



Dyna

ISSN: 0012-7353

dyna@unalmed.edu.co

Universidad Nacional de Colombia
Colombia

Ramón-Valencia, Fabuer; Lopez-Arraiza, Alberto; Múgica, Joseba I.; Aurrekoetxea, Jon;
Suarez, Juan Carlos; Ramón-Valencia, Bladimir
Influence of seawater immersion in low energy impact behavior of a novel colombian fique
fiber reinforced bio-resin laminate
Dyna, vol. 82, núm. 194, diciembre, 2015, pp. 170-177
Universidad Nacional de Colombia
Medellín, Colombia

Available in: <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=49643211021>

- ▶ How to cite
- ▶ Complete issue
- ▶ More information about this article
- ▶ Journal's homepage in redalyc.org

Influence of seawater immersion in low energy impact behavior of a novel colombian fique fiber reinforced bio-resin laminate

Fabuer Ramón-Valencia ^a, Alberto Lopez-Arraiza ^a, Joseba I. Múgica ^b, Jon Aurrekoetxea ^b,
Juan Carlos Suarez ^c & Bladimir Ramón-Valencia ^d

^a Dpto. Ciencias y Técnicas de la Navegación, Máquinas y Construcciones Navales, Universidad del País Vasco (UPV/EHU), Lejona, España.
fabuer@hotmail.com; alberto.lopez@ehu.es

^b Dpto de Mecánica y Producción Industrial, Mondragon Goi Eskola Politeknikoa (MGEPE), Mondragon Unibertsitatea, Mondragoe, España.
jimugica@mondragon.edu; jaurrekoetxea@mondragon.edu

^c Escuela Técnica Superior de Ingenieros Navales, Universidad Politécnica de Madrid, Madrid, España. juancarlos.suarez@upm.es

^d Facultad de Ingenierías y Arquitectura, Universidad de Pamplona, Colombia. hbladimir@unipamplona.edu.co

Received: January 26th, 2015. Received in revised form: July 21th, 2015. Accepted: July 28th, 2015.

Abstract

This experimental work is aimed at the influence of seawater immersion in low impact energy behavior of a novel Colombian fique fiber reinforced bio-resin laminate. Such material was manufactured by vacuum infusion. The specimens were immersed in seawater during a bioactivity period of six months. Low energy impact tests were performed in order to obtain the penetration and perforation threshold according to energy profiles. The damage extent was characterized by means of Ultrasonics. Tensile stress tests were also performed and the breaking surfaces were analyzed by Scanning Electron Microscopy. The results revealed that the new biocomposite, after seawater immersion, has higher penetration and perforation thresholds than the biocomposite without immersion. Tensile test results show stiffness lost and increase of elongation at break. This behavior of the immersed biocomposite is due to a plasticization process of the material.

Keywords: Biocomposite, Fique fiber, Impact resistance, Ultrasonics.

Influencia del agua de mar en el comportamiento frente a impacto de baja energía de un nuevo laminado de resina natural reforzada con fibra de fique colombiano

Resumen

Este trabajo estudia el efecto del agua de mar en el comportamiento a impacto de baja energía de un nuevo laminado de resina natural reforzado con fibra de fique colombiano fabricado mediante infusión en vacío. Las probetas fueron sumergidas en agua de mar durante un periodo de bioactividad de seis meses. Posteriormente, fueron sometidas a impactos de baja energía para determinar el diagrama de perfil de energías. El daño se inspeccionó mediante la técnica de ultrasonidos. También se realizaron ensayos de tracción y se analizaron las superficies de rotura mediante microscopía electrónica. Los resultados muestran que el biocomposite, tras su inmersión en agua de mar, presenta unos umbrales de penetración y perforación más altos que el material sin sumergir. Los ensayos de tracción indican que la inmersión causa una pérdida de rigidez y un aumento del alargamiento a rotura. Este comportamiento del biocomposite sumergido es debido a un proceso de plastificación del material.

Palabras clave: Biocomposite, Fibra de fique, Resistencia a impacto, Ultrasonidos.

1 Introducción

En los últimos años, los materiales compuestos de matriz polimérica reforzada con fibras como el vidrio o el carbono, se están utilizando cada vez más en sectores como el

aeronáutico, el de automoción, el eólico o el naval. Este hecho se debe fundamentalmente a las ventajas que presentan en cuanto a resistencia mecánica específica, bajo peso y posibilidad de realizar piezas de distintos tamaños y diseños a medida [1-4].

Sin embargo, presentan una doble problemática, por un lado, su elevada dependencia del petróleo, y por otro, la gestión de los residuos tras su fin de vida. En consecuencia la comunidad científica se está centrándose en el desarrollo de nuevas resinas de origen renovable [5] reforzadas con fibras naturales como el yute, el kenaf, el lino o el cáñamo [3,6,7].

Entre las características que hacen atractivas las fibras naturales, destacan sus elevadas propiedades específicas de rigidez y resistencia a impacto [8-11]. 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 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, el ocio y el mobiliario [1,12-14].

En Colombia una de las fibras naturales que más se producen es el fique, cuyo 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 [15,16].

En este trabajo se ha desarrollado un nuevo laminado de resina natural reforzada con fibra de fique Colombiano. Posteriormente, se estudió su comportamiento a impacto de baja energía antes y después de su inmersión en agua de mar durante un periodo de seis meses. El daño generado en las pruebas de impacto se inspeccionó mediante técnicas no destructivas de ultrasonidos. Igualmente se realizaron ensayos normalizados de tracción analizando las superficies de rotura mediante microscopía electrónica de barrido.

2. Material y técnicas experimentales

2.1. Material

La resina utilizada como matriz ha sido la SuperSap®, resina epoxídica procedente de materiales renovables y suministrada por Entropy Resins. El porcentaje de resina:catalizador fue de 100:33 en peso. Como refuerzos se utilizaron fibras naturales fique trenzado bidireccional 0/90 no equilibrado 2:1, con un gramaje de 530 g/m² suministrado por la empresa Coohilados del Fonce LTDA. Los laminados se obtuvieron mediante el proceso de infusión en vacío con 3 capas de fibra natural como refuerzo. Las dimensiones de los laminados de biocomposite fueron 350mm x 350mm x 4mm, con un porcentaje de fibra del 44 % en peso. Después de 6 meses de inmersión en el agua de mar, el porcentaje de absorción de humedad del biocomposite se calculó por diferencia de pesos entre las muestras sumergidas en agua de mar y las muestras sin inmersión. El porcentaje de humedad obtenido fue del 8%.

2.2. Diagrama de perfil de energías

La energía absorbida (E_a) es un parámetro representativo del comportamiento frente a impacto de los materiales compuestos. Representando dicha energía en función de la energía de impacto (E_0) se construye el denominado diagrama de perfil de energías Fig 1. La línea discontinua

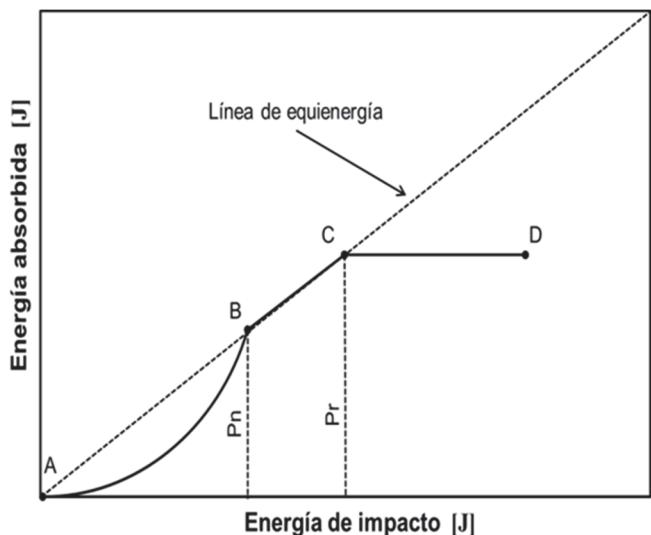


Figura 1. Diagrama del perfil energético típico de un material compuesto ensayado a impacto biaxial.

Fuente: Los autores

diagonal en el diagrama representa la línea de equienergías entre la energía de impacto y la energía absorbida.

En la Fig 1 se muestra el diagrama de perfil energético típico para un laminado de material compuesto. En el diagrama se pueden diferenciar tres regiones AB, BC, 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 depende de la energía de impacto. En esta región la curva se encuentra por debajo de la curva 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 [17].

A la región BC se le denomina como región de penetración, en esta región probablemente el total de la energía de impacto es absorbida por la probeta. Por último la región CD se denomina como región de perforación. Además, el punto 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 [18]. 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 [17].

2.3. Ensayos de impacto de baja energía

Los ensayos de impacto biaxial de baja energía se han llevado a cabo en una máquina de caída de dardo instrumentado comercial Fractovis Plus. La máquina básicamente consta de dos partes: la cruceta móvil o impactor y la base. El impactor está compuesto por el portamasas y el indentador instrumentado.

El impactor utilizado ha sido instrumentado con una célula de carga de 20 kN, junto con el indentador de cabeza

semiesférica y 20 mm diámetro. El utilaje utilizado ha sido una base plana con forma de cilindro que presenta un agujero pasante de 40 mm de diámetro.

El ensayo de impacto biaxial consiste en dejar caer desde una altura variable un impactador de cabeza semiesférica, que colisionará en el centro de una probeta amordazada sobre el utilaje con una energía de impacto (E_0) determinada.

De los laminados fabricados se mecanizaron 15 probetas de dimensiones: 70 mm x 70 mm, tanto del biocomposite sin inmersión, como tras su inmersión en agua de mar. En ambos casos los ensayos se llevaron a cabo a temperatura ambiente.

El material sin sumergir y tras inmersión en agua de mar, se han ensayado subiendo la energía de impacto hasta llegar a la perforación. Se han realizado ensayos de impacto desde $E_0=1J$ hasta $E_0=50J$, para lo que se han combinado diferentes masas y alturas.

2.4. Inspección del daño por ultrasonidos

Una vez impactadas las probetas tanto sin sumergir como las sumergidas en agua de mar a diferentes niveles de daño, se inspeccionaron mediante la técnica de ultrasonidos por inmersión. Este ensayo utiliza el agua como medio de acoplamiento acústico entre el palpador de 1 MHz y la pieza a examinar. Las probetas seleccionadas para este ensayo son aquellas cuyas energías de impacto están por debajo del umbral de perforación.

Para este ensayo el palpador y la pieza son sumergidos total o parcialmente en una piscina con agua de tal manera que no se requiere tener contacto entre ellos, ya que la onda de ultrasonido viaja a través del agua, utilizando la misma como medio acústico entre el palpador y la probeta.

Para esta práctica se utilizó un equipo de inspección por ultrasonidos marca TECNITEST C-SCAN, utilizado para inspecciones automáticas por inmersión total o inmersión local.

El TECNITEST C-SCAN 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.

Como resultado de este ensayo se obtienen imágenes en una escala de 25 colores que varían de decibelio en decibelio empezando en 0 Db de atenuación.

2.5. Ensayo de tracción

La máquina utilizada para realizar los ensayos de tracción es una INSTRON equipada con una célula de carga de 5 kN. Se ha utilizado como sistema de medida de deformación un extensómetro por contacto. De los laminados secos y tras su inmersión en agua de mar se mecanizaron 5 probetas normalizadas (ASTM D3039). Los ensayos de tracción se llevan a cabo a temperatura ambiente $T=20-23^{\circ}\text{C}$ y a una velocidad de deformación de 2 mm/min. El objetivo de este ensayo es comparar las propiedades a tracción del biocomposite antes y después de su inmersión en agua de mar.

2.6. Microscopía electrónica de barrido

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.

El objetivo de esta práctica es poder visualizar las superficies de rotura y analizar la adhesión matriz-refuerzo, de los biocomposites sin sumergir y tras su inmersión en agua de mar.

3. Resultados y discusión

3.1. Perfil energético

Con el objetivo de identificar las regiones representativas del comportamiento del material frente al daño, 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 Fig 2 se muestra el perfil energético para el nuevo biocomposite reforzado con fibra de fique sin inmersión en agua de mar, en el que se pueden apreciar claramente las regiones características del material sometido a impacto.

En la región AB, la curva se encuentra por debajo de la línea de equienergía, y comprende los valores de energías de impacto desde $E_0=0J$ hasta $E_0=19,02J$ ya que las probetas no disipan toda la energía de impacto. El exceso de energía se acumula en la probeta en forma de energía potencial de deformación produciendo un rebote del impactor [23,24].

La zona BC pertenece a la región de penetración, estos valores de impacto se encuentran sobre la línea de equienergía, lo que quiere decir que la energía de disipación es igual a la energía incidente. Al alcanzar esta región el impactor se queda adherido al laminado y no rebota [18,25]. El punto B es el umbral de penetración $P_n=19,02J$, a partir de este valor la energía absorbida por el material iguala a la energía incidente E_0 hasta alcanzar el punto C que es el umbral de perforación $P_r=22,76J$.

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. A partir del umbral de perforación $P_r=22,76J$, la energía absorbida permanece más o menos constante.

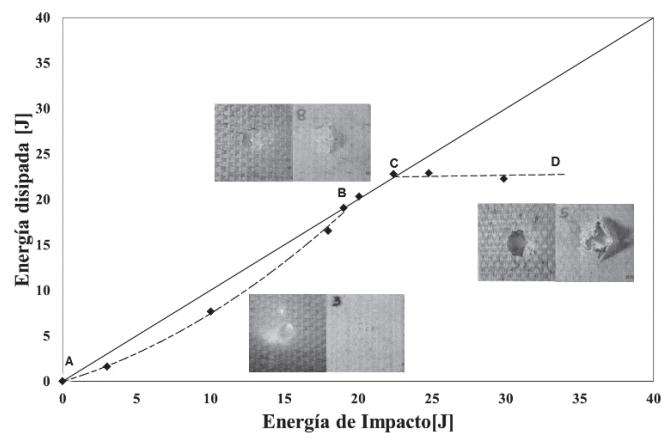


Figura 2. Diagrama de perfil energético para biocomposite reforzado con fibra de fique sin inmersión en agua de mar.
Fuente: Los autores

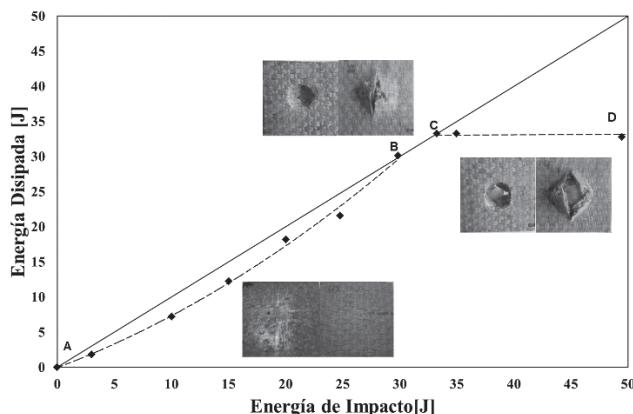


Figura 3. Diagrama de perfil energético para biocomposite reforzado con fibra de fique tras inmersión en agua de mar
Fuente: Los autores

De igual forma se obtiene el perfil energético del material tras inmersión en agua de mar Fig 3. En donde se aprecian las regiones características del comportamiento del material tras inmersión en agua de mar.

La región AB comprende los valores de impacto entre $E_0=0\text{J}$ hasta $E_0=30,64\text{J}$, es decir, el material sumergido en agua de mar presenta un mayor rango en el cual el impacto va a rebotar por la energía elástica devuelta por el laminado. Respecto a la zona BC, que pertenece a la región de penetración, tanto el umbral de penetración ($P_n=30,64\text{J}$) como el umbral de perforación ($P_r=33,28\text{J}$) son significativamente superiores en comparación con el material sin sumergir en agua de mar.

Las variaciones entre los perfiles energéticos pueden explicarse por el efecto plastificante que produce el agua de mar en el material, es decir, la absorción de humedad debido al carácter hidrofílico de la fibra de fique [24], lo cual conlleva a un retardo en la generación del daño durante los impactos. Este retardo se debe a que la respuesta estructural del material tras inmersión en agua de mar, es mayor provocando picos más altos de fuerza y por consiguiente permite al material disipar más energía antes de alcanzar los umbrales de penetración y de perforación.

3.1. Ensayos de impacto de baja energía

La Fig 4 representa las curvas fuerza-tiempo (F-t) y energía-tiempo (E-t) para ensayos de impacto con energía incidente de $E_0=3\text{J}$. Se observa que las curvas de fuerza siguen un patrón inicial similar para ambos casos hasta presentar una pérdida de simetría cuando la fuerza alcanza 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.

Este cambio de pendiente indica una generación de daño sobre el material y está relacionado con la fuerza del umbral crítico para el inicio de la delaminación, que es independiente de la energía de impacto [19-21]

Durante el ensayo de impacto el biocomposite tras inmersión en agua de mar opone más resistencia al impactor lo cual produce una delaminación más tardía que la generada

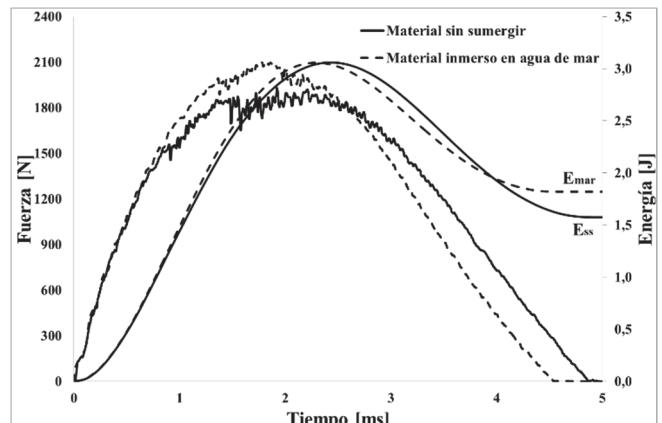


Figura 4. Curvas de F-t y E-t correspondiente a impactos de biocomposite reforzado con fibra fique para energía de impacto $E_0=3\text{J}$.
Fuente: Los autores

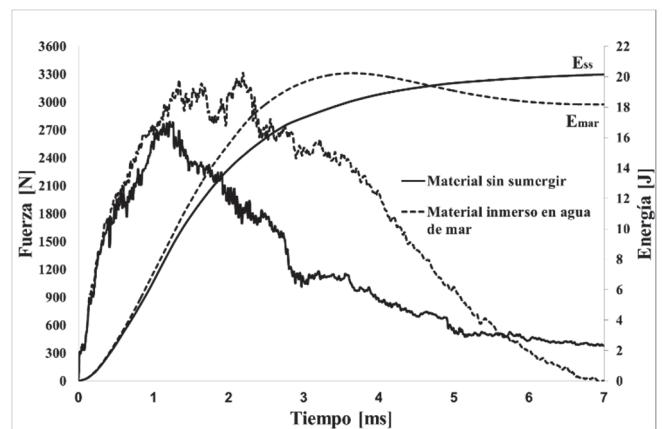


Figura 5. Curvas de F-t y E-t correspondiente a impactos de biocomposite reforzado con fibra fique para energía de impacto $E_0=20\text{J}$.
Fuente: Los autores

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.

Respecto a las curvas de E-t Fig 4 se observa el mismo patrón en ambos casos. La energía máxima corresponde con la energía que el impactor trasmite a la probeta ($E_0=3\text{J}$). A continuación la energía disminuye hasta $E_{ss}=1,57\text{J}$ para la probeta sin sumergir y $E_{mar}=1,87\text{J}$ para la probeta tras inmersión en agua de mar, siendo E_a la energía absorbida por cada material. El resto de la energía es la energía elástica que devuelve la probeta al impactor, es decir, que la probeta puede soportar más daño.

Con el aumento de la energía de impacto varían los valores de fuerza pico en ambos casos. La Fig 5 representa las curvas de F-t y E-t para un ensayo de impacto con energía incidente $E_0=20\text{J}$, correspondientes a ensayos que generan delaminación y rotura de fibras [19,20,22].

Los umbrales para el inicio de daño son iguales que el caso anterior puesto que no dependen de la energía de impacto [19-21]. El efecto plastificante que produce el agua

de mar aumenta la flexibilidad de la probeta cuando es impactada, lo cual le permite alcanzar un aumento del 15,89% en la fuerza pico ($F_{p\text{mar}}=3314,18\text{N}$) frente al material sin inmersión ($F_{p\text{ss}}=2787,38\text{N}$).

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

Respecto a las curvas de $E-t$ Fig 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 $E_{ss}=E_0=20\text{J}$ 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.

La Fig 6 representa las curvas de $F-t$ y $E-t$ para un ensayo de impacto con energía incidente $E_0=25\text{J}$, correspondientes a ensayos que generan delaminación, rotura de fibras y perforación [19, 20, 22].

El comportamiento de la fuerza post-pico del material sin sumergir sufre un cambio significativo al producirse una caída brusca, debido a la pérdida total de rigidez trasversal de la probeta. Este comportamiento es típico de un ensayo de perforación [19, 20]. En el caso del material tras inmersión en agua de mar no se observa dicha caída brusca, sin embargo, si presenta un mayor umbral de daño por delaminación.

Las curvas de $E-t$ Fig 6 muestran que el material sin sumergir no es capaz de disipar la totalidad de la energía de impacto $E_0=25\text{J}$, y solamente puede disparar $E_{ss}=22,89\text{J}$ lo que quiere decir que la probeta está perforada o dañada totalmente como se ve en la Fig 7a. En cambio, el material tras inmersión en agua de mar aún devuelve energía elástica al impactor lo que quiere decir que aguanta más energía de daño debido a la plastificación generada por el agua de mar Fig 7b.

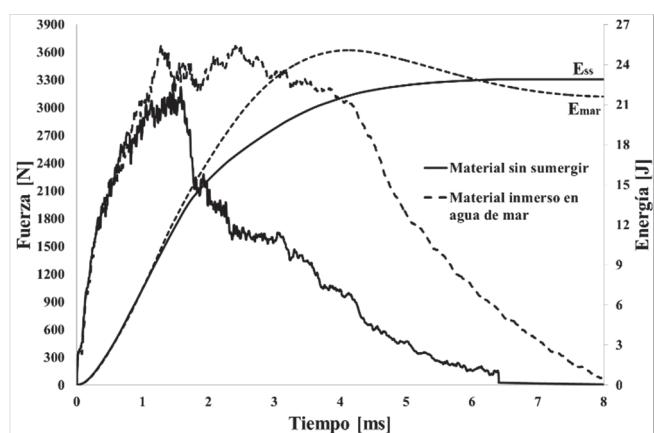


Figura 6. Curvas de $F-t$ y $E-t$ correspondiente a impactos de biocomposite reforzado con fibra fique para energía de impacto $E_0=25\text{J}$

Fuente: Los autores

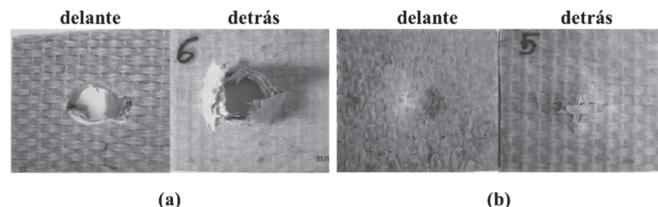


Figura 7. Probetas de biocomposite reforzado con fibra de Fique sin inmersión (a) y tras inmersión en agua de mar (b) a energía de impacto $E_0=25\text{J}$.

Fuente: Los autores

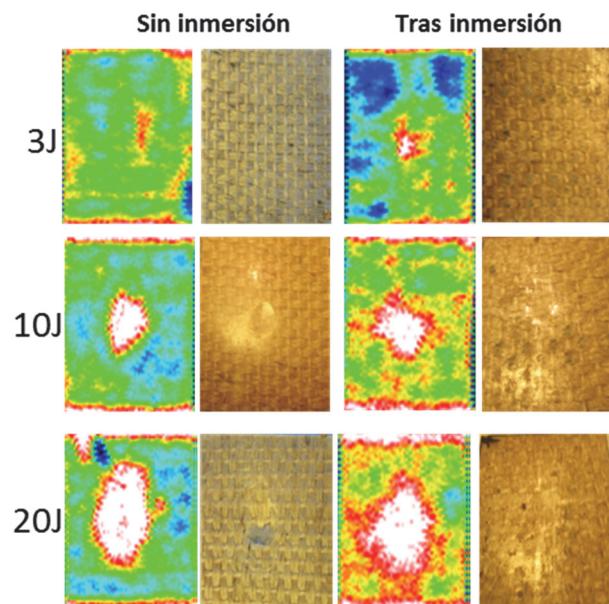


Figura 8. Imágenes de C-Scan de zonas de impacto de material sin inmersión y tras inmersión en agua de mar.

Fuente: Los autores

3.3. Inspección del daño por ultrasonidos

En la Fig 8 se observan las imágenes del C-Scan con su correspondiente fotografía, para distintas energías de daño aplicadas al nuevo laminado de matriz bioepoxi reforzado con fibra natural de fique. Estas imágenes representan la evolución del área dañada en las zonas donde el impactor hace contacto con la probeta a medida que aumenta la energía de impacto.

Para una energía de impacto de $E_0=3\text{J}$, valor de energía comprendido entre la delaminación y el inicio de rotura de fibras, el C-Scan detecta una mayor área de daño en la probeta tras inmersión en agua de mar (zona blanca) con respecto a la probeta sin sumergir en agua de mar. En los impactos por encima del umbral de rotura de fibras, $E_0=10\text{J}$ y $E_0=20\text{J}$, también se observa mayor área dañada en las probetas inmersas en agua de mar en comparación con las sin sumergir.

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

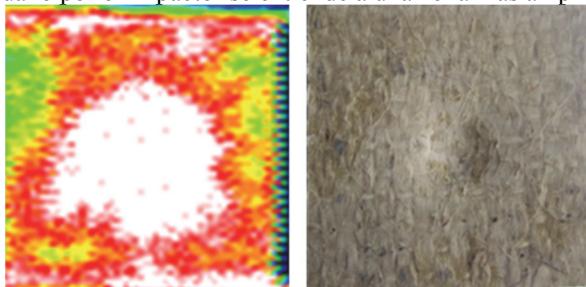


Figura 9. C-San para probeta tras inmersión en agua de mar con energía de impacto $E_0=25J$

Fuente: Los autores

Tabla 1.

Resultados de los ensayos a tracción del biocomposite seco y tras inmersión en agua de mar

Propiedad	Biocomposite Sin inmersión	Biocomposite Tras inmersión
E (MPa)	5723,1±94,7	4334,4±4,2
σ_r (MPa)	64,2±1,6	63,0±1,7
ϵ_r (%)	1,7±0,1	2,7±0,1

Fuente: Los autores

creando un gradiente de daño en el material a medida que aumenta la energía de impacto.

En la Fig 9 se observa el impacto a $E_0=25J$ en el material sumergido. Para esta energía incidente el material sin inmersión ya ha perforado, mientras que en el material sumergido se observa penetración con un amplio espectro de daño representado por área blanca y roja.

En definitiva, el material sumergido presenta una respuesta estructural más global y por consiguiente, la extensión del daño es mayor y menos localizada que en el material sin sumergir.

3.4. Ensayo de tracción

En la Tabla 1 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 biocomposite sin sumergir y tras inmersión en agua de mar.

La característica general del nuevo biocomposite es un comportamiento elasto-plástico con una pequeña deformación plástica antes de la rotura, típico de compuestos con matriz termoestable tipo epoxi reforzada con fibras [26].

La rigidez del material tras inmersión, es decir, el módulo elástico o de Young, disminuye un 24% en comparación con el biocomposite sin sumergir. La tensión de rotura permanece prácticamente igual, pero hay un incremento del 36% en la deformación a rotura en el material sumergido en agua de mar. Este hecho corrobora la hipótesis de plastificación por absorción de humedad del biocomposite tras su inmersión en agua de mar.

3.5. Microscopía electrónica de barrido

En la Fig 10 se observan las micrografías al SEM con una resolución de X200, de las superficies de fractura tras el ensayo de tracción para el biocomposite sin inmersión y tras

su inmersión en agua de mar.

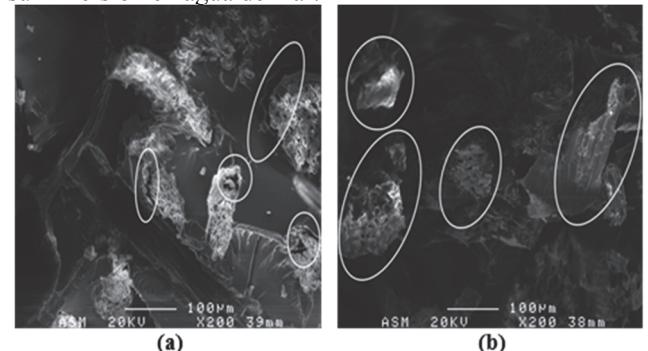


Figura 10. Microscopía electrónica de barrido de los bicomposites reforzados con fibras de fique. a) fique sin inmersión, b) fique después de inmersión en agua de mar.

Fuente: los autores

En la Fig 10a se puede ver una falta de adherencia entre la fibra y la matriz con una rotura frágil sin elongación apreciable. En cambio, en la Fig 10b, la rotura de la fibra presenta una mayor elongación tal y como se observó en los resultados de los ensayos de tracción.

4. Conclusiones

Se fabricaron laminados de un nuevo biocomposite de resina natural reforzados con fibras naturales de fique trenzado. La mitad de dichos laminados se sumergieron en agua de mar durante un periodo de bioactividad marina de seis meses. Luego se caracterizaron a impacto biaxial de baja energía obteniendo sus correspondientes perfiles energéticos. Posteriormente se inspeccionaron por ultrasonidos las zonas de impacto. Además se realizaron ensayos de tracción y las superficies de rotura fueron observadas en un Microscopio Electrónico de Barrido. Las conclusiones que se han obtenido son las siguientes:

Durante el ensayo de impacto el biocomposite sumergido en agua de mar opone más resistencia al impactor lo cual produce una delaminación más tardía que la generada en el material sin inmersión y consecuentemente picos de fuerza más altos.

La absorción de humedad del material tras su inmersión en agua de mar, fundamentalmente debido al carácter hidrofílico de la fibra de fique, genera un efecto plastificante que permite al laminado disipar más energía antes de alcanzar los umbrales de penetración y de perforación.

Las pruebas de ultrasonidos muestran que los impactos en el material sin sumergir, se encuentran restringidos 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 creando un gradiente de daño en el material a medida que aumenta la energía de impacto.

Tras la caracterización a tracción, se puede concluir que el biocomposite sumergido pierde rigidez debido a la degradación de la matriz. Sin embargo, aumenta ligeramente su elongación a rotura debido a la comentada absorción de humedad.

En el microscopio electrónico se corrobora la plastificación del laminado tras su inmersión en agua de mar, observándose una mayor elongación a rotura de las fibras.

Agradecimientos

Se agradece 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 realización del presente trabajo de investigación.

Referencias

- [1] AL-Oqla, F.M. and Sapuan, S.M., Natural fiber reinforced polymer composites in industrial applications: Feasibility of date palm fibers for sustainable automotive industry, *J.Clean.Prod.*, 66(3), pp. 347-354, 2014. DOI: 10.1016/j.jmseb.2006.02.034
- [2] Kelkar, A.D. Tate, J.S. and Chaphalkar, P., Performance evaluation of VARTM manufactured textile composites for the aerospace and defense applications, *Materials Science and Engineering: B*, 132(7), pp. 126-128, 2006. DOI: 10.1016/S0266-3538(02)00265-8
- [3] Corum, J.M. Battiste, R.L. and Ruggles-Wrenn, M.B., Low-energy impact effects on candidate automotive structural composites, *Composites Sci.Technol.*, 63(6), pp. 755-769, 2003.
- [4] John, M.J. and Thomas, S., Biofibres and biocomposites, *Carbohydr. Polym.*, 71(3), pp. 343-364, 2008. DOI: 10.1016/j.carbpol.2007.05.040
- [5] Marrot, L., Bourmaud, A., Bono, P. and Baley, C., Multi-scale study of the adhesion between flax fibers and biobased thermoset matrices, *Materials & Desing*, 62(10), pp. 47-56, 2014. DOI: 10.1016/j.carbpol.2007.05.040
- [6] Dai, D. and Fan, M., Natural fibre composites: Materials, processes and properties, UK, Woodhead Publishing, 2013. ISBN: 978-0-85709-524-4
- [7] Corradi, S., Isidori, T., Corradi, M., Soleri, F. and Olivari, L., Composite boat hulls with bamboo natural fibres, *International Journal of Materials & Product Technology*, 36(4), pp. 73-89, 2009. DOI: 10.1504/IJMPT.2009.027821
- [8] Joshi, S.V., Drzal, L.T., Mohanty, A.K. and Arora, S., Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites?, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 35(3), pp. 371-376, 2004. 10.1016/j.compositesa.2003.09.016
- [9] Eichhorn, S.J., Baillie, C., Zafeiropoulos, N., Mwaikambo, L., Ansell, M., Dufresne, A., Entwistle, K., Herrera-Franco, P., Escamilla, G. and Groom, L., Review: Current international research into cellulosic fibres and composites, *Journal of Materials Science*, 36(9), pp. 2107-2131, 2001. DOI: 10.1023/A:1017512029696
- [10] Nikolaos, E.Z., Interface engineering of natural fibre composites for maximum performance, Greece, Woodhead Publishing, 2011. ISBN: 978-1-84569-742-6
- [11] Jacob, M., Thomas, S. and Varughese, K.T., Mechanical properties of sisal/oil palm hybrid fiber reinforced natural rubber composites, *Composites Science and Technology*, 64(7), pp. 955-965, 2004. DOI: 10.1016/S0266-3538(03)00261-6
- [12] Koronis, G., Silva, A. and Fontul, M., Green composites: A review of adequate materials for automotive applications, *Composites Part B: Engineering*, 44(1), pp. 120-127, 2013. DOI: 10.1016/j.compositesb.2012.07.004
- [13] La Mantia, F.P. and Morreale, M., Green composites: A brief review Composites Part A, 42(6), pp. 579-588, 2011. DOI: 10.1016/j.compositesa.2011.01.017
- [14] Dicker, M.P.M., Peter, F.D., Anna, B.B., Guillaume, F., Mark K.H. and Paul M.W., Green composites: A review of material attributes and complementary applications, *Composites Part A*, 56(1), pp. 280-289, 2014. DOI: 10.1016/j.compositesa.2013.10.014
- [15] Gómez-Hoyos, C. and Vázquez, A., 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. DOI: 10.1016/j.compositesb.2012.04.027
- [16] Luna, G., Villada, H. y Velasco, R., Almidón termoplástico de Yuca reforzado con fibra de fique: Preliminares, *DYNA*, 76(159), pp.145-151, 2009.
- [17] Aktaş, M. Atas, C., İçten, B.M. and Karakuzu, R., An experimental investigation of the impact response of composite laminates, *Composite Structures*, 87(4), pp. 307-313, 2009. DOI: 10.1016/j.compstruct.2008.02.003
- [18] Feraboli, P. and Kedward, K.T., A new composite structure impact performance assessment program, *Composites Science and Technology*, 66(10), pp. 1336-1347, 2006. DOI:
- [19] Cartié, D.D.R. and Irving, P.E., Effect of resin and fibre properties on impact and compression after impact performance of CFRP Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 33(44), pp. 483-493, 2002. DOI: 10.1016/S1359-835X(01)00141-5
- [20] Belingardi, G. and Vadòri, R., Low velocity impact tests of laminate glass-fiber-epoxy matrix composite material plates, *International Journal of Impact Engineering*, 27(2), pp. 213-229, 2002. DOI: 10.1016/S0734-743X(01)00040-9
- [21] González, E.V., Maimí, P., Camanho, P.P., Lopes, C.S. and Blanco, N., Effects of ply clustering in laminated composite plates under low-velocity impact loading, *Composites Science and Technology*, 71(6), pp. 805-817, 2011. DOI: 10.1016/j.compscitech.2010.12.018
- [22] Lopes, C.S., Seresta, O., Coquet, Y., Gürdal, Z., Camanho, P.P. and Thuis, B., Low-velocity impact damage on dispersed stacking sequence laminates. Part I: Experiments, *Composites Science and Technology*, 69(7), pp. 926-936, 2009. DOI: 10.1016/j.compscitech.2009.02.009
- [23] Agirregomezkorta, A., Martínez, A.B., Sánchez-Soto, G., Aretxaga, M.S. and Aurrekoetxea, J., 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. DOI: 10.1016/j.compositesb.2012.01.091
- [24] Cuéllar, A. y Muñoz, I., Fibra de guadua como refuerzo de matrices poliméricas, *DYNA*, 77(162), pp. 137-142, 2010.
- [25] Atas, C. and Liu, D., Impact response of woven composites with small weaving angles, *International Journal of Impact Engineering*, 35(2), pp. 80-97, 2008. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2006.12.004
- [26] Fombuena, V., Bernardi, L., Fenollar, O., Boronat, T. and Balart, R., Characterization of green composites from biobased epoxy matrices and bio-fillers derived from seashell wastes, *Materials Desing*, 57(5), pp. 168-174.5, 2014.

F. Ramón-Valencia, es Ing. Mecánico en 2007 por la universidad de Antioquia, Colombia y MSc. en Diseño y Fabricación de alto rendimiento en 2009 por la Universidad de País Vasco (UPV/EHU) España, ha trabajado en el laboratorio de diseño de producto PDL, perteneciente a la escuela técnica superior de ingeniería ETSI de la Universidad de País Vasco, España, en áreas de digitalización tridimensional sin contacto y prototipado rápido (2009-2010). Actualmente es alumno del Programa de Doctorado Dirección de Proyectos – EURO MPM de la Universidad de País Vasco (UPV/EHU) España. Sus áreas de interés son principalmente caracterización fisico-mecánica de materiales compuestos de matriz polimérica, procesos de fabricación de materiales compuestos reforzados con fibras naturales e ingeniería inversa.

A. Lopez-Arraiza, es Ing. Industrial en 2000 y Dr. en Ingeniería de Materiales en 2008, ambos por la Universidad del País Vasco (UPV/EHU) España. Ha desarrollado su carrera investigadora (2007-2009) en el área de materiales de matriz polimérica tanto para uso médico como industrial en la Universidad de Mondragón, España y en el Centro Tecnológico IDEKO-IK4 (2009-2011). Actualmente, es docente investigador en la Escuela Náutica de la Universidad del País Vasco (UPV/EHU), España. Ha participado en más de 10 proyectos de investigación correspondientes a convocatorias competitivas y en cuanto a publicaciones, es autor/coautor de 13 artículos en revistas de impacto JCR y ha participado en 11 congresos nacionales/internacionales.
ORCID: 0000-0002-3258-1888

J.I. Múgica, recibió el título de Ing. Industrial, especializado en Mécanica, en 2012 por la Escuela Politécnica Superior de Mondragón (Mondragon

University), España. Tras haber trabajado como becario colaborador a lo largo de la carrera, comienza en 2012 su tesis doctoral en la misma universidad. Simultáneamente, comenzó el Máster de Comportamiento Mecánico de Materiales en la misma universidad, que finalizó en 2013, así como el Máster de Métodos Numéricos para Cálculo y Diseño en Ingeniería (a distancia) en el International Center for Numerical Methods in Engineering (CIMNE) de Barcelona. Actualmente, se encuentra haciendo la tesis de fin de máster, del anteriormente citado, y en su cuarto y último año de tesis doctoral, pendiente de la defensa de la misma.

J. Aurrekoetxea, es Ing. Mecánico y Dr. en Ingeniería de Materiales por la Universidad de Mondragón, España. Desde el año 2009 es responsable de la línea de investigación en tecnología de materiales de la Escuela Politécnica Superior de Mondragón, España. Ha participado en más de 20 proyectos de investigación correspondientes a convocatorias competitivas nacionales y europeas y en cuanto a publicaciones, es autor/coautor de 23 artículos en revistas de impacto JCR y ha participado en 21 congresos nacionales/internacionales. Igualmente ha sido miembro del comité organizador X Congreso Nacional de Materiales (2008).

J.C. Suárez-Bermejo, es Ing. en Metalurgia en 1985 por la Universidad Complutense, España, esMSc. en Ciencia de los Materiales en 1987 en la Universidad Politécnica, España, Dr. en Ciencia de los Materiales en 1990 por la Universidad Complutense, España y Diplomado en Física en 2005 en la UNED, todos ellos en Madrid, España. De 1987 a 1990, trabajó en Airbus (Madrid, España) en el departamento de desarrollo de ingeniería de compuestos. En 1995 y 1996 fue investigador invitado por la Universidad de Osaka, con las comunidades europeas S & T programa de becas en Japón. Actualmente es profesor titular del Departamento de Ciencia de Materiales y director del Centro de Investigación de Materiales Estructurales (CIME) de la Universidad Politécnica de Madrid, España. Sus intereses de investigación incluyen: la mecánica de fractura, ensayos no destructivos, y la integridad estructural de materiales híbridos.

ORCID: 0000-0001-7789-2164

B.A Ramón-Valencia, Ingeniero Metalúrgico en 2002 de la Universidad Industrial de Santander, Colombia. Dr. en Ingeniería de Materiales en 2010 en la Universidad del País Vasco, España. Vinculado desde el 2003 hasta 2013 como profesor de tiempo completo ocasional en el Dpto de Mecánica, Mecatrónica e Industrial de la Facultad de Ingenierías y Arquitectura de la Universidad de Pamplona, Colombia. Actualmente, es profesor titular del programa de Ingeniería Mecánica en la misma Universidad. Coordinador de la línea de investigación en Materiales y Procesos en el Grupo de Investigación en Ingeniería Mecánica de la Universidad de Pamplona, Colombia. Sus áreas de interés son principalmente los materiales compuestos reforzados con fibras naturales y el desarrollo de materiales sostenibles medio-ambientalmente a partir de residuos agro-industriales.



UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA

SEDE MEDELLÍN

FACULTAD DE MINAS

Área Curricular de Ingeniería
Geológica e Ingeniería de Minas y Metalurgia

Oferta de Posgrados

Especialización en Materiales y Procesos
Maestría en Ingeniería - Materiales y Procesos
Maestría en Ingeniería - Recursos Minerales
Doctorado en Ingeniería - Ciencia y Tecnología de Materiales

Mayor información:

E-mail: acgeomin_med@unal.edu.co
Teléfono: (57-4) 425 53 68