

# **Evaluación del daño por impacto en laminados de material compuesto mediante la respuesta dinámica**

M. A. Pérez  
LI. Gil  
S. H. Oller

# **Evaluación del daño por impacto en laminados de material compuesto mediante la respuesta dinámica**

M. A. Pérez  
Ll. Gil  
S. H. Oller

CENTRO INTERNACIONAL DE MÉTODOS NUMÉRICOS EN INGENIERÍA  
Edificio C1, Campus Norte UPC  
Gran Capitán s/n  
08034 Barcelona, España  
[www.cimne.com](http://www.cimne.com)

Primera edición: Abril 2012

**EVALUACIÓN DEL DAÑO POR IMPACTO EN LAMINADOS DE MATERIAL COMPUESTO MEDIANTE  
LA RESPUESTA DINÁMICA**

Monografía CIMNE M128

© Los autores

ISBN: 978-84-95999-00-9

Depósito legal: B-16102-2012

# Prefacio

Los materiales compuestos laminados ofrecen ventajas determinantes en comparación con los materiales más tradicionales, especialmente en aplicaciones estructurales donde el peso es un factor limitante de diseño. Sin embargo, éstos también han demostrado una susceptibilidad al daño por impacto debido a la carencia de deformación plástica, a la baja resistencia transversal e interlaminar y a la construcción laminada para reducir la naturaleza anisótropa del material. Los impactos a baja velocidad inducen en los laminados un daño interno que provoca reducciones severas en la rigidez, en la resistencia y en la estabilidad estructural. Consecuentemente, se presenta la necesidad de desarrollar metodologías y herramientas de inspección que permitan una detección precoz del estado de degradación estructural, con el fin de prevenir fallos o colapsos prematuros.

Las técnicas de detección de daño basadas en la respuesta dinámica estructural se presentan como una atractiva alternativa a las técnicas de evaluación tradicionales, entre otros, porque para la adquisición de la respuesta dinámica se requiere un número finito de puntos de referencia, por lo que no es necesario un acceso completo a la estructura, permitiendo la monitorización incluso sin interrupción del servicio. Las técnicas se fundamentan en la relación entre los parámetros modales y las propiedades físicas de la estructura, asumiendo que los cambios en dichas propiedades inducidos por el daño, originan variaciones cuantificables de los parámetros modales.

La presente monografía está basada en el texto de la tesis doctoral homónima defendida en la Universitat Politècnica de Catalunya el 6 de febrero de 2012, en el marco del programa de doctorado de Análisis Estructural del Departament de Resistència de Materials i Estructures a l'Enginyeria. En este estudio se analiza la viabilidad del uso de las técnicas experimentales y numéricas basadas en la respuesta dinámica, para la detección y localización del daño inducido, la cuantificación del grado de severidad y la predicción de las propiedades mecánicas residuales de laminados de material compuesto tras ser sometidos a un impacto a baja velocidad. El trabajo de investigación comprende un enfoque mixto experimental y numérico. Por un lado constituye un riguroso estudio experimental que incluye la evaluación de la resistencia a impacto, la caracterización del daño inducido, la cuantificación de los efectos en la respuesta dinámica y la evaluación de la capacidad portante residual. El estudio experimental se completa con un minucioso análisis del efecto inducido por deslaminaciones artifi-

ciales en la respuesta dinámica y en la capacidad portante residual de los laminados. Por otro lado, se ha simulado el fenómeno estimando principalmente la iniciación y la propagación del daño interlaminar e igualmente los efectos inducidos en la respuesta dinámica. En el enfoque numérico se trata el material compuesto como un sistema microestructural, en el cual los fallos surgen en la interacción entre los materiales constituyentes. Para reproducir la degradación se emplea una estrategia de reducción localizada de la rigidez elástica del material que no demanda una intervención durante el preproceso.

Los resultados empíricos aportan conclusiones relevantes en relación al grado de sensibilidad y a la adecuación de los diferentes criterios de correlación modal para la identificación del daño inducido por un impacto. Los nuevos criterios de correlación definidos y el análisis conjunto de las propiedades estáticas y dinámicas residuales, han permitido acotar el intervalo de incertidumbre y reducir la limitación actual en relación a la deformación máxima admisible a compresión de los laminados. La herramienta de cálculo desarrollada permite simular el comportamiento vibratorio de laminados compuestos definiendo el material y su estado de degradación en la microescala. Los resultados corroboran la viabilidad del enfoque microestructural para la simulación del fenómeno.

# Índice general

<b>Índice general</b>	<b>iii</b>
<b>Índice de figuras</b>	<b>vii</b>
<b>Índice de tablas</b>	<b>i</b>
<b>1. Introducción</b>	<b>1</b>
1.1. Motivación . . . . .	1
1.1.1. Generalidades de los materiales compuestos . . . . .	2
1.1.2. Los materiales compuestos en la industria aeronáutica . . . . .	5
1.1.3. Tolerancia y detección del daño . . . . .	6
1.2. Objetivos . . . . .	9
1.3. Contenido . . . . .	10
Referencias . . . . .	13
<b>2. Impacto en materiales compuestos</b>	<b>17</b>
2.1. Introducción . . . . .	17
2.2. Resistencia al impacto . . . . .	19
2.2.1. Velocidad de impacto . . . . .	19
2.2.2. Modos de fallo y morfología del daño . . . . .	20
2.2.3. Ensayo de impacto . . . . .	24
2.2.4. Influencia de los constituyentes . . . . .	28
2.3. Detección y caracterización del daño inducido . . . . .	31
2.3.1. Técnicas destructivas . . . . .	31
2.3.1.1. Separación de láminas . . . . .	31
2.3.1.2. Fractografía transversal . . . . .	32
2.3.2. Técnicas no destructivas . . . . .	33
2.3.2.1. Inspección visual y microscopía óptica . . . . .	33
2.3.2.2. Técnica del golpeo . . . . .	34
2.3.2.3. Emisión acústica . . . . .	34
2.3.2.4. Imagen radiográfica . . . . .	34
2.3.2.5. Termografía infrarroja . . . . .	37
2.3.2.6. Holografía y shearografía láser . . . . .	38

## ÍNDICE GENERAL

2.3.2.7. Inspección ultrasónica . . . . .	39
2.4. Tolerancia al daño por impacto . . . . .	42
2.5. Predicción del daño . . . . .	45
2.5.1. Modelos empíricos . . . . .	46
2.5.2. Modelos semiempíricos . . . . .	48
2.5.3. Modelos analíticos . . . . .	53
2.5.4. Modelos numéricos . . . . .	53
2.6. Conclusiones . . . . .	58
Referencias . . . . .	61
<b>3. Comportamiento dinámico de laminados compuestos</b>	<b>69</b>
3.1. Introducción . . . . .	69
3.2. Fundamento teórico . . . . .	70
3.3. Modelización mediante elementos finitos . . . . .	73
3.3.1. Modelización tridimensional . . . . .	75
3.3.2. Modelización bidimensional . . . . .	79
3.4. Análisis modal experimental . . . . .	83
3.5. Verificación y validación . . . . .	87
3.5.1. Descripción de los especímenes utilizados . . . . .	90
3.5.2. Ensayo de análisis modal . . . . .	91
3.5.3. Resultados . . . . .	94
3.6. Conclusiones . . . . .	102
Referencias . . . . .	104
<b>4. Resistencia de los laminados al impacto</b>	<b>107</b>
4.1. Introducción . . . . .	107
4.2. Evaluación experimental . . . . .	108
4.2.1. Ensayo de impacto realizado . . . . .	108
4.2.2. Ensayo de carga cuasi-estática . . . . .	111
4.2.3. Resultados de la inspección visual . . . . .	113
4.2.4. Resultados de la inspección ultrasónica . . . . .	119
4.3. Modelización numérica . . . . .	124
4.3.1. Fundamento teórico . . . . .	125
4.3.2. Procedimiento y resultados de la simulación . . . . .	129
4.4. Conclusiones . . . . .	135
Referencias . . . . .	138
<b>5. Efectos del daño inducido en el comportamiento dinámico</b>	<b>141</b>
5.1. Introducción . . . . .	141
5.2. Fundamento teórico del efecto del daño . . . . .	143
5.3. Evaluación experimental . . . . .	149
5.3.1. Daño inducido por impacto . . . . .	149
5.3.2. Daño inducido artificialmente . . . . .	159
5.4. Modelización numérica . . . . .	163
5.4.1. Fundamento teórico . . . . .	164

5.4.2. Resultados de la simulación . . . . .	168
5.5. Conclusiones . . . . .	172
Referencias . . . . .	175
<b>6. Tolerancia de los laminados al daño por impacto</b>	<b>179</b>
6.1. Introducción . . . . .	179
6.2. Evaluación experimental . . . . .	180
6.2.1. Ensayo de compresión . . . . .	180
6.2.1.1. Daño inducido por impacto . . . . .	183
6.2.1.2. Daño inducido artificialmente . . . . .	187
6.2.2. Ensayo de carga cuasi-estática . . . . .	190
6.2.2.1. Daño inducido por impacto . . . . .	191
6.2.2.2. Daño inducido artificialmente . . . . .	192
6.3. Propiedades estáticas y dinámicas residuales . . . . .	193
6.4. Conclusiones . . . . .	194
Referencias . . . . .	197
<b>7. Conclusiones</b>	<b>199</b>
7.1. Conclusiones generales . . . . .	199
7.2. Futuras líneas de investigación . . . . .	204





# Índice de figuras

1.1. Evolución en la utilización de materiales compuestos reforzados con fibras en diversos modelos de Airbus y Boeing. . . . .	6
1.2. Esquematación de las cuestiones más relevantes en relación a las metodologías de evaluación de la tolerancia al daño. . . . .	8
2.1. Representación esquemática del daño inducido por un impacto a baja velocidad en la sección transversal de un laminado de material compuesto. . . . .	21
2.2. Distribuciones locales medias de la tensión interna normal y de cortadura debidas a una fuerza concentrada. . . . .	22
2.3. Modos elementales de propagación de fisuras que describen tres movimientos cinemáticamente independientes. . . . .	23
2.4. Diagrama esquemático del daño inducido por un impacto en especímenes de larga envergadura y bajo espesor, y viceversa. . . . .	26
2.5. Curvas de respuesta de fuerza y energía <i>versus</i> tiempo para energías de impacto subcrítica, crítica y supercrítica. . . . .	28
2.6. Deslaminación inducida por un impacto a baja velocidad en la interfase entre la capa 11 y 12 de un laminado y detalle de la rotura de fibras en una de las láminas. . . . .	32
2.7. Micrografía de la sección transversal de un espécimen impactado a una energía de 4 J. . . . .	33
2.8. Imagen radiográfica de la extensión del daño realizada con líquido penetrante. . . . .	35
2.9. Imagen radiográfica de las secciones transversales de un laminado impactado. . . . .	36
2.10. Imagen tomográfica de la sección plana de un laminado de carbono/epoxi impactado a 19,6 J. . . . .	37
2.11. Imagen tomográfica de la sección transversal de un laminado de carbono/epoxi impactado a 5,1 J. . . . .	37
2.12. Mapa de termografía y shearografía de un laminado de carbono/epoxi impactado. . . . .	39
2.13. Esquema representativo de la técnica ultrasónica de pulso-eco por contacto. . . . .	40

## ÍNDICE GENERAL

2.14. Representación modo B-scan de la sección transversal central de un laminado de carbono/epoxi impactado a 50 J. . . . .	41
2.15. Representación modo C-scan de un laminado de carbono/epoxi impactado a 50 J. . . . .	42
2.16. Ilustración de los cuatro principales modos de deformación identificados en los ensayos de compresión después de impacto en un laminado dañado.	44
2.17. Degradación de la resistencia residual a compresión de un laminado en función de la energía de impacto. . . . .	46
2.18. Modelización del impacto mediante un sistema de masas y muelles de dos grados de libertad. . . . .	48
2.19. Estados de tensiones que inducen los principales modos de fallo según el criterio de fallo propuesto por Chang y Chang. . . . .	56
3.1. Elemento hexaédrico de 8 nodos. . . . .	76
3.2. Cinemática de la deformación de una placa gruesa y elemento cuadrilátero bilineal de 4 nodos. . . . .	80
3.3. Representación de las FRF experimentales de una estructura tipo placa.	86
3.4. Diagrama de flujo del procedimiento numérico y experimental para la estimación de las propiedades dinámicas de los especímenes analizados mediante FemModes. . . . .	89
3.5. Esquema de las condiciones de contorno de un elemento diferencial de una placa. . . . .	92
3.6. Montaje utilizado para el ensayo de análisis modal. . . . .	93
3.7. Esquema ilustrativo del ensayo de análisis modal con excitación itinerante. . . . .	95
3.8. Evolución de los autovalores y de los tiempos de cómputo asociados a cada discretización, en función del número de grados de libertad del modelo. . . . .	97
3.9. Comparativa de las deformadas modales experimentales y numéricas del análisis modal del espécimen de aluminio. . . . .	98
3.10. Representación de las matrices de correlación <b>MAC</b> de las deformadas modales experimentales y numéricas del análisis modal del espécimen de aluminio. . . . .	100
3.11. Representación de las matrices de correlación <b>MAC</b> de las deformadas modales experimentales y numéricas del análisis modal del espécimen laminado 17/05L2. . . . .	101
4.1. Esquema ilustrativo del dispositivo para el test de impacto basado en la norma ASTM D7136. . . . .	109
4.2. Esquema ilustrativo del espécimen utilizado en los ensayos de impacto.	110
4.3. Curvas experimentales de fuerza <i>versus</i> desplazamiento en el punto de contacto, para ensayos de carga cuasi-estática transversal en laminados intactos. . . . .	113
4.4. Fotogramas de la secuencia de un impacto de 50 J sobre la muestra 17/05L2. . . . .	115

4.5. Curva y ecuación de energía disipada <i>versus</i> energía incidente estimadas mediante cámara de alta velocidad. . . . .	116
4.6. Daño inducido en el anverso y el reverso de la muestra 17/05L2 impactada a 50 J. . . . .	116
4.7. Detalle del daño en el reverso de la muestra 17/05L2 impactada a 50 J, obtenido mediante una lupa binocular. . . . .	118
4.8. Representación del coeficiente de restitución <i>versus</i> energía de impacto. . . . .	118
4.9. Curva de profundidad y diámetro de la indentación <i>versus</i> energía de impacto. . . . .	119
4.10. Representación modo B-scan de la sección transversal central de laminados impactados a diferentes niveles de energía. . . . .	122
4.11. Representación modo C-scan de las secciones planas de un laminado impactado a 50 J. . . . .	123
4.12. Criterio para la caracterización de la extensión del daño inducido por impacto mediante la técnica no destructiva de inspección ultrasónica según la normativa ASTM D7136. . . . .	124
4.13. Resultados de la caracterización de la longitud y la anchura del daño interno inducido en función de la energía de impacto. . . . .	125
4.14. Resultados de la caracterización del área proyectada del daño interno inducido en función de la energía de impacto. . . . .	126
4.15. Comportamiento serie y paralelo de los componentes del material compuesto. . . . .	126
4.16. Estado bidimensional de tensiones de los materiales constituyentes del compuesto. . . . .	128
4.17. Curva de tensión-deformación uniaxial para el modelo de daño. . . . .	129
4.18. Geometría y condiciones de contorno de un cuarto de la muestra para la simulación del evento impacto. . . . .	130
4.19. Evolución temporal del parámetro de daño en el modelo durante la etapa de carga, para un impacto de 50 J sobre un laminado cuasi-isótropo. . . . .	132
4.20. Evolución temporal del parámetro de daño en el modelo durante la etapa de descarga, para un impacto de 50 J sobre un laminado cuasi-isótropo. . . . .	133
4.21. Resultados numéricos del mapa de daño inducido en las secciones transversales de laminados impactados a diferentes niveles de energía incidente. . . . .	134
4.22. Representación modo C-scan de las secciones planas de un laminado impactado a 50 J. . . . .	135
4.23. Comparativa de los resultados experimentales y numéricos de la caracterización del área proyectada del daño interno inducido en función de la energía de impacto. . . . .	136
5.1. Representación de las curvas de respuesta en frecuencia del espécimen 17/05L2 en su estado intacto y tras ser sometido a un impacto de 50 J. . . . .	144

## ÍNDICE GENERAL

5.2. Resultados de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales <i>versus</i> la energía disipada. . . . .	150
5.3. Resultados de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales y axiales <i>versus</i> la energía disipada. . . . .	151
5.4. Deformadas modales de la muestra 17/05L2 tras ser impactada a 50 J. . . . .	153
5.5. Matriz de representación de los promedios de los coeficientes de las diagonales de las matrices <b>MAC</b> para cada uno de los niveles de energía disipada. . . . .	153
5.6. Resultados de los coeficientes del criterio PrMAC <i>versus</i> la energía disipada en el impacto. . . . .	154
5.7. Resultados de los promedios de los coeficientes de correlación modal 1-CoMAC en cada uno de los puntos de referencia, para cada nivel de energía disipada. . . . .	155
5.8. Resultados de los promedios de los coeficientes de correlación modal WECoMAC en cada uno de los puntos de referencia, para cada nivel de energía disipada. . . . .	157
5.9. Representación superficial de los coeficientes promedio de la matriz de daño en la curvatura local en cada uno de los puntos de referencia, para cada nivel de energía disipada. . . . .	158
5.10. Resultados de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales y axiales <i>versus</i> el área deslaminada artificialmente, para cada una de las profundidades de inserción. . . . .	160
5.11. Resultados de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales y axiales <i>versus</i> la capa deslaminada, para cada uno de los diámetros del defecto artificial embebido. . . . .	161
5.12. Matriz de representación de los coeficientes de las diagonales de las matrices <b>MAC</b> para cada uno de los especímenes con deslaminación artificial inducida. . . . .	162
5.13. Resultados de los coeficientes del criterio PrMAC <i>versus</i> el área de la deslaminación inducida por el impacto ó artificialmente. . . . .	163
5.14. Diagrama de flujo del procedimiento numérico y experimental para la estimación de las propiedades dinámicas de los especímenes intactos y degradados, analizados mediante FemModes. . . . .	167
5.15. Resultados numéricos y experimentales de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales <i>versus</i> la energía disipada. . . . .	169
5.16. Resultados numéricos y experimentales de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales y axiales <i>versus</i> la energía disipada. . . . .	170
5.17. Resultados numéricos y experimentales de los coeficientes del criterio <i>PrMAC</i> <i>versus</i> la energía disipada. . . . .	172
6.1. Esquema ilustrativo del dispositivo para el test de compresión después de impacto basado en la norma ASTM D7137. . . . .	181

6.2. Hipotéticas condiciones de contorno de la muestra durante el ensayo de compresión después de impacto ASTM D7137. . . . .	181
6.3. Fotogramas consecutivos de la secuencia de grabación del ensayo de compresión sobre la muestra 45/09L4 impactada a 15 J. . . . .	183
6.4. Curvas de deformación <i>versus</i> tensión y del porcentaje de flexión <i>versus</i> tensión obtenidas en el ensayo de compresión después de impacto del laminado 45/09L4. . . . .	184
6.5. Secciones transversales de varios laminados tras el ensayo de compresión después impacto. . . . .	185
6.6. Curvas de la estimación experimental de la resistencia residual a compresión y de la deformación de rotura <i>versus</i> la energía disipada. . . .	186
6.7. Curva experimental de la degradación del módulo efectivo de rigidez en el plano <i>versus</i> la energía disipada. . . . .	187
6.8. Fotogramas consecutivos de la secuencia de grabación del ensayo de compresión sobre la muestra 66/06L6D50E10. . . . .	188
6.9. Secciones transversales de tres laminados con deslaminación artificial tras el ensayo de compresión. . . . .	188
6.10. Diagrama de dispersión de la estimación experimental de la resistencia residual a compresión y de la deformación de rotura <i>versus</i> la anchura de la deslaminación inducida por el impacto ó artificialmente. . . . .	190
6.11. Curvas de fuerza <i>versus</i> desplazamiento de los ensayos de carga cuasi-estática transversal en laminados con daño inducido por impacto, para cada nivel de energía disipada. . . . .	191
6.12. Resultados de la estimación de la rigidez residual transversal <i>versus</i> la energía disipada. . . . .	192
6.13. Resultados de la estimación experimental de la resistencia residual transversal <i>versus</i> el área de la deslaminación inducida por impacto o artificialmente. . . . .	193
6.14. Resultados de la estimación de la resistencia residual a compresión de los laminados impactados y de los coeficientes del criterio <i>PrMAC</i> <i>versus</i> la energía disipada. . . . .	194



# Índice de tablas

1.1. Propiedades mecánicas de fibras de refuerzo y matrices poliméricas utilizadas en la fabricación de compuestos, y propiedades de metales y aleaciones de uso común. . . . .	3
1.2. Propiedades mecánicas de laminados unidireccionales de materiales compuestos con una fracción volumétrica de fibra del 60%. . . . .	3
3.1. Propiedades principales de los constituyentes de las láminas preimpregnadas utilizadas en la fabricación de los especímenes. . . . .	90
3.2. Propiedades elásticas del laminado cuasi-isótropo. . . . .	92
3.3. Resultados de las frecuencias naturales experimentales del espécimen de aluminio y de la correlación con la modelización con elementos cuadriláteros y hexaédricos. . . . .	96
3.4. Resultados de las frecuencias naturales experimentales del espécimen laminado 17/05L2 y correlación con la modelización con elementos cuadriláteros y hexaédricos. . . . .	100
4.1. Resultados experimentales de fuerza crítica y rigidez transversal, y resultados analíticos de fuerza crítica y energía crítica estimados a partir de modelos semiempíricos. . . . .	113
4.2. Tabla de defectos identificados visualmente en la cara frontal y posterior de los especímenes ensayados para la evaluación de su resistencia a impacto. . . . .	117
4.3. Resumen de las deslaminaciones artificiales circulares inducidas y resultados de la inspección ultrasónica. . . . .	121
5.1. Comparativa de los umbrales de identificación del daño para cada criterio de correlación, en términos de la energía disipada. . . . .	156





# 1

## Introducción

### 1.1. Motivación

Las últimas cuatro décadas han sido testigo del incesante incremento en el uso de los materiales compuestos cuyas aplicaciones se extienden en diversos sectores tales como el aeroespacial, la defensa, la automoción, el naval, la ingeniería civil, los transportes, la energía eólica y los deportes de alto rendimiento, entre muchos otros. Desde el punto de vista de la ingeniería estructural, los materiales compuestos ofrecen ventajas determinantes en comparación con los materiales estructurales más tradicionales como son, por ejemplo, el aluminio y el acero. El comportamiento sinérgico de sus materiales constituyentes da lugar a un material liviano que presenta módulos de rigidez y resistencias muy atractivos para su uso como material estructural en aplicaciones donde el peso sea un factor limitante de diseño. No obstante, en la práctica se ha demostrado que los materiales compuestos laminados son sensibles a múltiples circunstancias relacionadas con el servicio. En particular, una de las desventajas más significativas que presentan es la susceptibilidad al daño por impacto. Los impactos son eventos simples que inducen efectos complejos que comprometen la capacidad de carga residual del componente estructural, llegando a provocar un colapso para niveles de carga inaceptables. El fenómeno se ha convertido en los últimos años en una fuente de interés, motivación y preocupación que ha promovido una intensa labor de investigación cuyo resultado se refleja en los centenares de publicaciones especializadas aparecidas [1, 2, 8, 37, 40].

En el transcurso de la vida de la estructura de una aeronave el impacto de objetos externos puede sobrevenir, por ejemplo, durante los procesos de manufactura y ensamblaje, en operaciones de mantenimiento con caídas accidentales sobre la estructura de las herramientas de los operarios u operarias, o en servicio, como impactos de

aves en vuelo o pequeños objetos durante las maniobras de aterrizaje o despegue. La situación puede resultar crítica para impactos a baja velocidad que no dan lugar a una penetración completa del laminado, pero que inducen un daño interno, a menudo indetectable a partir de una inspección visual, que puede causar reducciones severas en la rigidez, en la resistencia y en la estabilidad estructural [3, 36].

El uso de los materiales compuestos en la fabricación de componentes estructurales ha centrado la atención, especialmente en la industria aeronáutica, en aspectos relacionados con la integridad estructural global. En particular, se han planteado serias preocupaciones sobre cuestiones fundamentales relacionadas con la capacidad de tolerancia al daño por impacto y la durabilidad a largo plazo de los componentes estructurales de materiales compuestos. El daño inducido por impacto es un factor limitante y la tolerancia al daño es un requisito en el diseño de componentes estructurales de las aeronaves [31, 41]. Ello, indudablemente, exige un profundo conocimiento de la respuesta de los materiales compuestos laminados ante eventos de aplicación de carga súbita, de los mecanismos de fallo, de la capacidad de carga residual y de la evaluación de la tolerancia al daño de la estructura. Consecuentemente, la detección y caracterización de daño inducido, las estrategias para el control de la evolución del daño y las metodologías para evaluar la resistencia y la tolerancia al daño son de una importancia capital en el diseño y en la garantía de la integridad estructural.

### **1.1.1. Generalidades de los materiales compuestos**

Un material compuesto consiste en la combinación a nivel macroscópico de dos o más componentes no solubles entre ellos, que se unen sinérgicamente, obteniéndose un material con una mayor capacidad estructural que la de sus constituyentes. Al componente que proporciona las propiedades mecánicas se le denomina refuerzo. Éste se halla embebido en un material continuo denominado matriz que actúa como aglutinante y protector.

El refuerzo más comúnmente utilizado está en forma de partículas o en forma de fibras continuas cortas o largas, en una o varias direcciones, distribuidas uniforme o aleatoriamente, adheridas entre sí mediante una matriz continua encargada de repartir y transmitir las cargas al refuerzo. Por consiguiente, las propiedades mecánicas del material compuesto dependerán esencialmente de los materiales empleados como refuerzo y matriz y de la fracción volumétrica de cada componente. En el caso de los materiales fibrosos, las fibras de refuerzo están formadas a partir de miles de filamentos con diámetros del orden de micrómetros, que pueden ser, por ejemplo, de vidrio, el cual resulta atractivo desde un punto de vista económico, o de carbono o aramida, reservado para aplicaciones de altas prestaciones donde la rigidez, la resistencia y el peso son variables fundamentales del diseño [24, 32].

En la tabla 1.1 se recogen las principales propiedades mecánicas de varias fibras de refuerzo y matrices poliméricas utilizadas en la fabricación de materiales compuestos, así como propiedades de metales y aleaciones de uso común.

Material	Diámetro de la fibra $d$ ( $\mu m$ )	Densidad $\rho$ ( $kg/m^3$ )	Módulo elástico $E$ ( $GPa$ )	Módulo específico $E/\rho$	Resistencia a la tracción $\sigma_{ult}$ ( $MPa$ )	Resistencia específica $\sigma_{ult}/\rho$	Elongación a la rotura $\varepsilon$ (%)
Fibra de vidrio $S$	10	2500	86	34,40	3200	1,28	4,0
Fibra de vidrio $E$	16	2600	74	28,46	2500	0,96	3,5
Fibra de Kevlar® 49	12	1450	130	89,66	2900	2,00	2,3
Fibra de carbono $HT$	7	1750	230	131,43	3530	2,02	1,3
Fibra de carbono $HM$	6,5	1800	390	216,67	2500	1,39	0,6
Fibra de boro	100	2600	400	153,85	3400	1,31	0,8
Resina epóxica	-	1200	4,5	3,75	130	0,11	2,0
Resina fenólica	-	1300	3,0	2,31	70	0,05	2,5
Resina poliéster	-	1200	4,0	3,33	80	0,07	2,5
Resina poliamida	-	1400	4,0 - 19,0	2,86 - 13,57	70	0,05	1,0
Acero	-	7800	205	26,28	400 - 1600	0,05 - 0,21	1,8 - 10
Aluminio 2024	-	2800	75	26,79	450	0,16	10
Titanio TA 6V	-	4400	105	23,86	1200	0,27	14

**Tabla 1.1:** Propiedades mecánicas de fibras de refuerzo y matrices poliméricas utilizadas en la fabricación de compuestos, y propiedades de metales y aleaciones de uso común. Adaptado de [18].

Material	$\rho$ ( $Mg/m^3$ )	$E_l$ ( $GPa$ )	$E_t$ ( $GPa$ )	$\sigma_l$ ( $GPa$ )	$\sigma_t$ ( $MPa$ )	$\sigma_{Ic}$ ( $GPa$ )	$\tau$ ( $MPa$ )	$G_{Ic}$ ( $J/m^2$ )	$G_{IIc}$ ( $J/m^2$ )
Vidrio	1,8 - 2,0	37 - 53	9,0 - 13,6	1,2 - 1,9	-	-	53 - 83	125 - 3300	600 - 1200
Carbono	1,54 - 1,66	125 - 330	5,9 - 10,0	1,76 - 2,90	30 - 80	0,78 - 1,6	70 - 127	60 - 3300	154 - 2033
Aramida	1,36 - 1,40	66 - 107	4,1	1,29 - 1,50	27	0,19 - 0,28	38 - 69	1100	-

**Tabla 1.2:** Propiedades mecánicas de laminados unidireccionales de materiales compuestos con una fracción volumétrica de fibra del 60%, donde  $\rho$  es la densidad,  $E_l$  y  $E_t$  son los módulos elásticos longitudinal y transversal, respectivamente,  $\sigma_l$  y  $\sigma_t$  la resistencia a la tracción longitudinal y transversal, respectivamente,  $\sigma_{Ic}$  resistencia longitudinal a la compresión,  $\tau$  la resistencia a la cizalladura (también denominada resistencia a la cortadura interlaminar ( $ILSS$ )), y  $G_{Ic}$  y  $G_{IIc}$  la energía crítica de fractura para los modos de apertura I y II, respectivamente [36].

Desde el punto de vista de la rigidez y de la resistencia a tracción exclusivamente, y atendiendo al factor económico, los materiales compuestos reforzados con fibras aparentemente no presentan una clara ventaja respecto a los materiales convencionales, particularmente cuando se observa que su alargamiento de rotura es menor que el de los metales y aleaciones con resistencias comparables. Las ventajas de los materiales compuestos destacan cuando se considera el módulo de elasticidad y la resistencia a tracción por unidad de peso, es decir: el módulo específico y la resistencia específica, respectivamente.

Además de los materiales empleados como refuerzo y matriz, las propiedades mecánicas del material compuesto dependerán fundamentalmente de la longitud del refuerzo y de la distribución topológica de las fibras dentro de la matriz del compuesto. La matriz de un material compuesto reforzado con fibras de corta longitud está más solicitada que una matriz con refuerzo de fibras largas. En general, puede decirse que las propiedades mecánicas de un material compuesto reforzado con fibras cortas, son inferiores que las de un material reforzado con fibras largas, debido a la incapacidad de las fibras cortas -por debajo de una longitud crítica- de transmitir eficientemente los esfuerzos de la matriz al refuerzo [29, 32].

Orientaciones aleatorias de fibras largas originan materiales compuestos con propiedades cuasi-isótropas. Aunque *a priori* resulta ventajoso disponer de rigideces y resistencias similares independientemente de la dirección, esto va en detrimento de la optimización del propio material y de la estructura. Como se observa en la tabla 1.1, la resistencia mecánica de las fibras es del orden de 20 a 50 veces mayor que la resistencia de la matriz, lo cual provoca un comportamiento altamente anisótropo cuando se trabaja con materiales compuestos reforzados con fibras largas orientadas en una única dirección. Para minimizar el efecto inherente de la anisotropía en el plano, llegando a obtener -si se requiere- propiedades cuasi-isótropas y mejorando a la vez la rigidez transversal y el comportamiento a cizalladura, se recurre al proceso de laminación. Un material compuesto laminado se constituye por el apilamiento de sucesivas capas con diferentes orientaciones de compuesto de fibras largas, unidireccionales o bidireccionales, que se hallan perfectamente adheridas. Con la laminación se pretende obtener, a partir de una combinación óptima de las diferentes capas y orientaciones del material, un laminado optimizado con unas características pre-establecidas por el diseñador o fabricante, pudiendo enfatizar o atenuar propiedades como la rigidez y la resistencia a la tracción en las direcciones deseadas. No obstante, la rigidez específica en una de las direcciones se reduce a medida que se añaden láminas de material redundante en otras direcciones, mermándose así el rendimiento en pro de la isotropía.

Los materiales compuestos laminados se caracterizan por tener excelentes propiedades en el plano; en especial destaca el comportamiento a tracción en la dirección de las fibras y en menor medida el comportamiento a compresión. Sin embargo, dada la carencia de refuerzo en la dirección normal, la resistencia transversal a lo largo del espesor es especialmente pobre. En la tabla 1.2, se listan las propiedades mecánicas de laminados unidireccionales de materiales compuestos con una fracción volumétrica de fibra del 60%. Cabe destacar las más que significativas diferencias entre las propiedades longitudinales y transversales, la mínima diferencia entre la resistencia a

tracción y compresión en la dirección longitudinal y la disparidad entre la resistencia a cortadura interlaminar<sup>1</sup> y las resistencias a tracción y compresión. Generalmente, las propiedades mecánicas que dependen de las características elásticas de la matriz son más bajas que las que se rigen por las características de la fibra. No obstante, el rol de la matriz es de vital importancia en el comportamiento de los materiales compuestos, ya que ejerce como protector de la fibra, transfiere las tensiones y, en algunos casos, induce mecanismos de fractura que alivian la rotura frágil proporcionando rutas alternativas para el crecimiento de la fisura interlaminar.

### 1.1.2. Los materiales compuestos en la industria aeronáutica

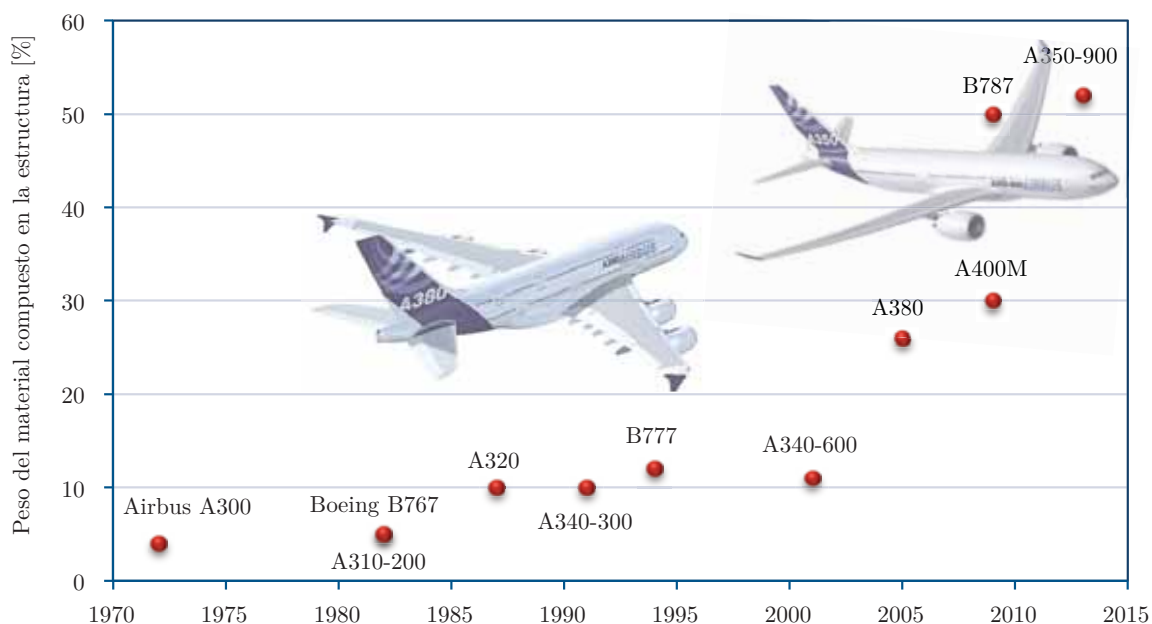
La industria aeronáutica es considerada la precursora en la utilización de los materiales compuestos de altas prestaciones y es en parte responsable de su exponencial incremento experimentado en las dos últimas décadas. La rigidez, la resistencia, el peso y el coste económico constituyen variables fundamentales en la elección de los materiales utilizados en el diseño y construcción de estructuras de aeronaves. Aunque por sus propiedades mecánicas estos materiales se adecuaban a las principales aplicaciones del sector aeronáutico, inicialmente su uso despertó recelos, por lo que éste resultó paulatino y se desarrolló en varias etapas [23]. En la década de los años 60 se fabricaron componentes exclusivos con el objeto de explorar la tecnología<sup>2</sup>. Posteriormente se diseñaron piezas de recambio para substituir componentes metálicos de aviones en servicio, ejemplo de ello es el estabilizador horizontal fabricado con fibras de boro y matriz epóxica del cazabombardero General Dynamics F-111. Gradualmente se tomó conciencia de las ventajas aportadas por estos nuevos materiales de manera que la producción de componentes y estructuras de la aeronave se concebían y diseñaban desde el inicio para ser fabricadas con material compuesto con refuerzo de fibras, como por ejemplo el estabilizador horizontal fabricado en la década de los 70 en boro/epoxi del caza Grumman F-14, o el estabilizador horizontal y el timón de profundidad del caza McDonnell Douglas F-15 y del General Dynamics F-16, este último fabricado en carbono/epoxi. Sin embargo, el porcentaje en peso de material compuesto en las aeronaves anteriormente citadas no superaba el 3%. En las últimas dos décadas la tendencia en el uso de los materiales compuestos en el sector aeronáutico de defensa se ha invertido, prueba de ello es el caza Eurofighter Typhoon fabricado a mediados de la década de los 90 en un 82% de material compuesto (70% fibra de carbono y 12% fibra de vidrio).

El uso de los materiales compuestos en la aviación comercial ha sido -si cabe- más conservativo, primordialmente debido a problemas derivados de la seguridad. Inicialmente su uso se limitó a estructuras secundarias, como por ejemplo el timón de profundidad y las superficies de control fabricadas en carbono/epoxi, y las compuertas del tren de aterrizaje fabricadas en kevlar-carbono/epoxi del avión comercial Boeing 767, o el estabilizador horizontal del Airbus A310. En la figura 1.1 se representa

<sup>1</sup>Interlaminar shear strength (*ILSS*).

<sup>2</sup>"[...] demonstration pieces were built with the philosophy *let's see if we can build one.*" (Jones [23], p. 25).

la evolución exponencial experimentada en las últimas décadas en la utilización de materiales compuestos reforzados con fibras en diversos modelos de Airbus y Boeing. Del 4% en peso que suponía el material compuesto frente a un 75% de aluminio, 13% de acero y 5% de titanio en el modelo Airbus A300, la tendencia se ha invertido visiblemente, superándose el 50% en peso del compuesto frente al 20% de aluminio, 14% de titanio y 7% de acero, en la nueva generación de aviones comerciales como el Boeing B787 y el Airbus A350-900. Hoy día, prácticamente todas las aeronaves emergentes, ya sea en el ámbito militar o civil, utilizan extensivamente el compuesto como material estructural.



**Figura 1.1:** Evolución en la utilización de materiales compuestos reforzados con fibras en diversos modelos de Airbus y Boeing. Fuente Airbus y Boeing.

### 1.1.3. Tolerancia y detección del daño

Se define tolerancia al daño de un elemento o componente estructural, como la capacidad para desempeñar la función para la cual ha sido diseñado sin que, en presencia de un grado de daño y hasta que dicho daño sea detectado a partir de una inspección y se lleven a cabo acciones correctivas, se produzca fallo o rotura [20, 41].

En el caso de los materiales compuestos laminados, los daños atribuidos a defectos de fabricación pueden venir originados por diversos factores, entre ellos: superposición de láminas, deficiente adherencia entre las capas, exceso o carencia de resina en áreas localizadas, arrugas de las láminas, ondulaciones de las fibras, contaminación por inclusión de partículas, errores en la secuencia de apilado, abolladuras y rasgaduras, etcétera. Asimismo, en el transcurso de la vida de una estructura el daño puede sobrevenir durante el servicio o en operaciones de mantenimiento como consecuen-

cia de vibraciones, fenómenos de fatiga, reparaciones inadecuadas, descarga eléctrica de rayos, impactos, corrosión y erosión, etcétera. En particular, el daño por impacto en materiales compuestos de matriz polimérica es reconocido como el que tiene un efecto más severo en la capacidad portante de la estructura, ya que induce un daño interlaminar que compromete la capacidad de carga residual a compresión del componente estructural, llegando a provocar prematuramente un colapso a niveles de carga inaceptables [3, 36]. Por ello, se considera esencial entender el proceso de iniciación y crecimiento del daño por impacto e identificar los parámetros que gobiernan el complejo fenómeno para desarrollar nuevas metodologías que permitan predecir la respuesta y el comportamiento de estructuras de material compuesto.

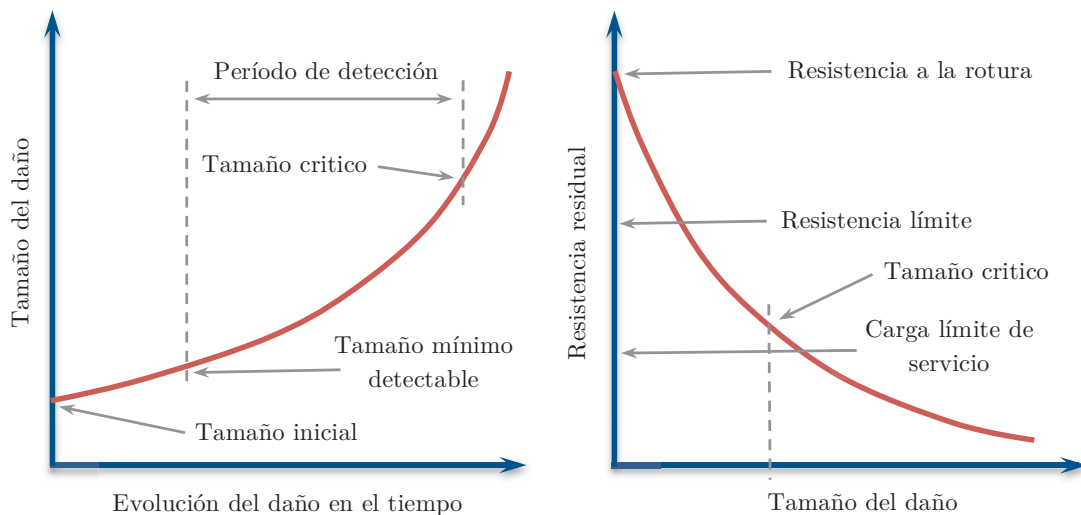
Las cuestiones relacionadas con la tolerancia al daño de materiales y estructuras ya suscitaban interés a finales del siglo XV. Prueba de ello son las observaciones en los cuadernos de notas para el diseño de máquinas voladoras del polifacético autor Leonardo Da Vinci [12]. En ellos se abordaban aspectos relacionados con la seguridad del diseño estructural de alas, introduciendo redundancia en el diseño de los componentes críticos; en este caso particular instalando cables tensores duplicados de manera que si uno de ellos fallaba, el segundo desempeñase las funciones del primero. Este concepto ha prevalecido hasta nuestros días motivando el desarrollo de las metodologías de diseño a prueba de fallos, cuya premisa se basa en que el daño inducido en un componente estructural debe ser detectado durante las tareas de mantenimiento programadas en intervalos regulares. Asimismo, mediante el uso de técnicas no destructivas, se debe evaluar y asegurar que las rigideces y resistencias residuales del componente no se hallen por debajo del umbral de seguridad.

Las metodologías actuales para la evaluación de la tolerancia al daño establecen dos tareas principales: en primer lugar la caracterización del daño que comporta la identificación, localización y descripción del defecto, y en segundo lugar la cuantificación del estado de daño a partir de la estimación de las propiedades mecánicas residuales [41]. En el gráfico de la figura 1.2 se ilustran las cuestiones más relevantes que se abordan en el concepto de tolerancia al daño. Asumiendo la presencia de un daño inicial, el período de detección asociado al crecimiento del daño está acotado en el límite inferior por el tamaño mínimo de detección y en el límite superior por el tamaño crítico del daño. En la derecha de la figura se representa la resistencia residual en función del crecimiento del daño. El tamaño crítico se define de manera que la resistencia residual estimada no se reduzca a un nivel inaceptable por debajo del máximo de la carga límite de servicio.

En el caso particular de los materiales compuestos laminados, el daño superficial -como se demostrará- no es en absoluto representativo del daño interno inducido<sup>3</sup>. Ocurre que antes de alcanzar el umbral de visibilidad, el componente estructural ha dejado de cumplir con sus objetivos de diseño original. Por ello se presenta la necesidad de desarrollar metodologías y herramientas de inspección que permitan una detección precoz del estado de degradación estructural, con el fin de prevenir fallos o colapsos prematuros que pueden derivar en consecuencias catastróficas.

<sup>3</sup>Un aspecto comúnmente referenciado como *barely visible impact damage* o con sus siglas *BVID* [36].





**Figura 1.2:** Esquematación de las cuestiones más relevantes en relación a las metodologías de evaluación de la tolerancia al daño [36].

Conscientes de la enorme importancia que suponen la detección y caracterización del estado de daño, durante las últimas décadas se han desarrollado y adaptado diversas técnicas experimentales de evaluación no destructiva para la inspección de materiales compuestos, entre las que se incluyen la técnica de emisión acústica, la imagen radiográfica, la termografía infrarroja, la holografía y shearografía láser y la técnica ultrasónica [6, 22]. A pesar de la diversidad de métodos de inspección, ninguno de ellos *per se* proporciona toda la información requerida para la caracterización del fenómeno [28]. Asimismo, su uso exige estrictas condiciones de aplicabilidad, la más significativa es el requerimiento de una inspección de la superficie completa, y aunque algunas de las técnicas se prestan a la automatización, raramente se reduce el tiempo efectivo de inspección. En la actualidad, se calcula que una media del 27 % del coste del ciclo de vida de una aeronave se dedica a tareas de inspección y de reparación, al que debe añadirse el coste de inoperatividad de la aeronave mientras ésta permanece en tierra [25].

El auge de las técnicas de monitorización de la salud estructural *SHM*<sup>4</sup> se debe a las indudables ventajas que presentan respecto de los métodos tradicionales de evaluación no destructiva, en relación a la instrumentación en tiempo real. El desarrollo incipiente de instrumentación embebida como galgas extensométricas, sensores piezoeléctricos y sensores de fibra óptica, ha atraído la atención de numerosos investigadores [19]. En particular, las técnicas de detección de daño basadas en la respuesta dinámica estructural se presentan como una atractiva alternativa a las técnicas de evaluación tradicionales, entre otros, porque para la adquisición de la respuesta dinámica se requiere un número finito de puntos de referencia, por lo que no es necesario un acceso completo a la estructura, permitiendo la monitorización incluso cuando la aeronave se halla en servicio.

<sup>4</sup>Structural health monitoring (*SHM*).

Las técnicas basadas en la respuesta dinámica se fundamentan en la relación entre los parámetros modales (frecuencias naturales, factores de amortiguamiento y deformadas modales) y las propiedades físicas de la estructura, asumiendo que los cambios en dichas propiedades inducidos por el daño originan variaciones cuantificables de los parámetros modales [4, 35, 38, 39]. En la técnica de vibración, se estipulan cuatro niveles de identificación: la detección, que consiste esencialmente en determinar la presencia del daño, la localización geométrica, la cuantificación de la severidad y finalmente la predicción de las propiedades residuales o del tiempo de servicio [14].

Varios autores han utilizado las características dinámicas como parámetros de diagnóstico en los procedimientos de evaluación de -principalmente- estructuras metálicas, alcanzándose varios grados de éxito dependiendo de la morfología y de la severidad del daño inducido [5, 9, 10, 21]. Sin embargo, a día de hoy no hay un consenso entre los investigadores acerca de la idoneidad de los parámetros modales como herramienta de detección, no obstante, la mayoría coinciden en que el grado de adecuación depende de la tipología de la estructura, del tipo de daño y del material en particular. En el campo de los materiales compuestos, si bien se han publicado diversos trabajos en relación a la detección experimental del daño a partir de los parámetros modales [11, 30, 47], éstos, por lo general, tratan con daños inducidos artificialmente, como por ejemplo la inserción de polímeros en los laminados para emular el defecto aislado de una deslaminación [34, 42–44, 46]. Por otro lado, la mayoría de los enfoques numéricos tratan la simulación del efecto aislado de la deslaminación, abordando el problema con estrategias que requieren una intervención manual por parte del usuario [7, 13, 15–17, 26, 27, 33, 45, 48]. En cualquier caso, en ambos procedimientos, experimental y numérico, los estudios están acotados al primer nivel de identificación o, a lo sumo, a la localización geométrica del daño, pero raramente se cuantifica la severidad del daño ni se evalúa la capacidad residual del laminado.

Por todo lo expuesto y según el conocimiento del autor, a día de hoy no se han presentado resultados concluyentes en relación al uso y adecuación de las técnicas de vibración para la evaluación de la resistencia y de la tolerancia al daño por impacto en materiales compuestos laminados, por lo que el problema constituye un interesante campo de estudio todavía por explorar.

## 1.2. Objetivos

El objetivo general del presente trabajo de investigación es determinar la viabilidad del uso de las técnicas experimentales y numéricas basadas en la respuesta dinámica, y en particular la idoneidad de los parámetros modales, para la detección y localización del daño, la cuantificación del grado de severidad y la predicción de las propiedades mecánicas residuales de laminados de material compuesto, tras ser sometidos a un impacto a baja velocidad.

Para la consecución del objetivo general se han definido los siguientes objetivos específicos:

- Estudiar la fenomenología del impacto en materiales compuestos laminados y examinar las actuales herramientas numéricas y experimentales para la detección, la caracterización y la predicción del daño inducido.
- Evaluar experimentalmente la capacidad resistente de laminados de material compuesto de matriz polimérica y refuerzo de fibra de carbono, frente a impactos a baja velocidad bajo unas condiciones controladas, y estimar la disipación energética durante el evento de carga súbita.
- Cuantificar la capacidad resistente en términos de la extensión del daño inducido. Ello implica la caracterización del daño interno mediante la evaluación no destructiva con inspección ultrasónica y la estimación de los umbrales de daño en relación a la energía introducida.
- Simular el fenómeno del impacto a partir una formulación numérica previa basada en un enfoque microestructural, para reproducir la iniciación y la propagación del daño interlaminar, y obtener una estimación numérica del mapa de daño interno y del estado de degradación de los materiales constituyentes.
- Obtener evidencias empíricas del efecto del daño inducido en el comportamiento vibratorio de laminados degradados y analizar la sensibilidad de los parámetros modales y de los criterios de correlación modal ante el daño.
- Desarrollar una herramienta de cálculo autónoma para simular el comportamiento vibratorio de laminados de material compuesto, permitiendo una definición constitutiva del material en la microescala, es decir, a nivel de fibra y matriz.
- Estimar numéricamente el comportamiento vibratorio de laminados degradados, modelizando el estado de daño a partir de una estrategia de reducción de la rigidez elástica localizada de los materiales constituyentes, contemplando los diferentes mecanismos de fallo inducidos por el impacto.
- Determinar experimentalmente la capacidad portante residual a compresión y transversal de laminados degradados y establecer relaciones entre las propiedades residuales estáticas y dinámicas.
- Analizar empíricamente el efecto en la respuesta dinámica y en las propiedades residuales provocado por un daño interlaminar de naturaleza artificial y valorar el grado de adecuación para emular las consecuencias provocadas por un daño real inducido por impacto.

### 1.3. Contenido

Para la alcanzar de los objetivos señalados, se han desarrollado una serie de actividades y tareas científicas que dan lugar a la estructura de la monografía, brevemente presentada a continuación.

El capítulo 2 constituye el estado del arte en relación al comportamiento de los materiales compuestos laminados frente a impactos a baja velocidad. En él se presenta una visión general del fenómeno y se describen los aspectos relacionados con la

capacidad resistente del compuesto y la evaluación de la tolerancia al daño por impacto. Además, se exponen brevemente las principales técnicas experimentales para la inducción de un daño controlado y los protocolos de ensayo experimental para la estimación de las propiedades residuales del material, y se describen las principales técnicas experimentales, destructivas y no destructivas, para la detección y caracterización del daño. Finalmente se presentan diversos modelos para la predicción del daño inducido y de las consecuencias que se derivan en la resistencia residual del compuesto.

En el capítulo 3 se expone brevemente el fundamento teórico del análisis dinámico estructural, presentando la ecuación de movimiento que describe el comportamiento dinámico en términos de masa y rigidez, de la cual se obtienen las propiedades dinámicas. A continuación se describen las bases de la modelización mediante la técnica numérica de los elementos finitos, exponiendo la formulación para el análisis bidimensional y tridimensional del comportamiento vibratorio de placas laminadas con elementos tipo sólido y placa, respectivamente. Finalmente se presentan los fundamentos de la técnica de análisis modal experimental, se describen los especímenes utilizados y la metodología de ensayo para la determinación de las propiedades dinámicas de las muestras, cuyos resultados han servido para la verificación del código FemModes implementado.

En el capítulo 4 se presentan la metodología y el procedimiento utilizado para el estudio experimental y la predicción numérica de la resistencia a impacto de laminados de material compuesto. En primer lugar se describe el protocolo del ensayo de impacto empleado para inducir un grado de daño bajo unas condiciones controladas y del ensayo de carga cuasi-estática utilizado para la estimación del umbral de fuerza y energía crítica. A continuación se presentan los resultados de la inspección visual y de la inspección ultrasónica de las muestras ensayadas, que han permitido caracterizar y cuantificar empíricamente la resistencia a impacto en términos de la extensión del daño interno inducido. Finalmente se expone brevemente el fundamento teórico de la formulación adoptada para la simulación del fenómeno y los resultados obtenidos de la modelización numérica del impacto.

En el capítulo 5 se muestran los resultados del estudio llevado a cabo para la evaluación del efecto del daño por impacto en la respuesta dinámica de laminados de material compuesto. Primeramente se expone el fundamento teórico en el que se relacionan analíticamente las propiedades físicas del material y los parámetros modales entre el estado intacto y el degradado. Seguidamente se describen los criterios de correlación modal y las nuevas formulaciones propuestas para la detección, la localización y la cuantificación de la severidad del daño inducido. A continuación se presentan los resultados de la evaluación experimental para la estimación de las propiedades dinámicas de los especímenes que contienen un daño real y un daño artificial. Finalmente se detalla la formulación adoptada para la simulación dinámica del fenómeno y se muestran los resultados obtenidos a partir de la modelización numérica.

En el capítulo 6 se exponen la metodología y el procedimiento utilizados para la evaluación experimental de la tolerancia al daño por impacto de laminados de material

compuesto. En primer lugar se describe el protocolo del ensayo de compresión después de impacto empleado para determinar la rigidez y la resistencia residuales a compresión de laminados degradados, entre los que se incluyen la degradación real inducida por un impacto y la degradación artificial. Seguidamente se representan los resultados obtenidos en la evaluación experimental de las propiedades residuales longitudinales, relacionándose con aspectos como el umbral de deslaminación, la extensión del daño o la energía disipada en el impacto. A continuación se exponen los resultados de la evaluación de la rigidez transversal estimada a partir del ensayo de carga cuasi-estática y se presenta una comparativa entre los efectos derivados de un daño real y de un daño artificial. Finalmente se discute acerca de la relación entre las propiedades estáticas y dinámicas residuales, a fin de evaluar la capacidad de las técnicas de vibración para la estimación del rendimiento residual de los laminados.

Finalmente, en el capítulo 7 se presentan las conclusiones del estudio, se destacan las contribuciones originales del estudio y se proponen varias líneas futuras de investigación.

## Referencias

- [1] ABRATE, S. Impact on laminated composite materials. *Applied Mechanics Reviews* 44 (1991), 155–190.
- [2] ABRATE, S. Impact on laminated composites: recent advances. *Applied Mechanics Reviews* 47 (1994), 517–545.
- [3] ABRATE, S. *Impact on Composite Structures*. Cambridge University Press, 1998.
- [4] ADAMS, R., CAWLEY, P., PYE, C., AND STONE, B. A vibration technique for non-destructively assessing the integrity of structures. *Journal of Mechanical and Engineering Science* 20 (1978), 93–100.
- [5] BICANIC, N., AND CHEN, H. Damage identification in framed structures using natural frequencies. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 40, 23 (1997), 4451–4468.
- [6] BRAY, D. E., AND MCBRIDE, D. *Nondestructive Testing Techniques (New Dimensions in Engineering Series)*. John Wiley & Sons, 1992.
- [7] CAMPANELLI, R., AND ENGBLOM, J. The effect of delaminations in graphite/peek composite plates on modal dynamic characteristics. *Composite Structures* 31, 3 (1995), 195–202.
- [8] CANTWELL, W., AND MORTON, J. The impact resistance of composite materials: a review. *Composites* 22, 5 (1991), 347–362.
- [9] CARDEN, E., AND FANNING, P. Vibration based condition monitoring: a review. *Structural Health Monitoring* 3, 4 (2004), 355–377.
- [10] CAWLEY, P., AND ADAMS, R. The location of defects in structures from measurements of natural frequencies. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 14, 2 (1979), 49–57.
- [11] CAWLEY, P., AND ADAMS, R. A vibration technique for non-destructive testing of fibre composite structures. *Journal of Composite Materials* 13, 2 (1979), 161–175.
- [12] DA VINCI, L. *The Notebooks of Leonardo Da Vinci*. Dover Publications, 1970.
- [13] DELLA, C., AND SHU, D. Vibration of delaminated composite laminates: A review. *Applied Mechanics Reviews* 60 (2007), 1–20.
- [14] DOEBLING, S. W., FARRAR, C. R., PRIME, M. B., , AND SHEVITZ, D. W. Damage identification and health monitoring of structural and mechanical systems from changes in their vibration characteristics: A literature review. *Los Alamos National Laboratory report LA-13070-MS* (1996), 690–695.
- [15] DOS SANTOS, J. A., SOARES, C. M., SOARES, C. M., AND MAIA, N. Structural damage identification in laminated structures using frf data. *Composite Structures* 67, 2 (2005), 239–249.

- [16] FRIEDEN, J., CUGNONI, J., BOTSIS, J., AND GMÜR, T. Vibration-based characterization of impact induced delamination in composite plates using embedded fbg sensors and numerical modelling. *Composites Part B* (2011), 1–7.
- [17] GADELRAB, R. The effect of delamination on the natural frequencies of a laminated composite beam. *Journal of Sound and Vibration* 197, 3 (1996), 283–292.
- [18] GAY, D., AND HOA, S. V. *Composite Materials: Design and Applications, Second Edition*. CRC Press, 2007.
- [19] GUEMES, E. A. *Structural Health Monitoring 2006: Proceedings of the Third European Workshop*. DEStech Publications, Inc., 2006.
- [20] HABIB, F. A new method for evaluating the residual compression strength of composites after impact. *Composite Structures* 53, 3 (2001), 309–316.
- [21] HEARN, G., AND TESTA, R. Modal analysis for damage detection in structures. *Journal of Structural Engineering* 117, 10 (1991), 3042–3063.
- [22] HODGKINSON, J. *Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites*. CRC Press, 2000.
- [23] JONES, R. M. *Mechanics Of Composite Materials (Materials Science & Engineering Series)*. CRC Press, 1998.
- [24] KAW, A. K. *Mechanics of Composite Materials, Second Edition (The CRC Press Series in Mechanical and Aerospace Engineering)*. CRC Press, 2005.
- [25] KESSLER, S., SPEARING, S., ATALLA, M., CESNIK, C., AND SOUTIS, C. Damage detection in composite materials using frequency response methods. *Composites Part B: Engineering* 33, 1 (2002), 87–95.
- [26] LEE, J. Free vibration analysis of delaminated composite beams. *Computers and Structures* 74, 2 (2000), 121–129.
- [27] LEE, U., CHO, K., AND SHIN, J. Identification of orthotropic damages within a thin uniform plate. *International journal of solids and structures* 40, 9 (2003), 2195–2213.
- [28] LUO, H., AND HANAGUD, S. Delamination modes in composite plates. *Journal of Aerospace Engineering* 9 (1996), 106–113.
- [29] MARTÍNEZ, X. *Micro-mechanical simulation of composite materials using the serial/parallel mixing theory. PhD thesis*. Universitat Politècnica de Catalunya. Advisor: Sergio H. Oller Martínez, 2008.
- [30] MUJICA, L., VEHI, J., STASZEWSKI, W., AND WORDEN, K. Impact damage detection in aircraft composites using knowledge-based reasoning. *Structural Health Monitoring, an International Journal* 7, 3 (2008), 215–230.
- [31] NEWAZ, G., AND SIERAKOWSKI, R. L. *Damage Tolerance in Advanced Composites*. CRC Press, 1995.
- [32] OLLER, S. *Simulación numérica del comportamiento mecánico de los materiales compuestos*. CIMNE, 2003.
- [33] PARHI, P., BHATTACHARYYA, S., AND SINHA, P. Finite element dynamic analysis of laminated composite plates with multiple delaminations. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 19, 11 (2000), 863–882.
- [34] PENN, L., JUMP, J., GREENFIELD, M., AND BLANDFORD, G. Use of the free vibration spectrum to detect delamination in thick composites. *Journal of Composite Materials* 33, 1 (1999), 54–72.

- [35] PÉREZ, M. A., GIL, L., AND OLLER, S. Evaluación del daño por impacto a baja velocidad en materiales compuestos laminados mediante análisis modal experimental. *Primeiro Encontro Nacional de Materiais e Estruturas Compósitas, ENMEC2010* (2010), 1–6.
- [36] REID, S., AND ZHO, G. *Impact Behaviour of Fibre-reinforced Composite Materials and Structures*. CRC Press, 2000.
- [37] RICHARDSON, M., AND WISHEART, M. Review of low-velocity impact properties of composite materials. *Composites Part A* 27, 12 (1996), 1123–1131.
- [38] SALAWU, O. Detection of structural damage through changes in frequency: a review. *Engineering Structures* 19, 9 (1997), 718–723.
- [39] SANDERS, D., KIM, Y., AND STUBBS, N. Nondestructive evaluation of damage in composite structures using modal parameters. *Experimental Mechanics* 32, 3 (1992), 240–251.
- [40] SELA, N., AND ISHAI, O. Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials: a review. *Composites* 20, 5 (1989), 423–435.
- [41] SIERAKOWSKI, R. L., AND CHATURVEDI, S. K. *Dynamic Loading and Characterization of Fiber-Reinforced Composites*. Wiley-Interscience, 1997.
- [42] VALDES, S. D., AND SOUTIS, C. Delamination detection in composite laminates from variations of their modal characteristics. *Journal of Sound and Vibration* 228, 1 (1999), 1–9.
- [43] WEI, Z., YAM, L., AND CHENG, L. Detection of internal delamination in multi-layer composites using wavelet packets combined with modal parameter analysis. *Composite Structures* 64, 3-4 (2004), 377–387.
- [44] YAM, L., WEI, Z., AND CHENG, L. Nondestructive detection of internal delamination by vibration-based method for composite plates. *Journal of Composite Materials* 38, 24 (2004), 2183.
- [45] YAM, L., WEI, Z., CHENG, L., AND WONG, W. Numerical analysis of multi-layer composite plates with internal delamination. *Computers and Structures* 82, 7-8 (2004), 627–637.
- [46] ŻAK, A., KRAWCZUK, M., AND OSTACHOWICZ, W. Numerical and experimental investigation of free vibration of multilayer delaminated composite beams and plates. *Computational Mechanics* 26, 3 (2000), 309–315.
- [47] ZOU, Y., TONG, L., AND STEVEN, G. Vibration-based model-dependent damage (delamination) identification and health monitoring for composite structures: a review. *Journal of Sound and Vibration* 230, 2 (2000), 357–378.
- [48] ZOU, Z., REID, S., LI, S., AND SODEN, P. Application of a delamination model to laminated composite structures. *Composite Structures* 56, 4 (2002), 375–389.





# 2

## Impacto en materiales compuestos

### 2.1. Introducción

Las excelentes propiedades mecánicas como la alta rigidez y la resistencia específica, la resistencia a la corrosión y, sobretodo, la posibilidad de adaptarlos para satisfacer los requerimientos específicos del diseño, son algunas de las numerosas ventajas que presentan los materiales compuestos respecto a los materiales tradicionales y que explican su uso creciente en aplicaciones estructurales. No obstante, exhiben serias limitaciones en relación a la resistencia y tolerancia al daño inducido por impactos. Como se expuso en el capítulo anterior, el impacto de objetos externos en la estructura de un aeronave puede sobrevenir durante los procesos de manufactura y ensamblaje de los componentes, en operaciones de mantenimiento o durante el servicio [3, 109]. Consecuentemente, un requerimiento importante en los diseños actuales de estructuras de material compuesto es la capacidad para soportar impactos. Sin embargo, la incertidumbre en relación a los efectos del daño inducido es uno de los factores que a día de hoy limitan el uso de los materiales compuestos laminados [25, 64, 123].

En un proceso intuitivo, inicialmente el análisis del comportamiento de los materiales compuestos tendió a compararse con el de los metales. Los metales son generalmente materiales densos, rígidos, resistentes, conductores térmicos y eléctricos, isótropos y económicos. Sin embargo, la respuesta de un material compuesto frente a un impacto y los mecanismos de disipación de la energía cinética incidente son significativamente diferentes en comparación con los metales. En general la energía incidente se disipa en forma de energías calorífica, acústica, de fractura interna del

material, de deformación plástica, y/o con la penetración del cuerpo impactado o la fragmentación de uno o ambos cuerpos. Dada la ductilidad de los metales, éstos son capaces de absorber la energía incidente de un impacto de media y baja energía disipándola principalmente en forma de deformación plástica. La deformación plástica induce un daño permanente e irreversible en la estructura, identificable mediante inspección visual, cuyos efectos pueden ser generalmente predichos a partir de los principios de la mecánica de fractura. Los materiales compuestos, sin embargo, no exhiben este comportamiento. La carencia de deformación plástica implica que una vez se supera un nivel de tensión se genera un daño irreversible. Al no desarrollarse mecanismos plásticos, se da un proceso de fractura frágil. La energía cinética incidente se disipa en forma de deformación elástica y mecanismos de daño que originan superficies internas de fractura que provocan un debilitamiento local y estructural. Otro aspecto destacable, especialmente en la fractura, es la naturaleza heterogénea de los compuestos en la micro y la mesoescala [64, 109].

Por todo lo expuesto anteriormente, es dable concluir que la susceptibilidad al daño por impacto de los materiales compuestos laminados se debe a la carencia de deformación plástica, a la baja resistencia transversal e interlaminar y a la construcción laminada para reducir la naturaleza anisótropa del material. Tanto la resistencia como la rigidez estructural pueden verse afectadas por estos eventos de carga súbita, siendo especialmente susceptible la resistencia a compresión en el plano, debido a la inestabilidad estructural local asociada a la presencia del daño interlaminar inducido. Dicho daño conlleva una reducción de hasta un 50 % en la resistencia residual a compresión respecto a la resistencia estática del material prístino, aún siendo el daño superficial prácticamente inapreciable, mientras que se observa un 75 % de reducción de la resistencia cuando el daño es reconocible visualmente [109]. Por ello, el daño por impacto es considerado un factor limitador en el diseño, pero sus consecuencias no están todavía bien entendidas y el tema en su conjunto resulta complejo.

En el diseño estructural de materiales compuestos, actualmente el efecto del impacto se representa simplemente restringiendo la deformación máxima admisible de compresión. En concreto, para el sector aeroespacial el límite se considera de entre 0,3 % [40, 91] y 0,4 % [42, 109], un valor conservativo considerando que los materiales compuestos de uso común de matriz polimérica con refuerzo de fibras de carbono, presentan unas elongaciones de rotura de alrededor del 1,3 %. Se han propuesto varias soluciones para mejorar la respuesta frente a un impacto, como por ejemplo modificando el comportamiento global del compuesto, alcanzándose varios grados de éxito: endureciendo la matriz, intercalando materiales elastoméricos entre las capas del laminado o incluso entrelazando las fibras reforzando la dirección transversal. No obstante, las dispendiosas propuestas se presentan por el momento inviables y no suponen un incremento significativo en relación a las elongaciones máximas admisibles [111].

El problema del impacto en materiales compuestos laminados demanda indudablemente un profundo conocimiento del fenómeno. Su estudio requiere tanto de la evaluación de la resistencia que presenta el material frente a un impacto, como de la tolerancia para soportar el daño inducido. En el presente capítulo se exponen ambos enfoques. Inicialmente se presenta una visión general del comportamiento de los

materiales compuestos laminados frente a impactos y se describen los aspectos relacionados con la capacidad resistente, delimitando el intervalo de velocidad incidente en el cual se ha basado el estudio, describiendo los principales modos de fallo y la morfología del daño inducido. Además se exponen brevemente las características de las principales técnicas experimentales para la inducción de un daño controlado y se analiza el rol de cada uno de materiales constituyentes independiente, examinando la influencia de las variaciones de sus propiedades en la resistencia global del compuesto. A continuación se describen las principales técnicas experimentales, destructivas y no destructivas, para la detección y caracterización del daño, destacando las ventajas y desventajas en su aplicación. Seguidamente se exponen los principales enfoques para la evaluación de la tolerancia al daño describiendo brevemente las características y la tipología de los protocolos de ensayo experimental para la estimación de las propiedades residuales del material. Finalmente se presentan diversos modelos para la predicción del daño inducido y de las consecuencias que se derivan en la resistencia residual del compuesto.

## 2.2. Resistencia al impacto

La resistencia al impacto puede definirse como la capacidad del material para soportar un evento de carga súbita sin que se induzca daño alguno. Su estudio se centra, principalmente, en la identificación a partir de las curvas de respuesta temporal o de las curvas de respuesta a impacto en términos de la energía incidente o de la energía absorbida, de los umbrales de fuerza y/o de la energía para los cuales se inician los mecanismos de daño dominantes. En general, la respuesta de un material compuesto frente a un impacto, y en particular, los modos de fallo y la morfología del daño inducido, dependen de la energía incidente del cuerpo impactor, de las condiciones en las que sobreviene el evento de carga súbita y de las propiedades de los materiales constituyentes que conforman el compuesto.

### 2.2.1. Velocidad de impacto

Se define impacto como la fuerza impulsiva creada por la colisión de cuerpos en un breve intervalo de tiempo que provoca ondas de tensión que se propagan desde la zona de contacto [58]. Generalmente los impactos son clasificados según los rangos de velocidad en: impactos a baja velocidad, alta velocidad e hipervelocidad. Sin embargo, no existe una clara transición entre las categorías ni una definición ampliamente aceptada por la comunidad científica.

Sjöblom *et al.* [124] y Shivakumar *et al.* [121] definen impacto a baja velocidad como aquel evento de aplicación de carga que puede ser tratado como cuasi-estático, cuya velocidad incidente varía de uno a varias decenas de metros por segundo, dependiendo de la rigidez y de las propiedades del espécimen, y de la masa y rigidez del impactor. Ruiz y Harding [109] consideran que a velocidades inferiores de  $50 \text{ ms}^{-1}$

tienen lugar múltiples reflexiones en el contorno del espécimen de las ondas de tensión, alcanzándose un equilibrio cuasi-estático, mientras que Abrate [1, 3] define el intervalo para velocidades de hasta  $100 \text{ ms}^{-1}$ . Cantwell y Morton [25] delimitan los impactos a baja velocidad a regímenes inferiores a  $10 \text{ ms}^{-1}$ , atendiendo a las especificaciones de los dispositivos experimentales que se utilizan comúnmente para determinar la tenacidad de materiales, como el péndulo para ensayos de impacto Charpy e Izod [64] o los ensayos de caída libre de peso. Liu y Malvern [82] y Joshi y Sun [72] sugieren que el tipo de impacto debe ser clasificado de acuerdo con la morfología del daño inducido, especialmente si el daño inducido es la principal preocupación. De esta manera los impactos a alta velocidad se caracterizan por la penetración completa del espécimen y los impactos a baja velocidad, en el caso de los materiales compuestos que nos ocupa, por la deslaminación y el agrietamiento de la matriz. No obstante, los efectos del daño dependerán de las características geométricas del espécimen: para una misma velocidad incidente, pueden suceder deslaminaciones y agrietamientos de la matriz o penetración completa de la muestra dependiendo del espesor y de la secuencia de apilado del laminado.

La respuesta frente a un impacto transversal a alta velocidad en un laminado de material compuesto está dominada por la propagación de ondas de compresión que se generan en la proximidad del punto de contacto y se transmiten a través del espesor a la velocidad del sonido. A tales velocidades el laminado no dispone de tiempo suficiente para responder y alcanzar un equilibrio, por lo que se originan daños muy localizados en la proximidad del punto de contacto. En base a esta premisa, Robinson y Davies [112] definen los impactos a baja velocidad como aquellos en los que las ondas de tensión a través del espesor no desempeñan un rol significativo en la distribución de tensiones y sugieren un simple modelo para la transición entre impactos a baja y alta velocidad. Supóngase una región cilíndrica situada bajo el punto de contacto, que se halla sometida a un campo uniforme de deformaciones y por la que se propaga la onda de compresión a través de la placa. La deformación inicial de compresión sobre la superficie impactada se define como

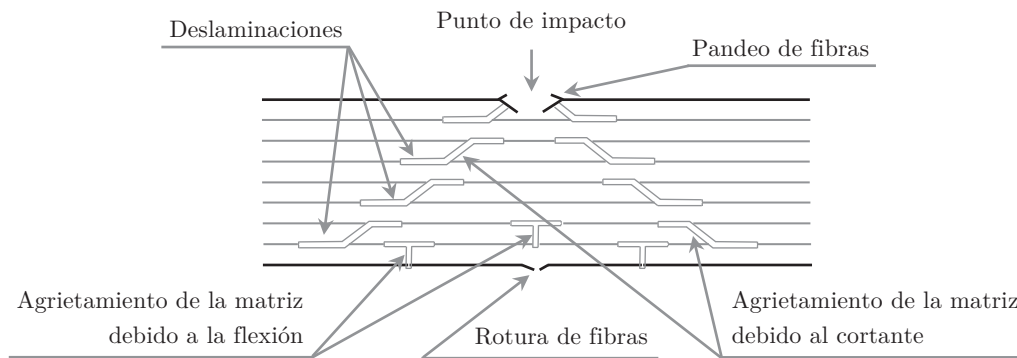
$$\varepsilon_c = \frac{v_{in}}{v_S}, \quad (2.1)$$

donde  $\varepsilon_c$  es la deformación inicial de compresión,  $v_{in}$  la velocidad incidente y  $v_S$  la velocidad de propagación del sonido en el material en la dirección transversal. Normalmente, las deformaciones críticas se sitúan en torno al 1%. La velocidad de propagación del sonido en la dirección transversal en laminados de fibra de carbono con matriz epóxica es de aproximadamente  $2000 \text{ ms}^{-1}$ , de modo que los efectos de las ondas de tensión a través del espesor deben ser considerados para velocidades por encima de los  $20 \text{ ms}^{-1}$ . Para velocidades inferiores es previsible que la estructura sea capaz de responder dinámicamente, alcanzándose un equilibrio cuasi-estático.

### 2.2.2. Modos de fallo y morfología del daño

Los impactos a baja velocidad que no dan lugar a una penetración completa del laminado provocan un daño interno, a menudo indetectable a partir de una inspección

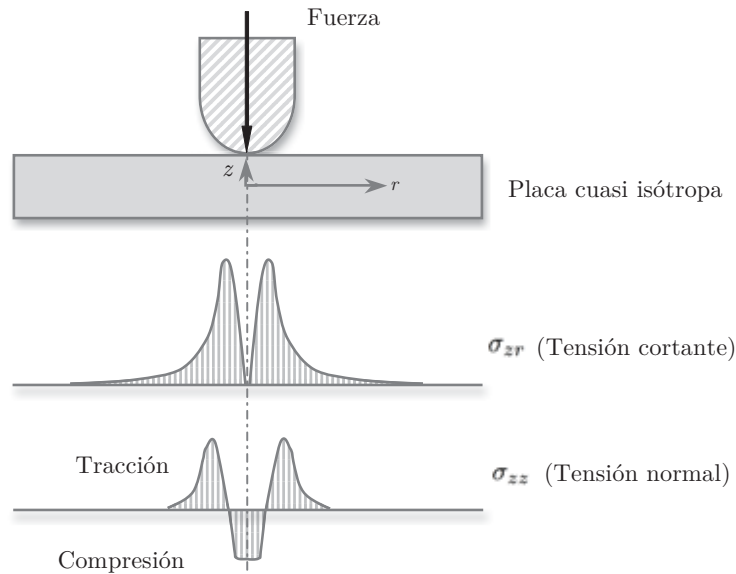
visual, que causa reducciones severas en la resistencia, la rigidez y la estabilidad de la estructura [64, 123]. El daño inducido es una compleja mezcla de tres principales modos de fallo, clasificables en: daño en la matriz, daño interlaminar y daño en la fibra [109, 111]. La identificación del modo de fallo y la interacción entre modos resulta primordial para entender los mecanismos de iniciación y propagación del daño y evaluar la capacidad residual resistente de la estructura. En la figura 2.1 se ilustran los modos de fallo inducidos por un impacto a baja velocidad en un laminado de material compuesto. El impacto origina un daño cuya distribución responde a una forma cónica a través del espesor, de modo que el área en el plano dañada se incrementa desde la zona cercana al punto de contacto hasta la cara opuesta del laminado [53, 122].



**Figura 2.1:** Representación esquemática del daño inducido por un impacto a baja velocidad en la sección transversal de un laminado de material compuesto.

El campo de tensiones internas inducido por una fuerza de impacto es extremadamente complejo. Dado que en los impactos a baja velocidad las fuerzas inerciales locales de la placa son mínimas en comparación con el impactor, puede obtenerse una idea aproximada de la distribución interna de tensiones considerando el campo inducido por fuerza cuasi-estática concentrada [41]. Para el caso particular de una placa isotrópica o un laminado cuasi-isótropo, la tensión cortante variará parabólicamente a través del espesor y su distribución dependerá de  $1/r$ , siendo  $r$  la distancia al punto de aplicación de la fuerza. Sin embargo, ésta no es una aproximación válida para el campo de tensiones en las cercanías del punto de aplicación de la fuerza, cuya distribución local en el plano medio -dependiendo de la morfología del impactor- se asemeja a la esquematizada en la figura 2.2. A partir de las ecuaciones de equilibrio, se deduce que la componente normal de la tensión  $\sigma_{zz}$  variará aproximadamente como el gradiente de la tensión cortante  $\sigma_{zr}$  [42]. Como se verá más adelante, las inspecciones para la caracterización del daño inducido confirman los patrones de fallo que se derivan de la distribución de tensiones esquematizada en la figura 2.2. La región de la línea central bajo en punto de impacto es una zona donde la tensión cortante es nula y se encuentra solicitada por un estado de compresión a lo largo del espesor, por lo que las deslaminaciones no se inician en este punto sino en la zona anular próxima como se aprecia en la figura 2.1 anterior.

El primer modo de fallo inducido por un impacto trasversal a baja velocidad es el daño en la matriz. Éste se manifiesta con el agrietamiento transversal de la matriz



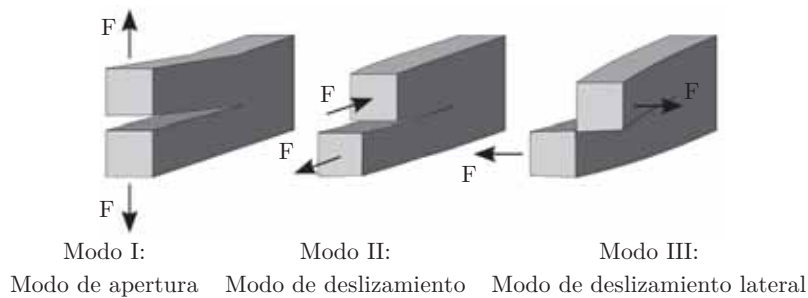
**Figura 2.2:** Distribuciones locales medias de la tensión interna normal y de cortadura debidas a una fuerza concentrada [41].

o con la pérdida de adherencia de la interfase fibra-matriz. Las fisuras en la matriz se deben a las imperfecciones y desajustes entre la fibra y la matriz y normalmente se orientan en planos paralelos a la dirección de la fibra en láminas unidireccionales [72]. En la figura 2.1 anterior se identifican dos tipos de fisuras en la matriz: unas se propagan desde la lámina adyacente al impactor y otras surgen en la cara opuesta al punto de impacto. Las primeras, denominadas fisuras por cortante, son provocadas por la elevada tensión cortante ( $\sigma_{zr}$ ) a la que está sometido el material y se forman con una inclinación aproximada de  $45^\circ$  [35]. Las segundas, denominadas fisuras por flexión, son provocadas por la tensión a flexión y se forman perpendiculares a la superficie [82]. La tipología de fisuras que se forman en la matriz dependerá en general de las propiedades de la matriz y en particular de la geometría del espécimen impactado [30, 34]. Para especímenes delgados de larga envergadura, las fisuras inducidas por la flexión en las capas inferiores del laminado son provocadas por una deformación transversal excesiva donde predominan los esfuerzos membranales; contrariamente, los especímenes gruesos de corta envergadura resultan más rígidos, de manera que la fuerza de contacto alcanza valores más altos que inducen fisuras transversales por cortante en las capas adyacentes al impactor [25, 31, 32].

El daño interlaminar, comúnmente denominado deslaminación, es el fenómeno que ha despertado mayor interés y preocupación en el estudio y utilización de los materiales compuestos laminados, dado que su presencia provoca reducciones drásticas en la resistencia del laminado [25, 111]. Una deslaminación consiste en la propagación entre capas adyacentes con -necesariamente- diferente orientación, de una fisura en una región del laminado con alto contenido en resina, que ocasiona la separación de las láminas [56]. Los experimentos llevados a cabo por Liu y Malvern [82] con laminados con una secuencia de apilado  $[0^\circ/90^\circ/0^\circ]_T$  confirman estas observaciones. Los autores demuestran que el impacto induce diversas deslaminaciones que se caracterizan por

la forma oblonga del área dañada, estando su eje mayor orientado en la dirección de la fibra de la capa inferior de la interfase, y concluyen en que las tensiones de flexión inducidas por el impacto son la mayor causa de la deslaminación y ésta a su vez es consecuencia de la divergencia entre la rigidez a flexión entre láminas adyacentes, es decir, de las diferentes orientaciones de las fibras entre capas. Los resultados experimentales, avalados por otros investigadores [30, 33, 59, 135, 136], revelan que en la dirección de la fibra la placa tiende a curvarse adoptando una forma cóncava, mientras que en la dirección transversal la tendencia es a deformarse en forma convexa.

Tras la formación de la fisura en la matriz, el fenómeno de la deslaminación está controlado por la resistencia del material para tolerar su propagación. En la fractura del material, básicamente se identifican tres modos elementales de propagación de fisuras (véase figura 2.3) que describen tres movimientos cinemáticamente independientes, estos son: el modo I de apertura, el modo II de deslizamiento y el modo III de deslizamiento lateral o torsión [95]. Teóricamente en el modo I tan solo se desarrollan tensiones de tracción, mientras que en modo II y III se desarrollan únicamente tensiones tangenciales. Se considera que en la deslaminación pueden darse aisladamente el modo I, el modo II o un modo mixto de fractura I y II [2].



**Figura 2.3:** Modos elementales de propagación de fisuras que describen tres movimientos cinemáticamente independientes.

La tenacidad de un material es una propiedad estrechamente relacionada con la energía de fractura  $G_f$  [120]. Ésta última puede definirse como la energía que es necesario disipar para propagar una fisura de área unitaria [95], esto es

$$G_f = \frac{W_f}{A_f} = \frac{1}{A_f} (W_f^0 + W_f^P), \quad (2.2)$$

donde  $W_f$  es el trabajo total realizado para desarrollar una superficie de fractura de área  $A_f$ , y  $W_f^0$  y  $W_f^P$  son el trabajo para crear una fractura frágil y el trabajo para crear una fractura dúctil, respectivamente. En el caso particular de los materiales compuestos, como se expuso anteriormente, no se desarrollan mecanismos plásticos por lo que  $W_f^P$  es nulo. Finalmente, se definen tres valores de energía crítica de fractura:  $G_{Ic}$ ,  $G_{IIc}$  y  $G_{IIIc}$ , cada uno de ellos asociados a un modo de fractura. Existen normativas específicas para la realización de los ensayos para la determinación experimental de las energías críticas de fractura interlaminar en modo I y II de materiales compuestos [7, 9].



El daño de la fibra tiene un efecto localizado que sobreviene principalmente en el punto de contacto, debido a la concentración de tensiones y los efectos de la hendidura, y en la cara opuesta al impacto, debido a la elevada tensión de flexión (véase figura 2.1). A diferencia de las deslaminaciones que tienen una influencia significativa en la resistencia a compresión, la fractura de la fibra repercute en la resistencia a tracción del compuesto [64]. Éste último modo de fallo es el precursor de la penetración completa del laminado [79].

### 2.2.3. Ensayo de impacto

En las investigaciones llevadas a cabo para evaluar los efectos del impacto en laminados de material compuesto, es habitual inducir el daño a través de un ensayo de impacto controlado. En condiciones de baja velocidad, la aplicación de la carga de impacto puede realizarse, principalmente, mediante el uso de dispositivos pendulares o de caída libre de peso. Las condiciones del ensayo son determinantes en la respuesta del compuesto, por ello deben definirse especificando la masa, la forma, el diámetro, el material y la velocidad incidente de impactor, así como la geometría y las condiciones de contorno de la muestra. Idealmente, las condiciones del ensayo diseñado deben asemejarse cuanto sea posible a las condiciones de carga a las que está sujeto el componente estructural cuando se halla en servicio, y además deben permitir reproducir los mismos modos y mecanismos de fallo.

En los primitivos estudios sobre la resistencia a impacto de los materiales compuestos, a pesar de que los dispositivos fueron desarrollados principalmente para su uso en metales, se utilizaron frecuentemente los ensayos de péndulo de Charpy e Izod [3, 64]. Se trata de métodos de ensayo sencillos que admiten instrumentación, proporcionando así información sobre el proceso de absorción y disipación de la energía incidente. Las geometrías de los especímenes están normalizadas y pueden incluir o no una muesca [12]. En el ensayo de Charpy los especímenes son acomodados horizontalmente e impactados en la cara opuesta a la entalla. En el ensayo de Izod la muestra es empotrada por una de sus mitades y posteriormente impactada en el extremo libre por la cara donde se halla la muesca. La energía absorbida durante el impacto se deduce a partir de la diferencia de la energía potencial gravitatoria del péndulo antes y después de la fractura, es decir mediante la comparativa de las alturas del péndulo [25]. No obstante, la energía de impacto acostumbra a ser sobreestimada dado que difícilmente se puede discernir entre la energía absorbida y la energía disipada en forma de calor, sonido o fragmentación de la muestra. Una alternativa es determinar las curvas de respuesta fuerza-tiempo que experimenta el espécimen instrumentando el péndulo con galgas extensométricas; la energía absorbida durante el impacto puede estimarse integrando la señal temporal de la fuerza. Sin embargo, las geometrías de los especímenes no son representativas de los componentes estructurales reales. Por otro lado, es preciso señalar que el ensayo generalmente provoca la segmentación de la muestra, induciendo consecuentemente modos de fallo que no necesariamente se observan en los daños inducidos por impactos a baja velocidad en estructuras operativas. Además, el estado final de las muestras hace inviable la evaluación de las propiedades residuales.

En estudios más recientes para la estimación de la resistencia a impacto, se ha generalizado el uso del ensayo de impacto por caída libre de peso. El dispositivo de ensayo consta de un peso que se libera a una altura determinada e impacta perpendicularmente sobre el espécimen que se halla instalado horizontalmente en un soporte fijo. La energía incidente del impacto se estima a partir de las ecuaciones de movimiento o utilizando sensores ópticos localizados en la proximidad del punto de contacto. En general, el impacto no provoca la penetración completa o la destrucción de la muestra, por lo que la energía remanente da lugar a un rebote del impactor que debe ser interceptado antes de que se produzca el siguiente contacto. La altura que alcanza el impactor en el rebote permite estimar la energía disipada durante el evento. La energía de impacto es un parámetro clave en el ensayo. Considerando despreciable los efectos de disipación energética durante la caída del peso, el valor de la energía incidente depende exclusivamente de la masa y de la altura de lanzamiento. No obstante se ha demostrado que proyectiles pesados con una baja velocidad incidente no inducen el mismo daño que proyectiles livianos con alta velocidad incidente, incluso en condiciones de energía cinética equivalente [3]; en el primer caso se induce una respuesta global de la estructura mientras que en el segundo la respuesta está localizada en la proximidad del punto de contacto [97].

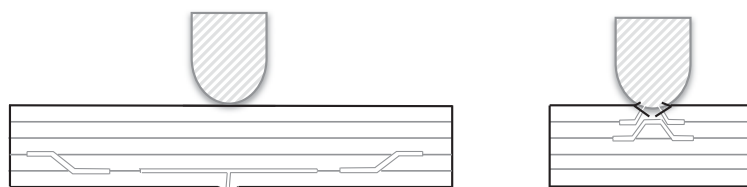
En condiciones de servicio las estructuras están expuestas al impacto de objetos como la caída de herramientas, la colisión de piedras o incluso de aves, entre otros, cuyas geometrías son radicalmente diferentes. Varios autores han demostrado que la forma del impactor influye en el daño inducido [138]. Mitrevski *et al.* [90, 91] analizaron el efecto del daño inducido por tres impactores de 12 mm de diámetro con formas hemisférica, ojival y cónica, en laminados de carbono epoxi tejidos, impactados a energías incidentes de 4 y 6 Joules. Los resultados demuestran que la forma tiene un efecto directo en la energía disipada, en la profundidad de la hendidura, en los valores máximos de fuerza alcanzados, en el umbral de fuerza de deslaminación, en el tiempo de contacto y en los mecanismos de fallo inducidos.

Una de las principales ventajas que presenta el ensayo de caída libre de peso respecto al ensayo anterior del péndulo, es la posibilidad de ensayar geometrías de especímenes variadas. Las primeras aplicaciones de este tipo de ensayos se deben a la adaptación de las normativas preexistentes para materiales plásticos [8, 64], donde generalmente las muestras son de tipo placa. No obstante, varios autores han empleado en sus recientes publicaciones muestras tipo viga fijadas por sus extremos [54, 90]. Cabe señalar que este tipo de geometrías y condiciones de contorno imponen una condición de carga uniaxial durante el impacto, a diferencia de los componentes estructurales reales que suelen ser tipo placa o lámina, en los que inevitablemente se induce un estado de carga biaxial. Consecuentemente los modos de fallo que se identifican y la morfología de daño caracterizada en las muestras tipo viga difieren notablemente de los que se originan en las estructuras de material compuesto real. Por consiguiente, para la predicción de la respuesta a impacto de estructuras de material compuesto debe considerarse el uso de especímenes tipo placa.

Las condiciones de contorno desempeñan un rol significativo en la respuesta frente a un impacto, sin embargo, tras una profunda revisión de la literatura es dable concluir

que la identificación de una repetitividad en las condiciones del ensayo entre diferentes autores resulta una ardua tarea. Por citar tan sólo algunos ejemplos: Collombert *et al.* [37] experimentan con especímenes de fibra de vidrio con un diámetro de 200 mm que son fijados sobre una base rígida con un orificio interior de 160 mm. Davies *et al.* [40] emplean especímenes de fibra de vidrio con diámetros de entre 100 a 500 mm fijados igualmente sobre una base rígida circular con orificio central. Hou *et al.* [66] utilizan placas cuadradas de fibra de carbono de longitud de 85 mm, colocadas simplemente apoyadas sobre un soporte rígido con un orificio central de 45 mm. Aymerich *et al.* [13] por su parte experimentan con placas cuadradas de longitud de 90 mm sobre una base con un orificio de 70 mm empotradas por dos de sus caras. Recientemente, Feraboli y Kedward [46] utilizaron placas cuadradas de fibra de carbono de 127 mm empotradas por sus cuatro caras. Tita *et al.* [127] y Frieden *et al.* [54] ensayan especímenes cuadrados de 120 mm y rectangulares de  $300 \times 140$  mm, respectivamente, empotrados por dos de sus caras. Hosseinzadeh *et al.* [65] experimentaron con placas cuadradas de 270 mm totalmente empotradas. En este último caso, la morfología del daño se ve claramente influenciada por las condiciones de contorno. Cabe señalar que gran parte del interés de la inducción de un daño controlado por impacto radica en la posterior evaluación de las propiedades residuales y de la tolerancia al daño; no obstante los ensayos de compresión en el plano para especímenes circulares no son factibles.

La diversidad de geometrías, tamaños y espesores de las muestras tiene también una enorme influencia en el daño inducido. Aquellos especímenes con relaciones de envergadura respecto del espesor elevadas, exhiben una baja rigidez a flexión por lo que la mayor parte de la energía cinética del impacto es absorbida en forma de deformación elástica [22–24]. El daño está gobernado por los efectos de la flexión en la cara opuesta al impacto (véase figura 2.4). Al contrario, especímenes con ratios de envergadura/espesor bajos presentan rigideces elevadas y parte de la energía cinética se disipa en la indentación del punto de impacto. Los esfuerzos cortantes dan lugar a una fractura localizada en la proximidad del contacto.



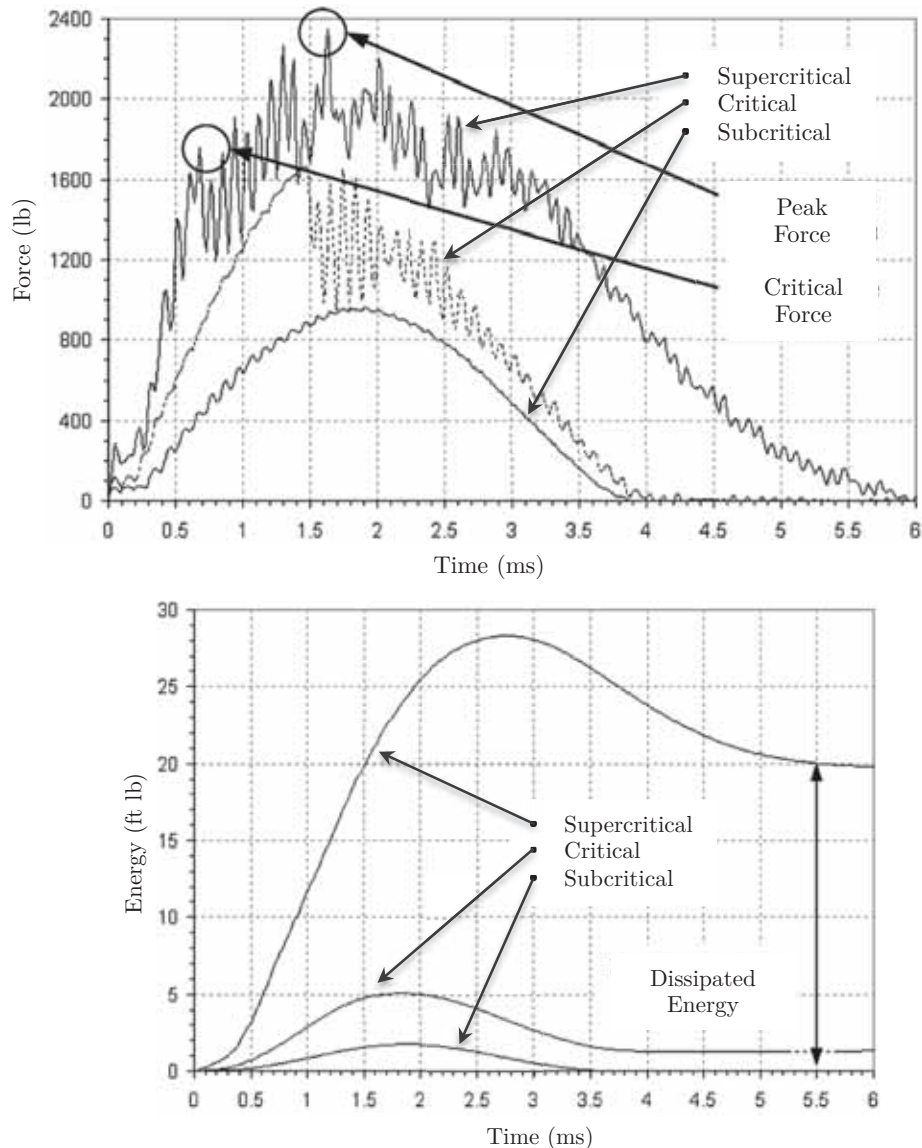
**Figura 2.4:** Diagrama esquemático del daño inducido por un impacto en especímenes de larga envergadura y bajo espesor (izquierda), y viceversa (derecha). El daño está gobernado por las tensiones de flexión y de cortadura, respectivamente.

Los resultados del daño inducido que se obtienen utilizando determinados dispositivos de ensayos y especímenes de geometrías particulares, no son necesariamente representativos de los resultados obtenidos empleando dispositivos de ensayo alternativos, incluso cuando se trata de exactamente el mismo material compuesto. Tanto los mecanismos de fallo como la morfología del daño se ven influenciados por parámetros intrínsecos del ensayo experimental, como son: la masa, la forma, el diámetro,

el material y la velocidad incidente del impactor, y la geometría, forma y condiciones de contorno de la muestra [139]. En general, los autores citados obtienen resultados experimentales que muestran tendencias similares, pero los trabajos están acotados a determinar la influencia de los parámetros intrínsecos del ensayo en la resistencia a impacto. El principal problema que se deriva es la inviabilidad de realizar una rigurosa comparativa entre los resultados.

Hasta el año 2005, la divergencia en la utilización de dispositivos para ensayo de impacto se debió -en parte- a la inexistencia de una estandarización de la técnica de ensayo. Durante los años precedentes varios autores manifestaron la necesidad de una racionalización urgente de los métodos de ensayo de impacto para materiales compuestos, dado que varios investigadores estaban repitiendo ensayos y generando datos difícilmente comparables más allá del grupo de investigación al que pertenece cada autor [45, 64]. En ese mismo año, como consecuencia de la demanda del sector industrial y principalmente el sector aeronáutico, la *American Society for Testing and Materials - ASTM* publicó un método de ensayo estandarizado para la evaluación de la capacidad resistente de materiales compuestos de fibra de carbono frente a un impacto [10]. Siendo éste el ensayo utilizado para la inducción de daño en los especímenes estudiados en el presente trabajo, los detalles se expondrán en el capítulo 4.

Independientemente de la características que atañen al ensayo (esté o no estandarizado), el impactor puede estar -o no- instrumentado con una célula de carga y un transductor de desplazamiento, permitiendo en caso afirmativo medir las curvas de fuerza-tiempo y la evolución del desplazamiento, pudiéndose determinar la disipación de la energía durante el evento de carga. En la figura 2.5 se representan las curvas de respuesta de fuerza y energía *versus* tiempo, para tres laminados de carbono epoxi con secuencia de apilado  $[0^\circ/90^\circ/\pm 45^\circ]_{4S}$  de dimensiones  $127 \times 127 \times 3,86$  mm, impactados a diferentes niveles de energía. En ambos gráficos se identifican tres curvas correspondientes a los tres niveles de energía incidente, denominados: subcrítico, crítico y supercrítico. El nivel de energía subcrítica corresponde a un impacto elástico en el que no se disipa energía en forma de fractura interna del material. En nivel crítico se corresponde con el umbral de daño, es decir la energía y la fuerza de contacto a partir de la cual se induce la fractura interna [49, 119]. Finalmente, el nivel supercrítico representa el rango de energías por encima del umbral de daño. En el gráfico de fuerza se halla señalado, tanto en la curva de respuesta crítica como supercrítica, un umbral de fuerza en torno a las 1750 lb (7784 N), correspondiente al inicio de la fractura interna. Los estudios demuestran que el umbral de daño es independiente de la velocidad incidente, a diferencia del valor máximo de fuerza que sí depende de la energía incidente y no es, según Feraboli y Kedward [46], un parámetro que deba ser utilizado para definir el estado de daño de un material compuesto. Las curvas de energía *versus* tiempo para los tres regímenes son claramente diferenciables. La disipación energética se da para impactos que superan el umbral de daño y supone una indicación directa del estado de daño acumulado en la estructura. Los resultados experimentales demuestran que la iniciación del daño interlaminar correspondiente al umbral de energía crítica, cuyo valor es independiente de la energía incidente, desempeña un rol esencial por lo que puede considerársele un parámetro característico de la resistencia a impacto.



**Figura 2.5:** Curvas de respuesta de fuerza y energía *versus* tiempo para energías de impacto subcrítica, crítica y supercrítica [46].

Dado el objetivo de este estudio, los parámetros como el umbral de fuerza y la energía absorbida, *per se*, no son particularmente útiles para la caracterización del comportamiento del material. Cuando la estructura se halle en servicio estos valores difícilmente podrán ser estimados. En definitiva, el interés reside no tanto en la caracterización del evento impacto, como en el tipo de daño inducido y las consecuencias de éste sobre el comportamiento global de la estructura.

#### 2.2.4. Influencia de los constituyentes

En el análisis de los procesos de fractura de un material compuesto laminado, puede decirse que éste está formado por dos materiales constituyentes (fibra y matriz) y

una interfase. Las propiedades de cada uno de los constituyentes que conforman el material compuesto, afectan a los umbrales de fuerza y energía requeridos para iniciar los diferentes modos de fallo inducidos por el impacto. Sin embargo, se ha determinado que la fibra, la matriz y la interfase fibra-matriz tienen un efecto dispar en la resistencia frente a un impacto [111]. Determinar qué propiedades tienen un efecto directo en el daño inducido es fundamental, ya que esta información proporcionará las directrices para el desarrollo y el diseño de materiales y estructuras menos susceptibles a la aplicación de cargas súbitas [25].

Como se expuso anteriormente, el daño inducido por un impacto es una combinación de los tres principales modos de fallo: deslaminación, agrietamiento de la matriz y rotura de fibras. En general puede decirse que los dos primeros modos están relacionados con las propiedades de la matriz, mientras que el último depende exclusivamente de las propiedades de la fibra.

La fibra de refuerzo es el componente principal que proporciona la rigidez y la resistencia al material compuesto. La influencia de la fibra en la resistencia frente a impactos a baja velocidad, dependerá fundamentalmente de su capacidad para almacenar energía elástica [2, 3]. La energía elástica corresponde al área bajo la curva de tensión deformación, dictada por el módulo de rigidez de la fibra y la elongación máxima a rotura. El uso de fibras de carbono está extendido en múltiples sectores industriales, debido básicamente a las características elásticas que exhiben (véase tabla 1.1), no obstante, con unas elongaciones a la rotura de entre 0,6 - 1,3 %, presentan un comportamiento más frágil que otras fibras de uso común como son la fibra de vidrio o la fibra de kevlar, cuyas elongaciones a la rotura son de entre 3,5 - 4 % y 2,3 %, respectivamente.

La resistencia de la superficie de adherencia entre la resina de la matriz y la fibra de refuerzo es un factor determinante en el comportamiento global del material compuesto. Se ha demostrado que el tratamiento superficial de la fibra con plasma de oxígeno mejora el nivel de adhesión entre fibra y matriz, lo que supone un incremento de la energía del umbral de daño, además de minimizarse la propagación del daño interlaminar [3].

La matriz actúa como aglutinante de las fibras, proporcionando una protección además de transfiriendo las tensiones entre fibras. La rigidez y la resistencia de las matrices de uso común son del orden de 20 a 50 veces inferior que la de las fibras, no obstante desempeña un rol crítico en la resistencia al impacto. El umbral de energía crítica está fuertemente influenciado por las propiedades de la matriz y es prácticamente independiente de las propiedades de la fibra y la secuencia de apilado [2, 3, 29]. Los experimentos realizados por Sela *et al.* [120] con cinco tipos de fibras de refuerzo embebidos en una misma matriz polimérica, demuestran que la energía crítica es equivalente para los cinco compuestos analizados, por lo que se concluye que la iniciación del daño está gobernada por las propiedades de la matriz, misma conclusión a la que llegan Cartié *et al.* en su reciente estudio [29].

Como ocurre con la fibra de carbono, el uso de resinas epóxicas está extendido por diversos sectores industriales, pese a tratarse de un material frágil que presenta

una resistencia muy pobre al crecimiento y propagación de las fisuras. Varios estudios demuestran que el rendimiento de los materiales compuestos constituidos por matrices poliméricas termoestables -como la resina epóxica- frente a un impacto, puede optimizarse modificando la resistencia a la fractura interlaminar de la resina [25]. Básicamente se pretende mejorar la capacidad del material para absorber energía de deformación, resistir el agrietamiento inducido por el esfuerzo cortante y reducir las concentraciones de tensiones [123]. Una posibilidad es la adición de agentes plastificantes, capaces de mejorar en dos órdenes de magnitud la energía del modo I de fractura [25], aunque no se observan incrementos significativos en la resistencia frente a un impacto. También se ha experimentado con la adición de partículas de goma como el CTBN<sup>1</sup> o partículas de polímeros termoplásticos como el PES<sup>2</sup> y el PEI<sup>3</sup>, sin embargo las mejoras que se consiguen en pro de la tenacidad del material van en detrimento de las propiedades mecánicas [111]. Las mejoras inducidas en la resina no se transfieren al compuesto. La presencia de las fibras de refuerzo que presentan un comportamiento frágil, impiden el crecimiento de las zonas de plastificación que se localizan en la matriz, por lo que el efecto positivo inducido se reduce. En general se observa que los materiales compuestos con matrices termoplásticas exhiben una mayor resistencia a impacto, ya que se generan menos fisuras en la matriz y se ocasiona una extensión del daño menor. El uso de matrices termoplásticas como el PEEK<sup>4</sup> ha demostrado ofrecer unas excelentes resistencias estáticas y dinámicas, llegando a incrementar en un orden de magnitud la resistencia a la fractura respecto a las resinas termoestables. No obstante, la baja estabilidad térmica, la baja resistencia química, los problemas de adherencia entre la fibra y la matriz y los problemas de fluencia que presentan en general las resinas termoplásticas, han desplazado su uso [111]. Una atractiva alternativa, todavía en desarrollo, es la inclusión de láminas aisladas de materiales elastómeros que conllevan un incremento de la tenacidad del material minimizando la propagación del daño interlaminar.

Finalmente, la secuencia de apilado de las diferentes capas que conforman el laminado ha demostrado tener una influencia más que significativa en la resistencia a impacto. Como se expuso anteriormente, las deslaminaciones se dan entre capas adyacentes con diferente orientación. En el caso particular de los laminados unidireccionales, su extremada susceptibilidad al impacto se debe a la naturaleza ortótropa del apilamiento, por lo que su uso se considera totalmente inapropiado para aplicaciones donde el impacto pueda sobrevenir. Se ha demostrado que laminados con capas orientadas a 45° y -45° ofrecen una mayor resistencia al impacto y presentan mejores propiedades residuales [63]. Tal efecto se debe al incremento de la flexibilidad que experimenta el laminado y en consecuencia el aumento en la capacidad de absorción de energía elásticamente. No obstante, la rigidez específica en una de las direcciones se reduce a medida que se añaden láminas de material redundante en las direcciones oblicuas, mermándose así el rendimiento en pro de la isotropía y la resistencia al impacto.

---

<sup>1</sup>Caucho líquido: Carboxilo-terminado del Butadieno-acrilonitrilo.

<sup>2</sup>Polietersulfona.

<sup>3</sup>Polieterimida.

<sup>4</sup>Polieteretercetona.

El fallo interlaminar se produce por la divergencia entre las rigideces a flexión de las láminas adyacentes. Tal observación sugiere que deben evitarse los cambios abruptos en la orientación de las láminas en la secuencia de apilado de un laminado, como por ejemplo un laminado con láminas a  $0^\circ$  y  $90^\circ$ . Varios autores han determinado experimentalmente la influencia de la secuencia de apilado en la resistencia a impacto [25, 63, 123]. La diversidad de materiales y secuencias de apilado hace difícil una comparativa directa de los resultados que presentan. El problema se ha subsanado con la estandarización del método de ensayo [10] donde se definen las características de los especímenes, cuya secuencia de apilado<sup>5</sup> debe ser  $[+45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{NS}$ , siendo  $N$  es el número de repeticiones tal que se alcance un espesor cercano a 5 mm.

## 2.3. Detección y caracterización del daño inducido

Para comprender el estado de daño inducido por un impacto no sólo debe evaluarse el daño superficial, sino que también deben identificarse con precisión los patrones de deslaminación (tamaño, forma y orientación), su distribución espacial y las fisuras transversales de la matriz dentro del laminado. Una descripción precisa del estado de daño interno es un prerrequisito para una evaluación fiable de las propiedades mecánicas residuales, dado que éstas son una compleja función de la profundidad y de la extensión del daño en el interior del laminado [3, 25].

Conscientes de la enorme importancia que supone la evaluación del daño en los materiales compuestos, durante las últimas décadas se han desarrollado diversas técnicas experimentales para la inspección [19]. De entre las técnicas que han sido ampliamente utilizadas en la caracterización del daño, tan sólo unos pocos métodos son capaces de revelar con distintos grados de precisión la distribución y morfología del daño a través del espesor. En general, estos métodos son clasificables en dos grupos: técnicas destructivas y no destructivas [19, 64, 109]. A continuación se describen brevemente los principales métodos para la caracterización del daño por impacto en materiales compuestos, exponiendo las principales ventajas y desventajas en su aplicación.

### 2.3.1. Técnicas destructivas

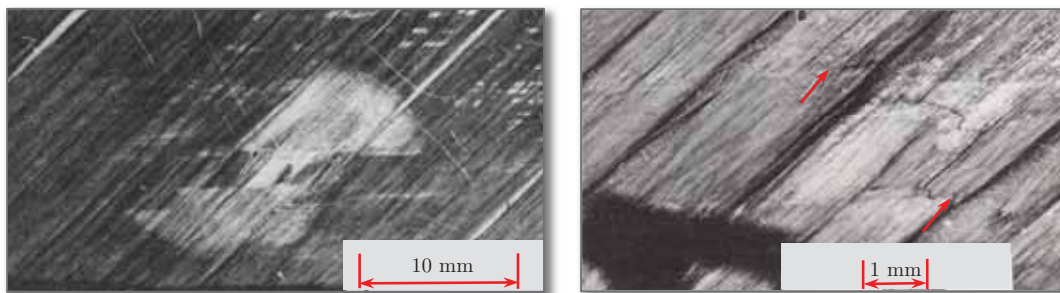
#### 2.3.1.1. Separación de láminas

Esta técnica permite identificar visualmente los daños en el interior del compuesto, separando capa a capa las láminas que conforman el laminado. Para ello, el espécimen dañado es sumergido en una solución de cloruro de oro y diethyl ether que se infiltra en la zona dañada [51]. A continuación, se somete el laminado durante un período aproximado de una hora a una temperatura de  $150^\circ\text{C}$  para evaporar completamente el disolvente. Durante el proceso de secado, se produce una cristalización del cloruro

<sup>5</sup>Nótese cómo la disposición de las láminas propuesta evita que las láminas de  $0^\circ$  y  $90^\circ$  sean contiguas.



de oro quedando éste depositado y cubriendo las superficies internas de fractura. Finalmente la matriz polimérica es pirolizada en un horno a una temperatura de 400 °C. Después de este procedimiento el laminado puede separarse en láminas individuales permitiendo la observación de las deslaminaciones, fisuras y rotura de fibras mediante el uso de un microscopio óptico [76]. En la figura 2.6 se ilustran los resultados obtenidos mediante la técnica de separación de láminas. En ellos se observa la deslaminación de forma oblonga irregular inducida por un impacto a baja velocidad en la interfase entre la capa 11 y 12 de un laminado  $[\pm 45^\circ/0^\circ_2/\pm 45^\circ/0^\circ_2]_S$  (izquierda) y el detalle de la rotura de fibras en una de las láminas (derecha).

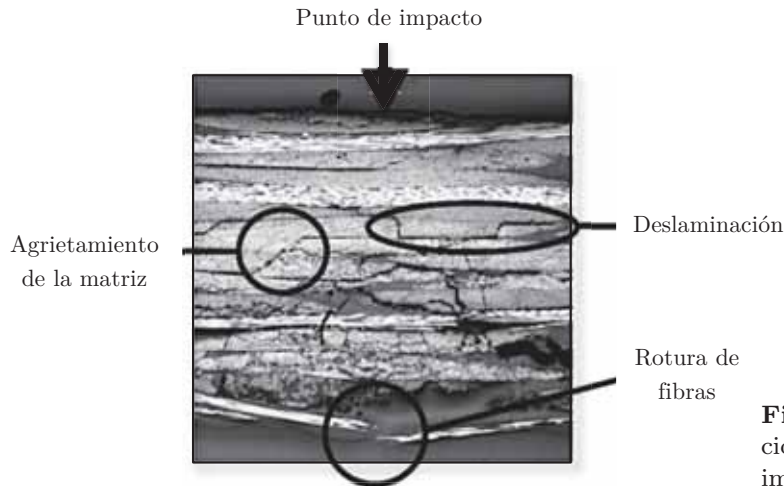


**Figura 2.6:** Deslaminación inducida por un impacto a baja velocidad en la interfase entre la capa 11 y 12 de un laminado  $[\pm 45^\circ/0^\circ_2/\pm 45^\circ/0^\circ_2]_S$  (izquierda) y detalle de la rotura de fibras en una de las láminas (derecha) [51].

Debido a su relativa simplicidad, esta técnica ha sido extensivamente utilizada para la caracterización del daño inducido por impacto en materiales compuestos laminados, ya que permite obtener resultados cuantitativos y fehacientes de la morfología de las deslaminaciones en las capas individualmente, pudiéndose trazar una distribución tridimensional del daño interno [109]. Sin embargo, además de su naturaleza destructiva, el tiempo requerido para la preparación de los especímenes dificulta que su aplicación se haga extensible más allá de la caracterización de pequeñas muestras de laboratorio. No obstante, dada la precisión y la fidelidad de sus resultados, estos pueden ser utilizados para la calibración de otras técnicas no destructivas de caracterización.

### 2.3.1.2. Fractografía transversal

Esta técnica permite obtener imágenes de la distribución interna del daño a través del espesor del laminado en una determinada sección transversal [36]. Ello implica seccionar cuidadosamente el material en tiras en diferentes localizaciones y orientaciones sobre la región dañada. Tras una meticulosa preparación, las imágenes obtenidas de las secciones mediante microscopía óptica o electrónica, permiten reconstruir una imagen tridimensional detallada de la distribución espacial del daño [55]. En la micrografía de la figura 2.7 se muestra la distribución del daño a través del espesor de laminado en la sección transversal del punto de impacto. En ella se identifican los tres principales mecanismos de fallo: el daño interlaminar, el agrietamiento transversal de la matriz y la rotura de fibras.



**Figura 2.7:** Micrografía de la sección transversal de un espécimen impactado a una energía de 4 J [90].

A pesar de que se trata de, probablemente, la técnica destructiva que permite la caracterización del daño por impacto con mayor detalle y fidelidad, acarrea evidentes limitaciones como el tiempo requerido y la laboriosidad en la preparación de las muestras y, principalmente, las extremas precauciones que deben tomarse para evitar la introducción de nuevas grietas y daño durante el corte de los especímenes [109]. De igual modo que en la técnica anterior, dichas limitaciones dificultan su aplicación más allá de la caracterización de pequeñas muestras de laboratorio, siendo asimismo un excelente método para la verificación y validación de otras técnicas no destructivas para la caracterización.

## 2.3.2. Técnicas no destructivas

### 2.3.2.1. Inspección visual y microscopía óptica

El primer requerimiento en la inspección de componentes y estructuras es detectar la presencia eventual del daño, localizar su ubicación y determinar su extensión. La inspección visual es el método no destructivo más sencillo y menos sofisticado para llevar a cabo inspecciones. Su utilización resulta particularmente útil para la inspección de materiales compuestos que presentan propiedades translúcidas, como la fibra de vidrio con matriz epóxica o el kevlar con matriz epóxica. Mediante el uso de una contraluz el daño inducido puede ser observado, además de la morfología de las deslaminaciones y la presencia de grietas en la matriz [5, 61, 62]. La fiabilidad del método de inspección puede ser mejorado mediante el uso de líquidos penetrantes que facilitan la visualización en microscopios. A pesar de su uso extendido y de que ha ayudado a generar un basto conocimiento en relación a la morfología del daño por impacto, la técnica no puede ser utilizada en la inspección de materiales opacos como la fibra de carbono con matriz epóxica. No obstante, varias de las sofisticadas técnicas de inspección no destructivas que se describen a continuación son incapaces de localizar el daño *per se*, y requieren de una localización previa del daño, en cual caso una meticulosa inspección visual es de gran ayuda en la identificación y localización de defectos externos.

**2.3.2.2. Técnica del golpeo**

Esta rudimentaria técnica se utiliza empíricamente para detectar la presencia de defectos internos en materiales compuestos laminados. Haciendo uso de una simple moneda o un martillo con punta rígida, se golpea suavemente la superficie del material. La diferencia en la resonancia acústica del sonido irradiado en zonas inspeccionadas intactas y dañadas, permite estimar la presencia de defectos internos como deslaminaciones o áreas donde la adherencia de las láminas es deficiente [3, 109]. Dada su simplicidad es una técnica comúnmente aceptada y utilizada en inspecciones en servicio como primera aproximación en la identificación de daños y defectos, aunque el método está condicionado a una interpretación subjetiva. Además, carece de sensibilidad en relación a la profundidad y extensión del daño y es inviable plantear una calibración. Aunque se han hecho intentos para desarrollar dispositivos instrumentados con el fin de objetivizar los resultados a partir del análisis espectral de señales de audio registradas [75], las limitaciones hacen que su aplicación sea inadecuada e insuficiente en la mayoría de los casos.

**2.3.2.3. Emisión acústica**

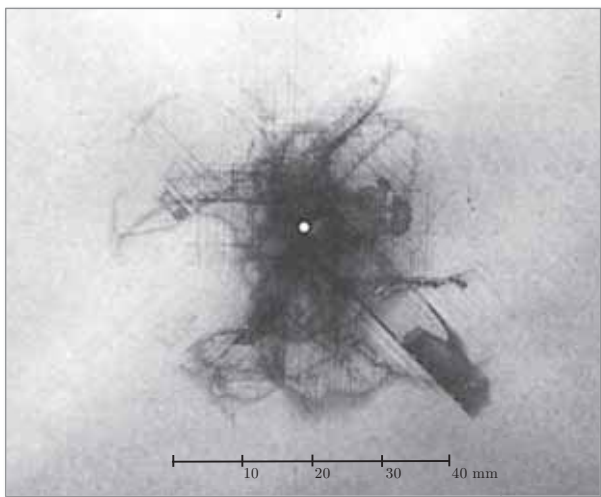
La técnica de emisión acústica aprovecha las ondas elásticas transitorias que se generan en un fallo, tras la súbita liberación de energía elástica durante la creación y propagación de las fisuras y durante los micro desplazamientos locales internos del material, para determinar la presencia y ubicación de defectos, discontinuidades o anomalías en la estructura [92]. Para ello se emplean varios sensores distribuidos por la superficie de la muestra, capaces de detectar las ondas de tensión inducidas por el fallo, localizando además el origen. Es una técnica empleada en la monitorización en tiempo real de estructuras, para la detección, localización e identificación de defectos y daños antes de que alcancen un tamaño crítico, permitiendo planificar acciones correctivas y preventivas anticipándose al fallo estructural [113]. Mediante el uso de ésta técnica se es capaz de realizar mediciones fiables del nivel de daño inducido por un impacto en materiales compuestos [117, 118], y ésta ha demostrado ser sensible a daños como el agrietamiento de la matriz y la deslaminación, pero presenta serias limitaciones. La presencia de múltiples zonas dañadas dificulta la interpretación de los datos impidiendo la caracterización del defecto; por otro lado, su uso está acotado a aquellos defectos y daños evolutivos, requiriéndose la aplicación de una carga externa para alcanzar nuevos estados de daño.

**2.3.2.4. Imagen radiográfica**

La técnica de rayos X es uno de los métodos no destructivos más utilizados para la detección de defectos y daños internos en todo tipo de materiales. Para ello se emite una radiación electromagnética ionizante cuya longitud de onda es capaz de atravesar cuerpos opacos [102]. Cuando los rayos interactúan con la materia, estos pueden ser en parte absorbidos y en parte transmitidos. La técnica se basa en la diferencia del

coeficiente de absorción -directamente relacionado con la densidad del material- y en la dispersión de los fotones de los rayos X al atravesar la materia. El nivel de absorción de la radiación ionizante se registra en una placa o película fotosensible situada en la cara opuesta del espécimen, o bien de forma digital. El nivel de contraste de la imagen que se obtiene al exponer al receptor de imagen radiográfica a una fuente de alta energía, es dependiente del nivel de radiación que ha atravesado la estructura. En caso de examinar un espécimen intacto, el patrón absorción/transmisión será uniforme a lo largo de toda la superficie. La presencia de variaciones locales de densidad originadas por defectos como fibras rotas, adherencias de las láminas deficientes, porosidades o inclusiones de partículas, origina un patrón no uniforme que se manifiesta por una diferencia de contraste en la imagen radiográfica [48, 50]. Sin embargo, la detección del daño interno provocado por un impacto presenta dificultades debido a que las deslaminaciones inducen variaciones insignificantes en el espesor, además de que la diferencia entre los coeficientes de absorción de la matriz polimérica, las fibras y las bolsas de aire es mínima [14].

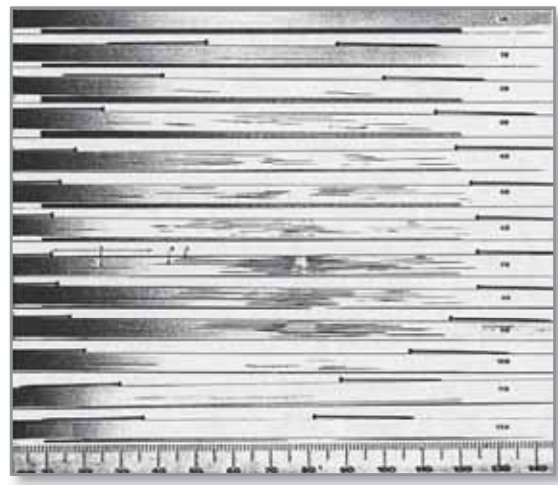
El uso de líquidos penetrantes con altos coeficientes de absorción de rayos X, como el yoduro de zinc, nitrato de plata o triclorometano, son de utilidad para realzar el contraste en la detección de defectos en el plano. No obstante, el líquido penetrante no siempre alcanza la totalidad de las zonas dañadas siendo habitualmente necesario practicar perforaciones irreversibles en el centro del daño [109]. La figura 2.8 muestra la imagen radiográfica del daño inducido en un laminado cuasi-isotrópico fabricado con laminas carbono/epoxi unidireccionales con secuencia de apilado  $[\pm 45^\circ/0^\circ/90^\circ]_{6S}$  que supone un total de 48 láminas y un espesor de 6,3 mm. Para que el líquido alcance correctamente toda la región dañada, se ha practicado una perforación central de un milímetro de diámetro.



**Figura 2.8:** Imagen radiográfica de la extensión del daño, realizada con líquido penetrante. Para que el líquido alcance correctamente toda la región dañada, se ha practicado una perforación central de un milímetro de diámetro [115].

La imagen radiográfica puede combinarse con la técnica de separación de laminas. La técnica presenta una limitación dado que la radiografía muestra la superposición de los daños en ambas caras de la lámina despegada. Aunque la distribución global del daño es identificable, los resultados demuestran que la resolución de la imagen

se ve severamente afectada por el proceso de pirólisis. La técnica puede igualmente combinarse con el método destructivo de corte transversal para mejorar la resolución de las imágenes obtenidas. En la figura 2.9 se muestra la imagen radiográfica realizada con líquido penetrante de las secciones transversales del mismo laminado ilustrado en la figura 2.8 anterior. Las imágenes obtenidas permiten identificar con precisión la distribución y extensión del daño interno. De la observación de las imágenes anteriores cabe destacar que la distribución no responde a una forma cónica a través del espesor, como se expuso en la sección 2.2.2, si no que obedece a una forma romboidal, hallándose las deslaminaciones más severas en la región central. A pesar de tratarse de un laminado con los mismos materiales constituyentes y similar secuencia de apilado, la discordancia en los resultados puede deberse a las condiciones de contorno del ensayo de impacto.

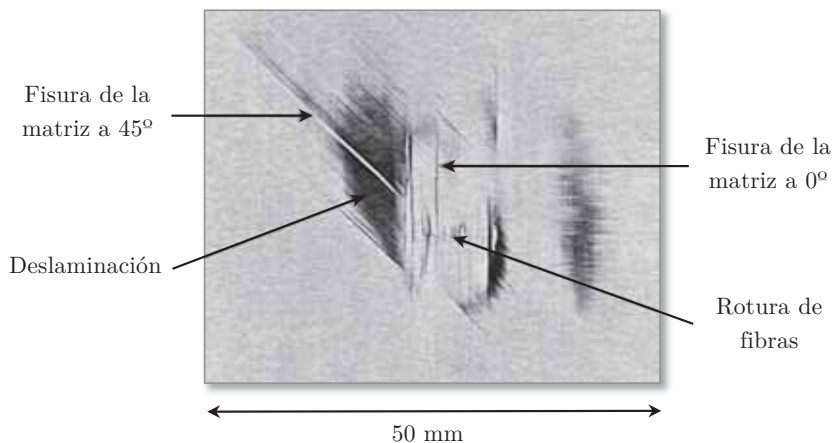


**Figura 2.9:** Imagen radiográfica realizada con líquido penetrante de las secciones transversales de un laminado de fibra de carbono impactado [115].

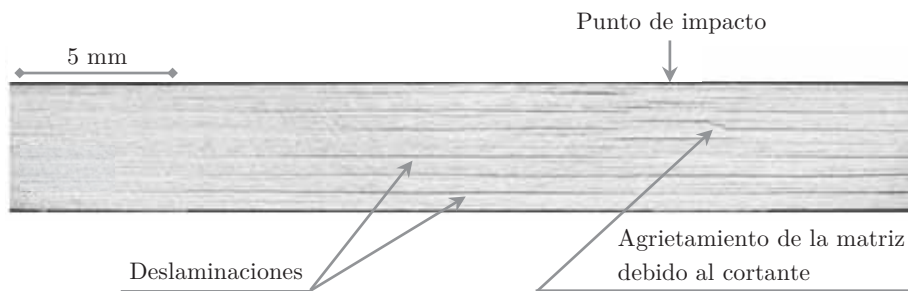
Las limitaciones inherentes de la técnica de rayos X *per se*, sugieren que la imagen radiográfica bidimensional resulta, *a priori*, poco atractiva para la caracterización del daño por impacto [115]: la superposición de los daños y la carencia de información a lo largo de la trayectoria del haz (la profundidad) dificultan la tarea de determinar la ubicación de los defectos, anomalías y daños [92]. Ambas limitaciones pueden ser evitadas mediante el uso de la técnica de tomografía computarizada, que consiste esencialmente en la obtención mediante la rotación automática de la muestra de múltiples imágenes radiográficas transversales, lográndose una composición espacial del espécimen. La técnica presenta ventajas significativas respecto de los rayos X convencionales, dado que se obtiene una información volumétrica del estado de daño con imágenes de alto contraste y alta resolución.

La figura 2.10 ilustra la imagen tomográfica de una sección plana de un laminado de carbono con secuencia de apilado  $[\pm 45^\circ/90^\circ/0^\circ/45^\circ/0^\circ_4/ - 45^\circ/0^\circ_2]_S$  impactado a 19,6 J. La imagen representada corresponde a las láminas 20 y 21 orientadas a  $45^\circ$  y  $0^\circ$ , respectivamente, emplazadas a 3,6 mm de la superficie de impacto [83, 84]. En la imagen se identifican los tres principales modos de fallo inducidos por el impacto, que son: el agrietamiento de la matriz, la deslaminación y la rotura de fibras. En la figura 2.11 se muestra la imagen adquirida mediante un microtomógrafo

de rayos X de la sección transversal de un laminado de carbono con secuencia de apilado  $[0^{\circ}_2/90^{\circ}_2/0^{\circ}_2/90^{\circ}_2/0^{\circ}_2/90^{\circ}_2/0^{\circ}_2]_S$  impactado a 5,1 J. La alta resolución de las imágenes obtenidas en secciones de  $9 \mu m$  permite identificar con claridad el daño interlaminar y el agrietamiento de la matriz por el efecto del esfuerzo cortante [54].



**Figura 2.10:** Imagen tomográfica de un laminado de carbono/epoxi impactado a 19,6 J. La sección plana corresponde a las capas 20 y 21 orientadas a  $45^{\circ}$  y  $0^{\circ}$ , respectivamente, emplazadas a 3,6 mm de la superficie de impacto [83].



**Figura 2.11:** Imagen tomográfica de la sección transversal de un laminado de carbono/epoxi impactado a 5,1 J [54].

A pesar de la calidad de los resultados obtenidos, la técnica de tomografía de rayos X presenta importantes desventajas en relación al tiempo requerido para la inspección. Tal y como manifiestan Frieden *et al.* [54], para la obtención de la imagen 2.11 se requiere un tiempo aproximado de 24 horas, la mitad del cual corresponde al proceso de escaneo y la otra mitad a la reconstrucción de la imagen mediante programas informáticos. Asimismo, el alto costo de la instrumentación y la necesidad de acceso a los  $360^{\circ}$  para la reconstrucción tridimensional de la muestra, suponen serias dificultades para su aplicación como una herramienta de campo para la inspección.

### 2.3.2.5. Termografía infrarroja

La técnica de termografía se basa en la detección de las variaciones superficiales de la radiación infrarroja de un cuerpo, permitiendo obtener una imagen del mapa

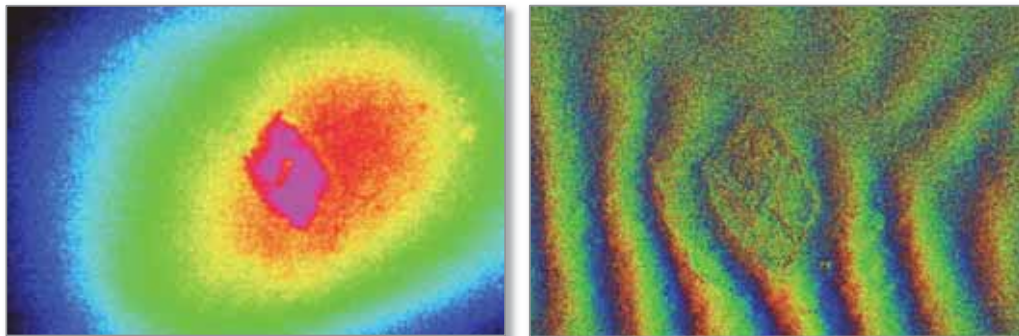
térmico de la superficie denominado termograma. En la inspección de especímenes intactos, la aplicación de una fuente térmica induce un flujo de calor interno uniforme; en especímenes dañados, el mapa de temperaturas varía ante la presencia de heterogeneidades y anomalías tales como fisuras en la matriz o deslaminaciones (véase figura 2.12). Es una técnica experimental que ha logrado una aceptación general estando su uso extendido en múltiples sectores industriales como, por ejemplo, el sector aeronáutico o el sector de la energía eólica. Presenta una serie de ventajas respecto a las técnicas anteriormente expuestas: la inspección se realiza mediante una cámara de infrarrojos y no requiere el contacto directo con la muestra, además ésta puede realizarse en una sola de las caras por lo que en general pueden inspeccionarse grandes superficies en intervalos de tiempo reducido convirtiéndola en un método atractivo para la inspección de estructuras en campo. No obstante, la resolución de la imagen termográfica no permite delimitar fehacientemente la zona dañada [90, 91], además su uso se limita a la detección de defectos poco profundos dadas las características inherentes de la técnica unido a la difusión térmica lateral [55]. Por otro lado, puede resultar complejo obtener un flujo de calor uniforme y pueden existir variaciones de emisividad en diferentes regiones de la muestra analizada.

#### 2.3.2.6. Holografía y shearografía láser

La holografía es una técnica óptica que consiste en el registro en una película fotosensible de la interferencia entre dos partes de un mismo haz de luz coherente que emana de un láser. El haz original se divide creando un haz de luz directa denominado haz de referencia y un haz que incide sobre la muestra analizada creando un frente de onda disperso [92]. A diferencia de las técnicas fotográficas tradicionales, el holograma registra la amplitud de la luz y la fase del campo de luz incidente, creando una imagen con un patrón característico de franjas debido a las variaciones relativas de la fase del frente de ondas (véase figura 2.12). La técnica ha demostrado ser sensible a mínimas variaciones del movimiento relativo en la superficie de la muestra, pudiéndose determinar desplazamientos del orden de una cuarta parte de la longitud de onda del haz incidente. En general, el espécimen se analiza en estado de reposo y seguidamente se aplica una sollicitación de tipo mecánico o térmico sobre la superficie, provocando un patrón de deformación no uniforme en la región circundante a la posición del defecto o daño. Ha sido una técnica ampliamente utilizada para la medición de frecuencias de vibración. Presenta la ventaja de no necesitar el contacto directo con la muestra, obteniéndose una respuesta fiable y precisa. No obstante, la extrema sensibilidad de la técnica a las vibraciones ha limitado su uso en aplicaciones industriales.

La técnica de shearografía se desarrolló para subsanar dicho problema, siendo un método inmune a la vibración, haciendo viable la inspección de grandes superficies de estructuras en campo, siendo asimismo capaz de detectar defectos superficiales e internos. A diferencia de la holografía, en la shearografía el haz de referencia no se divide, sino que el haz incidente en la muestra es doblemente reflejado obteniéndose la imagen deformada desfasada respecto de la no deformada. De esta manera se obtiene el patrón de interferencia que revela el grado de movimiento relativo de la superficie.

La sensibilidad de la técnica permite identificar defectos del orden de nanómetros, pero los resultados se limitan a una representación superficial sin determinarse la profundidad y distribución del daño a través del espesor [68, 114].



**Figura 2.12:** Mapa de termografía (izquierda) y shearografía (derecha) de un laminado de carbono/epoxi impactado [57].

### 2.3.2.7. Inspección ultrasónica

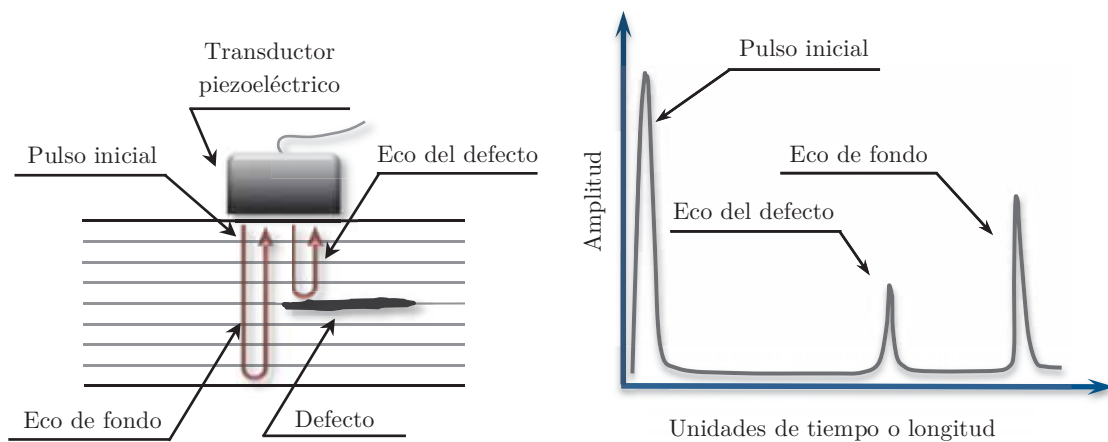
El fundamento de la técnica ultrasónica se basa en la medida de la velocidad de propagación de una onda acústica de alta frecuencia a través de un medio [19, 109]. En el caso particular de la inspección de materiales compuestos mediante la técnica ultrasónica convencional de pulso-eco por contacto, un cristal piezoeléctrico contenido dentro del transductor situado en una de las caras de la muestra emite pulsos sonoros en el rango ultrasónico (de entre 0,5 y 20 MHz) que son transmitidos a través del sólido (véase figura 2.13). La frecuencia de excitación del transductor es inversamente proporcional al espesor del laminado. Resulta esencial garantizar la máxima transferencia energética entre el transductor y la muestra, para ello debe emplearse un medio acoplante de alta impedancia acústica<sup>6</sup>, como por ejemplo un gel acuoso. En ausencia de defectos o anomalías en el interior del laminado, las ondas longitudinales alcanzan la cara opuesta de la muestra y son reflectadas en dirección a la superficie, donde un segundo cristal piezoeléctrico contenido en el mismo transductor actúa como receptor. Conociendo el espesor del laminado es posible determinar directamente la velocidad de propagación de la onda sonora en el medio y viceversa. En presencia de defectos, heterogeneidades del material o daños, la propagación de las ondas es interrumpida debido a la diferencia de la impedancia acústica entre el compuesto y el defecto<sup>7</sup>. Esto supone una atenuación de la energía; parte de las ondas se propagan a través del espesor mientras otras son reflectadas antes de alcanzar la cara opuesta del laminado. A la recepción anticipada de las ondas reflectadas por los defectos se le denomina eco. La amplitud del eco permite determinar las características del defecto y el tiempo que

<sup>6</sup>La impedancia acústica característica de un material se define como el producto entre la densidad del material y la velocidad de propagación del sonido en el medio.

<sup>7</sup>En la formación de una fisura o deslaminación se introduce aire, cuya impedancia acústica es significativamente inferior a la del material compuesto.



discurre entre la emisión y la recepción del pulso, comúnmente denominado tiempo de vuelo, es directamente proporcional a la distancia entre el defecto y la superficie.



**Figura 2.13:** Esquema representativo de la técnica ultrasónica de pulso-eco por contacto (izquierda). Las diferencias temporales de las ondas reflejadas revelan la presencia de defectos en la representación modo A-scan (derecha). La amplitud del eco y el tiempo de vuelo son indicadores de las características y de la profundidad del defecto, respectivamente.

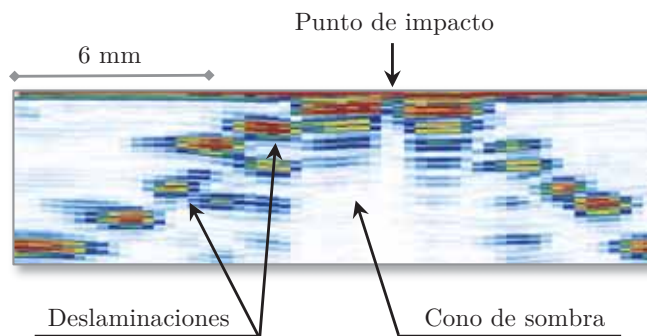
Dada la naturaleza heterogénea de un material compuesto, la velocidad de propagación de la onda acústica dependerá de las propiedades de los materiales constituyentes que conforman el laminado [132]. Por este motivo se requiere una calibración previa a la inspección de una nueva muestra que permita medir la velocidad real de propagación de las ondas ultrasónicas en la muestra ensayada. La calidad de la calibración determinará, entre otras, la precisión en la estimación de la profundidad del defecto. Para ello, puede emplearse un bloque de calibración con diferentes espesores, fabricado de, exactamente, el mismo material que la muestra inspeccionada. La medida de los tiempos de vuelo de la onda en los diferentes espesores permite determinar una velocidad media de propagación.

Actualmente se dispone de sondas que contienen múltiples cristales piezoeléctricos instalados longitudinalmente que pueden actuar de modo independiente. Variando la fase de excitación de cada uno de los transductores a lo largo de hilera, se genera un patrón de interferencia constructiva cuyo frente de onda forma un haz inclinado respecto de la superficie. A diferencia de los ultrasonidos convencionales anteriormente descritos cuyos resultados son puntuales, el uso de transductores multicristales -técnica comúnmente denominada *phased array*- crea un barrido con múltiples inclinaciones del haz obteniéndose una imagen de la sección delimitada por el espesor del laminado y la longitud de la sonda. Finalmente, instalando un codificador incremental que mida el desplazamiento horizontal de la sonda, pueden obtenerse múltiples imágenes de secciones en intervalos regulares a lo largo del espécimen, cuya superposición de lugar a una imagen volumétrica del interior de la muestra inspeccionada.

El mapa ultrasónico de defectos resultante puede ser representado de tres modos diferentes, denominados: A-scan, B-scan y C-scan. En la representación modo A-

scan, se grafican las señales atenuadas como una consecución de deflexiones verticales en una escala temporal o longitudinal, como la esquematizada en la figura 2.13. La medida corresponde a la propagación de la onda acústica en un punto determinado. El intervalo entre el pico correspondiente al pulso inicial y el eco de fondo representa el espesor del laminado o el tiempo de vuelo de la onda, dependiendo de las unidades del eje de abscisas. Del mismo modo, el intervalo entre el pico del pulso inicial y el eco del defecto representa la profundidad de la anomalía. La amplitud del eco del defecto puede relacionarse con la magnitud del daño.

En la representación modo B-scan, se muestra la imagen de la sección transversal a lo largo de un plano vertical perpendicular a la dirección de avance de la sonda. En la imagen de la figura 2.14 se ilustran los resultados en modo B-scan de la inspección de un laminado de carbono/epoxi con una secuencia de apilado  $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{5S}$  impactado a una energía de 50 J. El mapa de daño mostrado es análogo a los resultados obtenidos a partir de la técnicas de fractografía transversal y tomografía de rayos X, representados en las figuras 2.7 y 2.11, respectivamente.



**Figura 2.14:** Representación modo B-scan de la sección transversal central de un laminado de carbono/epoxi con una secuencia de apilado  $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{5S}$  impactado a 50 J. El efecto de sombra se debe a las características inherentes de la técnica [103].

Finalmente, en la representación modo C-scan se muestra una imagen de un plano paralelo a la superficie y contenido en el interior del laminado (véase figura 2.15). La imagen generada permite identificar la extensión del daño o las heterogeneidades internas, pudiéndose incluso discernir entre láminas. No obstante, el método presenta una importante limitación dadas las características inherentes de la técnica: ante la presencia de varios defectos en una misma sección vertical posicionados en profundidades diferentes, el haz ultrasónico reflejará tras alcanzar el primero de los defectos y la onda será altamente atenuada antes de alcanzar los sucesivos defectos, imposibilitando así su detección. A dicha limitación se le conoce como el efecto de sombra o de apantallamiento. La limitación puede ser parcialmente evitada inspeccionando la muestra por la cara opuesta, sin embargo en numerosas aplicaciones industriales resulta inviable. El mapa de daño mostrado es análogo a los resultados obtenidos a partir de las técnicas de separación de láminas, imagen radiográfica y tomográfica, termografía infrarroja y shearografía láser.

**Figura 2.15:** Representación modo C-scan de la inspección de un laminado de carbono/epoxi con una secuencia de apilado  $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{5S}$  impactado a 50 J. El mapa de daño mostrado corresponde aproximadamente a la capa 20 situada a una profundidad 2,8 mm de la superficie [103].



Además de la calidad y fiabilidad de los resultados obtenidos, la técnica ultrasónica permite aumentar significativamente la velocidad de inspección respecto de las técnicas anteriormente expuestas, lo que la ha convertido en un método atractivo, entre otros, para la detección y caracterización del daño inducido por impacto en materiales compuestos laminados [13, 45, 47, 84, 110, 119, 127, 132].

## 2.4. Tolerancia al daño por impacto

El grado de susceptibilidad de los materiales compuestos de matriz polimérica a sufrir un daño tras un impacto transversal es una fuente de preocupación, particularmente cuando el daño superficial localizado en el área de contacto no es representativo del daño inducido. El daño inducido presenta efectos locales y efectos globales: mientras el daño local en la zona de impacto consiste básicamente en el agrietamiento de la matriz, el desacople entre la fibra y la matriz, el micropandeo superficial y la rotura de las fibras (véase figura 2.1), el daño global hace referencia a la extensión interna de las deslaminaciones.

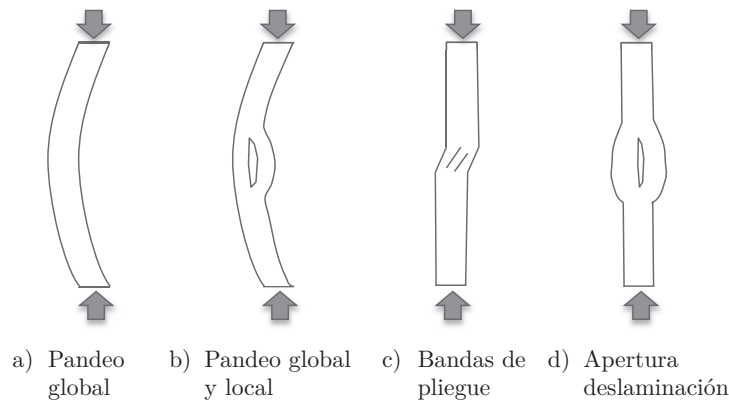
La tolerancia al daño de un elemento o componente estructural, se define como la capacidad para desempeñar la función para la cual ha sido diseñado sin que, hallándose sometido a un estado de carga en un entorno representativo de sus condiciones de servicio y en presencia de defectos que inducen un debilitamiento, se produzca fallo o rotura [60, 94].

La evaluación de la tolerancia al daño por impacto se centra en el análisis, para un rango de energías incidentes, del denominado factor de retención de resistencia, definido como el ratio entre la resistencia residual de un espécimen impactado respecto la resistencia de un espécimen intacto. Los enfoques actuales para la evaluación de la tolerancia al daño por impacto tienden a la dependencia de los datos experimentales, relacionando las propiedades mecánicas residuales con parámetros como son: la profundidad de la indentación superficial, la energía cinética incidente o el área deslaminada [110]. La profundidad de la indentación, sin embargo, se ha demostrado que no guarda una relación con la magnitud del daño inducido y por consiguiente con el factor de retención de resistencia [64]. La energía cinética incidente y el área deslaminada proyectada también presentan limitaciones inherentes, todas ellas rela-

cionadas con la naturaleza del impacto. La utilización de la energía incidente presenta la ventaja de poder definir un umbral de daño. No obstante, se ha demostrado que un mismo valor de energía de impacto puede dar lugar a un rango de diferentes factores de retención de resistencia, resultando difícil discernir entre la contribución individual de la velocidad incidente y la masa del impactor, por lo que la tolerancia al daño no siempre puede ser determinada fehacientemente [3]. Por otro lado, combinaciones de masas y velocidades incidentes han demostrado inducir diferentes morfologías del daño interlaminar. Puesto que el laminado es un material ortótropo, para una misma área deslaminada de geometría irregular, se ha demostrado experimental y numéricamente que la resistencia residual depende de la orientación de la deslaminación respecto a la dirección de aplicación de la carga; en particular, la resistencia a compresión es mayor cuando el eje mayor del área dañada está orientado en la dirección de la carga [64]. Por todo lo expuesto puede concluirse que la fiabilidad en el uso del área deslaminada para estimar la resistencia residual es también cuestionable, principalmente para secuencias de apilado que dan lugar a laminados altamente ortótropos. Estudios más recientes sugieren que el uso de la energía absorbida es un método más relevante para la estimación del daño y la posterior relación con las propiedades residuales; no obstante la medición de dicho parámetro en aplicaciones reales no siempre resulta viable [104].

Para el análisis del factor de retención de resistencia se llevan a cabo ensayos experimentales en especímenes intactos y dañados, que generalmente consisten en la aplicación de una carga a compresión en el plano hasta alcanzar el colapso, por ser considerado éste el modo de carga más crítico debido a la inestabilidad asociada a la presencia del daño interlaminar. En el ensayo de compresión después de impacto debe garantizarse que cualquier fallo que se produzca en el panel resulte del proceso activado por el daño inducido por el impacto [109]. En la figura 2.16 se ilustran los cuatro principales mecanismos de deformación identificados en los ensayos simples de compresión después de impacto en un laminado dañado. En el caso particular de especímenes intactos es habitual que se produzca un fenómeno de inestabilidad elástica durante la aplicación de la carga compresiva (modo a y b de la figura 2.16), consecuentemente es necesario impedir los desplazamientos transversales a la dirección principal de carga empleando un sistema de guías para evitar el pandeo global.

El impacto provoca una deformación que induce un cambio local de la curvatura de las fibras; en un estado de carga compresiva dichas desalineaciones y ondulaciones contribuyen a la iniciación del fallo por pandeo local que da lugar a la formación de las denominadas bandas de pliegue angulares o bandas *kink* (véase figura 2.16 modo c). La deslaminación puede concebirse como una subdivisión local del laminado en dos o varios sublaminados que pueden actuar independientemente, viéndose significativamente afectada la rigidez y la resistencia residual. El daño interlaminar es considerado el principal modo de fallo que compromete la capacidad de carga residual del componente estructural, llegando a provocar, como se verá, un colapso prematuro durante un estado de carga compresiva, debido al pandeo de la región deslaminada y al crecimiento de la fisura (véase figura 2.16 modo d) según el modo I de fractura (véase figura 2.3).



**Figura 2.16:** Ilustración de los cuatro principales modos de deformación identificados en los ensayos de compresión después de impacto en un laminado dañado. Para evitar la rotura por inestabilidad elástica (modos a y b) y garantizar que el fallo resulte del proceso activado por el daño inducido por el impacto (modos c y d), es necesario impedir los desplazamientos transversales a la dirección principal de carga [109].

Básicamente, en la evaluación de la tolerancia al daño se relacionan parámetros de un ensayo de impacto con los datos obtenidos en un ensayo de compresión después de impacto. Esto implica que no es posible determinar si el comportamiento del laminado está controlado por su resistencia al daño durante el impacto o por su resistencia a la propagación del daño durante la compresión, motivo por el cual es común caracterizar el tamaño y la extensión de daño inducido. Varios estudios han revelado que bajo un estado de carga compresiva el daño interlaminar se propaga horizontalmente en dirección a los laterales de la placa, pero nunca en la dirección vertical [52]. Basándose en ésta observación, Prichard y Hogg [104] argumentaron que el ancho del área deslaminada es un parámetro relevante que puede ser utilizado para evaluar la tolerancia al daño por impacto. De esta manera pueden relacionarse convenientemente la tolerancia al daño de dos laminados diferentes con independencia de la resistencia opuesta para inducir el daño.

En general, en los ensayos de compresión después de impacto, las muestras son colocadas en un soporte metálico fijo dotado de un sistema de guías laterales que evitan el pandeo global y unas ranuras que restringen el movimiento de la cara superior e inferior de la placa. Independientemente del método de ensayo utilizado, un aspecto primordial es la relación entre el tamaño, la extensión del daño inducido y la geometría de la muestra. Si el material que constituye la matriz es especialmente frágil, las fisuras pueden extenderse hasta alcanzar los extremos de la placa, de manera que cuando se aplique la fuerza compresiva en el soporte, puede ocurrir que el daño no propague pues éste se halla en estado de saturación. Por consiguiente es fundamental que el tamaño de la muestra sea lo suficientemente grande para contener el daño inducido o bien limitar los rangos de energía cinética incidente para minimizar las interacciones con las condiciones de contorno de los ensayos de impacto y compresión.

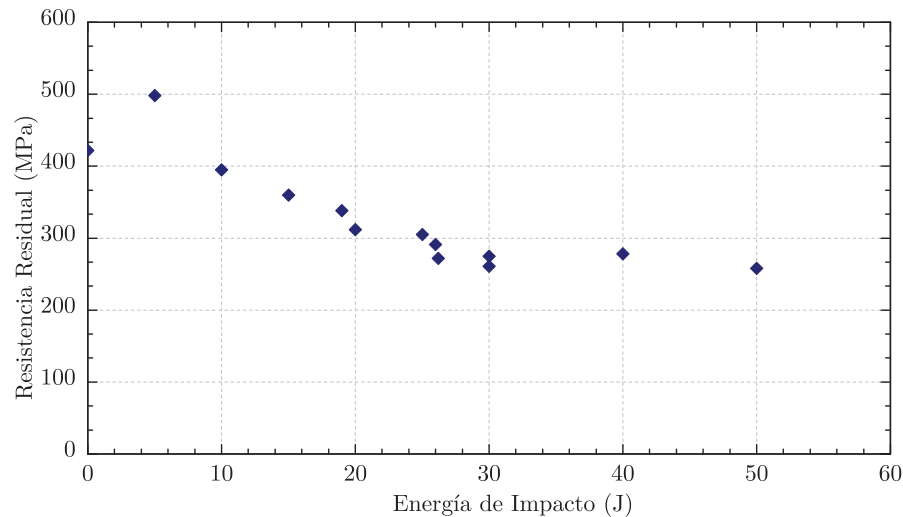
Como se expuso anteriormente, la degradación del material resultante tras un evento de carga súbita está influenciada por las condiciones de contorno y la geometría de la muestra, dado que éstas pueden determinar la naturaleza del daño inducido por el

impacto. En la literatura se hallan descritos varios protocolos de ensayos propuestos por centros de investigación, comités de expertos o empresas del sector aeronáutico, para la medida de la resistencia residual; entre ellos destacan el método 403 presentado por *CRAG* (*Composites Research Advisory Group*), el método *AITM* 1.0010 de Airbus, el método SRM 2-888 de *SACMA* (*Suppliers of Advanced Composite Materials Association*), el método BSS 7260 de Boeing, o el método 1142 de *NASA* [64, 69, 93, 104, 109, 123]. Los protocolos se diferencian principalmente por la geometría de los especímenes, los espesores, la secuencia de apilado (aunque todos son cuasi-isótropos) y por las condiciones del ensayo de impacto. En 2005, como consecuencia de la demanda del sector industrial y principalmente el sector aeronáutico, *ASTM* publicó un método de ensayo estandarizado para la evaluación de las propiedades de resistencia residual a compresión de placas dañadas de material compuesto de matriz polimérica [11]. Siendo éste el ensayo utilizado para la determinación de las propiedades residuales de los especímenes estudiados en el presente trabajo, los detalles se expondrán en el capítulo 6.

Numerosos autores han abordado el estudio de la tolerancia al daño por impacto en materiales compuestos, centrándose básicamente en determinar la relación entre las propiedades residuales y la energía cinética incidente o la extensión del daño. Como ocurre con el ensayo para la determinación de la resistencia a impacto, es difícil hallar dos trabajos en los que los dispositivos utilizados en el ensayo y, por consiguiente, la geometría y características de la muestra sean iguales. No obstante, la mayoría de los autores obtienen conclusiones semejantes; obviamente el factor de retención de resistencia decrece a medida que crece la severidad del daño inducido por el impacto. Lo que resulta menos obvio es su dependencia de la geometría de la muestra y los cambios locales en la curvatura de la fibra en la proximidad del área de contacto. Ejemplos de ello son los trabajos de Sanchez-Saez *et al.* [116] y Habib [60], en los que se proponen dispositivos de ensayo para la evaluación de la tolerancia al daño obteniéndose resultados semejantes; el trabajo de Aktas *et al.* [6], donde se evalúa la influencia de la temperatura en la resistencia residual utilizando el dispositivo propuesto en el método *ASTM* pero con laminados de fibra de vidrio; o el reciente trabajo de Lopes *et al.* [84] en el que se analiza, entre otros, la influencia de la secuencia de apilado en la resistencia y tolerancia al daño por impacto, resultados presentados en la figura 2.17 donde se muestra la degradación del laminado  $[\pm 45^\circ/90^\circ/0^\circ/45^\circ/0^\circ_4/-45^\circ/0^\circ_2]_S$  en función de la energía de impacto. En la gráfica se observa que el umbral de daño se sitúa en el entorno de los 5 J y cómo la resistencia residual se reduce en un 45 % para un impacto con una energía incidente de 25 J, lo que provoca -para este caso- una indentación inferior a un milímetro. Para la misma energía de impacto, el daño inducido establece un límite de deformación en torno al 0,27 %, un valor considerablemente inferior a la elongación máxima de rotura de las fibras de carbono.

## 2.5. Predicción del daño

El gran número de factores citados que atañen a la evaluación experimental de la resistencia y la tolerancia al daño por impacto, centran la atención en la necesidad de



**Figura 2.17:** Degradación de la resistencia residual a compresión de un laminado  $[\pm 45^\circ/90^\circ/0^\circ/45^\circ/0^\circ_4/-45^\circ/0^\circ_2]_S$  en función de la energía de impacto. Tras el umbral de daño de 5 J, los resultados se ajustan a una ley exponencial decreciente [84].

cuantificar el evento y desarrollar un análisis apropiado para la predicción del daño inducido y de las consecuencias que se deriven en las propiedades residuales del material. En la literatura se hallan descritos un gran número de modelos [1–4], cada uno de los cuales aborda determinadas cuestiones del análisis. Los modelos desarrollados incluyen el tratamiento del daño local y global, que a su vez incluyen mecanismos de daño como el agrietamiento de la matriz y la propagación de las fisuras, el fallo interlaminar, la rotura de fibras, la indentación y el fallo del material [26–28, 88, 107]. Se identifican dos bloques principales: por un lado los modelos predicción de la resistencia al daño que permiten determinar las fuerzas y energías críticas de impacto y establecer relaciones con el tamaño y la morfología del daño inducido; por otro los modelos de predicción de la tolerancia al daño que determinan las propiedades residuales. A pesar de la especial relevancia e interés industrial que suscita el segundo bloque, cabe decir que el primero ha recibido una atención notablemente mayor por parte de la comunidad científica. Atendiendo al tratamiento y al enfoque del problema, los modelos predictivos pueden clasificarse en modelos empíricos, semiempíricos, analíticos y numéricos.

### 2.5.1. Modelos empíricos

En los trabajos de Feraboli y Kedward [46, 47] se presenta un enfoque multiparamétrico para la evaluación de la respuesta de laminados frente impactos a baja velocidad. A diferencia de otros estudios que restringen la caracterización empleando únicamente criterios de fuerza y energía, los autores proponen un programa de ensayos para la evaluación del rendimiento de los compuestos en base a parámetros empíricos como son la energía disipada y el tiempo de contacto. La metodología propuesta consiste en el análisis simultáneo de los gráficos de fuerza, energía disipada, coeficiente

de restitución, tiempo de contacto y rigidez residual, obtenidos a partir de tres ensayos de impacto consecutivos sobre cada espécimen. El primero de los ensayos, con una energía incidente por debajo del umbral de daño, permite determinar la duración del contacto y el denominado coeficiente de restitución de una muestra prístina; el segundo se realiza a diferentes niveles de energía para inducir un daño controlado en la muestra, determinando asimismo los picos de fuerza, los valores de energía crítica y energía disipada, los tiempos de contacto y el coeficiente de restitución; finalmente el tercer impacto con un nivel de energía subcrítico permite medir el tiempo de contacto después del fallo. Los autores concluyen que, mientras los valores de fuerza crítica son independientes de la energía incidente, los picos de fuerza manifiestan una alta dependencia con la energía de impacto por lo que no son representativos de un único estado de daño.

El coeficiente de restitución (COR) se define como el ratio entre la velocidad de salida  $v_{out}$  respecto de la velocidad incidente  $v_{in}$ , equivalente a la raíz cuadrada del ratio entre la energía de rebote  $E_{out}$  respecto de la energía incidente  $E_{in}$ , esto es

$$COR = \frac{v_{out}}{v_{in}} = \sqrt{\frac{E_{out}}{E_{in}}} = \sqrt{\frac{E_{in} - E_D}{E_{in}}}, \quad (2.3)$$

donde  $E_D$  es la energía disipada, la cual muestra, según los autores, una dependencia cuadrática respecto de la energía incidente

$$E_D = \varphi E_{in}^2, \quad (2.4)$$

siendo  $\varphi$  un parámetro experimental. La curva de representación del coeficiente de restitución *versus* energía de impacto exhibe tres regiones diferenciables: mantiene un valor constante sensiblemente inferior a la unidad para impactos por debajo de la energía crítica, muestra un descenso brusco cuando supera el umbral de daño correspondiente al inducción de la deslaminación y decrece progresivamente hasta que el nivel de energía provoca la rotura de las fibras, llegando a alcanzar un valor nulo en caso de perforación. La ventaja que presenta esta representación es que permite visualizar los umbrales de daño interlaminar y de daño en la fibra.

Los ratios de tiempo de contacto entre el impactor y el laminado intacto y dañado,  $t_0$  y  $t_d$  respectivamente, han demostrado ser un indicador significativo de las propiedades residuales del laminado [46, 47]. Los resultados experimentales muestran un incremento aproximadamente lineal en la duración del contacto cuando se supera el umbral de daño. Asimismo la representación de la curva normalizada de los tiempos de contacto *versus* energía de impacto muestra una tendencia decreciente análoga a la degradación de la rigidez residual ilustrada en la figura 2.17, por lo que los autores proponen la siguiente expresión:

$$\frac{t_0}{t_d} = \left(\frac{k_d}{k_0}\right)^{\frac{1}{2}} = \left(\frac{E_{cr}}{E_{in}}\right)^{\beta}, \quad (2.5)$$

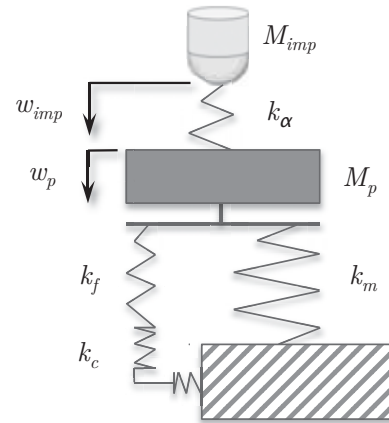
donde  $k_0$  y  $k_d$  son los valores de la rigidez transversal del laminado intacto y el dañado, respectivamente,  $E_{cr}$  representa la energía crítica y  $\beta$  es un parámetro empírico.



La simplicidad de los modelos propuestos hace atractivo su uso como herramienta de predicción de la severidad del daño inducido y las propiedades residuales, no obstante dada la inexorable dependencia respecto de las curvas de respuesta temporal y medición de las energías, su uso queda prácticamente relegado para aplicaciones de laboratorio.

### 2.5.2. Modelos semiempíricos

El elevado coste de los ensayos experimentales dificulta un estudio completamente empírico para la predicción del daño. Un posible enfoque para la predicción de la curva de fuerza de impacto *versus* tiempo consiste en el uso de modelos basados en sistemas de masa-muelle [1, 2, 4, 137]. En impactos a baja velocidad, tras el contacto inicial del proyectil tienen lugar múltiples reflexiones de las ondas de tensión en el contorno del espécimen, alcanzándose un equilibrio cuasi-estático, por lo que puede considerarse que el espécimen se deforma esencialmente bajo un estado de carga estática. En general, el comportamiento temporal de la carga y la deformación transversal de la placa se modela como una combinación de muelles que representan la rigidez a flexión, la rigidez a cortadura y la rigidez axial de membrana. En la figura 2.18 se ilustra el modelo masa muelle propuesto por Olsson [97], donde  $w_{imp}$  y  $M_{imp}$  corresponden al desplazamiento del impactor y a su masa,  $w_p$  y  $M_p$  son la deflexión y la masa de la placa,  $k_f$ ,  $k_c$  y  $k_m$  son las rigideces de la placa a flexión, a cortadura y axial de membrana, respectivamente, mientras que  $k_\alpha$  es la rigidez del contacto asociada con la intención  $\alpha$ .



**Figura 2.18:** Modelización del impacto mediante un sistema de masas y muelles de dos grados de libertad [97].

La fuerza total ejercida sobre la placa  $F_{mfc}$  se compone de las contribuciones de las fuerzas de flexión y cortadura  $F_{fc}$ , y de la fuerza de membrana  $F_m$ , es decir:

$$F_{mfc} = F_{fc} + F_m, \quad (2.6)$$

donde

$$F_m = k_m w_p^3, \quad F_{fc} = k_{fc} w_p \leq F_{cr} \quad \text{y} \quad \frac{1}{k_{fc}} = \frac{1}{k_f} + \frac{1}{k_c}, \quad (2.7)$$

correspondiendo  $F_{cr}$  al valor de fuerza crítica que induce la primera deslaminación.

A partir de las expresiones anteriores se obtienen las ecuaciones de equilibrio

$$M_{imp} \ddot{w}_{imp} + F_{mfc} = 0 \quad y \quad (2.8a)$$

$$M_p \ddot{w}_p + k_{fc} w_p + k_m w_p^2 - F_{mfc} = 0, \quad (2.8b)$$

donde la fuerza de contacto  $F_{mfc}$  es una función no lineal que depende de la indentación  $\alpha = w_{imp} - w_p$ . Mediante un esquema numérico se resuelve el sistema no lineal de ecuaciones diferenciales acopladas, obteniéndose la curva de fuerza en función del tiempo o la deflexión<sup>8</sup>. Para un nivel de energía subcrítica la curva fuerza-tiempo obtenida tiene una forma acampanada. El trabajo realizado  $W$  se determina a partir de:

$$W = W_{mfc} + W_\alpha = \int F_{mfc} dw + \int F_\alpha d\alpha. \quad (2.9)$$

La energía de deformación  $U$  es separada en las contribuciones  $U_f$ ,  $U_c$ ,  $U_m$  y  $U_\alpha$  asociadas a los efectos de flexión, cortadura, membrana e indentación, respectivamente, para una deflexión  $w_p$ , esto es:

$$U_f = \frac{F_{fc} w_p}{2(1 + k_f/k_c)}, \quad U_c = \frac{F_{fc} w_p}{2(1 + k_c/k_f)}, \quad U_m = \frac{F_m w_p}{4}, \quad U_\alpha = \frac{2}{5} F_{mfc} \alpha = W_\alpha. \quad (2.10)$$

La diferencia entre el trabajo realizado  $W$  y la energía de deformación  $U$  corresponde con la energía disipada por la iniciación y propagación del daño interlaminar. El modelo considera por simplicidad que las deslaminaciones inducidas pueden ser representadas por  $n$  círculos iguales, con un área total equivalente. Así pues, tras la formación de  $n$  deslaminaciones la anchura media de la deslaminación  $d$  puede calcularse como

$$d = 2 \sqrt{\frac{W - U}{\pi n G_{IIc}}}, \quad (2.11)$$

donde  $G_{IIc}$  es la energía crítica de fractura para el modo de apertura II. Considerando que la mayor contribución del trabajo para el inicio de la deslaminación  $W_{cr}$  se debe a la flexión  $W_f$ , el trabajo de iniciación para el fallo interlaminar puede aproximarse como

$$W_{cr} \approx W_f = \frac{F_{cr}^2}{2k_f} = \frac{16\pi^2 G_{IIc} (2b)^2}{3\bar{k}_f}, \quad (2.12)$$

donde  $2b$  es el ancho de la placa,  $k_f$  es la rigidez a flexión antes de la deslaminación, siendo  $k_f = \bar{k}_f D / (2b)^2$ ,  $D$  la rigidez de la placa y  $\bar{k}_f$  es la rigidez adimensional a flexión cuyo valor depende de las condiciones de contorno<sup>9</sup> [4, 97, 123]. Como muestra la expresión para el cálculo de la energía crítica de deslaminación inducida por un impacto, ésta es proporcional a la energía crítica de fractura del modo II. Según Olsson, la iniciación de las deslaminaciones y el crecimiento durante el impacto pueden ser predichos considerando la reducción de la rigidez a flexión provocada por el

<sup>8</sup>En la referencia [97] se encuentra el desarrollo completo del modelo propuesto por Olsson.

<sup>9</sup> $\bar{k}_f$  varía de 179 en condiciones de empotramiento a 59 en condiciones de simplemente apoyado [4, 97, 123].

daño interlaminar. No obstante el tamaño estimado de la deslaminación es altamente dependiente del valor de  $n$ , y se ha demostrado que un valor unitario proporciona una sobrestimación significativa del tamaño del daño.

En el trabajo de Davies *et al.* [42] se propone un modelo simplificado basado únicamente en el modo II de propagación de la fractura, para la determinación del umbral de fuerza. Considerando el daño interlaminar como una única deslaminación circular que se origina en el centro de un laminado isótropo, se llega a una expresión independiente del tamaño de la deslaminación que relaciona la fuerza aplicada  $F$  con la energía de fractura del modo II, ésta es

$$G_{II} = \frac{9F^2(1 - \nu^2)}{8\pi^2 Et^3}, \quad (2.13)$$

donde  $E$  y  $\nu$  son el módulo elástico y el coeficiente de Poisson del laminado considerado isótropo, respectivamente, y  $t$  es el espesor de la placa. A medida que se incrementa la fuerza de contacto se alcanza el umbral de fuerza para la iniciación de la deslaminación  $F_{cr}$  que dependerá de la energía crítica de fractura  $G_{IIc}$ . Reorganizando la ecuación anterior se obtiene:

$$F_{cr}^2 = \frac{8\pi^2 Et^3}{9(1 - \nu^2)} G_{IIc}. \quad (2.14)$$

A pesar de las hipótesis simplificadoras del modelo descrito, los autores demuestran que las predicciones de los umbrales de fuerza tienen un alto grado de correlación con los resultados experimentales [41, 42].

Otro enfoque alternativo para analizar la dinámica del impacto es considerar el balance de energía del sistema. El modelo se basa en el principio de conservación de la energía y en la hipótesis de que la estructura se comporta cuasi-estáticamente cuando es sometida a un evento de impacto baja velocidad [4, 39]. Cuando el proyectil alcance el equilibrio estático, la velocidad del mismo será nula y la placa alcanza su deflexión máxima. Para un nivel de energía subcrítica, correspondiente a un impacto elástico en el que no se disipa energía en forma de fractura interna del material, y considerando despreciable la energía disipada por el amortiguamiento del material y la fricción superficial, la energía cinética incidente se disipa únicamente en forma de energía de deformación [121], por lo que la ecuación de balance energético se expresa como

$$\frac{1}{2} M_{imp} v_{in}^2 = \underbrace{E_f + E_c + E_m}_{E_p} + E_{con}, \quad (2.15)$$

donde  $M_{imp}$  es la masa del proyectil,  $v_{in}$  la velocidad incidente, los subíndices  $f$ ,  $c$  y  $m$  hacen referencia a las energías de flexión, cortadura y axial de membrana, respectivamente, englobables en la energía de deformación global de la placa  $E_p$ , y  $E_{con}$  representa la energía disipada en la región de contacto durante la indentación. La deformación local de la indentación tiene un efecto significativo en la curva fuerza-tiempo. Durante la fase de carga la fuerza de contacto  $F$  se relaciona generalmente con la indentación  $\alpha$  mediante la ley de contacto, esto es

$$F = k_\alpha \alpha^h, \quad (2.16)$$

siendo  $k_\alpha$  la rigidez de contacto que depende de los radios de curvatura del impactor y del espécimen, y de los módulos de Young y los coeficientes de Poisson de ambos materiales [58], y el valor de  $h$  se considera de 1,5 en la generalmente aceptada ley de contacto Hertziano. La energía disipada durante la deformación en el contacto se expresa como

$$E_{con} = \int_0^{\alpha_{max}} F d\alpha = \frac{k_\alpha}{h+1} \left[ \frac{F_{max}}{k_\alpha} \right]^{\frac{h+1}{h}}, \quad (2.17)$$

donde  $F_{max}$  es la fuerza de contacto máxima correspondiente al máximo valor de indentación  $\alpha$  del laminado.

El cálculo de energía de deformación de la placa  $E_p$  se presenta más complejo, por lo que puede recurrirse a un código de elementos finitos estático no lineal que permita determinar la curva de fuerza desplazamiento a partir de la teoría de placas. El área bajo la curva puede considerarse una buena aproximación de la energía de deformación, es decir

$$E_p = \int_0^{\delta_{max}} F d\delta, \quad (2.18)$$

donde  $\delta_{max}$  representa la deflexión máxima deducida numéricamente a partir de la teoría de placas excluyendo la indentación. Substituyendo las ecuaciones 2.17 y 2.18 en 2.15 se obtiene finalmente:

$$\frac{1}{2} M_{imp} v_{in}^2 = \frac{k_\alpha}{h+1} \left[ \frac{F_{max}}{k_\alpha} \right]^{\frac{h+1}{h}} + \int_0^{\delta_{max}} F d\delta. \quad (2.19)$$

En base a la expresión anterior puede determinarse el umbral de energía  $W_{cr}$  para el cual se inicia el daño interlaminar a partir de

$$W_{cr} = \frac{k_\alpha}{h+1} \left[ \frac{F_{cr}}{k_\alpha} \right]^{\frac{h+1}{h}} + \sum_0^{\delta(F_{cr})} F d\delta, \quad (2.20)$$

donde  $F_{cr}$  se calcula mediante la expresión 2.14.

En el trabajo presentado por Papanicolaou *et al.* [100] se presenta un método semi-empírico monoparamétrico para la evaluación de la tolerancia al daño por impacto basado en la hipótesis de que la degradación de la rigidez a flexión está relacionada con la resistencia residual a compresión, es decir

$$\frac{\sigma_r}{\sigma_0} = \frac{[D_{ij}]_r}{[D_{ij}]_0}, \quad (2.21)$$

donde  $\sigma_r$  representa la resistencia residual a compresión del laminado dañado,  $\sigma_0$  la resistencia a compresión del laminado intacto y  $[D_{ij}]_r$  y  $[D_{ij}]_0$  las matrices de rigidez a flexión del laminado dañado e intacto, respectivamente. Tras varias manipulaciones de la expresión anterior, los autores llegan a una expresión que relaciona el factor de retención de resistencia a compresión con la energía de impacto  $E_{in}$  y el denominado coeficiente de absorción de energía  $\alpha$ , resultando

$$\frac{\sigma_r}{\sigma_0} = \frac{40\alpha + 4}{E_{in}^\alpha}, \quad (2.22)$$

siendo el valor del parámetro  $\alpha$  dependiente del porcentaje de láminas orientadas a  $\pm 45^\circ$  en el laminado, estando comprendido entre 0,25 y 0,58 para un porcentaje de láminas del 0 y el 100 %, respectivamente. A pesar de la simplicidad del modelo descrito, los resultados que se obtienen tienen un alto grado de correlación con los resultados experimentales que exponen los autores.

Kan [73] presenta otro método semiempírico multiparamétrico para la evaluación de la tolerancia al daño por impacto basado en un modelo de rigidez elástica reducida. El enfoque combina el daño interno inducido por el evento de carga súbita con una región cilíndrica de área equivalente y de rigidez elástica reducida, que provoca un efecto localizado de concentración de tensiones que determina la capacidad de la tolerancia al daño del material. En primer lugar se identifican los parámetros que afectan significativamente a la resistencia y a las propiedades residuales, clasificables en tres grupos: parámetros que atañen al evento impacto como son la energía incidente y las características del impactor; parámetros del material que incluyen la resistencia del laminado prístino a la energía crítica de fractura en modo I, el espesor del laminado y la secuencia de apilado; y parámetros estructurales como las condiciones de contorno. Según expone Kan, el modelo propuesto se obtuvo a partir de una amplia correlación de datos experimentales y consiste en una relación empírica entre la resistencia a compresión residual  $\sigma_r$  y los parámetros que atañen al impacto, esto es

$$\sigma_r = \frac{\sigma_0}{1 + C_1 C_2 C_3 C_4 C_5 T_{imp}}, \quad (2.23)$$

donde  $\sigma_0$  es la tensión de rotura del laminado intacto,  $C_1$  el parámetro que depende de la secuencia de apilado,  $C_2$  de la concentración de tensiones en caso de penetración completa del laminado,  $C_3$  del espesor,  $C_4$  de la tenacidad del material,  $C_5$  de la energía de impacto y  $T_{imp}$  del tamaño del impactor. Los parámetros anteriores pueden determinarse a partir de<sup>10</sup>:

$$C_1 = 0,547 \left( \frac{E_x}{E_L} \right)^{0,524}, \quad C_2 = 3,707, \quad C_3 = \frac{0,499}{t^{0,5056}}, \quad C_4 C_5 = \frac{0,749(kE_{in})^B}{G_{Ic} + 0,0145},$$

$$B = 0,4345 + 0,109G_{Ic} - 0,0098G_{Ic}^2 \quad \text{para} \quad G_{Ic} \leq 5,55 \frac{in \ lb_f}{in^2}, \quad (2.24)$$

$$B = 0,737 \quad \text{para} \quad G_{Ic} \geq 5,55 \frac{in \ lb_f}{in^2},$$

siendo  $E_x$  el módulo de Young del laminado en la dirección de aplicación de la carga,  $E_L$  el módulo de Young de la lámina,  $t$  es el espesor del laminado,  $G_{Ic}$  la energía crítica del fractura en modo I y  $k$  el coeficiente dependiente de las condiciones de contorno. Las hipótesis simplificadoras y la incertidumbre en algunos de los parámetros restringen notablemente el uso de este modelo. No obstante, es un ejemplo ilustrativo de los varios modelos que se basan en la reducción local de la rigidez elástica para emular el comportamiento de laminados dañados.

<sup>10</sup>Nótese que el modelo está formulado en el sistema anglosajón de unidades.

En general, puede decirse que los modelos expuestos para la predicción de la resistencia al daño por impacto describen los parámetros claves que intervienen en el fenómeno con relativa precisión hasta alcanzar el punto de iniciación del fallo, pero omiten aspectos como la naturaleza y la extensión del daño que resultan esenciales en la predicción de las propiedades residuales. Además, los modelos descritos presentan una marcada dependencia de los datos experimentales, como son las curvas transitorias de carga y los valores de energía incidente.

### 2.5.3. Modelos analíticos

La predicción del daño provocado por impactos transversales en laminados es una tarea compleja, dado que se inducen varios modos de fallo que además interactúan entre ellos. La respuesta dinámica estructural del material está gobernada por el estado local de tensiones y deformaciones que se generan durante el evento de carga súbita, las cuales están a su vez influenciadas por la respuesta transitoria global de la estructura. Por todo ello, se presentó la necesidad de desarrollar modelos analíticos eficientes para modelar la respuesta dinámica estructural de laminados de material compuesto, capaces de predecir la evolución de la fuerza de contacto, el estado de tensiones y deformaciones, así como los modos y mecanismos de fallo inducidos por el impacto.

Inicialmente, para el tratamiento analítico del problema se utilizaron modelos basados en la teoría de placas, como la teoría de Reissner-Mindlin [43, 89, 105, 108, 125], que incluye los efectos de la inercia rotatoria y de las deformaciones cortantes a la que algunos autores añaden los efectos de la no linealidad geométrica o la ley no lineal Hertziana de contacto [106, 130]. Los modelos analíticos precedentes pueden agruparse en la categoría de modelos predictivos de deformación mecánica, capaces de evaluar la respuesta dinámica del laminado determinado la curva de carga respuesta transitoria, incluyendo el efecto del tipo de fibras y de matriz, la secuencia de apilado y orientación de las capas que conforman el laminado, así como el espesor, la geometría y la curvatura del mismo. A pesar de ello, los modelos son sólo aplicables a estructuras simples tipo placa, sometidas a unas condiciones de contorno limitadas. Por este motivo y para evaluar la respuesta dinámica de sistemas más complejos sometidos a condiciones de contorno arbitrarias se recurrió a técnicas numéricas más sofisticadas, como el extensamente documentado método de los elementos finitos [16, 67, 98, 140].

### 2.5.4. Modelos numéricos

El método de los elementos finitos es una técnica numérica para la aproximación de soluciones de ecuaciones diferenciales parciales que definen el comportamiento de un dominio continuo, discretizando el dominio en un número finito de regiones, denominadas elementos, y proporcionando una solución al sistema discreto de ecuaciones formado [67, 140]. Como se verá en los próximos capítulos, la discretización espacial del dominio transforma el campo continuo de desplazamientos en un campo discreto

mediante las denominadas funciones de forma que relacionan el desplazamiento en los nodos, definidos como los vértices de los elementos, con el campo de desplazamiento de los puntos que se hallan en el interior del elemento.

La respuesta transitoria de un laminado de material compuesto sometido a un impacto a baja velocidad puede analizarse a partir de un sistema de equilibrio de fuerzas discretizado en el espacio y el tiempo, esto es

$$\mathbf{M} \ddot{\mathbf{x}}_{t+\Delta t} = \mathbf{F}^{\text{ext}}_{t+\Delta t} - \mathbf{F}^{\text{int}}_{t+\Delta t}, \quad (2.25)$$

donde  $\ddot{\mathbf{x}}_t$  es el vector de aceleraciones conocido en el tiempo  $t$ ,  $\Delta t$  el paso de tiempo,  $\mathbf{M}$  la matriz de masa agrupada (diagonal),  $\mathbf{F}^{\text{int}}$  el vector de fuerzas internas que depende de la matriz de rigidez y del vector de desplazamientos nodales  $\mathbf{x}$ , y  $\mathbf{F}^{\text{ext}}$  el vector de fuerzas externas aplicadas en los nodos de la malla de discretización. Para la integración de la ecuación de movimiento se utiliza un método de integración temporal basado en un algoritmo implícito o explícito.

Se han publicado varios trabajos sobre la predicción de la respuesta transitoria de laminados sometidos a impactos a baja velocidad. Un ejemplo de ello es el trabajo de Vaziri *et al.* [130], quienes a partir de un análisis bidimensional con elementos tipo cáscara obtienen predicciones de la respuesta dinámica del laminado determinando la curva temporal de la fuerza de contacto y la curva de deflexión. En la misma línea, otros autores como Tiberkak *et al.* [126] realizan un análisis paramétrico considerando aspectos como las condiciones de contorno, la secuencia de apilado, el tamaño de las muestras así como la masa y la velocidad del impactor. Debe destacarse que ambos trabajos se basan en el comportamiento elástico lineal del material, y aunque las predicciones de las respuestas presentan un alto grado de correlación con las curvas experimentales, reproducen únicamente impactos elásticos por debajo de la energía crítica, de modo que su aplicabilidad demuestra ser limitada.

Un tratamiento riguroso del problema de la predicción del daño por impacto requiere un conocimiento detallado del estado de tensiones y deformaciones en el interior del laminado. El problema puede desglosarse en dos tareas principales: predecir la iniciación del fallo y determinar la propagación del daño interlaminar. Aunque la mayoría de los códigos de elementos finitos siguen procedimientos similares para determinar los campos de tensiones y de deformaciones, difieren en los criterios aplicados para definir el umbral de fallo y el crecimiento del daño.

La versatilidad del método de elementos finitos permite un enfoque bidimensional o tridimensional del problema. Aunque los autores coinciden en que el problema de la predicción del daño inducido es esencialmente un fenómeno tridimensional, varios de ellos realizan análisis bidimensionales basados en modelos con elementos tipo placa, cuyo principal objetivo es reducir el esfuerzo computacional que supone el análisis tridimensional, dado que el espesor del laminado se discretiza con un único elemento [41, 80, 81]. La modelización con elementos tipo placa que incluyen los efectos de la inercia rotatoria y de las deformaciones cortantes, predicen la respuesta transitoria de la fuerza de contacto y del desplazamiento y proporcionan una buena estimación de la tensión en el plano, pero sobrepronostican la extensión del daño y sobretodo no

dan respuesta al daño interlaminar observado en la práctica. El principal mecanismo de fallo, la deslaminación, está gobernado esencialmente por las tensiones interlaminares y tensiones transversales [34, 35, 134]. La modelización con elementos sólidos se presenta como una alternativa, ya que permite obtener una formulación en la que se incluyen todas las componentes de los tensores de tensión y deformación. No obstante también derivan en serias limitaciones asociadas al coste computacional que obliga a reducir y simplificar los modelos numéricos según el planteamiento del problema.

En general la predicción de la carga crítica para la iniciación del daño en el laminado se obtiene comparando el estado local de tensión-deformación del material en cada paso de tiempo con un estado de tensiones límite [96, 101]. En la literatura se hallan documentados varios criterios de fallo [99], entre ellos destacan el criterio de tensión o deformación máxima cuyos valores críticos se defienden independientemente para cada dirección; el criterio de Tsai-Hill que relaciona el estado de tensión en el laminado considerando la interacción entre las diferentes direcciones [53]; o el criterio cuadrático de Tsai-Wu que discierne entre estados de tracción y compresión [74, 128]. Según este último criterio el fallo se produce cuando el valor del denominado índice de fallo  $IF$ , dado por

$$IF = F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 + F_{11}\sigma_1^2 + F_{22}\sigma_2^2 + F_{66}\tau_{12}^2 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2, \quad (2.26)$$

se iguala a la unidad, siendo  $F_i$  y  $F_{ij}$  los tensores de resistencia,  $\sigma_1$  y  $\sigma_2$  las tensiones en las direcciones longitudinal y transversal y  $\tau_{12}$  la tensión de cortadura en el plano. En una primera aproximación puede considerarse la extensión del daño como el área que ocupan aquellos elementos en los que el índice de fallo alcanza un valor unitario [77, 78]. No obstante, esta consideración no implica necesariamente el inicio del fallo interlaminar.

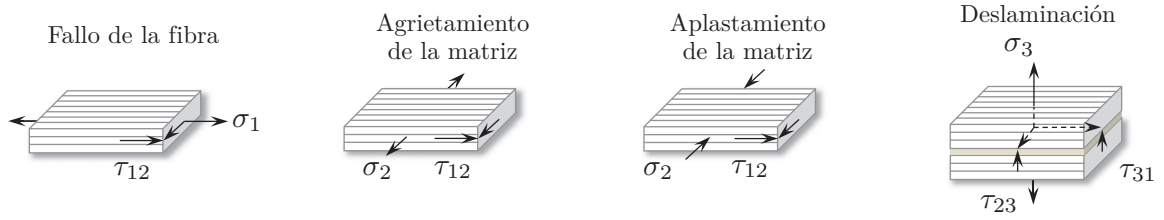
Oller *et al.* [96] proponen una forma general para definir un criterio de fluencia ortótropo, considerando para cada dirección de ortotropía el promedio cuadrático de la tensión de fluencia a tracción y a compresión ( $\hat{f}_i = \sqrt{f_i^t f_i^c}$ ), además de las tensiones de fluencia a cortante ( $f_{xy}, f_{yz}, f_{xz}$ ). En su forma explícita el criterio se expresa como:

$$\left[ \left( \frac{\sigma_x^2}{\hat{f}_x^2} + \frac{\sigma_y^2}{\hat{f}_y^2} + \frac{\sigma_z^2}{\hat{f}_z^2} \right) - \lambda_1 \left( \frac{\sigma_y \sigma_z}{\hat{f}_y \hat{f}_z} \right) - \lambda_2 \left( \frac{\sigma_z \sigma_x}{\hat{f}_z \hat{f}_x} \right) - \lambda_3 \left( \frac{\sigma_x \sigma_y}{\hat{f}_x \hat{f}_y} \right) + \left( \frac{\tau_{yz}^2}{f_{yz}^2} + \frac{\tau_{xz}^2}{f_{xz}^2} + \frac{\tau_{xy}^2}{f_{xy}^2} \right) + 2 \left( \alpha_x \frac{\sigma_x}{\hat{f}_x} + \alpha_y \frac{\sigma_y}{\hat{f}_y} + \alpha_z \frac{\sigma_z}{\hat{f}_z} \right) \right] - 1 = 0, \quad (2.27)$$

donde  $\alpha_i = \frac{1}{2} \left[ \left( \frac{f_i^c}{f_i^t} \right)^m - \left( \frac{f_i^t}{f_i^c} \right)^m \right] \forall i = x, y, z$  son coeficientes de ajuste y  $m$  y  $\lambda_i$  son parámetros que permiten especificar la naturaleza del criterio.

A diferencia de los criterios anteriores, el modelo de fallo inicialmente propuesto por Chang y Chang [31] y posteriormente modificado por Brewer y Lagace [20], distingue entre los mecanismos de fallo en la fibra y la matriz, formulando cuatro criterios individuales en función de las contribuciones de los estados de tensiones como se esquematiza en la figura 2.19 [66, 99].





**Figura 2.19:** Estados de tensiones que inducen los principales modos de fallo según el criterio de fallo propuesto por Chang y Chang [31].

Los criterios para cada mecanismo de fallo son:

- Fallo de la fibra

$$e_f^2 = \left( \frac{\sigma_1}{X_T} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1 \implies \sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3 = \tau_{12} = \tau_{23} = \tau_{31} = 0 \quad (2.28)$$

- Agrietamiento de la matriz para  $\sigma_2 \geq 0$

$$e_m^2 = \left( \frac{\sigma_2}{Y_T} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1 \implies \sigma_2 = \tau_{12} = 0 \quad (2.29)$$

- Aplastamiento de la matriz para  $\sigma_2 < 0$

$$e_m^2 = \frac{1}{4} \left( \frac{-\sigma_2}{S_{12}} \right)^2 + \frac{Y_C \sigma_2}{4S_{12}^2} - \frac{\sigma_2}{Y_C} + \left( \frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1 \implies \sigma_2 = 0 \quad (2.30)$$

- Deslaminación

$$e_l^2 = \left( \frac{\sigma_3}{Z_T} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{23}}{S_{23}} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{31}}{S_{31}} \right)^2 \geq 1 \implies \sigma_3 = \tau_{23} = \tau_{31} = 0 \quad (2.31)$$

donde  $e_i$  son los criterios para cada tipo de fallo,  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$ ,  $\sigma_3$ ,  $\tau_{12}$ ,  $\tau_{23}$  y  $\tau_{31}$  son respectivamente las tensiones y tensiones de cortadura en las direcciones y los planos que indican los subíndices,  $X_T$  es la resistencia a tracción en dirección de la fibra,  $Y_T$  la resistencia a tracción en la dirección transversal,  $Y_C$  la resistencia a compresión en la dirección transversal,  $Z_T$  la resistencia a tracción en la dirección a través del espesor y  $S_{12}$ ,  $S_{23}$  y  $S_{31}$  las resistencias a cizalladura en los planos que indican los subíndices. De acuerdo con este criterio, se asume que la lámina tiene un comportamiento ortótropo, elástico y lineal hasta que se alcanza el fallo, tras el cual la lámina pierde su capacidad portante en la dirección de la tensión dominante asociada al modo de fallo y el comportamiento se modela siguiendo los principios de la mecánica de daño [127]. Aunque el fallo se considera instantáneo, las propiedades elásticas se degradan gradualmente para evitar los problemas de inestabilidad dinámica que se generan en el modelo como consecuencia de la repentina distribución de cargas. El área que ocupan los elementos cuyas propiedades elásticas han sido degradadas o que han sido declarados inhábiles para transmitir esfuerzos, es directamente considerada por varios autores como la predicción de la extensión del daño inducido [66, 85, 99, 131].

Una vez superado el umbral de daño habiéndose formado las fisuras en la matriz, el fenómeno de la deslaminación está controlado por la resistencia del material para tolerar la propagación del daño interlaminar [71]. La simulación de la propagación del daño interlaminar da lugar a dos enfoques diferenciados, por un lado las formulaciones basadas en la fractura mecánica y por otro las formulaciones basadas en el daño mecánico. La deslaminación puede tratarse como un problema de propagación de una fisura en un modo mixto de fractura [2, 38, 81]. Utilizando un criterio de fallo de modo mixto, el daño interlaminar se propagará si

$$\left(\frac{G_I}{G_{Ic}}\right)^{\beta_1} + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIc}}\right)^{\beta_2} + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIc}}\right)^{\beta_3} \geq 1, \quad (2.32)$$

donde  $G_{Ic}$ ,  $G_{IIc}$  y  $G_{IIIc}$  son las energías críticas de fractura para los modos de apertura I, II y III respectivamente, y  $\beta_1$ ,  $\beta_2$  y  $\beta_3$  son parámetros empíricos del modelo de fractura [141].

Las formulaciones fundamentadas en el daño mecánico se basan en el análisis del estado de tensión-deformación del material. Cuando la energía de deformación en cada elemento alcanza el valor de la energía crítica de fractura, las tensiones en el elemento se anulan y se considera que el material se fractura [95]. La degradación del material se realiza de manera gradual, incluyendo en los modelos constitutivos una relación tensión-deformación que exhibe un ablandamiento del material tras superar el límite de la tensión de rotura. El comportamiento tras el fallo puede representarse mediante una ley exponencial de daño evolutivo como proponen varios autores [44, 83, 133]. El enfoque del problema a partir de formulaciones basadas en la mecánica del daño continuo presenta la ventaja respecto del enfoque anterior de que la iniciación del fallo y la propagación del daño interlaminar están unificadas en la formulación [129].

El enfoque más extendido para el tratamiento numérico del fenómeno de deslaminación, es la separación de los elementos de la malla en los que se halla discretizado el laminado, simulando así el efecto de la fisura [86]. La apertura de la malla se controla por medio de un modelo constitutivo de cohesión que define el proceso de deslaminación [83]. El desplazamiento relativo entre las dos superficies que se crean es una medida de la propagación del daño interlaminar. En la literatura existen diferentes formulaciones para simular el fenómeno de la deslaminación. Todas ellas coinciden en la definición de elementos especiales en el lugar en que el fenómeno sucede, como por ejemplo los elementos de interfase [15], los elementos cohesivos [21, 70] o los nodos o superficies coincidentes [17, 18, 37, 141]. Básicamente, cuando se cumple el criterio definido en la formulación, tanto si se basa en la fractura mecánica como en el daño mecánico, el elemento de la interfase pierde su capacidad para mantener unidos los elementos que representan las capas del laminado, creándose la superficie de fractura y consecuentemente la deslaminación. Se ha demostrado que el uso de estos elementos especiales que caracterizan la resistencia de la interfase, permiten simular el comportamiento transitorio de laminados sometidos a impacto, obteniéndose resultados del fallo progresivo en los materiales constituyentes y en la interfase de las láminas [83]. No obstante su uso presenta el inconveniente de que las dos superficies que se crean llegan a ser independientes, siendo necesario el uso de técnicas de remallado

y formulaciones de contacto para evitar la penetración de los elementos. Además su ubicación predefine el camino de propagación del daño interlaminar, o en el caso de que el camino sea desconocido *a priori*, es necesario simular todo el laminado insertando este tipo de elementos entre todas sus capas, lo que puede resultar un problema computacionalmente inviable dependiendo de su tamaño.

Recientemente Martínez *et al.* [87, 88] han propuesto una formulación basada en la mecánica del medio continuo para simular la iniciación y propagación de la deslaminación, utilizando la teoría de mezclas serie-paralelo desarrollada en Rastellini *et al.* [107]. La teoría se basa en la definición de varias ecuaciones de equilibrio y compatibilidad entre los estados de tensión y deformación individuales de los materiales constituyentes. La teoría impone una condición de iso-deformación en la dirección paralela que se corresponde con la dirección de la fibra y una condición de iso-tensión en la dirección serie, correspondiente al resto de direcciones de los tensores de tensión y deformación. Cuando la matriz alcanza un estado de tensiones crítico, pierde su capacidad resistente resultando una degradación permanente. Este comportamiento se rige a partir de una formulación de daño mecánico controlado por la energía de fractura del material [86]. El debilitamiento de la capacidad estructural de la matriz se traduce en la imposibilidad de desarrollar solicitaciones de tipo cortante o transversal y consecuentemente la transmisión de las tensiones a los elementos adyacentes, correspondiendo el comportamiento al de un compuesto deslaminado. La formulación propuesta<sup>11</sup> por los autores no requiere el desarrollo de nuevos elementos ni la inserción de elementos especiales en la interfase de los elementos de la malla, lo que supone una clara ventaja en términos de eficiencia computacional en comparación con los elementos cohesivos.

## 2.6. Conclusiones

En el diseño de estructuras de materiales compuestos laminados, los impactos a baja velocidad son eventos simples que inducen efectos complejos, llegando a comprometer la capacidad de carga residual del componente estructural. La situación ha demostrado ser crítica cuando el daño superficial localizado en el área de contacto no es representativo del daño inducido, provocando un colapso para niveles de carga inaceptables. Tanto la resistencia como la rigidez estructural pueden verse afectadas por estos eventos de carga súbita, siendo especialmente susceptible la resistencia a compresión en el plano, debido a la inestabilidad estructural local asociada a la presencia del daño interno. Dicho daño conlleva una reducción de hasta un 50% en la resistencia residual a compresión respecto a la resistencia estática del material prístino. Por ello, el problema demanda un profundo conocimiento del fenómeno, abordando aspectos como la evaluación de la resistencia del material al impacto y de la tolerancia para soportar el daño inducido.

La susceptibilidad al daño por impacto de los materiales compuestos laminados se debe a la carencia de deformación plástica, a la baja resistencia transversal e

<sup>11</sup>Los detalles de la formulación y los resultados se exponen en el capítulo 4.

interlaminar y a la construcción laminada para reducir la naturaleza anisótropa del material. El daño inducido es una compleja mezcla de tres principales modos de fallo: daño en la matriz, daño en la fibra y daño interlaminar, siendo este último - comúnmente denominado deslaminación- el fenómeno que ha despertado mayor interés y preocupación en el estudio y utilización de los materiales compuestos, dado que su presencia provoca reducciones drásticas en la resistencia residual del laminado. La deslaminación es consecuencia de la divergencia entre la rigidez a flexión entre láminas adyacentes, es decir, de las diferentes orientaciones de las fibras entre capas. Por ende puede decirse que los laminados multiángulos presentan un mejor comportamiento frente a un impacto. No obstante, este diseño implica que la rigidez específica en una de las direcciones se reduce a medida que se añaden láminas de material redundante en las direcciones oblicuas, mermándose así el rendimiento en pro de la isotropía y la resistencia al impacto.

Las condiciones del ensayo de impacto son determinantes en la respuesta del compuesto. En la medida de lo posible los ensayos deben permitir reproducir los mismos modos y mecanismos de fallo que se inducen cuando la estructura se halla en servicio. Tanto los mecanismos de fallo como la morfología del daño se ven influenciados por parámetros intrínsecos del ensayo experimental, como son: la masa, la forma, el diámetro, el material y la velocidad incidente del impactor, así como por la geometría, la forma y las condiciones de contorno de la muestra. Plantear una campaña de ensayos en base a un dispositivo estandarizado resuelve el actual problema derivado de la diversidad de protocolos de ensayo.

Las diferentes técnicas descritas para la detección y caracterización del daño revelan -con distintos grados de precisión- la distribución y la morfología del daño a través del espesor. De entre las técnicas, los métodos de inspección no destructivos han alcanzado un mayor grado de aceptación. La mayoría de técnicas proporcionan resultados en imágenes que permiten identificar y cuantificar la extensión del daño, estableciendo a posteriori relaciones con el factor de retención de resistencia. Si bien se considera que una descripción precisa del estado de daño interno es un prerrequisito para una evaluación fiable de las propiedades mecánicas residuales, debe señalarse que ninguna de las técnicas ofrece una respuesta directa en relación a la capacidad de carga residual del material.

Los enfoques actuales para la evaluación de la tolerancia al daño por impacto tienden a la dependencia de los datos experimentales, relacionando el factor de retención de resistencia con parámetros como la energía cinética incidente, la energía disipada, o el área deslaminada. Dicha dependencia requiere de la caracterización del evento impacto para la estimación de las energías -un requisito inviable en aplicaciones reales- o bien de la inspección y caracterización del daño mediante técnicas no destructivas, cuyos resultados exigen una interpretación, lo que conlleva inevitablemente un cierto grado de subjetividad.

El gran número de factores citados que atañen a la evaluación experimental de la resistencia y de la tolerancia al daño por impacto, reclaman el desarrollo de herramientas para la predicción del daño inducido y de las consecuencias que se deriven en

las propiedades residuales del material. En este sentido, se han identificado dos bloques diferenciados para la predicción del fenómeno: los modelos de predicción de la resistencia y los modelos de predicción de la tolerancia al daño. A pesar de la especial relevancia e interés industrial que suscita el segundo, cabe decir que el primero ha recibido una atención notablemente mayor. Si bien los modelos más sencillos, a pesar de la marcada dependencia de los datos experimentales, permiten obtener estimaciones de los umbrales de fuerza y energía crítica, no son capaces de predecir la extensión y la naturaleza del daño, aspectos esenciales en la predicción de las propiedades residuales.

La mayoría de los autores coinciden en que el tratamiento riguroso del problema de la predicción del daño por impacto, requiere un conocimiento detallado del estado de tensiones y deformaciones en el interior del laminado, para el cual las técnicas numéricas se presentan como una herramienta indispensable. La fenomenología del problema del impacto en laminados de material compuesto, implica un estudio en la micro, la meso y la macroescala, de manera que la viabilidad computacional depende del tamaño del problema tratado. La versatilidad del método de los elementos finitos da lugar a diferentes enfoques para el tratamiento del problema. La reciente formulación basada en la teoría de mezclas serie-paralelo, en la que se trata el material compuesto como un sistema microestructural, supone una atractiva alternativa a los elementos cohesivos interlaminares para la simulación de la iniciación y de la propagación del daño interlaminar.

## Referencias

- [1] ABRATE, S. Impact on laminated composite materials. *Applied Mechanics Reviews* 44 (1991), 155–190.
- [2] ABRATE, S. Impact on laminated composites: recent advances. *Applied Mechanics Reviews* 47 (1994), 517–545.
- [3] ABRATE, S. *Impact on Composite Structures*. Cambridge University Press, 1998.
- [4] ABRATE, S. Modeling of impacts on composite structures. *Composite Structures* 51, 2 (2001), 129–138.
- [5] AKTAŞ, M., ATAS, C., İÇTEN, B., AND KARAKUZU, R. An experimental investigation of the impact response of composite laminates. *Composite Structures* 87, 4 (2009), 307–313.
- [6] AKTAŞ, M., KARAKUZU, R., AND ARMAN, Y. Compression-after impact behavior of laminated composite plates subjected to low velocity impact in high temperatures. *Composite Structures* 89, 1 (2009), 77–82.
- [7] ASTM-D5528. *Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites*. ASTM International, 2007.
- [8] ASTM-D6264. *Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer-Matrix Composite to a Concentrated Quasi-Static Indentation Force*. ASTM International, 2007.
- [9] ASTM-D6671. *Standard Test Method for Mixed Mode I-Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber Reinforced Polymer Matrix Composites*. ASTM International, 2006.
- [10] ASTM-D7136. *Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event*. ASTM International, 2007.
- [11] ASTM-D7137. *Standard Test Method for Compressive Residual Strength Properties of Damaged Polymer Matrix Composite Plates*. ASTM International, 2007.
- [12] ASTM-E23. *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. ASTM International, 2007.
- [13] AYMERICH, F., AND MEILI, S. Ultrasonic evaluation of matrix damage in impacted composite laminates. *Composites Part B* 31, 1 (2000), 1–6.
- [14] BAKER, A., DUTTON, S., AND KELLY, D. *Composite Materials for Aircraft Structures, Second Edition (AIAA Education)*. AIAA, 2004.
- [15] BALZANI, C., AND WAGNER, W. An interface element for the simulation of delamination in unidirectional fiber-reinforced composite laminates. *Engineering Fracture Mechanics* 75, 9 (2008), 2597–2615.

- [16] BATHE, K.-J. *Finite Element Procedures (Part 1-2)*. Prentice Hall, 1995.
- [17] BORG, R., NILSSON, L., AND SIMONSSON, K. Modeling of delamination using a discretized cohesive zone and damage formulation. *Composites Science and Technology* 62, 10-11 (2002), 1299–1314.
- [18] BORG, R., NILSSON, L., AND SIMONSSON, K. Simulation of low velocity impact on fiber laminates using a cohesive zone based delamination model. *Composites Science and Technology* 64, 2 (2004), 279–288.
- [19] BRAY, D. E., AND MCBRIDE, D. *Nondestructive Testing Techniques (New Dimensions in Engineering Series)*. John Wiley & Sons, 1992.
- [20] BREWER, J., AND LAGACE, P. Quadratic stress criterion for initiation of delamination. *Journal of Composite Materials* 12, 22 (1988), 1141–1155.
- [21] CAMANHO, P. P., DAVILA, C. G., AND DE MOURA, M. F. Numerical simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials. *Journal of Composite Materials* 37, 16 (2003), 1415–1438.
- [22] CANTWELL, W. Geometrical effects in the low velocity impact response of gfrp. *Composites Science and Technology* 67, 9 (2007), 1900–1908.
- [23] CANTWELL, W., AND MORTON, J. Comparison of the low and high velocity impact response of cfrp. *Composites* 20, 6 (1989), 545–551.
- [24] CANTWELL, W., AND MORTON, J. Geometrical effects in the low velocity impact response of cfrp. *Composite Structures* 12, 1 (1989), 39–59.
- [25] CANTWELL, W., AND MORTON, J. The impact resistance of composite materials: a review. *Composites* 22, 5 (1991), 347–362.
- [26] CAR, E., OLLER, S., AND OÑATE, E. An anisotropic elastoplastic constitutive model for large strain analysis of fiber reinforced composite materials. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 185, 2-4 (2000), 245–277.
- [27] CAR, E., OLLER, S., AND OÑATE, E. A large strain plasticity model for anisotropic materials: composite material application. *International Journal of Plasticity* 17, 11 (2001), 1437–1463.
- [28] CAR, E., ZALAMEA, F., OLLER, S., MIQUEL, J., AND OÑATE, E. Numerical simulation of fiber reinforced composite materials: two procedures. *International Journal of Solids and Structures* 39, 7 (2002), 1967–1986.
- [29] CARTIE, D., AND IRVING, P. Effect of resin and fibre properties on impact and compression after impact performance of cfrp. *Composites Part A* 33, 4 (2002), 483–493.
- [30] CHANG, F., CHOI, H., AND JENG, S. Study on impact damage in laminated composites. *Mechanics of Materials* 10, 1-2 (1990), 83–95.
- [31] CHANG, F.-K., AND CHANG, K.-Y. Progressive damage model for laminated composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials* 21, 9 (1987), 834–855.
- [32] CHOI, H., WANG, H., AND CHANG, F.-K. Effect of laminate configuration and impactor’s mass on the initial impact damage of graphite/epoxy composite plates due to line-loading impact. *Journal of Composite Materials* 26, 6 (1992), 804–827.
- [33] CHOI, H. Y., AND CHANG, F.-K. Model for predicting damage in graphite/epoxy laminated composites resulting from low-velocity point impact. *Journal of Composite Materials* 26, 14 (1992), 2134–2169.

- [34] CHOI, H. Y., DOWNS, R., AND CHANG, F.-K. New approach toward understanding damage mechanisms and mechanics of laminated composites due to low-velocity impact. part i. experiments. *Journal of Composite Materials* 25, 8 (1991), 992–1011.
- [35] CHOI, H. Y., WU, H.-Y., AND CHANG, F.-K. New approach toward understanding damage mechanisms and mechanics of laminated composites due to low-velocity impact. part ii. analysis. *Journal of Composite Materials* 25, 8 (1991), 1012–1038.
- [36] CLARK, G. Modelling of impact damage in composite laminates. *Composites* 20, 3 (1989), 209–214.
- [37] COLLOMBET, F., LALBIN, X., AND LATAILLADE, J. Impact behavior of laminated composites: Physical basis for finite element analysis. *Composites Science and Technology* 58, 3-4 (1998), 463–478.
- [38] CUI, W., W. M. A combined stress-based and fracture-mechanics-based model for predicting delamination in composites. *Composites* 24, 6 (1993), 467–474.
- [39] DAVIES, G., HITCHINGS, D., AND WANG, J. Prediction of threshold impact energy for onset of delamination in quasi-isotropic carbon/epoxy composite laminates under low-velocity impact. *Composites Science and Technology* 60, 1 (2000), 1–7.
- [40] DAVIES, G., HITCHINGS, D., AND ZHOU, G. Impact damage and residual strengths of woven fabric glass/polyester laminates. *Composites Part A* 27, 12 (1996), 1147–1156.
- [41] DAVIES, G., AND ZHANG, X. Impact damage prediction in carbon composite structures. *International Journal of Impact Engineering* 16, 1 (1995), 149–170.
- [42] DAVIES, G., ZHANG, X., ZHOU, G., AND WATSON, S. Numerical modelling of impact damage. *Composites* 25, 5 (1994), 342–350.
- [43] DOBYNS, A. Analysis of simply-supported orthotropic plates subject to static and dynamic loads. *Journal of American Institute of Aeronautics and Astronautics* 19, 5 (1981), 642–650.
- [44] DONADON, M., IANNUCCI, L., FALZON, B., HODGKINSON, J., AND DE ALMEIDA, S. A progressive failure model for composite laminates subjected to low velocity impact damage. *Computers and Structures* 86, 11-12 (2008), 1232–1252.
- [45] FERABOLI, P. Some recommendations for characterization of composite panels by means of drop tower impact testing. *Journal of Aircraft* 43, 6 (2006), 1710–1718.
- [46] FERABOLI, P., AND KEDWARD, K. Enhanced evaluation of the low-velocity impact response of composite plates. *AIAA journal* 42, 10 (2004), 2143–2152.
- [47] FERABOLI, P., AND KEDWARD, K. A new composite structure impact performance assessment program. *Composites Science and Technology* 66, 10 (2006), 1336–1347.
- [48] FINN, S., HE, Y., AND SPRINGER, G. Delaminations in composite plates under transverse impact loads-experimental results. *Composite Structures* 23, 3 (1993), 191–204.
- [49] FINN, S., AND SPRINGER, G. Delaminations in composite plates under transverse static or impact loads-a model. *Composite Structures* 23, 3 (1993), 177–190.
- [50] FINN, S. R. *Composite Plates Impact Damage: An Atlas*. CRC Press, 1991.
- [51] FREEMAN, S. Characterization of lamina and interlaminar damage in graphite-epoxy composites by the deply technique. *Composite Materials: Testing and Design (6th Conference), ASTM STP 787, American Society for Testing and Materials* (1982), 50–62.
- [52] FREITAS, M. D., AND REIS, L. Failure mechanisms on composite specimens subjected to compression after impact. *Composite Structures* 42 (1998), 365–373.



- [53] FREITAS, M. D., SILVA, A., AND REIS, L. Numerical evaluation of failure mechanisms on composite specimens subjected to impact loading. *Composites Part B* 31, 3 (2000), 199–207.
- [54] FRIEDEN, J., CUGNONI, J., BOTSIS, J., AND GMÜR, T. Vibration-based characterization of impact induced delamination in composite plates using embedded fbg sensors and numerical modelling. *Composites Part B* (2011), 1–7.
- [55] GAO, S.-L., AND KIM, J.-K. Scanning acoustic microscopy as a tool for quantitative characterisation of damage in cfrps. *Composites Science and Technology* 59, 3 (1999), 345–354.
- [56] GARG, A. Delamination-a damage mode in composite structures. *Engineering Fracture Mechanics* 29, 5 (1988), 557–584.
- [57] GARNIER, C., PASTOR, M.-L., EYMA, F., AND LORRAIN, B. The detection of aeronautical defects in situ on composite structures using non destructive testing. *Composite Structures* 93, 5 (2011), 1328–1336.
- [58] GOLDSMITH, W. *Impact*. Dover Publications, 2001.
- [59] GUILD, F., HOGG, P., AND PRICHARD, J. A model for the reduction in compression strength of continuous fibre composites after impact damage. *Composites* 24, 4 (1993), 333–339.
- [60] HABIB, F. A new method for evaluating the residual compression strength of composites after impact. *Composite Structures* 53, 3 (2001), 309–316.
- [61] HIRAI, Y., HAMADA, H., AND KIM, J.-K. Impact response of woven glass-fabric composites-i.: Effect of fibre surface treatment. *Composites Science and Technology* 58, 1 (1998), 91–104.
- [62] HIRAI, Y., HAMADA, H., AND KIM, J.-K. Impact response of woven glass-fabric composites-ii. effect of temperature. *Composites Science and Technology* 58, 1 (1998), 119–128.
- [63] HITCHEN, S., AND KEMP, R. The effect of stacking sequence on impact damage in a carbon fibre/epoxy composite. *Composites* 26, 3 (1995), 207–214.
- [64] HODGKINSON, J. *Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites*. CRC Press, 2000.
- [65] HOSSEINZADEH, R., SHOKRIEH, M., AND LESSARD, L. Damage behavior of fiber reinforced composite plates subjected to drop weight impacts. *Composites Science and Technology* 66, 1 (2006), 61–68.
- [66] HOU, J., PETRINIC, N., RUIZ, C., AND HALLETT, S. Prediction of impact damage in composite plates. *Composites Science and Technology* 60, 2 (2000), 273–281.
- [67] HUGHES, T. J. R. *The Finite Element Method: Linear Static and Dynamic Finite Element Analysis*. Dover Publications, 2000.
- [68] HUNG, Y., CHEN, Y., NG, S., LIU, L., HUANG, Y., LUK, B., IP, R., WU, C., AND CHUNG, P. Review and comparison of shearography and active thermography for nondestructive evaluation. *Materials Science and Engineering: R: Reports* 64, 5-6 (2009), 73–112.
- [69] ISHIKAWA, T., SUGIMOTO, S., MATSUSHIMA, M., AND HAYASHI, Y. Some experimental findings in compression-after-impact tests of cf/peek and conventional cf/epoxy flat plates. *Composites Science and Technology* 55, 4 (1995), 349–363.
- [70] JANSSON, N. E., AND LARSSON, R. A damage model for simulation of mixed-mode delamination growth. *Composite Structures* 53, 4 (2001), 409–417.
- [71] JIH, C., AND SUN, C. Prediction of delamination in composite laminates subjected to low velocity impact. *Journal of Composite Materials* 27, 7 (1993), 684–701.

- [72] JOSHI, S., AND SUN, C. Impact induced fracture in a laminated composite. *Journal of Composite Materials* 19, 1 (1985), 51–66.
- [73] KAN, H. Enhanced reliability prediction methodology for impact damaged composite structures. *Washington* (1998).
- [74] KAW, A. K. *Mechanics of Composite Materials, Second Edition (The CRC Press Series in Mechanical and Aerospace Engineering)*. CRC Press, 2005.
- [75] KENNER, V. H., S. G., AND JING, H.-S. Quantification of the tapping technique for the detection of edge defects in laminated plates. *ASTM 876, American Society for Testing and Materials*.
- [76] KORTSCHOT, M. T., AND ZHANG, C. J. Characterization of composite mesostructures and damage by de-ply radiography. *Composites Science and Technology* 53, 2 (1995), 175–181.
- [77] LAKSHMINARAYANA, H., BOUKHILI, R., AND GAUVIN, R. Finite element simulation of impact tests of laminated composite plates. *Composite Structures* 28, 1 (1994), 47–59.
- [78] LAKSHMINARAYANA, H., BOUKHILI, R., AND GAUVIN, R. Impact response of laminated composite plates: prediction and verification. *Composite Structures* 28, 1 (1994), 61–72.
- [79] LEE, S.-W., AND SUN, C. Quasi-static penetration model for composite laminates. *Journal of Composite Materials* 27, 3 (1993), 251–271.
- [80] LI, C., HU, N., CHENG, J., FUKUNAGA, H., AND SEKINE, H. Low-velocity impact-induced damage of continuous fiber-reinforced composite laminates. part ii. verification and numerical investigation. *Composites Part A* 33, 8 (2002), 1063–1072.
- [81] LI, C., HU, N., YIN, Y., SEKINE, H., AND FUKUNAGA, H. Low-velocity impact-induced damage of continuous fiber-reinforced composite laminates. part i. an fem numerical model. *Composites Part A* 33, 8 (2002), 1055–1062.
- [82] LIU, D., AND MALVERN, L. E. Matrix cracking in impacted glass/epoxy plates. *Journal of Composite Materials* 21, 7 (1987), 594–609.
- [83] LOPES, C. S., CAMANHO, P. P., GÜRDAL, Z., MAIMÍ, P., AND GONZÁLEZ, E. V. Low-velocity impact damage on dispersed stacking sequence laminates. part ii: Numerical simulations. *Composites Science and Technology* 69, 7-8 (2009), 937–947.
- [84] LOPES, C. S., SERESTA, O., COQUET, Y., GÜRDAL, Z., CAMANHO, P. P., AND THUIS, B. Low-velocity impact damage on dispersed stacking sequence laminates. part i: Experiments. *Composites Science and Technology* 69, 7-8 (2009), 926–936.
- [85] LUO, R., GREEN, E., AND MORRISON, C. Impact damage analysis of composite plates. *International Journal of Impact Engineering* 22, 4 (1999), 435–447.
- [86] MARTÍNEZ, X. *Micro-mechanical simulation of composite materials using the serial/parallel mixing theory. PhD thesis*. Universitat Politècnica de Catalunya. Advisor: Sergio H. Oller Martínez, 2008.
- [87] MARTINEZ, X., OLLER, S., RASTELLINI, F., AND BARBAT, A. A numerical procedure simulating rc structures reinforced with frp using the serial/parallel mixing theory. *Computers and Structures* 86, 15-16 (2008), 1604–1618.
- [88] MARTÍNEZ, X., RASTELLINI, F., OLLER, S., FLORES, F., AND OÑATE, E. Computationally optimized formulation for the simulation of composite materials and delamination failures. *Composites Part B: Engineering* 42, 2 (2011), 134–144.
- [89] MINDLIN, R. D. *Introduction to the mathematical theory of vibrations of elastic plates and shells*. World Scientific Publishing, 2006.

- [90] MITREVSKI, T., MARSHALL, I., AND THOMSON, R. The influence of impactor shape on the damage to composite laminates. *Composite Structures* 76, 1-2 (2006), 116–122.
- [91] MITREVSKI, T., MARSHALL, I., THOMSON, R., JONES, R., AND WHITTINGHAM, B. The effect of impactor shape on the impact response of composite laminates. *Composite Structures* 67, 2 (2005), 139–148.
- [92] MIX, P. *Introduction to nondestructive testing: a training guide*. 2005.
- [93] NAIK, N., BORADE, S., ARYA, H., SAILENDRA, M., AND PRABHU, S. Experimental studies on impact behaviour of woven fabric composites: Effect of impact parameters. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 21, 15 (2002), 1347.
- [94] NEWAZ, G., AND SIERAKOWSKI, R. L. *Damage Tolerance in Advanced Composites*. CRC Press, 1995.
- [95] OLLER, S. *Fractura mecánica. Un enfoque global*. CIMNE, 2001.
- [96] OLLER, S., CAR, E., AND LUBLINER, J. Definition of a general implicit orthotropic yield criterion. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 192, 7-8 (2003), 895–912.
- [97] OLSSON, R. Analytical prediction of large mass impact damage in composite laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32, 9 (2001), 1207–1215.
- [98] OÑATE, E. *Structural Analysis with the Finite Element Method. Linear Statics: Volume 1: Basis and Solids (Lecture Notes on Numerical Methods in Engineering and Sciences)*. Springer, 2009.
- [99] ORIFICI, A., HERSZBERG, I., AND THOMSON, R. Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure. *Composite Structures* 86, 1-3 (2008), 194–210. Fourteenth International Conference on Composite Structures-ICCS/14.
- [100] PAPANICOLAOU, G., AND STAVROPOULOS, C. New approach for residual compressive strength prediction of impacted cfrp laminates. *Composites* 26, 7 (1995), 517–523.
- [101] PARÍS, F., CORREA, E., AND CAÑAS, J. Micromechanical view of failure of the matrix in fibrous composite materials. *Composites Science and Technology* 63, 7 (2003), 1041–1052.
- [102] PAVIER, M., AND CLARKE, M. Experimental techniques for the investigation of the effects of impact damage on carbon-fibre composites. *Composites Science and Technology* 55, 2 (1995), 157–169.
- [103] PÉREZ, M. A., GIL, L., AND OLLER, S. Non-destructive testing evaluation of low velocity impact damage in carbon fiber-reinforced laminated composites. *Ultrasonics (Ultrasound)* 66, 2 (2011), 21–27.
- [104] PRICHARD, J., AND HOGG, P. The role of impact damage in post-impact compression testing. *Composites* 21 (1990), 503–511.
- [105] QIAN, Y., AND SWANSON, S. R. A comparison of solution techniques for impact response of composite plates. *Composite Structures* 14, 3 (1990), 177–192.
- [106] RAMKUMAR, R. L., AND THAKAR, Y. R. Dynamic response of curved laminated plates subjected to low velocity impact. *Journal of Engineering Materials and Technology* 109, 1 (1987), 67–71.
- [107] RASTELLINI, F., OLLER, S., SALOMÓN, O., AND OÑATE, E. Composite materials non-linear modelling for long fibre-reinforced laminates: Continuum basis, computational aspects and validations. *Computers Structures* 86, 9 (2008), 879–896.

- [108] REDDY, J. N. *Mechanics of Laminated Composite Plates and Shells: Theory and Analysis, Second Edition*. CRC Press, 2003.
- [109] REID, S., AND ZHO, G. *Impact Behaviour of Fibre-reinforced Composite Materials and Structures*. CRC Press, 2000.
- [110] REIS, L., AND FREITAS, M. D. Damage growth analysis of low velocity impacted composite panels. *Composite Structures* 38, 1-4 (1997), 509–515.
- [111] RICHARDSON, M., AND WISHEART, M. Review of low-velocity impact properties of composite materials. *Composites Part A* 27, 12 (1996), 1123–1131.
- [112] ROBINSON, P., AND DAVIES, G. Impactor mass and specimen geometry effects in low velocity impact of laminated composites. *International Journal of Impact Engineering* 12, 2 (1992), 189–207.
- [113] ROSA, I. M. D., SANTULLI, C., AND SARASINI, F. Acoustic emission for monitoring the mechanical behaviour of natural fibre composites: A literature review. *Composites Part A* 40, 9 (2009), 1456–1469.
- [114] RŮŽEK, R., LOHONKA, R., AND JIRONČ, J. Ultrasonic c-scan and shearography ndi techniques evaluation of impact defects identification. *NDT and E International* 39, 2 (2006), 132–142.
- [115] S., G., T., G., H., R., E., D., AND Y., S. Impact damage assessment of composites. *Damage Detection in Composite Materials (ASTM Special Technical Publication 1128)*, American Society for Testing and Materials (1993), 183–199.
- [116] SANCHEZ-SAEZ, S., BARBERO, E., ZAERA, R., AND NAVARRO, C. Compression after impact of thin composite laminates. *Composites Science and Technology* 65, 13 (2005), 1911–1919.
- [117] SANTULLI, C. Post-impact damage characterisation on natural fibre reinforced composites using acoustic emission. *NDT & E International* 34, 8 (2001), 531–536.
- [118] SANTULLI, C. Post-impact flexural tests on jute/polyester laminates monitored by acoustic emission. *J Mater Sci* 41, 4 (2006), 1255–1259.
- [119] SCHOEPPNER, G., AND ABRATE, S. Delamination threshold loads for low velocity impact on composite laminates. *Composites Part A* 31, 9 (2000), 903–915.
- [120] SELA, N., AND ISHAI, O. Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials: a review. *Composites* 20, 5 (1989), 423–435.
- [121] SHIVAKUMAR, K., ELBER, W., AND ILLG, W. Prediction of low-velocity impact damage in thin circular laminates. *AIAA journal* 23, 3 (1985), 442–449.
- [122] SHYR, T., AND PAN, Y. Impact resistance and damage characteristics of composite laminates. *Composite Structures* 62, 2 (2003), 193–203.
- [123] SIERAKOWSKI, R. L., AND CHATURVEDI, S. K. *Dynamic Loading and Characterization of Fiber-Reinforced Composites*. Wiley-Interscience, 1997.
- [124] SJOBLM, P. O., HARTNESS, J., AND CORDELL, T. M. On low-velocity impact testing of composite materials. *Journal of Composite Materials* 22, 1 (1988), 30–52.
- [125] SUN, C. T., AND CHATTOPADHYAY, S. Dynamic response of anisotropic laminated plates under initial stress to impact of a mass. *Journal of Applied Mechanics* 42, 3 (1975), 693–698.
- [126] TIBERKAK, R., BACHENE, M., RECHAK, S., AND NECIB, B. Damage prediction in composite plates subjected to low velocity impact. *Composite Structures* 83, 1 (2008), 73–82.

- [127] TITA, V., DE CARVALHO, J., AND VANDEPITTE, D. Failure analysis of low velocity impact on thin composite laminates: Experimental and numerical approaches. *Composite Structures* 83, 4 (2008), 413–428.
- [128] TSAI, S. W. *Theory of Composites Design*. Think Composites, 1992.
- [129] TURON, A., CAMANHO, P., COSTA, J., AND DÁVILA, C. A damage model for the simulation of delamination in advanced composites under variable-mode loading. *Mechanics of Materials* 38, 11 (2006), 1072–1089.
- [130] VAZIRI, R., QUAN, X., AND OLSON, M. Impact analysis of laminated composite plates and shells by super finite elements. *International Journal of Impact Engineering* 18, 7-8 (1996), 765–782.
- [131] WANG, S., WU, L., AND MA, L. Low-velocity impact and residual tensile strength analysis to carbon fiber composite laminates. *Materials & Design* 31, 1 (2010), 118–125.
- [132] WILLIAMS, J., AND LAMPERT, N. Ultrasonic nondestructive evaluation of impact-damaged graphite fiber composite. *NASA Contractor Report 3293* (1980).
- [133] WILLIAMS, K., AND VAZIRI, R. Application of a damage mechanics model for predicting the impact response of composite materials. *Computers and Structures* 79, 10 (2001), 997–1011.
- [134] WU, H., AND CHANG, F. Transient dynamic analysis of laminated composite plates subjected to transverse impact. *Computers & structures* 31, 3 (1989), 453–466.
- [135] WU, H.-Y. T., AND SPRINGER, G. S. Measurements of matrix cracking and delamination caused by impact on composite plates. *Journal of Composite Materials* 22, 6 (1988), 518–532.
- [136] WU, ENBOA, S. K. Response of composite laminates to contact loads and relationship to low-velocity impact. *Journal of Composite Materials* 27, 15 (1993), 1443–1464.
- [137] ZHENG, D., AND BINIENDA, W. Effect of permanent indentation on the delamination threshold for small mass impact on plates. *International Journal of Solids and Structures* 44, 25-26 (2007), 8143–8158.
- [138] ZHOU, G. Damage mechanisms in composite laminates impacted by a flat-ended impactor. *Composites Science and Technology* 54, 3 (1995), 267–273.
- [139] ZHOU, G., LLOYD, J. C., AND MCGUIRK, J. J. Experimental evaluation of geometric factors affecting damage mechanisms in carbon/epoxy plates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32, 1 (2001), 71–84.
- [140] ZIENKIEWICZ, O. C., TAYLOR, R. L., AND ZHU, J. *The Finite Element Method: Its Basis and Fundamentals, Sixth Edition*. Butterworth-Heinemann, 2005.
- [141] ZOU, Z., REID, S., LI, S., AND SODEN, P. Application of a delamination model to laminated composite structures. *Composite Structures* 56, 4 (2002), 375–389.

# 3

## Comportamiento dinámico de laminados compuestos

### 3.1. Introducción

La vibración es una oscilación mecánica periódica que experimenta una partícula o un cuerpo en torno a su posición de equilibrio, en cuyo estudio se relaciona el movimiento de la partícula o del cuerpo con las fuerzas que actúan sobre ellos. Cuando se perturba la posición de equilibrio del cuerpo, dadas las propiedades elásticas del material, éste trata de recuperar su posición inicial oscilando con una combinación de patrones de deformación periódicos denominados modos de vibración. Cada uno de dichos modos se caracteriza por el patrón característico de deformación y el período de cada oscilación, la inversa del cual es denominada frecuencia natural de vibración. Los modos de vibración son parámetros intrínsecos de un sistema dinámico y están determinados por las propiedades físicas del material o estructura (masa, rigidez y amortiguamiento), por su distribución espacial y por las condiciones de contorno [7, 39].

Una placa es una estructura tridimensional con una superficie media plana, que admite esfuerzos a flexión y cuya dimensión del espesor es uno o varios órdenes de magnitud inferior que el resto de sus dimensiones [19, 40, 41]. El movimiento transversal de una placa de material laminado en ausencia de fuerzas externas está gobernado por la ecuación diferencial de Germain-Lagrange [14, 21], expresada como

$$\begin{aligned} D_{11} \frac{\partial^4 w}{\partial x^4} + 4D_{14} \frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} + 2(D_{12} + 2D_{44}) \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} + \\ + 4D_{24} \frac{\partial^4 w}{\partial x \partial y^3} + D_{22} \frac{\partial^4 w}{\partial y^4} + \rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = 0, \end{aligned} \quad (3.1)$$

donde  $w(x, y)$  representa la deflexión transversal del laminado,  $\rho$  la densidad y los términos  $D_{ij}$  son los coeficientes homogeneizados de la matriz de rigidez a flexión que dependen de las propiedades de las láminas y la secuencia de apilado [23, 53].

El análisis riguroso del problema dinámico de placas precisa de la integración de la ecuación diferencial anterior, formulada en un dominio continuo, que expresa el equilibrio de un elemento diferencial genérico de la placa. A día de hoy no existe una solución exacta de la ecuación biarmónica anterior, únicamente se han presentado soluciones para un número limitado de combinaciones de condiciones de contorno entre las que no se halla la de vibración libre [17, 18, 22, 44, 55]. La alternativa recae en el tratamiento discreto del problema dinámico, en el que se simplifica el sistema reemplazando las propiedades físicas del material distribuidas por propiedades discretas. El modelo matemático del sistema discreto resultante se describe en términos de un número finito de grados de libertad, cuyas variables dependen únicamente del tiempo, obteniéndose una ecuación de movimiento matricial, diferencial y ordinaria [8, 30].

En el presente capítulo se expone brevemente el fundamento teórico del análisis dinámico de estructuras discretas, presentando la ecuación de movimiento que describe el comportamiento dinámico en términos de la masa y la rigidez, de la cual se obtienen las propiedades dinámicas. A continuación se describen las bases de la modelización mediante la técnica numérica de los elementos finitos, exponiendo la formulación para el análisis bidimensional y tridimensional del comportamiento vibratorio de placas laminadas con elementos tipo sólido y placa, respectivamente. Finalmente, se presentan los fundamentos de la técnica de análisis modal experimental, se describen los especímenes utilizados y la metodología de ensayo para la determinación de las propiedades dinámicas de las muestras, cuyos resultados han servido para la validación del código FemModes implementado.

## 3.2. Fundamento teórico

Una estructura con masa y elasticidad posee varias frecuencias naturales de vibración a las cuales el sistema tiende a oscilar libremente tras perturbarse su posición de equilibrio. Dichas frecuencias son el resultado de los intercambios cíclicos de la energía cinética y potencial en el sistema. La energía cinética esta asociada a la inercia estructural mientras que la energía potencial se asocia al almacenamiento de la energía elástica de deformación. Los ratios de intercambio energético entre las formas de energías cinética y potencial corresponden a las denominadas frecuencias naturales de vibración [7].

La ecuación de movimiento que describe el comportamiento dinámico estructural de un sistema puede obtenerse a partir del principio de Hamilton para la elastodinámica, cuyo funcional puede formularse generalizando el principio de los trabajos virtuales incluyendo las condiciones dinámicas [38, 56], es decir:

$$\delta U = \delta W - \delta W_i = \delta W - \int_V \rho \delta \mathbf{u}^T \ddot{\mathbf{u}} dV. \quad (3.2)$$

La ecuación 3.2 establece que dado un desplazamiento virtual  $\delta \mathbf{u}$  del sistema que perturbe su estado instantáneo de equilibrio, el incremento de la energía de deformación  $\delta U$  (es decir, la energía virtual de deformación) es igual a la suma del trabajo virtual de las fuerzas externas, incluyendo el trabajo de las fuerzas inerciales  $\delta W_i$ , siendo  $\rho$  la densidad,  $V$  el volúmen y  $\ddot{\mathbf{u}}$  el vector de aceleraciones, donde

$$\delta U = \int_V \delta \boldsymbol{\varepsilon}^T \boldsymbol{\sigma} dV, \quad (3.3)$$

siendo  $\delta \boldsymbol{\varepsilon}$  la deformación virtual y  $\boldsymbol{\sigma}$  el estado de tensión. Integrando la ecuación 3.3 en el intervalo temporal delimitado por  $t_0$  y  $t_1$ , en cuyos instantes los desplazamientos virtuales son nulos, se obtiene la ecuación que representa el principio de los trabajos virtuales para un sistema dinámico, esto es:

$$\int_{t_0}^{t_1} \delta U dt = \int_{t_0}^{t_1} \delta W dt - \int_{t_0}^{t_1} \int_V \rho \delta \mathbf{u}^T \ddot{\mathbf{u}} dV dt. \quad (3.4)$$

En la ecuación anterior, la segunda integral del término de la derecha -que corresponde a los efectos inerciales- puede relacionarse con la energía cinética  $T$  del sistema, dado que la energía virtual cinética se define como

$$\delta T = \int_V \rho \delta \dot{\mathbf{u}}^T \dot{\mathbf{u}} dV, \quad (3.5)$$

donde  $\dot{\mathbf{u}}$  el vector de velocidades. Integrando la expresión anterior respecto del tiempo y sustituyendo en la ecuación 3.4 se obtiene la expresión del principio de Hamilton, que establece que la variación del lagrangiano ( $T - U$ ) más la integral lineal del trabajo virtual de las fuerzas no conservativas durante un intervalo de tiempo debe ser igual a cero, es decir:

$$\int_{t_0}^{t_1} (\delta T - \delta U) dt + \int_{t_0}^{t_1} \delta W dt = 0. \quad (3.6)$$

Particularizando la expresión anterior para un sistema que oscila libremente, en el que se considera por conveniencia un amortiguamiento nulo<sup>1</sup> y, por consiguiente, el trabajo interno disipativo nulo, la ecuación 3.6 se reduce finalmente a:

$$\int_{t_0}^{t_1} (\delta T - \delta U) dt = 0. \quad (3.7)$$

La aplicación del método de Rayleigh-Ritz permite obtener una solución aproximada del campo de desplazamientos  $\mathbf{u}(x, y, z, t)$  a partir de la combinación lineal de un conjunto  $n$ -dimensional de funciones  $\phi(x, y, z)$ , esto es

$$\mathbf{u}(x, y, z, t) = \sum_{i=1}^n \phi(x, y, z) q_i(t), \quad (3.8)$$

<sup>1</sup>Dados los problemas que se derivan en el cálculo del problema de valores propios cuando se considera el amortiguamiento y que las diferencias entre las frecuencias naturales de un sistema amortiguado y uno no amortiguado no son significantes, éste se ha despreciado.



donde la incógnita  $q_i(t)$  es la coordenada generalizada que mide la contribución al campo de desplazamientos total de cada una de las funciones de desplazamientos asumidas [29]. De esta manera, la energía cinética y elástica de deformación del sistema pueden expresarse, respectivamente, como

$$T = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n m_{ij} \dot{q}_i \dot{q}_j \equiv \frac{1}{2} \dot{\mathbf{u}}^T \mathbf{M} \dot{\mathbf{u}}, \quad (3.9)$$

y

$$U = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n k_{ij} q_i q_j \equiv \frac{1}{2} \mathbf{u}^T \mathbf{K} \mathbf{u}, \quad (3.10)$$

donde  $\mathbf{u} = \{q_1, q_2, \dots, q_n\}^T$ , y  $\mathbf{M} = [m_{ij}]$  y  $\mathbf{K} = [k_{ij}]$  representan la masa y rigidez del sistema, respectivamente. Sustituyendo las expresiones 3.9 y 3.10 en la ecuación 3.7 y operando, se obtiene:

$$\int_{t_0}^{t_1} (\dot{\mathbf{u}}^T \mathbf{M} \delta \dot{\mathbf{u}} - \mathbf{u}^T \mathbf{K} \delta \mathbf{u}) dt = \mathbf{0}. \quad (3.11)$$

Finalmente integrando por partes el primer término de la ecuación anterior e imponiendo la condición de desplazamientos virtuales nulos en los instantes de tiempo  $t_0$  y  $t_1$ , se obtiene la ecuación diferencial lineal y homogénea que gobierna el movimiento de un sistema no amortiguado [38, 56]<sup>2</sup>:

$$\int_{t_0}^{t_1} (\mathbf{M} \ddot{\mathbf{u}} + \mathbf{K} \mathbf{u}) \delta \mathbf{u} dt = \mathbf{M} \ddot{\mathbf{u}}(t) + \mathbf{K} \mathbf{u}(t) = \mathbf{0}. \quad (3.12)$$

Suponiendo un movimiento armónico la solución general de la ecuación diferencial anterior es una combinación lineal de funciones exponenciales del tipo

$$\mathbf{u}(t) = \sum_i \phi_i e^{i\omega_i t}, \quad (3.13)$$

que permite segregar la dependencia temporal al exponente, donde  $\omega_i$  es la  $i$ -ésima frecuencia angular en radianes por segundo y  $\phi_i$  es el correspondiente vector de amplitud de la respuesta [45]. Sustituyendo en la ecuación de movimiento 3.12 y eliminando el término exponencial, se llega a la expresión algebraica del denominado problema de valores y vectores propios generalizados [5, 16, 34], definido como

$$\mathbf{\Omega} \mathbf{M} \mathbf{\Phi} = \mathbf{K} \mathbf{\Phi}, \quad (3.14)$$

donde  $\mathbf{\Omega} = \text{diag} [\omega_1^2 \dots \omega_n^2]$  es una matriz diagonal, denominada matriz del espectro frecuencial, que contiene  $n$  valores propios que representan las  $i$ -ésimas frecuencias naturales angulares de vibración  $\omega_i$  y  $\mathbf{\Phi} = [\phi_1 \dots \phi_n]$  la matriz que contiene las  $n$  columnas de vectores propios. Cada autovector representa una función espacial definida en todo el dominio de la estructura que describe el desplazamiento relativo de cualquier punto para una frecuencia natural de vibración. Las ecuaciones 3.14 y 3.13 establecen que el movimiento de un sistema puede representarse como la combinación lineal de los modos naturales contenidos en la matriz de vectores propios  $\mathbf{\Phi}$ .

<sup>2</sup>El mismo concepto puede abordarse desde un enfoque termodinámico como se detalla en [31].

### 3.3. Modelización mediante elementos finitos

El método de los elementos finitos es una técnica numérica para la aproximación de soluciones de ecuaciones diferenciales parciales que definen el comportamiento de un dominio continuo, discretizando el dominio en un número finito de regiones interconectadas y no superpuestas denominadas elementos. La discretización espacial del dominio transforma el campo continuo de desplazamientos en un campo discreto, relacionándose el desplazamiento en los nodos -definidos como los vértices de los elementos- con el campo de desplazamiento de los puntos que se hallan en el interior del elemento, por lo que la ecuación de movimiento del sistema se expresa en términos de los desplazamientos nodales [16, 33, 58].

Idénticamente que en el apartado anterior, la ecuación matricial de movimiento de un sistema elástico de  $n$  de grados de libertad, se formula en base a una ecuación integral de equilibrio a través de la aplicación del principio Hamilton, cuya resolución requiere de una aproximación discreta de la solución. El problema matemático viene determinado por las relaciones cinemáticas que definen la relación entre deformación y desplazamiento, y la relación constitutiva que define la ley del comportamiento del material.

El campo de desplazamientos  $\mathbf{u}$  en el interior del elemento  $e$  se determina a partir de la relación matricial

$$\mathbf{u}(x, y, z, t) = \mathbf{N}\mathbf{u}^e, \quad (3.15)$$

donde  $\mathbf{N}$  es la matriz de interpolación denominada matriz de funciones de forma del elemento, cuya dimensión depende del número de grados de libertad por nodo y del número de nodos por elemento, y  $\mathbf{u}^e$  el vector de los desplazamientos nodales del elemento [10, 33]. Asumiendo la hipótesis de pequeñas deformaciones, el campo de deformaciones  $\boldsymbol{\varepsilon}$  puede describirse en términos del campo de desplazamientos como

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\partial}\mathbf{u} = \boldsymbol{\partial}\mathbf{N}\mathbf{u}^e = \mathbf{B}\mathbf{u}^e, \quad (3.16)$$

donde el operador  $\boldsymbol{\partial}$  utilizado se puede escribir como

$$\boldsymbol{\partial} = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial z} \\ \frac{\partial u}{\partial y} & \frac{\partial v}{\partial x} & 0 \\ \frac{\partial u}{\partial z} & 0 & \frac{\partial w}{\partial x} \\ 0 & \frac{\partial v}{\partial z} & \frac{\partial w}{\partial y} \end{bmatrix}, \quad (3.17)$$

siendo  $\mathbf{B}$  la matriz de deformación que se obtiene por diferenciación de la matriz de funciones de forma, cuya dimensión depende del número de componentes del vector de deformación y del número de grados de libertad del elemento. Finalmente, el campo de tensiones  $\boldsymbol{\sigma}$  se expresa a partir de la ley de Hooke generalizada como

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C}\boldsymbol{\varepsilon} = \mathbf{C}\mathbf{B}\mathbf{u}^e, \quad (3.18)$$

siendo  $\mathbf{C}$  la matriz constitutiva del material cuya dimensión dependerá del modelo utilizado.

A partir de las expresiones de los campos de desplazamientos, deformaciones y tensiones, la energía cinética  $T^e$  y la energía elástica de deformación  $U^e$  de cada elemento pueden expresarse, respectivamente, en términos de la matriz de masa  $\mathbf{M}^e$  y la matriz de rigidez  $\mathbf{K}^e$  del elemento, como

$$T^e = \frac{1}{2} \int_{V^e} \rho \dot{\mathbf{u}}^T \dot{\mathbf{u}} dV = \frac{1}{2} (\dot{\mathbf{u}}^e)^T \mathbf{M}^e \dot{\mathbf{u}}^e, \quad (3.19)$$

y

$$U^e = \frac{1}{2} \int_{V^e} \boldsymbol{\varepsilon}^T \boldsymbol{\sigma} dV = \frac{1}{2} (\mathbf{u}^e)^T \mathbf{K}^e \mathbf{u}^e, \quad (3.20)$$

resultando en unas ecuaciones análogas a las del apartado anterior, donde

$$\mathbf{M}^e = \int_{V^e} \rho \mathbf{N}^T \mathbf{N} dV, \quad (3.21)$$

y

$$\mathbf{K}^e = \int_{V^e} \mathbf{B}^T \mathbf{C} \mathbf{B} dV. \quad (3.22)$$

El cálculo de la matriz de masa admite una modificación que comporta significantes ventajas computacionales, que consiste en agrupar en la diagonal los términos no nulos de la matriz, obteniéndose una matriz diagonal [5]. La simplificación puede hacerse, por ejemplo, sumando los términos de cada fila, esto es

$$\mathbf{M}_{ii}^{Diagonal} = \sum_{j=1}^n \mathbf{M}_{ij}^{Consistente}, \quad (3.23)$$

donde la designación de consistente hace referencia a la matriz original.

Las ecuaciones anteriores están expresadas en términos locales del elemento. Para el cálculo de las matrices y expresiones homólogas del modelo completo, se requiere de un proceso de ensamblaje que consiste en la distribución de las contribuciones individuales de cada elemento en la matriz de masa y rigidez global del sistema [33]. Análogamente al apartado anterior, sustituyendo las expresiones energéticas en la ecuación integral de equilibrio se llega a la misma ecuación matricial<sup>3</sup> diferencial (ecuación 3.12) que gobierna el movimiento de un sistema no amortiguado de  $n$  grados de libertad,

$$\mathbf{M}\ddot{\mathbf{u}}(t) + \mathbf{K}\mathbf{u}(t) = \mathbf{0}, \quad (3.24)$$

expresada ahora en términos del campo de desplazamientos nodales  $\mathbf{u}$ , el cual matemáticamente puede considerarse como los grados de libertad del sistema. Las matrices globales de masa y de rigidez son matrices cuadradas de rango  $n$ , simétricas y dispersas cuyos términos no nulos están agrupados alrededor de la diagonal principal.

<sup>3</sup>En realidad, la ecuación de movimiento obtenida es una ecuación semidiscreta dado que la variable tiempo no se ha discretizado.

El grado de aproximación de la solución depende en gran medida del número de elementos en los que se discretiza el dominio. En general, cuanto mayor sea el número de elementos, mayor es el número de grados de libertad y más precisa es la solución, e ineluctablemente mayor el coste computacional. Este hecho es particularmente relevante en el cómputo de valores y vectores propios, cuyo cálculo requiere de un elevado coste computacional. No obstante, cuando el número de valores propios a determinar es reducido (dícese inferior a 30), existen diferentes subrutinas basadas en métodos iterativos para la evaluación del problema de valores propios, como el método de iteración por subespacios que se halla extensamente documentado en la referencia [5], entre otros.

La formulación presentada en esta sección representa el planteamiento general para la modelización mediante elementos finitos del problema de vibración libre. Para la simulación del comportamiento vibratorio se requiere el cálculo de la matriz de funciones de forma  $\mathbf{N}$ , la matriz de deformación  $\mathbf{B}$  y la matriz constitutiva del material  $\mathbf{C}$ , de las que dependen las matrices de masa y de rigidez que constituyen la ecuación de movimiento. Dichas matrices dependen del tipo de análisis y de las características del elemento empleado en la modelización, dado que su dimensión viene determinada por el número de componentes del vector de deformación, el número de nodos del elemento y el número de grados de libertad por nodo. A continuación se presenta la formulación tridimensional y bidimensional para elementos tipo sólido y placa, respectivamente, para la modelización del comportamiento vibratorio de placas laminadas.

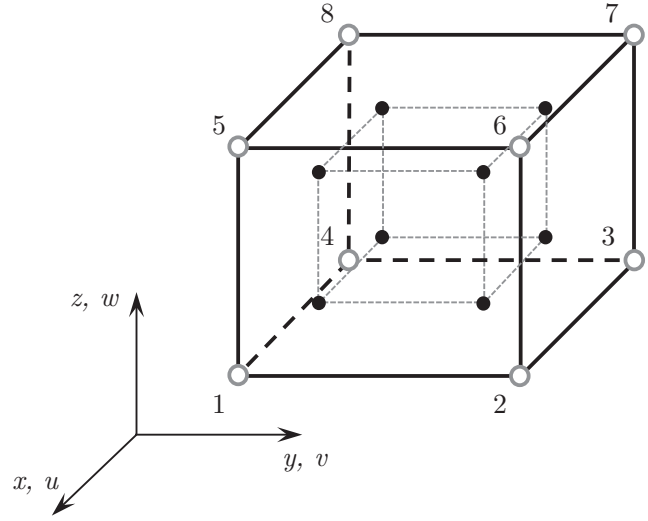
### 3.3.1. Modelización tridimensional

El uso de elementos tridimensionales para la modelización de estructuras supone el caso más general del análisis mediante elementos finitos, debido a que en el análisis no se imponen *a priori* simplificaciones de tipo geométrico y éste se basa en la teoría de la elasticidad tridimensional [58]. De entre las posibles configuraciones geométricas de elementos tridimensionales, dada la geometría regular de los especímenes objeto de estudio, se ha optado por un elemento hexaédrico trilineal de ocho nodos con tres grados de libertad por nodo, correspondientes a las tres traslaciones  $u$ ,  $v$ , y  $w$  a lo largo de los ejes cartesianos [33], como se ilustra en la figura 3.1. Asimismo, la elección del tipo de elemento tridimensional viene condicionada por la herramienta de cálculo FEMCOM ComPack-Aero utilizada, como se detallará en el próximo capítulo.

Para el elemento hexaédrico el campo de desplazamientos  $\mathbf{u}$  en el interior del elemento se expresa como

$$\mathbf{u}(x, y, z, t) = \begin{Bmatrix} u \\ v \\ w \end{Bmatrix} = \sum_{i=1}^8 \mathbf{N}_i \mathbf{u}_i^e = \mathbf{N} \mathbf{u}^e, \quad (3.25)$$

donde  $\mathbf{u}_i^e = \{u_i, v_i, w_i\}^T$  es el vector de desplazamientos del nodo  $i$ ,  $\mathbf{u}^e$  el vector de desplazamientos nodales configurado por las tres componentes de las traslaciones agrupadas nodo a nodo, correspondiente a los 24 grados de libertad del elemento, esto



**Figura 3.1:** Elemento hexaédrico de 8 nodos y tres grados de libertad por nodo con una cuadratura de Gauss de  $2 \times 2 \times 2$  puntos de integración.

es

$$\mathbf{u}^e = \{u_1, v_1, w_1, \dots, u_8, v_8, w_8\}^T, \quad (3.26)$$

y

$$\mathbf{N} = [\mathbf{N}_1, \dots, \mathbf{N}_8] \quad \longrightarrow \quad \mathbf{N}_i = \text{diag} [N_i \quad N_i \quad N_i], \quad (3.27)$$

siendo  $\mathbf{N}$  la matriz de funciones de forma del elemento y  $\mathbf{N}_i$  la matriz que contiene en su diagonal principal las funciones de forma  $N_i$  para el nodo  $i$ . Como se observa, se emplea la misma función de interpolación para las tres componentes del desplazamiento. El vector de deformación  $\boldsymbol{\varepsilon}$  se expresa en términos del vector de desplazamientos nodales del elemento como

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \{\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z, \gamma_{xy}, \gamma_{xz}, \gamma_{yz}\}^T = \sum_{i=1}^8 \mathbf{B}_i \mathbf{u}_i^e = \mathbf{B} \mathbf{u}^e, \quad (3.28)$$

donde

$$\mathbf{B} = [\mathbf{B}_1, \dots, \mathbf{B}_8], \quad (3.29)$$

siendo  $\mathbf{B}$  la matriz de deformación del elemento. Finalmente, las matrices de masa y rigidez se obtienen a partir de las ecuaciones 3.21 y 3.22 expuestas en el apartado anterior, cuyo tratamiento habitual consiste en evaluar la integral volumétrica a partir del método de cuadratura de Gauss [33], esto es

$$\mathbf{M}^e = \int_{V^e} \rho \mathbf{N}^T \mathbf{N} dV = \sum_{i,j,k}^{n_G=8} \rho p_i p_j p_k \mathbf{N}_{ijk}^T \mathbf{N}_{ijk} |\mathbf{J}(\xi, \eta, \zeta)|, \quad (3.30)$$

y

$$\mathbf{K}^e = \int_{V^e} \mathbf{B}^T \mathbf{C} \mathbf{B} dV = \sum_{i,j,k}^{n_G=8} p_i p_j p_k \mathbf{B}_{ijk}^T \mathbf{C} \mathbf{B}_{ijk} |\mathbf{J}(\xi, \eta, \zeta)|, \quad (3.31)$$

donde  $n_G$  es el número de puntos de integración,  $p_i$ ,  $p_j$  y  $p_k$  son los coeficientes de peso<sup>4</sup>,  $\mathbf{N}_{ijk} \equiv \mathbf{N}(\xi, \eta, \zeta)$  y  $\mathbf{B}_{ijk} \equiv \mathbf{B}(\xi, \eta, \zeta)$  representan las matrices de funcio-

<sup>4</sup>En este caso el elemento hexaédrico consta de un total de 8 puntos de integración, dos en cada dirección  $i, j, k$ , a cada uno de los cuales le corresponde un peso unitario.

nes de forma y de deformación, respectivamente, en coordenadas isoparamétricas y  $|\mathbf{J}(\xi, \eta, \zeta)|$  es el determinante del Jacobiano de la transformación de coordenadas<sup>5</sup>.

En el caso general de anisotropía tridimensional en el que no existen planos de simetría en las propiedades del material, el tensor constitutivo  $\mathbf{C}$  se representa mediante una matriz de dimensión  $6 \times 6$  cuyos 36 términos son no nulos, de los cuales únicamente 21 componentes son independientes dada la condición de simetría de la matriz constitutiva para materiales elásticos [13, 48]. En el caso particular de un laminado simétrico las propiedades del material presentan tres planos ortogonales de simetría, por lo que el material exhibe un comportamiento ortótropo, en cuyo caso la relación deformación-tensión se expresa en términos de la matriz de flexibilidad en coordenadas locales como

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{yz} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_x} & -\nu_{yx} & -\nu_{zx} & \eta_{xy} & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{xy}}{E_x} & \frac{1}{E_y} & -\nu_{zy} & \mu_{xy} & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{xz}}{E_x} & \frac{-\nu_{yz}}{E_y} & \frac{1}{E_z} & \zeta_{xy} & 0 & 0 \\ \frac{\eta_x}{E_x} & \frac{\mu_y}{E_y} & \frac{\zeta_z}{E_z} & \frac{1}{G_{xy}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{xz}} & \frac{\xi_{yz}}{G_{yz}} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{\xi_{xz}}{G_{xz}} & \frac{1}{G_{yz}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{Bmatrix}, \quad (3.32)$$

siendo la matriz de flexibilidad  $\mathbf{S}_{x,y,z}$  la inversa de la matriz constitutiva  $\mathbf{C}_{x,y,z}$ , donde  $E_i$ ,  $G_{ij}$  y  $\nu_{ij}$  son el módulo elástico, el módulo de cortadura y el coeficiente de Poisson, respectivamente, y los subíndices  $x, y, z$  indican los ejes del material, siendo  $x$  la dirección de las fibras. Los términos de acoplamiento  $\eta_{ij}$ ,  $\mu_{ij}$ ,  $\zeta_{ij}$  y  $\xi_{ij}$  son nulos en el caso de que los ejes de simetría del material, dícese de los ejes locales, coincidan con los ejes globales de coordenadas del elemento. En dichas condiciones se requieren 9 constantes elásticas para definir la matriz de flexibilidad.

Tratándose de un material compuesto reforzado con fibras, puede asumirse una distribución aleatoria de las fibras en la sección transversal del laminado (plano  $yz$ ) pudiéndose considerar el material como transversalmente isótropo [4], resultando en

$$E_z = E_y, \quad G_{xz} = G_{xy}, \quad \nu_{xz} = \nu_{xy} \quad \text{y} \quad G_{yz} = \frac{E_z}{2(1 + \nu_{yz})}, \quad (3.33)$$

por lo que finalmente la matriz de flexibilidad -y por consiguiente la matriz constitutiva- se define a partir de 5 constantes elásticas independientes, siendo estas:  $E_x$ ,  $E_y$ ,  $\nu_{xy}$ ,  $\nu_{yz}$  y  $G_{xy}$ .

<sup>5</sup>En la referencia [33] se encuentra una descripción más detallada de la formulación isoparamétrica.

Los ejes de simetría del material, dícese de los ejes locales  $(x, y, z)$ , pueden no coincidir con los ejes globales de coordenadas del elemento  $(1, 2, 3)$ , en cual caso la matriz constitutiva en el sistema de coordenadas global  $\mathbf{C}_{1,2,3}$  se obtiene como

$$\mathbf{C}_{1,2,3} = \mathbf{\Theta} \mathbf{C}_{x,y,z} \mathbf{\Theta}^{-1}, \quad (3.34)$$

donde  $\mathbf{\Theta}$  es la matriz de transformación de coordenadas locales a coordenadas globales, siendo esta

$$\mathbf{\Theta} = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & 0 & -2 \sin \theta \cos \theta & 0 & 0 \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & 0 & 2 \sin \theta \cos \theta & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ \sin \theta \cos \theta & -\sin \theta \cos \theta & 0 & \cos^2 \theta - \sin^2 \theta & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \cos \theta & -\sin \theta \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \sin \theta & \cos \theta \end{bmatrix}, \quad (3.35)$$

donde  $\theta$  es el ángulo de rotación de la lámina [4, 13, 41].

Para una discretización del volumen del laminado en el que cada elemento en el espesor representa una única o varias láminas con la misma orientación, las constantes elásticas que definen la matriz de flexibilidad corresponden a las constantes ingenieriles de la lámina o del grupo de láminas, cuyos valores son calculados a partir de un análisis micromecánico. El objetivo de los enfoques micromecánicos consiste en determinar las constantes ingenieriles de la lámina de material compuesto a partir de las características elásticas de sus constituyentes [20, 50, 51]. Éstos se basan en la regla de mezclas modificada y en la hipótesis de comportamiento serie-paralelo en la que se asume una condición de iso-deformación en la dirección de la fibra y una condición de iso-tensión parcial en la dirección transversal. Asimismo, se considera que la respuesta del material compuesto está directamente relacionada con la fracción volumétrica de sus constituyentes, se asume que existe una distribución uniforme de las fibras en la matriz, que las fases en el compuesto se consideran homogéneamente distribuidas y que existe una adherencia perfecta entre la matriz y el refuerzo [32]. A partir de las hipótesis citadas, se derivan las siguientes expresiones para el cálculo de las constantes ingenieriles de una lámina unidireccional:

$${}^L E_x = f_v f E_x + m_v m E, \quad (3.36)$$

$${}^L \nu_{xy} = f_v f \nu_{xy} + m_v m \nu \approx {}^L \nu_{yz}, \quad (3.37)$$

$${}^L E_y = \left( \frac{f \eta f_v}{f E_y} + \frac{m \eta m_v}{m E} \right)^{-1}, \quad (3.38)$$

$${}^L G_{xy} = m G \left[ \frac{(m G + f G_{xy}) - f_v (m G - f G_{xy})}{(m G + f G_{xy}) + f_v (m G - f G_{xy})} \right], \quad (3.39)$$

donde  ${}^L E_x$ ,  ${}^L E_y$ ,  ${}^L \nu_{xy}$ ,  ${}^L \nu_{yz}$  y  ${}^L G_{xy}$  son el módulo elástico longitudinal y el transversal, los coeficientes de Poisson mayores y el módulo elástico de cortadura de la

lámina en coordenadas locales, respectivamente, los superíndices  $f_\diamond$  y  $m_\diamond$  indican la propiedad de la fibra y matriz, respectivamente,  $v$  es la fracción volumétrica siendo  $f_v + m_v = 1$ ,  $fE_x$  y  $fE_y$  los módulos elásticos de la fibra considerada ortótropa,  $f\nu_{xy}$  el coeficiente de Poisson mayor de la fibra,  $fG_{xy}$  el módulo elástico de cortadura de la fibra,  $mE$  el módulo elástico de la matriz considerada isotrópica,  $m\nu$  el coeficiente de Poisson de la matriz y  $mG$  el módulo elástico de cortadura de la matriz [50, 54]. Los parámetros de partición de tensiones  $f\eta$  y  $m\eta$  se obtienen a partir de las expresiones

$$f\eta = \frac{fE_x f_v + \left[ (1 - f\nu_{xy} f\nu_{yx}) mE + m\nu f\nu_{yx} fE_x \right] m_v}{fE_x f_v + mE m_v}, \quad (3.40)$$

$$m\eta = \frac{\left[ (1 - m\nu^2) fE_x - (1 - m\nu f\nu_{xy}) mE \right] f_v + mE m_v}{fE_x f_v + mE m_v}, \quad (3.41)$$

donde

$$f\nu_{yx} = fE_y \frac{f\nu_{xy}}{fE_x}. \quad (3.42)$$

En base a esta formulación, es dable concluir que la matriz constitutiva del elemento tridimensional que representa una única o varias láminas con la misma orientación viene determinada por la fracción volumétrica y por un total de 6 características elásticas de los materiales constituyentes, siendo estas:  $fE_x$ ,  $fE_y$ ,  $f\nu_{xy}$ ,  $fG_{xy}$ ,  $mE$  y  $m\nu$ .

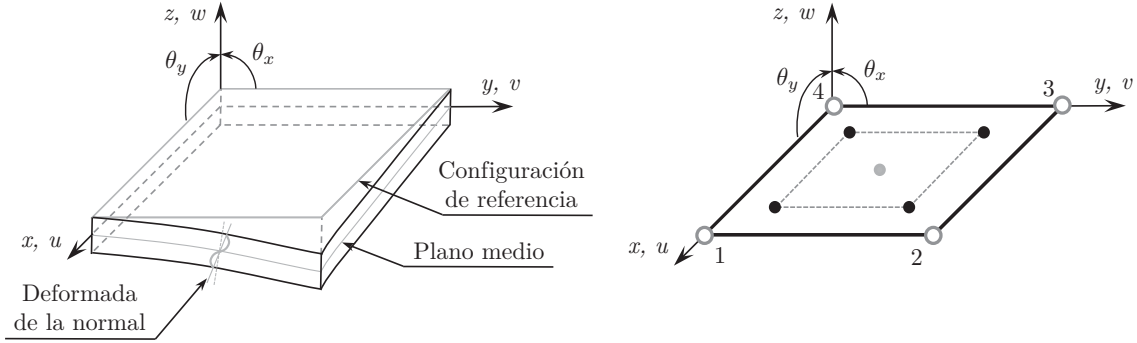
### 3.3.2. Modelización bidimensional

Como se expuso en la introducción, una placa es una estructura tridimensional con una superficie media plana, que admite esfuerzos a flexión y cuya dimensión del espesor es uno o varios órdenes de magnitud inferior que el resto de sus dimensiones. Esta última particularidad permite un enfoque bidimensional del problema, asumiendo una deformación transversal nula, es decir  $\varepsilon_z \approx 0$  [47]. El análisis bidimensional de laminados se basa en modelos de placa, cuyo principal objetivo es reducir el esfuerzo computacional que supone el análisis tridimensional, dado que el espesor de la estructura se discretiza con un único elemento. Se han desarrollado varios modelos matemáticos para determinar el comportamiento físico de dichos elementos estructurales idealizados bidimensionales, en los que la relación entre el espesor y la menor de sus otras dimensiones determina el grado de significancia de los efectos de cortadura transversal, cuyo umbral se establece para ratios de aproximadamente un veinteavo [42].

De entre los numerosos elementos bidimensionales existentes, en el presente estudio se ha adoptado una teoría de placa gruesa bajo las hipótesis de la teoría de cortadura de primer orden, que incluye el efecto de las deformaciones de la cortadura transversal y el efecto de la inercia rotatoria [2, 24, 28, 56]. Es una generalización de la teoría de Reissner-Mindlin para materiales laminados anisótropos que contempla los fenómenos



axiales, de flexión y de cortadura. La teoría de placa de Reissner-Mindlin asume una tensión normal nula y que la normal al plano medio de la placa antes de la deformación permanece recta una vez deformada la placa pero no necesariamente ortogonal a la deformada del plano medio, tal y como se representa en el esquema de la figura 3.2.



**Figura 3.2:** Cinemática de la deformación de una placa bajo las hipótesis de la teoría de cortadura de primer orden (izquierda). Elemento cuadrilátero bilineal de 4 nodos con una cuadratura de Gauss selectiva de  $1 \times 1$  y  $2 \times 2$  puntos de integración (derecha).

En la teoría de cortadura de primer orden el campo de desplazamientos  $\mathbf{u}$  se asume definido como

$$\begin{aligned} u(x, y, z, t) &= u_0(x, y, t) + z\theta_x(x, y, t) \\ v(x, y, z, t) &= v_0(x, y, t) + z\theta_y(x, y, t) \\ w(x, y, z, t) &= w_0(x, y, t), \end{aligned} \quad (3.43)$$

donde  $\{u_0, v_0, w_0\}^T$  son los desplazamientos del plano  $xy$  o plano medio, y  $\theta_x$  y  $\theta_y$  las rotaciones de la normal al plano medio en los planos  $yz$  y  $xz$ , respectivamente.

En la modelización mediante elementos finitos se ha optado por un elemento cuadrilátero bilineal de cuatro nodos con cinco grados de libertad por nodo, correspondientes a las tres traslaciones  $u_0$ ,  $v_0$ , y  $w_0$  a lo largo de los ejes cartesianos y las rotaciones  $\theta_x$  y  $\theta_y$ , como se ilustra en la figura 3.2. Para el elemento cuadrilátero el campo de desplazamientos  $\mathbf{u}$  en el interior del elemento se expresa como

$$\mathbf{u}(x, y, z, t) = \begin{Bmatrix} u \\ v \\ w \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} u_0 - z\theta_x \\ v_0 - z\theta_y \\ w_0 \end{Bmatrix} = \sum_{i=1}^4 \mathbf{N}_i \mathbf{u}_i^e = \mathbf{N} \mathbf{u}^e, \quad (3.44)$$

donde  $\mathbf{u}_i^e = \{u_{0_i}, v_{0_i}, w_{0_i}, \theta_{x_i}, \theta_{y_i}\}^T$  es el vector de desplazamientos generalizados del nodo  $i$ ,  $\mathbf{u}^e$  el vector de desplazamientos nodales configurado por las cinco componentes de las traslaciones y rotaciones agrupadas nodo a nodo, correspondiente a los 20 grados de libertad del elemento, esto es

$$\mathbf{u}^e = \{u_{0_1}, v_{0_1}, w_{0_1}, \theta_{x_1}, \theta_{y_1}, \dots, u_{0_4}, v_{0_4}, w_{0_4}, \theta_{x_4}, \theta_{y_4}\}^T, \quad (3.45)$$

y

$$\mathbf{N} = [\mathbf{N}_1, \dots, \mathbf{N}_4] \longrightarrow \mathbf{N}_i = \text{diag} [N_i \quad N_i \quad N_i \quad N_i \quad N_i], \quad (3.46)$$

siendo  $\mathbf{N}$  la matriz de funciones de forma del elemento y  $\mathbf{N}_i$  la matriz que contiene en su diagonal principal las funciones de forma  $N_i$  para el nodo  $i$ .

La energía cinética  $T^e$  y la energía elástica de deformación  $U^e$  de un elemento cuadrilátero pueden expresarse, respectivamente, como

$$T^e = \frac{1}{2} \int_{\Omega^e} \rho h \left[ \dot{\mathbf{u}}^2 + \dot{\mathbf{v}}^2 + \dot{\mathbf{w}}^2 + \frac{h^2}{12} \dot{\theta}_x^2 + \frac{h^2}{12} \dot{\theta}_y^2 \right] d\Omega, \quad (3.47)$$

expresada en términos de las derivadas temporales de los vectores de desplazamientos y giros que representan los grados de libertad del elemento, donde  $\Omega$  denota el área del elemento y  $h$  el espesor del laminado, y

$$U^e = \frac{h}{2} \int_{\Omega^e} \boldsymbol{\varepsilon}_m^T \boldsymbol{\sigma}_m d\Omega + \frac{h}{2} \int_{\Omega^e} \boldsymbol{\varepsilon}_f^T \boldsymbol{\sigma}_f d\Omega + \frac{\kappa h}{2} \int_{\Omega^e} \boldsymbol{\gamma}_c^T \boldsymbol{\tau}_c d\Omega, \quad (3.48)$$

donde los efectos de membrana, flexión y cortadura aparecen desacoplados, siendo  $\boldsymbol{\varepsilon}_m$  y  $\boldsymbol{\sigma}_m$  la deformación y tensión de membrana,  $\boldsymbol{\varepsilon}_f$  y  $\boldsymbol{\sigma}_f$  la deformación y tensión de flexión,  $\boldsymbol{\gamma}_c$  y  $\boldsymbol{\tau}_c$  la deformación y tensión de cortadura, respectivamente y  $\kappa$  el factor de corrección de esfuerzo cortante cuyo valor se asume como  $\kappa = 5/6$  [24].

Las deformaciones del laminado se computan diferenciando el campo de desplazamientos, esto es

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{yz} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} \\ \frac{\partial v}{\partial y} \\ \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \\ \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x} \\ \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \\ 0 \\ 0 \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} z \frac{\partial \theta_x}{\partial x} \\ z \frac{\partial \theta_y}{\partial y} \\ z \left( \frac{\partial \theta_x}{\partial y} + \frac{\partial \theta_y}{\partial x} \right) \\ \frac{\partial w_0}{\partial x} + \theta_x \\ \frac{\partial w_0}{\partial y} + \theta_y \end{Bmatrix}, \quad (3.49)$$

donde las componentes de membrana, flexión y cortadura de la deformación son

$$\boldsymbol{\varepsilon}_m = \begin{Bmatrix} \frac{\partial u_0}{\partial x} \\ \frac{\partial v_0}{\partial y} \\ \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \end{Bmatrix}, \quad \boldsymbol{\varepsilon}_f = \begin{Bmatrix} \frac{\partial \theta_x}{\partial x} \\ \frac{\partial \theta_y}{\partial y} \\ \frac{\partial \theta_x}{\partial y} + \frac{\partial \theta_y}{\partial x} \end{Bmatrix} \quad \text{y} \quad \boldsymbol{\gamma}_c = \begin{Bmatrix} \frac{\partial w_0}{\partial x} + \theta_x \\ \frac{\partial w_0}{\partial y} + \theta_y \end{Bmatrix}, \quad (3.50)$$

respectivamente. Los vectores de deformación se expresan en términos del vector de desplazamientos nodales del elemento como

$$\boldsymbol{\varepsilon}_m = \mathbf{B}_m \mathbf{u}^e, \quad \boldsymbol{\varepsilon}_f = z \mathbf{B}_f \mathbf{u}^e \quad \text{y} \quad \boldsymbol{\gamma}_c = \mathbf{B}_c \mathbf{u}^e, \quad (3.51)$$

donde  $\mathbf{B}_m$ ,  $\mathbf{B}_f$  y  $\mathbf{B}_c$  son las matrices de deformación del elemento para cada una de las componentes de deformación. Finalmente, las matrices de masa y rigidez del elemento se obtienen de forma análoga al apartado anterior, cuyo tratamiento habitual consiste

en evaluar la integral superficial a partir del método de cuadratura de Gauss selectiva [33], esto es

$$\mathbf{M}^e = \int_{\Omega^e} \rho \mathbf{N}^T \mathbf{\Xi} \mathbf{N} d\Omega = \sum_{i,j}^{n_G=4} \rho p_i p_j \mathbf{N}_{ij}^T \mathbf{\Xi} \mathbf{N}_{ij} |\mathbf{J}(\xi, \eta)|, \quad (3.52)$$

siendo

$$\mathbf{\Xi} = \text{diag} \left[ h \quad h \quad h \quad \frac{h^3}{12} \quad \frac{h^3}{12} \right], \quad (3.53)$$

y

$$\mathbf{K}^e = h \int_{\Omega^e} \mathbf{B}_m^T \mathbf{C}_m \mathbf{B}_m d\Omega + \frac{h^3}{12} \int_{\Omega^e} \mathbf{B}_f^T \mathbf{C}_f \mathbf{B}_f d\Omega + \kappa h \int_{\Omega^e} \mathbf{B}_c^T \mathbf{C}_c \mathbf{B}_c d\Omega, \quad (3.54)$$

$$\begin{aligned} \mathbf{K}^e &= h \sum_{i,j}^{n_G=4} p_i p_j \mathbf{B}_{m\ ij}^T \mathbf{C}_m \mathbf{B}_{m\ ij} |\mathbf{J}(\xi, \eta)| + \\ &+ \frac{h^3}{12} \sum_{i,j}^{n_G=4} p_i p_j \mathbf{B}_{f\ ij}^T \mathbf{C}_f \mathbf{B}_{f\ ij} |\mathbf{J}(\xi, \eta)| + \\ &+ \kappa h \sum_{i,j}^{n_G=1} p_i p_j \mathbf{B}_{c\ ij}^T \mathbf{C}_c \mathbf{B}_{c\ ij} |\mathbf{J}(\xi, \eta)|, \end{aligned} \quad (3.55)$$

donde  $n_G$  es el número de puntos de integración<sup>6</sup> y  $\mathbf{C}_m$ ,  $\mathbf{C}_f$  y  $\mathbf{C}_c$  son las matrices constitutivas del material para cada una de las componentes de deformación. Como se observa, las contribuciones de los efectos de membrana y flector se computan considerando una cuadratura completa de  $2 \times 2$  mientras que en la contribución del cortante se emplea una cuadratura reducida de  $1 \times 1$  con el objetivo de evitar los problemas derivados del efecto de bloqueo por cortante [10].

A diferencia de los elementos sólidos en los que las contribuciones de los efectos de membrana y flexión están acoplados a los efectos del espesor (es decir de las deformaciones en  $z$ ) a través de las ecuaciones constitutivas, en los elementos placa dichas contribuciones aparecen segregadas.

La idealización bidimensional del problema requiere de una formulación capaz de proporcionar las matrices constitutivas que permitan simular el comportamiento macromecánico del laminado teniendo en cuenta su configuración, dícese de la orientación y la secuencia de apilado de las láminas que lo conforman. La teoría de capa única equivalente, también denominada teoría de laminación, se basa en las hipótesis cinemáticas de las teorías de placas asumiendo además una continuidad de las deformaciones a través del espesor -incluyendo la interfase entre láminas- que implica un desplazamiento relativo nulo entre las láminas [4, 41, 50, 54]. Esta consideración

<sup>6</sup>En caso de cuadratura completa a cada punto de integración le corresponde un peso unitario, mientras que en una cuadratura reducida el peso del punto central es 4 [33].

permite reemplazar el laminado por una configuración de capa única equivalente, cuyas matrices constitutivas se obtienen promediando a través del espesor las matrices constitutivas de las láminas constituyentes, esto es

$$\mathbf{C}_m = \sum_{L=1}^N {}^L\mathbf{C}_{ij}(z_{L+1} - z_L), \quad i, j = 1, 2, 3 \quad (3.56)$$

$$\mathbf{C}_f = \frac{1}{3} \sum_{L=1}^N {}^L\mathbf{C}_{ij}(z_{L+1}^3 - z_L^3), \quad i, j = 1, 2, 3 \quad (3.57)$$

$$\mathbf{C}_c = \sum_{L=1}^N {}^L\mathbf{C}_{ij}(z_{L+1} - z_L), \quad i, j = 4, 5 \quad (3.58)$$

donde  $L$  denota el número de lámina,  $N$  es el número total de laminas que conforman el laminado,  $z_L$  la coordenada en  $z$  que indica la posición de la lámina y consecuentemente  $z_{L+1} - z_L$  representa el espesor de la lámina, y  ${}^L\mathbf{C}_{ij}$  son las componentes de la matriz constitutiva de la lámina  $L$ ésima en ejes globales del laminado, que se obtiene de forma análoga al apartado anterior (ecuación 3.32) eliminando la tercera fila y columna correspondientes a la deformación transversal en  $z$ .

Cabe destacar que en la formulación de la energía de deformación del elemento (ecuación 3.48) no se incluyen por conveniencia los términos de acoplamiento membrana-flexión de los que se derivaría una nueva matriz constitutiva de acoplamiento. No obstante, al tratarse de laminados simétricos, balanceados y equilibrados, los términos de acoplamiento membrana-flexión son nulos [13, 50].

### 3.4. Análisis modal experimental

El análisis modal experimental es un proceso mediante el cual se determinan empíricamente las propiedades dinámicas (frecuencias naturales, factores de amortiguamiento y deformadas modales) inherentes de un sistema lineal e invariante en el tiempo, que permiten formular un modelo matemático que describa su comportamiento dinámico [9, 12, 26, 52]. El análisis modal se fundamenta en el hecho de que la respuesta vibratoria de un sistema dinámico lineal puede expresarse como la combinación lineal de un conjunto de movimientos armónicos simples denominados modos naturales de vibración. El concepto es análogo al teorema de Fourier y al concepto expuesto en la sección 3.14 anterior, según el cual el movimiento de un sistema discreto puede representarse como la combinación lineal de los modos naturales contenidos en la matriz de vectores propios.

Los métodos de análisis modal experimental se basan en una relación teórica entre magnitudes medidas empíricamente y la teoría clásica de vibración, representada mediante ecuaciones diferenciales. El comportamiento dinámico de un sistema físico discreto se define mediante la ecuación diferencial lineal y homogénea denominada ecuación de movimiento, equivalente a la ecuación 3.12 anterior, pero generalizada

para un sistema amortiguado con excitación forzada, esto es

$$\mathbf{M}\ddot{\mathbf{u}}(t) + \mathbf{D}\dot{\mathbf{u}}(t) + \mathbf{K}\mathbf{u}(t) = \mathbf{F}(t), \quad (3.59)$$

donde  $\mathbf{M}$  es la matriz de masa,  $\mathbf{D}$  la matriz de amortiguamiento y  $\mathbf{K}$  la matriz de rigidez que definen la distribución espacial de las propiedades en un sistema finito de  $n$  grados de libertad<sup>7</sup>,  $\ddot{\mathbf{u}}(t)$ ,  $\dot{\mathbf{u}}(t)$  y  $\mathbf{u}(t)$  son los vectores temporales de aceleración, velocidad y desplazamiento, respectivamente y  $\mathbf{F}(t)$  el vector temporal de las fuerzas externas de excitación [9, 37, 45]. Aplicando la transformada de Fourier a la ecuación anterior, se obtiene una ecuación de movimiento equivalente en dominio frecuencial,

$$\left[ -\mathbf{M}\omega^2 + j\mathbf{D}\omega + \mathbf{K} \right] \mathbf{U}(\omega) = \mathbf{F}(\omega), \quad (3.60)$$

donde  $\omega$  es la variable frecuencial,  $j$  el operador imaginario y  $\mathbf{U}(\omega)$  el vector de respuesta. Esta representación supone una ventaja dado que convierte la ecuación diferencial en una ecuación algebraica. Reagrupando los términos de la izquierda se llega a

$$\mathbf{R}(\omega)\mathbf{U}(\omega) = \mathbf{F}(\omega), \quad (3.61)$$

donde  $\mathbf{R}(\omega)$  constituye la matriz de respuesta del sistema. Invertiendo dicha matriz se obtiene la matriz de movilidad del sistema  $\mathbf{H}(\omega)$ . La matriz de movilidad es una representación en dominio frecuencial de la dinámica lineal de un sistema, que relaciona el espectro lineal de la señal de respuesta del sistema respecto de la señal de excitación, es decir:

$$\mathbf{R}(\omega)^{-1} = \mathbf{H}(\omega) = \frac{\mathbf{U}(\omega)}{\mathbf{F}(\omega)} = \frac{1}{-\mathbf{M}\omega^2 + j\mathbf{D}\omega + \mathbf{K}} \quad \rightarrow \quad \mathbf{U}(\omega) = \mathbf{H}(\omega)\mathbf{F}(\omega). \quad (3.62)$$

La matriz de movilidad contiene las denominadas funciones de respuesta en frecuencia (FRF en adelante) y su dimensión depende del número de señales de entrada y de salida computadas,  $q$  y  $p$  respectivamente, esto es

$$\begin{bmatrix} \mathbf{U}_1 \\ \mathbf{U}_2 \\ \vdots \\ \mathbf{U}_p \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \mathbf{H}_{11} & \mathbf{H}_{12} & \cdots & \mathbf{H}_{1q} \\ \mathbf{H}_{21} & \mathbf{H}_{22} & \cdots & \mathbf{H}_{2q} \\ \vdots & \vdots & \ddots & \vdots \\ \mathbf{H}_{p1} & \mathbf{H}_{p2} & \cdots & \mathbf{H}_{pq} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \mathbf{F}_1 \\ \mathbf{F}_2 \\ \vdots \\ \mathbf{F}_q \end{bmatrix}, \quad (3.63)$$

donde  $\mathbf{H}_{pq}$  es la FRF que describe la respuesta del sistema en el punto  $p$  resultante de una excitación en el punto  $q$ . El análisis modal experimental se fundamenta en la hipótesis básica de que el sistema obedece a la reciprocidad de Maxwell de manera que  $\mathbf{H}_{pq} = \mathbf{H}_{qp}$ , lo que resulta en una matriz de movilidad simétrica [9].

La configuración del ensayo determina la formación de la matriz de movilidad. En general, en el ensayo de análisis modal el sistema discreto se excita artificialmente con un dispositivo capaz de registrar la señal temporal de excitación y se mide la

<sup>7</sup>Siendo  $n$  el rango de las matrices  $\mathbf{M}$ ,  $\mathbf{D}$  y  $\mathbf{K}$ .

respuesta temporal con un transductor de tipo translacional, ya sea de desplazamiento, velocidad o aceleración, aunque generalmente se emplean acelerómetros. En el caso particular de que se emplee un único dispositivo de excitación y un único acelerómetro, la configuración recibe el nombre de *SISO*<sup>8</sup> en relación a la unicidad del número de entradas y salidas [37]. Estableciendo, por ejemplo, una posición física fija para el acelerómetro, el dispositivo de excitación debe inducir una señal de entrada en cada uno de los puntos en los que se halla discretizada la estructura, técnica comúnmente denominada de excitación itinerante. De esta manera se computa una única fila de FRF de la matriz de movilidad, esto es

$$\mathbf{U}_p = [\mathbf{H}_{p1} \quad \mathbf{H}_{p2} \quad \cdots \quad \mathbf{H}_{pq}] \begin{bmatrix} \mathbf{F}_1 \\ \mathbf{F}_2 \\ \vdots \\ \mathbf{F}_q \end{bmatrix}, \quad (3.64)$$

donde  $p$  representa la posición del punto de medición y  $q$  es el punto de referencia. Contrariamente, fijando la posición del excitador y registrando la señal de respuesta en cada uno de los puntos se computa una única columna de FRF de la matriz de movilidad.

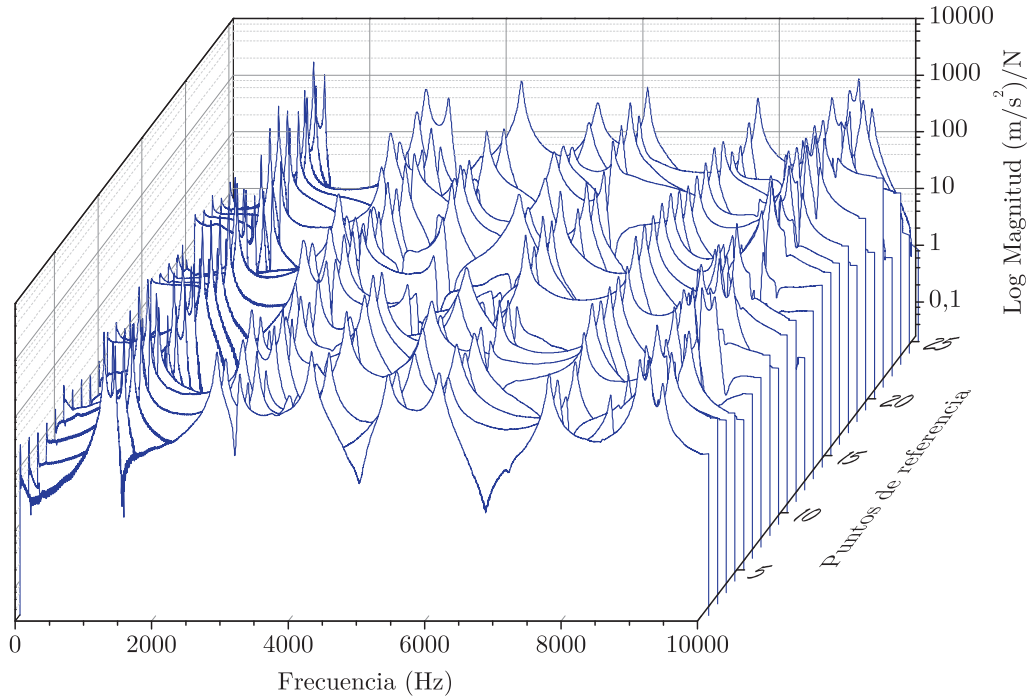
En la figura 3.3 se representa un gráfico en cascada con 25 FRF pertenecientes a una estructura tipo placa ensayada. El número de curvas viene determinado por el número de puntos en los que se halla discretizada la estructura (véase figura 3.7). El gráfico equivale a la representación de una fila de la matriz de movilidad del sistema. En cada uno de los espectros se identifican varios picos de magnitud máxima que representan los modos naturales de vibración de la placa. Dichos picos aparecen aproximadamente en la misma frecuencia para todas las FRF. Del mismo modo, la anchura de los picos es equivalente en cada FRF, estando ésta relacionada con el factor de amortiguamiento de cada frecuencia natural<sup>9</sup>. En base a estas observaciones e independientemente de la configuración del ensayo, los modos naturales de vibración y los factores de amortiguamiento asociados pueden estimarse a partir de una única FRF<sup>10</sup>, debido a que ambos son propiedades globales de la estructura. Sin embargo, las deformadas modales representan funciones espaciales definidas en todo el dominio de la estructura que describen, para cada modo de vibración, el movimiento relativo de los puntos en los que se halle discretizada. Consecuentemente, para su estimación se requiere como mínimo una fila o columna de la matriz de movilidad.

La estimación de los parámetros modales se hace a partir del ajuste de una curva teórica a cada curva empírica de FRF. El cómputo de las FRF depende fundamentalmente de la transformación de las señales de excitación y respuesta del dominio temporal a dominio frecuencial. La principal consecuencia que se deriva es que tras la

<sup>8</sup>Single input - single output (*SISO*).

<sup>9</sup>El amortiguamiento modal se determina a partir del ancho de banda a una amplitud de -3 dB respecto de la amplitud máxima de cada modo [45].

<sup>10</sup>A excepción de aquellos modos cuya frecuencia se sitúe en una región de la curva de la FRF de magnitud nula, debido a que la posición de medición coincida con una línea nodal de la deformada modal.



**Figura 3.3:** Representación de las curvas de FRF experimentales de una estructura tipo placa discretizada en 25 puntos. Cada curva corresponde a la señal en dominio frecuencial adquirida en cada uno de los puntos de referencia de la superficie de la placa (véase figura 3.7). Los picos representan los modos naturales de vibración de la placa y la anchura de los picos está directamente relacionada con los factores de amortiguamiento.

transformación, la señal procesada es una función compleja que se describe mediante una componente de magnitud y una fase. De esta manera es posible expresar cada una de las componentes de la matriz de movilidad en términos de los parámetros modales, es decir

$$\mathbf{H}_{pq}(\omega) = \sum_m \left( \frac{Q_m \psi_m \psi_m^T}{j\omega - \lambda_m} + \frac{Q_m^* \psi_m^* \psi_m^{*T}}{j\omega - \lambda_m^*} \right), \quad (3.65)$$

donde  $m$  es el modo de vibración,  $Q$  el factor de escalado,  $\psi$  el vector de la deformada modal,  $\omega$  la variable frecuencial,  $\lambda$  el polo complejo del sistema y  $\diamond^*$  denota el conjugado complejo, siendo

$$\lambda_m = \sigma_m + j\omega_m \quad \text{y} \quad \lambda_m^* = \sigma_m - j\omega_m, \quad (3.66)$$

donde  $\sigma_m$  y  $\omega_m$  son el factor de amortiguamiento y la frecuencia natural del modo  $m$ , respectivamente.

Tras la estimación de los parámetros modales, se presenta la necesidad de obtener un indicador de control de la calidad de los vectores modales estimados empíricamente a partir de las curvas de FRF. El requerimiento es especialmente relevante en aquellos análisis en los que varios picos de las curvas de FRF aparecen agrupados en el entorno de una misma frecuencia de resonancia sin posibilidad de discernir fehacientemente entre los posibles modos de vibración. En este sentido, el criterio de correlación<sup>11</sup>

<sup>11</sup> Modal assurance criterion (MAC).

$MAC$  se define como un escalar que indica el grado de coherencia o correlación entre dos vectores modales, expresado como

$$MAC(\boldsymbol{\psi}_r, \boldsymbol{\psi}_s) = \frac{|\boldsymbol{\psi}_r^{*T} \boldsymbol{\psi}_s|^2}{\boldsymbol{\psi}_r^{*T} \boldsymbol{\psi}_r \boldsymbol{\psi}_s^{*T} \boldsymbol{\psi}_s}, \quad (3.67)$$

donde  $\boldsymbol{\psi}_r$  y  $\boldsymbol{\psi}_s$  son vectores que contienen  $n$  coeficientes y fases que describen las deformadas de los modos de vibración  $r$  y  $s$  estimados, respectivamente, siendo  $n$  el número de puntos de la malla experimental [1, 49]. Los valores del  $MAC$  están en el rango entre 0 y 1, donde el valor mínimo indica una coherencia nula y el valor máximo una coherencia perfecta entre ambas deformadas modales. Generalmente se reconocen los valores superiores a 0,8 como aceptables para establecer una correspondencia entre dos deformadas modales. Cabe destacar que el  $MAC$  es un indicador de la coherencia modal, no de la validez, y su valor es altamente dependiente del número de componentes de los vectores de las deformadas modales [37]. La dimensión de los vectores se corresponde con el número de puntos de la malla experimental, consecuentemente se requiere un número razonable de puntos para una correcta descripción de las deformadas modales y para garantizar un uso adecuado del criterio de correlación.

El método de correlación  $MAC$  no se limita a la comparativa de dos deformadas modales; el procedimiento es también aplicable para la comparativa de un conjunto de vectores que posean el mismo número de elementos que los describen, independientemente de si son estimados empíricamente o numéricamente. La evaluación de la expresión anterior para el conjunto de  $n^{exp}$  vectores contenidos en la matriz de deformadas modales  $\boldsymbol{\Psi}$  estimada experimentalmente, combinado con el conjunto de  $n^{num}$  vectores contenidos en la matriz de vectores propios  $\boldsymbol{\Phi}$  estimada numéricamente, da lugar a la matriz  $\mathbf{MAC}$  definida como

$$\mathbf{MAC}(\boldsymbol{\Psi}, \boldsymbol{\Phi})_{n^{exp} \times n^{num}} = \frac{|\boldsymbol{\psi}_r^{*T} \boldsymbol{\phi}_s|^2}{\boldsymbol{\psi}_r^{*T} \boldsymbol{\psi}_r \boldsymbol{\phi}_s^T \boldsymbol{\phi}_s}, \quad (3.68)$$

para  $r = 1, \dots, n^{exp}$  y  $s = 1, \dots, n^{num}$ . En el caso particular de la comparativa numérico-experimental, es requisito para lograr un grado de exactitud en la correlación que las coordenadas de referencia del análisis modal experimental coincidan con puntos de la malla del modelo de elementos finitos.

### 3.5. Verificación y validación

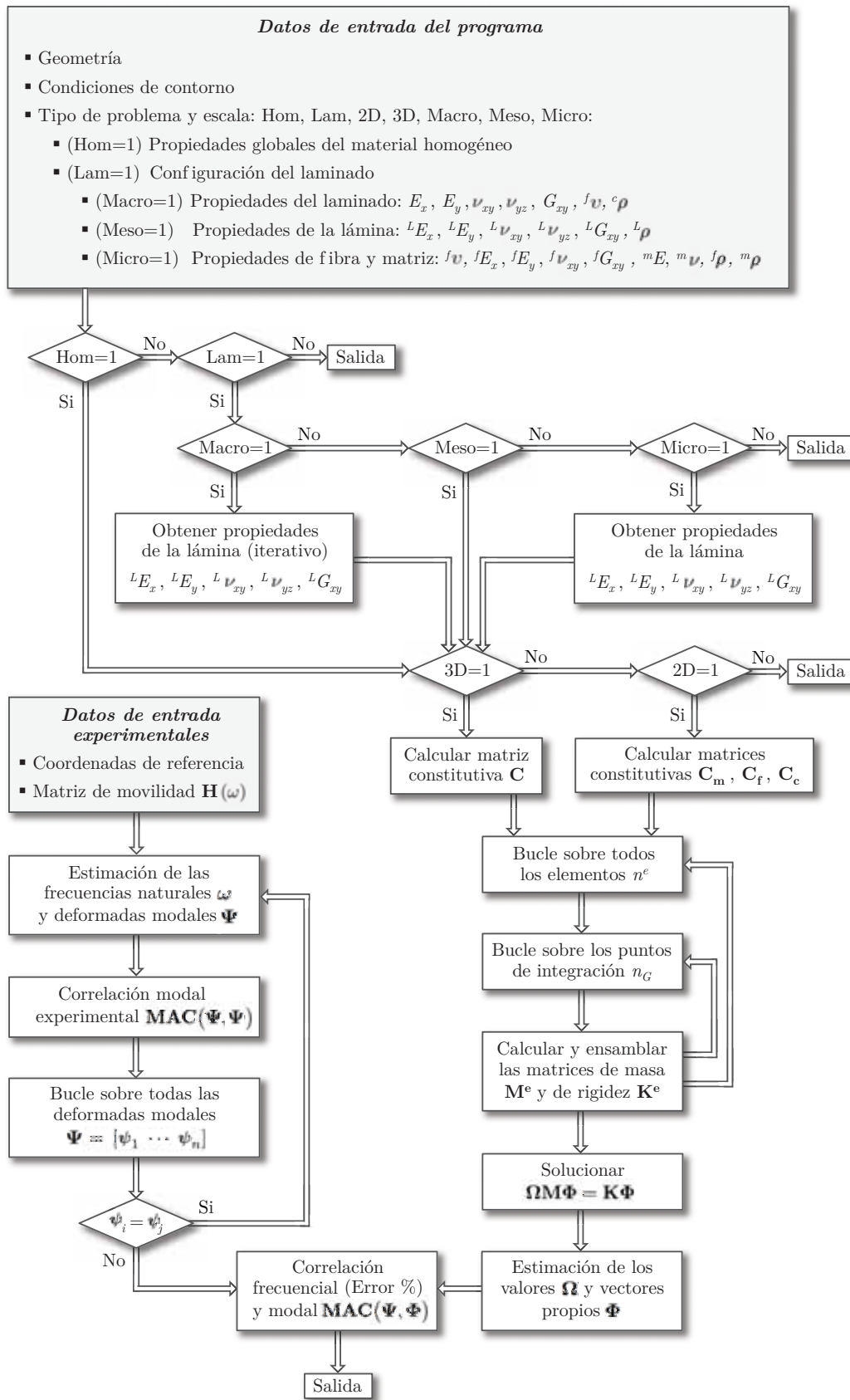
Las formulaciones anteriormente expuestas han sido implementadas en el código de elementos finitos FemModes en entorno Matlab. FemModes permite calcular el comportamiento vibratorio de sistemas no amortiguados con geometrías regulares bajo unas condiciones de contorno arbitrarias, realizando análisis bi y tridimensional con elementos cuadriláteros y hexaédricos. El programa incluye un preprocesador que permite introducir los datos del material, generar la geometría, el mallado de la discretización así como la imposición de las condiciones de contorno y un posprocesador gráfico que permite visualizar resultados como las deformadas modales. FemModes



admite el tratamiento de materiales anisótropos homogéneos o laminados, cuyas características elásticas pueden ser descritas en la micro, la meso o la macroescala, es decir: a nivel de fibra y matriz, a nivel de lámina o a nivel de laminado, respectivamente. Además, el programa incorpora un módulo para el tratamiento de las curvas experimentales de FRF que permite estimar los parámetros modales y calcular la matriz de correlación modal experimental y numérico-experimental.

En la figura 3.4 se ha representado el diagrama de flujo del procedimiento numérico y experimental implementado en FemModes. El programa está constituido principalmente por dos bloques (numérico y experimental) cuyo funcionamiento es autónomo. La definición de los datos numéricos de entrada del programa depende del tipo de problema analizado, no siendo necesario en ningún caso definir todas las propiedades elásticas señaladas. El procedimiento se inicia con una comprobación sobre la naturaleza del espécimen analizado (Hom, Lam). Seguidamente se verifica la escala de definición de las propiedades elásticas del material. En el caso de una definición en la macroescala (Macro=1), se inicia un proceso iterativo para la estimación de las propiedades de la lámina a partir de las propiedades del laminado. En el caso de una definición en la microescala (Micro=1) el cálculo es directo. A continuación se verifican las dimensiones del análisis (3D, 2D) y se calculan las matrices constitutivas a partir de las propiedades de la lámina y de la configuración del laminado, en base a la teoría de laminación. Seguidamente se inicia el módulo de cálculo mediante elementos finitos que consiste básicamente en dos bucles autocontenidos sobre el total de elementos en los que se halle discretizada la muestra y sobre el número de puntos de integración del elemento. Ello permite calcular las matrices de masa  $\mathbf{M}^e$  y rigidez  $\mathbf{K}^e$  elementales y proceder al ensamblaje en las matrices globales. Tras el ensamblaje se resuelve el problema de valores y vectores propios generalizados ( $\mathbf{\Omega M \Phi} = \mathbf{K \Phi}$ ) mediante el método de iteración por subespacios [5]. El bloque experimental discurre paralelo y autónomo al proceso numérico. El postproceso de los resultados experimentales requiere inicialmente la definición de las coordenadas de referencia de los puntos de la superficie donde se han adquirido las FRF, así como la matriz de movilidad  $\mathbf{H}(\omega)$  que contiene las FRF. La estimación de los parámetros modales se hace a partir del ajuste de una curva teórica a cada curva empírica de FRF. Tras la comprobación de la correlación modal a partir del criterio **MAC**, se inicia un bucle sobre las deformadas modales estimadas  $\mathbf{\Psi} = [\psi_1 \cdots \psi_n]$  a fin de identificar posibles repeticiones de los modos ( $\psi_i = \psi_j$ ). Finalmente se procede a la correlación numérico-experimental, comparando las frecuencias naturales  $\omega$  con los valores propios  $\mathbf{\Omega}$ , y las deformadas modales  $\mathbf{\Psi}$  con los vectores propios  $\mathbf{\Phi}$  estimados.

El código se ha verificado a partir de los resultados de simulaciones con materiales anisótropos homogéneos modelizados con los elementos Shell 181 y Solid 164 del código comercial Ansys. La validación de los parámetros modales calculados se ha realizado a partir de ensayos de análisis modal con especímenes de aluminio y laminados de fibra de carbono. A continuación se detallan las características de los especímenes utilizados y se describe el ensayo experimental para la estimación de los parámetros modales. Finalmente se incluyen los resultados del ensayo, la simulación y la validación.



**Figura 3.4:** Diagrama de flujo del procedimiento numérico y experimental para la estimación de las propiedades dinámicas de los especímenes analizados mediante FemModes.

### 3.5.1. Descripción de los especímenes utilizados

Para el estudio experimental con materiales isótropos se ha empleado un espécimen rectangular de aluminio 7005 de dimensiones  $150,15 \times 100,95$  mm con una tolerancia de  $\pm 0,05$  mm y un espesor de  $5,99 \pm 0,01$  mm. El espécimen tiene una masa de  $241,0 \pm 0,1$  gr, un módulo elástico aproximado de 70 GPa y un coeficiente de Poisson de 0,33.

El material con el que se han fabricado los especímenes laminados son láminas preimpregnadas unidireccionales compuestas por fibras de carbono TR30S 3K del fabricante Grafil embebidas en una matriz de resina epóxica Epikote 4652 del fabricante Hexion Specialty Chemicals, cuyas propiedades se recogen en la tabla 3.1.

Propiedades de la resina epóxica	
Densidad	1200 kg/m <sup>3</sup>
Módulo elástico	4520 MPa
Coefficiente de Poisson	0,358
Resistencia a la tracción	68 MPa
Energía crítica de fractura en modo II	780 J/m <sup>2</sup>
Propiedades de la fibra de carbono	
Densidad	1790 kg/m <sup>3</sup>
Módulo elástico longitudinal	195 GPa
Módulo elástico transversal <sup>†</sup>	8,5 GPa
Módulo elástico de cortadura <sup>†</sup>	35,5 GPa
Coefficiente de Poisson mayor	0,21
Resistencia a la tracción	4410 MPa
Elongación a la rotura	1,9 %
Propiedades de la lámina unidireccional	
Gramaje	200 g/m <sup>2</sup>
Espesor de la lámina curada	0,130 mm
Peso de resina	35 %

**Tabla 3.1:** Propiedades principales de los constituyentes de las láminas preimpregnadas utilizadas en la fabricación de los especímenes. Los datos han sido facilitados por los fabricantes excepto los señalados <sup>†</sup> cuyos valores han sido estimados a partir de los datos de una lámina curada.

Para el estudio experimental se han examinado un total de 48 especímenes de dimensiones  $150 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$  con una tolerancia admisible de  $\pm 0,25$  mm. Inicialmente se fabricaron cuatro paneles cuadrados de dimensión lateral 500 mm con láminas unidireccionales con una secuencia de apilado  $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{RS}$  que da lugar a un laminado cuasi-isótropo, simétrico respecto al plano medio y balanceado. El número de repeticiones  $R$  viene determinado por el espesor del laminado, que debe ser según la norma ASTM D7136 [3]<sup>12</sup>, cercano a los 5 mm, con un valor mínimo de 4 mm y un máximo de 6 mm. Siendo el espesor de la lámina curada de aproximadamente 0,130

<sup>12</sup>La geometría y característica de las muestras vienen estipuladas en la norma ASTM D7136, que estandariza el protocolo de ensayo para la evaluación experimental de la resistencia al daño por impacto descrito en el capítulo 4.

mm, se requieren un total de 5 repeticiones (40 láminas) para alcanzar un espesor nominal de 5,2 mm. Cada panel fue compactado antes de la etapa de curación sometiénolo a un proceso de vacío a temperatura ambiente con el fin de minimizar la formación de bolsas de aire internas, mejorando así la adherencia interlaminar. Los laminados fueron curados en una prensa de platos calientes sometiendo el laminado a una presión constante de 6 bar y a una temperatura constante de 125 °C durante 90 minutos, alcanzando dicha temperatura con la tasa de calentamiento recomendada por el fabricante para evitar reacciones exotérmicas y una tasa de enfriamiento natural. De cada uno de los cuatro paneles se obtienen 12 laminados de dimensiones 150 mm × 100 mm con una tolerancia admisible de ±0,25 mm, de manera que la orientación de las láminas a 0° quede alineada con la dimensión más larga de la placa. Para la preparación de las muestras se utilizó una máquina herramienta de control numérico computarizado con un útil con punta de diamante para evitar inducir daños durante el proceso de corte. En la norma se especifica que los especímenes deben tener una sección constante con variaciones del espesor inferiores al 2%, sin embargo se han detectado muestras donde la variación alcanza el 4%. Por otro lado los espesores promedios de los especímenes oscilan entre los 5,2 y 6,2 mm debido a errores atribuibles al proceso de compactación. Cada una de las muestras ha sido etiquetada con un código que indica la orientación de la lámina de 0°, el número de lote correspondiente al panel del que han sido extraídas (del lote 1 al lote 4), el número de placa dentro de cada lote (de 1 a 12) y el número de placa global (de 1 a 48).

La densidad promedio de los 48 especímenes es de 1531,34 kg/m<sup>3</sup> con una desviación estándar de 25,68. El valor de la densidad del compuesto  $c\rho$  puede estimarse analíticamente en función de las densidades de los constituyentes, es decir

$$\frac{1}{c\rho} = \frac{fW}{f\rho} + \frac{mW}{m\rho}, \quad (3.69)$$

donde  $fW$  y  $mW$  son el porcentaje en peso de la fibra y de la matriz, y  $f\rho$  y  $m\rho$  las densidades de la fibra y de la matriz, respectivamente. Para los valores de densidades expuestos en la tabla 3.1 se estima que la densidad del compuesto es de 1527,20 kg/m<sup>3</sup>, lo que representa una diferencia inferior al 0,3% respecto del resultado experimental. La fracción volumétrica de fibra  $f_v$  promedio de los 48 especímenes estimada para cada una de las muestra a partir de la expresión

$$f_v = \frac{c\rho - m\rho}{f\rho - m\rho}, \quad (3.70)$$

es de 55,16% con una desviación estándar de 4,35. Finalmente, las propiedades elásticas del laminado expuestas en la tabla 3.2 se han obtenido analíticamente a partir de las propiedades de los constituyentes utilizando el módulo de cálculo micromecánico que incorpora FemModes.

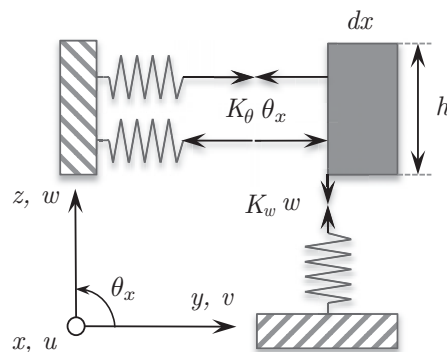
### 3.5.2. Ensayo de análisis modal

El objetivo del ensayo de análisis modal es determinar las propiedades dinámicas de los especímenes de aluminio y de los laminados de carbono. La primera consideración

Constantes ingenieriles equivalentes de membrana	
Módulo de rigidez longitudinal $E_{m11}$	42,86 GPa
Módulo de rigidez transversal $E_{m22}$	42,86 GPa
Módulo de cizalladura $G_{m12}$	16,64 GPa
Coefficiente de Poisson $\nu_{m21}$	0,288
Constantes ingenieriles equivalentes de flexión	
Módulo de rigidez longitudinal $E_{f11}$	44,58 GPa
Módulo de rigidez transversal $E_{f22}$	37,92 GPa
Módulo de cizalladura $G_{f12}$	17,38 GPa
Coefficiente de Poisson $\nu_{f21}$	0,336

**Tabla 3.2:** Propiedades elásticas del laminado cuasi-isótropo. Los índices  $\diamond_m$  y  $\diamond_f$  indican el módulo de membrana y de flexión, respectivamente. Los subíndices numéricos hacen referencia a los ejes globales del laminado.

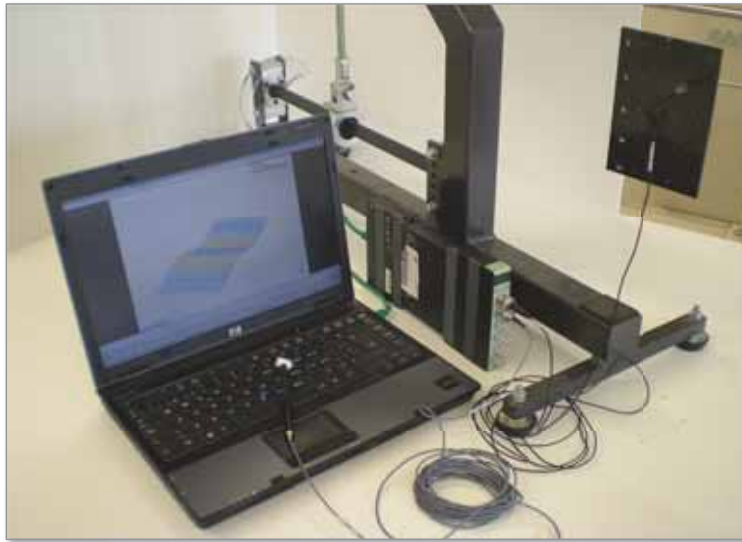
es establecer las condiciones de contorno de las muestras. Las posibles condiciones de contorno pueden ser reproducidas a partir del esquema bidimensional de la figura 3.5, en el que se representa un elemento diferencial longitudinal de una placa de espesor  $h$ , los grados de libertad (traslaciones y rotación) y un conjunto de resortes de rigidez  $K_w$  y  $K_\theta$  que simbolizan las condiciones de contorno en un lateral de la placa. Cuando ambos valores de rigidez son hipotéticamente infinito, la placa puede considerarse perfectamente empotrada. Por el contrario, ambos valores de rigidez nulos representan condiciones de contorno libres. Valores de rigidez rotacional nula y de rigidez transversal infinita representan una condición de apoyo simple, y el caso inverso, aunque físicamente posible, no recibe tratamiento en la literatura [23].



**Figura 3.5:** Esquema bidimensional de las posibles condiciones de contorno de un elemento diferencial longitudinal de una placa de espesor  $h$ .

Desde un punto de vista experimental la reproducción de unas condiciones de contorno de empotramiento perfecto en los especímenes examinados resulta una ardua tarea, además puede inducirse un daño en los laterales de las muestras que dificulten su posterior uso en los ensayos de compresión. La reproducción de unas condiciones de apoyo simple también resulta inviable en especímenes livianos, dado que la fuerza de excitación provoca un desplazamiento transversal en la muestra perdiéndose puntualmente el contacto con las superficies de soporte. Por todo ello, en el presente ensayo se ha optado por reproducir unas condiciones de contorno libres suspendiendo las placas verticalmente de un filamento de nylon.

Para el ensayo se ha utilizado una configuración monoreferencial con una excitación itinerante y una posición estacionaria para el registro de la señal de respuesta, empleando dos canales del sistema de adquisición de datos Brüel & Kjaer LAN-XI 3050-B-6/0 junto con la plataforma de análisis Pulse v.14 y la herramienta de post-proceso modal ME'Scope VES<sup>TM</sup> 7754 de Vibrant Technology. Para la excitación del sistema se ha utilizado un martillo transductor en miniatura Brüel & Kjaer modelo 8204 dotado de una punta metálica que permite generar un espectro de excitación continuo de hasta 20 kHz. La respuesta del sistema se ha medido en términos de la aceleración empleando un transductor de aceleración uniaxial Brüel & Kjaer tipo 4518-003, cuyo rango frecuencial es de 1 a 20 kHz y su masa de 1,45 gr, adherido en un punto de referencia de la muestra (véase figura 3.6). Es importante garantizar que la masa del transductor sea insignificante en comparación con la masa efectiva del modo de vibración y que no interfiera en el comportamiento vibratorio del espécimen<sup>13</sup>.



**Figura 3.6:** Montaje utilizado para el ensayo de análisis modal, constituido por el sistema de adquisición de datos, el ordenador portátil de soporte, el martillo de excitación y el acelerómetro instalado en la superficie de la muestra, la cual se halla suspendida verticalmente para reproducir las condiciones de contorno libres.

La selección de la ubicación de referencia del acelerómetro es fundamental para garantizar que las curvas de FRF contemplen el mayor número posible de modos de resonancia. En el caso de situarse el transductor en una línea nodal de la deformada modal de un determinado modo, éste aparecerá pobremente representado en las curvas de respuesta frecuencial, dificultando consecuentemente su estimación. En geometrías regulares, como es el caso de los especímenes examinados, es posible deducir que las líneas nodales de los primeros modos transversales de vibración se corresponden con

<sup>13</sup>Generalmente se aceptan ratios de masas acelerómetro-especimen inferiores a 1:10 [9]. En el presente ensayo los ratios son de aproximadamente 1:90. Para reducir la incertidumbre sobre el efecto de la masa añadida en el comportamiento vibratorio es recomendable el uso de vibrómetros láser que evitan el contacto directo con la muestra, aunque el coste de estos transductores es notablemente mayor que los sensores piezoeléctricos convencionales.

los ejes de simetría y con las sucesivas subdivisiones regulares de la superficie. En el presente ensayo la experimentación ha demostrado que la posición óptima para la estimación de un mínimo de 14 modos de vibración consecutivos, corresponde a los puntos de la discretización más próximos a cualquiera de los vértices de la muestra.

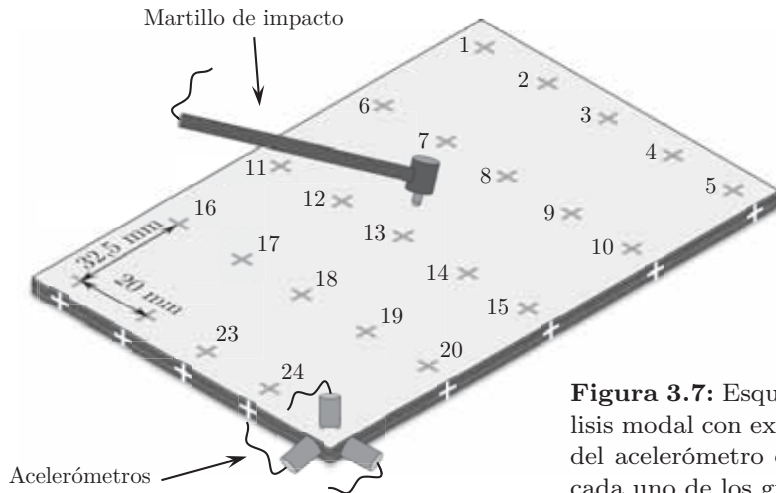
Otra importante consideración es establecer el intervalo del espectro frecuencial analizado. La limitación del rango frecuencial viene decretada por la tasa de adquisición de datos del sistema, cuya frecuencia de muestreo debe ser como mínimo el doble de la frecuencia máxima analizada, como establece el teorema de muestreo de Nyquist-Shannon [37]. En el caso particular del sistema de adquisición de datos de Brüel & Kjaer el rango frecuencial es de 0 Hz a 51,2 kHz, muy por encima de los requerimientos para este estudio, por lo que el intervalo analizado se ha acotado de 0 a 20 kHz con una resolución frecuencial de 3,125 Hz.

El grado de discretización de la geometría y la distribución espacial de los puntos de la malla en cuyas localizaciones se obtienen las curvas de FRF, tiene una especial relevancia en la estimación de las deformadas modales. Cabe señalar que mientras una discretización generosa resulta en una descripción precisa de las deformadas modales, ésta puede acarrear tiempos de ensayo inviables en la práctica, por lo que es preciso restringir el número de puntos a un valor razonable en función del número de deformadas modales a identificar. Por otro lado, los transductores son generalmente de tipo translacional y en el caso particular de los sensores utilizados ambos son uniaxiales. Esta particularidad implica que en caso de realizar un análisis modal completo para la estimación de los modos transversales y axiales, el ensayo debe realizarse en tres etapas, cada una de ellas correspondiente a la dirección de cada uno de los grados de libertad de traslación<sup>14</sup> (véase figura 3.7). En el caso de los modos de vibración transversales, siendo estos los mayoritarios, la respuesta se mide en términos de la aceleración transversal, instalando el acelerómetro en la superficie de la muestra, alineándolo perpendicularmente y aplicando una excitación igualmente perpendicular. La superficie se ha discretizado en una malla centrada en la muestra, estructurada y de 25 puntos como se muestra en la figura 3.7. Para la estimación de los modos de vibración axiales se ha procedido de manera similar, discretizando cada una de las caras laterales de la muestra con 5 puntos equidistantes e instalando el acelerómetro alineado en la dirección específica. La adquisición de los datos se realiza en dos etapas correspondientes a las dos direcciones que definen el plano. Ante la inviabilidad de excitar la muestra en la misma dirección y sentido en las caras enfrentadas, durante el postproceso es necesario invertir las fases de las FRF en una de las caras enfrentadas, obteniéndose una coherencia de fases en las señales que permite reproducir las deformadas modales de los modos en el plano.

### 3.5.3. Resultados

En la primera y segunda columna de la tabla 3.3 se exponen los resultados de las frecuencias naturales y las respectivas deformadas modales de los 22 primeros modos

<sup>14</sup>La laboriosidad del ensayo puede reducirse recurriendo a un sistema de excitación y a un transductor de aceleración triaxiales, aunque el coste del equipamiento es significativamente mayor.



**Figura 3.7:** Esquema ilustrativo del ensayo de análisis modal con excitación itinerante. Las posiciones del acelerómetro corresponden a las direcciones de cada uno de los grados de libertad de traslación.

de vibración estimados en el ensayo de análisis modal experimental del espécimen de aluminio. Como se adelantó, existe un compromiso entre la resolución espacial de las deformadas modales y el tiempo requerido para el ensayo. El límite en el número de modos estimados viene impuesto porque el grado de discretización de la geometría y la distribución espacial de los puntos de referencia, no permiten identificar fehacientemente las deformadas modales fuera de este espectro. La nomenclatura  $(m, n)$  se emplea para identificar las deformadas modales de los modos transversales, donde  $m$  y  $n$  hacen referencia al número de líneas nodales paralelas a la dirección transversal y longitudinal de la muestra, respectivamente. Los modos axiales se nombran en relación al tipo de sollicitación que representa la deformada modal. En las columnas restantes se recogen los resultados de la modelización con elementos cuadriláteros y elementos hexaédricos y los respectivos errores porcentuales de la correlación frecuencial respecto de los resultados empíricos [15, 35, 36].

En la modelización bidimensional se ha empleado una malla estructurada de  $60 \times 40$  elementos y 2501 nodos, que resulta en un total de 12505 grados de libertad, en cuyo caso se observa un excelente grado de correlación frecuencial con un error promedio del  $-0,34\%$  y una desviación estándar de 0,56. Las diferencias se atribuyen principalmente a los errores inherentes del ensayo: como la resolución frecuencial adoptada ( $\pm 3,125$  Hz) en pro del amplio espectro frecuencial analizado, la no uniformidad del espesor de la muestra o el efecto del cableado del transductor de aceleración que se supone ejerce una mínima fuerza perpendicular a la superficie. En cualquier caso, estos datos demuestran la validez y veracidad de los resultados de la modelización bidimensional y el acierto en la reproducción empírica de las condiciones de contorno libres.

En la modelización tridimensional se ha empleado la misma discretización superficial  $60 \times 40$  y una discretización en el espesor de 5 elementos, resultando en un total de 15006 nodos y 45018 grados de libertad. En general, los resultados exhiben un comportamiento rigidizado respecto de la modelización bidimensional, con un error promedio del  $1,51\%$  y una desviación estándar de 0,98. La rigidización es atribuible en primer lugar a los problemas derivados del bloqueo por cortante del elemento he-



Modo	Experimental	Cuadriláteros	Error (%)	Hexaedros	Error (%)
1° (1 1)	1259,9	1264,9	0,39	1268,2	0,66
2° (2 0)	1400,9	1399,0	-0,13	1450,9	3,57
3° (2 1)	2888,2	2915,0	0,93	2945,4	1,98
4° (0 2)	3222,0	3210,8	-0,35	3317,3	2,96
5° (3 0)	3704,8	3674,4	-0,82	3784,1	2,14
6° (1 2)	4284,8	4303,8	0,44	4413,1	3,00
7° (3 1)	5401,7	5390,7	-0,20	5489,8	1,63
8° (2 2)	6137,2	6121,2	-0,26	6198,2	0,99
9° (4 0)	7753,5	7697,8	-0,72	7935,6	2,35
10° (0 3)	8536,9	8441,3	-1,12	8680,0	1,68
11° (3 2)	9093,8	9070,0	-0,26	9169,0	0,83
12° (4 1)	9232,4	9169,4	-0,68	9390,5	1,71
13° (1 3)	9424,9	9325,7	-1,05	9565,3	1,49
14° (2 3)	11560,5	11479,9	-0,70	11680,8	1,04
15° Flexión <sup>†</sup>	12491,9	12549,0	0,46	12536,3	0,36
16° (5 0)	12534,0	12442,0	-0,73	12805,0	2,16
17° (4 2)	12860,9	12800,6	-0,47	12959,9	0,77
18° (5 1)	13680,5	13585,3	-0,70	13879,6	1,46
19° (3 3)	14743,1	14647,8	-0,65	14848,1	0,71
20° Cortadura <sup>†</sup>	16132,4	16212,3	0,50	16202,5	0,43
21° (0 4)	16597,3	16464,0	-0,80	16897,5	1,81
22° Compresión <sup>†</sup>	16627,6	16533,3	-0,57	16528,1	-0,60

<sup>†</sup> Modos de vibración en el plano.

**Tabla 3.3:** Resultados de las frecuencias naturales (en Hz) estimadas en el ensayo de análisis modal del espécimen de aluminio y de la correlación frecuencial con la modelización mediante elementos finitos con elementos cuadriláteros y elementos hexaédricos.

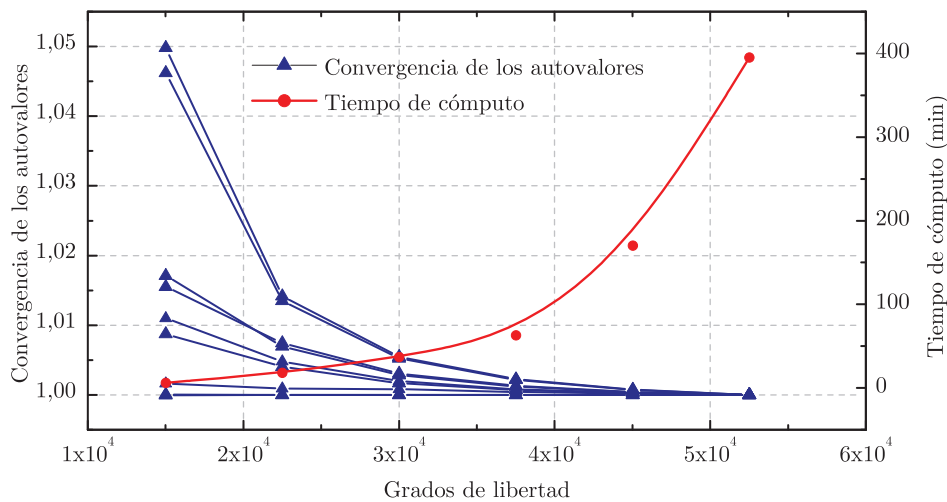
xaédrico de 8 nodos y en segundo lugar a la malla de discretización cuya densidad viene impuesta por la capacidad de la computadora utilizada<sup>15</sup>.

Los elementos sólidos de bajo orden como el elemento hexaédrico lineal de 8 nodos, presentan un excelente comportamiento en problemas de tipo tensión-compresión; en concreto véase cómo los resultados de los modos de vibración axiales presentan un alto grado de correlación respecto de la modelización bidimensional. Sin embargo, estos exhiben un comportamiento deficiente en problemas de flexión dominante, debido a su incapacidad para modelar la cinemática de flexión con un único elemento en el espesor, por lo que se requieren elevadas densidades de malla con un mínimo de tres elementos en el espesor para obtener resultados satisfactorios. Varios autores han propuesto formulaciones alternativas para mejorar el comportamiento del elemento hexaédrico de 8 nodos como son: utilizar técnicas de integración reducida para los términos de rigidez a cizalladura (como en el caso del elemento cuadrilátero implementado) [43], incorporar modos incompatibles en la formulación [33], emplear un campo de desplazamientos asumido [6, 11, 25, 46, 57] o bien utilizar elementos de orden superior que exhiben un mejor comportamiento a flexión [27, 33], aunque el coste computacional de esta última es significativamente mayor. En cualquier caso, los elementos sólidos han sido utilizados en este estudio -como se verá en los próxi-

<sup>15</sup>Para las simulaciones se ha utilizado una computadora con sistema operativo Microsoft Windows 7 de 64 bits, con un procesador Intel<sup>®</sup> Core<sup>™</sup> i5 650 a 3,33 GHz y 16 GB de memoria RAM.

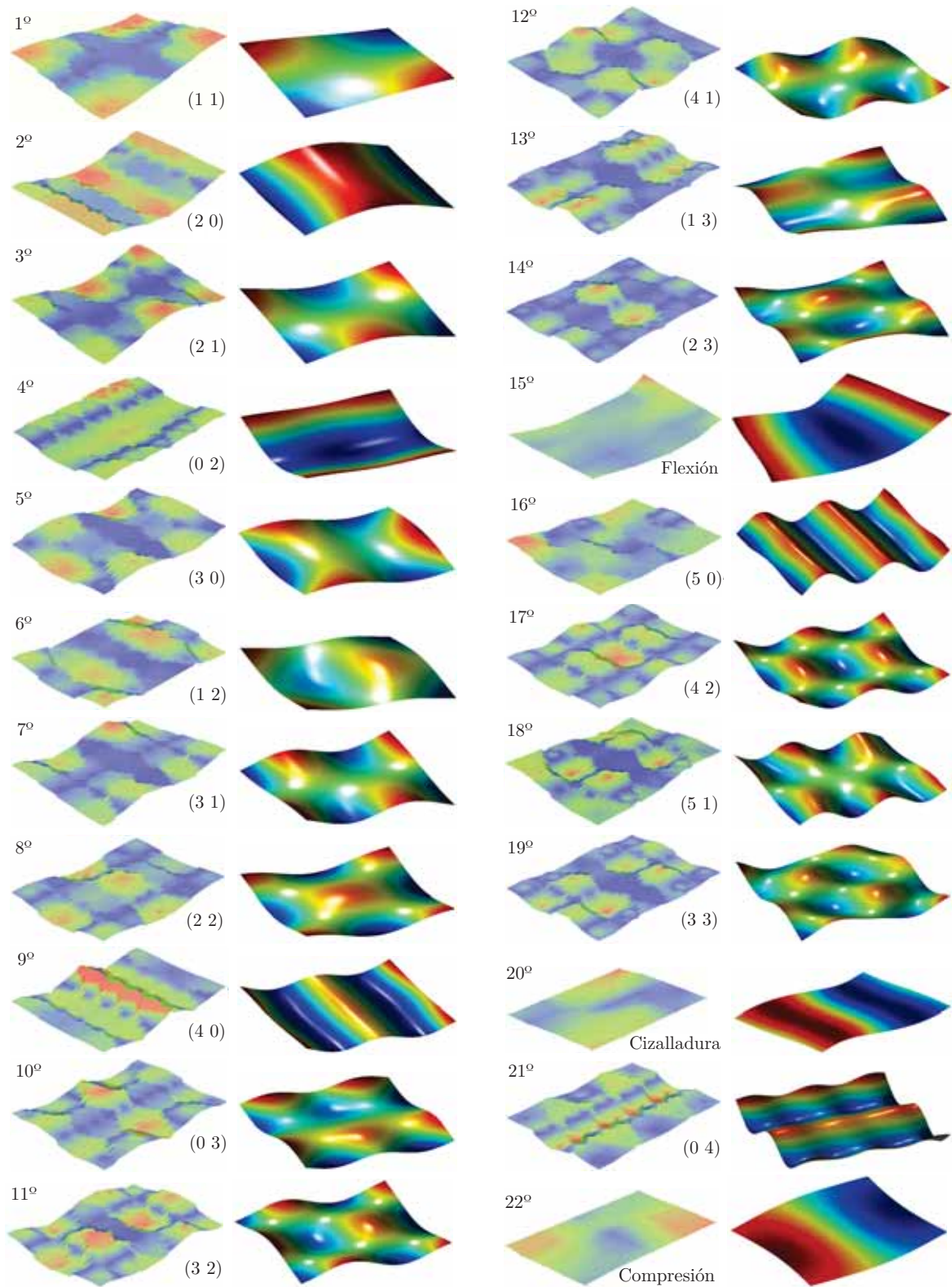
mos capítulos- para la modelización del comportamiento vibratorio de laminados y la comparativa en diferentes estados de daño, por lo que el problema de la rigidización se relega a un segundo plano.

La densidad de la malla de discretización desempeña un rol primordial en el grado de correlación frecuencial, especialmente la discretización del espesor en el caso de las modelizaciones tridimensionales. En la figura 3.8 se ilustra la influencia de la densidad de la malla en la evolución de las frecuencia propias naturales y el tiempo de cómputo. En ella se han representado la convergencia de los valores propios normalizados respecto de un valor máximo, y los tiempos de cómputo asociados a cada discretización, en función del número de grados de libertad del modelo. Los valores discretos en el eje de abscisas corresponden a discretizaciones de 1 a 6 elementos en el espesor de la muestra. Como se observa, una discretización generosa del espesor comporta ínfimas variaciones en los valores propios y demanda capacidades de cómputo exponencialmente crecientes. Asimismo, la simulación numérica del problema dinámico requiere la solución del problema de valores y de vectores propios generalizados. Consecuentemente, deben ensamblarse las matrices de rigidez y de masa cuyas dimensiones dependen del número de grados de libertad del sistema. Por consiguiente, el tamaño del problema dinámico está limitado por la capacidad de memoria de la computadora donde se almacenan las matrices ensambladas. Por todo ello, es preciso restringir el número de elementos en el espesor a un valor razonable, por ejemplo, 5 elementos.



**Figura 3.8:** Evolución de los autovalores y de los tiempos de cómputo asociados a cada discretización, en función del número de grados de libertad del modelo. Los valores discretos en el eje de abscisas corresponden a discretizaciones de 1 a 6 elementos en el espesor de la muestra.

En la figura 3.9 se representan las deformadas modales de los modos experimentales recogidos en la tabla 3.3 y los correspondientes vectores propios obtenidos de la modelización con elementos cuadriláteros. Nótese que el escalado del mapa de colores es diferente en ambas representaciones: mientras en los modos experimentales el color azul denota los puntos de desplazamiento relativo nulo, en los modos numéricos éste representa el valor mínimo negativo de desplazamiento. Aunque no se han represen-

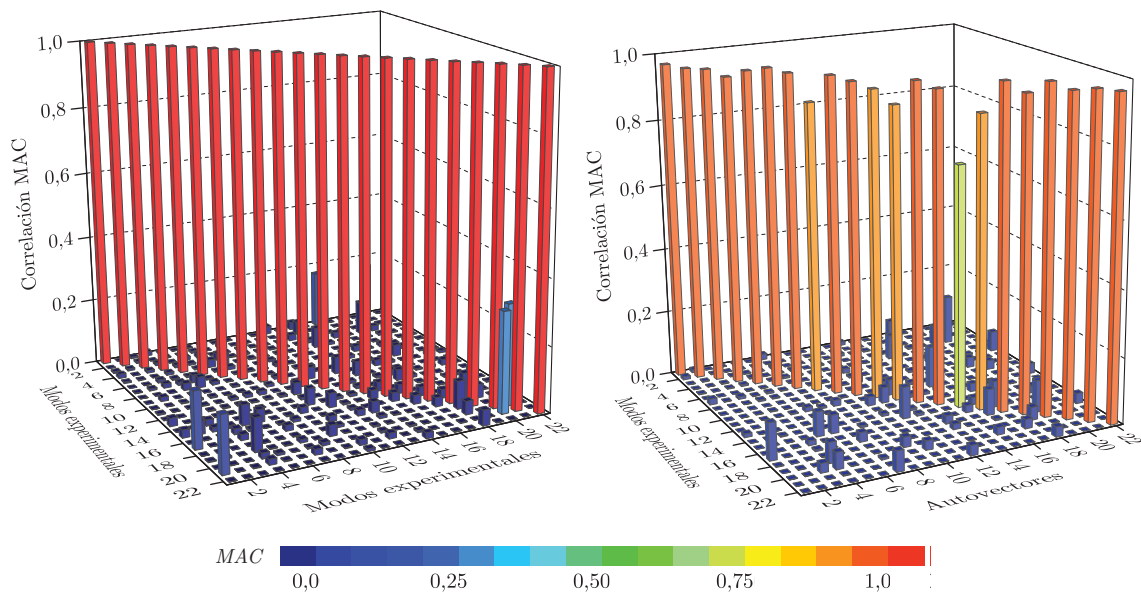


**Figura 3.9:** Comparativa de las deformadas modales (columnas 1 y 3) y la representación de los vectores propios obtenidos de la modelización con elementos cuadriláteros (columnas 2 y 4) para el análisis modal del espécimen de aluminio. Los modos se han representando en orden frecuencial ascendente. La nomenclatura  $(m, n)$  se emplea para identificar las deformadas modales de los modos transversales, donde  $m$  y  $n$  hacen referencia al número de líneas nodales paralelas a la dirección transversal y longitudinal de la muestra, respectivamente.

tado por cuestiones de practicidad, los patrones de deformación que se obtienen de la representación de los vectores propios estimados a partir de la modelización con elementos hexaédricos, son análogos a los representados en la figura 3.9. En general, independientemente de la fase y de la amplitud representadas, visualmente se reconocen las correspondencias modales en ambas representaciones, identificándose deficiencias, por ejemplo, en el decimosexto modo (5 0). Dicha deficiencia se debe a que la posición del acelerómetro coincide con una línea nodal, obteniéndose, por consiguiente, una pobre representación del modo en la curva de FRF, lo que deriva en una deficiente estimación de la deformada modal.

Las técnicas de correlación modal, como el *MAC* anteriormente descrito (véase ecuación 3.68), son un indicador del grado de correlación vectorial. En la figura 3.10 se representan la matriz de correlación de las deformadas modales obtenidas empíricamente y la matriz de correlación de las deformadas modales respecto de los vectores propios obtenidos de la modelización con elementos cuadriláteros. En el caso de la matriz experimental (izquierda), se trata de una matriz simétrica debido a que se compara el mismo conjunto de vectores de respuesta, observándose un excelente grado de correlación. En caso de identificarse modos repetidos estos se manifiestan con valores no nulos y cercanos a la unidad en ambos lados de la diagonal. En la matriz de correlación numérico-experimental (derecha) se observa un grado de correlación muy satisfactorio pero se identifican deficiencias en el decimosexto autovector correspondiente al modo (5 0), resultado en concordancia con la conclusión de la representación de la figura 3.9 anterior. El hecho de que los valores de la diagonal sean no unitarios se atribuye principalmente a los errores inherentes del ensayo. Como se adelantó, en la comparativa de conjuntos de vectores de origen mixto numérico-experimental, es requisito para lograr un grado de exactitud en la correlación que las coordenadas de referencia del análisis modal experimental coincidan, en la medida de lo posible, con puntos de la malla del modelo de elementos finitos. No obstante, con el sistema de excitación manual con martillo de impacto debe asumirse una tolerancia del orden de milímetros en la localización de cada punto de excitación.

En la tabla 3.4 se recogen los resultados de las frecuencias naturales de los 14 primeros modos transversales y de 3 modos axiales de vibración, estimados en el ensayo de análisis modal experimental de la muestra laminada de fibra de carbono 17/05L2, así como los resultados de la modelización con elementos cuadriláteros y elementos hexaédricos y los respectivos errores porcentuales de la correlación frecuencial respecto de los resultados empíricos. La muestra en particular tiene unas dimensiones de 150,0 mm × 100,0 mm con un espesor promedio de 6,04 mm y una densidad de 1525,9 kg/m<sup>3</sup>. El número de modos identificados es inferior al del espécimen isótropo. Ello se debe a la imposibilidad de identificar fehacientemente las deformadas modales transversales por encima del decimocuarto modo de vibración. En general, de la observación de las curvas de FRF se apreciaron picos de resonancia menos estilizados y coeficientes de amortiguamiento mayores, ambos aspectos debidos a las peores propiedades acústicas que exhiben los especímenes de carbono. Los modos axiales no aparecen consecutivos en el espectro frecuencial, por ello se han tabulado separados independientemente de la posición que ocupan.



**Figura 3.10:** Representación de las matrices de correlación **MAC** (véase ecuación 3.68) de las deformadas modales experimentales (izquierda) y de las deformadas modales experimentales *versus* los vectores propios obtenidos de la modelización con elementos cuadriláteros (derecha) para el análisis modal del espécimen de aluminio.

Modo	Experimental	Cuadriláteros	Error (%)	Hexaedros	Error (%)
1° (1 1)	1357,5	1341,3	-1,19	1352,1	-0,40
2° (2 0)	1526,7	1483,2	-2,85	1509,8	-1,10
3° (2 1)	3033,1	3046,2	0,43	3116,0	2,73
4° (0 2)	3278,4	3156,4	-3,72	3470,0	5,84
5° (3 0)	3895,8	3776,2	-3,07	3990,2	2,42
6° (1 2)	4455,9	4352,7	-2,32	4565,3	2,45
7° (3 1)	5566,8	5518,0	-0,88	5762,1	3,51
8° (2 2)	6243,4	6179,6	-1,02	6545,8	4,84
9° (4 0)	7821,4	7763,8	-0,74	8177,1	4,55
10° (0 3)	8351,4	8157,9	-2,32	9126,2	9,28
11° (3 2)	8924,4	8902,1	-0,25	9644,9	8,07
12° (1 3)	9055,6	8951,0	-1,16	10043,6	10,91
13° (4 1)	9117,5	9183,3	0,72	9753,5	6,98
14° (2 3)	11268,1	11032,8	-2,09	12253,9	8,75
17° Flexión <sup>†</sup>	13054,3	12963,1	-0,70	12949,9	-0,80
23° Cizalladura <sup>†</sup>	16986,5	17058,8	0,43	17048,0	0,36
24° Compresión <sup>†</sup>	17362,2	17217,3	-0,83	17212,1	-0,86

<sup>†</sup> Modos de vibración en el plano.

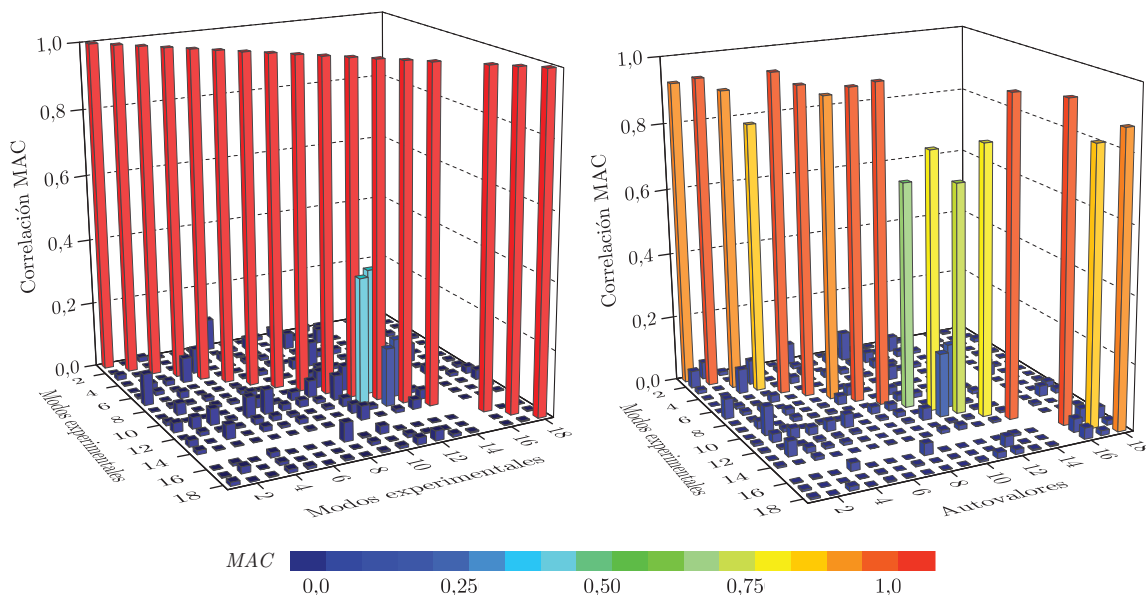
**Tabla 3.4:** Resultados de las frecuencias naturales (en Hz) estimadas en el ensayo de análisis modal experimental del espécimen laminado 17/05L2 y de la correlación frecuencial con la modelización mediante elementos finitos con elementos cuadriláteros y elementos hexaédricos.

En ambas modelizaciones se han empleado las mismas mallas de discretización que para la simulación de la muestra de aluminio. En ambos casos cabe diferenciar entre los resultados de los modos transversales y axiales. Nótese cómo los errores de éstos últimos son significativamente inferiores a los de los modos trasversales. En la mode-

lización bidimensional se observa el grado de correlación satisfactorio en los modos transversales exhibiendo un comportamiento flexibilizado, con un error promedio del -1,46 % y una desviación estándar de 1,32. Además de los errores inherentes del ensayo, las diferencias se atribuyen a múltiples factores como las variaciones en el espesor de la muestra superiores al 2 %, las simplificaciones derivadas de la idealización bidimensional del problema y las hipótesis asumidas en el cálculo de la matriz constitutiva del material a partir de las formulaciones micromecánicas.

En la modelización tridimensional, sin embargo, los resultados exhiben un comportamiento notablemente rigidizado, principalmente en los modos superiores, con un error promedio en los modos transversales del 4,92 % y una desviación estándar de 3,60. Como en el caso del espécimen de aluminio, el fenómeno se atribuye principalmente a los problemas numéricos derivados del uso del elemento hexaédrico y a la malla de discretización cuya densidad viene impuesta por la capacidad de la computadora. En cualquier caso, al tratarse de un análisis dinámico comparativo entre diferentes estados de daño la rigidización se relega a un segundo plano.

Finalmente, en la figura 3.11 se representa la matriz de correlación de las deformadas modales obtenidas empíricamente y la matriz de correlación de las deformadas modales respecto de los vectores propios obtenidos de la modelización con elementos cuadriláteros. En el caso de la matriz experimental se observa un excelente grado de correlación. La franja de separación distingue los modos transversales y los modos axiales. En la matriz de correlación numérico-experimental se observa un grado de correlación aceptable pero se identifican deficiencias en varios modos transversales, que se corresponden prácticamente con los modos que presentan los errores más significativos en la tabla 3.4 de correlación frecuencial.



**Figura 3.11:** Representación de las matrices de correlación MAC (véase ecuación 3.68) de las deformadas modales experimentales (izquierda) y de las deformadas modales experimentales *versus* los vectores propios obtenidos de la modelización con elementos cuadriláteros (derecha) para el análisis modal del espécimen laminado 17/05L2.

### 3.6. Conclusiones

Una estructura con masa y elasticidad posee varios modos naturales de vibración a los cuales el sistema tiende a oscilar libremente tras perturbarse su posición de equilibrio. Los modos de vibración son parámetros inherentes del sistema dinámico y están determinados por las propiedades físicas del material, por su distribución espacial y por sus condiciones de contorno. Ante la inviabilidad del enfoque analítico del problema dinámico de placas para las condiciones de contorno de vibración libre, la principal alternativa recae en el tratamiento discreto del problema mediante el método de los elementos finitos, obteniéndose una ecuación de movimiento del sistema discreto expresada en términos de un número finito de grados de libertad. El problema de la estimación numérica de las propiedades dinámicas del sistema no amortiguado, se reduce a la solución de un problema de valores y vectores propios generalizados, donde los valores propios representan las frecuencias de vibración y los vectores propios la función espacial que describe la deformada modal.

Se han presentado las formulaciones bidimensional y tridimensional con elementos cuadriláteros y elementos hexaédricos, para la modelización del comportamiento vibratorio de placas laminadas. En la modelización con elementos tipo placa el análisis se simplifica asumiendo una deformación transversal nula. La modelización con elementos tipo sólidos supone el caso más general del análisis, basado en la elasticidad tridimensional, pero demanda un esfuerzo computacional muy superior al caso bidimensional. En ambas, para el tratamiento de materiales laminados se requiere una formulación que proporcione las matrices constitutivas del laminado teniendo en cuenta su configuración, dícese de la orientación y la secuencia de apilado de las láminas que lo conforman. Para ello se emplea la teoría de capa única equivalente que colapsa el comportamiento del laminado en uno o varios elementos en el espesor.

El ensayo de análisis modal experimental permite la estimación de las propiedades dinámicas a partir de la relación entre señales de respuesta y de excitación. A pesar de que se ha descrito únicamente el método tradicional de ensayo, existen múltiples configuraciones que flexibilizan la aplicación de la técnica de análisis adaptándose al tipo de estructura y a las condiciones de servicio, incluso sin necesidad de inducir una excitación como es el caso del análisis modal operacional, lo que la convierte en una potente y atractiva herramienta para la caracterización dinámica estructural.

Partiendo de la definición de las propiedades elásticas de los materiales constituyentes proporcionadas por los fabricantes, se ha conseguido reproducir el comportamiento vibratorio de los especímenes estudiados, lo que demuestra la validez de las hipótesis simplificadoras asumidas y la viabilidad de la técnica de análisis modal como método de verificación y validación de las propiedades elásticas de materiales. Los resultados obtenidos son por lo general satisfactorios. El grado de correlación frecuencial depende en gran medida del número de elementos en los que se discretiza el dominio: cuanto mayor sea el número de elementos, mayor es el número de grados de libertad y más precisa es la solución, e ineluctablemente mayor el coste computacional. Esto es particularmente importante en las discretizaciones del espesor, pudiendo incluso

derivar en un problema inviable computacionalmente. El grado de correlación modal, sin embargo, depende del nivel de coincidencia entre las coordenadas de referencia y los puntos de la malla de elementos finitos.

El principal logro del procedimiento y la formulación implementada es la posibilidad de modelizar el comportamiento vibratorio de materiales laminados permitiendo definir el modelo constitutivo en la micro, la meso o la macroescala, es decir: a nivel de fibra y matriz, a nivel de lámina o a nivel de laminado, respectivamente. La principal diferencia radica en que el material compuesto es tratado como un sistema microestructural en el que se tienen en cuenta la naturaleza y propiedades de los materiales constituyentes y la interacción entre ellos, pudiéndose inducir modificaciones a nivel local en cada material, con un coste computacional asumible pese a no tratarse de un código compilado.



## Referencias

- [1] ALLEMANG, R. The modal assurance criterion: twenty years of use and abuse. *Journal of Sound and Vibration* 37, 8 (2003), 14–23.
- [2] ALLINEY, S., C. R. A finite element model for mindlin plates. *Computational Mechanics* 7, 5-6 (1991), 299–310.
- [3] ASTM-D7136. *Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event*. ASTM International, 2007.
- [4] BARBERO, E. J. *Finite Element Analysis of Composite Materials*. CRC Press, 2007.
- [5] BATHE, K.-J. *Finite Element Procedures (Part 1-2)*. Prentice Hall, 1995.
- [6] BELYTSCHKO, T., AND BINDEMAN, L. P. Assumed strain stabilization of the eight node hexahedral element. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 105, 2 (1993), 225–260.
- [7] BLEVINS, R. D. *Formulas for Natural Frequency and Mode Shape*. Krieger Pub Co, 2001.
- [8] CHAKRAVERTY, S. *Vibration of Plates*. CRC Press, 2008.
- [9] EWINS, D. J. *Modal Testing: Theory, Practice and Application. Mechanical Engineering Research Studies: Engineering Dynamics Series*. Wiley, 2001.
- [10] FERREIRA, A. J. M. *MATLAB Codes for Finite Element Analysis: Solids and Structures (Solid Mechanics and Its Applications)*. Springer, 2008.
- [11] FREDRIKSSON, M., AND OTTOSEN, N. S. Accurate eight-node hexahedral element. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 72, 6 (2007), 631–657.
- [12] FU, Z.-F., AND HE, J. *Modal Analysis*. Butterworth-Heinemann, 2001.
- [13] GAY, D., AND HOA, S. V. *Composite Materials: Design and Applications, Second Edition*. CRC Press, 2007.
- [14] GERMAIN, M. S. *Remarques sur la nature, les bornes et l'étendue de la question des surfaces élastiques et équation général de ces surfaces*. Paris, 1826.
- [15] HAMMAMI, F., PÉREZ, M. A., GIL, L., NEIFAR, M., AND CHAFRA, M. Damage analysis of composite materials using modal analysis of intact and damaged plate. *Premier Colloque International IMPACT2010* (2010), 1–10.
- [16] HUGHES, T. J. R. *The Finite Element Method: Linear Static and Dynamic Finite Element Analysis*. Dover Publications, 2000.
- [17] HURLEBAUS, S. Calculation of eigenfrequencies for rectangular free orthotropic plates-an overview. *ZAMM Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik* 87, 10 (2007), 762–772.

- [18] HURLEBAUS, S., GAUL, L., AND WANG, J. An exact series solution for calculating the eigenfrequencies of orthotropic plates with completely free boundary. *Journal of Sound and Vibration* 244, 5 (2001), 747–759.
- [19] JONES, R. M. *Mechanics Of Composite Materials (Materials Science & Engineering Series)*. CRC Press, 1998.
- [20] KAW, A. K. *Mechanics of Composite Materials, Second Edition (The CRC Press Series in Mechanical and Aerospace Engineering)*. CRC Press, 2005.
- [21] LAGRANGE, J. L. *Ann Chim* 39 (1828), 149–207.
- [22] LEISSA, A. W. Vibration equations of thick rectangular plates using mindlin plate theory. *Journal of Sound and Vibration* 1, 31 (1973), 257–293.
- [23] LEISSA, A. W. *Vibration of Plates*. Acoustical Society of America, 1993.
- [24] LIEW, K., XIANG, Y., KITIPORNCHAI, S., AND WANG, C. *Vibration of Mindlin Plates: Programming the p-Version Ritz Method*. Elsevier Science, 1998.
- [25] LOIKKANEN, M. J., AND IRONS, B. M. An 8-node brick finite element. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 20, 3 (1984), 523–528.
- [26] MAIA, N. *Theoretical and Experimental Modal Analysis (Mechanical Engineering Research Studies. Engineering Control Series, 9)*. Research Studies Press, 1997.
- [27] MIJUCA, D. On hexahedral finite element hc8/27 in elasticity. *Computational Mechanics* 33, 6 (2004), 466–480.
- [28] MINDLIN, R. D. *Introduction to the mathematical theory of vibrations of elastic plates and shells*. World Scientific Publishing, 2006.
- [29] NALLIM, L., AND OLLER, S. An analytical-numerical approach to simulate the dynamic behaviour of arbitrarily laminated composite plates. *Composite Structures* 85, 4 (2008), 311–325.
- [30] NALLIM, L., OLLER, S., AND GROSSI, R. Statical and dynamical behaviour of thin fibre reinforced composite laminates with different shapes. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 194, 17 (2005), 1797–1822.
- [31] OLLER, S. *Dinámica no lineal*. CIMNE-Ediciones UPC, 2001.
- [32] OLLER, S. *Simulación numérica del comportamiento mecánico de los materiales compuestos*. CIMNE, 2003.
- [33] OÑATE, E. *Structural Analysis with the Finite Element Method. Linear Statics: Volume 1: Basis and Solids (Lecture Notes on Numerical Methods in Engineering and Sciences)*. Springer, 2009.
- [34] PARLETT, B. N. *The Symmetric Eigenvalue Problem (Classics in Applied Mathematics)*. Society for Industrial Mathematics, 1987.
- [35] PÉREZ, M. A., GIL, L., HAMMAMI, F., NEIFAR, M., AND CHAFRA, M. Numerical homogenization and experimental validation of a composite plate using modal analysis. *5th International Conference on Advances in Mechanical Engineering and Mechanics* (2010).
- [36] PÉREZ, M. A., GIL, L., AND OLLER, S. Evaluación del daño por impacto a baja velocidad en materiales compuestos laminados mediante análisis modal experimental. *Primeiro Encontro Nacional de Materiais e Estruturas Compósitas, ENMEC2010* (2010), 1–6.
- [37] PIERSOL, A., AND PAEZ, T. *Harris' Shock and Vibration Handbook*. McGraw-Hill Professional, 2009.

- [38] PRZEMIENIECKI, J. S. *Theory of Matrix Structural Analysis*. Dover Publications, 1985.
- [39] QATU, M. S. *Vibration of Laminated Shells and Plates*. Academic Press, 2004.
- [40] REDDY, J., AND MIRAVETE, A. *Practical Analysis of Composite Laminates (Computational Mechanics and Applied Analysis)*. CRC-Press, 1995.
- [41] REDDY, J. N. *Mechanics of Laminated Composite Plates and Shells: Theory and Analysis, Second Edition*. CRC Press, 2003.
- [42] REDDY, J. N. *Theory and Analysis of Elastic Plates and Shells, Second Edition (Series in Systems and Control)*. CRC Press, 2006.
- [43] REESE, S., WRIGGERS, P., AND REDDY, B. A new locking-free brick element technique for large deformation problems in elasticity. *Computers amp; Structures* 75, 3 (2000), 291–304.
- [44] SADRNEJAD, S., DARYAN, A., AND ZIAEI, M. Vibration equations of thick rectangular plates using mindlin plate theory. *Journal of Computer Science* 5, 11 (2009), 838–842.
- [45] SILVA, C. *Vibration and Shock Handbook (The CRC Press Series in Mechanical and Aerospace Engineering)*. CRC Press, 2005.
- [46] SZE, K., AND FAN, H. An economical assumed stress brick element and its implementation. *Finite Elements in Analysis and Design* 21, 3 (1996), 179–200.
- [47] TIMOSHENKO, S. *Theory of Plates and Shells (McGraw-Hill Classic Textbook Reissue Series)*. Mcgraw Hill Higher Education, 1964.
- [48] TIMOSHENKO, S. *Theory of Elasticity (McGraw-Hill Classic Textbook Reissue Series)*. Mcgraw Hill Higher Education, 1970.
- [49] TING, T., CHEN, T., AND TWOMEY, W. Correlating mode shapes based on the modal assurance criterion. *Finite Elements in Analysis and Design* 14, 4 (1993), 353–360.
- [50] TSAI, S. W. *Theory of Composites Design*. Think Composites, 1992.
- [51] TSAI, S. W., AND HAHN, H. T. *Introduction to Composite Materials*. Technomic Publishing Co, Inc., 1980.
- [52] VASQUES, C., AND DIAS-RODRIGUES, J. *Vibration and Structural Acoustics Analysis: Current Research and Related Technologies*. Springer, 2011.
- [53] VENINI, P., AND MARIANI, C. Free vibrations of uncertain composite plates via stochastic rayleigh-ritz approach. *Computers Structures* 64, 1-4 (1997), 407–423.
- [54] VOYIADJIS, G. Z., AND KATTAN, P. I. *Mechanics of Composite Materials with MATLAB*. Springer, 2005.
- [55] XING, Y., L. B. Closed form solutions for free vibrations of rectangular mindlin plates. *Acta Mechanica Sinica/Lixue Xuebao* 25, 5 (2009), 689–698.
- [56] YU, Y.-Y. *Vibrations of Elastic Plates: Linear and Nonlinear Dynamical Modeling of Sandwiches, Laminated Composites, and Piezoelectric Layers (Mechanical Engineering Series)*. Springer, 1996.
- [57] ZHU, Y., AND CESCOTTO, S. Unified and mixed formulation of the 8-node hexahedral elements by assumed strain method. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 129, 1-2 (1996), 177–209.
- [58] ZIENKIEWICZ, O. C., TAYLOR, R. L., AND ZHU, J. *The Finite Element Method: Its Basis and Fundamentals, Sixth Edition*. Butterworth-Heinemann, 2005.

# 4

## Resistencia de los laminados al impacto

### 4.1. Introducción

La resistencia al impacto de un laminado puede definirse como la capacidad del material para soportar un evento de carga súbita sin que se induzca daño alguno. Su estudio se centra, principalmente, en la identificación a partir de las curvas de respuesta temporal o de las curvas de respuesta a impacto en términos de la energía incidente o energía absorbida, de los umbrales de fuerza y/o energía para los cuales se inician los mecanismos de daño dominantes. En general, la respuesta de un material compuesto frente a un impacto, y en particular, los modos de fallo y la morfología del daño inducido, dependen de la energía incidente de cuerpo impactor, de las condiciones en las que sobreviene el evento de carga súbita y de las propiedades de los materiales constituyentes que conforman el compuesto.

La predicción del daño provocado por impactos transversales en laminados es una tarea compleja, dado que se inducen varios modos de fallo que interactúan entre ellos. La respuesta dinámica estructural del material está gobernada por el estado local de tensiones y deformaciones que se generan durante el evento de carga súbita, el cual está a su vez influenciado por la respuesta transitoria global de la estructura. Un tratamiento riguroso del problema de la predicción del daño por impacto requiere un conocimiento detallado del estado de tensiones y deformaciones en el interior del laminado. Por otro lado, la dificultad y el elevado coste de los ensayos experimentales se oponen a un estudio completamente empírico para la predicción del daño. Por estos motivos se recurre a modelos numéricos para modelar la respuesta dinámica estructural, capaces de predecir la evolución de la fuerza de contacto, el estado interno

de tensiones y de deformaciones, así como los modos y mecanismos de fallo inducidos por el impacto y su propagación.

En el presente capítulo se exponen la metodología y el procedimiento utilizado para el estudio experimental y la predicción numérica de la resistencia a impacto de laminados de material compuesto. En primer lugar, se describe el protocolo del ensayo de impacto empleado para inducir un grado de daño bajo unas condiciones controladas; así como el ensayo de carga cuasi-estática utilizado para la estimación del umbral de fuerza y la energía crítica. A continuación se presentan los resultados de la inspección visual y de la inspección ultrasónica de las muestras ensayadas, que han permitido caracterizar y cuantificar empíricamente la resistencia a impacto en términos de la extensión del daño interno inducido. Finalmente, se expone brevemente el fundamento teórico de la formulación adoptada para la simulación del fenómeno y los resultados obtenidos de la modelización numérica del impacto.

## **4.2. Evaluación experimental**

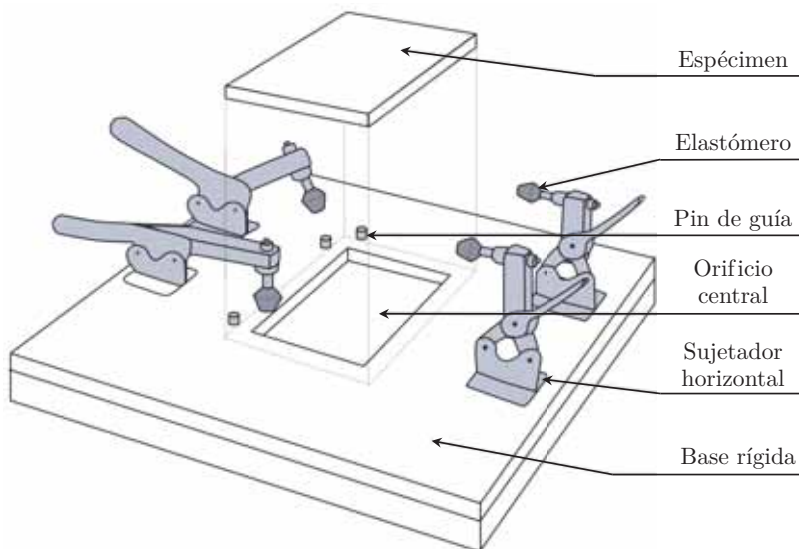
La metodología y el procedimiento utilizado para la evaluación experimental tienen por objeto determinar la resistencia que presentan placas de material compuesto laminado multidireccional, con matriz polimérica y refuerzo de fibra de carbono, al daño por impacto provocado por la caída libre de un peso. En particular, se pretende inducir bajo unas condiciones controladas, un daño a diferentes niveles de energía incidente, determinar los umbrales de daño y cuantificar la capacidad resistente en términos de la morfología y la extensión del daño inducido, para posteriormente evaluar la influencia del daño en el comportamiento vibratorio y en las propiedades residuales de placas de material compuesto.

### **4.2.1. Ensayo de impacto realizado**

Las condiciones del ensayo de impacto son determinantes en la respuesta del compuesto. En la medida de lo posible el ensayo debe permitir reproducir los mismos modos y mecanismos de fallo que se inducen cuando la estructura se halla en servicio. Tanto los mecanismos de fallo como la morfología del daño se ven influenciados por parámetros intrínsecos del ensayo experimental, como son: la masa, la forma, el diámetro, el material y la velocidad incidente del impactor, así como la geometría, la forma y las condiciones de contorno de la muestra. En el presente trabajo la campaña de ensayos para la evaluación experimental de la resistencia al daño por impacto, se ha planteado en base a un protocolo estandarizado, habiéndose diseñado el dispositivo de ensayo siguiendo las pautas descritas en la norma ASTM D7136 [2]. Las desviaciones respecto del ensayo estándar han sido documentadas y justificadas.

El dispositivo de ensayo, esquematizado en las figuras 4.1 y 4.2, está constituido por un soporte de fijación tipo placa fabricado en acero, de geometría cuadrada con una dimensión lateral de  $380 \pm 0,5$  mm y un espesor de  $20 \pm 0,05$  mm. Éste se halla

instalado solidario a una base rígida de 87 kg de masa mediante cuatro pernos de diámetro 30 mm y longitud 300 mm garantizando así la rigidez global del sistema. En el interior de la placa se ha mecanizado un orificio central rectangular de 75 mm por 125 mm con un tolerancia de  $\pm 0,5$  mm. La planitud de la superficie de contacto entre la muestra y el soporte es inferior a 0,1 mm. La muestra<sup>1</sup> se coloca centrada en el soporte respecto a la apertura central mediante la ayuda de tres pines que garantizan el correcto posicionamiento. El espécimen queda fijado mediante cuatro sujetadores horizontales<sup>2</sup> que ejercen una fuerza perpendicular a la superficie de aproximadamente 1800 N, según el fabricante, a 25 mm de la cara de la muestra. A fin de evitar que la fuerza puntual ejercida dañe la muestra, las puntas de los pisadores están recubiertas por un elastómero con una dureza superficial de 70 Shore A. Sobre el soporte de fijación y perpendicular a éste, se halla instalado un tubo cilíndrico de PVC transparente de 45 mm de diámetro interior y 5 m de longitud que actúa como sistema de guía durante la caída libre de la masa.



**Figura 4.1:** Esquema ilustrativo del dispositivo para el test de impacto basado en la norma ASTM D7136 [2].

El procedimiento de ensayo consiste en liberar la masa a una altura que determinará la energía incidente. Considerando despreciable la disipación energética provocada por la fricción en el interior del conducto de guía, la energía incidente  $E_{in}$  se calcula a partir de la expresión

$$E_{in} = M_{imp} gH, \quad (4.1)$$

donde  $M_{imp}$  es la masa del impactor,  $g$  la constante de gravitación universal y  $H$  la altura de lanzamiento. La liberación y posterior recuperación del impactor se realiza mediante un electroimán<sup>3</sup> y un sistema manual de cuerdas y poleas. Tras producirse el contacto, en función del valor de la energía incidente y del grado de daño inducido, el impactor rebota, siendo necesario interceptarlo antes de que se produzca un segundo contacto.

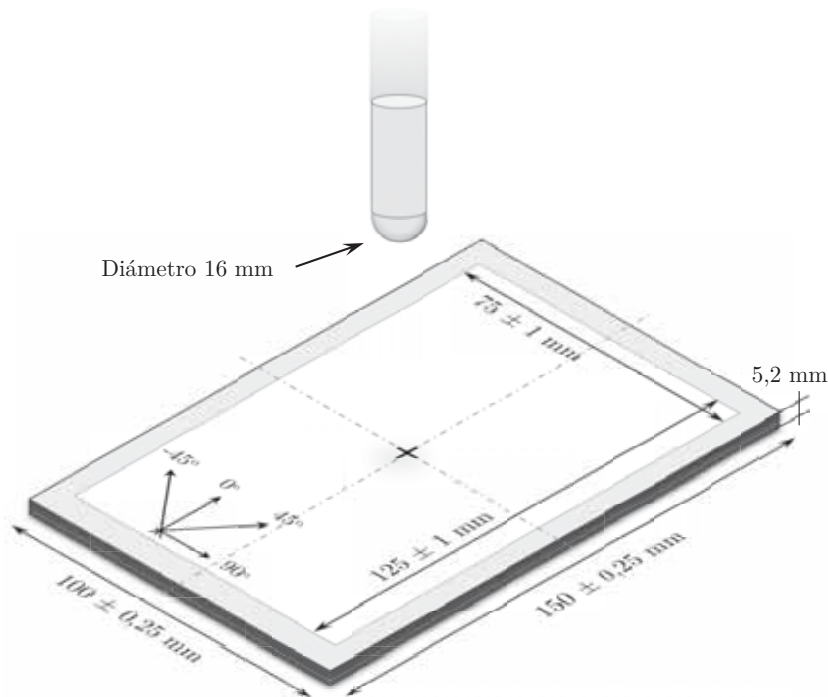
<sup>1</sup>La descripción de los especímenes se recoge en el la sección 3.5.1 del capítulo 3.

<sup>2</sup>Sujetador horizontal AMF modelo 6830-3.

<sup>3</sup>Electroimán JOVE modelo 236.

El impactor está compuesto por un cilindro de acero de longitud  $200 \pm 0,1$  mm y diámetro  $44 \pm 0,1$  mm, y una punta hemisférica de diámetro  $16 \pm 0,1$  mm mecanizada en acero UNE F-1150 con una dureza de 40 HRC<sup>4</sup>. La masa total del impactor<sup>5</sup> es de  $2248 \pm 1$  gr, de manera que con el dispositivo de ensayo actual pueden alcanzarse energías de impacto de hasta 100 J.

**Figura 4.2:** Esquema ilustrativo del espécimen utilizado en los ensayos de impacto. El contorno sombreado representa la superficie de apoyo sobre el soporte de fijación. Las muestras son laminados cuasi-isótropos, simétricos respecto al plano medio y balanceados, con una secuencia de apilado  $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{5S}$ , que da lugar a un espesor nominal de 5,2 mm.



Atendiendo a los objetivos específicos de este estudio, se ha optado por prescindir del sistema de monitorización<sup>6</sup> para determinar la curva de respuesta temporal de la fuerza; cuando la estructura se halle en servicio estos valores difícilmente podrán ser estimados. En definitiva, el interés reside no tanto en la caracterización del evento impacto, como en el tipo de daño inducido y las consecuencias de éste sobre el comportamiento global de la estructura. No obstante, se ha instalado una cámara de alta velocidad con el fin de grabar la secuencia del impacto y visualizar los detalles del evento, permitiendo de un modo indirecto estimar la relación entre la velocidad incidente y la velocidad de rebote del impactor, y por consiguiente, la energía disipada.

El intervalo de velocidad -y por ende de energía- en el cual se ha basado el estudio, corresponde a la categoría de impactos a baja velocidad, en los que pese a que el laminado es capaz de responder dinámicamente frente al evento de carga súbita alcanzándose un equilibrio cuasi-estático, se inducen daños que comprometen la capacidad de carga residual del componente estructural, representando una situación más críti-

<sup>4</sup>La dureza del impactor es inferior a la especificada en la norma (60 - 62 HRC), no obstante no se han observado anomalías tras los ensayos de impacto.

<sup>5</sup>La masa del impactor es notablemente inferior a los  $5,5 \pm 0,25$  kg especificados en la norma. No obstante en la norma también se especifica que la altura mínima de lanzamiento de la masa debe ser de 300 mm. En el caso de que con dichos parámetros no se alcance el nivel mínimo de energía incidente deseado, se especifica que la masa del impactor debe ser de  $2 \pm 0,25$  kg.

<sup>6</sup>Cabe decir que la normativa describe su uso como opcional.

ca que la provocada por impactos a alta velocidad [28]. El intervalo de energía viene delimitado, en su límite inferior, por el valor invariable de la masa del impactor y por la condición limitante de altura mínima de lanzamiento que da lugar a una energía mínima de impacto de 6,6 J; y en su límite superior por el más restrictivo de aspectos tales como la altura máxima del sistema de guiado, la condición de baja velocidad y el umbral de penetración del laminado. Además, cabe señalar que para niveles de energía de impacto elevados la extensión del daño interno puede llegar a ser superior a la mitad de la distancia entre los apoyos en la dirección transversal de la muestra (esto es 37,5 mm). Para dichos niveles de energía debe garantizarse que los estados de tensión que se generan localmente en las superficies de apoyo de la muestra no provocan un daño añadido y tampoco interactúan en la propagación del daño inducido por el impacto.

Para la evaluación de la resistencia a impacto se ha definido un intervalo de energías incidentes de entre 6,6 y 70 J. A pesar de que la norma recomienda un mínimo de cinco ensayos para cada energía, dado el número limitado de muestras y el amplio espectro de energía a cubrir, se ha optado una discretización más densa del espectro. En particular se realizan impactos a 6,6 J, y de 10 J a 70 J en intervalos de 5 J, con un mínimo de dos y un máximo de cuatro especímenes para cada energía de impacto, con un total de 45 especímenes incluyendo las muestras intactas. La relación de especímenes y energías de impacto se recoge en el apartado de resultados 4.2.3. El límite inferior viene determinado por la anteriormente mencionada condición de altura mínima de lanzamiento impuesta por la norma. El límite superior se estima en base al criterio propuesto por Robinson y Davies [30] (ecuación 2.1 del capítulo 2), considerando una deformación crítica de compresión del 0,4 %, resultando en una velocidad de alrededor de los  $8 \text{ ms}^{-1}$  que corresponde a una energía incidente de 72 J, cuyo valor se ha redondeado a la decena por practicidad.

#### 4.2.2. Ensayo de carga cuasi-estática

Como se expuso en el capítulo anterior, el umbral de energía crítica, cuyo valor es independiente de la energía incidente, desempeña un rol esencial por lo que puede considerársele un parámetro característico de la resistencia a impacto [7]. Esta observación hace pertinente el uso de ensayos de fuerza cuasi-estática que pueden ser considerados como un caso particular de los ensayos de impacto a velocidad incidente mínima, en los que puede medirse con precisión la curva de fuerza *versus* deflexión e identificarse la iniciación del daño, pudiéndose así determinar el nivel de energía crítica de impacto. Por este motivo se ha considerado oportuno realizar un ensayo de carga cuasi-estática sobre especímenes intactos. Varios autores han tratado la adecuación de los ensayos de carga cuasi-estática y el grado de representatividad respecto de los ensayos de impacto, analizando parámetros como la profundidad de la indentación, la morfología y extensión del daño, o las curvas de fuerza desplazamiento, con diferentes grados de aceptación [8, 9, 11]. En particular, las curvas de fuerza desplazamiento exhiben un comportamiento similar en ambos ensayos, con la presencia de dos descensos bruscos del nivel de carga como se demuestra a continuación.



Como ocurre en los ensayos de impacto los resultados experimentales son altamente dependientes de las condiciones de contorno y de las características del espécimen. Existe la normativa específica ASTM D6264 [1] que describe el protocolo para realizar los ensayos de carga cuasi-estática, pero tanto el soporte de fijación, como el tamaño del espécimen y la geometría del impactor difieren significativamente respecto de las descripciones de la normativa ASTM D7136 [2]; consecuentemente se ha optado por utilizar el mismo dispositivo de fijación diseñado para el test de impacto y la punta hemisférica del impactor, a fin de reducir incertidumbres. El procedimiento de ensayo consiste en someter a un laminado a un estado de carga puntual trasversal, perpendicular y ascendente hasta alcanzar la rotura o un nivel de carga máxima. Han sido ensayados un total de tres laminados<sup>7</sup> utilizando un actuador hidráulico<sup>8</sup> con un control por desplazamiento con una tasa de carga de  $1,25 \text{ mm min}^{-1}$ . El registro de datos ha sido realizado utilizando un sistema de adquisición<sup>9</sup> con una tasa de muestreo de 100 Hz, suficiente para capturar variaciones abruptas de la curva de carga.

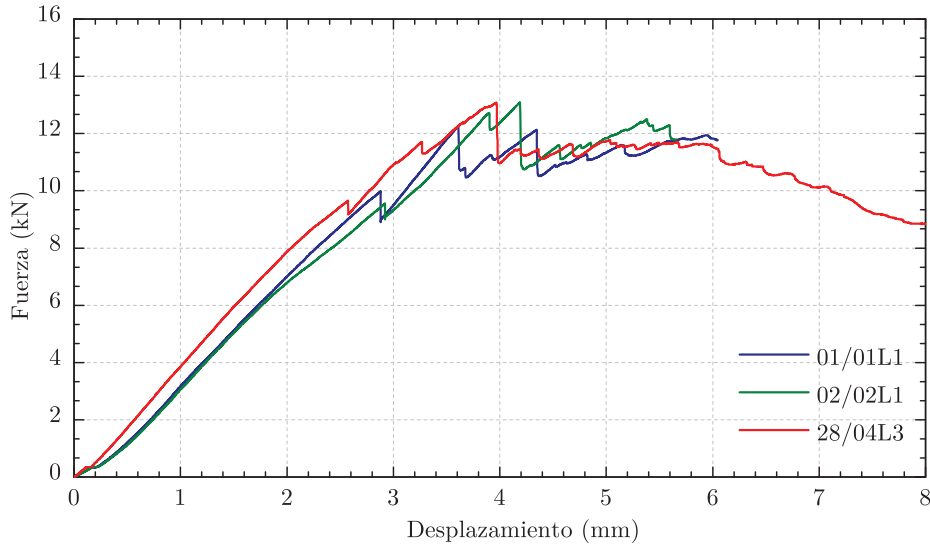
Los resultados de los ensayos se representan en el gráfico de la figura 4.3. Como se describe en la literatura la curva de fuerza *versus* desplazamiento se caracteriza por dos descensos bruscos del nivel de carga [7]. En la primera etapa de carga el sistema tiene un comportamiento no lineal atribuible al acomodamiento del propio sistema y la deformación por indentación. Seguidamente las curvas muestran una pendiente lineal hasta alcanzar el primer máximo relativo correspondiente al nivel de carga crítica para el cual se considera que se induce el primer fallo interlaminar. Varios autores consideran este nivel de fuerza como el umbral de daño [7], sin embargo, en opinión del autor, la fuerza correspondiente al primer máximo relativo no representa estrictamente la iniciación del daño sino el primer daño significativo en la meso escala, puesto que se han observado agrietamientos de la matriz y pequeños fallos interlaminares a niveles de carga inferiores. Tras el fallo, el ascenso del nivel de carga prosigue hasta alcanzar el nivel máximo absoluto correspondiente a la carga última de rotura.

Los resultados del ensayo se recogen en la tabla 4.1. El valor de fuerza crítica  $F_{cr}$  representa el valor del primer máximo relativo de la curva fuerza-desplazamiento señalado en el gráfico. La rigidez transversal  $k_0$  se determina a partir de la pendiente de la curva de fuerza-desplazamiento de cada uno de los laminados, entre un 20% y un 80% del valor de carga crítica. Las diferencias que se observan se deben principalmente a la divergencia en los espesores de las muestras, correspondiendo los valores de rigidez más elevados a los especímenes más gruesos y viceversa. A partir de las propiedades elásticas recogidas en la tabla 3.1 del capítulo 3, y del modelo simplificado propuesto por Davies *et al.* [6] basado únicamente en el modo II de propagación de la fractura (ecuación 2.14 del capítulo 2), puede estimarse analíticamente el valor de fuerza crítica. Los resultados tabulados demuestran que a pesar de la simplicidad del modelo semiempírico, las predicciones tienen un excelente grado de correlación

<sup>7</sup>Solo las muestras 01/01L1 y 28/04L3 son estrictamente laminados intactos. La muestra 02/02L1 utilizada ha sido previamente impactada a una energía de 6,6 J, aunque se ha verificado que su estado de daño interno es nulo.

<sup>8</sup>Actuador hidráulico MTS 244.21 con una capacidad de carga de 50 kN.

<sup>9</sup>Sistema de adquisición HBM MGCplus.



**Figura 4.3:** Curvas experimentales de fuerza *versus* desplazamiento en el punto de contacto, para ensayos de carga cuasi-estática transversal en laminados intactos. El primer máximo relativo representa la iniciación del daño interlaminar en la meso escala.

con los resultados experimentales obtenidos en el presente trabajo. Habiendo determinado los valores experimentales de fuerza crítica y la ecuación lineal ajustada a la curva de fuerza-desplazamiento  $F(\delta)$ , mediante la expresión 2.20 del capítulo 2 se ha estimado el umbral de energía crítica  $W_{cr}$  por debajo del cual se supone que el laminado responderá elásticamente sin inducirse daño alguno. Finalmente se incluyen los valores de energía crítica estimada a partir del modelo propuesto por Olsson [23] (véase ecuación 2.12 del capítulo 2). Como se observa, los resultados muestran una divergencia significativa entre ambos modelos.

Espécimen	Experimental		Davies <i>et al.</i> [6]		Olsson [23]
	$F_{cr}$ (N)	$k_0$ (MN/m)	$F_{cr}$ (N)	$W_{cr}$ (J)	$W_{cr}$ (J)
01/01L1	9976	3,738	9849	20,0	7,1
02/02L1	9554	3,511	9256	19,3	7,4
28/04L3	9660	3,823	9753	19,4	6,8
Promedio $\bar{F}_{cr}$	9730	3,691	9619	19,6	7,1
Desviación $\sigma$	219,5	0,161	318,3	0,38	0,30

**Tabla 4.1:** Resultados experimentales de fuerza crítica  $F_{cr}$  y rigidez transversal  $k_0$ , y resultados analíticos de fuerza crítica y energía crítica  $W_{cr}$  estimados a partir de modelos semiempíricos.

### 4.2.3. Resultados de la inspección visual

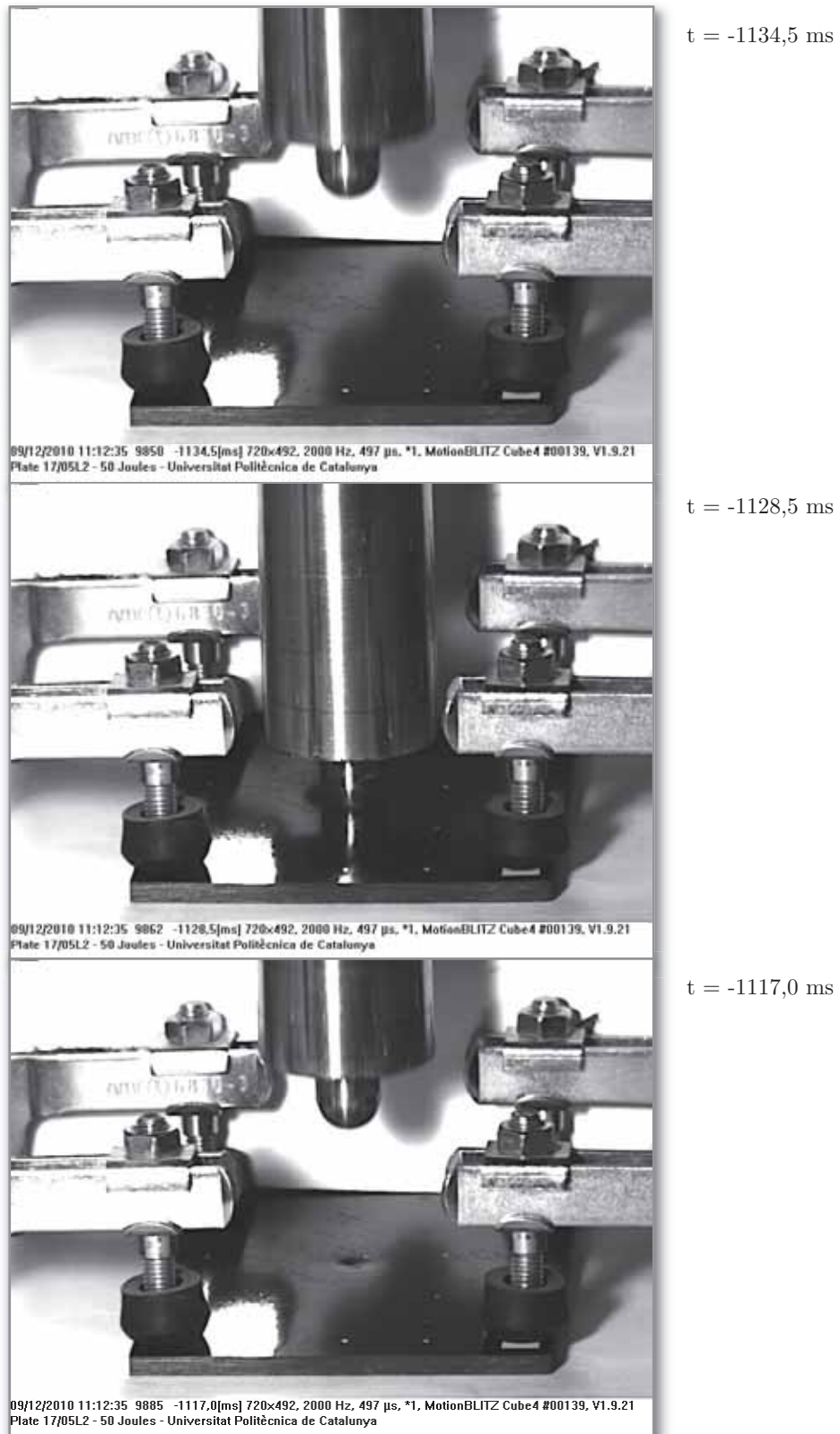
La secuencia de imágenes obtenidas mediante la cámara de alta velocidad<sup>10</sup> permite visualizar los detalles del impacto e indirectamente recabar información en relación a la disipación energética durante el evento. Estableciendo una referencia de longitud

<sup>10</sup>Cámara de alta velocidad MotionBLITZ Cube4.

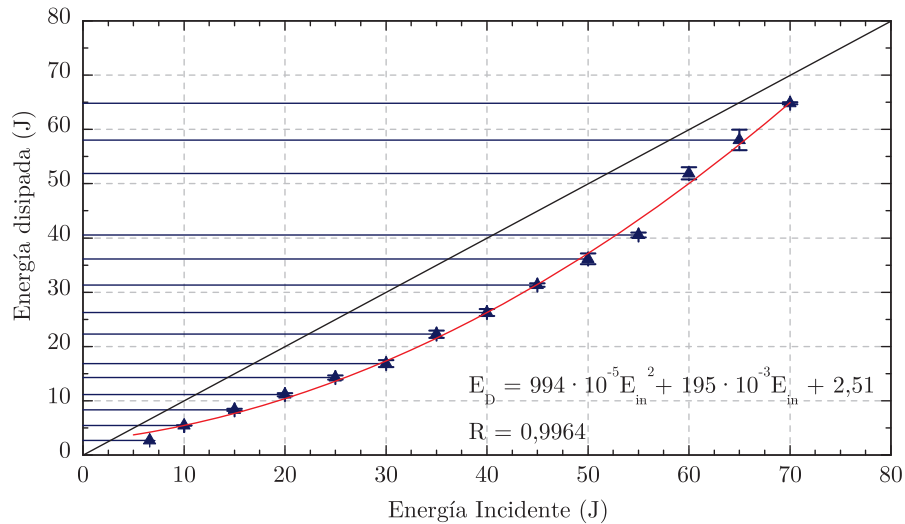
en el encuadre de la cámara y contabilizando los fotogramas del tiempo de vuelo del impactor, puede obtenerse una estimación relativamente precisa de la velocidad del cuerpo. El grado de precisión viene determinado principalmente por la frecuencia de muestreo de la cámara. En la figura 4.4 se muestran tres fotogramas de la secuencia de grabación de un impacto sobre la muestra 17/05L2 (véase tabla 4.2), utilizando el dispositivo de caída libre y el impactor hemisférico diseñado para el ensayo. El primer fotograma corresponde a la caída del impactor, el segundo al equilibrio cuasi-estático alcanzado y el tercero al rebote del impactor. En este último se aprecia el daño por indentación inducido en el centro de la muestra. La frecuencia nominal de grabación es de 2000 Hz (2012 Hz reales), lo que representa una resolución temporal de 497  $\mu\text{s}$  por fotograma. Para esta muestra en particular, la velocidad incidente estimada es de  $6,67 \text{ ms}^{-1} \pm 1,9\%$  que corresponde a una energía de impacto de  $49,9 \text{ J} \pm 3,75\%$ . La tolerancia viene fijada por el tiempo de cada fotograma, es decir  $\pm 497 \mu\text{s}$ . El resultado de la estimación del valor de la energía presenta un excelente grado de correlación respecto de los 50 J de energía incidente nominal especificada antes del ensayo, calculada a partir la energía potencial de caída libre. Del mismo modo se han determinado la velocidad y la energía de rebote, cuyos valores estimados son de  $3,41 \text{ ms}^{-1} \pm 1,0\%$  y  $13,1 \text{ J} \pm 2,0\%$ , respectivamente. Finalmente, la energía disipada puede calcularse como la diferencia entre la energía incidente y la energía de rebote. A partir de estos resultados, se estima que la energía disipada es de 36,8 J, correspondiente a un 73,7% de la energía incidente.

Procediendo del mismo modo para el resto de especímenes se ha obtenido la curva de energía disipada *versus* energía incidente, representada en la figura 4.5. Los puntos del gráfico representan el valor medio y la barra interválica es la desviación estándar para cada una de las energías de impacto. Los resultados presentan un excelente grado de correlación con una curva polinómica de segundo orden. A diferencia de la observación de Feraboli y Kedward *et al.* [7, 8] expuesta en la sección 2.5.1, en la relación experimental de energías el término lineal no es despreciable. La línea diagonal representa la situación de isoenergía que se daría en caso de velocidad de rebote nula, es decir cuando el impactor penetra completamente el laminado pero sin llegar a fragmentarlo. Una conclusión relevante que se desprende de la representación gráfica, es que el valor máximo del intervalo de energías incidentes está situado inmediatamente por debajo del hipotético umbral de penetración, tal y como se pretendía para cubrir el mayor espectro de energía posible.

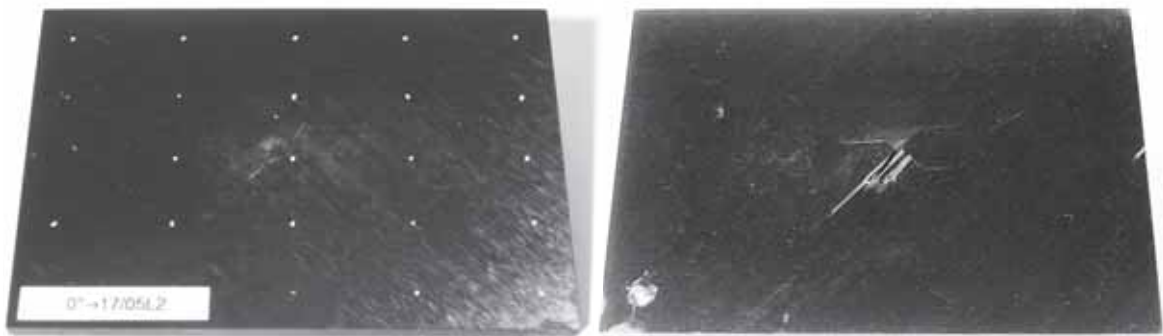
A partir de la inspección visual de los especímenes dañados, se aprecia que el grado de daño externo inducido guarda una relación con la energía incidente. Para energías inferiores a 20 J no se identifican defectos más allá de la huella de indentación. El primer modo de fallo apreciable es el daño en la matriz que se manifiesta con el agrietamiento de la matriz en la dirección de la fibra de la lámina de  $45^\circ$  de la cara inferior de las muestras, para energías incidentes de entre 20 y 25 J. El tamaño de las fisuras aumenta a medida que se incrementa el nivel de energía incidente. Los daños en la fibra se observan para energías a partir de 50 J. En la figura 4.6 se muestran las imágenes del daño inducido en el anverso y el reverso de la muestra 17/05L2 impactada a 50 J (véase tabla 4.2). En la cara delantera se observa la indentación



**Figura 4.4:** Fotogramas de la secuencia de un impacto de 50 J sobre la muestra 17/05L2 (véase tabla 4.2), correspondientes a la caída, el equilibrio cuasi-estático y el rebote, respectivamente. Cada fotograma representa un intervalo de 497  $\mu$ s.



**Figura 4.5:** Curva y ecuación de energía disipada *versus* energía incidente estimadas mediante cámara de alta velocidad. Los puntos representan los valores medios y la barra interválica la desviación estándar.



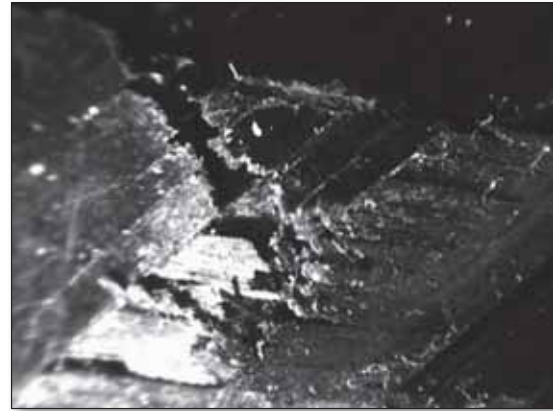
**Figura 4.6:** Daño inducido en el anverso (izquierda) y el reverso (derecha) de la muestra 17/05L2 impactada a 50 J (véase tabla 4.2). La severidad del daño es más notable en la cara posterior de laminado.

y una fisura en la dirección de la lámina de 45°. En la cara posterior el daño es notablemente más severo, apreciándose fisuras en la dirección de 0° y 45°. En la figura 4.7 se muestra el detalle del daño en el reverso de la misma muestra, obtenido mediante una lupa binocular, en el que se observa el agrietamiento de la matriz y la rotura de las fibras de la lámina orientada a 45°, e incluso de la lámina adyacente orientada a 0°. La descripción completa de los defectos externos identificados en cada una de las muestras se recoge en la tabla 4.2.

En la figura 4.8 se ha representado el coeficiente de restitución *versus* la energía de impacto. El coeficiente de restitución se define como el ratio entre la velocidad de salida respecto de la velocidad incidente del impactador, y es equivalente a la raíz cuadrada del ratio entre la energía de rebote respecto de la energía incidente (véase la ecuación 2.4). Los valores máximos del coeficiente de restitución corresponden lógicamente a las menores energías de impacto, inferiores a 15 J, para las cuales se prevé un impacto elástico. A partir de esta energía se identifican tres regiones: una primera etapa entre

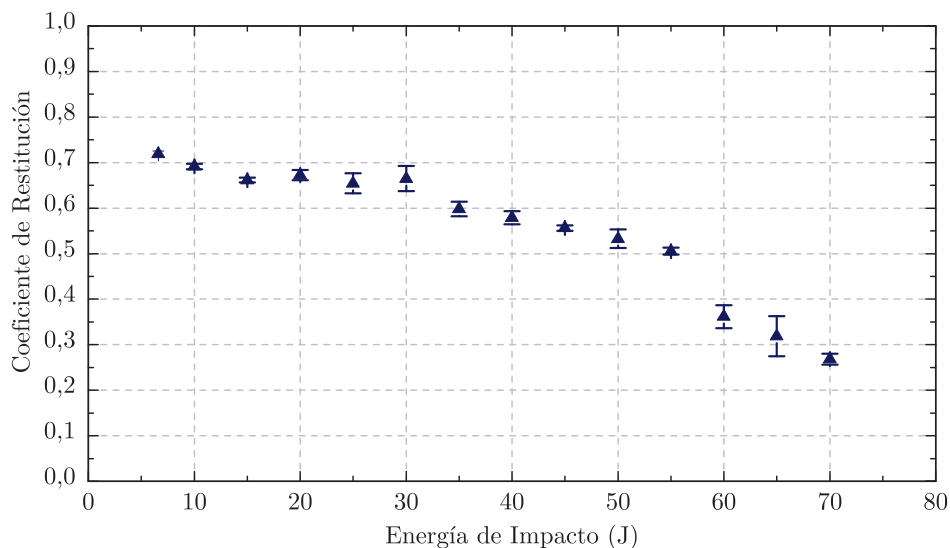
Espécimen	Energía (J)	Defectos en el anverso	Defectos en el reverso
01/01L1	–	–	–
02/02L1	6,6	–	Intacta
03/03L1	70	–	$\pm 45^\circ \rightarrow 33,4/50,4$
04/04L1	25	–	$+45^\circ \rightarrow 6,2$
05/05L1	30	$+45^\circ \rightarrow 8,5$	$+45^\circ \rightarrow 11,1$
06/06L1	35	$0^\circ \rightarrow 11,9$	$+45^\circ \rightarrow 39,4$
07/07L1	40	$0^\circ/+45^\circ \rightarrow 27,6/8,9$	$+45^\circ \rightarrow 63,7$
08/08L1	45	$0^\circ/+45^\circ \rightarrow 15,4/19,8$	$+45^\circ \rightarrow 86,8$
09/09L1	50	–	$+45^\circ \rightarrow 70,1$
10/10L1	15	$0^\circ \rightarrow 6,1$	Intacta
11/11L1	20	–	$+45^\circ \rightarrow 4,2$
12/12L1	25	$+45^\circ \rightarrow 9,9$	$+45^\circ \rightarrow 8,2$
13/01L2	30	–	$+45^\circ \rightarrow 10,5$
14/02L2	35	$+45^\circ \rightarrow 7,2$	$+45^\circ/0^\circ \rightarrow 32,7/20,7$
15/03L2	40	$+45^\circ \rightarrow 23,2$	$+45^\circ/0^\circ \rightarrow 39,6/14,6$
16/04L2	45	$+45^\circ \rightarrow 21,5$	$+45^\circ/0^\circ \rightarrow 51,7/19,2$
17/05L2	50	$+45^\circ \rightarrow 23,7$	$+45^\circ/0^\circ \rightarrow 47,3/32,1$
18/06L2	65	$\pm 45^\circ \rightarrow 23,5/22,3$	$+45^\circ/0^\circ \rightarrow 48,8/39,1$
19/07L2	10	–	Intacta
20/08L2	20	–	Intacta
21/09L2	25	–	$\pm 45^\circ \rightarrow 24,2/8,3$
22/10L2	30	$+45^\circ \rightarrow 7,3$	$\pm 45^\circ \rightarrow 21,8/15,6$
23/11L2	35	–	$+45^\circ \rightarrow 40,4$
24/12L2	40	–	$+45^\circ \rightarrow 64,4$
25/01L3	45	$0^\circ \rightarrow 24,7$	$+45^\circ \rightarrow 19,1$
26/02L3	50	$0^\circ/+45^\circ \rightarrow 14,4/22,9$	$\pm 45^\circ \rightarrow 35,3/20,6$
27/03L3	10	–	Intacta
28/04L3	–	–	–
29/05L3	15	$+45^\circ \rightarrow 10,1$	Intacta
30/06L3	55	$0^\circ/+45^\circ \rightarrow 31,5/9,7$	$\pm 45^\circ \rightarrow 34,6/19,9$
31/07L3	60	$0^\circ/+45^\circ \rightarrow 12,9/9,1$	$+45^\circ \rightarrow 86,2$
32/08L3	70	–	$+45^\circ/0^\circ \rightarrow 117,7/23,4$
33/09L3	55	$0^\circ/+45^\circ \rightarrow 25,0/12,3$	$+45^\circ \rightarrow 37,47$
34/10L3	20	$0^\circ \rightarrow 19,0$	$+45^\circ \rightarrow 4,0$
35/11L3	60	$+45^\circ \rightarrow 24,4$	$+45^\circ/0^\circ \rightarrow 45,0/30,2$
36/12L3	30	$0^\circ \rightarrow 13,1$	$+45^\circ \rightarrow 13,1$
37/01L4	40	–	$+45^\circ/0^\circ \rightarrow 29,4/20,9$
38/02L4	35	–	$+45^\circ \rightarrow 24,5$
39/03L4	25	$+45^\circ \rightarrow 15,3$	$+45^\circ \rightarrow 15,5$
40/04L4	45	–	$+45^\circ/0^\circ \rightarrow 12,6/26,6$
41/05L4	15	$+45^\circ \rightarrow 11,4$	Intacta
42/06L4	0	Intacta	Intacta
43/07L4	50	$\pm 45^\circ \rightarrow 21,2/11,4$	$+45^\circ/0^\circ \rightarrow 11,8/23,5$
44/08L4	20	$+45^\circ \rightarrow 16,8$	Intacta
45/09L4	15	–	Intacta
46/10L4	0	Intacta	Intacta
47/11L4	65	$\pm 45^\circ \rightarrow 23,8/20,4$	$\pm 45^\circ \rightarrow 48,6/33,1$
48/12L4	6,6	–	Intacta

**Tabla 4.2:** Tabla de defectos identificados visualmente en la cara frontal y posterior de los especímenes ensayados para la evaluación de su resistencia a impacto. Se indica la orientación y longitud en milímetros de cada fisura. Los efectos de la indentación han sido excluidos. Las muestras 01/01L1 y 28/04L3 han sido reservadas para el ensayo de carga cuasi-estática.



**Figura 4.7:** Detalle del daño en el reverso de la muestra 17/05L2 impactada a 50 J (véase tabla 4.2), obtenido mediante una lupa binocular. Se identifican el agrietamiento de la matriz y la rotura de las fibras de las láminas orientadas a 45° y 0°.

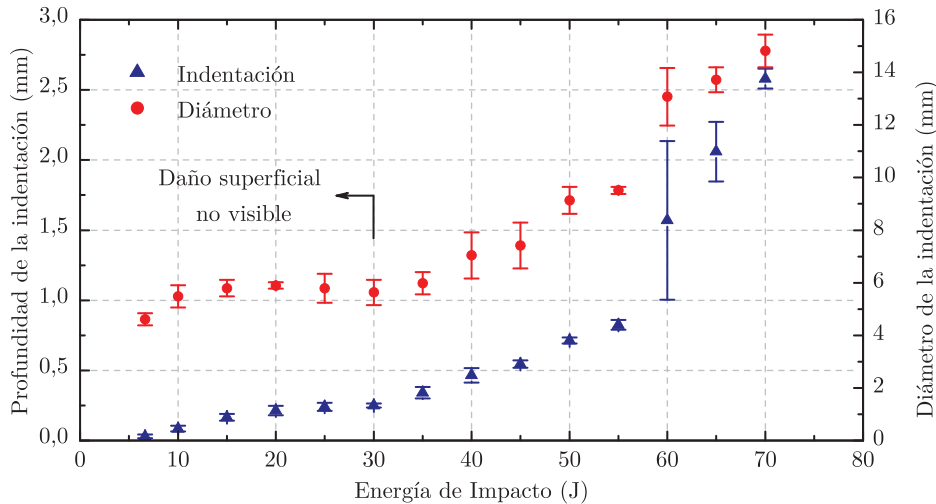
los 15 y los 30 J en la que el coeficiente se mantiene constante, seguidamente un salto abrupto en los 35 J acompañado de un cambio en la pendiente hasta los 55 J y finalmente un segundo salto en los 60 J y un cambio más pronunciado de la pendiente. A diferencia de lo que declaran Feraboli y Kedward [7], la representación no permite discernir entre los umbrales de daño interlaminar y el daño en las fibras. Las regiones diferenciables del gráfico no pueden ser directamente relacionadas con los mecanismos de fallo inducidos, puesto que no se evidencian variaciones significativas hasta los 35 J y se observan roturas de fibras para energías de 50 J. No obstante, en los resultados expuestos en la tabla 4.2 se aprecian variaciones notables en la longitud de las fisuras entre las energías de 30 y 35 J, y en la extensión del daño a partir de los 55 J, relacionables con la primera y segunda variación de la pendiente del gráfico.



**Figura 4.8:** Representación del coeficiente de restitución *versus* energía de impacto, determinado a partir del ratio entre la velocidad de salida respecto de la velocidad incidente del impactador.

La indentación se define como la deformación superficial irreversible creada por el impactador en el punto de contacto después del evento de carga. La profundidad se cuantifica como la distancia máxima en la dirección normal de la cara del espéci-

men, entre el punto más bajo de la deformación residual y el plano de la superficie impactada que no se ha visto afectada por el impacto. En la figura 4.9 se ha representado la profundidad y el diámetro de la indentación *versus* la energía de impacto. Los resultados de la profundidad exhiben un comportamiento exponencial creciente. En la curva del diámetro se observa una zona mesetaria hasta los 30 J y un mismo comportamiento ascendente. Cabe destacar que en el gráfico representado se aprecian similitudes respecto a la representación del coeficiente de restitución anterior, observándose singularidades a partir de los 30 y los 55 J.



**Figura 4.9:** Curva de profundidad y diámetro de la indentación *versus* energía de impacto. Se considera un umbral de visibilidad del daño de 30 J.

Los resultados de la cuantificación de la indentación demuestran que existe una relación entre la energía incidente y el grado de daño superficial inducido. No obstante, como se demostrará, el daño superficial no es representativo del daño inducido, dado que se observan reducciones severas en la resistencia de los laminados aún cuando el daño superficial es prácticamente indetectable a partir de una inspección visual. En la literatura es común definir un umbral de visibilidad del daño en función de la profundidad de la indentación. En el protocolo de ensayo AITM 1.0010 propuesto por Airbus [29] se establece que el umbral de visibilidad del daño por impacto<sup>11</sup> es considerado como la energía necesaria para provocar una indentación permanente de profundidad 0,3 mm. El criterio corresponde a una probabilidad de detección del 90 % con un intervalo de confianza del 95 %. En base a esta definición, el umbral de visibilidad del daño en los resultados obtenidos se sitúa en torno a los 30 J de energía de impacto [26].

#### 4.2.4. Resultados de la inspección ultrasónica

Para comprender el estado de daño inducido por un impacto no sólo debe evaluarse el daño superficial, sino también deben identificarse con precisión los patrones de des-

<sup>11</sup>Comúnmente referenciado como *barely visible impact damage* o con sus siglas *BVID*.



laminación, su tamaño, forma, orientación y distribución en el interior del laminado. Para ello se ha utilizado el método no destructivo de inspección por ultrasonidos<sup>12</sup>. Tal y como se expuso en el capítulo 2, el fundamento de la técnica ultrasónica se basa en la medición de la velocidad de propagación de una onda acústica de alta frecuencia a través de un medio. En ausencia de defectos o anomalías en el interior del laminado, las ondas longitudinales alcanzan la cara opuesta de la muestra y son reflectadas en dirección a la superficie. En presencia de defectos, heterogeneidades del material o daños, la propagación de las ondas es interrumpida debido a la diferencia de la impedancia acústica entre el compuesto y el defecto. La posición que ocupa el eco en la representación A-scan en dominio temporal, permite determinar el tiempo que discurre entre la emisión y la recepción del pulso, comúnmente denominado tiempo de vuelo, cuyo valor es directamente proporcional a la distancia entre el defecto y la superficie.

En los estudios para la evaluación de la resistencia a impacto es común cuantificar la resistencia en términos de la extensión del daño interno inducido en el espécimen. La técnica de inspección por ultrasonidos convencional, sin embargo, está limitada a la estimación de la profundidad del defecto. Por este motivo, para determinar el mapa interno de daño se ha utilizado la técnica ultrasónica *phased array*, que se basa en la creación de un barrido con múltiples inclinaciones del haz ultrasónico permitiendo obtener una imagen volumétrica del interior de la muestra inspeccionada.

La técnica de inspección por ultrasonidos requiere una calibración previa, en la que básicamente se mide la velocidad de propagación de las ondas ultrasónicas en el material. La calidad de la calibración determina la precisión en la estimación de la profundidad y del tamaño del defecto. Para verificar la calibración y cuantificar el error en la estimación de la profundidad y extensión del daño, se han fabricado dos lotes de 12 especímenes cada uno, con las mismas características que los especímenes anteriores detalladas en la sección 3.5.1. Durante la fabricación los 24 especímenes se ha insertado, a modo de deslaminación artificial, una lámina de polímero con propiedades antiadherentes, de geometría circular con diámetros de 10, 20, 30, 40, 50 y 70 mm, en las capas 5, 10, 15 y 20, tal y como se detalla en la tabla 4.3. Los resultados de la inspección ultrasónica incluidos en la misma tabla, demuestran una resolución en la estimación del defecto de  $\pm 1$  lámina. Los errores son más significativos en la estimación del área, presentado una mayor divergencia en las deslaminaciones de menor tamaño posicionadas en las capas más próximas a la superficie. Los defectos durante el proceso de compactación y curado impiden la inspección en las muestras señaladas. En el caso de las deslaminaciones de diámetro 70 mm, la limitación viene impuesta porque el tamaño de la sonda (60 mm) es inferior al diámetro de la deslaminación.

En la figura 4.10 se representan las imágenes obtenidas mediante inspección ultrasónica de las secciones transversales a lo largo de un plano vertical perpendicular a la dirección de avance de la sonda, de laminados impactados a diferentes niveles de energía. Las franjas superior e inferior de cada imagen, corresponden a los ecos de entrada y de fondo, respectivamente, que representan las caras del espécimen. La discontinui-

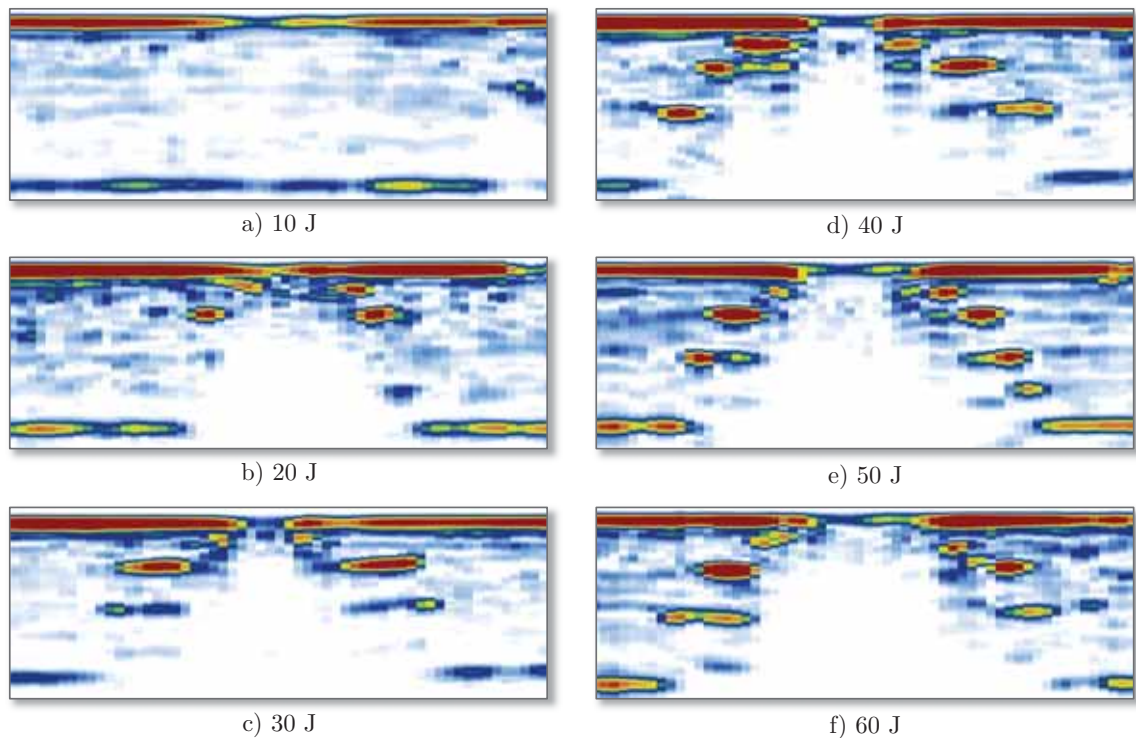
<sup>12</sup>Se ha empleado un equipo de inspección ultrasónica Olympus OmniScan Mx dotado de una sonda *phased array* de 5 Mhz lineal con 64 elementos y un encoder.

Espécimen	Deslaminación artificial			Inspección ultrasónica		Error
	Diámetro (mm)	Área (mm <sup>2</sup> )	Capa	Área (mm <sup>2</sup> )	Capa	Área (%)
49/01L5	10	78,5	5	99,0	5	26,2
50/02L5	10	78,5	10	87,5	10	11,5
51/03L5	10	78,5	15	89,0	15	13,4
52/04L5	10	78,5	20	74,8	20	-4,7
53/05L5	20	314,2	5	353,2	5	12,4
54/06L5	20	314,2	10	338,1	11	7,6
55/07L5	20	314,2	15	310,3	15	-1,2
56/08L5	20	314,2	20	326,6	19	3,9
57/09L5	30	706,9	5	735,8	5	4,1
58/10L5	30	706,9	10	677,2	11	-4,2
59/11L5	30	706,9	15	728,5	15	3,1
60/12L5	30	706,9	20	713,9	19	1,0
61/01L6	40	1256,6	5	1281,1	5	1,9
62/02L6	40	1256,6	10	1246,4	10	-0,8
63/03L6	40	1256,6	15	1200,2	15	-4,5
64/04L6	40	1256,6	20	No visible	–	–
65/05L6	50	1963,5	5	1906,9	5	-2,9
66/06L6	50	1963,5	10	1905,1	11	-3,0
67/07L6	50	1963,5	15	1938,7	–	-1,3
68/08L6	50	1963,5	20	No visible	–	–
69/09L6	70	3848,5	5	– †	5	–
70/10L6	70	3848,5	10	– †	11	–
71/11L6	70	3848,5	15	– †	16	–
72/12L6	70	3848,5	20	No visible	–	–

† El tamaño de la sonda limita la inspección a defectos con diámetros inferiores a 60 mm.

**Tabla 4.3:** Resumen de las deslaminaciones artificiales circulares inducidas y resultados de la inspección ultrasónica. La no visibilidad del daño se debe a los defectos durante el proceso de compactación y del curado de las muestras.

dad en la franja superior se debe a la pérdida de transferencia energética provocada por la indentación entre el transductor y la muestra, cuyo tamaño se incrementa a medida que aumenta la severidad del impacto. La diferencia en la intensidad de la franja inferior se debe a la atenuación energética del haz al atravesar el material. Las imágenes permiten identificar la extensión del daño y las heterogeneidades internas, pudiéndose discernir entre las láminas afectadas. El impacto origina un daño cuya distribución responde a una forma cónica a través del espesor, de modo que el área en el plano dañada se incrementa desde la zona cercana al punto de contacto hasta la cara opuesta del laminado. Este método de evaluación del daño presenta una importante limitación como consecuencia del denominado efecto de apantallamiento: ante la presencia de varias deslaminaciones en una misma sección vertical posicionadas en profundidades diferentes, el haz ultrasónico refleja tras alcanzar la primera de ellas y la onda es atenuada antes de alcanzar las sucesivas deslaminaciones, impidiendo así su detección. El efecto se manifiesta en los resultados como una zona de intensidad mínima en el interior del cono de daño. Un detalle relevante que se desprende de la observación de los resultados es que el umbral de daño se sitúa entre los 10 y 20 J de energía de impacto. Asimismo, se observa un incremento del nivel de daño interno



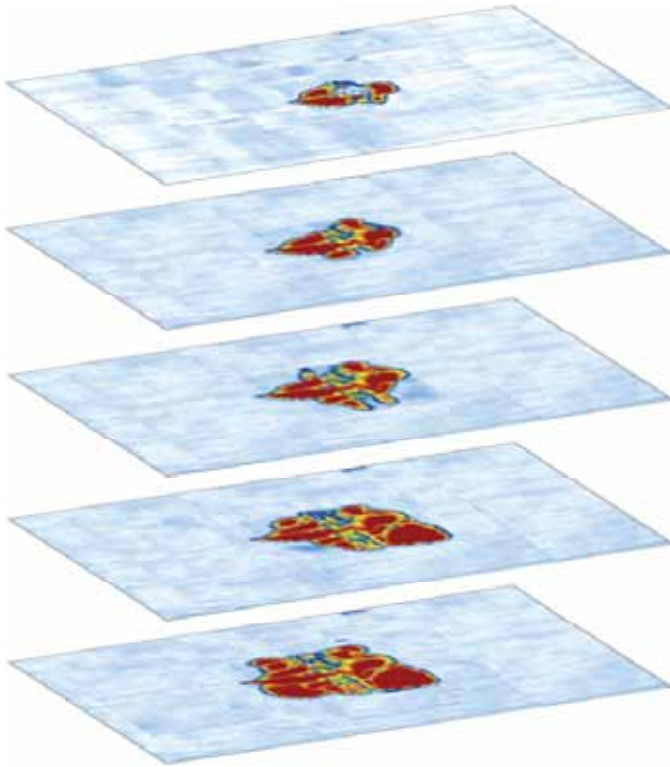
**Figura 4.10:** Representación modo B-scan de la sección transversal central de laminados impactados a diferentes niveles de energía. El efecto de sombra se debe a las características inherentes de la técnica. La longitud corresponde al tamaño de la sonda, no a la anchura del laminado.

a medida que aumenta la severidad del impacto, viéndose afectas prácticamente las mismas capas que en el nivel de energía anterior.

En la figura 4.11 se muestran cinco secciones planas paralelas a la superficie, pertenecientes a la inspección del laminado 17/05L2 impactado 50 J (véase tabla 4.2), en las que se representa el área proyectada del daño interno inducido en las láminas señaladas. En este modo de representación no se manifiesta necesariamente el efecto de apantallamiento, debido a que en cada una de las secciones se ha superpuesto el daño de las secciones precedentes. Los resultados demuestran que el impacto induce diversas deslaminaciones que se caracterizan por la forma oblonga del área dañada. La normativa propone un criterio para la caracterización de la extensión del daño, basándose en la longitud, la anchura y el diámetro máximo, tal y como se esquematiza en la figura 4.12.

En base a este criterio se han caracterizado las dos dimensiones principales -longitud y anchura- y el área proyectada del daño inducido para cada uno de los 48 especímenes en sus respectivos niveles de energía de impacto. Los resultados se han graficado en las figuras 4.13 y 4.14. Para los niveles de energía 55 y 60 J, en los que únicamente se han examinado dos muestras, sólo ha sido posible visualizar el daño interno en una de las muestras, y por ende no puede calcularse la desviación.

En ambas gráficas se observa que el umbral de daño está acotado entre las energías de impacto de 10 y 15 J, lo que representa, para una masa de 2,25 kg, una velocidad

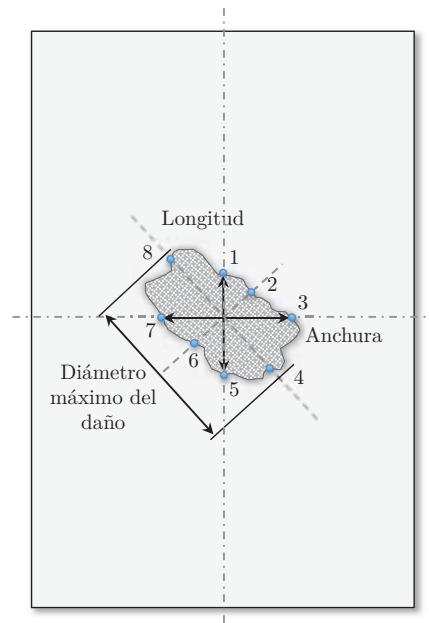


**Figura 4.11:** Representación modo C-scan de las secciones planas de un laminado impactado a 50 J. Los mapas de daño corresponden aproximadamente (de arriba a abajo) a las láminas 5, 10, 15, 20 y 25. Las dimensiones de la superficie representada coinciden con las del laminado. El daño mostrado es la superposición de los daños contenidos en las láminas precedentes.

de impacto inferior a los  $3,6 \text{ ms}^{-1}$ , o equivalentemente la caída de la masa desde una altura inferior a los 70 cm. En las predicciones de las energías críticas de impacto calculadas en la sección 4.2.2 a partir de modelos empíricos (véase tabla 4.1), se obtuvieron valores por encima y por debajo del intervalo experimental: el modelo propuesto por Davies *et al.* [6], basado únicamente en el modo II de propagación de la fractura, proporciona un resultado por encima del umbral de daño (19,6 J); mientras que el modelo propuesto por Olsson [23] estima un valor más conservativo (7,1 J).

De la observación de los resultados, es dable concluir que el daño superficial no es en absoluto representativo del daño inducido. Para el definido como umbral de visibilidad, correspondiente a un impacto a una energía incidente de 30 J que provoca una indentación inferior a los 0,3 mm con un diámetro inferior a los 6 mm, se induce un daño interno de aproximadamente  $750 \text{ mm}^2$ , un valor 25 veces superior al área superficial afectada por la indentación.

Tras superar el umbral de daño, ambas dimensiones se incrementan linealmente hasta alcanzar un nivel de energía de aproximadamente 45 J, a partir del cual se observa un cambio en la pendiente y una divergencia en el crecimiento del daño en su dimensión longitudinal y transversal. De un modo similar, el área dañada se incrementa linealmente hasta los 50 J, energía en la que se alcanza un estado de saturación. Este comportamiento difiere significativamente de los trabajos publicados por otros autores [4, 5, 10, 12, 31] quienes presentan resultados con una tendencia lineal y semejante en ambas dimensiones, y una relación lineal entre el área deslaminada y la energía incidente o disipada. Los resultados anteriores podrían verse afectados por la configuración del laminado, principalmente si la secuencia de apilado fortale-



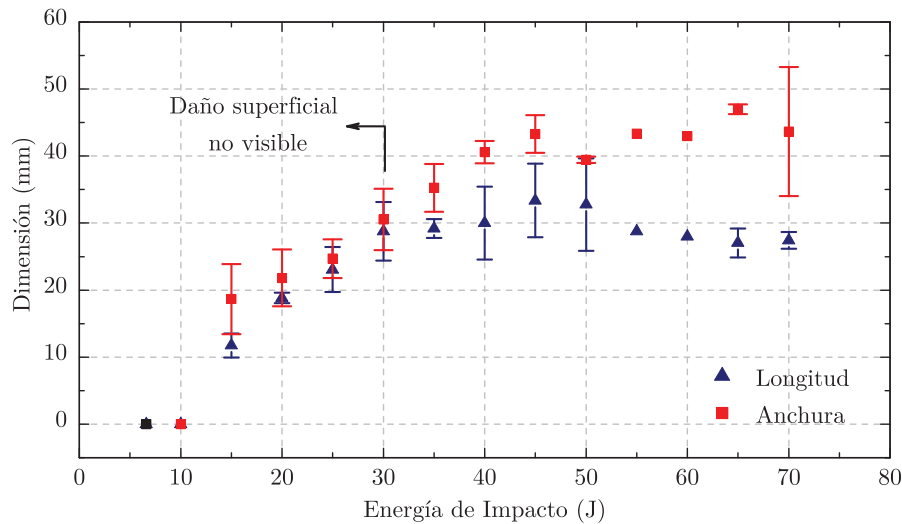
**Figura 4.12:** Criterio para la caracterización de la extensión del daño inducido por impacto mediante la técnica no destructiva de inspección ultrasónica, según la normativa ASTM D7136 [2].

ce la rigidez en una determinada dirección en detrimento de otra, pero las muestras examinadas son laminados cuasi-isótropos, simétricos respecto al plano medio y balanceados. La disimilitud en el comportamiento respecto de los resultados publicados en la literatura se debe primordialmente al espectro acotado de energías incidentes y a las condiciones de contorno del ensayo.

Los trabajos anteriormente referenciados se centran en el análisis de laminados de características diferentes, impactados a energías incidentes muy por debajo del umbral de penetración, en cuyo rango de energías los resultados exhiben un comportamiento lineal. No obstante, la hipótesis de la influencia de las condiciones de contorno cobra fuerza cuando se analizan las condiciones de contorno del ensayo. La distancia entre los apoyos en la dirección transversal de la muestra es, según dicta la norma, de 75 mm. La anchura máxima del daño a partir del punto de saturación es de aproximadamente 45 mm. En la normativa se advierte que para niveles de energía de impacto elevados la extensión del daño interno puede llegar a ser superior a la mitad de la distancia entre los apoyos en la dirección transversal de la muestra (esto es 37,5 mm), como es el caso, en cuyos niveles de energía debe garantizarse que los estados de tensión que se generan localmente en las superficies de apoyo de la muestra no provocan un daño añadido y tampoco interactúan en la propagación del daño inducido por el impacto. No obstante, esta conclusión no invalida los resultados obtenidos, aunque debe tenerse en consideración en las futuras conclusiones que se deriven para los rangos de energía superior al punto de saturación.

### 4.3. Modelización numérica

El método de los elementos finitos ha demostrado ser aplicable para el análisis y el diseño de estructuras de tipología y materiales de fabricación diversos. Sin embargo,

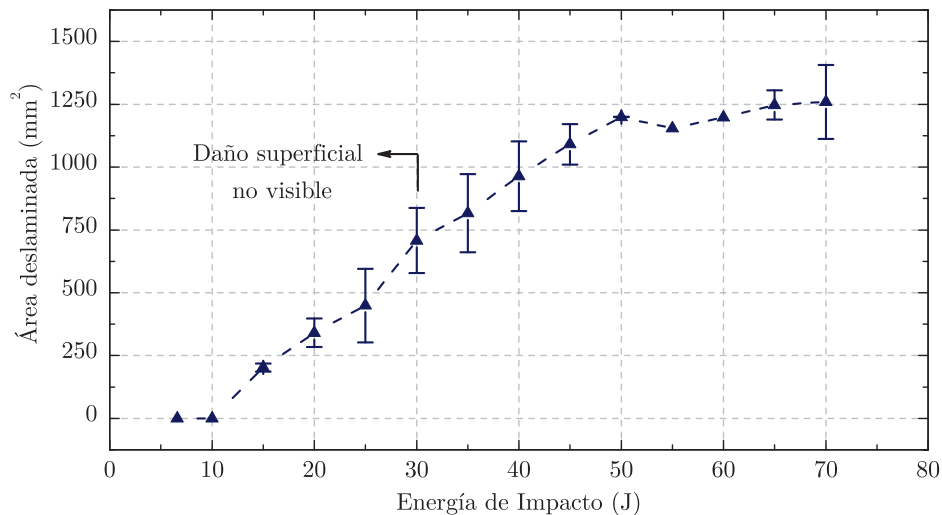


**Figura 4.13:** Resultados de la caracterización de la longitud y la anchura del daño interno inducido en función de la energía de impacto. Los valores representados son valores promedio y la barra interválica representa la desviación estándar.

su aplicabilidad en el campo de los materiales compuestos no ha alcanzado un grado de madurez suficiente como para predecir fehacientemente el comportamiento de estructuras de material compuesto incluyendo los efectos del daño [14, 21, 25]. Debido a la compleja naturaleza de los compuestos, el daño inducido depende de multitud de factores y parámetros, entre los que se incluyen la geometría, las propiedades de los constituyentes del material, las solicitaciones, el historial de carga y los modos de fallo. La principal dificultad que se presenta con el método de los elementos finitos que emplean modelos constitutivos convencionales es el impedimento de modelar el comportamiento de materiales altamente anisótropos sometidos a un estado de cargas que superan el límite elástico de al menos uno de los materiales constituyentes. Por ello, según Oller [19, 21, 22] resulta primordial desarrollar teorías que permitan simular el comportamiento de materiales con alta anisotropía y con deformaciones permanentes direccionadas, capaces de discernir entre el comportamiento de constituyente y que contemplen todos aquellos fenómenos que inducen una pérdida de resistencia y rigidez global del material compuesto. En base a esta premisa, Martínez *et al.* [15–17] y Rastellini *et al.* [27] han desarrollado sus trabajos considerando el material compuesto como un sistema microestructural, en vez de un material simple, en el cual los fallos surgen en la interacción entre los materiales constituyentes y no necesariamente como resultado del fallo del material.

### 4.3.1. Fundamento teórico

En la literatura se hallan documentadas varias teorías y formulaciones propuestas para la caracterización del comportamiento de los materiales compuestos y de los criterios de fallo. Entre ellas destacan la teoría de homogenización y la teoría de mezclas, las cuales se distinguen por no considerar el material compuesto como un

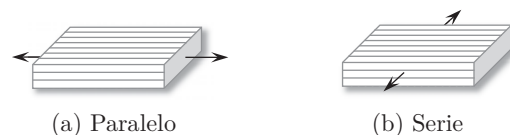


**Figura 4.14:** Resultados de la caracterización del área proyectada del daño interno inducido en función de la energía de impacto. Los valores representados son valores promedio y la barra interválica representa la desviación estándar.

material simple cuyas propiedades elásticas son heredadas de los materiales constituyentes, sino que pretenden modelar el comportamiento de los constituyentes en la microescala y extrapolarlo para predecir el comportamiento global del compuesto en la macroescala [17].

A diferencia de otros modelos numéricos para la simulación del daño por impacto en materiales compuestos laminados [3, 13], en los cuales se requiere del uso de elementos cohesivos ubicados en la interfase entre las capas, el modelo propuesto por Martínez *et al.* [17] utiliza la mecánica del medio continuo para simular el fenómeno de iniciación y propagación del daño interlaminar sin realizar distinción alguna entre los tipos de elementos en los que se propagará la deslaminación. El procedimiento que proponen los autores consiste básicamente en simular el compuesto a partir de la teoría de mezclas serie-paralelo en la cual se considera que los materiales constituyentes del compuesto tienen un comportamiento en paralelo en ciertas direcciones y un comportamiento en serie el resto de direcciones, como se ilustra en la figura 4.15.

**Figura 4.15:** Comportamiento serie y paralelo de los componentes del material compuesto. En la dirección paralela se asume una condición de isodeformación y una condición de isotensión en la dirección serie.



El modelo numérico propuesto parte de las siguientes hipótesis: los materiales constituyentes están sujetos al mismo estado de deformaciones en la dirección de la fibra y al mismo estado de tensiones en la dirección transversal, la respuesta del material compuesto está directamente relacionada con la fracción volumétrica de sus constituyentes y existe una distribución uniforme de las fibras en la matriz, las fases en

el compuesto se consideran homogéneamente distribuidas y existe una adherencia perfecta entre la matriz y el refuerzo.

La teoría de mezclas serie-paralelo desarrollada por Rastellini *et al.* [27] se basa en la definición de dos ecuaciones de compatibilidad entre los estados de tensión y deformación de los materiales constituyentes y supone un perfeccionamiento de la teoría clásica de mezclas, en la cual la hipótesis de iso-deformación se reemplaza por una condición de iso-deformación en la dirección de la fibra y una condición de iso-tensión en las direcciones transversales, es decir:

$$\text{Dirección paralela} \quad \begin{cases} {}^c \boldsymbol{\varepsilon}_P = {}^f \boldsymbol{\varepsilon}_P = {}^m \boldsymbol{\varepsilon}_P \\ {}^c \boldsymbol{\sigma}_P = {}^f v {}^f \boldsymbol{\sigma}_P + {}^m v {}^m \boldsymbol{\sigma}_P \end{cases} \quad (4.2)$$

$$\text{Dirección serie} \quad \begin{cases} {}^c \boldsymbol{\varepsilon}_S = {}^f v {}^f \boldsymbol{\varepsilon}_S + {}^m v {}^m \boldsymbol{\varepsilon}_S \\ {}^c \boldsymbol{\sigma}_S = {}^f \boldsymbol{\sigma}_S = {}^m \boldsymbol{\sigma}_S \end{cases}, \quad (4.3)$$

donde los  $\boldsymbol{\varepsilon}$  y  $\boldsymbol{\sigma}$  son las deformaciones y tensiones respectivamente, los subíndices  $\diamond_P$  y  $\diamond_S$  indican la dirección paralela y serie, los superíndices  ${}^c \diamond$ ,  ${}^f \diamond$  y  ${}^m \diamond$  hacen referencia al compuesto, la fibra y la matriz, respectivamente y  ${}^i v$  representa la fracción volumétrica de cada constituyente que conforma el compuesto, siendo  ${}^f v + {}^m v = 1$ .

Las deformaciones en la fibra y en la matriz se obtienen a partir de las deformaciones globales del compuesto según las ecuaciones 4.2 y 4.3. Las tensiones en cada componente se determinan a partir de la ley constitutiva de cada material. Para aliviar el problema del esfuerzo computacional que se deriva del cálculo iterativo necesario para evaluar las componentes de tensión y deformación en la dirección serie, los autores proponen una simplificación de las expresiones anteriores basándose en la hipótesis de que la contribución de las fibras a la rigidez y la resistencia transversal de cada capa en materiales laminados es despreciable, especialmente si se trata de un laminado cuasi-isótropo, dando lugar a las siguientes ecuaciones de compatibilidad:

$$\text{Dirección paralela} \quad \begin{cases} {}^c \boldsymbol{\varepsilon}_P = {}^f \boldsymbol{\varepsilon}_P = {}^m \boldsymbol{\varepsilon}_P \\ {}^c \boldsymbol{\sigma}_P = {}^f v {}^f \boldsymbol{\sigma}_P + {}^m v {}^m \boldsymbol{\sigma}_P \end{cases} \quad (4.4)$$

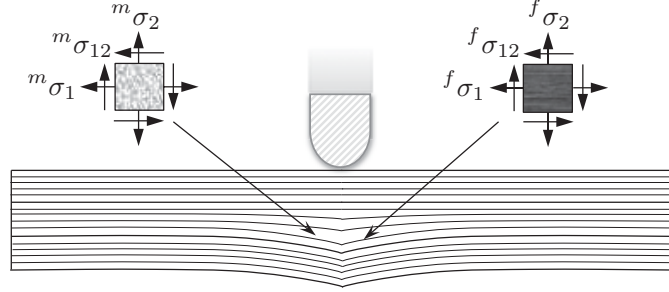
$$\text{Dirección serie} \quad \begin{cases} {}^c \boldsymbol{\varepsilon}_S = {}^m \boldsymbol{\varepsilon}_S \\ {}^c \boldsymbol{\sigma}_S = {}^m \boldsymbol{\sigma}_S \end{cases}, \quad (4.5)$$

La deslaminación consiste en la propagación entre capas adyacentes con diferente orientación de una fisura en una región del laminado con alto contenido en resina, la cual provoca la separación de las láminas. El fenómeno se caracteriza por una primera etapa de iniciación que corresponde al agrietamiento de la matriz y una segunda etapa de propagación del daño interlaminar. La iniciación del daño está gobernada por las propiedades de la matriz y define la resistencia a impacto del material compuesto. Cuando la matriz alcanza un estado de tensiones crítico (véase figura 4.16), pierde su capacidad resistente resultando en una degradación permanente. El debilitamiento total de la capacidad estructural de la matriz se traduce en la imposibilidad para



desarrollar solicitaciones de tipo longitudinal, transversal o de cortante y consecuentemente la transmisión de las tensiones a los elementos adyacentes, esto es:

$${}^m\boldsymbol{\sigma} = [{}^m\sigma_1 \quad {}^m\sigma_2 \quad {}^m\sigma_{12}] = [0 \quad 0 \quad 0]. \quad (4.6)$$



**Figura 4.16:** Estado bidimensional de tensiones de los materiales constituyentes del compuesto.

La teoría de mezclas serie-paralelo impone una condición de iso-tensión en la dirección serie (ecuación 4.5) por lo que la tensión en la matriz en la dirección serie se considera igual a la tensión del laminado en dirección transversal. Reconponiendo el tensor de tensiones del compuesto incluyendo el comportamiento serie y paralelo se llega al estado final de tensión en el laminado,

$${}^c\boldsymbol{\sigma} = {}^f{}_v\boldsymbol{\sigma} + {}^m{}_v\boldsymbol{\sigma} = [{}^f{}_v\sigma_1 \quad 0 \quad 0], \quad (4.7)$$

en cuyas condiciones tan sólo es capaz de soportar esfuerzos de la dirección de la fibra, correspondiendo el comportamiento al de un compuesto deslaminado.

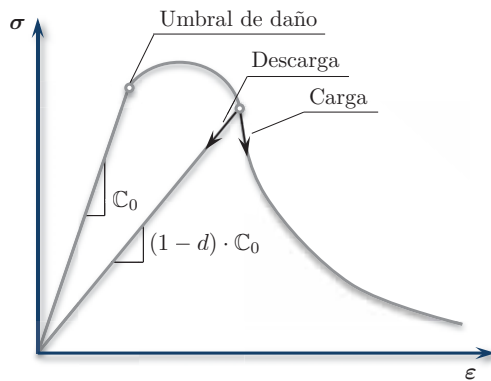
Habiendo expuesto la formulación del enfoque basado en la teoría de mezclas serie-paralelo, es dable concluir que la predicción del daño inducido por un impacto, incluyendo la iniciación y la propagación, radica en la simulación del comportamiento de los materiales constituyentes que conforman el laminado. La modelización del comportamiento se rige por las leyes constitutivas de cada material. En la formulación se ha considerado la fibra como un material elástico lineal y la matriz caracterizada mediante una ley constitutiva de daño que reproduce los efectos de la degradación, considerando un daño isótropo continuo [14, 18, 20]. La degradación de un material en un medio sólido y continuo debido a un proceso de fractura, puede simularse a partir de la formulación de daño mecánico teniendo en cuenta la reducción del área efectiva del material mediante la reducción de las propiedades elásticas. La formulación de daño se basa en la introducción de una variable escalar, el parámetro de daño  $d$ , que representa el índice de degradación del material. El parámetro  $d$  oscila en el intervalo entre 0 y 1, correspondiendo el valor inferior a un estado intacto del material y el valor superior a un estado de daño máximo. El parámetro de daño transforma el tensor de tensiones real del material degradado  $\boldsymbol{\sigma}$ , en un tensor de tensiones efectivo  $\boldsymbol{\sigma}_0$  que representa el estado de tensiones del material intacto. La relación entre el estado de tensión y el estado de deformaciones  $\boldsymbol{\varepsilon}$  del material dañado depende del parámetro de daño y del tensor constitutivo  $\mathbb{C}_0$ , esto es:

$$\boldsymbol{\sigma} \equiv (1 - d) \cdot \boldsymbol{\sigma}_0 = (1 - d) \cdot \mathbb{C}_0 : \boldsymbol{\varepsilon}. \quad (4.8)$$

La formulación de daño anterior exige definir un nivel de tensión crítico a partir del cual se inicia la degradación del material, es decir el parámetro  $d > 0$ , y la evolución del parámetro de daño a medida que se incrementa el nivel de carga. La ecuación constitutiva de daño  $\mathcal{F}$  se define a partir del tensor de tensiones efectivo y de la variable interna de daño,

$$\mathcal{F}(\boldsymbol{\sigma}_0, \mathbf{q}) = f(\boldsymbol{\sigma}_0) - c(d) \leq 0 \quad \text{con} \quad \mathbf{q} \equiv \{d\}, \quad (4.9)$$

donde  $f(\boldsymbol{\sigma}_0)$  es una función escalar que depende del tensor de tensiones y proporciona el valor de la tensión equivalente, y  $c(d)$  la función que define el umbral de daño. La degradación irreversible del material se inicia cuando la tensión equivalente excede el umbral de daño ( $\mathcal{F} > 0$ ), definido como una propiedad del material. Tras superar el umbral de daño (véase figura 4.17), la ley exponencial de ablandamiento del material está controlada por la energía de fractura del material [14, 20].



**Figura 4.17:** Curva de tensión-deformación uniaxial para el modelo de daño en un punto de cada material que conforma el compuesto [18, 20].

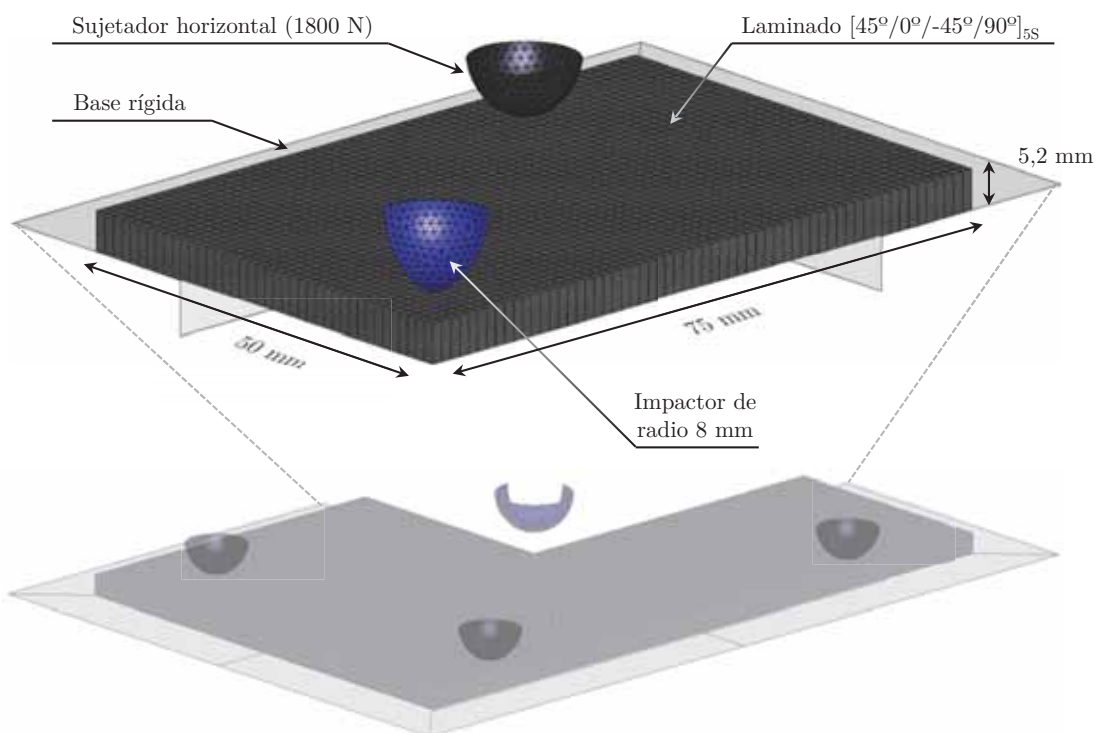
La formulación anterior está implementada en el código explícito de elementos finitos FEMCOM ComPack-Aero [24], un programa para la simulación del comportamiento transitorio de laminados sometidos a impacto, distribuido por la empresa Quantech ATZ y desarrollado por investigadores y profesores del Departamento de Resistencia de Materiales y Estructuras en la Ingeniería de la Universitat Politècnica de Catalunya - BarcelonaTech y del Centro Internacional de Métodos Numéricos en Ingeniería. El programa proporciona, entre otros resultados, las variables internas de daño de cada material constituyente en cada uno de los puntos de integración de los elementos que conforman la malla, permitiendo reconstruir una imagen volumétrica del mapa de daño inducido.

### 4.3.2. Procedimiento y resultados de la simulación

Como se adelantó en el capítulo 2, el daño interlaminar es considerado el principal mecanismo de fallo inducido por un impacto a baja velocidad, y está gobernado esencialmente por las tensiones interlaminares y tensiones transversales. La versatilidad del método de elementos finitos, en general, y las funcionalidades disponibles en FEMCOM [24], en particular, permiten un enfoque bidimensional o tridimensional

del problema. A pesar de ello, la mayoría de investigadores coinciden en que el problema de la predicción del daño inducido es esencialmente un fenómeno tridimensional. La modelización con elementos sólidos permite obtener una formulación en la que se incluyen todas las componentes de los tensores de tensión y deformación, no obstante su uso también deriva en serias limitaciones asociadas al coste computacional.

El principal objetivo de la simulación es obtener numéricamente el mapa de daño interno inducido por un impacto en un laminado multidireccional de material compuesto, y evaluar la extensión del daño para diferentes niveles de energía incidente. Para ello se han reproducido las mismas condiciones del ensayo experimental estipuladas en la norma ASTM D7136 [2]. En la figura 4.18 se representa la geometría y las condiciones de contorno para la simulación de un impacto en una muestra de material compuesto<sup>13</sup> laminado de dimensiones  $150 \times 100$  mm, con un espesor nominal de 5,2 mm y una secuencia de apilado  $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{5S}$ . Con el objeto de reducir el coste computacional se ha modelizado únicamente un cuarto de la estructura asumiendo un comportamiento simétrico a partir de cada semieje. El impactor de acero de dimensiones estandarizadas desciende a una velocidad prescrita hasta alcanzar el contacto con la muestra. Ésta se halla apoyada a una base, fijada por un sujetador horizontal que impide el desplazamiento local vertical del laminado<sup>14</sup>. El intervalo de velocidades prescritas viene definido por el intervalo de energías incidentes equivalente a la evaluación experimental, es decir de 6,6 J a 70 J.



**Figura 4.18:** Geometría y condiciones de contorno de un cuarto de la muestra para la simulación del evento impacto en laminados con secuencia de apilado  $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{5S}$ .

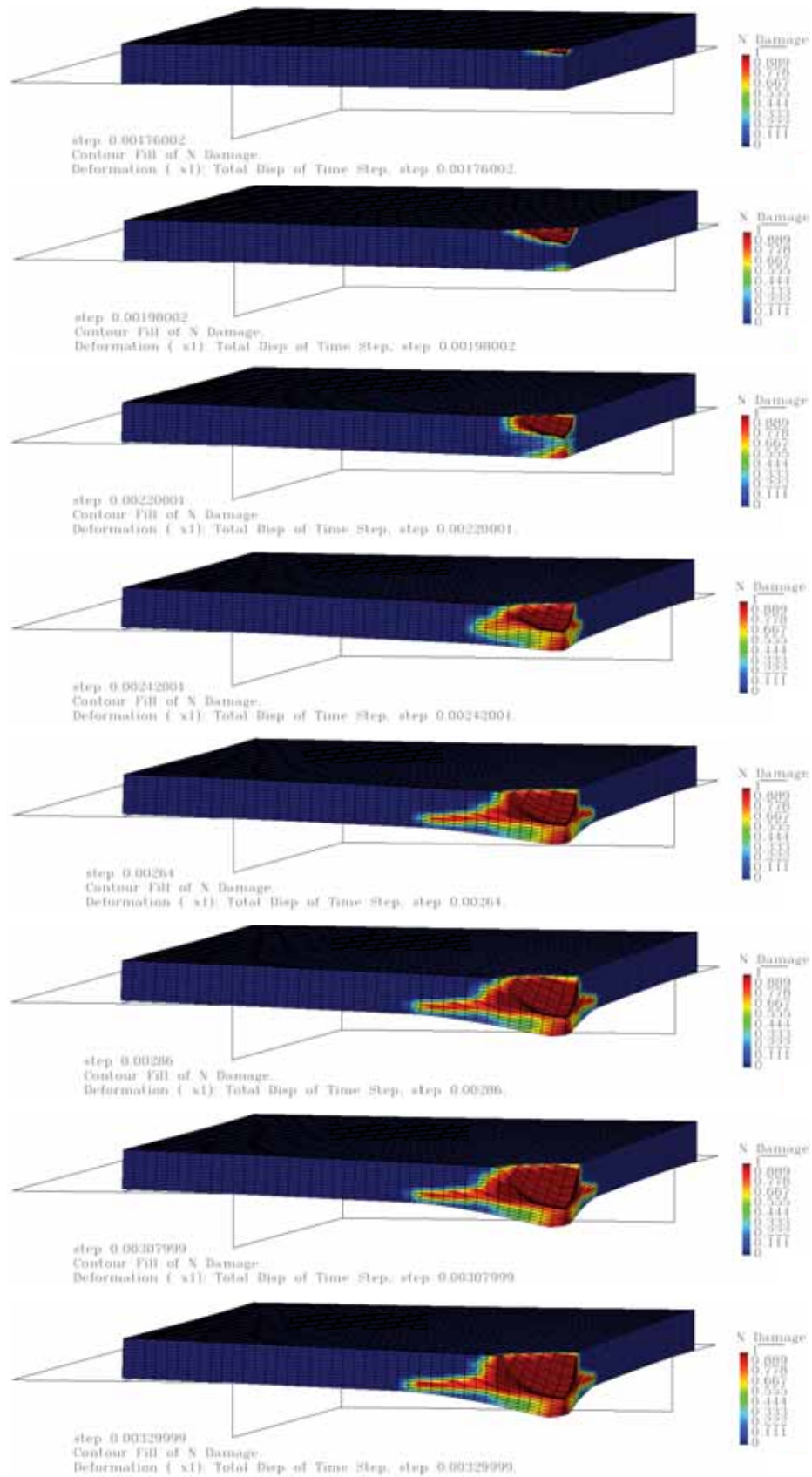
<sup>13</sup>Las propiedades de los materiales constituyentes se recogen en la sección 3.5.1 del capítulo 3.

<sup>14</sup>La base y el sujetador se han idealizado como materiales rígidos no deformables. La masa concentrada del impactor es de 0,652 kg.

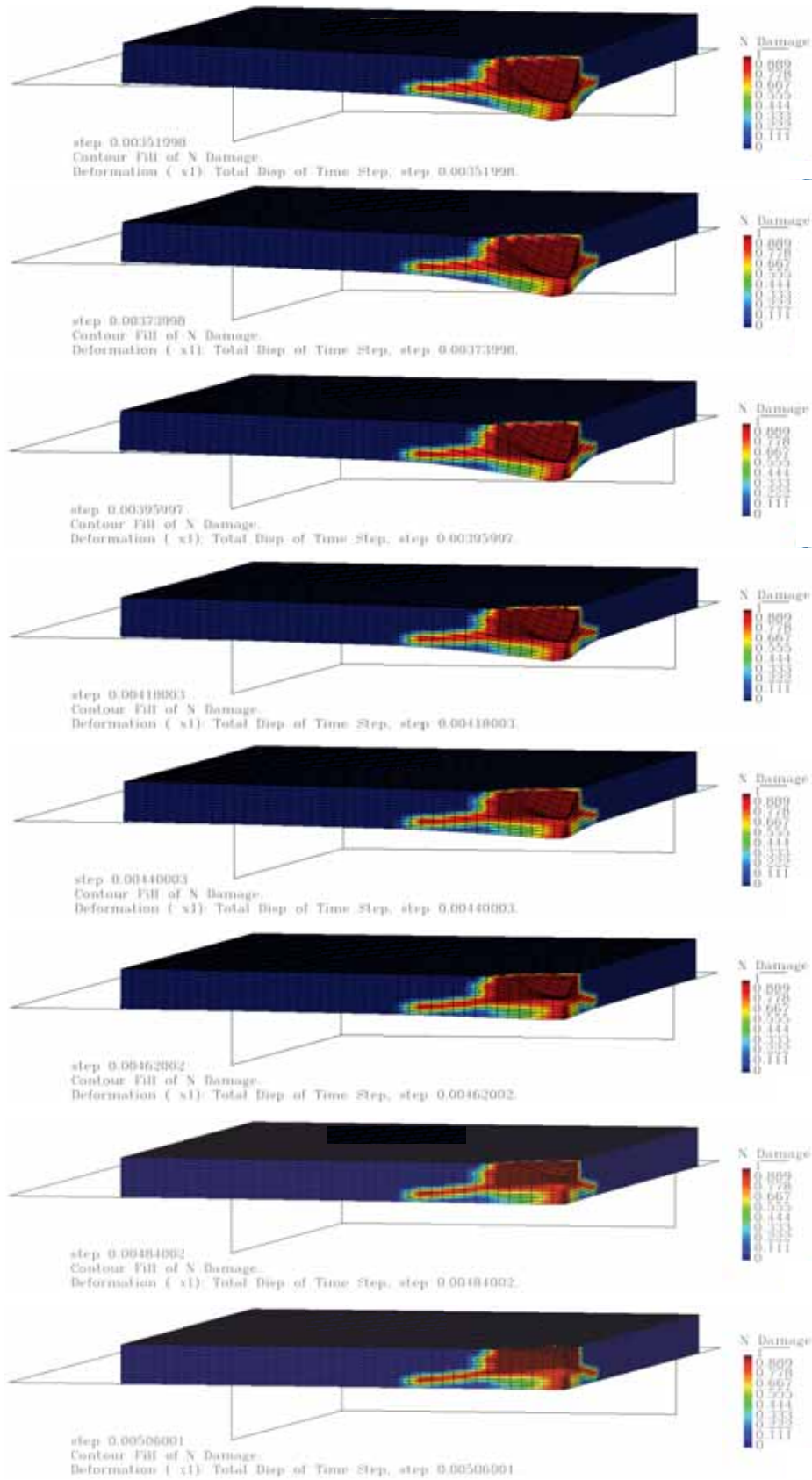
En la modelización representada la geometría se ha discretizado con una malla de elementos hexaédricos con 8 puntos de integración, con una densidad superficial de  $60 \times 40$  elementos y 12 elementos en el espesor, resultando un total de 32513 nodos. El grado de discretización del espesor determina, en gran medida, la resolución de la predicción de la extensión del daño interlaminar. Discretizaciones de un elemento por capa permiten distinguir varios fallos interlaminares, aunque ello deriva ineluctablemente en un mayor coste computacional. En el caso de que el número de elementos sea inferior al número de láminas, el comportamiento de cada sublamina se colapsa en cada punto de integración de cada elemento a partir de la teoría de capa única equivalente, tal y como se expuso en la sección 3.3.2 del capítulo 3. Se ha constatado que el número mínimo de elementos en el espesor es de 4 y que debe procurarse una relación de aspecto de los elementos cercana a la unidad por problemas derivados del cálculo de la energía de fractura del elemento.

En las figuras 4.19 y 4.20 se representa la secuencia de imágenes de la evolución temporal del parámetro de daño durante la etapa de carga y descarga, respectivamente, para un impacto de 50 J de energía incidente sobre el laminado cuasi-isótropo analizado. Las imágenes representadas corresponden a un cuarto de la geometría. Tras el contacto se induce un daño superficial en la cara frontal. A medida que se incrementa el nivel de carga aparece un daño en la cara posterior provocado por la tensión a flexión. A partir de la cuarta imagen en la secuencia de carga, se identifica un crecimiento y propagación de la variable de daño a través del espesor hasta que el impactor alcanza la posición de equilibrio en el punto de máxima deflexión. De la observación del movimiento cinemático descrito por los nodos de los elementos situados en la región de propagación del fallo interlaminar, se deduce un estado de tensión de tracción y de tensión tangencial, correspondiente a un modo de fractura mixto de apertura y deslizamiento conforme a lo expuesto en la sección 2.2.2 del capítulo 2. En la secuencia de descarga no se observa evolución del daño. Finalmente, el impactor asciende a una velocidad significativamente inferior a la velocidad incidente debido al efecto relativo de la disipación energética.

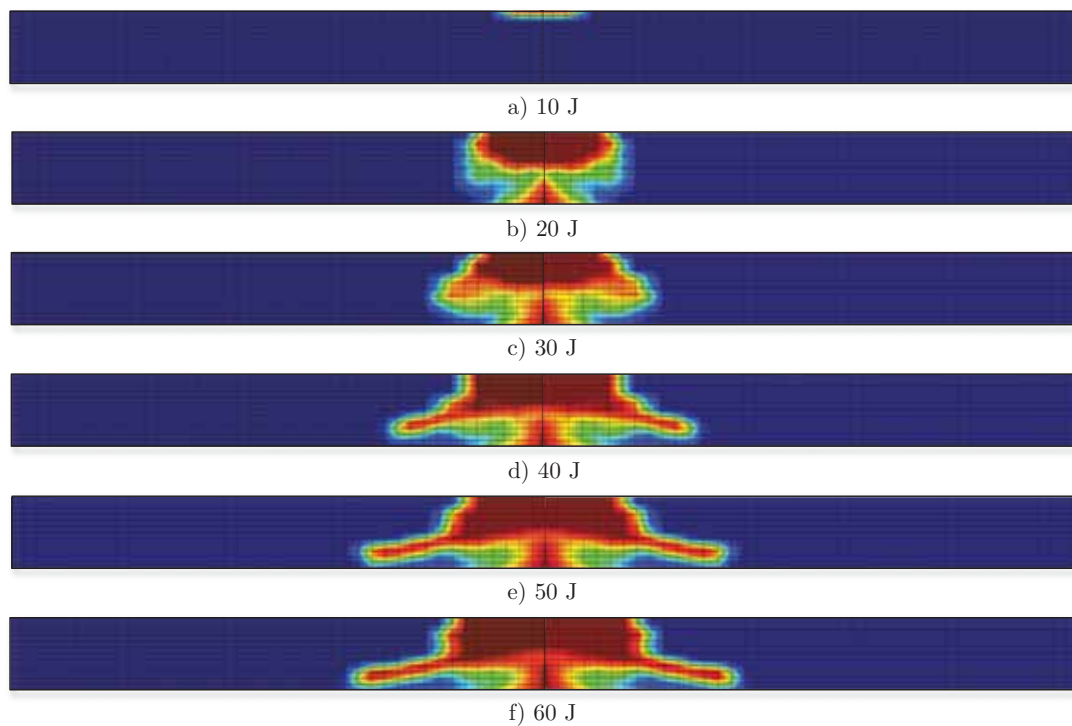
En analogía con los resultados obtenidos mediante la técnica de inspección ultrasónica, en la figura 4.21 se han representado las secciones transversales a lo largo de un plano vertical de laminados impactados a diferentes niveles de energía incidente. Los resultados de la simulación, similares a la representación B-scan de la figura 4.10, permiten reconstruir una imagen volumétrica del mapa de daño interno cuantificando su extensión y profundidad. Como se advirtió en la evaluación experimental, el daño superficial no es en absoluto representativo del mapa de daño interno inducido, el cual se corresponde aproximadamente con una distribución cónica con el área máxima situada por debajo del plano medio. Por otro lado, se observa un incremento en la extensión del daño a medida que aumenta la severidad del impacto, aunque la variación de un nivel de energía a otro no se mantiene constante. De acuerdo con estos resultados, el umbral de deslaminación, que se ha definido como la energía incidente a partir de la cual la extensión del daño interno es superior a la del daño superficial, se sitúa entre los 20 y 30 J; un intervalo superior al de la estimación experimental (de entre 10 y 20 J).



**Figura 4.19:** Evolución temporal del parámetro de daño en el modelo durante la etapa de carga, para un impacto de 50 J sobre un laminado con secuencia de apilado  $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{S5}$ .



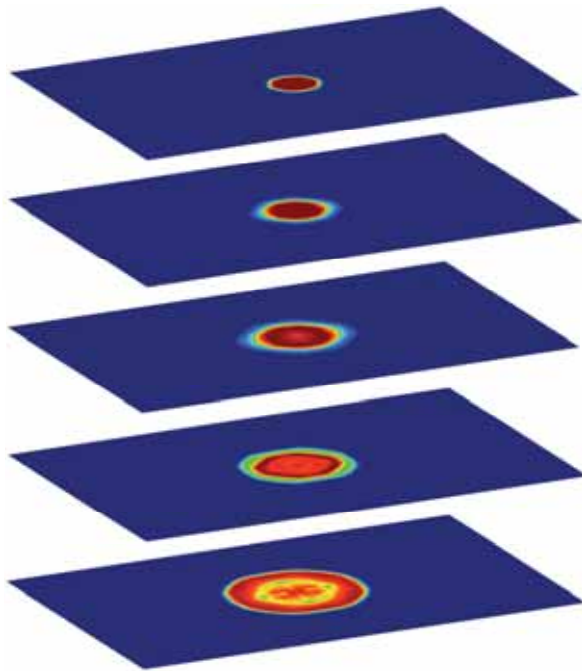
**Figura 4.20:** Evolución temporal del parámetro de daño en el modelo durante la etapa de descarga, para un impacto de 50 J sobre un laminado con secuencia de apilado  $[45^\circ/0^\circ / -45^\circ/90^\circ]_{S5}$ .



**Figura 4.21:** Resultados numéricos del mapa de daño inducido en las secciones transversales de laminados impactados a diferentes niveles de energía incidente. El umbral de deslaminación se sitúa entre los 20 y 30 J. Véanse resultados experimentales representados en la figura 4.10.

Análogamente a la representación C-scan de la figura 4.11, en la figura 4.22 se muestran cinco secciones planas paralelas a la superficie, resultado de la simulación del laminado cuasi-isótropo analizado sometido a un impacto de 50 J de energía incidente, en las que se representa el área proyectada del mapa de daño interno inducido en los elementos que contienen las láminas señaladas. A diferencia de los resultados experimentales en los que el área dañada se caracteriza por una forma oblonga, en los resultados numéricos se observan áreas circulares debido principalmente a la simplificación del análisis a un cuarto del espécimen y a que cada elemento representa varias láminas, por lo que el direccionamiento del daño resultante queda difuminado.

Finalmente se han determinado las áreas proyectadas del mapa de daño interno inducido para cada uno de los niveles de energía de impacto y se han graficado en la figura 4.23 conjuntamente con los resultados experimentales obtenidos mediante la inspección ultrasónica. El área se ha computado contabilizando todos aquellos elementos situados en una misma cota que contienen en sus puntos de integración variables de daño no nulas. En general se observa cierto grado de correlación entre ambos resultados, con una tendencia lineal ascendente a partir de un umbral de energía hasta alcanzar un nivel de saturación. Dicho nivel de saturación es también observable en las secciones transversales representadas en la figura 4.10. Exceptuando el tramo inicial, la predicción numérica se sitúa por debajo de la estimación experimental. En los niveles de energía anteriores al umbral del daño interlaminar, el área corresponde a la superficie dañada en el contacto que no representa propiamente una deslaminación.



**Figura 4.22:** Resultados numéricos del mapa de daño proyectado en las secciones planas paralelas a la superficie del laminado cuasi-isótropo analizado, sometido a un impacto de 50 J de energía incidente. El mapa de daño corresponde (de arriba a abajo) a los elementos que contienen las láminas 5, 10, 15, 20 y 25. Véanse resultados experimentales representados en la figura 4.11.

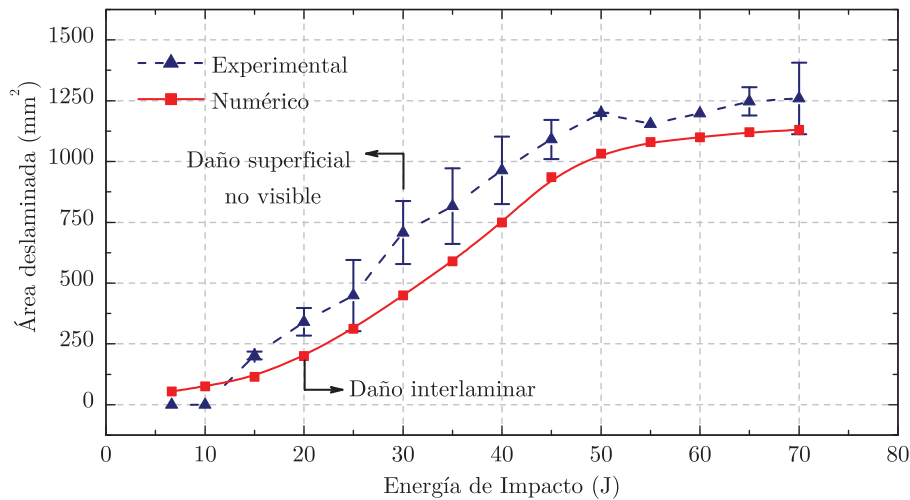
Cabe destacar que la predicción del umbral de daño depende de las propiedades de resistencia de los materiales constituyentes -y en particular de las propiedades de la matriz- que definen el estado de tensión equivalente a partir del cual se inicia la degradación irreversible del material. A pesar de que dichas propiedades las proporciona el fabricante de los materiales constituyentes, se advierte que éstas pueden variar notablemente dependiendo del ciclo de curación del laminado, por lo que se aumenta el grado de incertidumbre en los parámetros de entrada para la simulación del fenómeno.

## 4.4. Conclusiones

La metodología expuesta para la evaluación experimental y la predicción numérica de la resistencia a impacto de laminados de material compuesto, consiste esencialmente en identificar en primer lugar los umbrales de energía a partir de los cuales se inician los mecanismos de daño dominantes y en segundo lugar determinar la propagación del daño interlaminar. Ambos aspectos son primordiales para la futura evaluación de la influencia del daño inducido en el comportamiento vibratorio y en las propiedades residuales de placas de material compuesto.

La conclusión más relevante en relación a la evaluación experimental que se desprende de los resultados de la inspección visual y de la inspección ultrasónica, es que el procedimiento seguido y el dispositivo de ensayo utilizado para la inducción controlada del daño, han permitido reproducir los tres principales modos de fallo: el daño en la matriz, el daño interlaminar y el daño en la fibra. Los resultados del ensayo de carga cuasi-estática, considerado como un caso particular de ensayo de impacto a velocidad incidente mínima, han permitido identificar el umbral de energía crítica





**Figura 4.23:** Comparativa de los resultados experimentales y numéricos de la caracterización del área proyectada del daño interno inducido en función de la energía de impacto.

de deslaminación, cuyo valor estimado coincide con la observación de las imágenes de las secciones transversales de los laminados dañados obtenidas mediante la inspección ultrasónica.

La curva experimental de energía disipada *versus* energía incidente demuestra la adecuación del intervalo definido, cuyos valores oscilan entre un nivel de energía subcrítico y un nivel anterior al hipotético umbral de penetración, tal y como se pretendía para cubrir el mayor espectro de energía posible. En general, en los resultados experimentales se observa una dependencia significativa entre la energía incidente y el grado de daño externo e interno. En la cuantificación del daño superficial, energías inferiores a 20 J no inducen defectos más allá de la huella de indentación. No obstante, como se ha demostrado, el daño superficial no es en absoluto representativo del daño inducido. La técnica de inspección ultrasónica utilizada ha permitido reconstruir una imagen volumétrica del estado de daño interno del laminado, identificándose con precisión los patrones de deslaminación, su tamaño, forma, orientación y distribución en el interior del laminado, con una resolución que permite discernir entre las láminas afectadas.

La formulación adoptada y el código empleado para la simulación del fenómeno de impacto, han permitido reproducir los efectos inducidos por el evento de carga súbita. En la simulación se han reproducido las mismas condiciones del ensayo experimental, de manera que el proceso de validación del código se nutre de los datos empíricos. En general, los resultados obtenidos de la modelización numérica son análogos a los obtenidos mediante la técnica de inspección ultrasónica, exhibiendo cierto grado de correlación. Las diferencias observadas son atribuibles, entre otras, a la incertidumbre en el conocimiento preciso de las propiedades de los materiales constituyentes que conforman el laminado, cuyos valores se ven influenciados por el ciclo de curado del material.

Los resultados numéricos expuestos demuestran la viabilidad del enfoque microestructural, en el que se asume que los fallos surgen en la interacción entre los mate-

riales constituyentes y no necesariamente como resultado del fallo global del material compuesto. A pesar de las divergencias constatadas, se ha demostrado que el código empleado permite reproducir el fenómeno de iniciación y propagación del daño interlaminar inducido por un impacto, proporcionando una predicción del mapa de daño interno y detallando el estado de las variables internas de daño de cada material constituyente a lo largo del dominio.

## Referencias

- [1] ASTM-D6264. *Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer-Matrix Composite to a Concentrated Quasi-Static Indentation Force*. ASTM International, 2007.
- [2] ASTM-D7136. *Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event*. ASTM International, 2007.
- [3] BORG, R., NILSSON, L., AND SIMONSSON, K. Simulation of low velocity impact on fiber laminates using a cohesive zone based delamination model. *Composites Science and Technology* 64, 2 (2004), 279–288.
- [4] CANTWELL, W., AND MORTON, J. The impact resistance of composite materials: a review. *Composites* 22, 5 (1991), 347–362.
- [5] DAVIES, G., HITCHINGS, D., AND ZHOU, G. Impact damage and residual strengths of woven fabric glass/polyester laminates. *Composites Part A* 27, 12 (1996), 1147–1156.
- [6] DAVIES, G., ZHANG, X., ZHOU, G., AND WATSON, S. Numerical modelling of impact damage. *Composites* 25, 5 (1994), 342–350.
- [7] FERABOLI, P., AND KEDWARD, K. Enhanced evaluation of the low-velocity impact response of composite plates. *AIAA journal* 42, 10 (2004), 2143–2152.
- [8] FERABOLI, P., AND KEDWARD, K. A new composite structure impact performance assessment program. *Composites Science and Technology* 66, 10 (2006), 1336–1347.
- [9] FINN, S., AND SPRINGER, G. Delaminations in composite plates under transverse static or impact loads—a model. *Composite Structures* 23, 3 (1993), 177–190.
- [10] FREITAS, M. D., AND REIS, L. Failure mechanisms on composite specimens subjected to compression after impact. *Composite Structures* 42 (1998), 365–373.
- [11] LEE, S.-W., AND SUN, C. Quasi-static penetration model for composite laminates. *Journal of Composite Materials* 27, 3 (1993), 251–271.
- [12] LI, C., HU, N., CHENG, J., FUKUNAGA, H., AND SEKINE, H. Low-velocity impact-induced damage of continuous fiber-reinforced composite laminates. part ii. verification and numerical investigation. *Composites Part A* 33, 8 (2002), 1063–1072.
- [13] LOPES, C. S., CAMANHO, P. P., GÜRDAL, Z., MAIMÍ, P., AND GONZÁLEZ, E. V. Low-velocity impact damage on dispersed stacking sequence laminates. part ii: Numerical simulations. *Composites Science and Technology* 69, 7-8 (2009), 937–947.
- [14] MARTÍNEZ, X. *Micro-mechanical simulation of composite materials using the serial/parallel mixing theory*. PhD thesis. Universitat Politècnica de Catalunya. Advisor: Sergio H. Oller Martínez, 2008.

- [15] MARTINEZ, X., AND OLLER, S. Numerical simulation of matrix reinforced composite materials subjected to compression loads. *Archives of Computational Methods in Engineering* 16, 4 (2009), 357–397.
- [16] MARTINEZ, X., OLLER, S., RASTELLINI, F., AND BARBAT, A. A numerical procedure simulating rc structures reinforced with frp using the serial/parallel mixing theory. *Computers and Structures* 86, 15-16 (2008), 1604–1618.
- [17] MARTÍNEZ, X., RASTELLINI, F., OLLER, S., FLORES, F., AND OÑATE, E. Computationally optimized formulation for the simulation of composite materials and delamination failures. *Composites Part B: Engineering* 42, 2 (2011), 134–144.
- [18] OLIVER, J., CERVERA, M., AND OLLER, S. Isotropic damage models and smeared crack analysis of concrete. *Proceedings of SCI-C 1990* (1990), 945–958.
- [19] OLLER, S., O. E. M. J. Mixing anisotropic formulation for analysis of composites. *Communications in Numerical Methods in Engineering* 12, 8 (1996), 471–482.
- [20] OLLER, S. *Fractura mecánica. Un enfoque global*. CIMNE, 2001.
- [21] OLLER, S. *Simulación numérica del comportamiento mecánico de los materiales compuestos*. CIMNE, 2003.
- [22] OLLER, S., AND OÑATE, E. A hygro-thermo-mechanical constitutive model for multiphase composite materials. *International Journal of Solids and Structures* 33, 20-22 (1996), 3179–3186.
- [23] OLSSON, R. Analytical prediction of large mass impact damage in composite laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32, 9 (2001), 1207–1215.
- [24] OÑATE, E., OLLER, S., FLORES, F., RASTELLINI, F., AND MARTINEZ, X. Femcom: An innovative finite element method for non linear analysis of composite structures. first annual report project. *Technical report-CIMNE.*, 1 (2007).
- [25] ORIFICI, A., HERSZBERG, I., AND THOMSON, R. Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure. *Composite Structures* 86, 1-3 (2008), 194–210. Fourteenth International Conference on Composite Structures-ICCS/14.
- [26] PÉREZ, M. A., GIL, L., AND OLLER, S. Non-destructive testing evaluation of low velocity impact damage in carbon fiber-reinforced laminated composites. *Ultrasonics (Ultrasound)* 66, 2 (2011), 21–27.
- [27] RASTELLINI, F., OLLER, S., SALOMÓN, O., AND OÑATE, E. Composite materials non-linear modelling for long fibre-reinforced laminates: Continuum basis, computational aspects and validations. *Computers Structures* 86, 9 (2008), 879–896.
- [28] REID, S., AND ZHO, G. *Impact Behaviour of Fibre-reinforced Composite Materials and Structures*. CRC Press, 2000.
- [29] REIS, L., AND FREITAS, M. D. Damage growth analysis of low velocity impacted composite panels. *Composite Structures* 38, 1-4 (1997), 509–515.
- [30] ROBINSON, P., AND DAVIES, G. Impactor mass and specimen geometry effects in low velocity impact of laminated composites. *International Journal of Impact Engineering* 12, 2 (1992), 189–207.
- [31] ZOU, Z., REID, S., LI, S., AND SODEN, P. Application of a delamination model to laminated composite structures. *Composite Structures* 56, 4 (2002), 375–389.



# 5

## Efectos del daño inducido en el comportamiento dinámico

### 5.1. Introducción

Como se ha demostrado, el impacto provoca en los laminados un daño interno que, como se verá en el próximo capítulo, compromete su capacidad resistente residual. Consecuentemente, se requiere el uso de metodologías y herramientas de inspección que permitan una detección precoz del estado de degradación. Las técnicas tradicionales para la inspección no destructiva, como por ejemplo la técnica ultrasónica, exigen estrictas condiciones de aplicabilidad, la más significativa es el requerimiento de una inspección de la superficie completa. Sin embargo, el acceso a la estructura no siempre es factible, póngase como ejemplos un satélite o un vehículo espacial, y en caso afirmativo las tareas de inspección pueden demandar la interrupción del servicio.

Las técnicas de detección de daño basadas en la respuesta dinámica estructural pueden satisfacer los requerimientos discutidos y se presentan como una atractiva alternativa a las técnicas de evaluación tradicionales. Entre otros, porque para la adquisición de la respuesta dinámica se requiere un número finito de puntos de referencia, no siendo necesario el acceso completo a la estructura, permitiendo además la monitorización incluso en condiciones de servicio. Las técnicas se fundamentan en la relación entre los parámetros modales (frecuencias naturales, factores de amortiguamiento y deformadas modales) y las propiedades físicas de la estructura. La presencia de un estado de daño o de degradación puede alterar local o globalmente la masa y/o la rigidez estructural e inducir variaciones en los parámetros modales [42, 43]. La magnitud de las variaciones depende, por lo general, del grado de severidad y de la localización del daño. Asimismo, un determinado estado de daño provoca variaciones

disparés en cada modo de vibración. Dichas variaciones son empíricamente cuantificables y constituyen la base de las metodologías de identificación y localización del daño a partir de técnicas modales [18, 25].

Durante las últimas tres décadas, el uso de las técnicas basadas en la respuesta dinámica ha demostrado ser un campo verdaderamente prolífico en lo que a número de publicaciones se refiere, pero a día de hoy todavía no hay un consenso científico en torno a su viabilidad como herramienta para la detección del daño. Las investigaciones más recientes señalan que el grado de adecuación depende de la tipología de la estructura, del tipo y la severidad del daño y del material en particular [7, 20]. Tradicionalmente, el uso de las características dinámicas como parámetros de diagnosis en los procedimientos de inspección, ha recibido una atención considerablemente mayor en las estructuras metálicas [1, 5, 12, 49]. Sin embargo, en la actualidad la tendencia se ha diversificado centrandó la atención, entre otros, en los materiales compuestos laminados por su relevancia industrial [9, 19, 22, 31, 43].

En los ejemplos documentados en la literatura sobre el efecto de un daño general en el comportamiento vibratorio de materiales compuestos laminados, la inmensa mayoría de los estudios se centran exclusivamente en el análisis del efecto aislado de la deslaminación, por ser ésta considerada como el mecanismo de fallo que induce los efectos más adversos en el rendimiento del compuesto. Varios autores alegan que los efectos de los mecanismos de fallo como el agrietamiento de la matriz o la rotura de las fibras, provocan alteraciones en la respuesta vibratoria similares a las reproducibles en estructuras metálicas, y que no existe sin embargo un paralelismo al daño interlaminar en materiales de diferente naturaleza [16, 53]. En el caso particular del daño por impacto, el fenómeno es igualmente simplificado al análisis del efecto aislado de la deslaminación, tanto en los enfoques empíricos como los analíticos y los numéricos [10, 26, 38, 48, 50, 50, 52]. En ambos casos se imponen artificialmente la ubicación y la extensión del daño y se evalúan aspectos básicos como la detección y la localización geométrica, a partir de la variación frecuencial de los primeros modos de vibración o de técnicas de correlación vectorial. En general, los autores obtienen evidencias experimentales de la influencia de un defecto interlaminar inducido bajo unas condiciones controladas, que corroboran las diferentes teorías y enfoques numéricos, considerando pues los resultados y las conclusiones extrapolables al caso del daño real. Sin embargo, según el conocimiento del autor, no hay constancia alguna acerca de la adecuación de dicha simplificación para emular las consecuencias del daño real inducido por un impacto, por lo que se plantean serias dudas.

En el presente capítulo se exponen los resultados del estudio llevado a cabo para la evaluación del efecto del daño por impacto en la respuesta dinámica de laminados de material compuesto. Primeramente se expone el fundamento teórico en el que se relacionan analíticamente las propiedades físicas del material y los parámetros modales entre el estado intacto y el degradado. Seguidamente se describen los criterios de correlación modal y las nuevas formulaciones propuestas para la detección, la localización y la cuantificación de la severidad del daño inducido. A continuación se presentan los resultados de la evaluación experimental para la estimación de las propiedades dinámicas de los especímenes que contienen un daño real y un daño artificial. Finalmente

se detalla la formulación adoptada para la simulación dinámica del fenómeno y se muestran los resultados obtenidos a partir de la modelización numérica.

## 5.2. Fundamento teórico del efecto del daño

En términos generales, el daño puede definirse como una variación introducida en un sistema que induce un efecto adverso en su comportamiento. Implícito en esta definición está el requerimiento de la comparación entre dos estados del sistema, uno de los cuales se asume que representa el estado inicial, generalmente un estado intacto. La premisa básica en la que se fundamentan las técnicas basadas en la respuesta dinámica para la detección del daño, es que el estado de daño o degradación induce un efecto significativo en las propiedades físicas de la estructura, como son la rigidez, la masa o la disipación energética del sistema<sup>1</sup>, que a su vez alteran la respuesta dinámica causando variaciones cuantificables de los parámetros modales [7, 42, 43].

La detección experimental del daño se basa en el reconocimiento de patrones en el dominio temporal, frecuencial o modal. La respuesta dinámica de la estructura puede determinarse empíricamente mediante el uso, por ejemplo, de sensores piezoeléctricos que permiten obtener la respuesta temporal, cuya practicidad para la detección del daño, sin embargo, ha demostrado ser limitada. La conversión de la respuesta temporal al dominio frecuencial permite obtener la denominada función de respuesta en frecuencia (FRF), en cuya representación es factible reconocer las alteraciones de la respuesta dinámica [13, 23, 32, 47]. Como ejemplo, en la figura 5.1 se han representado superpuestas las curvas de respuesta en frecuencia del espécimen 17/05L2 (véase tabla 4.2 del capítulo 4) en su estado intacto y tras ser sometido a un impacto de 50 J. En el gráfico se observan variaciones en la frecuencia y la amplitud de los picos, principalmente en la región derecha del espectro.

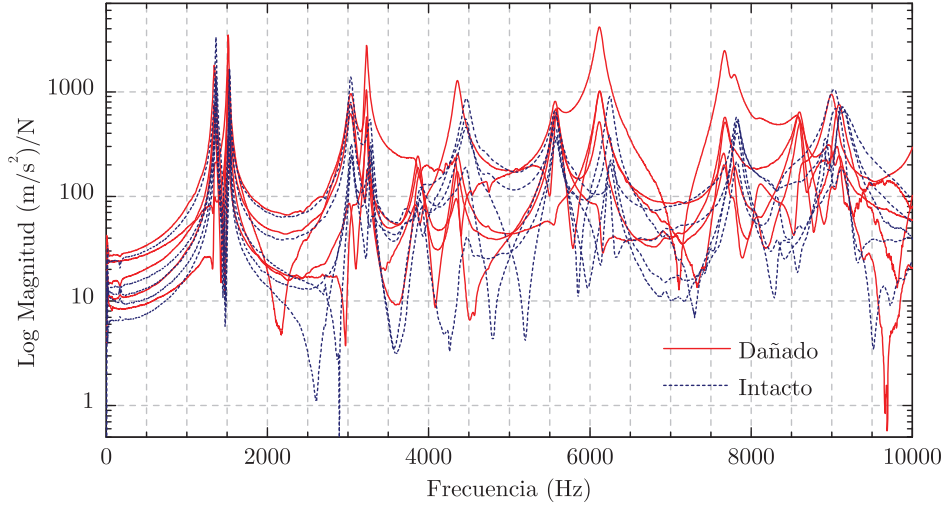
El análisis en el dominio frecuencial permite la extracción de los parámetros modales (frecuencias naturales, factores de amortiguamiento y deformadas modales) que dan lugar a un dominio modal discreto. Ambos dominios son prácticamente equivalentes si se minimizan los errores numéricos derivados de la extracción de los parámetros modales. No obstante, si bien la respuesta en dominio frecuencial proporciona abundante información del comportamiento dinámico, el uso de los parámetros modales está más extendido porque su interpretación es más asequible y permite una comparativa directa con los resultados obtenidos de los enfoques numéricos.

Considerando un daño general<sup>2</sup> que induce una variación en la masa y en la rigidez del sistema, la relación entre el daño y los parámetros modales puede cuantificarse a partir de la perturbación de la ecuación del movimiento [5, 8, 39, 44]. De acuerdo a

<sup>1</sup>En analogía al capítulo 3, se considerará por conveniencia un amortiguamiento nulo.

<sup>2</sup>En general, una deslaminación provoca una no linealidad en el comportamiento dinámico de los laminados. No obstante, se asume un daño de tipo lineal y la permanencia en el límite elástico del material durante la oscilación. Debe señalarse que la aplicación del problema dinámico de valores y vectores propios se restringe al caso lineal y que los resultados del estudio están asociados a un instante de tiempo.





**Figura 5.1:** Representación de las curvas de respuesta en frecuencia del espécimen 17/05L2 (véase tabla 4.2) en su estado intacto y tras ser sometido a un impacto de 50 J.

lo expuesto en el capítulo 3, la ecuación característica de un sistema no amortiguado se define como

$$\mathbf{K}\Phi = \mathbf{M}\Phi\Omega, \quad (5.1)$$

donde  $\mathbf{K}$  y  $\mathbf{M}$ , son las matrices globales de rigidez y masa, respectivamente,  $\Omega$  es la matriz del espectro frecuencial que contiene en su diagonal  $n$  valores propios que representan las frecuencias naturales angulares de vibración  $\omega$  y  $\Phi$  la matriz de vectores propios que contiene  $n$  vectores modales  $\phi$ . Para una estructura en un cierto estado (intacto o dañado), puede particularizarse la ecuación anterior para la  $i$ -ésima frecuencia natural  $\omega_i$  y su correspondiente deformada modal  $\phi_i$  como

$${}^d\mathbf{K} {}^d\phi_i = {}^d\omega_i^2 {}^d\mathbf{M} {}^d\phi_i, \quad (5.2)$$

donde el superíndice  ${}^d$  denota un estado de daño. En el caso particular del daño por impacto la variación de la matriz de masa puede considerarse nula, mientras que el nuevo estado de daño representa una variación la matriz de rigidez global  $\Delta\mathbf{K}$  respecto de su estado inicial  $\mathbf{K}$ , esto es:

$${}^d\mathbf{M} = \mathbf{M} \quad \text{y} \quad {}^d\mathbf{K} = \mathbf{K} + \Delta\mathbf{K}. \quad (5.3)$$

Asumiendo que la variación de la rigidez no provoca intercambios en el orden de los valores propios, las variaciones de los parámetros modales pueden expresarse como:

$${}^d\omega_i^2 = \omega_i^2 + \Delta\omega_i^2 \quad \text{y} \quad {}^d\phi_i = \phi_i + \Delta\phi_i. \quad (5.4)$$

En base a lo anterior, la ecuación característica del sistema perturbado se reescribe como:

$$(\mathbf{K} + \Delta\mathbf{K})(\phi_i + \Delta\phi_i) = (\omega_i^2 + \Delta\omega_i^2)\mathbf{M}(\phi_i + \Delta\phi_i). \quad (5.5)$$

Desarrollando la expresión y despreciando los términos de segundo orden se obtiene

$$\mathbf{K}\phi_i - \omega_i^2\mathbf{M}\phi_i + \Delta\mathbf{K}\phi_i - \Delta\omega_i^2\mathbf{M}\phi_i + \mathbf{K}\Delta\phi_i - \omega_i^2\mathbf{M}\Delta\phi_i \approx \mathbf{0}. \quad (5.6)$$

Eliminando los dos primeros términos, reagrupando los dos últimos y multiplicando la expresión por el vector propio  $\phi_i^T$  se llega a la ecuación escalar

$$\phi_i^T \Delta \mathbf{K} \phi_i - \phi_i^T \Delta \omega_i^2 \mathbf{M} \phi_i + \phi_i^T (\mathbf{K} - \omega_i^2 \mathbf{M}) \Delta \phi_i \approx 0, \quad (5.7)$$

donde, dada la simetría de las matrices de masa y rigidez, el tercer término representa la transpuesta de la ecuación característica, por lo que la expresión se reduce a

$$\phi_i^T \Delta \mathbf{K} \phi_i - \phi_i^T \Delta \omega_i^2 \mathbf{M} \phi_i \approx 0, \quad (5.8)$$

o aislando el término frecuencial se obtiene la participación modal en la frecuencia  $i$ -ésima:

$$\Delta \omega_i^2 \approx \frac{\phi_i^T \Delta \mathbf{K} \phi_i}{\phi_i^T \mathbf{M} \phi_i}. \quad (5.9)$$

La ecuación anterior proporciona la magnitud de variación de la  $i$ -ésima frecuencia natural como resultado de una variación de la rigidez global del sistema<sup>3</sup>. En caso de una modelización del problema dinámico mediante elementos finitos, es posible expresar el término del numerador de la ecuación 5.9 en función de las variaciones de las matrices elementales  $\Delta \mathbf{K}^e$  y de los vectores de las deformadas modales elementales  $\phi^e$  como

$$\phi_i^T \Delta \mathbf{K} \phi_i \approx \sum_N \phi_i^{eT} \Delta \mathbf{K}^e \phi_i^e, \quad (5.10)$$

donde el sumatorio denota el ensamblaje de las  $N$  matrices elementales, en el que se distribuyen las contribuciones individuales de cada elemento de la malla en la matriz de rigidez global. Análogamente a los vectores modales, los vectores de las deformadas locales describen el desplazamiento relativo de los nodos del elemento para una determinada frecuencia natural de vibración. Reescribiendo la ecuación 5.9 se obtiene la relación entre el daño localizado y la variación global de la respuesta vibratoria, esta es

$$\Delta \omega_i^2 \approx \frac{\sum_N \phi_i^{eT} \Delta \mathbf{K}^e \phi_i^e}{\phi_i^T \mathbf{M} \phi_i}. \quad (5.11)$$

Ambas ecuaciones 5.9 y 5.11, se corresponden con el denominado cociente generalizado de Rayleigh que define el cuadrado de la frecuencia natural como el ratio entre la energía potencial total respecto de la energía cinética para un determinado modo de vibración [18, 41]. De esta observación se deduce que la influencia en la variación frecuencial de un determinado modo de vibración dependerá de la variación de la energía potencial elástica inducida por el daño. Aquellos elementos que por su ubicación en la malla desarrollan un alto nivel de energía potencial elástica inducida por el modo de vibración, presentan una destacada influencia en la frecuencia natural del modo, y viceversa<sup>4</sup>. Consecuentemente, la presencia de un estado de daño en dichos

<sup>3</sup>Nótese que la no consideración de los términos de segundo orden permite expresar la variación frecuencial en términos únicamente de los vectores propios del sistema prístino.

<sup>4</sup>El concepto es análogo a la observación experimental expuesta en el capítulo 3 en la que la ubicación del transductor de aceleración puede condicionar el grado de representación de un determinado modo en la curva de respuesta frecuencial. Las denominadas líneas nodales de la deformada modal representan regiones de desplazamiento relativo nulo, es decir que desarrollan un nivel de energía potencial elástica nula para el modo de vibración en cuestión.

elementos afectará selectivamente a las frecuencias naturales de aquellos modos de vibración en los que los elementos contribuyan significativamente en términos de la energía potencial elástica. Por este motivo, el grado de sensibilidad de los modos de vibración depende de la localización del daño.

Una cuestión fundamental es conocer el grado de adecuación de los parámetros modales para la detección, la localización geométrica y la cuantificación de la severidad del daño inducido por un impacto, dado que las propiedades dinámicas son un reflejo de las propiedades globales de la estructura, mientras que el daño por impacto es un fenómeno local. La identificación del daño a partir de exclusivamente las variaciones frecuenciales presenta serias limitaciones, por lo que su uso se restringe a determinar la mera presencia del daño. A pesar de ello, varios autores han demostrado que el ratio de variación entre las frecuencias de dos modos de vibración, es función únicamente de la localización del defecto [1, 8].

En general, la localización geométrica del daño demanda una información espacial de la respuesta dinámica. En este sentido, las deformadas modales y sus homólogos vectores propios representan funciones espaciales definidas en todo el dominio de la estructura que describen, para cada modo de vibración, el movimiento relativo de los puntos en los que ésta se halle discretizada. Partiendo de la base de que el daño inducido no provoca -como se demuestra en la próxima sección- intercambios en el orden de los modos de vibración en el intervalo del espectro analizado<sup>5</sup>, la comparativa de las deformadas modales o vectores propios entre un estado intacto y uno dañado permite identificar el estado de degradación [2, 14].

La matriz de correlación<sup>6</sup> **MAC**, como se expuso anteriormente, se define como un indicador del grado de coherencia o correlación entre dos conjuntos de vectores modales. Para el caso de la comparativa en dos estados de degradación, ésta se define como

$$\mathbf{MAC}(\Phi, {}^d\Phi)_{n \times n} = \frac{|\phi_i^T {}^d\phi_j|^2}{\phi_i^T \phi_i {}^d\phi_j^T {}^d\phi_j} \quad i, j = 1, \dots, n, \quad (5.12)$$

donde  $\Phi$  es la matriz de vectores modales,  $\phi$  es el vector modal de cada modo de vibración,  ${}^d\phi$  denota un estado de daño y  $n$  es el número de modos comparados. Los coeficientes de la matriz están en el rango entre 0 y 1, donde el valor mínimo indica una coherencia nula y el valor máximo una coherencia perfecta entre ambos vectores modales. La reducción de los coeficientes de la matriz puede considerarse un indicador del estado daño. A pesar de que se trata con una información espacial de la respuesta dinámica, el criterio de correlación modal es únicamente un indicador

<sup>5</sup>Suponiendo un caso más general en el que el estado de degradación inducido provoque intercambios en el orden de los modos de vibración, la comparativa de las deformadas modales permite igualmente identificar el daño, pero se requiere una intervención durante el proceso. Un intercambio entre dos modos propios  $\phi_i$  y  $\phi_j$  se manifiesta con valores nulos de dos componentes de la diagonal de la matriz **MAC** (es decir  $\mathbf{MAC}_{ii} \approx \mathbf{MAC}_{jj} \approx 0$ ) y valores no nulos a ambos lados de la diagonal (es decir  $\mathbf{MAC}_{i \ i+1} \neq 0$  y  $\mathbf{MAC}_{j \ j-1} \neq 0$ ).

<sup>6</sup>Modal assurance criterion (*MAC*).

de la presencia del daño, aunque ha demostrado ser una técnica más robusta que la variación frecuencial [42].

A partir de la matriz de correlación **MAC**, se ha definido un nuevo parámetro escalar denominado *PrMAC*, que consiste básicamente en el productorio de los coeficientes de la diagonal de la matriz, esto es

$$PrMAC = \prod_{i=1}^n \mathbf{MAC}_{(i,i)} = \prod_{i=1}^n \frac{|\phi_i^T d \phi_i|^2}{\phi_i^T \phi_i d \phi_i^T d \phi_i}, \quad (5.13)$$

donde  $n$  es el número de modos comparados. El parámetro adopta igualmente valores en el rango entre 0 y 1, con el mismo significado anterior. Este nuevo criterio de correlación sintetiza la degradación de las deformadas modales para un estado de daño a un coeficiente escalar, cuyo valor, como se verá en la próxima sección, ha demostrado guardar una relación con la severidad del daño inducido por el impacto.

Una alternativa a los criterios anteriores es el criterio<sup>7</sup> *CoMAC*, el cual proporciona una estimación de la correlación espacial de cada uno de los puntos en los que se tiene información de la respuesta dinámica [24]. Se expresa como

$$CoMAC_{(p)} = \frac{\left( \sum_{i=1}^n |\phi_{(p)i} d \phi_{(p)i}| \right)^2}{\sum_{i=1}^n \phi_{(p)i}^2 \sum_{i=1}^n d \phi_{(p)i}^2}, \quad (5.14)$$

donde  $i$  es el número del modo y  $p$  el punto en cuestión. El cálculo se realiza para un conjunto de parejas de los  $n$  modos considerados, en las que ambos vectores modales representan necesariamente la misma deformada modal. Este criterio es una extensión del *MAC* que mide el nivel de contribución de cada grado de libertad de la estructura a la correlación del modo completo, identificando qué áreas de la misma contribuyen negativamente a un valor bajo del *MAC*, por lo que puede ser un indicador indirecto de la localización del daño. El cómputo para el conjunto de puntos en los que se halla discretizada la estructura proporciona un vector cuyos coeficientes varían entre 0 y 1, indicando un valor alto una alta correlación y *viceversa*.

El criterio mejorado<sup>8</sup> *ECoMAC* determina la contribución de cada uno de los puntos de la estructura al *MAC* [11]. Éste se basa en el promedio de la diferencia entre los componentes de una pareja de vectores modales para un conjunto de  $n$  modos considerados, esto es

$$ECoMAC_{(p)} = \frac{\sum_{i=1}^n |\phi_{(p)i} - d \phi_{(p)i}|}{2n}. \quad (5.15)$$

El cómputo para el conjunto de puntos proporciona igualmente un vector, pero a diferencia de los criterios anteriores, los valores bajos representan una alta correlación.

<sup>7</sup> *Coordinate modal assurance criterion (CoMAC)*.

<sup>8</sup> *Enhanced coordinate modal assurance criterion (ECoMAC)*.

El criterio está dominado por aquellos puntos cuyas componentes de los vectores modales exhiban mayores variaciones en sus amplitudes.

Una importante limitación que presentan ambos criterios, *CoMAC* y *ECoMAC*, es que a cada punto le corresponde el mismo peso en el cómputo de la correlación. Como se expone en la próxima sección, los resultados de la evaluación experimental han demostrado que determinadas parejas de modos pueden indicar la presencia, la localización e incluso la extensión del daño. Sin embargo, cuando en el cómputo se considera un conjunto amplio de modos, los resultados son enmascarados por aquellos modos que se muestran menos sensibles al daño. En el contexto de este trabajo y en base al criterio *ECoMAC* se propone una modificación, expresada como

$$WECoMAC_{(p)} = \frac{\sum_{i=1}^n \frac{\omega_i^2}{d\omega_i^2} \left| \phi_{(p)i} - {}^d\phi_{(p)i} \right|}{2n}, \quad (5.16)$$

en cuya formulación se ha incorporando un término de ponderación en función del cuadrado de la variación frecuencial, imponiendo una mayor participación de aquellos modos que exhiben una mayor variación frecuencial.

El daño inducido por un impacto tiene un efecto significativo en la rigidez a flexión, la cual, a su vez, afecta directamente a la curvatura de la deformada modal. La evaluación experimental demostrará que las variaciones de las curvaturas están localizadas en la región degradada y que exhiben una variación más pronunciada que los desplazamientos relativos representados por los vectores modales, por lo que pueden ser igualmente un indicativo del estado de daño [36]. La curvatura local  $\kappa_q$  puede estimarse a partir de una aproximación de la derivada segunda por diferencias finitas centradas, esta es

$$\kappa_{q_i} = \frac{\phi_{(q+1)_i} - 2\phi_{q_i} + \phi_{(q-1)_i}}{2l}, \quad (5.17)$$

donde  $i$  es el modo de vibración considerado,  $l$  la distancia entre coordenadas y  $q$  el punto<sup>9</sup> en el que se estima la curvatura. La expresión anterior lleva implícita la definición de una dirección que determina la distancia  $l$  y las coordenadas adyacentes al punto de cálculo.

Para la comparativa de las curvaturas locales entre dos estados de daño y para un conjunto de modos, se ha definido el factor direccional de daño en curvatura, expresado como

$$DK_q^x = \sum_{i=1}^n \frac{\omega_i^2}{d\omega_i^2} \left| \frac{{}^d\kappa_{q_i}^x - \kappa_{q_i}^x}{\kappa_{q_i}^x} \right| \quad \text{y} \quad DK_q^y = \sum_{i=1}^n \frac{\omega_i^2}{d\omega_i^2} \left| \frac{{}^d\kappa_{q_i}^y - \kappa_{q_i}^y}{\kappa_{q_i}^y} \right|, \quad (5.18)$$

<sup>9</sup>Nótese que se hace una distinción entre las coordenadas  $p$  y  $q$ : si bien ambas corresponden a la numeración de los puntos definidos en el ensayo de análisis modal experimental o en la modelización numérica,  $p$  coincide con el orden de adquisición y con la posición en el vector modal, mientras que  $q - 1$ ,  $q$  y  $q + 1$ , no necesariamente representan las posiciones consecutivas en el vector, sino las coordenadas adyacentes en la dirección definida.

en cuya formulación se incluye el término de ponderación frecuencial. Finalmente, el factor de daño en la curvatura local se define a partir de los factores direccionales como

$$D\kappa_q(\phi, {}^d\phi, \omega, {}^d\omega, n) = \sqrt{(D\kappa_q^x)^2 + (D\kappa_q^y)^2}. \quad (5.19)$$

El cómputo para el conjunto de puntos en los que se halla discretizada la estructura proporciona una matriz cuyos coeficientes describen la variación local de la curvatura en el dominio discretizado.

## 5.3. Evaluación experimental

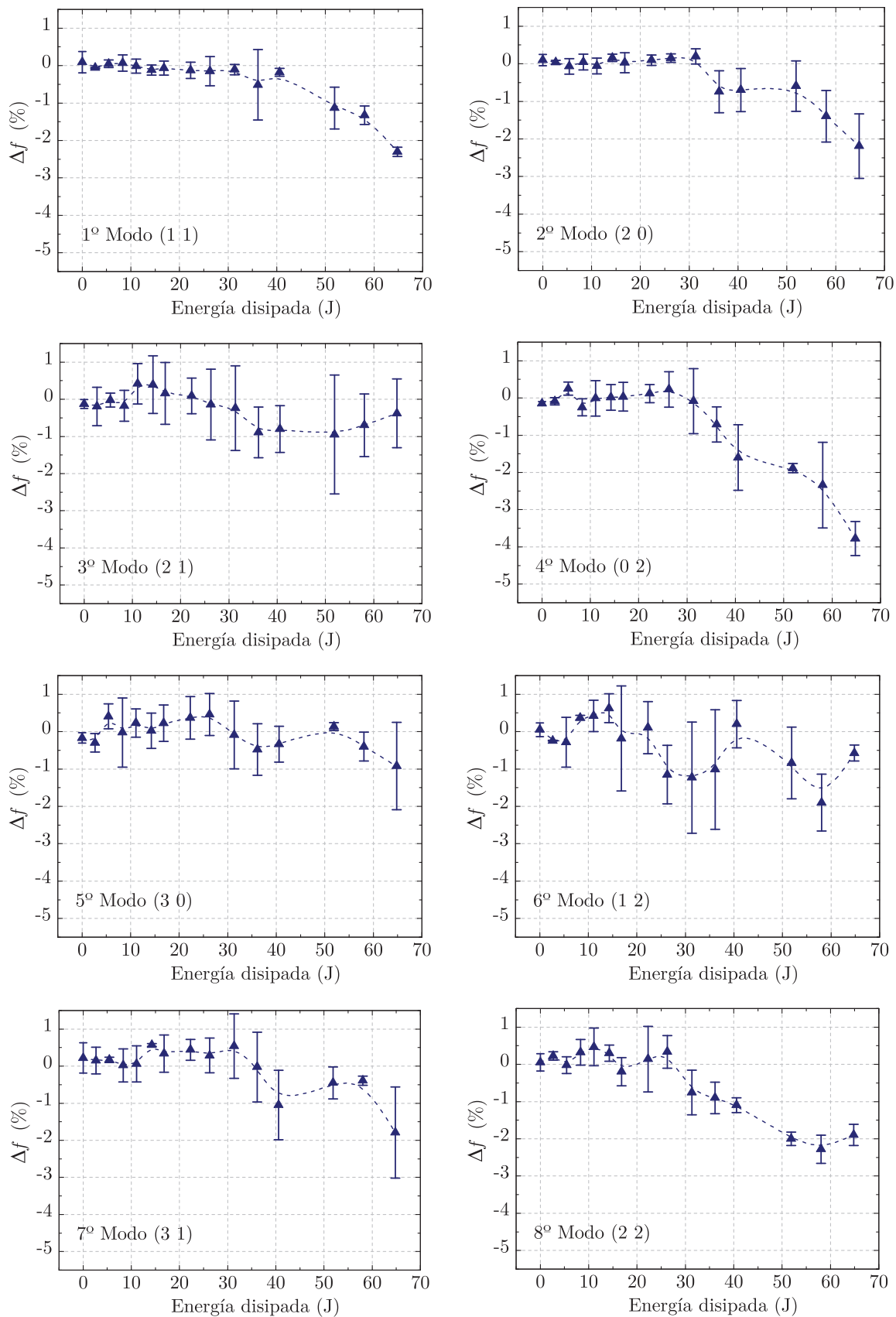
La evaluación experimental tiene por objeto cuantificar las variaciones de los parámetros modales, en particular las frecuencias naturales y las deformadas modales<sup>10</sup>, causadas por el daño inducido por el impacto a baja velocidad en laminados de material compuesto. Para ello se ha llevado a cabo una campaña de ensayos de análisis modal para determinar las propiedades dinámicas de especímenes con un estado previo de degradación conocido, tanto de naturaleza real como artificial. Los ensayos se han realizado en idénticas condiciones y configuración detalladas en el capítulo 3.

### 5.3.1. Daño inducido por impacto

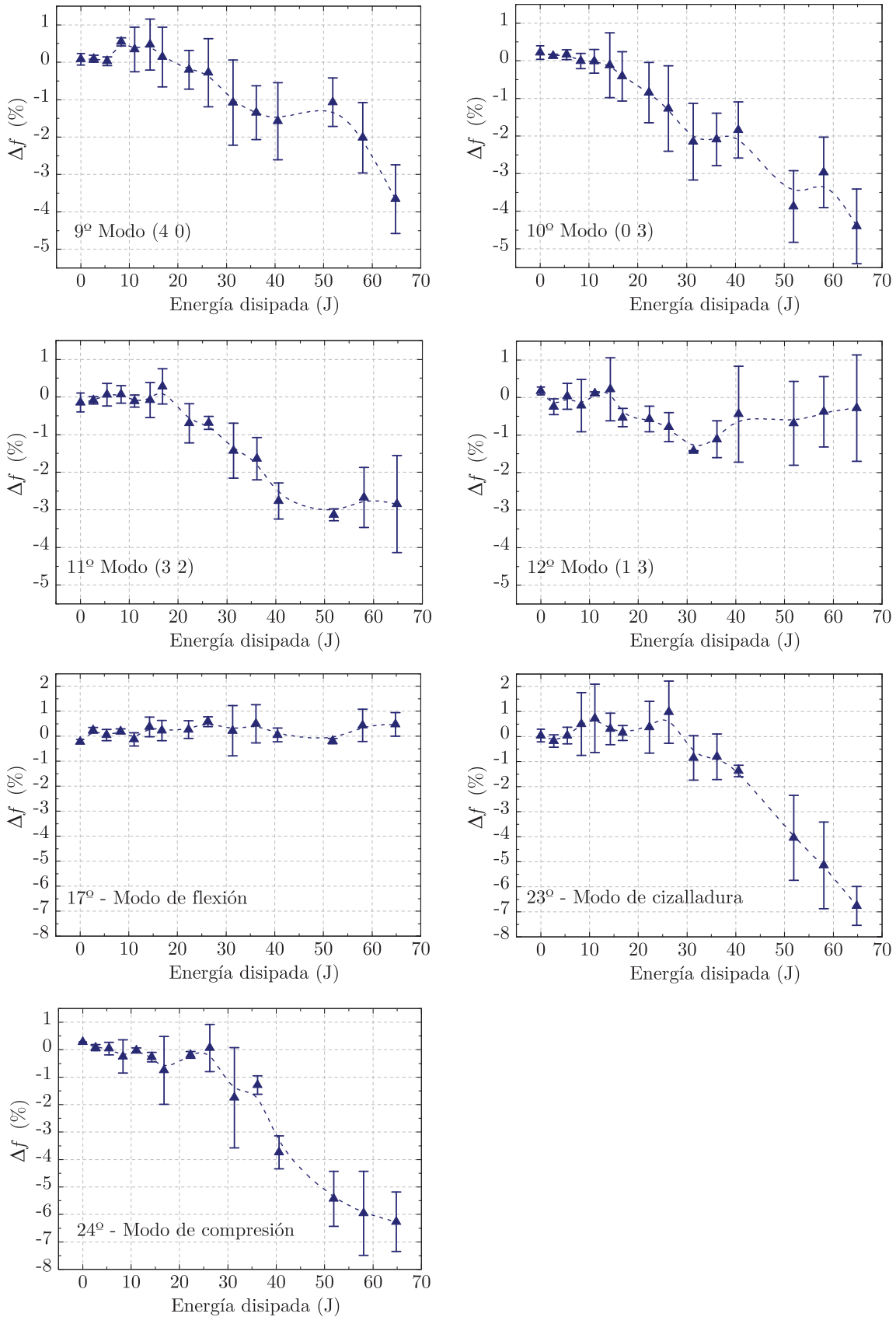
Para el análisis de los efectos del daño real inducido por impacto en el comportamiento vibratorio, se han examinado 48 especímenes entre los que se hallan muestras intactas y previamente impactadas en un intervalo de energías incidentes de entre 6,6 J y 70 J, según la relación muestra y energía detallada en la tabla 4.2 del capítulo anterior. El análisis de los resultados se lleva a cabo exclusivamente en el dominio modal, comparando en cada caso el estado de degradación de un espécimen en particular con su estado prístino.

Inicialmente se ha abordado el estudio de la variación frecuencial de cada modo de vibración en función de la severidad del impacto en términos de la energía disipada. En las figuras 5.2 y 5.3 se han representado los resultados experimentales de la variación porcentual de las frecuencias de vibración y sus correspondientes desviaciones *versus* la energía disipada en el impacto, de los 12 primeros modos transversales y de los 3 primeros modos axiales. El límite en el número de modos transversales viene impuesto por el número mínimo de modos identificados en cada espécimen, mientras que el número de modos axiales viene limitado por el rango frecuencial del equipo experimental utilizado. A pesar de la dispersión, los resultados de la variación porcentual de la frecuencia natural demuestran una relación con la energía disipada, con una tendencia decreciente atribuible a la degradación de la rigidez de los laminados. La magnitud de las variaciones depende, entre otros, del grado de severidad del daño inducido. Sin embargo, se observa que un mismo estado de daño provoca variaciones

<sup>10</sup>Los resultados empíricos de la relación observada entre los coeficientes de amortiguamiento y la severidad del impacto son inconsistentes e inconcluyentes para cualquier nivel de degradación.



**Figura 5.2:** Resultados de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales *versus* la energía disipada en el impacto. Continúa en la página siguiente.



**Figura 5.3:** Resultados de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales y axiales *versus* la energía disipada en el impacto.



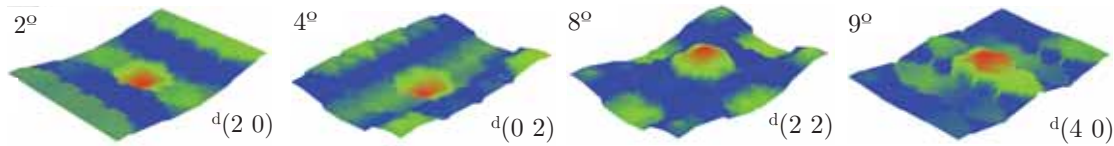
disparos en cada modo de vibración. Las desviaciones más significativas corresponden a los modos transversales (0 2), (2 2), (4, 0) y (0 3), y a los modos axiales de cizalladura y de compresión. No obstante, en la totalidad de los modos analizados las variaciones máximas medias no superan el -5 % en los modos transversales y el -7 % en los modos axiales<sup>11</sup>. Por otro lado, el nivel mínimo de energía disipada para el cual se identifican variaciones representativas, corresponde a un impacto de 35 J de energía incidente (22,3 J de energía disipada), un valor superior al umbral de visibilidad superficial (16,8 J) y al umbral de daño interlaminar (entre los 5,4 y los 8,3 J).

Tras la realización de los ensayos y el análisis de los resultados, se ha constatado que la baja sensibilidad de las variaciones frecuenciales frente al daño exige niveles de degradación considerables y/o estimaciones de los parámetros modales lo más precisas posible, para evitar que las variaciones queden enmascaradas por errores relacionados con la tolerancia y la resolución de la instrumentación de medida. El hecho de que las variaciones más significativas correspondan a los modos de vibración más altos, obliga a analizar un amplio espectro en frecuencia, lo cual va en detrimento de la resolución frecuencial de la medida. En cualquier caso, para la configuración utilizada la resolución frecuencial es de  $\pm 3,125$  Hz, lo que representa para el primer modo de vibración una tolerancia en la estimación de  $\pm 0,23$  %. En especímenes de mayor envergadura o de menor espesor se prevé un intervalo de interés frecuencial más bajo, por lo que puede minimizarse dicha tolerancia. Asimismo, resulta esencial discernir entre las alteraciones inducidas por la presencia del daño y las resultantes de las variaciones estadísticas de la propia medida. Altos grados de dispersión provocan una incertidumbre en la identificación del estado de degradación en niveles tempranos. En este sentido, los posibles errores de repetitividad se han acotado examinando especímenes intactos en diversos momentos del estudio, estimándose un intervalo de error medio del  $\pm 0,36$  %.

En el análisis de los resultados también se han observado alteraciones en el campo de desplazamientos relativos que define la deformada modal transversal, no así en los modos axiales. En la figura 5.4 se representan varias deformadas modales correspondientes a la muestra 17/05L2 impactada a 50 J (véase tabla 4.2 del capítulo 4), en las que se aprecian anomalías en la amplitud de movimiento en el centro de la muestra, coincidente con el punto de impacto. Como se dijo, el efecto localizado del daño afecta selectivamente a aquellos modos en los que la región degradada contribuya en términos de la energía potencial. Dicho de otro modo, el daño se manifiesta en aquellas deformadas modales en las que la región degradada no coincida con una línea nodal, como corroboran los resultados representados. Esta observación es también aplicable a los resultados de la variación frecuencial anteriores. Aunque rigurosamente hablando la localización geométrica exige una información espacial de la respuesta dinámica, en base a esta observación, puede considerarse la afectación selectiva como una primera aproximación para la localización del daño inducido.

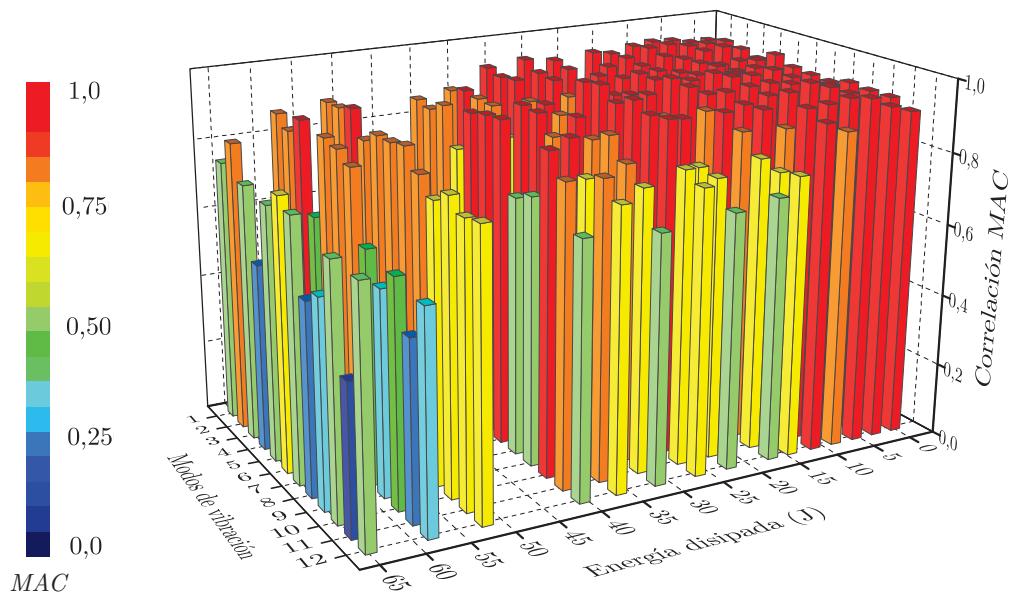
Para la cuantificación de la variación de las deformadas modales se ha computado

<sup>11</sup> Durante los ensayos se ha verificado que el daño inducido no provoca -dentro del intervalo del espectro analizado- intercambios en el orden de los modos de vibración respecto del orden obtenido en los ensayos con los especímenes prístinos.



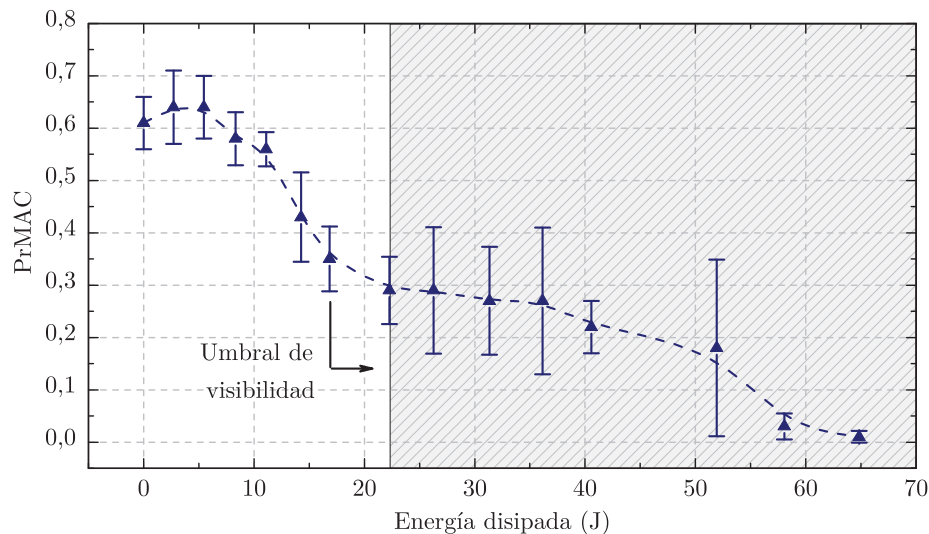
**Figura 5.4:** Deformadas modales de la muestra 17/05L2 tras ser impactada a 50 J (véase tabla 4.2). El superíndice  $d_{\diamond}$  denota el estado daño.

la matriz **MAC**, comparando el estado de degradación con el estado intacto de cada uno de los especímenes examinados. En la figura 5.5 se han representado los promedios de los coeficientes de las diagonales de las matrices **MAC** para cada uno de los niveles de energía disipada. En el gráfico se observa una disminución del criterio de correlación a medida que se incrementa el nivel de energía y por ende la extensión de la región degradada. Asimismo, el daño inducido tiene una mayor influencia en los modos superiores como se señaló.



**Figura 5.5:** Matriz de representación de los promedios de los coeficientes de las diagonales de las matrices **MAC** para cada uno de los niveles de energía disipada. Los modos indicados son modos de vibración transversales.

El nuevo criterio *PrMAC* definido, permite sintetizar los resultados de la figura anterior a un gráfico bidimensional que facilita su interpretación. En la figura 5.6 se han graficado los coeficientes *PrMAC* para cada uno de los niveles de energía disipada. El criterio presenta una limitación en cuanto al número de modos considerados. Para un número elevado de modos experimentales el criterio queda invalidado, mientras que un número reducido no permite obtener resultados concluyentes. En los resultados representados se han utilizado los 12 modos estimados y se establece un mínimo de 6 modos a considerar. A pesar de la dispersión, los resultados demuestran una clara relación con la severidad del daño inducido por el impacto, con una marcada tendencia decreciente a partir de los 11,1 J, una energía superior al umbral de daño

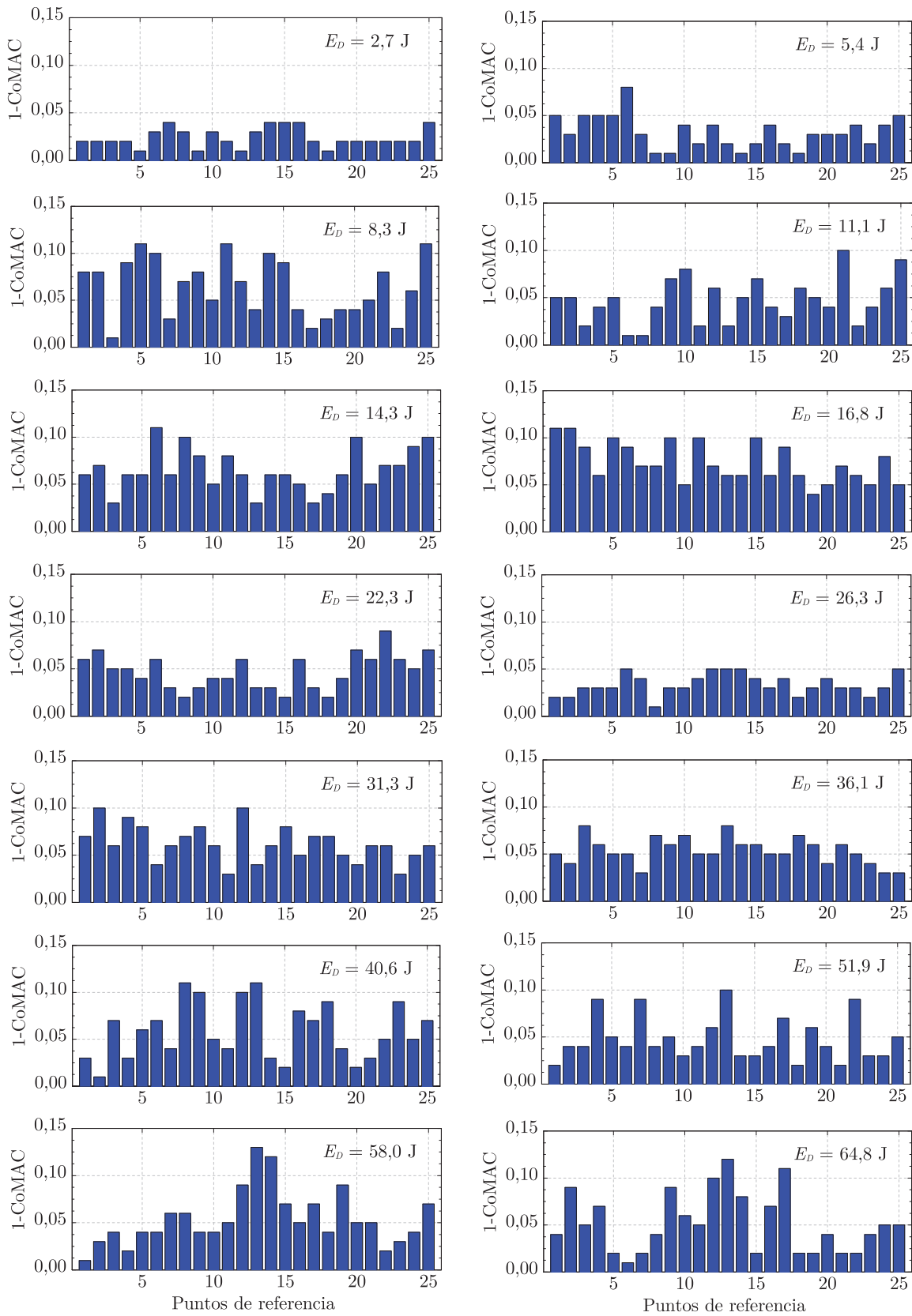


**Figura 5.6:** Resultados de los coeficientes del criterio PrMAC *versus* la energía disipada en el impacto. La región sombreada representa la estimación del intervalo de detección mediante la variación frecuencial.

interlaminar pero inferior al umbral de visibilidad (16,8 J). Es destacable la zona mesetaria inicial que abarca los estados de daño intacto y cuasi-intacto, todos ellos sin presencia detectada de daño interno. Nuevamente, la repetitividad de los análisis con especímenes intactos permite estimar el error inherente del ensayo. La región sombreada representa el intervalo de energía a partir del cual las variaciones frecuenciales son significativas, lo que demuestra que el nuevo criterio reduce considerablemente el umbral de detección.

Los resultados hasta ahora expuestos son indicadores potenciales de la presencia y del grado de severidad del daño inducido por un impacto. La cuantificación del estado de degradación se realiza en base a una comparativa con los niveles de energía disipada adyacentes, por lo que se requiere un patrón o un contexto de comparación en el que ubicar los diferentes estados de daño.

El cómputo del criterio de correlación modal *CoMAC* proporciona una información espacial del grado de correlación en los puntos de referencia en los que se tiene información de la respuesta dinámica, por lo que, *a priori*, se presenta como una atractiva herramienta para la localización geométrica. En la figura 5.7 se representan para cada nivel de energía disipada, los promedios de los coeficientes  $1-CoMAC$  en cada uno de los puntos de referencia, dispuestos según el orden establecido en la adquisición de las curvas de respuesta en frecuencia durante el ensayo de análisis modal (véase figura 3.7 del capítulo 3). En el cómputo se ha considerado igualmente el conjunto de los 12 modos transversales estimados. En general los resultados obtenidos no son concluyentes. Se preveía que la localización de la máxima degradación correspondiese al punto nº 13, coincidente con el punto de impacto y en menor medida a los puntos nº 8, 12, 14 y 18 adyacentes. Sin embargo, únicamente en los últimos niveles de energía se aprecia una leve influencia en dichas referencias. Los desalentadores resultados se deben, principalmente, al enmascaramiento por parte de aquellos modos que se muestran menos sensibles a la presencia de un estado de degradación.



**Figura 5.7:** Resultados de los promedios de los coeficientes de correlación modal 1-CoMAC en cada uno de los puntos de referencia (véase figura 3.7 del capítulo 3), para cada nivel de energía disipada.

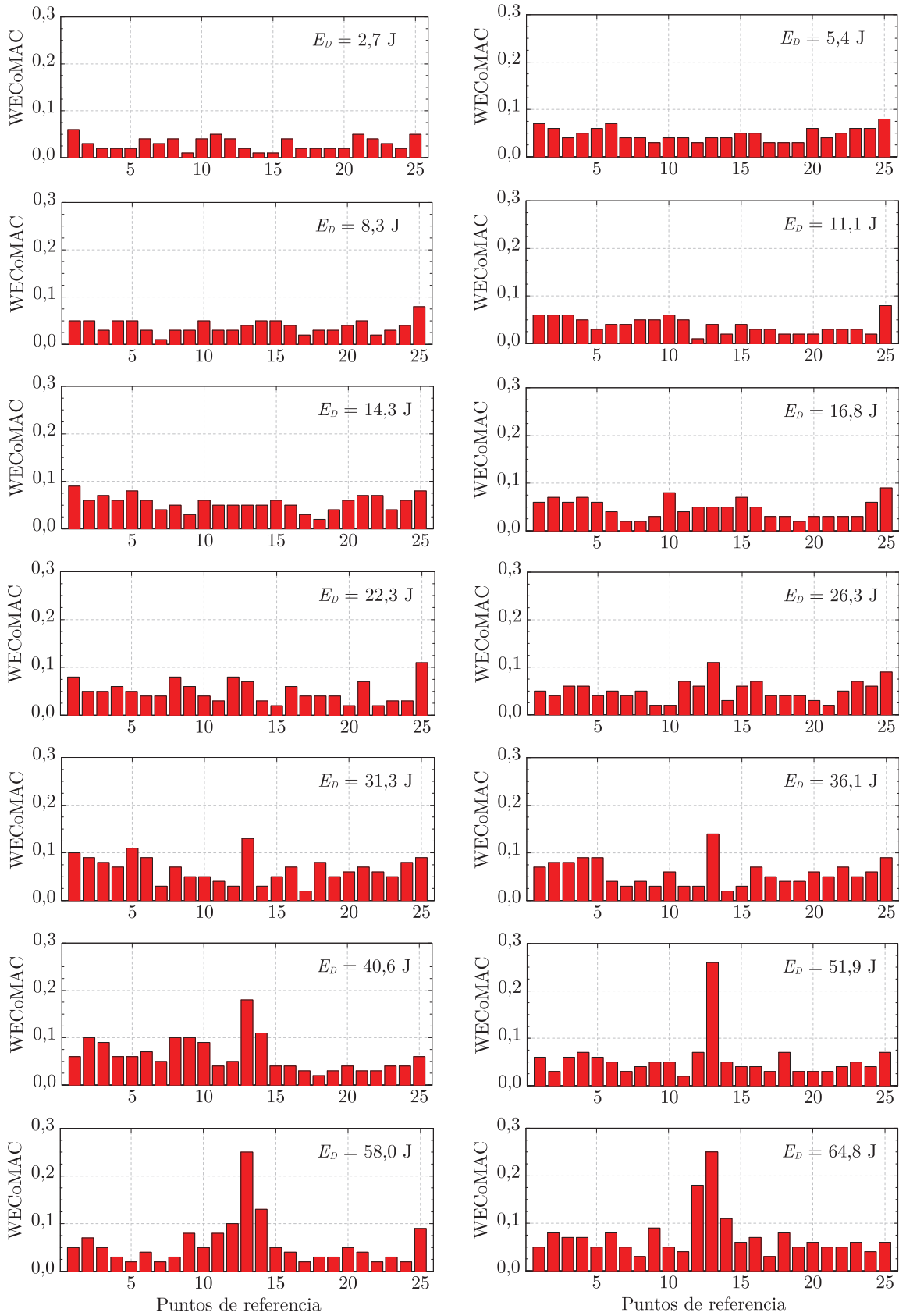
La modificación propuesta a partir del criterio mejorado *ECoMAC* pretende minimizar el efecto adverso del enmascaramiento, ponderando cada coeficiente en función de la variación frecuencial de cada modo en particular. Los resultados promedios del cómputo del criterio *WECoMAC* en cada punto de referencia y para cada nivel de energía disipada se han representado en la figura 5.8. Las anomalías detectadas en el punto 25 son atribuibles al efecto inducido por el acelerómetro, en particular a la fuerza ejercida por la rigidez del cable de conexionado. Este detalle justifica el uso de vibrómetros láser, evitando así el contacto directo con la muestra. A diferencia del caso anterior, se aprecia una notable influencia creciente del estado de degradación en los coeficientes de correlación, principalmente en aquellos situados en el centro del espécimen. Nótese como la magnitud de los puntos 12 y 14 se ve alterada en los niveles de energía superiores. El análisis de los resultados establece un umbral de detección y localización en el entorno de los 26,3 J de energía disipada, correspondiente a un impacto de 40 J, un valor considerablemente superior al umbral de daño interlaminar pero más prometedor que el determinado con el criterio *CoMAC* anterior.

Finalmente, en la figura 5.9 se han representado los resultados promedio de los coeficientes de la matriz de daño en la curvatura local en cada punto del dominio discretizado y para cada nivel de energía disipada. Como se preveía, las variaciones más notables se localizan en la región de máxima degradación, observándose igualmente una influencia creciente del daño en las curvaturas locales. En relación al umbral de detección y localización, el criterio establece un límite de 14,3 J de energía disipada, por lo que se sitúa entre los criterios expuestos, como el más sensible para la localización geométrica, una conclusión coincidente con la de otros autores a pesar de tratarse de un daño y de un material de diferente naturaleza [36].

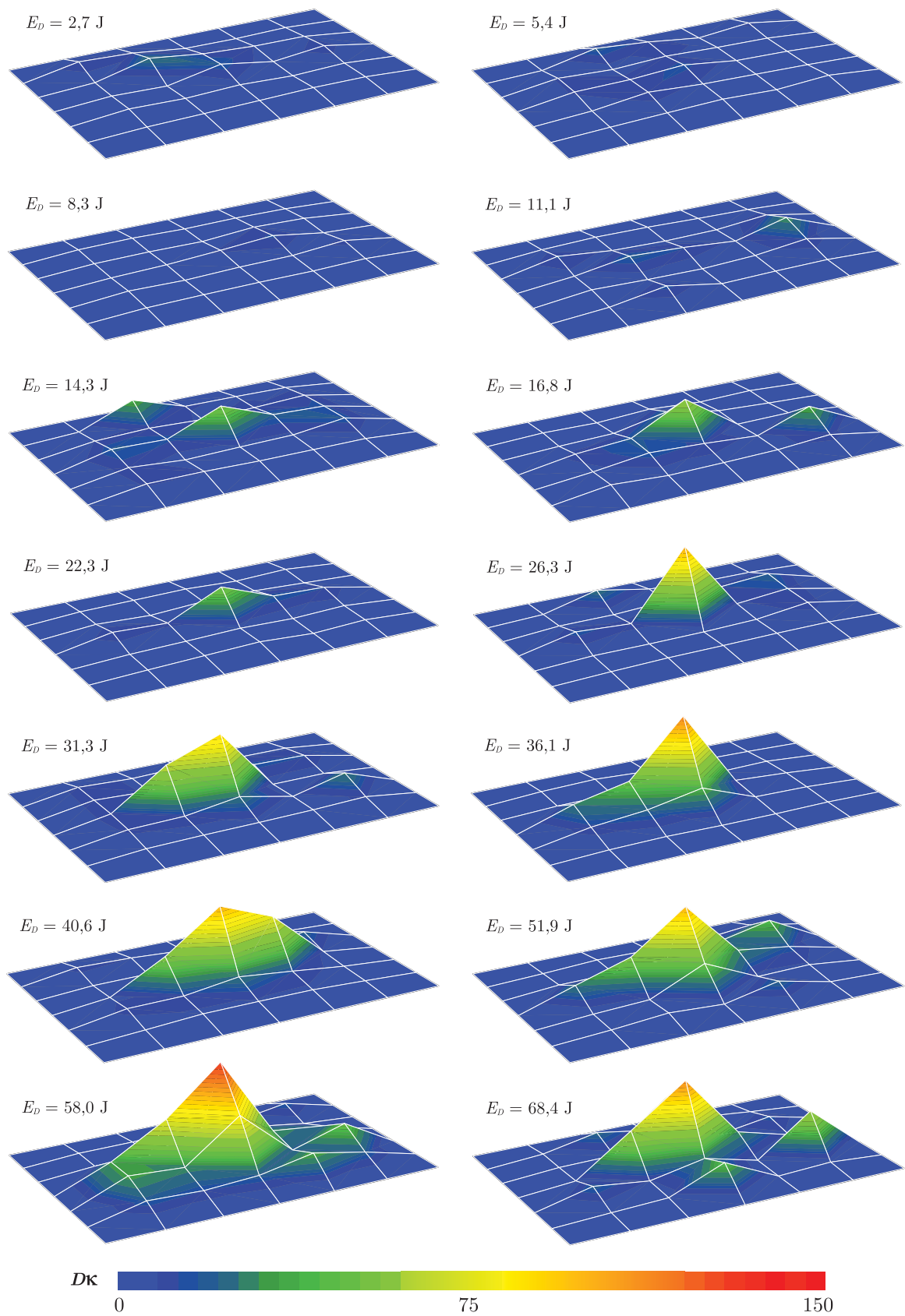
En la tabla 5.1 se recogen los valores estimados de los umbrales de identificación del daño para cada criterio de correlación, en términos de la energía disipada. Los resultados constituyen una evidencia experimental del grado de sensibilidad y adecuación de los criterios de correlación basados en la respuesta dinámica, en relación a la severidad del daño inducido por el impacto. Según se desprende de los resultados, el *PrMAC* es el más sensible de los criterios utilizados, estableciendo un umbral de detección cercano al umbral de daño interlaminar. La detección a partir de la variación frecuencial exige niveles de degradación considerables, como ya advierten otros autores, constatando la baja sensibilidad de este parámetro. Por otro lado, el factor de daño en la curvatura  $D\kappa$  se muestra como el más propicio para la localización, aún cuando el daño se sitúa por debajo del umbral de visibilidad definido en 16,8 J de energía disipada.

Criterio	$\Delta f$	<i>PrMAC</i>	<i>CoMAC</i>	<i>WECoMAC</i>	$D\kappa$
Umbral de detección (J)	22,3	11,1	58,0	26,3	14,3

**Tabla 5.1:** Comparativa de los umbrales de identificación del daño para cada criterio de correlación, en términos de la energía disipada. Según se determinó en la inspección ultrasónica, el umbral de daño interlaminar se sitúa entre los 5,4 y los 8,3 J.



**Figura 5.8:** Resultados de los promedios de los coeficientes de correlación modal WECoMAC en cada uno de los puntos de referencia (véase figura 3.7 del capítulo 3), para cada nivel de energía disipada.



**Figura 5.9:** Representación superficial de los coeficientes promedio de la matriz de daño en la curvatura local en cada uno de los puntos de referencia (véase figura 3.7 del capítulo 3), para cada nivel de energía disipada.

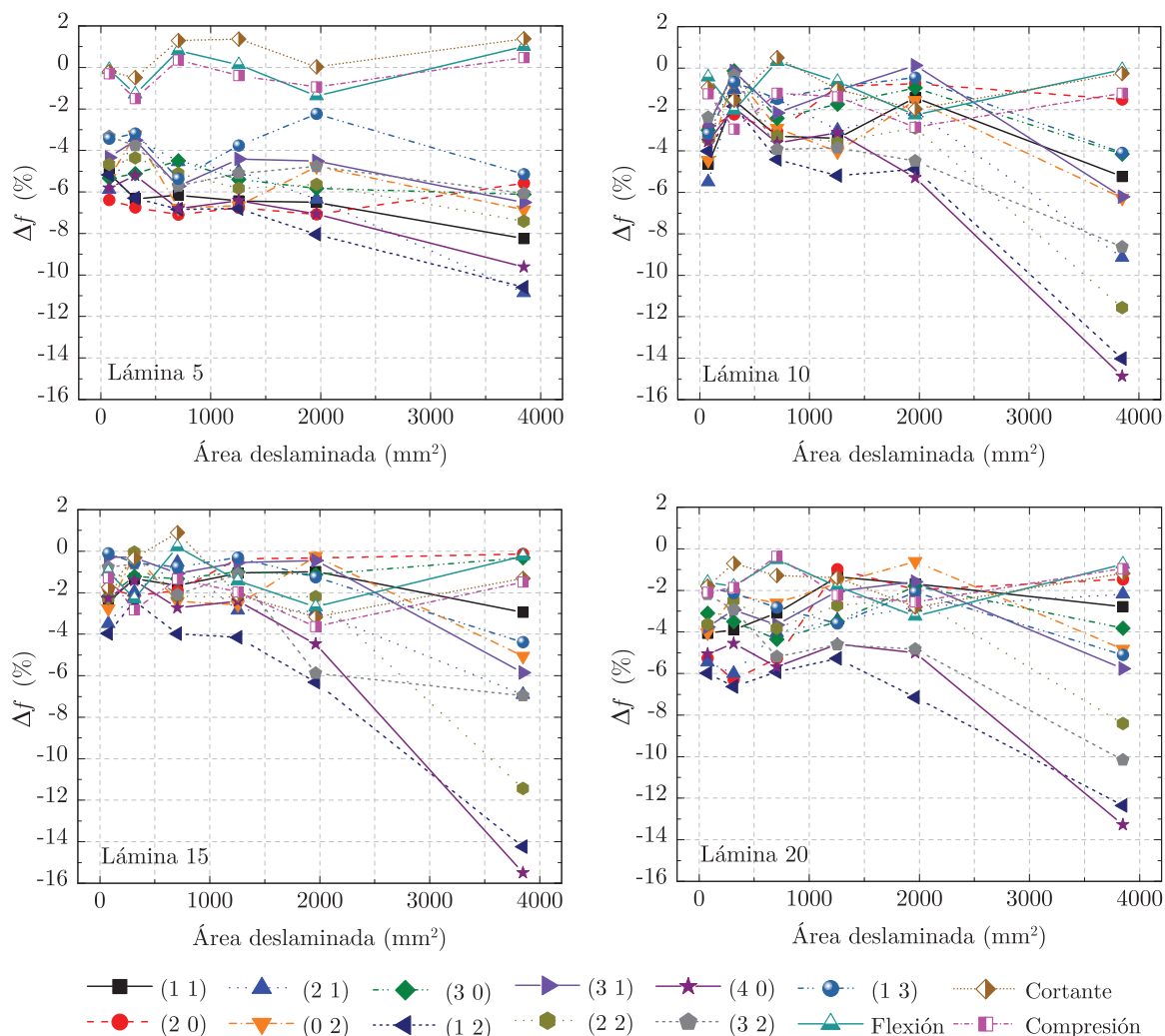
### 5.3.2. Daño inducido artificialmente

El procedimiento más habitual para la evaluación experimental del efecto provocado por un daño en el comportamiento vibratorio de materiales compuestos laminados, se centra en el análisis del efecto aislado de la deslaminación, la cual acostumbra a ser, por lo general, de naturaleza artificial. La inmensa mayoría de autores tratan el problema insertando durante la etapa de fabricación de los especímenes láminas embebidas de polímero con propiedades antiadherentes, como por ejemplo el *Teflon*, o incluso practicando incisiones transversales en el lateral de los laminados [3, 10, 26, 46, 48, 50], para posteriormente cuantificar su influencia en la respuesta dinámica. Por este motivo se pretende ahora evaluar los efectos provocados por las deslaminaciones inducidas artificialmente y comparar los resultados de los parámetros modales con los resultados obtenidos del análisis del daño real inducido por un impacto. Para ello se han examinado los 24 especímenes fabricados con deslaminaciones circulares de diámetros 10, 20, 30, 40, 50 y 70 mm, embebidas en las capas 5, 10, 15 y 20 tal y como se detalla en la tabla 4.3 del capítulo 4. En este caso no es factible comparar cada espécimen respecto de su estado prístino, por lo que se ha considerado la muestra 42/06L4 como patrón (véase tabla 4.2 del capítulo 4).

Análogamente a la sección anterior, se ha abordado el estudio de la variación frecuencial de cada modo en función, esta vez, del tamaño y de la profundidad del defecto inducido. En la figura 5.10 se representan para cada una de las profundidades de inserción, los resultados experimentales de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los 11 primeros modos transversales y los 3 primeros modos axiales *versus* el área deslaminada inducida. En el conjunto de modos considerados se prescinde del décimo modo (0 3) por no haberse identificado fehacientemente en la totalidad de los especímenes. En general, los resultados de la variación frecuencial, como ya han demostrado otros autores, muestran una relación decreciente con el incremento del área deslaminada. No obstante, la dispersión de los resultados dificulta reconocer un patrón de comportamiento comparable al provocado por el daño real. Como se observó en los resultados de la sección anterior, las mayores variaciones se identifican en los modos transversales más altos, sin embargo, contrariamente las frecuencias de los modos axiales prácticamente se mantienen inalterables dentro del intervalo del error asumido en el ensayo. Nótese cómo para la deslaminación de menor diámetro, las diferencias respecto de la muestra patrón son de entre un 0% y un -6%. A pesar de que se procuró mantener las mismas condiciones de fabricación para los 6 lotes de los que se extrajeron los especímenes, se reconocen leves variaciones en el proceso de curado que han podido alterar las propiedades elásticas de las muestras y por consiguiente su respuesta dinámica. Además, se han identificado desviaciones en el espesor de los dos últimos lotes -de los cuales se han extraído las muestras con deslaminación artificial- respecto de los lotes anteriores. Por otro lado, disponer de un único espécimen con condiciones de daño exclusivas, limita el estudio. Todo ello, aunque no invalida los resultados, hace inviable un análisis estadísticamente representativo del efecto aislado de la deslaminación artificial, pero pueden extraerse conclusiones relativas.

Para la evaluación de la influencia independiente del tamaño del defecto y de la capa deslaminada, en la figura 5.11 se han graficado igualmente los resultados de la

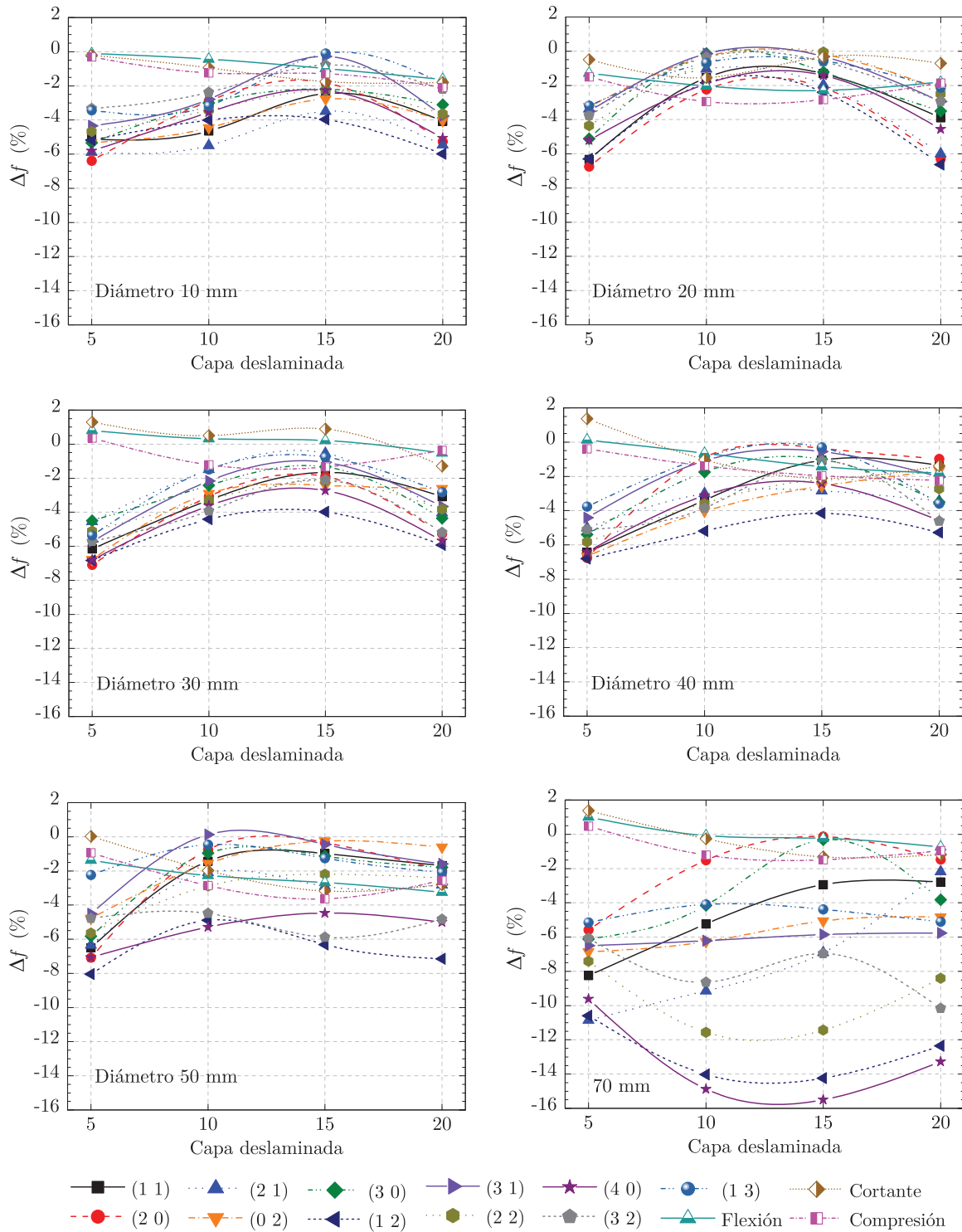




**Figura 5.10:** Resultados de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales y axiales *versus* el área deslaminada artificialmente, para cada una de las profundidades de inserción.

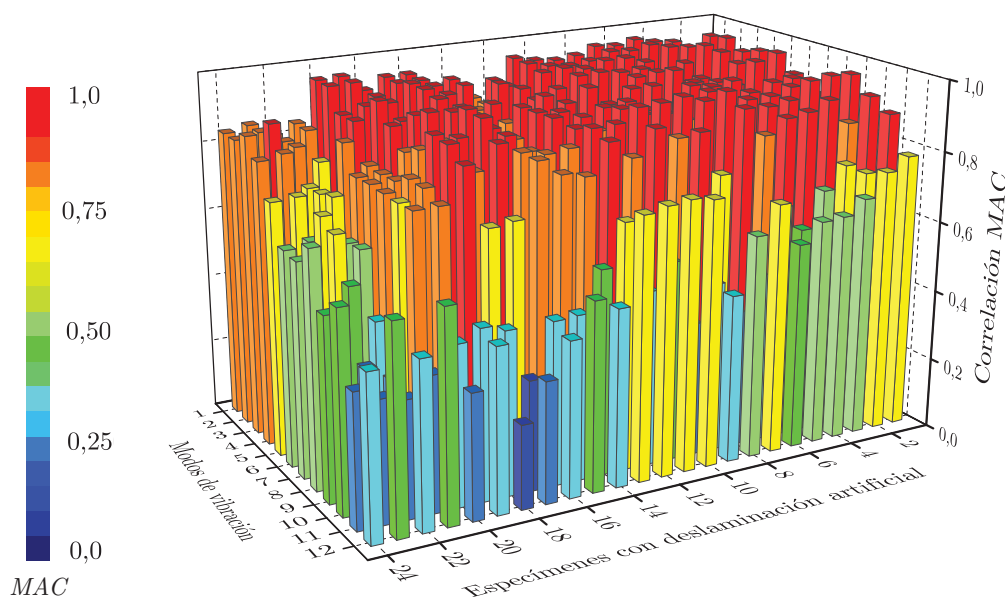
variación porcentual de las frecuencias de vibración, ahora respecto de la profundidad donde se halla embebido el defecto, para cada diámetro de la deslaminación. Del análisis de los resultados representados, se observa un leve incremento en la magnitud de las variaciones frecuenciales con el incremento del tamaño, hasta alcanzar el defecto de diámetro máximo el cual presenta notorias variaciones. En esta representación se reconoce nuevamente la mínima variación de los modos axiales y su independencia del tamaño de la deslaminación artificial, contrariamente a las evidencias experimentales obtenidas en los ensayos de las muestras con daño real. Un detalle relevante en relación a la profundidad del defecto es que el hipotético grado de severidad máximo, asociado éste a la máxima variación de los parámetros modales, corresponde -exceptuando el defecto de diámetro 70 mm- a los especímenes con deslaminaciones embebidas en las capas 5 y 20. Si bien intuitivamente podía preverse el comportamiento de los especímenes con la deslaminación en su plano medio, los resultados de aquellos con el defecto en la capa más próxima a la superficie de ensayo merecen una espacial

atención. Tras el estudio, se considera que el fenómeno característico se debe al efecto de la cavidad de resonancia creada por la deslaminación artificial. Precisamente es en este detalle en el que se fundamenta la tradicional técnica del golpeo expuesta en el capítulo 2.



**Figura 5.11:** Resultados de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales y axiales *versus* la capa deslaminada, para cada uno de los diámetros del defecto artificial embebido.

Las deslaminaciones artificiales también han demostrado tener un efecto en el campo de desplazamientos relativos que define la deformada modal transversal. Para su cuantificación se ha computado para cada uno de los especímenes la matriz **MAC**. En la figura 5.12 se representan los coeficientes de las diagonales de las matrices **MAC** para cada muestra, ordenados de menor a mayor tamaño del defecto como se detalla en la tabla 4.3 del capítulo 4. En general se observa una mayor disminución del criterio de correlación a medida que se incrementa el tamaño del defecto, con una influencia más significativa en los modos superiores incluso en las muestras con deslaminaciones de menor dimensión.

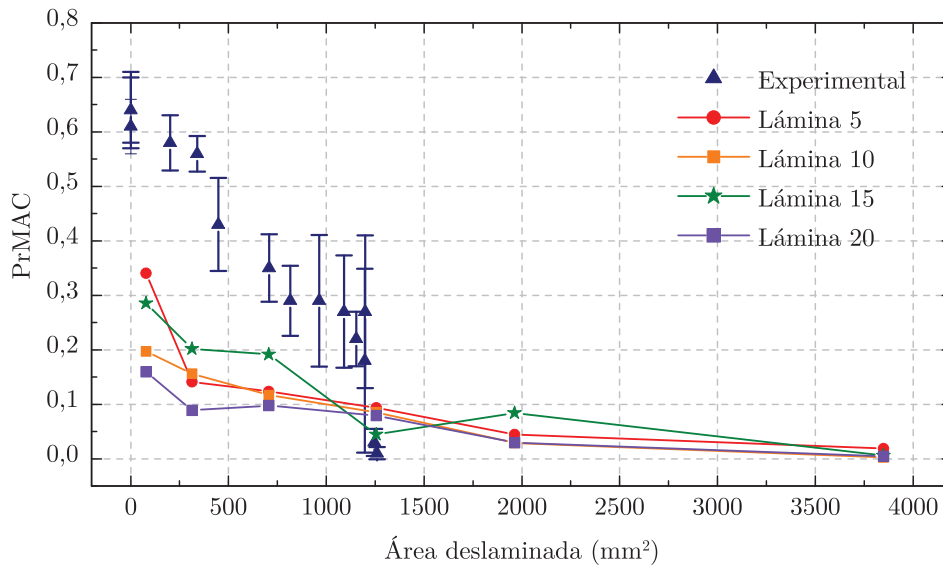


**Figura 5.12:** Matriz de representación de los coeficientes de las diagonales de las matrices **MAC** para cada uno de los especímenes con deslaminación artificial inducida (véase tabla 4.3 del capítulo 4). Los modos indicados son modos de vibración transversales.

Análogamente a la sección anterior, la aplicación del criterio *PrMAC* permite condensar los resultados de la matriz representada. Para la comparativa de la influencia del efecto del estado de degradación inducido por el impacto o artificialmente se requiere un parámetro común entre ambos enfoques, en este caso se ha considerado el uso del área deslaminada. En la figura 5.13 se muestran los resultados superpuestos de los coeficientes del criterio *PrMAC* estimados experimentalmente para los laminados con daño real y los especímenes que contienen el daño artificial, distinguiendo en este último caso la profundidad del defecto. Como se aprecia, el incremento en el área del defecto artificial provoca una reducción de los coeficientes, con una tendencia diferenciable del comportamiento de los laminados con daño real. De nuevo el uso de un patrón diferente a la muestra examinada induce errores que en este caso se traducen en una baja correlación incluso para los especímenes menos degradados, entorpeciendo así la comparación.

Finalmente, aunque no se presentan los resultados, el resto de criterios de correlación expuestos han demostrado ser válidos indicadores de la presencia y la localización

del daño artificial, el cual se manifiesta notoriamente incluso para niveles de degradación tempranos, pero con un comportamiento claramente diferenciable respecto del exhibido por los laminados con daño real inducido.



**Figura 5.13:** Resultados de los coeficientes del criterio PrMAC *versus* el área de la deslaminación inducida por el impacto ó artificialmente.

## 5.4. Modelización numérica

El uso de herramientas numéricas puede ayudar a elevar el grado de conocimiento sobre la influencia del daño inducido por un impacto en el comportamiento vibratorio de laminados de material compuesto. Disponer de modelos efectivos permite simular condiciones y configuraciones diferentes a las experimentales, analizando, por ejemplo, el efecto individualizado de un determinado modo de fallo. En la literatura se hallan documentadas varias técnicas de detección de daño basadas en modelos analíticos y numéricos [53], sin embargo su aplicabilidad en el campo de los materiales compuestos no ha alcanzado un grado de madurez suficiente. Esto se debe, primordialmente, a la compleja naturaleza de los compuestos en general y a la multiplicidad de mecanismos de fallo inducidos por el evento de carga súbita, en particular.

Análogamente a los procedimientos de evaluación experimental del daño en compuestos, generalmente los enfoques numéricos tratan únicamente el análisis del efecto aislado de la deslaminación, por ser éste considerado el mecanismo de fallo que induce los efectos más adversos en el rendimiento del compuesto. En la literatura se reconocen principalmente tres estrategias diferenciables para la modelización de la deslaminación: los métodos regionales<sup>12</sup>, los métodos basados en la teoría de laminación y los métodos de rigidez reducida [10]. En los métodos regionales el laminado degradado se divide en dos sublaminados imponiéndose unas determinadas condiciones de continuidad en la unión donde se ubica la deslaminación. Dichas condiciones

<sup>12</sup> *Region approach.*

pueden definirse a partir de un parámetro de rigidez virtual de un elemento tipo muelle que permite la deformación transversal interlaminar, pero no la penetración entre los dos segmentos [6, 37, 45, 52]. En los modelos basados en la teoría de laminación, el laminado se discretiza capa a capa y la deslaminación se reproduce modificando las hipótesis cinemáticas, incluyendo discontinuidades en el campo de desplazamientos en el plano y a través del espesor [17, 21, 51]. Nótese que en su esencia, ambas técnicas son análogas al uso de elementos cohesivos anteriormente expuesto. Finalmente los modelos de rigidez reducida debilitan localmente la rigidez del material en las zonas degradadas [15, 28–30, 40]. A pesar de que esta última técnica es la única capaz de considerar los efectos de daños más allá de la deslaminación, goza de menos popularidad como herramienta para la simulación del daño en compuestos, estando su uso más extendido en rutinas de detección de daño basadas en modelos iterativos.

El principal inconveniente de los enfoques anteriores es que la modelización del fenómeno requiere una intervención durante el preproceso, en el que se imponen artificialmente la ubicación y la extensión del daño, cuya disposición es siempre paralela a la superficie y en un número reducido raramente superior a una deslaminación. Aunque su estudio fue inicialmente prometedor, los resultados proporcionan conclusiones específicas como son el decrecimiento de la frecuencia natural y las variaciones en las deformadas modales debido a la reducción de la rigidez provocada por el defecto interlaminar, pero no existe una constatación de su aplicabilidad para reproducir los efectos en la respuesta dinámica inducidos por un impacto.

### 5.4.1. Fundamento teórico

La modelización propuesta en el presente trabajo se enmarca dentro de los modelos de rigidez reducida. En este enfoque -en concordancia con las aproximaciones numéricas de los capítulos anteriores- se considera el material compuesto como un sistema microestructural en el que se tienen en cuenta la naturaleza, las propiedades y el estado de degradación de los materiales constituyentes. Para ello se ha utilizado la misma formulación expuesta en la sección 3.3 del capítulo 3, implementada en el código de elementos finitos FemModes, a la que se incorpora el mapa de daño interno estimado mediante el código explícito de elementos finitos FEMCOM ComPack-Aero [35], cuyos resultados se recogen en la sección 4.3.2 del capítulo 4.

El enfoque original para el tratamiento de materiales compuestos mediante FEMCOM ComPack-Aero consiste básicamente en simular el compuesto a partir de la teoría de mezclas serie-paralelo, en la cual se considera que los materiales constituyentes del compuesto tienen un comportamiento en paralelo en ciertas direcciones y un comportamiento en serie el resto de direcciones (véase la sección 4.3.1 del capítulo 4). La hipótesis principal en la que se fundamenta la formulación es que los materiales constituyentes están sujetos al mismo estado de deformaciones en la dirección de la fibra y al mismo estado de tensiones en la dirección transversal, asumiendo además que la respuesta del material compuesto está directamente relacionada con la fracción volumétrica de sus constituyentes [30, 40], esto es:

$$\text{Dirección paralela} \quad \begin{cases} {}^c \boldsymbol{\varepsilon}_P = {}^f \boldsymbol{\varepsilon}_P = {}^m \boldsymbol{\varepsilon}_P \\ {}^c \boldsymbol{\sigma}_P = {}^f v {}^f \boldsymbol{\sigma}_P + {}^m v {}^m \boldsymbol{\sigma}_P \end{cases} \quad (5.20)$$

$$\text{Dirección serie} \quad \begin{cases} {}^c \boldsymbol{\varepsilon}_S = {}^f v {}^f \boldsymbol{\varepsilon}_S + {}^m v {}^m \boldsymbol{\varepsilon}_S \\ {}^c \boldsymbol{\sigma}_S = {}^f \boldsymbol{\sigma}_S = {}^m \boldsymbol{\sigma}_S \end{cases}, \quad (5.21)$$

o la versión simplificada en la dirección serie:

$$\text{Dirección serie} \quad \begin{cases} {}^c \boldsymbol{\varepsilon}_S = {}^m \boldsymbol{\varepsilon}_S \\ {}^c \boldsymbol{\sigma}_S = {}^m \boldsymbol{\sigma}_S \end{cases}, \quad (5.22)$$

donde los  $\boldsymbol{\varepsilon}$  y  $\boldsymbol{\sigma}$  son las deformaciones y tensiones respectivamente, los subíndices  $\diamond_P$  y  $\diamond_S$  indican la dirección paralela y serie, los superíndices  ${}^c \diamond$ ,  ${}^f \diamond$  y  ${}^m \diamond$  hacen referencia al compuesto, la fibra y la matriz, respectivamente y  ${}^i v$  representa la fracción volumétrica de cada constituyente que conforma el compuesto, siendo  ${}^f v + {}^m v = 1$ .

En la formulación implementada en FemModes (véase esquema de la figura 3.4) se define la matriz constitutiva del material a partir de las características elásticas de los materiales constituyentes, es decir

$$\mathbf{C} ({}^f E_x, {}^f E_y, {}^f \nu_{xy}, {}^f G_{xy}, {}^m E, {}^m \nu, {}^f v), \quad (5.23)$$

donde los superíndices  ${}^f \diamond$  y  ${}^m \diamond$  indican la propiedad de la fibra y de la matriz, respectivamente,  $E_x$  y  $E_y$  son el módulo elástico longitudinal y el transversal,  $\nu_{xy}$  el coeficiente de Poisson mayor,  $G_{xy}$  el módulo elástico de cortadura,  $E$  el módulo elástico de la matriz considerada isotrópica,  $\nu$  el coeficiente de Poisson de la matriz y  $v$  la fracción volumétrica.

La degradación del material inducida por el impacto se simula a partir de una formulación de daño mecánico teniendo en cuenta la reducción del área efectiva del material mediante la reducción de las propiedades elásticas [27, 33, 34]. La formulación de daño se basa en la introducción de una variable escalar, el parámetro de daño  ${}^c d$ , que representa el índice de degradación del material compuesto. El parámetro  ${}^c d$  oscila en el intervalo entre 0 y 1, correspondiendo el valor inferior a un estado intacto del material y el valor superior a un estado de daño máximo. El parámetro de daño transforma el tensor constitutivo  ${}^d \mathbf{C}$  del material degradado en un tensor constitutivo efectivo  $\mathbf{C}_0$  que representa el estado del material intacto, esto es:

$${}^d \mathbf{C} \equiv (1 - {}^c d) \cdot \mathbf{C}_0, \quad (5.24)$$

El parámetro de daño en el compuesto se estima a partir de la teoría de mezclas, relacionando el estado de degradación de cada uno de los materiales constituyentes con su fracción volumétrica, es decir

$${}^c d = {}^f v {}^f d + {}^m v {}^m d. \quad (5.25)$$

El mapa de daño estimado por FEMCOM ComPack-Aero proporciona las variables internas escalares que representan, en cada uno de los puntos de integración de cada elemento, el índice de degradación de la fibra y de la matriz,  ${}^f d$  y  ${}^m d$  respectivamente.

En un estado de daño, la matriz constitutiva del material compuesto degradado se expresa en función de las variables internas de daño como

$${}^d\mathbf{C}({}^f E_x, {}^f E_y, {}^f \nu_{xy}, {}^f G_{xy}, {}^m E, {}^m \nu, {}^f \nu, {}^f d, {}^m d), \quad (5.26)$$

donde cada una de las propiedades elásticas se degrada linealmente según su correspondiente parámetro de daño. En la simulación, el procedimiento consiste en asignar a cada elemento de la malla, las variables internas de daño que definen en la microescala la degradación local e individual de los materiales constituyentes. Para ello es condición indispensable que las mallas de discretización de ambas simulaciones se correspondan. En la modelización bidimensional, sin embargo, se requiere una simplificación del mapa de daño estimado. En ésta se ha considerado el mapa de daño bidimensional como la proyección en el plano de los índices de daño máximo a través del espesor.

En la figura 5.14 se ha representado el diagrama de flujo del procedimiento numérico y experimental implementado en FemModes para la estimación de las propiedades dinámicas de los especímenes intactos y degradados. En particular, se representa el diagrama correspondiente al análisis de un laminado con una definición de las propiedades elásticas en la microescala. El programa está constituido principalmente por dos bloques (numérico y experimental) cuyo funcionamiento es autónomo. El procedimiento se inicia con la obtención de las propiedades elásticas de la lámina a partir de las propiedades de los materiales constituyentes. A continuación se verifican las dimensiones del análisis (3D, 2D) y se calculan las matrices constitutivas a partir de las propiedades de la lámina y de la configuración del laminado, en base a la teoría de laminación. El caso bidimensional requiere una adaptación del mapa de daño estimado; para ello se han proyectado en el plano los índices de daño máximo a través del espesor. Seguidamente se inicia el módulo de cálculo mediante elementos finitos que consiste básicamente en dos bucles autocontenidos sobre el total de elementos en los que se halle discretizada la muestra y sobre el número de puntos de integración del elemento. En cada uno de los puntos de integración se procede a la lectura de las variables internas de daño en fibra y en matriz,  ${}^f d$  y  ${}^m d$  respectivamente. Para estados de degradación no nulos, se modifica la matriz o matrices constitutivas en el correspondiente punto de integración del elemento. Ello permite calcular las matrices elementales de masa y rigidez en estado prístino,  $\mathbf{M}^e$  y  $\mathbf{K}^e$  respectivamente, y en estado de degradación,  ${}^d\mathbf{M}^e$  y  ${}^d\mathbf{K}^e$ , y proceder al ensamblaje en las matrices globales. Tras el ensamblaje se resuelve el problema de valores y vectores propios generalizados ( $\mathbf{\Omega}\mathbf{M}\mathbf{\Phi} = \mathbf{K}\mathbf{\Phi}$ ) mediante el método de iteración por subespacios [4], obteniéndose una estimación de los valores y vectores propios para ambos estados.

El bloque experimental discurre paralelo y autónomo al proceso numérico. El post-proceso de los resultados experimentales requiere inicialmente la definición de las coordenadas de referencia de los puntos de la superficie donde se han adquirido las FRF, así como las matrices de movilidad  $\mathbf{H}(\omega)$  y  ${}^d\mathbf{H}(\omega)$  que contiene las FRF de un mismo espécimen en estado intacto y dañado. La estimación de los parámetros modales se hace a partir del ajuste de una curva teórica a cada curva empírica de FRF. Tras la comprobación de la correlación modal a partir del criterio **MAC**, se

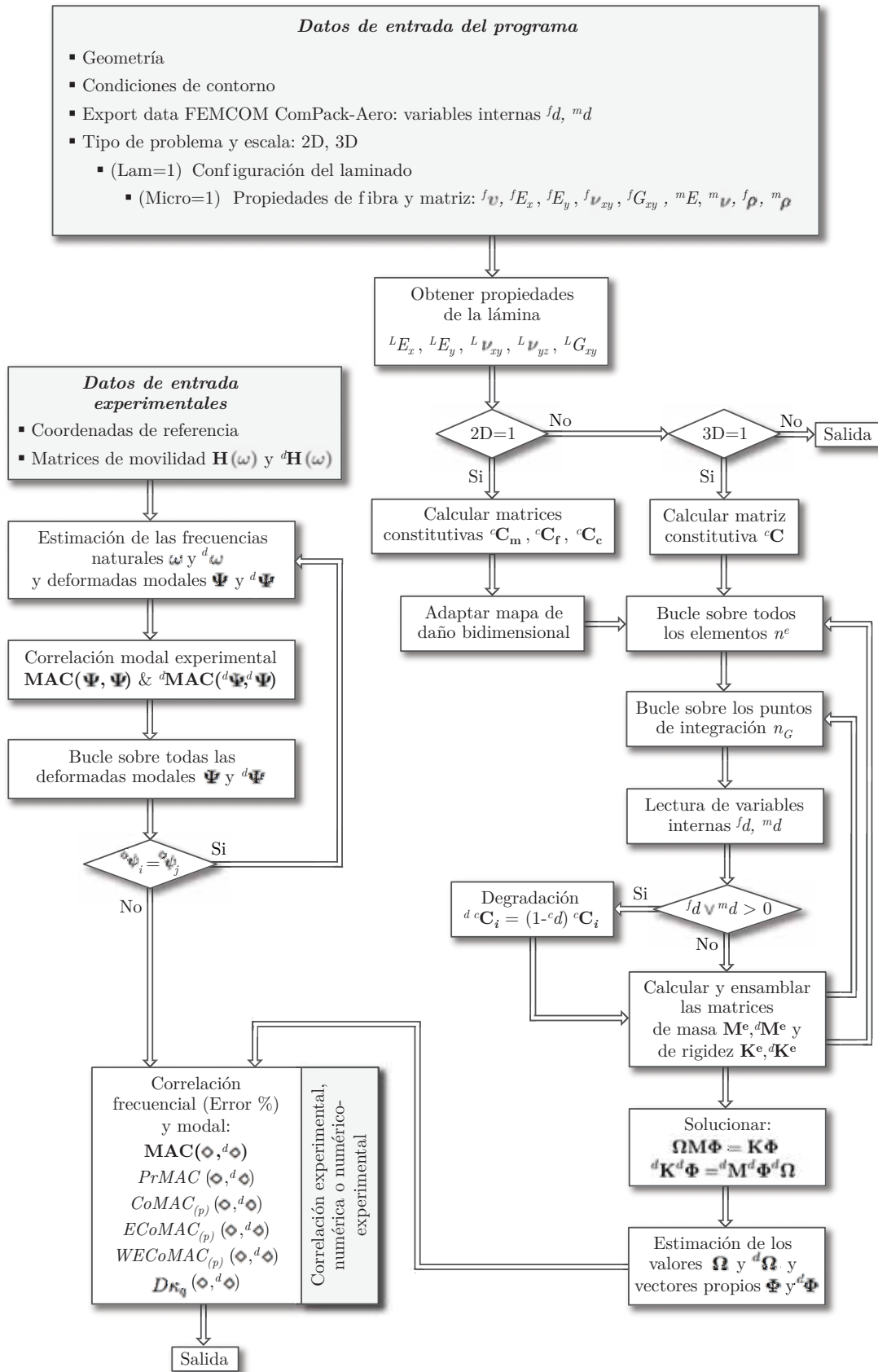


Figura 5.14: Diagrama de flujo del procedimiento numérico y experimental para la estimación de las propiedades dinámicas de los especímenes intactos y degradados, analizados mediante FemModes.



inicia un bucle sobre las deformadas modales estimadas  $\Psi = [\psi_1 \cdots \psi_n]$  y  ${}^d\Psi = [{}^d\psi_1 \cdots {}^d\psi_n]$ , a fin de identificar posibles repeticiones de los modos ( ${}^\diamond\psi_i = {}^\diamond\psi_j$ ). Finalmente se presenta el bloque de correlación en el que se comparan independientemente resultados empíricos, resultados numéricos o resultados numérico-experimentales en dos estados de degradación. La correlación se realiza a nivel frecuencial y a nivel de las deformadas modales mediante los criterios anteriormente definidos: **MAC**, *PrMAC*, *CoMAC*, *ECoMAC*, *WECoMAC* y el factor de daño en la curvatura  $D\kappa$ .

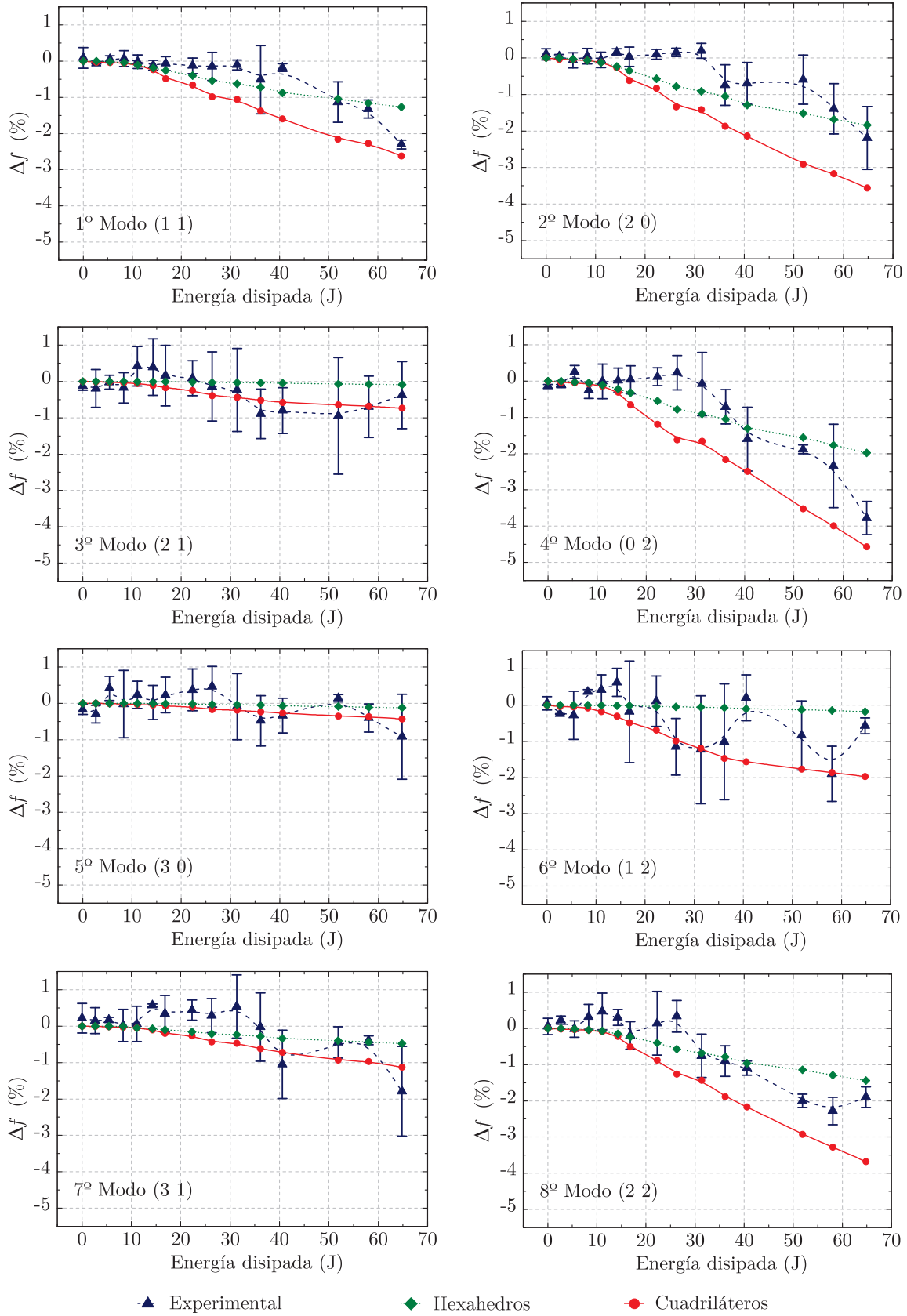
### 5.4.2. Resultados de la simulación

El objetivo de la simulación es reproducir el comportamiento vibratorio de materiales laminados que contienen un estado de degradación, correspondiente a la estimación numérica del daño inducido por impacto en el intervalo de energías incidentes de entre 6,6 J y 70 J. Además, se pretende cuantificar, para cada estado de degradación, las variaciones de los parámetros modales, en concreto las frecuencias naturales y las deformadas modales. En el estudio numérico se ha simulado el comportamiento vibratorio de una muestra de material compuesto<sup>13</sup> laminado de dimensiones 150 × 100 mm, con un espesor nominal de 5,2 mm y una secuencia de apilado  $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{5S}$ , que se halla en condiciones de contorno libres. En la modelización bidimensional se ha empleado una malla estructurada de 60 × 40 elementos y 2501 nodos, que resulta en un total de 12505 grados de libertad. En la modelización tridimensional se ha empleado la misma discretización superficial 60 × 40 y una discretización en el espesor de 5 elementos, resultando en un total de 15006 nodos y 45018 grados de libertad<sup>14</sup>.

En las figuras 5.15 y 5.16 se representan los resultados superpuestos de la modelización bi y tridimensional y los valores experimentales de la variación porcentual de las frecuencias de vibración y sus correspondientes desviaciones *versus* la energía disipada en el impacto, de los 12 primeros modos transversales y los 3 primeros modos axiales. Para facilitar la comparativa numérico-experimental se ha asumido la misma disipación energética en ambos enfoques. En términos generales, los resultados representados demuestran que la aproximación numérica permite reproducir el decaimiento de las frecuencias naturales con el incremento de la severidad del daño, con una tendencia semejante a los resultados empíricos. Nuevamente se comprueba la insensibilidad de alguno de los modos a la degradación constitutiva y localizada del material. Un detalle significativo es el grado de influencia de la variación geométrica de las muestras degradadas: tras el ensayo experimental de impacto se observó, además de la indentación superficial, un incremento en el espesor debido a la deformación localizada en el reverso de la placa. Ninguno de los efectos geométricos anteriores ha sido considerado en las simulaciones, hecho que supone una posible fuente de error. Se considera además que las alteraciones geométricas junto con la rigidización localizada en el punto de contacto, son las responsables del leve incremento de las frecuencias experimentales observado en algunos modos.

<sup>13</sup>Las propiedades de los materiales constituyentes se recogen en la sección 3.5.1 del capítulo 3.

<sup>14</sup>Para las simulaciones se ha utilizado una computadora con sistema operativo Microsoft Windows 7 de 64 bits, con un procesador Intel® Core™ i5 650 a 3,33 GHz y 16 GB de memoria RAM.



**Figura 5.15:** Resultados numéricos y experimentales de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales *versus* la energía disipada en el impacto. Continúa en la página siguiente.

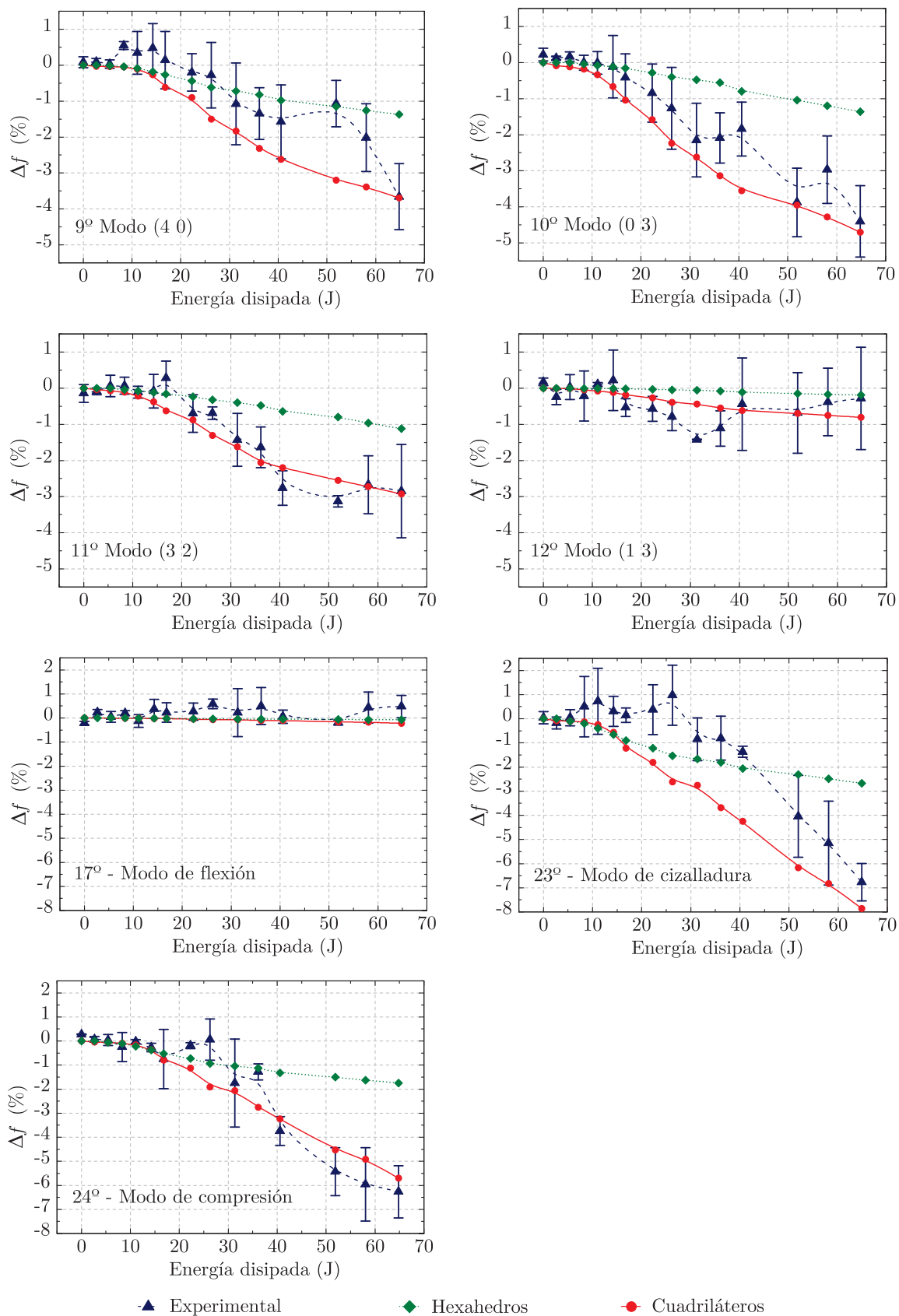
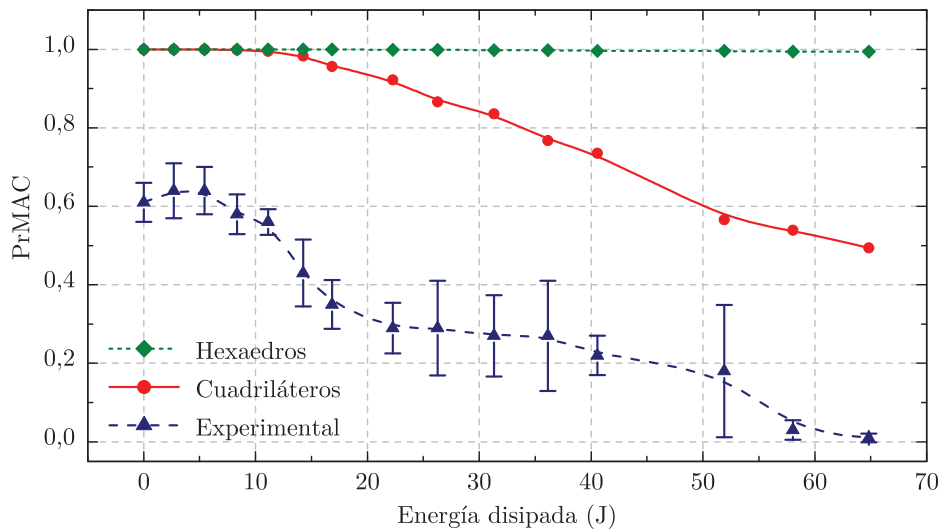


Figura 5.16: Resultados numéricos y experimentales de la variación porcentual de las frecuencias de vibración de los modos transversales y axiales *versus* la energía disipada en el impacto.

Como se aprecia en los gráficos, los estados de daño menores inducen efectos insignificantes en la respuesta dinámica estimada. Las primeras variaciones representativas se identifican a partir del quinto nivel de energía (equivalente a 11,1 J de energía disipada), coincidente con el umbral de deslaminación estimado en la simulación numérica (20 J). Asimismo, para el mismo nivel se estimó una degradación de la fibra en el reverso de la muestra (véase la figura 4.21 del capítulo 4) cuyo protagonismo ha demostrado ser superior al daño en la matriz. En la totalidad de los modos representados, se aprecia una notable diferencia en la pendiente de las curvas de los resultados del análisis bi y tridimensional con elementos cuadriláteros y hexaédricos, respectivamente, siendo los resultados de la modelización bidimensional los que manifiestan un efecto más severo. Ello se debe, en parte, a la simplificación en la consideración del mapa de daño equivalente como la proyección del daño máximo. A pesar de que se han evaluado alternativas como considerar el promedio de los índices de daño a través del espesor, los resultados han sido igualmente insatisfactorios. Este hecho da pie a la suposición de la relevancia de la distribución interna del daño, la cual responde a una forma cónica, como resultó de la simulación numérica y se corroboró en las imágenes de la inspección ultrasónica.

En la modelización numérica también se han reproducido parcialmente las variaciones en las deformadas modales transversales observadas en la evaluación experimental. Éstas, como en el caso experimental, se manifiestan selectivamente en aquellos modos en cuyas deformadas modales la región degradada no coincide con una línea nodal, y se presentan mayormente en los modos más elevados y en los estados más degradados. En el gráfico de la figura 5.17 se representan directamente los resultados superpuestos del cómputo de los coeficientes del criterio  $PrMAC$  para la modelización bi y tridimensional y los valores experimentales en cada uno de los hipotéticos niveles de energía disipada. En el gráfico se observa primeramente una disparidad entre las curvas de resultados de las estimaciones numéricas. La modelización con elementos hexaédricos no consigue reproducir satisfactoriamente el comportamiento empírico observado, mostrándose los autovectores invariables ante una degradación constitutiva del material. En analogía con el ensayo experimental, en el cómputo del criterio se ha considerado únicamente el desplazamiento relativo de los nodos de la superficie. En estados de degradación, sí que se detectan variaciones más significativas en el desplazamiento relativo entre los nodos superficiales y simétricos respecto del plano medio que denotan la influencia relativa del daño interlaminar. No obstante, al no corresponderse con los resultados empíricos, se prescinde de su exposición.

Contrariamente, los resultados de la modelización con elementos cuadriláteros sí manifiestan una tendencia decreciente de los coeficientes del criterio con el incremento del área degradada. La curva de la estimación numérica muestra un relativo paralelismo con la curva experimental, donde el intervalo de diferencia se debe a los errores inherentes del ensayo experimental que imposibilitan alcanzar un valor unitario del coeficiente en el nivel de energía mínimo. Nótese cómo el cambio en la pendiente de la curva de la estimación numérica se inicia, como en la variación frecuencial, tras alcanzar el umbral de deslaminación estimado numéricamente. Tal y como se preveía existe un desfase, en términos de la energía, entre los resultados numéricos y los ex-



**Figura 5.17:** Resultados numéricos y experimentales de los coeficientes del criterio *PrMAC* versus la energía disipada.

perimentales en cuanto al hipotético umbral de detección del criterio. Debe señalarse que ya en la comparativa de las áreas internas degradadas (véase la figura 4.23 del capítulo 4) se observó un paralelismo en los resultados y una diferencia en la iniciación del daño interlaminar, por lo que el desfase ahora observado queda justificado.

El cómputo del resto de criterios de correlación modal expuestos proporciona resultados previsible y triviales, en los que las variaciones más notables se localizan en la región de máxima degradación observándose igualmente la influencia creciente del daño, por lo que se prescinde de su representación. En el caso particular del cálculo de los coeficientes de la matriz de daño en la curvatura, se presentan complicaciones numéricas debido a que la curvatura está presente en el denominador de la ecuación que define el factor (véase ecuación 5.18), y ésta adopta un valor nulo en determinados modos intactos. Una mínima variación del numerador inducido por un estado de daño, se traduce en un factor infinito que se refleja en los gráficos de la representación superficial de los coeficientes, imposibilitando su interpretación. Una posible solución es no considerar aquellos modos que invalidan los resultados. Nótese que esta singularidad es propia del tratamiento numérico, puesto que los errores del ensayo experimental son, para este caso, beneficiosos.

## 5.5. Conclusiones

El presente capítulo constituye un riguroso estudio sobre los efectos del daño inducido por un impacto a baja velocidad en el comportamiento vibratorio de laminados de material compuesto. En éste se han obtenido evidencias experimentales de que el daño inducido, pese a tratarse de un fenómeno local, provoca alteraciones en las propiedades físicas que inducen variaciones empíricamente cuantificables de los parámetros modales. La estimación de la respuesta dinámica de los laminados en dos o más

instantes, ofrece la posibilidad de detectar un posible estado de degradación. El estudio se ha centrado en la estimación de las frecuencias naturales y de las deformadas modales como posibles parámetros de diagnóstico. Dependiendo del grado de sofisticación del método utilizado, puede identificarse la presencia del daño, su localización geométrica e incluso el grado de severidad.

La identificación a partir de las variaciones frecuenciales se presenta como la alternativa más atractiva, entre otros porque para su estimación se requiere un único punto de adquisición, sin embargo, ésta ha demostrado ser insuficiente. Asimismo, los criterios de correlación modal tradicionales han demostrado una validez y un grado de adecuación parcial: si bien cumplen con su cometido en la correlación vectorial, como herramientas de detección del daño requieren modificaciones para adaptarlos a los requisitos demandados. En este sentido se ha propuesto el denominado criterio *PrMAC*, el cual facilita enormemente la interpretación de las variaciones de las deformadas modales, mostrando una clara relación con el estado de degradación inducido en el material. No obstante, su cómputo es sensible al número de modos considerados, lo que condiciona su aplicabilidad. Por otro lado, en el criterio *WECoMAC* y en el factor de daño en la curvatura se ha introducido un término de ponderación que impone una mayor participación de aquellos modos que exhiben una mayor variación frecuencial, evitando así los problemas de enmascaramiento descritos.

A diferencia de los enfoques tradicionales en los que se evalúa la respuesta dinámica del laminado degradado imponiendo artificialmente la ubicación y la extensión del daño, en el presente estudio se han examinado principalmente muestras con un estado de daño real inducido por un impacto. Los resultados demuestran un bajo grado de sensibilidad en la variación frecuencial de los modos frente a la severidad del daño, con valores máximos del -7%. Contrariamente, las variaciones de las deformadas modales son más significativas y proporcionan mayor información sobre el estado de degradación. El uso de los nuevos criterios de correlación modal supone una reducción considerable en cuanto al umbral de identificación del daño respecto de los criterios tradicionales, resultando el más propicio para la detección y cuantificación el *PrMAC*, y para la localización, el factor de daño en la curvatura.

La recurrente aproximación experimental a partir de deslaminaciones artificiales, evidencia un efecto adverso del daño interlaminar en la respuesta dinámica, pero éste no se corresponde con la realidad observada. En el estudio, la no homogeneidad de las muestras y la carencia de un patrón de calidad, ha entorpecido significativamente la comparativa. No obstante, en su análisis se han reportado conclusiones significativas en cuanto a la influencia aislada, al tamaño y a la profundidad del defecto.

El uso complementario de herramientas numéricas permite adquirir un conocimiento más profundo del fenómeno en cuestión. La modelización multiescala ha demostrado también su viabilidad en la simulación del comportamiento vibratorio de materiales compuestos laminados degradados. La definición de las propiedades elásticas a nivel constitutivo admite una degradación individualizada de cada uno de los materiales constituyentes, contemplando así los diferentes mecanismos de fallo inducidos por el impacto que provocan una pérdida de rigidez global del material. La aportación más

significativa en este sentido, es que el enfoque ha permitido reproducir el efecto en la respuesta dinámica sin necesidad de formular elementos especiales en la interfase o de imponer condiciones cinemáticas en la región de la deslaminación. No obstante, la notable divergencia en las curvas estimadas exige una mayor atención en aspectos relacionados, entre otros, con la distribución interna del daño y su simplificación bidimensional. El modelo se presta ahora como una herramienta para un análisis paramétrico en el que se analicen, entre otros, la influencia de las propiedades de los constituyentes y de las diferentes configuraciones del laminado.

## Referencias

- [1] ADAMS, R., CAWLEY, P., PYE, C., AND STONE, B. A vibration technique for non-destructively assessing the integrity of structures. *Journal of Mechanical and Engineering Science* 20 (1978), 93–100.
- [2] ALLEMANG, R. The modal assurance criterion: twenty years of use and abuse. *Journal of Sound and Vibration* 37, 8 (2003), 14–23.
- [3] ALNEFAIE, K. Finite element modeling of composite plates with internal delamination. *Composite Structures* 90, 1 (2009), 21–27.
- [4] BATHE, K.-J. *Finite Element Procedures (Part 1-2)*. Prentice Hall, 1995.
- [5] BICANIC, N., AND CHEN, H. Damage identification in framed structures using natural frequencies. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 40, 23 (1997), 4451–4468.
- [6] CAMPANELLI, R., AND ENGBLOM, J. The effect of delaminations in graphite/peek composite plates on modal dynamic characteristics. *Composite Structures* 31, 3 (1995), 195–202.
- [7] CARDEN, E., AND FANNING, P. Vibration based condition monitoring: a review. *Structural Health Monitoring* 3, 4 (2004), 355–377.
- [8] CAWLEY, P., AND ADAMS, R. The location of defects in structures from measurements of natural frequencies. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 14, 2 (1979), 49–57.
- [9] CAWLEY, P., AND ADAMS, R. A vibration technique for non-destructive testing of fibre composite structures. *Journal of Composite Materials* 13, 2 (1979), 161–175.
- [10] DELLA, C., AND SHU, D. Vibration of delaminated composite laminates: A review. *Applied Mechanics Reviews* 60 (2007), 1–20.
- [11] D.L., H. Application of enhanced coordinate modal assurance criteria. *10th International Modal Analysis Conference, Society for Experimental Mechanics, California* (1992).
- [12] DOEBLING, S. W., FARRAR, C. R., PRIME, M. B., , AND SHEVITZ, D. W. Damage identification and health monitoring of structural and mechanical systems from changes in their vibration characteristics: A literature review. *Los Alamos National Laboratory report LA-13070-MS* (1996), 690–695.
- [13] DOS SANTOS, J. A., SOARES, C. M., SOARES, C. M., AND MAIA, N. Structural damage identification in laminated structures using frf data. *Composite Structures* 67, 2 (2005), 239–249.
- [14] EWINS, D. J. *Modal Testing: Theory, Practice and Application. Mechanical Engineering Research Studies: Engineering Dynamics Series*. Wiley, 2001.



- [15] FRIEDEN, J., CUGNONI, J., BOTSIS, J., AND GMÜR, T. Vibration-based characterization of impact induced delamination in composite plates using embedded fbg sensors and numerical modelling. *Composites Part B* (2011), 1–7.
- [16] FRISWELL, M. Damage identification using inverse methods. *Dynamic Methods for Damage Detection in Structures* (2009), 13–66.
- [17] GADELRAH, R. The effect of delamination on the natural frequencies of a laminated composite beam. *Journal of Sound and Vibration* 197, 3 (1996), 283–292.
- [18] HEARN, G., AND TESTA, R. Modal analysis for damage detection in structures. *Journal of Structural Engineering* 117, 10 (1991), 3042–3063.
- [19] HU, H., WANG, B., LEE, C., AND SU, J. Damage detection of surface cracks in composite laminates using modal analysis and strain energy method. *Composite Structures* 74, 4 (2006), 399–405.
- [20] KESSLER, S., SPEARING, S., ATALLA, M., CESNIK, C., AND SOUTIS, C. Damage detection in composite materials using frequency response methods. *Composites Part B: Engineering* 33, 1 (2002), 87–95.
- [21] LEE, J. Free vibration analysis of delaminated composite beams. *Computers and Structures* 74, 2 (2000), 121–129.
- [22] LEE, U., CHO, K., AND SHIN, J. Identification of orthotropic damages within a thin uniform plate. *International journal of solids and structures* 40, 9 (2003), 2195–2213.
- [23] LEE, U., AND SHIN, J. A frequency-domain method of structural damage identification formulated from the dynamic stiffness equation of motion. *Journal of Sound and Vibration* 257, 4 (2002), 615–634.
- [24] LIEVEN, N., AND EWINS, D. Spatial correlation mode shapes, the coordinated modal assurance criterion (comac). *6th International Modal Analysis Conference, Society for Experimental Mechanics, Connecticut* (1988).
- [25] LIFSHITZ, J., AND ROTEM, A. Determination of reinforcement unbonding of composite by a vibration technique. *Journal of Composite Materials*, 3 (1969), 412–423.
- [26] LUO, H., AND HANAGUD, S. Delamination modes in composite plates. *Journal of Aerospace Engineering* 9 (1996), 106–113.
- [27] MARTÍNEZ, X. *Micro-mechanical simulation of composite materials using the serial/parallel mixing theory. PhD thesis.* Universitat Politècnica de Catalunya. Advisor: Sergio H. Oller Martínez, 2008.
- [28] MARTINEZ, X., AND OLLER, S. Numerical simulation of matrix reinforced composite materials subjected to compression loads. *Archives of Computational Methods in Engineering* 16, 4 (2009), 357–397.
- [29] MARTINEZ, X., OLLER, S., RASTELLINI, F., AND BARBAT, A. A numerical procedure simulating rc structures reinforced with frp using the serial/parallel mixing theory. *Computers and Structures* 86, 15-16 (2008), 1604–1618.
- [30] MARTÍNEZ, X., RASTELLINI, F., OLLER, S., FLORES, F., AND OÑATE, E. Computationally optimized formulation for the simulation of composite materials and delamination failures. *Composites Part B: Engineering* 42, 2 (2011), 134–144.
- [31] NIEMANN, H., MORLIER, J., SHAHDIN, A., AND GOURINAT, Y. Damage localization using experimental modal parameters and topology optimization. *Mechanical Systems & Signal Processing* 24, 3 (2010), 636–652.

- [32] NOZARIAN, M., AND ESFANDIARI, A. Structural damage identification using frequency response function. *MATERIALS FORUM* 33 (2009).
- [33] OLIVER, J., CERVERA, M., AND OLLER, S. Isotropic damage models and smeared crack analysis of concrete. *Proceedings of SCI-C 1990* (1990), 945–958.
- [34] OLLER, S. *Fractura mecánica. Un enfoque global*. CIMNE, 2001.
- [35] OÑATE, E., OLLER, S., FLORES, F., RASTELLINI, F., AND MARTINEZ, X. Femcom: An innovative finite element method for non linear analysis of composite structures. first annual report project. *Technical report-CIMNE.*, 1 (2007).
- [36] PANDEY, A., BISWAS, M., AND SAMMAN, M. Damage detection from changes in curvature mode shapes. *Journal of Sound and Vibration* 145, 2 (1991), 321–332.
- [37] PARHI, P., BHATTACHARYYA, S., AND SINHA, P. Finite element dynamic analysis of laminated composite plates with multiple delaminations. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 19, 11 (2000), 863–882.
- [38] PENN, L., JUMP, J., GREENFIELD, M., AND BLANDFORD, G. Use of the free vibration spectrum to detect delamination in thick composites. *Journal of Composite Materials* 33, 1 (1999), 54–72.
- [39] PÉREZ, M. A., GIL, L., AND OLLER, S. Non-destructive testing evaluation of low velocity impact damage in carbon fiber-reinforced laminated composites. *Ultrasonics (Ultrasound)* 66, 2 (2011), 21–27.
- [40] RASTELLINI, F., OLLER, S., SALOMÓN, O., AND OÑATE, E. Composite materials non-linear modelling for long fibre-reinforced laminates: Continuum basis, computational aspects and validations. *Computers Structures* 86, 9 (2008), 879–896.
- [41] RAYLEIGH, J. W. S., AND LINDSAY, R. B. *The Theory of Sound, Volume One: Unabridged Second Revised Edition*. Dover Publications, 1945.
- [42] SALAWU, O. Detection of structural damage through changes in frequency: a review. *Engineering Structures* 19, 9 (1997), 718–723.
- [43] SANDERS, D., KIM, Y., AND STUBBS, N. Nondestructive evaluation of damage in composite structures using modal parameters. *Experimental Mechanics* 32, 3 (1992), 240–251.
- [44] SILVA, C. *Vibration and Shock Handbook (The CRC Press Series in Mechanical and Aerospace Engineering)*. CRC Press, 2005.
- [45] TENEK, L., HENNEKE, I., EDMUND, G., AND GUNZBURGER, M. Vibration of delaminated composite plates and some applications to non-destructive testing. *Composite Structures* 23, 3 (1993), 253–262.
- [46] VALDES, S. D., AND SOUTIS, C. Delamination detection in composite laminates from variations of their modal characteristics. *Journal of Sound and Vibration* 228, 1 (1999), 1–9.
- [47] WANG, Z., LIN, R., AND LIM, M. Structural damage detection using measured frf data. *Computer methods in applied mechanics and engineering* 147, 1-2 (1997), 187–197.
- [48] WEI, Z., YAM, L., AND CHENG, L. Detection of internal delamination in multi-layer composites using wavelet packets combined with modal parameter analysis. *Composite Structures* 64, 3-4 (2004), 377–387.
- [49] YAM, L., LEUNG, T., LI, D., AND XUE, K. Theoretical and experimental study of modal strain analysis. *Journal of Sound and Vibration* 191, 2 (1996), 251–260.

- [50] YAM, L., WEI, Z., AND CHENG, L. Nondestructive detection of internal delamination by vibration-based method for composite plates. *Journal of Composite Materials* 38, 24 (2004), 2183.
- [51] YAM, L., WEI, Z., CHENG, L., AND WONG, W. Numerical analysis of multi-layer composite plates with internal delamination. *Computers and Structures* 82, 7-8 (2004), 627–637.
- [52] ŻAK, A., KRAWCZUK, M., AND OSTACHOWICZ, W. Numerical and experimental investigation of free vibration of multilayer delaminated composite beams and plates. *Computational Mechanics* 26, 3 (2000), 309–315.
- [53] ZOU, Y., TONG, L., AND STEVEN, G. Vibration-based model-dependent damage (delamination) identification and health monitoring for composite structures: a review. *Journal of Sound and Vibration* 230, 2 (2000), 357–378.

# 6

## Tolerancia de los laminados al daño por impacto

### 6.1. Introducción

La tolerancia al daño de un componente estructural dependerá de la capacidad para desempeñar la función para la cual ha sido diseñado, hallándose sometido a un estado de carga en un entorno representativo de sus condiciones de servicio y en presencia de defectos que inducen un debilitamiento, sin sufrir una reducción excesiva de la rigidez y de la resistencia residual durante un período de servicio determinado [5, 8, 19].

Está demostrado que el estado de degradación inducido por un impacto a baja velocidad repercute de manera diferente en las propiedades residuales tales como la resistencia a compresión, a tracción, a cortadura y a flexión, siendo la primera de ellas la que merece una especial atención [4, 9, 10]. De entre los modos de fallo inducidos, el daño interlaminar es considerado el principal modo de fallo que compromete la capacidad de carga residual, llegando a provocar, como se demostrará, un colapso prematuro durante un estado de carga compresiva. La deslaminación supone una subdivisión local del laminado en dos o varios sublaminados que pueden actuar independientemente, viéndose significativamente afectadas la rigidez y la resistencia residual debido al pandeo de la región deslaminada y al crecimiento de la fisura según el modo I de fractura [7, 11, 17].

En el presente capítulo se exponen la metodología y el procedimiento utilizados para la evaluación experimental de la tolerancia al daño por impacto en laminados de material compuesto. En primer lugar se describe el protocolo del ensayo de compresión después de impacto que se ha empleado para determinar la rigidez y la resistencia resi-

duales a compresión de laminados degradados, entre los que se incluyen la degradación real inducida por un impacto y la degradación artificial. Seguidamente se representan los resultados obtenidos en la evaluación experimental de las propiedades residuales longitudinales, relacionándose con aspectos como: el umbral de deslaminación, la extensión del daño o la energía disipada en el impacto. A continuación se exponen los resultados de la evaluación de la rigidez transversal estimada a partir del ensayo de carga cuasi-estática y se presenta una comparativa entre los efectos derivados de un daño real y de un daño artificial. Finalmente se discute acerca de la relación entre las propiedades estáticas y dinámicas residuales, a fin de evaluar la capacidad de las técnicas de vibración para la estimación del rendimiento residual de los laminados.

## 6.2. Evaluación experimental

La metodología y el procedimiento utilizados para la evaluación experimental se centran esencialmente en el análisis, para un rango de energías incidentes, del denominado factor de retención de resistencia, definido como el ratio entre la resistencia residual de un espécimen impactado respecto la resistencia de un espécimen intacto [1, 16]. En particular se aborda el estudio de la rigidez y la resistencia residuales a compresión y transversal, dada su relevancia y significación en relación a la capacidad resistente del laminado degradado y al vínculo con las propiedades dinámicas estimadas en el capítulo anterior.

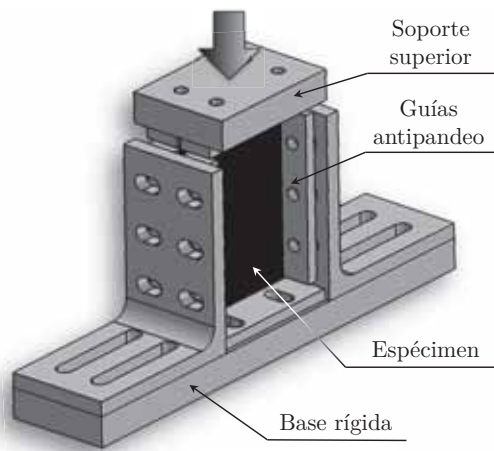
### 6.2.1. Ensayo de compresión

El ensayo de compresión después de impacto consiste en la aplicación de una carga a compresión en el plano del laminado hasta alcanzar el colapso. La campaña de ensayos se ha planteado en base a un protocolo estandarizado, habiéndose diseñado el dispositivo de ensayo siguiendo las directrices descritas en la norma ASTM D7137 [3]. Las desviaciones respecto del ensayo estándar han sido documentadas y justificadas.

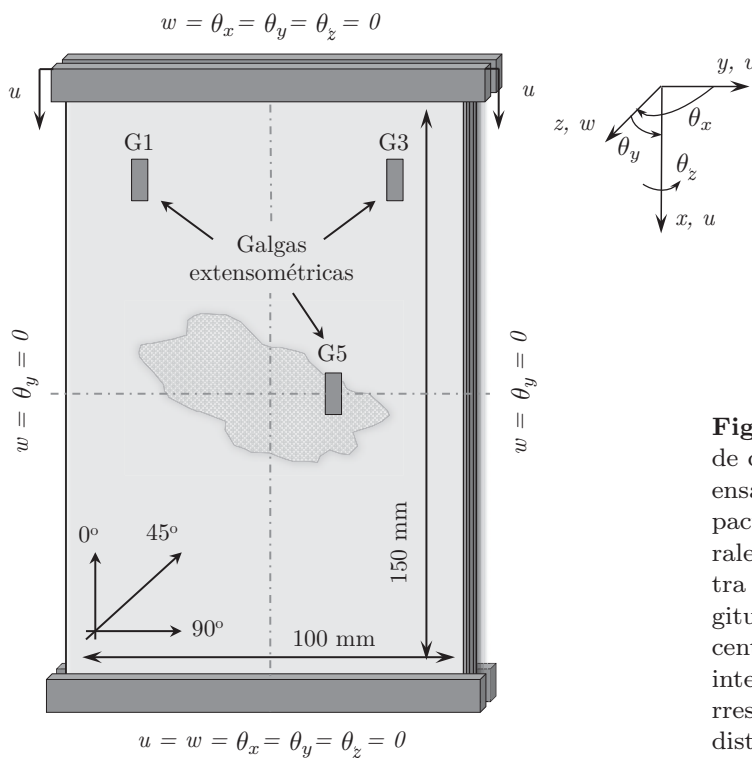
El dispositivo de ensayo, esquematizado en la figura 6.1, consiste en un soporte de fijación fabricado en acero en el interior del cual se instala el espécimen verticalmente. El dispositivo está constituido por múltiples piezas ensambladas y unidas mediante tornillos de acero de alta resistencia. El par de apriete puede condicionar la validez del ensayo, por ello debe garantizarse un par uniforme y suficiente que evite el desajuste del soporte durante el ensayo. En la norma se especifica un par de apriete de 7 Nm, un valor que ha demostrado ser insuficiente, por lo que se ha optado por aplicar un par uniforme de 20 Nm.

En la figura 6.2 se ilustran las hipotéticas condiciones de contorno de la muestra durante el ensayo. El soporte está dotado de dos guías laterales, verticales y coplanares que impiden el pandeo global de la muestra. La superficie de contacto entre la muestra y las guías presenta una holgura inferior a los 0,05 mm, permitiendo el necesario

deslizamiento vertical y horizontal del espécimen. Los soportes superior e inferior no suponen un empotramiento total de la muestra, pero restringen la rotación local.



**Figura 6.1:** Esquema ilustrativo del dispositivo para el test de compresión después de impacto basado en la norma ASTM D7137 [3].



**Figura 6.2:** Hipotéticas condiciones de contorno de la muestra durante el ensayo de compresión después de impacto ASTM D7137. Las guías laterales impiden el pandeo de la muestra sin restringir las translaciones longitudinales y transversales. La región central sombreada representa el daño interno inducido. Las dimensiones corresponden a las del laminado, no a la distancia libre entre soportes.

La validez del resultado en la estimación de la rigidez y de la resistencia residual tras alcanzar el colapso, dependerá del tipo de modo de fallo observado. En la norma se especifican varios modos de fallo inaceptables, inducidos o relacionados con la influencia del dispositivo de fijación en general, con las condiciones de soporte en las caras de la muestra o con la inestabilidad del espécimen. La clave del éxito del ensayo consiste en imponer una perfecta alineación de la muestra y del sistema para impedir los efectos de las cargas excéntricas que pueden inducir una flexión e invalidar el resultado [14]. A pesar de que se declara como opcional, el uso de galgas extensométricas permite detectar un estado indeseado de pandeo. Para ello deben adquirirse simultá-

neamente medidas de las deformaciones en cuatro localizaciones en la superficie de la muestra, dos en cada cara en posiciones enfrentadas. Del cómputo entre cada pareja de galgas enfrentadas puede determinarse el porcentaje de flexión  $B_z$  como

$$B_z = \frac{\varepsilon_a - \varepsilon_r}{\varepsilon_a + \varepsilon_r} \times 100, \quad (6.1)$$

donde  $\varepsilon_a$  y  $\varepsilon_r$  denotan la deformación local en el anverso y el reverso de la placa, respectivamente. El signo de  $B_z$  es un indicador de la dirección en la que sucede la flexión. Una rápida divergencia en las lecturas de la deformación en las caras opuestas del espécimen o un incremento anómalo en el valor del porcentaje de flexión  $B_z$ , es un indicador de la iniciación de la inestabilidad del laminado. Bajo esta premisa, se impone la condición de que el porcentaje de flexión debe ser inferior al 10 %, especialmente en los instantes previos al colapso [3].

Antes de iniciarse el ensayo, se ha aplicado un estado de precarga inicial de 450 N para verificar el contacto entre todas las superficies y el alineamiento global del sistema, y una segunda etapa a 150 N en la que se taran los indicadores de la instrumentación, a partir de la cual se inicia la etapa final utilizando un actuador hidráulico<sup>1</sup> con un control por desplazamiento y una tasa de carga de 1,25 mm min<sup>-1</sup> hasta alcanzar la rotura. Durante el ensayo se adquieren<sup>2</sup> datos de la fuerza aplicada, del desplazamiento local del sistema y de la lectura de la extensometría, con una tasa de muestreo de 500 Hz, frecuencia suficiente para capturar variaciones abruptas.

La calidad en la fabricación y la preparación de las muestras es un aspecto fundamental para garantizar el éxito del ensayo. Muestras con espesores no uniformes dificultan, e incluso imposibilitan la evaluación de la capacidad residual. Las dimensiones y el acabado de las caras han demostrado ser detalles igualmente primordiales. En la norma se especifica una separación entre el soporte superior y la guías que permite una deformación máxima a compresión del 3,3 %; tolerancias no admisibles en la dimensión longitudinal pueden imposibilitar el alcance del colapso. Por estos motivos, no todos los laminados fabricados son aptos para el ensayo. De las 48 muestras iniciales, intactas y previamente impactadas en un intervalo de energías incidentes de entre 6,6 y 70 J, se han seleccionado 34 para el ensayo de compresión y el resto se reservan para el ensayo de la evaluación de la rigidez transversal en el cual los defectos arriba mencionados tienen una menor significancia. En ambos casos se ha procurado cubrir el espectro completo de energías incidentes. Asimismo, los especímenes fabricados con deslaminaciones inducidas artificialmente, han sido examinados en igual número en el ensayo de compresión y el ensayo de carga cuasi-estática. En relación al ensayo de compresión, no todas las muestras se han instrumentado con el mismo número de galgas: en 24 de ellas se han instalado 4 galgas<sup>3</sup> correspondientes a las posiciones establecidas en la norma y una quinta instalada en la cercanía del punto de impacto para medir el estado de deformaciones en la superficie de la región degradada (véase figura 6.2). El resto de especímenes dispone únicamente de esta última galga.

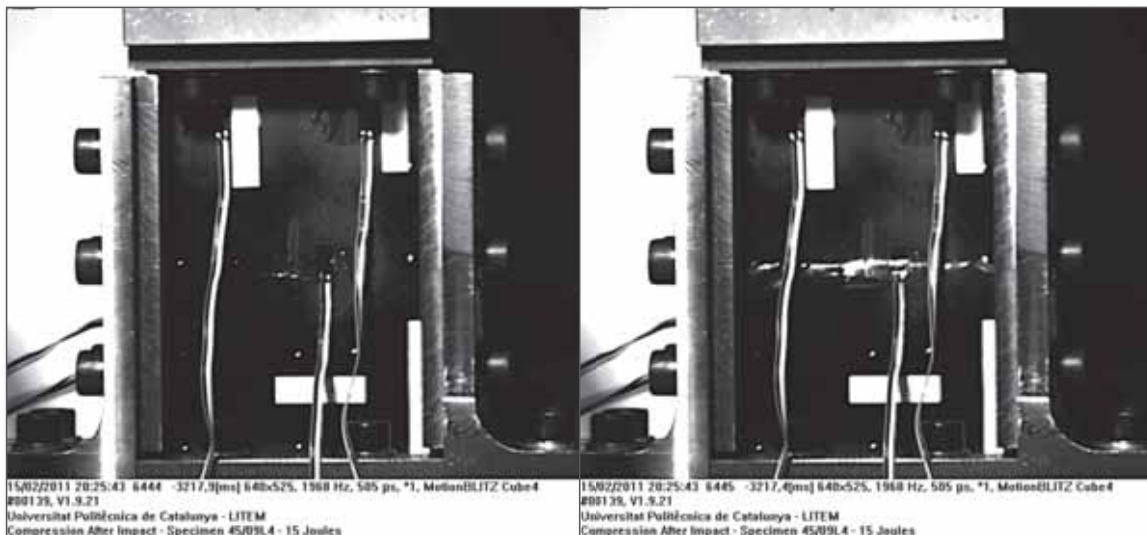
<sup>1</sup> Actuador hidráulico MTS 244.31 con una capacidad de carga de 250 kN.

<sup>2</sup> Sistema de adquisición HBM MGCplus.

<sup>3</sup> Galgas HBM 1-LY41-6/350 adheridas con epoxy para garantizar un comportamiento óptimo.

### 6.2.1.1. Daño inducido por impacto

La secuencia de imágenes obtenidas mediante la cámara de alta velocidad<sup>4</sup> permiten visualizar los detalles del colapso del laminado degradado. La frecuencia nominal de grabación es de 2000 Hz (1968 Hz reales), lo que representa una resolución temporal de  $505 \mu\text{s}$  por fotograma. En la figura 6.3 se muestran dos fotogramas consecutivos de la secuencia de grabación del ensayo de compresión sobre la muestra 45/09L4 previamente impactada a 15 J. El fotograma de la izquierda corresponde al instante previo al colapso, en el que se estima que el laminado se halla en un estado de tensión cercano a los 345 MPa con una deformación media de  $-8320 \mu\epsilon$ . El fotograma de la derecha corresponde al instante preciso del colapso, en el que se observa la propagación horizontal del daño inducido.

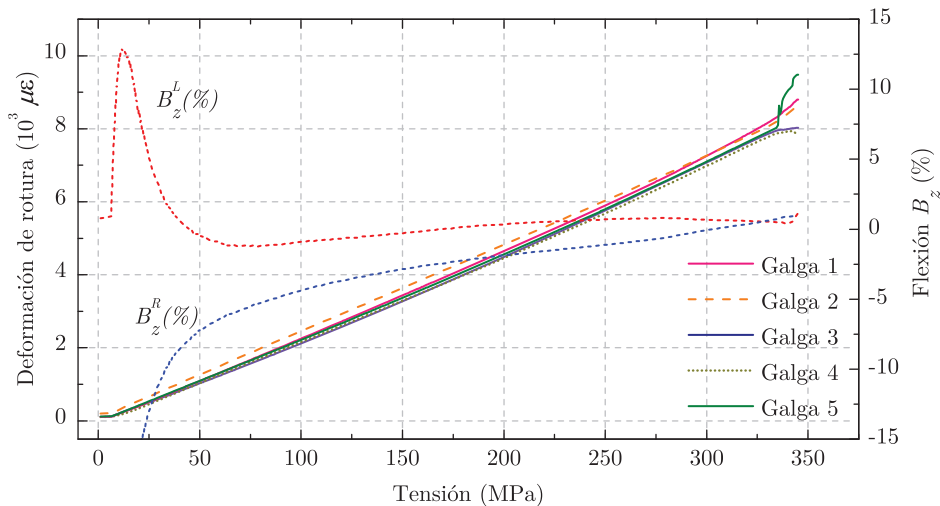


**Figura 6.3:** Fotogramas consecutivos de la secuencia de grabación del ensayo de compresión sobre la muestra 45/09L4 impactada a 15 J. El colapso del laminado sucede en un intervalo inferior a los  $505 \mu\text{s}$ .

Los resultados de la lectura de las galgas extensométricas del mismo espécimen se recogen en el gráfico de la figura 6.4, en el que se representan en valor absoluto las deformaciones determinadas en cada una de las cinco localizaciones *versus* la tensión aplicada. Omitiendo el estado inicial de asentamiento del sistema, los resultados exhiben un excelente comportamiento lineal hasta instantes antes de alcanzar el colapso, momento en el cual se aprecia una mínima divergencia en la lectura entre las parejas de galgas situadas a la izquierda y a la derecha del eje de simetría (galgas n° 1-2 y n° 3-4 respectivamente) y la galga n° 5 situada en las proximidades del punto de impacto. Asimismo, se han graficado los porcentajes de flexión a la izquierda  $B_z^L$  y a la derecha  $B_z^R$  del eje de simetría, en función de la tensión aplicada. Como se observa, exceptuando el tramo inicial, las variaciones son mínimas e inferiores al 10% estipulado en la norma, lo que garantiza el correcto alineamiento de la muestra y del

<sup>4</sup>Cámara de alta velocidad MotionBLITZ Cube4.



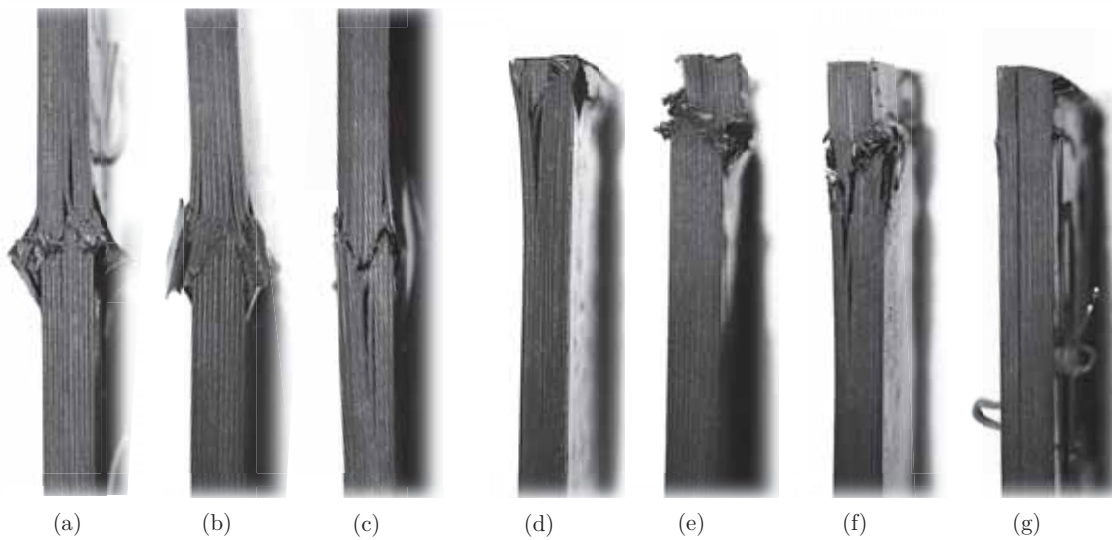


**Figura 6.4:** Curvas de deformación *versus* tensión y del porcentaje de flexión *versus* tensión obtenidas en el ensayo de compresión después de impacto del laminado 45/09L4. Las deformaciones se representan en valor absoluto.

sistema, y la validez del resultado para esta muestra en particular. En especímenes con un mayor índice de daño inducido el comportamiento observado es igualmente lineal, pero las lecturas de las galgas divergen notablemente antes de alcanzar el colapso, aunque los porcentajes de flexión permanecen por debajo del límite admisible. No obstante, como se detalla a continuación, también se han examinado especímenes en los que se ha identificado una rotura por inestabilidad, en cuyo caso los resultados se declaran inválidos.

En la figura 6.5 se ilustran las secciones transversales de varios laminados tras ser sometidos a una carga compresiva hasta alcanzar el colapso. Las tres primeras secciones (de izquierda a derecha) corresponden a laminados impactados a energías de 15, 25 y 65 J, respectivamente. El impacto provocó una deformación que indujo un cambio local de la curvatura de las fibras. En un estado de carga compresiva dichas desalineaciones y ondulaciones contribuyen a la iniciación del fallo por pandeo local en el centro de la muestra, que da lugar a la formación de las denominadas bandas de pliegue angulares o bandas *kink* observadas en la imagen [5, 12]. Las cuatro secciones transversales restantes, correspondientes a laminados intactos e impactados según se detalla en el pie de la figura, representan ejemplos claramente ilustrativos de modos de fallo inaceptables provocados por la influencia de las condiciones de soporte y/o con la inestabilidad del espécimen [15, 18].

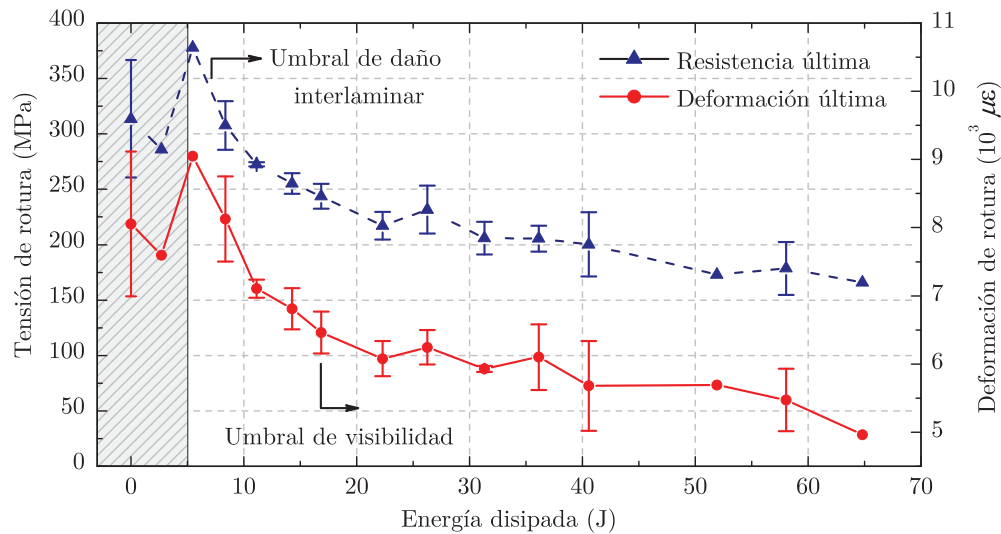
En la figura 6.6 se han representado los resultados de la estimación de la resistencia residual a compresión y de la deformación de rotura *versus* la energía disipada en el impacto. Los puntos del gráfico representan el valor medio y la barra interválica es la desviación estándar para cada una de las energías. Los valores sin barra interválica se deben a que se dispone de datos de un único laminado. Omitiendo la región sombreada, los resultados evidencian una drástica pérdida de resistencia y de deformación máxima a partir de los 5,4 J de energía disipada, correspondientes a un impacto de



**Figura 6.5:** Secciones transversales de varios laminados tras el ensayo de compresión después impacto. Relación de muestra y energía de impacto: (a) 45/09L4 - 15 J, (b) 39/03L4 - 25 J, (c) 18/06L2 - 65 J, (d) 48/12L4 - 6,6 J, (e) 20/08L2 - 20 J, (f) 46/10L4 - 0 J y (g) 42/06L4 - 0 J.

10 J de energía incidente. Estos resultados coinciden satisfactoriamente con el umbral de daño determinado a partir de las imágenes de la inspección ultrasónica expuestas en el capítulo 4, en el que se estimó que el umbral daño interlaminar se situaba en el intervalo 10 - 15 J de energía incidente, que se corresponde con el intervalo de 5,4 - 8,3 J de energía disipada. En general, en ambas curvas se observa un comportamiento exponencial decreciente en función de la severidad del impacto, con una tendencia asintótica al aproximarse al umbral de penetración del laminado. Un detalle significativo que se desprende de la observación de los datos representados en la figura 6.6, es que en el nivel de energía correspondiente al umbral de visibilidad -definido éste como la energía necesaria para provocar una indentación permanente de profundidad 0,3 mm- la deformación y la resistencia residual exhiben una reducción respecto del valor máximo de aproximadamente el 30 %, mientras que para los niveles de energía máxima las reducciones son cercanas al 50 %.

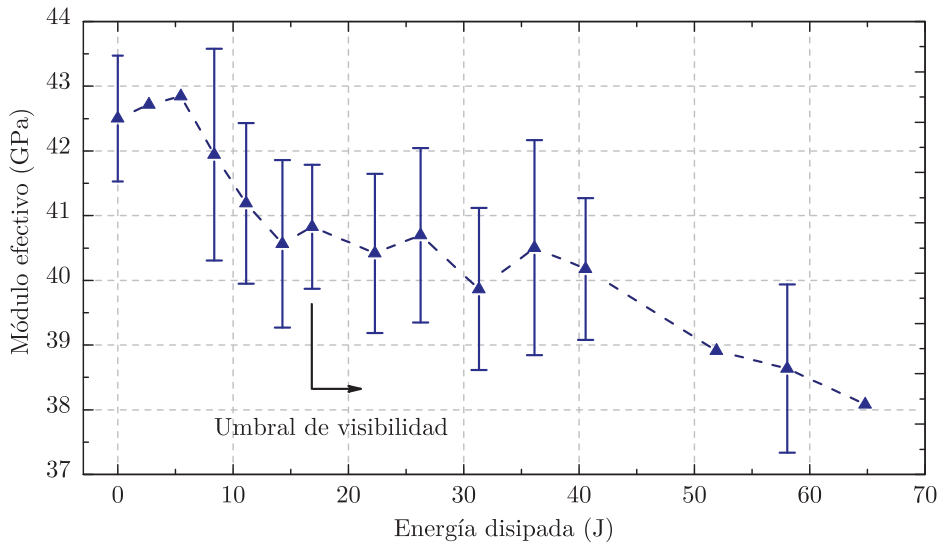
Con el objeto de obtener la resistencia y deformación máxima de referencia, se han ensayado igualmente especímenes intactos. Sin embargo, en todos los laminados examinados se han obtenido modos de fallo no deseables tales como el aplastamiento en el extremo representado en la figura 6.5, por lo que el valor estimado de la resistencia prístina es discutible. La región sombreada de la gráfica de la figura 6.6 representa esta cuestión. Este hecho deriva en un impedimento para el cálculo del factor de retención de resistencia, definido como el ratio entre la resistencia residual de un espécimen impactado respecto la resistencia de un espécimen intacto. No obstante, puede considerarse el valor de resistencia máximo obtenido como una aproximación del valor de resistencia prístina, pues para esta energía en particular la inspección ultrasónica no evidencia daño interno alguno. En cualquier caso, el cálculo y representación del factor de retención supone un reescalado en ordenadas del gráfico anterior.



**Figura 6.6:** Curvas de la estimación experimental de la resistencia residual a compresión y de la deformación de rotura *versus* la energía disipada en el impacto. La región sombreada denota el intervalo de resultados no admitidos. La deformación se representa en valor absoluto.

Otra cuestión relevante es la comparativa de la resistencia de referencia estimada con las predicciones a partir de criterios analíticos como el criterio de Tsai-Wu o el criterio de Hashin [13, 20]. Sin embargo, los resultados exhiben un alto grado de disparidad con diferencias de hasta el 68 % dependiendo del criterio utilizado, entre otros motivos, por el grado de incertidumbre en relación a las propiedades de la resistencia de los materiales constituyentes y por las condiciones particulares del ensayo en el que la resistencia a compresión en el plano se evalúa a partir de la resistencia al pandeo del laminado.

El daño inducido por el impacto también tiene un efecto significativo en la degradación de la rigidez en el plano del laminado. Para la estimación de los módulos elásticos residuales de compresión, se han determinado las tensiones y deformaciones medias experimentadas por el laminado en dos niveles de deformación especificados en la norma, 1000 y 3000  $\mu\epsilon$ , en cuyo intervalo se ha observado un comportamiento altamente lineal. En el gráfico de la figura 6.7 se hallan representados los valores de los módulos efectivos estimados *versus* la energía disipada. A diferencia del caso anterior, los resultados de los dos niveles de energía inferior se han considerado aptos dado que el intervalo de la curva tensión-deformación analizado está alejado del punto de rotura. Véase en el gráfico cómo la rigidez para el tercer nivel de energía se asemeja a las rigideces de los laminados intactos, por lo que es razonable considerar este nivel de energía como subcrítico. Asimismo, los valores de rigidez en el plano obtenidos para los laminados intactos muestran una correlación significativa con la estimación analítica del módulo de rigidez longitudinal (42,86 GPa) a partir de las propiedades micromecánicas de los materiales constituyentes y de la configuración del laminado, resultados recogidos en la tabla 3.2 del capítulo 3. A pesar de la dispersión de los resultados, se aprecia una significativa degradación de la rigidez en el plano, análoga a la degradación de la resistencia residual en lo que respecta al umbral, y con una variación máxima del módulo efectivo del 11 %.



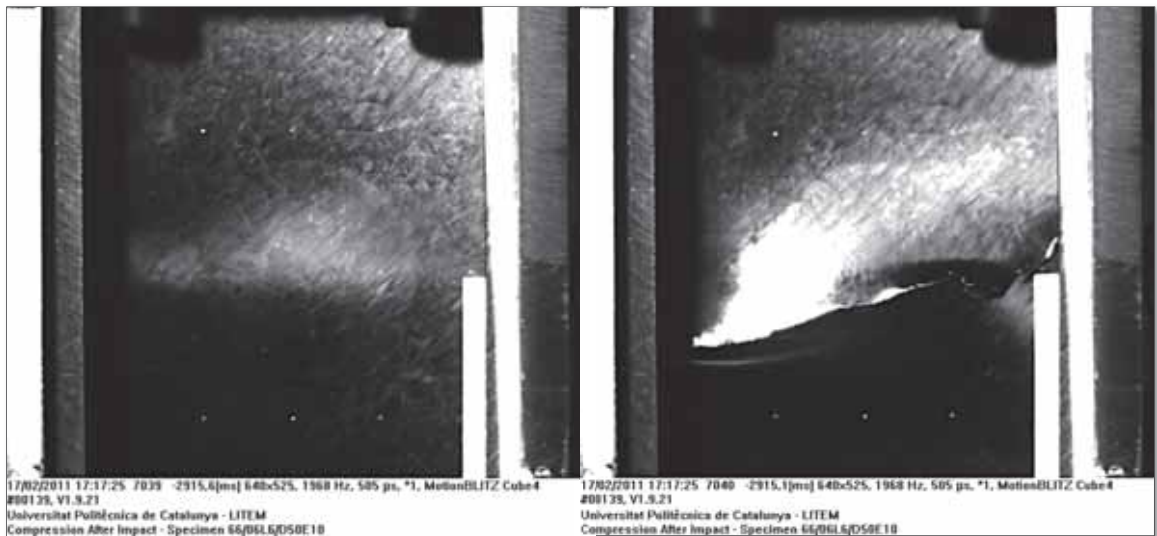
**Figura 6.7:** Curva experimental de la degradación del módulo efectivo de rigidez en el plano *versus* la energía disipada en el impacto.

### 6.2.1.2. Daño inducido artificialmente

Análogamente a lo expuesto en el capítulo anterior, se pretende ahora analizar el efecto de daños inducidos artificialmente en la rigidez y la resistencia a compresión de laminados de material compuesto, con el objeto de evaluar el grado de adecuación de dicha aproximación para emular experimentalmente las consecuencias del daño real inducido por un impacto. Para ello se utilizan los especímenes fabricados con una deslaminación artificial de geometría circular de diámetros de 10, 20, 30, 40, 50 y 70 mm, tal y como se detalla en la tabla 4.3 del capítulo 4. De entre los 24 laminados disponibles, se han ensayado aquellos con la deslaminación ubicada en la capa n° 10 ó n° 20. Los laminados han sido instrumentados con una única galga extensométrica en la misma posición que la quinta galga de las muestras anteriores.

En la figura 6.8 se muestran dos fotogramas consecutivos de la secuencia de grabación del ensayo de compresión sobre la muestra 66/06L6 que contiene una deslaminación de 50 mm de diámetro ubicada en la capa n° 10. El fotograma de la izquierda corresponde al instante previo al colapso, en el que es posible distinguir el área que ocupa la deslaminación. En este instante se estima que el laminado se halla en un estado de tensión cercano a los 340 MPa con una deformación media de  $-8880 \mu\epsilon$ . El fotograma de la derecha corresponde al instante preciso del colapso, en el que se observa la propagación diagonal del daño en la zona central de la muestra. En la figura 6.9 se ilustran las secciones transversales de tres laminados con deslaminación artificial según se detalla en el pie de la figura, tras ser sometidos a una carga compresiva hasta alcanzar el colapso. De la observación de ambas figuras, se advierte un comportamiento disímil respecto del de los laminados con daño real. En la sección transversal se distinguen igualmente las bandas de pliegue angulares en la superficie de la región degradada, pero su distribución no es simétrica respecto del plano medio del laminado. Además, la propagación del daño interlaminar es manifiestamente visi-

ble, siendo posible incluso discernir fehacientemente la capa donde se ubica el defecto. Asimismo se ha observado una relación entre la morfología del fallo y el tamaño del defecto. Si bien los resultados demuestran cualitativamente que la inducción artificial de la deslaminación tiene cierta influencia en el comportamiento a compresión, se requiere un análisis cuantitativo para evaluar dichos efectos y poder compararlos con los efectos derivados del daño real.



**Figura 6.8:** Fotogramas consecutivos de la secuencia de grabación del ensayo de compresión sobre la muestra 66/06L6/D50E10. El colapso del laminado sucede en un intervalo inferior a los 505  $\mu$ s.



**Figura 6.9:** Secciones transversales de los laminados con deslaminación artificial (a) 66/06L6/D50E10, (b) 68/08L6/D50E20 y (c) 72/12L6/D70E20 tras el ensayo de compresión. La rotura del espécimen (c) se asocia al segundo modo de pandeo.

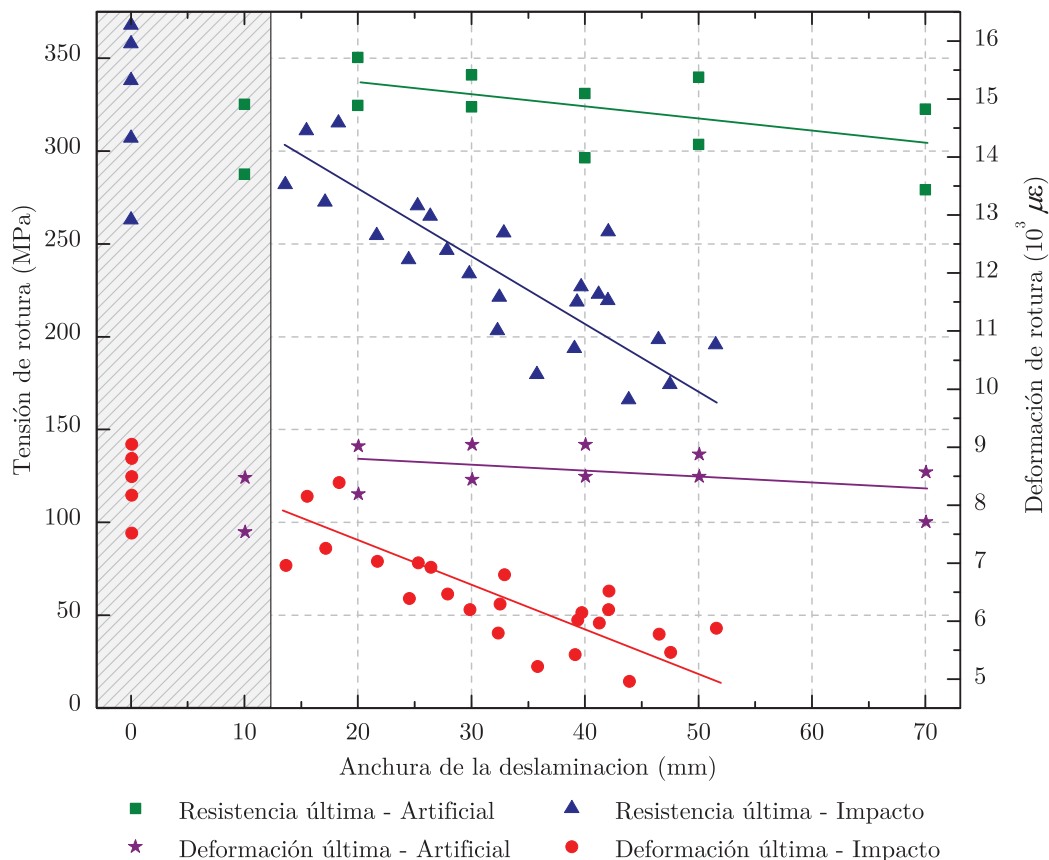
En el procedimiento seguido para la evaluación de la tolerancia al daño por impacto se han relacionado parámetros del ensayo de impacto, como la energía incidente o la energía disipada, con propiedades residuales estimadas en el ensayo de compresión anterior. Este hecho impide determinar si el comportamiento residual del laminado está controlado por su capacidad resistente al daño por impacto o bien por la resistencia a la propagación del daño durante la compresión. Un objetivo específico del análisis del efecto del daño inducido artificialmente es precisamente desacoplar ambas capacidades resistentes. Para ello, se parte de la hipótesis inicial de que la tolerancia al daño, en particular la rigidez y la capacidad resistente residual, guardan una relación con el área deslaminada.

Varios estudios han revelado que la deslaminación se propaga en la dirección transversal a la dirección de aplicación de la carga [7, 17], un detalle corroborado por la secuencia de imágenes a alta velocidad. Por este motivo consideran el uso de la dimensión anchura de la deslaminación como un parámetro representativo para la comparativa de la resistencia a la propagación interlaminar de dos laminados, independientemente de la capacidad resistente al impacto.

En la figura 6.10 se han representado superpuestos los resultados de la estimación de la resistencia residual a compresión y de la deformación de rotura *versus* la anchura de la deslaminación inducida por el impacto ó artificialmente<sup>5</sup>. Análogamente al gráfico de la figura 6.6, la región sombreada abarca el intervalo en el que se han obtenido modos de fallo no deseables. En el caso anterior la región comprendía aquellos laminados con un daño interno nulo, sin embargo en este caso el intervalo se extiende a los laminados con una deslaminación artificial de 10 mm de diámetro. En relación a los laminados que contienen el daño real, los resultados muestran una nube de puntos con una tendencia lineal decreciente que evidencia la reducción de la resistencia y de deformación máxima a partir del umbral daño interlaminar. Contrariamente, los resultados obtenidos de los ensayos de los especímenes con deslaminación artificial exhiben una leve degradación a medida que se incrementa el tamaño del área debilitada. Un aspecto relevante es el efecto de la ubicación de la deslaminación artificial. De cada pareja de puntos representados para una misma área, en todos los ensayos la resistencia y deformación máxima de los laminados con el defecto insertado en la capa n° 20 exhiben una mayor degradación que las de aquellas muestras con el defecto en la capa n° 10.

Tras la exposición de los resultados, es dable concluir que la aproximación a partir de la inserción de una deslaminación artificial de tamaño variable para emular experimentalmente las consecuencias del daño real inducido por un impacto, no consigue reproducir el comportamiento real residual del laminado con el grado de satisfacción deseable. La divergencia en el comportamiento se atribuye a aspectos como la consideración de la unicidad de la deslaminación, a la desestimación del efecto de la curvatura de las fibras en la iniciación del fallo por inestabilidad local y, sobretodo, a la omisión de la influencia de la rotura de las fibras presente en los impactos más severos.

<sup>5</sup>En ambos casos la caracterización del defecto se ha obtenido mediante la técnica de inspección ultrasónica cuyos detalles y resultados se exponen en el capítulo 4.



**Figura 6.10:** Diagrama de dispersión de la estimación experimental de la resistencia residual a compresión y de la deformación de rotura *versus* la anchura de la deslaminación inducida por el impacto ó artificialmente. La región sombreada denota el intervalo de resultados no admitidos. La deformación se representa en valor absoluto.

### 6.2.2. Ensayo de carga cuasi-estática

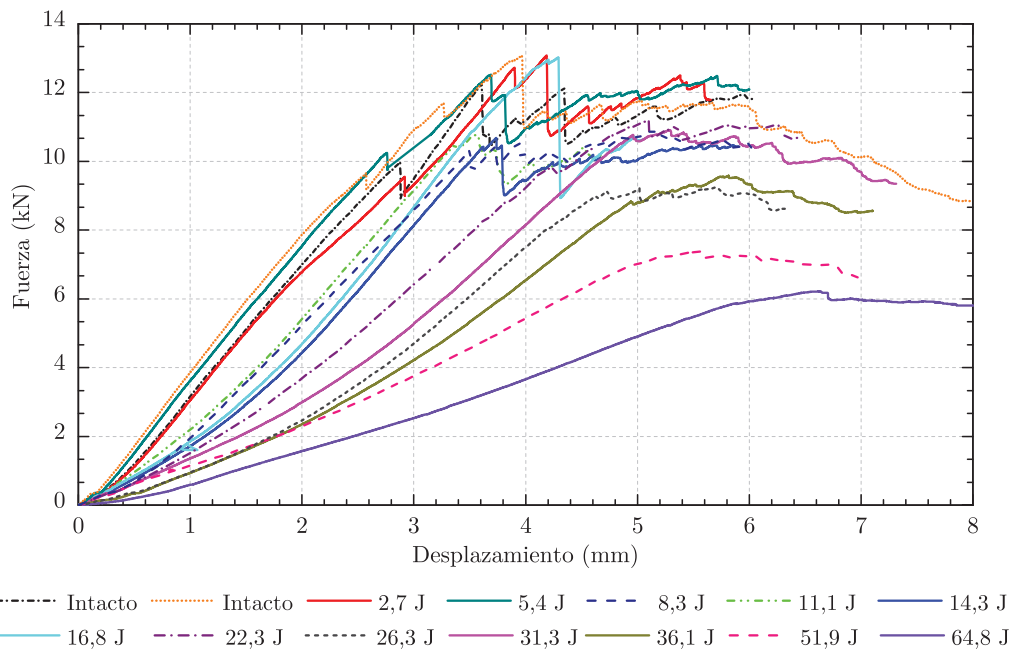
El ensayo de carga cuasi-estática, como se expuesto en el capítulo 4, consiste en la aplicación de una carga puntual transversal, perpendicular y centrada en la superficie del laminado, hasta alcanzar la rotura o un nivel de carga máxima [6]. En la campaña de ensayos se ha utilizado el mismo dispositivo utilizado en la evaluación de la resistencia a impacto descrito en la norma ASTM D7136 [2], aplicando la carga con un actuador hidráulico<sup>6</sup> con control por desplazamiento y una tasa de carga de 1,25 mm min<sup>-1</sup> hasta alcanzar la rotura. Durante el ensayo se adquieren datos de la fuerza aplicada y del desplazamiento local del sistema con una tasa de muestreo de 100 Hz, frecuencia suficiente para capturar variaciones abruptas.

Con el ensayo de carga cuasi-estática se pretende evaluar el efecto del daño inducido en la rigidez residual transversal de los laminados. Para ello se han analizado un total de 14 muestras, dos de ellas intactas y el resto impactadas en un intervalo de energías incidentes de entre 6,6 y 70 J. Asimismo se han ensayado 12 especímenes con deslaminaciones artificiales de varios tamaños ubicadas en la capa n° 5 ó n° 15.

<sup>6</sup> Actuador hidráulico MTS 244.21 con una capacidad de carga de 50 kN.

### 6.2.2.1. Daño inducido por impacto

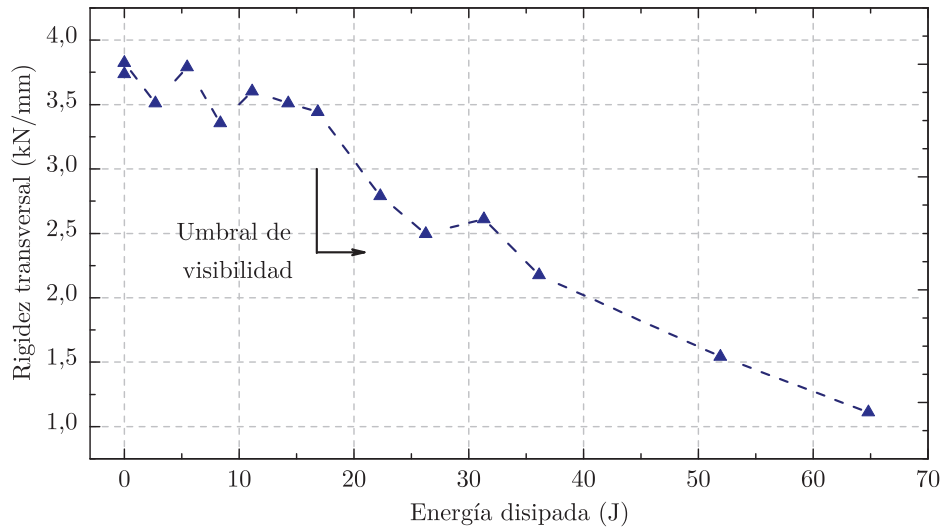
En la figura 6.11 se representan las curvas de fuerza *versus* desplazamiento de los laminados con daño real ensayados. En el gráfico se aprecia una variación significativa en la pendiente de las curvas en función de la energía disipada en el evento impacto. En las curvas pertenecientes a los laminados intactos o con un menor estado de degradación, se identifican descensos abruptos del nivel de carga, el primero de ellos relacionado con el umbral de fallo interlaminar anteriormente discutido y el último denota el nivel de carga última de rotura. Contrariamente, la ausencia de variaciones abruptas es evidente en aquellos laminados que han sido impactados a un nivel de energía por encima del umbral del daño interlaminar.



**Figura 6.11:** Curvas de fuerza *versus* desplazamiento de los ensayos de carga cuasi-estática transversal en laminados con daño inducido por impacto, para cada nivel de energía disipada.

Para la cuantificación del estado de degradación de los laminados se ha estimado, a partir de la pendiente de la curva fuerza-desplazamiento entre un 20 % y un 50 % del valor de carga crítica o máxima, la rigidez residual transversal  $k$  de cada laminado, procurando acotar el intervalo al comportamiento lineal en cada caso. Los resultados se recogen graficados en la figura 6.12, demostrando que existe una relación entre la energía disipada en el evento impacto y la degradación de la rigidez transversal. La dispersión de los resultados en el primer segmento que abarca los laminados intactos es atribuible a la no homogeneidad de espesores entre las muestras examinadas. Nótese cómo la degradación más drástica se inicia a partir del umbral de visibilidad, definido en términos de la profundidad de la indentación. El gráfico presenta singularidades análogas a los resultados de la cuantificación de la profundidad y el diámetro de la indentación presentados en el capítulo 4 y en concordancia con las conclusiones de la inspección visual en la que se identificó una notable presencia de fisuras en el reverso de las muestras a partir de los 30 J de energía incidente (16,8 J de energía disipada).





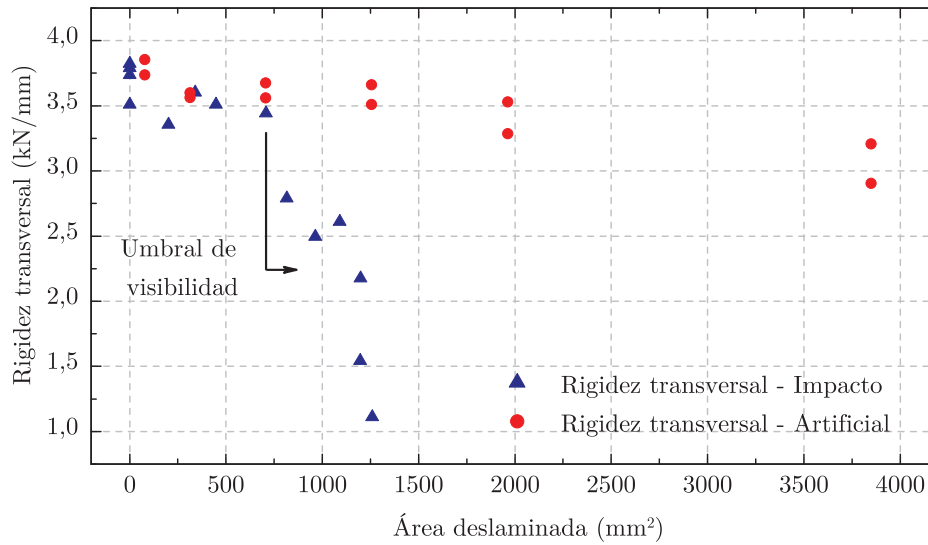
**Figura 6.12:** Resultados de la estimación de la rigidez residual transversal  $k$  en los ensayos de carga cuasi-estática *versus* la energía disipada en el impacto.

### 6.2.2.2. Daño inducido artificialmente

Análogamente al apartado anterior, se pretende ahora analizar el efecto del daño inducido artificialmente en la rigidez transversal y comparar los resultados con las consecuencias del daño real inducido por un impacto. Para ello se han utilizado especímenes fabricados con el defecto artificial ubicado en la capa n° 5 ó n° 15, contabilizadas desde la superficie de la cara opuesta a la aplicación de la carga.

En la figura 6.13 se han representado superpuestos los resultados de la estimación de la rigidez residual transversal *versus* el área de la deslaminación inducida por el impacto ó artificialmente. Los laminados que contienen el daño real exhiben una más que significativa reducción de la rigidez a medida que se incrementa el área deslaminada. La tendencia no lineal se acentúa a partir de un área inducida de aproximadamente  $750 \text{ mm}^2$ , correspondiente a un impacto de 30 J. Contrariamente, el análisis de los especímenes con deslaminación artificial muestra un comportamiento claramente diferenciado con el incremento del área debilitada, si bien, en este caso, sí que se aprecian similitudes en el primer segmento para áreas del defecto inferiores a los  $1000 \text{ mm}^2$ . Nuevamente se destaca la influencia de la profundidad del defecto artificial, siendo ahora mayor la degradación para aquellas muestras con la deslaminación más alejada del plano medio o eje neutro, como puede deducirse a partir del diagrama de tensiones a través del espesor del laminado sometido a un estado de flexión pura.

Como ocurría en el caso anterior, la inserción de la deslaminación artificial no permite reproducir los efectos reales de la degradación de la rigidez transversal en el intervalo completo de energías de impacto. No obstante, estos resultados subrayan la importancia en la consideración de la rotura de fibras para reproducir el comportamiento degradado, pues la mayor divergencia en el comportamiento se presenta a partir del umbral de fallo en las fibras.

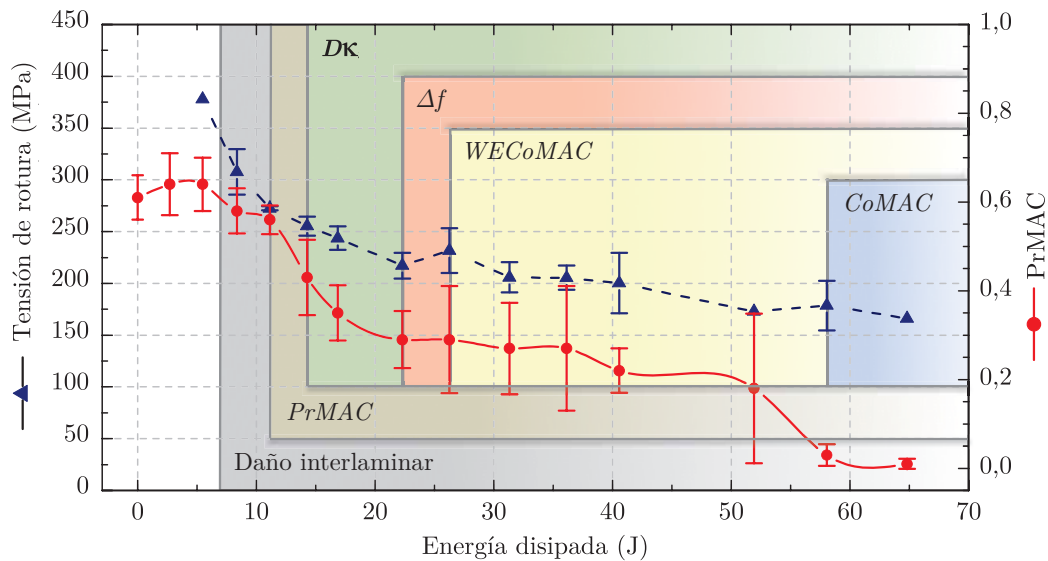


**Figura 6.13:** Resultados de la estimación experimental de la resistencia residual transversal *versus* el área de la deslaminación inducida por impacto o artificialmente.

### 6.3. Propiedades estáticas y dinámicas residuales

En la técnica de vibración para la monitorización de la salud estructural, se estipulan cuatro niveles de identificación: la detección, que consiste esencialmente en determinar la presencia del daño, la localización geométrica, la cuantificación de la severidad y finalmente la predicción de las propiedades residuales. A pesar de la especial relevancia e interés que suscita el último nivel, son el primero y el segundo los que reciben una mayor atención por parte de la comunidad científica. En el contexto de este estudio, los tres primeros niveles se han examinado en el capítulo anterior, diferenciándose el grado de sensibilidad de los diferentes criterios. Los resultados expuestos en el presente capítulo, permiten finalmente establecer vínculos entre las propiedades estáticas y dinámicas residuales, con el fin de evaluar la viabilidad del uso de las técnicas basadas en la respuesta dinámica, como herramienta de predicción de la capacidad residual de los laminados examinados.

En el gráfico de la figura 6.14 se han representado los resultados de la estimación de la resistencia residual a compresión de los laminados impactados, junto con los coeficientes del criterio de correlación modal *PrMAC*, ambos *versus* la energía disipada en el impacto. Asimismo, se han esquematizado los ámbitos de identificación del daño inducido de cada uno de los criterios expuestos, entre los que se incluyen el *CoMAC*, el *WECoMAC*, la variación frecuencial  $\Delta f$ , el factor de daño en la curvatura  $D\kappa$  y el *PrMAC*, y se señala el umbral estimado del daño interlaminar. El gráfico constituye una evidencia experimental del grado de sensibilidad y adecuación de los criterios de correlación basados en la respuesta dinámica, en relación a la capacidad resistente residual de los laminados examinados. El criterio modificado de correlación espacial *WECoMAC* mejora significativamente el umbral de detección respecto del criterio *CoMAC* y destaca, sobretodo, la importancia de la ponderación frecuencial para evi-



**Figura 6.14:** Resultados de la estimación de la resistencia residual a compresión de los laminados impactados y de los coeficientes del criterio *PrMAC* versus la energía disipada. Las regiones sombreadas delimitan el intervalo de identificación de cada criterio.

tar los problemas de enmascaramiento descritos que relegan el criterio *CoMAC* a la identificación exclusiva de los daños más severos. La detección a partir de la variación frecuencial exige niveles de degradación considerables, como ya advierten otros autores, constatando nuevamente la baja sensibilidad de este parámetro. Por otro lado, el factor de daño en la curvatura  $D\kappa$  se muestra como el más propicio para la localización, aún cuando el daño se sitúa por debajo del umbral de visibilidad definido. No obstante, cuando éste se manifiesta, la resistencia residual exhibe una reducción respecto del valor máximo cercano al 32 %. Finalmente, se demuestra que el *PrMAC* es el más sensible de los criterios utilizados, estableciendo un umbral de detección cercano al umbral de daño interlaminar. Sin embargo, análogamente al caso anterior, éste se manifiesta ante una pérdida de resistencia del 27 %.

## 6.4. Conclusiones

La metodología expuesta para la evaluación experimental de la tolerancia al daño en laminados de material compuesto, consiste en la estimación de las resistencias y rigideces residuales a compresión y transversales de laminados degradados que contienen un daño inducido por un impacto a baja velocidad. En general, se ha presentado una evidencia experimental de la susceptibilidad al daño por impacto y en particular de cómo éste compromete la capacidad de carga residual provocando un colapso prematuro de los laminados.

A pesar de que se ha empleado un dispositivo y un protocolo de ensayo estandarizado para la aplicación de la carga compresiva, la voluntad de idealizar las condiciones de contorno del espécimen, implica que alcanzar un resultado válido se convierta en

una ardua tarea, principalmente por los problemas derivados de la alineación de las muestras. El uso de las galgas extensométricas, aunque se declara como opcional en la normativa, es prácticamente indispensable para detectar la indeseada inestabilidad del laminado. Asimismo, aunque el test puede ser utilizado para examinar especímenes intactos, éstos han demostrado una incidencia relativamente alta de los modos de fallo no deseables que invalidan los resultados, entorpeciendo la estimación de una resistencia de referencia. Por otro lado, el coste económico de los ensayos de compresión después de impacto es significativo: las dimensiones de las muestras vienen impuestas por los requerimientos del ensayo y muy especialmente el espesor, el cual demanda una gran cantidad de material, instando además el uso de actuadores de alta capacidad para alcanzar el colapso. Por todo ello, cualquier alternativa para la estimación de las propiedades residuales debe ser bienvenida.

Los resultados de la resistencia y la deformación residual a compresión demuestran un rápido deterioro tras superar el umbral de daño interlaminar estimado en la inspección ultrasónica, alcanzándose reducciones cercanas al 55 % y al 45 %, respectivamente, respecto los valores máximos estimados. La degradación de la rigidez longitudinal es menos drástica, mostrando reducciones máximas del módulo de rigidez efectivo entorno al 11 %. El ensayo de compresión proporciona datos de las propiedades residuales en presencia de daño, pero falla en lo referente a la información sobre los mecanismos de fallo y al crecimiento potencial y propagación del daño en función de la carga. En este sentido, las imágenes de alta velocidad aportan detalles reveladores como son la dirección y velocidad de propagación del daño en la dirección transversal, observándose cómo el colapso se debe al efecto combinado del cambio en la curvatura local de las fibras en la proximidad del área de contacto y a la presencia extensiva de deslaminaciones.

El ensayo de carga cuasi-estática proporciona una estimación de la degradación de la rigidez transversal que exhibe un marcado comportamiento decreciente con el incremento de la energía del impacto. Al estimarse la rigidez en el tramo lineal de la curva fuerza-desplazamiento antes de alcanzar un nuevo estado de degradación irreversible, básicamente puede considerarse el ensayo como un método de evaluación no destructiva. Otras ventajas destacables que posicionan al ensayo como un atractivo método complementario al ensayo de compresión son los bajos niveles de carga requeridos y las mínimas complicaciones técnicas del propio ensayo. No obstante, su aplicabilidad en otras configuraciones está todavía por explorar.

La estrategia de la inserción de una deslaminación artificial para emular el daño real inducido por un impacto, aunque goza de popularidad en los estudios de los efectos dinámicos, ha demostrado provocar nuevamente un comportamiento claramente diferente respecto del provocado por el daño real. No obstante, su estudio ha proporcionado resultados concluyentes en cuanto a la sensibilidad del tamaño y la profundidad del defecto. Es destacable que el efecto inducido era significativamente más severo en la respuesta dinámica que el inducido por el daño real, contrariamente a los resultados obtenidos en la evaluación de las propiedades residuales. Ello pone de manifiesto la importancia de la indentación y de la curvatura de las fibras en la localización del impacto y de la no unicidad del número de deslaminaciones.

Finalmente en la comparativa entre las propiedades estáticas y dinámicas residuales se ha concretado el grado de sensibilidad y adecuación de los diferentes criterios de correlación basados en la respuesta dinámica para la identificación del daño. La drástica degradación de la resistencia de los laminados tras la inducción de un daño interlaminar, dificulta enormemente -mediante las técnicas basadas en vibración- la identificación prematura del daño por debajo de los límites indicados. No obstante, los resultados permiten acotar el intervalo de incertidumbre y reducir considerablemente la limitación actual en cuanto a la deformación máxima admisible a compresión en los criterios de diseño.

## Referencias

- [1] ABRATE, S. *Impact on Composite Structures*. Cambridge University Press, 1998.
- [2] ASTM-D7136. *Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event*. ASTM International, 2007.
- [3] ASTM-D7137. *Standard Test Method for Compressive Residual Strength Properties of Damaged Polymer Matrix Composite Plates*. ASTM International, 2007.
- [4] BAKER, D. Mechanical property characterization and impact resistance of selected graphite/peek composite materials. *Journal of the American Helicopter Society* (1994).
- [5] DAVIES, G., HITCHINGS, D., AND ZHOU, G. Impact damage and residual strengths of woven fabric glass/polyester laminates. *Composites Part A* 27, 12 (1996), 1147–1156.
- [6] FERABOLI, P., AND KEDWARD, K. Enhanced evaluation of the low-velocity impact response of composite plates. *AIAA journal* 42, 10 (2004), 2143–2152.
- [7] FREITAS, M. D., AND REIS, L. Failure mechanisms on composite specimens subjected to compression after impact. *Composite Structures* 42 (1998), 365–373.
- [8] HABIB, F. A new method for evaluating the residual compression strength of composites after impact. *Composite Structures* 53, 3 (2001), 309–316.
- [9] HODGKINSON, J. *Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites*. CRC Press, 2000.
- [10] KAN, H. Enhanced reliability prediction methodology for impact damaged composite structures. *Washington* (1998).
- [11] LOPES, C. S., SERESTA, O., COQUET, Y., GÜRDAL, Z., CAMANHO, P. P., AND THUIS, B. Low-velocity impact damage on dispersed stacking sequence laminates. part i: Experiments. *Composites Science and Technology* 69, 7-8 (2009), 926–936.
- [12] MARTÍNEZ, X. *Micro-mechanical simulation of composite materials using the serial/parallel mixing theory*. PhD thesis. Universitat Politècnica de Catalunya. Advisor: Sergio H. Oller Martínez, 2008.
- [13] ORIFICI, A., HERSZBERG, I., AND THOMSON, R. Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure. *Composite Structures* 86, 1-3 (2008), 194–210. Fourteenth International Conference on Composite Structures-ICCS/14.
- [14] PÉREZ, M. A., GIL, L., AND OLLER, S. Non-destructive testing evaluation of low velocity impact damage in carbon fiber-reinforced laminated composites. *Ultrasonics (Ultrasound)* 66, 2 (2011), 21–27.
- [15] PRICHARD, J., AND HOGG, P. The role of impact damage in post-impact compression testing. *Composites* 21 (1990), 503–511.

- [16] REID, S., AND ZHO, G. *Impact Behaviour of Fibre-reinforced Composite Materials and Structures*. CRC Press, 2000.
- [17] REIS, L., AND FREITAS, M. D. Damage growth analysis of low velocity impacted composite panels. *Composite Structures* 38, 1-4 (1997), 509–515.
- [18] SANCHEZ-SAEZ, S., BARBERO, E., ZAERA, R., AND NAVARRO, C. Compression after impact of thin composite laminates. *Composites Science and Technology* 65, 13 (2005), 1911–1919.
- [19] SIERAKOWSKI, R. L., AND CHATURVEDI, S. K. *Dynamic Loading and Characterization of Fiber-Reinforced Composites*. Wiley-Interscience, 1997.
- [20] TSAI, S. W. *Theory of Composites Design*. Think Composites, 1992.

# 7

## Conclusiones

### 7.1. Conclusiones generales

La clave del éxito en el pasado, el presente y el futuro de los materiales compuestos radica en su uso inteligente y en la aceptación de sus limitaciones. La manifiesta susceptibilidad al daño por impacto de los materiales laminados, ha suscitado recientemente el interés, por parte, tanto de la comunidad científica como de los diversos sectores industriales, sin embargo, esta limitación no ha impedido que su uso se incremente exponencialmente durante las últimas décadas. En la actualidad se están invirtiendo grandes esfuerzos en estrategias dirigidas al desarrollo y al diseño de materiales estructurales menos susceptibles a la aplicación de cargas súbitas, modificando, entre otras, la tenacidad de los materiales constituyentes u optimizando la configuración de los laminados. No obstante, todavía no se ha alcanzado un conocimiento profundo del fenómeno en cuestión y sin embargo, existen innumerables estructuras de material compuesto en servicio. Es por ello por lo que se presenta la necesidad de desarrollar metodologías y herramientas de inspección que permitan la identificación precoz de un estado de degradación inducido, con el fin de prevenir fallos o colapsos prematuros que pueden derivar en consecuencias catastróficas.

En este estudio se ha analizado la aplicabilidad de las técnicas basadas en la respuesta dinámica para la identificación del daño inducido por un impacto a baja velocidad en laminados de material compuesto, entendiéndose por identificación: la detección, la localización, la cuantificación y finalmente, la estimación de la capacidad resistente residual. El uso de la tradicional técnica de análisis modal supone un avance significativo en cuanto a las condiciones de aplicabilidad respecto de otras técnicas de evaluación no destructiva, dado que para la adquisición de la respuesta dinámica se requiere un número finito de puntos de referencia, no siendo necesario el acceso completo a la estructura, permitiendo además la monitorización incluso sin interrup-



ción del servicio. En el contexto del presente estudio, los resultados sobre especímenes han demostrado -con diferentes niveles de satisfacción- la sensibilidad de los parámetros modales y los criterios de correlación modal frente a un estado de degradación inducido por un impacto.

El presente trabajo de investigación ha comprendido dos enfoques paralelos: por un lado un riguroso estudio experimental que ha incluido la evaluación de la resistencia a impacto, la caracterización del daño inducido, la cuantificación de los efectos en la respuesta dinámica y la evaluación de la capacidad resistente residual. Por otro lado, la simulación del fenómeno en el que se han estimado principalmente la iniciación y la propagación del daño interlaminar e igualmente los efectos inducidos en la respuesta dinámica. La metodología experimental utilizada constituye una matriz de ensayos interrelacionados, a partir de los cuales se han entablado vínculos con las modelizaciones numéricas pertinentes. En la exposición de los procedimientos y resultados que da lugar a la estructuración del documento, se ha primado el orden cronológico seguido por los especímenes desde su estado prístino hasta el colapso final.

En este sentido, inicialmente se ha certificado la calidad en la fabricación de los especímenes a fin de descartar anomalías que pudieran invalidar el estudio, y se han registrado las respuestas dinámicas de todos los especímenes que servirán a posteriori como patrón de comparación. El elevado número de muestras y la estandarización de sus dimensiones y configuración, puede considerarse una primera aportación relevante. A continuación se ha procedido a inducir de manera controlada el daño por impacto para la evaluación de la capacidad resistente de los laminados, cubriendo el intervalo completo de energías incidentes previas a la penetración y procurando reproducir los mismos modos y mecanismos de fallo que se inducen durante el servicio de la estructura. La campaña de ensayos se ha planteado en base a un protocolo estandarizado, lo que permite que los resultados obtenidos sean utilizados por otros investigadores para la correlación y validación de sus modelos. Tras la degradación de los laminados, el daño inducido ha sido caracterizado a partir de la inspección ultrasónica en términos de la morfología y la extensión del daño interlaminar. Los datos obtenidos son reveladores en cuanto a los umbrales de daño interlaminar, a la profundidad y a la distribución interna del mapa de daño. Seguidamente, se ha estimado la respuesta dinámica de los laminados impactados y se han cuantificado las variaciones en los parámetros modales inducidas por el nuevo estado de degradación, proporcionándose múltiples resultados en función de la severidad del impacto. La naturaleza no destructiva de ambas técnicas, es un requisito para la posterior evaluación de la capacidad residual.

En paralelo al trabajo experimental se ha desarrollado un procedimiento numérico para la simulación del fenómeno de impacto y del efecto en la respuesta dinámica. Inicialmente se disponía del programa FEMCOM ComPack-Aero, el cual ha permitido la simulación de la iniciación y la propagación del daño interlaminar, proporcionando una estimación del mapa de daño interno que muestra -en relación a la extensión y la distribución- un satisfactorio grado de correlación con las imágenes de la reconstrucción volumétrica del daño inducido obtenidas en la inspección ultrasónica. Los resultados presentados corroboran la viabilidad del enfoque microestructural para la

simulación del fenómeno. El programa se presenta ahora como una potente herramienta de cálculo, de gran ayuda para profundizar en el conocimiento del proceso de iniciación y crecimiento del daño e identificar los parámetros que gobiernan el complejo fenómeno. Inspirado en el mismo enfoque microestructural se ha desarrollado la herramienta de cálculo FemModes que permite simular el comportamiento vibratorio de laminados a partir de la definición de los materiales constituyentes y de su estado de degradación. Nuevamente los resultados experimentales de las propiedades dinámicas avalan las estimaciones numéricas y permiten extraer conclusiones en relación al enfoque y la estrategia utilizada en la modelización del estado de degradación inducido.

Finalmente, se ha estimado la capacidad resistente residual de los laminados degradados a partir de un ensayo de compresión en el plano normalizado y de un ensayo de carga cuasi-estática transversal. Las curvas estimadas constatan una relación entre la severidad del impacto y la degradación de la resistencia, de la rigidez y de la deformación última. La comparativa con los resultados de la variación de las propiedades dinámicas ha permitido establecer nuevos límites en relación a la sensibilidad y adecuación de las propiedades dinámicas y de los diferentes criterios de correlación como parámetros de diagnóstico de la salud estructural.

El estudio experimental se completa con un minucioso análisis del efecto inducido por deslaminaciones artificiales en la respuesta dinámica y en la capacidad resistente residual de los laminados. Durante la fabricación de unas muestras específicas, se han embebido láminas de polímero con propiedades antiadherentes, de geometría circular y de varios diámetros, ubicadas en diferentes profundidades del laminado. En ambos ensayos se aportan resultados que evidencian la inadecuación de la aproximación para emular las consecuencias provocadas por un daño real inducido por un impacto.

Además de las conclusiones generales anteriores, se han alcanzado conclusiones de carácter específico en relación a cada uno de los objetivos propuestos. Estas son:

- **Se han obtenido resultados experimentales concluyentes en relación a la resistencia y a la tolerancia al daño por impacto de laminados de material compuesto.**

En la evaluación experimental de la resistencia a impacto se ha estimado la curva de disipación energética y se ha cuantificado la capacidad resistente de los laminados en términos de la extensión del daño inducido. Para ello se ha utilizado la técnica de inspección ultrasónica que proporciona una imagen volumétrica del daño interno, permitiendo la estimación del umbral de deslaminación en relación a la energía de impacto. Además se ha definido el umbral de visibilidad superficial en relación a la profundidad de la indentación. La considerable diferencia entre ambos umbrales corrobora que el daño superficial no es representativo del daño interno inducido.

En la evaluación experimental de la capacidad resistente residual se han estimado las resistencias y rigideces residuales a compresión y transversales de los laminados degradados. Los resultados demuestran un elevado grado de suscepti-

bilidad ante la presencia de un mínimo daño interlaminar. En el caso particular del ensayo de compresión, los problemas emergen con el análisis de especímenes prístinos, entorpeciendo la estimación de las propiedades de referencia. Ello unido a la dificultad y complejidad propias del ensayo, promueve el desarrollo de nuevos protocolos de ensayo para la estimación de las propiedades residuales. En este sentido, el ensayo de carga cuasi-estática se presenta como una atractiva alternativa.

El hecho de plantear ambas evaluaciones en base a protocolos estandarizados, no supone una contribución relevante más allá de los numerosos resultados presentados que pueden servir para la calibración de futuros modelos numéricos, sin embargo, constituye un sólido procedimiento sobre el que se sustentan y se nutren el resto de evaluaciones experimentales y la correlación de la modelización numérica.

- **Se han obtenido evidencias empíricas del efecto del daño inducido por un impacto en la respuesta dinámica de laminados compuestos.**

El estado de degradación local inducido por un impacto provoca alternaciones cuantificables en las frecuencias naturales y deformadas modales, exhibiendo en ambos casos una relación con la severidad del impacto. La evaluación experimental demanda conocer la respuesta dinámica del laminado en su estado prístino. La identificación del daño a partir de las variaciones frecuenciales se presenta como la alternativa más atractiva por requerirse un único punto de adquisición, no obstante, su utilización permite únicamente detectar el daño y cuantificar relativamente su severidad. Las variaciones son más significativas en las deformadas modales y éstas proporcionan una información espacial del estado de degradación que permite la localización del daño.

El análisis conjunto de las propiedades estáticas y dinámicas residuales ha aportado conclusiones relevantes en relación al grado de sensibilidad y a la adecuación de los diferentes criterios de correlación basados en la respuesta dinámica para la identificación del daño. De entre los nuevos criterios de correlación modal definidos, el *PrMAC* reduce considerablemente el umbral de detección y cuantificación, y el factor de daño en la curvatura se muestra como el más propicio para la localización. En relación a la capacidad resistente residual, nuevamente el *PrMAC* se presenta como el más sensible de los criterios, no obstante éste se manifiesta ante un estado de degradación que supone una reducción de la resistencia residual a compresión del 27% y su eficiencia viene condicionada por el número de modos estimados. A pesar de ello, los criterios permiten acotar el intervalo de incertidumbre y reducir la limitación actual en relación a la deformación máxima admisible a compresión.

A pesar de que los resultados se muestran prometedores, no es prudente extrapolar las conclusiones a componentes o estructuras diferentes de los especímenes examinados y es razonable discutir sobre su aplicabilidad en el campo real. Primeramente, adviértase que el área degradada por el impacto es considerable en

relación al área del laminado, un aspecto que raramente se da en estructuras reales. Además, la resolución de los resultados en la estimación de los parámetros modales y el grado de aplicabilidad de la técnica como herramienta de detección, dependen del rango frecuencial analizado. En estructuras de mayor tamaño las longitudes de onda de los modos de vibración más bajos son superiores a la extensión del área degradada, lo que hace cuestionable su detección. Una solución pasa por analizar una región del espectro en que las longitudes de onda de los modos sean del mismo orden de magnitud que el tamaño del defecto, no obstante, si bien la ampliación del espectro es factible en ambientes controlados, no siempre es posible excitar estructuras de mayor envergadura en un rango del espectro elevado. Estos aspectos pueden presuntamente condicionar la aplicabilidad de la técnica como herramienta general de identificación. Sin embargo, debe nuevamente destacarse la viabilidad en el examen de los especímenes normalizados. Por todo ello, puede considerarse éste como un estudio preliminar que motive una línea futura de investigación en estructuras de mayor envergadura. En cualquier caso, si la metodología y las herramientas específicas desarrolladas permiten cuantificar y ampliar el ciclo de vida estructural, la inversión tecnológica estará justificada.

- **Se ha desarrollado la herramienta de cálculo FemModes basada en una formulación multiescala para la simulación del comportamiento vibratorio de laminados de material compuesto.**

El código de elementos finitos FemModes permite calcular el comportamiento vibratorio de sistemas no amortiguados con geometrías regulares bajo unas condiciones de contorno arbitrarias, realizando el análisis con elementos isoparamétricos cuadriláteros y hexaédricos. La formulación de los elementos cuadriláteros se trata de una generalización de la teoría de Reissner-Mindlin para materiales laminados anisótropos que contempla los fenómenos axiales, de flexión y de cortadura. El programa admite el tratamiento de materiales anisótropos homogéneos o laminados, cuyas características elásticas pueden ser descritas en la micro, la meso o la macroescala. En cada punto de integración del elemento se define la configuración del laminado a partir de la teoría de capa única equivalente, así como las propiedades de los materiales constituyentes y su estado de degradación. El código se ha validado con los resultados experimentales del análisis modal de los laminados intactos, obteniéndose un alto grado de correlación en la modelización bidimensional y una correlación aceptable en la modelización tridimensional, debido a los problemas inherentes de la formulación del elemento relacionados con el efecto de bloqueo por cortante. Además, se incorpora un módulo para el tratamiento de las curvas experimentales de FRF que permite estimar los parámetros modales y calcular la matriz de correlación modal experimental y numérico-experimental.

En general, se ha demostrado la adecuación de la formulación multiescala para la simulación del comportamiento vibratorio de los laminados. Inicialmente, el grado de correlación numérico-experimental se ha utilizado como un indicador

para la verificación y validación de las propiedades elásticas de los materiales constituyentes proporcionadas por los fabricantes. La predicción del comportamiento dinámico del laminado degradado se ha fundamentado en una estrategia de reducción localizada de la rigidez elástica del material. Para ello se han asignado en cada punto de integración las variables internas que definen el estado de degradación estimado de cada material constituyente. Los resultados permiten reproducir satisfactoriamente el efecto del daño inducido por impacto en la respuesta dinámica sin necesidad de formular elementos especiales en la interfase o de imponer condiciones cinemáticas en la región de la deslaminación.

- **Se han obtenido resultados experimentales concluyentes en relación a la influencia de deslaminaciones artificiales embebidas en el laminado.**

Los resultados experimentales han constatado que las deslaminaciones artificiales inducen efectos adversos en la respuesta dinámica y en la capacidad portante de los laminados, pero estos difieren significativamente de los efectos provocados por un daño real inducido por impacto, evidenciando así la inadecuación de la hipótesis experimental. No obstante, en su análisis se han reportado conclusiones relevantes en cuanto al efecto del tamaño, la profundidad del defecto y la influencia aislada en el comportamiento vibratorio, en la resistencia a compresión y en la rigidez transversal.

De un modo indirecto los resultados obtenidos subrayan la importancia en la consideración de otros mecanismos de fallo diferentes a la deslaminación. La rotura de las fibras inducida por los impactos más severos tiene un efecto significativo en los modos de vibración y en la rigidez residual transversal. En el caso del ensayo de compresión se destacó la importancia de la indentación y de la curvatura de las fibras inducida por el impacto, que originan una inestabilidad local previa al colapso del laminado. Asimismo, la mayoría de estrategias numéricas para la simulación del daño por impacto -como los elementos de tipo cohesivo- se centran análogamente en el análisis y la reproducción aislada de la deslaminación, sin embargo, en determinadas circunstancias se ha demostrado que ésta no es la única responsable de la degradación estructural y de la variación en la respuesta dinámica. Todo ello cuestiona las estrategias que desacoplan los efectos del fallo interlaminar de los del daño real inducido.

## 7.2. Futuras líneas de investigación

Tras la realización del presente trabajo de investigación se identifican aspectos generales de la metodología que requieren un desarrollo más profundo, dando lugar a distintas futuras líneas de investigación expuestas a continuación.

- **Análisis de componentes y estructuras reales.**

Los resultados obtenidos son específicos para una geometría y unas condiciones

físicas determinadas, por ello debe evaluarse la aplicabilidad de la técnica en componentes y estructuras de mayor envergadura, y si es posible, operando en condiciones de servicio. Para ello deben explorarse otras técnicas de vibración como el análisis modal operacional, en el que la fuente de excitación del sistema es la propia estructura en su régimen de operación. En este sentido pueden plantearse metodologías de identificación automatizadas que no requieran una intervención durante el postproceso.

- **Extensión del estudio a otras tipologías de daño en compuestos.**

El estudio está acotado a la identificación del daño por impacto, sin embargo las estructuras de material compuesto laminado son susceptibles a otras tipologías de daño que pueden sobrevenir durante el servicio, como por ejemplo los fenómenos de degradación medioambiental. Éstos son particularmente nocivos para la matriz, debido al efecto de la exposición a los rayos ultravioletas o a los efectos adversos inducidos por la humedad dada la higroscopicidad de las resinas.

- **Instrumentación permanente del espécimen, el componente o la estructura.**

La metodología presentada consiste esencialmente en una herramienta de inspección post-daño. Sin embargo, un gran número de aplicaciones demandan una automatización de la inspección y en tiempo real. El desarrollo incipiente de instrumentación embebida mediante galgas extensométricas, sensores piezoeléctricos y sensores de fibra óptica, se presenta como una alternativa potencial para la instrumentación permanente, posibilitando además la detección y la caracterización de eventos de carga súbita. En particular, los sensores de fibra óptica están abriendo un campo de desarrollo en la monitorización de la salud estructural. Éstos pueden insertarse entre las láminas durante el proceso de fabricación y distribuirse por todo el dominio de la estructura, obteniéndose una malla de puntos de referencia, un requisito para la aplicación de las técnicas y los criterios de correlación modal. No obstante, deben evaluarse los efectos locales de la distorsión alrededor del sensor embebido, especialmente la desalineación de las fibras y sus consecuencias en el comportamiento a compresión del laminado.

- **Simulación numérica del comportamiento resistente residual de laminados compuestos.**

FEMCOM ComPack-Aero permite simular el comportamiento resistente residual a compresión de laminados compuestos, basándose en una formulación que considera el fenómeno del micro-pandeo de las fibras en la teoría de mezclas serie-paralelo. A pesar de ello, la simulación numérica ha quedado fuera del alcance del presente trabajo. Por ello, debe profundizarse en su estudio iniciándose con una validación a partir de los resultados experimentales obtenidos.

- **Incorporar las funcionalidades de FemModes a FEMCOM ComPack-Aero.**

Pueden ampliarse las funcionalidades de FEMCOM ComPack-Aero incorporando un módulo de análisis modal y el módulo de postproceso para el tratamiento de las curvas experimentales de FRF que permite estimar los parámetros modales empíricos y sobretodo obtener la matriz de correlación modal experimental y numérico-experimental. Además, debe estudiarse la gran dispersión de los resultados entre las modelizaciones bi y tridimensionales en la simulación de la respuesta dinámica de los laminados degradados y la posible relación con la limitación en el mallado. Al tratarse de un código compilado, se resuelven parte de los problemas relacionados con el coste computacional que han limitado el estudio con FemModes.

- **Incorporar los criterios de correlación en metodologías numéricas iterativas para la identificación del daño.**

Las metodologías numéricas iterativas para la identificación del daño se basan, por lo general, en estrategias de reducción localizada de la rigidez elástica del material. Al tratarse de un proceso iterativo, dependiendo del tamaño del dominio analizado y del defecto a identificar, puede resultar en una tarea inviable. El uso de los criterios formulados para localización geométrica puede ayudar delimitando las regiones candidatas a presentar un estado de degradación.

- **Desarrollo de una herramienta mixta numérico-experimental para la estimación de las propiedades elásticas de los laminados y de los materiales constituyentes.**

La correlación entre los parámetros modales estimados numérica y empíricamente ha permitido indirectamente validar las propiedades de los materiales constituyentes del laminado. Ello permite el desarrollo de una herramienta inversa para la estimación no destructiva de las propiedades elásticas. Si bien este es un campo explorado por otros autores, la mayoría se han centrado en la estimación de las propiedades en la macroescala del laminado y a lo sumo en la mesoescala, pero resta por explorar la microescala.

