



Universidad de Concepción  
Dirección de Postgrado  
Facultad de Ingeniería  
Programa de Magíster en ciencias de la Ingeniería con mención en Ingeniería Mecánica

# **Análisis de la respuesta mecánica en corte puro para materiales compuestos**

CARLOS ANDRÉS MEDINA MUÑOZ  
CONCEPCIÓN-CHILE  
2012

Profesor Guía: Dr. Paulo Flores Vega  
Dpto. de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería  
Universidad de Concepción

# Agradecimientos

Agradezco a mi novia, mis padres, mis mascotas y familia por su gran paciencia, compañía y apoyo, a mi profesor y amigo por su ayuda y enseñanza, al proyecto Fondef D08I1138 por el apoyo en la realización de mi investigación.

También agradezco a los profesores de esta institución por los conocimientos entregados a lo largo de mis estudios, la capacidad de pensar y finalmente a mis amigos y compañeros.

“El inicio es difícil, pero luego viene la satisfacción”

# Sumario

Es un hecho que los materiales compuestos, en especial los polímeros reforzados con fibras, son un potencial sustituto de los metales para aplicaciones estructurales, sin embargo se debe profundizar en el estudio de su comportamiento mecánico para así optimizar su utilización.

Utilizando modelos de daño, en torno a un ambiente de elementos finitos, es posible mejorar el uso de estos materiales obteniendo resultados confiables. Estos modelos toman en cuenta la degradación de las propiedades mecánicas (daño) y su evolución con respecto a la deformación plástica, la cual influye fuertemente cuando la estructura está sometida a esfuerzos de corte.

En el estado de corte se aprecia una curva esfuerzo-deformación no lineal, lo cual es producto del comportamiento elástico perfectamente-plástico de la matriz, lo que permite que las láminas se deslicen entre sí y produzcan un efecto denominado efecto tijeras.

Esta tesis se enfoca en la caracterización de un polímero reforzado con fibras en función de un modelo de daño de mesoescala, que trabaja a nivel laminar del compuesto y son capaces de predecir el comportamiento no lineal presente en un estado de corte. Adicionalmente se describen los procesos para determinar los parámetros del modelo de daño, simplificado al estado de corte en el plano.

La existencia de diferentes tipos de refuerzos (tejidos) lleva a esta investigación a profundizar sobre su influencia en el comportamiento mecánico, ya que con los tejidos bidireccionales se presume una mejor resistencia a esfuerzos de corte que con tejidos unidireccionales, ya que podrían minimizar el efecto tijeras presente por las fibras entrecruzadas que define la lámina del compuesto, sin embargo los resultados obtenidos demuestran que no hay diferencias en el estado de corte para los distintos tejidos estudiados.

Utilizando un modelo de daño implementado en un código de elementos finitos se demuestra la capacidad de predecir el comportamiento del material, la degradación de propiedades y la deformación permanente bajo distintas cargas, específicamente esfuerzos de corte y se demuestra que el modelo

de daño no es específico para cierto tipo de tejido, sino que es capaz de predecir correctamente el comportamiento para cualquier configuración utilizada. Conjuntamente se muestran estructuras con las cuales se validaron los parámetros determinados, obteniendo resultados satisfactorios.

# Índice general

<b>Agradecimientos</b>	<b>I</b>
<b>Sumario</b>	<b>II</b>
<b>Índice general</b>	<b>IV</b>
<b>Índice de figuras</b>	<b>v</b>
<b>Índice de tablas</b>	<b>VI</b>
<b>Nomenclatura</b>	<b>VII</b>
<b>1. Introducción</b>	<b>1</b>
1.1. Marco General . . . . .	1
1.2. Objetivos . . . . .	5
1.3. Contenidos . . . . .	5
<b>2. Marco teórico</b>	<b>6</b>
2.1. Evidencia experimental . . . . .	6
2.2. Caracterización de propiedades de un compuesto sometido a un estado de corte . . . . .	9
2.2.1. Estado de corte puro . . . . .	10
2.3. Modelo de daño . . . . .	11
2.3.1. Cinemática del daño . . . . .	12
2.3.2. Ley de plasticidad . . . . .	13
2.4. Hipótesis de la investigación . . . . .	14
2.5. Conclusiones . . . . .	15

<b>3. Estrategia de estudio</b>	<b>16</b>
3.1. Materiales y fabricación	16
3.1.1. Configuración de tejidos	18
3.2. Ensayos de corte	19
3.2.1. Ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°	19
3.2.2. Ensayo de corte de dos rieles	20
3.2.3. Evaluación de ensayos en estado de corte puro	22
3.3. Método de caracterización e identificación de parámetros	22
3.3.1. Ensayo carga monótona	22
3.3.2. Ensayo carga/descarga	23
3.4. Equipos	24
3.5. Conclusiones	26
<b>4. Análisis y resultados de los ensayos mecánicos</b>	<b>27</b>
4.1. Evaluación de corte puro	27
4.1.1. Ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°	27
4.1.2. Ensayo de corte de dos rieles	30
4.1.3. Conclusiones del análisis de corte puro	32
4.2. Control de calidad	33
4.2.1. Fracciones de fibra	33
4.2.2. Análisis de burbujas de aire	33
4.3. Resultados experimentales	37
4.3.1. Ensayos de carga monótona	37
4.3.2. Ensayos carga/descarga	38
4.3.3. Observaciones para el tejido unidireccional	40
4.4. Análisis del comportamiento elástico	42
4.4.1. Módulo de corte	42
4.4.2. Evolución del módulo de corte	43
4.5. Análisis del comportamiento plástico	47
4.5.1. Endurecimiento en materiales compuestos	49
4.5.2. Efecto scissoring	50

4.5.3. Influencia del volumen de fibra en el endurecimiento . . . . .	53
4.6. Conclusiones . . . . .	54
<b>5. Identificación de parámetros del modelo de daño</b>	<b>55</b>
5.1. Simplificación del modelo . . . . .	55
5.1.1. Simplificación de la cinemática del daño . . . . .	55
5.1.2. Simplificación de la ley de plasticidad . . . . .	56
5.1.3. Parámetros a determinar . . . . .	56
5.2. Parametrización . . . . .	57
5.2.1. Parámetros de cinemática del daño . . . . .	57
5.2.2. Parámetros de la ley de plasticidad . . . . .	59
5.3. Simulación de ensayo de corte . . . . .	62
5.3.1. Resultados de la simulación del ensayo de corte . . . . .	62
5.4. Ejemplo de simulación de estructuras con comportamiento no lineal . . . . .	64
5.4.1. Ensayo de flexión de cuatro puntos de una viga sandwich . . . . .	64
5.4.2. Deflexión de un tren de aterrizaje . . . . .	65
5.5. Conclusiones . . . . .	67
<b>6. Conclusiones generales y perspectivas futuras</b>	<b>68</b>
<b>Bibliografía</b>	<b>70</b>
<b>Anexo</b>	<b>76</b>

# Índice de figuras

1.1. Comparación de soluciones en la predicción del comportamiento mecánico de una estructura utilizando un modelo de daño y una ley elástica lineal. . . . .	2
1.2. Esquema de capas de un laminado para modelos de meso-escala [4]. . . . .	3
1.3. a) Evolución del esfuerzo respecto a la deformación para laminados unidireccionales a 0°, 90° y 45° [20]; b) Presencia de deformación plástica para laminados a 0°, 90° y 45° en carga-descarga [19]. . . . .	4
2.1. a) Evolución del módulo de corte con respecto a la deformación para fibra de carbono bidireccional [22]; b) Evolución del módulo de corte con respecto al esfuerzo para fibra de vidrio unidireccional [20]. . . . .	7
2.2. Comparación del ensayo de tracción con láminas orientadas a $\pm 45^\circ$ y el ensayo de corte simple de tres rieles [20]. . . . .	7
2.3. Curva experimental del ensayo de tracción con láminas orientadas a 45°, ensayo de corte de dos rieles y ensayo de corte simple de tres rieles para compuesto de tejido tipo Twill [23]. . . . .	8
2.4. Comportamiento mecánico de un material compuesto en un ensayo de tracción con fibras orientadas a 45° en carga-descarga [25]. . . . .	8
2.5. a) Ensayo “marco de fotografía” [26]; b) Respuesta al estado de corte para distintos tejidos bidireccionales [27]. . . . .	9
3.1. Resina y endurecedor [31]. . . . .	17
3.2. a) Tejido Unidireccional [31]; b) Tejido Twill 2x2 [31]; c) Tejido Bidireccional plano [31]. . . . .	17
3.3. Esquema del proceso de infusión al vacío [35]. . . . .	18



3.4. Esquema de ensayos: a) Traccion UD $\pm 45^\circ$ Tr, Bi $45^\circ$ Tr y Tw $45^\circ$ Tr; b) Dos rieles UD $0^\circ$ 2R; c) Dos rieles UD $0^\circ/90^\circ$ 2R, Bi 2R y Tw 2R ; d) Dos rieles UD $90^\circ$ 2R. . .	19
3.5. Esquema para ensayo de tracci3n con l3minas orientadas a $45^\circ$ con condiciones de borde. . . . .	19
3.6. Esquema probeta de ensayo de tracci3n con l3minas orientadas a $45^\circ$ [28]. . . . .	20
3.7. Esquema para ensayo de corte de dos rieles con condiciones de borde. . . . .	21
3.8. Esquema ensayo corte de dos rieles [29]. . . . .	21
3.9. Ejemplo de curva de carga mon3tona [18]. . . . .	23
3.10. Ejemplo de curva de carga/descarga [44]. . . . .	23
3.11. Balanza de precisi3n. . . . .	24
3.12. Microscopio Olympus GX51. . . . .	24
3.13. Dispositivo GOM Aramis y ejemplo de medici3n de deformaciones [45]. . . . .	25
3.14. M3quina hidr3ulica de tracci3n Instron 8801. . . . .	25
3.15. Dispositivo de ensayo de dos rieles. . . . .	26
4.1. Zona homog3nea de deformaciones de la probeta de tracci3n ensayada obtenida por el sistema 3ptico. . . . .	28
4.2. Direcci3n y magnitud de las deformaciones principales en el ensayo de corte fuera del eje de las fibras a $45^\circ$ . . . . .	29
4.3. Evoluci3n del c3rculo de Mohr para el ensayo de corte fuera del eje de las fibras a $45^\circ$ . . . . .	29
4.4. Zona homog3nea de deformaciones de la probeta de dos rieles ensayada obtenida por el sistema 3ptico. . . . .	31
4.5. Direcci3n y magnitud de las deformaciones principales en el ensayo de corte de dos rieles. . . . .	31
4.6. Evoluci3n del c3rculo de Mohr para el ensayo de corte de dos rieles. . . . .	32
4.7. Imagen del microscopio del tejido Twill. . . . .	35
4.8. Imagen del microscopio del tejido Bidireccional plano. . . . .	35
4.9. Imagen del microscopio del tejido Unidireccional con configuraci3n sim3trica. . . . .	36
4.10. Imagen del microscopio del tejido Unidireccional con configuraci3n antisim3trica. . . . .	36
4.11. Imagen del microscopio con aumento x12 del tejido Bidireccional plano. . . . .	37
4.12. Resultado experimental de los ensayos de corte en carga mon3tona. . . . .	38

4.13. Resultado experimental de los ensayos de corte carga/descarga para el tejido bidireccional plano. . . . .	39
4.14. Resultado experimental de los ensayos de corte carga/descarga para el tejido twill. . .	39
4.15. Resultado experimental de los ensayos de corte carga/descarga para el tejido unidireccional. . . . .	40
4.16. Ensayo de carga monótona para configuraciones de tejido unidireccional: a) Configuración antisimétrica; b) Configuración simétrica. . . . .	41
4.17. Ensayo carga/descarga para configuraciones de tejido unidireccional: a) Configuración antisimétrica; b) Configuración simétrica. . . . .	41
4.18. Variación del módulo de corte para todas las configuraciones. . . . .	42
4.19. Evolución del módulo de corte para el tejido bidireccional plano: a) Ensayo de dos rieles; b) Ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°. . . . .	43
4.20. Evolución del módulo de corte para el tejido twill: a) Ensayo de dos rieles; b) Ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°. . . . .	44
4.21. Evolución del módulo de corte para el tejido unidireccional: a) Ensayo de corte fuera del eje de las fibras a $\pm 45^\circ$ ; b) Ensayo de dos rieles configuración 0°/90°. . . . .	44
4.22. Evolución del módulo de corte para el tejido unidireccional: a) Ensayo de dos rieles configuración 0°; b) Ensayo de dos rieles configuración 90°. . . . .	45
4.23. Evolución del módulo de corte para todas las configuraciones. . . . .	46
4.24. Evolución del módulo de corte normalizado para todas las configuraciones. . . . .	46
4.25. Linealización del endurecimiento para todas las configuraciones. . . . .	48
4.26. Endurecimiento para todas las configuraciones. . . . .	48
4.27. Ensayo de dos rieles de resina pura: a) Ensayo en carga monótona; b) Ensayo carga/descarga. . . . .	49
4.28. Ensayo de dos rieles de resina pura: a) Evolución del módulo de corte; b) Aproximación de la ley elástica perfectamente plástica de la resina. . . . .	50
4.29. Rotación de fibras producto de un estado de corte. . . . .	51
4.30. Respuesta mecánica del ensayo de dos rieles del laminado unidireccional con fibras orientadas a 0° y el ensayo de resina pura. . . . .	52
4.31. Respuesta mecánica en carga monótona para tejidos con distinto volumen de fibra. . .	52

4.32. Respuesta mecánica en carga monótona en el ensayo de dos rieles para laminados fabricados por RTM. . . . .	53
5.1. Evolución del daño para los ensayos de nivel superior de esfuerzos. . . . .	58
5.2. Evolución del daño para los ensayos de nivel inferior de esfuerzos. . . . .	58
5.3. Endurecimiento linealizado para los ensayos de nivel superior de esfuerzos. . . . .	60
5.4. Endurecimiento linealizado para los ensayos de nivel inferior de esfuerzos. . . . .	60
5.5. Endurecimiento del modelo de daño para los ensayos de nivel superior de esfuerzos. . . . .	61
5.6. Endurecimiento del modelo de daño para los ensayos de nivel inferior de esfuerzos. . . . .	61
5.7. Simulación del comportamiento mecánico en corte para los ensayos de nivel superior de esfuerzos. . . . .	63
5.8. Simulación del comportamiento mecánico en corte para los ensayos de nivel inferior de esfuerzos. . . . .	63
5.9. Esquema del ensayo experimental de flexión de 4 puntos e imágenes de la viga tipo C [53]. . . . .	64
5.10. Resultado experimental del ensayo de flexión de 4 puntos y simulación del comportamiento mecánico con el modelo de daño [53]. . . . .	65
5.11. Tren de aterrizaje del avión no tripulado [54]. . . . .	66
5.12. Ensayo experimental de deflexión del tren de aterrizaje. . . . .	66
5.13. Resultado experimental del ensayo de deflexión del tren de aterrizaje y simulación del comportamiento mecánico con el modelo de daño. . . . .	66
1. Evolución del esfuerzo con respecto a la deformación variado el parámetro $Y_0$ . . . . .	76
2. Evolución del esfuerzo con respecto a la deformación variado el parámetro $Y_C$ . . . . .	77
3. Evolución del esfuerzo con respecto a la deformación variado el parámetro $R_0$ . . . . .	78
4. Evolución del esfuerzo con respecto a la deformación variado el parámetro $K$ . . . . .	78
5. Evolución del esfuerzo con respecto a la deformación variado el parámetro $\gamma$ . . . . .	79

# Índice de tablas

3.1. Configuraciones de tejido para estudio. . . . .	18
3.2. Número de ensayos mecánicos para el estudio. . . . .	22
3.3. Características de los strain gages [46]. . . . .	26
4.1. Deformaciones principales del ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°. . . . .	28
4.2. Desplazamiento del círculo según la deformación angular de ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°. . . . .	30
4.3. Deformaciones principales del ensayo de corte de dos rieles. . . . .	30
4.4. Desplazamiento del círculo según la deformación angular del ensayo de corte de dos rieles. . . . .	32
4.5. Fracciones de fibra para cada tipo de tejido y configuración. . . . .	33
4.6. Densidades y porcentaje de burbujas para tejidos bidireccionales. . . . .	34
4.7. Densidades y porcentaje de burbujas para configuraciones unidireccionales. . . . .	34
4.8. Módulo de corte para todas las configuraciones. . . . .	43
4.9. Ajuste de datos de la aproximación exponencial. . . . .	45
4.10. Esfuerzos característicos para todas las configuraciones. . . . .	47
4.11. Ajuste de datos de la aproximación potencial. . . . .	49
4.12. Comparación del módulo de corte del ensayo UD 0° 2R y el ensayo de resina pura. . . . .	51
4.13. Control de calidad para laminados fabricados por RTM. . . . .	53
5.1. Fuerzas termodinámicas. . . . .	59
5.2. Constantes de la ley de endurecimiento. . . . .	60
5.3. Propiedades mecánicas del material: parámetros de simulación. . . . .	62

# Nomenclatura

$\alpha$	Factor de acoplamiento.
$A$	Constante de la ley de Holloman.
$b$	Exponente de la ley de Holloman.
$C$	Velocidad de degradación del módulo de corte.
$d_{22}$	Variable de daño asociada a la dirección transversal de la lámina.
$d_{12}$	Variable de daño asociada al plano de la lámina.
$E_D$	Energía de deformación.
$E_{1,0}$	Módulo elástico longitudinal de las fibras sin presencia de daño.
$E_{2,0}$	Módulo elástico transversal de las fibras sin presencia de daño.
$\varepsilon$	Tensor de deformaciones.
$\varepsilon_x$	Deformación medida en la dirección de la carga.
$\varepsilon_y$	Deformación medida en la dirección perpendicular a la carga.
$\varepsilon_{45}$	Deformación medida a 45° con respecto a la dirección de la carga.
$\varepsilon_1$	Deformación en la dirección longitudinal de las fibras.
$\varepsilon_2$	Deformación en la dirección transversal de las fibras.
$\tilde{\varepsilon}^p$	Deformación plástica efectiva.
$\mathbf{F}$	Gradiente de deformación.
$F_c$	Carga aplicada.
$G_{12,0}$	Módulo de corte sin presencia de daño.
$G_{12}$	Módulo de corte dañado.
$G_{sat}$	Módulo de corte de saturación.
$\gamma_{12}$	Deformación angular.

$\gamma_{12}^e$	Deformación angular elástica en el plano 12.
$\gamma_{12}^p$	Deformación angular plástica de descarga en el plano 12.
$\gamma_{12}^{pm}$	Deformación angular plástica monótona en el plano 12.
$h$	Espesor de la probeta de dos rieles.
$K$	Coeficiente de la ley de plasticidad.
$l$	Largo de la probeta de dos rieles.
$\lambda_i$	Alargamiento principal en la dirección $i$ .
$n$	Exponente de la ley de plasticidad.
$p$	Deformación plástica acumulada equivalente.
$\mathbf{R}$	Tensor de rotación.
$R_0$	Umbral de plasticidad o esfuerzo de fluencia.
$R(p)$	Ley de plasticidad.
$\rho$	Densidad.
$\sigma$	Tensor de esfuerzos.
$\tilde{\sigma}$	Tensor de esfuerzo efectivo.
$\sigma_x$	Esfuerzo en la dirección de la carga.
$\sigma_1$	Esfuerzo en la dirección longitudinal de las fibras.
$\sigma_2$	Esfuerzo en la dirección transversal de las fibras.
$\sigma_{12}, \tau_{12}$	Esfuerzo de corte en la lámina.
$\mathbf{U}$	Tensor de alargamiento.
$\nu_{12,0}$	Coeficiente de Poisson sin presencia de daño.
$\nu_f$	Fracción de volumen de fibra.
$w_f$	Fracción de peso de fibra.
$Y_{22}$	Fuerza termodinámica asociada a la variable de daño $d_{22}$ .
$Y_{12}$	Fuerza termodinámica asociada a la variable de daño $d_{12}$ .
$\underline{Y}$	Fuerza termodinámica equivalente asociado al desarrollo del daño.
$Y_0$	Fuerza termodinámica umbral asociada a la variable de daño $d_{12}$ .
$Y_C$	Fuerza termodinámica crítica asociada a la variable de daño $d_{12}$ .

# Capítulo 1

## Introducción

### 1.1. Marco General

Desde el punto de vista de los materiales estructurales, las nuevas tecnologías han exigido una continua mejora en sus prestaciones para soportar mayores solicitaciones, o incluso han forzado el desarrollo de nuevos materiales para garantizar la integridad durante la vida en servicio. Un ejemplo a estas afirmaciones son los materiales compuestos por polímeros reforzados con fibras que presentan una relación resistencia/peso que los hace una alternativa competitiva de los materiales metálicos.

Dentro de los refuerzos más utilizados en la fabricación de materiales compuestos están los de fibras continuas, donde existen variados tejidos que se pueden diferenciar entre unidireccionales o bidireccionales. Los tejidos unidireccionales consiguen las máximas prestaciones en la dirección de las fibras, por lo tanto se utiliza como refuerzo en laminados alineados con la trayectoria de la fuerza. Los tejidos bidireccionales forman materiales resultantes balanceados, se adaptan mejor a superficies estructurales complejas y son fáciles de manipular, además no son sensibles a las fallas en la dirección transversal de las fibras por su estructura tejida [1]. Existen diferentes estilos de tejidos bidireccionales, pero uno de los más frecuentes es el denominado “Twill” que presenta una disposición de fibras en direcciones perpendiculares entrecruzadas de forma escalonada de dos en dos en forma rectangular. Esto proporciona una ordenación lisa de las fibras con menos ondulaciones, produciendo así un tejido libre de irregularidades en comparación a los tejidos planos, sin embargo, con respecto a las propiedades mecánicas se ha demostrado que la relación existente entre el espesor y el ancho de la hebra de fibra (crimp ratio) influye fuertemente. Por ejemplo a un alto valor de crimp ratio el

tejido twill tiene mejores prestaciones, en cambio, para un bajo valor, el tejido plano muestra mejores propiedades mecánicas [2].

Por lo expresado anteriormente, es que los materiales compuestos en los últimos años están siendo más utilizados, esto se puede ver en una amplia gama de industrias, como por ejemplo la industria marítima, militar y sobre todo en la industria del transporte, por ejemplo en el diseño de aviones, helicópteros, automóviles, etc., ya que para obtener un mejor rendimiento mecánico se debe disminuir factores como el peso [3].

El diseño de nuevos materiales compuestos requiere desarrollar modelos de comportamiento mecánico que permitan conocer la relación entre la microestructura del material y su comportamiento macroscópico. Una forma conservadora de predecir el comportamiento de estos materiales es aplicando un criterio de falla empírico, tal como Hill o Tsai [4] acoplados con una ley elástica lineal. Esos criterios no siempre son suficientes para representar los complejos fenómenos que ocurren en los materiales compuestos, especialmente el proceso de degradación interna, el cual juega gran parte en el comportamiento ante la ruptura [4]. En la figura 1.1 se aprecia el comportamiento mecánico de una estructura de resina epóxica reforzada con fibra de carbono sometida a flexión y corte (deflexión en función de la carga). La estructura es sometida a grandes desplazamientos y además el corte sufrido conlleva a una no linealidad de material. Esta última no linealidad se incluye en la simulación por medio de un modelo de daño obteniendo la predicción del comportamiento de la estructura, la cual es comparada con una solución elástica lineal.

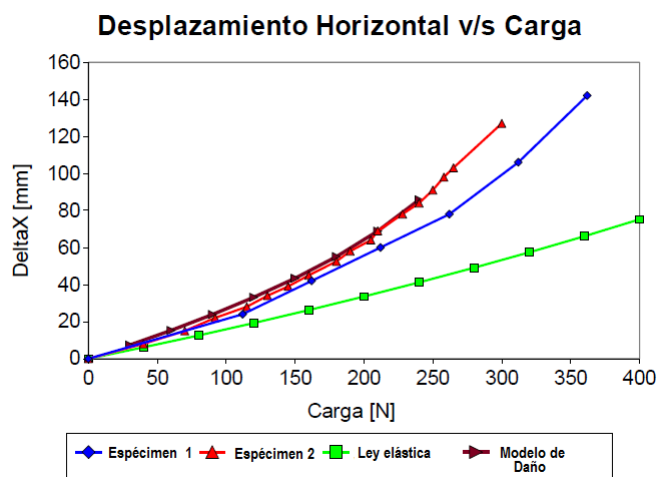


Figura 1.1: Comparación de soluciones en la predicción del comportamiento mecánico de una estructura utilizando un modelo de daño y una ley elástica lineal.



Es debido a esto que es imperativo establecer modelos capaces de predecir el comportamiento del material previo a su falla definitiva, de manera de conocer el estado en que se encuentra la pieza. Por lo mismo, en el caso de los materiales compuestos se requieren modelos que tengan en cuenta la anisotropía dada por la orientación de las fibras, que representen el comportamiento no lineal producto de las deformaciones inelásticas o permanentes que alteran negativamente las propiedades mecánicas del material, todas estas variables o factores se hacen visibles utilizando modelos de daño. El daño se define como la degradación de la rigidez del material luego de sobrepasar el rango elástico. El daño ocurre de acuerdo a micro mecanismos de falla que actúan en los constituyentes del material compuesto como: micro fisuras en la matriz, desunión fibra-matriz, decohesión interfacial y fractura de fibra [5]. Estos mecanismos afectan al comportamiento global debido a que estas micro discontinuidades en distintas escalas dan lugar a la reducción de la rigidez a nivel macroscópico [6]-[8].

Existen modelos de daño que se enfocan en un nivel meso, es decir cada capa del laminado se modela por separado como un material que puede ser degradado durante la deformación [1], [4], [9]-[13]. Otros modelos de daño se trabajan en un nivel de descripción más bajo (micro-escala), que se asocia a una escala cercana al diámetro de las fibras, basado en elementos de volumen representativos y homogenización de la lámina [14]- [17]. Los modelos de daño de meso-escala son los más utilizados para el diseño estructural, ya que hoy en día los materiales compuestos se estudian por láminas y este nivel de aproximación, como se había dicho anteriormente, trabaja sobre cada componente o capa del material [1] y [4] (ver figura 1.2).

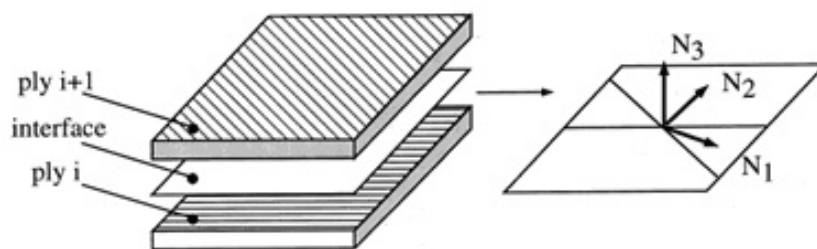


Figura 1.2: Esquema de capas de un laminado para modelos de meso-escala [4].

Las raíces de esta propuesta provienen del proyecto Fondecyt de iniciación 11070179, donde se observa, la existencia de influencia del nivel de deformación sobre el módulo de corte y el módulo elástico en la dirección perpendicular a las fibras [18]. En el proyecto Fondecyt se concluye que la relación entre los esfuerzos y la deformación no es constante, disminuyendo a medida que el nivel de

deformación aumenta. Por otra parte, la curva esfuerzo-deformación mostró un comportamiento no lineal, especialmente en el estado de corte donde las deformaciones fueron moderadamente grandes antes de la falla (ver figura 1.3 a). Estos resultados coinciden parcialmente con los obtenidos por los autores Van Paepegem [9], Böhm [5] y Hochard [19]. Como conclusión a lo observado se puede decir que en la dirección de las fibras el comportamiento del material es elástico, sin embargo en la dirección perpendicular a las fibras y en el plano de corte presentan un comportamiento elasto-plástico (ver figura 1.3 b), siendo el corte el estado de esfuerzos más influyente en la teoría del daño.

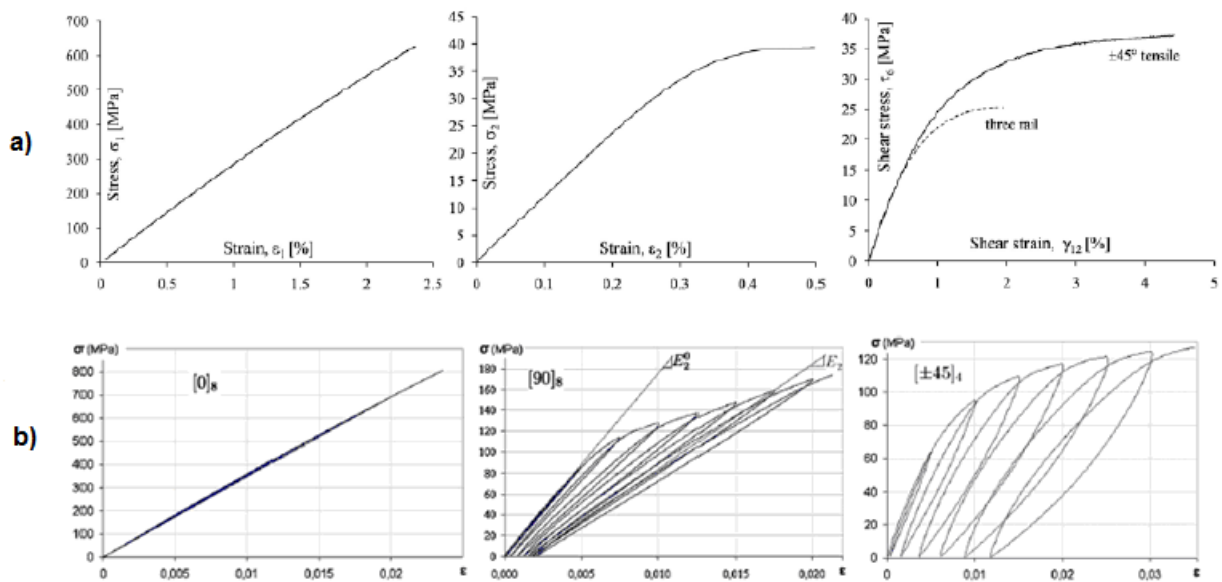


Figura 1.3: a) Evolución del esfuerzo respecto a la deformación para laminados unidireccionales a  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  y  $45^\circ$  [20]; b) Presencia de deformación plástica para laminados a  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  y  $45^\circ$  en carga-descarga [19].

La existencia de diferentes tipos de refuerzos para la fabricación de materiales compuestos y la presencia de comportamiento no lineal en estos materiales, además considerando que esta no linealidad es mayoritariamente producto del estado de corte, la investigación se enfoca en el estudio de la influencia en la respuesta mecánica en corte para tejidos unidireccionales y bidireccionales. Adicionalmente se caracterizan los materiales conforme al modelo de daño propuesto de Ladeveze en 1992 [4] implementado en el código de elementos finitos SAMCEF [21] con el fin de evaluar la exactitud de predicción del comportamiento de los materiales compuestos en un estado de corte puro.

## 1.2. Objetivos

- Identificar los parámetros requeridos por modelos de daño y su influencia en las propiedades mecánicas para materiales compuestos implementados en software de cálculo basado en elementos finitos, mediante una estrategia de caracterización bajo un estado de corte puro.
- Estudiar la influencia del tipo de ensayo de corte en la identificación de parámetros para modelos de daño.
- Estudiar la influencia del tipo de tejido en la respuesta mecánica en corte.
- Evaluar la predicción del comportamiento mediante el modelo de daño y la caracterización realizada en un estado de corte puro para los diferentes tipos de tejidos.

## 1.3. Contenidos

En el siguiente capítulo se muestran las evidencias que introducen a los objetivos mencionados, además se describe la forma de caracterizar experimentalmente la respuesta mecánica en un estado de corte y posteriormente se describe el modelo de daño para ser caracterizado.

En el tercer capítulo se presentan los ensayos mecánicos y técnicas para la caracterización (ensayo de tracción a 45° y ensayo de corte de dos rieles).

En el cuarto capítulo se muestran los resultados experimentales, se evalúa experimentalmente mediante un sistema de medición óptica de deformaciones la pureza de estado de corte entre los ensayos. También se analiza el comportamiento mecánico en el rango elástico y plástico comparando los tejidos y configuraciones estudiadas.

En el quinto capítulo se determinan los parámetros requeridos por el modelo de daño y se valida la calidad de aproximación en el comportamiento real del material en un estado de corte.

Finalmente, en el capítulo seis se realizan conclusiones y proyecciones que permitan una completa caracterización de todos los parámetros mecánicos de un material compuesto para modelos de daño.

# Capítulo 2

## Marco teórico

En este capítulo se muestran las evidencias que generan las hipótesis de esta investigación, posteriormente se describe teóricamente la definición de un estado del estado de corte puro y la descripción del modelo de daño a mesoescala utilizado para predecir el comportamiento mecánico de los materiales compuestos.

### 2.1. Evidencia experimental

Del proyecto Fondecyt de iniciación 11070179, estudios realizados por Felipe Ávalos [20] y Gabriel Martínez [22] se observó que el módulo de corte en materiales compuestos no es constante en función de la deformación y del esfuerzo, disminuyendo el valor del módulo a medida que éstos aumentan (figura 2.1).

En el mismo estudio realizado por F. Ávalos se realiza una comparación entre dos ensayos de corte de un tejido unidireccional pero con diferentes configuraciones. Los ensayos comparados son el de tracción con fibras orientadas a  $\pm 45^\circ$  y el ensayo de corte de 3 rieles con fibras orientadas a  $0^\circ$  con respecto a la dirección de la carga. En dicha investigación se muestra que en la zona elástica los ensayos son similares pero se aprecia una diferencia en el nivel de esfuerzos en el comportamiento no lineal (figura 2.2), posiblemente el resultado es producto de una influencia del ensayo, ya que el ensayo de tracción con fibras orientadas a  $\pm 45^\circ$  presenta un estado de corte puro y el ensayo de corte de 3 rieles presenta un estado de corte simple.

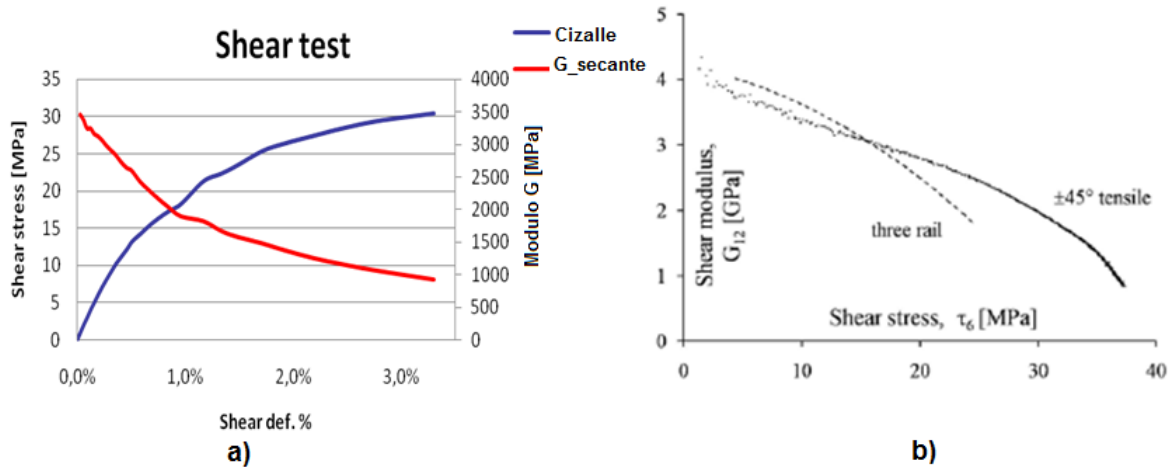


Figura 2.1: a) Evolución del módulo de corte con respecto a la deformación para fibra de carbono bidireccional [22]; b) Evolución del módulo de corte con respecto al esfuerzo para fibra de vidrio unidireccional [20].

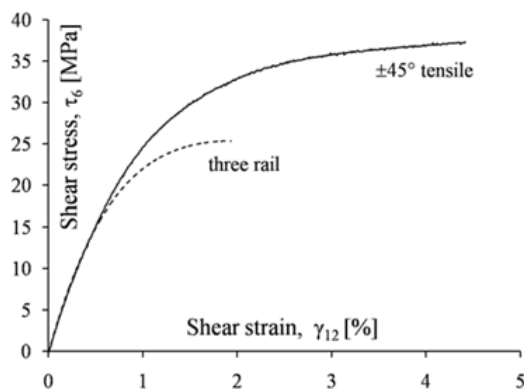


Figura 2.2: Comparación del ensayo de tracción con láminas orientadas a  $\pm 45^\circ$  y el ensayo de corte simple de tres rieles [20].

En la figura 2.2 se muestra que existen diferencias en el comportamiento mecánico en corte para laminados unidireccionales, sin embargo para tejidos bidireccionales se demostró experimentalmente que a pesar de existir diferencias a nivel de ejecución del ensayo, los resultados mostraron que ambos ensayos presentan un comportamiento mecánico similar (figura 2.3).

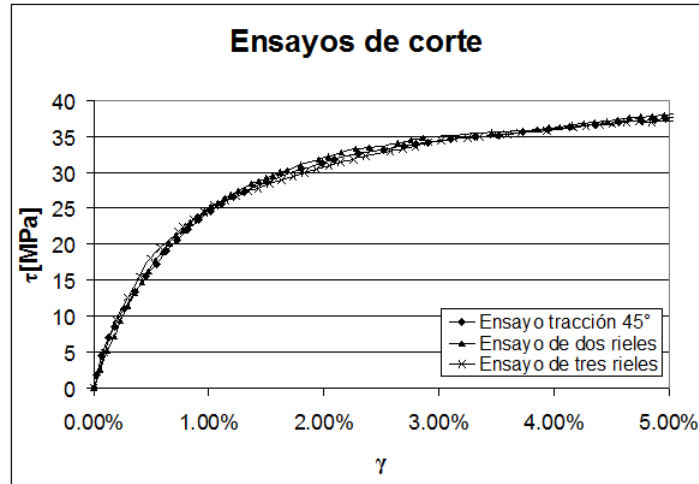


Figura 2.3: Curva experimental del ensayo de tracción con láminas orientadas a  $45^\circ$ , ensayo de corte de dos rieles y ensayo de corte simple de tres rieles para compuesto de tejido tipo Twill [23].

En el estudio bibliográfico para llevar a cabo esta investigación se observa resultados similares a los obtenidos en el proyecto Fondecyt: “la dependencia del módulo de corte respecto a la deformación plástica acumulada”. Dicha aclaración se puede ver en gráficas del tipo carga-descarga (figura 2.4) para estudiar el comportamiento mecánico del material en estado de corte, en las cuales se aprecia los cambios de pendiente referente al módulo de corte en cada ciclo y además la presencia de deformación inelástica [1], [4], [9], [24] y [25].

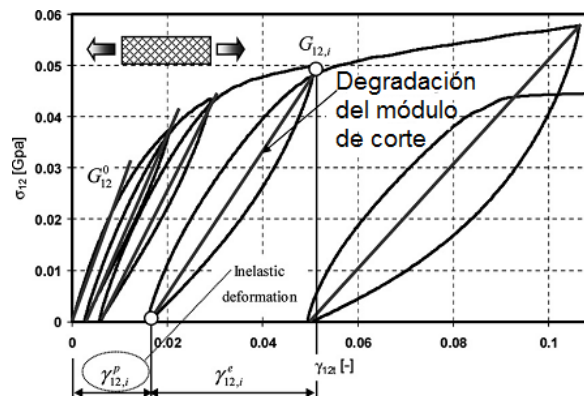


Figura 2.4: Comportamiento mecánico de un material compuesto en un ensayo de tracción con fibras orientadas a  $45^\circ$  en carga-descarga [25].

Otras investigaciones [26] y [27] han demostrado diferencias en la respuesta en un estado de corte de distintos tejidos bidireccionales (plano, twill, satin). Los autores ensayan los tejidos en seco, es decir

no en un compuesto fibra/resina, sino que solamente el tejido sometido a ángulos de corte mediante el ensayo “marco de fotografía” (figura 2.5).

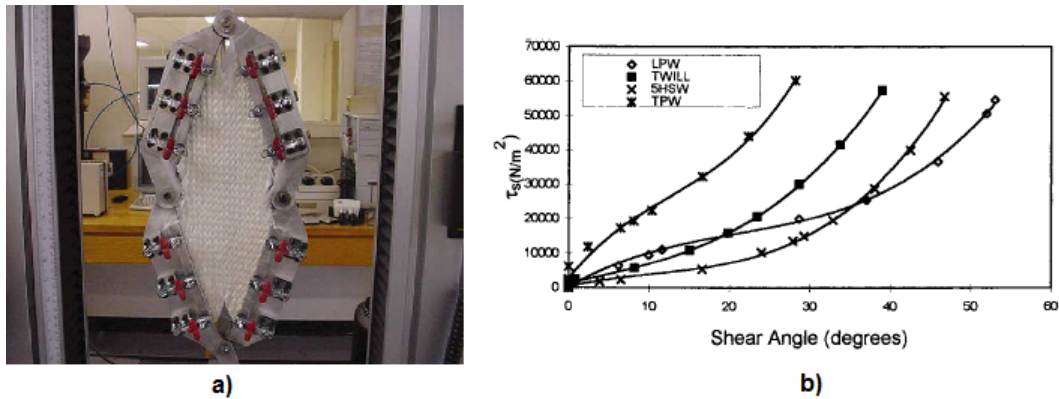


Figura 2.5: a) Ensayo “marco de fotografía” [26]; b) Respuesta al estado de corte para distintos tejidos bidireccionales [27].

## 2.2. Caracterización de propiedades de un compuesto sometido a un estado de corte

Cuando se desea caracterizar propiedades mecánicas, los ensayos que se emplean deben aislar el comportamiento requerido del material, de tal manera de obtener parámetros “puros”, es decir sin influencia de otros parámetros o una baja participación de éstos. Además, en la evidencia experimental queda claro que un compuesto sometido a un estado de corte, su comportamiento mecánico presenta características, como la degradación del módulo, donde es necesario obtener un ensayo limpio para no provocar posteriores errores y utilizar en forma óptima los materiales compuestos.

Para la determinación de propiedades de un estado de corte, es necesario realizar un ensayo de corte puro, lo cual es posible lograr, por ejemplo, mediante un ensayo de torsión en tubos de pared delgada, sin embargo, en materiales compuestos es difícil la aplicación de este ensayo debido a la complejidad en la fabricación de probetas, a pesar de esto, existen ensayos normados, como por ejemplo el ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45° (ASTM D3518 [28]) y el ensayo de corte de dos rieles (ASTM D4255 [29]).

### 2.2.1. Estado de corte puro

El estado de corte puro posee características como alargamientos y deformaciones, los cuales son el punto de comparación para el análisis de los ensayos de corte para materiales compuestos. De la mecánica del medio continuo [30], desde el punto de vista de la cinemática del problema, se define el tensor  $\mathbf{F}$  como el gradiente de deformación que caracteriza el comportamiento en el tiempo del movimiento en la vecindad de un punto del cuerpo. Este tensor posee una descomposición polar:

$$\mathbf{F} = \mathbf{UR}, \quad (2.1)$$

donde  $\mathbf{R}$  es el tensor de rotación que representa el cambio de la rotación y  $\mathbf{U}$  es el tensor de alargamiento que representa el cambio de longitud. El tensor de alargamiento es comúnmente utilizado debido a que a partir de él se define la deformación y posee un significado físico medible, como son los alargamientos.

El estado de corte puro es un estado de deformación plana y los alargamientos principales  $\lambda_i$  ( $i=1, 2, 3$ ) poseen la siguiente relación:

$$\lambda_1 = \frac{1}{\lambda_2}, \quad \lambda_3 = 1. \quad (2.2)$$

El tensor de alargamientos se puede transformar directamente en la deformación verdadera según la siguiente definición:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \ln(\mathbf{U}). \quad (2.3)$$

Ahora, desde el punto de vista del estado de deformaciones principales, en el plano, las deformaciones presentes son de tensión y compresión de igual magnitud a la máxima deformación en corte, y actúan sobre planos mutuamente perpendiculares a  $45^\circ$  con los planos de corte máximo, como se muestra en la siguiente representación tensorial de deformación del estado de corte puro.

$$\varepsilon_{11} = -\varepsilon_{22} = \varepsilon_{12}, \quad [\boldsymbol{\varepsilon}] = \begin{bmatrix} \varepsilon_{12} & 0 & 0 \\ 0 & -\varepsilon_{12} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \vee \quad [\boldsymbol{\varepsilon}] = \begin{bmatrix} 0 & \varepsilon_{12} & 0 \\ \varepsilon_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (2.4)$$

Si se dibujara el círculo de Mohr para el estado de deformación en corte puro, se tendría un círculo de radio  $\varepsilon_{12}$  y centrado en los ejes coordenados.



## 2.3. Modelo de daño

La inmensa mayoría de modelos de daño mesoscópicos presentan una estructura parecida donde inicialmente, se considera que el material sigue la ley de Hooke, luego a partir de cierto umbral determinado por una función escalar de las tensiones o de las deformaciones empiezan los procesos disipativos. La evolución de las variables internas se determinan mediante las leyes de daño. Si se descarga el material sigue la ley de Hooke, en el caso de daño con una rigidez reducida. En el caso de la plasticidad, estos modelos se basan en una simplificación del criterio de fluencia de von mises, dependiendo de que estado de esfuerzo presente deformación permanente.

Si se quieren modelar fenómenos que produzcan un cambio irreversible en el material, deben definirse un conjunto de variables internas que hagan referencia a la historia pasada del material y que definan su estado actual. Para garantizar la admisibilidad física de la evolución de estas variables internas, los modelos deben definirse dentro del marco de la termodinámica de los procesos irreversibles, por esta razón, existen fuerzas termodinámicas que se asocian a las variables de daño que indican la degradación del material.

La teoría desarrollada por Ladeveze [4], se basa en la caracterización del estado del daño en un instante específico de tiempo. El daño dentro del compuesto resulta en la degradación del módulo y la evolución de deformación inelástica. Estos efectos se toman en consideración en el modelo usando esfuerzos efectivos, variables de daño y éstas asociadas a fuerzas termodinámicas, y deformaciones elásticas e inelásticas.

El daño en compuestos, como en cualquier material, es una función de la escala en que se está analizando. Por ejemplo, unas grietas macroscópicas en el orden de los centímetros son completamente naturales en el proceso de cura del concreto y no constituyen un daño significativo, sin embargo, grietas de esa magnitud en materiales compuestos son de consideración. Con tales diferencias, Ladeveze eligió investigar el daño en compuestos en una escala intermedia llamada mesoescala. Los modelos de mesoescala son un intermedio entre la micromecánica (análisis al nivel de fibra y resina) y la macromecánica (análisis del laminado), esto considera el daño en láminas individuales en un laminado, donde la lámina posee un espesor constante y con la misma orientación de las fibras.

Muchos conceptos asociados a la mesoescala simplifican la teoría del daño. Primero, el daño es considerado uniforme a través del espesor de la lámina. Segundo, el estado de daño puede variar entre

láminas. Tercero, por definición no se encarga de identificar los mecanismos específicos que producen el daño a nivel microscópico, como por ejemplo la desunión fibra/matriz, ruptura de fibras y/o grietas en la matriz. Mejor dicho, el modelo de mesoescala considera el daño en forma más general como la acumulación de fibras quebradas, microgrietas y/o microespacios con lo que resulta la degradación de la rigidez y la acumulación de deformación inelástica

### 2.3.1. Cinemática del daño

La energía de deformación para una lámina individual de un laminado en un estado de esfuerzo plano puede escribirse en forma genérica como:

$$E_D = \frac{1}{2} \left[ \frac{\langle \sigma_1 \rangle_+^2}{E_{1,0}(1-d_{11})} + \frac{\langle \sigma_1 \rangle_-^2}{E_{1,0}} - 2 \frac{\nu_{12,0}}{E_{1,0}} \sigma_1 \sigma_2 + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_+^2}{E_{2,0}(1-d_{22})} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_-^2}{E_{2,0}} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12,0}(1-d_{12})} \right], \quad (2.5)$$

donde 1 indica la dirección de la fibra, 2 la dirección transversal, el subíndice 0 indica el valor inicial sin daño y las cantidades dentro de los paréntesis  $\langle \rangle$  se definen:

$$\begin{aligned} \langle x \rangle_+ &= x \quad \text{si } x > 0, \quad \text{otrocaso,} \quad \langle x \rangle_+ = 0 \\ \langle x \rangle_- &= x \quad \text{si } x < 0, \quad \text{otrocaso,} \quad \langle x \rangle_- = 0 \end{aligned} \quad (2.6)$$

Los paréntesis permiten hacer una distinción entre el comportamiento en tensión y compresión y se considera que en compresión no hay degradación asociada con el cierre de microgrietas o microespacios. Se debe tener en cuenta que no hay pérdida de rigidez en la dirección de las fibras, ya que prima la falla antes de la degradación, por esta razón  $d_{11} = 0$ . Sin embargo, las otras variables de daño introducidas en la ecuación de la energía de deformación indican:  $d_{12}$  es una medida de la pérdida de rigidez del módulo de corte y  $d_{22}$  es una medida de la pérdida de rigidez del módulo de Young transversal, ya que para tejidos unidireccionales existe una degradación de las propiedades en tensión en la dirección transversal a las fibras.

Continuando con la descripción del método, las fuerzas termodinámicas  $Y_{12}$  e  $Y_{22}$  asociadas con las variables de daño  $d_{12}$  y  $d_{22}$  se definen como:

$$Y_{12} = \frac{\partial E_D}{\partial d_{12}} = \frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12}^0(1-d_{12})^2}, \quad (2.7)$$

$$Y_{22} = \frac{\partial E_D}{\partial d_{22}} = \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+^2}{2E_{22}^2(1 - d_{22})^2}. \quad (2.8)$$

Estas dos fuerzas termodinámicas gobiernan la evolución del daño. Ahora se introducen dos variables de las fuerzas termodinámicas,  $\underline{Y}(t)$  e  $\hat{Y}(t)$ , éstas están asociadas con el estado de daño en las láminas individuales y en cualquier tiempo  $t$ . Estas variables se definen como los valores máximos en cualquier tiempo  $\tau$  en un intervalo  $0 < \tau < t$  de las siguientes ecuaciones:

$$\underline{Y}(t) = \max_{|\tau \leq t} [Y_{12}(\tau) + \alpha Y_{22}(\tau)] \quad (2.9)$$

$$\hat{Y}(t) = \max_{|\tau \leq t} Y_{22}(\tau) \quad (2.10)$$

La variable  $\underline{Y}(t)$  esta asociada con el desarrollo progresivo del daño y es una combinación lineal de las fuerzas termodinámicas  $Y_{12}$  e  $Y_{22}$  con  $\alpha$  que es un factor de acoplamiento del material. La variable  $\hat{Y}(t)$  corresponde a la falla frágil de una lámina resultado de una tensión transversal.

Las leyes de evolución del daño se escriben como:

$$d_{12} = \frac{\sqrt{\underline{Y}} - \sqrt{Y_0}}{\sqrt{Y_C} - \sqrt{Y_0}}, \quad \text{si } d_{12} < 1, \quad \text{otro } d_{12} = 1 \quad (2.11)$$

$$d_{22} = \frac{\sqrt{\hat{Y}} - \sqrt{Y'_0}}{\sqrt{Y'_C} - \sqrt{Y'_0}}, \quad \text{si } d_{22} < 1, \quad \text{otro } d_{22} = 1, \quad (2.12)$$

donde los subíndices 0 y C, indican la fuerza termodinámica umbral y crítica respectivamente para cada variable de daño, estas fuerzas son constantes y son características del material.

### 2.3.2. Ley de plasticidad

Entendiendo como plasticidad la deformación permanente o inelástica, el criterio de plasticidad y la ley de endurecimiento se expresan en términos de los esfuerzos efectivos definidos como:

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{(1 - d)}. \quad (2.13)$$

Simultáneamente, se define el tensor de tasa de cambio de deformación plástica efectiva  $\dot{\tilde{\epsilon}}_p$ , que satisface la equivalencia del principio de trabajo plástico:

$$\tilde{\sigma} : \dot{\tilde{\epsilon}}_p = \sigma : \dot{\epsilon}_p. \quad (2.14)$$

Por lo tanto, la deformación plástica efectiva  $\tilde{\epsilon}^p$  es:

$$\tilde{\epsilon}^p = \epsilon^p(1 - d), \quad (2.15)$$

y con la deformación plástica efectiva se define la deformación plástica acumulada equivalente  $p$  como:

$$p = \int d\tilde{\epsilon}^p. \quad (2.16)$$

Debido a la falta de plasticidad en la dirección de las fibras, el criterio de la plasticidad tiene una expresión particular, diferente del habitual criterio de Von Mises:

$$f = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}^2 + a\tilde{\sigma}_{22}^2} - R(p) - R_0 = 0, \quad (2.17)$$

donde  $R_0$  es el esfuerzo de fluencia o umbral de la ley de plasticidad y la ley de endurecimiento  $R(p)$  se define como:

$$R(p) = Kp^n, \quad (2.18)$$

con  $K$  definida como la constante de la ley de endurecimiento y  $n$  es el exponente de la ley de endurecimiento.

## 2.4. Hipótesis de la investigación

La recopilación de resultados permite formular las siguientes hipótesis:

- Existe influencia en el comportamiento mecánico del tipo de tejido utilizado en la fabricación de materiales compuestos.
- Existe influencia del tipo de ensayo en la respuesta mecánica en corte para materiales compuestos.

- Los ensayos de corte para materiales compuestos se consideran como un estado de corte puro.
- El modelo de daño no presenta diferencias en su formulación para los distintos tejidos al simplificarlo a un estado de corte puro.

## 2.5. Conclusiones

Existe evidencia sobre la degradación del módulo de corte con respecto al nivel de deformación y es un hecho que un material compuesto sometido a un estado de corte presenta un comportamiento no lineal. También hay observaciones sobre el tejido utilizado en la respuesta a un estado de corte notando diferencias entre configuraciones bidireccionales para ensayos sobre el tejido en seco [26] y [27].

Es necesario conocer el estado de esfuerzos y deformaciones que presenta un ensayo, en especial los ensayos de corte para materiales compuestos, de esta forma se puede caracterizar correctamente las propiedades de un material y obtener valores “puros”.

El modelo de daño estudiado es el modelo base que considera tejidos unidireccionales acotado al comportamiento en el plano, sin embargo, el modelo se puede modificar para tejidos bidireccionales y con ésto es posible abarcar todo el rango de estudio en esta investigación.

# Capítulo 3

## Estrategia de estudio

En el capítulo anterior se demuestra la existencia de degradación de las propiedades mecánicas de los materiales compuestos, también una cierta influencia del tipo de tejido y su orientación, en especial para los tejidos unidireccionales en ensayos de rieles. Por estas razones, la estrategia de caracterización se enfoca en el estudio de tres tejidos (unidireccional, twill y bidireccional plano) con cuatro configuraciones diferentes y serán ensayadas en dos tipos de ensayo de corte para materiales compuestos. El abanico de resultados entrega la posibilidad de profundizar en el comportamiento mecánico en corte de estos materiales, especialmente en la no linealidad, la degradación del módulo de corte y el endurecimiento, por lo tanto la estrategia de estudio se basa en la influencia del tejido sobre las características mecánicas indicadas y una comparación entre dos ensayos de corte para materiales compuestos.

A continuación se describen los materiales, los ensayos mecánicos y el método de caracterización con el cual se estudian los puntos indicados anteriormente.

### 3.1. Materiales y fabricación

La forma básica del compuesto está constituida por fibras y una matriz, la cual transmite las cargas a las fibras. La matriz utilizada es resina epóxica HT 2 de baja viscosidad e incolora. Ésta debe ser mezclada con su endurecedor con el cual se logra la reticulación del polímero (figura 3.1). Este tipo de resina es termoestable, es decir, se forma por reacciones químicas no reversibles donde se endurece generando un producto final infusible en cualquier tipo de condición.

Los tejidos de fibra (figura 3.2) utilizados en esta investigación son tres: unidireccional con

densidad planar de  $140 \text{ g/m}^2$ , bidireccional plano con densidad planar de  $245 \text{ g/m}^2$  y twill 2x2 con densidad planar de  $245 \text{ g/m}^2$ . El tejido unidireccional es utilizado para dar mayor resistencia y rigidez a las estructuras en una dirección específica y generalmente para optimizar las propiedades de una estructura sometida en un estado de corte, se utiliza una configuración  $\pm 45^\circ$ . Los tejidos bidireccionales ya sea plano o tipo twil son equi-bidireccional, es decir, permiten estructuras laminadas balanceadas (en sus propiedades) y se adaptan mejor a superficies complejas. Todos los tejidos son fabricados por la empresa ECC y poseen el mismo tipo de fibra de carbono Tenax-E HTA 40 3k.



Figura 3.1: Resina y endurecedor [31].

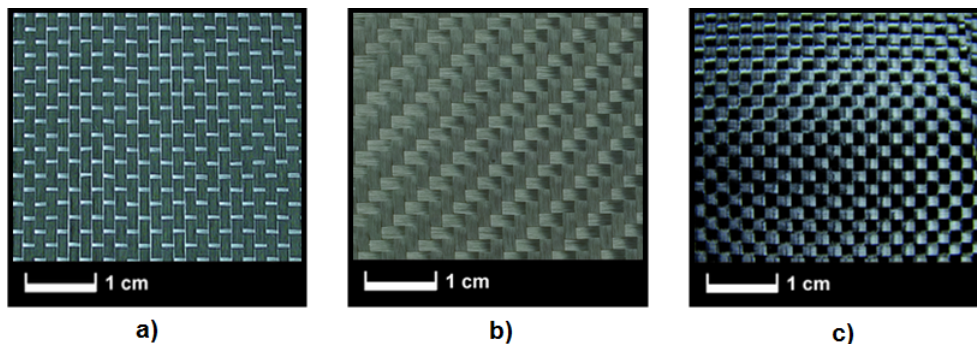


Figura 3.2: a) Tejido Unidireccional [31]; b) Tejido Twill 2x2 [31]; c) Tejido Bidireccional plano [31].

El proceso de fabricación es de infusión al vacío (VI) (figura 3.3), por el cual se utiliza el vacío tanto para la impregnación de las fibras con la matriz polimérica, como para la compactación de las fibras. En este proceso las fibras son montadas sobre un molde que previamente es limpiado, encerado y pulido. Luego por sobre las fibras se coloca una lámina antiadherente llamada peel-ply, la cual separa las fibras del medio difusor que es una malla plástica. Una vez posicionado el medio difusor se procede a instalar los canales de alimentación y descarga de la resina, que representan la entrada y salida de la misma. Para cerrar el montaje se coloca un sello adhesivo y la bolsa de vacío sobre el

molde. Finalmente se procede a realizar la infusión activando la central de vacío y permitiendo que la resina impregne las fibras. Las placas fabricadas por VI pasan por un control de calidad que consiste en la medición del espesor, la fracción de volumen de fibra según la norma ASTM D792 [32] (cálculo la densidad del material con la ayuda de una balanza de precisión), la densidad de burbujas de aire dentro del compuesto según la norma ASTM D2734 [33] y todo basado en la regla de mezclas [34]. Adicionalmente se realiza una inspección a través del espesor de la placa mediante un microscopio.

La geometría de las probetas de ensayo están especificadas en las normas ASTM que se utilizan en la investigación y están descritas en la siguiente sección, por lo tanto, no se profundizará en ese tema.

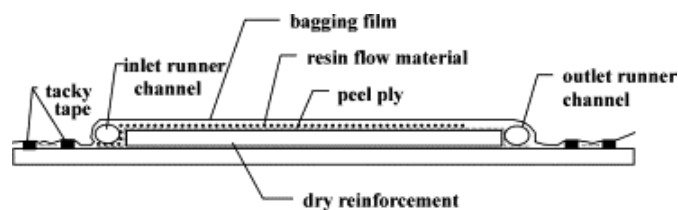


Figura 3.3: Esquema del proceso de infusión al vacío [35].

### 3.1.1. Configuración de tejidos

En la tabla 3.1 se definen las diferentes configuraciones de los tejidos que se utilizan para el estudio del comportamiento en un estado de corte. En la figura 3.4 se muestra un esquema relacionado con el ensayo para cada configuración.

Tabla 3.1: Configuraciones de tejido para estudio.

Tejido	Configuración	Ensayo	Nomenclatura
Unidireccional	$\pm[45^\circ]_{7as}$	Tracción	UD $\pm 45^\circ$ Tr
	$[0^\circ, 90^\circ]_{7as}$	Dos rieles	UD $0^\circ/90^\circ$ 2R
	$[0^\circ]_{14}$		UD $0^\circ$ 2R
	$[90^\circ]_{14}$		UD $90^\circ$ 2R
Bidireccional plano	$[45^\circ]_{10}$	Tracción	Bi $45^\circ$ Tr
	$[0^\circ]_{10}$	Dos rieles	Bi 2R
Bidireccional Twill	$[45^\circ]_{10}$	Tracción	Tw $45^\circ$ Tr
	$[0^\circ]_{10}$	Dos rieles	Tw 2R





Figura 3.4: Esquema de ensayos: a) Tracción UD  $\pm 45^\circ$  Tr, Bi  $45^\circ$  Tr y Tw  $45^\circ$  Tr; b) Dos rieles UD  $0^\circ$  2R; c) Dos rieles UD  $0^\circ/90^\circ$  2R, Bi 2R y Tw 2R ; d) Dos rieles UD  $90^\circ$  2R.

## 3.2. Ensayos de corte

Los ensayos para determinar el comportamiento en corte son unas de las áreas más complejas en materiales compuestos y existe una variada gama de ensayos, algunos de estos son el ensayo de tracción fuera del eje de las fibras a  $45^\circ$  y  $10^\circ$ , ensayo de corte de dos rieles, ensayo de corte simple de tres rieles, el ensayo de doble muesca en V (Iosipescu) y el ensayo Arcan. Cada uno de estos ensayos tiene sus propias características referentes a facilidad de aplicación, geometría de probetas o dispositivos especiales para su utilización. Los métodos más comunes de caracterización son el ensayo de tracción fuera del eje de las fibras a  $45^\circ$  y el ensayo de corte de dos rieles, los cuales son descritos a continuación.

### 3.2.1. Ensayo de corte fuera del eje de las fibras a $45^\circ$

Ensayo de corte regido por la norma ASTM D3518 [28]. Este tipo de ensayo requiere un apilamiento de laminas balanceado de  $\pm 45^\circ$  (tejidos unidireccionales) o  $45^\circ$  (tejidos bidireccionales) con respecto a la dirección de la carga. Este ensayo es el más utilizado debido a su fácil implementación en máquinas de tracción. En la figura 3.5 se aprecia a modo de esquema los desplazamientos, en una zona homogénea según la forma como se aplica la fuerza.

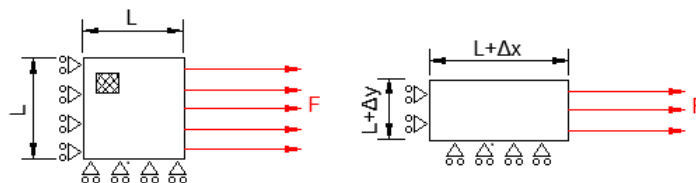


Figura 3.5: Esquema para ensayo de tracción con láminas orientadas a  $45^\circ$  con condiciones de borde.

Algunos autores han indicado que este método tiende a sobreestimar la resistencia al corte debido

a la tendencia de las fibras a alinearse (rotación) en la dirección de la carga, efecto conocido como scissoring [36]- [40]. En la figura 3.6 se aprecia un esquema del ensayo de corte, la representación del estado de esfuerzos de corte y la ubicación de dos strain gages en la probeta: uno a  $0^\circ$  y  $90^\circ$ , con los cuales se mide la deformación.

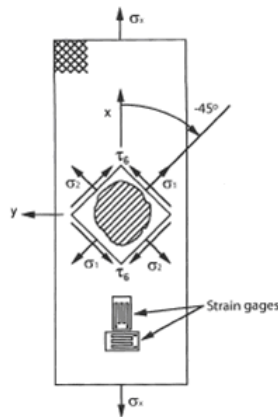


Figura 3.6: Esquema probeta de ensayo de tracción con láminas orientadas a  $45^\circ$  [28].

Haciendo un análisis de las láminas y transformaciones de esfuerzos es posible determinar el esfuerzo de corte  $\tau$  en el ensayo:

$$\tau_{12} = \frac{\sigma_x}{2}, \quad (3.1)$$

donde  $\sigma_x$  es el esfuerzo en la dirección de la carga definido por la división entre la fuerza y el área de la probeta. La deformación angular  $\gamma_{12}$  se obtiene a partir de la suma de las deformaciones medidas por los strain gages en la direcciones  $x$  e  $y$ .

$$\gamma_{12} = \varepsilon_x - \varepsilon_y. \quad (3.2)$$

### 3.2.2. Ensayo de corte de dos rieles

Otro método para obtener los parámetros de corte es el ensayos de corte de dos rieles, regulado por la norma ASTM D4255 [29], el cual a diferencia del método anteriormente mencionado requiere de dispositivos especiales instalados en la maquina de tracción y además una probeta que posee geometría diferente y que debe ser perforada para su montaje en la máquina. En este ensayo cuando se tensiona

la probeta, las mordazas la someten a un estado de esfuerzo de corte con baja influencia de esfuerzos en otras direcciones. En la figura 3.7 se aprecia a modo de esquema los desplazamientos, en una zona homogénea según la forma como se aplica la fuerza.

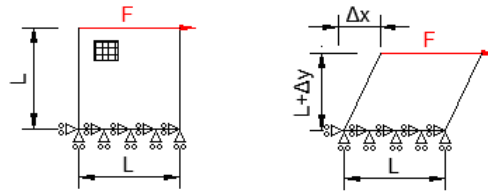


Figura 3.7: Esquema para ensayo de corte de dos rieles con condiciones de borde.

En el ensayo, para medir la deformación angular, se debe colocar los strain gages a  $45^\circ$  con respecto a la dirección de las fibras (figura 3.8).

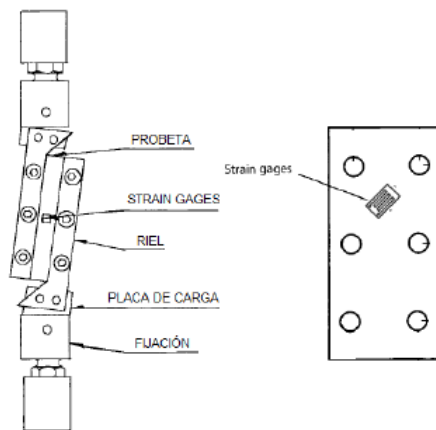


Figura 3.8: Esquema ensayo corte de dos rieles [29].

El esfuerzo de corte se calcula como:

$$\tau_{12} = \frac{Fc}{lh}, \quad (3.3)$$

donde  $Fc$  es la carga aplicada,  $h$  es el espesor y  $l$  el largo de la probeta en la dirección de aplicación de la carga. La deformación angular se mide a  $45^\circ$  de la dirección de carga con un strain gage y se calcula como:

$$\gamma_{12} = 2\varepsilon_{45^\circ} \quad (3.4)$$

### 3.2.3. Evaluación de ensayos en estado de corte puro

La evaluación se realiza en forma experimental llegando a un máximo de 5 % en deformación angular como se indica en las normas ASTM D3518 y D4255. Se estudian las deformaciones principales para el caso de corte puro, las cuales son medidas mediante un sistema óptico de medición de deformaciones GOM Aramis. El sistema Aramis permite medir deformaciones mediante correlación de imágenes y es posible obtener valores confiables ya que ha sido probado en el estudio de materiales compuestos [41]- [43] con buenos resultados.

### 3.3. Método de caracterización e identificación de parámetros

Los ensayos mecánicos se realizan bajo condiciones ambiente en forma cuasi estática (0.3 mm/min) y presentan la característica de reproducir un estado de esfuerzo/deformación homogéneo. La forma de aplicar el desplazamiento es controlado de dos formas: carga monótona y carga/descarga. Se consideran un total de 48 ensayos, los cuales se resumen en la tabla 3.2.

Tabla 3.2: Número de ensayos mecánicos para el estudio.

Tejido	Configuración	Ensayo	Carga monótona	Carga/descarga
Unidireccional	$\pm[45^\circ]_{7as}$	Tracción	3	3
	$[0^\circ, 90^\circ]_{7as}$	Dos rieles	3	3
	$[0^\circ]_{14}$		3	3
	$[90^\circ]_{14}$		3	3
Bidireccional plano	$[45^\circ]_{10}$	Tracción	3	3
	$[0^\circ]_{10}$	Dos rieles	3	3
Bidireccional Twill	$[45^\circ]_{10}$	Tracción	3	3
	$[0^\circ]_{10}$	Dos rieles	3	3

#### 3.3.1. Ensayo carga monótona

El ensayo de carga monótona (figura 3.9) se utiliza en este estudio para obtener valores de módulo de corte, esfuerzo de fluencia y las características del endurecimiento del material. En este caso el endurecimiento es aproximado con la ley de Holloman siguiendo la ecuación:

$$\tau_{12} = A (\gamma_{12}^{pm})^b, \quad (3.5)$$

donde  $A$  y  $b$  son constantes de la ley de Holloman y  $\gamma_{12}^{pm}$  es la deformación plástica de corte monótona que se obtiene por descomposición aditiva de la deformación total.

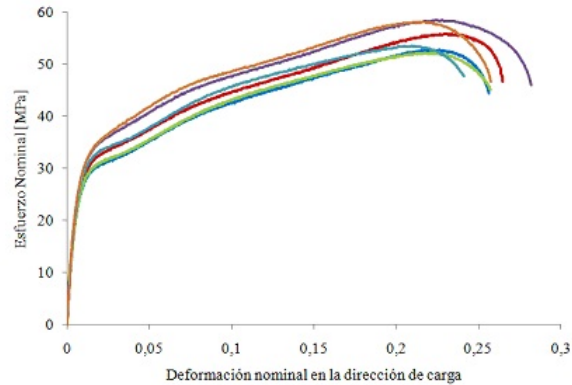


Figura 3.9: Ejemplo de curva de carga monótona [18].

### 3.3.2. Ensayo carga/descarga

Este tipo de ensayo permite visualizar la evolución del módulo de corte del material (figura 3.10) y se utiliza para determinar los parámetros del modelo de daño. Se debe tener en cuenta que el número de ciclos carga/descarga es bajo, cercano a 8 repeticiones [24], de esta forma se obtienen ciclos bien definidos y no se produce un efecto de fatiga sobre el material.

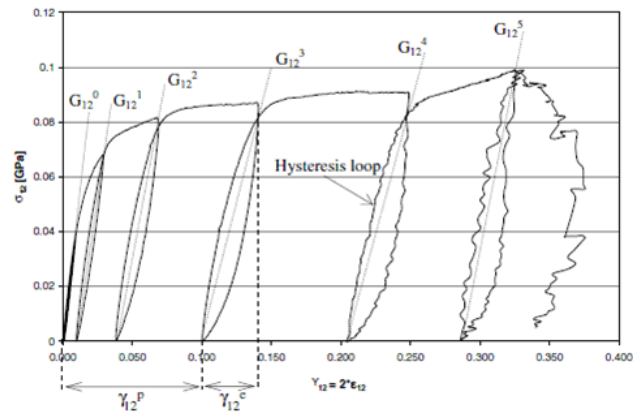


Figura 3.10: Ejemplo de curva de carga/descarga [44].

### 3.4. Equipos

En el control de calidad de las placas se utiliza una balanza de precisión de 0.001 [g] para la medición de densidad del material y un microscopio Olympus GX51 para la inspección de burbujas dentro del laminado.

Para la evaluación experimental de la pureza del corte de los ensayos mecánicos se utiliza el sistema GOM Aramis con el cual se estudia el campo de deformaciones producidas en el ensayo.

Para realizar los ensayos mecánicos, se utilizan los siguientes elementos: una máquina hidráulica Instron 8801 universal; strain gages para medir deformaciones; Strain Indicator P3500, para medir la resistencia de los strain gages; dispositivo para realizar el ensayo de dos rieles.



Figura 3.11: Balanza de precisión.



Figura 3.12: Microscopio Olympus GX51.

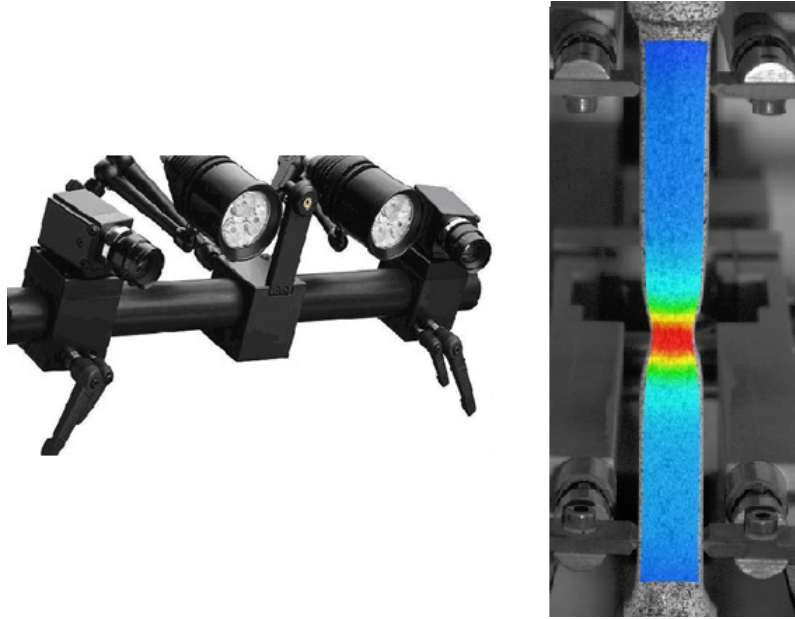


Figura 3.13: Dispositivo GOM Aramis y ejemplo de medición de deformaciones [45].



Figura 3.14: Máquina hidráulica de tracción Instron 8801.

Tabla 3.3: Características de los strain gages [46].

Tipo	Acero dulce
Largo [mm]	5
Rango de deformación	3 % - 4 %
Resistencia [ $\Omega$ ]	$120 \pm 0.3$
Factor (Gage factor)	$2.00 \pm 1 \%$



Figura 3.15: Dispositivo de ensayo de dos rieles.

### 3.5. Conclusiones

Con respecto a la caracterización de modelos de daño no existen ensayos normados, sin embargo se pueden adecuar ensayos existentes que determinan las propiedades de corte en el plano.

Al no existir una forma exacta de obtener un estado de corte puro en materiales compuestos, se analizan dos alternativas de ensayos de corte. Desde el punto de vista práctico el ensayo de corte fuera del eje de las fibras a  $45^\circ$  es más fácil implementarlo y no se daña la probeta al hacerle las perforaciones presentes en las probetas para el ensayo de dos rieles.

La estrategia de caracterización presenta una combinación entre ensayos de carga monótona y carga/descarga que permite una completa caracterización del material compuesto en corte, abarcando propiedades convencionales como el módulo de corte y también permite determinar parámetros del modelo de daño.

La propuesta de materiales y configuraciones permite estudiar profundamente el comportamiento mecánico de estos materiales y verificar la existencia de diferencias en su respuesta a un estado de corte.



# Capítulo 4

## Análisis y resultados de los ensayos mecánicos

### 4.1. Evaluación de corte puro

Como se indicó en la estrategia de estudio se evalúan los ensayos mecánicos para verificar la pureza del estado de corte mediante el análisis del campo de deformaciones presente en cada ensayo obtenido por el sistema óptico de medición de deformaciones.

#### 4.1.1. Ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°

Al analizar las deformaciones principales medidas (tabla 4.1) se tiene que la relación de deformación disminuye su error relativo a medida que ésta aumenta. En la figura 4.1 se aprecia una imagen obtenida con el sistema óptico sobre la probeta ensayada en una zona homogénea de deformaciones, en la figura 4.2 se muestra la dirección y magnitud de las deformaciones principales en la probeta obtenido por el sistema, en este caso las direcciones se encuentran a 0° y 90°, lo cual corresponde a un típico ensayo de tracción.

Tabla 4.1: Deformaciones principales del ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°.

$\varepsilon_1$	$\varepsilon_2$	<b>Error relativo</b>
0.130 ±0.009	-0.101 ±0.015	22.3 %
0.424 ±0.012	-0.350 ±0.017	17.5 %
0.720 ±0.020	-0.620 ±0.018	13.9 %
1.017 ±0.025	-0.903 ±0.020	11.2 %
1.326 ±0.031	-1.202 ±0.021	9.4 %
1.720 ±0.035	-1.601 ±0.027	6.9 %
2.272 ±0.037	-2.170 ±0.028	4.5 %

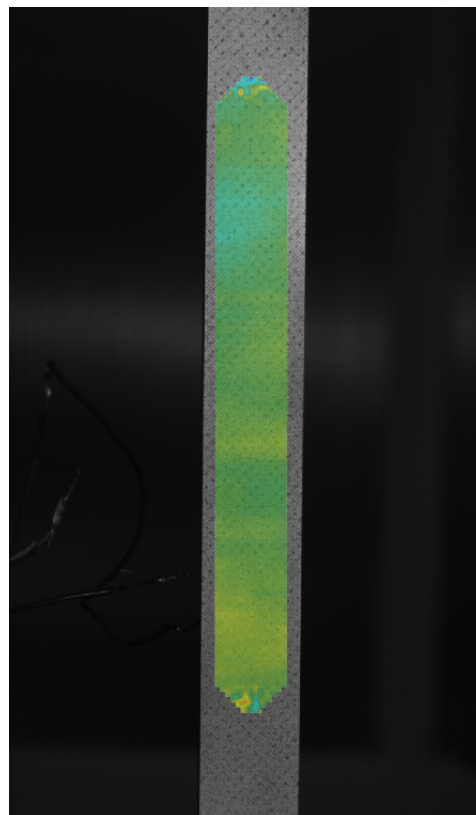


Figura 4.1: Zona homogénea de deformaciones de la probeta de tracción ensayada obtenida por el sistema óptico.

Al graficar las deformaciones en un círculo de Mohr (figura 4.3) se obtiene un círculo desplazado aproximadamente un 6 % del origen de los ejes coordenados (tabla 4.2).

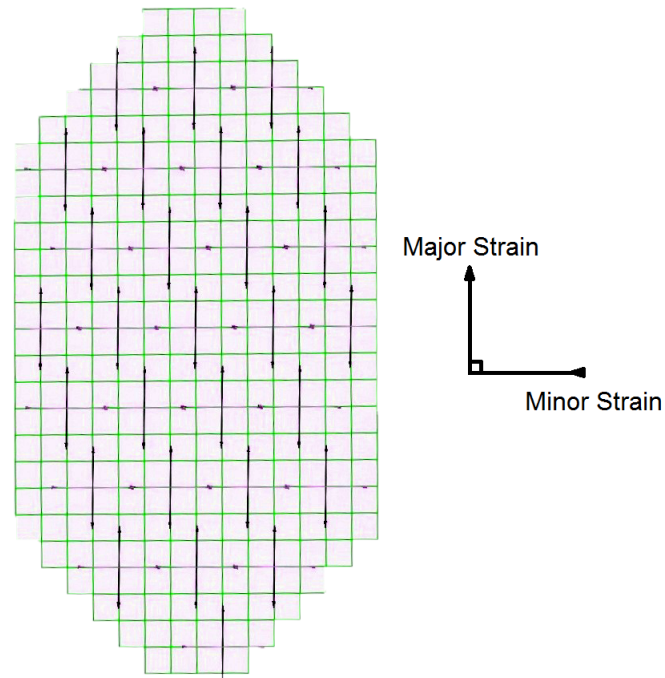


Figura 4.2: Dirección y magnitud de las deformaciones principales en el ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°.

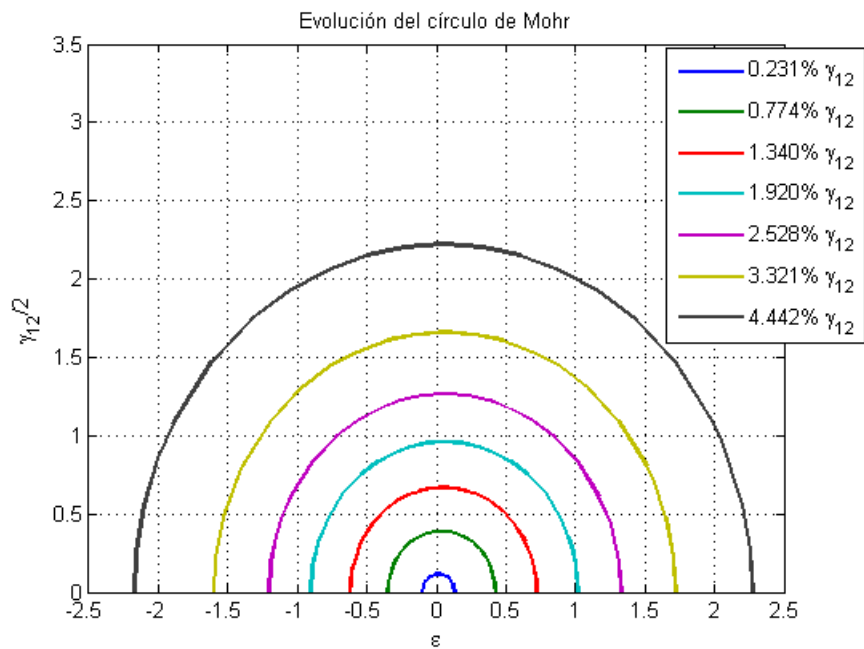


Figura 4.3: Evolución del círculo de Mohr para el ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°.

Tabla 4.2: Desplazamiento del círculo según la deformación angular de ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°.

$\gamma = \varepsilon_1 - \varepsilon_2$	Desplazamiento del origen
0.231 %	1.50 %
0.774 %	3.70 %
1.340 %	5.00 %
1.920 %	5.85 %
2.528 %	6.30 %
3.321 %	6.00 %
4.442 %	5.10 %

#### 4.1.2. Ensayo de corte de dos rieles

Al igual que el ensayo anterior, al analizar las deformaciones principales medidas (tabla 4.3) se tiene que la relación de deformación disminuye su error relativo a medida que ésta aumenta. En la figura 4.4 se aprecia una imagen obtenida con el sistema óptico sobre la totalidad de la probeta ensayada, en la figura 4.5 se muestra la dirección y magnitud de las deformaciones principales en la probeta obtenido por el sistema, en este caso las direcciones están a 45° tal y como se espera en un ensayo de corte puro.

Tabla 4.3: Deformaciones principales del ensayo de corte de dos rieles.

$\varepsilon_1$	$\varepsilon_2$	Error relativo
0.202 ±0.018	-0.192 ±0.014	5.0 %
0.434 ±0.018	-0.423 ±0.014	2.5 %
0.804 ±0.021	-0.799 ±0.015	0.6 %
1.195 ±0.022	-1.198 ±0.017	0.3 %
1.630 ±0.026	-1.633 ±0.018	0.2 %
2.189 ±0.028	-2.205 ±0.019	0.7 %

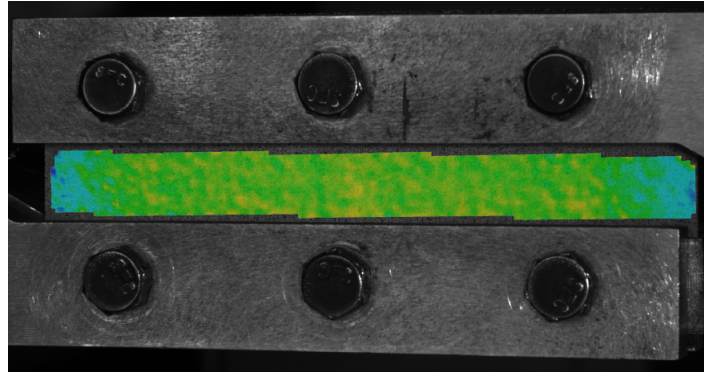


Figura 4.4: Zona homogénea de deformaciones de la probeta de dos rieles ensayada obtenida por el sistema óptico.

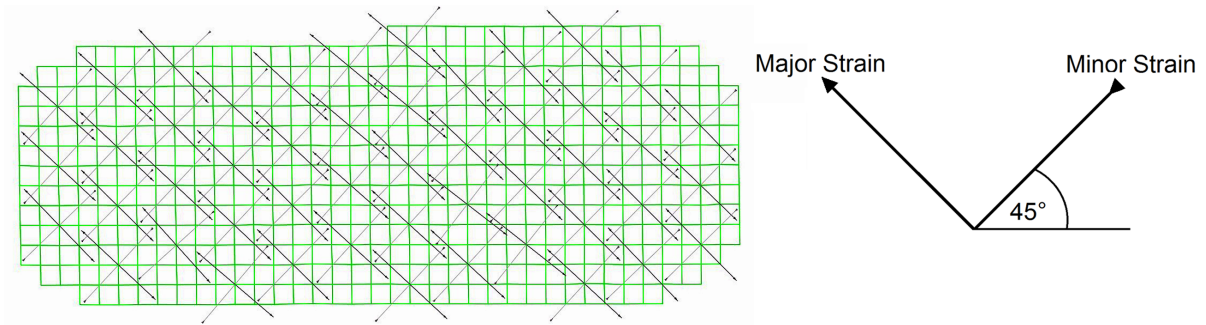


Figura 4.5: Dirección y magnitud de las deformaciones principales en el ensayo de corte de dos rieles.

Al graficar las deformaciones en un círculo de Mohr (figura 4.6) se obtiene un círculo desplazado aproximadamente un 0.4 % del origen de los ejes coordenados (tabla 4.4).

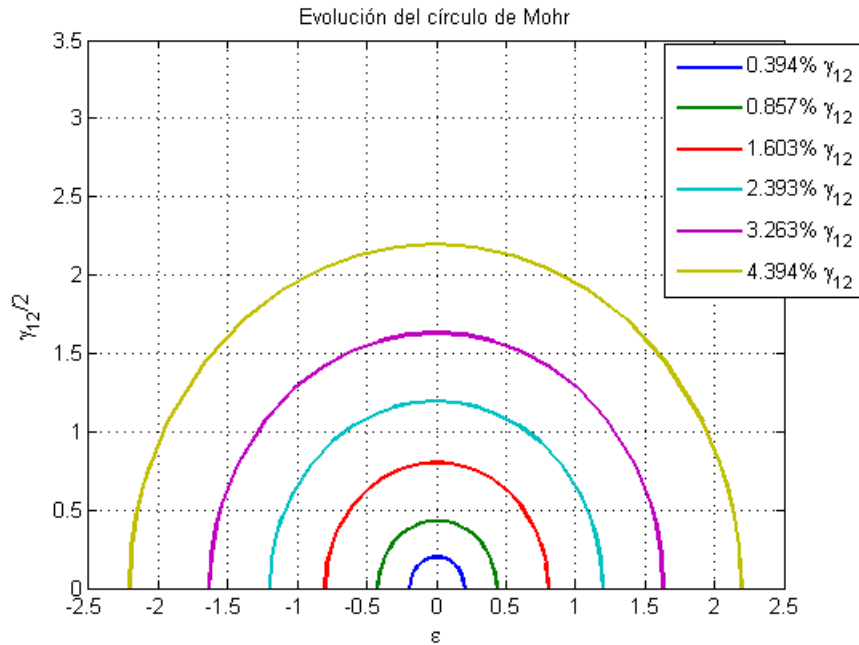


Figura 4.6: Evolución del círculo de Mohr para el ensayo de corte de dos rieles.

Tabla 4.4: Desplazamiento del círculo según la deformación angular del ensayo de corte de dos rieles.

$\gamma = \varepsilon_1 - \varepsilon_2$	Desplazamiento del origen
0.394 %	0.50 %
0.857 %	0.55 %
1.603 %	0.25 %
2.393 %	0.15 %
3.263 %	0.15 %
4.394 %	0.80 %

### 4.1.3. Conclusiones del análisis de corte puro

Según los resultados obtenidos se desprende que el ensayo más aproximado al estado de corte puro es el ensayo de dos rieles, ya que posee un bajo error relativo con respecto a las deformaciones principales y también presenta un menor desplazamiento del círculo de Mohr. En el caso del ensayo de corte fuera del eje de las fibras a  $45^\circ$  se obtienen resultados mayores en comparación al otro, sin embargo también es posible considerarlo un estado de corte puro ya que el rango de error es despreciable por lo menos en un estado de deformación en corte de un 5 % aproximadamente.

## 4.2. Control de calidad

Para la caracterización del material mediante los ensayos mecánicos es necesario realizar una correcta fabricación de las probetas a ensayar, para esto es importante el control de calidad de las probetas después de la fabricación.

### 4.2.1. Fracciones de fibra

Una forma de verificar la repetibilidad en los resultados experimentales es calcular las fracciones de fibra presentes en las probetas fabricadas, ya que las fracciones de fibra representan una importante influencia en las propiedades finales del compuesto. Los resultados de las fracciones de fibra se resumen en la tabla 4.5 y son obtenidos mediante la medición de la densidad del compuesto utilizando la norma ASTM D792 y basado en la regla de mezclas.

Tabla 4.5: Fracciones de fibra para cada tipo de tejido y configuración.

<b>Twill</b>	<b>Bidireccional plano</b>	<b>Unidireccional simétrico</b>	<b>Unidireccional antisimétrico</b>
Fracción de peso de fibra $w_{t_f}$			
0.710 ±0.009	0.683 ±0.011	0.711 ±0.006	0.690 ±0.003
Fracción de volumen de fibra $v_f$			
0.601 ±0.007	0.546 ±0.013	0.610 ±0.008	0.583 ±0.001

Dados los resultados mostrados en la tabla se puede intuir que existe una cierta influencia del tipo de tejido sobre el proceso de fabricación, ya que todas las probetas se fabricaron bajo las mismas condiciones, sin embargo el tejido bidireccional plano presenta menores fracciones de fibra en el laminado. Las investigaciones [47]- [50] han indicado que para el proceso VI existe influencias de la configuración del tejido en el espesor final de la placa, la fracción de volumen de fibra y la formación de espacios vacíos, claramente eso afirma los resultados obtenidos.

### 4.2.2. Análisis de burbujas de aire

Un método complementario al anterior, es cuantificar el contenido de burbujas de aire presentes en el compuesto. La presencia de burbujas tiene cierta influencia negativa en el comportamiento mecánico del material, ya que estos espacios debilitan la interacción fibra/matriz disminuyendo la rigidez del material.

El cálculo del porcentaje de burbujas de aire dentro del material basado en la norma ASTM D2734 es por medio de la determinación de densidades, donde la densidad experimental se mide con la norma ASTM D792 y la teórica se determina por la regla de mezclas [34].

$$\%Burujas = \frac{\rho_{Teo} - \rho_{Exp}}{\rho_{Teo}} * 100 \quad (4.1)$$

Tabla 4.6: Densidades y porcentaje de burbujas para tejidos bidireccionales.

<b>Twill</b>		<b>Bidirecciona plano</b>	
Densidad teórica [ $g/cm^3$ ]	Densidad experimental [ $g/cm^3$ ]	Densidad teórica [ $g/cm^3$ ]	Densidad experimental [ $g/cm^3$ ]
1.5209 ±0.0046	1.4962 ±0.0106	1.4868 ±0.0079	1.4141 ±0.0226
% burbujas de aire			
1.63 ±0.7		4.89 ±1.7	

Tabla 4.7: Densidades y porcentaje de burbujas para configuraciones unidireccionales.

<b>Unidireccional simétrico</b>		<b>Unidireccional antisimétrico</b>	
Densidad teórica [ $g/cm^3$ ]	Densidad experimental [ $g/cm^3$ ]	Densidad teórica [ $g/cm^3$ ]	Densidad experimental [ $g/cm^3$ ]
1.5271 ±0.051	1.5184 ±0.0081	1.5102 ±0.0005	1.4952 ±0.0075
% burbujas de aire			
0.55 ±0.2		0.99 ±0.5	

En la tablas 4.6 y 4.7 se muestra que el porcentaje de burbujas dentro del compuesto reforzado con el tejido bidireccional plano es mayor en relación a los otros tejidos.

En complemento a lo analizado se observan probetas vírgenes en un microscopio óptico (Olympus GX51) a través del espesor con un aumento de x10, x25 y x50.



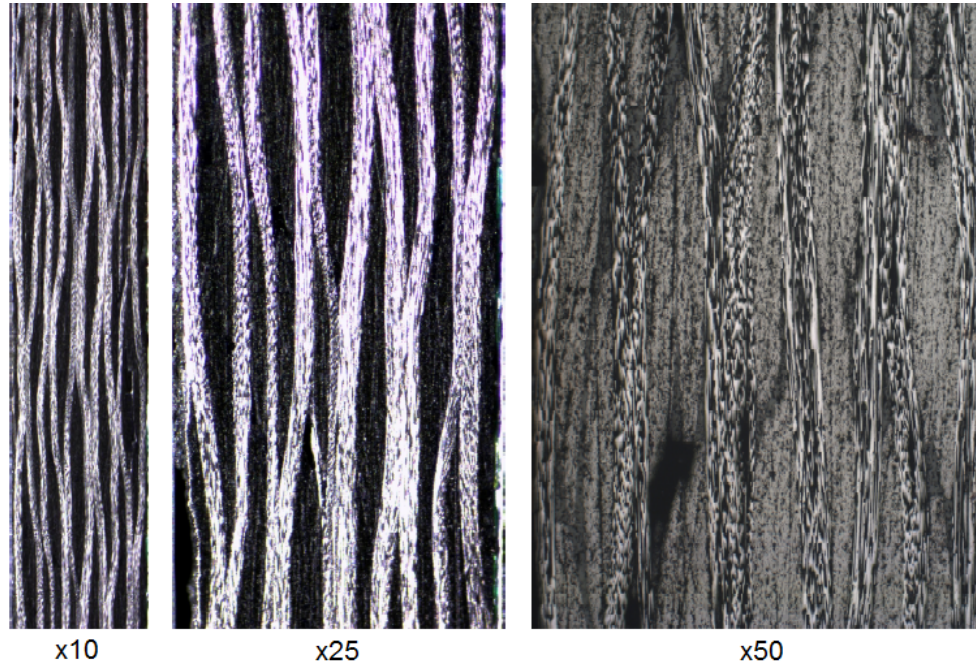


Figura 4.7: Imagen del microscopio del tejido Twill.

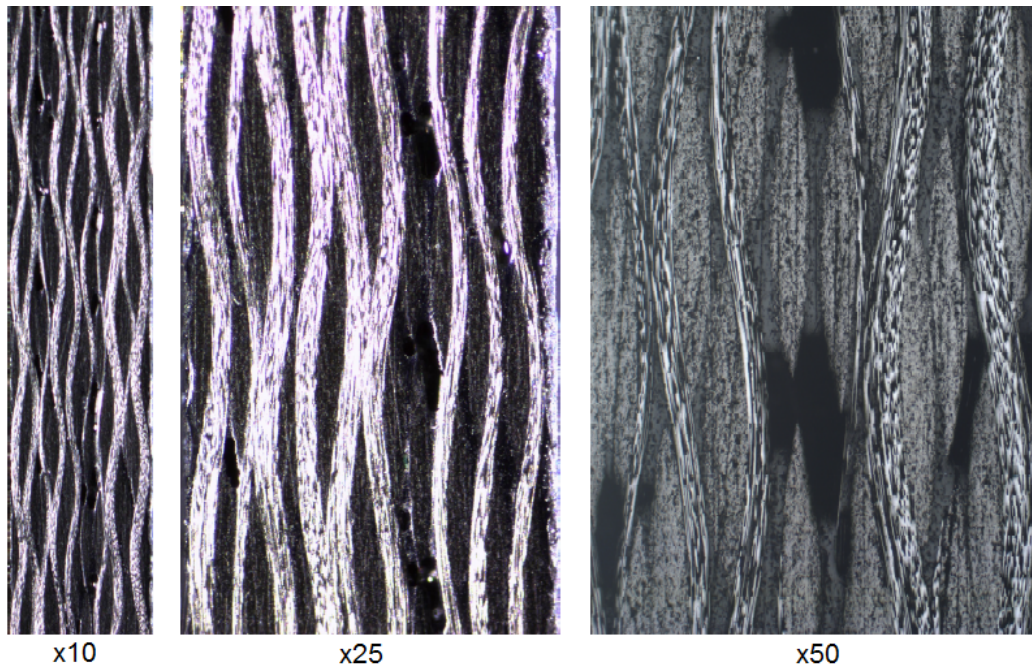


Figura 4.8: Imagen del microscopio del tejido Bidireccional plano.

Las imágenes 4.7, 4.8, 4.9 y 4.10 muestran el ordenamiento de las fibras para los distintos tejidos y configuraciones. En las imágenes aumentadas x50, se observan espacios oscuros que representan vacíos (burbujas) entre láminas, siendo el tejido bidireccional plano el que presenta espacios de mayor

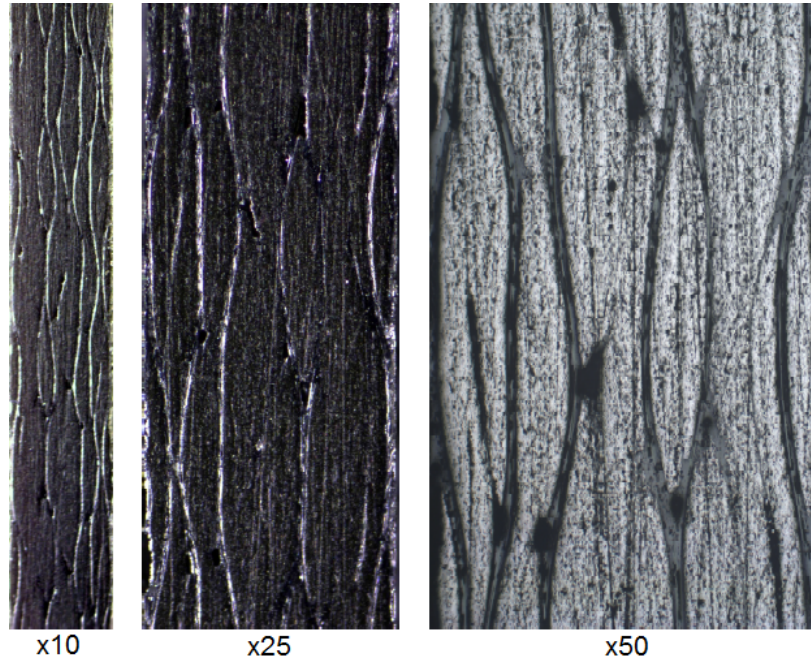


Figura 4.9: Imagen del microscopio del tejido Unidireccional con configuración simétrica.

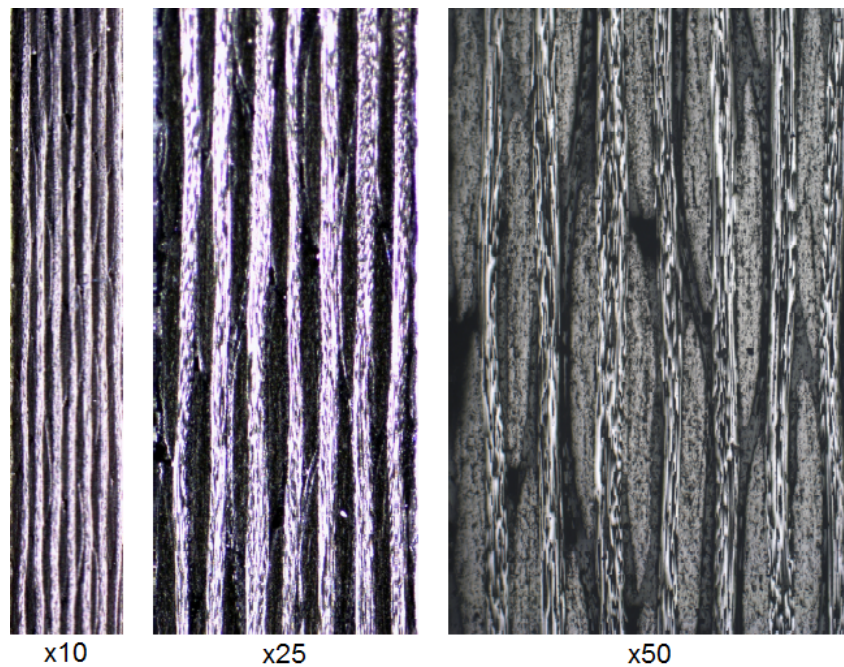


Figura 4.10: Imagen del microscopio del tejido Unidireccional con configuración antisimétrica.

tamaño.

Con respecto a lo anterior, si se analiza detalladamente el tejido bidireccional plano en una imagen nítida ampliada x12 (figura 4.11) se aprecia que presenta una cantidad mayor de espacios vacíos y que

respalda el resultado de burbujas de aire dentro del material.



Figura 4.11: Imagen del microscopio con aumento x12 del tejido Bidireccional plano.

Como se indicó anteriormente, el tejido bidireccional plano es más propenso a presentar espacios vacíos por la disposición de las fibras, lo cual produce una resistencia al flujo de resina evitando una impregnación completa bajo las condiciones del proceso de infusión al vacío.

### 4.3. Resultados experimentales

Como se indicó en la tabla 3.2, para la investigación se realizan 24 ensayos para cada forma de aplicar el desplazamiento (carga monótona y carga/descarga). Los curvas presentadas muestran un promedio del comportamiento experimental para las configuraciones en cada ensayo mecánico.

Los resultados experimentales muestran el comportamiento no lineal del material compuesto y la degradación del módulo al estar sometido a un estado de corte en el plano.

#### 4.3.1. Ensayos de carga monótona

En los ensayo de carga monótona (figura 4.12), se aprecia claramente dos niveles de esfuerzos. El nivel superior abarca los ensayos de tejido tipo twill y de tejido unidireccional configurado a  $\pm 45^\circ$  en tracción,  $0^\circ/90^\circ$  y  $90^\circ$  en dos rieles. En el nivel inferior están los ensayos del tejido bidireccional plano y tejido unidireccional configurado a  $0^\circ$  del ensayo de dos rieles.

En las curvas experimentales se aprecia claramente el comportamiento no lineal que poseen estos materiales. La no linealidad presente en el ensayo de corte es debido a micro grietas en la matriz (desunión fibra/matriz) [5] y plasticidad asociada a la rotación de fibras [24].

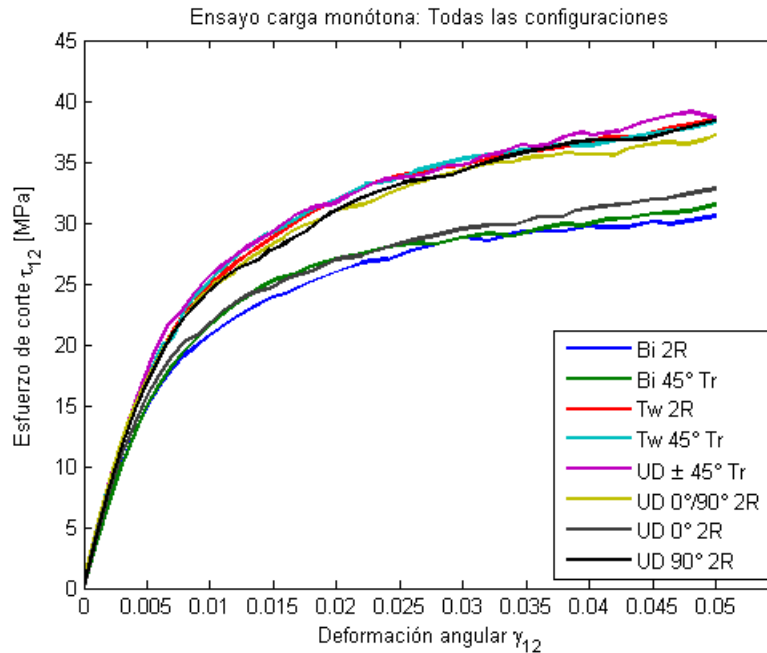


Figura 4.12: Resultado experimental de los ensayos de corte en carga monótona.

### 4.3.2. Ensayos carga/descarga

En los ensayos carga/descarga se muestra que el comportamiento para tejidos bidireccionales es similar para los ensayos de tracción a  $45^\circ$  y dos rielos (ver figuras 4.13 y 4.14), tal y como se espera ya que ambos ensayos se aproximan a un ensayo de corte puro.

Se aprecia un loop en cada ciclo carga/descarga. El loop de histéresis es debido a un proceso de fricción/deslizamiento que ocurre entre las fibras y la matriz como resultado del daño [19] y [44].

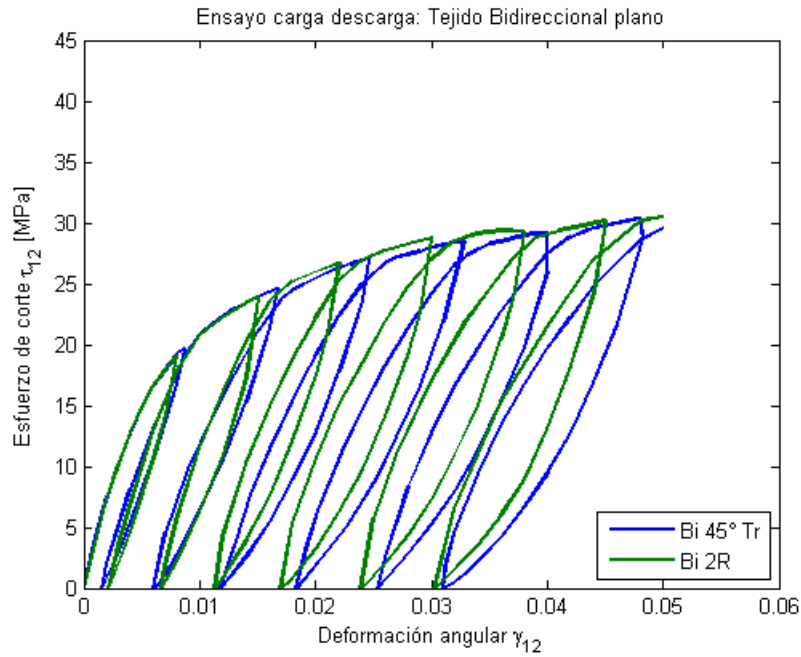


Figura 4.13: Resultado experimental de los ensayos de corte carga/descarga para el tejido bidireccional plano.

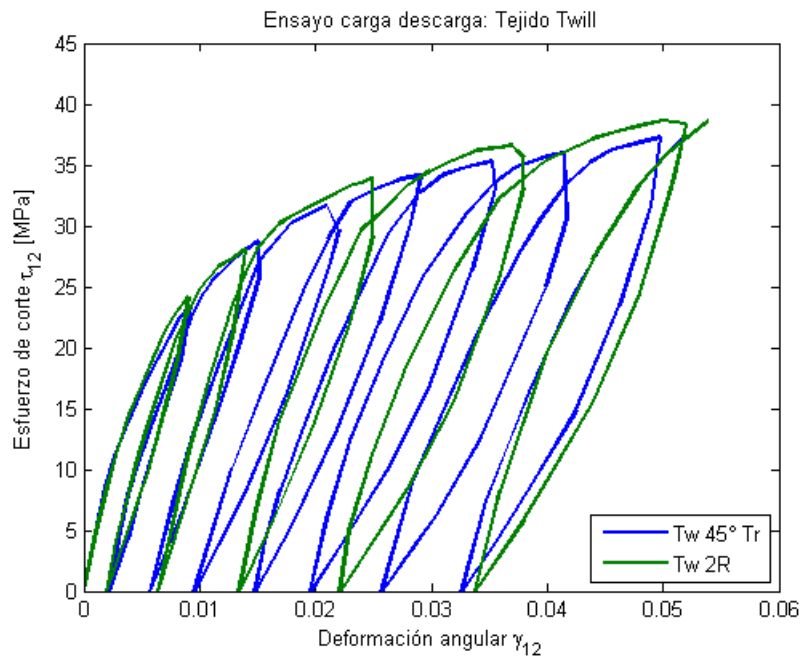


Figura 4.14: Resultado experimental de los ensayos de corte carga/descarga para el tejido twill.

Con respecto al tejido unidireccional, existe diferencia del nivel de esfuerzos (figura 4.15) para las distintas configuraciones.

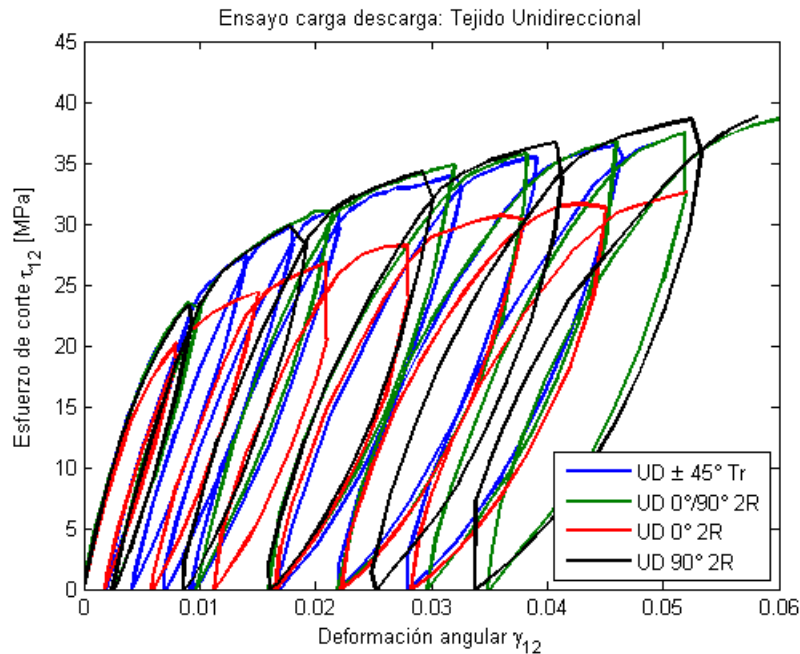


Figura 4.15: Resultado experimental de los ensayos de corte carga/descarga para el tejido unidireccional.

### 4.3.3. Observaciones para el tejido unidireccional

Si se consideran las curvas según el tipo de configuración antisimétrica y simétrica, se aprecia que la configuración antisimétrica que comprende los ensayos de tracción a  $\pm 45^\circ$  y dos riele a  $0^\circ/90^\circ$ , tienen el mismo comportamiento (figura 4.16 a y 4.17 a), esto se puede entender ya que las dos configuraciones son iguales y la diferencia entre cada ensayo es la forma como se aplica la carga, es decir, ocurre exactamente lo mismo que con los tejidos bidireccionales. En cambio para la configuración simétrica que comprende los ensayos de dos riele a  $0^\circ$  y  $90^\circ$ , se ve la diferencia en el nivel de esfuerzos entre los ensayos (figura 4.16 b y 4.17 b). Dicha diferencia se puede atribuir a la alineación de la fibra perpendicular a la fuerza en el ensayo de dos riele, ya que la orientación de la fibra va cambiando con el movimiento de la fuerza, lo que no ocurre en el ensayo de dos riele a  $0^\circ$  porque no existen fibras perpendiculares a la dirección de la carga.

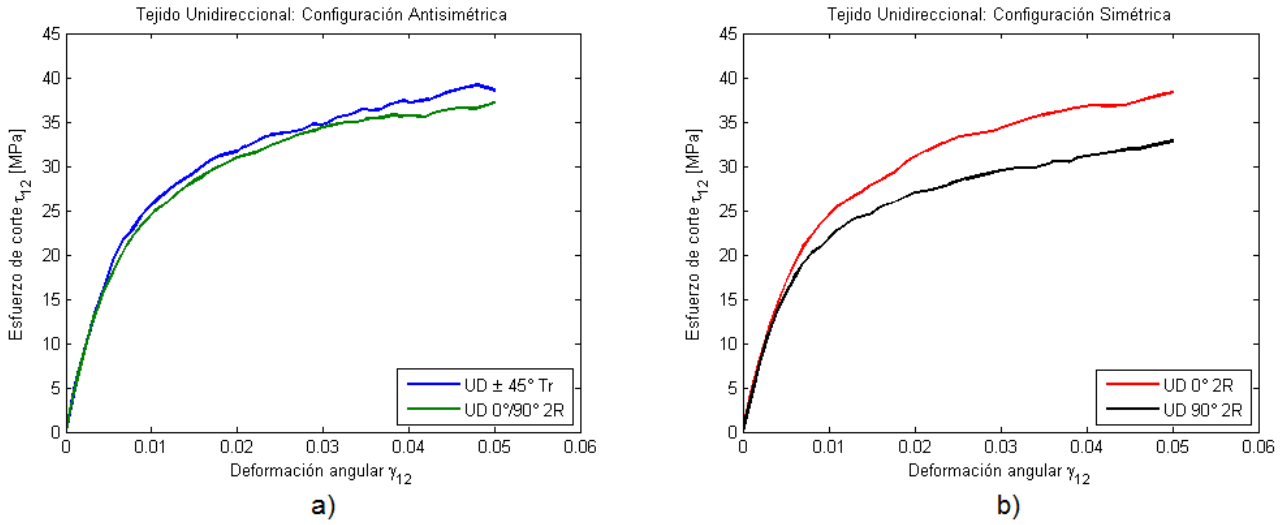


Figura 4.16: Ensayo de carga monótona para configuraciones de tejido unidireccional: a) Configuración antisimétrica; b) Configuración simétrica.

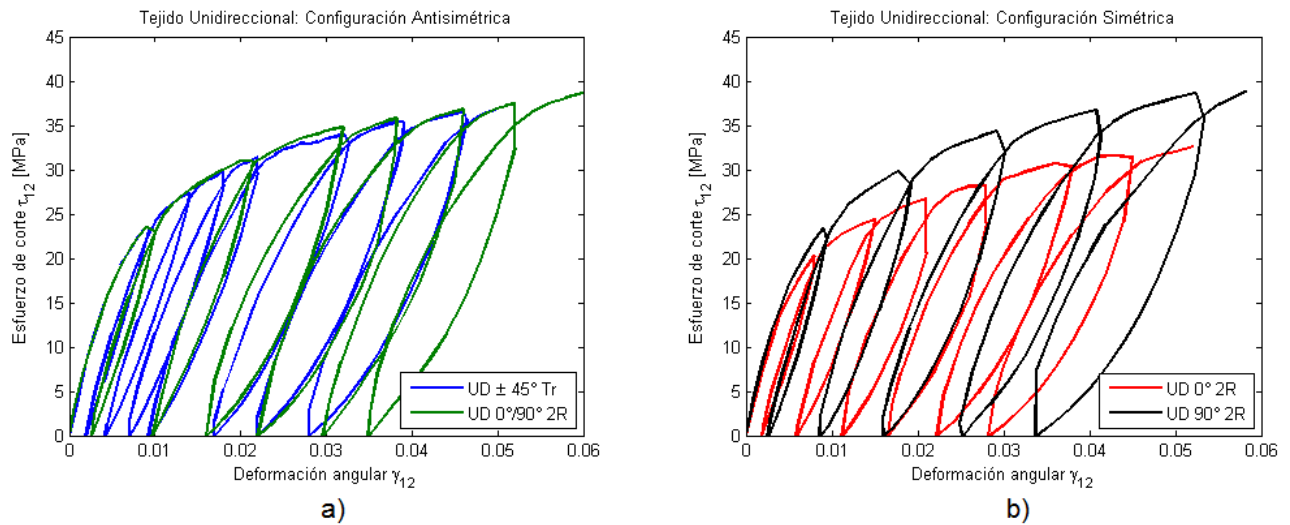


Figura 4.17: Ensayo carga/descarga para configuraciones de tejido unidireccional: a) Configuración antisimétrica; b) Configuración simétrica.

## 4.4. Análisis del comportamiento elástico

### 4.4.1. Módulo de corte

A pesar de que existen dos niveles de esfuerzos como se ve en las figuras anteriores, el módulo de corte se puede considerar similar para que todas las configuraciones ensayadas como se aprecia en la imagen 4.18, donde cada módulo con su variación están dentro del rango de un módulo de corte promedio para el material. Los valores del módulo de cada ensayo se resumen en la tabla 4.8.

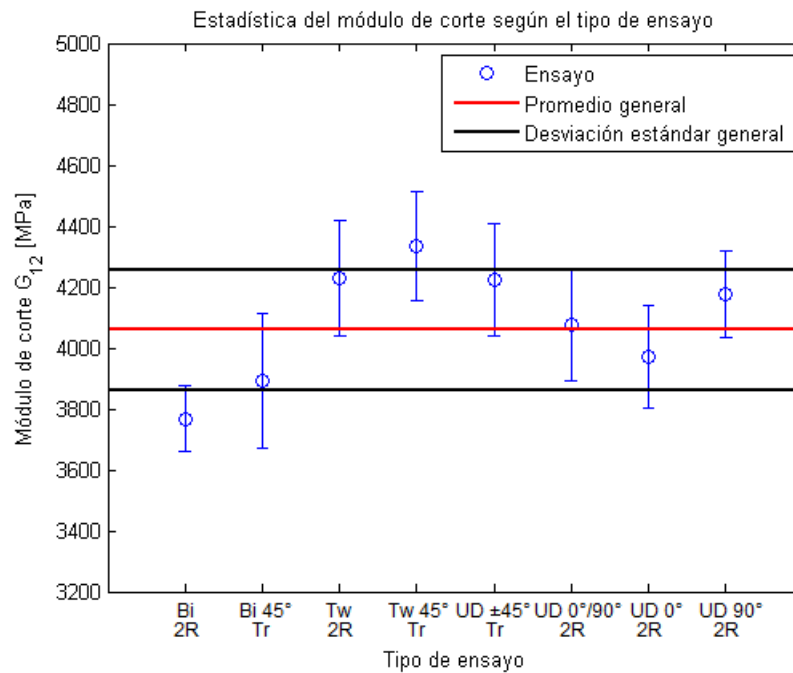


Figura 4.18: Variación del módulo de corte para todas las configuraciones.

Se puede considerar que en el rango elástico del comportamiento en corte de los materiales compuestos solamente depende de la relación matriz/fibra (tipo de material utilizado y proceso de fabricación) y no de la configuración utilizada, ya sea unidireccional o tejido bidireccional. El control de calidad realizado con respecto a la fracción de fibra y el porcentaje de burbujas de aire apoya firmemente los resultados obtenidos, ya que el tejido bidireccional plano presenta un valor de módulo de corte ligeramente inferior con respecto a las otras configuraciones.



Tabla 4.8: Módulo de corte para todas las configuraciones.

Ensayo	Módulo de corte [MPa]
Bi 2R	3767.48 ±107.54
Bi 45° Tr	3893.46 ±221.85
Tw 2R	4228.60 ±187.59
Tw 45° Tr	4335.60 ±178.37
UD ±45° Tr	4225.33 ±184.84
UD 0°/90° 2R	4076.95 ±184.00
UD 0° 2R	3971.20 ±169.39
UD 90° 2R	4175.73 ±143.77
Promedio	4059.09 ±197.01

#### 4.4.2. Evolución del módulo de corte

Con los ensayos carga/descarga se determina el módulo de corte con respecto a la deformación angular plástica en cada ciclo para las distintas configuraciones ensayadas. En las gráficas experimentales de evolución del módulo de corte (figuras 4.19, 4.20, 4.21 y 4.22) se aprecia que luego de cierto nivel de deformación plástica el módulo de corte tiende a un valor constante.

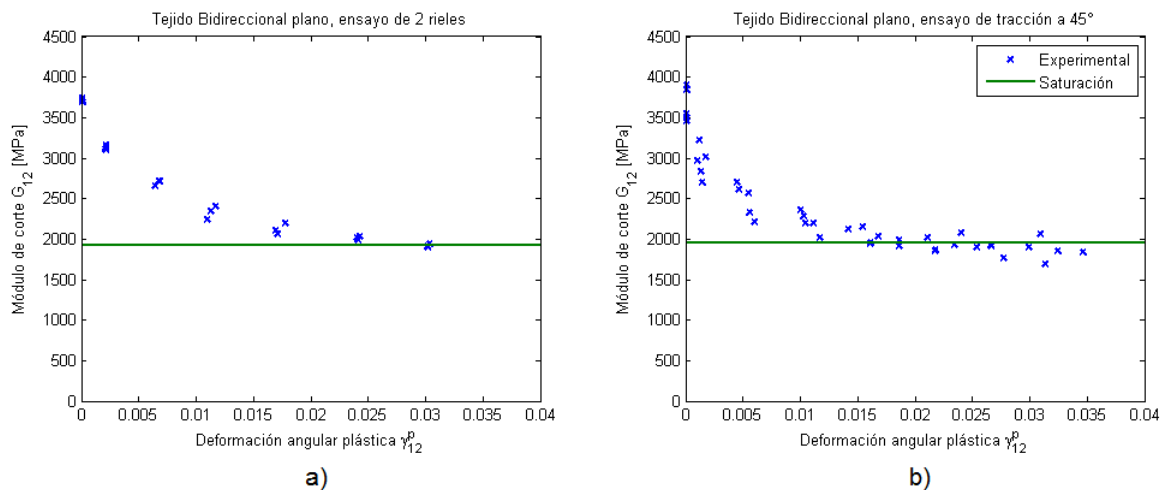


Figura 4.19: Evolución del módulo de corte para el tejido bidireccional plano: a) Ensayo de dos rieles; b) Ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°.

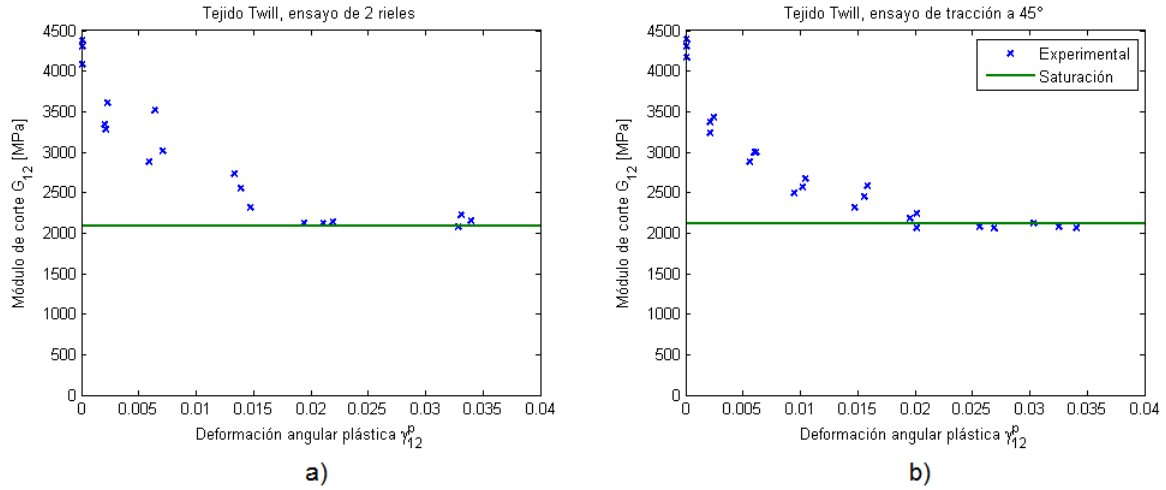


Figura 4.20: Evolución del módulo de corte para el tejido twill: a) Ensayo de dos rielees; b) Ensayo de corte fuera del eje de las fibras a 45°.

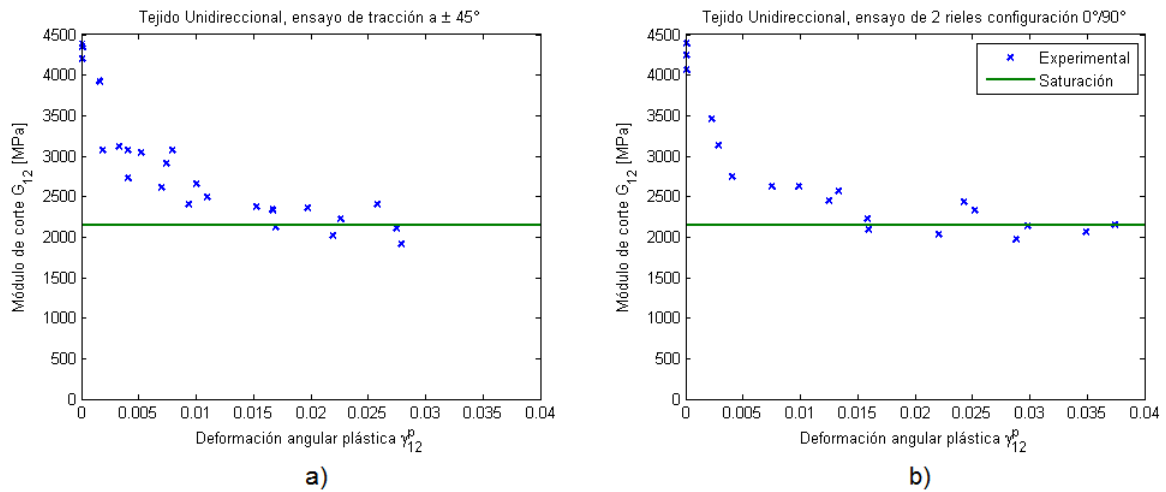


Figura 4.21: Evolución del módulo de corte para el tejido unidireccional: a) Ensayo de corte fuera del eje de las fibras a  $\pm 45^\circ$ ; b) Ensayo de dos rielees configuración 0°/90°.

Los datos experimentales se pueden ajustar a la ecuación diferencial 4.2, donde  $C$  y  $G_{sat}$  son parámetros del material relacionados con la velocidad de saturación y el nivel de saturación respectivamente.

$$\frac{dG_{12}}{d\gamma_{12}^p} = C (G_{sat} - G_{12}) \quad (4.2)$$

La solución de la ecuación diferencial es presentada en la ecuación 4.3.

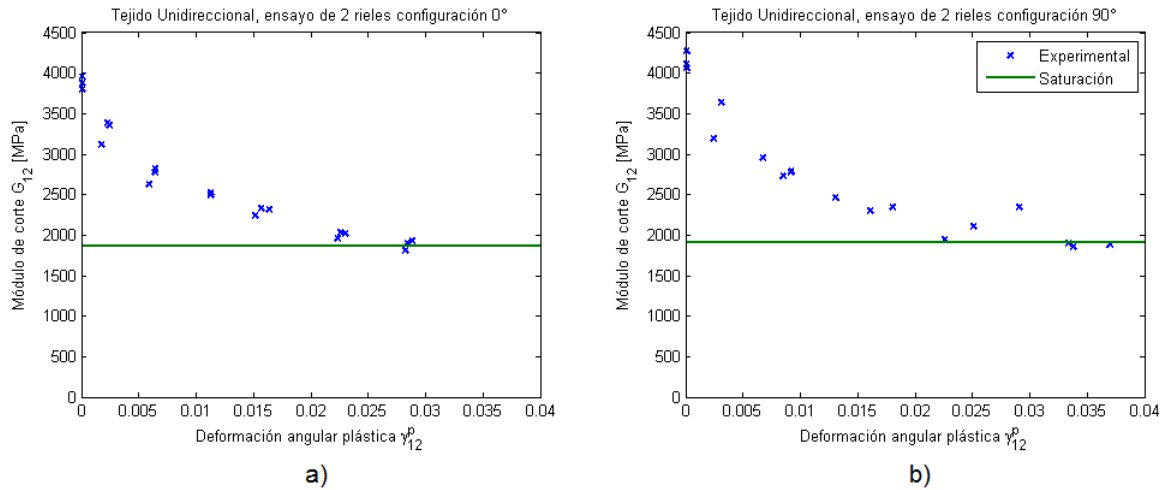


Figura 4.22: Evolución del módulo de corte para el tejido unidireccional: a) Ensayo de dos rieles configuración 0°; b) Ensayo de dos rieles configuración 90°.

$$G_{12}(\gamma_{12}^p) = G_{sat} + (G_{12,0} - G_{sat}) \exp(-C\gamma_{12}^p), \quad (4.3)$$

donde  $G_{12,0}$  es el módulo de corte inicial. El módulo de saturación  $G_{sat}$  que se obtiene de la curva experimental y la velocidad de saturación  $C$  se ajusta al minimizar el error por mínimos cuadrados de los datos experimentales. Estos resultados se muestran en la tabla 4.9.

Tabla 4.9: Ajuste de datos de la aproximación exponencial.

Ensayo	$G_{12,0}$ [MPa]	$G_{sat}$ [MPa]	$C$	%Error
Bi 2R	3767.48	1927.70	138.61	1.9
Bi 45° Tr	3893.46	1951.56	180.01	6.6
Tw 2R	4228.60	2090.64	135.50	6.4
Tw 45° Tr	4335.60	2109.67	168.37	6.5
UD ±45° Tr	4225.33	2150.97	189.69	7.2
UD 0°/90° 2R	4076.95	2140.46	190.03	6.9
UD 0° 2R	3971.20	1868.66	121.33	5.4
UD 90° 2R	4175.73	1906.27	112.10	6.0

Al aproximar los datos experimentales a la función exponencial (figura 4.23) se puede apreciar que la evolución del módulo de corte para todas las configuraciones es similar teniendo una pequeña variación en la velocidad de degradación y el nivel de saturación.

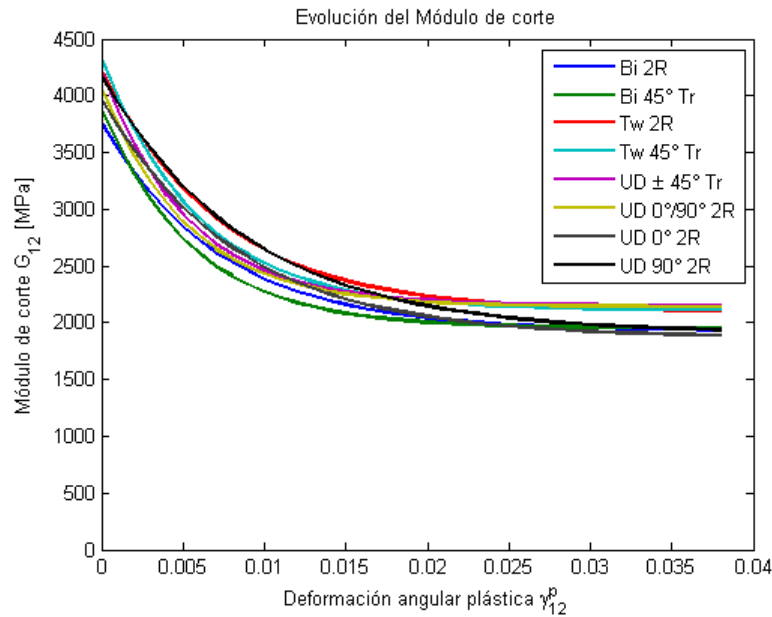


Figura 4.23: Evolución del módulo de corte para todas las configuraciones.

Normalizando todas las curvas con respecto a su módulo de corte inicial (figura 4.24), se puede observar que existe una pequeña diferencia en la velocidad de degradación del módulo, sin embargo esta variación es despreciable y se puede concluir que todas las configuraciones poseen la misma evolución del módulo de corte.

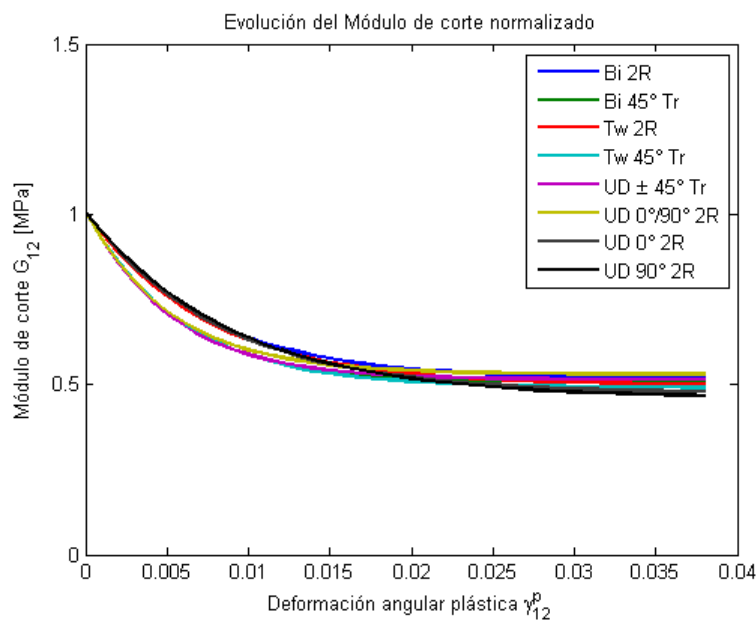


Figura 4.24: Evolución del módulo de corte normalizado para todas las configuraciones.

Según lo observado en las gráficas anteriores se entiende que en el rango elástico de comportamiento de corte en el plano, es decir el cálculo del módulo de corte o la evolución de éste, solamente es dependiente de la relación matriz/fibra y no de la configuración utilizada.

## 4.5. Análisis del comportamiento plástico

Como se indicó anteriormente el comportamiento en el rango elástico es igual para todas las configuraciones ensayadas, esto también se aprecia en el esfuerzo de fluencia donde el comportamiento pasa a ser no lineal y que es calculado en las curvas monótonas. En la tabla 4.10 se resumen los esfuerzos de fluencia y los últimos para todas las configuraciones ensayadas.

Tabla 4.10: Esfuerzos característicos para todas las configuraciones.

Ensayo	Esfuerzo de fluencia [MPa]	Esfuerzo último 5 % [MPa]
Bi 2R	8.0277 ±1.1247	30.6322 ±0.1298
Bi 45° Tr	8.1686 ±1.2078	31.0009 ±0.6126
Tw 2R	8.4500 ±0.8198	38.6133 ±0.8755
Tw 45° Tr	8.0542 ±0.6460	37.4184 ±0.8344
UD ±45° Tr	8.5270 ±0.4927	38.0187 ±0.9821
UD 0°/90° 2R	8.0574 ±0.4179	38.2696 ±1.1409
UD 0° 2R	8.0731 ±0.3914	32.2787 ±0.4678
UD 90° 2R	8.4232 ±0.4443	38.1833 ±0.1888
Promedio	8.201 ±0.2082	NC

Con respecto al endurecimiento, los datos experimentales fueron ajustados a una aproximación potencial como la ley de Holloman. Los parámetros se determinan linealizando la curva experimental al aplicar el logaritmo natural de la deformación y de los esfuerzos. En la figura 4.25, que representa la linealización, se aprecia claramente dos niveles de endurecimiento para las configuraciones.

Procesados los resultados de la linealización, la figura 4.26 muestra el endurecimiento para todas las configuraciones aproximado a la función potencial. La curva de endurecimiento se obtiene eliminando la zona elástica en un ensayo de carga monótona por descomposición aditiva de la deformación total, definiéndose la deformación como deformación angular plástica monótona, el ajuste de la curva potencial a los datos experimentales se resume en la tabla 4.11.

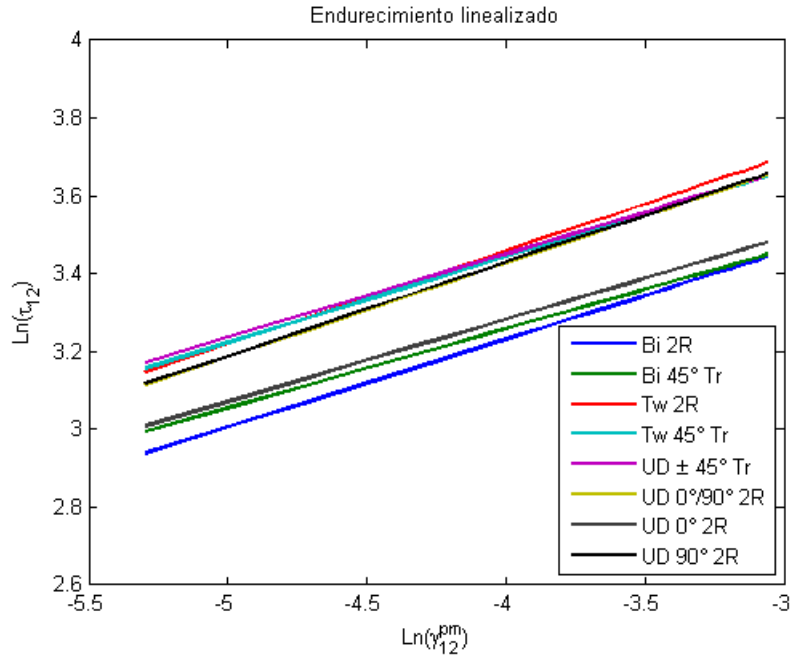


Figura 4.25: Linealización del endurecimiento para todas las configuraciones.

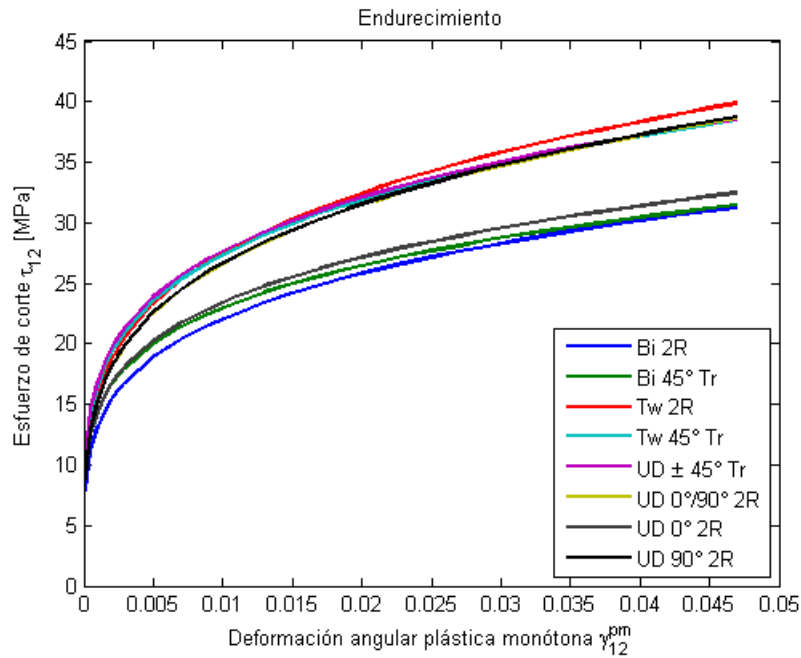


Figura 4.26: Endurecimiento para todas las configuraciones.

La diferencia en los niveles de endurecimiento se puede atribuir al reordenamiento de la dirección de las fibras con respecto a la dirección de la carga, ya que el esfuerzo de corte se transmite al compuesto debido a la resistencia en la unión matriz/fibra y usualmente las grietas en la matriz pasan

Tabla 4.11: Ajuste de datos de la aproximación potencial.

Ensayo	A [MPa]	b	Ajuste $R^2$ de la aproximación potencial
Bi 2R	62.32	0.22	0.97
Bi 45° Tr	58.45	0.20	0.97
Tw 2R	82.95	0.23	0.96
Tw 45° Tr	79.41	0.22	0.96
UD $\pm 45^\circ$ Tr	78.26	0.21	0.95
UD 0°/90° 2R	80.93	0.21	0.96
UD 0° 2R	61.87	0.21	0.97
UD 90° 2R	80.98	0.23	0.97

a través de la interfase, comenzando el crecimiento a lo largo de las fibras y luego llevando al proceso de desunión [24] y [51], por lo tanto, la fibra al verse ligeramente libre puede rotar en la dirección de la carga.

#### 4.5.1. Endurecimiento en materiales compuestos

El comportamiento no lineal o endurecimiento en estos materiales en un estado de corte se atribuye a la respuesta en corte de la matriz [39] (figura 4.27).

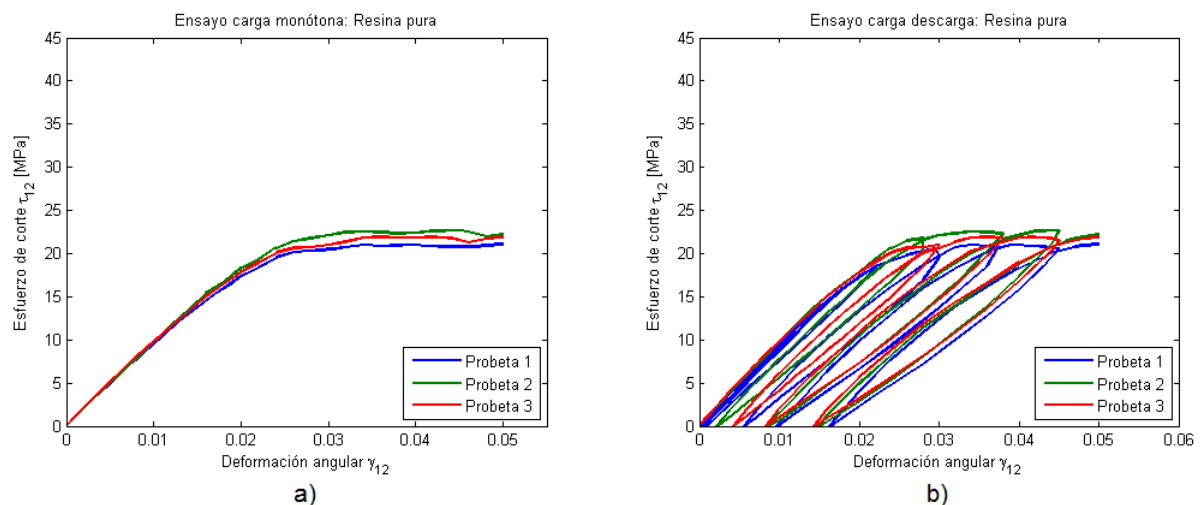


Figura 4.27: Ensayo de dos rieles de resina pura: a) Ensayo en carga monótona; b) Ensayo carga/descarga.

Se debe considerar que la resina sometida a un estado de corte no presenta gran variación del módulo (figura 4.27 b), esto se comprende mejor en la gráfica de evolución del módulo, donde su comportamiento es aproximadamente lineal (figura 4.28 a). Por lo tanto, observando los resultados, se considera que la resina posee un comportamiento elástico perfectamente plástico, es decir, no se endurece ni se degrada el módulo con la deformación, como se ve en la figura 4.28 b.

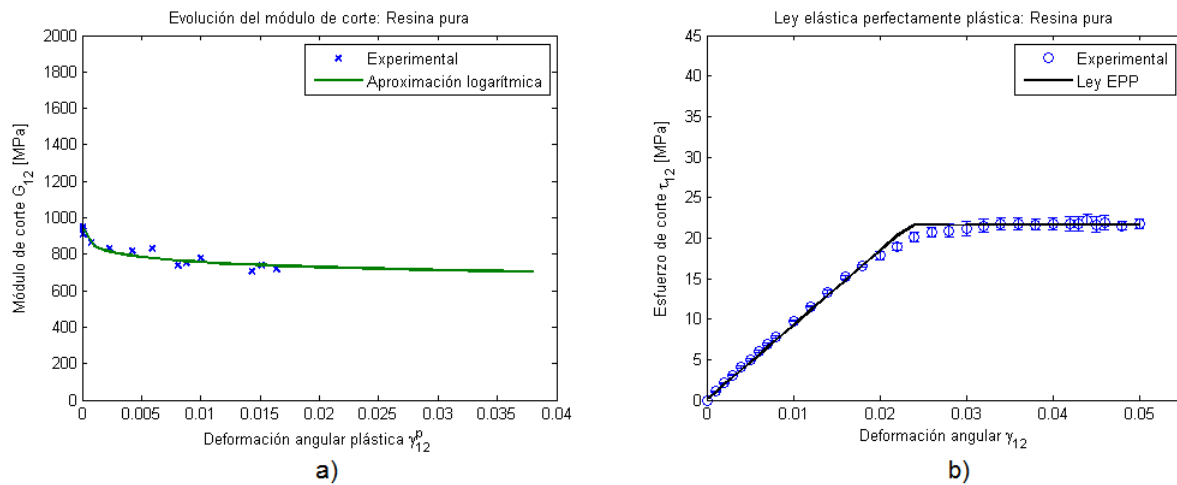


Figura 4.28: Ensayo de dos rieles de resina pura: a) Evolución del módulo de corte; b) Aproximación de la ley elástica perfectamente plástica de la resina.

El comportamiento elasto-plástico de la matriz permite que las fibras deslicen entre sí, lo cual se conoce como efecto scissoring o tijeras.

#### 4.5.2. Efecto scissoring

El efecto tijeras es un deslizamiento o rotación entre las fibras del laminado (figura 4.29).

La orientación de las fibras en un ensayo de corte, cambia con respecto al eje de la carga del laminado debido a la deformación. Con cada incremento, la orientación de las fibras y la rigidez del material van cambiando, esto se denomina efecto tijeras [52]. La rotación de las fibras lleva a un aumento del nivel de esfuerzos de corte [40], es decir, que el incremento del esfuerzo en la dirección de las fibras explica la diferencia entre las distintas configuraciones, específicamente para tejidos unidireccionales, además muchos autores han indicado que el efecto tijera lleva a una falsa lectura de la resistencia al corte [36]- [38].



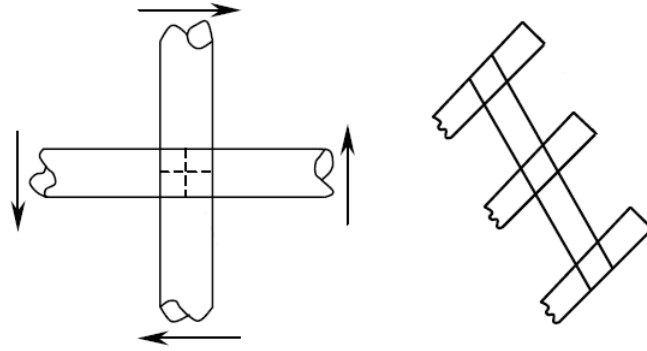


Figura 4.29: Rotación de fibras producto de un estado de corte.

Con respecto a lo anterior, se puede considerar que el ensayo de dos rieles del laminado unidireccional con fibras orientadas a  $0^\circ$  con respecto a la dirección de la fuerza es un ensayo sin rotación de fibras. Es posible considerar que en este ensayo solamente la resina ofrece resistencia al corte por la forma en que se disponen las fibras, sin embargo el ensayo de corte para resina pura realizado (RP 2R), muestra un módulo de corte y nivel de esfuerzo inferiores al laminado unidireccional, como se resume en la tabla 4.12 y se observa en la figura 4.30.

Tabla 4.12: Comparación del módulo de corte del ensayo UD  $0^\circ$  2R y el ensayo de resina pura.

Ensayo	Módulo de corte [MPa]
UD $0^\circ$ 2R	$3971.20 \pm 169.39$
RP 2R	$916.09 \pm 17.77$

En una primera instancia al comparar el ensayo del tejido unidireccional con los ensayos realizados para el tejido bidireccional plano se presume que éste no presenta el efecto tijeras. En la figura 4.31 se observa que el tejido bidireccional plano tiene un comportamiento cercano al laminado unidireccional con fibras orientadas a  $0^\circ$ . Sin embargo, se debe tomar en consideración que estas configuraciones no poseen el mismo volumen de fibra.

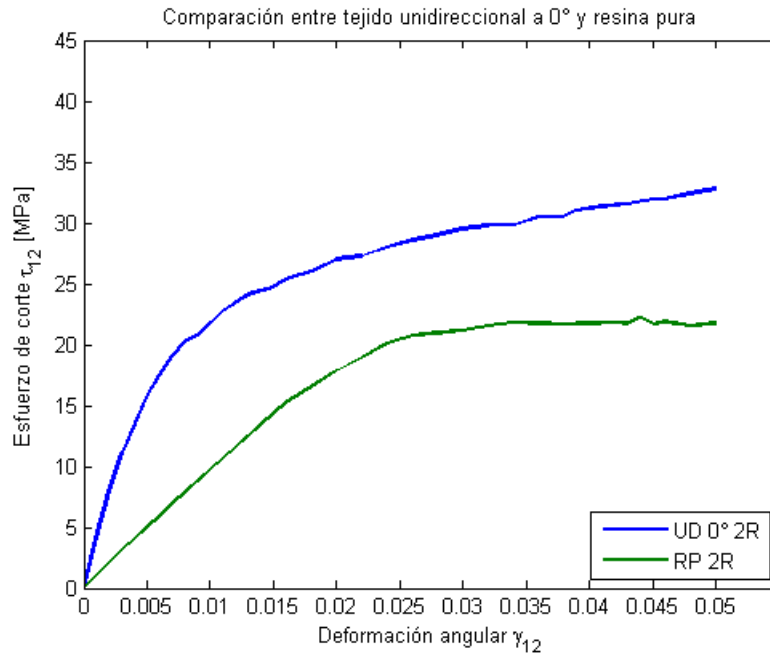


Figura 4.30: Respuesta mecánica del ensayo de dos rieles del laminado unidireccional con fibras orientadas a 0° y el ensayo de resina pura.

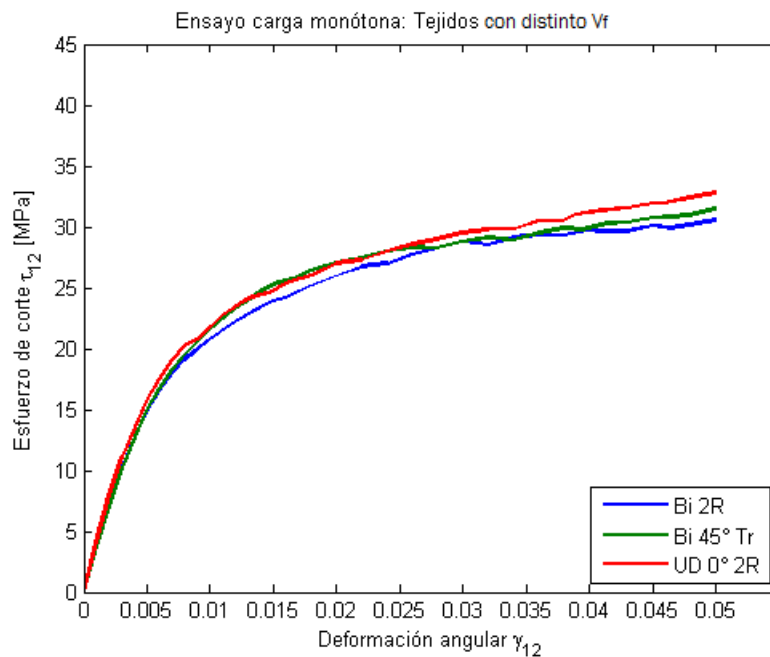


Figura 4.31: Respuesta mecánica en carga monótona para tejidos con distinto volumen de fibra.

### 4.5.3. Influencia del volumen de fibra en el endurecimiento

Se realizan ensayos de corte para laminados con idéntico o similar volumen de fibra. Para esto se fabrican probetas de ensayo por el método de RTM, con el cual es posible controlar el volumen de fibra. Los tejidos bidireccionales plano y twill se comparan para verificar la influencia del volumen de fibra en el endurecimiento. En la figura 4.32 se aprecia que ambos tejidos presenta la misma respuesta en corte, lo que demuestra que en el tejido bidireccional plano existe presencia del efecto tijeras. En la tabla 4.13 se resume el control de calidad para estas probetas de ensayo.

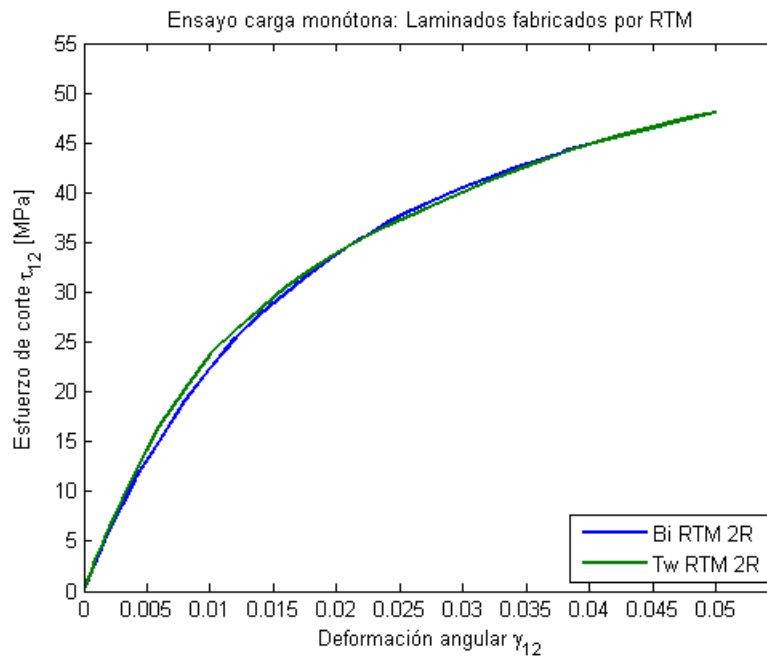


Figura 4.32: Respuesta mecánica en carga monótona en el ensayo de dos rieles para laminados fabricados por RTM.

Tabla 4.13: Control de calidad para laminados fabricados por RTM.

Bidireccional plano		Twill	
$wt_f$	$v_f$	$wt_f$	$v_f$
$0.667 \pm 0.005$	$0.557 \pm 0.010$	$0.644 \pm 0.004$	$0.545 \pm 0.008$
% burbujas de aire			
$1.11 \pm 0.6$		$1.01 \pm 0.9$	

## 4.6. Conclusiones

Según los análisis realizados se comprende que la relación existente entre la matriz y su refuerzo presenta influencia en el comportamiento lineal y no lineal.

Con respecto al análisis de pureza del estado de corte se desprende que el mejor ensayo que representa o se aproxima al estado de corte puro es el ensayo de corte de dos rieles. Sin embargo, a nivel de ejecución el ensayo de corte fuera del eje de las fibras a  $45^\circ$  tiene ventaja sobre el ensayo de dos rieles, además ya que posee un bajo desplazamiento del círculo de Mohr también es posible considerarlo como un ensayo de corte puro. Se entiende entonces que no existe una influencia del tipo de ensayo de corte utilizado con respecto al comportamiento mecánico.

La respuesta mecánica de los tejidos bidireccionales, ya sea twill o bidireccional plano, no presenta diferencias con respecto a la configuración o ensayo realizado. En cambio para el tejido unidireccional si existen diferencias con respecto a la configuración utilizada en el ensayo de corte de dos rieles, es decir una influencia de la dirección de las fibras con respecto a la dirección de la carga, lo que se atribuye al reordenamiento de las fibras o efecto tijeras.

Si se considera que el comportamiento real del material en corte debe ser sin presencia de rotación de fibras con respecto a la dirección de la carga se entiende que todas las configuraciones presentan un incremento en la resistencia del material, excepto el UD  $0^\circ$ , sin embargo se debe tener presente que no es posible disminuir este efecto hasta ahora.

El porcentaje de volumen de fibra del material es el factor más importante e influyente en las características mecánicas del material, por tanto, se entiende que no existe influencia del tejido ni del tipo de ensayo en la respuesta mecánica en corte y solamente las propiedades son determinadas por la relación fibra/matriz del material, es decir tipo de fibra, tipo de resina y porcentaje de volumen.

# Capítulo 5

## Identificación de parámetros del modelo de daño

### 5.1. Simplificación del modelo

En el capítulo dos se presenta el modelo de daño original propuesto por Ladeveze, este modelo es para tejidos unidireccionales y toma en consideración la degradación de las propiedades en estado de corte y en la dirección perpendicular de las fibras, sin embargo, para la identificación de parámetros el estudio realizado está enfocado en un estado de corte en el plano, por lo tanto, el modelo se simplifica según lo requerido.

#### 5.1.1. Simplificación de la cinemática del daño

Al aislar el estado de esfuerzo solamente al corte en el plano, la energía de deformación es:

$$E_D = \frac{1}{2} \left[ \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12,0}(1 - d_{12})} \right]. \quad (5.1)$$

Luego la fuerza termodinámica asociada a la variable de daño es:

$$Y_{12} = \frac{\partial E_D}{\partial d_{12}} = \frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12,0}(1 - d_{12})^2}. \quad (5.2)$$

Siguiendo, la fuerza termodinámica equivalente asociada al desarrollo progresivo del daño en la lámina es:

$$\underline{Y}(t) = \max_{|\tau| \leq t} [Y_{12}(\tau)]. \quad (5.3)$$

Finalmente la ley de evolución del daño solamente considera la ecuación 2.11, asociado al estado de corte:

$$d_{12} = \frac{\sqrt{\underline{Y}} - \sqrt{Y_0}}{\sqrt{Y_C} - \sqrt{Y_0}}, \quad \text{si } d_{12} < 1, \quad \text{otro } d_{12} = 1. \quad (5.4)$$

### 5.1.2. Simplificación de la ley de plasticidad

En un estado de corte la deformación plástica efectiva  $\tilde{\epsilon}_p$  y la deformación plástica acumulada equivalente  $p$  se definen como:

$$\tilde{\epsilon}^p = \gamma_{12}^p (1 - d_{12}), \quad (5.5)$$

$$p = \int (1 - d_{12}) d\gamma_{12}^p. \quad (5.6)$$

El criterio de plasticidad es:

$$f = \tilde{\sigma}_{12} - R(p) - R_0 = 0, \quad \text{con } R(p) = Kp^n \quad (5.7)$$

### 5.1.3. Parámetros a determinar

Según la simplificación realizada, los parámetros que se requieren en el modelo de daño son los siguientes:

- $Y_0$ : Fuerza termodinámica umbral de desarrollo de  $d_{12}$ , ecuación 5.4.
- $Y_C$ : Fuerza termodinámica crítica de  $d_{12}$ , ecuación 5.4.
- $K$ : Coeficiente de la ley de plasticidad, ecuación 5.7.
- $n$ : Exponente de la ley de plasticidad, ecuación 5.7.

## 5.2. Parametrización

En el capítulo cuatro se muestra el comportamiento mecánico en corte para los tejidos y configuraciones ensayadas, se pueden dividir en dos niveles de esfuerzos: un nivel superior, que comprende los ensayos Tw 45° Tr, Tw 2R, UD ±45°, UD 0°/90° 2R y UD 90° 2R; un nivel inferior, que comprende los ensayos Bi 45°, Bi 2R y UD 0° 2R. A partir de lo anterior, la caracterización de parámetros del modelo de daño se enfoca en determinar dos grupos de parámetros que satisfagan a cada uno de los niveles de esfuerzos.

### 5.2.1. Parámetros de cinemática del daño

La ecuación 5.4 define la evolución del daño. Para determinar esta ecuación en forma experimental, primero se debe obtener la variable de daño  $d_{12}$  que se calcula como:

$$d_{12,i} = 1 - \frac{G_{12,i}}{G_{12,0}}, \quad (5.8)$$

donde  $G_{12,i}$  es el módulo de corte en cada descarga y  $G_{12,0}$  es el módulo de corte inicial.

Luego, se calcula la fuerza termodinámica equivalente como:

$$\sqrt{\underline{Y}} = \sqrt{Y_{12,i}} = \gamma_{12}^e \sqrt{\frac{G_{12,0}}{2}}, \quad (5.9)$$

donde  $\gamma_{12}^e$  es la deformación angular elástica en cada descarga.

Ahora, teóricamente el modelo de daño indica que la evolución del daño es lineal y se puede escribir de la siguiente manera:

$$d_{12} = \frac{\sqrt{\underline{Y}} - \sqrt{Y_0}}{\sqrt{Y_C} - \sqrt{Y_0}} = \frac{\sqrt{\underline{Y}}}{\sqrt{Y_C} - \sqrt{Y_0}} - \frac{\sqrt{Y_0}}{\sqrt{Y_C} - \sqrt{Y_0}}. \quad (5.10)$$

A partir de la ecuación 5.10 se desprende la ecuación de la recta:

$$d_{12} = m \sqrt{\underline{Y}} - b, \quad (5.11)$$

con

$$m = \frac{1}{\sqrt{Y_C} - \sqrt{Y_0}}, \quad b = \frac{\sqrt{Y_0}}{\sqrt{Y_C} - \sqrt{Y_0}} \Rightarrow Y_0 = \left(\frac{b}{m}\right)^2, \quad Y_C = \left(\frac{b+1}{m}\right)^2. \quad (5.12)$$

En este aspecto el modelo de daño requiere las constantes  $Y_0$  e  $Y_C$ , estas fuerzas termodinámicas se determinan a partir de la curva de evolución del daño aproximando una recta que mejor se ajuste a los datos dispersos. En la figura 5.1 y 5.2 se aprecian las curvas de evolución del daño para los ensayos de nivel de esfuerzos superior e inferior respectivamente.

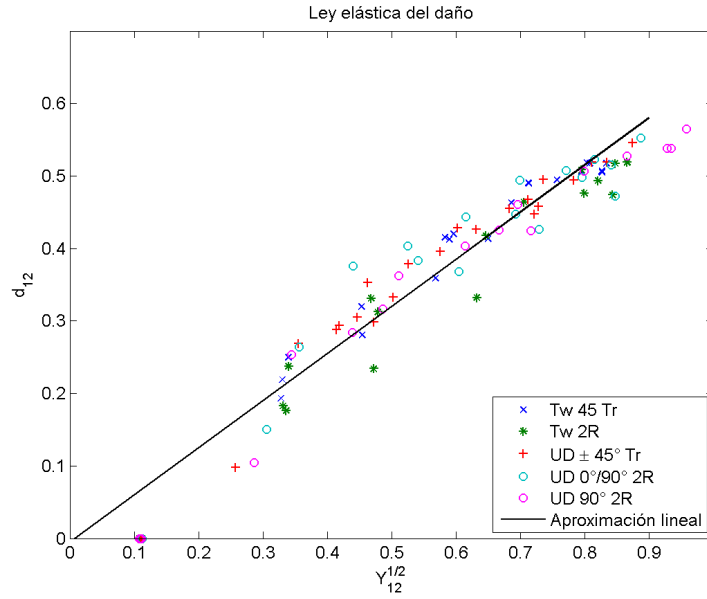


Figura 5.1: Evolución del daño para los ensayos de nivel superior de esfuerzos.

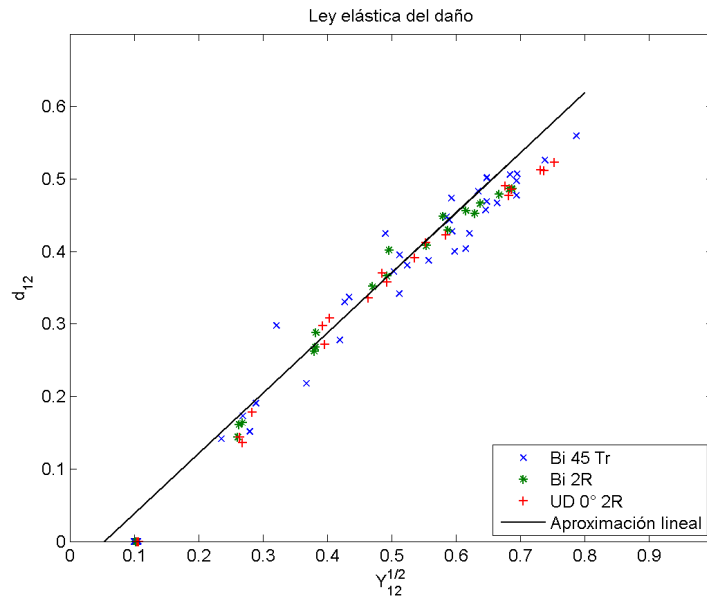


Figura 5.2: Evolución del daño para los ensayos de nivel inferior de esfuerzos.



Se observa que la curva de ensayos de nivel inferior posee una pendiente mayor que se traduce en una fuerza termodinámica crítica menor, lo que se resume en la tabla 5.1. Esta fuerza termodinámica influye en el nivel máximo de esfuerzos que soporta el material, por lo tanto, los ensayos de nivel inferior de esfuerzos liberará una menor energía al producirse el daño.

Tabla 5.1: Fuerzas termodinámicas.

Ensayo	$Y_0$ [MPa]	$Y_C$ [MPa]
Nivel superior de esfuerzos	0.00001	2.39
Nivel inferior de esfuerzos	0.002	1.58

## 5.2.2. Parámetros de la ley de plasticidad

El criterio de plasticidad definido en la ecuación 5.7 puede ser escrito de la siguiente manera:

$$\tilde{\sigma}_{12} = R(p) + R_0, \quad (5.13)$$

donde el esfuerzo equivalente  $\tilde{\sigma}_{12}$  puede calcularse experimentalmente como:

$$\tilde{\sigma}_{12} = \frac{\tau_{12}}{1 - d_{12}} = G_{12,0} \gamma_{12,i}^e. \quad (5.14)$$

Por lo tanto, el criterio de plasticidad es:

$$R(p) + R_0 = G_{12,0} \gamma_{12,i}^e \Rightarrow R(p) = G_{12,0} \gamma_{12,i}^e - R_0 = K p^n, \quad (5.15)$$

con la deformación plástica acumulada  $p$  calculada como:

$$p = (1 - d_{12}) \gamma_{12}^p. \quad (5.16)$$

Luego, los parámetros  $K$  y  $n$  son las constantes que requiere del modelo de daño y se determinan a partir de la curva experimental de linealización del endurecimiento, donde se muestra la evolución de  $\ln(R(p))$  con respecto al logaritmo natural de la deformación plástica acumulada  $\ln(p)$ .

En las figuras 5.3 y 5.4 se aprecian las curvas de endurecimiento linealizado para los ensayos de nivel de esfuerzos superior e inferior respectivamente y en la tabla 5.2 se resumen los valores de las constantes de la ley de endurecimiento.

Tabla 5.2: Constantes de la ley de endurecimiento.

Ensayo	$K$ [MPa]	$n$
Nivel superior de esfuerzos	399.41	0.444
Nivel inferior de esfuerzos	350.01	0.475

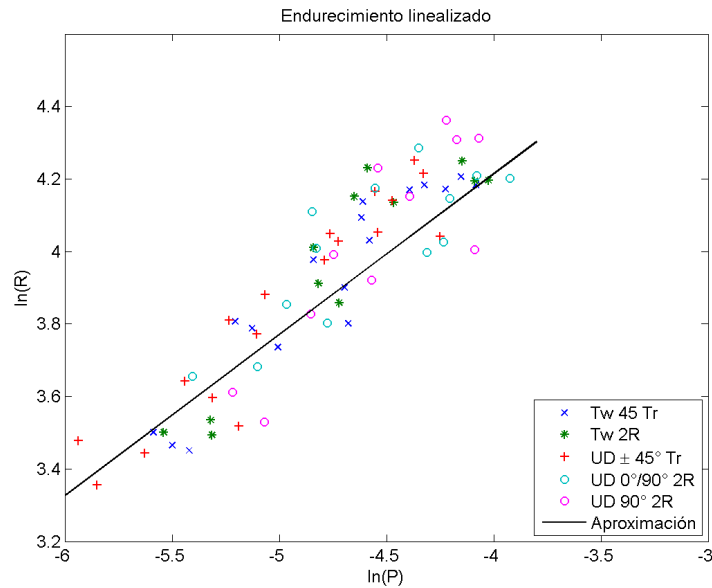


Figura 5.3: Endurecimiento linealizado para los ensayos de nivel superior de esfuerzos.

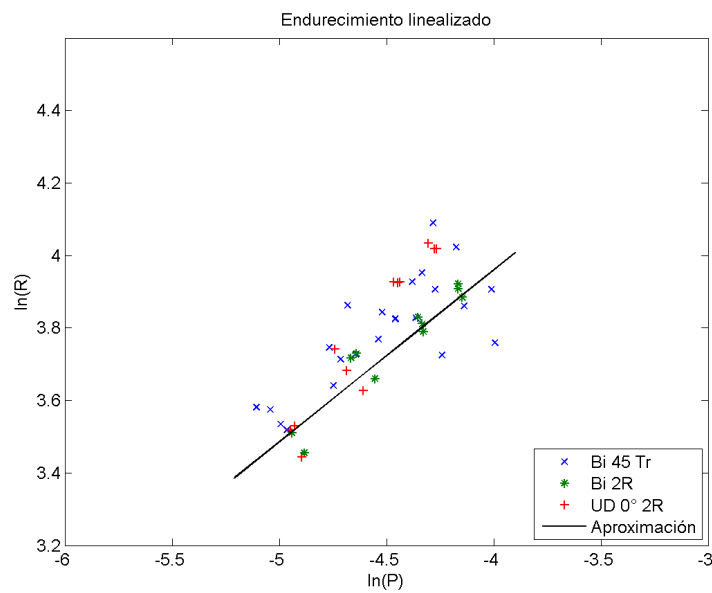


Figura 5.4: Endurecimiento linealizado para los ensayos de nivel inferior de esfuerzos.

En la figura 5.5 y 5.6 se presentan las aproximaciones obtenidas en comparación a las curvas experimentales de endurecimiento, claramente se aprecia que la curva de los ensayos de nivel de esfuerzos superior poseen un endurecimiento mayor.

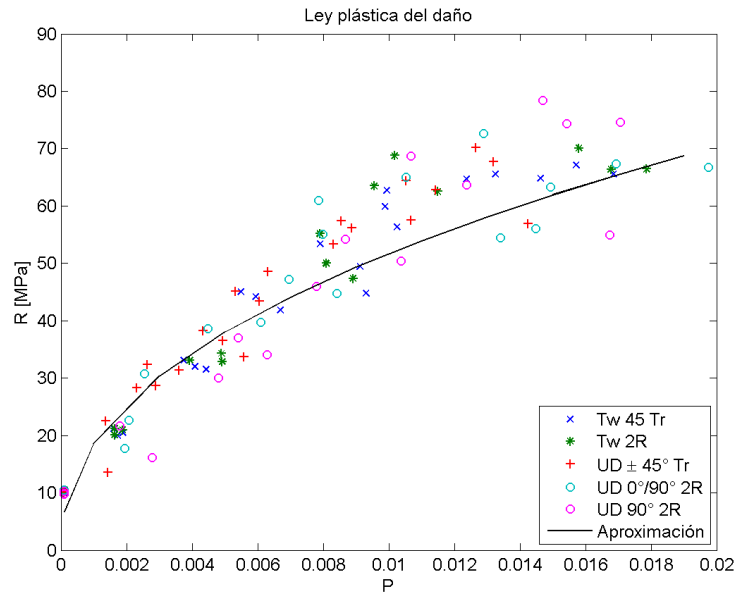


Figura 5.5: Endurecimiento del modelo de daño para los ensayos de nivel superior de esfuerzos.

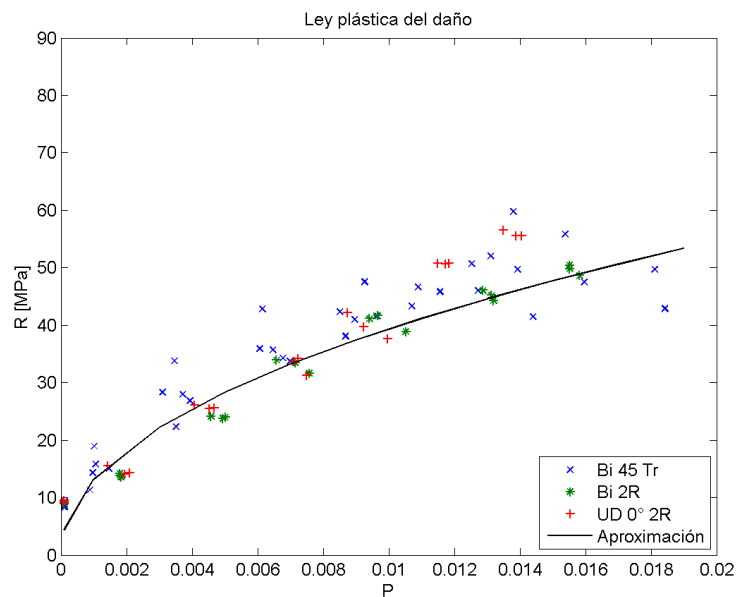


Figura 5.6: Endurecimiento del modelo de daño para los ensayos de nivel inferior de esfuerzos.

### 5.3. Simulación de ensayo de corte

Para validar los resultados obtenidos en la caracterización se simula un ensayo de tracción de láminas orientadas a  $45^\circ$  en carga/descarga para los dos juegos de parámetros (tabla 5.3) con un máximo nivel de deformación del 5 % como se indica en la norma. Se debe tener en cuenta que el módulo de corte y el esfuerzo de fluencia es el mismo para los dos casos (superior e inferior).

Tabla 5.3: Propiedades mecánicas del material: parámetros de simulación.

Parámetro		Nivel superior de esfuerzos	Nivel inferior de esfuerzos
Fuerza termodinámica umbral	$Y_0$	0.00001 [MPa]	0.002 [MPa]
Fuerza termodinámica crítica	$Y_C$	2.39 [MPa]	1.58 [MPa]
Constante ley de plasticidad	K	399.41 [MPa]	350.01 [MPa]
Exponente ley de plasticidad	n	0.475	0.444
Módulo de corte	$G_{12,0}$	4060 [MPa]	
Esfuerzo de fluencia	$R_0$	8.2 [MPa]	

Mediante el software de elementos finitos SAMCEF se simula un elemento que representa un estado homogéneo de esfuerzos y deformaciones. La geometría de este elemento es un cubo de 1 milímetro por lado del tipo cáscara, debido a que solamente se quiere determinar propiedades en el plano, por lo tanto se desprecian los efectos en el espesor al ser láminas delgadas.

#### 5.3.1. Resultados de la simulación del ensayo de corte

En la figura 5.7 se muestra el resultado de la simulación para un ensayo de nivel superior de esfuerzos y se compara con una curva experimental. El error asociado a la simulación por elementos finitos es un 1 % considerando diferencias en el comportamiento no lineal, degradación del módulo de corte y predicción de la deformación plástica en cada ciclo

En la figura 5.8 se muestra el resultado de la simulación para un ensayo de nivel inferior de esfuerzos y se compara con una curva experimental. El error asociado a la simulación por elementos finitos es un 3 % considerando diferencias en el comportamiento no lineal, degradación del módulo de corte y predicción de la deformación plástica en cada ciclo.

El modelo de daño no toma en cuenta efectos micro mecánicos que producen el loop en las descargas y asume el daño del módulo de corte representado por una línea recta promedio a través del loop de histéresis [44].

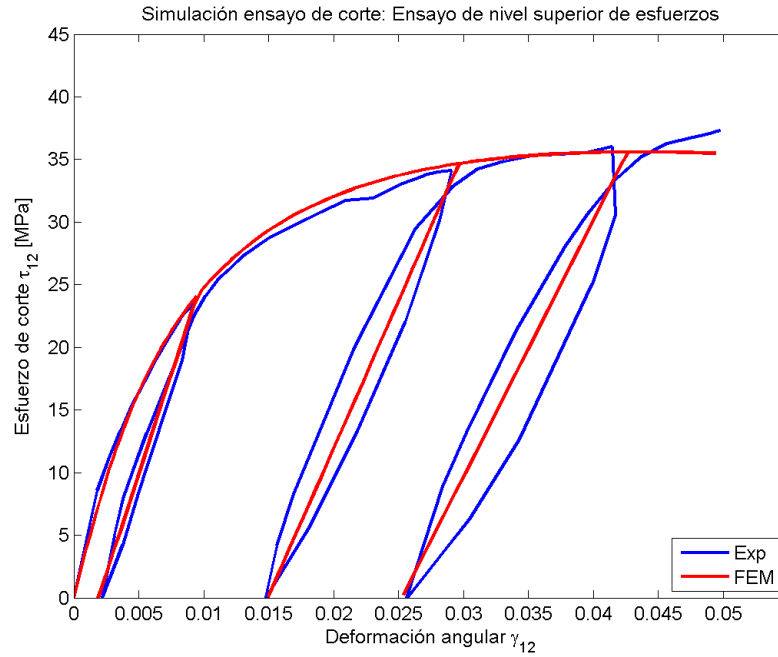


Figura 5.7: Simulación del comportamiento mecánico en corte para los ensayos de nivel superior de esfuerzos.

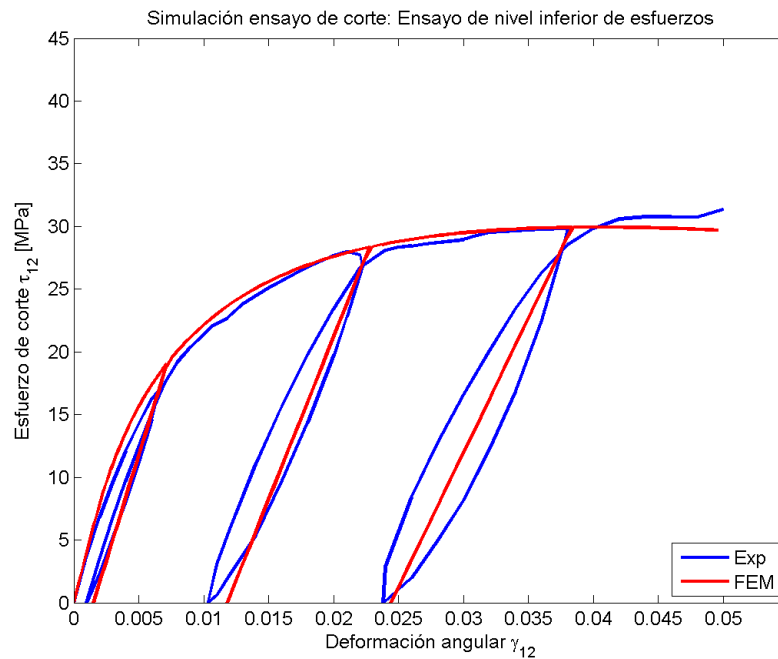


Figura 5.8: Simulación del comportamiento mecánico en corte para los ensayos de nivel inferior de esfuerzos.

## 5.4. Ejemplo de simulación de estructuras con comportamiento no lineal

Los parámetros obtenidos son aplicados en problemas estructurales estudiados previamente por Gabriel Martínez [53] y Joaquín Rodríguez [54]. Las estructuras propuestas presentan un comportamiento no lineal observado experimentalmente. Teniendo ese antecedente, los parámetros se introducen en la simulación numérica para verificar la calidad de los resultados con estructuras de materiales compuestos. En ambos casos las estructuras son sometidas a grandes desplazamientos y el corte sufrido conlleva a una no linealidad del comportamiento mecánico de la estructura. La no linealidad producto del estado de corte se incluye en la simulación por medio del modelo de daño obteniendo una predicción correcta del comportamiento de la estructura.

### 5.4.1. Ensayo de flexión de cuatro puntos de una viga sandwich

El problema consiste en un ensayo de flexión de cuatro puntos de una estructura sandwich de resina epóxica reforzada con fibra de carbono (figura 5.9). En forma experimental se mide el desplazamiento vertical con respecto a la carga aplicada.

La principal influencia en esta estructura es producto del estado de corte en las alas de la viga, por tanto presenta gran influencia en el comportamiento mecánico.

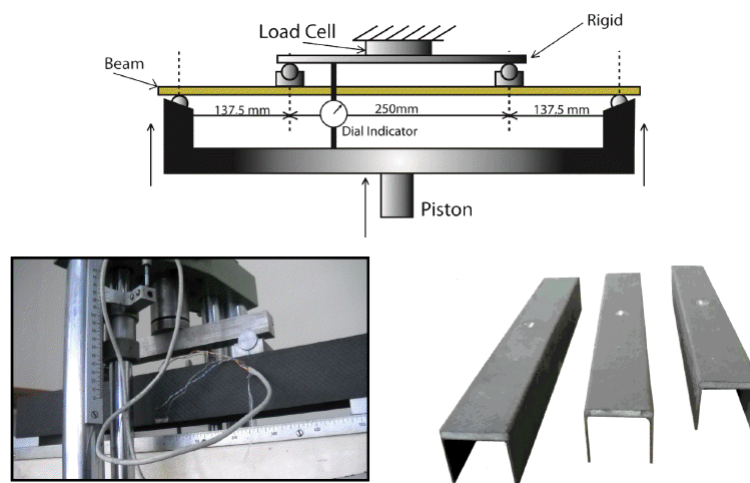


Figura 5.9: Esquema del ensayo experimental de flexión de 4 puntos e imágenes de la viga tipo C [53].

La figura 5.10 muestra que por medio del modelo de daño y los correctos parámetros determinados se obtiene el comportamiento de la estructura.

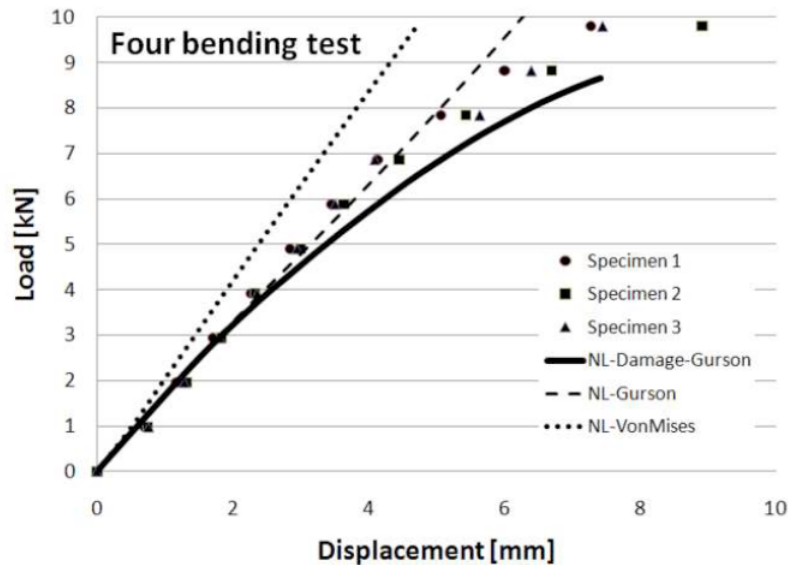


Figura 5.10: Resultado experimental del ensayo de flexión de 4 puntos y simulación del comportamiento mecánico con el modelo de daño [53].

#### 5.4.2. Deflexión de un tren de aterrizaje

El tren de aterrizaje corresponde al de un vehículo aéreo no tripulado y consiste en una estructura tipo sándwich, formada por un núcleo de espuma recubierto por pieles de un compuesto de fibra de carbono orientadas a  $45^\circ$  y resina epóxica (figura 5.11). El tren de aterrizaje soporta cargas que lo deflecan al momento que el avión aterriza, por lo tanto, experimentalmente la estructura se somete a un desplazamiento emulando el aterrizaje (figura 5.12). Experimentalmente se mide el desplazamiento horizontal del tren y la carga aplicada.

La orientación a  $45^\circ$  de las fibras le da a la estructura resistencia a posibles torsiones, sin embargo, producen esfuerzos de corte que entrega una no linealidad de material a la estructura al ser deflectada.

Al igual que el problema presentado anteriormente, la figura 5.13 muestra que por medio del modelo de daño y los correctos parámetros determinados se obtiene el comportamiento de la estructura.



Figura 5.11: Tren de aterrizaje del avión no tripulado [54].

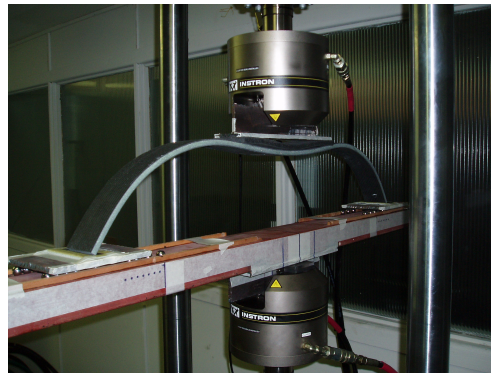


Figura 5.12: Ensayo experimental de deflexión del tren de aterrizaje.

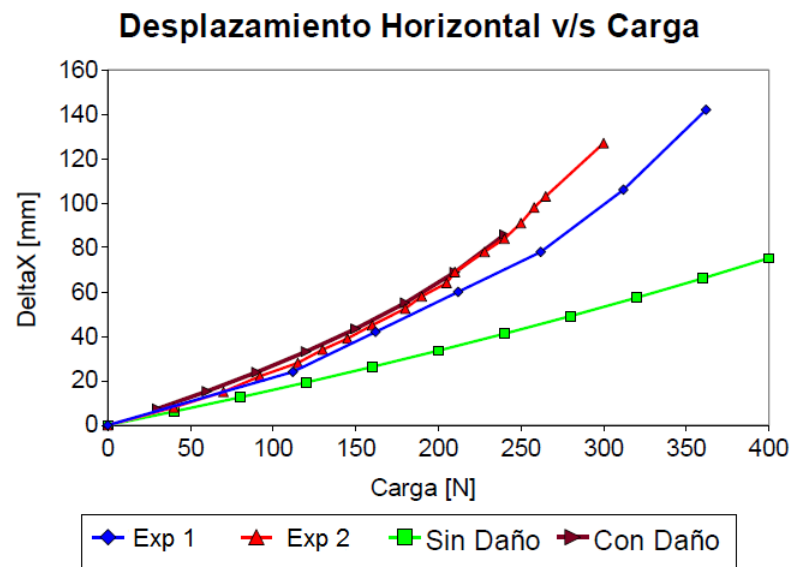


Figura 5.13: Resultado experimental del ensayo de deflexión del tren de aterrizaje y simulación del comportamiento mecánico con el modelo de daño.



## 5.5. Conclusiones

La simplificación del modelo de daño para un estado de corte puro en el plano permite que éste sea independiente del tipo de tejido utilizado, es decir, no considera daño en la dirección transversal de las fibras, lo que marcaría una diferencia entre tejidos unidireccionales y bidireccionales.

Con las ecuaciones sintetizadas es simple determinar los parámetros requeridos por el modelo de daño a partir de los datos experimentales de esfuerzo y deformación, ya que los ensayos experimentales producen un estado de corte puro.

Al comparar la evolución del daño para los niveles de esfuerzos se extrae que mientras menor sea el valor de esfuerzos que tenga el material éste se degradara más rápido, ya que un valor inferior implica una menor deformación elástica en cada ciclo, la cual está directamente relacionada con la evolución del daño específicamente con la fuerza termodinámica equivalente.

Se observó experimentalmente que considerar una evolución lineal del daño es un concepto erróneo, ya que los datos tendrían un mejor ajuste con una curva exponencial, logarítmica o polinomial como lo demostraron Pickett y Fouinneteau [24].

En el endurecimiento del material se observó que es mayor mientras mayor sea el nivel de esfuerzos que tenga, soportando una mayor carga antes de la falla, sin embargo, se debe tener en cuenta el deslizamiento entre fibras que aumenta el nivel de esfuerzos y que dentro del modelo de daño no está considerado.

Con respecto a los valores obtenidos en la caracterización se puede concluir que fue satisfactoria para ambos casos, obteniéndose resultados con un bajo error tomando consideraciones sobre el comportamiento no lineal, la degradación del módulo de corte y de la deformación plástica en cada descarga. El modelo de daño no es capaz de predecir el loop de histéresis, ya que no considera el reordenamiento de las fibras en la descarga del material.

Con los ejemplos de estructuras se demuestra que el modelo de daño es capaz de predecir correctamente el comportamiento de una estructura sometida a cargas complejas y no linealidades tanto geométricas (grandes desplazamientos) como de material (estado de corte).

# Capítulo 6

## Conclusiones generales y perspectivas futuras

### Conclusiones generales

De la presente investigación se puede concluir que:

- El uso de modelos de daño permite predecir el comportamiento de un material compuesto, ya que toma en cuenta la no linealidad que poseen estos materiales y no trabaja con una predicción elástica-lineal hasta la ruptura.
- La no linealidad que presenta este tipo de material es producto del estado de corte y tensión en la dirección perpendicular de las fibras para el caso de tejidos unidireccionales, sin embargo la que influye mayoritariamente en el comportamiento mecánico es la producida por el estado de corte, por lo tanto el modelo estudiado y simplificado utiliza variables de daño con desarrollo progresivo producto del corte.
- Con respecto a la respuesta mecánica en corte se concluye que el factor más importante es la relación fibra/matriz presente en el material tomando en consideración el tipo de fibra, tipo de matriz y la fracción de volumen presente en el compuesto.
- Mediante el análisis de corte puro realizado in-situ con el sistema de medición de deformaciones óptico, se logra determinar que el ensayo de corte para materiales compuesto que se aproxima al estado de corte puro, es el ensayo de corte de dos rieles. A pesar que el ensayo de corte de dos rieles tiene una mejor aproximación al estado de corte puro, el ensayo de corte fuera del eje de las fibras a  $45^\circ$  también posee un bajo desplazamiento del círculo de Mohr y presenta el

mismo comportamiento mecánico en corte, además desde el punto de vista práctico es más fácil implementarlo, ya que no necesita dispositivos especiales.

- A pesar de que el uso de modelos de daño cada vez es más utilizado, no existe al día de hoy normas claramente establecidas para la caracterización de parámetros, los ensayos realizados para la determinación de parámetros fueron trabajados bajo consideraciones de las normas ASTM. Los parámetros del modelo se obtienen directamente de estos ensayos sin cálculos complejos.
- Con los valores obtenidos en la caracterización del material, el modelo de daño logró predecir el comportamiento y la degradación del módulo de corte de un material con un bajo error y de acuerdo a lo establecido en las normas ASTM.
- El modelo de daño es capaz de describir el comportamiento de cualquier laminado, independiente del tipo de tejido, en un estado de corte mediante un análisis de elementos finitos, incluyendo no linealidades producto de las degradación de propiedades, deformación permanente y rotación de fibras.
- Finalmente, mediante el modelo de daño es posible diseñar estructuras complejas, fabricadas de diferentes tejidos, con un uso óptimo de los materiales compuestos y altos niveles de fiabilidad.

## **Perspectivas a futuro**

Profundizar en el estudio de modelos de daño para materiales compuestos analizando la posibilidad de una modificación en el modelo con respecto a la evolución del daño. Lograr determinar completamente una superficie de fluencia para materiales compuestos y estudiar el comportamiento del material para un estado de corte fuera del plano. También incluir al material nuevas tecnologías como nanopartículas y estudiar su influencia en la degradación de las propiedades.

# Bibliografía

- [1] Ch. Hochard, P. Aubourg, J. Charles, 2001. Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric CFRP laminates up to failure. *Composite Science and Technology* (61) 221–230.
- [2] G. Nicoletto, E. Riva, 2004. Failure mechanisms in twill-weave laminates: FEM predictions vs. experiments. *Composites: Part A* (35) 787–795.
- [3] H. GangaRao, 2011. 33 – Infrastructure Applications of Fiber-Reinforced Polymer Composites. *Applied Plastics Engineering Handbook* 565–584.
- [4] P. Ladeveze, E. Le Dantec, 1992. Damage modelling of the elementary ply laminated composites. *Composites science and technology* (43) 257-267.
- [5] R. Böhm, M. Gude, W. Hufenbach, 2010. A phenomenologically based damage model for textile composites with crimped reinforcement. *Composites Science and Technology* (70) 81-87.
- [6] F. Meraghni, F. Desrumaux, M.L. Benzeggagh, 2002. Implementation of a constitutive micromechanical model for damage analysis in glass mat reinforced composite structures. *Composites Science and Technology* (62) 2087–2097.
- [7] G. Ernst, M. Vogler, C. Huhne, R. Rolfes, 2010. Multiscale progressive failure analysis of textile composites. *Composites Science and Technology* (70) 61-72.
- [8] F.V. Souza, D.H. Allen, Y.-R. Kim, 2008. Multiscale model for predicting damage evolution in composites due to impact loading. *Composites Science and Technology* (68) 2624-2634.
- [9] W. Van Paepegem, I. De Baere, J. Degrieck, 2006. Modelling the nonlinear shear stress-strain response of glass fibre-reinforced composites. Part II: Model development and finite element simulations. *Composites Science and Technology* (66) 1465-1478.

- [10] P. Ladeveze, O. Allix, J-F Deu, D. Leveque, 2000. A mesomodel for localisation and damage computation in Laminates. *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* (183) 105-122.
- [11] C. Hochard, N. Lahellec, C. Bordreuil, 2007. A ply scale non-local fibre rupture criterion for CFRP woven ply laminated structures. *Composite Structures* (80) 321-326.
- [12] P. Ladeveze, G. Lubineau, 2003. On a damage mesomodel for laminates: micromechanics basis and improvement. *Mechanics of Materials* (35) 763-775.
- [13] L. Iannucci, M.L. Willows, 2006. An energy based damage mechanics approach to modelling impact onto woven composite materials-Part I: Numerical models. *Composites: Part A* (37) 2041-2056.
- [14] E. Totry, C. Gonzalez, J. LLorca, 2008. Failure locus of fiber-reinforced composites under transverse compression and out-of-plane shear. *Composites Science and Technology* (68) 829-839.
- [15] F. Meraghnia, F. Desrumauxb, M.L. Benzeggaghb, 2002. Implementation of a constitutive micromechanical model for damage analysis in glass mat reinforced composite structures. *Composites Science and Technology* (62) 2087-2097.
- [16] G.F. Abdelal, A. Caceres, E.J. Barbero, 2002. A micro-mechanics damage approach for fatigue of composite Materials. *Composite Structures* (56) 413-422.
- [17] A. Tabiei, S. Babu Aminjikai, 2009. A strain-rate dependent micro-mechanical model with progressive post-failure behavior for predicting impact response of unidirectional composite laminates. *Composite Structures* (88) 65-82.
- [18] F. Avalos, 2009. Calibración de leyes constitutivas fenomenológicas para modelar el comportamiento mecánico de piezas plásticas reforzadas con fibra de vidrio unidireccional. Memoria de título. Concepción, Chile. Universidad de Concepción, Facultad de Ingeniería.
- [19] Ch. Hochard, Y. Thollon, 2010. A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions. *International Journal of Fatigue* (32) 158-165.

- [20] F. Avalos , G. Pincheira , J. Inostroza, P. Flores, 2010. Material parameter identification for vacuum infusion manufactured components. *International Journal of Material Forming* (3) 579-582.
- [21] SAMCEF 2009, "Damage ply material", SAMTECH.
- [22] G. Martínez, 2010. Estudio del comportamiento mecánico de un perfil estructural compuesto por fibra de carbono, espuma y resina epóxica. Memoria de título. Concepción, Chile. Universidad de Concepción, Facultad de Ingeniería.
- [23] C. Medina, 2011. Identificación de parámetros en modelos de daño para materiales compuestos. Memoria de título. Concepción, Chile. Universidad de Concepción, Facultad de Ingeniería.
- [24] A.K. Pickett, M.R.C. Fouinneteau, 2006. Material characterisation and calibration of a mesomechanical damage model for braid reinforced composites. *Composites: Part A* (37) 368-377.
- [25] L. Greve, A.K. Pickett, 2006. Modelling damage and failure in carbon/epoxy non-crimp fabric composites including effects of fabric pre-shear. *Composites: Part A* (37) 1983-2001.
- [26] L. Liu, J. Chen, X. Li, J. Sherwood, 2005. Two-dimensional macro-mechanics shear models of woven fabrics. *Composites: Part A* (36) 105–114
- [27] U. Mohammed, C. Lekakou, L. Dong, M.G. Bader, 2000. Shear deformation and micromechanics of woven fabrics. *Composites: Part A* (31) 299–308
- [28] ASTM Designation D 3518-94, 2001. Standard Test Method for In-Plane Shear Response of Polymer Matrix Composite Materials by Tensile Test of a  $\pm 45^\circ$  Laminate. American Society for Testing and Materials, placeWest Conshohocken, PA.
- [29] ASTM Designation D 4255-01, 2001. Standard Test Method for In-Plane Shear Response of Polymer Matrix Composite Materials by the Rail Shear Method. American Society for Testing and Materials, placeWest Conshohocken, PA.
- [30] G. Holzapfel, 2008. *Nonlinear Solid Mechanics: A continuum Approach for Engineering*. John Wiley and Sons, LTD.

- [31] R-G Faserverbundwerkstoffe. Catálogo en línea. <http://www.r-g.de/en/>.
- [32] ASTM Designation D 792-08, 2008. Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement. American Society for Testing and Materials, placeWest Conshohocken, PA.
- [33] ASTM Designation D 2734-09, 2009. Standard Test Methods for Void Content of Reinforced Plastics. American Society for Testing and Materials, placeWest Conshohocken, PA.
- [34] H. Altenbach, J. Altenbach, W. Kissing, 2004. Mechanics of Composite Structural Elements. Springer Ed. ch. 2.
- [35] W.D Brouwer, E.C.F.C van Herpt, M. Labordus, 2003. Vacuum injection moulding for large structural applications. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing (34) 551–558.
- [36] Isaac M. Daniel, Ori Ishai, 1994. Engineering Mechanics of Composite Materials. Oxford University Ed. ch. 1, 2, 3, 8.
- [37] R. F. Gibson, 1994. Principle of Composite Material Mechanics. Mc Graw-Hill Ed. ch. 1, 2, 10.
- [38] Donald F. Adams, Leif A. Carlsson, R. Byron Pipes, 2003. Experimental Characterization of advanced Composite Materials. CRC Press LLC Ed. ch. 1, 4, 5, 7, 9.
- [39] D.J O'Dwyer, N.P O'Dowd, C.t. McCarthy, 2012. Investigation of strain hardening effects under in-plane shear of unidirectional composite materials. Computational Materials Science, article in press.
- [40] M. Wisnom, 1995. The effect of fibre rotation in  $\pm 45^\circ$  tension tests on measured shear properties. Department of Aerospace Engineering, University of Bristol, Bristol BS8 1TR, UK.
- [41] H. Koerber, J. Xavier, P.P. Camanho, 2010. High strain rate characterisation of unidirectional carbon-epoxy IM7-8552 in transverse compression and in-plane shear using digital image correlation. Mechanics of Materials (42) 1004-1019.
- [42] A. Godara, D. Raabe, 2007. Influence of fiber orientation on global mechanical behavior and mesoscale strain localization in a short glass-fiber-reinforced epoxy polymer composite

during tensile deformation investigated using digital image correlation. *Composites Science and Technology* (67) 2417–2427.

- [43] K. Pettersson, J. Neumeister, E. Gamstedt, H. Öberg, 2006. Stiffness reduction, creep, and irreversible strains in fiber composites tested in repeated interlaminar shear. *Composite Structures* (76) 151–161.
- [44] M.R.C. Fouinneteau, A.K. Pickett, 2007. Shear mechanism modelling of heavy tow braided composites using a meso-mechanical damage model. *Composites: Part A* (38) 2294–2306.
- [45] Gom optical measures techniques, 2012. Catálogo en línea. <http://www.gom.com/metrologysystems/digital-image-correlation.html>.
- [46] RS Componentes Electrónicos Ltda, 2012. Catálogo en línea. <http://cl.rs-online.com/>
- [47] N.C. Correia, F. Robitaille, A.C. Long, C.D. Rudd, P. Simáček, S.G. Advani, 2005. Analysis of the vacuum infusion moulding process: I. Analytical formulation. *Composites: Part A* (36) 1645-1656.
- [48] C. Park, A. Lebel, A. Saouab, J. Bréard, W. Lee, 2011. Modeling and simulation of voids and saturation in liquid composite molding processes. *Composites: Part A* (42) 658-668.
- [49] H. Jinlian, L.Yi, S. Xueming, 2004. Study on void formation in multilayer woven fabrics. *Composites: Part A* (35) 595-603.
- [50] J.S.U. Schell, M. Deleglise, C. Binetruy, P. Krawczak, P. Ermanni, 2007. Numerical prediction and experimental characterisation of mesoscalevoids in liquid composite Gouilding. *Composites: Part A* (38) 2460-2470.
- [51] T. Sadowski, K. Osina, 2008. Stress induced damage theory in application to modelling of matrix cracking in laminate polymer composites. *Computational Materials Science* (43) 51–58.
- [52] F. Almaskari, S. Li, 2009. Multi-mode damage model for structures of laminated composite. School of Mechanical, Aerospace and Civil Engineering University of Manchester, Manchester M60 1QD, UK.



- [53] G. Martínez, 2011. Análisis no lineal de un perfil estructural tipo sandwich reforzada con fibra de carbono bajo cargas de flexión. Tesis de magíster. Concepción, Chile. Universidad de Concepción, Facultad de Ingeniería.
- [54] J. Rodríguez, 2012. Predicción del daño acumulado en un tren de aterrizaje en material compuesto. Tesis de magíster. Concepción, Chile. Universidad de Concepción, Facultad de Ingeniería.

# Anexo A: Análisis de influencia de parámetros de daño

## Fuerza termodinámica umbral $Y_0$

De la siguiente gráfica se aprecia que mientras la fuerza termodinámica umbral se acerca a cero las curvas se superponen. El significado físico que representa este parámetro es el comienzo del daño. Se puede concluir que el daño en materiales compuestos comienza desde que se le aplica la carga, sin embargo en otros casos se ha demostrado que la fuerza termodinámica umbral varia según las características del material, por lo tanto no es recomendable asociar directamente esta variable al valor cero, ya que este parámetro es positivo y variando en la escala del factor 0.1 puede afectar la curva como la gráfica demuestra su influencia.

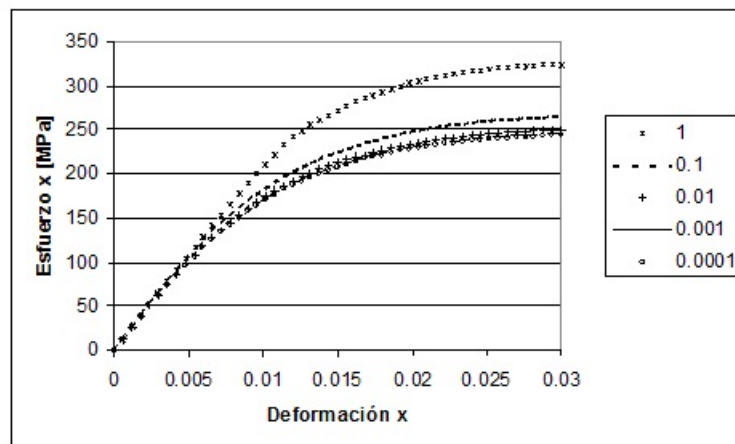


Figura 1: Evolución del esfuerzo con respecto a la deformación variado el parámetro  $Y_0$ .

## Fuerza termodinámica crítica $Y_C$

El parámetro  $Y_C$  influye en el ángulo de la curva con la que se muestra el daño, mientras mayor sea el valor de la fuerza termodinámica crítica, mayor será el ángulo de curvatura del gráfico esfuerzo deformación, por lo tanto un valor equivocado puede llevar a errores considerables, ya que está asociada al máximo valor del daño en la pieza.

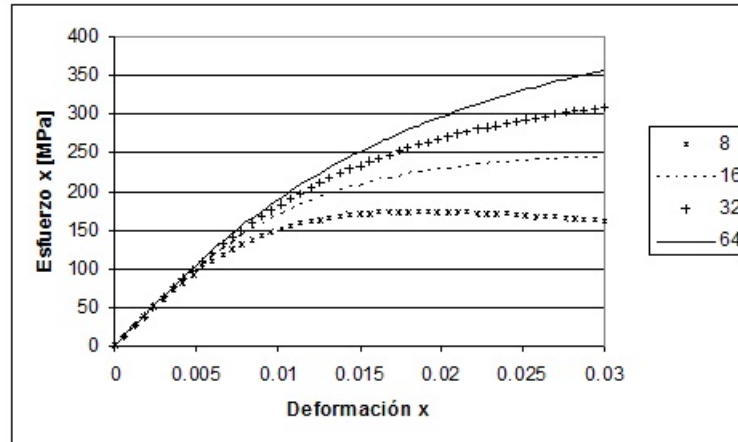


Figura 2: Evolución del esfuerzo con respecto a la deformación variado el parámetro  $Y_C$ .

## Umbral ley de plasticidad $R_0$

Este parámetro afecta la curva esfuerzo deformación en la velocidad que esta alcanza su máximo. Esto se muestra en la siguiente gráfica donde un aumento de esta constante hará que la curva alcance su máximo más rápidamente.

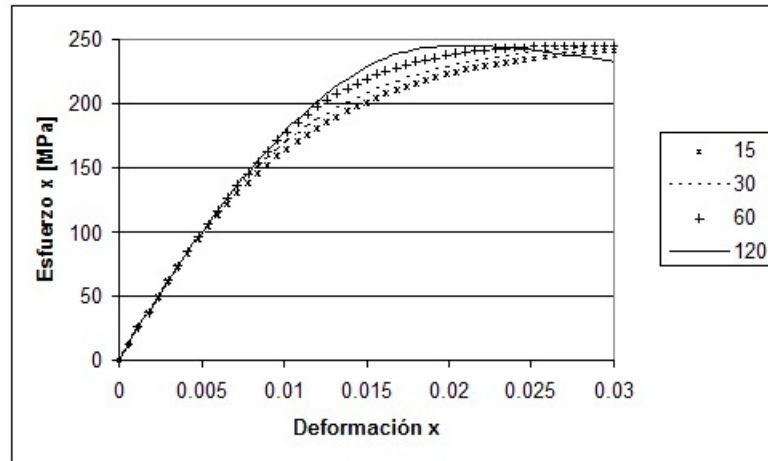


Figura 3: Evolución del esfuerzo con respecto a la deformación variado el parámetro  $R_0$ .

## Constante de la ley de plasticidad $K$

De la siguiente figura se puede desprender que la constante de la ley de plasticidad influye el pronunciamiento en la forma de la curva esfuerzo-deformación en la parte plástica. Si este valor es alto la deformación plástica se aprecia a un nivel de deformación mayor.

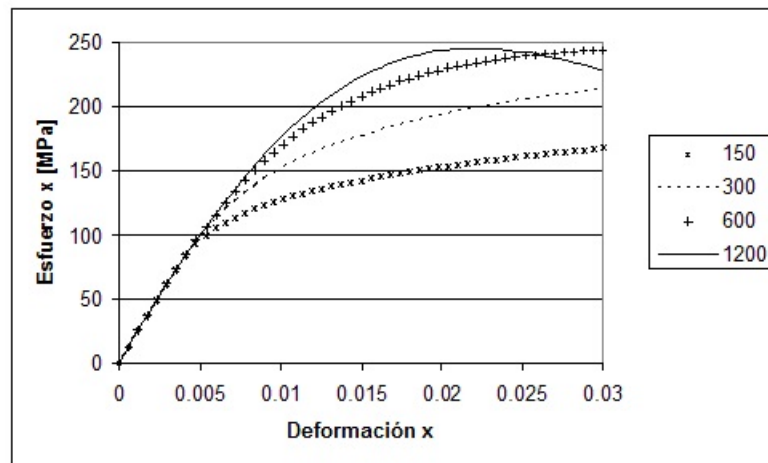


Figura 4: Evolución del esfuerzo con respecto a la deformación variado el parámetro  $K$ .

## Exponente de la ley de plasticidad $\gamma$

Este parámetro afecta la curva esfuerzo-deformación una vez que es evidente la deformación plástica. La curva alcanza su máximo a un nivel de deformación indicado por este parámetro. Mientras menor sea el valor de la exponente de la ley de plasticidad menor será el nivel de deformación en el cual la curva alcanza el máximo esfuerzo.

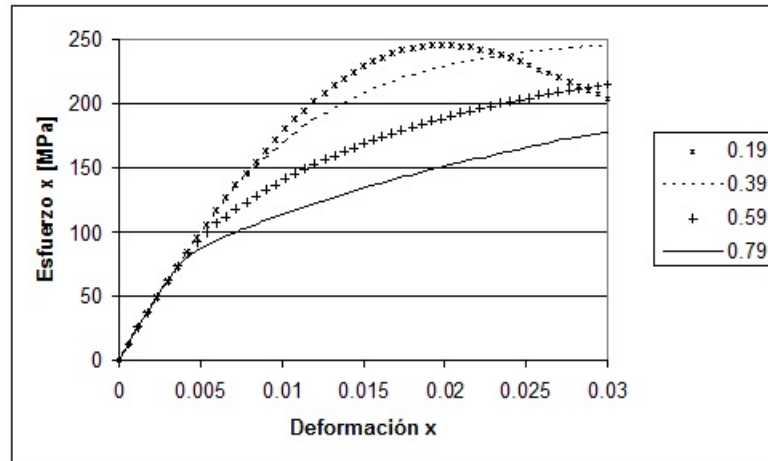


Figura 5: Evolución del esfuerzo con respecto a la deformación variado el parámetro  $\gamma$ .