

**ESTUDIO TEÓRICO MEDIANTE MODELOS ANALÍTICOS DE
FRAGMENTACIÓN DEL COMPORTAMIENTO PSEUDO-DÚCTIL DE
COMPOSITES UNIDIRECCIONALES HÍBRIDOS A ESCALA
MICROSCÓPICA**

Disertación presentada por:
Juan David Vanegas Jaramillo, MSc.

Como requisito para optar al título de Doctor en Ingeniería área de Nuevos
Materiales de la Universidad Pontificia Bolivariana

Co-directores
Luis Javier Cruz Riaño, PhD.
Universidad Pontificia Bolivariana

Albert Turon Travesa, PhD.
Universitat de Girona

Lugar de Desarrollo
Girona (España)
Medellín (Colombia)

Fecha de presentación
Enero, 2018



**Universidad
Pontificia
Bolívariana**

Escuela de Ingeniería
Sistema de Formación Avanzada
PhD. En Ingeniería
Medellín, Colombia

PAGINA
EN
BLANCO

PAGINA
EN
BLANCO

Para mis tres pilares y ejemplos de vida:

Abuelo Erasmo a quien desde el cielo lo honro con el orgullo de graduarme como Doctor, tal y como fue su deseo en vida, a mi madre Luz María quien me dio su ejemplo de tesón y valentía para afrontar todas las dificultades en la vida, y a mi Esposa Renata, la coautora espiritual y silenciosa del presente trabajo

PAGINA
EN
BLANCO

AGRADECIMIENTOS

Elaborar una Tesis Doctoral es un proyecto que se sustenta en las capacidades personales, pero sobre todo en el apoyo de tu entorno, pues sin este sería como remar solo y a la deriva.

Es por ello que quiero agradecer a mis directores de Tesis, Dr. Josep Costa, Dr. Albert Turón y Dr. Luis Javier Cruz. A Josep, por abrirme las puertas de tu Universidad, de tu familia y tu grupo de investigación. En la lejanía del hogar, y a muchos kilómetros de tu familia, es grato sentir como el calor humano de la Familia Costa Corbella, me acogió con cariño, cuidados y grandiosa compañía. A Albert, por su sencillez y una voluntad infinita en todos los momentos que lo necesité. A Luis Javier, un sentido agradecimiento porque hace 17 años llegué a las puertas del GINUMA, sin experiencia alguna en investigación y en busca de un camino de formación que hoy en día ha surtido una grandiosa cosecha de proyectos, premios, una patente, una maestría y una doble titulación. Gracias por confiar y apoyarme en cada iniciativa que hemos iniciado juntos.

El desarrollo de esta tesis no hubiera sido posible sin el apoyo del Departamento Administrativo de Ciencia, Tecnología e Innovación, Colciencias (Colombia), por la financiación a través de la Convocatoria Nacional 567 para estudios de Doctorado en Colombia año 2012 y la Convocatoria 669 para apoyar proyectos de investigación y desarrollo en ingenierías 2014. La financiación para estudios de Doctorado permitió mi formación como PhD en Ingeniería en la Universidad Pontificia Bolivariana, mientras que la segunda facilitó los recursos necesarios para la realización de la investigación. Adicionalmente, agradecer al municipio de Medellín y Sapiencia quienes a través del programa Enlazamundos 2015 brindaron parte de la financiación para cursar estudios de Doctorado en Tecnología en la Universidad de Girona (España).

En el plano personal, un reconocimiento a toda mi familia. Retarse a este nivel implica momentos de júbilo, pero también situaciones de desesperación en los cuales ellos fueron decisivos:

A mi madre Luz María quien me ha mostrado con su ejemplo que el empuje, la dedicación y la disciplina pueden vencer cualquier obstáculo por grande que sea. Me enseñaste que no importa donde naciste, ni el entorno o que tan difícil puede lucir una situación. Pudiste elegir el camino fácil, pero a cambio de ello decidiste construir un futuro lleno de retos equivalente a escalar el Monte Everest veinte veces. Eso hace el amor de madre... vence el cansancio, derrota lo imposible y establece con el ejemplo el destino de un hijo.

A Erasmo, mi abuelo y padre, a quien no pude ofrecerle este logro en vida, pero que desde el cielo sabe que gran parte de lo que soy es gracias a su ejemplo, a su ingenio y a su infinita bondad.

A mis suegros Gloria y Juan que han estado ahí brindando una voz de aliento con un cariño desinteresado, sobre todo cuando las energías claudicaban.

Finalmente, el más emotivo de los agradecimientos a mi esposa Renata por brindarme coraje, fortaleza espiritual, compañía constante y un amor inagotable para sacar adelante este y muchos retos más. **¡Eres la mejor de las co-autoras y co-piloto de este barco!**

TABLA DE CONTENIDO

ACTA DE JURADOS	iii
AGRADECIMIENTOS	vii
LISTADO DE FIGURAS	xiii
LISTADO DE TABLAS	xviii
RESUMEN	1
ABSTRACT	5
CAPÍTULO 1. Preliminares	9
1.1 Introducción y planteamiento del problema.....	9
1.2 Estado del arte	23
1.2.1 Probabilidad de fallo de una fibra	24
1.2.2 Evaluación del esfuerzo medio en la fibra	25
1.2.3 Fragmentación de la fibra	30
1.2.4 Caracterización de la resistencia al cortante interfacial entre la fibra y la resina	32
1.2.5 Propiedades de la fibra	36
1.2.6 Caracterización del esfuerzo último a tracción de fibras embebidas en una matriz	37
1.2.7 Esfuerzo y longitud crítica de la fibra	39
1.2.8 Modelos constitutivos de fragmentación	40
1.2.9 Concepto híbrido	42
1.2.10 Pseudo-ductilidad	47
CAPÍTULO 2. Modelo empírico para predecir la resistencia a la tracción de materiales compuestos unidireccionales basado en la densidad de rotura de fibras	49
2.1 Introducción	49
2.2 Predicción de la curva σ vs ε mediante modelos de fragmentación de fibra	51
2.3 Modelo de densidad Crítica de Grietas (CNB Model)	53
2.3.1 Modelos de fragmentación de fibra en términos del número de grietas por unidad de longitud.....	53

2.3.2 Predicción de la densidad crítica de grietas en la fibra	55
2.4 Resultados y análisis	61
2.5 Conclusiones	64

CAPÍTULO 3. Ajuste del esfuerzo interfacial fibra-matriz para mejorar la predicción

mecánica y estimar los aportes energéticos de la curva σ vs ε basado en el modelo CNB...	67
3.1 Introducción.....	67
3.2 Modelo de ajuste de la curva σ vs ε	68
3.3 Descomposición de la respuesta mecánica por fenómenos	75
3.4 Resultados y análisis.....	78
3.5 Conclusiones	85

CAPÍTULO 4. Modelo numérico para predecir la resistencia a la tracción de materiales

compuestos híbridos con dos tipos de refuerzo unidireccional	89
4.1 Introducción.....	89
4.2 Cálculo analítico de la pseudo-ductilidad.....	100
4.3 Descomposición de la curva σ vs ε del compuesto híbrido.....	104
4.4 Obtención de la proporción de refuerzo, α_{opt} , que ofrece máxima pseudo-ductilidad.....	111
4.5 Combinaciones híbridas	115
4.5.1 Híbrido T700SC/Vidrio/EP, $V_f = 0.4$	115
4.5.2 Híbrido M40/Vidrio/EP, $V_f = 0.4$	124
4.5.3 Híbrido M40/T700SC/EP, $V_f = 0.4$	127
4.5.4 Híbrido AS400/AS-4/EP, $V_f = 0.4$	131
4.5.5 Híbrido T700SC/Vidrio/EP, $0.30 \leq V_f \leq 0.6$ y $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$	134
4.5.6 Híbrido AS400/Vidrio/EP, $0.30 \leq V_f \leq 0.6$ y $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$	137
4.6 Análisis comparativo de resultados.....	139
4.7 Conclusiones	143

CAPÍTULO 5. Conclusiones

5.1 Conclusiones generales.....	145
5.2 Aplicabilidad de los resultados de la investigación	151

<i>5.3 Trabajos futuros</i>	154
<i>5.4 Productos de investigación</i>	155
5.4.1 Producción científica y participación en eventos internacionales	155
5.4.2 Máster en Mecánica de Materiales y Estructuras	156
5.4.3 Proyecto de Investigación financiado por Colciencias	157
5.4.4 Convenio de Doble Titulación Doctoral.....	157
5.4.5 Beca Enlazamundos / Sapiencia.....	158
5.4.6 Convenio de Colaboración para la relación de un programa interunivesitario de doble titulación entre el MMS (UdG) y la Maestría en Ingeniería (UPB).	158
6. REFERENCIAS	160

PAGINA
EN
BLANCO

LISTADO DE FIGURAS

Figura 1.	Esquema de una mecha híbrida CF/GF	13
Figura 2.	Diagramas esquemáticos esfuerzo-deformación para: (a) Materiales compuestos no-híbridos, (b) Materiales compuestos híbridos, (c) Materiales compuestos híbridos con presencia <i>pseudo-dúctil</i> [26].	19
Figura 3.	Cadena formada por N eslabones [52]	24
Figura 4.	Balance de fuerzas en la interfase fibra/matriz	26
Figura 5.	Fractura en Modo II: adherencia débil entre la fibra y la matriz con muy poco daño en la matriz	30
Figura 6.	Fractura Modo I: Adherencia fuerte entre la fibra y la matriz con una propagación de grieta en la matriz	30
Figura 7.	Perfil de esfuerzo en un fragmento de fibra rota	31
Figura 8.	Ilustración esquemática de las pruebas de <i>micro-bond</i> (a) y <i>pull-out</i> (b). Adaptado de [63]	33
Figura 9.	Curva esquemática fuerza-desplazamiento de la prueba <i>pull-out</i> [63]	34
Figura 10.	Fragmentación esquemática de una prueba de laminado de una sola fibra.....	35
Figura 11.	Muestra de fibra única para ensayos de tracción axial.....	37
Figura 12.	Estimación de la resistencia de una sola fibra para dos longitudes de calibración [67]	38
Figura 13.	Diferentes configuraciones de refuerzos en un compuesto híbrido	44
Figura 14.	Tipo de dispersión de fibras en varillas de pultrusión híbridas.....	45
Figura 15.	Micrografía de híbrido T700SC/5744/EP obtenido por Diao et. al usando la tecnología de esparcimiento de hilos [10]	45

Figura 16. Explicación gráfica de Punto de cedencia, σ_Y , y <i>pseudo-ductilidad</i> , <i>epseudo</i> . Adaptado de [100].....	48
Figura 17. Comparación entre los modelos de fragmentación de Neumeister, Turon y Hui	52
Figura 18. Modelos de Neumeister y Turon expresado en términos de la densidad de grietas por unidad de longitud.....	54
Figura 19. Descomposición de la curva esfuerzo-deformación según el fenómeno de daño predominante en un compuesto CFRP usando el modelo de Neumeister	57
Figura 20. Relación entre el Número crítico de grietas por unidad de longitud (Δc) y el Esfuerzo límite de fragmentación (σ_c')	60
Figura 21. Respuesta mecánica predicha y experimental para un compuesto AS400/Epóxico usando los modelos Neumeister, Turon, SFF y CNB. 62	62
Figura 22. Comparación entre los valores predichos de esfuerzo último a tracción, usando los modelos CNB, SFF y el punto máximo de la curva de Neumeister, y resultados experimentales.	65
Figura 23. Efecto del esfuerzo interfacial, τ , en la curva σ vs ε de un CFRP típico usando el modelo de fragmentación de Neumeister	72
Figura 24. Diagrama del cálculo numérico del esfuerzo interfacial corregido, τ^* 77	77
Figura 25. Descomposición del esfuerzo según los fenómenos predominantes.....	78
Figura 26. Curva σ vs ε predicha para un CFRP T700SC/EP mediante el modelo de Neumeister, el enfoque Neumeister + CNB y la ley de Neumeister + CNB con ajuste de la resistencia interfacial fibra/matriz	79
Figura 27. Curva σ vs Δ predicha para un CFRP T700SC/EP mediante el modelo Neumeister + CNB y la ley de Neumeister + CNB con ajuste de la resistencia interfacial fibra/matriz	81
Figura 28. Curva σ vs ε predicha para un CFRP T700SC/EP en término de las contribuciones energética de los fenómenos de fibras intactas y fragmentación usando el enfoque Neumeister + CNB + τ^*	81

Figura 29. Comparativo de contribuciones energéticas con diferentes contenidos volumétricos para un composite CFRP T700SC/EP. FI: Fibras Intactas, FM: Fragmentación, DS: Deslizamiento y Separación.....	82
Figura 30. Concentración de esfuerzos en zona de transición entre refuerzos LE y HE en composites híbridos.....	90
Figura 31. Modelo esquemático de un <i>composite</i> híbrido unidireccional reforzados con dos tipos de fibras (LE/HE).....	91
Figura 32. Esquema de un compuesto híbrido conformado con dos <i>sub-composites</i> σ_{SCLE} y σ_{SCHE}	93
Figura 33. Respuesta mecánica esperada para un híbrido de dos capas	94
Figura 34. Respuesta mecánica esperada para un híbrido con refuerzos totalmente dispersos	95
Figura 35. Comparación entre la respuesta mecánica de un híbrido T700SC/Vidrio/Epoxy, $\alpha = 0.50$ y $V_f = 0.4$ con refuerzos dispuestos en dos capas y un híbrido con dos refuerzos totalmente dispersos	97
Figura 36. Comparación entre la respuesta mecánica de un híbrido T700SC/Vidrio/Epoxy, $\alpha = 0.50$ y $V_f = 0.4$ con refuerzos dispuestos en dos capas y un híbrido con dos refuerzos totalmente dispersos. Aportes de esfuerzo de cada material según el caso.....	98
Figura 37. Curva típica de un compuesto híbrido CFRP y GFRP	101
Figura 38. Descomposición de la curva típica de un compuesto híbrido CFRP/GFRP de acuerdo a las contribuciones energéticas de cada <i>sub-composite</i>	106
Figura 39. Descomposición de la curva típica de un compuesto híbrido CFRP/GFRP de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI), Fragmentación (FM) y Deslizamiento/Separación (DS) de cada <i>sub-composite</i>	107
Figura 40. Diagrama esquemático de funcionamiento de fragmentos de fibras HE como plaquetas	110
Figura 41. Esquema para el cálculo de α para el ciclo <i>i-esimo</i>	113
Figura 42. Esquema para la obtención de alfa óptimo, α_0	114

Figura 43. Curva σ vs ε predicha para <i>composite</i> híbrido T700SC/Vidrio/EP con $\alpha_1 = 0.9$ hasta $\alpha_6 = 0.4$ con incrementos de $\Delta\alpha = -0.1$, $\alpha_{opt} = 4364$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$	116
Figura 44. Descomposición de la curva T700SC/EP con un contenido volumétrico $V_f = 0.4$, de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI) y Fragmentación (FM)	117
Figura 45. Descomposición de la curva T700SC/ Vidrio/EP con $\alpha_1 = 0.9$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$, de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI), Fragmentación (FM) y Deslizamiento/Separación (DS) de cada <i>sub-composite</i>	118
Figura 46. Descomposición de la curva T700SC/ Vidrio/EP con $\alpha_6 = 0.4$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$, de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI), Fragmentación (FM) y Deslizamiento/Separación (DS) de cada <i>sub-composite</i>	119
Figura 47. Descomposición de la curva T700SC/ Vidrio/EP con $\alpha_{opt} = 0.4364$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$, de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI), Fragmentación (FM) y Deslizamiento/Separación (DS) de cada <i>sub-composite</i>	120
Figura 48. Descomposición de energía de acuerdo a las contribuciones por fenómeno y deformación <i>pseudo-dúctil</i> resultante para el compuesto T700SC/ Vidrio/EP con diferentes proporciones de refuerzo α , (LE:T700SC – HE:Vidrio)	122
Figura 44. Curva σ vs ε , ε_{pseudo} y σY de compuesto híbrido T700SC/Vidrio/EP con $V_f = 0.40$ y $\alpha_{opt} = 0.4364$	123
Figura 50. Curva σ vs ε predicha en el <i>composite</i> híbrido M40/Vidrio/EP con $\alpha_1 = 0.9$ hasta $\alpha_6 = 0.4$ con incrementos de $\Delta\alpha = -0.1$, $\alpha_{opt} = 0.45$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$	125
Figura 51. Curva σ vs ε , ε_{pseudo} y σY de compuesto híbrido M40/Vidrio/EP con $V_f = 0.40$ y $\alpha_{opt} = 0.45$	126
Figura 52. Descomposición de energía de acuerdo a las contribuciones por fenómeno y deformación <i>pseudo-dúctil</i> resultante para el compuesto M40/Vidrio/EP con diferentes proporciones de refuerzo α , (LE:M40 – HE:Vidrio)	128

- Figura 53. Curva σ vs ε , ε_{pseudo} y σ_Y de compuesto híbrido M40/T700SC/EP ($\alpha_{opt} = 0.632$) con un contenido volumétrico $V_f = 0.40$129
- Figura 54. Descomposición de energía de acuerdo a las contribuciones por fenómeno y deformación *pseudo-dúctil* resultante para el compuesto M40/T700SC/EP con diferentes proporciones de refuerzo α , (LE:M40 – HE:T700SC)129
- Figura 55. Gráfica de contorno ε_{pseudo} del *composite* híbrido M40/T700SC/EP, $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$ $0.30 \leq V_f \leq 0.60$130
- Figura 56. Curva σ vs ε , ε_{pseudo} y σ_Y del compuesto híbrido AS400/AS-4/EP ($\alpha_{opt} = 0.4085$) con un contenido volumétrico $V_f = 0.40$132
- Figura 57. Descomposición de la curva AS400/AS4/EP con $\alpha_{opt} = 0.4085$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$, de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI), Fragmentación (FM) y Deslizamiento/Separación (DS) de cada *sub-composite*134
- Figura 58. Gráfica de contorno ε_{pseudo} del *composite* híbrido T700SC/Vidrio/EP, $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$ $0.30 \leq V_f \leq 0.60$ 135
- Figura 59. Gráfica de contorno σ_Y del *composite* híbrido T700SC/Vidrio/EP, $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$ $0.30 \leq V_f \leq 0.60$ 136
- Figura 60. Curva σ vs ε , ε_{pseudo} y σ_Y del compuesto híbrido T700SC/Vidrio/EP ($\alpha_{opt} = 0.42$) con un contenido volumétrico $V_f = 0.51$136
- Figura 61. Gráfica de contorno ε_{pseudo} del *composite* híbrido AS400/Vidrio/EP, $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$ $0.30 \leq V_f \leq 0.60$ 138
- Figura 62. Gráfica de contorno σ_Y del *composite* híbrido AS400/Vidrio/EP, $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$ $0.30 \leq V_f \leq 0.60$ 138
- Figura 63. Curva σ vs ε , ε_{pseudo} y σ_Y del compuesto híbrido AS400/Vidrio/EP ($\alpha_{opt} = 0.40$) con un contenido volumétrico $V_f = 0.60$139
- Figura 64. Comparación de desempeño mecánico y disipación de energía (FI, FM y DS) en *composites* híbridos reforzados con T700SC, M40, AS400, AS-4 y vidrio142

LISTADO DE TABLAS

Tabla 1.	Propiedades micro mecánicas para compuestos típicos reforzados con fibras de vidrio y fibras de carbono [28]	52
Tabla 2.	Propiedades constitutivas, resistencia última a tracción experimental, número crítico de grietas y esfuerzo límite de fragmentación global de varios <i>composites</i> GFRP y CFRP	58
Tabla 3.	Coeficientes de ajuste para la estimación del número crítico de grietas por unidad de longitud (<i>CNB Model</i>) para materiales compuestos reforzados con fibras de carbono y fibras de vidrio	59
Tabla 4.	Comparativo de contribuciones energéticas por fenómeno hasta la rotura para un <i>composite</i> CFRP T700SC/EP sometido a tracción, con diferentes contenidos volumétricos V_f usando el modelo de Neumeister + CNB + τ^*	83
Tabla 5.	Comparativo de contribuciones energéticas por fenómeno para un <i>composite</i> CFRP T700SC/EP sometido a tracción, con diferentes contenidos volumétricos V_f usando el modelo de Neumeister + CNB + τ^*	84
Tabla 6.	Esfuerzo y deformación última a tracción y densidad de grietas correspondiente para varios sistemas GFRP y CFRP empleando fenómenos de fragmentación basados en el modelo de Neumeister, Neumeister + CNB y Neumeister + CNB + τ^*	87
Tabla 7.	Esfuerzo y deformación última predichos del <i>composite</i> híbrido T700SC/Vidrio/EP con $\alpha_1 = 0.9$ hasta $\alpha_6 = 0.4$ con incrementos de $\Delta\alpha = -0.1$, $\alpha_{opt} = 4364$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$	117
Tabla 8.	Propiedades del compuesto híbrido T700SC/Vidrio/EP (Caso 1).....	124
Tabla 9.	Esfuerzo y deformación última predichos del <i>composite</i> híbrido M40/Vidrio/EP con $\alpha_1 = 0.9$ hasta $\alpha_6 = 0.4$ con incrementos de $\Delta\alpha = -0.1$, $\alpha_{opt} = 0.45$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.40$	125
Tabla 10.	Propiedades del compuesto híbrido M40/Vidrio/EP	127

Tabla 11. Propiedades del compuesto híbrido M40/T700SC/EP	131
Tabla 12. Propiedades del compuesto híbrido AS400/AS-4/EP	133
Tabla 13. Propiedades del compuesto híbrido T700SC/Vidrio/EP (Caso 2)	137
Tabla 14. Propiedades del compuesto híbrido AS400/Vidrio/EP	140

PAGINA
EN
BLANCO

RESUMEN

Los modelos de fragmentación de Neumeister y Turon, basados en el enfoque Global Load Sharing (GLS, por sus siglas en inglés), fueron reformulados para predecir el esfuerzo a tracción de materiales compuestos unidireccionales en términos del número de grietas por unidad de longitud, Λ . Se propuso que la falla del *composite* tiene lugar cuando se alcanza un número crítico de grietas por unidad de longitud, densidad que, a su vez, depende de las propiedades constituyentes y de la fracción volumétrica de fibras.

Para ello, se recopiló de la literatura un conjunto de propiedades constituyentes y resistencia última a tracción experimental de materiales poliméricos reforzados con fibras de carbono, CFRP, y fibras de vidrio, GFRP. Estos datos fueron utilizados para deducir una relación entre el número crítico de grietas, el esfuerzo límite de fragmentación global y la fracción volumétrica de fibra. De esta manera se obtuvo una ley empírica, el modelo CNB (*Critical Number of Breaks*). El enfoque CNB ofrece una mejora en los modelos de fragmentación basados en GLS, con la capacidad de calcular de forma empírica el esfuerzo último a tracción del material. No obstante el valor hallado no coincide con el punto máximo de la curva σ vs ε obtenida usando los modelos de fragmentación mencionados.

Luego de analizar el efecto que cada una de las variables micro-mecánicas tiene en la respuesta global del material, fue posible entender el rol del esfuerzo interfacial, τ , en el modelo de fragmentación. La variación de este parámetro permite “contraer” o “expandir” la curva respetando la pendiente inicial (módulo de elasticidad) y ofreciendo la posibilidad de reubicar el máximo de la curva. Entonces, se realizó un cálculo numérico iterativo mediante el cual fue posible hallar el valor del esfuerzo interfacial corregido, τ^* , que daba como resultado una curva σ vs ε con su punto máximo coincidiendo con el valor de esfuerzo último obtenido con el modelo CNB. Además, el τ^* fue verificado calculando la curva σ vs Λ , mostrando que el colapso del material se da como resultado de la saturación de grietas, siendo también el valor CNB el máximo

de esta segunda curva. El enfoque CNB+ τ^* permitió desagregar la respuesta mecánica del material de acuerdo a las contribuciones energéticas predominantes de los fenómenos de fibras intactas, fragmentación y deslizamiento/separación.

Posteriormente, se desarrolló un modelo numérico de fragmentación para predecir la respuesta mecánica bajo cargas de tracción de materiales compuestos unidireccionales híbridos. Este se basa en el enfoque GLS, la ley constitutiva de fragmentación de Neumeister, el modelo CNB y el ajuste del esfuerzo de cizalladura interfacial, τ^* . Esta herramienta permite evaluar la contribución mecánica de dos refuerzos entremezclados, el primero con una baja elongación a la rotura, LE, y el segundo con una mayor deformación última, HE. Cada grupo de fibras fue identificado como un *sub-composite* que tiene un contenido de refuerzo particular. El modelo desarrollado, brinda la posibilidad de calcular la *pseudo-ductilidad* y el esfuerzo de cedencia numéricamente. Además, muestra de manera cuantitativa el nivel de degradación al que se expone cada tipo de fibra en diferentes etapas de carga; de esta manera, cada refuerzo puede experimentar una respuesta elástica lineal (fibras intactas, FI), presentar una fragmentación secuencial de las fibras hasta llegar a la saturación (fragmentación, FM), y por último, al no poder segmentarse en tramos más pequeños de fibra, desarrollar deslizamiento y separación (DS). Este último fenómeno solo se presenta en uno de los dos *sub-composites*, generalmente el HE.

La aparición de los fenómenos FI, FM y DS está condicionada por una proporción de mezcla particular entre las fibras LE y HE, razón que además establece la respuesta global del material con posibilidad de presentar *pseudo-ductilidad*. Para ello se desarrolló un modelo numérico iterativo para la obtención de la proporción óptima de mezcla entre LE y HE que genera la mayor deformación *pseudo-dúctil*.

También, se llevaron a cabo cálculos iterativos de la *pseudo-ductilidad* y del esfuerzo de cedencia, en un rango de volumen de fibra, ΔV_f , y un intervalo de proporción de mezcla, $\Delta \alpha$, particulares. De esta manera es posible evaluar la respuesta del híbrido en una ventana $\Delta \alpha, \Delta V_f$ para obtener un punto máximo, una respuesta particular, o,

permitiendo evaluar una tasa de cambio de la *pseudo-ductilidad* y/o el esfuerzo de cedencia en una región particular.

Finalmente, se analizaron seis combinaciones híbridas con refuerzos de diferente naturaleza, permitiendo entender los roles que cada tipo de fibra desempeña en el compuesto resultante. Las mazclas carbono/vidrio ofrecen altos niveles de *pseudo-ductilidad*, pero reduciendo considerablemente la resistencia. Por su parte, las configuraciones carbono/carbono brindan una deformación *pseudo-dúctil* más limitada, pero con una reducción menor en el esfuerzo último a tracción (comparado con la resistencia de *composite LE*).

Este trabajo incluye la formulación y validación de hipótesis, pasando por la explicación y modelización de los fenómenos físicos relacionados con la fragmentación, hasta el desarrollo de un modelo para la obtención de una propiedad en particular, la *pseudo-ductilidad*. Es por ello que el trabajo presentado es una herramienta que evalúa las contribuciones de cada refuerzo y permite determinar cuantitativamente cuándo se presenta una combinación sinérgica que dé como resultado una respuesta mejorada del material.

Palabras Claves: *Materiales compuestos de matriz polimérica; Fragmentación; Esfuerzo último a tracción; híbrido; pseudo-ductilidad; modelamiento.*

PAGINA
EN
BLANCO

ABSTRACT

The Neumeister and Turon models, based on the Global Load Sharing (GSL) approach, were reformulated to predict the tensile stress of unidirectional composite materials in terms of number of breaks per unit of length, Λ . It has been proposed that the composite's failure occurs when a critical number of breaks per length is reached, density which, for instance, depend on both, the constituent properties and the fiber volume content of the fibers. For this, a group of both, carbon fiber reinforced polymer (CFRP) and glass fiber reinforced polymer (GFRP) including their constituent properties taken from the literature, have been used to deduce an empirical law for the critical number of breaks as function of the overall fragmentation limit stress and the volumetric fiber content.

For this, a set of both, constituent properties and tensile strength experimental reports of Carbon Fibers Reinforced Polymers, CFRP, and Glass Fibers Reinforced Polymers materials, GFRP, was compiled from the literature. These data were used to deduce a relationship between the critical number of breaks, the overall fragmentation limit stress and the fiber volume content. In this way, an empirical law was obtained, the Critical Number of Breaks model, The CNB approach offers an improvement in GLS-based fragmentation models, with the ability to empirically calculate the tensile strength of the material. However, the CNB-Strength value does not match with the maximum point of the curve σ vs ε obtained using the mentioned fragmentation models.

After analyzing the effect of each of the micro-mechanical variables on the global response of the material, it was possible to understand the role of interfacial stress τ in the fragmentation model. The variation of this parameter allows to "contract" or "expand" the curve respecting the initial slope (modulus of elasticity) and offering the possibility of relocating the maximum of the curve. Then, an iterative numerical calculation was carried out through which it was possible to find the corrected interfacial stress value, τ^* , which resulted in a curve σ vs ε with its maximum point coinciding with the last strength value obtained with the CNB model. In addition, the

τ^* was verified by calculating the curve σ vs Λ , showing that the collapse of the material occurs as a result of the saturation of breaks, being also the CNB value the maximum of this second curve. The CNB+ τ^* approach allowed to disaggregate the mechanical response of the material according to the predominant energetic contributions of the intact fiber, fragmentation and slip / separation phenomena.

Afterwards, a numerical fragmentation model was developed to predict the mechanical response under tensile loads of hybrid unidirectional composite materials. It is based on the GLS approach, the constitutive fragmentation Neumeister law, the CNB model and the interfacial shear stress adjustment, τ^* . This tool allows to evaluate the mechanical contribution of two intermingled reinforcements, the first with a low elongation, LE, and the second one with higher strain, HE. Each group of fibers was identified as a sub-composite, each one with a particular volume fraction of the reinforcement. The developed model offers the possibility of calculating the pseudo-ductility and the yield stress numerically. In addition, it shows quantitatively the level of degradation to which each type of fiber is exposed in different stages of loading; In this way, each reinforcement can experience a linear elastic response (intact fibers, FI), present a sequential fragmentation of the fibers until saturation (fragmentation, FM), and finally, when it cannot break in smaller fragments, it may slide and separate (DS). This last phenomenon only occurs in one of the two sub-composites, generally the HE.

The appearance of the phenomena FI, FM and DS is conditioned by a particular mixing ratio between the LE and HE fibers, which establishes the global response of the material with the possibility to present pseudo-ductility. To do this, an iterative numerical model was developed to obtain the optimum mixing ratio between LE and HE that generates the highest pseudo-ductile deformation.

Moreover, iterative calculations of the pseudo-ductility and the yield stress were carried out, within a range of fiber volume, ΔV_f , and a mixing ratio interval, $\Delta\alpha$. In this way it was possible to evaluate the response of the hybrid in a window $\Delta\alpha, \Delta V_f$ to obtain a maximum pseudo-ductility, a specific response, or, allowing to evaluate a rate of change of the pseudo-ductility and/or the yield stress in a certain region.

Finally, six combinations of reinforcements of different nature were analyzed, allowing to understand the roles of each kind of fiber play in the composite. The carbon/glass mixtures offer high pseudo-ductility levels, but reducing the resistance considerably. Meanwhile, carbon/carbon intermingling bring a limited pseudo-ductile strain but preserving the tensile strength of the material (compared with the LE composite)

This work comprises the formulation and validation of the hypothesis, including the explanation and modeling of the physical phenomena related to the fragmentation, up to the development of a model to obtain a particular property, the pseudo-ductility. This is why the present work is a tool to assess the contributions of each reinforcement and allow to determine quantitatively when a synergic combination is present leading as a result an improved response of the material.

Keywords: *Polymeric-matrix composites (PMCs); fragmentation; strength; hybrid; pseudo-ductility; modeling.*

PAGINA
EN
BLANCO

CAPÍTULO 1.

Preliminares

1.1 Introducción y planteamiento del problema

En la actualidad los materiales compuestos tienen un amplio número de aplicaciones estructurales en diferentes campos de la industria militar, automotriz, transporte, aeroespacial y construcción, entre otros. El correcto desempeño de cualquier producto elaborado en estos materiales encaminado a satisfacer necesidades específicas en los campos mencionados depende en gran medida de la sinergia entre los refuerzos y la matriz del *composite* y del adecuado procesamiento del mismo.

Durante años se ha buscado dotar a los materiales compuestos laminados de fibra de carbono o de vidrio de la máxima homogeneidad micro-estructural posible. Se ha considerado un factor de mérito reducir la dispersión, tanto de las características geométricas (distribución espacial y diámetro de las fibras), como de las propiedades a escala microscópica (resistencia de las fibras, resistencia de la interfase fibra-matriz, etc.). Sin embargo, recientemente se está poniendo de manifiesto que las propiedades de fractura se pueden mejorar generando de manera inteligente una microestructura heterogénea. De este modo se pueden evitar efectos de cascada ligados al hecho de que al romper uno de los componentes del *composite* (por ejemplo, una fibra), se rompen los adyacentes de resistencia similar. Estos efectos de cascada o alud son en buena medida los responsables de la fragilidad propia de algunos materiales compuestos, como fibra de vidrio/poliéster y fibra de carbono/epoxi; esta fragilidad inherente se constituye en una limitante para el aprovechamiento más efectivo de estos *composites* en estructuras de transporte con responsabilidad civil (automotriz, aeronáutica y/o aeroespacial). Aumentar la disipación de energía en eventos de fractura, extender el rango de deformaciones en el que esta fractura tiene lugar y, en consecuencia, disminuir la

fragilidad de estos compuestos, llevaría a la reducción del peso de las estructuras construidas con estos materiales.

Los materiales compuestos poliméricos reforzados con fibra de carbono (CFRP, *Carbon fiber-reinforced polymer*, por sus siglas en inglés), son ampliamente usados en componentes estructurales. Estos materiales tienen una alta resistencia específica y rigidez, sin embargo, bajo condiciones particulares de carga pueden desarrollar delaminación, grietas transversales, y rotura de fibras, con una consecuente degradación de sus propiedades mecánicas. El daño típico en materiales compuestos laminados son el micro-agrietamiento transversal, la rotura de las fibras y la delaminación. El micro-agrietamiento se desarrolla a través del espesor de la lámina y es usualmente el mecanismo de falla de la primera capa de fibras, seguido posteriormente por la delaminación. Por otra parte, la rotura de fibras suele ocurrir durante la fragmentación, pero no es una condición suficiente para producir el fallo catastrófico del compuesto. El entendimiento de estos mecanismos, y los generadores de fallo en los materiales compuestos laminados es usualmente complejo de modelar y es altamente dependiente de las propiedades de los materiales constituyentes, de la orientación de las fibras, de la secuencia de apilamiento, de la naturaleza de la carga y de la fibra, entre muchos otros factores [1].

Es posible suprimir y/o reducir el micro-agrietamiento y delaminación debido a cargas estáticas, de fatiga o de impacto mediante laminados de capas delgadas sin el uso de una resina especial y/o refuerzos tridimensionales [1]–[3]. Esta configuración reduce los esfuerzos de tensión inter-laminares en bordes libres (*free edges*) y en el desvanecido de capas (*ply drops*). Además, la resistencia de las capas embebidas en laminados multidireccionales aumenta a medida que el espesor de la capa se reduce (resistencia *in-situ*). Por otra parte, el aumento en el número de interfases en laminados de capas delgadas tiende a retrasar el inicio de la delaminación en impactos de baja velocidad y ayuda a aumentar la tolerancia al daño de estas configuraciones [4]. Una estrategia para conseguir una capa delgada consiste en esparcir los filamentos de mechas de fibra para producir capas delgadas [1], [2], [5], [6]. A modo de comparación, las capas típicas

utilizadas en aplicaciones de CFRP, sin ningún método de dispersión, tienen espesores de alrededor de 125 μm , mientras que utilizando tecnología de esparcimiento de mecha estos valores varían entre 40 μm y 70 μm [4]. Complementariamente, se han obtenido mejoras en las siguientes propiedades mecánicas de los laminados de capa delgada utilizando la tecnología de esparcimiento: (i) resistencia última a la tensión en probeta no entallada [1], [3], [7], (ii) resistencia última a la tensión en probeta con agujero [1], [3], (iii) resistencia a la compresión en probeta con agujero [8], iv) resistencia a la fatiga [3], [7], [8], y v) resistencia a la compresión después de impacto [9].

Consecuentemente, el uso de capas con espesores más delgados ofrece mejores opciones de diseño y optimización de estructuras con materiales compuestos. Brinda además un desvanecimiento de capa (*ply drop*) más suave que con laminados conformados con capas de espesores convencionales [1].

A pesar de las múltiples estrategias existentes para aumentar el rendimiento mecánico, estos materiales compuestos tienen la desventaja de tener un comportamiento frágil con pocas opciones de advertencia, por ejemplo, cuando se someten a cargas de tensión axial. Debido a su rotura frágil, dichos materiales no pueden utilizarse en condiciones de carga impredecibles, a menos que se incluyan factores de seguridad significativamente altos que permitan disminuir el riesgo de fallo catastrófico [10].

Es en este contexto en el que está emergiendo en la comunidad científica internacional una corriente de investigación enfocada en dotar a los materiales compuestos de *pseudo-ductilidad*, mediante el uso inteligente de distintos conceptos de mezcla de constituyentes, lo que se denomina **hibridación**. La *pseudo-ductilidad* es el fenómeno mediante el cual un material presenta una falla progresiva, similar a los metales, generando una deformación con advertencia detectable con un amplio margen entre la iniciación del daño y la falla final de la estructura [11].

La hibridación a escala de láminas (combinando capas de distintos materiales), o a nivel de tejido (mezclando mechas de distintas fibras), ha existido desde los orígenes de los materiales compuestos laminados. Sin embargo, son estrategias mecánicamente ineficientes porque las zonas con fibras de un mismo tipo son demasiado grandes para

evitar los efectos de cascada antes descritos. Es necesario entonces recurrir a una hibridación a escala local, ya sea mezclando fibras dentro de la misma mecha (*tow hybridization*), o combinando láminas de muy pequeño grosor (ultradelgadas o *thin plies*) para evidenciar las mejoras perseguidas.

El efecto híbrido se empezó a evidenciar en los años 70, entre otros, por Hayashi y colaboradores en compuestos híbridos con capas unidireccionales de carbono y vidrio. Ellos demostraron un aumento en la deformación última a tensión en fibras de carbono hibridadas con vidrio, en comparación con la respuesta de los laminados no-híbridos [12]. De la misma manera, Bunsell y Harris reportaron un aumento de la deformación a rotura en laminados híbridos unidireccionales carbono/vidrio, en contraste con los compuestos conformados con solo fibra de carbono. Además, el compuesto híbrido mostró una falla gradual desarrollando un comportamiento muy cercano a la respuesta *pseudo-dúctil* [13]. Por otra parte, Manders y Bader [14], evidenciaron un desempeño similar en sus híbridos tipo *sandwich* de vidrio/carbono/vidrio. Esta mezcla de refuerzos permitió reducir los factores de seguridad, minimizar el riesgo de un fallo catastrófico y disminuir el peso y el costo del material [10], [15]–[19].

La mayoría de los estudios en materiales híbridos se han realizado a escala macroscópica (por capas). No obstante se ha logrado una mejora significativa de algunas propiedades mecánicas, así como de la progresión del daño de los materiales (aumentando la disipación de energía) cuando la mezcla de fibras se realiza a escalas inferiores: primeramente, combinando refuerzos de un tipo en la urdimbre y otro en la trama; en segundo lugar, mediante la disposición de refuerzos secuenciales paralelos mecha a mecha y, finalmente, entremezclando los filamentos a nivel microscópico dentro de la mecha [15], [20]–[27].

Diao y colaboradores [10], emplearon la hibridación a esta escala mediante el uso de fibras de carbono y vidrio en una misma mecha. La distribución aleatoria de filamentos embebidos en una matriz de poliamida-12 se muestra esquemáticamente en la Figura 1. Su compuesto híbrido, obtenido mediante la tecnología de esparcimiento de mecha, ha mostrado un comportamiento de fallo mejorado en comparación con los compuestos

fabricados con un tipo único de fibra. El material desarrolló una mayor deformación a rotura, manteniendo la rigidez con una pequeña disminución del esfuerzo último a tracción. Su investigación experimental se centró principalmente en el proceso de fabricación, así como en la caracterización comparativa de las propiedades a tracción del material compuesto fabricado en fibra de vidrio, el elaborado con carbono y en el híbrido. Para ello, definieron además el grado de hibridación, mediante el cual fue posible describir el nivel de distribución aleatoria de las dos fibras utilizadas en el proceso. Aun cuando demostraron las bondades del proceso de esparcimiento de mecha, los autores utilizaron solamente una proporción en volumen única entre la fibra de carbono -CF- y la fibra de vidrio -GF- (1.55: 1.00).

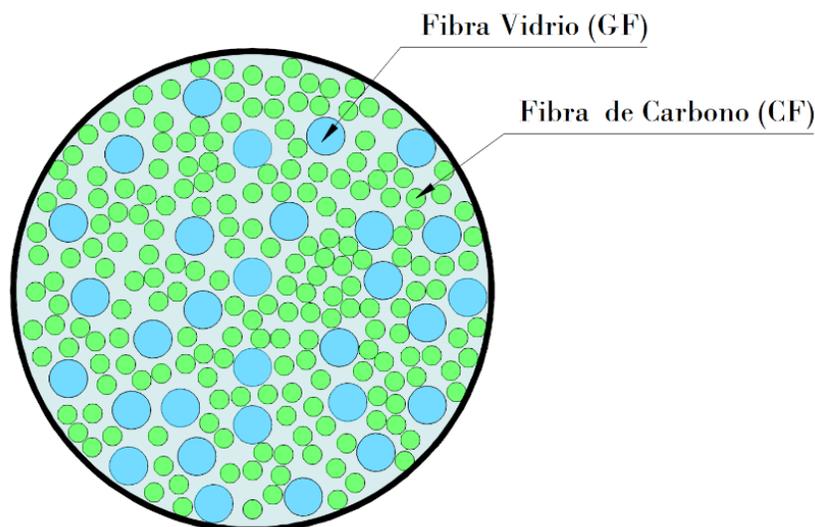


Figura 1. Esquema de una mecha híbrida CF/GF

La identificación de las fibras en procesos de hibridación se realiza comparando los niveles de elongación a la rotura que cada tipo de refuerzo puede desarrollar. En este trabajo desarrollado por Diao y colaboradores la fibra de carbono puede considerarse un material de refuerzo de baja elongación o LE (*Low Elongation*, por sus siglas en inglés). Por su parte, la fibra de vidrio puede decirse, de manera comparativa, que desarrolla una alta elongación y por tanto se puede identificar como HE (*High Elongation*).

La combinación a escala microscópica en un *composite* híbrido de dos fibras diferentes, una de baja elongación (LE) y otra de alta (HE), supone una complejidad mayor para la predicción del comportamiento mecánico del material, en especial cuando se desea conocer a ciencia cierta la contribución de cada refuerzo en el comportamiento global del material hibridado. Es por lo tanto deseable disponer de modelos confiables que tengan en cuenta parámetros como: propiedades físicas, mecánicas y estadísticas de cada fibra constituyente, comportamiento de la interfase fibra/matriz, así como las respectivas relaciones de volumen de fibra de cada refuerzo (LE / HE). Algunos modelos basados en el enfoque *Global Load Sharing* (GLS)*, utilizando las propiedades de los materiales constituyentes, permiten calcular la curva esfuerzo-deformación de sistemas híbridos y no-híbridos. Estas leyes describen la respuesta mecánica del material mostrando el valor máximo de rotura del material como el punto máximo de la curva. No obstante, los valores predichos típicamente exceden a los obtenidos experimentalmente. Las inconsistencias son probablemente causadas porque los modelos GLS desprecian las concentraciones de esfuerzos que se presentan al momento en que un fibra rompe [28].

Al respecto, Curtin desarrolló una ley que permite predecir la curva esfuerzo-deformación basado en el fenómeno de fragmentación y en el enfoque GLS. Teniendo en cuenta que la resistencia última a tracción de la fibra sigue una distribución de Weibull, el autor utiliza una expansión de series de Taylor para aproximar dicha función, obteniendo soluciones analíticas que permiten predecir la respuesta mecánica del material. El modelo de Curtin fue posteriormente extendido por Neumeister para explicar de manera aproximada la superposición de las zonas de influencia adyacentes a las roturas de las fibras, logrando determinar que alrededor de estas fracturas coexisten fenómenos de separación y deslizamiento que permiten determinar la respuesta mecánica con una mayor precisión [30], [31]. Ulteriormente, Hui y colaboradores desarrollaron una solución exacta para el problema de fragmentación de

* GLS (*Global Load Sharing*) supone que al momento de presentarse la rotura de una fibra, la carga que esta soportaba es uniformemente distribuida entre las fibras intactas en el plano de la rotura [29].

las fibras [32], que si bien no puede resolverse analíticamente, se puede evaluar numéricamente. Años más tarde, Turón et al. desarrollaron un modelo de daño progresivo capaz de considerar la pérdida de rigidez debido al deslizamiento de fibras en las vecindades de las roturas de la fibra. Esta ley, bajo la premisa que el modelo de daño de las fibras es sólo válido en etapas iniciales de fragmentación, descarta la capacidad de determinar el esfuerzo último a tensión del material compuesto. Esto bajo el supuesto que un modelo GLS no tiene la habilidad de establecer la formación y crecimiento de grietas (o clústeres), que en suficiente número conllevan a la rotura del material compuesto [33].

Las principales diferencias entre estos trabajos radican en la consideración de fenómenos como el arranque de fibra (*fiber pull-out*), deslizamiento y separación de fibras y/o el enfoque de distribución de la carga al momento de la rotura (local o global), así como la complejidad matemática involucrada. En consecuencia, los modelos mencionados muestran ligeras discrepancias en la curva esfuerzo-deformación antes de alcanzar el pico máximo en la curva, y diferencias significativas después de que se sobrepasa la resistencia última de tracción teórica del material. Este contraste se debe principalmente a la consideración o no de fenómenos tales como deslizamiento, separación o fragmentación adicional de la fibra. El modelo desarrollado por Neumeister incluye una ley constitutiva refinada que tiene en cuenta los fenómenos de deslizamiento y separación de fibras. Ofrece además una excelente aproximación para predecir el comportamiento a la tracción de materiales frágiles, además de no tener que resolver ecuaciones diferenciales y evaluar funciones auxiliares numéricamente [31]. Bajo la consideración de que todos los fenómenos de disipación de energía, tales como el deslizamiento y la separación de fibra, pueden ofrecer una mejora en las propiedades mecánicas de los materiales híbridos, el modelo de Neumeister puede ajustarse para predecir el comportamiento mecánico de un material mediante la incorporación en el modelo de dos fibras de refuerzo, que, en proporciones específicas, pueden representar un *composite* híbrido. Este material puede considerarse como la contribución de dos *sub-composites* que dispuestos de forma paralela están sometidos a una misma deformación, y por tanto, la suma de ambos materiales da como resultado la respuesta

global del material compuesto combinado. De esta manera es posible establecer la contribución de cada refuerzo en la respuesta a tracción del material, así como el grado de disipación de energía que cada tipo de fibra ofrece.

El modelo de Neumeister tiene varias similitudes con el trabajo realizado por Curtin [29], [34], sin embargo el primero es mucho más sencillo de usar, además que, describe de manera continua y más realista el comportamiento del material, y por tanto, ofrece una respuesta mecánica más precisa [31]. Alternativamente, otras teorías se basan en la distribución local de la carga (*LLS, Local Load Sharing*), enfoque en el que el esfuerzo que una de fibra rota soportaba se transfiere gradualmente y por completo a las fibras intactas en el perímetro de la misma [35]–[38]. Estos modelos se resuelven utilizando formulaciones complejas [39], [40] y simulaciones numéricas de Monte-Carlo [40] - [43].

Por otra parte, la resistencia última a tracción de un material compuesto unidireccional desempeña uno de los papeles más importantes en el diseño estructural de este tipo de materiales. Koyanagi y colaboradores desarrollaron el modelo simultáneo de fallas de fibras (*Simultaneous Fiber Failure, SFF*, por sus siglas en inglés), trabajo que evalúa (con base en la propiedades de sus constituyentes) el esfuerzo último a tracción de polímeros reforzados con fibra de vidrio y de carbono (GFRP, CFRP), *composites* de matriz cerámica (CMC) y compuestos carbono/carbono (C/C). El SFF se establece mediante la incorporación, en un modelo convencional GLS, de la magnitud de fibras que simultáneamente fallan en el *composite* (formación y crecimiento de clúster) [41].

El número de fibras que fallan simultáneamente se determina evaluando si la rotura de una fibra causa una fractura de la fibra vecina. Esta evaluación puede realizarse calculando la tasa de liberación de energía crítica, el módulo de Young, la relación de Poisson de la fibra y la matriz, y el espesor del laminado [42]. Determinar si la fibra, la matriz o la interfase fibra/matriz fallan cuando lo hacen los materiales vecinos, se logra típicamente usando la relación de tenacidad entre la fibra y la interfase, o utilizando la relación de tenacidad entre la matriz y la interfase. Sin embargo, Koyanagi usó valores de esfuerzo de la matriz, de la fibra y de la interfase, en lugar de tenacidad, bajo la hipótesis que la relación de esfuerzo también podría ser capaz de gobernar este

fenómeno. El autor justificó este enfoque bajo el supuesto de que, el uso del esfuerzo en lugar de la tenacidad, puede hacer que su modelo sea más simple y conveniente de aplicar, debido a la relativa facilidad de adquisición de estos. Consecuentemente, fue posible encontrar una relación empírica entre el número de fallas simultáneas de la fibra, n , y el esfuerzo último a tracción, σ_U [41]. El modelo SFF mejora la precisión en la estimación de resistencia última a tracción empleando un enfoque GLS (punto máximo de la curva), y presenta un adecuado ajuste con los datos experimentales. Sin embargo, como el número de fibras que fallan simultáneamente fue determinado usando propiedades de diferentes tipos de *composites* en una única variable, para sistemas C/C y CMC el modelo predice el σ_U con adecuada precisión, pero para los sistemas GFRP y CFRP, el modelo SFF ofrece una estimación menos ajustada.

El enfoque GLS normalmente omite el esfuerzo axial soportado por la matriz, por lo que esta contribución es fácilmente añadida a la respuesta del material de una manera directa a través de las propiedades de la interfase fibra/matriz [28]. Más aún, suponiendo la fragmentación como una degradación del material compuesto, a la que se llega cuando la microestructura dañada es sometida a una significativa y gradual segmentación de fibras antes del fallo del material, es deseable cuantificar (a nivel microscópico), la cantidad de daño en las fibras que desencadena este fallo catastrófico. El número de grietas por unidad de longitud en la fibra, Λ , es un parámetro que da una idea de esta magnitud. El modelo de Neumeister depende de la deformación, ε , pero puede ser reescrito en función del número de grietas por unidad de longitud, y de esta manera relacionar el nivel de daño (o tamaño de clúster) con una unívoca resistencia última a tracción. Consecuentemente, es posible utilizar un modelo GLS para predecir empíricamente la formación y crecimiento de clústeres, fenómeno responsable de la falla del material.

En cuanto a los estudios desarrollados con híbridos, uno de los primeros autores en analizar compuestos con varios refuerzos fue Zweben [43], quien modeló un *composite* unidireccional con fibras alternantes de carbono (LE) y vidrio (HE), logrando determinar el efecto híbrido en función de las propiedades de cada refuerzo. Más tarde,

Fukuda [44] desarrolló un modelo mejorado que incluye la concentración de esfuerzos alrededor de una fibra rota [26]. Más recientemente, Mishnaevsky y Dai [27] desarrollaron un modelo numérico en 2D de una mecha conformada con dos tipos de fibras, con un empaquetamiento aleatorio de los refuerzos LE y HE. Usando el método de Monte-Carlo, se le otorgaron propiedades de fallo aleatorias a las fibras siguiendo una distribución de Weibull. Los autores proponen, además, un modelo tridimensional de elementos finitos que se utilizó para validar un haz de fibras, mediante simulaciones numéricas con celdas unitarias representativas que, con menos de 20 filamentos, fueron sometidas tracción y a las cuales se les fue variando la fracción volumétrica de fibra de carbono (0%, 25%, 75% y 100%). Se determinaron por tanto las curvas de esfuerzo-deformación para estas combinaciones de fibra, demostrando una reducción de la carga última de rotura y una mayor elongación, con respecto al compuesto reforzado con carbono, a medida que se adicionaba una mayor fracción volumétrica de fibra de vidrio. Si bien los autores demostraron una variación en los resultados debido a la mezcla híbrida, no proponen una estrategia de mezcla con fracciones volumétricas intermedias, ni demostraron presencia de *pseudo-ductilidad* para relaciones particulares de fibras LE/HE.

Por otra parte, Swolfs et al. [23] desarrollaron un modelo utilizando el enfoque de cadenas de filamentos con una distribución Weibull modificada que, considerando una distribución de esfuerzos local (LLS), permitió calcular un número crítico de fibras (tamaño del clúster) que provoca el fallo de *composites* híbridos unidireccionales. Complementariamente, se han desarrollado y utilizado varios modelos simplificados con distribución global de esfuerzos (GLS), mediante estudios paramétricos que dan cuenta de los efectos de la hibridación en materiales compuestos: Rajan y Curtin [45] trabajaron en una teoría GLS que sirve como guía en el diseño de compuestos híbridos reforzados y permite obtener materiales con propiedades mecánicas superiores a los compuestos no-híbridos. Los autores concluyeron que con una baja fracción de fibras LE es posible aumentar la rigidez del compuesto sin comprometer considerablemente la resistencia a la tracción y la deformación del material. Swolfs et al. [28] también

investigaron un modelo GLS paramétrico con refuerzos de carbono/vidrio logrando un efecto híbrido similar a los reportados en la literatura.

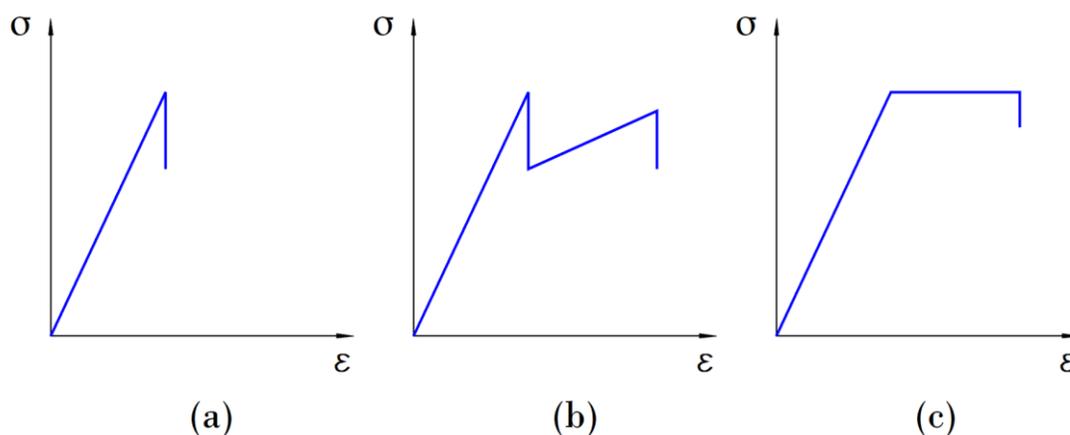


Figura 2. Diagramas esquemáticos esfuerzo-deformación para: (a) Materiales compuestos no-híbridos, (b) Materiales compuestos híbridos, (c) Materiales compuestos híbridos con presencia *pseudo-dúctil* [26].

Los materiales compuestos generalmente sufren un fallo catastrófico similar al diagrama esfuerzo-deformación, σ vs ϵ , presentado en la Figura 2a. La hibridación del material compuesto usando dos tipos de refuerzo puede cambiar este modo de falla, dando lugar a una respuesta mecánica similar a la mostrada en la Figura 2b. Esta respuesta corresponde a la combinación de dos refuerzos en los cuales cada máximo en la curva corresponde al esfuerzo último a tracción de las fibras LE y HE. Recientemente, Tavares et al. [26] modelaron el fallo a tracción de compuestos híbridos mezclados a nivel microscópico (en una mecha), logrando analizar la secuencia de falla que presentan estos materiales. La combinación a esta escala, y con participaciones volumétricas particulares, pueden dar lugar a un comportamiento *pseudo-dúctil* como el mostrado en la Figura 2c. En su trabajo Tavares y colaboradores emplearon tres enfoques: en primer lugar, un modelo de haces de fibra secos (mechas), sin considerar la presencia de matriz, que fue utilizado para comprender los efectos de los parámetros de distribución de resistencia de los filamentos en el fallo de hilados de fibra (comportamiento estocástico). En segundo lugar, desarrollaron un modelo basado en la fragmentación de fibra en materiales compuestos con dos tipos de fibra (LE y HE)

para predecir la respuesta mecánica de *composites* híbridos. Finalmente, analizaron un modelo micro-mecánico computacional que permitió comprender los mecanismos que controlan el fallo de *composites* híbridos [25], [26]. En este análisis se incluyeron diferentes combinaciones volumétricas de las fibras LE/HE, permitiendo obtener curvas típicas σ vs ε como las mostradas en la Figura 2c. Adicionalmente, demostraron la presencia de *pseudo-ductilidad* en combinaciones particulares de fibras LE/HE. Debido a que el modelo está basado en el enfoque GLS, las curvas σ vs ε sobrestiman el esfuerzo último a tracción del *composite* híbrido. Si bien se emplea un modelo computacional que permite obtener el punto de fallo a partir de las propiedades micro-mecánicas, no se ha considerado ningún análisis del tamaño del clúster o la densidad de grietas en las fibras que provoca el fracaso del material. Adicionalmente, podría ser deseable determinar la contribución energética de cada fibra presente en el híbrido.

Por otra parte, vale la pena mencionar que los modelos micro-mecánicos tienen en cuenta la variabilidad de la resistencia de cada fibra, y son capaces de capturar los principales mecanismos de falla. A partir de este enfoque es posible establecer la secuencia de daño, para compararlos con los reportados en la literatura [26]. Además, es posible determinar la respuesta a tracción, σ_U , considerando las contribuciones independientes de energía de las fibras LE y HE, el efecto de sus respectivos módulos de Weibull y el contenido volumétrico de cada tipo de refuerzo, todos ellos parámetros clave para alcanzar *pseudo-ductilidad*.

La técnica de hibridación de mecha se basa en el entremezclado de las fibras LE y HE. El primer material en fallar es normalmente la fibra LE (por ejemplo, las fibras de carbono). La fibra HE (que podría ser un vidrio, un termoplástico u otro carbono), no tiene necesariamente una gran deformación a la fractura, pero su elongación es siempre mayor que la de la fibra LE. Por lo tanto, la estrategia de hibridación debe tener en cuenta, además de las propiedades de cada uno de los constituyentes, el volumen de fibra de cada refuerzo para obtener una respuesta mecánica específica. De la misma manera, una mezcla de dos refuerzos puede ofrecer una deformación a la fractura particular, pero puede causar una reducción exagerada de la resistencia última o de la

rigidez debido a la incorporación de la fibra HE. Consecuentemente, es deseable realizar estudios paramétricos en los cuales se pueda variar el contenido volumétrico de las fibras LE/HE que, basado en un modelo micro-mecánico de hibridación, permita entender el nivel de contribución energética (área bajo la curva) de cada una a la respuesta global del híbrido.

La complejidad que presenta la fabricación de compuestos híbridos dispersos y entremezclados, como los que se muestran en la Figura 1, ha provocado una escasez de resultados experimentales. En general, un dispositivo para extender un haz de multifilamentos consiste en un conjunto de mecanismos mediante los que se dispersa una mecha distribuyendo los filamentos en un ancho específico y de manera uniforme. Esta separación se puede hacer mediante elementos mecánicos o haciendo pasar a través del haz de fibras un fluido que separe los filamentos. Una vez espaciados, es posible conformar híbridos integrando filamentos esparcidos HE en otra cinta ampliada de filamentos LE.

Por otra parte, las propiedades de los constituyentes a escala micro no son comunes en la literatura, por lo que el uso de modelos micro-mecánicos (analíticos o numéricos) depende de la disponibilidad de datos de propiedades mecánicas y estadísticas tales como el esfuerzo característico de la fibra, σ_o , la longitud característica, L_o , y el módulo de Weibull, β , así como las propiedades de resistencia de la interfase entre la fibra y la matriz, τ .

Con respecto a las propiedades de los constituyentes, existe un consenso general que la interfase entre la matriz polimérica y la fibra de refuerzo tiene una gran influencia en las propiedades mecánicas del compuesto resultante [46]. Sin embargo, también es sabida su complejidad de caracterización, dada la escala a la que se mide esta propiedad. Por otro lado, las fibras son el principal componente portador de carga de un compuesto, razón por la cual es esencial disponer de propiedades, tanto de los refuerzos en su unidad fundamental (un filamento), como del compuesto conformado por haces de fibra y matriz.

Teniendo en cuenta todos los requisitos mencionados anteriormente, conformar una base de datos de propiedades constituyentes, así como entender la respuesta mecánica de diferentes combinaciones híbridas LE / HE, permitirá realizar un estudio paramétrico para obtener propiedades mecánicas mejoradas de materiales compuestos de alto desempeño.

Es por ello que esta investigación pretende responder a las siguientes preguntas:

- ¿Es posible determinar el nivel de degradación, o daño en las fibras, que provoca el fallo (efecto de avalancha) dentro de un compuesto sometido a cargas de tracción, utilizando las propiedades micro-mecánicas de sus constituyentes y, con este parámetro, estimar con precisión la resistencia última a la tracción de CFRP y GFRP unidireccionales basado en el enfoque GLS?
- ¿Se puede ajustar un modelo de fragmentación, basado en el enfoque GLS, de tal manera que permita predecir la resistencia última a la tracción de un compuesto híbrido unidireccional reforzado con dos fibras, LE y HE, usando las propiedades micro-mecánicas de sus constituyentes y la proporción del contenido en volumen de fibra? Además, ¿será posible determinar la contribución energética de cada fibra y la deformación global considerando los diferentes fenómenos de daño desarrollados durante la aplicación de carga y el fallo del material?
- ¿Es posible desarrollar una metodología para establecer la combinación volumétrica de dos fibras de refuerzo (LE y HE) que den como resultado la máxima respuesta *pseudo-dúctil* y de esta manera obtener una mejora de las propiedades mecánicas de un material compuesto unidireccional híbrido?

Estas preguntas permiten establecer los siguientes objetivos

General: Modelar el fenómeno de fragmentación y la respuesta mecánica en *composites* unidireccionales a escala microscópica, híbridos con dos tipos de refuerzos, con el fin de promover en ellos el comportamiento *pseudo-dúctil*.

Específicos: Deducir un modelo teórico-analítico para determinar el nivel de degradación o daño en las fibras que provoca el fallo (efecto de avalancha) de un material sometido a cargas de tracción, utilizando las propiedades micro-mecánicas de sus constituyentes y, con este parámetro, estimar con precisión la resistencia última a la tracción de *composites* unidireccionales CFRP y GFRP basado en el enfoque GLS.

Deducir un modelo teórico-analítico, basado en el enfoque GLS, para la predicción de la resistencia a la tracción de un compuesto híbrido unidireccional reforzado con dos tipos de fibras (LE y HE) usando las propiedades micro-mecánicas de sus constituyentes y la proporción volumétrica de cada fibra.

Determinar la contribución de dos tipos de fibra en la disipación de energía y la deformación global, por medio de la evaluación de los diferentes fenómenos de daño desarrollados durante la aplicación de carga y el fallo del material, en un composite unidireccional híbrido reforzado con dos tipos de fibra.

Desarrollar una metodología que permita establecer la combinación volumétrica óptima de dos fibras de refuerzo en un *composite* unidireccional híbrido que den como resultado la máxima respuesta *pseudo-dúctil*.

1.2 Estado del arte

El alcance de esta investigación se ha limitado a materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibras unidireccionales dispuestas de manera paralela, unas al lado de otras. Para ello es necesario comprender cómo se comporta la unidad básica de refuerzo, un filamento de fibra, y a su vez cómo interactúa este con la matriz, de tal manera que sea posible estimar el comportamiento mecánico global del *composite* al ser sometido a cargas de tensión.

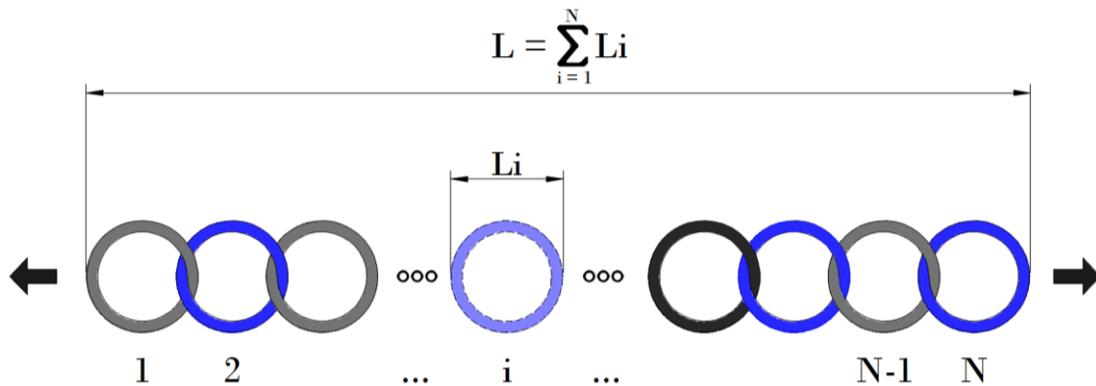


Figura 3. Cadena formada por N eslabones [52]

1.2.1 Probabilidad de fallo de una fibra

El fenómeno de rotura de fibras frágiles puede ser estudiado basado en la teoría del eslabón más débil, empleado por primera vez por Pierce para modelar el comportamiento de fibras de algodón [47]. Este modelo establece que un conjunto de elementos será tan resistente como el más débil de sus componentes [29], [48] [49], [50]. Existen diferentes modelos que se basan en esta teoría [49], no obstante uno de los más comúnmente usados por su sencillez matemática y relativa bondad de ajuste en sus resultados es el modelo de Weibull, quien en 1939 propuso la distribución estadística, que lleva su nombre, para la predicción de la resistencia de materiales [51]. Con este modelo es posible deducir la probabilidad de rotura partiendo de la discretización de una fibra de longitud L en N segmentos de longitud L_i , en los que cada segmento corresponde a un eslabón de la cadena (Figura 3).

$$L = \sum_{i=1}^N L_i \quad (1)$$

Por su parte, n_σ es una función que representa la probabilidad de que un segmento de longitud unitaria de fibra se rompa al ser sometido a un esfuerzo σ , es decir, la probabilidad de que la resistencia del segmento sea menor que σ . La función n_σ propuesta por Weibull es:

$$n_{\sigma} = \frac{1}{L_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{\beta} \quad (2)$$

En la que β es el parámetro de forma, denominado módulo de Weibull y σ_0 es el parámetro de escala, denominado *esfuerzo característico*. L_0 es la *longitud característica*, que puede ser entendida como la longitud de las muestras empleadas en los ensayos realizados para determinar σ_0 . L_0 es una longitud de referencia que tiene en cuenta el efecto de tamaño y está unívocamente determinada por los valores de σ_0 y β [53]. Por tanto la probabilidad de falla en la fibra será [52]:

$$F = 1 - e^{-\left[\frac{L}{L_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{\beta} \right]} \quad (3)$$

Pese a que intervienen, β , L_0 y σ_0 , (3) sólo tiene dos parámetros independientes debido a que para una fibra de longitud L , sometida a una tensión σ , la probabilidad de rotura debe ser única.

1.2.2 Evaluación del esfuerzo medio en la fibra

El esfuerzo último de la fibra es controlado por la distribución estadística de defectos a lo largo de su longitud. Por lo tanto, para una longitud específica no se obtiene un valor único, este varía estocásticamente de fibra a fibra. Adicionalmente, la tensión última promedio de una fibra depende de la longitud evaluada: fibras con mayor longitud tienden a tener más defectos perjudiciales y limitantes para la resistencia a la rotura, por lo que son más débiles que fibras más cortas nominalmente idénticas [29]. En este sentido la resistencia a tracción de los materiales compuestos unidireccionales (UD) a nivel de micro-escala, puede tener una variación (CoV) de hasta 20%, además que tiene una fuerte dependencia de la longitud: la resistencia puede disminuir en un 10% cuando la longitud se aumenta un factor de 10 [54]. La dispersión de la resistencia de una fibra de longitud L se describe mediante la distribución de Weibull. Un alto módulo de Weibull (alrededor de 20), conduce a una variabilidad muy baja, por ejemplo en metales, mientras que valores más bajos, entre 3 y 8, denotan materiales más frágiles como es el caso de cerámicos.

Para una fibra embebida en una matriz que se somete a una carga de tracción, ésta desarrolla múltiples roturas porque la matriz la mantiene unida a ella. Con el aumento del esfuerzo de tracción, la primera ruptura se produce en el punto más débil a lo largo de la fibra. Entonces la tensión en la fibra se recupera desde cero, en el punto de la rotura, hasta una longitud específica [29]. Esta distancia entre la ruptura hasta el punto en que se alcanza el valor de esfuerzo constante en la fibra se denomina longitud de exclusión, L_t , que depende de diferentes parámetros como el diámetro de la fibra y del esfuerzo de la interfase fibra-matriz, entre otros [55]. Consecuentemente, cuando una fibra es sometida a una carga axial, se presentan una serie de roturas de manera estocástica. Debido a esta redistribución de tensiones, la rigidez aparente del *composite* disminuye [29]. Si se aplica más carga, irán apareciendo fragmentos de longitud cada vez menor, hasta un punto en que el filamento se satura de grietas y no puede segmentarse más. De continuar aplicando más fuerza, los tramos empezarán a deslizar y a separarse entre sí.

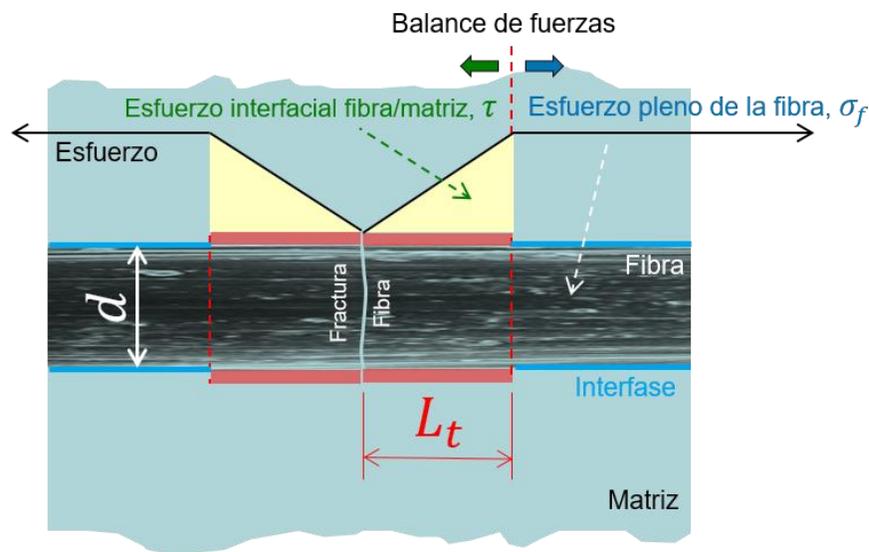


Figura 4. Balance de fuerzas en la interfase fibra/matriz

La redistribución de esfuerzos cerca de la rotura de una fibra se ha estudiado ampliamente. Cox [56] fue el pionero en predecir el esfuerzo real en la vecindad de la grietas mediante el uso de un modelo de cizalladura. Debido a que la formulación del modelo de Cox es bastante compleja, se han derivado otros enfoques simplificados de

este fenómeno. Uno de los más ampliamente utilizados es el modelo *shear-lag* introducido por primera vez por Kelly y Tyson [57]. Según este modelo, la longitud de exclusión se obtiene a partir del esfuerzo de campo lejano, $E_f \varepsilon$ (donde E_f es el módulo de Young de la fibra y ε la deformación que desarrolla el material), del diámetro de la fibra d , y del esfuerzo cortante máximo entre la fibra y la matriz, τ , antes de que se produzca la separación de las fibras o se produzca la cedencia de la matriz (Figura 4).

En la vecindad donde se ha producido una rotura, la carga se transmite mediante un esfuerzo cortante a través de la interfase fibra-matriz. Algunos resultados experimentales muestran que este valor puede considerarse constante, aunque no todos los trabajos llegan a la misma conclusión [58]. Con estas consideraciones la longitud de exclusión se obtiene mediante la siguiente relación:

$$L_t = \frac{r \cdot E_f \cdot \varepsilon}{2\tau} \quad (4)$$

Por otro lado, el esfuerzo promedio de la fibra, σ_m , se puede calcular integrando el esfuerzo axial sobre todos los fragmentos a lo largo de la longitud del refuerzo [33] así:

$$\sigma_m = N \langle \sum(L) \rangle = N \frac{1}{L} \int x \sum(x) f(x) dx \quad (5)$$

donde $\sum(x)$ es el esfuerzo promedio de una fibra de longitud x y $f(x)$ es la distribución de la longitud del fragmento dada por [59]:

$$f(x) = \Lambda e^{-\Lambda x} \quad (6)$$

Donde Λ es el número de grietas por unidad de longitud en la fibra, que equivale a:

$$\Lambda = \frac{n_\sigma}{L} = \frac{1}{L_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^\beta = \frac{1}{2l_t} \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_c} \right)^{\beta+1} \quad (7)$$

Con σ_c como el esfuerzo crítico cuya definición está ilustrada en §1.2.7

La integral (5) se soluciona en dos etapas. En primer lugar, se calcula el esfuerzo medio correspondiente al perfil del esfuerzo axial a lo largo de un fragmento de fibra de

longitud x . Entonces, esta tensión se integra sobre todos los fragmentos de fibra. Para poder de calcular las tensiones medias axiales para un fragmento de fibra de longitud x , es necesario distinguir si el fragmento de fibra es mayor o igual a dos veces la longitud de la región de recuperación de carga ($2L_t$), o no [33]. Para cada caso el análisis es el siguiente:

- **Esfuerzo promedio en una fibra de longitud $2L_t \leq x$**

En una fibra de longitud x , mayor que dos veces la región de recuperación de esfuerzo, el perfil de esfuerzo que asume un modelo lineal de cizallamiento es dado por la siguiente ecuación

$$\sigma_m = E_f \varepsilon \left(1 - \frac{L_t}{x}\right) \quad (8)$$

- **Esfuerzo promedio en una fibra de longitud $x < 2L_t$**

En una fibra más corta que dos veces la región de recuperación, no se puede alcanzar el esfuerzo de campo lejano. Entonces la expresión resultante es

$$\sigma_m = E_f \varepsilon \frac{x}{4L_t} \quad (9)$$

- **Esfuerzo promedio a lo largo de toda la fibra fragmentada con longitud inicial L**

Para calcular la tensión es necesario definir $\Sigma(x)$. Surgen entonces tres posibilidades:

- Si la distancia entre las grietas es más corta que dos veces la región de recuperación de esfuerzos, entonces $\Sigma(x)$ esta dada por (9).
- Si la distancia entre las grietas es más larga que dos veces la región de recuperación de esfuerzos, pero más corta que la longitud inicial L de la fibra, entonces $\Sigma(x)$ esta dado por (8).
- Si la distancia entre las grietas es mayor que la longitud inicial de la fibra, L , entonces $\Sigma(x)$ es igual al esfuerzo del campo lejano.

Con estas tres opciones, la función por partes de $\Sigma(x)$ se formula de la siguiente manera:

$$\Sigma(x) = \begin{cases} E_f \varepsilon \frac{x}{4L_t}, & x \leq 2L_t \\ E_f \varepsilon \left(1 - \frac{L_t}{x}\right), & 2L_t \leq x \leq L \\ E_f \varepsilon, & x \geq L \end{cases} \quad (10)$$

Posteriormente, el aumento del esfuerzo introduce grietas adicionales en los puntos débiles a lo largo de la fibra. Debido a que el esfuerzo dentro de una región de recuperación $2L_t$ está siempre por debajo de la tensión aplicada, las posteriores rupturas estarán siempre separadas por al menos una distancia $2L_t$ [29]. Eventualmente, con un esfuerzo suficientemente grande, el proceso de fragmentación cesa porque cada punto a lo largo de la fibra está dentro de la longitud de recuperación de alguna rotura y, por tanto, no pueden producirse más fracturas. En ese momento se ha alcanzado la saturación de grietas que el filamento puede desarrollar.

Al respecto, Drzal y Madhucar han identificado los mecanismos de fallo con relación a varios niveles de adherencia interfacial fibra/matriz para una única fibra de carbono embebida en una matriz epóxica. A medida que aumenta la adherencia interfacial, el eje de propagación de la falla cambia de grieta en modo II (Figura 5), que se propaga a lo largo del eje del filamento, hasta un modo mixto que finalmente falla en modo I, el cual se propaga transversalmente al eje de carga (Figura 6). A propósito, el aumento de esta adhesión interfacial puede mejorar las propiedades medidas con respecto al eje, como la resistencia a la tracción, hasta en un 45% [60].

En consecuencia, la respuesta mecánica de los compuestos usando el enfoque de la fragmentación de fibras y la recuperación del esfuerzo se rige por la longitud de recuperación. Valores bajos de L_t crean grandes concentraciones de esfuerzo en las fibras vecinas; por el contrario, grandes magnitudes aumentan el tamaño de la falla en el compuesto, lo que aumenta la posibilidad de presentarse defectos acumulativos que conducen a la fractura [61].

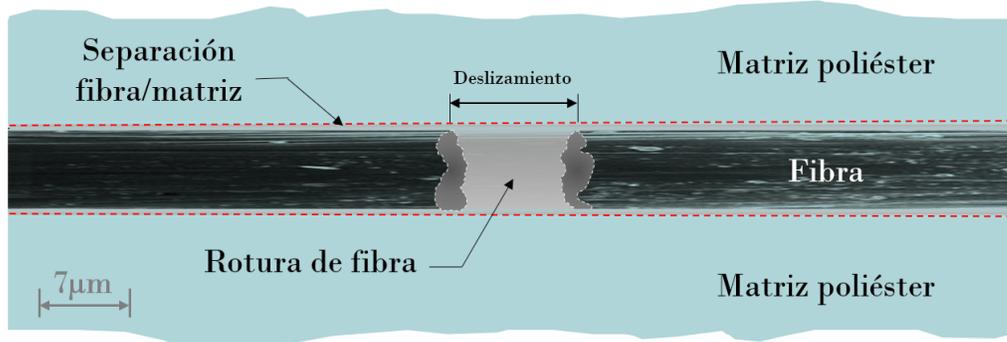


Figura 5. Fractura en Modo II: adherencia débil entre la fibra y la matriz con muy poco daño en la matriz

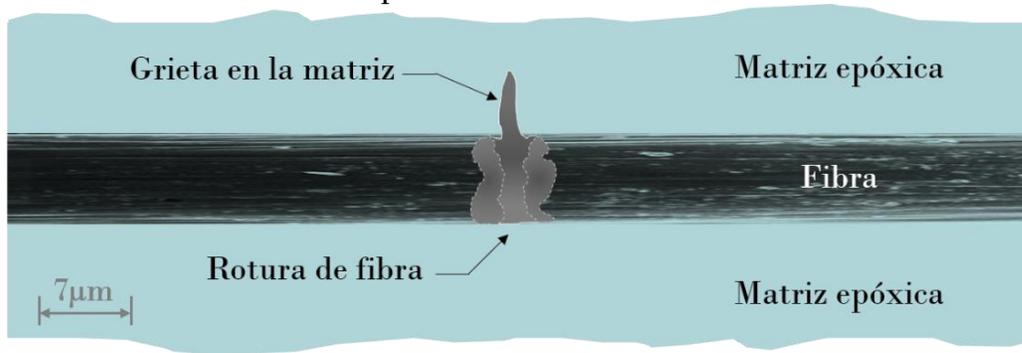


Figura 6. Fractura Modo I: Adherencia fuerte entre la fibra y la matriz con una propagación de grieta en la matriz

En conclusión, el esfuerzo medio de la fibra depende críticamente de la densidad de roturas y de la longitud de los fragmentos que aparecen durante la aplicación de carga. A partir de esta apreciación, varios autores han establecido diferentes modelos para predecir el comportamiento mecánico de los materiales compuestos [31], [32], [55], [62].

1.2.3 Fragmentación de la fibra

El fallo de las fibras es controlado por la distribución estadística de los defectos inducidos durante su fabricación o manipulación. El número esperado de grietas desarrolladas en la fibra, que sigue una ley de Poisson, está dado por (3). Esta expresión es ampliamente utilizada en la literatura para calcular los parámetros de Weibull, σ_0 y β , a partir de datos experimentales obtenidos en pruebas de fragmentación de una única fibra. Sin embargo, este resultado sólo es válido en las etapas iniciales de fragmentación, ya que a medida que aumenta el número de roturas, algunas fallas se ocultarán en la

región de recuperación de carga. En consecuencia, la fragmentación de la fibra es un fenómeno en el que el filamento se divide secuencialmente, cada vez en fracciones más pequeñas, hasta alcanzar la saturación (Figura 7). En este punto la fibra pierde su capacidad mecánica y se produce el fallo del material compuesto [31].

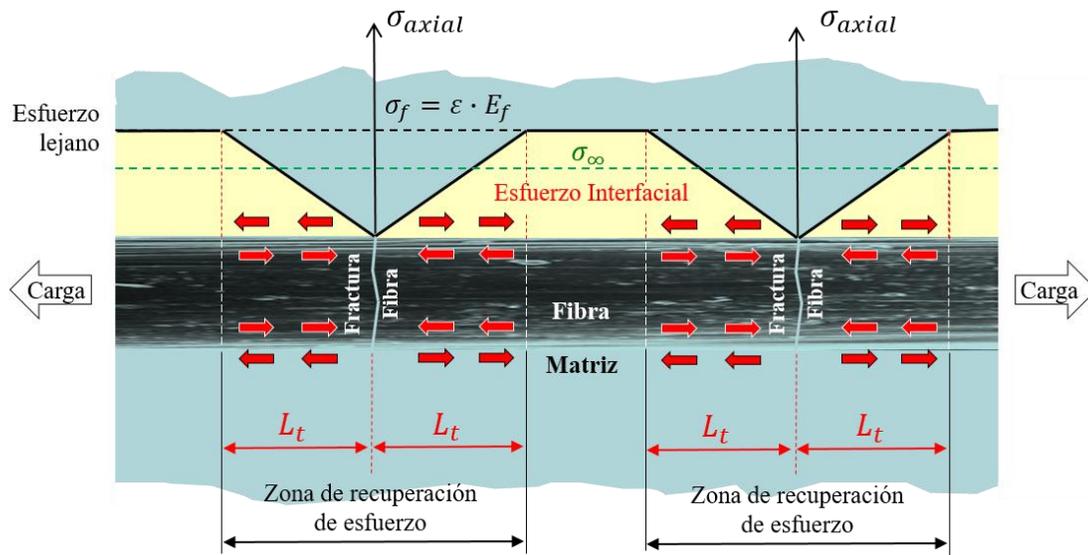


Figura 7. Perfil de esfuerzo en un fragmento de fibra rota

Una vez que se conoce el número medio de roturas, usando (6), es posible calcular la distancia promedio entre dos grietas, es decir, la longitud de los diferentes fragmentos en los que se ha dividido la fibra.

Entonces, la fragmentación representa la degradación de la microestructura que sufre un daño progresivo. Puesto que cualquier componente fabricado con dicho compuesto contiene un número muy grande de fibras, la respuesta mecánica global del material se puede describir como el valor promedio del comportamiento de cada uno de los constituyentes individuales. Además, teniendo en cuenta la respuesta estocástica del refuerzo, el esfuerzo neto sobre cualquier sección transversal del material compuesto se obtiene a partir del esfuerzo promedio en fibras largas (fragmentadas) sometidas a una misma deformación [30], [31].

Es importante anotar que los parámetros estocásticos considerados aquí son sólo el esfuerzo último a tracción de la fibra y la distribución espacial de defectos. Todos los

demás parámetros se mantienen constantes, aunque en realidad debido a la variación en el procesamiento de materiales, la rigidez de la fibra y el diámetro también están sujetos a una dispersión estadística [31].

Consecuentemente, los modelos de fragmentación son alimentados con las propiedades de los materiales constituyentes, los cuales deben ser debidamente caracterizados. A continuación se ilustra la forma en que son obtenidos estos valores, en especial la resistencia a cortante interfacial fibra/resina y las propiedades mecánicas de las fibras reforzantes.

1.2.4 Caracterización de la resistencia al cortante interfacial entre la fibra y la resina

Una vez que se ha definido la naturaleza frágil, es importante evaluar cómo la respuesta mecánica de las fibras se transmite de una a otra a través de la matriz. Existe un consenso general de que la interfase entre la matriz y la fibra tiene una gran influencia en las propiedades mecánicas del compuesto resultante. Una buena unión entre ellas es esencial para garantizar una adecuada resistencia al cortante y establece el punto de entendimiento del fenómeno de fragmentación. Dado que el esfuerzo ejercido sobre la matriz se transfiere a la fibra a través de la interfase, se requiere caracterizar esta resistencia para comprender el desempeño del material compuesto. En consecuencia, es fundamental disponer de procedimientos de laboratorio fiables para medir esta adhesión interfacial [46]. Durante más de 50 años las pruebas de *pull-out* y *micro-bond* han demostrado ser probablemente las técnicas micro-mecánicas más populares para determinar la fuerza de unión entre la fibra y la matriz. En estas pruebas, se forma un contacto de adhesión entre un filamento y una gota de matriz colocada sobre el refuerzo (prueba de *micro-bond*, Figura 8a) o fijada sobre un sustrato (prueba de *pull-out*, Figura 8b). Después de la polimerización completa de la resina, la fibra se extrae de la matriz registrando la fuerza aplicada en función del desplazamiento del extremo de la misma. El resultado de la curva fuerza-desplazamiento se muestra en la Figura 9 [63].

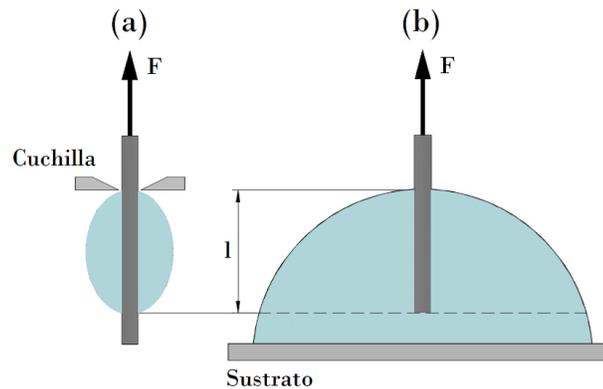


Figura 8. Ilustración esquemática de las pruebas de *micro-bond* (a) y *pull-out* (b).
Adaptado de [63]

En una prueba típica de *pull-out*, la fuerza para extraer la fibra de la resina es medida y usada para calcular la fuerza de cizalladura interfacial, τ , usando la siguiente ecuación

$$\tau = \frac{F}{\pi dl} \quad (11)$$

donde: F es la fuerza de halado, d es el diámetro de la fibra, y l es la longitud embebida.

No obstante, se han encontrado algunas limitaciones inherentes a la prueba cuando se usan fibras de refuerzo muy finas con diámetros entre $5\mu m$ y $50\mu m$. Si la fuerza de halado requerida excede la resistencia a la rotura de la fibra, esta se rompe antes de que se produzca la extracción. Debido a esto la longitud máxima de incrustación que se tolerará debe estar en un rango entre $50\mu m$ y $100\mu m$. Es extremadamente difícil mantener esta longitud de empotramiento con valores tan pequeños, así como manipular especímenes de este tamaño durante el ensayo. Algunos investigadores han reportado un éxito limitado con instrumentación especialmente diseñada para generar un disco ultra-delgado de resina con esta longitud de embebido [46].

Debido a los problemas asociados con los métodos de extracción convencionales, Miller et al. desarrollaron un método alternativo para la medición de la resistencia al cortante interfacial entre la fibra y la matriz. Este método se denomina técnica de *micro-bond* y permite depositar, con la ayuda de un microscopio, una pequeña cantidad de resina en

forma de una micro-gota depositada sobre un filamento. Normalmente suelen aplicarse dos gotas de resina, que lucen como elipsoides, y que están separadas entre sí por unos pocos milímetros. La muestra de fibra/gota es suspendida en el extremo de un medidor de fuerza. El espécimen se sujeta a un micro-tornillo que está unido a un elevador que se desplaza a una velocidad de 1.0mm/min. Este dispositivo es capaz de medir la fuerza de halado incremental hasta alcanzar un valor crítico en el cual se produce la extracción del filamento [46].

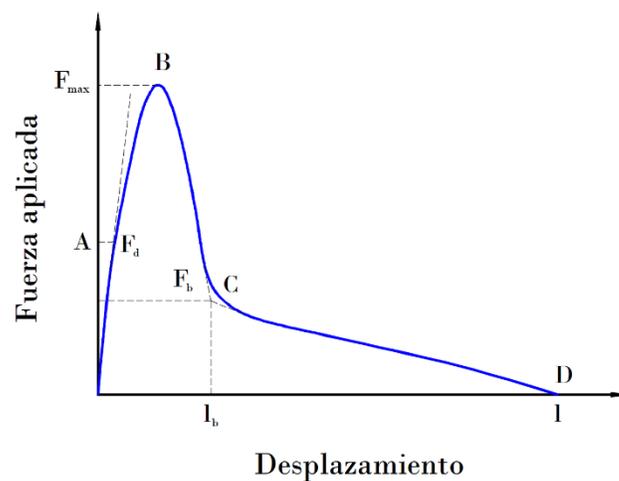


Figura 9. Curva esquemática fuerza-desplazamiento de la prueba *pull-out* [63]

Existe una configuración alternativa para medir esta propiedad consistente en una única fibra embebida por completo en una probeta de tracción de resina (tipo hueso de perro). Al someter la probeta a una carga axial hasta un punto cercano a la rotura, es posible medir las longitudes de cada fragmento de fibra generadas dentro del espécimen. Este procedimiento se denomina prueba de tracción de una sola fibra en donde la resistencia al cortante se calcula aplicando la distribución estadística de Weibull. Los ensayos son aplicables solamente a combinaciones en las que la resina tiene un módulo significativamente menor al de la fibra. Por tratarse de un análisis estadístico, cada probeta produce un solo dato de medida, requiriendo gran cantidad de ensayos [46], [64]. Este proceso se muestra en la Figura 10.

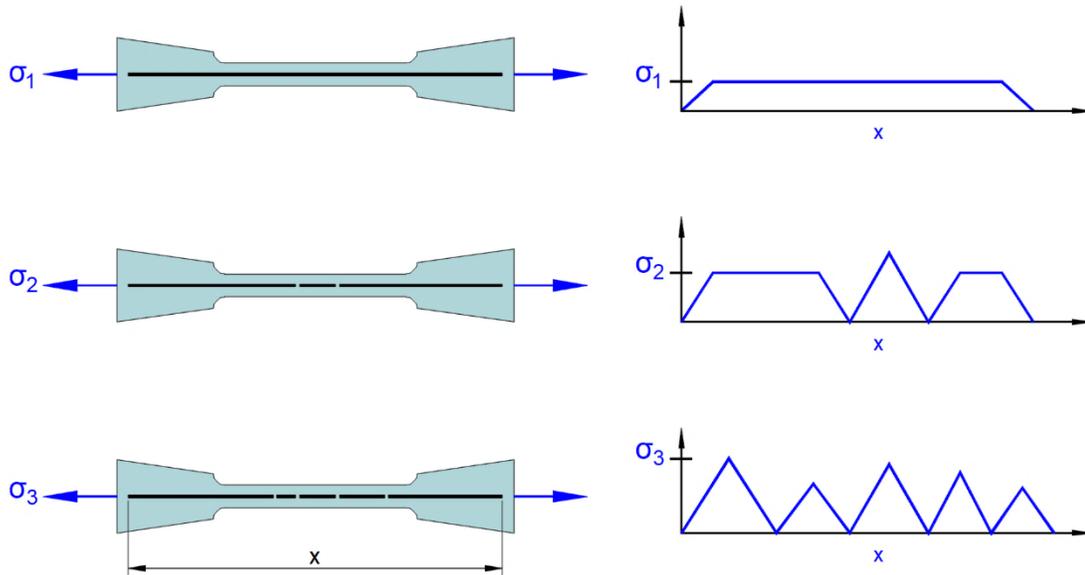


Figura 10. Fragmentación esquemática de una prueba de laminado de una sola fibra
 Izquierda: Especie con un número creciente de roturas de fibra debido a niveles de deformación incremental en la matriz.
 Derecha: Esfuerzo en la fibra en función de la posición para los respectivos niveles de deformación de la matriz. El valor de esfuerzo cero corresponde a una posición con una rotura de fibra

Consecuentemente, la resistencia a la cizalladura interlaminar puede ser estimada a partir de una sencilla ecuación de equilibrio de fuerzas [57]:

$$\tau = \frac{\sigma_f d}{4 \cdot l_c} \quad (12)$$

donde: σ_f es la resistencia característica de la fibra, d es el diámetro de la fibra y l_c la longitud crítica del fragmento de fibra. Esta longitud fue discutida en detalle por Ohsawa et al. [65] y su cálculo se ilustra a continuación. Considérese una sola fibra embebida en una matriz, que es sometida a un esfuerzo de tensión axial. Si el sistema es elongado, el esfuerzo de tracción transferible a la fibra a una distancia x del extremo del refuerzo está dado por:

$$\sigma_x = \frac{4 \tau}{d} x \quad (13)$$

Si el espécimen es nuevamente elongado, el esfuerzo de tensión de la fibra, σ_x , se eleva hasta alcanzar el esfuerzo último de la fibra, σ_f , punto en el cual x es renombrada como x_0 , obteniendo la siguiente expresión [64]:

$$\sigma_f = \frac{4 \tau}{d} x_0 \quad (14)$$

Entonces, la fibra puede romperse en cualquier punto a lo largo de su longitud, lejos de sus extremos. Si la pieza segmentada excede una longitud de $2x_0$, la rotura se repite por el mismo mecanismo anterior. Una vez todos los fragmentos se reducen a una longitud de por lo menos $2x_0$, cualquier alargamiento adicional de estas piezas no causará que el esfuerzo transferible a la fibra, σ_x , alcance el esfuerzo último a tensión de la fibra, σ_f . Por lo tanto, se ha alcanzado la saturación de grietas por fragmentación. La longitud de los fragmentos, l , puede ser distribuida en un rango $x_0 < l < 2x_0$, con un valor promedio dado por la siguiente expresión [64]:

$$\bar{l} = \frac{1}{2}(x_0 + 2x_0) = \frac{3}{2}x_0 \quad (15)$$

Dado que x_0 es la longitud necesaria para alcanzar el esfuerzo último a tracción, la longitud crítica de fibra es igual a $2x_0$. Al incluir esta expresión en (15) se obtiene la siguiente relación para la longitud crítica de fibra:

$$l_c = \frac{4}{3}\bar{l} \quad (16)$$

Con el fin de determinar el esfuerzo cortante interfacial, se mide la longitud media del fragmento en la etapa de saturación. A partir de esto, se puede calcular la longitud crítica y la resistencia a la cizalladura interfacial.

1.2.5 Propiedades de la fibra

Las fibras son el principal componente portador de carga de un material compuesto. Las características de la fibra influyen significativamente en las propiedades mecánicas y en el modo de daño del material. Entre estas características resaltan el módulo de Young, E_f , y la resistencia última a la tracción axial, σ_f , propiedades que pueden determinarse mediante la norma ASTM D3379 [66]. El ensayo de tracción se realiza en un solo filamento con el fin de encontrar su módulo de tracción axial, resistencia y

deformación últimos. Para proceder, se requiere conocer el área de la sección transversal del filamento que se calcula midiendo el diámetro medio de la fibra. Entonces, se adhiere el espécimen a una lengüeta de papel, que posteriormente se lleva a la máquina universal. El trozo de papel posee una ranura en forma de rombo cuyo eje mayor es igual a la longitud de calibración como se muestra en la Figura 11. Un único filamento se selecciona aleatoriamente del haz de fibras y se pega en ambos extremos de la ranura de la lengüeta de papel usando un adhesivo o cera.

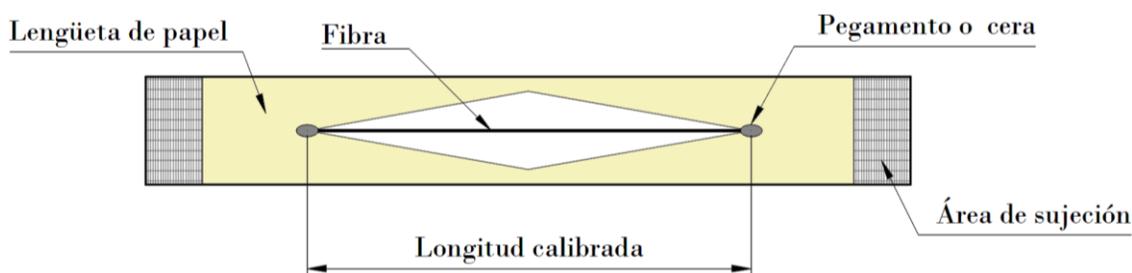


Figura 11. Muestra de fibra única para ensayos de tracción axial

La muestra a probar se dispone en la máquina teniendo cuidado en asegurar que el eje de la fibra esté alineado con el eje de prueba de la máquina. Esto permite realizar la evaluación en condiciones de esfuerzo uniformes. La carga a escala completa se ajusta a $1N$ con velocidades de aplicación de carga en un rango entre $0,2\text{ mm/min}$ y 50 mm/min . Luego, ambos lados de la lengüeta se cortan teniendo cuidado de no perturbar el sistema. El espécimen se somete a tracción registrando la carga y elongación hasta que el filamento falla. Varios filamentos de fibra, alrededor de 50, requieren ser probados para reportar los parámetros de Weibull (σ_0, L_0, β).

1.2.6 Caracterización del esfuerzo último a tracción de fibras embebidas en una matriz

Si bien la resistencia de la fibra es evaluada en seco, la interacción de varios filamentos con la matriz establece una respuesta mecánica totalmente diferente al conformar un material compuesto. Por ello, el sistema fibra/matriz debe ser caracterizado adecuadamente. A escala micro, Beyerlein y Phoenix llevaron a cabo experimentos

para evaluar la distribución del esfuerzo último a tracción y los efectos de la longitud de las fibras en materiales compuestos carbono/epoxi conformados con cuatro filamentos embebidos en dos tipos de matrices epóxicas. Una de ellas era rígida, con una deformación a la rotura de menos del 10%, mientras que la segunda era una matriz flexible con gran ductilidad y una deformación a la rotura del 40%. Se evaluaron las fibras a dos longitudes calibradas diferentes, 10mm y 200mm, obteniendo las curvas de Weibull correspondientes (Figura 12), confirmando el efecto de tamaño presente en las fibras. La matriz epóxica rígida produjo compuestos más resistentes en ambas longitudes calibradas. Por otra parte, el efecto de la longitud fue más severo de lo previsto en el *composite* conformado con epóxica flexible y fibras calibradas de 200 mm [67].

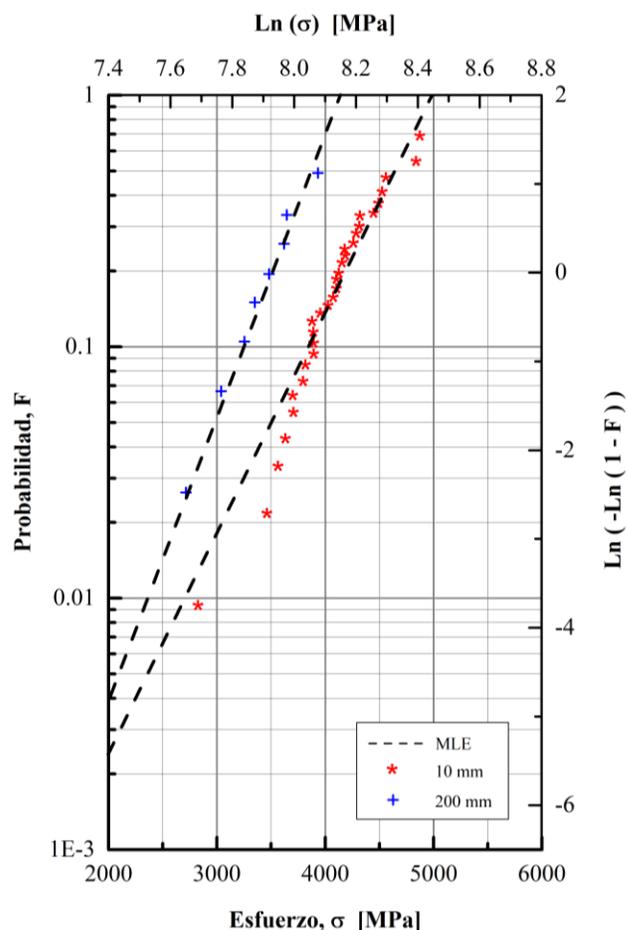


Figura 12. Estimación de la resistencia de una sola fibra para dos longitudes de calibración [67]

A escala similar, Watanabe y colaboradores han determinado la distribución de la resistencia última a tracción de fibras de carbono con diferentes longitudes calibradas [68]. Los autores realizaron ensayos de flexión a cuatro puntos y pruebas de tracción en *composites* reforzados con una sola fibra, mediante los cuales fue posible comparar modelos modales y bimodales de Weibull, aumentando la precisión de la resistencia predicha. Los autores encontraron además que el valor del parámetro de forma de Weibull para longitudes calibradas cortas era mayor que para longitudes calibradas largas. Sus resultados permitieron predecir la resistencia a la tracción de mechas de fibras con un buen ajuste respecto a pruebas experimentales. Si bien hoy en día se conoce bien la dependencia de distribuciones de la resistencia de las fibras con respecto a esta longitud, este es aún un campo abierto de investigación. Varios estudios han propuesto teorías estadísticas para tener en cuenta la resistencia a la tracción de las fibras [34], [69]–[77].

1.2.7 Esfuerzo y longitud crítica de la fibra

Según se ha mencionado, la resistencia de la fibra depende de la longitud evaluada. En una prueba de tensión de una sola fibra, la longitud puede seleccionarse arbitrariamente. En un material compuesto, la resistencia de la fibra controla su esfuerzo límite a la tracción. Por lo tanto, existe una tensión particular de la fibra, así como una longitud asociada, que está relacionada con la resistencia y deformación del *composite*: estos son el esfuerzo crítico, σ_c , y la longitud crítica, δ_c . El primero se define como la tensión que hace que el espaciamiento medio de los fragmentos sea igual al doble de la región de recuperación, valor que puede calcularse mediante la siguiente expresión [62]:

$$\sigma_c = \sigma_0 \left(\frac{2 \cdot L_0 \cdot \tau}{d \cdot \sigma_0} \right)^{\frac{1}{\beta+1}} \quad (17)$$

De la misma manera, la longitud crítica[†] se define por:

$$\delta_c = \frac{\sigma_c}{E_f} = \frac{\sigma_0}{E_f} \left(\frac{2 \cdot L_o \cdot \tau}{d \cdot \sigma_0} \right)^{\frac{1}{\beta+1}} \quad (18)$$

Para determinar la resistencia crítica, σ_c , y la longitud crítica unitaria, δ_c , es necesario considerar el esfuerzo último de la fibra, σ_0 , y conocer las propiedades de resistencia interfacial entre la fibra y la matriz, τ . Las expresiones (17) y (18) gobiernan la mayoría de propiedades de los materiales compuestos, tales como la resistencia a la tracción, la resistencia de extracción de fibra (*fiber pull-out*) y el trabajo desarrollado durante la fractura [62].

1.2.8 Modelos constitutivos de fragmentación

El modelado de la fragmentación es crítico para la determinación de la respuesta mecánica de materiales compuestos, así como para la estimación de la curva esfuerzo-deformación, σ vs ε [78].

Curtin fue el primero en desarrollar una ley de fragmentación a partir de una expansión de series de Taylor que le permitió aproximar la función de Weibull obteniendo soluciones analíticas para la curva σ vs ε [28]. Este modelo fue posteriormente extendido por Neumeister para explicar de manera aproximada la superposición de las zonas de influencia adyacentes a las roturas de las fibras [30], [31]. Hui y colaboradores por su parte, desarrollaron una solución exacta para el problema de fragmentación de la fibra [32], sin embargo, este no puede resolverse analíticamente, y sólo se puede evaluar numéricamente. Además, Turon et al. desarrollaron un modelo de daño progresivo para laminados de materiales compuestos unidireccionales basado en este fenómeno, capaz de dar cuenta de la pérdida de rigidez debido a la separación del refuerzo en los alrededores a la rotura de la fibra [33]. Las principales diferencias entre estos trabajos radican en la consideración o no de fenómenos como el *pull-out*, el

[†] La deformación crítica es típicamente reportada en medidas porcentuales de deformación. [%] o en unidades de deformación unitaria [mm/mm]

deslizamiento, la separación de fibras y/o la distribución de la carga global o local luego de la rotura, así como la complejidad matemática involucrada. En consecuencia, los modelos mencionados muestran ligeras diferencias en la relación σ vs ε antes del pico máximo, y disimilitudes importantes después de que se alcanza el esfuerzo máximo en la curva. El modelo desarrollado por Neumeister incluye una ley constitutiva refinada, con una aproximación adecuada para predecir el comportamiento a la tracción de materiales frágiles, sin tener que resolver ecuaciones diferenciales o tener que evaluar numéricamente funciones auxiliares [31]. Esta ley tiene varias similitudes con el trabajo realizado por Curtin [29], [34], sin embargo, el primero es mucho más sencillo debido al uso de la descripción continua del comportamiento del material compuesto al ser sometido a tracción y, por lo tanto, ofrece una solución más precisa [31].

En el caso de Neumeister [31], su ley de fragmentación es igual a:

$$\sigma_{\infty Neum} = V_f \cdot \sigma_f \left[\frac{1}{w+1} + \frac{1}{2 \cdot \ln(w+1)} \left(\frac{w}{w+1} \right)^2 \right] \quad (19)$$

donde w es una variable de daño que explica la relación entre la carga de la fibra, σ_f , y el esfuerzo crítico (17), que es igual a:

$$w = \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_c} \right)^{\beta+1} \quad (20)$$

De la misma manera, Turon et al. [55] propusieron una relación analítica aproximada para la curva esfuerzo-deformación, proporcionando un modelo de daño progresivo como sigue:

$$\sigma_{\infty Turon} = V_f \cdot \sigma_f \left[\frac{1 - e^{-w}}{w} + \frac{1}{2} w \cdot e^{-\frac{L}{\delta_c} \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_c} \right)^\beta} \right] \quad (21)$$

Además, Hui et al. [32] obtuvieron una expresión equivalente para la aproximación del esfuerzo aparente en el material compuesto dado por:

$$\sigma_{\infty Hui} = V_f \cdot \sigma_f \left[\left(1 + \frac{1}{2} w + \Theta \cdot w^2 \right) e^{-w \left(1 - \frac{1}{8} \lambda w \right)} \right] \quad (22)$$

donde:

$$\lambda = \frac{\beta}{\beta + 1} \quad (23)$$

$$\Theta = \frac{7\beta + 12}{24(2\beta + 3)} \quad (24)$$

Todos estos modelos consideran la resistencia última a la tracción como el punto máximo en la curva σ vs ε . Sin embargo, los valores predichos típicamente exceden a los medidos experimentalmente. Las discrepancias son probablemente debido a la omisión de la concentración de esfuerzos típica de modelos GLS [28].

Finalmente, todas estas expresiones han sido establecidas para la predicción del comportamiento a tracción de materiales compuestos unidireccionales reforzados con un solo tipo de fibra, es decir *composites* no-híbridos

1.2.9 Concepto híbrido

Los materiales compuestos pueden ser más resistentes al daño y por lo tanto menos frágiles si se combinan diferentes refuerzos para obtener configuraciones híbridas. El propósito de integrar dos tipos de fibras en un único material compuesto es potenciar las ventajas de ambas fibras y aliviar algunas de sus desventajas. Los refuerzos que se incorporan a las configuraciones híbridas son típicamente denominados de acuerdo a su grado de elongación, por lo que es posible identificarlos como LE (o *Low Elongation*) o HE (*High Elongation*). El primer grupo de fibras en fallar es normalmente el reforzado con LE. Por su parte, la fibra HE no tiene necesariamente un gran alargamiento, pero siempre tiene una deformación mayor que la fibra LE. El efecto de esta combinación de refuerzos se ha acuñado como "*efecto híbrido*". La definición más básica de la misma, es la aparente mejora de la deformación a la falla del compuesto conformado con fibras LE (no-híbrido), en comparación con un compuesto híbrido reforzado con fibras LE y HE [79]:

$$R = \frac{\varepsilon_{\text{hibrido}}}{\varepsilon_{LE}} \quad (25)$$

donde $\varepsilon_{\text{hibrido}}$ es deformación a la fractura del material compuesto híbrido, y ε_{LE} es la elongación última del material compuesto reforzado sólo con fibras LE.

El efecto híbrido fue evidenciado por primera vez en los años 70 por Hayashi y colaboradores en su estudio con *composites* conformados con capas unidireccionales alternantes de fibras de carbono y vidrio. Los autores han demostrado un aumento en la deformación a la rotura a tracción del material híbrido, en comparación con la respuesta de los laminados no-híbridos [12]. De la misma manera, Bunsell y Harris han reportado un aumento de la deformación a la rotura en laminados de carbono/vidrio unidireccionales en contraste con los compuestos conformados sólo con carbono. Además, los *composites* combinados han mostrado un fallo gradual exhibiendo un comportamiento muy cercano a la respuesta *pseudo-dúctil* [13]. Además, Manders y Bader [13], han notado una actuación similar en sus híbridos tipo sándwich conformados con vidrio/carbono/vidrio. Consecuentemente, la respuesta *pseudo-dúctil* obtenida por medio de la hibridación despierta gran interés en la comunidad científica debido a la poderosa aplicabilidad de este tipo de configuraciones para su uso en componentes estructurales. Esta mezcla de refuerzos permite reducir los factores de seguridad, minimizar el riesgo de un fallo catastrófico/repentino y disminuir peso y costos [10], [15]–[19].

A pesar de que la mayoría de los estudios en híbridos se han hecho a escala macroscópica, se ha alcanzado una mejora tanto en las propiedades mecánicas, como en la progresión del daño de los materiales [16], [80]–[82]. Estudios recientes han centrado sus objetivos en la mejora de las propiedades mecánicas de los *composites* por medio de la hibridación, mezclando refuerzos con un tipo de fibra en la urdimbre y otro en la trama, o refuerzos secuenciales paralelos mecha a mecha [83]–[85].

Otros niveles de hibridación, esta vez a escala microscópica (entremezclando filamentos continuos en una mecha), han surgido con el propósito de evitar la concentración de esfuerzos que se genera entre capas debido a su diferencia de propiedades [10], [15],

[27], [86]. En este nivel dos mechas de diferentes características pueden ser combinadas íntimamente mediante la técnica de dispersión de filamentos. Diferentes configuraciones híbridas se ilustran en la Figura 13.

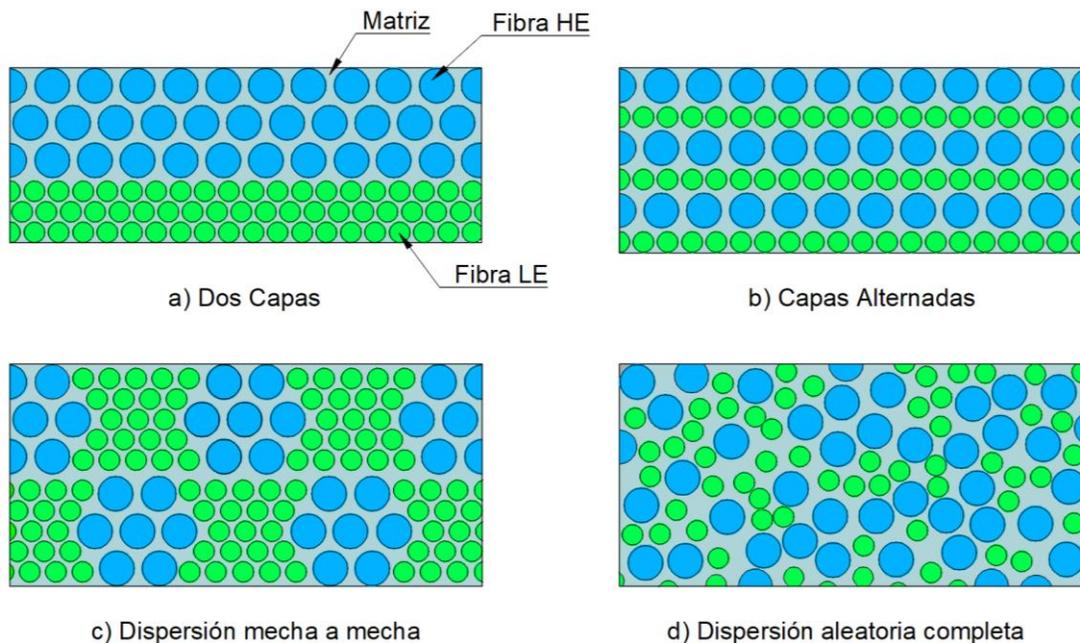


Figura 13. Diferentes configuraciones de refuerzos en un compuesto híbrido

En este punto es conveniente introducir la definición de *sub-composite* como el conjunto de fibras de un mismo tipo presentes en el material. Por tanto, el grupo de refuerzos de fibras LE se denota como *sub-composite* SC_{LE} , mientras que paquete de refuerzos HE se identifica como SC_{HE} .

Una distribución alternativa (a escala microscópica) se usó en el pasado por You et al. para evaluar experimentalmente las propiedades a tracción de varillas híbridas conformadas con fibras de carbono (como el reforzante LE, con una fracción volumétrica del 23%) y fibra de vidrio tipo E (HE, con el 37%) en especímenes fabricados por pultrusión. Para ello se emplearon dos matrices diferentes (vinil éster y poliéster insaturado). Las diferentes distribuciones de los refuerzos se muestran en la Figura 14. Los incrementos en la deformación última a la rotura oscilaron entre el 14% y 33%, dependiendo de la matriz utilizada y el grado de dispersión alcanzado en la

sección transversal de la varilla pultruída. El mayor aumento en la elongación se logró en la configuración dispersa, mientras que la mayor resistencia (con menor deformación), se obtuvo con la fibra de carbono concentrada en el núcleo. Las propiedades de la matriz, responsable de la resistencia cortante interfacial, también influyeron en la respuesta mecánica del híbrido [86].

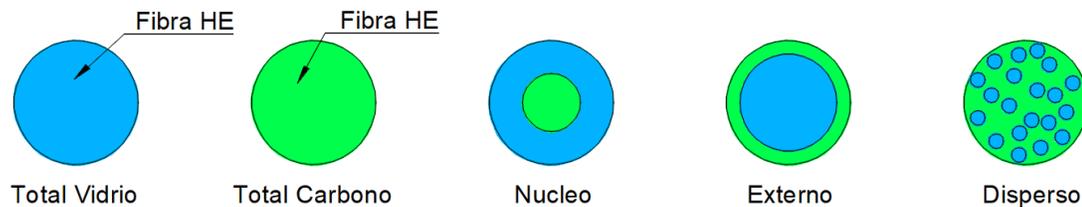


Figura 14. Tipo de dispersión de fibras en varillas de pultrusión híbridas

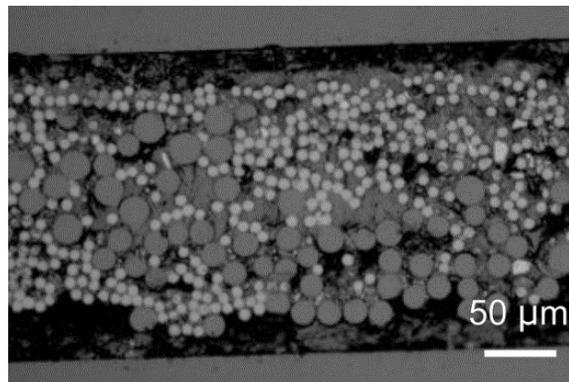


Figura 15. Micrografía de híbrido T700SC/5744/EP obtenido por Diao et. al usando la tecnología de esparcimiento de hilos [10]

De forma similar, Diao y sus colaboradores desarrollaron en 2012 un compuesto híbrido intra-mecha, que combinaba dos fibras de carbono (IM7/T700SC). Los filamentos fueron entremezclados íntimamente usando un chorro de aire a presión (*commingling*). Esta investigación informó una disminución de la deformación a la rotura del 8% atribuida al daño superficial introducido por el aire a presión durante el entremezclado [15]. Más tarde, en 2014, estos mismos autores implementaron una tecnología de esparcimiento de hilos de fibra, asistido por vacío mediante el método *tow spreading technology*, para aumentar el espacio entre los filamentos de fibra. Cada material se

transforma en una cinta esparcida, mediante procesos independientes, para luego unir ambos refuerzos ubicando una cinta sobre la otra, alcanzando un alto nivel de dispersión entre las fibras (Figura 15). Los autores reportaron un aumento de la deformación a la rotura de 14%. La relación volumétrica entre la fibra de carbono y la fibra de vidrio en el híbrido fue de 1,55:1.00, respectivamente.

Sobre el efecto de combinar refuerzos se han planteado tres hipótesis que vale la pena mencionar [79]. La primera menciona que el efecto híbrido puede ser aumentado hasta un 10% debido a las diferencias entre los coeficientes de contracción térmica de cada refuerzo. Esto significa que durante el proceso de curado, y debido a la curva térmica propia de la reacción química, cada refuerzo puede desarrollar propiedades diferenciadas de tracción interfacial con la matriz, fenómeno que ofrece una interacción fibra/matriz diferenciada. En segundo lugar, se enfatiza en la importancia que tienen las concentraciones dinámicas en el fallo de los *composites* unidireccionales. Cuando una fibra se rompe, la carga sobre este refuerzo se relaja localmente creando una onda que viaja a lo largo de cada filamento, causando un aumento temporal y localizado que provoca una concentración de esfuerzo instantánea. Estas perturbaciones pueden ocasionar el fallo catastrófico del material cuando se originan en un clúster de fibras suficientemente dañadas (inclusive sin que se haya completado la saturación de la fragmentación). La mezcla de fibras contrarresta en gran medida los efectos dinámicos aportando una resiliencia adicional al material. Por último, una tercera teoría pone énfasis en el papel que juega la distribución estocástica de defectos y el modo frágil en que falla el material, otro fenómeno aliviado por la combinación de refuerzos.

Frecuentemente se supone que la falla de la fibra está determinada por el eslabón más débil, lo que hace que la distribución de Weibull sea una elección apropiada para caracterizar la resistencia de la fibra. Sin embargo, en el fallo catastrófico de materiales compuestos unidireccionales también existe una afectación debido a la rotura acumulada de fibras (clústeres). En consecuencia, la concentración de esfuerzos conduce a una mayor probabilidad de desencadenar el daño catastrófico. Si un grupo de grietas crece lo suficiente y alcanza un cierto tamaño crítico, fallará de una manera

inestable (por ejemplo, a causa de una perturbación) y conducirá al colapso del *composite*. Los compuestos híbridos pueden interferir con este proceso de evolución del daño [79].

1.2.10 Pseudo-ductilidad

La característica de falla repentina de los materiales compuestos reforzados generalmente se ve compensada por factores de seguridad conservadores, lo que dificulta que los fabricantes de componentes aprovechen al máximo sus excelentes propiedades mecánicas. Es por ello que ha despertado un gran interés la posibilidad de crear compuestos *pseudo-dúctiles* generando mecanismos de falla progresivos, similares a los que exhiben los metales, con endurecimiento por deformación, con advertencia detectable y un amplio margen entre la iniciación del daño y el colapso [11].

El enfoque más obvio para agregar ductilidad a los materiales compuestos, es reemplazar sus componentes intrínsecamente frágiles (es decir, fibras de vidrio/carbono y resinas poliméricas termoendurecibles), por nuevos materiales y más dúctiles; sin embargo la elección de los materiales alternativos es bastante limitada [11].

Aunque existen alternativas prometedoras como los nanotubos [87], su desarrollo para hacerlos aptos para aplicaciones estructurales es extremadamente desafiante, además que su validación y comercialización es un proceso que puede tardar algún tiempo. También se han investigado fibras de acero inoxidable de bajo diámetro con alta capacidad de deformación a la rotura (superior al 10%), con los cuales se han conformado materiales compuestos con excelente ductilidad [88]–[91], pero que duplican la densidad de compuestos carbono/epoxi, limitando su uso para aplicaciones con restricción de peso.

Es por ello que para obtener una mayor deformación a la rotura en *composites* reforzados se ha optado por la modificación de la arquitectura de sus fibras reforzantes. Algunas alternativas han empleado el reordenamiento de fibras y el corte de la matriz [92], [93], o variaciones en la ondulación de las fibras fuera del plano [94]. Otras estrategias incluyen la modificación de la interfaz entre la fibra y la matriz [95], [96] o la

incorporación de discontinuidades en el *composite* para retrasar la fractura y generar una respuesta no-lineal en la curva esfuerzo-deformación antes de la falla del material [97]–[99].

Todas estas estrategias tienen como objetivo modificar el módulo de elasticidad del laminado, ofrecer un esfuerzo de cedencia y obtener una deformación *pseudo-dúctil*.

Con el fin de ofrecer una mayor claridad en estos conceptos, el esfuerzo de cedencia, σ_Y , y la deformación *pseudo-dúctil*, ϵ_{pseudo} , se muestran gráficamente en la Figura 16. El primero está definido como el punto de intersección entre la curva esfuerzo-deformación y una línea recta paralela al módulo de elasticidad trazada al 0.1%[‡] de la deformación (línea verde intermitente). Por su parte la deformación *pseudo-dúctil* es la deformación a la falla del material, menos la deformación resultante entre la intersección de una prolongación de la línea recta del módulo de elasticidad inicial (línea roja) y la línea horizontal equivalente al esfuerzo de rotura (línea morada intermitente) [100].

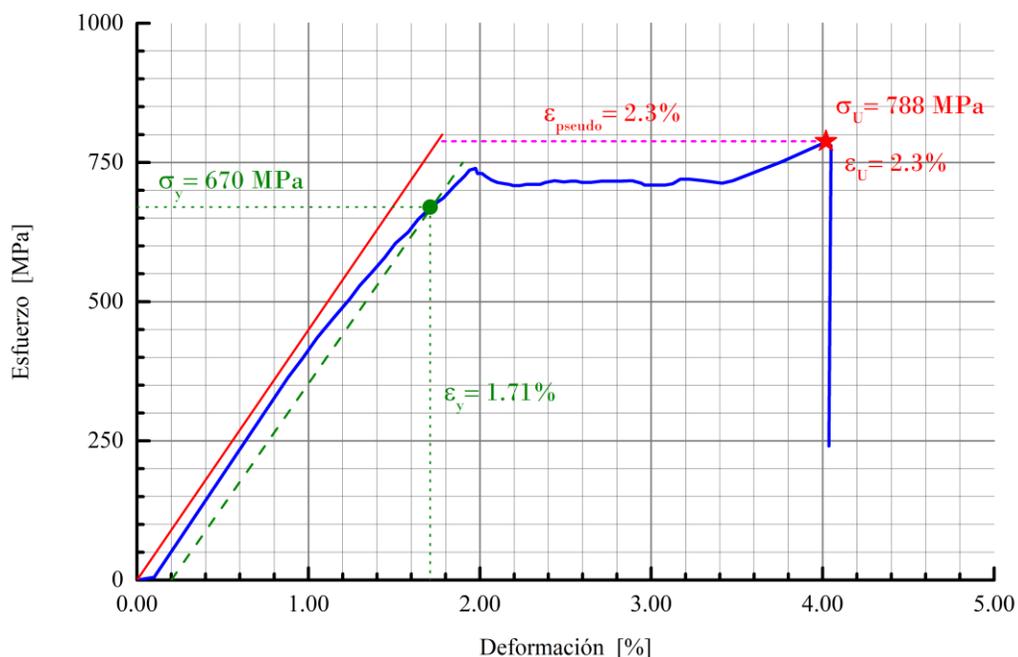


Figura 16. Explicación gráfica de Punto de cedencia, σ_Y , y *pseudo-ductilidad*, ϵ_{pseudo} . Adaptado de [100]

[‡] Este valor puede variar dependiendo del material, para el caso de *composites* es aceptado el 0.1%

CAPÍTULO 2.

Modelo empírico para predecir la resistencia a la tracción de materiales compuestos unidireccionales basado en la densidad de rotura de fibras

2.1 Introducción

Los modelos analíticos para la predicción del comportamiento mecánico de materiales compuestos unidireccionales se basan en la representación de la ocurrencia de roturas a lo largo de las fibras. Basados en la teoría de fragmentación, son herramientas rápidas y útiles para el diseño estructural de *composites* [78].

Como se mencionó anteriormente, los modelos de fragmentación suponen una distribución estocástica de defectos a lo largo de las fibras, así como de un supuesto de la redistribución de carga que soportaba una fibra rota a los refuerzos circundantes (LLS o GLS). El enfoque GLS ha sido de gran utilidad en el pasado permitiendo hacerse una idea global del comportamiento del material, pero típicamente sobre-predice la respuesta mecánica en la curva σ vs ε . Bajo esta condición, no hay interacción entre roturas de diferentes fibras. Debido a la naturaleza estocástica del fenómeno, y al gran número de fibras en el compuesto, se supone que el esfuerzo promedio acumulado a lo largo de la fibra fragmentada coincide con la tensión promedio en una sección transversal del material.

Los diferentes modelos analíticos de fragmentación descritos en §1.2.8 han sido empleados para predecir la respuesta mecánica de *composites* unidireccionales. Estos modelos muestran un comportamiento muy similar en la gráfica σ vs ε hasta alcanzar el punto máximo. A partir de este allí las curvas exhiben un comportamiento disímil

debido a los diferentes fenómenos considerados (extracción, deslizamiento y separación de la fibra de la matriz, etc.) y la complejidad matemática involucrada.

Si bien estos modelos concuerdan razonablemente en la parte inicial de la curva esfuerzo-deformación con la obtenida experimentalmente, existe una considerable discrepancia al tratar de predecir la resistencia última a tensión del material, σ_U , que debería además coincidir con el punto máximo de la curva. De hecho, la falla del *composite* tiene lugar cuando el número de roturas en las fibras alcanza un nivel tan alto que se produce una avalancha de eventos simultáneos de fractura. Consecuentemente, la carga liberada por la rotura de fibras se redistribuye entre los filamentos adyacentes intactos para restablecer el equilibrio de la carga local. El esfuerzo se intensifica en las fibras vecinas, aumentando la probabilidad de fractura, hecho que determina la resistencia última del compuesto. Por lo tanto, la forma en que se modela la concentración de daño en el refuerzo determina la precisión de la resistencia última pronosticada.

Alternativamente, el modelo de distribución de carga local (LLS) tiene en cuenta la concentración de esfuerzos en torno a las fibras rotas [35]–[38]. Este puede resolverse mediante formulaciones matemáticas complejas [39], [40] o simulaciones numéricas de Monte Carlo [101]–[104]. A diferencia de los modelos GLS, tienen un alto costo computacional, no conducen a expresiones analíticas y tienden a sub-predecir el esfuerzo último a tracción [105].

Dada la ventaja que ofrecen los modelos GLS, estos han sido usados principalmente para la predicción del esfuerzo último a tensión de materiales compuestos. Koyanagi y colaboradores [41] utilizaron este enfoque y presentaron el modelo *Simultaneous Fiber-Failure* (SFF), que supone que un material compuesto unidireccional falla cuando se presentan cierto número (n) de roturas de fibra simultáneas. Este número crítico de grietas se dedujo a partir de la resistencia última a tracción experimental de un conjunto de diferentes materiales compuestos y usando el modelo de fragmentación. En su trabajo Koyanagi estableció una correspondencia fenomenológica entre n y la relación de esfuerzos, $\tau/\sqrt{\sigma_0\sigma_m}$, donde τ es la resistencia interfacial entre fibra y matriz, σ_0 es

el esfuerzo característico de la fibra y σ_m es la resistencia última de la matriz. La relación empírica encontrada se muestra a continuación:

$$\ln(n) = \alpha + \ln\left(\frac{\tau}{\sqrt{\sigma_0 \sigma_m}}\right) + \gamma \quad (26)$$

donde α y γ son constantes y corresponden a los coeficientes de regresión del modelo. Conociendo el número crítico de fracturas, el modelo SFF permite calcular el esfuerzo último a tracción del material mediante la siguiente expresión:

$$\sigma_{max} = \sigma_c \frac{\beta + 1}{\beta + 2} \left(\frac{2}{\beta + 2} \cdot \frac{1}{n^2} \sqrt{\frac{V_f + n - 1}{V_f}} \right)^{\frac{1}{\beta + 1}} \quad (27)$$

donde σ_c es el esfuerzo crítico equivalente a

$$\sigma_c = \sigma_0 \left(\frac{2 \cdot L_o \cdot \tau}{d \cdot \sigma_0} \right)^{\frac{1}{\beta + 1}} \quad (28)$$

Por su parte, β es el módulo de Weibull y V_f es la fracción volumétrica de fibra del compuesto. Koyanagi y colaboradores obtuvieron la relación empírica (26), mezclando diferentes sistemas de materiales: compuestos poliméricos reforzados con fibra de vidrio y carbono (GFRP, CFRP), compuestos de matriz cerámica (CMC) y compuestos carbono/carbono (C/C). Aunque sus predicciones fueron razonablemente precisas para C/C y CMC, en el caso de GFRP y CFRP el modelo podría mejorarse.

2.2 Predicción de la curva σ vs ε mediante modelos de fragmentación de fibra

Para comparar los tres modelos de fragmentación mencionados anteriormente, la Figura 17 muestra las curvas esfuerzo-deformación predichas para compuestos típicos de resina epóxica reforzados con fibra de carbono y con fibras de vidrio en una

proporción volumétrica $V_f = 0.40$. Adicionalmente, la Tabla 1 contiene las propiedades constituyentes de cada material con el que fueron calculadas.

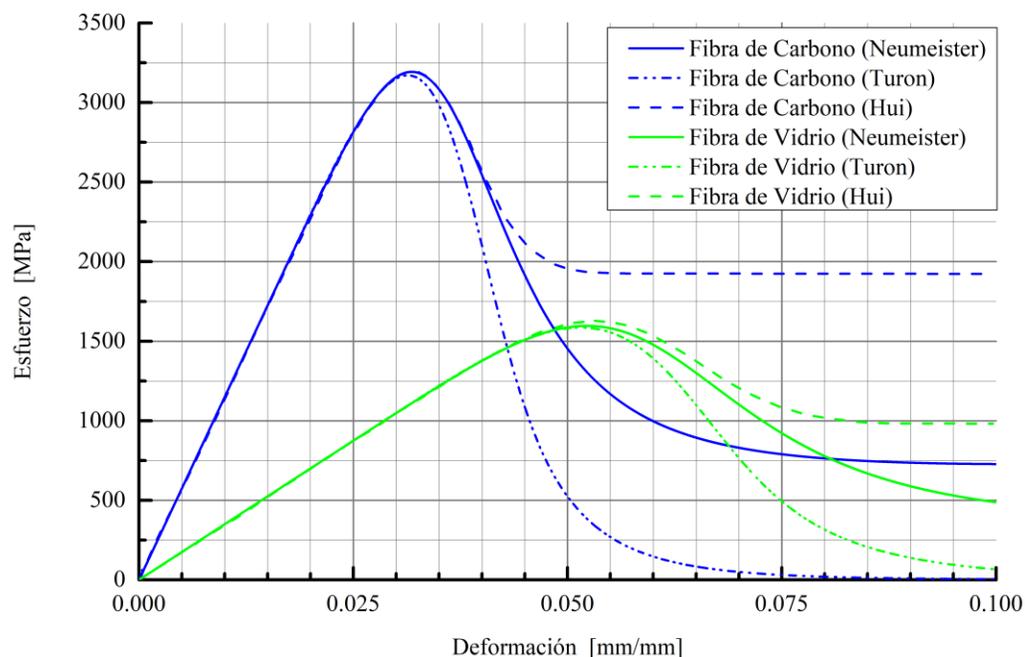


Figura 17. Comparación entre los modelos de fragmentación de Neumeister, Turon y Hui

Tabla 1. Propiedades micro mecánicas para compuestos típicos reforzados con fibras de vidrio y fibras de carbono [28]

Propiedad	Material	
	Fibra de Carbono	Fibra de Vidrio
Esfuerzo Característico, σ_0	5000 MPa	2500 MPa
Longitud Características, L_0	25.0 mm	25.0 mm
Módulo de Weibull, β	7.0	7.0
Módulo Elasticidad Fibra, E_f	230 GPa	70 GPa
Diámetro de la fibra, d	7.0 μm	12.0 μm
Esfuerzo interfacial fibra/matriz, τ	50 MPa	50 MPa

Las curvas presentan un comportamiento prácticamente igual hasta el punto máximo, con una ligera diferencia en el modelo de Turon. Posterior al pico de la curva se evidencian importantes diferencias. El modelo de Hui desarrolla un *softening* descendente, que luego se vuelve constante a un esfuerzo cercano a los 2000MPa . Por su parte las curvas de Turón y Neumeister ofrecen una curva bastante similar, con la diferencia que la primera llega a cero haciéndose asintótica con el eje X.

2.3 Modelo de densidad Crítica de Grietas (CNB Model)

2.3.1 Modelos de fragmentación de fibra en términos del número de grietas por unidad de longitud

La fragmentación puede entenderse como un proceso de degradación progresivo causado por el aumento de roturas en la fibra al ser sometido una carga monótonica de tracción. Consecuentemente, el esfuerzo de tensión dado en (19) o (21) puede reescribirse como una función del número de grietas por unidad de longitud. Para ello es necesario expresar el esfuerzo que desarrolla la fibra en función del número de grietas por unidad de longitud. Despejando σ_f de la ecuación (7) se obtiene la siguiente expresión:

$$\sigma_f = (\Lambda L_0)^{\frac{1}{\beta}} \cdot \sigma_0 \quad (29)$$

Reemplazando (29) en (20) la variable de daño, w , en función del número de grietas por unidad de longitud equivale a:

$$w = 2L_t \cdot \Lambda \quad (30)$$

y sustituyendo (29) y (30) en (19), el modelo Neumeister-CNB corresponde a:

$$\sigma_{\infty Neum-CNB} = V_f \cdot (\Lambda L_0)^{\frac{1}{\beta}} \cdot \sigma_0 \cdot \left[\frac{1}{(2L_t \cdot \Lambda) + 1} + \frac{1}{2 \cdot \ln((2L_t \cdot \Lambda) + 1)} \left(\frac{(2L_t \cdot \Lambda)}{(2L_t \cdot \Lambda) + 1} \right)^2 \right] \quad (31)$$

Si siguiendo un procedimiento similar con (21), se puede obtener el modelo Turon-CNB equivalente a:

$$\sigma_{\infty Turon-CNB} = V_f \cdot (\Lambda L_0)^{\frac{1}{\beta}} \cdot \sigma_0 \cdot \left[\frac{1 - e^{-2L_t \cdot \Lambda}}{2L_t \cdot \Lambda} + \Lambda L_t e^{-L_0 \cdot \Lambda} \right] \quad (32)$$

La expresión correspondiente al modelo de fragmentación de Hui (22), no fue propuesta en términos de la densidad de grietas debido a que esta ecuación no puede resolverse analíticamente.

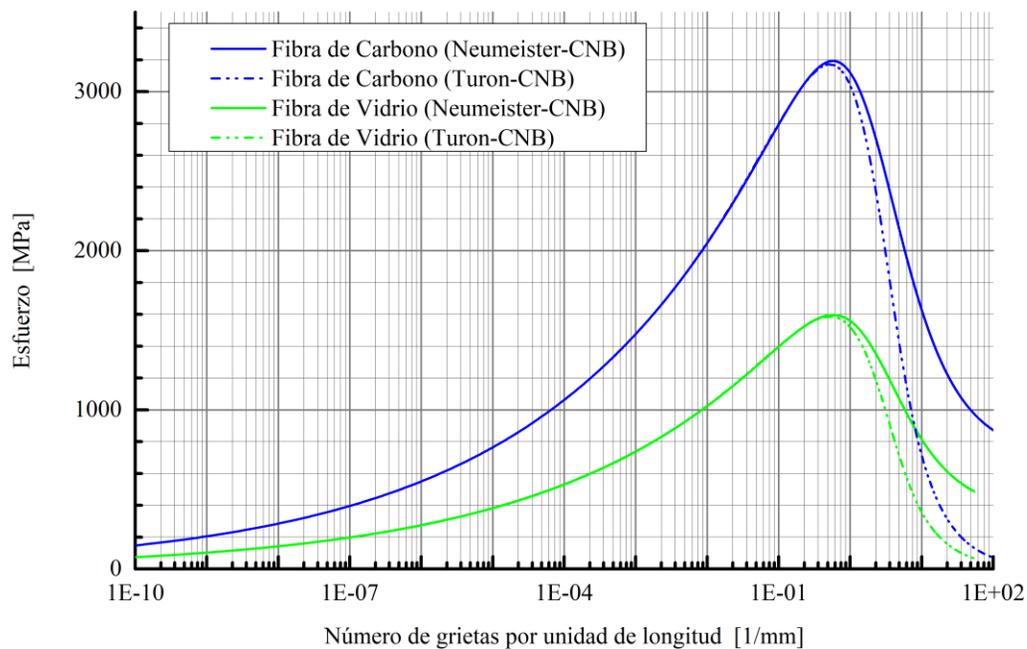


Figura 18. Modelos de Neumeister y Turon expresado en términos de la densidad de grietas por unidad de longitud

Los modelos expresados en (31) y (32) relacionan el esfuerzo del *composite* con la densidad de grietas y son mostrados en la Figura 18. La evolución general del esfuerzo en cada *composite* es prácticamente igual en ambos modelos hasta alcanzar el pico de las curvas.

2.3.2 Predicción de la densidad crítica de grietas en la fibra

En este trabajo se establece una primera hipótesis en la que el esfuerzo último del *composite* corresponde a una densidad crítica de roturas en la fibra. Este número de grietas por unidad de longitud es además una característica del material que está determinada por el contenido volumétrico, V_f , el diámetro, d , y el módulo de Weibull de la fibra, β . Un supuesto adicional es que las curvas σ_∞ vs Λ , obtenidas con (31) y (32), son aplicables hasta alcanzar la densidad crítica de grietas (máximo de la curva).

Al admitir estas hipótesis, el esfuerzo último a tracción obtenido en una prueba experimental debe corresponder con el esfuerzo predicho por los modelos de fragmentación, esto es, cuando la densidad de grietas por unidad de longitud alcanza un valor crítico. En otras palabras, la densidad crítica de grietas debería poder deducirse a partir del valor de esfuerzo último a tracción experimental, utilizando el modelo de fragmentación.

Precisamente este es el enfoque usado en este trabajo para calcular el número crítico de grietas de siete CFRP y tres GFRP, cada uno de ellos con diferentes propiedades y fracciones volumétricas (Tabla 2). Los materiales compuestos numerados de 1 a 6 son *composites* con diferentes refuerzos de fibra de carbono, todos ellos embebidos en resina epóxica (EP). El ítem 7 corresponde a un sistema conformado por fibras de carbono en resina vinil éster (VE). Por último, los *composites* 8 a 10 son materiales reforzados con fibras de vidrio con matrices EP y VE, respectivamente. La información listada en esta tabla corresponde a una exhaustiva recopilación de propiedades micro-mecánicas y a sus correspondientes resultados experimentales en pruebas de tracción, todas ellas obtenidas de diferentes fuentes científicas.

Para este modelo se ha ampliado el concepto de esfuerzo crítico de fibra, σ_c (17), que se definió como la tensión a la cual un filamento de fibra llega a la saturación mostrando un espaciado uniforme de grietas a lo largo de toda su longitud, introduciendo el *esfuerzo límite de fragmentación global*, σ'_c , como:

$$\sigma'_c = \frac{\sigma_c}{V_f} \quad (33)$$

Según la definición de esfuerzo crítico presentada en (17), “un filamento” tiene la propiedad de desarrollar una distribución uniforme de fragmentos al ser sometido a una carga de tracción. No obstante, de acuerdo a este enunciado un “único” filamento desarrollará la misma fragmentación que un hilo de refuerzo que hace parte de una mecha con múltiples filamentos, todos ellos embebidos en una matriz. Dado que el contenido volumétrico de refuerzo, V_f , juega un papel diferenciador en la respuesta mecánica del *composite*, se establece una tercera hipótesis mediante la cual es posible determinar *el esfuerzo límite de fragmentación global*, σ'_c , como la saturación de grietas que desarrolla un compuesto conformado por un grupo de filamentos, cuya cantidad está representada mediante V_f .

Consecuentemente, el *composite* atraviesa por varios estados a medida que es sometido a mayor deformación. En los primeros instantes el grupo de fibras ofrece un comportamiento elástico lineal, en donde el material ofrece un esfuerzo equivalente a la deformación aplicada. A pesar de que la fibra presenta imperfecciones superficiales, la magnitud de esta elongación no provoca daños en la fibra. Al aumentar la deformación, se presentan las primeras roturas de los filamentos teniendo como origen los defectos propios del refuerzo, dando inicio al proceso de fragmentación en todas las fibras. Al alcanzar el esfuerzo límite de fragmentación global, σ'_c , los filamentos del *composite* no pueden segmentarse más, por lo que comienzan a aparecer otros mecanismos de daño, como por ejemplo el deslizamiento/separación o la extracción de fibras (*fiber pull-out*).

Esta secuencia de eventos está representada en el modelo de Neumeister (19) mediante dos términos suavizantes incluidos en el paréntesis: el primero corresponde a la

contribución de las fibras intactas al esfuerzo global del material compuesto (línea discontinua de color verde en la Figura 19), mientras que la segunda expresión corresponde a la contribución por deslizamiento y la separación de las fibras (línea discontinua punteada de color rojo, Figura 19). Cuando la primera curva está cerca de alcanzar el punto máximo, la fragmentación cesa, mientras que el deslizamiento y la separación de las fibras comienza a ser predominante, siendo además inminente la falla del material.

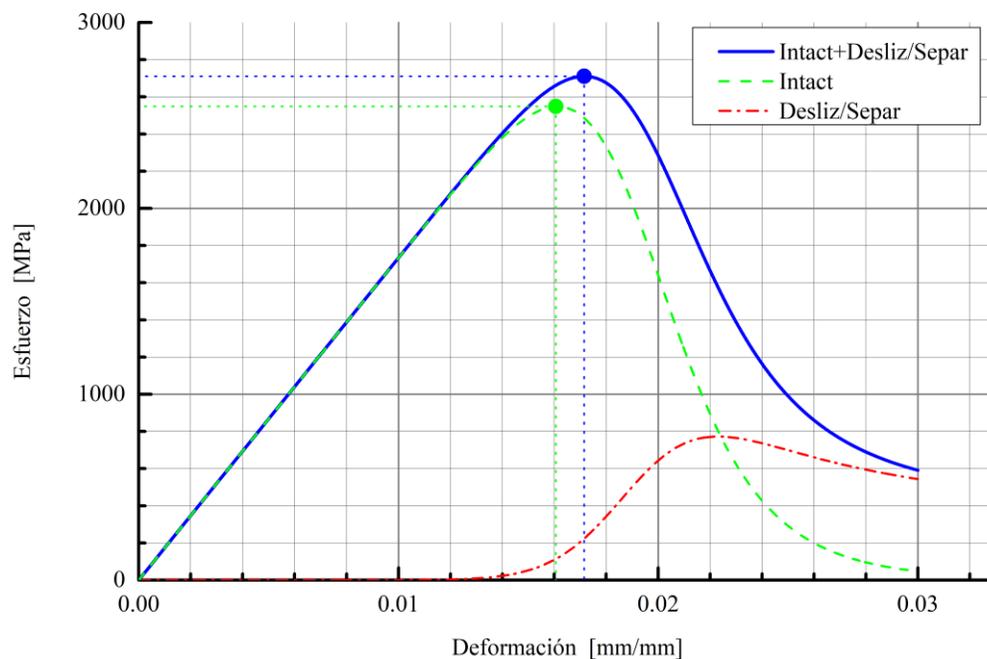


Figura 19. Descomposición de la curva esfuerzo-deformación según el fenómeno de daño predominante en un compuesto CFRP usando el modelo de Neumeister

En la Tabla 2, además de las propiedades mecánicas de los constituyentes y el esfuerzo último a tracción experimental, S_U , se han incluido el esfuerzo límite de fragmentación global, σ'_C , calculado con (33) y el número crítico de grietas, Λ_C obtenido mediante (31). Teniendo como ordenada el esfuerzo último experimental a tracción de cada material, S_U , el modelo de Neumeister en función de Λ permite calcular la abscisa, es decir, el número crítico de grietas por unidad de longitud que provoca el colapso del material.

Tabla 2. Propiedades constitutivas; resistencia última a tracción experimental, número crítico de grietas y esfuerzo límite de fragmentación general de varios *composites* GFRP y CFRP

No.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Fibra	FIBRAS DE CARBONO									
	T700SC	AS400	T700	M40	AS-4	AS-4	M40	FIBRAS DE VIDRIO		
Matriz	EPÓXICA									
V_f	0.300	0.590	0.700	0.600	0.677	0.677	0.300	0.567	0.300	0.100
E_f GPa	230	294	220	392	234	234	392	76	72	72
d μm	6.9	7.1	7.0	6.0	7.1	7.1	6.0	13.0	14.9	16.0
σ_0 MPa	2700	4275	5470	4500	4275	4493	4500	1150	1649	2500
L_0 mm	100.0	12.5	20.0	25.0	12.7	10.0	25.0	24.0	5.0	25.0
β	9.03	10.30	5.60	16.0	10.7	8.33	16.0	6.34	3.09	13.0
τ MPa	23	40	40	50	40	40	20	42	23	40
Ref.	[10], [68], [107]	[76]	[76]	[41]	[108]	[108]	[41]	[104]	[10]	[41]
σ'_c MPa	12306.0	9871.9	13756.3	9955.0	8524.4	9374.0	18550.8	3956.3	7497.6	33059
S_u MPa	1055	1890	3409	2310	1890	1890	1390	940	719	252
A_c l/mm	131.9E-4	41.2E-4	269.4E-4	43.5E-4	8.2E-4	19.0E-4	1520.9E-4	10283.5E-4	5168.0E-4	529.6E-4

Consecuentemente, el número crítico de grietas por unidad de longitud, Λ_C , y el esfuerzo límite de fragmentación global, σ'_C , apuntan a la misma etapa de carga en el *composite*: la transición entre el límite de la fragmentación y la falla del material. Su mutua dependencia, evaluada para los materiales incluidos en la Tabla 2, demuestra un comportamiento diferenciado para *composites* CFRP y GFRP como se ilustra en la Figura 20.

En el caso de materiales CFRP (línea discontinua punteada de color verde) Λ_C aumenta a medida que σ'_C lo hace, mientras que para *composites* GFRP (línea punteada de color morado) la densidad crítica de grietas disminuye a medida que σ'_C aumenta. A continuación, se presenta la relación de ajuste entre estos dos parámetros obtenida mediante la ecuación de ajuste (34).

$$\Lambda_C = e^{a \cdot (\sigma'_C)^2 + b \cdot (\sigma'_C) + c} \quad (34)$$

donde a , b y c son los coeficientes de ajuste para cada material (Tabla 3), determinados mediante un ajuste polinómico de segundo orden para $\log \Lambda_C$ vs σ'_C .

Tabla 3. Coeficientes de ajuste para la estimación del número crítico de grietas por unidad de longitud (*CNB Model*) para materiales compuestos reforzados con fibras de carbono y fibras de vidrio

Fibra	Coeficiente		
	a	b	c
Fibras de Carbono	-3.21E-8	1.35E-4	-16.06
Fibras de Vidrio	3.613E-9	-2.36E-5	0.903

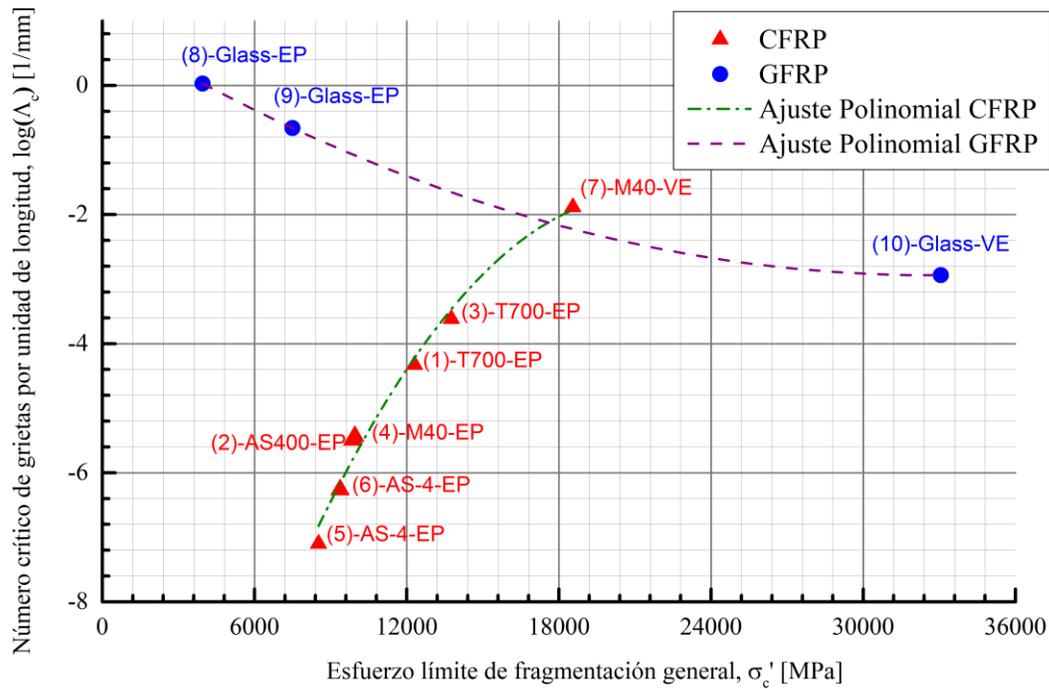


Figura 20. Relación entre el Número crítico de grietas por unidad de longitud (Λ_c) y el Esfuerzo límite de fragmentación (σ_c')

Como se puede observar en la Figura 20, las curvas σ_c' vs Λ_c para CFRP y GFRP presentan diferentes tendencias; la primera de ellas con un incremento monótonico y la segunda con un comportamiento decreciente. Esta diferencia radica en los distintos órdenes de magnitud de los módulos de elasticidad, E_f , de ambos tipos de refuerzos.

Para explicar, se pueden considerar los diferenciales de σ_c' y Λ_c definidos por:

$$\delta\sigma_c' = \frac{\partial\sigma_c'}{\partial L_o} \delta L_o + \frac{\partial\sigma_c'}{\partial\sigma_o} \delta\sigma_o + \frac{\partial\sigma_c'}{\partial\beta} \delta\beta + \frac{\partial\sigma_c'}{\partial d} \delta d + \frac{\partial\sigma_c'}{\partial\tau} \delta\tau + \frac{\partial\sigma_c'}{\partial V_f} \delta V_f \quad (35)$$

$$\delta\Lambda_c = \frac{\partial\Lambda_c}{\partial L_o} \delta L_o + \frac{\partial\Lambda_c}{\partial\sigma_o} \delta\sigma_o + \frac{\partial\Lambda_c}{\partial E} \delta E + \frac{\partial\Lambda_c}{\partial\beta} \delta\beta \quad (36)$$

Si los máximos órdenes de magnitud de los diferenciales de las variables independientes mostrados en (35) y (36) son considerados como los valores típicos, y en el sistema internacional, se obtendrían los siguientes resultados. La longitud y esfuerzo

característicos, el módulo de Weibull, el esfuerzo cortante interfacial y el contenido volumétrico para ambos materiales están expresados en órdenes de magnitud iguales, es decir: $\delta L_o \rightarrow 1 \times 10^{-2}$, $\delta \sigma_o \rightarrow 1 \times 10^9$, $\delta \beta \rightarrow 1 \times 10^0$, $\delta \tau \rightarrow 1 \times 10^7$ y $\delta V_f \rightarrow 1 \times 10^{-1}$.

Por otra parte, los siguientes diferenciales poseen órdenes de magnitud diferentes, así: $\delta d \rightarrow 1 \times 10^{-6}$ y $\delta E \rightarrow 1 \times 10^{11}$ para CFRP, y $\delta d \rightarrow 1 \times 10^{-5}$ y $\delta E \rightarrow 1 \times 10^{10}$ para GFRP. Esto significa que ambos materiales tienen diámetros y módulo de elasticidad con diferencia en un orden de magnitud entre sí.

Considerando estos valores y tomando diferenciales positivos para las variables independientes en las expresiones antes mencionadas, se puede verificar que $\delta \sigma'_c$ es positivo para todos los materiales considerados en la Tabla 2, mientras que $\delta \Lambda_c$ es positiva para CFRP y negativa para GFRP. Esto sucede porque en la expresión para $\delta \Lambda_c$ (36), el único término que contribuye al aumento de $\delta \Lambda_c$ es el asociado al módulo de elasticidad, E_f .

2.4 Resultados y análisis

El modelo CNB es aplicado al material 2 de la Tabla 2, un *composite* reforzado con fibras de carbono AS400 y embebido en una matriz epóxica. Con el fin de ilustrar el procedimiento propuesto se compara la resistencia última predicha usando dos enfoques alternativos (diferentes al CNB): El máximo de la curva esfuerzo-deformación, MAX, y el modelo de falla simultánea de fibras, SFF, de Koyanagi [41].

Los modelos de fragmentación de Neumeister (19) y Turon (21), proporcionan la misma curva de esfuerzo-deformación antes de su máximo, por lo que se pueden usar de manera equivalente para predecir el esfuerzo último en el máximo de la curva (Figura 21).

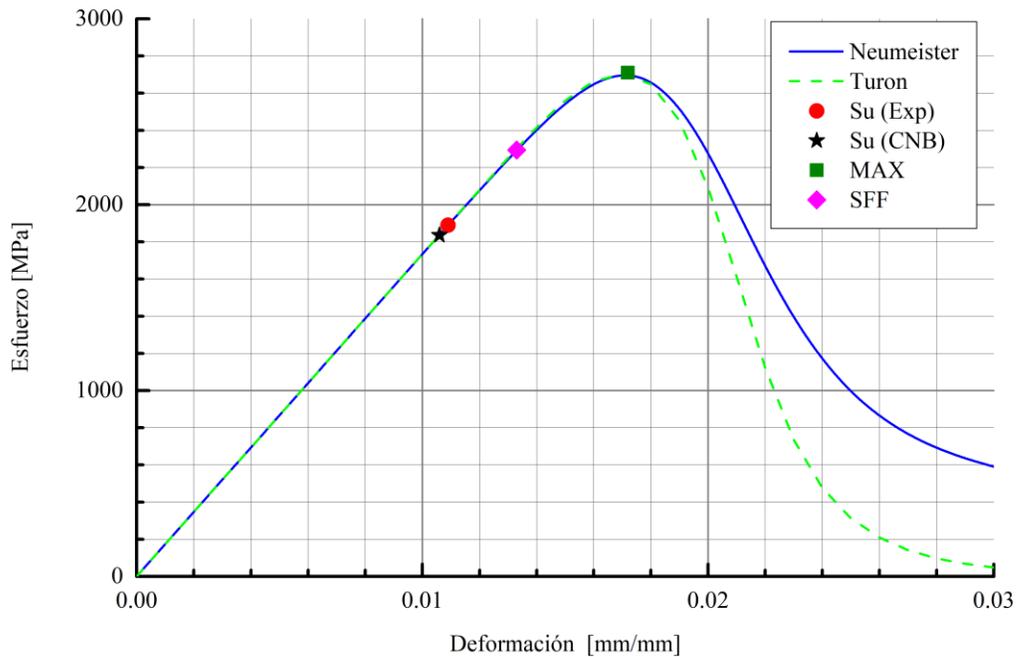


Figura 21. Respuesta mecánica predicha y experimental para un compuesto AS400/Epóxico usando los modelos Neumeister, Turon, SFF y CNB.

Por su parte, la resistencia última a tracción reportada en la literatura para el material AS400/Epóxico es $S_U = 1890$ MPa (Su (Exp) en Figura 21). Este dato sólo será usado como referencia para comparar la tensión última obtenida con el modelo empírico.

Adicionalmente, el material tiene un esfuerzo crítico $\sigma_c = 5824.5$ MPa, el cual considerando el contenido volumétrico de fibra $V_f = 0.590$, conduce a un esfuerzo límite de fragmentación global $\sigma'_c = 9872.11$ MPa.

Usando (34), los coeficientes correspondientes a fibra de carbono y el esfuerzo límite de fragmentación global calculado este material posee un número crítico de grietas por unidad de longitud $\Lambda_C = 4.12E - 3$ mm^{-1} . Entonces, a través de la ecuación de Neumeister (31), esta densidad de grietas provocará el daño del material ofreciendo un esfuerzo último a tracción $S_{UCNB} = 1836.1$ MPa (Su (CNB) en Figura 21).

Consecuentemente, el error en el valor predicho usando el modelo CNB, con respecto al dato experimental es $\epsilon_{CNB} = 2.85\%$. Este error es obviamente menor ya que este material es una de los siete CFRP usados para ajustar (34).

Ahora, usando el modelo SFF de Koyanagi y considerando una resistencia de la matriz $\sigma_m = 80$ MPa (resistencia típica de una matriz epóxica [41]), el número de fibras que falla de manera simultánea, n , y el esfuerzo último predicho, $\sigma_{\infty SFF}$, son respectivamente, $n = 3.79$ y $S_{U_{SFF}} = 2293.57$ MPa (SFF en Figura 21). Entonces el error del valor SFF predicho, con respecto al experimental es $\epsilon_{SFF} = 21.35\%$. Finalmente, el punto máximo de la curva (MAX en la Figura 21), usando el modelo de Neumeister arroja un esfuerzo último a tensión $S_{U_{max}} = 2709.44$ MPa, ($\epsilon_{max} = 43.35\%$).

Es importante recalcar que no es necesario contar con el esfuerzo último de tracción del material para usar el modelo CNB. En este caso, debido a la escasez de datos experimentales, se muestra el método de cálculo de la densidad de grietas y el esfuerzo último resultante a tracción con uno de los materiales usados para la obtención del modelo. El número de grietas y la tensión final puede ser obtenida para cualquier GFRP y CFRP con un contenido volumétrico $0.10 \leq V_f \leq 0.70$, siempre y cuando se cuente con las demás propiedades micro-mecánicas de entrada para (31) o (32).

La predicción del esfuerzo último a tracción, según los modelos CNB, SFF y el punto máximo de la curva, MAX, para todos los materiales listados en la Tabla 2 se muestran en la Figura 22. Estos resultados muestran la idoneidad del enfoque por número de grietas para identificar cuándo se producirá la saturación crítica de grietas por fragmentación que provoca la falla del material. Los modelos de fragmentación basados en el enfoque GLS arrojan curvas que sobrepasan considerablemente los valores de deformación y esfuerzo haciéndolos una herramienta de diseño imprecisa. La habilidad de ubicar el punto de fallo del material en la curva GLS ofrece una mejora de estos modelos de fragmentación para su uso en diseño estructural. Estos tienen claras ventajas en términos de preparación, implementación y entrega de resultados, aunque poseen limitaciones intrínsecas. Por ejemplo, el hecho de que el enfoque GLS no tenga

en cuenta las concentraciones de esfuerzo alrededor de las roturas de fibras, lo restringe para evaluar efectos de escala de tamaño, algo que los modelos LSS predicen adecuadamente [38].

La predicción del esfuerzo último para *composites* diferentes a los explorados en la Tabla 2, sigue siendo una pregunta abierta. Habría sido pertinente haber incluido otros compuestos CFRP o GFRP en este estudio (con diferentes fibras y/o matrices), para probar la validez del modelo fenomenológico CNB. Sin embargo las propiedades constituyentes requeridas para calcular el esfuerzo límite de fragmentación global, σ'_c , son difíciles de determinar experimentalmente y son escasos en la literatura [109]. Investigaciones basadas en micro-mecánica computacional, en un marco de modelado por elementos finitos, son un escenario más controlado en donde se puede investigar el efecto de las propiedades constitutivas en el esfuerzo último a tracción de materiales compuestos. A pesar del alto costo computacional asociado al análisis de la fragmentación de un número relevante de fibras, ésta sigue siendo una actividad de investigación en curso que está siendo llevada a cabo por el personal del Grupo AMADE de la universidad de Girona, entidad co-tutora de este trabajo.

2.5 Conclusiones

Los modelos de fragmentación de Neumeister y Turon, basados en el enfoque GLS, han sido reformulados para predecir el esfuerzo a tracción de materiales compuestos unidireccionales en términos del número de grietas por unidad de longitud, Λ . Se ha propuesto que la falla del *composite*, que no puede ser obtenida directamente de modelos GLS, tiene lugar cuando se alcanza un número crítico de grietas por unidad de longitud, densidad que a su vez, depende de las propiedades constituyentes y de la fracción volumétrica de fibras. Esta estrategia ha sido llamado modelo CNB (*Critical Number of Breaks*).

Un conjunto de materiales CFRP y GFRP con sus propiedades constituyentes, todos ellos encontrados en la literatura, se han utilizado para deducir una ley empírica para

el número crítico de grietas en función del esfuerzo límite de fragmentación global y de la fracción volumétrica de fibra. Si bien la ley empírica muestra un comportamiento diferenciado para CFRP y GFRP, hay claras tendencias para cada uno de estos materiales. Para los materiales considerados el modelo CNB predice de forma más precisa el esfuerzo último a tracción, en comparación con otros enfoques publicados anteriormente en la literatura. No obstante, la precisión para otros sistemas (como por ejemplo C/C o CMC) requiere una mayor investigación.

El enfoque CNB complementa los modelos de fragmentación basados en GLS agregando la capacidad de identificar el esfuerzo último a tracción sobre la curva esfuerzo vs deformación.

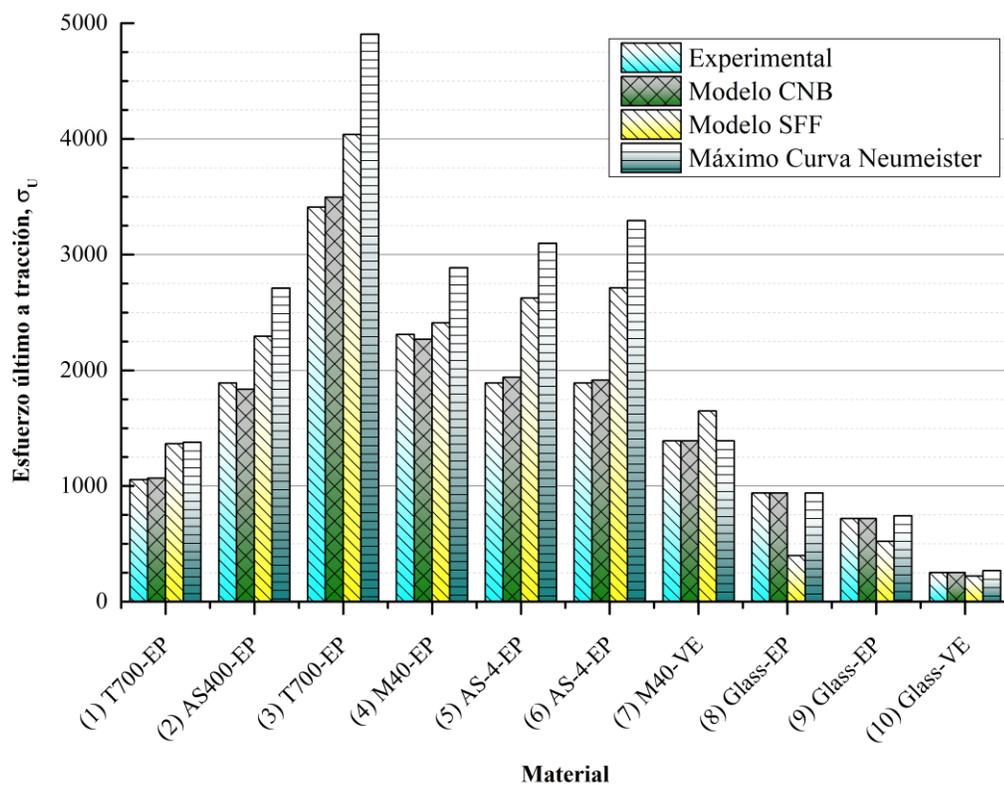


Figura 22. Comparación entre los valores predichos de esfuerzo último a tracción, usando los modelos CNB, SFF y el punto máximo de la curva de Neumeister, y resultados experimentales.

PAGINA
EN
BLANCO

CAPÍTULO 3.

Ajuste del esfuerzo interfacial fibra-matriz para mejorar la predicción mecánica y estimar los aportes energéticos de la curva σ vs ε basado en el modelo CNB

3.1 Introducción

Se ha demostrado en §2 que el modelo CNB permite establecer el esfuerzo último a tracción de diferentes materiales CFRP/GFRP unidireccionales con una adecuada precisión. Si bien estos *composites* tienen un comportamiento frágil, ubicar el punto de rotura sobre la curva σ vs ε generada, y no como el máximo de la misma podría no ser el enfoque más preciso (Figura 21).

Es claro que los modelos de fragmentación dan cuenta de una degradación secuencial del material, daño que se presenta luego de que el *composite* es sometido a diferentes estados de carga. Si la curva de respuesta del material (Figura 21), finalizara en la intersección correspondiente al punto en el que se alcanza el S_{UCNB} , el material podría lucir extremadamente frágil. A pesar de que esta situación puede presentarse en algunos materiales, la fragmentación de fibras da cuenta de una pérdida de linealidad en la cual el material, así sea de forma súbita, alcanza a mostrar un cambio de pendiente muy cerca del punto de rotura. La tasa de cambio de linealidad cerca de la falla está determinada por el módulo de Weibull, parámetro que además establece la probabilidad de fallo del material.

Es por todo lo anterior que es necesario establecer una estrategia en la cual la curva σ vs ε generada con los modelos de Neumeister o Turon, conjuntamente con CNB, permita reproducir una respuesta más ajustada a la realidad. Esta premisa deberá

atender a la necesidad fundamental de concordancia del esfuerzo último, σ_{CNB} , con el punto máximo de la curva. De esta manera será posible desagregar de manera realista los aportes energéticos de cada uno de los fenómenos que desarrolla el material, además que permitirá establecer la deformación última a tracción, ε_{CNB} , abscisa del punto máximo de la curva.

3.2 Modelo de ajuste de la curva σ vs ε

La ecuación de Neumeister para un *composite* reforzado con un solo tipo de fibra está definida como

$$\sigma_{\infty Neum} = V_f \cdot \sigma_f \left[\frac{1}{w+1} + \frac{1}{2 \cdot \ln(w+1)} \left(\frac{w}{w+1} \right)^2 \right] \quad (37)$$

Donde V_f es el contenido volumétrico de fibra, σ_f el esfuerzo de la fibra y w es la variable de daño, la cual está definida como:

$$w = \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_c} \right)^{\beta+1} \quad (38)$$

Por ley de Hooke el esfuerzo de la fibra corresponde a:

$$\sigma_f = E_f \cdot \varepsilon \quad (39)$$

Sustituyendo (39) en (38) se obtiene la variable de daño en términos de la deformación unitaria, equivalente a:

$$w = Y \cdot \varepsilon^\kappa \quad (40)$$

donde,

$$Y = \left(\frac{E_f}{\sigma_c} \right)^{\beta+1} \quad (41)$$

$$\kappa = \beta + 1 \quad (42)$$

o equivalentemente

$$\Upsilon = \left(\frac{E_f}{\sigma_c}\right)^\kappa \quad (43)$$

Al reemplazar (40) en (37), se obtiene la ecuación de Neumeister en términos de la deformación unitaria ε :

$$\sigma_{\infty Neum} = \varepsilon \cdot \eta \cdot \left[\frac{1}{\Upsilon \cdot \varepsilon^\kappa + 1} + \frac{1}{2 \cdot \ln(\Upsilon \cdot \varepsilon^\kappa + 1)} \cdot \left(\frac{\Upsilon \cdot \varepsilon^\kappa}{\Upsilon \cdot \varepsilon^\kappa + 1} \right)^2 \right] \quad (44)$$

donde

$$\eta = V_f \cdot E_f \quad (45)$$

Entonces, los términos al interior de los corchetes en (44) se pueden definir de la siguiente manera:

- Función de fibras intactas:

$$G(\varepsilon) = \frac{1}{\Upsilon \cdot \varepsilon^\kappa + 1} \quad (46)$$

- Función fibras con separación y deslizamiento:

$$H(\varepsilon) = \frac{1}{2 \cdot \ln(\Upsilon \cdot \varepsilon^\kappa + 1)} \cdot \left(\frac{\Upsilon \cdot \varepsilon^\kappa}{\Upsilon \cdot \varepsilon^\kappa + 1} \right)^2 \quad (47)$$

De (46) y (47), la ecuación (44) puede reescribirse así:

$$\sigma_{\infty Neum} = \varepsilon \cdot \eta \cdot [G(\varepsilon) + H(\varepsilon)] \quad (48)$$

La curva σ vs ε del modelo de Neumeister representa la respuesta mecánica del material al ser sometido a deformación. A bajas elongaciones el material tiene un comportamiento elástico lineal sin presencia de grietas. En un momento dado, el refuerzo comienza a presentar fragmentación, fenómeno en el cual la fibra desarrolla un número significativo de grietas hasta llegar a una saturación máxima que conlleva al colapso del material. Este punto corresponde al máximo de la curva. Muy cerca de la falla, los filamentos fragmentados tienen la habilidad de deslizar a través de la matriz y separarse. Según (48), después del pico de la curva, el material no se fragmentará más y las fibras sólo tienen la posibilidad de ceder a la deformación. Esto se manifiesta

en la reducción del esfuerzo en la curva global porque al cesar la fragmentación, el composite ofrece menor resistencia a ser deformado ofreciendo una mayor separación y deslizamiento a través de la matriz. Este comportamiento tiene como respuesta un esfuerzo global decreciente del *composite* como se puede observar en la Figura 17. Esto significa que la curva de Neumeister sólo presenta un punto máximo global (punto teórico de rotura) y no ofrece otros máximos o mínimos locales. Ese máximo global se obtiene igualando la derivada de (48) con respecto a la deformación unitaria, ε , a cero, como se muestra en la siguiente expresión:

$$\frac{\partial \sigma_{\infty Neum}}{\partial \varepsilon} = \eta \cdot [G(\varepsilon) + H(\varepsilon)] + \eta \cdot \varepsilon \left[\frac{\partial G(\varepsilon)}{\partial \varepsilon} + \frac{\partial H(\varepsilon)}{\partial \varepsilon} \right] = 0 \quad (49)$$

donde

$$\frac{\partial G(\varepsilon)}{\partial \varepsilon} = -\frac{\Upsilon \cdot \kappa \cdot \varepsilon^{\kappa-1}}{(\Upsilon \cdot \varepsilon^{\kappa} + 1)^2} \quad (50)$$

y

$$\begin{aligned} \frac{\partial H(\varepsilon)}{\partial \varepsilon} = & -\frac{\Upsilon^3 \cdot \kappa \cdot \varepsilon^{3\kappa-1}}{2(\Upsilon \cdot \varepsilon^{\kappa} + 1)^3 \cdot (\ln(\Upsilon \cdot \varepsilon^{\kappa} + 1))^2} - \frac{\Upsilon^3 \cdot \kappa \cdot \varepsilon^{3\kappa-1}}{(\Upsilon \cdot \varepsilon^{\kappa} + 1)^3 \cdot \ln(\Upsilon \cdot \varepsilon^{\kappa} + 1)} \\ & + \frac{\Upsilon^2 \cdot \kappa \cdot \varepsilon^{2\kappa-1}}{(\Upsilon \cdot \varepsilon^{\kappa} + 1)^2 \cdot \ln(\Upsilon \cdot \varepsilon^{\kappa} + 1)} \end{aligned} \quad (51)$$

El valor de ε que satisface (49) corresponde a la deformación unitaria en la falla, $\varepsilon_{failure}$. Por tanto, la resistencia del *composite*, $\sigma_{failure}$, es obtenida al evaluar (48) en $\varepsilon_{failure}$ dando como resultado:

$$\sigma_{failure} = \varepsilon_{failure} \cdot \eta \cdot [G(\varepsilon_{failure}) + H(\varepsilon_{failure})] \quad (52)$$

Tal y como se ha mencionado en §1, los modelos basados en el enfoque GLS predicen valores de $\sigma_{failure}$ que exceden notoriamente los resultados experimentales. Las inconsistencias son probablemente causadas porque los modelos GLS desprecian las concentraciones de esfuerzos que se presentan al momento en que una fibra rompe [28]. Es decir, la premisa esencial del modelo GLS supone que al momento de presentarse el fraccionamiento de una fibra, la carga que ésta soportaba es uniformemente distribuida

entre las fibras intactas en el plano de la rotura [29]. El fenómeno de transferencia de esfuerzos entre filamentos está representado en los modelos de fragmentación mediante el esfuerzo interfacial fibra-matriz, τ . Es decir, esta propiedad es la responsable del balance de fuerzas entre la fibra y la matriz al momento de presentarse la rotura de las fibras. Esta dependencia está ligada además a la longitud de exclusión, L_t (explicada en §1.2.2), distancia que determina el modo de falla del material compuesto (Figura 5 y Figura 6).

Es importante entender el efecto que el esfuerzo interfacial τ tiene en el comportamiento del *composite*. Para ello, la Figura 23 muestra diferentes curvas σ vs ε , para un material CFRP típico, en las que se evalúa el efecto de la variación del esfuerzo interfacial, τ , usando el modelo de fragmentación de Neumeister (19). Esta gráfica muestra que τ permite “contraer” la curva respetando la pendiente inicial (módulo de elasticidad) y ofrece la posibilidad de reubicar el punto máximo de la curva. Retraer la curva ajustando su respuesta a valores coherentes con resultados experimentales establece una serie de ventajas que se explican a continuación.

El modelo de Neumeister establece los valores de esfuerzo a partir de la combinatoria de tres efectos: fibras intactas, refuerzos desarrollando fragmentación y/o filamentos sujetos a deslizamiento y separación. Una curva σ vs ε corregida, con una correspondencia coherente entre el pico máximo y el esfuerzo último experimental, permitirá entender la participación de cada uno de los efectos mencionados de acuerdo al nivel de deformación al que está sometido el material. Por otra parte, conocer los aportes energéticos de cada fenómeno permitirá explicar la naturaleza frágil que los materiales compuestos presentan. También ofrece una alternativa de validación rápida de las propiedades de un material a partir de sus variables micro-mecánicas, sin la necesidad de usar modelos de alto costo computacional (LLS) o modelos de simulación mecánica (FEM).

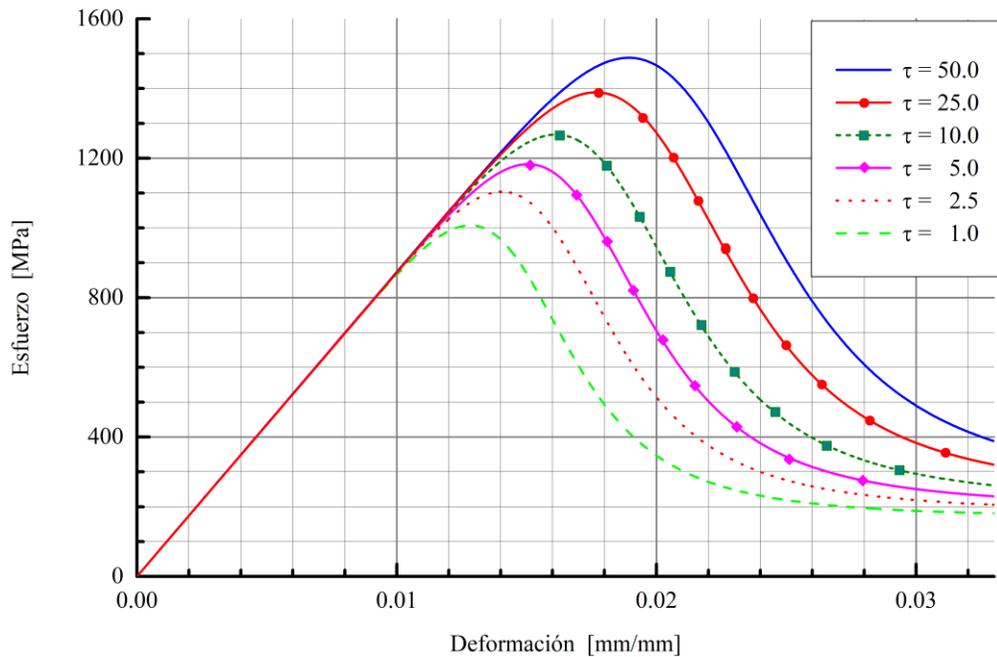


Figura 23. Efecto del esfuerzo interfacial, τ , en la curva σ vs ϵ de un CFRP típico usando el modelo de fragmentación de Neumeister

La implementación del modelo CNB, sección §2, en conjunto con una resistencia interfacial corregida τ^* , ofrece una herramienta de mucha utilidad para la combinación de refuerzos en configuraciones híbridas, como se verá en §4 . Es claro que la curva σ vs ϵ predicha con aproximaciones GLS está fundamentada en poder conocer la respuesta mecánica de un material no-híbrido hasta alcanzar el punto máximo (momento en el que se presenta el fallo del mismo); después de sobrepasar este punto, los datos que ofrecen los modelos de fragmentación podrían no tener ninguna relevancia. No obstante, en una configuración híbrida, la respuesta mecánica de la curva después del punto máximo toma importante relevancia. Esta premisa se basa en que el *composite* híbrido está conformado por dos *sub-composites*, SC_{LE} y SC_{HE} . Entonces, bajo la premisa de que la deformación unitaria es la misma para ambos paquetes de fibras, uno de los materiales desarrolla un nivel de fragmentación considerable (por ejemplo, el *sub-composite* SC_{HE} , reforzados con fibras de alta deformación, HE), mientras que el segundo está todavía en su rango elástico (*sub-composite* SC_{LE} , con refuerzo de fibras de baja elongación, LE). Al aplicar una mayor

deformación, el SC_{HE} alcanza la saturación de grietas, mientras que el compuesto con fibras LE, SC_{LE} , está en una etapa intermedia de fragmentación, pero a punto de alcanzar saturación. En esta situación el material LE, en una configuración no-híbrida, estaría cerca del colapso. Sin embargo, en una combinación de materiales el rol del material HE, posiblemente fracturado en múltiples partes, será el de mantener la integridad del híbrido ofreciendo puntos de conexión a través de los fragmentos de fibras que desarrollarán deslizamiento y separación. Este fenómeno mitiga la separación e interrumpe la progresión de grietas de este *sub-composite*; consecuentemente, el compuesto híbrido desarrollará una deformación unitaria adicional, efecto conocido como *pseudo-ductilidad* definido en §1.2.10 (Figura 16).

Si bien los valores de esfuerzo interfacial corregido, τ^* , que contraen la curva de un material pueden lucir poco realistas (en el sentido físico), su uso ofrece la ventaja de emplear modelos GLS con la capacidad de predecir rápidamente una curva mucho más cercana al comportamiento real del material. Además, vale la pena recordar que existen una serie de limitaciones para la caracterización de la resistencia al cortante de la interface fibra-matriz como se mencionó en §1.2.4. La precisión que ofrecen las técnicas descritas, así como la complejidad de instrumentación y realización de pruebas experimentales podrían resultar en valores imprecisos, hechos que establecen una posibilidad de trabajo alternativa para ajustar esta variable. Desde otro punto de vista, también permitiría entender por qué y bajo qué combinatorias de refuerzos LE/HE se puede presentar una respuesta *pseudo-dúctil* en un *composite* híbrido, como se verá en §4.

Teniendo en cuenta lo anterior, la premisa fundamental para el cálculo del esfuerzo interfacial corregido, τ^* , es que $\sigma_{failure}$ debe ser igual al esfuerzo calculado por el modelo CNB, σ_{CNB} . Por lo tanto, se puede definir una función así:

$$F = \sigma_{failure}(\tau) - \sigma_{CNB} \quad (53)$$

El propósito es encontrar el valor de τ que satisfaga $F = 0$ en un intervalo definido por τ_{min} y τ_{max} ; el valor de tensión que cumpla con este criterio se denomina esfuerzo

interfacial corregido, τ^* . Esto se puede lograr utilizando el método de los mínimos cuadrados para ecuaciones no lineales en un dominio acotado, que se puede llevar a cabo usando la función *lsqnonlin* de MATLAB™. Esta función determina el valor de τ que minimiza la suma de los cuadrados del residual definido por (53), el cual, para este caso, es altamente dependiente del valor inicial supuesto, τ_o , y de los valores mínimos locales que definen el intervalo para τ , esto es, τ_{min} y τ_{max} . Como es posible que para determinados valores de τ_o , τ_{min} y τ_{max} , el valor de F no sea lo suficientemente cercano a cero, es necesario modificar continuamente estos tres primeros valores hasta obtener una tolerancia adecuada para F , esto es, hasta lograr que $|F| \leq \epsilon$, siendo ϵ el error prescrito. Después de realizar varios ensayos numéricos, se determinaron los siguientes valores y relaciones para definir el valor inicial y el intervalo en la función *lsqnonlin*:

$$\tau_o(j) = \tau(j - 1) + \Delta\tau \quad (54)$$

$$\tau_{min}(j) = \tau_o(j) \quad (55)$$

$$\tau_{max} = 60 \times 10^6 \text{ Mpa} \quad (56)$$

$$\epsilon = 1 \times 10^{-3} \quad (57)$$

donde j representa el ciclo iterativo, $\tau(0) = 1 \times 10^{-8}$ y $\Delta\tau = 1 \times 10^{-9}$.

En §2 se ilustró la deducción del modelo CNB usando diez *composites* típicos diferentes (CFRP y GFRP). Estos materiales, junto con sus propiedades micro-mecánicas y resistencia última a la tracción, están incluidos en la Tabla 2. Dado que el modelo CNB permite predecir el esfuerzo último a tensión de materiales compuestos unidireccionales a partir del esfuerzo crítico, σ_c , y un contenido volumétrico, V_f , se hizo un diagnóstico (proceso iterativo) de los valores de esfuerzo interfacial corregido requeridos para estos *composites*. Mediante una variación del contenido volumétrico en un rango $0.12 \leq V_f \leq 0.70$, se establecieron los límites superior e inferior de τ^* que dieran como resultado una coincidencia entre el esfuerzo último CNB predicho y el punto máximo de la curva. Consecuentemente se estableció un valor límite superior de $\tau = 60 \times$

$10^6 Pa$ como aquel que permite obtener una curva corregida, para cualquiera de estos materiales, con un porcentaje volumétrico máximo de $V_f = 0.70$. Por su parte para porcentajes volumétricos menores (de hasta $V_f = 0.12$), la corrección de la curva se logra con valores de esfuerzo interfacial de $\tau = 1 \times 10^{-8} Pa$.

En (53), para determinar la resistencia del *composite*, $\sigma_{failure}$, es necesario primero determinar la deformación unitaria en la falla, $\varepsilon_{failure}$, resolviendo la ecuación no lineal (49), y posteriormente, reemplazando el valor obtenido en la ley de Neumeister (48). La solución de la ecuación no lineal (49) es llevada a cabo también mediante el método de mínimos cuadrados, pero, como solo es esperado un máximo en un intervalo de deformaciones unitarias entre $\varepsilon_{min} = 0.005 mm/mm$ y $\varepsilon_{max} = 0.04 mm/mm$, no es necesario modificar las cotas del dominio, como en el caso de (53). El valor inicial para la solución de (49) se toma como $\varepsilon_o = 0.005 mm/mm$. Se define un dominio de $0.005 mm/mm \leq \varepsilon \leq 0.04 mm/mm$ debido a que por debajo de $\varepsilon_{min} = 0.005 mm/mm$ los materiales típicos CFRP y GFRP (Tabla 2), con $0.12 \leq V_f \leq 0.70$, están en el rango elástico lineal y alejados del punto máximo de esfuerzo en la curva. Por su parte, $\varepsilon_{max} = 0.04 mm/mm$ corresponde al rango total de deformación en el cual un *composite*, especialmente los GFRP, desarrolla una curva σ vs ε completa con presencia de los fenómenos de: fibras intactas (respuesta lineal), fragmentación y deslizamiento/separación. El cálculo numérico del esfuerzo interfacial corregido, τ^* , se muestra esquemáticamente en la Figura 24.

3.3 Descomposición de la respuesta mecánica por fenómenos

A lo largo de este documento se han mencionado los diferentes estados de daño que desarrolla el *composite* de acuerdo al nivel de deformación al que es sometido. Esta respuesta mecánica está determinada en la ecuación de Neumeister, (19), por el término de “ablandamiento” (*softening*) que se muestra a continuación:

$$\frac{1}{w+1} + \frac{1}{2 \cdot \ln(w+1)} \left(\frac{w}{w+1} \right)^2 \quad (58)$$

Luego de superar el límite de fluencia de algunos materiales sometidos a carga, tiene lugar el llamado fenómeno de “ablandamiento por deformación”, durante el cual el material puede continuar deformándose establemente a menores tensiones (caída del esfuerzo con incrementos de deformación). Esta expresión da cuenta de la energía disipada en el proceso de daño (área bajo la curva), permitiendo establecer, mediante un conjunto de esfuerzos, los diferentes fenómenos que desarrolla el *composite*: en la fase inicial de la deformación (zona elástica), el material se encuentra almacenando energía interna, dando como respuesta un esfuerzo proporcional a la deformación aplicada (Ley de Hook). En esta fase, la expresión (58) es igual a la unidad, resultado de la suma de las fibras intactas (primer término), igual a uno, y de las fibras en deslizamiento y separación (segundo término), igual a cero. A medida que se incrementa la deformación, el término de fibras intactas se hace menor que uno, $((1/w + 1) < 0.9999)$, dando inicio al proceso de fragmentación. Mientras que la extensión de los tramos de fibras fragmentadas sea mayor que la longitud de exclusión, l_t , el refuerzo podrá seguir segmentándose en tramos más pequeños hasta llegar a la saturación de grietas que el material puede desarrollar. Casi de manera simultánea, al alcanzarse la saturación, el segundo término de (58) comienza a aumentar de valor. Esto significa que el material, al no poderse segmentarse en tramos más pequeños, debe ceder a la deformación aplicada dando lugar al deslizamiento y consecuente separación de las fibras.

La Figura 25 muestra la curva típica de un *composite* CFRP desagregando estos tres fenómenos. En este ejemplo, de la deformación total aplicada el 13% de la energía disipada corresponde al fenómeno de fibras intactas (área verde), el 36% a la fragmentación (área naranja) y el 51% al deslizamiento y separación (zona roja). No obstante, si sólo se considera la curva σ vs ε hasta el punto máximo, el 26% del área bajo la curva corresponde a fibras intactas y el 74% restante a la fragmentación.

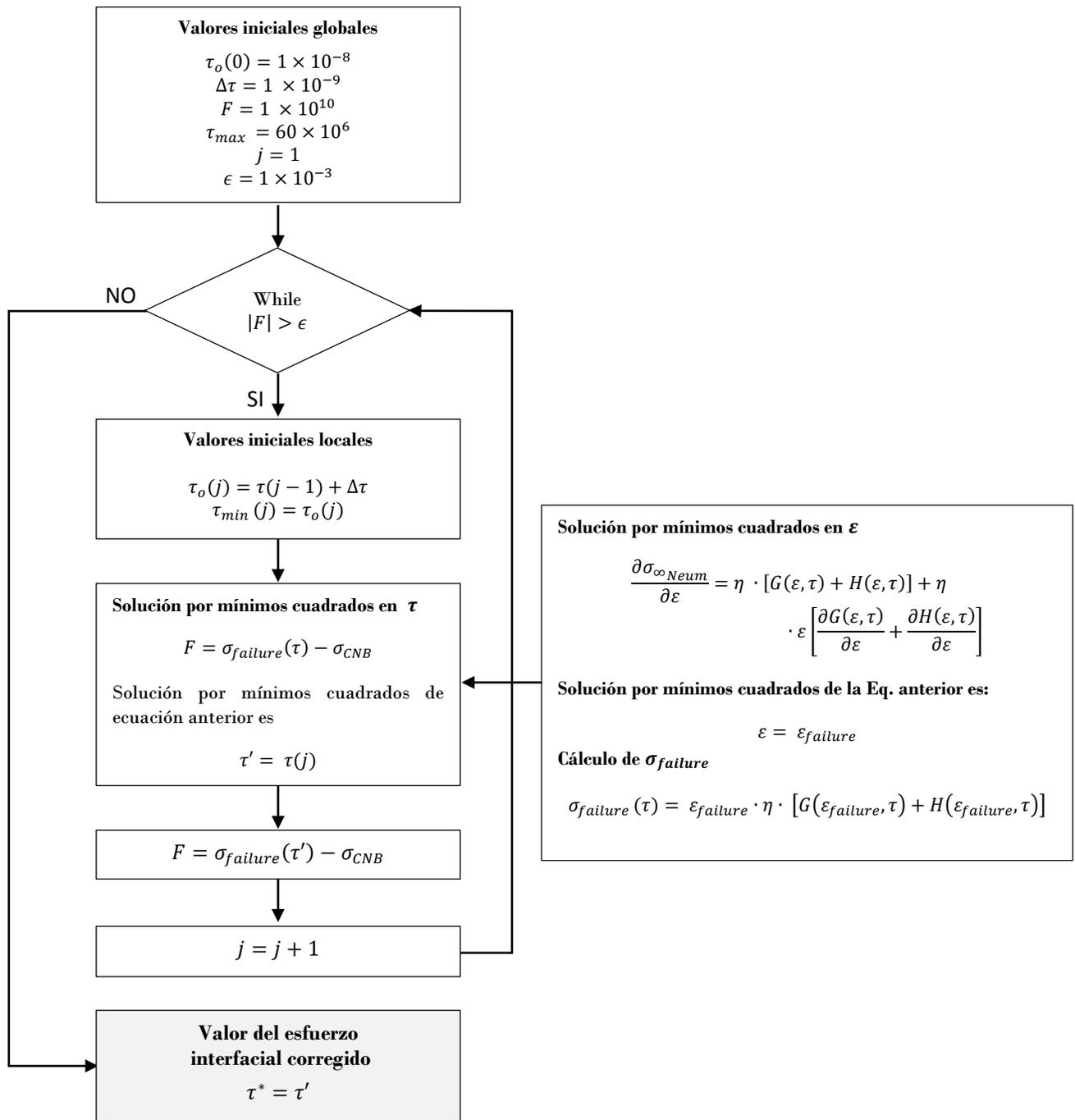


Figura 24. Diagrama del cálculo numérico del esfuerzo interfacial corregido, τ^*

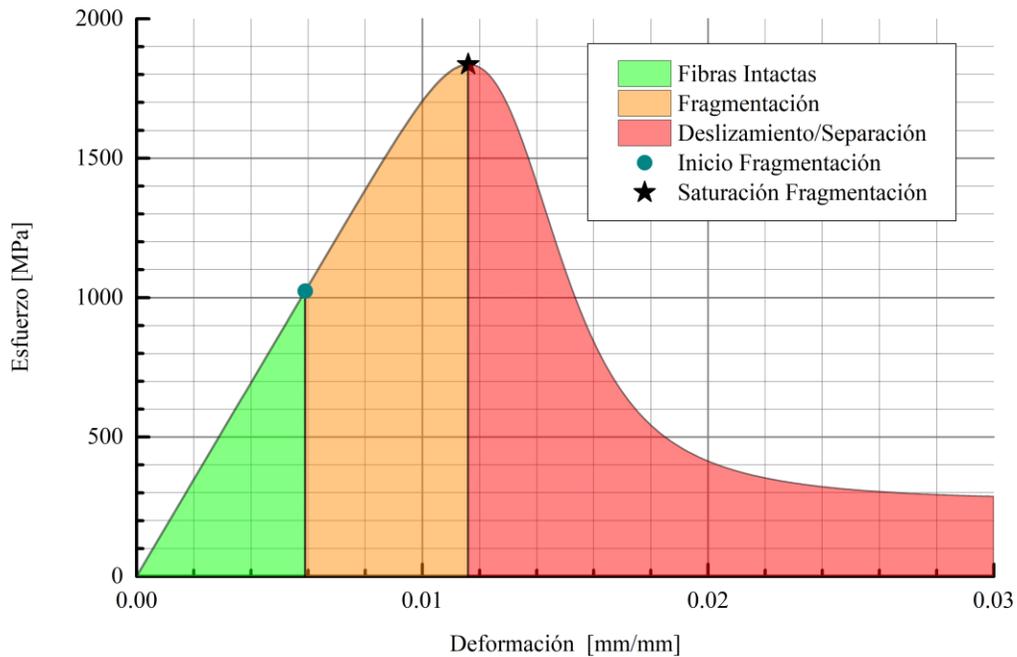


Figura 25. Descomposición del esfuerzo según los fenómenos predominantes

3.4 Resultados y análisis

El modelo de ajuste de esfuerzo interfacial fibra-matriz para mejorar la predicción de la curva σ vs ε basado en el modelo CNB ha sido aplicado al material 1 de la Tabla 2. Empleando el modelo fragmentación de Neumeister (19), este *composite*, conformado por fibras de carbono T700SC ($V_f = 0.38$) y una matriz epóxica, tiene un esfuerzo último a tracción $S_{U_{MAX}} = 1377.40\text{MPa}$ y una deformación a la rotura de $\varepsilon_{U_{MAX}} = 1.75E - 2\text{mm/mm}$ (cuadrado azul, Figura26), valores que exceden considerablemente los valores experimentales ($S_{U_{EXP}} = 1055\text{MPa}$).

Usando el modelo CNB, (31) y (34), se obtiene un valor de esfuerzo último $S_{U_{Neu+CNB}} = 1067.40\text{MPa}$ que en la curva corresponde a una deformación $\varepsilon_{U_{Neu+CNB}} = 1.23E - 2\text{mm/mm}$, sin que éste sea el punto máximo. La ubicación de este par ordenado sobre la curva (punto rojo, Figura 26), muestra un material completamente frágil sin ninguna señal de advertencia por cambio en la pendiente. Finalmente mediante el modelo CNB, (31) y (34), ajustando el esfuerzo interfacial τ^* (siguiendo el procedimiento descrito en

§3.2), se obtiene un esfuerzo de rotura, $S_{U_{Neu+CNB+\tau^*}} = 1067.30MPa$, coincidente con el pico de la curva y con una deformación máxima $\varepsilon_{U_{Neu+CNB+\tau^*}} = 1.36E - 2mm/mm$ (estrella negra, Figura 26), respuesta que además está acompañada por una transición de la pendiente hasta llegar al punto máximo de colapso del CFRP.

La Figura 26 muestra las diferencias entre las curvas σ vs ε predichas usando los tres enfoques: i) El modelo de Neumeister original que sobre-predice el esfuerzo y la deformación (línea azul); ii) el CNB que intercepta la curva original de Neumeister ubicando la rotura sobre la curva (punto rojo); y iii) la respuesta corregida mediante Neumeister + CNB + τ^* (línea verde intermitente) que atiende de manera expedita la premisa bajo la cual se modificó el esfuerzo interfacial, ubicando la rotura del material en el punto máximo de la curva.

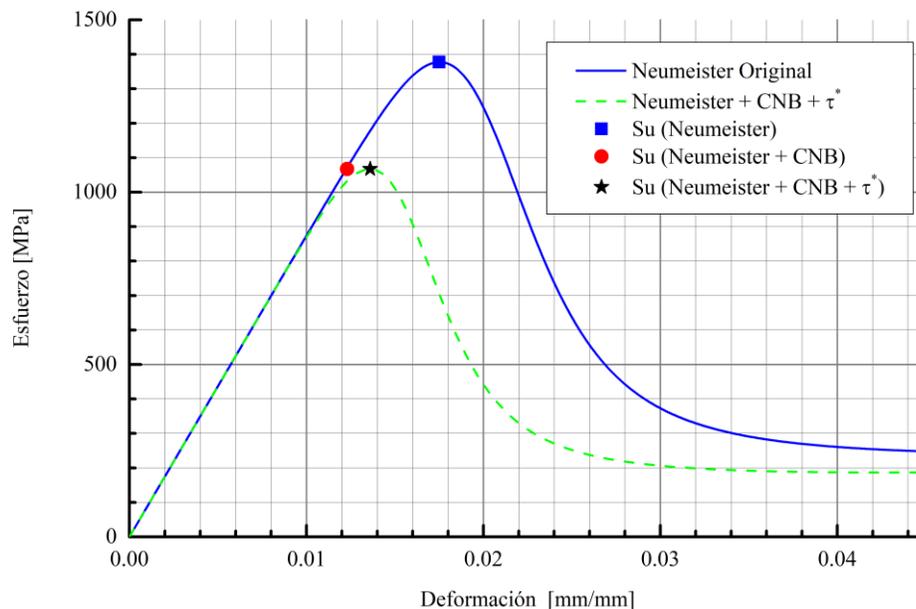


Figura 26. Curva σ vs ε predicha para un CFRP T700SC/EP mediante el modelo de Neumeister, el enfoque Neumeister + CNB y la ley de Neumeister + CNB con ajuste de la resistencia interfacial fibra/matriz

Por otra parte, una de las hipótesis establecidas al inicio de este capítulo establecía que debía haber una coincidencia entre el esfuerzo último a tracción y el número límite de grietas por unidad de longitud. Es por ello que la corrección del esfuerzo interfacial también provoca una contracción de la curva Λ vs σ como se muestra a continuación.

La predicción del esfuerzo último a tracción, en función del número de grietas por unidad de longitud Λ (31), usando el τ original da cuenta de un $S_{U_{Neu}} = 1377.40MPa$, con una densidad de grietas $\Lambda_{U_{Neu}} = 3.35E - 2 mm^{-1}$ (cuadrado azul, Figura 27). Este valor nuevamente sobre-predice el comportamiento real del material. Entonces, se calculó el esfuerzo último a tracción mediante el modelo CNB ubicando la rotura sobre la curva y arrojando un valor coherente para la tensión ($S_{U_{Neu+CNB}} = 1067.40MPa$), pero con una densidad de grietas $\Lambda_{U_{Neu+CNB}} = 6.56E - 4 mm^{-1}$ que no coincide con el pico de la curva (punto rojo, Figura 27). Finalmente, al emplear τ^* , conjuntamente con CNB, se logra un $S_{U_{Neu+CNB+\tau^*}} = 1067.30MPa$, desarrollando un número de grietas por unidad de longitud $\Lambda_{U_{Neu+CNB+\tau^*}} = 3.47E - 1 mm^{-1}$, que coincide con el máximo de la curva (estrella negra, Figura 27), hecho que confirma que la falla es alcanzada cuando se completa la saturación de grietas en el material. La curva Λ vs σ corregida y que posee el valor de saturación de grietas coincidente con el punto máximo de la curva se muestra con una línea punteada de color verde en la Figura 27.

Adicionalmente, la Figura 28 muestra la contribución de energía por fibras intactas y fragmentación hasta llegar a la rotura de este material. Estos aportes conciernen al área bajo la curva de cada fenómeno; el primero de ellos correspondiente a la respuesta elástica lineal que ofrece el material en ausencia de grietas (ley de Hooke). Por su parte la zona correspondiente a la fragmentación es el intervalo en cual las fibras desarrollan un agrietamiento secuencial hasta llegar a la saturación. Este *composite*, con $V_f = 0.38$ y una deformación final $\varepsilon_f = 1.36E - 2 mm/mm$, disipa una energía total hasta la falla de $U_{Falla} = 7.91MJ/m^3$, de los cuales el 21.23% ($U_{FI} = 1.67MJ/m^3$) es atribuible a la contribución de fibras intactas, mientras que el restante 78.77% ($U_{FM} = 6.23MJ/m^3$) corresponde a la fragmentación de las fibras, momento en el cual se llega a la saturación de grietas que provoca el colapso del material.

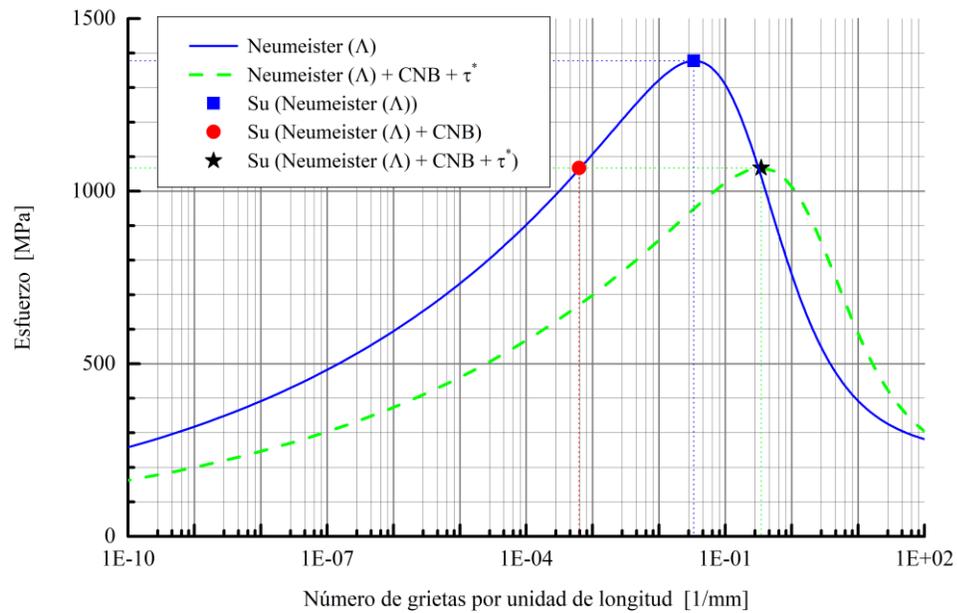


Figura 27. Curva σ vs Λ predicha para un CFRP T700SC/EP mediante el modelo Neumeister + CNB y la ley de Neumeister + CNB con ajuste de la resistencia interfacial fibra/matriz

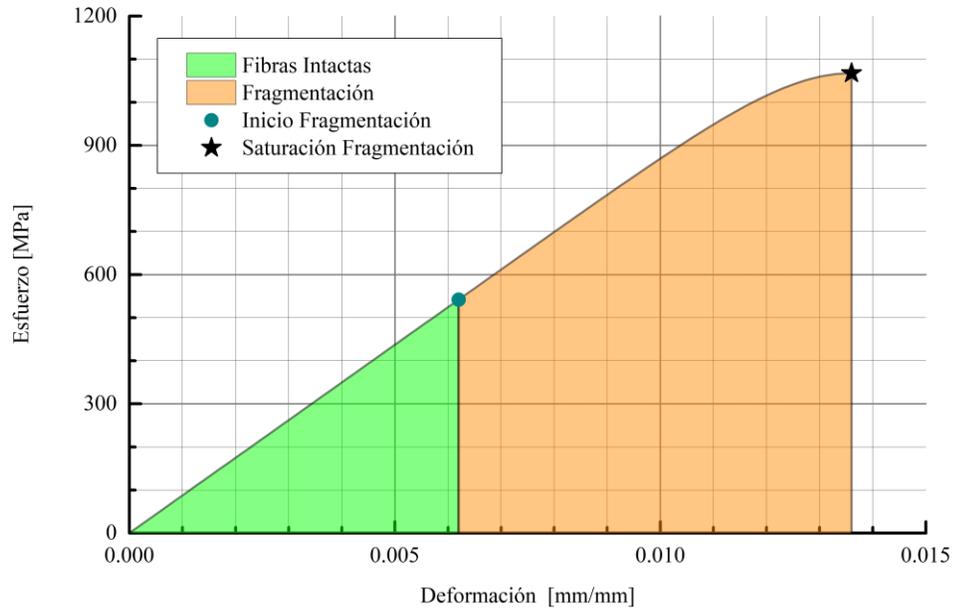


Figura 28. Curva σ vs ϵ predicha para un CFRP T700SC/EP en término de las contribuciones energética de los fenómenos de fibras intactas y fragmentación usando el enfoque Neumeister + CNB + τ^*

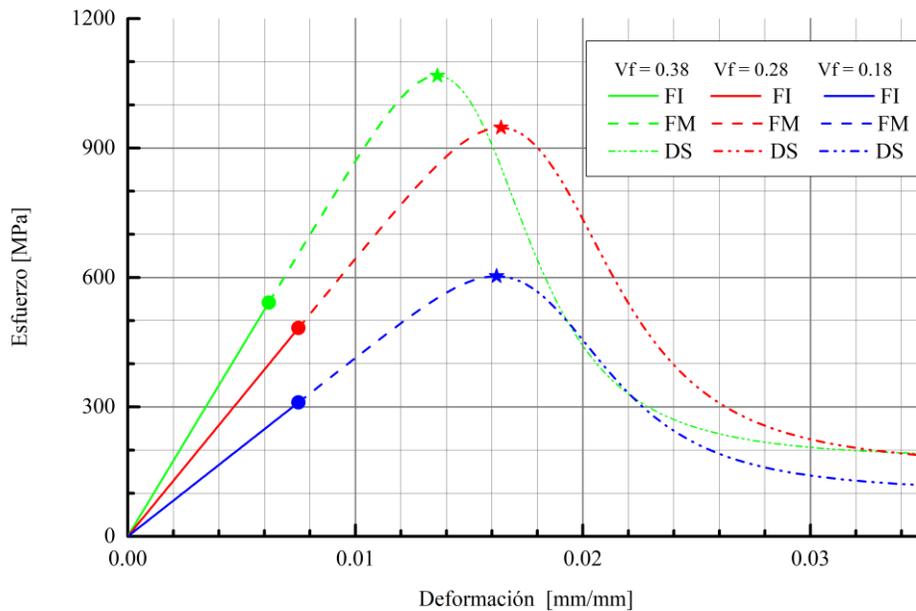


Figura 29. Comparativo de contribuciones energéticas con diferentes contenidos volumétricos para un composite CFRP T700SC/EP. FI: Fibras Intactas, FM: Fragmentación, DS: Deslizamiento y Separación.

Otra de las hipótesis establecidas en este trabajo está relacionada con la definición del *esfuerzo límite de fragmentación global*, σ'_c , mediante el cual se planteó un comportamiento diferenciado del *composite* a partir de su contenido volumétrico. El modelo CNB, conjuntamente con el τ^* y la descomposición por aportes energéticos, permite entender cómo varían las contribuciones de fibras intactas, FI, Fragmentación, FM y Deslizamiento/Separación, DS, de acuerdo al volumen de fibra del material. La Figura 29 muestra un comparativo de la respuesta mecánica del T700SC/EP con diferentes contenidos volumétricos de fibra, V_f , y los aportes de energía por cada fenómeno.

Al reducirse el contenido volumétrico de fibras, hay una reducción del esfuerzo último a tracción, $\sigma_{failure}$, con un consecuente aumento de la deformación a la rotura, $\varepsilon_{failure}$. Para el refuerzo con $V_f = 0.28$, la falla se presenta en $\sigma_{failure} = 947.14MPa$ y $\varepsilon_{failure} = 1.64E - 2mm/mm$. Es decir que una reducción de $\Delta V_f = 0.10$ en el contenido volumétrico de este refuerzo, conlleva a una disminución de $\Delta \sigma_{failure} = 120.13MPa$, equivalente a 11.25% de la tensión a rotura original y un aumento en la

deformación $\Delta\varepsilon_{failure} = 2.8E - 3mm/mm$ correspondiente a 20.58%. De igual manera una reducción del volumen de fibra $\Delta V_f = 0.20$, provocará una disminución de $\Delta\sigma_{failure} = 464.32MPa$, equivalente a 43.5% de la tensión a rotura original y un aumento en la deformación $\Delta\varepsilon_{failure} = 2.6E - 3mm/mm$, correspondiente a 19.11%.

En este punto es importante resaltar las diferencias en la deformación a la rotura $\varepsilon_{failure}$, para los dos contenidos de refuerzo alternativos evaluados. Nótese que $V_f = 0.18$ ofrece una menor elongación que el $V_{f_{SCLT}} = 0.28$. Consecuentemente, una reducción excesiva del contenido de refuerzo del material tiene como resultado un *composite* menos resistente y que puede desarrollar una saturación de grietas a una menor deformación. Esto se puede evidenciar comparativamente con los fenómenos de FI, FM y DS ilustrados en la Figura 29, cuyas contribuciones energéticas se muestran en la Tabla 4 para los tres escenarios.

Tabla 4. Comparativo de contribuciones energéticas por fenómeno hasta la rotura para un *composite* CFRP T700SC/EP sometido a tracción, con diferentes contenidos volumétricos V_f usando el modelo de Neumeister + CNB + τ^*

Contenido Volumétrico de refuerzo, V_f	ENERGÍA DISIPADA HASTA LA ROTURA				
	Total MJ/m ³	Fibras Intactas (FI)		Fragmentación (FM)	
		MJ/m ³	%	MJ/m ³	%
0.18	5.32	1.16	21.88	4.16	78.12
0.28	8.48	1.81	21.36	6.67	78.64
0.38	7.91	1.68	21.23	6.23	78.77

Si bien se tienen tres contenidos volumétricos diferentes, el aporte porcentual por fibras intactas y fragmentación son bastante similares. Es decir que a pesar de variar el contenido de fibra se conserva una correspondencia entre la respuesta elástica y el nivel de fragmentación que el material desarrolla. Un mayor contenido de refuerzo tiene un nivel de empaquetamiento mayor y por ende una mayor resistencia, pero al aumentar el número de filamentos por volumen se tiene un consecuente incremento en el número de defectos por unidad de longitud en las fibras, razón por la cual el *composite* puede desarrollar un mayor nivel de fragmentación.

El *composite* con un contenido volumétrico $V_f = 0.28$ es el que reporta una mayor energía disipada $U_T = 8.48 MJ/m^3$, por lo que no necesariamente el más alto contenido de refuerzo ($V_f = 0.38$) garantiza la contribución energética más elevada. A medida que se reduce el contenido de fibras, el material puede desarrollar una mayor elongación. Algunas proporciones fibra/resina pueden arrojar una combinatoria de esfuerzo y deformación que dan como resultado una mayor área bajo la curva. De manera opuesta, un mayor contenido de refuerzo da como resultado un material mucho más frágil, con una mayor pendiente y con una menor deformación dando como resultado una menor área bajo la curva. Cada proporción de refuerzo tiene una respuesta particular, por lo que es importante evaluar diferentes rangos para buscar una respuesta particular.

Tabla 5. Comparativo de contribuciones energéticas por fenómeno para un *composite* CFRP T700SC/EP sometido a tracción, con diferentes contenidos volumétricos V_f usando el modelo de Neumeister + CNB + τ^*

Contenido Volumétrico de refuerzo, V_f	ENERGÍA DISIPADA POR FENÓMENO						
	Curva completa $\varepsilon_f = 3.5E - 2mm/mm$						
	Total	Fibras Intactas (FI)		Fragmentación (FM)		Deslizamiento y Separación (DS)	
MJ/m ³	MJ/m ³	%	MJ/m ³	%	MJ/m ³	%	
0.18	10.46	1.16	11.14	4.16	39.75	5.14	49.11
0.28	16.52	1.81	10.96	6.67	40.35	8.04	48.69
0.38	16.63	1.68	10.10	6.23	37.47	8.72	52.43

Un análisis similar, esta vez incluyendo los aportes por deslizamiento y separación, se ha incluido en la Tabla 5. La respuesta de los tres materiales incluye una curva con los tres fenómenos (FI, FM y DS) considerando una deformación máxima $\varepsilon_f = 3.5E - 2mm/mm$, valor que permite el desarrollo de una “curva completa” (Figura 29).

En caso de que este material sea usado conjuntamente con otro refuerzo en una configuración híbrida, es posible que, bajo una razón de mezcla particular, el *composite* combinado permita el desarrollo del fenómeno de deslizamiento y separación (DS) de

una de las fibras de refuerzo (con mayor probabilidad de ocurrencia en las fibras HE). Es por ello que el fenómeno DS toma importante relevancia en combinaciones híbridas. Finalmente, la Tabla 6 incluye los resultados de los tres enfoques (Neumeister, Neumeister + CNB y Neumeister + CNB + τ^*) aplicados a los diez materiales de la Tabla 2. En ella se pueden apreciar el esfuerzo interfacial ajustado, τ^* , de cada material al igual que los valores de esfuerzo y deformación últimos a tracción obtenidos.

3.5 Conclusiones

El modelo CNB ha sido complementado con el ajuste del esfuerzo interfacial, τ^* , para mejorar la predicción mecánica de la curva σ vs ε . De esta manera es posible conocer la respuesta mecánica del material, representada en una curva en la cual el punto máximo corresponde al esfuerzo del fallo del *composite*. Esta premisa fue además verificada calculando la curva σ vs Λ . En ella se evidencia que el colapso del material se da como resultado de la saturación de grietas (hipótesis establecida al inicio de este capítulo), siendo este el punto máximo de la curva.

Disponer de una curva mejorada σ vs ε , que corresponda de manera precisa con el comportamiento mecánico del material, permite entender y desagregar los diferentes fenómenos que desarrolla el *composite*. La respuesta global del material corresponde a la contribución de las fibras de acuerdo al nivel de degradación al que son sometidas. Al inicio el refuerzo ofrece un comportamiento elástico lineal que se identifica con el fenómeno de fibras intactas, FI. Al aumentar la sollicitud mecánica del refuerzo los defectos actúan como concentradores de esfuerzo en los cuales se originan grietas a lo largo de todos los refuerzos, fenómeno llamado fragmentación, FM, hasta un punto donde los filamentos se saturan de grietas y no pueden segmentarse más llevando al colapso del *composite*. Después de este punto, el material puede desarrollar deslizamiento y separación, DS, fenómeno que tiene justificación cuando el compuesto esta reforzado con dos tipos de refuerzos y que será explicado en §4. Cada una de las

etapas de FI, FM y DS que desarrolla el *composite* está relacionado con una contribución de energía liberada que es obtenida como el área bajo la curva.

La curva ajustada usando τ^* ofrece la capacidad de estimar los aportes energéticos de los fenómenos FI, FM y DS para materiales CFRP y GFRP en porcentajes volumétricos entre $0.12 \leq V_f \leq 0.70$. Se ha determinado una correspondencia entre los fenómenos de fibras intactas y fragmentación de acuerdo al contenido volumétrico de fibra, siendo la fragmentación el fenómeno con mayor contribución energética. En una curva σ vs ε “completa” la mayor contribución energética (cerca del 80%), es aportado conjuntamente por la fragmentación y el deslizamiento/separación.

No obstante lo anterior, el enfoque CNB+ τ^* complementa los modelos de fragmentación basados en GLS, agregando la capacidad de identificar el esfuerzo último a tracción, como el punto máximo sobre la curva, con una buena precisión. Además, permite desagregar la respuesta mecánica del material de acuerdo a las contribuciones energéticas predominantes: fibras intactas, fragmentación y deslizamiento/separación.

Tabla 6. Esfuerzo y deformación última a tracción y densidad de grietas correspondiente para varios sistemas GFRP y CFRP empleando fenómenos de fragmentación basados en el modelo de Neumeister, Neumeister + CNB y Neumeister + CNB + τ^*

No.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
	FIBRAS DE CARBONO		FIBRAS DE VIDRIO		FIBRAS DE CARBONO		FIBRAS DE VIDRIO		FIBRAS DE CARBONO	
Fibra	T700SC	AS400	T700	M40	AS-4	AS-4	M40	AS-4	AS-4	M40
Matriz	EPOXICA		EPOXICA		EPOXICA		EPOXICA		VINIL ESTER	
τ MPa	23.00	40.00	40.00	50.00	40.00	40.00	20.00	42.00	23.00	40.00
τ^* MPa	1.78	4.90	4.29	8.31	1.67	2.52	1.97	4.19	2.01	1.63
$S_{U_{EXP}}$ MPa	1055	1890	3409	2310	1890	1890	1390	940	719	252
$S_{U_{Neu}}$ MPa	1377.40	2580.10	4509.33	2757.36	2954.03	3104.77	1402.04	866.22	742.28	258.21
$\epsilon_{U_{Neu}}$ mm/mm	1.75E-02	1.72E-02	3.77E-02	1.33E-02	2.14E-02	2.33E-02	1.26E-02	2.53E-02	3.66E-02	4.02E-02
$\Lambda_{U_{Neu}}$ mm ⁻¹	3.35E-02	3.54E-02	1.09E-01	2.12E-02	3.48E-02	4.90E-02	2.12E-02	4.02E-02	1.55E-01	3.70E-02
$S_{U_{Neu+CNB}}$ MPa	1067.40	1836.20	3496.67	2268.23	1939.30	1913.97	1389.68	940.03	719.13	252.14
$\epsilon_{U_{Neu+CNB}}$ mm/mm	1.23E-02	1.06E-02	2.29E-02	9.80E-03	1.22E-02	1.21E-02	1.24E-02	2.51E-02	3.12E-02	3.54E-02
$\Lambda_{U_{Neu+CNB}}$ mm ⁻¹	6.56E-04	5.83E-05	1.51E-03	4.31E+00	1.76E-05	3.33E-05	1.96E-02	2.24E-02	6.83E-02	3.48E-03
$S_{U_{Neu+CNB+\tau^*}}$ MPa	1067.30	1836.10	3496.56	2268.18	1939.22	1913.78	1389.46	940.01	719.03	252.04
$\epsilon_{U_{Neu+CNB+\tau^*}}$ mm/mm	1.36E-02	1.16E-02	2.69E-02	1.40E-02	1.34E-02	1.36E-02	1.26E-02	2.53E-02	3.55E-02	3.77E-02
$\Lambda_{U_{Neu+CNB+\tau^*}}$ mm ⁻¹	3.47E-01	1.19E+00	4.52E-01	4.46E-01	3.17E+00	2.84E+00	2.50E-02	2.41E-02	1.72E-01	5.11E-02

PAGINA
EN
BLANCO

CAPÍTULO 4.

Modelo numérico para predecir la resistencia a la tracción de materiales compuestos híbridos con dos tipos de refuerzo unidireccional

4.1 Introducción

Un *composite* híbrido puede considerarse como un material reforzado con dos tipos de filamentos, uno de baja elongación, LE y otro con una mayor elongación HE. La geometría y respuesta mecánica de las fibras son diferentes, cada una con sus propiedades micro-mecánicas particulares: módulo de Weibull, (β_{LE}, β_{HE}) , esfuerzo característico, $(\sigma_{0LE}, \sigma_{0HE})$, longitud característica, (L_{0LE}, L_{0HE}) , diámetro de la fibra, (d_{LE}, d_{HE}) , módulo de elasticidad, (E_{fLE}, E_{fHE}) , y esfuerzo interfacial fibra matriz, (τ_{LE}, τ_{HE}) . En este punto es importante resaltar que el grado de dispersión y empaquetamiento de los refuerzos juega un papel vital en la respuesta mecánica del compuesto híbrido, hecho que además condiciona el modelo analítico a proponer y la respuesta mecánica global esperada.

El híbrido tiene un contenido volumétrico global, V_f y los refuerzos LE y HE tienen una participación porcentual, L_1 y L_2 respectivamente, que se calcula como se muestra a continuación.

Para el refuerzo de baja elongación, LE, esta razón equivale a:

$$L_1 = \alpha = \frac{V_{fLE}}{V_{fLE} + V_{fHE}} \quad (59)$$

Por su parte, para el refuerzo HE es:

$$L_2 = 1 - \alpha = \frac{V_{f_{HE}}}{V_{f_{LE}} + V_{f_{HE}}} \quad (60)$$

Como se mostró en la Figura 13, existen diferentes escalas de hibridación, las cuales, de acuerdo al nivel de empaquetamiento de las fibras, pueden presentar zonas o interfaces entre grupos de fibras con altos niveles de concentración de esfuerzos, como se muestra en la Figura 30 (zona roja). Este fenómeno se presenta debido a la diferencia de propiedades mecánicas que existe entre el conjunto de fibras de refuerzo LE y HE. A medida que se distribuyen o dispersan más homogéneamente los refuerzos en la sección transversal del material, es posible reducir la mencionada concentración de esfuerzos entre las intercaras. En una disposición completamente aleatoria, efecto que se logra a escala microscópica mezclando íntimamente filamentos LE y HE, se puede alcanzar un alto grado de mitigación de esta concentración de esfuerzos. Es precisamente esta configuración de refuerzos híbridos la que se usará en la presente investigación.

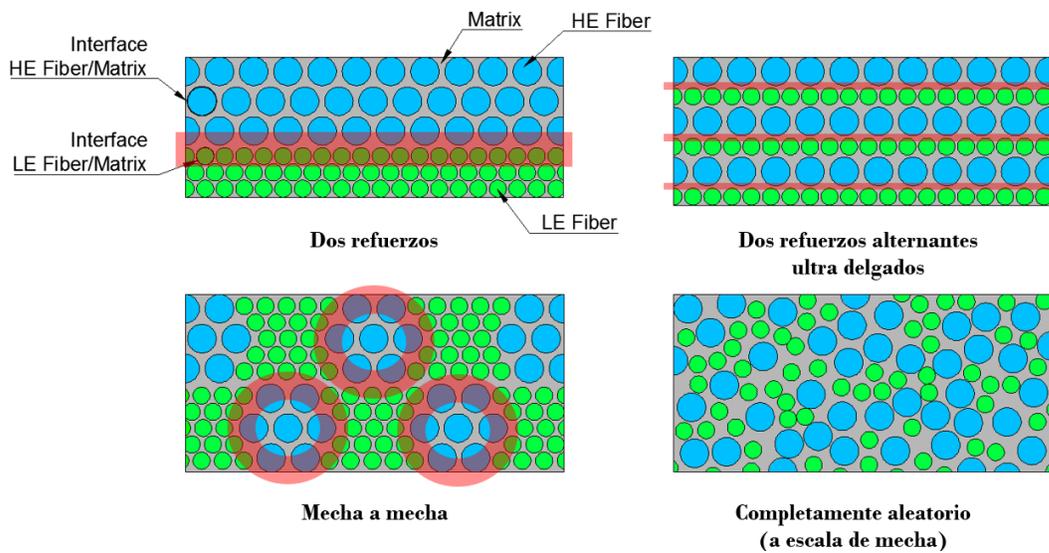


Figura 30. Concentración de esfuerzos en zona de transición entre refuerzos LE y HE en composites híbridos.

De manera general, un híbrido con refuerzos totalmente dispersos corresponde a una combinación de refuerzos LE y HE dispuestos de manera paralela (Figura 31), unos al lado de los otros, en la cual la respuesta mecánica global del material es el resultado del valor promedio ponderado de las resistencias de cada material, condicionado además

por su disposición espacial en la sección transversal. Consecuentemente, una vez establecida la proporción de cada fibra, y de acuerdo a la ley de mezclas, el módulo de elasticidad del material compuesto híbrido (ignorando la contribución de la matriz) es:

$$E_{HYB} = \sum_{i=1}^2 E_i \cdot L_i \quad (61)$$

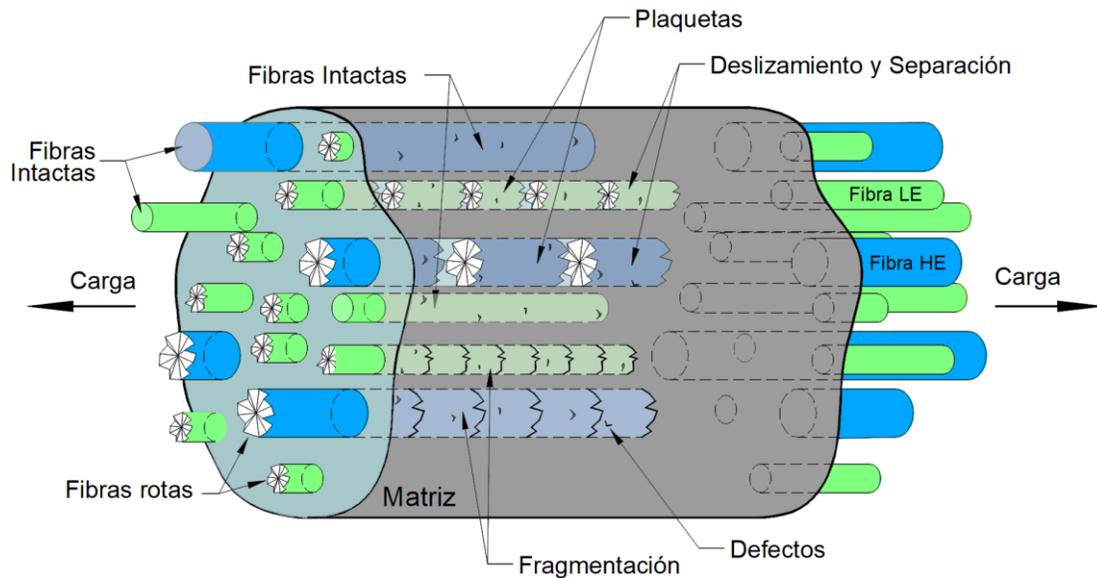


Figura 31. Modelo esquemático de un *composite* híbrido unidireccional reforzados con dos tipos de fibras (LE/HE)

Sin importar el nivel de dispersión de ambos refuerzos, la aplicación global de carga sobre el material corresponde a la suma de las fuerzas ejercidas sobre cada grupo de refuerzos así:

$$F_{HYB} = F_{SC_{LE}} + F_{SC_{HE}} \quad (62)$$

Donde $F_{SC_{LE}}$ y $F_{SC_{HE}}$ son las fuerzas aplicadas a los subcomposites SC_{LE} y SC_{HE} , respectivamente. Estas cargas, al actuar sobre el material, pueden expresarse de la siguiente manera

$$\begin{aligned} F_{LE} &= \varepsilon_{LE} \cdot E_{LE} \cdot A_{LE} \\ F_{HE} &= \varepsilon_{HE} \cdot E_{HE} \cdot A_{HE} \end{aligned} \quad (63)$$

Donde, ε_{LE} y ε_{HE} corresponde a las deformaciones unitarias, E_{LE} y E_{HE} a los módulos de elasticidad, y, A_{LE} y A_{HE} es el área de la sección transversal que cada tipo de refuerzo posee en el material. Dado que los refuerzos LE y HE están incorporados en el híbrido de manera solidaria, al ser sometidos a cargas de tracción estos desarrollan una misma deformación unitaria, es decir:

$$\varepsilon_{HYB} = \varepsilon_{LE} = \varepsilon_{HE} = \varepsilon \quad (64)$$

Al reemplazar (63) en (62), y dividiendo esta última expresión por el área total de la sección transversal del material se obtiene:

$$\sigma_{HYB} = \varepsilon_{LE} \cdot E_{LE} \cdot \left(\frac{A_{LE}}{A_{TOTAL}} \right) + \varepsilon_{HE} \cdot E_{HE} \cdot \frac{A_{LE}}{A_{TOTAL}} \quad (65)$$

En donde la proporción entre el área total y el área que ocupa cada grupo de refuerzos determina el contenido volumétrico absoluto de cada material, obteniendo:

$$\frac{A_{LE}}{A_{TOTAL}} = V_{f_{SCLE}} = V_f \cdot \alpha = L_1 \quad (66)$$

$$\frac{A_{HE}}{A_{TOTAL}} = V_{f_{SCHE}} = V_f \cdot (1 - \alpha) = L_2 \quad (67)$$

Por otra parte,

$$\sigma_{LE} = \varepsilon \cdot E_{LE} \quad (68)$$

$$\sigma_{HE} = \varepsilon \cdot E_{HE} \quad (69)$$

Reemplazando (64), (67), (68) y (69) en (65) se concluye que la respuesta global del híbrido puede ser calculada a partir de un promedio volumétrico basado en las

fracciones relativas de los dos tipos de fibras, que, sometidas a una misma deformación unitaria, da como resultado:

$$\sigma_{HYB} = (\sigma_{LE} \cdot V_f \cdot \alpha) + (\sigma_{HE} \cdot V_f \cdot (1 - \alpha)) \quad (70)$$

Es por ello que se establece que cada paquete de refuerzo se comporta como un *sub-composite*, $\sigma_{SC_{LE}} = (\sigma_{LE} \cdot V_f \cdot \alpha)$ y $\sigma_{SC_{HE}} = (\sigma_{HE} \cdot V_f \cdot (1 - \alpha))$, que aporta resistencia a tracción de forma solidaria a la respuesta mecánica global del material de acuerdo a su participación volumétrica particular. La expresión (70) se muestra gráficamente en la Figura 32

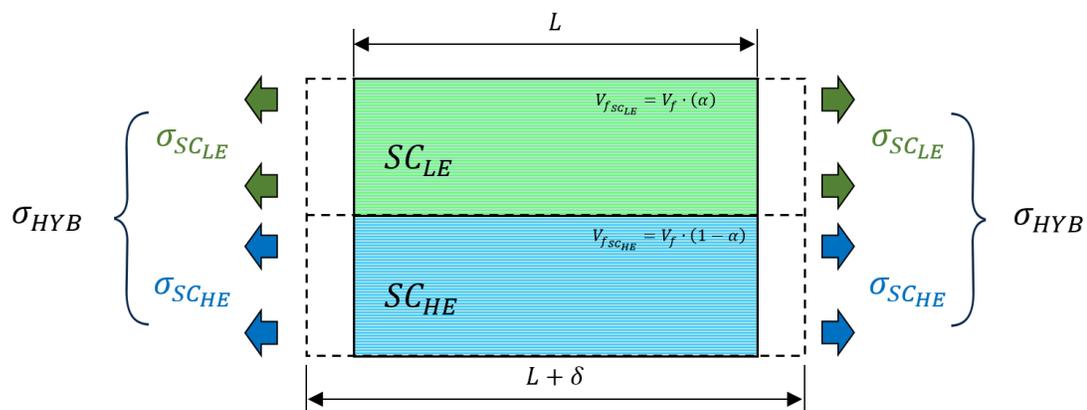


Figura 32. Esquema de un compuesto híbrido conformado con dos *sub-composites* $\sigma_{SC_{LE}}$ y $\sigma_{SC_{HE}}$

Ahora bien, el nivel de dispersión de ambos refuerzos juega un papel esencial en la respuesta global del híbrido. De acuerdo a la Figura 13, se pueden elegir la opción “a) hibridación por capas”, y “d) Dispersión aleatoria completa”, como los niveles límite de dispersión de los refuerzos en el híbrido. En este caso, la distribución por capas posee una aglomeración de cada tipo de fibras con una única intercara común que separa los refuerzos LE y HE. Esta disposición de fibras da como resultado una curva σ vs ε en la que se pueden identificar dos picos máximos, cada uno de ellos correspondiente a la

respuesta solidaria, pero independiente, de los subcomposites $\sigma_{SC_{LE}}$ y $\sigma_{SC_{HE}}$, (ver Figura 33).

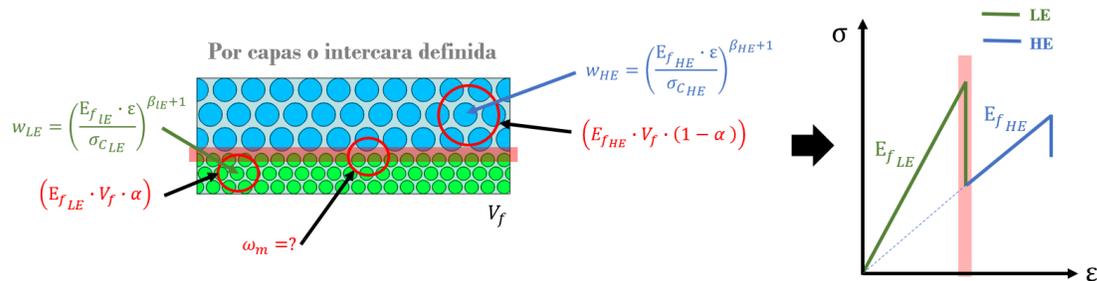


Figura 33. Respuesta mecánica esperada para un híbrido de dos capas

Este comportamiento obedece a que cada grupo de refuerzos, al ser sometido a deformación, ofrece una respuesta mecánica independiente, pero aditiva, que contribuye al desempeño global del compuesto híbrido. Esto se evidencia con la presencia de los dos picos máximos en la curva. La zona común entre ambas capas de refuerzo genera una alta concentración de esfuerzos debido a las propiedades disímiles que cada material posee, dando como resultado la caída vertical de la carga que se observa en la Figura 33. Este fenómeno puede observarse en las pruebas experimentales como la caídas súbitas de la carga en la curva, que además están condicionadas a que el material LE no desarrolle un efecto avalancha que lo lleve al colapso, y que de esta manera permita que el segundo material, el SC_{HE} , pueda seguir ofreciendo resistencia a la carga y continuidad en la curva. En la disposición de fibras por dos capas las variables de daño w_{LE} y w_{HE} dependen respectivamente del esfuerzo límite de saturación $\sigma_{c_{LE}}$ y $\sigma_{c_{HE}}$ que cada grupo de fibras alcanzan al desarrollar al ser sometidos a tensión. Es decir, en presencia de deformación cada material ofrece una respuesta mecánica independiente establecida por $\sigma_{LE} = \varepsilon \cdot E_{LE}$ y $\sigma_{HE} = \varepsilon \cdot E_{HE}$, respectivamente. Entonces, la suma ponderada de cada refuerzo, calculada mediante el modelo de Neumeister es:

$$\sigma_{HYB} = V_f \cdot \varepsilon \left\{ E_{f_{LE}} \cdot \alpha \left[\frac{1}{w_{LE} + 1} + \frac{1}{2 \cdot \ln(w_{LE} + 1)} \left(\frac{w_{LE}}{w_{LE} + 1} \right)^2 \right] \right. \\ \left. + \left\{ E_{f_{HE}} \cdot (1 - \alpha) \left[\frac{1}{w_{HE} + 1} + \frac{1}{2 \cdot \ln(w_{HE} + 1)} \left(\frac{w_{HE}}{w_{HE} + 1} \right)^2 \right] \right\} \right\} \quad (71)$$

Con las respectivas variables de daño w_{LE} y w_{HE} equivalentes a:

$$w_{LE} = \left(\frac{E_{f_{LE}} \cdot \varepsilon}{\sigma_{C_{LE}}} \right)^{\beta_{LE}+1} \quad (72)$$

y,

$$w_{HE} = \left(\frac{E_{f_{HE}} \cdot \varepsilon}{\sigma_{C_{HE}}} \right)^{\beta_{HE}+1} \quad (73)$$

Para el caso del híbrido con refuerzos totalmente dispersos el comportamiento del compuesto híbrido cambia notoriamente (Figura 34). La primera gran diferencia es que la mezcla íntima completamente aleatoria establece un material cuyas propiedades mecánicas están definidas por la ley de mezclas, es decir, $E_{f_{HYB}} = E_{f_{LE}} \cdot (\alpha) + E_{f_{HE}} \cdot (1 - \alpha)$.

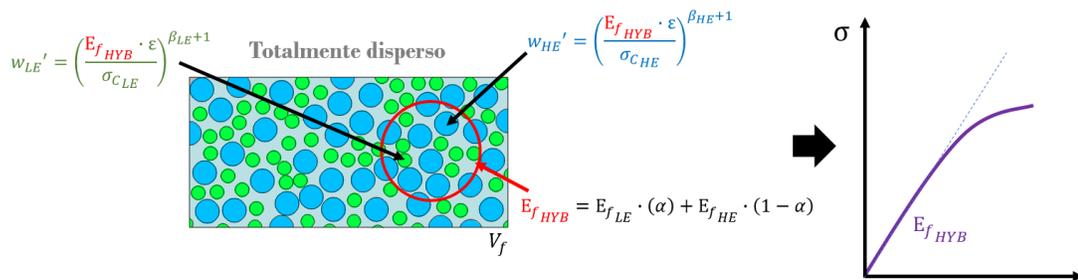


Figura 34. Respuesta mecánica esperada para un híbrido con refuerzos totalmente dispersos

En esta configuración dispersa no hay una separación de fibras claramente definida, es decir, no es posible identificar un agrupamiento de refuerzos de fibras LE en los cuales no esté presente los refuerzos HE. De esta manera se cuenta con un único material

(conformado con fibras entremezcladas) y no dos refuerzos independientes unidos mediante una interface común. Consecuentemente, el híbrido con fibras totalmente dispersas está sometido a un único esfuerzo $\sigma_{HYB} = E_{f_{HYB}} \cdot \varepsilon$, con dos probabilidades de daño w_1 y w_2 diferentes. Para el porcentaje de fibras dispersas del *sub-composite* reforzado con fibras LE la variable de daño está determinada por:

$$w_1 = w_{LE}' = \left(\frac{\sigma_{f_{HYB}}}{\sigma_{c_1}} \right)^{\beta_1+1} \quad (74)$$

y para el porcentaje de fibras dispersas del *sub-composite* reforzado con fibras HE

$$w_2 = w_{HE}' = \left(\frac{\sigma_{f_{HYB}}}{\sigma_{c_2}} \right)^{\beta_2+1} \quad (75)$$

donde

$$\sigma_{c_1} = \sigma_{c_{LE}} = \sigma_{0_1} \left(\frac{2 \cdot L_{o_1} \cdot \tau_1^*}{d_1 \cdot \sigma_{0_1}} \right)^{\frac{1}{\beta_1+1}} \quad (76)$$

y

$$\sigma_{c_2} = \sigma_{c_{HE}} = \sigma_{0_2} \left(\frac{2 \cdot L_{o_2} \cdot \tau_2^*}{d_2 \cdot \sigma_{0_2}} \right)^{\frac{1}{\beta_2+1}} \quad (77)$$

En las expresiones (74) a (77) están presentes el módulo de Weibull, β_1, β_2 , el esfuerzo crítico, $\sigma_{c_1}, \sigma_{c_2}$, el esfuerzo característico, $\sigma_{0_1}, \sigma_{0_2}$, la longitud característica, L_{o_1}, L_{o_2} , el diámetro de la fibra, d_1, d_2 y el esfuerzo característico interfacial corregido, τ_1^*, τ_2^* . Los sub-índices 1 y 2 corresponden a las fibras L1 y L2, respectivamente.

Como resultado se obtiene una expresión, que de manera independiente y basada en el modelo de Neumeister, permite estimar la respuesta mecánica a tracción de cada *sub-composite*. La suma de estos dos valores corresponde a las contribuciones de cada refuerzo al esfuerzo global del compuesto híbrido. De esta manera se obtiene un nuevo modelo de fragmentación, basado en GLS, para la determinación del esfuerzo de un composite conformado por dos tipos de refuerzo totalmente dispersos y que se muestra a continuación:

$$\sigma_{\infty Neum}^{hyb} = V_f \cdot \varepsilon \cdot E_{HYB} \left\{ \sum_{i=1}^2 L_i \cdot \left[\frac{1}{w_i + 1} + \frac{1}{2 \cdot \ln(w_i + 1)} \cdot \left(\frac{w_i}{w_i + 1} \right)^2 \right] \right\} \quad (78)$$

donde:

V_f : porcentaje volumétrico global de fibras del compuesto híbrido

ε : deformación unitaria global del compuesto híbrido

w_i : variable de daño del *sub-composite* i

Para entender mejor las diferencias que establece la dispersión de las fibras en la respuesta global del híbrido, la Figura 35 muestra la curva σ vs ε usando las ecuaciones (71) y (78) que corresponden la combinación de fibras de carbono T700SC con fibras de vidrio en una proporción $\alpha = 0.50$ con un contenido volumétrico global $V_f = 0.4$.

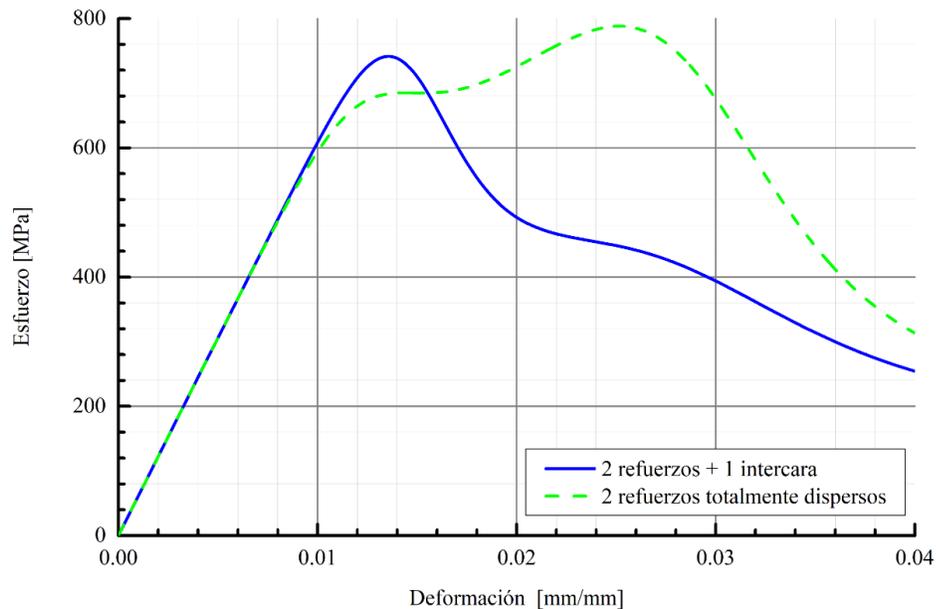


Figura 35. Comparación entre la respuesta mecánica de un híbrido T700SC/Vidrio/Epoxy, $\alpha = 0.50$ y $V_f = 0.4$ con refuerzos dispuestos en dos capas y un híbrido con dos refuerzos totalmente dispersos

Ambas gráficas han sido desagregadas de acuerdo a las contribuciones de esfuerzo de cada tipo de refuerzo (Figura 36). En el híbrido por capas se puede apreciar que el refuerzo LE y HE ofrecen una respuesta independiente, determinada además por las variables de daño w_{LE} (72) y w_{HE} (73) y los contenidos absolutos de fibra $V_f \cdot \alpha$ y $V_f \cdot (1 - \alpha)$, respectivamente. Una vez se suman ambas contribuciones se muestra la respuesta global del híbrido.

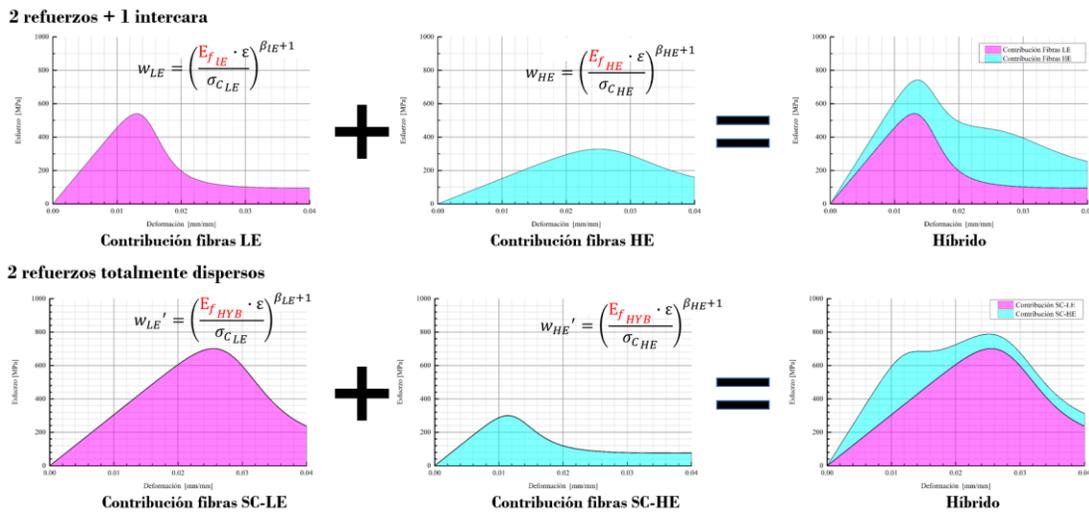


Figura 36. Comparación entre la respuesta mecánica de un híbrido

T700SC/Vidrio/Epoxy, $\alpha = 0.50$ y $V_f = 0.4$ con refuerzos dispuestos en dos capas y un híbrido con dos refuerzos totalmente dispersos. Aportes de esfuerzo de cada material según el caso

Para el caso del híbrido con dos refuerzos totalmente dispersos, se puede evidenciar que las variables de daño w_{LE}' (74) y w_{HE}' (75) corresponden al mismo material, un refuerzo híbrido íntimamente mezclado ($E_{f_{HYB}}$), que es evaluado con respecto al esfuerzo crítico de cada fibra con la que es conformado, es decir σ_{CLE} (área de color morado) y σ_{CHE} (área de color cian). De esta manera la mezcla de materiales ofrece una respuesta sinérgica que beneficia la respuesta del subcomposite de fibras LE, mientras que, el grupo de refuerzos HE, dado a que posee una relativa menor resistencia (debido a las

diferencias en los módulos de elasticidad entre $E_{f_{HYB}}$ y $E_{f_{HE}}$, pasa a tener un papel solidario y de sacrificio, pero estratégico, para mantener la integridad del híbrido (con posibilidad de desarrollar plaquetas) y ofreciendo valores superiores de deformación global (con posibilidad de presentar pseudo-ductilidad) tal y como se explicará a continuación.

Como se muestra en la Figura 36, cada porcentaje de fibras LE y HE dispersas está sometido a un estado de esfuerzo particular, $\sigma_{SC_{LE}}$ y $\sigma_{SC_{HE}}$. Esto ofrece la posibilidad de desarrollar de manera independiente en cada sub-composite los diferentes fenómenos explicados a lo largo del documento: fibras intactas (FI), fragmentación (FM) y deslizamiento/separación (DS). Consecuentemente, cada uno de ellos contribuye a la respuesta global del material combinado.

La razón de mezcla entre L1 y L2 determinará la mejora de propiedades que pueden obtenerse en el híbrido (de acuerdo al aporte energético que cada uno de los fenómenos desarrolle en cada fibra), inclusive con la posibilidad de ofrecer un comportamiento *pseudo-dúctil*. Esta respuesta se logra a partir de una combinación de refuerzos a una razón de mezcla de fibras, α , particular definida en (59). Esto significa que la proporción de mezcla está definida a partir de la proporción de fibras LE presentes en el híbrido, siendo así más fácil de identificar el contenido volumétrico que permanece luego de adicionar las fibras HE.

En el modelo propuesto las fibras LE y HE ocupan un volumen dentro del compuesto. Esta cantidad de fibras es definido como el porcentaje volumétrico global, V_f . Consecuentemente, la porción volumétrica de la matriz está definida como $V_m = 1 - V_f$. De acuerdo a lo anterior los contenidos absolutos de fibra para cada *sub-composite* equivalen a:

para el SC_{LE} equivale

$$V_{f_{SC_{LE}}} = V_f \cdot \alpha \quad (79)$$

y para SC_{HE} :

$$V_{f_{SCHE}} = V_f \cdot (1 - \alpha) \quad (80)$$

Es decir que el volumen total del composite corresponde a la suma de los volúmenes de cada fibra más la porción de resina, o sea que: $V = V_{f_{SCLE}} + V_{f_{SCHE}} + V_m$.

Por último, el comportamiento independiente de cada *sub-composite* debe ser calculado usando el modelo *CNB* y el procedimiento de ajuste del esfuerzo interfacial fibra-matriz, τ^* , los cuales fueron propuestos en el presente trabajo como se muestra en §2 y §3.

4.2 Cálculo analítico de la pseudo-ductilidad

En §1.2.10 se definió la deformación *pseudo-dúctil*, ε_{pseudo} , como la elongación a la falla del material menos la deformación resultante entre la intersección de una prolongación de la línea recta del módulo de elasticidad inicial (trazada desde el origen), y una línea horizontal que pasa por el punto correspondiente al esfuerzo de rotura. La Figura 37 muestra una curva típica de un compuesto híbrido reforzado con fibras de carbono y vidrio (78), y dos curvas no-híbridas mostradas como referencia, logradas usando (19). En la gráfica se incluye además la prolongación de la pendiente (línea aguamarina intermitente) de estos tres materiales. En este caso, el *composite* LE (línea azul), es un CRFP típico con un contenido volumétrico $V_f = 0.40$, mientras que el *composite* HE es un GFRP (línea verde) con igual porcentaje de fibra. Finalmente, el híbrido LE/HE (línea roja), representa la combinación de los dos refuerzos con un $V_f = 0.40$ y una proporción volumétrica de refuerzo, $\alpha = 0.40$.

La línea correspondiente a la pendiente inicial de la curva σ vs ε , usando el modelo de Neumeister para híbridos (78), puede calcularse como sigue:

$$m_{ini} = \left. \frac{\partial \sigma_{\infty}^{hyb}}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon=0} \quad (70)$$

Por otra parte, la variable de daño se calcula como se muestra en (82), con σ_{c_i} como el esfuerzo crítico corregido del *sub-composite* i^{\S} (que incluye el τ_i^*). Esta variable compara el esfuerzo que desarrolla el *sub-composite*, σ_{c_i} , con la respuesta mecánica global del híbrido, $\sigma_{f_{HYB}}$. En esta relación el *sub-composite* i tiene una probabilidad de daño definida por el módulo de Weibull, β_i .

$$w_i = \left(\frac{\sigma_{f_{HYB}}}{\sigma_{c_i}} \right)^{\beta_i+1} \quad (82)$$

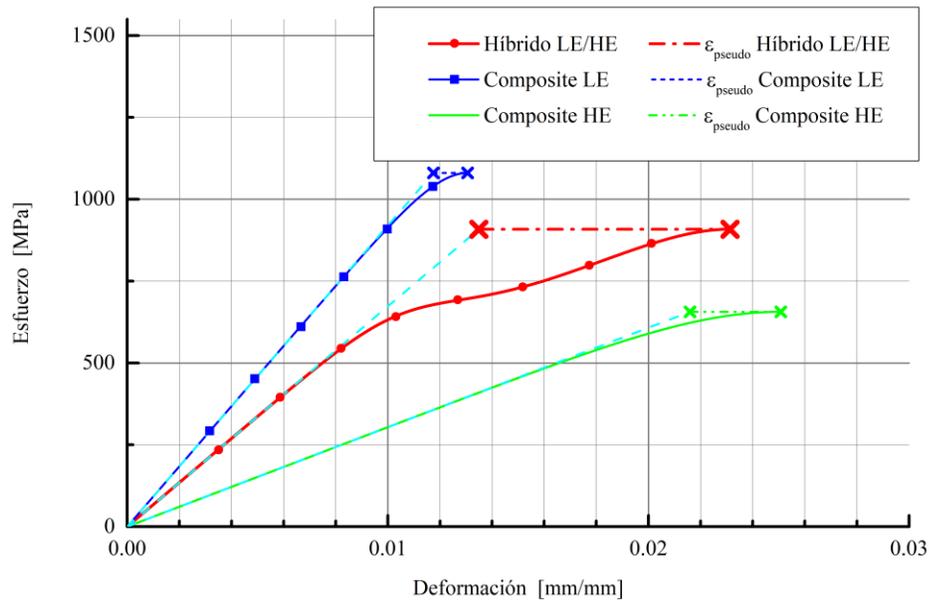


Figura 37. Curva típica de un compuesto híbrido CFRP y GFRP

Considerando el supuesto de deformación unitaria uniforme, ε , el esfuerzo en el híbrido se da como:

$$\sigma_{f_{HYB}} = E_{HYB} \cdot \varepsilon \quad (83)$$

Substituyendo (83) en (82), se obtiene una expresión para la variable de daño de cada *sub-composite* i en términos de la deformación unitaria ε como sigue:

[§] $i=1$ equivale a LE, mientras $i=2$ equivale a HE

$$w_i = \Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} \quad (84)$$

con

$$\Upsilon_i = \left(\frac{E_{HYB}}{\sigma_{c_i}} \right)^{\beta_i + 1} \quad (85)$$

$$\kappa_i = \beta_i + 1 \quad (86)$$

o equivalentemente

$$\Upsilon_i = \left(\frac{E_{HYB}}{\sigma_{c_i}} \right)^{\kappa_i} \quad (87)$$

Reemplazando (87) en (78) se obtiene el esfuerzo global del híbrido en términos de la deformación unitaria, ε , y de la porción volumétrica de refuerzos, α :

$$\sigma_{\infty}^{hyb} = \varepsilon \cdot \eta(\alpha) \left\{ \sum_{i=1}^2 L_i(\alpha) \cdot \left[\frac{1}{\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1} + \frac{1}{2 \cdot \ln(\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1)} \cdot \left(\frac{\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i}}{\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1} \right)^2 \right] \right\} \quad (88)$$

con:

$$\eta(\alpha) = V_f \cdot E_{HYB}(\alpha) \quad (89)$$

Ahora, se definen dos funciones en términos de la deformación unitaria, ε , y la porción volumétrica de refuerzos α :

- Función de fibras intactas:

$$G_i(\varepsilon, \alpha) = \frac{L_i(\alpha)}{\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1} \quad (90)$$

- Función de fibras con deslizamiento/separación:

$$H_i(\varepsilon, \alpha) = \frac{L_i(\alpha)}{2 \cdot \ln(\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1)} \cdot \left(\frac{\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i}}{\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1} \right)^2 \quad (91)$$

Reemplazando (90) y (91) en (88) el modelo de Neumeister para híbridos puede reescribirse como se muestra a continuación:

$$\sigma_{\infty Neum}^{hyb} = \varepsilon \cdot \eta(\alpha) \cdot \sum_{i=1}^2 [G_i(\varepsilon, \alpha) + H_i(\varepsilon, \alpha)] \quad (92)$$

Tomando la derivada parcial de (92) con respecto a ε , se llega a la siguiente expresión:

$$\frac{\partial \sigma_{\infty Neum}^{hyb}}{\partial \varepsilon} = \eta(\alpha) \sum_{i=1}^2 \left\{ [G_i(\varepsilon, \alpha) + H_i(\varepsilon, \alpha)] + \varepsilon \left[\frac{\partial G_i(\varepsilon, \alpha)}{\partial \varepsilon} + \frac{\partial H_i(\varepsilon, \alpha)}{\partial \varepsilon} \right] \right\} \quad (93)$$

donde

$$\frac{\partial G_i(\varepsilon, \alpha)}{\partial \varepsilon} = - \frac{\Upsilon_i \cdot \kappa_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i-1}}{(\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1)^2} \cdot L_i(\alpha) \quad (94)$$

y

$$\begin{aligned} \frac{\partial H_i(\varepsilon, \alpha)}{\partial \varepsilon} = & - \left(\frac{\Upsilon_i^3 \cdot \kappa_i \cdot \varepsilon^{3\kappa_i-1}}{2(\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1)^3 \cdot (\ln(\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1))^2} \right. \\ & - \frac{\Upsilon_i^3 \cdot \kappa_i \cdot \varepsilon^{3\kappa_i-1}}{(\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1)^3 \cdot \ln(\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1)} \\ & \left. + \frac{\Upsilon_i^2 \cdot \kappa_i \cdot \varepsilon^{2\kappa_i-1}}{(\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1)^2 \cdot \ln(\Upsilon_i \cdot \varepsilon^{\kappa_i} + 1)} \right) \cdot L_i(\alpha) \end{aligned} \quad (95)$$

Luego, la pendiente inicial, m_{ini} , se obtiene evaluando (92) en $\varepsilon = 0$

El punto máximo en la curva de Neumeister (esfuerzo último a tracción en el compuesto híbrido), se obtiene al encontrar las raíces de (93), es decir haciendo $\partial \sigma_{\infty Neum}^{hyb} / \partial \varepsilon = 0$, lo que equivale a

$$\sum_{i=1}^2 [G_i(\varepsilon, \alpha) + H_i(\varepsilon, \alpha)] + \sum_{i=1}^2 \varepsilon \left[\frac{\partial G_i(\varepsilon, \alpha)}{\partial \varepsilon} + \frac{\partial H_i(\varepsilon, \alpha)}{\partial \varepsilon} \right] = 0 \quad (96)$$

Desde el punto de vista numérico, podemos definir una función $F(\varepsilon, \alpha)$ equivalente al término del lado izquierdo de (96) y minimizar dicha función y estimar el valor de ε que hace cero dicha función usando el método de mínimos cuadrados. Esto se puede llevar a cabo en Matlab™ mediante la función *lsqnonlin*. Dado que la respuesta del híbrido corresponde a la contribución de dos *sub-composites*, la curva σ vs ε puede presentar varios máximos y mínimos locales, tal y como se muestra en la Figura 37. Por lo tanto, la aplicación del método de los mínimos cuadrados en la ecuación (96) debe hacerse por sub-intervalos delimitados por deformaciones unitarias mínimas, ε_{min} , y máximas, ε_{max} ; una vez se haya obtenido numéricamente el valor de ε que aproxima a cero la función $F(\varepsilon, \alpha)$ en cada sub-intervalo con respecto a la deformación unitaria, ε , se calcula el esfuerzo correspondiente, $\sigma_{\infty Neum}^{hyb}$, usando la ecuación modificada de Neumeister, (92). Luego, de todos los máximos o mínimos locales obtenidos aquel que dé como resultado un $\sigma_{\infty Neum}^{hyb}$ mayor corresponde a la deformación unitaria a la falla, $\varepsilon_{failure}$. Esto se muestra en el esquema de la Figura 37. En ese orden de ideas, el esfuerzo último del compuesto híbrido se obtiene sustituyendo $\varepsilon = \varepsilon_{failure}$ en (92) así

$$\sigma_{failure}^{hyb} = \eta(\alpha) \cdot \varepsilon_{failure} \sum_{i=1}^2 [G_i(\varepsilon_{failure}) + H_i(\varepsilon_{failure})] \quad (97)$$

Retomando la Figura 37, nótese que la gráfica σ vs ε muestra el comportamiento del material hasta alcanzar el esfuerzo último a tracción del híbrido. Según la definición dada en §1.2.10 de ε_{pseudo} , la deformación *pseudo-dúctil* para el híbrido (línea roja) se puede expresar de la siguiente manera:

$$\varepsilon_{pseudo} = \varepsilon_{failure} - \frac{\sigma_{failure}^{hyb}}{m_{ini}} \quad (98)$$

4.3 Descomposición de la curva σ vs ε del compuesto híbrido

La ecuación (78) establece que la curva σ vs ε del material compuesto híbrido corresponde a la contribución de dos tipos de fibras totalmente dispersas. Debido a que cada uno de los *sub-composites* puede ser analizado por separado, es posible establecer los aportes energéticos que cada material ofrece a la respuesta global del material combinado. La Figura 38 es la representación equivalente del material compuesto híbrido mostrado en la Figura 37 sumando las contribuciones energéticas de cada refuerzo. La curva inferior de esta figura corresponde al *sub-composite* de menor elongación, LE, que en este caso son las fibras de carbono; por lo tanto, el área color magenta representa la contribución energética de dicho grupo de fibras. Como se puede observar, la forma de la curva muestra un comportamiento frágil propio de este tipo de refuerzos.

La estrategia de hibridación se usa, entre otros, con el fin de que un material frágil al mezclarse con un refuerzo de mayor elongación adquiera una mejora en su respuesta *pseudo-dúctil*. Es por ello que el *composite* en su configuración original (sólo con refuerzos LE), presenta un daño súbito (línea azul, Figura 37). El concepto de *sub-composite* aplicado acá establece que un material no-híbrido reforzado sólo con fibras LE tiene una proporción volumétrica V_f . Como se definió anteriormente, en la búsqueda de un mejor comportamiento mecánico, la proporción volumétrica global de las fibra LE se reduce; de esta manera la cantidad de refuerzo LE en el híbrido (identificado ahora como *sub-composite* LE) equivaldrá a $V_{f_{SC_{LE}}} = V_f \cdot \alpha$. Esto significa que el contenido de fibras LE se reduce para dar cabida a los refuerzos HE. Por lo tanto α corresponde a la proporción de fibras LE que se mantienen, siendo $1 - \alpha$ el porcentaje de HE adicionado. Al agregar poca cantidad de fibras HE, es razonable que el daño súbito seguirá invariable y que el SC_{LE} , al poseer una menor cantidad volumétrica de refuerzo (a una razón de α), reduzca su esfuerzo último a tracción conservando su comportamiento frágil.

Por otra parte, analizando la curva del híbrido se puede observar un comportamiento altamente no lineal, que difiere de la curva del SC_{LE} , donde la respuesta es casi lineal hasta la falla. De esto, se puede concluir que el comportamiento no lineal de la curva

del híbrido se debe al aporte energético de las fibras HE (área color aguamarina en la Figura 38). Para entender mejor la contribución de cada *sub-composite* es conveniente descomponer cada una de las áreas mostradas en la Figura 38 (aguamarina y magenta) de acuerdo a los fenómenos que cada grupo de fibras logra desarrollar.

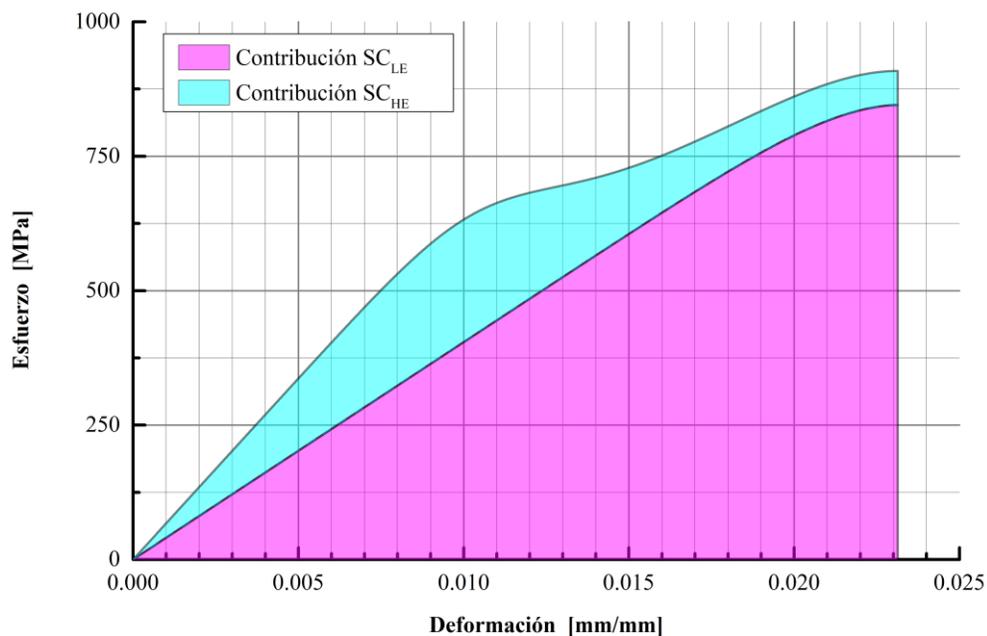


Figura 38. Descomposición de la curva típica de un compuesto híbrido CFRP/GFRP de acuerdo a las contribuciones energéticas de cada *sub-composite*

En la Figura 39 se evidencia que el SC_{LE} en su rango elástico (fibras intactas, FI), desarrolla una deformación de un poco menos de la mitad de la elongación a la rotura del híbrido (zona amarilla). Es importante aclarar que en el área amarilla la pendiente es constante y las fibras no presentan ningún tipo de rotura, considerándose ésta, por lo tanto, la zona elástica lineal. El área azul, por su parte, corresponde a la fragmentación, FM, con una acumulación de grietas conforme la deformación unitaria aumenta. Las grietas en las fibras se van acumulando hasta llegar a la saturación mostrando un cambio en la pendiente de la curva. Al principio de la zona azul (de izquierda a derecha), dicho cambio es casi imperceptible, pero a partir de cierta densidad de grietas se vuelve más pronunciado hasta llegar a la rotura. El punto de

fallo, a su vez, corresponde a la densidad de grietas crítica que provoca el daño súbito del híbrido.

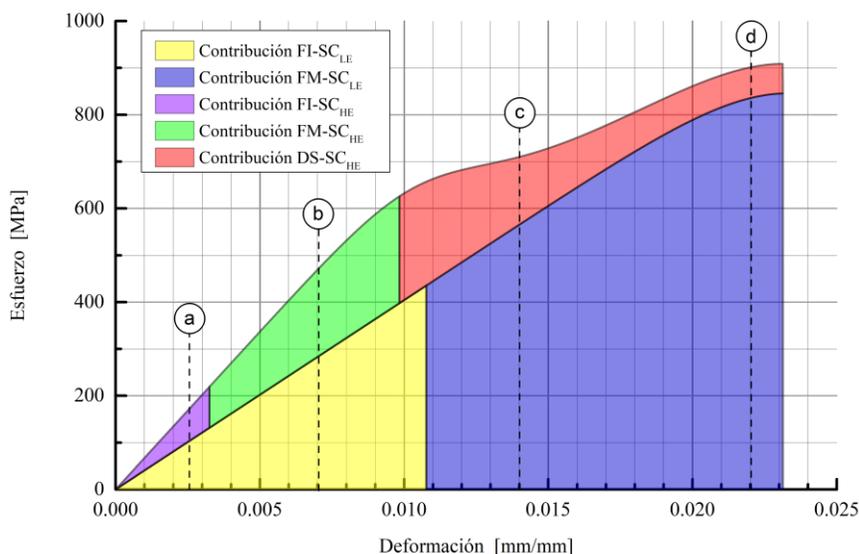


Figura 39. Descomposición de la curva típica de un compuesto híbrido CFRP/GFRP de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI), Fragmentación (FM) y Deslizamiento/Separación (DS) de cada *sub-composite*

Por otro lado, el SC_{HE} ofrece una respuesta mecánica muy diferente. Comparativamente hablando, las fibras de vidrio tienen una limitada respuesta elástica lineal (área morada), fenómeno que se conserva hasta alcanzar una deformación de alrededor de un tercio del límite elástico del *sub-composite* LE. En este punto, el SC_{HE} comienza a fragmentarse (área verde) y la pendiente decrece levemente conforme aumenta la deformación. La segmentación de las fibras se da hasta alcanzar la saturación, que corresponde al tramo final de la zona verde de esta curva. Es en este punto en el que el fenómeno de separación/deslizamiento, DS, toma relevancia (zona roja). Al no poder fragmentarse más, las fibras del *sub-composite* HE no tienen otra opción que ceder a la deformación global del material, aportando un esfuerzo que decrece a medida que aumenta dicha deformación. Este comportamiento altamente no-lineal es el responsable de la respuesta *pseudo-dúctil* del material. En este momento, los tramos de fibras fragmentadas, al no poder dividirse en tramos más pequeños, sirven como conectores que restringen la formación de clústeres en las fibras del SC_{LE} , mitigan

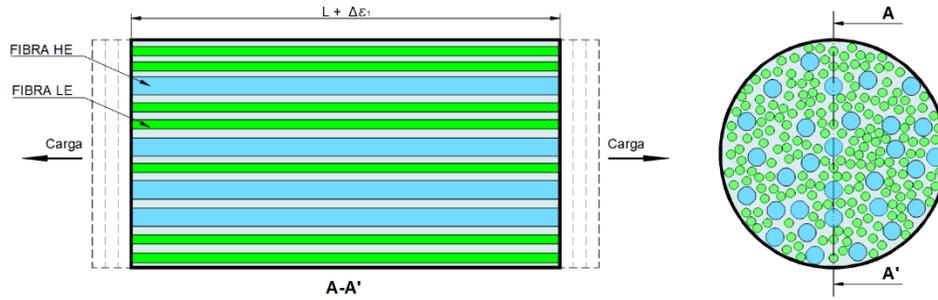
la separación catastrófica y aportan una mayor elongación preservando la integridad del material híbrido.

Como se ha mencionado a lo largo del documento, la fragmentación de la fibra es un proceso de degradación de las propiedades del material que se manifiesta con la acumulación de grietas a lo largo de las fibras. A medida que aumenta esta densidad de fisuras, cada uno de los materiales va perdiendo su capacidad portante, siendo cada vez más vulnerable a un aumento en la deformación o a un efecto dinámico causado por la relajación de una fibra luego de que una nueva grieta se genera. Cualesquiera de estos factores concentradores de esfuerzos pueden ser detonadores de una reacción en cadena y pueden provocar un efecto de daño en cascada que dé como resultado el fallo del composite. Los fragmentos de fibras HE que se generan a medida que se aplica la carga contrarrestan de algún modo y hasta cierta magnitud este comportamiento. Este fenómeno de mitigación de la fragilidad usando fragmentos fue obtenido por Czél y otros [99] en una configuración geométrica de fibras parcialmente discontinuas en híbridos unidireccionales conformados por capas de fibras de carbono y vidrio. Este resultado fue acuñado como “*plaquetas*” haciendo un símil a la función que cumplen estos elementos en la coagulación de la sangre durante una hemorragia. Las plaquetas son pequeños fragmentos de células sanguíneas y su función es formar coágulos de sangre que ayuden a sanar las heridas y a prevenir el sangrado. En la investigación de Czél y otros, las plaquetas forman “coágulos” en los clústeres de fibras dañadas, contrarrestando un fallo súbito y ofreciendo una progresión de daño controlado, proporcionando además una transición suave y de meseta entre los materiales mezclados mostrando un comportamiento *pseudo-dúctil* similar al de la Figura 37.

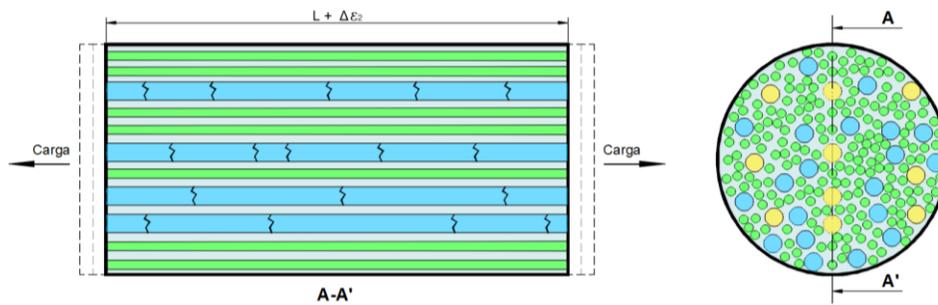
Es importante resaltar que el aporte energético de las “plaquetas” (zona roja translúcida de la Figura 39), el cual está asociado al fenómeno de separación/deslizamiento, DS, es mayor que la contribución de cada uno de los otros dos fenómenos: fibras intactas (área morada) y fibras sujetas a fragmentación (zona verde). Es decir, en un material compuesto hibridado, el SC_{HE} (combinado en una adecuada proporción α), tiene la función de mantener la integridad del material, retrasando la formación de clústeres de

fibras rotas en el SC_{LE} . Esta “coagulación del material compuesto” tiene lugar hasta que se alcanza la saturación de grietas en el refuerzo de baja elongación (punto máximo de la curva SC_{LE}), momento en el que los pequeños filamentos de fibras fragmentadas no pueden contener más el daño catastrófico del híbrido, provocando consecuentemente el fallo del material. Nótese además que SC_{LE} no desarrolla ningún tipo de deslizamiento o separación. Su función en el híbrido es la de aportar la mayor cantidad posible de resistencia mecánica (con su correspondiente aporte energético, es decir área bajo la curva), pero su respuesta sigue siendo frágil.

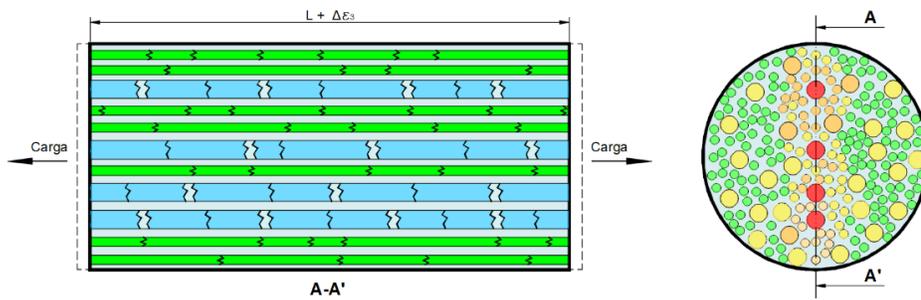
La Figura 39 muestra un diagrama esquemático que explica la secuencia en el comportamiento y contribuciones de cada fibra a la respuesta global del *composite* híbrido, considerando la participación de cada fenómeno (FI, FM y DS), de acuerdo a cuatro niveles diferentes de deformación identificados con las letras a, b, c y d en la Figura 39. A un rango de deformación “a”, ambos materiales ofrecerán un comportamiento elástico lineal, por lo que los filamentos de los refuerzos LE y HE tendrán todas sus fibras intactas (Figura 40a). A medida que se aumenta la elongación hasta un nivel “b”, las fibras del *sub-composite* HE comenzarán a fragmentarse (color amarillo), mientras que los refuerzos del *sub-composite* LE continuarán desarrollando una respuesta elástica lineal (Figura 40b). Al aumentar la deformación hasta un nivel “c”, el SC_{LE} apenas comienza a desarrollar fragmentación, mientras que las fibras de alta elongación ya han completado la saturación de grietas y han empezado a deslizarse y separarse (color rojo, Figura 40c). Es en este punto en el que los fragmentos de fibras emprenden su rol como plaquetas. Si bien el *composite* híbrido puede tener zonas con alta concentración de esfuerzos debido al nivel de degradación alcanzado hasta este momento, los tramos rotos de fibras HE sirven como conectores entre los refuerzos LE que están en una etapa intermedia de fragmentación. Finalmente, al llegar a un nivel “d”, las plaquetas de fibra HE han desarrollado su deslizamiento y separación límite aportando cada vez menos energía, mientras que las fibras LE están llegando a su límite de fragmentación (Figura 40d). Esta combinación de eventos conlleva al inevitable colapso de la pieza, pues ya se han formado clústeres de fibras LE/HE dañadas en tal magnitud, que ninguno de los dos grupos de refuerzos puede contener la falla.



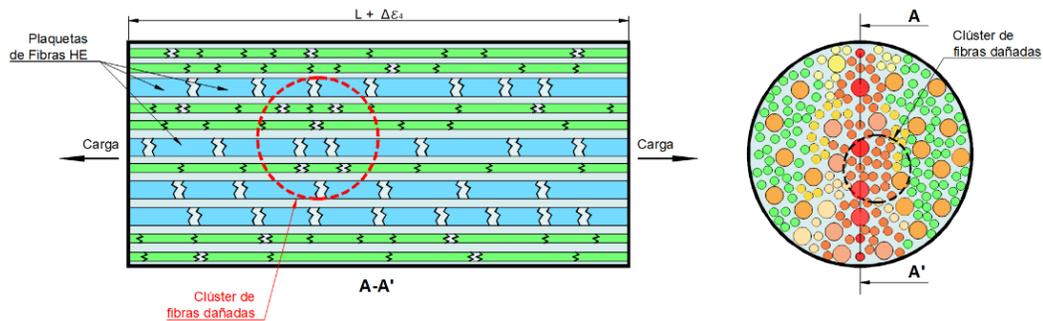
a) Fibras Intactas LE + Fibras Intactas HE



b) Fibras Intactas LE + Fibras Fragmentadas HE



c) Fibras Fragmentadas LE + Fibras Deslizamiento/Separación HE



d) Fibras Fragmentadas LE (saturación) + Fibras Deslizamiento/Separación HE

Figura 40. Diagrama esquemático de funcionamiento de fragmentos de fibras HE como plaquetas

4.4 Obtención de la proporción de refuerzo, α_{opt} , que ofrece máxima pseudo-ductilidad

Las fibras de baja elongación, LE, se usan en configuraciones no-híbridadas para atender una necesidad estructural particular. Con un contenido volumétrico V_f inicial definido, el material puede presentar un comportamiento frágil. Con el fin de mitigar esta respuesta, se integra un segundo material con una mayor elongación, las fibras HE.

Consecuentemente, la participación volumétrica del refuerzo LE pasa a ser la del *sub-composite* LE, SC_{LE} , que ahora equivale a $V_{f_{SC_{LE}}} = V_f \cdot \alpha$. La incógnita ahora es: si cada refuerzo tiene una función específica en respuesta global del material ¿cuál es la proporción óptima, α_{opt} , que ofrece la máxima *pseudo-ductilidad* en el híbrido?

Esta razón volumétrica se encuentra en un rango de $0.3 \leq \alpha \leq 0.7$. El valor mínimo de este intervalo es el límite por debajo del cual se reduciría considerablemente la resistencia a la tracción de *composite* LE original, mientras que el valor máximo, 0.70, es la cifra límite para evidenciar algún efecto sinérgico significativo que pueda brindar una respuesta *pseudo-dúctil* en el material. Estos valores límite fueron obtenidos haciendo un proceso iterativo exploratorio en MATLAB™ en el que se evaluó el rango de proporción de fibras α para *composites* reforzados con los materiales listados en la Tabla 2 y usando el modelo de fragmentación para híbridos (78).

Dado que se conocen las propiedades de ambos materiales, LE y HE, usando (33), se obtiene el esfuerzo límite de fragmentación global, σ'_{C_i} , para cada *sub-composite*. Con este valor y el contenido volumétrico absoluto de cada *sub-composite*, $V_{f_{SC_{LE}}}$ y $V_{f_{SC_{HE}}}$, es posible calcular el número crítico de grietas que cada grupo de fibras desarrolla. Consecuentemente, mediante (31), se estimarán los esfuerzos últimos a tracción de SC_{LE} y SC_{HE} usando el modelo CNB. Con los valores de resistencia obtenidos con el modelo CNB, se ajustan las curvas $\sigma_{SC_{LE}}$ vs ε y $\sigma_{SC_{HE}}$ vs ε usando los esfuerzos interfaciales corregidos, τ_{LE}^* y τ_{HE}^* , respectivamente, según se explicó en §3.2. Este procedimiento dará como resultado las curvas corregidas de SC_{LE} y SC_{HE} , que sumadas, representan la respuesta mecánica final del material compuesto hibridado.

Ahora bien, la obtención de la proporción óptima de refuerzo, α_{opt} , en el híbrido para lograr la máxima *pseudo-ductilidad*, se lleva a cabo de forma numérica siguiendo el esquema mostrado en la Figura 41 y la Figura 42. Como se puede observar, el proceso comienza estableciendo los valores iniciales globales para el ciclo de α , los cuales incluyen el máximo y el mínimo del intervalo inicial, $\alpha_0 = 0.3$ y $\alpha_f = 0.7$, valores que fueron justificados anteriormente; además, se define el número de puntos dentro del intervalo en los cuales se considerará la proporción α , $I_\alpha = 8^{**}$, dando como resultado un incremento para α de:

$$\Delta\alpha = \frac{\alpha_f - \alpha_0}{I_\alpha - 1} \quad (99)$$

Para cada uno de los α considerados dentro del intervalo, se debe calcular la deformación *pseudo-dúctil*, ε_{pseudo} , usando (98) y posteriormente, se debe determinar el valor de α para el cual ε_{pseudo} es máximo, $\alpha(\hat{i})$. No obstante, es muy probable que el valor discreto de α donde se obtuvo la máxima *pseudo-ductilidad*, $\alpha(\hat{i})$, no corresponda con el valor real, el cual podría obtenerse para valores de α que no fueron evaluados dentro del intervalo. Por tal motivo, es necesario restringir el intervalo entre el valor de α inmediatamente anterior a $\alpha(\hat{i})$, esto es $\alpha(\hat{i} - 1)$ y el inmediatamente posterior, $\alpha(\hat{i} + 1)$, y repetir el ciclo hasta que alguno de los criterios establecidos para ε_1 y ε_2 se cumpla (estos criterios se pueden evidenciar en la Figura 42). Se debe recordar que para cada valor de α considerado dentro del intervalo, se debe llevar a cabo una solución por mínimos cuadrados para la función $F(\varepsilon, \alpha)$, la cual fue definida anteriormente, con el propósito de determinar la deformación a la falla, $\varepsilon_{failure}$; posteriormente, con el valor obtenido de $\varepsilon_{failure}$, se debe calcular la deformación *pseudo-dúctil*, ε_{pseudo} , utilizando (98). La solución por mínimos cuadrados para $F(\varepsilon, \alpha)$ debe ser obtenida considerando sub-intervalos en las curva de σ vs ε del híbrido, porque, como se menciona anteriormente, para *composites* combinados, se pueden presentar máximos y mínimos locales. Los límites globales para ε en la solución por mínimos cuadrados son $\varepsilon_0 =$

** $I_\alpha = 8$ fue obtenido después de realizar varios ensayos numéricos

0.005mm/mm y $\varepsilon_f = 0.04mm/mm$. El límite inferior se ha establecido como el valor de deformación unitaria a partir del cual es posible encontrar el máximo de la curva. Por debajo de esta cifra, la curva σ vs ε de todos los materiales listados en la Tabla 2 se encuentran en la zona elástica lineal. Adicionalmente se ha establecido el valor máximo de deformación unitaria como el límite en el cual cada uno de los materiales de la Tabla 2 ha desarrollado completamente todos sus fenómenos: fibras intactas, fragmentación y deslizamiento/separación. A este nivel de elongación, la curva tiene una tendencia asintótica al eje X, lo que demuestra que el material no tiene la habilidad de aportar más esfuerzo, a pesar de que se someta a más deformación (Figura 29).

Cálculo del α para el ciclo i :

$$\alpha(i) = \alpha_o + (i - 1) \Delta\alpha$$

Porcentaje volumétrico absoluto de los subcomposites

$$V_{f,LE,HYB} = V_f \cdot \alpha(i)$$

$$V_{f,HE,HYB} = V_f \cdot (1 - \alpha(i))$$

Módulo elástico del híbrido:

$$E_{f,HYB} = E_{f,LE} \cdot \alpha(i) + E_{f,LE} \cdot (1 - \alpha(i))$$

Cálculo del esfuerzo último a tensión de cada subcomposite usando CNB:

$$\sigma_{CNB,LE} = \sigma_{CNB,LE}(\sigma_{o,LE}, L_{o,LE}, D_{LE}, \tau_{LE}, \beta_{LE}, V_{f,LE,HYB}, E_{f,hyb})$$

$$\sigma_{CNB,HE} = \sigma_{CNB,HE}(\sigma_{o,HE}, L_{o,HE}, D_{HE}, \tau_{HE}, \beta_{HE}, V_{f,HE,HYB}, \sigma_{c,HE}, \alpha_{HE}, b_{HE}, c_{HE})$$

Cálculo del esfuerzo interfacial corregido, τ^*

$$\tau_{LE}^* = \tau_{LE}^*(\sigma_{o,LE}, L_{o,LE}, D_{LE}, \beta_{LE}, V_{f,LE,HYB}, E_{f,hyb}, \sigma_{CNB,LE})$$

$$\tau_{HE}^* = \tau_{HE}^*(\sigma_{o,HE}, L_{o,HE}, D_{HE}, \beta_{HE}, V_{f,HE,HYB}, E_{f,hyb}, \sigma_{CNB,HE})$$

Cálculo del esfuerzo crítico de cada subcomposite (j=1,2):

$$\sigma_{c_j} = \sigma_{0_j} \left(\frac{2 \cdot L_{0_j} \cdot \tau_j^*}{d_j \cdot \sigma_{0_j}} \right)^{\frac{1}{\beta_j + 1}}$$

Cálculo de γ , κ y L de cada subcomposite (j=1,2)

$$\kappa_j = \beta_j + 1$$

$$\gamma_j = \left(\frac{E_{HYB}}{\sigma_{c_j}} \right)^{\kappa_j}$$

$$L_1 = \alpha(i); L_2 = 1 - \alpha(i)$$

Cálculo de η :

$$\eta(\alpha(i)) = V_f \cdot \left(\sum_{j=1}^2 E_j \cdot L_j(\alpha(i)) \right)$$

Figura 41. Esquema para el cálculo de α para el ciclo i -esimo

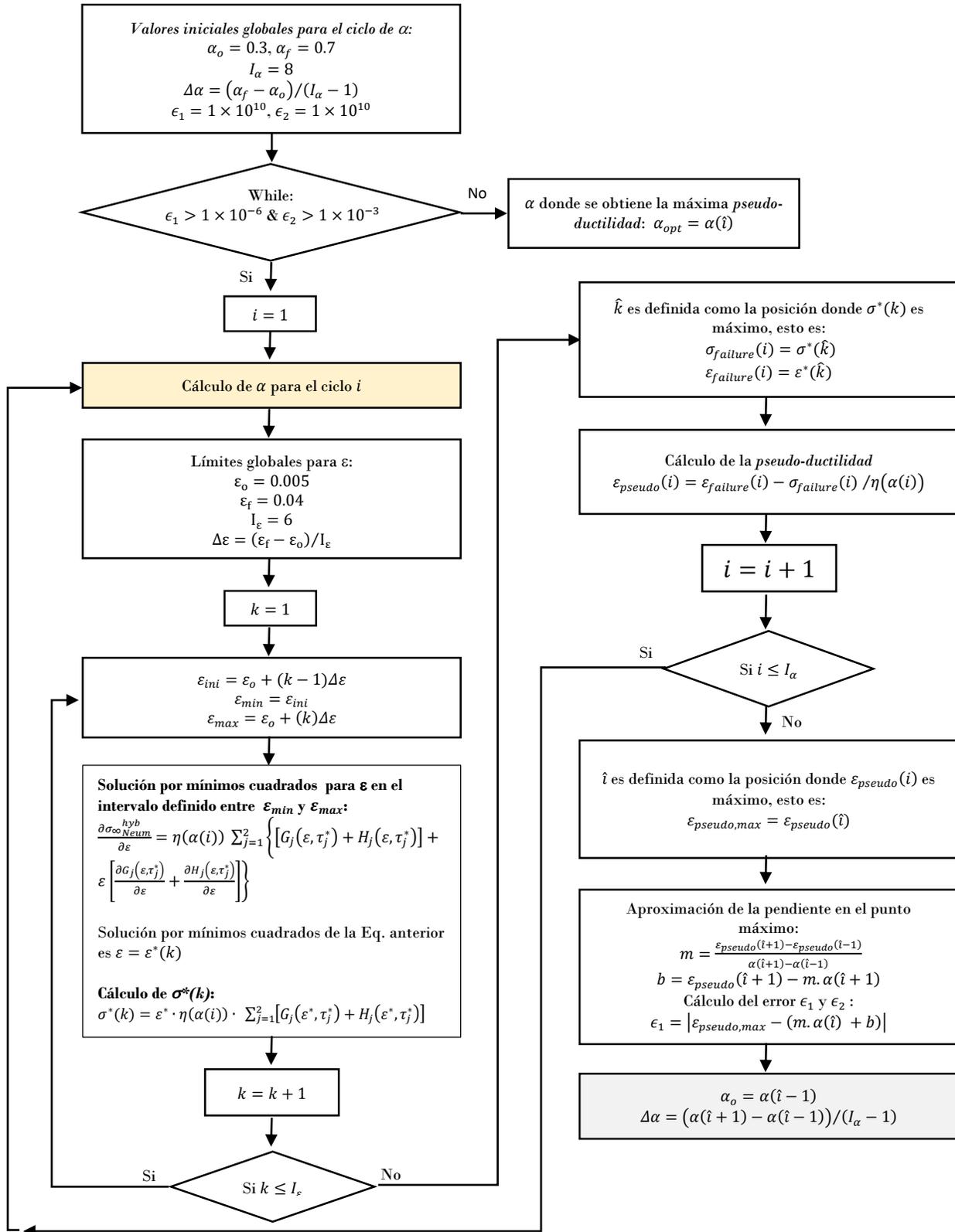


Figura 42. Esquema para la obtención de alfa óptimo, α_o

4.5 Combinaciones híbridas

4.5.1 Híbrido T700SC/Vidrio/EP, $V_f = 0.4$

Los materiales 1 y 8 de la Tabla 2 fueron combinados en una configuración híbrida con valores $\alpha_1 = 0.9$ hasta $\alpha_6 = 0.1$ e incrementos de $\Delta\alpha = -0.1$, tomando un contenido volumétrico $V_f = 0.4$. El refuerzo de baja elongación LE es una fibra de carbono T700SC, mientras que el refuerzo de alta elongación HE es una fibra de vidrio típica. La relación entre los módulos de elasticidad de estas dos fibras es 3.82:1.00, ($E_{f_{LE}}/E_{f_{HE}} : 1.00$) respectivamente, razón que se identificará en los diferentes casos con la letra griega “Xi” como $\xi_f : (3.82 : 1.00)$. De manera análoga se relaciona el desempeño mecánico de los compuestos no-híbridos LE y HE, comparando la deformación y esfuerzo último que cada uno desarrolla mediante (100), dando como resultado para este caso $\Delta = (0.52, 1.65)$

$$\Delta = \left(\frac{\varepsilon_{U_{LE}}}{\varepsilon_{U_{HE}}}, \frac{\sigma_{U_{LE}}}{\sigma_{U_{HE}}} \right) \quad (100)$$

Los resultados de la curva σ vs ε para cada caso evaluado se muestran en la Figura 43.

Como punto de referencia se muestra el *composite* reforzado solo con fibra de carbono T700SC (línea azul con cuadrados blancos). Al combinar este refuerzo con fibras de vidrio en una proporción $\alpha_1 = 0.90$, se conserva prácticamente el mismo esfuerzo a la rotura, aumentando levemente la deformación a la falla (ver resultados en Tabla 7). Las curvas subsiguientes conservan esta tendencia, y un comportamiento frágil, hasta llegar a una combinación $\alpha_3 = 0.70$ (línea azul con rombos), en donde se empieza a evidenciar el efecto híbrido. La proporción de refuerzo de fibras HE puede incrementarse todavía más, llegando hasta $\alpha_5 = 0.50$ (línea punteada naranja), combinatoria que ofrece la mayor deformación a la rotura en la gráfica. El siguiente incremento, $\alpha_6 = 0.4$ (línea roja continua), muestra una reducción significativa del esfuerzo y deformación última, y la curva vuelve a su comportamiento frágil inicial. La variación del contenido volumétrico de fibra de cada *sub-composite*, $V_{f_{SCLE}}$ y $V_{f_{SCHE}}$,

disminuyendo en el SC_{LE} y aumentado en el SC_{HE} , va cambiando la geometría de la curva con cada decremento de α . Es por ello que se observa que a partir de $\alpha_3 = 0.70$, la curva muestra un máximo local y un máximo absoluto en el punto de rotura. Con la proporción de mezcla $\alpha_6 = 0.4$ las contribuciones de esfuerzo de SC_{LE} y SC_{HE} no alcanzan a generar el doble pico, volviéndose predominante el aporte del grupo de fibras HE, y por tanto, se presenta este comportamiento nuevamente frágil.

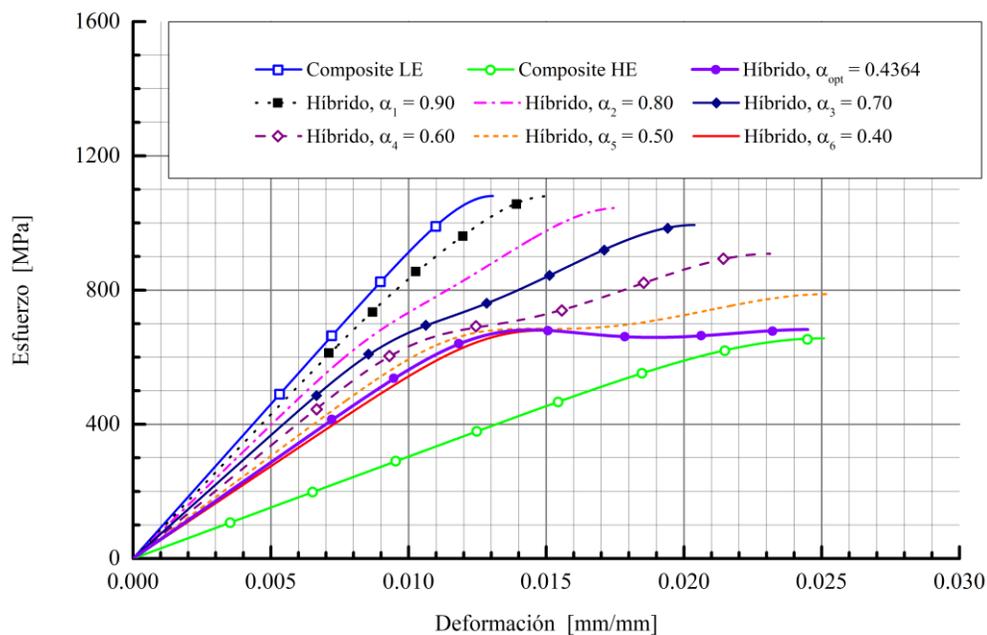


Figura 43. Curva σ vs ϵ predicha para *composite* híbrido T700SC/Vidrio/EP con $\alpha_1 = 0.9$ hasta $\alpha_6 = 0.4$ con incrementos de $\Delta\alpha = -0.1$, $\alpha_{opt} = 0.4364$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$

Usando el procedimiento descrito en §4.3, se ha calculado la curva correspondiente a la combinación $\alpha_{opt} = 0.4364$ que ofrece la máxima *pseudo-ductilidad*, $\epsilon_{pseudo\alpha_{max}} = 1.26E - 2mm/mm$ (línea continua morada con puntos).

Para entender el comportamiento de los diferentes escenarios considerados, se presenta un análisis de las contribuciones de energía de los fenómenos de fibras intactas (FI) y fragmentación (FM) de las fibras de carbono y de vidrio, así como los aportes ofrecidos por el deslizamiento y separación (DS) de las fibras HE. La Figura 44 muestra la descomposición de la curva del *composite* T700SC/EP. El área bajo la curva corresponde

a una energía total disipada $U_T = 7.70 \text{ MJ/m}^3$, de los cuales el 21.8% ($U_{LEFI} = 1.68 \text{ MJ/m}^3$) se debe al efecto de fibras intactas (FI), y el restante 78.2% ($U_{LEFM} = 6.02 \text{ MJ/m}^3$) al fenómeno de fragmentación (FM).

Tabla 7. Esfuerzo y deformación última predichos del *composite* híbrido T700SC/Vidrio/EP con $\alpha_1 = 0.9$ hasta $\alpha_6 = 0.4$ con incrementos de $\Delta\alpha = -0.1$, $\alpha_{opt} = 4364$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$

	Proporción de refuerzo α							
	LE	α_1 0.90	α_2 0.80	α_3 0.70	α_4 0.60	α_5 0.50	α_{opt} 0.436	α_6 0.40
σ_U [MPa]	1080.51	1079.77	1044.78	994.02	908.47	788.02	682.274	694.02
ε_U [mm/mm]	1.31E-2	1.51E-2	1.76E-2	2.04E-2	2.31E-2	2.52E-2	2.45E-2	2.04E-2

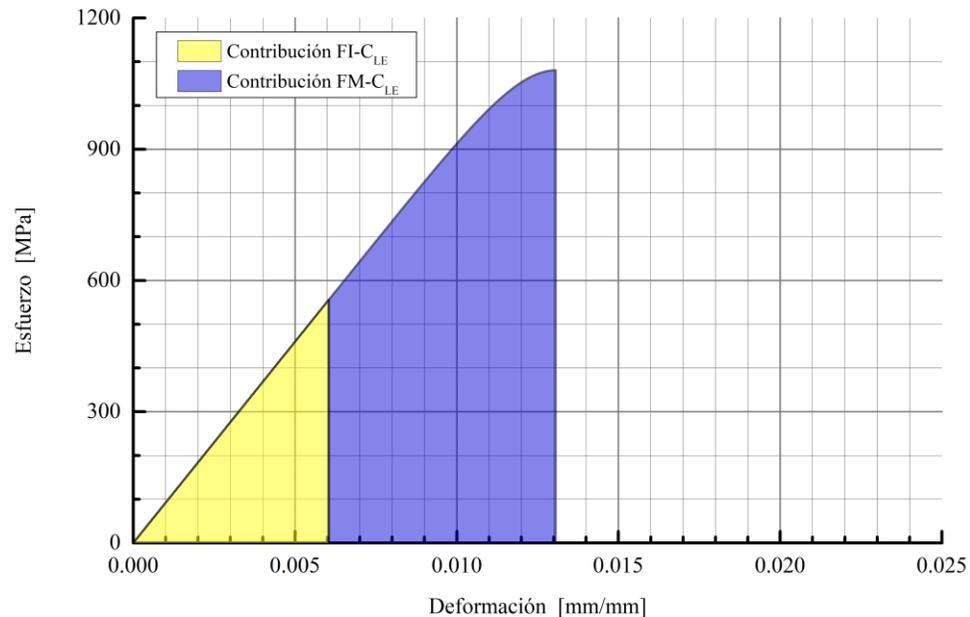


Figura 44. Descomposición de la curva T700SC/EP con un contenido volumétrico $V_f = 0.4$, de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI) y Fragmentación (FM)

Al adicionar el refuerzo HE en una proporción $\alpha_1 = 0.9$ (Figura 45), la contribución energética de las fibras de vidrio no es suficiente para cambiar el comportamiento frágil predominante que presentaba el *composite* no-hibridado con fibras de carbono. La

energía total disipada es ahora $U_T = 9.21MJ/m^3$, de los cuales el 20.6% ($U_{SC_{LEFI}} = 1.90MJ/m^3$) corresponde al efecto de fibras intactas del *sub-composite* LE (FI-SC_{LE}) y un 72.69% ($U_{SC_{LEFM}} = 6.02MJ/m^3$) al fenómeno de fragmentación (FI-SC_{FM}). Para este caso la fibra de carbono no desarrolla deslizamiento/separación, por tanto no hay aporte energético por este fenómeno ($U_{SC_{LEDS}} = 0.0MJ/m^3$). La contribución energética resultante por la adición de la fibra de vidrio es de 0.40% por fibras intactas ($U_{SC_{HEFI}} = 0.04MJ/m^3$), 3.15% debido a fragmentación ($U_{SC_{HEFM}} = 0.29MJ/m^3$) y 3.16% ($U_{SC_{HEDS}} = 0.29MJ/m^3$) es atribuible al fenómeno de deslizamiento y separación (DS) que es responsable, en parte, del leve aumento en la deformación final a la rotura del *composite* híbrido.

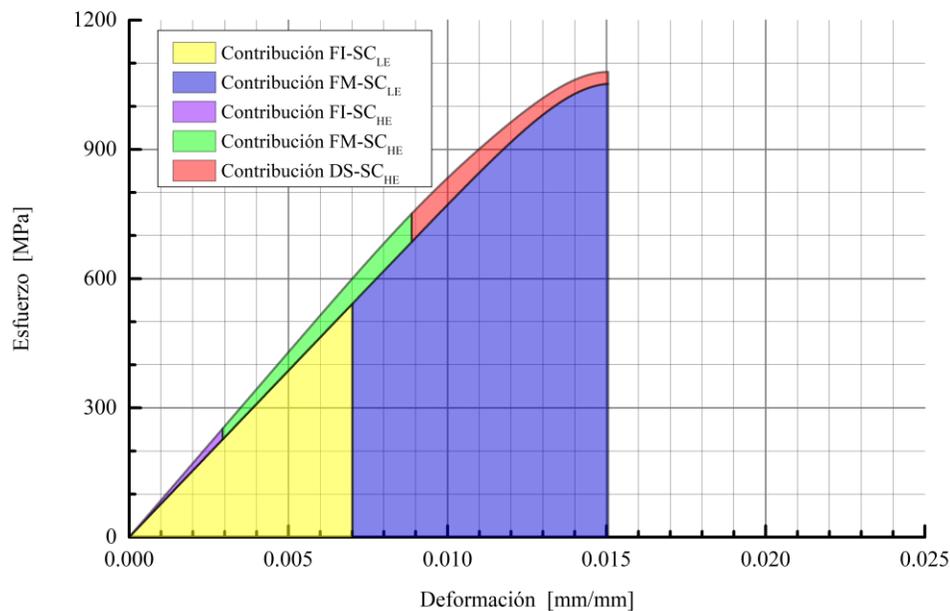


Figura 45. Descomposición de la curva T700SC/ Vidrio/EP con $\alpha_1 = 0.9$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$, de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI), Fragmentación (FM) y Deslizamiento/Separación (DS) de cada *sub-composite*

Por otra parte, se presenta la descomposición energética del híbrido con una razón $\alpha_6 = 0.4$ (Figura 46). En ella se aprecia que el contenido volumétrico absoluto del grupo de fibras de carbono, $V_{f_{SC_{LE}}}$, se reduce considerablemente, hecho que se evidencia en los bajos aportes energéticos de FI y FM de este refuerzo. Para esta combinatoria de

fibras, la energía total bajo la curva es $U_T = 5.80 MJ/m^3$ (prácticamente la mitad del área del *composite* LE antes de combinarse), de los cuales 22.9% ($U_{SC_{LEFI}} = 1.33 MJ/m^3$) corresponde al efecto de fibras intactas y 18.86% ($U_{SC_{LEFM}} = 1.09 MJ/m^3$) al fenómeno de fragmentación del *sub-composite* LE. Adicionalmente, se obtiene 5.39% ($U_{SC_{HEFI}} = 0.31 MJ/m^3$) de aporte de fibras intactas, 41.96% ($U_{SC_{HEFM}} = 41.96 MJ/m^3$) por la fragmentación y 10.89% ($U_{SC_{HEDS}} = 0.29 MJ/m^3$) debido al deslizamiento y separación de las fibras de vidrio.

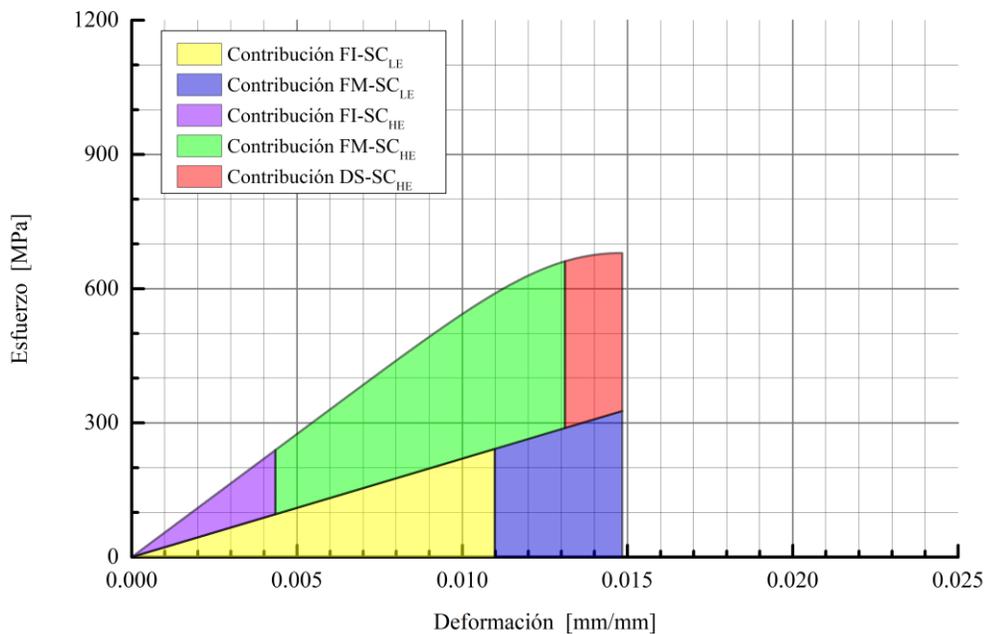


Figura 46. Descomposición de la curva T700SC/ Vidrio/EP con $\alpha_6 = 0.4$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$, de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI), Fragmentación (FM) y Deslizamiento/Separación (DS) de cada *sub-composite*

Esto significa que una reducción significativa en el contenido de refuerzo $V_{f_{SC_{LE}}}$ conlleva a una disminución en sus aportes energéticos por fragmentación $U_{SC_{LEFM}}$, haciendo que el comportamiento mecánico del *sub-composite* de fibras de vidrio se vuelva predominante. Esto se evidencia por el alto nivel de fragmentación que el SC_{HE} desarrolla, acompañado además de una contribución muy baja de energía por deslizamiento y separación, $U_{SC_{HEDS}}$. Consecuentemente esta mezcla presenta

nuevamente un daño súbito, sin posibilidad de advertencia, comportamiento muy similar al que se tenía antes de realizar la hibridación.

Finalmente, se presenta la descomposición por fenómenos para la combinación $\alpha_{opt} = 0.4364$ (Figura 47). La respuesta mecánica de este híbrido da cuenta de una energía total disipada de $U_T = 12.42 MJ/m^3$. El aporte del *sub-composite* LE es de $U_{SC_{LE}} = 7.40 MJ/m^3$ (59.55%), mientras que el paquete de fibras de vidrio, SC_{HE} , contribuye con $U_{SC_{HE}} = 5.02 MJ/m^3$ (40.45%).

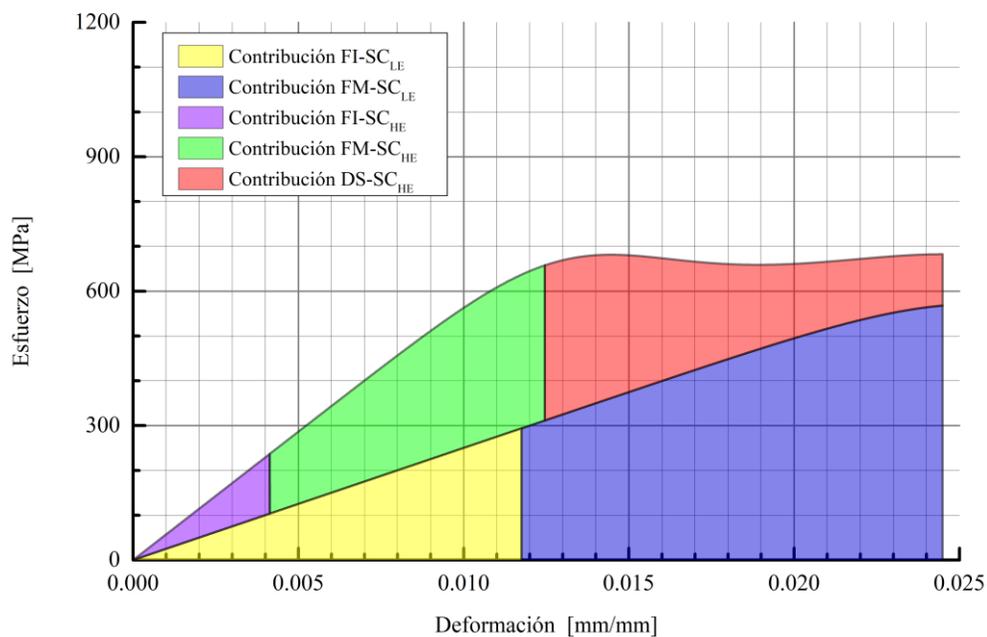


Figura 47. Descomposición de la curva T700SC/ Vidrio/EP con $\alpha_{opt} = 0.4364$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$, de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI), Fragmentación (FM) y Deslizamiento/Separación (DS) de cada *sub-composite*

El grupo de refuerzos de carbono, que mantiene un comportamiento frágil, participa con 22.9% de la energía total representado por fibras intactas ($U_{SC_{LE_{FI}}} = 1.73 MJ/m^3$), y 45.66% ($U_{SC_{LE_{FM}}} = 5.67 MJ/m^3$) debido a fragmentación. Por su parte, las fibras de vidrio tienen un rol diferenciador en la respuesta obtenida: 2.22% ($U_{SC_{HE_{FI}}} = 0.28 MJ/m^3$) por fibras intactas, 17.30% ($U_{SC_{HE_{FM}}} = 41.96 MJ/m^3$) son atribuibles a la

fragmentación y 20.93% de la energía disipada es a causa del deslizamiento y separación ($U_{SC_{HE_{DS}}} = 2.60MJ/m^3$).

La Figura 47 muestra como los fenómenos de FI y FM para ambas fibras ofrecen una respuesta frágil, mientras que el fenómeno de deslizamiento y separación (DS) del refuerzo HE es el responsable de la respuesta *pseudo-dúctil*. Esta contribución, equivalente al 20.93% de la energía total disipada, da cuenta de una gran deformación con una pérdida gradual del nivel de esfuerzo. Este comportamiento puede atribuirse a las plaquetas de fibras de vidrio que mantienen la integridad del híbrido. Es por tanto crucial, que el refuerzo HE desarrolle un adecuado nivel de fragmentación en el cual las fibras puedan segmentarse en una cantidad suficiente que permita resguardar el híbrido cuando es sometido a altas deformaciones, sobre todo cuando el SC_{LE} está cerca de alcanzar la saturación de grietas. En este punto toma también relevancia el contenido volumétrico de fibras de vidrio, que, en una proporción adecuada, actuará de manera sinérgica con las fibras de carbono (en proceso de fragmentación), para ofrecer la respuesta *pseudo-dúctil* mostrada.

El rol que desempeña el SC_{HE} en la configuración híbrida puede explicarse en la Figura 48. En ella se han incluido los aportes energéticos de cada fenómeno (FI, FM y DS) para ambas fibras (LE y HE) y todos los escenarios α evaluados. A medida que aumenta la proporción de refuerzo α , se eleva la energía total disipada por el híbrido hasta llegar a un máximo ($U_T = 13.8MJ/m^3$) correspondiente a $\alpha = 0.50$. No obstante, una mayor área debajo de la curva no garantiza la obtención de la máxima *pseudo-ductilidad*. El valor máximo de deformación ($\varepsilon_{pseudo} = 12.6 \times 10^{-3}mm/mm$), mostrado en el segundo eje Y, se da cuando se obtienen las mayores contribuciones porcentuales de energía en los fenómenos de fragmentación (FM) y deslizamiento/separación (DS) del SC_{HE} . Esto confirma el papel que juegan las plaquetas HE en el híbrido. Para este caso, la diferencia en el contenido volumétrico absoluto de fibra de vidrio, $V_{f_{SC_{HE}}} = 0.50$ que se presenta en $\alpha_5 = 0.50$, comparado con el $V_{f_{SC_{HE}}} = 0.5636$, logrado a una razón $\alpha_{opt} = 0.4364$, ofrece mayores contribuciones

energéticas de los fenómenos de FM y DS, atribuibles a un mayor número de fragmentos de fibras de vidrio actuando como plaquetas que protegen la integridad, y ofrecen una mayor deformación a la rotura del material.

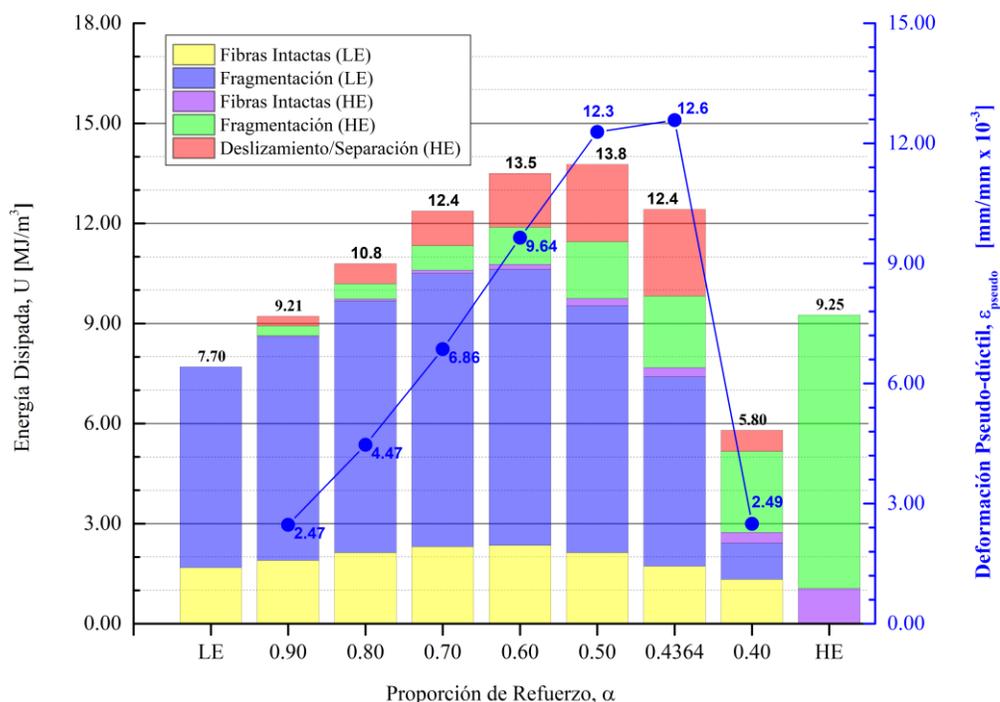


Figura 48. Descomposición de energía de acuerdo a las contribuciones por fenómeno y deformación *pseudo-dúctil* resultante para el compuesto T700SC/ Vidrio/EP con diferentes proporciones de refuerzo α , (LE:T700SC – HE:Vidrio)

Habiendo establecido la combinación de refuerzos, $\alpha_{opt} = 0.4364$, que ofrece la máxima *pseudo-ductilidad*, se presenta la respectiva curva σ vs ϵ (Figura 49). Ésta muestra un daño gradual, por lo que es posible establecer el punto de cendencia del compuesto, σ_Y , tal y como se definió §1.2.10.

La línea paralela al módulo elasticidad del híbrido, con una $\epsilon = 0.001$, intersecta la curva σ vs ϵ en un esfuerzo $\sigma_Y = 658.69MPa$ y una deformación $\epsilon_Y = 1.25E - 2 mm/mm$. Si bien este punto denota el momento en el cual la deformación supera el límite elástico en materiales dúctiles, en este contexto de *composites* híbridos puede tomarse como el punto de “advertencia” a partir del cual el material comienza a

desarrollar una deformación “rápida” sin que varíe considerablemente el esfuerzo aplicado. En metales este fenómeno lleva el nombre de endurecimiento por deformación, y se da cuando las impurezas o los elementos de aleación bloquean las dislocaciones de la red cristalina impidiendo su deslizamiento, proceso mediante el cual el material se deforma plásticamente. Haciendo un símil con materiales compuestos híbridos, las plaquetas de fibras HE bloquean la propagación de grietas retrasando el deslizamiento y separación del *sub-composite* LE, manteniendo conectados los puntos de rotura mediante los tramos de fibras resultantes de la fragmentación y presentando un daño gradual con relativos altos niveles de deformación

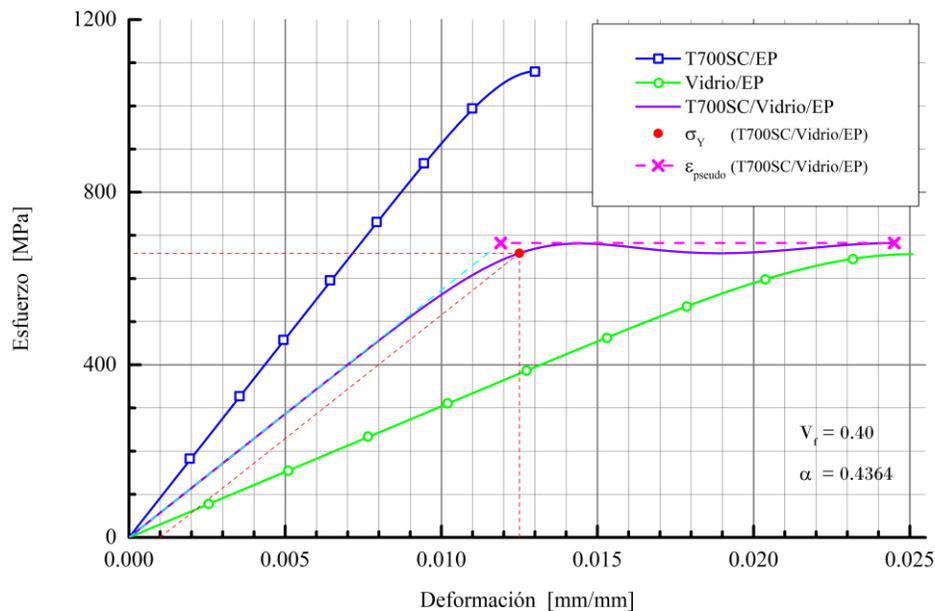


Figura 49. Curva σ vs ϵ , ϵ_{pseudo} y σ_Y de compuesto híbrido T700SC/Vidrio/EP con $V_f = 0.40$ y $\alpha_{opt} = 0.4364$

Adicionalmente, en (25) se presentó el efecto híbrido como la aparente mejora a la falla de la fibra LE en un compuesto híbrido por la incorporación de una fibra HE, en comparación con la deformación a la fractura de la fibra LE en un compuesto reforzado no-híbrido. No obstante, la combinación de refuerzos supone también una reducción en el valor del esfuerzo último, por lo que el efecto híbrido es redefinido como la aparente mejora en la deformación a la falla, con la consecuente reducción del esfuerzo así:

$$R = \left(\frac{\overline{\varepsilon_{HYB,c}}}{\overline{\varepsilon_{LE,c}}}, \frac{\overline{\sigma_{HYB,c}}}{\overline{\sigma_{LE,c}}} \right) \quad (90)$$

Es por ello que esta mezcla de refuerzos tiene un efecto $R = (1.88, 0.63)$, es decir que se logra un aumento en el 88% de la deformación, con una reducción del 37% del esfuerzo último a tracción, en relación al comportamiento que exhibía el *composite* T700SC/EP antes de la adición de las fibras de vidrio.

El resumen, la Tabla 8 muestra las propiedades obtenidas para el compuesto T700SC/Vidrio/EP.

Tabla 8. Propiedades del compuesto híbrido T700SC/Vidrio/EP (Caso 1)

Composición del híbrido					
$V_f = 0.40$		$\Delta = (0.52, 1.65)$			
$\alpha_{opt} = 0.4364$		$\varepsilon_{pseudo} = 12.57E - 3mm/mm$			
$\xi_f : (3.82 : 1.00)$		$R = (1.88, 0.63)$			
Respuesta mecánica					
$\sigma_U = 682.27MPa$		$\sigma_Y = 658.69MPa$			
$\varepsilon_U = 2.45E - 2mm/mm$		$\varepsilon_Y = 1.26E - 2mm/mm$			
Energía disipada					
$U_T = 12.42MJ/m^3$					
Contribución sub-composite LE					
U_{SCLEFI}		U_{SCLEFM}		U_{SCLEDS}	
[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[%]
1.73	13.9%	5.67	45.7%	0.00	0.0%
Contribución sub-composite HE					
U_{SCHEFI}		U_{SCHEFM}		U_{SCHEDS}	
[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]
0.28	2.2%	2.15	0.28	2.2%	2.15

4.5.2 Híbrido M40/Vidrio/EP, $V_f = 0.4$

Este híbrido usa la misma fibra de vidrio de §4.4.1, incorporando como refuerzo de baja elongación una fibra de carbono M40, material cuatro de la Tabla 2. El M40 tiene un módulo de elasticidad $E_f = 392GPa$ (70% mayor que el T700SC). Considerando el mismo contenido volumétrico, $V_f = 0.40$, el *composite* M40/EP ofrece un esfuerzo

último a tracción $\sigma_U = 1807.34 \text{MPa}$ y una deformación a la rotura $\varepsilon_U = 1.23E - 2 \text{mm/mm}$, es decir 80% más esfuerzo y prácticamente la misma deformación última del T700SC/EP. De esta manera, fue posible comparar la respuesta mecánica de ambos híbridos considerando dos tipos de fibras de carbono diferentes con una misma fibra de vidrio en cada caso. Los resultados con las diferentes proporciones α , así como la combinación óptima, α_{opt} , se presentan en la Tabla 9 y Figura 50.

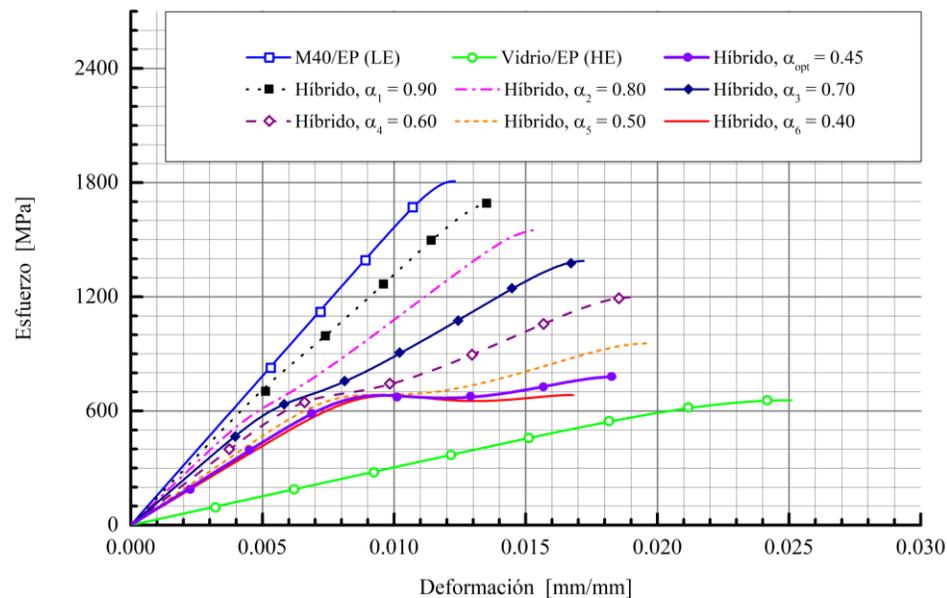


Figura 50. Curva σ vs ε predicha en el *composite* híbrido M40/Vidrio/EP con $\alpha_1 = 0.9$ hasta $\alpha_6 = 0.4$ con incrementos de $\Delta\alpha = -0.1$, $\alpha_{opt} = 0.45$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$

Tabla 9. Esfuerzo y deformación última predichos del *composite* híbrido M40/Vidrio/EP con $\alpha_1 = 0.9$ hasta $\alpha_6 = 0.4$ con incrementos de $\Delta\alpha = -0.1$, $\alpha_{opt} = 0.45$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.40$

	Proporción de refuerzo LE							
	LE	α_1 0.90	α_2 0.80	α_3 0.70	α_4 0.60	α_5 0.50	α_{opt} 0.45	α_6 0.40
σ_U [MPa]	1807.33	1694.35	1550.66	1388.26	1197.40	955.28	779.29	684.12
ε_U [mm/mm]	1.23E-2	1.37E-2	1.54E-2	1.72E-2	1.90E-2	1.96E-2	1.84E-2	1.68E-2

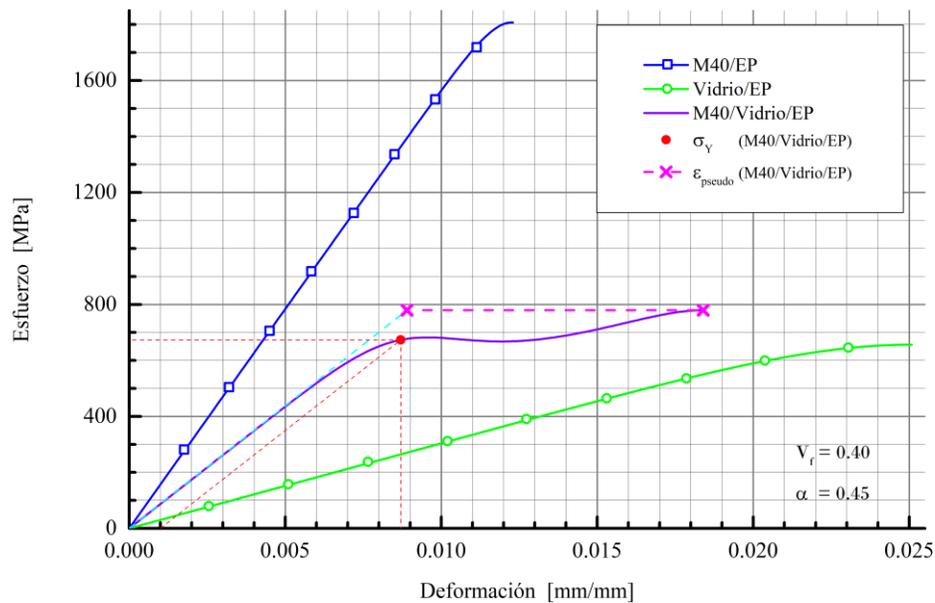


Figura 51. Curva σ vs ϵ , ϵ_{pseudo} y σ_Y de compuesto híbrido M40/Vidrio/EP con $V_f = 0.40$ y $\alpha_{opt} = 0.45$

La respuesta mecánica de este híbrido presenta una tendencia similar a la obtenida en el T700/Vidrio/EP, no obstante, la deformación *pseudo-dúctil* es mucho menor en el compuesto M40/Vidrio/EP. Las curvas de esta segunda mezcla tienen una mayor influencia del *sub-composite* LE. Esto se puede explicar por la relación entre los módulos de Young de los refuerzos usados: el módulo de elasticidad de la fibra de vidrio es $E_f = 76GPa$, es decir una $\xi_f : (3.82 : 1.00)$ con relación al módulo del T700SC; por su parte, el M40Vidrio/EP tiene una razón $\xi_f : (1.70 : 1.00)$, haciendo que las curvas desarrollen una menor deformación, pero con valores de esfuerzo último similares para α_{opt} . La proporción $\alpha_{opt} = 0.45$ ofrece un material con un esfuerzo a la cedencia $\sigma_Y = 673.34MPa$ y una deformación $\epsilon_Y = 8.70E - 3 mm/mm$ tal y como se muestra en la Figura 51. El efecto híbrido logrado es $R = (+49.6, -56.9)$.

Finalmente, se presenta la descomposición por fenómenos para el compuesto M40/Vidrio/EP (Figura 52). Se puede observar que se mantiene la misma tendencia de la combinación anterior, pero disipando comparativamente una menor energía en todas las razones de mezcla LE/HE evaluadas. La mayor deformación *pseudo-dúctil*,

$\varepsilon_{pseudo} = 9.47E - 3mm/mm$, se da al liberarse una energía total de $U_T = 9.94MJ/m^3$, que corresponde a la razón α en la cual los fenómenos FM y DS del SC_{HE} contribuyen con el máximo valor de área bajo la curva.

Tabla 10. Propiedades del compuesto híbrido M40/Vidrio/EP

Composición del híbrido					
$V_f = 0.40$		$\Delta = (0.49, 2.75)$			
$\alpha_{opt} = 0.45$		$\varepsilon_{pseudo} = 9.47E - 3mm/mm$			
$\xi_f : (1.70 : 1.00)$		$R = (1.50, 0.43)$			
Respuesta mecánica					
$\sigma_U = 779.29MPa$		$\sigma_Y = 673.34MPa$			
$\varepsilon_U = 1.84E - 2mm/mm$		$\varepsilon_Y = 8.70E - 3mm/mm$			
Energía disipada					
$U_T = 12.42MJ/m^3$					
Contribución sub-composite LE					
U_{SCLEFI}		U_{SCLEFM}		U_{SCLEDS}	
[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[%]
2.88	28.9%	3.66	36.8%	0.00	0.0%
Contribución sub-composite HE					
U_{SCHEFI}		U_{SCHEFM}		U_{SCHEDS}	
[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]
0.17	1.8%	1.33	13.4%	1.90	19.1%

4.5.3 Híbrido M40/T700SC/EP, $V_f = 0.4$

La mezcla de refuerzos evaluado hasta ahora en este trabajo da cuenta de una pérdida considerable de la resistencia última de los materiales originales, comparado con el sistema híbrido. Para el T700SC/EP la mezcla con fibra de vidrio supone una reducción de cerca del 37% en el esfuerzo último, mientras que en el M40 esta disminución equivale a 57%.

Se presenta entonces como alternativa la combinación de dos fibras de carbono en un compuesto M40/T700SC/EP. Estos dos refuerzos, con una relación $\xi_f : (1.35 : 1.00)$, desarrollan en sus configuraciones no-híbridas una deformación a la rotura similar. Para conocer su comportamiento en una configuración híbrida, diferentes proporciones de mezcla, $\alpha_1 = 0.9$ hasta $\alpha_6 = 0.4$, fueron evaluadas dando

como resultado una respuesta mecánica frágil, tal y como lo muestran las líneas punteadas de color gris en la Figura 53.

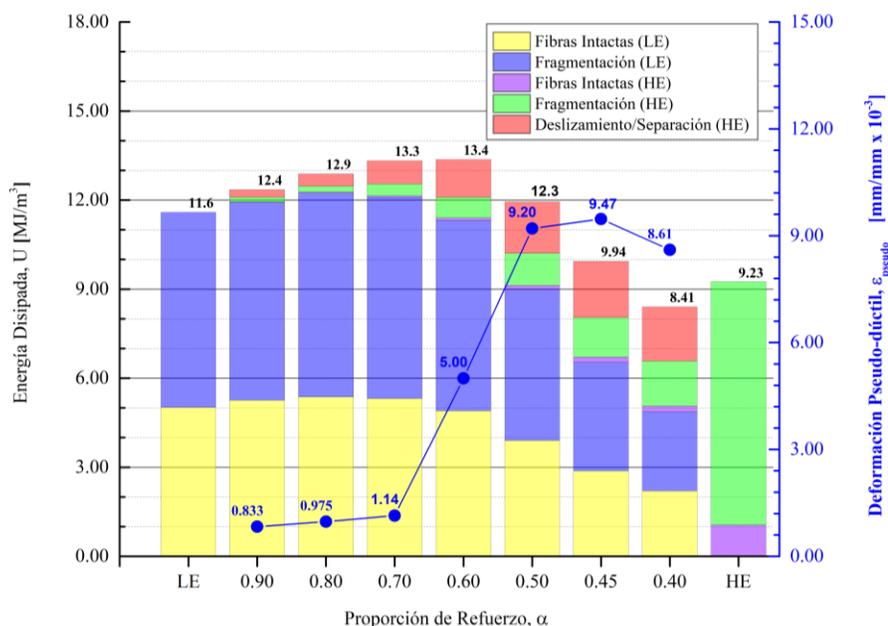


Figura 52. Descomposición de energía de acuerdo a las contribuciones por fenómeno y deformación *pseudo-dúctil* resultante para el compuesto M40/Vidrio/EP con diferentes proporciones de refuerzo α , (LE:M40 – HE:Vidrio)

Este resultado supondría que la mezcla entre estos dos refuerzos no ofrece una respuesta sinérgica que pueda brindar un comportamiento *pseudo-dúctil*. No obstante, existe un $\alpha_{opt} = 0.632$ (obtenido con §4.3) que brinda un daño gradual. La dificultad para encontrar este valor de manera gráfica, tanteando valores, radica en que para esta combinación de fibras existe un estrecho rango de α en los cuales el refuerzo HE puede desarrollar deslizamiento y separación. Este fenómeno se puede explicar en la Figura 54. Nótese la baja contribución energética de los fenómenos de FI y FM entre $0.90 \leq \alpha \leq 0.70$, además de los reducidos valores de deformación *pseudo-dúctil*, ϵ_{pseudo} , obtenidos para las diferentes razones de mezcla. A una proporción $\alpha = 0.632$ se presenta un valor máximo de deformación *pseudo-dúctil*, acompañado de la máxima contribución de FM y DS de los refuerzos HE, en este caso la fibra de carbono T700SC.

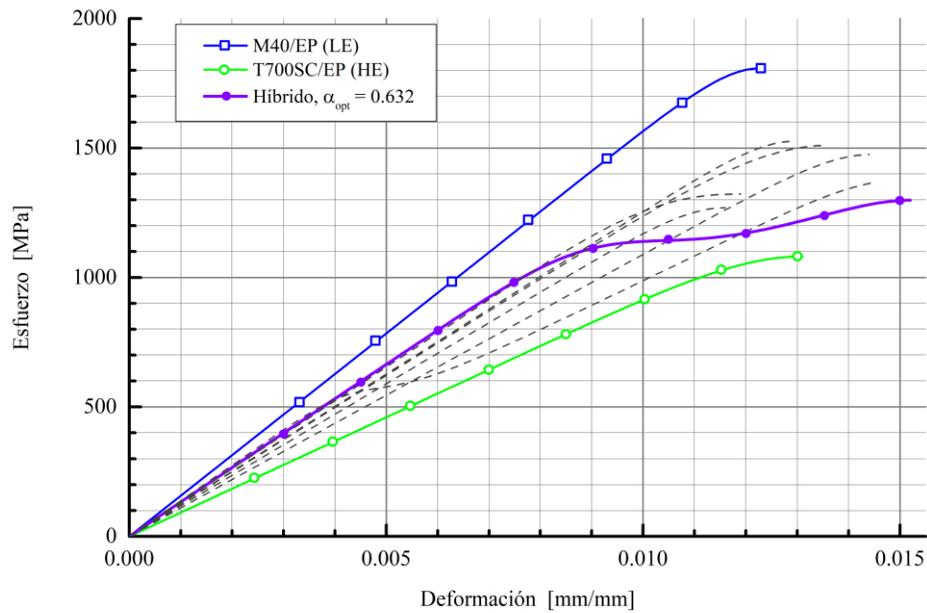


Figura 53. Curva σ vs ϵ , ϵ_{pseudo} y σ_Y de compuesto híbrido M40/T700SC/EP ($\alpha_{opt} = 0.632$) con un contenido volumétrico $V_f = 0.40$

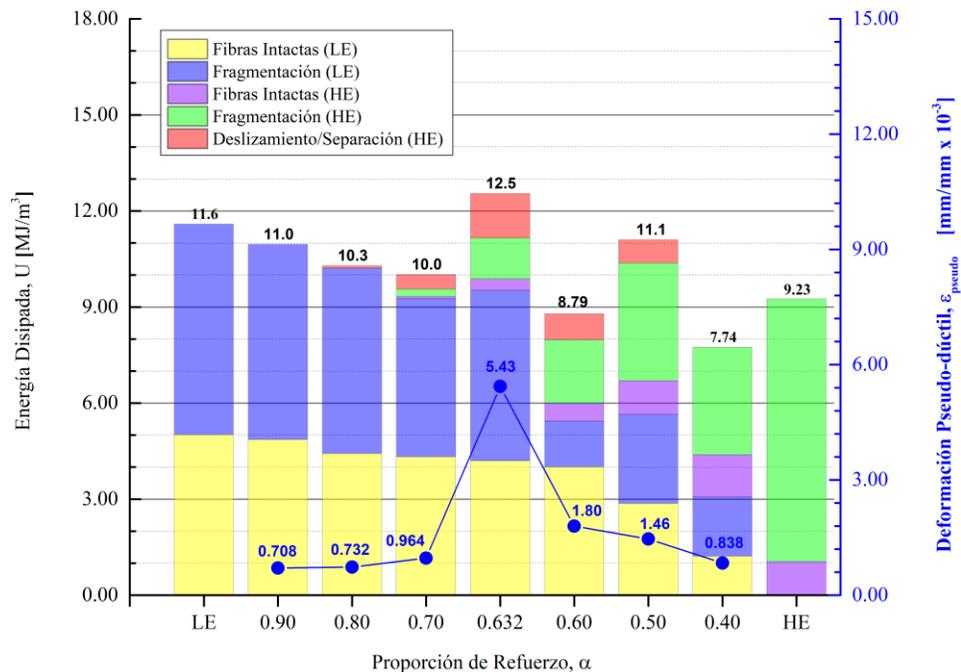


Figura 54. Descomposición de energía de acuerdo a las contribuciones por fenómeno y deformación pseudo-dúctil resultante para el compuesto M40/T700SC/EP con diferentes proporciones de refuerzo α , (LE:M40 – HE:T700SC)

Este estrecho rango supone una dificultad para encontrar la mezcla óptima de refuerzos que, como en este caso, tienen deformaciones a la rotura similares. No obstante, es posible evaluar el comportamiento *pseudo-dúctil* en las vecindades del valor de α encontrado. Para ello se usó el procedimiento del numeral §4.2 de manera iterativa, variando los porcentajes volumétricos globales del compuesto en un rango de vecindad cercano a, $V_f = 0.40$, así como un intervalo en proximidad a la razón de mezcla α_{opt} , esto con el objetivo de calcular el valor de deformación *pseudo-dúctil*, ϵ_{pseudo} , en esta región. La Figura 55 ilustra el resultado obtenido.

La gráfica de contorno obtenida muestra la deformación *pseudo-dúctil* en una ventana con una proporción de refuerzo $0.59 \leq \alpha \leq 0.67$ y un porcentaje de refuerzo global $0.36 \leq V_f \leq 0.55$. El punto rojo en la gráfica denota la ubicación de $\alpha_{opt} = 0.632$ y $V_f = 0.40$. Se puede ver entonces el estrecho margen que se tiene para obtener una respuesta *pseudo-dúctil*, aclarando además que los valores de formación ϵ_{pseudo} obtenidos en este híbrido M40/T700/EP son mucho menores que los logrados al mezclar ambas fibras con refuerzos de vidrio, como se hizo en §4.4.1 y §4.4.2.

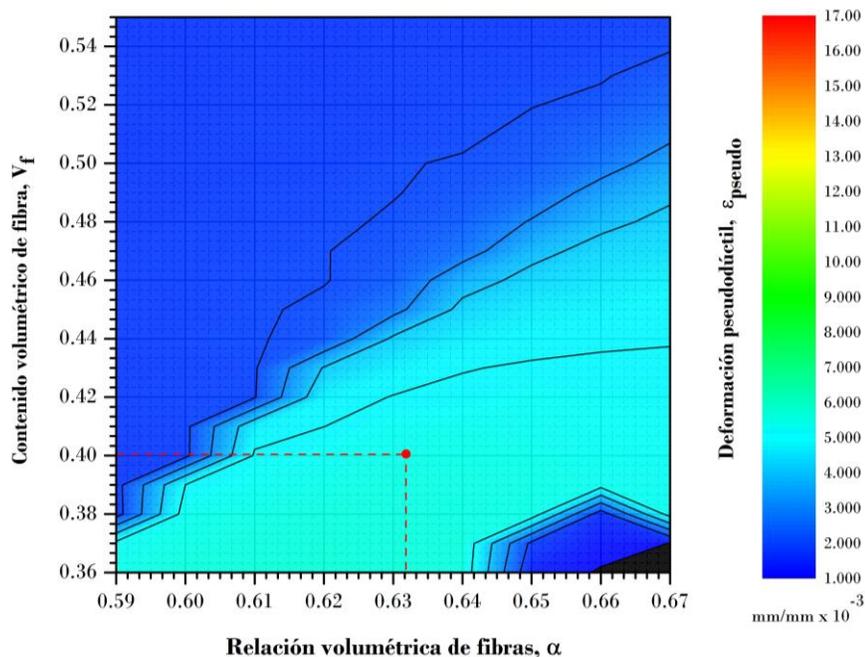


Figura 55. Gráfica de contorno ϵ_{pseudo} del *composite* híbrido M40/T700SC/EP, $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$ $0.30 \leq V_f \leq 0.60$

Consecuentemente, la proporción $\alpha_{opt} = 0.632$ con un porcentaje volumétrico de refuerzo $V_f = 0.40$ desarrolla un esfuerzo último $\sigma_U = 1298.50MPa$ con una deformación a la rotura $\varepsilon_U = 1.52E - 2mm/mm$. El híbrido presenta además un esfuerzo a la cedencia $\sigma_Y = 1132.57MPa$ con su respectiva deformación $\varepsilon_Y = 9.50E - 3 mm/mm$, con un efecto híbrido $R = (1.24, : 0.72)$. Si bien la reducción del esfuerzo sigue siendo importante, esta mezcla de fibras de carbono ofrece valores de resistencia última más elevados que las respectivas combinaciones con fibra de vidrio obtenidas en §4.4.1 y §4.4.2. El resumen de los resultados obtenidos se muestra en la Tabla 11.

Tabla 11. Propiedades del compuesto híbrido M40/T700SC/EP

Composición del híbrido					
$V_f = 0.40$		$\Delta = (0.94, 1.67)$			
$\alpha_{opt} = 0.632$		$\varepsilon_{pseudo} = 5.43E - 3mm/mm$			
$\xi_f : (1.35 : 1.00)$		$R = (1.24, 0.72)$			
Respuesta mecánica					
$\sigma_U = 1298.5MPa$		$\sigma_Y = 1132MPa$			
$\varepsilon_U = 1.52E - 2mm/mm$		$\varepsilon_Y = 9.50E - 3mm/mm$			
Energía disipada					
$U_T = 12.42MJ/m^3$					
Contribución sub-composite LE					
U_{SCLEFI}		U_{SCLEFM}		U_{SCLEDS}	
[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[%]
4.20	33.5%	5.32	42.4%	0.00	0.0%
Contribución sub-composite HE					
U_{SCHEFI}		U_{SCHEFM}		U_{SCHEDS}	
[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]
0.35	2.8%	1.28	10.2%	1.39	11.1%

4.5.4 Híbrido AS400/AS-4/EP, $V_f = 0.4$

En el punto anterior, se evaluó el efecto de que ambos materiales, en su configuración no-híbrida, desarrollan una deformación última similar. Ahora lo que se busca es establecer cuál es el comportamiento de dos refuerzos de carbono que alcanzan similares niveles de esfuerzo a la rotura, pero con diferenciadas deformaciones. Este es el caso de la combinación de AS400 (material dos de la Tabla 2), con un carbono AS-4 (refuerzo

cuatro). Estos dos tipos de refuerzos, con una relación $\xi_f : (1.26: 1.00)$, desarrollan en sus configuraciones no-híbridas un esfuerzo a la rotura $\sigma_U = 1600\text{MPa}$. La respuesta mecánica de la configuración híbrida, con $\alpha_{opt} = 0.4085$, se muestra en la Figura 56 y la Tabla 12.

En los híbridos evaluados hasta ahora se ha evidenciado una marcada diferencia entre los módulos de elasticidad de las fibras mezcladas, ξ_f , en especial en las combinaciones carbono/vidrio. Es por ello que los fenómenos de FI, FM y DS se presentan en la fibra de carbono, aportando resistencia a través de fibras intactas y fragmentación, y en los refuerzos de vidrio ofreciendo un comportamiento de plaquetas con los múltiples fragmentos que desarrollan deslizamientos y separación. Adicionalmente, para el caso en el que se incorporan dos fibras de carbono con ξ_f menos amplio, por ejemplo el M40/T700SC/EP, se evidenció un estrecho margen para la obtención de *pseudo-ductilidad*.

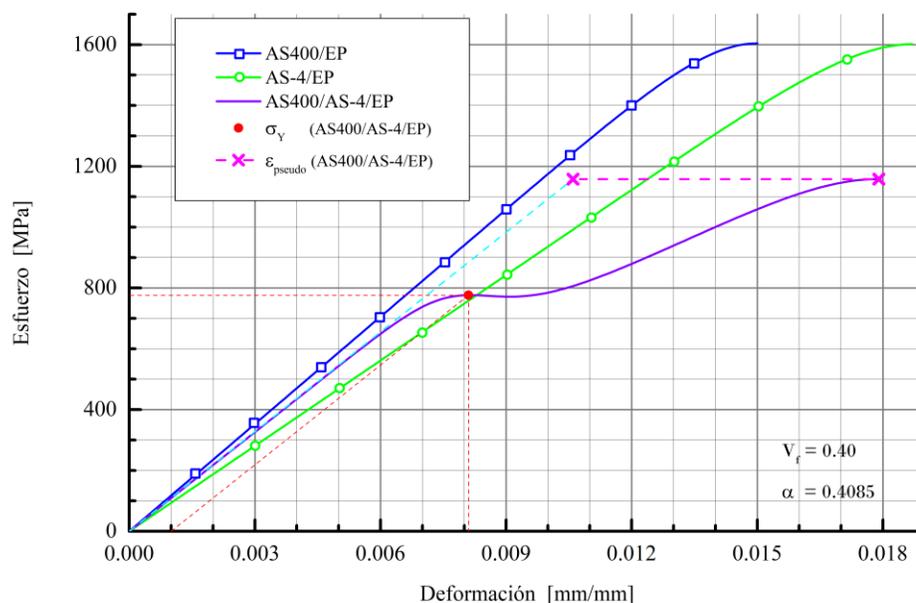


Figura 56. Curva σ vs ϵ , ϵ_{pseudo} y σ_Y del compuesto híbrido AS400/AS-4/EP ($\alpha_{opt} = 0.4085$) con un contenido volumétrico $V_f = 0.40$

En la mezcla entre AS400 y AS-4, los módulos de Young de ambos refuerzos son bastante similares, razón por la cual los roles de cada fibra no están claramente definidos. Si bien la curva híbrida exhibe un comportamiento *pseudo-dúctil* en su

configuración α_{opt} , al desagregar las contribuciones energéticas de cada material (Figura 58) se evidencia que, al contrario de los casos anteriores, el SC_{HE} es el responsable de aportar la resistencia al híbrido, mientras que el SC_{LE} es el que desarrolla fragmentación y deslizamiento/separación, siendo entonces este el refuerzo que aporta las plaquetas que salvaguardan al híbrido. Los aportes energéticos de los *sub-composites* son bastante similares a los obtenidos en los casos anteriores, con la salvedad de los roles que el refuerzo LE y HE asumen en la respuesta global del material.

Tabla 12. Propiedades del compuesto híbrido AS400/AS-4/EP

Composición del híbrido					
$V_f = 0.40$		$\Delta = (0.80, 1.00)$			
$\alpha_{opt} = 0.4085$		$\varepsilon_{pseudo} = 5.43E - 3mm/mm$			
$\xi_f : (1.26 : 1.00)$		$R = (1.21, 0.69)$			
Respuesta mecánica					
$\sigma_U = 1114.12MPa$		$\sigma_Y = 1056.92MPa$			
$\varepsilon_U = 1.82E - 2mm/mm$		$\varepsilon_Y = 1.12E - 2mm/mm$			
Energía disipada					
$U_T = 12.42MJ/m^3$					
Contribución <i>sub-composite</i> LE					
$U_{SC_{LEFI}}$		$U_{SC_{LEFM}}$		$U_{SC_{LEDS}}$	
$[MJ/m^3]$	[%]	$[MJ/m^3]$	[%]	$[MJ/m^3]$	[%]
0.57	4.1%	1.59	11.5%	1.65	11.9%
Contribución <i>sub-composite</i> HE					
$U_{SC_{HEFI}}$		$U_{SC_{HEFM}}$		$U_{SC_{HEDS}}$	
$[MJ/m^3]$	[%]	$[MJ/m^3]$	$[MJ/m^3]$	[%]	$[MJ/m^3]$
2.87	20.7%	7.15	51.6%	0.00	0.0%

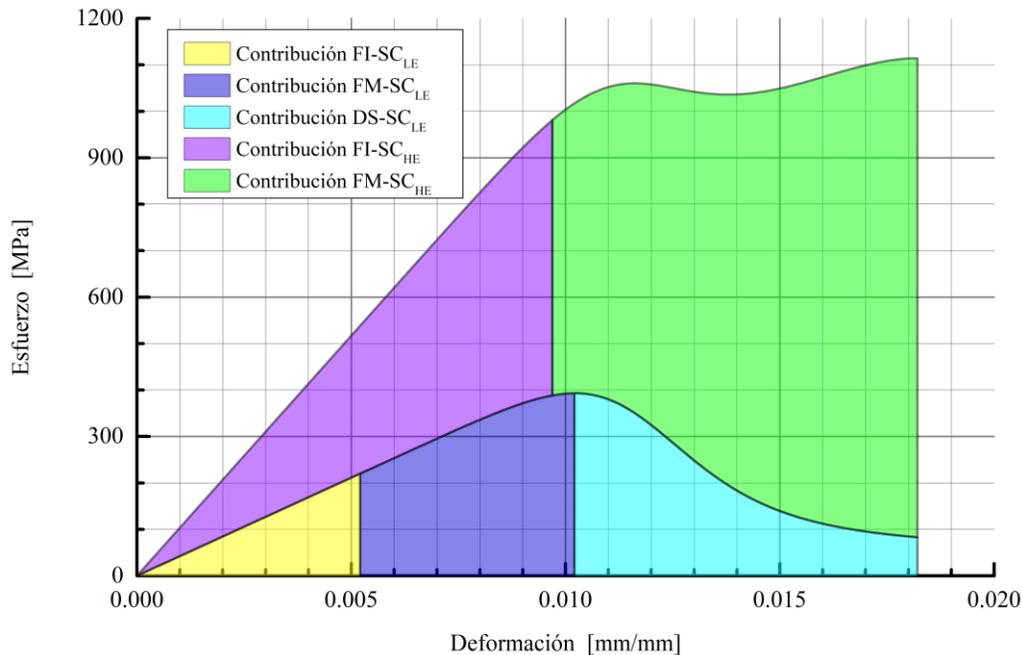


Figura 57. Descomposición de la curva AS400/AS4/EP con $\alpha_{opt} = 0.4085$ y un contenido volumétrico $V_f = 0.4$, de acuerdo a las contribuciones energéticas de Fibras Intactas (FI), Fragmentación (FM) y Deslizamiento/Separación (DS) de cada *sub-composite*

4.5.5 Híbrido T700SC/Vidrio/EP, $0.30 \leq V_f \leq 0.6$ y $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$

La estrategia de evaluar el comportamiento de un híbrido en una ventana $(\Delta\alpha, \Delta V_f)$, como se hizo en §4.4.3, es otra opción de parametrización en la cual se puede buscar una respuesta específica del material. Para mostrar las bondades de esta herramienta se han combinado fibras de carbono T700SC con refuerzos de vidrio típicos (usados en el §4.4.1), en un rango $0.30 \leq V_f \leq 0.6$ y un intervalo $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$. Los resultados se muestran en la Figura 58 y Figura 59.

Para este caso, el par ordenado (α, V_f) que ofrece la máxima deformación *pseudo-dúctil* es $(0.42, 0.51)$, dando como resultado $\varepsilon_{pseudo} = 14.6E - 3 \text{ mm/mm}$ y un esfuerzo de cedencia $\sigma_y = 867.38 \text{ MPa}$. Al comparar este resultado con el híbrido con el par ordenado $(0.4364, 0.40)$ analizado en §4.4.1, se evidencia un aumento en la deformación *pseudo-dúctil* y en el esfuerzo de cedencia de 15.8% y 31.7%, respectivamente.

La gráfica de contorno muestra además que las zonas de mayor respuesta *pseudo-dúctil* se encuentran en un rango $0.45 \leq \alpha \leq 0.55$ y $0.42 \leq V_f \leq 0.43$. La gráfica también exhibe cómo el híbrido puede pasar de un comportamiento frágil (zona azul), a uno con una deformación gradual con una muy pequeña variación de V_f o α . Si por el contrario lo que se busca es un esfuerzo de cedencia puntual, es posible establecer las zonas que ofrecen esta respuesta mecánica particular en la Figura 55 y validar los rangos de deformación *pseudo-dúctil* alcanzados en la Figura 58.

La curva σ vs ε resultante y la respuesta mecánica de este híbrido se muestra en la Figura 60 y Tabla 13.

El nuevo par ordenado (α, V_f) evaluado disipa 48% más energía, U_T , ofreciendo mayores valores de deformación *pseudo-dúctil*, ε_{pseudo} , esfuerzo de cedencia, σ_Y y esfuerzo último de rotura, σ_U .

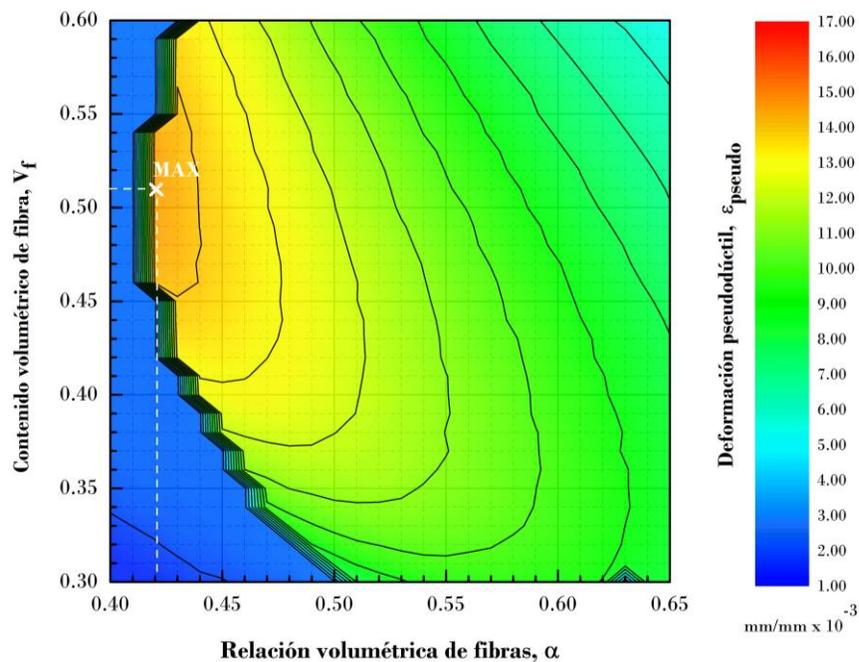


Figura 58. Gráfica de contorno ε_{pseudo} del *composite* híbrido T700SC/Vidrio/EP, $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$ $0.30 \leq V_f \leq 0.60$

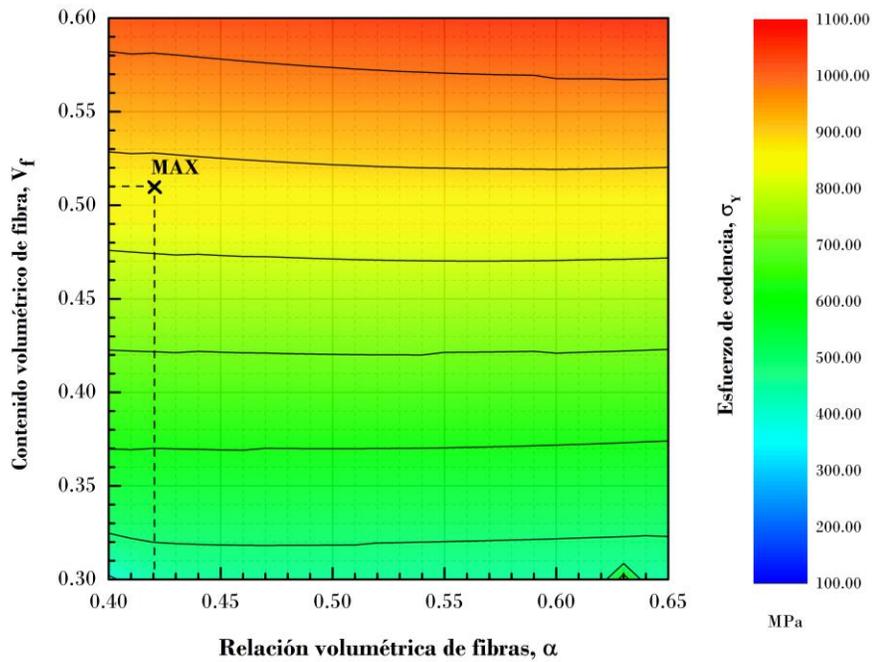


Figura 59. Gráfica de contorno σ_Y del *composite* híbrido T700SC/Vidrio/EP, $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$ $0.30 \leq V_f \leq 0.60$

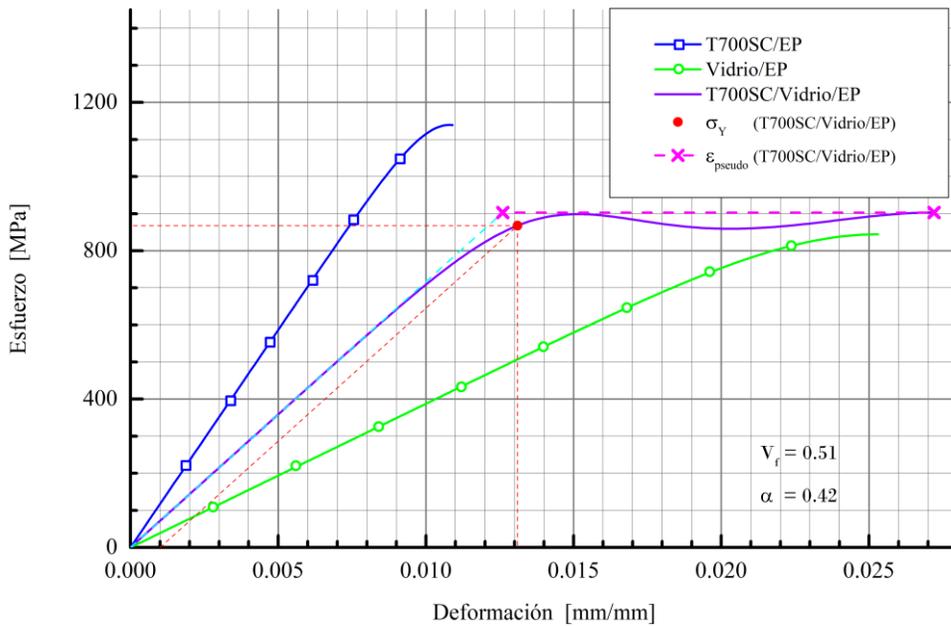


Figura 60. Curva σ vs ϵ , ϵ_{pseudo} y σ_Y del compuesto híbrido T700SC/Vidrio/EP ($\alpha_{opt} = 0.42$) con un contenido volumétrico $V_f = 0.51$

Tabla 13. Propiedades del compuesto híbrido T700SC/Vidrio/EP (Caso 2)

Composición del híbrido					
$V_f = 0.51$		$\Delta = (0.43, 1.35)$			
$\alpha_{opt} = 0.42$		$\varepsilon_{pseudo} = 14.6E - 3mm/mm$			
$\xi_f : (3.82 : 1.00)$		$R = (2.50, 0.79)$			
Respuesta mecánica					
$\sigma_U = 903.18MPa$		$\sigma_Y = 903.18MPa$			
$\varepsilon_U = 2.72E - 2mm/mm$		$\varepsilon_Y = 1.31E - 2mm/mm$			
Energía disipada					
$U_T = 12.42MJ/m^3$					
Contribución sub-composite LE					
U_{SCLEFI}		U_{SCLEFM}		U_{SCLEDS}	
[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[%]
2.53	13.7%	8.45	45.8%	0.00	0.0%
Contribución sub-composite HE					
U_{SCHEFI}		U_{SCHEFM}		U_{SCHEDS}	
[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]
0.40	2.2%	3.11	16.9%	3.95	21.4%

4.5.6 Híbrido AS400/Vidrio/EP, $0.30 \leq V_f \leq 0.6$ y $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$

La última configuración evaluada corresponde a la mezcla de una fibra de carbono AS400 (Material 2) con fibras de vidrio típicas (material 8). Para este caso se usó la alternativa de ventana ($\Delta\alpha, \Delta V_f$) obteniendo la mayor deformación *pseudo-dúctil* en el par ordenado $\alpha = 0.40$ y $V_f = 0.60$, dando como resultado $\varepsilon_{pseudo} = 16.88E - 3mm/mm$ y un esfuerzo de cedencia $\sigma_Y = 1044.85 MPa$. Las gráficas de contorno se muestran en la Figura 61 y Figura 62.

En relación a la respuesta pseudo-dúctil la zona de máxima deformación se ubica en un rango de volumen de fibra $0.50 \leq V_f \leq 0.60$ y una proporción de mezcla $0.40 \leq V_f \leq 0.45$. Esta gráfica de contorno permite además evaluar cuales son los rangos de deformación y esfuerzos de cedencia alcanzables para combinaciones (α, V_f) particulares.

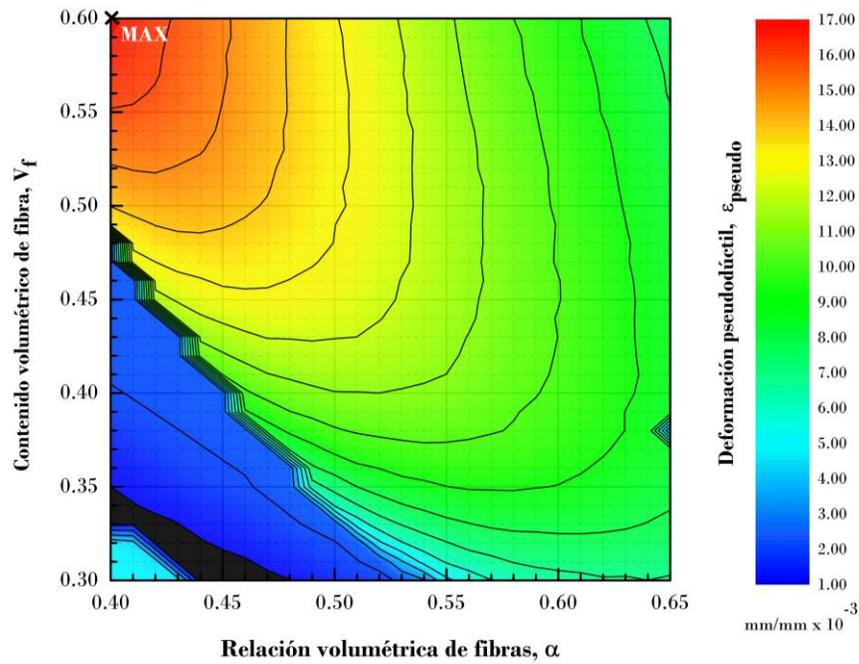


Figura 61. Gráfica de contorno ϵ_{pseudo} del *composite* híbrido AS400/Vidrio/EP, $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$ $0.30 \leq V_f \leq 0.60$

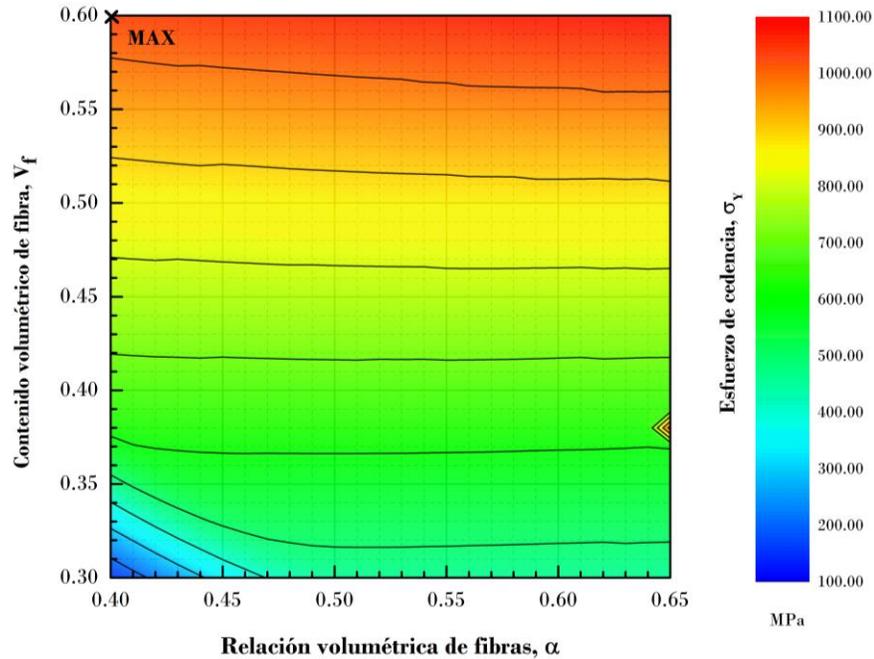


Figura 62. Gráfica de contorno σ_Y del *composite* híbrido AS400/Vidrio/EP, $0.40 \leq \alpha \leq 0.65$ $0.30 \leq V_f \leq 0.60$

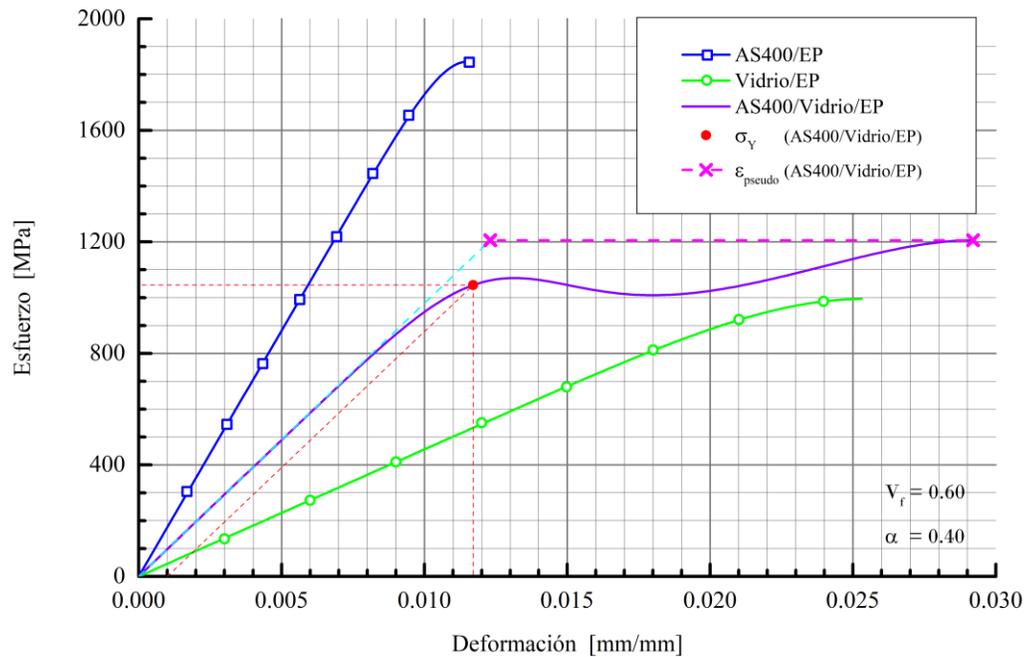


Figura 63. Curva σ vs ϵ , ϵ_{pseudo} y σ_Y del compuesto híbrido AS400/Vidrio/EP ($\alpha_{opt} = 0.40$) con un contenido volumétrico $V_f = 0.60$

La curva σ vs ϵ resultante para el AS400/Vidrio/EP óptimo en la ventana evaluada se muestra en la Figura 63 y Tabla 14. Debido al alto contenido volumétrico de fibra, es la combinación de refuerzos con mayor disipación de energía y deformación *pseudo-dúctil*. La relación $\xi_f : (3.82 : 1.00)$ es una proporción típica entre refuerzos de diferente naturaleza, como es el caso de las fibras de carbono y vidrio. Cabe resaltar que la deformación última alcanzada por el híbrido, supera al material no-híbrido reforzado sólo con vidrio.

4.6 Análisis comparativo de resultados

Los seis casos evaluados se muestran de manera resumida en la Figura 64. En cada gráfico se incluye la respuesta del *composite* no-híbrido reforzado con fibras LE, (línea de color azul), la curva σ vs ϵ de compuesto HE (línea intermitente negra) y el esfuerzo resultante del híbrido LE/HE, con la respectiva contribución de energía por FI, FM y DS de cada refuerzo involucrado.

Tabla 14. Propiedades del compuesto híbrido AS400/Vidrio/EP

Composición del híbrido					
$V_f = 0.60$		$\Delta = (0.46 , 1.85)$			
$\alpha_{opt} = 0.40$		$\varepsilon_{pseudo} = 16.88E - 3mm/mm$			
$\xi_f : (3.82 : 1.00)$		$R = (2.52 , 0.65)$			
Respuesta mecánica					
$\sigma_U = 1025.72$		$\sigma_Y = 1044.85MPa$			
$\varepsilon_U = 2.92E - 2mm/mm$		$\varepsilon_Y = 1.17E - 2mm/mm$			
Energía Disipada					
$U_T = 12.42MJ/m^3$					
Contribución <i>sub-composite</i> LE					
U_{SCLEFI}		U_{SCLEFM}		U_{SCLEDS}	
[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[%]
4.42	17.3%	12.07	47.3%	0.00	0.0%
Contribución <i>sub-composite</i> HE					
U_{SCHEFI}		U_{SCHEFM}		U_{SCHEDS}	
[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]	[MJ/m ³]	[%]	[MJ/m ³]
0.44	1.7%	3.39	13.3%	5.20	20.4%

El fenómeno que ofrece mayor disipación de energía para todas las combinaciones es la fragmentación del refuerzo LE, con excepción del híbrido AS400/AS-4/EP cuyos roles LE y HE se intercambian. Los aportes energéticos por este fenómeno son cerca del 50% del área bajo la curva del híbrido. Por su parte, las fibras de carbono en su rango elástico lineal ofrecen entre el 13% y el 30% de la energía liberada, siendo este, conjuntamente con la fragmentación, los fenómenos responsables de aportar la mayor resistencia al material combinado.

Por otra parte, luego de descomponer el área bajo la curva en los diferentes fenómenos (FI, FM y DS), se evidencia que para las diferentes mezclas carbono/vidrio, la falla del híbrido está gobernada por la saturación de grietas que desarrolla el *sub-composite* LE, siendo la deformación máxima de la curva del SC_{LE} coincidente con la fractura del material combinado. Cuando se incorporan dos fibras de carbono, con módulos de elasticidad similares, es necesario establecer cuál de los *sub-composites* es el responsable de aportar la resistencia (vía FI y FM), y de esta manera se podrá determinar cuál de ellos gobernará la deformación límite del híbrido.

Adicionalmente, la máxima deformación *pseudo-dúctil* se presenta cuando se logran las mayores contribuciones energéticas, de manera simultánea, de los fenómenos de fragmentación y deslizamiento/separación. En relación al área bajo la curva del fenómeno DS, cuando el híbrido desarrolla valores comparativamente altos de deformación gradual, ε_{pseudo} , la contribución por este concepto oscila en un 20% de la energía total liberada. Este aporte viene además acompañado de un proceso de fragmentación en el cual se genera un número suficientes de plaquetas que mantienen la integridad del híbrido.

Las combinaciones carbono/vidrio ofrecen mayores niveles de *pseudo-ductilidad*, logrando un efecto híbrido con un aumento importante en la deformación última (con respecto al no-híbrido). Sin embargo, esta mezcla de materiales conlleva a una pérdida considerable de la resistencia última a tracción del material combinado. Por su parte, la mezcla entre sí de fibras de carbono, ofrece valores de deformación más moderados con una menor pérdida de la resistencia inicial. En estos casos, se evidencia un rango más limitado de proporciones de fibra, α , para los cuales se obtiene máxima pseudo-ductilidad, además de prevalecer la naturaleza frágil de ambos refuerzos, fenómeno que restringe la elongación resultante del híbrido.

Por último, la incorporación de materiales de refuerzo en una proporción α , es la que determina la respuesta resultante del híbrido. Consecuentemente, ambos *sub-composites* poseen contenidos volumétricos absolutos de refuerzo que determinan los niveles energéticos aportados por fibras intactas, fragmentación y deslizamiento/separación. Es por ello que un exceso de fibras HE puede ser contraproducente y dar como resultado una respuesta mecánica menor a la que brinda el material LE de referencia. De igual manera una proporción insuficiente de refuerzos de larga elongación puede no influenciar la respuesta frágil del *composite* original. Solo una proporción adecuada de mezcla α es la que ofrece un balance entre los fenómenos FI, FM y DS que da como resultado una respuesta *pseudo-dúctil*.

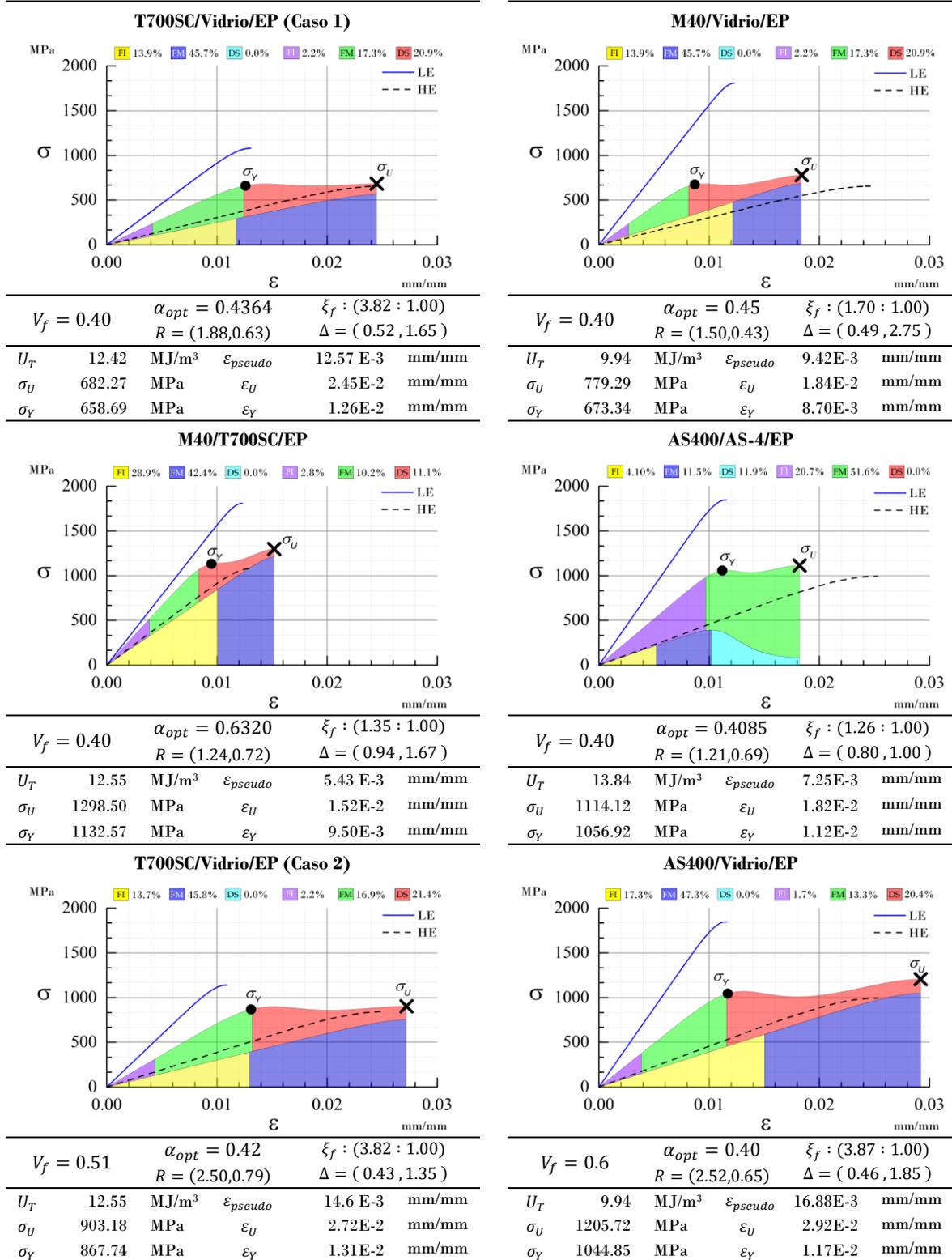


Figura 64. Comparación de desempeño mecánico y disipación de energía (FI, FM y DS) en *composites* híbridos reforzados con T700SC, M40, AS400, AS-4 y vidrio

4.7 Conclusiones

Se ha desarrollado un modelo numérico de fragmentación para predecir la respuesta mecánica bajo cargas de tracción de materiales compuestos unidireccionales híbridos. Este se basa en el enfoque GLS, la ley constitutiva de fragmentación de Neumeister, el modelo CNB y el ajuste del esfuerzo de cizalladura interfacial. Este permite evaluar la contribución mecánica de dos refuerzos entremezclados, el primero con una baja elongación a la rotura, LE, y el segundo con una mayor deformación última, HE. El modelo muestra, de manera cuantitativa, el nivel de degradación de cada tipo de fibra en diferentes etapas de carga, en los cuales cada una puede ofrecer una respuesta elástica lineal (fibras intactas, FI), presentar una fragmentación secuencial de las fibras hasta llegar a la saturación de grietas (fragmentación, FM), y por último, al no poder segmentarse en tramos más pequeños de fibra, puede desarrollar deslizamiento y separación, pero sólo para uno de los dos *sub-composites*.

La aparición de estos fenómenos está condicionada por una proporción de mezcla particular entre las fibras LE y HE, razón que además establece la respuesta global del material con posibilidad de presentar *pseudo-ductilidad*. Para ello se ha desarrollado un modelo numérico iterativo para la obtención de la proporción óptima de mezcla entre LE y HE que genera la mayor deformación *pseudo-dúctil*.

La deformación pseudo-dúctil se presenta como resultado de una combinación puntual de los fenómenos mencionados que desarrollan ambas fibras. Al respecto, el fenómeno que ofrece mayor disipación de energía es la fragmentación del *sub-composite* que aporta mayor resistencia mecánica al híbrido, típicamente las fibras LE. Estas son además responsables de la deformación límite a rotura del híbrido. Al analizar el *sub-composite* LE de manera independiente se puede evidenciar que la deformación última en la curva esfuerzo-deformación coincide con la deformación a la rotura que desarrolla el híbrido. Esto significa que cuando se alcanza la saturación de grietas en el *sub-composite* LE se presenta la falla del compuesto híbrido. Consecuentemente, en una proporción adecuada, el *sub-composite* HE es el responsable de aportar una respuesta *pseudo-dúctil*, a través de las contribuciones energéticas de los fenómenos de fragmentación y

deslizamiento/separación. El *sub-composite* HE se fragmenta en pequeños tramos de fibras que luego actúan entremezclados con las fibras LE como conectores, o “plaquetas”, que interfieren en la formación de clústeres de refuerzos dañados, manteniendo unido al híbrido y que durante el deslizamiento/separación ofrecen una mayor elongación al material, mostrando el comportamiento *pseudo-dúctil* deseado. Se evidencia por tanto que cada fibra tiene un rol definido en la respuesta mecánica obtenida.

Para hallar el valor máximo de *pseudo-ductilidad* es posible usar el método numérico iterativo mencionado, que, a partir de un contenido volumétrico particular y las propiedades mecánicas de cada *sub-composite*, calcula la proporción óptima de fibras LE/HE. También, es factible iterar la *pseudo-ductilidad*, ϵ_{pseudo} , y el esfuerzo de cedencia, σ_Y , en un rango de volumen de fibra, ΔV_f , y un intervalo de proporción de mezcla, $\Delta \alpha$, particulares, permitiendo evaluar la respuesta del híbrido en una ventana $\Delta \alpha, \Delta V_f$ para obtener un punto máximo, una respuesta particular o permitiendo evaluar una tasa de cambio de estas variables de respuesta en una región particular.

Finalmente, el modelo numérico presentado es una herramienta que evalúa las contribuciones de cada refuerzo y permite determinar cuantitativamente cuando se presenta una combinación sinérgica que dé como resultado una respuesta mejorada del material.

CAPÍTULO 5.

Conclusiones

5.1 Conclusiones generales

Al inicio de esta investigación se realizó una profunda revisión bibliográfica que permitió entender el comportamiento frágil que presentan las fibras de refuerzo usadas en materiales compuestos de matriz polimérica. A partir de allí, se definieron los criterios que establecen su naturaleza frágil, y, sobre todo, se hizo un profundo análisis acerca del inicio y evolución del proceso de fragmentación a medida que el refuerzo es sometido a cargas de tensión. Adicionalmente, se llevó a cabo una revisión de las técnicas de caracterización usadas para la obtención de las propiedades mecánicas y estadísticas de la fibra, la matriz y la interface fibra/matriz, todas ellas usadas en modelos a escala microscópica. Entonces, con información disponible en la literatura se elaboró una base de datos recopilando propiedades a escala microscópica y resultados de pruebas a tracción de *composites* unidireccionales. Estos datos fueron usados para calcular propiedades particulares de los *composites* como la longitud de recuperación, l_t , el esfuerzo crítico, σ_c , el número de grietas por unidad de longitud, Λ y la probabilidad de fallo de un filamento, entre otros. De esta manera fue posible entender el rol que cada parámetro juega en la respuesta mecánica de materiales compuestos sometidos a cargas de tracción.

Luego fue posible determinar los diferentes criterios mediante los cuales pueden ser analizados los modelos de fragmentación. Uno de ellos es la forma como la carga es redistribuida luego de que la fibra que la soportaba se rompe. Existe el enfoque de distribución uniforme de carga, GLS, o la repartición local de la fuerza, LLS. Con sus ventajas y desventajas cada uno de ellos posee diferentes alternativas de solución, siendo la estrategia GLS una opción adecuada para usarse en *composites* híbridos. Este tiene una relativa facilidad de implementación y permite establecer la respuesta

mecánica de un *composite* de forma analítica y sin los altos costos de procesamiento, que, por ejemplo, requieren los modelos numéricos computacionales. No obstante, esta bondad de resultados “rápidos” tiene implícito una imprecisión que ha hecho que los modelos GLS no sean usados de forma masiva. La respuesta mecánica predicha usando este enfoque, típicamente sobrestima el esfuerzo y la deformación del material. A pesar de ello, se encontraron diferentes teorías de fragmentación, basadas en GLS, que modelan el comportamiento mecánico de un *composite* y permiten establecer los diferentes fenómenos que gobiernan el daño del material. Uno de ellos es el modelo de fragmentación de Neumeister que permite predecir el comportamiento a tracción de *composites* unidireccionales considerando la afectación a la que está expuesta el refuerzo en la vecindad de sus grietas. Este detalle ofrece una mayor precisión y acercamiento al modo en que realmente evoluciona el daño en el material.

Finalmente, como parte del análisis del estado del arte, se explicó el fenómeno de *pseudo-ductilidad* y esfuerzo de cedencia, características que pueden obtenerse en configuraciones híbridas a partir de una combinación específica de refuerzos que permite mejorar las propiedades mecánicas de *composites* unidireccionales.

Habiendo establecido el marco de referencia en el que se desarrollaría el proyecto, se plantearon una serie de preguntas que la investigación debía responder, una vez se llegara a los resultados. A continuación, se explica la forma en que cada una de ellas fue atendida.

¿Es posible determinar el nivel de degradación, o daño en las fibras, que provoca el fallo (efecto de avalancha) dentro de un compuesto sometido a cargas de tracción, utilizando las propiedades micro-mecánicas de sus constituyentes y, con este parámetro, estimar con precisión la resistencia última a la tracción de CFRP y GFRP unidireccionales basado en el enfoque GLS?

Los modelos de fragmentación de Neumeister y Turon, basados en el enfoque GLS, fueron reformulados para predecir el esfuerzo a tracción de materiales compuestos unidireccionales en términos del número de grietas por unidad de longitud, Λ . Se propuso que la falla del *composite* tiene lugar cuando se alcanza un número crítico de

grietas por unidad de longitud, densidad que, a su vez, depende de las propiedades constituyentes y de la fracción volumétrica de fibras.

Para ello, se recopiló de la literatura un conjunto de propiedades constituyentes y resistencia última a tracción experimental de materiales poliméricos reforzados con fibras de carbono, CFRP, y fibras de vidrio, GFRP. Estos datos fueron utilizados para deducir una relación entre el número crítico de grietas, el esfuerzo límite de fragmentación global y la fracción volumétrica de fibra. De esta manera se obtuvo una ley empírica, el modelo CNB (*Critical Number of Breaks*), que permite determinar el esfuerzo último a tracción para estos *composites*. La relación entre estos parámetros muestra un comportamiento diferenciado para CFRP y GFRP. Para los materiales considerados, el modelo CNB predijo de forma más precisa el esfuerzo último a tracción, en comparación con otros enfoques publicados anteriormente en la literatura. No obstante, la exactitud para otros sistemas (como por ejemplo C/C o CMC) requiere una mayor investigación.

El enfoque CNB ofrece una mejora en los modelos de fragmentación basados en GLS, con la capacidad de calcular de forma empírica la resistencia a tracción del material. No obstante el valor hallado no coincidía con el punto máximo de la curva σ vs ε obtenida usando los modelos de Neumeister o Turon.

Luego de analizar el efecto que cada una de las variables micro-mecánicas tiene en la respuesta global del material, fue posible entender el rol del esfuerzo interfacial τ en el modelo de fragmentación. La variación de este parámetro permite “contraer” o “expandir” la curva respetando la pendiente inicial (módulo de elasticidad) y ofreciendo la posibilidad de reubicar el máximo de la curva. Entonces, se realizó un cálculo numérico iterativo mediante el cual fue posible hallar el valor de esfuerzo interfacial corregido, τ^* , que daba como resultado una curva σ vs ε con su punto máximo coincidiendo con el valor de esfuerzo último obtenido mediante el modelo CNB. Además, el τ^* fue verificado calculando la curva σ vs Λ , mostrando que el colapso del material se da como resultado de la saturación de grietas, siendo también el valor CNB el máximo de esta segunda curva.

Disponer de una curva σ vs ε ajustada, que corresponda de manera precisa con el comportamiento mecánico del material, permitió entender y desagregar los diferentes fenómenos que desarrolla el *composite*. La respuesta global del material corresponde a la contribución de las fibras de acuerdo al nivel de degradación al que son sometidas. Al inicio, el refuerzo ofrece un comportamiento elástico lineal que se identifica con el fenómeno de fibras intactas, FI. Al aumentar la sollicitud mecánica del refuerzo, los defectos actúan como concentradores de esfuerzo en los cuales se originan grietas a lo largo de todos los refuerzos, fenómeno llamado fragmentación, FM. Esta degradación evoluciona hasta un punto en donde los filamentos se saturan de grietas y no pueden segmentarse más llevando al colapso del *composite*. Después de este punto, el material puede desarrollar deslizamiento y separación, DS, fenómeno que tiene justificación cuando el compuesto está reforzado con dos tipos de fibras. Cada una de las etapas de FI, FM y DS que desarrolla el *composite* está relacionado con una contribución de energía liberada que es obtenida como el área bajo la curva.

Entonces, la curva ajustada usando τ^* ofreció la capacidad de estimar los aportes energéticos de los fenómenos FI, FM y DS para materiales CFGR y GFRP en porcentajes volumétricos entre $0.12 \leq V_f \leq 0.70$. Se determinó una correspondencia entre los fenómenos de fibras intactas y fragmentación de acuerdo al contenido volumétrico de fibra, siendo la fragmentación el fenómeno con mayor contribución energética.

El enfoque CNB+ τ^* complementó los modelos de fragmentación basados en GLS, agregando la capacidad de identificar el esfuerzo último a tracción como el máximo de la curva con una buena precisión. Además, permitió desagregar la respuesta mecánica del material de acuerdo a las contribuciones energéticas predominantes de los fenómenos de fibras intactas, fragmentación y deslizamiento/separación.

¿Se puede ajustar un modelo de fragmentación, basado en el enfoque GLS, de tal manera que permita predecir la resistencia última a la tracción de un compuesto híbrido unidireccional reforzado con dos fibras, LE y HE, usando las propiedades micro-mecánicas de sus constituyentes y la proporción del contenido en volumen de fibra?

Además, ¿será posible determinar la contribución energética de cada fibra y la deformación global considerando los diferentes fenómenos de daño desarrollados durante la aplicación de carga y el fallo del material?

Se desarrolló un modelo numérico de fragmentación para predecir la respuesta mecánica bajo cargas de tracción de materiales compuestos unidireccionales híbridos. Este se basa en el enfoque GLS, la ley constitutiva de fragmentación de Neumeister, el modelo CNB y el ajuste del esfuerzo de cizalladura interfacial, τ^* . Esta herramienta permite evaluar la contribución mecánica de dos refuerzos entremezclados, el primero con una baja elongación a la rotura, LE, y el segundo con una mayor deformación última, HE. Cada grupo de fibras fue identificado como un *sub-composite* que tiene un contenido de refuerzo particular. La cantidad de fibras LE está determinado por la variable α , mientras que el paquete de fibras HE tiene un porcentaje equivalente a $1 - \alpha$. El contenido volumétrico total de fibra, es decir LE + HE, está definido por V_f . El *composite* híbrido está, por lo tanto, conformado por dos *sub-composites*, LE y HE, que están sometidos a una misma deformación, aportando cada uno de ellos un esfuerzo particular al compuesto híbrido.

El modelo desarrollado muestra de manera cuantitativa el nivel de degradación al que se expone cada tipo de fibra en diferentes etapas de carga. De esta manera, cada refuerzo puede experimentar una respuesta elástica lineal (fibras intactas, FI), presentar una fragmentación secuencial de las fibras hasta llegar a la saturación (fragmentación, FM), y por último, al no poder segmentarse en tramos más pequeños de fibra, desarrollar deslizamiento y separación. Este último fenómeno solo se presenta en uno de los dos *sub-composites*, generalmente el HE.

¿Es posible desarrollar una metodología para establecer la combinación volumétrica de dos fibras de refuerzo (LE y HE) que den como resultado la máxima respuesta *pseudo-dúctil* y de esta manera, obtener una mejora de las propiedades mecánicas de un material compuesto unidireccional híbrido?

La aparición de los fenómenos FI, FM y DS está condicionada por una proporción de mezcla particular entre las fibras LE y HE, razón que además establece la respuesta global del material con posibilidad de presentar *pseudo-ductilidad*. Para ello se desarrolló un modelo numérico iterativo para la obtención de la proporción óptima de mezcla entre LE y HE que genera la mayor deformación *pseudo-dúctil*.

La deformación *pseudo-dúctil* se presenta como resultado de una combinación puntual de los fenómenos mencionados que desarrollan ambas fibras. Al respecto, el fenómeno que ofrece mayor disipación de energía es la fragmentación del *sub-composite* que aporta mayor resistencia mecánica al híbrido, típicamente las fibras LE. Estas son además responsables de la deformación límite a rotura del híbrido. Al analizar el *sub-composite* LE de manera independiente, se puede evidenciar que la deformación última en la curva esfuerzo-deformación coincide con la deformación a la rotura que desarrolla el híbrido. Esto significa que cuando se alcanza la saturación de grietas en el *sub-composite* LE se presenta la falla del compuesto híbrido. Consecuentemente, en una proporción adecuada, el *sub-composite* HE es el responsable de aportar una respuesta *pseudo-dúctil*, a través de las contribuciones energéticas de los fenómenos de fragmentación y deslizamiento/separación. El *sub-composite* HE se fragmenta en pequeños tramos de fibras que luego actúan entremezclados con las fibras LE como conectores, o “plaquetas”, que interfieren en la formación de clústeres de refuerzos dañados, manteniendo unido al híbrido, y, que durante el deslizamiento/separación ofrecen una mayor elongación al material, mostrando el comportamiento *pseudo-dúctil* deseado. Se evidenció, por tanto, que cada fibra tiene un rol definido en la respuesta mecánica obtenida.

Para hallar el valor máximo de *pseudo-ductilidad* se usó el método numérico iterativo mencionado, que, a partir de un contenido volumétrico particular y las propiedades mecánicas de cada *sub-composite*, calcula la proporción óptima de fibras LE/HE. También, fue factible iterar la *pseudo-ductilidad*, ε_{pseudo} , y el esfuerzo de cedencia, σ_Y , en un rango de volumen de fibra, ΔV_f , y un intervalo de proporción de mezcla, $\Delta \alpha$, particulares, permitiendo evaluar la respuesta del híbrido en una ventana $\Delta \alpha, \Delta V_f$ para

obtener un punto máximo, una respuesta particular, o, permitiendo evaluar una tasa de cambio de la *pseudo-ductilidad* y/o el esfuerzo de cedencia en una región particular.

Se analizaron seis combinaciones híbridas con refuerzos de diferente naturaleza, permitiendo entender los roles que cada tipo de fibra desempeña en el compuesto resultante. Las combinaciones carbono/vidrio ofrecen altos niveles de *pseudo-ductilidad*, pero reduciendo considerablemente la resistencia. Por su parte, las mezclas carbono/carbono brindan una deformación *pseudo-dúctil* más limitada, pero con una reducción menor en el esfuerzo último a tracción (comparado con la resistencia de *composite LE*).

Finalmente, el modelo numérico presentado es una herramienta que evalúa las contribuciones de cada refuerzo y permite determinar cuantitativamente cuando se presenta una combinación sinérgica que da como resultado una respuesta mejorada del material.

5.2 Aplicabilidad de los resultados de la investigación

Las matrices poliméricas reforzadas con fibras estructurales, como el carbono o el vidrio, poseen excelentes propiedades mecánicas específicas como la resistencia y la rigidez. Consecuentemente, estos materiales se usan ampliamente en aplicaciones que buscan la reducción de peso en sectores como el aeronáutico, y en los últimos años, están teniendo cada vez más auge en otros sectores industriales como el automotriz, el energético, el transporte o la ingeniería civil. En los últimos dos aviones civiles desarrollados por Airbus y Boeing, el A350 y el 787 Dreamliner, se pueden evidenciar excelentes ejemplos de aplicaciones de materiales compuestos reforzados con fibras de carbono en el sector aeronáutico, en los que los materiales compuestos representan hasta un 50% en peso de las partes estructurales (fuselaje, alas y estabilizadores).

Sin embargo, a pesar del creciente número de aplicaciones de ingeniería de los compuestos estructurales, la predicción exacta de su comportamiento mecánico sigue siendo una tarea ardua debido a la complejidad de los mecanismos de fallo involucrados, especialmente a nivel microscópico. Este tipo de estudios pueden ser desarrollados usando métodos numéricos y herramientas computacionales. Sin embargo, estas alternativas tienen un alto

costo computacional y consumen mucho tiempo de ejecución. Los resultados de esta investigación ofrecen una herramienta de diseño que permite predecir analíticamente y con una adecuada precisión, la respuesta mecánica de polímeros unidireccionales reforzados utilizados en las aplicaciones mencionadas.

Como se mencionó en los antecedentes, los modelos de fragmentación, basados en el enfoque GLS, si bien son una herramienta que permite dar una idea general del comportamiento de los materiales poliméricos reforzados, ofrecen predicciones típicamente sobreestimadas. Por otra parte, a escala microscópica existe un déficit de las propiedades mecánicas y estadísticas de los materiales constitutivos, además de una ausencia de resultados de pruebas de laboratorio con propiedades a tracción (escala macroscópica). Con la conformación de una base de datos que contenga esta información es posible llevar a cabo estudios del comportamiento de *composites* a escala microscópica, ya sea usando modelos analíticos o métodos numéricos computacionales.

Como se evidenció, los refuerzos en un compuesto híbrido tienen roles definidos. Los materiales con los que es conformada esta combinación pueden ser evaluados a-priori, buscando en ellos una función particular. Esto se puede lograr a partir de la evaluación de los módulos de elasticidad, o comparando el nivel de esfuerzo y deformación que cada material ofrece en su configuración no-híbrida. De acuerdo al efecto híbrido buscado, es posible mezclar refuerzos de diferente naturaleza, carbono/vidrio, que presentan una respuesta combinada con altos valores de pseudo-ductilidad, pero con una consecuente reducción de la resistencia, o integrando refuerzos de un mismo tipo, carbono/carbono, que ofrecen una deformación *pseudo-dúctil* más modesta, pero conservando en mayor cuantía su esfuerzo último. Sea cual sea el escenario, es posible establecer una mezcla puntual de refuerzos que brinde una respuesta mejorada de las propiedades. Si bien estos valores van a depender de la naturaleza de las fibras mezcladas, el modelo propuesto permite encontrar la proporción más óptima para hallar una respuesta particular.

Dado que las leyes de fragmentación basadas en el modelo GLS establecen una distribución uniforme de la carga entre las fibras intactas, luego de que se presenta la fractura de un filamento, y que, consecuentemente, este enfoque no considera la interacción entre las roturas que se presentan, de manera generalizada la curva ingenieril basada en GLS

típicamente sobre-predice los valores de esfuerzo vs deformación. Con el desarrollo del modelo CNB fue posible establecer la densidad crítica de grietas que desencadena el daño catastrófico del compuesto, pero el máximo de la curva no coincidía con el valor hallado. No obstante, usando para el beneficio de esta investigación la no interacción entre roturas, las dificultades que supone la caracterización experimental de la resistencia interfacial fibra/matriz y el hecho de que GLS desestime la concentración de esfuerzos, se hizo un ajuste de los valores (que pueden arrojar valores poco coherentes con la realidad) del esfuerzo interfacial fibra/matriz, para contraer la curva ingenieril y de esta manera poder obtener una respuesta del material con un máximo que fuera el reflejo del valor obtenido por CNB. El uso de este tipo de artificios que tienen como objetivo introducir un factor corrector a un modelo teórico/analítico han sido ampliamente usados en el campo científico e industrial, pero es importante tener en cuenta que si bien se obtienen valores cercanos a la realidad su uso debe ser consciente y responsable. Es por ello que se hace un especial énfasis en el grado de aceptación del lector de las premisas o hipótesis planteadas en esta investigación, y en especial la de la corrección del τ . Bajo esta premisa, el uso de CNB+ τ^* para configuraciones híbridas, como no híbridas, está enfocado en la búsqueda rápida y sin mucho costo computacional de una combinatoria de refuerzos, que a a partir de sus propiedades micro-mecánicas, permita la selección de materiales, por ejemplo para la fabricación de un laminado híbrido. De esta manera los resultados de la presente investigación, incluyendo los modelos numéricos, ofrecen un menor costo computacional y una mayor rapidez en la exploración cualitativa y cuantitativa que permite pronosticar el comportamiento global del híbrido y una facilita la caracterización general de los atributos o contribuciones que cada material de refuerzo LE y HE puede ofrecer. En caso de requerir diseños con grado de responsabilidad mayor, existen herramientas alternativas, como por ejemplo la simulación numérica basada en el método de los elementos finitos, en la que el paquete de fibras LE y HE, en una distribución espacial particular, puede ser llevado a cabo para conocer la respuesta mecánica global del material con una mejor precisión, eso sí, con un elevado costo computacional.

Por otra parte, las gráficas de contorno obtenidas se convierten en una herramienta de diseño de mucha utilidad que permite establecer cuál puede ser el rango de deformación *pseudo-dúctil* o intervalo del esfuerzo de cedencia que ofrece una combinatoria de refuerzos.

A propósito, gracias a que el material ofrece señal de advertencia con un daño gradual, es posible usar el esfuerzo de cedencia y los resultados de esa investigación para reducir los altos factores de seguridad empleados típicamente en refuerzos estructurales que presentan una naturaleza frágil.

Finalmente, se logra una reducción importante de costos por la incorporación de refuerzos de menor valor de compra, en este caso fibras de vidrio mezcladas con carbono. Esto establece además una oportunidad de trabajo con fibras de refuerzo de otra naturaleza, como es el caso de hilos textiles, que pueden también ofrecer *composites* con un comportamiento estructural mejorado.

5.3 Trabajos futuros

La conformación de una base de datos con propiedades micro-mecánicas permitió desarrollar una metodología para el entendimiento de los diferentes fenómenos que desarrollan los *composites* al ser sometidos a cargas de tracción. Es por ello que sería recomendable ampliar esta base de información con otras otras fibras de carbono y/o fibras de vidrio, además de, datos sobre fibras textiles que pueden ofrecer un mayor campo de hibridación para *composites* de alto desempeño. Dada su complejidad de adquisición, esta información puede ser obtenida mediante búsquedas en la literatura o a través de pruebas de laboratorio.

Por otra parte, se ha desarrollado una metodología teórica para la combinación de refuerzos que da como resultado una respuesta *pseudo-dúctil*. Esta mezcla íntima de fibras ha sido idealizada como una dispersión de los refuerzos mediante la cual fue posible obtener una mejora en las propiedades del *composite*. Se presenta entonces una posibilidad de validación experimental de cada una de las hipótesis planteadas en esta investigación, para lo cual sería necesario disponer de un sistema de combinación de mezcla, a escala de laboratorio, en la que se logre una dispersión suficiente entre los materiales de refuerzos usados. Para ello será necesario establecer una unidad de medida de la dispersión, de tal manera que permita realizar ajustes a los modelos acá propuestos. De esta manera se lograría la manufactura de *composites* unidireccionales

planos, tipo probeta, en los cuales se pueda garantizar la dispersión de refuerzos, con un tamaño suficiente para la caracterización de las propiedades en laboratorio. Una vez se garantice un proceso repetible y confiable es recomendable evaluar diferentes proporciones de mezcla entre los refuerzos LE y HE, así como la combinación que ofrece la máxima *pseudo-ductilidad*.

Esta metodología puede ser luego ampliada a *composites* reforzados en dos ejes sobre el plano (tejidos), tanto desde el punto de vista teórico como experimental. De esta manera se podrían evaluar las ventajas de combinar refuerzos en diferentes direcciones, hecho que puede ser de mucha utilidad para la industria de materiales compuestos a nivel mundial.

Por otra parte, y de acuerdo a los avances en hardware, hoy en día se tienen a la mano superordenadores con amplias capacidades de cómputo en los cuales sería posible llevar a cabo simulaciones numéricas con un volumen representativo de un elemento, RVE's, conformado fibras de vidrio y carbono. Considerando una adecuada dispersión de ambos refuerzos y un contenido volumétrico específico, sería deseable realizar simulaciones numéricas basadas en el modelo CNB. Dado que es posible asignar una probabilidad de daño a partir de los defectos por unidad de longitud, así como propiedades mecánicas y estadísticas, fibra a fibra, sería factible validar las hipótesis de generación y crecimiento de clústeres, estimar la magnitud de grietas que conllevan al colapso del material, así como la confirmación del rol que tienen las plaquetas de fibras HE en la mitigación de la fragilidad de compuestos híbridos combinados.

5.4 Productos de investigación

El desarrollo de esta tesis doctoral ha permitido obtener productos de orden científico, así como impactos interinstitucionales gracias al trabajo de co-tutela y doble titulación entre la Universidad de Girona (España) y la Universidad Pontificia Bolivariana (Colombia). Además del manuscrito actual se han obtenido una serie de resultados que se explican a continuación. Los anexos de cada producto se encuentran en formato digital.

5.4.1 Producción científica y participación en eventos internacionales

Los resultados obtenidos en esta investigación se han socializado con un artículo en revista internacional y participación en 4 congresos internacionales, así:

Vanegas-Jaramillo, J.D., Turon, A., Costa, J., Cruz, L.J. and Mayugo, J.A. (2018). “Analytical model for predicting the tensile strength of unidirectional composites based on the density of fiber breaks”. *Composites Part B: Engineering*. Volume 141, 15 May 2018, Pages 84-91. (Anexo 1).

Vanegas-Jaramillo, J.D., Costa, J., Turon, A. and Cruz, L.J. (2015). “Study of the tensile behaviour of unidirectional hybrid composites by means of an improved fragmentation model”. *7th International Conference on Composites Testing and Model Identification, COMPTEST'15*. Madrid, 8th-10th April 2015. (Anexo 2).

Vanegas-Jaramillo, J.D., Costa, J., Turon, A. and Cruz, L.J. (2015). “An improved fragmentation model to assist the selection of fibres in hybrid composites”. *20th International Conference on Composite Materials*. Copenhagen, 19-24th July 2015. (Anexo 3).

Vanegas-Jaramillo, J.D., Turon, A., Costa, J., Cruz, L.J., Mayugo, J.A. y Muñoz K. (2015). “Estudio del comportamiento pseudodúctil de composites unidireccionales híbridos mediante modelos analíticos de fragmentación”. *MATCOMP 2015: XI Congreso Nacional de Materiales Compuestos*. Móstoles (Madrid), 06-08 de Julio de 2015 (Anexo 4).

Vanegas-Jaramillo, J.D., Costa, J., Turon, A. and Cruz, L.J. (2017). “Modelo analítico de fragmentación para la predicción del esfuerzo último a tensión de materiales compuestos unidireccionales basado en la densidad de grietas de fibras”. *VIII Congreso Internacional de Ingenierías Mecánica y Mecatrónica y VI de Materiales, Energía y Medio Ambiente*. 26, 27 y 28 de abril de 2017, Medellín (Colombia) (Anexo 5).

5.4.2 Máster en Mecánica de Materiales y Estructuras

Este doctorado está amparado por una beca Colciencias que cubre los gastos de formación para la realización de estudios de doctorado en Colombia. El estudiante al iniciar su ciclo de formación sólo tenía título como ingeniero. En la búsqueda de la doble titulación, se

estableció un requisito mediante el cual debía poseer una formación de Maestría para optar al título de PhD en Tecnología de la Universidad de Girona. De esta manera cursó y terminó satisfactoriamente el Máster en Mechanics of Materials & Structures (MMS), código 3105M0512, de la Universidad de Girona”. El ciclo de estudios se desarrolló entre octubre de 2014 y septiembre de 2015. El máster MMS es un máster oficial homologado por el Ministerio de Educación Español y reconocido académicamente en todo el Espacio Europeo de Educación Superior; tiene un total de 60 Créditos ECTS y se obtuvo un promedio final de 8.91/10.00. Se cursaron 10 asignaturas, más la tesis de máster titulada “*An analytical fiber fragmentation model to predict the tensile behavior of unidirectional two-fiber type hybrid composites*” la cual fue calificada 9.5/10.0. (Adjunto 6)

5.4.3 Proyecto de Investigación financiado por Colciencias

El eje central de esta investigación doctoral, así como su escalamiento a escala piloto fueron presentados en la “Convocatoria 669 para apoyar proyectos de investigación y desarrollo en ingenierías – 2014” del Departamento Administrativo de Ciencia, Tecnología e Innovación Colciencias de la República de Colombia. De esta manera el proyecto titulado “*Diseño teórico-experimental de composites laminados híbridos ultradelgados (thin-ply) obtenidos mediante técnicas de esparcimiento de mecha (tow-spread) para el mejoramiento de propiedades mecánicas*” obtuvo financiación por un monto cercano a los €100.000. De esta manera, el estudio teórico desarrollado en el marco de la tesis doctoral, tendrá una continuación luego de terminarse el ciclo de formación como PhD en ambas instituciones. Esta fase complementaria contempla el procesamiento de *composites* laminados híbridos ultra-delgados obtenidos mediante técnicas de esparcimiento de mecha, razón por la cual será posible validar los resultados obtenidos en esta investigación. El candidato a Doctor, Juan David Vanegas es el investigador principal de esta investigación y es el responsable de la ejecución de la fase experimental una vez se concluya el ciclo doctoral con la UPB y la UdG. Este proyecto tiene como fecha de culminación el segundo semestre de 2018. Los detalles de la propuesta aprobada se encuentran en el Anexo 7.

5.4.4 Convenio de Doble Titulación Doctoral

La presente investigación está amparada por un convenio de co-tutela y doble titulación doctoral entre la Universidad de Girona (Girona-España) y la Universidad Pontificia

Bolivariana (Medellín, Colombia). De esta manera los resultados han sido obtenidos mediante el trabajo colaborativo del Grupo AMADE (UdG) y el GINUMA (UPB). (Anexo 8)

5.4.5 Beca Enlazamundos / Sapiencia

Para realizar los estudios de doctorado en la Universidad de Girona, el estudiante contó con financiación del Municipio de Medellín, mediante la Beca Enlazamundos 2015. Esta beca consistió en el auxilio económico (€6.000) para el pago de traslados aéreos del estudiante (y algunos gastos de sostenimiento en la ciudad de Girona (Anexo 9)

5.4.6 Convenio de Colaboración para la relación de un programa interuniversitario de doble titulación entre el MMS (UdG) y la Maestría en Ingeniería (UPB).

La interacción investigativa y académica entre la Universidad de Girona y la Universidad Pontificia Bolivariana permitió además establecer un Convenio de colaboración, liderado por el estudiante, para la realización de un programa inter-universitario de doble titulación entre el Master de Mecánica de Materiales y Estructuras de la Universidad de Girona y la Maestría en Ingeniería de la Universidad Pontificia Bolivariana (Anexo 10).

PAGINA
EN
BLANCO

6. REFERENCIAS

- [1] S. Sihm, R. Kim, K. Kawabe, and S. Tsai, “Experimental studies of thin-ply laminated composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 67, no. 6, pp. 996–1008, May 2007.
- [2] K. Kawabe, H. Sasayama, and S. Tomoda, “New Carbon Fiber Tow-Spread Technology and Applications to Advanced Composite Materials,” *SAMPE J.*, vol. 45, no. 2, pp. 6–17, 2009.
- [3] S. W. Tsai, S. Sihm, and R. Y. Kim, “Thin ply composites,” in *Collection of Technical Papers -AIAA/ASME/ASCE/ AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Vol. 4*, 2005, pp. 2555–2559.
- [4] P. P. Camanho, A. Turon, J. Costa, G. Guillaumet, A. Arteiro, and E. González, “Structural integrity of thin-ply laminates,” in *Composites Design Conference - JEC 2012*, 2012, vol. 2012, no. 1, pp. 1–48.
- [5] H. Sasayama, K. Kawabe, S. Tomoda, I. Ohsawa, K. Kageyama, and N. Ogata, “Effect of lamina thickness on first ply failure in multidirectionally laminated composites,” in *The 8th Japan International SAMPE Symposium & Exhibition (JISSE-8)*, 2003, pp. 18–21.
- [6] K. Kawabe, S. Tomoda, and T. Matsuo, “A pneumatic process for spreading reinforcing fiber tow,” in *The 42nd International SAMPE Symposium & Exhibition*, 1997, pp. 65–76.
- [7] Y. Nishikawa, K. Okubo, T. Fujii, and K. Kawabe, “Fatigue crack constraint in plain-woven CFRP using newly-developed spread tows,” *Int. J. Fatigue*, vol. 28, no. 10, pp. 1248–1253, Oct. 2006.
- [8] T. Yokozeki, Y. Aoki, and T. Ogasawara, “Experimental characterization of strength and damage resistance properties of thin-ply carbon fiber/toughened epoxy laminates,” *Compos. Struct.*, vol. 82, no. 3, pp. 382–389, Feb. 2008.
- [9] H. Saito *et al.*, “Effect of ply-thickness on impact damage morphology in CFRP laminates,” *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 30, no. 13, pp. 1097–1106, Aug. 2011.
- [10] H. Diao, A. Bismarck, P. Robinson, and M. R. Wisnom, “Production of continuous intermingled CF/GF hybrid composite via fibre tow spreading technology,” in *ECCM16 - 16TH EUROPEAN CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS*, 2014, no. June 2014, p. 8.
- [11] G. Czél, M. Jalalvand, M. R. Wisnom, and T. Czigány, “Design and characterisation of high performance , pseudo-ductile all-carbon / epoxy unidirectional hybrid composites,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 111, pp. 348–356, 2017.
- [12] T. Hayashi, K. Koyama, A. Yamazaki, and M. Kihira, “Development of new material properties by hybrid composition. 2nd report,” *Fukugo Zair. (Composite Mater.)*, vol. 1, pp. 18–20, 1972.
- [13] A. R. Bunsell and B. Harris, “Hybrid carbon and glass fibre composites,” *Composites*, vol. 5, no. 4, pp. 157–164, Jul. 1974.
- [14] P. W. Manders, M. G. Bader, and M. G. B. P. W. Manders, “The strength of hybrid glass/carbon fibre composites,” *J. Mater. Sci.*, vol. 16, no. 8, pp. 2233–2245, 1981.

- [15] H. Diao, A. Bismarck, P. Robinson, and M. R. Wisnom, “Pseudo-ductile behavior of unidirectional fibre reinforced polyamide-12 composite by intra-tow hybridization,” in *ECCM15 - 15th European Conference on Composite Materials*, 2012, no. June 2012, pp. 24–28.
- [16] J. Summerscales and D. Short, “Carbon fibre and glass fibre hybrid reinforced plastics,” *Composites*, vol. 9, no. 3, pp. 157–166, Jul. 1978.
- [17] G. Kretsis, “A review of the tensile, compressive, flexural and shear properties of hybrid fibre-reinforced plastics,” *Composites*, vol. 18, no. 1, pp. 13–23, 1987.
- [18] D. Short and J. Summerscales, “Hybrids - a review. Part 2. Physical properties,” *Composites*, pp. 33–38, 1980.
- [19] D. Short and J. Summerscales, “Hybrids - A review Part 1. Techniques design and construction,” *Compos. Struct.*, no. October, pp. 215–222, 1979.
- [20] H. Yu, K. D. Potter, and M. R. Wisnom, “A novel manufacturing method for aligned discontinuous fibre composites (High Performance-Discontinuous Fibre method),” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 65, pp. 175–185, 2014.
- [21] P. Hine, M. J. Bonner, I. Ward, Y. Swolfs, and I. Verpoest, “Self reinforced polyamide 12/carbon fibre hybrid composites,” in *ECCM16 - 16th European Conference on Composite Materials, Seville*, 2014, no. June 2014, pp. 22–26.
- [22] Y. Swolfs, I. Verpoest, and L. Gorbatikh, “Issues in strength models for unidirectional fibre-reinforced composites related to Weibull distributions, fibre packings and boundary effects,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 114, pp. 42–49, 2015.
- [23] Y. Swolfs, R. M. Mcmeeking, I. Verpoest, and L. Gorbatikh, “The effect of fibre dispersion on initial failure strain and cluster development in unidirectional carbon / glass hybrid composites,” *Compos. Part a*, vol. 69, pp. 279–287, 2015.
- [24] Y. Swolfs, L. Gorbatikh, and I. Verpoest, “Stress concentrations in hybrid unidirectional fibre-reinforced composites with random fibre packings,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 85, no. 2013, pp. 10–16, Aug. 2013.
- [25] R. P. Tavares, “Mechanics of hybrid polymer composites,” Universidade do Porto, 2015.
- [26] R. P. Tavares, A. R. Melro, M. A. Bessa, A. Turon, W. K. Liu, and P. P. Camanho, “Mechanics of hybrid polymer composites: analytical and computational study,” *Comput. Mech.*, vol. 57, no. 3, pp. 405–421, 2016.
- [27] L. Mishnaevsky and G. Dai, “Hybrid carbon/glass fiber composites: Micromechanical analysis of structure–damage resistance relationships,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 81, no. 2014, pp. 630–640, Jan. 2014.
- [28] Y. Swolfs, R. M. McMeeking, V. P. Rajan, F. W. Zok, I. Verpoest, and L. Gorbatikh, “Global load-sharing model for unidirectional hybrid fibre-reinforced composites,” *J. Mech. Phys. Solids*, p. JMPSD1400292, 2015.
- [29] W. A. Curtin, “Exact theory of fibre fragmentation in a single-filament composite,” *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 26, no. 1991, pp. 5239–5253, 1991.
- [30] J. M. Neumeister, “Bundle pullout—a failure mechanism limiting the tensile strength of continuous fiber reinforced brittle matrix composites— and its implications for strength dependence on volume and type of loading,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 41, no. 8, pp. 1405–1424, 1993.

- [31] J. M. Neumeister, "A constitutive law for continuous fiber reinforced brittle matrix composites with fiber fragmentation and stress recovery," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 41, no. 8, pp. 1383–1404, 1993.
- [32] C. Y. Hui, S. L. Phoenix, M. Ibnabdeljalilt, and R. L. Smiths, "An exact closed form solution for fragmentation of Weibull fibers in a single filament composite with applications to fiber-reinforced ceramics," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 43, no. 10, pp. 1551–1585, 1995.
- [33] A. Turon, J. Costa, P. Maimí, D. Trias, and J. A. Mayugo, "A progressive damage model for unidirectional fibre-reinforced composites based on fibre fragmentation. Part I: Formulation," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 65, no. 13, pp. 2039–2048, Oct. 2005.
- [34] W. A. Curtin, "Theory of Mechanical Properties of Ceramic-Matrix Composites," *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 74, no. 11, pp. 2837–2845, 1991.
- [35] M. Ibnabdeljalil and W. A. Curtin, "Strength and reliability of fiber-reinforced composites: Localized load-sharing and associated size effects," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 34, no. 21, pp. 2649–2668, 1997.
- [36] I. J. Beyerlein and S. L. Phoenix, "Stress concentrations around multiple fiber breaks in an elastic matrix with local yielding or debonding using quadratic influence superposition," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 44, no. 12, pp. 1997–2036, 1996.
- [37] a. M. Sastry and S. L. Phoenix, "Load redistribution near non-aligned fibre breaks in a two-dimensional unidirectional composite using break-influence superposition," *J. Mater. Sci. Lett.*, vol. 12, no. 20, pp. 1596–1599, 1993.
- [38] S. J. Zhou and W. A. Curtin, "Failure of fiber composites: A Lattice Green Function Model," *Acta Metall. Mater.*, vol. 43, no. 8, pp. 3093–3104, 1995.
- [39] D. G. Harlow and S. L. Phoenix, "The Chain-of-Bundles Probability Model For the Strength of Fibrous Materials I: Analysis and Conjectures," *J. Compos. Mater.*, vol. 12, no. 2, pp. 195–214, 1978.
- [40] D. G. Harlow and S. L. Phoenix, "The Chain-of-Bundles Probability Model For the Strength of Fibrous Materials II: A Numerical Study of Convergence," *J. Compos. Mater.*, vol. 12, no. 2, pp. 195–214, 1978.
- [41] J. Koyanagi, H. Hatta, M. Kotani, and H. Kawada, "A Comprehensive Model for Determining Tensile Strengths of Various Unidirectional Composites," *J. Compos. Mater.*, vol. 43, no. 18, pp. 1901–1914, Jul. 2009.
- [42] K. N. Kendall, "Transition between Cohesive and Interfacial Failure in a Laminate," in *Proceedings of Royal Society of London, Series A*, 1975, p. 344 (1637). 287-302.
- [43] C. Zweben, "Tensile strength of hybrid composites," *J. Mater. Sci.*, vol. 12, pp. 1325–1337, 1977.
- [44] H. Fukuda, "An advanced theory of the strength of hybrid composites," *J. Mater. Sci.*, vol. 19, pp. 974–982, 1983.
- [45] V. P. Rajan and W. A. Curtin, "Rational design of fiber-reinforced hybrid composites: A global load sharing analysis," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 117, pp. 199–207, 2015.
- [46] U. Gaur and B. Miller, "Microbond method for determination of the shear

- strength of a fiber/resin interface: Evaluation of experimental parameters,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 34, no. 1, pp. 35–51, Jan. 1989.
- [47] P. Ferland, D. Guittard, and F. Trochu, “Concurrent methods for permeability measurement in resin transfer molding,” *Polym. Compos.*, vol. 17, no. 1, pp. 149–158, 2004.
- [48] F. T. Peirce, “Tensile strength of cotton yarns. V- The weakest link theorems on the strength of long and composite specimens,” *J. Text. Inst.*, vol. 17, pp. 355–368, 1926.
- [49] Y. Paramonov and J. Andersons, “A family of weakest link models for fiber strength distribution,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 38, no. 4, pp. 1227–1233, Apr. 2007.
- [50] V. Calard and J. Lamon, “A probabilistic-statistical approach to the ultimate failure of ceramic-matrix composites—part I: experimental investigation of 2D woven SiC/SiC composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 62, no. 3, pp. 385–393, Feb. 2002.
- [51] W. Weibull, “A statistical theory of the strength of materials,” Stockholm, 1939.
- [52] F. J. Rojo Pérez, “Aplicación de la mecánica de la fractura a la rotura frágil de fibras de sémola,” Universidad Politécnica de Madrid, 2003.
- [53] Z. P. Bazant and J. Planas, *Fracture and Size Effect in Concrete and Other Quasibrittle Materials*. New York: CRC Press. Taylor & Francis Group, 1998.
- [54] A. S. Watson and R. L. Smith, “An examination of statistical theories for fibrous materials in the light of experimental data,” *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 20, no. 9, pp. 3260–3270, 1985.
- [55] A. Turon, J. Costa, D. Trias, N. Blanco, and J. a. Mayugo, “A progressive damage model for unidirectional fibre-reinforced composites based on fibre fragmentation. Part II: Stiffness reduction in environment sensitive fibres under fatigue,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 65, no. 14, pp. 2269–2275, Nov. 2005.
- [56] H. L. Cox, “The elasticity and strength of paper and other fibrous materials,” *Br. J. Appl. Phys.*, vol. 3, no. 2, pp. 72–79, 1952.
- [57] A. Kelly and W. R. Tyson, “Tensile properties of fibre-reinforced metals: Copper/tungsten and copper/molybdenum,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 13, no. 6, pp. 339–350, 1965.
- [58] A. Turon, J. Costa, J. A. Mayugo, and D. Trias, “Evaluación de la disminución de la rigidez en composites de matriz polímero mediante un modelo de fragmentación de fibras,” *An. Mecánica la Fract.*, vol. 20, no. 2003, pp. 373–378, 2003.
- [59] R. Gulino and S. L. Phoenix, “Weibull strength statistics for graphite fibres measured from the break progression in a model graphite / glass / epoxy microcomposite,” *J. Mater. Sci.*, vol. 26, pp. 3107–3118, 1991.
- [60] L. T. Drzal and M. Madhukar, “Fibre-matrix adhesion and its relationship to composite mechanical properties,” *J. Mater. Sci.*, vol. 28, no. 3, pp. 569–610, 1993.
- [61] C. Galiotis and A. Paipetis, “Interfacial damage modelling of composites,” in *Multi-Scale Modelling of Composite Material Systems: The Art of Predictive Damage Modelling*, C. Soutis and P. W. R. Beaumont, Eds. New York, USA:

- Woodhead Publishing, 2005, pp. 33–64.
- [62] W. A. Curtin, “Stochastic Damage Evolution and Failure in Fiber-Reinforced Composites,” *Adv. Appl. Mech.*, vol. 36, pp. 163–253, 1999.
- [63] S. Zhandarov and E. Mäder, “An alternative method of determining the local interfacial shear strength from force-displacement curves in the pull-out and microbond tests,” *Int. J. Adhes. Adhes.*, vol. 55, pp. 37–42, 2014.
- [64] S. Feih, K. Wonsyld, D. Minzari, P. Westermann, and H. Lilholt, “Testing procedure for the single fiber fragmentation test,” Roskilde, 2004.
- [65] T. Ohsawa, A. Nakayama, M. Miwa, and A. Hasegawa, “Temperature dependence of critical fiber length for glass fiber-reinforced thermosetting resins,” *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 31, pp. 3203–3212, 1978.
- [66] ASTM Standards, *ASTM D3379-75*, “Standard Test Method for Tensile Strength and Young’s Modulus for High Modulus Single Filament Fibers.” 1975.
- [67] I. J. Beyerlein and S. L. Phoenix, “Statistics for the strength and size effects of microcomposites with four carbon fibers in epoxy resin,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 56, no. 1, pp. 75–92, Jan. 1996.
- [68] J. Watanabe, F. Tanaka, H. Okuda, and T. Okabe, “Tensile strength distribution of carbon fibers at short gauge lengths,” *Adv. Compos. Mater.*, vol. 23, no. 5–6, pp. 535–550, 2014.
- [69] B. W. Rosen, “Tensile failure of fibrous composites,” *AIAA J*, vol. 2, no. 11, pp. 1985–1991, 1964.
- [70] C. Zweben, “Tensile failure of fiber composites,” *AIAA J.*, vol. 6, pp. 2325–2331, 1968.
- [71] C. Zweben and B. W. Rosen, “A statistical theory of material strength with application to composite materials,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 18, no. 3, pp. 189–206, 1970.
- [72] T. Okabe and N. Takeda, “Estimation of strength distribution for a fiber embedded in a single-fiber composite: experiments and statistical simulation based on the elasto-plastic shear-lag approach,” *Compos Sci Technol*, vol. 61, pp. 1789–1800, 2001.
- [73] T. Okabe and N. Takeda, “Elastoplastic shear-lag analysis of single-fiber composites and strength prediction of unidirectional multi-fiber composites,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 33, no. 10, pp. 1327–1335, Oct. 2002.
- [74] J. Andersons, R. Joffe, M. Hojo, and S. Ochiai, “Glass fibre strength distribution determined by common experimental methods,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 62, no. 1, pp. 131–145, Jan. 2002.
- [75] S. Feih, A. Thranner, and H. Lilholt, “Tensile strength and fracture surface characterisation of sized and unsized glass fibers,” *J. Mater. Sci.*, vol. 40, no. 7, pp. 1615–1623, 2005.
- [76] M. Y. Matveev, a. C. Long, and I. a. Jones, “Modelling of textile composites with fibre strength variability,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 105, pp. 44–50, 2014.
- [77] “Estimation of Weibull parameters from loose-bundle test.”
- [78] J. Lamon, “Stochastic models of fragmentation of brittle fibers or matrix in composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 70, no. 5, pp. 743–751, May 2010.
- [79] Y. Swolfs, L. Gorbatikh, and I. Verpoest, “Fibre hybridisation in polymer

- composites: A review,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 67, no. August 2014, pp. 181–200, Sep. 2014.
- [80] K. S. Pandya, C. Veerajau, and N. K. Naik, “Hybrid composites made of carbon and glass woven fabrics under quasi-static loading,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 7, pp. 4094–4099, Aug. 2011.
- [81] G. Czél, J. Etches, I. Bond, and M. Wisnom, “Development and Characterisation of Pseudo-Ductile Hybrid Carbon/Glass-Epoxy Composites Made of Thin Spread Carbon Tows,” in *ECCM15 - 15TH EUROPEAN CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS*, 2012.
- [82] M. Jalalvand, G. Czél, and M. R. Wisnom, “Numerical modelling of the damage modes in UD thin carbon/glass hybrid laminates,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 94, no. 2014, pp. 39–47, Apr. 2014.
- [83] A. Martone, M. Giordano, V. Antonucci, and M. Zarrelli, “Enhancing damping features of advanced polymer composites by micromechanical hybridization,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 42, no. 11, pp. 1663–1672, Nov. 2011.
- [84] A. A. J. M. Peijs and J. M. M. de Kok, “Hybrid composites based on polyethylene and carbon fibres. Part 6: Tensile and fatigue behaviour,” *Composites*, vol. 24, no. 1, pp. 19–32, Jan. 1993.
- [85] B. Lauke, U. Bunzel, and K. Schneider, “Effect of hybrid yarn structure on the delamination behaviour of thermoplastic composites,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 29, no. 11, pp. 1397–1409, Nov. 1998.
- [86] Y.-J. You, Y.-H. Park, H.-Y. Kim, and J.-S. Park, “Hybrid effect on tensile properties of FRP rods with various material compositions,” *Compos. Struct.*, vol. 80, no. 1, pp. 117–122, Sep. 2007.
- [87] S. Boncel, R. M. Sundaram, A. H. Windle, and K. K. K. Koziol, “Enhancement of the mechanical properties of directly spun CNT fibers by chemical treatment,” *ACS Nano*, vol. 5, no. 12, pp. 9339–9344, 2011.
- [88] K. Allaer, I. De Baerea, P. Lava, W. V. Paepegem, and J. Degrieck, “On the in-plane mechanical properties of stainless steel fibre reinforced ductile composites,” *Composites Sci. Technol.*, vol. 100, pp. 34–43, 2014.
- [89] M. G. Callens, L. Gorbatikh, and I. Verpoest, “Ductile steel fibre composites with brittle and ductile matrices,” *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 61, pp. 235–244, 2014.
- [90] M. G. Callens, L. Gorbatikh, E. Bertels, B. Goderis, M. Smet, and I. Verpoest, “Tensile behaviour of stainless steel fibre/epoxy composites with modified adhesion,” *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 69, pp. 208–218, 2015.
- [91] M. G. Callens, P. De Cuyper, L. Gorbatikh, and I. Verpoest, “Effect of fibre architecture on the tensile and impact behaviour of ductile stainless steel fibre polypropylene composites,” *Compos. Struct.*, vol. 119, pp. 528–533, 2015.
- [92] J. D. Fuller and M. R. Wisnom, “Pseudo-ductility and damage suppression in thin ply CFRP angle-ply laminates,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 69, pp. 64–71, 2015.
- [93] J. D. Fuller and M. R. Wisnom, “Exploration of the potential for pseudo-ductility in thin ply CFRP angle-ply laminates via an analytical method,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 112, pp. 8–15, 2015.

- [94] S. Pimenta and P. Robinson, "Wavy-ply sandwich with composite skins and crushable core for ductility and energy absorption," *Compos. Struct.*, vol. 104, pp. 111–114, 2014.
- [95] H. Qian, A. Bismarck, E. S. Greenhalgh, and M. S. P. Shaffer, "Carbon nanotube grafted carbon fibres: A study of wetting and fibre fragmentation," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 41, no. 9, pp. 1107–1114, 2010.
- [96] A. Asadi, M. Miller, R. Moon, and K. Kalaitzidou, "Improving the interfacial and mechanical properties of short glass fiber/epoxy composites by coating the glass fibers with cellulose nanocrystals," *Express Polym Lett*, vol. 10, pp. 587–597, 2016.
- [97] S. Pimenta and P. Robinson, "An analytical shear-lag model for composites with 'brick-and-mortar' architecture considering non-linear matrix response and failure," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 104, pp. 111–124, 2014.
- [98] G. Czél, S. Pimenta, M. R. Wisnom, and P. Robinson, "Demonstration of pseudo-ductility in unidirectional discontinuous carbon fibre/epoxy prepreg composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 106, pp. 110–119, 2015.
- [99] G. Czél, M. Jalalvand, and M. R. Wisnom, "Demonstration of pseudo-ductility in unidirectional hybrid composites made of discontinuous carbon/epoxy and continuous glass/epoxy plies," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 72, pp. 75–84, 2015.
- [100] J. D. Fuller, M. Jalalvand, and M. R. Wisnom, "Pseudo-ductility by fragmentation of central unidirectional plies in thin CFRP angle-ply laminates," in *ECCM-16th European Conference on Composite Materials*, 2014, no. June, pp. 22–26.
- [101] W. A. Curtin and N. Takeda, "Tensile Strength of Fiber-Reinforced Composites: I. Mode and Effects of Local Fiber Geometry," *J. Compos. Mater.*, vol. 32, no. 22, pp. 2042–2059, 1998.
- [102] W. A. Curtin and N. Takeda, "Tensile Strength of Fiber-Reinforced Composites: II. Application to Polymer Matrix Composites," *J. Compos. Mater.*, vol. 32, no. 22, pp. 2060–2081, 1998.
- [103] C. M. Landis, I. J. Beyerlein, and R. M. McMeeking, "Micromechanical simulation of the failure of fiber reinforced composites," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 48, pp. 621–648, 2000.
- [104] T. Okabe, N. Takeda, Y. Kamoshida, M. Shimizu, and W. A. Curtin, "A 3D shear-lag model considering micro-damage and statistical strength prediction of unidirectional fiber-reinforced composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 61, no. 12, pp. 1773–1787, Sep. 2001.
- [105] S. Behzadi, P. T. Curtis, and F. R. Jones, "Improving the prediction of tensile failure in unidirectional fibre composites by introducing matrix shear yielding," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, no. 14, pp. 2421–2427, Nov. 2009.
- [106] J. D. Vanegas-Jaramillo, A. Turon, J. Costa, and L. J. Cruz, "Critical number of breaks model to predict the strength and mechanical response of unidirectional composites base on the stress recovery and fiber fragmentation. Part I: Formulation," 2016.
- [107] Y. Zhou, M. a. Baseer, H. Mahfuz, and S. Jeelani, "Statistical analysis on the

- fatigue strength distribution of T700 carbon fiber,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 13, pp. 2100–2106, 2006.
- [108] W. A. Curtin, “Tensile Strength of Fiber-Reinforced Composites: III. Beyond the Traditional Weibull Model for Fiber Strengths,” *J. Compos. Mater.*, vol. 34, no. 15, pp. 1301–1332, Aug. 2000.
- [109] Y. Swolfs, I. Verpoest, and L. Gorbatikh, “A review of input data and modelling assumptions in longitudinal strength models for unidirectional fibre-reinforced composites,” *Compos. Struct.*, vol. 150, pp. 153–172, 2016.