	C	[+90C/0G/-90G] <sub>s</sub>
139	G2c	2/6	G	C	G	G	C	G	[+90G/0C/-90G] <sub>s</sub>
140	G2d	2/6	G	G	C	C	G	G	[+90G/0C/-90C] <sub>s</sub>
141	G2e	4/6	C	C	G	G	C	C	[+90C/0C/-90G] <sub>s</sub>
142	G2f	4/6	C	G	C	C	G	C	[+90C/0G/-90C] <sub>s</sub>
143	G2g	4/6	G	C	C	C	C	G	[+90G/0C/-90C] <sub>s</sub>
144	G2h	1	C	C	C	C	C	C	[+90C/0C/-90C] <sub>s</sub>

Tabla 4.28 Laminados de estudio de la configuración G3 [+90/-90/0]<sub>s</sub>

Laminado			G3						Secuencia
No	Nomen.	$v_{fLE}$	+90	-90	0	0	-90	+90	[+90/-90/0] <sub>s</sub>
145	G3a	0	G	G	G	G	G	G	[+90G/-90G/0G] <sub>s</sub>
146	G3b	2/6	C	G	G	G	G	C	[+90C/-90G/0G] <sub>s</sub>
147	G3c	2/6	G	C	G	G	C	G	[+90G/-90C/0G] <sub>s</sub>
148	G3d	2/6	G	G	C	C	G	G	[+90G/-90G/0C] <sub>s</sub>
149	G3e	4/6	C	C	G	G	C	C	[+90C/-90C/0G] <sub>s</sub>
150	G3f	4/6	C	G	C	C	G	C	[+90C/-90G/0C] <sub>s</sub>
151	G3g	4/6	G	C	C	C	C	G	[+90G/-90C/0C] <sub>s</sub>
152	G3h	1	C	C	C	C	C	C	[+90C/-90C/0C] <sub>s</sub>

Con respecto a los ensayos mecánicos, las 19 configuraciones (Tabla 4.6) se pueden clasificar en dos grupos: a) Laminados unidireccionales (Lote A), los cuales son los laminados de referencia que permiten evaluar si el efecto híbrido es positivo en función de los valores seleccionados en las variables de diseño, en estos lotes se realizarán ensayos de tensión y flexión; b) laminados multidireccionales (Lotes B, C, D, E, F y G), los cuales permiten evaluar el efecto híbrido en función de todas las variables de diseño y en los cuales se realizan ensayos de tensión.

Después de realizar los ensayos mecánicos en los laminados de estudio (Tablas 4.10-4.28) se obtendrá un conjunto de resultados experimentales que permitirán cuantificar la influencia de las variables de diseño en la hibridación. Como parte del análisis de resultados, se propone la construcción de gráficas tridimensionales para observar la variación de las propiedades mecánicas en función de las variables de diseño de un laminado híbrido. Por ejemplo, en la Figura 4.11 se muestra la gráfica tridimensional de la variación de las propiedades mecánicas de laminados híbridos en función de la orientación de las fibras, secuencia de apilado y grado de dispersión, a través de una condición de  $v_{fLE} = 2/6$ . Esta forma de presentar los datos experimentales permite destacar la influencia del grado de dispersión de las capas de fibra de carbono en la hibridación, ya sea al colocar el carbono en la zona exterior, intermedia o central del laminado, además, su variación está en función de la orientación de las fibras y la secuencia de apilado de las láminas.

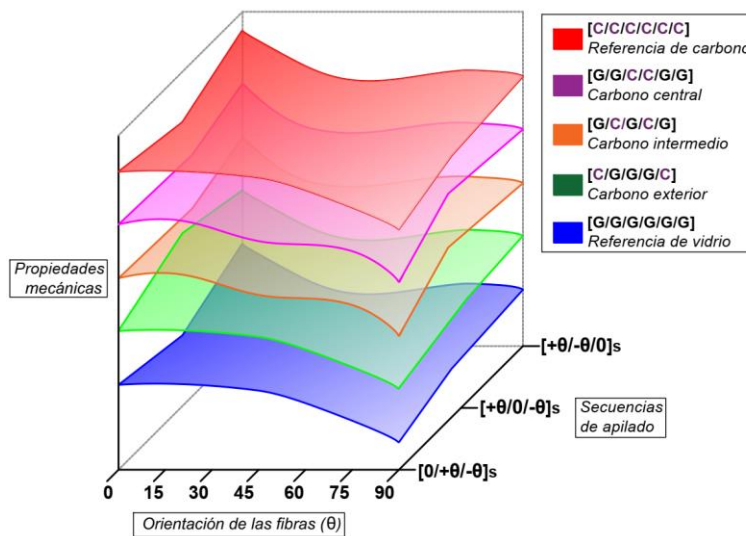


Figura 4.11 Variación de las propiedades mecánicas en función de las variables de diseño en un laminado  $v_{fLE} = 2/6$ .

### 4.1.4.1 Modelo fenomenológico propuesto

El modelo de regresión múltiple (sección 4.1.1) se describe a través de la siguiente ecuación:

$$Y = \beta_0 + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \beta_3 X_1 X_2 + \beta_4 X_1^2 + \beta_5 X_2^2 \dots \quad (4.1)$$

donde  $Y$  es la variable de respuesta,  $X_1, X_2, \dots, X_k$  son las variables de diseño y sus interacciones, y  $\beta_j, j = 0, 1, \dots, k$  son los parámetros de coeficientes de regresión. Como primer paso, se renombran las variables de diseño de la ecuación 4.1 por las variables diseño (sección 4.1.2) definidas para el presente trabajo. En la Tabla 4.29 se muestran las cuatro variables de diseño que se utilizarán para los modelos fenomenológicos de hibridación.

Tabla 4.29 Variables de diseño de los modelos fenomenológicos de hibridación.

Variables de diseño			Nivel de estudio experimental
$X_1$	$\theta$	Orientación de las fibras	$0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ, 75^\circ, 90^\circ$ (sección 4.1.2.2)
$X_2$	$v_{fLE}$	Fracción de volumen híbrida	$0, \frac{2}{6}, \frac{4}{6}, 1$ . (sección 4.1.2.3)
$X_3$	$S_a$	Secuencia de apilado	$[0/+ \theta / - \theta]_s, [+ \theta / 0 / - \theta]_s, [+ \theta / - \theta / 0]_s$ (sección 4.1.2.2)
$X_4$	$G_d$	Grado de dispersión híbrido	$[C/G/G]_s, [G/C/G]_s, [G/G/C]_s$ $[G/C/C]_s, [C/G/C]_s, [C/C/G]_s$ (sección 4.1.2.3)

Para estimar los parámetros  $\beta_j$  de la regresión lineal múltiple se necesita contar con  $n$  datos u observaciones ( $n > k$ ) que relacionen cada combinación de valores de las variables de diseño ( $x_{n1}, x_{n2}, \dots, x_{nk}$ ) con un valor de la variable de respuesta ( $y_n$ ).

Por ejemplo, en la Tabla 4.30 se muestra la estructura que debe tener la información experimental de los 152 laminados para relacionar cada combinación de valores de las variables de diseño ( $\theta, v_{fLE}, S_a, G_d$ ) con la variable de respuesta (EH<sub>et</sub>), y así poder estimar los parámetros  $\beta_j$  del modelo fenomenológico EH<sub>et</sub>.

Tabla 4.30 Estructura de la información experimental de los 152 laminados para la regresión lineal múltiple.

Nº Laminado	$X_1$ $\theta$	$X_2$ $v_{fLE}$	$X_3$ $S_a$	$X_4$ $G_d$	$Y$ $EH_{et}$
1	0	0	$[0/0/0]_s$	$[G/G/G]_s$	0
2	0	2/6	$[0/0/0]_s$	$[C/G/C]_s$	$y_2$
3	0	2/6	$[0/0/0]_s$	$[G/C/G]_s$	$y_3$
4	0	2/6	$[0/0/0]_s$	$[G/G/C]_s$	$y_4$
5	0	4/6	$[0/0/0]_s$	$[G/C/C]_s$	$y_5$
6	0	4/6	$[0/0/0]_s$	$[C/C/G]_s$	$y_6$
7	0	4/6	$[0/0/0]_s$	$[G/C/C]_s$	$y_7$
8	0	0	$[0/0/0]_s$	$[C/C/C]_s$	1
9	15	0	$[0/+15/-15]_s$	$[G/G/G]_s$	0
10	15	2/6	$[0/+15/-15]_s$	$[C/G/C]_s$	$y_{10}$
11	15	2/6	$[0/+15/-15]_s$	$[G/C/G]_s$	$y_{11}$
12	15	2/6	$[0/+15/-15]_s$	$[G/G/C]_s$	$y_{12}$
13	15	4/6	$[0/+15/-15]_s$	$[G/C/C]_s$	$y_{13}$

14	15	4/6	[0/+15/-15]s	[C/C/G]s	$y_{14}$
15	15	4/6	[0/+15/-15]s	[G/C/C]s	$y_{15}$
16	15	0	[0/+15/-15]s	[C/C/C]s	0
⋮	⋮	⋮	⋮	⋮	⋮
145	90	0	[+90/-90/0]s	[G/G/G]s	0
146	90	2/6	[+90/-90/0]s	[C/G/C]s	$y_{146}$
	90	2/6	[+90/-90/0]s	[G/C/G]s	$y_{147}$
148	90	2/6	[+90/-90/0]s	[G/G/C]s	$y_{148}$
149	90	4/6	[+90/-90/0]s	[G/C/C]s	$y_{149}$
150	90	4/6	[+90/-90/0]s	[C/C/G]s	$y_{150}$
151	90	4/6	[+90/-90/0]s	[G/C/C]s	$y_{151}$
152	90	0	[+90/-90/0]s	[C/C/C]s	0

La estructura de la información experimental que se presenta en la Tabla 4.30 se utiliza de forma similar para los demás efectos híbridos, y así poder estimar los parámetros de regresión para los modelos fenomenológicos  $EH_{\text{et}}$ ,  $EH_{\text{ot}}$  y  $EH_{\text{Et}}$ . Por lo tanto, después de organizar la información experimental se procede a plantear la estructura que tendrá cada modelo fenomenológico del efecto híbrido. Las ecuaciones 4.14, 4.15 y 4.16 estiman el efecto híbrido al someter el material compuesto a un estado de tensión, estos modelos se encuentran en función de las variables de diseño  $(\theta, v_{fLE}, S_a, G_d)$  y sus interacciones.

#### Efecto híbrido

$$EH_{\text{et}} = \beta_0 + \beta_1\theta + \beta_2S_a + \beta_3G_d + \beta_4v_{fLE} + \beta_5\theta S_a + \beta_6\theta G_d + \beta_7\theta v_{fLE} + \beta_8S_a G_d \quad (4.14)$$

$$+ \beta_9v_{fLE}S_a + \beta_{10}v_{fLE}G_d + \beta_{11}\theta^2 + \beta_{12}S_a^2 + \beta_{13}G_d^2 + \beta_{14}v_{fLE}^2$$

$$EH_{\text{ot}} = \gamma_0 + \gamma_1\theta + \gamma_2S_a + \gamma_3G_d + \gamma_4v_{fLE} + \gamma_5\theta S_a + \gamma_6\theta G_d + \gamma_7\theta v_{fLE} + \gamma_8S_a G_d \quad (4.15)$$

$$+ \gamma_9v_{fLE}S_a + \gamma_{10}v_{fLE}G_d + \gamma_{11}\theta^2 + \gamma_{12}S_a^2 + \gamma_{13}G_d^2 + \gamma_{14}v_{fLE}^2$$

$$EH_{\text{Et}} = \delta_0 + \delta_1\theta + \delta_2S_a + \delta_3G_d + \delta_4v_{fLE} + \delta_5\theta S_a + \delta_6\theta G_d + \delta_7\theta v_{fLE} + \delta_8S_a G_d \quad (4.16)$$

$$+ \delta_9v_{fLE}S_a + \delta_{10}v_{fLE}G_d + \delta_{11}\theta^2 + \delta_{12}S_a^2 + \delta_{13}G_d^2 + \delta_{14}v_{fLE}^2$$

Posteriormente, se realizará un análisis de varianza para analizar la significancia de los modelos propuestos y un análisis de la calidad de estimación a los coeficientes de regresión de cada modelo. Este último permite conocer cuales términos de los modelos propuestos no son significativos y por lo cual serán descartados de la estructura final del modelo. Por último, se realizará un análisis de sensibilidad para evaluar el impacto que tiene cada variable de diseño en la variable de salida, es decir, determinar la importancia que tiene cada variable de diseño dentro de la estimación del efecto híbrido.



## 4.2 Parámetros para la realización de los ensayos mecánicos

A continuación, se describen las normas para realizar los ensayos mecánicos, y las cuales se utilizarán para definir la geometría y cantidad de probetas de los laminados de estudio. Además, estas normas estandarizadas permiten definir los parámetros de ensayo para la realización de las pruebas en la máquina de ensayos universales.

### 4.2.1 Métodos de ensayos estandarizados

Al principio, con el incremento en el uso de los materiales compuestos en aplicaciones estructurales, se utilizaron los métodos de ensayos convencionales para estudiar a los materiales compuestos. Sin embargo, estos métodos de pruebas se desarrollaron para determinar las propiedades físicas y mecánicas de los metales y para otros materiales homogéneos e isotrópicos. No obstante, pronto se reconoció que los materiales compuestos, los cuales son anisotrópicos y heterogéneos, requieren de consideraciones especiales para determinar sus propiedades físicas y mecánicas [64].

En esta etapa inicial, los primeros métodos de ensayos para materiales compuestos no se encontraban estandarizados, por lo tanto, cada fabricante proponía su propio método de prueba. Esto, sumado con la aparición de nuevos materiales tanto para las fibras como la matriz dificultaba la existencia de una estandarización de los métodos de ensayos en los materiales compuestos. Actualmente, organizaciones como la Sociedad Americana para Pruebas y Materiales (ASTM, por sus siglas en inglés) y la Organización Internacional para la Estandarización (ISO, por sus siglas en inglés) han logrado mantener un cierto grado de uniformidad con respecto a los métodos de ensayos en materiales compuestos. Sin embargo, estas organizaciones consideran que la estandarización no puede ser estricta por la propia naturaleza de los materiales compuestos [64].

En el presente trabajo, es de interés realizar ensayos mecánicos por cargas de tensión y flexión en materiales compuestos, por lo tanto, es necesario realizar una búsqueda dentro de la literatura de los métodos de ensayos estandarizados existentes.

La ASTM cuenta con la norma *ASTM D3039 “Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials”* [65] para realizar los ensayos de tensión y la norma *ASTM D7264 “Standard test method for flexural properties of polymer matrix composite materials”* [66] para realizar los ensayos a flexión.

#### 4.2.1.1 Número de probetas

De acuerdo a la norma ASTM D3039 [65] se establece que al menos cinco probetas (muestras) se deben utilizar para determinar las propiedades elásticas, porcentaje de elongación a la ruptura y la resistencia última de un material compuesto a través de un ensayo de tensión. Por su parte, la norma ASTM D7264 [66] establece de igual manera que se deben utilizar cinco probetas para determinar las propiedades elásticas, porcentaje de elongación a la ruptura y la resistencia a la flexión de un material compuesto a través de un ensayo de tensión.

### 4.2.1.2 Diseño geométrico de las probetas

La norma ASTM D3039 [65] establece primero ciertos requisitos geométricos que deben tener las probetas de material compuesto para los ensayos de tensión (Tabla 4.31). Posteriormente, se describen ciertas recomendaciones geométricas en las probetas que se han utilizado en diversos laboratorios y de las cuales se han obtenido modos de falla aceptables (Tabla 4.32).

Por lo tanto, en la Tabla 4.33 se muestran los datos geométricos seleccionados para las probetas de los materiales compuestos de estudio. La geometría seleccionada es una reducción en proporciones aproximadas de 1:2 de acuerdo a las geometrías propuestas en la norma ASTM D3039 [65] (Tabla 4.31 y Tabla 4.32).

Tabla 4.31 Requisitos geométricos de las probetas de material compuesto de acuerdo a la norma ASTM D3039 [65] para los ensayos de tensión.

Probetas a tensión	Requisitos
Forma	De sección transversal rectangular constante
Longitud mínima	Sujeción + 2 veces el ancho + longitud de medición
Ancho	El requerido
Tolerancia	±1 % del ancho
Espesor	El requerido
Tolerancia del espesor	±4 % del espesor

Tabla 4.32 Recomendaciones para la geometría de las probetas de material compuesto de acuerdo a diversos laboratorios [65].

Orientación de la fibra	Geometría de las probetas	
	Ancho (mm)	Longitud total (mm)
Unidireccional (0°)	15	250
Unidireccional (90°)	25	175
Balaceado y simétrico	25	250
Discontinua-aleatoria	25	250

Tabla 4.33 Geometría seleccionada para las probetas de ensayos de tensión.

Probetas de ensayos de tensión	
Longitud total	135 mm
Ancho	13 mm

Por otra parte, en la Tabla 4.34 se muestran los requisitos geométricos que deben tener las probetas de material compuesto para los ensayos de flexión de acuerdo a la norma ASTM D7264 [66]. Sin embargo, primero se debe estimar un espesor promedio que tendrán los laminados de estudio. En una investigación realizada por Alcudia [67] en configuraciones de laminados de seis capas de fibra de carbono “4.7 oz. Uni-Web unidirectional carbon fiber” se encontró que los laminados pueden alcanzar hasta un espesor promedio de 3mm.

Tabla 4.34 Requisitos geométricos de la probeta de material compuesto para los ensayos de flexión.

Probetas a flexión	Requisitos
Forma	Sección transversal rectangular constante
Espesor	3 mm [67]
Ancho de la probeta	13 mm
Longitud entre apoyos (span)	96 mm; relación 32:1 respecto al espesor de la probeta.
Longitud total de la probeta	115 mm; 20% más largo que la longitud de apoyos.



## 4.2.4 Máquina de ensayos universales

Las pruebas de tensión y flexión se realizarán en la máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 kN (Figura 4.12a), la cual cuenta con la calibración acreditada por el grupo Mess Servicios Metrológicos (No. de certificado: MESS-CC-FZE-025/2015).

### 4.2.4.1 Pruebas de tensión

En la Figura 4.12b se muestra una imagen de la configuración que se requiere para realizar los ensayos de tensión en la máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 kN. La celda de carga (Figura 4.12b1) tiene una capacidad de 100 kN (No. M349703) con un grado de exactitud dentro del  $\pm 1\%$  para el rango de 1/500 a 1/1 de la capacidad de la celda [68]. Las probetas de los laminados de estudio tienen una forma plana, por lo tanto, es posible utilizar las mordazas de tipo cuña (Figura 4.12b3). Una de sus ventajas principales es el auto-ajuste generado por el principio de cuña al aplicar la carga de tensión, lo cual evita alguna tendencia de la probeta a deslizarse. La mordaza inferior se sujeta a la tabla-base de la máquina a través de una unión inferior (Figura 4.12b4) y la mordaza superior se sujeta a la celda de carga a través de una junta universal (Figura 4.12b2); esta junta permite mantener la posición vertical de la probeta durante el ensayo de tensión.

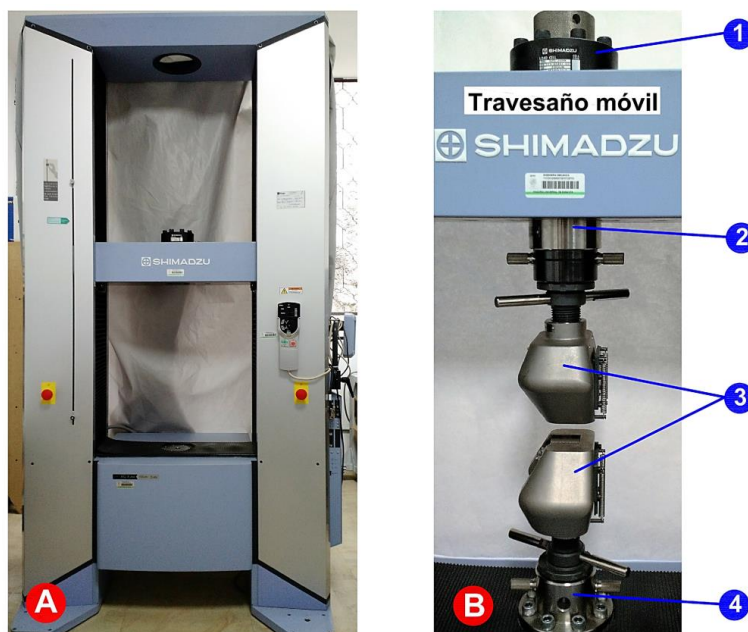


Figura 4.12 Se muestra en A) la máquina de ensayos universales AG-X plus 100 kN y en B) la configuración de la máquina-accesorios para realizar los ensayos de tensión.

El registro de la deformación de la probeta durante el ensayo de tensión se realiza a través de dos formas: el desplazamiento del travesaño móvil de la máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 kN y por medio del extensómetro axial Epsilon® 3542-050M-050-ST (Longitud calibrada de 50mm), el cual cuenta con la calibración acreditada por el grupo Mess Servicios Metrológicos® (No. de certificado: MESS-CC-FZE-025/2015).

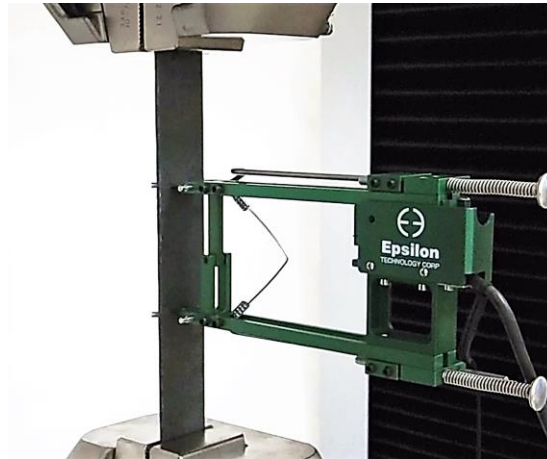


Figura 4.13 Extensómetro axial Epsilon® 3542-050M-050-ST.

### 4.2.3.1 Pruebas de flexión

En la Figura 4.14 se muestra una imagen de la configuración que se requiere para realizar los ensayos de flexión a tres puntos en la máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 kN. En la parte superior del travesaño móvil se ubica la celda de carga, la cual tiene una capacidad de 100 kN (No. M349703) con un grado de exactitud dentro del  $\pm 1\%$  para el rango de 1/500 a 1/1 de la capacidad de la celda [68]. Posteriormente, a través de un vástago (Figura 4.14a) se conecta la celda de carga de 100 kN con la nariz de carga R5 (No. 026-01504-01), tal y como se muestra en la Figura 4.14b.

En la zona inferior de la máquina de ensayos se coloca la base para los apoyos fijos R5 (Figura 4.14c), los cuales permiten representar en las probetas la condición de una viga simplemente apoyada sometida a una carga central. El registro de la deformación de la probeta durante el ensayo de flexión se realiza a través del desplazamiento del travesaño móvil de la máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 kN.

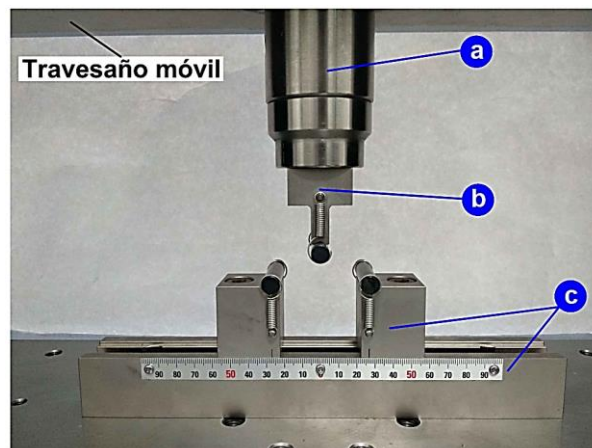


Figura 4.14 Configuración de la máquina-accesorios para realizar los ensayos de flexión a tres puntos en la máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 kN.

### 4.3 Manufactura de los laminados de estudio y planeación para obtener las probetas

El método de manufactura por infusión de resina se desarrolló principalmente para la disminución de la emisión de estireno (el cual es dañino a la salud). Al comparar el método de infusión de resina con los otros métodos de manufactura se pueden destacar las siguientes ventajas: la infusión de resina es considerada una alternativa al método de manufactura por molde abierto, dado que puede reutilizar los moldes rígidos del molde abierto y así disminuir el costo de inversión; en el método de manufactura por transferencia de resina se ocupan grandes presiones para transferir la resina a las fibras, mientras que la infusión de resina no requiere de altas presiones [69].

En la Figura 4.15 se muestra el esquema de una configuración típica del método de infusión de resina. De forma general, el método funciona a través de las siguientes etapas: primero, el laminado es aislado convirtiéndolo en un sistema cerrado del cual se realiza el vacío, la succión que se genera le da acceso a la resina a través de la manguera de entrada, y durante su paso impregna a las fibras hasta llegar a un punto de saturación de resina. Posteriormente, la resina empieza salir del sistema y se dirige a través de la manguera de salida hacia la trampa de resina, lo cual indica que se puede concluir la infusión de resina a través del cierre de las válvulas de paso en las mangueras de entrada y salida [69]. Para que la resina pueda fluir dentro del sistema sometido a una presión de  $-1$  atm se requieren de materiales auxiliares, tales como: la malla de distribución, la tela desplegable (*peel-ply*) y las líneas de arterias.

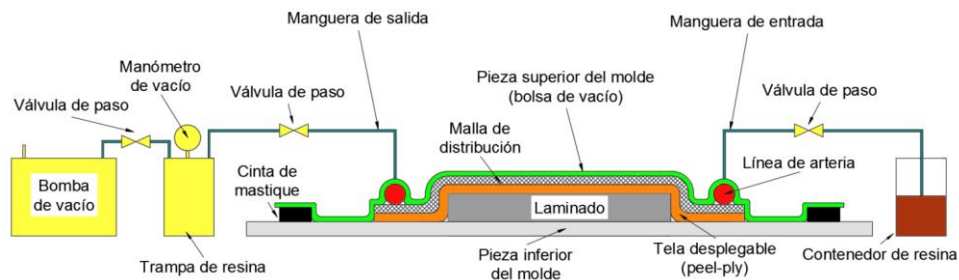


Figura 4.15 Esquema de funcionamiento del método de infusión de resina

Los laminados de estudio en el presente trabajo se realizaron a través de una variación al método de manufactura por infusión de resina. Esta variación, denominada “Manufactura por infusión de resina – Preimpregnado manual”, permite mejorar la impregnación de las fibras con la resina y consiste en utilizar una placa de vidrio como pieza superior del molde cerrado, con los siguientes propósitos: a) obtener una menor extracción de resina en comparación con la utilización de la malla de distribución; b) mejorar el acabado superficial en la parte superior del laminado y c) obtener un espesor uniforme sobre todo el laminado. Además, el arreglo de las líneas de arterias permite que la presión negativa sea uniforme sobre toda la superficie de la pieza dentro del molde cerrado. En el Anexo A se describe de manera detallada la Manufactura por infusión de resina – Preimpregnado manual. Por otro lado, en el Anexo B se presenta cómo se calcularon los tamaños de los laminados y la planeación para obtener las probetas de los laminados de estudio.

# Capítulo 5

## Resultados y discusión

El estudio del efecto de la hibridación en el desempeño mecánico de los materiales compuestos laminados se realizará a través de 19 configuraciones, tal y como se presentó en la sección 4.1.2.2. Estas configuraciones se pueden clasificar en dos grupos: a) *Laminados unidireccionales (Lote A)*, los cuales son los laminados de referencia que permiten evaluar si el efecto híbrido es positivo en función de los valores seleccionados en las variables de diseño, en estos lotes se realizaron ensayos de tensión y flexión; b) *Laminados multidireccionales (Lotes B, C, D, E, F y G)*, los cuales permiten evaluar el efecto híbrido en función de todas las variables de diseño y en los cuales se realizaron ensayos de tensión.

### 5.1 Laminados unidireccionales

El lote A (Tabla 5.1) se encuentra conformado por ocho laminados, los cuales permiten estudiar cuatro condiciones de la fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 0, 2/6, 4/6, 1$ ) y seis configuraciones de grado dispersión. El laminado Aa y Ah son las configuraciones de referencia, es decir, el laminado Aa es el material compuesto HE (Figura 5.1) y el laminado Ah es el material compuesto LE (Figura 5.1). Los laminados Ab-Ag son los materiales compuestos híbridos, los cuales permitirán observar el efecto de la hibridación. Los laminados Ab, Ac y Ad tienen una fracción de volumen híbrida de 2/6 y los laminados Ae, Af y Ag tienen una fracción de volumen híbrida de 4/6.

Tabla 5.1 Laminados de estudio que pertenecen a la configuración A  $[0]_6$

Laminado		$v_{fLE}$	A						Secuencia
No	Nomen.		0	0	0	0	0	0	$[0/0/0]_s$
1	Aa	0	G	G	G	G	G	G	$[0G/0G/0G]_s$
2	Ab	2/6	C	G	G	G	G	C	$[0C/0G/0G]_s$
3	Ac	2/6	G	C	G	G	C	G	$[0C/0C/0G]_s$
4	Ad	2/6	G	G	C	C	G	G	$[0G/0G/0C]_s$
5	Ae	4/6	C	C	G	G	C	C	$[0C/0C/0G]_s$
6	Af	4/6	C	G	C	C	G	C	$[0C/0G/0C]_s$
7	Ag	4/6	G	C	C	C	C	G	$[0G/0C/0C]_s$
8	Ah	1	C	C	C	C	C	C	$[0C/0C/0C]_s$

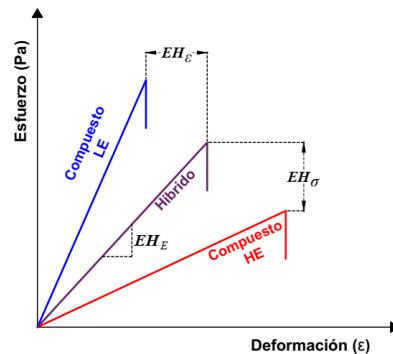


Figura 5.1 Esquema de las definiciones del efecto híbrido en un material compuesto híbrido con una composición de refuerzos LE y HE.

Con respecto al grado dispersión híbrido se presentan seis configuraciones en el lote A, las cuales se clasifican de la siguiente manera: *presencia de carbono en la zona exterior, intermedia y central*, el laminado Ab tiene láminas de fibra de carbono en sus capas externas, el laminado Ac tiene láminas de fibra de carbono en sus capas intermedias y el laminado Ad que tiene láminas de fibra de carbono

en sus capas centrales; *presencia de fibra de vidrio en la zona exterior, intermedia y central*, el laminado Ae tiene láminas de fibra de vidrio en sus capas centrales, el laminado Af tiene láminas de fibra de vidrio en sus capas intermedias y el laminado Ag que tiene láminas de fibra de vidrio en sus capas externas.

### 5.1.1 Propiedades mecánicas a tensión

En la Figura 5.2 se presentan las curvas esfuerzo – elongación de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>, cada curva muestra el desempeño mecánico del laminado (Aa-Ah) al ser sometido a un estado de carga a tensión. Se muestra que los laminados híbridos (Ab-Ag) describen un comportamiento que se encuentra dentro de los rangos que establecen los laminados de referencia de vidrio (Aa) y carbono (Ah). Este comportamiento significa que la hibridación, entre los dos tipos de reforzamientos, influye de manera positiva en el desempeño del esfuerzo y la elongación en comparación con los laminados de referencia.

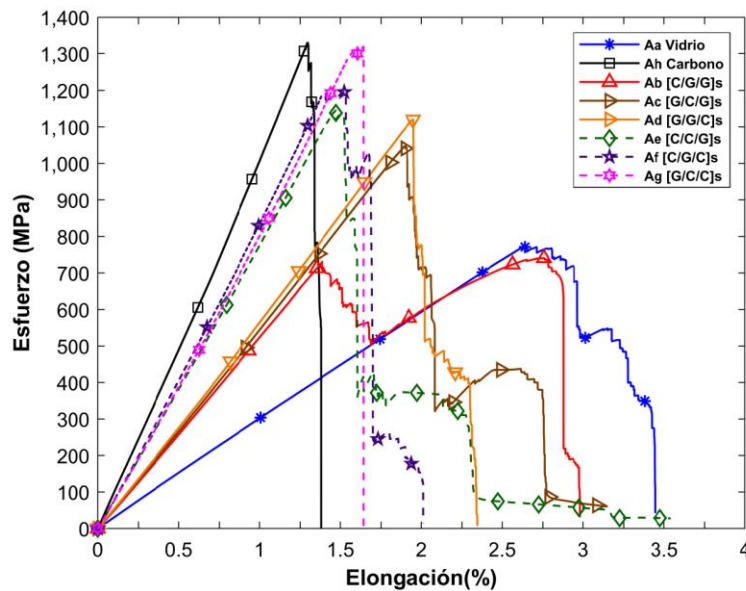


Figura 5.2 Curvas esfuerzo – elongación a tensión de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>

Además, se puede observar que laminados de lote A (Figura 5.2) describen un comportamiento lineal hasta el punto de la resistencia máxima. Posteriormente de ocurrir la falla se presenta una resistencia residual del tipo escalonada como resultado de la redistribución de los esfuerzos y del estado de hibridación. Por lo tanto, el análisis de los resultados experimentales se puede dividir en dos categorías desde el nivel de la resistencia máxima, es decir, lo que ocurre en la región elástica y la región residual. Esta división se realiza con el propósito de comprender de mejor manera los efectos de la hibridación.

### 5.1.1.1 Región elástica

En la Figura 5.3 se presentan las curvas esfuerzo – elongación dentro de la región elástica de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>. Cada curva muestra el desempeño mecánico del laminado (Aa-Ah) al ser sometido a un estado de carga a tensión. Adicionalmente, en la Tabla 5.2 se muestran los valores del módulo de elasticidad a tensión ( $E_t$ ), la resistencia última a tensión ( $\sigma_{ut}$ ) y el porcentaje de elongación a tensión ( $\epsilon_t$ ) que se calcularon a través de las recomendaciones de la norma ASTM D3039 [65] y la fracción de volumen de fibras ( $v_f$ ) resultante.

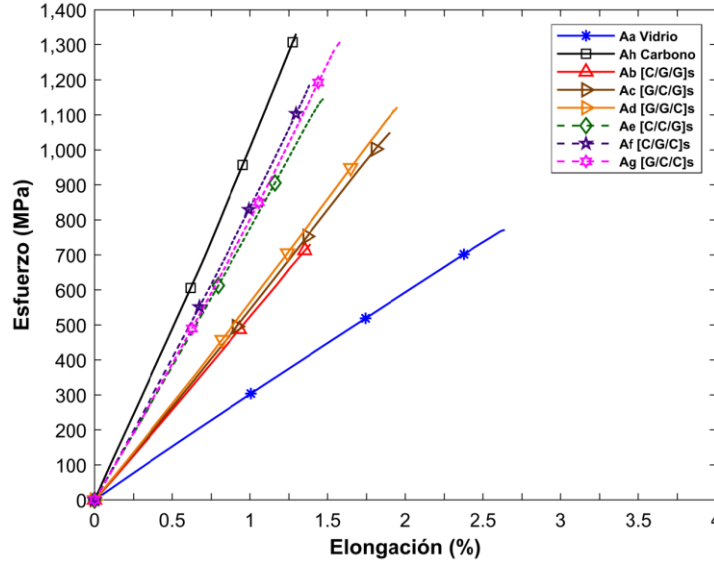


Figura 5.3 Curvas esfuerzo – elongación a tensión dentro de la región elástica de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>

Tabla 5.2 Propiedades de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>

Laminado	$v_f$ (%)	$v_{fc}$	$v_{fv}$	$E_t$ (GPa)	$\sigma_{ut}$ (MPa)	$\epsilon_t$ (%)
Aa [G/G/G]s	45.1±2.2	0	1	32.014±1.129	813.835±29.762	2.667±0.096
Ab [C/G/G]s	46.7±1.6	2/6	4/6	52.063±1.329	714.643±26.892	1.334±0.036
Ac [G/C/G]s	47.8±1.1			51.634±1.872	1,060.041±32.285	2.006±0.077
Ad [G/G/C]s	48.0±1.3			53.606±1.278	1,079.411±48.172	1.959±0.071
Ae [C/C/G]s	46.6±1.2	4/6	2/6	76.587±1.575	1,118.067±42.336	1.432±0.053
Af [C/G/C]s	48.8±2.2			78.100±2.680	1,188.612±36.118	1.448±0.053
Ag [G/C/C]s	48.5±1.4			77.896±1.362	1,342.012±39.118	1.610±0.025
Ah [C/C/C]s	47.6±1.1	1	0	96.482±1.544	1,358.052±24.340	1.314±0.016

La condición de fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 2/6$ ), es decir, dos láminas de fibras carbono y cuatro láminas fibras de vidrio, permite obtener un módulo de elasticidad de tensión similar en los laminados Ab, Ac, y Ad con un valor de aproximadamente 52.434 GPa. Este valor es superior en un 64% en comparación con el  $E_t$  del laminado de fibra de vidrio de referencia (Aa). Por otro lado, la condición de fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 4/6$ ), es decir, cuatro láminas de fibras carbono y dos láminas fibras de vidrio, permite obtener un módulo de elasticidad de tensión similar en los laminados Ae, Af, y Ag con un valor de aproximadamente 77.528 GPa. De igual manera, este valor



es superior en un 242% en comparación con el  $E_t$  del laminado de fibra de vidrio de referencia (Aa). Ambos comportamientos en el valor promedio de  $E_t$  de los tres laminados híbridos que comparten un  $\nu_{fLE} = 2/6$  (laminado Ab, Ac y Ad) y un  $\nu_{fLE} = 4/6$  (laminado Ae, Af y Ag) indican que el grado de dispersión híbrida (a nivel de láminas) no influye en el valor obtenido de  $E_t$ . Este fenómeno se puede atribuir al comportamiento mecánico que tiene un laminado híbrido al ser sometido a una carga axial, ya que durante la aplicación de la carga en un estado inicial todas las láminas de fibras se encuentran sometidas bajo el mismo nivel de deformación. Por lo tanto, el  $E_t$  de los laminados híbridos depende principalmente de la cantidad de fibra de carbono y de vidrio presente en los laminados, es decir, por los valores de  $\nu_{fLE} = 2/6$  y  $\nu_{fLE} = 4/6$  [25,27,28].

Con respecto a las propiedades finales, es decir la resistencia última a tensión y el porcentaje de elongación, los resultados experimentales indican una influencia del grado de dispersión híbrida (a nivel de láminas) en los valores que alcanzan estas propiedades. La condición de fracción de volumen híbrida ( $\nu_{fLE} = 2/6$ ), es decir, dos láminas de fibras carbono y cuatro láminas de fibras de vidrio, permite obtener los siguientes valores en la resistencia última a tensión  $\sigma_{ut}$  con respecto al laminado de fibra de vidrio de referencia y en el porcentaje de elongación ( $\varepsilon_t$ ) con respecto al laminado de fibra de carbono de referencia:

- La secuencia de apilado [G/G/C]s permite un aumento del 33% en  $\sigma_{ut}$  y un 49% en  $\varepsilon_t$ , este comportamiento se puede asociar a que la presencia de 2 capas de fibras de vidrio (alta elongación) en cada lado del exterior del laminado permite proteger a las capas de fibras de carbono (baja elongación) que se encuentran en la zona central. Por lo tanto, las capas de fibras de carbono pueden alcanzar un nivel de esfuerzo cercano al laminado de referencia de carbono, ya que estas fibras son protegidas por las capas de fibras de vidrio y las cuales permiten retrasar la falla de las fibras de carbono ocasionando un aumento en el porcentaje de elongación.
- La secuencia de apilado [G/C/G]s permite un aumento del 30% en  $\sigma_{ut}$  y un 52% en  $\varepsilon_t$ , este comportamiento se puede asociar a que la presencia de las capas de fibras de carbono (baja elongación) en un nivel intermedio del laminado permite que las capas de fibras de vidrio (alta elongación) retrasen la falla de las capas de fibras de carbono.
- La secuencia de apilado [C/G/G]s ocasiona una disminución del 12% en  $\sigma_{ut}$  y un 1.5% en  $\varepsilon_t$ , este comportamiento se puede asociar a que la presencia de las capas de fibras de carbono (baja elongación) en la zona exterior del laminado ocasiona una falta de estado de restricción de la falla por parte de las capas de fibras de vidrio (alta elongación).

### 5.1.1.2 Región residual

En la Figura 5.4 se presentan las curvas esfuerzo – elongación a tensión de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>: a) laminados híbridos con  $\nu_{fLE} = 2/6$  (laminados Ab, Ac y Ad) y b) laminados híbridos con  $\nu_{fLE} = 4/6$  (laminados Ae, Af y Ag); cada curva muestra el desempeño mecánico y la falla progresiva de los laminados cuando estos son sometidos a un estado de tensión. Se puede observar que todos los laminados tienen un comportamiento lineal hasta el punto de la resistencia última a tensión; cada laminado tuvo una falla explosiva y una resistencia residual del tipo escalonada.

Los resultados experimentales mostraron que la falla progresiva en los laminados híbridos sometidos a tensión consiste en dos etapas: falla del carbono y falla del vidrio. La primera etapa (1) ocurre cuando las capas de fibras de carbono fallan, ya que estas fibras son el refuerzo de baja elongación cuando se comparan con las fibras de vidrio. Este comportamiento lleva a una caída de la carga al nivel de la resistencia última a tensión (Figura 5.4). Después, las capas de fibras de carbono, que permanecen intactas dentro del laminado, aumentan su capacidad de soportar la carga residual hasta el segundo estado (2) que ocurre cuando las capas de fibras de vidrio fallan, lo cual conduce a la consecuente falla final del laminado (Figura 5.4). Sin embargo, la falla del carbono y la falla del vidrio ocurren al mismo o diferente nivel de elongación de acuerdo con el tipo de hibridación. Este comportamiento muestra la influencia de la secuencia de apilado y la fracción de volumen híbrida sobre la integridad residual.

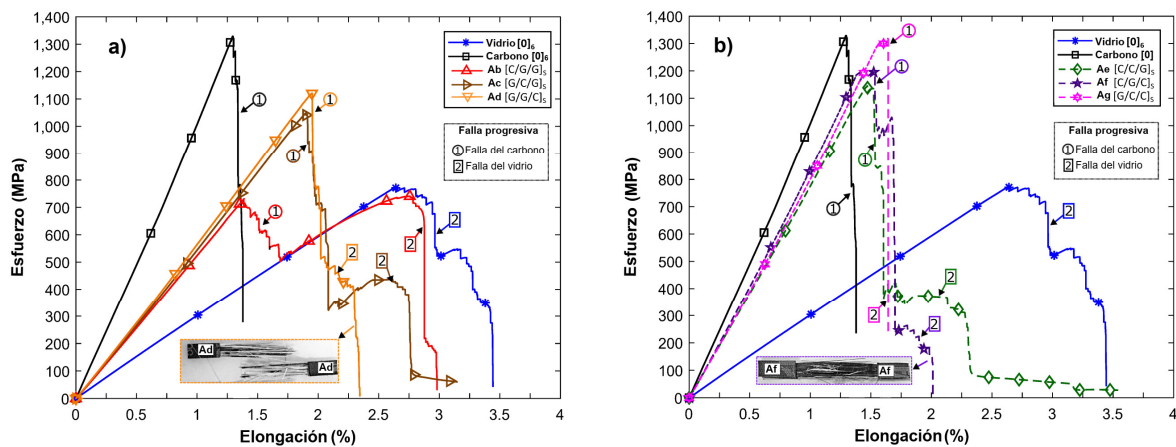


Figura 5.4 Curvas esfuerzo – elongación a tensión de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>: a) laminados híbridos con  $v_{fLE} = 2/6$  (laminados Ab, Ac y Ad) y b) laminados híbridos con  $v_{fLE} = 4/6$  (laminados Ae, Af y Ag); falla progresiva a diferentes etapas: falla del carbono (1) y falla del vidrio (2).

Tabla 5.3 Integridad residual a tensión de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>

Laminado	$v_f$ (%)	$v_{fc}$	$v_{fv}$	$K_{rt}$ (MPa · $\epsilon_t$ )
Aa [G/G/G]s	45.1±2.2	0	1	4.022±0.664
Ab [C/G/G]s	46.7±1.6	2/6	4/6	9.160±1.116
Ac [G/C/G]s	47.8±1.1			3.441±0.667
Ad [G/G/C]s	48.0±1.3			1.861±0.391
Ae [C/C/G]s	46.6±1.2			3.617±0.677
Af [C/G/C]s	48.8±2.2	4/6	2/6	2.137±0.738
Ag [G/C/C]s	48.5±1.4			1.078±0.472
Ah [C/C/C]s	47.6±1.1			1

Por lo tanto, una manera de cuantificar la integridad residual ( $K_{rt}$ ) es a través del cálculo del área bajo la curva esfuerzo-elongación entre el punto de resistencia máxima y el último valor que se registra en la falla del laminado (Tabla 5.3). En todos los laminados híbridos se obtiene un aumento en la integridad residual en comparación con el laminado de fibra de carbono de referencia (Ah). La condición de fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 2/6$ ), es decir, dos láminas de fibras carbono y cuatro láminas fibras de vidrio, permite obtener una integridad residual 9.8, 3.7 y dos veces superior



en los laminados Ab, Ac y Ad, respectivamente. En el caso específico del laminado Ab [C/G/G]s después de una caída residual del 28% en la resistencia última se obtiene un aumento en la resistencia similar al  $\sigma_{ut}$  y con un nivel de porcentaje de elongación de dos veces superior al punto final de la región elástica. Por otro lado, la condición de fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 4/6$ ), es decir, cuatro láminas de fibras carbono y dos láminas fibras de vidrio, permite obtener una integridad residual 3.9 y 2.3 veces superior en los laminados Ae y Af, respectivamente. Es de interés lo que sucede en los laminados Ab [C/G/G]s, Ac [G/C/G]s y Ae [C/C/G]s ya que son los laminados que permiten obtener un mejor desempeño en la integridad residual (Tabla 5.3). Estos tres laminados comparten la presencia de capas de fibras de vidrio dentro de la zona central del laminado, por lo cual este aumento en los estados residuales de los laminados híbridos se puede atribuir a que después de alcanzar el nivel de  $\sigma_{ut}$  y de que ocurra la falla de las capas de fibras de carbono (baja elongación) la redistribución de los esfuerzos permite que las capas de fibras de vidrio (alta elongación) que permanecen dentro del laminado puedan soportar la carga a tensión. En la Figura 5.5 se muestra el estado final de las probetas que conforman el laminado Ac [G/C/G].



Figura 5.5 Modos de falla en las probetas del laminado Ac [G/C/G]s.

### 5.1.2 Propiedades mecánicas a flexión

En la Figura 5.6 se presentan las curvas esfuerzo – elongación de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>. Cada curva muestra el desempeño mecánico del laminado (Aa-Ah) al ser sometido a un estado de carga a flexión. Se muestra que los laminados híbridos (Ab-Ag) describen un comportamiento que se encuentra dentro de los rangos que establecen los laminados de referencia de vidrio (Aa) y carbono (Ah). Por lo tanto, el tipo de combinación entre los dos refuerzos influye de manera positiva en el efecto de la hibridación.

Se puede observar que laminados del lote A (Figura 5.6) describen un comportamiento lineal hasta el punto de la resistencia máxima. Posteriormente de ocurrir la falla, se presenta una resistencia residual del tipo escalonada como resultado de la redistribución de los esfuerzos en la zona de compresión y tensión dentro del laminado. Por lo tanto, el análisis de los resultados experimentales se puede dividir en dos categorías desde el nivel de la resistencia máxima, es decir, lo que ocurre en la región elástica y la región residual. Esta división se realiza con el propósito de comprender de mejor manera los efectos de la hibridación.

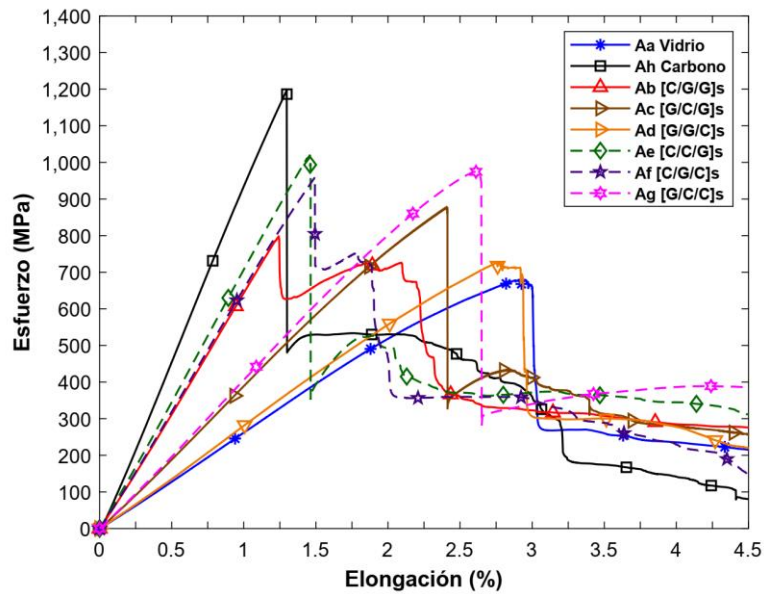


Figura 5.6 Curvas esfuerzo – elongación a flexión de los laminados del lote A [0]6

### 5.1.2.1 Región elástica

En la Figura 5.7 se presentan las curvas esfuerzo – elongación dentro de la región elástica de los laminados del lote A [0]6. Cada curva muestra el desempeño mecánico del laminado (Aa-Ah) al ser sometido a un estado de carga a flexión. Adicionalmente, en la Tabla 5.4 se muestran los valores del módulo de elasticidad a flexión ( $E_f$ ), la resistencia última a flexión ( $\sigma_{uf}$ ) y el porcentaje de elongación a flexión ( $\varepsilon_f$ ) que se calcularon a través de las recomendaciones de la norma ASTM D7264 [66] y la fracción de volumen de fibras ( $v_f$ ) resultante.

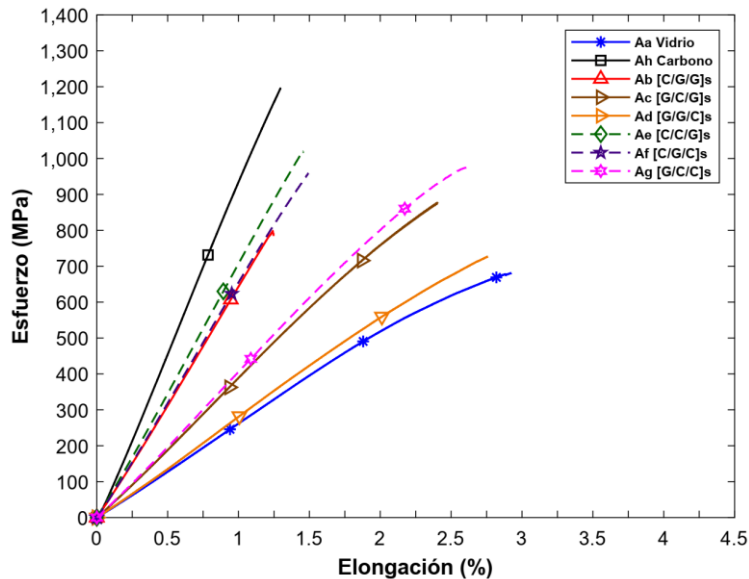


Figura 5.7 Curvas esfuerzo – elongación a flexión dentro de la región elástica de los laminados del lote A [0]6.

Tabla 5.4 Propiedades mecánicas a flexión y fracción de volumen de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>

Laminado	$v_f$ (%)	$v_{fc}$	$v_{fv}$	$E_f$ (GPa)	$\sigma_{uf}$ (MPa)	$\varepsilon_f$ (%)
<b>Aa [G/G/G]s</b>	45.1±2.2	0	1	25.452±0.683	651.257±26.952	2.811±0.238
<b>Ab [C/G/G]s</b>	46.7±1.6	2/6	4/6	61.006±1.815	808.409±14.117	1.293±0.047
<b>Ac [G/C/G]s</b>	47.8±1.1			37.108±1.062	894.520±20.355	2.458±0.088
<b>Ad [G/G/C]s</b>	48.0±1.3			27.629±0.601	725.573±28.410	2.747±0.188
<b>Ae [C/C/G]s</b>	46.6±1.2	4/6	2/6	69.312±1.920	1,002.906±42.670	1.406±0.062
<b>Af [C/G/C]s</b>	48.8±2.2			63.543±1.234	952.554±28.105	1.450±0.066
<b>Ag [G/C/C]s</b>	48.5±1.4			38.359±0.873	990.943±25.084	2.791±0.123
<b>Ah [C/C/C]s</b>	47.6±1.1			1	0	89.931±0.974

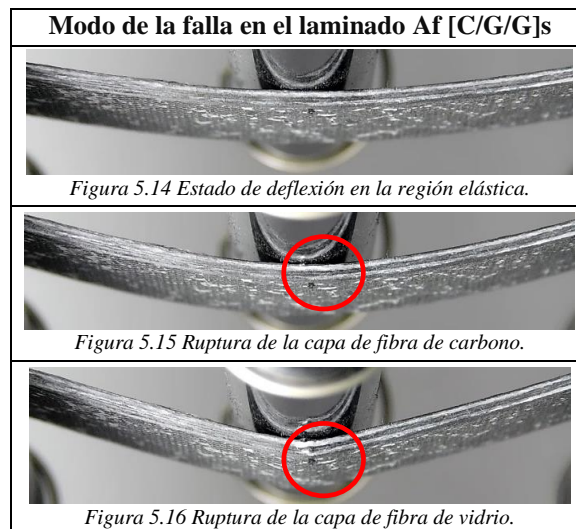
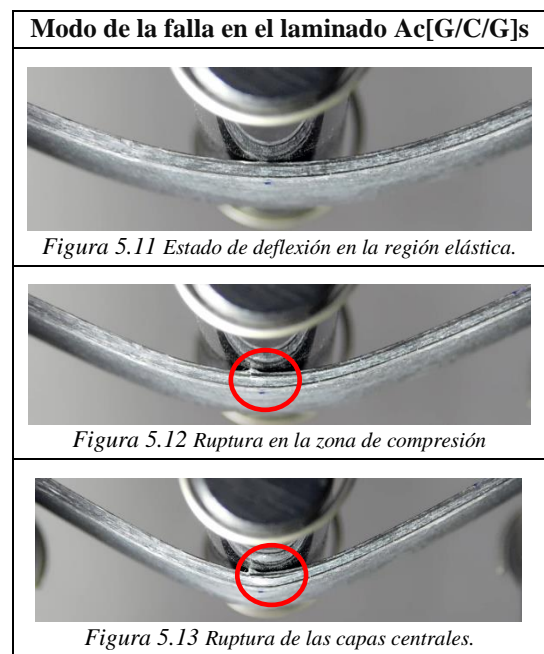
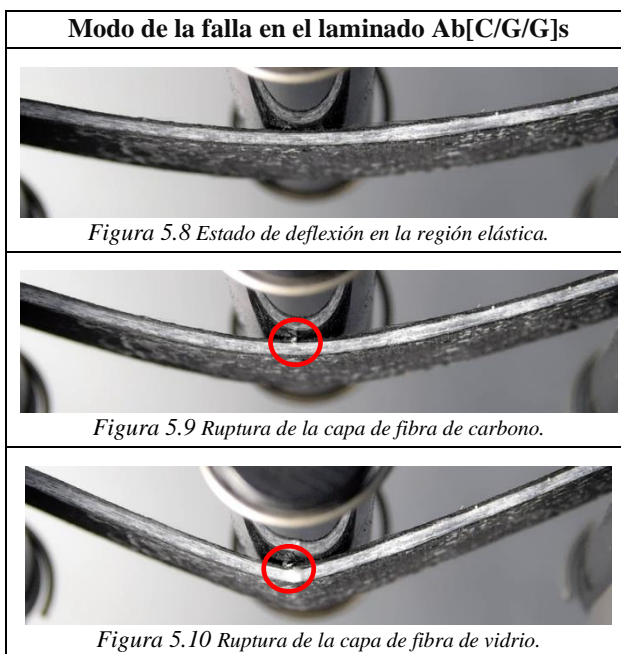
El desempeño mecánico a flexión de los laminados híbridos se encuentra fuertemente influenciado por el grado de dispersión híbrido (apilado de las láminas). La naturaleza de una carga a flexión genera un estado de compresión y tensión dentro del laminado, por lo cual la carga aplicada se distribuye inicialmente en la zona de compresión y se transfiere a la zona de tensión a través del espesor del laminado [27,70]. La condición de fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 2/6$ ), es decir, dos láminas de fibras carbono y cuatro láminas de fibras de vidrio, permite obtener los siguientes resultados con respecto al laminado de fibra de vidrio de referencia: a) un valor de  $E_f$  superior en 2.4 veces en la secuencia de apilado [C/G/G]s y b) a través de la secuencia de apilado [G/C/G]s un valor de  $E_f$  superior en 1.4 veces. Por otro lado, la condición de fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 4/6$ ), es decir, cuatro láminas de fibras carbono y dos láminas de fibras de vidrio, permite obtener los siguientes resultados con respecto al laminado de fibra de vidrio de referencia: a) un valor de  $E_f$  superior en un 2.7 veces en la secuencia de apilado [C/C/G]s y b) a través de la secuencia de apilado [C/G/C]s un valor de  $E_f$  superior en un 2.5 veces. De manera general, los altos módulos de elasticidad a flexión en los laminados híbridos se pueden atribuir a la colocación de las capas de fibras de carbono lejos del eje neutro, es decir, en una posición cercana a la zona exterior del laminado, ya que la fibra de carbono tiene un módulo de elasticidad superior a la fibra de vidrio [25,71].

Con respecto a las propiedades finales, la condición de fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 2/6$ ), es decir, dos láminas de fibras carbono y cuatro láminas de fibras de vidrio, permite obtener los siguientes valores en la resistencia última a flexión ( $\sigma_{uf}$ ) con respecto al laminado de fibra de vidrio de referencia y en el porcentaje de elongación ( $\varepsilon_f$ ) con respecto al laminado de fibra de carbono de referencia:

- a) La secuencia de apilado Ab [C/G/G]s permite un aumento del 24% en  $\sigma_{uf}$  y una disminución del 1.2% en  $\varepsilon_f$ . En las Figuras 5.8-5.10 se muestra el modo de falla del laminado Ab, la falla inicia en la capa externa de fibra de carbono, la cual se ubica en la zona de compresión del laminado. Por lo tanto, esta disminución en  $\varepsilon_f$  se puede asociar a la falla en una etapa temprana de las fibras de carbono.
- b) La secuencia de apilado Ac [G/C/G]s permite un aumento del 37% en  $\sigma_{ut}$  y un aumento del 87% en  $\varepsilon_t$ . En las Figuras 5.11-5.13 se muestra el modo de falla del laminado Ac, la falla inicia en las capas de vidrio y carbono que se encuentran en la zona de compresión del laminado. Sin embargo, los aumentos en las propiedades mecánicas finales se pueden asociar

a la presencia de capas de fibras de vidrio (alta elongación) alrededor de las capas de fibras de carbono (baja elongación), lo cual permite retrasar la falla del refuerzo de baja elongación.

Por otro lado, la condición de fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 4/6$ ), es decir, cuatro láminas de fibras carbono y dos láminas de fibras de vidrio, en la secuencia de apilado Af [C/G/C]s genera una disminución del 18% en  $\sigma_{uf}$  y un aumento del 11% en  $\epsilon_f$  en comparación con el laminado de carbono de referencia (Ah). En las Figuras 5.14-5.16 se muestra el modo de falla del laminado Af, la falla inicia en las capas de carbono y vidrio que se encuentran en la zona de compresión del laminado. El aumento en el porcentaje de elongación de falla del laminado híbrido se puede atribuir a la presencia de capas de fibras de vidrio (alta elongación) alrededor de las capas de fibras de carbono (baja elongación), lo cual permite retrasar la falla en una etapa temprana del refuerzo de baja elongación.



### 5.1.2.2 Región residual

En la Figura 5.17 se presentan las curvas esfuerzo – elongación a flexión de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>: a) laminados híbridos con  $v_{fLE} = 2/6$  (laminados Ab, Ac y Ad) y b) laminados híbridos con  $v_{fLE} = 4/6$  (laminados Ae, Af y Ag). Cada curva muestra el desempeño mecánico y la falla progresiva de los laminados cuando estos son sometidos a un estado de flexión. Se puede observar que la hibridación modifica la integridad residual del laminado.

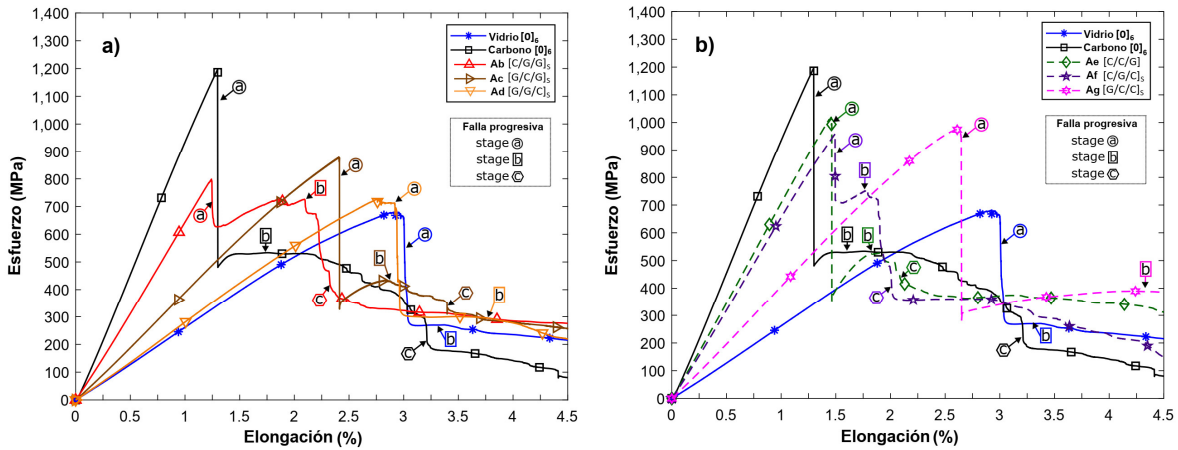


Figura 5.17 Curvas esfuerzo – elongación a flexión de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>: a) laminados híbridos con  $v_{fLE} = 2/6$  (laminados Ab, Ac y Ad) y b) laminados híbridos con  $v_{fLE} = 4/6$  (laminados Ae, Af y Ag); falla progresiva a diferentes etapas: falla a compresión (a), región de meseta (b), falla a tensión (c).

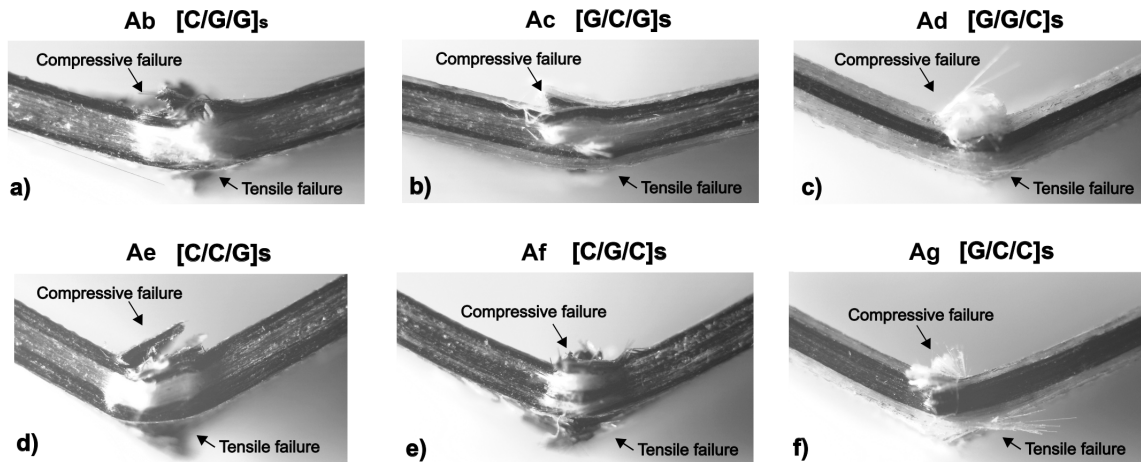


Figura 5.18 Fotografías de las fallas finales de los laminados híbridos después de los ensayos de flexión: la secuencia de apilado de las capas de fibras de carbono (color negro) y las fibras de vidrio (color blanco) se encuentran en función de cada configuración de laminado.

Las fotografías de las fallas finales de los laminados híbridos después de los ensayos a flexión se muestran en la Figura 5.18. Se puede observar que la secuencia de apilado de las capas de fibras de carbono (color negro) y fibras de vidrio (color blanco) se encuentran en función de la configuración



de apilado de cada laminado. La falla progresiva en los laminados híbridos y de referencia sometidos a flexión consiste en tres etapas: falla a compresión (a), región de meseta (b), y falla a tensión (c). La primera etapa (a) ocurre cuando las capas ubicadas en la zona de compresión fallan a través de una falla a compresión. Esta falla ocasiona una caída de la carga en el punto de la resistencia última a flexión (Figura 5.17). Después, las capas de fibras ubicadas en la zona de tensión gradualmente adquieren la capacidad de soportar la carga, este comportamiento denominado región de meseta conlleva a un incremento o capacidad constante de soportar la carga a lo largo del incremento del desplazamiento (Figura 5.17). Este incremento o capacidad constante de soportar la carga en los laminados híbridos muestra la influencia de la secuencia de apilado y la fracción de volumen híbrida en la integridad residual. Finalmente, el tercer estado (c) ocurre cuando las capas de fibras ubicadas en la zona de tensión fallan y las fibras pierden la capacidad de soportar la carga (Figura 5.18).

Por lo tanto, una manera de cuantificar la integridad residual ( $K_{rt}$ ) es a través del cálculo del área bajo la curva esfuerzo-elongación entre del punto de resistencia máxima hasta el último valor que se registra en la falla del laminado. En la mayoría de los laminados híbridos se obtiene un aumento en la integridad residual en comparación con el laminado de fibra de carbono de referencia (Ah). La condición de fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 2/6$ ), es decir, dos láminas de fibras carbono y cuatro láminas de fibras de vidrio, permite obtener un aumento del 32% en la integridad residual. En el caso específico del laminado Ab [C/G/G]s después de una caída residual del 24% en la resistencia última se obtiene un aumento en la resistencia del 85% del  $\sigma_{uf}$  y con un incremento del 30% en el  $\epsilon_f$  con respecto al punto final de la región elástica. Por otro lado, la condición de fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE} = 4/6$ ), es decir, cuatro láminas de fibras carbono y dos láminas de fibras de vidrio, permite obtener un aumento de la integridad residual del 21% y 18% en los laminados Ae y Af, respectivamente. En el caso específico del laminado Af [C/G/C]s después de una caída residual del 25% en la resistencia última se obtiene un aumento en la resistencia del 80% del  $\sigma_{uf}$  y con un incremento del 25% en el  $\epsilon_f$  con respecto al punto final de la región elástica.

Tabla 5.5 Integridad residual a flexión de los laminados del lote A [0]<sub>6</sub>

Laminado	$v_f$ (%)	$v_{fc}$	$v_{fv}$	$K_{rf}$ (MPa · $\epsilon_f$ )
<b>Aa [G/G/G]s</b>	45.1±2.2	0	1	9.341±1.632
<b>Ab [C/G/G]s</b>	46.7±1.6	2/6	4/6	18.828±2.783
<b>Ac [G/C/G]s</b>	47.8±1.1			11.777±0.385
<b>Ad [G/G/C]s</b>	48.0±1.3			8.909±0.662
<b>Ae [C/C/G]s</b>	46.6±1.2	4/6	2/6	17.192±1.297
<b>Af [C/G/C]s</b>	48.8±2.2			16.772±4.164
<b>Ag [G/C/C]s</b>	48.5±1.4			14.543±3.250
<b>Ah [C/C/C]s</b>	47.6±1.1	1	0	14.203±2.348

Es de interés lo que sucede en los laminados Ab [C/G/G]s, Ae [C/C/G]s y Af [C/G/C]s, ya que son los laminados que permiten obtener un mejor desempeño en la integridad residual (Figura 5.19). Estos tres laminados comparten la presencia de capas de fibras de vidrio dentro de la zona intermedia o central del laminado, por lo cual este aumento en las integridades residuales de los laminados híbridos se puede atribuir a que después de alcanzar el nivel de  $\sigma_{ut}$  y de que ocurra la falla de las capas de fibras de carbono (baja elongación), la redistribución de los esfuerzos permite que las capas de fibras de vidrio (alta elongación) que permanecen dentro del laminado puedan soportar la carga a flexión.

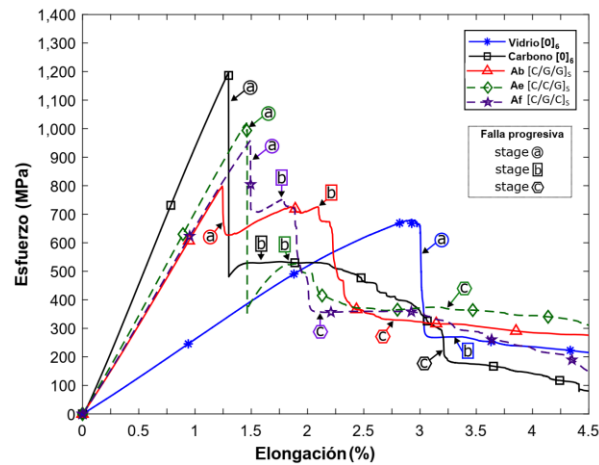


Figura 5.19 Curvas esfuerzo-elongación a flexión de los laminados Ab, Ae y Af.

### 5.1.3 Efecto híbrido

El enfoque inicial en el campo de la investigación sobre el efecto híbrido fue la mejora en la deformación a falla de la fibra de carbono. Sin embargo, el enfoque actual es la mejora de diversas propiedades mecánicas del compuesto con respecto a sus materiales constituyentes [11]. En la Figura 5.20 se muestra una gráfica sobre el efecto híbrido en las propiedades mecánicas de un laminado unidireccional carbono/vidrio sometido a cargas de tensión y flexión con un  $\nu_{fLE} = 2/6$ .

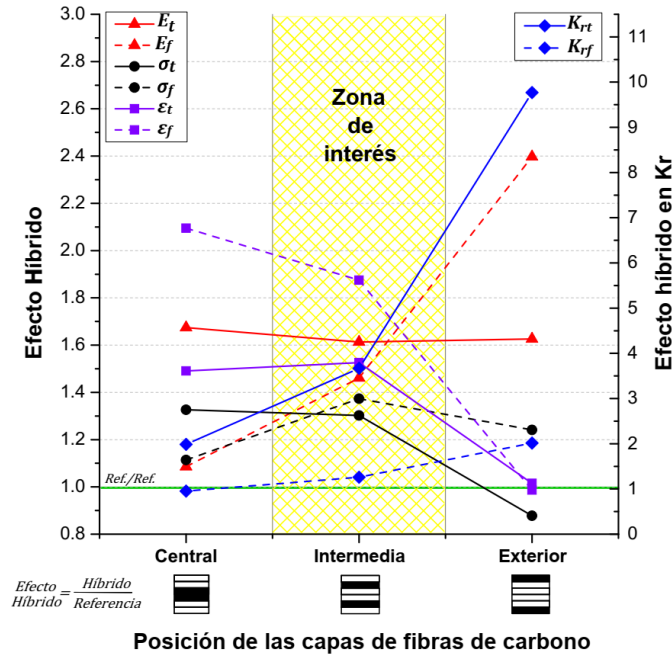


Figura 5.20 Gráfica sobre el efecto híbrido en las propiedades mecánicas de un laminado unidireccional carbono/vidrio sometido a cargas de tensión y flexión con un  $\nu_{fLE} = 2/6$ .

Las propiedades mecánicas que se tomaron en cuenta para la construcción de la gráfica de la Figura 5.20 son los resultados que se obtuvieron del módulo de elasticidad a tensión ( $E_t$ ) y flexión ( $E_f$ ), la

resistencia última a tensión ( $\sigma_{ut}$ ) y a flexión ( $\sigma_{uf}$ ), el porcentaje de elongación a tensión ( $\varepsilon_t$ ) y a flexión ( $\varepsilon_f$ ), y la integridad residual a tensión ( $K_{rt}$ ) y a flexión ( $K_{rf}$ ), los cuales se presentaron en la sección 5.1.1. y 5.1.2. Se puede observar la comparación entre el efecto híbrido y la posición de las capas de fibra de carbono dentro del laminado, las cuales se dividen en tres categorías: láminas en la zona central, intermedia y exterior. La hibridación que se estudia consiste en sustituir dos capas de refuerzos dentro de un laminado de fibra de vidrio de referencia por refuerzos de fibras de carbono ( $v_{fLE} = 2/6$ ). Los resultados mostraron lo siguiente:

- a) En la secuencia de apilado [G/G/C]s, es decir con la posición de las capas de fibras de carbono en la zona central del laminado, se obtiene un rango del efecto híbrido entre 1.08-2.10 en las propiedades mecánicas a tensión y flexión, con una integridad residual de 1.98 en  $K_{rt}$  y 0.95 en  $K_{rf}$ . El menor efecto híbrido se obtuvo bajo la carga a flexión: el  $E_f$  de [G/G/C]s fue superior un 0.09% en comparación con el  $E_f$  del laminado de carbono de referencia, y el  $K_{rf}$  de [G/G/C]s fue inferior un 0.05% en comparación con el  $K_{rf}$  del laminado de vidrio de referencia. Este comportamiento se puede atribuir a que la colocación de las fibras de carbono en la zona del eje neutro no permite aprovechar el alto módulo de elasticidad de estos refuerzos.
- b) En la secuencia de apilado [C/G/G]s, es decir con la posición de las capas de fibras de carbono en la zona exterior del laminado, se obtiene un rango del efecto híbrido entre 0.88-2.4 en las propiedades mecánicas a tensión y flexión, con una integridad residual de 9.8 en  $K_{rt}$  y 2.01 en  $K_{rf}$ . El menor efecto híbrido se obtuvo en la resistencia última a tensión con una disminución del 12% y el mayor efecto híbrido se obtuvo en la integridad residual a tensión con un incremento superior de 9.8 veces. Estos comportamientos se pueden asociar a la presencia de capas de fibras de vidrio en la zona central del laminado, ya que después de la falla de las capas de fibras de carbono (LE), la redistribución de esfuerzos permite que las capas de fibras de vidrio (HE) dentro del laminado soporten la carga a tensión residual.
- c) El mejor balance en las propiedades mecánicas del laminado sometido a un estado de tensión y flexión se obtiene en la secuencia de apilado [G/C/G]s, es decir con la posición de las capas de fibras de carbono en la zona intermedia del laminado. En esta configuración, todos los efectos híbridos son positivos y se encuentran dentro del rango del 1.30 a 1.87 en el comportamiento elástico; este rango es menor en comparación con los mostrados por las configuraciones [G/G/C]s y [C/G/G]s, lo cual significa que existe menos dispersión de las propiedades mecánicas. Por lo tanto, la mayoría de las propiedades mecánicas están agrupadas en un incremento del desempeño mecánico del 30% al 87% cuando son comparadas con los laminados de referencia. Con respecto a la integridad residual a tensión y a flexión, la configuración [G/C/G]s obtuvo un desempeño mecánico intermedio en comparación con las configuraciones que tienen las capas de carbono en la zona exterior y central del laminado, con una integridad residual de 3.67 en  $K_{rt}$  y 1.26 en  $K_{rf}$ . Estos efectos híbridos positivos se pueden atribuir al encapsulamiento de las capas de fibras de carbono (LE) a través de las capas de fibras de vidrio (HE). Esta condición permite: a) un retraso en la falla del reforzamiento de baja elongación en una etapa temprana, lo cual ocasiona el aprovechar el alto módulo de elasticidad de estos refuerzos; y b) después de la falla de las fibras de carbono, modificar el estado de esfuerzo dentro del laminado permitiendo que las capas de fibras de vidrio (HE) que permanecen intactas puedan soportar la carga residual.



Por otro lado, en la Figura 5.21 se muestra una gráfica sobre el efecto híbrido en las propiedades mecánicas de un laminado unidireccional carbono/vidrio sometido a cargas de tensión y flexión con un  $\nu_{fLE} = 4/6$ . De igual manera, las propiedades mecánicas que se tomaron en cuenta para la construcción de la gráfica son los resultados que se obtuvieron del módulo de elasticidad a tensión ( $E_t$ ) y flexión ( $E_f$ ), la resistencia ultima a tensión ( $\sigma_{ut}$ ) y a flexión ( $\sigma_{uf}$ ), el porcentaje de elongación a tensión ( $\varepsilon_t$ ) y a flexión ( $\varepsilon_f$ ), y la integridad residual a tensión ( $K_{rt}$ ) y a flexión ( $K_{rf}$ ), los cuales se presentaron en la sección 5.1.1. y 5.1.2. Se puede observar la comparación entre el efecto híbrido y la posición de las capas de fibra de vidrio dentro del laminado, las cuales se dividen en tres categorías: láminas en la zona central, intermedia y exterior. La hibridación que se estudia consiste en sustituir en dos capas de refuerzos dentro de un laminado de fibra de carbono de referencia por refuerzos de fibras de vidrio ( $\nu_{fLE} = 4/6$ ). Los resultados mostraron lo siguiente:

- a) En la secuencia de apilado [C/C/G]s, es decir con la posición de las capas de fibras de vidrio en la zona central del laminado, se obtiene un rango del efecto híbrido entre 1.07-2.72 en las propiedades mecánicas a tensión y flexión, con una integridad residual de 3.85 en  $K_{rt}$  y 1.84 en  $K_{rf}$ . El mayor efecto híbrido se obtuvo dentro de esta configuración en  $K_{rt}$  y  $K_{rf}$  cuando es comparada con los laminados que tienen las capas de fibras de vidrio ubicadas en la zona central e intermedia del laminado. Este comportamiento se puede atribuir al estado de redistribución de esfuerzos dentro del laminado después de la falla de las fibras de carbono, ya que las capas de fibras de vidrio (HE) que permanecen intactas pueden soportar la carga residual.

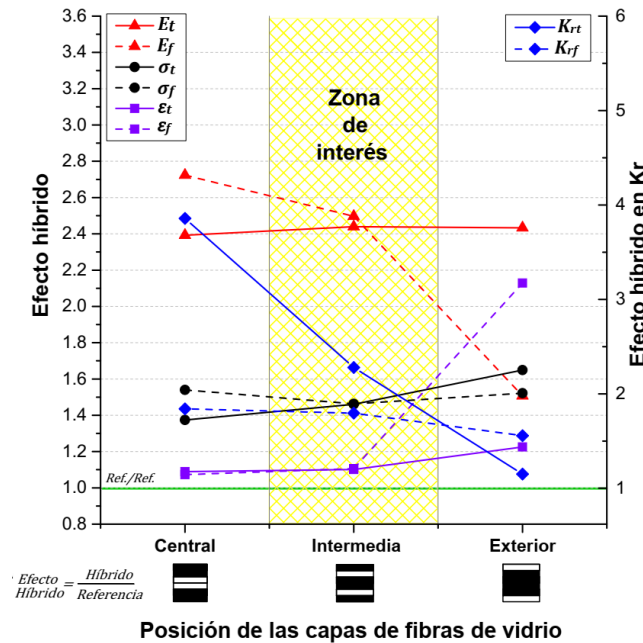


Figura 5.21 Gráfica sobre el efecto híbrido en las propiedades mecánicas de un laminado unidireccional carbono/vidrio sometido a cargas de tensión y flexión con un  $\nu_{fLE} = 4/6$ .

- b) En la secuencia de apilado [G/C/C]s, es decir con la posición de las capas de fibras de vidrio en la zona externa del laminado, se obtiene un rango del efecto híbrido entre 1.22-2.43 en las propiedades mecánicas a tensión y flexión, con una integridad residual de 1.15 en  $K_{rt}$  y 1.55 en  $K_{rf}$ . El mayor efecto híbrido en esta configuración se obtuvo en  $\varepsilon_t$  y  $\varepsilon_f$  cuando es comparada

con el comportamiento mostrado por los laminados con capas de fibras de vidrio ubicadas en la zona central e intermedia del laminado. Este comportamiento se puede asociar a la presencia de capas de fibras de vidrio (HE) alrededor de las capas de fibras de carbono (LE), lo cual permite crear un estado de restricción en la evolución del daño y retrasar la falla del reforzamiento de baja elongación en una etapa temprana.

- c) El mejor balance en las propiedades mecánicas del laminado sometido a un estado de tensión y flexión se obtuvo en la secuencia de apilado [C/G/C]<sub>s</sub>, es decir con la posición de las capas de fibras de vidrio en la zona intermedia del laminado. En esta configuración se obtiene un rango del efecto híbrido entre 1.10-2.49 en el comportamiento elástico a tensión y a flexión, con una integridad residual de 2.27 en  $K_{rt}$  y 1.79 en  $K_{rf}$ . Por lo tanto, la mayoría de las propiedades mecánicas elásticas y residuales tienen un desempeño mecánico intermedio cuando son comparadas con los laminados que tienen capas de fibras de vidrio ubicados en la zona exterior y central. Este efecto híbrido positivo puede ser atribuido al grado dispersión híbrido entre las capas de fibras de carbono y vidrio, ya que la presencia de fibras de vidrio (HE) permite un retraso en la falla del refuerzo de baja elongación e incrementar su capacidad para mantener la carga residual.

## 5.2 Laminados multidireccionales

Los ensayos mecánicos realizados en laminados multidireccionales (Lotes B, C, D, E, F y G) permiten ampliar el estudio del efecto híbrido realizado anteriormente en los laminados unidireccionales de referencia (Lote A), ya que los laminados multidireccionales permiten analizar el efecto de la orientación de las fibras, la secuencia de apilado y el grado de dispersión híbrido sobre el desempeño mecánico de los laminados híbridos. En la Tabla 5.6 se muestran los laminados unidireccionales y multidireccionales utilizados en el presente trabajo proporcionando un total de 19 configuraciones de estudio, es decir, se utilizaron 152 laminados para realizar el estudio del efecto híbrido.

Tabla 5.6 Configuraciones de estudio.

	Lote A	Lote B	Lote C	Lote D	Lote E	Lote F	Lote G
<b>Apilado 1</b>		[0/+15/-15] <sub>s</sub>	[0/+30/-30] <sub>s</sub>	[0/+45/-45] <sub>s</sub>	[0/+60/-60] <sub>s</sub>	[0/+75/-75] <sub>s</sub>	[0/+90/-90] <sub>s</sub>
<b>Apilado 2</b>	[0/0/0] <sub>s</sub>	[+15/0/-15] <sub>s</sub>	[+30/0/-30] <sub>s</sub>	[+45/0/-45] <sub>s</sub>	[+60/0/-60] <sub>s</sub>	[+75/0/-75] <sub>s</sub>	[+90/0/-90] <sub>s</sub>
<b>Apilado 3</b>		[+15/-15/0] <sub>s</sub>	[+30/-30/0] <sub>s</sub>	[+45/-45/0] <sub>s</sub>	[+60/-60/0] <sub>s</sub>	[+75/-75/0] <sub>s</sub>	[+90/-90/0] <sub>s</sub>

### 5.2.1 Propiedades mecánicas

Después de realizar los ensayos de tensión en los 152 laminados descritos en la Tabla 5.6, se calcularon el módulo de elasticidad a tensión ( $E_t$ ), la resistencia última a tensión ( $\sigma_{ut}$ ), el porcentaje de elongación a tensión ( $\varepsilon_t$ ) de cada laminado de acuerdo con la norma ASTM D3039. En la Tabla 5.7 se muestra una representación de la organización de las propiedades mecánicas de los laminados de estudio.

Los 152 laminados se pueden clasificar principalmente en cuatro condiciones de la fracción de volumen híbrida: 1)  $v_{fLE} = 0$  y 2)  $v_{fLE} = 1$ , los cuales son laminados compuestos de un solo tipo de refuerzo (fibras de vidrio o carbono) y representan los laminados de referencia; 3)  $v_{fLE} = 2/6$ , está

condición describe a los laminados híbridos que contienen dos láminas de fibras de carbono y cuatro láminas de fibras de vidrio; y 4)  $v_{fLE} = 4/6$ , la cual describe a los laminados híbridos que contienen cuatro láminas de fibras de carbono y seis láminas de fibras de vidrio. Por lo tanto, la variación de las propiedades mecánicas de los 152 laminados en función de la fracción de volumen híbrida y las variables de diseño se pueden observar a través de gráficas tridimensionales.

Tabla 5.7 Representación de la organización de las propiedades mecánicas de los laminados de estudio.

Laminado		$v_{fc}$	$v_{fv}$	$E_t$ (GPa)	$\sigma_{ut}$ (MPa)	$\epsilon_t$ (%)
1	Aa [0G/0G/0G]s	0	1	32.014±1.129	813.835±29.762	2.667±0.096
2	Ab [0C/0G/0G]s	2/6	4/6	52.063±1.329	714.643±26.892	1.334±0.036
3	Ac [0G/0C/0G]s			51.634±1.872	1,060.041±32.285	2.006±0.077
4	Ad [0G/0G/0C]s			53.606±1.278	1,079.411±48.172	1.959±0.071
5	Ae [0C/0C/0G]s			76.587±1.575	1,118.067±42.336	1.432±0.053
6	Af [0C/0G/0C]s	4/6	2/6	78.100±2.680	1,188.612±36.118	1.448±0.053
7	Ag [0G/0C/0C]s			77.896±1.362	1,342.012±39.118	1.610±0.025
8	Ah [0C/0C/0C]s			96.482±1.544	1,358.052±24.340	1.314±0.016
9	B1a [0G/+15G/-15G]s	0	1	27.286±1.378	453.861±4.130	2.463±0.118
10	B1b [0C/+15G/-15G]s	2/6	4/6	44.789±1.186	590.589±26.557	1.418±0.052
11	B1c [0G/+15C/-15G]s			32.565±0.880	427.936±12.790	1.821±0.073
12	B1d [0G/+15G/-15C]s			42.263±0.654	430.631±15.818	1.292±0.072
13	B1e [0C/+15C/-15G]s			60.354±2.159	725.295±42.710	1.325±0.046
14	B1f [0C/+15G/-15C]s	4/6	2/6	65.914±2.865	754.082±31.002	1.174±0.063
15	B1g [0G/+15C/-15C]s			60.207±1.764	473.043±21.649	0.891±0.016
16	B1h [0C/+15C/-15C]s			79.996±1.876	775.644±21.649	1.043±0.013
⋮	⋮	⋮	⋮	⋮	⋮	⋮
145	G3a [+90G/-90G/0G]s	0	1	14.176±0.495	414.951±25.916	4.014±0.062
146	G3b [+90C/-90G/0G]s	2/6	4/6	14.753±0.474	425.282±21.065	4.200±0.067
147	G3c [+90G/-90C/0G]s			14.494±0.692	422.885±21.390	4.193±0.181
148	G3d [+90G/-90G/0C]s			35.138±1.346	601.320±24.922	1.769±0.018
149	G3e [+90C/-90C/0G]s			14.433±0.762	384.612±17.234	3.976±0.157
150	G3f [+90C/-90G/0C]s	4/6	2/6	35.585±1.458	515.759±14.914	1.528±0.062
151	G3g [+90G/-90C/0C]s			36.422±0.575	563.577±15.753	1.577±0.079
152	G3h [+90C/-90C/0C]s			36.639±0.820	589.243±17.506	1.520±0.038

La Figura 5.22a y Figura 5.23a describen la variación del módulo de elasticidad en función de las variables de diseño para los laminados híbridos  $v_{fLE} = 2/6$  y  $v_{fLE} = 4/6$ , respectivamente. El eje de referencia X muestra las tres secuencias de apilado de estudio, es decir, [0/θ/θ]s, [θ/0/θ]s y [θ/θ/0]s. Las variaciones en la orientación de las fibras (θ) se representan en el eje de referencia Y, las cuales tienen un rango  $0^\circ \geq \theta \geq 90^\circ$  con incrementos de  $15^\circ$ . La variación del módulo de elasticidad se muestra en el eje de referencia Z. Por último, en la Figura 5.22a y Figura 5.23a se muestran cinco gráficas de superficie tridimensional, cada gráfica representa el grado de dispersión híbrido entre las capas de fibras de carbono y vidrio. Los resultados muestran que los laminados híbridos  $v_{fLE} = 2/6$  y  $v_{fLE} = 4/6$  tienen un desempeño en el módulo de elasticidad que se encuentra dentro de los rangos que establecen los laminados de referencia de vidrio y carbono. Este comportamiento significa que la hibridación, entre los dos tipos de reforzamientos, influye de manera positiva en el desempeño del módulo de elasticidad al ser sometido a diferentes condiciones de secuencia de apilado, orientación de las fibras y grado de dispersión híbrido.

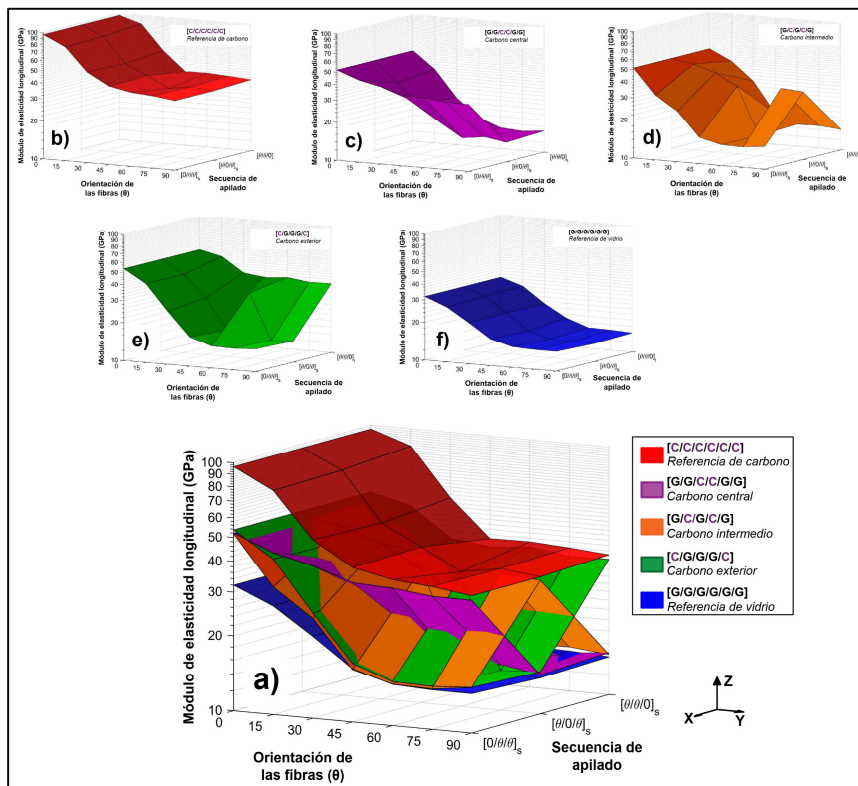


Figura 5.22 Gráficas de superficie tridimensional  $\nu_{fLE} = 2/6$ : a) gráfica general de la variación del módulo de elasticidad en función de las variables de diseño en un laminado  $\nu_{fLE} = 2/6$ ; y desde b) a f) se muestran las gráficas individuales que constituyen a la gráfica general.

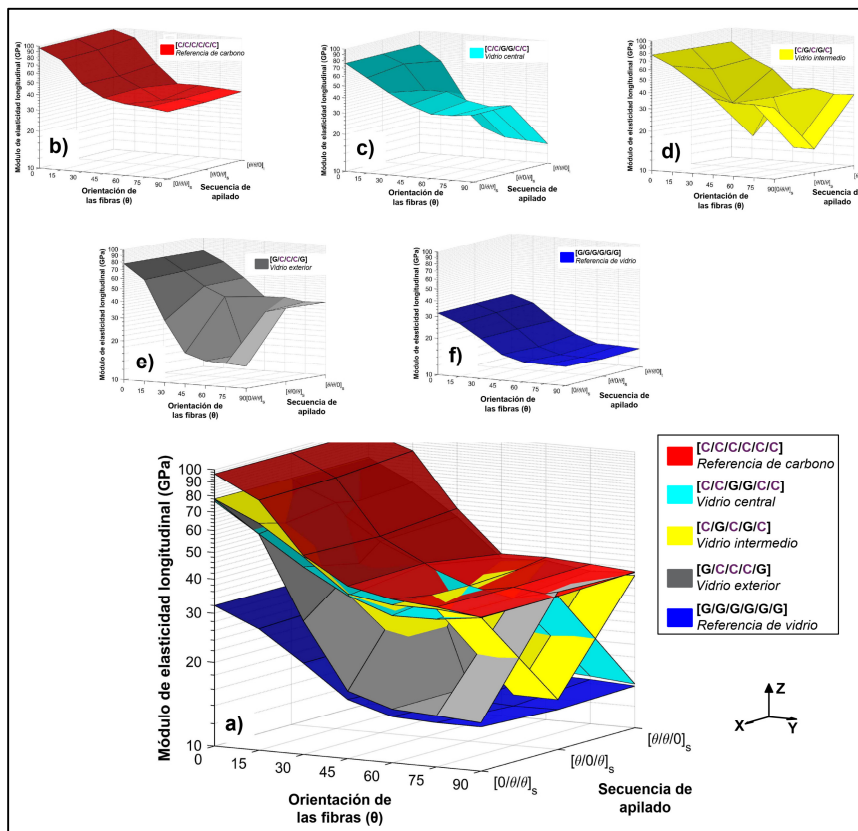


Figura 5.23 Gráficas de superficie tridimensional  $\nu_{fLE} = 4/6$ : a) gráfica general de la variación del módulo de elasticidad en función de las variables de diseño en un laminado  $\nu_{fLE} = 4/6$ ; y desde b) a f) se muestran las gráficas individuales que constituyen a la gráfica general.

### 5.2.2 Efecto híbrido

Después de calcular las propiedades mecánicas a tensión de los 152 laminados se procede a determinar los efectos híbridos a tensión, a través de las ecuaciones descritas en la sección 4.1.3. El efecto híbrido en la deformación a falla a tensión ( $EH_{\epsilon_t}$ ) se determina a través de la siguiente ecuación:

$$EH_{\epsilon_t} = \epsilon_{ht} / \epsilon_{LEt} \quad (4.13)$$

donde  $\epsilon_{ht}$  es la deformación a falla del material compuesto híbrido sometido a una carga de tensión y  $\epsilon_{LEt}$  es la deformación a falla del material compuesto LE de referencia (fibra de carbono) sometido a una carga de tensión. Por otro lado, el efecto híbrido en la resistencia última ( $EH_{\sigma_t}$ ) se determina a través de la siguiente ecuación:

$$EH_{\sigma_t} = \sigma_{ht} / \sigma_{HEt} \quad (4.15)$$

donde  $\sigma_{ht}$  es la resistencia última del material compuesto híbrido sometido a una carga de tensión y  $\sigma_{HEt}$  es la resistencia última del material compuesto HE de referencia (fibra de vidrio) sometido a una carga de tensión. Por último, el efecto híbrido en el módulo de elasticidad ( $EH_{E_t}$ ) se determina a través de la siguiente ecuación:

$$EH_{E_t} = E_{ht} / E_{HEt} \quad (4.17)$$

donde  $E_{ht}$  es el módulo de elasticidad del material compuesto híbrido sometido a una carga de tensión y  $E_{HEt}$  es el módulo de elasticidad del material compuesto HE de referencia (fibra de vidrio) sometido a una carga de tensión. En la Tabla 5.8 se muestra una representación de la organización de los efectos híbridos de los laminados de estudio.

Tabla 5.8 Representación de la organización de los efectos híbridos de los laminados de estudio.

Laminado	$v_{fc}$	$v_{fv}$	$EH_{E_t}$	$EH_{\sigma_t}$	$EH_{\epsilon_t}$	
1	Aa [0G/0G/0G]s	0	1	0	0	0
2	Ab [0C/0G/0G]s	2/6	4/6	1.626	0.878	1.015
3	Ac [0G/0C/0G]s			1.613	1.303	1.526
4	Ad [0G/0G/0C]s			1.674	1.326	1.490
5	Ae [0C/0C/0G]s	4/6	2/6	2.392	1.374	1.089
6	Af [0C/0G/0C]s			2.440	1.461	1.102
7	Ag [0G/0C/0C]s			2.433	1.649	1.225
8	Ah [0C/0C/0C]s	1	0	0	0	0
9	B1a [0G/+15G/-15G]s	0	1	0	0	0
10	B1b [0C/+15G/-15G]s	2/6	4/6	1.642	1.301	1.359
11	B1c [0G/+15C/-15G]s			1.193	0.943	1.746
12	B1d [0G/+15G/-15C]s			1.549	0.949	1.239
13	B1e [0C/+15C/-15G]s	4/6	2/6	2.212	1.598	1.270
14	B1f [0C/+15G/-15C]s			2.416	1.661	1.126
15	B1g [0G/+15C/-15C]s			2.207	1.042	0.855
16	B1h [0C/+15C/-15C]s	1	0	0	0	0
⋮	⋮	⋮	⋮	⋮	⋮	⋮
145	G3a [+90G/-90G/0G]s	0	1	0	0	0

146	G3b [+90c/-90g/0g]s	2/6	4/6	1.041	1.025	2.763
147	G3c [+90g/-90c/0g]s			1.022	1.019	2.759
148	G3d [+90g/-90g/0c]s			2.479	1.449	1.164
149	G3e [+90c/-90c/0g]s	4/6	2/6	1.018	0.927	2.615
150	G3f [+90c/-90g/0c]s			2.510	1.243	1.005
151	G3g [+90g/-90c/0c]s			2.569	1.358	1.037
152	G3h [+90c/-90c/0c]s	1	0	0	0	0

### 5.3 Modelos

El modelo de regresión múltiple (sección 4.1.1) se describe a través de la siguiente ecuación:

$$Y = \beta_0 + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \beta_3 X_1 X_2 + \beta_4 X_1^2 + \beta_5 X_2^2 \dots \quad (4.1)$$

donde  $Y$  es la variable de respuesta,  $X_1, X_2, \dots, X_k$  son las variables de diseño y sus interacciones, y  $\beta_j, j = 0, 1, \dots, k$  son los parámetros de coeficientes de regresión. Como primer paso, se renombran las variables de diseño de la Ecuación 4.1 por las variables de diseño (sección 4.1.2) definidas para el presente trabajo. En la Tabla 5.9 se muestran las cuatro variables de diseño que se utilizaron para los modelos fenomenológicos de hibridación.

Tabla 5.9 Variables de diseño de los modelos fenomenológicos de hibridación.

Variables de diseño			Nivel de estudio experimental
$X_1$	$\theta$	Orientación de las fibras	$0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ, 75^\circ, 90^\circ$ (sección 4.1.2.2)
$X_2$	$v_{fLE}$	Fracción de volumen híbrida	$0, \frac{2}{6}, \frac{4}{6}, 1$ . (sección 4.1.2.3)
$X_3$	$S_a$	Secuencia de apilado	$[0/+ \theta / - \theta]_s \therefore S_a = 0.556$ $[+ \theta / 0 / - \theta]_s \therefore S_a = 0.333$ $[+ \theta / - \theta / 0]_s \therefore S_a = 0.111$ (sección 4.1.2.2)
$X_4$	$G_d$	Grado de dispersión híbrido	$[C/G/G]_s \therefore G_d = 0.556$ $[G/C/G]_s \therefore G_d = 0.333$ $[G/G/C]_s \therefore G_d = 0.111$ $[G/C/C]_s \therefore G_d = 0.444$ $[C/G/C]_s \therefore G_d = 0.667$ $[C/C/G]_s \therefore G_d = 0.889$ (sección 4.1.2.3)

Las categorías de secuencia de apilado y grado de dispersión híbrido son variables cualitativas que requieren ser convertidas en variables cuantitativas, dentro del modelo de regresión múltiple, para ser utilizadas como variables de diseño. Por lo tanto, en la sección 4.1.2.2 y 4.1.2.3 del presente trabajo se establecieron sistemas de clasificación de los laminados en función de la secuencia de apilado y el grado de dispersión híbrido. Para estimar los parámetros  $\beta_j$  de la regresión lineal múltiple se necesita contar con  $n$  datos u observaciones ( $n > k$ ) que relacionen cada combinación de valores de las variables de diseño ( $x_{n1}, x_{n2}, \dots, x_{nk}$ ) con un valor de la variable de respuesta ( $y_n$ ). Por lo tanto, en la Tabla 5.10 se muestra una representación de la organización de la información experimental de los laminados de estudio, la cual permite relacionar cada combinación de las variables de diseño ( $\theta, v_{fLE}, S_a, G_d$ ) con las variables de respuesta y así poder estimar los parámetros  $\beta_j$  del modelo fenomenológico.

Tabla 5.10 Organización de la información experimental de los laminados de estudio para la regresión lineal múltiple.

No Laminado	X <sub>1</sub>	X <sub>2</sub>	X <sub>3</sub>	X <sub>4</sub>	Y		
	θ	v <sub>fLE</sub>	S <sub>a</sub>	G <sub>d</sub>	EH <sub>Et</sub>	EH <sub>σt</sub>	EH <sub>εt</sub>
1	0	0	1	0	0	0	0
2	0	2/6	1	1	1.626	0.878	1.015
3	0	2/6	1	0.75	1.613	1.303	1.526
4	0	2/6	1	0.5	1.674	1.326	1.490
5	0	4/6	1	1	2.392	1.374	1.089
6	0	4/6	1	0.75	2.440	1.461	1.102
7	0	4/6	1	0.5	2.433	1.649	1.225
8	0	1	1	1	0	0	0
9	15	0	0.556	0	0	0	0
10	15	2/6	0.556	0.556	1.642	1.301	1.359
11	15	2/6	0.556	0.333	1.193	0.943	1.746
12	15	2/6	0.556	0.111	1.549	0.949	1.239
13	15	4/6	0.556	0.889	2.212	1.598	1.270
14	15	4/6	0.556	0.667	2.416	1.661	1.126
15	15	4/6	0.556	0.444	2.207	1.042	0.855
16	15	1	0.556	1	0	0	0
⋮	⋮	⋮	⋮	⋮	⋮	⋮	
145	90	0	0.111	0	0	0	0
146	90	2/6	0.111	0.556	1.041	1.025	2.763
147	90	2/6	0.111	0.333	1.022	1.019	2.759
148	90	2/6	0.111	0.111	2.479	1.449	1.164
149	90	4/6	0.111	0.889	1.018	0.927	2.615
150	90	4/6	0.111	0.667	2.510	1.243	1.005
151	90	4/6	0.111	0.444	2.569	1.358	1.037
152	90	1	0.111	1	0	0	0

### 5.3.1 Modelo fenomenológico EH<sub>σt</sub>

El modelo fenomenológico EH<sub>σt</sub> se determinó al utilizar el método de regresión lineal múltiple (sección 4.1.1) en los resultados experimentales obtenidos de los laminados de estudio (Tabla 5.10). El modelo del efecto híbrido en la resistencia última a tensión (EH<sub>σt</sub>) se describe a través de la Ecuación 5.1:

$$EH_{\sigma t} = 3.616x10^{-3} - 1.031x10^{-3}\theta - 46.992x10^{-3}S_a - 1.089G_d + 6.987v_{fLE} + 1.448x10^{-3}\theta G_d + 2.367S_a G_d - 2.138v_{fLE}S_a - 5.925v_{fLE}^2 \quad (5.1)$$

donde θ representa la orientación de las fibras, v<sub>fLE</sub> es la fracción de volumen híbrida, S<sub>a</sub> es la secuencia de apilado y G<sub>d</sub> representa el grado de dispersión. En la Tabla 5.11 se muestra un resumen del análisis estadístico obtenido sobre el modelo con el propósito de conocer la significancia del modelo y la calidad de estimación de los coeficientes de regresión. Este análisis permitió determinar cuáles términos en la estructura del modelo EH<sub>σt</sub>, propuesto en la Ecuación 4.14, no fueron



significativos y por lo cual fueron descartados de la estructura final del modelo  $EH_{\sigma t}$  mostrado en la Ecuación 5.1. El modelo  $EH_{\sigma t}$  tiene un nivel de determinación del  $R^2 = 0.8628$ , lo cual indica que el 86.28% de la variabilidad del efecto híbrido se explica a través del modelo fenomenológico. Por lo tanto, se tiene un buen ajuste del modelo  $EH_{\sigma t}$  con respecto a los resultados experimentales, ya que un valor de  $R^2 = 0.9$  o superior se considera un muy buen ajuste, un valor de  $R^2 = 0.8$  o superior es un buen ajuste, y un valor de  $R^2 = 0.6$  o superior se considera un ajuste satisfactorio [72].

Tabla 5.11 Resumen del análisis estadístico realizado sobre el modelo  $EH_{\sigma t}$

<b>Modelo del efecto híbrido en la resistencia última (<math>EH_{\sigma t}</math>)</b>		
<i>Coeficiente de determinación <math>R^2 = 0.8628</math></i>		
<b>Variab independientes</b>	<b>Coeficientes de regresión</b>	<b>Coeficientes estandarizados</b>
<b>Constante</b>	$3.616 \times 10^{-3}$	0.00
$v_{fLE}$	6.987	3.241
$v_{fLE}^2$	-5.925	2.897
$S_a G_d$	2.367	0.699
$v_{fLE} S_a$	-2.138	0.586
$G_d$	-1.089	0.575
$\theta G_d$	$1.448 \times 10^{-3}$	0.054
$\theta$	$1.031 \times 10^{-3}$	0.046
$S_a$	-46.992	0.017

Por otro lado, los coeficientes de regresión estandarizados que se muestran en la Tabla 5.11 permiten realizar un análisis de sensibilidad al modelo. Este análisis evalúa el impacto que tiene cada variable de diseño en la variable de salida. Un alto valor de coeficiente estandarizado indica un alto impacto de la variable de entrada en la explicación del fenómeno estudiado a través del modelo (sección 4.1.1). Por lo tanto, los resultados estadísticos (Tabla 5.11) muestran que la variable de diseño fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE}$ ) y la interacción entre el grado de dispersión ( $G_d$ ) y la secuencia de apilado ( $S_a$ ) tienen una alta importancia en la estimación del efecto híbrido.

En la Tabla 5.12 se presenta la comparación entre los valores estimados a través del modelo  $EH_{\sigma t}$  y los datos experimentales de los ocho laminados que constituyen el lote D3 (Tabla 5.6). De igual manera, la comparación realizada entre el modelo  $EH_{\sigma t}$  y los laminados del lote D3 se puede observar a través de la gráfica que se muestra en la Figura 5.24. Los resultados indican que el modelo  $EH_{\sigma t}$  es capaz de estimar el efecto híbrido en cinco laminados con una desviación menor al 5% del valor experimental. En los tres laminados restantes el modelo tiene una desviación en la estimación del efecto híbrido entre el rango del 6% y el 23% del valor experimental. Por lo tanto, el modelo  $EH_{\sigma t}$  es capaz de predecir, con una desviación menor al 5% del valor experimental, el efecto híbrido en la resistencia última a tensión en la mayoría de los laminados dentro de este lote.



Tabla 5.12 Comparación entre los valores estimados a través del modelo  $EH_{\sigma t}$  y los datos experimentales del lote D3

Lote D3		Variables de diseño			Modelo $EH_{\sigma t}$			
		$\theta$	$\nu_{fLE}$	$S_a$	$G_d$	Expe.	Estimado	Diferencia %
1	D3a [+45G/-45G/0G]s	45	0	0.111	0	0	-0.048	4.80
2	D3b [+45c/-45G/0G]s	45	2/6	0.111	0.556	1.033	1.121	8.52
3	D3c [+45G/-45c/0G]s	45	2/6	0.111	0.333	1.047	1.290	23.29
4	D3d [+45G/-45G/0C]s	45	2/6	0.111	0.111	1.367	1.459	6.72
5	D3e [+45c/-45c/0G]s	45	4/6	0.111	0.889	1.155	1.142	1.09
6	D3f [+45c/-45G/0C]s	45	4/6	0.111	0.667	1.275	1.311	2.83
7	D3g [+45G/-45c/0C]s	45	4/6	0.111	0.444	1.421	1.481	4.19
8	D3h [+45c/-45c/0C]s	45	1	0.111	1	0	0.016	1.62

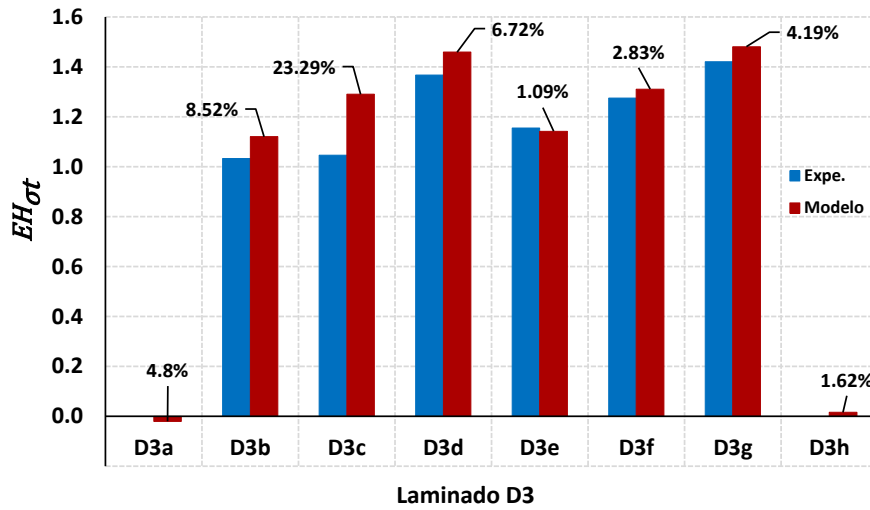


Figura 5.24 Comparación del modelo  $EH_{\sigma t}$  y datos experimentales dentro del laminado D3.

### 5.3.2 Modelo fenomenológico $EH_{Et}$

El modelo fenomenológico  $EH_{Et}$  se determinó al utilizar el método de regresión lineal múltiple (sección 4.1.1) en los resultados experimentales obtenidos de los laminados de estudio (Tabla 5.10). El modelo del efecto híbrido en el módulo de elasticidad a tensión ( $EH_{Et}$ ) se describe a través de la Ecuación 5.2:

$$EH_{Et} = -1.124 \times 10^{-3} - 1.975 \times 10^{-3} \theta - 7.643 \times 10^{-3} S_a - 2.545 G_d + 10.761 \nu_{fLE} + 2.468 \times 10^{-3} \theta G_d + 6.311 S_a G_d - 6.091 \nu_{fLE} S_a - 7.993 \nu_{fLE}^2 \quad (5.2)$$

donde  $\theta$  representa la orientación de las fibras,  $\nu_{fLE}$  es la fracción de volumen híbrida,  $S_a$  es la secuencia de apilado y  $G_d$  es el grado de dispersión. En la Tabla 5.13 se muestra un resumen del análisis estadístico realizado sobre el modelo con el propósito de conocer la significancia del modelo y la calidad de estimación de los coeficientes de regresión. Este análisis permitió determinar cuáles términos en la estructura del modelo  $EH_{Et}$ , propuesto en la Ecuación 4.15, no fueron significativos y por lo cual fueron descartados de la estructura final del modelo  $EH_{Et}$  mostrado en la Ecuación 5.2.

El modelo  $EH_{Et}$  presenta un nivel de determinación del  $R^2 = 0.7498$ , lo cual indica que el 74.98% de la variabilidad del efecto híbrido se explica a través del modelo fenomenológico. Por lo tanto, se tiene un ajuste satisfactorio del modelo  $EH_{Et}$  con respecto a los resultados experimentales, ya que un valor de  $R^2 = 0.9$  o superior se considera un muy buen ajuste, un valor de  $R^2 = 0.8$  o superior es un buen ajuste, y un valor de  $R^2 = 0.6$  o superior se considera un ajuste satisfactorio [72]. Por otro parte, los coeficientes de regresión estandarizados que se muestran en la Tabla 5.13 permiten realizar un análisis de sensibilidad al modelo. Este análisis evalúa el impacto que tiene cada variable de diseño en la variable de salida (sección 4.1.1). Un alto valor de coeficiente estandarizado indica un alto impacto de la variable de entrada en la explicación del fenómeno estudiado a través del modelo. Por lo tanto, los resultados estadísticos (Tabla 5.13) muestran que la variable de diseño fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE}$ ) y la interacción entre el grado de dispersión ( $G_d$ ) y la secuencia de apilado ( $S_a$ ) tienen una alta importancia en la estimación del efecto híbrido.

Tabla 5.13 Resumen del análisis estadístico realizado sobre el modelo  $EH_{Et}$

<b>Modelo del efecto híbrido en el módulo de elasticidad (<math>EH_{Et}</math>)</b>		
<i>Coficiente de determinación <math>R^2 = 0.7498</math></i>		
<b>Variables independientes</b>	<b>Coficientes de regresión</b>	<b>Coficientes estandarizados</b>
<b>Constante</b>	$-1.124 \times 10^{-3}$	0.00
$v_{fLE}$	10.761	3.314
$v_{fLE}^2$	-7.993	2.594
$S_a G_d$	6.311	1.237
$v_{fLE} S_a$	-6.091	1.109
$G_d$	-2.545	0.892
$\theta G_d$	$2.468 \times 10^{-3}$	0.061
$\theta$	$-1.975 \times 10^{-3}$	0.058
$S_a$	$-7.643 \times 10^{-3}$	0.002

A continuación, se presentan las comparaciones entre los valores estimados a través del modelo  $EH_{Et}$  y los datos experimentales, con el propósito de observar los alcances del modelo. En la Tabla 5.14 se presenta la comparación entre los valores estimados a través del modelo  $EH_{Et}$  y los datos experimentales de los 8 laminados que constituyen el lote B2. De igual manera, la comparación realizada entre el modelo  $EH_{Et}$  y los laminados del lote B2 se puede observar a través de la gráfica que se muestra en la Figura 5.25. Los resultados indican que el modelo  $EH_{Et}$  es capaz de estimar el efecto híbrido en cuatro laminados con una desviación menor al 15% del valor experimental. En los cuatro laminados restantes el modelo tiene una desviación en la estimación del efecto híbrido entre el rango del 18% y el 30% del valor experimental. Por lo tanto, el modelo  $EH_{Et}$  es capaz de predecir, con una desviación menor al 15% del valor experimental, el efecto híbrido en el módulo de elasticidad a tensión en la mitad de los laminados dentro de este lote.

Tabla 5.14 Comparación entre los valores estimados a través del modelo  $EH_{Et}$  y los datos experimentales del lote B2

Lote B2		Variables de diseño				Modelo $EH_{Et}$		
		$\theta$	$v_{fLE}$	$S_a$	$G_d$	Expe.	Estimado	Diferencia %
1	B2a [+15c/0g/-15c]s	15	0	0.333	0	0	-0.145	14.5
2	B2b [+15c/0g/-15c]s	15	2/6	0.333	0.556	1.277	1.652	29.40
3	B2c [+15c/0c/-15c]s	15	2/6	0.333	0.333	1.716	1.743	1.60
4	B2d [+15g/0c/-15c]s	15	2/6	0.333	0.111	1.490	1.833	23.02
5	B2e [+15c/0c/-15c]s	15	4/6	0.333	0.889	2.432	1.764	24.68
6	B2f [+15c/0g/-15c]s	15	4/6	0.333	0.667	1.981	1.854	6.42
7	B2g [+15g/0c/-15c]s	15	4/6	0.333	0.444	2.225	1.944	12.60
8	B2h [+15c/0c/-15c]s	15	1	0.333	1	0	0.189	18.9

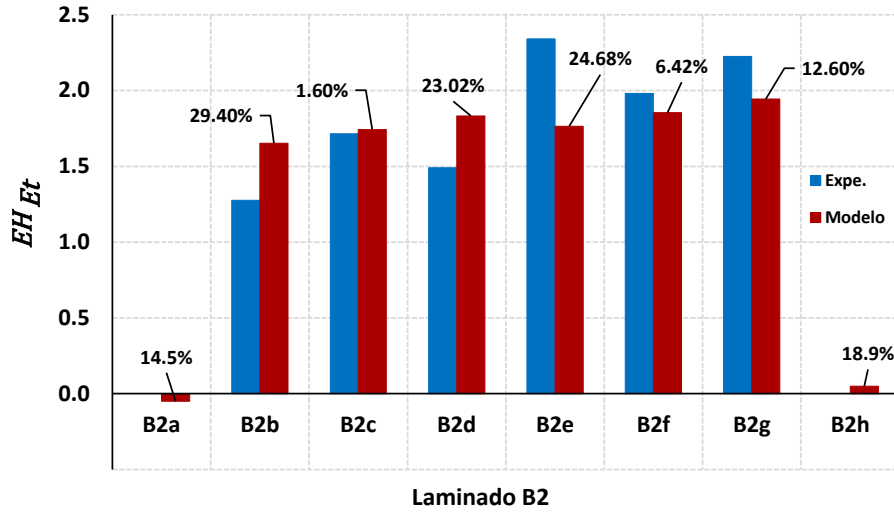


Figura 5.25 Comparación del modelo  $EH_{Et}$  y datos experimentales dentro del laminado B2.

### 5.3.3 Modelo fenomenológico $EH_{Et}$

El modelo fenomenológico  $EH_{Et}$  se determinó al utilizar el método de regresión lineal múltiple (sección 4.1.1) en los resultados experimentales obtenidos de los laminados de estudio (Tabla 5.10). El modelo del efecto híbrido en la deformación a falla a tensión ( $EH_{Et}$ ) se describe a través de la Ecuación 5.3:

$$EH_{Et} = -4.501x10^{-3} + 5.934x10^{-3}\theta - 207.153x10^{-3}S_a + 2.463G_d + 4.312v_{fLE} - 3.325x10^{-3}\theta G_d - 6.117S_a G_d + 6.186v_{fLE}S_a - 6.982v_{fLE}^2 \quad (5.3)$$

donde  $\theta$  representa la orientación de las fibras,  $v_{fLE}$  es la fracción de volumen híbrida,  $S_a$  es la secuencia de apilado y  $G_d$  representa el grado de dispersión. En la Tabla 5.15 se muestra un resumen del análisis estadístico realizado sobre el modelo con el propósito de conocer la significancia del modelo y la calidad de estimación de los coeficientes de regresión. Este análisis permitió determinar cuáles términos en la estructura del modelo  $EH_{Et}$ , propuesto en la Ecuación 4.16, no fueron significativos y por lo cual fueron descartados de la estructura final del modelo  $EH_{Et}$  mostrado en la Ecuación 5.3.

El modelo  $EH_{\varepsilon t}$  tiene un nivel de determinación del  $R^2 = 0.7065$ , lo cual indica que el 70.65% de la variabilidad del efecto híbrido se explica a través del modelo fenomenológico. Por lo tanto, se tiene un ajuste satisfactorio del modelo  $EH_{\varepsilon t}$  con respecto a los resultados experimentales, ya que un valor de  $R^2 = 0.9$  o superior se considera un muy buen ajuste, un valor de  $R^2 = 0.8$  o superior es un buen ajuste, y un valor de  $R^2 = 0.6$  o superior se considera un ajuste satisfactorio [72]. Por otro parte, los coeficientes de regresión estandarizados que se muestran en la Tabla 5.15 permiten realizar un análisis de sensibilidad al modelo. Este análisis evalúa el impacto que tiene cada variable de diseño en la variable de salida. Un alto valor de coeficiente estandarizado indica un alto impacto de la variable de entrada en la explicación del fenómeno estudiado a través del modelo (sección 4.1.1). Por lo tanto, los resultados estadísticos (Tabla 5.15) muestran que la variable de diseño fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE}$ ) y la interacción entre el grado de dispersión ( $G_d$ ) y la secuencia de apilado ( $S_a$ ) tienen una alta importancia en la estimación del efecto híbrido.

Tabla 5.15 Resumen del análisis estadístico realizado sobre el modelo  $EH_{\varepsilon t}$

<b>Modelo del efecto híbrido en la deformación a falla (<math>EH_{\varepsilon t}</math>)</b>		
<i>Coficiente de determinación <math>R^2 = 0.7065</math></i>		
<b>Variab les independientes</b>	<b>Coficientes de regresión</b>	<b>Coficientes estandarizados</b>
<b>Constante</b>	$-4.501 \times 10^{-3}$	0.00
$v_{fLE}^2$	-6.982	2.445
$v_{fLE}$	4.312	1.433
$S_a G_d$	-6.117	1.294
$v_{fLE} S_a$	6.186	1.215
$G_d$	2.463	0.932
$\theta$	$5.934 \times 10^{-3}$	0.188
$\theta G_d$	$-3.325 \times 10^{-3}$	0.089
$S_a$	$-207.153 \times 10^{-3}$	0.055

A continuación, se muestran las comparaciones entre los valores estimados a través del modelo  $EH_{\varepsilon t}$  y los datos experimentales, con el propósito de observar los alcances del modelo. En la Tabla 5.16 se presenta la comparación entre los valores estimados a través del modelo  $EH_{\varepsilon t}$  y los datos experimentales de los ocho laminados que constituyen el lote F1. De igual manera, la comparación realizada entre el modelo  $EH_{\varepsilon t}$  y los laminados del lote F1 se puede observar a través de la gráfica que se muestra en la Figura 5.26.

Los resultados indican que el modelo  $EH_{\varepsilon t}$  es capaz de estimar el efecto híbrido en cuatro laminados con una desviación menor al 15% del valor experimental. En los cuatro laminados restantes el modelo tiene una desviación en la estimación del efecto híbrido entre el rango del 27% y el 54% del valor experimental. Por lo tanto, el modelo  $EH_{\varepsilon t}$  es capaz de predecir, con una desviación menor al 15% del valor experimental, el efecto híbrido en la deformación a falla a tensión en alrededor de la mitad de los laminados dentro de este lote.

Tabla 5.16 Comparación entre los valores estimados a través del modelo  $EH_{et}$  y los datos experimentales del lote F1

Lote F1		Variables de diseño				Modelo $EH_{et}$		
		$\theta$	$\nu_{fLE}$	$S_a$	$G_d$	Expe.	Estimado	Diferencia %
1	F1a [0c/+75g/-75g]s	75	0	0.556	0	0	0.284	28.48
2	F1b [0c/+75g/-75g]s	75	2/6	0.556	0.556	1.038	1.432	38.00
3	F1c [0g/+75c/-75g]s	75	2/6	0.556	0.333	1.767	1.697	3.96
4	F1d [0g/+75c/-75c]s	75	2/6	0.556	0.111	1.948	1.961	0.69
5	F1e [0c/+75c/-75g]s	75	4/6	0.556	0.889	1.017	1.293	27.10
6	F1f [0c/+75g/-75c]s	75	4/6	0.556	0.667	1.006	1.557	54.78
7	F1g [0g/+75c/-75c]s	75	4/6	0.556	0.444	1.939	1.822	6.06
8	F1h [0c/+75c/-75c]s	75	1	0.556	1	0	0.133	13.39

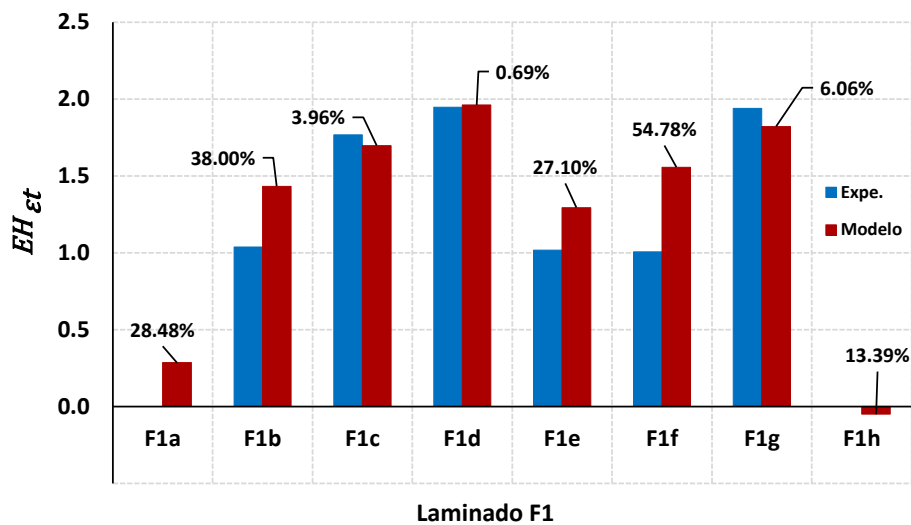


Figura 5.26 Comparación del modelo  $EH_{et}$  y datos experimentales dentro del laminado F1.

### 5.3.4 Extensión de los modelos

Los modelos  $EH_{\sigma t}$ ,  $EH_{Et}$  y  $EH_{et}$  tienen una calidad de estimación del efecto híbrido del 86.28%, 74.98% y 70.65%, respectivamente. Estos indicadores muestran que las variables de entrada seleccionadas para la construcción de los modelos tienen una alta influencia en explicar la variable de salida. Por lo tanto, el desempeño del efecto híbrido en laminados con refuerzos LE y HE se puede explicar a través de las variables de diseño: orientación de las fibras ( $\theta$ ), la fracción de volumen híbrida ( $\nu_{fLE}$ ), la secuencia de apilado ( $S_a$ ) y el grado de dispersión híbrida ( $G_d$ ).

A continuación, se compara la capacidad de estimación de los modelos para predecir el efecto híbrido en laminados que no fueron parte del análisis de regresión múltiple, es decir, la comparación se realiza en nuevas configuraciones de estudio que no fueron parte del proceso de obtención de los modelos. En la Tabla 5.17 se muestran las propiedades mecánicas de los laminados  $[+20_g/0_c/-20_g]_s$  y  $[+70_g/0_c/-70_g]_s$ , los cuales tienen una orientación de las fibras distinto a los incrementos de  $15^\circ$  utilizados en los laminados de estudio (Tabla 5.6).

Tabla 5.17 Propiedades mecánicas de las nuevas configuraciones de estudio

Laminado	$v_{fc}$	$v_{fv}$	$E_t$ (GPa)	$\sigma_{ut}$ (MPa)	$\epsilon_t$ (%)
[+20 <sub>G</sub> /0 <sub>C</sub> /-20 <sub>G</sub> ] <sub>s</sub>	2/6	4/6	47.380±2.085	627.058±16.839	1.308±0.024
[+70 <sub>G</sub> /0 <sub>C</sub> /-70 <sub>G</sub> ] <sub>s</sub>			32.129±0.956	601.804±17.391	1.925±0.086

Después de calcular las propiedades mecánicas a tensión de los laminados [+20<sub>G</sub>/0<sub>C</sub>/-20<sub>G</sub>]<sub>s</sub> y [+70<sub>G</sub>/0<sub>C</sub>/-70<sub>G</sub>]<sub>s</sub> se procede a determinar los efectos híbridos, a través de las ecuaciones descritas en la sección 4.1.3. En la Tabla 5.18 se muestran las comparaciones entre los valores estimados a través de los modelos  $EH$  y los datos experimentales de las nuevas configuraciones de estudio, con el propósito de observar los alcances del modelo. De igual manera, estas comparaciones entre las estimaciones y los datos experimentales se pueden observar a través de las gráficas que se muestran en la Figura 5.27 y Figura 5.28.

Tabla 5.18 Comparación entre los valores estimados a través de los modelos  $EH$  y los datos experimentales de las nuevas configuraciones de estudio.

Laminado	Variables de diseño				$EH_{E_t}$			$EH_{\sigma_t}$			$EH_{\epsilon_t}$		
	$\theta$	$v_{fLE}$	$S_a$	$G_d$	Expe.	Modelo	%	Expe.	Modelo	%	Expe.	Modelo	%
[+20 <sub>G</sub> /0 <sub>C</sub> /-20 <sub>G</sub> ] <sub>s</sub>	20	2/6	0.333	0.333	1.835	1.737	5.34	1.684	1.391	17.43	1.240	1.472	18.74
[+70 <sub>G</sub> /0 <sub>C</sub> /-70 <sub>G</sub> ] <sub>s</sub>	70	2/6	0.333	0.333	2.308	1.680	27.24	1.540	1.619	5.11	1.100	1.714	55.74

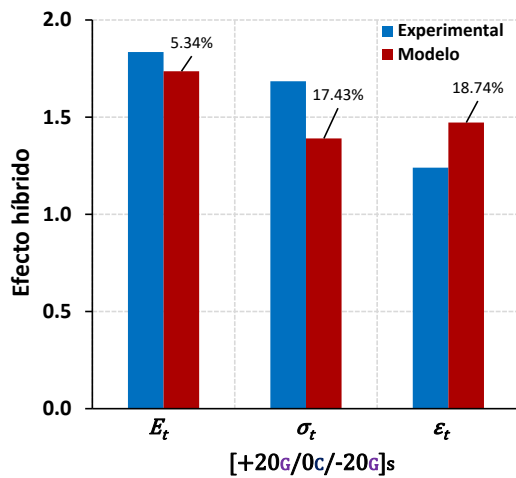


Figura 5.27 Comparación de los modelos  $EH$  y las propiedades mecánicas del laminado [+20<sub>G</sub>/0<sub>C</sub>/-20<sub>G</sub>]<sub>s</sub>

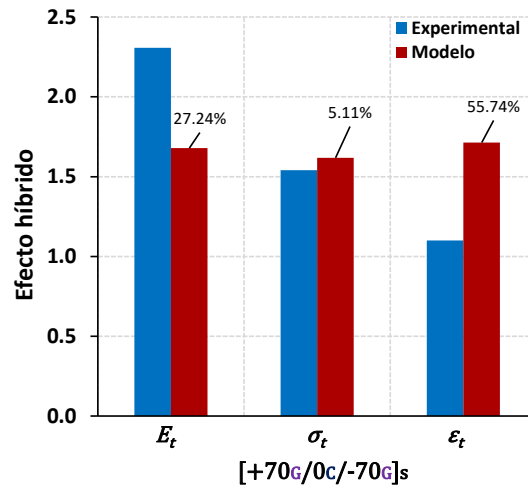


Figura 5.28 Comparación de los modelos  $EH$  y las propiedades mecánicas del laminado [+70<sub>G</sub>/0<sub>C</sub>/-70<sub>G</sub>]<sub>s</sub>

Los resultados indican que los modelos híbridos permiten tener estimaciones del efecto híbrido en los laminados [+20<sub>G</sub>/0<sub>C</sub>/-20<sub>G</sub>]<sub>s</sub> y [+70<sub>G</sub>/0<sub>C</sub>/-70<sub>G</sub>]<sub>s</sub> con las siguientes desviaciones con respecto a los datos experimentales (Tabla 5.18):  $EH_{E_t}$  del 5% y 27%,  $EH_{\sigma_t}$  del 17% y 5%, y  $EH_{\epsilon_t}$  del 18% y 55%, respectivamente. Se puede observar que las estimaciones de los modelos  $EH_{\sigma_t}$  y  $EH_{E_t}$  tienen una mejor calidad de estimación en comparación con el modelo  $EH_{\epsilon_t}$ . Estos comportamientos se pueden atribuir a que los modelos  $EH_{\sigma_t}$  ( $R^2 = 0.8628$ ) y  $EH_{E_t}$  ( $R^2 = 0.7498$ ) tienen un nivel más alto de coeficiente de determinación ( $R^2$ ) en comparación con el modelo  $EH_{\epsilon_t}$  ( $R^2 = 0.7065$ ). Por lo tanto, los modelos  $EH_{\sigma_t}$ ,  $EH_{E_t}$  y  $EH_{\epsilon_t}$  tienen la capacidad de estimar el efecto híbrido en nuevas configuraciones híbridas con orientaciones de fibras diferentes a incrementos de 15°, es decir, la variable de orientación de fibras puede tomar cualquier valor dentro del rango  $90^\circ \geq \theta \geq 0^\circ$

### 5.3.5 Alcances y limitaciones

Los modelos  $EH_{\sigma t}$ ,  $EH_{Et}$  y  $EH_{\epsilon t}$  permiten estimar el comportamiento del efecto híbrido de un material compuesto híbrido bajo las siguientes condiciones (Tabla 5.19):

- a) Materiales (sección 4.1.2.1),
  - Hibridación entre refuerzos LE y HE.
  - Razón de elongación en la hibridación ( $R\epsilon H$ ) de 3.0.
  - Razón del módulo de elasticidad en la hibridación ( $REH$ ) de 2.647.
  - Razón de resistencia en la hibridación ( $R\sigma H$ ) de 1.069.
- b) Orientación de las fibras y secuencia de apilado (sección 4.1.2.2),
  - Cantidad de láminas necesarias para crear un laminado balanceado y simétrico, por ejemplo,  $[0/+ \theta / - \theta]_s$ .
  - Presencia de láminas a  $0^\circ$ .
  - Orientación de las láminas ( $\pm \theta$ ) entre el rango  $90^\circ \geq \theta \geq 0^\circ$ .
- c) Grado de dispersión híbrido y fracción de volumen híbrida (sección 4.1.2.3),
  - Configuración híbrida del tipo interlámina.
  - Grado de dispersión de los refuerzos LE y HE en función de la condición de simetría y balance de los laminados, por ejemplo,  $[C/G/G]_s$ .
  - Fracción de volumen híbrida en un rango de 0, 2/6, 4/6 y 1 en función de la presencia del refuerzo LE.

Tabla 5.19 Resumen de los parámetros de estudio de los modelos  $EH_{\sigma t}$ ,  $EH_{Et}$  y  $EH_{\epsilon t}$ .

Parámetros de los modelos	Nivel de estudio
<i>Materiales</i>	$R\epsilon H = 3.0$ $REH = 2.467$ $R\sigma H = 1.069$
<i>Orientación de las fibras (<math>\theta</math>)</i>	$90^\circ \geq \theta \geq 0^\circ$
<i>Fracción de volumen híbrida (<math>v_{fLE}</math>)</i>	$0, \frac{2}{6}, \frac{4}{6}, 1$ .
<i>Secuencia de apilado (<math>S_a</math>)</i>	$[0/+ \theta / - \theta]_s \therefore S_a = 0.556$ $[+ \theta / 0 / - \theta]_s \therefore S_a = 0.333$ $[+ \theta / - \theta / 0]_s \therefore S_a = 0.111$
<i>Grado de dispersión híbrido (<math>G_d</math>)</i>	$[C/G/G]_s \therefore G_d = 0.556$ $[G/C/G]_s \therefore G_d = 0.333$ $[G/G/C]_s \therefore G_d = 0.111$ $[G/C/C]_s \therefore G_d = 0.444$ $[C/G/C]_s \therefore G_d = 0.667$ $[C/C/G]_s \therefore G_d = 0.889$

## 5.4 Recomendaciones para el diseño de materiales compuestos híbridos

El análisis de sensibilidad en los modelos  $EH_{\sigma_t}$ ,  $EH_{E_t}$  y  $EH_{\varepsilon_t}$  permite evaluar la importancia que tiene cada variable de diseño en el efecto híbrido. Una manera de realizar el análisis de sensibilidad es a través de la normalización de cada coeficiente de regresión dentro de los modelos. Por lo tanto, un alto coeficiente estandarizado indica un alto impacto de la variable de entrada en la explicación del fenómeno estudiado a través del modelo.

A través del estudio de la influencia de las variables de diseño sobre el efecto híbrido se puede proporcionar un acercamiento para comprender los mecanismos que permiten el efecto positivo de la hibridación. En la Figura 5.29 se muestra de manera gráfica la importancia de cada variable de diseño sobre el efecto híbrido en laminados multidireccionales sometidos a tensión. La cuantificación de la influencia de cada variable de entrada se realizó a través de los coeficientes estandarizados de los modelos  $EH_{\sigma_t}$  (Tabla 5.11),  $EH_{E_t}$  (Tabla 5.13) y  $EH_{\varepsilon_t}$  (Tabla 5.15) mostrados en la sección 5.3.

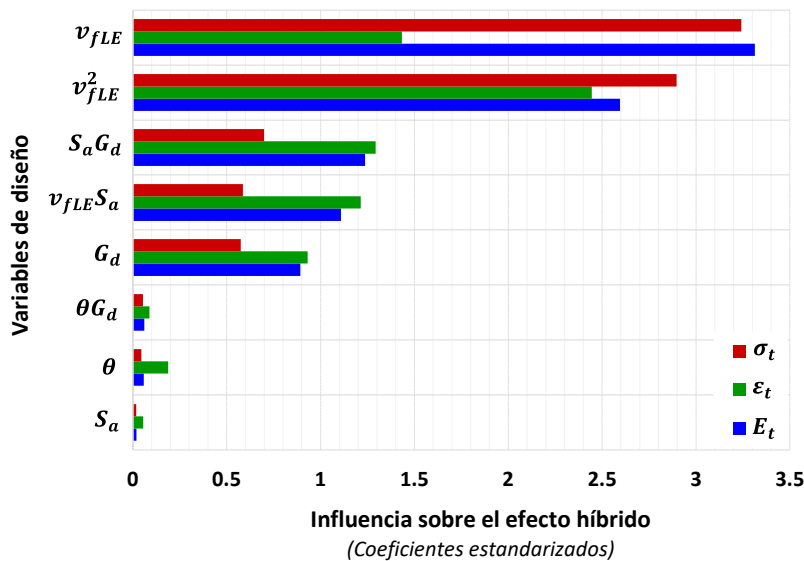


Figura 5.29 Importancia de las variables de diseño sobre el efecto híbrido.

Los resultados mostraron que el nivel de impacto de las variables de diseño y sus interacciones tienen una tendencia similar en el efecto híbrido en la resistencia última, módulo de elasticidad y deformación a la falla a tensión. Este comportamiento permite generalizar el nivel de impacto de las variables de diseño sobre el efecto híbrido en diferentes propiedades mecánicas simultáneamente. Dentro de la literatura se reconoce que el enfoque inicial en el campo de la investigación sobre el efecto híbrido fue la mejora en la deformación a falla del refuerzo LE. Sin embargo, el enfoque actual es la mejora de diversas propiedades mecánicas del compuesto con respecto a sus materiales constituyentes [11]. Por lo tanto, a través de los resultados que se muestran en la Figura 5.29 se proponen recomendaciones para el diseño de materiales compuestos híbridos con un enfoque global sobre el efecto híbrido en el desempeño mecánico:



**a. Fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE}$ ).**

Esta variable de diseño es la que tiene mayor influencia en el comportamiento del efecto híbrido, ya que los resultados experimentales indican que sin importar el valor de  $v_{fLE}$  su influencia será la de mayor impacto dentro del efecto híbrido. Este comportamiento se puede asociar a que la cantidad de refuerzos LE dentro del laminado influye directamente en el desempeño mecánico del material compuesto. Un  $v_{fLE} = 0$  indica que dentro del laminado no se presentan refuerzos LE, por lo cual el desempeño mecánico del material compuesto depende completamente del refuerzo HE. Por otro lado, un  $v_{fLE} = 1$  indica que dentro del laminado se presentan solamente refuerzos LE, por lo cual el desempeño mecánico del material compuesto depende completamente del refuerzo LE. Por lo tanto,  $v_{fLE}$  puede tomar valores dentro del rango de 0 y 1 dentro de un laminado híbrido. Esta condición permite que las propiedades mecánicas que presente un laminado híbrido se encuentren dentro de los rangos que establecen las propiedades mecánicas de los laminados de referencia LE y HE.

Por ejemplo, en la Figura 5.30 se presentan las curvas esfuerzo-elongación de seis laminados híbridos  $[0]_6$  y dos laminados de referencia  $[0]_6$  LE y HE. Los seis laminados híbridos se pueden clasificar en dos grupos:  $v_{fLE} = 2/6$  y  $4/6$ , es decir, laminados que contienen dos láminas de carbono y cuatro láminas de carbono, respectivamente. Se puede observar que las propiedades mecánicas que presentan los laminados híbridos se encuentran dentro de los rangos que establecen las propiedades mecánicas de los laminados de referencia LE y HE, lo cual significa que la hibridación influye positivamente en el desempeño mecánico de los materiales compuestos.

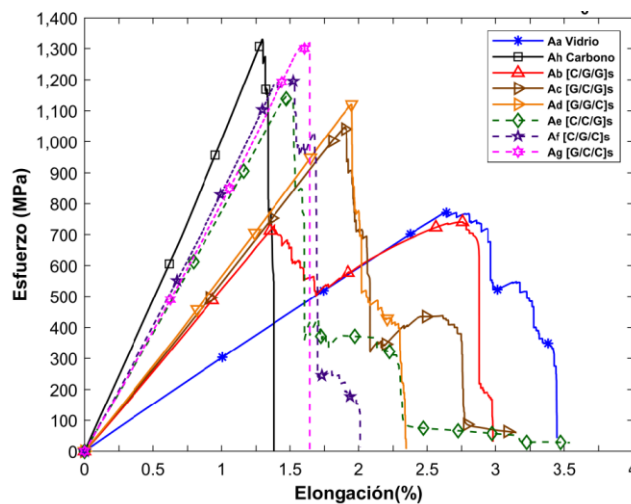


Figura 5.30 Curvas esfuerzo – elongación a tensión de los laminados del lote A  $[0]_6$

**b. Interacción entre la secuencia de apilado ( $S_a$ ) y el grado de dispersión híbrido ( $G_d$ ).**

Este parámetro es el segundo de mayor influencia en el desempeño del efecto híbrido. En esta interacción el valor de la variable  $S_a$  es un intensificador cuando se relaciona con la variable  $G_d$ .

La secuencia de apilado proporciona información sobre la localización de las capas a 0° y el grado de dispersión híbrido describe el nivel de dispersión de los refuerzos LE y HE dentro del laminado. Por lo tanto, se tienen dos posibles escenarios sobre el desempeño mecánico:

- a) *Láminas a 0° constituidas de refuerzos LE.* En este escenario se tendrá un mayor efecto híbrido sobre el módulo de elasticidad y la resistencia última a tensión, ya que el refuerzo LE tiene valores superiores en estas propiedades mecánicas con respecto a los refuerzos HE.
- ii) *Láminas a 0° constituidas de refuerzos HE.* Por otra parte, en este escenario se tendrá un mayor efecto híbrido sobre el porcentaje de elongación a falla a tensión, ya que el refuerzo HE tiene un valor superior en esta propiedad mecánica con respecto a los refuerzos LE.

Por ejemplo, en la Tabla 5.20 se muestra la influencia de la secuencia de apilado en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados C1d, C2d y C3d. Se puede observar que al mantener constante las variables  $\theta$ ,  $v_{fLE}$  y  $G_d$  dentro de los laminados y posteriormente cambiar el valor de  $S_a$  ocurren los dos escenarios descritos anteriormente.

Tabla 5.20 Influencia de  $S_a$  en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados de estudio.

Laminado	Variables de diseño				Efecto híbrido			Escenario
	$\theta$	$v_{fLE}$	$S_a$	$G_d$	$E_t$	$\sigma_t$	$\epsilon_t$	
C1d [0G/+30G/-30C]s	30	2/6	0.556	0.111	1.242	1.133	2.128	Láminas a 0° de refuerzos HE
C2d [+30G/0G/-30C]s	30	2/6	0.333	0.111	1.323	1.118	1.714	
C3d [+30G/-30G/0C]s	30	2/6	0.111	0.111	1.760	1.762	1.336	Láminas a 0° de refuerzos LE

**c. Interacción entre la fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE}$ ) y la secuencia de apilado ( $S_a$ ).**

Existen diferentes combinaciones de interacción entre las variables  $\theta$ ,  $S_a$  y  $G_d$  con respecto a la variable  $v_{fLE}$ . Sin embargo, los modelos muestran que la interacción de mayor influencia con respecto a  $v_{fLE}$  es el parámetro  $v_{fLE}S_a$ , el cual se encuentra en el tercer lugar de importancia en el desempeño del efecto híbrido. En esta interacción el valor de la variable  $v_{fLE}$  es un intensificador cuando se relaciona con la variable  $S_a$ . La fracción de volumen híbrida indica la cantidad de refuerzos LE dentro del laminado y la secuencia de apilado proporciona información sobre la localización de las capas a 0°. Por lo tanto, se tienen dos posibles escenarios sobre el desempeño mecánico:

- i)  $v_{fLE} = 2/6$ , *láminas a 0° de refuerzos LE.* En este escenario el laminado se encuentra constituido mayormente de capas de refuerzos HE. Sin embargo, se tendrá un mayor efecto híbrido sobre  $E_t$  y  $\sigma_t$  cuando las capas de refuerzos LE tienen una orientación de 0° dentro del laminado, ya que el refuerzo LE con una orientación a 0° tiene valores superiores en estas propiedades mecánicas con respecto a los refuerzos HE.
- ii)  $v_{fLE} = 4/6$ , *láminas a 0° de refuerzos HE.* Por otra parte, en este escenario el laminado se encuentra constituido mayormente de capas de refuerzos LE. No obstante, se tendrá un mayor efecto híbrido sobre  $\epsilon_t$  cuando las capas de refuerzos HE tienen una orientación de 0° dentro del laminado, ya que el refuerzo HE con una orientación a 0° tiene un valor superior en esta propiedad mecánica con respecto a los refuerzos LE.

Por ejemplo, en la Tabla 5.21 se muestra la influencia de la fracción de volumen híbrida en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados F1b y F1g. Se puede observar que al mantener constante las variables  $\theta$  y  $S_a$  dentro de los laminados y posteriormente cambiar el valor de  $\nu_{fLE}$  se presentan los escenarios descritos previamente.

Tabla 5.21 Influencia de  $\nu_{fLE}$  en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados de estudio.

Laminado	Variables de diseño				Efecto híbrido			Escenario
	$\theta$	$\nu_{fLE}$	$S_a$	$G_d$	$E_t$	$\sigma_t$	$\varepsilon_t$	
<b>F1b [0c/+75g/-75g]s</b>	75	2/6	0.556	0.556	2.385	1.826	1.038	$\nu_{fLE} = 2/6$ , láminas a 0° de refuerzos LE
<b>F1g [0g/+75c/-75c]s</b>	75	4/6	0.556	0.444	1.059	1.219	1.939	$\nu_{fLE} = 4/6$ , láminas a 0° de refuerzos HE

**d. Grado de dispersión híbrido ( $G_d$ ).**

Esta variable de diseño se encuentra en el cuarto lugar de importancia en el desempeño del efecto híbrido. El grado de dispersión híbrido describe el nivel de dispersión de los refuerzos LE y HE dentro del laminado. Por lo tanto, se tienen dos posibles escenarios sobre el desempeño mecánico:

- i) *Láminas de refuerzos LE a 0°.* En este escenario se tendrá un mayor efecto híbrido sobre  $E_t$  y  $\sigma_t$  cuando las capas de refuerzos LE tienen una orientación de 0° dentro del laminado, ya que el refuerzo LE tiene valores superiores en estas propiedades mecánicas con respecto a los refuerzos HE.
- ii) *Láminas de refuerzos HE a 0°.* En este escenario se tendrá un mayor efecto híbrido sobre  $\varepsilon_t$  cuando las capas de refuerzos HE tienen una orientación de 0° dentro del laminado, ya que el refuerzo HE tiene un valor superior en esta propiedad mecánica con respecto a los refuerzos LE.

Por ejemplo, en la Tabla 5.22 se muestra la influencia del grado de dispersión híbrido en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados F1b, F1c y F1d. Se puede observar que al mantener constante las variables  $\theta$ ,  $\nu_{fLE}$  y  $S_a$  dentro de los laminados y posteriormente cambiar el valor de  $G_d$  ocurren los dos escenarios descritos anteriormente.

Tabla 5.22 Influencia de  $G_d$  en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados de estudio.

Laminado	Variables de diseño				Efecto híbrido			Escenario
	$\theta$	$\nu_{fLE}$	$S_a$	$G_d$	$E_t$	$\sigma_t$	$\varepsilon_t$	
<b>F1b [0c/+75g/-75g]s</b>	75	2/6	0.556	0.556	2.385	1.826	1.038	Láminas de refuerzos LE a 0°
<b>F1c [0g/+75c/-75c]s</b>	75	2/6	0.556	0.333	1.008	1.032	1.767	Láminas de refuerzos HE a 0°
<b>F1d [0g/+75g/-75c]s</b>	75	2/6	0.556	0.111	1.033	1.069	1.948	

**e. Interacción entre la orientación de fibras ( $\theta$ ) y el grado de dispersión híbrido ( $G_d$ ).**

Este parámetro se encuentra en el quinto lugar de importancia en el desempeño del efecto híbrido. En esta interacción se puede observar la relación que existe entre la variable  $\theta$  y la variable  $G_d$ . La orientación de fibras proporciona información sobre la orientación de las fibras en las capas  $\pm\theta$  y el grado de dispersión híbrido describe el nivel de dispersión de los refuerzos LE y HE dentro del laminado. Por lo tanto, se tienen dos posibles escenarios sobre el desempeño mecánico:

- i) *Láminas  $\pm\theta$  de refuerzos LE/HE con capas a 0° de refuerzos LE.* En este escenario se tendrá un mayor efecto híbrido sobre  $E_t$  y  $\sigma_t$  cuando las láminas  $\pm\theta$  de refuerzos LE/HE tienen una

orientación cercana a 90° dentro del laminado, ya que la capa a 0° de refuerzos LE tiene valores superiores en estas propiedades mecánicas. Por otro lado, se tendrá un mayor efecto híbrido sobre  $\varepsilon_t$  cuando las láminas  $\pm\theta$  de refuerzos LE/HE tienen una orientación cercana a 0° dentro del laminado, ya que la capa a 0° de refuerzos HE tiene un valor superior en esta propiedad mecánica.

- ii) *Láminas  $\pm\theta$  de refuerzos LE/HE con capas a 0° de refuerzos HE.* En este escenario se tendrá un mayor efecto híbrido sobre  $E_t$  y  $\sigma_t$  cuando las láminas  $\pm\theta$  de refuerzos LE/HE tienen una orientación cercana a 0° dentro del laminado, ya que la capa a 0° de refuerzos LE tiene valores superiores en estas propiedades mecánicas. Por otro lado, se tendrá un mayor efecto híbrido sobre  $\varepsilon_t$  cuando las láminas  $\pm\theta$  de refuerzos LE/HE tienen una orientación cercana a 90° dentro del laminado, ya que la capa a 0° de refuerzos HE tiene un valor superior en esta propiedad mecánica.

Por ejemplo, en la Tabla 5.23 se muestra la influencia de la orientación de fibras en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados B1b, E1b y F1b. Se puede observar que al mantener constantes las variables  $\nu_{fLE}$ ,  $G_d$  y  $S_a$  dentro de los laminados y posteriormente cambiar el valor de  $\theta$  ocurre el escenario denominado láminas  $\pm\theta$  de refuerzos LE/HE y láminas a 0° de refuerzos LE.

Tabla 5.23 Influencia de  $\theta$  en el comportamiento del efecto híbrido sobre los laminados de estudio.

Laminado	Variables de diseño				Efecto híbrido			Escenario
	$\theta$	$\nu_{fLE}$	$S_a$	$G_d$	$E_t$	$\sigma_t$	$\varepsilon_t$	
<b>B1b [0c/+15g/-15g]s</b>	15	2/6	0.556	0.556	1.642	1.301	1.359	Láminas $\pm\theta$ de refuerzos LE/HE y láminas a 0° de refuerzos LE
<b>E1b [0c/+60g/-60g]s</b>	60	2/6	0.556	0.556	1.642	1.585	1.112	
<b>F1b [0c/+75g/-75g]s</b>	75	2/6	0.556	0.556	2.385	1.826	1.038	

**f. Orientación de fibras ( $\theta$ ) y Secuencia de apilado ( $S_a$ ).**

Por último, los términos individuales de las variables  $\theta$  y  $S_a$  no presentan un gran impacto sobre el comportamiento del efecto híbrido. Sin embargo, la presencia  $\theta$  y  $S_a$  en los parámetros de interacción con las variables  $\nu_{fLE}$  y  $G_d$  proporciona la mayor influencia de estas variables, ya que  $\theta$  permite conocer la orientación de las fibras en las capas  $\pm\theta$  y la secuencia de apilado proporciona información sobre la localización de las capas a 0°.

**g. Conclusión.**

El comportamiento del efecto híbrido en laminados con refuerzos LE y HE se puede explicar a través de las variables diseño  $\theta$ ,  $S_a$ ,  $\nu_{fLE}$  y  $G_d$ . Sin embargo, existen interacciones entre estas variables que tienen mayor influencia que las propias variables individuales. Por lo tanto, los parámetros que se deben tomar en cuenta para el diseño de materiales compuestos híbridos son los siguientes: a)  $\nu_{fLE}$ ; b)  $S_a G_d$ ; c)  $\nu_{fLE} S_a$ ; d)  $G_d$  y e)  $\theta G_d$ ; donde  $\nu_{fLE}$  es el parámetro de diseño con mayor influencia y  $\theta G_d$  es el parámetro de menor influencia sobre el efecto híbrido. Las recomendaciones de diseño sobre estos cinco parámetros permiten generalizar el nivel de impacto de las variables de diseño desde un enfoque global del efecto híbrido, es decir, las recomendaciones de diseño permiten influir sobre  $E_t$ ,  $\sigma_t$  y  $\varepsilon_t$  simultáneamente y no sólo sobre una propiedad.

# Capítulo 6

---

## Conclusiones y trabajos futuros

En el presente trabajo se obtuvieron tres modelos fenomenológicos que permiten comprender los mecanismos del fenómeno de la hibridación y estimar el efecto híbrido en función de las variables de diseño: orientación de las fibras, secuencia de apilado, grado de dispersión híbrido y fracción de volumen híbrida. Posteriormente, se realizaron recomendaciones de diseño sobre estas cuatro variables de diseño y sus interacciones entre sí. Estas recomendaciones de diseño permiten generalizar el nivel de impacto de las variables de diseño desde un enfoque global del efecto híbrido, es decir, permiten influir sobre varias propiedades mecánicas simultáneamente y no sólo sobre una propiedad mecánica.

### 6.1 Conclusiones

Del presente trabajo se establecen las siguientes conclusiones:

1. En la revisión de la literatura se encontró que inicialmente el enfoque de la hibridación fue la mejora en la deformación a falla de la fibra de carbono, sin embargo, el enfoque actual es la búsqueda del balance en las propiedades mecánicas del compuesto con respecto a sus materiales constituyentes. Por lo cual, la definición del *efecto híbrido* puede abarcar la mejora en la resistencia última, módulo de elasticidad y el porcentaje de elongación.
2. No existe dentro de la literatura un modelo que permita obtener el mejor desempeño de la hibridación en un compuesto laminado multidireccional, ya que los mecanismos que permiten obtener el efecto de hibridación no son del todo bien comprendidos actualmente. La hibridación se considera un efecto de alta complejidad a causa de los siguientes factores: a) las propiedades últimas del material compuesto híbrido se encuentran en función del comportamiento de la acumulación del daño, b) la acumulación del daño dentro de un compuesto depende del desarrollo e interacción de los mecanismos de falla (agrietamiento de la matriz, desunión fibra-matriz, delaminación y ruptura de las fibras y c) la interacción de diversas variables del diseño entre sí (material de los refuerzos y la matriz, secuencia de apilamiento, orientación de las fibras, fracción de volumen, etc.) no ha sido del todo bien estudiado.
3. Para resolver esta necesidad actual, se planteó el desarrollo de modelos fenomenológicos que permitan estimar el efecto híbrido de un material compuesto en función de las variables de diseño (orientación de las fibras, fracción de volumen híbrida, secuencia de apilado de las láminas y grado de dispersión del material). Por lo cual, se planteó un diseño del experimento que permite evaluar, analizar y discutir ampliamente la influencia de las variables de diseño en el desempeño de la hibridación.

4. Los ensayos mecánicos, dentro del diseño del experimento, se realizaron en 19 configuraciones (152 laminados). Estas configuraciones se pueden clasificar en dos grupos: a) *Laminados unidireccionales (Lote A)*, los cuales son los laminados con capas a  $0^\circ$  que permiten evaluar si el efecto híbrido es positivo en función de los valores seleccionados en las variables de diseño, en estos lotes se realizaron ensayos de tensión y flexión; b) *Laminados multidireccionales (Lotes B, C, D, E, F y G)*, los cuales permiten evaluar el efecto híbrido en función de todas las variables de diseño y en los cuales se realizaron ensayos de tensión.
  
5. Los resultados experimentales en los laminados unidireccionales (Lote A) mostraron:
  - Las condiciones  $v_{fLE} = 2/6$  y  $v_{fLE} = 4/6$  permiten que las propiedades mecánicas de los laminados híbridos se encuentren dentro de los rangos establecidos por los laminados de referencia de fibras de carbono y vidrio. Estos comportamientos indican que la hibridación influye de manera positiva en el desempeño mecánico de los laminados híbridos.
  - Con respecto al efecto híbrido, el mejor balance en las propiedades mecánicas bajo una carga a tensión y flexión se obtuvo a través de un alto grado de dispersión de los refuerzos LE y HE dentro del laminado:
    - En la condición híbrida  $v_{fLE} = 2/6$  (dos láminas de carbono y cuatro láminas de vidrio) se obtuvo un efecto híbrido del 1.30 a 1.87. Adicionalmente, se obtuvieron incrementos del 3.67 y 1.26 veces en la integridad residual a tensión y a flexión con respecto a los laminados de referencia de vidrio y carbono, respectivamente.
    - En la condición híbrida  $v_{fLE} = 4/6$  (cuatro láminas de carbono y dos láminas de vidrio) se obtuvo un efecto híbrido del 1.10 a 2.49. Además, incrementos del 2.27 y 1.79 veces se obtuvieron en la integridad residual a tensión y a flexión con respecto a los laminados de referencia de vidrio y carbono, respectivamente.
    - Estos efectos híbridos positivos se pueden atribuir al estado de contención de los refuerzos de baja elongación (fibras de carbono) a través de los refuerzos de alta elongación (fibras de vidrio). Esta condición permite: a) un retraso en la falla del refuerzo de baja elongación en una etapa temprana, lo cual permite aprovechar el alto módulo de elasticidad de estos refuerzos; y b) después de la falla de los refuerzos de baja elongación, modificar el estado de esfuerzos dentro del laminado permitiendo que los refuerzos de alta elongación que permanecen intactos puedan soportar la carga residual.
  
6. Se desarrollaron los modelos fenomenológicos  $EH_{\sigma t}$ ,  $EH_{Et}$  y  $EH_{et}$  para comprender los mecanismos del fenómeno de la hibridación y estimar el efecto híbrido de un material compuesto sometido a cargas de tensión, los cuales se encuentran en función de las variables de diseño (orientación de las fibras, fracción de volumen híbrida, secuencia de apilado de las láminas y grado de dispersión del material). El desarrollo de los modelos implicó la conversión de las variables cualitativas (secuencia de apilado de las láminas y grado de dispersión del material) en variables cuantitativas, por lo cual, se implementó un nuevo sistema de clasificación de los laminados en función de la capa de  $0^\circ$  y la capa del refuerzo de baja elongación (LE).

7. El modelo del efecto híbrido en la resistencia última a tensión ( $EH_{\sigma_t}$ ), en el módulo de elasticidad a tensión ( $EH_{E_t}$ ) y en la deformación a falla a tensión ( $EH_{\epsilon_t}$ ) tienen una calidad de estimación del efecto híbrido del 86.28%, 74.98% y 70.65%, respectivamente. Estos indicadores muestran que se tiene un buen ajuste del modelo  $EH_{\sigma_t}$ , y ajustes satisfactorios en los modelos  $EH_{E_t}$  y  $EH_{\epsilon_t}$  con respecto a los resultados experimentales. Por lo tanto, el desempeño del efecto híbrido en laminados con refuerzos LE y HE se puede explicar a través de las variables de diseño: orientación de las fibras, fracción de volumen híbrida, secuencia de apilado y grado de dispersión híbrido.
8. Se comparó la capacidad de estimación de los modelos para predecir el efecto híbrido en nuevas configuraciones que no fueron parte del análisis de regresión múltiple, es decir, en laminados que no fueron parte del proceso de obtención de los modelos. Los resultados mostraron que el modelo  $EH_{\sigma_t}$ ,  $EH_{E_t}$  y  $EH_{\epsilon_t}$  tienen la capacidad de estimar el efecto híbrido en nuevas configuraciones híbridas con orientaciones de fibras diferentes a incrementos de  $15^\circ$ , es decir, la variable de orientación de fibras puede tomar cualquier valor dentro del rango  $90^\circ \geq \theta \geq 0^\circ$  (sección 5.4.4). Por ejemplo, en la configuración  $[+20_G/0_C/-20_G]_s$  y  $[+70_G/0_C/-70_G]_s$  las estimaciones tienen las siguientes desviaciones con respecto a los datos experimentales:  $EH_{E_t}$  del 5% y 27%,  $EH_{\sigma_t}$  del 17% y 5%, y  $EH_{\epsilon_t}$  del 18% y 55%, respectivamente.
9. Se realizó un análisis de sensibilidad en el modelo  $EH_{\sigma_t}$ ,  $EH_{E_t}$  y  $EH_{\epsilon_t}$  para evaluar el nivel de impacto que tiene cada variable de diseño en el efecto híbrido. Los resultados mostraron que el comportamiento del efecto híbrido en laminados con refuerzos LE y HE se puede explicar a través de las variables de diseño  $\theta$ ,  $S_a$ ,  $\nu_{fLE}$  y  $G_d$ . Sin embargo, existen interacciones entre estas variables que tienen mayor influencia que las propias variables individuales. Por lo tanto, los parámetros que se deben tomar en cuenta para el diseño de materiales compuestos híbridos son los siguientes: a)  $\nu_{fLE}$ ; b)  $S_a G_d$ ; c)  $\nu_{fLE} S_a$ ; d)  $G_d$  y e)  $\theta G_d$ ; donde  $\nu_{fLE}$  es el parámetro de diseño con mayor influencia y  $\theta G_d$  es el parámetro de menor influencia sobre el efecto híbrido.
10. Se realizaron recomendaciones de diseño sobre los parámetros  $\nu_{fLE}$ ,  $S_a G_d$ ,  $\nu_{fLE} S_a$ ,  $G_d$  y  $\theta G_d$  con el propósito de generalizar el nivel de impacto de las variables de diseño desde un enfoque global del efecto híbrido, es decir, las recomendaciones de diseño permiten influir sobre  $E_t$ ,  $\sigma_t$  y  $\epsilon_t$  simultáneamente y no sólo sobre una propiedad mecánica (sección 5.4):
  - *Fracción de volumen híbrida ( $\nu_{fLE}$ ).*  
Es el parámetro de mayor influencia en el comportamiento del efecto híbrido, ya que la cantidad de refuerzos LE dentro del laminado influye directamente en el desempeño mecánico del material compuesto.
  - *Interacción entre la secuencia de apilado ( $S_a$ ) y el grado de dispersión híbrido ( $G_d$ ).*  
En este parámetro el valor de la variable  $S_a$  es un intensificador cuando se relaciona con la variable  $G_d$ . Esta interacción produce dos posibles escenarios sobre el desempeño mecánico de los laminados híbridos: *láminas a  $0^\circ$  constituidas de refuerzos LE* y *láminas a  $0^\circ$  constituidas de refuerzos HE*.

- *Interacción entre la fracción de volumen híbrida ( $v_{fLE}$ ) y la secuencia de apilado ( $S_a$ ).*  
 En este parámetro el valor de la variable  $v_{fLE}$  es un intensificador cuando se relaciona con la variable  $S_a$ . Esta interacción permite que ocurran los siguientes escenarios sobre el desempeño mecánico de los laminados híbridos:  $v_{fLE} = 2/6$ , láminas a  $0^\circ$  de refuerzos LE y  $v_{fLE} = 4/6$ , láminas a  $0^\circ$  de refuerzos HE.
- *Grado de dispersión híbrido ( $G_d$ ).*  
 Este parámetro describe el nivel de dispersión de los refuerzos LE y HE dentro del laminado. Por lo tanto, se tienen dos posibles escenarios sobre el desempeño mecánico: láminas de refuerzos LE a  $0^\circ$  y láminas de refuerzos HE a  $0^\circ$ .
- *Interacción entre la orientación de fibras ( $\theta$ ) y el grado de dispersión híbrido ( $G_d$ ).*  
 En esta interacción la orientación de fibras proporciona información sobre las capas  $\pm\theta$  y el grado de dispersión híbrido describe el nivel de dispersión de los refuerzos LE y HE dentro del laminado. Por lo tanto, se tienen los siguientes escenarios sobre el desempeño mecánico: a) láminas  $\pm\theta$  de refuerzos LE/HE con capas a  $0^\circ$  de refuerzos LE, y b) láminas  $\pm\theta$  de refuerzos LE/HE con capas a  $0^\circ$  de refuerzos HE.

## 6.2 Recomendaciones de trabajos futuros

Las siguientes recomendaciones de trabajos futuros tienen como propósito ampliar los aportes presentados en este trabajo:

1. Estudiar la influencia del tipo de manufactura en el desempeño del efecto híbrido en laminados de refuerzos LE y HE, ya que las propiedades mecánicas de los laminados se encuentran en función de la calidad que se alcanza en cada proceso de manufactura.
2. Desarrollar modelos para estimar los efectos híbridos bajo otros tipos de cargas cuasi-estáticas en los laminados propuestos del presente trabajo, con el propósito de ampliar la comprensión del fenómeno de hibridación entre refuerzos LE y HE.
3. Estudiar el fenómeno de la hibridación en otros tipos de presentaciones textiles de los refuerzos LE y HE, tales como: telas tejidas de LE y HE (hibridación interlámina), y telas tejidas HE/LE (hibridación intralámina).



# Publicaciones



# Experimental Assessment of Residual Integrity and Balanced Mechanical Properties of GFRP/CFRP Hybrid Laminates under Tensile and Flexural Conditions

Enrique Alcudia-Zacarías<sup>1</sup> · Arturo Abúndez-Pliego<sup>1</sup> · Jan Mayén<sup>2</sup> · Jorge Colín-Ocampo<sup>1</sup> · Andrés Blanco-Ortega<sup>1</sup> · Wilberth M. Alcocer-Rosado<sup>1</sup>

Received: 24 July 2020 / Accepted: 21 October 2020  
© Springer Nature B.V. 2020

## Abstract

In this work, the hybrid effect on both tensile and flexural properties as well as the residual integrity of six hybrid unidirectional laminates of carbon/glass fibers with epoxy resin matrix was experimentally assessed. The experimental results showed that the best balance on both tensile and flexural properties was obtained by a high degree of dispersion of low and high elongation reinforcement within the interply hybrid configuration. The [G/C/G]<sub>s</sub> hybrid condition exhibited a hybrid effect ranging from 1.30 to 1.87, which means an increase of 30% and 87% for the laminate mechanical performance, respectively. Furthermore, increases in both the tensile residual integrity of 3.67 times, and the flexural residual integrity of 1.26 times were obtained, compared to the reference laminates.

**Keywords** Hybrid effect · Residual integrity · Hybrid laminates · Balanced mechanical properties

## 1 Introduction

Lightweight structures have been gaining attention exponentially from the past few decades as a result of worldwide environmental and safety concerns, which have evolved into regulations particularly on both gas emission and fuel efficiency, as well as crashworthiness. One of the technical challenges, in order to face these requirements, is to develop lightweight structures which are suitable for the substitution of the metal heavyweight materials traditionally used for build blades, vehicle or aircraft parts. The fiber-reinforced composites (FRC) have been shown to be a promising alternative due to two particular properties: high specific strength and high specific stiffness [1–3]. However, FRC materials are characterized by its brittle failure without sufficient

✉ Enrique Alcudia-Zacarías  
alcudia@cenidet.edu.mx

<sup>1</sup> Tecnológico Nacional de México / CENIDET, Prolongación Av. Palmira Esq. Apatzingán S/N, Col. Palmira. C.P. 62490, Cuernavaca, Morelos, México

<sup>2</sup> CONACYT-CIATEQ, Unidad San Luis Potosí, Eje 126 No. 225 Zona Industrial. San Luis Potosí, S.L.P. C.P. 78395, San Luis Potosí, México

**Tema A2a Materiales: Materiales compuestos de matriz polimérica****“Efecto de la hibridación en las propiedades mecánicas a flexión de un laminado cross-ply carbono/vidrio”****Enrique Alcudia-Zacarias<sup>a\*</sup>, Josué A. Jiménez-Gallegos<sup>a</sup>, Miriam Siqueiros-Hernández<sup>b</sup>, Alberto Delgado-Hernández<sup>b</sup>, Jan Mayén Chaires<sup>c</sup>, Juan A. Paz-González<sup>b</sup>, Arturo Abúndez-Pliego<sup>a</sup>**<sup>a</sup> Tecnológico Nacional de México/Centro Nacional de Investigación y Desarrollo Tecnológico (CENIDET). Interior Internado Palmira s/n Col. Palmira. Cuernavaca, Morelos. C.P. 62490. México.<sup>b</sup> Universidad Autónoma de Baja California/Escuela de Ciencias de la Ingeniería y Tecnología (ECITEC) “Valle de las Palmas”. Blvd. Universitario #1000 Unidad Valle de las Palmas. Tijuana, Baja California. C.P. 21500. México.<sup>c</sup> Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología/Centro de Tecnología Avanzada (CIATEQ) Unidad San Luis Potosí. Eje 126 No. 225, Zona Industrial. San Luis Potosí, SLP. C.P. 78395. México.

\*Autor contacto. Dirección de correo electrónico: alcudia@cenidet.edu.mx

**RESUMEN**

En este trabajo se presentan los resultados sobre la evaluación del efecto híbrido en las propiedades mecánicas a flexión del laminado cross-ply [C/V/C/V/C]T. Las pruebas se realizaron en la máquina de ensayos Shimadzu AG-Xplus 100kN de acuerdo a la norma ASTM D7264. Los resultados experimentales mostraron que la colocación de fibras de vidrio en los bloques 2 y 4 permite obtener un aumento del 15% en el porcentaje de elongación a falla del laminado; este comportamiento se puede atribuir a la presencia y distribución de las fibras de vidrio, las cuales permiten restringir la evolución del daño. Además, en la hibridación se obtuvo una disminución del 23% en la cantidad de fibra de carbono presente en el laminado, lo cual permite reducir costos en comparación con un laminado de carbono. El modo de falla predominante se presentó en la zona de compresión del laminado a través de delaminaciones en la interfaz de los bloques 1-2 y 2-3.

Palabras Clave: Efecto híbrido, Material compuesto, Evolución del daño, Delaminación, Ensayos a flexión.

**ABSTRACT**

In this work, the hybrid effect on the flexural properties of a cross-ply laminate [C/G/C/G/C]T with a matrix of epoxy resin was assessed. The flexural tests were carried out using a Shimadzu AG-Xplus 100kN testing machine according to ASTM D7264 standard. The experimental results showed that the presence of glass fiber in blocks 2-3 allows an increase of 15% on the value of the ultimate elongation of the composite; this behavior can be explained by the presence and distribution of the glass fibers, which leads to a restriction of the damage evolution. Furthermore, the hybridization allows a decrease of 23% on the carbon fiber in the laminate, which allows a decrease in the costs on comparison with a carbon laminate. The predominant failure mode occurs in the compression zone of the laminate through delaminations between blocks 1-2 and 2-3.

Keywords: The hybrid effect, Composite material, Damage evolution, Delamination, Flexural tests.

**1. Introducción**

Actualmente, los materiales compuestos poliméricos se encuentran en diversos sectores de la industria, particularmente en aplicaciones del sector aeroespacial, energías renovables y automotriz. El interés de estos sectores en los materiales compuestos reforzados con fibras cerámicas se debe principalmente a que proporcionan una excelente relación resistencia/peso. Sin embargo, las fibras cerámicas al ser materiales frágiles ocasionan una falla del tipo catastrófica sin suficiente resistencia residual [1-3].

La hibridación es una estrategia que permite aumentar la resistencia al daño y disminuir la fragilidad en los materiales compuestos reforzados con fibras. Esta estrategia consiste en la combinación de dos refuerzos en una misma matriz, las

cuales son denominadas refuerzo de baja elongación (LE) y alta elongación (HE), por lo cual, normalmente la primera fibra en fallar es la fibra LE. Dentro de la literatura se han encontrado diversas investigaciones sobre los parámetros que influyen en la respuesta mecánica de un laminado híbrido, tales como: fracción de volumen de los refuerzos, secuencia de apilado, grado de dispersión de los refuerzos y selección de los materiales. Sin embargo, en condiciones de cargas complejas, tales como flexión e impacto, se reconoce que existen contradicciones en ciertos valores de estos parámetros [2].

R. K. Prusty *et al.* [3] investigaron la influencia de la secuencia de apilamiento híbrida en la respuesta mecánica a flexión de laminados unidireccionales carbono/vidrio. Los resultados demostraron que la mejor manera de optimizar la hibridación se obtiene al colocar las capas de carbono de

# **Anexos**

## Anexo A. Manufactura por infusión de resina – Preimpregnado manual

Este proceso de manufactura es una variación al método tradicional de manufactura por infusión de resina y tiene como objetivo mejorar de impregnación de las fibras con la resina. Esta variación consiste en utilizar una placa de vidrio como pieza superior del molde cerrado, con los siguientes propósitos: a) obtener una menor extracción de resina en comparación con la utilización de la malla de distribución; b) mejorar el acabado superficial en la parte superior del laminado y c) obtener un espesor uniforme sobre todo el laminado. Además, el arreglo de las líneas de arterias permite que la presión negativa sea uniforme sobre toda la superficie de la pieza dentro del molde cerrado. A continuación, se describe el proceso de manera detallada:

- a) Se seleccionó el laminado  $[0]_6$  para ser construido, ya que las orientaciones de las fibras en este laminado son la base en el diseño de materiales compuestos. Por lo cual, se requieren recortar seis capas de la tela de fibra unidireccional “Uni-Web unidirectional carbon fiber” (Figura A.1).



Figura A.1 Lámina de fibra unidireccional “Uni-Web unidirectional carbon fiber”.



Figura A.2 Balanza digital T-SCALE®, precisión de 0.02 gramos.



Figura A.3 Placa de vidrio encerado como pieza inferior del proceso.

- b) Se procede a determinar la cantidad de masa de las seis capas de fibras que constituyen el laminado  $[0]_6$ , lo cual permite conocer posteriormente la fracción de volumen de las fibras en el compuesto. Para este fin se utilizó una balanza digital (Figura A.2).
- c) El método de infusión de resina es un proceso de manufactura del tipo *molde cerrado* por lo que requiere de dos piezas para cerrar el sistema; la pieza inferior puede ser rígida y la pieza superior es la bolsa de vacío. En la variación propuesta se utiliza una placa de vidrio a manera de pieza inferior del molde cerrado (Figura A.3). La superficie del área de trabajo en la placa de vidrio debe encontrarse libre de polvo antes aplicar la cera desmoldante, la cual evita que el laminado se adhiera al molde.
- d) En la Figura A.4 se muestra la configuración de los elementos requeridos para realizar la manufactura de los laminados por preimpregnado manual, los cuales son: a) base de vidrio que se utiliza para preimpregnar cada capa de fibra seca y tela *peel-ply*; b) placa de vidrio encerado como pieza inferior del proceso, en la cual se colocarán las capas de fibras que conforman el laminado; c) bomba de vacío; d) deshumidificador *Bionarie®*, el cual permite mantener controlada la humedad dentro de la habitación de manufactura.

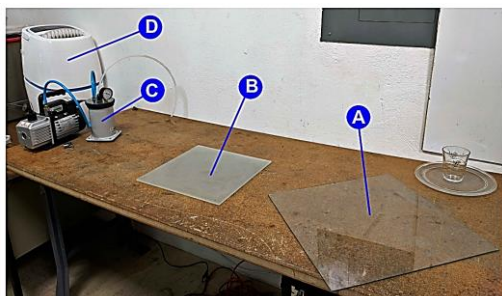


Figura A.4 Configuración de los elementos requeridos para realizar la manufactura de los laminados por preimpregnado manual.



Figura A.5 Extracción del aire atrapado en la mezcla de resina y endurecedor Epolam 5015/5015.

- e) Se realiza la mezcla resina Epolam 5015® y el endurecedor Epolam 5015® de acuerdo a las proporciones indicadas en la hoja técnica de la resina [60]. Después de realizada la mezcla se cuenta con un tiempo estimado de 135 minutos para realizar la fabricación del material compuesto, por lo cual, se propone terminar en un tiempo máximo de 120 minutos todo el proceso. Posteriormente, se extrae el aire atrapado durante el mezclado de la resina y endurecedor a través de la bomba de vacío (Figura A.5), este proceso se realiza con un tiempo estimado de 5 minutos.
- f) Sobre la base de vidrio (Figura A.6a) se vierte una capa de resina y con una espátula de plástico se extiende hasta completar un cuadrado de tamaño más grande que las capas de fibras de carbono y la tela *peel-ply*. Posteriormente, se introduce la tela *peel-ply* en la capa de resina y se deja impregnar un tiempo de tres minutos (Figura A.6b). Por último, se elimina el exceso de resina en la tela *peel-ply* con la espátula de plástico y se coloca sobre la placa de vidrio encerado (Figura A.6c).

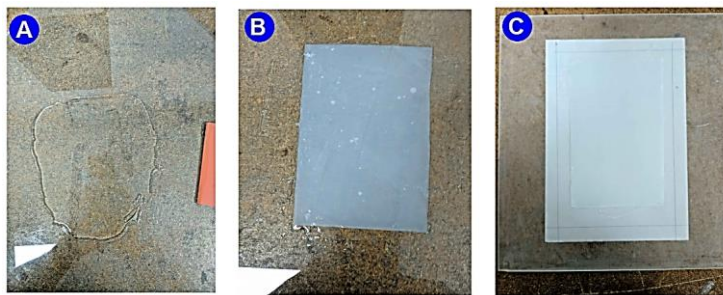


Figura A.6 Proceso de preimpregnado de la tela *peel-ply*.

- g) Después, sobre la base de vidrio se vierte otra capa de resina y con una espátula de plástico se extiende hasta completar un cuadrado de tamaño más grande que las capas de fibras de carbono. Posteriormente, se coloca la tela de fibra de carbono sobre la primera capa de resina (Figura A.7a) y después se vierte otra capa de resina, a partir de ese momento se deja impregnar la fibra por un tiempo de 7 minutos (Figura A.7b). Por último, se escurre el exceso de resina en la fibra de carbono con una espátula de plástico y se coloca sobre la tela *peel-ply* (Figura A.7c). Este proceso se realiza por cada capa que conforma el laminado.



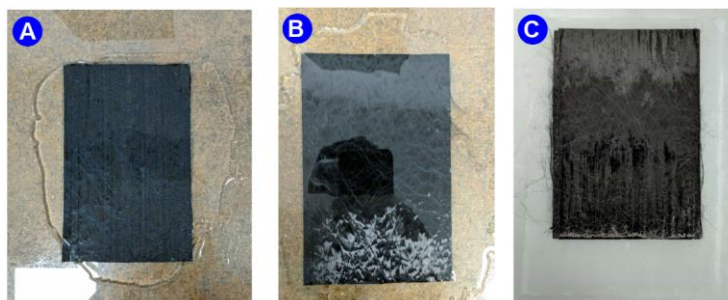


Figura A.7 Proceso de preimpregnado de la primera capa de carbono.

- i) Posteriormente, después de apilar todas las capas de carbono se coloca la segunda capa de *peel-ply* sobre las fibras (Figura A.8). Después, se coloca la placa de vidrio, la cual se utilizará como una pieza superior rígida del molde cerrado (Figura A.9). Por último, se colocan las líneas de arteria y los conectores tipo L a una distancia retirada del laminado (Figura A.10), con el propósito de disminuir la extracción de resina del sistema y mantener una presión uniforme sobre la placa superior de vidrio.

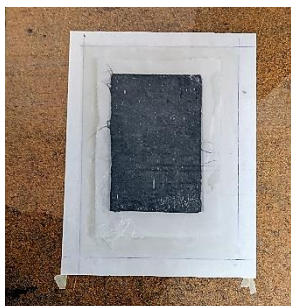


Figura A.8 Se coloca la segunda capa de peel-ply sobre las capas de carbono.



Figura A.9 Colocación de la placa superior de vidrio.

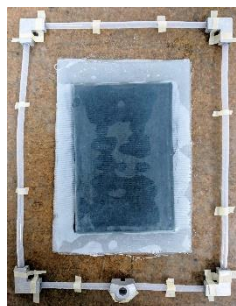


Figura A.10 Colación de las líneas de arterias y del conector de extracción.

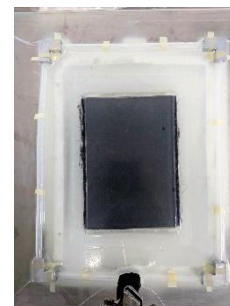


Figura A.11 Se realiza la extracción del aire atrapado en el sistema a través de la bomba de vacío.

- j) Se introduce el laminado dentro de una bolsa de polipropileno, la cual es sellada con la aplicación de calor. Se realiza la extracción del aire atrapado en el sistema a través de la bomba de vacío, con un nivel de presión negativa de 0.8 bar (Figura A.11). El tiempo de extracción es de 1 minuto, este tiempo se distribuye de la siguiente manera: a) los primeros 20 segundos son para la extracción completa del aire atrapado y para que el sistema alcance la presión de -0.8 bar, posteriormente se detiene el proceso de succión y se verifica que no existan fugas en el sistema; b) los siguientes 20 segundos son para verificar las medidas correctivas que se hicieron para solucionar las fugas; c) y los últimos 20 segundos son para la extracción completa del aire atrapado entre las capas de fibras.
- k) Después de 48 horas de curado, se retiran los materiales auxiliares y se obtiene el laminado en su estado final.

## Anexo B. Planeación para obtener las probetas de los laminados de estudio

En este anexo se presenta cómo se calcularon los tamaños de los laminados de estudio en función de la cantidad de probetas para los ensayos mecánicos. Por lo tanto, los 152 laminados de estudio propuestos en el presente trabajo se pueden clasificar en siete configuraciones generales en función de la orientación de las fibras, es decir, el *lote A*, *lote B*, *lote C*, *lote D*, *lote E*, *lote F* y *lote G* (Tabla B.1).

Tabla B.1 Configuraciones generales de los laminados de estudio

	Lote A	Lote B	Lote C	Lote D	Lote E	Lote F	Lote G
<b>Apilado 1</b>		[0/+15/-15] <sub>s</sub>	[0/+30/-30] <sub>s</sub>	[0/+45/-45] <sub>s</sub>	[0/+60/-60] <sub>s</sub>	[0/+75/-75] <sub>s</sub>	[0/+90/-90] <sub>s</sub>
<b>Apilado 2</b>	[0/0/0] <sub>s</sub>	[+15/0/-15] <sub>s</sub>	[+30/0/-30] <sub>s</sub>	[+45/0/-45] <sub>s</sub>	[+60/0/-60] <sub>s</sub>	[+75/0/-75] <sub>s</sub>	[+90/0/-90] <sub>s</sub>
<b>Apilado 3</b>		[+15/-15/0] <sub>s</sub>	[+30/-30/0] <sub>s</sub>	[+45/-45/0] <sub>s</sub>	[+60/-60/0] <sub>s</sub>	[+75/-75/0] <sub>s</sub>	[+90/-90/0] <sub>s</sub>

La fibra de carbono “*Uni-Web unidirectional carbon fiber*” y la fibra de vidrio “*Uni-Web unidirectional S-Glass*” de la empresa ACP composites se distribuyen a través de una presentación de rollo de tela (sección 4.1.2.1) con un ancho de 12 pulgadas (30.48 cm), por lo cual, se propone realizar cuadros de 15 cm x 15 cm y después apilar las capas según su orientación.

La distribución de las probetas en los laminados de 15 cm x 15 cm se encuentra en función de las siguientes consideraciones: la geometría de las 5 probetas a tensión es un rectángulo de 1.3 cm x 13.5 cm; la geometría de las probetas de flexión es un rectángulo de 1.3 cm x 13.5 cm; el espacio requerido entre cada probeta para la herramienta de corte, el cual puede ser menor o igual a 1.5mm. Por ejemplo, en la Figura B.1 se puede observar el esquema de construcción y obtención de los laminados del Lote A.

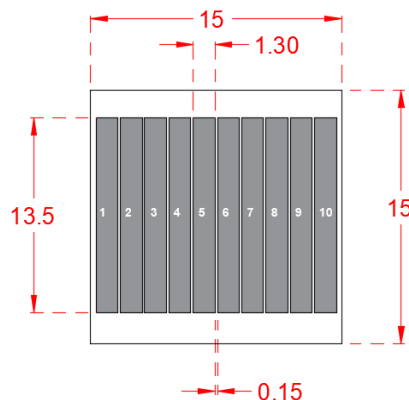


Figura B.1 Esquema de construcción para cada laminado que forma parte del lote A (capas a 0°), cotas en cm.



# Referencias

---

- [1] R.F. Gibson, Principles of composite material mechanics, Taylor & Francis Group, E.U., 2012.
- [2] M.F. Ashby, Technology of the 1990s: advanced materials and predictive design, Philos. Trans. R. Soc. London. Ser. A, Math. Phys. Sci. (1987). <https://doi.org/10.1098/rsta.1987.0059>.
- [3] A.P. Mouritz, Aerospace materials: past, present and future, in: Introd. to Aerosp. Mater., Woodhead Publishing Limited, Cambridge, UK, 2012: pp. 15–38. <https://doi.org/10.1533/9780857095152.15>.
- [4] Y. Swolfs, I. Verpoest, L. Gorbatiikh, Tensile failure of hybrid composites: measuring, predicting and understanding, IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. 139 (2016) 012008. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/139/1/012008>.
- [5] M. Sauer, M. Kühnel, The global CRP-Market-Composites Market Report 2017, Carbon Composites e.V., 2017.
- [6] G. Czél, M. Jalalvand, M.R. Wisnom, T. Czigány, Design and characterisation of high performance, pseudo-ductile all-carbon/epoxy unidirectional hybrid composites, Compos. Part B Eng. (2017). <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.11.049>.
- [7] R.K. Prusty, D.K. Rathore, B.P. Singh, S.C. Mohanty, K.K. Mahato, B.C. Ray, Experimental optimization of flexural behaviour through inter-ply fibre hybridization in FRP composite, Constr. Build. Mater. (2016). <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.05.054>.
- [8] B.F. Sørensen, Materials and structures for wind turbine rotor blades - An overview, in: ICCM Int. Conf. Compos. Mater., 2009.
- [9] J. Montesano, H. Chu, C.V. Singh, Development of a physics-based multi-scale progressive damage model for assessing the durability of wind turbine blades, Compos. Struct. (2016). <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.01.011>.
- [10] L.W. Power, Adwen & LM Wind Power partner to present the longest blade in the world, (2016). [http://cws.huginonline.com/L/160830/PR/201606/2021942\\_5.html](http://cws.huginonline.com/L/160830/PR/201606/2021942_5.html).
- [11] Y. Swolfs, L. Gorbatiikh, I. Verpoest, Fibre hybridisation in polymer composites: A review, Compos. Part A Appl. Sci. Manuf. 67 (2014) 181–200. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.08.027>.
- [12] R.P. Tavares, A.R. Melro, M.A. Bessa, A. Turon, W.K. Liu, P.P. Camanho, Mechanics of hybrid polymer composites: analytical and computational study, Comput. Mech. (2016). <https://doi.org/10.1007/s00466-015-1252-0>.
- [13] M. Kalantari, C. Dong, I.J. Davies, Numerical investigation of the hybridisation mechanism in fibre reinforced hybrid composites subjected to flexural load, Compos. Part B Eng. (2016). <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.07.012>.
- [14] J.F. Chen, E. V. Morozov, K. Shankar, Progressive failure analysis of perforated aluminium/CFRP fibre metal laminates using a combined elastoplastic damage model and

- including delamination effects, *Compos. Struct.* (2014).  
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.03.046>.
- [15] D. Silva, E. Botelho, A. Ancelotti, C. Damato, Environmental conditioning effects on the mechanical properties of titanium fiber-metal laminates, *Compos. Mater. 19th Int. Conf.* (2013) 7828–7836.
- [16] F.D. Morinière, R.C. Alderliesten, M.Y. Tooski, R. Benedictus, Damage evolution in GLARE fibre-metal laminate under repeated low-velocity impact tests, *Cent. Eur. J. Eng.* (2012).  
<https://doi.org/10.2478/s13531-012-0019-z>.
- [17] T. Hayashi, On the improvement of mechanical properties of composites by hybrid composition, *Proc 8th Intl Reinf. Plast. Conf.* (1972) 149–152.
- [18] J. Aveston, J.M. Sillwood, Synergistic fibre strengthening in hybrid composites, *J. Mater. Sci.* (1976). <https://doi.org/10.1007/BF00708266>.
- [19] C. Zweben, Tensile strength of hybrid composites, *J. Mater. Sci.* 12 (1977) 1325–1337.  
<https://doi.org/10.1007/BF00540846>.
- [20] P. Manders, M.G. Bader, The strength of hybrid glass/carbon fibre composites. Part 1 Failure strain enhancement and failure mode, *J. Mater. Sci.* 16 (1981) 2233–2245.
- [21] A.A.J.M. Peijs, P. Catsman, L.E. Govaert, P.J. Lemstra, Hybrid composites based on polyethylene and carbon fibres Part 2: influence of composition and adhesion level of polyethylene fibres on mechanical properties, *Composites.* (1990).  
[https://doi.org/10.1016/0010-4361\(90\)90424-U](https://doi.org/10.1016/0010-4361(90)90424-U).
- [22] Y.J. You, Y.H. Park, H.Y. Kim, J.S. Park, Hybrid effect on tensile properties of FRP rods with various material compositions, *Compos. Struct.* (2007).  
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2006.04.065>.
- [23] I. Taketa, J. Ustarroz, L. Gorbatikh, S. V. Lomov, I. Verpoest, Interply hybrid composites with carbon fiber reinforced polypropylene and self-reinforced polypropylene, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* (2010). <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2010.02.003>.
- [24] K.S. Pandya, C. Veerraju, N.K. Naik, Hybrid composites made of carbon and glass woven fabrics under quasi-static loading, *Mater. Des.* (2011).  
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.03.003>.
- [25] J. Zhang, K. Chaisombat, S. He, C.H. Wang, Hybrid composite laminates reinforced with glass/carbon woven fabrics for lightweight load bearing structures, *Mater. Des.* 36 (2012) 75–80. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.11.006>.
- [26] R. Murugan, R. Ramesh, K. Padmanabhan, R. Jeyaraam, R. Krishna, Experimental Investigation on Static Mechanical Properties of Glass/Carbon Hybrid Woven Fabric Composite Laminates, *Adv. Mater.* 903 (2014) 96–101.
- [27] M. Attia, M. Abd El-baky, A. Alshorbagy, Mechanical performance of intraply and inter-intraply hybrid composites based on e-glass and polypropylene unidirectional fibers, *J. Compos. Mater.* 51 (2017) 381–394. <https://doi.org/10.1177/0021998316644972>.
- [28] M.H. Iqbal, A. Ahmed, W. Qingtao, Z. Shuai, L. Wei, Hybrid composites made of unidirectional T600S carbon and E-glass fabrics under quasi-static loading, *J. Ind. Text.* 46 (2017) 1511–1535.

- [29] M. Fotouhi, M. Jalalvand, M. Saeedifar, B. Xiao, M.R. Wisnom, High performance quasi-isotropic thin-ply carbon/glass hybrid composites with pseudo-ductile behaviour loaded off-axis, *Compos. Struct.* 247 (2020) 112444. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112444>.
- [30] M. Jalalvand, M. Fotouhi, M.R. Wisnom, Orientation-dispersed pseudo-ductile hybrid composite laminates – A new lay-up concept to avoid free-edge delamination, *Compos. Sci. Technol.* (2017). <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2017.10.011>.
- [31] A.R. Bunsell, B. Harris, Hybrid carbon and glass fibre composites, *Composites*. (1974). [https://doi.org/10.1016/0010-4361\(74\)90107-4](https://doi.org/10.1016/0010-4361(74)90107-4).
- [32] J.L. Perry, D.F. Adams, Charpy impact experiments on graphite/epoxy hybrid composites, *Composites*. (1975). [https://doi.org/10.1016/0010-4361\(75\)90326-2](https://doi.org/10.1016/0010-4361(75)90326-2).
- [33] L. Phillips, On the usefulness of glass-fibre-carbon hybrids, Bright. (United Kingdom) Br. Plast. Fed. Congr. (1967).
- [34] J.M. Hedgepeth, P. Van Dyke, Local Stress Concentrations in Imperfect Filamentary Composite Materials, *J. Compos. Mater.* (1967). <https://doi.org/10.1177/002199836700100305>.
- [35] H. Fukuda, An advanced theory of the strength of hybrid composites, *J. Mater. Sci.* 19 (1984) 974–982. <https://doi.org/10.1007/BF00540468>.
- [36] C. Zweben, An approximate method of analysis for notched unidirectional composites, *Eng. Fract. Mech.* (1974). [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(74\)90042-3](https://doi.org/10.1016/0013-7944(74)90042-3).
- [37] G. Czél, M.R. Wisnom, Demonstration of pseudo-ductility in high performance glass/epoxy composites by hybridisation with thin-ply carbon prepreg, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 52 (2013) 23–30. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2013.04.006>.
- [38] Y. Swolfs, L. Gorbatikh, P.J. Hine, I.M. Ward, I. Verpoest, Toughening of Carbon Fibre Composites By Hybridisation with Self-Reinforced Polypropylene, 9th Int. Conf. Compos. Sci. Technol. 2020 - Sci. Ind. Challenges. (2013).
- [39] W. WEIBULL, A Statistical Distribution Function of Wide Applicability, *J. Appl. Mech.* (1951).
- [40] W. Curtin, N. Takeda, Tensile strength of fiber-reinforced composites: II. Application to polymer matrix composites, *J Compos Mater.* 32 (1998) 2060–2081.
- [41] F. Tanaka, T. Okabe, H. Okuda, I.A. Kinloch, R.J. Young, Factors controlling the strength of carbon fibres in tension, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* (2014). <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2013.11.007>.
- [42] G. Foray, A. Descamps-Mandine, M. R'Mili, J. Lamon, Statistical flaw strength distributions for glass fibres: Correlation between bundle test and AFM-derived flaw size density functions, *Acta Mater.* (2012). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.03.019>.
- [43] A. Turon, J. Costa, P. Maimí, D. Trias, J.A. Mayugo, A progressive damage model for unidirectional fibre-reinforced composites based on fibre fragmentation. Part I: Formulation, *Compos. Sci. Technol.* (2005). <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.04.012>.
- [44] M. Jalalvand, G. Czél, M.R. Wisnom, Numerical modelling of the damage modes in UD thin carbon/glass hybrid laminates, *Compos. Sci. Technol.* (2014).
- [45] M. Jalalvand, G. Czél, M.R. Wisnom, Damage analysis of pseudo-ductile thin-ply UD hybrid

- composites – A new analytical method, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 69 (2015) 83–93. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.11.006>.
- [46] M. Jalalvand, G. Czél, M.R. Wisnom, Parametric study of failure mechanisms and optimal configurations of pseudo-ductile thin-ply UD hybrid composites, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* (2015). <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.04.001>.
- [47] J.N. Reddy, *Mechanics of Laminated Composite Plates and Shells*, CRC Press, 2004. <https://doi.org/10.1201/b12409>.
- [48] T. Kubiak, *Static and dynamic buckling of thin-walled plate structures*, 2013. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-00654-3>.
- [49] F. Campbell, *Structural composite materials*, ASM International, Ohio, 2010.
- [50] E.J. Barbero, *Introduction to composite materials design*, CRC Press, 2011.
- [51] D. Fraix-Burnet, D. Valls-Gabaud, *Regression methods for astrophysics*, EAS Publications Series, 2014.
- [52] D.C. Montgomery, E.A. Peck, G.G. Vinnig, *Introduction to linear regression analysis 5 edition*, New Jersey, New Jersey, 2012.
- [53] H. Gutiérrez Pulido, R. de la Vera Salazar, *Análisis y diseño de experimentos*, México, 2012.
- [54] A.P. Mouritz, *Manufacturing of fibre-polymer composite materials*, in: *Introd. to Aerosp. Mater.*, Woodhead publishing limited, Cambridge, UK, 2012: pp. 303–337.
- [55] ACP Composites, 4.7 oz. “Uni-web” unidirectional carbon fiber, Datasheet, 2019. <https://store.acpsales.com/products/2382/carbon-fiber-uni-web-unidirectional-fiber>.
- [56] Gurit, *Guide to Structural Composites*, 2017. <http://www.gurit.com/-/media/Gurit/Datasheets/guide-tocomposites.pdf>.
- [57] ACP Composites, 4.2 oz. “Uni-web” unidirectional S-Glass, Datasheet, 2019.
- [58] Matweb, S-Glass Fiber datasheet, 2019. <http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=6eb41a1324834878a1524129d915ca09>.
- [59] D. Gay, *Composite materials: Design and applications*, CRC Press, Paris, 2003.
- [60] Axson Technologies, *Epilam 5015 Resin*, 2008. [http://www.axsontechnologies.com/sites/default/files/epilam5015-system-tdsi-gb\\_20080625145909.pdf](http://www.axsontechnologies.com/sites/default/files/epilam5015-system-tdsi-gb_20080625145909.pdf).
- [61] B. Harris, *Engineering composite materials*, The Institute of Materials, London, 1999.
- [62] Z. Gürdal, R.T. Haftka, P. Hajela, *Design and optimization of laminated composite materials*, John Wiley & Sons, Inc, E.U., 1999.
- [63] K.L. Reifsnieder, S.W. Case, *Damage tolerance and durability of material systems*, John Wiley & Sons, Inc., E.U., 2002.
- [64] D.F. Adams, L.A. Carlsson, B.R. Pipes, *Experimental characterization of advanced composite materials*, Third Edit, CRC Press, U.S., 2003.

- 
- [65] ASTM International, ASTM D3039 / D3039M-14, Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials, in: Annu. B. ASTM Stand., West Conshohocken, PA, 2014. [https://doi.org/10.1520/D3039\\_D3039M-14](https://doi.org/10.1520/D3039_D3039M-14).
- [66] ASTM International, ASTM D7264 / D7264M-07, Standard Test Method for Flexural Properties of Polymer Matrix Composite Materials, in: Annu. B. ASTM Stand., West Conshohocken, PA, 2007. [https://doi.org/10.1520/D7264\\_D7264M-07](https://doi.org/10.1520/D7264_D7264M-07).
- [67] E. Alcudia Zacarías, Bases para el diseño de materiales compuestos estructurales con enfoque en tolerancia al daño, CENIDET, 2016.
- [68] Shimadzu Corporation, Instruction manual- AG-Xplus Series, 2010.
- [69] ASM International, Composites, vol. 21, 2001.
- [70] A.N. Banerjee, N. Saha, B.C. Mitra, Flexural behavior of unidirectional polyethylene-carbon fibers-PMMA hybrid composite laminates, *J. Appl. Polym. Sci.* 60 (1996) 139–142.
- [71] N.. Naik, R. Ramasimha, H. Arya, S.. Prabhu, N. ShamaRao, Impact response and damage tolerance characteristics of glass-carbon/epoxy hybrid composite plates, *Compos. Part B Eng.* 32 (2001) 565–574. [https://doi.org/10.1016/S1359-8368\(01\)00036-1](https://doi.org/10.1016/S1359-8368(01)00036-1).
- [72] E. Ostertagová, Modelling using polynomial regression, in: *Procedia Eng.*, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2012.09.545>.