

Influencia de la velocidad de impacto en la delaminación generada por impactos transversales de baja velocidad en tejidos carbono-epoxi. Dependencia del comportamiento interlaminar del composite a la velocidad de propagación de grieta.

HARITZ ZABALA RODRIGUEZ

Directores de tesis:

Dr. D. Laurentzi Aretxabaleta Ramos

Dr. D. Germán Castillo López



Para obtener el título de **DOCTOR**
por MONDRAGON UNIBERTSITATEA

Departamento de Mecánica y Producción Industrial
Mondragon Unibertsitatea

Julio 2014

A Florencio.

DECLARACIÓN DE ORIGINALIDAD

Declaro que el trabajo desarrollado y presentado en esta tesis es original y ha sido llevado a cabo por mí dentro del Departamento de Mecánica y Producción Industrial de la Escuela Politécnica Superior de Mondragon Unibertsitatea, y que ninguna parte de él ha sido empleada para obtener un título o grado similar.

Haritz Zabala
Julio 2014

AGRADECIMIENTOS

Al término de esta tesis, me gustaría poder expresar mi agradecimiento a quienes con su ayuda y apoyo me han alentado a alcanzar esta meta. Mediante estas líneas quisiera darles las gracias a todos ellos, también disculparme porque seguro que olvido más de un participe directo o indirecto de este trabajo.

En primer lugar me gustaría mostrar mi gratitud a mis directores de tesis, Dr. Laurentzi Aretxabaleta y Dr. Germán Castillo, por su excelente dirección y el apoyo que me han brindado durante todo el desarrollo de la tesis. Y en el caso de Germán, incluso antes de comenzarla.

Al departamento de Mecánica y Producción Industrial y la línea de Polímeros y Compuestos, por darme la oportunidad de poder realizar esta tesis. A Jon por sus innumerables contribuciones en la redacción de artículos; a Gorka por enseñarme todos esos pequeños pero vitales trucos en la fabricación de composites; a Modesto por, entre otras cosas, tener siempre un momento para compartir la carga de la redacción de nuestros respectivos documentos; y a Mariasun por ser como es y tener siempre una palabra amable para todos nosotros. A los técnicos del taller, Gotzon, Iñaki, Arkaitz y Mikel, por todos los imprevistos de última hora que me habéis solventado tantas veces. Y por supuesto a Larraitz, por su inestimable ayuda en el trabajo de laboratorio.

Quisiera agradecer a las Universidades de Málaga y Oviedo, y a las personas vinculadas a ellas (Antonio, Patricia, Tomás...), su ayuda desinteresada y el excelente trato recibido durante mis cortas estancias allí. También me gustaría dar las gracias a los doctores Agustín Chiminelli y Faustino Mujika por prestarme su tiempo y conocimiento en dos cortas pero provechosas entrevistas, que me sirvieron para darme cuenta de que esta tesis no iba tan mal encaminada.

Agradezco al grupo de doctorandos de MPI, a los que me recibieron cuando llegue (Luis, Joseba, Christian, Asier, Aitor y Jon) y a los que despido al marchar (Arkaitz, Alex, Jaione, Jon Ander, Ondiz, Irantzu, Aitor,...) por haber sido tan buenos compañeros de trabajo y café. A todos los doctorandos de la línea de Compuestos (Joseba, Tena, Aritz y Mainer) por hacer

más amenas las horas de taller y por todas las cosas que hemos aprendido juntos. A Iñigo por eso, y también por todas sus “desinteresadas” idas y venidas a Uranor-Metraltec. También me gustaría agradecer a otros doctorandos o actualmente doctores, los momentos que hemos compartido más allá del trabajo y desde antes del comienzo de esta tesis (Kintana, Alain, Sori,...). Y por último a Jorge, por todo lo que ha aportado con su trabajo al desarrollo de esta tesis.

A mis amigos Cenu, Manu, Kuki, Moro, Itsaso,... por “obligarme” a salir del trabajo y desconectar por un rato. También a Oliver y al Kinki, que aún desde el destierro siguen estando presentes en mi vida.

Mi más profunda gratitud a toda mi familia, sobre todo a mis padres, hermanas y abuelos, pero también a mi tío Juanjo y al clan de los Zabala, porque todo lo que soy os lo debo a vosotros. Y en especial a los de casa, por apoyarme siempre y por todos los buenos consejos que me habéis dado últimamente.

Y por último, mi agradecimiento más especial para Ariane, que me ha ayudado en mil y una cosas tanto del trabajo como del día a día, y ha sufrido conmigo los momentos más duros de esta tesis, en los que me ha apoyado y animado de todas las maneras posibles.

ESKERRAK

Tesi honen bukaerara iristean, neure helburua lortzeko euren laguntza, babesa eta sostengua eman didaten guztiei eskertu nahi nieke. Eta lerro hauen bidez, eskerrak eman ere bai; bestalde, neure burua ere zuritu nahi nuke, ziur bainago lan honetan zuzenean nahiz zeharretara parte hartu duen bat baino gehiago ahaztu dudala.

Lehenik eta behin, nire tesi zuzendariei, Laurentzi Aretxabaletari eta Germán Castillori, neure esker ona erakutsi nahi nieke, euren gidaritza bikain eta tesiaren garapenean zehar eskainitako laguntzagatik. Eta Germanen kasuan, tesia hasi baino lehen ere bere laguntza eskaintzeagatik

Mekanika eta Ekoizpen Industrialeko departamentuari eta bereziki Polimero eta Material Konposatuen lerroari, tesi hau burutzeko aukera emateagatik. Joni, artikuluen garapenerako egin dizkidan ekarpen ugariengatik; Gorkari, konpositeen fabrikazioaren inguruko trikimailu txiki baina ezinbestekoak direnak irakasteagatik; Modestori, beste gauza batzuen artean, beti gutariko bakoitzari zegozkion dokumentuak idazteko zama partekatzeko une bat izateagatik eta Mariasuni, den bezalakoa izan eta beti hitz adeitsuren bat izateagatik. Tailerreko teknikariei, Gotzon, Iñaki, Arkaitz eta Mikeli sarritan azken orduko ustekabe guztiak konpontzeagatik. Eta, noski, Larraitzi, laborategiko lanetan eskainitako laguntza guztiagatik.

Malaga eta Oviedoko Unibertsitateei ere eskerrak eman nahi nizkieke, baita bertan ezagututako pertsona guztiei ere (Antonio, Patricia, Tomas, ...), bertan izandako egonaldi laburretan zehar jasotako laguntza eta tratu bikainagatik. Agustín Chiminelli eta Faustino Mujika doktoreei ere eskertu nahi nieke, euren denbora eta ezagupenak eskaintzeagatik bi elkarrizketa labor baina aberasgarritan, orduan konturatu bainintzen tesi hau ez zegoela gaizki bideratuta.

MPIko doktoregaiei ere eskerrak ematen dizkiet, heldu nintzenean hartu nindutenei (Luis, Joseba, Christian, Asier, Aitor eta Joni) eta tesia bukatzerakoan agur esaten diedanei (Arkaitz, Alex, Jaione, Jon Ander, Ondiz, Irantzu, Aitorri, ...), lankide eta kafe lagun bikainak izateagatik. Material Konposatuen lerroko doktoregaiei (Joseba, Tena, Aritz eta Mainerri) tailerreko orduak atseginago egin eta elkarrekin ikasitako gauza guztiengatik.

Iñigori, aurretik aipatutako guztiaz gain, Uranor-Metraltecera egindako joan-etorri “desinteresatu” guztiengatik. Eta beste doktoregai edo gaur egun doktore direnei (Kintana, Alain, Soriri,...) eskertu nahiko nizkieke elkarren artean, lanaz aparte, igaro ditugun uneak, baita tesi hau hasi aurretik igaro genituenak ere. Eta azkenik Jorgeri, bere lanaren ekarpenak tesiaren garapenean lagungarri izan zaizkidalako.

Nire lagun Cenu, Manu, Kuki, Moro, Itsaso eta besteei lanetik deskonektatzeko etenaldiak egitera “behartu” nauzuelako. Baita Oliver eta Kinkiri ere, erbestean egonda ere, nire bizitzan presente izaten jarraitzen dutelako.

Nire eskerrik beroenak nire familiari, batez ere nire guraso, arreba eta aitona-amonei; baita nire osaba Juanjo eta Zabalatarrei ere, naizen guztia zuei dizuedalako zor. Eta bereziki etxekoei, beti laguntzeko prest agertu zaretelako eta azken aldian eman dizkidazuen aholku on guztiengatik.

Eta azkenik, nire eskerrik beroenak Arianeri, mila eratara lagundu nauelako bai lanean zein egunerokotasunean eta nirekin bizi izan dituelako tesiko unerik gogorrenak, zeinetan animatu eta lagundu nauen.

RESUMEN

Los composites de matriz polimérica reforzados con tejido son materiales que por sus excelentes propiedades mecánicas específicas están llamados a ocupar un papel importante en el aligeramiento, necesario para reducir consumos y emisiones, de los vehículos de transporte. A día de hoy, sin embargo, su empleo en componentes tanto de automoción como ferroviarios está condicionado por su comportamiento frente a impactos de baja velocidad, una de las sollicitaciones más restrictivas a las que son sometidos en estas aplicaciones. La resistencia al impacto y el comportamiento mecánico de los materiales compuestos a velocidades de deformación elevadas son por tanto, dos requerimientos de vital importancia en el desarrollo de este tipo de componentes.

En esta tesis se ha llevado a cabo un estudio experimental sobre el comportamiento frente a impacto de un material compuesto de matriz epoxi y refuerzo de tejido de fibra de carbono fabricado por infusión. En primer lugar, se ha analizado y cuantificado la influencia de la velocidad de impacto en el daño generado sobre placas, tanto gruesas como delgadas. Y a continuación, se ha estudiado la influencia de la velocidad de deformación en el comportamiento interlaminar del composite.

El trabajo realizado ha demostrado que el daño generado por impactos equienergéticos de baja velocidad sobre una determinada estructura composite depende de la velocidad de dicho impacto. Esta dependencia se asocia a la reducción de la tenacidad a la fractura interlaminar del material compuesto al aumentar su velocidad de deformación; algo que ha sido confirmado mediante la caracterización interlaminar en modo I y II del composite a diferentes velocidades de carga.

LABURPENA

Karbono zuntzeko ehun bidez indartutako matrize polimerikodun material konposatuak, dituzten propietate espezifiko bikainak direla eta, garraio ibilgailuak arintzeko hautagai ezinobeak dira. Gaur egun, material konposatuen erabilera automozio eta trenbide sektoreetan abiadura baxuko talkarekiko erresistentziari loturik dago. Talkarekiko erresistentzia eta portaera mekanikoa deformazio abiadura handietan, ezinbesteko eskakizunak dira garraio ibilgailuen osagarrien garapenean.

Tesi honetan, infusio bidez moldeatutako karbono-zuntzez indartutako epoxi matrizedun konposite baten talka portaera ikertu da esperimentalki. Lehenik eta behin, talka abiadurak materialean sorturiko kaltean duen eragina aztertu eta kuantifikatu da, bai plaka mehe zein lodietan. Ondoren, deformazio abiadurak materialaren portaera interlaminarrean duen eragina aztertu da.

Burututako lanak, abiadura baxuko eta energia bereko talken eraginez materialean sortutako kaltea, talka abiaduraren menpekoea dela erakutsi du. Menpekotasun hau, konpositeak deformazio abiadura handietan jasaten duen zailtasun interlaminarraren murrizketari egotzi dakioke. Hau, karga abiadura ezberdinetan burututako materialaren karakterizazio interlaminarraren bidez baieztatu da, I eta II moduetan.

ÍNDICE DE CONTENIDOS

| | |
|--|-----------|
| Declaración de originalidad..... | i |
| Agradecimientos | iii |
| Eskerrak | v |
| Resumen..... | vii |
| Laburpena..... | ix |
| Índice de contenidos..... | xi |
| Índice de figuras..... | xv |
| Índice de tablas..... | xxi |
| Lista de símbolos | xxiii |
| Lista de abreviaturas..... | xxv |
| | |
| 1 Introducción | 1 |
| 1.1 <i>Enmarque de la tesis</i> | 1 |
| 1.2 <i>Organización de la memoria de la tesis</i> | 3 |
| 2 Estado del arte..... | 5 |
| 2.1 <i>Comportamiento frente a impacto transversal de baja velocidad</i> | 6 |
| 2.1.1 Caracterización a impacto transversal de baja velocidad..... | 7 |
| 2.1.2 Evolución del daño en impactos transversales de baja velocidad | 9 |
| 2.1.3 Influencia de la velocidad en el comportamiento a impacto..... | 11 |
| 2.2 <i>Comportamiento interlaminar de un material compuesto</i> | 13 |
| 2.2.1 Caracterización interlaminar en modo I | 14 |
| 2.2.2 Influencia de la velocidad de deformación en modo I | 15 |
| 2.2.3 Caracterización interlaminar en modo II..... | 20 |
| 2.2.4 Influencia de la velocidad de deformación en modo II..... | 23 |
| 2.3 <i>Estudio crítico del estado del arte</i> | 25 |
| 3 Objetivos | 29 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 4 | Fabricación y caracterización del material compuesto | 31 |
| 4.1 | <i>Descripción de los constituyentes</i> | 31 |
| 4.1.1 | Matriz | 31 |
| 4.1.2 | Refuerzo..... | 33 |
| 4.2 | <i>Descripción del proceso de fabricación</i> | 34 |
| 4.3 | <i>Propiedades físicas del material compuesto fabricado</i> | 39 |
| 4.4 | <i>Caracterización mecánica del material compuesto fabricado</i> | 41 |
| 4.4.1 | Caracterización de las propiedades intralaminas | 41 |
| 4.4.2 | Resistencia a cortadura interlaminar | 44 |
| 4.5 | <i>Material compuesto unidireccional de referencia</i> | 46 |
| 5 | Impacto transversal de baja velocidad | 49 |
| 5.1 | <i>Caracterización a impacto.....</i> | 49 |
| 5.1.1 | Descripción de las probetas | 49 |
| 5.1.2 | Descripción de los ensayos..... | 50 |
| 5.1.3 | Análisis de las curvas fuerza-tiempo | 51 |
| 5.1.4 | Umbral de daño | 53 |
| 5.1.5 | Evolución de los parámetros de impacto..... | 55 |
| 5.2 | <i>Evolución del daño</i> | 57 |
| 5.2.1 | Inspección no destructiva mediante ultrasonidos | 58 |
| 5.2.2 | Análisis macroscópico de las zonas de impacto | 61 |
| 5.2.3 | Inspección mediante líquidos penetrantes..... | 64 |
| 5.3 | <i>Influencia de la velocidad de impacto en la delaminación</i> | 65 |
| 5.3.1 | Influencia de la velocidad de impacto en la respuesta de la probeta..... | 66 |
| 5.3.2 | Influencia de la velocidad en el daño generado sobre la probeta..... | 70 |
| 5.3.3 | Influencia de la velocidad en las propiedades residuales..... | 74 |
| 5.4 | <i>Resumen del trabajo realizado y de los resultados obtenidos</i> | 76 |
| 6 | Comportamiento interlaminar en modo I | 79 |
| 6.1 | <i>Procedimiento experimental</i> | 79 |
| 6.1.1 | Descripción de las probetas | 80 |
| 6.1.2 | Descripción de los ensayos..... | 81 |
| 6.2 | <i>Resultados</i> | 83 |
| 6.2.1 | Evolución de la fuerza y la longitud de grieta con la apertura de la probeta | 83 |
| 6.2.2 | Tenacidad a la fractura interlaminar en modo I | 89 |
| 6.2.3 | Fractografía de las superficies delaminadas | 93 |
| 6.2.4 | Evolución de la tenacidad interlaminar en modo I con la velocidad de propagación de grieta .. | 95 |
| 6.3 | <i>Análisis de los resultados mediante un modelo numérico</i> | 97 |
| 6.3.1 | Descripción del modelo | 97 |
| 6.3.2 | Modelización del comportamiento interlaminar en modo I | 99 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 6.3.3 | Resultados de las simulaciones..... | 103 |
| 6.4 | <i>Resumen del trabajo realizado y de los resultados obtenidos</i> | 106 |
| 7 | Comportamiento interlaminar en modo II | 109 |
| 7.1 | <i>Procedimiento experimental</i> | 109 |
| 7.1.1 | Descripción de las probetas..... | 110 |
| 7.1.2 | Descripción de los ensayos | 110 |
| 7.2 | <i>Resultados</i> | 113 |
| 7.2.1 | Evolución de la fuerza y la longitud de grieta con el desplazamiento | 113 |
| 7.2.2 | Tenacidad a la fractura interlaminar en modo II | 118 |
| 7.3 | <i>Estimación de G_{IIC} a partir de los ensayos de impacto</i> | 122 |
| 7.4 | <i>Resumen del trabajo realizado y de los resultados obtenidos</i> | 124 |
| 8 | Conclusiones generales | 127 |
| 8.1 | <i>Conclusiones</i> | 127 |
| 8.2 | <i>Aportaciones</i> | 129 |
| 8.3 | <i>Líneas futuras</i> | 130 |
| | Bibliografía | 131 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | | |
|-------------|---|----|
| Figura 2.1 | Respuesta de la estructura en función del tipo de impacto (Olsson 2000) (a) impacto de baja velocidad (b) impacto de velocidad intermedia y (c) impacto balístico. | 6 |
| Figura 2.2 | Fractografía transversal de un material compuesto impactado (Chester & Clark 1992). | 8 |
| Figura 2.3 | Inspección mediante ultrasonidos de dos probetas sometidas a impacto (Sánchez-Sáez et al. 2005). Las zonas oscuras representan el área delaminada..... | 9 |
| Figura 2.4 | Modos de fallo en un laminado ortogonal no tejido sometido a impacto (Gamstedt & Sjögren 2002). | 10 |
| Figura 2.5 | Descripción de la evolución del daño para laminados multidireccionales: (a) placas delgadas y (b) placas gruesas según Abrate (Abrate 2005)..... | 11 |
| Figura 2.6 | Modos de propagación de una grieta (Norma UNE 7540:1998)..... | 14 |
| Figura 2.7 | Descripción esquemática de un ensayo DCB (Blanco 2005)..... | 14 |
| Figura 2.8 | Descripción esquemática de un ensayo WIF (Blanco 2005). | 15 |
| Figura 2.9 | Descripción de los posibles mecanismos de disipación de energía en el fallo interlaminar de composites unidireccionales (Friedrich et al. 1989)..... | 18 |
| Figura 2.10 | Descripción esquemática de un ensayo ENF y SENF (Blanco 2005)..... | 20 |
| Figura 2.11 | Descripción esquemática de un ensayo ELS (Blanco 2005)..... | 21 |
| Figura 2.12 | Descripción esquemática de un ensayo CNF (Kageyama & Kimpara 1991) y un ensayo de DENF (Berger & Cantwell 2001a). | 22 |
| Figura 4.1 | Geometría y dimensiones (en mm) de las probetas empleadas para la caracterización a tracción de la matriz..... | 32 |
| Figura 4.2 | Desmoldeo de las probetas una vez curadas..... | 32 |
| Figura 4.3 | (a) Descripción de un tejido plano equilibrado (Matex 2014) y (b) fotografía del tejido empleado. | 33 |
| Figura 4.4 | Diagrama esquemático del proceso de infusión (MFGC 2014)..... | 34 |
| Figura 4.5 | Vidrio templado sobre el que se realiza la infusión (perímetro exterior) y molde inferior delimitado por cinta adhesiva (perímetro interior). | 35 |
| Figura 4.6 | Capas de refuerzo sobre el molde inferior (delimitado por la cinta adhesiva). 35 | |
| Figura 4.7 | Colocación del <i>peel-ply</i> sobre el refuerzo. | 35 |
| Figura 4.8 | Colocación de los conductos de entrada (superior) y salida (inferior) de la resina. | 36 |
| Figura 4.9 | Molde cerrado y listo para el proceso de infusión..... | 37 |
| Figura 4.10 | Imagen general del proceso de infusión. | 37 |

| | | |
|-------------|--|----|
| Figura 4.11 | Placa obtenida a través del proceso de infusión..... | 38 |
| Figura 4.12 | Colocación del film antiadherente para la fabricación de probetas con una delaminación inicial..... | 38 |
| Figura 4.13 | Probetas con talones obtenidas por corte por chorro de agua para (a) ensayos de tracción y (b) ensayos de cizalladura..... | 41 |
| Figura 4.14 | Geometría y dimensiones (en mm) de las probetas de tracción..... | 42 |
| Figura 4.15 | Evolución con la velocidad de deformación del módulo de elasticidad y la resistencia del material compuesto en su dirección principal..... | 43 |
| Figura 4.16 | Geometría y dimensiones (en mm) de las probetas de tracción..... | 43 |
| Figura 4.17 | Evolución del módulo y la resistencia de cizalladura del material con la velocidad de deformación..... | 44 |
| Figura 4.18 | Dimensiones de las probetas de ILSS en función del espesor del laminado... .. | 45 |
| Figura 4.19 | Configuración del ensayo de ILSS y distribución de las tensiones de tracción/compresión y cortadura sobre la viga..... | 45 |
| Figura 4.20 | (a) Refuerzo unidireccional de referencia, con presencia de vidrio E en la dirección transversal (horizontal), y (b) tejido plano equilibrado objeto de estudio..... | 46 |
| Figura 5.1 | Descripción de la máquina de caída de dardo..... | 50 |
| Figura 5.2 | Evolución de las curvas $F-t$ de dos impactos que no generan daño (1 y 2 J) y un tercero que sí lo genera (3 J) para probetas gruesas..... | 52 |
| Figura 5.3 | Curvas $F-t$ representativas de cada modo de fallo para probetas delgadas..... | 52 |
| Figura 5.4 | Curvas $F-t$ representativas de cada modo de fallo para probetas intermedias..... | 53 |
| Figura 5.5 | Curvas $F-t$ representativas de cada modo de fallo para probetas gruesas..... | 53 |
| Figura 5.6 | Curvas $F-t$ y $E-t$ y umbrales de daño para dos impactos sobre probetas intermedias que generan (a) delaminación y (b) delaminación y rotura de fibras..... | 54 |
| Figura 5.7 | Evolución del umbral de delaminación y del umbral de rotura de fibras con el espesor..... | 55 |
| Figura 5.8 | Evolución de la fuerza máxima con la energía de impacto para los tres tipos de probeta..... | 56 |
| Figura 5.9 | Evolución del tiempo de contacto con la energía de impacto para los tres tipos de probeta..... | 56 |
| Figura 5.10 | Evolución de la rigidez residual relativa con la energía de impacto para los tres tipos de probeta..... | 57 |
| Figura 5.11 | Descripción del sistema de ultrasonidos..... | 58 |
| Figura 5.12 | Evolución de la proyección del área dañada en probetas delgadas..... | 59 |
| Figura 5.13 | Evolución de la proyección del área dañada en probetas intermedias..... | 60 |
| Figura 5.14 | Evolución de la proyección del área dañada en probetas gruesas..... | 60 |
| Figura 5.15 | Evolución del área dañada con la energía de impacto..... | 61 |
| Figura 5.16 | Evolución del daño en la zona de impacto para probetas delgadas..... | 62 |
| Figura 5.17 | Evolución del daño en la zona de impacto para probetas intermedias..... | 62 |
| Figura 5.18 | Evolución del daño en la zona de impacto para probetas gruesas..... | 63 |
| Figura 5.19 | Probeta delgada impactada dentro del rango de delaminación (3 J)..... | 63 |

| | | |
|-------------|--|----|
| Figura 5.20 | Probeta gruesa impactada dentro del rango de delaminación (16 J)..... | 64 |
| Figura 5.21 | Evolución de la delaminación en probetas delgadas..... | 65 |
| Figura 5.22 | Evolución de la delaminación en probetas intermedias..... | 65 |
| Figura 5.23 | Evolución de la delaminación en probetas gruesas..... | 65 |
| Figura 5.24 | Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 2 J a diferentes velocidades sobre una probeta delgada. | 67 |
| Figura 5.25 | Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 4 J a diferentes velocidades sobre una probeta delgada. | 67 |
| Figura 5.26 | Evolución del desplazamiento residual (d_{res}) y la energía disipada (E_{dis}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas delgadas..... | 67 |
| Figura 5.27 | Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 4 J realizados a diferentes velocidades sobre una probeta intermedia..... | 68 |
| Figura 5.28 | Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 8 J realizados a diferentes velocidades sobre una probeta intermedia..... | 68 |
| Figura 5.29 | Evolución del desplazamiento residual (d_{res}) y la energía disipada (E_{dis}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas intermedias..... | 69 |
| Figura 5.30 | Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 4 J realizados a diferentes velocidades sobre probetas gruesas. | 69 |
| Figura 5.31 | Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 12 J realizados a diferentes velocidades sobre probetas gruesas. | 70 |
| Figura 5.32 | Evolución del desplazamiento residual (d_{res}) y la energía disipada (E_{dis}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas gruesas..... | 70 |
| Figura 5.33 | Comparativa del daño generado sobre probetas delgadas en dos impactos equienergéticos (4 J) a diferentes velocidades..... | 71 |
| Figura 5.34 | Comparativa del daño generado sobre probetas gruesas en dos impactos equienergéticos (12 J) a diferentes velocidades..... | 72 |
| Figura 5.35 | Evolución del área dañada con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas delgadas. | 73 |
| Figura 5.36 | Evolución del área dañada con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas intermedias..... | 73 |
| Figura 5.37 | Evolución del área dañada con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas gruesas. | 73 |
| Figura 5.38 | Evolución de la rigidez residual relativa (K_{res}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas delgadas..... | 74 |
| Figura 5.39 | Evolución de la rigidez residual relativa (K_{res}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas intermedias..... | 75 |
| Figura 5.40 | Evolución de la rigidez residual relativa (K_{res}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas gruesas..... | 75 |
| Figura 6.1 | Descripción esquemática de un ensayo DCB (Blanco 2005)..... | 79 |
| Figura 6.2 | Geometría y dimensiones (en mm) de las probetas de DCB..... | 80 |
| Figura 6.3 | Probeta DCB preparada para ser ensayada | 81 |
| Figura 6.4 | Probeta cargada durante un procedimiento de ensayo de DCB..... | 82 |

| | | |
|-------------|--|----|
| Figura 6.5 | Equipo empleado para la realización de un ensayo de DCB. | 83 |
| Figura 6.6 | Secuencia de fotogramas mostrando un ensayo de DCB llevado a cabo a una velocidad de 0,14 m/s sobre una probeta de tejido. | 84 |
| Figura 6.7 | Imágenes transversales de probetas sometidas a ensayos de DCB: (a) puentes de fibra y (b) probeta unidireccional de este estudio sin puentes de fibra. | 84 |
| Figura 6.8 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ de un ensayo cuasi-estático y otro a 0,190 m/s sobre (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccionales. | 85 |
| Figura 6.9 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos cuasi-estáticos de DCB sobre probetas de tejido. | 86 |
| Figura 6.10 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,048 m/s sobre probetas de tejido. | 86 |
| Figura 6.11 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,095 m/s sobre probetas de tejido. | 86 |
| Figura 6.12 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,143 m/s sobre probetas de tejido. | 87 |
| Figura 6.13 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,190 m/s sobre probetas de tejido. | 87 |
| Figura 6.14 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos cuasi-estáticos de DCB sobre probetas unidireccionales. | 87 |
| Figura 6.15 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,048 m/s sobre probetas unidireccionales. | 87 |
| Figura 6.16 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,095 m/s sobre probetas unidireccionales. | 88 |
| Figura 6.17 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,143 m/s sobre probetas unidireccionales. | 88 |
| Figura 6.18 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,190 m/s sobre probetas unidireccionales. | 88 |
| Figura 6.19 | Aproximación exponencial de las curvas experimentales $F-\delta$ obtenidas a diferentes velocidades de ensayo sobre (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccionales... .. | 89 |
| Figura 6.20 | Aproximación logarítmica de las curvas experimentales $a-\delta$ obtenidas a diferentes velocidades de ensayo sobre (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccionales... .. | 89 |
| Figura 6.21 | Obtención del valor de Δ para emplearlo en el MBT (ASTM D5528). | 90 |
| Figura 6.22 | Concentración de porosidad cerca del film antiadherente en una probeta de tejido. | 90 |
| Figura 6.23 | Curvas R de los ensayos representativos de tres velocidades de carga en probetas de tejido. | 91 |
| Figura 6.24 | Curvas R de los ensayos representativos de tres velocidades de carga en probetas unidireccionales. | 91 |
| Figura 6.25 | Evolución de G_{IC} con la velocidad de carga para ambos materiales. | 92 |
| Figura 6.26 | Imágenes macroscópicas de las superficies delaminadas de dos probetas unidireccionales ensayadas a diferentes velocidades de carga. | 93 |

| | | |
|-------------|--|-----|
| Figura 6.27 | Imágenes macroscópicas de las superficies delaminadas de dos probetas de tejido ensayadas a diferentes velocidades de carga..... | 94 |
| Figura 6.28 | Zona rica en fibra de una superficie delaminada de una probeta de tejido..... | 94 |
| Figura 6.29 | Evolución de C_a con la velocidad de apertura de grieta para ambos materiales. | 95 |
| Figura 6.30 | Evolución de la velocidad de propagación de grieta con la apertura de la probeta para las diferentes velocidades de ensayo para (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccionales..... | 96 |
| Figura 6.31 | Evolución de G_{IC} con la velocidad de propagación de grieta para (a y b) probetas de tejido y (c y d) probetas unidireccionales. | 97 |
| Figura 6.32 | Modelo geométrico empleado en las simulaciones. | 98 |
| Figura 6.33 | Mallado empleado en el modelo numérico. | 99 |
| Figura 6.34 | Comportamiento cohesivo bilineal descrito por Barenblatt (Barenblatt 1962). | 100 |
| Figura 6.35 | Curvas α - δ obtenidas de la simulación de ensayos cuasi-estáticos empleando como valores de σ_{coh} : la resistencia de la matriz (Matriz) y el valor de $ILSS$ (ILSS). | 102 |
| Figura 6.36 | Curvas F - δ y α - δ para $G_C=498$ J/m ² (velocidad de ensayo cuasi-estática)..... | 103 |
| Figura 6.37 | Curvas F - δ y α - δ para $G_C=480$ J/m ² (velocidad de ensayo de 0,048 m/s)..... | 104 |
| Figura 6.38 | Curvas F - δ y α - δ para $G_C=447$ J/m ² (velocidad de ensayo de 0,095 m/s)..... | 104 |
| Figura 6.39 | Curvas F - δ y α - δ para $G_C=442$ J/m ² (velocidad de ensayo de 0,143 m/s)..... | 104 |
| Figura 6.40 | Curvas F - δ y α - δ para $G_C=402$ J/m ² (velocidad de ensayo de 0,190 m/s)..... | 104 |
| Figura 6.41 | Curvas F - δ para las diferentes velocidades de ensayo (a) experimental y (b) simulación. | 105 |
| Figura 6.42 | Curvas α - δ para las diferentes velocidades de ensayo (a) experimental y (b) simulación. | 106 |
| Figura 7.1 | Descripción esquemática de un ensayo 4ENF (Martin & Davidson 1999)..... | 109 |
| Figura 7.2 | Dimensiones (en mm) de las probetas de 4ENF..... | 110 |
| Figura 7.3 | Probeta posicionada antes de llevar a cabo un ensayo. | 110 |
| Figura 7.4 | Desplazamiento del útil inferior (d) y longitud de grieta (a) durante un ensayo. | 111 |
| Figura 7.5 | Configuración de los ensayos para probetas unidireccionales (Tena et al. 2012). | 112 |
| Figura 7.6 | Ejemplo de una configuración en la que la probeta no falla por delaminación. | 112 |
| Figura 7.7 | Fotogramas de un ensayo dinámico (0,095 m/s) de 4ENF sobre una probeta de unidireccional: (a) deformación de la probeta y (b) evolución de la grieta..... | 113 |
| Figura 7.8 | Fotogramas tomados durante un ensayo dinámico (0,095 m/s) de 4ENF sobre una probeta de tejido: (a) deformación de la probeta y (b) evolución de la grieta..... | 114 |
| Figura 7.9 | Curvas F - d y α - d de ensayos cuasi-estáticos de 4ENF sobre probetas unidireccionales..... | 115 |
| Figura 7.10 | Curvas F - d y α - d de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,048 m/s sobre probetas unidireccionales..... | 115 |

| | | |
|-------------|--|-----|
| Figura 7.11 | Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,095 m/s sobre probetas unidireccionales. | 115 |
| Figura 7.12 | Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,143 m/s sobre probetas unidireccionales. | 115 |
| Figura 7.13 | Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,190 m/s sobre probetas unidireccionales. | 116 |
| Figura 7.14 | Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos cuasi-estáticos de 4ENF sobre probetas de tejido. | 116 |
| Figura 7.15 | Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,048 m/s sobre probetas de tejido. | 116 |
| Figura 7.16 | Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,095 m/s sobre probetas de tejido. | 116 |
| Figura 7.17 | Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,143 m/s sobre probetas de tejido. | 117 |
| Figura 7.18 | Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,190 m/s sobre probetas de tejido. | 117 |
| Figura 7.19 | Aproximaciones matemáticas de las curvas $F-d$ experimentales para cada velocidad de ensayo sobre (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccional. | 117 |
| Figura 7.20 | Aproximaciones matemáticas de las curvas $a-d$ experimentales para cada velocidad de ensayo sobre (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccional. | 118 |
| Figura 7.21 | Calibración in situ de la flexibilidad de una de las probetas ensayadas. | 118 |
| Figura 7.22 | Superposición de los puntos que forman las curvas R de 3 ensayos llevados a cabo a cada velocidad de carga sobre probetas unidireccionales. | 119 |
| Figura 7.23 | Superposición de los puntos que forman las curvas R de 3 ensayos llevados a cabo a cada velocidad de carga sobre probetas de tejido. | 120 |
| Figura 7.24 | Evolución de G_{IIC} con la velocidad de carga para ambos materiales. | 121 |
| Figura 7.25 | Evolución de F_D con la $e^{3/2}$ para ensayos de impacto de baja velocidad. | 123 |

ÍNDICE DE TABLAS

| | | |
|-----------|---|-----|
| Tabla 2.1 | Resumen de los trabajos que estudian el efecto de la velocidad de carga en la tenacidad a la fractura interlaminar de modo I de composites de fibra de carbono. | 17 |
| Tabla 2.2 | Ventajas e inconvenientes de las técnicas experimentales para la caracterización interlaminar de modo II de un composite (Davies & Brunner 1998). | 21 |
| Tabla 2.3 | Resumen de los trabajos que estudian el efecto de la velocidad de carga en la tenacidad a la fractura interlaminar de modo II de composites de fibra de carbono. | 24 |
| Tabla 4.1 | Propiedades mecánicas de la resina epoxi. | 33 |
| Tabla 4.2 | Propiedades mecánicas de la fibra de carbono. | 33 |
| Tabla 4.3 | Laminados y dimensiones de las diferentes configuraciones de placa fabricadas. .. | 39 |
| Tabla 4.4 | Propiedades obtenidas para las diferentes placas fabricadas. | 40 |
| Tabla 4.5 | Propiedades mecánicas del material compuesto a diferentes velocidades de carga. | 44 |
| Tabla 4.6 | Propiedades obtenidas para las diferentes placas fabricadas. | 47 |
| Tabla 4.7 | Propiedades intralaminares en las direcciones principales del material unidireccional. | 47 |
| Tabla 5.1 | Descripción de las tres geometrías de probeta empleadas. | 49 |
| Tabla 5.2 | Umbral de daño de cada tipo de probeta. | 54 |
| Tabla 5.3 | Combinaciones de masa y velocidad analizadas para cada tipo de probeta. | 66 |
| Tabla 5.4 | Incremento del área delaminada para cada tipo de probeta. | 74 |
| Tabla 5.5 | Reducción de la rigidez residual relativa de la probeta para cada tipo de probeta. .. | 75 |
| Tabla 6.1 | Valores de G_{IC} obtenidos para cada velocidad de carga y ambos materiales. | 92 |
| Tabla 6.2 | Definición de las propiedades de lámina en Abaqus. | 99 |
| Tabla 7.1 | Valores de G_{IIC} obtenidos para cada velocidad de carga y ambos materiales. | 120 |

LISTA DE SÍMBOLOS

| | | |
|------------|----------------------|---|
| a | [m] | Longitud de grieta. |
| \dot{a} | [m/s] | Velocidad de propagación de grieta. |
| a_0 | [m] | Longitud de grieta inicial. |
| A_D | [m ²] | Proyección del área dañada en una probeta de impacto. |
| b | [m] | Anchura de probeta. |
| C | [m/N] | Flexibilidad de una probeta a flexión. |
| d | [m] | Desplazamiento. |
| \dot{d} | [m/s] | Velocidad de carga en 4ENF. |
| d_{res} | [m] | Desplazamiento residual en un impacto. |
| e | [m] | Espesor de probeta. |
| E_a | [J] | Energía absorbida por la probeta. |
| E_D | [J] | Energía correspondiente al umbral de delaminación. |
| E_{dis} | [J] | Energía disipada en un impacto. |
| E_i | [J] | Energía de impacto o incidente. |
| E_{RF} | [J] | Energía correspondiente al umbral de rotura de fibras. |
| E_1 | [GPa] | Módulo de elasticidad del composite en su dirección principal. |
| E_2 | [GPa] | Módulo de elasticidad del composite en su dirección secundaria. |
| E_6 | [GPa] | Módulo de cortadura intralaminar del composite. |
| F | [N] | Fuerza. |
| F_{ILSS} | [N] | Fuerza máxima en un ensayo de ILSS. |
| $F_{máx}$ | [N] | Fuerza máxima en un ensayo de impacto. |
| F_D | [N] | Fuerza correspondiente al umbral de delaminación. |
| F_{RF} | [N] | Fuerza correspondiente al umbral de rotura de fibras. |
| G_C | [J/m ²] | Tenacidad a la fractura interlaminar. |
| G_{IC} | [J/m ²] | Tenacidad a la fractura interlaminar del composite en modo I. |
| G_{IIC} | [J/m ²] | Tenacidad a la fractura interlaminar del composite en modo II. |
| K | [N/m] | Rigidez de probeta. |
| K_{coh} | [N/m] | Rigidez del modelo cohesivo. |
| K_D | [N/m] | Rigidez de la probeta dañada. |
| K_{res} | [-] | Rigidez residual relativa de la probeta. |

| | | |
|------------------------|-------|--|
| K_0 | [N/m] | Rigidez de la probeta sin daño. |
| L | [m] | Longitud característica de una viga o placa. |
| m_{per} | [kg] | Masa del percutor. |
| m_{pro} | [kg] | Masa de la probeta. |
| t | [ms] | Tiempo. |
| t_c | [ms] | Tiempo de contacto en un ensayo de impacto. |
| t_{c0} | [ms] | Tiempo de contacto de la probeta sin daño. |
| t_{cD} | [ms] | Tiempo de contacto de la probeta dañada. |
| t_i | [ms] | Tiempo de ensayo en 4ENF. |
| u_{per} | [m] | Desplazamiento del percutor. |
| \dot{u}_{per} | [m] | Velocidad del percutor. |
| v_i | [m] | Velocidad de impacto en el instante inicial del mismo. |
| Δ | [m] | Corrección de la longitud de grieta en ensayos de DCB. |
| σ_{coh} | [MPa] | Resistencia del modelo cohesivo. |
| σ_{r1} | [MPa] | Resistencia intralaminar del composite en su dirección principal. |
| σ_{r2} | [MPa] | Resistencia intralaminar del composite en su dirección secundaria. |
| σ_{r6} | [MPa] | Resistencia a cortadura intralaminar del composite. |
| σ_{ILSS} | [MPa] | Resistencia a cortadura interlaminar del composite. |
| δ | [m] | Apertura de la probeta en DCB. |
| $\dot{\delta}$ | [m/s] | Velocidad de apertura de la probeta en DCB. |
| $\dot{\epsilon}_1$ | [MPa] | Deformación en la dirección principal del composite. |
| $\dot{\epsilon}_1$ | [MPa] | Velocidad de deformación en la dirección principal del composite. |
| ϵ_6 | [MPa] | Deformación de cortadura en el plano del composite. |
| $\dot{\epsilon}_6$ | [MPa] | Velocidad de deformación de cortadura en el plano del composite. |
| ν_{12} | [-] | Coefficiente de Poisson en el plano del composite. |

LISTA DE ABREVIATURAS

| | |
|-------|--|
| CNF | Central Notched Flexure |
| DCB | Double Cantilever Beam |
| DT | Double Torsion |
| DENF | Double End Notched Flexure |
| DSC | Differential Scanning Calorimetry |
| ENF | End Notched Flexure |
| ELS | End Loaded Split |
| ILSS | Interlaminar Shear Strength |
| NDT | Non-destructive Testing |
| LFEM | Linear Elastic Fracture Mechanics |
| SENF | Stabilised End Notched Flexure |
| SEM | Scanning Electron Microscopy |
| WIF | Wedge Insert Fracture |
| WTDCB | Width-Tapered Double Cantilever Beam |
| 4ENF | Four-point bending End Notched Flexure |

1 INTRODUCCIÓN

La tesis “Influencia de la velocidad de impacto en la delaminación generada por impactos transversales de baja velocidad en tejidos carbono-epoxi. Dependencia del comportamiento interlaminar del composite a la velocidad de propagación de grieta”, se ha desarrollado dentro del programa de doctorado “Comportamiento mecánico y materiales” del Departamento de Mecánica y Producción Industrial de la Escuela Politécnica Superior de Mondragón Unibertsitatea.

1.1 *Enmarque de la tesis*

A día de hoy la ligereza es uno de los criterios de diseño más importantes a considerar durante la selección del material de vehículos de transporte como automóviles, trenes o aviones, en los que el peso del vehículo influye directamente en su consumo y sus emisiones. En estos sectores los materiales compuestos de fibra de carbono y matriz polimérica están sustituyendo a los materiales metálicos en numerosas aplicaciones estructurales gracias a sus excelentes propiedades mecánicas específicas y su versatilidad en el diseño de componentes. En aeronáutica, sector tecnológicamente más avanzado, los composites ya suponen más de un 50% del peso estructural de los aviones más modernos como el Airbus A350 o el 787 Dreamliner de Boeing. En el sector del automóvil, el uso de los composites de carbono ha estado tradicionalmente limitado a los vehículos de competición y los vehículos de alta gama en los que mejoras en sus prestaciones justifican el empleo de materiales más caros. A día de hoy, el 75% de las emisiones y del consumo de los automóviles, limitados por las estrictas normativas medioambientales y el elevado precio del combustible, están directamente relacionados con su peso (Friedrich & Almajid 2013). Es por ello que numerosos fabricantes de automóviles están apostando por el empleo de materiales composites para introducir importantes reducciones en el peso estructural de sus vehículos, lo que representa un primer paso para la reducción del resto de sus componentes (cilindrada del motor, frenos, suspensión...). Buena muestra de ello son las recientes alianzas entre los fabricantes de automóvil y los fabricantes de fibra de carbono; Daimler y Toray, Ford y Dow Chemical, GM y Teijin o la reciente alianza entre BMW, Toyota, Volkswagen y SGL para formar SGL Automotive. Un resultado evidente del interés del sector del automóvil por los materiales compuestos es el importante desarrollo tecnológico y conceptual del automóvil que ha presentado BMW con la comercialización del revolucionario BMW i3: un vehículo eléctrico

urbano fabricado en serie, que cuenta con un habitáculo autoportante fabricado íntegramente en composite de fibra de carbono, un peso de 1270 kg y un precio competitivo en el mercado actual. Esta evolución de los composites, desde el sector aeronáutico al del transporte terrestre, se ha podido lograr gracias por un lado al desarrollo de nuevos procesos de fabricación capaces de ofrecer mayores cadencias (pasando de autoclave a procesos por vía húmeda), y por otro a la utilización de materiales más asequibles (pasando de pre-impregnados costosos de fabricar y almacenar a materiales tejidos secos).

El empleo de composites en según qué componentes de automoción está sujeto en gran medida a su comportamiento frente a impacto, una de las solicitaciones más restrictivas a las que se someten los vehículos de transporte terrestre. Los composites, aunque en general presentan una resistencia a impacto inferior a los materiales metálicos tradicionales, en determinadas circunstancias son capaces de disipar mayor cantidad de energía durante un impacto debido a que su fallo se debe a la combinación de diferentes modos de degradación del material. En materiales poliméricos reforzados por fibra continua la disipación de energía se produce tanto por el fallo de las láminas, como por el fallo interlaminar o delaminación del material. El diseño de componentes fabricados en materiales compuestos implica dificultades (decidir qué tipo de refuerzo emplear, en qué cantidad, orientado de qué manera y su ubicación exacta en la estructura) que no se pueden superar sin la ayuda de modelos de material complejos y potentes herramientas de cálculo como el método de los elementos finitos (MEF). El diseño de estos componentes teniendo en cuenta su comportamiento a impacto, presenta la dificultad añadida de que ha de considerar el comportamiento mecánico del material compuesto a velocidades de deformación elevadas.

Existen por tanto dos aspectos clave para el desarrollo de componentes composite en el sector del automóvil: (i) el comportamiento frente a impacto de los materiales compuestos para poder predecir sus modos de fallo y (ii) el comportamiento mecánico del composite a velocidades de deformación elevadas para alimentar modelos numéricos de impacto prediciendo el nivel de daño generado.

1.2 Organización de la memoria de la tesis

En el **Capítulo 2** se lleva a cabo una revisión bibliográfica tanto del comportamiento frente a impacto de los materiales compuestos como de su comportamiento interlaminar.

Las metas y los objetivos de esta tesis, que se establecen a partir del estudio crítico del estado del arte, se resumen en el **Capítulo 3**.

En el **Capítulo 4** se describe la fabricación, a partir de sus constituyentes, de los materiales compuestos empleados en el desarrollo de esta tesis. Se realiza a su vez, una caracterización de los laminados y materiales compuestos fabricados, determinando sus propiedades físicas y mecánicas más representativas.

En el **Capítulo 5** se analiza el comportamiento frente a impacto de baja velocidad del composite; en primer lugar, se estudia la evolución del daño de este material en función de la energía de impacto, tanto en su configuración de placa gruesa como delgada. En segundo lugar se cuantifica la influencia de la velocidad de impacto en el daño generado sobre dichas probetas.

En el **Capítulo 6** se investiga el comportamiento interlaminar en modo I del composite llevando a cabo ensayos de Double Cantilever Beam (DCB) a diferentes velocidades de carga. Se define así mismo la velocidad de propagación de grieta como parámetro independiente a las condiciones de los ensayos interlaminares. Además, los resultados obtenidos de este procedimiento experimental son comparados con un modelo de elementos finitos desarrollado en un software comercial.

En el **Capítulo 7** se estudia el comportamiento interlaminar en modo II del composite llevando a cabo ensayos de Four-point bending End Notched Flexure (4ENF) a diferentes velocidades de carga. Los resultados obtenidos se han discutido en base a los trabajos y resultados bibliográficos y a una estimación de la tenacidad del material a partir de ensayos de impacto.

Las conclusiones y aportaciones más significativas de este trabajo se resumen en el **Capítulo 8** junto con las recomendaciones para trabajos futuros.

2 ESTADO DEL ARTE

El comportamiento a impacto de los materiales depende en gran medida de las condiciones en las que ocurre dicho impacto, como por ejemplo la velocidad de impacto. Esta dependencia se debe a que bajo este tipo de sollicitaciones, además de los niveles de deformación y tensión inducidos en el material, éste también es sometido a diferentes velocidades de deformación que pueden afectar a su comportamiento mecánico (Zukas 1993; Aretxabaleta 2008). Es por ello que, aunque en numerosas ocasiones se empleen indistintamente, conviene remarcar la diferencia entre caracterizar el comportamiento de un material frente a impacto y su comportamiento a velocidades de deformación elevadas: el objetivo de un ensayo de impacto es analizar el comportamiento global del material centrándose en el análisis de su respuesta y el daño que se le genera; los ensayos de alta velocidad en cambio, tienen como objetivo caracterizar una determinada propiedad mecánica del material a una velocidad de deformación elevada (Blackman & Williams 1999). Las velocidades de deformación que alcanza el material en impactos de baja velocidad se acotan entre 1 y 1000 s^{-1} (Boyce & Crenshaw 2005; Field et al. 2004); para velocidades de deformación inferiores a 1 s^{-1} el régimen del comportamiento del material es cuasi-estático, mientras que por encima de 1000 s^{-1} se habla de velocidades de deformación muy elevadas asociadas a fenómenos de propagación de ondas. Las principales técnicas experimentales para caracterizar un material dentro del rango de velocidades de deformación correspondientes a impactos de baja velocidad se pueden clasificar en dos tipos, dependiendo del tipo de ensayo que se quiera llevar a cabo:

- i. Las técnicas experimentales de impacto por gravedad: se deja caer una masa conocida desde una altura determinada, que impacta sobre la probeta que se desea ensayar. Los equipos pueden ser pendulares o de caída de dardo.
- ii. Los ensayos de caracterización de alta velocidad: los ensayos se llevan a cabo en configuraciones similares a las de las máquinas de ensayos convencionales pero a mayores velocidades de deformación. Es común emplear sistemas de carga servo-hidráulicos con este fin.

En el desarrollo de esta tesis se requiere el empleo de ambas técnicas de caracterización; en primer lugar se emplearán las técnicas de impacto transversal por gravedad para caracterizar el comportamiento a impacto del material compuesto, y en segundo lugar se caracterizarán las propiedades mecánicas interlaminares del material en una máquina servo-hidráulica. Por lo tanto, la revisión del estado actual del conocimiento

sobre la influencia de la velocidad de impacto en la delaminación inducida por impacto transversal de baja velocidad de materiales compuestos poliméricos aborda dos temas centrales:

- i. El comportamiento frente a impacto de estructuras composite: se revisan las técnicas experimentales para la caracterización a impacto de una estructura composite, los modos de fallo que desarrollan estos materiales bajo estas sollicitaciones y se recoge la influencia de la velocidad de impacto detectada por diferentes autores.
- ii. El comportamiento interlaminar de los materiales compuestos: se describen las técnicas experimentales para caracterizar este comportamiento y se recoge la influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad interlaminar detectada por diferentes autores.

2.1 Comportamiento frente a impacto transversal de baja velocidad

Los impactos sobre estructuras son sollicitaciones dinámicas de corta duración e intensidad elevada, que por su naturaleza, pueden producir daños importantes sobre las mismas (Goicolea 2000). La velocidad de impacto es uno de los parámetros más empleados a la hora de clasificar los diferentes tipos de impacto, donde se diferencian dos grandes grupos (Zukas 1993): (i) impactos de baja velocidad o problemas de dinámica estructural y (ii) impactos de alta velocidad o propagación de ondas. Según esta clasificación, los impactos de baja velocidad, de larga duración y baja intensidad, son aquellos en los que el tiempo del impacto es suficientemente largo como para que la estructura tenga una respuesta global al fenómeno de impacto (Figura 2.1.a). En cambio, en impactos de alta velocidad, de muy corta duración e intensidad elevada, la respuesta del sistema está gobernada por ondas, ya sean flexionales o de dilatación del material (Figura 2.1.b y Figura 2.1.c).

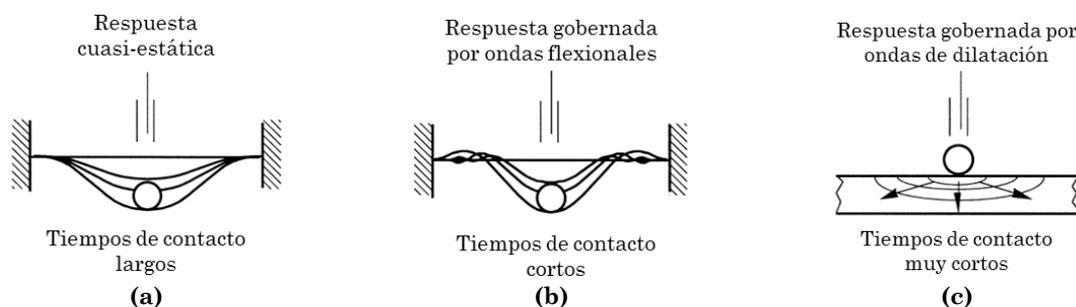


Figura 2.1 Respuesta de la estructura en función del tipo de impacto (Olsson 2000) (a) impacto de baja velocidad (b) impacto de velocidad intermedia y (c) impacto balístico.

La mayoría de los autores coincide, en mayor o menor medida, con las descripciones de los impactos de baja y alta velocidad propuestas por Zukas (Aretxabaleta 2008). Sin embargo, no todos coinciden en la definición de la frontera entre ambos que, según Richardson y Wisheart (Richardson & Wisheart 1996) en una revisión en la que se recogen definiciones propuestas por diferentes autores, varía entre 1 y 100 m/s sin tener en cuenta la velocidad de deformación del material en cada caso. Algunos autores (Sankar 1996; Olsson 2000; Swanson 1992) han demostrado analíticamente que no es correcto emplear la velocidad de impacto como único parámetro para definir la frontera entre impactos de baja y alta velocidad, sino que en velocidades de impacto moderadas (por debajo de 50 m/s) la naturaleza de la respuesta de la estructura (Figura 2.1) depende de la relación entre la masa del percutor (m_{per}) y la masa de la probeta (m_{pro}). De esta manera, se puede concluir que los comúnmente denominados impactos de baja velocidad, en los que la respuesta de la estructura puede asemejar a su respuesta cuasi-estática, además de estar delimitados por la velocidad del propio fenómeno de impacto, han de cumplir la condición de ser impactos de masa pesada ($m_{\text{per}}/m_{\text{pro}} > 4$). Los impactos accidentales en los vehículos de transporte como automóviles, barcos o trenes se encuentran habitualmente dentro de los denominados impactos transversales de cuerpos flexibles de baja velocidad y masas pesadas (Olsson 2000).

2.1.1 Caracterización a impacto transversal de baja velocidad

Idealmente, un ensayo de impacto tiene que estar diseñado para simular las condiciones de carga que sufre un componente durante su vida útil, de manera que reproduzca los modos de fallo y mecanismos de degradación que se producen en el material (Abrate 2005). En ese sentido, los ensayos de flexión de placas (ASTM D7136) representan más fielmente el estado tensional complejo de un impacto transversal sobre un componente real (Agirregomezkorta 2012; Abrate 2005) que los ensayos tradicionales de impacto flexión sobre vigas prismáticas tipo Charpy (ASTM D6110) o Izod (ASTM D256).

Los ensayos de impacto flexión por gravedad de discos o placas composite descritos en la norma ASTM D7136 consisten en dejar caer un percutor de masa conocida y guiada sobre la probeta que se sitúa apoyada o sujeta sobre una base con un orificio. Al alcanzar la probeta, la velocidad inicial del percutor se reduce gradualmente por la oposición que está le ejerce al deformarse. La energía cinética del percutor se transfiere a la probeta, que la almacena temporalmente en forma de energía elástica, a no ser que se alcancen las resistencias asociadas a los diferentes modos de fallo del composite, en cuyo caso, parte de esta energía es disipada por un daño irreversible del material. La velocidad del percutor se reduce gradualmente hasta detenerse, momento en el que se alcanza la deformación máxima

de la probeta y a partir del que la energía acumulada elásticamente se transfiere de vuelta al percutor, que se acelera y es repelido con una energía restituida inferior a la incidente.

La caracterización a impacto de una determinada estructura consiste generalmente en someterla a impactos de diferentes niveles energéticos, que se consiguen variando la altura de la caída y la masa del percutor; las curvas fuerza-tiempo registradas a través del percutor instrumentado sirven para determinar sus umbrales de daño (Feraboli & Kedward 2006), es decir, las fuerzas y energías de impacto correspondientes a cada modo de fallo del laminado. En casos en los que se desea obtener información adicional sobre el daño generado en determinadas estructuras, esta caracterización a menudo se combina con técnicas de inspección del daño y ensayos del tipo CAI (*Compression After Impact*. ASTM D7137) para obtener propiedades residuales de las probetas en los diferentes niveles de energía en los que se han llevado a cabo los ensayos de impacto.

Técnicas experimentales de inspección del daño en materiales compuestos

La necesidad de evaluar el nivel de degradación de una estructura composite ha dado lugar al desarrollo de numerosas técnicas experimentales de inspección de daño. Estas técnicas pueden clasificarse en técnicas destructivas y no destructivas en función de si la inspección del daño permite o no conservar la integridad de la probeta o estructura a analizar.

Las técnicas de control destructivo permiten un examen mucho más exhaustivo del daño generado en un material compuesto. Sin embargo, son técnicas que no conservan la integridad del material, y generalmente son mucho más laboriosas que las no destructivas. La técnica más común es la fractografía transversal (Figura 2.2), que consiste en seccionar la zona dañada del material en numerosas tiras para a posteriori analizarlas mediante técnicas de microscopía óptica o electrónica (Boll et al. 1986; Bondar et al. 1996). Es común combinar esta técnica de control destructivo con otras técnicas que permiten visualizar mejor la delaminación del material, como puede ser la deposición de oro (Veedu et al. 2006) o el empleo de líquidos penetrantes (Mäder et al. 1994; Lopes et al. 2009).

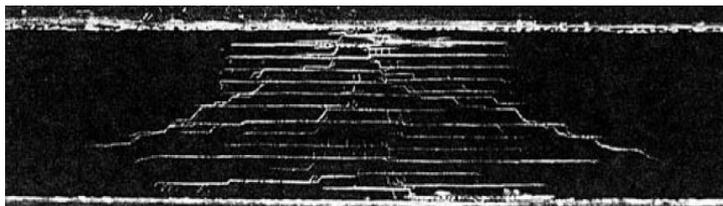


Figura 2.2 Fractografía transversal de un material compuesto impactado (Chester & Clark 1992). Las líneas horizontales representan el fallo interlaminar del composite y las oblicuas el fallo de las láminas.

Las técnicas de control no destructivo (NDT) son aquellas técnicas de inspección o metodologías de control de daño que no causan efecto negativo alguno sobre los materiales examinados. Las estructuras de material compuesto requieren de este tipo de técnicas de control tanto durante su producción y uso, así como parte complementaria de otro tipo de ensayos, como por ejemplo los ensayos de impacto. Una de las técnicas NDT más simples es la inspección visual; sin embargo, se trata de una técnica que no permite detectar el alcance de las delaminaciones internas del material. Para detectar delaminaciones internas se emplean principalmente dos técnicas no destructivas (Schnars & Henrich 2006): el análisis mediante ultrasonidos (Aymerich & Meili 2000; Schoeppner & Abrate 2000; Zhao & Cho 2007) y las técnicas mediante infrarrojos (Balageas 2012; Avdelidis & Moropoulou 2004), aunque también existen otras como las técnicas térmicas, acústicas o las técnicas mediante rayos X. El control no destructivo mediante ultrasonidos, técnica más empleada en la actualidad (Schnars & Henrich 2006), consiste en el análisis de la intensidad de ondas ultrasónicas que son transmitidas a través del material; la diferencia entre la intensidad de la onda acústica emitida y la recibida después de propagarse a través del material se relaciona con el nivel de degradación del mismo.

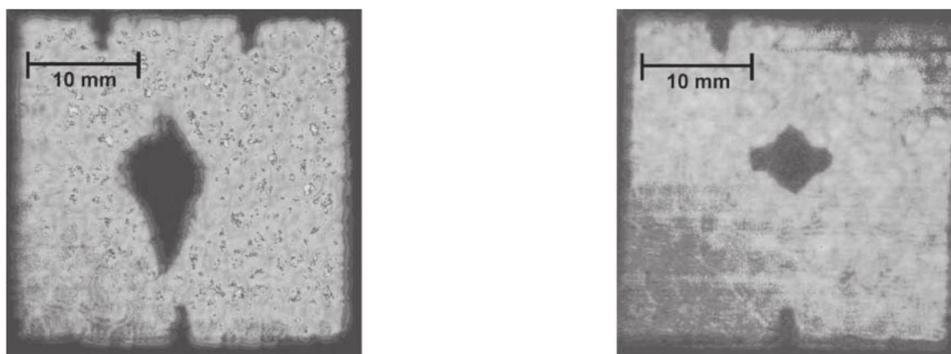


Figura 2.3 Inspección mediante ultrasonidos de dos probetas sometidas a impacto (Sánchez-Sáez et al. 2005). Las zonas oscuras representan el área delaminada.

2.1.2 Evolución del daño en impactos transversales de baja velocidad

El comportamiento ante sollicitaciones de impacto de los materiales compuestos resulta realmente complejo debido a la gran variedad de mecanismos de degradación acoplados que se pueden llegar a producir (Abrate 2005; Tita et al. 2008). A pesar de ello, estudios llevados a cabo en diferentes materiales compuestos sometidos a impactos transversales de baja velocidad han descrito una misma secuencia en su degradación (Richardson & Wisheart 1996; Cantwell & Morton 1991):

- i. En primer lugar, se produce la **fractura intralaminar de la matriz**, que no afecta a la capacidad portante del material (Sjoblom et al. 1988), pero facilita la

aparición del siguiente modo de fallo (Reid & Zhou 2000; Choi et al. 1991; Richardson & Wisheart 1996): la delaminación (Figura 2.4).

- ii. En segundo lugar se genera el **fallo interlaminar de la matriz o delaminación**, en la que la decohesión de láminas adyacentes supone una pérdida de capacidad portante del material (Sankar 1996; Abrate 2005; Davies & Zhang 1995).
- iii. Por último, se produce el **fallo intralaminar de la fibra**, que en un principio es localizado en zonas de concentración de tensiones, pero luego se extiende produciendo el fallo catastrófico de las láminas.

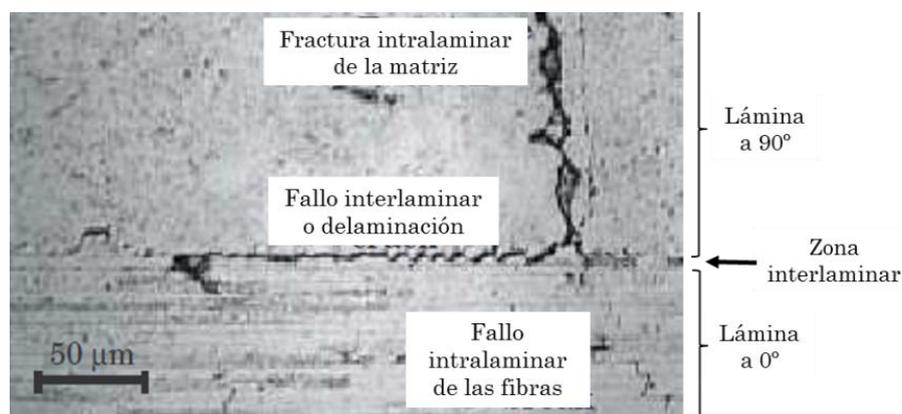


Figura 2.4 Modos de fallo en un laminado ortogonal no tejido sometido a impacto (Gamstedt & Sjögren 2002).

La delaminación es, por tanto, uno de los modos de fallo más críticos en el comportamiento a impacto de estructuras composite (Sankar 1996; Davies & Zhang 1995), no solo por ser el primer modo de fallo que supone una pérdida de capacidad portante del material y por no ser detectable externamente, sino también porque su evolución condiciona el posterior fallo catastrófico del material (Feraboli & Kedward 2006).

Efecto del espesor del material en el daño generado por impactos transversales

El comportamiento flexional de una placa depende en gran medida de la influencia de la cortadura, que depende a su vez de su espesor y más concretamente de la relación entre su espesor (e) y su longitud representativa en el plano (L). Se considera que el efecto de la cortadura es significativo en placas gruesas ($L/e < 20$) y despreciable en placas delgadas ($L/e > 20$) (Steele & Balch 2009; Caprino 1984). Numerosos estudios han encontrado diferencias en la evolución del daño causado por impacto en estructuras de dimensiones similares en el plano y espesores diferentes. Abrate por ejemplo, en un trabajo experimental de impacto transversal sobre laminados multidireccionales (Abrate 2005), observa cómo la diferencia de rigidez entre placas delgadas y gruesas hace que la rotura de fibras se inicie en

superficies opuestas: en placas gruesas en la lámina superior debido a la concentración de tensiones de la zona de impacto y en placas delgadas en la lámina inferior debido a tensiones flexionales de tracción. Reid y Zhou (Reid & Zhou 2000) por otro lado, en un trabajo experimental sobre probetas reforzadas con tejido, concluyen que una misma energía de impacto genera mayores áreas delaminadas, aunque también mayores fuerzas de impacto, para probetas más gruesas. Sugierendo que la resistencia de este material a impacto es menor según aumenta su espesor. Se puede decir por lo tanto, que la evolución del daño generado por impactos de baja velocidad sobre una placa de material compuesto puede variar en función de su espesor, del que depende la consideración de placa gruesa o delgada de la misma.

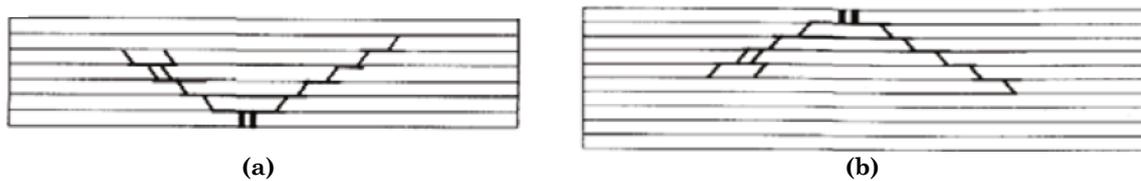


Figura 2.5 Descripción de la evolución del daño para laminados multidireccionales: (a) placas delgadas y (b) placas gruesas según Abrate (Abrate 2005).

2.1.3 Influencia de la velocidad en el comportamiento a impacto

Las propiedades mecánicas de los materiales compuestos poliméricos reforzados con fibra continua son dependientes de la velocidad de deformación del material (Jacob et al. 2004). Este hecho se atribuye a que el comportamiento mecánico de sus constituyentes, tanto de la matriz como del refuerzo, pueden ser dependientes de la velocidad de deformación (Caprino 1984; Davies et al. 1994). Aunque se han encontrado distintas tendencias con respecto a la sensibilidad de la velocidad de deformación de las fibras (Jacob et al. 2004), en general, se considera que las propiedades mecánicas de la fibra de carbono son insensibles a la velocidad de deformación (Cantwell & Morton 1991), mientras que la rigidez y la resistencia de la fibra de vidrio aumentan con ella (Caprino 1984; Davies et al. 1994). Pese a ello, los materiales compuestos se consideran insensibles a la velocidad de deformación cuando son sometidos a sollicitaciones en las que trabajan principalmente sus refuerzos (Caprino 1984; Davies et al. 1994). Además, distintos autores (Sierakowski & Chaturvedi 1997; Richardson & Wisheart 1996; Li & Wu 1992) afirman que la variación en el comportamiento mecánico del refuerzo debido a un cambio en su velocidad de deformación, y dentro del rango de impactos de baja velocidad, es inapreciable en el comportamiento frente a impacto transversal de un material compuesto.

Las matrices poliméricas por el contrario, independientemente de su naturaleza termoplástica o termoestable, presentan en mayor o menor medida un comportamiento

mecánico dependiente de la velocidad de deformación (Cantwell & Blyton 1999). En cargas transversales el comportamiento mecánico de la matriz afecta principalmente al comportamiento global del composite a través de su comportamiento interlaminar (Reid & Zhou 2000; Cantwell & Morton 1991). Numerosos autores han concluido que el comportamiento interlaminar del composite es también dependiente de la velocidad de deformación (Kusaka et al. 1998; Smiley & Pipes 1987a; Maikuma et al. 1990) aunque no muestran un consenso en cuanto a cómo resulta ser esa dependencia (Jacob et al. 2005; Cantwell & Blyton 1999). El comportamiento interlaminar de un material compuesto afecta principalmente de dos maneras al comportamiento de una estructura composite sometida a impacto de baja velocidad: (i) el umbral de daño de la estructura (fuerza máxima que soporta la estructura sin sufrir daño) depende directamente de la resistencia interlaminar del composite (Feraboli & Kedward 2006), y (ii) el daño generado sobre la estructura depende de la tenacidad a la fractura interlaminar del material, propiedad mecánica que gobierna la evolución de la delaminación (Choi et al. 1991).

La influencia de la velocidad de impacto en el comportamiento de placas composite ha sido constatada, directa o indirectamente, en numerosos estudios experimentales (Cantwell & Morton 1989; Delfosse et al. 1995; Corum et al. 2003). En estos estudios se concluye que una misma estructura sometida a dos impactos de una misma energía presenta áreas delaminadas muy diferentes si el impacto se produce a baja velocidad o a alta velocidad. El trabajo de Corum et al. (Corum et al. 2003) por ejemplo, muestra cómo el área delaminada generada sobre dos probetas idénticas sometidas a una misma energía de impacto puede llegar a ser el doble, si dicha energía se aplica mediante un péndulo (impacto de baja velocidad) en lugar de mediante una pistola de gas (impacto de alta velocidad).

Dentro del rango de impactos de baja velocidad, rango de interés de esta tesis, menospreciar la influencia de la velocidad y de la masa del percutor empleada para generar una determinada energía de impacto puede subestimar el daño generado en placas composite debido a que se no se tienen en cuenta dos efectos (Zhou 1996b): (i) el efecto inercial de la masa del percutor en la respuesta de la estructura y (ii) el efecto de la velocidad de deformación en el comportamiento mecánico del material. Se han detectado numerosos estudios que así lo demuestran:

El trabajo de Zhou (Zhou 1996b) por ejemplo, muestra cambios significativos en la respuesta, pero sobre todo en el daño generado sobre placas vidrio-poliéster en impactos donde se combinan diferentes masas y velocidades. A partir de estos resultados, el autor sugiere que en futuros estudios la influencia de ambos factores debería analizarse en profundidad y por separado. Ambur y Kemmerly (Ambur & Kemmerly 1998) por su parte, en un estudio centrado en la influencia de la masa del percutor, concluyen que una misma

energía de impacto aplicada mediante un percutor más pesado, que supone a su vez una velocidad de impacto menor, genera áreas delaminadas inferiores sobre probetas gruesas de carbono-epoxi. Naik et al. (Naik et al. 2001), en un estudio centrado en el análisis de problemas de impacto de baja velocidad sobre laminados de carbono epoxi y desarrollado a través de un modelo de elementos finitos propio, concluyen que el uso de la energía de impacto como único parámetro para caracterizar el comportamiento a impacto es inadecuado, recomendando analizar la influencia de la velocidad y la masa por separado. Breen et al. (Breen et al. 2005) analizan numéricamente el comportamiento de una placa gruesa y multidireccional de fibra de carbono sometida a impacto de baja velocidad. Sus resultados muestran que tanto la respuesta como el daño generado sobre la placa dependen de la velocidad de impacto, sobre todo al emplear proyectiles más ligeros, donde existen fenómenos inerciales que rigidizan la probeta y generan concentraciones de tensiones localizadas.

En impactos de baja velocidad y masas pesadas, como en el caso de esta tesis, el efecto inercial de la masa puede despreciarse (Olsson 2000; Sankar 1996), siempre y cuando la relación entre las masas del percutor y la probeta garantice una respuesta global y sin propagación de ondas en la estructura ($m_{\text{per}}/m_{\text{pro}} > 4$). De esta manera, el efecto que la velocidad de impacto provoque sobre el comportamiento de una estructura composite frente a un impacto de este tipo puede atribuirse a la influencia de la velocidad de deformación en el comportamiento mecánico del material compuesto.

2.2 Comportamiento interlaminar de un material compuesto

El comportamiento interlaminar de un composite se caracteriza por su tenacidad a la fractura interlaminar (G_C), que comúnmente se determina empleando técnicas experimentales de flexión sobre probetas pre-delaminadas y aproximaciones basadas en la mecánica de la fractura elástico-lineal (LEFM). La tenacidad a la fractura interlaminar (G_C) de un composite se puede medir en cada uno de los modos de propagación de grieta que contempla la mecánica de la fractura: modo I (apertura), modo II (cizalladura) y modo III (rasgado) (Figura 2.6). Sin embargo, la contribución del modo III en fenómenos de delaminación es considerada imperceptible (Jensen & Sheinman 2001), dado que la energía de fractura asociada a este modo es mucho mayor que la de los otros dos (Robinson & Hodgkinson 2000). Es común, por tanto, asumir que la delaminación de un material compuesto laminado crece normalmente en una combinación de modos I y II (Tanaka & Tanaka 1997; Tay 2003), y más concretamente, en modos mixtos I/II dominados por el modo I (Benmedakhene et al. 1999; Richardson & Wisheart 1996).

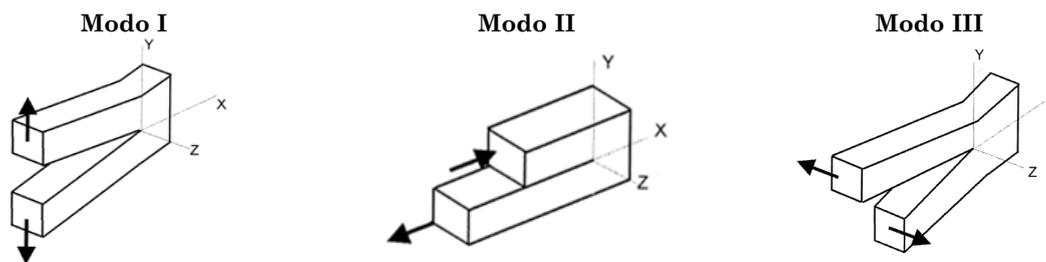


Figura 2.6 Modos de propagación de una grieta (Norma UNE 7540:1998)

El comportamiento interlaminar en modo mixto I/II de un composite reforzado con tejido puede predecirse numéricamente a partir de la caracterización del comportamiento del material en sus modos puros I y II (Dharmawan et al. 2006; Benzerga et al. 2008; Alif et al. 1997). En este trabajo, por consiguiente, se analiza el comportamiento interlaminar de materiales compuestos en sus modos puros I y II, a partir de los que es posible predecir el comportamiento interlaminar de estructuras composites sometidas a diferentes tipos de carga mediante modelos numéricos.

2.2.1 Caracterización interlaminar en modo I

La caracterización de la tenacidad a la fractura interlaminar en modo I (G_{IC}) de materiales compuestos poliméricos se realiza mediante ensayos *Double Cantilever Beam* (DCB) (de Charentenay et al. 1984); un procedimiento de ensayo estandarizado mediante dos normas internacionales: ASTM D5528 e ISO 15024. Los ensayos DCB se realizan sobre una probeta de composite con una delaminación inicial, generada mediante un film antiadherente durante su fabricación (Davies 1992), que es forzada a propagarse separando las dos partes delaminadas entre sí. Ambas partes se comportan como sendas vigas en voladizo empotradas en uno de sus extremos cuya longitud aumenta al propagar la delaminación (Figura 2.7). Se empleando fuerzas perpendiculares al plano de delaminación para forzar su propagación, garantizando una propagación en modo I puro.

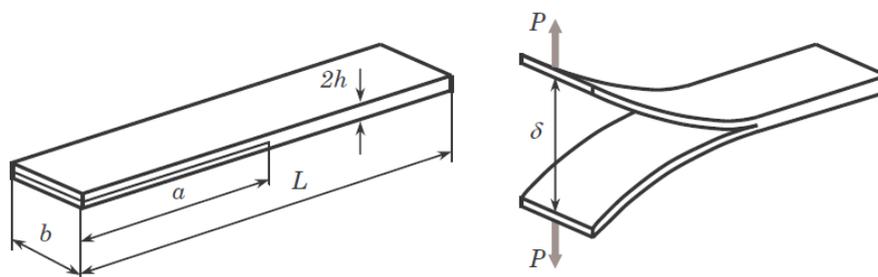


Figura 2.7 Descripción esquemática de un ensayo DCB (Blanco 2005).

Además de los ensayos basados en la configuración DCB, también pueden emplear otros métodos para determinar G_{IC} en materiales compuestos. Lee (Lee 1986) propone dos tipos diferentes de ensayos con este fin: los ensayos *Double Torsión* (DT) y *Width-tapered double cantilever beam* (WTDCB), aunque para ambos métodos se han detectado errores en

la determinación de G_{IC} debidos principalmente a que a determinados niveles de carga no se consigue una propagación de modo I puro (Blanco 2005). El ensayo de *Wedge Insert Fracture* (WIF) desarrollado por Kusaka et al. (Kusaka et al. 1998) puede verse como una versión de compresión del ensayo de DCB (Figura 2.8), pero puede presentar problemas por el rozamiento del cilindro de carga con las superficies interiores de la probeta (Blanco 2005).

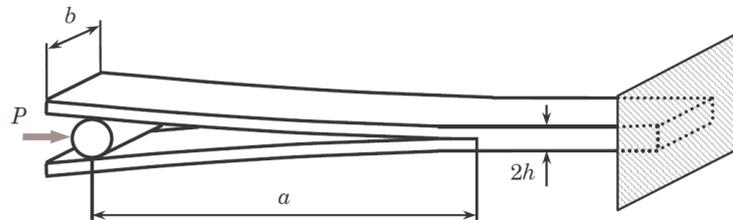


Figura 2.8 Descripción esquemática de un ensayo WIF (Blanco 2005).

2.2.2 Influencia de la velocidad de deformación en modo I

La influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad a la fractura interlaminar de materiales compuestos de fibra continua de carbono y matriz polimérica se ha analizado en numerosos estudios experimentales en los que se obtienen muy diversos resultados (Jacob et al. 2005; Cantwell & Blyton 1999). A continuación se resumen los trabajos más representativos en este campo:

- Smiley y Pipes (Smiley & Pipes 1987a) caracterizan el valor de G_{IC} de dos materiales compuestos unidireccionales, uno de matriz epoxi y otro de matriz Peek, en ensayos de DCB llevados a cabo en un rango de velocidades de carga entre $4,2 \times 10^{-6}$ y $6,7 \times 10^{-1}$ m/s. El trabajo concluye que, dentro de este rango de velocidades de carga, la tenacidad a la fractura interlaminar del composite carbono-Peek se reduce de 1,5 a 0,25 kJ/m² y el del carbono-epoxi de 0,18 a 0,04 kJ/m²; esta dependencia en el comportamiento interlaminar de ambos materiales se atribuye al comportamiento visco-elástico de la matriz (Friedrich et al. 1989).
- Daniel et al. (Daniel et al. 1987) analizan la influencia de la velocidad de carga en el valor de G_{IC} de un material unidireccional carbono-epoxi mediante ensayos dinámicos de DCB. El control del crecimiento de grieta en los ensayos dinámicos se realiza mediante un circuito conductor impreso sobre uno de los laterales de la probeta. Los autores detectan un crecimiento del 28% en la tenacidad a la fractura del material a medida que aumenta la velocidad de carga dentro del rango de velocidades de carga analizado (entre $7,5 \times 10^{-6}$ y $4,6 \times 10^{-1}$ m/s).
- Los ensayos de DCB sobre probetas de carbono-epoxi y carbono-Peek llevados a cabo por Gillespie et al. (Gillespie Jr et al. 1987) muestran como G_{IC} p es insensible a la

velocidad de carga para ambos materiales. Estos autores únicamente detectan una reducción, estable y cercana al 20%, en el valor de G_{IC} del composite de matriz termoplástica por encima de $4,1 \times 10^{-4}$ m/s. Esta reducción se atribuye esta reducción a un cambio, de dúctil a frágil, en el comportamiento mecánico de la matriz.

- Investigando la influencia de la velocidad de carga en el comportamiento interlaminar de modo I de un laminado reforzado con tejido de carbono y matriz termoestable (Peek), Mall et al. (Mall et al. 1987) detectan una rápida reducción en el valor de G_{IC} con el aumento de la velocidad de ensayo. El valor de G_{IC} determinado en probetas de DCB decrece en un 65% dentro del rango de velocidades de carga analizadas (entre $8,3 \times 10^{-5}$ y $1,6 \times 10^{-1}$ m/s). Este fenómeno se asocia a una reducción del tamaño de las zonas de fractura dúctil detectada en las fractografías a mayores velocidades de carga.
- Blackman et al. (Blackman et al. 1995) desarrollan un estudio en el que se llevan a cabo ensayos dinámicos de DCB con velocidades de carga de hasta 15 m/s en el que se propone y valida el uso de cámaras de alta velocidad para monitorizar la propagación de grieta durante el ensayo. Los resultados muestran cómo el valor de G_{IC} de las probetas unidireccionales de carbono-epoxi es insensible a la velocidad de carga, mientras que las de carbono-Peek sufren una reducción de en torno a un 20% a medida que aumenta la velocidad de carga.
- You y Yum (You & Yum 1997) detectan una reducción de G_{IC} del 73% en un composite unidireccional de carbono-epoxi para una variación de velocidades de carga entre $8,3 \times 10^{-5}$ y 2×10^{-3} m/s en ensayos de DCB.
- La influencia de la velocidad de carga en composites unidireccionales de carbono-epoxi es analizada por Kusaka et al. (Kusaka et al. 1998) empleando ensayos de DCB (entre $1,6 \times 10^{-7}$ y $8,3 \times 10^{-3}$ m/s) y WIF (entre 2 y 20 m/s). Los resultados obtenidos mediante ambos métodos concluyen que el valor de G_{IC} del composite no varía dentro del rango de velocidades de carga analizados (entre $1,6 \times 10^{-7}$ y 20 m/s).

Estos trabajos y sus principales resultados se resumen en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1 Resumen de los trabajos que estudian el efecto de la velocidad de carga en la tenacidad a la fractura interlaminar de modo I de composites de fibra de carbono.

| Referencia | Material | Velocidades de ensayo (m/s) | Evolución de G_{IC} al aumentar la velocidad de carga |
|----------------------------|-----------------------------------|---|---|
| (Smiley & Pipes 1987a) | Carbono-Epoxi y Carbono-Peek (UD) | $4,2 \times 10^{-6} - 6,7 \times 10^{-1}$ | Se reduce en un 83% para el carbono-Peek y en un 77% para el carbono-epoxi. |
| (Daniel et al. 1987) | Carbono-Epoxi (UD) | $7,5 \times 10^{-6} - 4,6 \times 10^{-1}$ | Se incrementa en un 28%. |
| (Gillespie Jr et al. 1987) | Carbono-Epoxi y Carbono-Peek (UD) | $4,2 \times 10^{-6} - 4,6 \times 10^{-3}$ | Se reduce un 28% para el carbono-Peek y mantiene estable para el composite de matriz epoxi. |
| (Mall et al. 1987) | Carbono-Peek (Tejido) | $8,3 \times 10^{-5} - 1,6 \times 10^{-1}$ | Se reduce en un 65%. |
| (Blackman et al. 1995) | Carbono-Epoxi y Carbono-Peek (UD) | $3,3 \times 10^{-5} - 15$ | Se mantiene estable para el carbono-epoxi y se reduce en un 20% para el carbono-Peek |
| (You & Yum 1997) | Carbono-Epoxi (UD) | $8,3 \times 10^{-5} - 2 \times 10^{-3}$ | Se reduce en un 73%. |
| (Kusaka et al. 1998) | Carbono-Epoxi (UD) | $1,6 \times 10^{-7} - 20$ | Se mantiene estable. |

Está revisión bibliográfica muestra cómo los resultados obtenidos, aun empleando técnicas experimentales y materiales similares, difieren entre sí (Jacob et al. 2005; Cantwell & Blyton 1999), no sólo en la existencia de una dependencia de la velocidad de deformación en la tenacidad a la fractura interlaminar del composite, sino incluso en si esa dependencia es positiva o negativa.

La mayoría de los ensayos dinámicos de DCB se han llevado a cabo sobre composites unidireccionales que, debido a su mayor rigidez flexional y a su capacidad para desarrollar propagaciones de grieta estables y frentes de grietas uniformes, son más convenientes a la hora de aplicar estas técnicas experimentales (Pereira & De Morais 2004). No obstante, en estructuras composite de aplicaciones reales, rara vez se encuentran zonas interlaminares entre láminas unidireccionales orientadas en la misma dirección (Sebaey et al. 2012), siendo mucho más frecuentes los laminados multidireccionales y los reforzados con tejido. El comportamiento interlaminar de estos materiales es muy diferente debido a la naturaleza de las zonas interlaminares que se generan: los laminados multidireccionales y los basados en refuerzos de tejido presentan zonas interlaminares bien definidas, ricas en matriz y exentas de puentes de fibra (Alif et al. 1997; Kim & Sham 2000), mientras que en los materiales puramente unidireccionales las fibras de láminas adyacentes pueden entrelazarse, dando lugar a puentes de fibra (Figura 2.9).

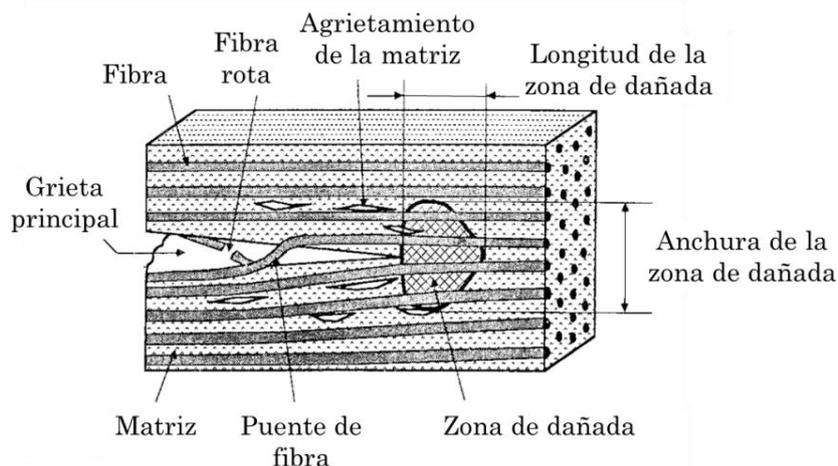


Figura 2.9 Descripción de los posibles mecanismos de disipación de energía en el fallo interlaminar de composites unidireccionales (Friedrich et al. 1989).

Los puentes de fibra condicionan el comportamiento interlaminar del composite, ya que además de la matriz, la fibra de carbono, mucho más tenaz e insensible a la velocidad de deformación, contribuye a la tenacidad interlaminar del composite (Friedrich et al. 1989; Davies et al. 1989). La presencia de fibras de carbono entre láminas adyacentes puede sobreestimar los valores de G_{IC} determinados experimentalmente, dando lugar a curvas de resistencia interlaminar que no son intrínsecas del material (Davies et al. 1989). Además, en la caracterización dinámica de materiales compuestos, la presencia de puentes de fibra puede anular en cierta medida la influencia de la velocidad de deformación en el comportamiento interlaminar del composite (Cantwell & Blyton 1998; Cantwell & Blyton 1999). Por consiguiente, materiales similares obtenidos mediante diferentes procesos de fabricación o con incluso refuerzos ligeramente diferentes (Olave et al. 2012) podrían dar lugar a mayor o menor presencia de puentes de fibra, explicando la falta de consenso en cuanto a la evolución de los valores de G_{IC} con la velocidad de carga encontrado en la literatura. En este sentido Cantwell y Blyton (Cantwell & Blyton 1999) sugieren que la influencia de la velocidad de carga en el comportamiento interlaminar en modo I debería estudiarse en materiales que no presenten puentes de fibra: (i) dejando un pequeño ángulo entre las láminas centrales de los composites unidireccionales (Johnson & Mangalgi 1986), (ii) caracterizando laminados multidireccionales (Pereira & De Moraes 2004; Sebaey et al. 2012) o (iii) empleando materiales reforzados con tejido (Mall et al. 1987; Pereira et al. 2005), de manera que los resultados representen con mayor exactitud el comportamiento interlaminar de los laminados empleados en aplicaciones reales.

Parámetros representativos de la velocidad de deformación en la punta de la grieta

En caracterizaciones dinámicas empleando ensayos de DCB es común dar como resultado los valores de G_{IC} asociados a las diferentes velocidades de ensayo llevadas a cabo. Sin embargo, aunque el ensayo se lleve a cabo a una velocidad de carga constante, la velocidad de deformación en la punta de la grieta varía en función de la apertura y de la longitud de grieta que experimenta la probeta a cada nivel de carga. Es por ello que numerosos autores han definido diferentes parámetros que pretenden representar la velocidad de deformación en la punta de la grieta independientemente de las condiciones de ensayo llevadas a cabo (Olsson 1992).

Algunos autores emplean desarrollos simples basados en la teoría de vigas para definir este tipo de parámetros; tal es el caso del *strain rate at the crack tip* definido por Mall et al. (Mall et al. 1987) y del *crack opening displacement rate* definido por Smiley y Pipes (Smiley & Pipes 1987a). Ambas definiciones desprecian el efecto de la cortadura y asumen que las dos vigas que forman la probeta de DCB están perfectamente empotradas, lo que subestima los valores de estos parámetros; el *crack opening displacement rate* definido por Smiley et al. en realidad puede ser, según Olsson (Olsson 1992), entre 50 y 100 veces mayor si se tiene en cuenta la contribución de la cortadura y la flexibilidad en el empotramiento de ambas vigas.

Otra estrategia comúnmente empleada a la hora de definir parámetros representativos de la velocidad de deformación en la punta de la grieta es emplear aproximaciones basadas en los resultados experimentales. Daniel et al. (Daniel et al. 1987) por ejemplo, emplean un parámetro denominado *crack velocity* que se corresponde con la velocidad de propagación de la grieta durante el ensayo y se mide mediante un circuito conductor impreso en el lateral de la probeta. Kusaka et al. (Kusaka et al. 1998) por el contrario, definen como *loading rate* un parámetro experimental que relaciona la velocidad de ensayo, la apertura de la probeta y el valor de G_{IC} obtenidos a diferentes niveles de carga de la probeta y lo emplean como parámetro representativo de la deformación en la punta de la grieta. You y Yum (You & Yum 1997) definen el *crack propagation speed*; un parámetro que se determina aproximando matemáticamente la evolución experimental de la longitud de grieta frente a la apertura de la probeta y derivándola en el tiempo. Por último, el parámetro *crack speed* empleado por de Verdier et al. (de Verdier et al. 2012) es la velocidad de propagación de la grieta determinada directamente a partir del tratamiento de imágenes obtenidas empleando una cámara de alta velocidad.

2.2.3 Caracterización interlaminar en modo II

La caracterización de la tenacidad a la fractura interlaminar en modo II de materiales compuestos se ha basado generalmente en cuatro procedimientos de ensayo (Brunner et al. 2008; Davies & Brunner 1998; Wang et al. 2009): End Notched Flexure (ENF), Stabilised End Notched Flexure (SENF), End Loaded Split (ELS) y Four point bend End Notched Flexure (4ENF). A día de hoy y debido a los inconvenientes que presentan estos métodos, no se ha desarrollado una norma internacional que describa una metodología de ensayos para obtener esta propiedad del material.

El método ENF (Carlsson et al. 1986), basado en ensayos de flexión 3 puntos (Figura 2.10) y recogido por la norma Japonesa JIS K7086, sólo es capaz de crear un crecimiento de grieta estable para un pequeño rango de longitudes de grieta. De manera no es posible determinar las curvas de resistencia interlaminar del material, y se limita a la definición de valores de iniciación de G_{IIC} (Brunner et al. 2008; Davies & Brunner 1998; Wang et al. 2009). Además los resultados pueden verse afectados por fenómenos locales como consecuencia de la cercanía entre el frente de grieta y el punto de aplicación de la carga (Robinson & Hodgkinson 2000). Algunos estudios (Kageyama et al. 1991; Hojo et al. 1995) han conseguido propagaciones de grieta estables en probetas del tipo ENF empleando sistemas complejos de control de desplazamiento en máquinas servo-hidráulicas (SENF); desgraciadamente, estos sistemas de carga resultan demasiado complejos para incluirlos en la definición de una norma internacional (Blackman et al. 2006; Davies & Brunner 1998).

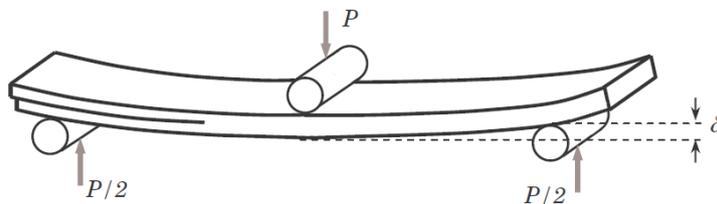


Figura 2.10 Descripción esquemática de un ensayo ENF y SENF (Blanco 2005).

Los ensayos de ELS (Vanderkley 1981), que consisten en ensayos de flexión sobre una viga empotrada con una delaminación inicial (Figura 2.11), también son capaces de conseguir propagaciones de grieta estables. El principal inconveniente del ELS reside en la complejidad de conseguir un sistema mecánico que ajuste *in situ* la distancia entre el empotramiento y el punto de aplicación de la carga para corregir el acortamiento de la viga debido a su flexión (Davies & Brunner 1998), lo que supone un inconveniente a la hora de lograr su estandarización (Brunner et al. 2008).

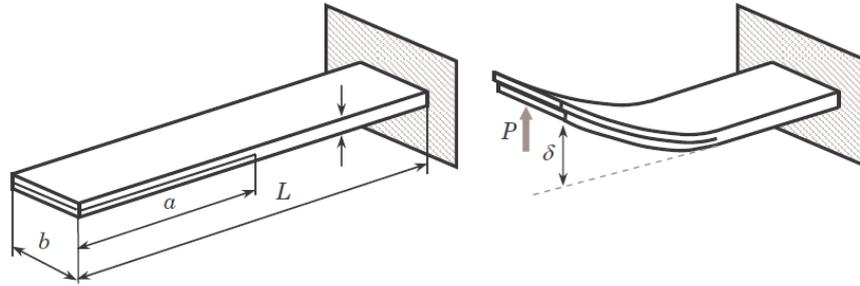


Figura 2.11 Descripción esquemática de un ensayo ELS (Blanco 2005).

El método de 4ENF (Martin & Davidson 1999), que propone emplear un ensayo de flexión 4 puntos sobre probetas ENF, ha sido empleado para la caracterización de interlaminar de modo II de materiales compuestos resolviendo algunos de los inconvenientes de las técnicas experimentales anteriormente citadas (Brunner et al. 2008; Wang et al. 2009); (i) no necesita complejos útiles de fijación de la probeta y (ii) se consigue una propagación de grieta estable ya que la grieta es forzada a propagarse entre los dos puntos de aplicación sin verse afectada por su proximidad y bajo unas condiciones de flexión pura. Al obtener una propagación de grieta estable, se puede realizar la calibración *in situ* de la flexibilidad de la probeta y obtener las curvas de resistencia del material; lo que a su vez permite obtener de un mismo ensayo los valores de G_{IIC} de iniciación (a partir de un inserto antiadherente) y de propagación (a partir de una grieta creada en modo II) (Schuecker & Davidson 2001). Algo que puede resultar muy útil a la hora de llevar a cabo ensayos dinámicos, aunque en la literatura revisada no se ha detectado estudio alguno que emplee esta técnica en condiciones de carga dinámicas.

A modo de resumen, la Tabla 2.2 muestra, según Davies et al. (Davies & Brunner 1998), las principales ventajas e inconvenientes de las técnicas experimentales para la caracterización de G_{IIC} .

Tabla 2.2 Ventajas e inconvenientes de las técnicas experimentales para la caracterización interlaminar de modo II de un composite (Davies & Brunner 1998).

| Técnica experimental | Ventajas | Inconvenientes |
|----------------------|--|--|
| ENF | Procedimiento simple Técnica experimental contrastada | Crecimiento de grieta inestable |
| SENF | Crecimiento de grieta estable | Técnica experimental compleja |
| ELS | Crecimiento de grieta estable | Necesidad de un sistema de empotramiento móvil |
| 4ENF | Crecimiento de grieta estable | Poca experiencia |

Además de las anteriormente citadas, también existen otras metodologías de ensayo para determinar la tenacidad a la fractura interlaminar de modo II (Figura 2.12), como las configuraciones CNF (*Central Nocthed Flexure*) y DENF (*Double End Notched Flexure*), aunque son técnicas mucho menos empleadas (Pinho 2005).

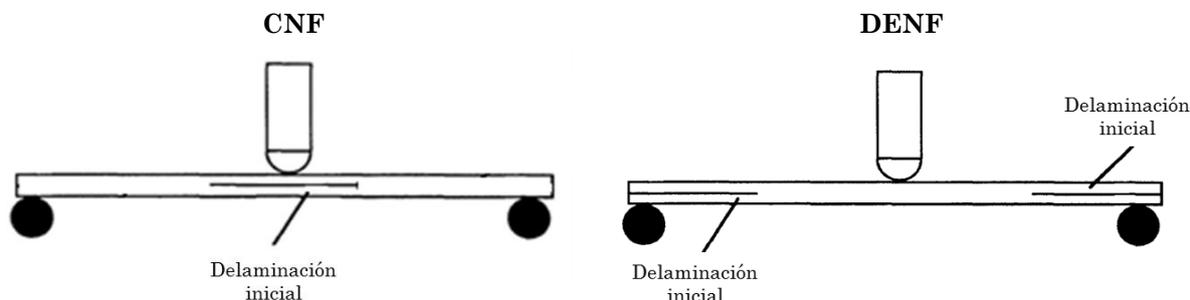


Figura 2.12 Descripción esquemática de un ensayo CNF (Kageyama & Kimpara 1991) y un ensayo de DENF (Berger & Cantwell 2001a).

Diferencias en los valores de tenacidad determinados a partir de 4ENF y ENF

La tenacidad interlaminar de modo II, para un mismo composite y en condiciones cuasi-estáticas, puede ser entre un 8 y un 20% mayor si se determina mediante un ensayo de 4ENF en lugar de mediante un ensayo de ENF (Martin & Davidson 1999; Schuecker & Davidson 2000). Se han detectado dos factores que pueden sobreestimar el valor de G_{IIC} determinados mediante ensayos de 4ENF: el rozamiento entre las superficies delaminadas (Schuecker & Davidson 2001) y la rotación de los rodillos de apoyo y carga por la flexión de la probeta (Arrese & Mujika 2008). La influencia del rozamiento en el valor de G_{IIC} determinado a partir de un ensayo de ENF se considera despreciable (Carlsson et al. 1986). En ensayos de 4ENF esta influencia es mayor (Schuecker & Davidson 2001) y no depende únicamente del coeficiente de rozamiento entre ambas superficies, sino también de la geometría de la probeta y de la configuración experimental empleada (longitud entre apoyos, etc.), por lo que se recomienda evaluar numéricamente la influencia del rozamiento siempre que se lleven a cabo ensayos de 4ENF (Wang et al. 2009). La rotación de los rodillos de apoyo por la flexión de la probeta, en ensayos tanto de ENF como de 4ENF, hace que la longitud de la viga aumente dando lugar a valores de flexibilidad erróneos y a sobreestimar los valores de G_{IIC} , un efecto más acusado en los ensayos de 4ENF (Arrese & Mujika 2008). Sin embargo, Schuecker y Davidson (Schuecker & Davidson 2001) llegan a la conclusión de que si la flexibilidad de la probeta y la longitud de grieta son determinadas con exactitud para ambos ensayos, los valores de tenacidad determinados para un mismo material deben ser idénticos, atribuyendo las diferencias encontradas en estudios anteriores a errores en la medición de estos parámetros de ensayo.

2.2.4 Influencia de la velocidad de deformación en modo II

La influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad a la fractura interlaminar de modo II, al igual que la de modo I, ha sido analizada en numerosos estudios con diversos resultados dispares (Jacob et al. 2005; Cantwell & Blyton 1999). A continuación se resumen los trabajos más representativos en este campo:

- Smiley y Pipes (Smiley & Pipes 1987b) realizan ensayos de ENF a velocidades de carga entre $4,2 \times 10^{-6}$ y $9,2 \times 10^{-2}$ m/s sobre probetas unidireccionales de carbono-epoxi y carbono-Peek. El material de matriz termoplástica presenta un cambio de frágil a dúctil en su comportamiento interlaminar al aumentar la velocidad de carga, reduciéndose su G_{IIC} de 1,9 a 0,4 kJ/m². No se detecta un cambio en el comportamiento interlaminar del material de matriz epoxídica, aunque su tenacidad también se reduce de 0,46 a 0,06 kJ/m².
- Maikuma et al. (Maikuma et al. 1990) llevan a cabo ensayos en configuración CNF generando una flexión impulsiva sobre las probetas mediante un ensayo de impacto por gravedad. El valor de G_{IIC} de probetas unidireccionales de carbono-epoxi y carbono-Peek se determina empleando un análisis basado en la teoría de vigas. Los resultados muestran como el valor de G_{IIC} disminuye un 20% para los composites de matriz Peek y un 28% para los composites de matriz epoxi al aumentar la velocidad de impacto de 1,25 a 3 m/s. Esta reducción se atribuye a una menor deformación plástica de la matriz observada en las fractografías de las probetas ensayadas a alta velocidad.
- Kageyama y Kimpara (Kageyama & Kimpara 1991) concluyen que el valor de G_{IIC} de un composite carbono-epoxi unidireccional determinado mediante ensayos dinámicos, similares a los de Maikuma et al. (CNF + Impacto por gravedad), a 8 m/s es un 80% mayor que el determinado mediante ensayos cuasi-estáticos de SENF.
- Kusaka et al. (Kusaka et al. 1994) estudian la influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad a la fractura interlaminar de composites unidireccionales carbono-epoxi empleando probetas WIF sobre las que se genera una flexión impulsiva mediante un ensayo de barra Hopkinson (Kolsky 1949). Los resultados muestran una reducción del 20% en la tenacidad a la fractura interlaminar del composite al pasar de condiciones de carga cuasi-estáticas (1×10^{-5} s⁻¹) a dinámicas (1×10^2 s⁻¹). La inspección mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) de las superficies delaminadas muestra diferencias fractográficas entre ambas condiciones de carga: en condiciones cuasi-estáticas muestran el fallo dúctil de la matriz, mientras en condiciones dinámicas el fallo interlaminar se produce por la decohesión fibra-matriz.

- Investigando el efecto de la velocidad de deformación en la tenacidad interlaminar de probetas unidireccionales de carbono-Peek y carbono-epoxi mediante ensayos ELS, Blackman et al. (Blackman et al. 1995) encuentran que la tenacidad de ambos composites no varía dentro de los rangos de velocidades de ensayo llevados a cabo (entre $4,2 \times 10^{-6}$ y $9,2 \times 10^{-2}$ m/s). Los autores remarcan que los efectos dinámicos que pueden aparecer por encima de determinadas velocidades de carga pueden dar lugar a errores en las G_{IIC} determinadas.
- Berger y Cantwell (Berger & Cantwell 2001a) detectan una reducción del 20% en la tenacidad a la fractura interlaminar de un composite unidireccional de carbono-Peek al aumentar la velocidad de carga de $1,6 \times 10^{-6}$ a $8,3 \times 10^{-4}$ m/s en una modificación del ensayo de ENF que denominan DENF. Los autores asocian esta reducción de la tenacidad interlaminar del composite a la reducción de la tensión de rotura de la matriz con el aumento de la velocidad de deformación detectado en un estudio complementario (Berger & Cantwell 2001b).

Estos trabajos acerca de la influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad a la fractura interlaminar de modo II de materiales compuestos de fibra de carbono y sus principales resultados se resumen en la Tabla 2.3.

Tabla 2.3 Resumen de los trabajos que estudian el efecto de la velocidad de carga en la tenacidad a la fractura interlaminar de modo II de composites de fibra de carbono.

| Referencia | Material | Velocidades de ensayo (m/s) | Evolución de G_{IIC} al aumentar la velocidad de carga |
|---------------------------|-----------------------------------|---|---|
| (Smiley & Pipes 1987b) | Carbono-Epoxi y Carbono-Peek (UD) | $4,2 \times 10^{-6} - 6,7 \times 10^{-1}$ | Se reduce un 79% en el carbono-Peek y un 87% en el carbono-epoxi. |
| (Maikuma et al. 1990) | Carbono-Epoxi y Carbono-Peek (UD) | 1,25 – 3 | Se reduce un 20% para la matriz Peek y un 28% para la epoxi. |
| (Kageyama & Kimpara 1991) | Carbono-Epoxi (UD) | Cuasi-estático – 8 | Se incrementa un 80%. |
| (Kusaka et al. 1994) | Carbono-Epoxi (UD) | $1 \times 10^{-5} - 1 \times 10^2$ [s ⁻¹] | Se reduce un 20%. |
| (Blackman et al. 1995) | Carbono-Epoxi y Carbono-Peek (UD) | $1,6 \times 10^{-6} - 5$ | Se mantiene estable |
| (Berger & Cantwell 2001a) | Carbono-Epoxi (UD) | $1,6 \times 10^{-6} - 8,3 \times 10^{-4}$ | Se reduce un 20%. |

Está revisión bibliográfica muestra tendencias muy dispares en materiales similares; algunos autores (Jacob et al. 2005; Cantwell & Blyton 1999) atribuyen estas diferencias a que no existe una técnica experimental contrastada para llevar a cabo ensayos dinámicos de

modo II y a que a menudo se desprecian los fenómenos dinámicos que aparecen en los ensayos a partir de ciertas velocidades de carga (Blackman et al. 1995).

En caracterizaciones dinámicas de la tenacidad interlaminar de modo II, al igual que en las de modo I, es común dar como resultado los valores G_{IIC} obtenidos para las diferentes velocidades de carga. Algunos autores (Chapman et al. 1987; Smiley & Pipes 1987b) definen un parámetro representativo de la velocidad de deformación en la punta de la grieta denominado *shear displacement rate* basándose en la teoría de vigas de Timoshenko (Timoshenko & Gere 1951).

2.3 *Estudio crítico del estado del arte*

El comportamiento frente a impacto de una determinada estructura composite es comúnmente caracterizado por medio de diferentes parámetros de energía o fuerza (energía crítica, energía disipada, fuerza máxima, etc.) en función del nivel de energía de impacto a la que es sometida (Delfosse & Poursartip 1997; Feraboli & Kedward 2006). La mayoría de los trabajos experimentales en este campo están basados en ensayos de impacto a masa constante, como los ensayos normalizados ASTM D7136, sin tener en cuenta que la combinación de masa de percutor y velocidad de impacto empleada para alcanzar una determinada energía de impacto puede afectar a la respuesta y al daño generado sobre la estructura de dos maneras (Breen et al. 2005; Zhou 1996b): (i) a través del efecto inercial de la masa del percutor en la respuesta de la estructura y (ii) a través de la influencia de la velocidad de deformación en el comportamiento mecánico del composite. Dentro del rango de impactos de baja velocidad y masas pesadas, como lo son la mayoría de los impactos que se producen en vehículos de transporte, el fenómeno inercial de la masa puede despreciarse y tratar el impacto como un evento cuasi-estático (Sankar 1996; Olsson 2000). Por lo tanto, es posible atribuir la influencia de la velocidad de impacto en componentes composite empleados en automóviles, barcos o trenes a la dependencia de sus propiedades mecánicas con la velocidad de deformación.

Las propiedades mecánicas de los materiales compuestos son consideradas dependientes de la velocidad de deformación del material (Jacob et al. 2004), dependencia que se atribuye principalmente al comportamiento viscoelástico de la matriz polimérica (Choi et al. 1991). En impactos transversales, el comportamiento mecánico de la matriz afecta principalmente al comportamiento global del composite a través de su comportamiento interlaminar (Reid & Zhou 2000; Cantwell & Morton 1991), que según numerosos autores es también dependiente de la velocidad de deformación (Jacob et al. 2005; Cantwell & Blyton 1999).

La delaminación por tanto, además de ser un modo de fallo crítico bajo sollicitaciones de impacto (Sankar 1996; Davies & Zhang 1995; Feraboli & Kedward 2006) por provocar una pérdida de capacidad portante del material sin ser detectable externamente, es en mayor o menor medida dependiente de la velocidad de deformación del material (Jacob et al. 2005; Cantwell & Blyton 1998). La delaminación de un composite generalmente se aborda como un problema de propagación de grieta en un modo mixto I/II. Por lo tanto, la influencia de la velocidad de impacto en la delaminación generada en una estructura composite podría relacionarse con la influencia de la velocidad de deformación en su tenacidad a la fractura de modo I y modo II.

Numerosos estudios experimentales han analizado la influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad a la fractura interlaminar de modo I con muy diversos resultados (Jacob et al. 2005; Cantwell & Blyton 1999). La gran mayoría de los trabajos en este campo están basados en ensayos dinámicos de DCB sobre probetas unidireccionales, cuyo comportamiento interlaminar está condicionado por la presencia de puentes de fibra entre láminas adyacentes. Los resultados obtenidos sobre laminados unidireccionales, en los que los puentes de fibra pueden contrarrestar la influencia de la velocidad de deformación y sobreestimar los valores de G_{IC} obtenidos (Cantwell & Blyton 1998; Cantwell & Blyton 1999), no son representativos del comportamiento interlaminar de la mayoría de los laminados empleados en aplicaciones reales (Pereira & De Morais 2004); que normalmente son multidireccionales o reforzados con tejido y no presentan puentes de fibra,

En esta revisión bibliográfica se han encontrado asimismo resultados muy dispares en los trabajos que analizan la influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad a la fractura interlaminar de modo II de materiales compuestos (Jacob et al. 2005; Cantwell & Blyton 1999). En este caso, la diferencia en los resultados puede atribuirse al empleo de diferentes técnicas experimentales, ya que ni tan siquiera en condiciones de carga cuasi-estáticas existe una técnica experimental aceptada internacionalmente para la caracterización interlaminar en modo II de un material compuesto. En este sentido, el empleo de ensayos 4ENF, técnica que ya ha sido empleada en condiciones cuasi-estáticas con resultados satisfactorios, puede ser interesante para la caracterización dinámica del composite ya que permitiría la obtención de curvas R del material y la calibración *in situ* de la flexibilidad de la probeta.

En resumen, tras la revisión del estado del arte se puede afirmar que, dada la relación directa entre la velocidad de impacto y la velocidad de deformación de la probeta y la dependencia del comportamiento interlaminar del composite con la velocidad de deformación, no tener en cuenta la influencia de la velocidad de impacto puede conllevar a importantes errores en la predicción de la delaminación generada en un impacto. Los estudios acerca de la

dependencia de la velocidad de deformación en la tenacidad a la fractura interlaminar del composite muestran resultados muy dispares en materiales compuestos de carbono-epoxi similares en los modos de propagación de grieta en los que se produce una delaminación (modo I y modo II). La disparidad de los resultados experimentales en modo I puede atribuirse a la contribución de los puentes de fibra, cuya presencia impide que la caracterización dinámica sea representativa del comportamiento interlaminar de los laminados comúnmente empleados. En modo II mientras tanto, los resultados presentan la incertidumbre de las técnicas experimentales, no estandarizadas, que se han empleado para determinar la tenacidad del material.

3 OBJETIVOS

El objetivo principal de esta tesis consiste en analizar el comportamiento frente a impactos transversales de baja velocidad de materiales compuestos reforzados con tejido de fibra de carbono y matriz epoxi; más concretamente, se pretende analizar la influencia de la velocidad de impacto en la respuesta y la delaminación generada sobre el material bajo este tipo de solicitaciones.

Desde el punto de vista de comportamiento frente a impacto transversal de baja velocidad de los materiales compuestos reforzados con tejido, el objetivo es determinar si existe un efecto de la velocidad de impacto sobre la respuesta y el daño generado sobre una estructura composite, sea gruesa o delgada. Y en caso afirmativo, cuantificar dicho efecto. Los objetivos operativos asociados a la parte de caracterización a impacto del material son los siguientes:

- i. Poner a punto la técnica experimental y caracterizar a impacto de baja velocidad probetas de material compuesto, tanto gruesas como delgadas.
- ii. Analizar la evolución del daño en probetas, tanto gruesas como delgadas, caracterizando el modo de fallo predominante en función de la energía de impacto a la que son sometidas.
- iii. Cuantificar la influencia de la velocidad de impacto en la delaminación generada por impactos equienergéticos.

Desde el punto de vista del comportamiento interlaminar de composites reforzados con tejido, el objetivo es determinar si la velocidad de deformación del material afecta a la tenacidad a la fractura interlaminar, tanto en modo I como en modo II. Los objetivos operativos asociados a la parte de caracterización interlaminar del material son:

- i. Poner a punto y realizar ensayos de modo I (DCB) a diferentes velocidades de carga para un composite reforzado con tejido, cuantificando la influencia de la velocidad de carga en su tenacidad a la fractura interlaminar.
- ii. Poner a punto y realizar ensayos de modo II (4ENF) a diferentes velocidades de carga para un composite reforzado con tejido, cuantificando la influencia de la velocidad de carga en su tenacidad a la fractura interlaminar.
- iii. Determinar un parámetro experimental representativo de la velocidad de deformación interlaminar e independiente a las condiciones de ensayo, que sirva para alimentar modelos numéricos que consideren esta dependencia.

4 FABRICACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL COMPUESTO

En este capítulo se describe el proceso de fabricación y se realiza una primera caracterización del material compuesto empleado durante el desarrollo de esta investigación. En primer lugar se describen los constituyentes y el proceso de fabricación que da lugar al material objeto de estudio. A continuación, se caracteriza el material compuesto resultante determinando sus propiedades físicas y mecánicas más significativas. Y por último, se describe el material compuesto unidireccional de referencia empleado en las técnicas experimentales de caracterización interlaminar.

4.1 Descripción de los constituyentes

El material compuesto analizado en esta tesis está constituido por una matriz termoestable epoxídica y un refuerzo de tejido de fibra de carbono.

4.1.1 Matriz

Como matriz se ha empleado una resina epoxi bicomponente suministrada por SiComin que consta de resina (SR 8100) y endurecedor lento (SD 8822). La resina presenta una baja viscosidad a temperatura ambiente que la hace especialmente eficaz en la fabricación de componentes grandes por procesos de transferencia de resina, como procesos de inyección o infusión. La relación de mezcla resina-endurecedor en peso es de 100:31. Para alcanzar sus propiedades mecánicas óptimas, el sistema resina-endurecedor debe ser sometido a un ciclo de curado y post-curado.

Se ha realizado la caracterización de las propiedades mecánicas de la resina dada su importante contribución en el comportamiento interlaminar del material compuesto. Las propiedades mecánicas de la matriz se han obtenido a partir de ensayos de tracción llevados a cabo según la norma ASTM D638 sobre probetas de tipo halterio. La Figura 4.1 muestra la geometría y dimensiones de las probetas empleadas.

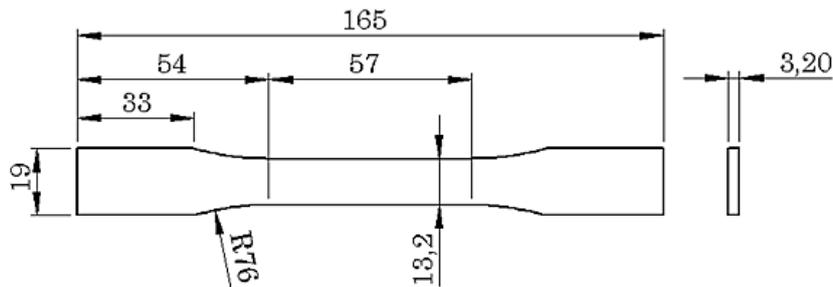


Figura 4.1 Geometría y dimensiones (en mm) de las probetas empleadas para la caracterización a tracción de la matriz.

Las probetas se fabrican empleando un molde abierto de silicona, que se obtiene vertiendo la silicona líquida sobre probetas poliméricas calibradas y dejándola endurecer. La mezcla resina-endurecedor, en estado líquido y después de haberla desgasificado durante 10 minutos en una cámara al vacío, se vierte sobre las cavidades del molde. Las probetas se someten a un proceso de curado de 24 horas a temperatura ambiente y 24 horas a 40 °C dentro del molde antes de ser desmoldeadas (Figura 4.2).

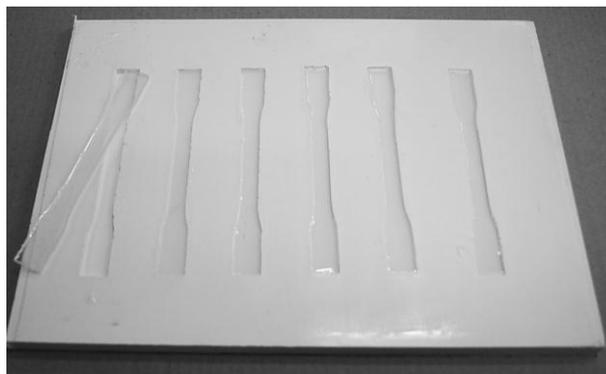


Figura 4.2 Desmoldeo de las probetas una vez curadas.

Los ensayos de tracción (ASTM D638) se han realizado en una máquina universal de ensayos (Instron 3369) a una velocidad de carga de 1 mm/min. La fuerza, captada mediante una célula de carga de 5 kN (Instron ref. 2580-108) y la deformación longitudinal de la probeta, medida con una galga simple (FCA-3-23-1L de TML) se registran a través de un sistema de adquisición externo (National Instrument cDAQ-9178 y NI-9219) y un software de adquisición de datos (LabView SignalExpress 2010). Como resultado del ensayo se obtienen las curvas tensión-deformación de cada probeta. El módulo de elasticidad, el alargamiento a rotura y la resistencia a tracción de la resina se obtienen promediando los valores de las 5 probetas ensayadas.

La caracterización de la matriz se ha completado obteniendo su densidad según la norma ASTM D792 (descrita en el apartado 4.3) y la temperatura de transición vítrea a partir de calorimetría (DSC).

Las propiedades obtenidas se recogen en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1 Propiedades mecánicas de la resina epoxi.

| Propiedad Mecánica | Valor caracterizado |
|---------------------------------------|---------------------|
| Módulo de elasticidad (GPa) | $2,92 \pm 0,13$ |
| Alargamiento a rotura (%) | $1,7 \pm 0,3$ |
| Resistencia (MPa) | $41,6 \pm 8,9$ |
| Temperatura de transición vítrea (°C) | 68 ± 1 |
| Densidad (gr/cm ³) | $1,150 \pm 0,001$ |

4.1.2 Refuerzo

Como refuerzo se ha empleado un tejido plano equilibrado de Hexcel (Hexcel 2008). El tejido está formado por hebras longitudinales (urdimbre) intercaladas alternativamente por encima y por debajo de cada sucesiva hebra transversal (trama) (Figura 4.3.a).

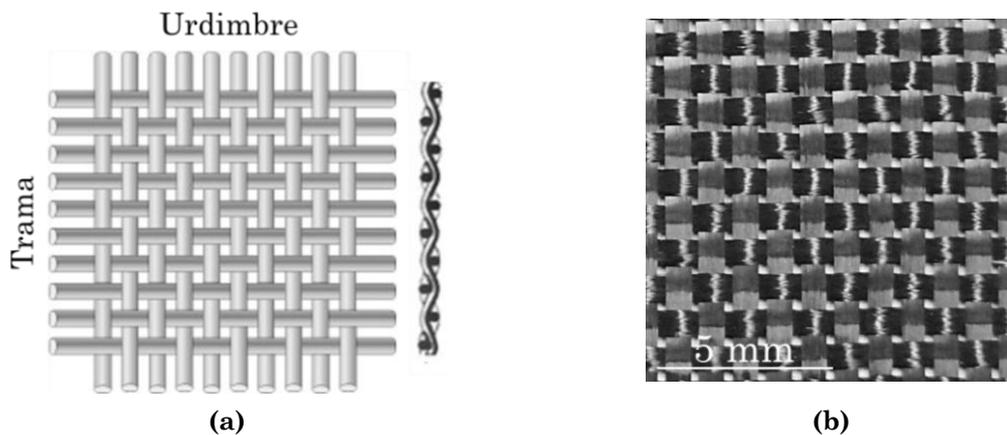


Figura 4.3 (a) Descripción de un tejido plano equilibrado (Matex 2014) y (b) fotografía del tejido empleado.

En este estudio se ha empleado un tejido plano de fibra de carbono (Figura 4.3.b) con un gramaje de 200 g/m² (Hexcel ref. 43199) y un entramado equilibrado, es decir, tiene urdimbre y trama a partes iguales (5 hebras/cm). Las hebras empleadas para la confección de este tejido constan de 3000 fibras de carbono (3k) de alta resistencia, Tabla 4.2.

Tabla 4.2 Propiedades mecánicas de la fibra de carbono.

| Propiedad Mecánica | (Hexcel 2008) |
|--------------------------------|---------------|
| Módulo de elasticidad (GPa) | 221 |
| Alargamiento a rotura (%) | 1,9 |
| Resistencia (MPa) | 4440 |
| Densidad (gr/cm ³) | 1,79 |

4.2 Descripción del proceso de fabricación

El material compuesto ha sido fabricado por infusión, un proceso tradicionalmente empleado en la fabricación de piezas grandes y con geometrías complicadas como barcos de recreo o palas de aerogeneradores. En el caso de esta tesis, el empleo de este método de fabricación ha posibilitado la obtención de placas de espesores uniformes y porcentajes de fibra medio-altos (durante el proceso todo el material está sometido a una presión uniforme de una atmosfera), con una baja inversión inicial (el coste de la bomba de vacío) y a través de un proceso simple y reproducible (no es necesario el control de variables de proceso como presiones o temperaturas de procesado que pueden afectar al comportamiento mecánico del material resultante).

En el proceso de infusión las capas de refuerzo secas se colocan dentro de una cavidad, formada por un molde inferior y una bolsa de vacío que actúa como molde superior. El refuerzo se impregna por la resina en estado líquido al ser obligada a pasar a través de la cavidad del molde al aplicarle vacío (Figura 4.4).

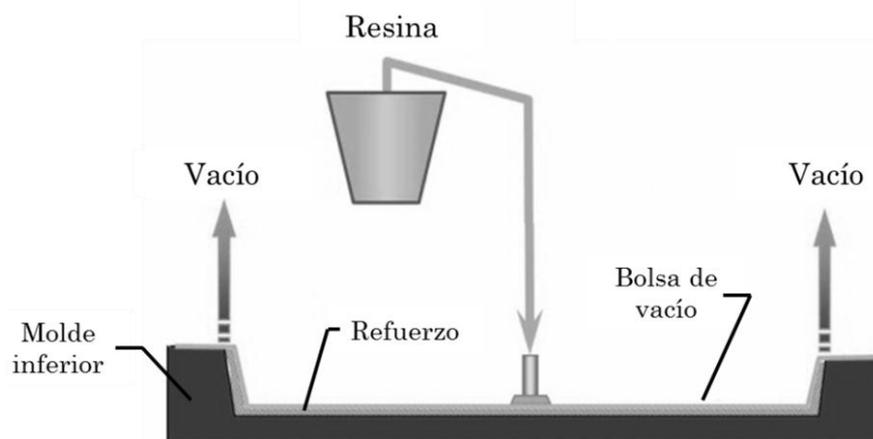


Figura 4.4 Diagrama esquemático del proceso de infusión (MFGC 2014).

La infusión de placas planas se ha llevado a cabo empleando como molde inferior un vidrio templado y decantado de 1200×900 mm, sobre el que se pueden fabricar por infusión laminados de hasta 1000×750 mm. El proceso que se emplea es el siguiente:

Preparación del molde inferior y colocación del refuerzo

Se delimita el molde inferior, una superficie aproximadamente 100 mm más larga y ancha que la placa a fabricar, con cinta adhesiva sobre el vidrio templado. Esta superficie es impregnada con cera desmoldeante (Abel 34 D) para facilitar la tarea de desmoldeo una vez realizada la infusión (Figura 4.5).



Figura 4.5 Vidrio templado sobre el que se realiza la infusión (perímetro exterior) y molde inferior delimitado por cinta adhesiva (perímetro interior).

Se cortan las capas de refuerzo a las dimensiones de la placa final y se posicionan sobre el molde inferior; el refuerzo se posiciona sobre el borde del molde en el que se colocará la entrada de la resina (borde superior en la Figura 4.6) quedando alejado de la zona de la salida de resina (borde inferior).

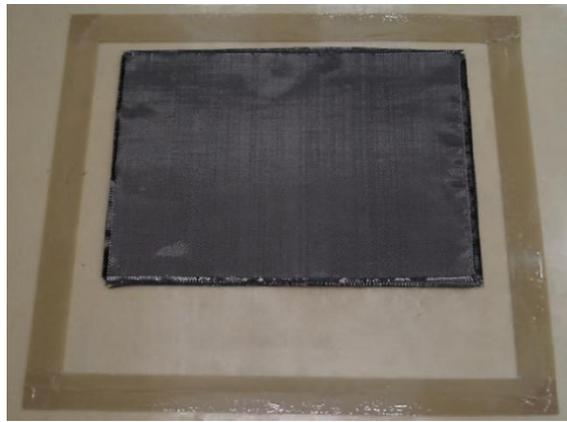


Figura 4.6 Capas de refuerzo sobre el molde inferior (delimitado por la cinta adhesiva).

Colocación de los elementos auxiliares (peel-ply, conductos de entrada/salida y malla de distribución de la resina)

Se cubren las capas de refuerzo con el *peel-ply* o tejido pelable (Airtech Econostitch 50), que facilita el desmoldeo de la placa en su cara superior y permite eliminar la malla y los tubos de distribución de resina del laminado una vez curado. El *peel-ply* se coloca cubriendo toda la superficie del molde (Figura 4.7), y se fija mediante cinta adhesiva para evitar que se mueva durante la colocación de la bolsa.



Figura 4.7 Colocación del *peel-ply* sobre el refuerzo.

Se retira la cinta adhesiva que delimita el borde del molde y se fijan las entradas y salidas de la resina sobre el *peel ply* y los bordes del propio molde. El conducto de entrada de la resina se coloca sobre el borde superior del molde y el conducto de salida en el borde opuesto (Figura 4.8). Ambos conductos se unen a sendos tubos espirales, que evitan que la bolsa obstruya el paso de la resina, garantizan el reparto uniforme de la resina a lo largo de la anchura de la placa y facilitan la evacuación del aire al sistema de vacío. Por último, se coloca la malla de distribución de la resina entre el tubo espiral del conducto de entrada y el *peel-ply*; esta malla controla el flujo de la resina, permitiendo su circulación por el exterior del laminado antes de que penetre hacia el refuerzo.



Figura 4.8 Colocación de los conductos de entrada (superior) y salida (inferior) de la resina.

Colocación de la bolsa de vacío

La bolsa de vacío (Airtech Econolon 225) se coloca, empleando una cinta de sellado (Airtech AT 200 Y) para garantizar su estanqueidad, sobre el perímetro del molde donde antes estaba la cinta adhesiva y no se ha aplicado desmoldeante. Se crean pinzas, pliegues en la bolsa, a la altura de los conductos de entrada y salida de la resina y de ambos tubos espirales para que la bolsa tenga mayor libertad a la hora de reproducir la geometría de la placa (Figura 4.10). Se conecta la bomba de vacío al conducto de salida y se cierra la entrada con una llave de presión; mientras se vacía el molde, la bolsa coloca de manera que se hacen coincidir sus pliegues con las pinzas y los conductos de entrada y salida de resina. Antes de realizar la infusión es necesario asegurar que el perímetro este bien sellado; para ello se apaga la bomba y se controla que no haya pérdidas de vacío durante un tiempo aproximado de 20 minutos.

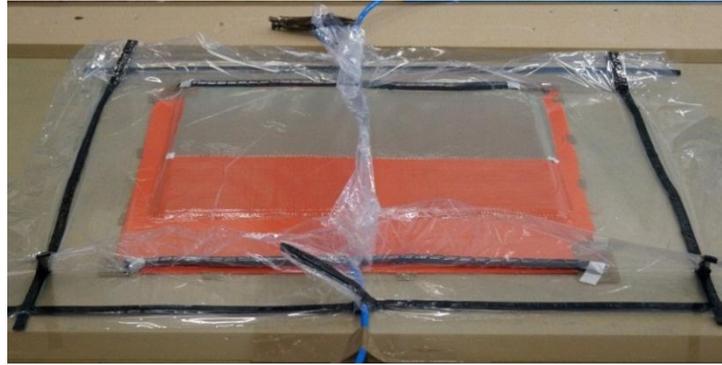


Figura 4.9 Molde cerrado y listo para el proceso de infusión.

Infusión de la resina, curado y desmoldeo

La resina se mezcla en un depósito abierto y se desgasifica, introduciendo durante 10 minutos mezcla y depósito dentro de una cámara de vacío (AppliedVacuum DP-8-00). El conducto de entrada se introduce en el depósito de resina y el conducto de salida se conecta a un contenedor que recoge el sobrante de la misma (Figura 4.10) evitando que llegue a la bomba. Se abre el paso de la resina dando comienzo a la infusión y se espera hasta que la resina impregne completamente el área del refuerzo. Una vez impregnado el refuerzo, se cierran ambos conductos mediante llaves de presión, primero el de entrada y después el de salida, de manera que el molde queda cerrado.

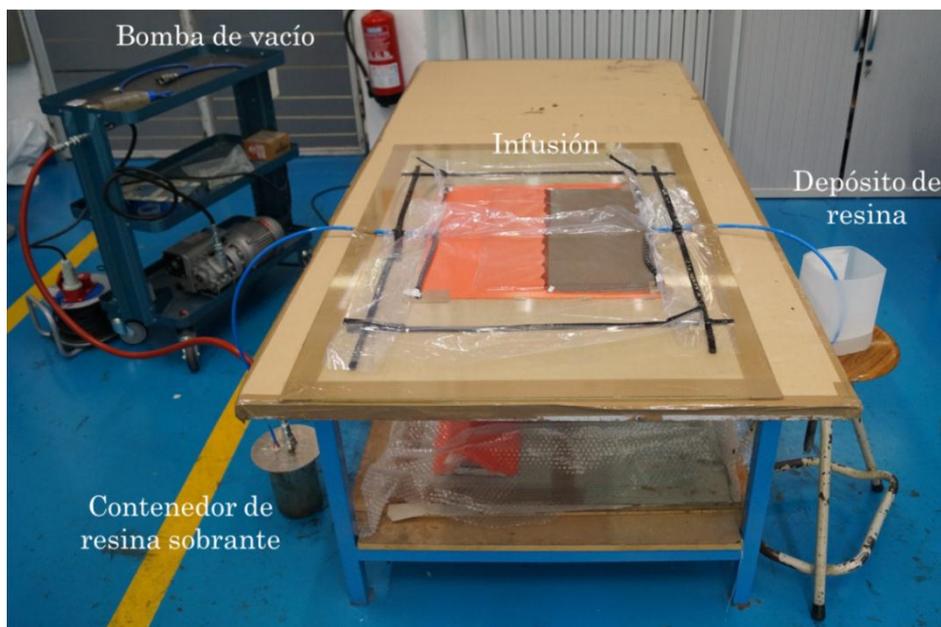


Figura 4.10 Imagen general del proceso de infusión.

La placa, dentro del molde y conservando el vacío, se somete a un proceso de curado de 24 h temperatura ambiente y 24 h a 40 °C en un horno (Digitronic 081921). Después del curado de la resina, se procede al desmoldeo: se abre el molde retirando la bolsa de vacío

junto con el sellante y se separa la placa del molde inferior. Por último, se retiran tanto el peel-ply, como los conductos de entrada/salida y la malla de distribución adheridos al mismo. La Figura 4.11 muestra una placa de 500×1000 mm² obtenida a partir de este proceso de fabricación.



Figura 4.11 Placa obtenida a través del proceso de infusión.

Obtención de probetas con una delaminación inicial

Los ensayos de caracterización interlaminar se llevan a cabo sobre probetas con una delaminación inicial creada artificialmente, para lo que es necesario fabricar laminados con un inserto de antiadherente: film de Teflón® de 12,5 µm de espesor (DuPont FEP 50A). El proceso de fabricación es idéntico al descrito anteriormente, a diferencia de que, durante la colocación de las telas, se introduce entre las láminas centrales del refuerzo un film antiadherente que evita su adhesión en un área conocida de la placa. El film se coloca perpendicularmente al refuerzo y a la dirección de infusión de la resina, sobre la zona de la salida de la resina de la placa (Figura 4.12). A continuación se recorta, de manera que sobresale 10 mm del refuerzo, y se fija con cinta adhesiva de manera que siga en su posición durante la colocación de las telas restantes y la infusión.

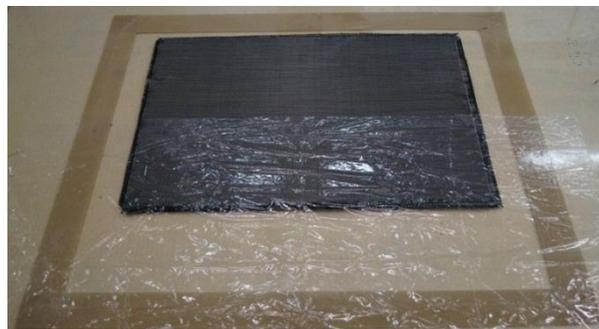


Figura 4.12 Colocación del film antiadherente para la fabricación de probetas con una delaminación inicial.

Los diferentes laminados de tejido fabricados durante el desarrollo de esta tesis se resumen en la Tabla 4.3. El subíndice T de los laminados más gruesos hace referencia al inserto de antiadherente (Teflón®) que presentan estos laminados fabricados para la caracterización interlaminar del material.

Tabla 4.3 Laminados y dimensiones de las diferentes configuraciones de placa fabricadas.

| Laminado | Espesor Nominal (mm) | Dimensiones en el plano (mm) |
|-----------------------|----------------------|------------------------------|
| [0°] _{3S} | 1,42 ± 0,03 | 500×500 |
| [0°] _{4S} | 1,84 ± 0,03 | 500×1000 |
| [0°] _{5S} | 2,30 ± 0,06 | 500×500 |
| [0°] _{7S} | 3,14 ± 0,05 | 500×500 |
| [0°] _{8S+T} | 3,71 ± 0,08 | 300×1000 |
| [0°] _{10S+T} | 4,79 ± 0,09 | 300×1000 |

4.3 Propiedades físicas del material compuesto fabricado

Se han determinado la densidad, el porcentaje de fibra en volumen y el contenido en vacíos de cada placa para garantizar la aptitud del material resultante en cada proceso de infusión. La manera de determinar estas propiedades del material compuesto se describe a continuación.

La densidad del material se ha determinado según la norma ASTM D792, de la que se obtiene la densidad específica de la muestra a partir de su peso tanto en aire como en una sustancia de referencia, en este caso agua destilada. La densidad del material se determina de la densidad específica medida para 5 muestras de más de 1 g de peso y de la densidad del agua destilada, que es conocida. Las muestras se pesan empleando un dispositivo Sartorius YDK 01-OD que permite realizar las mediciones en ambos medios en una balanza analítica Ohaus Galaxy 110 con una precisión de 0,1mg.

El porcentaje en volumen de fibra de carbono de las placas fabricadas se ha medido por digestión de la matriz de acuerdo a la norma ASTM D3171 sobre 3 muestras de más de 3 g obtenidas de las mismas. El material compuesto se introduce en una matraz de Erlenmeyer con 200 ml de ácido nítrico (H₂SO₄) al 70%, y este a su vez en un baño de aceite a 80 °C durante 6 horas de manera que la matriz del composite es completamente disuelta por el ácido. Una vez disuelta la matriz, la fibra se limpia con acetona, se seca en una estufa a 100 °C durante una hora y en un desecador durante 30 minutos. El porcentaje de fibra en masa del material se obtiene de la relación entre el peso de la fibra y el peso de la probeta antes de

la digestión de su matriz. El porcentaje en volumen de fibra del material se obtiene de su porcentaje en masa y de la densidad de sus constituyentes, matriz (ASTM D792) y fibra (proporcionado por el fabricante).

El contenido en vacíos de las placas fabricadas se ha medido según la norma ASTM D2734. Es necesario determinar de antemano las densidades del material compuesto y la matriz (ASTM D3171), el porcentaje de fibras en masa del material compuesto (ASTM D3171) y conocer la densidad teórica de la fibra (fabricante). Se calcula la densidad teórica del material compuesto, a partir del porcentaje de fibras y de las densidades de la fibra y de la matriz, y se compara con la densidad medida del material compuesto; la diferencia entre ambas densidades indica el contenido de vacíos del material.

Las propiedades obtenidas para las diferentes placas fabricadas se pueden observar en la Tabla 4.4. Las propiedades correspondientes a los laminados con Teflón® se han determinado obteniendo muestras de las zonas de la en las que no hay inserto. Los resultados obtenidos muestran como aumenta la densidad y el contenido en fibra del material y se reduce el contenido en vacíos del material fabricado, al introducir más capas de refuerzo.

Tabla 4.4 Propiedades obtenidas para las diferentes placas fabricadas.

| Laminado | Densidad (g/cm ³) | Contenido en volumen de fibra (%) | Contenido en vacíos (%) |
|-----------------------|-------------------------------|-----------------------------------|-------------------------|
| [0°] _{3S} | 1,42 ± 0,01 | 48,4 ± 0,7 | 3,3 ± 0,1 |
| [0°] _{4S} | 1,42 ± 0,01 | 48,8 ± 0,9 | 3,3 ± 0,1 |
| [0°] _{5S} | 1,43 ± 0,01 | 49,4 ± 1,1 | 3,2 ± 0,1 |
| [0°] _{7S} | 1,43 ± 0,01 | 51,7 ± 1,2 | 3,1 ± 0,1 |
| [0°] _{8S+T} | 1,44 ± 0,01 | 52,0 ± 1,1 | 3,1 ± 0,1 |
| [0°] _{10S+T} | 1,44 ± 0,01 | 52,7 ± 1,3 | 3,1 ± 0,1 |

4.4 Caracterización mecánica del material compuesto fabricado

La caracterización mecánica del material compuesto fabricado ha consistido en la determinación de las constantes elásticas y resistencias intralaminares y de la resistencia interlaminar del material mediante ensayos normalizados.

4.4.1 Caracterización de las propiedades intralaminares

Se ha llevado a cabo una caracterización a tracción y cizalladura intralaminar sobre laminados $[0^{\circ}]_4S$ fabricados por infusión siguiendo los procedimientos de ensayo descritos por las normas ASTM D3039 y ASTM D3518 respectivamente. Las probetas, en ambos casos, requieren de talones sobre sus zonas de amarre para evitar generar daño local y garantizar que la rotura se produzca en su longitud calibrada. Los talones se han obtenido de laminados de 4 capas de tejido de fibra de vidrio y matriz epoxi (espesor nominal 1,8 mm) fabricados por contacto a mano. Estos laminados se cortan a $\pm 45^{\circ}$ por chorro de agua a unas dimensiones de 200×55 mm (para probetas de tracción) o 200×50 (para probetas de cizalladura) y se pegan mediante un adhesivo epoxi bi-componente (Araldite Precision 2011) sobre las placas de carbono a caracterizar.

Las placas, una vez pegados los talones sobre ellas, se vuelven a cortar por chorro de agua obteniendo probetas talonadas (Figura 4.13).



Figura 4.13 Probetas con talones obtenidas por corte por chorro de agua para (a) ensayos de tracción y (b) ensayos de cizalladura.

La caracterización a tracción y cizalladura intralaminar se ha llevado a cabo en una máquina de ensayos servo-hidráulica (MTS 810) que permite velocidades de carga de hasta 0,190 m/s. Aunque ambas normas ASTM contemplan únicamente la caracterización cuasi-estática del material ($8,3 \times 10^{-5}$ m/s), en este estudio también se han determinado propiedades mecánicas del material compuesto a velocidades de carga dinámicas (0,048 m/s, 0,095 m/s, 0,143 m/s y 0,190 m/s) con el fin de determinar la influencia de la velocidad de deformación sobre el comportamiento intralaminar del material. La deformación de las probetas se ha medido empleando galgas extensométricas dobles (FCA-2-23-1L de TML) en las probetas de tracción cuasi-estáticas, para obtener el coeficiente de Poisson, y en todas las probetas de cizalladura, para obtener su módulo de cizalladura; y galgas simples (galgas FCA-3-23-1L de

TML) para obtener los módulos de elasticidad y resistencias dinámicas. La fuerza se mide mediante una célula de carga de 100 kN (MTS 661.21A-03) y se registra junto con la deformación de las galgas empleando un sistema de adquisición externo (National Instrument cDAQ-9178 y NI-9945) y un software de adquisición de datos (LabView SignalExpress 2010). Para cada condición de ensayo se han realizado tres ensayos sobre tres probetas diferentes, obteniendo las propiedades intralaminares del laminado a partir del promedio de las tres.

Caracterización a tracción del material

En la Figura 4.14 se muestra la geometría y dimensiones de las probetas de tracción empleadas. Las direcciones principales del refuerzo se orientan de manera que coinciden con las direcciones longitudinal y transversal de la probeta. Los ensayos se han realizado en una de las direcciones principales del composite, que por las características ortótropas de las láminas, se considera que se obtendrán a mismas propiedades que en la otra.

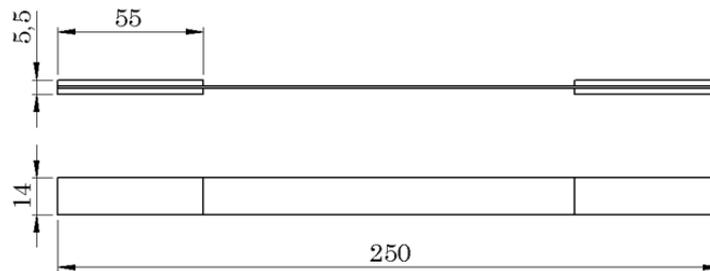


Figura 4.14 Geometría y dimensiones (en mm) de las probetas de tracción.

El módulo de elasticidad del material (E_1) se obtiene de la pendiente de la curva tensión deformación entre el 0,02 y el 0,08 % de deformación del material. La resistencia del material (σ_{r1}) se corresponde con la tensión a fuerza máxima del ensayo. El coeficiente de Poisson ($0,07 \pm 0,01$) se ha obtenido únicamente para las condiciones cuasi-estáticas y ha sido determinado de la relación entre las deformaciones transversales y longitudinales.

La Figura 4.15 muestra la evolución del módulo (E_1) y la resistencia (σ_{r1}) intralaminar del material en función de la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}_1$) medida para cada probeta y promediada para cada velocidad de carga. Ambas propiedades del material aumentan con la velocidad de deformación para el rango de velocidades de carga analizado. Esta tendencia es ligeramente más acusada en el caso de la resistencia del material, que dentro del rango analizado, aumenta un 15% frente al 12% de incremento del módulo de elasticidad. Se ha observado como los valores obtenidos a mayor velocidad de carga (0,143 m/s y 0,190 m/s) muestran una mayor dispersión en los resultados obtenidos.

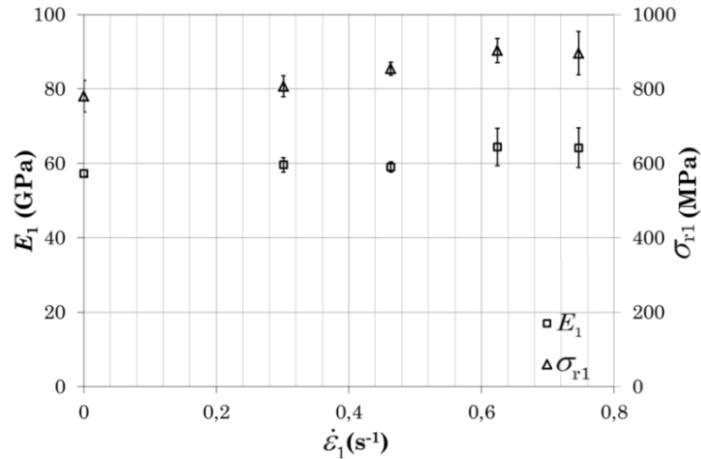


Figura 4.15 Evolución con la velocidad de deformación del módulo de elasticidad y la resistencia del material compuesto en su dirección principal.

Caracterización a cizalladura intralaminar del material

La Figura 4.16 muestra la geometría y dimensiones de las probetas de cizalladura intralaminar. Las direcciones principales del refuerzo se orientan a $\pm 45^\circ$ respecto de la dirección longitudinal de la probeta de manera que la tracción aplicada sobre la probeta genera una sollicitación de cizalladura intralaminar sobre el material.

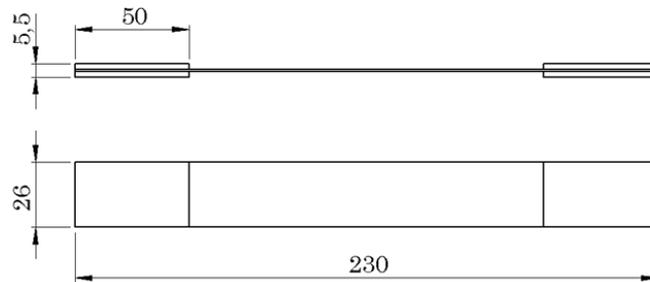


Figura 4.16 Geometría y dimensiones (en mm) de las probetas de tracción.

El módulo de cizalladura intralaminar (E_6) se obtiene de la parte lineal de la curva tensión de cizalladura-distorsión angular ($\sigma_{r6} - \epsilon_6$) (en el caso de estos ensayos se ha considerado que esta linealidad se acota entre las distorsiones del material de 0,04 y 0,012). La resistencia a cizalladura intralaminar del material (σ_{r6}) coincide con la tensión de cizalladura correspondiente al punto de fuerza máxima de cada ensayo (ASTM D3518).

La Figura 4.17 muestra la evolución del módulo (E_6) y la resistencia (σ_{r6}) intralaminar a cizalladura del material en función de la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}_6$) medida para cada probeta y promediada para cada velocidad de carga. Los resultados muestran cómo tanto la resistencia como la rigidez obtenidas en condiciones dinámicas son superiores a las cuasi-estáticas. Promediando los valores obtenidos en los ensayos dinámicos

y comparándolos con los cuasi-estáticos, se ha observado un incremento del 13 % en módulo y un 33 % en resistencia.

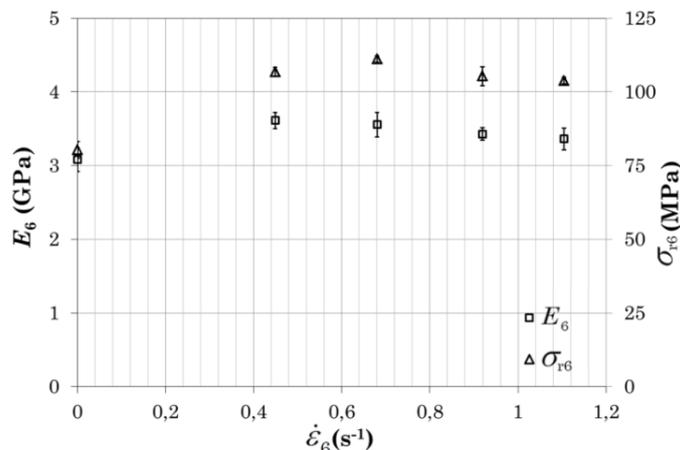


Figura 4.17 Evolución del módulo y la resistencia de cizalladura del material con la velocidad de deformación.

La Tabla 4.5 recoge los módulos y resistencias obtenidas para en ambos procedimientos de ensayo a diferentes velocidades de carga (m/s). Tanto a tracción como a cizalladura, el módulo y la resistencia del material compuesto reforzado con tejido aumentan con la velocidad de deformación, tal y como se predice en un reciente estudio numérico (López-Puente & Li 2012).

Tabla 4.5 Propiedades mecánicas del material compuesto a diferentes velocidades de carga.

| Velocidad de carga (m/s) | Módulo (GPa) | | Resistencia (MPa) | |
|--------------------------|--------------|-------------|-------------------|-------------|
| | Tracción | Cizalladura | Tracción | Cizalladura |
| 8,3×10 ⁻⁵ | 57,3 ± 0,8 | 3,08 ± 0,16 | 781 ± 43 | 80,3 ± 2,8 |
| 0,048 | 59,6 ± 1,9 | 3,61 ± 0,11 | 807 ± 27 | 106,7 ± 1,6 |
| 0,095 | 58,9 ± 1,3 | 3,55 ± 0,16 | 854 ± 17 | 111,1 ± 1,1 |
| 0,143 | 64,3 ± 4,9 | 3,22 ± 0,08 | 903 ± 33 | 105,3 ± 3,2 |
| 0,190 | 64,2 ± 5,3 | 3,16 ± 0,15 | 896 ± 58 | 103,8 ± 1,1 |

4.4.2 Resistencia a cortadura interlaminar

Se han realizado ensayos de cortadura interlaminar sobre viga corta (ASTM D2344) para determinar la resistencia interlaminar (*ILSS* o *Interlaminar Shear Strength*) del material fabricado. Las probetas (Figura 4.18) se obtienen de laminados de 20 capas de refuerzo por corte por chorro de agua, dependiendo su longitud y anchura del espesor (*e*) nominal del laminado, en este caso 4,8 mm.

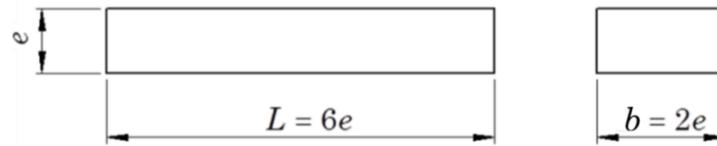


Figura 4.18 Dimensiones de las probetas de ILSS en función del espesor del laminado.

Las probetas son sometidas a flexión 3 puntos mediante la aplicación de una fuerza F . La configuración del ensayo de viga corta genera un patrón de tensión de cortadura entre las capas centrales del laminado, según la teoría de vigas de Euler-Bernoulli (Figura 4.19), que induce el fallo interlaminar de las muestras. La luz o distancia entre apoyos se determina a partir del espesor y del refuerzo del laminado, recomendándose una relación de $Luz = 4e$ al caracterizar laminados de fibra de carbono.

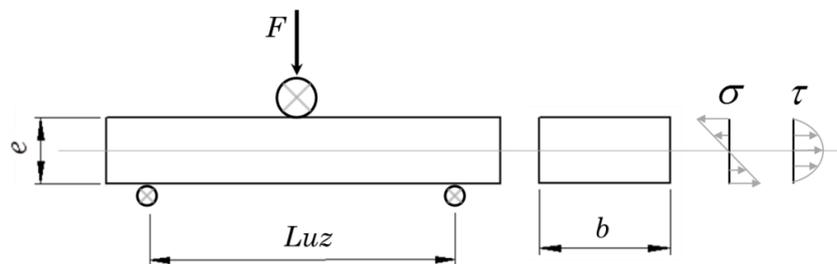


Figura 4.19 Configuración del ensayo de ILSS y distribución de las tensiones de tracción/compresión y cortadura sobre la viga.

Los ensayos se han realizado en una maquina universal de ensayos (Instron 3369) equipada con una célula de carga de 5 kN (Instron ref. 2580-108) y a una velocidad de carga de 1 mm/min. El ensayo finaliza al registrarse una caída de la carga del 30 %, correspondiente al fallo interlaminar de la viga. La resistencia interlaminar se obtiene de la fuerza máxima registrada durante el ensayo de flexión 3 puntos (F_{ILSS}) empleando la ecuación 4.1. Se ha determinado la resistencia interlaminar de 5 probetas, y promediándolas se ha obtenido un valor de resistencia (σ_{ILSS}) de $50,13 \pm 1,48$ MPa.

$$\sigma_{ILSS} = 0,75 \frac{F_{ILSS}}{be} \quad 4.1$$

4.5 Material compuesto unidireccional de referencia

Se ha empleado para la puesta a punto de las técnicas experimentales de caracterización interlaminar y como referencia, un material compuesto reforzado con carbono unidireccional. Este tipo de materiales, empleados en la mayoría de estudios que analizan la influencia de la velocidad de deformación en el comportamiento interlaminar de materiales compuestos (Benmedakhene et al. 1999; Kusaka et al. 1998; Wu & Dzenis 2001; You & Yum 1997), resulta más apropiado para las técnicas experimentales de caracterización interlaminar debido a su mayor rigidez y su habilidad para desarrollar crecimientos de grieta estables y frentes de grieta lineales (Pereira & De Moraes 2004).

El material compuesto de referencia se ha fabricado a partir de la misma resina epoxídica bi-componente (resina SR 8100 y endurecedor SD 8822 de SiComin) y un refuerzo unidireccional de Toray (Toray ref. GV 170 U). El refuerzo no es puramente unidireccional, sino que presenta una parte no despreciable de fibra de vidrio E tejida transversalmente con el fin de mantener las fibras de carbono unidas durante el proceso de fabricación (Figura 4.3.a). Empleando este refuerzo se ha obtenido un material de referencia que presenta una rigidez flexional similar a la de los materiales puramente unidireccionales, pero con un comportamiento interlaminar similar a un tejido, ya que la fibra de vidrio evita la aparición de puentes de fibra.

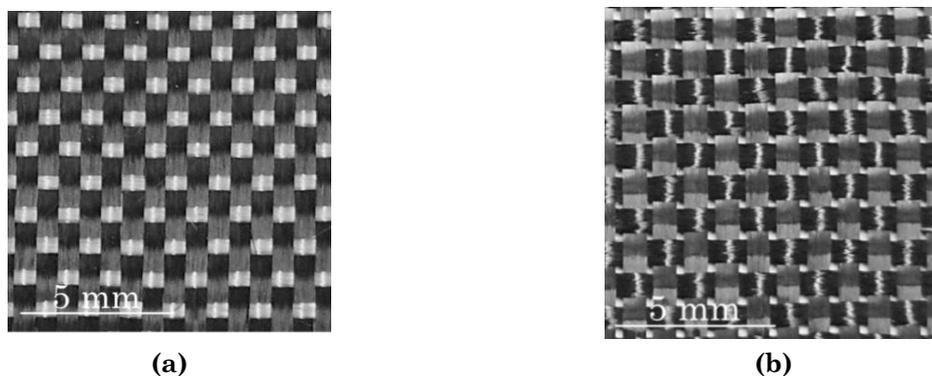


Figura 4.20 (a) Refuerzo unidireccional de referencia, con presencia de vidrio E en la dirección transversal (horizontal), y (b) tejido plano equilibrado objeto de estudio.

Se han fabricado placas de dos espesores nominales: unas de 20 capas de refuerzo con inserto de antiadherente para la puesta a punto de las técnicas de caracterización interlaminares y otras de 8 capas de refuerzo para la caracterización mecánica de este material compuesto unidireccional. La Tabla 4.6 recoge las propiedades de los laminados obtenidas para ambos espesores. Al igual que para el composite reforzado con tejido, las propiedades de los laminados con Teflón® se determinan de muestras de las zonas en las que no hay inserto.

Tabla 4.6 Propiedades obtenidas para las diferentes placas fabricadas.

| Laminado | Espesor nominal (mm) | Contenido en volumen de fibra (%) | Contenido en vacíos (%) | Densidad (g/cm ³) |
|-----------------------|----------------------|-----------------------------------|-------------------------|-------------------------------|
| [0°] _{4S} | 0,77 ± 0,2 | 47,5 ± 1,3 | 3,9 ± 0,7 | 1,49 ± 0,01 |
| [0°] _{10S+T} | 3,73 ± 0,2 | 49,7 ± 1,3 | 2,9 ± 0,6 | 1,51 ± 0,01 |

Se han llevado a cabo ensayos para la caracterización intralaminar del composite unidireccional sobre probetas de 8 capas de refuerzo según lo descrito en el apartado 4.4.1. La Tabla 4.7 recoge las propiedades mecánicas intralaminares en las direcciones principales del material compuesto de referencia fabricado por infusión.

Tabla 4.7 Propiedades intralaminares en las direcciones principales del material unidireccional.

| Dirección principal | Dirección secundaria | | Cizalladura | | |
|---------------------------|----------------------|---------------------------|-------------|-------------------------|------------|
| E_1 (GPa) | 97 ± 2,5 | E_2 (GPa) | 13 ± 1,4 | E_6 (GPa) | 15,6 ± 1,4 |
| σ_{r1} (MPa) | 1232 ± 18 | σ_{r2} (MPa) | 136 ± 7,5 | σ_{r6} (MPa) | 95 ± 7,5 |
| Alargamiento a Rotura (%) | 1,37 ± 0,03 | Alargamiento a Rotura (%) | 1,42 ± 0,1 | Distorsión a Rotura (%) | 3,4 ± 0,3 |
| ν_{12} | 0,17 ± 0,02 | | | | |

5 IMPACTO TRANSVERSAL DE BAJA VELOCIDAD

En este capítulo se estudia el comportamiento frente a impacto transversal de baja velocidad del material compuesto objeto de estudio en este trabajo de investigación. El trabajo experimental, que se basa en impactos por gravedad de probetas, tanto gruesas como delgadas, consta de tres fases: (i) la caracterización a impacto de cada tipo de probeta, (ii) el análisis de la evolución del daño generado por impactos de diferentes niveles energéticos sobre cada tipo de probeta y (iii) el análisis de la influencia de la velocidad de impacto sobre la delaminación generada por impactos equienergéticos en las diferentes probetas.

5.1 Caracterización a impacto

Se ha caracterizado el comportamiento a impacto de tres tipos de probeta: delgadas, intermedias y gruesas. Con objeto de delimitar el rango de energías que generan delaminación para cada una de ellas se ha estudiado la respuesta de las probetas a impactos de diferentes energías.

5.1.1 Descripción de las probetas

Los impactos de flexión biaxial se han llevado a cabo sobre probetas circulares de 60 mm de diámetro. Las probetas se obtienen mediante corte por chorro de agua de laminados fabricados por infusión a partir de 6, 10 y 14 capas de refuerzo, de manera que se obtienen probetas de tres relaciones de aspecto L/e para poder analizar el comportamiento tanto de probetas delgadas como gruesas. La longitud representativa L , en impactos que no generan ondas tensionales sobre probetas circulares simplemente apoyadas es considerada igual al diámetro de la base sobre el que se apoya la probeta (Steele & Balch 2009; Olsson 2000), en este caso 40 mm. Las características de los tres tipos de probeta obtenidas se resumen en la Tabla 5.1.

Tabla 5.1 Descripción de las tres geometrías de probeta empleadas.

| Tipo de probeta | Nº de capas | Espesor nominal (mm) | Ratio de aspecto (L/e) |
|-----------------|-------------|----------------------|----------------------------|
| Delgada | 6 | 1,42 | 28,2 |
| Intermedia | 10 | 2,30 | 17,4 |
| Gruesa | 14 | 3,14 | 12,7 |

5.1.2 Descripción de los ensayos

Los ensayos de impacto biaxial se han realizado en una máquina de caída de dardo Fractovis-Plus 7520 (Figura 5.1.a) equipada con un percutor instrumentado (Ceast ref. 7529.506). La máquina consta de una parte móvil para posicionar el percutor verticalmente y una parte fija sobre la que se apoya la probeta a impactar.

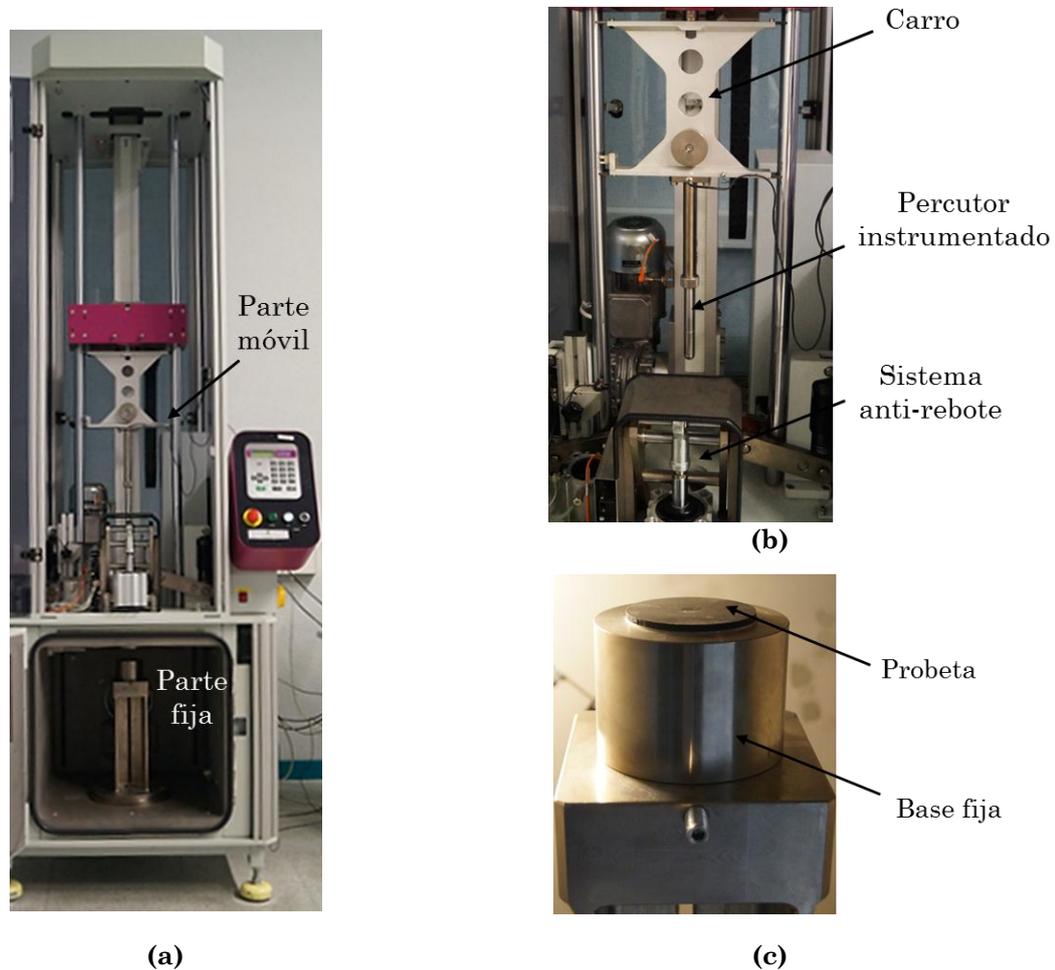


Figura 5.1 Descripción de la máquina de caída de dardo.

El funcionamiento del equipo de impacto es el siguiente: la probeta se apoya sobre una base anular (Ceast ref. 7520.042) de diámetro interior 40 mm y exterior de 60 mm (Figura 5.1.c). El percutor, de cabeza semiesférica (Ceast ref. 7529.804), va montado sobre un carro que se suelta desde una altura determinada y lo guía verticalmente hasta el centro de la probeta. Al alcanzar la probeta, el percutor genera sobre ella una sollicitación impulsiva de flexión, cuya respuesta es registrada en forma de curva fuerza-tiempo a través de la instrumentación del percutor y del sistema de adquisición de la propia máquina. La máquina además está dotada de un sistema anti-rebote (Figura 5.1.b), de manera que una vez producido el impacto y si existe un rebote del percutor, este es bloqueado evitando un segundo impacto que genere más daño sobre la probeta.

La energía del impacto generado depende tanto de la masa del percutor, como de la velocidad de impacto:

- i. La **masa del percutor** (m_{per}) se puede variar entre 2 y 70 kg, pudiendo montarse el percutor sobre dos carros distintos, que permiten a su vez incorporar diversas masas auxiliares.
- ii. La **velocidad de impacto** (v_i) depende de la altura entre la superficie superior de la probeta y la punta semiesférica del percutor. La máquina permite regular dicha altura teniendo en cuenta el espesor de la probeta y la longitud del percutor. El rango de velocidades de impacto que se puede llevar a cabo (0,77-4,65 m/s) está limitado por las alturas mínima y máxima desde las que se puede liberar el percutor.

Se han llevado a cabo ensayos de caída de dardo dentro de un rango de energías (1-14 J) para las probetas delgadas y 1-20 J para las otras dos) en el que se generan diferentes modos de fallo sobre las probetas. La energía del impacto se ha aumentado, en incrementos de 1 J hasta alcanzar los 4 J y luego en incrementos de 2 J. Los ensayos se han realizado con un mismo percutor ($m_{\text{per}} = 2 \text{ kg}$), de manera que las diferentes energías de impacto se han conseguido variando la altura inicial, y por consiguiente la velocidad del impacto.

5.1.3 Análisis de las curvas fuerza-tiempo

El resultado de cada ensayo de impacto es una curva fuerza-tiempo que representa la fuerza aplicada sobre el percutor durante el tiempo de contacto entre percutor y probeta. Los valores característicos de estas curvas son: la fuerza máxima ($F_{\text{máx}}$) que se alcanza durante el impacto y el tiempo de contacto total (t_c). Además de estos dos parámetros, la forma que describe la curva es un factor a tener en cuenta, ya que representa la respuesta de la probeta, y varía en función de los modos de fallo generados en la misma. Así pues, un determinado patrón de curva $F-t$, permite reconocer los modos de fallo que han sido generados sobre la probeta para una energía de impacto (E_i).

Los impactos que no generan daño sobre las probetas generan una curva $F-t$ sinusoidal donde el tiempo de contacto es inversamente proporcional a la rigidez de la probeta (Sankar 1996; Feraboli & Kedward 2006; Guan & Yang 2002). La Figura 5.2 muestra las curvas $F-t$ de tres impactos sobre probetas gruesas a tres niveles de energía incidente. Los impactos de menor energía (1 y 2 J) que describen una forma sinusoidal y presentan un mismo tiempo de contacto representan dos impactos que no generan daño. En la tercera curva (3 J), que representa un impacto que genera daño, se puede observar cómo se produce una pérdida de simetría de la curva y un incremento del tiempo de contacto, generados por la pérdida de

rigidez de la probeta durante el fenómeno de impacto (Feraboli & Kedward 2006). La fuerza máxima y la pendiente inicial de la curva aumentan con la energía de impacto (Feraboli & Kedward 2006).

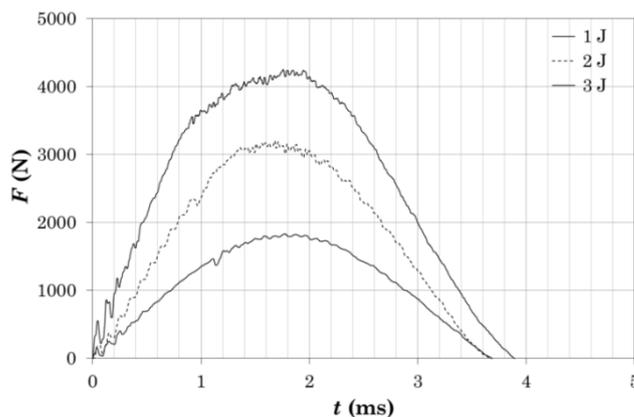


Figura 5.2 Evolución de las curvas F - t de dos impactos que no generan daño (1 y 2 J) y un tercero que sí lo genera (3 J) para probetas gruesas.

A través del patrón de una curva F - t , además de conocer si el impacto genera daño o no, se puede determinar el tipo de daño que se le está introduciendo a la probeta: la delaminación genera un cambio significativo en la pendiente e introduce oscilaciones en las curvas (Cartie & Irving 2002; Belingardi & Vadori 2002), mientras que el fallo de las láminas por rotura de fibras se detecta cómo una caída en la fuerza (Schoeppner & Abrate 2000; Lopes et al. 2009). Las curvas F - t que se muestran a continuación representan un impacto que no genera daño (energía menor), un impacto que genera únicamente delaminación (energía intermedia) y un impacto que genera delaminación y rotura de fibras (energía mayor) para los tres tipos de probeta analizados: delgada (Figura 5.3), intermedia (Figura 5.4) y gruesa (Figura 5.5).

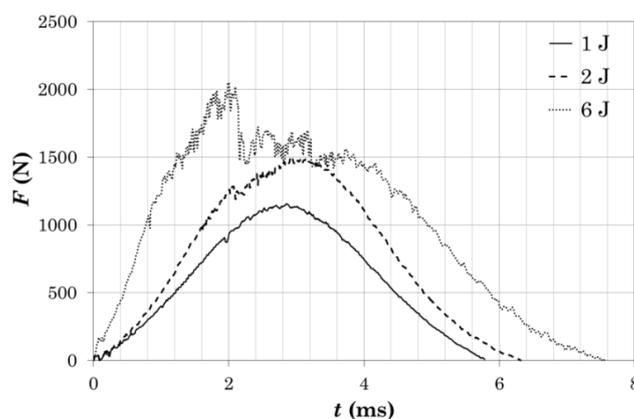


Figura 5.3 Curvas F - t representativas de cada modo de fallo para probetas delgadas.

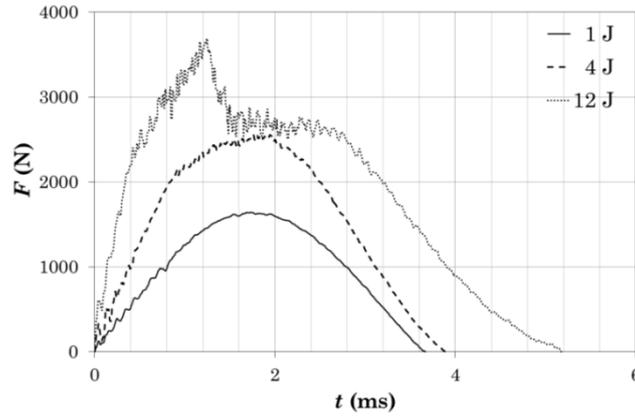


Figura 5.4 Curvas $F-t$ representativas de cada modo de fallo para probetas intermedias.

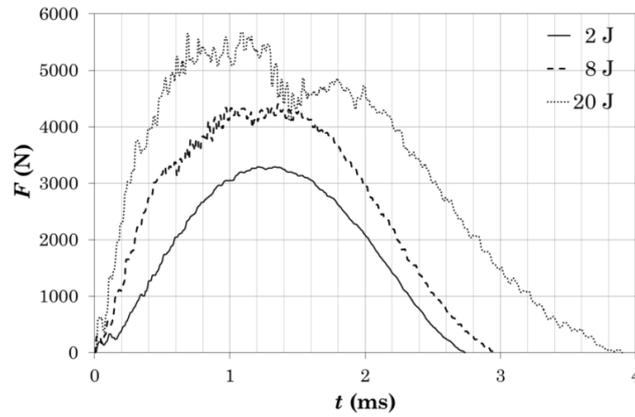


Figura 5.5 Curvas $F-t$ representativas de cada modo de fallo para probetas gruesas.

5.1.4 Umbrales de daño

A partir de las curvas $F-t$ se pueden obtener, mediante la segunda ley de Newton y sucesivas integraciones de la aceleración, la velocidad (\dot{u}_{per} ecuación 5.1) y el desplazamiento (u_{per} ecuación 5.2) del percutor (Zoller 1983; Aretxabaleta 2008), y a partir de esta, la deformación de la probeta (Belingardi & Vadori 2002; Grellmann et al. 2001). La energía absorbida por la probeta (E_a) se obtiene a partir del desplazamiento del percutor y de la fuerza de contacto.

$$\dot{u}_{\text{per}}(t) = v_i - \frac{1}{m_{\text{per}}} \int_0^t F(t) dt, \tag{5.1}$$

$$u_{\text{per}}(t) = \int_0^t \left[v_i - \frac{1}{m_{\text{per}}} \int_0^t F(t) dt \right] dt \tag{5.2}$$

$$E_a(t) = \int_0^t F(t) \left[v_i - \frac{1}{m_{\text{per}}} \int_0^t F(t) dt \right] dt \tag{5.3}$$

Una manera común de representar los resultados de un ensayo de impacto es la combinación de las curvas $F-t$ y E_a-t (Figura 5.6). Ésta representación permite identificar gráficamente los umbrales de delaminación y rotura de fibra de una estructura determinada,

y los valores de fuerza y energía asociados a dichos umbrales, considerados independientes de la energía de impacto (Feraboli & Kedward 2006; Belingardi & Vadori 2002; Guan & Yang 2002). La fuerza F_D y la energía E_D , correspondientes al umbral de delaminación, se pueden determinar para todas las energías de impacto que generan daño, mientras que la fuerza F_{RF} y energía E_{RF} , correspondientes al umbral de rotura de fibras, se pueden obtener para todas las curvas de todos los impactos que generen este tipo de fallo.

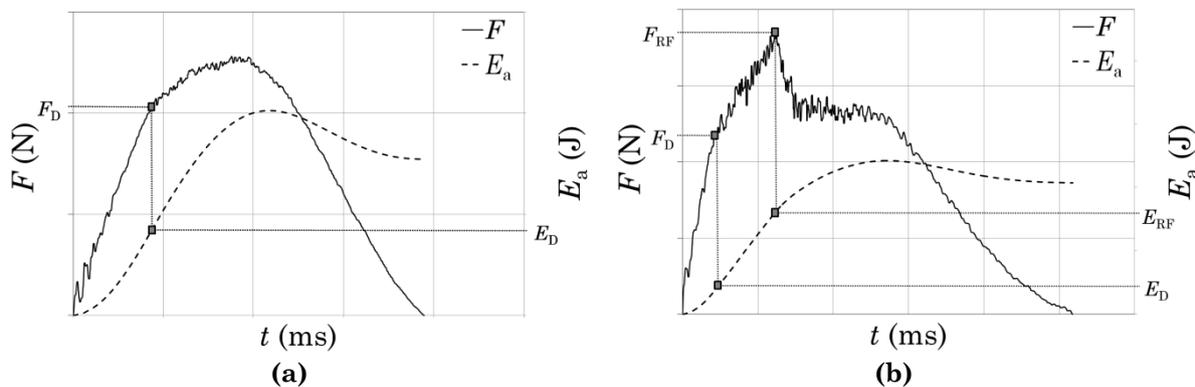


Figura 5.6 Curvas $F-t$ y $E-t$ y umbrales de daño para dos impactos sobre probetas intermedias que generan (a) delaminación y (b) delaminación y rotura de fibras.

El rango de energías de impacto que producen cada modo de fallo está delimitado por las energías correspondientes a sus umbrales de daño; de esta manera, una probeta que se somete a un impacto de energía E_i (Feraboli & Kedward 2006):

- i. No sufre daño sí $E_i < E_D$.
- ii. Sufre daño por delaminación sí $E_D < E_i < E_{RF}$.
- iii. Sufre delaminación y rotura de fibras sí $E_i > E_{RF}$.

Este estudio, en el que se pretende analizar la influencia de la velocidad de impacto en la delaminación, se centra en el rango de delaminación de cada probeta ($E_D < E_i < E_{RF}$): rango de energías de impacto en el que se considera que el modo de fallo predominante es la delaminación y está delimitado entre las energías correspondientes a los dos umbrales de daño de cada tipo de probeta. La Tabla 5.2 muestra los umbrales de delaminación y rotura de fibras de cada probeta, obtenidos a partir de sus curvas $F-t$ y $E-t$.

Tabla 5.2 Umbrales de daño de cada tipo de probeta.

| Probeta | Umbral de delaminación | | Umbral de rotura de fibras | |
|------------|------------------------|----------------|----------------------------|-----------------|
| | F_D (N) | E_D (J) | F_{RF} (N) | E_{RF} (J) |
| Delgada | 1163 ± 69 | $0,96 \pm 0,1$ | 1971 ± 112 | $4,11 \pm 0,2$ |
| Intermedia | 2284 ± 65 | $1,75 \pm 0,1$ | 3353 ± 161 | $8,55 \pm 0,5$ |
| Gruesa | 3652 ± 139 | $2,29 \pm 0,1$ | 5864 ± 145 | $16,59 \pm 0,4$ |

La evolución de las fuerzas y energías correspondientes a cada umbral con el espesor se puede observar en la Figura 5.7. Las fuerzas y energías correspondientes al umbral de fallo interlaminar aumentan linealmente con el espesor mientras que las correspondientes al umbral de fallo intralaminar aumentan exponencialmente, en concordancia con lo obtenido por Belingardi y Vadori para laminados multidireccionales (Belingardi & Vadori 2003).

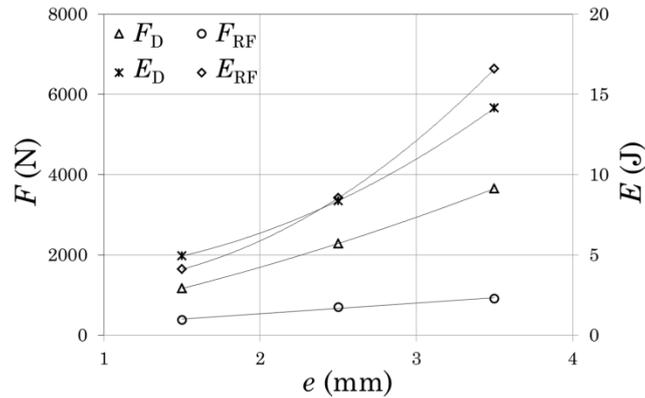


Figura 5.7 Evolución del umbral de delaminación y del umbral de rotura de fibras con el espesor.

5.1.5 Evolución de los parámetros de impacto

La caracterización de cada tipo de probeta se ha completado con el análisis de la evolución de diferentes parámetros de impacto (fuerza máxima, tiempo de contacto, rigidez residual relativa) con la energía de impacto, propuesto en diferentes estudios (Feraboli & Kedward 2006; Zhou 1996a; Delfosse & Poursartip 1997) para detectar los modos de fallo inducidos a la probeta.

La evolución de la fuerza máxima con la energía de impacto para los tres tipos de probeta se puede ver en la Figura 5.8, que además de esta evolución muestra las energías correspondientes a los umbrales de delaminación y rotura de fibras de cada estructura. La fuerza máxima aumenta exponencialmente hasta el umbral de delaminación, a partir del que, tal y como afirman Feraboli y Kedward (Feraboli & Kedward 2006), tiende a un valor constante que se corresponde con la fuerza del umbral de rotura de fibras y la carga estática máxima que puede soportar la probeta. La Figura 5.9 muestra la evolución del tiempo de contacto con la energía incidente para cada tipo de probeta. Como se ha observado en la Figura 5.2 el tiempo de contacto se mantiene constante mientras no hay daño en la probeta (Feraboli & Kedward 2006); una vez es rebasado el umbral de delaminación, el tiempo de contacto aumenta linealmente con la energía de impacto a causa de la pérdida de rigidez flexional que produce la delaminación (Feraboli & Kedward 2006). La aparición de rotura de fibras supone

un aumento en la pendiente de la curva, debido a que la pérdida de rigidez de la probeta es mayor cuando el fallo se extiende a las láminas (Feraboli & Kedward 2006).

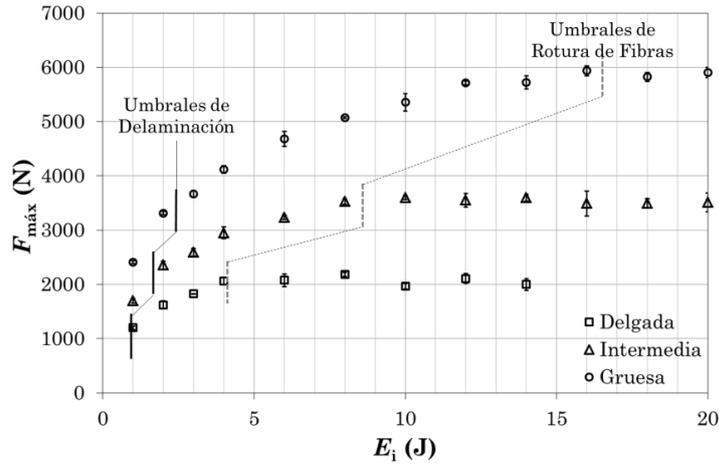


Figura 5.8 Evolución de la fuerza máxima con la energía de impacto para los tres tipos de probeta.

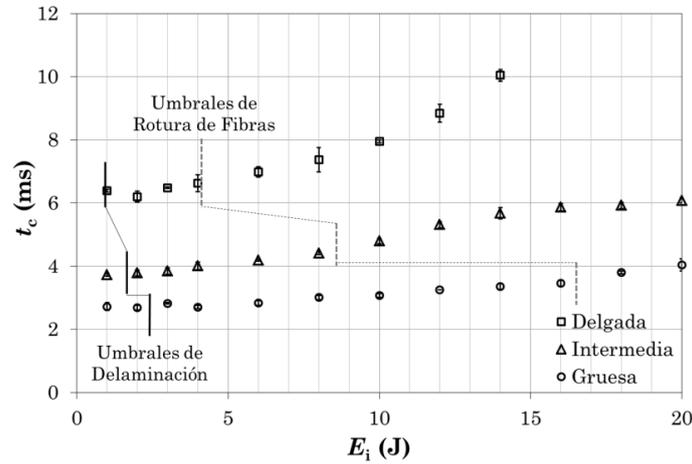


Figura 5.9 Evolución del tiempo de contacto con la energía de impacto para los tres tipos de probeta.

La rigidez residual de la probeta se ha obtenido a partir de un procedimiento experimental que comprende tres ensayos de impacto consecutivos (Lifshitz et al. 1995): la misma probeta se somete a dos ensayos por debajo de su umbral de delaminación, uno antes y el otro después del impacto a analizar, que es el que genera el daño sobre la probeta. Es sabido que el tiempo de contacto, en un impacto que no genera daño, se puede relacionar (ecuación 5.4) con la rigidez de la probeta (K) y la masa del percutor (m_{per}) (Feraboli & Kedward 2006). La rigidez residual relativa (K_{res}) de la probeta, definida como la rigidez de la probeta dañada (K_D) entre la rigidez de la probeta virgen (K_0) por lo tanto, puede deducirse a partir de la de los tiempos de contacto de los dos ensayos que no introducen daño empleando la ecuación 5.5 (Feraboli & Kedward 2004).

$$t_c = \pi \sqrt{\frac{m_{\text{per}}}{K}} \tag{5.4}$$

$$K_{\text{res}} = \frac{K_D}{K_0} = \left(\frac{t_{c0}}{t_{cD}} \right)^2 \tag{5.5}$$

Este procedimiento se ha empleado anteriormente para construir curvas normalizadas del tipo *Compression After Impact* o CAI (Feraboli & Kedward 2004; Feraboli & Kedward 2006) que representan la evolución de las propiedades residuales de una determinada estructura con la energía de impacto (ASTM D7137). Los resultados muestran cómo la evolución de la rigidez residual relativa (K_{res}) de la probeta es insuficiente para determinar por sí misma cuándo empieza la rotura de fibras. Sin embargo, sí se puede observar una misma tendencia en la evolución de K_{res} para los tres espesores de probeta: en primera instancia, cuando se supone que el material únicamente sufre daño por delaminación, se produce una reducción lineal de K_{res} , mientras que para energías de impacto mayores, en las que se genera rotura de fibras, esta reducción tiende a una asíntota horizontal (Figura 5.10).

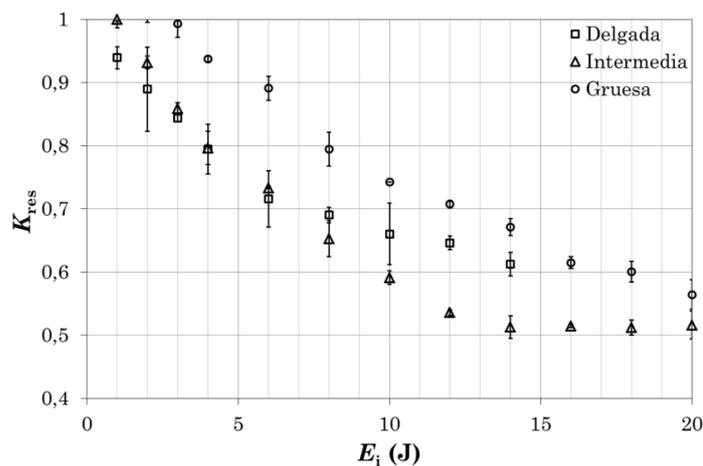


Figura 5.10 Evolución de la rigidez residual relativa con la energía de impacto para los tres tipos de probeta.

5.2 Evolución del daño

En este apartado se analiza la evolución del daño con la energía de impacto para cada tipo de probeta. Las probetas ensayadas a diferentes energías de impacto en el apartado anterior son examinadas en una inspección de daño que consta de tres etapas: en primer lugar, el tamaño y la forma de la proyección del área dañada se determinan en una inspección no destructiva mediante ultrasonidos. En segundo lugar, se realiza una inspección macroscópica de la zona de impacto sobre la probeta seccionada con el fin de identificar los diferentes modos de fallo desarrollados en la probeta. Por último, la misma sección de la

probeta es sometida a un examen por líquidos penetrantes para cuantificar el verdadero alcance de la delaminación en cada caso.

5.2.1 Inspección no destructiva mediante ultrasonidos

Se ha empleado un equipo OmniScan® MXU-M equipado con un encoder de dos ejes y un palpador *phase array* con una frecuencia central de 5 MHz y 64 elementos (10×0,6 mm cada uno) (Figura 5.11). La superficie impactada de las muestras se impregna con un gel acoplante que favorece la transmisión de las ondas ultrasónicas entre el palpador y la muestra. Las ondas atraviesan la muestra y son reflejadas al llegar a la superficie inferior de la misma o a un defecto interno del material. Las ondas reflejadas vuelven a través del material al transductor, que funciona como emisor y receptor. La intensidad de la onda recibida, que depende de la absorción y dispersión de la onda en el medio en el que se propaga, es analizada para detectar el nivel de daño en cada punto del material. El aparato se calibra empleando la intensidad recibida al analizar el material virgen. Intensidades similares a ésta representan zonas del material que presentan pocos defectos que atenúen la onda, mientras que las zonas con daño como delaminaciones o rotura de fibra presentan intensidades inferiores. Los valores de intensidades escaneados a lo largo de la superficie de la muestra son transformados por el propio sistema en una imagen en la que se distingue la proyección del área dañada. El área dañada se mide mediante el software TomoViewer 2.9.

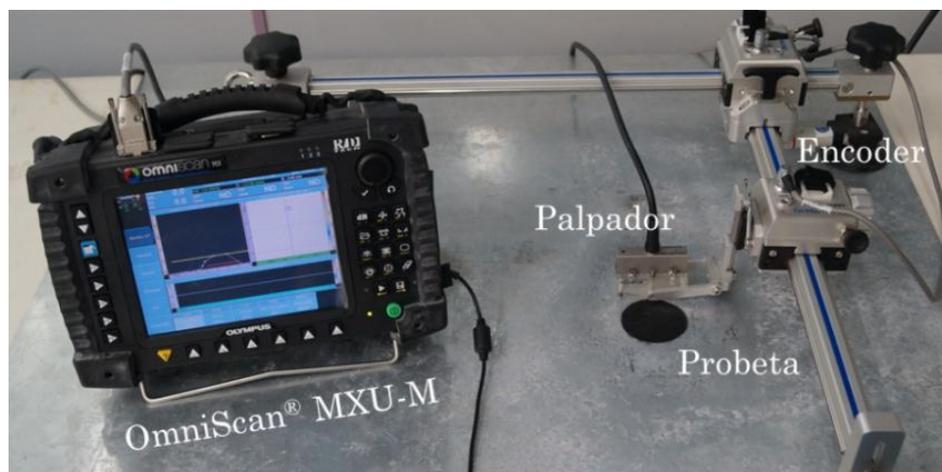


Figura 5.11 Descripción del sistema de ultrasonidos.

La evolución del tamaño de la proyección del área dañada para los tres tipos de probeta se puede ver a continuación (Figura 5.12, Figura 5.13, y Figura 5.14) donde las circunferencias exteriores representan los bordes de cada probeta. Los tres tipos de probeta muestran una evolución similar, en la que se distinguen 4 patrones:

- Los ensayos subcríticos ($E_i < E_D$) no generan daño sobre las muestras.

- b) Al rebasar la energía correspondiente al umbral de delaminación, y llegar al rango de energías de delaminación ($E_D < E_i < E_{RF}$), se genera daño local sobre las zonas de impacto de las muestras.
- c) Dentro del mismo rango de energías ($E_D < E_i < E_{RF}$), pero a energías de impacto mayores la proyección del área dañada aumenta con la energía incidente mostrando una forma circular.
- d) En los impactos por encima del umbral de rotura de fibras ($E_i > E_{RF}$) la forma de la proyección del área dañada cambia de forma de circular a irregular, siguiendo las direcciones de la fibra.

En probetas gruesas (Figura 5.13.b) e intermedias (Figura 5.14.b) el inicio del daño manifiesta una forma anular que no se ha detectado sobre las probetas delgadas (Figura 5.12.b). En estas últimas además se ha detectado como algunas muestras presentan daño bajo impactos de 1 J (Figura 5.12.a) y otras no (Figura 5.12.b) lo que se atribuye a la cercanía de esta energía con el umbral de delaminación ($0,96 \pm 0,1$ J).

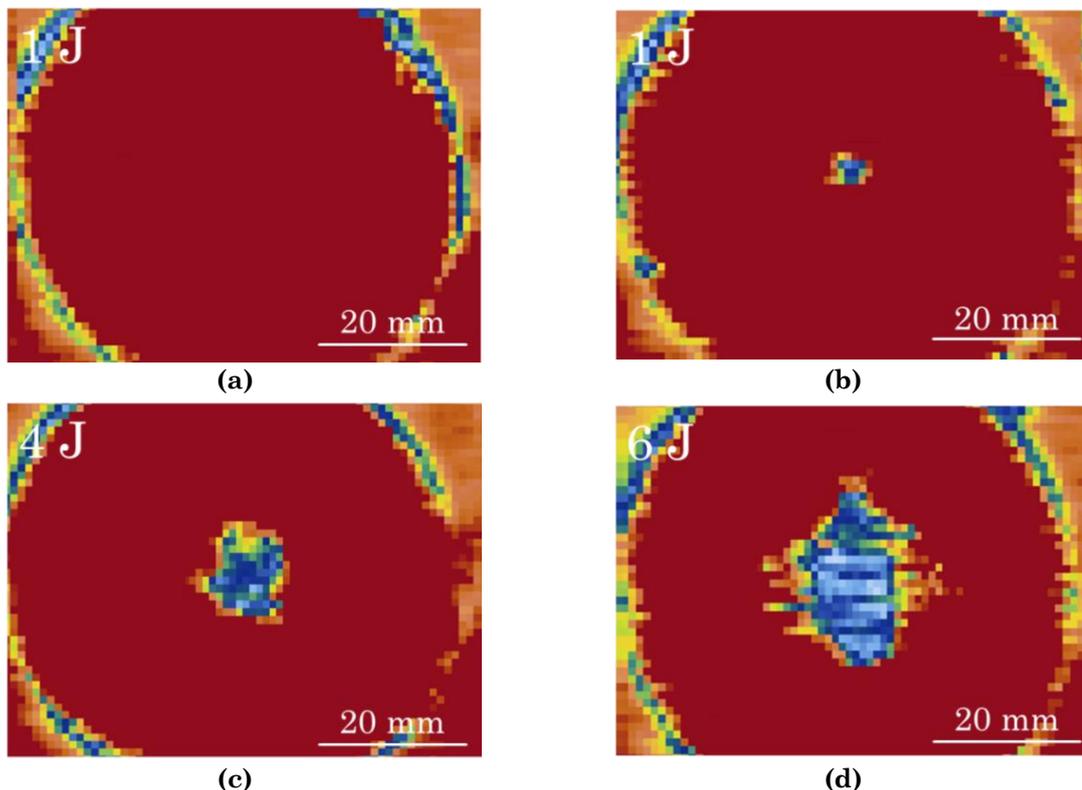


Figura 5.12 Evolución de la proyección del área dañada en probetas delgadas.

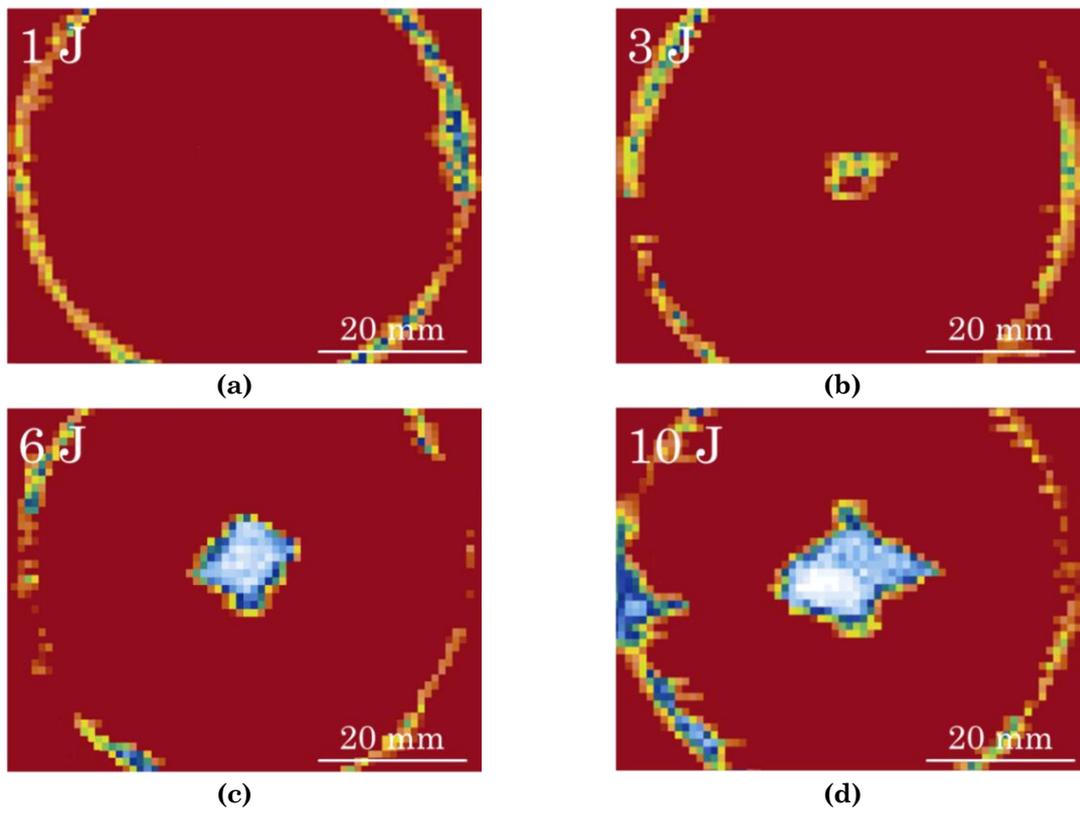


Figura 5.13 Evolución de la proyección del área dañada en probetas intermedias.

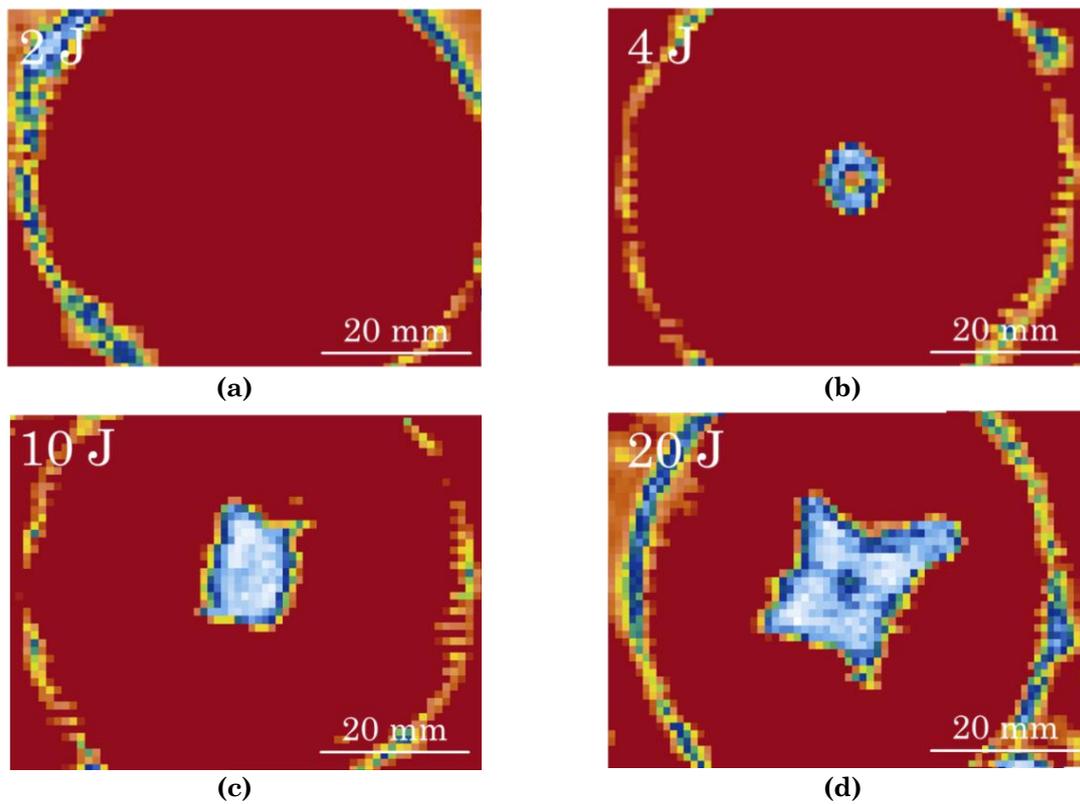


Figura 5.14 Evolución de la proyección del área dañada en probetas gruesas.

La Figura 5.15 muestra cómo el tamaño del área dañada (A_D) aumenta linealmente con la energía de impacto para todos los casos, únicamente se ha detectado un punto que no sigue esta linealidad: el correspondiente al fallo por rotura de fibras de la probeta delgada en el que el tamaño del área dañada aumenta considerablemente. Por otro lado, al comparar el área dañada para una misma energía de impacto en función del espesor de la probeta, se observa que las probetas gruesas presentan las mayores áreas dañadas, seguidas de las probetas delgadas y finalmente las intermedias.

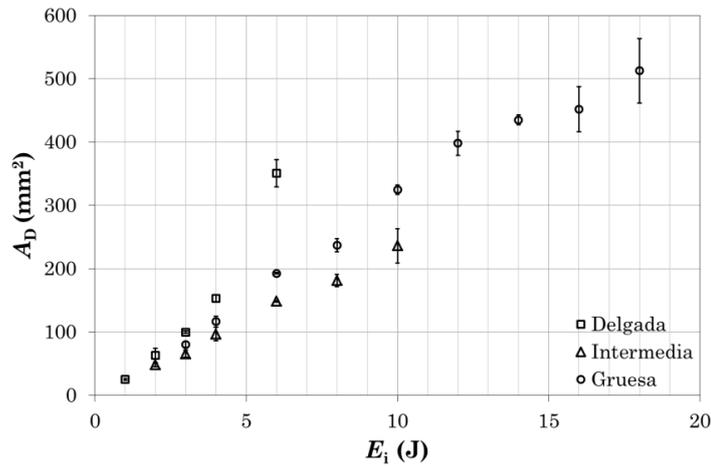


Figura 5.15 Evolución del área dañada con la energía de impacto.

5.2.2 Análisis macroscópico de las zonas de impacto

Las probetas se han seccionado diametralmente en una de sus direcciones principales empleando un disco abrasivo de corte metalográfico (Buethler B2205) y líquido refrigerante (Struers Corrozip), para minimizar el daño generado sobre las muestras, en una sierra metalográfica (Struers Labotom-3). Las superficies a inspeccionar se han acondicionado después del corte; puliéndose primero con lijas de agua de grado 500 y 1000 y limpiándose y desengrasándose a continuación. Las zonas de impacto de cada probeta se han examinado utilizando un macroscopio LEICA Z16 (hasta $\times 8$ aumentos).

La evolución del daño en la zona de impacto para cada tipo de probeta se muestra en la Figura 5.16, la Figura 5.17 y la Figura 5.18. Analizando dichas figuras se observa:

- Los ensayos por debajo del umbral de delaminación ($E_i < E_D$) no generan daño sobre las probetas.
- Al rebasar la energía correspondiente al umbral de delaminación ($E_D < E_i < E_{RF}$) se generan delaminaciones a partir de fallos locales de las láminas o de la matriz.

- c) Para energías de impacto mayores dentro del mismo rango de delaminación ($E_D < E_i < E_{RF}$) el daño se extiende a una zona más amplia.
- d) Los impactos por encima del umbral de rotura de fibras ($E_i > E_{RF}$) muestran el colapso de las láminas por la rotura de las fibras que las componen.

El inicio de la delaminación se produce de manera diferente en función del espesor de la probeta; en probetas delgadas la delaminación evoluciona a partir del fallo por rotura de fibras de la lámina inferior, que aparece incluso en el nivel de energía más bajo (Figura 5.16.b). En probetas intermedias y gruesas, la delaminación se inicia a partir del fallo de la matriz, ya sea dentro de una lámina (Figura 5.17.b) o en las zonas interlaminares (Figura 5.18.b), pero no se detectan rotura de fibras en ninguna de sus láminas. En impactos en los que la delaminación está más avanzada, (c) en todas las figuras, la delaminación es más evidente en la zona inferior de las muestras para todos los espesores; sin embargo, el análisis macroscópico realizado resulta insuficiente para conocer el verdadero alcance del daño interlaminar en cada caso.

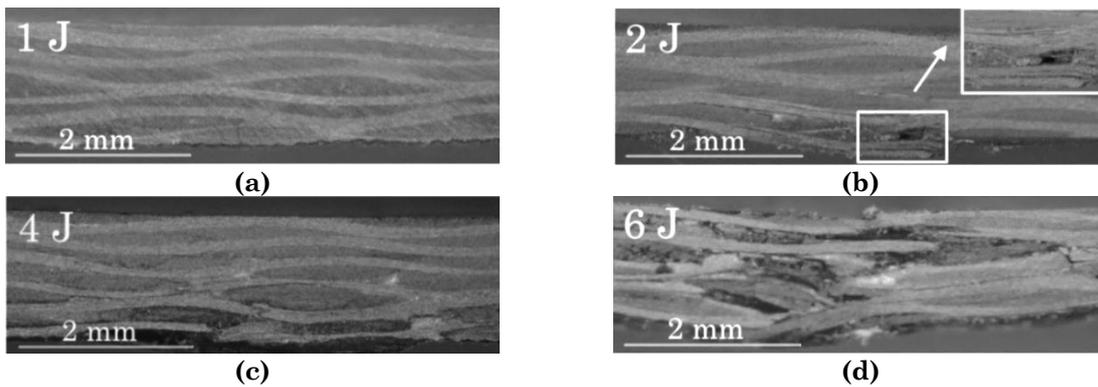


Figura 5.16 Evolución del daño en la zona de impacto para probetas delgadas.

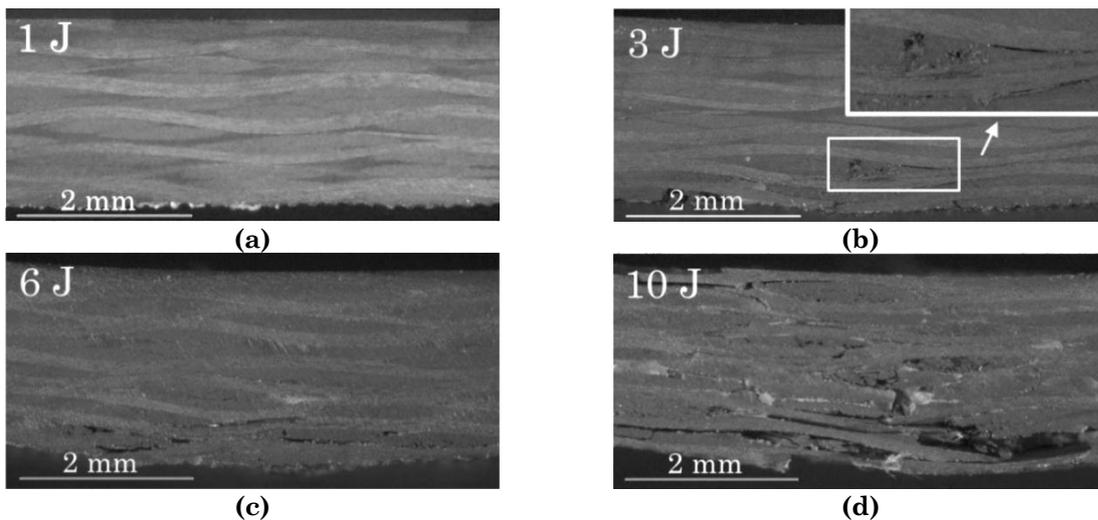


Figura 5.17 Evolución del daño en la zona de impacto para probetas intermedias.

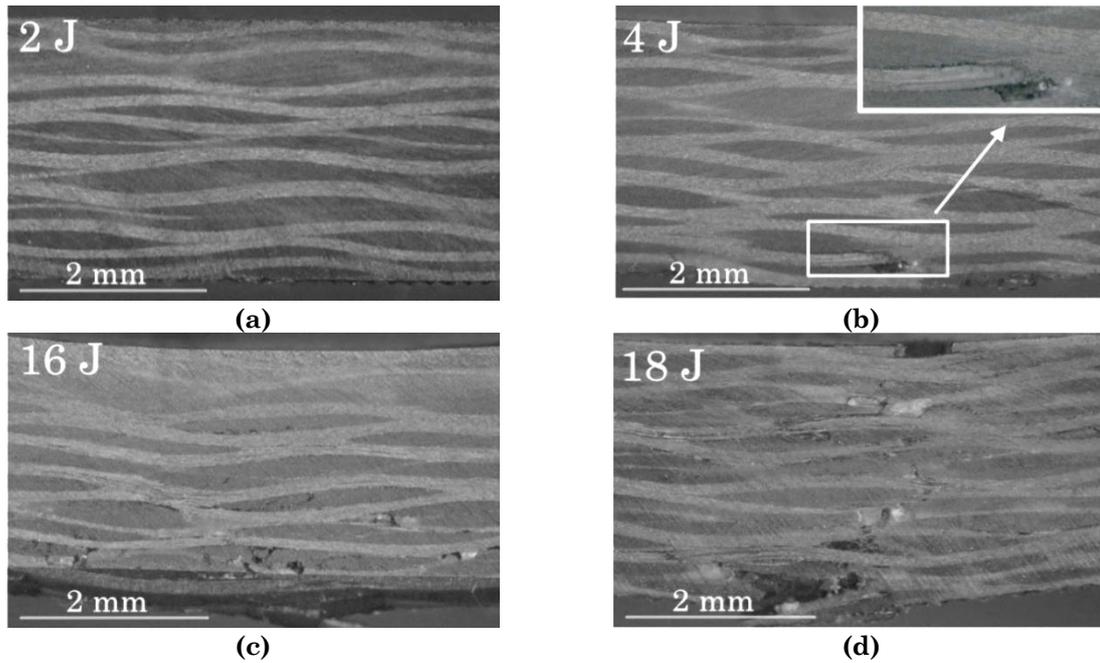


Figura 5.18 Evolución del daño en la zona de impacto para probetas gruesas.

Además, en las zonas de impacto se han encontrado diferencias significativas en el comportamiento global de probetas gruesas y delgadas dentro del rango de delaminación: las probetas delgadas recuperan completamente su planitud, aunque presentan roturas de fibra locales en sus láminas inferiores dentro de todo el rango (Figura 5.19). Las probetas gruesas, sobre todo al ser sometidas a energías de impacto cercanas a su umbral de rotura de fibras, presentan una indentación residual importante. En los bordes de esta indentación se observan delaminaciones locales considerables, únicamente de las láminas superiores y de forma anular (Figura 5.20.a). Las láminas inferiores de las probetas gruesas dentro de este rango no presentan el fallo de las fibras, aunque en algunas láminas inferiores sí se han detectado fallos intralaminares de la matriz (Figura 5.20.b). La diferencia en el daño generado en probetas gruesas y delgadas se puede atribuir a la diferencia de rigidez entre ambas, que como observa Abrate (Abrate 2005) genera diferentes estados tensionales, con mayores tensiones locales en las zonas de impacto en probetas gruesas y mayores tensiones flexionales de tracción en las láminas inferiores en probetas delgadas.

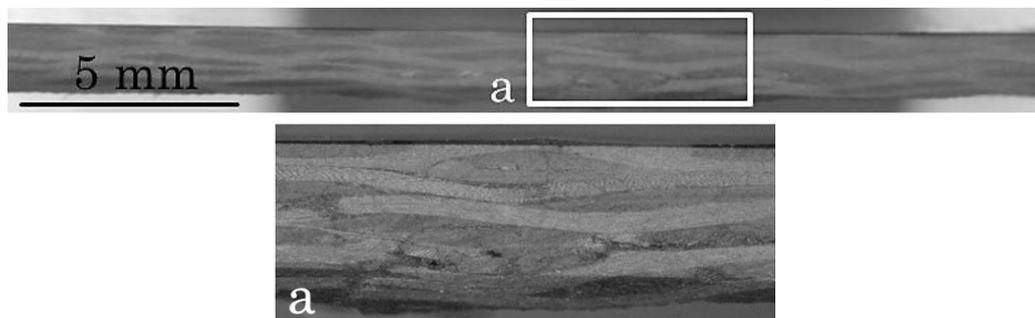


Figura 5.19 Probeta delgada impactada dentro del rango de delaminación (3 J).

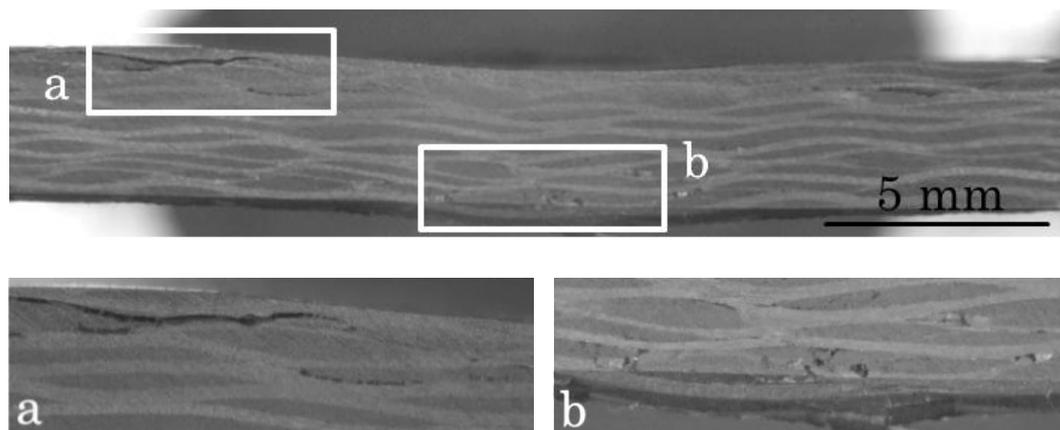


Figura 5.20 Probeta gruesa impactada dentro del rango de delaminación (16 J).

5.2.3 Inspección mediante líquidos penetrantes

Las mismas probetas utilizadas en la inspección de las zonas de impacto han sido examinadas mediante una técnica que combina líquidos penetrantes y macroscopía óptica. Las muestras han sido sumergidas en un líquido penetrante (Ardrox 970 P 23) durante 20 minutos y secadas mediante aire a presión. A continuación, se les ha aplicado un revelador seco (Ardrox 9D4A) dentro de una cabina de tormenta de polvo durante 10 minutos, eliminando posteriormente su exceso mediante aire a presión. Las muestras se han sometido a un examen macroscópico (Leica Z16) bajo luz ultravioleta que resalta el revelador que se ha depositado previamente en las delaminaciones durante este proceso.

La evolución de la delaminación para cada tipo de probeta se puede observar a continuación. En probetas delgadas el daño se inicia en una zona muy localizada, que se corresponde con las roturas de fibras observadas en análisis macroscópico, y evoluciona en forma de delaminación (Figura 5.21). La delaminación no se extiende a lo largo de todo el espesor de la probeta sino que se concentra en la mitad inferior de la misma. En probetas intermedias y gruesas (Figura 5.22 y Figura 5.23), la delaminación se inicia formando un anillo alrededor de la zona de contacto a lo largo de todo el espesor de la probeta. Al aumentar la energía de impacto, esta delaminación se extiende uniéndose a las delaminaciones iniciales, pero siempre manteniendo una uniformidad a lo largo del espesor. En probetas gruesas y energías cercanas al umbral de rotura de fibras se detectan, al igual que en el apartado anterior, delaminaciones considerables en todo el perímetro de la indentación residual de la probeta.

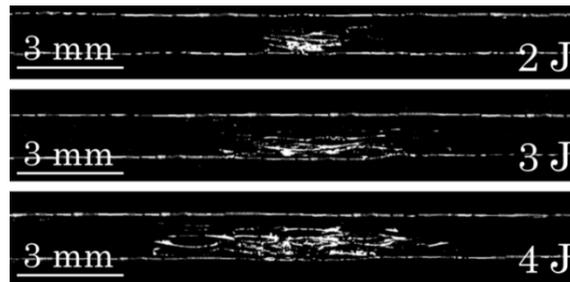


Figura 5.21 Evolución de la delaminación en probetas delgadas.

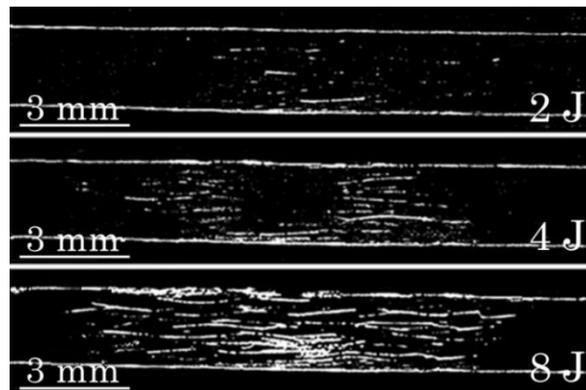


Figura 5.22 Evolución de la delaminación en probetas intermedias.

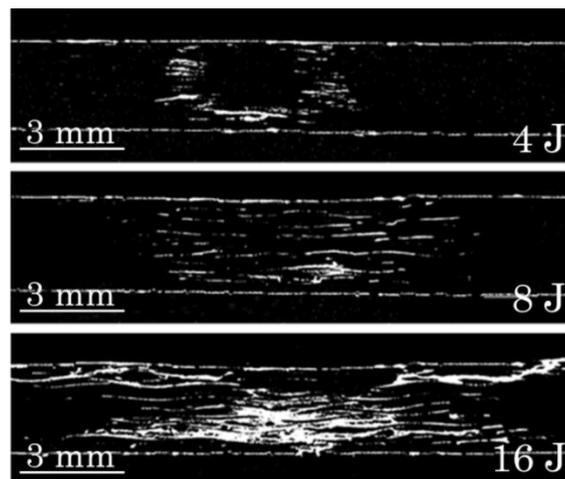


Figura 5.23 Evolución de la delaminación en probetas gruesas.

5.3 Influencia de la velocidad de impacto en la delaminación

A partir de los apartados 5.1 y 5.2 se ha podido determinar, para cada uno de los espesores analizados, el umbral de energías de impacto en los que se produce delaminación. En este apartado se han llevado a cabo ensayos equienergéticos dentro del rango de delaminación de cada tipo de probeta combinando diferentes masas y velocidades de impacto (Tabla 5.3). Se ha analizado la influencia de la velocidad de impacto en la respuesta, el daño generado y las propiedades residuales de la probeta a una misma energía de impacto.

Tabla 5.3 Combinaciones de masa y velocidad analizadas para cada tipo de probeta.

| Tipo de probeta | Energía de impacto (J) | Masas (kg) | Velocidades de impacto (m/s) |
|-----------------|------------------------|-------------------|------------------------------------|
| Delgada | 2 | 2; 3 | 1,42; 1,15 |
| | 4 | 2; 3; 5; 7; 9 | 1,98; 1,63; 1,26; 1,07; 0,94 |
| Intermedia | 4 | 2; 3; 5; 7; 9 | 1,98; 1,63; 1,26; 1,07; 0,94 |
| | 8 | 2; 3; 5; 7; 9 | 2,82; 2,31; 1,79; 1,51; 1,33 |
| Gruesa | 4 | 2; 3; 5; 7; 9; 12 | 1,98; 1,63; 1,26; 1,07; 0,94; 0,82 |
| | 12 | 2; 3; 5; 7; 9; 12 | 3,46; 2,83; 2,19; 1,85; 1,63; 1,41 |

5.3.1 Influencia de la velocidad de impacto en la respuesta de la probeta

La respuesta de cada probeta al ser sometida a ensayos equienergéticos a diferentes velocidades de impacto ha sido analizada a través de sus curvas de respuesta fuerza-tiempo ($F-t$) y fuerza-desplazamiento ($F-d$). El desplazamiento (d) que sufre la probeta se corresponde, según Grellmann (Grellmann et al. 2001), con el desplazamiento (u_{per}) del percutor determinado mediante la integración de las curvas $F-t$ (Apartado 5.1.4).

Además, también se ha analizado la evolución del desplazamiento residual (d_{res}) y la energía disipada (E_{dis}) con la velocidad de impacto; ambos valores corresponden a los valores de desplazamiento (u_{per}) y energía absorbida (E_a) al final del tiempo de contacto entre percutor y probeta (t_c).

Probetas delgadas

La evolución de la respuesta de placas delgadas con la velocidad de impacto, a través de sus curvas fuerza tiempo y fuerza desplazamiento, se puede observar a continuación para ensayos equienergéticos de 2 J (Figura 5.24) y 4 J (Figura 5.25).

Para ambas energías de impacto, pero sobre todo para 4 J, se observan caídas repentinas de fuerza en las curvas $F-t$ que se pueden asociar al fallo de láminas por rotura de fibras (Schoeppner & Abrate 2000), como las observadas en el análisis macroscópico de las zonas de impacto de probetas delgadas (Apartado 5.2.2). Las curvas fuerza desplazamiento evolucionan de manera diferente con la velocidad de impacto para ambas energías; en el caso de 2 J la curva se desplaza a la derecha según se aumenta la velocidad de impacto, mientras que en el caso de los impactos de 4 J este efecto se invierte.

En la Figura 5.26 se observa cómo el desplazamiento residual aumenta con la velocidad para los impactos de 2 J y disminuye para los de 4 J. Esto puede deberse a que la

contribución de la delaminación y la rotura de fibras para cada energía es diferente, generándose importantes roturas de fibras en los impactos de 4 J (Figura 5.33). En cuanto a la energía disipada, no se observan variaciones significativas en su valor dentro del rango de velocidades de impacto analizadas (Figura 5.26).

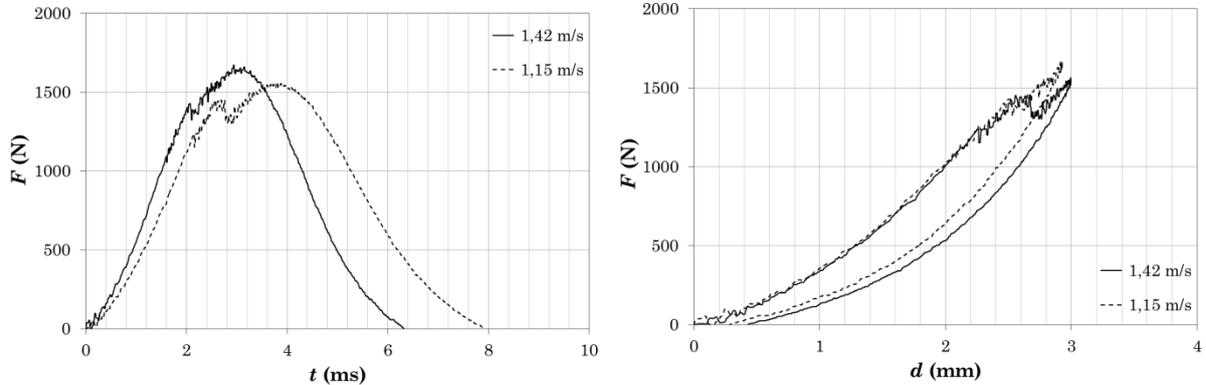


Figura 5.24 Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 2 J a diferentes velocidades sobre una probeta delgada.

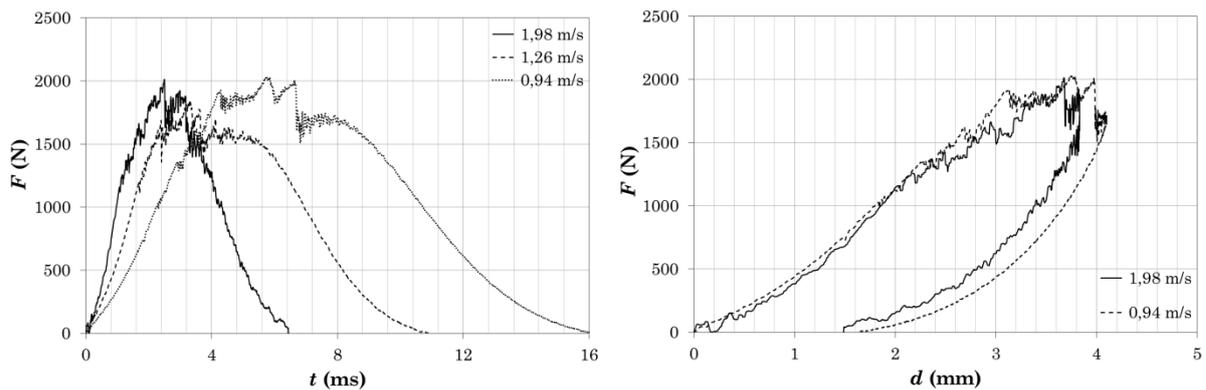


Figura 5.25 Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 4 J a diferentes velocidades sobre una probeta delgada.

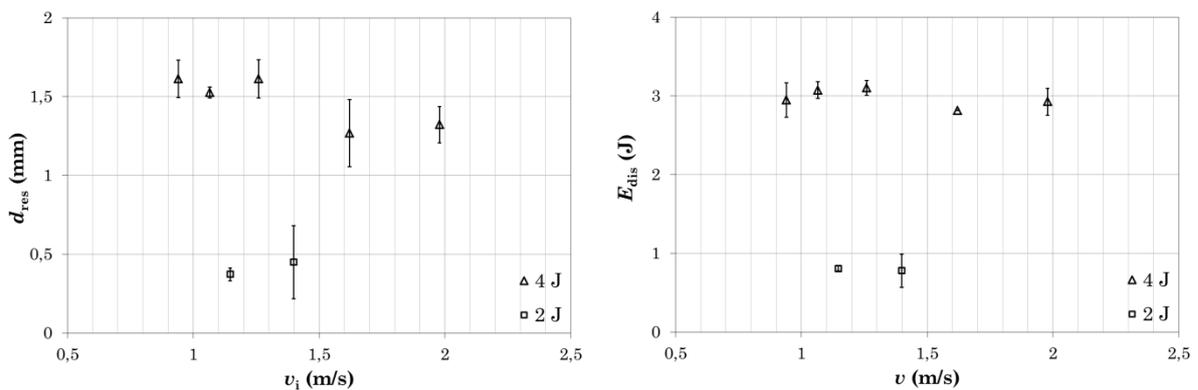


Figura 5.26 Evolución del desplazamiento residual (d_{res}) y la energía disipada (E_{dis}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas delgadas.

Probetas intermedias

La Figura 5.27 y la Figura 5.28 muestran las curvas $F-t$ y $F-d$ obtenidas para diferentes velocidades de ensayo sobre impactos equienergéticos, de 4 y 8 J respectivamente, sobre probetas intermedias.

Las curvas $F-t$ para ambas energías de impacto muestran patrones representativos del fallo por delaminación (Cartie & Irving 2002; Belingardi & Vadori 2002). Las curvas $F-d$ para ambas energías se desplazan hacia la derecha según aumenta la velocidad de impacto obteniendo mayores deformaciones residuales, efecto más significativo en los ensayos de menores energías incidentes. La evolución del desplazamiento residual y la energía disipada con la velocidad de impacto se pueden observar en la Figura 5.29, donde se confirma cómo el desplazamiento residual aumenta significativamente con la velocidad para ambas energías. Se ha percibido un ligero incremento de la energía disipada con la velocidad de impacto, aunque no se considera significativo.

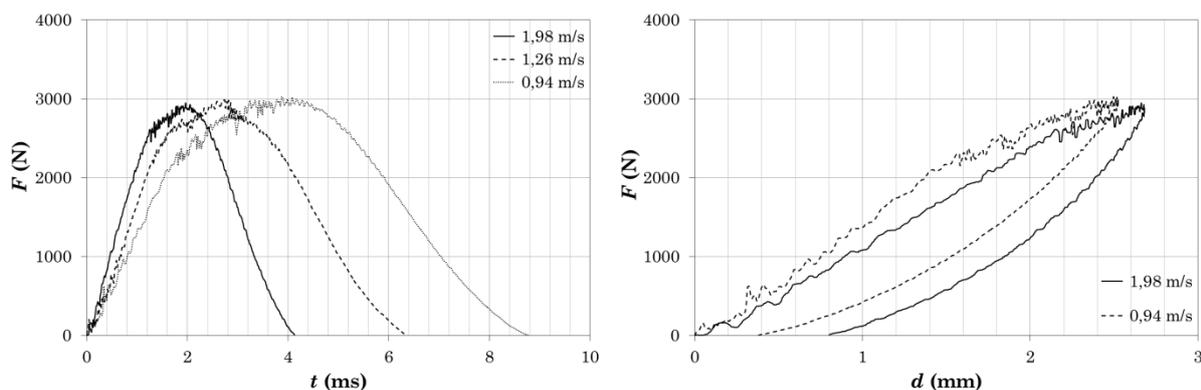


Figura 5.27 Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 4 J realizados a diferentes velocidades sobre una probeta intermedia.

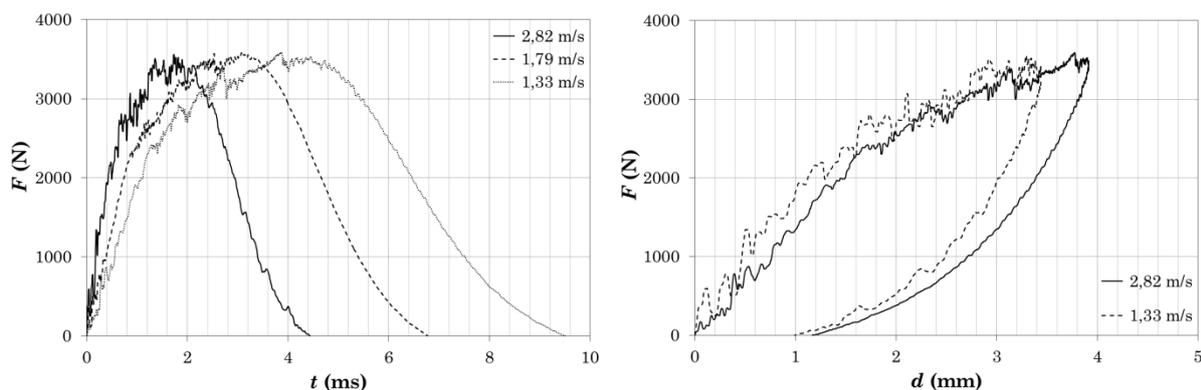


Figura 5.28 Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 8 J realizados a diferentes velocidades sobre una probeta intermedia.

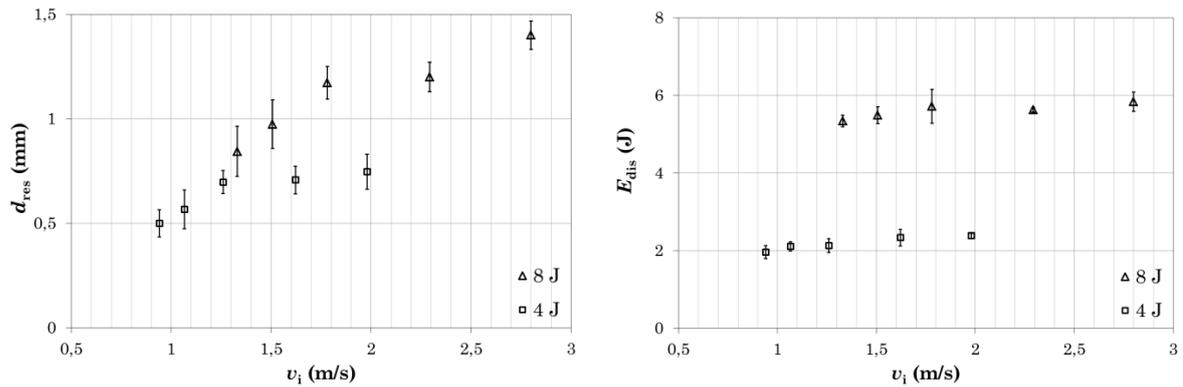


Figura 5.29 Evolución del desplazamiento residual (d_{res}) y la energía disipada (E_{dis}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas intermedias.

Probetas gruesas

Las curvas $F-t$ y $F-d$ obtenidas para diferentes velocidades de ensayo sobre impactos equienergéticos de 4 J (Figura 5.30) y 12 J (Figura 5.31) representan la respuesta a impacto de probetas gruesas bajo estas condiciones. Las curvas $F-t$ para las dos energías de impacto muestran patrones representativos del fallo por delaminación (Cartie & Irving 2002; Belingardi & Vadori 2002), en las que mayores energías y velocidades de impacto dan lugar a más oscilaciones dinámicas en las curvas. Las curvas $F-d$ para todas las energías se desplazan hacia la derecha según aumenta la velocidad de impacto obteniendo mayores deformaciones residuales, siendo este fenómeno más significativo en los ensayos de menores energías incidentes.

La evolución del desplazamiento residual y la energía disipada con la velocidad de impacto se pueden observar en la Figura 5.32; el desplazamiento residual aumenta significativamente con la velocidad para todas las energías, siendo más importante en energías incidentes inferiores. En estas probetas, al contrario que en las intermedias, la energía disipada disminuye con la velocidad de impacto aunque esta variación no es muy pronunciada.

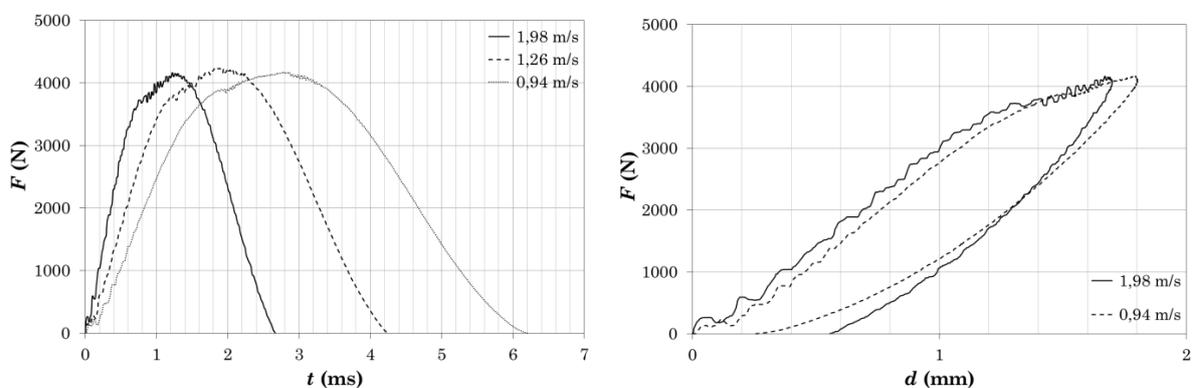


Figura 5.30 Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 4 J realizados a diferentes velocidades sobre probetas gruesas.

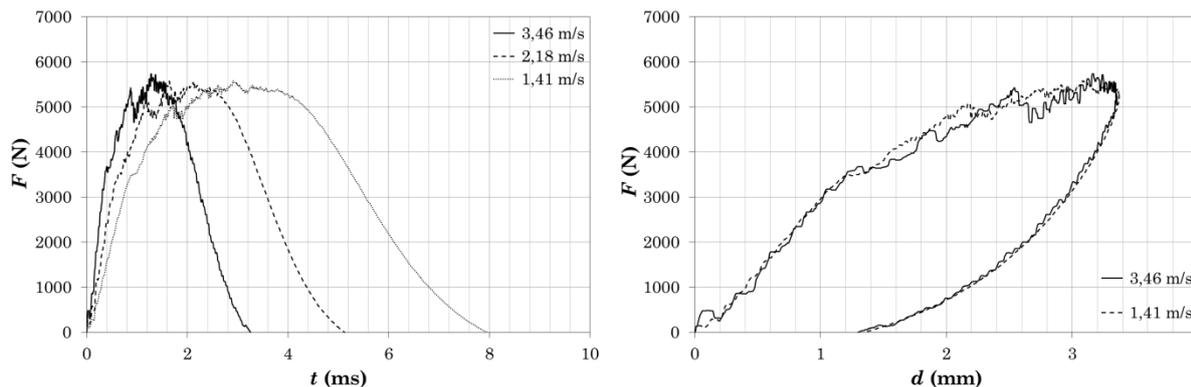


Figura 5.31 Curvas $F-t$ y $F-d$ para impactos equienergéticos de 12 J realizados a diferentes velocidades sobre probetas gruesas.

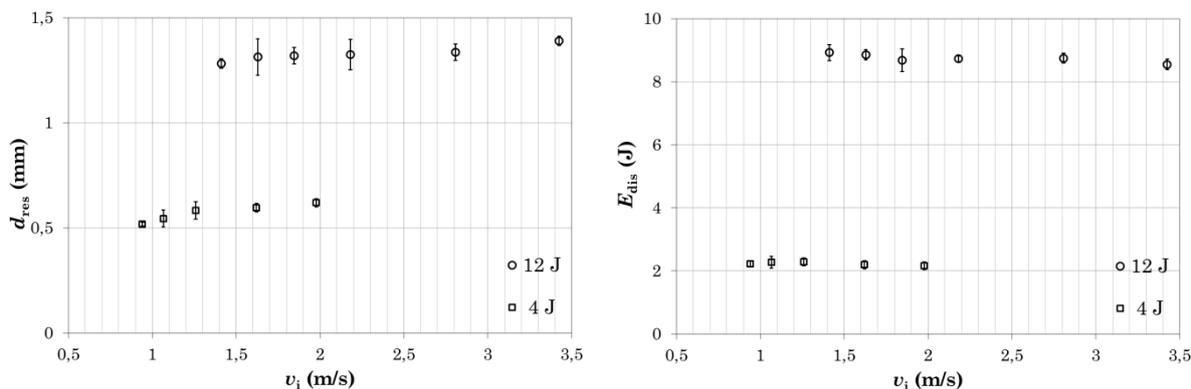


Figura 5.32 Evolución del desplazamiento residual (d_{res}) y la energía disipada (E_{dis}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas gruesas.

A modo de resumen se puede decir que:

- Los tres espesores de probeta han mostrado tendencias similares en la evolución de sus curvas fuerza tiempo con la velocidad de impacto: la fuerza máxima y la fuerza correspondiente al umbral de delaminación se han mostrado insensibles a la velocidad de impacto como afirman Belingardi y Vadori (Belingardi & Vadori 2002).
- La velocidad de impacto provoca un escalado temporal del fenómeno de impacto, en el que el tiempo de contacto (t_c) se acorta al aumentar la velocidad de impacto.
- Las curvas $F-d$, los desplazamientos residuales y las energías disipadas sin embargo, presentan tendencias dispares en función del espesor de la placa.

5.3.2 Influencia de la velocidad en el daño generado sobre la probeta

Las muestras impactadas a diferentes velocidades han sido sometidas a una inspección del daño idéntica a la descrita en el apartado 5.2. La primera conclusión que se ha obtenido de las inspecciones mediante ultrasonidos, macroscopía óptica y líquidos penetrantes de las zonas de impacto es que, dentro del rango de velocidades analizado, el modo de fallo generado por una determinada energía de impacto no depende de la velocidad de impacto (Figura 5.33

y Figura 5.34). Además, se han detectado una misma tendencia en probetas intermedias y gruesas, diferente a la detectada para probetas delgadas.

En probetas delgadas, se ha detectado rotura de fibras local para todas las energías y velocidades de impacto analizadas. La forma del área dañada no varía al aumentar la velocidad de impacto, aunque sí se nota un ligero incremento en su tamaño. Los líquidos penetrantes muestran cómo el daño se genera en la zona inferior alrededor de las roturas de fibras locales, y también se puede observar un ligero aumento en el daño generado a mayores velocidades. La aparición de roturas de fibras y la distribución del daño a lo largo del espesor no permite relacionar el tamaño de la proyección del área dañada con la extensión de la superficie delaminada (Figura 5.33).

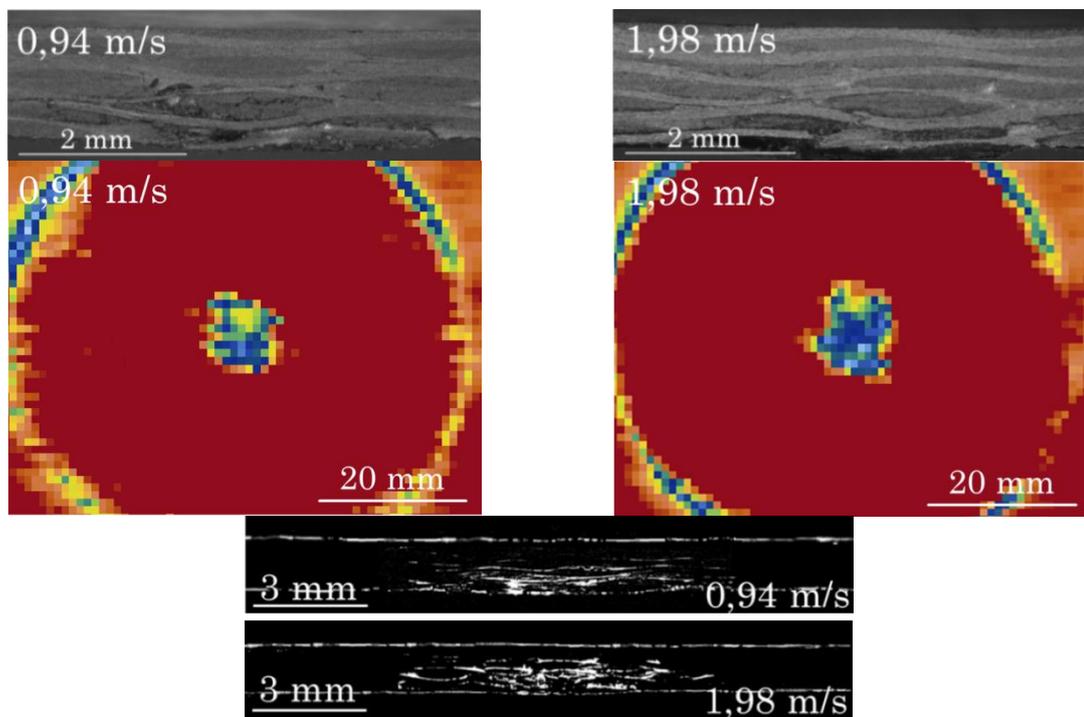


Figura 5.33 Comparativa del daño generado sobre probetas delgadas en dos impactos equienergéticos (4 J) a diferentes velocidades.

En probetas intermedias y gruesas (Figura 5.34), la delaminación es el modo de fallo predominante para todas las energías y velocidades de impacto analizadas. La forma del área dañada, al igual que para probetas delgadas, no varía con la velocidad de impacto aunque también se percibe un pequeño incremento en su tamaño. La inspección mediante líquidos penetrantes muestra cómo la delaminación se produce uniformemente a lo largo del espesor de la probeta. La proyección del área delaminada, por lo tanto, puede considerarse para probetas intermedias y gruesas igual al área delaminada e uniforme a lo largo del espesor de la probeta (Figura 5.34).

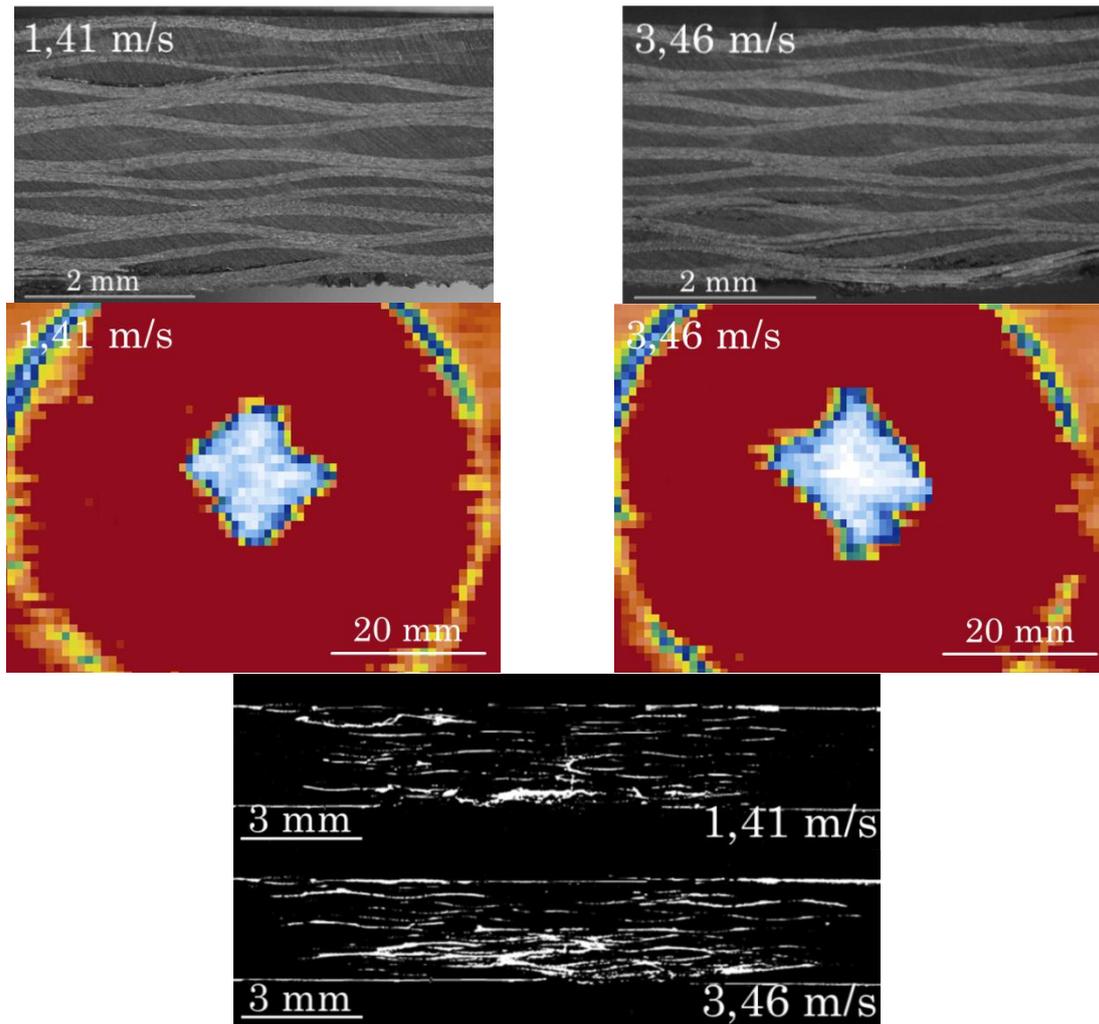


Figura 5.34 Comparativa del daño generado sobre probetas gruesas en dos impactos equienergéticos (12 J) a diferentes velocidades.

La inspección mediante ultrasonidos ha permitido cuantificar el tamaño de la proyección del área dañada generada sobre cada probeta; su evolución con la velocidad se puede observar a continuación para cada tipo de probeta (delgada en Figura 5.35, intermedia en Figura 5.36 y gruesa en Figura 5.37). Los resultados, para todos los tipos de probeta, muestran como el tamaño del área delaminada aumenta linealmente con la velocidad de impacto en impactos equienergéticos.

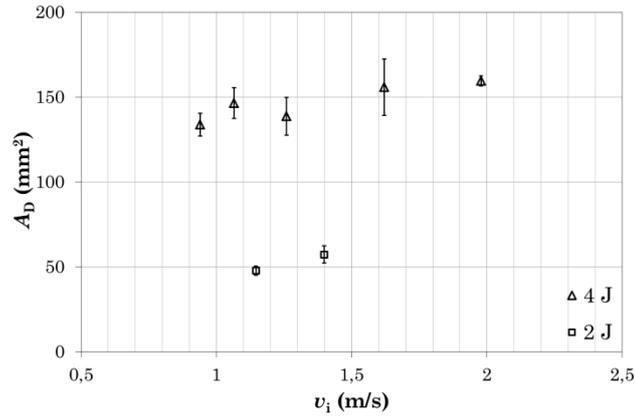


Figura 5.35 Evolución del área dañada con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas delgadas.

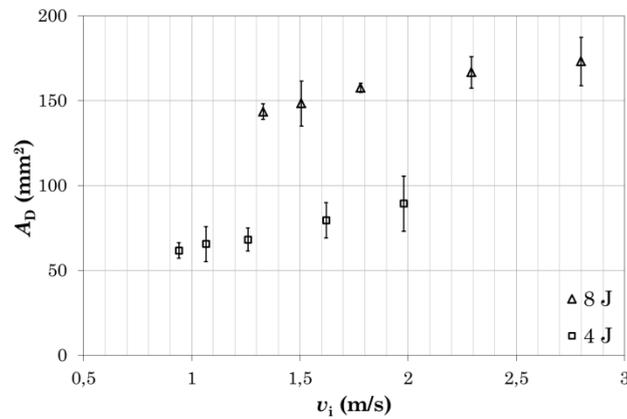


Figura 5.36 Evolución del área dañada con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas intermedias.

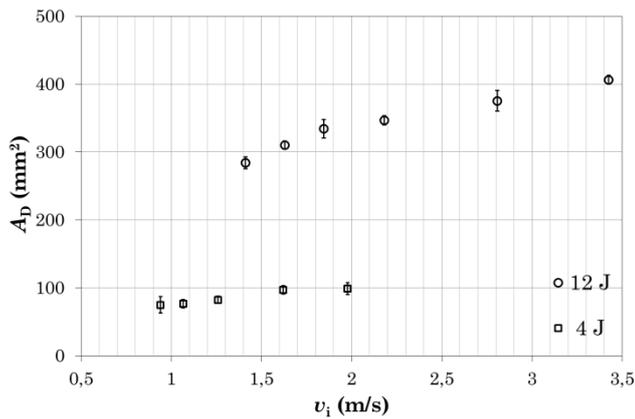


Figura 5.37 Evolución del área dañada con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas gruesas.

El incremento en la proyección del área dañada para cada tipo de probeta, energía de impacto y rango de velocidad analizado se recoge en la Tabla 5.4. Los resultados muestran cómo para las tres probetas, los rangos de energías y velocidades de impacto llevados a cabo, el tamaño del área delaminada aumenta desde un 20% hasta un 45%.

Tabla 5.4 Incremento del área delaminada para cada tipo de probeta.

| Tipo de probeta | Energía del impacto (J) | Rango de velocidad (m/s) | Incremento de A_D (%) |
|-----------------|-------------------------|--------------------------|-------------------------|
| Delgada | 2 | 1,15-1,42 | 19,8 |
| | 4 | 0,94-1,98 | 19,2 |
| Intermedia | 4 | 0,94-1,98 | 20,6 |
| | 8 | 1,33-2,82 | 44,7 |
| Gruesa | 4 | 0,82-1,98 | 32,0 |
| | 12 | 1,41-3,46 | 42,9 |

5.3.3 Influencia de la velocidad en las propiedades residuales

La rigidez residual relativa (K_{res}) de las probetas ha sido evaluada realizando ensayos subcríticos antes y después de cada impacto, como se ha descrito anteriormente en el apartado 5.1.5.

Las siguientes graficas (Figura 5.38, Figura 5.39 y Figura 5.40) muestran la evolución de K_{res} de las probetas con la velocidad de impacto para probetas delgadas, intermedias y gruesas respectivamente. Los tres tipos de probeta muestran una reducción significativa en su rigidez residual al incrementar la velocidad de impacto para una energía determinada.

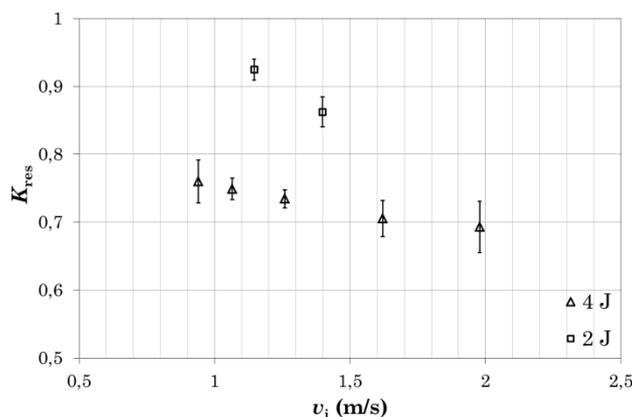


Figura 5.38 Evolución de la rigidez residual relativa (K_{res}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas delgadas.

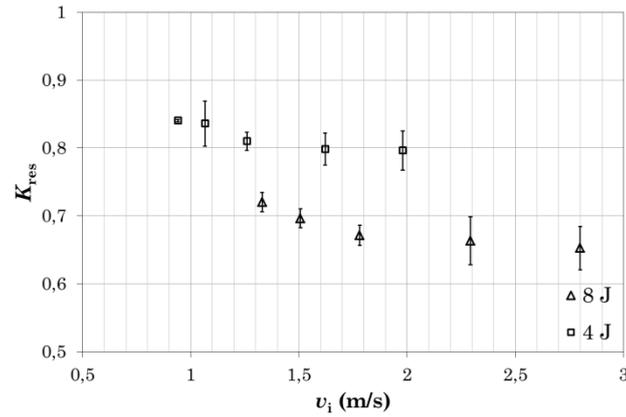


Figura 5.39 Evolución de la rigidez residual relativa (K_{res}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas intermedias.

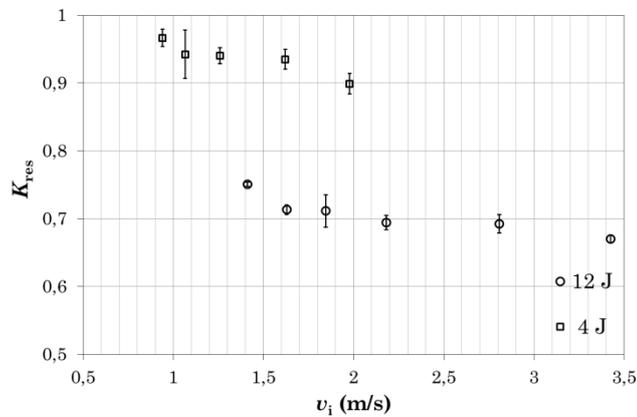


Figura 5.40 Evolución de la rigidez residual relativa (K_{res}) con la velocidad de impacto en ensayos equienergéticos sobre probetas gruesas.

Los resultados muestran que la rigidez residual de las probetas sufre una reducción, entre el 5 y el 11%, para las tres probetas, dentro los rangos de energías y velocidades de impacto analizados (Tabla 5.5).

Tabla 5.5 Reducción de la rigidez residual relativa de la probeta para cada tipo de probeta.

| Tipo de probeta | Energía del impacto (J) | Rango de velocidad (m/s) | Reducción de K_{res} (%) |
|-----------------|-------------------------|--------------------------|----------------------------|
| Delgada | 2 | 1,15-1,42 | 6,8 |
| | 4 | 0,94-1,98 | 8,8 |
| Intermedia | 4 | 0,94-1,98 | 5,2 |
| | 8 | 1,33-2,82 | 9,3 |
| Gruesa | 4 | 0,82-1,98 | 6,9 |
| | 12 | 1,41-3,46 | 10,8 |

5.4 Resumen del trabajo realizado y de los resultados obtenidos

En este capítulo se ha analizado el comportamiento frente a impacto transversal de baja velocidad del material compuesto con refuerzo de tejido y matriz epoxi fabricado para tres espesores de probeta. En primer lugar, se ha estudiado la evolución del daño generado en las probetas al aumentar la energía incidente, mediante el análisis de los parámetros de impacto y empleando tres técnicas de inspección del daño. La complementariedad de estas técnicas ha permitido evaluar el modo de fallo predominante, el tamaño y la forma de la proyección del área dañada y el alcance y posición de las delaminaciones a lo largo del espesor de cada probeta impactada. Por otro lado, se ha estudiado la influencia de la velocidad de impacto en la respuesta y el daño generado sobre probetas, gruesas y delgadas, sometidas a impactos equienergéticos dentro del rango de impactos entre los dos umbrales de daño (delaminación y rotura de fibras) de cada tipo de probeta.

A continuación se enumeran los resultados más significativos obtenidos en el desarrollo de este capítulo de la tesis.

- Se ha identificado, a partir de las curvas $F-t$ del percutor instrumentado, el modo de fallo generado sobre una determinada probeta, ya sea delgada o gruesa, sometida a un impacto de una energía incidente determinada.
- Los umbrales de delaminación y rotura de fibras de probetas de tres espesores se han determinado a partir del análisis de las curvas $F-t$ obtenidas a diferentes energías de impacto. Los valores de energía y fuerza asociados a dichos umbrales, que se han mostrado insensibles a la energía y velocidad de impacto, aumentan con el espesor de la probeta de forma exponencial y lineal respectivamente.
- La evolución de los parámetros de impacto ($F_{\text{máx}}$, t_c , K_{res}) y de los modos de fallo detectados en la inspección de las probetas ha confirmado que las energías correspondientes a los umbrales de daño delimitan los modos de fallo que se producen en la probeta. Únicamente se ha encontrado la excepción de las probetas delgadas, en las que, como se ha observado en su inspección transversal, la rotura de fibras coexiste con el fallo por delaminación antes de llegar a energías incidentes superiores al umbral de rotura de fibras.
- El tamaño del área dañada, como norma general, aumenta linealmente con la energía de impacto para los tres espesores de probeta. El área delaminada para una determinada energía incidente es mayor en probetas delgadas que en gruesas.

- Las delaminaciones internas del material reforzado con tejido, tienen un tamaño uniforme a lo largo del espesor del material para probetas gruesas e intermedias; para probetas delgadas, por el contrario, se localizan en la mitad inferior de la probeta.
- Al aumentar la velocidad en un impacto equienergético, la respuesta de la estructura sufre un escalado en el tiempo, en el que la duración del fenómeno de impacto se acorta, y las fuerzas ($F_{\text{máx}}$ y F_D) se mantienen constantes.
- El modo de fallo que experimentan las probetas de los tres espesores no depende de la velocidad de impacto, únicamente de la energía incidente. El tamaño del área dañada sin embargo, aumenta con la velocidad de impacto para los tres tipos de probeta, llegando a suponer un incremento de hasta el 45% dentro del rango de velocidades analizado.
- Las propiedades residuales de las probetas se ven afectadas por este aumento del tamaño del área dañada, lo que puede suponer una reducción de hasta el 10% en su rigidez residual relativa debido a la influencia de la velocidad de impacto.

6 COMPORTAMIENTO INTERLAMINAR EN MODO I

En este capítulo se analiza experimentalmente la influencia de la velocidad de carga en el comportamiento interlaminar en modo I de dos materiales compuestos, uno con refuerzo unidireccional que sirve como referencia y para la puesta a punto de la técnica experimental y el otro correspondiente al material objeto a estudio en esta tesis, reforzado con tejido, idéntico al empleado en los ensayos de impacto.

El trabajo, en el que se determina la tenacidad a la fractura interlaminar (G_{IC}) de ambos materiales a diferentes velocidades de carga (desde cuasi-estáticas hasta 0,190 m/s), se basa en la metodología de ensayo de DCB. En primer lugar se describe el procedimiento experimental llevado a cabo. A continuación, se muestran y discuten los resultados (curvas experimentales, fractografías, tenacidades a la fractura, etc.) obtenidos para ambos materiales. Por último, se analizan los resultados obtenidos mediante un modelo de elementos finitos construido en el software comercial Abaqus.

6.1 Procedimiento experimental

Los ensayos se han llevado a cabo basándose en la norma ASTM D5528, en la que se hace crecer una grieta interlaminar creada artificialmente empleando probetas de tipo DCB (Double Cantilever Beam). La delaminación inicial de la probeta es forzada a propagarse en modo I puro al separar las dos partes delaminadas entre sí mediante fuerzas perpendiculares al plano de delaminación (Figura 6.1). Los dos brazos de la probeta se comportan como sendas vigas en voladizo cuya longitud aumenta mientras la delaminación se propaga.

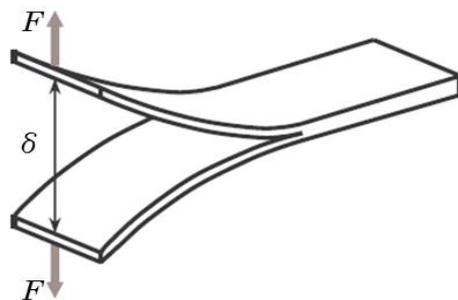


Figura 6.1 Descripción esquemática de un ensayo DCB (Blanco 2005).

La metodología experimental descrita por la norma ASTM D5528 es la técnica más común y contrastada para caracterizar el comportamiento interlaminar en modo I de materiales compuestos; sin embargo, contempla únicamente la caracterización de probetas con refuerzos unidireccionales en condiciones de carga cuasi-estáticas. Esta técnica ha sido

empleada satisfactoriamente tanto para la caracterización cuasi-estática de materiales compuestos reforzados con tejido (Pereira et al. 2005; Alif et al. 1997) como para la caracterización dinámica de materiales unidireccionales (Kusaka et al. 1998; Blackman et al. 1995; Wu & Dzenis 2001) e incluso para la caracterización dinámica de materiales reforzados con tejido (Mall et al. 1987). Por lo que, aunque la propia norma no contemple velocidades de carga mayores a 5 mm/min ni la caracterización de materiales no unidireccionales, esta será la técnica empleada para esta caracterización.

6.1.1 Descripción de las probetas

Las dimensiones de las probetas de DCB han de cumplir una serie de restricciones geométricas, definidas por la norma ASTM D5528, para garantizar que el procedimiento experimental es correcto:

- a) Su longitud (L) debe ser superior a 135 mm.
- b) Su anchura (b) debe de ser entre 20 y 25 mm.
- c) El espesor total de la probeta (e) debe de ser entre 3 y 5 mm.
- d) La longitud inicial de la grieta (a_0) debe de ser de 50 mm.

Además, para materiales con un módulo de elasticidad bajo (como los composites reforzados con tejido) o con alta tenacidad a fractura puede ser necesario incrementar su espesor, aumentando el número de láminas con objeto de evitar deflexiones excesivas de las vigas (Bonhomme 2008). El espesor de la probeta (e) y la longitud inicial de la grieta (a_0) deben de ser escogidos de manera que satisfagan las siguientes relaciones, donde E_1 es el módulo de elasticidad longitudinal del laminado y G_{IC} es la tenacidad a la fractura estimada.

$$a_0 \leq 0,042 \sqrt{\frac{e^3 E_1}{G_{IC}}} \tag{6.1}$$

$$e \leq 8,28 \left(\frac{G_{IC} a_0^2}{E_1} \right)^{1/3} \tag{6.2}$$

La Figura 6.2 muestra las dimensiones de las probetas empleadas para cumplir con las ecuaciones 6.1 y 6.2; el espesor nominal (e) de las probetas de tejido es de $3,70 \pm 0,08$ mm, mientras que el de las probetas de material unidireccional es de $3,73 \pm 0,05$.

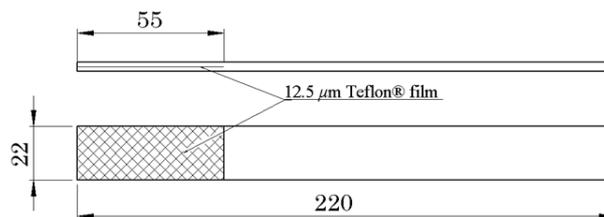


Figura 6.2 Geometría y dimensiones (en mm) de las probetas de DCB.

Con objeto de visualizar y facilitar la medición de la longitud de grieta según ésta avanza, sobre uno de los laterales de la probeta se aplica una pintura blanca y se realizan marcas cada 2,5 mm a partir de la punta de la grieta inicial. Para aplicar la carga se adhesivan (Araldie Precision 2010) sobre los dos extremos delaminados de la probeta sendas bisagras, garantizando la perpendicularidad entre la carga y el plano de delaminación. La longitud inicial de grieta (a_0) será por tanto la distancia desde la línea de acción de la aplicación de la carga hasta el final del inserto de teflón, en este caso el valor nominal es de 50 mm (Figura 6.3). Debido a las dimensiones de la probeta y de las bisagras, estas se adhesivan, tal y como se observa en la imagen, hacia el interior de la probeta para tener una mayor superficie y una mejor adhesión entre ellas. Se ha estudiado, empleando el desarrollo que propone la propia norma (ASTM D5528) para bloques de carga, el efecto de la rigidez de las bisagras sobre el valor G_{IC} obtenido y se ha concluido que esta influencia es inferior al 0,1%.

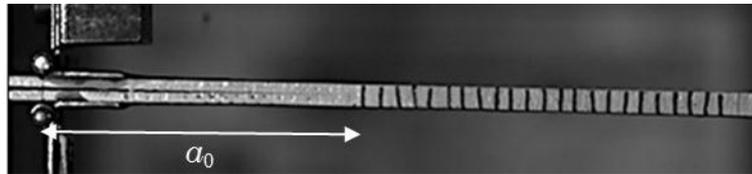


Figura 6.3 Probeta DCB preparada para ser ensayada

6.1.2 Descripción de los ensayos

La probeta se coloca correctamente alineada uniendo las bisagras a las mordazas de la máquina de ensayos (MTS 810) mediante dos útiles, superior e inferior (Figura 6.4). Los ensayos, tanto cuasi-estáticos como dinámicos, consisten en desplazar monótonicamente la mordaza inferior de la máquina 25 mm separándola de la mordaza superior (fija) a una velocidad de desplazamiento (velocidad de carga o ensayo) constante. El mayor reto a la hora de realizar ensayos dinámicos de DCB reside en medir con precisión y simultáneamente la fuerza aplicada (F), la apertura de la probeta (δ) y la longitud de grieta (a) durante el desarrollo del ensayo (Blackman et al. 1995).

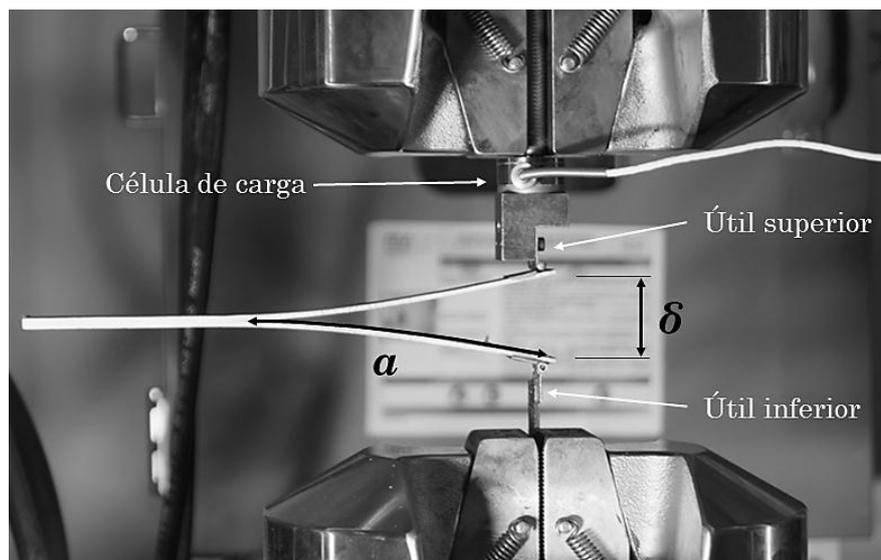


Figura 6.4 Probeta cargada durante un procedimiento de ensayo de DCB.

La medición de la fuerza aplicada sobre la probeta se ha llevado a cabo mediante una célula de carga intermedia de 100 lb (Interface 100 lb WMC). Uno de los principales problemas que presentan los ensayos dinámicos son los efectos inerciales y de propagación de ondas de flexión en las probetas (Blackman et al. 1995). Dichos efectos introducen oscilaciones dinámicas en la fuerza registrada, e incluso pueden dar lugar a una deformación asimétrica de la probeta, obteniéndose valores erróneos de G_{IC} (Brunner et al. 2008). Sin embargo, según Blackman et al. (Blackman et al. 1995) la obtención de G_{IC} del material no se ve afectada por estos efectos dinámicos a velocidades de carga inferiores a 0,5 m/s. En este estudio, y debido a las limitaciones de la máquina de ensayos empleada, la velocidad máxima de ensayo ha sido de 0,190 m/s, valor muy inferior al citado límite por lo que los efectos dinámicos no influirán el valor G_{IC} determinado.

La apertura de la probeta (δ) en máquinas servo-hidráulicas y condiciones de carga dinámicas no se corresponde con el desplazamiento (d) registrado por la propia máquina de ensayos (Blackman et al. 1995). Además, la monitorización del frente de grieta resulta complicada en ensayos dinámicos, lo que ha llevado a desarrollar diferentes técnicas de monitorización (Benmedakhene et al. 1999; You & Yum 1997; Daniel et al. 1987). En este estudio, ambos problemas se han solventado empleando una cámara de alta velocidad (Photron FastCam SA3) y un software de adquisición y tratamiento de imágenes (Photron FCV 3) como proponen Blackman et al. (Blackman et al. 1995).

Para la captación de las señales de fuerza (célula de carga auxiliar) y desplazamiento (máquina de ensayos) se ha utilizado el software de adquisición de datos (LabView SignalExpress) (Apartado 4.4.1). Además de la adquisición de datos, este sistema de adquisición ha permitido sincronizar las señales de fuerza y desplazamiento con la adquisición de imágenes mediante un disparador.

La Figura 6.5 muestra el equipo empleado para la realización de los ensayos de DCB. Los ensayos se han llevado a cabo en una máquina de ensayos servo-hidráulica (MTS 810). La probeta se ilumina empleando un foco industrial (Polaris 220-600W) para poder grabar el ensayo mediante una cámara de alta velocidad (Photron FastCam SA3). Se emplean dos equipos de adquisición, uno que gobierna y monitoriza la cámara (Equipo 1) y un segundo (Equipo 2) que registra los valores de fuerza y desplazamiento de la máquina y los sincroniza con la cámara mediante LabView SignalExpress.

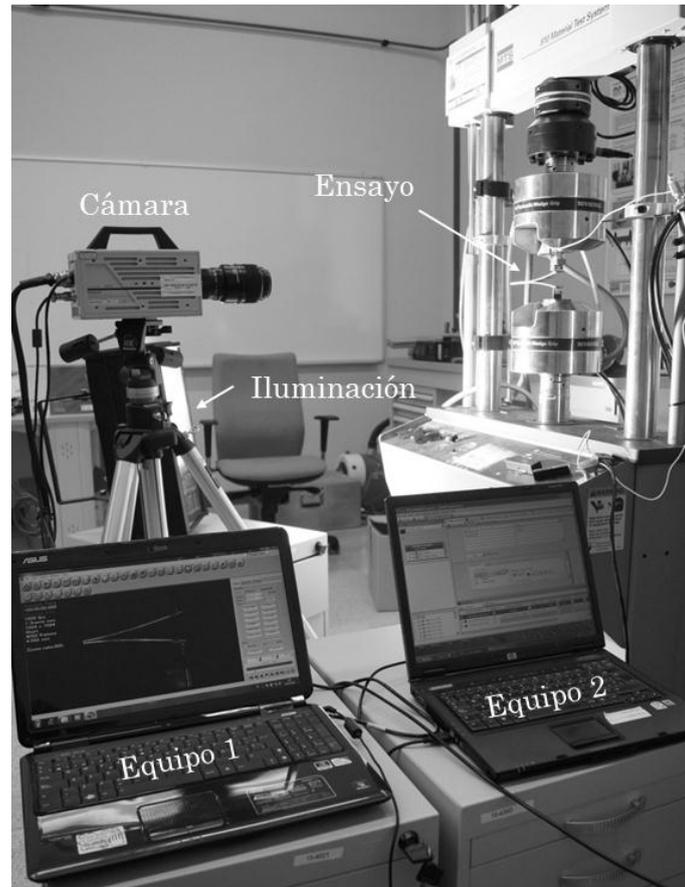


Figura 6.5 Equipo empleado para la realización de un ensayo de DCB.

6.2 Resultados

6.2.1 Evolución de la fuerza y la longitud de grieta con la apertura de la probeta

La longitud de grieta (a) y la apertura de la probeta (δ) se han obtenido de la secuencia de imágenes captada por la cámara de alta velocidad a 1000 fps (fotogramas por segundo) para cada ensayo (Figura 6.6). La captura de fotogramas a esta velocidad se ha mostrado insuficiente para captar el crecimiento de grieta inestable que se produce en las probetas; incluso en condiciones cuasi-estáticas, el incremento de la longitud de la grieta

ocurre entre dos o tres fotogramas (2-3 ms). Las imágenes capturadas han mostrado que la simetría de ambas vigas se mantiene durante la evolución de los ensayos para todas las velocidades de carga y ambos materiales.

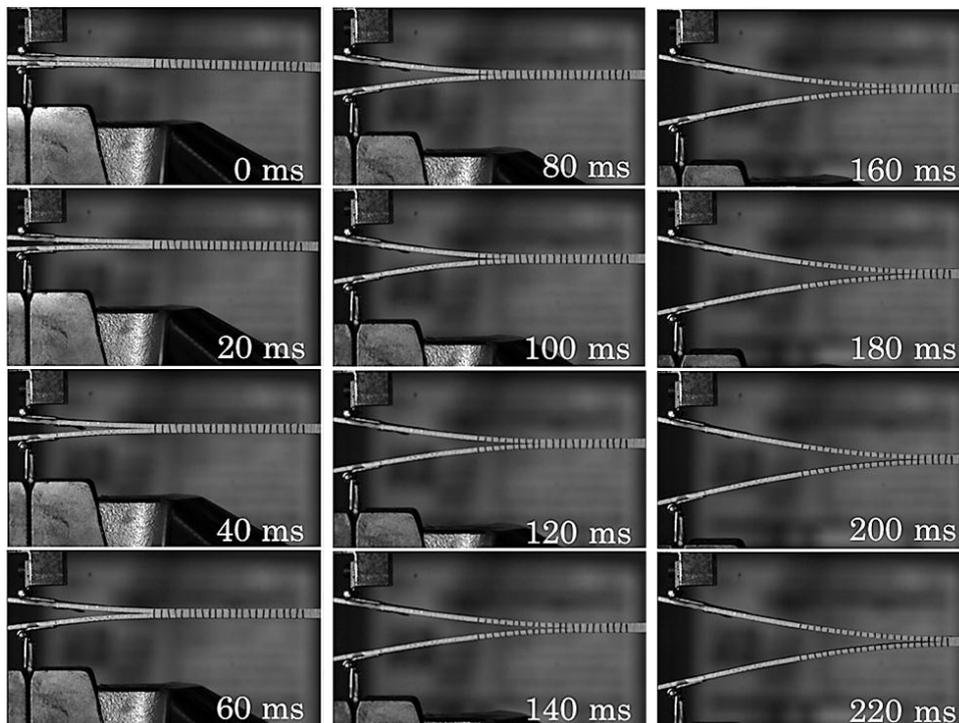


Figura 6.6 Secuencia de fotogramas mostrando un ensayo de DCB llevado a cabo a una velocidad de 0,14 m/s sobre una probeta de tejido.

Los fotogramas transversales con la probeta cargada, de manera que ambas vigas están separadas, no han mostrado puentes de fibra para ninguno de los casos de carga ni materiales analizados (Figura 6.7.b). La Figura 6.7.a muestra una probeta, fabricada por infusión a partir de fibra de vidrio unidireccional y una resina epoxi, cargada durante un ensayo de DCB en la que se observan puentes de fibra.

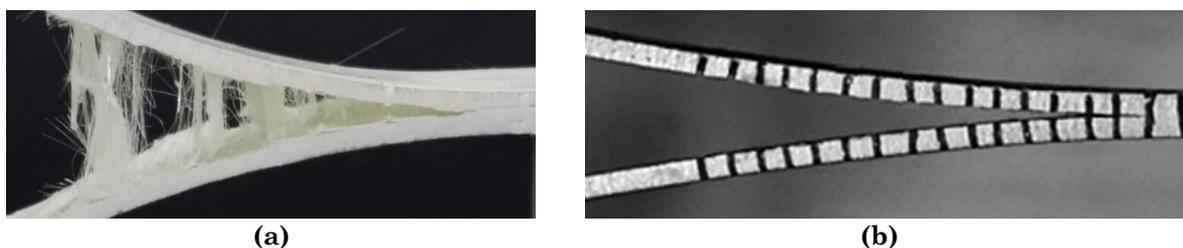


Figura 6.7 Imágenes transversales de probetas sometidas a ensayos de DCB: (a) puentes de fibra y (b) probeta unidireccional de este estudio sin puentes de fibra.

Como resultado de un ensayo de DCB se obtiene la evolución de la fuerza (F) y de la longitud de grieta (a) con la apertura de la probeta (δ). La Figura 6.8 muestra en dos gráficas, una para el material unidireccional y otra para el reforzado con tejido, las curvas F - δ y a - δ de un ensayo dinámico y otro cuasi-estático.

La mayoría de las curvas $F-\delta$ sufren repentinas caídas de carga a determinados niveles de apertura de probeta, lo que está asociado a un comportamiento frágil e inestable del crecimiento de grieta detectado tanto en composites con refuerzos de tejido (Mall et al. 1987) como en composites unidireccionales por encima de velocidades de carga de 4.2×10^{-5} m/s (Smiley & Pipes 1987a; Blackman et al. 1995).

Las curvas $F-\delta$ del composite unidireccional en condiciones cuasi-estáticas muestran un patrón de curva diferente, con caídas de carga inferiores y una evolución de la grieta más estable, que en la bibliografía se ha relacionado con un cambio, de dúctil a frágil, en el comportamiento a la fractura interlaminar del composite (Smiley & Pipes 1987a). Se han detectado pequeñas oscilaciones en las curvas, que son mayores en el material compuesto reforzado con tejido y en condiciones dinámicas. Sin embargo, las oscilaciones dinámicas se atenúan antes de llegar a los valores de fuerza pico empleados para calcular los valores de G_{IC} ; esto confirma que, dentro del rango de velocidades de carga analizado y como afirman Blackman et al. (Blackman et al. 1995), no se introducen errores en el cálculo de G_{IC} debidos a las oscilaciones dinámicas de la fuerza.

La captura de imágenes de la cámara de alta velocidad ha mostrado, para ambos materiales y todas las condiciones de carga, una propagación de grieta discontinua. Los puntos en las curvas $a-\delta$ (Figura 6.8) representan la longitud de grieta para cada valor en el que se inicia una de sus propagaciones discontinuas, que coinciden con los puntos de caída de carga en las curvas $F-\delta$.

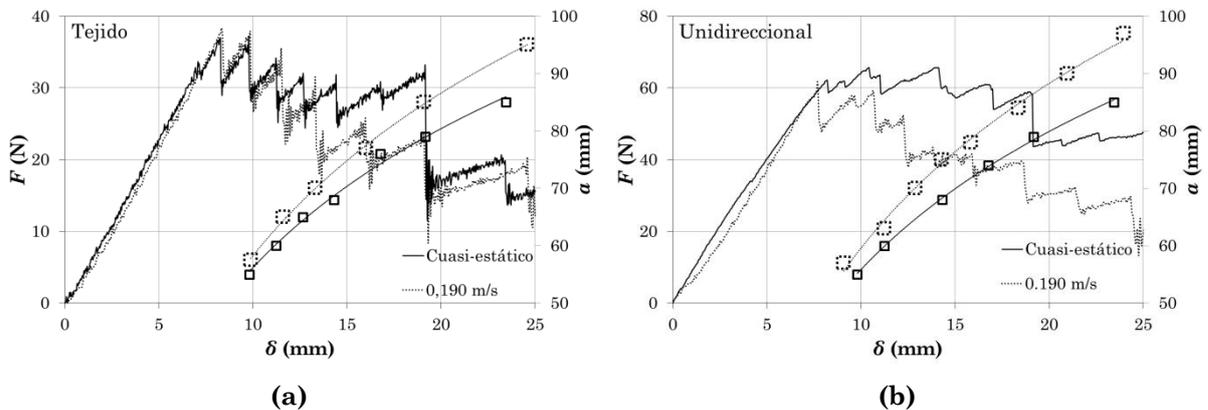


Figura 6.8 Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ de un ensayo cuasi-estático y otro a 0,190 m/s sobre (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccionales.

A continuación se muestran las curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ obtenidas para ambos materiales y todas las condiciones de carga (de Figura 6.9 a Figura 6.18). Únicamente se han graficado los resultados experimentales de tres de las cinco repeticiones llevadas a cabo para cada velocidad de ensayo para poder visualizarlas correctamente. En las figuras se han graficado, además de los resultados experimentales, una aproximación matemática de los puntos de

fuerza máxima y longitud de grieta correspondientes a cada caída de carga de las cinco repeticiones llevadas a cabo. Estas curvas tienen como objetivo comparar los resultados experimentales obtenidos a diferentes velocidades de carga. Los valores de fuerza pico $F-\delta$ se han aproximado mediante una función exponencial, mientras los valores de longitud de grieta mediante una función logarítmica. Las curvas $F-\delta$ registradas para ensayos llevados a cabo en unas mismas condiciones sobre probetas diferentes muestran una dispersión considerable, obteniendo aproximaciones matemáticas muy pobres. La evolución de la grieta con la apertura de la probeta, sin embargo, puede ser aproximada con precisión ($R^2 \approx 0,95$) de esta manera.

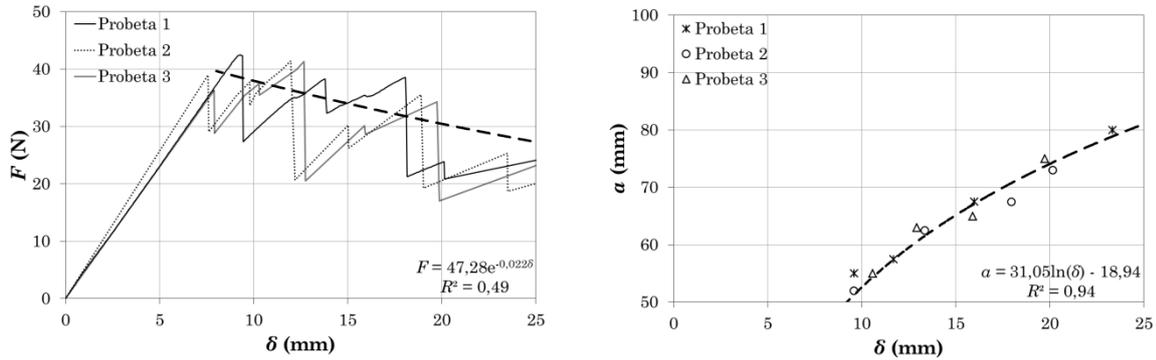


Figura 6.9 Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos cuasi-estáticos de DCB sobre probetas de tejido.

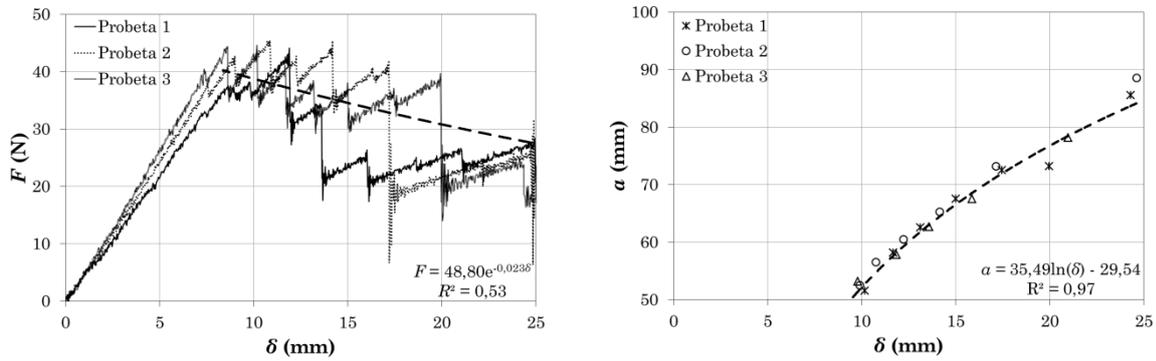


Figura 6.10 Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,048 m/s sobre probetas de tejido.

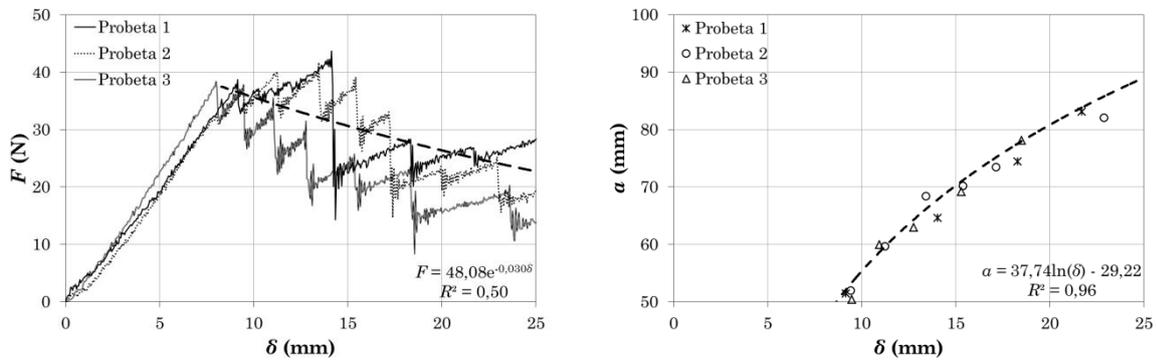


Figura 6.11 Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,095 m/s sobre probetas de tejido.

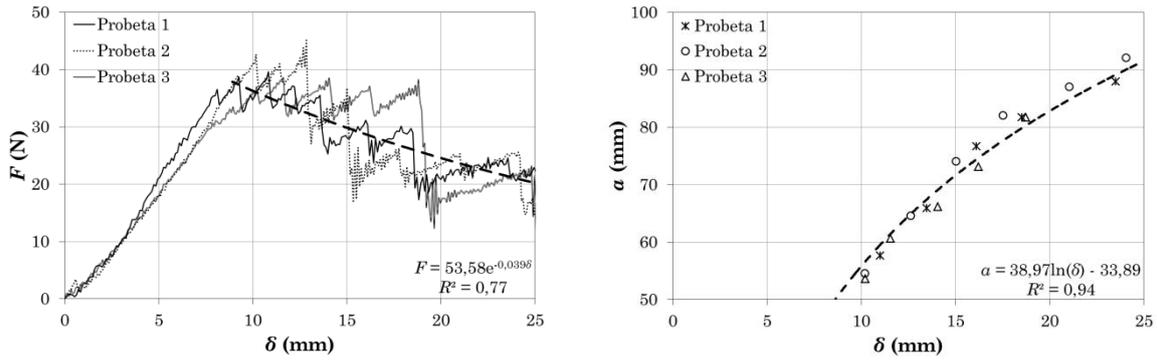


Figura 6.12 Curvas F - δ y a - δ para ensayos dinámicos de DCB a 0,143 m/s sobre probetas de tejido.

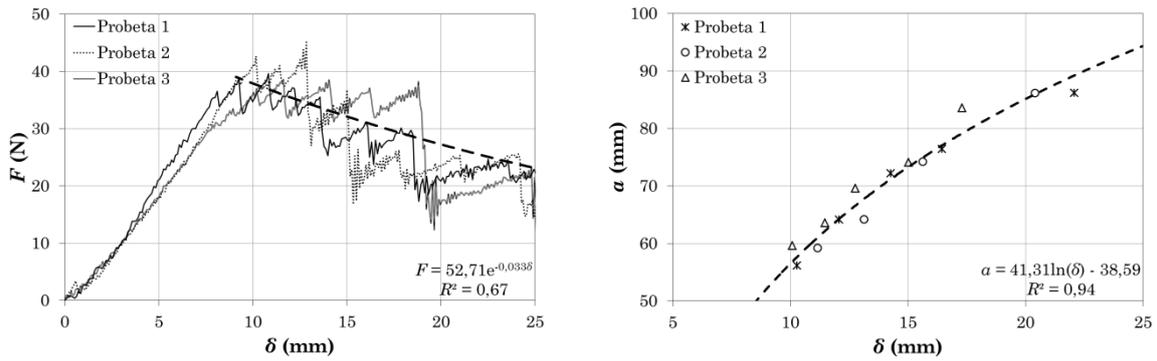


Figura 6.13 Curvas F - δ y a - δ para ensayos dinámicos de DCB a 0,190 m/s sobre probetas de tejido.

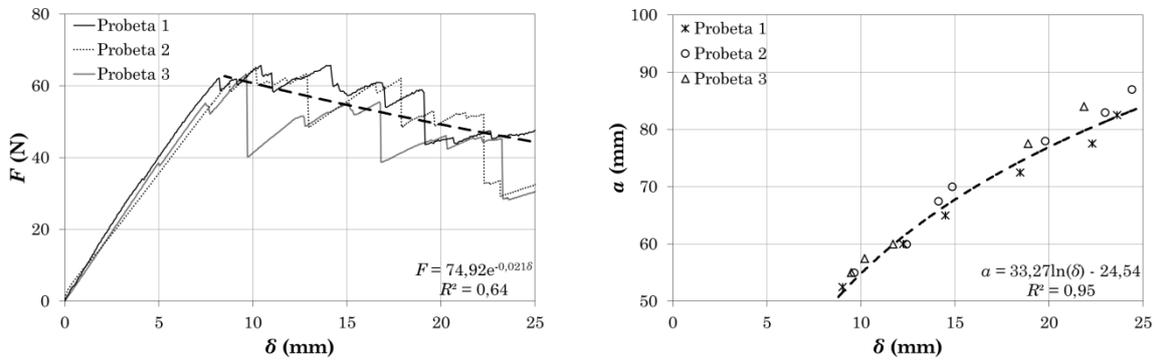


Figura 6.14 Curvas F - δ y a - δ para ensayos cuasi-estáticos de DCB sobre probetas unidireccionales.

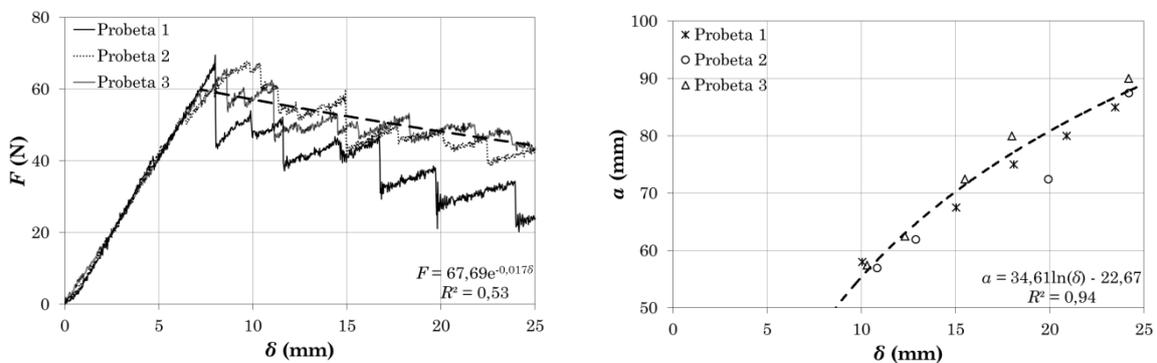


Figura 6.15 Curvas F - δ y a - δ para ensayos dinámicos de DCB a 0,048 m/s sobre probetas unidireccionales.

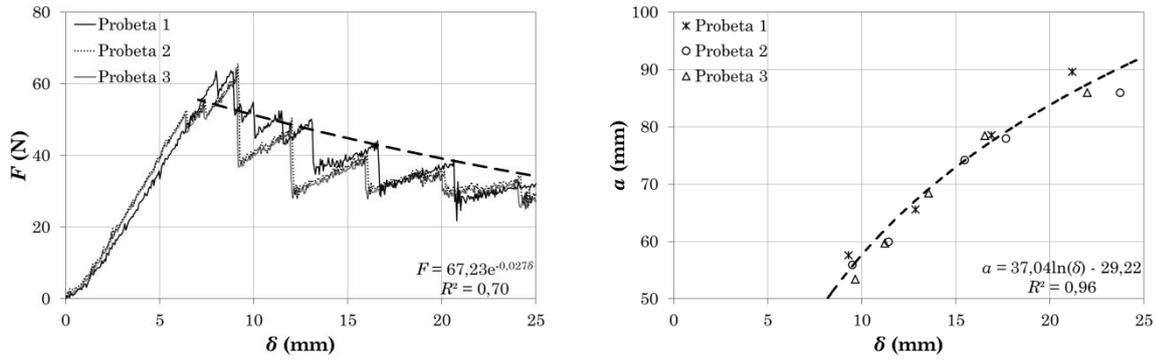


Figura 6.16 Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,095 m/s sobre probetas unidireccionales.

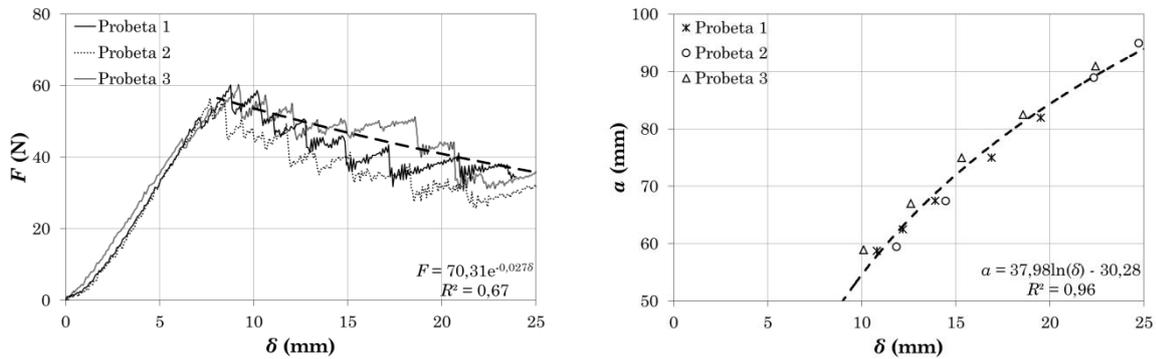


Figura 6.17 Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,143 m/s sobre probetas unidireccionales.

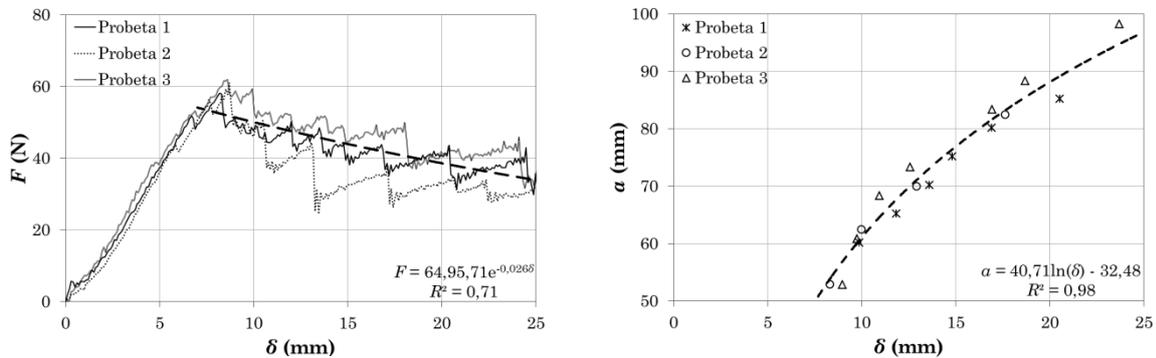


Figura 6.18 Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para ensayos dinámicos de DCB a 0,190 m/s sobre probetas unidireccionales.

La Figura 6.19 muestra las aproximaciones matemáticas de las curvas $F-\delta$ obtenidas para ambos materiales y las diferentes velocidades de carga. Las fuerzas en las probetas unidireccionales son en torno a un 50% mayor que en las de tejido, debido a la diferencia de rigideces entre ambos materiales. La gran dispersión en las curvas $F-\delta$ experimentales puede ser el motivo de que no se observe una relación directa entre la curva $F-\delta$ y la velocidad de ensayo, aunque sí se puede intuir cómo las velocidades de ensayo mayores presentan curvas por debajo de las cuasi-estáticas. La Figura 6.20 muestra la aproximación logarítmica de las curvas $a-\delta$ obtenidas para las diferentes velocidades de carga y ambos materiales. Los

resultados muestran cómo la longitud de grieta para un mismo valor de apertura impuesto aumenta al aumentar la velocidad de ensayo.

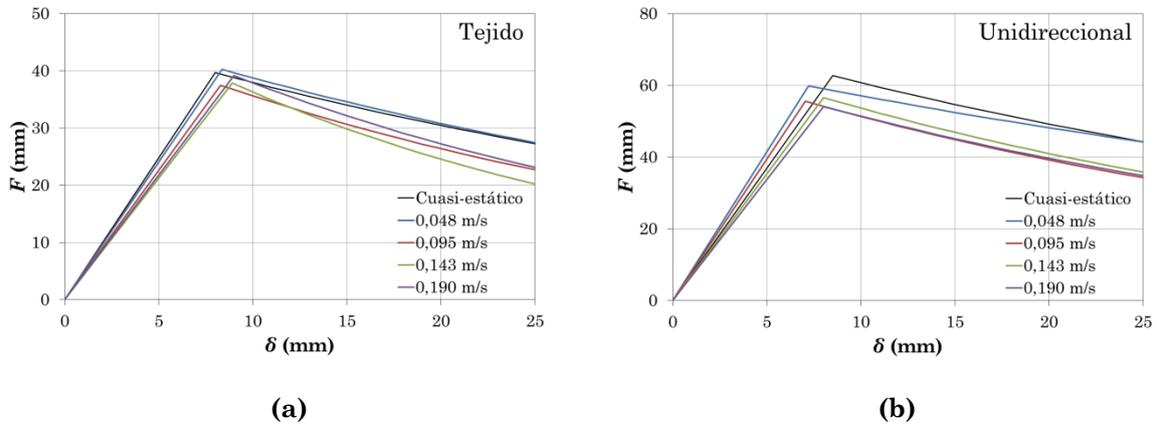


Figura 6.19 Aproximación exponencial de las curvas experimentales F - δ obtenidas a diferentes velocidades de ensayo sobre (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccionales.

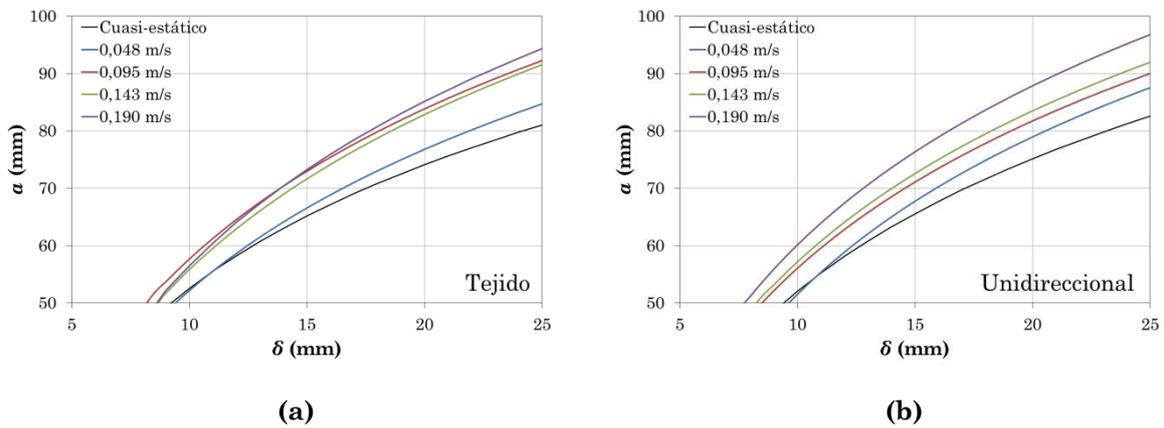


Figura 6.20 Aproximación logarítmica de las curvas experimentales α - δ obtenidas a diferentes velocidades de ensayo sobre (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccionales.

6.2.2 Tenacidad a la fractura interlaminar en modo I

En ensayos dinámicos de DCB en los que el crecimiento de grieta es inestable es común mostrar la tenacidad a la fractura tanto al inicio (propagación) como al detenerse el crecimiento de grieta (detención) (Kusaka et al. 1998). En este caso, debido a las oscilaciones que se generan en la fuerza al propagar la grieta y a la imposibilidad de detectar con precisión el instante en el que la grieta se detiene, los valores de G_{IC} analizados en este estudio son valores de iniciación, que se obtienen a partir de la fuerza (F), la apertura de la probeta (δ) y la longitud de grieta (α) correspondientes al inicio del crecimiento de la grieta. Como método para obtener la G_{IC} se ha empleado el MBT (Modified Beam Theory) desarrollado por Hashemi et al. (Hashemi et al. 1990) y recomendado en la norma ASTM D5528, que tienen en cuenta la rotación y el desplazamiento de la punta de la viga y el

acortamiento de esta debido a grandes deformaciones. La tasa de liberación de energía en modo I (G_I) de una probeta DCB ideal, es decir, considerando ambos brazos de la probeta como vigas perfectamente empotradas, desarrollada a partir de la teoría de vigas es:

$$G_I = \frac{3F\delta}{2ba} \tag{6.3}$$

En la práctica, ésta expresión sobreestima los valores de G_I porque las vigas no presentan un empotramiento perfecto en el frente de grieta, sino que se permite una cierta rotación. Una manera de corregir esta rotación es tratar la probeta de DCB como si tuviera una delaminación ligeramente superior ($a + \Delta$), donde Δ se determina experimentalmente de la relación entre la flexibilidad ($C^{1/3}$) en función de la longitud de grieta (a) (Figura 6.21). La flexibilidad de la probeta (C) es el ratio entre la apertura y la carga aplicada sobre la probeta (δ/F) y se determina en los puntos de inicio de propagación de la grieta, es decir, en los mismos puntos que se emplean para determinar G_{IC} .

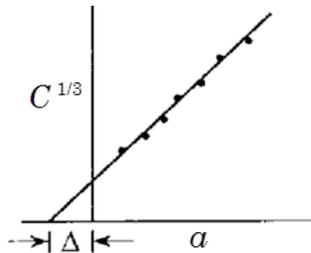


Figura 6.21 Obtención del valor de Δ para emplearlo en el MBT (ASTM D5528).

La tenacidad a la fractura interlaminar G_{IC} del material compuesto para cada punto de carga máxima se calcula según la ecuación 6.4 (Hashemi et al. 1990):

$$G_{IC} = \frac{3F\delta}{2b(a + \Delta)} \tag{6.4}$$

El valor de G_{IC} correspondiente a la primera caída de la carga de cada ensayo no se tiene en cuenta, ya que como remarca la norma ASTM, la presencia del film antiadherente puede afectar en la punta de la grieta inicial (como por ejemplo la porosidad detectada en la Figura 6.22). Además, no se trata de la propagación de una delaminación generada en modo I puro (Olsson 1992).

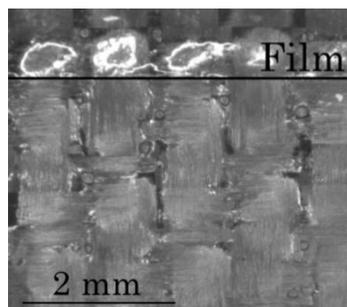


Figura 6.22 Concentración de porosidad cerca del film antiadherente en una probeta de tejido.

La Figura 6.23 (tejido) y la Figura 6.24 (unidireccional) muestran las curvas de resistencia a la delaminación (curvas R), donde los valores de G_{IC} se grafican en función de la longitud de grieta (a), de tres ensayos llevados a cabo a tres velocidades de carga diferentes. Las curvas R de ambos materiales muestran una reducción en los valores de G_{IC} y un aumento en la longitud de grieta final al aumentar la velocidad de carga. La G_{IC} en cada ensayo aumenta con la longitud de grieta, lo que podría estar relacionado con una reducción en la velocidad de deformación en la punta de la grieta, al aumentar la longitud de la viga bajo una velocidad de carga constante. El valor de G_{IC} para cada probeta se obtiene promediando los valores calculados para todas las longitudes de grieta; la desviación medida para las probetas ha sido inferior al 15% en todos los casos.

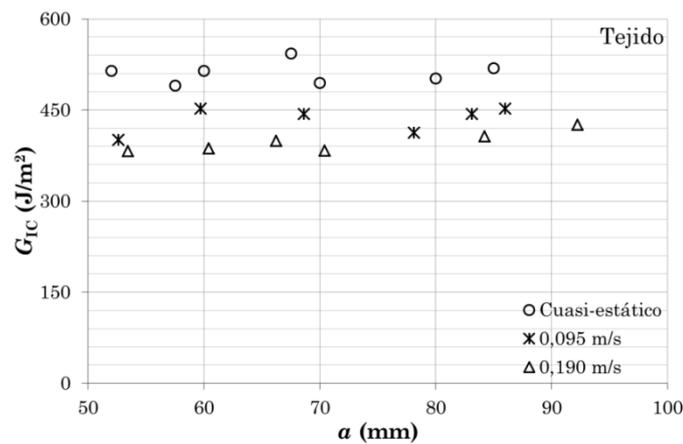


Figura 6.23 Curvas R de los ensayos representativos de tres velocidades de carga en probetas de tejido.

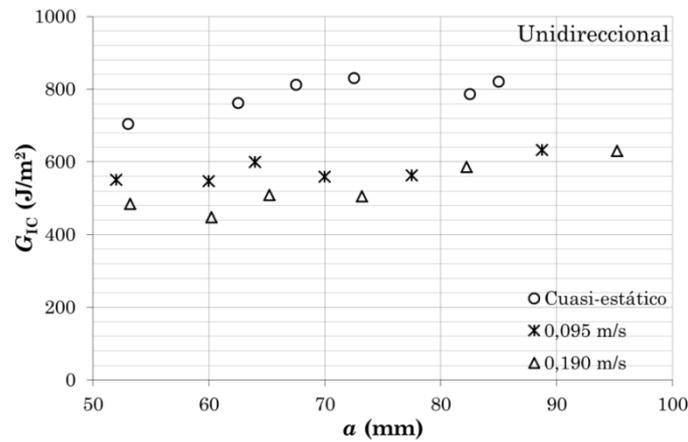


Figura 6.24 Curvas R de los ensayos representativos de tres velocidades de carga en probetas unidireccionales.

Los valores de G_{IC} determinados para las probetas ensayadas a una misma velocidad de carga se han promediado y graficado (Figura 6.25) en función de la velocidad de apertura de probeta ($\dot{\delta}$). El material unidireccional sufre una reducción en su G_{IC} del 24% al pasar de una velocidad de carga cuasi-estática a una dinámica (0,048 m/s), que se puede asociar al cambio en el comportamiento de la propagación de grieta detectado en las curvas $F-\delta$ entre

ambas condiciones de carga. Al aumentar la velocidad de carga dentro del rango dinámico (entre 0,048 y 0,190 m/s) se observa una reducción de G_{IC} del 12%, aunque para todos ellos el comportamiento a la fractura interlaminar es frágil e inestable.

En el caso del material compuesto reforzado con tejido, al aumentar la velocidad de carga G_{IC} decrece linealmente, llegando a una reducción del 18% entre la condición de carga cuasi-estática y la mayor velocidad de carga dinámica. Está reducción en la G_{IC} para ambos materiales explicaría por qué se obtienen mayores longitudes de grieta para un mismo desplazamiento impuesto a una velocidad de carga mayor, como se ha detectado en el apartado 6.2.

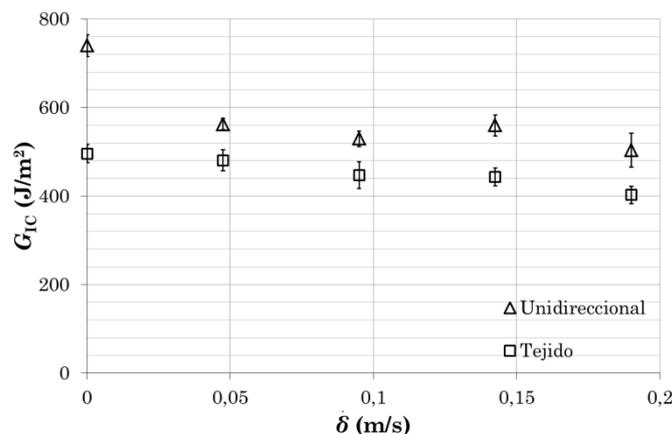


Figura 6.25 Evolución de G_{IC} con la velocidad de carga para ambos materiales.

El valor de la tenacidad a la fractura interlaminar determinado para cada velocidad de carga se recoge en la Tabla 6.1. Los valores de G_{IC} determinados se asemejan a los valores, entre 300 y 600 J/m², determinados en otros estudios que caracterizan dinámicamente el comportamiento interlaminar de composites carbono-epoxi (Blackman et al. 1995; Daniel et al. 1987; You & Yum 1997). La reducción de G_{IC} detectada al aumentar la velocidad de ensayo, aunque en este caso es inferior, también ha sido detectada en algunos estudios similares (You & Yum 1997; Smiley & Pipes 1987a; Mall et al. 1987).

Tabla 6.1 Valores de G_{IC} obtenidos para cada velocidad de carga y ambos materiales.

| Velocidad de carga (m/s) | G_{IC} (J/m ²) | |
|--------------------------|------------------------------|--------------|
| | Unidireccional | Tejido |
| $8,3 \times 10^{-5}$ | 739 ± 24 | 496 ± 21 |
| 0,048 | 562 ± 14 | 481 ± 24 |
| 0,095 | 529 ± 17 | 448 ± 30 |
| 0,143 | 559 ± 38 | 441 ± 20 |
| 0,190 | 503 ± 23 | 402 ± 21 |

6.2.3 Fractografía de las superficies delaminadas

Se ha llevado a cabo una inspección fractográfica de las superficies delaminadas con el fin de lograr una mejor comprensión de los mecanismos de fractura y de la naturaleza de la deformación interlaminar del material durante la propagación de la grieta. Numerosos estudios han relacionado reducciones en la tenacidad a la fractura interlaminar debidos al aumento de la velocidad de carga del ensayo con una evolución, de dúctil a frágil, en el comportamiento interlaminar del composite (Mall et al. 1987; Jacob et al. 2005; Barzebat 1990) mediante análisis fractográficos. No obstante, otros estudios han detectado reducciones considerables de G_{IC} en materiales compuestos de matriz epoxi sin variaciones significativas en las superficies de fractura de las probetas (Friedrich et al. 1989; Smiley & Pipes 1987a). En este caso se han analizado las superficies de fractura de las probetas ensayadas tanto macro como microscópicamente; las fractografías macroscópicas se han llevado a cabo en un macroscopio Leica Z16 (hasta x8 aumentos), mientras las fractografías microscópicas se realizan en un microscopio electrónico de barrido JEOL-JSM 5600LV en modo de bajo vacío con un potencial de 20 kV y una presión de vacío entre 10 y 15 Pa.

Análisis macroscópico de las probetas unidireccionales

El examen macroscópico de las probetas unidireccionales ha sido suficiente para detectar una diferencia sustancial entre de las superficies de fractura de los ensayos cuasi-estáticos y dinámicos (Figura 6.26). Las fractografías muestran cómo las zonas ricas en matriz, que se generan alrededor de la fibra de vidrio transversal, presentan modos de fallo diferentes en ensayos cuasi-estáticos y dinámicos: en los ensayos dinámicos las zonas en las que se produce la fractura frágil a través de la matriz son importantes, mientras que en los cuasi-estáticos estas zonas son muy reducidas y el fallo interlaminar está dominado por el fallo fibra/matriz.

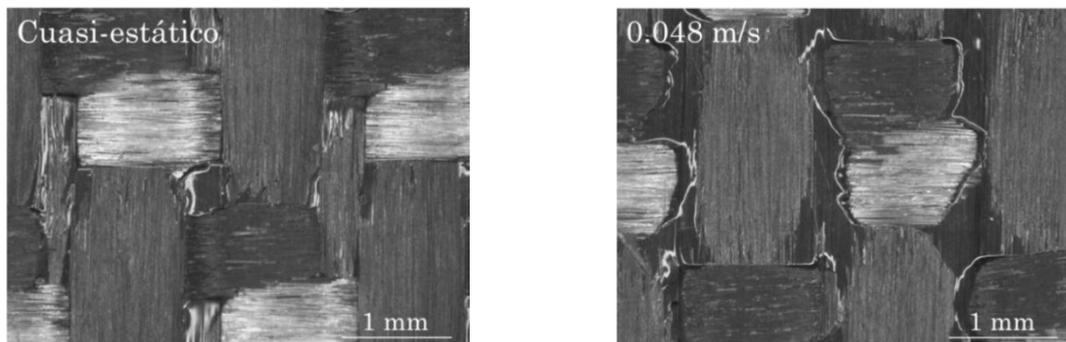


Figura 6.26 Imágenes macroscópicas de las superficies delaminadas de dos probetas unidireccionales ensayadas a diferentes velocidades de carga.

Análisis macroscópico de las probetas reforzadas con tejido

Las superficies de fractura de las muestras reforzadas con tejido no han mostrado diferencias significativas al pasar de condiciones de carga cuasi-estáticas a dinámicas (Figura 6.27). No se han detectado zonas con fractura frágil de la matriz en ninguna de las condiciones de carga analizadas.

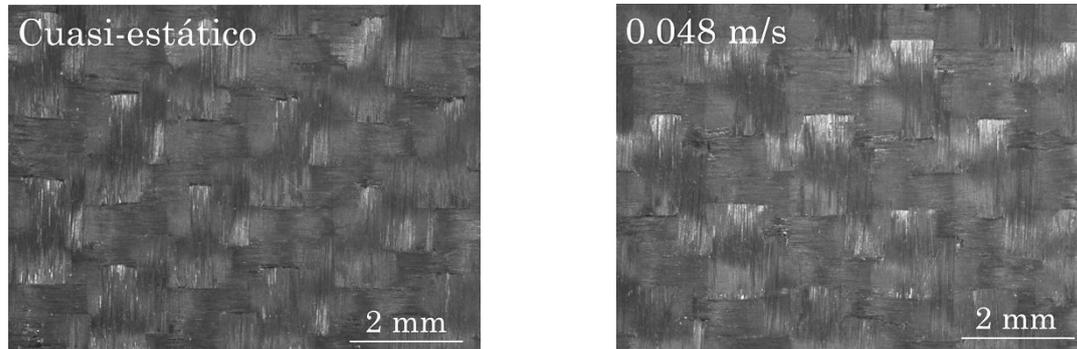


Figura 6.27 Imágenes macroscópicas de las superficies delaminadas de dos probetas de tejido ensayadas a diferentes velocidades de carga.

Análisis microscópico de las zonas ricas en fibra para ambos materiales

Las zonas ricas en fibra, en las que no hay rotura frágil de la matriz, han sido analizadas mediante microscopía electrónica de barrido. No se han encontrado diferencias significativas de las superficies analizadas ni entre las probetas unidireccionales y las de tejido, ni entre las diferentes velocidades de carga. En todos los casos se han detectado fibras con extremos rotos (*broken fibre ends*), huellas de fibras (*fibre tracks*) y zonas entre las fibras donde se observa fractura de la matriz (*matrix cleavage*) en las fractografías llevadas a cabo (Figura 6.28), de acuerdo con la descripción de una superficie delaminada en modo I puro según Greenhalgh (Greenhalgh 2009).

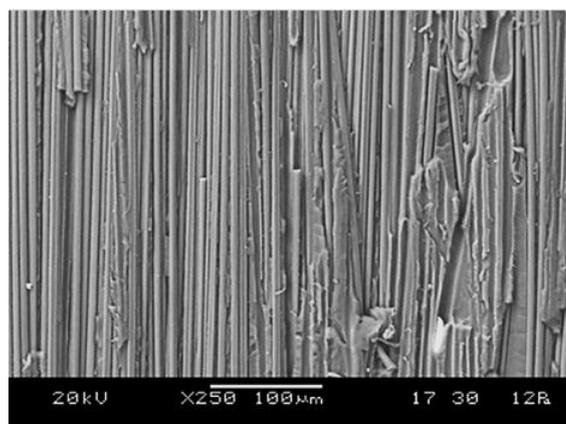


Figura 6.28 Zona rica en fibra de una superficie delaminada de una probeta de tejido.

6.2.4 Evolución de la tenacidad interlaminar en modo I con la velocidad de propagación de grieta

En este apartado se ha definido un parámetro experimental, denominado velocidad de propagación de grieta (\dot{a}), que pretende representar la velocidad de deformación en la punta de grieta independientemente de la velocidad de carga y la apertura de la probeta a la que se genera la delaminación. Para ello se ha partido de la evolución experimental de la longitud de grieta (a) con la apertura de la probeta (δ), que como se ha observado en el apartado 6.2.1, puede aproximarse con precisión ($R^2 > 0,95$) mediante una función logarítmica para cada velocidad de ensayo.

$$a = C_a \ln \delta \tag{6.5}$$

Además, analizando la evolución de la constante C_a con la velocidad de apertura de la probeta ($\dot{\delta}$), que se mide experimentalmente para cada ensayo y es promediada para cada velocidad de carga, se ha observado que presenta una evolución lineal (Figura 6.29).

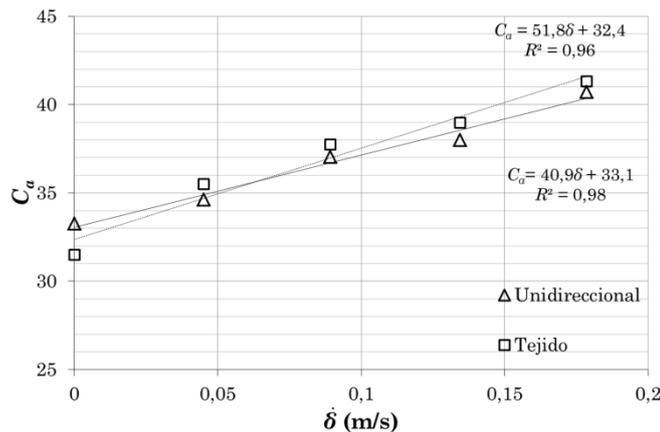


Figura 6.29 Evolución de C_a con la velocidad de apertura de grieta para ambos materiales.

La longitud de grieta medida experimentalmente (a), por lo tanto, se puede aproximar en función de la apertura la probeta (δ) y de la velocidad de apertura de la probeta ($\dot{\delta}$).

$$a = (C_1\dot{\delta} + C_2)\ln \delta \tag{6.6}$$

Las constantes C_1 y C_2 toman valores de 51,8 y 32,4 para las probetas unidireccionales y 40,1 y 33,1 para las probetas de tejido. Derivando con respecto del tiempo la ecuación 6.6, para una velocidad de apertura constante, se ha llegado a la definición de un parámetro denominado *crack rate* o velocidad de propagación de grieta (\dot{a}), que depende de la apertura de la probeta (δ) y de su velocidad ($\dot{\delta}$) y puede servir como parámetro descriptivo de la velocidad de deformación del material en la punta de la grieta.

$$\dot{a} = (C_1 \dot{\delta} + C_2) \frac{\dot{\delta}}{\delta} \quad 6.7$$

La Figura 6.30 muestra la evolución de la velocidad de propagación de grieta (\dot{a}) con la apertura (δ) y todos los puntos discretos para los que se ha detectado experimentalmente un crecimiento de grieta para cada velocidad de carga y ambos materiales. Las gráficas muestran cómo, la apertura de la probeta tiene un efecto significativo sobre la velocidad de propagación de grieta, pudiendo dar lugar, dentro del rango de velocidades de ensayo y valores de apertura obtenidos en este estudio experimental, a obtener una misma velocidad de propagación de grieta a diferentes velocidades de carga.

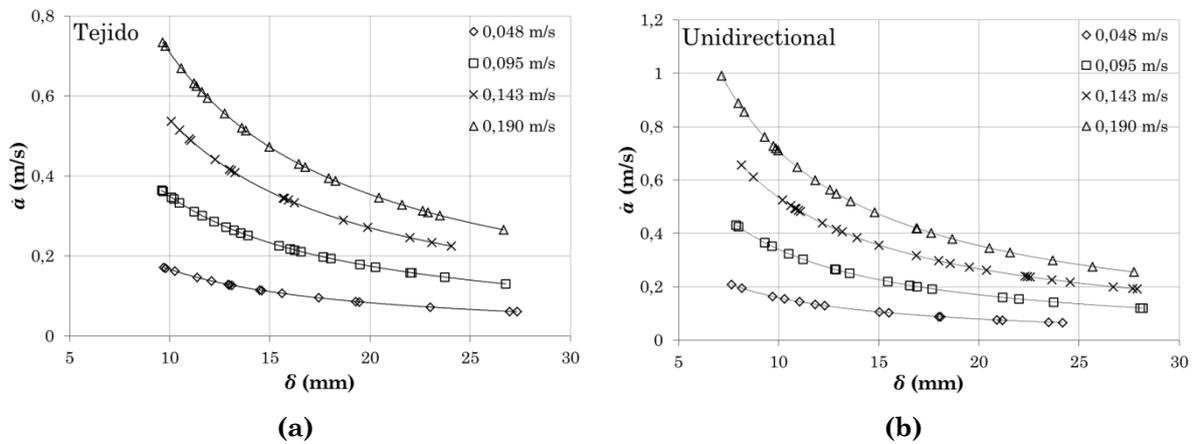


Figura 6.30 Evolución de la velocidad de propagación de grieta con la apertura de la probeta para las diferentes velocidades de ensayo para (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccionales.

La Figura 6.31 muestra la evolución de la tenacidad a la fractura interlaminar (G_{IC}) con la velocidad de propagación de grieta (\dot{a}). Las gráficas muestran los valores de G_{IC} obtenidos para cada punto de propagación de grieta en todos los ensayos llevados a cabo. En el caso del composite unidireccional, se observa una importante caída en la tenacidad a fractura entre los resultados cuasi-estáticos y los dinámicos a diferentes velocidades; mientras que para el composite reforzado con tejido esta diferencia no es significativa. Ambos materiales presentan una reducción lineal de G_{IC} al aumentar la velocidad de propagación de grieta en su rango dinámico. La continuidad mostrada en la tendencia de G_{IC} para diferentes velocidades de ensayo valida el empleo de la velocidad de propagación de grieta como parámetro independiente para caracterizar la G_{IC} a diferentes velocidades de ensayo. Además, la reducción mostrada al incrementar la velocidad de propagación de grieta hace pensar que este parámetro pueda ser representativo de la velocidad de deformación de la punta de la grieta, ya que muestra coherencia con el hecho de que al aumentar la velocidad de deformación y debido al comportamiento viscoelástico de la matriz, esta muestra una fragilización que constata la reducción de G_{IC} .

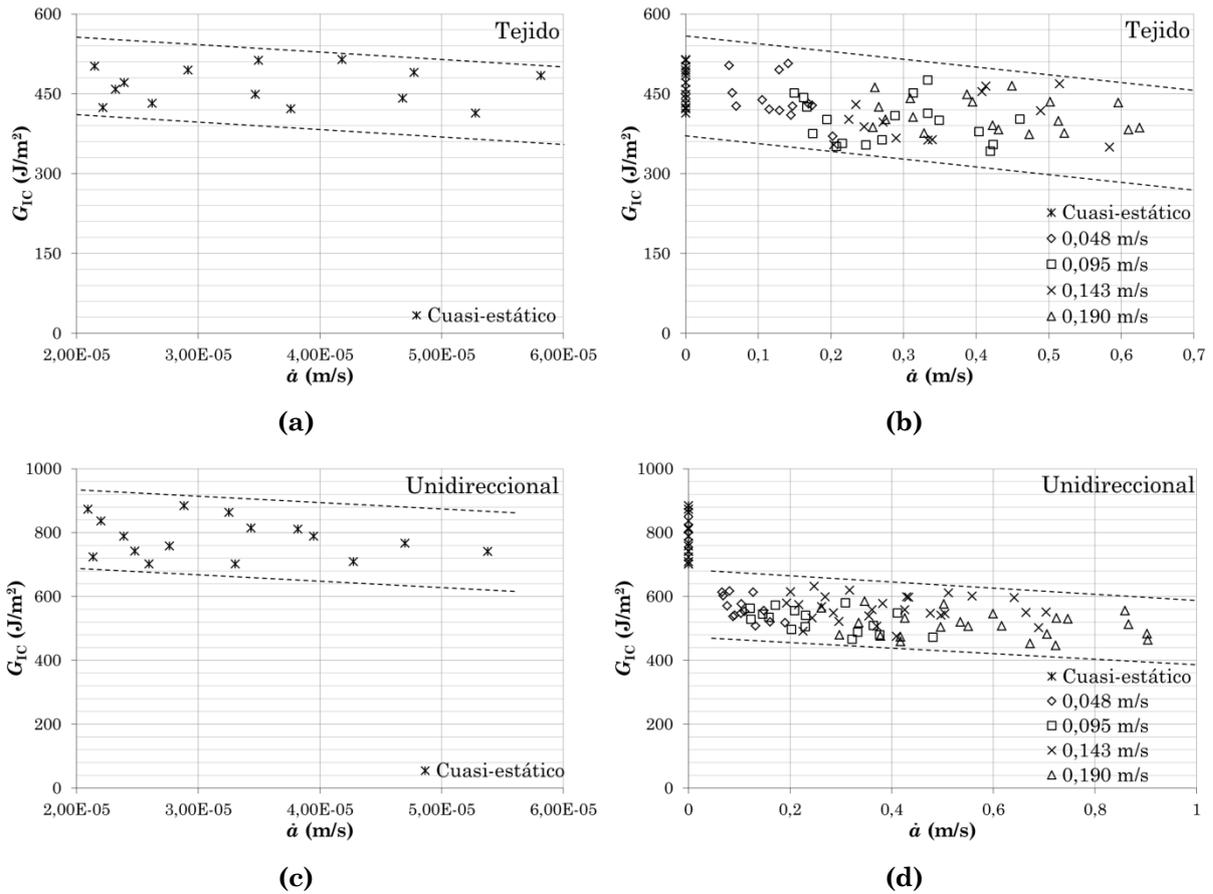


Figura 6.31 Evolución de G_{IC} con la velocidad de propagación de grieta para (a y b) probetas de tejido y (c y d) probetas unidireccionales.

6.3 Análisis de los resultados mediante un modelo numérico

Este apartado tiene como objetivo estudiar la validez de los resultados obtenidos de los ensayos experimentales. Para ello, se ha analizado el efecto de la reducción de la tenacidad a la fractura interlaminar detectado experimentalmente sobre la evolución de la fuerza y la longitud de grieta de un ensayo virtual. Con este fin se ha construido un modelo numérico, empleando el software comercial Abaqus y las propiedades del material caracterizadas en esta tesis, para la simulación mediante el Método de los Elementos Finitos de los ensayos de modo I.

6.3.1 Descripción del modelo

Los modelos de las probetas de modo I se han construido a partir de dos vigas idénticas (superior e inferior), dibujadas como sólidos de $215 \times 22 \text{ mm}^2$ y espesor 1,35 mm, y posicionadas una sobre la otra, tal y como se puede ver en la Figura 6.32. Cada viga está

dividida en 3 partes mediante particiones geométricas del sólido original: (i) la zona libre, (ii) la zona cohesiva, (iii) la zona fija. La zona libre tiene una longitud igual a la delaminación inicial de la probeta, 50 mm, y representa la zona inicial en la que ambos brazos de la probeta se comportan como vigas independientes. Las zonas cohesivas de ambas vigas, de longitud 60 mm, interactúan entre sí mediante un contacto cohesivo (apartado 6.3.2) capaz de simular el avance de la delaminación. Las zonas fijas de ambas probetas están unidas entre sí, mediante una unión rígida entre ambas vigas en esta zona.

Los 5 mm que quedan entre el eje de la bisagra y el borde de la probeta no se han representado en el modelo, de manera que los vértices exteriores de ambas vigas en su zona libre representan los ejes de ambas bisagras.

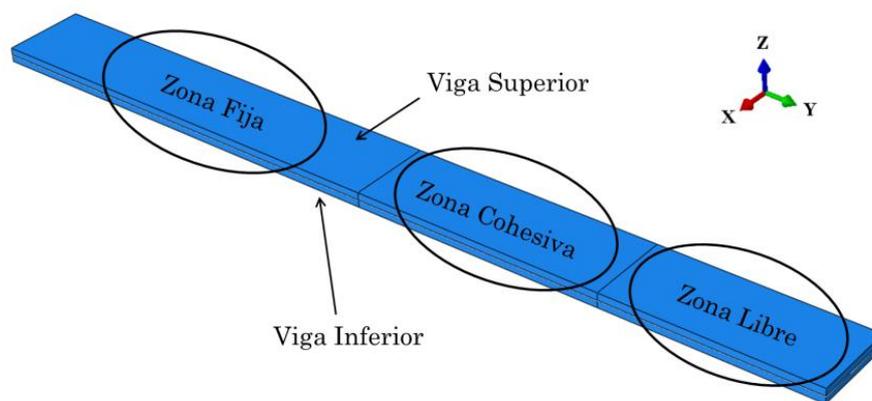


Figura 6.32 Modelo geométrico empleado en las simulaciones.

El modelo geométrico de la probeta se ha discretizado empleando elementos *Continuum Shell* de 8 nodos (SC8R). Se trata de elementos con una topología de sólido (8 nodos que solo tienen grados de libertad de desplazamiento) pero con una respuesta tipo *Shell* (sin compresión fuera del plano) que los hace idóneos para capturar la respuesta en el espesor de las estructuras composite y permiten una mayor precisión que los *Shell* convencionales a la hora de modelizar contactos (Simulia 2012). Se ha llevado a cabo un estudio de sensibilidad de malla, analizando la influencia del tamaño de malla en la zona cohesiva, tras el que se ha obtenido un tamaño de malla suficientemente pequeño ($0,3 \times 1,25 \text{ mm}^2$) para que los resultados no varíen en más de un 1% al seguir reduciendo su tamaño sin aumentar en exceso su coste computacional. La Figura 6.33 muestra la discretización espacial de empleada en los modelos desarrollados.

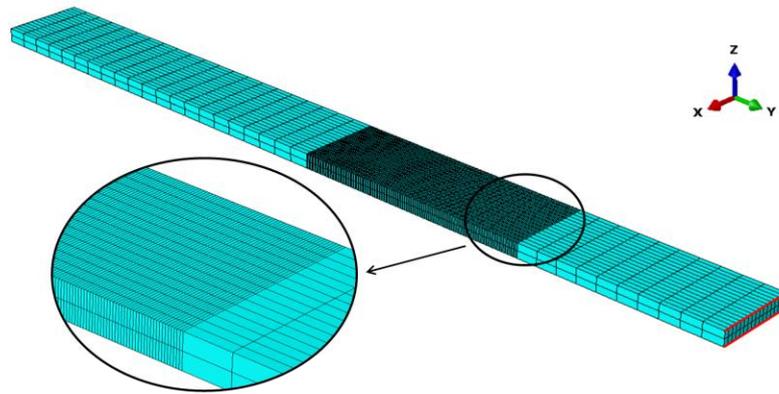


Figura 6.33 Mallado empleado en el modelo numérico.

Se han definido las propiedades del material de ambas vigas introduciendo su densidad y sus propiedades mecánicas de lámina. La Tabla 6.2 resume las propiedades de lámina empleadas para alimentar el modelo de Abaqus, así como la norma del ensayo a partir del que se han obtenido.

Tabla 6.2 Definición de las propiedades de lámina en Abaqus.

| Propiedad Abaqus | E_1 | E_2 | ν_{12} | E_6 |
|------------------|------------------------------------|-------|-------------------------|-----------------------------------|
| Valor | 57×10^9 Pa | | 0,17 | 32×10^8 Pa |
| Descripción | Módulos de elasticidad en el plano | | Coefficiente de Poisson | Módulo de cizalladura en el plano |
| Norma | ASTM D3039 | | | ASTM D3518 |

Las condiciones de contorno se han aplicado sobre los vértices exteriores de ambas vigas en sus zonas libres (Figura 6.33). Ambos vértices permiten el giro en X, para poder simular la rotación que permiten las bisagras, los demás grados de libertad han sido restringidos a excepción del desplazamiento en Z del vértice superior, sobre el que se impone, al igual que en el ensayo real, un desplazamiento de 25 mm.

6.3.2 Modelización del comportamiento interlaminar en modo I

La modelización de la delaminación de materiales compuestos es un problema complejo que se puede abordar mediante dos estrategias (Tay 2003): (i) los modelos basados en la mecánica de la fractura, entre los que destaca el *Virtual Crack Closure Technique* o VCCT (Krueger 2002; Shivakumar & Raju 1992; Claydon 1992), que son precisos y eficaces para simular la propagación de las delaminaciones pero no son capaces de predecir el inicio de la delaminación; y (ii) los modelos basados en la mecánica del daño continuo, también llamados modelos de zona cohesiva (Camanho et al. 2003; Pinho 2005; Aymerich et al. 2009) más complejos en su empleo porque la discretización geométrica del modelo afecta en los

resultados pero capaces de predecir el inicio y la propagación de la delaminación (Simulia 2012). En este caso, en el que se pretende definir un modelo cohesivo que sirva tanto para simular los ensayos interlaminares como para introducirlo a posteriori en ensayos de impacto, se han empleado modelos de zona cohesiva, capaces de predecir el inicio de la delaminación.

Los modelos de zona cohesiva, basados en la mecánica del daño continuo y propuestos como alternativa a la mecánica de la fractura para materiales frágiles (Dugdale 1960; Barenblatt 1962), abordan la creación y la propagación de una grieta dentro de la que potencialmente es su superficie de fractura, que en este caso se corresponde con la superficie interlaminar del composite. Estos modelos, en su forma más simple, plantean un problema en el que se relacionan las tensiones normales entre dos superficies con su separación mediante un comportamiento bilineal (Figura 6.34): la unión cohesiva trabaja de forma elástica (en la que su relación tensión-deformación responde a una rigidez K) hasta un punto de carga máxima (definido por la resistencia cohesiva $\sigma_{\text{máx}}$); a partir de este punto la unión sufre una pérdida paulatina de rigidez hasta su completa decohesión una vez consumida la energía de fractura G_C .

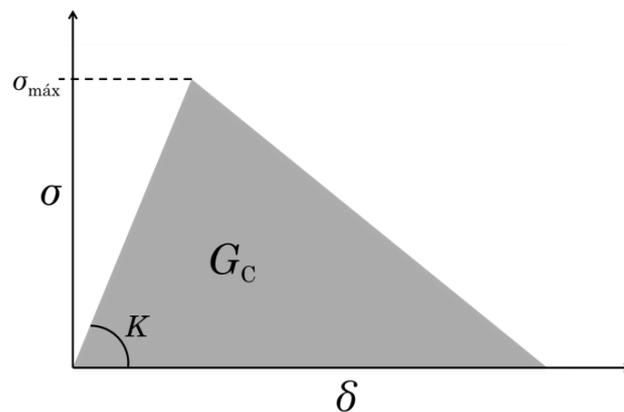


Figura 6.34 Comportamiento cohesivo bilineal descrito por Barenblatt (Barenblatt 1962).

Existen dos maneras de definir modelos de zona cohesiva de este tipo implementados en Abaqus (Simulia 2012), uno mediante elementos cohesivos y otro mediante superficies cohesivas. Ambos métodos introducen una unión cohesiva como la descrita por Barenblatt entre las dos superficies en contacto, uno basado en una unión discretizada mediante elementos y el otro basado en un problema de contacto entre ambas superficies. Ambos métodos presentan resultados similares a la hora de simular ensayos de modo I (Simulia 2012). En modelos simples como el que se ha desarrollado en este apartado, la principal diferencia entre ambos métodos es únicamente operativa: los elementos cohesivos suponen un preprocesado del modelo más laborioso (geométricamente y en cuanto a la definición y mallado de los elementos) y un coste computacional superior al de los contactos cohesivos.

Para definir un modelo cohesivo que simule adecuadamente el comportamiento de modo I empleando Abaqus, además de la energía de fractura interlaminar se ha de introducir tanto la rigidez como la resistencia del modelo cohesivo. El criterio seguido para definir ambos parámetros se describe a continuación:

Rigidez del modelo cohesivo (K_{coh})

La rigidez del modelo cohesivo K_{coh} , rigidez por unidad de área en la dirección normal a las superficies cohesivas (rigidez de modo I), no se puede relacionar directamente con una propiedad mecánica del material determinada experimentalmente; sin embargo, para que las propiedades efectivas del composite no se vean afectadas por la superficie cohesiva, se ha de cumplir que $E_3 \ll K_{\text{coh}}t$ (Turon et al. 2007), donde t es el espesor nominal de la intercara y E_3 su módulo de elasticidad en la dirección normal al laminado. Además, valores muy altos de rigidez pueden causar problemas numéricos como oscilaciones en las cargas interlaminares (Schellekens & De Borst 1993). Turon et al (Turon et al. 2007) proponen definir la rigidez cohesiva a partir de la ecuación 6.8, donde $\alpha = 50$, E_3 es el módulo de elasticidad de la matriz (3,2 GPa) y t es el espesor correspondiente a una lámina de refuerzo (en este caso 0,24 mm). De esta manera la rigidez cohesiva puede deducirse de las propiedades mecánicas del composite, garantizando una rigidez adecuada para asegurar una unión suficientemente rígida de dos láminas adyacentes sin dar lugar a oscilaciones o fallos de convergencia en el cálculo.

$$K_{\text{coh}} = \alpha \frac{E_3}{t} \quad 6.8$$

La rigidez interlaminar del modelo (K_{coh}) obtenida de esta manera para el material a estudio toma el valor de 6×10^{13} N/m³. Se han llevado a cabo cálculos con otras rigideces empleadas en bibliografía para simular materiales compuestos de matriz epoxídica deducidas de la propia experiencia de los autores; como los 6×10^{15} N/m³ empleados por Camanho et al. (Camanho et al. 2003) o los $4,5 \times 10^{14}$ N/m³ empleados por Zou et al. (Zou et al. 2002) corroborando que, tal como afirma Turon et al (Turon et al. 2007) la influencia de la rigidez sobre los resultados tanto de fuerzas como de longitudes de grieta no es significativo (los resultados difieren en menos de un 3%) dentro de este rango. Además se ha podido observar cómo por encima de los 10^{16} N/m³ los cálculos se muestran inestables y existen problemas de convergencia del resultado, mientras que por debajo de 10^{11} N/m³ las vigas se separan entre sí sin llegar a flectar.

Resistencia de la unión cohesiva (σ_{coh})

La resistencia del modelo cohesivo determina el valor de carga máxima que puede soportar la intercara antes de que comience a fallar por delaminación. Estudios que simulan materiales similares como los definidos anteriormente, han empleado resistencias de entre 60 y 80 MPa (Camanho et al. 2003; Turon et al. 2006), sin llegar a relacionarlas con una propiedad del material. En el material a estudio en esta tesis se han caracterizado dos resistencias que podrían tomarse como referencia a la hora de definir este parámetro necesario para alimentar la simulación: la resistencia de la matriz (41 MPa) y la resistencia interlaminar de viga corta o *ILSS* del composite (55 MPa). Se han empleado ambos valores para ver la correlación numérico-experimental que se obtiene con cada uno de ellos. Está variación en la resistencia con la que se alimenta el modelo cohesivo prácticamente no afecta sobre las curvas F - δ . Sin embargo, la evolución de la grieta si se ve afectada por la resistencia cohesiva introducida (Figura 6.35): al emplear la resistencia de la matriz se predice con exactitud el inicio de la propagación de la grieta, pero la longitud de grieta se sobreestima durante el ensayo en un error acumulativo que llega al 8%; al emplear el valor de *ILSS*, la iniciación de la delaminación sucede para un valor de apertura inferior (alrededor de 1,5 mm) al experimental y este desfase hace que durante toda la simulación la longitud de grieta se sobreestime en un 5%. El inicio de la delaminación determinado experimentalmente está condicionado por la presencia del film antiadherente (Apartado 6.2.2.), algo que no es posible contemplar en los modelos numéricos y podría ser la fuente de este desfase entre el ensayo real y el modelo numérico. Es por ello que se ha tomado como valor de σ_{coh} , la resistencia interlaminar del composite (55 MPa), dando mayor importancia a tener una mejor correlación de la evolución de la grieta, que a reproducir adecuadamente el inicio de la propagación.

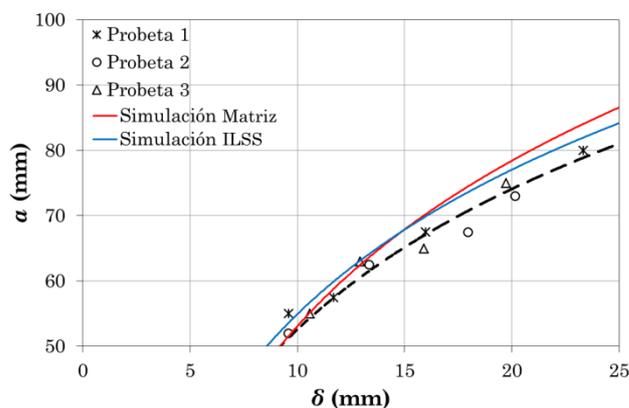


Figura 6.35 Curvas a - δ obtenidas de la simulación de ensayos cuasi-estáticos empleando como valores de σ_{coh} : la resistencia de la matriz (Matriz) y el valor de *ILSS* (ILSS).

6.3.3 Resultados de las simulaciones

Las curvas $F-\delta$ y $a-\delta$, obtenidas mediante el modelo construido introduciendo las energías de fractura caracterizadas para cada velocidad de ensayo se muestran en las figuras a continuación (de Figura 6.36 a Figura 6.40). Se han representado sobre las mismas graficas las curvas experimentales y las aproximaciones matemáticas desarrolladas en el apartado 6.2.1 con el fin de observar la correlación numérico-experimental del modelo. La simulación confirma que, tal como se ha descrito en los resultados experimentales (Apartado 6.2.1), la evolución de la grieta frente a la apertura de la probeta presenta una forma logarítmica. En las simulaciones, en las que se mide la longitud de grieta cada incremento de 0,5 mm de apertura de probeta, los puntos discretos de longitud de grieta se aproximan con gran precisión ($R^2 > 0,998$) mediante una función logarítmica como la descrita en el apartado 6.2.1.

El modelo construido, alimentado con las propiedades del material obtenidas para cada velocidad de carga presenta una buena correlación (con un error siempre inferior al 10%) con los resultados experimentales correspondientes a dichas velocidades de carga tanto en las curvas $F-\delta$, como en la predicción del inicio y la evolución de la delaminación. Aun así, se han encontrado dos tendencias que deberían de analizarse más en detalle:

- i. La rigidez de la probeta, que lógicamente en las simulaciones es constante para todos los casos de carga, no se ajusta para el inicio del ensayo en velocidades de carga superiores a 0,048 m/s. Esto puede deberse a la fase de aceleración de la parte móvil de la máquina de ensayo, en la que la velocidad de ensayo no se aplica desde el instante inicial.
- ii. La longitud de grieta pasa de sobreestimarse a subestimarse al aumentar la velocidad de ensayo; esto puede atribuirse a que el valor de tenacidad determinado para los ensayos dinámicos puede estar sobrestimado ya que no se tiene en cuenta la energía que se pierde en la aceleración de la probeta; el mismo efecto dinámico no es tenido en cuenta en las simulaciones llevadas a cabo en un modelo implícito.

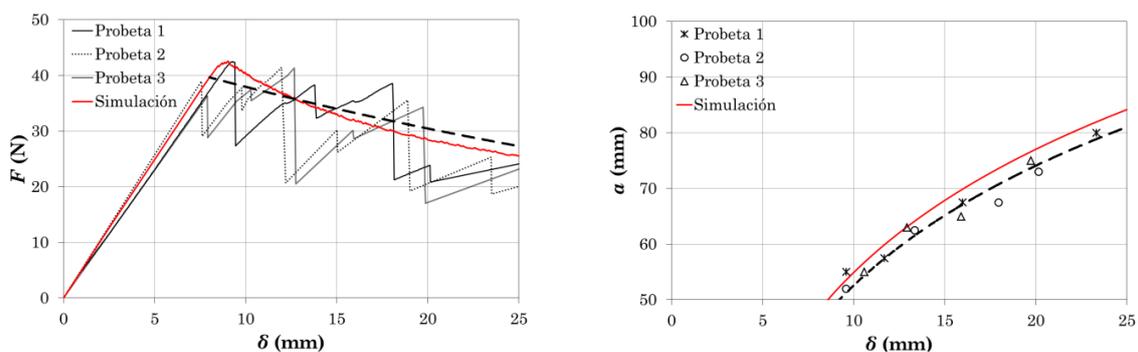


Figura 6.36 Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ para $G_c=498 \text{ J/m}^2$ (velocidad de ensayo cuasi-estática).

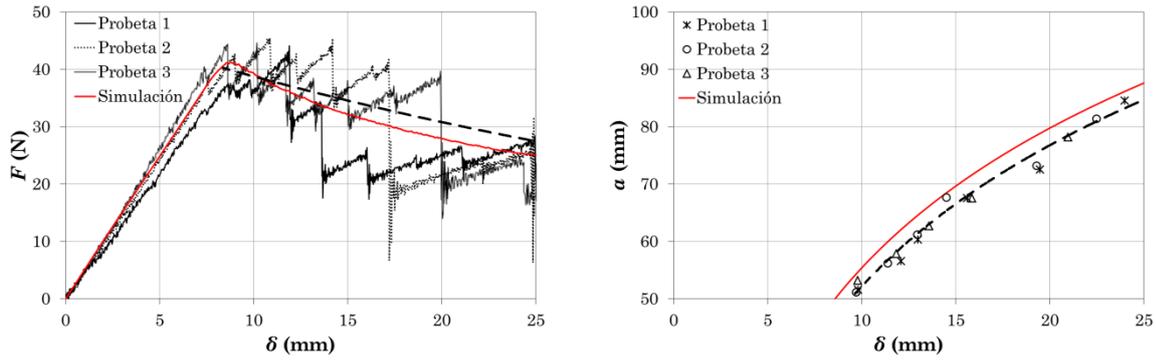


Figura 6.37 Curvas F - δ y a - δ para $G_c=480 \text{ J/m}^2$ (velocidad de ensayo de 0,048 m/s).

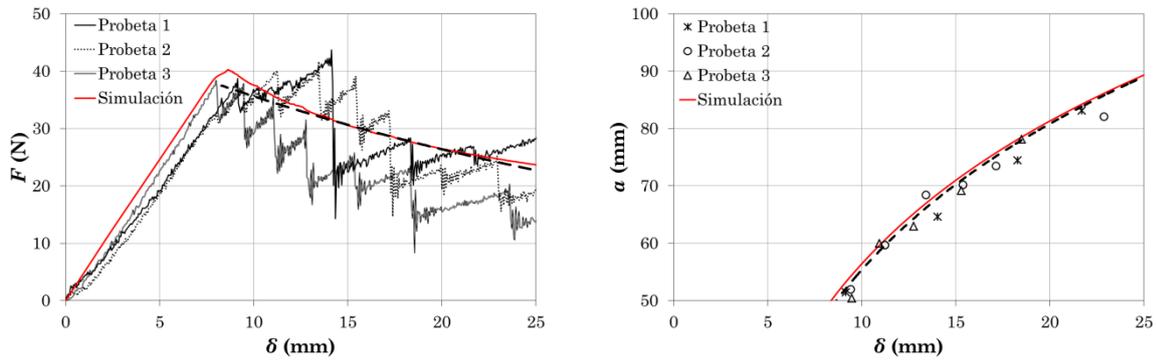


Figura 6.38 Curvas F - δ y a - δ para $G_c=447 \text{ J/m}^2$ (velocidad de ensayo de 0,095 m/s).

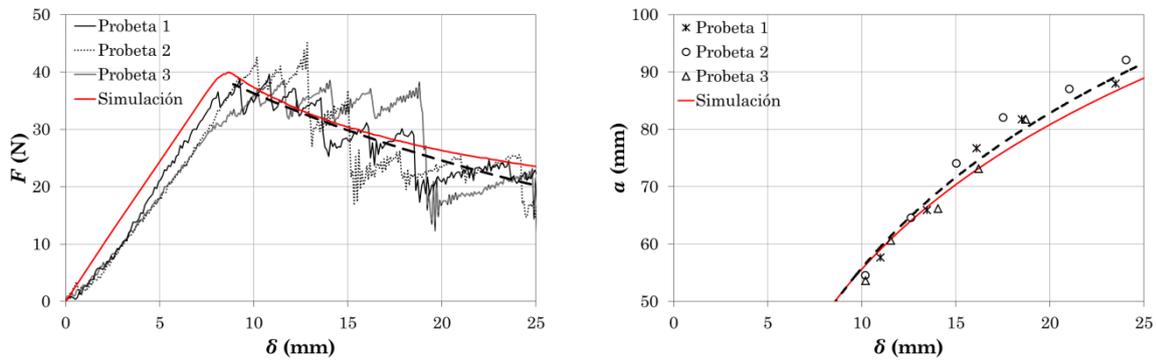


Figura 6.39 Curvas F - δ y a - δ para $G_c=442 \text{ J/m}^2$ (velocidad de ensayo de 0,143 m/s).

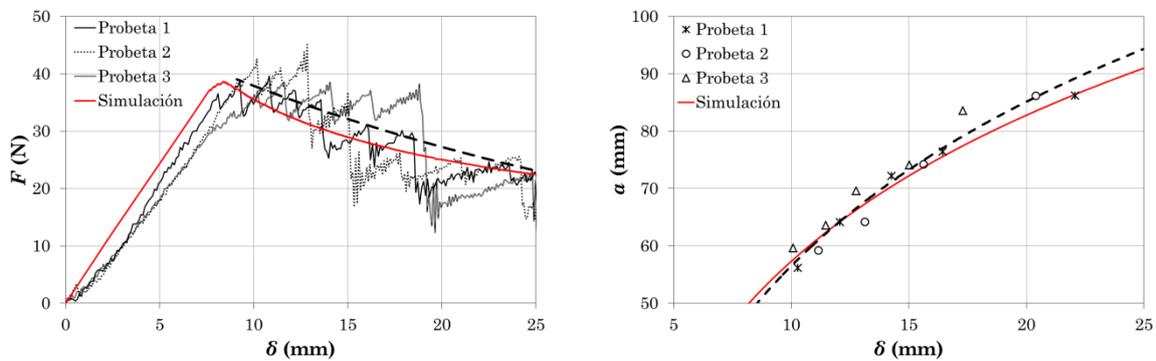


Figura 6.40 Curvas F - δ y a - δ para $G_c=402 \text{ J/m}^2$ (velocidad de ensayo de 0,190 m/s).

La Figura 6.41 muestra la superposición de las curvas F - δ obtenidas para diferentes velocidades de ensayo tanto experimental (a) como numéricamente (b). Las curvas obtenidas de los ensayos no muestran una tendencia clara debido a la dispersión de la propia técnica experimental, aunque sí se puede intuir cómo las velocidades de ensayo mayores presentan curvas por debajo de las cuasi-estáticas, lo que coincide con la tendencia detectada en las simulaciones numéricas.

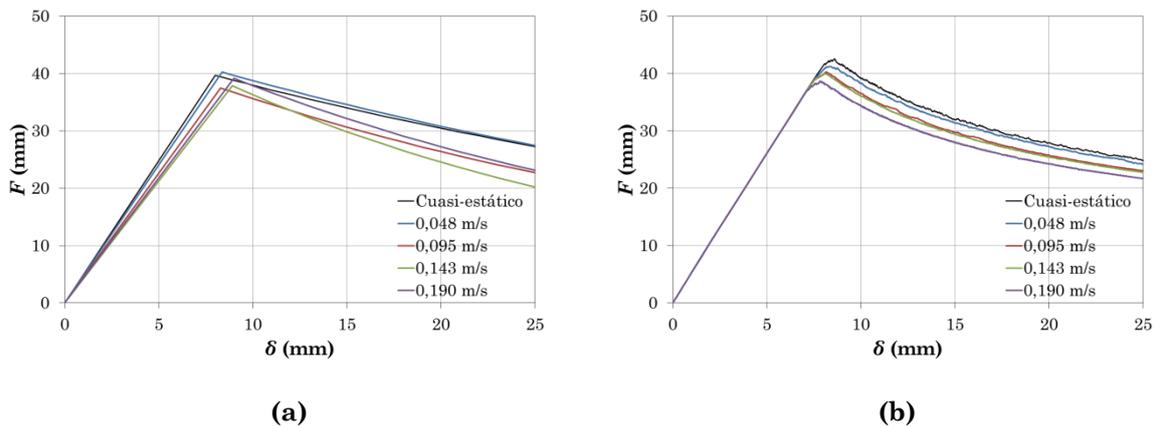


Figura 6.41 Curvas F - δ para las diferentes velocidades de ensayo (a) experimental y (b) simulación.

La Figura 6.42 muestra una superposición de las curvas a - δ obtenidas para diferentes velocidades de ensayo tanto experimental (a) como numéricamente (b). Los resultados muestran una misma tendencia tanto en los resultados experimentales como en los resultados de la simulación: aumentar la velocidad del ensayo supone un aumento en la longitud de grieta para un valor de apertura determinado, aunque esta tendencia es más acusada en el caso de los resultados experimentales. Ésta correlación numérico-experimental valida la principal conclusión de este capítulo: aumentar la velocidad de carga de un ensayo de DCB, y por tanto la velocidad de deformación del material, supone una pérdida de tenacidad interlaminar del composite. Además, también sugiere la necesidad de un estudio más en profundidad en cuanto al motivo por el que el efecto sobre la longitud de grieta es más acusado en los resultados experimentales que en las simulaciones, en el que sería interesante analizar, por ejemplo:

- i. Si la caracterización dinámica llevada a cabo está atribuyendo energías perdidas durante el ensayo (rozamiento, aceleración de la probeta,...) a la tenacidad interlaminar determinada, sobrestimando el valor de G_{IC} .
- ii. Si las simulaciones dinámicas de los ensayos, en las que podrían tenerse en cuenta numéricamente los efectos dinámicos de la probeta, se corresponden con los resultados obtenidos en el modelo desarrollado.

- iii. Sí es correcto emplear la tenacidad a la fractura interlaminar de iniciación del composite para alimentar los modelos numéricos, cuantificando la influencia de emplear el valor de G_{IC} de propagación o un valor intermedio.

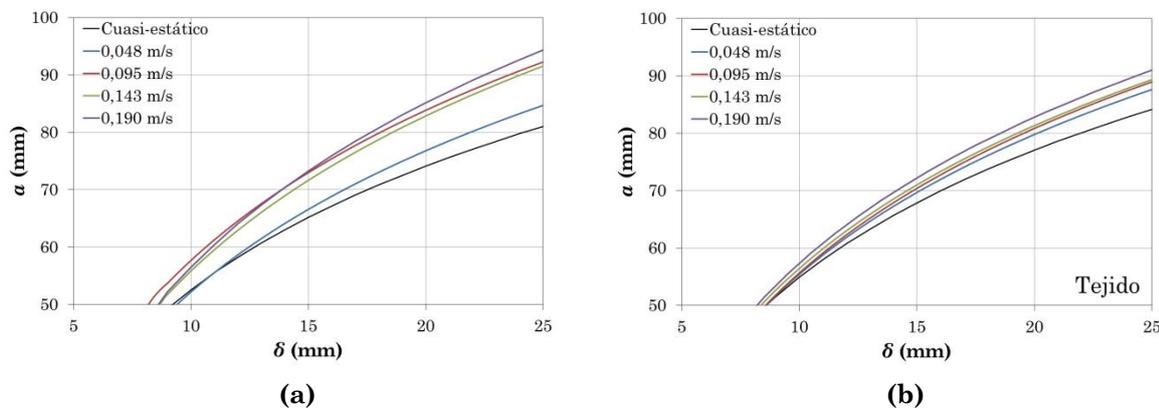


Figura 6.42 Curvas α - δ para las diferentes velocidades de ensayo (a) experimental y (b) simulación.

6.4 Resumen del trabajo realizado y de los resultados obtenidos

En este capítulo se ha caracterizado el comportamiento interlaminar de modo I del material compuesto reforzado con tejido a diferentes velocidades de carga. La tenacidad a la fractura interlaminar de dos composites cuya naturaleza interlaminar no permite la aparición de puentes de fibra ha sido caracterizada a través de ensayos de DCB a diferentes velocidades de carga. Se ha definido un parámetro, la velocidad de propagación de grieta, que puede ser representativo de la velocidad de deformación interlaminar del material correspondiente a una determinada velocidad de ensayo y apertura de la probeta. Para ello se ha derivado en el tiempo la aproximación logarítmica de la evolución de la longitud de grieta con la apertura de la probeta. Se ha construido un modelo de elementos finitos empleando el software comercial Abaqus para simular numéricamente un ensayo de DCB y validar los resultados obtenidos de la caracterización experimental.

Los resultados más significativos obtenidos de este capítulo se enumeran a continuación:

- Se ha confirmado mediante las imágenes capturadas de los ensayos y las fractografías sobre las superficies delaminadas que las probetas no muestran puentes de fibra en su delaminación de modo I.
- Las repetidas caídas de carga en las curvas F - δ y las imágenes tomadas mediante la cámara de alta velocidad, para ambos materiales, muestran una evolución de la delaminación discontinua, lo que está relacionado, según bibliografía, con una

evolución inestable del crecimiento de grieta. La caracterización de G_{IC} del material se ha limitado por tanto, a sus valores de iniciación.

- Se han aproximado matemáticamente las curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ obtenidas para una misma velocidad de carga. Las aproximaciones de las curvas $F-\delta$ presentan una ligera reducción en los valores de fuerza al aumentar la velocidad de carga del ensayo. A partir de las curvas $a-\delta$, aproximadas mediante funciones logarítmicas, se ha observado cómo aumentar la velocidad de carga del ensayo supone mayores longitudes de grieta para un mismo valor de apertura impuesto a la probeta.
- El valor de G_{IC} dentro de un mismo ensayo aumenta con la longitud de grieta según las curvas R obtenidas para ambos materiales. Las curvas R de los ensayos muestran una reducción de los valores de G_{IC} al aumentar la velocidad de carga.
- La tenacidad a la fractura interlaminar de los dos materiales analizados decrece al aumentar la velocidad de carga del ensayo. El material con refuerzo en forma de tejido sufre una reducción de G_{IC} del 18% para las velocidades de carga analizadas (de $8,3 \times 10^{-5}$ m/s a 0,190 m/s). El material unidireccional sufre una reducción de G_{IC} del 24% al pasar de cargas cuasi-estáticas a dinámicas (de $8,3 \times 10^{-5}$ m/s a 0,048 m/s) y una reducción lineal que alcanza el 11% dentro del rango de velocidades de carga dinámicas.
- En general, no se han detectado diferencias significativas en las fractografías de las superficies delaminadas a diferentes velocidades de carga. Únicamente cabe destacar las diferencias encontradas en el material unidireccional al pasar de cargas cuasi-estáticas a dinámicas; en las probetas ensayadas dinámicamente las zonas en las que se produce la fractura frágil de la matriz son mayores, en detrimento de las zonas de fallo de intercara fibra/matriz, que en cargas cuasi-estáticas.
- La velocidad de propagación de grieta en un ensayo de DCB a velocidad de carga constante disminuye, según las aproximaciones llevadas a cabo, de manera inversamente proporcional a la apertura de la probeta. Los valores G_{IC} , determinados a diferentes velocidades de carga y aperturas de probeta, muestran una reducción lineal al graficarlos frente a la velocidad de propagación de grieta, que podría ser considerada como un parámetro representativo de la velocidad de deformación en la punta de la grieta del material.
- El modelo numérico construido en Abaqus, y definido con las propiedades mecánicas caracterizadas en el transcurso de esta tesis, presenta una buena correlación con los resultados experimentales y confirma la evolución logarítmica de la longitud de grieta con la apertura de la probeta. El modelo, al definirlo con las tenacidades

caracterizadas a diferentes velocidades de carga, es capaz de predecir las tendencias experimentales observadas en la evolución de la fuerza y la longitud de grieta con la velocidad de carga del ensayo.

7 COMPORTAMIENTO INTERLAMINAR EN MODO II

En este capítulo se estudia experimentalmente la influencia de la velocidad de carga en el comportamiento interlaminar de modo II del material compuesto. Al igual que en el comportamiento interlaminar de modo I, la puesta a punto de la técnica experimental se ha llevado a cabo sobre probetas unidireccionales, analizando a continuación el material a estudio en esta tesis, reforzado con tejido e idéntico al empleado en los ensayos de impacto.

El trabajo, en el que se determina la tenacidad a la fractura interlaminar (G_{IIC}) de ambos materiales a diferentes velocidades de carga (desde cuasi-estáticas hasta 0,190 m/s), se basa en la metodología de ensayo de 4ENF (Martin & Davidson 1999). En primer lugar se describe el procedimiento experimental llevado a cabo. A continuación, se muestran los resultados (curvas experimentales, tenacidades a la fractura, etc.) obtenidos para ambos materiales a diferentes velocidades de carga. Por último, con objeto de validar los resultados obtenidos, se realiza una estimación de la tenacidad a la fractura de modo II del material a partir de los resultados de impacto de baja velocidad según el método propuesto por Yang y Cantwell (Yang & Cantwell 2010).

7.1 Procedimiento experimental

El procedimiento experimental, basado en el protocolo de ensayo descrito por Martin y Davidson (Martin & Davidson 1999), consiste en forzar la delaminación de probetas de tipo ENF (*End Notched Flexure*) mediante un ensayo de flexión de 4 puntos. En la Figura 7.1 se muestra un esquema del ensayo en el que se puede observar cómo la delaminación inicial creada artificialmente es forzada a propagarse, bajo una sollicitación de flexión pura, entre los dos puntos de aplicación de la carga.

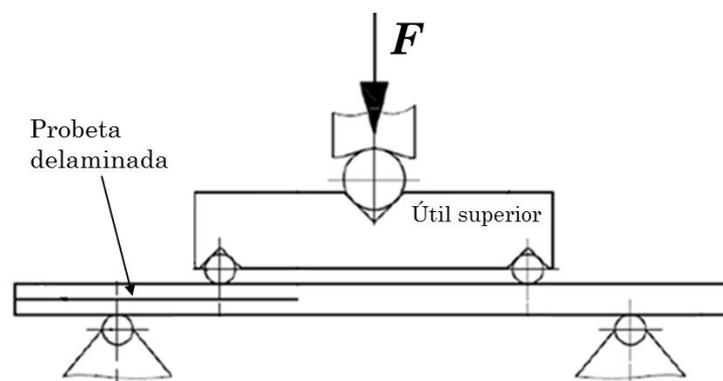


Figura 7.1 Descripción esquemática de un ensayo 4ENF (Martin & Davidson 1999).

7.1.1 Descripción de las probetas

Las probetas empleadas (Figura 7.2), que coinciden en sus dimensiones con las del protocolo de ensayos de Martin y Davidson (Martin & Davidson 1999), se han obtenido a partir de laminados idénticos a los fabricados para obtener probetas de DCB. El espesor nominal (e) de las probetas de tejido (de 16 capas de refuerzo) es de $3,70 \pm 0,08$ mm, mientras que el de las probetas de material unidireccional (de 20 capas de refuerzo) es de $3,73 \pm 0,08$ mm.

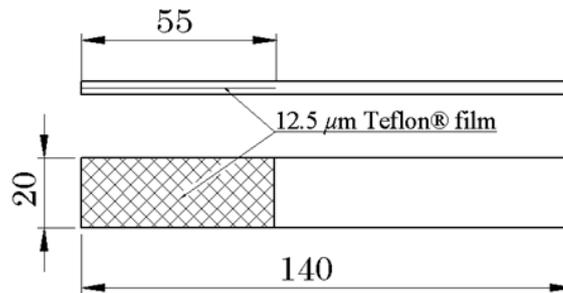


Figura 7.2 Dimensiones (en mm) de las probetas de 4ENF.

Con objeto de visualizar y medir más fácilmente la longitud de grieta durante su propagación, se ha aplicado una pintura blanca en uno de los laterales de la probeta, sobre la que se realizan marcas cada 2,5 mm a partir del inserto antiadherente. También se han realizado tomando como referencia el inicio del inserto, dos marcas verticales que sirven para posicionar la probeta sobre los apoyos, obteniendo la delaminación inicial (a_0) deseada (Figura 7.3).

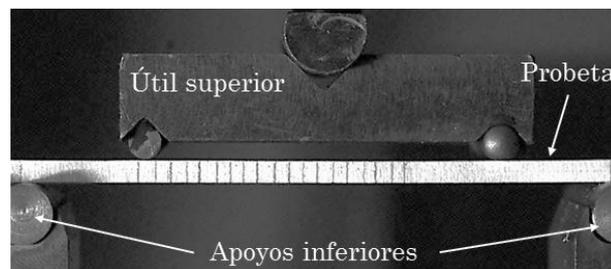


Figura 7.3 Probeta posicionada antes de llevar a cabo un ensayo.

7.1.2 Descripción de los ensayos

La Figura 7.3 muestra una probeta lista para ser ensayada. La probeta se posiciona sobre los rodillos (pasadores de diámetro 8 mm) del útil inferior, que está unido a la mordaza inferior. Los rodillos de apoyo van guiados en un utillaje inferior, y se posicionan y bloquean de manera que el pasador central del útil superior coincide con el punto intermedio entre ambos. El útil superior bascula sobre el pasador central, que se encuentra fijado a la mordaza superior de la máquina, distribuye la carga a los dos rodillos de carga (pasadores de diámetro 5 mm) de manera que se aplica una flexión de 4 puntos sobre la probeta. Los

ensayos, tanto los cuasi-estáticos como los dinámicos, consisten en desplazar monotónicamente y a velocidad constante el utillaje inferior 6 mm hacia arriba. Al igual que en los ensayos de DCB, es necesario medir simultáneamente la fuerza aplicada (F), el desplazamiento del útil inferior (d) y la longitud de grieta (a) durante el desarrollo del ensayo (Figura 7.4).

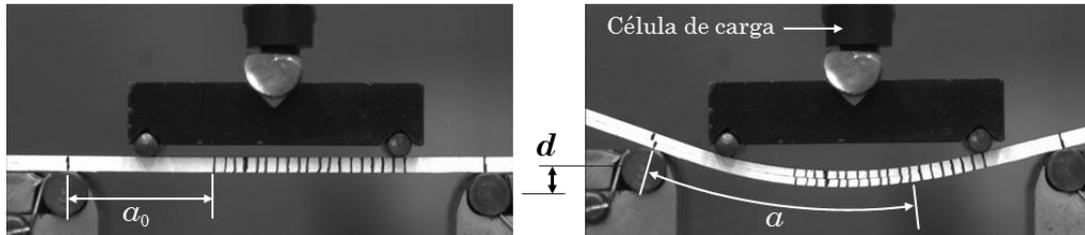


Figura 7.4 Desplazamiento del útil inferior (d) y longitud de grieta (a) durante un ensayo.

La medición de las fuerzas aplicadas se ha llevado a cabo mediante una célula de carga de 1000 lb (Interface 1k WMC). El desplazamiento del útil inferior (d) es registrado tanto por la propia máquina de ensayos como por la cámara de alta velocidad (Photron FastCam SA3). Se emplea la misma cámara de alta velocidad, junto con un software de adquisición y tratamiento de imágenes (Photron FCV 3) para monitorizar el frente de grieta y medir la longitud de grieta en cada instante.

El equipo empleado para la realización de los ensayos de 4ENF es idéntico al empleado en los ensayos de DCB (Figura 6.5): una máquina de ensayos servo-hidráulica (MTS 810), un foco industrial Polaris 220-600W para la iluminación de la probeta, dos equipos de adquisición (uno para gobernar y monitorizar la cámara y otro para registrar las señales de fuerza y desplazamiento) y el sistema de adquisición LabView SignalExpress para adquirir las señales y garantizar su sincronización con la cámara.

Distancia entre apoyos y puntos de aplicación de carga para cada material

En el protocolo de ensayos de 4ENF de Martin y Davidson (Martin & Davidson 1999) se analizan diferentes distancias entre los puntos de aplicación de la carga. Los resultados de estos autores muestran cómo los valores de G_{IIC} obtenidos para diferentes distancias entre los rodillos de carga presentan diferencias dentro de la dispersión propia de los resultados (cerca al 30%), por lo que concluyen que puede considerarse que no afecta al valor de G_{IIC} determinado.

En este trabajo se ha optado por definir dos configuraciones de ensayo diferentes, que garanticen, tanto para las probetas unidireccionales como para las probetas reforzadas con tejido, que la delaminación propague sin signos evidentes de rotura de fibras. Los ensayos sobre las probetas unidireccionales se han llevado a cabo empleando la configuración de Tena

et al. (Tena et al. 2012), donde la distancia entre apoyos en el útil inferior es de 100 mm y la distancia entre puntos de aplicación de la carga 60 mm, véase Figura 7.5.

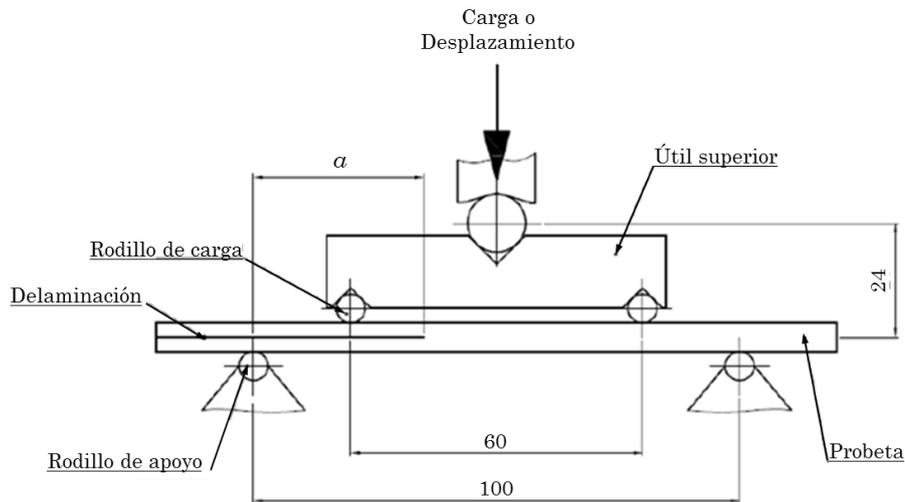


Figura 7.5 Configuración de los ensayos para probetas unidireccionales (Tena et al. 2012).

Esta configuración, sin embargo, no ha resultado efectiva para caracterizar el material reforzado con tejido debido a que las probetas fallan a flexión antes de que la delaminación llegue a propagarse (Figura 7.6). Este cambio en el modo de fallo detectado al cambiar de material puede atribuirse a la diferencia de rigidez flexional entre ambas probetas, fabricadas de espesores similares pero a partir de un material reforzado con tejido que tiene un módulo de elasticidad un 40% menor.

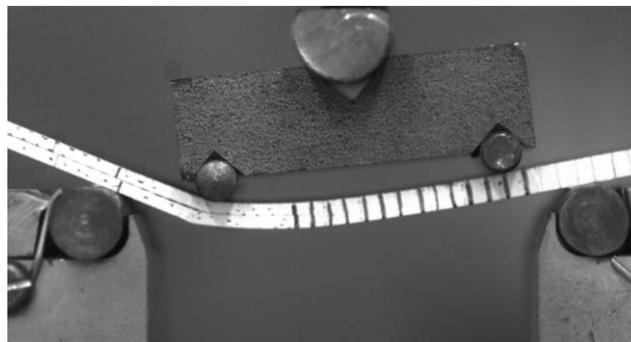


Figura 7.6 Ejemplo de una configuración en la que la probeta no falla por delaminación.

Se han analizado diferentes configuraciones antes de obtener una en la que la delaminación propague sobre las probetas fabricadas, algo que se ha conseguido con una distancia entre apoyos de 80 mm, una distancia de aplicación de la carga de 48 mm y una longitud inicial de grieta de 25 mm. Los valores de G_{IIC} determinados mediante esta configuración pueden dar lugar a errores debidos a la propia técnica experimental por diferentes motivos que se analizarán más adelante. Aun así, dada la imposibilidad de obtener nuevas probetas para la realización de los ensayos y únicamente con el fin de ver la evolución de G_{IIC} con la velocidad de carga las probetas han sido ensayadas empleando esta configuración de ensayo.

7.2 Resultados

7.2.1 Evolución de la fuerza y la longitud de grieta con el desplazamiento

La longitud de grieta (a) y el desplazamiento del útil inferior (d) se han obtenido de las secuencias de imágenes captadas por la cámara de alta velocidad a 1500 fps para cada ensayo. La Figura 7.7 y la Figura 7.8, muestran, para una probeta de tejido y otra unidireccional respectivamente, la evolución de la deformación de la probeta y de la longitud de grieta durante dos ensayos a 0,095 m/s. Las probetas de tejido, debido a la configuración del ensayo y a la flexibilidad de la propia probeta, sufren mayores curvaturas y deformaciones que las unidireccionales.

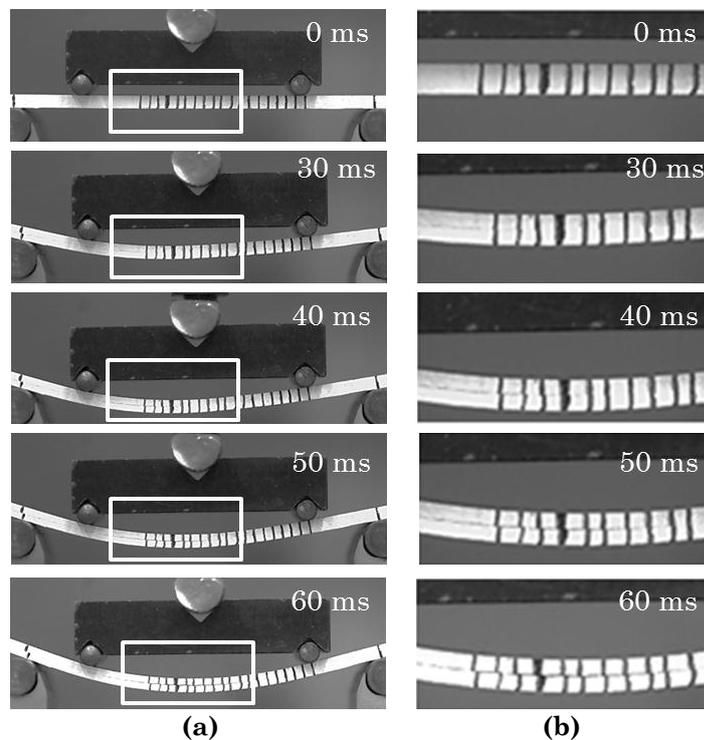


Figura 7.7 Fotogramas de un ensayo dinámico (0,095 m/s) de 4ENF sobre una probeta de unidireccional: (a) deformación de la probeta y (b) evolución de la grieta.

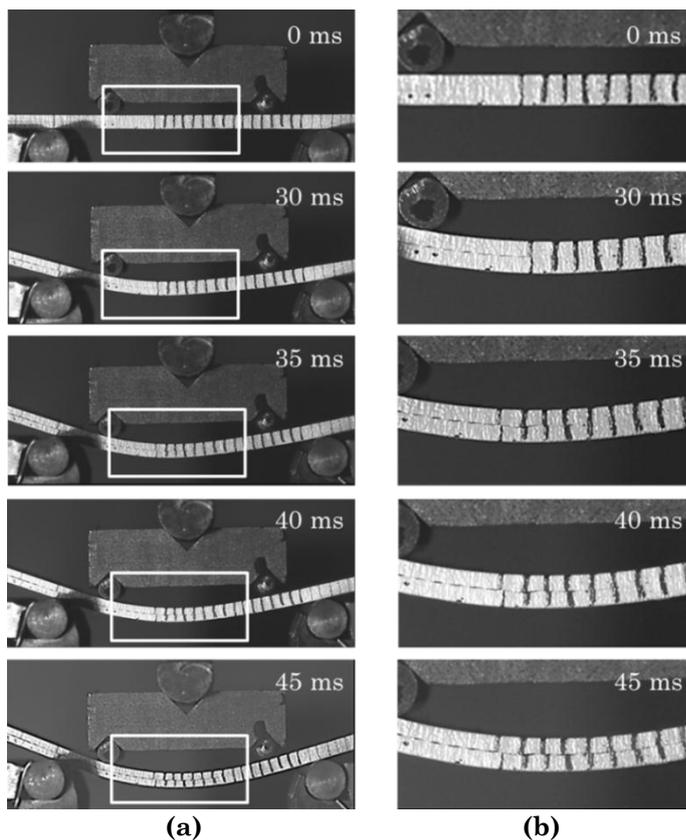


Figura 7.8 Fotogramas tomados durante un ensayo dinámico (0,095 m/s) de 4ENF sobre una probeta de tejido: (a) deformación de la probeta y (b) evolución de la grieta.

En los ensayos de 4ENF se obtienen como resultado la evolución de la fuerza (F) y de la longitud de grieta (a) con el desplazamiento del útil inferior (d). En las figuras que se muestran a continuación (de Figura 7.9 a Figura 7.18) se grafican tres de las cinco repeticiones llevadas a cabo para cada velocidad de ensayo y material. Las gráficas muestran así mismo, una aproximación matemática, obtenida a partir de los puntos de las 5 curvas, con objeto de comparar los resultados obtenidos a diferentes velocidades de carga. Las curvas $F-d$ se han aproximado mediante una recta hasta el punto de iniciación de la delaminación (promediado para las 5 curvas); a partir de este punto, el ajuste se ha llevado a cabo mediante una función logarítmica. Las curvas $a-d$ se han aproximado mediante una función lineal obteniendo buenos ajustes ($R^2 > 0,90$) para el material unidireccional, y algo inferiores para el material reforzado con tejido ($R^2 \approx 0,80$). Las curvas $F-d$ obtenidas para las probetas de tejido a velocidades de carga más elevadas (0,143 y 0,190 m/s) muestran un fenómeno no lineal en la fase de carga de la probeta que da aproximaciones matemáticas muy inferiores ($R^2 \approx 0,60$). Aunque no ha podido estudiarse más a fondo en la duración de este trabajo, se cree que este fenómeno puede deberse a un desplazamiento de los rodillos de apoyo debido a la configuración empleada y a la velocidad de carga del ensayo, por lo que las aproximaciones matemáticas obtenidas no serán empleadas en las comparativas posteriores.

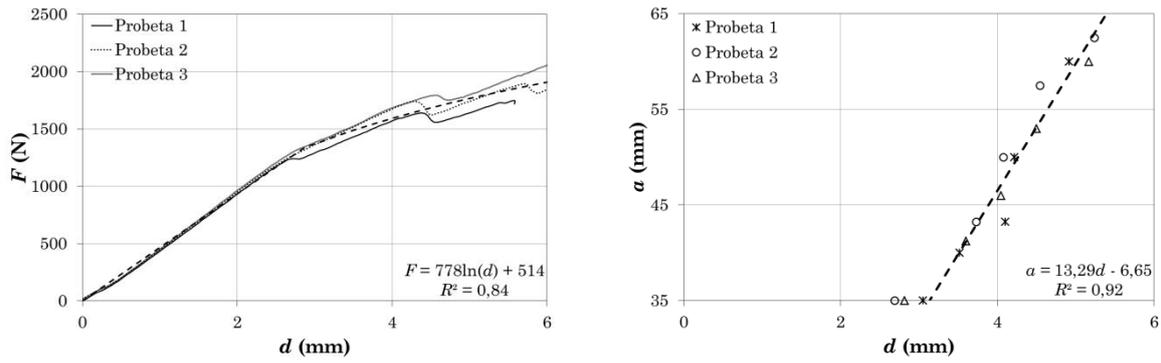


Figura 7.9 Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos cuasi-estáticos de 4ENF sobre probetas unidireccionales.

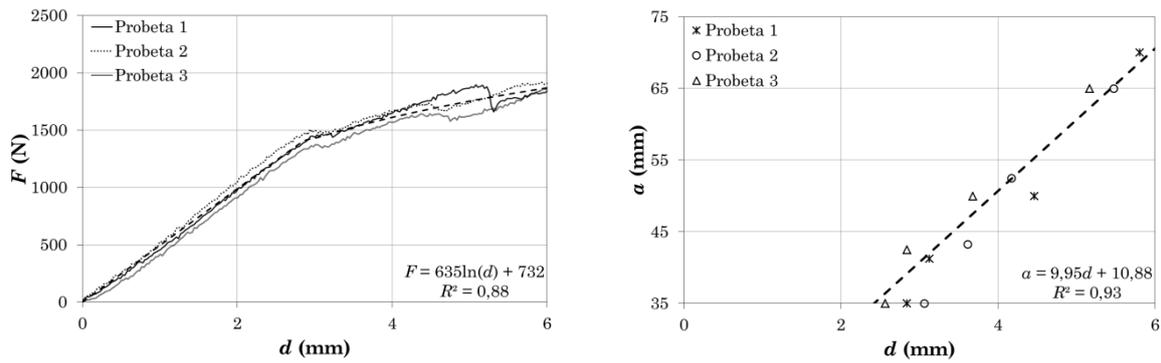


Figura 7.10 Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,048 m/s sobre probetas unidireccionales.

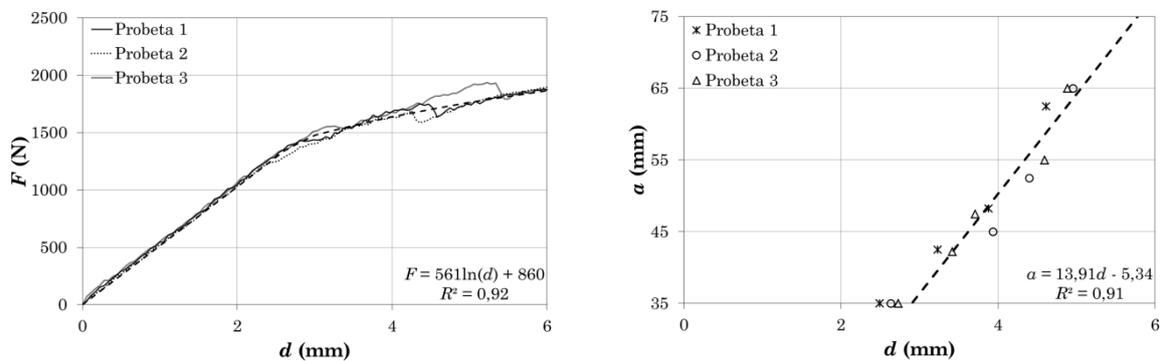


Figura 7.11 Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,095 m/s sobre probetas unidireccionales.

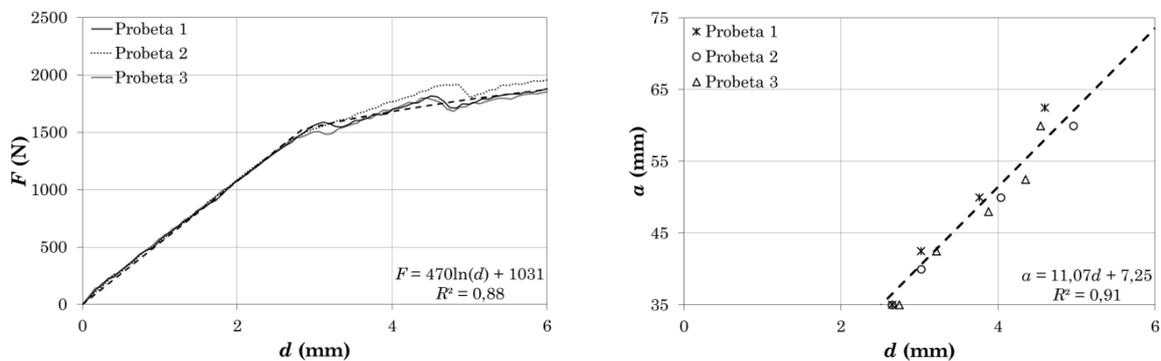


Figura 7.12 Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,143 m/s sobre probetas unidireccionales.

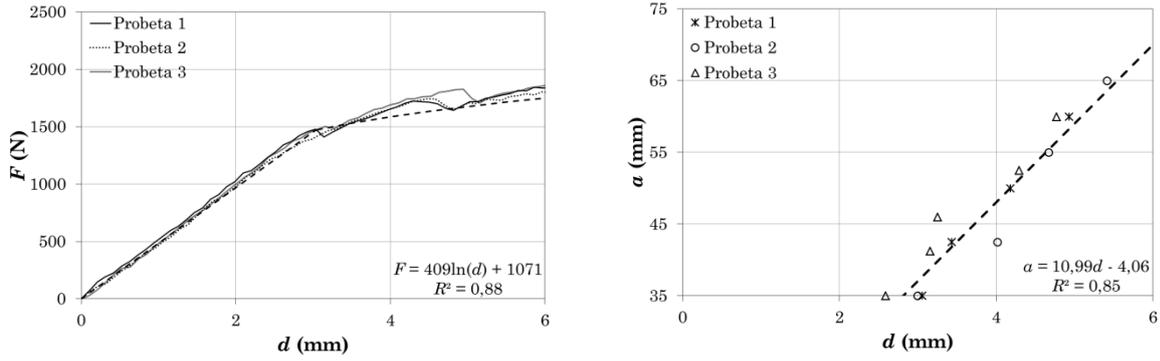


Figura 7.13 Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,190 m/s sobre probetas unidireccionales.

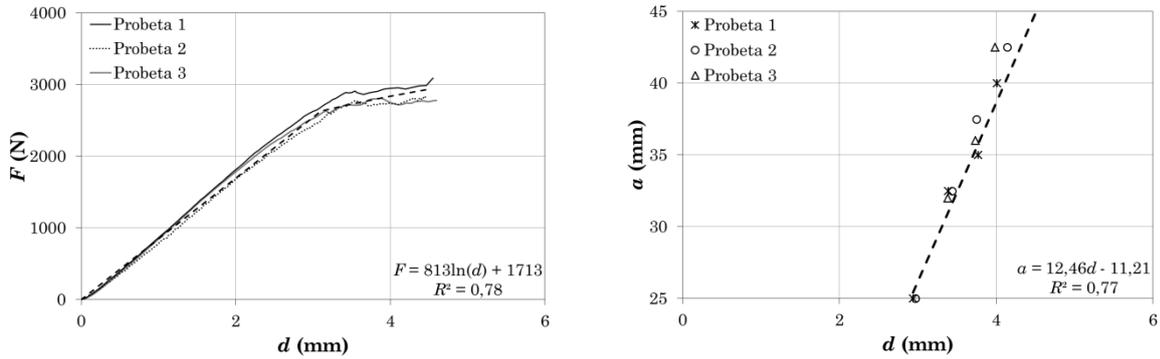


Figura 7.14 Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos cuasi-estáticos de 4ENF sobre probetas de tejido.

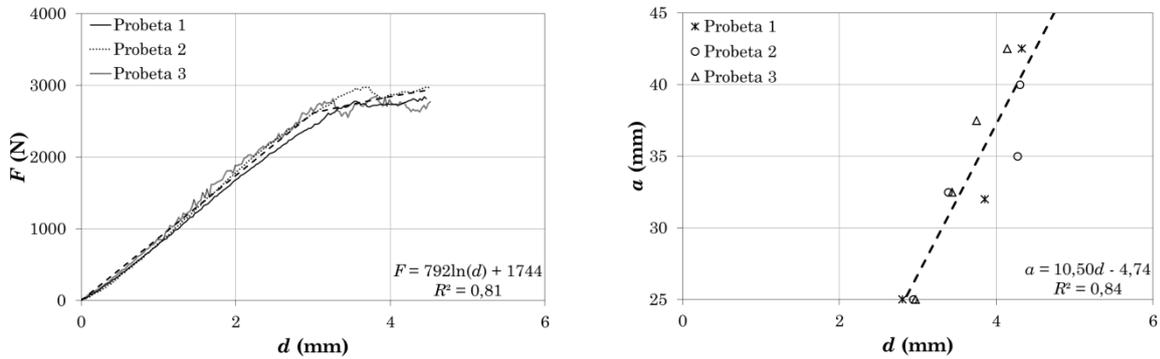


Figura 7.15 Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,048 m/s sobre probetas de tejido.

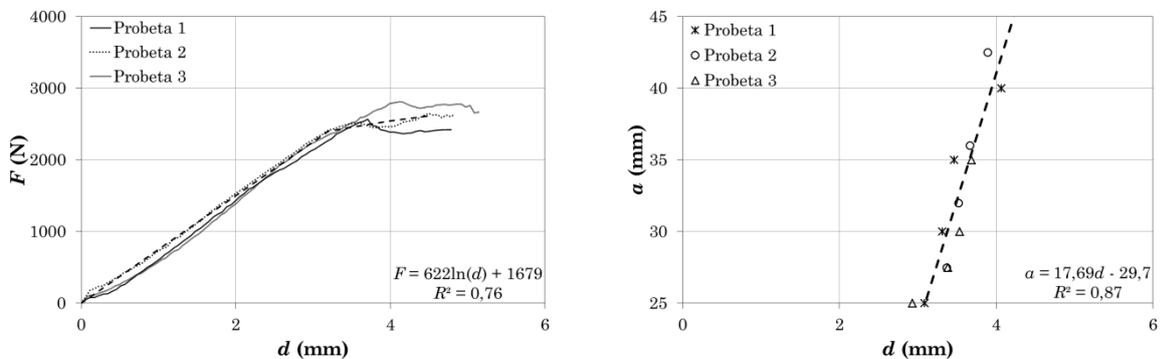


Figura 7.16 Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,095 m/s sobre probetas de tejido.

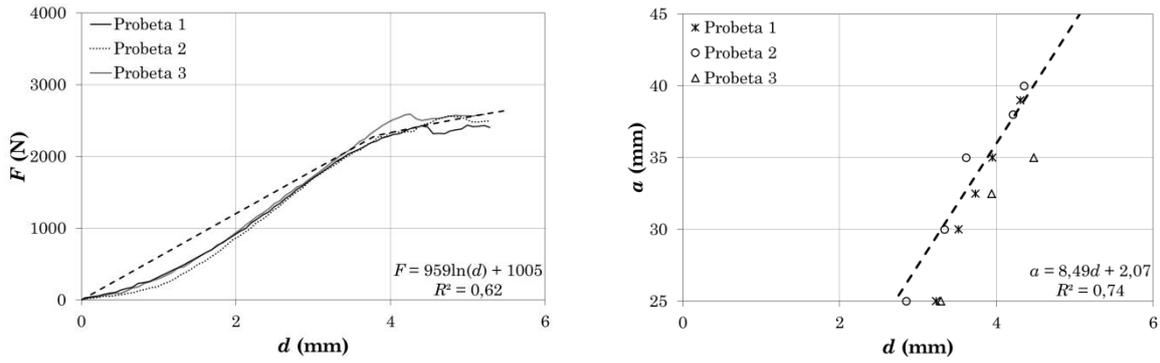


Figura 7.17 Curvas $F-\delta$ y $a-\delta$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,143 m/s sobre probetas de tejido.

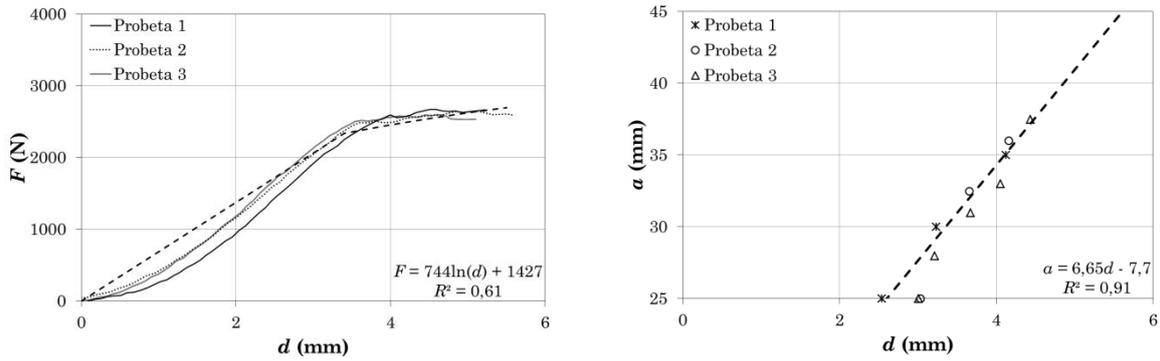


Figura 7.18 Curvas $F-d$ y $a-d$ de ensayos dinámicos de 4ENF a 0,190 m/s sobre probetas de tejido.

La Figura 7.19 y la Figura 7.20 muestran respectivamente las aproximaciones de las curvas $F-d$ y $a-d$ obtenidas para ambos materiales y las diferentes velocidades de carga (a excepción de las velocidades de carga de 0,143 y 0,190 m/s para las probetas de tejido). Los resultados no muestran una tendencia clara en estas curvas, cuya dispersión se encuentra dentro de la dispersión propia de la técnica experimental (dispersión de las 5 probetas ensayadas a una misma velocidad de ensayo).

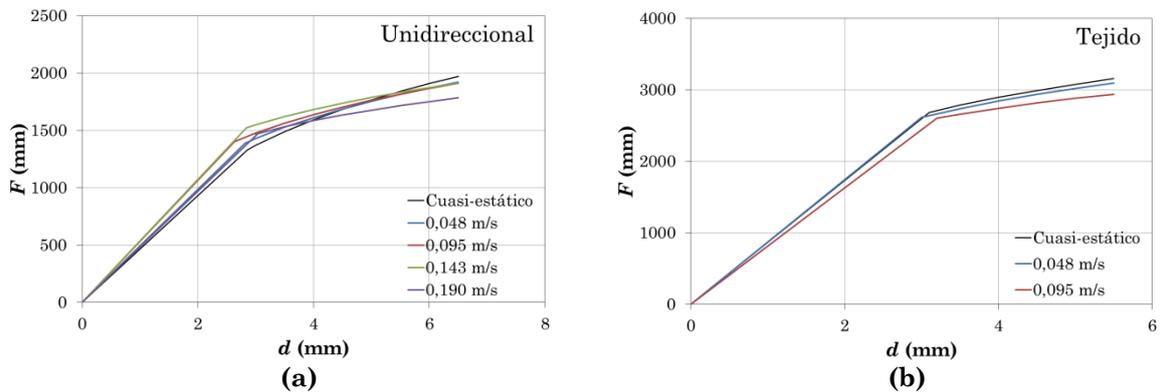


Figura 7.19 Aproximaciones matemáticas de las curvas $F-d$ experimentales para cada velocidad de ensayo sobre (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccional.

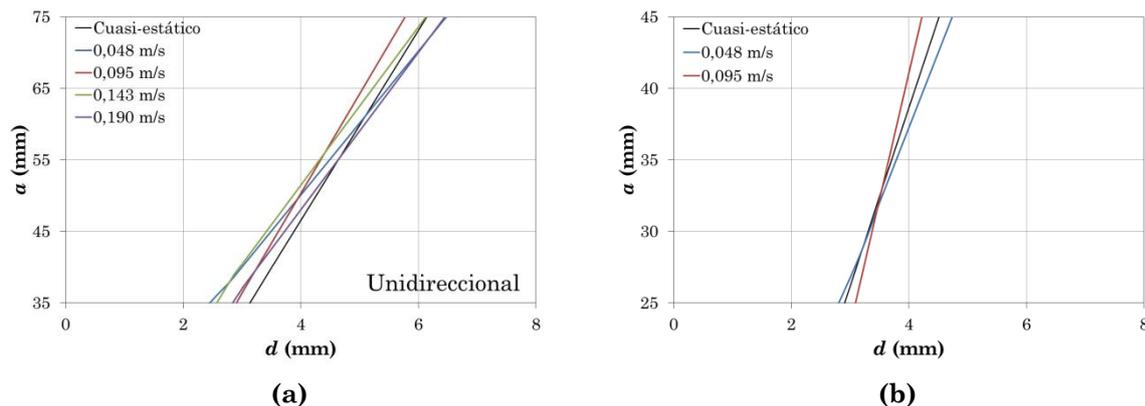


Figura 7.20 Aproximaciones matemáticas de las curvas a - d experimentales para cada velocidad de ensayo sobre (a) probetas de tejido y (b) probetas unidireccional.

7.2.2 Tenacidad a la fractura interlaminar en modo II

La tenacidad a la fractura interlaminar (G_{IIC}) se ha determinado, para cada incremento de longitud de grieta detectada fotograma a fotograma, a partir de la fuerza aplicada sobre la probeta (F), el desplazamiento del útil inferior (d) y la longitud de grieta (a). Se toma el tiempo de ensayo (t_i) para el que se detecta el inicio de un crecimiento de grieta, y se determinan la longitud de grieta (a) y el desplazamiento (d) del fotograma y la fuerza del registro de fuerzas correspondientes a ese tiempo de ensayo.

La obtención de G_{IIC} se ha llevado a cabo tal y como describen Martin y Davidson (Martin & Davidson 1999); metodología empleada a posteriori por diferentes autores en estudios cuasi-estáticos similares (Wang et al. 2009; Davies et al. 2005): en primer lugar, se realiza la calibración de la flexibilidad de cada probeta a partir de todos los puntos del ensayo en los que se produce un crecimiento de grieta. La flexibilidad (C) se determina mediante la ecuación 7.1, donde b es la anchura de la probeta, y se grafica frente a la longitud de grieta (a) para esos puntos (Figura 7.21).

$$C = bd/F \tag{7.1}$$

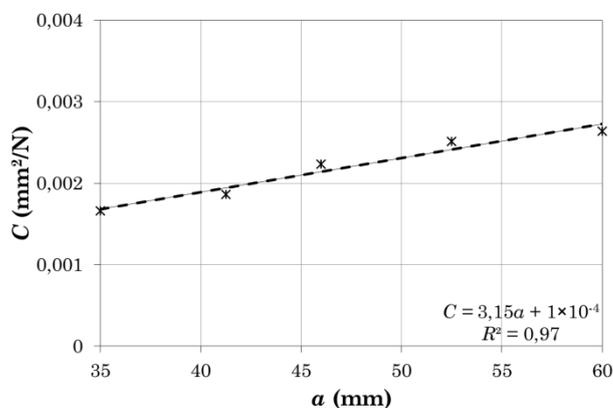


Figura 7.21 Calibración in situ de la flexibilidad de una de las probetas ensayadas.

Realizando el ajuste por mínimos cuadrados de los resultados obtenidos se obtiene la relación entre la flexibilidad (C) y la longitud grieta (a) de la probeta (ecuación 7.2). El coeficiente C_1 de cada probeta se determina de este ajuste y se valida (admitiendo un error de hasta el 5%), tal y como recomiendan Schuecker & Davidson (Schuecker & Davidson 2001), con el valor de C_1 obtenido para 5 probetas con diferentes longitudes de grieta generadas artificialmente y ensayadas a flexión en condiciones cuasi-estáticas.

$$C = C_1 a + C_0 \tag{7.2}$$

La tenacidad a la fractura de modo II para cada punto de crecimiento de grieta se determina empleando la ecuación 7.3 a partir del coeficiente C_1 , la anchura de la probeta (b) y la fuerza aplicada en ese punto (F).

$$G_{IIC} = \frac{F^2 C_1}{2b} \tag{7.3}$$

La Figura 7.22 (unidireccional) y la Figura 7.23 (tejido) muestran las curvas de resistencia a la delaminación (curvas R) obtenidas de ensayos de 4ENF a diferentes velocidades de carga. No se ha detectado una influencia clara de la velocidad de carga en las curvas R para ninguno de los dos materiales; todas las curvas, incluso las ensayadas a diferentes velocidades de carga, están dentro de la dispersión correspondiente al propio ensayo (en torno al 20%). El valor de G_{IIC} determinado para la longitud de grieta correspondiente a la delaminación inicial de la probeta es ligeramente inferior al resto, lo que puede deberse a la presencia del film antiadherente (que provoca la porosidad detectada en la Figura 6.22). Los valores de G_{IIC} obtenidos para el material reforzado con tejido son mucho mayores y presentan una mayor dispersión que los obtenidos para el material unidireccional. Empleando este método de ensayo, y según Martín y Davidson (Martin & Davidson 1999), el valor de G_{IIC} es independiente a la longitud de grieta, algo que se observa solo para las probetas de tejido. Las curvas R obtenidas sobre probetas unidireccionales, sin embargo, muestran un ligero incremento en G_{IIC} con la longitud de grieta.

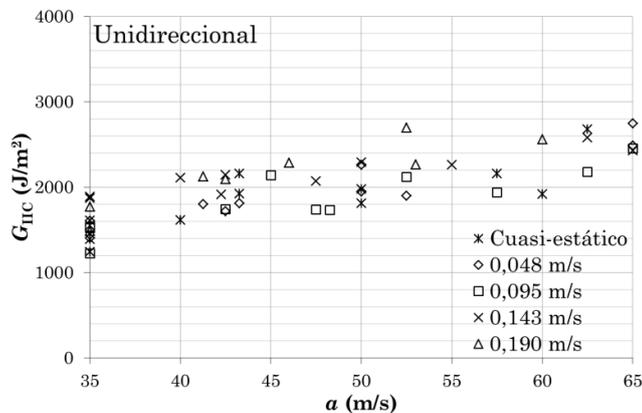


Figura 7.22 Superposición de los puntos que forman las curvas R de 3 ensayos llevados a cabo a cada velocidad de carga sobre probetas unidireccionales.

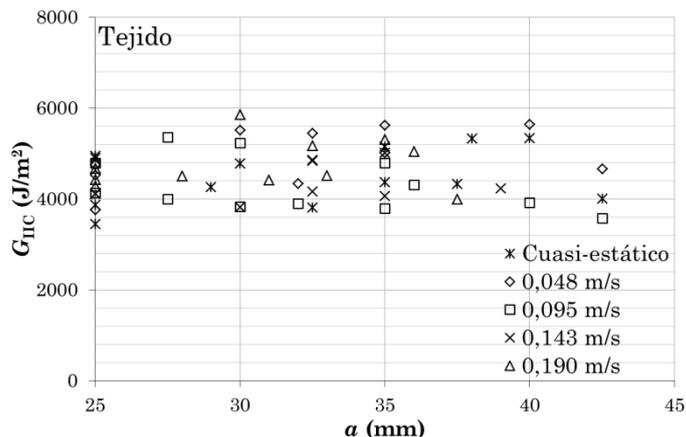


Figura 7.23 Superposición de los puntos que forman las curvas *R* de 3 ensayos llevados a cabo a cada velocidad de carga sobre probetas de tejido.

Se ha promediado el valor de G_{IIc} de cada probeta a partir de los valores determinados para todas las longitudes de grieta (a excepción del valor determinado para el primer incremento de grieta, afectado por la presencia del film antiadherente), obteniéndose para todas las probetas una desviación inferior al 20%. Los valores de G_{IIc} determinados para las probetas ensayadas a una misma velocidad de carga han sido promediados (Tabla 7.1) y graficados en función de la velocidad de carga (\dot{d}) en la Figura 7.24. La tenacidad a la fractura interlaminar obtenida para el material reforzado con tejido es aproximadamente el doble y presenta mayor dispersión que la obtenida para el material unidireccional para toda las velocidades de ensayo. Por otra parte, no se han detectado variaciones significativas en la G_{IIc} de ninguno de los materiales dentro del rango de velocidades de carga analizados, sugiriendo que tal y como concluyen Blackman et al. (Blackman et al. 1995), el comportamiento interlaminar de modo II del composite es insensible a la velocidad de carga del ensayo.

Tabla 7.1 Valores de G_{IIc} obtenidos para cada velocidad de carga y ambos materiales

| Velocidad de carga (m/s) | G_{IIc} (J/m ²) | |
|--------------------------|-------------------------------|------------|
| | Unidireccional | Tejido |
| $8,3 \times 10^{-5}$ | 2143 ± 186 | 4463 ± 223 |
| 0,048 | 2178 ± 135 | 4865 ± 357 |
| 0,095 | 2052 ± 179 | 4333 ± 344 |
| 0,143 | 2531 ± 159 | 4641 ± 397 |
| 0,190 | 2293 ± 224 | 4661 ± 365 |

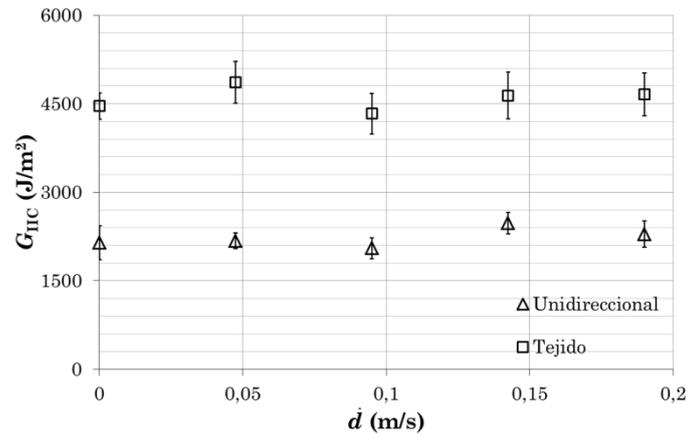


Figura 7.24 Evolución de G_{IIc} con la velocidad de carga para ambos materiales.

Ambos materiales presentan tenacidades interlaminares de modo II superiores a las determinadas para modo I, tal y como afirma Russel y Street (Russell & Street 1985). Los valores de G_{IIc} obtenidos para el material unidireccional se asemejan a los encontrados en bibliografía para materiales similares, que pueden variar entre 1000 y 2500 J/m² dependiendo del material a estudio. Los valores de G_{IIc} del material reforzado con tejido son muy superiores, prácticamente el doble que los obtenidos para el material unidireccional. Según diferentes autores (Compston & Jar 1998; Dharmawan et al. 2006), los materiales reforzados con tejido presentan valores de G_{IIc} superiores a los materiales compuestos unidireccionales. Algunos estudios han determinado valores de G_{IIc} similares: Dharmawan et al. (Dharmawan et al. 2006) por ejemplo obtienen valores de hasta 4550 J/m² para materiales reforzados con tejido de fibra de vidrio y matriz epoxi. O Blackman et al. quienes obtienen un valores cercanos a 4000 J/m² para un adhesivo epoxi caracterizado mediante ensayos de ELS. Pese a haber encontrado valores G_{IIc} similares en bibliografía, la diferencia que muestran con los valores de G_{IIc} del material unidireccional, con el que comparte matriz, sugiere que los valores que se determinan con esta configuración de ensayo podrían estar sobreestimados.

Con el fin de contrastar los valores de G_{IIc} obtenidos para el material reforzado con tejido se han llevado a cabo ensayos cuasi-estáticos sobre 5 probetas más gruesas con una configuración idéntica a la empleada para el material unidireccional. Estas probetas, de 20 capas de refuerzo y un espesor nominal de $4,79 \pm 0,09$ mm, presentan una rigidez flexional similar a las probetas unidireccionales. El valor de G_{IIc} obtenido de esta caracterización ha sido de 3301 ± 330 J/m², un 26% inferior al determinado sobre las probetas más delgadas. Se han identificado diversos motivos por los que la configuración empleada en los ensayos originales puede dar lugar a sobreestimar erróneamente los valores de G_{IIc} determinados:

- i. El giro de los rodillos de carga y apoyo, que en estos ensayos no se ha corregido, y según Arrese y Mujika (Arrese & Mujika 2008) puede hacer que el valor de

G_{IIC} se sobreestime en ensayos de 4ENF. En la configuración empleada para el material reforzado con tejido su efecto puede ser considerable debido a que la probeta sufre una mayor curvatura durante el ensayo.

- ii. El rozamiento entre las superficies de contacto, que no se tiene en cuenta, aumenta con el ratio entre la distancia entre apoyos y la distancia entre cargas. Emplear ratios mayores, como en el caso de las probetas de tejido, supone mayor rozamiento, lo que a su vez provoca una sobreestimación del valor de G_{IIC} (Schuecker & Davidson 2001).

7.3 Estimación de G_{IIC} a partir de los ensayos de impacto

Con objeto de discutir los valores obtenidos en el caso del tejido, se ha llevado a cabo la estimación de la tenacidad a la fractura interlaminar de modo II del material a partir de ensayos de impacto de baja velocidad sobre placas de diferentes espesores, tal y como proponen Yang y Cantwell (Yang & Cantwell 2010).

El método parte de la expresión desarrollada por Davies y Zhang (Davies & Zhang 1995) para predecir la fuerza correspondiente al umbral de delaminación (F_D) de una probeta (Ecuación 7.4). Esta expresión relaciona la fuerza correspondiente al umbral de delaminación de una placa composite con su espesor (e), sus propiedades en el plano (módulo de elasticidad E_1 y el coeficiente de Poisson ν_{12}) y su tenacidad a la fractura interlaminar de modo II (G_{IIC}). Yang y Cantwell proponen emplear esta relación para estimar el valor de G_{IIC} de un material compuesto a partir de las fuerzas correspondientes al umbral de delaminación para diferentes espesores de probeta.

$$F_D^2 = \frac{8\pi^2 E_1 e^3 G_{IIC}}{9(1-\nu_{12}^2)} \quad 7.4$$

En el apartado 5.1 se han determinado los valores de F_D para tres probetas de diferentes espesores y un mismo material, lo que permite estimar el valor de G_{IIC} del material. Siguiendo el procedimiento de Yang y Cantwell (Yang & Cantwell 2010) se ha graficado la evolución de F_D frente a $e^{3/2}$, comprobando su linealidad y ajustándola por mínimos cuadrados (Figura 7.25).

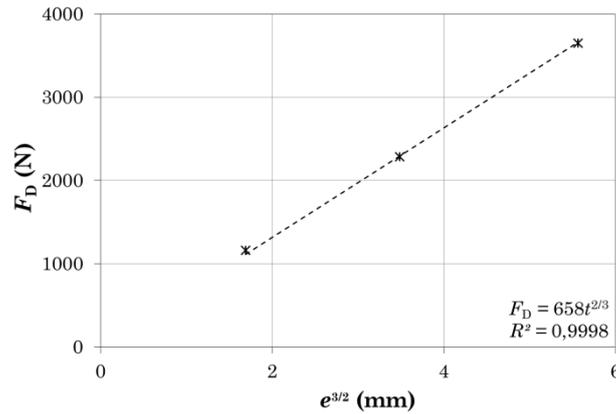


Figura 7.25 Evolución de F_D con la $e^{3/2}$ para ensayos de impacto de baja velocidad.

La tenacidad a la fractura interlaminar (G_{IIC}) del material es proporcional a la pendiente de la curva graficada (Figura 7.25), de manera que se puede determinar empleando los valores de E_1 y ν_{12} (57,3 GPa y 0,07 respectivamente) caracterizados en el apartado 4.4.1. El valor obtenido de esta estimación es de 2705 J/m², muy inferior al determinado mediante los ensayos de 4ENF. Yang y Cantwell (Yang & Cantwell 2010), aplicando esta metodología sobre un material ortogonal compuesto por láminas de fibra de vidrio unidireccionales obtienen un valor de G_{IIC} inferior en casi un 10% al determinado mediante ensayos de ENF. Aumentando un 10% el valor de G_{IIC} determinado de esta manera se obtendría una tenacidad a la fractura cercana a 3000 J/m², muy similar a obtenida sobre probetas gruesas en la misma configuración de ensayo en las que se han ensayado las probetas unidireccionales. Esto confirma que la configuración de ensayo empleada para la caracterización de las probetas delgadas reforzadas con tejido sobreestima los valores de G_{IIC} .

Los impactos equienergéticos llevados a cabo a diferentes velocidades han mostrado que el valor de F_D es insensible a la velocidad de impacto. De manera que, según la relación (Ecuación 7.4) entre F_D y G_{IIC} descrita por Davies y Zhang (Davies & Zhang 1995), se puede concluir que la tenacidad a la fractura de modo II (G_{IIC}) del material compuesto a estudio no varía dentro del rango de velocidades de impacto analizado.

El análisis de Davies y Zhang (Davies & Zhang 1995), en el que el valor de G_{IIC} determina el fallo interlaminar de la probeta, puede sugerir que la delaminación en un impacto transversal está gobernada por el modo II. Algo que, debido a la insensibilidad de G_{IIC} con la velocidad sería contradictorio con los resultados de los impactos equienergéticos, en los que el área delaminada aumenta con la velocidad de impacto. Según Tay (Tay 2003), el inicio de la delaminación podría ser generado en un modo II puro, aunque su evolución, que se ve afectada por la morfología de las superficies que deslizan entre sí, se produce en un modo mixto I/II gobernado por el modo I. Esto explicaría por qué el área delaminada

aumenta con la velocidad de impacto, ya que la delaminación estaría influenciada en gran medida por el valor de G_{IC} que se reduce al aumentar la velocidad de carga.

7.4 Resumen del trabajo realizado y de los resultados obtenidos

En este capítulo se ha estudiado el comportamiento interlaminar de modo II de dos composites con zonas interlaminares ricas en matriz. El trabajo llevado a cabo ha consistido en ensayos de 4ENF, de los que se pueden obtener las curvas de resistencia en modo II del material, a diferentes velocidades de carga. Se han analizado diferentes configuraciones de ensayo para garantizar el fallo por delaminación de las probetas de ambos materiales. La tenacidad a la fractura de ambos materiales ha sido analizada en dos configuraciones de ensayo diferentes, obteniendo resultados dispares. Por ello se ha estimado, mediante ensayos de impacto, la tenacidad a la fractura de modo II del material reforzado con tejido para validar los valores determinados mediante 4ENF.

Los resultados más significativos obtenidos en este capítulo se enumeran a continuación.

- El modo de fallo de las probetas de 4ENF depende de la configuración del ensayo y de la rigidez de la propia probeta. Las distancias entre los apoyos y entre los puntos de aplicación de la carga han de ser modificadas en función de la rigidez de la probeta para garantizar su fallo por delaminación.
- No se ha detectado influencia de la velocidad de carga en las curvas $F-d$ y $a-d$ resultantes de los ensayos.
- La calibración de la flexibilidad *in-situ* de las probetas, incluso en ensayos dinámicos, no difiere en más de un 5% con la calibración llevada a cabo en condiciones cuasi-estáticas sobre probetas con longitudes de grieta conocidas.
- Se han obtenido las curvas de resistencia para ambos materiales y las diferentes velocidades de carga llevadas a cabo. El primer valor de G_{IC} , determinado a partir de la delaminación inicial de la probeta, es inferior en todas ellas debido a la presencia del film antiadherente.
- Los valores de G_{IC} determinados para ambos materiales son insensibles a la velocidad de carga del ensayo. Los valores de tenacidad obtenidos para el material unidireccional, en torno a 2200 J/m² están dentro de los valores encontrados en bibliografía para materiales similares. Los valores de tenacidad obtenidos para el material reforzado con tejido, en torno a 4400 J/m², pueden estar sobreestimados debido a la configuración empleada para caracterizar este material.

- Se ha estimado el valor de G_{IIC} a partir de los resultados de los ensayos de impacto de baja velocidad, confirmando que la tenacidad interlaminar del composite reforzado con tejido es cercana a los 3000 J/m^2 e insensible a la velocidad de carga.
- Los resultados de los ensayos de impacto sugieren que el inicio de la delaminación está determinado por G_{IIC} , mientras que su evolución se produce en un modo mixto I/II gobernado por el modo I.

8 CONCLUSIONES GENERALES

En este último capítulo se muestran las principales conclusiones obtenidas en esta investigación, las aportaciones científicas más relevantes derivadas de la misma, así como las posibles líneas futuras que completarían el trabajo desarrollado en esta tesis.

8.1 Conclusiones

En esta tesis se ha analizado el comportamiento frente a impacto transversal de baja velocidad de materiales compuestos por refuerzos en forma de tejido de fibra de carbono y matriz epoxi. La principal conclusión del estudio llevado a cabo es que la velocidad de impacto influye en el daño, y más concretamente en el tamaño del área delaminada, generado sobre una determinada estructura composite, tanto si tiene un comportamiento de placa gruesa como delgada. Ésta dependencia ha sido relacionada con una reducción de la tenacidad interlaminar del material compuesto al aumentar su velocidad de deformación. En efecto, la caracterización llevada a cabo en este trabajo ha mostrado una reducción de la tenacidad interlaminar del composite en modo I, propiedad dominante en fenómenos de delaminación, con la velocidad de propagación de grieta.

La caracterización a impacto de baja velocidad de una determinada estructura composite reforzada con tejido, como norma general, puede llevarse a cabo realizando impactos sobre muestras a diferentes energías incidentes, sin tener en cuenta la combinación de masa y velocidad empleada para alcanzar dicha energía. El modo de fallo desarrollado en la estructura depende únicamente de la energía incidente del impacto y se puede detectar en las curvas $F-t$ del ensayo, sin necesidad de técnicas experimentales más laboriosas. Los umbrales de delaminación y rotura de fibras de la estructura, caracterizados a partir de las curvas $F-t$, y más concretamente sus energías asociadas, se pueden emplear como norma general, para predecir el modo de fallo predominante en una determinada estructura. Las probetas delgadas, en las que una vez superado el umbral de delaminación coexiste en todo momento delaminación y rotura de fibras, representan la única excepción a esta norma. Esta excepción está unida a las diferencias encontradas en la evolución del daño para probetas que, debido a su espesor, presentan comportamientos de placa gruesa o placa delgada. En probetas gruesas e intermedias, el daño comienza sobre la zona de contacto y evoluciona, de forma uniforme en el espesor, hasta llegar a la rotura de fibras. En probetas delgadas, por el contrario, el daño se concentra en la parte inferior de la probeta.

En caracterizaciones a impacto en las que, además de determinar los umbrales de daño, se requiere cuantificar el daño generado o las propiedades residuales de una determinada estructura, por el contrario, el empleo de la energía de impacto como único parámetro resulta insuficiente. En estos casos, la combinación de masa y velocidad empleada para conseguir dicha energía influye sobre el tamaño del área dañada, y por consiguiente, sobre las propiedades residuales de la probeta: el área dañada aumenta notablemente, mientras que las propiedades residuales de la estructura disminuyen significativamente al aumentar la velocidad de dos impactos equienergéticos. Esta influencia de la velocidad de impacto en el daño generado por impactos de baja velocidad y masas pesadas, que generalmente no es tenida en cuenta en la caracterización a impacto de numerosas estructuras, puede atribuirse a una reducción en el comportamiento mecánico interlaminar del composite con la velocidad de deformación, algo que comúnmente tampoco se contempla a la hora de alimentar modelos numéricos empleados para su diseño.

La delaminación de un material compuesto se aborda comúnmente como un problema de propagación de grieta, en un modo mixto I/II, en un plano geométrico bien definido que representa la zona interlaminar del material. El comportamiento mecánico interlaminar de un material compuesto se caracteriza principalmente por su tenacidad a la fractura interlaminar, que puede predecirse numéricamente a partir de la caracterización del material en sus modos puros I y II. En este trabajo se ha determinado experimentalmente la tenacidad a la fractura interlaminar de un material compuesto reforzado con tejido en sus modos puros I y II y a diferentes velocidades de carga. Los ensayos llevados a cabo en modo I puro, en los no se han observado puentes de fibra, han constatado una considerable reducción de la tenacidad a la fractura interlaminar del material al aumentar la velocidad de carga del propio ensayo. La tenacidad a la fractura interlaminar del composite se reduce linealmente con la velocidad de crecimiento de grieta: un parámetro que podría ser representativo de la velocidad de deformación en la punta de la grieta independientemente las condiciones del ensayo. La influencia de la velocidad de carga en las curvas resultantes de los ensayos de modo I ha sido validada construyendo un modelo en Abaqus y definiéndolo con las diferentes tenacidades caracterizadas. La caracterización interlaminar de modo II está condicionada por la incertidumbre del propio método de ensayo, lo que explica por qué a día de hoy no existe una norma internacional con este fin. Se han llevado a cabo ensayos dinámicos de 4ENF, que permiten obtener las curvas R del material incluso en condiciones dinámicas. Los resultados han mostrado que, dentro de las velocidades de carga analizadas, la tenacidad a la fractura interlaminar es insensible a la velocidad de carga; algo que también se ha podido concluir de los resultados de los ensayos de impacto. Los resultados de los ensayos de impacto sugieren que el inicio de la delaminación está determinado por G_{HC} , mientras que su evolución se produce en un modo mixto I/II gobernado por el modo I. De manera que la

reducción de G_{IC} del composite al aumentar la velocidad de carga provoca el aumento del área delaminada en ensayos equienergéticos.

8.2 Aportaciones

Las aportaciones más relevantes derivadas de la investigación desarrollada en esta tesis, son las siguientes:

- La relación entre la influencia de la velocidad de impacto y la influencia de la velocidad de deformación en el comportamiento interlaminar su efecto sobre el comportamiento frente a impacto de un material compuesto. La justificación de este trabajo experimental se presentó la XXIX edición del Congreso del Grupo Español de Fractura (Zabala et al. 2012).
- La dependencia de la velocidad de deformación en el comportamiento intralaminar del composite. Los resultados de este estudio han sido publicados y defendidos en el XVIII International Conference on Composite Materials (Mateos et al. 2011).
- La influencia de la velocidad de impacto en la delaminación inducida sobre estructuras composites a través de impactos equienergéticos de baja velocidad. Los trabajos preliminares sobre un laminado ortogonal no tejido (Zabala et al. 2012a) y sobre el material reforzado con tejido a estudio en esta tesis (Zabala et al. 2013) han sido presentados en el la 15ª Edición de la European Conference on Composite Materials y en el 10º Congreso Nacional de Materiales Compuestos respectivamente. El trabajo completo sobre probetas de espesor intermedio ha sido publicado en la revista Composites Science and Technology (Zabala et al. 2014).
- La dependencia de la tenacidad interlaminar del composite en modo I con la velocidad de propagación de grieta ha sido aceptado en la revista Composite Structures y se encuentra a la espera de ser publicado a fecha de depósito de este documento.

Además de las aportaciones publicadas hasta la fecha, en el desarrollo de esta tesis también se han encontrado dos contribuciones significativas, que se prevé serán completadas, redactadas y publicadas después de la redacción de este documento:

- La influencia del espesor, asociado al comportamiento de placa delgada o placa gruesa, en la evolución del daño generado por impactos de baja velocidad sobre probetas de material compuesto reforzado con tejido.
- La viabilidad de la técnica de 4ENF para la caracterización dinámica de materiales compuestos unidireccionales.

8.3 Líneas futuras

Las líneas de investigación que han quedado abiertas y requieren de un análisis tras el desarrollo de esta tesis son las que se muestran a continuación.

- La ampliación del rango de velocidades de carga para ensayos de impacto equienergéticos, desde condiciones de carga cuasi-estáticas hasta velocidades de impacto superiores a las analizadas (para las que ya se ha fabricado un nuevo útil).
- Analizar la validez del método de 4ENF para probetas reforzadas con tejido.
- Relacionar analítica o numéricamente la velocidad de crecimiento de grieta en cada modo de fractura interlaminar del composite con la velocidad de deformación del material en la punta de la grieta.
- Caracterizar la tenacidad a la fractura interlaminar del composite para velocidades de carga para las que se consigan velocidades de propagación de grieta similares a las de un impacto de baja velocidad.
- Analizar empleando un modelo numérico similar al construido para modo I la influencia de la configuración del ensayo y el rozamiento en los resultados de los ensayos de 4ENF.
- Desarrollar un modelo de comportamiento interlaminar que, teniendo en cuenta la influencia de la velocidad de crecimiento de grieta sobre la tenacidad interlaminar del composite, sea capaz de reproducir la influencia de la velocidad de impacto en la delaminación generada.

BIBLIOGRAFÍA

- Abrate, S., 2005. *Impact on composite structures*, Cambridge University Press.
- Agirregomezkorta, A., 2012. *Fabricación de materiales compuesto de polibutilén tereftalato cíclico reforzados con tejido de fibra de carbono mediante VARTM, y su posterior caracterización a impacto*. Tesis doctoral, Mondragon Unibertsitatea.
- Alif, N., Carlsson, L.A. & Gillespie, J.W., 1997. Mode I, mode II, and mixed mode interlaminar fracture of woven fabric carbon/epoxy. *ASTM Special Technical Publication*, 1242, pp.82–106.
- Ambur, D.R. & Kemmerly, H.L., 1998. Influence of impactor mass on the damage characteristics and failure strength of laminated composite plates. In *Proceedings of the 39th AIAA*. Reno (USA).
- Aretxabaleta, L., 2008. *Estudio teorico-experimental del comportamiento a impacto de baja velocidad de piezas estructurales fabricadas con termoplasticos*. Tesis doctoral, Mondragon Unibertsitatea.
- Arrese, A. & Mujika, F., 2008. Influence of bending rotations on three and four-point bend end notched flexure tests. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(14), pp.4234–4246.
- Avdelidis, N.P. & Moropoulou, A., 2004. Applications of infrared thermography for the investigation of historic structures. *Journal of Cultural Heritage*, 5(1), pp.119–127.
- Aymerich, F., Dore, F. & Priolo, P., 2009. Simulation of multiple delaminations in impacted cross-ply laminates using a finite element model based on cohesive interface elements. *Composites Science and Technology*, 69(11), pp.1699–1709.
- Aymerich, F. & Meili, S., 2000. Ultrasonic evaluation of matrix damage in impacted composite laminates. *Composites Part B: Engineering*, 31(1), pp.1–6.
- Balageas, D.L., 2012. Defense and illustration of time-resolved pulsed thermography for NDE. *Quantitative InfraRed Thermography Journal*, 9(1), pp.3–32.
- Barenblatt, G.I., 1962. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. *Advances in applied mechanics*, 7(1), pp.55–129.
- Barzebat, M., 1990. *Caracterisation mecanique des polymeres et composites a l'aide d'une machine d'essai rapide*. Tesis doctoral, Ecole Polytechnique Federale de Lausanne.
- Belingardi, G. & Vadori, R., 2003. Influence of the laminate thickness in low velocity impact behavior of composite material plate. *Composite Structures*, 61(1), pp.27–38.
- Belingardi, G. & Vadori, R., 2002. Low velocity impact tests of laminate glass-fiber-epoxy matrix composite material plates. *International Journal of Impact Engineering*, 27(2), pp.213–229.
- Benmedakhene, S., Kenane, M. & Benzeggagh, M.L., 1999. Initiation and growth of delamination in glass/epoxy composites subjected to static and dynamic loading by acoustic emission monitoring. *Composites Science and Technology*, 59(2), pp.201–208.

- Benzerga, D. et al., 2008. A mixed-mode damage model for delamination growth applied to a new woven composite. *Computational Materials Science*, 41(4), pp.515–521.
- Berger, L. & Cantwell, W.J., 2001a. Temperature and loading rate effects in the mode II interlaminar fracture behavior of carbon fiber reinforced PEEK. *Polymer composites*, 22(2), pp.271–281.
- Berger, L. & Cantwell, W.J., 2001b. The effect of temperature and loading rate on the mode II interlaminar fracture properties of a carbon fiber reinforced phenolic. *Polymer composites*, 22(1), pp.165–173.
- Blackman, B.R.K. et al., 1995. The failure of fibre composites and adhesively bonded fibre composites under high rates of test: *Journal of Materials Science*, 30(23), pp.5885–5900.
- Blackman, B.R.K., Brunner, A.J. & Williams, J.G., 2006. Mode II fracture testing of composites: a new look at an old problem. *Engineering fracture mechanics*, 73(16), pp.2443–2455.
- Blackman, B.R.K. & Williams, J.G., 1999. Impact and high rate testing of composites. In *Proceedings of the NATO Advanced Study Institute*. Troia (Portugal).
- Blanco, N., 2005. *Variable mixed-mode delamination in composite laminates under fatigue conditions: testing & analysis*. Tesis doctoral, Universitat de Girona.
- Boll, D.J. et al., 1986. A microscopy study of impact damage of epoxy-matrix carbon-fibre composites. *Journal of materials science*, 21(8), pp.2667–2677.
- Bondar, V.T. et al., 1996. Electron microscopy of failure in a fibrous composite material based on a glass ceramic. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 35(1), pp.78–82.
- Bonhomme, J., 2008. *Deslaminación estática y a fatiga en modos I y II de un material compuesto de matriz epoxídica y refuerzo unidireccional de fibra de carbono*. Tesis doctoral, Universidad de Oviedo.
- Boyce, B.L. & Crenshaw, T.B., 2005. Servohydraulic methods for mechanical testing in the Sub-Hopkinson rate regime up to strain rates of 500 1/s. *Sandia National Laboratories Report, SAND2005-5678*, pp.1–16.
- Breen, C., Guild, F. & Pavier, M., 2005. Impact of thick CFRP laminates: the effect of impact velocity. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 36(2), pp.205–211.
- Brunner, A.J., Blackman, B.R.K. & Davies, P., 2008. A status report on delamination resistance testing of polymer-matrix composites. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(9), pp.2779–2794.
- Camanho, P.P., Davila, C.G. & De Moura, M.F., 2003. Numerical simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials. *Journal of composite materials*, 37(16), pp.1415–1438.
- Cantwell, W.J. & Blyton, M., 1999. Influence of loading rate on the interlaminar fracture properties of high performance composites - A review. *Applied Mechanics Reviews*, 52(6), pp.347–362.
- Cantwell, W.J. & Blyton, M., 1998. The interlaminar fracture properties of composite materials at high rates of strain. *Key Engineering Materials*, 141(2), pp.463–476.
- Cantwell, W.J. & Morton, J., 1991. The impact resistance of composite materials - A review. *Composites*, 22(5), pp.347–362.
- Cantwell, W.J. & Morton, J., 1989. The influence of varying projectile mass on the impact response of CFRP. *Composite Structures*, 13(2), pp.101–114.
- Caprino, G., 1984. Residual strength prediction of impacted CFRP laminates. *Journal of Composite Materials*, 18(6), pp.508–518.

- Carlsson, L.A., JW Gillespie, J.R. & Pipes, R.B., 1986. On the analysis and design of the end notched flexure (ENF) specimen for mode II testing. *Journal of Composite Materials*, 20(6), pp.594–604.
- Cartie, D.D.R. & Irving, P.E., 2002. Effect of resin and fibre properties on impact and compression after impact performance of CFRP. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 33(4), pp.483–493.
- Chapman, T.J., Smiley, A.J. & Pipes, R.B., 1987. Rate and temperature effects on mode II interlaminar fracture toughness in composite materials. In *Proceedings of 6th European Conference of Composite Materials*. Londres (Inglaterra).
- De Charentenay, F.X. et al., 1984. Characterizing the effect of delamination defect by mode I delamination test. *The Effect of Defects in Composite Materials, ASTM Special Technical Publication*, 836, pp.84–103.
- Chester, R.J. & Clark, G., 1992. Modelling of impact damage features in graphite/epoxy laminates. *Damage detection in composite materials, ASTM Special Technical Publication*, 1128, pp.200–212.
- Choi, H.Y., Downs, R.J. & Chang, F.-K., 1991. A 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), pp.992–1011.
- Claydon, P.W., 1992. Maximum energy release rate distribution from a generalized 3D virtual crack extension method. *Engineering fracture mechanics*, 42(6), pp.961–969.
- Compston, P. & Jar, P.-Y., 1998. Comparison of interlaminar fracture toughness in unidirectional and woven roving marine composites. *Applied Composite Materials*, 5(3), pp.189–206.
- Corum, J.M., Battiste, R.L. & Ruggles-Wrenn, M.B., 2003. Low-energy impact effects on candidate automotive structural composites. *Composites Science and Technology*, 63(6), pp.755–769.
- Daniel, M., Yaniv, G. & Auser, J., 1987. Rate effects on delamination fracture toughness of graphite epoxy composites. *Composite Structures*, 4, pp.19–25.
- Davies, G.A.O. et al., 1994. Numerical modelling of impact damage. *Composites*, 25(5), pp.342–350.
- Davies, G.A.O. & Zhang, X., 1995. Impact damage prediction in carbon composite structures. *International Journal of Impact Engineering*, 16(1), pp.149–170.
- Davies, P., 1992. Protocols for interlaminar fracture testing of composites. In *Polymer and Composites task group. European Structural Integrity Society*. Plouzané (Francia).
- Davies, P. & Brunner, a J., 1998. Standard test methods for delamination resistance of composite materials: Current status. *Applied Composite Materials*, 5(Iso 4585), pp.345–364.
- Davies, P., Cantwell, W. & Kausch, H.H., 1989. Measurement of initiation values of GIC in IM6/PEEK composites. *Composites Science and Technology*, 35(3), pp.301–313.
- Davies, P., Casari, P. & Carlsson, L.A., 2005. Influence of fibre volume fraction on mode II interlaminar fracture toughness of glass/epoxy using the 4ENF specimen. *Composites Science and Technology*, 65(2), pp.295–300.
- Delfosse, D. et al., 1995. Non-penetrating impact behavior of CFRP at low and intermediate velocities. *ASTM Special Technical Publication*, 1230, pp.333–350.
- Delfosse, D. & Poursartip, A., 1997. Energy-based approach to impact damage in CFRP laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 28(7), pp.647–655.

- Dharmawan, F. et al., 2006. Mixed mode fracture toughness of GFRP composites. *Composite Structures*, 75, pp.328–338.
- Dugdale, D.S., 1960. Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 8(2), pp.100–104.
- Feraboli, P. & Kedward, K.T., 2006. A new composite structure impact performance assessment program. *Composites Science and Technology*, 66(10), pp.1336–1347.
- Feraboli, P. & Kedward, K.T., 2004. Enhanced evaluation of the low-velocity impact response of composite plates. *AIAA journal*, 42(10), pp.2143–2152.
- Field, J.E. et al., 2004. Review of experimental techniques for high rate deformation and shock studies. *International Journal of Impact Engineering*, 30(7), pp.725–775.
- Friedrich, K. et al., 1989. Mechanisms for rate effects on interlaminar fracture toughness of carbon/epoxy and carbon/PEEK composites. *Journal of Materials Science*, 24(9), pp.3387–3398.
- Friedrich, K. & Almajid, A.A., 2013. Manufacturing aspects of advanced polymer composites for automotive applications. *Applied Composite Materials*, 20(2), pp.107–128.
- Gamstedt, E.K. & Sjögren, B.A., 2002. An experimental investigation of the sequence effect in block amplitude loading of cross-ply composite laminates. *International Journal of Fatigue*, 24(2), pp.437–446.
- Gillespie Jr, J.W., Carlsson, L.A. & Smiley, A.J., 1987. Rate-dependent mode I interlaminar crack growth mechanisms in graphite/epoxy and graphite/peek. *Composites Science and Technology*, 28(1), pp.1–15.
- Goicolea, J.M., 2000. Estructuras sometidas a impacto. *Curso de estructuras sometidas a acciones dinámicas. E.T.S. Ingenieros de caminos*.
- Greenhalgh, E.S., 2009. *Failure analysis and fractography of polymer composites*, Woodhead Publishing.
- Grellmann, W., Seidler, S. & Merseburg, S., 2001. *Procedure for determining the crack resistance behaviour using the instrumented impact test*, Springer.
- Guan, Z. & Yang, C., 2002. Low-velocity impact and damage process of composite laminates. *Journal of Composite Materials*, 36(7), pp.851–871.
- Hashemi, S., Kinloch, A.J. & Williams, J.G., 1990. The analysis of interlaminar fracture in uniaxial fibre-polymer composites. *Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences*, 427(1872), pp.173–199.
- Hexcel, 2008. *HexForce and HexPly selector guide.*, Catálogo.
- Hojo, M., Kageyama, K. & Tanaka, K., 1995. Prestandardization study on mode I interlaminar fracture toughness test for CFRP in Japan. *Composites*, 26(4), pp.243–255.
- Jacob, G.C. et al., 2004. Strain rate effects on the mechanical properties of polymer composite materials. *Journal of Applied Polymer Science*, 94(1), pp.296–301.
- Jacob, G.C. et al., 2005. The effect of loading rate on the fracture toughness of fiber reinforced polymer composites. *Journal of Applied Polymer Science*, 96(3), pp.899–904.
- Jensen, H.M. & Sheinman, I., 2001. Straight-sided, buckling-driven delamination of thin films at high stress levels. *International Journal of Fracture*, 110(1995), pp.371–385.

- Johnson, W.S. & Mangalgi, P.D., 1986. *Investigation of Fiber Bridging in Double Cantilever Beam Specimens.*, NASA Technical Memorandum 87716.
- Kageyama, K., Kikuchi, M. & Yanagisawa, N., 1991. Stabilized end notched flexure test-characterization of mode II interlaminar crack growth. In *Composite Materials: Fatigue and Fracture. Vol. 3.*
- Kageyama, K. & Kimpara, I., 1991. Delamination failures in polymer composites. *Materials Science and Engineering: A*, 143(1), pp.167–174.
- Kim, J.-K. & Sham, M.-L., 2000. Impact and delamination failure of woven-fabric composites. *Composites Science and Technology*, 60(5), pp.745–761.
- Kolsky, H., 1949. An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 62(11), p.676.
- Krueger, R., 2002. The Virtual Crack Closure Technique: History, Approach and Applications. *Contract*, 57(2), p.109.
- Kusaka, T. et al., 1998. Rate dependence of mode I fracture behaviour in carbon-fibre/epoxy composite laminates. *Composites Science and Technology*, 58(3), pp.591–602.
- Kusaka, T., Yamauchi, Y. & Kurokawam, T., 1994. Effects of strain rate on mode II interlaminar fracture toughness in carbon-fibre/epoxy laminated composites. *Journal de Physique IV*, 4, pp.671–676.
- Lee, S.M., 1986. A comparison of fracture toughness of matrix controlled failure modes: delamination and transverse cracking. *Journal of Composite Materials*, 20(2), pp.185–196.
- Li, V.C. & Wu, H.-C., 1992. Conditions for pseudo strain-hardening in fiber reinforced brittle matrix composites. *Applied Mechanics Reviews*, 45(8), pp.390–398.
- Lifshitz, J.M., Gov, F. & Gandelman, M., 1995. Instrumented low-velocity impact of CFRP beams. *International journal of impact engineering*, 16(2), pp.201–215.
- Lopes, C.S. et al., 2009. Low-velocity impact damage on dispersed stacking sequence laminates. Part I: Experiments. *Composites Science and Technology*, 69(7), pp.926–936.
- López-Puente, J. & Li, S., 2012. Analysis of strain rate sensitivity of carbon/epoxy woven composites. *International Journal of Impact Engineering*, 48, pp.54–64.
- Mäder, E. et al., 1994. Surface, interphase and composite property relations in fibre-reinforced polymers. *Composites*, 25(7), pp.739–744.
- Maikuma, H. et al., 1990. Mode II interlaminar fracture of the center notch flexural specimen under impact loading. *Journal of Composite Materials*, 24(2), pp.124–149.
- Mall, S., Law, G.E. & Katouzian, M., 1987. Loading rate effect on interlaminar fracture toughness of a thermoplastic composite. *Journal of Composite Materials*, 21(6), pp.569–579.
- Martin, R.H. & Davidson, B.D., 1999. Mode II fracture toughness evaluation using four point bend, end notched flexure test. *Plastics, Rubber and Composites*, 28(8), pp.401–406.
- Mateos, M. et al., 2011. Characterisation of impact behaviour of carbon fibre laminates. In *Proceedings of the 18th International Conference on Composite Materials*. Jeju (Korea).
- Matex, 2014. *Materiales textiles S.A.*, Catálogo. <http://www.matexsa.com.mx/>.

- MFGC, 2014. Molded Fiber Glass Companies. Pagina web.
<http://www.moldedfiberglass.com/processes/vacuum-infusion-molding>.
- Naik, N.K., Meduri, S. & Chandrasekher, Y., 2001. Polymer matrix woven fabric composites subjected to low velocity impact: Part III. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 20(9), pp.720–743.
- Olave, M. et al., 2012. Internal geometry variability of two woven composites and related variability of the stiffness. *Polymer Composites*, 33(8), pp.1335–1350.
- Olsson, R., 1992. *Factors influencing the interlaminar fracture toughness and its evaluation in composites*, FFATN-1991-34, Report of The Aeronautical Research Institute of Sweden.
- Olsson, R., 2000. Mass criterion for wave controlled impact response of composite plates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 31(8), pp.879–887.
- Pereira, A.B. et al., 2005. Mode I interlaminar fracture of woven glass/epoxy multidirectional laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 36(8), pp.1119–1127.
- Pereira, A.B. & De Morais, A.B., 2004. Mode I interlaminar fracture of carbon/epoxy multidirectional laminates. *Composites Science and Technology*, 64(13), pp.2261–2270.
- Pinho, S.T., 2005. *Modelling failure of laminated composites using physically-based failure models*. Tesis doctoral, Imperial College London.
- Reid, S.R. & Zhou, G., 2000. *Impact behaviour of fibre-reinforced composite materials and structures*, CRC Press.
- Richardson, M.O.W. & Wisheart, M.J., 1996. Review of low-velocity impact properties of composite materials. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 27(12), pp.1123–1131.
- Robinson, P. & Hodgkinson, J.M., 2000. *Interlaminar fracture toughness, Mechanical testing of advanced fibre composites*, Woodhead Publishing.
- Russell, A.J. & Street, K.N., 1985. Moisture and temperature effects on the mixed-mode delamination fracture of unidirectional graphite/epoxy. *Delamination and debonding of materials, ASTM Special Technical Publication*, 876, pp.349–370.
- Sánchez-Sáez, S. et al., 2005. Compression after impact of thin composite laminates. *Composites Science and Technology*, 65(13), pp.1911–1919.
- Sankar, B. V., 1996. Low-velocity impact response and damage in composite materials. *Key Engineering Materials*, 120-121, pp.549–582.
- Schellekens, J.C.J. & De Borst, R., 1993. A non-linear finite element approach for the analysis of mode-I free edge delamination in composites. *International Journal of Solids and Structures*, 30(9), pp.1239–1253.
- Schnars, U. & Henrich, R., 2006. Applications of NDT Methods on Composite Structures in Aerospace Industry. In *Conference on Damage in Composite Materials*. Stuttgart (Alemania).
- Schoeppner, G.A. & Abrate, S., 2000. Delamination threshold loads for low velocity impact on composite laminates. *Composites Part A: applied science and manufacturing*, 31(9), pp.903–915.
- Schuecker, C. & Davidson, B.D., 2001. Effect of friction on the perceived mode II delamination toughness from three- and four-point bend end-notched flexure tests. *ASTM Special Technical Publication*, 1383, pp.334–344.

- Schuecker, C. & Davidson, B.D., 2000. Evaluation of the accuracy of the four-point bend end-notched flexure test for mode II delamination toughness determination. *Composites Science and Technology*, 60(11), pp.2137–2146.
- Sebaey, T.A. et al., 2012. Characterization of crack propagation in mode I delamination of multidirectional CFRP laminates. *Composites Science and Technology*, 72(11), pp.1251–1256.
- Shivakumar, K.N. & Raju, I.S., 1992. An equivalent domain integral method for three-dimensional mixed-mode fracture problems. *Engineering fracture mechanics*, 42(6), pp.935–959.
- Sierakowski, R.L. & Chaturvedi, S.K., 1997. *Dynamic loading and characterization of fiber-reinforced composites*, Wiley-VCH.
- Simulia, 2012. *Abaqus Analysis User's Manual*, Versión 12-1. Providence (USA). Dassault Systemes Simulia.
- Sjoblom, P.O., Hartness, J.T. & Cordell, T.M., 1988. On low-velocity impact testing of composite materials. *Journal of Composite Materials*, 22(1), pp.30–52.
- Smiley, A.J. & Pipes, R.B., 1987a. Rate effects on mode I interlaminar fracture toughness in composite materials. *Journal of Composite Materials*, 21(7), pp.670–687.
- Smiley, A.J. & Pipes, R.B., 1987b. Rate sensitivity of mode II interlaminar fracture toughness in graphite/epoxy and graphite/PEEK composite materials. *Composites Science and Technology*, 29(1), pp.1–15.
- Steele, C.R. & Balch, C.D., 2009. *Introduction to the Theory of Plates*, Stanford University Press.
- Swanson, S.R., 1992. Limits of quasi-static solutions in impact of composite structures. *Composites Engineering*, 2(4), pp.261–267.
- Tanaka, K. & Tanaka, H., 1997. Stress-ratio effect on mode II propagation of interlaminar fatigue cracks in graphite/epoxy composites. *ASTM Special Technical Publication*, 1285, pp.126–142.
- Tay, T.E., 2003. Characterization and analysis of delamination fracture in composites: an overview of developments from 1990 to 2001. *Applied Mechanics Reviews*, 56, p.1.
- Tena, I. et al., 2012. Experimental parametric study of single-lap adhesive joints between dissimilar materials. In *Proceedings of 15th European Conference on Composite Materials*. Venecia (Italia).
- Timoshenko, S.P. & Gere, J.M., 1951. *Theory of elastic stability*, McGraw-Hill.
- Tita, V., De Carvalho, J. & Vandepitte, D., 2008. Failure analysis of low velocity impact on thin composite laminates: Experimental and numerical approaches. *Composite Structures*, 83(4), pp.413–428.
- Turon, a et al., 2006. A damage model for the simulation of delamination in advanced composites under variable-mode loading. *Mechanics of Materials*, 38(11), pp.1072–1089.
- Turon, a et al., 2007. An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models. *Engineering Fracture Mechanics*, 74(10), pp.1665–1682.
- Vanderkley, P.S., 1981. *Mode I-Mode II delamination fracture toughness of a unidirectional graphite/epoxy composite*. Tesis doctoral. Texas A&M University.
- Veedu, V.P. et al., 2006. Multifunctional composites using reinforced laminate with carbon-nanotube forests. *Nature Materials*, 5(6), pp.457–462.

- De Verdier, M. et al., 2012. Influence of loading rate on the delamination response of untufted and tufted carbon epoxy non crimp fabric composites: Mode I. *Engineering Fracture Mechanics*, 96, pp.11–25.
- Wang, W.-X. et al., 2009. Experimental investigation on test methods for mode II interlaminar fracture testing of carbon fiber reinforced composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 40(9), pp.1447–1455.
- Wu, X.-F. & Dzenis, Y.A., 2001. Rate effects on mode-I delamination toughness of a graphite/epoxy laminated composite. *International Journal of Fracture*, 112(2), pp.9–12.
- Yang, F.J. & Cantwell, W.J., 2010. Impact damage initiation in composite materials. *Composites Science and Technology*, 70(2), pp.336–342.
- You, H. & Yum, Y.-J., 1997. Loading rate effect on mode I interlaminar fracture of carbon/epoxy composite. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 16(6), pp.537–549.
- Zabala, H. et al., 2014. Impact velocity effect on the delamination of woven carbon-epoxy plates subjected to low-velocity equienergetic impact loads. *Composites Science and Technology*, 94, pp.48–53.
- Zabala, H., Aretxabaleta, L. & Castillo, G., 2012a. Effects of the velocity in the delamination of carbon-epoxy plates subjected to low-velocity impact loads. In *Proceedings of 15th European Conference on Composite Materials*. Venecia (Italia).
- Zabala, H., Aretxabaleta, L. & Castillo, G., 2013. Effects of the velocity in the delamination of woven carbon-epoxy plates subjected to low velocity impact loads. In *Acta del X Congreso Nacional de Materiales Compuestos*. Algeciras (España).
- Zabala, H., Aretxabaleta, L. & Castillo, G., 2012b. Propuesta de estudio teórico-experimental de la delaminación inducida por impacto de baja energía en composites de fibra de carbono. In *XXIX Encuentro del Grupo español de la Fractura*. Bilbao (España), pp. 399–406.
- Zhao, G.P. & Cho, C.D., 2007. Damage initiation and propagation in composite shells subjected to impact. *Composite Structures*, 78(1), pp.91–100.
- Zhou, G., 1996a. Effect of impact damage on residual compressive strength of glass-fibre reinforced polyester (GFRP) laminates. *Composite structures*, 35(2), pp.171–181.
- Zhou, G., 1996b. Impact velocity effect on damage in laminated composites. In *Proceedings of 7th European Conference of Composite Materials*. pp. 117–122.
- Zoller, P., 1983. Instrumentation for impact testing of plastics. *Polymer Testing*, 3(3), pp.197–208.
- Zou, Z. et al., 2002. Modelling interlaminar and intralaminar damage in filament-wound pipes under quasi-static indentation. *Journal of composite materials*, 36(4), pp.477–499.
- Zukas, J.A., 1993. Some common problems in the numerical modeling of impact phenomena. *Computing Systems in Engineering*, 4(1), pp.43–58.

