

eman ta zabal zazu



Universidad del País Vasco Euskal Herriko Unibertsitatea

Fabricación y caracterización físico-mecánica de biocomposites reforzados con fibras naturales. Aplicaciones en el sector náutico

Fabuer Ramón Valencia

Directores de Tesis:

Dr. D. Alberto López Arraiza

Dr. D. Rikardo Mínguez Gabiña

Para obtener el título de DOCTOR POR
LA UNIVERSIDAD DEL PAÍS VASCO

Departamento de Ciencias y Técnicas de la Navegación, Máquinas y Construcciones Navales, y Departamento de Expresión Gráfica y Proyectos de Ingeniería de la Universidad del País Vasco (UPV/EHU)

Noviembre 2015

A mi mamá

*Quien sin escatimar esfuerzo alguno,
ha sacrificado gran parte de su vida
para formar y educar a mis hermanos y a mí.
Lo que tengo y lo que soy te lo debo a ti.
Gracias por ayudarme, apoyarme e impulsarme a
alcanzar todos mis logros,
constituyendo el legado más grande que pudiera recibir.
Con Humildad, Admiración y Respeto
Gracias mamá.*

DECLARACIÓN DE ORIGINALIDAD

Declaración de originalidad

Declaro a través de este documento que esta tesis y el trabajo presentado en ella con sus resultados, fueron hechos totalmente por mí, y bajo la supervisión de mis directores de tesis: Dr. Alberto López Arraiza del Departamento Ciencias y Técnicas de la Navegación, Máquinas y Construcciones Navales y el Dr. Rikardo Minguez Gabiña del Departamento de Expresión Gráfica y Proyectos de Ingeniería de la Universidad del País Vasco (UPV/EHU).

Fabuer Ramón Valencia

Diciembre 2015

AGRADECIMIENTOS

Agradecimientos

En primer lugar, agradecer al Departamento de Ciencias y Técnicas de la Navegación, Máquinas y Construcciones Navales de la Escuela Técnica Superior de Náutica y Máquinas Navales de Portugalete y al Departamento de Expresión Gráfica y Proyectos de Ingeniería de la Escuela de Ingeniería de Bilbao, pertenecientes a la Universidad del País Vasco (UPV/EHU), a mis directores de tesis Dr. Alberto López Arraiza y Dr. Rikardo Minguez Gabiña, quienes depositaron su confianza en mí para la realización de esta tesis doctoral, y que por medio de su ayuda y consejos, sin duda alguna fueron la base fundamental de mi desarrollo académico e investigador.

Quiero dar las gracias a las Universidades de Mondragón (MGEP), Universidad de Málaga (UMA) y a la Universidad Politécnica de Madrid (UPM), donde he podido realizar ensayos como: ensayos de impacto de baja energía, ensayos de tracción, ensayos de flexión, ensayos de cortadura interlaminar e inspección por ultrasonidos, no disponibles en nuestro departamento.

También, agradecer a la Estación Marina de Biología y Biotecnología Experimentales de Plentzia (Plentziako Itsas-Estazioa – PIE) perteneciente a la Universidad del País Vasco (UPV/EHU) por la disposición de sus instalaciones para la inmersión en agua de mar de todos los materiales fabricados en el presente trabajo de investigación.

Por último agradecer a los profesores Dr. Jon Aurrekoetxea, Dr. Germán Castillo López, Dr. Juan Carlos Suarez y al doctorando Joseba Mujica Abarquero, que contribuyeron a perfeccionar este trabajo por medio de sus experiencias y conocimientos científicos, además, reconocer el trato y la hospitalidad que me brindaron a lo largo de estos años.

Por supuesto, a parte del lado profesional, esta tesis no hubiese sido posible sin el apoyo de mi familia y amigos, en especial a mi mamá quien con su sacrificio y formación educadora, no paró hasta ver en vida todos sus cinco hijos hechos doctores en ingeniería, inculcando que la mejor herramienta para enfrentarnos a la vida es la educación, con frases como: “*no se puede andar por la vida con el*

pote (cabeza) vacío”, a mis hermanos Bladimir, Alexander, Jairo y Jarol, y a mis hijos Camila, Tamára, Alejandra, Eduardo y Helena que son mi fuente energética para salir adelante. También, quiero agradecer a Viviana Noguera, quien fue mi compañera durante todo este tiempo y que con su apoyo en las buenas y en las malas, hicieron que el desarrollo de mi tesis fuera más llevadero; y por último, a mi amigo Javi Martínez (Q.E.P.D) quien me enseñó las costumbres y particularidades de la sociedad vasca de la cual siempre estaré agradecido.

RESUMEN

En la presente tesis doctoral se ha llevado a cabo una exhaustiva caracterización físico-mecánica y a impacto, de materiales compuestos de matriz bioepoxi reforzada con distintas fibras naturales, antes y después de su inmersión en agua de mar. Además, se ha fabricado y caracterizado un nuevo material híbrido compuesto de resina bioepoxi reforzada con láminas de madera de pino y distintas fibras naturales.

En definitiva, el objetivo de la presente tesis doctoral es validar distintos biocomposites y un novedoso material híbrido medioambientalmente sostenible, para la fabricación de futuras piezas para el sector náutico/naval, es decir, para piezas en contacto con el agua de mar que estén sometidas a sollicitaciones mecánicas y que puedan sufrir impactos de baja energía.

El trabajo de investigación se ha dividido fundamentalmente en tres partes:

En la primera parte, se fabricaron mediante el proceso de infusión en vacío, diferentes biocomposites reforzados con fibras naturales trenzadas de lino, yute y fique y fibras tipo *mat* de lino y cáñamo. De cada bicomposite se fabricaron dos laminados, uno de los cuales se sumergió en agua de mar por un periodo de bioactividad marina de seis meses. Después, los biocomposites antes y después de su inmersión en agua de mar, se sometieron a ensayos de impacto biaxial de baja energía y a ensayos de tracción. Además, se analizaron todas las superficies de fractura mediante Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).

En la segunda parte de la tesis, se seleccionaron las fibras con mayores propiedades a impacto y tracción, y se realizó un estudio pormenorizado del comportamiento a impacto biaxial de baja energía de los biocomposites seleccionados, obteniendo sus perfiles energéticos antes y después de su inmersión en agua de mar. Además, se inspeccionaron las probetas impactadas mediante la técnica no destructiva de ultrasonidos por inmersión.

Finalmente, se fabricó un nuevo material híbrido tipo sándwich reforzado con láminas de madera de pino en las capas superior e inferior y tres capas de tejido trenzado en el centro con las fibras naturales previamente seleccionadas. De igual

forma que en los biocomposites, el material híbrido fue sometido a inmersión en agua de mar durante seis meses y se realizó una caracterización físico-mecánica consistente en ensayos de: impacto de baja energía, tracción, flexión tres puntos y cortadura interlaminar. También se analizaron las superficies de fractura y se inspeccionó el daño por ultrasonidos.

Los resultados indican que los biocomposites reforzados con fibras trenzadas de lino y yute, son los que mejores propiedades específicas tienen para competir con la fibra de vidrio en aplicaciones náuticas. Debido al carácter hidrofílico de las fibras naturales, se produce una plastificación tras la inmersión en agua de mar que permite al material soportar más cantidad de daño o energía de impacto en comparación con el biocomposite sin inmersión.

Los resultados de la caracterización del nuevo material híbrido madera-fibra natural demuestran que la madera aporta un aumento considerable (35%) en la rigidez del material frente a sus respectivos biocomposites. También, se observó que la rigidez específica de los materiales híbridos aumento un 32% en comparación con el composite reforzado con fibra de vidrio. Sin embargo, en las propiedades mecánicas de impacto, disminuyen los umbrales de penetración y perforación con un 29% y 37% respectivamente en el caso de los híbridos sin inmersión y del 29% y 45% tras inmersión en agua de mar en comparación con los perfiles energéticos de sus respectivos laminados reforzados solo con fibra natural antes y después de su inmersión en agua de mar. Además, los resultados de los ensayos de cortadura interlaminar, muestran un valor mayor de ILSS en el material híbrido pino-fibra trenzada de lino, con un 11,5% más que el material híbrido de pino-yute. Esto quiere decir que hay un mejor comportamiento global (madera, fibra y matriz) a cizallamiento en el material reforzado con pino-lino. Sin embargo, los FWLs de lino y de pino, muestran una pérdida de resistencia a la cortadura interlaminar tras inmersión en agua de mar. Esta disminución está relacionada con el aumento de porosidad y pérdida de propiedades de la resina por efecto de la degradación física que produce el agua de mar, unida la absorción de humedad de la madera y la fibra que da lugar a una pérdida de adhesión en la interfaz fibra matriz.

ÍNDICE DE CONTENIDOS

ÍNDICE DE CONTENIDOS

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	7
2.1 <i>Materiales compuestos de matriz polimérica</i>	7
2.1.1 <i>Fibras</i>	8
2.1.2 <i>Matrices</i>	10
2.1.3 <i>Procesos de fabricación</i>	11
2.1.4 <i>Aplicaciones</i>	13
2.2 <i>Biocomposites</i>	15
2.2.1 <i>Fibras naturales</i>	16
2.2.2 <i>Bioresinas</i>	20
2.2.3 <i>Aplicaciones de los biocomposites</i>	21
2.3 <i>Caracterización físico-mecánica</i>	22
2.3.1 <i>Impactos de baja energía</i>	23
2.3.2 <i>Comportamiento a tracción y flexión</i>	26
2.4 <i>Inspección no destructiva de materiales compuestos</i>	28
2.5 <i>Análisis crítico del estado del arte</i>	30
3. OBJETIVOS	35
4. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES	39
4.1 <i>Materias primas</i>	39
4.1.1 <i>Matriz</i>	39
4.1.2 <i>Refuerzos</i>	40
4.2 <i>Proceso de fabricación de biocomposites y materiales híbridos madera-fibra natural</i>	46
4.3 <i>Caracterización físico-mecánica de los biocomposites</i>	48
4.3.1 <i>Ensayo de impacto biaxial de baja energía</i>	48
4.3.2 <i>Ensayo de tracción</i>	54
4.3.3 <i>Ensayos de flexión tres puntos</i>	57
4.3.4 <i>Ensayo de cortadura interlaminar</i>	59
4.3.5 <i>Inspección del daño por ultrasonidos</i>	62

4.3.6 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)	64
4.3.7 Densidad, contenido de fibra y vacíos	64
4.3.8 Inmersión en agua de mar	64
4.3.9 Escaneado de probetas	65
5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	69
5.1 Selección previa de biocomposites	69
5.1.1 Ensayos de impacto a $E_0= 20J$	69
5.2 Ensayos de tracción de biocomposites.....	80
5.3 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).....	83
5.4 Selección de fibras naturales	88
5.5 Propiedades mecánicas a impactos de baja energía de los biocomposites seleccionados, antes y después de su inmersión en agua de mar	90
5.5.1 Análisis del perfil energético para el biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado	91
5.5.2 Ensayos de impacto biaxial de baja energía para el biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado.....	94
5.5.3 Análisis del perfil energético para el biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado	96
5.5.4 Ensayos de impacto biaxial de baja energía para el biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado	100
5.6 Inspección del daño por ultrasonidos de los biocomposites	102
5.6.1 Inspección por ultrasonidos del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado	103
5.6.2 Inspección por ultrasonidos del biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado	105
5.7 Propiedades físico-mecánicas de laminados híbridos madera-fibra natural, antes y después de su inmersión en agua de mar	107
5.7.1 Análisis del perfil energético para el nuevo laminado híbrido madera-fibra de lino trenzado.....	107
5.7.2 Ensayos de impacto biaxial de baja energía para el material híbrido madera- fibra de lino trenzado.....	111
5.7.3 Análisis del perfil energético para el nuevo laminado híbrido madera-fibra de yute trenzado.....	114
5.7.4 Ensayos de impacto biaxial de baja energía para el nuevo material híbrido madera-fibra de yute trenzado.....	117
5.8 Inspección del daño por ultrasonidos de los laminados híbridos madera-fibra natural	120

5.9 Ensayos de tracción de materiales híbridos madera-fibra natural, antes y después de su inmersión en agua de mar.....	123
5.10 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)	125
5.11 Ensayos normalizados de flexión tres puntos, antes y después de su inmersión en agua de mar.	129
5.12 Ensayos de cortadura interlaminar, antes y después de su inmersión en agua de mar	130
6. CONCLUSIONES Y LÍNEAS FUTURAS	135
6.1 Conclusiones.....	135
6.1.1 Biocomposites.....	135
6.1.2 Material híbrido fibra-madera.....	137
6.2 Aportaciones.....	140
6.3 Líneas futuras.....	141
7. BIBLIOGRAFÍA	145

ÍNDICE DE FIGURAS

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1: Costo de mantenimiento del casco de una embarcación fabricado en composite en comparación con acero durante su vida útil [37].	14
Figura 2.2: División de las fibras naturales según su procedencia [59].	16
Figura 2.3: Comparación de las propiedades específicas de las fibras naturales y las no renovables [67].	17
Figura 2.4: Comparación de emisiones de CO ₂ con respecto al precio de fibras naturales y no renovables [2].	18
Figura 2.5: Esquema ilustrativo de inspección no destructiva por ultrasonidos	29
Figura 4.1: Partes del tejido plano [16].	41
Figura 4.2: Tejido de lino	41
Figura 4.3: Tejido de yute	42
Figura 4.4: Tejido de fique	43
Figura 4.5: Tejido de cáñamo mat	43
Figura 4.6: Tejido de lino mat	44
Figura 4.7: Tejido de vidrio (E) mat.	45
Figura 4.8: Fabricación de laminados por infusión en vacío	46
Figura 4.9: Proceso de fabricación laminados híbridos a) agujeros para mejorar tránsito resina eje z. b) rejilla para mejorar el flujo de la resina en el eje Y. c) infusión del laminado c) resultado final.	47
Figura 4.10: Impacto biaxial instrumentado a) Equipo de ensayo (fractrovis Plus), b) probeta sin impactar c) impactor y d) probeta impacta y perforada	49
Figura 4.11: Diagrama esquemático de las curvas típicas de $F-t$ y $E-t$ para un ensayo de impacto biaxial [91].	51
Figura 4.12: Diagrama del perfil energético típico de un material compuesto ensayado a impacto biaxial.[92]	52
Figura 4.13: Máquina SERVOSIS ME-405/10 con extensómetros longitudinal y transversal.	54
Figura 4.14: Curva de tensión-deformación de un ensayo de tracción [148]	55
Figura 4.15: Geometría y dimensiones de la probeta de ensayo de Tracción para bicomposites (a) y material híbrido (b)	56
Figura 4.16: Utillaje para los ensayos de flexión tres puntos	57

Figura 4.17: Esquema del estado tensional al que está sometida una probeta en el ensayo de flexión	58
Figura 4.18: Ensayo de flexión tres puntos.....	59
Figura 4.19: configuración del ensayo de ILSS, y distribución de las tensiones de tracción compresión y cortadura	60
Figura 4.20: Utillaje para ensayo de flexión de viga corta <i>ILSS</i>	61
Figura 4.21: Geometría y dimensiones de la probeta para el ensayo de <i>ILSS</i>	62
Figura 4.22: Equipo de ensayos por ultrasonidos TECNITEST C-SCAN.....	62
Figura 4.23: Imagen C-scan (a) de una probeta de biocomposite reforzada con fibra de yute (b).....	63
Figura 4.24: Tanques de recirculación de agua de mar del PIE.	65
Figura 4.25: Escáner ATOS compact Scan 5M (a). Probeta impactada (b). Probeta digitalizada (c)	66
Figura 5.1: Curvas de <i>F-t</i> y <i>E-t</i> correspondientes a una energía de impacto $E_0=20J$ para el biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.....	70
Figura 5.2: Probetas impactadas a $E_0=20J$ sin sumergir y tras inmersión en agua de mar del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado.....	71
Figura 5.3: Curvas de <i>F-t</i> y <i>E-t</i> correspondientes a una energía de impacto $E_0=20J$ para el biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.....	72
Figura 5.4: Probetas impactadas a $E_0=20J$, sin sumergir y tras inmersión en agua de mar del biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado.	73
Figura 5.5: Curvas de <i>F-t</i> y <i>E-t</i> correspondientes a una energía de impacto $E_0=20J$ para el biocomposite reforzado con fibra de fique trenzado sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.....	74
Figura 5.6: Probetas impactadas a $E_0=20J$, sin sumergir y tras inmersión en agua de mar de biocomposite reforzado con fibra de fique trenzado.	75
Figura 5.7: Curvas de <i>F-t</i> y <i>E-t</i> correspondientes a una energía de impacto $E_0=20J$ para el biocomposite reforzado con fibra de cáñamo mat sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.....	76
Figura 5.8: Probetas impactadas a $E_0=20J$, sin sumergir y tras inmersión en agua de mar de biocomposite reforzado con fibra de cáñamo mat.	77

Figura 5.9: Curvas de $F-t$ y $E-t$ correspondientes a una energía de impacto $E_0=20J$ para el biocomposite reforzado con fibra de lino mat sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.....	78
Figura 5.10: Probetas impactadas a $E_0=20J$, sin sumergir y tras inmersión en agua de mar de biocomposite reforzado con fibra de lino mat.	79
Figura 5.11: Curvas de tensión-deformación de todos los biocomposites, a) sin inmersión en agua de mar y b) tras su inmersión en agua de mar	83
Figura 5.12: Imágenes SEM X50 de los biocomposites reforzados con fibras de lino trenzado: a) sin inmersión, b) tras inmersión en agua de mar.....	84
Figura 5.13: Imágenes SEM X50 de los biocomposites reforzados con fibras de yute trenzado: a) sin inmersión, b) tras inmersión en agua de mar.	85
Figura 5.14: Imágenes SEM X200 de los biocomposites reforzados con fibras de fique trenzado: a) sin inmersión, b) tras inmersión en agua de mar.	86
Figura 5.15: Imágenes SEM X200 de los biocomposites reforzados con fibras de cáñamo tipo mat: a) sin inmersión, b) tras inmersión en agua de mar.....	86
Figura 5.16: Imágenes SEM X200 de los biocomposites reforzados con fibras de lino tipo mat: a) sin inmersión, b) tras inmersión en agua de mar.....	87
Figura 5.17: Perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado sin sumergir en agua de mar.....	92
Figura 5.18: Perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado tras su inmersión en agua de mar	93
Figura 5.19: Curvas $F-t$ y $E-t$ correspondientes a impactos de las tres regiones del perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado: a) $E_0= 1J$ b) $E_0= 18,5J$ y c) $E_0= 20J$	95
Figura 5.20: Perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado sin sumergir.....	97
Figura 5.21: Diagrama de perfil energético para biocomposite reforzado con fibra de yute tras inmersión en agua de mar	99
Figura 5.22: Curvas $F-t$ y $E-t$ correspondientes a las tres regiones del perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado antes y después de su inmersión en agua de mar: a) $E_0= 1J$ b) $E_0= 7,5J$ y c) $E_0= 20J$	101
Figura 5.23: Perfil energético para el laminado híbrido fibra de lino-pino, sin inmersión en agua de mar.....	108

Figura 5.24: Perfil energético para el laminado híbrido fibra de lino-pino, tras inmersión en agua de mar..... 109

Figura 5.25: Curvas $F-t$ y $E-t$ correspondientes a impactos de las tres regiones del perfil energético para el material híbrido fibra de lino-pino: a) $E_0=1J$ b) $E_0=12,5J$ y c) $E_0=15J$ 112

Figura 5.26: Diagrama de perfil energético para laminado híbrido fibra de yute-pino, sin inmersión en agua de mar. 115

Figura 5.27: Diagrama de perfil energético para laminado híbrido fibra de yute-pino, tras inmersión en agua de mar 116

Figura 5.28: Curvas de $F-t$ y $E-t$ correspondientes a las tres regiones del perfil energético para material híbrido fibra de yute-pino: a) $E_0=1J$ b) $E_0=5J$ y c) $E_0=10J$ 117

Figura 5.29: Imágenes SEM del material híbrido pino-lino sin inmersión en agua de mar a) panel completo X25 y b) frontera madera resina y fibra X150 126

Figura 5.30: Imágenes SEM de material híbrido pino-lino tras inmersión en agua de mar a) lado izquierdo X150 b) panel completo X25 y c) lado derecho X150.. 127

Figura 5.31: Imágenes SEM de material híbrido pino-yute sin inmersión en agua de mar a) panel completo X25 y b) frontera madera resina y fibra X150 128

Figura 5.32: Imágenes SEM de material híbrido pino-yute tras inmersión en agua de mar a) lado izquierdo b) panel completo y c) lado derecho 128

ÍNDICE DE TABLAS

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1: Propiedades mecánicas de las fibras sintéticas más usadas en composites [7, 12].	9
Tabla 2.2: Comparativa entre matriz termoestable y matriz termoplástica [15]	11
Tabla 2.3: Comparación de procesos de fabricación de materiales compuestos de matriz termoestable [29].	13
Tabla 2.4: Propiedades de las fibras naturales en comparación con la fibra de vidrio [68]	19
Tabla 4.1: Propiedades físicas de la resina Super Sap [®] CLR epoxy [131]	39
Tabla 4.2: Propiedades mecánicas de la resina Super Sap [®] CLR epoxy endurecida con Super Sap INF02 [126]	40
Tabla 4.3: Propiedades mecánicas del lino [60, 132].	41
Tabla 4.4: Propiedades mecánicas del yute [132, 133].	42
Tabla 4.5: Propiedades mecánicas de la fibra de fique [134].	43
Tabla 4.6: Propiedades de la fibra de cáñamo. [72, 135]	44
Tabla 4.7: Propiedades mecánicas de la fibra de lino. [60, 132]	44
Tabla 4.8: Propiedades mecánicas del vidrio (E)[7]	45
Tabla 5.1: Valores de F_d , F_{pss} , E_{ss} para biocomposites sin inmersión y F_d , F_{pmar} , E_{mar} para biocomposites tras inmersión en agua de mar. Todos ensayados a energía de impacto $E_0=20$	79
Tabla 5.2: Resultados de los ensayos a tracción del biocomposite sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.....	80
Tabla 5.3: Fuerza de delaminación específica ($Fd\rho$), Fuerza máxima o pico (F_p) y Energía disipada (E_d) del laminado de vidrio y los biocomposites reforzados con fibra de lino y yute sin sumergir y tras inmersión en agua de mar a $E_0=20J$	89
Tabla 5.4: Módulo de Young específico ($E\rho$) y tensión a rotura específica ($\sigma r\rho$) del laminado de vidrio y los biocomposites reforzados con fibra de lino y yute antes y después de inmersión en agua de mar	90
Tabla 5.5: Imágenes C-Scan del biocomposites reforzados con fibras de lino impactadas a distintas energías, antes y después de inmersión en agua de mar.	104

Tabla 5.6: Imágenes C-Scan probetas de biocomposites reforzados con fibras de yute impactadas a distintas energías antes y después de inmersión en agua de mar.	106
Tabla 5.7: Fotografías e imágenes C-Scan del biocomposite híbrido lino-pino impactado a distintas energías, antes y después de inmersión en agua de mar.	121
Tabla 5.8: Fotografías e imágenes C-Scan del biocomposite híbrido pino-yute impactadas a distintas energías, antes y después de inmersión en agua de mar.	122
Tabla 5.9: Resultados de los ensayos a tracción de los materiales híbridos pino-fibra natural, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.....	123
Tabla 5.10: Módulo de Young específico ($E\rho$) y tensión a la rotura específica ($\sigma_{x\rho}$) de los materiales híbridos pino-fibra natural, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.....	125
Tabla 5.11: Módulos de flexión (E_f), tensión de flexión máxima (σ_{fmax}) y deformación máxima (ϵ_{rmax}) para materiales híbridos de pino fibra natural, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.....	129
Tabla 5.12: Valores de ILSS, para materiales híbridos de pino fibra natural, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.....	130

GLOSARIO

Glosario

b	[mm]	Ancho de probeta
e	[mm]	Espesor de la probeta
E	[MPa]	Módulo elástico o módulo de Young
E_f	[MPa]	Módulo de flexión tres puntos
E_0	[J]	Energía de impacto o incidente
E_{dis}	[J]	Energía disipada en la generación de daño
E_{rf}	[J]	Energía de rotura de fibras
E_e	[J]	Energía elástica
E_a	[J]	Energía absorbida por el material.
E_{ss}	[J]	Energía material sin sumergir.
E_{cri}	[J]	Energía crítica
E_{mar}	[J]	Energía material tras inmersión en agua de mar.
E_{max}	[J]	Energía máxima
E_{NC}	[J]	Energía del trabajo de las fuerzas no conservativas
E_{pr}	[J]	Energía referente al umbral de perforación.
E_{Pn}	[J]	Energía referente al umbral de penetración
F	[N]	Fuerza
F_d	[N]	Umbral de delaminación de daño
F_p	[N]	Fuerza pico en los ensayos de impacto biaxial.
F_{pss}	[N]	Fuerza pico material sin sumergir
F_{pmar}	[N]	Fuerza pico material tras inmersión en agua de mar
F_{rss}	[N]	Fuerza de reposo del material sin sumergir
F_{rmar}	[N]	Fuerza de reposo tras inmersión en agua de mar
F_{RF}	[N]	Fuerza referente al umbral de rotura de fibras.
h	[mm]	Altura del ensayo del impacto biaxial
ILSS	[MPa]	Resistencia a la cortadura interlaminar
L	[mm]	Distancia entre apoyos ensayo flexión
L_p	[mm]	Longitud de probeta para ensayo de flexión
l_1	[mm]	Longitud referencia probetas tracción
l_2	[mm]	Longitud total más talones de probetas tracción
m_{imp}	[kg]	Masa del impactor
P_{imp}	[kg]	Peso del impactor

P_r	[J]	Energía referente al umbral de perforación.
T	[s]	Tiempo
t_c	[s]	Tiempo de contacto
T	[°C]	Temperatura
V	[m/s]	Velocidad
V_{imp}	[m/s]	Velocidad inicial en el momento del impacto
X	[m]	Desplazamiento
ρ	[kg/m ³]	Densidad
ϵ_{rmax}	[mm]	Deformación máxima a flexión
ϵ	[%]	Elongación a la rotura
σ_{fmax}	[MPa]	Tensión de flexión máxima
σ_T	[MPa]	Resistencia a la tracción
σ_R	[MPa]	Resistencia a la rotura

Capítulo 1

Introducción

1. INTRODUCCIÓN

La tesis “Fabricación y caracterización mecánica de biocomposites reforzados con fibras naturales. Aplicaciones en el sector náutico”, ha sido desarrollada en la Escuela Técnica Superior de Náutica y Máquinas Navales, dentro del programa de doctorado “Dirección de Proyectos – EURO MPM”, del Departamento de Expresión Gráfica y Proyectos de Ingeniería, de la Universidad del País Vasco (UPV/EHU). Igualmente se ha contado con la inestimable colaboración del Departamento de Mecánica y Producción Industrial de la Universidad de Mondragón, del Departamento de Ingeniería Civil de Materiales de la Universidad de Málaga y de la Escuela Técnica Superior de Ingenieros Navales de la Universidad Politécnica de Madrid.

1.1 Enmarque de la tesis

Hoy en día, la ligereza es uno de los criterios más importantes dentro del diseño de estructuras en la industria náutica de recreo y es por ello que el uso de materiales compuestos de matriz polimérica está en creciente aumento debido a sus innegables ventajas frente a los materiales tradicionales (acero, bronce, aluminio, etc.). Durante muchos años, estos materiales compuestos se utilizaron en la industria marina sólo en algunas estructuras no esenciales de buques y pequeñas embarcaciones. Sin embargo, la evolución y mejora tanto de las matrices y sus refuerzos como de las técnicas de fabricación, han logrado que los polímeros reforzados con fibras (FRP) se utilicen en elementos marinos estructurales tales como mástiles, plataformas, cascos, ejes de transmisión o hélices. Entre los principales requerimientos estructurales de dichos elementos, se encuentra el impacto con objetos flotantes (troncos, boyas...) y el contacto con el agua marina, los cuales debilitan la matriz y reducen las sollicitaciones mecánicas.

Los beneficios del uso de materiales compuestos de matriz polimérica se fundamentan en las ventajas que presentan en cuanto a resistencia mecánica

específica, bajo peso y posibilidad de realizar piezas de distintos tamaños y diseños a medida.

A pesar de las evidentes ventajas de los materiales compuestos, existe una doble problemática, por un lado, su elevada dependencia del petróleo, y por otro, la gestión de los residuos tras su fin de vida, que representan una amenaza medioambiental al contaminar los ecosistemas marinos y producir alteraciones en la cadena alimentaria de organismos, con posibles consecuencias para la salud humana. Entidades como la federación de industria marítima en Francia (FIN), afirma que sólo en este país 20.000 barcos llegaron al fin de su vida útil en el 2015, de los cuales el 95% de ellos están fabricados con materiales compuestos de resina poliéster reforzada con fibra de vidrio.

Los materiales compuestos fabricados con resinas y fibras de origen natural y renovable, surgen como alternativa frente a la problemática existente. Los materiales poliméricos sintetizados a partir de recursos renovables se han convertido en un aporte importante debido a su bajo coste, fácil disponibilidad, altas propiedades mecánicas y el potencial de la biodegradabilidad. Resinas termoestables de origen renovable tipo epoxi presentan buenas propiedades de resistencia química, buenas propiedades eléctricas y térmicas, además, de una baja absorción de humedad.

Por otro lado, las fibras naturales poseen un gran número de ventajas que las hacen firmes candidatos para sustituir a las fibras convencionales utilizadas en los materiales compuestos. En primer lugar, provienen de fuentes renovables y poseen altas propiedades específicas, en particular una elevada rigidez en relación con la densidad, que trae beneficios en el diseño de yates de ocio. Igualmente, proporcionan aislamiento térmico, acústico y ligereza estructural, lo que da lugar a una reducción de peso y por lo tanto, menor consumo de combustible y menores emisiones contaminantes. Además, las fibras naturales hacen posible la gestión de residuos mediante su reciclaje.

Para aplicaciones náuticas, se hace necesario comprender el comportamiento físico-mecánico de los biocomposites, y el efecto que causa en dichas propiedades el contacto directo con el agua de mar, debido al carácter hidrofílico de las fibras naturales.

En este trabajo, se fabricaron nuevos laminados mediante infusión en vacío de biocomposites de resina bio-epoxi reforzada con fibras naturales trenzadas bidireccionales de lino, yute y fique y con fibras tipo mat de lino y cáñamo. Dichos laminados se caracterizaron a impacto y tracción antes y después de su inmersión en agua de mar durante un periodo de bioactividad marina de seis meses.

Una vez obtenidos los resultados del estudio anterior se procedió a la selección, fabricación y caracterización de un novedoso material híbrido compuesto de resina bio-epoxi reforzado con madera de pino y fibras de lino y yute, antes y después de su inmersión en agua de mar.

1.2 Organización de la memoria de la tesis

En el **capítulo 1** se ha realizado un enmarque de la tesis, en el que se ha analizado el interés del tema seleccionado y se ha justificado su selección e interés tanto a nivel científico como de posterior aplicación industrial.

En el **capítulo 2** se lleva a cabo una revisión bibliográfica del tema a estudio, donde se analizan las investigaciones más recientes sobre la fabricación y el comportamiento físico-mecánico de los materiales compuestos de matriz polimérica, como también, de los materiales biocomposites y sus aplicaciones en la industria naval. Además, se realiza un análisis crítico del estado de arte, donde se destacan las principales dificultades y carencias científicas y tecnológicas detectadas que has surgido para establecer los objetivos a abordar en la presente tesis doctoral.

Los objetivos que se establecen en esta tesis se resumen en el **capítulo 3**.

En el **capítulo 4** se describen los materiales empleados en el desarrollo de esta tesis, así como el proceso de fabricación de los biocomposites y del nuevo laminado híbrido madera-fibra natural. Además, se realiza una descripción y los equipos utilizados para la caracterización mecánica de los nuevos biocomposites y del laminado híbrido, antes y después de inmersión en agua de mar. Así mismo, se describen los equipos empleados para el estudio fractográfico de las

superficies de rotura, para la inspección no destructiva por ultrasonidos y para el escaneado de probetas.

En el **capítulo 5**, se presentan y discuten los resultados obtenidos en las caracterizaciones físico-mecánicas realizadas. Primeramente, a los biocomposites con distintas fibras naturales de refuerzo, y posteriormente, a los nuevos laminados híbridos de madera de pino y fibras naturales seleccionadas

Las conclusiones y aportaciones más significativas de este trabajo se resumen en el **capítulo 6** junto con las recomendaciones para trabajos futuros.

Capítulo 2

Estado del arte

2. ESTADO DEL ARTE

A continuación, se va llevar a cabo una revisión del estado del arte actual de los materiales compuestos de matriz polimérica, desde el punto de vista de sus constituyentes, procesos de fabricación y aplicaciones. Posteriormente, se centrará el estudio en los biocomposites o materiales compuestos de resinas naturales reforzadas con fibras naturales, atendiendo a las distintas matrices y refuerzos empleados así como a sus actuales aplicaciones. Por último, se realizará una revisión bibliográfica de la caracterización mecánica aplicada a los composites, con especial atención al impacto biaxial de baja energía y finalmente, a las técnicas de inspección no destructiva del daño.

2.1 *Materiales compuestos de matriz polimérica*

Un material compuesto o *composite* está formado por la combinación de dos o más materiales de diferente naturaleza. El objetivo de esta combinación es lograr que las propiedades del compuesto sean superiores a las que poseen los elementos de forma individual.

En general, se habla de dos constituyentes básicos, la matriz y el refuerzo a los que se pueden sumar aditivos como componentes minoritarios para mejorar alguna de las propiedades específicas. Los materiales compuestos se pueden clasificar, según la naturaleza de la matriz, en materiales compuestos de matriz metálica, cerámica y polimérica, siendo estos últimos objetivo de estudio en la presente tesis doctoral.

Los materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibras, poseen elevados ratios de resistencia/peso, rigidez/peso y absorción de energía/peso. Además, tienen la capacidad de absorber mejor el ruido y las vibraciones y se comportan mejor a fatiga [1, 2].

Por todo lo anterior, este tipo de materiales compuestos está teniendo una importancia creciente en sectores industriales como: automoción, eólico,

aeronáutico, espacial, naval, construcción o deportivo; para la fabricación entre otros, de componentes estructurales que requieren altas prestaciones, compitiendo incluso con materiales convencionales como el acero y el aluminio [3-7].

En conclusión, se puede afirmar que los materiales compuestos de matriz polimérica son capaces de competir y superar a los metales y cerámicos en numerosas aplicaciones de ingeniería gracias a sus propiedades específicas y a la posibilidad de realizar diseños a medida de la aplicación.

2.1.1 Fibras

Otra de las posibles clasificaciones de los materiales compuestos es por el tipo de refuerzo. La matriz puede estar reforzada con partículas o con fibras. Estas últimas, dependiendo de su longitud pueden ser cortas, largas o incluso continuas [8, 9].

También, dependiendo de la organización de las fibras, existen diferentes tipos de refuerzos, tales como [8]:

- **Mat:** en este tipo de refuerzo, las fibras suelen ser largas y su distribución se dispone al azar en el plano. Se puede dividir en unifilo (fibras continuas y distribuidas aleatoriamente), y fibra corta (fibra corta dispuesta en el plano) en ambos casos las fibras están unidas por un ligante y prensadas. El mat es un material barato, proporciona propiedades isotrópicas y se adapta fácilmente a la superficie de la pieza a diseñar.
- **Roving o mechas:** aquí las fibras vienen en forma de hilos individuales y su presentación es en bobinas.
- **Unidireccional:** todo el refuerzo viene de forma continua y orientada en la misma dirección. En ocasiones, para que no se desordenen los hilos, suelen ir unidos con una pequeña fibra que puede ser de vidrio o polimérica.
- **Tejidos trenzados:** en este caso los hilos están entrelazados ortogonalmente entre sí, según una trama y una urdimbre. Existen varios tipos de trenzados

que se diferencian por la apariencia que deja el tejido, el peso por metro cuadrado y la naturaleza de la fibra empleada. Así por ejemplo, las telas o tafetas son aquellas en las que cada hilo de la urdimbre y trama pasan sucesivamente y regularmente por encima y por debajo de los hilos que cruzan. Urdimbre y trama tiene igual relieve en ambas caras del tejido. Otro tipo de trenzado son las sargas, en cuya confección, dos o más hilos se cruzan en forma aleatoria por encima y por debajo de igual número de hilos en trama y urdimbre, respectivamente. Este tipo de trenzado, se caracteriza por presentar un típico esquema de líneas diagonales en la superficie.

Actualmente según la composición química, las fibras más utilizadas en materiales compuestos son: las fibras sintéticas de carbono, aramida y vidrio. Siendo estas últimas las más utilizadas por su relativo bajo costo y buenas propiedades [8]. Las fibras de carbono se caracterizan por su bajo peso, alta resistencia y tenacidad, propiedades que las hacen óptimas para ser utilizadas en la industria aeroespacial a pesar de su elevado costo [10, 11]. Las fibras de aramida combinan la alta resistencia a la tracción, alto módulo elástico, baja densidad, alta elongación y buena resistencia al impacto. Los usos de la aramida se centran en protección balística, cuerdas y cables [12]. En la tabla 2.1 se pueden observar las distintas propiedades mecánicas de las fibras más utilizadas.

Tabla 2.1: Propiedades mecánicas de las fibras sintéticas más usadas en composites [8, 13].

Propiedad	Vidrio (E)	Carbono	Aramida
σ_T (MPa)	2400	3530	3340
E (MPa)	69	230	124
ε (%)	3,5	1,5	3
ρ (g/cm ³)	2,6	1,75	9,7

σ_T : resistencia a tracción, E: módulo elástico o de Young, ε : elongación a rotura, ρ : densidad

2.1.2 Matrices

En los materiales compuestos, la matriz tiene las siguientes funciones principales: mantener las fibras juntas, transferir la carga al refuerzo por medio de la interfaz y proteger al material compuesto frente a distintos agentes externos [8, 14-16].

En la industria de los compuestos, las matrices poliméricas son las más comúnmente usadas, debido a la facilidad en la fabricación de piezas complejas con un bajo costo de herramientas e inversión de capital en comparación con los materiales compuestos de matriz metálica o cerámica [8, 9, 16].

Las matrices poliméricas se dividen fundamentalmente en: termoestables y termoplásticas. Estas matrices se diferencian por su estructura química; de este modo las **matrices termoestables** se caracterizan por tener un comportamiento irreversible al pasar de un estado líquido-viscoso a un estado sólido en el momento del curado [17, 18]. Además, tienen baja viscosidad, lo cual permite realizar una excelente impregnación de la fibra de refuerzo de forma rápida durante los procesos de fabricación [8]. Sin embargo, las matrices termoestables una vez curadas no se pueden volver a fundir y de ahí su complicada reciclabilidad [15, 16].

Entre las resinas termoestables más usadas se encuentran las resinas de poliéster y las resinas epoxi. Estas últimas, se emplean para la obtención de compuestos de alto rendimiento estructural, debido a que poseen excelentes propiedades mecánicas y son resistentes a la corrosión [15, 18-20]. Además, se adaptan fácilmente a los procesos de fabricación, teniendo un curado para rangos de temperatura entre $T = 5^{\circ}\text{C}$ y $T = 150^{\circ}\text{C}$, dependiendo del tipo de catalizador que se utilice [19]. Estas propiedades hacen que en la industria aeronáutica se utilicen para la fabricación de paneles o laminados de fuselajes de aviones [10, 18]. Por contra, la naturaleza frágil de las resinas epoxi las hace susceptibles de sufrir delaminaciones en eventos de impacto [21]. Por otro lado, las resinas de poliéster se utilizan en aplicaciones que requieren menores sollicitaciones mecánicas pero alta resistencia al ataque químico, como por ejemplo: tanques, tuberías y conductos de distintos fluidos [9, 15]

En cuanto a las **matrices termoplásticas**, éstas pasan de un estado sólido a un estado líquido-viscoso por transferencia de temperatura, volviendo a un estado sólido al final del proceso de transformación. Esta característica hace que el material pueda ser procesado y reprocesado, facilitando el reciclado del mismo [22-25]. Al contrario de las termoestables, las matrices termoplásticas poseen altas viscosidades a las temperaturas de procesado, lo cual, genera serios problemas en el mojado e impregnación de la fibra y por tanto, las técnicas y la maquinaria de procesado son totalmente diferentes a las de las termoestables [9, 16, 26]. La importancia de la reciclabilidad de las matrices termoplásticas está llevando a la comunidad científica a desarrollar termoplásticos de baja viscosidad [27] para conseguir una óptima impregnación con la fibra de refuerzo y por tanto, altas prestaciones mecánicas finales [28, 29].

En la tabla 2.2 se puede observar las ventajas y desventajas que ofrecen las matrices termoestables y termoplásticas.

Tabla 2.2: Comparativa entre matriz termoestable y matriz termoplástica [16]

Matriz	Ventaja	Desventaja
Termoestable	Baja viscosidad	Comportamiento frágil
	Buena adherencia	No reciclable
	Estabilidad Térmica	No post-moldeable
	Buena resistencia	
termoplásticas	Reciclable	Alta viscosidad
	Fácil reparación	Necesitan ser calentadas
	Post-moldeable	Elevados puntos de fusión

2.1.3 Procesos de fabricación

Existen numerosos procesos de fabricación dependiendo del tipo de matriz y de la fibra utilizada. Las matrices termoplásticas se refuerzan habitualmente con partículas o fibra corta aleatoria y los procesos de fabricación más utilizados son: inyección, extrusión y termoconformado [30, 31].

En el caso de los termoestables los procesos más utilizados son [9, 13, 16]:

- **Hand lay-up:** El moldeo o laminación manual es el método más usado y el más sencillo para preparar una pieza reforzada habitualmente con fibra corta o mat y de vidrio generalmente. El proceso se lleva a cabo en un molde abierto, debidamente acondicionado. Algunas de sus aplicaciones se encuentran en la industria de la automoción, náutica y eólica [8, 13, 32].
- **Prepreg lay-up (conformado de fibras pre-impregnadas con resina):** este método es también muy utilizado por su fácil aplicación ya que a diferencia del anterior proceso, las fibras ya están pre-impregnadas de resina antes de realizar el moldeo. Se utilizan para la obtención de piezas de altas prestaciones mecánicas y con tejido de fibra de carbono.
- **Proceso de Moldeo por Traslferencia de Resina (RTM):** es un proceso basado en la inyección a presión de resina en un molde cerrado (molde y contramolde) que contiene la fibra posicionada o a veces una preforma. Se utiliza para la obtención de piezas de buenas prestaciones mecánicas y en sectores diversos como automoción, naval o aeronáutico.
- **Proceso de infusión en vacío:** Este proceso consiste en la impregnación de una o varias capas de refuerzo, situadas en un molde, que es cubierto por una membrana flexible o bolsa de vacío. La resina impregna el refuerzo por la acción del vacío y no entra en contacto con el aire. En el sector náutico, esta técnica es una alternativa perfectamente válida, porque permite construir piezas de gran tamaño y geometrías complejas a un bajo coste [8, 33, 34].

Elegir el mejor proceso de fabricación depende de: tipos de fibra y matriz, temperatura de curado, geometría de la pieza, volumen de producción y los costes del proceso [16, 35]

En la tabla 2.3, se pueden observar las ventajas y desventajas de los procesos de fabricación de composites con resinas termoestables reforzadas con fibras.

Tabla 2.3: Comparación de procesos de fabricación de materiales compuestos de matriz termoestable [29]

Proceso	Ventaja	Desventaja
Hand lay-up	Bajo costo	Mucha mano de obra
	Sin restricción dimensional	Una sola cara buena
	Geometrías complejas	Concentración elevada de gases volátiles. Alto contenido en poros de la pieza final.
Prepreg lay-up	Geometrías complejas	Material costoso
	Buena impregnación fibras	Equipamiento costoso
	Bajo contenido en poros	Fabricación lenta
	Alto contenido fibra/volumen	Almacenamiento a bajas temperaturas.
	Fácil aplicación	
Proceso de Moldeo por Traslación de Resina (RTM)	Dos caras buenas	Elevado costo en moldes
	Volumen producción alto	Limitado a tamaños menores
	Personal poco cualificado	
	Geometrías complejas	
	Calidad dimensional	
	Alto contenido fibra/volumen Buenas condiciones salud y seguridad	
Proceso de infusión en vacío	Equipamiento bajo costo	Una cara buena
	Proceso limpio	Desperdicio material fungible
	Buena impregnación fibras	Poco rentable piezas pequeñas
	Alto contenido fibra/volumen	
	Fabricación de piezas gran tamaño	Difícil mantener espesores constantes.

2.1.4 Aplicaciones

Tal y como se comentó al inicio del capítulo, los materiales compuestos de matriz polimérica ofrecen una amplia gama de ventajas frente a los materiales convencionales, tales como el aluminio y el acero. Entre sus ventajas se

encuentran: superior relación resistencia/peso, mayor rigidez específica, mayor resistencia a la corrosión y a la fatiga, posibilidad de realizar piezas de distintos tamaños y diseños a medida [1, 2, 5, 9]. Por todo lo anterior, los materiales compuestos reforzados con fibras toman cada vez más importancia en sectores tan importantes como: automoción, eólico, aeroespacial y naval [5, 10, 11, 36, 37].

Concretamente, las aplicaciones en el sector náutico/naval están enfocadas a la fabricación de productos como: cascos de embarcaciones de recreo y militares, boyas, mástiles, cubiertas, ejes, timones y hélices, entre otros elementos del sector [34, 38-40]. Como se puede observar en la figura 2.1, una de las principales ventajas de la fabricación de cascos de composite frente al acero es su bajo costo de mantenimiento debido fundamentalmente a la elevada resistencia de los composites a los efectos de la corrosión marina.

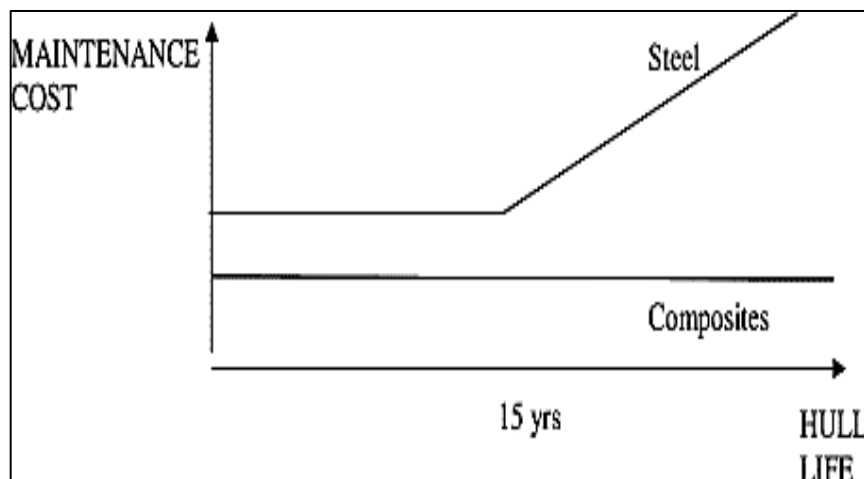


Figura 2.1: Costo de mantenimiento del casco de una embarcación fabricado en composite en comparación con acero durante su vida útil [38].

Sin embargo, en el sector náutico, los materiales compuestos están expuestos a condiciones medioambientales que pueden generar mecanismos de degradación de la matriz. La absorción de agua y la exposición a los rayos ultravioleta producen cambios en las propiedades mecánicas del material y en consecuencia complicar su rendimiento. Por lo anterior, es importante comprender el comportamiento mecánico bajo dichas condiciones medioambientales para un correcto análisis y diseño de componentes en la industria naval [33, 34, 41].

2.2 Biocompositos

Tal y como se ha explicado en los apartados precedentes, los materiales compuestos de matriz polimérica reforzadas con fibras de origen no renovable presentan innegables ventajas. Sin embargo, tienen una doble problemática; por un lado, su elevada dependencia del petróleo y por otro, la generación de residuos tras su fin de vida [25, 42, 43]. En consecuencia, la comunidad científica se mantiene en constante búsqueda de nuevas alternativas de origen renovable. Por todo ello, se están desarrollando nuevas resinas de origen renovable reforzadas con fibras naturales como el yute, el kenaf, el lino o el cáñamo [14, 44-48].

El desarrollo y la utilización de los materiales compuestos reforzados con fibras naturales o también llamados **biocompositos ó ecocompositos**, está en creciente aumento debido al impulso de las nuevas regulaciones medioambientales, unido a la mayor conciencia ecológica, social y económica, y al alto costo y limitación de los recursos petrolíferos. El uso de biocompositos no sólo puede disminuir la cantidad de residuos sólidos que generan los polímeros sintéticos, sino que también reduce la contaminación ambiental. Por tanto, se presentan como una alternativa a los materiales compuestos poliméricos reforzados con fibras sintéticas [14, 36].

Los biocompositos reforzados con fibras naturales tienen importantes ventajas: proceden de fuentes renovables, son abundantes, tienen bajo peso, bajo costo, buenas propiedades de aislamiento térmico y acústico, no tienen un efecto negativo sobre los sistemas de procesamiento y las fibras naturales no producen irritaciones u otros efectos sobre la seguridad y la salud de los operarios durante su manipulación [12, 36, 49-53]. También es interesante destacar que, comparado con la fibra de vidrio, el coste asociado a la producción de las fibras naturales es inferior significativamente y además, durante su producción se reducen las emisiones contaminantes [54, 55].

Sin embargo, sus propiedades mecánicas están lejos de las de los materiales compuestos reforzados con fibras no renovables y por ello, la comunidad

científica está realizando un importante esfuerzo por conseguir propiedades y sollicitaciones mecánicas estructurales para los biocomposites [2, 47, 56, 57].

2.2.1 Fibras naturales

Las fibras naturales se pueden dividir en varios grupos según su procedencia (Figura 2.2), ya sean fibras de tallo como el lino y el yute, fibras de hoja como el fique y el sisal, fibras de madera como el pino y el roble, fibras de semilla como el algodón y fibras de frutas como el coco y el plátano [56].

Las propiedades mecánicas son diferentes en cada grupo, por ejemplo, se puede afirmar que las fibras de tallo proporcionan muy buena rigidez estructural, ya que es su función principal dentro de la planta. Por otro lado, las fibras de hoja aportan dureza y solidez porque forman parte del sistema estructural de la hoja. Por último, las fibras de fruta o semilla aportan rigidez de tipo elastómera [48, 58].

También se pueden clasificar las fibras naturales en primarias y secundarias. En el caso de las plantas primarias, se cultivan por su alto contenido en fibras y su objetivo es la fabricación de tejidos. Plantas primarias son el lino y el yute. Las plantas secundarias son las que se obtienen como subproducto alimenticio, es el caso de la fibra de coco y de la piña [59].

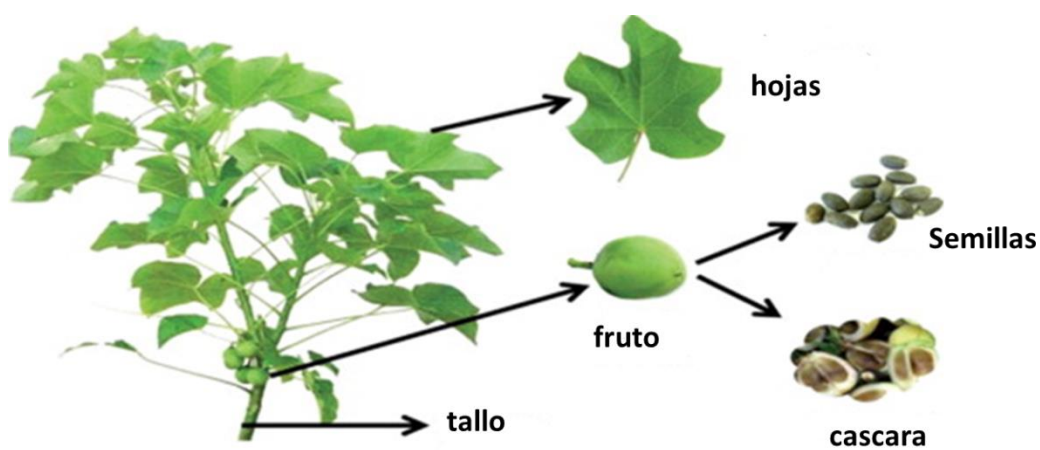


Figura 2.2: División de las fibras naturales según su procedencia [60]

Desde tiempos ancestrales, las fibras naturales se han venido utilizando, en una gran variedad de aplicaciones artesanales e industriales. Éstas han sido utilizadas

en la fabricación de hilos, textiles, cuerdas, bramantes, redes de pesca, embalajes y materiales para la construcción. Actualmente, las fibras naturales, están adquiriendo gran importancia como material de refuerzo en composites debido a la crisis del petróleo, a las nuevas reglamentaciones ambientales, al desarrollo sostenible de los productos verdes y a la reducción del gasto energético [58, 61, 62].

Entre las características que hacen atractivas las fibras naturales, destacan sus elevadas propiedades específicas de resistencia y rigidez, resistencia a impacto y flexibilidad [63-67]. Igualmente, proporcionan aislamiento térmico, acústico y ligereza estructural, lo que da lugar a una reducción de peso y por lo tanto, menor consumo de combustible y menores emisiones contaminantes.

En la Figura 2.3, se observa que la fibra de vidrio (E-glass) tiene mayor resistencia específica a la tracción que las fibras naturales. Sin embargo, en valores referentes a la rigidez específica, las fibras naturales como el lino (*flax*), el cáñamo (*hemp*) y el yute (*jute*) inclusive, son superiores a la fibra de vidrio (*E-glass*).

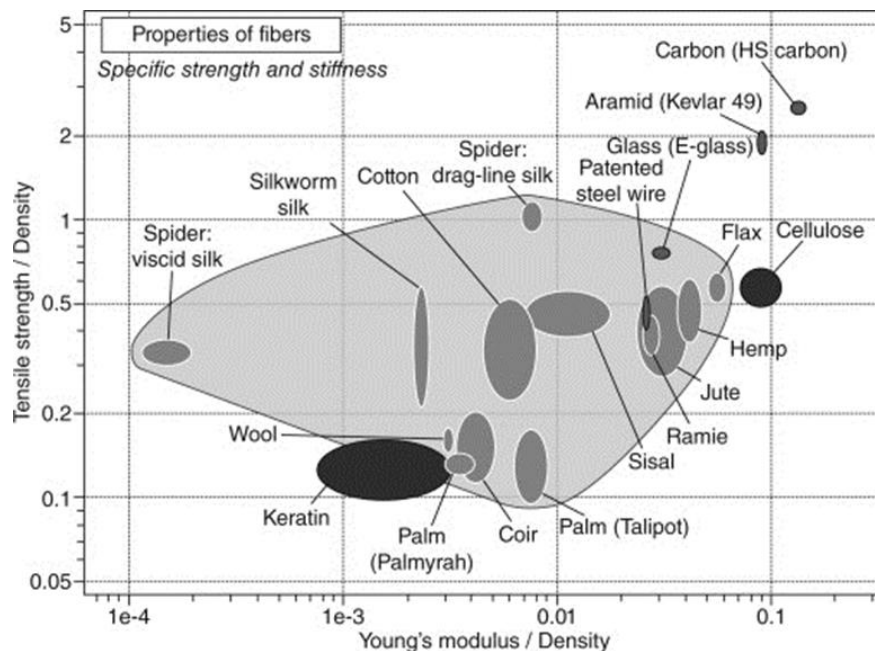


Figura 2.3: Comparación de las propiedades específicas de las fibras naturales y las no renovables [68]

En consecuencia, en la última década, los composites de matriz polimérica reforzada con fibras naturales, se están introduciendo cada vez más en sectores como el de automoción, la construcción, el ocio y el mobiliario [14, 36, 47, 69, 70]. En el sector automotriz el uso de las fibras naturales se debe principalmente al bajo peso, buenas propiedades mecánicas específicas y reducción de las emisiones de CO₂ [12, 55]. En la Figura 2.4 se observa una comparación de la huella de CO₂ y el precio de las fibras naturales frente a las fibras convencionales. Se puede constatar que las fibras naturales tienen la enorme ventaja de su bajo coste y las bajas emisiones de CO₂ en su producción en comparación con las fibras tradicionales como el vidrio, el carbono o el kevlar. Por otro lado, dentro de las fibras naturales cabe destacar el lino por las bajas emisiones en su producción, aunque es mayor su precio por kilogramo de fibra.

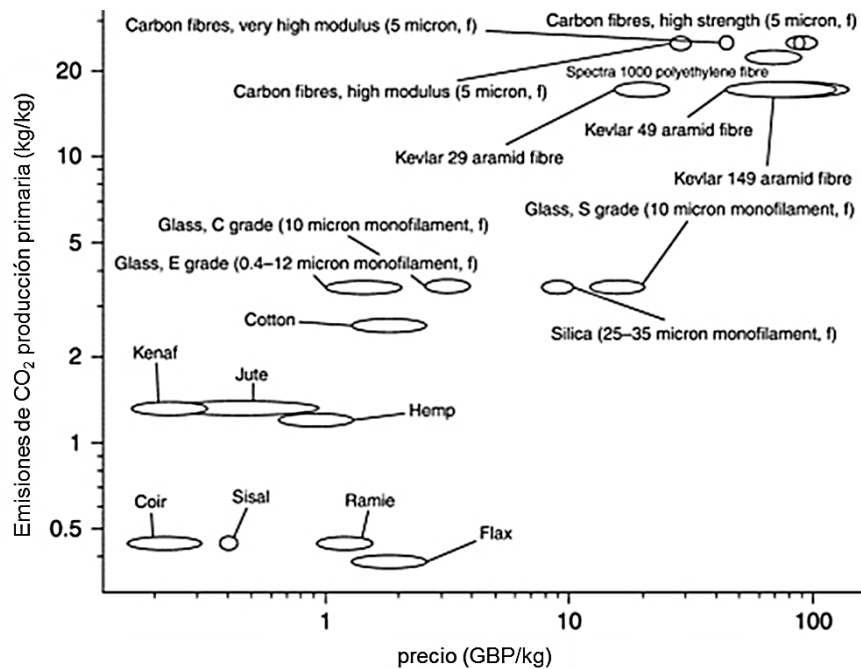


Figura 2.4: Comparación de emisiones de CO₂ con respecto al precio de fibras naturales y no renovables [2]

La tabla 2.4, muestra las propiedades mecánicas y específicas de algunas de las fibras naturales más utilizadas en la fabricación de biocomposites en comparación con la fibra de vidrio (E-glass). La fibra de vidrio posee características que

aventajan considerablemente a las fibras naturales, tales como, la resistencia a la tracción, sin embargo, el módulo de Young (E) es parecido e inclusive superior en el caso de la fibra de lino. Además, las propiedades específicas y especialmente la rigidez específica, es mayor en fibras de lino y cáñamo al ser más ligeras.

Tabla 2.4: Propiedades de las fibras naturales en comparación con la fibra de vidrio [68]

Propiedades	Fibras			
	E-Vidrio	Lino	Yute	Cáñamo
ρ (g/cm ³)	2,55	1,4	1,46	1,48
σ_T (MPa)	2400	800-1500	400-800	550-900
E (MPa)	73	60-80	10-30	70
E/ ρ (MPa/(g/cm ³))	29	26-46	7-21	47
ϵ (%)	3	1.2-1.6	1.8	8

ρ : densidad; σ_T : resistencia a tracción; E: módulo elástico o de Young, ϵ : elongación a rotura

A continuación se describen algunas de las fibras naturales más típicas para el uso como refuerzos en materiales compuestos.

- **Lino:** es la fibra más utilizada en la fabricación de materiales compuestos debido a sus altas prestaciones mecánicas, convirtiéndose en un fuerte candidato para competir con las fibras de vidrio [24, 54, 61, 71].
- **Yute:** las fibras de yute son de baja densidad y por tanto, mucho más ligeras que las fibras de vidrio, carbono y kevlar. Dentro de sus propiedades mecánicas más relevantes destacan su buena resistencia y rigidez específicas. Este tipo de fibra se está utilizando ampliamente en sectores como el de automoción [53, 72].
- **Cáñamo:** esta fibra natural se caracteriza principalmente por su aislamiento térmico y acústico, ideal como refuerzo de paneles en la industria de la construcción o en piezas para interiores del sector de la automoción [73].
- **Fique:** en Colombia es una de las fibras naturales que más se produce y su uso en forma de tejido se limita a la fabricación de costales, calzado, bolsos y otros artículos de uso cotidiano. Sin embargo, el tejido de fique se puede

utilizar también como refuerzo estructural en piezas de materiales compuestos de matriz polimérica [74, 75].

Hoy en día se encuentran diferentes presentaciones de las fibras naturales, bien sean cortas, aleatorias, largas y orientadas (tejidos). Elegir la mejor fibra natural para la fabricación de biocomposites depende de la aplicación, condiciones de procesado y geometrías deseadas. Las propiedades físico-mecánicas finales del material compuesto difieren de acuerdo a la orientación, forma, tamaño y origen del refuerzo. Por ejemplo, si se fabrica un material compuesto de matriz polimérica de forma que todas las fibras naturales queden paralelas entre sí, el material será muy resistente en la dirección de las fibras, pero muy poco en sentido perpendicular. Estas propiedades constituyen un reto importante a la hora de diseñar estructuras a las que se apliquen fuerzas multidireccionales, por ello las distintas disposiciones de fibra natural permite conseguir materiales con propiedades mecánicas muy específicas que se adaptan a los distintos aspectos que requiere un determinado diseño, es decir, las fibras naturales permiten también fabricar materiales a la carta [14, 49, 53, 61, 68, 73, 76].

2.2.2 Bioresinas

Anteriormente se trató la importancia de las fibras naturales como refuerzos en la fabricación de materiales compuestos y la constante lucha por disminuir el impacto ambiental. Sin embargo, muchos biocomposites a pesar del uso de fibras naturales, utilizan matrices derivadas de procesos petroquímicos.[48, 63, 77] por lo que su carácter sostenible disminuye considerablemente.

Las resinas termoestables provenientes de fuentes renovables y base biológica se han convertido en foco importante de investigación y son consideradas candidatas para la creación de biocomposites medioambientalmente más sostenibles ya que reducen la huella de CO₂ y la dependencia del petróleo, sin comprometer el comportamiento mecánico y térmico del producto final. Es el caso de las resinas furánicas, de poliéster o las epoxídicas procedentes de la síntesis de recursos naturales tales como los subproductos agrícolas (bagazo, cáscaras de avena, mazorcas de maíz, etc) o procedentes de aceites naturales cultivados y cosechados industrialmente, tales como aceite de pino [17, 56, 71, 78-80].

2.2.3 Aplicaciones de los biocomposites

Hoy en día, las empresas tienen mayor conciencia de la importancia del impacto medioambiental en la elaboración de sus productos. Debido a esto, es crucial la elección de las materias primas y del proceso de fabricación para minimizar consumos, emisiones nocivas y contaminaciones.

Por todo ello, el uso de las resinas y fibras de origen natural en la fabricación de piezas de materiales compuestos, tiene una creciente importancia ya que se disminuye la huella medioambiental de los productos, tanto en el origen como en el uso y el fin de vida de los mismos [44, 53, 81].

En la última década, el uso de materiales compuestos reforzados con fibras naturales se ha triplicado en 45.000 toneladas [82]. En la industria de la **automoción** se usan compuestos fabricados mediante infusión de resina y reforzados con fibras naturales tejidas bidireccionalmente mayoritariamente (95%), en componentes para interiores de coches que no requieren altas especificaciones estructurales. En este caso, las fibras naturales presentan ventajas como: grandes producciones en masa con bajo costo, posibilidad de reciclado y fabricación de formas complejas [53, 69, 83, 84].

En el sector **aeronáutico**, se están diseñando con biocomposites dispositivos para aplicaciones semi-estructurales ya que presentan cualidades como: más baratos, respetuosos con el medio ambiente y livianos en comparación con la fibra de vidrio [70]

En la industria de la **construcción** se utilizan fibras cortas de origen natural como relleno para la fabricación de perfiles mediante el proceso de pultrusión, donde las fibras aportan propiedades de amortiguación de vibraciones y aislamiento térmico. En países como la India, se están fabricando casas rurales con biocomposites reforzados con bambú y yute, generando fuentes de empleo y mejorando la calidad de vida de la comunidad rural [49, 50, 53, 57, 61, 85].

En la industria **naval** los biocomposites también se tienen cada vez más en cuenta. Un ejemplo es el proyecto “Sapienza” de la Universidad de Roma que contempla la fabricación de un prototipo de hidroavión que puede aterrizar en

agua y también funciona como una embarcación. En dicho prototipo se fabricaron algunas partes del interior de la cabina con biocomposite reforzado con fibra de cáñamo [86]. También, cabe destacar la fabricación de cascos de pequeñas embarcaciones de vela utilizando fibras pre-impregnadas con resinas termoestables de origen también natural que aportan a las embarcaciones factores como: reducción de peso, buenas propiedades mecánicas y un carácter ecológico. Además, existen otras aplicaciones en el sector náutico/naval como: bastidores, tablas de surf, piezas de interiores de yates y catamaranes [2, 45, 61].

En el campo **mobiliario**, los biocomposites reforzados con fibras naturales tipo mat aportan propiedades como: aislamiento acústico, buenas propiedades mecánicas específicas y un diseño ecológico en la fabricación de mesas, sillas, paneles o pies de lámparas [53, 61, 73].

Por último, en el sector de **ocio** se están introduciendo las resinas y las fibras naturales para fabricar bicicletas, cascos, esquís o raquetas y también carcasas de móviles dentro de los bienes de consumo doméstico [61, 87].

Se puede concluir, que el uso de materiales compuestos con resinas de origen natural reforzadas con fibras también naturales, tienen un futuro prometedor en los distintos sectores industriales debido a sus ventajas como: bajo costo, renovabilidad, biodegradabilidad, abundancia, buenas propiedades mecánicas específicas y buenos aislantes térmicos y acústicos.

2.3 Caracterización físico-mecánica

Se pueden encontrar en la bibliografía numerosos estudios para comprender el comportamiento físico-mecánico de los materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibras. Los factores que influyen en dicho comportamiento son fundamentalmente: el tipo de matriz, el tipo de refuerzo y su disposición, el sistema de fabricación, la adhesión fibra-matriz y el tipo de carga al cual está sometido [6, 10, 22, 88, 89].

2.3.1 Impactos de baja energía

El estudio de la resistencia a impactos de baja energía de materiales compuestos de matriz polimérica reforzada con fibras es de vital importancia en el diseño estructural de elementos que pueden sufrir pequeños impactos que deterioren sus propiedades sin daño aparente, afectando su calidad y reduciendo su vida útil [90-92].

Este tipo de impactos son habituales en sectores como el aeronáutico, donde por ejemplo, las piezas de composite del fuselaje de los aviones pueden sufrir impactos con objetos extraños durante el despegue y el aterrizaje. En el sector eólico, las palas de aerogeneradores fabricadas en composite reforzado con fibra de vidrio o carbono, sufren continuos impactos con aves o agentes meteorológicos como el granizo. En el caso de la industria náutica, los daños por impactos de baja energía de embarcaciones marinas suelen aparecer con objetos flotantes o durante la maniobras de atraque y desatraque [10, 93].

El daño por impactos de baja energía en materiales compuestos es una tarea compleja de estudiar y analizar, ya que se puede producir diferentes mecanismos de fallo como: delaminaciones, rotura de fibras o pérdida de adhesión matriz-fibra, y que están relacionados con las propiedades estructurales del material así como con las condiciones del impacto sufrido y las ambientales. Por lo tanto, es muy útil conocer los efectos de cada parámetro que actúa durante el impacto para tener una visión cualitativa y cuantitativa de los posibles mecanismos de fallo que puedan ocurrir durante el evento [94-96].

Los modos de fallo en los materiales compuestos son un factor importante en el análisis del daño, ya que proporcionan información del estado estructural del material, además de las propiedades residuales en el material afectado. Dichos modos de fallo se pueden analizar por medio de las curvas fuerza-tiempo, las cuales nos permiten descifrar los daños iniciales y críticos que puede sufrir un material compuesto durante el impacto [27, 95, 97, 98].

Una de las razones que limita el uso de materiales compuestos en diseño mecánico es la falta de modelos capaces de describir la transición crítica de un material intacto a un material dañado progresivamente hasta el colapso total y que ya no puede soportar ninguna carga. Los impactos accidentales de vehículos se encuentran habitualmente dentro de los denominados impactos transversales de baja velocidad y masas pesadas, los cuales, degradan la resistencia y estabilidad de los materiales compuestos. Incluso en algunos casos estos impactos son apenas visibles o no se detectan a simple vista [99].

Por esta razón, el comportamiento frente a impacto de materiales compuestos ha sido foco de numerosas investigaciones [1, 7, 91, 100-103]. Distintos autores, como Davies y Zhang, coinciden que el primer daño generado durante el evento del impacto es el agrietamiento de la matriz que genera una delaminación [104], seguido de una rotura de fibras, que pueden dar lugar a una indentación en el material o la perforación del mismo [1]. Por otro lado, Belingardi afirma en sus trabajos de investigación que la descripción del daño inicial y posterior evolución hacia el colapso, puede ser analizada como un comportamiento micro-mecánico del material, pero si se requiere un enfoque más global (macro-mecánica de la lámina), el comportamiento será en términos de intercambio, transformación o disipación de energías [3, 104].

Otros trabajos se centran en conocer el comportamiento a diferentes niveles energéticos y tras analizar las curvas fuerza tiempo, determinan los diferentes umbrales de daño, es decir, las fuerzas y energías de impacto correspondientes a cada modo de fallo del laminado [1, 105].

Por otro lado, otras investigaciones se han realizado para mejorar la resistencia a impacto y tolerancia al daño de materiales compuestos de matriz polimérica por medio de la incorporación de aditivos en la resina o pre-impregnando las fibras con el objetivo de mejorar la adhesión fibra/matriz [6, 71, 106].

En general, los resultados bibliográficos demuestran que en los ensayos a impacto de baja energía, el tiempo de contacto entre el impactor y la probeta está relacionado con la rigidez estructural del material. Existe mayor tiempo de contacto con el aumento de la energía de impacto, lo que conlleva a mayor

generación de daño. Lo anterior depende de factores como: naturaleza y tipo de fibra (corta, larga o trenzada), cantidad volumétrica de refuerzo y unión interfacial entre matriz y refuerzo [90, 97, 107].

En el caso específico de los materiales compuestos reforzados con fibras naturales, existen pocos estudios sobre el comportamiento a impacto de baja energía. La mayoría de los trabajos se centran en termoplásticos reforzados con fibras naturales como es el caso de Polilactidas reforzadas con fibras cortas de lino, yute o kenaf [67, 90, 107]. La mejora de las propiedades a impacto de dichos biocomposites se basa en la modificación superficial de la fibra para incrementar la adhesión interfacial entre la fibra y la matriz termoplástica.

Por el contrario, poca bibliografía se encuentra en el estudio a impacto de resinas termoestables de origen natural reforzadas con fibras naturales. Algunos de dichos trabajos, como en el caso de poliésteres reforzados con fibra natural de cáñamo y yute mat, obtienen valores de resistencia al impacto muy inferiores en comparación con la fibra de vidrio, sobre todo si se aumenta la temperatura del ensayo [95]. Por otro lado, los biocomposites reforzados con fibras trenzadas, obtienen mejores resultados que los reforzados con fibras cortas o mats, llegando a umbrales de fuerza y energía mayores. Esto se debe a que la rigidez a la flexión es mayor durante el impacto, además, de mayor cantidad volumétrica en refuerzo y mejor adherencia entre fibra y matriz, siendo más competitivos para remplazar a los materiales reforzados con fibras de vidrio [94, 95, 108].

Entre las distintas fibras naturales de refuerzo las fibras de lino y yute trenzado son las que ofrecen mejor comportamiento a impacto debido a que su respuesta estructural genera mecanismos que permiten disipar más energía [71, 108-110].

Respecto al porcentaje de fibra natural utilizada, se encuentran trabajos donde concluyen que si el material compuesto tiene un alto contenido de fibra natural su comportamiento es más dúctil y por lo tanto, absorbe mayor cantidad de energía durante el evento de impacto, mientras que para fracciones volumétricas de refuerzo más pequeñas, el comportamiento a impacto es frágil [94, 108, 111]. Así por ejemplo, biocomposites de poliéster reforzados con diferentes fracciones de fibra de cáñamo mat, absorben progresivamente mayor energía de impacto hasta llegar a un valor máximo de 21% en fracción volumétrica [73, 111].

Además, si se añade el efecto de la inmersión en agua de mar del biocomposite y su posterior impacto complica más aún el estudio y la caracterización del daño sufrido por el laminado. Algunos trabajos concluyen que la alta absorción de humedad debido al carácter hidrofílico de las fibras naturales y la degradación física de la matriz por exposición al agua de mar y los rayos ultravioleta, reducen las propiedades mecánicas del biocomposite generando una pérdida de adhesión entre la matriz y la fibra [41].

2.3.2 Comportamiento a tracción y flexión

Las propiedades de tracción y flexión en composites, tanto de matrices termoplásticas como termoestables, están influenciadas principalmente por la adhesión interfacial entre la matriz y las fibras de refuerzo. Varios trabajos estudian modificaciones químicas por medio de aditivos que emplean para mejorar la adhesión matriz-fibra, con el objetivo de aumentar las propiedades mecánicas de tracción y flexión. Es el caso de la pre-impregnación de las fibras antes de la fabricación de laminados, lo cual permite mejorar la fluidez de la resina y en consecuencia, mejora la unión de la interfaz matriz-fibra, lo cual, genera un aumento en las propiedades mecánicas a tracción y flexión de los composites [18, 71].

Por otro lado, el origen, porcentaje, orientación y tipo de trenzado de las fibras de refuerzo, son también claves en el comportamiento a tracción y flexión de los composites. Para piezas sometidas a grandes solicitaciones mecánicas de tracción y flexión, se utilizan trenzados unidireccionales orientados en distintas capas de acuerdo a las especificaciones de cargas [8]. Los trenzados bidireccionales son de amplio uso con matrices termoestables por su óptimo comportamiento a tracción y flexión [112]. Fibras cortas, no orientadas o tejidos tipo mat se utilizan para piezas con menores solicitaciones mecánicas [16, 22, 113].

Respecto a los biocomposites, también se trabaja en la mejora de la adhesión interfacial fibra natural-matriz para conseguir superiores propiedades a tracción y

flexión. Dicha mejora se basa en la modificación química superficial de la fibra o en la adición de aditivos [71, 114, 115].

Fibras naturales cortas se utilizan para piezas con bajas sollicitaciones mecánicas y con matrices termoplásticas debido a su elevada viscosidad. En este ámbito, es decir, matrices termoplásticas biodegradables reforzadas con fibras naturales cortas se encuentra abundante bibliografía sobre caracterización mecánica a tracción y flexión, obteniendo valores de resistencia mecánica, rigidez y ductilidad, lejanos a los composites con matrices y fibras no renovables [12, 48, 52, 116].

Las fibras naturales tipo mat y sobre todo trenzadas, se utilizan para reforzar matrices termoestables en el diseño de piezas con sollicitaciones mecánicas importantes, tal y como se indicó en el apartado 2.2.3. *Aplicaciones de los biocomposites*.

Varios trabajos avalan el buen desempeño de los biocomposites reforzados con fibras trenzadas y su superioridad sobre las fibras tipo mat. Los resultados concluyen que los biocomposites de matriz epoxi reforzada con fibras de trenzadas de lino y yute tienen buenas propiedades en cuanto al módulo de flexión específica y módulo de Young específico igualando incluso a los materiales reforzados con fibra de vidrio [110, 117-119]

En cuanto al porcentaje de fibra natural en el biocomposite, se puede concluir que la resistencia a tracción y flexión aumenta proporcionalmente con el porcentaje volumétrico de la fibra natural hasta un valor máximo y óptimo [48, 119].

Pocos trabajos se encuentran en la bibliografía para estudiar el efecto del agua de mar en las propiedades a tracción y flexión de biocomposites. L. Yan y N. Chow [120] estudiaron laminados para aplicaciones civiles por contacto a mano de resina epoxi reforzada con fibra de lino tras sumergirlas en agua de mar durante 365 días, los resultados arrojaron un aumento del peso por la absorción de humedad del 9% con una pérdida de la resistencia a la tracción del 28% y la reducción de la resistencia a la flexión del 19%.

En conclusión, la naturaleza de la fibra, su porcentaje de refuerzo en el biocomposite, la interacción con la matriz y el tipo de trenzado, son claves para obtener laminados medioambientalmente sostenibles y capaces de competir en

propiedades mecánicas específicas con los composites tradicionales reforzados con fibras no renovables como el vidrio.

2.4 Inspección no destructiva de materiales compuestos

La inspección no destructiva del daño en materiales compuestos de matriz polimérica reforzada con fibras es de gran complejidad debido a la difícil caracterización de los distintos mecanismos que intervienen como: agrietamiento de la matriz, pérdida de adhesión fibra-matriz, delaminación, cizallamiento de las fibras y rotura o fractura de fibras [121-128].

Cuando se generan impactos de baja energía en composites, se puede producir cizalladura interlaminar que en la mayoría de los casos no es perceptible a simple vista y con el tiempo puede crecer debido al sometimiento de cargas durante su vida útil. Por lo tanto, es de gran importancia detectar y prever el comportamiento estructural del material cuando hay presencia de daños por impactos de baja energía [122, 123, 125].

Tal y como se comentó en el apartado *2.3.1 Impactos de baja energía*, este tipo de impactos de baja energía son habituales en la industria aeronáutica [121, 124], eólica o naval [123-125].

El procedimiento de inspección adecuado para las piezas de composite no debe modificar el estado original de la pieza para no comprometer la integridad de la estructura y poder evaluar y detectar a tiempo posibles defectos internos. Las técnicas de inspección no destructivas más relevantes para materiales compuestos reforzados con fibras son: termografía activa, rayos X y ultrasonidos [125, 126]

La termografía activa es una forma de inspeccionar un material provocando un flujo de calor con una estimulación externa. Un defecto interno o la no homogeneidad del material pueden alterar ese flujo, produciendo una distribución anómala de la temperatura [127, 129].

El **ensayo no destructivo de rayos X** es una tecnología que se utiliza habitualmente en medicina pero que también se puede aplicar en la inspección de materiales compuestos. Esta técnica permite obtener imágenes de la microestructura con una resolución que puede acercarse a la microscopía óptica. Funciona realizando una transferencia de energía que viaja a la velocidad de la luz en el vacío y puede penetrar en los materiales que absorben o reflejan luz, produciendo una imagen que detecta las posibles atenuaciones que pueden ser anomalías o defectos del material. Se trata de una tecnología comúnmente utilizada en aeronáutica [124].

La **tecnología de inspección no destructiva por ultrasonidos**, es una técnica que se utiliza ampliamente en la inspección de materiales compuestos reforzados con fibras de carbono y vidrio. La onda ultrasónica que viaja mediante un medio acoplante (gel o agua) muestra patrones de reflexión y transmisión específicos en función de las interfaces de los materiales, de esta forma puede detectar posibles cambios estructurales en el material [122, 123, 125, 128, 130].

En la Figura 2.5 se puede observar un esquema para un ensayo de inspección no destructiva de ultrasonidos por inmersión. El palpador se encarga de transmitir y percibir una onda ultrasónica que viaja a través del agua hasta penetrar el material. El agua actúa como medio de acoplamiento ultrasónico entre el palpador y la probeta. Durante su viaje por el material, esta onda detecta y determina el tamaño y posición de los defectos en el material compuesto [130].

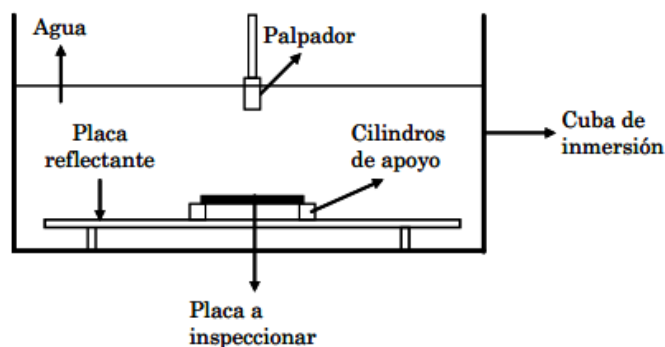


Figura 2.5: Esquema ilustrativo de inspección no destructiva por ultrasonidos

En el caso de los biocomposites reforzados con fibras naturales, la inspección no destructiva del daño por impactos de baja energía se complica debido al carácter atenuador del sonido de la fibra natural. En la bibliografía se encuentran pocos estudios donde se aplica esta técnica para la inspección del daño [94] y se centran en describir la geometría y extensión del daño a diferentes niveles de energías de impacto, observar la separación de las capas de refuerzo a medida que aumenta la energía de impacto es complicado debido a la naturaleza porosa del material que no deja transportar el haz de ultrasonidos [125]

2.5 Análisis crítico del estado del arte

Industrias como la automotriz, aeronáutica, eólica, mobiliario, náutica o deportiva muestran gran interés en el desarrollo de nuevos materiales compuestos a partir de materias primas de origen renovable. Por ello, la comunidad científica está realizando un esfuerzo importante en el desarrollo de nuevos materiales compuestos medioambientalmente sostenibles y capaces de competir en prestaciones mecánicas con los de origen no renovable.

En este contexto, y dado que en la bibliografía la mayoría de los biocomposites utilizan matrices derivadas de procesos petroquímicos, se desarrollan en la presente tesis doctoral laminados con una matriz epoxídica de origen natural reforzada con distintas fibras naturales, de origen y estructuras variadas.

Fibras de lino, yute, cáñamo y fique colombiano, son los refuerzos utilizados en la fabricación de laminados y posteriormente caracterizados e inspeccionados. Dichas fibras son ampliamente utilizadas y caracterizadas mecánicamente en la bibliografía, sin embargo, pocos trabajos se encuentran centrados en la caracterización a impacto biaxial de baja energía de estos biocomposites, en particular, del fique colombiano.

Además, dado que la aplicación final de estos biocomposites se va a orientar hacia el sector náutico, es crucial conocer el efecto del agua de mar en las propiedades mecánicas y a impacto de los mismos. En este sentido, el trabajo puede aportar nuevo conocimiento científico en cuanto al comportamiento de

estos laminados medioambientalmente sostenibles tras un periodo determinado de inmersión en agua de mar.

Por otro lado, la revisión bibliográfica aporta muy pocos trabajos de biocomposites reforzados con varias fibras naturales, es decir, laminados híbridos de origen renovable. En la presente tesis doctoral, se fabricó un nuevo material utilizando la resina bioepoxi reforzada con láminas de madera de pino y tejidos de lino y yute. La caracterización mecánica a tracción, flexión e impacto de baja energía, y su posterior inspección mediante ultrasonidos y microscopía electrónica; antes y después de su inmersión en agua de mar, puede generar conocimiento científico y nuevos materiales para la fabricación de piezas del sector náutico.

Capítulo 3

Objetivos

3. OBJETIVOS

A partir de la revisión del estado del arte y el análisis crítico del mismo, se establecen los siguientes objetivos:

- Fabricar materiales compuestos cuyos componentes sean de origen renovable mediante el proceso de infusión en vacío. Para lograr este objetivo se utilizará una resina natural bio-epoxi como matriz y fibras naturales trenzadas de lino, yute, fique y fibras naturales tipo mat de lino y cáñamo como refuerzo. Además, como material de referencia para aplicaciones náuticas se fabricarán laminados de resina bio-epoxi reforzada con fibra de vidrio mat.
- Sumergir en agua de mar los diferentes laminados de biocomposite durante un periodo de bioactividad marina de seis meses.
- Caracterización físico-mecánica de todos los materiales antes y después de inmersión en agua de mar. En esta caracterización se realizarán: ensayos de impacto biaxial de baja energía y ensayos de tracción. Además, se analizarán todas las superficies de fractura mediante Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).
- Seleccionar los biocomposites con mayores propiedades a impacto y tracción. De este modo, se descartan las fibras naturales con propiedades mecánicas más bajas tras su inmersión en agua de mar.
- Realizar un estudio pormenorizado del comportamiento a impacto biaxial de baja energía de los biocomposites seleccionados, para obtener sus perfiles energéticos antes y después de su inmersión en agua de mar. Así mismo, inspeccionar las probetas impactadas mediante la técnica no destructiva de ultrasonidos por inmersión.
- Fabricar un nuevo material híbrido tipo sándwich reforzado con láminas de madera de pino en las capas superior e inferior y tres capas de tejido trenzado en el centro con las fibras naturales previamente seleccionadas.
- Sumergir en agua de mar los laminados híbridos madera-fibra durante un periodo de bioactividad marina de seis meses.

- Realizar una caracterización físico-mecánica consistente en ensayos de: impacto de baja energía, tracción, flexión tres puntos y cortadura interlaminar. Como también analizar las superficies de fractura e inspeccionar el daño por ultrasonidos.

Cumpliendo los anteriores objetivos, se pretenden obtener nuevos materiales medioambientalmente sostenibles y estructuralmente adecuados para aplicaciones náuticas y en un futuro, para otros sectores industriales.

Capítulo 4

Materiales y técnicas experimentales

4. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

4.1. Materias primas

Se han fabricado materiales compuestos de matriz termoestable bioepoxi reforzados con fibras naturales de lino trenzado, yute trenzado, fique trenzado, lino mat, cáñamo mat y vidrio mat.

4.1.1 Matriz

Se ha utilizado en este trabajo una resina bioepoxi de dos componentes: la resina SUPER SAP® CLR Epoxy y el endurecedor SUPER SAP® INF02, suministrada por la compañía Entropy Resins Inc. La relación de curado es de 100:33 partes en peso. A diferencia de las resinas tradicionales tipo epoxy que se componen principalmente de materiales derivados del petróleo, esta resina se obtiene de materiales renovables que son subproducto de procesos industriales tales como la pulpa de madera y la producción de biofuel [131].

Tabla 4.1: Propiedades físicas de la resina Super Sap® CLR epoxy [131]

Propiedad	Valor
Apariencia	Amarillo claro
Viscosidad (Pa-s @ 25 °C)	2-4
Densidad (Kg/m³)	1100-1200
Contenido masa	30,8%-45,2%

Cuando se aplica un ciclo de curado de 24 horas a una temperatura de 25°C y postcurado de 50 °C durante 2 horas se obtienen las propiedades mecánicas de la tabla 4.2 [131].

Tabla 4.2: Propiedades mecánicas de la resina Super Sap® CLR epoxy endurecida con Super Sap INF02 [126]

Propiedad Mecánica	Valor
Módulo a tracción (GPa)	4,3
Resistencia a la tracción (MPa)	70
Módulo de flexión (GPa)	3,8
Resistencia a flexión (MPa)	110
Alargamiento a la rotura (%)	2
Tg (°C)	115

4.1.2 Refuerzos

Durante el desarrollo de la presente tesis doctoral, se utilizaron como refuerzos: fibras naturales de distinto gramaje y trenzado, láminas de madera y fibras de vidrio a modo de referencia estructural.

Dentro de las fibras naturales, se han empleado dos tipos de tejidos:

Tejidos planos bidireccionales 0/90: Este tipo de tejido se obtiene mediante telas formadas por el entre cruzamiento y enlace de 2 series de hilos: una longitudinal y otra transversal, llamados urdimbre y trama, respectivamente, la serie longitudinal recibe el nombre de urdimbre y cada una de sus unidades se denomina hilo. La serie transversal recibe el nombre de trama y cada una de sus unidades se denomina pasada (Figura. 4.1). Este tipo de entramado aporta buena estabilidad al tejido, pero dificulta la adaptabilidad del mismo.

Tejidos tipo mat: Este tejido consiste en la unión de fibras discontinuas y ordenadas aleatoriamente, su ventaja radica en que sus propiedades son isotrópicas, son más económicas y en cuanto a fabricación, se adaptan más fácilmente a la geometría del objeto que se desea obtener. Generalmente se fabrican materiales compuestos con tejido mat cuando se utilizan técnicas de contacto a mano. Por la contra, son menos resistentes que los tejidos de fibras continuas y alineadas o trenzadas.

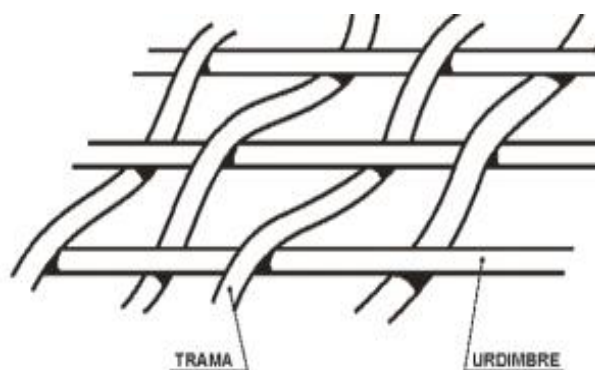


Figura 4.1: Partes del tejido plano [16]

El **tejido de lino trenzado** que se ha utilizado es 0/90 balanceado (Figura 4.2), con un gramaje de 300g/m² y suministrado por la empresa belga LINEO [132]. Las propiedades mecánicas del tejido se pueden observar en la Tabla 4.3

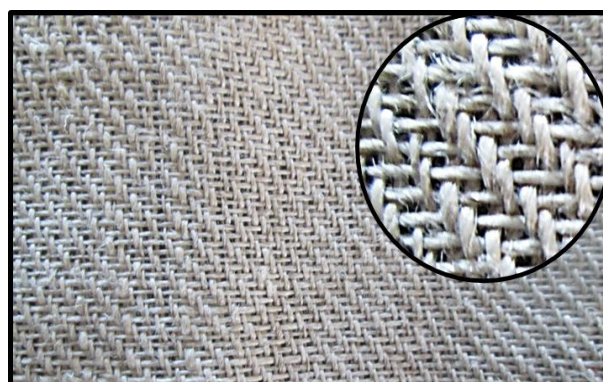


Figura 4.2: Tejido de lino

Tabla 4.3: Propiedades mecánicas del lino [61, 133]

Propiedad	valor
Densidad (g/cm ³)	1,4-1,52
Resistencia a la tracción (MPa)	700
Módulo de elasticidad E (GPa)	70
E específico (E/Dens)	43-57
Elongación a la rotura (%)	3
Absorción de Humedad (%)	7

El tejido de yute que se ha utilizado en este trabajo es 0/90 (Figura 4.3) con un gramaje de 300 g/m² y suministrado por la empresa española TEJJUT [134]. Las propiedades mecánicas de dicho tejido se pueden observar en la tabla 4.4.

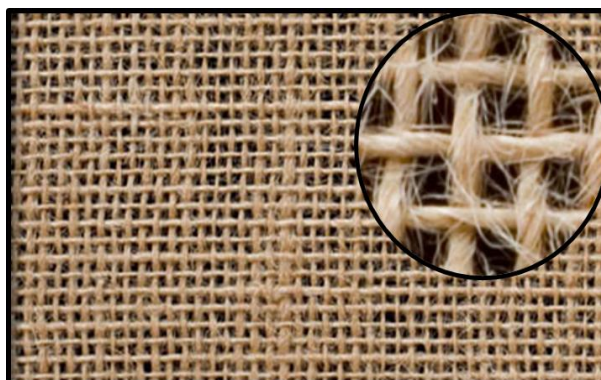


Figura 4.3: Tejido de yute

Tabla 4.4: Propiedades mecánicas del yute [133, 135]

Propiedad	Valor
Densidad (g/cm ³)	1,3-1,5
Resistencia a la tracción (MPa)	500
Módulo de elasticidad E (Gpa)	30
E específico (E/Dens)	7-21
Elongación a la rotura (%)	1,8
Absorción de Humedad (%)	12

El tejido bidireccional formado por fibras de fique (Figura 4.4), tiene un gramaje 530 g/m² y ha sido suministrado por la empresa COHILADOS DEL FONCE [136]. Las propiedades mecánicas de la fibra se pueden observar en la tabla 4.5.

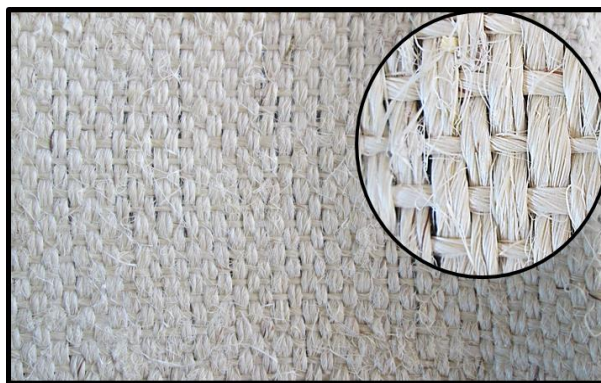


Figura 4.4: Tejido de fique

Tabla 4.5: Propiedades mecánicas de la fibra de fique [137]

Propiedad	Valor
Densidad (g/cm ³)	0,723-1,1
Resistencia a la tracción (MPa)	571
Módulo de elasticidad E (Gpa)	9
E específico (E/Dens)	7-21
Elongación a la rotura (%)	9,8
Absorción de Humedad (%)	8,12

Las fibras de **cañamo tipo mat** que se utilizaron (Figura 4.5) tienen un gramaje de 330 g/m², y ha sido suministrado por la industria Hemp Technology UK Ltd [138]. Las propiedades mecánicas se pueden observar en la tabla 4.6.

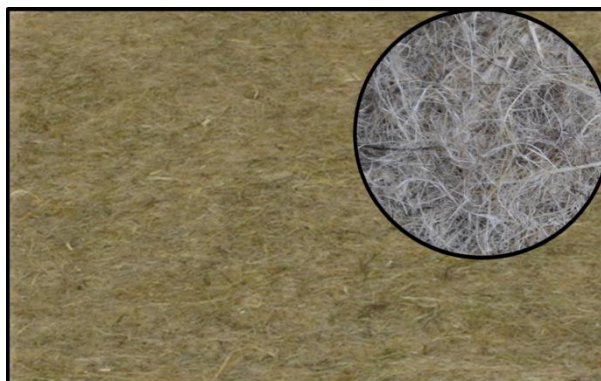
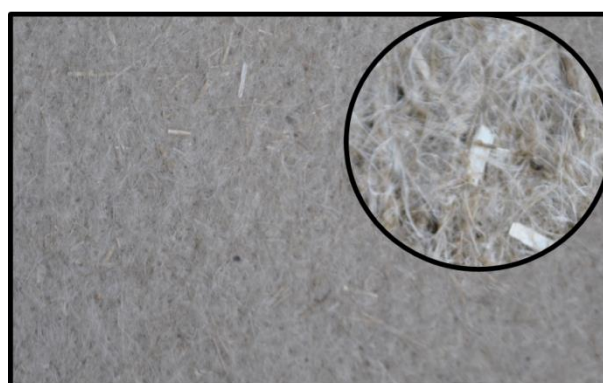


Figura 4.5: Tejido de cañamo mat

Tabla 4.6: Propiedades de la fibra de cáñamo. [73, 139]

Propiedad	Valor
Densidad (g/cm ³)	1.4-1,6
Resistencia a la tracción (MPa)	800
Módulo de elasticidad E (GPa)	65
E específico (E/Dens)	47
Elongación a la rotura (%)	3
Absorción de Humedad (%)	8

Las fibras de **lino tipo mat** utilizadas (Figura 4.6) tienen un gramaje de 300 g/m² y han sido, suministradas por la industria Hemp Technology UK Ltd [138]. Las propiedades mecánicas se pueden observar en la tabla 4.7.

**Figura 4.6:** Tejido de lino mat**Tabla 4.7:** Propiedades mecánicas de la fibra de lino. [61, 133]

Propiedad	valor
Densidad (g/cm ³)	1,4-1,52
Resistencia a la tracción (MPa)	700
Módulo de elasticidad E (GPa)	70
E específico (E/Dens)	43-57
Elongación a la rotura (%)	3
Absorción de Humedad (%)	7

Fibras de vidrio (E) tipo mat utilizadas como referencia (figura 4.7) tienen un gramaje de 600 g/m². Las propiedades mecánicas se pueden observar en la tabla 4.8.

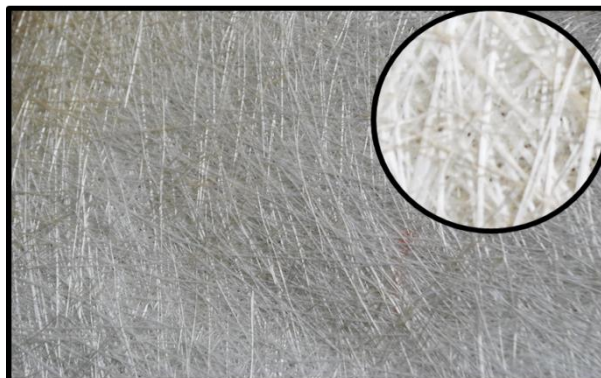


Figura 4.7: Tejido de vidrio (E) mat.

Tabla 4.8: Propiedades mecánicas del vidrio (E)[8]

Propiedad	valor
Densidad (g/cm ³)	2,5
Resistencia a la tracción (GPa)	3,45
Módulo de elasticidad E (GPa)	72,35
Elongación a la rotura (%)	4,4

Se han utilizado láminas de madera de pino con un espesor de 0.5 mm suministradas por la empresa española BILTOSAN [140].

Tabla 4.9: Propiedades mecánicas pino radiata [141]

Propiedad	valor
Densidad (g/cm ³)	0,451
Compresión paralela a la fibra (MPa)	30
Módulo de elasticidad a flexión E (GPa)	12,4
E específico (E/Dens)	27,5

4.2. Proceso de fabricación de biocomposites y materiales híbridos madera-fibra natural

El método de fabricación utilizado para la obtención de los laminados de la presente tesis es el de infusión por vacío (Figura 4.8). Dicho método es un proceso mediante el cual, el vacío succiona la resina hacia un laminado de fibra seca colocada sobre un molde, siendo el contramolde una película de plástico que realiza la compactación de las fibras contra dicho molde. La infusión de resina se considera un “proceso de molde cerrado” [142].

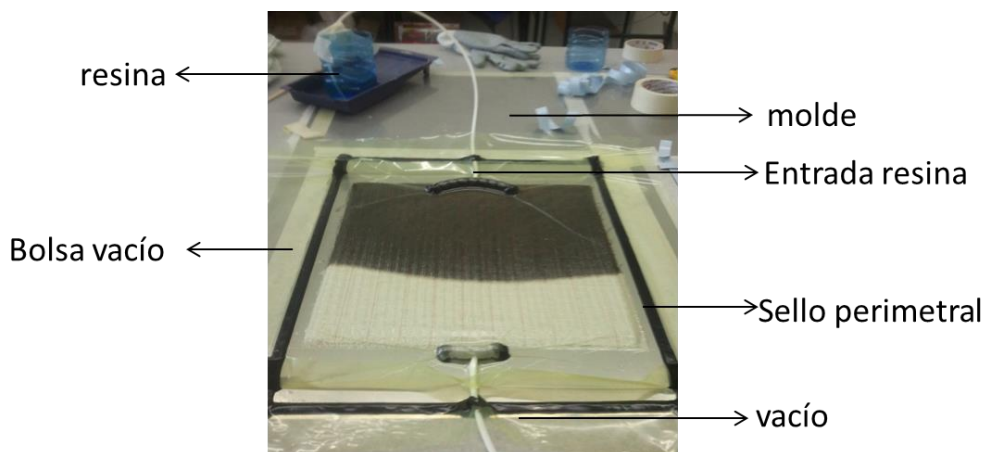


Figura 4.8: Fabricación de laminados por infusión en vacío

Para la realización de la tesis, se ha seleccionado este proceso de fabricación de laminados por los siguientes motivos [8, 142]:

- Se consiguen buenas relaciones fibra-matriz, y en consecuencia laminados resistentes.
- Se reduce la exposición del operario a emisiones perjudiciales.
- Proceso más limpio en comparación con el de contacto a mano.
- Proceso económico.
- Se trata de un proceso ampliamente utilizado en distintos sectores industriales como es el caso del sector naval para la fabricación de cascos de embarcaciones [8, 33].

Durante el desarrollo de la tesis se han fabricado mediante el proceso de infusión diferentes laminados de resina bioepoxi reforzados con varias capas de fibras naturales, para conseguir espesores aproximados de 3 a 4 mm.

En el caso de los laminados de materiales híbridos madera-fibra (Figura 4.9), la configuración del refuerzo para fabricar este compuesto es 2:1, es decir, dos láminas de madera (pino) en las caras superior e inferior y distintas capas de fibra natural en la parte central.

De esta manera, se fabrican híbridos pino-lino (FWL lino) con tres capas de lino en el medio e híbridos pino-yute (FWL yute) con tres capas de yute en el centro del laminado. En distintos ensayos previos se observó que la láminas de madera disminuyen notablemente la permeabilidad del laminado, pudiendo llegar incluso a interrumpir el flujo de la resina en el eje z y la impregnación total del compuesto. Por ello, se hizo necesario realizar una serie de agujeros en la zona del comienzo de la infusión (Figura 4.9a) en ambas láminas de madera y también se utilizó una malla de distribución (Figura 4.9b) para optimizar el flujo de la resina y lograr un laminado final de calidad (Figura 4.9d).

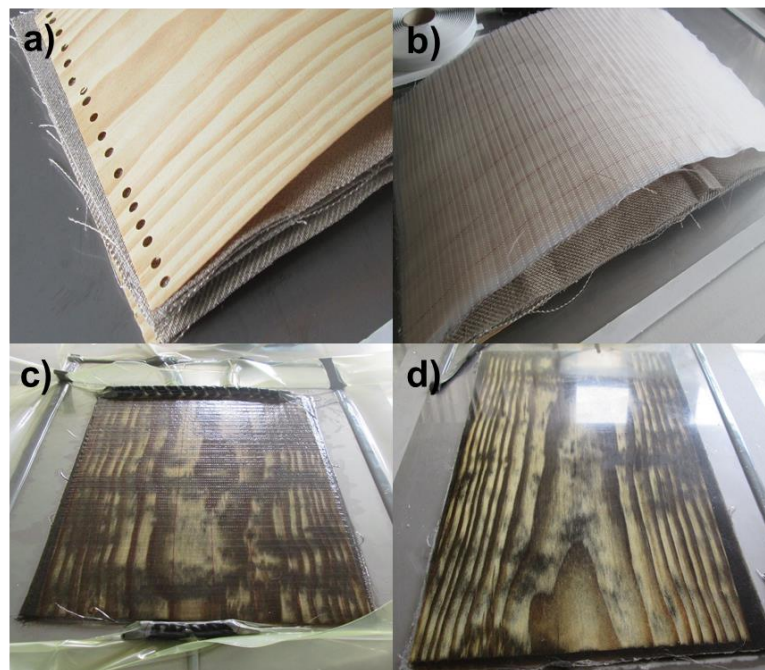


Figura 4.9: Proceso de fabricación laminados híbridos a) agujeros para mejorar tránsito resina eje z. b) rejilla para mejorar el flujo de la resina en el eje Y. c) infusión del laminado c) resultado final.

En la tabla 4.10 se observan los biocomposites e híbridos fabricados con resina bio-epoxi con sus respectivos refuerzos, configuraciones y espesores.

Tabla 4.10: Materiales y refuerzos utilizados

Compuesto	Refuerzo	Nº capas	Espesor (mm)
Biocomposite	Lino trenzado	5	3,7±0,03
	Yute trenzado	5	3,63±0,10
	Fique trenzado	3	4,19±0,24
	Cáñamo mat	2	4,02±0,24
	Lino mat	2	4,17±0,15
FWLs	Pino-lino trenzado	2-3	3,3±0,10
	Pino-yute trenzado	2-3	3,4±0,10
Composite	Vidrio	10	3,15±0,15

4.3. Caracterización físico-mecánica de los biocomposites

4.3.1 Ensayo de impacto biaxial de baja energía

- **Descripción del equipo y datos que se obtienen**

Los ensayos de impacto biaxial de baja energía se han llevado a cabo en una máquina de caída de dardo instrumentado comercial fractrovis Plus (Figura 4.10a). La máquina básicamente consta de dos partes: la cruceta móvil o impactor y la base. El impactor está compuesto por el portamasas, el impactor instrumentado y el indentador. Esta configuración modular permite variar la masa del impactor (m_{imp}), la capacidad de la célula de carga así como el indentador. El impactador se fija a la cruceta móvil que se encarga de posicionar el impactor a la altura (h) seleccionada.

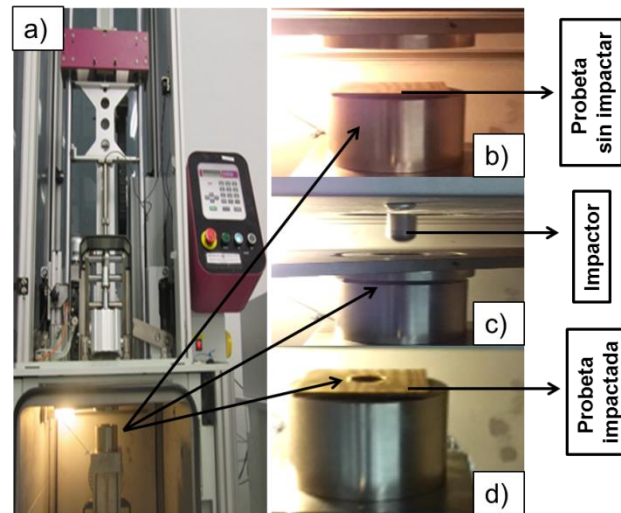


Figura 4.10: Impacto biaxial instrumentado a) Equipo de ensayo (fractrovis Plus), b) probeta sin impactar c) impactador y d) probeta impactada y perforada

El dardo es subido y bajado mecánicamente mediante un sistema neumático controlado desde el mando de control. En la parte inferior, se encuentra un soporte con puertas que a la vez sirven como sistema de seguridad para los usuarios de la máquina.

Una vez montados el impactador y el utillaje, y colocada la probeta (figura 4.10b), todas las manipulaciones se hacen por medio del software CeastView 5.7203 B. Además, el equipo cuenta con un sistema de adquisición de datos, que capta la variación de la señal emitida por la galga extensiométrica del impactador durante el impacto. Para llevar a cabo los ensayos es necesario introducir los parámetros básicos del ensayo, además de establecer parámetros adecuados (trigger, frecuencia de muestreo...) para una adquisición de datos óptima. El equipo cuenta con un dispositivo antirrebote neumático que evita múltiples colisiones posteriores al impacto inicial.

Para cada ensayo, se registra la fuerza (F) durante un periodo de tiempo (t) predefinido por el usuario (habitualmente $t=2\mu s$), que se divide en un máximo de 8000 puntos por medida, lo que asegura un gran número de puntos para el trazado de la curva fuerza-tiempo ($F-t$).

La energía de impacto (E_0) depende tanto de la velocidad de impacto, que varía según la altura (h) de la que se deja caer el impactador (31-1000mm), como de su

masa, que puede variarse colocando masas en los portamasas (2,045 – 5,045 Kg).

El ensayo de impacto biaxial consiste en colocar la probeta con forma cuadrada simplemente apoyada sobre el utillaje (figura 4.10b) y golpearla con un impactor de cabeza semiesférica con una energía de impacto (E_0) determinada (Figuras 4.10c y 4.10d). Tras el impacto la E_0 se puede dividir en cuatro partes; energía almacenada o elástica, energía viscoelástica, energía consumida en la deformación plástica de los materiales dúctiles o a través de diferentes mecanismos de daño en los frágiles, y por último, la asociada con mecanismos como el rozamiento debido al deslizamiento de la probeta respecto a la base o las pérdidas por amortiguamiento [143].

Las probetas utilizadas en este tipo de ensayo son mucho más representativas que en el caso de los ensayos con péndulo, y el esfuerzo aplicado es biaxial. Por consiguiente, el material se ensaya en todas las direcciones, reproduciéndose condiciones parecidas a las que sufre el producto final en servicio [144].

Como resultado del ensayo de impacto biaxial se obtiene la curva de la fuerza a la que está sometido el impactor (F) durante la duración del evento o tiempo de contacto (t). A partir de estas curvas experimentales $F-t$, aplicando la segunda ley de Newton y mediante integraciones sucesivas de la aceleración, se calcula la energía perdida por el impactor y su desplazamiento [5, 145, 146], y en consecuencia, la deformación y energía absorbida por la probeta [90, 147]. En una primera integración se determina la velocidad $v(t)$ en función del tiempo (ecuación 4.1), donde m_{imp} es la masa del impactor, P_{imp} es el peso del impactor, y v_{imp} es la velocidad inicial en el momento de impacto. En la segunda integración, se obtiene el desplazamiento $x(t)$ en función del tiempo (ecuación 4.2). Una vez conocidas la fuerza y el desplazamiento se puede determinar la energía $E(t)$ (ecuación 4.3).

$$v(t) = v_{imp} - \int_0^t \frac{F(t) - P_{imp}}{m_{imp}} dt \quad (4.1)$$

$$x(t) = \int_0^t \left[v_{imp} - \int_0^t \frac{F(t) - P_{imp}}{m_{imp}} dt \right] dt \quad (4.2)$$

$$E(t) = \int_0^t (F(t)) \left[v_{imp} - \int_0^t \frac{F(t) - P_{imp}}{m_{imp}} dt \right] dt \quad (4.3)$$

En la Figura 4.11 se muestra un diagrama esquemático de las curvas típicas de fuerza y energía en función del tiempo para un ensayo de impacto biaxial, así como los parámetros más característicos.

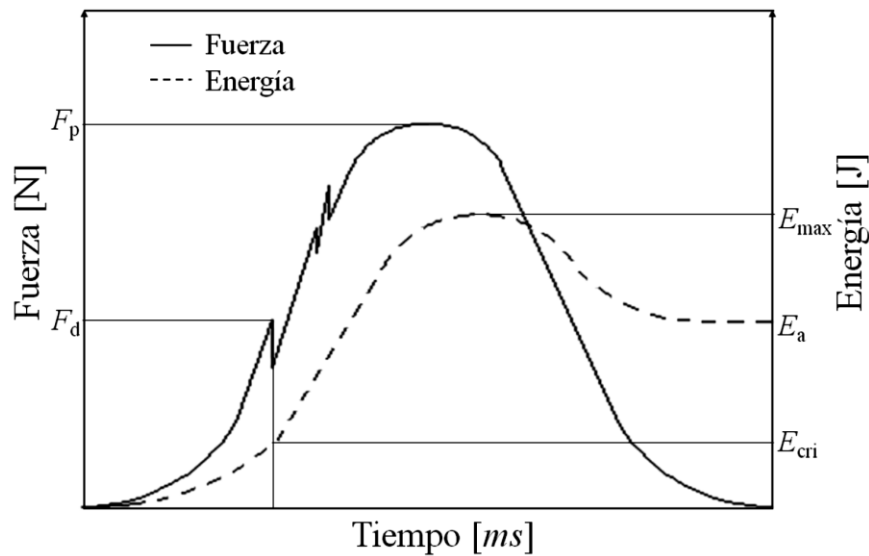


Figura 4.11: Diagrama esquemático de las curvas típicas de $F-t$ y $E-t$ para un ensayo de impacto biaxial [91]

La fuerza correspondiente al umbral de delaminación F_d , se define como el valor inicial en el que se puede detectar un cambio significativo en la pendiente, y es independiente de la energía de impacto (E_0) [1, 107]. La energía crítica o energía correspondiente al umbral de delaminación E_{cri} es la energía correspondiente a la fuerza de delaminación (F_d). Basándose en la (E_{cri}) los impactos pueden dividirse en dos categorías; impactos subcríticos para valores por debajo del umbral de delaminación o supercríticos para valores superiores [1]. La fuerza máxima registrada es la fuerza pico (F_p). La energía absorbida (E_a) corresponde a la suma de la contribución de la energía consumida en la iniciación y propagación del daño (E_D), y la contribución de las fuerzas no conservativas (E_{NC}), como son el rozamiento y la amortiguación de la probeta. Finalmente, la diferencia entre la

energía máxima (E_{max}) y la E_a es la energía almacenada o de deformación elástica (E_e) [91].

La energía de impacto (E_0) y la energía absorbida (E_a) son dos parámetros importantes para evaluar el comportamiento y resistencia a impacto de las estructuras de material compuesto [1]. La energía de impacto (E_0) se define como la cantidad total de energía que se introduce en el material compuesto. El diagrama que muestra la relación entre la E_0 y E_a se denomina perfil energético, y la línea discontinua diagonal en el diagrama representa la línea de equienergía entre la energía de impacto y la energía absorbida (Figura 4.12).

La forma del diagrama del perfil energético depende de factores asociados a la geometría del impactor y a las características del laminado. Entre estas últimas, se pueden destacar los materiales constituyentes, la geometría de las fibras, el espesor y la secuencia de apilamiento del laminado. En la Figura 4.12 se muestra un diagrama del perfil energético típico para un laminado de material compuesto. El diagrama consiste de tres regiones: AB, BC y CD. En la región AB la probeta permanece sin penetración. La cantidad de daño que sufre la probeta y la superficie total de área dañada dependen de la energía de impacto. En esta región, la curva se encuentra por debajo de la línea de equienergía, lo que implica que la probeta no es capaz de absorber toda la energía (la diferencia entre la curva y la línea de equienergía). El exceso de energía se acumula en el impactor y produce el rebote del impactor tras el impacto [92].

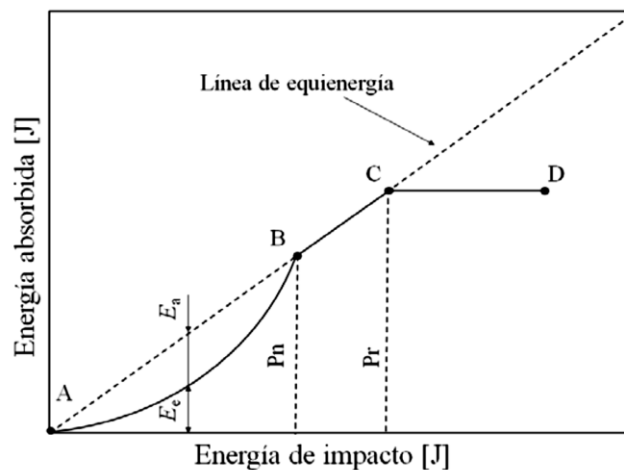


Figura 4.12: Diagrama del perfil energético típico de un material compuesto ensayado a impacto biaxial.[92]

A la región BC se le denomina región de penetración, en esta región el total de la energía de impacto es absorbida por la probeta. Por último, la región CD es la región de perforación. Los puntos B y C representan el umbral de penetración (P_n) y perforación (P_r), respectivamente. El umbral de penetración se puede definir como el punto donde la energía absorbida iguala a la energía de impacto por primera vez. Al alcanzar el umbral de penetración, el impactor se queda adherido dentro del laminado y no rebota [1]. A partir del umbral de perforación, la energía absorbida permanece más o menos constante. Esto implica que el impactor no produce más daño en la probeta ni siquiera aumentando la energía de impacto [90, 92, 111].

El balance energético que relaciona la energía de impacto con la componente de energía de deformación elástica (E_e) y el término de la energía absorbida (E_a) es aplicable en la región formada por las regiones AB y BC (ecuación 4.4):

$$E_0 = E_e + E_a = E_e + E_D + E_{NC} \quad (4.4)$$

El impactor utilizado ha sido el instrumentado con una célula de carga de 20 kN, junto con un indentador de cabeza semiesférica con 20 mm diámetro. Todos los ensayos se han llevado a cabo a temperatura ambiente (20 - 23 °C).

Cada material se ha ensayado aumentando la energía de impacto (E_0) hasta llegar a la perforación y poder completar de este modo el perfil energético de dicho material. Se han realizado ensayos de impacto desde 0,5 a 50 J, para lo que se han combinado diferentes masas y alturas.

- **Geometría y mecanizado de probetas**

En el presente trabajo, de todos los laminados fabricados por el proceso de infusión, se mecanizaron 10 probetas cuadradas de 70 mm de lado para llevar a cabo ensayos de impacto biaxial de baja energía. Las probetas de 70 mm x 70 mm, se sujetan y amordazan sobre un anillo anular con un diámetro de 40 mm y uno exterior de 60 mm.

4.3.2 Ensayo de tracción

- Descripción del equipo y datos que se obtienen

Los ensayos de tracción se han llevado a cabo en una máquina universal de ensayos marca SERVOSIS ME-405/10, equipada con una célula de carga de 20kN, se utilizaron dos extensómetros manuales, uno transversal y otro longitudinal para medir el alargamiento longitudinal y el alargamiento transversal o acortamiento respectivamente (Figura 4.13). El ensayo se realiza a temperatura ambiente (20-23 °C) y velocidad de deformación de 2 mm/min según establece la norma ASTM D3039.

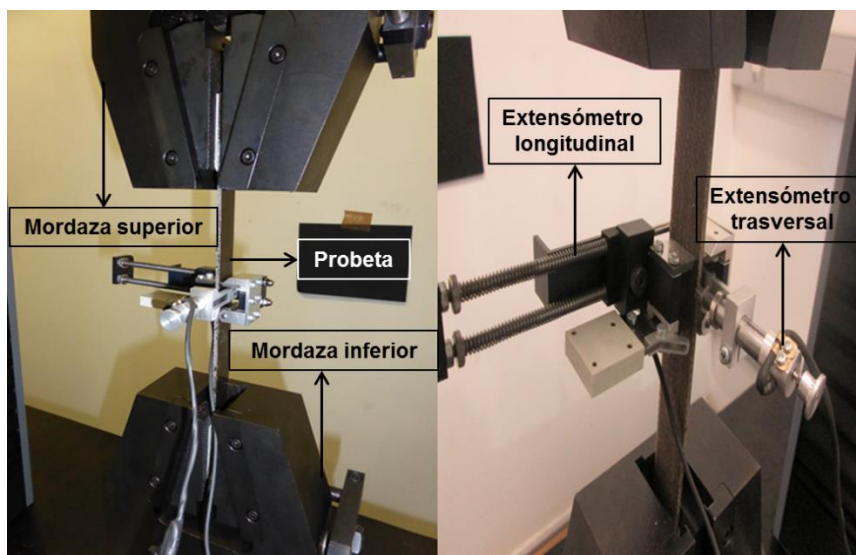


Figura 4.13: Máquina SERVOSIS ME-405/10 con extensómetros longitudinal y transversal.

El ensayo de tracción consiste en deformar una probeta por estiramiento uniaxial y registrar dicha deformación frente a la tensión aplicada. Las probetas se sujetan mediante mordazas con apriete hidráulico para evitar deslizamientos. Esta máquina está diseñada para alargar la probeta a velocidad constante y para medir continua y simultáneamente la carga instantánea aplicada (con una celda de carga) y el alargamiento resultante. El ensayo es destructivo, o sea, la probeta del ensayo se lleva a rotura.

Las propiedades mecánicas se evalúan, a partir de las curvas tensión-deformación (Figura 4.14). Los parámetros más importantes son:

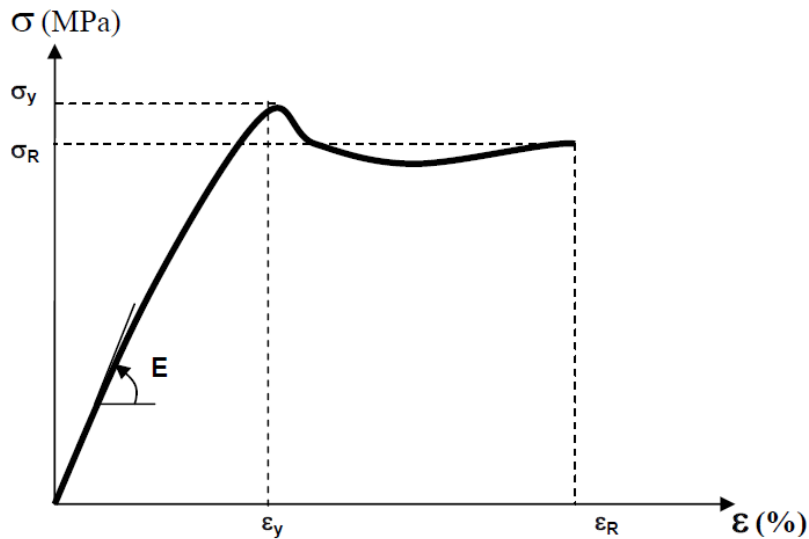


Figura 4.14: Curva de tensión-deformación de un ensayo de tracción [148]

- a) **Límite elástico** (σ_y): es la máxima tensión que el material es capaz de mantener sin desviación de la ley de Hooke, es decir es una medida de su resistencia a la deformación elástica. Se expresa en MPa. o N/mm^2
- b) **Tensión de la rotura** (σ_R): tensión de tracción soportada por la probeta en el momento de su rotura. Se expresa MPa. o N/mm^2
- c) **Módulo de elasticidad o módulo de Young** (E): es la relación entre la tensión realizada y la deformación unitaria en la zona elástico-lineal del material. Sus unidades son MPa o N/mm^2 .

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \tag{4.5}$$

- d) **Coefficiente de Poisson** (ν): este parámetro indica la relación que hay entre la deformación longitudinal (ε_x) que sufre el material en la dirección perpendicular a la fuerza aplicada y la deformación longitudinal en la dirección de la fuerza (ε_y y ε_z).

$$\nu = \left| \frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x} \right| = \left| \frac{\varepsilon_z}{\varepsilon_x} \right| \tag{4.6}$$

e) **Deformación o elongación** (ε): se define como el incremento de la longitud producido por la tensión de tracción ($\Delta l = l - l_0$), dividido por la longitud original (l_0) antes de aplicar la carga. Se expresa en mm/mm ó %.

Deformación unitaria:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (4.7)$$

Generalmente se calculan tres tipos de deformaciones:

Deformación en el límite elástico (ε_y), es decir, cuando se alcanza el límite elástico (σ_y)

Deformación a la tensión máxima (ε_{max}), o deformación es el punto de máxima tensión ($\sigma_{máx}$)

Deformación a la rotura (ε_R), o deformación cuando se llega a la rotura de la probeta (σ_R)

- **Geometría y mecanizado de las probetas**

De todos los laminados de biocomposites y de materials híbridos, se mecanizaron por corte con chorro de agua, cinco probetas de dimensiones normalizadas (ASTM D3039) a las cuales se adhesivaron los correspondientes talones de aluminio (Figura 4.15) para mejorar el agarre de las mordazas de la máquina.

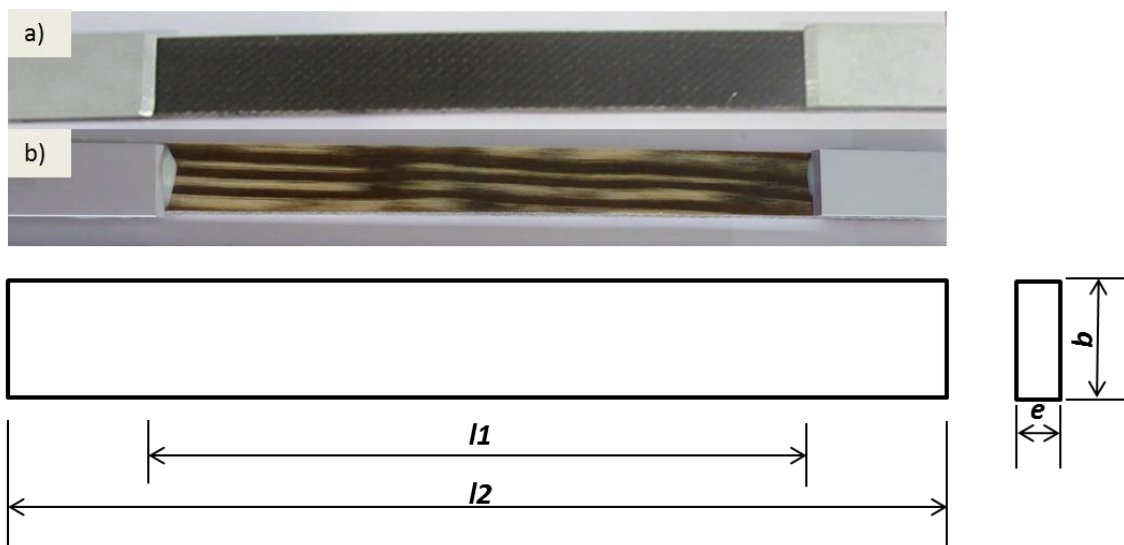


Figura 4.15: Geometría y dimensiones de la probeta de ensayo de Tracción para biocomposites (a) y material híbrido (b)

Las dimensiones de las probetas son las siguientes:

e = espesor de la probeta= 3,5 mm \pm (0,1)

b = ancho de la probeta= 25 mm \pm (0,1)

l_1 = longitud de referencia= 200mm

l_2 =longitud total mas talones= 300mm

4.3.3 Ensayos de flexión tres puntos

Los ensayos de flexión son una parte importante del proceso de caracterización mecánica de cualquier material debido a que proporcionan una valiosa información del futuro comportamiento del material en condiciones reales de trabajo. Particularmente en materiales compuestos, permiten conocer cuánto podrán flexionarse manteniendo su rigidez y/o resistencia mecánica a flexión.

Descripción del equipo de ensayo y datos que se obtienen

Los ensayos se han llevado a cabo en una máquina universal de ensayos marca SERVOSIS ME-405/10, equipada con una célula de carga de 5kN, la distancia entre apoyos es de 60 mm y la velocidad del ensayo es de 2mm/min

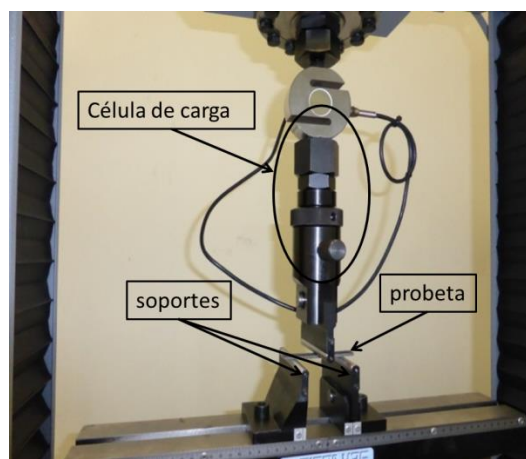


Figura 4.16: Utillaje para los ensayos de flexión tres puntos

Este ensayo consiste en apoyar en dos puntos (soportes) la probeta a ensayar y aplicar sobre su centro superior una carga mediante, de manera que la probeta flexione (Figura 4.16).

Según la teoría general de la flexión [149, 150], la mitad superior de la probeta trabaja a compresión mientras que la mitad inferior lo hace a tracción. De esta forma existe una sección transversal de la probeta que no está sometida ni a esfuerzos de compresión ni de tracción. A esta sección se le denomina fibra neutra. Los esfuerzos máximos de tracción se dan en la fibra más externa de la mitad inferior, longitudinalmente justo a medio camino entre los apoyos de la probeta (punto de aplicación de la carga) y son los responsables de la rotura de la misma (Figura 4.17).

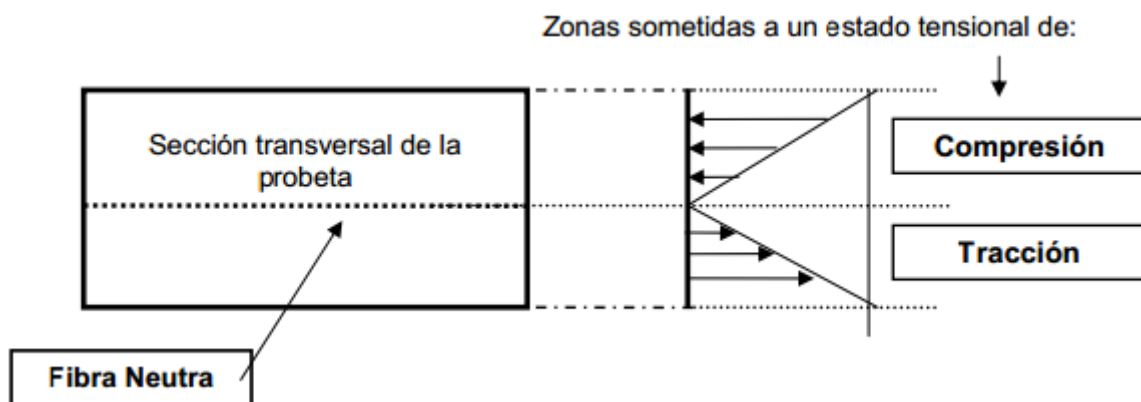


Figura 4.17: Esquema del estado tensional al que está sometida una probeta en el ensayo de flexión

A partir de los resultados obtenidos en este ensayo, se calculó la tensión máxima a flexión y el módulo de elasticidad a flexión con las siguientes ecuaciones:

- a) Tensión a flexión (MPa):** es la tensión de flexión que soporta un material hasta el momento de su rotura

$$\sigma = \frac{3 FL}{2 bh^2} \quad (4.8)$$

- b) Módulo de elasticidad a flexión (MPa):** capacidad de un material de sección específica, para resistir la flexión cuando tiene una carga bajo tensión y define la relación entre un esfuerzo a flexión y la tensión resultante.

$$E = \frac{L^3 \Delta P}{4bh^3 \Delta x} \quad (4.9)$$

Donde F es la carga aplicada en (N), L es la distancia entre apoyos en (mm), b es el ancho de la de la pieza en (mm), h es el espesor en mm y $\Delta P/\Delta x$ es la pendiente de la curva tensión dividida con la deformación a flexión.

- **Descripción de la geometría y proceso de fabricación de las probetas**

De los laminados de biocomposite y de material híbrido se obtienen diez probetas cortadas por chorro de agua según norma UNE-EN ISO 14125/AC

La geometría y las dimensiones se ven en la Figura 4.18.

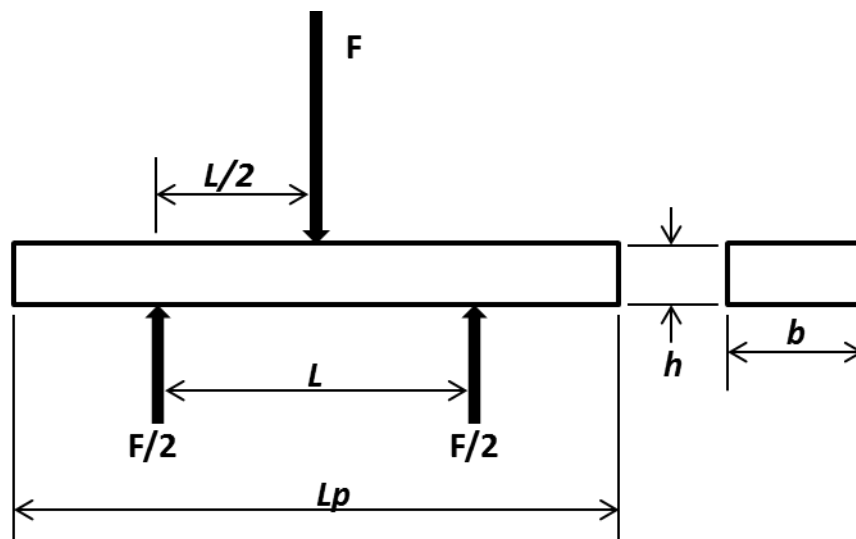


Figura 4.18: Ensayo de flexión tres puntos

Las dimensiones particulares que se obtuvieron en los laminados del presente trabajo fueron:

L_p = longitud de probeta = 90 mm,

b = ancho probeta= 15 mm,

h = espesor de la probeta= 3 mm,

L =distancia entre apoyos=60mm,

4.3.4 Ensayo de cortadura interlaminar

Este ensayo sirve para medir la resistencia a la cortadura interlaminar (por sus siglas ILSS: Interlaminar Shear Strength) de un material. Se debe generar un patrón de tensión de cortadura pura entre las capas del laminado para inducir un

fallo por cortadura interlaminar. Existen varios métodos de ensayo *ILSS* de un material compuesto, entre los que se destacan, el ensayo de cortadura de viga corta [151, 152], ensayos de flexión cuatro puntos [153], ensayo de cortadura de doble muesca [152], y el ensayo de Losipescu [154].

El ensayo de cortadura interlaminar de viga corta se basa en el fallo a cortadura transversal por medio de un ensayo de flexión en tres puntos y se suele utilizar como un método estandar para determinar la resistencia a la cortadura interlaminar de los materiales compuestos reforzados con fibras por su sencillez [155, 156]. El principal inconveniente es que no todas las probetas fallan a cortadura y se pueden dar diferentes modos de fallo durante la fractura [157]. A pesar de todo esto, el ensayo de cortadura de viga corta es un buen método para determinar la resistencia a la cortadura interlaminar aparente, y compara el comportamiento entre materiales de la misma naturaleza [151, 156].

- **Descripción del equipo de ensayo y tipo de resultados obtenidos.**

Los ensayos se han llevado a cabo en una máquina universal de ensayos marca SERVOSIS ME-405/10, equipada con una célula de carga de 5kN. El ensayo de *ILSS* consiste en un ensayo de flexión tres puntos como se ve en la (figura 4.19). La luz o distancia entre apoyos (L) varía en función del espesor (e) de las probetas y la fibra de refuerzo utilizadas. Recomendándose la siguiente relación:

- $L=4e$, donde L es la distancia entre apoyos en mm y el espesor $e=3\text{mm}$
 $L=(4).(3\text{mm})=12\text{mm}$

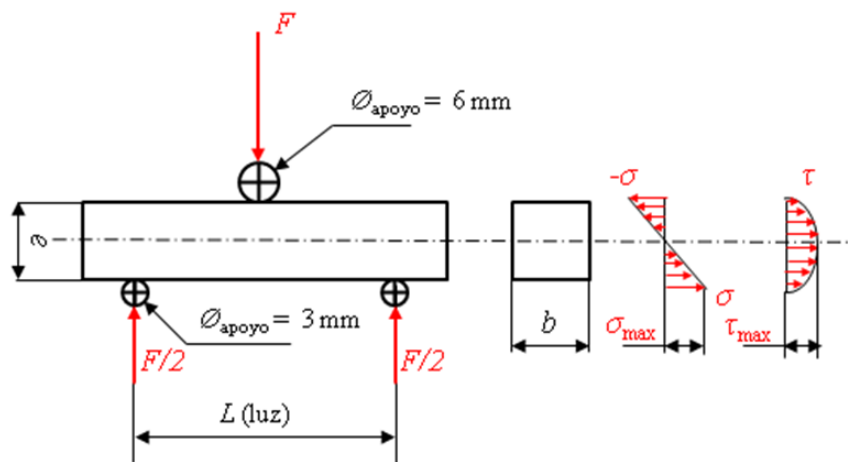


Figura 4.19: configuración del ensayo de *ILSS*, y distribución de las tensiones de tracción compresión y cortadura

El ensayo se lleva a cabo a una velocidad de 1mm/min. En la Figura 4.20 se puede apreciar el montaje para un ensayo *ILSS* de viga corta. La carga (F) se va aplicando a la velocidad especificada mientras se guardan los datos y el ensayo finaliza cuando se produce una caída de la fuerza del 30%. La probeta se rompe en dos pedazos o el desplazamiento del cabezal supera el espesor de la probeta. Los resultados de los ensayos de viga corta se analizan utilizando la teoría de vigas de Euler-Bernoulli. De acuerdo a las suposiciones de esta teoría, las tensiones de cortadura interlaminar se distribuyen parabólicamente a lo largo del espesor de la probeta de viga corta dándose el máximo en el plano neutro. Como resultado de los ensayos convencionales de resistencia a cortadura interlaminar de viga corta se obtiene curvas de fuerza en función del tiempo.

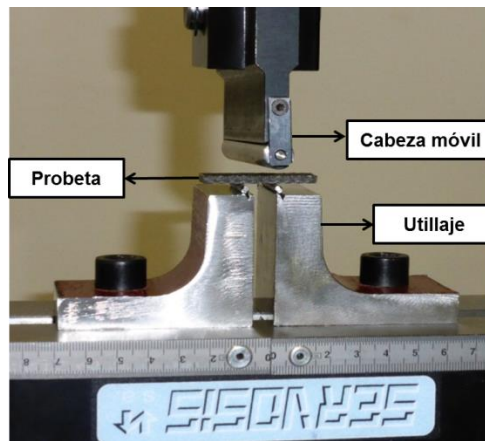


Figura 4.20: Utillaje para ensayo de flexión de viga corta *ILSS*

El valor característico de estas curvas es la fuerza máxima que se alcanza durante el ensayo. Este valor se utiliza para calcular la resistencia a cortadura interlaminar de viga corta, a partir de la siguiente ecuación:

$$ILSS = 0,75 \frac{F_{max}}{be} \quad (4.10)$$

Donde *ILSS* es la resistencia interlaminar de viga corta en MPa, F_{max} es la fuerza máxima en N, b es la anchura de la probeta en mm, y e es el espesor en mm.

El valor de *ILSS* se obtiene a partir de 5 ensayos a temperatura ambiente (20-23°C)

- **Geometría y mecanizado de las probetas**

La geometría y dimensiones de la probeta se observan en la (Figura 4.21) $l = 6e$, donde l y e son la longitud y el espesor de la probeta en mm respectivamente.

$b = 2e$, donde b es el ancho de la probeta en mm

$e = 3\text{mm}$ (espesor); $l = 18\text{mm}$ (longitud); $b = 6\text{mm}$ (ancho)

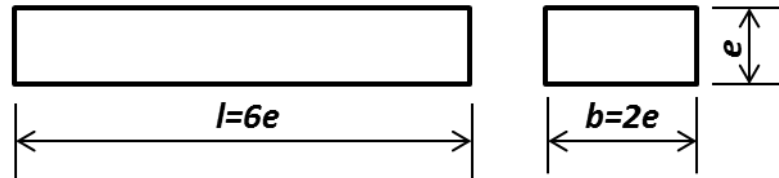


Figura 4.21: Geometría y dimensiones de la probeta para el ensayo de ILSS

De los laminados de biocomposites y de materiales híbridos se obtienen cinco probetas cortadas por chorro de agua según norma ASTM D2344

4.3.5 Inspección del daño por ultrasonidos

El equipo utilizado es un TECNITEST C-SCAN, que realiza inspecciones automáticas por inmersión o inmersión local y sirve para detectar y evaluar defectos mediante la técnica no destructiva de ultrasonidos. Este sistema permite encontrar y determinar el tamaño y la posición de defectos típicos de materiales compuestos sin dañar la probeta (Figura 4.22)

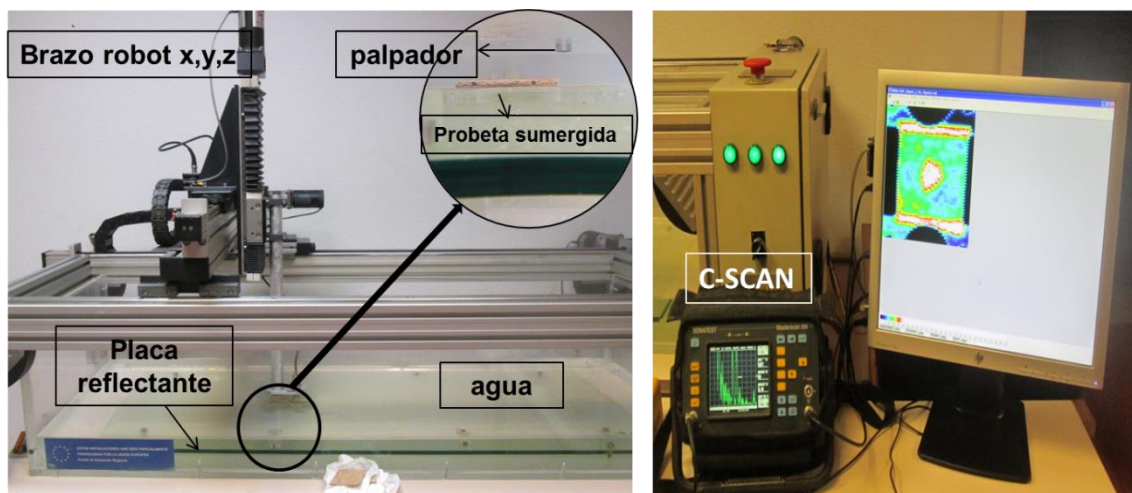


Figura 4.22: Equipo de ensayos por ultrasonidos TECNITEST C-SCAN.

En este ensayo se introduce en una cubeta llena de agua la probeta a inspeccionar. El palpador se encarga de transmitir y recibir las vibraciones mecánicas del material para luego enviarlas al equipo de ultrasonidos. El agua actúa como medio de acoplamiento ultrasónico entre el palpador y la probeta. Se debe tener cuidado en la formación de burbujas que pueden intervenir como ruido impropio del material para lo cual se le añade un agente humectante al agua.

El C-SCAN tiene un sistema de representación que permite caracterizar, representar o registrar las señales recibidas durante la inspección para que sea posible su evaluación.

Como resultado de esta técnica se obtiene una imagen (Figura 4.23a) donde se puede apreciar una gama de diferentes colores, los cuales van a identificar los distintos niveles de daño que sufre la probeta impactada. Este rango de colores va del azul oscuro en la zona de menor daño, y desciende con colores más cálidos hasta el rojo y el blanco, que se encuentran en la zona central más dañada del material, como se puede apreciar en la imagen fotográfica del biocomposite de yute (Figura 4.23b).

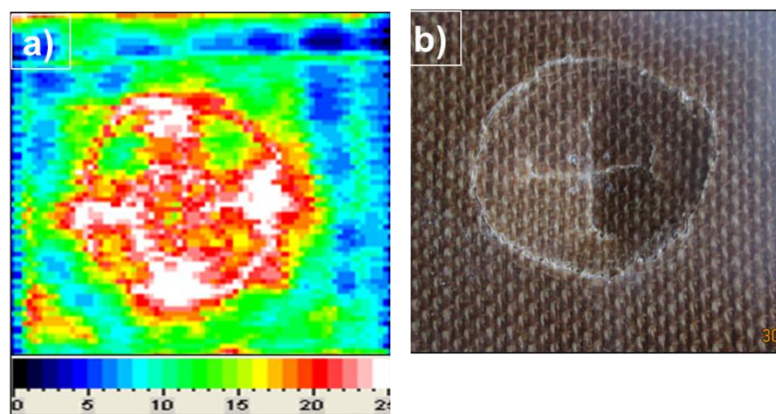


Figura 4.23: Imagen C-scan (a) de una probeta de biocomposite reforzada con fibra de yute (b).

Se inspeccionaron todas las probetas, tanto sin inmersión como las sumergidas en agua de mar. Las probetas seleccionadas para el ensayo son aquellas cuyas energías de impacto están por debajo del umbral de perforación.

4.3.6 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

Las probetas ensayadas a tracción fueron observadas mediante un microscopio electrónico de barrido (SEM) marca Joel modelo JSM-6400. Previamente las muestras se metalizaron para mejorar la conductividad. Las mediciones han sido realizadas a un potencial de 20KV.

4.3.7 Densidad, contenido de fibra y vacíos

- Las densidades de la matriz y de las fibras se obtienen del fabricante respectivo.
- Se mide el porcentaje de fibras en masa (ASTM D3171) y se calcula la densidad teórica del material compuesto
- Para hallar la densidad experimentalmente, se pesan y se digitalizan todas las probetas mediante escáneres 3D para obtener su volumen (tabla 4.11).
- La densidad teórica del material compuesto se compara con la densidad medida experimentalmente. La diferencia en densidad indica el contenido de vacíos.

Tabla 4.11: Densidades de los diferentes materiales fabricados

Material	Densidad (g/cm³)
Biocomposite de lino	1,23±0,02
Biocomposite de yute	1,18±0,03
FWL de lino	1,21±0,00
FWL de yute	1,16±0,01
vidrio	1,7±0,03

4.3.8 Inmersión en agua de mar

Uno de los principales objetivos de este trabajo es desarrollar nuevos materiales compuestos para la industria náutica y es por ello que se estudian los materiales antes y después de su inmersión en agua de mar durante un periodo de bioactividad marina de 6 meses.

La inmersión de los materiales en agua de mar se llevó a cabo en las instalaciones del Centro de Investigación en Biología y Biotecnología Marinas Experimentales (PIE; Estación Marina de Plentzia, “Plentziako Itsas Eztazioa”), el cual cuenta con dos tanques de 20000 litros cada uno con recirculación continua de agua de mar (mesocosmos) lo cual permite simular unas condiciones parecidas a las del medio marino. (Figura 4.24)

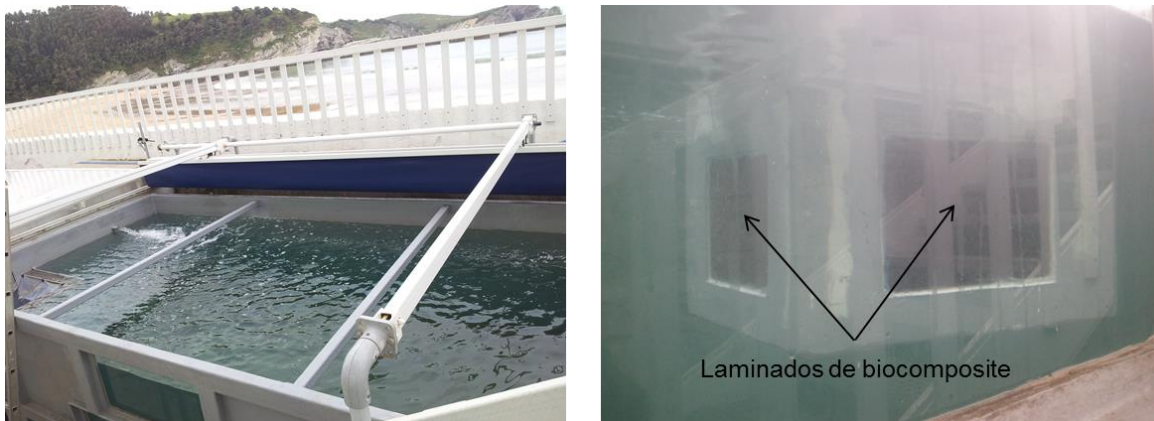


Figura 4.24: Tanques de recirculación de agua de mar del PIE.

Para sumergir los materiales en estas piscinas se fabricaron dos cubos de fibra de vidrio. En las caras laterales del cubo se abrieron 4 ventanas y se fijaron los laminados de material compuesto, con el objetivo de que sólo la cara “buena” del laminado estuviese en contacto directo con el agua de mar (Figura 4.24) simulando de este modo la situación real del casco de una embarcación.

4.3.9 Escaneado de probetas

Las probetas, sin inmersión y tras 6 meses de permanencia en agua de mar, se han digitalizaron antes y después de los ensayos a impacto biaxial. Se han digitalizan utilizando un escáner 3D ATOS compact Scan 5M de la casa GOM mbH, de luz azul sin contacto (Figura 4.25a), con el objetivo de medir volúmenes y deformaciones superficiales de las probetas impactadas. Este tipo de escáner 3D funciona en base a la toma de datos fotográficos sucesivos que se van uniendo para formar el sólido digitalizado. Para ello proyectan un patrón de luz

sobre el objeto a escanear, que en el caso del ATOS I consiste en una serie de franjas verticales de luz y sombra, de diferente grosor, que van alternándose a lo largo de una misma imagen. Dichas líneas se proyectan sobre el objeto a escanear (Figura 4.25b) y representan un código binario en el que los niveles de luz de cada píxel escaneado forman una palabra única que revela el número de raya.

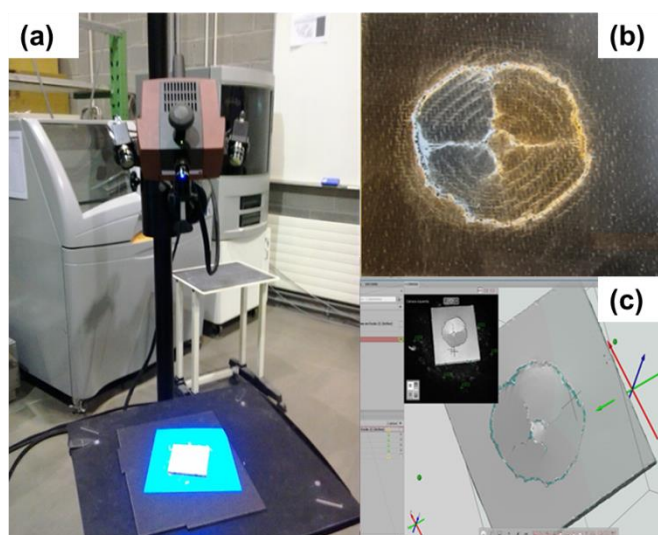


Figura 4.25: Escáner ATOS compact Scan 5M (a). Probeta impactada (b). Probeta digitalizada (c)

Una vez digitalizadas las probetas y obtenidas la mallas se procesan y analizan mediante el software GOM de ingeniería inversa, el cual permite alinear superficies mediante técnicas de “best-fit”, que se basan en superponer zonas que reconoce como comunes gracias a las curvaturas de las mismas. De este modo, pueden comparar las superficies de las probetas antes y después de generar daño sobre las mismas y también obtener: flechas de impacto relacionadas con la energía incidente para cada material (Figura 4.25c) y volúmenes de probetas para sacar densidades del material.

Capítulo 5

Resultados y discusión

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Selección previa de biocomposites

En este apartado se muestran los resultados obtenidos durante los ensayos de caída de dardo a energía incidente $E_0=20\text{J}$ para todos los materiales fabricados. También se comparan las propiedades de los mismos tras la inmersión en agua de mar. Por último, se seleccionan los laminados que mejores propiedades poseen teniendo como referencia el biocomposite reforzado con fibra de vidrio tipo mat.

5.1.1 Ensayos de impacto a $E_0= 20\text{J}$

A continuación se analizan los ensayos de impacto a energía incidente de $E_0=20\text{J}$ realizados en los distintos laminados de biocomposite reforzado con fibras naturales. Se selecciona dicha energía de impacto, debido a que suministra información importante como: fuerza de delaminación (F_d), fuerza máxima o pico (F_p) y energía absorbida (E_a); que son parámetros clave a la hora de evaluar el comportamiento del material a impacto.

Biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado

Las curvas de $F-t$ y $E-t$ (Figura 5.1) para el biocomposite reforzado con fibra natural de lino muestran inicialmente un patrón parecido en ambos casos (sin inmersión y tras inmersión en agua de mar) y se mantiene constante hasta que alcanza un valor de $F_d=1500\text{N}$, donde se produce un cambio de pendiente en las dos curvas. Este cambio de pendiente puede estar relacionado con la fuerza del umbral crítico para el inicio de la delaminación F_d que es independiente de la energía de impacto [1, 107].

Después de dicho cambio de pendiente, la carga sigue creciendo pero presenta pequeñas caídas en forma de diente de sierra debido a una reducción de la rigidez transversal del laminado para ambos casos, seguido por una recuperación del material [91, 105]. Este comportamiento en forma de dientes de sierra se debe a pequeñas delaminaciones al encontrarse el impactor con las fibras y la matriz,

hasta llegar a un punto máximo de $F_{pss}=2600N$ para el material sin sumergir y $F_{pmar}=2900N$ para el material tras su inmersión en agua de mar, es decir, hay un aumento del 9 % en el valor de la fuerza pico del material sumergido frente al biocomposite sumergido.

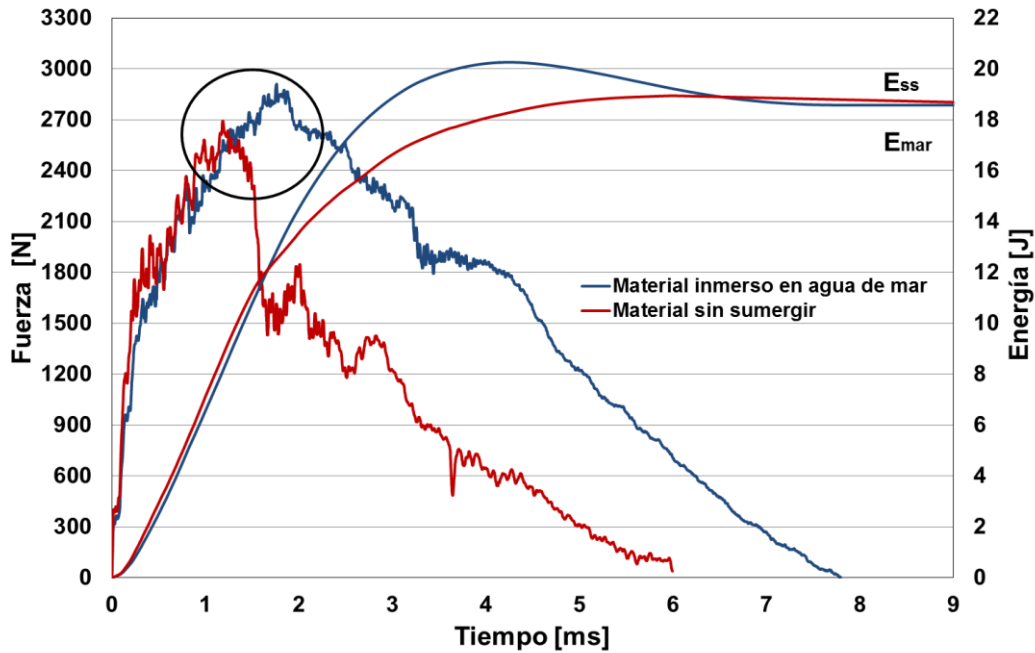


Figura 5.1: Curvas de $F-t$ y $E-t$ correspondientes a una energía de impacto $E_0=20J$ para el biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.

En el comportamiento post-pico se aprecian diferencias considerables debido al efecto que produce el agua de mar en el material compuesto. Para el material sin sumergir se produce una caída brusca de la fuerza hasta un valor de reposo de $F=1500N$ lo cual se interpreta como una pérdida de rigidez transversal del laminado [91]. A partir de esta caída brusca se producen oscilaciones de diferente amplitud y frecuencia debido a la interacción de múltiples modos de daño [97, 158].

En el caso del material tras inmersión en agua de mar, el comportamiento post-pico es mucho más suave y prolongado, y se debe al efecto plastificante que produce el agua de mar en el material.

Analizando las curvas de $E-t$ (Figura 5.1) se puede llegar a la conclusión de que el material sin sumergir no puede absorber más energía incidente debido a que el valor final no alcanza los $E_0=20J$. Por contra, tras la inmersión en agua de mar la probeta tiene capacidad para seguir absorbiendo más energía, debido a que

recibe el total de la energía incidente $E_0=20J$, pero sólo absorbe $E_0=18,57J$. El resto de la energía la convierte en energía elástica que devuelve al impactor en forma de rebote [159].

Este hecho se corrobora observando las imágenes de la Figura 5.2 donde se puede ver que la probeta sin sumergir llega a la fase de perforación, mientras que la sumergida presenta una indentación con deformación plástica, es decir, el biocomposite puede soportar más energía de daño.

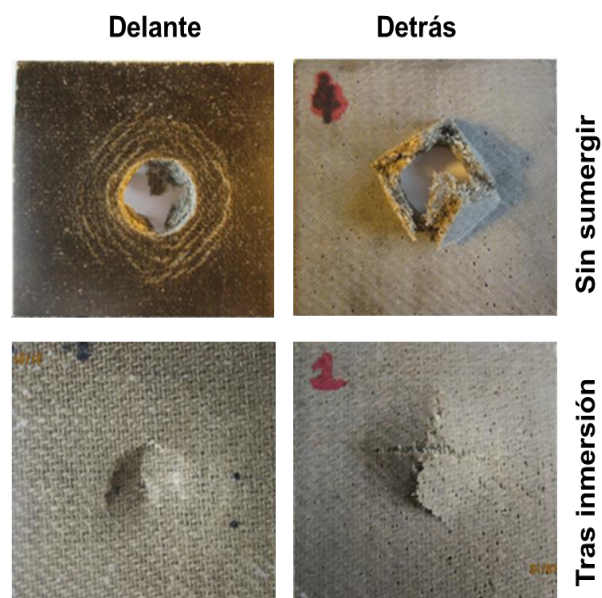


Figura 5.2: Probetas impactadas a $E_0=20J$ sin sumergir y tras inmersión en agua de mar del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado.

Biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado

En la Figura 5.3 se pueden observar los valores representativos de fuerza y disipación de energía, para un impacto de $E_0=20J$ aplicado a las probetas fabricadas con resina bioepoxi y reforzadas con fibras naturales de yute sin sumergir y tras inmersión en agua de mar durante un periodo de seis meses

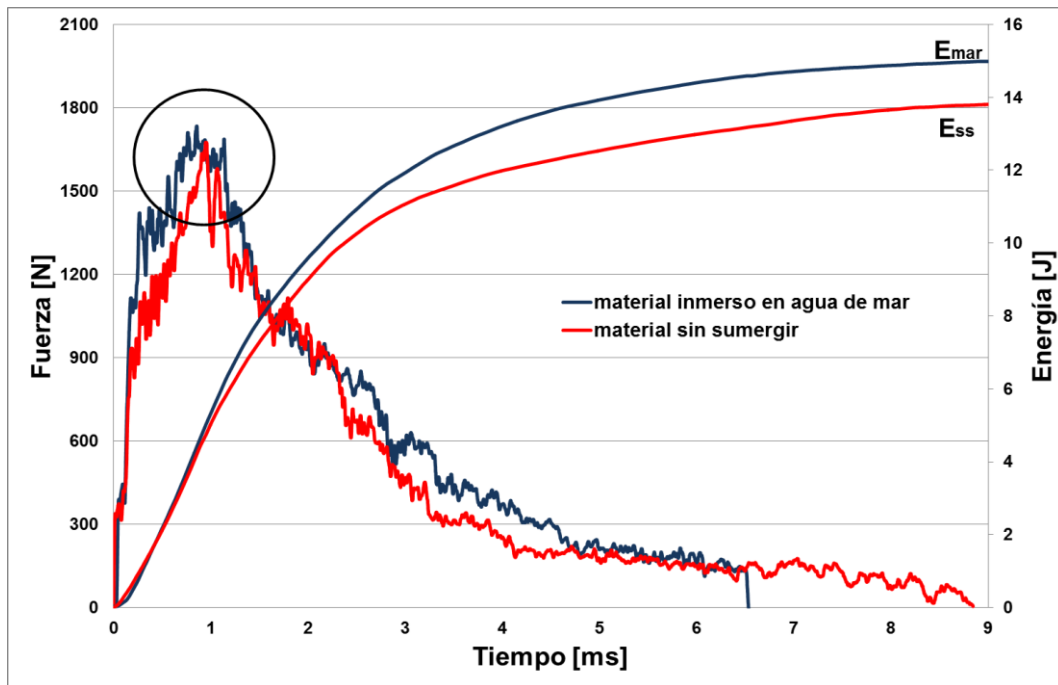


Figura 5.3: Curvas de $F-t$ y $E-t$ correspondientes a una energía de impacto $E_0=20\text{J}$ para el biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.

En este caso, la fuerza correspondiente al umbral de delaminación para el material sin sumergir, se localiza en un valor aproximado de $F_d=900\text{N}$. A partir de dicho valor se presenta un cambio significativo en la pendiente. Dicha pendiente aumenta hasta una fuerza pico $F_{\text{pss}}=1600\text{N}$, a partir de dicho valor la probeta pierde rigidez trasversal y se produce una caída brusca hasta un valor de $F=1200\text{N}$, seguido de oscilaciones de pequeña amplitud debido a la interacción de múltiples modos de fallo [92, 158]. En el caso del material tras inmersión en agua de mar, el cambio en la pendiente relacionado con el inicio de la delaminación del material se encuentra en valor de $F_d=1400\text{N}$, a partir del cual se produce una caída brusca pero el material se recupera hasta un valor máximo de $F_{\text{pmar}}=1733,59\text{N}$. El comportamiento postpico del material tras inmersión en agua de mar es parecido al del material sin sumergir, es decir, sufre una caída brusca debido a la pérdida de rigidez trasversal de la probeta.

Con relación a las curvas de $E-t$ (Figura 5.3) se puede observar que las probetas se encuentran saturadas y no pueden absorber más energía de impacto [27, 109], es decir las probetas han sido perforadas, siendo mayor la cantidad de energía disipada para el biocomposite tras inmersión en agua de mar $E_{\text{mar}}=14,61\text{J}$ frente al biocomposite no sumergido $E_{\text{ss}}=13,90\text{J}$.

En la Figura 5.4 se puede ver cómo el impactor ha perforado el biocomposite sin sumergir como tras su inmersión en agua de mar. También se observa un comportamiento más frágil en la probeta sumergida en agua de mar acompañada de un mayor desprendimiento de material y una decoloración producida por la exposición prolongada tanto al agua de mar como a la radiación UV.

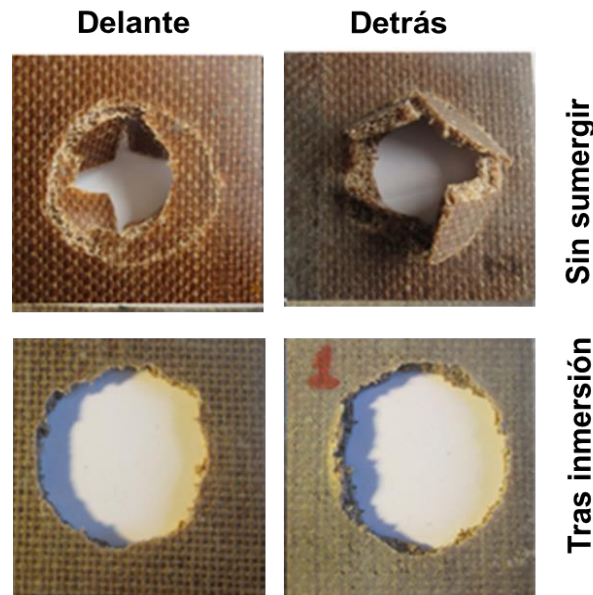


Figura 5.4: Probetas impactadas a $E_0=20\text{J}$, sin sumergir y tras inmersión en agua de mar del biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado.

Biocomposite reforzado con fibra de fique trenzado.

En la Figura 5.5 se muestran las curvas de $F-t$ y $E-t$ representativas de los ensayos de impacto para el biocomposite reforzado con fibra de fique colombiana con energía incidente $E_0=20\text{J}$ sin inmersión y después de inmersión en agua de mar.

Los resultados experimentales de fuerza muestran inicialmente un patrón similar en ambos casos, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar. Dicho patrón continúa hasta llegar al umbral crítico de inicio de la delaminación, que se presenta a un valor aproximado de $F_d=1500\text{N}$ para el material sin inmersión y de $F_d=2000\text{N}$ para el material tras inmersión en agua de mar. Estos valores son independientes de la energía de impacto [1, 107].

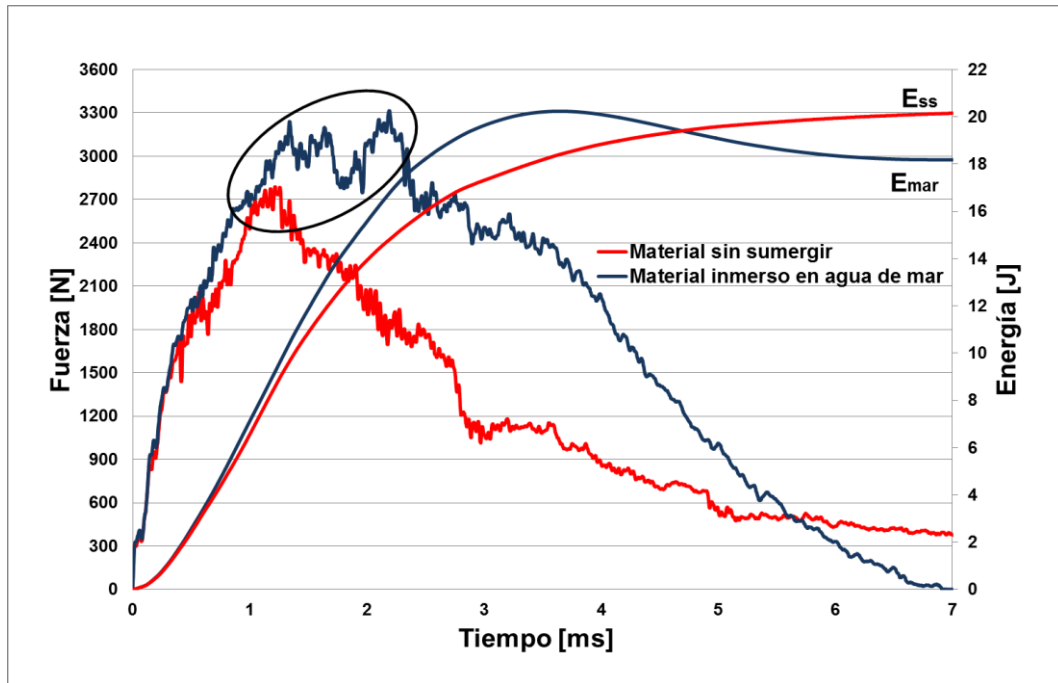


Figura 5.5: Curvas de $F-t$ y $E-t$ correspondientes a una energía de impacto $E_0=20J$ para el biocomposite reforzado con fibra de fique trenzado sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.

El biocomposite tras inmersión en agua de mar opone más resistencia al impactador lo cual produce una delaminación más tardía que la generada en el material sin sumergir y consecuentemente picos de fuerza más altos. Este comportamiento se debe a la generación de un estado plástico en el nuevo biocomposite, provocado por la absorción de humedad tras la inmersión en agua de mar. El efecto plastificante que produce el agua de mar aumenta la flexibilidad de la probeta cuando es impactada, lo cual le permite alcanzar un del 15,89% más en la fuerza pico ($F_{pmar}=3314,18N$) frente al material sin inmersión ($F_{pss}=2787,38N$).

El comportamiento post-pico, muestra una caída progresiva de la carga en el material sin inmersión hasta un valor aproximado de $F=1200N$, relacionado con la pérdida de rigidez transversal de la probeta [27]. En el caso del material tras inmersión en agua de mar, en el comportamiento post-pico se genera una zona de reposo hasta que la carga desciende a un valor aproximado de $F=2700N$. Por último, para ambos casos, la carga disminuye progresivamente debido a la pérdida de rigidez de la probeta.

Respecto a las curvas de $E-t$ (Figura 5.5), el comportamiento es distinto en el material sin inmersión y tras inmersión en agua de mar. El biocomposite sin

sumergir absorbió la totalidad de la energía de impacto $E_{ss}=E_0=20J$ lo que quiere decir que la probeta se encuentra en la zona de penetración (Figura 5.6). En cambio, el material sumergido en agua de mar, aún produce energía elástica que devuelve al impactor y rebota, lo cual quiere decir que la probeta está insaturada y puede soportar más energía de impacto, como se puede observar en la parte inferior de la Figura 5.6.

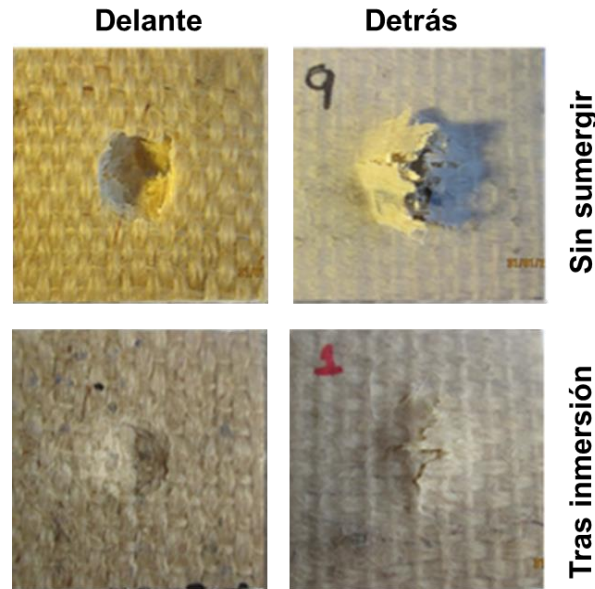


Figura 5.6: Probetas impactadas a $E_0=20J$, sin sumergir y tras inmersión en agua de mar de biocomposite reforzado con fibra de fique trenzado.

Biocomposite reforzado con fibra de cáñamo mat

En la figura 5.7 se muestran las curvas de $F-t$ y $E-t$ representativas de los ensayos de impacto para el biocomposite reforzados con fibra de cáñamo tipo mat con energía incidente $E_0=20J$ sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.

Las curvas de fuerza inicialmente tiene un comportamiento lineal, hasta alcanzar el umbral de delaminación de $F_d=1000N$ en ambos casos. A partir de dicho valor el material entra en la zona de delaminación, es decir, se empieza a generar daño en la probeta, y este valor es independiente de la energía de impacto [1, 107].

Una vez alcanzado el umbral de delaminación, la fuerza sigue aumentando, generando pequeñas delaminaciones, rotura de la matriz, hasta alcanzar un valor

máximo y aproximado de $F_{pico}=1600N$ en los dos casos, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.

Una vez llegado a este valor máximo F_{pico} , la probeta sin sumergir experimenta una caída brusca hasta un valor de $F=1000N$, perdiendo rigidez trasversal, volviendo a recuperarse, seguido de oscilaciones de pequeña frecuencia pero mayor amplitud, hasta una zona de reposo a $F=700N$. Estas oscilaciones se deben a la interacción de múltiples modos de fallo [27]. Finalmente la carga disminuye progresivamente debido a la pérdida de rigidez de la probeta.

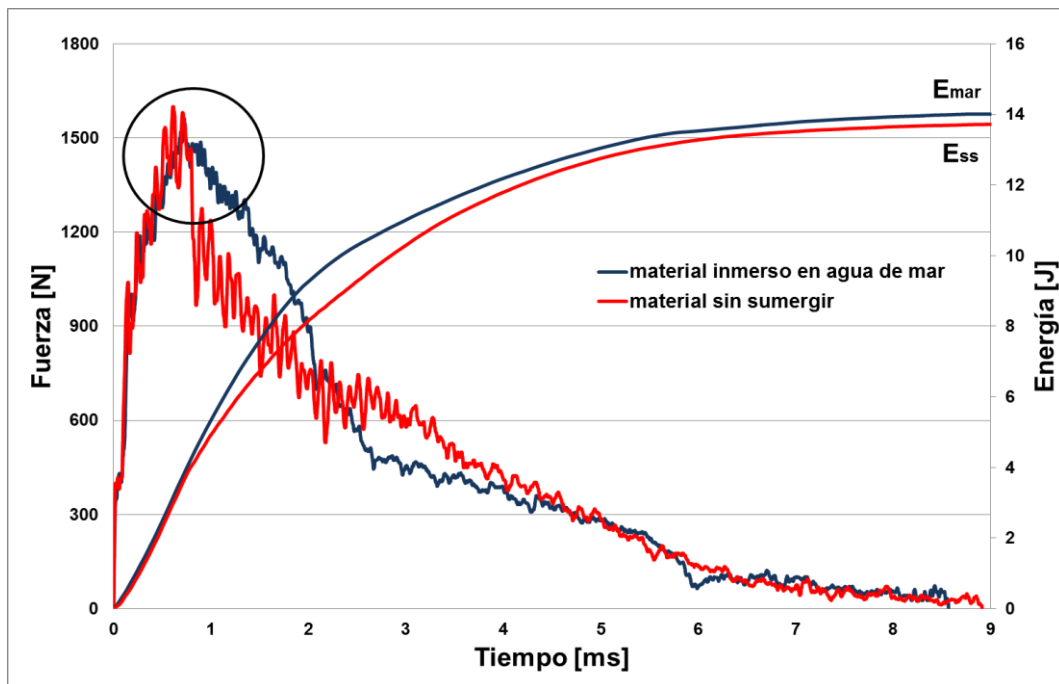


Figura 5.7: Curvas de $F-t$ y $E-t$ correspondientes a una energía de impacto $E_0=20J$ para el biocomposite reforzado con fibra de cáñamo mat sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.

Por otra parte, el comportamiento post-pico del material tras inmersión en agua de mar, sufre un descenso progresivo de la carga de forma más suave hasta $F=800N$, esto se debe al efecto plastificante generado entre la matriz y la fibra por causa de la absorción de humedad tras la inmersión en agua de mar. Finalmente, para ambos casos, se puede observar una cola en la parte final de la gráfica. Esta cola es un signo típico del rozamiento producido cuando el impactor perfora la probeta (Figura 5.7).

Respecto a las curvas de $E-t$ (Figura 5.7) para los dos casos descritos muestran el mismo patrón. Ambas están saturadas, lo que quiere decir que no pueden

absorber más cantidad de daño, siendo mayor la energía disipada en la probeta tras inmersión en agua de mar ($E_{mar}=14J$) que en la probeta sin inmersión ($E_{ss}=13,72J$) por la plastificación del material tras su inmersión en agua de mar.

En la Figura 5.8 se observa como las probetas han sido perforadas tras el impacto a una energía de $E_0=20J$. Las superficies de rotura generadas presentan un comportamiento frágil en ambos casos, sin inmersión y tras inmersión, lo que indica la imposibilidad de absorber tanta energía incidente.

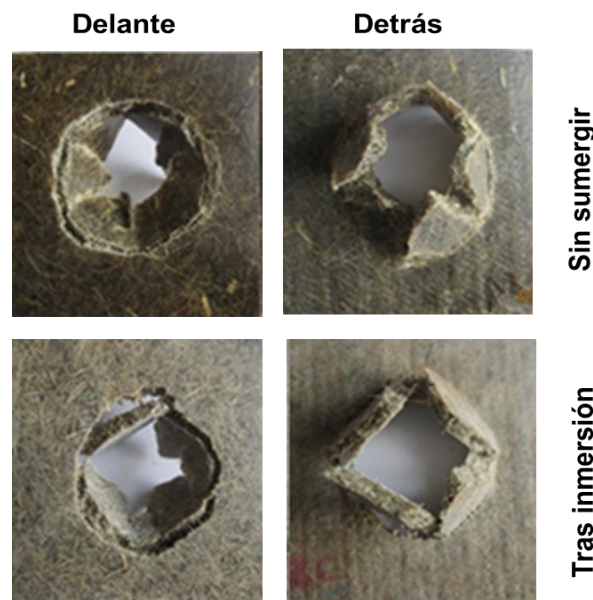


Figura 5.8: Probetas impactadas a $E_0=20J$, sin sumergir y tras inmersión en agua de mar de biocomposite reforzado con fibra de cáñamo mat.

Biocomposite reforzado con fibra de lino mat

En la Figura 5.9 se observan las gráficas del comportamiento a impacto para energía incidente $E_0=20J$, para el biocomposite fabricado con resina bioepoxi reforzado con fibra natural de lino tipo mat, sin inmersión en agua de mar y tras su inmersión.

Al inicio del impacto los patrones de fuerza y energía son parecidos, pero comprenden umbrales diferentes. Así para el biocomposite sin inmersión, el inicio del daño se genera en un valor aproximado de $F_d=1583N$, mientras que en el material tras inmersión en agua de mar, este valor sólo llega a $F_d=1200N$ un 24% inferior. Además, los tiempos para alcanzar estos umbrales son parecidos, lo que significa que el material tras inmersión en agua de mar ha perdido rigidez frente al

que no está inmerso. Lo anterior también se corrobora porque la fuerza pico del material sin sumergir también es mayor $F_{pss}=2187N$, frente a $F_{pmar}=2077N$ en el material tras inmersión.

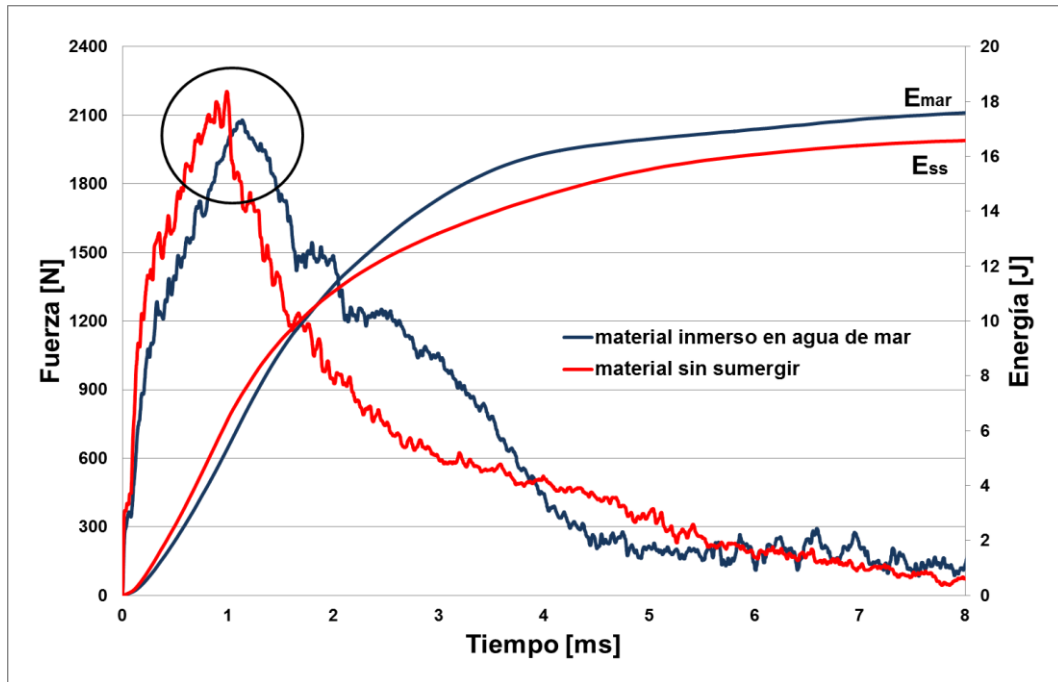


Figura 5.9: Curvas de $F-t$ y $E-t$ correspondientes a una energía de impacto $E_0=20J$ para el biocomposite reforzado con fibra de lino mat sin sumergir y después de su inmersión en agua de mar.

Por otro lado, observando las gráficas $E-t$ (Figura5.9) se puede concluir que el material tras inmersión en agua de mar disipa más energía ($E_{mar}=18,5J$) que el material sin sumergir ($E_{ss}=16,5J$). Este hecho se debe a que durante la inmersión en agua de mar del material, se ha generado un estado plástico y por consiguiente, puede absorber más energía.

Tras el impacto a $E_0=20J$, las probetas reforzadas con lino son perforadas como se observa en la Figura 5.10. Las superficies de rotura generadas presentan un comportamiento frágil en ambos casos, sin inmersión y tras inmersión.

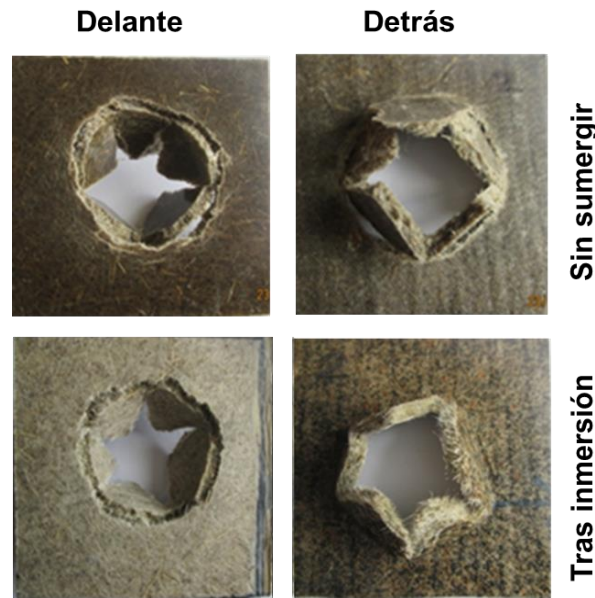


Figura 5.10: Probetas impactadas a $E_0=20J$, sin sumergir y tras inmersión en agua de mar de biocomposite reforzado con fibra de lino mat.

A diferencia del comportamiento del biocomposite reforzado con cáñamo tipo mat, el lino mat presenta mayores umbrales de fuerza pico y de energía disipada.

En la tabla 5.1 se muestra los resultados valores críticos de todos los biocomposites ensayados a energía de impacto $E_0=20J$ antes y después de inmersión en agua de mar.

Tabla 5.1: Valores de F_d , F_{pss} , E_{ss} para biocomposites sin inmersión y F_d , F_{pmar} , E_{mar} para biocomposites tras inmersión en agua de mar. Todos ensayados a energía de impacto $E_0=20J$

material	Biocomposite sin inmersión			Biocomposite tras inmersión		
	F_d (N)	F_{pss} (N)	E_{ss} (J)	F_d (N)	F_{pmar} (N)	E_{mar} (J)
Lino	1500±26	2600±65	18±0,5	1500±26	2900±101	18±0,6
Yute	900±31	1600±40	13±0,8	1400±85	1733±90	14±1,1
Fique	1500±88	2787±101	20±1,2	2000±45	3314±77	18±1,2
Cáñamo mat	1000±40	1600±90	13±0,9	1000±35	1600±55	14±1,1
Lino mat	1583±90	2187±110	16±1,1	1200±55	2077±98	18±0,9

Tras analizar los resultados obtenidos en los ensayos a energía de impacto $E_0=20J$ de todos los biocomposites, antes y después de inmersión en agua de mar, se puede concluir: entre los materiales reforzados con fibra natural trenzada

0°/90°, el biocomposite reforzado con fique, es el que mejor comportamiento tiene a impacto antes y después de inmersión en agua de mar, frente a los biocomposites reforzados con lino y yute.

Los resultados de impacto entre los materiales reforzados con fibra mat, muestran un mejor comportamiento a impacto del biocomposite reforzado con fibra de lino mat antes y después de inmersión en agua de mar, es decir, tiene mayores valores de F_p y $E_{\text{absorbida}}$.

Comparando las fibras trenzadas y las de tipo mat, se obtienen mayores valores en las primeras, salvo el lino mat que tiene mayor fuerza pico y energía absorbida que el yute trenzado, antes y después de inmersión en agua de mar.

5.2 Ensayos de tracción de biocomposites

En la Tabla 5.2 se pueden observar los valores de: módulo elástico (E), tensión de rotura (σ_r) y deformación de rotura (ϵ_r), de las probetas ensayadas a tracción de todos los biocomposites reforzados con fibras naturales trenzadas de lino, yute y fique, como los reforzados con fibra tipo mat de cáñamo y lino sin sumergir y tras inmersión en agua de mar.

Se han eliminado los datos de las probetas cuyos resultados eran extremos superiores e inferiores, haciendo la media con los valores de las 3 probetas restantes, para obtener los resultados medios del ensayo y desviación estándar correspondiente.

Tabla 5.2: Resultados de los ensayos a tracción del biocomposite sin inmersión y tras inmersión en agua de mar

material	Biocomposite sin inmersión			Biocomposite tras inmersión		
	E (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)	E (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)
Lino	7316±56	90±2,9	2,2±0,10	6753±23	95±2,3	2,40±0,08
Yute	6254±43	67±4,9	1,52±0,10	6510±50	68±1,3	1,60±0,05
Fique	5723±94	64±1,6	1,7±0,10	4334±42	63±1,7	2,67±0,10
Cáñamo mat	4270±106	36±1,7	1,11±0,02	3200±80	31±1,3	1,46±0,10
Lino mat	4715±62	43±2,1	1,72±0,08	2963±83	37±0,5	2,05±0,10

Puesto que los materiales tienen un comportamiento no lineal, el módulo elástico o de Young (E), se ha obtenido en el tramo lineal de la curva, donde $R^2 > 0,999$.

Los resultados de los ensayos de tracción en el **biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado** muestran mayor rigidez, resistencia a tracción y elongación a rotura sin inmersión y tras inmersión en agua de mar, en comparación con los otros biocomposites ensayados.

La inmersión del biocomposite reforzado con lino trenzado da lugar a una caída en el módulo de Young del 8,3%. Este descenso se debe a la degradación de la bioresina por efecto del contacto directo con el agua de mar. Sin embargo, la tensión a rotura (σ_r) y la deformación a rotura (ϵ_r) aumentan un 5,3% y 8,33% respectivamente, debido al efecto plastificante provocado por la absorción de humedad de la fibra natural tras inmersión en agua de mar [160]. Estos datos corroboran el comportamiento a impacto descrito anteriormente (Apartado 5.1.1) donde se observó que el material tras inmersión en agua de mar puede absorber mayor energía de impacto sin llegar al umbral de perforación, en comparación con el material sin inmersión que fue perforado a la misma E_0 .

Respecto a los resultados de los ensayos a tracción **del biocomposite reforzado con fibra de yute**, se puede observar un leve aumento en las propiedades mecánicas tras inmersión en agua de mar. La rigidez del material (E) tras inmersión aumenta un 4% en comparación con el material sin sumergir. Además, la tensión a rotura (σ_r) y la deformación a la rotura (ϵ_r) también aumentan un 2% y un 5% respectivamente. Esto podría ser debido a un hinchamiento que produce el agua que se introduce en las fibras, de este modo se llenan los vacíos entre la fibra y la matriz, ocasionando eventualmente un aumento en las propiedades mecánicas del material tras inmersión en agua de mar. Observaciones similares se han publicado con materiales compuestos reforzados con fibra de yute, donde después de 24 h de inmersión en agua, la resistencia a la flexión aumentó hasta el 28% y después de 72 h de inmersión en agua, incrementó hasta el 45% [161, 162]. Este comportamiento también corrobora los resultados obtenidos en los ensayos a impacto descritos anteriormente (Figura 5.3). Las gráficas de fuerza no sufren modificaciones significativas, sin embargo, el material tras inmersión en

agua de mar absorbe más de energía de impacto que el material sin sumergir (Figura 5.3).

Para el **biocomposite reforzado con fibra de fique trenzado**, la rigidez del material (E) tras inmersión, disminuye un 32% en comparación con el biocomposite sin sumergir. La tensión de rotura (σ_r) permanece prácticamente igual, pero hay un incremento del 28% en la deformación a rotura (ε_r) en el material sumergido en agua de mar. Este hecho corrobora la hipótesis de plastificación del biocomposite tras su inmersión en agua de mar [160].

En el **biocomposite reforzado con fibra de cáñamo tipo mat**, el módulo elástico (E), es significativamente superior en el material sin inmersión (33%) frente al material tras inmersión en agua de mar. Por otro lado, en las propiedades a rotura (σ_r) se observa una mayor tensión a la rotura en el material sin inmersión, un 14% más en comparación con el sumergido. Sin embargo, la inmersión en agua de mar hace que el material se deforme antes de la rotura (ε_r) un 24% más que el material sin sumergir. Este aumento de la deformación a rotura puede explicarse por el efecto de absorción de humedad causada durante su inmersión en agua de mar [160].

Por último, el **biocomposite reforzado con fibra natural de lino tipo mat**, experimenta un comportamiento parecido al biocomposite reforzado con fibra de cáñamo mat en cuanto a propiedades mecánicas después de su inmersión en agua de mar. El módulo de rigidez (E) y resistencia a la rotura (σ_r) disminuyen un 59% y un 16% respectivamente y aumenta la deformación a la rotura (ε_r) un 16%. Estos valores se deben a la plastificación producida durante la inmersión en agua de mar [160].

Los resultados de los ensayos a tracción (Tabla 5.2) demuestran que los biocomposites reforzados con fibras trenzadas de lino, yute y fique tienen mayor rigidez y resistencia a la tracción que los biocomposites reforzados con fibras tipo mat (cáñamo y lino). Además, las fibras trenzadas pierden menos rigidez y resistencia tras inmersión en agua de mar que las fibras tipo mat. Respecto a la elongación a la rotura (ε_r) todos los biocomposites tienen un comportamiento frágil, con bajas deformaciones a la rotura; y tras inmersión en agua de mar, la absorción de humedad hace que incrementen los valores de deformación a la

rotura. Esto se debe a que existe una relación óptima en contenido y tipo de trenzado de las fibras en el biocomposite, pese al carácter hidrofílico de las fibras naturales y la falta de adherencia que es motivo de varios estudios [119, 161-168].

La Figura 5.11 representa las curvas tensión-deformación de todos los biocomposites ensayados a tracción.

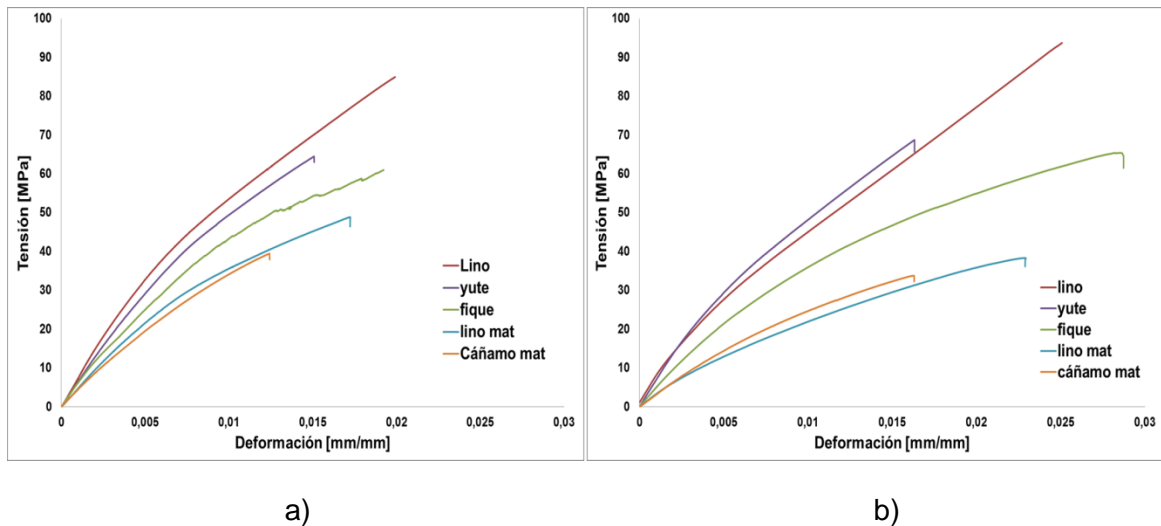


Figura 5.11: Curvas de tensión-deformación de todos los biocomposites, a) sin inmersión en agua de mar y b) tras su inmersión en agua de mar

5.3 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

Se realizaron las microfotografías al SEM de todas las superficies de rotura tras los ensayos de tracción para todos los biocomposites sin inmersión y tras su inmersión en agua de mar.

En la Figura 5.12 se observan las microfotografías al SEM con una resolución X50, de las superficies de fractura tras el ensayo de tracción para el **biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado** sin inmersión (a) y tras su inmersión en agua de mar (b).

En la imagen del biocomposite sin inmersión en agua de mar (Figura 5.12a) se observa un desprendimiento de la fibra, que se debe a la limitada adhesión fibra-matriz típica de los materiales compuestos reforzados con fibras naturales [163, 165, 167, 169].

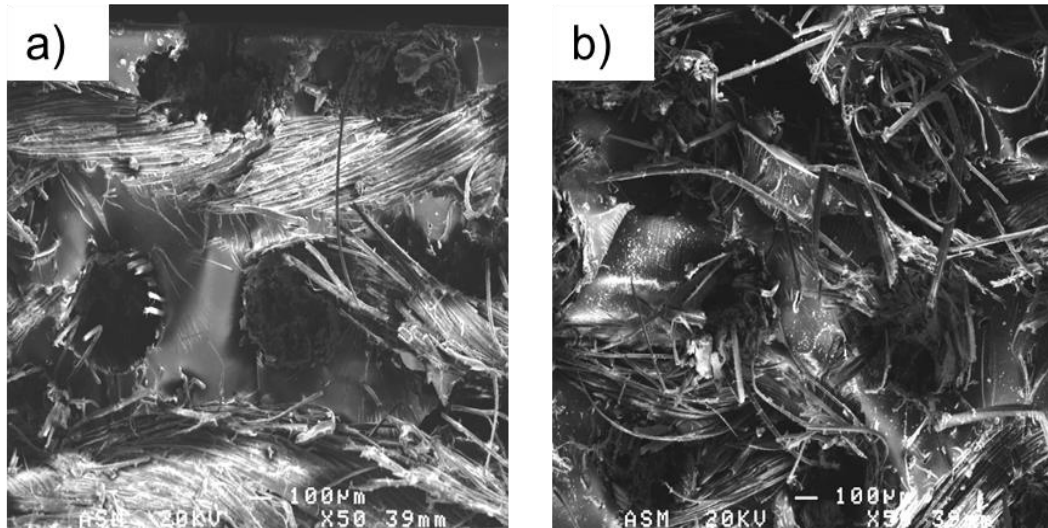


Figura 5.12: Imágenes SEM X50 de los biocomposites reforzados con fibras de lino trenzado: a) sin inmersión, b) tras inmersión en agua de mar.

En la figura 5.12b se observa que el desprendimiento de la fibra no es tan “limpio” debido al carácter hidrofílico de las fibras que hace que sufran un aumento de volumen y en consecuencia una adherencia física y se comporten de forma plástica [27]. Este hecho explica el aumento de la elongación a rotura del material tras su inmersión en agua de mar (tabla 5.2).

En la Figura 5.13 se observan las micrografías al SEM con una resolución X50, de las superficies de fractura tras el ensayo de tracción para el **biocomposite reforzado con fibra de yute** trenzado sin inmersión (a) y tras su inmersión en agua de mar (b).

En la Figura 5.13a se observa abundancia de fibra y matriz con rotura frágil sin apenas elongación de las fibras. Además, se observa que la rotura se produce en la zona donde las fibras están alineadas perpendicularmente a la dirección de la carga de tracción. Este hecho se debe a la falta de adherencia de la fibra con la matriz [118, 119, 167, 170].

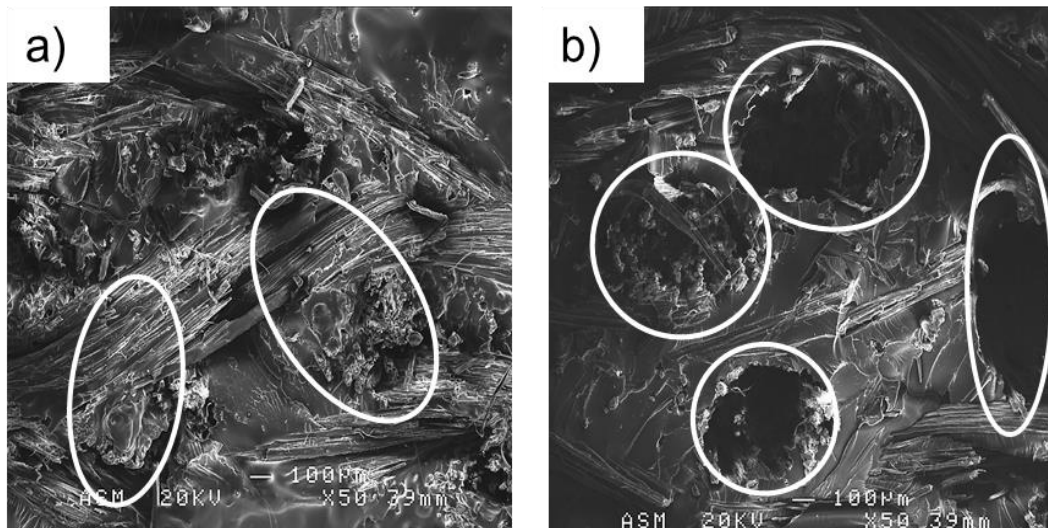


Figura 5.13: Imágenes SEM X50 de los biocomposites reforzados con fibras de yute trenzado: a) sin inmersión, b) tras inmersión en agua de mar.

Por otro lado, en la Figura 5.13b se observa que las fibras longitudinales han trabajado más y la rotura se ha producido por desprendimiento de las mismas, debido al hinchamiento producido en las fibras por la absorción de agua de mar, lo que genera una adherencia física y una mejora en las propiedades a tracción (tabla 5.2).

En la Figura 5.14 se observan las imágenes de SEM con una resolución X200, de las superficies de fractura tras el ensayo de tracción para el **biocomposite reforzado con fibra de fique** sin inmersión (a) y tras su inmersión en agua de mar (b).

En la Figura 5.14a se puede observar una falta de adherencia entre la fibra y la matriz con espacio apreciable entre ambas fases. En cambio, en la Figura 5.14b, el hinchamiento de la fibra por absorción de agua de mar da lugar a una rotura con mayor elongación de la fibra, tal y como se observó en los resultados de los ensayos de tracción (Tabla 5.2).

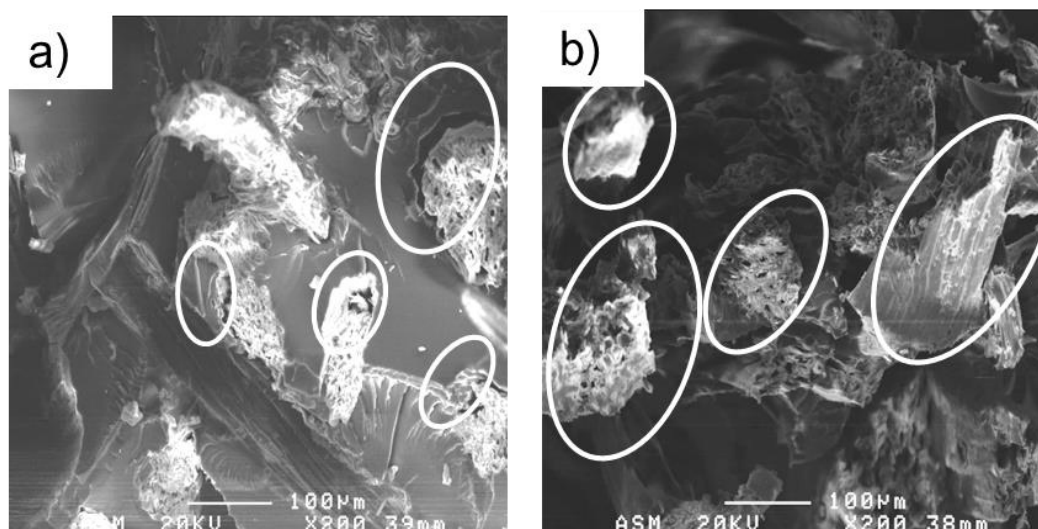


Figura 5.14: Imágenes SEM X200 de los biocomposites reforzados con fibras de fique trenzado: a) sin inmersión, b) tras inmersión en agua de mar.

En la Figura 5.15 se aprecia la micrografía de SEM con una resolución de X200, para el **biocomposite reforzado con fibra de cáñamo tipo mat** sin inmersión (a) y tras inmersión en agua de mar (b) tras el proceso de rotura a tracción. En la Figura 5.15a se puede observar una acumulación importante de resina que aporta rigidez. La rotura se produce sin apenas elongación de las fibras aleatorias de este tipo de tejido (mat).

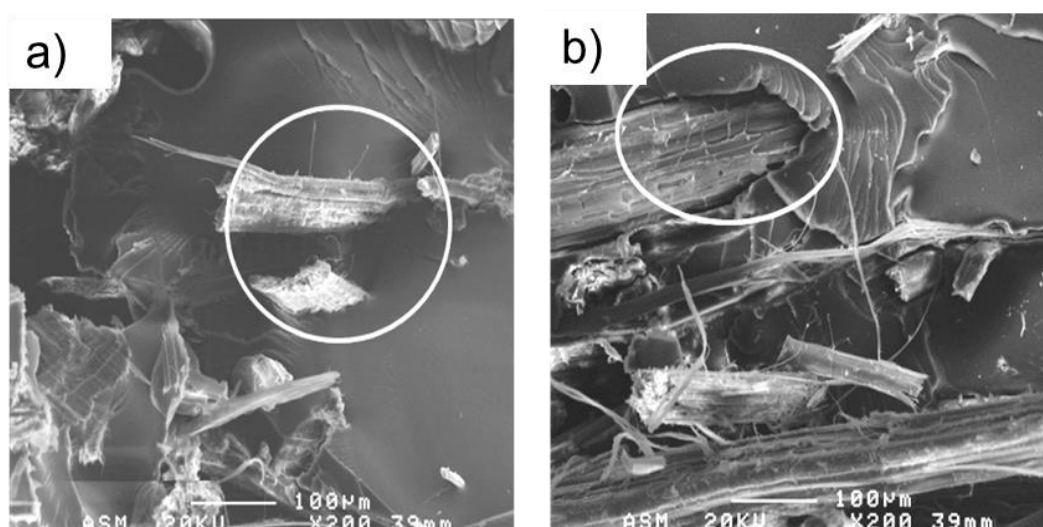


Figura 5.15: Imágenes SEM X200 de los biocomposites reforzados con fibras de cáñamo tipo mat: a) sin inmersión, b) tras inmersión en agua de mar.

En el caso del biocomposite tras inmersión en agua de mar (Figura 5.15b), se observa una pérdida de adhesión entre la matriz y la fibra. Sin embargo, se puede ver un mayor tamaño de fibra por la absorción de humedad. Lo anterior corrobora la pérdida de rigidez y el aumento de elongación observados en los resultados de la Tabla 5.2.

En la Figura 5.16 se observan las imágenes de SEM con una resolución X200, de las superficies de fractura tras el ensayo de tracción para el **biocomposite reforzado con fibra de lino mat**, sin inmersión (a) y tras su inmersión en agua de mar (b).

En la Figura 5.16a se puede observar una fractura sin apenas elongación de las fibras aleatorias. Además, sí se encuentran zonas con falta de adherencia fibra-matriz como las señaladas en los círculos. En el biocomposite después de inmersión (Figura 5.16b) el tamaño de fibra observado es mayor por la absorción de humedad dando lugar a una mayor elongación a rotura (Tabla 5.2)

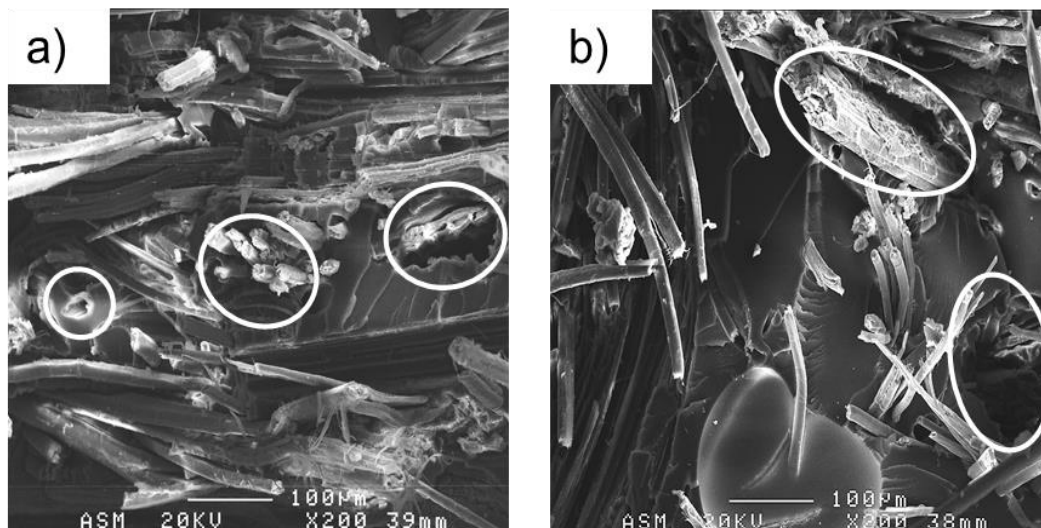


Figura 5.16: Imágenes SEM X200 de los biocomposites reforzados con fibras de lino tipo mat: a) sin inmersión, b) tras inmersión en agua de mar.

Del estudio de las micrografías obtenidas mediante SEM, se puede concluir:

- Existe una mala adherencia entre las distintas fibras naturales y la bioresina.
- La rotura de las fibras se produce con bajas elongaciones, es decir con rotura frágil.

- La absorción de humedad tras inmersión en agua de mar provoca un aumento de volumen o hinchamiento de las fibras dando lugar a una mayor adhesión física entre la fibra y la matriz. En consecuencia se obtienen mayores valores de elongación a rotura.

5.4 Selección de fibras naturales

En este apartado se pretenden seleccionar los biocomposites reforzados con fibra natural que puedan competir o sustituir a los laminados de fibra de vidrio en cuanto a propiedades mecánicas específicas, para su futura utilización en aplicaciones náuticas como puede ser la construcción de cascos de embarcaciones de pequeña eslora ($L < 24\text{m}$).

Analizando los resultados obtenidos en los ensayos anteriores de impacto ($E_0=20\text{J}$) y en los ensayos a tracción, ambos realizados a los laminados antes y después de su inmersión en agua de mar, se puede concluir que los biocomposites que presentan mayores valores de energía absorbida, rigidez y resistencia, para competir con los materiales compuestos reforzados con fibra de vidrio son:

- biocomposites reforzados con fibra de lino trenzado.
- biocomposites reforzados con fibra de yute trenzado.

Para cuantificar y comparar las propiedades mecánicas entre laminados de fibra de vidrio y los biocomposites seleccionados, se fabrican y ensayan a impacto ($E_0=20\text{J}$) y a tracción probetas de fibra de vidrio de igual espesor (3-4 mm). Los laminados se fabricaron por infusión de la resina bioepoxi reforzada con 10 capas de fibra de vidrio tipo mat (600 g/m^2) y un porcentaje del 62%wt en fibra y densidad de $1,7\text{ g/cm}^3$. Al igual que con los biocomposites, dichos laminados de fibra de vidrio permanecieron 6 meses sumergidos en agua de mar. La densidad de los laminados de fibra de vidrio se calculó según el apartado 4.3.7.

En la tabla 5.3 se observan los valores específicos de la fuerza de delaminación (F_d/ρ), y los valores de fuerza pico (F_p) y energía disipada (E_d) antes y después

de inmersión en agua de mar, del laminado reforzado con fibra de vidrio mat, y de los biocomposites reforzados con fibras trenzadas de lino y de yute.

Tabla 5.3: Fuerza de delaminación específica (F_d/ρ), Fuerza máxima o pico (F_p) y Energía disipada (E_d) del laminado de vidrio y los biocomposites reforzados con fibra de lino y yute sin sumergir y tras inmersión en agua de mar a $E_0=20J$

refuerzo	Propiedades tras impacto a $E_0=20J$					
	Sin inmersión			Tras inmersión		
	F_d/ρ (kNm^3/kg)	$F_{pss}(N)$	$E_{dss}(J)$	F_d/ρ (kNm^3/kg)	$F_{pmar}(N)$	$E_{dmar}(J)$
lino	1217	2600±65	20±0,5	1296	2900±101	18,5±0,6
yute	761	1600±40	14±0,8	1181	1733±90	14,6±1,0
Vidrio	3464	7164±30	15±0,1	3439	7000±30	14,9±0,2

La propiedad específica de fuerza de delaminación y la fuerza pico, antes y después de inmersión en agua de mar del compuesto reforzado con fibra de vidrio aventajan considerablemente a las mismas propiedades específicas y de fuerza pico de los biocomposites pese a que éstos poseen menor densidad. Esto se debe a la baja rigidez transversal de los biocomposites que genera modos de fallos prematuros como delaminaciones y rotura de fibras en comparación con el vidrio [169].

En cuanto a la energía disipada los biocomposites absorben más energía en el momento del impacto antes y después de inmersión en agua de mar, pero no generan energía elástica, es decir, el material se encuentra penetrado o perforado como se observa en las Figuras 5.2 y 5.4, mientras el vidrio sigue generando energía elástica y puede soportar más cantidad de daño que los biocomposites.

En la Tabla 5.4 se observan los valores específicos del módulo de Young (E/ρ) y resistencia a la rotura (σ_x/ρ) antes y después de inmersión en agua de mar, del laminado reforzado con fibra de vidrio mat y de los biocomposites reforzados con fibras trenzadas de lino y de yute.

Tabla 5.4: Módulo de Young específico (E/ρ) y tensión a rotura específica (σ_r/ρ) del laminado de vidrio y los biocomposites reforzados con fibra de lino y yute antes y después de inmersión en agua de mar

refuerzo	Propiedad específica			
	Sin inmersión		Tras inmersión	
	E/ρ (kN.m/kg)	σ_x/ρ (kN.m/kg)	E/ρ (kN.m/kg)	σ_x/ρ (kN.m/kg)
Lino	5936,7	73,21	5833,06	82,30
yute	5291,1	56,88	5493,64	57,64
Vidrio mat	6365,3	108,53	5839,59	121,43

Los biocomposites poseen menor densidad que los compuestos con fibra de vidrio, de ahí que, pueden competir con la fibra de vidrio en cuanto a rigidez específica (E/ρ), antes y después de su inmersión en agua de mar. Los valores específicos de resistencia a la rotura (σ_r/ρ) sí difieren considerablemente, sobre todo entre el vidrio y el yute, siendo menor la diferencia con el lino.

Una vez seleccionadas las fibras naturales más adecuadas en cuanto a propiedades mecánicas a tracción e impacto, en los capítulos posteriores se realiza la caracterización completa de los mismos. Además, dichas fibras naturales seleccionadas se utilizarán en la fabricación del material híbrido con láminas de pino.

5.5 Propiedades mecánicas a impactos de baja energía de los biocomposites seleccionados, antes y después de su inmersión en agua de mar

En este apartado se obtienen y analizan los perfiles energéticos, las curvas $F-t$ y $E-t$, de los biocomposites seleccionados, antes y después de su inmersión en agua de mar, a diferentes energías de impacto.

5.5.1 Análisis del perfil energético para el biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado

Con el objetivo de identificar las regiones representativas del comportamiento del material frente al daño generado por impactos de baja energía, se traza la curva que relaciona la energía disipada por el material (E_d) frente a la energía de impacto inducida (E_0).

En la Figura 5.17 se observa el perfil energético del nuevo biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado, con sus respectivas regiones características en el comportamiento a impacto (ver apartado 4.3.1).

La zona AB se encuentra por debajo de la curva de equi-energía y se ha obtenido con impactos realizados $E_0=1J, 3J, 10J, 15J$ y $17,5J$. Las probetas no disipan toda la energía de impacto, lo cual quiere decir que durante el ensayo, el impactor rebota al contactar con la probeta debido a la energía elástica que la misma le devuelve. La imagen de la probeta en esta zona muestra daño concéntrico en la cara impactada.

Diferentes trabajos han demostrado que en esta región AB, la energía adsorbida (E_a) aumenta cuadráticamente con la energía de impacto (E_0) y que la cantidad de daño que se genera en la probeta está directamente relacionada con dicha energía de impacto [1, 159, 171, 172].

El punto B ó umbral de penetración ($P_n=17,66J$), se ha obtenido extrapolando la curva hasta el punto de intersección entre la curva cuadrática de energía disipada y la línea de equienergía [173]. Las regresiones se ajustan claramente a los valores experimentales, hecho que demuestran los altos valores del coeficiente de correlación R^2 (comprendido entre 0,9995 y 0,9998 para todos los materiales ensayados en la presente tesis).

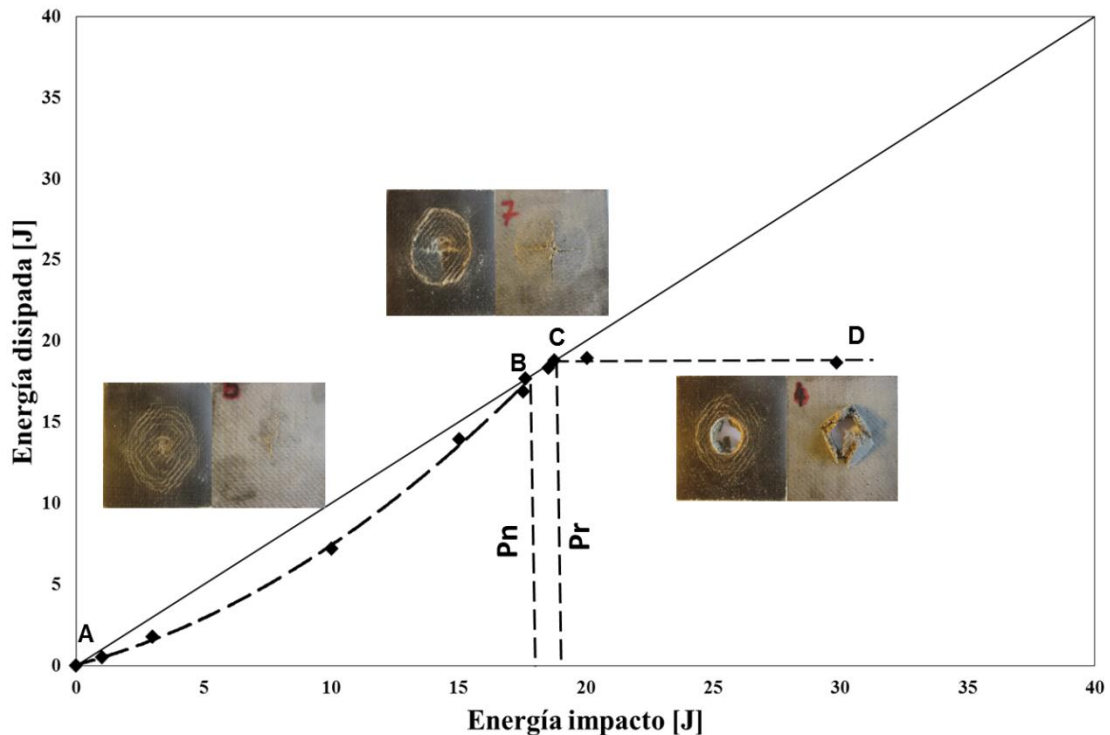


Figura 5.17: Perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado sin sumergir en agua de mar.

La zona BC se denomina **región de penetración**, en la cual, la energía de impacto es totalmente disipada por la probeta ($E_0=E_d$). Estos valores se encuentran sobre la línea de equienergía y en los impactos realizados, el impactor queda adherido al laminado sin producirse rebote. En la imagen correspondiente a esta región se observa que el daño es más pronunciado y llega a la cara posterior de la probeta.

Por último, en la zona CD ó **región de perforación**, el laminado no es capaz de disipar la energía incidente y el impactor atraviesa la probeta como puede observarse en la imagen correspondiente. Se han realizado impactos a $E_0=20J$ y $30J$ y mediante regresión lineal se ha obtenido el valor del punto C ó umbral de perforación $P_r=18,8J$, valor a partir del cual, el biocomposite no es capaz de disipar toda la energía incidente.

De igual forma se obtiene el perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado tras su inmersión en agua de mar por un periodo de seis meses (Figura 5.18). En este caso, sólo se aprecian dos zonas características del

comportamiento del material, zonas AC y CD, es decir, no se observa zona de penetración y el impactor pasa directamente de rebotar a perforar el laminado.

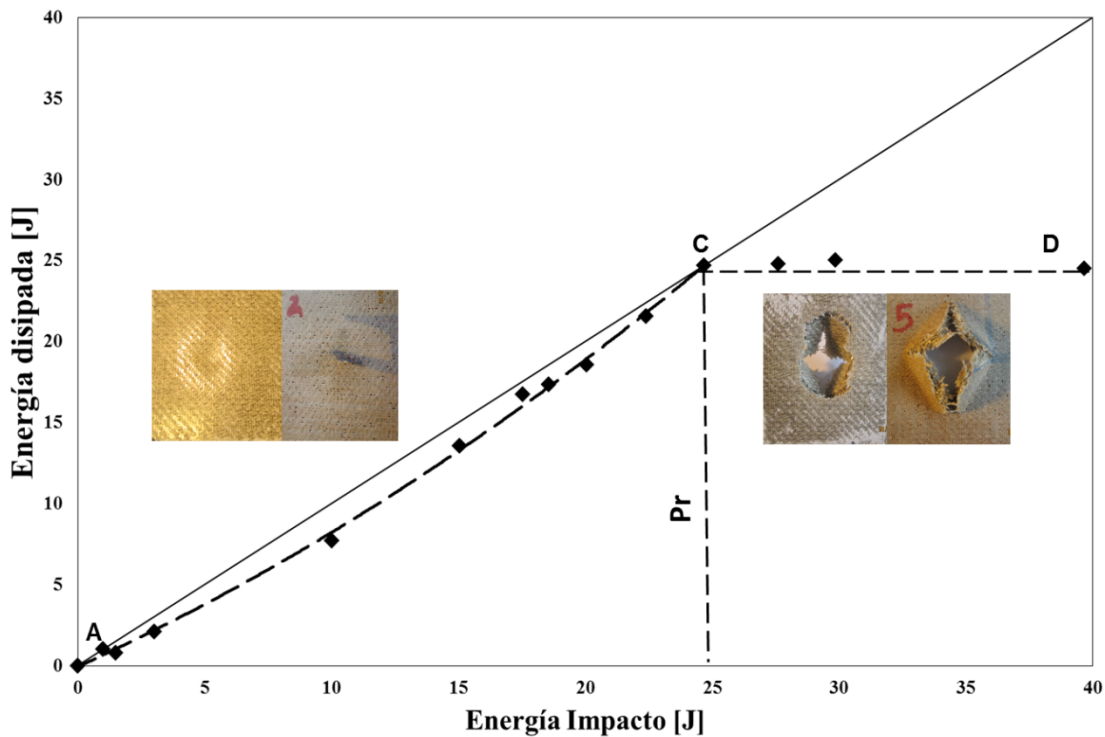


Figura 5.18: Perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado tras su inmersión en agua de mar

La región AC comprende los valores de impacto entre $E_0=0J$ hasta $E_0=24,69J$ y se ha obtenido extrapolando los resultados de los ensayos realizados a $E_0=1J$, $1,5J$, $3J$, $10J$, $15J$, $17,5J$, $18,5J$, $20J$ y $22,5J$. En este caso, la región AC aumenta significativamente, un 23,8% frente al material sin sumergir en agua de mar, es decir, disipa más energía antes de ser perforado. A niveles altos de impacto, la rigidez transversal genera una rotura frágil. Esto se debe a que el umbral de penetración (P_n) iguala al umbral de perforación $P_r=24,69J$. A partir de este valor el impactor no puede generar más daño sobre la probeta, ni siquiera aumentando la energía de impacto, siendo la energía de absorción del laminado más o menos constante [111]

Las diferencias entre los perfiles energéticos, se pueden explicar cómo una mayor respuesta estructural del material sumergido durante el impacto, debido a la generación de una plastificación por efecto del agua de mar. Esta plastificación,

conlleva a un retardo en la generación del daño durante el impacto y mayor disipación de energía en el material tras inmersión en agua de mar.

5.5.2 Ensayos de impacto biaxial de baja energía para el biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado

En la Figura 5.19 se muestran las curvas $F-t$ y $E-t$ correspondientes a impactos representativos de las diferentes zonas del perfil de energías del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado. Estas curvas proporcionan una visión detallada del comportamiento del biocomposite sin sumergir y tras inmersión en agua de mar, a medida que aumenta la energía de impacto (E_0).

Para la energía de impacto $E_0=1\text{J}$ (Figura 5.19a) las curvas del material sin inmersión (roja) y tras sumergir en agua de mar (azul) presentan patrones muy diferentes. En el caso del laminado sin inmersión, éste presenta una curva $F-t$ en forma de campana y alcanza una fuerza pico de $F_p=1550,11\text{N}$. Sin embargo, la curva $F-t$ en el biocomposite tras inmersión en agua de mar, presenta grandes oscilaciones hasta alcanzar un pico de fuerza $F_p=1420,74\text{N}$.

En cuanto a las curvas de energía el material tras inmersión disipa más energía $E_d=0,8\text{J}$ en comparación con el material sin inmersión, en agua de mar $E_d=0,4\text{J}$. Este comportamiento es debido probablemente a la degradación físico-química inducida por la hidrólisis que genera pérdida de adhesión entre fibra y matriz y por consiguiente, porosidades mayores que al percibir el impacto generan este tipo de comportamiento. Además, el tiempo de contacto es menor en el material sin inmersión lo que demuestra que hay una pérdida de rigidez en el material tras inmersión en agua de mar [120].

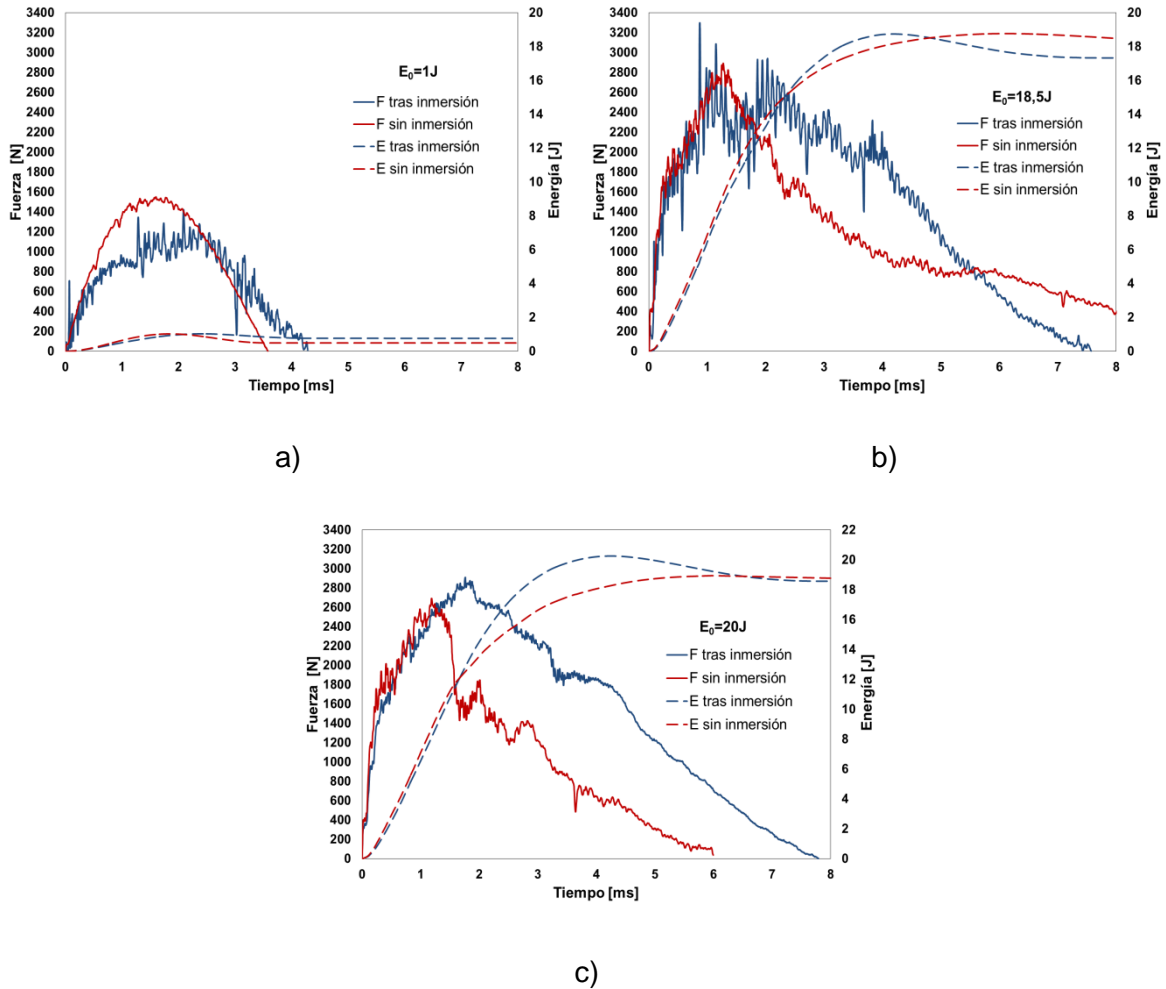


Figura 5.19: Curvas F-t y E-t correspondientes a impactos de las tres regiones del perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado: a) $E_0= 1J$ b) $E_0= 18,5J$ y c) $E_0= 20J$.

La Figura 5.19b representa las curvas de F-t y E-t para un ensayo de impacto con energía incidente $E_0=18,5J$, que se encuentra en la zona de penetración del material, sin inmersión en agua de mar. En este caso, el comportamiento de las curvas para ambos casos describen ensayos que generan delaminación y rotura de fibras. Los umbrales para el inicio del daño son parecidos tanto para el material sin inmersión como para el material tras inmersión en agua de mar ($F_d=1500N$), a partir de este valor, se produce un cambio de pendiente en las dos curvas. El material sin inmersión, alcanza una fuerza pico $F_p=2890,8N$, mientras que el laminado tras inmersión en agua de mar, obtiene un valor de fuerza máxima $F_p=2993,8N$ un 3,5% más que el laminado sin sumergir en agua de mar.

Respecto a las curvas de E-t, el comportamiento es distinto en el material sin inmersión y tras inmersión en agua de mar. El nuevo biocomposite sin sumergir disipó la totalidad de la energía de impacto $E_d=18,5J$, lo que quiere decir que la probeta está saturada. En cambio, el material sumergido en agua de mar aún produce energía elástica lo cual quiere decir que la probeta está insaturada y puede soportar más energía de daño (E_0).

La degradación física y el hinchazón del material tras inmersión en agua de mar debido al carácter hidrofílico de la fibra natural de lino, conlleva a un aumento de la flexibilidad de la probeta cuando es impactada permitiendo alcanzar picos más altos de fuerza y seguir generando energía elástica.

La Figura 5.19c corresponde a un ensayo con $E_0=20J$ donde la probeta sin inmersión en agua de mar es perforada. El comportamiento al principio de la curva F-t es similar en ambos casos hasta que hay un cambio en la pendiente que indica el inicio de la delaminación. A partir de la delaminación, el material sin inmersión alcanza una fuerza pico aproximada $F_{pss}=2600N$ y el material tras inmersión en agua de mar obtiene un valor de fuerza pico aproximada $F_{pmar}=2900N$. Este aumento del 11,5% se debe al hinchazón y plastificación del material producido por el agua de mar [120, 174]. A partir de estos valores pico, los dos materiales tienen un comportamiento diferente, de esta forma el material sin inmersión sufre una caída brusca, síntoma de que ha sido perforado [91, 100, 105].

Además, las gráficas de energía muestran que el material sin inmersión no puede disipar más energía por que se encuentra en la zona de perforación, lo cual quiere decir que la probeta está dañada totalmente, mientras que el biocomposite tras inmersión en agua de mar genera un rebote durante el ensayo produciendo energía elástica a las mismas condiciones de ensayo.

5.5.3 Análisis del perfil energético para el biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado

En la Figura 5.20 se muestra el perfil energético para el nuevo biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado, en el que se pueden apreciar claramente las regiones características del material sometido a impactos de baja energía.

En la región AB, la curva se encuentra por debajo de la línea de equienergía, y se ha obtenido por interpolación cuadrática de los ensayos realizados a $E_0=1\text{J}$, 3J , 5J , $7,5\text{J}$ y $8,5\text{J}$. El valor correspondiente al umbral de penetración o punto B es $P_n=9,28\text{J}$. En esta zona, la probeta disipa una parte de la energía de impacto y el exceso de energía lo devuelve al impactor en forma de energía potencial de deformación produciendo un rebote del impactor [108]. En la imagen representativa de esta zona, se puede observar el daño visual generado al material tanto en la cara del impacto, en forma de circunferencia y cruz central, como en la cara posterior en forma de cruz, resultado típico en materiales compuestos reforzados con tejidos bidireccionales [91, 108].

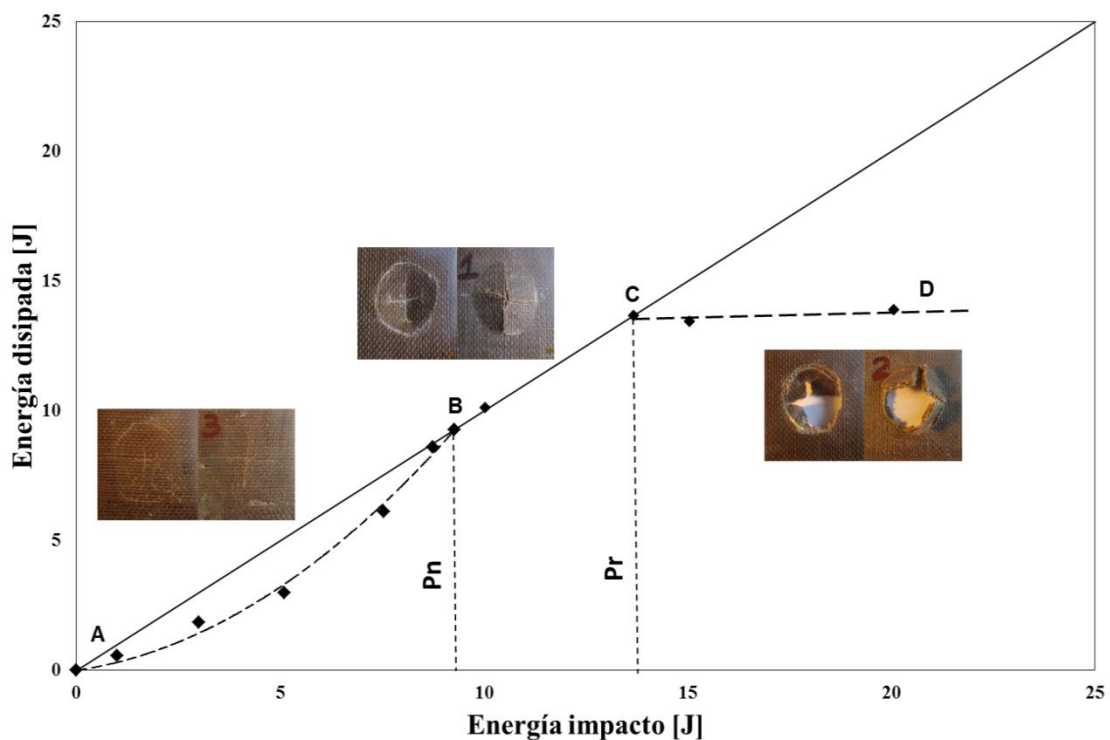


Figura 5.20: Perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado sin sumergir

La zona BC pertenece a la **región de penetración**, estos valores de impacto se encuentran en la línea de equienergía, lo que quiere decir que la energía disipada es igual a la energía incidente. En esta región, el impactor se queda adherido al laminado y no rebota [21]. La imagen muestra un daño apreciable por ambas caras del laminado.

Por último, se encuentra la región CD o **región de perforación**. En esta zona, la probeta es perforada por el impactor de tal manera que ya no puede generar más

daño, ni siquiera aumentando la energía de impacto. Esta región se ha obtenido realizando impactos a $E_0=20\text{J}$ y 15J y el correspondiente umbral de perforación $P_r=13,68\text{J}$, se ha calculado por interpolación lineal.

De igual forma se obtiene el perfil energético del biocomposite reforzado con fibra trenzada de yute tras inmersión en agua de mar. En la Figura 5.21 se pueden observar claramente las tres zonas características del comportamiento del material durante el comportamiento a diferentes energías de impacto. Además se adjuntan imágenes de las probetas representativas de cada una de las tres regiones.

La zona AB se ha obtenido con impactos realizados a $E_0=1\text{J}$, 3J , 5J , $7,5\text{J}$, 9J y 10J y el valor del umbral de penetración o punto B, por interpolación cuadrática, es $P_n=10,66\text{J}$. Comparando la misma región AB para el material sin sumergir, se puede concluir que el agua de mar produce una degradación física como se aprecia en las imágenes de las probetas (Figura 5.21). Además, se hinchan las fibras naturales debido al carácter hidrofílico de la fibra de yute, lo cual, conlleva un aumento de la flexibilidad de la probeta durante los impactos, aumentando un 13% la región AB del material tras inmersión en agua de mar. La imagen correspondiente al daño inducido en la probeta es similar a la del material sin sumergir, es decir, una cruz y una circunferencia en la cara frontal y una cruz en la cara trasera de la probeta, típico en materiales compuestos reforzados con tejidos bidireccionales [91, 108].

La zona correspondiente a la **región de penetración BC**, comprende los valores entre $E_0=10,66\text{J}$ hasta $E_0=14,43\text{J}$. En comparación con los resultados del laminado sin sumergir, se puede concluir que el material es capaz de disipar más energía de penetración, hecho que se corrobora con la imagen correspondiente donde el laminado no ha sufrido tanto daño visual como en el caso de la probeta sin sumergir.

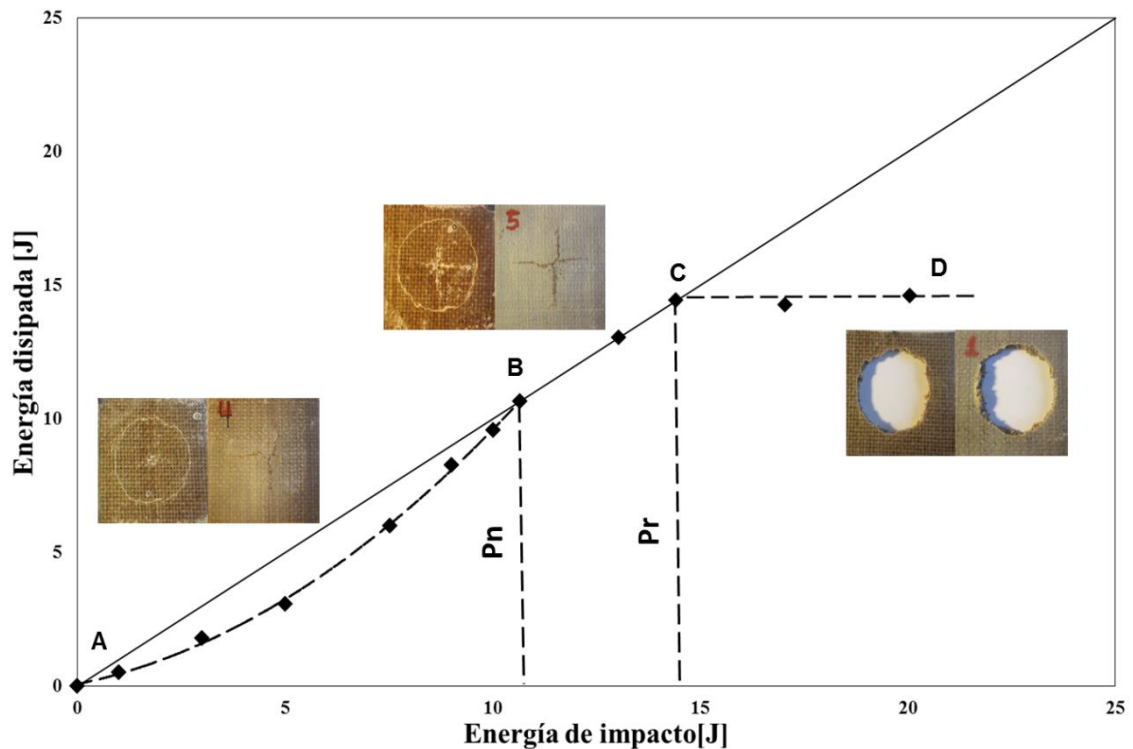


Figura 5.21: Diagrama de perfil energético para biocomposite reforzado con fibra de yute tras inmersión en agua de mar

A partir del umbral de perforación o punto C ($P_r=14,43J$) se da inicio a la **región de perforación** o zona CD. En esta zona por más que se aumente la energía de daño la probeta no será capaz de disipar más energía, debido a que está totalmente destrozada en la zona impactada como se puede observar en la imagen correspondiente.

En conclusión la degradación física provocada por el agua de mar produce efectos plastificantes inducidos por la hidrólisis de la fibra de yute, lo cual permite a las probetas tras inmersión en agua de mar soportar más cantidad de daño antes de llegar al umbral de perforación.

Se compararon los perfiles energéticos de los dos biocomposites reforzados con fibras naturales de lino trenzado y yute trenzado antes y después de su inmersión en agua de mar. Se puede concluir que el biocomposite reforzado con fibra de lino sin sumergir en agua de mar (Figura 5.17) tiene mayor rigidez transversal en comparación con el biocomposite reforzado con fibra de yute sin sumergir (Figura 5.20). Dicha rigidez, permite al biocomposite reforzado con fibra natural de lino

trenzado alcanzar umbrales de penetración y perforación más altos durante los ensayos de impacto.

Por otra parte, la inmersión en agua de mar durante seis meses genera en ambos laminados (lino Figura 5.18 y yute Figura 5.21) una degradación física del material e hinchazón de las fibras naturales debido a la absorción de humedad. Lo anterior trae como consecuencia un aumento en la flexibilidad de las probetas generando umbrales de penetración y perforación más altos que los materiales sin sumergir en agua de mar. Sin embargo, si se comparan los valores de los umbrales de perforación de ambos laminados tras inmersión en agua de mar, las probetas de biocomposite reforzado con lino trenzado tienen un considerablemente 42% más en el valor de perforación que el yute trenzado.

5.5.4 Ensayos de impacto biaxial de baja energía para el biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado

La Figura 5.22 representa las curvas $F-t$ y $E-t$, correspondientes a impactos pertenecientes a cada una de las zonas del perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado, antes y después de su inmersión en agua de mar.

Para la energía de impacto $E_0=1J$ (Figura 5.22a), tanto el laminado sin sumergir como el inmerso en agua de mar presentan el mismo patrón de comportamiento $F-t$. Inicialmente, aumenta linealmente el valor de la fuerza hasta un valor aproximado de $F=985N$, a partir del cual, se produce una caída brusca de la pendiente relacionada con el umbral de delaminación. A partir de este valor el comportamiento de ambas probetas se mantiene en la zona de delaminación hasta alcanzar un valor máximo de fuerza pico $F_{ss}=1187N$ para el material sin sumergir y un valor pico de $F_{pmar}=1265N$ para el material tras inmersión en agua de mar. En las curvas $E-t$, se observa que la energía disipada es del 50% ($E_{dis}=0,5J$) tanto para el material sin sumergir como para el inmerso en agua de mar.

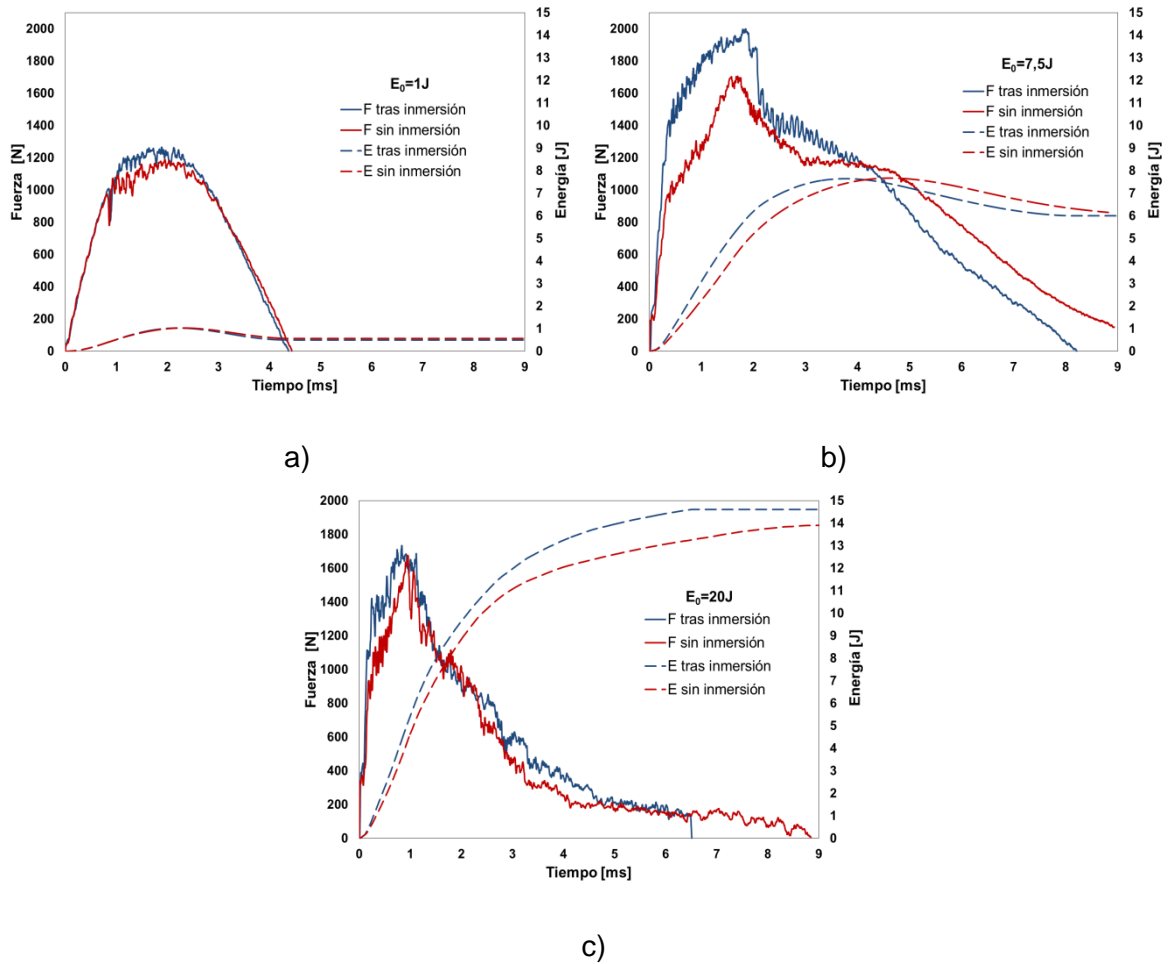


Figura 5.22: Curvas $F-t$ y $E-t$ correspondientes a las tres regiones del perfil energético del biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado antes y después de su inmersión en agua de mar: a) $E_0= 1J$ b) $E_0= 7,5J$ y c) $E_0= 20J$.

Para energía incidente $E_0= 7,5J$ (Figura 5.22b) el material tras inmersión en agua de mar genera un pico de fuerza un 14,7% superior al mismo laminado sin inmersión: $F_{\rho_{mar}}=1999,39N$ frente a $F_{\rho_{ss}}=1705,36N$. En el comportamiento post-pico la carga desciende hasta una zona de reposo en donde el valor de fuerza es $F_{r_{mar}}=1540N$ para el material tras inmersión y de $F_{r_{ss}}=1170N$ para el material sin sumergir en agua de mar. Por último, para ambos casos la carga disminuye progresivamente debido a la pérdida de rigidez de la probeta.

En cuanto a la energía disipada, en ambos casos disipan o absorben aproximadamente la misma energía $E_{ad}=6J$, lo cual quiere decir que la probeta aún puede soportar más energía de daño.

La Figura 5.22c corresponde a un ensayo de perforación para energía incidente $E_0=20\text{J}$. Después de alcanzar los valores de fuerza máxima $F_{\text{pmar}}=1734\text{N}$ para el material tras inmersión y $F_{\text{pss}}=1600\text{N}$ para el material sin sumergir, ambos materiales sufren una caída brusca debido a la pérdida de rigidez transversal en las probetas. Finalmente, para ambos casos, se puede observar una cola en la parte final de la gráfica. Esta cola es un signo típico del rozamiento producido cuando el impactor perfora la probeta [91].

Además, en la gráfica de energía se observa claramente que las probetas están totalmente saturadas debido a que se han perforado durante el ensayo y no son capaces de disipar toda la energía incidente, en el caso del laminado sin inmersión $E_{\text{dss}}=13,9\text{J}$ y tras sumergir en agua de mar $E_{\text{mar}}=14,6\text{J}$.

Si se comparan las gráficas de impacto a $E_0=20\text{J}$ del biocomposite reforzado con lino (Figura 5.19c) y el de yute trenzados (Figura 5.22c), se puede concluir que el material reforzado con fibra de lino es más rígido que el material reforzado con yute antes y después de inmersión en agua de mar. Esto se observa en las lecturas de las gráficas para ambos materiales, donde, el lino el inicio del daño o umbral de delaminación (F_d) a valores mucho más. Para el lino ($F_d=1600\text{N}$) y picos de fuerza ($F_{\text{ss}}=2600\text{N}$ y $F_{\text{mar}}=2900\text{N}$), frente al yute trenzado ($F_d=900\text{N}$, $F_{\text{ss}}=1600\text{N}$ y $F_{\text{mar}}=1734\text{N}$).

5.6 Inspección del daño por ultrasonidos de los biocomposites

La inspección por ultrasonidos es un ensayo no destructivo que permite evaluar el daño estructural de un laminado. En la presente tesis doctoral, se realizaron inspecciones mediante ultrasonidos por inmersión total de los materiales compuestos reforzados con fibras de lino y yute sometidas a impactos de baja energía, antes y después de inmersión en agua de mar. El objetivo principal de este ensayo es detectar heterogeneidades en la estructura del material ocasionados a diferentes niveles de energía incidente, teniendo como referencia un laminado sin impacto. La aparición de daños en los laminados se debe a dos tipos de cargas: baja velocidad de impacto y alta velocidad de impacto. Este último introduce daño al material que fácilmente se puede detectar a simple vista. Pero los impactos de baja energía pueden dar lugar a daños invisibles al ojo

humano que puede generar una degradación interna significativa durante el tiempo, de tal manera, que las propiedades mecánicas del compuesto puede bajar seriamente [122]. Además, estudios realizados [1, 175] demuestran que la energía disipada está relacionada directamente con la cantidad de daño introducido en la muestra, de ahí la importancia que requiere el uso de esta técnica no destructiva para detectar y cuantificar los daños producidos por impactos de baja energía.

A continuación se evalúan los resultados obtenidos a las diferentes energías de impacto ensayadas en los nuevos biocomposites reforzados con fibras trenzadas de lino y yute, antes y después de inmersión en agua de mar.

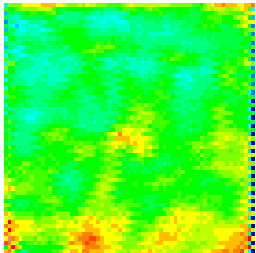

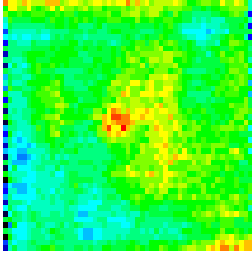

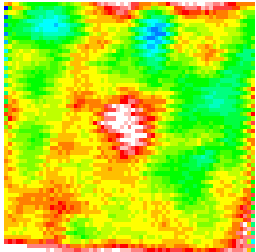

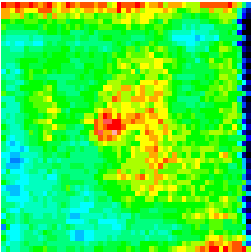
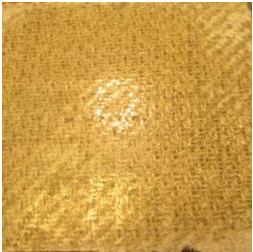
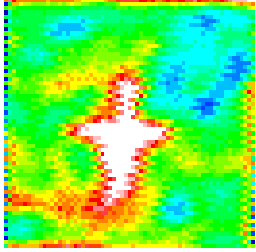
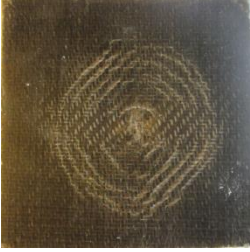
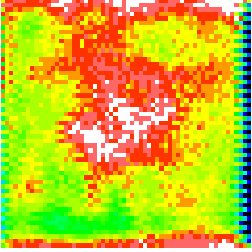

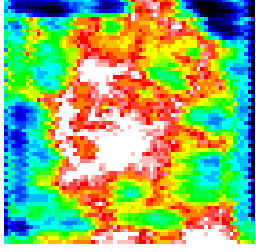
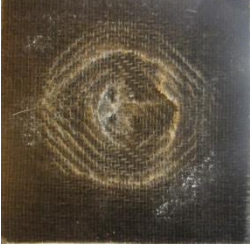
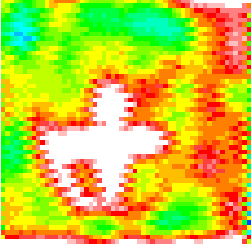

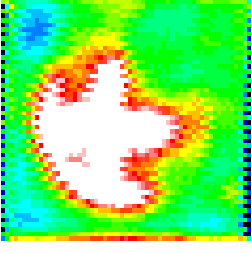

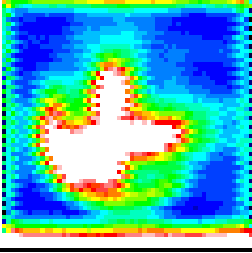

5.6.1 Inspección por ultrasonidos del biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado

En la Tabla 5.5 se observan las imágenes obtenidas del C-Scan con su correspondiente fotografía, para distintas energías de daño aplicadas al nuevo laminado de matriz bioepoxi reforzado con fibra natural de lino.

Estas imágenes muestran la evolución del área dañada en la zona donde el impactor hace contacto con la probeta. Para energía de impacto $E_0 = 1\text{J}$ (región subcrítica: $E_0 < E_d$), la probeta no presenta daño alguno en la zona de impacto. Los puntos rojos que se observan en la probeta tras su inmersión en agua de mar, se deben a la degradación superficial con pérdida de bio-resina provocada por el agua de mar.

En el ensayo con energía de impacto $E_0 = 3\text{J}$, valor de energía comprendido entre la delaminación y el inicio de rotura de fibras ($E_d < E_0 = E_{rf}$), el C-Scan detecta mayor área dañada en la probeta sin sumergir (zona blanca) con respecto a la probeta tras inmersión en agua de mar. Este hecho se explica por la plastificación del material tras la absorción de humedad, es decir, tiene mayor capacidad de disipar energía [160].

Tabla 5.5: Imágenes C-Scan del biocomposites reforzados con fibras de lino impactadas a distintas energías, antes y después de inmersión en agua de mar.

E_0	Sin inmersión	Tras inmersión		
1J				
3J				
10J				
15J				
17,5J				
18,5J				

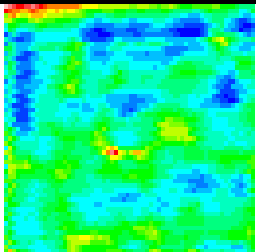
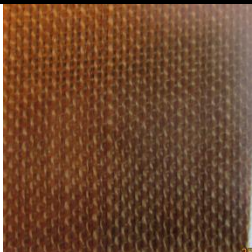
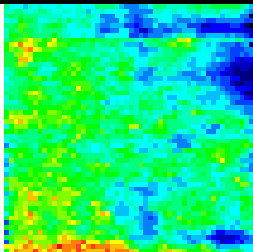
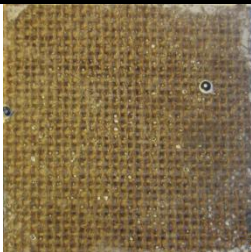
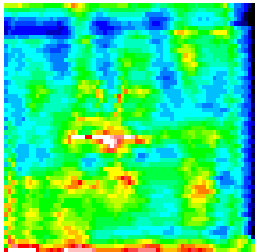

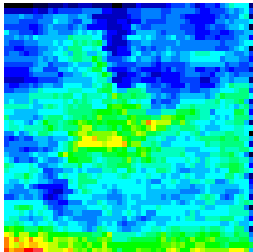
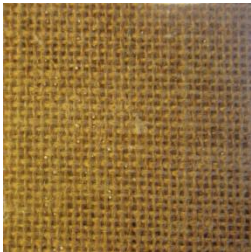
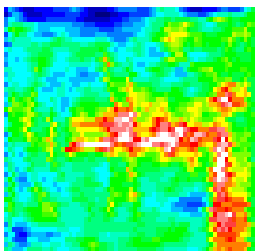

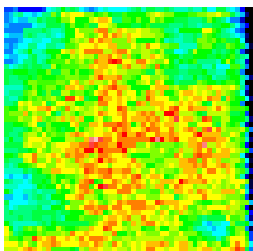

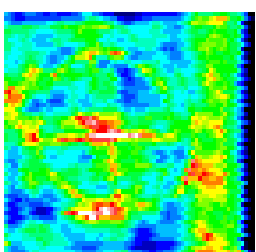

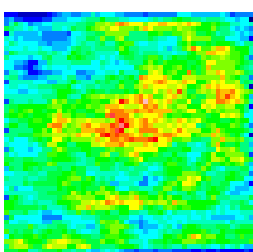
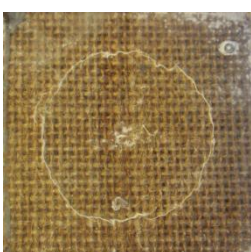
Los ensayos que se encuentran en el rango de valores entre $E_0=10\text{J}$ hasta $E_0=18,5\text{J}$, para ambos casos: sin sumergir y tras inmersión en agua de mar, corresponden a impactos por encima del umbral de rotura de fibras ($E_0 > E_{rf}$). De este modo, para $E_0=10\text{J}$ la cara frontal de la probeta sin sumergir muestra un patrón de rotura de la matriz frágil representada por diferentes anillos concéntricos a la zona de impacto [91]. La imagen correspondiente de ultrasonidos muestra una importante zona blanca en forma de cruz, que cuantifica el daño generado (delaminación y rotura de fibras). La probeta tras inmersión en agua de mar presenta un patrón de daño distinto, sin anillos concéntricos y con menor zona blanca, debido al comportamiento plástico del laminado tras inmersión en agua de mar.

A medida que aumenta la energía de impacto el área de daño también aumenta. En el material sin inmersión para valores de energía hasta $E_0=10\text{J}$ el patrón del área de impacto se restringe a la zona de contacto entre el impactor y la probeta generando rotura en la dirección de las fibras bidireccionales. Sin embargo, para energía $E_0=15\text{J}$ la probeta se encuentra muy dañada, es decir, se ha generado daño de forma desencadenante como se observa en la imagen del C-Scan y la fotografía de la cara frontal de la probeta, de tal manera que no es necesario seguir inspeccionando a más altas energías. Sin embargo, en el caso de las probetas tras inmersión, se genera un patrón de rotura de fibras parecido a medida que aumenta la energía incidente con origen en la zona de impacto y que se expande en la dirección del tejido bidireccional.

5.6.2 Inspección por ultrasonidos del biocomposite reforzado con fibra de yute trenzado

Del mismo modo se realizaron pruebas de ultrasonido para el biocomposite reforzado con tejido bidireccional de yute, antes y después de sumergir en agua de mar (Tabla 5.6), donde se aprecia la evolución del daño a medida que aumenta la energía de impacto (E_0).

Tabla 5.6: Imágenes C-Scan probetas de biocomposites reforzados con fibras de yute impactadas a distintas energías antes y después de inmersión en agua de mar.

E_0	Sin inmersión		Tras inmersión	
1J				
3J				
5J				
7,5J				

Para valores cercanos al umbral de delaminación ($E_0=1J$) las probetas no presentan daño alguno a simple vista y tampoco por ultrasonidos. Sin embargo, cuando aumenta la energía de impacto a $E_0=3J$, la probeta del biocomposite sin inmersión presenta daño en la zona de impacto mientras que el laminado tras inmersión en agua de mar no presenta zona blanca.

A partir de $E_0=5J$ en ambos casos sin sumergir y tras inmersión, los patrones que se observan en la cara frontal de las probetas es muy parecido, aparece un anillo de diámetro constante con una fractura en forma de cruz con origen en el punto

de impacto y dirección paralela al refuerzo bidireccional ($0/90^\circ$), típico de una rotura frágil [27]. Sin embargo, las imágenes de ultrasonidos para dichas energías ($E_0=5\text{J}$ y $E_0=7,5\text{J}$) de los laminados sin inmersión, muestran un patrón de daño parecido al observado en la cara frontal de la muestra, es decir, el daño se propaga por el laminado hasta llegar a la cara trasera. Además, el daño provocado en el material sin inmersión se encuentra restringido justo a la zona de interacción entre el impactor y la pieza, mientras que en el material sumergido, el daño por el impactor se extiende a una zona más amplia.

En conclusión, si se comparan los materiales sin inmersión, el daño observado por ultrasonidos en el lino aparece a valores superiores de E_0 en forma de varios anillos concéntricos, mientras que en el yute el daño generado tras el impacto genera daño en forma de un solo anillo. Tras inmersión en agua de mar, ambos materiales pueden soportar más energía de impacto por la plastificación del material.

5.7 Propiedades físico-mecánicas de laminados híbridos madera-fibra natural, antes y después de su inmersión en agua de mar

En este apartado se obtienen y analizan los perfiles energéticos, las curvas $F-t$ y $E-t$, las imágenes del daño por ultrasonidos, las curvas de tracción, flexión 3 puntos, flexión en viga corta y las imágenes SEM de la superficie de rotura de los laminados híbridos fabricados con la bio-resina reforzada con las fibras de trenzado bidireccional seleccionadas (lino y yute) y con la madera de pino, antes y después de su inmersión en agua de mar.

5.7.1 Análisis del perfil energético para el nuevo laminado híbrido madera-fibra de lino trenzado.

En la Figura 5.23 se observa el perfil energético para el nuevo material híbrido de resina bio-epoxi reforzada con fibra de lino y madera de pino (FWL lino). La zona AB representa la región donde las probetas no han sido penetradas y la energía de impacto no es disipada en su totalidad por el laminado, lo cual genera un

rebote en el impactor. Esta zona se ha calculado realizando ensayos a energías de impacto $E_0=1, 3, 5, 7,5, 10$ y $12,5J$, siendo el umbral de penetración ($E_{pn}=12,52J$) obtenido por la intersección entre la curva cuadrática de la energía disipada en la región AB y la línea de equienergía [1]. En la imagen correspondiente a esta zona, se puede observar el daño generado, que ya no es un círculo concéntrico como en el biocomposite sino que se extiende en la dirección de la beta del pino.

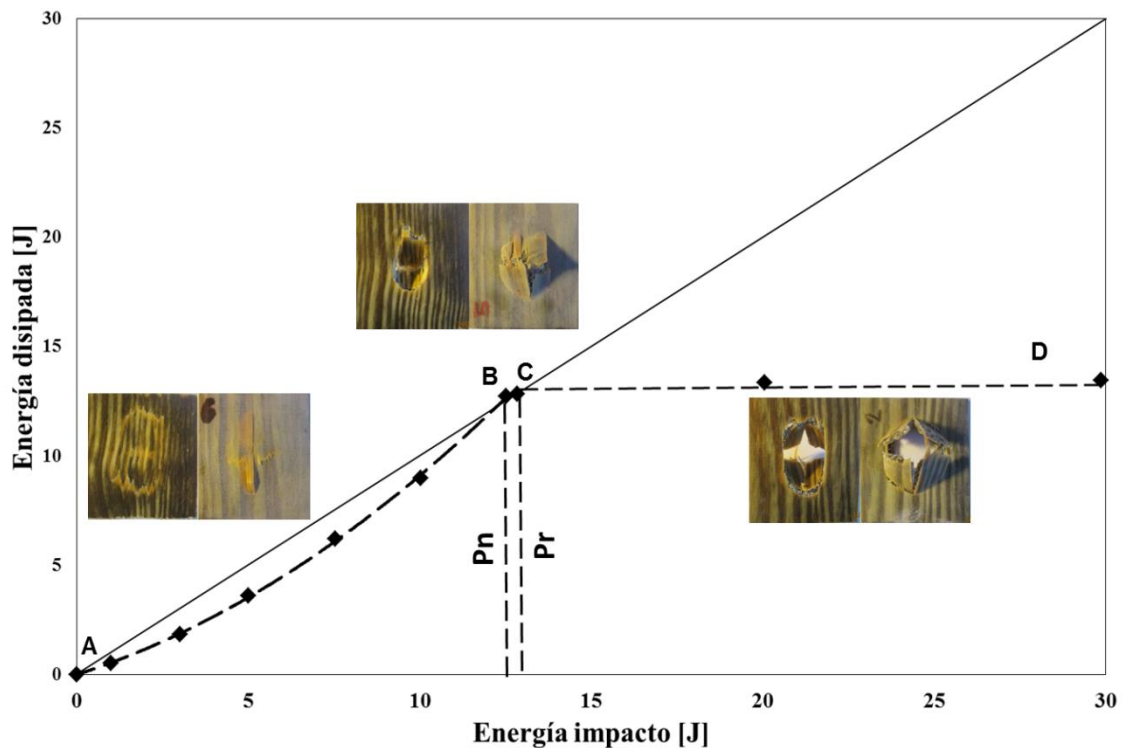


Figura 5.23: Perfil energético para el laminado híbrido fibra de lino-pino, sin inmersión en agua de mar

Posteriormente se han realizado ensayos a energías de impacto $E_0=15, 20$ y $30J$, para completar el perfil energético del nuevo laminado híbrido. Por interpolación lineal se ha obtenido el punto C ó umbral de perforación $E_{pr}=12,84J$.

Se observa que la **región de penetración** BC es muy pequeña, es decir, el laminado híbrido, absorbe la energía de impacto total en un rango muy pequeño, puesto que poco después se alcanza el umbral de perforación y los siguientes impactos perforan el material. Este comportamiento se debe a la elevada rigidez transversal de material que da lugar a una rotura frágil [90, 95].

A medida que aumenta la energía de impacto las probetas de FWL de lino alcanzan la región CD o **región de perforación** de forma más rápida que las probetas de biocomposite reforzado sólo con fibras de lino, lo cual quiere decir, que al cambiar dos capas de lino por dos láminas de madera no se contribuye a mejorar la rigidez transversal del material híbrido. Además, si el material híbrido se requiere para mejorar propiedades mecánicas en piezas que están sometidas a cargas de impacto, dichas piezas, fallarían antes que las piezas de biocomposite reforzados sólo con fibras de lino trenzado.

Observando las imágenes del daño en las zonas de penetración y perforación, se puede ver el comportamiento frágil del laminado fundamentalmente debido a la madera. El daño, a diferencia del caso del biocomposite reforzado exclusivamente con fibra trenzada, no es una circunferencia concéntrica al impacto sino que sigue siendo más amplia en la dirección de la beta del pino.

Igualmente, se obtuvo el perfil energético del nuevo compuesto híbrido FWL lino, tras inmersión en agua de mar durante un periodo de bioactividad marina de 6 meses (Figura 5.24).

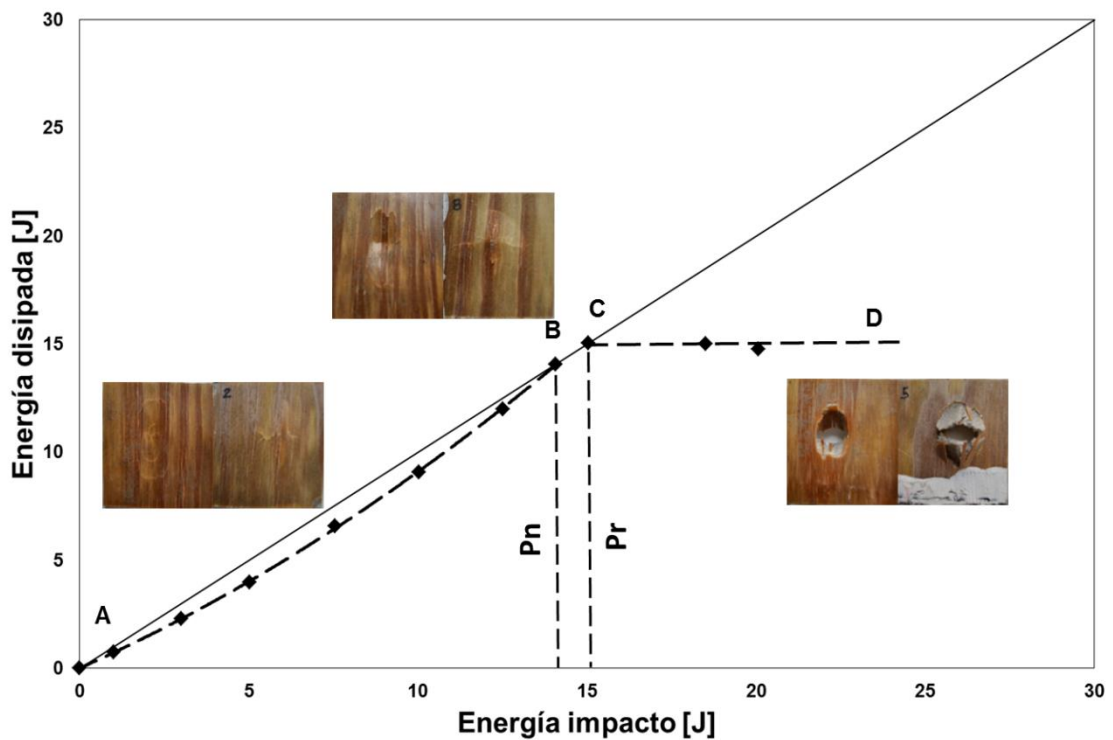


Figura 5.24: Perfil energético para el laminado híbrido fibra de lino-pino, tras inmersión en agua de mar

En este caso, la región AB es más amplia que en el caso de material híbrido sin inmersión, lo que quiere decir que el material tras inmersión en agua de mar, puede absorber más de energía que el material sin sumergir antes de ser penetrado. Además, se observa que durante los impactos en esta región, el material disipa más energía debido a que la diferencia entre la curva y la línea de equienergía es menor para el material tras inmersión en agua de mar.

Los valores obtenidos para los puntos B y C han sido $E_{pn}=14,6J$ y $E_{pr}=15,05J$ respectivamente. Estos aumentos en los umbrales de penetración y perforación en el laminado tras su inmersión en agua de mar se deben a una plastificación generada en el material por causa del agua de mar. Comparando las imágenes representativas de las zonas BC y CD, con las imágenes correspondientes del perfil energético del material híbrido sin inmersión, se observa que el material sufre una decoloración causada por la absorción de humedad y la exposición a los rayos ultravioleta. Además, la imagen de la probeta sumergida en agua de mar, en la zona BC sufre menos daño, siendo en la cara frontal en la dirección de la beta, pero en la parte de atrás tiene forma redondeada con una cruz en el centro al igual que el daño generado en el biocomposite reforzado sólo con fibra trenzada.

Si se comparan los perfiles energéticos del nuevo laminado híbrido madera fibra de lino frente al del biocomposite de lino trenzado, sin inmersión en agua de mar (Figuras 5.17 y 5.23) se puede decir:

- Los puntos de la curva en la zona AB o zona de rebote en el perfil energético del biocomposite están más alejados de la línea de equienergía en comparación con los puntos de la zona AB del material híbrido. Esto quiere decir que el biocomposite genera más energía elástica durante el impacto, mientras que el material híbrido absorbe o disipa más energía.
- La zona BC o zona de penetración en el biocomposite es más extensa que en el material híbrido. Es decir, el rango de valores de impacto donde no se genera rebote y antes de perforar el material, es mayor en el biocomposite que en el híbrido.
- Los umbrales de penetración (P_n) y de perforación (P_r) del biocomposite son mayores en 41% y 46% respectivamente, frente a los del material

híbrido. Esto quiere decir que en lo referente al comportamiento frente al impacto, el biocomposite tiene la capacidad de soportar mayor cantidad de daño que el híbrido.

Si se comparan los perfiles energéticos del nuevo laminado híbrido madera fibra de lino frente al del biocomposite de lino trenzado, tras inmersión en agua de mar (Figuras 5.18 y 5.24) se puede decir:

- En la zona AB para ambos casos, se observa que los puntos de la curva se acercan más a la línea de equienergía en comparación con los materiales sin sumergir. Esto se debe a la absorción de humedad en los materiales, generando un estado plástico, lo cual hace que las probetas en esta zona disipen más energía durante el impacto y generen menos energía elástica que los materiales sin sumergir en agua de mar.
- La zona BC o zona de penetración en el biocomposite no existe. Durante los impactos el biocomposite siempre genera rebotes hasta llegar a un valor ($E_0=E_{pr}$), en donde pierde totalmente la rigidez transversal y es perforado. En el híbrido si existe zona BC aunque pequeña.
- El valor del umbral de perforación (E_{pr}) en el biocomposite es un 39% mayor que el umbral de perforación en el material híbrido. El biocomposite es capaz de disipar más energía antes de su perforado, frente al híbrido que es perforado a valores de energía incidente menores.

5.7.2 Ensayos de impacto biaxial de baja energía para el material híbrido madera-fibra de lino trenzado

En la Figura 5.25 se muestran las curvas $F-t$ y $E-t$ correspondientes a impactos representativos de las diferentes zonas del perfil de energías del nuevo laminado híbrido fibra de lino-pino. Estas curvas proporcionan una visión detallada del comportamiento del material sin sumergir y tras inmersión en agua de mar a medida que aumenta la energía de impacto.

La Figura 5.25a muestra las curvas de $F-t$ y $E-t$ para un ensayo de impacto con energía incidente $E_0=1J$ perteneciente a la zona AB del perfil energético. En esta

gráfica se observa una clara pérdida de rigidez del material tras inmersión en agua de mar (curva azul) que se pone de manifiesto con una caída significativa de la fuerza pico ($F_{pmar}=1164,35N$) frente al material sin inmersión ($F_{pss}=1448,97N$).

Además, el tiempo de contacto (t_c) aumenta casi un milisegundo en el material tras inmersión en agua de mar. Por otro lado, en la curva del material tras inmersión en agua de mar se generan grandes oscilaciones durante su recorrido que se deben a un aumento de volumen por la hidrólisis de la fibra natural, produciendo de este modo una pérdida de adhesión fibra-matriz unida a una degradación de la propia matriz [160]. En cuanto a las gráficas de energía $E-t$ se puede decir que el material tras inmersión disipa un 29% más de energía que el material híbrido sin sumergir. Esto se debe a la absorción de humedad de las fibras de madera y lino que generan un estado plástico en el material.

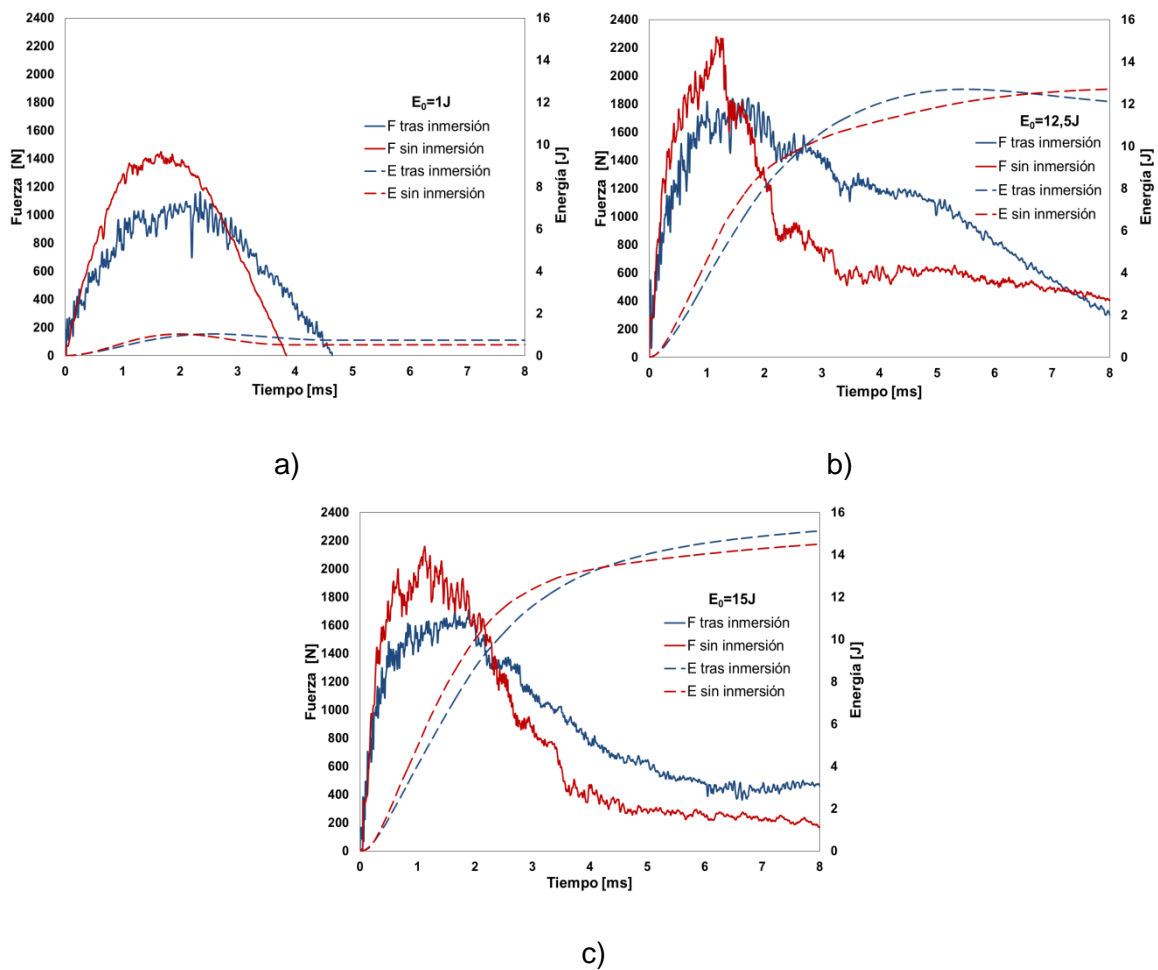


Figura 5.25: Curvas $F-t$ y $E-t$ correspondientes a impactos de las tres regiones del perfil energético para el material híbrido fibra de lino-pino: a) $E_0=1J$ b) $E_0=12,5J$ y c) $E_0=15J$

El aumento de la energía de impacto a $E_0=12,5\text{J}$ (Figura 5.25b), da lugar a picos de fuerza claramente diferenciados: $F_{\text{pss}}=2276,95\text{N}$ para el material sin sumergir y $F_{\text{pmar}}=1886,48\text{N}$ para el material tras inmersión en agua de mar. Los umbrales de delaminación representados por el cambio de pendiente inicial, también varían siendo $F_{\text{dss}}=1270\text{N}$ para el material sin sumergir y $F_{\text{dmar}}=950\text{N}$ para el material tras inmersión en agua de mar. Lo anterior se debe a una pérdida de rigidez del material debido al deterioro causado por el agua de mar [120, 176].

Respecto al comportamiento post-pico, en el material sin inmersión se produce una caída brusca generada por la pérdida de rigidez transversal, mientras que en el material tras inmersión se genera una amplia zona de reposo típico de un comportamiento más dúctil posiblemente generado por la plastificación inducida por el agua de mar [90, 176, 177]. Las gráficas de $E-t$ para el material sin inmersión indica que el material absorbió el total de la energía de impacto, es decir, se encuentra en la zona de penetración del perfil, mientras que el material tras inmersión en agua de mar aún genera energía elástica ($E_{\text{elas}}=0,71\text{J}$) es decir produce un rebote en el impactor.

Por último, la Figura 5.25c se observan las curvas resultantes de los ensayos a $E_0=15\text{J}$, es decir pertenecientes a la zona de perforación del laminado. El comportamiento de la fuerza es similar al anterior caso: mayor pico de fuerza en el material sin sumergir y zona final de reposo en el material tras inmersión. Respecto a las curvas de energía, se observa que el material sin inmersión no es capaz de disipar toda la energía incidente ($E_{\text{dss}}=15\text{J}$) y es perforado. Mientras que el material tras inmersión en agua de mar absorbió el total de la energía incidente ($E_{\text{dmar}}=E_0=15\text{J}$) pero sin generar energía elástica, lo cual quiere decir que este impacto coincide con el umbral de perforación.

Si se comparan estas curvas de $F-t$ y $E-t$ con las respectivas del biocomposite reforzado con lino trenzado estudiado en el apartado 5.5.2 se puede decir:

- Para valores de energía de impacto bajos ($E_0=1\text{J}$) el comportamiento en el biocomposite y en el material híbrido es similar, es decir, los picos de fuerza son menores y los tiempos de contacto mayores en los materiales tras inmersión en agua de mar, lo cual quiere decir que hay una clara

pérdida de rigidez provocada por la absorción de humedad de las fibras naturales de madera y lino.

- Dicho comportamiento se repite cuando aumenta la energía ($E_0=12,5\text{J}$ y $E_0=15\text{J}$) en el material híbrido fibra de lino-madera. Sin embargo, el biocomposite soporta más cantidad de daño y por lo tanto, genera picos de fuerza más altos que el material híbrido.
- Además, su comportamiento cambia a medida que va aumentando la energía de impacto, así pues, para valores de energía $E_0=18,5\text{J}$ y $E_0=20\text{J}$, las fuerzas pico son mayores en el material tras inmersión en agua de mar.
- En cuanto a las gráficas de $E-t$ para ambos casos el comportamiento es similar. Los materiales tras inmersión en agua de mar disipan más energía y soportan más energía de daño que en los materiales sin inmersión. Esto se debe a la hidrólisis de las fibras naturales que generan un estado plástico en el material durante la inmersión en agua de mar.

5.7.3 Análisis del perfil energético para el nuevo laminado híbrido madera-fibra de yute trenzado

En la Figura 5.26 se observa el perfil energético para el nuevo laminado híbrido de resina bio-epoxi reforzado con fibra trenzada de yute y madera de pino. La región AB se ha obtenido mediante impactos realizados a $E_0=1, 1.5, 3, 5$ y 7 J , que están por debajo de la línea de equienergía y en consecuencia generan el rebote del impactor. El valor obtenido en el punto B o umbral de penetración es $P_n=7,10\text{J}$. La imagen correspondiente a esta zona muestra daño en ambas caras de la probeta, en forma de cruz en la cara posterior.

La zona BC o región de penetración se encuentra definida entre los umbrales de penetración ($E_{pn}=7,10\text{J}$) y de perforación ($E_{pr}=8,61\text{J}$), a partir del cual, la energía que el material puede disipar se mantiene constante. Si se observa las imágenes correspondientes a dichas zonas, se puede ver como el daño es considerable en la zona de penetración y en la zona de perforación destaca un comportamiento rígido en el material, dejando una huella limpia al paso del impactor.

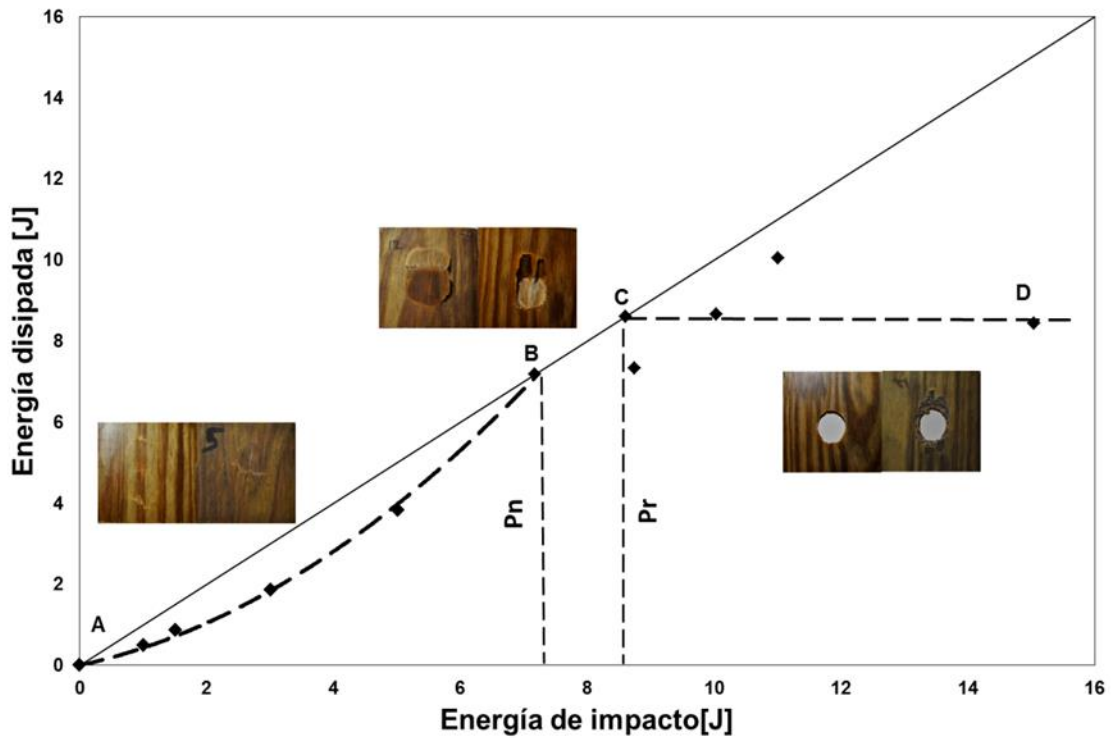


Figura 5.26: Diagrama de perfil energético para laminado híbrido fibra de yute-pino, sin inmersión en agua de mar.

En la Figura 5.27 se muestra el perfil energético del laminado híbrido de fibra de yute-pino, tras su inmersión en agua de mar. A diferencia de los resultados obtenidos para el material sin inmersión, el umbral de penetración ocurre a un valor $E_{pn}=7,56\text{J}$ y el umbral de perforación o punto C se encuentra a un valor $E_{pr}=9,88\text{J}$, un 13% mayor en comparación con el material sin inmersión en agua de mar. La zona de penetración ha aumentado frente al material sin sumergir y el laminado es perforado a mayores valores de energía. Esto se debe, a la absorción de humedad que en el material genera una plastificación y por consiguiente umbrales de penetración y perforación más altos. Además, las probetas presentan una respuesta del híbrido frente al impacto restringida solo a la zona de contacto entre el impactor y la probeta (probetas Figuras 5.26 y 5.27) al igual que se observó con el biocomposite de yute (Figuras 5.20 y 5.21). Este comportamiento del híbrido yute-pino no permite que la energía de impacto se disipe al resto del material como sucede con el biocomposite de lino.

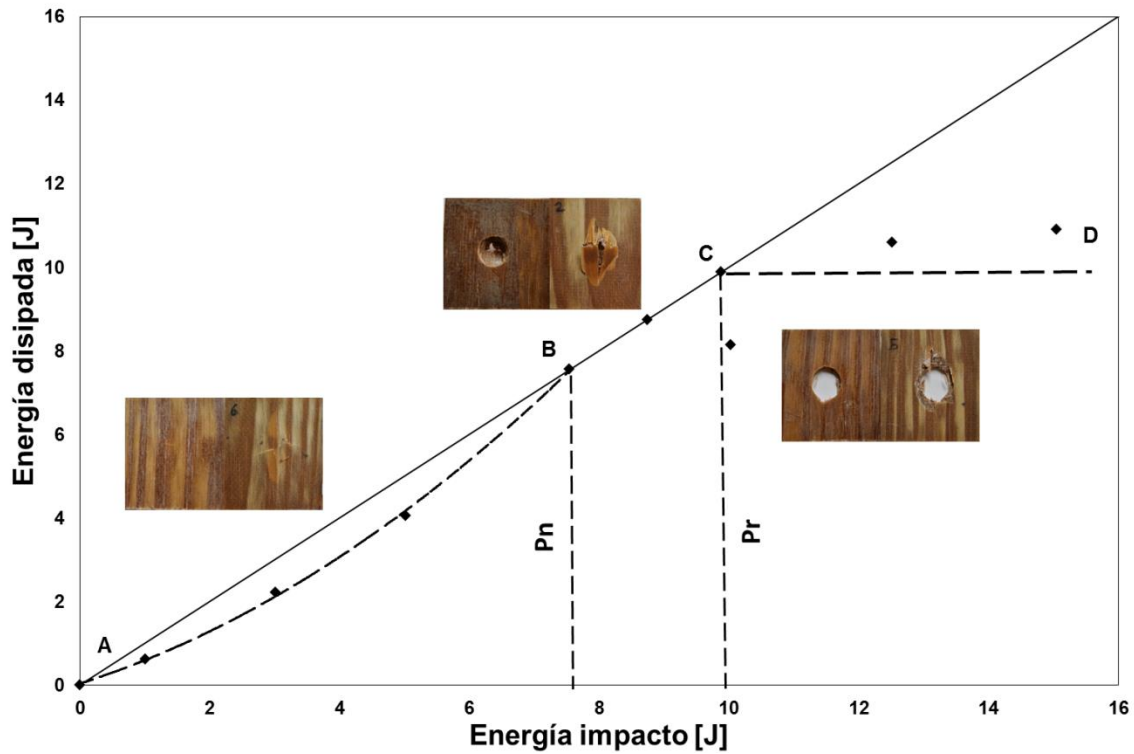


Figura 5.27: Diagrama de perfil energético para laminado híbrido fibra de yute-pino, tras inmersión en agua de mar

Si comparamos los perfiles energéticos de los híbridos FWL de lino y el FWL de yute, se puede decir que a bajas energías el comportamiento es similar presentando el FWL de lino mayores valores de penetración y perforación. Tras la inmersión en agua de mar, en ambos casos existe una alta absorción de humedad que está controlada por las fibras de yute, lino y madera y además, generan un efecto plastificante en el material. Durante los ensayos de impacto la respuesta estructural del material se manifiesta de forma diferente en los dos casos. Así pues, el material híbrido reforzado con fibra trenzada de lino y madera tras inmersión en agua de mar se comporta de forma más global frente a la respuesta al impacto. Es decir la energía se trasmite al resto del material como se observa en las fotografías de las probetas. Lo anterior sumado a la plastificación genera umbrales de penetración y perforación más altos. Por el contrario la respuesta estructural del material híbrido de fibra de yute-pino tras inmersión en agua de mar es más focalizada en la zona de impacto (participa menos material en el impacto) a pesar de que sufre una plastificación debido al carácter hidrofílico de las fibras. Dicha respuesta y la pérdida de rigidez del material ocasionada por el agua de mar no dejan actuar la plastificación como sucede en el híbrido fibra de lino-pino y por consecuencia no se generan mayores diferencias entre los

umbrales de penetración y perforación de ambos híbridos de fibra de yute-pino sin sumergir y tras inmersión en agua de mar.

5.7.4 Ensayos de impacto biaxial de baja energía para el nuevo material híbrido madera-fibra de yute trenzado

En la Figura 5.28 se ven las curvas $F-t$ y $E-t$ correspondientes a impactos relacionados con las distintas regiones del perfil de energías anteriormente comentado para el nuevo laminado híbrido fibra de yute-pino, antes y después de su inmersión en agua de mar.

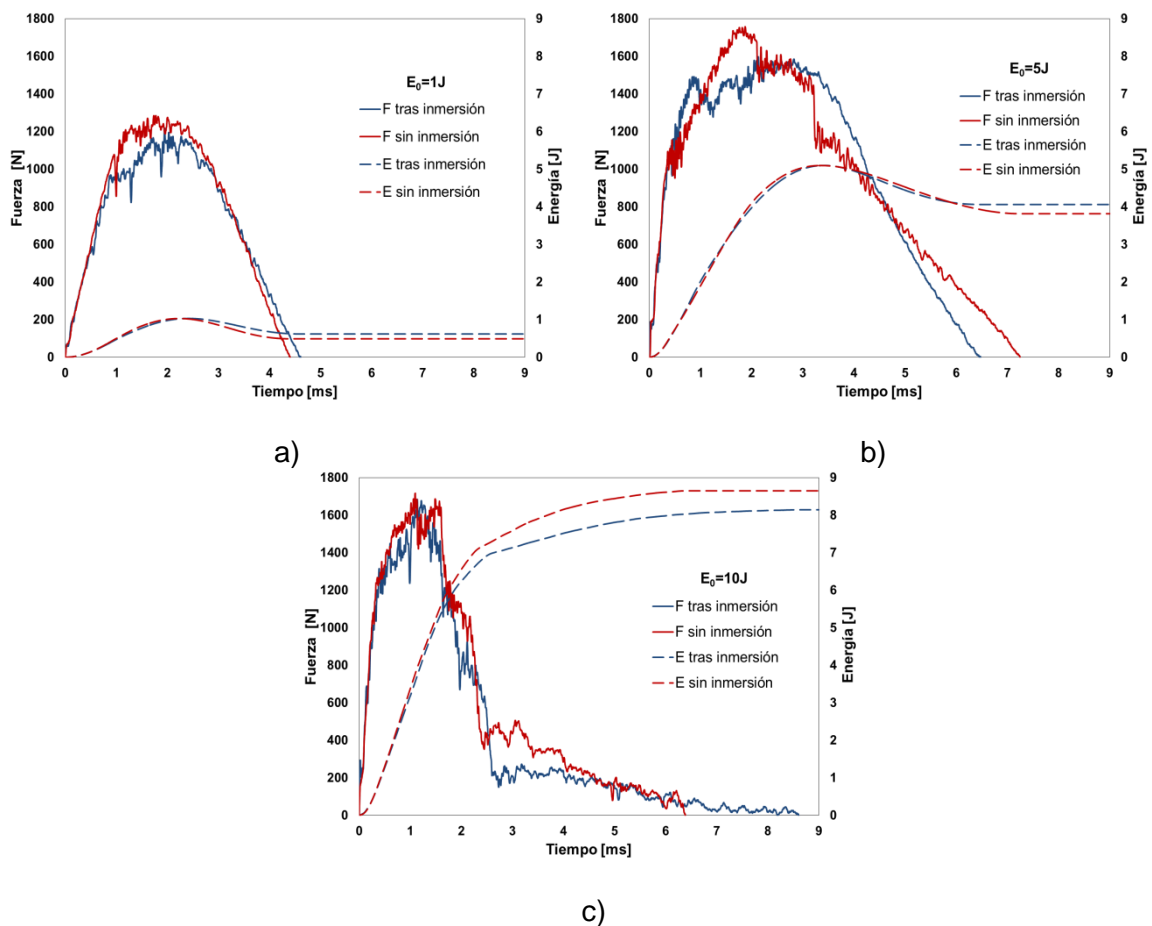


Figura 5.28: Curvas de $F-t$ y $E-t$ correspondientes a las tres regiones del perfil energético para material híbrido fibra de yute-pino: a) $E_0=1J$ b) $E_0=5J$ y c) $E_0=10J$

Para energía incidente $E_0=1J$ (Figura 5.28a), perteneciente a la zona AB del perfil energético, ambos materiales siguen un patrón parecido lineal y ascendente hasta alcanzar un valor de cambio de pendiente, o umbral de delaminación: $F_{dss}=1074N$

para el material sin sumergir y $F_{dmar}=931N$ para el material inmerso en agua de mar. Después de dichos valores, las cargas en ambos casos siguen aumentando hasta alcanzar valores máximos de fuerza de $F_{pss}=1284,31N$ con un tiempo de contacto $t_c=4,4ms$ para el material sin sumergir y $F_{pmar}=1218,45N$ con un tiempo de contacto $t_c=4,6ms$ para el material tras inmersión en agua de mar. Estos valores indican que el agua de mar ha inducido en el laminado una pérdida de rigidez transversal del material [107]. Las curvas de $E-t$ para los dos casos muestran un patrón parecido lo que quiere decir que las probetas pueden absorber mayor cantidad de daño, algo más en el caso del material sin inmersión en agua de mar.

Con el aumento de la energía de impacto a $E_0=5J$ (Figura 5.28b) los valores de las fuerzas pico también aumentan hasta alcanzar un valor máximo de $F_{pss}=1757,11N$ para el material sin sumergir y $F_{pmar}=1491,30N$ tras inmersión en agua de mar, lo que implica la generación de más daño en forma de pequeñas delaminaciones, rotura de la matriz, deformación plástica y rotura de fibras [91].

A partir de los valores de fuerzas pico en el FWL de yute antes y después de inmersión en agua de mar se produce una pérdida de rigidez del material en ambos casos, lo cual genera una caída brusca en las curvas hasta valores de fuerza $F_{ss}=1500N$ para el material sin sumergir y $F_{max}=1300N$ tras inmersión en agua de mar. Por último, las curvas se mantienen en una zona de reposo representada por oscilaciones de diferente amplitud y frecuencia debido a la interacción de múltiples modos de fallo [158], siendo más prolongada esta zona en el material tras inmersión en agua de mar, debido al efecto plastificante generado por la hidrólisis de las fibras naturales. En cuanto a las curvas de $E-t$ ambos materiales tienen un comportamiento muy parecido y se encuentran insaturados, lo cual quiere decir, que no han llegado a la zona de penetración y generan un rebote sobre el impactor traducido como energía elástica, siendo mayor en el material sin inmersión.

Cuando se incrementa la energía de impacto a $E_0=10J$ (Figura 5.28c), es decir, alcanzando la región de perforación de los laminados, los valores máximos de fuerza también se incrementan en ambos casos. El material sin inmersión en agua de mar alcanza un valor máximo de fuerza $F_{pss}=1717,12N$, mientras que el

material sumergido $F_{pmar}=1684,19N$. A partir de dichos valores, se produce también una caída brusca de ambas curvas hasta alcanzar una zona de reposo similar en ambos materiales lo que indica que se han perforado las probetas. Este hecho se corrobora en las curvas $E-t$ ya que las probetas están saturadas y no son capaces de absorber la totalidad de la energía de impacto ($E_{dss}=8,65J$ energía disipada sin sumergir y $E_{dmar}=8,14J$ energía disipada tras inmersión).

Si comparamos las curvas de impacto del FWL de lino y el FWL de yute antes y después de inmersión en agua de mar podemos decir: las curvas de $F-t$ en ambos casos revelan una clara superioridad del material sin inmersión en los valores de fuerza pico de todos los impactos debido a la pérdida de rigidez del material híbrido tras inmersión en agua de mar. Sin embargo, las curvas de $E-t$ en el FWL de lino muestran que el material tras inmersión en agua de mar puede seguir soportando más cantidad de daño (Figura 5.25b), cuando el híbrido de lino sin inmersión ha fallado o ha sido perforado. Esto se debe a la plastificación generada por la absorción de humedad en el FWL de lino, que permite al material disipar más energía, antes de ser perforado. Por otro, las curvas de $E-t$ del FWL de yute, muestran un comportamiento similar a bajas energías, disipando un poco más de energía el material tras inmersión debido al efecto plastificante generado por el agua de mar.

Al comparar las curvas de impacto del FWL de yute con las del biocomposite reforzado con fibra trenzada de yute, se puede decir: las curvas de $F-t$ presenta mayores picos de fuerza en el biocomposite. Esto quiere decir, que si se sustituyen dos capas de fibra de yute por dos capas de madera, estas últimas no aportan mayor rigidez al híbrido cuando es impactado. Además, la plastificación generada en el biocomposite por causa de la inmersión en agua de mar, genera picos de fuerza más altos en comparación con el biocomposite sin sumergir, mientras que en el material híbrido sucede todo lo contrario, generando picos de fuerza un poco más bajos en comparación con su homólogo sin inmersión en agua de mar. Lo anterior se debe a la generación de un estado plástico en el biocomposite por la inmersión en agua de mar, que sumado a la respuesta estructural de forma global en el momento del impacto (interviene más cantidad de material en el biocomposite) generan picos de fuerza más altos, mientras que el comportamiento del FWL de pino es diferente, en donde también existe una la

plastificación por la inmersión en agua de mar, pero la respuesta estructural del material híbrido frente al impacto es más focalizada o limitada a la zona de contacto entre el percutor y la probeta (como se observa en las probetas impactadas Figura 5.27), lo anterior sumado a la pérdida de rigidez del material por la absorción de humedad, da como resultado picos de fuerza más bajos en el híbrido tras inmersión en comparación con el híbrido sin sumergir.

5.8 Inspección del daño por ultrasonidos de los laminados híbridos madera-fibra natural

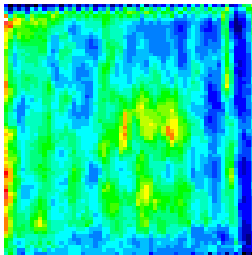

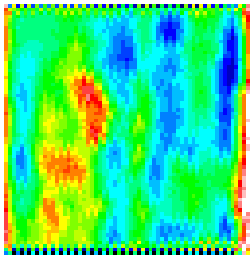

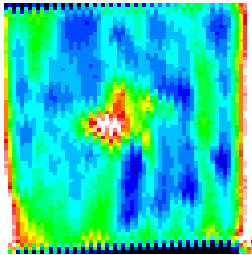

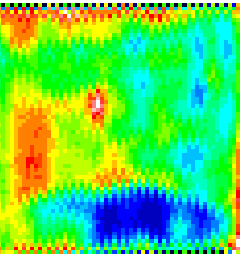

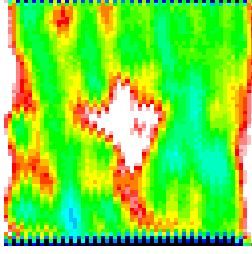
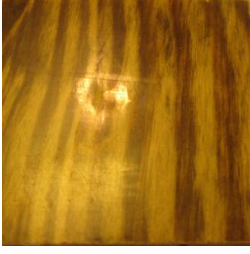
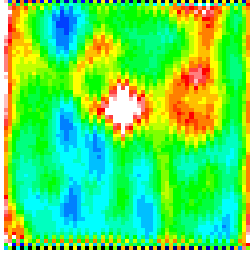

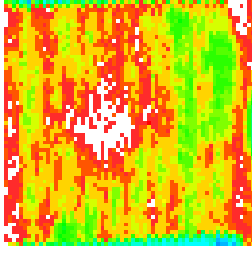

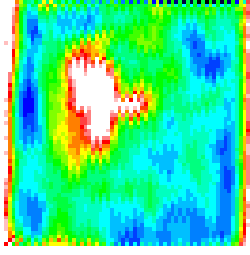

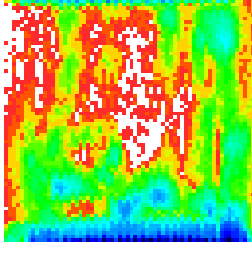

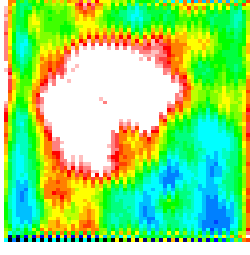
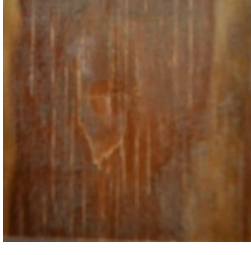
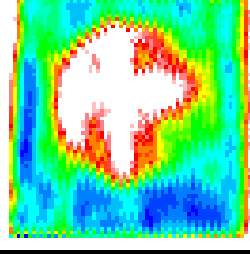
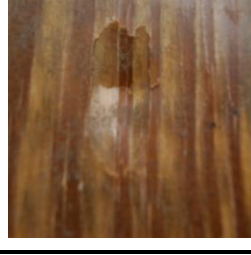
En la tabla 5.7 se observan las fotografías y las imágenes de la inspección del daño por ultrasonidos para impactos de baja energía en el nuevo laminado híbrido pino-lino, antes y después de inmersión en agua de mar.

Para energía de impacto $E_0=1\text{J}$, las probetas a simple vista no presentan daño alguno. Sin embargo, en las imágenes C-Scan aparecen zonas rojas más abundantes en la probeta tras inmersión, que se deben a la degradación de la matriz por el contacto con el agua de mar. Para energía $E_0=3\text{J}$, aparecen pequeñas zonas blancas y se deben a que el impacto lo absorbe en primera estancia la madera haciendo las veces de cascara o protección del núcleo (fibras de lino).

A medida que aumenta la energía de impacto, el daño se propaga en dirección de la beta de la madera. Dicha propagación se debe a la baja flexión de cizallamiento que tiene la madera en la dirección ortogonal a la beta [178].

Para energía de impacto $E_0=5\text{J}$, la zona blanca aumenta considerablemente, sobre todo en la probeta sin sumergir, lo que indica que el daño se ha extendido a las fibras de lino. Por encima de $E_0=10\text{J}$ se perfora la probeta sin sumergir, de ahí la ausencia de imágenes C-Scan. Sin embargo, el laminado híbrido inmerso en agua de mar es capaz de absorber mayores valores de energía de impacto debido al proceso de plastificación por absorción de agua de mar. Para $E_0=12,5\text{J}$ se observa una rotura clara de la madera y daño en el núcleo de fibras de lino.

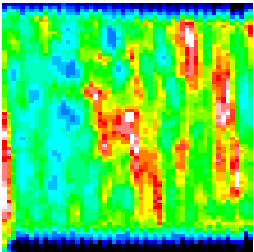

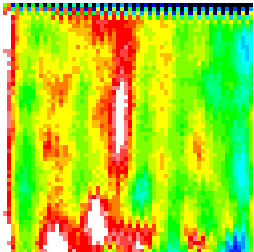

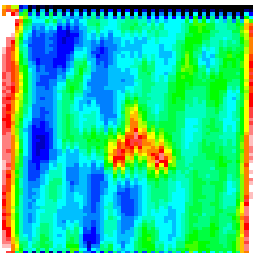

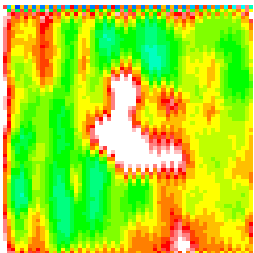

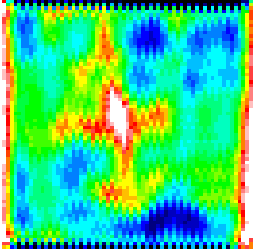

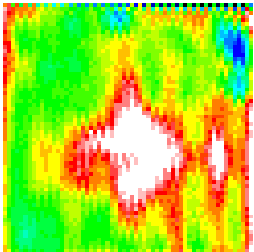

Tabla 5.7: Fotografías e imágenes C-Scan del biocomposite híbrido lino-pino impactado a distintas energías, antes y después de inmersión en agua de mar.

E_0	Sin inmersión		Tras inmersión	
1J				
3J				
5J				
7,5J				
10J				
12,5J				

De igual forma se inspeccionan las probetas impactadas en la región AB o zona de rebote del perfil de energías antes y después de inmersión en agua de mar del nuevo material híbrido pino-yute (Tabla 5.8). Se pueden observar las imágenes C-Scan y las fotografías de las probetas impactadas para valores comprendidos entre $E_0=1J$ y $E_0=5J$, ya que a energías mayores de impacto las probetas se encuentran con un nivel de daño muy alto o perforadas.

Al igual que en el laminado híbrido pino-lino, el daño se transmite en la dirección de la beta de la madera. Sin embargo, las imágenes del C-Scan muestran que el daño es mayor en las probetas tras inmersión en agua de mar. Este hecho corrobora los resultados obtenidos en los perfiles energéticos (apartado 5.7.3) y ensayos de impacto (apartado 5.7.4) en donde existe una pérdida de rigidez por la absorción de humedad en el FWL de yute tras su inmersión en agua de mar, que sumado la respuesta focalizada o limitada durante el impacto, genera picos más bajos de fuerza y menos energía elástica en la zona de rebote AB del perfil energético en comparación con el híbrido de yute sin sumergir.

Tabla 5.8: Fotografías e imágenes C-Scan del biocomposite híbrido pino-yute impactadas a distintas energías, antes y después de inmersión en agua de mar.

E_0	Sin inmersión		Tras inmersión	
1J				
3J				
5J				

Si comparamos las imágenes de ultrasonidos de los FWLs de lino y yute antes y después de su inmersión en agua de mar, se puede decir que a energía incidente $E_0=1J$, los híbridos de pino-fibra de lino no muestran daño alguno mientras que en el híbrido pino-fibra de yute aparece daño considerable que se extiende en la dirección de la beta de la madera. A medida que aumenta la energía incidente (E_0) el área de daño se extiende en ambos híbridos generando delamianción y rotura de fibras, siendo más acusada en el FWL de yute tras inmersión en agua de mar.

5.9 Ensayos de tracción de materiales híbridos madera-fibra natural, antes y después de su inmersión en agua de mar.

En la Tabla 5.9 se pueden observar los valores de: módulo elástico (E), tensión de rotura (σ_r) y elongación a rotura (ϵ_r), de las probetas ensayadas a tracción (según norma ASTM D3039) de los materiales híbridos FWL lino y FWL yute, sin sumergir y tras inmersión en agua de mar.

Al igual que los ensayos a tracción de los biocomposites, se han eliminado los datos de las probetas cuyos resultados eran extremos superior e inferior, haciendo la media con los valores de las 3 probetas restantes, para obtener los resultados medios de los ensayos y desviaciones estándar correspondientes.

Puesto que los materiales tiene un comportamiento no lineal, el módulo elástico o de Young (E), se ha obtenido en el tramo lineal de la curva, donde $R^2>0,999$.

Tabla 5.9: Resultados de los ensayos a tracción de los materiales híbridos pino-fibra natural, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.

material	FWL sin inmersión			FWL tras inmersión		
	E (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)	E (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)
FWL lino	11.520±535	84,2±2,2	0,9±0,05	10.993±825	89,2±1,91	1,1±0,02
FWL yute	9.380±830	80,9±3,4	0,8±0.05	8.773±69	87,4±3,00	1±0,01

Los resultados de los ensayos de tracción en los nuevos materiales híbridos pino-lino (FWL lino) y pino-yute (FWL yute) sin inmersión, muestran un claro aumento del 57,4% y 50% respectivamente, del módulo elástico o módulo de Young frente a los correspondientes biocomposites de lino y yute (ver Tabla 5.2).

En cuanto a los materiales híbridos tras inmersión en agua de mar, también, se observa, un aumento del módulo elástico del 63% para el FWL de lino y del 35% para el FWL de yute, en comparación con sus respectivos biocomposites. Tras estos resultados se puede decir que las láminas de pino aumentan la rigidez del nuevo biomaterial en comparación con el biocomposite reforzado exclusivamente con fibra natural.

Sin embargo, la resistencia a la rotura (σ_r) y la elongación a rotura (ϵ_r), son mayores en el biocomposite de lino frente a su respectivo FWL, tanto sin inmersión como tras la inmersión en agua de mar. Este resultado se debe a que la madera aporta rigidez a cambio de pérdida de ductilidad.

Por otro lado respecto al FWL de yute, se observa también un aumento en la resistencia a la rotura (σ_r) pero una disminución en la elongación a rotura (ϵ_r) en comparación con el biocomposite reforzado sólo con fibra de yute antes y después de inmersión en agua de mar. Lo anterior quiere decir que el FWL de yute pese a mejorar su rigidez, tiene un comportamiento más frágil en comparación con su respectivo biocomposite.

Al comparar los dos FWL de lino y de yute podemos decir que el primero tiene mayor rigidez (E) antes y después de su inmersión en agua de mar. También el FWL de lino posee mayores valores a la rotura que el FWL de yute antes y después de inmersión en agua de mar.

En la tabla 5.10 se observan los valores específicos del módulo de Young (E/ρ) y resistencia a la rotura (σ_x/ρ) antes y después de inmersión en agua de mar, los materiales híbridos pino-fibra natural, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.

Tabla 5.10: Módulo de Young específico (E/ρ) y tensión a la rotura específica (σ_x/ρ) de los materiales híbridos pino-fibra natural, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.

refuerzo	Propiedad específica			
	Sin inmersión		Tras inmersión	
	E/ρ (kN.m/kg)	σ_x/ρ (kN.m/kg)	E/ρ (kN.m/kg)	σ_x/ρ (kN.m/kg)
FWL lino	9494,73	69,39	9092,72	73,72
FWL yute	8056,18	69,48	7416,42	73,88
Vidrio mat	6365,30	108,53	5839,59	121,43

La rigidez específica (E/ρ) de los FWLs de lino y yute son claramente superiores en 49% y 27% respectivamente en comparación con el vidrio sin sumergir y un 55% y 27% tras inmersión en agua de mar. Este claro aumento de la rigidez específica se debe a la baja densidad de los materiales híbridos pino-fibra natural y a al buen comportamiento de la madera a tracción que mejora considerablemente las propiedades de los FWLs de lino y yute en comparación con sus respectivos biocomposites y además, compite con la fibra de vidrio en cuanto a rigidez específica. Los valores específicos de resistencia a la rotura (σ_r/ρ) sí difieren considerablemente, siendo superior el vidrio sobre los FWLs de lino y yute antes y después de inmersión en agua de mar.

5.10 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

Al igual que en los biocomposites, también se realizaron micrografías SEM de todas las superficies de rotura tras los ensayos de tracción de los nuevos materiales híbridos pino-lino y pino-yute, antes y después de inmersión en agua de mar.

En la Figura 5.29 se observan las micrografías al SEM con una resolución X25 (a) y X150 (b), de las superficies de fractura tras el ensayo de tracción para el material híbrido pino lino sin inmersión en agua de mar.

La figura 5.29a muestra el laminado híbrido tipo sándwich completo, donde se aprecia la matriz, en los laterales de la madera y en el centro o núcleo las fibras de lino. Además, se observa un claro desprendimiento de fibras, comportamiento

típico de materiales compuestos reforzados con fibras naturales [108, 170]. Lo anterior se debe a la falta de adherencia entre la matriz y la fibra como lo corrobora la figura 5.29b.

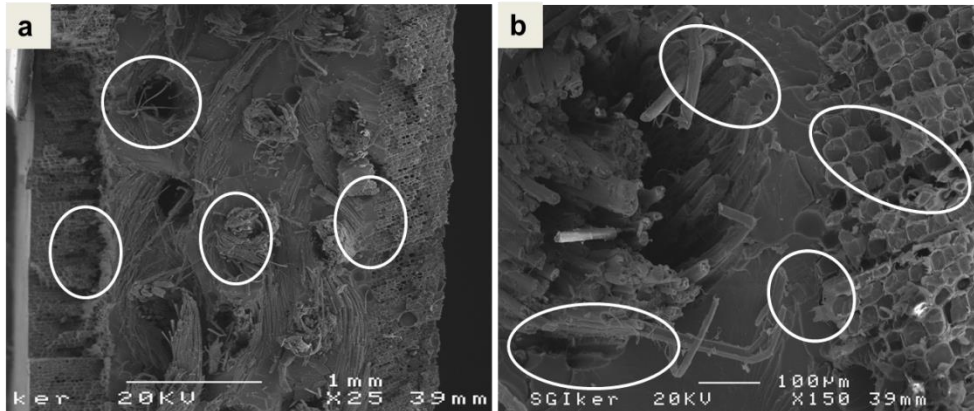


Figura 5.29: Imágenes SEM del material híbrido pino-lino sin inmersión en agua de mar a) panel completo X25 y b) frontera madera resina y fibra X150

En cuanto a la madera, la micrografía de la Figura 5.29a se observa que la rotura es limpia sin apenas elongación. Además, en la Figura 5.29b se aprecia su estructura física típica conformada por hexágonos [179] y en su interior resina. Esto quiere decir que existe una buena adhesión entre la fibra-matriz y por consecuencia, el aumento considerable de la rigidez o módulo de Young (Tabla 5.9) en comparación con el biocomposite reforzado sólo con fibra de lino (Tabla 5.2).

En la figura 5.30 se observan las micrografías de SEM con una resolución X25 (b) y X150 (a y c) de las superficies de fractura tras el ensayo de tracción para el material híbrido pino lino tras inmersión en agua de mar.

La Figura 5.30b muestra el panel completo donde se aprecia la matriz, en los laterales la fibra de madera y en el núcleo la fibra. En esta micrografía se puede ver una rotura de la matriz en la parte central debido a la pérdida de rigidez ocasionada por la absorción de humedad durante la inmersión en agua de mar. También, se puede ver un desprendimiento de la fibra de lino debido a la débil adhesión en la interfaz fibra-matriz, ocasionada por el hinchazón de las fibras debido al carácter hidrofílico de las mismas (Figuras 5.30a y 5.30c).

La Figura 5.30a corresponde al lado del panel que no tuvo contacto directo con el agua de mar durante la inmersión y es por ello que se aprecian zonas más ricas en resina y mejor adherencia en comparación con la Figura 5.30b que corresponde al lado del material híbrido que estuvo en constante contacto con el agua de mar durante la inmersión y que sufre fractura de matriz y pérdida de adherencia entre la fibra de madera y lino con la matriz.

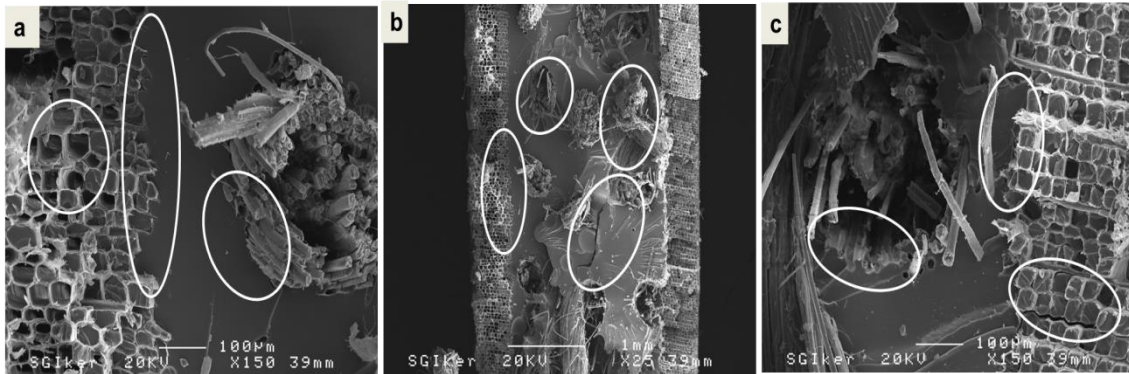


Figura 5.30: Imágenes SEM de material híbrido pino-lino tras inmersión en agua de mar a) lado izquierdo X150 b) panel completo X25 y c) lado derecho X150

En la Figura 5.31 se observan las micrografías al SEM con una resolución X25 (a) y X150 (b), de las superficies de fractura tras el ensayo de tracción para el material híbrido pino yute sin inmersión en agua de mar.

La Figura 5.31a muestra la zona de fractura completa, en donde se aprecia los componentes del material híbrido, siendo los laterales la madera y en el centro o núcleo las fibras de lino y matriz. Se observa una rotura frágil con elongación de fibras apenas apreciable. Además, hay buena adherencia entre matriz y fibras de yute y madera (Figura 5.31b), lo que hace que el material trabaje en conjunto a tracción. Lo anterior corrobora los resultados obtenidos en los ensayos de tracción en donde el módulo de Young aumenta considerablemente debido a la aportación generada por la madera en el nuevo material híbrido en comparación con el biocomposite reforzado sólo con fibra de yute.

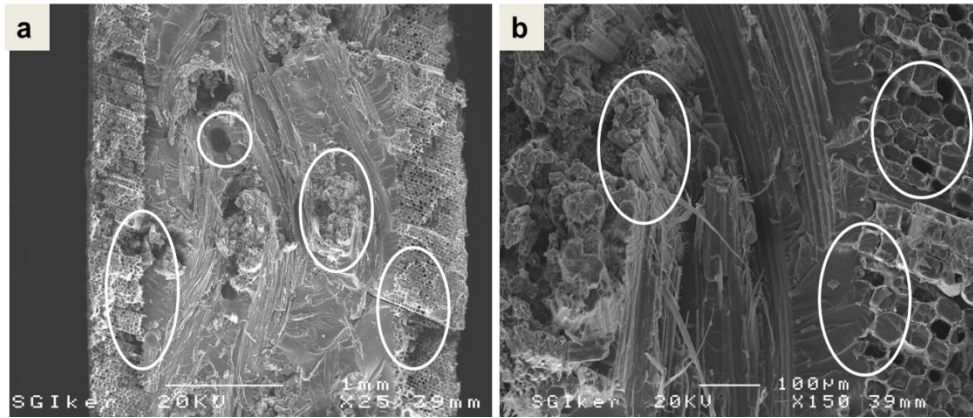


Figura 5.31: Imágenes SEM de material híbrido pino-yute sin inmersión en agua de mar a) panel completo X25 y b) frontera madera resina y fibra X150

En la figura 5.32 se observan las micrografías de SEM con una resolución X25 (b) y X150 (a y c) de las superficies de fractura tras el ensayo de tracción para el material híbrido pino-yute tras inmersión en agua de mar.

La Figura 5.32b corresponde a la sección de la zona de rotura, en donde se puede apreciar en los extremos de madera y en la parte central la fibra de yute y la matriz. Debido a la degradación física de la matriz y a la absorción de humedad en las fibras de madera y yute, ocasionadas durante la inmersión en agua de mar, el material híbrido sufre una rotura de la matriz y pérdida de adherencia entre las fibras de madera y yute con la matriz como se observa en la Figuras 5.32a y 5.32c, siendo mayor el daño en la cara del laminado que está en constante contacto con el agua de mar durante su inmersión (Figura 5.32c).

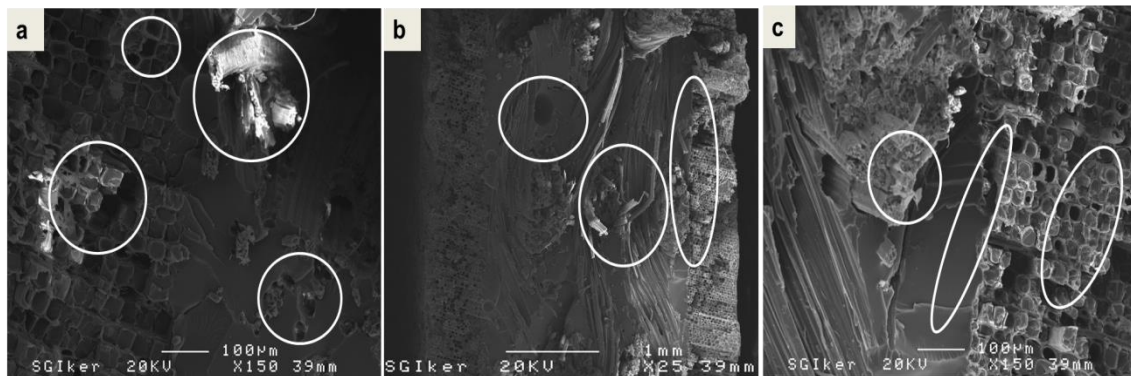


Figura 5.32: Imágenes SEM de material híbrido pino-yute tras inmersión en agua de mar a) lado izquierdo b) panel completo y c) lado derecho

5.11 Ensayos normalizados de flexión tres puntos, antes y después de su inmersión en agua de mar.

En la tabla 5.10 se pueden observar los valores del módulo de flexión (E_f), tensión a flexión máxima (σ_{fmax}) y deformación máxima (ϵ_{rmax}) de las probetas ensayadas a flexión tres puntos de acuerdo a la norma UNE-EN ISO 14125/AC (ver apartado 4.3.3), para los nuevos materiales híbridos FWL de lino y FWL de yute antes y después de inmersión en agua de mar.

Para obtener los resultados, se han llevado a cabo cinco ensayos (5 sin inmersión y 5 tras sumergir en agua de mar) y se han eliminado los datos de las probetas cuyos valores eran extremos superior e inferior, haciendo la media con los valores de las tres probetas restantes.

Tabla 5.11: Módulos de flexión (E_f), tensión de flexión máxima (σ_{fmax}) y deformación máxima (ϵ_{rmax}) para materiales híbridos de pino fibra natural, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.

material	FWL sin inmersión			FWL tras inmersión		
	E_f (MPa)	σ_{fmax} (MPa)	ϵ_{rmax} (mm)	E_f (MPa)	σ_{fmax} (MPa)	ϵ_{rmax} (mm)
FWL lino	8663±460	162,3±4,85	0,024±0,00	7730±144	125,7±11,7	0,022±0,001
FWL yute	8936±223	138,5±2,90	0,020±0,00	7786±209	123,4±8,0	0,025±0,001

Los resultados obtenidos en los ensayos a flexión muestran que tras la inmersión en agua de mar los materiales híbridos sufren una pérdida en los valores de rigidez a flexión del 10% para el híbrido FWL de lino y del 12% en el caso de FWL de yute. Esto se debe, por un lado, a la degradación física que experimenta la matriz en contacto con el agua de mar y a la radiación UV; y por otro lado, a la pérdida de rigidez de las láminas de madera por la absorción de agua de mar.

El fenómeno de plastificación por absorción de agua de mar del material híbrido, explica que los valores de la deformación máxima (ϵ_{rmax}) se alcancen para menores valores de tensión.

Si se comparan ambos FWL, el comportamiento a flexión es muy similar antes y después de inmersión en agua de mar, lo que indica que el pino aporta el mayor porcentaje de las propiedades a flexión

5.12 Ensayos de cortadura interlaminar, antes y después de su inmersión en agua de mar

En la tabla 5.11 se pueden observar los resultados para el ensayo de cizalladura de viga corta, en donde se obtienen la resistencia a la cortadura interlaminar (ILSS), de las probetas ensayadas para los nuevos materiales híbridos FWL de lino y FWL de yute, antes y después de inmersión en agua de mar. Los valores de ILSS proporcionan información de la adhesión interlaminar en un material compuesto reforzado [180].

Los resultados medios de las 5 probetas sin inmersión como tras inmersión, una vez eliminados los resultados de las probetas cuyos resultados eran extremos superiores e inferiores se muestran en la Tabla 5.11.

Tabla 5.12: Valores de ILSS, para materiales híbridos de pino fibra natural, sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.

material	FWL sin inmersión	FWL tras inmersión
	ILSS(MPa)	ILSS(MPa)
FWL lino	22,71±2,41	21,87±0,35
FWL yute	20,11±1,83	19,55±1,30

Los resultados muestran un mayor valor de ILSS del material híbrido FWL de lino, con un 11,5% más que el material híbrido FWL de yute. Esto quiere decir que hay un mejor comportamiento global (madera, fibra y matriz) a cizallamiento en el material híbrido pino-lino. La adhesión interlaminar es superior en FWL de lino que en el FWL de yute.

Además, los resultados tras inmersión en agua de mar, muestran una pérdida de resistencia a cortadura interlaminar en ambos laminados. Esta disminución está relacionada con el aumento de porosidad y pérdida de propiedades de la resina

por efecto de la degradación física que produce el agua de mar, unida a la absorción de humedad de la madera y la fibra natural que da lugar a una pérdida de adhesión en la interfaz fibra matriz.

En los materiales compuestos la resistencia a la cortadura interlaminar genera delaminaciones, siendo, el mecanismo de fallo más crítico en materiales reforzados con fibras, además, está relacionada con el comportamiento a impacto de baja energía. En otros trabajos concluyen que un mayor valor de ILSS provoca una disminución en la energía de iniciación del daño [180-183], esto corrobora los resultados de los ensayos a impacto, en donde el material híbrido pino-lino genera la delaminación a más altos valores de fuerza o energía incidente. El mecanismo de fractura en los dos FWL tiene un comportamiento frágil, lo cual genera cargas transversales haciendo que las fibras resistan al fallo del material, siendo la fibra de lino más resistente.

Capítulo 6

Conclusiones y líneas futuras

6. CONCLUSIONES Y LÍNEAS FUTURAS

6.1 Conclusiones

A continuación se detallan las conclusiones que se han obtenido tras el desarrollo de la presente tesis doctoral. Dichas conclusiones se han dividido en dos apartados: el primero corresponde a los biocomposites reforzados con distintas fibras naturales; y el segundo, a los nuevos laminados híbridos madera-fibra.

6.1.1 Biocomposites

Tras los resultados obtenidos y analizados de los diferentes **ensayos de impactos de baja energía**, antes y después de inmersión en agua de mar, se puede concluir:

- Los biocomposites reforzados con fibra natural trenzada 0°/90° de lino y fique presentan mayor resistencia al impacto que los biocomposites reforzados con fibras naturales tipo mat de lino y cáñamo. Esto se corrobora con umbrales de fuerza pico y energía disipada más altos.
- El biocomposite reforzado con fibra de lino trenzado sin sumergir en agua de mar tiene mayor rigidez transversal en comparación con el reforzado con fibra de yute. Dicha rigidez, permite al biocomposite reforzado con fibra de lino alcanzar umbrales de penetración (90%) y perforación (37%) más altos durante los ensayos de impacto.
- La inmersión en agua de mar durante seis meses genera en ambos laminados (lino y yute) una degradación física del material e hinchazón de las fibras naturales debido a la absorción de humedad.
- Lo anterior, genera una plastificación y en consecuencia un aumento en la flexibilidad de las probetas, generando umbrales de penetración y perforación más altos que los materiales sin sumergir en agua de mar. Dicho efecto es más acusado en el biocomposite reforzado con lino, siendo el umbral de perforación 71% superior en comparación con el biocomposite reforzado con yute.
- En las curvas de impacto $F-t$ y $E-t$ del biocomposite de lino, también se observa pérdida de rigidez del material tras inmersión en agua de mar, lo

cual se traduce en menor energía elástica y mayor tiempo de contacto entre el percutor y la probeta en comparación con el material sin sumergir. Sin embargo, la plastificación debido a la absorción de humedad permite que el percutor rebote y perfora el biocomposite a valores de energía incidente más altos.

- Respecto al biocomposite reforzado con fibra de yute, el comportamiento que describen las curvas $F-t$ y $E-t$ es diferente. La respuesta estructural del material tras inmersión en agua de mar es más global, es decir, interviene más material. Dicha respuesta unida a la plastificación generada por la absorción de humedad, producen valores de fuerza pico más altos en comparación con el material sin sumergir.

La **inspección por ultrasonidos** de las probetas impactadas a distintos niveles de energía, antes y después de inmersión en agua de mar, ha dado lugar a las siguientes conclusiones:

- Para valores de energía menores a $E_0 = 3J$, el patrón de comportamiento en los bicomposites reforzados fibras de lino y yute trenzadas antes y después de su inmersión en agua de mar es parecido, es decir, el daño se encuentra restringido a la zona de contacto entre el impactor y la probeta.
- Sin embargo, a medida que aumenta el nivel de energía incidente, la respuesta estructural del material es diferente en los bicomposites de lino y yute, antes y después de la inmersión en agua de mar. La respuesta estructural del material tras inmersión debido al impacto es más global y por consiguiente, la extensión del daño es mayor. Esto corrobora los resultados obtenidos en los perfiles energéticos en donde existen umbrales de penetración y perforación más altos en el material sumergido.

Los **ensayos mecánicos de tracción** realizados a los diferentes biocomposites y el posterior análisis de las superficies de fractura mediante **microscopía electrónica de barrido** (SEM) han dado lugar a las siguientes conclusiones:

- El biocomposite reforzado con fibra trenzada de lino, presenta superiores valores de módulo de Young, resistencia y elongación a la rotura frente al biocomposite reforzado con lino tipo mat. Además, estos valores se

corroboran en el SEM ya que se observa mejor adherencia fibra-matriz en el tejido trenzado que en el mat. Igual tendencia se observa en las probetas tras inmersión.

- Si se comparan las propiedades específicas de los materiales seleccionados (biocomposites de lino y yute trenzados) y los de fibra de vidrio, se obtienen valores similares de rigidez específica, debido a la baja densidad de las fibras naturales y a la alta resistencia que proporciona el trenzado bidireccional. Por lo tanto, los biocomposites seleccionados pueden competir en propiedades específicas con la fibra de vidrio en el diseño y la fabricación de piezas para el sector náutico.

6.1.2 Material híbrido fibra-madera

Tras los resultados obtenidos y analizados de los diferentes ensayos de **impactos de baja energía**, antes y después de inmersión en agua de mar, se puede concluir:

- El material híbrido pino-fibra de lino trenzado sin sumergir en agua de mar tiene mayor rigidez transversal en comparación con el híbrido pino-fibra de yute. Esto se corrobora con valores de umbrales de penetración de 40% y perforación 23% más altos durante el comportamiento a impacto.
- Al comparar las curvas $F-t$ y $E-t$ de los biocomposites de lino y yute con los FWLs de lino y yute respectivamente, se observa que a bajos valores de energía el comportamiento es similar. Sin embargo, a medida que aumenta la energía de impacto el material híbrido tiene menor rigidez transversal antes y después de inmersión en agua de mar, en comparación con sus respectivos biocomposites, los cuales generan mayores valores como: fuerza de delaminación, fuerza pico y absorción de energía.
- Al igual que en los biocomposites, tras la inmersión en agua de mar, existe una alta absorción de humedad por las fibras de yute, lino y madera que genera una degradación física de la matriz e hinchazón de las fibras.
- Lo anterior, también genera una plastificación en ambos híbridos y en consecuencia un aumento en la flexibilidad de las probetas, generando

umbrales de penetración y perforación más altos tras la inmersión en agua de mar.

- Al comparar los resultados de los híbridos pino-lino y pino-yute con sus respectivos biocomposites antes y después de su inmersión en agua mar, se observa, que el material híbrido pierde propiedades a impacto. Esto quiere decir, que si se sustituyen dos capas de fibra por dos capas de madera, estas últimas no aportan mayor rigidez transversal al híbrido cuando es impactado.

La **inspección por ultrasonidos** de las probetas impactadas a distintos niveles de energía, antes y después de inmersión en agua de mar, ha dado lugar a las siguientes conclusiones:

- El patrón de comportamiento es parecido en ambos materiales híbridos antes de inmersión en agua de mar. Se observan daños en la dirección de la beta de la madera desde energías de impacto bajas ($E_0 > 1J$). Esto es debido a que la primera capa que absorbe el impacto es la lámina de madera y ésta tiene baja rigidez en la dirección ortogonal a la beta.
- Las imágenes de ultrasonidos de ambos híbridos tras la inmersión en agua de mar, muestran una extensión del daño de forma redondeada, esto quiere decir que la madera pierde propiedades debido a la absorción de humedad haciendo que el daño se extienda rápidamente a las fibras de lino y yute.

Los **ensayos mecánicos de tracción** realizados a los materiales híbridos madera-fibra natural y el posterior análisis de las superficies de fractura mediante **microscopía electrónica de barrido (SEM)** han dado lugar a las siguientes conclusiones:

- Los resultados de los ensayos de tracción en los nuevos materiales híbridos pino-lino (FWL lino) y pino-yute (FWL yute) sin inmersión, muestran un claro aumento del 36,5% y 33,3% respectivamente, del módulo elástico o módulo de Young frente a los correspondientes biocomposites de lino y yute.

- En cuanto a los materiales híbridos tras inmersión en agua de mar, también se observa, un aumento del módulo elástico del 38,5% para el FWL de lino y del 25,8% para el FWL de yute, en comparación con sus respectivos biocomposites.
- Tras estos resultados se puede decir que las láminas de pino aumentan la rigidez del nuevo biomaterial en comparación con el biocomposite reforzado exclusivamente con fibra natural.
- Si se comparan las propiedades específicas a tracción de los híbridos pino-lino y pino-yute, con el laminado de fibra de vidrio; se puede concluir que la rigidez específica del nuevo biomaterial supera al composite tradicional, pudiendo de esta manera competir en la fabricación de piezas sometidas a esfuerzos de tracción y en contacto con agua de mar.
- Las imágenes de microscopía electrónica muestran una buena adhesión en la interface matriz-fibra natural-madera, debido a la buena impregnación durante la infusión de resina, haciendo que material trabaje en conjunto y en consecuencia se mejore el comportamiento a tracción.

Los **ensayos mecánicos de flexión y cizalladura interlaminar** realizados a los nuevos laminados híbridos pino-fibra natural han dado lugar a las siguientes conclusiones:

- Los resultados obtenidos en los ensayos a flexión muestran que tras la inmersión en agua de mar los materiales híbridos sufren una pérdida de rigidez a flexión del 10% para el híbrido FWL de lino y del 12% en el caso de FWL de yute. Esto se debe, por un lado, a la degradación física que experimenta la matriz en contacto con el agua de mar y la radiación UV, y por otro lado, a la pérdida de rigidez de las láminas de madera por la absorción de agua de mar.
- Los resultados muestran un mayor valor de ILSS del híbrido de lino, con un 11,5% más que el híbrido de yute. Esto quiere decir que hay una mejor adhesión interlaminar entre la matriz, el pino y el lino que entre la matriz, el pino y el yute.

- Además, los resultados tras inmersión en agua de mar, muestran una pérdida de resistencia a cortadura interlaminar en ambos materiales híbridos. Esta disminución está relacionada con el aumento de porosidad y pérdida de propiedades de la resina por efecto de la degradación física que produce el agua de mar, unida a la absorción de humedad de la madera y la fibra natural que da lugar a una pérdida de adhesión en la interfaz fibra-matriz.

Se puede concluir que se han cumplido los principales objetivos presentados al principio de la presente tesis doctoral. Se han seleccionado, fabricado y caracterizado biocomposites reforzados con fibras naturales que poseen propiedades mecánicas específicas competitivas frente a la fibra de vidrio tradicional para aplicaciones náuticas.

Además, el nuevo material híbrido pino-fibra natural, tiene propiedades mecánicas y estéticas que le hacen atractivo para el diseño y la fabricación de piezas específicas para la industria náutica.

6.2 Aportaciones

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

- *“Tolerancia al daño generado por impacto de biocomposites sumergidos en agua de mar”*. Congreso Nacional de Materiales Compuestos (MATCOMP´13). Algeciras 2013.
- *“Caracterización a impacto biaxial de baja energía de biocomposites. influencia de la inmersión en agua de mar”*. IV Seminario internacional del Medio Ambiente de la Universidad de Pamplona (Colombia) 2013.
- *“Inspección no destructiva de la tolerancia al daño generado por impactos de baja energía de laminados de bioresina reforzada con vidrio antes y después de su inmersión en agua de mar”*. Congreso Nacional de Materiales Compuestos (MATCOMP´15). Madrid 2015.

- “Fibras naturales como refuerzos de materiales compuestos” V Seminario internacional del Medio Ambiente de la Universidad de Pamplona (Colombia) 2015.
- “Desarrollo de materiales biocompuestos reforzados con fibras naturales colombianas”. Revista Ambiental Agua, Aire y Suelo. 2013.
- “Low energy impact and tensile stress of hemp fibre reinforced bioepoxi laminates before and after seawater immersion”. Revista ITECKNE, pp. 190-195. 2014.
- “Influence of seawater immersion in low energy impact behavior of a novel colombian fique fiber reinforced bio-resin laminate”. Revista DYNA Colombia, pp.170-177 2015.

6.3 Líneas futuras

Las principales líneas de investigación que han quedado abiertas tras el desarrollo de la presente tesis doctoral son las siguientes:

- Estudio y mejora de la adhesión matriz-fibra mediante la pre-impregnación de las fibras ó modificación de la resina por medio de aditivos y su posterior caracterización físico-mecánica.
- Mejora de los trenzados de las fibras naturales, en concreto el trenzado del fique, para la fabricación de laminados con superiores propiedades estructurales.
- Diseño y Simulación de una embarcación mediante elementos finitos y de acuerdo a la normativa de las Sociedades de Clasificación (UNE-EN ISO 12215-5) para pequeñas embarcaciones. Construcción de cascos y escantillones.
- Análisis del ciclo de vida (ACL) de una embarcación fabricada con los nuevos materiales medioambientalmente sostenibles.
- Aplicaciones de los nuevos materiales desarrollados en otros sectores industriales como el de automoción, mobiliario u ocio.

BIBLIOGRAFÍA

7. BIBLIOGRAFÍA

- [1] P. Feraboli and K. T. Kedward. A new composite structure impact performance assessment program. *Composites Sci. Technol.* 66(10), pp. 1336-1347. 2006.
- [2] M. P. Ansell. "14 - natural fibre composites in a marine environment," in *Natural Fibre Composites*, A. Hodzic and R. Shanks, Eds. 2014.
- [3] G. Belingardi and R. Vadori. Low velocity impact tests of laminate glass-fiber-epoxy matrix composite material plates. *Int. J. Impact Eng.* 27(2), pp. 213-229. 2002.
- [4] N. P., B. P. S. and V. R. The effect of the strand diameter on the damping characteristics of fiber reinforced polymer matrix composites: Theoretical and experimental study. *Int. J. Mech. Sci.* 89(0), pp. 279-288. 2014.
- [5] J. M. Corum, R. L. Battiste and M. B. Ruggles-Wrenn. Low-energy impact effects on candidate automotive structural composites. *Composites Sci. Technol.* 63(6), pp. 755-769. 2003.
- [6] R. Matadi Boumbimba, C. Froustey, P. Viot, J. M. Olive, F. Léonardi, P. Gerard and R. Inoubli. Preparation and mechanical characterisation of laminate composites made of glass fibre/epoxy resin filled with tri bloc copolymers. *Composite Structures* 116(0), pp. 414-422. 2014.
- [7] Z. Guan and C. Yang. Low-velocity impact and damage process of composite laminates. *J. Composite Mater.* 36(7), pp. 851-871. 2002.
- [8] E. J. Barbero. *Introduction to Composite Materials Design* 2010.
- [9] B. Middleton. "3 - composites: Manufacture and application," in *Design and Manufacture of Plastic Components for Multifunctionality*, V. G. M. Cherrington, Ed. 2016.
- [10] C. Soutis. "1 - introduction: Engineering requirements for aerospace composite materials," in *Polymer Composites in the Aerospace Industry*, P. E. Irving and C. Soutis, Eds. 2015.
- [11] D. S. Ivanov and S. V. Lomov. "2 - modelling the structure and behaviour of 2D and 3D woven composites used in aerospace applications," in *Polymer Composites in the Aerospace Industry*, P. E. Irving and C. Soutis, Eds. 2015.
- [12] H. Akil, M. H. Zamri and M. R. Osman. "5 - the use of kenaf fibers as reinforcements in composites," in *Biofiber Reinforcements in Composite Materials*, O. Faruk and M. Sain, Eds. 2015.
- [13] S. K. Mazumdar. Composites manufacturing. *Materials, Product, and Process Engineering* 2002.
- [14] F. P. La Mantia and M. Morreale. Green composites: A brief review. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 42(6), pp. 579-588. 2011.
- [15] N. Miskolczi. "3 - polyester resins as a matrix material in advanced fibre-reinforced polymer (FRP) composites," in *Advanced Fibre-Reinforced Polymer (FRP) Composites for Structural Applications*, J. Bai, Ed. 2013.

- [16] S. G. Advani and K. - Hsiao. "1 - introduction to composites and manufacturing processes," in *Manufacturing Techniques for Polymer Matrix Composites (PMCs)*, S. G. Advani and K. Hsiao, Eds. 2012.
- [17] A. Dotan. "15 - biobased thermosets," in *Handbook of Thermoset Plastics (Third Edition)*, H. Dodiuk and S. H. Goodman, Eds. 2014.
- [18] V. Fiore and A. Valenza. "5 - epoxy resins as a matrix material in advanced fiber-reinforced polymer (FRP) composites," in *Advanced Fibre-Reinforced Polymer (FRP) Composites for Structural Applications*, J. Bai, Ed. 2013.
- [19] W. Brostow, S. H. Goodman and J. Wahrmund. "8 - epoxies," in *Handbook of Thermoset Plastics (Third Edition)*, H. Dodiuk and S. H. Goodman, Eds. 2014.
- [20] J. K. Fink. "Chapter 3 - epoxy resins," in *Reactive Polymers Fundamentals and Applications (Second Edition)*, J. K. Fink, Ed. 2013.
- [21] M. M. Rahman, M. Hosur, K. Hsiao, L. Wallace and S. Jeelani. Low velocity impact properties of carbon nanofibers integrated carbon fiber/epoxy hybrid composites manufactured by OOA–VBO process. *Composite Structures* 120(0), pp. 32-40. 2015.
- [22] M. Biron. "6 - composites," in *Thermosets and Composites (Second Edition)*, M. Biron, Ed. 2013.
- [23] A. Soroudi and I. Jakubowicz. Recycling of bioplastics, their blends and biocomposites: A review. *European Polymer Journal* 49(10), pp. 2839-2858. 2013.
- [24] A. Le Duigou, P. Davies and C. Baley. Replacement of glass/unsaturated polyester composites by flax/PLLA biocomposites: Is it justified? *Journal of Biobased Materials and Bioenergy* 5(4), pp. 466-482. 2011.
- [25] A. C. Meira Castro, M. C. S. Ribeiro, J. Santos, J. P. Meixedo, F. J. G. Silva, A. Fiúza, M. L. Dinis and M. R. Alvim. Sustainable waste recycling solution for the glass fibre reinforced polymer composite materials industry. *Constr. Build. Mater.* 45(0), pp. 87-94. 2013.
- [26] S. Deng, L. Djukic, R. Paton and L. Ye. Thermoplastic–epoxy interactions and their potential applications in joining composite structures – A review. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 68(0), pp. 121-132. 2015.
- [27] A. Agirregomezkorta, A. B. Martínez, M. Sánchez-Soto, G. Aretxaga, M. Sarrionandia and J. Aurrekoetxea. Impact behaviour of carbon fibre reinforced epoxy and non-isothermal cyclic butylene terephthalate composites manufactured by vacuum infusion. *Composites Part B: Engineering* 43(5), pp. 2249-2256. 2012.
- [28] P. BOURBAN. "2.28 - liquid molding of thermoplastic composites," in *Comprehensive Composite Materials*, A. K. Zweben, Ed. 2000.
- [29] A. Lopez-Arraiza, I. Amenabar, A. Agirregomezkorta, M. Sarrionandia and J. Aurrekoetxea. Experimental analysis of drilling damage in carbon-fiber reinforced thermoplastic laminates manufactured by resin transfer moulding. *J. Composite Mater.* pp. 0021998311414218. 2011.
- [30] M. P. Groover. *Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials Processes, and Systems* 2007.
- [31] M. A. Díaz, H. Reséndiz, K. Linares, E. Olivas and L. C. López. *Materiales compuestos. Materiales* 2012.

- [32] A. McIlhagger, E. Archer and R. McIlhagger. "3 - manufacturing processes for composite materials and components for aerospace applications," in *Polymer Composites in the Aerospace Industry*, P. E. Irving and C. Soutis, Eds. 2015.
- [33] K. Kumar and S. Surendran. Design and analysis of composite panel for impact loads in marine environment. *Ships and Offshore Structures* 8(5), pp. 597-606. 2013.
- [34] A. P. Mouritz, E. Gellert, P. Burchill and K. Challis. Review of advanced composite structures for naval ships and submarines. *Composite Structures* 53(1), pp. 21-42. 2001.
- [35] K. -. Hsiao and D. Heider. "10 - vacuum assisted resin transfer molding (VARTM) in polymer matrix composites," in *Manufacturing Techniques for Polymer Matrix Composites (PMCs)*, S. G. Advani and K. Hsiao, Eds. 2012.
- [36] F. M. AL-Oqla and S. M. Sapuan. Natural fiber reinforced polymer composites in industrial applications: Feasibility of date palm fibers for sustainable automotive industry. *J. Clean. Prod.* 66(0), pp. 347-354. 2014.
- [37] A. D. Kelkar, J. S. Tate and P. Chaphalkar. Performance evaluation of VARTM manufactured textile composites for the aerospace and defense applications. *Materials Science and Engineering: B* 132(1–2), pp. 126-128. 2006.
- [38] C. Russell. Composites: Long-term viability and benefits. *Reinforced Plast.* 49(9), pp. 36-42. 2005.
- [39] S. Job. Why not composites in ships? *Reinforced Plast.* 59(0), pp. 90-93. 2015.
- [40] Anonymous FRP has advantages for light marine structures. *Reinforced Plast.* 40(6), pp. 50-54. 1996.
- [41] J. D. Garcia-Espinel, D. Castro-Fresno, P. Parbole Gayo and F. Ballester-Muñoz. Effects of sea water environment on glass fiber reinforced plastic materials used for marine civil engineering constructions. *Mater Des* 66, Part A(0), pp. 46-50. 2015.
- [42] T. Corbière-Nicollier, B. Gfeller Laban, L. Lundquist, Y. Leterrier, J. -. E. Månson and O. Jolliet. Life cycle assessment of biofibres replacing glass fibres as reinforcement in plastics. *Resour. Conserv. Recycling* 33(4), pp. 267-287. 2001.
- [43] M. R. Yates and C. Y. Barlow. Life cycle assessments of biodegradable, commercial biopolymers—A critical review. *Resour. Conserv. Recycling* 78(0), pp. 54-66. 2013.
- [44] D. DAI and M. FAN. Wood fibres as reinforcements in natural fibre composites: Structure, properties, processing and applications. *Natural Fibre Composites: Materials, Processes and Properties* pp. 1. 2014.
- [45] S. Corradi, T. Isidori, M. Corradi, F. Soleri and L. Olivari. Composite boat hulls with bamboo natural fibres. *International Journal of Materials & Product Technology* 36(1-4), pp. 73-89. 2009.
- [46] V. K. Thakur and M. K. Thakur. Processing and characterization of natural cellulose fibers/thermoset polymer composites. *Carbohydr. Polym.* 109(0), pp. 102-117. 2014.
- [47] M. P. M. Dicker, P. F. Duckworth, A. B. Baker, G. Francois, M. K. Hazzard and P. M. Weaver. Green composites: A review of material attributes and complementary applications. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 56(0), pp. 280-289. 2014.
- [48] O. Faruk, A. K. Bledzki, H. Fink and M. Sain. Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010. *Progress in Polymer Science* 37(11), pp. 1552-1596. 2012.

- [49] H. P. S. Abdul Khalil, M. S. Alwani, M. N. Islam, S. S. Suhaily, R. Dungani, Y. M. H'ng and M. Jawaid. "16 - the use of bamboo fibres as reinforcements in composites," in *Biofiber Reinforcements in Composite Materials*, O. Faruk and M. Sain, Eds. 2015.
- [50] V. d. C. Correia, S. F. Santos, G. Mármol, A. A. d. S. Curvelo and H. Savastano Jr. Potential of bamboo organosolv pulp as a reinforcing element in fiber–cement materials. *Constr. Build. Mater.* 72(0), pp. 65-71. 2014.
- [51] A. L. Duigou, P. Davies and C. Baley. Replacement of glass/unsaturated polyester composites by flax/PLLA biocomposites: Is it justified? *Journal of Biobased Materials and Bioenergy* 5(4), pp. 466-482. 2011.
- [52] M. M. Kabir, H. Wang, K. T. Lau and F. Cardona. Chemical treatments on plant-based natural fibre reinforced polymer composites: An overview. *Composites Part B: Engineering* 43(7), pp. 2883-2892. 2012.
- [53] J. A. Khan and M. A. Khan. "1 - the use of jute fibers as reinforcements in composites," in *Biofiber Reinforcements in Composite Materials*, O. Faruk and M. Sain, Eds. 2015, .
- [54] L. Yan, N. Chouw and K. Jayaraman. Flax fibre and its composites – A review. *Composites Part B: Engineering* 56(0), pp. 296-317. 2014.
- [55] C. Alves, P. M. C. Ferrão, A. J. Silva, L. G. Reis, M. Freitas, L. B. Rodrigues and D. E. Alves. Ecodesign of automotive components making use of natural jute fiber composites. *J. Clean. Prod.* 18(4), pp. 313-327. 2010.
- [56] V. Fombuena, L. Bernardi, O. Fenollar, T. Boronat and R. Balart. Characterization of green composites from biobased epoxy matrices and bio-fillers derived from seashell wastes. *Mater Des* 57(0), pp. 168-174. 2014.
- [57] P. Zakikhani, R. Zahari, M. T. H. Sultan and D. L. Majid. Extraction and preparation of bamboo fibre-reinforced composites. *Mater Des* 63(0), pp. 820-828. 2014.
- [58] A. Mohanty, M. Misra and G. Hinrichsen. Biofibres, biodegradable polymers and biocomposites: An overview. *Macromolecular Materials and Engineering* 276(1), pp. 1-24. 2000.
- [59] O. Faruk, A. K. Bledzki, H. Fink and M. Sain. Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010. *Progress in Polymer Science* 37(11), pp. 1552-1596. 2012.
- [60] H. P. S. A. Khalil, N. A. S. Aprilia, A. H. Bhat, M. Jawaid, M. T. Paridah and D. Rudi. A jatropha biomass as renewable materials for biocomposites and its applications. *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 22(0), pp. 667-685. 2013.
- [61] J. Müssig and K. Haag. "2 - the use of flax fibres as reinforcements in composites," in *Biofiber Reinforcements in Composite Materials*, O. Faruk and M. Sain, Eds. 2015.
- [62] M. J. John and S. Thomas. Biofibres and biocomposites, materiales híbridos concepto. *Carbohydr. Polym.* 71(3), pp. 343-364. 2008.
- [63] S. V. Joshi, L. T. Drzal, A. K. Mohanty and S. Arora. Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites? *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 35(3), pp. 371-376. 2004.
- [64] S. Eichhorn, C. Baillie, N. Zafeiropoulos, L. Mwaikambo, M. Ansell, A. Dufresne, K. Entwistle, P. Herrera-Franco, G. Escamilla and L. Groom. Review: Current international research into cellulosic fibres and composites. *J. Mater. Sci.* 36(9), pp. 2107-2131. 2001.

- [65] M. A. Mosiewicki, N. E. Marcovich and M. I. Aranguren. "4 - characterization of fiber surface treatments in natural fiber composites by infrared and raman spectroscopy," in *Interface Engineering of Natural Fibre Composites for Maximum Performance*, N. E. Zafeiropoulos, Ed. 2011.
- [66] M. Jacob, S. Thomas and K. T. Varughese. Mechanical properties of sisal/oil palm hybrid fiber reinforced natural rubber composites. *Composites Sci. Technol.* 64(7–8), pp. 955-965. 2004.
- [67] K. Oksman, M. Skrifvars and J. - Selin. Natural fibres as reinforcement in polylactic acid (PLA) composites. *Composites Sci. Technol.* 63(9), pp. 1317-1324. 2003.
- [68] Y. Du, N. Yan and M. T. Kortschot. "4 - the use of ramie fibers as reinforcements in composites," in *Biofiber Reinforcements in Composite Materials*, O. Faruk and M. Sain, Eds. 2015.
- [69] G. Koronis, A. Silva and M. Fontul. Green composites: A review of adequate materials for automotive applications. *Composites Part B: Engineering* 44(1), pp. 120-127. 2013.
- [70] C. Scarponi and M. Messano. Comparative evaluation between E-glass and hemp fiber composites application in rotorcraft interiors. *Composites Part B: Engineering* 69(0), pp. 542-549. 2015.
- [71] L. Marrot, A. Bourmaud, P. Bono and C. Baley. Multi-scale study of the adhesion between flax fibers and biobased thermoset matrices. *Mater Des* 62(0), pp. 47-56. 2014.
- [72] P. Wambua, J. Ivens and I. Verpoest. Natural fibres: Can they replace glass in fibre reinforced plastics? *Composites Sci. Technol.* 63(9), pp. 1259-1264. 2003.
- [73] H. N. Dhakal and Z. Zhang. "3 - the use of hemp fibres as reinforcements in composites," in *Biofiber Reinforcements in Composite Materials*, O. Faruk and M. Sain, Eds. 2015, .
- [74] C. Gómez Hoyos and A. Vázquez. Flexural properties loss of unidirectional epoxy/fique composites immersed in water and alkaline medium for construction application. *Composites Part B: Engineering* 43(8), pp. 3120-3130. 2012.
- [75] M. A. Hidalgo, M. F. Muñoz and K. J. Quintana. Desempeño mecánico del compuesto polietileno aluminio reforzado con agro fibras continuas de fique. *La Revista Latinoamericana De Metalurgia Y Materiales, RLMM* 31(2), 2011.
- [76] L. Yan, N. Chouw and K. Jayaraman. Flax fibre and its composites – A review. *Composites Part B: Engineering* 56(0), pp. 296-317. 2014.
- [77] M. Niaounakis. "1 - introduction to biopolymers," in *Biopolymers Reuse, Recycling, and Disposal*, M. Niaounakis, Ed. 2013.
- [78] F. O. Bakare, D. Åkesson, M. Skrifvars, T. Bashir, P. Ingman and R. Srivastava. Synthesis and characterization of unsaturated lactic acid based thermoset bio-resins. *European Polymer Journal* 67pp. 570-582. 2015.
- [79] K. M. Zia, A. Noreen, M. Zuber, S. Tabasum and M. Mujahid. Recent developments and future prospects on bio-based polyesters derived from renewable resources: A review. *Int. J. Biol. Macromol.* 82pp. 1028-1040. 2016.
- [80] O. Valerio, T. Horvath, C. Pond, Manjusri Misra and A. Mohanty. Improved utilization of crude glycerol from biodiesel industries: Synthesis and characterization of sustainable biobased polyesters. *Industrial Crops and Products* 78pp. 141-147. 2015.

- [81] S. Kalia, B. Kaith and I. Kaur. *Cellulose Fibers: Bio-and Nano-Polymer Composites: Green Chemistry and Technology* 2011.
- [82] darshil U. Shah, Peter J. Schubel, "can flax replace E-glass in small wind Turbine blades?" *JECmagazine Composites*, vol. 78, pp. 34-35, 36, 2013.
- [83] F. M. AL-Oqla and S. M. Sapuan. Natural fiber reinforced polymer composites in industrial applications: Feasibility of date palm fibers for sustainable automotive industry. *J. Clean. Prod.* 66(0), pp. 347-354. 2014.
- [84] C. Alves, P. M. C. Ferrão, A. J. Silva, L. G. Reis, M. Freitas, L. B. Rodrigues and D. E. Alves. Ecodesign of automotive components making use of natural jute fiber composites. *J. Clean. Prod.* 18(4), pp. 313-327. 2010.
- [85] Sangeeta Baksi, "natural-fibre composites in construccion and rehabilitation," *JECmagazine Composites*, vol. 77, pp. 25-26, 27, 28, 2012.
- [86] A. C. A. Carcaterra, "Marine Vehicle Technology," *Sealab*, pp. 10, 2011.
- [87] D. Dai and M. Fan. "1 - wood fibres as reinforcements in natural fibre composites: Structure, properties, processing and applications," in *Natural Fibre Composites*, A. Hodzic and R. Shanks, Eds. 2014.
- [88] B. Ramón, N. Hernadez and J. R. Sarasua. Estudio comparativo de las propiedades físico-mecánicas de compuestos con nanofibras de carbono (CNF) y nanotubos de carbono de múltiple pared (MWCNT) en una matriz termoplástica de poliéter sulfona (PES). *Revista Latinoamericana De Metalurgia Y Materiales* 33(1), pp. 54-65. 2013.
- [89] A. Varvani-Farahani. Composite materials: Characterization, fabrication and application-research challenges and directions. *Applied Composite Materials* 17(2), pp. 63-67. 2010.
- [90] G. Davies and P. Irving. "9 - impact, post-impact strength and post-impact fatigue behaviour of polymer composites," in *Polymer Composites in the Aerospace Industry*, P. E. Irving and C. Soutis, Eds. 2015.
- [91] A. Agirregomezkorta, A. B. Martínez, M. Sánchez-Soto, G. Aretxaga, M. Sarrionandia and J. Aurrekoetxea. Impact behaviour of carbon fibre reinforced epoxy and non-isothermal cyclic butylene terephthalate composites manufactured by vacuum infusion. *Composites Part B: Engineering* 43(5), pp. 2249-2256. 2012.
- [92] M. Aktaş, C. Atas, B. M. İçten and R. Karakuzu. An experimental investigation of the impact response of composite laminates. *Composite Structures* 87(4), pp. 307-313. 2009.
- [93] A. J. Brunner. "8 - fracture mechanics characterization of polymer composites for aerospace applications," in *Polymer Composites in the Aerospace Industry*, P. E. Irving and C. Soutis, Eds. 2015.
- [94] H. N. Dhakal, Z. Y. Zhang, N. Bennett and P. N. B. Reis. Low-velocity impact response of non-woven hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites: Influence of impactor geometry and impact velocity. *Composite Structures* 94(9), pp. 2756-2763. 2012.
- [95] H. N. Dhakal, V. Arumugam, A. Aswinraj, C. Santulli, Z. Y. Zhang and A. Lopez-Arraiza. Influence of temperature and impact velocity on the impact response of jute/UP composites. *Polym. Test.* 35(0), pp. 10-19. 2014.

- [96] E. V. González, P. Maimí, P. P. Camanho, C. S. Lopes and N. Blanco. Effects of ply clustering in laminated composite plates under low-velocity impact loading. *Composites Sci. Technol.* 71(6), pp. 805-817. 2011.
- [97] M. Aktaş, C. Atas, B. M. İçten and R. Karakuzu. An experimental investigation of the impact response of composite laminates. *Composite Structures* 87(4), pp. 307-313. 2009.
- [98] H. N. Dhakal, Z. Y. Zhang, N. Bennett and P. N. B. Reis. Low-velocity impact response of non-woven hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites: Influence of impactor geometry and impact velocity. *Composite Structures* 94(9), pp. 2756-2763. 2012.
- [99] R. Olsson. Mass criterion for wave controlled impact response of composite plates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 31(8), pp. 879-887. 2000.
- [100] H. N. Dhakal, Z. Y. Zhang, M. O. W. Richardson and O. A. Z. Errajhi. The low velocity impact response of non-woven hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites. *Composite Structures* 81(4), pp. 559-567. 2007.
- [101] J. Aurrekoetxea, J. Zurbitu, I. Ortiz de Mendibil, A. Agirregomezkorta, M. Sánchez-Soto and M. Sarrionandia. Effect of superelastic shape memory alloy wires on the impact behavior of carbon fiber reinforced in situ polymerized poly(butylene terephthalate) composites. *Mater Lett* 65(5), pp. 863-865. 2011.
- [102] S. Liang, L. Guillaumat and P. Gning. Impact behaviour of flax/epoxy composite plates. *Int. J. Impact Eng.* 80(0), pp. 56-64. 2015.
- [103] W. Lipeng, Y. Ying, W. Dafang and W. Hao. Low-velocity impact damage analysis of composite laminates using self-adapting delamination element method. *Chinese Journal of Aeronautics* 21(4), pp. 313-319. 2008.
- [104] T. Shyr and Y. Pan. Impact resistance and damage characteristics of composite laminates. *Composite Structures* 62(2), pp. 193-203. 2003.
- [105] J. I. Múgica, L. Aretxabaleta, I. Ulacia and J. Aurrekoetxea. Impact characterization of thermoformable fibre metal laminates of 2024-T3 aluminium and AZ31B-H24 magnesium based on self-reinforced polypropylene. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 61(0), pp. 67-75. 2014.
- [106] D. Zhang, Y. Sun, L. Chen and N. Pan. A comparative study on low-velocity impact response of fabric composite laminates. *Mater Des* 50(0), pp. 750-756. 2013.
- [107] D. D. R. Cartié and P. E. Irving. 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. 2002.
- [108] H. N. Dhakal, M. Skrifvars, K. Adekunle and Z. Y. Zhang. Falling weight impact response of jute/methacrylated soybean oil bio-composites under low velocity impact loading. *Composites Sci. Technol.* 92(0), pp. 134-141. 2014.
- [109] A. K. Bledzki, J. Gassan and W. Zhang. Impact properties of natural fiber-reinforced epoxy foams. *Journal of Cellular Plastics* 35(6), pp. 550-562. 1999.
- [110] E. Rodríguez, R. Petrucci, D. Puglia, J. M. Kenny and A. Vazquez. Characterization of composites based on natural and glass fibers obtained by vacuum infusion. *J. Composite Mater.* 39(3), pp. 265-282. 2005.

- [111] R. Petrucci, C. Santulli, D. Puglia, E. Nisini, F. Sarasini, J. Tirillò, L. Torre, G. Minak and J. M. Kenny. Impact and post-impact damage characterisation of hybrid composite laminates based on basalt fibres in combination with flax, hemp and glass fibres manufactured by vacuum infusion. *Composites Part B: Engineering* 69(0), pp. 507-515. 2015.
- [112] D. U. Shah. Natural fibre composites: Comprehensive ashby-type materials selection charts. *Mater Des* 62pp. 21-31. 2014.
- [113] D. V. Rosato and D. V. Rosato. "Chapter 2 - reinforcements," in *Reinforced Plastics Handbook (Third Edition)*, D. V. R. V. Rosato, Ed. 2005.
- [114] L. Liu, J. Yu, L. Cheng and W. Qu. Mechanical properties of poly (butylene succinate)(PBS) biocomposites reinforced with surface modified jute fibre. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 40(5), pp. 669-674. 2009.
- [115] K. L. Pickering, Y. Li, R. L. Farrell and M. Lay. Interfacial modification of hemp fiber reinforced composites using fungal and alkali treatment. *Journal of Biobased Materials and Bioenergy* 1(1), pp. 109-117. 2007.
- [116] A. K. Bledzki, P. Franciszczak, Z. Osman and M. Elbadawi. Polypropylene biocomposites reinforced with softwood, abaca, jute, and kenaf fibers. *Industrial Crops and Products* 70pp. 91-99. 2015.
- [117] H. Ullah, A. R. Harland and V. V. Silberschmidt. Characterisation of mechanical behaviour and damage analysis of 2D woven composites under bending. *Composites Part B: Engineering* 75(0), pp. 156-166. 2015.
- [118] A. Bourmaud, J. Riviere, A. Le Duigou, G. Raj and C. Baley. Investigations of the use of a mussel-inspired compatibilizer to improve the matrix-fiber adhesion of a biocomposite. *Polym. Test.* 28(6), pp. 668-672. 2009.
- [119] H. Ku, H. Wang, N. Pattarachaiyakooop and M. Trada. A review on the tensile properties of natural fiber reinforced polymer composites. *Composites Part B: Engineering* 42(4), pp. 856-873. 2011.
- [120] L. Yan and N. Chouw. Effect of water, seawater and alkaline solution ageing on mechanical properties of flax fabric/epoxy composites used for civil engineering applications. *Constr. Build. Mater.* 99pp. 118-127. 2015.
- [121] P. Gaudenzi, M. Bernabei, E. Dati, G. De Angelis, M. Marrone and L. Lampani. On the evaluation of impact damage on composite materials by comparing different NDI techniques. *Composite Structures* 118(0), pp. 257-266. 2014.
- [122] F. Aymerich and S. Meili. Ultrasonic evaluation of matrix damage in impacted composite laminates. *Composites Part B: Engineering* 31(1), pp. 1-6. 2000.
- [123] K. Imielińska, M. Castaings, R. Wojtyra, J. Haras, E. L. Clezio and B. Hosten. Air-coupled ultrasonic C-scan technique in impact response testing of carbon fibre and hybrid: Glass, carbon and kevlar/epoxy composites. *J. Mater. Process. Technol.* 157–158(0), pp. 513-522. 2004.
- [124] D. J. Bull, L. Helfen, I. Sinclair, S. M. Spearing and T. Baumbach. A comparison of multi-scale 3D X-ray tomographic inspection techniques for assessing carbon fibre composite impact damage. *Composites Sci. Technol.* 75(0), pp. 55-61. 2013.
- [125] I. Amenabar, A. Mendikute, A. López-Arraiza, M. Lizaranzu and J. Aurrekoetxea. Comparison and analysis of non-destructive testing techniques suitable for delamination inspection in wind turbine blades. *Composites Part B: Engineering* 42(5), pp. 1298-1305. 2011.

- [126] E. Bayraktar, S. D. Antolovich and C. Bathias. New developments in non-destructive controls of the composite materials and applications in manufacturing engineering. *J. Mater. Process. Technol.* 206(1–3), pp. 30-44. 2008.
- [127] C. Meola, G. M. Carlomagno, A. Squillace and A. Vitiello. Non-destructive evaluation of aerospace materials with lock-in thermography. *Eng. Failure Anal.* 13(3), pp. 380-388. 2006.
- [128] A. Benammar, R. Draï and A. Guessoum. Detection of delamination defects in CFRP materials using ultrasonic signal processing. *Ultrasonics* 48(8), pp. 731-738. 2008.
- [129] C. Garnier, M. Pastor, F. Eyma and B. Lorrain. The detection of aeronautical defects in situ on composite structures using non destructive testing. *Composite Structures* 93(5), pp. 1328-1336. 2011.
- [130] A. Castellano, P. Foti, A. Fraddosio, S. Marzano and M. D. Piccioni. Mechanical characterization of CFRP composites by ultrasonic immersion tests: Experimental and numerical approaches. *Composites Part B: Engineering* 66(0), pp. 299-310. 2014.
- [131] Entropy Resins, "Technical data sheet SUPER SAP® CLR Epoxy–Clear, general purpose liquid epoxy resin," in pp. 1-2-3, 2014.
- [132] Lineo-Flax Fiber Impregnation, "Fabrica trenzado de lino," *Disponible En: [Http://Www.Lineo.Eu/](http://www.Lineo.Eu/)*, pp. 1, 2015.
- [133] J. Müssig, H. Fischer, N. Graupner and A. Drieling. Testing methods for measuring physical and mechanical fibre properties (plant and animal fibres). *Industrial Applications of Natural Fibres—Structure, Properties and Technical Applications*, John Wiley & Sons, Chichester pp. 269-309. 2010.
- [134] Deyute ecological, "Fabrica de trenzados de yute," *Disponible En: [Http://Www.Deyute.Com](http://www.Deyute.Com)*, pp. 1, 2015.
- [135] J. A. Khan and M. A. Khan. "1 - the use of jute fibers as reinforcements in composites," in *Biofiber Reinforcements in Composite Materials*, O. Faruk and M. Sain, Eds. 2015, .
- [136] Empresa Coohilados del fonce LTDA, "Fabrica de trenzados de Fique," *Disponible En: [Http://Coohilados.Com.Co](http://Coohilados.Com.Co)*, pp. 1, 2015.
- [137] S. Delvasto, E. F. Toro, F. Perdomo and R. M. de Gutiérrez. An appropriate vacuum technology for manufacture of corrugated fique fiber reinforced cementitious sheets propiedades fique. *Constr. Build. Mater.* 24(2), pp. 187-192. 2010.
- [138] Empresa Hemp Technology Ltd, "Fabrica de tejidos mat de Cáñamo y Lino," *Disponible En: [Http://Www.Hemp-Technologies.Com](http://www.Hemp-Technologies.Com)*, pp. 1, 2015.
- [139] Ms. Loh Yueh Feng, "The Biomaterial for Green Composites," *JECmagazine Composites*, vol. 55, pp. 29-30,31, febrero-marzo 2010. 2010.
- [140] Biltosan S.L., "Maderas Biltosan Leioa," *Disponible En: [Http://Www.Biltosan.Com](http://www.Biltosan.Com)*, pp. 1, 2015.
- [141] Jaime Ortiz Gutierrez, Rafael Diaz Barra, Antonio Gutierrez Oliva, "Características mecánicas de la madera pino radiata," vol. 1, pp. 1-11, 2003.
- [142] S. K. Mazumdar. Composites manufacturing. *Materials, Product, and Process Engineering* 2002.

- [143] R. W. Rydin and V. M. Karbhari. Partitioning energy during low-velocity impact of rtm fiber-reinforced composites. *Int. J. Impact Eng.* 21(9), pp. 773-789. 1998.
- [144] T. Shyr and Y. Pan. Impact resistance and damage characteristics of composite laminates. *Composite Structures* 62(2), pp. 193-203. 2003.
- [145] F. Ramón-Valencia, A. Lopez-Arraiza, B. Ramón-Valencia, J. L. Ramón-Valencia and J. F. Ibla-Gordillo. Low energy impact and tensile stress of hemp fibre reinforced bioepoxi laminates before and after seawater immersion. *Iteckne* 11(2), pp. 190-195. 2014.
- [146] L. C. Cessna, J. P. Lehane, R. H. Ralston and T. Prindle, "The development of an instrumented projectile impact test: Data on glass-reinforced and impact-mofied polypropylene'." *Polymer Engineering and Science*, vol. 16, pp. 429-429-425, 1976.
- [147] W. Grellmann, S. Seidler and W. Hesse, "Procedure for determining the crack resistance behaviour using the instrumented impact test'." *Deformation and Fracture Behaviour*, vol. 11, pp. 71-86, 2001.
- [148] W. D. Callister. *Introducción a La Ciencia E Ingeniería De Los Materiales* 2002.
- [149] S. P. Timoshenko. *Teoría De Placas Y Láminas* 1975.
- [150] X. Fang, J. Jia and X. Feng. Three-point bending test at extremely high temperature enhanced by real-time observation and measurement. *Measurement* 59(0), pp. 171-176. 2015.
- [151] A. Centeno, J. A. Viña, C. Blanco, R. Santamaría, M. Granda and R. Menéndez. Influence of titanium carbide on the interlaminar shear strength of carbon fibre laminate composites. *Composites Sci. Technol.* 71(2), pp. 101-106. 2011.
- [152] M. Li, R. Matsuyama and M. Sakai. Interlaminar shear strength of C/C-composites: The dependence on test methods. *Carbon* 37(11), pp. 1749-1757. 1999.
- [153] P. Feraboli and K. T. Kedward. Four-point bend interlaminar shear testing of uni- and multi-directional carbon/epoxy composite systems. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 34(12), pp. 1265-1271. 2003.
- [154] G. Zhou, E. R. Green and C. Morrison. In-plane and interlaminar shear properties of carbon/epoxy laminates. *Composites Sci. Technol.* 55(2), pp. 187-193. 1995.
- [155] J. Kim, M. Shioya, H. Kobayashi, J. Kaneko and M. Kido. Mechanical properties of woven laminates and felt composites using carbon fibers. part 1: In-plane properties. *Composites Sci. Technol.* 64(13–14), pp. 2221-2229. 2004.
- [156] J. Zhu, A. Imam, R. Crane, K. Lozano, V. N. Khabashesku and E. V. Barrera. Processing a glass fiber reinforced vinyl ester composite with nanotube enhancement of interlaminar shear strength. *Composites Sci. Technol.* 67(7–8), pp. 1509-1517. 2007.
- [157] B. K. Daniels, N. K. Harakas and R. C. Jackson. Short beam shear tests of graphite fiber composites. *Fibre Science and Technology* 3(3), pp. 187-208. 1971.
- [158] H. Zabala, L. Aretxabaleta, G. Castillo, J. Urien and J. Aurrekoetxea. Impact velocity effect on the delamination of woven carbon–epoxy plates subjected to low-velocity equienergetic impact loads. *Composites Sci. Technol.* 94(0), pp. 48-53. 2014.
- [159] P. Feraboli and K. T. Kedward. Enhanced evaluation of the low-velocity impact response of composite plates. *Aiaa J.* 42(10), pp. 2143-2152. 2004.

- [160] Z. N. Azwa, B. F. Yousif, A. C. Manalo and W. Karunasena. A review on the degradability of polymeric composites based on natural fibres. *Mater Des* 47(0), pp. 424-442. 2013.
- [161] A. Ayensu. Interfacial debonding of natural fibre reinforced composites. *Quart Sci Vision* 6pp. 25-34. 2000.
- [162] A. Karmaker, A. Hoffmann and G. Hinrichsen. Influence of water uptake on the mechanical properties of jute fiber-reinforced polypropylene. *J Appl Polym Sci* 54(12), pp. 1803-1807. 1994.
- [163] A. Athijayamani, M. Thiruchitrabalam, U. Natarajan and B. Pazhanivel. Effect of moisture absorption on the mechanical properties of randomly oriented natural fibers/polyester hybrid composite. *Materials Science and Engineering: A* 517(1-2), pp. 344-353. 2009.
- [164] Z. N. Azwa, B. F. Yousif, A. C. Manalo and W. Karunasena. A review on the degradability of polymeric composites based on natural fibres. *Mater Des* 47(0), pp. 424-442. 2013.
- [165] H. Chen, M. Miao and X. Ding. Influence of moisture absorption on the interfacial strength of bamboo/vinyl ester composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 40(12), pp. 2013-2019. 2009.
- [166] H. N. Dhakal, Z. Y. Zhang and M. O. W. Richardson. Effect of water absorption on the mechanical properties of hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites. *Composites Sci. Technol.* 67(7-8), pp. 1674-1683. 2007.
- [167] R. Hu, M. Sun and J. Lim. Moisture absorption, tensile strength and microstructure evolution of short jute fiber/poly lactide composite in hygrothermal environment. *Mater Des* 31(7), pp. 3167-3173. 2010.
- [168] M. M. Thwe and K. Liao. Effects of environmental aging on the mechanical properties of bamboo-glass fiber reinforced polymer matrix hybrid composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 33(1), pp. 43-52. 2002.
- [169] H. N. Dhakal, Z. Y. Zhang and M. O. W. Richardson. Effect of water absorption on the mechanical properties of hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites. *Composites Sci. Technol.* 67(7-8), pp. 1674-1683. 2007.
- [170] M. F. Contreras, W. A. Hormaza and A. Marañón. Fractografía de la fibra natural extraída del fique y de un material compuesto reforzado con tejido de fibra de fique y matriz resina poliéster. *Rev.LatinAm.Metal.Mater.* 1pp. 57-67. 2009.
- [171] R. Matadi Boumbimba, C. Froustey, P. Viot and P. Gerard. Low velocity impact response and damage of laminate composite glass fibre/epoxy based tri-block copolymer. *Composites Part B: Engineering* 76(0), pp. 332-342. 2015.
- [172] J. S. Tomblin, K. S. Raju and G. Arosteguy. *Damage Resistance and Tolerance of Composite Sandwich Panels: Scaling Effects* 2004.
- [173] D. Liu. Characterization of impact properties and damage process of glass/epoxy composite laminates. *J. Composite Mater.* 38(16), pp. 1425-1442. 2004.
- [174] A. Le Duigou, A. Bourmaud, P. Davies and C. Baley. Long term immersion in natural seawater of flax/PLA biocomposite. *Ocean Eng.* 90(0), pp. 140-148. 2014.
- [175] P. O. Sjoblom, J. T. Hartness and T. M. Cordell. On low-velocity impact testing of composite materials. *J. Composite Mater.* 22(1), pp. 30-52. 1988.

- [176] A. Le Duigou, P. Davies and C. Baley. Seawater ageing of flax/poly(lactic acid) biocomposites. *Polym. Degrad. Stab.* 94(7), pp. 1151-1162. 2009.
- [177] M. E. Deniz and R. Karakuzu. Seawater effect on impact behavior of glass–epoxy composite pipes. *Composites Part B: Engineering* 43(3), pp. 1130-1138. 2012.
- [178] D. Bhattacharyya, M. Bowis and K. Jayaraman. Thermoforming woodfibre–polypropylene composite sheets. *Composites Sci. Technol.* 63(3–4), pp. 353-365. 2003.
- [179] K. de Borst, C. Jenkel, C. Montero, J. Colmars, J. Gril, M. Kaliske and J. Eberhardsteiner. Mechanical characterization of wood: An integrative approach ranging from nanoscale to structure. *Comput. Struct.* 127pp. 53-67. 2013.
- [180] A. Agirregomezkorta, J. Zurbitu, G. Aretxaga, M. Sarrionandia and J. Aurrekoetxea. Strain rate effect on interlaminar shear strength of carbon fibre reinforced pCBT and epoxy composites. Presented at Seventeenth International Conference of Composites Materials (ICCM-17). 2009.
- [181] A. Centeno, J. A. Viña, C. Blanco, R. Santamaría, M. Granda and R. Menéndez. Influence of titanium carbide on the interlaminar shear strength of carbon fibre laminate composites. *Composites Sci. Technol.* 71(2), pp. 101-106. 2011.
- [182] A. Pegoretti, I. Cristelli and C. Migliaresi. Experimental optimization of the impact energy absorption of epoxy–carbon laminates through controlled delamination. *Composites Sci. Technol.* 68(13), pp. 2653-2662. 2008.
- [183] A. Agirregomezkorta, A. B. Martínez, M. Sánchez-Soto, G. Aretxaga, M. Sarrionandia and J. Aurrekoetxea. Impact behaviour of carbon fibre reinforced epoxy and non-isothermal cyclic butylene terephthalate composites manufactured by vacuum infusion. *Composites Part B: Engineering* 43(5), pp. 2249-2256. 2012.