



Tecnológico Nacional de México

Centro Nacional de Investigación
y Desarrollo Tecnológico

Tesis de Maestría

Diseño de materiales compuestos híbridos con
orientación a pseudo ductilidad

presentada por

Ing. Kevin Ricardo Miranda Acatitlan

como requisito para la obtención del grado de

**Maestro en Ciencias en Ingeniería
Mecánica**

Director de tesis

Dr. Arturo Abúndez Pliego

Codirector de tesis

Dr. Enrique Alcudia Zacarias

Cuernavaca, Morelos, México. Junio de 2022.



EDUCACIÓN
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



TECNOLÓGICO
NACIONAL DE MÉXICO

Centro Nacional de Investigación y Desarrollo Tecnológico
Departamento de Ingeniería Mecánica

Cuernavaca, Mor., 06/junio/2022
No. Oficio: DIM/171/2022
Asunto Autorización de impresión de tesis

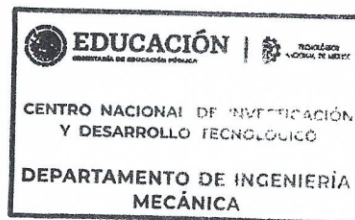
**ING. KEVIN RICARDOMIRANDA ACATITLAN
CANDIDATO AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS EN ING. MECÁNICA
P R E S E N T E.**

Por este conducto, tengo el agrado de comunicarle que el Comité Tutorial asignado a su trabajo de tesis titulado **"DISEÑO DE MATERIALES COMPUESTOS HÍBRIDOS CON ORIENTACIÓN A PSEUDO DUCTILIDAD"** han informado, que están de acuerdo con el documento presentado. Por lo anterior, se le autoriza a que proceda con la impresión definitiva de su documento de tesis.

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

ATENTAMENTE

Excelencia en Educación Tecnológica®
"Conocimiento y tecnología al servicio de México"



**DR. MARIO ALEJANDRO GÓMEZ JIMÉNEZ
JEFE DEL DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA**

C.c.p. Depto. de Servicios Escolares
Expediente
MAGJ/RMA



Interior Internado Palmira S/N, Col. Palmira, C. P. 62490, Cuernavaca, Morelos
Tel. 01 (777) 3627770, ext. 1408, e-mail dim@cenidet.tecnm.mx | cenidet.tecnm.mx



2022 Flores
Año de Magón
PREFANCO EN LA DIVISIÓN MECÁNICA



Cuernavaca, Mor.,
No. De Oficio:
Asunto:

07/junio/2022
SAC/81/2022
Autorización de
impresión de tesis

KEVIN RICARDO MIRANDA ACATITLAN
CANDIDATO AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
EN INGENIERÍA MECÁNICA
PRESENTE

Por este conducto, tengo el agrado de comunicarle que el Comité Tutorial asignado a su trabajo de tesis titulado "DISEÑO DE MATERIALES COMPUESTOS HÍBRIDOS CON ORIENTACIÓN A PSEUDO DUCTILIDAD", ha informado a esta Subdirección Académica, que están de acuerdo con el trabajo presentado. Por lo anterior, se le autoriza a que proceda con la impresión definitiva de su trabajo de tesis.

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

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

DR. CARLOS MANUEL ASTORGA ZARAGOZA
SUBDIRECTOR ACADÉMICO

C. c. p. Departamento de Ingeniería Mecánica
Departamento de Servicios Escolares



CMAZ/CHG



Dedicatoria

Este trabajo lleva especial dedicatoria a mis padres Verónica Acatitlan Chavelas y Ricardo Miranda González quienes me han apoyado en todo lo que necesite tanto en lo económico como en lo sentimental.

A mi padre por brindarme tanto apoyo económico como consejos en la vida, gracias.

A mi madre por todo el cariño y apoyo sentimental, gracias.

Agradecimientos

Al Centro Nacional de Investigación y Desarrollo Tecnológico (CENIDET) institución donde culminé de manera satisfactoria este posgrado de maestría, como parte de mi formación académica.

Al Consejo Nacional de Ciencias y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico asignado a través del programa de beca 002039 - MAESTRÍA EN CIENCIAS EN INGENIERÍA MECÁNICA 1030089 para realizar mis estudios de posgrado.

Le agradezco al Dr. Arturo Abúndez Pliego, por ser mi asesor y guía profesionalmente a lo largo de todo el trayecto de posgrado, gracias. Al Dr. Enrique Alcudia Zacarias por sus buenos consejos, recomendaciones y críticas constructivas durante en todo el proceso de desarrollo investigación. A la Dra. Claudia Cortés García, Dr. Jorge Colín Ocampo y Dr. José Antonio Arellano Cabrera por formar parte de mi comité revisor y quienes objetivamente aportaron consejos y observaciones en este trabajo.

Al equipo de trabajo de fatiga y materiales compuestos, M. C. Oscar Fernando Oliveros Ríos, M. C. Víctor Iván Rodríguez Reyes, M. C. Isaac Gutiérrez Rojas, Ing. Kevin Edson Petatan Bahena y al Ing. Darío Antonio García Lavariega bajo la coordinación del Dr. Arturo Abúndez Pliego, quienes a través de las distintas reuniones virtuales realizadas durante el periodo de confinamiento ocasionado por la pandemia aportaron comentarios críticos y observaciones, las cuales ayudaron a orientar y aportar como resolver distintas dudas surgidas durante las presentaciones del avance del trabajo.

Contenido

Dedicatoria.....	4
Agradecimientos	5
Resumen	11
Abstract.....	12
Introducción	13
Capítulo I: Estado del arte	14
1.1 Antecedentes históricos.....	14
1.2 Materiales compuestos	16
1.3 Materiales compuestos híbridos	18
2.5 Mecanismos de daño en laminados compuesto híbridos vidrio/carbono UD.....	22
1.6 Conclusión del estado del arte.....	25
Capítulo II: Planteamiento del problema	26
2.1 Justificación	26
2.2 Objetivos.....	27
2.3 Alcance	27
2.4 Metas	28
Capítulo III: Marco teórico.....	29
3.1 Modelo de plasticidad de un solo parámetro	29
3.2 Modelo micromecánico de Sun y Chen	32
3.3 Exploración del potencial de pseudo ductilidad en laminados CFRP de capa fina..	35
3.4 Combinación de la rotación y la fragmentación de las fibras para conseguir laminados CFRP pseudo dúctiles	38
Capítulo IV: Desarrollo de la metodología	47
4.1 Metodología del modelo analítico	47
4.2 Metodología de las pruebas experimentales	50
4.2.1 Materiales	53
4.2.2 Equipo experimental	53

Capítulo V: Caracterización de los materiales	55
Capítulo VI: Adaptaciones del modelo de Jalalvand <i>et al</i> [1]	59
Capítulo VII: Resultados preliminares.....	64
Capítulo VIII: Resultados	68
Conclusiones	76
Trabajos futuros y recomendaciones.....	78
Referencias.....	79
Anexo A1: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 905	82
Anexo A2: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 905	83
Anexo A3: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 905	84
Anexo A4: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 905	85
Anexo A5: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 905	86
Anexo B1: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 06, probeta CT1	87
Anexo B2: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 06, probeta CT2	88
Anexo B3: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 06, probeta CT3	89
Anexo B4: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 06, probeta CT4	90
Anexo B5: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 06, probeta CT5	91
Anexo C1: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 266, probeta T2	92
Anexo C2: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 266, probeta T3	93
Anexo C3: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 266, probeta T4	94
Anexo C4: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 266, probeta T5	95
Anexo D1: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 260426, probeta FT2....	96
Anexo D2: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 260426, probeta FT3....	97
Anexo D3: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 260426, probeta FT4....	98
Anexo D4: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 260426, probeta FT5....	99
Anexo D5: Resultados de las pruebas a tensión del laminado 260426, probeta FT6..	100

Índice de figuras

Figura 1-1.- Esquema básico de un material compuesto [5].....	16
Figura 1-2.- Fotografía de un material compuesto reforzado con fibras de carbono de matriz polimérica, por Science Photo Library [6].....	17
Figura 1-3.- Diagrama esquemático esfuerzo-deformación de un compuesto híbrido y sus dos compuestos de referencia. El híbrido muestra dos picos, que están vinculados a la falla del compuesto de carbono y fibra de vidrio, respectivamente. Modificado de [9]. .	19
Figura 1-4.- Diagrama esfuerzo-deformación de un laminado híbrido con configuración $\pm\theta m 0 n s$ [14].	20
Figura 1-5.- (a) Curva esfuerzo-deformación no-lineal con proceso gradual de daño; (b) Curva esfuerzo-deformación no-lineal con pérdida de integridad y caída de carga antes del proceso de falla final [17].	22
Figura 1-6.- Modos de falla en un laminado híbrido UD vidrio/carbono de capa de carbono fina (las líneas rojas muestran fractura, (a) una grieta a través del espesor del laminado, (b) una grieta en la capa de carbono seguida de delaminación instantánea y (c) fractura múltiple y extracción estable en la capa fina de carbono [16].....	23
Figura 1-7.- Diagrama de la respuesta esfuerzo-deformación de un laminado híbrido vidrio/carbono convencional (línea azul). La línea punteada roja representa la respuesta de un laminado híbrido con capa de carbono fina [16].	24
Figura 3-1.- Geometría del modelo micromecánico [22].	33
Figura 3-2.- Los esquemas muestran los tres modos posibles de daño que pueden ocurrir en laminados $[\pm\theta m / 0 n] S$. $l C$ en 1a se refiere al espaciado crítico de grietas [1].	39
Figura 3-3.- Celda unitaria, con una sola fractura en las capas 0° [1].	40
Figura 3-4. La redistribución del esfuerzo en las capas $\pm\theta$ y 0° se rige por el espaciado de las fragmentaciones en la capa 0° , $l l C$. Se denota que $\sigma_{AP} \neq \sigma_{xAP}$ cuando $l \neq l C$ [1].	42
Figura 3-5. Los valores σ_{crack} y σ_{AP} se ajustan a la curva esfuerzo-deformación para el valor correspondiente de $\pm\theta$ para obtener el rango de deformación (mostrado por el sombreado gris en el gráfico central). A continuación, se traza contra la longitud de la celda unitaria y una integración numérica para obtener el área bajo esta curva (el sombreado gris) produce la elongación de la celda unitaria, δl [1].	43
Figura 4-1.- Diagrama de flujo para el procedimiento del modelo analítico propuesto.	

Figura 4-2.- Los resultados de las estimaciones del modelo (líneas de puntos) para cada capa se presentan junto con los resultados de las pruebas (líneas sólidas) [24].	49
Figura 4-3.- Estimaciones para laminados $\pm 260ns$. Los efectos de la alteración del número de capas pueden alterar el comportamientos esfuerzo-deformación tras la fragmentación inicial [1].	50
Figura 4-4.- Esquema para el desarrollo de las pruebas experimentales.	51
Figura 4-5.- Proceso de manufactura para los laminados utilizados en el estudio.	51
Figura 4-6.- Geometría de las probetas para las pruebas a tensión.	52
Figura 4-7.- Máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 kN.	54
Figura 4-8.- Extensómetro axial Epsilon® 3542-050M-050-ST.	54
Figura 5-1.- Laminados de carbono y vidrio montados sobre molde de vidrio sellados al vacío por medio de tuberías.	55
Figura 5-2.- Probetas para las pruebas a tensión del laminado 26204262.	56
Figura 5-3.- Probetas ensayadas de las pruebas a tensión del laminado 905 con capas de carbono tipo velo que fallaron correctamente.	57
Figura 5-4.- Respuestas esfuerzo-deformación de las pruebas a tensión del laminado 905 con capas de carbono tipo velo.	57
Figura 5-5.- Respuestas esfuerzo-deformación de las pruebas a tensión del laminado 06 con capas de carbono tipo velo.	58
Figura 5-6.- Respuestas esfuerzo-deformación de las pruebas a tensión del laminado 266 con capas de vidrio.	58
Figura 6-1.- Ecuación de la línea de tendencia del módulo inicial de la respuesta esfuerzo-deformación del laminado 905 de capas de carbono tipo velo.	60
Figura 6-2.- Respuesta $\sigma_M - \epsilon_{xp}$ aplicando el modelo de Fuller y Wisnom [24].	60
Figura 6-3.- Regresión no lineal de la curva esfuerzo efectivo-deformación plástica efectiva de la capa de carbono tipo velo.	61
Figura 6-4.- Respuesta esfuerzo-deformación del módulo inicial.	62
Figura 6-5.- Relación de espesor de las capas UD y $\pm\theta$ del modelo de Jalalvand et al [1] considerando los valores del plano medio del laminado.	63
Figura 7-1.- Respuesta esfuerzo-deformación de los laminados vidrio/carbono [260426] y [26302263].	65
Figura 7-2.- Comparación entre las mediciones de las respuestas esfuerzo-deformación del extensómetro y la máquina.	65
Figura 7-3.- Ruptura de la probeta TCC1.	66
Figura 7-4.- Fractura de la probeta FT5 del laminado [260426].	66

Figura 7-5.- Fractura de la probeta FT5 del laminado [260426].	67
Figura 7-6.- Fractura de la probeta FT2, FT3 y FT4 del laminado [260426].	67
Figura 8-1.- Comparación entre las respuestas esfuerzo-deformación de los laminados híbridos <i>GGCs</i> y <i>GCCs</i> , siendo G y C las capas de vidrio y carbono respectivamente [29].	69
Figura 8-2.- Respuesta esfuerzo-deformación del laminado híbrido vidrio/carbono $\pm 4520 S$, siendo la capa las capas ± 452 y 0 de vidrio y carbono respectivamente.	69
Figura 8- 3.- Resultados del comportamiento del laminado tras la falla de la capa de carbono.	70
Figura 8-4.- Respuesta esfuerzo-deformación del laminado híbrido vidrio/carbono $\pm 150900S$, siendo las capas $\pm 15, 0$ y 90 capas de vidrio y 0 de carbono.	71
Figura 8-5.- Apariencia de las probetas tras las pruebas a tensión.	72
Figura 8-6.- Rotura de fibras de la falla de la probeta TD1 del laminado vidrio/carbono $\pm 150900S$, siendo las capas $\pm 15, 0$ y 90 capas de vidrio y 0 de carbono.	72
Figura 8-7.- Configuración de la secuencia de apilado del modelo.	73
Figura 8-8.- Denotación usada por Czél y Wisnom [16] para el cálculo de una laminado híbrido de tres capas [16].	74

Resumen

Los polímeros reforzados con fibras de carbono se caracterizan por poseer excelentes propiedades específicas, alta resistencia y rigidez, lo que los hace muy versátiles y utilizados en la industria como la aeroespacial o equipos de competición de alto desempeño. Sin embargo, exhiben una falla frágil que ocurre sin previo aviso, por lo tanto, es necesario implementar factores de seguridad sobredimensionados que en la mayoría de ocasiones limitan el potencial de uso del material compuesto. Por lo anterior, en este trabajo se propuso usar la hibridación de fibras de alta y baja elongación para explorar la modificación de los mecanismos de falla que permitan obtener una respuesta pseudo dúctil de laminados sometidos a cargas de tensión.

Con base en el modelo de pseudo ductilidad propuesto por Jalalvand *et al* [1], se propuso una modificación para permitir el uso de materiales de fácil acceso, pero conservando el planteamiento original, el cual consiste en usar una relación de espesores entre las capas de baja elongación con respecto al de alta elongación de alrededor de 0.583. Con esto en mente, se propuso el uso de capas de vidrio del orden de 0.04826 mm en combinación con capas de carbono tipo velo de 0.0482 mm de espesor nominal, con lo cual se modificaron los mecanismos de falla que provocan la falla frágil para lograr una falla con un grado de pseudo ductilidad. Se realizaron ensayos experimentales de calibración, de acuerdo a la norma ASTM D3039, para estimar la pendiente de la respuesta esfuerzo – deformación (módulo de elasticidad), con el cual se alimentó el modelo para calcular la respuesta pseudo dúctil con el modelo de Jalalvand *et al* [1].

Los resultados mostraron que, por una parte, al modificar las variables asignadas a las propiedades de las capas utilizadas, es posible utilizar componentes para los laminados de un origen distinto a aquellos usados por Jalalvand *et al* [1] y obtener resultados similares, con la consecuente ventaja del ahorro en costos de adquisición, manejo de los componentes y fabricación de los materiales. Se mostró también que es posible afectar la respuesta esfuerzo - deformación del laminado a partir de la relación de espesores de las capas utilizadas para fabricar el laminado híbrido.

Abstract

Carbon fiber reinforced polymers are characterized by excellent specific properties, high strength and stiffness, which make them very versatile and used in industries such as aerospace or high-performance racing equipment. However, they exhibit brittle failure that occurs without warning, therefore, it is necessary to implement oversized safety factors that in most occasions limit the potential use of the composite material. Therefore, in this work it was proposed to use hybridization of high and low elongation fibers to explore the modification of failure mechanisms to obtain a pseudo-ductile response of laminates subjected to tensile loads.

Based on the pseudo ductility model proposed by Jalalvand *et al* [1], a modification was proposed to allow the use of easily accessible materials, but preserving the original approach, which consists of using a thickness ratio between the low elongation layers with respect to the high elongation layer of about 0.583. 583. With this in mind, the use of glass layers of the order of 0.04826 mm in combination with veil-type carbon layers of 0.0482 mm nominal thickness was proposed, thus modifying the failure mechanisms that cause brittle failure to achieve a failure with a degree of pseudo ductility. Experimental calibration tests were performed, according to ASTM D3039, to estimate the slope of the stress-strain response (modulus of elasticity), with which the model was fed to calculate the pseudo-ductile response with the model of Jalalvand *et al* [1].

The results showed that, on the one hand, by modifying the variables assigned to the properties of the plies used, it is possible to use components for the laminates of a different origin than those used by Jalalvand *et al* [1] and obtain similar results, with the consequent advantage of saving in acquisition costs, handling of the components and manufacture of the materials. It was also shown that it is possible to affect the stress-strain response of the laminate from the thickness ratio of the layers used to manufacture the hybrid laminate.

Introducción

El uso de los materiales compuestos reforzados con fibras de carbono ha crecido de forma exponencial en las últimas décadas, demostrando ser la mejor alternativa para reemplazar materiales más usados de formas convencionales, debido a su combinación de propiedades mecánicas con una baja densidad y su alta flexibilidad en términos de diseño. Sin embargo, su principal inconveniente es su falla frágil que ocasiona fallas repentinas y catastróficas, sin daños o advertencias significativas. Por lo tanto, se busca introducir un comportamiento no lineal en la respuesta esfuerzo-deformación utilizando la hibridación, al combinarlo con fibras más dúctiles, permitiendo que el laminado exhiba un comportamiento similar al que presentan los metales.

A partir de los resultados reportados en la literatura por el grupo HiPerDuCT que estudió en profundidad, se reportaron distintos enfoques como: combinación de distintas secuencias de apilado; distintos materiales y procesos de fabricación de laminados. Se consiguió introducir una respuesta pseudo dúctil exitosa en laminados híbridos vidrio/carbono con capas de fibras unidireccionales (UD) del cual se propusieron distintos modelos de estimación de la respuesta.

Para introducir una respuesta pseudo dúctil en el laminado es necesario introducir tener un control sobre los distintos mecanismos de daño para producir un daño controlado que permita generar una falla controlada. Jalalvand *et al* [1] establecieron una secuencia de mecanismo de daño para una secuencia de apilado, $[\pm\theta_m/0_n]_s$ (siendo m y n el número de capas de vidrio y carbono respectivamente). Los mecanismos que presenta esta secuencia de apilado son: falla de capa de carbono; fragmentación de la capa de carbono; delaminación entre capas y finalmente falla de la capa de vidrio. Donde la pseudo ductilidad se origina de la fragmentación de la capa de carbono, generando una meseta de esfuerzos en la respuesta esfuerzo-deformación luego de la falla de la capa de carbono.

Siguiendo la recomendación en la selección de materiales que presentan los autores en la literatura, se exploró el uso de un material nuevo respecto a lo discutido en la literatura, así como también se contrastó con el uso de una capa de carbono UD tradicional para buscar introducir los mecanismos de daño similares a los reportados por Jalalvand *et al* [1] utilizando una capa de carbono preimpregnada.

Capítulo I: Estado del arte

A partir de la segunda mitad del siglo XX, el avance tecnológico se disparó de manera exponencial. El surgimiento de nuevas tecnologías requirió nuevos materiales y, por lo tanto, nuevas técnicas para mejorar el aprovechamiento de los mismos. En la industria manufacturera se buscó principalmente mejorar constantemente las propiedades de los materiales, tales como: resistencia, peso, rigidez, densidad y costes más bajos. Lo que conllevó al surgimiento de materiales compuestos, los cuales combinan las propiedades de los materiales constituyentes para lograr propiedades específicas.

1.1 Antecedentes históricos

El uso de materiales compuestos se puede remontar a 1500 A.C., cuando los primeros colonos egipcios y mesopotámicos combinaron barro y paja para crear edificaciones fuertes y duraderas. Posteriormente, en 1200 D.C. los mongoles inventaron el primer arco compuesto a partir de una combinación de madera, hueso y pegamento animal. El arco fue prensado y envuelto con corteza de abedul, haciéndolo extremadamente potente y preciso. Lo que lo convirtió en el arma más poderosa en la tierra hasta la invención de la pólvora [2].

A principios de los 1900 comenzó la era moderna de los compuestos con el desarrollo de los materiales plásticos, se desarrollaron nuevos materiales sintéticos plásticos como el vinilo, el poliestireno y el poliéster. Estos nuevos materiales superaron a las resinas derivadas de la naturaleza que se usaron hasta ese momento como única fuente de pegamentos y aglutinantes para los compuestos. Sin embargo, el uso de materiales plásticos por sí solos no pudo expandirse a aplicaciones estructurales debido a su baja resistencia, ya que se requería de un refuerzo para proporcionar mayor resistencia y rigidez.

En 1935, Owens Corning introdujo la primera fibra de vidrio, la cual, tras combinarse con un polímero de plástico, fue posible crear una estructura fuerte y ligera. Introduciendo la industria de compuestos Polímeros Reforzados con Fibras (FRP, por sus siglas en inglés) tal como se conoce hoy en día. Sin embargo, no fue hasta el comienzo de la Segunda Guerra Mundial que se llevó a la industria de los compuestos FRP, del laboratorio a la producción, siendo utilizados como una alternativa para aplicaciones estructurales ligeras como aviones militares.

Sin embargo, al final de la Segunda Guerra Mundial, la industria de compuestos se redujo a un pequeño nicho del mercado debido a la baja demanda de productos militares, los pocos innovadores de compuestos se introdujeron en otros mercados.

En 1946 Brandt Goldsworthy introdujo el primer casco de barco comercial, así como nuevos procesos de fabricación. Entre los que se le atribuyen numerosos avances como: el primero en fabricar una tabla de surf hecha de fibra de vidrio, revolucionando así el deporte. Y un proceso de fabricación conocido como pultrusión, usado para el formado de materiales plásticos termorrígidos, también llamados termo estables para obtener perfiles de plástico reforzado. Los productos fabricados a partir de este proceso incluyen rieles de escalera, manijas de herramientas, tuberías, ejes de flecha, armaduras, pisos de tren, dispositivos médicos entre otros [2].

En la década de 1970, la industria de los compuestos llegó a desarrollar mejores resinas plásticas y fibras de refuerzo. Se introdujo por primera vez una fibra de aramida también conocida actualmente como *Kevlar* y utilizada como el estándar en armaduras debido a su alta tenacidad.

La industria de los compuestos evolucionó en torno al sector de energías renovables, permitiendo crear diseños de turbinas eólicas que superaron los límites de tamaño, diseños y procesos de fabricación avanzados. Se destacaron en gran medida las ventajas de las propiedades de los materiales compuestos quienes, a diferencia otros materiales como las aleaciones metálicas, conservan mejor sus propiedades físicas y mecánicas [2].

En la década de 1990 surgieron los primeros trabajos sobre ductilidad, explorando los materiales compuestos de metal laminado mediante la unión por presión de capas alternas de matriz metálica de aluminio reforzado con partículas. Se descubrió que la ductilidad del compuesto laminado estaba limitada por los productos de reacción entre capas desarrollados durante el procesamiento que condujeron a la delaminación. Por lo tanto, puede producirse un estrechamiento de las capas del laminado que conduzca a una falla prematura [3].

Posteriormente se logró introducir un comportamiento dúctil éxito en compuestos cementosos de ingeniería, también llamado hormigón flexible. Donde la ductilidad se produce a través de un control preciso de la abertura de grietas acotadas en el concreto mezclado con fibras [4].

Demostraron que, con el conjunto correcto de parámetros, el daño resultante en una prueba a flexión cambia, de una propagación de una sola grieta a múltiples grietas [4]. Si bien la situación de los compuestos poliméricos reforzados con fibra es diferente a la de los compuestos biológicos o del hormigón reforzado con fibras, ciertos conceptos son universales y pueden aplicarse a los demás materiales.

1.2 Materiales compuestos

Un material compuesto consiste de una mezcla de dos o más materiales, uno de los cuales está presente en fase de matriz que proporciona integridad al compuesto, mientras que el otro actúa como refuerzo que imparte rigidez y resistencia. Muchos materiales pueden considerarse compuestos, esto se aprecia principalmente en la naturaleza, por ejemplo, la madera, la cual está compuesta de cadenas fibrosas de moléculas de celulosa en una matriz de lignina [4].

En la Figura 1-1 se muestra de manera general un esquema básico de la constitución de un compuesto y de manera más específica en la Figura 1-2 se muestra una fotografía de un material compuesto reforzado con fibras sintéticas (matriz de resina epoxi de color amarillo y refuerzo de fibra de carbono de color gris).

La superficie entre la matriz y el refuerzo se denomina interfaz, la cual es el área de adhesión entre ambos. La interfaz desempeña un papel muy importante porque de ella depende la transferencia de la carga que se aplica sobre el compuesto. Si la unión es buena, la carga se transfiere de la matriz a los refuerzos. De no ser así el refuerzo no cumpliría su función y comenzaría a salirse de la matriz. Hay cuatro tipos de interfaz: unión mecánica, electrostática, química e interdifusión [4].

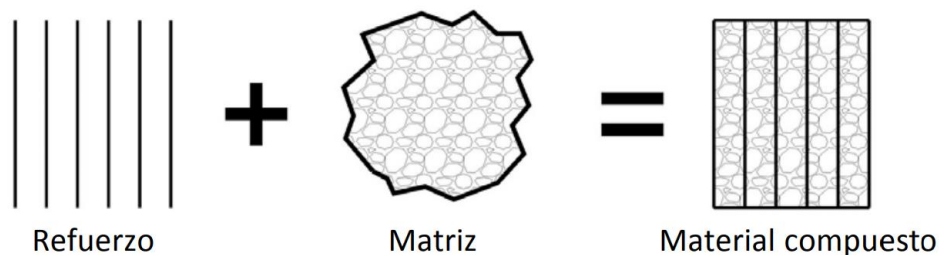


Figura 1-1.- Esquema básico de un material compuesto [5].

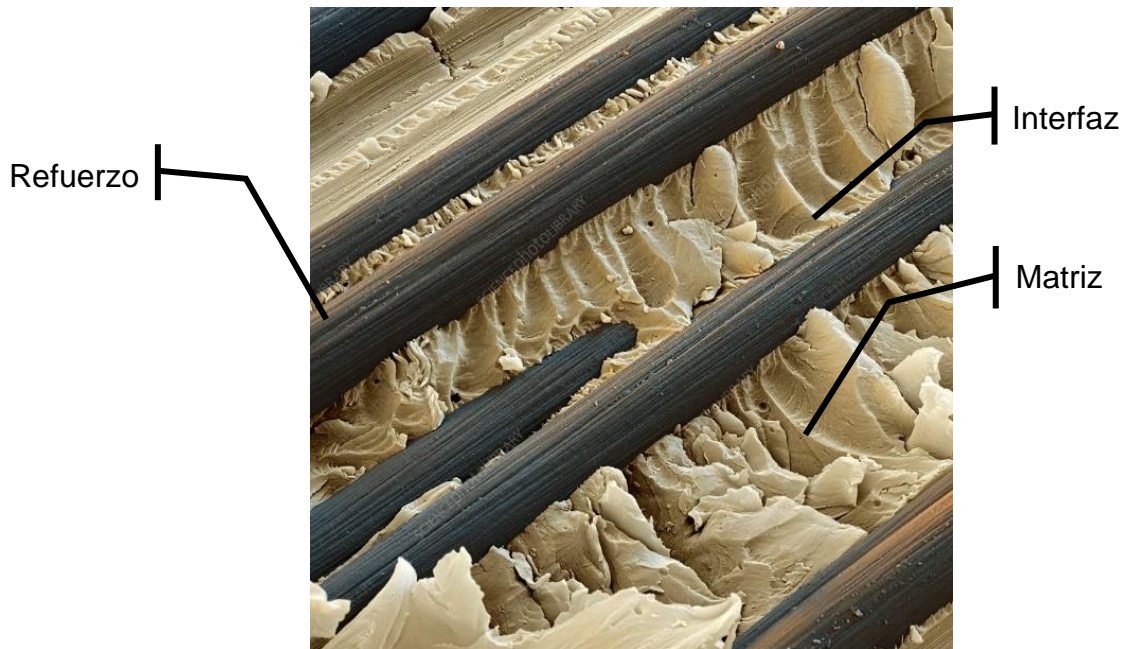


Figura 1-2.- Fotografía de un material compuesto reforzado con fibras de carbono de matriz polimérica, por Science Photo Library [6].

También existe la posibilidad de que se adicionen agentes de acoplamiento, rellenos o revestimientos, los cuales tienen como función mejorar la superficie de la interfaz sin afectar las propiedades del mismo [7].

Los materiales compuestos muestran anisotropía, es decir, sus propiedades varían significativamente cuando se miden en diferentes direcciones. Esto surge porque el constituyente más duro (y más rígido) está en forma fibrosa, con los ejes de fibra preferentemente alineados en direcciones particulares. Además, uno o más de los constituyentes pueden exhibir anisotropía inherente como resultado de su estructura [4] [7].

La anisotropía puede ser controlada y es un punto importante en el diseño de materiales compuestos, permite un margen considerable para integrar los procesos de especificación de materiales y diseño de componentes. Por ejemplo, en un material compuesto, son posibles grandes anisotropías en rigidez y resistencia que deben tenerse en cuenta durante el diseño [7].

No solo se deben considerar las variaciones de resistencia con la dirección, también se debe tener en cuenta el efecto de cualquier anisotropía en la rigidez sobre las tensiones creadas en el componente bajo carga externa. De este modo, el material puede producirse teniendo en cuenta las fuerzas a las que se somete cuando se convierte en un componente [2].

1.3 Materiales compuestos híbridos

Los materiales compuestos Poliméricos Reforzados con Fibra de Carbono (CFRP, por sus siglas en inglés) combinan excelentes propiedades mecánicas con una baja densidad. Concretamente los compuestos reforzados con fibra de alto desempeño poseen una resistencia y rigidez excepcionales, esto los hace ideales principalmente en aplicaciones avanzadas ligeras como estructuras aerodinámicas para aviones, naves espaciales, equipos deportivos de motor de altas especificaciones como cascos y protecciones.

Sus características los convierten en una opción preferida para aplicaciones estructurales livianas. Sin embargo, poseen una falla frágil que hace que se tengan que considerar factores de seguridad sobredimensionados respecto a materiales más convencionales, lo que restringe su expansión hacia aplicaciones de alto volumen, incluyendo la producción en masa en la automotriz y la construcción, donde no se puede permitir fallas inesperadas y una mala integridad residual. Además, estos sobredimensionamientos engloban un costo y fabricación relativamente más elevado.

Efecto híbrido en materiales compuestos

Los laminados híbridos exhiben un notable efecto sinérgico denominado efecto híbrido, el cual se define como el aumento relativo de la falla a tensión del compuesto en relación con la falla a tensión de uno de sus constituyentes [8].

Los compuestos híbridos más utilizados son los compuestos poliméricos reforzados con fibras de vidrio/carbono. Esta configuración combina una matriz de baja densidad con refuerzos de fibras con propiedades mecánicas específicas. La fibra de carbono otorga al compuesto propiedades de alto desempeño y resistencia a los esfuerzos mientras que la fibra de vidrio otorga mayor resistencia a la deformación.

En la Figura 1-3 se muestra el cambio que representa un aumento del 40% entre el primer pico, que representa la falla a tensión de un compuesto CFRP hasta el segundo pico, que representa la falla de un compuesto GFRP. Para el pico del efecto híbrido. Se encontraron dos enfoques para mejorar la falla frágil de los compuestos de un solo tipo de fibra:

- (i) híbridos entre capas o capa por capa
- (ii) híbridos íntimamente mezclados o híbridos entremezclados.

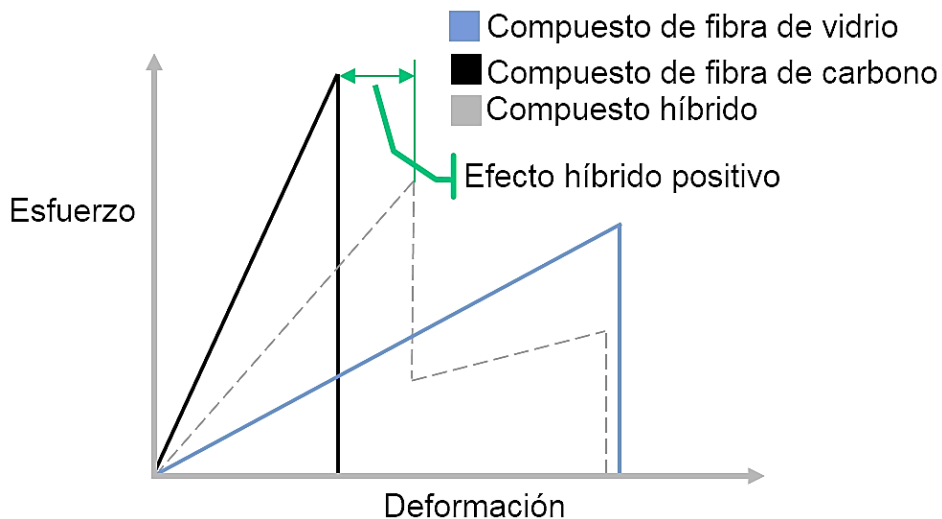


Figura 1-3.- Diagrama esquemático esfuerzo-deformación de un compuesto híbrido y sus dos compuestos de referencia. El híbrido muestra dos picos, que están vinculados a la falla del compuesto de carbono y fibra de vidrio, respectivamente. Modificado de [9].

Pseudo ductilidad en los materiales compuestos

El principio básico de utilizar un compuesto híbrido es obtener un alto módulo inicial y una capacidad de carga residual después de la falla del componente de módulo elevado inicial. En un compuesto híbrido, el material de baja elongación falla primero, sin embargo, el material de alta elongación, que tiene una falla a tensión más alta, es el que soporta la carga para que se mantenga la integridad general durante el proceso de falla del material de baja elongación [10].

El programa “*High Performance Ductile Composite Technologies*” (HiPerDuCT) estudió en profundidad la pseudo ductilidad en compuestos híbridos, desde distintos enfoques como la combinación de distintas secuencias de apilado hasta el uso de distintos materiales. El enfoque más prometedor y eficiente es el uso de laminados híbridos vidrio/carbono con capas de fibras unidireccionales (UD), obteniendo un alto módulo inicial y una falla gradual estable.

Los primeros trabajos sobre pseudo ductilidad en laminados híbridos vidrio/carbono UD se concentraron en la mejora de la falla por deformación a la falla de la capa de carbono usando la predicción de la resistencia de los híbridos, tratando de producir fallas graduales y respuestas esfuerzo-deformación pseudo dúctiles para obtener respuestas de fluencia y endurecimiento antes de la falla final similar a la que exhiben los metales. La pseudo ductilidad se definió como deformación pseudo dúctil para evaluar el progreso, la cual se define como la diferencia entre la deformación final de falla y la deformación elástica al mismo nivel de esfuerzo como se muestra en la Figura 1-4 [11] [12][13].

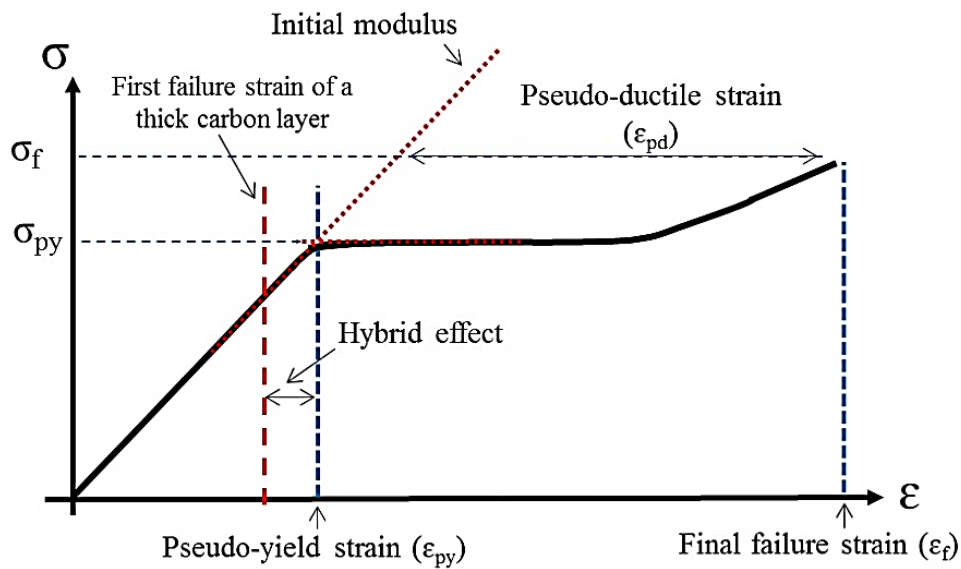


Figura 1-4.- Diagrama esfuerzo-deformación de un laminado híbrido con configuración $[\pm\theta_m/0_n]_s$ [14].

Se exploraron diferentes enfoques potenciales para crear una falla más gradual y obtener una falla pseudo ductilidad, en los que se identificó la tasa de liberación de energía, la cual es uno de los factores más importantes e influye en la delaminación que ocurre después de la falla de la capa de baja elongación, en este caso carbono. Además, produce un tipo exclusivo de daño denominado extracción estable, el cual, se define como la delaminación estable que sucede entre las fragmentaciones de la capa de carbono y las capas circundantes sin dañar las dichas capas [11][15][16].

Para lograr una baja tasa de liberación de energía tanto el espesor relativo (es decir, la proporción de la capa de carbono) como el espesor absoluto de las capas de carbono son importantes. Se identificó que si las capas de carbono son muy delgadas (espesor menor a 0.1mm) hay una mejora en la deformación hasta la falla de las fibras. Sin embargo, también aumenta la probabilidad de que el laminado tenga una falla más frágil en la falla final.

Además, se demostró que los laminados de capa fina son resistentes a la acumulación del daño. Esto es particularmente notable en las pruebas de identificación transversal, los laminados de capa gruesa ($t_p=0.14\text{mm}$) demostraron delaminaciones considerables en la cara posterior del laminado, mientras que las muestras de capa fina ($t_p=0.07\text{ mm}$) sólo mostraron delaminaciones internas a la misma carga aplicada [11][17][18].

El programa HiPerDuCT se enfocó en el uso de capas finas de fibra de carbono preimpregnadas que poseen una alta fragilidad y facilitan el proceso de fabricación. Se caracterizaron mecanismos de daño progresivos, es decir, fragmentación, después de la primera fractura de la capa de carbono y delaminación por extracción estable. De tal modo que, cuando el daño se inicia, se desarrolla gradualmente generando una respuesta esfuerzo-deformación no lineal que se desvía de la línea recta del módulo inicial.

En la Figura 1-5 se muestran dos tipos de respuestas generalizadas de la tensión no lineal, este es el objetivo más alcanzable que se utiliza en materiales disponibles actualmente, en los cuales la no linealidad o pseudo ductilidad. Las dos características importantes de una curva esfuerzo-deformación no lineal son:

- i) La deformación adicional obtenida debido a un fallo gradual denominada deformación "pseudo dúctil".
- ii) El nivel de esfuerzo al que la respuesta a la tensión se desvía del comportamiento elástico lineal inicial, denominado "límite de elasticidad".

La caída de esfuerzo normalmente aparece como una línea vertical recta, sin embargo, el comportamiento deseado sería más gradual, similar al observado en la Figura 1-5 (a) sin pérdida severa y repentina de rigidez, e iniciación de la falla a deformaciones mucho más altas [16].

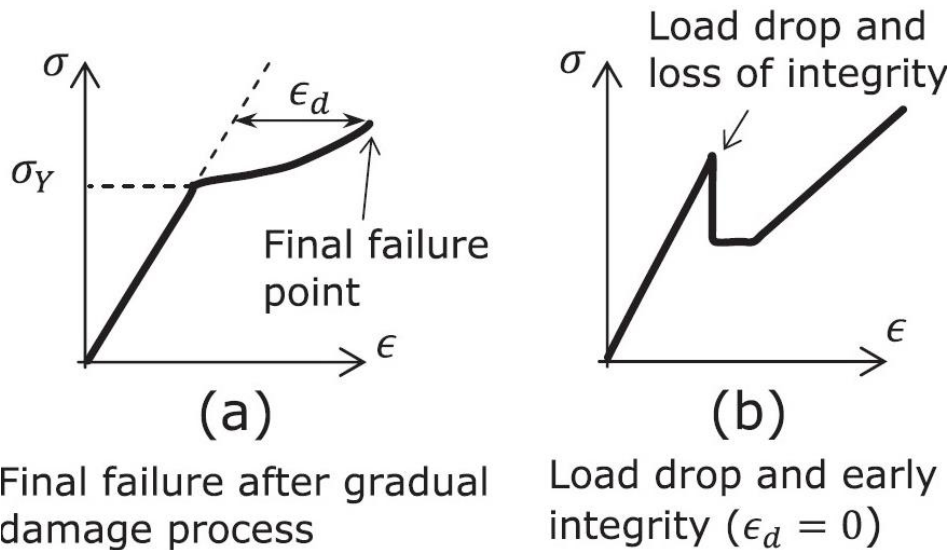


Figura 1-5.- (a) Curva esfuerzo-deformación no-lineal con proceso gradual de daño; (b) Curva esfuerzo-deformación no-lineal con pérdida de integridad y caída de carga antes del proceso de falla final [17].

Las proporciones de los espesores de los componentes demostraron que existe un límite superior para la relación de espesor del material de baja elongación (capa de carbono) al de alta elongación (capa de vidrio) para evitar la fractura completa al fallar la capa de carbono. Aunque en comparación con otros parámetros, como la orientación de las fibras, la relación de espesor de las capas es más importante. Sin embargo, como se ha mencionado no es posible lograr la fragmentación con capas gruesas fibras de vidrio, aunque la relación de espesor no sea inferior al valor crítico [17][19][20].

2.5 Mecanismos de daño en laminados compuesto híbridos vidrio/carbono UD

La introducción de mecanismos de daño en la respuesta esfuerzo-deformación permite obtener un comportamiento pseudo dúctil a través del daño progresivo en el cual, al tener un control preciso sobre se inicia de manera secuencial el primer evento de falla.

El primer evento de falla ocurre cuando las capas de carbono fallan. Al ocurrir la primera fractura en la capa de carbono se libera energía de las fibras que se rompen y se transmite a las capas cercanas. Si esta energía es demasiado alta, puede ocasionar la falla inmediata de las fibras de las capas cercanas, debilitando la integridad del laminado y por lo tanto causar una falla prematura frágil.

Por lo tanto, al construir un laminado con una secuencia de apilado con un espesor relativo de las capas carbono: vidrio adecuado se puede amortiguar la energía liberada, permitiendo que la capa de carbono desarrolle fragmentaciones. Una tasa de liberación

de energía bajo permite una transferencia gradual de la carga, entre la capa de carbono fracturada hacia la capa de vidrio. Esto se traduce en una meseta de esfuerzo en la gráfica esfuerzo-deformación. En este punto si las capas de vidrio aún pueden soportar la carga aplicada, el laminado se continúa cargando hasta la falla y por lo tanto la falla final del laminado.

Partiendo de la caracterización de los modos de falla un laminado híbrido UD de tres capas, considerando distintas proporciones de espesores de la capa de carbono como se muestra en la Figura 1-6. Ocurren dos escenarios cuando las fibras de la capa de carbono fallan. El esfuerzo cae significativamente y luego se produce una recuperación del esfuerzo cuando las fibras de la capa de vidrio recogen toda la carga, el segundo escenario es una falla prematura en el laminado debido a una proporción demasiado alta de carbono puede dar lugar a una sola grieta en todo el espesor, lo que provoca una falla repentino y frágil como se muestra en la Figura 1-6(a).

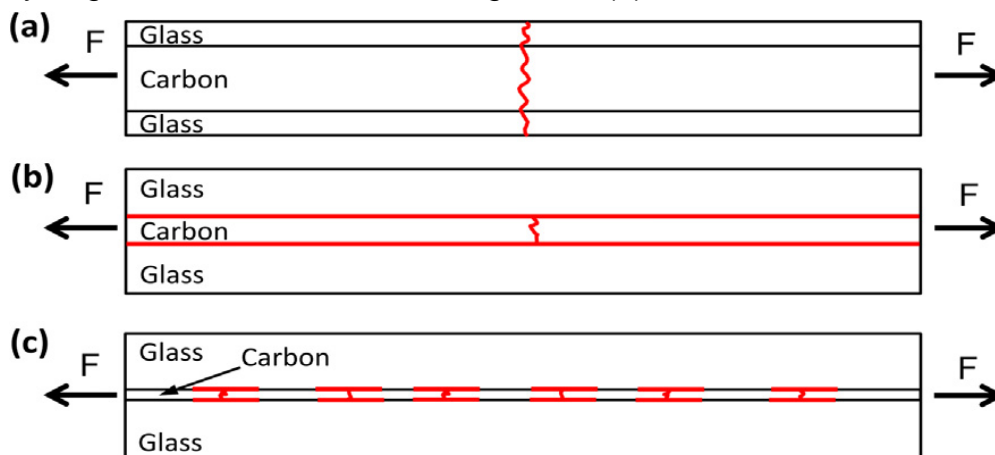


Figura 1-6.- Modos de falla en un laminado híbrido UD vidrio/carbono de capa de carbono fina (las líneas rojas muestran fractura, (a) una grieta a través del espesor del laminado, (b) una grieta en la capa de carbono seguida de delaminación instantánea y (c) fractura múltiple y extracción estable en la capa fina de carbono [16].

En la Figura 1-6(b) se muestra el modo de falla más común de los laminados híbridos. Este tipo de falla convencional consiste en una única fractura en la capa de carbono seguida instantáneamente de una delaminación inestable, que aparece en los gráficos esfuerzo-deformación como una caída significativa de la carga.

En la Figura 1-6(c) se muestra el comportamiento más deseado del laminado híbrido, a través del uso de capa de carbono fina, se suprime la delaminación a partir de las múltiples fracturas de la capa de carbono seguidas de una extracción estable debido a la baja tasa de liberación de energía que se produce en la capa de carbono durante el proceso de falla. Logrando un proceso de daño estable en un laminado híbrido vidrio/carbono.

Lo cual se traduce en dos posibles escenarios como se muestra en la Figura 1-7 [21][12]:

- Una sola propagación gradual de la delaminación.
- Fragmentación, generando múltiples fracturas en la capa de carbono acompañado de delaminaciones. La fragmentación generalmente comienza como una sola falla y delaminación de la capa de carbono, pero a medida que los esfuerzos se acumulan, aparecen nuevas fallas en lugar de una delaminación creciente.

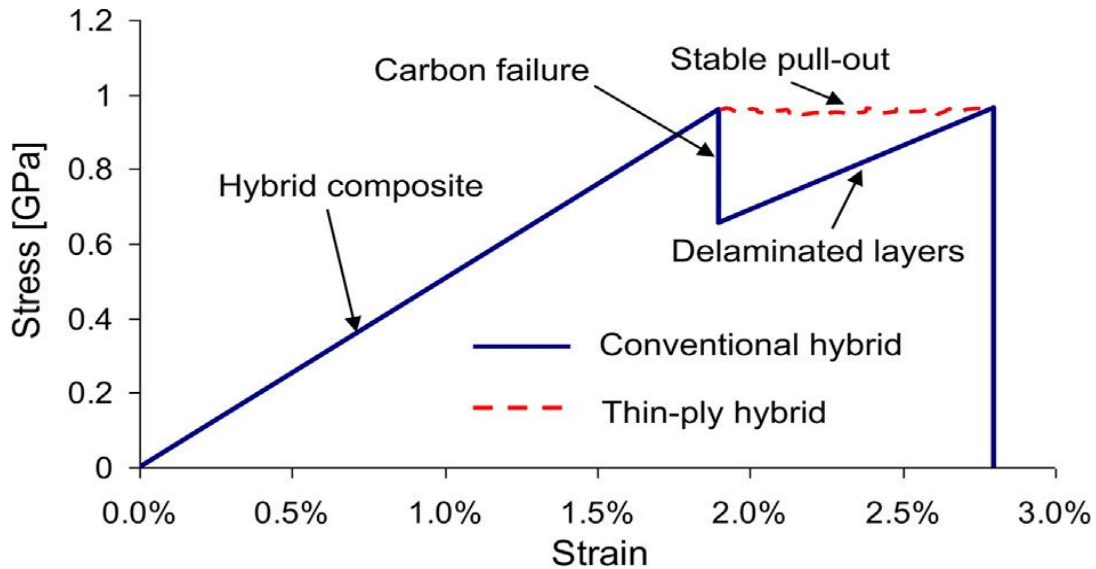


Figura 1-7.- Diagrama de la respuesta esfuerzo-deformación de un laminado híbrido vidrio/carbono convencional (línea azul). La línea punteada roja representa la respuesta de un laminado híbrido con capa de carbono fina [16].

1.6 Conclusión del estado del arte

Con base en la literatura se ha demostrado que hay diferentes enfoques para lograr un comportamiento pseudo dúctil en un laminado híbrido. Sin embargo, lograr crear una respuesta pseudo dúctil y tener un control sobre la respuesta esfuerzo-deformación final del laminado es completamente diferente, se ha demostrado que se puede establecer un control sobre la respuesta teniendo un control preciso sobre los mecanismos de daño, idealmente estos mecanismos actúan de forma secuencial que de no ser así dará lugar a una falla prematura del compuesto.

Los mecanismos de daño caracterizados que son necesarios para generar una respuesta pseudo dúctil estable son:

- Falla de la capa de carbono.
- Fragmentación de la capa de carbono.
- Delaminación estable entre las fragmentaciones de la capa de carbono y la capa de vidrio.
- Falla de la capa de vidrio.

Para lograr estos mecanismos es necesario conseguir una tasa de liberación de energía más baja que su valor crítico de las capas para garantizar una falla pseudo ductilidad a través de tres principales mecanismos de daño: delaminación, fragmentación y extracción.

Para modificar el desempeño de la respuesta pseudo dúctil es necesario cambiar la orientación de las capas de vidrio, que desvía y ramifica el camino de la delaminación debido a que modificar de manera indirecta la resistencia a la fractura interlaminar del compuesto, y cambiar la relación espesor de las capas del laminado, la cual depende del espesor absoluto de las capas de baja elongación.

Además, se recomienda utilizar capas de baja elongación con espesor menor a 0.1mm debido a que los niveles de tensión necesarios tanto para la fragmentación de la capa como para iniciar y propagar los mecanismos de daño son inversamente proporcionales al grosor de la capa.

Capítulo II: Planteamiento del problema

2.1 Justificación

Los materiales compuestos han demostrado muchas ventajas sobre otros materiales, tanto en propiedades específicas como en costos. Los laminados se han convertido en la estructura de materiales compuestos más empleada en las investigaciones, principalmente debido a su facilidad de diseño y fabricación. Se ha investigado tanto la combinación de materiales, como la caracterización individual de éstos. Se emplea la fibra de carbono en los laminados, principalmente por sus propiedades de alto desempeño.

En concreto los compuestos híbridos que combinan más comúnmente fibra de carbono han demostrado una mayor ventaja en cuanto a maleabilidad del material, ya que actualmente se puede encontrar fibra de carbono en una gran variedad de formas, por ejemplo, fibras UD, bidireccionales, capas finas, etc., que permiten su aplicación a distintos enfoques de investigaciones. Sin embargo, las fibras de carbono de alto desempeño poseen una falla frágil que en muchas ocasiones ocurren sin daño visible, lo que ocasiona que se tengan que utilizar factores de seguridad sobredimensionados respecto a materiales más simples como metales.

La solución más óptima es la combinación de las fibras de carbono con fibras más dúctiles, siendo los laminados vidrio/carbono UD los más explorados. Poseen una respuesta de falla escalonada. De tal manera que a través de la introducción de mecanismos de daño se puede garantizar una falla secuencial controlada e introducir una respuesta pseudo ductilidad.

Los modelos planteados en la literatura derivados de un programa de investigación (HiPerDuCT) han investigado los parámetros y combinaciones de materiales para establecer condiciones específicas para establecer modelos para el diseño de un laminado híbrido pseudo dúctil. Logrando introducir y estimar la respuesta pseudo ductilidad.

2.2 Objetivos

General

Evaluar la capacidad de los materiales compuestos híbridos para lograr una falla pseudo dúctil a través de técnicas experimentales y analíticas, para sentar las bases del diseño de materiales compuestos pseudo dúctiles.

Específicos

- Evaluar los modelos y metodologías existentes para estimar la pseudo ductilidad de la falla en compuestos híbridos laminados considerando sólo refuerzos de fibras continuas UD.
- Desarrollar un modelo con base en los parámetros identificados para determinar el porcentaje de respuesta pseudo dúctil del laminado UD.
- Calibrar el modelo desarrollado con resultados experimentales.
- Definir criterios para la estimación del grado de pseudo ductilidad en el laminado híbrido UD a partir de la combinación de sus variables de diseño.

2.3 Alcance

Se utilizarán materiales dentro del rango de limitaciones que permitan las instalaciones y las condiciones de trabajo. Se trabajará con capas de fibra de fibra de carbono finas y capas de fibras de vidrio unidireccionales, descartando el uso de materiales preimpregnados de resina para ambos tipos de capas, debido a las limitaciones en el manejo de almacenamiento de este tipo de materiales.

Se desarrollará un modelo que permita controlar la respuesta pseudo ductilidad a partir de las variables establecidas dentro de un orden de apilado fijo, empleando capas de fibra de vidrio estándar (que se utilizan actualmente en las instalaciones) y capas carbono finas.

- Se evaluarán los modelos de configuraciones de compuestos híbridos que permitan las mejores deformaciones pseudo dúctiles dentro de las limitaciones correspondientes.
- Se evaluarán los modelos de predicción de mecanismos de daño de delaminación y fragmentación para laminados UD de capa fina.

2.4 Metas

- Se planteará un modelo que permita estimar el % de pseudo ductilidad en materiales laminados unidireccionales en función de las variables de diseño.
- Se calibrará el modelo experimentalmente para condiciones carga axial cuasiestática

Capítulo III: Marco teórico

Los materiales compuestos laminados son una de las configuraciones estructurales más usadas para el diseño de materiales compuestos. Las propiedades capas que lo constituyen pueden caracterizarse por la orientación, material, espesor, la fabricación (en el caso de utilizar material preimpregnado de resina) o tejido, es decir, si la capa está tejida de manera unidireccional y bidireccional, que da como resultado final un laminado con propiedades específicas.

3.1 Modelo de plasticidad de un solo parámetro

El modelo parte del trabajo de Sun y Chen [22], el cual, asume una función cuadrática para describir la fluencia en los esfuerzos para un material compuesto general de fibras 3D. Se asumen los coeficientes para describir la cantidad de anisotropía en la plasticidad, de tal manera que la expresión satisface la condición de ortotropía. Los valores se determinan a partir de datos experimentales y la función se reduce al criterio de fluencia de Von Mises para sólidos isótropos.

Considerando la función de fluencia de tipo Hill para materiales ortotrópicos como un caso especial [23] y que no implica ni la incompresibilidad de la deformación plástica ni la suposición de que los esfuerzos hidrostáticos no dan lugar a ninguna deformación plástica se asocia una regla, las deformaciones plásticas incrementales pueden escribirse en términos del potencial plástico f como:

$$d\epsilon_{ij}^p = \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} d\lambda \quad Ec. (3.1)$$

donde el superíndice p denota plasticidad, y $d\lambda$ es un factor de proporcionalidad. De modo que, el incremento del trabajo plástico por unidad de volumen viene dado por:

$$dW^p = \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}^p = 2f d\lambda \quad Ec. (3.2)$$

El incremento de la deformación plástica efectiva $d\bar{\epsilon}^p$ se define como:

$$dW^p = \bar{\sigma} d\bar{\epsilon}^p \quad Ec. (3.3)$$

Donde el esfuerzo efectivo, $\bar{\sigma}$, se define como:

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3f} \quad Ec. (3.4)$$

Sustituyendo la *Ec. (3.2)* y *Ec. (3.4)* en *Ec. (3.3)* se obtiene que:

$$d\bar{\epsilon}^p = \frac{2}{3}\bar{\sigma}d\lambda \quad \text{Ec. (3.5)}$$

Donde:

$$d\lambda = \frac{3}{2}\left(\frac{d\bar{\epsilon}^p}{d\bar{\sigma}}\right)\left(\frac{d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}}\right) \quad \text{Ec. (3.6)}$$

Muchos datos experimentales muestran que un material compuesto CFRP se comporta linealmente hasta la falla en la dirección de la fibra. Por lo tanto, se asume que:

$$d\epsilon_{11}^p = 0 \quad \text{Ec. (3.7)}$$

Además, se asume la condición de lo que lleva a la condición de que no hay dilatación plástica y adicionando, por lo que, utilizando la función de fluencia de tipo Hill se obtiene:

$$a_{22} = a_{33}, a_{23} = -a_{22} \quad \text{Ec. (3.8)}$$

Utilizando la condición de la *Ec. (3.7)*, la función de potencial plástico, sin pérdida de generalidad se obtiene:

$$2f = \sigma_{22}^2 + 2a_{66}\sigma_{12}^2 \quad \text{Ec. (3.9)}$$

Y si se aplica a la deformación plástica fuera del plano, se obtiene:

$$d\epsilon_{33}^p = a_{23}\sigma_{22}d\lambda \quad \text{Ec. (3.10)}$$

Derivando los incrementos de la deformación plástica a partir del potencial plástico se obtiene:

$$\begin{pmatrix} d\epsilon_{11}^p \\ d\epsilon_{22}^p \\ d\gamma_{12}^p \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 \\ \sigma_{22} \\ 2a_{66}\sigma_{12} \end{pmatrix} d\lambda \quad \text{Ec. (3.11)}$$

Donde $\gamma_{12} \equiv 2\epsilon_{12}$ es una deformación de corte de ingeniería. El esfuerzo efectivo correspondiente viene dado por:

$$\bar{\sigma} = \left[\frac{3}{2}(\sigma_{22}^2 + 2a_{66}\sigma_{12}^2) \right]^{1/2} \quad \text{Ec. (3.12)}$$

Y el incremento de la deformación plástica efectiva se obtiene de la *Ec. (3.13)*, donde los incrementos de relación esfuerzo-deformación plásticas depende ahora de los valores de a_{66} y $d\lambda$.

$$d\bar{\epsilon}^p = \left[\frac{2}{3} (\sigma_{22}^2 + 2a_{66}\sigma_{12}^2) \right]^{1/2} d\lambda \quad Ec. (3.13)$$

Donde

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \text{Esfuerzo aplicado} \\ \sigma_{11} &= \cos^2 \theta \sigma_x \\ \sigma_{22} &= \sin^2 \theta \sigma_x \\ \sigma_{12} &= -\sin \theta \cos \theta \sigma_x \end{aligned} \quad Ec. (3.14)$$

Sustituyendo la Ec. (3.14) en las Ec. (3.12) y (3.13) se obtiene:

$$\bar{\sigma} = h(\theta)\sigma_x \quad Ec. (3.15)$$

Y

$$d\bar{\epsilon}^p = \frac{2}{3} h(\theta)\sigma_x d\lambda \quad Ec. (3.16)$$

Donde:

$$h(\theta) = \left[\frac{3}{2} (\sin^4 \theta + 2a_{66}\sin^2 \theta \cos^2 \theta) \right]^{1/2} \quad Ec. (3.17)$$

A partir de la transformación de coordenadas, se tiene que:

$$d\epsilon_x^p = \cos^2 \theta d\epsilon_{11}^p + \sin^2 \theta d\epsilon_{22}^p - \frac{1}{2} \sin 2\theta d\gamma_{12}^p \quad Ec. (3.18)$$

Donde $d\epsilon_x^p$ es el incremento de la deformación plástica medido en la dirección x. Relacionando las Ec. (3.11) y (3.14) y sustituyendo en la Ec. (3.18) se obtiene:

$$d\epsilon_x^p = [\sin^4 \theta + 2a_{66} \sin^2 \theta \cos^2 \theta] \sigma_x d\lambda = \frac{2}{3} h^2(\theta) \sigma_x d\lambda \quad Ec. (3.19)$$

En la cual, comparándola con la Ec. (3.16) se obtiene:

$$d\bar{\epsilon}^p = d\epsilon_x^p / h(\theta) \quad Ec. (3.20)$$

Para el tipo de carga simple, $d\bar{\epsilon}^p$ es integrable y $\bar{\epsilon}^p$ está definido. La integración de la Ec. (3.20) da como resultado:

$$\bar{\epsilon}^p = \epsilon_x^p / h(\theta) \quad Ec. (3.21)$$

Utilizando las relaciones dadas entre deformación plástica efectiva, $\bar{\epsilon}^p$ y esfuerzo efectivo, $\bar{\sigma}$, se establece la relación $\sigma_x - \epsilon_x^p$, con las Ec. (3.15) y (3.21), además esta relación se puede obtener experimentalmente a partir de pruebas de ensayo a tensión fuera del eje utilizando las siguientes ecuaciones:

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}^p} = h^2(\theta) \frac{d\sigma_x}{d\epsilon_x^p} \quad \text{Ec. (3.22)}$$

Y

$$d\lambda = \frac{3}{2} \frac{1}{h^2(\theta)} \frac{d\epsilon_x^p}{d\sigma_x} \frac{d\sigma_x}{\sigma_x} \quad \text{Ec. (3.23)}$$

El valor a_{66} puede determinarse por ensayo y error hasta que todas las curvas $\bar{\sigma} - \bar{\epsilon}^p$ fuera del eje colapsen en una curva maestra en el plano. En la práctica, para una probeta con capas de orientadas a 90° la curva esfuerzo-deformación es independiente de a_{66} . Por lo tanto, la curva esfuerzo-deformación efectiva obtenida resulta ser la curva maestra.

Sin embargo, el valor de a_{66} se ajusta de forma que las curvas $\bar{\sigma} - \bar{\epsilon}^p$ para pruebas con laminados con capas fuera del eje coincidan con la curva maestra. Si un solo valor de a_{66} es suficiente para lograr este proceso de condensación, entonces el modelo de plasticidad de un parámetro es válido.

Los resultados experimentales indican que para los materiales compuestos de fibra no existe un punto de fluencia bien definido. Además, la no linealidad aparece en la relación esfuerzo-deformación de forma gradual. Por lo tanto, se utiliza una ley de potencia para ajustar la curva maestra de esfuerzo-deformación plástica efectiva [22]:

$$\bar{\epsilon}^p = A\bar{\sigma}^n \quad \text{Ec. (3.24)}$$

Este modelo considera la fluencia inicial en el momento en que se aplica el esfuerzo. Sin embargo, debido a la ley de potencia, la cantidad de deformación plástica es muy pequeña para niveles bajos de esfuerzo aplicado.

3.2 Modelo micromecánico de Sun y Chen

El modelo micromecánico de Sun y Chen [22] considera una sección transversal cuadrada con un área igual a la de la sección transversal circular real de la fibra de un material compuesto. En la Figura 3-1 se muestra un volumen representativo idealizado del composite. Esta sección transversal consta de dos partes principales parte A y la

parte B . La parte B es una región de matriz pura, y la parte A consta de una región de fibra AF y una región de matriz AM .

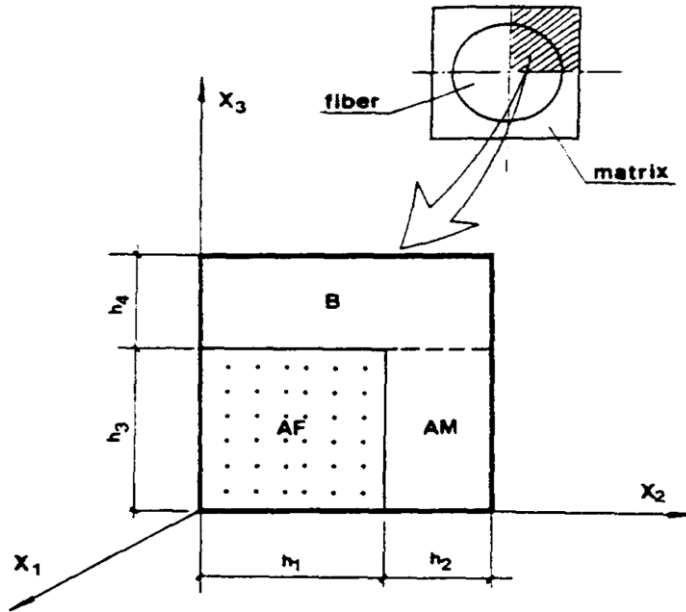


Figura 3-1.- Geometría del modelo micromecánico [22].

El sistema de coordenadas establece que el eje x_1 es paralelo a la dirección de la fibra y se asume un estado de esfuerzo plano paralelo al plano $x_1 - x_2$. Donde las subregiones AF y AM , y en la región B , los campos de esfuerzo y deformación son uniformes. Para todo el modelo micromecánico, se asume la deformación constante como:

$$\begin{aligned} \sigma_{12}^{AF} &= \sigma_{12}^{AM} = \sigma_{12}^A \quad (\text{esfuerzo constante}) \\ \sigma_{22}^{AF} &= \sigma_{22}^{AM} = \sigma_{22}^A \quad (\text{esfuerzo constante}) \\ \varepsilon_{11}^{AF} &= \varepsilon_{11}^{AM} = \varepsilon_{11}^A \quad (\text{deformación constante}) \end{aligned} \quad \text{Ec.(3.25)}$$

$$\begin{aligned} \varepsilon_{11}^A &= \varepsilon_{11}^B = \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22}^A &= \varepsilon_{22}^B = \varepsilon_{22} \\ \gamma_{12}^A &= \gamma_{12}^B = \gamma_{12} \end{aligned} \quad \text{Ec. (2.26)}$$

En las *Ec.* (3.25) y (3.26), los superíndices denotan las regiones A y B , AF y AM , respectivamente y denotan las áreas de las regiones o subregiones designadas, respectivamente. Sustituyendo la *Ec.* (3.25) y *Ec.* (3.26) en las relaciones básicas entre los esfuerzos y deformaciones medios correspondientes se obtiene:

$$\begin{aligned} \sigma_{11}^A &= v_1 \sigma_{11}^{AF} + v_2 \sigma_{11}^{AM} \\ \varepsilon_{22}^A &= v_1 \varepsilon_{22}^{AF} + v_2 \varepsilon_{22}^{AM} \\ \gamma_{12}^A &= v_1 \gamma_{12}^{AF} + v_2 \gamma_{12}^{AM} \end{aligned} \quad \text{Ec. (3.27)}$$

Y

$$\begin{aligned}\sigma_{11} &= v_A \sigma_{11}^A + v_B \sigma_{11}^B \\ \sigma_{22} &= v_A \sigma_{22}^A + v_B \sigma_{22}^B \\ \sigma_{12} &= v_A \sigma_{12}^A + v_B \sigma_{12}^B\end{aligned}\quad Ec. (3.28)$$

Donde

$$v_1 = \frac{h_1}{(h_1 + h_2)}; v_2 = \frac{h_2}{(h_1 + h_2)}; v_A = \frac{h_3}{(h_3 + h_4)}; v_B = \frac{h_4}{(h_3 + h_4)} \quad Ec. (3.29)$$

Para establecer las relaciones entre los esfuerzos y deformaciones medias, se obtienen las relaciones esfuerzo-deformación de la fibra y de la matriz. En donde se considera que la fibra es un material elástico lineal ortotrópico. Así, en la subregión AF se tienen las relaciones incrementales esfuerzo-deformación.

$$\{d\varepsilon^{AF}\} = [S^{AF}]\{d\sigma^{AF}\} \quad Ec. (3.30)$$

Donde:

$$[S^{AF}] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1^F} & -\frac{\nu_{21}^F}{E_2^F} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}^F}{E_1^F} & \frac{1}{E_2^F} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}^F} \end{bmatrix} \quad Ec. (3.31)$$

Donde las constantes elásticas de constantes elásticas son: E_1^F = módulo de Young; E_2^F = módulo de Young transversal; G_{12}^F = módulo de corte en el plano; ν_{12}^F = relación de Poisson. La matriz se considera un material plástico isotrópico de Von Mises para el que los incrementos de deformación plástica donde el esfuerzo efectivo y el incremento de deformación plástica efectiva, se definen como $\bar{\sigma}^M$ y $d\bar{\varepsilon}^{pM}$ respectivamente:

$$d\lambda = \frac{3}{2} \left(\frac{d\bar{\varepsilon}^{pM}}{d\bar{\sigma}^{pM}} \right) \left(\frac{d\bar{\sigma}^M}{\bar{\sigma}^M} \right) \quad Ec. (3.32)$$

Utilizando una ley de potencia de Sun y Chen [22] para describir la relación entre esfuerzo efectivo, $\bar{\sigma}^M$ y deformación plástica efectiva, $\bar{\varepsilon}^{pM}$.

$$\bar{\varepsilon}^{pM} = \beta (\bar{\sigma}^M)^n \quad Ec. (3.33)$$

La Ec. (3.33) se puede expresar en términos de los componentes de esfuerzo $\bar{\sigma}_{ij}^M$ y el esfuerzo efectivo $\bar{\sigma}^M$. Sumando los incrementos de la deformación elástica a los incrementos de la deformación plástica, de las relaciones de las subregiones:

$$\{d\varepsilon^{AM}\} = [S^{AM}]\{d\sigma^{AM}\} \quad \text{Ec. (3.34)}$$

$$\{d\sigma^A\} = [C^A] = [S^A]^{-1}\{d\varepsilon^A\} \quad \text{Ec. (3.35)}$$

$$\{d\varepsilon^B\} = [S^B]\{d\sigma^B\} \quad \text{Ec. (3.36)}$$

Se obtienen las relaciones incrementales de esfuerzo-deformación para el material compuesto:

$$\{d\sigma\} = [C]\{d\varepsilon\} = (v_A[C^A] + v_B[C^B])\{d\varepsilon\} \quad \text{Ec. (3.37)}$$

Invirtiendo la $[C]$ se obtiene finalmente:

$$\{d\varepsilon\} = [C]^{-1}\{d\sigma\} = [S]\{d\sigma\} \quad \text{Ec. (3.38)}$$

3.3 Exploración del potencial de pseudo ductilidad en laminados CFRP de capa fina

El modelo Fuller & Wisnom [24] considera la plasticidad de la matriz del modelo de Sun y Chen [25] y añade la reorientación de las capas $\pm\theta$. Junto con el modelo micromecánico de Sun y Chen [22] para definir las propiedades plásticas del material de la matriz y encontrar las soluciones incrementales para establecer la respuesta a tensión de una celda unitaria del compuesto.

Las propiedades de la matriz se encuentran a partir de las reglas de las mezclas, mediante la fracción de volumen de la fibra y el módulo inicial, E_{11} del material. Las constantes elásticas restantes se obtienen de la relación entre E , G , ν para un material isotrópico.

Los valores de E_{22} y G_{12} para la fibra y G y ν para la matriz se ajustan hasta que los valores de la matriz de rigidez, $[Q]$. El trabajo de Fuller y Wisnom ajustó el valor de la matriz $[Q]$ para que coincida con los caracterizados para el material utilizado por Fuller & Wisnom [14].

Las principales direcciones de los materiales de 11, 22, 33 son la fibra, en las direcciones transversal y de espesor en el plano, respectivamente. Las suposiciones de la tensión

plana y de las fibras elásticas lineales permiten que la función potencial plástica, f , para ser escrito como:

$$f = \frac{1}{2}(\sigma_{22}^2 + 2a_{66}\sigma_{12}^2) \quad Ec. (3.39)$$

El esfuerzo efectivo, $\bar{\sigma}$, es relacionada con la *Ec.* (3.39) como sigue:

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3f} = \left[\frac{3}{2}(\sigma_{22}^2 + 2a_{66}\sigma_{12}^2) \right]^{0.5} \quad Ec. (3.40)$$

Considerando la relación del esfuerzo efectivo y la deformación plástica en la dirección $h(\theta)$ respecto a esfuerzo global aplicado y la deformación plástica, sin requerir la constante ortotrópica del material, a_{66} , se encuentra utilizando la función de potencial plástico en la *Ec.* (3.39) y sustituyendo los términos de la matriz de transformación de esfuerzos se obtiene *Ec.* (3.41).

Seguido de:

$$h(\theta) = [1.5(\sin^4\theta + 2a_{66}\sin^2\theta\cos^2\theta)]^{1/2} \quad Ec. (3.41)$$

En el trabajo de Sun y Chen [22] los términos β y n de la *Ec.* (3.39) se determinaron a través de la curva esfuerzo-deformación producida a través por una prueba a tensión de una serie de laminados $[90]_{16}$. La orientación $\theta = 90$, permite reducir la *Ec.* (3.41) a la *Ec.* (3.42):

$$h(\theta) = [1.5]^{1/2} \quad Ec. (3.42)$$

Esto permite el cálculo de $\bar{\epsilon}_M^p$, y $\bar{\sigma}_M$ experimentales a través de las *Ec.* (3.43) y *Ec.* (3.44):

$$\bar{\sigma}_M = h(\theta)\sigma_x \quad Ec. (3.43)$$

$$\bar{\epsilon}_M^p = \epsilon_x^p/h(\theta) \quad Ec. (3.44)$$

Primero se encuentran valores iniciales de β y n , utilizando la *Ec.* (3.39), como puntos de partida para describir los incrementos de deformación plástica en las regiones de la matriz (AM y B) dentro del modelo. Los parámetros β y n se ajustan entonces dentro del modelo micromecánico para dar una respuesta esfuerzo-deformación que se aproxima a los resultados iniciales experimentales del laminado $[90]_{16}$.

En el trabajo de Fuller & Wisnom [24] se realizaron pruebas para producir curvas esfuerzo-deformación fuera del eje en un rango de ángulos de fibra de 10° a 60° ,

manteniendo el mismo enfoque, mientras que la fibra se orienta en un ángulo, θ . Empleando la Ec. (3.23), y estableciendo un valor inicial de $a_{66}=1$, se puede calcular $\bar{\epsilon}_M^p$ y $\bar{\sigma}_M$ para cada ángulo de fibra. Sin embargo, es necesario determinar un único valor de a_{66} para el modelo de plasticidad a nivel de lámina.

El comportamiento plástico del compuesto definido por la ley de potencia, que relaciona la deformación plástica efectiva, $\bar{\epsilon}^p$, y el esfuerzo efectivo $\bar{\sigma}$.

$$\bar{\epsilon}^p = A(\bar{\sigma})^r \quad \text{Ec. (3.45)}$$

donde A y r se calculan a partir de la realización de un análisis de regresión para ajustar una curva de la ley de la potencia a la respuesta esfuerzo efectivo-deformación plástica producida por el modelo micromecánico.

El conocimiento de los parámetros plásticos permite encontrar la solución del laminado relacionando las deformaciones y esfuerzos incrementales,

$$\{d\epsilon\} = [S]\{d\sigma\} \quad \text{Ec. (3.46)}$$

La matriz de rigidez, $[Q]$ consiste en contribuciones elásticas, $[Q_e]$ y plásticas, $[Q_p]$ que conforman la respuesta global de cada capa en el laminado y, a partir de Sun y Yoon [26] se relaciona como:

$$[S]^{-1} = [Q] = [Q_e] - [Q_p] \quad \text{Ec. (3.47)}$$

$[Q_p]$ se define como:

$$[Q_p] = [Q_e] \frac{\frac{\partial f}{\partial \{\sigma\}} \left(\frac{\partial f}{\partial \{\sigma\}} \right)^T [Q_e]}{\frac{4}{9} \bar{\sigma}^2 H_p + \left(\frac{\partial f}{\partial \{\sigma\}} \right)^T [Q_e] \frac{\partial f}{\partial \{\sigma\}}} \quad \text{Ec. (3.48)}$$

El módulo de plástico, H_p se define como:

$$H_p = \frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}^p} \quad \text{Ec. (3.49)}$$

La función potencial plástica, f , se expresa con respecto al esfuerzo en forma de vector:

$$\frac{\partial f}{\partial \{\sigma\}} = \begin{Bmatrix} 0 \\ \sigma_{22} \\ 2a_{66}\sigma_{12} \end{Bmatrix} \quad \text{Ec. (3.50)}$$

Rotación de las capas

La rotación de la fibra se incorpora al modelo de Sun y Chen [22], asumiendo que tiene lugar como una acción de "tijera", como se describe en el trabajo de Fuller & Wisnom [14]. El ángulo de la fibra "girada" actualizada, θ' , se relaciona con las deformaciones longitudinales y transversales, ϵ_x y ϵ_y , definido como:

$$\theta' = \arctan \left\{ \frac{\tan(\theta) + \epsilon_y}{1 + \epsilon_x} \right\} \quad Ec. (3.51)$$

La matriz de flexibilidad, $[S]$ se actualiza en cada incremento de carga, lo que permite tener en cuenta el cambio en la rigidez de las capas causado por la reorientación de las fibras y la plasticidad de la matriz. Tras la carga de las propiedades del material y la secuencia de apilado de los datos de entrada, el proceso general del modelo para llevar a cabo el incremento de carga como se muestra se especifica en el modelo de Fuller & Wisnom [24].

La falla del laminado se basa en un criterio de deformación máxima debido a las grandes no linealidades demostradas experimentalmente y a la consiguiente incapacidad del esfuerzo máximo o a los criterios de Tsai-Wu para representar adecuadamente la falla del laminado.

3.4 Combinación de la rotación y la fragmentación de las fibras para conseguir laminados CFRP pseudo dúctiles

El modelo de Jalalvand *et al* [1] combina el método usado por Fuller & Wisnom [24] para predecir el comportamiento esfuerzo-deformación pseudo dúctil de laminados $[\pm\theta_m]_s$ con el enfoque tomado por Jalalvand *et al* [10]. En la Figura 3-2 se muestran los tres modos de daño que se consideran que pueden ocurrir en estos laminados $[\pm\theta_m/0_n]_s$ [10]: fractura de las capas 0° (Figura 3-2a), delaminación en la interface $0/-\theta$ (Figura 3-2b) y falla de las capas $\pm\theta$ (Figura 3-2c).

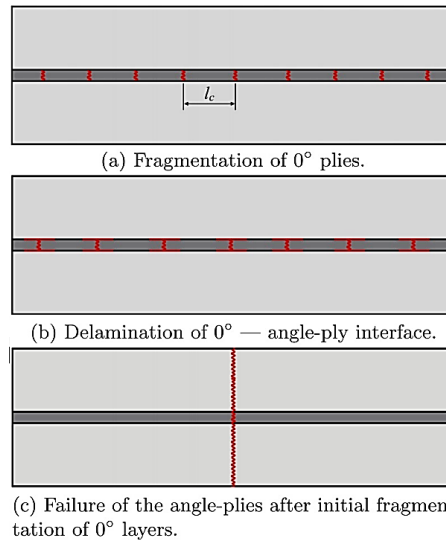


Figura 3-2.- Los esquemas muestran los tres modos posibles de daño que pueden ocurrir en laminados $[\pm\theta_m/0_n]_s$. l_c en 1a se refiere al espaciado crítico de grietas [1].

Falla de la capa a 0°

La fractura de las capas de 0° será lo primero en ocurrir, con la posterior progresión del daño dependiendo de las propiedades del material, espesor absoluto de las capas a 0° , t_{UD} , y la relación de espesor a 0° : capas $\pm\theta$, $B = t_{UD}/t_{AP}$. La falla de las capas a 0° está gobernada por la falla por deformación en la dirección de la fibra, ϵ_{11}^* .

La respuesta esfuerzo-deformación se asume como lineal-elástica en dirección de las fibras, así que una vez el esfuerzo de la capa de la dirección de la fibra σ_{11} , es suficiente para satisfacer la desigualdad $\frac{\sigma_{11}}{E_{11}} \geq \epsilon_{11}^*$, se considera que ocurre la primera falla en la capa a 0° . Si la resistencia de las capas $\pm\theta$ es suficiente para soportar la redistribución de esfuerzos por la falla a 0° , entonces mayor deformación puede ser tomado por el laminado. Sin embargo, la capa $\pm\theta$ no es lo suficientemente fuerte, entonces ocurrirá una falla completa de la probeta sin el desarrollo de ninguna no-linealidad.

Fragmentación

Se determina si pueden ocurrir múltiples fracturas (fragmentación) en las capas a 0° , modelando una celda unitaria, como se muestra en la Figura 3-3, para calcular el esfuerzo en las capas $\pm\theta$ en el punto de fractura de la capa a 0° y después se compara con la resistencia conocida de las capas $\pm\theta$ en esa secuencia de apilado particular.

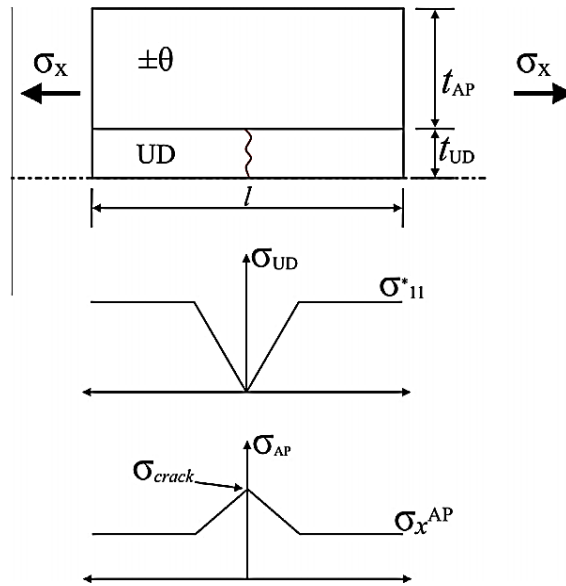


Figura 3-3.- Celda unitaria, con una sola fractura en las capas 0° [1].

Se asume que el daño es simétrico sobre el plano medio, por lo tanto, la celda unidad representa la mitad del espesor del laminado y todas las definiciones de espesor son acorde con esta mitad de espesor. El esfuerzo en las capas angulares lejos de la fractura a 0° es denotada como σ_x^{AP} .

El esfuerzo en la grieta, σ_{crack} , se calcula usando la reducción efectiva de sección transversal del laminado después de la fractura de la capa a 0° . Un factor de concentración de esfuerzos de $K_t = 1.08$, usado en Jalalvand *et al* [10], se incluye para tener en cuenta el aumento de esfuerzo local en la punta de la grieta :

$$\sigma_{crack} = K_t \sigma_x \left(\frac{t}{t_{AP}} \right) \quad Ec. (3.52)$$

Donde σ_x es el esfuerzo aplicado al laminado, t_{AP} , es el espesor de las capas $\pm\theta$, t , es el espesor del laminado ($t = (t_{AP} + t_{UD})$), observando que estos pertenecen a la mitad del espesor). Al iniciar la fractura de 0° , los valores de esfuerzo aplicado, σ_x y deformación, ϵ_x , (lejos de la grieta) son llamados como σ_{frag} y ϵ_{frag} respectivamente.

El valor de σ_{crack} se compara con la resistencia conocida para esta configuración $\pm\theta$, que es establecido de antemano y almacenado, usando el método establecido en el trabajo de Fuller & Wisnom [24]. Si la falla en el laminado no ocurre en este punto, entonces el esfuerzo lejos de la grieta en la celda unidad es evaluada.

El valor de este esfuerzo depende del ancho de la celda unitaria, que puede considerarse equivalente al espaciamiento de las fragmentaciones. Para cada secuencia de apilamiento, existe un espacio crítico entre las grietas, conocido como la longitud crítica, l_c . El valor de l_c puede determinarse de manera similar a Aveston *et al.* [27], considerando la relación fuerza-balance entre la fractura de la capa a 0° y el esfuerzo cortante transferido a la interface $0/-\theta$:

$$l_c = \frac{2\sigma_{11}^* t_{UD}}{\tau_y} \quad Ec. (3.53)$$

Se asume que la matriz es un material elástico-plástico que da un esfuerzo de corte constante en la interfaz. El valor del corte de fluencia interfacial se asume que es equivalente a el corte en plano, en Jalalvand *et al* [1] se utilizó un valor de $\tau_y = 55 \text{ MPa}$, establecido a través de pruebas de tensión de laminados $[\pm 45_5]_S$ en el trabajo de Fuller y Wisnom [14].

Se puede ver desde la *Ec.* (3.53) que l_c es dependiente del espesor de las capas a 0° y de la resistencia del material en la dirección de la fibra y el corte interfacial. En la Figura 3-4 se muestra la variación de esfuerzos para un laminado con fractura múltiple en las capas a 0° .

El valor máximo de esfuerzos en las capas $\pm\theta$, σ_{crack} , es dependiente de la longitud de la celda unitaria. Sin embargo, el valor de σ_{AP} , que se muestra en la Figura 3-4, es dependiente del espaciado entre grietas:

$$\Delta\sigma_{AP} = \frac{l}{l_c} (\sigma_{crack} - \sigma_{AP}) \quad Ec. (3.54)$$

Cabe señalar que el esfuerzo en las capas $\pm\theta$ cercanas a las fracturas de 0° , σ_{AP} , no es igual al esfuerzo de las capas angulares del campo lejano de esfuerzo efectivo, σ_x^{AP} , y como tal es una incógnita. Puede encontrarse relacionando σ_{crack} con el esfuerzo en la capa angular inmediatamente antes de la fragmentación, σ_x^{AP} :

$$\sigma_{AP} = \sigma_{crack} + \frac{l}{l_c} (\sigma_x^{AP} - \sigma_{crack}), \text{ donde } (0 < l < l_c) \quad Ec. (3.55)$$

En la Ec. (3.55) se muestra que σ_{AP} es efectivamente un medio de σ_x^{AP} y σ_{crack} . Debido a la distribución de estos esfuerzos, las fragmentaciones sólo se desarrollarán en regiones de esfuerzo uniforme.

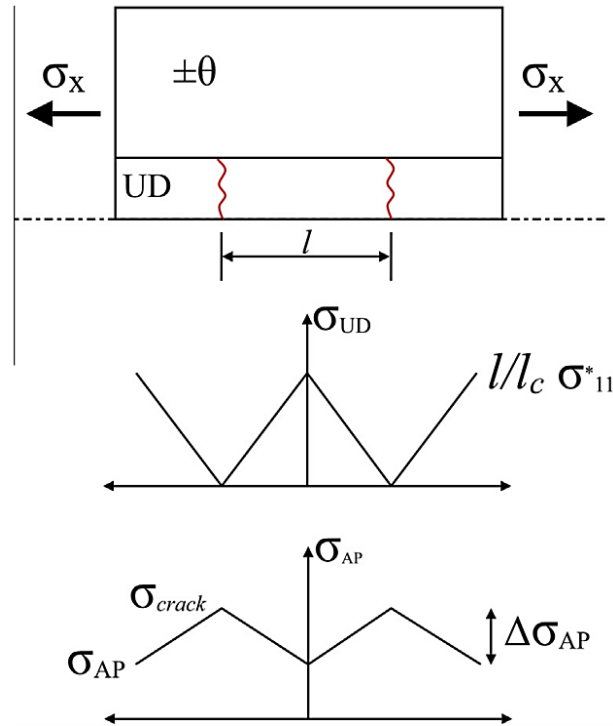


Figura 3-4. La redistribución del esfuerzo en las capas $\pm\theta$ y 0° se rige por el espaciado de las fragmentaciones en la capa 0° , l/l_c . Se denota que $\sigma_{AP} \neq \sigma_x^{AP}$ cuando $l \neq l_c$ [1].

Asumiendo una resistencia en dirección de la fibra constante, esto lleva a que el nivel de esfuerzos permanezca constante en el curso de las fragmentaciones, creando una meseta de tensión desde el punto de fragmentación inicial hasta la saturación. El esfuerzo entre fragmentaciones en las capas a 0° depende de su espaciado de manera similar al esfuerzo de las capas angulares y puede expresarse como:

$$\sigma_{UD} = \frac{l}{l_c} \sigma_{11}^* \quad \text{Ec. (3.56)}$$

Para la fragmentación inicial, σ_{UD} es igual a la fuerza del material en la dirección de la fibra, σ_{11}^* , como se muestra en la Figura 3-3. En la Figura 3-4 se muestra cómo, a medida que se desarrollan las fragmentaciones, la proximidad del valor de σ_{UD} a σ_{11}^* determina el valor del espaciado de la fragmentación, l .

La fragmentación de las capas a 0° continúa hasta que σ_{UD} ya no es uniforme en ningún punto a lo largo de la longitud de la lámina y el material se rompe en partes de longitud

entre $\frac{l_c}{2}$ y l_c . En este punto, se supone que la rigidez efectiva de las capas de 0° se ha reducido considerablemente. Esto se tiene en cuenta en el modelo reduciendo la E_{11} de las capas a 0° para mantener un nivel constante de esfuerzo aplicado.

Debido a la no-linealidad de la respuesta, el establecimiento de la deformación que ocurre en esta saturación de fracturas se realiza mediante el uso de respuestas pre-calculadas de esfuerzo-deformación encontradas para la configuración $\pm\theta$ particular. Se asume una distribución lineal de esfuerzos en la celda unitaria, así que se realiza una interpolación lineal entre los valores de σ_{crack} y σ_{AP} .

Esto da un conjunto de puntos que se ajustan a la curva esfuerzo-deformación $\pm\theta$, como se muestra en la Figura 3-5. Estos esfuerzos de fluencia equivalen a deformaciones, en los cuales la distribución se traza contra la longitud de la celda unitaria, $0 \leq x \leq l$.

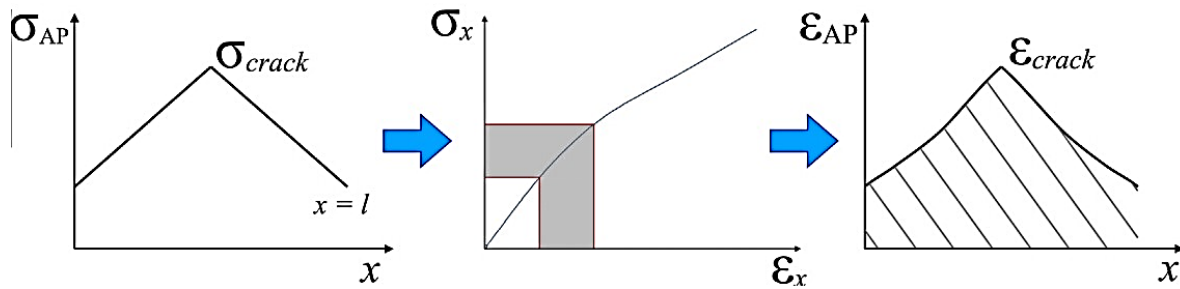


Figura 3-5. Los valores σ_{crack} y σ_{AP} se ajustan a la curva esfuerzo-deformación para el valor correspondiente de $\pm\theta$ para obtener el rango de deformación (mostrado por el sombreado gris en el gráfico central). A continuación, se traza contra la longitud de la celda unitaria y una integración numérica para obtener el área bajo esta curva (el sombreado gris) produce la elongación de la celda unitaria, δl [1].

Realizando una integración numérica de esta distribución se obtiene el área bajo la curva, que es la elongación, δl , de la celda unitaria para el valor de l , que en este trabajo se asume como $0.75l_c$. El valor de l_c es dependiente de la configuración, como tal l no puede ser conocido para cada predicción, así $0.75l_c$ es seleccionado como una media de $0.5l_c$ y l_c , que son los mínimos y máximos espaciamientos de grieta teóricos respectivamente.

La deformación prevista del laminado en la saturación de fragmentación es fácilmente calculada a través de la δl . Este método elimina la necesidad de tener conocimiento de la rigidez de cada capa, proporcionando una estimación precisa de ϵ_x en la saturación de fragmentación.

Delaminación

La fractura inicial de las capas a 0° crea concentración de esfuerzos que favorece una delaminación de Modo II comentado en el trabajo de Wisnom *et al* [28] en la interface $0/-\theta$. El esfuerzo en la que esta delaminación ocurre se rige por la Ec. (3.57), que se adapta de Jalalvand *et al* [15]:

$$\sigma_{del} = \frac{1}{t_{AP} + t_{UD}} \sqrt{\frac{2G_{IIc}E_X^{AP}t_{AP}(E_X^{AP}t_{AP} + E_{11}t_{UD})}{E_{11}t_{UD}}} \quad Ec. (3.57)$$

Donde G_{IIc} es la tasa de liberación de energía de deformación crítica del Modo II de delaminación. Se estableció un valor inicial de $G_{IIc} = 1.0$ N/mm utilizando el valor aplicado en trabajos previos de Jalalvand *et al* [16][10]. La respuesta no lineal esfuerzo-deformación de las capas $\pm\theta$ conduce a un valor no constante de E_X^{AP} , que es el módulo de estas capas en la dirección global X.

E_X^{AP} se toma como el módulo secante de esfuerzo y deformación de la capa $\pm\theta$, σ_X^{AP} y ϵ_X^{AP} respectivamente, según lo calculado por el análisis de laminado clásico (CLA, por sus siglas en inglés). E_{11} es el módulo de la capa a 0° en esta configuración y no varía a lo largo de la carga.

El espesor respectivo de cada parte del laminado también influye en el valor de σ_{del} , donde una disminución en t_{UD} para un t_{AP} fijo conducirá a un aumento de σ_{del} . La no linealidad y la reducción de E_X^{AP} lleva a un valor decreciente de σ_{del} , donde su magnitud y tasa de disminución depende del ángulo de la fibra de la capa $\pm\theta$. Si la disminución de σ_{del} lleva a que se iguale el valor de σ_{frag} en el punto de fragmentación inicial producirá una gran delaminación única en la interfaz $0/\theta$. Esta delaminación es indeseable, ya que causa una gran caída de carga en el punto de fragmentación inicial. El laminado continúa tomando carga, pero a un nivel más bajo y su integridad se ve fuertemente disminuida [16].

Un mejor escenario se produce si $\sigma_{frag} < \sigma_{del}$ lo que significa que las fragmentaciones pueden desarrollarse primero. El valor de σ_{del} continúa reduciéndose y una vez que $\sigma_{frag} = \sigma_{del}$ en $\epsilon_x > \epsilon_{frag}$ se producirán delaminaciones dispersas. En este caso, las delaminaciones son locales a las fragmentaciones, propagándose a una corta distancia de la fractura superficial por encima y por debajo de la grieta. A diferencia de la

delaminación simple, estas delaminaciones locales son estables y no dan lugar a ninguna caída de tensión inmediatamente después de ϵ_{frag} .

Para simplificar, en el modelo se asume que estas delaminaciones dispersas tienen lugar separadamente de las fragmentaciones. En realidad, están más estrechamente vinculadas y las delaminaciones se desarrollan con la acumulación de fragmentaciones. Se supone además que las delaminaciones continúan desarrollándose hasta que la totalidad de la interfaz $0/-\theta$ se despega.

En este punto, las capas a 0° fragmentadas y delaminadas llevan carga cero, con las capas $\pm\theta$ tomando la carga aplicada. El límite de deformación de la delaminación dispersa es fácil de predecir para las respuestas de los materiales lineales, como se presenta en otros trabajos [16][10].

Un método similar no es posible en este caso, ya que la rigidez efectiva de las capas de 0° y $\pm\theta$ cambiará durante la propagación de la delaminación. Para establecer la deformación alcanzada para la realización de las delaminaciones, el valor de E_{11} para las capas a 0° se reduce en cada incremento de la tensión hasta llegar a cero, momento en el que el modelo considera que las delaminaciones se han completado.

De esta manera, similar a la reducción de E_{11} descrito para las fragmentaciones, el esfuerzo en el que se produce la delaminación se mantiene constante y la contribución de las capas a 0° se reduce gradualmente. Si bien este enfoque no es totalmente exacto, se considera que es suficientemente representativo de la contribución efectiva de las capas a 0° .

Falla de las capas $\pm\theta$

La falla de las capas $\pm\theta$ resulta en un fallo completo del laminado y puede ocurrir, tanto en el punto de fragmentación inicial, como en cualquier punto posterior a la saturación de las fragmentaciones.

En general, este modo de falla depende del espesor absoluto y relativo de las capas a 0° . Si cualquiera de ellas es demasiado grande, entonces el esfuerzo de descarga a las capas de $\pm\theta$ al fallar el 0° será superior a la resistencia de $\pm\theta$, σ_{AP}^* . Una estimación del máximo valor de proporción del espesor, $0^\circ: \pm\theta$, B_{max} , puede hacerse usando la Ec. (3.58), que se adapta del trabajo de Jalalvand *et al* [17]:

$$B_{max} = \frac{\sigma_{AP}^*}{K_t \sigma_{11}^*} - \frac{E_X^{AP}}{E_{11}} \quad Ec. (3.58)$$

Esta relación muestra que el máximo espesor relativo de las capas a 0° para un valor dado de $\pm\theta$ se rige por la relación de su resistencia y rigidez. El valor de E_X^{AP} usado es el valor del módulo tangente inicial de la respuesta esfuerzo-deformación para un particular $\pm\theta$, que da una medida conservadora de B_{max} . Esto se debe al espesor relativo mayor de las capas angulares $\pm\theta$, resultando en una baja, B_{max} . lo que significa que el esfuerzo transferido a las capas de $\pm\theta$ en la fragmentación será menor que σ_{AP}^* .

La falla de las capas $\pm\theta$ se comprueba en la fragmentación inicial. Se realizan comprobaciones posteriores para detectar fallos tras la saturación de la fragmentación. Se asume en el modelo que más allá de este punto en la carga, las capas $\pm\theta$ están llevando la mayoría de la carga en el laminado.

De hecho, tras la completa delaminación de la interfaz $0/-\theta$, las capas $\pm\theta$ toman toda la carga aplicada. Se considera que el fallo se produjo en las capas de $\pm\theta$ y por lo tanto en el laminado completo, si lo siguiente es cierto:

$$\sigma_{AP}^* \leq \sigma_{AP} = \sigma_x \frac{t}{t_{AP}} \quad Ec. (3.59)$$

Si la *Ec. (3.59)* se satisface, el modelo se detiene sin incrementos adicionales y almacena todos los datos relevantes de esfuerzo-deformación.

Capítulo IV: Desarrollo de la metodología

En este apartado se presenta el procedimiento para el desarrollo del modelo analítico considerando las variables para laminado híbridos vidrio/carbono en secuencia de apilado $[\pm \theta_m / \underline{0}_n]_s$ (donde m y n son el número de capas de vidrio y carbono respectivamente):

- Orientación de las capas $\pm\theta$ de alta elongación.
- Relación de espesor de las capas de baja y alta elongación.

A partir de modelos y trabajos analizados de la literatura, la pseudo ductilidad en la respuesta esfuerzo-deformación se traduce como una meseta de esfuerzos la cual representa la fluencia del material. El método más eficiente para que un laminado desarrolle pseudo ductilidad es a través del control de los mecanismos de falla, los cuales están directamente ligados a la secuencia de aplicado, para la secuencia de apilado $[\pm \theta_m / \underline{0}_n]_s$ la variable con mayor peso, es el espesor relativo de las capas ya que determina el nivel de saturación máxima que puede exhibir el laminado, que a su vez define la meseta de esfuerzos en la respuesta esfuerzo-deformación.

4.1 Metodología del modelo analítico

A partir de los modelos reportados en la literatura, derivados del programa de investigación HiPerDuCT sobre pseudo ductilidad, los modelos para estimar una respuesta esfuerzo-deformación en un laminado híbrido vidrio/carbono UD que consideran las variables de diseño: orientación de las capas de vidrio (alta elongación) y relación de espesor de las capas carbono: vidrio (baja y alta elongación respectivamente) se destacaron los trabajos presentados por Jalalvand *et al* [10][24][1].

El objetivo del modelo es poder estimar un porcentaje específico de pseudo ductilidad, por lo tanto, se utilizarán los modelos de Fuller & Wisnom [24] y Jalalvand *et al* [1] siguiendo la metodología que se muestra en el diagrama de la Figura 4-1 para la construcción del modelo analítico, de tal manera, que se puede estimar una respuesta completa esfuerzo-deformación pseudo dúctil integrando los modelos.

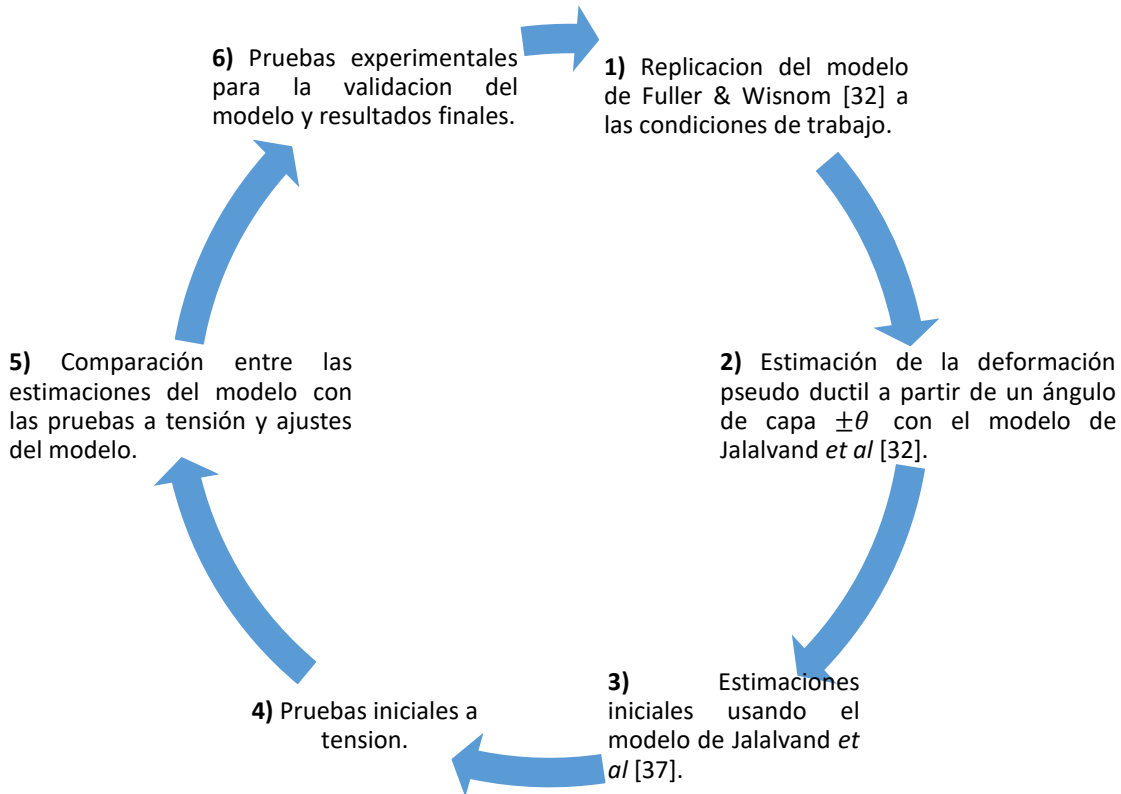


Figura 4-1.- Diagrama de flujo para el procedimiento del modelo analítico propuesto.

Utilizando el modelo de Fuller y Wisnom [24] se realiza una estimación para hacer una estimación inicial a partir de la variable: orientación de las capas de alta elongación. La orientación de las capas de alta elongación influye drásticamente en la respuesta esfuerzo-deformación y, por lo tanto, afecta en gran medida el potencial pseudo dúctil para una combinación de materiales en un laminado con una configuración particular.

En la Figura 4-2 se muestra el cambio drástico en las respuestas esfuerzo-deformación dentro de las líneas del módulo inicial en configuraciones con distintas orientaciones de la capa de alta elongación. El modelo de Fuller y Wisnom [24] consideran un laminado con secuencia de apilado $[\pm\theta_m/0_n]_s$ (siendo m y n el número de capas de baja y alta elongación respectivamente) con una capa de baja elongación ubicada en posición central, en el que para orientación de capas de alta elongación particular hay una zona de sensibilidad en la que la respuesta esfuerzo-deformación será más variable.

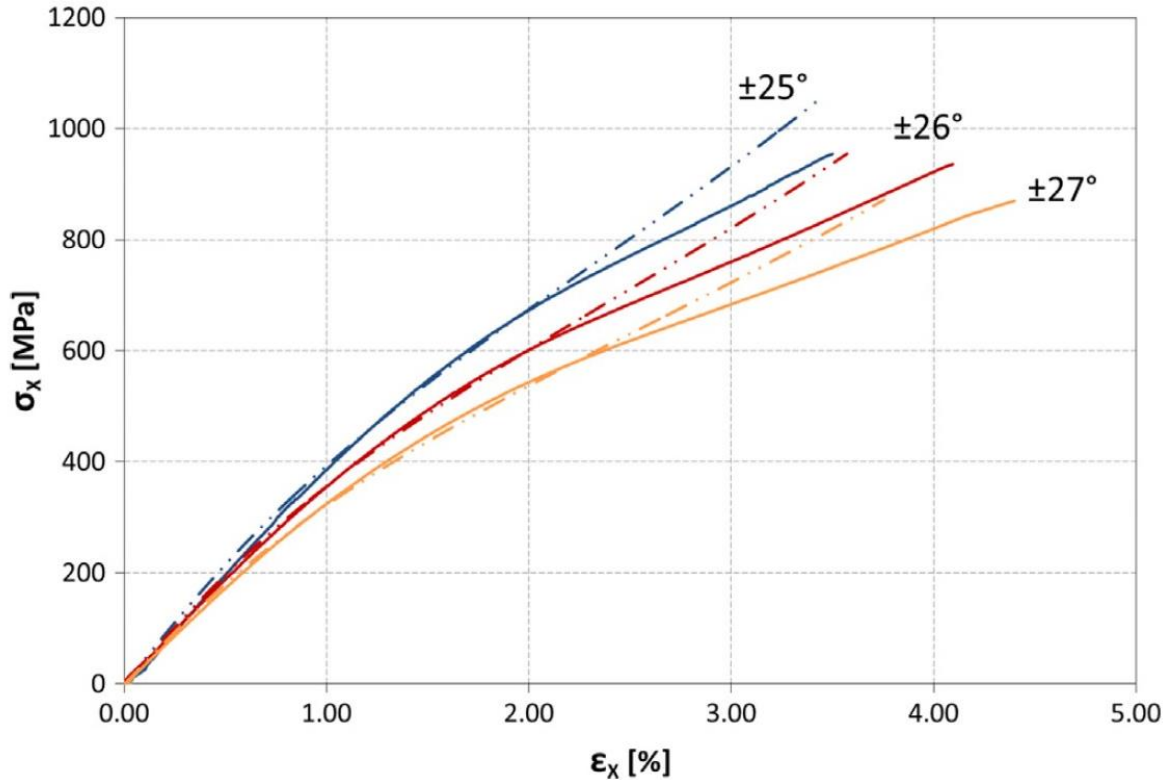


Figura 4-2.- Los resultados de las estimaciones del modelo (líneas de puntos) para cada capa se presentan junto con los resultados de las pruebas (líneas sólidas) [24].

Se demostró que, para una combinación particular de materiales, la zona de sensibilidad está ubicada en orientaciones entre 20° a 30° de la fibra de la capa de vidrio. Además, esta zona depende de las propiedades de los materiales utilizados [1]. Por lo tanto, se puede aprovechar la zona de sensibilidad para establecer los valores mínimos y máximos de ángulo de orientación θ de la capa de alta elongación donde la respuesta inicial tiene los mayores cambios y establecer así un mínimo y máximo porcentaje de la respuesta pseudo dúctil para la combinación de materiales utilizados en este trabajo [24].

Una vez estimada la respuesta inicial el modelo continúa con el modelo de Jalalvand *et al* [1], que considera el espesor relativo de las capas ya que el espesor absoluto de las capas de baja elongación tiene el mayor impacto durante el proceso de falla y en los distintos mecanismos de falla considerados. Para optimizar la respuesta esfuerzo-deformación de un laminado para un ángulo de orientación de capas de alta elongación particular, se estiman distintos espesores para mejorar la saturación de fragmentación de la capa de baja elongación, promoviendo la meseta de esfuerzos y consiguiendo mayor pseudo ductilidad como se observa en la Figura 4-3.

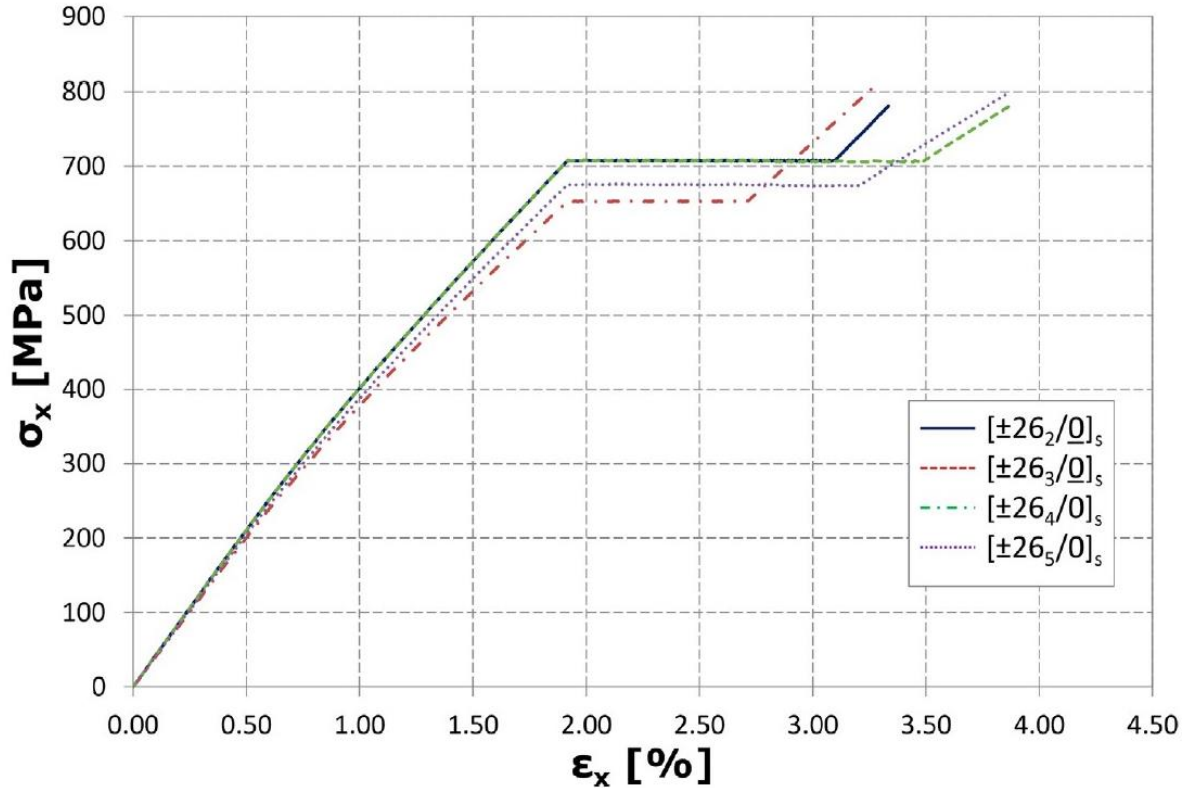


Figura 4-3.- Estimaciones para laminados $[\pm 26/0_n]_s$. Los efectos de la alteración del número de capas pueden alterar el comportamiento esfuerzo-deformación tras la fragmentación inicial [1].

Además, una relación de espesor absoluto de las capas de baja elongación permite obtener una respuesta estable sin una gran pérdida en sus propiedades mecánicas y maximizar el potencial pseudo dúctil [10][24][1].

4.2 Metodología de las pruebas experimentales

Las pruebas experimentales a tensión se realizan para caracterizar los materiales utilizados. Se realizaron dos series de pruebas, la primera serie de pruebas fue para caracterizar los materiales que cumplen con los requisitos de espesor para obtener los valores que permitieran resolver los modelos de Fuller y Wisnom [24] y Jalalvand *et al* [1].

La segunda serie es para calibrar el modelo de Jalalvand *et al* [1] con las propiedades de los materiales. Las pruebas experimentales se dividen en tres fases: manufactura del laminado, pruebas experimentales y tratamiento de datos como se muestra en la Figura 4-4, siguiendo el procedimiento de fabricación de trabajos anteriores en el CENIDET [29][30].

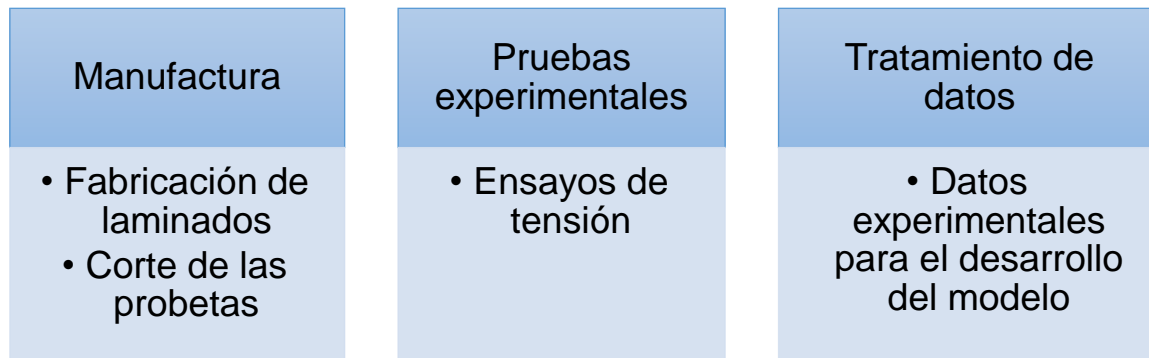


Figura 4-4.- Esquema para el desarrollo de las pruebas experimentales.

Los laminados se elaboran siguiendo el proceso de manufactura utilizado en trabajos previos en el laboratorio del CENIDET [30][31]. El proceso de manufactura se basa en la combinación de dos métodos, aplicación manual e infusión de resina aplicado por una bomba de vacío. El procedimiento experimental consiste en seis pasos como se muestran en la Figura 4-5:

1. Preparación de los materiales
2. Preparación de la mezcla de resina
3. Armado del laminado
4. Armado del molde que contendrá el laminado
5. Aplicación de vacío
6. Extracción del laminado.

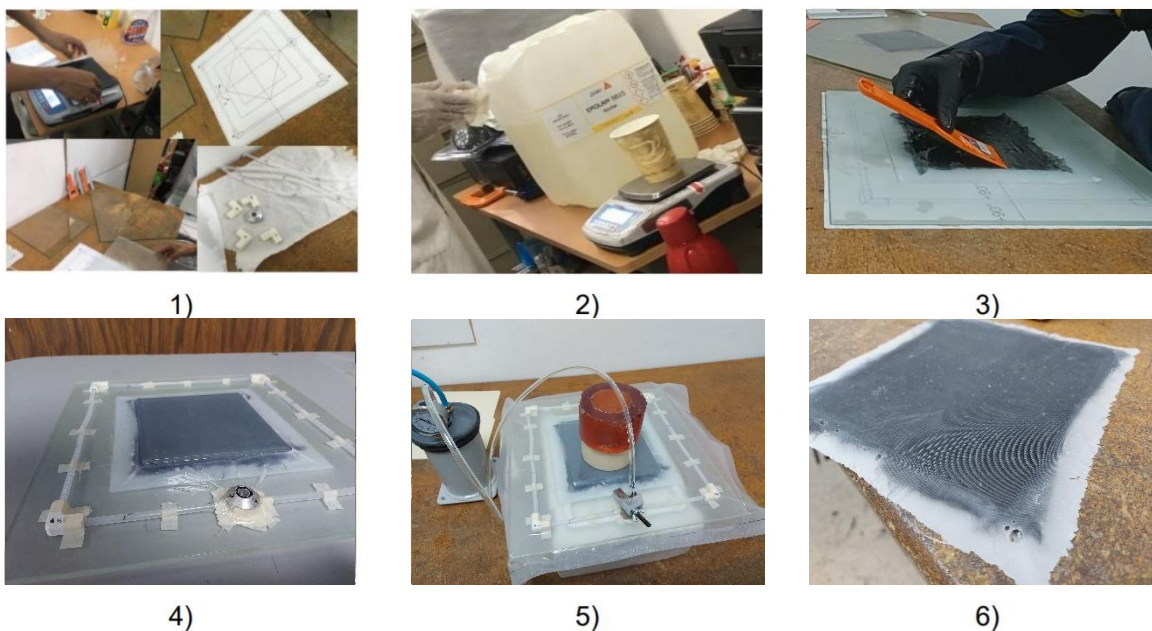


Figura 4-5.- Proceso de manufactura para los laminados utilizados en el estudio.

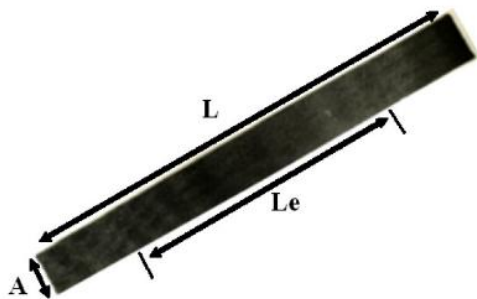
Una vez finalizado el proceso de manufactura, se procede a realizar el corte de probetas de acuerdo al área utilizable del laminado obtenido. La configuración, geometría del laminado y características del cortador (diámetro de corte) para la obtención de las probetas, representan la limitante para el número de probetas que se obtienen de cada laminado para las pruebas a estimadas (tensión axial).

La geometría de las probetas utilizadas para las pruebas de tensión se tomó en consideración las recomendaciones de la Sociedad Americana para Ensayos y Materiales (ASTM, por sus siglas en inglés), así como las recomendaciones de trabajos realizados con anterioridad en el laboratorio del CENIDET [31][30].

Los ensayos de tensión se seguirán las recomendaciones de la norma ASTM D3039 [32], en la que se establece los requisitos geométricos que deben cumplir las probetas de material compuesto (Tabla 4-1). Se seleccionaron las dimensiones las probetas como se muestra en la Figura 4-6.

Tabla 4-1.-Requisitos geométricos de la probeta de material compuesto para ensayos de tensión y fatiga [32].

Parámetros	Requisitos
Forma	De sección transversal rectangular constante
Longitud mínima	Sujeción +2 veces el ancho + longitud media
Tolerancia del ancho de la probeta	$\pm 1\%$ del ancho
Tolerancia del espesor de la probeta	$\pm 4\%$ del espesor



Geometría de la probeta (mm)	
Ancho (A)	13 mm
Longitud (L)	130 mm
Longitud de ensayo (Le)	75 mm

Figura 4-6.- Geometría de las probetas para las pruebas a tensión.

4.2.1 Materiales

Los materiales para la capa de baja y alta elongación utilizados en el trabajo son capas de carbono tipo velo y capas de fibra de vidrio cuyas propiedades se muestran, en las Tabla 4-2 y 4-3 respectivamente.

Tabla 4-2.- Ficha técnica de la capa de carbono utilizada [33].

Forma	Tela no-tejido unidireccional
Densidad superficial	0.2 oz/yd ²
Espesor	.0019"
Fibra	PAN Fibra de Carbono

Tabla 4-3.- Ficha técnica de la capa de vidrio utilizada [34]

Forma	Tela no-tejido unidireccional
Densidad superficial	4.2 oz/yd ² +/-5%
Espesor	.009" +/- .005"
Fibra	406 tex vidrio-S2

4.2.2 Equipo experimental

Las pruebas de tensión se realizan en la máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 kN. Con una celda de carga de capacidad de 100 kN (No. M349703), con un grado de exactitud dentro del $\pm 1\%$ para el rango de 1/500 a 1/1 de la capacidad de la celda. Una de sus ventajas principales de la máquina es el autoajuste generado por el principio de cuña al aplicar carga de tensión, lo cual evita que la probeta se deslice. La geometría de las probetas de los laminados tiene una forma plana, por lo tanto, es posible aprovechar este tipo de mordazas.

El registro de la deformación de la probeta durante el ensayo de tensión se realizará a través de dos formas: el desplazamiento del travesaño móvil de la máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 KN y por medio del extensómetro axial Epsilon® 3542-050M-050-ST (longitud calibrada de 50 mm) como se muestra en las Figuras 4-7 y 4-8. Con una velocidad de desplazamiento del travesaño móvil (2 mm/min) establecida por la norma ASTM D3039, que define el parámetro de velocidad del ensayo [31].



Figura 4-7.- Máquina de ensayos universales Shimadzu AG-X plus 100 kN.

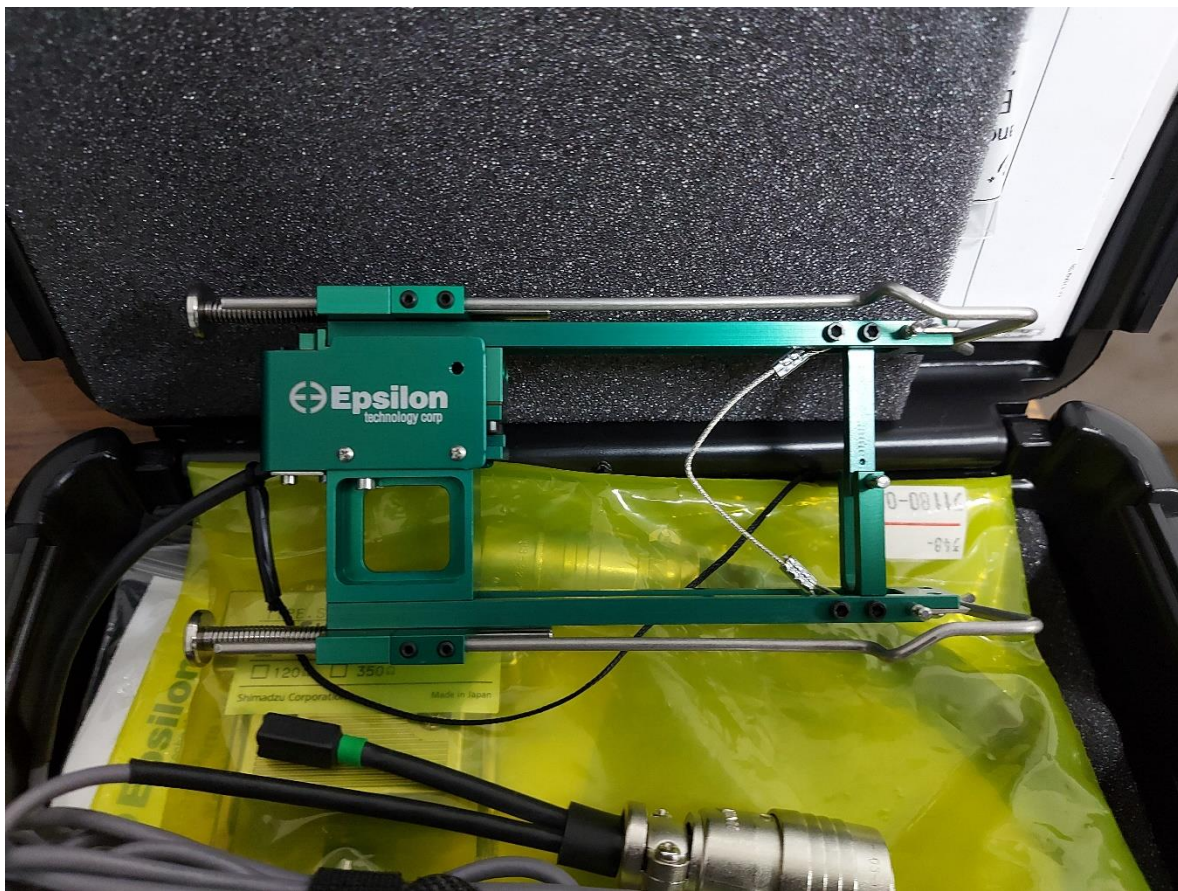


Figura 4-8.- Extensómetro axial Epsilon® 3542-050M-050-ST.

Capítulo V: Caracterización de los materiales

Se fabricaron laminados con la secuencia de apilado que se muestra en la Tabla 5-1 para resolver los modelos correspondientes, se usó un vidrio de 15x15 cm para los laminados de carbono tipo velo y un vidrio de 15x20 cm para el laminado de vidrio como se muestra en la Figura 5-1 respectivamente. Se usó una mezcla de resina con una proporción 100/30 de resina y catalizador respectivamente. Del cual se extrajeron probetas con dimensiones de 130 mm x 13 mm, como se muestra en la Figura 5-2.

Para orientar la capa carbono se utilizó la orientación a máquina, la cual es la orientación de las fibras conforme sale de la manufactura, se utilizó de esta forma ya que la resistencia de la capa de mayor respecto a su orientación transversal, debido a que este comportamiento es similar a aquél de las capas con fibras UD.

Tabla 5-1.- Secuencias de apilado de los laminados para la caracterización del material.

Laminado	Secuencia de apilado
Carbono tipo velo (T#)	$[90]_5$
Carbono tipo velo (TC#)	$[0]_6$
Vidrio (TV#)	$[26]_6$



Figura 5-1.- Laminados de carbono y vidrio montados sobre molde de vidrio sellados al vacío por medio de tuberías.

Las probetas se cortaron en una fresadora con un cortador de 3/8. Durante el proceso de corte se puntuó el laminado debido a que se generó mucho residuo, además que la fibra tendía de desprenderse en los bordes, posteriormente se lijaron los bordes hasta quedar con las dimensiones requeridas como se muestra en la Figura 5-2.



Figura 5-2.- Probetas para las pruebas a tensión del laminado $[26_2/0_4/26_2]$.

Se caracterizaron las dimensiones de las probetas obtenidas para las 3 series de laminados para la configuración de las pruebas en la máquina de ensayos a tensión, los cuales se muestran en la Tabla 5-2, 5-3 y 5-4.

Tabla 5-2.- Caracterización de las dimensiones de las probetas del laminado $[90]_5$ para las pruebas a tensión.

Muestra	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8	T9
Ancho (mm)	13.154	13.083	12.947	13.445	12.973	13.037	13.178	13.07	13.236
Espesor (mm)	0.688	0.689	0.699	0.699	0.707	0.696	0.694	0.679	0.655

Tabla 5-3.- Caracterización de las dimensiones de las probetas del laminado $[0]_6$ para las pruebas a tensión.

Muestra	TC1	TC2	TC3	TC4	TC5	TC6	TC7
Ancho (mm)	13.24	13.334	13.344	13.353	13.364	12.95	12.407
Espesor (mm)	0.557	0.56	0.561	0.56	0.577	0.541	0.555

Tabla 5-4.- Caracterización de las dimensiones de las probetas del laminado $[26]_6$ para las pruebas a tensión.

Muestra	TV1	TV2	TV3	TV4	TV5
Ancho (mm)	12.897	12.851	12.996	12.95	13.081
Espesor (mm)	1.594	1.538	1.48	1.495	1.407

Durante las pruebas a tensión algunas probetas fallaron fuera del área de ensayo debido a problemas con la sujeción de los extremos de la probeta, por lo tanto, se omitieron dichos resultados y solo se tomaron en cuenta los resultados de las probetas que fallaron correctamente como se muestra en la Figura 5-3.

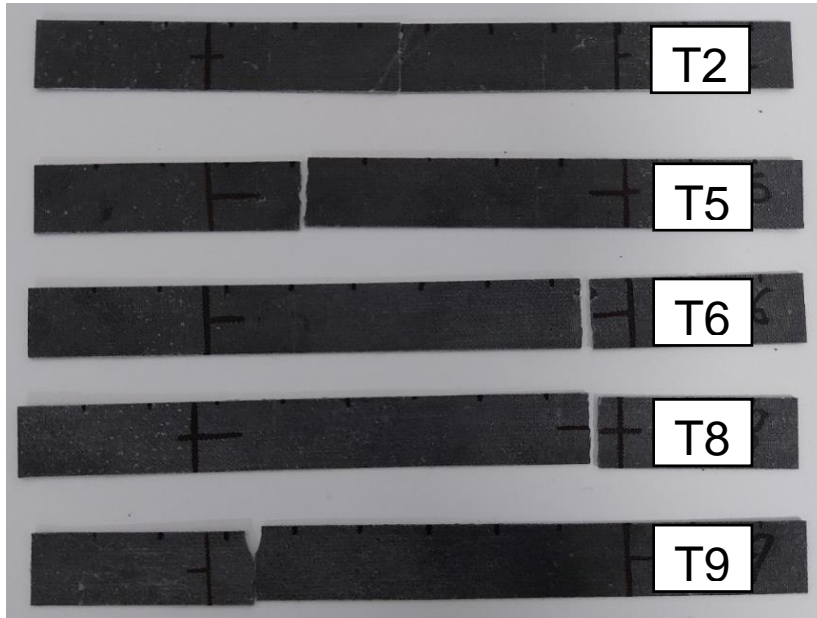


Figura 5-3.- Probetas ensayadas de las pruebas a tensión del laminado $[90]_5$ con capas de carbono tipo velo que fallaron correctamente.

Los resultados de las respuestas esfuerzo-deformación de las pruebas a tensión se muestran en las Figuras 5-4, 5-5 y 5-6, para los laminados $[90]_5$, $[0]_6$ y $[26]_6$ respectivamente.

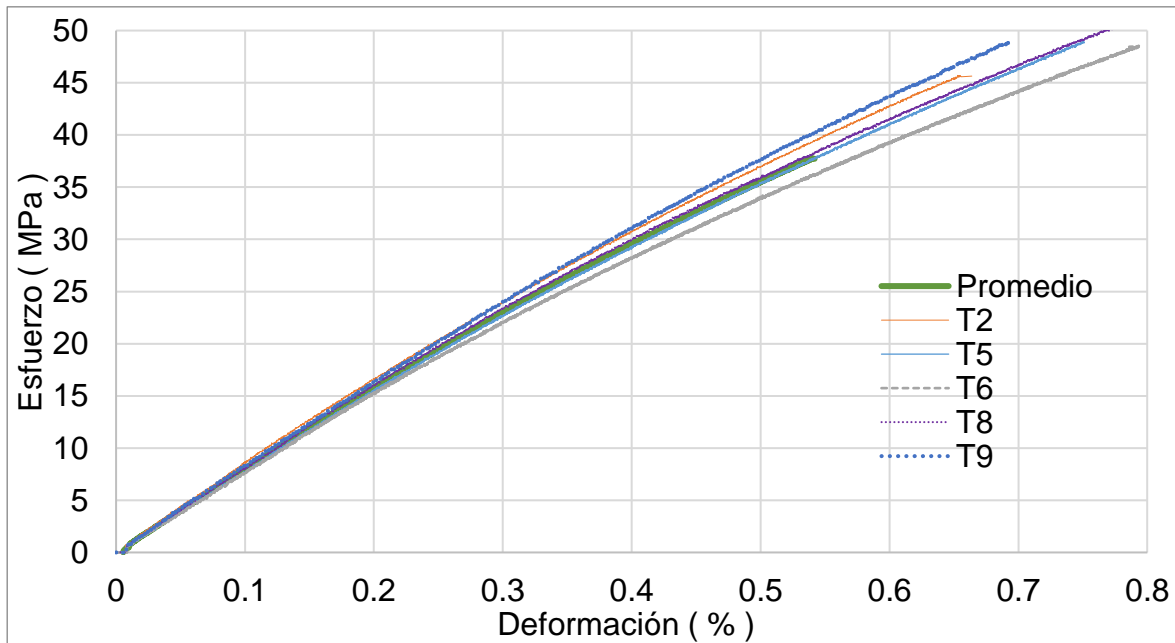


Figura 5-4.- Respuestas esfuerzo-deformación de las pruebas a tensión del laminado $[90]_5$ con capas de carbono tipo velo.

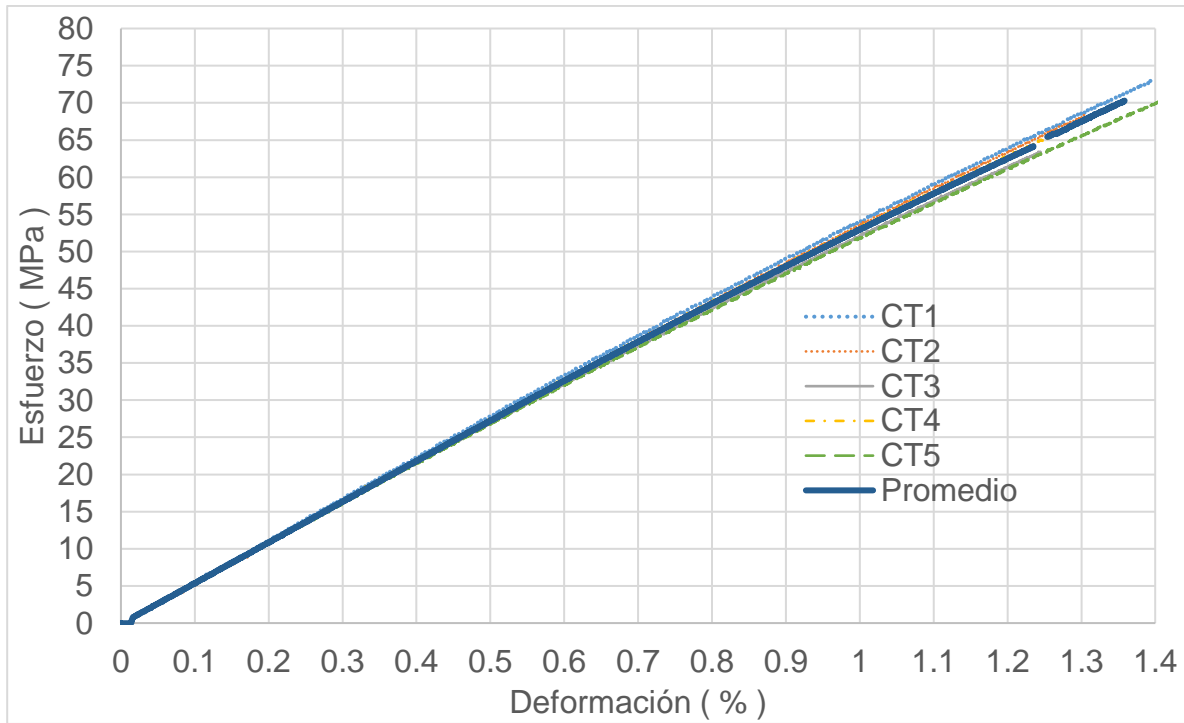


Figura 5-5.- Respuestas esfuerzo-deformación de las pruebas a tensión del laminado $[0]_6$ con capas de carbono tipo velo.

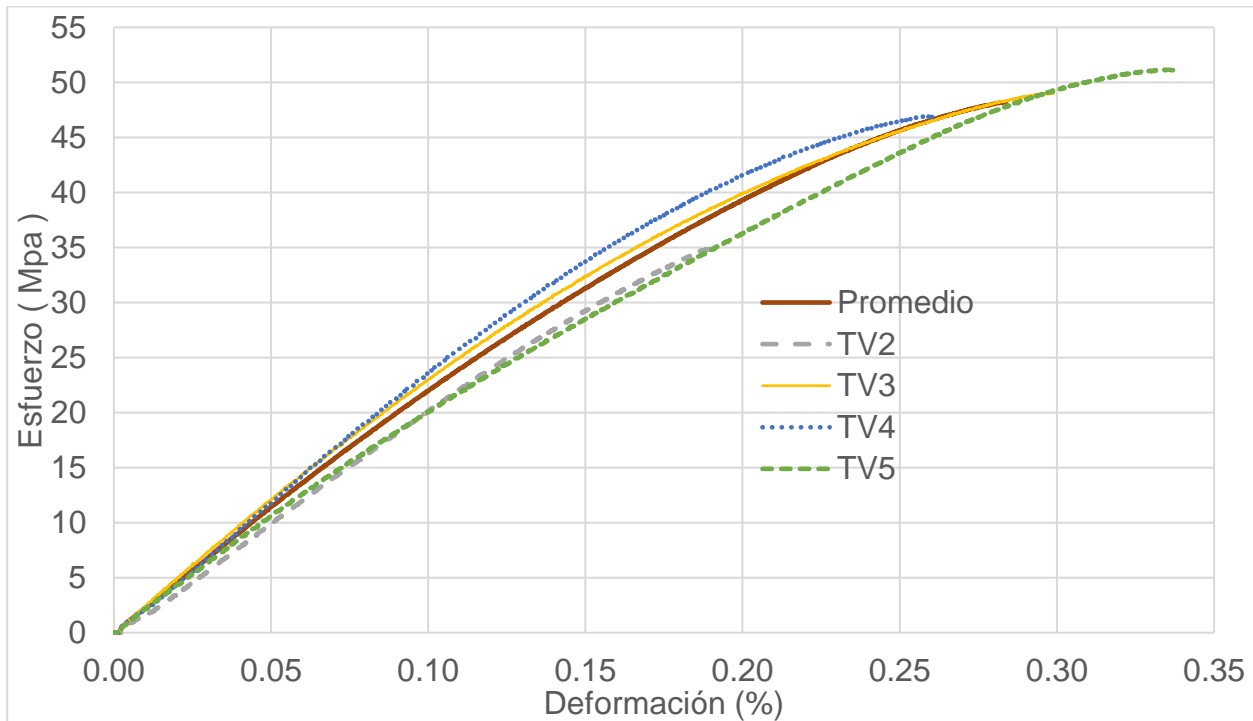


Figura 5-6.- Respuestas esfuerzo-deformación de las pruebas a tensión del laminado $[26]_6$ con capas de vidrio.

Los resultados correspondientes se pueden observar en más detalle en los Anexos A_n - C_n . Los resultados de las propiedades a partir de las pruebas experimentales se muestran en las Tablas 5-5 para los laminados $[90]_5$, $[0]_6$ y $[26]_6$ respectivamente.

Tabla 5-5.- Resultados experimentales de las pruebas a tensión de los laminados.

Laminados	Secuencia de apilado	Módulo E_{11} (GPa)	Resistencia σ^* (MPa)	Deformación al máximo esfuerzo ε^* (%)
Carbono	$[90]_5$	4.168	49.17	1.46
Carbono	$[0]_6$	5.570	72.425	1.314
Vidrio	$[26]_6$	11.257	46.888	0.305

Capítulo VI: Adaptaciones del modelo de Jalalvand *et al* [1]

Partiendo de las variables antes mencionadas (orientación de las capas de vidrio y relación de espesor de las capas carbono: vidrio), se comienza con el modelo de Fuller y Wisnom [24] considerando laminados con secuencia de apilado $[\pm\theta_m/0_n]_s$ (siendo m y n el número de capas de vidrio y carbono respectivamente). El modelo se utiliza para estimar una respuesta esfuerzo-deformación del módulo inicial, de tal manera que se puede utilizar un ángulo de orientación de las capas de vidrio que tenga un cambio más abrupto entre varios ángulos, además mientras menos inclinada sea la pendiente el laminado podrá desarrollar una respuesta más estable.

Fuller y Wisnom [24] determinaron un rango de sensibilidad donde el desempeño es más óptimo, entre 20° y 30° , por lo tanto se planteó utilizar un ángulo de 26° para las capas de vidrio. Para resolver el modelo de Fuller y Wisnom [24] es necesario caracterizar la curva esfuerzo-deformación de la pendiente inicial del material de baja elongación particular, en este caso, se utilizó una capa de carbono tipo velo, en la que se puede observar en la Figura 5.4 la respuesta esfuerzo-deformación de los resultados de las pruebas a tensión. Posteriormente se realiza una regresión para obtener la ecuación de la curva en forma exponencial de acuerdo a la ley de potencia de Fuller y Wisnom [24] esta se obtuvo a través de un método de regresión como se observa en la Figura 6-1.

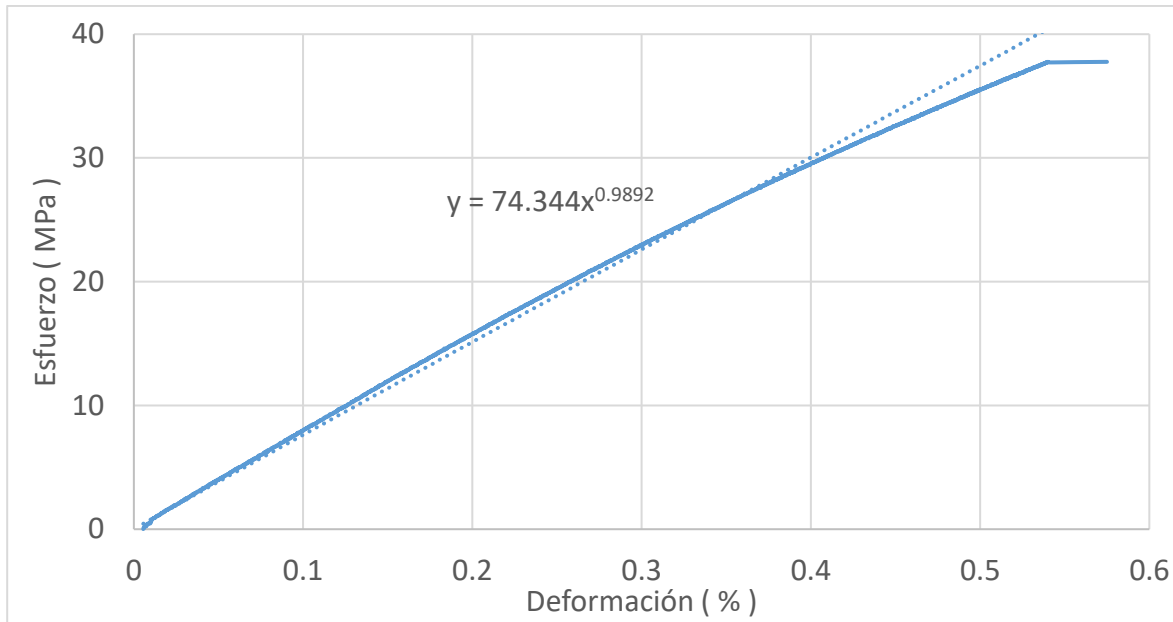


Figura 6-1.- Ecuación de la línea de tendencia del módulo inicial de la respuesta esfuerzo-deformación del laminado $[90]_5$ de capas de carbono tipo velo.

Utilizando la ley de potencia de Fuller y Wisnom [24], Ec. (3.33), se puede estimar la constante ortotrópica del material utilizado, a_{66} . Utilizando los resultados del laminado $[90]_5$ se resuelve el modelo de acuerdo a las Ec. (3.43) y Ec. (3.44).

Se sustituyen los valores β y n obtenidos en la regresión de la Figura 6-1, 73.722 y 0.9853 respectivamente, y se grafica la deformación plástica efectiva respecto al esfuerzo efectivo aplicado como se muestra en la Figura 6-2.

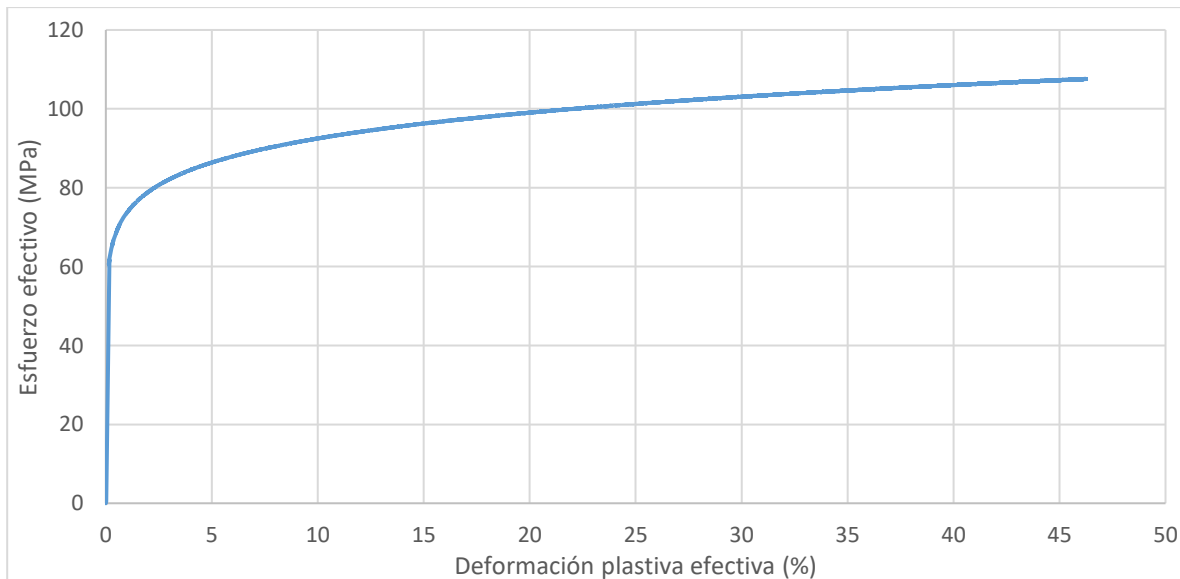


Figura 6-2.- Respuesta $\bar{\sigma}_M - \epsilon_x^p$ aplicando el modelo de Fuller y Wisnom [24].

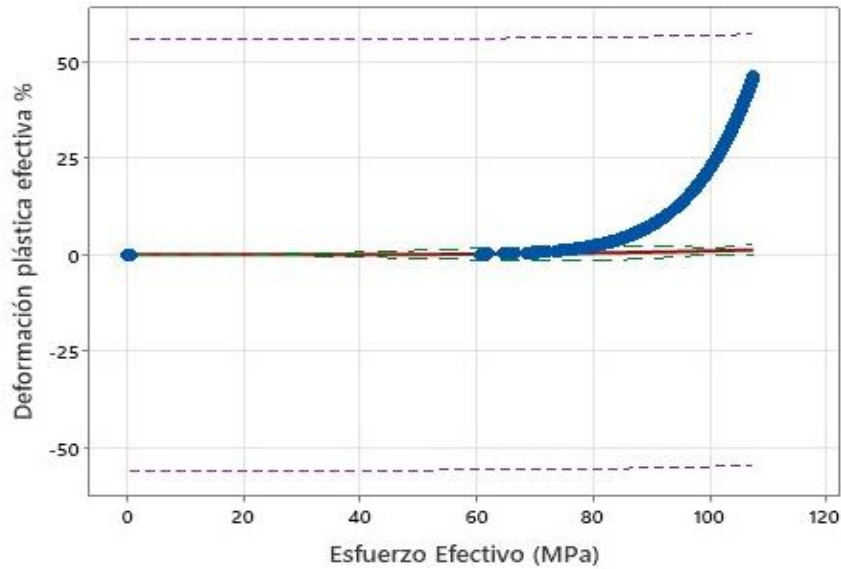


Figura 6-3.- Regresión no lineal de la curva esfuerzo efectivo-deformación plástica efectiva de la capa de carbono tipo velo.

Posteriormente se realizó una regresión exponencial para calcular los valores A y r de la respuesta esfuerzo efectivo - deformación plástica efectiva como se muestra en la Figura 6.2 para adaptarse a la forma de la Ec. (3.45) y graficarla como se muestra en la Figura 6-3.

A partir de la regresión se obtiene $A = 8.78768 * e^{-08}$ y $r = 3.52292$ y sustituyendo las Ec. (3.40) y Ec. (3.14) en Ec. (3.43) y Ec. (3.44) se obtiene:

$$\bar{\epsilon}^p = A \left(\left[\frac{3}{2} ((\sin^2 \theta \sigma_x)^2 + 2a_{66} (-\sin \theta \cos \theta \sigma_x)^2) \right]^{0.5} \right)^r \quad \text{Ec. (6.1)}$$

Con base en los resultados presentados por el modelo de Fuller y Wisnom [24] se demostró que para cualquier ángulo de orientación de la capa de carbono, su comportamiento será el mismo en cuanto a esfuerzo efectivo-deformación plástica efectiva, por lo tanto, se despeja el valor de a_{66} considerando un valor de $\theta = 45^\circ$.

$$\begin{aligned} \frac{\bar{\epsilon}^p}{A} &= \left(\left[\frac{3}{2} ((0.5 \sigma_x)^2 + 2a_{66} (-0.5 \sigma_x)^2) \right]^{0.5} \right)^r \\ \frac{\bar{\epsilon}^p}{A} &= \left(\frac{3}{2} [0.25 \sigma_x^2 + 0.5 \sigma_x^2 a_{66}] \right)^{0.5r} \\ \left(\frac{\bar{\epsilon}^p}{A} \right)^{\frac{1}{0.5r}} &= 0.375 \sigma_x^2 + 0.75 \sigma_x^2 a_{66} \end{aligned}$$

$$a_{66} = \frac{\left(\frac{\bar{\epsilon}^p}{A}\right)^{\frac{1}{0.5r}} - 0.375 \sigma_x^2}{0.75 \sigma_x^2} \quad Ec. (6.2)$$

Se considera un valor de entrada de $\bar{\epsilon}^p = 0.165085$, $\bar{\sigma} = 61.73306 \text{ MPa}$ se tiene que $\sigma_x = 0.133738 \text{ MPa}$ por lo tanto se obtiene un valor de $a_{66} = 732.1473$ para la constante ortotrópica para la capa de carbono tipo velo. Esto permite resolver el modelo de Fuller y Wisnom [24], y estimar una respuesta esfuerzo-deformación inicial.

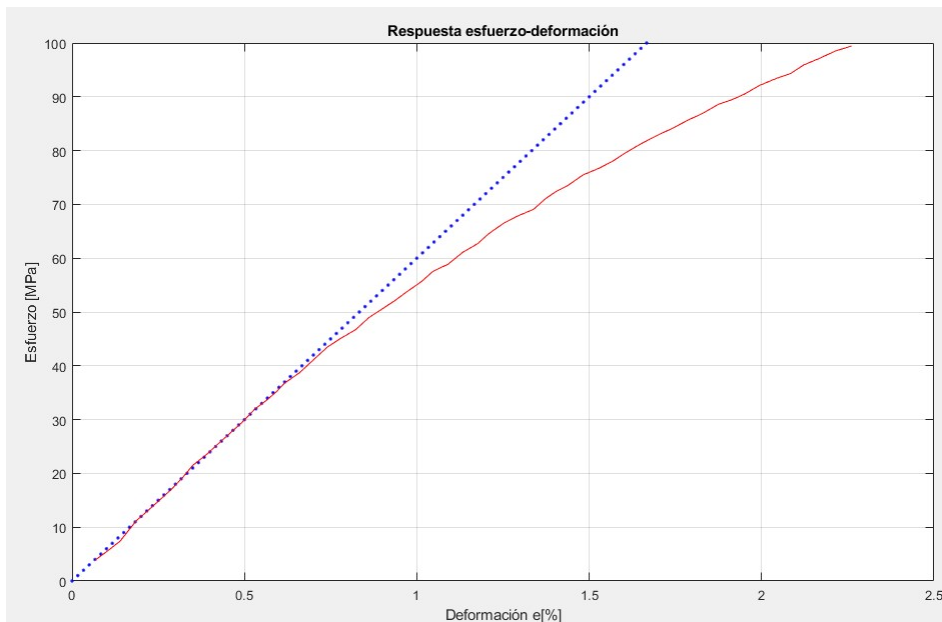


Figura 6-4.- Respuesta esfuerzo-deformación del módulo inicial.

El uso del modelo de Fuller y Wisnom [24] es para realizar una estimación de la respuesta del módulo inicial respecto al ángulo de orientación de las capas de alta elongación (capa de vidrio) particular, con base en la literatura, se ha encontrado que para un laminado con una pendiente menos inclinada es más fácil desarrollar pseudo ductilidad, además es de facilitar una respuesta no lineal en la respuesta inicial. Es recomendable utilizar inicialmente un ángulo de orientación entre 20° - 30° en los que la respuesta es más óptima.

Una vez estimada el ángulo de orientación de las capas de alta elongación se resuelve la Ec. (3.58) del modelo de Jalalvand *et al* [1], para estimar la relación de espesor máxima del laminado, la cual permite introducir pseudo ductilidad y establecer una secuencia de apilado.

Sustituyendo los valores de la Ec. (3.58) utilizando los valores $\sigma_{AP}^* = 46.888 \text{ MPa}$, $E_{11} = 11257.852 \text{ MPa}$, $E_X^{AP} = \frac{46.888 \text{ MPa}}{0.305} = 153.411 \text{ MPa}$ y $\sigma_{11}^* = 72.425 \text{ MPa}$ de la Tabla 5-5 se obtiene:

$$B_{max} = 0.585 \quad \text{Ec. (6.4)}$$

Se define un valor de B_{max} para un laminado con una secuencia de apilado $[V_m/C_n]_s$ (donde V es la capa de vidrio orientada a 26° , establecida con el modelo de Fuller y Wisnom [24] y C la capa de carbono orientada a 0° , siendo m y n el número de capas) es necesario no sobrepasar el límite de relación de espesor de 0.585 como se muestra en la Figura 6-5. Por lo tanto, utilizando la Ec. (6.5) se configura una secuencia de apilado que satisfaga la Ec. (6.5).



Figura 6-5.- Relación de espesor de las capas UD y $\pm\theta$ del modelo de Jalalvand et al [1] considerando los valores del plano medio del laminado.

$$B = \frac{t_{UD}}{t_{AP}} \quad \text{Ec. (6.5)}$$

Siendo t_{UD} el espesor de la capa de carbono tipo velo y t_{AP} el espesor de la capa de vidrio. De tal manera que:

$$B = \frac{0.02667C}{0.2286V} \quad \text{Ec. (6.6)}$$

Siendo C y V el número de capas de carbono tipo velo y vidrio respectivamente. teniendo en cuenta que 0.02667 es el valor medio del espesor de la capa de carbono tipo velo. Por lo tanto, considerando 2 secuencias de apilado $[26/0_3/26]$ y $[26/0_4/26]$ donde 26 es la capa de vidrio y ángulo de orientación de la fibra y 0_n es el número de capas de carbono tipo velo, se obtuvo un valor de B de 0.583 y 0.466 respectivamente como se observa en la Tabla 6-1 se obtiene:

Tabla 6-1.- Relaciones de espesor propuestas para el laminado híbrido vidrio/carbono

Secuencia de apilado	Relación de espesor, B
$[26/0_3/26]$	0.5833
$[26/0_4/26]$	0.466

Capítulo VII: Resultados preliminares

Se fabricaron dos laminados vidrio/carbono con una relación de espesor que no estuviera muy cerca del límite de relación de espesor B_{max} , las relaciones correspondientes a los laminados se muestran en la Tabla 7-1. Posteriormente se obtuvieron las probetas correspondientes que fueron caracterizadas como se muestran en las Tablas 7-3 y 7-4. Los resultados de las respuestas esfuerzo-deformación de los laminados [26/0₄/26] y [26₃/0₂/26₃] en la Tabla 7-4.

Tabla 7-1.- Secuencia de apilado de laminados vidrio/carbono, donde 0 es la capa de carbono tipo velo y 26 la capa de vidrio.

Laminado	Relación de espesor
[26/0 ₄ /26]	$B = 0.466$
[26 ₃ /0 ₂ /26 ₃]	$B = 0.388$

Tabla 7-2.- Caracterización de las dimensiones de las probetas del laminado vidrio/carbono [26/0₄/26] para las pruebas a tensión.

Probeta	FT1	FT2	FT3	FT4	FT5	FT6
Espesor (mm)	0.877	0.891	0.891	0.896	0.916	0.899
Ancho (mm)	129.97	129.97	130.09	129.94	130.03	130.02

Tabla 7-3.- Caracterización de las dimensiones de las probetas del laminado vidrio/carbono [26₃/0₂/26₃].

Probeta	TCC1	TCC2	TCC3	TCC4	TCC5	TCC6
Espesor (mm)	1.39	1.39	1.36	1.36	1.301	1.28
Ancho (mm)	13.08	13.05	13.05	13.04	13.03	12.94

Tabla 7-4.- Promedio de las respuestas esfuerzo-deformación de las pruebas a tensión.

Laminado	Módulo E_{11} (GPa)	Resistencia última σ^* (MPa)	Deformación al máximo esfuerzo, ϵ_x^* (%)
[26 /0 ₄ /26]	9.287	73.775	1.197
[26 ₃ /0 ₂ /26 ₃]	9.568	35.026	0.556

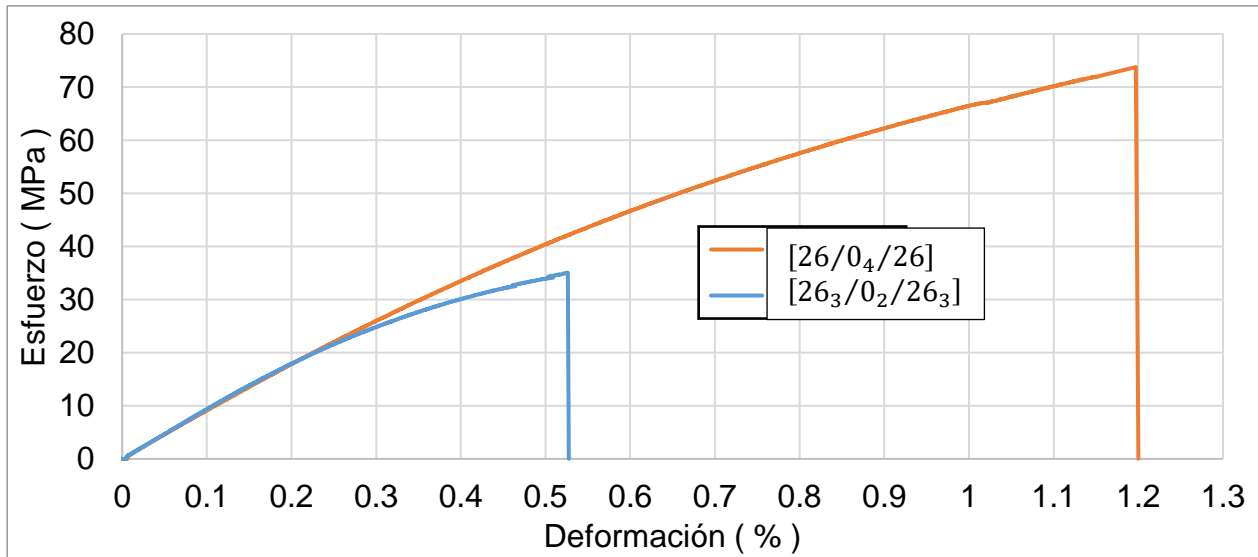


Figura 7-1.- Respuesta esfuerzo-deformación de los laminados vidrio/carbono [26/0₄/26] y [26₃/0₂/26₃].

Tras un análisis posterior de la respuesta esfuerzo-deformación, se encontró que la línea horizontal no corresponde a la meseta de esfuerzos correspondiente a la pseudo ductilidad, si no, a un problema de medición en el extensómetro. Los ganchos del extensómetro se resbalaron en el momento de falla de capa de carbono debido al bajo espesor de las probetas generando un latigazo en la gráfica.

En la Figura 7-2 se muestra la comparación entre la respuesta esfuerzo-deformación medida entre el extensómetro y la máquina de ensayos, si el laminado realmente generó una respuesta pseudo dúctil debería verse reflejada en la respuesta de la máquina, que como se observa en la Figura 7-2 no es el caso.

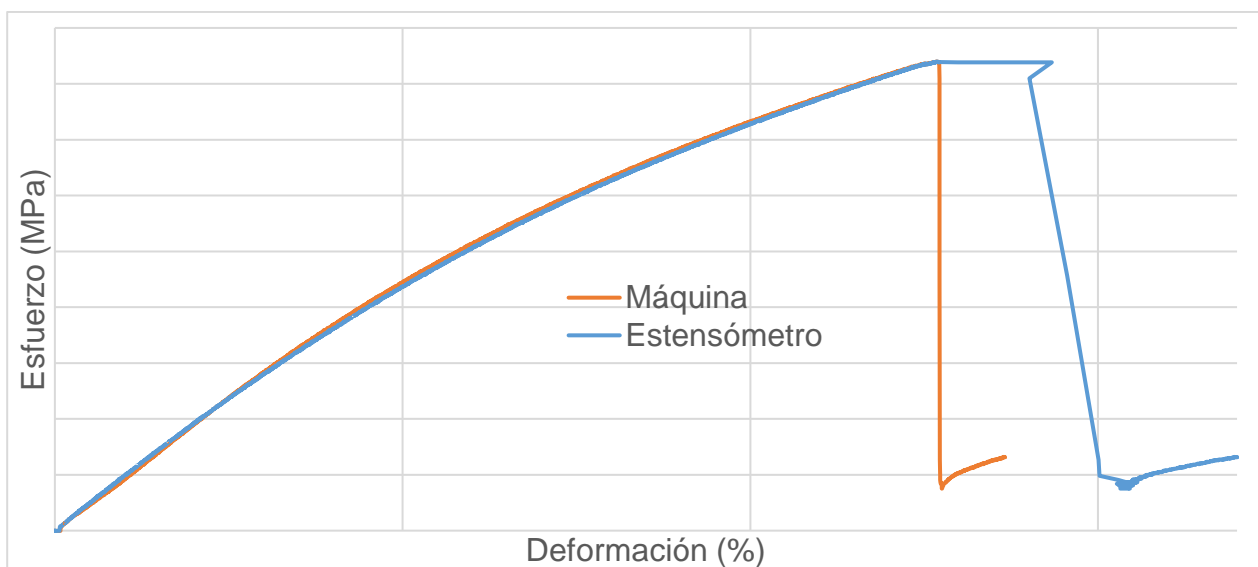


Figura 7-2.- Comparación entre las mediciones de las respuestas esfuerzo-deformación del extensómetro y la máquina.

A partir de los resultados de las pruebas experimentales se puede observar que, el laminado no presenta los mecanismos de daños reportados por Jalalvand *et al* [1], la capa de carbono tipo velo no mostró signos de fractura y debido a su naturaleza demostrada la capas de vidrio utilizadas difícilmente podría generar fragmentación.

Se puede observar que el impacto en la respuesta esfuerzo-deformación a partir de la proporción del número de capas de carbono tipo velo en el laminado, el laminado $[26_3/0_2/26_3]$ mostró un esfuerzo ultimo cercano al laminado $[26]_6$ de capas de fibras de vidrio. En la Figura 7-3 se muestra como falla directamente la capa de vidrio, mientras que en el laminado $[26/0_4/26]$ tiene una proporción mayor de capas de carbono presentó una mejor delaminación entre capas en la zona de falla como se muestra en la Figura 7-4, 7-5 y 7-6.

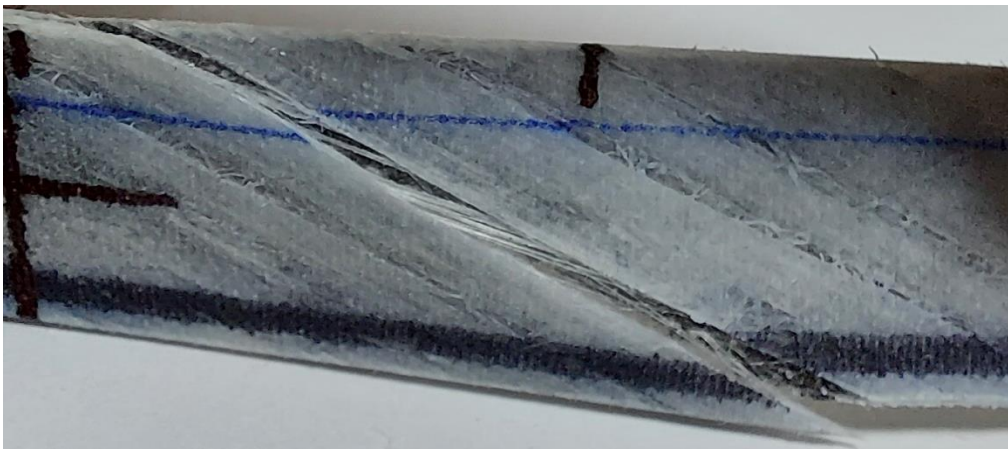


Figura 7-3.- Ruptura de la probeta TCC1.

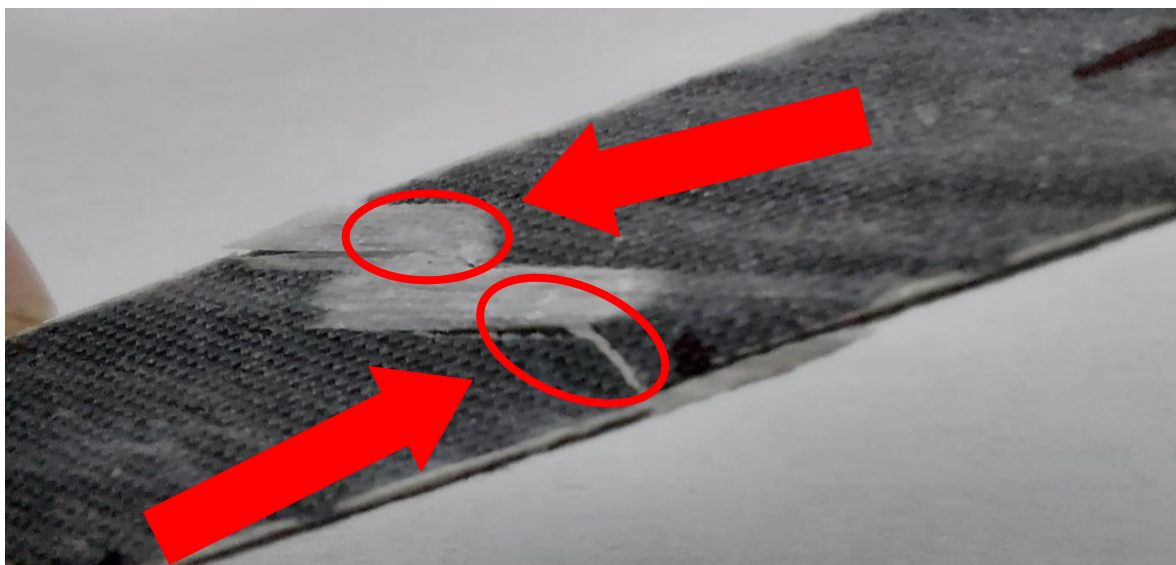


Figura 7-4.- Fractura de la probeta FT5 del laminado $[26/0_4/26]$.

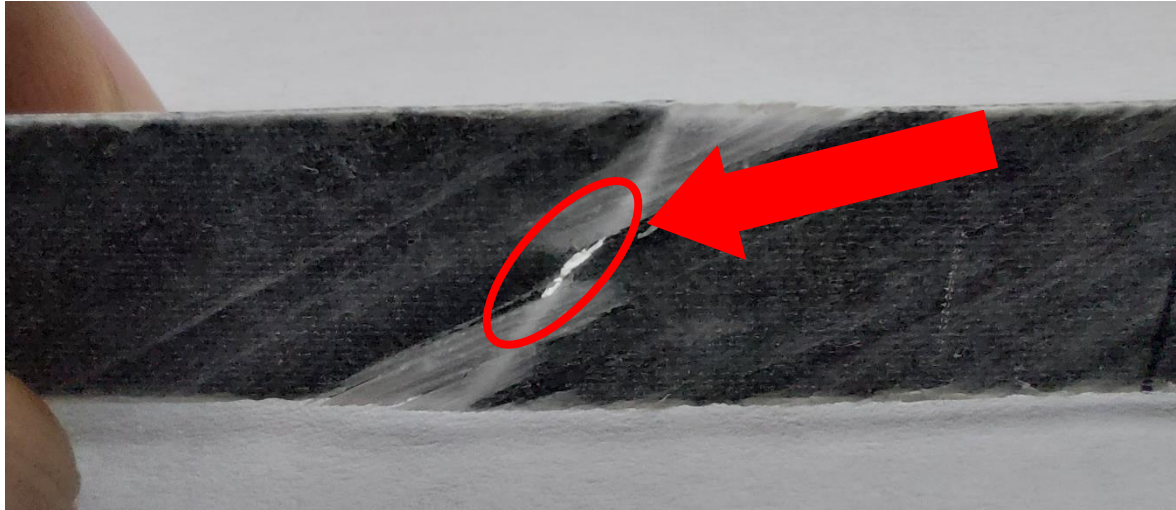


Figura 7-5.- Fractura de la probeta FT5 del laminado [26/0₄/26].

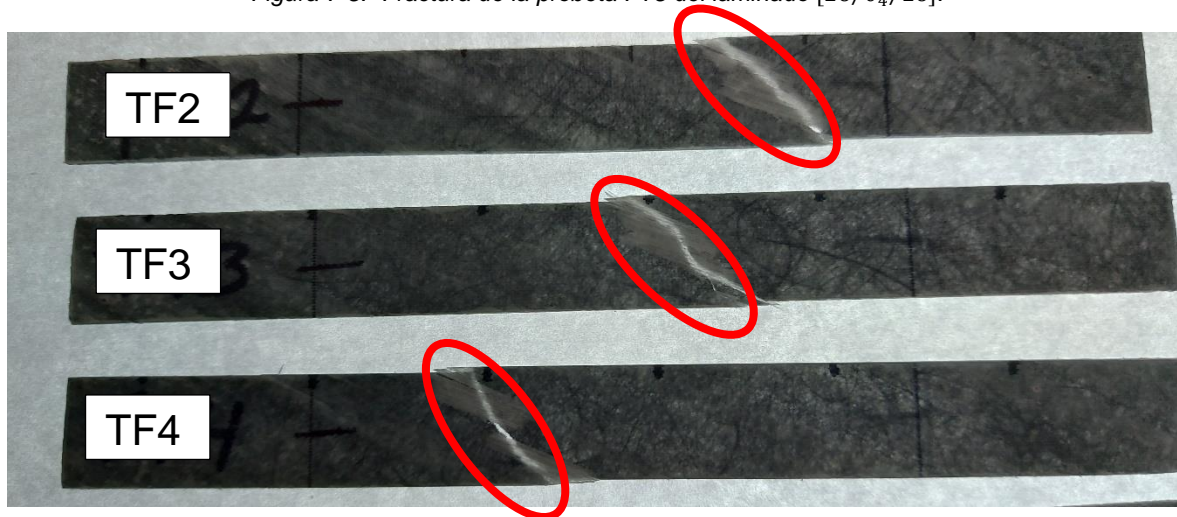


Figura 7-6.- Fractura de la probeta FT2, FT3 y FT4 del laminado [26/0₄/26].

A partir del comportamiento observado en los laminados [26/0₄/26] y [26₃/0₂/26₃] se destacan 2 factores, la secuencia de apilado y la proporción del número de capas vidrio/carbono. El uso del modelo de Jalalvand *et al*/[1] reportó que después de la falla de la capa de carbono, una relación de espesor óptima permite fragmentar la capa de carbono a través de la cual se introduce la pseudo ductilidad en el laminado.

Sin embargo, para este caso, el número de capas de vidrio en el laminado [26/0₄/26] evito la falla completa del laminado ya que la baja tasa de liberación de energía de la capa de carbono, sin embargo, no evitó que el laminado exhibiera una caída de carga como se muestra en la Figura 7-3.

Capítulo VIII: Resultados

A partir de los modelos presentados por Fuller y Wisnom [24] y Jalalvand *et al* [17] se demuestra que es posible introducir una respuesta esfuerzo-deformación pseudo dúctil utilizando una secuencia de apilado $[\pm\theta_m/\underline{0}_n]_s$, donde m y n el número de capas utilizados para el material de alta y baja elongación respectivamente. Además, una de las limitaciones de este arreglo es que es necesario utilizar un material de baja elongación con un espesor absoluto menor a 1 mm. Esto se debe a que es necesario utilizar un material con una baja tasa de liberación de energía para evitar una delaminación del laminado o incluso una falla catastrófica.

Debido a que no se cuenta con un material que cumpla con los requerimientos se planteó replicar los modos de daño utilizando una capa de carbono UD estándar como se muestra en la Tabla 8-1. A partir de trabajos previos utilizando este mismo material, en la Figura 8-1 se presenta una comparación entre las respuestas esfuerzo-deformación entre los materiales utilizados y 2 secuencia de apilado de capa central $[\pm\theta_m/\underline{0}_n]_s$ con capa de vidrio orientadas a 0°

Tabla 8-1.- Ficha técnica de la capa de carbono utilizada [30].

Forma	Tela unidireccional
Densidad superficial	$4.8 \pm 5\%$ oz/yd ²
Espesor	0.01" \pm 0.002"
Fibra	12K de Fibra de Carbono

Se puede observar que las de los laminados no presentan no-linealidad en las respuestas del módulo inicial, además, se puede observar que el laminado $[G/G/C]_s$ respecto al $[G/C/C]_s$ presenta una falla escalonada debido al mayor número de capas de vidrio en el laminado. Posteriormente, para mejorar la comprensión del comportamiento de la capa de carbono estándar utilizada se realizó otro laminado con una secuencia de apilado $[\pm 45_2/\underline{0}]_s$ para caracterizar el comportamiento del laminado como se muestra en las Figuras 8-2 y 8-3.

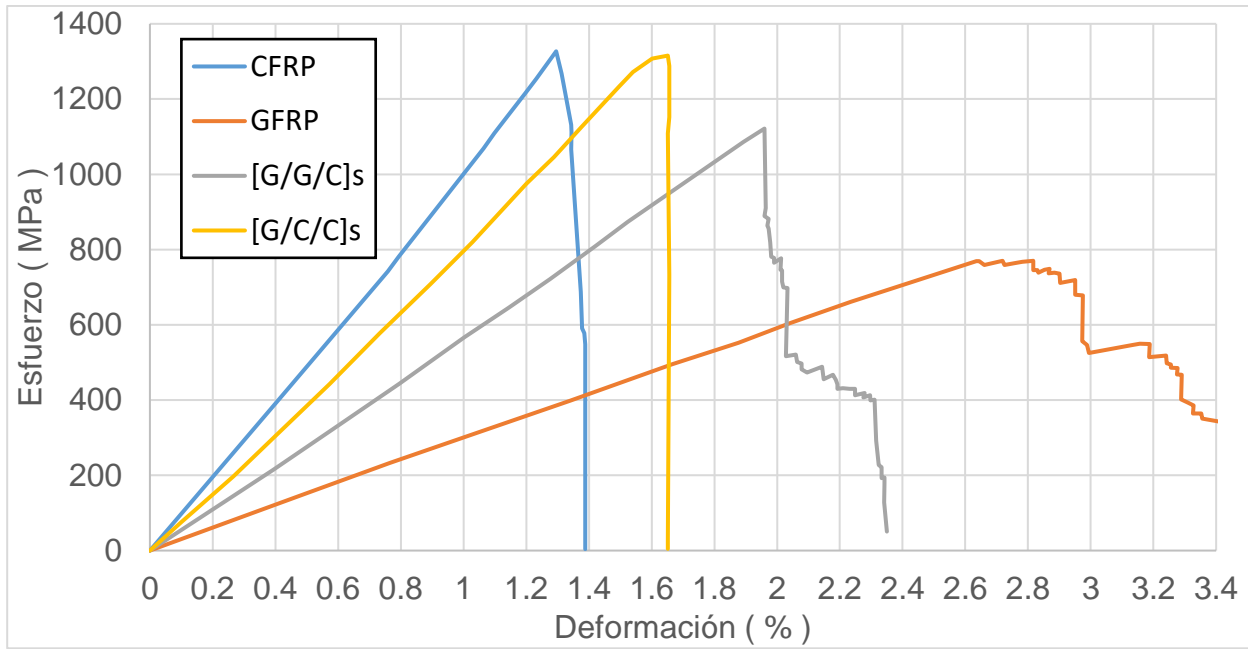


Figura 8-1.- Comparación entre las respuestas esfuerzo-deformación de los laminados híbridos $[G/G/C]_s$ y $[G/C/C]_s$, siendo G y C las capas de vidrio y carbono respectivamente [29].

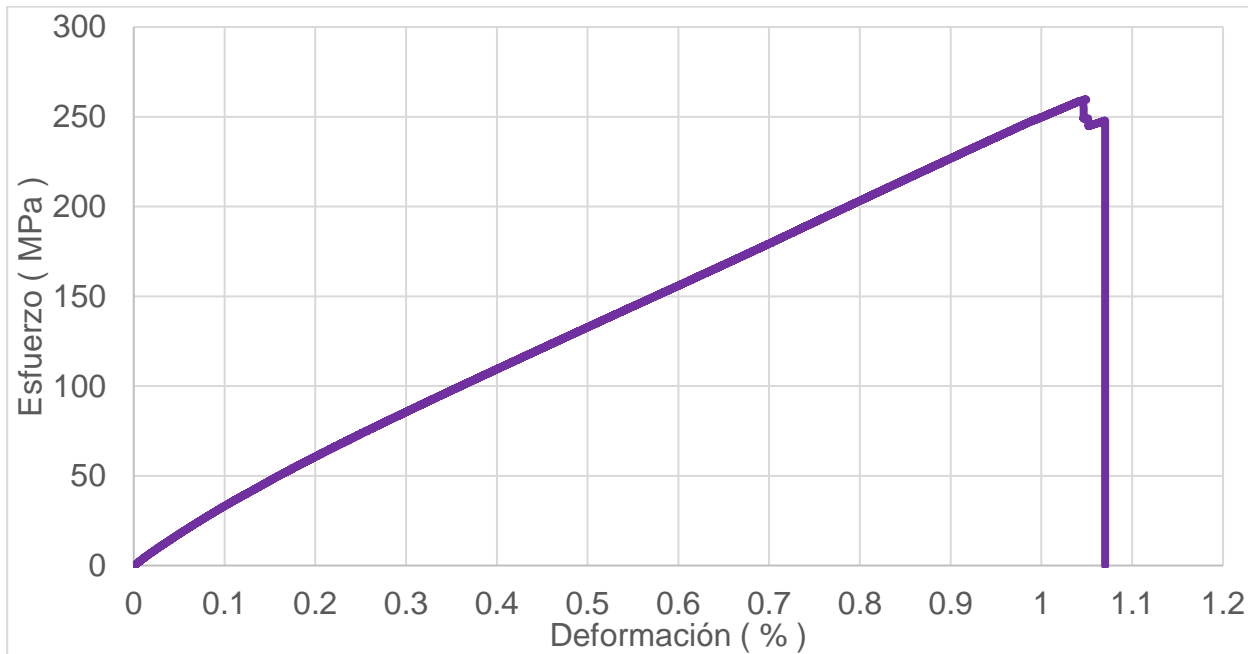


Figura 8-2.- Respuesta esfuerzo-deformación del laminado híbrido vidrio/carbono $[\pm 45_2/0]_s$, siendo la capa las capas $\pm 45_2$ y 0 de vidrio y carbono respectivamente.



Figura 8- 3.- Resultados del comportamiento del laminado tras la falla de la capa de carbono.

Se observó que tras la falla de la capa de carbono el laminado presentó una delaminación completa de la probeta, esto se debió principalmente al estallido que se genera tras la falla de la capa de carbono. La tasa de liberación de energía es demasiado alta, lo que impide que la distribución de la energía se transmita de forma óptima a través de la probeta.

Por lo tanto, se replanteó colocar capas de vidrio a 90 en torno a la capa de carbono para mejorar la transferencia de la tasa de liberación de energía, de modo que fuera posible evitar que la delaminación se extendiera por toda la probeta y se promovieran las delaminaciones locales cercanas a las fracturas de las fibras de carbono. De esta manera se ensayó una secuencia de apilado $[\pm 15/0/90/0]_S$, siendo las capas ± 15 , 0 y 90 de vidrio mientras que 0 de carbono.

En la Figura 8-4 se muestra la respuesta esfuerzo-deformación del laminado, se puede observar que se mejoró la resistencia última respecto al laminado $[\pm 45_2/0]_S$, además, se comparó con el desempeño individual con la secuencia de apilado $[0/+15/-15]_S$ a partir de los resultados de Acudía [29]. Se puede observar que se obtuvo una resistencia última más elevada.

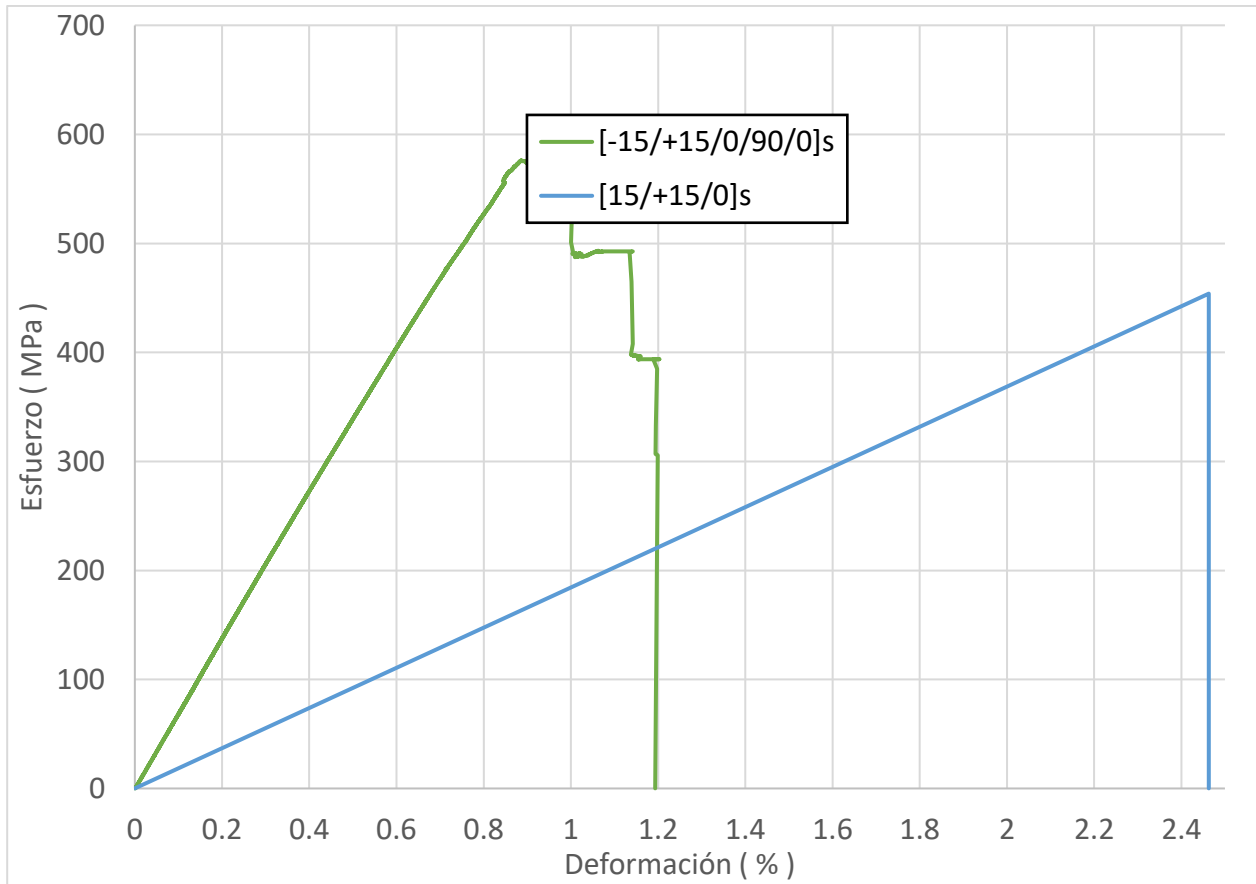


Figura 8-4.- Respuesta esfuerzo-deformación del laminado híbrido vidrio/carbono $[\pm 15/0/90/0]_s$, siendo las capas $\pm 15, 0$ y 90 capas de vidrio y 0 de carbono.

Tabla 8-2.- Resultados experimentales de las pruebas esfuerzo-deformación.

Laminado	E_1 (GPa)	$\sigma_{\text{última}}$ (MPa)	ϵ (%)
$[0/+15/-15]_s$	27.28	453.86	2.46
$[\pm 15/0/90/0]_s$	36.84	593.63	1.81
$[\pm 45_2/0]_s$	16.85	267.89	2.14

Sin embargo, como se muestra en la Figura 8-5 la capa de vidrio ± 15 falló un poco antes que la capa de carbono, esto se debió a que la sección del laminado correspondiente a la capa de vidrio a 15° posee una deformación a la falla menor a la capa de carbono.



Figura 8-5.- Apariencia de las probetas tras las pruebas a tensión.

La integración de una capa a 90° de vidrio entorno a la capa de carbono mejoró el desempeño de la falla del laminado y mejoró ligeramente la falla de la capa de carbono, sin embargo, como se muestra en la Figura 8-6 encerrado en el círculo rojo, la tasa de liberación de energía sigue siendo demasiado alto ya que la rotura de las fibras es abrupta.

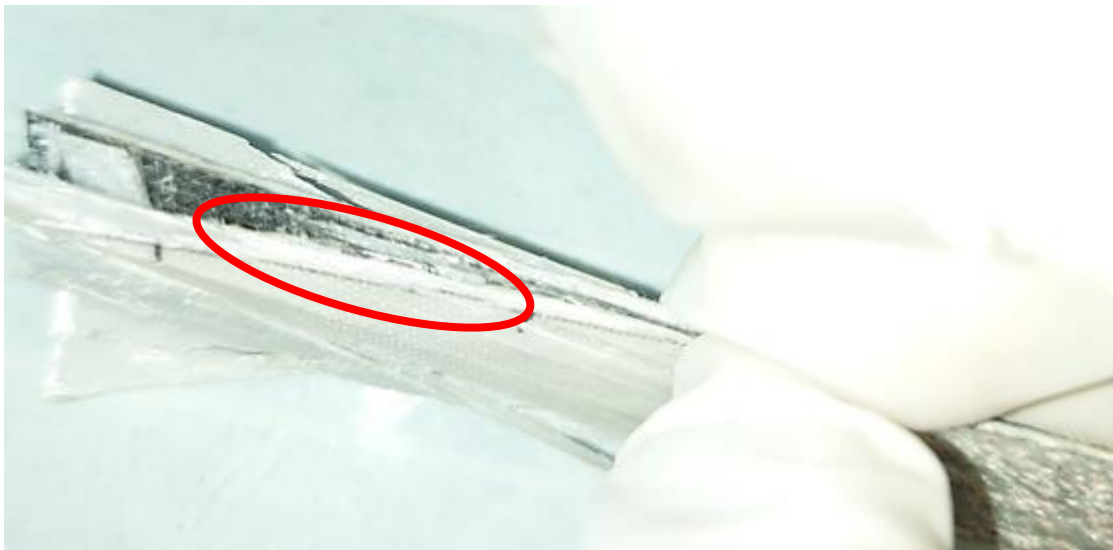


Figura 8-6.- Rotura de fibras de la falla de la probeta TD1 del laminado vidrio/carbono $[\pm 15/0/90/0]_s$, siendo las capas $\pm 15,0$ y 90 capas de vidrio y 0 de carbono.

Analizando la secuencia de apilado del laminado se tiene que para una selección de materiales con un espesor estándar en una secuencia de apilado $[\pm\theta_m/\underline{0}_n]_S$ es posible mejorar la redistribución de esfuerzos locales durante la liberación de energía ocasionada por la falla de las fibras de la capa $\underline{0}_n$, a través de la introducción de capa a 90° entre las capas $\pm\theta_m$ y $\underline{0}_n$ como se muestra en la Figura 8-7.

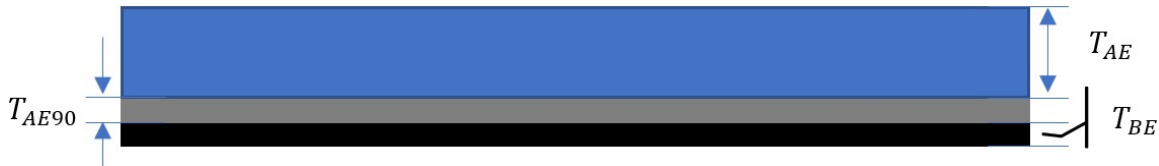


Figura 8-7.- Configuración de la secuencia de apilado del modelo.

Siendo T_{AE} una secuencia de apilado usando la capa de alta elongación, T_{AE90} una capa de alta elongación orientada a 90° y T_{BE} la capa de baja elongación. Se sustituye la capa $\pm\theta_m$ por una secuencia de apilado con una deformación a la falla mayor que la capa $\underline{0}_n$ para buscar introducir una falla secuencial.

Por lo tanto, se tiene que al analizar liberación de energía de la capa central utilizando la Ec. (8.1) a partir de los criterios de extracción estable de Czél y Wisnom [16] para estimar se si se pueden lograr deformaciones más elevadas que la de la falla de la capa de carbono. Para ello la tasa de liberación de energía de deformación debe ser menor que la energía de fractura de la delaminación.

Considerando un esquema de un laminado de tres capas como se muestra en la Figura 8-8 se tiene que para el laminado $[\pm 15/0/90/\underline{0}]_S$ donde se evalúa el estado de esfuerzo global de la falla de la capa de carbono. Para que un laminado falle gradualmente, la falla de una sola capa no debe llevar directamente a la inestable salida de esa capa. La tasa de liberación de energía de deformación para la extracción de la capa en las interfaces de cada lado debe ser menor que la energía de fractura de la delaminación. Se tiene que el módulo inicial equivalente E_{eq0} del laminado híbrido antes de la delaminación de la capa central puede escribirse como:

$$E_{eq0} = \frac{E_1(h - t_2) + E_2 t_2}{h} \quad Ec. (8.1)$$

Donde h es el espesor del laminado evaluado, E_1 el módulo y t_2 el espesor de la capa de carbono y E_2 el módulo de la capa en torno a la de carbono.

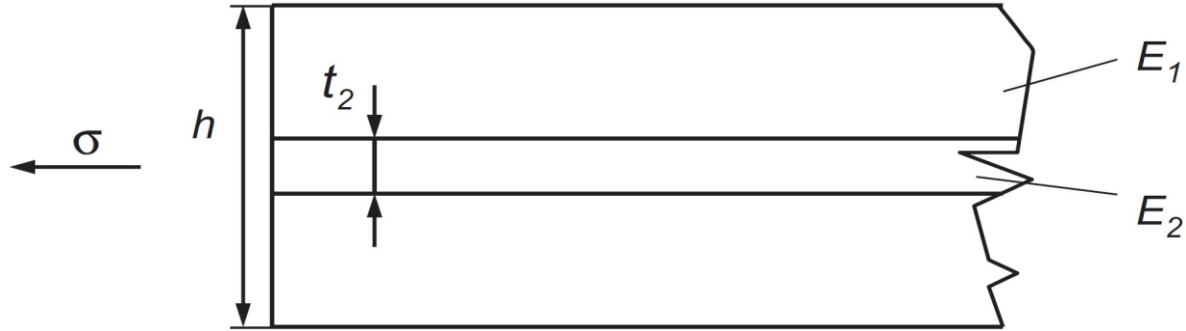


Figura 8-8.- Denotación usada por Czél y Wisnom [16] para el cálculo de una laminado híbrido de tres capas [16].

Sustituyendo los valores en la Ec. (8.1) y considerando la sección externa como el laminado $[\pm 15/0/90/0]_S$ se obtiene:

$$E_{eq0} = 88.042 \text{ GPa} \quad \text{Ec. (8.2)}$$

Después se calcula el módulo de elasticidad final equivalente después de la delaminación de la capa central E_{eqf} como se muestra en la Ec. (8.3) y tras sustituir las variables se obtiene la Ec. (8.4).

$$E_{eq,f} = \frac{E_1(h - t_2)}{h} \quad \text{Ec. (8.3)}$$

$$E_{eq,f} = 84.71 \text{ GPa} \quad \text{Ec. (8.4)}$$

Utilizando los módulos equivalentes del laminado, se calcula la energía de deformación elástica utilizando la Ec. (8.5), y los valores de energía antes y después de la extracción de la capa central, en un estado de esfuerzo aplicado constante σ , se obtiene la tasa de liberación de energía de G , Ec. (8.5).

$$G = \frac{\sigma^2 h^2}{4(E_1(h - t_2) + E_2 t_2)} - \frac{\sigma^2 h^2}{4E_1(h - t_2)} = \frac{\sigma^2 h^2 E_2 t_2}{4E_1(h - t_2)(E_1(h - t_2) + E_2 t_2)} \quad \text{Ec. (8.5)}$$

Como la deformación es igual a través del espesor del laminado, el esfuerzo en la capa central σ_2 puede escribirse en términos de esfuerzo global σ , Ec. (8.6):

$$\sigma_2 = \frac{\sigma h E_2}{E_1(h - t_2) + E_2 t_2} \quad \text{Ec. (8.6)}$$

Se puede escribir la tasa de liberación de energía en términos del esfuerzo de la capa central σ_2 y puede describirse en términos de la deformación general ε :

$$G = \frac{\varepsilon^2 E_2 t_2 (E_1(h - t_2) + E_2 t_2)}{4E_1(h - t_2)} \quad \text{Ec. (8.7)}$$

Sustituyendo los valores de la E_c . (8.7) se obtiene un valor de $G = 7.20$ para el laminado $[\pm 15/0/90/0]_s$ y 23.12 si se analiza solo la región central del laminado $[90/0]_s$. Además, el valor G puede igualarse al valor de la resistencia a la fractura en modo II G_{IIC} durante la propagación de la delaminación. En comparación con los resultados en la literatura se puede observar que el valor de G obtenido durante las pruebas es 7 veces el valor utilizado por los autores Jalalvand *et al* [1] que es de 1 N/mm para una capa de espesor de 62 μm .

De tal modo que como se demostró en los resultados un mayor espesor de capa conlleva una mayor tasa de liberación de energía y por lo tanto no es posible reducir la tasa de liberación de energía ya que el espesor total del laminado $[\pm 15/0/90/0]_s$ se acercó al límite de espesor con la que puede trabajar la máquina de pruebas a tensión, ya que si se utilizan espesores más altos a 2 cm la probeta se comienza a resbalar de las mordazas y puede afectar a los resultados experimentales.

Conclusiones

En este trabajo se planteó una modificación al modelo de Jalalvand *et al* [1] con la cual se logró estimar un porcentaje de la respuesta pseudo dúctil; se demostró el cambio en la respuesta esfuerzo-deformación a partir del cambio en las variables: orientación de las capas de vidrio y relación de espesor entre capas. Sin embargo, la secuencia de apilado queda condicionada a una proporción del número de capas que permita una falla pseudo dúctil.

La primera serie de pruebas se realizaron con la capa de carbono tipo velo, se observó que el desempeño del laminado vidrio/carbono $[26_3/0_2/26_3]$ se aproximó al laminado de vidrio $[26]_6$ debido a la baja proporción de capas de carbono. Se obtuvo una resistencia última de 35.026 MPa y deformación a la falla de 0.556% para el laminado $[26_3/0_2/26_3]$ y 73.775 MPa de resistencia última y 1.197% de deformación a la falla para el laminado $[26/0_4/26]$. El laminado $[26/0_4/26]$ muestra que la proporción del número de capas de carbono empleados logró evitar la falla completa del laminado a pesar de exhibir una caída de carga.

Sin embargo, debido a que la capa de carbono tipo velo no cumplió con los requerimientos para utilizar en el modelo de Jalalvand *et al* [1] se exploró el comportamiento de la capa de carbono estándar disponible. Se realizaron pruebas experimentales para buscar replicar los mecanismos de daño reportados en la literatura. El laminado $[\pm 45_2/0]_5$ mostró delaminación de la interfaz $\pm 45/0$ inmediatamente después de la falla de la capa de carbono. Posteriormente se añadió una capa de vidrio orientada a 90° para mejorar la redistribución de esfuerzos tras la falla de la capa de carbono, obteniendo un laminado $[\pm 15/0/90/0]_5$.

Se mejoró la transferencia de la tasa de liberación de energía que puede verse reflejado en que el laminado se delaminó en torno a la falla de las fibras de la capa de carbono en lugar de todo el laminado. Los resultados experimentales demostraron que la tasa de liberación de energía de la capa de carbono UD estándar es siete veces mayor en comparación con las utilizadas en la literatura. Principalmente debido al espesor de la capa de carbono es mayor y por ende es necesario un alto número de capas de alta elongación mucho para disminuir la tasa de liberación y evitar la delaminación.

Sin embargo, debido a las limitaciones de operación de la máquina de ensayos, no es posible realizar pruebas a tensión con laminados con espesores altos, ya que se generan problemas para romper las probetas en el límite de la falla a tensión de las probetas.

Finalmente, el objetivo de este trabajo no se cumplió completamente ya que no estuvieron disponibles los materiales necesarios para comprobar las modificaciones planteadas para el modelo de Jalalvand *et al* [1]. Como se observó en las pruebas experimentales, la capa de carbono tipo velo a pesar de cumplir con el espesor nominal requerido posee una deformación a la falla mayor que la capa de vidrio y por lo tanto no cumplía la función de una capa de baja elongación en el modelo. Además, la capa de carbono UD disponible posee una alta tasa de liberación de energía, lo que causa que los laminados exhiban delaminaciones en la interface carbono/vidrio y termine dificultando el uso de esta capa para este trabajo.

Trabajos futuros y recomendaciones

Como parte del trabajo posterior derivado de la presente investigación, se consideran los siguientes puntos:

- Se propone la exploración el uso de otro tipo de capa de alta elongación con una mayor rigidez y resistencia en comparación con la utilizado en esté trabajo para buscar obtener una reducción de la tasa de liberación de energía con un menor número de capas de alta elongación.
- Se propone explorar la implementación de una secuencia de apilado óptima que corresponda a la sección exterior del laminado mejorar la redistribución de esfuerzos y la transferencia de la tasa de liberación de energía entre la capa de alta elongación y las capas de alta elongación.
- Realizar una exploración de los materiales disponibles comercialmente para fabricar laminados híbridos que cumplan con las condición de implementación del modelo de Jalalvand *et al* [1].

Además, se recomienda el uso de baja elongación con el menor espesor disponible ya que mientras mayor sea el espesor nominal se la capa mayor será la tasa de liberación de energía. Además, de tener a disposición una máquina de ensayos que permita trabajar con laminados con un alto número de capa o espesor de laminado para pruebas a tensión, ya que algunas máquinas tienen problemas para ensayar probetas con un alto espesor.

Referencias

- [1] J. D. Fuller, M. Jalalvand, and M. R. Wisnom, "Combining fibre rotation and fragmentation to achieve pseudo-ductile CFRP laminates," *Compos. Struct.*, 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.01.073.
- [2] R. R. Nagavally, "Composite Materials - History, Types, Fabrication Techniques, Advantages, and Applications," *29th IRF Int. Conf.*, vol. 5, no. 9, pp. 82–87, 2016.
- [3] C. K. Syn, D. R. Lesuer, and O. D. Sherby, "Enhancing tensile ductility of a particulate-reinforced aluminum metal matrix composite by lamination with Mg-9%Li alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, 1996, doi: 10.1016/0921-5093(95)09995-6.
- [4] A. J. Majumdar and V. Laws, "Fibre cement composites: research at BRE," *Composites*, vol. 10, no. 1, pp. 17–27, 1979, doi: 10.1016/0010-4361(79)90348-3.
- [5] I. José Luis Dávila Ing Nelly María Rosas Ing Salomé Galeas Ing Verónica Sotomayor Víctor Hugo Guerrero *et al.*, *NUEVOS MATERIALES: APLICACIONES ESTRUCTURALES E INDUSTRIALES © Todos los derechos reservados Autores: Quito-Ecuador. 2011.*
- [6] S. P. Lybray, "Reinforced_plastic_SEMSPL," *Noviembre 2011.* http://www.sciencephoto.com/image/10002/530wm/A8500256-Reinforced_plastic_SEMSPL.jpg.
- [7] D. K. Rajak, D. D. Pagar, P. L. Menezes, and E. Linul, "Fiber-reinforced polymer composites: Manufacturing, properties, and applications," *Polymers (Basel)*, vol. 11, no. 10, 2019, doi: 10.3390/polym11101667.
- [8] T. Hayashi, "Development of new material properties by hybrid composition (2nd report)," *Fukugo Zair. (composite Mater.)*, 1972.
- [9] Y. Swolfs, I. Verpoest, and L. Gorbatikh, "Tensile failure of hybrid composites: Measuring, predicting and understanding," *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 139, no. 1, 2016, doi: 10.1088/1757-899X/139/1/012008.
- [10] M. Jalalvand, G. Czél, and M. R. Wisnom, "Damage analysis of pseudo-ductile thin-ply UD hybrid composites - A new analytical method," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 69, pp. 83–93, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.11.006.
- [11] G. Czél, M. Jalalvand, and M. R. Wisnom, "Design and characterisation of advanced pseudo-ductile unidirectional thin-ply carbon/epoxy-glass/epoxy hybrid composites," *Compos. Struct.*, vol. 143, pp. 362–370, 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.02.010.
- [12] A. Bismarck *et al.*, "Exploring routes to create high performance pseudo-ductile fibre reinforced composites," *ICCM Int. Conf. Compos. Mater.*, vol. 2015-July, no. July, 2015.
- [13] S. Pimenta and P. Robinson, "Wavy-ply sandwich with composite skins and crushable core for ductility and energy absorption," *Compos. Struct.*, vol. 116, no.

- 1, pp. 364–376, 2014, doi: 10.1016/j.compstruct.2014.05.020.
- [14] 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, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.11.004.
- [15] 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, pp. 39–47, 2014, doi: 10.1016/j.compscitech.2014.01.013.
- [16] G. Czél and M. R. Wisnom, “Demonstration of pseudo-ductility in high performance glass/epoxy composites by hybridisation with thin-ply carbon prepreg,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 52, pp. 23–30, 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2013.04.006.
- [17] M. Jalalvand, G. Czél, and M. R. Wisnom, “Parametric study of failure mechanisms and optimal configurations of pseudo-ductile thin-ply UD hybrid composites,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 74, pp. 123–131, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.04.001.
- [18] M. R. Wisnom, “Mechanisms to create high performance pseudo-ductile composites,” *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 139, no. 1, 2016, doi: 10.1088/1757-899X/139/1/012010.
- [19] J. Aveston and A. Kelly, “Tensile first cracking strain and strength of hybrid composites and laminates,” 1980, doi: 10.1098/rsta.1980.0061.
- [20] J. Aveston and A. Kelly, “Theory of multiple fracture of fibrous composites,” *J. Mater. Sci.*, vol. 8, no. 3, pp. 352–362, 1973, doi: 10.1007/BF00550155.
- [21] Y. Swolfs, Y. Meerten, P. Hine, I. Ward, I. Verpoest, and L. Gorbatikh, “Introducing ductility in hybrid carbon fibre/self-reinforced composites through control of the damage mechanisms,” *Compos. Struct.*, vol. 131, pp. 259–265, 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.04.069.
- [22] C. T. Sun and J. L. Chen, “A micromechanical model for plastic behavior of fibrous composites,” *Compos. Sci. Technol.*, 1991, doi: 10.1016/0266-3538(91)90092-4.
- [23] R. Hill, *The mathematical theory of plasticity (Vol. 11)*, Oxford uni. 1998.
- [24] 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, doi: 10.1016/j.compscitech.2015.02.019.
- [25] C. T. Sun and J. L. Chen, “A Simple Flow Rule for Characterizing Nonlinear Behavior of Fiber Composites,” *J. Compos. Mater.*, 1989, doi: 10.1177/002199838902301004.
- [26] K. J. Yoon, “Composite Laminate Using a Analysis nL consisting,” no. 2, pp. 293–308, 2015.
- [27] K. A. Aveston J, Cooper GA, “Single and multiple fracture. In: The Prop. fibre Compos.,” *Conf. Proceedings, Natl. Phys*, pp. 15–26, 1971.

- [28] W. Cui, M. R. Wisnom, and M. Jones, "An Experimental and Analytical Study of Delamination of Unidirectional Specimens with Cut Central Plies," *J. Reinf. Plast. Compos.*, 1994, doi: 10.1177/073168449401300804.
- [29] E. Alcludia-Zacarías, A. Abúndez-Pliego, J. Mayén, J. Colín-Ocampo, A. Blanco-Ortega, and W. M. Alcocer-Rosado, "Experimental Assessment of Residual Integrity and Balanced Mechanical Properties of GFRP/CFRP Hybrid Laminates under Tensile and Flexural Conditions," *Appl. Compos. Mater.*, vol. 27, no. 6, pp. 895–914, 2020, doi: 10.1007/s10443-020-09839-x.
- [30] A. R. German, "Diseño de la secuencia de apilado de compuestos laminados híbridos para aplicaciones estructurales," p. 2020, 2019.
- [31] O. R. Oscar Fernando, "Bases para la estimación de la acumulación del daño en materiales compuestos laminados," 2019.
- [32] ASTM, "Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials," vol. 15, 2008.
- [33] ACP Composites, "Carbon Fiber Tissue Spec Sheet," no. 49881, p. 1, 2014.
- [34] "Uni-Web Fiberglass," no. 49881, p. 94551, 2009.

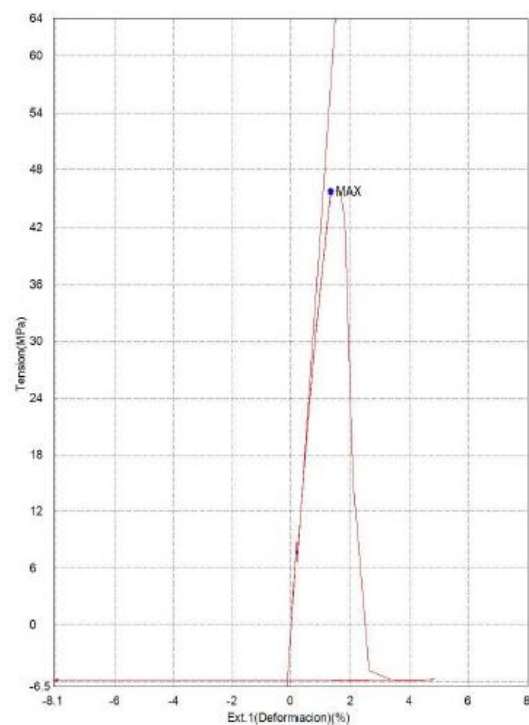
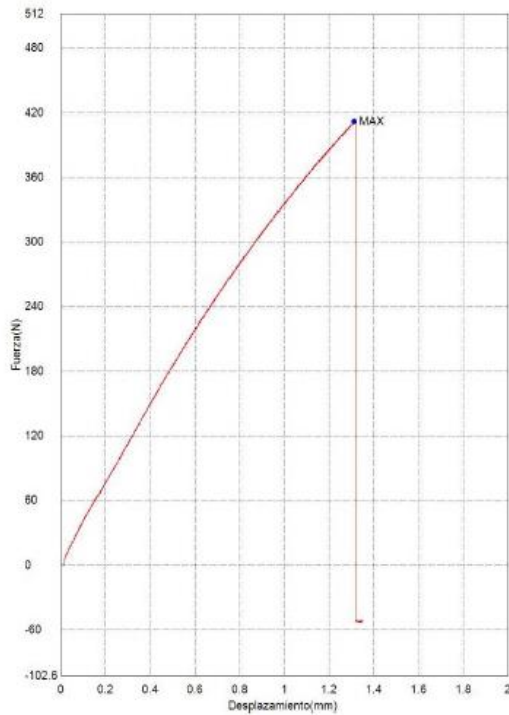
Anexo A₁: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [90]₅ Probeta 2

Palabra llave		Nombre de producto	
Nombre de archivo de ensayo		Nombre de metodo de ensayo	Tension1.xmak
Fecha de informe	16/07/2021	Fecha de ensayo	16/07/2021
Modo de Ensayo	Sencillo	Tipo de ensayo	Traccion
Velocidad	2mm/min	Forma	Plana
Nº de partidas:	1	Nº de muestras:	1

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	4.40255 GPa	793708 N/m	412.051 N	45.7114 MPa

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	1.31121 mm	1.78396 %	0.65299 mm	1.30598 %

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	0.65299 mm	1.30598 %	39.3700 seg



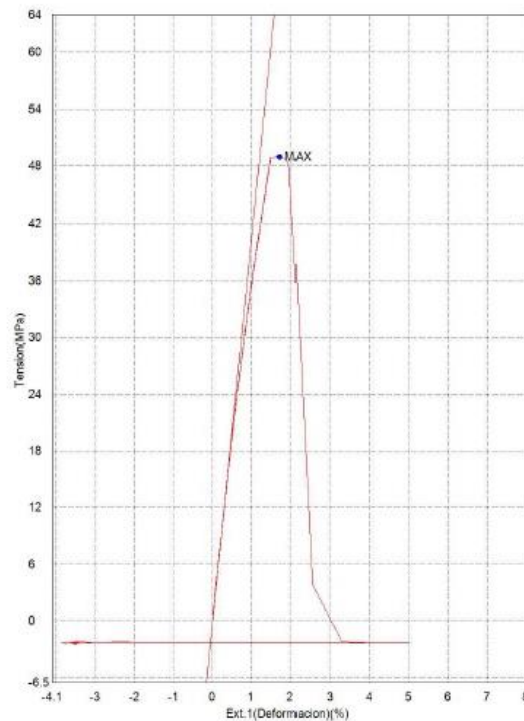
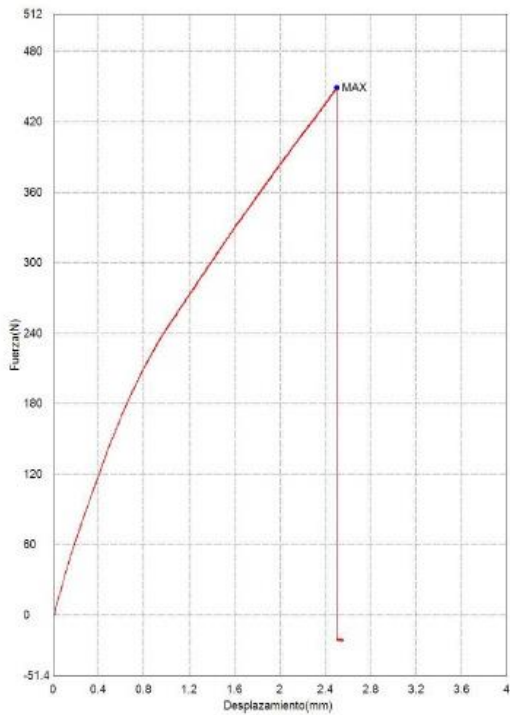
Anexo A₂: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [90]₅ Probeta 5

Palabra llave		Nombre de producto	
Nombre de archivo de ensayo		Nombre de metodo de ensayo	
Fecha de informe	16/07/2021	Fecha de ensayo	16/07/2021
Modo de Ensayo	Sencillo	Tipo de ensayo	Traccion
Velocidad	2mm/min	Forma	Plana
Nº de partidas:	1	Nº de muestras:	1

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	GPa 4.06155	N/m 745698	N 449.117	MPa 48.9236

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	mm 2.50156	% 3.40349	mm 0.86116	% 1.72232

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	mm 0.86116	% 1.72232	seg 75.0800



Anexo A₃: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [90]₅

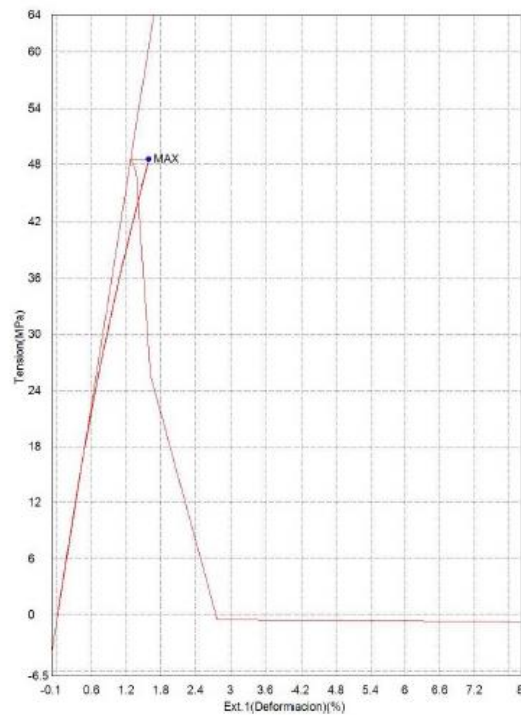
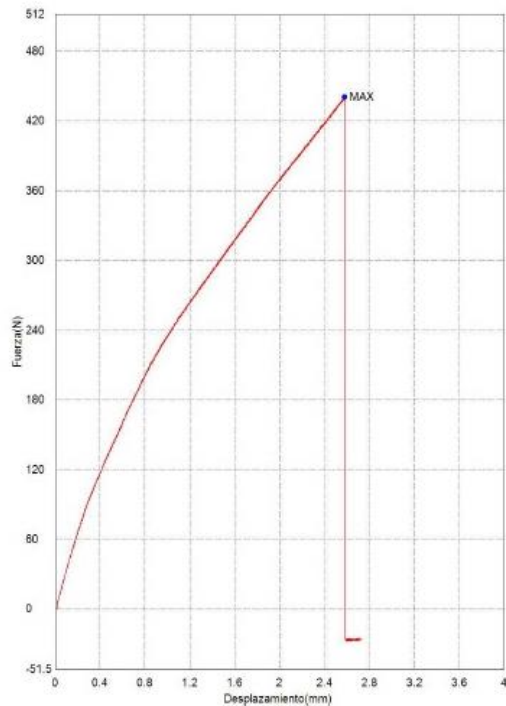
Probeta 6

Palabra llave		Nombre de producto	
Nombre de archivo de ensayo		Nombre de metodo de ensayo	Tension1.xmak
Fecha de informe	16/07/2021	Fecha de ensayo	16/07/2021
Modo de Ensayo	Sencillo	Tipo de ensayo	Traccion
Velocidad	2mm/min	Forma	Plana
Nº de partidas:	1	Nº de muestras:	1

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	3.84199 GPa	697225 N/m	440.518 N	48.5486 MPa

Nombre Parametros	Max._Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	2.57723 mm	3.50643 %	0.79194 mm	1.58389 %

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	0.79194 mm	1.58389 %	77.3500 seg



Anexo A₄: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [90]₅

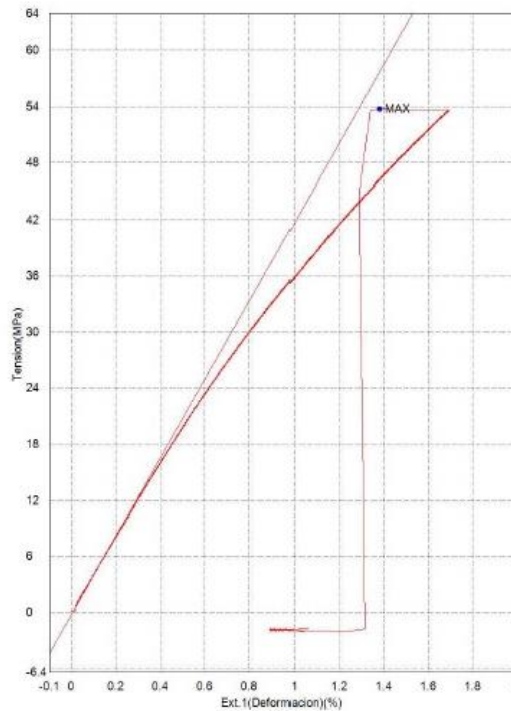
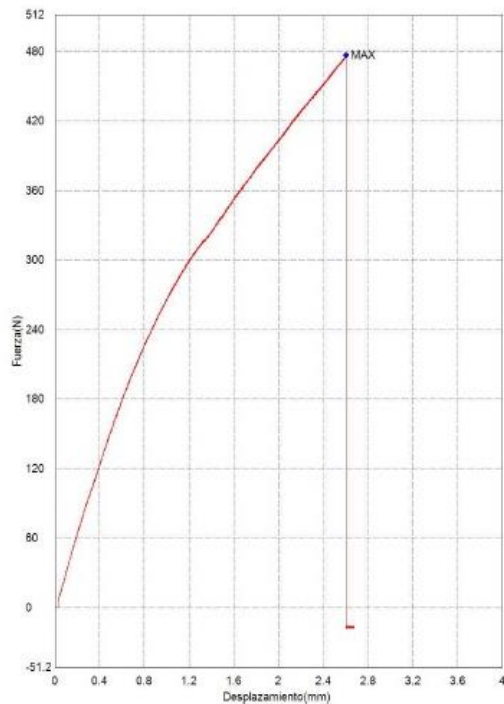
Probeta 8

Palabra llave		Nombre de producto	
Nombre de archivo de ensayo		Nombre de metodo de ensayo	
Fecha de informe	16/07/2021	Fecha de ensayo	16/07/2021
Modo de Ensayo	Sencillo	Tipo de ensayo	Traccion
Velocidad	2mm/min	Forma	Plana
Nº de partidas:	1	Nº de muestras:	1

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	4.19225 GPa	744305 N/m	476.742 N	53.7044 MPa

Nombre Parametros	Max._Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	2.60325 mm	3.54184 %	0.69110 mm	1.38220 %

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	0.69110 mm	1.38220 %	78.1300 seg



Anexo A₅: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [90]₅

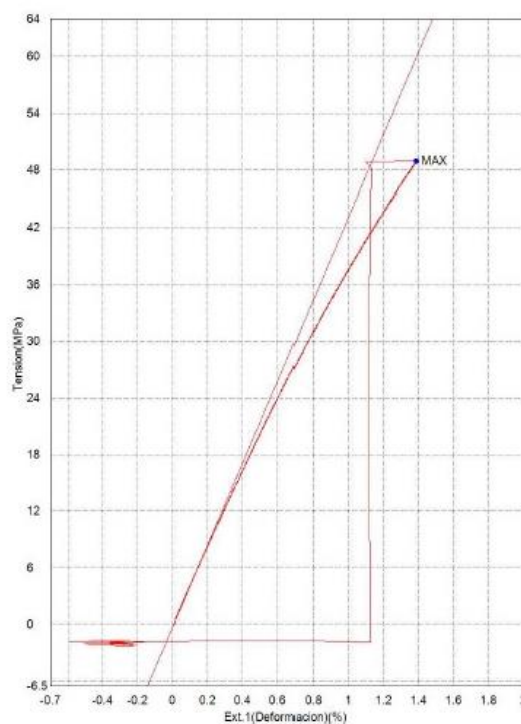
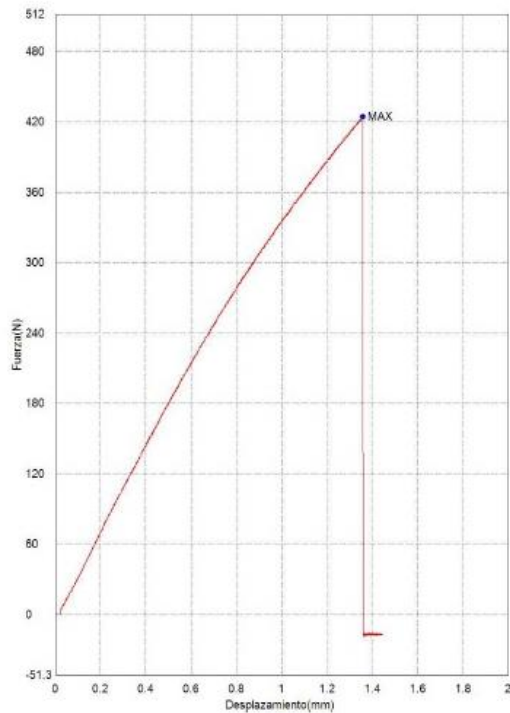
Probeta 9

Palabra llave		Nombre de producto	
Nombre de archivo de ensayo		Nombre de metodo de ensayo	
Fecha de informe	15/07/2021	Fecha de ensayo	15/07/2021
Modo de Ensayo	Sencillo	Tipo de ensayo	Traccion
Velocidad	2mm/min	Forma	Plana
Nº de partidas:	1	Nº de muestras:	1

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	4.34289 GPa	753020 N/m	424.512 N	48.9657 MPa

Nombre Parametros	Max._Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	1.35723 mm	1.84657 %	0.69307 mm	1.38615 %

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
1_1	0.69307 mm	1.38615 %	40.7500 seg

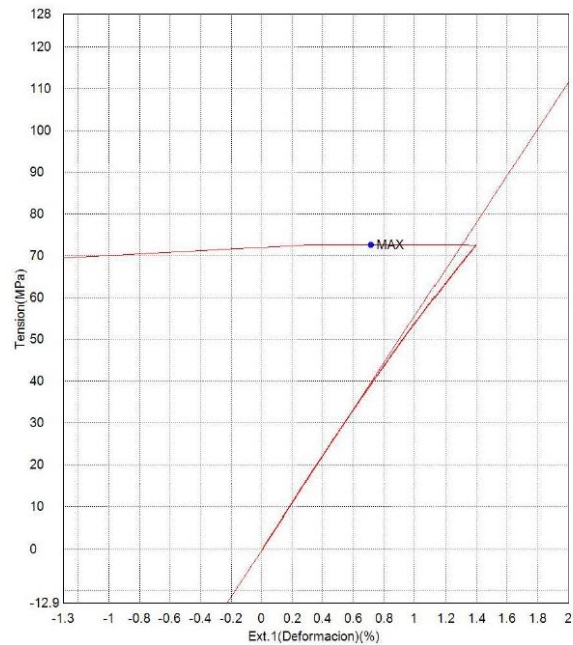
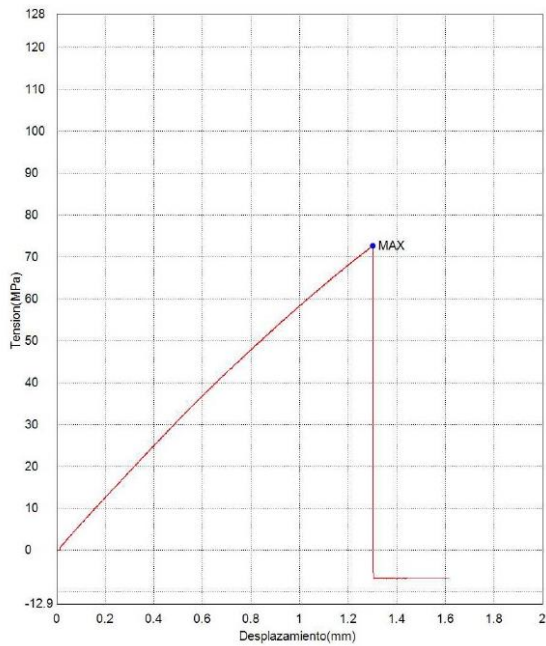


Anexo B₁: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [0]₆, probeta CT1

Nombre	Elastico_Devided	Pend_Devided	Max_Fuerza	Max_Tension
Parametros	10 Intervalos:	10 Intervalos:	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas
Unidad	GPa	N/m	N	MPa
CT1	5.59435	829574	538.349	72.6086

Nombre	Max_Desplazamiento	Max_Deformacion	Max_Ext.1	Max_Ext.1 (Deformacion)
Parametros	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas
Unidad	mm	%	mm	%
CT1	1.30156	0.96348	0.35574	0.71149

Nombre	Max_Despl.	Max_Deformacion	Max_Tiempo
Parametros	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas
Unidad	mm	%	seg
CT1	0.35574	0.71149	39.0800

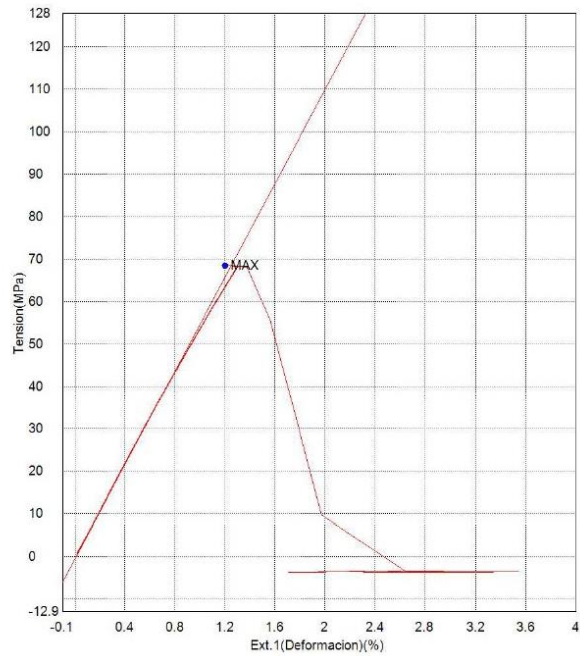
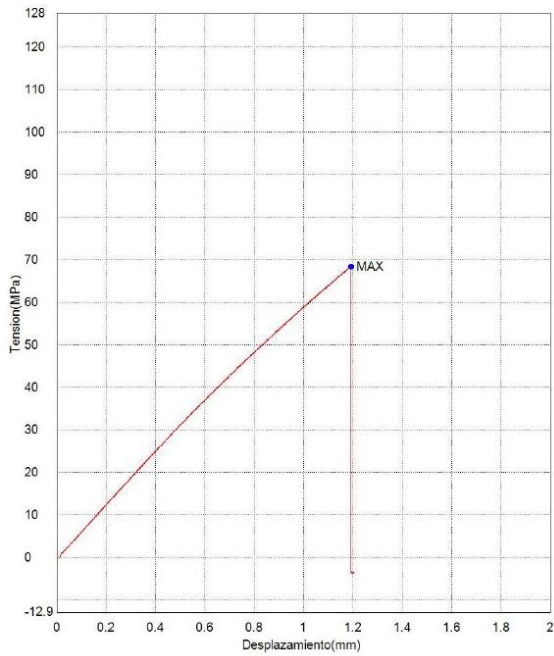


Anexo B₂: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [0]₆, probeta CT2

Nombre	Elastico_Devided	Pend_Devided	Max_Fuerza	Max_Tension
Parametros	10 Intervalos:	10 Intervalos:	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas
Unidad	GPa	N/m	N	MPa
CT1	5.52329	824853	510.947	68.4270

Nombre	Max_Desplazamiento	Max_Deformacion	Max_Ext.1	Max_Ext.1 (Deformacion)
Parametros	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas
Unidad	mm	%	mm	%
CT1	1.19190	0.88236	0.60130	1.20260

Nombre	Max_Despl.	Max_Deformacion	Max_Tiempo
Parametros	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas	Calc. at Entire Areas
Unidad	mm	%	seg
CT1	0.60130	1.20260	35.7900

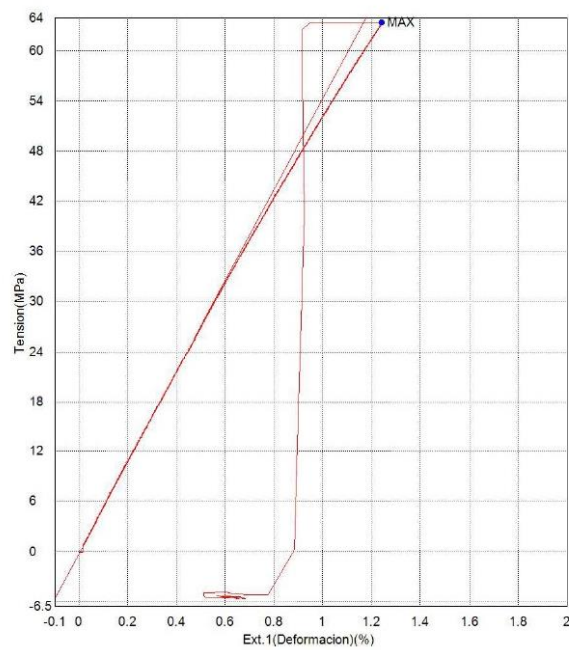
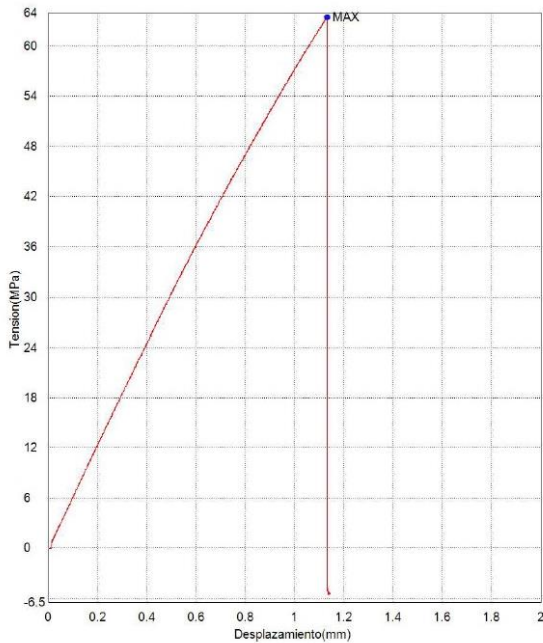


Anexo B₃: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [0]₆, probeta CT3

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
CT1	GPa 5.44358	N/m 815592	N 475.073	MPa 63.4164

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
CT1	mm 1.13125	% 0.83809	mm 0.62092	% 1.24184

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
CT1	mm 0.62092	% 1.24184	seg 33.9700

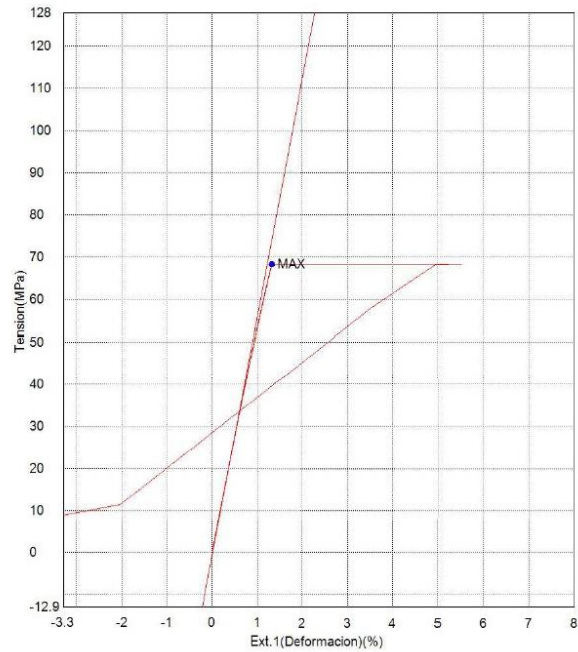
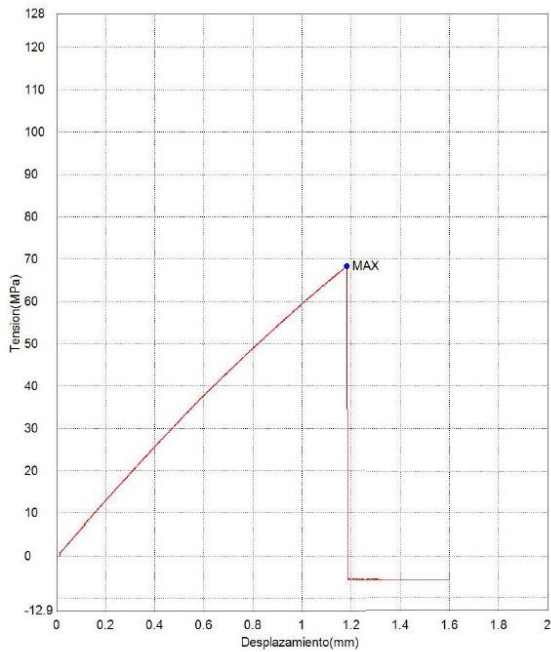


Anexo B₄: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [0]₆, probeta CT4

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: N/m	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas N	Max_Tension Calc. at Entire Areas MPa
CT1	5.65385 GPa	858219	518.704	68.3433

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas mm	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas %	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas mm	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas %
CT1	1.18225	0.87548	0.65898	1.31795

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas mm	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas %	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas seg
CT1	0.65898	1.31795	35.5000

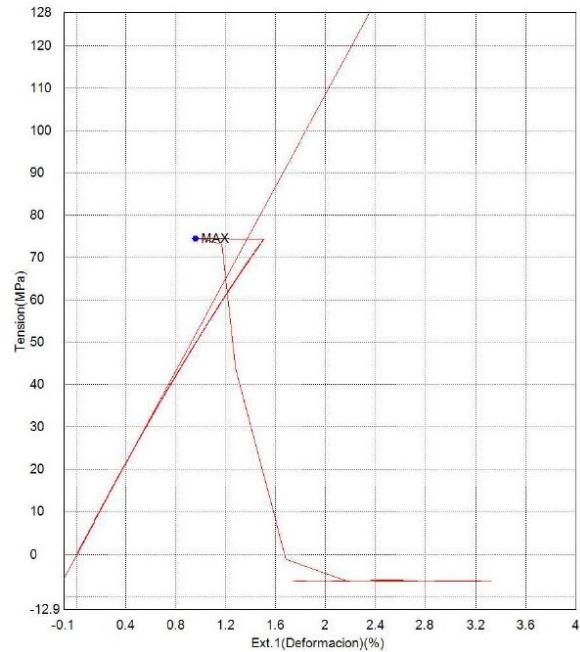
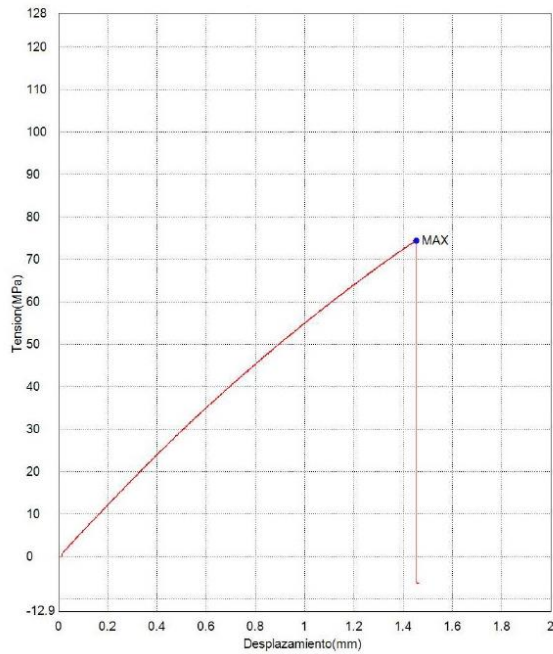


Anexo B₅: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [0]₆, probeta CT5

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
CT5	GPa 5.44729	N/m 840230	N 574.001	MPa 74.4260

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
CT5	mm 1.45325	% 1.07704	mm 0.47738	% 0.95476

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
CT5	mm 0.47738	% 0.95476	seg 43.6300

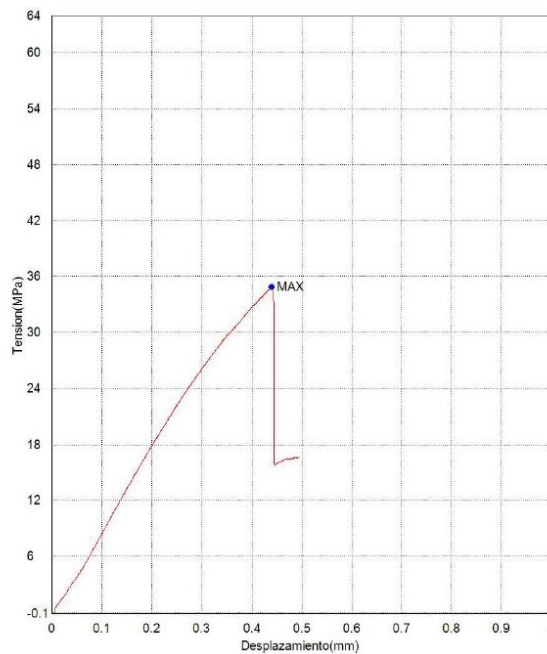
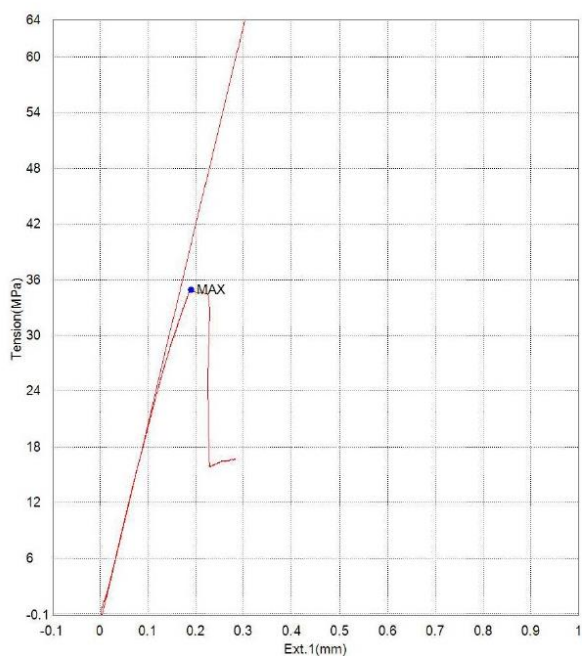


Anexo C₁: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [26]₆, probeta T2

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos:	Pend_Devided 10 Intervalos:	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas N	Max_Tension Calc. at Entire Areas MPa
Unidad	MPa	N/mm		
T1	10727.1	4251.95	691.319	34.8821

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas mm	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas %	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas mm	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas %
Unidad	mm	%	mm	%
T1	0.43921	0.33764	0.18999	0.37998

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas mm	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas %	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas seg
Unidad	mm	%	seg
T1	0.18999	0.37998	13.2100

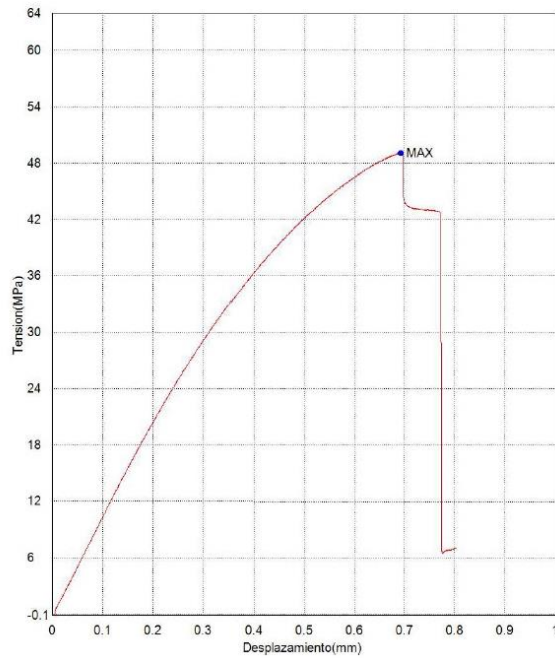
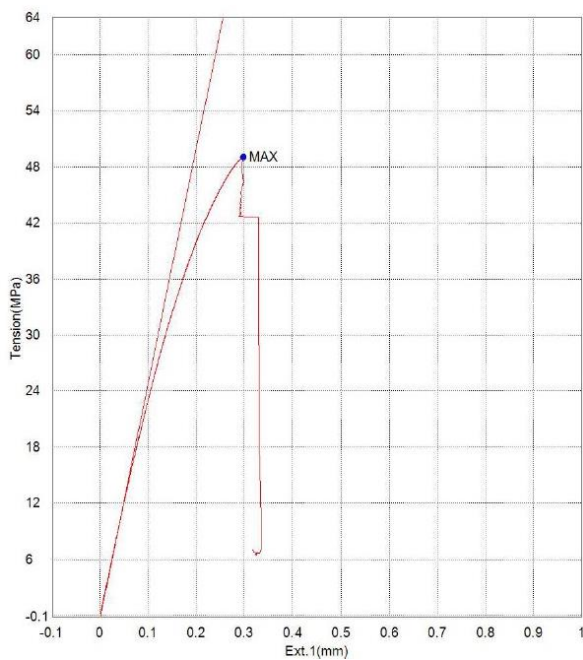


Anexo C₂: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [26]₆, probeta T3

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
T3	MPa 12558.3	N/mm 4830.96	N 943.136	MPa 49.0346

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
T3	mm 0.69258	% 0.53210	mm 0.29838	% 0.59675

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
T3	mm 0.29838	% 0.59675	seg 20.8100

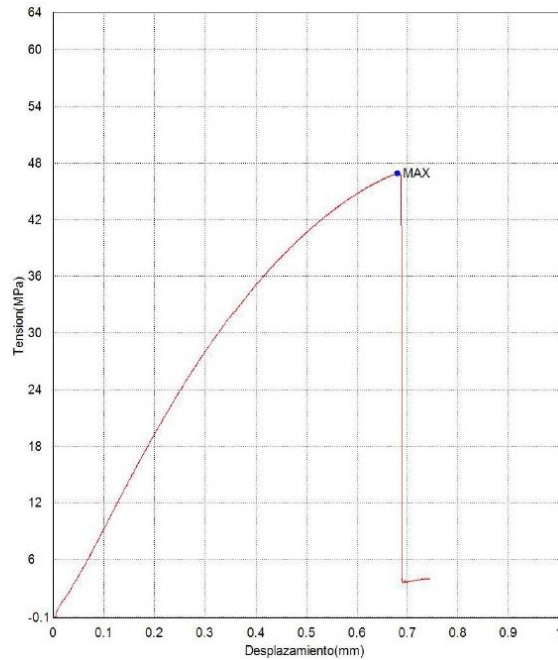
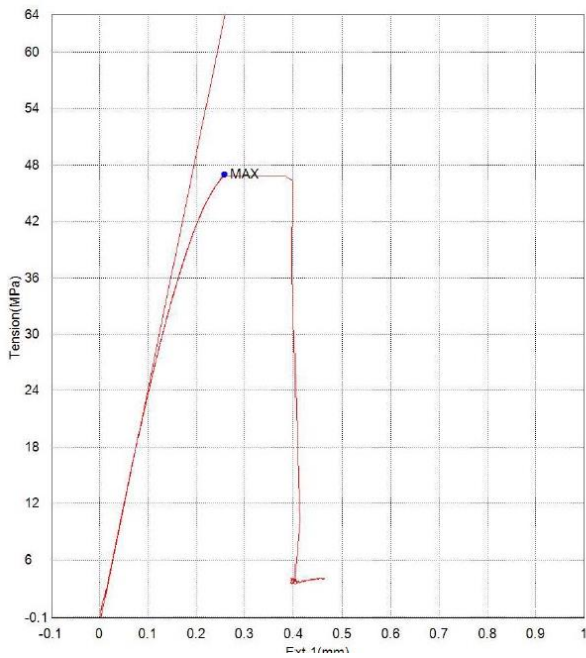


Anexo C₃: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [26]₆, probeta T4

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
T4	MPa 12502.3	N/mm 4843.22	N 909.424	MPa 46.9518

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
T4	mm 0.67923	% 0.52236	mm 0.25861	% 0.51722

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
T4	mm 0.25861	% 0.51722	seg 20.4100

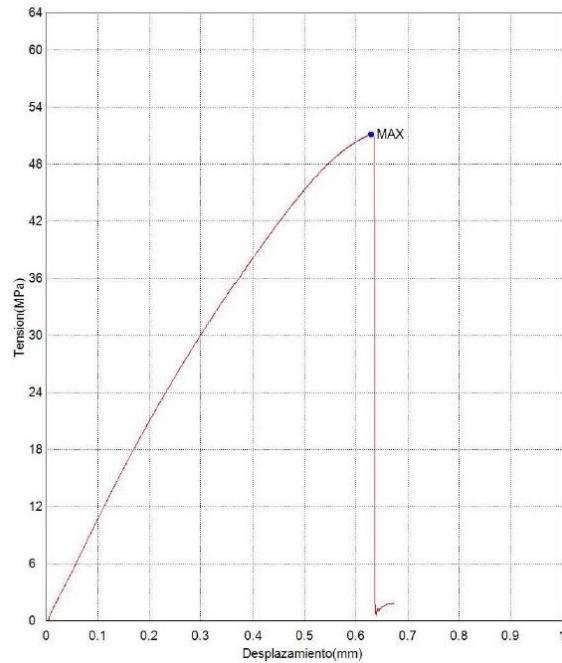
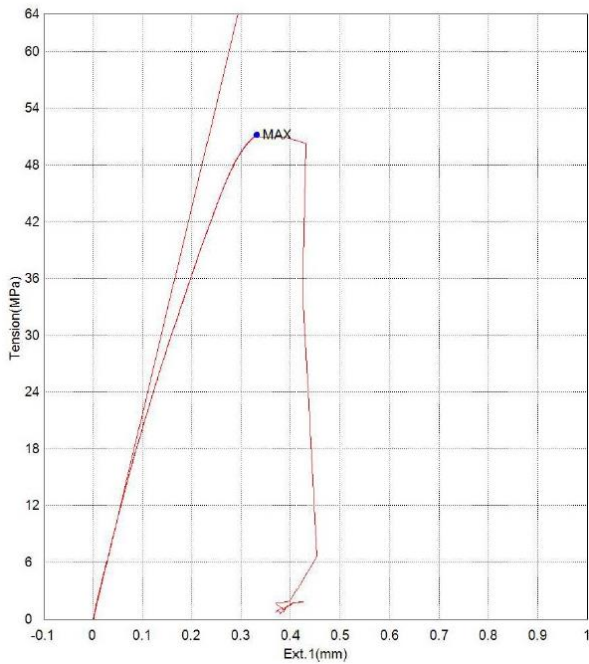


Anexo C₄: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [26]₆, probeta T5

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
T5	MPa 10911.9	N/mm 4016.93	N 941.912	MPa 51.1734

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
T5	mm 0.62958	% 0.48407	mm 0.33297	% 0.66594

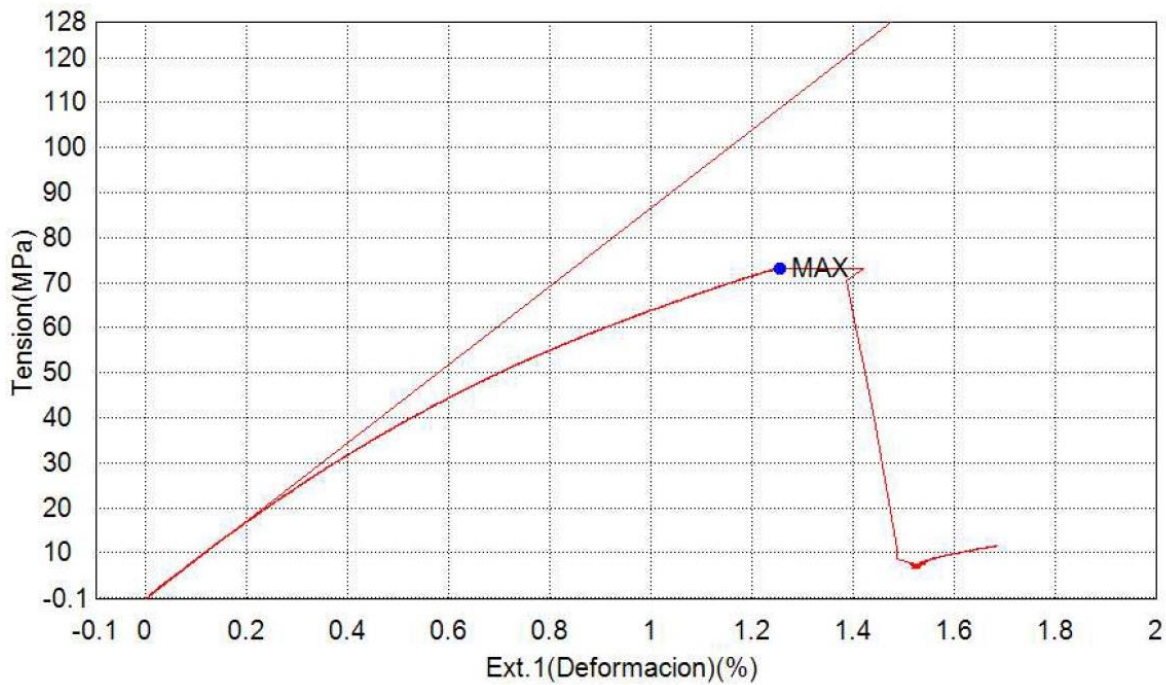
Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
T5	mm 0.33297	% 0.66594	seg 18.9200



Anexo D_1 : Resultados de las pruebas a tensión del laminado [26/0₄/26], probeta FT2

Nombre Parametros Unidad	Max. _Desplazamiento Calc. at Entire Areas mm	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas %	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas mm	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas %
FT2	1.26790	0.97553	0.62831	1.25663

Nombre Parametros Unidad	Max_Despl. Calc. at Entire Areas mm	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas %	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas seg
FT2	0.62831	1.25663	38.0700

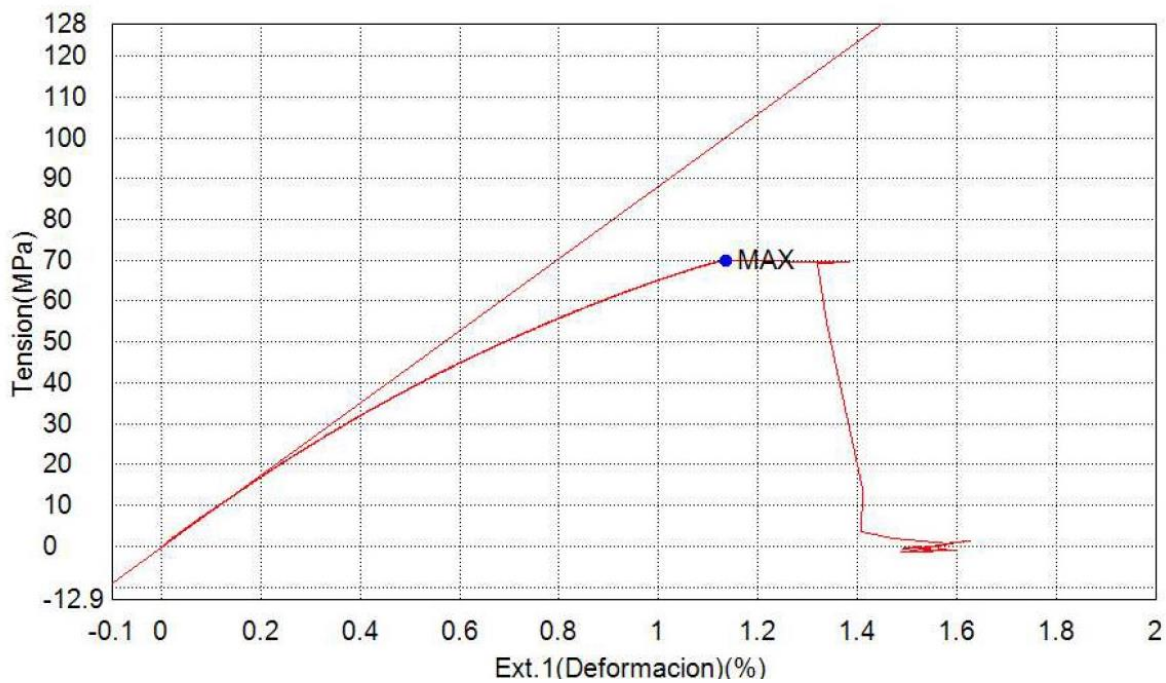


Anexo D₂: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [26/0₄/26], probeta FT3

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
FT3	GPa 8.84209	N/m 2044793	N 807.492	MPa 69.8351

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
FT3	mm 1.14790	% 0.88239	mm 0.56770	% 1.13540

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
FT3	mm 0.56770	% 1.13540	seg 34.4700

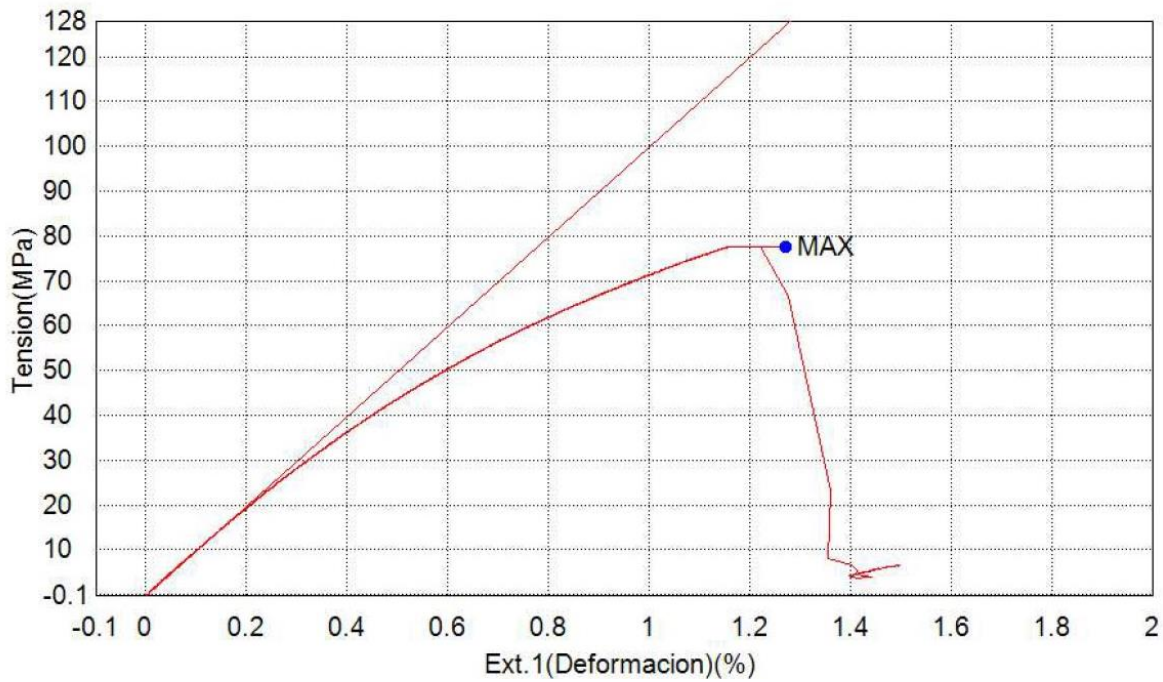


Anexo D₃: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [26/0₄/26], probeta FT4

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos:	Pend_Devided 10 Intervalos:	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas	Max_Tension Calc. at Entire Areas
Unidad	GPa	N/m	N	MPa
FT4	10.0100	2333432	904.369	77.5917

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas
Unidad	mm	%	mm	%
FT4	1.24429	0.95759	0.63596	1.27192

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas
Unidad	mm	%	seg
FT4	0.63596	1.27192	37.3600

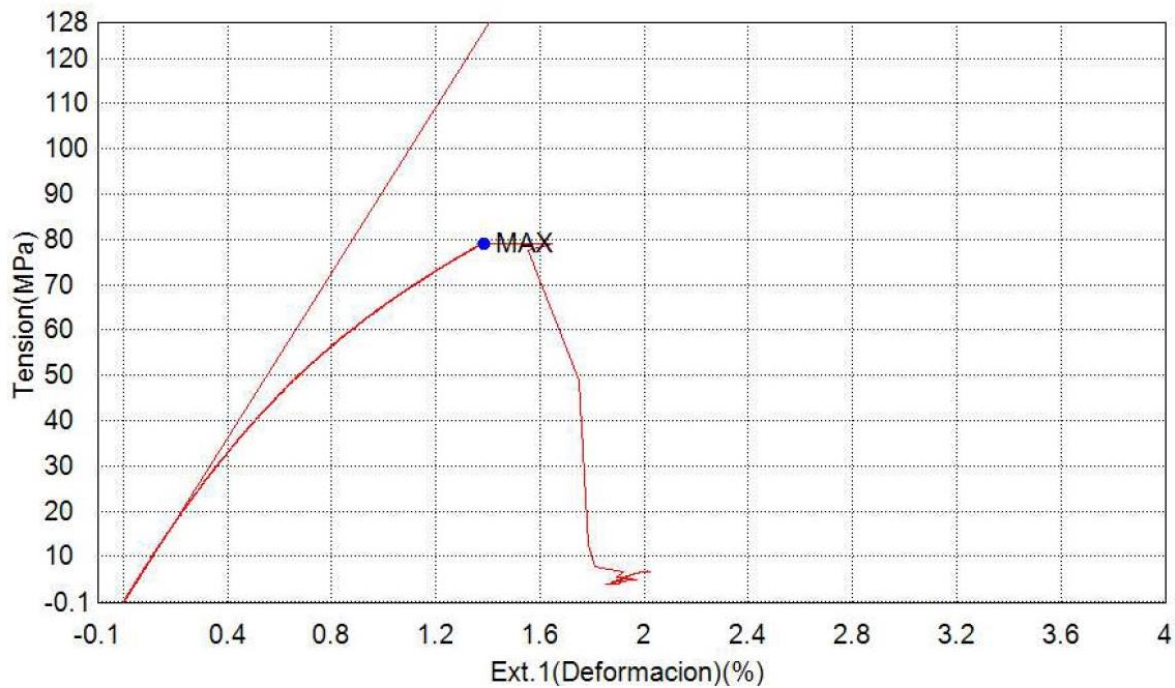


Anexo D₄: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [26/0₄/26], probeta FT5

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
FT5	GPa 9.13001	N/m 2146671	N 930.516	MPa 79.1516

Nombre Parametros	Max._Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
FT5	mm 1.26090	% 0.96970	mm 0.69261	% 1.38523

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
FT5	mm 0.69261	% 1.38523	seg 37.8600



Anexo D₅: Resultados de las pruebas a tensión del laminado [26/0₄/26], probeta FT6

Nombre Parametros	Elastico_Devided 10 Intervalos: Unidad	Pend_Devided 10 Intervalos: Unidad	Max_Fuerza Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tension Calc. at Entire Areas Unidad
FT6	GPa 9.77483	N/m 2259412	N 798.718	MPa 69.1095

Nombre Parametros	Max_Desplazamiento Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Ext.1 (Deformacion) Calc. at Entire Areas Unidad
FT6	mm 1.00156	% 0.77031	mm 0.52152	% 1.04303

Nombre Parametros	Max_Despl. Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Deformacion Calc. at Entire Areas Unidad	Max_Tiempo Calc. at Entire Areas Unidad
FT6	mm 0.52152	% 1.04303	seg 30.0800

