



Centro de Investigación Científica de Yucatán, A.C.

Posgrado en Materiales Poliméricos

**ESTUDIO DEL EFECTO DEL ESCALAMIENTO  
DIMENSIONAL EN MATERIALES COMPUESTOS  
TERMOPLÁSTICOS: LAMINADOS NO-SIMÉTRICOS  
Y BALANCEADOS**

Tesis que presenta

**JOSÉ LUIS MENA TUN**

En opción al título de

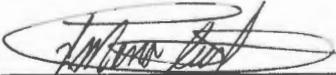
**MAESTRO EN MATERIALES POLIMÉRICOS**

Mérida, Yucatán, México. Agosto de 2007

## DECLARACIÓN DE PROPIEDAD

Declaro que la información contenida en la sección de materiales y métodos experimentales y en los resultados y discusión de este documento, proviene de las actividades de experimentación realizadas durante el período que se me asignó para desarrollar mi trabajo de tesis, en las Unidades y Laboratorios del Centro de Investigación Científica de Yucatán, A. C., y que dicha información le pertenece en términos de la Ley de la Propiedad Industrial, por lo que no me reservo ningún derecho sobre ella.

Mérida, Yucatán, México. 1 de Agosto de 2007.

  
Ing. José Luis Mena Tun

## **AGRADECIMIENTOS**

Agradezco al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) la beca de maestría con número de registro 191582 y el apoyo financiero al proyecto 47335-Y del cual forma parte el presente trabajo de tesis.

Al Centro de Investigación Científica de Yucatán (CICY) por la oportunidad de alcanzar un grado académico más en mi formación profesional a través de su programa de posgrado en materiales poliméricos de la Unidad de Materiales.

A mi director de tesis, el Dr. Pedro Iván González Chi por el apoyo y orientación brindados durante la parte experimental de este trabajo y por sus valiosos comentarios en la elaboración del presente manuscrito.

A mis coasesores de tesis: Dr. Gonzalo Canché y Dr. Alberto Díaz. A mis revisores de tesis: Dr. Francis Avilés y Dr. Máximo Pech. A todos aquellos que de alguna manera intervinieron en la realización del presente trabajo.

## ÍNDICE

	<i>Pág.</i>
LISTA DE TABLAS _ _ _ _ _	iv
LISTA DE FIGURAS _ _ _ _ _	v
RESUMEN _ _ _ _ _	1
ABSTRACT _ _ _ _ _	3
INTRODUCCIÓN _ _ _ _ _	5
OBJETIVOS _ _ _ _ _	7
 <b>CAPÍTULO 1. ANTECEDENTES</b>	
1.1 Definición de material compuesto estructural _ _ _ _	8
1.2 Clasificación de los materiales compuestos _ _ _ _	9
1.3 Definición de lámina unidireccional _ _ _ _	10
1.4 Materiales compuestos laminados _ _ _ _	11
1.4.1 Código estándar para la secuencia de capas en un laminado _	12
1.5 Escalas de análisis: micromecánica y macromecánica _ _ _	16
1.6 Distribución de esfuerzos en laminados _ _ _ _	17
1.6.1 Distribución de esfuerzos en el espesor _ _ _ _	18
1.6.1.1 Modelado por computadora de las propiedades mecánicas de laminados _ _ _ _	19
1.6.2 Distribución de esfuerzos en el plano _ _ _ _	23

	<i>Pág.</i>
1.7 Diseño con materiales compuestos _ _ _ _ _	24
1.8 Antecedentes de efectos de escalamiento en sólidos _ _ _	26
1.8.1 Teoría del eslabón más débil _ _ _ _ _	28
1.8.2 Efectos de escalamiento en materiales compuestos de fibra de carbón/epóxica _ _ _ _ _	31
1.8.3 Efectos de escalamiento en materiales compuestos de fibra de vidrio _ _ _ _ _	33
1.8.4 Aspectos importantes en el escalamiento de materiales compuestos laminados _ _ _ _ _	35
 <b>CAPÍTULO 2. PARTE EXPERIMENTAL</b>	
2.1 Materiales _ _ _ _ _	38
2.2 Molido y tamizado de la matriz _ _ _ _ _	39
2.3 Impregnación térmica de las preformas por el método de polvos _	39
2.4 Programa de escalamiento _ _ _ _ _	40
2.5 Diseño de moldes _ _ _ _ _	41
2.6 Colocación de las capas de preforma en los moldes _ _ _	43
2.7 Proceso de moldeo de los laminados _ _ _ _ _	43
2.7.1 Placas de 8 capas _ _ _ _ _	43
2.7.2 Placas de 16 capas _ _ _ _ _	44
2.7.3 Placas de 24 capas _ _ _ _ _	45
2.8 Corte de las probetas para las pruebas a tensión _ _ _	46
2.9 Caracterización mecánica a tensión de las probetas _ _ _	47
2.10 Estudio morfológico de las probetas fracturadas _ _ _	48
2.11 Determinación del contenido de fibra _ _ _ _ _	48
2.12 Modelado de las propiedades mecánicas de los laminados con el programa MAC LAM _ _ _ _ _	50

	<i>Pág.</i>
<b>CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN</b>	
3.1 Resultados de la impregnación térmica de las preformas _ _	51
3.2 Placas moldeadas de material compuesto _ _ _ _	51
3.3 Microscopía óptica de los bordes cortados de las probetas de tensión	52
3.4 Resultados de la caracterización mecánica a tensión de los laminados	54
3.4.1 Escalamiento en el espesor _ _ _ _ _	55
3.4.2 Escalamiento en el plano _ _ _ _ _	61
3.4.3 Escalamiento en tres dimensiones _ _ _ _ _	65
3.5 Estudio morfológico de las probetas fracturadas _ _ _ _	68
3.5.1 Mecanismo de fractura de los laminados 1x escalados en el espesor _ _ _ _ _	68
3.5.2 Mecanismo de fractura de los laminados de 8 capas escalados en el plano _ _ _ _ _	74
3.5.3 Mecanismo de fractura de los laminados escalados en tres dimensiones _ _ _ _ _	75
3.6 Contenido de fibra en los laminados _ _ _ _ _	77
3.7 Modelado de las propiedades mecánicas de los laminados con el programa MAC LAM _ _ _ _ _	79
 CONCLUSIONES _ _ _ _ _	 83
PERSPECTIVAS _ _ _ _ _	85
BIBLIOGRAFÍA _ _ _ _ _	86
ANEXO A. HOJAS DE RESULTADOS DEL PROGRAMA MAC LAM _	90

## LISTA DE TABLAS

	<i>Pág.</i>
<b>CAPÍTULO 1</b>	
<b>Tabla 1.1</b> Propiedades mecánicas a 0, 90 y 45° de una lámina unidireccional y de un laminado balanceado de dos capas a ±45° de PP/Twaron®	15
<b>CAPÍTULO 2</b>	
<b>Tabla 2.1</b> Propiedades físicas y mecánicas del Twaron® y del polipropileno	38
<b>Tabla 2.2</b> Programa de escalamiento dimensional de los laminados	41
<b>Tabla 2.3</b> Fracción volumétrica de fibra y carga aplicada $N_x$ a los laminados	50
<b>CAPÍTULO 3</b>	
<b>Tabla 3.1</b> Dimensiones promedio de la sección transversal central de las probetas para las pruebas de tensión	54
<b>Tabla 3.2</b> Resultados de las propiedades mecánicas a tensión de los laminados escalados	68
<b>Tabla 3.3</b> Propiedades elásticas de lamina unidireccional PP/Twaron® obtenidas en la sección micromecánica del programa MAC LAM	79

## LISTA DE FIGURAS

	<i>Pág.</i>
<b>CAPÍTULO 1</b>	
<b>Figura 1.1</b> Fases de un material compuesto _ _ _ _ _	8
<b>Figura 1.2</b> Clasificación de los materiales compuestos según el tipo, geometría y orientación de su refuerzo _ _ _ _	10
<b>Figura 1.3</b> Lámina unidireccional ortotrópica mostrando sus ejes coordenados principales _ _ _ _ _	11
<b>Figura 1.4</b> Esquema de apilamiento de un material compuesto laminado_	12
<b>Figura 1.5</b> Esquema de un material compuesto laminado y su identificación con su código estándar _ _ _ _	13
<b>Figura 1.6</b> Niveles de observación y tipos de análisis para los materiales compuestos _ _ _ _ _	17
<b>Figura 1.7</b> Distribución hipotética de las propiedades mecánicas a través del espesor de un material compuesto laminado _ _	18
<b>Figura 1.8</b> Perfil de esfuerzos en las orillas y a lo ancho de un laminado _	24
<b>Figura 1.9</b> Gráfica logarítmica de $\sigma_{ult}$ vs $V$ para determinar los parámetros de forma ( $m$ ) y escalamiento ( $\sigma_0$ ) de la distribución de Weibull_	30
<b>Figura 1.10</b> Esquema del proceso de escalamiento en el espesor de materiales compuestos laminados con $n = 2$ _ _ _	36

	<i>Pág.</i>
<b>CAPÍTULO 2</b>	
<b>Figura 2.1</b> Línea de impregnación de fibras por el método de polvos _ _ _	39
<b>Figura 2.2</b> Molde para laminar placas de dimensiones 1x _ _ _	42
<b>Figura 2.3</b> Molde para laminar placas de dimensiones 2x y 3x _ _ _	42
<b>Figura 2.4</b> Geometría y dimensiones de las probetas escaladas _ _ _	46
<b>Figura 2.5</b> Esquema de corte de las muestras para extracción soxhlet de una probeta caracterizada mecánicamente _ _ _	49
<b>CAPÍTULO 3</b>	
<b>Figura 3.1</b> Placa moldeada de material compuesto de PP/Twaron® de 24 capas 1x _ _ _ _ _ _ _ _	52
<b>Figura 3.2</b> Microscopía óptica de la superficie de corte de una probeta de 8 capas 1x, después de pulida _ _ _ _ _	53
<b>Figura 3.3</b> Microscopía óptica de las superficie de corte de las probetas de 16 capas 1x, después de pulidas. a) Apilamiento en bloques; b) Apilamiento distribuido _ _ _ _ _	53
<b>Figura 3.4</b> Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados 1x escalados en el espesor _ _ _ _ _	55
<b>Figura 3.5</b> Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados 2x escalados en el espesor _ _ _ _ _	57
<b>Figura 3.6</b> Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados 3x escalados en el espesor _ _ _ _ _	58
<b>Figura 3.7</b> Esfuerzo máximo de ruptura de los materiales escalados en el espesor _ _ _ _ _	60

	<i>Pág.</i>
<b>Figura 3.8</b> Deformación máxima de ruptura de los materiales escalados en el espesor _ _ _ _ _	60
<b>Figura 3.9</b> Módulo elástico de los materiales escalados en el espesor _	61
<b>Figura 3.10</b> Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados de 8 capas escalados en el plano _ _ _ _ _	62
<b>Figura 3.11</b> Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados de 16 capas escalados en el plano _ _ _ _ _	62
<b>Figura 3.12</b> Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados de 24 capas escalados en el plano _ _ _ _ _	63
<b>Figura 3.13</b> Esfuerzo máximo de ruptura de los materiales escalados en el plano _ _ _ _ _	64
<b>Figura 3.14</b> Módulo elástico de los materiales escalados en el plano _	64
<b>Figura 3.15</b> Esquema del aumento exponencial del área superficial sometida a esfuerzos cortantes con el escalamiento en el plano de los laminados _ _ _ _ _	65
<b>Figura 3.16</b> Deformación máxima de ruptura de los materiales escalados en el plano _ _ _ _ _	65
<b>Figura 3.17</b> Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados escalados en tres dimensiones _ _ _ _ _	66
<b>Figura 3.18</b> Propiedades mecánicas de los materiales escalados en tres dimensiones _ _ _ _ _	67
<b>Figura 3.19</b> Fisura inicial en los materiales compuestos PP/Twaron® (Probeta # 5; 16 capas 1x distribuido) _ _ _ _ _	69

	<i>Pág.</i>
<b>Figura 3.20</b> Micrografía estereoscópica (objetivo 10x y zoom 2) de las zonas con fibras orientadas a 0°; las fisuras son perpendiculares a estas fibras. a) Probeta # 4, 8 capas 1x; b) Probeta # 5, 8 capas 1x; c) Probeta # 6, 16 capas 1x distribuido _ _ _ _ _ _ _ _	70
<b>Figura 3.21</b> Probeta con múltiples fisuras durante el proceso de carga. (Probeta # 6; 16 capas 1x distribuido, aproximadamente 3.4 % de deformación) _ _ _ _ _ _	70
<b>Figura 3.22</b> Forma típica de fractura de los materiales escalados en el espesor. Probetas que muestran los tres mecanismos de propagación de la fractura en los laminados: a) Probeta # 6, 8 capas 1x; b) Probeta # 2, 16 capas 1x distribuida; c) Probeta # 5, 24 capas 1x _ _ _ _ _	71
<b>Figura 3.23</b> Probeta que muestra fibras extraídas a lo largo de la zona de fractura. (Probeta # 6, 16 capas 1x distribuidas) _ _	72
<b>Figura 3.24.</b> Zona de falla a tensión a través del espesor de un laminado. (Probeta # 4, 24 capas 1x) _ _ _ _ _	73
<b>Figura 3.25</b> Forma típica de fractura de los materiales escalados en el plano. a) Probeta # 6, 8 capas 1x; b) Probeta # 9, 8 capas 2x; c) Probeta # 7, 8 capas 3x _ _ _ _ _	75
<b>Figura 3.26</b> Falla interfacial en los laminados escalados en tres dimensiones un instante antes de la fractura de la probeta. a) probeta # 3, 16 capas 2x; b) Probeta # 8, 24 capas 3x _	76
<b>Figura 3.27</b> Forma típica de fractura de los laminados escalados en tres dimensiones. a) Probeta # 6, 8 capas 1x; b) probeta # 3, 16 capas 2x; c) Probeta # 8, 24 capas 3x. _ _ _ _	77

	<i>Pág.</i>
<b>Figura 3.28</b> Fracción volumen de fibra de los laminados en función de los diferentes escalamientos: a) en el espesor; b) en el plano; c) en tres dimensiones _ _ _ _ _	78
<b>Figura 3.29</b> Esquema de una distribución de esfuerzos en un laminado de 8 capas. Modelado con el programa MAC LAM en el sistema coordenado $x,y,z$ del laminado _ _ _ _	81

## RESUMEN

El efecto del escalamiento dimensional sobre las propiedades mecánicas a tensión de materiales compuestos laminados fue el objeto de estudio del presente proyecto de tesis. Fibras de Twaron<sup>®</sup> fueron impregnadas con polipropileno utilizando el método de polvos y posteriormente fueron moldeadas aplicando presión y calor. Los laminados fueron cortados y probados a tensión. Una celda base de 8 capas [ $\pm 45/0/\pm 45/0/\pm 45$ ] con dimensiones en el plano de 25 x 120 mm fue escalada en una dimensión (espesor), en dos dimensiones (plano) y en tres dimensiones (volumen); cada modo de escalamiento fue analizado independientemente para determinar su efecto sobre las propiedades mecánicas a tensión de los laminados.

El escalamiento en el plano generó materiales compuestos de comportamiento más rígido y más resistentes que la celda base. El escalamiento en el espesor tuvo un efecto menos significativo sobre las propiedades mecánicas de los laminados. En consecuencia, el efecto del escalamiento tridimensional fue similar al efecto del escalamiento en el plano.

El mecanismo de inicio y propagación de la falla en los materiales se vio afectado por el modo de escalamiento. Una fisura inicial se forma por la falla a tensión de las fibras orientadas a  $0^\circ$ . En la celda base, esta fisura inicial no conduce inmediatamente a la fractura del laminado; la carga adicional da lugar a la

## ABSTRACT

The scaling effects upon the mechanical response at tension of angle ply laminates were investigated for a thermoplastic based composite: Polypropylene reinforced with Twaron<sup>®</sup> fibers. The fibers were impregnated with the matrix by the powder method and molded by compression. Once molded, the laminated composites were cut to tensile tests coupons. The composite baseline was an 8-ply laminate which consisted of unidirectional plies arranged in the sequence  $[\pm 45/0/\pm 45/0/\pm 45]$  with in-plane dimensions of 25 x 120 mm. The influence of specimen size upon the stress/strain response was studied for one (thickness), two (in-plane) and three (volume) dimensional scaling.

The in-plane scaled-up laminates exhibited a more rigid behavior with improved mechanical strength. The specimen thickness had no significant effect on the mechanical properties of the laminates and the three-dimensional scaling effect to the laminates was similar to the in-plane scaling effect.

The failure mechanism of the materials was also affected by the dimensional scaling. In the composite baseline an initial crack was formed by tensile failure of the fibers at  $0^\circ$  but this crack did not drive fracture of the laminate; further load led to more cracks and fracture of the laminate by the fiber/matrix interphase failure at the  $\pm 45^\circ$  plies. The thickness scaling increased the number of cracks in the laminate. The in-plane scaling caused a sudden fracture, specially the wider

samples. The three dimensional scaling combined the thickness and in-plane failure mechanisms; multiple cracks were formed almost instantaneously, driving to interfacial sudden fracture of the laminate.

The stress distribution in the different plies of the laminates was calculated with the program "MAC LAM", which is based on the classical lamination theory. The program showed that the  $0^\circ$  plies support most of the load applied to the laminate. The shear stress at failure in the  $\pm 45^\circ$  plies was 18 MPa in all laminates from which it can be concluded that this is the maximum shear stress of the fiber/matrix interphase which is the main factor that limits the laminates strength.

## INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos termoplásticos son ideales para aplicaciones donde se requiere una alta razón de resistencia y rigidez por unidad de peso. Además, poseen otras ventajas frente a materiales tradicionales de ingeniería como el acero: baja conductividad térmica, alta resistencia a la corrosión, a la fatiga y al impacto, etc. A pesar de estos beneficios, su uso aun está limitado ya que no se tiene un conocimiento completo sobre su comportamiento de falla estructural. Los modelos teóricos de falla para materiales compuestos termoplásticos son difíciles de formular y propensos a errores debido a la naturaleza anisotrópica y no homogénea de estos materiales y a su comportamiento mecánico plástico.

Una alternativa para simplificar el proceso de diseño de materiales compuestos es la evaluación de modelos a escala para predecir el comportamiento de un prototipo a partir de experimentos realizados al modelo. En la práctica, a menudo estas predicciones resultan ser inexactas en algún grado, debido a que los materiales compuestos presentan "efectos de escalamiento", esto es, existen variaciones entre las propiedades mecánicas del modelo y del prototipo debido a que son de diferente tamaño, por lo tanto, para aplicar esta técnica de diseño es necesario que los efectos de escalamiento del material sean conocidos a fin de incluirlos en el análisis y establecer una relación de correspondencia entre el comportamiento del modelo y el comportamiento del prototipo.

El tema del efecto del escalamiento dimensional en materiales compuestos es conocido desde la década de los 60's y a la fecha se han considerado varias teorías diferentes para explicar este fenómeno. La mayoría de las investigaciones han sido realizadas en el campo aeroespacial involucrando sistemas termofijos de carbón/epoxi, en general se asume que los efectos de escalamiento dependen de las propiedades de los constituyentes del material compuesto y de la secuencia de apilamiento del refuerzo de un laminado. El incremento del volumen de las muestras generalmente (pero no exclusivamente) exhibe una disminución en la resistencia a tensión del material. Este efecto ha sido explicado aplicando la teoría simple de Weibull, basada en el principio estadístico de que mientras mayor sea el volumen de material considerado, la probabilidad de encontrar un defecto que conduzca a la falla prematura del material también es mayor.

Otros autores han encontrado que el espesor de los laminados es el parámetro de escalamiento más importante en pruebas a tensión. Debido a que el diámetro de la fibra no puede ser escalado, existen dos métodos para escalar el espesor de un laminado a un nivel macroscópico: apilamiento en bloques y apilamiento distribuido. La resistencia a tensión de un laminado disminuye cuando se incrementa su espesor por el método de apilamiento en bloques, mientras que con el apilamiento distribuido, la resistencia a tensión aumenta<sup>1</sup>.

En el presente proyecto, se plantea estudiar el efecto del escalamiento sobre las propiedades mecánicas a tensión de materiales compuestos laminados de polipropileno reforzado con fibras de Twaron®. La comprensión del comportamiento mecánico de estos materiales ante el escalamiento simplificaría su diseño y aplicación en componentes estructurales, ya que haría posible predecir el comportamiento de grandes componentes utilizando la información obtenida mediante la evaluación de modelos de laboratorio. Debido a la naturaleza plástica y a la alta tenacidad de los materiales utilizados en el presente trabajo, los resultados son diferentes a los efectos de escalamiento reportados en la literatura, los cuales han sido observados principalmente en materiales termofijos de naturaleza rígida y frágil.

## **OBJETIVO GENERAL**

Estudiar el proceso de deformación y falla en materiales compuestos multilaminados de PP/Twaron® en función del escalamiento dimensional.

## **OBJETIVOS ESPECIFICOS**

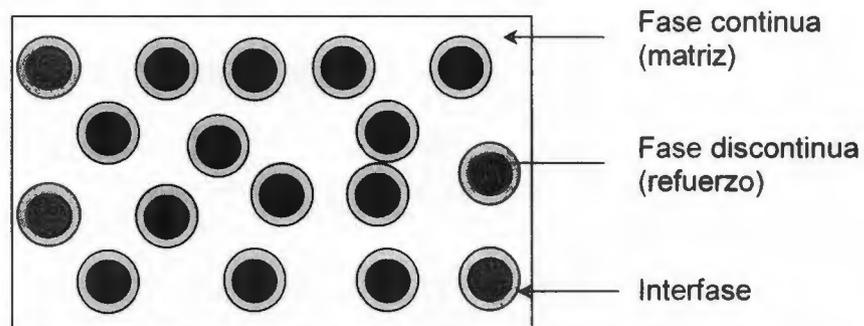
- I. Escalar materiales compuestos de PP/Twaron® en una, dos y tres dimensiones y en tres niveles de escalamiento.
- II. Caracterizar los materiales a tensión y determinar su comportamiento mecánico como función de sus dimensiones.
- III. Estudiar la morfología de las muestras fracturadas para determinar la zona donde se inicia la falla y establecer el mecanismo de propagación de la misma dentro del material.
- IV. Modelar la distribución de esfuerzos en las diferentes capas del laminado empleando la teoría clásica de laminación.

# CAPÍTULO 1

## ANTECEDENTES

### 1.1 Definición de material compuesto estructural.

Un material compuesto estructural es un sistema que consiste de dos o más fases combinadas en una escala macroscópica, esta diseñado para tener un desempeño mecánico y propiedades superiores a las de sus constituyentes individuales<sup>2</sup>. Una de sus fases es continua y es llamada matriz, mientras que la otra fase más rígida, fuerte y discontinua, es llamada refuerzo (figura 1.1). Las interacciones químicas u otros efectos generan una fase adicional entre el refuerzo y la matriz llamada interfase<sup>2</sup>.



**Figura 1.1** Fases de un material compuesto.

Las diferentes fases de un material compuesto desempeñan funciones específicas que dependen del tipo de material compuesto. En el caso de materiales compuestos de bajo a mediano desempeño, el refuerzo es en forma de partículas o fibras cortas que proveen algo de rigidez, pero que solo refuerzan localmente al sistema, mientras que la matriz es la que soporta la carga y determina las propiedades mecánicas del material<sup>3</sup>. En el caso de materiales compuestos estructurales de alto desempeño, el refuerzo es usualmente en forma de fibras continuas y son las que determinan la rigidez y la resistencia del material; la matriz sostiene, protege y transfiere las cargas a las fibras<sup>3</sup>. Aunque dimensionalmente es la de menor tamaño, la interfase juega un papel importante en el material ya que controla los mecanismos de falla, el tipo de fractura, la transferencia de carga y el comportamiento global esfuerzo-deformación del sistema<sup>2</sup>.

## **1.2 Clasificación de los materiales compuestos.**

Los materiales compuestos son clasificados en tres categorías dependiendo del tipo, geometría y orientación del refuerzo<sup>4</sup>, tal y como se indica en el diagrama de la figura 1.2. Los materiales compuestos reforzados con partículas consisten de partículas de varios tamaños y formas dispersas al azar dentro de la matriz.

Los materiales compuestos reforzados con fibras cortas contienen fibras que pueden ser bastante largas comparadas con su diámetro y pueden estar orientadas en una dirección particular o al azar.

Los materiales compuestos reforzados con fibras continuas contienen fibras largas y son los más eficientes desde el punto de vista de rigidez y resistencia<sup>3</sup>. Las fibras pueden estar paralelas entre sí (materiales compuestos unidireccionales), o estar orientadas formando ángulos rectos (materiales compuestos cruzados o tejidos), o pueden estar orientadas en varias direcciones específicas (materiales compuestos multidireccionales).

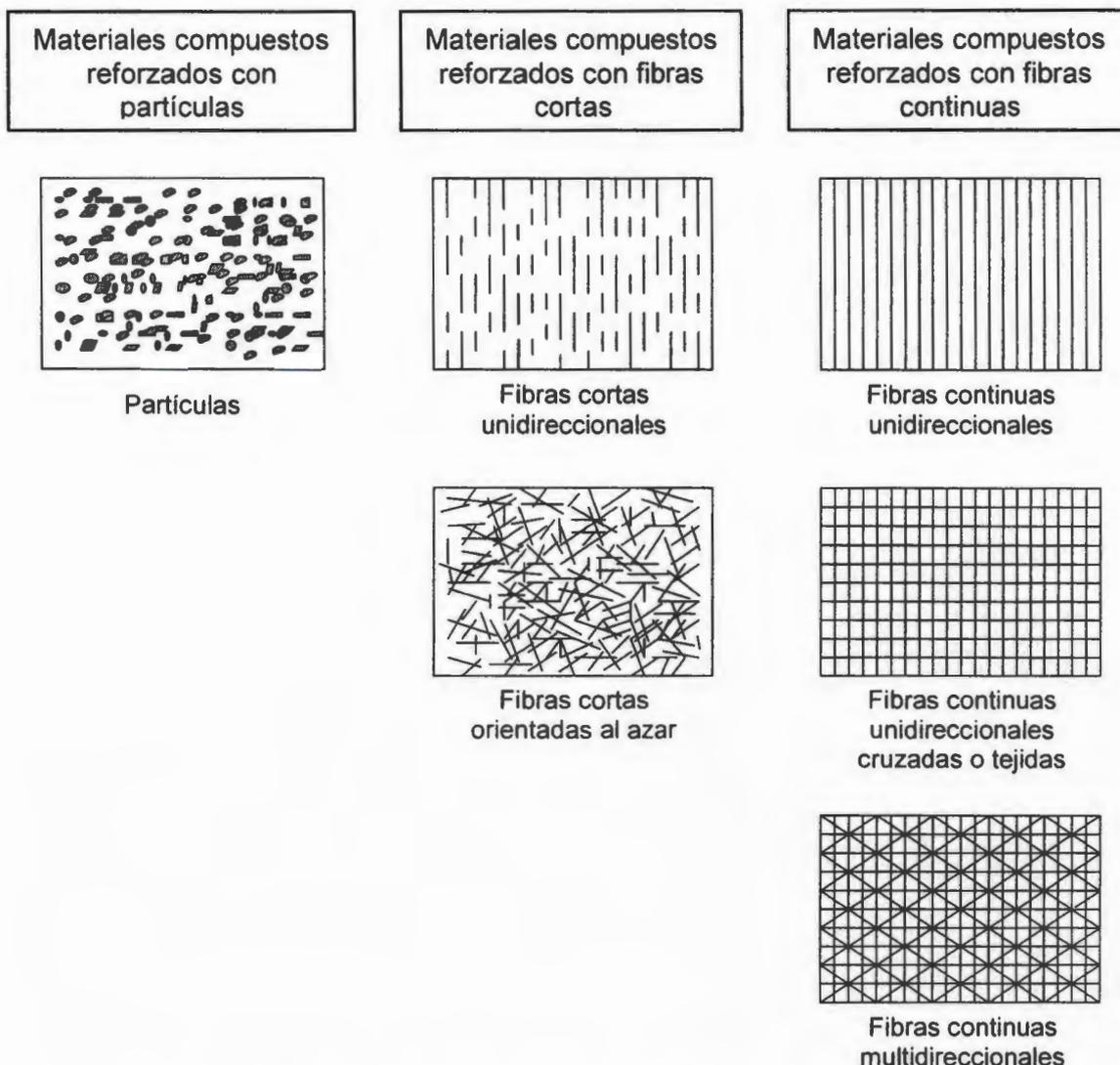
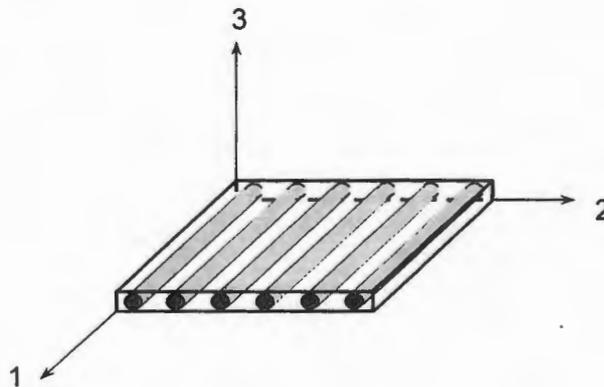


Figura 1.2 Clasificación de los materiales compuestos según el tipo, geometría y orientación de su refuerzo.<sup>4</sup>

### 1.3 Definición de lámina unidireccional.

Una placa delgada (plana o curva) de material compuesto fibroreforzado es llamada lámina, en el caso de fibras unidireccionales se le denomina lámina unidireccional<sup>5</sup>. La arquitectura de una lámina unidireccional le provee de altas propiedades mecánicas en la dirección de las fibras, mientras que, en dirección normal a estas, sus propiedades son mucho más débiles. La lámina unidireccional

es un material ortotrópico (figura 1.3) con ejes principales en la dirección de las fibras, normal a las fibras en el plano de la lámina y normal al plano de la lámina, estos ejes principales son designados como 1, 2, y 3 respectivamente. La lámina mostrada esquemáticamente en la figura 1.3 contiene sólo una fibra a través de su espesor, esto puede ser cierto para fibras con un diámetro grande como las fibras de boro, sin embargo, la mayoría de los materiales compuestos contienen varias fibras a través del espesor de una lámina; el diámetro de las fibras es usualmente del orden de 10 micras mientras que el espesor de una lámina a menudo puede ser mayor de 0.1 mm, de modo que la razón entre el espesor de una lámina y el diámetro de las fibras tiene típicamente un valor de 10.

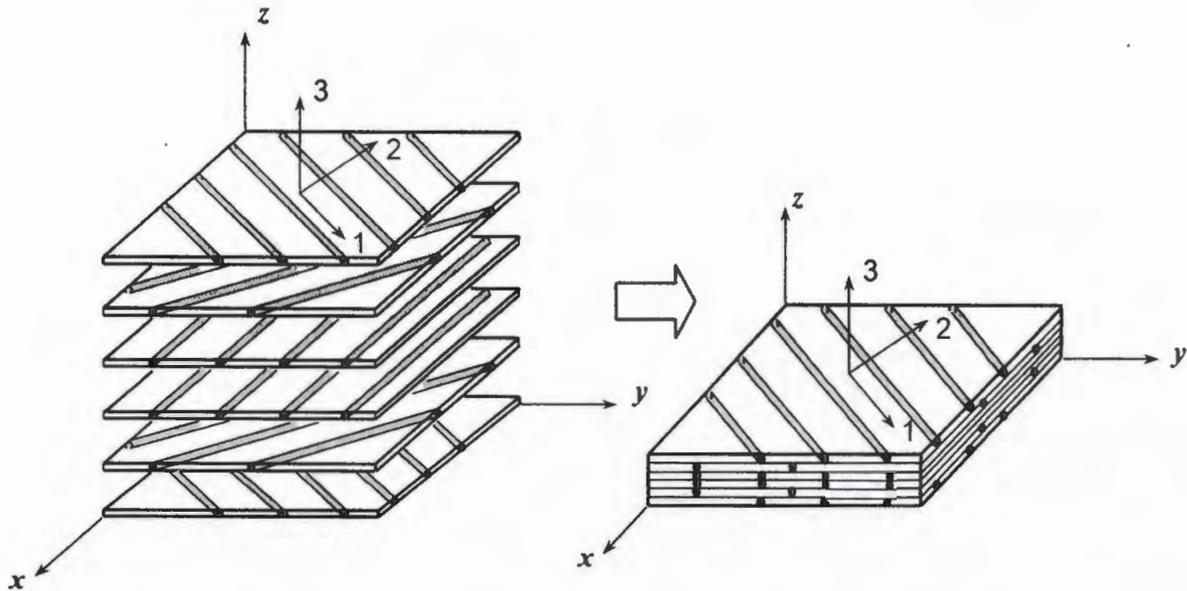


**Figura 1.3** Lámina unidireccional ortotrópica mostrando sus ejes coordenados principales.

#### 1.4 Materiales compuestos laminados.

Los materiales compuestos laminados (figura 1.4) están formados por el apilamiento de dos o más láminas unidireccionales unidas por algún agente acoplante como un adhesivo o por fusión de la matriz. Estos materiales tienen una de las configuraciones más útiles para aplicaciones estructurales, ya que la secuencia de apilamiento y el ángulo de orientación del refuerzo en sus capas pueden ser escogidos para satisfacer diferentes requerimientos de diseño bajo condiciones específicas de carga<sup>6</sup>. Puesto que los ejes principales de las láminas

cambian de orientación en cada capa, es conveniente analizar las propiedades del laminado con respecto a un sistema global de ejes coordenados  $x$ ,  $y$ ,  $z$  como se muestra en la figura 1.4.



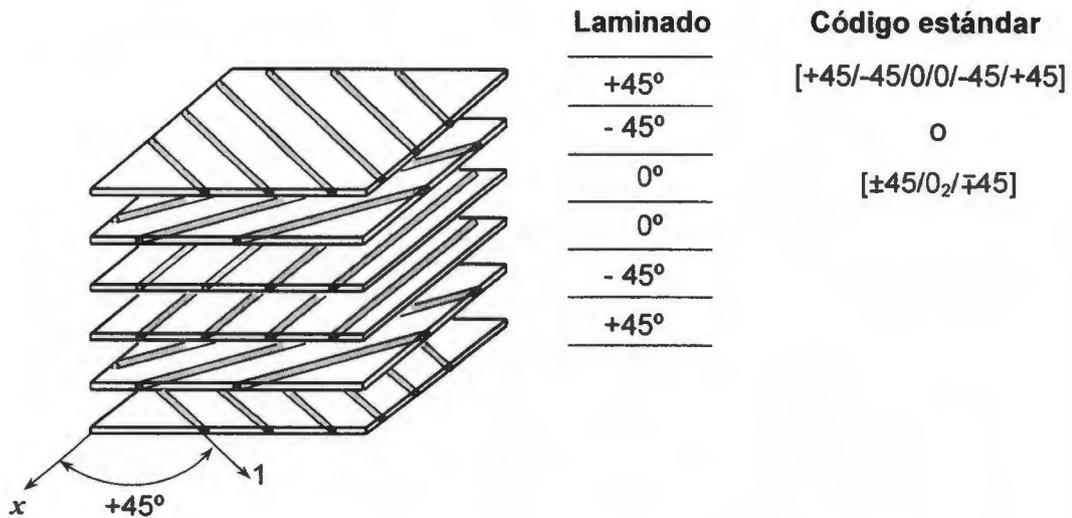
**Figura 1.4** Esquema de apilamiento de un material compuesto laminado.

#### 1.4.1 Código estándar para la secuencia de capas en un laminado.

La secuencia geométrica de laminación provee al laminado de propiedades y características únicas<sup>7</sup>, es por ello que es apropiado el uso de un código que sea capaz de especificar en forma concisa la orientación de cada capa del laminado con respecto a un eje de referencia común. El código estándar de laminado es mejor definido por la descripción de sus rasgos con referencia a la figura 1.5:

1. Las capas son enlistadas en secuencia entre paréntesis cuadrados desde una superficie del laminado hasta la otra, empezando con la primera capa en la parte superior del laminado.
2. Cada capa del laminado es denotada por un número que representa el ángulo en grados de la orientación de sus fibras respecto al eje  $x$  del sistema global de coordenadas.

3. Las capas individuales adyacentes son separadas en el código por una diagonal si sus ángulos son diferentes.
4. Las capas adyacentes con la misma orientación son denotadas con un subíndice.
5. Cuando capas adyacentes están orientadas en ángulos de igual magnitud pero de orientación opuesta, es apropiado usar el signo  $\pm$  con el que cada + o - representa una lámina.



**Figura 1.5** Esquema de un material compuesto laminado y su identificación con su código estándar.

**Secuencias repetidas de laminación.**

Las secuencias repetidas son encerradas entre paréntesis y denotadas por un subíndice de acuerdo a las mismas reglas de las monocapas.

$$[\pm 45/0/\pm 45/0/\pm 45/0/\pm 45/0] = [(\pm 45,0)_4] \text{ o } [\pm 45,0]_4$$

**Laminados simétricos.**

Los laminados que poseen simetría de orientación respecto a su plano central solo requieren que se especifique la mitad de su secuencia de apilamiento.

El subíndice S en el paréntesis cuadrado indica que sólo es mostrada la mitad de la secuencia, con la otra mitad simétrica respecto al plano central.

$$[\pm 45/0_2/\mp 45] = [\pm 45/0]_S$$

Los laminados simétricos con un número impar de capas son codificados igual que los laminados simétricos pero con la capa central del laminado enlistada al último testada, para indicar que es la capa a partir de la cual existe simetría hacia ambos lados.

$$[\pm 45/0/\mp 45] = [\pm 45/\bar{0}]_S$$

### Laminados balanceados.

Los laminados que contienen pares de capas orientadas en ángulos de igual magnitud pero de orientación opuesta se denominan balanceados. El balance de las capas contrarresta los esfuerzos cortantes en el plano del laminado, lo que reduce la probabilidad de fractura en modo II (fractura a cortante). Los siguientes son ejemplos de laminados balanceados en el plano:

$$[\pm 45/0/\pm 45/0/\pm 45], [30/60/-60/-30], [30/60/-30/-60]$$

La tabla 1.1 presenta un ejemplo de la variación de las propiedades mecánicas a tensión de láminas monocapa de PP/Twaron<sup>®</sup> medidas en las direcciones a 0°, 90°, 45° y las propiedades de un laminado balanceado de dos capas a ±45°. Las propiedades de la lámina unidireccional en la dirección de las fibras están determinadas por las propiedades de la fibra, mientras que las propiedades en la dirección transversal a las fibras están determinadas por las propiedades de la matriz y de la interfase fibra/matriz<sup>8</sup>. La monocapa a 45° presentó una deformación máxima menor que la deformación máxima de la fibra; este comportamiento es típico de materiales compuestos con fibras orientadas a un ángulo respecto a la dirección de la carga, ya que presentan una combinación de esfuerzos normales actuando en dirección perpendicular a las fibras y esfuerzos cortantes paralelos a las fibras, los cuales conducen a la falla del

material. Por último, el laminado  $\pm 45^\circ$  presenta una mayor tenacidad con respecto a la monocapa a  $45^\circ$  debido al balanceo en el plano del laminado.

**Tabla 1.1** Propiedades mecánicas a 0, 90 y  $45^\circ$  de una lámina unidireccional y de un laminado balanceado de dos capas a  $\pm 45^\circ$  de PP/Twaron®.<sup>8</sup>

	Esfuerzo máximo MPa	Deformación máxima %	Módulo elástico GPa
Monocapa a $0^\circ$	120	3.0	6.5
Monocapa a $90^\circ$	20	2.0	1.5
Monocapa a $45^\circ$	30	2.5	2.5
Laminado a $\pm 45^\circ$	60	6.0	2.2

### Laminados híbridos.

Hasta ahora hemos asumido que todas las capas en el laminado son del mismo material. Los materiales compuestos laminados que contienen capas de diferente tipo de material son llamados laminados híbridos<sup>7</sup>, por ejemplo, un laminado puede estar hecho con capas unidireccionales de vidrio/epóxica, carbón/epóxica y aramida/epóxica, apiladas juntas. Para identificar a estos materiales, el código estándar es parcialmente modificado agregando superíndices que indican el material genérico de cada capa. Por ejemplo, los superíndices B, K, C y G denotan fibras de boro, kevlar, carbón y vidrio, respectivamente, por lo que el código de un material compuesto híbrido como el ilustrado es:

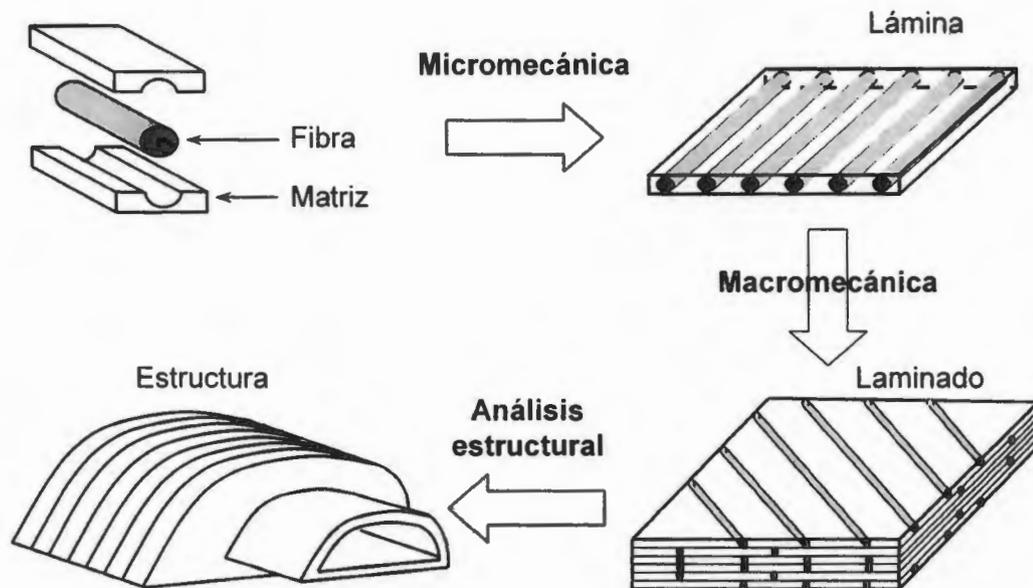
Laminado	Código del laminado
$+45^\circ$ B/Ep	[ $\pm 45^B/\bar{0}^C$ ] <sub>s</sub>
$-45^\circ$ B/Ep	
$0^\circ$ C/Ep	
$-45^\circ$ B/Ep	
$+45^\circ$ B/Ep	

B = Boro; C = Carbón; Ep = Epóxica

## 1.5 Escalas de análisis: micromecánica y macromecánica.

Los materiales compuestos pueden ser vistos y analizados a diferentes niveles y en diferentes escalas, dependiendo del comportamiento y las características particulares bajo observación<sup>4</sup>. Un diagrama esquemático de los distintos niveles de consideración y los correspondientes tipos de análisis es mostrado en la figura 1.6; la micromecánica es el estudio de las interacciones entre los constituyentes del material compuesto a nivel microscópico, trata con el estado esfuerzo-deformación y las fallas locales, tales como falla de la matriz (tensión, compresión o cortante), falla de la fibra (tensión, fragmentación, torsión) y falla de la interfase (adhesiva); la escala de observación es del orden del diámetro de las fibras, del tamaño de las partículas, o de los intersticios entre la matriz y el refuerzo. La micromecánica es particularmente importante en el estudio de propiedades como la fatiga, o en mecanismos de falla y tipo de fractura, que están fuertemente influenciados por características locales que no pueden ser integradas o promediadas<sup>4</sup>; la micromecánica también permite la predicción del comportamiento promedio de una lámina como función de las propiedades de sus constituyentes y de las condiciones locales.

A nivel de lámina es más apropiado usar para el análisis los valores promedio de las propiedades<sup>3</sup>, este tipo de análisis es llamado macromecánico y considera a la lámina unidireccional como un material homogéneo y anisotrópico con su propia rigidez y resistencia; los criterios de falla pueden ser expresados en términos de esfuerzo promedio y resistencia total sin hacer referencia a ningún mecanismo particular de falla local, esta aproximación es recomendada en el estudio del comportamiento elástico o visco-elástico de materiales compuestos o estructuras en las que se asume continuidad en el material. Mediante el análisis macromecánico también es posible predecir el comportamiento global de un laminado en función de las propiedades de sus capas y secuencia de apilamiento.



**Figura 1.6** Niveles de observación y tipos de análisis para los materiales compuestos.

Por último, a nivel de componente estructural, el estado de esfuerzos en cada capa del laminado y el comportamiento global de la estructura son modelados empleando métodos como el de elementos finitos en conjunto con la teoría clásica de laminación<sup>9</sup>. Como la resistencia de cada capa en un laminado es función de su orientación, es de esperar que no todas las capas fallen a un mismo nivel de carga; el objetivo del análisis es determinar a que nivel de carga se presentará la falla de la primera capa y paso a paso predecir los niveles de carga a los que fallarán las capas subsecuentes<sup>5</sup>.

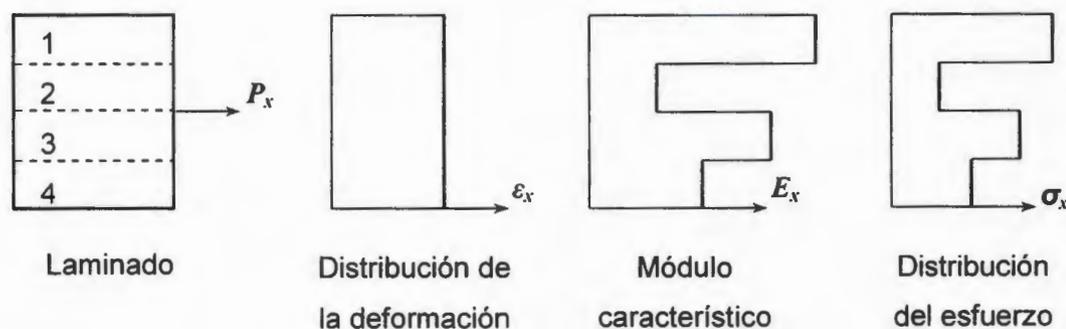
## 1.6 Distribución de esfuerzos en laminados.

Algunos especialistas han tratado de caracterizar laminados usando los módulos efectivos del material  $E_x$ ,  $E_y$ ,  $\nu_{xy}$  y  $G_{xy}$  determinados mediante pruebas mecánicas convencionales<sup>5</sup>, sin embargo, un conocimiento profundo de la distribución de esfuerzos en un laminado requiere del uso de la teoría clásica de laminación<sup>9</sup>, que es una herramienta matemática usada para predecir consistentemente el comportamiento de laminados a partir de las propiedades

básicas de la lámina unidireccional. Esta teoría se basa en las hipótesis de que las capas del laminado están perfectamente unidas entre sí y que las uniones son infinitamente delgadas y no sufren deformaciones por esfuerzos cortantes, en otras palabras, la deformación de un laminado es de tal forma que no existe deslizamiento de una capa respecto a otra<sup>5</sup>.

### 1.6.1 Distribución de esfuerzos en el espesor.

Debido a que las distintas capas en un laminado tienen diferentes orientaciones, las constantes elásticas del laminado medidas en una dirección particular no son iguales en cada una de sus capas, por esta razón aun cuando la deformación de un laminado sea la misma a través de su espesor, el esfuerzo puede no serlo<sup>5</sup>. La figura 1.7 muestra un esquema hipotético de distribución de esfuerzos a través del espesor de un laminado de cuatro capas sometido a tensión axial (se asume que el material se encuentra en la zona elástica de la curva esfuerzo-deformación); los esfuerzos son constantes en el espesor de cada capa pero discontinuos en las uniones entre capas.



**Figura 1.7** Distribución hipotética de las propiedades mecánicas a través del espesor de un material compuesto laminado.<sup>5</sup>

Conociendo la distribución de los esfuerzos a través del espesor del laminado es posible determinar el nivel de carga al que se presentará la falla de una capa de acuerdo a los criterios de falla de la lámina unidireccional. En general,

la falla de una capa no necesariamente implica la falla del laminado, es posible que alguna capa falle a un nivel de carga tan bajo que no exista peligro de fractura en el material, pero conforme el número de fallas aumenta la pérdida de rigidez del sistema se hace evidente, aunque el laminado aun es capaz de soportar carga adicional, ésta produce deformaciones más grandes que las producidas por los mismos niveles de carga previos a la falla<sup>5</sup>.

#### 1.6.1.1 Modelado por computadora de las propiedades mecánicas de laminados.

El software MAC LAM<sup>10</sup> es una herramienta de diseño para el análisis mecánico por capas en materiales compuestos laminados; todos los cálculos realizados por el programa están basados en la teoría clásica de laminación<sup>9</sup>. Las cargas mecánicas fuera del plano no son tomadas en cuenta, ya que el análisis sólo considera los esfuerzos y las deformaciones en el plano  $xy$ , además asume que las fibras son paralelas entre sí y que están distribuidas de forma homogénea dentro de la matriz.

La sección *micromecánica* del programa permite calcular las propiedades elásticas de un material compuesto unidireccional. Los datos requeridos son las propiedades elásticas (módulo de Young y coeficiente de Poisson) de la fibra y de la matriz, la fracción volumétrica de fibra y eventualmente otros parámetros. Las propiedades elásticas del material compuesto son las siguientes ( $L$  es la dirección de las fibras,  $T$  es la dirección transversal a las fibras y  $N$  es la dirección normal):

- El módulo de Young en la dirección de las fibras,  $E_L$ .

$$E_L = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (1)$$

donde:

$E_f$  = Módulo de Young de la fibra

$E_m$  = Módulo de Young de la matriz

$V_f$  = Fracción volumétrica de fibra

- El módulo de Young en la dirección transversal a las fibras,  $E_T$ .

$$E_T = \frac{E_f E_m}{E_f (1 - V_f) + E_m V_f} \quad (2)$$

- El módulo de Young en la dirección normal al laminado,  $E_N$ .

$$E_N = \frac{E_f E_m}{E_f (1 - V_f) + E_m V_f} \quad (3)$$

- El módulo cortante longitudinal-transversal,  $G_{LT}$ .

$$G_{LT} = \frac{E_f E_m}{2(E_f (1 - V_f)(1 + \nu_m) + E_m V_f (1 + \nu_f))} \quad (4)$$

- El módulo cortante longitudinal-normal,  $G_{LN}$ .

$$G_{LN} = \frac{E_f E_m}{2(E_f (1 - V_f)(1 + \nu_m) + E_m V_f (1 + \nu_f))} \quad (5)$$

- El módulo cortante transversal-normal,  $G_{TN}$ .

$$G_{TN} = \frac{E_m V_f + \frac{E_m (1 - V_f)}{4 - 4\nu_m} \left( \frac{E_m (1 + \nu_f)}{E_f (1 + \nu_m)} - 4\nu_m + 3 \right)}{\frac{(1 - V_f)(1 + \nu_m)}{2 - 2\nu_m} \left[ \frac{E_m (1 + \nu_f)}{E_f (1 + \nu_m)} - 4\nu_m + 3 \right] + \frac{2V_f E_m (1 + \nu_f)}{E_f}} \quad (6)$$

- El coeficiente de Poisson longitudinal-transversal,  $\nu_{LT}$ .

$$\nu_{LT} = V_f \nu_f + (1 - V_f) \nu_m \quad (7)$$

- El coeficiente de Poisson longitudinal-normal,  $\nu_{LN}$ .

$$\nu_{LN} = V_f \nu_f + (1 - V_f) \nu_m \quad (8)$$

- El programa no cuenta con alguna técnica para calcular el coeficiente de Poisson transversal-normal,  $\nu_{TN}$ .

La sección *placas multicapa* del programa permite calcular los esfuerzos y las deformaciones en las diferentes capas de un material compuesto para una

carga dada ya sea higroscópica, térmica, o mecánica. El cálculo puede ser realizado respecto al sistema de coordenadas locales  $L,T,N$  para cada capa individual del laminado, o respecto al sistema de coordenadas globales  $x,y,z$  del laminado. La información requerida para un caso específico son el número de capas, la secuencia de apilamiento y el espesor de las capas del laminado.

El programa calcula los esfuerzos en las capas del laminado respecto al sistema de coordenadas locales  $L,T,N$  de cada capa con la siguiente ecuación:

$$\begin{bmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \tau_{LT} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_L \\ \varepsilon_T \\ \gamma_{LT} \end{bmatrix} \quad (9)$$

$Q_{11}$ ,  $Q_{12}$ ,  $Q_{22}$  y  $Q_{66}$  son los elementos de la matriz de coeficientes de rigidez.

$$Q_{11} = \frac{E_L}{1 - \nu_{LT}\nu_{TL}}, \quad Q_{12} = \frac{\nu_{LT}E_T}{1 - \nu_{LT}\nu_{TL}}, \quad Q_{22} = \frac{E_T}{1 - \nu_{LT}\nu_{TL}}, \quad Q_{66} = G_{LT}$$

La distribución de esfuerzos en las capas del laminado, respecto al sistema de coordenadas global  $x,y,z$  es calculada con la siguiente ecuación:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (10)$$

$\bar{Q}_{11}$ ,  $\bar{Q}_{12}$ ,  $\bar{Q}_{16}$ ,  $\bar{Q}_{22}$ ,  $\bar{Q}_{26}$ ,  $\bar{Q}_{66}$  son los elementos de la transformada de la matriz de rigidez.

$$\begin{aligned} \bar{Q}_{11} &= Q_{11}c^4 + Q_{22}s^4 + 2(Q_{12} + 2Q_{66})s^2c^2 \\ \bar{Q}_{12} &= (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66})s^2c^2 + Q_{12}(c^4 + s^4) \\ \bar{Q}_{22} &= Q_{11}s^4 + Q_{22}c^4 + 2(Q_{12} + 2Q_{66})s^2c^2 \\ \bar{Q}_{16} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66})c^3s - (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66})cs^3 \\ \bar{Q}_{26} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66})cs^3 - (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66})c^3s \\ \bar{Q}_{66} &= (Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} - 2Q_{66})c^2s^2 + Q_{66}(c^4 + s^4) \end{aligned}$$

donde:

$c$  es el coseno de  $\theta$ , el ángulo de orientación de las fibras en el material compuesto.

$s$  es el seno de  $\theta$ , el ángulo de orientación de las fibras en el material compuesto.

Las ecuaciones para calcular las deformaciones locales y globales en cada capa del laminado son (11) y (12) respectivamente:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_L \\ \varepsilon_T \\ \gamma_{LT} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \tau_{LT} \end{bmatrix} \quad (11)$$

$S_{11}$ ,  $S_{12}$ ,  $S_{22}$ ,  $S_{66}$  son los elementos de la matriz de complianza o docilidad (la matriz de complianza es la inversa de la matriz de rigidez).

$$S_{11} = \frac{1}{E_L}, \quad S_{12} = -\frac{\nu_{LT}}{E_L}, \quad S_{22} = \frac{1}{E_T}, \quad S_{66} = \frac{1}{G_{LT}}$$

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{S}_{11} & \bar{S}_{12} & \bar{S}_{16} \\ \bar{S}_{12} & \bar{S}_{22} & \bar{S}_{26} \\ \bar{S}_{16} & \bar{S}_{26} & \bar{S}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (12)$$

$\bar{S}_{11}$ ,  $\bar{S}_{12}$ ,  $\bar{S}_{16}$ ,  $\bar{S}_{22}$ ,  $\bar{S}_{26}$ ,  $\bar{S}_{66}$  son los elementos de la transformada de la matriz de complianza o docilidad.

$$\begin{aligned} \bar{S}_{11} &= S_{11}c^4 + (2S_{12} + S_{66})s^2c^2 + S_{22}c^4 \\ \bar{S}_{12} &= S_{12}(s^4 + c^4) + (S_{11} + S_{22} - S_{66})s^2c^2 \\ \bar{S}_{22} &= S_{11}s^4 + (2S_{12} + S_{66})s^2c^2 + S_{22}c^4 \\ \bar{S}_{16} &= (2S_{11} - 2S_{12} - S_{66})sc^3 - (2S_{22} - 2S_{12} - S_{66})s^3c \\ \bar{S}_{26} &= (2S_{11} - 2S_{12} - S_{66})s^3c - (2S_{22} - 2S_{12} - S_{66})sc^3 \\ \bar{S}_{66} &= 2(2S_{11} + 2S_{22} - 4S_{12} - S_{66})s^2c^2 + S_{66}(s^4 + c^4) \end{aligned}$$

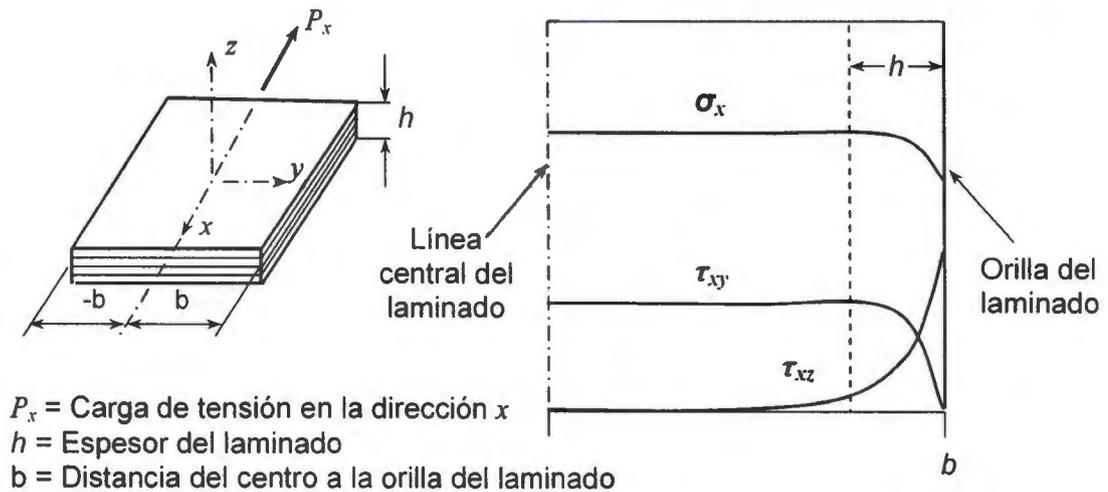
donde:

$c$  es el coseno de  $\theta$ , el ángulo de orientación de las fibras en el material compuesto.

$s$  es el seno de  $\theta$ , el ángulo de orientación de las fibras en el material compuesto.

### 1.6.2 Distribución de esfuerzos en el plano.

La teoría clásica de laminación asume un estado biaxial de esfuerzos<sup>3</sup> en el plano del laminado y sólo considera los esfuerzos  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  y  $\tau_{xy}$ . En general, cuando es aplicado un esfuerzo en el plano de un laminado, las diferentes capas tienden a deslizarse unas respecto a otras debido a la diferencia entre sus constantes elásticas; como las capas están unidas, se desarrollan esfuerzos cortantes sobre las superficies de cada capa, que pueden ser calculados en la zona alejada de las orillas del laminado con los modelos convencionales de la teoría clásica de laminación. Sin embargo, cerca de las orillas se genera un estado tridimensional de esfuerzos, con esfuerzos transversales que pueden llegar a ser tan grandes que pueden producir fisuras que se pueden propagar al interior del material e iniciar la falla prematura del sistema por delaminación<sup>3,5</sup>. El efecto de los esfuerzos transversales ha sido estudiado por varios investigadores en años recientes; Pipes y Pagano<sup>11</sup> emplearon el método de diferencias finitas para generar resultados numéricos en un laminado de alto módulo  $\pm 45^\circ$  de Carbón/epoxi y encontraron que los esfuerzos en la parte media del laminado (figura 1.8) son los predichos por la teoría clásica de laminación, sin embargo, al acercarse a la orilla, el  $\sigma_x$  disminuye,  $\tau_{xy}$  cae a cero y más significativamente  $\tau_{xz}$  aumenta de cero a infinito (existe una discontinuidad en  $y = \pm b$ ), los esfuerzos  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  y  $\tau_{yz}$  también aumentan cerca de la orilla pero su magnitud es pequeña. Los resultados numéricos de Pipes y Pagano para diferentes razones ancho/espesor indicaron que el ancho de la región en la que se presentan los esfuerzos transversales es aproximadamente igual al espesor del laminado, por ello sus efectos son observados únicamente en las orillas del laminado y son conocidos como "efectos de borde".



**Figura 1.8** Perfil de esfuerzos en las orillas y a lo ancho de un laminado.<sup>11</sup>

Los resultados teóricos de Pipes y Pagano fueron confirmados experimentalmente por Pipes y Daniel<sup>12</sup>, quienes emplearon las técnicas de Moiré para examinar los desplazamientos superficiales de laminados simétricos. Las siguientes conclusiones generales pueden ser resumidas<sup>13</sup>:

1. El esfuerzo cortante interlaminar  $\tau_{xz}$  en las orillas del laminado es muy alto, y también se presenta en las orillas de cortes, agujeros, etc.
2. El esfuerzo normal interlaminar  $\sigma_z$  en la orilla del laminado puede iniciar la delaminación y acelerar el proceso de falla.
3. La secuencia de apilamiento del laminado afecta tanto la magnitud como la naturaleza de los esfuerzos interlaminares.
4. Los esfuerzos interlaminares son vistos solo como un efecto de borde, ya que su influencia está confinada a una región en las orillas del laminado.

## 1.7 Diseño con materiales compuestos.

Uno de los problemas en el diseño con materiales compuestos laminados es su complejo comportamiento de fractura, ya que cuando se presenta la falla su

propagación ocurre a través de un mecanismo asociado a una multitud de daños locales de pequeña escala entre los que se incluyen: ruptura de la matriz, ruptura de la fibra, extracción de la fibra y delaminación<sup>14</sup>. Los modelos teóricos de falla son difíciles de formular y propensos a errores debido a que la anisotropía del material y su estructura de capas dan lugar a un complicado estado tridimensional de esfuerzos en presencia de discontinuidades geométricas, tales como cortes o muescas generadas por el diseño de la pieza o por penetración de otros objetos<sup>15</sup>. Como resultado, el proceso de diseño incluye pruebas destructivas de prototipos, que son tardadas y costosas<sup>16</sup>.

Una alternativa para simplificar el proceso de diseño es la evaluación de modelos a escala para predecir el comportamiento de prototipos a partir de experimentos realizados al modelo<sup>16</sup>, sin embargo, los materiales compuestos presentan variaciones en sus propiedades mecánicas cuando las muestras que son probadas son de tamaños diferentes a lo que se le conoce como "efecto de escalamiento"<sup>17</sup>, ya que el escalamiento del sistema afecta su comportamiento mecánico. David y Nolle<sup>18</sup> sugieren algunas razones para las diferencias de comportamiento entre un modelo y un prototipo:

1. Alguno de los factores podría ser insignificante a nivel del prototipo pero significativo a nivel del modelo, o viceversa.
2. La precisión de medición o construcción podría ser diferente en las diferentes escalas.
3. Las propiedades del material podrían ser afectadas por la escala, debido a diferencias en los métodos de fabricación.
4. Existe un cambio de comportamiento entre el modelo y el prototipo.

Desde un punto de vista de diseño, tales efectos de escalamiento pueden ser incluidos en el análisis usando factores de ingeniería obtenidos de experimentación previa con el sistema en cuestión. Un método más científico para resolver el problema, es experimentar una variedad de escalamientos a fin de

formular y verificar una explicación teórica del comportamiento del sistema y entonces, una vez que el análisis ha sido realizado, el comportamiento del prototipo puede ser predicho a partir del modelo.

### **1.8 Antecedentes de efectos de escalamiento en sólidos.**

El escalamiento es el aspecto más importante de cualquier teoría física<sup>19</sup>. En mecánica de sólidos el problema central radica en el efecto del tamaño de una estructura sobre su resistencia nominal. Este tema fue discutido por primera vez por Leonardo Da Vinci (1500's) quien declaró que "entre dos cuerdas de igual diámetro la más larga es la menos resistente"<sup>20</sup>; más de un siglo después la declaración de Leonardo fue rechazada por Galileo (1638) en su famoso libro "*Consideraciones y demostraciones matemáticas sobre dos ciencias nuevas relacionadas con la mecánica*" en el que estableció los fundamentos de la mecánica de materiales, sin embargo, Galileo señaló que un efecto dimensional era observado en las propiedades de huesos de animales cuando eran comparados animales pequeños con animales grandes<sup>20</sup>. Medio siglo después, un gran avance fue hecho por Mariotte (1686) quien hizo la observación revolucionaria de que "una cuerda larga y una corta siempre soportan la misma carga a menos que en la larga exista algún defecto que cause la ruptura prematura". Él explicó este fenómeno con su principio de la "desigualdad del material, cuya resistencia es menor en un punto que en otro"<sup>20</sup>. En términos cualitativos, Mariotte dio inicio a la teoría estadística del efecto de escalamiento, pero a este tiempo aún se estaba lejos de describir en forma explícita el fenómeno. La conclusión de Mariotte fue más tarde rechazada por Thomas Young (1807) quien tomó un punto de vista estrictamente determinista y declaró que "un cable de 2 pulgadas de diámetro es exactamente 4 veces mas fuerte que uno de 1 pulgada de diámetro" y "la longitud no tiene efecto ya sea en aumentar o disminuir la resistencia"<sup>21</sup>. Él obviamente no tomó en cuenta la dispersión aleatoria de la resistencia del material. Un gran número de trabajos posteriores demostraron la

presencia del efecto de escalamiento para muchos materiales; el siguiente avance importante fue la famosa publicación de Griffith (1921) quien estableció los fundamentos de la mecánica de fractura y la introdujo en el estudio de los efectos de escalamiento. El realizó sus experimentos con fibras de vidrio y concluyó que "la debilidad de un sólido isotrópico es debida a la presencia de discontinuidades o defectos..."<sup>21</sup>, sin embargo, desde su punto de vista, los defectos o fisuras que conducían a la falla eran microscópicos y su distribución aleatoria determinaba la resistencia macroscópica del material. El trabajo de Griffith es la base física del concepto estadístico de Mariotte, no el descubrimiento de un nuevo tipo de efecto de escalamiento.

Con excepción de Griffith, las teorías sobre mecánica de materiales no ponían atención al tema de los efectos de escalamiento, la razón sin duda fue que las teorías existentes y previas a la mecánica de fractura, usaban un criterio de falla expresado en términos de esfuerzos y deformaciones que no exhibían efectos de escalamiento<sup>19</sup>. No fue hasta 1980 que fue reconocida la existencia de los efectos de escalamiento y que pertenecían al campo de estudio de la probabilidad y no al de la mecánica<sup>21</sup>. De esta manera, el tema continuó su desarrollo mayormente en trabajos de experimentación y probabilidad. Peirce (1926) formuló el modelo del eslabón más débil de una cadena e introdujo la estadística de valor extremo originada por Tippett (1925), el modelo de Peirce fue posteriormente modificado por Frechet (1927), Fischer y Tippett (1928), Von Mises (1936) y otros<sup>21</sup>. Este progreso culminó en Suecia con el trabajo de Weibull (1939), Weibull llegó a la conclusión crucial de que la distribución de valores de resistencia extremadamente pequeños con probabilidades extremadamente pequeñas, no podía ser descrita adecuadamente por ninguna de las distribuciones conocidas y propuso para la distribución de resistencia de valor extremo una ley de potencias con un umbral. Entonces, otros autores justificaron teóricamente esta distribución por modelado probabilístico de la distribución de defectos microscópicos en el material.

Con el trabajo de Weibull se completó el marco básico de la teoría estadística de los efectos de escalamiento, la mayoría de los estudios subsecuentes trataron básicamente con refinamientos, justificaciones y aplicaciones de la teoría de Weibull y generalmente se asumió que si un efecto de escalamiento era observado, tendría que ser del tipo Weibull<sup>21</sup>.

### 1.8.1 Teoría del eslabón más débil.

La teoría del eslabón más débil asume que el material esta formado por la unión de pequeños elementos y que la falla del material ocurre cuando alguno de estos elementos o "eslabones" falla. Si el material es sometido a un esfuerzo  $\sigma$ , la probabilidad de falla en cada eslabón se incrementa de 0 a  $\sigma$  y está descrita por la función de distribución  $F(\sigma)$ . La probabilidad de supervivencia  $S(\sigma)$  de ese eslabón está dada por:

$$S(\sigma) = 1 - F(\sigma) \quad (13)$$

También asume que  $F(\sigma)$  describe la distribución de resistencia para cada elemento y que cada  $F(\sigma)$  es una variable independiente aleatoriamente distribuida. La probabilidad de supervivencia de  $n$  elementos expresada en series esta dada por:

$$S_n(\sigma) = [1 - F(\sigma)]^n \quad (14)$$

De allí que la probabilidad de falla de una cadena de  $n$  elementos este dada por:

$$F_n(\sigma) = 1 - [1 - F(\sigma)]^n \quad (15)$$

La función  $F(\sigma)$  puede ser descrita generalmente como:

$$F(\sigma) = 1 - \exp[-\varphi(\sigma)] \quad (16)$$

La ecuación (15) es la base de la teoría estadística del eslabón más débil. Una forma específica de tres parámetros de la distribución  $\varphi(\sigma)$  es ampliamente

usada hoy en día, fue propuesta por Weibull y ha llegado a ser conocida como “distribución de Weibull”; y está dada por:

$$\varphi(\sigma) = \left( \frac{\sigma - \sigma_U}{\sigma_0} \right)^m \quad (17)$$

donde  $\sigma_U$  es el umbral de esfuerzo bajo el cual no ocurre la falla,  $\sigma_0$  y  $m$  son llamados parámetro de escala y de forma, respectivamente.

Para la resistencia de un material sujeto a una carga gradual de cero a  $\sigma$ , existe cero probabilidades de falla sólo cuando no hay carga aplicada, entonces  $\sigma_U$  es usualmente tomado como cero y  $\varphi(\sigma)$  toma la forma de una distribución de dos parámetros. Entonces, la probabilidad de falla de una cadena de  $n$  elementos es:

$$F_n(\sigma) = 1 - \exp \left[ -n \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (18)$$

Considerando un volumen de material formado por pequeños elementos de volumen  $\delta V$ , en lugar de una cadena de eslabones obtenemos:

$$F_V(\sigma) = 1 - \exp \left[ - \int \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m dV \right] \quad (19)$$

En una prueba de tensión, el esfuerzo  $\sigma$  es uniformemente distribuido a través del volumen del material. Asumiendo este caso simple, entonces:

$$F_V(\sigma) = 1 - \exp \left[ -V \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (20)$$

Para describir datos experimentales es conveniente expresar la ecuación (20) en forma lineal, ordenando y tomando logaritmos dos veces:

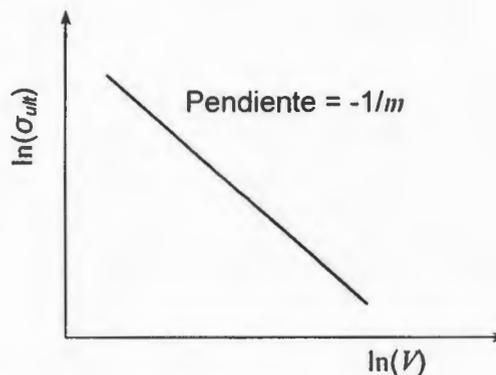
$$\ln \left[ \ln \left( \frac{1}{1 - F_V(\sigma)} \right) \right] = m \ln(\sigma) - m \ln(\sigma_0) + \ln(V) \quad (21)$$

Una gráfica de  $\ln(\sigma)$  contra el lado izquierdo de la ecuación 21 para  $N$  repeticiones de pruebas de resistencia de un volumen  $V$ , presentará una relación lineal si la variabilidad en la resistencia del material es descrita por una distribución de Weibull, entonces los parámetros de forma y de escalamiento ( $m$  y  $\sigma_0$ ) pueden ser estimados de la pendiente y de la ordenada al origen respectivamente.

Si la distribución de resistencia de un material es descrita por la teoría de Weibull, entonces es posible correlacionar la resistencia de especímenes o componentes que difieren en tamaño. Se asume que los valores de los parámetros de forma y escala,  $m$  y  $\sigma_0$ , son constantes del material e independientes del tamaño del espécimen y de su campo de esfuerzos. Considerando la ecuación (20) para la misma probabilidad de falla de dos especímenes 1 y 2 obtenemos:

$$\frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \left( \frac{V_1}{V_2} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (22)$$

Esta ecuación relaciona directamente la resistencia con el volumen del material, por lo que cuantifica el efecto de escalamiento; si se gráfica el logaritmo del esfuerzo contra el volumen del material, se obtiene una relación lineal con pendiente  $-1/m$  como se muestra en la figura 1.9.



**Figura 1.9** Gráfica logarítmica de  $\sigma_{ult}$  vs  $V$  para determinar los parámetros de forma ( $m$ ) y escalamiento ( $\sigma_0$ ) de la distribución de Weibull.

### 1.8.2 Efectos de escalamiento en materiales compuestos de fibra de carbón/epóxica.

La mayoría de los estudios sobre el efecto del escalamiento en materiales compuestos han sido desarrollados en el campo aeroespacial en sistemas laminados de carbón/epoxi y usan principalmente la teoría simple de Weibull para explicar los efectos de escalamiento observados<sup>22</sup>. En algunos casos, el comportamiento de los materiales ha sido predicho satisfactoriamente con esta teoría mientras que en otros casos el comportamiento de los materiales ha sido explicado solo parcialmente. En pruebas a tensión, los resultados generalmente (pero no exclusivamente) demuestran una disminución de la resistencia del material con el incremento de tamaño de las probetas; el nivel de esfuerzo al que se presenta la primera falla también depende del tamaño del laminado<sup>23</sup>.

Los reportes en la literatura no siguen un patrón de estudio particular, a menudo la frase "efectos de escalamiento en materiales compuestos" es usada para referirse a una variedad de propiedades, métodos, parámetros de prueba y sistemas materiales; por ejemplo, pruebas a tensión de un sistema laminado carbón/epoxi [0/90] preparado por extendido manual, o bien, pruebas a flexión de cuatro puntos de preimpregnados unidireccionales carbón/epoxi. Considerando estos hechos, no es raro que los resultados sean a menudo contradictorios.

Una publicación frecuentemente consultada es la de Bullock<sup>24</sup> quien describe el estudio sobre un sistema de resina epóxica 5208 de la marca NARMCO reforzada con fibras de carbón Thornel 300 (T300) de Union Carbide y un sistema de resina epóxica 5208 reforzado con fibras de carbón Modmor II (MMII) de Morganite. Bullock usó la teoría simple de Weibull para comparar la resistencia a tensión y a flexión de tres puntos de los materiales. Para el sistema T300/5208 obtuvo un valor promedio de 24 para el parámetro de forma, tanto para las muestras a tensión como para las muestras a flexión; sin embargo, para el sistema MMII/5208 observó una mayor variabilidad en las resistencias. Bullock

concluyó que debería probarse un número suficiente de probetas para obtener un valor específico del parámetro de forma para el material considerado.

Hitchon y Phillips estudiaron el efecto del proceso de fabricación sobre la resistencia de materiales compuestos con fibras de carbón, para dos tipos de fibra y dos tipos de matriz<sup>25</sup>. Las muestras fueron fabricadas usando pultrusión, laminado manual y prelamados. Convenientemente, las muestras fueron probadas usando diferentes métodos, es decir, tensión y flexión. Aquí la teoría de Weibull sólo funcionó parcialmente, ya que no hubo conciliación entre los resultados de las pruebas a tensión con los resultados a flexión. Los valores del parámetro de forma obtenidos estuvieron entre 10.3 y 38.4. Hitchon y Phillips pensaron que los diferentes métodos de fabricación y las diferencias en el modo de falla en los métodos de prueba fueron los responsables de la variabilidad en los cambios de propiedades del material. La segunda parte del estudio comparó la resistencia de probetas de diferentes tamaños, encontrando una disminución no significativa de la resistencia con el escalamiento. Hitchon y Phillips postularon que la teoría de Weibull es útil cuando el volumen de un material compuesto es cambiado a lo largo de las fibras sometidas a esfuerzo y no cuando es cambiado a través de la sección transversal<sup>25</sup> y concluyeron que mayor trabajo de investigación era requerido.

Wisnom<sup>26,27</sup> observó un efecto de escalamiento en pruebas de flexión a cuatro puntos para un sistema unidireccional carbón/epoxi: el incremento de tamaño de las probetas condujo a un cambio en el modo de falla, que pasó de tensión a compresión. Wisnom declaró que el efecto de escalamiento en la resistencia a compresión del material era mayor que para la resistencia a tensión y concluyó que el efecto de escalamiento a compresión era causa de que las probetas más grandes exhibieran una menor resistencia. Sin embargo, las muestras más delgadas fueron curadas usando planchas de calor, mientras que las muestras más grandes fueron curadas en una autoclave. Aunque la inspección visual no mostró diferencia en la calidad de las muestras, el diferente proceso de

manufactura puede ser una posible explicación a los efectos de escalamiento observados.

Grothouse usó la teoría de Weibull para comparar flexión a tres puntos con flexión a cuatro puntos en un plástico reforzado con fibras de carbón<sup>22</sup>. Halló que la concentración de esfuerzos impuesta por los rodillos de carga influenciaba el modo de falla, produciendo falla por compresión con rodillos de acero y falla a tensión con rodillos de plástico. Considerando las fallas por compresión y las fallas a tensión por separado, los efectos observados en la resistencia de las muestras fueron explicados adecuadamente con la teoría de Weibull<sup>22</sup>.

Chou y Croman<sup>28</sup> usaron también carbón/epoxi para su investigación de efectos de escalamiento por fatiga; ellos usaron probetas con agujeros hechos en línea para representar los defectos de la teoría del eslabón más débil. El elemento básico de su estudio fueron las probetas con un solo agujero y utilizaron probetas con tres agujeros para simular el escalamiento dimensional. Las muestras fueron sometidas a una carga cíclica sinusoidal de compresión hasta su falla y la vida de fatiga fue registrada por la máquina de prueba en ciclos. Las muestras con tres agujeros tuvieron una vida de fatiga equivalente a aproximadamente 31 % de la vida de fatiga de las muestras con un solo agujero. Aquí, la aplicación de la teoría de Weibull en el análisis teórico mostró una buena similitud con los resultados experimentales. Chou y Croman concluyeron que la predicción de los efectos de escalamiento en fatiga pueden ser explicados por consideraciones estadísticas aplicando la teoría de Weibull.

### **1.8.3 Efectos de escalamiento en materiales compuestos de fibra de vidrio.**

Existe menos información disponible en relación a materiales compuestos reforzados con fibra de vidrio. Camponeschi evaluó el efecto de escalamiento en la resistencia a compresión de materiales compuestos carbón/epoxi y vidrio/epoxi para su uso en grandes estructuras navales<sup>22</sup>. El estudio requirió del diseño de un aditamento que permitió probar materiales de 48, 96 y 192 capas con un espesor

que varió de 6.25 hasta 25 mm. Aunque observó una disminución en la resistencia de los materiales con el espesor, Camponeschi señaló que este efecto pudo haber sido causado por el aditamento diseñado para las pruebas.

Kies encontró un efecto de escalamiento en la resistencia de fibras de vidrio, pero declaró que con un buen diseño era posible que la resistencia de contenedores para presión fabricados con estas fibras por el método de hilado de filamentos no presenten efectos de escalamiento<sup>22</sup>. Incluso declaró que "la gran discrepancia entre la resistencia de filamentos vírgenes y la resistencia de estructuras, no es debida a la resistencia de la fibra, sino mas bien, es debida a desigualdad en la distribución de esfuerzos internos en la resina, acabados superficiales y factores de diseño no optimizados"<sup>22</sup>.

Elliot y Sumpter estudiaron un material común en la industria marítima, tejido de vidrio/poliéster, en este caso no fue hallado efecto alguno en la resistencia a compresión con el escalamiento dimensional; un efecto fue observado en pruebas a tensión, pero una vez más, éste fue atribuido a limitaciones en el procedimiento experimental<sup>22</sup>.

Zhou y Davies<sup>29</sup> caracterizaron el comportamiento de tejidos de vidrio/poliéster a tensión, compresión, flexión y cortante. Ellos usaron la teoría de Weibull para explicar los efectos de escalamiento sobre la resistencia del material; el método pareció dar buenas predicciones de los resultados experimentales, sin embargo, la falta de análisis estadístico para las pequeñas diferencias obtenidas en la resistencia, no brindó mucha confianza en las conclusiones ofrecidas.

Crowther y Starkey<sup>30</sup> hallaron un efecto de escalamiento por fatiga para un sistema de matriz epóxica reforzada con fibras de vidrio unidireccionales. Ellos usaron la estadística de Weibull para explicar sus observaciones pero advirtieron que la extrapolación de los resultados a un nivel estructural dependería de cuan sensible sea la vida de fatiga de muestras pequeñas y de los grandes componentes a los diferentes métodos de fabricación.

#### 1.8.4 Aspectos importantes en el escalamiento de materiales compuestos laminados.

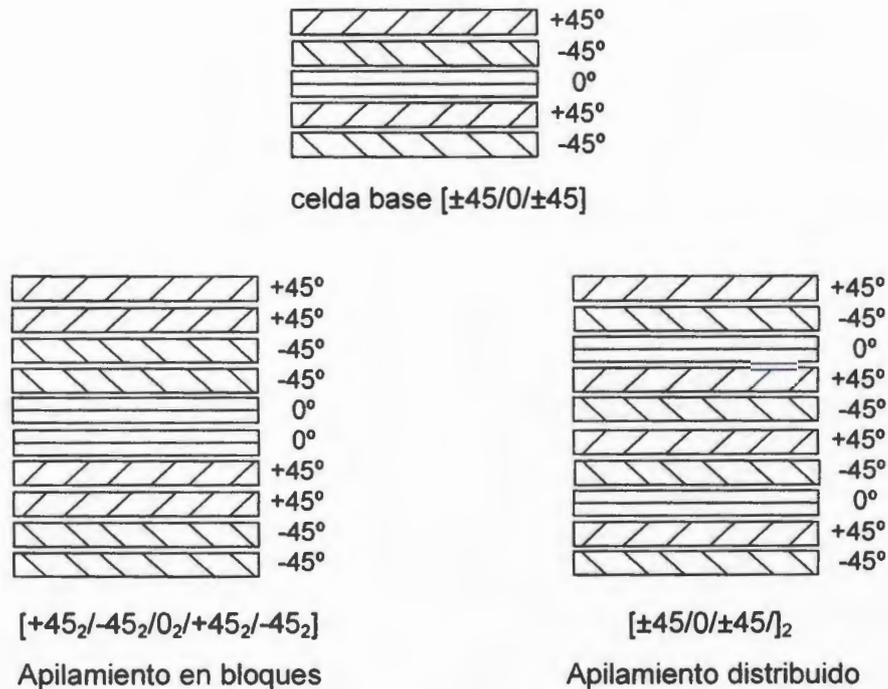
La teoría de Weibull ha demostrado ser útil para describir dentro de ciertos límites los efectos de escalamiento de materiales compuestos unidireccionales, sin embargo, las leyes simples de escalamiento o modelos se vuelven inapropiados en el caso de los materiales compuestos laminados con capas orientadas a diferentes ángulos, ya que el efecto del escalamiento se vuelve más complejo y deja de limitarse a un cambio en la resistencia del material<sup>31</sup>, en cambio, el efecto del escalamiento puede ser definido en relación a varios parámetros, de los cuales pueden señalarse como los más importantes a<sup>1</sup>:

1. La resistencia,
2. La deformación máxima,
3. La respuesta esfuerzo-deformación,
4. El nivel de carga a la que se presenta la primera falla,
5. El modo de falla del material.

Como el diámetro de la fibra no puede ser escalado, en el caso de los materiales compuestos laminados, el escalamiento en el espesor debe ser hecho a un nivel macroscópico, para lo cual pueden emplearse dos métodos conocidos como apilamiento en bloques y apilamiento distribuido. En la figura 1.10 se muestran estos métodos de escalamiento; una celda base es un bloque constituido por varias laminas unidireccionales que corresponde al espesor mínimo de un laminado<sup>8</sup>, el apilamiento en bloques se lleva a cabo aumentando un número "n" de veces el espesor individual de cada capa de la celda base, mientras que el apilamiento distribuido se lleva a cabo repitiendo la secuencia de apilamiento de la celda base "n" número de veces<sup>8</sup>.

Kellas y Morton<sup>1</sup> estudiaron el efecto de escalamiento en la resistencia a tensión de laminados  $[+45_n/-45_n]_{2S}$  (apilamiento en bloques) y  $[\pm 45]_{2nS}$  (apilamiento distribuido) con  $n = 1, 2, 3, 4$  para un sistema carbón/epóxi. Ellos demostraron que la resistencia de los laminados y su respuesta esfuerzo-deformación dependen del

espesor del laminado y del modo de apilamiento. Para el escalamiento distribuido observaron un comportamiento más dúctil y un aumento de la resistencia con el incremento de  $n$ ; mientras que para el escalamiento en bloques, los laminados registraron un comportamiento frágil y una disminución de su resistencia.



**Figura 1.10** Esquema del proceso de escalamiento en el espesor de materiales compuestos laminados con  $n = 2$ .

El escalamiento de un material compuesto laminado puede ser realizado en una, dos y tres dimensiones<sup>1</sup>. El escalamiento en una dimensión es realizado aumentando el espesor del laminado mientras se mantienen el ancho y el largo constantes. Este escalamiento es conocido como escalamiento del espesor y puede realizarse por apilamiento en bloques o apilamiento distribuido. El escalamiento en dos dimensiones es un escalamiento en el plano del laminado variando simultáneamente sus medidas de largo y ancho con un mismo factor de escalamiento y manteniendo el espesor constante. Por último, el escalamiento en

tres dimensiones es un escalamiento del volumen del material, que implica el escalamiento simultáneo de sus dimensiones de espesor, largo y ancho<sup>1</sup>.

Kellas y Mortón encontraron que el nivel de carga a tensión a la que se presenta la primera falla en laminados carbón/epoxi con apilamiento genérico [ $\pm 45$ ], depende principalmente del escalamiento del espesor, tanto para apilamiento en bloques como para apilamiento distribuido. También, para un intervalo de carga grande, la respuesta esfuerzo-deformación depende principalmente del escalamiento del espesor del laminado. Desde el punto de vista de la resistencia y deformación máxima, parece ser que el escalamiento del espesor es también el factor más importante. El escalamiento en el plano, en general presentó un ligero aumento de la resistencia y deformación máxima de las probetas, pero este efecto fue atribuido a una mayor concentración de esfuerzos generada por las mordazas en las muestras más pequeñas, y no a un efecto verdadero del escalamiento en el plano.

## CAPÍTULO 2

### PARTE EXPERIMENTAL

#### 2.1 Materiales.

Los materiales utilizados en el presente trabajo fueron: Una matriz termoplástica de polipropileno de la marca INDELPRO y fibras continuas de aramida (Twaron<sup>®</sup> 2200) de la marca AKZO NOBEL. La tabla 2.1 presenta algunas propiedades físicas y mecánicas de estos materiales; las propiedades del polipropileno fueron tomadas de la hoja técnica del fabricante, mientras que las propiedades del Twaron<sup>®</sup> fueron determinadas experimentalmente<sup>32</sup>.

**Tabla 2.1** Propiedades físicas y mecánicas del Twaron<sup>®32</sup> y del polipropileno.

Propiedad	Twaron <sup>®</sup>	Polipropileno
Densidad	1.45 g/cm <sup>3</sup>	0.90 g/cm <sup>3</sup>
Módulo de Young (GPa)	113.9 GPa	1.4 GPa
Esfuerzo de cedencia	-	36 MPa
Esfuerzo de ruptura	3.6 GPa	40 MPa
Deformación de cedencia	-	12 %
Deformación de ruptura	2.9 %	400 %
Coefficiente de Poisson	0.36	0.43

## 2.2 Molido y tamizado de la matriz.

Gránulos de polipropileno se molieron en un molino de cuchillas marca BRABENDER modelo LS100L1 equipado con una malla de retención de 1 mm. El material obtenido fue molido nuevamente pero ahora usando una malla de retención de 0.78 mm y luego fue tamizado por 30 min en una columna de tamices marca TYLER 60/100/colector. Los tamaños nominales de partículas de los tamices 60 y 100 son 250  $\mu\text{m}$  y 150  $\mu\text{m}$ , respectivamente.

## 2.3 Impregnación térmica de las preformas por el método de polvos.

Las fibras fueron impregnadas con la matriz termoplástica de PP en una línea de impregnación diseñada y construida para tal fin (figura 2.1). El polvo utilizado para la impregnación fue el retenido en el tamiz 60 ya que su tamaño de partícula era adecuado para la impregnación correcta de las fibras.

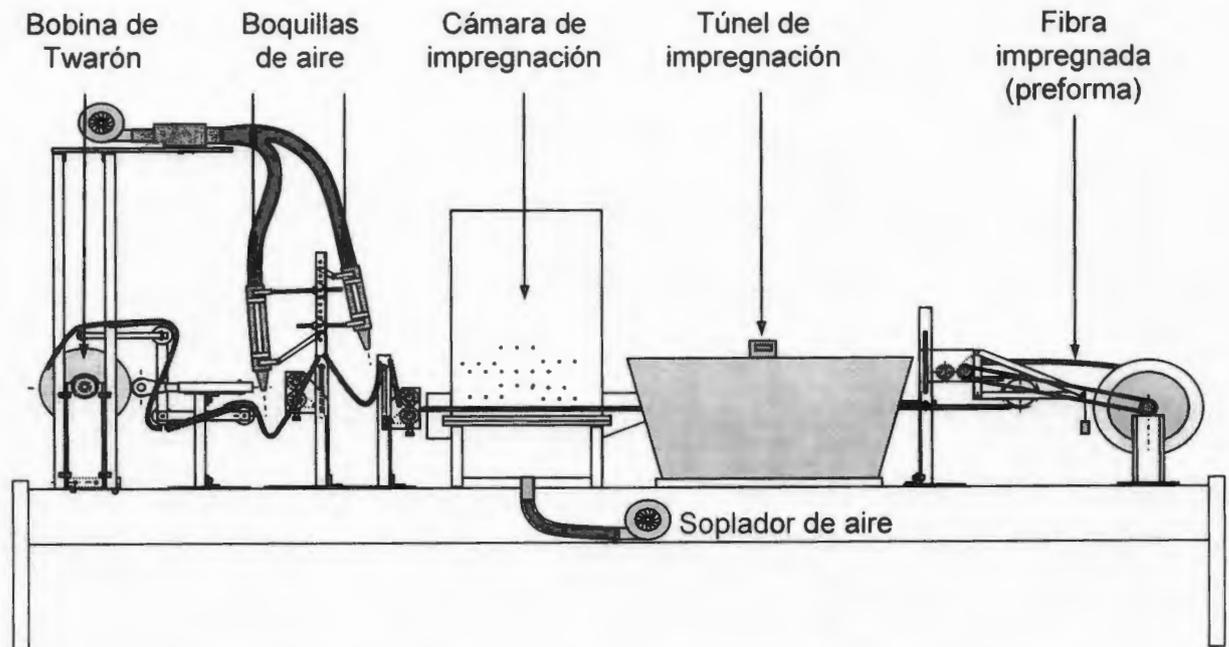


Figura 2.1 Línea de impregnación de fibras por el método de polvos.

Una vez impregnadas las fibras (preformas), tramos de 30 cm fueron cortados con una tijera cerámica y pesados en una báscula Ohaus Scout con precisión de 0.01 g. Para calcular el grado de impregnación  $W_m$ , se usó el peso de la fibra sin impregnar  $P_f$  y el peso de la fibra impregnada  $P_{f,i}$  en la ecuación:

$$W_m = \left( \frac{P_{f,i}}{P_f} \right) \times 100 \quad (23)$$

## 2.4 Programa de escalamiento.

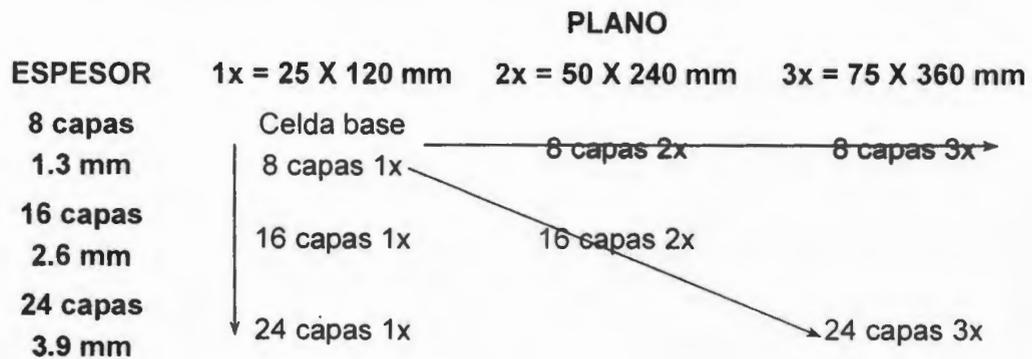
Un trabajo previo<sup>8</sup> consistió en investigar el comportamiento mecánico de diferentes secuencias de apilamiento con el fin de escoger una celda base para realizar el estudio de escalamiento. Los resultados obtenidos<sup>8</sup> demostraron que los laminados PP/Twaron<sup>®</sup> aumentaban su resistencia a tensión cuando se añadían capas a 0° y se volvían más tenaces cuando se agregaban capas a ±45°.

El presente estudio comenzó con la preparación de una nueva celda base que presentará el efecto combinado de resistencia y tenacidad que proveen las capas a 0 y a ±45° respectivamente. Esta celda base consistió de 8 capas dispuestas en la orientación [±45/0/±45/0/±45], sus propiedades mecánicas fueron óptimas comparadas con las propiedades de las celdas estudiadas previamente y por esta razón fue escogida para realizar el presente estudio de efectos de escalamiento.

La tabla 2.2 muestra el programa de escalamiento establecido. El escalamiento en una dimensión (espesor) está indicado en la tabla 2.2 con una flecha vertical hacia abajo. La celda base fue escalada en su espesor a 16 capas tanto por el método de apilamiento en bloques: [+45<sub>2</sub>/-45<sub>2</sub>/0<sub>2</sub>/+45<sub>2</sub>/-45<sub>2</sub>/0<sub>2</sub>/+45<sub>2</sub>/-45<sub>2</sub>], como por el método de apilamiento distribuido: [±45/0/±45/0/±45]<sub>2</sub>; el escalamiento a 24 capas 1x fue realizado utilizando el método de apilamiento distribuido. La flecha horizontal hacia la derecha en la tabla 2.2, indica el escalamiento a dos dimensiones (largo y ancho) de la celda base, los niveles de

escalamiento están denotados como 1x, 2x y 3x con las dimensiones especificadas en la tabla. El programa de escalamiento se completó con el escalamiento de la celda base en sus tres dimensiones como se indica en la tabla 2.2 con la flecha diagonal hacia abajo utilizando el método de apilamiento distribuido.

**Tabla 2.2** Programa de escalamiento dimensional de los laminados.  
(Por cada nivel de escalamiento fueron ensayadas 9 probetas).



## 2.5 Diseño de moldes.

La figura 2.2 muestra la geometría y dimensiones del molde empleado para consolidar los laminados de dimensiones 1x. El molde permite obtener placas de material compuesto de 250 mm de largo por 250 mm de ancho con terminales de sujeción ("tabs") integrados; el molde tiene 2 cejas (ver figura 2.2) entre las cuales se colocan calces de metal en las cuatro esquinas para controlar el espesor de los laminados. La figura 2.3 muestra el diseño del molde que sirvió para consolidar las placas de las que se cortaron las probetas de dimensiones 2x, este molde permite laminar placas de 363 mm de largo por 270 mm de ancho. Para reducir el peso del molde, éste fue diseñado sin cejas para los calces; para controlar el espesor de los laminados 2x los calces deben colocarse entre la plancha superior e inferior de la prensa usada para moldear las placas de material compuesto.

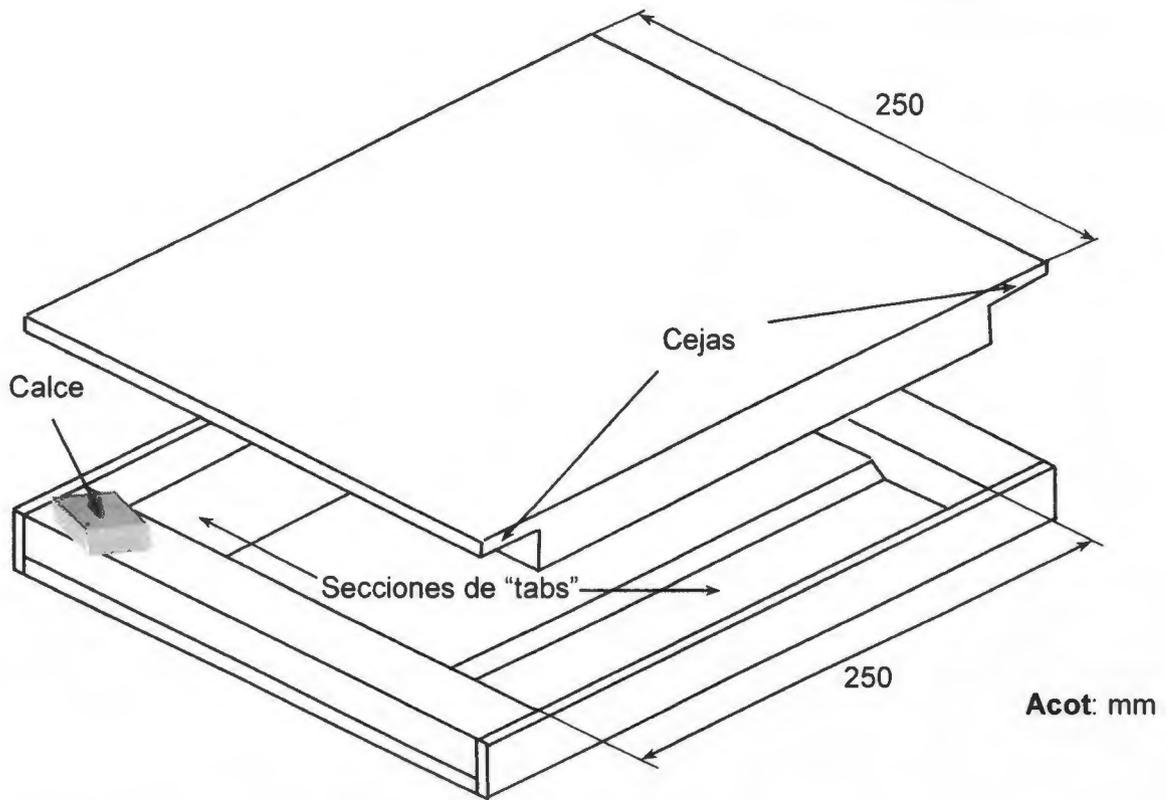


Figura 2.2 Molde para laminar placas de dimensiones 1x.

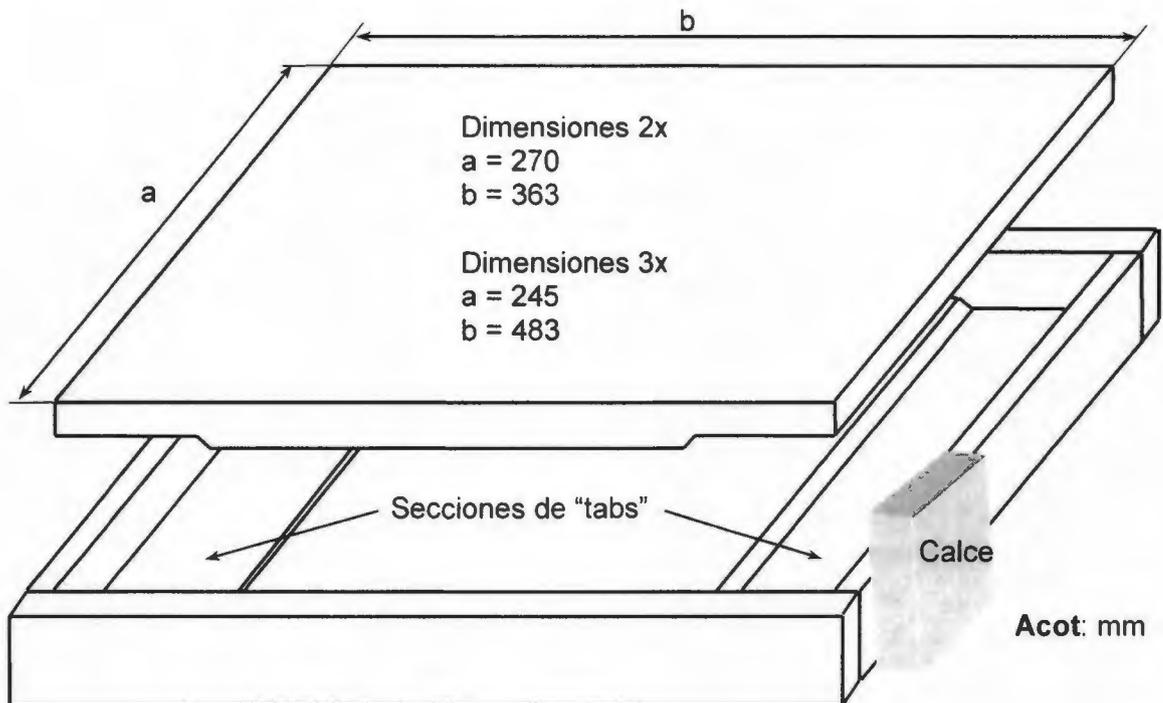


Figura 2.3 Molde para laminar placas de dimensiones 2x y 3x.

El molde utilizado para el escalamiento a 3x tiene el mismo diseño que el molde 2x pero con las medidas indicadas en la figura 2.3. De cada placa laminada con el molde 1x se cortaron 9 probetas, de cada placa generada con el molde 2x se cortaron 5 probetas y de cada placa del molde 3x se obtuvieron sólo 3 probetas.

## **2.6 Colocación de las capas de preforma en los moldes.**

Primero se esparció 21 g de polvo de PP de la malla de 1 mm en cada sección del molde diseñada para formar los "tabs". Entonces, las mechas impregnadas (preformas) fueron cortadas con una tijera cerámica y acomodadas en los moldes con la orientación adecuada para formar las capas de los laminados, cada capa tenía una densidad lineal de 35 mechas por cada 250 mm. Una vez colocadas todas las capas, fue necesario agregar sobre estas, 21 g de polvo de PP extra en las secciones correspondientes a los "tabs" para completar su moldeo. Por último, se colocó la parte superior del molde.

## **2.7 Proceso de moldeo de los laminados.**

### **2.7.1 Placas de 8 capas.**

Los laminados de 8 capas fueron obtenidos con un espesor nominal de 1.3 mm utilizando calces de metal y el siguiente proceso de moldeo:

1. Colocar el molde con el material en la prensa y cerrar la prensa hasta hacer contacto con el molde sin aplicar presión.
2. Conectar las resistencias de la prensa y calentarla a 230 °C (tarda 40 min).
3. Una vez alcanzados los 230 °C cerrar la prensa lentamente hasta hacer contacto con los calces. Este paso requirió aumentar gradualmente la presión durante un tiempo de 32 minutos.
4. Mantener la presión 3 min con el molde cerrado. Las presiones para los distintos moldes fueron: 1x = 300 lb; 2x = 700 lb; 3x = 1000 lb.

5. Desconectar las resistencias y abrir la llave de agua para enfriar el molde. A medida que el molde se va enfriando hasta alcanzar la temperatura ambiente, la presión disminuye por sí sola. Este paso llevó 20 min.
6. Desmoldar y cortar las rebabas de las orillas de la placa de material compuesto.

### **2.7.2 Placas de 16 capas.**

La profundidad de los moldes no era suficiente para acomodar 16 capas, por esta razón los laminados de 16 capas fueron preparados en dos etapas:

Primera etapa: Proceso de premoldeo para generar prelaminados de 8 capas.

Segunda etapa: Dos prelaminados se consolidaron para obtener los laminados de 16 capas.

#### **Premoldeo (primera etapa).**

Los prelaminados de 8 capas fueron obtenidos con un espesor de 2.9 mm utilizando calces de metal y el siguiente proceso de moldeo:

1. Colocar en la parte hembra del molde, en cada sección de "tabs", 21 g de polvo de PP de la malla de 1 mm.
2. Colocar 8 capas de preformas orientadas de la siguiente manera:
  - a) Para apilamiento en bloques [+45<sub>2</sub>, -45<sub>2</sub>, 0<sub>2</sub>, +45<sub>2</sub>]
  - b) Para apilamiento distribuido [±45/0/±45/0/±45]
3. Colocar la tapa del molde (no se añade polvo extra en las secciones de "tabs").
4. Colocar el molde con material en la prensa y cerrar la prensa hasta hacer contacto con el molde sin aplicar presión.
5. Conectar las resistencias y programar a 210 °C (35 min).
6. A medida que la temperatura aumenta, el molde se cierra sin necesidad de aplicar presión, manteniendo la prensa en contacto con la parte superior del molde.

7. Cuando la prensa alcanza los 210 °C, se aplica presión lentamente hasta alcanzar 50 lb (1 min).
8. Desconectar las resistencias y abrir la llave de agua para enfriar el molde. A medida que el molde se va enfriando hasta alcanzar la temperatura ambiente, la presión disminuye por sí sola. Este paso requirió 20 min.
9. Desmoldar el prelaminado e identificarlo.

### **Consolidación de los laminados de 16 capas (segunda etapa).**

Los laminados de 16 capas fueron obtenidos con un espesor nominal de 2.6 mm mediante la consolidación de dos prelaminados de 8 capas y siguiendo el proceso descrito en la sección 2.7.1. Para el molde 1x se empleó una presión de 600 lb y para el molde 2x se empleó una presión de 800 lb.

### **2.7.3 Placas de 24 capas.**

La profundidad de los moldes no era suficiente para acomodar 12 capas de preformas, por ello los laminados de 24 capas fueron preparados en dos etapas:

Primera etapa: Proceso de premoldeo para generar prelaminados de 12 capas.

Segunda etapa: Dos prelaminados se consolidaron para obtener los laminados de 24 capas.

### **Premoldeo (primera etapa).**

Los prelaminados de 12 capas fueron obtenidos con un espesor de 2.6 mm siguiendo el proceso de premoldeo descrito en la sección 2.7.2. La orientación de las 12 capas es la siguiente: [ $\pm 45/0/\pm 45/0/\pm 45/\pm 45/0/+45$ ].

### **Consolidación de los laminados de 24 capas (segunda etapa).**

Las placas de material compuesto de 24 capas fueron obtenidas con un espesor nominal de 3.9 mm mediante la consolidación de dos prelaminados de 12



El área de la sección transversal de las probetas fue medido con un micrómetro digital marca Fowler con una precisión de  $10^{-2}$  mm. Por cada probeta fueron tomadas tres lecturas de ancho y tres lecturas de espesor (parte central y ambos extremos de la sección de prueba de la probeta).

## **2.9 Caracterización mecánica a tensión de las probetas.**

La caracterización mecánica de las probetas fue realizada a tensión según la norma ASTM D 3039/D3039-00 en una máquina de pruebas mecánicas modelo Shimatzu AG1, con velocidades de cabezal de 1 mm/min para las probetas de dimensiones 1x, 2 mm/min para las probetas de dimensiones 2x y 3 mm/min para las probetas de dimensiones 3x. Estas velocidades del cabezal corresponden a una razón de deformación constante de  $8.33 \times 10^{-3} \text{ min}^{-1}$ , la cual fue común para todas las probetas. La norma establece que la velocidad de deformación debe ser escogida de tal forma que la duración de la prueba sea de 1 a 10 minutos. La velocidad escogida proporcionó una duración de prueba de aproximadamente 5 min/min que también cumple con la norma ASTM D638-02a para la caracterización a tensión de plásticos, es decir, con esta velocidad de deformación la matriz esta exenta de ser afectada por fenómenos viscosos durante la prueba.

Las probetas de 8 capas 1x fueron ensayadas usando la celda de carga de 5 kN, estas probetas soportaron cargas de 2.4 kN. Las probetas de los demás niveles de escalamiento fueron ensayadas usando la celda de carga de 100 kN, porque se estimó que soportarían cargas mayores a 4.8 kN, que es el límite de seguridad de la celda de 5 kN.

Un extensómetro con sensibilidad de  $1 \times 10^{-7}$  mm de la marca Shimatzu, con longitud inicial de 25 mm y abertura máxima de 2.5 mm fue adaptado a las probetas durante las pruebas para recolectar datos de deformación para calcular el módulo elástico de los materiales en una forma más precisa. El extensómetro fue fijado a las probetas antes de iniciar la prueba y una vez iniciada, ésta se

detuvo momentáneamente cuando el extensómetro alcanzó una deformación de 0.25 mm y entonces fue retirado; la prueba continuó hasta la ruptura de la probeta.

Los brazos del extensómetro sólo pudieron adaptarse a las probetas de 25 mm (1x) de ancho, por lo que fue necesario diseñar y fabricar brazos para las probetas de 50 mm (2x) de ancho y para las probetas de 75 mm (3x) de ancho. Los brazos fueron fabricados en aluminio y reemplazaron a los brazos originales del extensómetro.

## **2.10 Estudio morfológico de las probetas fracturadas.**

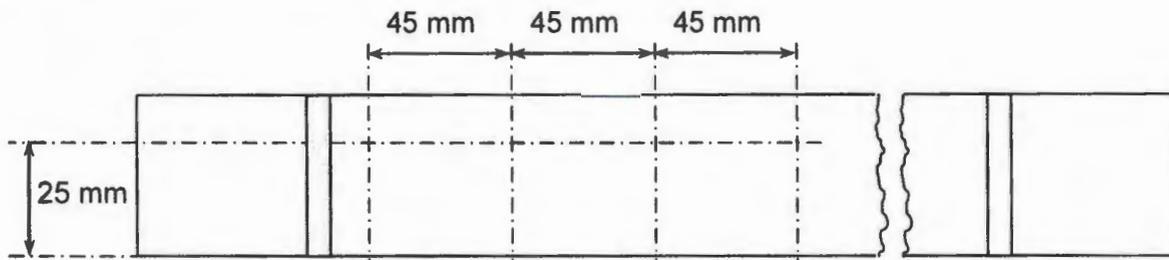
Una cámara de video fue instalada durante las pruebas para monitorear el proceso de deformación y falla. Después de la prueba, un estudio de microscopía estereoscópica fue realizado para determinar el mecanismo de inicio y propagación de la falla en los laminados; la zona de fractura y las microfisuras formadas en los laminados fueron observadas en un microscopio estereoscópico marca MOTIC con el objetivo 10x, variando la magnificación de la distancia focal de la lente de la cámara, con luz transmitida o reflejada.

## **2.11 Determinación del contenido de fibra.**

La extracción de la matriz de PP de los materiales compuestos laminados fue realizada en un equipo de extracción soxhlet utilizando como disolvente xileno de la marca Fermont. De cada nivel de escalamiento, tres probetas caracterizadas mecánicamente fueron seleccionadas, y de ellas, con la ayuda de una sierra cinta marca Trupper, se cortaron secciones de 25 x 45 mm (figura 2.5); con el cuidado de no seleccionar la zona de fractura ni los "tabs" de las probetas.

Las orillas de los cortes fueron pulidas en una lijadora Struers Labopol-5 con lija número 600 para eliminarles la rebaba generada durante el corte. El diámetro del disco de la lijadora es de 210 mm y se utilizó una velocidad de 450 rpm. Una vez pulidos, los cortes fueron limpiados con un paño para eliminarles el polvo y fueron puestos a peso constante eliminando la humedad de las muestras. El peso

de la muestra seca es el que se usó posteriormente para calcular la fracción peso de fibra de las probetas.



**Figura 2.5** Esquema de corte de las muestras para extracción soxhlet de una probeta caracterizada mecánicamente.

Una vez conocido el peso constante de las muestras de material compuesto, éstas fueron envueltas con papel filtro para formar pequeños paquetes por probeta y se les realizó la extracción soxhlet. El tiempo de extracción dependió del número de capas de los laminados, los de 8 capas fueron sometidos a 48 horas (2 días) de extracción, los de 16 capas fueron sometidos a 96 horas (4 días) de extracción y los de 24 capas fueron sometidos a 144 horas (6 días) de extracción.

Una vez extraída la matriz de PP de los laminados, se determinó el peso constante de la fibra en los paquetes. La fracción peso de fibra de las probetas se calculó con la ecuación (24). Las densidades de la fibra de Twaron® y del PP (tabla 2.1) fueron utilizadas para convertir la fracción peso de fibra de los laminados a fracción volumen con la ecuación (25).

$$\%_f = \frac{P_f}{P_{mc}} \times 100 \quad (24)$$

donde:

$P_f$  = peso de la fibra

$P_{mc}$  = peso de la muestra de material compuesto

$$V_f = \frac{\text{Volumen de fibra}}{\text{Volumen del material compuesto}} \times 100 \quad (25)$$

## 2.12 Modelado de las propiedades mecánicas de los laminados con el programa MAC LAM.

Las propiedades elásticas (módulo de Young  $E$  y coeficiente de Poisson  $\nu$ ) del Twaron® y del PP (Tabla 2.1) y la fracción volumétrica de fibra de los laminados (Tabla 2.3) fueron alimentados en la sección *micromecánica* del programa MAC LAM para predecir las propiedades elásticas de una lámina unidireccional de material compuesto PP/Twarón®.

Posteriormente, la sección *multicapas* del programa permitió estimar el módulo elástico aparente y la distribución de esfuerzos en las capas de los laminados a partir de los datos de carga aplicada ( $N_x$ ), número de capas y secuencia de apilamiento para cada nivel de escalamiento.

**Tabla 2.3** Fracción volumétrica de fibra y carga aplicada  $N_x$  a los laminados.

Laminado	Fracción volumen de fibra %	Carga aplicada $N_x$ Mpa*mm
8 capas, 1x	6.07	101.4
16 capas, 1x	7.00	205.9
24 capas, 1x	7.78	331.5
8 capas, 2x	7.88	107.9
16 capas 2x	8.62	240.0
8 capas 3x	7.35	121.4
24 capas, 3x	9.19	351.4

$$N_x = \frac{P}{w} \quad (26)$$

donde:

$P$  = Carga aplicada al laminado en el momento de ruptura en Newtons.

$w$  = Ancho del laminado en mm.

## **CAPÍTULO 3**

### **RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

#### **3.1 Resultados de la impregnación térmica de las preformas.**

Las fracciones de polvo obtenidas después del molido y tamizado de la matriz de polipropileno fueron las siguientes:

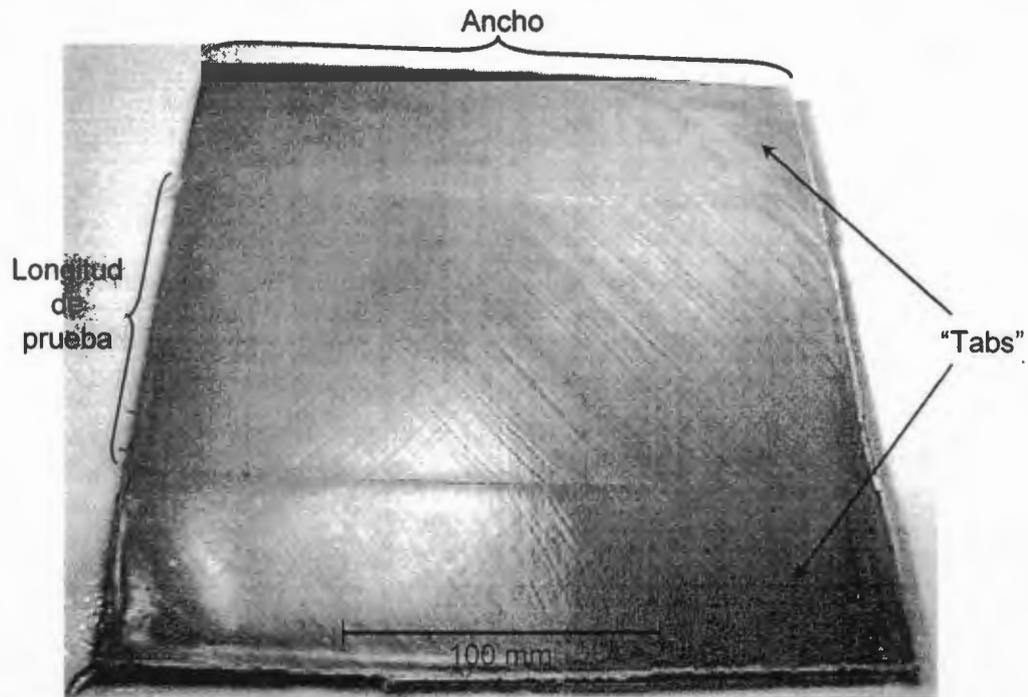
Tamiz 60	6.408 kg (80.1 %)
Tamiz 100	0.272 kg (3.4 %)
Colector	1.192 kg (14.9 %)
No recuperado	0.128 kg (1.6 %)

El polvo utilizado para la impregnación térmica fue el retenido en el tamiz 60 ya que el tamaño de partícula de esta fracción es adecuado para la impregnación de las fibras, además de que es obtenida en mayor abundancia después del tamizado. El grado de impregnación obtenido en las preformas fue de 1,110 % en peso.

#### **3.2 Placas moldeadas de material compuesto.**

Los moldes y el proceso de moldeo utilizado permitieron obtener placas de material compuesto con "tabs" integrados de las cuales se cortaron probetas escaladas en una, dos y tres dimensiones. La figura 3.1 muestra una placa

laminada de 24 capas 1x, el aspecto de todos los laminados es similar, la única diferencia entre ellos son sus dimensiones.

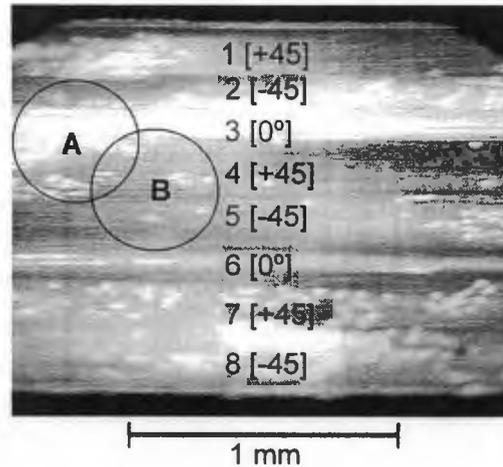


**Figura 3.1** Placa moldeada de material compuesto de PP/Twaron® de 24 capas 1x.

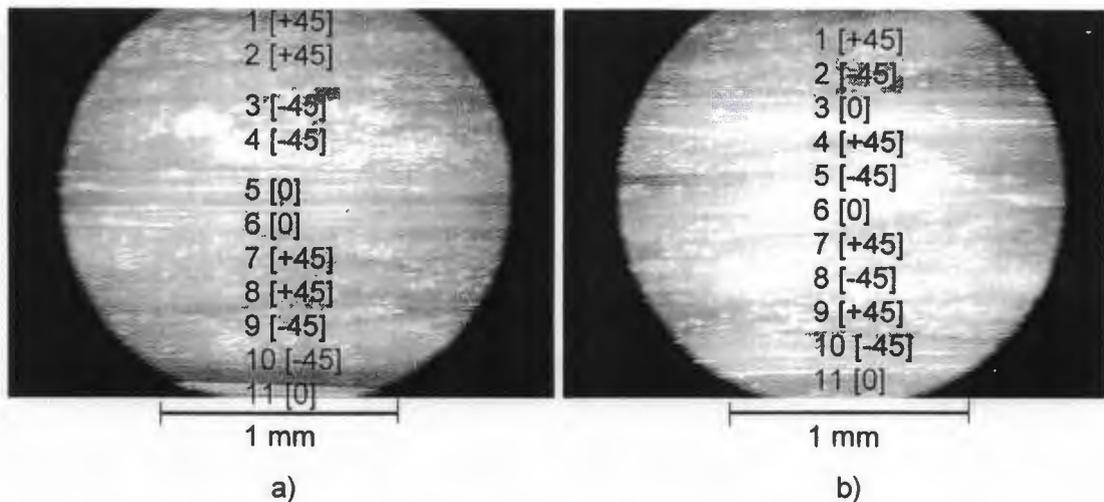
### 3.3 Microscopía óptica de los bordes cortados de las probetas de tensión.

Las figuras 3.2 y 3.3 muestran micrografías de las superficies pulidas de las orillas de las probetas de tensión; no se observaron ralladuras ni fisuras causadas por la sierra cinta las cuales pudieron ocasionar la falla prematura de los materiales. La figura 3.2 muestra la orilla de una probeta de 8 capas 1x, en ella se pueden observar las ocho capas que constituyen al laminado. Debido a que el porcentaje de fibra es bajo (aproximadamente 6.1 % en volumen), su distribución en el material no es uniforme y existen zonas con mayor cantidad de fibras (ver zonas A y B en la figura 3.2). La distribución uniforme de las fibras en el material debe ser lograda mediante la optimización del proceso de moldeo, a fin de garantizar una distribución más uniforme de los esfuerzos en el material que

facilite el desarrollo de modelos teóricos para la determinación del comportamiento de estos laminados. Las figuras 3.3a y 3.3b corresponden a probetas de 16 capas 1x por apilamiento en bloques y por apilamiento distribuido respectivamente, solo pueden apreciarse 11 de las 16 capas de los laminados ya que el campo visual del objetivo del microscopio es menor que el espesor de las probetas por lo que no abarca todas las capas.



**Figura 3.2** Microscopía óptica de la superficie de corte de una probeta de 8 capas 1x, después de pulida.



**Figura 3.3** Microscopía óptica de las superficie de corte de las probetas de 16 capas 1x, después de pulidas. a) Apilamiento en bloques; b) Apilamiento distribuido.

### 3.4 Resultados de la caracterización mecánica a tensión de los laminados.

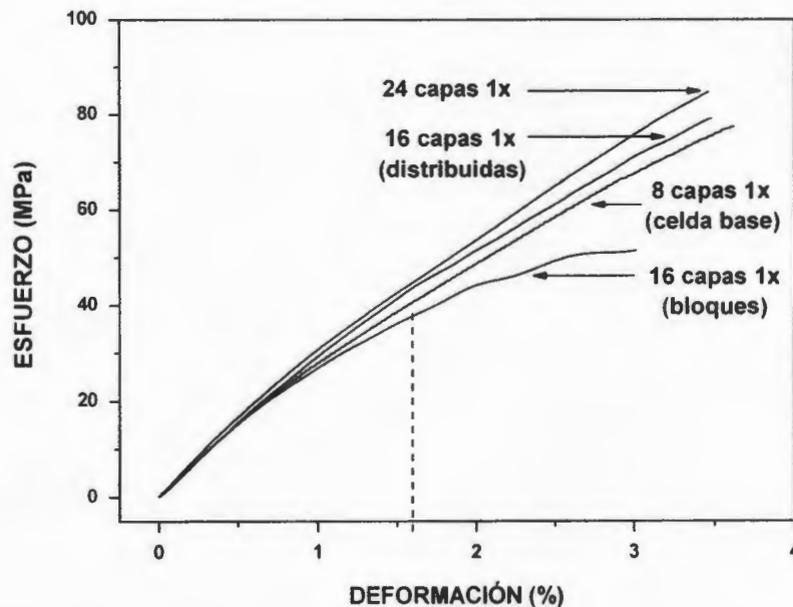
En la tabla 3.1 se presentan las dimensiones promedio de la sección transversal de las probetas por cada nivel de escalamiento, estos promedios fueron calculados tomando en cuenta únicamente las dimensiones medidas en la parte central de las probetas. Durante el moldeo las placas del molde se deformaron en el centro, generando laminados con un menor espesor en la parte central de la placa (aproximadamente 0.1 mm menos que en las orillas), por ello el área transversal en los extremos de la sección de prueba era un poco mayor que en el centro, de esta forma, el esfuerzo calculado en el centro de la probeta es mayor que en cualquier otro punto y corresponde a la resistencia real de los materiales.

**Tabla 3.1** Dimensiones promedio de la sección transversal central de las probetas para las pruebas de tensión.

Nivel de escalamiento	Ancho mm	Espesor mm
8 capas 1x (celda base)	24.64 ( $\pm 0.37$ )	1.26 ( $\pm 0.08$ )
16 capas 1x (bloques)	24.55 ( $\pm 0.27$ )	2.57 ( $\pm 0.05$ )
16 capas 1x (distribuidas)	24.52 ( $\pm 0.21$ )	2.59 ( $\pm 0.03$ )
24 capas 1x	24.76 ( $\pm 0.26$ )	3.95 ( $\pm 0.10$ )
8 capas 2x	49.40 ( $\pm 0.30$ )	1.39 ( $\pm 0.06$ )
16 capas 2x	49.62 ( $\pm 0.41$ )	2.58 ( $\pm 0.14$ )
8 capas 3x	73.89 ( $\pm 0.31$ )	1.12 ( $\pm 0.08$ )
24 capas 3x	74.99 ( $\pm 0.12$ )	3.70 ( $\pm 0.16$ )

### 3.4.1 Escalamiento en el espesor.

La figura 3.4 muestra las curvas típicas esfuerzo-deformación de los materiales 1x escalados en el espesor. En todos los casos las curvas presentan una zona de transición (disminución de su módulo elástico) a aproximadamente 0.75 % de deformación (18 MPa). En este punto no se ha alcanzado la deformación de falla de las fibras o de la matriz, por lo que esta transición probablemente se deba a la cedencia de la interfase fibra/matriz del material compuesto. Después de esta zona de transición, la curva correspondiente a 8 capas 1x (celda base) presenta un comportamiento casi lineal hasta alcanzar su esfuerzo máximo (a aproximadamente 3.6 % de deformación) en el que ocurre la falla del material.



**Figura 3.4** Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados 1x escalados en el espesor.

El escalamiento por apilamiento en bloques produjo materiales más débiles que la celda base; a partir de la zona de transición a 0.75 % de deformación, la curva muestra un comportamiento no lineal. A aproximadamente 1.6 % de

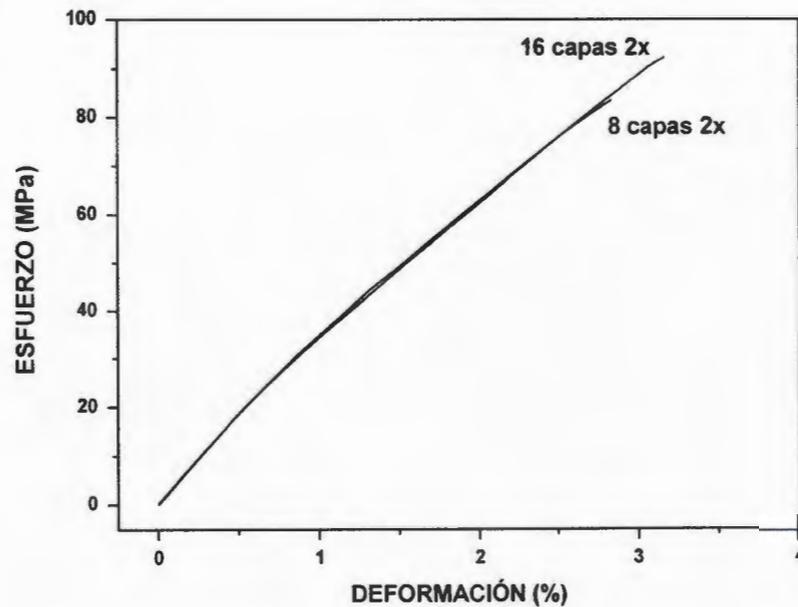
deformación, la curva se levanta ligeramente y presenta una forma ondulante (disminución y aumento del módulo elástico del material) hasta que ocurre la falla del laminado a 3 % de deformación, que también corresponde a la deformación máxima de las fibras<sup>32</sup>. Este comportamiento ondulante en la zona plástica de la curva posiblemente fue causado por combinación de la cedencia de la interfase fibra/matriz, con el alineamiento de las capas a  $\pm 45^\circ$  en la dirección de la carga. En un laminado, la libertad de movimiento de cada una de sus capas esta limitada por las capas adyacentes de diferente orientación, con el apilamiento en bloques, la distancia de cada capa a las capas adyacentes es más grande ya que las capas son más gruesas, lo que permitió una mayor facilidad de las capas a  $\pm 45^\circ$  de fluir y tender a alinearse en la dirección de la carga, este fenómeno es típico en materiales compuestos laminados y es conocido como "efecto tijera"<sup>1</sup>. El alineamiento de las capas en la dirección de la carga produce un aumento en la resistencia del material y en la pendiente de la curva esfuerzo-deformación, sin embargo, la aplicación de carga adicional obliga a las capas a fluir causando nuevamente la disminución de la pendiente de la curva dándole esta forma ondulante, el proceso se repite hasta que el material se fractura.

La propagación de la fisura en el material puede ser otro factor determinante en las propiedades mecánicas de los laminados de 16 capas en bloques. Una fisura puede crecer y propagarse con mayor facilidad en una zona donde las fibras están orientadas en una sola dirección; el apilamiento en bloques hace que las capas unidireccionales aumenten de espesor y presenten una zona más grande (en dirección del espesor) para el crecimiento y propagación de las fisuras en el laminado, con la consecuente falla prematura del material, a esto se atribuyen los valores bajos de esfuerzo máximo (53.7 MPa) y deformación máxima (3.01 %) alcanzados con este modo de apilamiento.

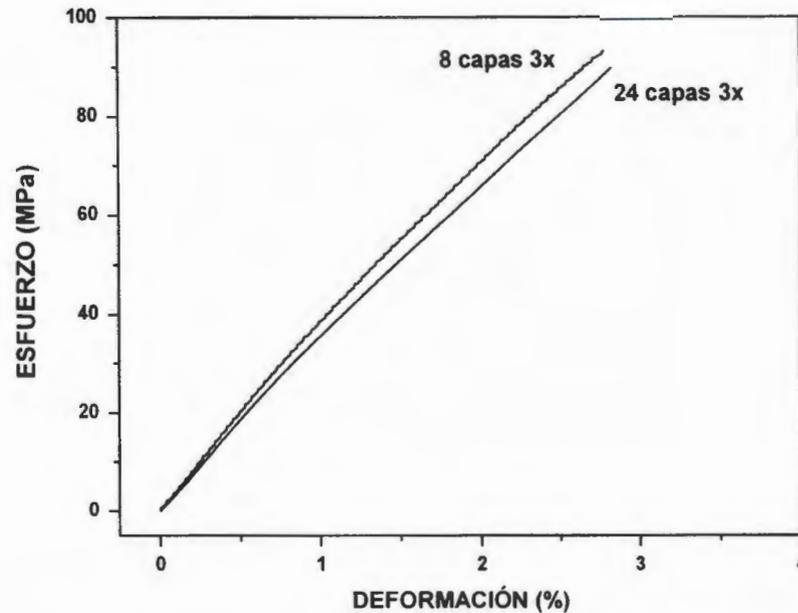
Las probetas de 16 y 24 capas 1x por apilamiento distribuido presentaron una respuesta mecánica esfuerzo-deformación semejante a la celda base (figura 3.4). Las pendientes de las curvas aumentaron con el escalamiento, lo que

produjo un ligero incremento del esfuerzo de ruptura; la deformación máxima no se vio afectada por el escalamiento.

Las curvas de la figura 3.5 corresponden al escalamiento en el espesor de los laminados 2x, al igual que el sistema 1x, las curvas muestran una respuesta mecánica similar. Por último, las curvas de los laminados 3x escalados en su espesor (figura 3.6) llevan a la misma conclusión: el escalamiento del espesor (modo distribuido) no produjo efectos significativos en la respuesta mecánica esfuerzo-deformación de los laminados PP/Twaron®.



**Figura 3.5** Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados 2x escalados en el espesor.



**Figura 3.6** Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados 3x escalados en el espesor.

La figura 3.7 presenta la variación en la resistencia de los laminados. Las probetas 1x y 2x se vieron ligeramente afectadas por el escalamiento, sin embargo, el efecto en la resistencia de las probetas 3x fue menos evidente. La desviación estándar grande de las probetas de 8 capas 3x y 24 capas 3x puede deberse a que en ambos casos las probetas fueron cortadas de tres placas de material compuesto diferentes (se necesitan 9 probetas de dimensiones 3x y de cada placa solo se pueden cortar tres).

La deformación máxima de los laminados se mantuvo sin cambio significativo con el escalamiento del espesor, a excepción de las probetas 2x que presentaron un ligero aumento de esta propiedad con el escalamiento según se aprecia en la figura 3.8.

La figura 3.9 muestra la variación del módulo elástico de los laminados con el escalamiento del espesor. Los módulos elásticos de las probetas fueron calculados a partir de las curvas esfuerzo-deformación tomando una sección inicial

recta de cada curva de 0 a 0.26 % de deformación, a la que se le aplicó una regresión lineal; los datos recogidos con el extensómetro no fueron confiables porque mostraron una variabilidad grande. La medición de los módulos con el desplazamiento del cabezal no es precisa debido a que comúnmente existe resbalamiento de la probeta en las mordazas durante la prueba de tensión, el error introducido en el cálculo es igual a la diferencia entre el desplazamiento del cabezal y la deformación real del material. Correctamente, el módulo elástico debió ser determinado con el extensómetro a una distancia de las mordazas de cuando menos dos veces el ancho de la probeta, de acuerdo al principio de Saint Venant<sup>33</sup>, ya que cerca de las mordazas existe un estado singular de deformación debido a la concentración de esfuerzos generada por las mordazas. En el presente estudio se siguió el mismo procedimiento durante las pruebas a tensión, de tal manera que el comportamiento de los módulos elásticos presentados representa el efecto debido al escalamiento de los laminados. El módulo elástico real de los laminados deberá ser estimado posteriormente mediante el uso de galgas extensométricas, ya que por el momento no se cuenta con este recurso.

Volviendo a la figura 3.9, es posible que la variación en el módulo elástico de las probetas 1x sea debida a algún factor distinto al escalamiento. Las probetas de 8 capas 1x, debido a que eran las más delgadas y a la anisotropía del material, mostraban una tendencia a torcerse sin carga y posiblemente ésta sea la razón por la que al inicio de la prueba mostraron una relación carga desplazamiento menor que los laminados de 16 y 24 capas 1x.

La fracción volumen de fibra de los laminados (tabla 2.3) también podría justificar el aumento en el módulo de los laminados 1x, sin embargo, el módulo elástico de las probetas 2x y 3x no fue afectado por el escalamiento del espesor, a pesar de que también hubo una variación de la fracción volumen de fibra de estas probetas. El efecto de la variación del contenido de fibra de los laminados en sus propiedades mecánicas es discutido en la sección 3.6 de este capítulo.

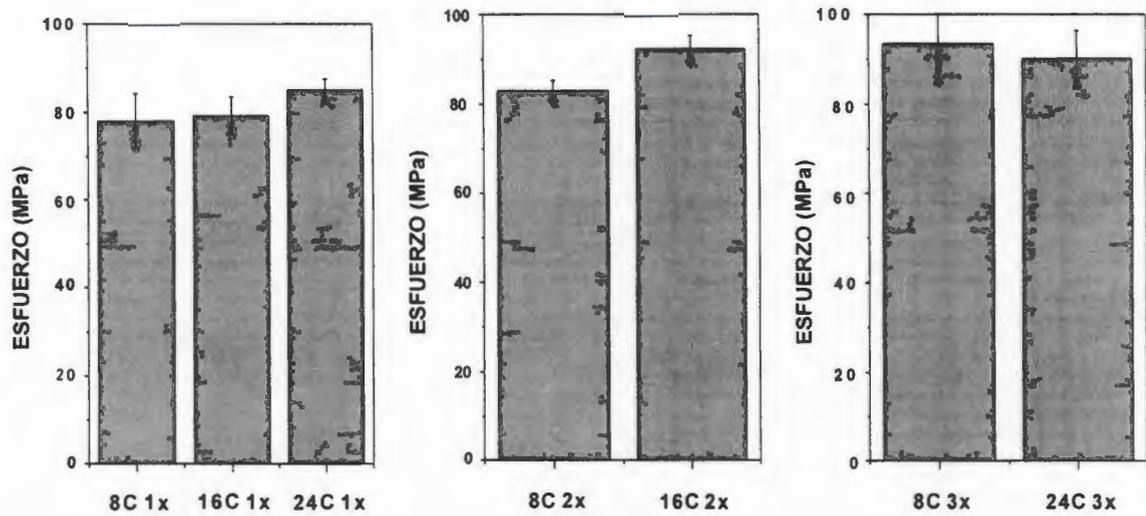


Figura 3.7 Esfuerzo máximo de ruptura de los materiales escalados en el espesor.

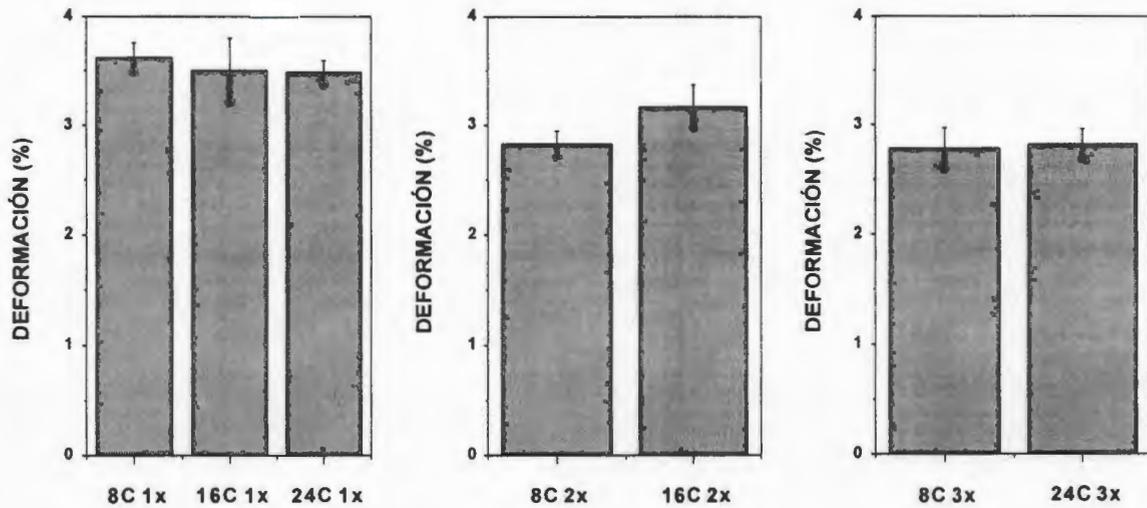


Figura 3.8 Deformación máxima de ruptura de los materiales escalados en el espesor.

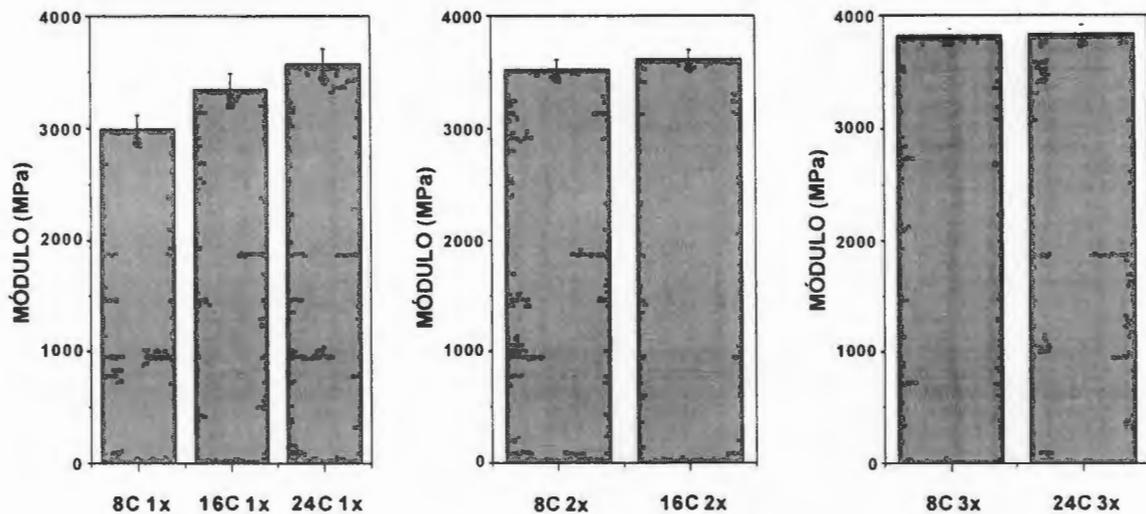
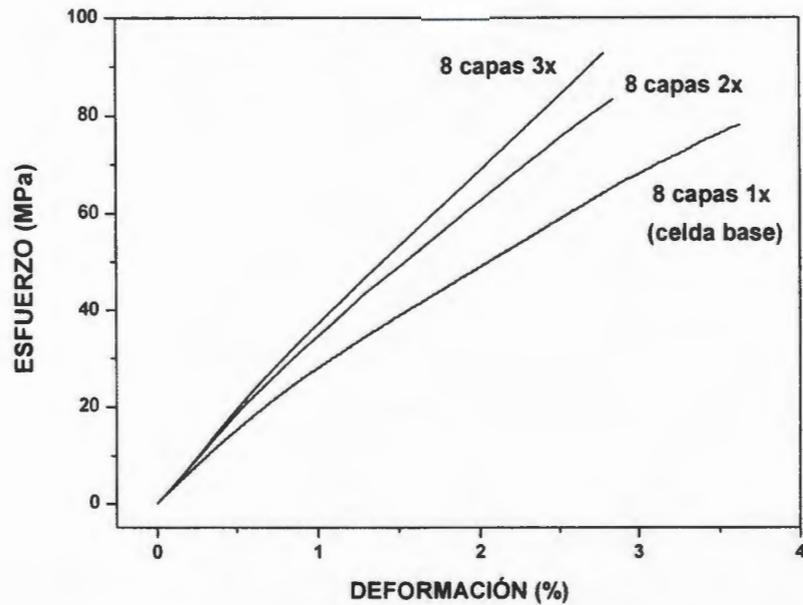


Figura 3.9 Módulo elástico de los materiales escalados en el espesor.

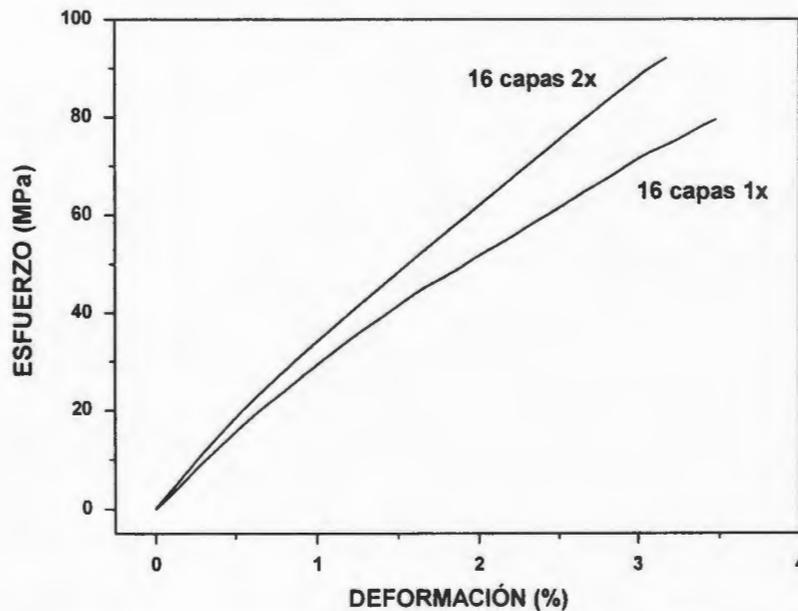
### 3.4.2 Escalamiento en el plano.

Las figuras 3.10 a 3.12 muestran las curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados escalados en el plano. En todos los casos, las curvas de las probetas de dimensiones 1x mostraron una zona de transición a aproximadamente 0.75 % de deformación que probablemente fue causada por cedencia de la interfase fibra/matriz de los materiales compuestos. El escalamiento en el plano redujo esta zona de transición y produjo un aumento en la pendiente de las curvas y en la resistencia máxima de los materiales. La mayor rigidez del sistema tuvo un efecto sobre la deformación máxima, que disminuyó con este modo de escalamiento. En general, la distribución de los esfuerzos en el plano de un laminado no es uniforme, al acercarse a la orilla,  $\sigma_x$  disminuye,  $\tau_{xy}$  cae a cero y más significativamente, el esfuerzo interlaminar  $\tau_{xz}$  aumenta de cero a un valor tan grande que puede producir fisuras que se pueden propagar al interior del material e iniciar su falla prematura<sup>1,11</sup>. El ancho de la región en las orillas en la que los esfuerzos presentan un comportamiento distinto al observado en la parte media del laminado es aproximadamente igual al espesor del laminado<sup>12</sup>, por lo tanto, mientras más ancha es la probeta, estos efectos son menos significativos y la

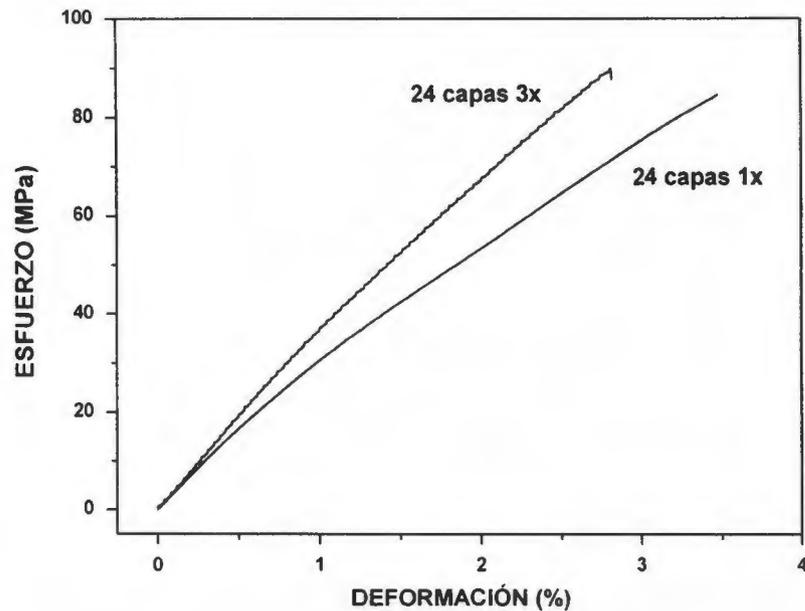
distribución de los esfuerzos en el plano del laminado es relativamente más uniforme, lo que resultó en un mejor desempeño de los laminados escalados en el plano.



**Figura 3.10** Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados de 8 capas escalados en el plano.



**Figura 3.11** Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados de 16 capas escalados en el plano.



**Figura 3.12** Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados de 24 capas escalados en el plano.

La figura 3.13 muestra la variación de la resistencia de los materiales como efecto del escalamiento en el plano. Esta propiedad aumentó con este modo de escalamiento. El módulo elástico (figura 3.14) también aumentó con el escalamiento en el plano. Probablemente este aumento en la rigidez de los materiales sea debido a que el área superficial y la longitud total de las fibras sobre las que se distribuye el esfuerzo cortante  $\tau_{xy}$  aumenta de manera exponencial con el escalamiento en el plano. La figura 3.15 muestra como el área superficial de un laminado 1x aumenta 4 veces al escalar sus dimensiones en el plano a 2x, mientras que el escalamiento a 3x produce un aumento de área superficial de 9 veces el área de 1x. La figura 3.16 muestra la variación de la deformación máxima de los laminados con el escalamiento en el plano, esta propiedad disminuyó con el escalamiento debido a la mayor rigidez de los materiales.

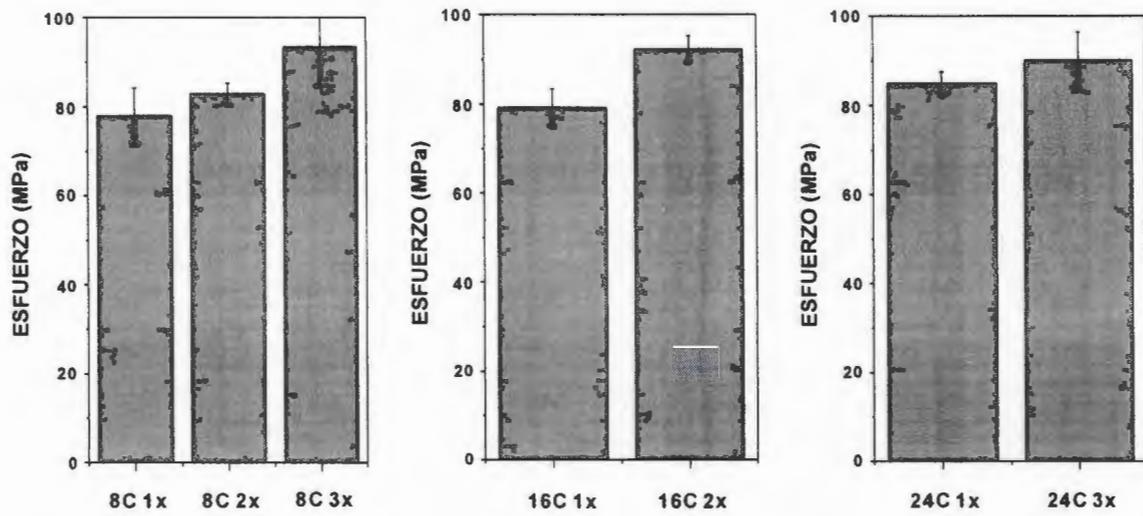


Figura 3.13 Esfuerzo máximo de ruptura de los materiales escalados en el plano.

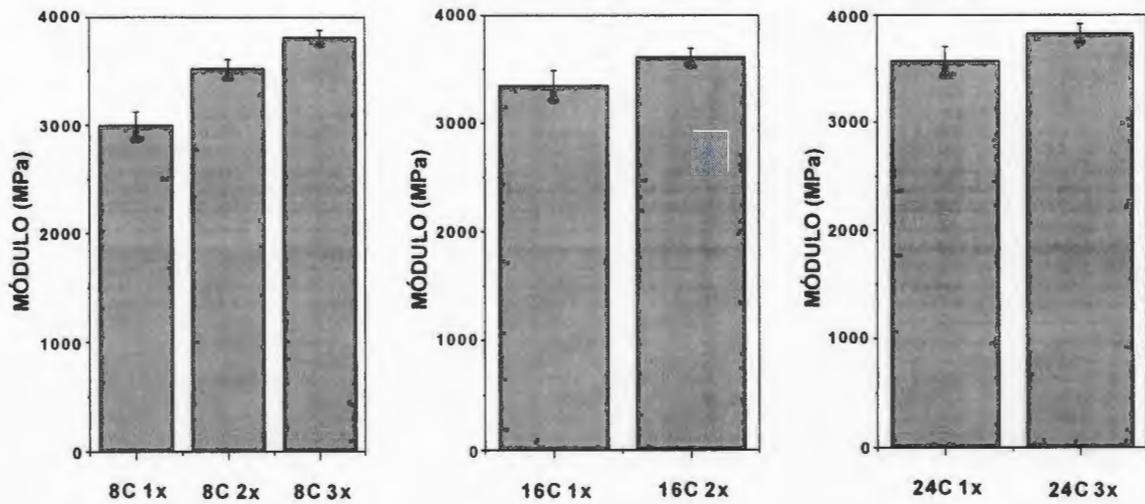
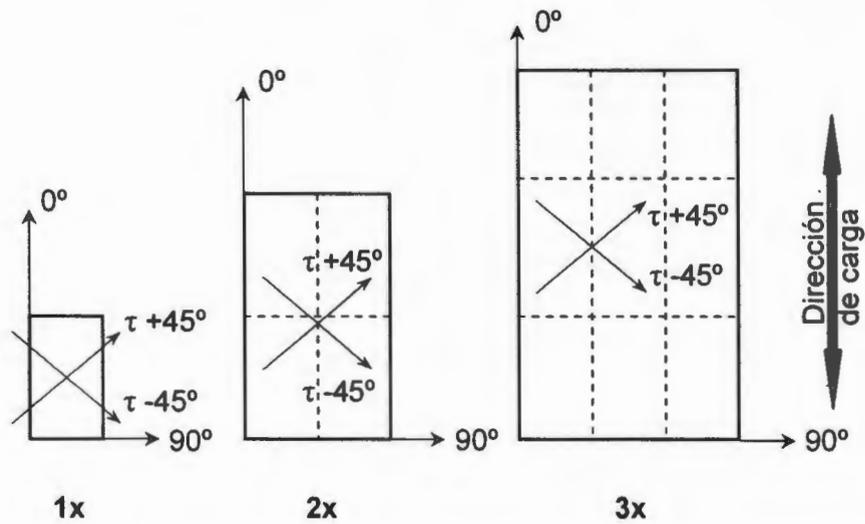
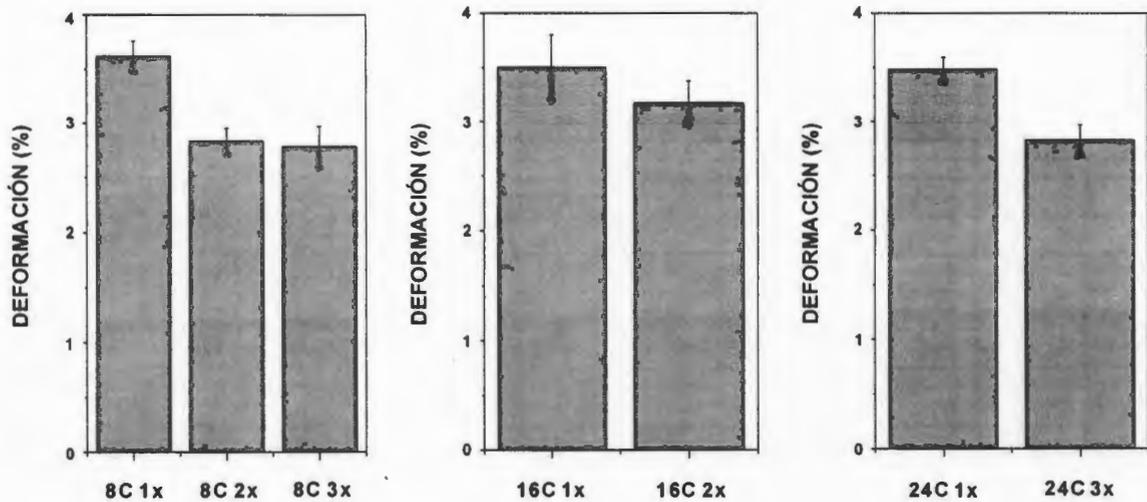


Figura 3.14 Módulo elástico de los materiales escalados en el plano.



**Figura 3.15** Esquema del aumento exponencial del área superficial sometida a esfuerzos cortantes con el escalamiento en el plano de los laminados.

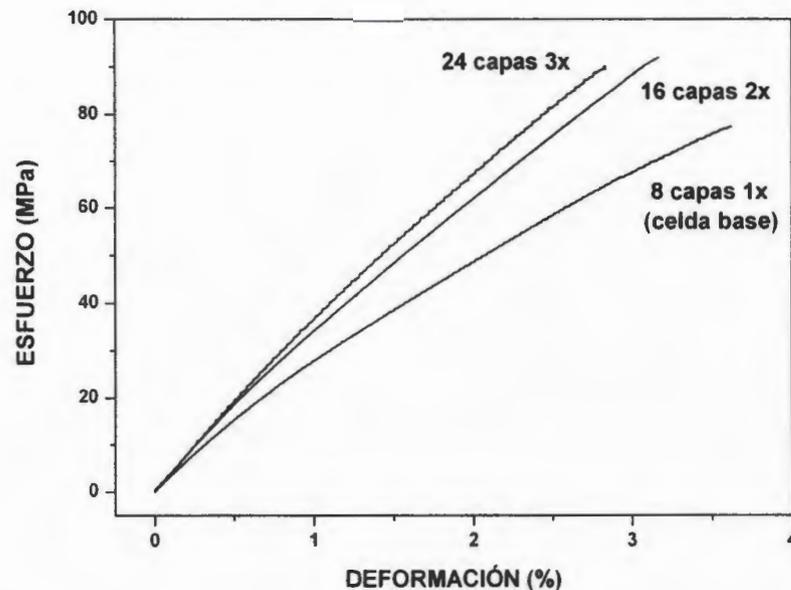


**Figura 3.16** Deformación máxima de ruptura de los materiales escalados en el plano.

### 3.4.3 Escalamiento en tres dimensiones.

Como se puede observar en la figura 3.17, el escalamiento tridimensional tuvo un efecto significativo en las curvas esfuerzo-deformación ya que mostraron un comportamiento más rígido con el aumento de las dimensiones, la zona de transición observada en la curva de 8 capas 1x a aproximadamente 0.75 % de

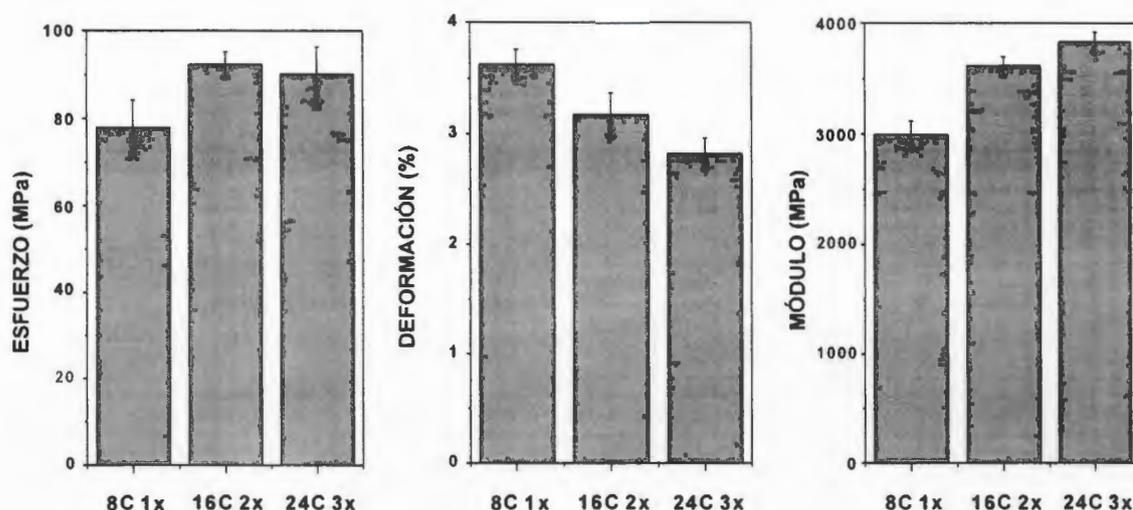
deformación casi fue eliminada con el escalamiento tridimensional, produciendo un aumento en la pendiente de las curvas y en la resistencia máxima. La mayor rigidez del sistema tuvo un efecto sobre la deformación máxima que disminuyó con el escalamiento. Los efectos observados con el escalamiento en tres dimensiones fueron muy parecidos a los efectos del escalamiento en el plano, lo que demuestra que el escalamiento en el plano gobierna los efectos sobre las propiedades mecánicas de los materiales mientras que el escalamiento del espesor ejerce menor influencia sobre ellas.



**Figura 3.17** Curvas típicas esfuerzo-deformación de los laminados escalados en 3 dimensiones.

La figura 3.18 muestra el comportamiento de las propiedades mecánicas de los materiales escalados en 3 dimensiones. Se obtuvo un esfuerzo máximo de aproximadamente 93 MPa en las probetas de 16 capas 2x, pero el escalamiento a 24 capas 3x no produjo un aumento extra en esta propiedad. Posiblemente 93 MPa es la resistencia máxima que pueden alcanzar estos laminados debido a la fracción volumen de fibra y a la adherencia interfacial de los laminados, es decir,

es posible alcanzar esfuerzos más altos aumentando la fracción volumen de fibra y mejorando la adherencia interfacial entre la matriz y la fibra. La deformación máxima y el módulo elástico de los materiales se encuentran relacionados entre sí, el aumento del módulo elástico produjo un aumento en la rigidez de los materiales, lo que se reflejó en una disminución de la deformación máxima.



**Figura 3.18** Propiedades mecánicas de los materiales escalados en 3 dimensiones.

La tabla 3.2 presenta los resultados de las propiedades mecánicas para cada nivel de escalamiento. La celda base (8 capas 1x) fue escalada en su espesor a 16 capas tanto por apilamiento en bloques como por apilamiento distribuido. El apilamiento en bloques generó una disminución de la resistencia y de la deformación máxima de ruptura de los laminados, mientras que el apilamiento distribuido aumentó estas propiedades (de acuerdo con lo reportado en la literatura<sup>1</sup>). Por esta razón las demás etapas del programa y el análisis de los efectos del escalamiento fueron realizados utilizando el método de apilamiento distribuido.

Los módulos elásticos de la tabla 3.2 fueron calculados a partir de las curvas esfuerzo-deformación tomando una sección inicial recta de cada curva de 0 a 0.26 % de deformación, a la que se le aplicó una regresión lineal; los datos recogidos

con el extensómetro no fueron confiables porque mostraron una variabilidad grande, posiblemente el extensómetro resbaló durante las pruebas ya que las superficies de las probetas son lisas y los filos de los brazos fabricados en aluminio no tenían la misma calidad de los brazos originales de acero inoxidable del extensómetro. Una estimación teórica del módulo elástico son los resultados de MAC LAM presentados en el anexo A del presente documento. Los módulos elásticos estimados por el programa fueron aproximadamente 10 % más altos que los de la tabla 3.2 determinados experimentalmente.

**Tabla 3.2** Resultados de las propiedades mecánicas a tensión de los laminados escalados.

Nivel de escalamiento	Esfuerzo máximo de ruptura MPa	Deformación máxima de ruptura %	Módulo Elástico GPa
8 capas 1x (celda base)	78.0 ( $\pm 6.2$ )	3.62 ( $\pm 0.14$ )	3.00 ( $\pm 0.13$ )
16 capas 1x (bloques)	53.7 ( $\pm 3.0$ )	3.01 ( $\pm 0.21$ )	3.17 ( $\pm 0.12$ )
16 capas 1x (distribuidas)	79.2 ( $\pm 4.2$ )	3.50 ( $\pm 0.30$ )	3.35 ( $\pm 0.14$ )
24 capas 1x	85.0 ( $\pm 2.5$ )	3.48 ( $\pm 0.11$ )	3.57 ( $\pm 0.14$ )
8 capas 2x	83.0 ( $\pm 2.3$ )	2.83 ( $\pm 0.12$ )	3.52 ( $\pm 0.09$ )
16 capas 2x	92.3 ( $\pm 2.9$ )	3.17 ( $\pm 0.20$ )	3.61 ( $\pm 0.08$ )
8 capas 3x	93.4 ( $\pm 8.6$ )	2.78 ( $\pm 0.19$ )	3.81 ( $\pm 0.07$ )
24 capas 3x	90.1 ( $\pm 6.3$ )	2.82 ( $\pm 0.14$ )	3.83 ( $\pm 0.09$ )

### 3.5 Estudio morfológico de las probetas fracturadas.

#### 3.5.1 Mecanismo de fractura de los laminados 1x escalados en el espesor.

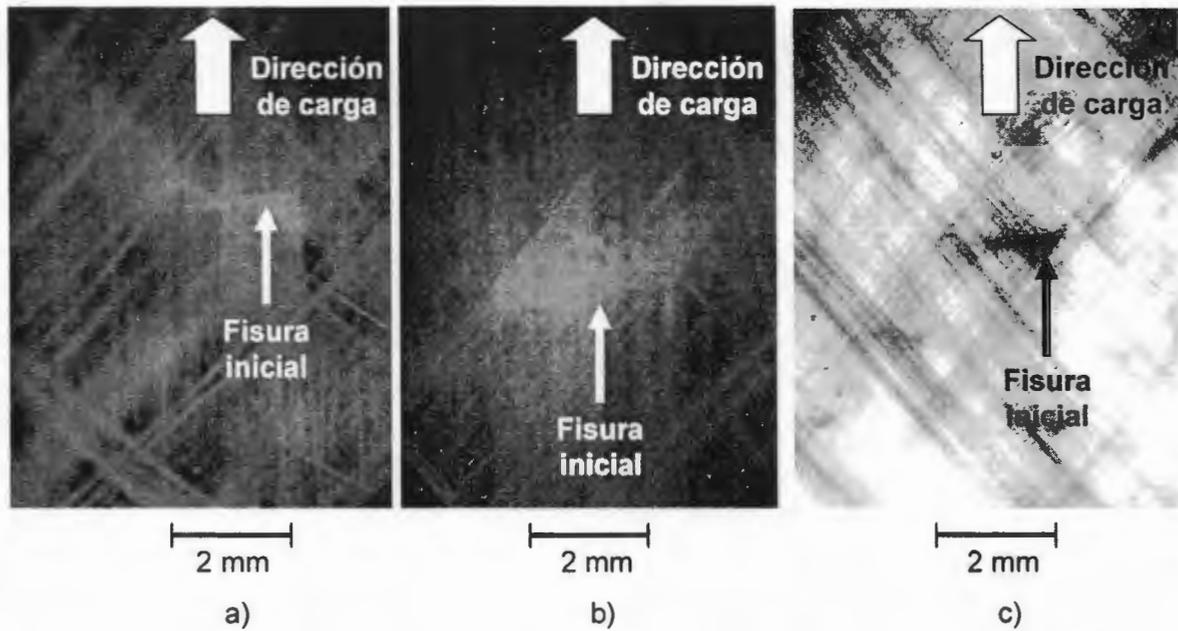
Los datos registrados con una cámara de video al momento de realizar las pruebas mecánicas y el estudio de microscopía estereoscópica de las probetas

fracturadas, permitieron determinar la forma en que se inicia y propaga la fisura en los materiales escalados en el espesor.

Básicamente, dos son los mecanismos que promueven la fractura de estos materiales: falla a tensión de las fibras y falla de la interfase fibra/matriz. El proceso de falla inicia con la aparición de una fisura como la que se muestra en la figura 3.19, esta fisura inicia aparentemente a un 3 % de deformación de las probetas y que también corresponde a la deformación máxima de las fibras<sup>32</sup>. La figura 3.20 muestra más de estas fisuras situadas en las zonas donde se encuentran las fibras a  $0^\circ$ , son perpendiculares a estas fibras, por lo que su formación en los laminados puede asociarse con la falla a tensión de las fibras orientadas a  $0^\circ$ . A medida que la carga aumenta, más de estas fisuras van apareciendo en el material, como puede observarse en la figura 3.21. El crecimiento de las fisuras es impedido por las fibras orientadas a  $\pm 45^\circ$ , que evitan su propagación a través de todo el material, controlando la falla súbita del laminado.



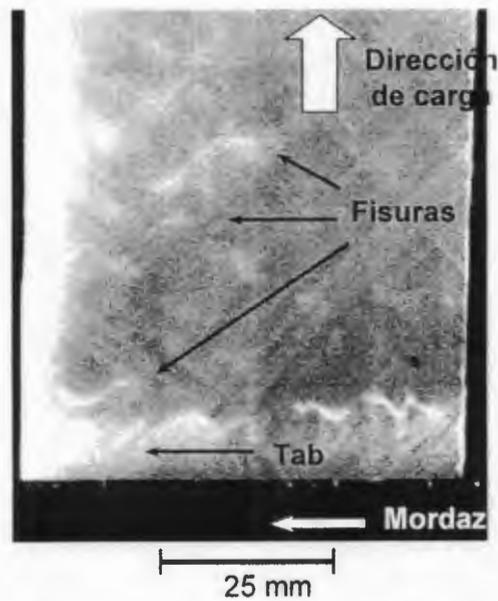
**Figura 3.19.** Fisura inicial en los materiales compuestos PP/Twarón®.  
(Probeta # 5; 16 capas 1x distribuido).



**Figura 3.20** Micrografía estereoscópica (objetivo 10x y zoom 2) de las zonas con fibras orientadas a 0°; las fisuras son perpendiculares a estas fibras.

a) Probeta # 4, 8 capas 1x; b) Probeta # 5, 8 capas 1x;

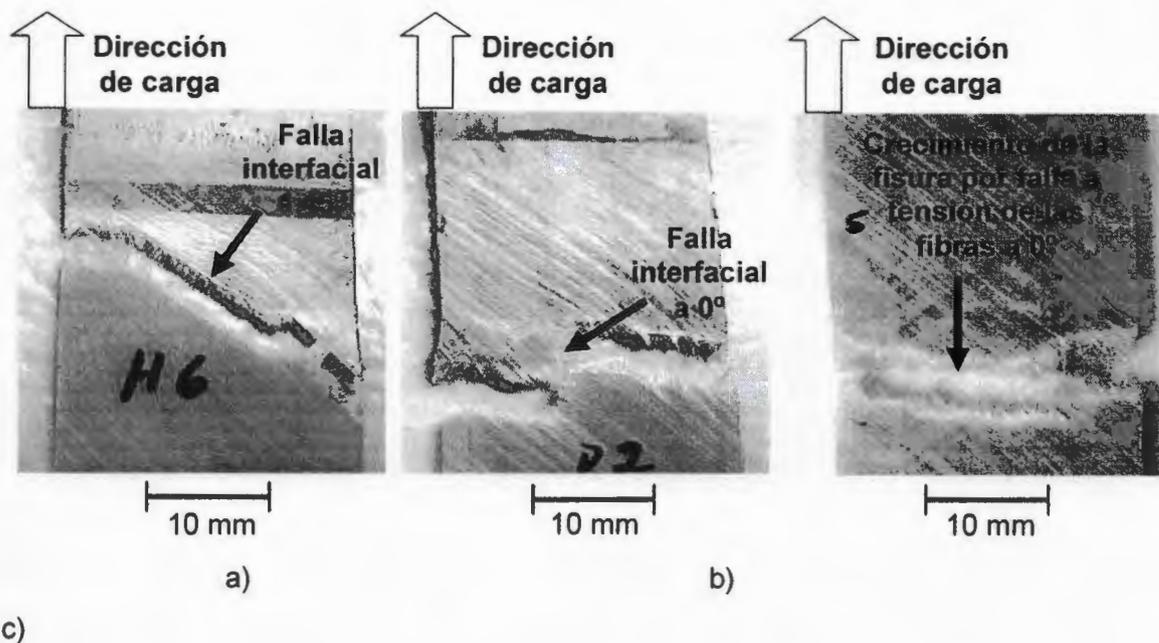
c) Probeta # 6, 16 capas 1x distribuido.



**Figura 3.21** Probeta con múltiples fisuras durante el proceso de carga.  
(Probeta # 6; 16 capas 1x distribuido, aproximadamente 3.4 % de deformación).

Una vez que se forman las fisuras iniciales por la falla a tensión de las fibras a  $0^\circ$ , su propagación en el laminado ocurre de tres modos diferentes:

1. Las fisuras iniciales se unen entre sí por falla de la interfase fibra/matriz de las fibras orientadas a  $\pm 45^\circ$ . Este modo de propagación de la falla se muestra en la figura 3.22 a y es típico en las probetas de 8 capas 1x.
2. Las fisuras se unen entre sí por falla de la interfase fibra/matriz de las fibras orientadas a  $0^\circ$  (figura 3.22b).
3. La fisura inicial crece en dirección perpendicular a la aplicación de la carga. En este caso la fisura se propaga en el material por falla a tensión de las fibras orientadas a  $0^\circ$  (figura 3.22 c).



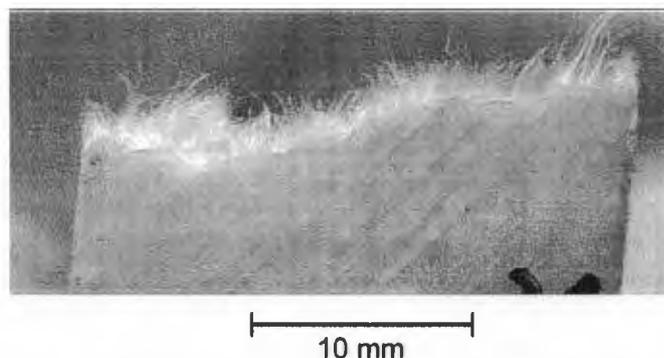
**Figura 3.22** Forma típica de fractura de los materiales escalados en el espesor.

Probetas que muestran los tres mecanismos de propagación

de la fractura en los laminados: a) Probeta # 6, 8 capas 1x;

b) Probeta # 2, 16 capas 1x distribuida; c) Probeta # 5, 24 capas 1x.

Las fibras extraídas a lo largo de la zona de fractura en todos los grupos de probetas (figura 3.23) ponen en evidencia una pobre calidad de la interfase fibra-matriz; el proceso de falla de los materiales puede ser mejor entendido si tomamos en cuenta la alta resistencia de las fibras de Twarón<sup>®</sup>, una vez que la falla inicia, esta se extiende más fácilmente a través de la falla interfacial, puesto que representa el camino más débil para su propagación a través del material.

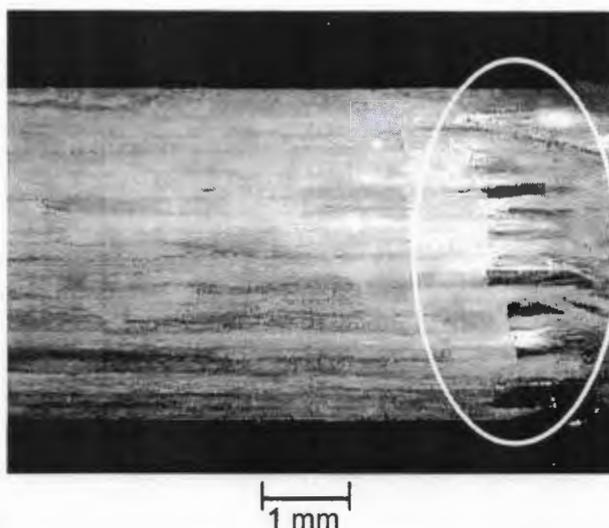


**Figura 3.23** Probeta que muestra fibras extraídas a lo largo de la zona de fractura.  
(Probeta # 6, 16 capas 1x distribuidas).

El proceso para la aparición de la fisura inicial y su propagación en el material por cualquiera de los tres mecanismos descritos, fue observado para las probetas de 8, 16 y 24 capas 1x por apilamiento distribuido, sin embargo, el escalamiento del espesor aumentó el número de fisuras que se formaron en las diferentes capas a 0°; en el caso de las probetas gruesas, las fisuras no abarcan todo el espesor y por eso no guían a la falla del material, permitiendo la formación de muchas fisuras al azar, las que finalmente se unen entre sí a través de la falla de la interfase y entonces ocurre la falla del material. La zona de fractura de las probetas más gruesas muestra mayor daño porque se forma por la unión (a causa de la falla interfacial) de las múltiples fisuras generadas al azar en las diferentes capas del material.

La figura 3.24 muestra el proceso de propagación de la falla a través del espesor en un laminado de 24 capas; la falla no atraviesa el espesor de la probeta

en una dirección recta, sino que se desvía a través de cada capa siguiendo una trayectoria sigzagueante a través de las zonas interfaciales más débiles. Otro aspecto relevante en la figura 3.24 es que no se observa daño superficial que pudiera indicar falla por delaminación; la naturaleza termoplástica del polipropileno y el proceso de moldeo permiten obtener un material compuesto en el que la matriz es un medio continuo, por lo tanto, la unión entre las capas del laminado es perfecta y no se ve afectada por los esfuerzos transversales de la orilla del laminado.

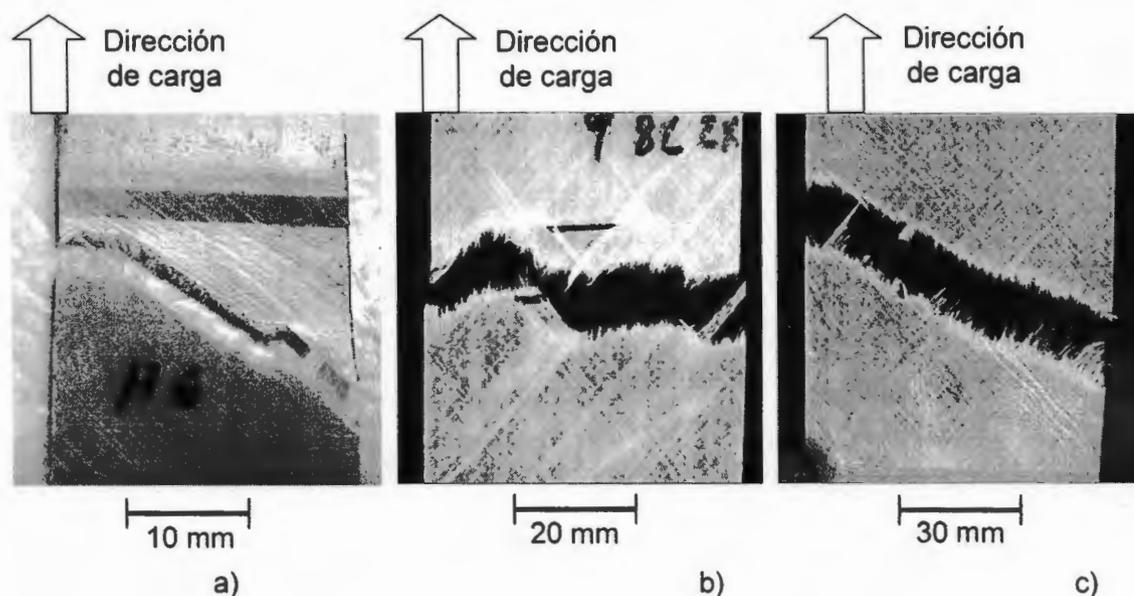


**Figura 3.24.** Zona de falla a tensión a través del espesor de un laminado.  
(Probeta # 4, 24 capas 1x).

En el caso de los materiales de 16 capas por apilamiento en bloques no se observó presencia de fisuras. El hecho de tener cuatro capas (dos capas de  $+45^\circ$  y dos capas de  $-45^\circ$ ) en las superficies externas de los laminados, impidió que las fisuras que se forman en las capas a  $0^\circ$  sean visibles, ya que se encuentran en el interior del material. También pudo ocurrir que la primera fisura generada por falla de las fibras a  $0^\circ$  que alcanzaron su deformación máxima, fue lo suficientemente grande (las capas de estas probetas son gruesas) como para promover la fractura total del material.

### 3.5.2 Mecanismo de fractura de los laminados de 8 capas escalados en el plano.

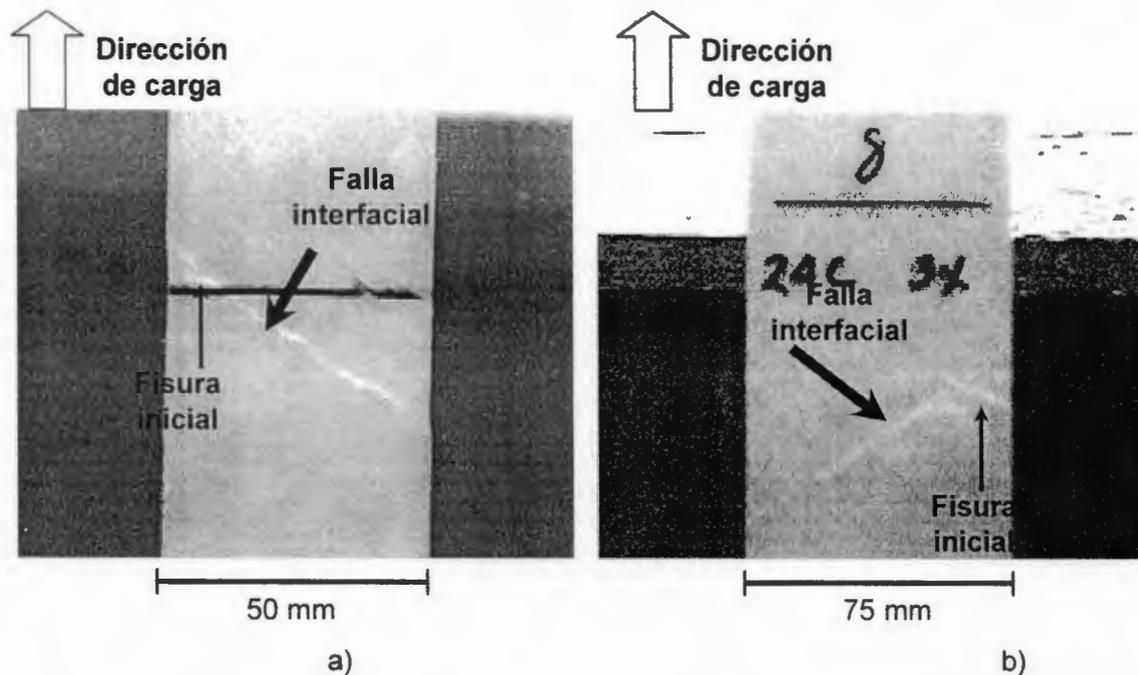
El escalamiento en el plano afectó el mecanismo de fractura de los laminados. La falla de las probetas de 8 capas 1x inicia con la aparición de una fisura aparentemente a 3 % de deformación, a medida que se continúa aplicando carga al material, más de estas fisuras aparecen en zonas donde se encuentran las fibras orientadas a  $0^\circ$ , el crecimiento de las fisuras es impedido por las fibras orientadas a  $\pm 45^\circ$  que evitan la propagación de la falla, que finalmente ocurre cuando las fisuras se unen entre sí por falla interfacial de las fibras orientadas a  $\pm 45^\circ$  (figura 3.25 a). Los laminados escalados en el plano mostraron un comportamiento más frágil, ya que fallaron súbitamente sin la formación previa de fisuras antes de la fractura. La forma típica de fractura de los laminados escalados en el plano se muestra en la figura 3.25, puede observarse que la falla de las probetas 1x sigue la orientación de las fibras a  $\pm 45^\circ$  sugiriendo falla interfacial en esta dirección, mientras que los materiales escalados en el plano siguen una dirección más perpendicular a la carga aplicada, posiblemente la primera fisura generada por la falla a tensión de las fibras a  $0^\circ$  atravesó por completo el espesor de las probetas ya que son delgadas y entonces, la falla se propagó instantáneamente a lo ancho de la probeta; este comportamiento de falla es resultado del incremento en la rigidez del material como efecto del escalamiento, lo que condujo a un cambio de falla gradual a falla repentina.



**Figura 3.25** Forma típica de fractura de los materiales escalados en el plano.  
 a) Probeta # 6, 8 capas 1x; b) Probeta # 9, 8 capas 2x; c) Probeta # 7, 8 capas 3x.

### 3.5.3 Mecanismo de fractura de los laminados escalados en tres dimensiones.

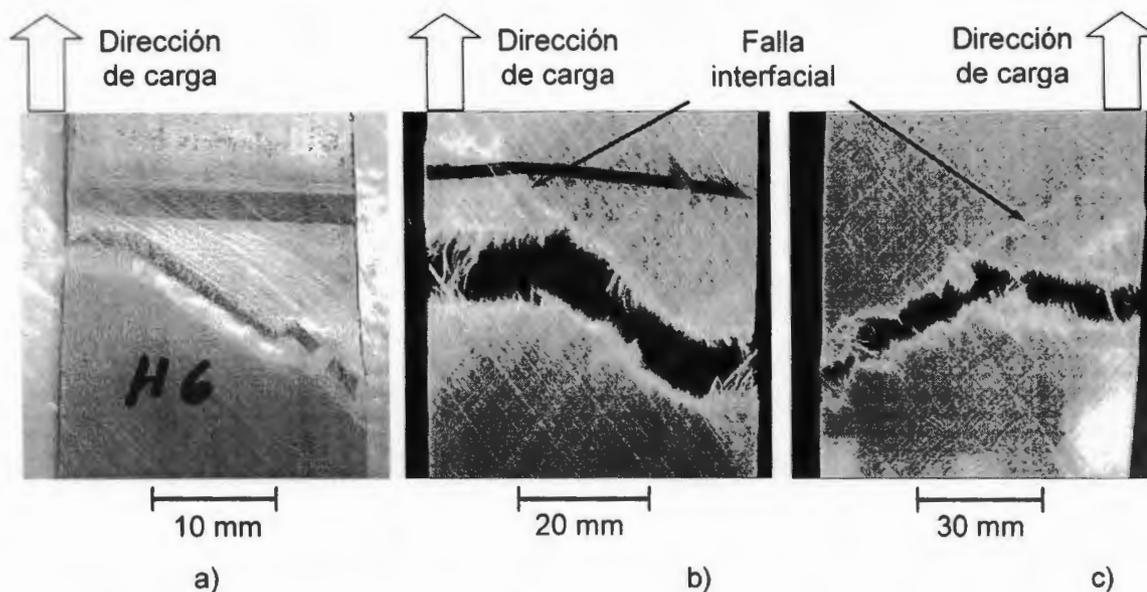
Los materiales escalados en tres dimensiones mostraron un proceso de falla que consistió de una combinación entre el mecanismo de falla de los laminados escalados en el espesor y el mecanismo de falla de los laminados escalados en el plano; en el instante en que se presenta la primera fisura perpendicular a las fibras a  $0^\circ$ , esta promueve una falla interfacial súbita de las capas a  $\pm 45^\circ$  a través del laminado como se muestra en la figura 3.26, esta falla interfacial genera una redistribución de esfuerzos que a su vez provoca la aparición de otras fisuras perpendiculares y entonces ocurre la fractura de la probeta. El tiempo que transcurre desde la formación de la fisura inicial hasta la fractura de la probeta es aproximadamente 1 segundo.



**Figura 3.26** Falla interfacial en los laminados escalados en tres dimensiones un instante antes de la fractura de la probeta.

a) probeta # 3, 16 capas 2x; b) Probeta # 8, 24 capas 3x.

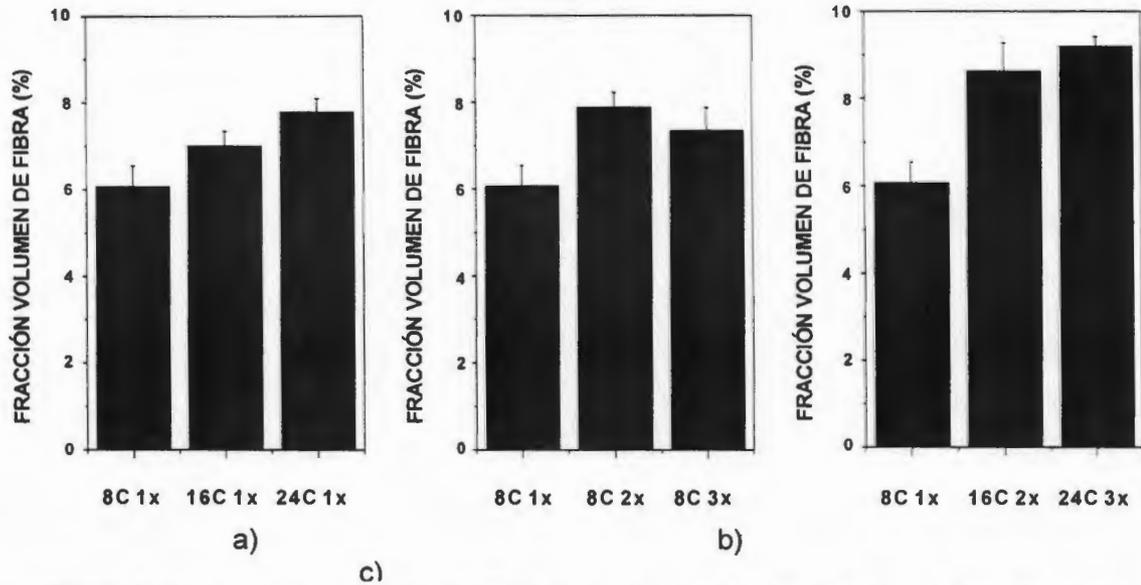
La forma típica de fractura de los laminados escalados en tres dimensiones se presenta en la figura 3.27, como las probetas de 8 capas 1x son delgadas, la falla interfacial atraviesa todo su espesor y se propaga en una dirección definida en el plano del laminado; con el escalamiento, la falla no atraviesa todo el espesor del laminado pues es más grueso y la propagación de la falla es más dispersa en el material porque tiene que atravesar un mayor número de capas, además de que se generan más fallas en diversos puntos; como las capas tienen diferente orientación la propagación de la falla en la dirección del espesor se desvía en cada capa del laminado generando una zona de fractura con un alto daño interfacial.



**Figura 3.27** Forma típica de fractura de los laminados escalados en tres dimensiones.  
 a) Probeta # 6, 8 capas 1x; b) probeta # 3, 16 capas 2x; c) Probeta # 8, 24 capas 3x.

### 3.6 Contenido de fibra en los laminados.

La figura 3.28 muestra el cambio de la fracción volumen de fibra de los laminados escalados. El procedimiento experimental utilizado para el moldeo de los laminados no fue lo suficientemente efectivo para obtener materiales con las mismas fracciones de fibra y matriz, a pesar de que durante el proceso de manufactura y escalamiento se tuvo cuidado de mantener los mismos niveles de impregnación de las fibras con la matriz, se usó la misma densidad lineal de preformas en los moldes y se controló adecuadamente el espesor de los laminados escalados. Posiblemente, cuanto más pequeño fue el molde y cuanto menor fue el número de capas del laminado mayor fue la facilidad de las fibras de fluir ha afuera de los moldes y por eso los especímenes más pequeños tuvieron una menor fracción volumen de fibra.



**Figura 3.28** Fracción volumen de fibra de los laminados en función de los diferentes escalamientos: a) en el espesor; b) en el plano; c) en tres dimensiones.

En base a la fracción volumen de fibra de los laminados, es posible pensar que los efectos del escalamiento dimensional observados en sus propiedades mecánicas fueron causadas por las diferencias en el contenido de fibra; sin embargo, tal hipótesis no es del todo correcta, ya que los resultados de la extracción soxhlet mostraron que la fracción volumen de fibra de los laminados aumentó con todos los tipos de escalamiento dimensional, mientras que las propiedades mecánicas se vieron principalmente afectadas por el escalamiento en el plano. Es posible que la variación en la fracción volumen no sea suficientemente grande para tener un efecto tangible en las propiedades mecánicas de los laminados, sin embargo, en este punto de la investigación no es posible asegurarlo y tal especulación deberá ser tomada en cuenta y esclarecida en las siguientes etapas del proyecto.

### 3.7 Modelado de las propiedades mecánicas de los laminados con el programa MAC LAM.

El propósito del modelado con el programa MAC LAM fue conocer el estado de esfuerzos en las distintas capas de los laminados en el momento de la fractura y encontrar alguna relación entre dicho estado de esfuerzos y el mecanismo de falla observado en los laminados. El programa no permite modelar el escalamiento en el plano, por lo que el estado particular de esfuerzos de laminados con igual número de capas es debido a la fracción volumen de fibra del laminado y a la carga aplicada (tabla 2.3) en el momento de la ruptura. El modelado de los laminados utilizando criterios específicos de falla como los de Tsai Hill, Tsai Wu, Hoffman, etc. está fuera del alcance del presente trabajo de tesis.

La tabla 3.3 presenta los resultados de la sección de micromecánica de MAC LAM. Estas propiedades elásticas de lámina unidireccional fueron posteriormente los datos de entrada de la sección de placas multicapa para obtener los módulos elásticos promedio y la distribución de los esfuerzos en las distintas capas de los laminados. Las hojas de resultados generadas por el programa se encuentran en el anexo A del presente documento.

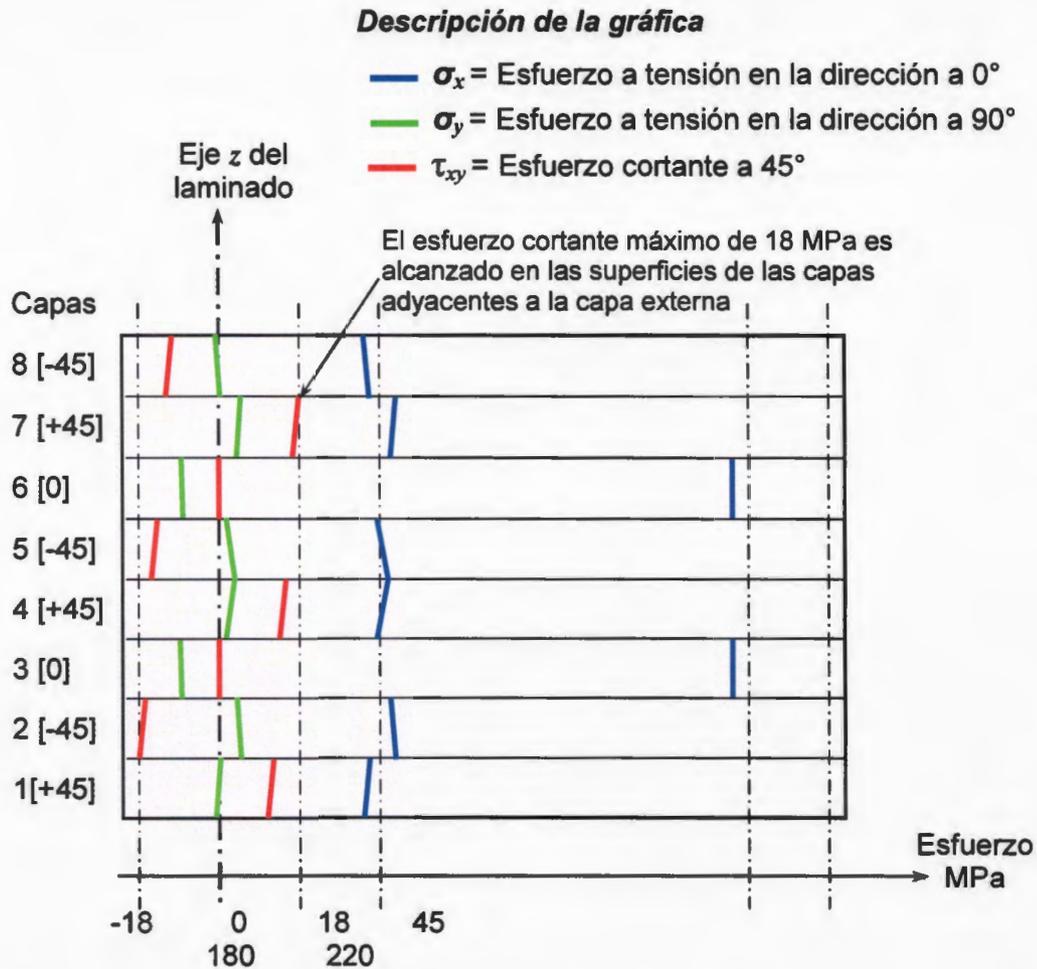
**Tabla 3.3** Propiedades elásticas de lamina unidireccional PP/Twaron<sup>®</sup> obtenidas en la sección micromecánica del programa MAC LAM.

Nivel de escalamiento	$E_L$ GPa	$E_T$ GPa	$E_N$ GPa	$\nu_{LT}$	$\nu_{LN}$	$G_{LT}$ GPa	$G_{LN}$ GPa	$G_{TN}$ GPa
8 capas 1x	8.23	1.49	1.49	0.43	0.43	0.52	0.52	0.48
16 capas 1x	9.28	1.50	1.50	0.43	0.43	0.53	0.53	0.48
24 capas 1x	10.2	1.52	1.52	0.43	0.43	0.53	0.53	0.47
8 capas 2x	10.3	1.52	1.52	0.42	0.42	0.53	0.53	0.47
16 capas 2x	11.1	1.53	1.53	0.42	0.42	0.54	0.54	0.47
8 capas 3x	9.67	1.51	1.51	0.43	0.43	0.53	0.53	0.47
24 capas 3x	11.74	1.54	1.54	0.42	0.42	0.54	0.54	0.46

La figura 3.29 muestra esquemáticamente una distribución típica de esfuerzos en los laminados. El programa utiliza tres nodos en el espesor de cada capa para hacer los cálculos (anexo A). Debido a que los laminados son no simétricos respecto a su plano central, los esfuerzos presentan una leve variación a través del espesor de las capas como resultado de los efectos de restricción de las capas adyacentes<sup>34</sup>. Las capas de un laminado no simétrico pueden generar momentos y estar sujetas a esfuerzos diferentes a través de su espesor debido a las interacciones de los esfuerzos a tensión y de los esfuerzos cortantes en sus superficies por la diferencia en la contracción natural de Poisson de placas con orientación diferente<sup>34</sup>. En un laminado simétrico, los esfuerzos de acoplamiento entre capas se cancelan y el esfuerzo a través del espesor de sus capas es constante.

El programa demostró que el esfuerzo a tensión se distribuye mayormente en las capas a  $0^\circ$  en cualquier nivel de escalamiento. El esfuerzo de tensión en las capas a  $0^\circ$  de los laminados de 8 capas 1x fue de 185 MPa, para los laminados de 24 capas 1x el esfuerzo a tensión de las capas a  $0^\circ$  fue de 215 MPa y para los laminados de 8 capas 3x el esfuerzo a tensión de las capas a  $0^\circ$  fue de 233 MPa. Estos resultados demuestran que la fractura del laminado no está directamente relacionada con un nivel de esfuerzo específico de las capas a  $0^\circ$ ; lo cual concuerda con las observaciones hechas en el mecanismo de falla, que permite la formación de múltiples fisuras en las capas a  $0^\circ$ , sin que éstas conduzcan inmediatamente a la fractura del material.

Por otro lado, el modelado puso en evidencia la relación que existe entre la fractura de los laminados y el esfuerzo de las capas a  $\pm 45^\circ$ , que fue de aproximadamente 45 MPa en todos los niveles de escalamiento (anexo A). La secuencia de apilamiento permitió un balance de los esfuerzos cortantes positivos de las capas a  $+45^\circ$  con los esfuerzos cortantes negativos de las capas a  $-45^\circ$  (figura 3.29); sin embargo, la distribución del esfuerzo cortante no fue igual en todas las capas a  $\pm 45^\circ$ , en las superficies libres de las capas externas fue mínimo y en las superficies de las capas adyacentes a las capas externas fue máximo.



**Figura 3.29** Esquema de una distribución de esfuerzos en un laminado de 8 capas. Modelado con el programa MAC LAM en el sistema coordenado  $x,y,z$  del laminado.

En todos los casos, el esfuerzo cortante máximo fue del orden de los 18 MPa, lo que llevó a la conclusión de que la falla de los laminados depende del esfuerzo cortante máximo (18 MPa) de las capas a  $\pm 45^\circ$ . Con esta evidencia, es mejor entendido el mecanismo de fractura de los laminados: las fisuras se forman por falla a tensión de las fibras a  $0^\circ$ , pero no conducen a la fractura, la carga adicional da lugar a la formación de más fisuras en distintos puntos del laminado hasta que eventualmente las capas a  $\pm 45^\circ$  alcanzan el esfuerzo cortante máximo que conduce a la fractura a través de la falla interfacial.

El esfuerzo normal en la dirección  $y$  del laminado fue a compresión para las capas a  $0^\circ$  como se muestra en la figura 3.29, mientras que las capas a  $\pm 45^\circ$  estuvieron sometidas a tensión en la dirección transversal a la aplicación de carga, por lo que la falla interfacial de estas capas involucra tanto esfuerzos cortantes en la dirección de las fibras como esfuerzos normales a éstas.

## CONCLUSIONES

Las propiedades mecánicas de los materiales compuestos laminados se vieron afectadas de diferente manera según el modo de escalamiento estudiado. El escalamiento del espesor por el método de apilamiento en bloques condujo a la falla prematura de los laminados; aunque su módulo elástico aumentó con el espesor, el esfuerzo máximo y la deformación máxima fueron menores. El escalamiento del espesor por apilamiento distribuido no mostró un efecto significativo en el comportamiento mecánico a tensión de los laminados y las curvas esfuerzo-deformación se conservaron casi invariables con el escalamiento, la resistencia y el módulo se vieron afectados ligeramente, pero es posible que el efecto se deba a diferencias físicas entre los laminados debido al procesamiento y no a un efecto verdadero del escalamiento del espesor.

El escalamiento en el plano, condujo a una distribución más uniforme de los esfuerzos generando laminados con resistencia y módulo elástico más altos. El efecto del escalamiento de los laminados en tres dimensiones fue parecido al efecto de su escalamiento en dos dimensiones, lo que prueba que las propiedades mecánicas de los laminados termoplásticos PP/Twaron® son afectadas principalmente por el escalamiento en el plano, mientras que el escalamiento del espesor tiene un menor efecto sobre ellas.

La naturaleza plástica de la matriz empleada y el proceso de moldeo generó laminados con una fase continua que no presenta uniones entre capas. Esta característica eliminó la probabilidad de falla por delaminación, que es uno de los mecanismos comunes de falla de los sistemas termofijos carbón/epoxi y vidrio/epoxi reportados en la literatura.

El efecto del escalamiento en el espesor sobre el mecanismo de falla de los laminados fue diferente al efecto del escalamiento en el plano. En consecuencia los laminados escalados en tres dimensiones presentaron una combinación de los mecanismos de falla de los laminados escalados en el espesor y los laminados escalados en el plano.

Los resultados reportados en sistemas termofijos, generalmente presentan una disminución de la resistencia de los materiales con el aumento de sus dimensiones. En el presente estudio, la naturaleza dúctil de la interfase PP/Twarón® y la naturaleza termoplástica de las fibras y la matriz, generaron materiales más resistentes con el aumento de sus dimensiones en el plano.

El procedimiento experimental utilizado para la impregnación y el moldeo de los laminados no fue lo suficientemente efectivo para controlar la fracción peso de fibra de los materiales compuestos. Aparentemente, la variación en la fracción peso no tuvo una influencia significativa en el escalamiento puesto que los efectos observados fueron consistentes según la dirección de escalamiento estudiada y no según la dirección de la variación de la fracción en peso. Sin embargo, esta variación debe ser tomada en cuenta, pues podría ser relevante en alguna etapa posterior del proyecto.

El modelado de la distribución de esfuerzos en las capas de los laminados con el programa MAC LAM, mostró que las capas a 0° soportan la mayor parte de la carga aplicada al material. En el momento de la falla, el esfuerzo cortante en las capas a  $\pm 45^\circ$  fue de 18 MPa en todos los niveles de escalamiento, por lo que se concluyó que el esfuerzo cortante máximo de la interfase fibra/matriz es el que delimita la resistencia última de los laminados.

## PERSPECTIVAS

En el presente trabajo, se determinaron experimentalmente los efectos del escalamiento dimensional sobre las propiedades mecánicas de los laminados y sobre su mecanismo de falla; el software MAC LAM fue usado para estimar las propiedades elásticas de lámina unidireccional y la forma en que se distribuyen los esfuerzos en las diferentes capas de los laminados. La siguiente etapa del proyecto deberá usar la información obtenida en el presente trabajo para establecer y comprobar reglas matemáticas de escalamiento que correlacionen el comportamiento de prototipos con el comportamiento de modelos de laboratorio, a fin de contar con una herramienta para el diseño confiable y eficiente de estos materiales. El proceso de manufactura de los laminados y el procedimiento experimental para determinar su módulo elástico son dos aspectos que deberán perfeccionarse a fin de obtener mayor contundencia en los resultados futuros.

Los campos de aplicación de materiales compuestos laminados termoplásticos pueden ser muy diversos, ya que representan una buena alternativa para el reciclaje de materiales y para aplicaciones que requieren resistencia al impacto y a la fatiga. En el presente trabajo, los laminados fueron caracterizados a tensión, ya que esta prueba permite medir las propiedades más importantes del material para su aplicación estructural, además, permite la comparación de los resultados con los reportes en la literatura; sin embargo, la naturaleza tenaz de los materiales utilizados genera grandes expectativas para el uso de estos laminados en aplicaciones balísticas, por lo que es indispensable realizar adicionalmente la caracterización mecánica de sus propiedades bajo cargas de impacto.

## BIBLIOGRAFÍA

1. S. Kellas, J. Morton. "Scaling Effects in Angle-Ply Laminates". *NASA Report NASA CR-4423* (1992).
2. D. Hull. "An Introduction to Composite Materials". Cambridge; Cambridge University Press, 1981, cap.1.
3. B.D. Agarwal and L.J. Broutman. "Analysis and performance of fiber composites". Second edition. United States of America; John Wiley & Sons, Inc., 1990, cap.3,7.
4. I.M. Daniel and O. Ishai. "Engineering mechanics of composite materials". New York; Oxford University Press, Inc., 1994, cap.1,5.
5. R.M. Jones. "Mechanics of composite materials". Second edition. United States of America; Taylor & Francis, Inc., 1999, cap.1,4.
6. K.T. Kedward, J.M. Whitney. "Delaware Composites Design Encyclopedia". United States of America; Technomic Publishing Company, Inc., Vol 5, 1990, pp.59-101.
7. D.F. Adams, R.B. Pipes. "Experimental Characterization of Advanced Composite Materials". Third edition. New York; CRC Press LLC, 2003, cap.1.

8. G.A. Soberanis Monforte. *Preparación y caracterización de materiales compuestos laminados fibroreforzados multicapa*. Tesis de maestría. Centro de Investigación Científica de Yucatán, 2006, pp.17.
9. J.E. Ashton, J.M. Whitney. "Theory of Laminated Plates". Stamford, Conn. Technomic Publishing Company, Inc., 1970.
10. A. Díaz, R. Castañeda. "*Maclam: a new software for the mechanical analysis of composites and laminates*". CST 2004 (The Seventh International Conference on Computational Structures Technology), Lisboa, Portugal, 2004.
11. R.B. Pipes, N.J. Pagano. "Interlaminar Stresses in Composite Laminates Under Uniform Axial Extension". *Journal of Composite Materials*. **4** (1970) 538-548.
12. R.B. Pipes, I.M. Daniel. "Moiré Analysis of the Interlaminar Shear Edge Effect in Laminated Composites". *Journal of Composite Materials*. **5** (1971) 255-259.
13. R.B. Pipes, N.J. Pagano. "The Influence of Stacking Sequence on Laminate Strength". *Journal of Composite Materials*. **5** (1971) 50-57.
14. B.W. Kim, A.H. Mayer. "Influence of fiber direction and mixed-mode ratio on delamination fracture toughness of carbon/epoxy laminates". *Composites Science and Technology* **63** (2003) 695-713.
15. L. González, W.G. Knauss. "Scaling global fracture behavior of structures-sized laminated composites". *International Journal of Fracture* **118** (2002) 363-394.
16. A.T. Nettles, M.J. Douglas. "Scaling Effects in Carbon/Epoxy Laminates under Transverse Quasi-Static Loading". *NASA Report NASA/TM-209103* (1999).
17. L.S. Sutherland, R.A. Shenoi. "Size and scale effects in composites: II. Unidirectional laminates". *Composites Science and Technology* **59** (1999) 221-233.

18. F.W. David, H. Nolle. "Experimental modelling in engineering". London; Butterworths, 1982.
19. Z.P. Bazant. "Scaling of quasibrittle fracture: asymptotic analysis". *International Journal of Fracture* **83** (1997) 19-40.
20. Z.P. Bazant. "Size effect". *International Journal of Solids and Structures* **37** (2000) 69-80.
21. Z.P. Bazant, E.P. Chen. "Scaling of structural failure". *Applied Mechanics Reviews ASME* **50** No. 10 (1997) 593-627.
22. L.S. Sutherland, R.A. Sheno. "Size and scale effects in composites: I. Literature review". *Composites Science and Technology* **59** (1999) 209-220.
23. K.E. Jackson, W.H. Prosser. "Damage Initiation and Ultimate Tensile strength of Scaled  $[0^{\circ}/90^{\circ}/0^{\circ}]_T$  Graphite-Epoxy Coupons" *Proceedings of the 14<sup>th</sup> U.S. Army Symposium on Solid Mechanics*. Myrtle Beach, South Carolina, October 16-18, 1996.
24. R.E. Bullock. "Strength Ratios of Composite Materials in Flexure and in Tension". *Journal of Composite Materials*. **8** (1974) 200-206.
25. J.W. Hitchon, D.C. Phillips. "The effect of specimen size on the strength of CFRP". *Composites*. **9** (1978) 119-124.
26. M.R. Wisnom. "The effect of specimen size on the bending strength of carbon fibre-epoxy". *Composite Structures*. **18** (1991) 47-63.
27. M.R. Wisnom. "Relationship between strength variability and size effect in unidirectional carbon fibre/epoxy". *Composites*. **22** (1991) 47-52.
28. P.C. Chou, R. Croman. "Scale Effect in Fatigue Of Composite Materials". *Journal of Composite Materials*. **13** (1979) 178-194.
29. G. Zhou, G.A. Davies. "Characterization of stick glass woven roving polyester laminates: 1. Tension compression and shear". *Composites*. **26** (1995) 579-586.

30. M.F. Crowther, M.S. Starkey. "Use of Weibull statistics to quantify specimen size effects in fatigue of GRP". *Composites Science and Technology*. **31** (1988) 87-95.
31. J.A. Lavoie, C. Soutis. "Apparent strength scaling in continuous fiber composite laminates". *Composites Science and Technology* **60** (2000) 283-299.
32. C. Martín Barrera. *Diseño y construcción de un sistema para la impregnación de materiales compuestos unidireccionales*. Tesis de Licenciatura. Instituto Tecnológico de Mérida, 2004, pp.71.
33. S.R. Smith. *Investigation of Saint Venant's Principle as Related to Laminated Composite Plates*. Tesis de Maestría. Air Force Inst of Tech Wright-patterson AFB OH school of engineering, 1978.
34. D. Hull, T.W. Clyne. "An Introduction to Composite Materials". Second edition. Cambridge; Cambridge University Press, 1996, cap.5.
35. S. Ogihara, S. Kobayashi. "Characterization of nonlinear behavior of carbon/epoxy unidirectional and angle-ply laminates". *Composite Materials* **11** (2003) 239-254.
36. M. Khatibzadeh, M.R. Piggott. "The effect of width on the mechanical properties of angle-ply laminates" *Composites Science and Technology* **58** (1998) 497-504.
37. W.A. Curtin. "Dimensionality and size effects on the strength of fiber-reinforced composites". *Composites Science and Technology* **60** (2000) 543-551.
38. S.L. Phoenix, I.J. Beyerlein. "Strength distributions and size effects for 2D and 3D composites with Weibull fibers in an elastic matrix". *International Journal of Fracture* **115** (2002) 41-85.

## ANEXO A

### HOJAS DE RESULTADOS DEL PROGRAMA MAC LAM

Propiedades elásticas promedio de los laminados de 8 capas 1x.

#### Módulos de Young

En el eje de las  $x$ :  $E_x = 3.40$  GPa

En el eje de las  $y$ :  $E_y = 2.11$  GPa

#### Módulo cortante

$G_{xy} = 1.74$  GPa

#### Módulos de flexión $E_b$

Relativo al momento  $M_x$ :  $E_{bx} = 2.47$  GPa

Relativo al momento  $M_y$ :  $E_{by} = 1.99$  GPa

#### Coefficientes de Poisson

Relativo a una tensión en el eje de las  $x$ :  $\nu_{xy} = 0.65$

Relativo a una tensión en el eje de las  $y$ :  $\nu_{yx} = 0.40$

Descripción de la gráfica:

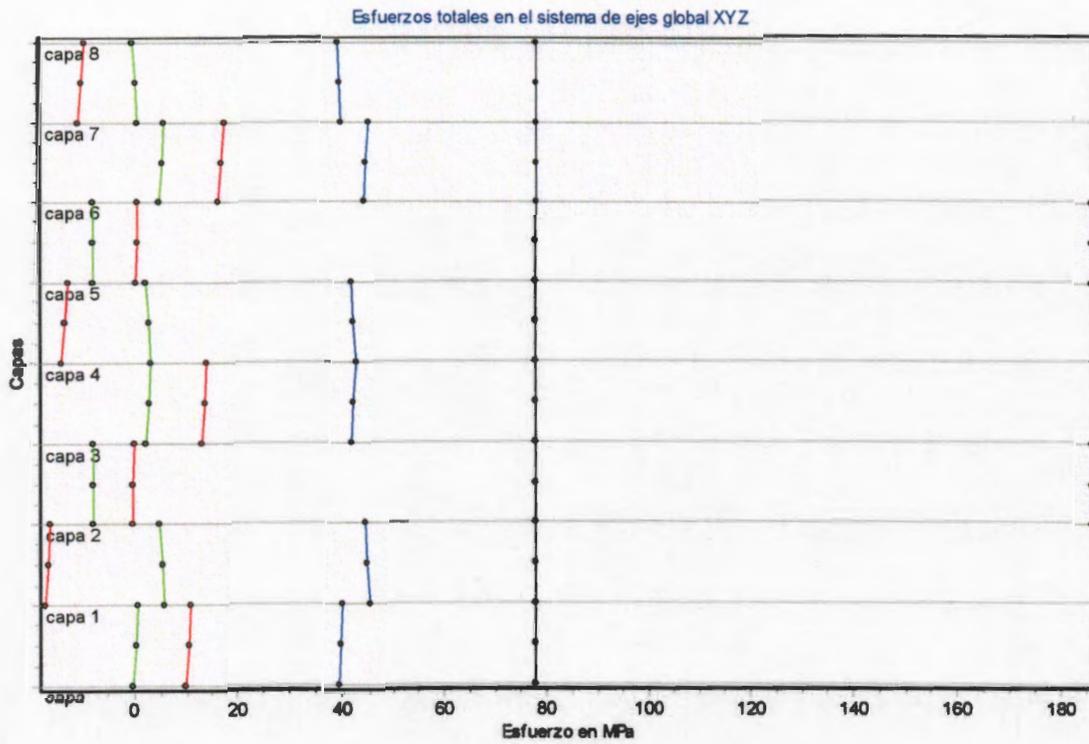
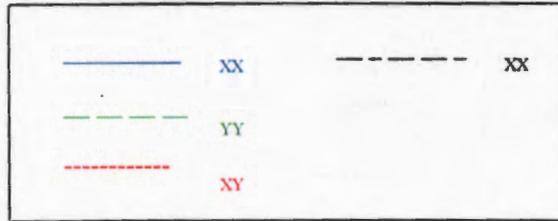


Figura A1. Distribución de esfuerzos en las capas de los laminados de 8 capas 1x.

Propiedades elásticas promedio de los laminados de 16 capas 1x.

Módulos de Young

En el eje de las  $x$ :  $E_x = 3.69$  GPa

En el eje de las  $y$ :  $E_y = 2.24$  GPa

Módulo cortante

$G_{xy} = 1.96$  GPa

Módulos de flexión  $E_b$

Relativo al momento  $M_x$ :  $E_{bx} = 3.43$  GPa

Relativo al momento  $M_y$ :  $E_{by} = 2.22$  GPa

Coefficientes de Poisson

Relativo a una tensión en el eje de las  $x$ :  $\nu_{xy} = 0.67$

Relativo a una tensión en el eje de las  $y$ :  $\nu_{yx} = 0.41$

Descripción de la gráfica:

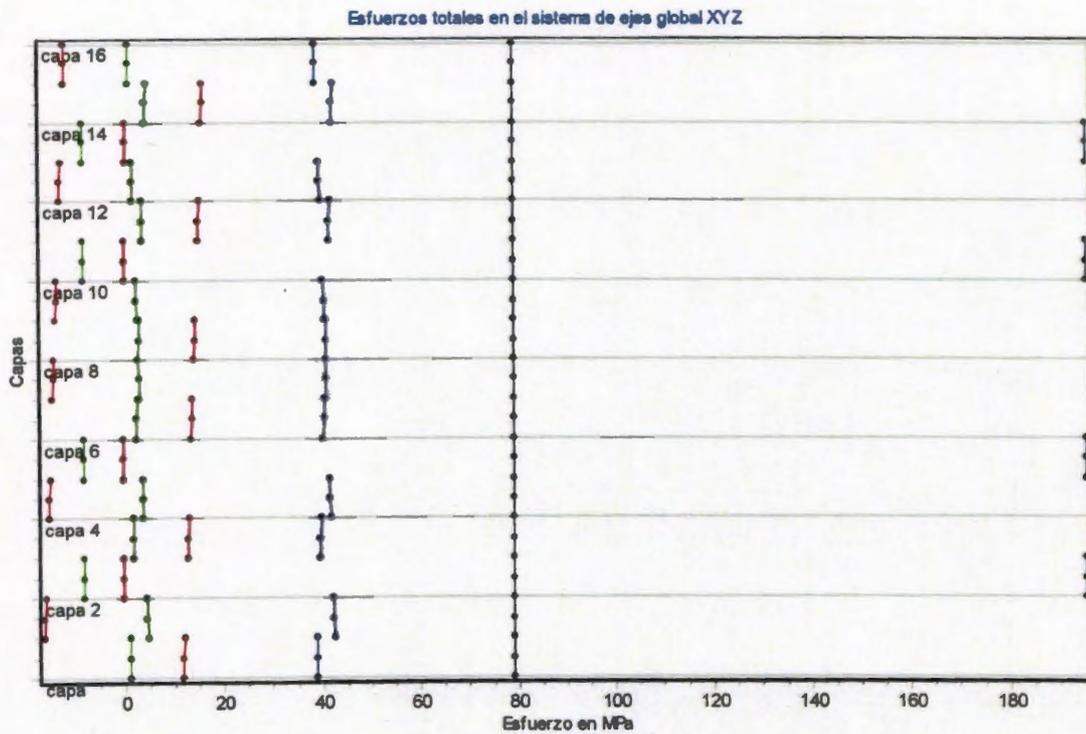
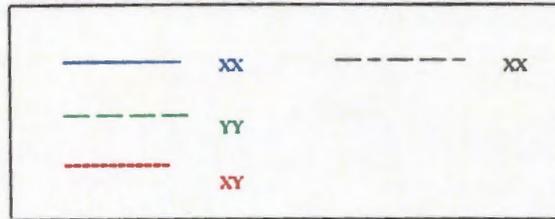


Figura A2. Distribución de esfuerzos en las capas de los laminados de 16 capas 1x.

Propiedades elásticas promedio de los laminados de 24 capas 1x.

Módulos de Young

En el eje de las  $x$ :  $E_x = 3.94$  GPa

En el eje de las  $y$ :  $E_y = 2.35$  GPa

Módulo cortante

$G_{xy} = 2.13$  GPa

Módulos de flexión  $E_b$

Relativo al momento  $M_x$ :  $E_{bx} = 3.81$  GPa

Relativo al momento  $M_y$ :  $E_{by} = 2.34$  GPa

Coefficientes de Poisson

Relativo a una tensión en el eje de las  $x$ :  $\nu_{xy} = 0.69$

Relativo a una tensión en el eje de las  $y$ :  $\nu_{yx} = 0.41$

Descripción de la gráfica:

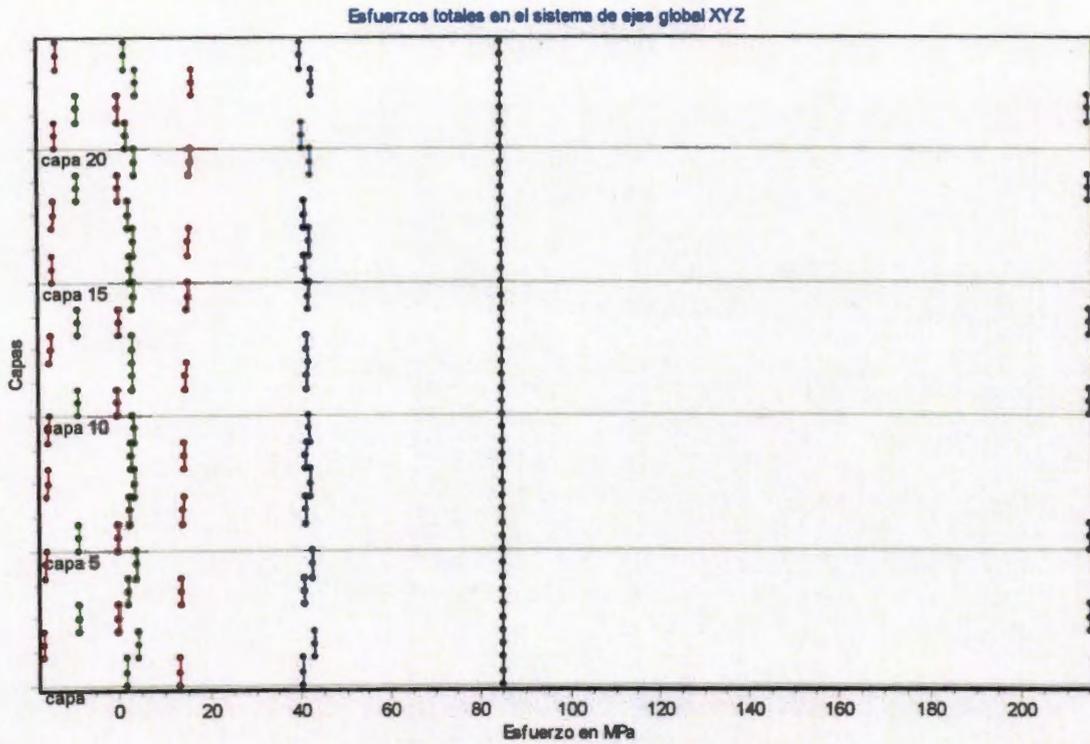
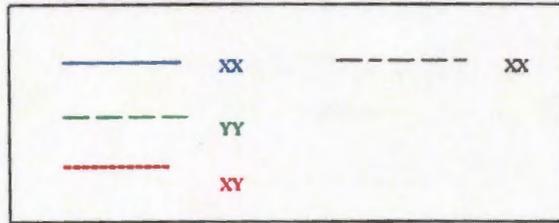


Figura A3. Distribución de esfuerzos en las capas de los laminados de 24 capas 1x.

Propiedades elásticas promedio de los laminados de 8 capas 2x.

Módulos de Young

En el eje de las  $x$ :  $E_x = 3.97$  GPa

En el eje de las  $y$ :  $E_y = 2.35$  GPa

Módulo cortante

$G_{xy} = 2.11$  GPa

Módulos de flexión  $E_b$

Relativo al momento  $M_x$ :  $E_{bx} = 2.77$  GPa

Relativo al momento  $M_y$ :  $E_{by} = 2.17$  GPa

Coefficientes de Poisson

Relativo a una tensión en el eje de las  $x$ :  $\nu_{xy} = 0.69$

Relativo a una tensión en el eje de las  $y$ :  $\nu_{yx} = 0.41$

Descripción de la gráfica:

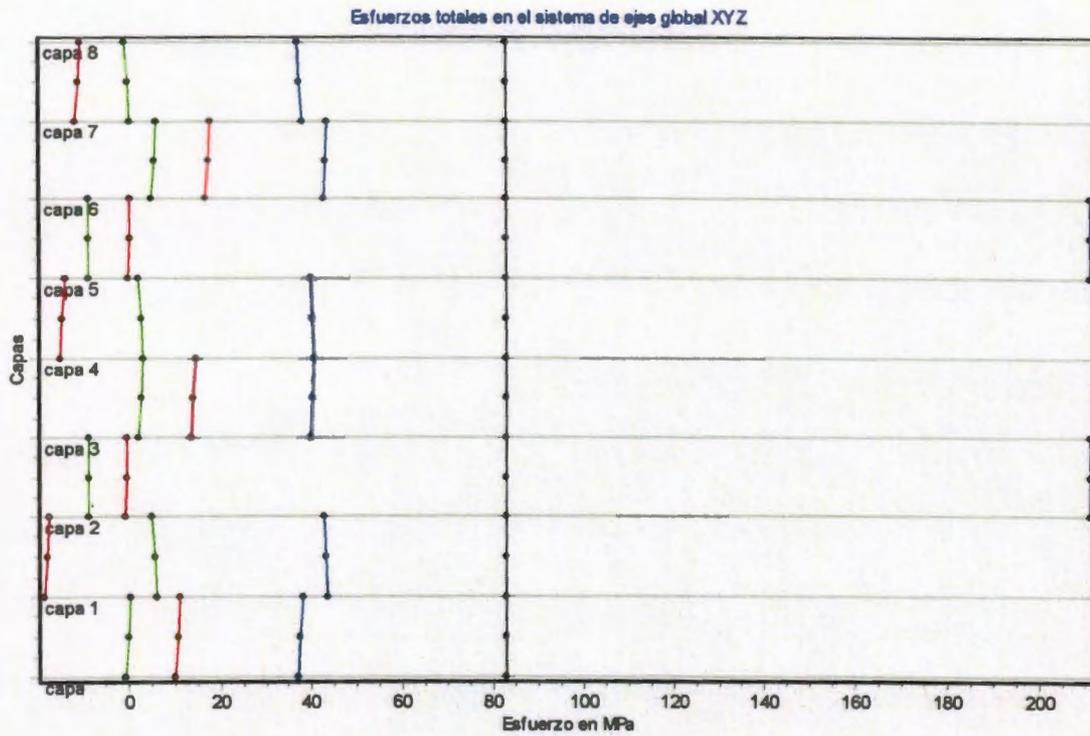
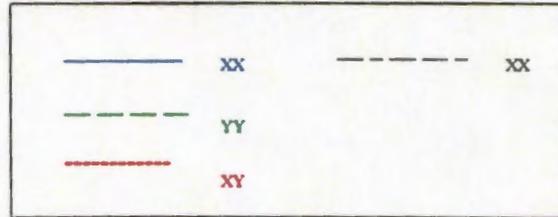


Figura A4. Distribución de esfuerzos en las capas de los laminados de 8 capas 2x.

Propiedades elásticas promedio de los laminados de 16 capas 2x.

Módulos de Young

En el eje de las  $x$ :  $E_x = 4.20$  GPa

En el eje de las  $y$ :  $E_y = 2.46$  GPa

Módulo cortante

$G_{xy} = 2.30$  GPa

Módulos de flexión  $E_b$

Relativo al momento  $M_x$ :  $E_{bx} = 3.87$  GPa

Relativo al momento  $M_y$ :  $E_{by} = 2.43$  GPa

Coefficientes de Poisson

Relativo a una tensión en el eje de las  $x$ :  $\nu_{xy} = 0.70$

Relativo a una tensión en el eje de las  $y$ :  $\nu_{yx} = 0.41$

Descripción de la gráfica:

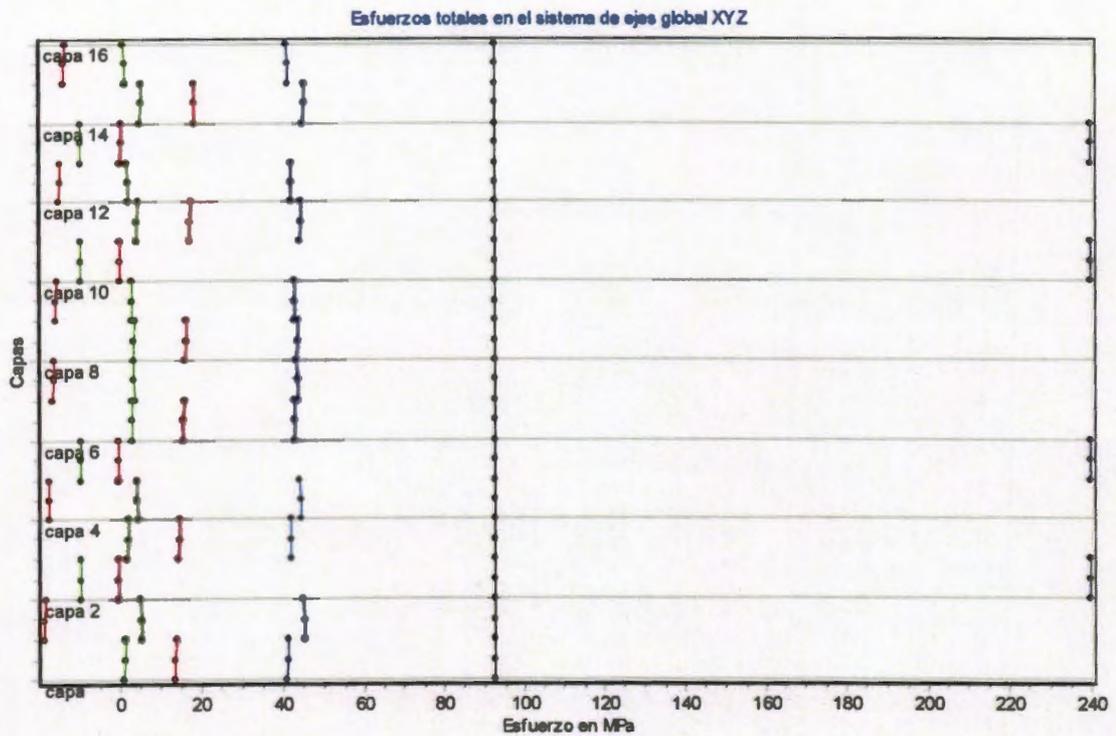
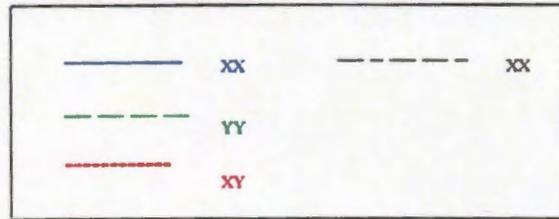


Figura A5. Distribución de esfuerzos en las capas de los laminados de 16 capas 2x.

Propiedades elásticas promedio de los laminados de 8 capas 3x.

Módulos de Young

En el eje de las  $x$ :  $E_x = 3.80$  GPa

En el eje de las  $y$ :  $E_y = 2.28$  GPa

Módulo cortante

$G_{xy} = 2.00$  GPa

Módulos de flexión  $E_b$

Relativo al momento  $M_x$ :  $E_{bx} = 2.68$  GPa

Relativo al momento  $M_y$ :  $E_{by} = 2.12$  GPa

Coefficientes de Poisson

Relativo a una tensión en el eje de las  $x$ :  $\nu_{xy} = 0.68$

Relativo a una tensión en el eje de las  $y$ :  $\nu_{yx} = 0.41$

Descripción de la gráfica:

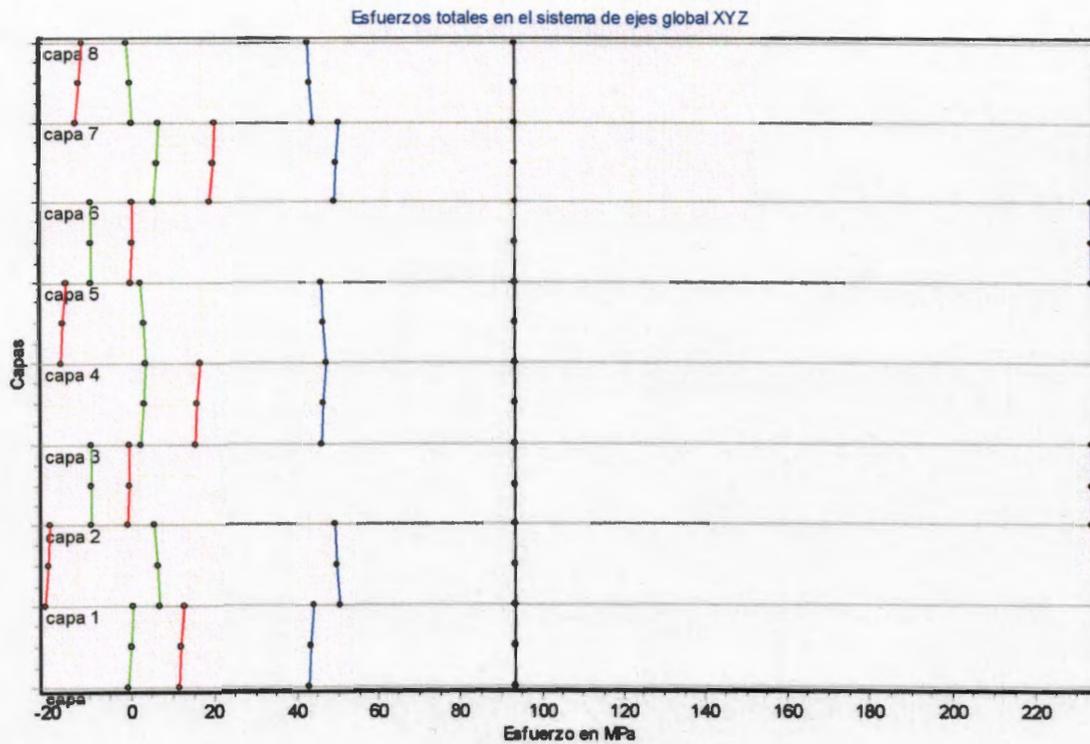
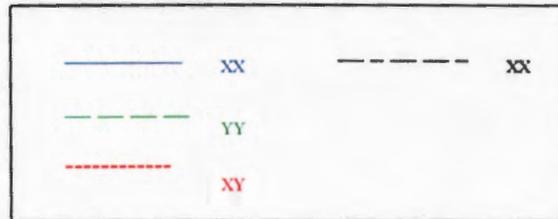


Figura A6. Distribución de esfuerzos en las capas de los laminados de 8 capas 3x.

Propiedades elásticas promedio de los laminados de 24 capas 3x.

Módulos de Young

En el eje de las  $x$ :  $E_x = 4.38$  GPa

En el eje de las  $y$ :  $E_y = 2.54$  GPa

Módulo cortante

$G_{xy} = 2.43$  GPa

Módulos de flexión  $E_b$

Relativo al momento  $M_x$ :  $E_{bx} = 4.23$  GPa

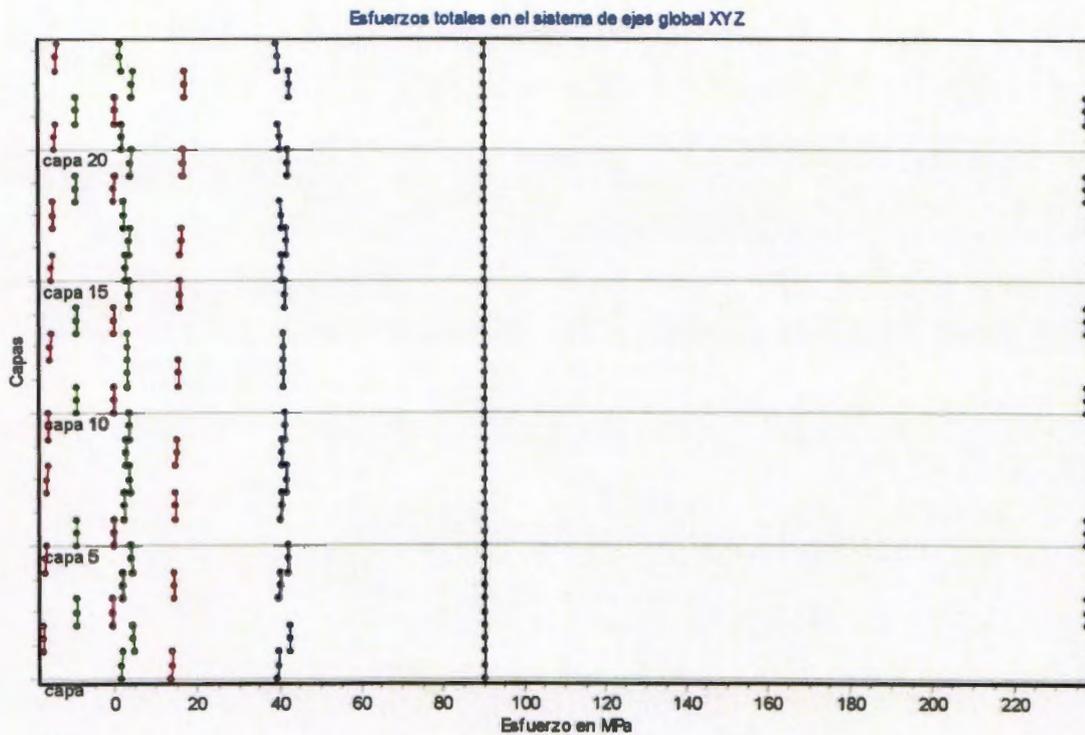
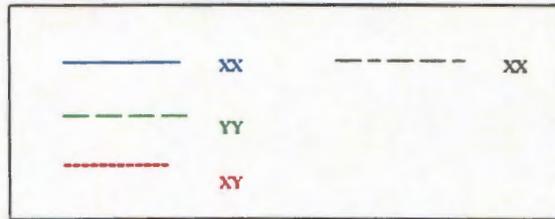
Relativo al momento  $M_y$ :  $E_{by} = 2.52$  GPa

Coefficientes de Poisson

Relativo a una tensión en el eje de las  $x$ :  $\nu_{xy} = 0.71$

Relativo a una tensión en el eje de las  $y$ :  $\nu_{yx} = 0.41$

Descripción de la gráfica:



**Figura A7.** Distribución de esfuerzos en las capas de los laminados de 24 capas 3x.