

**DESARROLLO DE ESTRUCTURAS DE IMPACTO EN
MATERIALES COMPUESTOS PARA VEHÍCULOS LIGEROS**

ARITZ ESNAOLA ARRUTI

Directores de tesis:

Dr. D. Ibai Ulacia Garmendia

Dr. D. Iván Gallego Navas



Tesis desarrollada para la obtención del título de
Doctor por Mondragon Unibertsitatea

Departamento de Mecánica y Producción Industrial
Mondragon Unibertsitatea

Abril del 2016

Nire gurasoei,

*Zuen laguntza behar izan det
bide hontan jarraitzeko,
behin eta berriz erori arren
animatuz altxatzeko.*

*Dudarik ez det, naizena banaiz
zuengatik naizelako.*

*Aita ta ama, maite zaituztet
bihotzez eskerrik asko.*

Xabiri, Ionani,

*Jaio ta nire bizi-beharrak
dituzue asebate,
gerora ere bihurtuz nire
bizitzan erreferente.*

*Eskerrak eman nahi dizkizuet,
benetan nekatu arte.*

*Eta ez aztu niretzat beti
eredugarri zarete.*

Itxasori,

*Ezina ekinez, lana eginez
ilusioz danagatik.*

*Eskerrik asko, zu gabe berdin
ez zan izango badakit.*

*Eguna joan, eguna etorri
hortxe egoteagatik.*

*Uste ez dena, posible dela
sinistarazteagatik.*

DECLARACIÓN DE ORIGINALIDAD

Declaro a través de este documento que, esta tesis y el trabajo presentado en ella con sus resultados, ha sido llevado a cabo por mí dentro del Departamento de Mecánica y Producción Industrial de la Escuela Politécnica Superior de Mondragon Unibertsitatea, y que ninguna parte de el ha sido empleada para obtener un título o grado similar.

Aritz Esnaola Arruti

(Abril del 2016)

Propiedad intelectual y autorización de reproducción:

La propiedad intelectual de esta tesis es de Aritz Esnaola Arruti, 2016.

Autorizo a Mondragon Unibertsitatea para reproducir esta tesis doctoral, en parte o en su conjunto, a petición de otras instituciones o personas para el propósito de investigación académica.

ESKERRAK

Lehenik eta behin, bide luze naiz gogor honetan uneoro alboan izan ditudan pertsona guztiei eskerrak eman nahi dizkiet. Zuek guztiok, era batera edo bestera, tesi hau aurrera eramateko indarra, babesa, laguntza eta hainbat gauza gehiago eman dizkidazue. Benetan eta bihotzez, mila esker guztioi.

Lerro hauen bitartez nire eskerrik beroenak nire familiari eskaini nahi dizkiot. Milaka oztopo eta zailtasun aurretik izan arren, beti sinetsi izan duzue gai izango nintzela etapa hau amaitzeko. Uneoro egon zarete nire alboan une zailetan zuen babes eta animoak eskeiniz, bai eta une gozoak ospatzeko ere. Zuek gabe, ezin izango nuen hau aurrera eraman. Mila esker.

Nola ahaztu nire tesi zuzendariatz, Ibai Ulaciaz. Tesiaren hasieratik amaierararte hor izan zara, laguntza eta gida teknikoa emateaz gain sarri psikologo lanak eginez zure eginbeharrez haratago. Tesi honen zuzendariorde izan den Iván Gallego ere eskertu nahiko nuke, lan hau egiteko beharrezkoa izan dudana babesa eskeintzeagatik. Arrazoi hauek tarteko eta beste mila gauzengatik ere, mila esker bioi, tesi hau zuena ere bada.

Unibertsitateko lagunez ere ez nuke ahaztu nahi, ziur batenbat aipatzea ahaztuko zaidala, asko izan baitira urte hauetan bidelagun. Jon Aurrekoetxea eta Mariasun Sarrionandiarri nire eskerrak material konposatuetako labarotegiko atea ireki eta familiako beste kide bat moduan hartu nauzuelako. Iñigo Ortiz de Mendibil eta Iván Saenzi eskerrak laborategiko hainbat momentu konpartitzeagatik. Elgezabal anaiei, bereziki Borjari, bi urte luzez tesi honen parte diren simulazioetan lan egiteagatik. Eta nola ez, aipamen berezia merezi du Iosu Tenak. Bion tesiak uztartu genituen momentutik elkarrekin egin dugu ia ibilbide guztia eta inork inoiz pentsatu baino aberasgarriagoa izan da; lau begik bik baino hobeto ikusten omen dute, bi buruk batek baino hobeto pentsatzen omen du. Zuri esker, tesian zear sortu diren arazoak eta zailtasunak, arazo eta zailtasun erdi izan dira, poztasunak berriz bikoitzak. Mila esker.

Bestalde, Cidiako lankideak ere eskertu nahi ditut, bereziki Endika Ruiz de Samaniego, Egoitz Corral eta Iñaki Fernandez de Bastida. Beti egon zarete nire kezka entzuteko prest, aholkuak emateko prest eta esku bat botatzeko prest. Mila esker lankideak izateaz gain lagunak izateagatik.

LABURPENA

Ingurugiroarekiko ardura geroz eta handiagoa da industriako hainbat sektoretan, bereziki automobilgintzan. Alde batetik CO₂ emisioak murriztea dute helburu eta bestetik, auto elektrikoek garapenean dabiltz burubelarri lanean. CO₂ emisioak murrizteko motorren kontsumoa gutxitu beharra dago eta hori lortzeko estrategietako bat autoen pisua murriztean datza. Auto elektrikoek dagokienez, eragozpen handienetako bat hauek duten autonomia mugatua da, hein handi batean bateriek duten pisu altuaren eraginez. Hori dela eta, autoen pisua murriztearen estrategia gaur egungo autoak eta auto elektrikoak garatzen dituzten fabrikatzaileen agendetan txertatuta dago. Aitzitik, autoen pisu murrizketak ezin du inolako eraginik izan bidaiarien segurtasunean. Arrazoi hori medio, azken hamarkadetan ikerketa ugari ari dira egiten propietate hobek dituzten material arinen inguruan, autoaren pisua murrizteaz gain bidaiarien segurtasuna hobetzeko asmoz. Material hauen artean aurkitzen dira matrize polimerodun material konposatuak eta hain zuzen ere, ikerketa hau mota honetako materialetan oinarritzen da.

Gaur egungo autoetako inpaktu egitura gehienak altzairua edo aluminioa bezalako material metalikoz eginda daude. Tesi honetan berriz, material konposatuz eginko inpaktu egiturak aztertzen eta garatzen dira. Modu honetan osagai hauen pisua murrizteaz gain, auto istripu batean sortzen diren energia kantitate handiagoak xurgatzeko ahalmena lortzen da.

Alde batetik zuntz mota ezberdinek eta zuntz hauen sekuentziak, egituraren energia espezifikoak xurgatzeko ahalmenean duen eragina aztertzen da. Horretarako, norabide bakarrean eta bi norabidetan zuzendutako beira zuntzak eta bi norabidetan zuzendutako basalto zuntzak erabiltzen dira, zuntz material egokiena aukeratu eta egituraren energia xurgatzeko ahalmena hobetzeko asmoz.

Lan honetan aztertutako beste faktore bat, zuntz portzentaiak egituraren kolapso portaeran duen eragina da. Emaitzak aztertuz, egituraren energia xurgatzeko ahalmena maximizatzen duen zuntz portzentaia jakin bat dagoela ondorioztatu da.

Ikerketaren zati handi bat, hainbat propietatu aldatuz egitura semi-hexagonal unitario batek kolapsorako duen portaera aztertzean oinarritu da. Hala ere, perfil semi-hexagonal hauek abaraska kontzeptuan oinarrituta konbinatuz auto ezberdinentzako baliagarriak izan daitezkeen egitura modularrak garatu ahal izatea da ideia

nagusietako bat. Hori dela eta, perfil hauek konbinatuta lortzen diren geometria ezberdinek energia xurgatzeko ahalmenean duten eragina aztertu da. Egituren ondulatze maila handitzen doan heinean egituraren xurgamen ahalmena handiagoa dela ikusi da.

Entsegu experimentalek duten kostu ekonomiko altua dela eta, gaur egun automozio osagai gehienek garapen ia guztia simulazio numeriko bidez burutzen da. Arrazoi hori medio, egiturak entsegu experimentaletan kolapsoan erakutsi duen portaera zehaztasunez aurreikustea ahalbideratzen duen herraminta numeriko bat garatu da. Behin entsegu experimentaletako emaitzak numerikoki balidatu ostean, perfil semi-hexagonalaren sekzioaren optimizazio bat egin da simulazio numeriko bidez, energia xurgapen ahalmen handiena duen geometria aurkitzeko asmoz.

Material konposatuen muga handienetako bat, gaur egungo fabrikazio prozesuen produktibitate falta da. Muga hau gainditzeko asmoz, Mondragon Unibertsitateak garapen fasean daukan prozesu berri baten bidez fabrikatutako materialaren kolapso propietateak aztertu dira. Prozesu berri hau, pultrusio prozesu tradizionalan oinarriturik dago. Aitzitik, materialaren ontze prozesua moldetik kanpo ematen da eta ontze sistema termikoa izan beharrean, izpi ultramore (UV) bidezkoa da. Modu honetan, material konposatuzko perfilak modu automatizatu, jarrai eta automozio industriak behar duen kadentzietan fabrikatzeko gai da prozesu hau. UV bidezko pultrusio prozesuarekin fabrikatutako materialaren propietateak, huts-poltsaz lagunduriko infusio prozesuarekin eta esku-kontaktu bidezko prozesu tradizionalarekin fabrikatutako materialen propietateekin alderatu dira. Lortutako emaitzen arabera, prozesu berriarekin fabrikatutako materialaren propietateak maila berean edota maila altuagoan daudela ikusia.

Azkenik, auto elektriko baten prototipo batean, UV pultrusioz fabrikatutako inpaktu egitura erreal batzuk integratu dira kondizio errealak simulatuko dituen istripu entsegu experimental bat burutzeko. Emaitzen arabera, material hau aplikazio hauetarako balagarria dela egiaztatu da. Istripu entseguan xurgatutako energia kantitateak, material metalikoz eginiko egiturek xurgatzen dutena baino askoz handiagoak direla ikusi da.

RESUMEN

La preocupación medio-ambiental va en aumento en diversos sectores de la industria, en especial en la industria automovilística. Por un lado se está trabajando en la reducción de emisiones de CO₂ mediante el desarrollo de motores más eficientes. Por otra parte, en el desarrollo de vehículos eléctricos que contaminen el medio ambiente en menor medida. Con este mismo fin, todos los grandes fabricantes de automóviles han adoptado la estrategia de intentar reducir el peso de los vehículos. En el caso particular de los vehículos eléctricos, una de las mayores limitaciones es la falta de autonomía, que en parte es debido al elevado peso de las baterías. Sin embargo, la seguridad de los pasajeros no debe verse afectada debido a la reducción del peso del vehículo. Es por ello por lo que en las últimas décadas se está investigando sobre el uso de materiales más ligeros con mejores propiedades para reducir el peso y aumentar la seguridad de los pasajeros. Entre estos materiales se encuentran los materiales compuestos de matriz polimérica, en los cuales se centra la presente investigación.

Las actuales estructuras de impacto de los vehículos son de materiales metálicos como el acero y el aluminio. En esta tesis se analizan y se desarrollan estructuras de impacto o *crash box* de materiales compuestos reforzados con fibra continua de manera que se consigue reducir considerablemente el peso del componente y aumentar la capacidad de absorber energía en caso de un accidente.

Por un lado se realiza un análisis de tipo de refuerzo y la influencia de la secuencia del laminado en la capacidad de absorción de energía de la estructura. Se trabaja con fibras de vidrio unidireccionales, bidireccionales y fibras de basalto bidireccionales para intentar maximizar la energía absorbida y elegir el material de refuerzo más adecuado.

Otro de los aspectos trabajados es el efecto que tiene el porcentaje de volumen de fibra en el comportamiento a colapso de las estructuras. Se ha podido ver que existe un porcentaje óptimo en el cual la estructura es capaz de absorber mayores cantidades de energía.

La mayoría del trabajo se ha centrado en analizar las propiedades a colapso de un perfil unitario semi-hexagonal cambiando diferentes parámetros. Sin embargo, la idea es utilizar la combinación de estos perfiles siguiendo el concepto de nido de abeja para poder diseñar estructuras de impacto modulares que se puedan adaptar a las diferentes

especificaciones que tienen los vehículos distintos. Para ello, también se ha analizado el efecto que tienen las diferentes geometrías que se obtienen después de combinar estos perfiles en términos de absorción de energía. Se ha podido comprobar que aumentando el nivel de corrugación se consiguen disipar mayores cantidades de energía.

Debido a los costes que suponen los ensayos experimentales, hoy en día la mayor parte del desarrollo se efectúa mediante simulaciones numéricas. Es por ello por lo que se ha trabajado en el desarrollo de una herramienta numérica capaz de predecir con exactitud el comportamiento a colapso analizado experimentalmente. Una vez que el modelo ha sido validado, se ha realizado una optimización de la geometría de la sección del perfil semi-hexagonal mediante el método de los elementos finitos.

Una de las mayores limitaciones de estos materiales es la falta de productividad de los procesos de fabricación. Por ello, se han querido analizar las propiedades a colapso del material fabricado por un nuevo proceso que está en fase de desarrollo en Mondragon Unibertsitatea. Este proceso está basado en la pultrusión tradicional pero con un curado alternativo de ultravioleta fuera del molde, el cual es capaz de fabricar de manera automatizada, en continuo y en cadencias suficientemente altas para hacer frente a los requisitos de productividad exigidas por la industria de la automoción. De este modo, se han analizado y comparado las propiedades del material del nuevo proceso con el mismo material fabricado por los procesos tradicionales de infusión con bolsa de vacío y el método de contacto a mano. Los resultados demuestran que las propiedades están al mismo nivel o que incluso son mejores.

Por último, se han fabricado estructuras reales de impacto con los perfiles fabricados por el nuevo proceso de pultrusión y se han integrado en el chasis de un prototipo de un vehículo eléctrico para realizar un *crash test* en condiciones reales de impacto. Los resultados muestran la validez de este material y de estas estructuras para esta aplicación. Las cantidades de energías absorbidas por unidad de peso son significativamente mayores que las estructuras metálicas que se emplean actualmente.

ABSTRACT

Environmental concerns are increasing within the industry, especially in the automotive industry. On one hand, they are making efforts to reduce the CO₂ emissions and on the other hand, they are working in the development of the electric vehicles which do not produce emissions. In order to reduce emissions, the fuel consumption of the engines must be reduced and one of the strategies that they are following is focused in lightweighting. Regarding the electric vehicles, one of the limitations that they have is the range limitations, which partly are due to the high weight of the battery pack. Therefore, lightweight strategy is something that is in mind of the OEMs of actual vehicles and electric vehicles. However, safety of the passengers must be ensured in spite of reducing the overall weight of the vehicle. For this reason, over the last decades, there is a huge research about lightweight materials with higher mechanical properties. Composite materials are some of them.

The actual impact structures are made of metallic materials such as steel and aluminium. In the present thesis, impact structures made of composite materials are analysed and developed in order to reduce the weight of the component and increase the energy absorption capabilities in a crash scenario.

The influence of the reinforcement type and the laminate stacking sequence in energy absorption capabilities of the material is analysed. Unidirectional and bidirectional E-glass fibres and bidirectional basalt fibres are used in order to maximize the absorbed energy and determine which the best reinforcement material for this application is.

Another parameter that have been analysed in the present investigation is the effect of the fibre volume fraction in energy absorption capability. It has been found that there is an optimum fibre content value which maximizes the energy absorption of the structure during the crushing process.

Most of the research has been focused in analysing the influences of the different parameters in the crushing stage of a unitary semi-hexagonal profile. However, combination of semi-hexagonal profiles as honeycomb concept, allows designing and manufacturing different impact structures optimized for each type of vehicle, depending the characteristics and energy to be absorbed in each case. For this reason, the effect of the geometry due to the combination of the semi-hexagonal profiles has been also analysed. The results have shown that increasing the corrugation level of the structure, the specific energy absorption capability of the structure is higher.

The experimental development of automotive components is expensive. Therefore, using an accurate numerical model that is capable to predict the behaviour of a composite structure during crushing process, experimental costs can be overcome. In consequence, a numerical model that is capable to predict accurately the crushing behavior of a composite structure has been developed. Once the numerical model has been validated with experimental results, a numerical optimization of the semi-hexagonal geometry has been made by finite element analysis.

One of the limitations of the composite materials is the lack of productivity due to the manufacturing processes. In this line, the crush properties of the material manufactured by a new process which is under development by Mondragon Unibertsitatea have been characterized. The new manufacturing process is based on the traditional pultrusion process but with alternative UV curing system. The curing of the material is done out of the mould and this allows manufacturing the material in a continuous and automatized way, with higher productivity than the traditional pultrusion process. The crushing properties of the material manufactured by UV pultrusion have been compared with the properties of the material manufactured by vacuum assisted infusion process and hand lay-up process. The results have shown that the material properties of UV pultrusion are similar or even higher than the properties of the same material manufactured by other processes.

Finally, real composite impact structures manufactured by UV pultrusion process have been integrated in an electric light truck vehicle prototype in order to test them in a real crash test scenario. The results have validated the high energy absorption capabilities of the composite structures in a crash scene. The absorbed specific energy quantities have been significantly higher comparing with the metallic impact structures.

ÍNDICE

Declaración de originalidad	i
Eskerrak	iii
Laburpena	v
Resumen	vii
Abstract	ix
Índice	xi
Índice de figuras	xiii
Índice de tablas	xix
Lista de abreviaturas	xxi
Lista de símbolos	xxiii
1 INTRODUCCIÓN	1
1.1. <i>Contexto y enmarque de la presente tesis doctoral</i>	2
1.2. <i>Objetivos de la tesis doctoral</i>	4
1.3. <i>Organización de la tesis doctoral</i>	5
2 ENMARQUE CIENTÍFICO-TECNOLÓGICO	7
2.1. <i>Introducción</i>	8
2.2. <i>Estructuras de impacto en materiales compuestos</i>	10
2.2.1 Materiales empleados	10
2.2.2 Efecto de la geometría.....	12
2.2.3 Efecto del trigger.....	22
2.2.4 Mecanismos de rotura.....	28
2.2.5 Orientación de las fibras y la secuencia de laminado.....	29
2.2.6 Efecto del volumen de fibra	32
2.3. <i>Simulación numérica de estructuras de impacto en materiales compuestos</i>	34
2.3.1 Discretización temporal y espacial	35
2.3.2 Respuesta intralaminar del modelo (modelo de material)	37
2.3.3 Respuesta interlaminar (delaminación).....	41
2.3.4 Fricción.....	42
2.3.5 Modelización del trigger	44

2.4.	<i>Procesos de fabricación de las estructuras de impacto en materiales compuestos.....</i>	46
2.4.1	<i>Estructuras de impacto fabricadas por infusión con bolsa de vacío.....</i>	46
2.4.2	<i>Estructuras de impacto fabricadas por contacto a mano.....</i>	49
2.4.3	<i>Estructuras de impacto fabricadas por pultrusión tradicional</i>	51
2.4.4	<i>Pultrusión con curado ultravioleta fuera del molde.....</i>	54
2.5.	<i>Estudio crítico del estado del arte</i>	55
3	RESUMEN DE LAS CONTRIBUCIONES CIENTÍFICAS.....	59
3.1.	<i>Quasi-static crush energy absorption capability of E-glass/polyester and hybrid E-glass-Basalt/polyester composite structures</i>	61
3.2.	<i>Effect of fibre volume fraction on energy absorption capabilities of E-glass/polyester automotive crash structures</i>	69
3.3.	<i>Optimization of the semi-hexagonal geometry of a composite crush structure by finite element analysis.....</i>	77
3.4.	<i>Effect of the manufacturing process on the energy absorption capability of quasi-unidirectional E-glass/polyester crash structures.....</i>	85
3.5.	<i>Design, manufacturing and evaluation of Glass/Polyester composite crash structures for lightweight vehicles.....</i>	93
4	CONCLUSIONES Y LÍNEAS FUTURAS	101
4.1.	<i>Conclusiones</i>	102
4.1.1	<i>Selección del material de refuerzo</i>	102
4.1.2	<i>Efecto del volumen de fibra.....</i>	102
4.1.3	<i>Efecto de la geometría</i>	103
4.1.4	<i>Desarrollo de una herramienta numérica</i>	103
4.1.5	<i>Optimización numérica de la sección del perfil semi-hexagonal.....</i>	103
4.1.6	<i>Efecto del proceso de fabricación</i>	103
4.1.7	<i>Validación de la estructura en condiciones de impacto</i>	104
4.2.	<i>Líneas futuras.....</i>	104
	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	105
	ANEXOS.....	119
	<i>ANEXO I</i>	121
	<i>ANEXO II.....</i>	131
	<i>ANEXO III</i>	139
	<i>ANEXO IV.....</i>	151
	<i>ANEXO V.....</i>	161

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Estructura de impacto de un automóvil [2].	8
Figura 2: Diferentes zonas de impacto de un vehículo [3].	9
Figura 3: a) Estructura de impacto en aluminio de un Renault Megane. b) Estructura de impacto en acero de un Honda Accord [3].	10
Figura 4: Valores de <i>SEA</i> para estructuras de impacto en aluminio y acero [3].	10
Figura 5: Estructura de impacto de un vehículo deportivo fabricado en CFRP [14].	12
Figura 6: Energía absorbida en función de la inclinación de la carga [24].	13
Figura 7: Diferentes geometrías investigadas por Palanivelu et al.[25].	14
Figura 8: Sección plana, estructura en ángulo y canal en C [29].	15
Figura 9: a) Utillaje empleado para el testeo de las secciones planas. b) Base mecanizada para embeber los perfiles en ángulo y canal C [29].	16
Figura 10: Placa plana, ángulo pequeño, ángulo grande, canal C pequeño, canal C grande y estructura tubular cuadrada [30].	17
Figura 11: Diseño e imagen del utillaje empleado para el testeo de placas planas [31].	17
Figura 12: Evolución del <i>SEA</i> de la placa plana en función de la altura libre [30].	18
Figura 13: Diseño de la estructura corrugada axialmente en función del ángulo α [32].	19
Figura 14: Estructura RCCT junto con una estructura CCT [33].	20
Figura 15: Evolución de la gráfica fuerza vs desplazamiento para el CCT y RCCT [33].	20
Figura 16: La geometría combinada RCSCT [34].	21
Figura 17: Evolución de la fuerza vs desplazamiento y el <i>SEA</i> de las geometrías testeadas [34].	21
Figura 18: Curvas fuerza/desplazamiento para el colapso catastrófico y progresivo [37].	22

Figura 19: Gráfica fuerza/desplazamiento para el iniciador chaflán (<i>bevel</i>) y tulipán (<i>tulip</i>) [38].	23
Figura 20: <i>Trigger</i> tipo chaflán, tulipán, mediante agujeros y método contra molde de extrusión ensayados [36].	24
Figura 21: (a) Gráficas fuerza/desplazamiento en función del ángulo del chaflán. (b) Comportamiento de inicio del colapso para cada ángulo planteado por el autor [39].	24
Figura 22: Tipos de perfiles experimentados [37].	25
Figura 23: Detalle de los tipos de <i>trigger</i> analizados y algunas de las geometrías ensayadas [27].	26
Figura 24: (a) <i>SEA</i> para perfiles de 1 mm de espesor en función del <i>trigger</i> . (b) Fuerza de pico inicial para perfiles de 1 mm de espesor en función del <i>trigger</i> . [27].	26
Figura 25: (a) <i>SEA</i> para perfiles de 2 mm de espesor en función del <i>trigger</i> . (b) Fuerza de pico inicial para perfiles de 2 mm de espesor en función del <i>trigger</i> . [27].	27
Figura 26: (a) Detalle de los <i>trigger</i> -s empleados. (b) Resultados de los ensayos experimentales [1].	27
Figura 27: (a) Combinación flexión de lámina-rotura frágil y (b) combinación pandeo local-cortadura transversal [43].	28
Figura 28: (a) Tenacidad de rotura interlaminar total respecto <i>SEA</i> . (b) Tenacidad de rotura interlaminar total respecto a la eficiencia de colapso [43].	29
Figura 29: (a) Probeta carbono/epoxi con fibras unidireccionales orientadas a 0°/90°. (b) Probeta carbono/epoxi con tejido bidireccional orientado a 0°/90° [50].	30
Figura 30: (a) Nomenclatura de las configuraciones. (b) <i>SEA</i> en función del porcentaje de fibras orientadas a 0° para probetas con 4 capas. (c) <i>SEA</i> en función del porcentaje de fibras orientadas a 0° para probetas con 6 capas. [54].	32
Figura 31: (a) Tipo de tejido utilizado. (b) <i>SEA</i> en función del contenido de fibra. [55].	33
Figura 32: (a) <i>SEA</i> en función del contenido de fibras para tubos de carbono. (b) <i>SEA</i> en función del contenido de fibras para tubos de vidrio. [56].	33
Figura 33: <i>SEA</i> en función del contenido de fibras para tubos de carbono [59].	34
Figura 34: Correlación de las simulaciones con método implícito y explícito [61].	36
Figura 35: Modos de fallo de una capa unidireccional de material compuesto [68].	37

Figura 36: Contribución energética de los diferentes mecanismos de deformación [64].	42
Figura 37: Graficas fuerza-desplazamiento con diferentes valores del coeficiente de fricción [65].	43
Figura 38: Comparativa visual de los resultados experimentales y numéricos para determinar el coeficiente de fricción [96].	43
Figura 39: (a) Imagen del modelo de Feraboli <i>et al.</i> [63] con el modelizado del <i>trigger</i> . (b) Correlación numérico-experimental de la curva fuerza-desplazamiento [63].	44
Figura 40: Detalle de la modelización del trigger con elementos shell [97].	45
Figura 41: (a) Representación esquemática de la modelización del trigger. (b) Correlación numérico-experimental del proceso de colapso de la estructura de impacto. [100].	45
Figura 42: Solución adoptada por Palanivelu <i>et al.</i> [67] para modelizar el chaflán de 45°.	46
Figura 43: Configuración esquemática del proceso de fabricación de infusión con bolsa de vacío (adaptado de [106]).	47
Figura 44: Estructuras corrugadas fabricadas por infusión [107].	48
Figura 45: Representación esquemática de las condiciones de ensayo [102].	48
Figura 46: (a) Aspecto de la estructura de impacto experimental y numérico después del ensayo. (b) Gráfica de desaceleración tiempo del ensayo experimental y numérico [104].	49
Figura 47: (a) Geometría y configuración analizada por Tarlochan <i>et al.</i> [112]. (b) Diferentes geometrías tubulares fabricadas y analizadas por Assaee <i>et al.</i> [113].	50
Figura 48: Esquema de una máquina de pultrusión tradicional [118].	52
Figura 49: Estructuras de impacto cuadradas de vidrio/poliéster fabricadas por pultrusión [120].	53
Figura 50: (a) Diferentes configuraciones de perfiles pultruidos de vidrio/viniléster. (b) Valores de SEA de las diferentes configuraciones. [115].	53
Figura 51: Esquema del prototipo de la máquina de pultrusión UV [123].	55
Figura 52: Prototipo de la máquina de pultrusión UV [123].	55

Figura 53: Dimensiones de la sección de la estructura semi-hexagonal.....	62
Figura 54: Configuración [Bas] _s . (a) Inicio progresivo del colapso. (b) Colapso de la sección de base. (c) Pandeo y pérdida de propiedades de la estructura.....	64
Figura 55: (a) Resultados de <i>SEA</i> para las diferentes configuraciones. (b) Resultados de eficiencia de colapso para las diferentes configuraciones.	65
Figura 56: Aspecto de las fibras después de los ensayos: (a) [U] _s . (b) [U/T] _{4s} . (c) [Bi] _s . (d) [U/Bi] _{4s} . (e) [BI/U] _{4s} . (f) [Bas/U] _{4s}	66
Figura 57: (a) Contenido en fibra, matriz y poros de las probetas semi-hexagonales. (b) Densidad lineal de las probetas variando el contenido en volumen de las fibras.	71
Figura 58: (a) Valores de <i>ILSS</i> para probetas con diferente contenido de fibra en volumen. (b) Imagen del SEM de una grieta interlaminar a cortadura a 45°.....	72
Figura 59: (a) Energía absorbida por las probetas con diferentes V_f en los ensayos de compresión cuasi-estáticas. (b) Valores de <i>SEA</i> de las probetas con diferentes V_f	72
Figura 60: Representación esquemática de la morfología de la zona de colapso (Adaptado desde [4]).	73
Figura 61: Fibras colapsadas: (a) $V_f = 40\%$, 6 capas; (b) $V_f = 47\%$, 7 capas; (c) $V_f = 55\%$, 8 capas; (d) $V_f = 58\%$, 9 capas; (e) $V_f = 60\%$, 10 capas.....	74
Figura 62: Dimensiones de la sección y los parámetros analizados numéricamente: (a) ángulo β (b) longitud de a	79
Figura 63: Imagen de la estructura experimental y numérica: (a) Durante el ensayo de colapso (b) Después del ensayo.....	81
Figura 64: Comparación de las curvas fuerza-desplazamiento del ensayo experimental y simulación numérica.....	82
Figura 65: Resultados para la estructura semi-hexagonal con diferentes ángulos (a) Valores de <i>SEA</i> . (b) Valores de energías totales absorbidas y la densidad lineal.....	83
Figura 66: Resultados para la estructura semi-hexagonal con diferentes tamaños. (a) Valores de <i>SEA</i> . (b) Valores de energías totales absorbidas y la densidad lineal.....	84
Figura 67: (a) Porcentaje en volumen de fibra, matriz y poros para probetas con diferentes resinas. (b) Curvas Fuerza-desplazamiento para probetas de infusión térmico y UV.	88

Figura 68: Porcentaje en volumen de fibra, matriz y poros para probetas fabricadas con diferentes procesos.	88
Figura 69: Valores de <i>ILSS</i> para las probetas fabricadas por diferentes procesos.....	89
Figura 70: Imágenes del SEM de la sección de las diferentes probetas: (a) Infusión. (b) Contacto a mano. (c) Pultrusión UV.....	89
Figura 71: Curvas fuerza-desplazamiento para las probetas fabricadas por diferentes procesos.	91
Figura 72: Diferentes configuraciones de las probetas para los ensayos de compresión cuasi-estática.....	95
Figura 73: (a) Probetas de infusión para los ensayos dinámicos. (b) Probetas de pultrusión UV para el ensayo de la estructura del vehículo contra una barrera rígida. .	96
Figura 74: (a) Valores de <i>SEA</i> para las diferentes configuraciones. (b) Valores de la eficiencia de colapso para las diferentes configuraciones.	97
Figura 75: Aspecto de la estructura después del ensayo dinámico de impacto.....	98
Figura 76: Resultados experimentales y numéricos del ensayo de crash. (a) $t = 20$ ms. (b) $t = 30$ ms. (c) $t = 72$ ms.....	99
Figura 77: Resultados experimentales y numéricos de aceleración-tiempo. (a) En el centro de gravedad del vehículo. (b) En la estructura de composite. (c) En la estructura de impacto de acero.....	100

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1: Resultados de las diferentes geometrías y espesores ensayados [25].....	14
Tabla 2: <i>SEA</i> medido para las diferentes geometrías con diferentes laminados [29].	16
Tabla 3: Resultados experimentales obtenidos en el ensayo de las diferentes estructuras [30].....	17
Tabla 4: Fuerza pico, fuerza media y <i>SEA</i> de la estructura corrugada en función del ángulo de corrugación α [32].	19
Tabla 5: Valores de los resultados obtenidos para el CCT y el RCCT [33].....	20
Tabla 6: Resultados obtenidos en los ensayos experimentales [37].....	25
Tabla 7: Configuraciones de materiales ensayados y resultados [50].	30
Tabla 8: Resultados de los ensayos de compresión para las diferentes configuraciones con y sin bolsa de vacío [116].	51
Tabla 9: Descripción de las nomenclaturas y de las secuencias de laminado.	63
Tabla 10: Comparación de los resultados de los ensayos experimentales y numéricos. .	82
Tabla 11: Resultados de los ensayos cuasi-estáticos para probetas de infusión térmico y UV.....	88
Tabla 12: Resultados de los ensayos cuasi-estáticos para probetas de diferentes procesos.	91
Tabla 13: Resultados de los ensayos cuasi-estáticos y dinámicos para la configuración 7H.	98
Tabla 14: Resultados del ensayo a crash para la configuración 5H.....	98

LISTA DE ABREVIATURAS

ABS	<i>Anti-locking Braking System</i>
ALE	<i>Arbitraria Lagrangiana-Euleriana</i>
CCT	<i>Circular Composite Tube</i>
CFRP	<i>Carbon Fiber Reinforced Polymers</i>
CODAM	<i>Continuum Damage Mechanics based model</i>
CP	<i>Circular Polyester</i>
CRTM	<i>Compression Resin Transfer Moulding</i>
CV	<i>Circular Vinylester</i>
EuroNCAP	<i>European New Car Assessment Programme</i>
GFRP	<i>Glass Fiber Reinforced Polymers</i>
ILSS	<i>Inter-Laminar Shear Strength</i>
MEF	<i>Método de los Elementos Finitos</i>
PEEK	<i>Polyether Ether Ketone</i>
RCCT	<i>Radial Corrugated Circular Tube</i>
RCSCT	<i>Radial Corrugated Surrounded by Circular composite Tube</i>
RTM	<i>Resin Transfer Moulding</i>
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
SEA	<i>Specific Energy Absorption</i>
SEM	<i>Scanning Electron Microscope</i>
SP	<i>Square Polyester</i>
UV	<i>Ultraviolet</i>
WRM	<i>Woven Roving Mat</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

SEA	[kJ/kg]	Energía específica absorbida
$P(l)$	[N]	Fuerza instantánea correspondiente a la deformación de colapso
l_{max}	[m]	Longitud de deformación máxima
m_t	[kg]	Masa de la estructura colapsada
A_e	[J]	Energía absorbida durante el colapso
P_{mean}	[N]	Fuerza media de colapso
η_c	[%]	Eficiencia de colapso
P_{max}	[ms ⁻¹]	Fuerza máxima de pico
t/D	[-]	Ratio espesor/diámetro
t/W	[-]	Ratio espesor/anchura
α	[°]	Ángulo de la corrugación axial de la estructura
G_{IC}	[J/m ²]	Tenacidad de la rotura interlaminar a Modo I
G_{IIC}	[J/m ²]	Tenacidad de la rotura interlaminar a Modo II
θ	[°]	Orientación de las fibras respecto al eje axial
X_C	[MPa]	Resistencia a compresión en la dirección de las fibras
X_T	[MPa]	Resistencia a tracción en la dirección de las fibras
Y_C	[MPa]	Resistencia a compresión en la dirección transversal de las fibras
Y_T	[MPa]	Resistencia a tracción en la dirección transversal de las fibras
S_T	[MPa]	Resistencia a cortadura
F_{FT}	[-]	Modo de fallo longitudinal a tracción de las fibras
F_{KB}	[-]	Modo de fallo longitudinal a compresión de las fibras
$F_{\alpha=0}$	[-]	Modo de fallo de la matriz bajo tracción transversal
$F_{\alpha\neq 0}$	[-]	Modo de fallo de la matriz bajo compresión transversal
μ	[-]	Coefficiente de fricción
U	[-]	Capa unidireccional de vidrio E orientada a 0°
T	[-]	Capa unidireccional de vidrio E orientada a 90°
Bi	[-]	Capa bidireccional de vidrio E orientada a 0°/90°
Bas	[-]	Capa bidireccional de basalto orientada a 0°/90°
V_f	[%]	Porcentaje en volumen de las fibras
$ILSS$	[MPa]	Resistencia interlaminar a cortadura
β	[°]	Ángulo de las paredes de la sección del perfil semi-hexagonal
a	[mm]	Longitud de las paredes de la sección del perfil semi-hexagonal

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

1.1. Contexto y enmarque de la presente tesis doctoral

En las últimas décadas el sector de la automoción ha desarrollado numerosas investigaciones para la mejora de la seguridad de los ocupantes del vehículo. La seguridad se ha convertido uno de los factores más importantes a la hora de diseñar y comercializar nuevos vehículos y cada vez los requerimientos son más severos y exigentes. Esta tendencia ha llevado a los grandes constructores a implementar novedosos sistemas y elementos de seguridad en los vehículos tales como: airbags, ABS, control de estabilidad, control de tracción, sistemas de visión asistida, etc.

Por otro lado, el cliente exige cada vez más elementos de confort y accesorios en los vehículos: climatizador, sistemas de navegación, equipos de audio, sistemas de manos libres, asientos calefactados etc. Todos estos componentes junto con los sistemas de seguridad, tienen el inconveniente de incrementar el peso del automóvil de manera sustancial.

Por otro lado, debido al carácter fósil de los combustibles actualmente empleados y los problemas medioambientales generados por estos, otra de las tendencias que se está dando dentro del sector del automóvil es la reducción de peso. Reduciendo la masa del vehículo se consigue disminuir el consumo. Asimismo, otra de las estrategias adoptadas por el sector de automoción es el desarrollo de vehículos eléctricos con el fin de reducir la contaminación y caminar hacia el transporte sostenible. Sin embargo, la necesidad de grandes baterías incrementa considerablemente el peso de los vehículos y esto a su vez genera limitaciones en la autonomía del vehículo. En este aspecto también se está trabajando en la reducción del peso de la estructura del vehículo. Es por ello por lo que se están sustituyendo los aceros comúnmente empleados por materiales más ligeros como el aluminio, plásticos y materiales compuestos. Sin embargo, esta sustitución se debe dar sin afectar o incluso mejorando el comportamiento del vehículo en lo que a aspectos de seguridad se refiere. Las funciones que debe cumplir una estructura que ha sido diseñada para trabajar a impacto son: absorber energía, garantizar que el compartimento de los pasajeros permanezca intacto y asegurar un nivel de deceleración aceptable para el conductor y los pasajeros [1].

Los materiales compuestos apuntan a ser empleados como materiales ligeros para la sustitución del acero en muchos de los elementos del vehículo. Numerosas investigaciones han demostrado la capacidad que ofrecen los materiales compuestos para ser utilizados como absorbentes de energía en condiciones de accidente y conseguir a su

vez aligerar el peso del vehículo [2], ya que estos materiales son capaces de absorber más energía por kg que los materiales metálicos [3–6]. Las estructuras metálicas absorben la energía deformándose plásticamente mientras que los materiales compuestos lo hacen mediante un colapso progresivo que es más eficiente [6]. Sin embargo, uno de los problemas que surge con este tipo de materiales viene dada por su anisotropía, lo que hace que su comportamiento y propiedades mecánicas no sean las mismas en diferentes direcciones. Además, la absorción de energía en el colapso progresivo de una estructura fabricada en materiales compuestos no solo depende de las propiedades de los materiales, sino que también depende del porcentaje en volumen de la fibra y la matriz, secuencia de laminado, orientación de las fibras o la geometría empleada para la estructura entre otros factores [7–9].

La diversidad de los parámetros a controlar en este tipo de materiales hace que el diseño y la predicción del comportamiento en su vida útil sean mucho más complicados. Hoy en día, gran parte del diseño y el desarrollo de un vehículo se realiza por el método de elementos finitos y solo los últimos prototipos son ensayados experimentalmente. Los métodos numéricos permiten desarrollar el vehículo con más rapidez, mayor precisión y sobre todo con menores costes económicos debido a que hay que construir menos prototipos. En este sentido, el carácter anisótropo de los materiales compuestos dificulta la predicción del comportamiento de estos materiales mediante modelos numéricos.

Otro de los aspectos limitantes relacionado con los materiales compuestos es la fabricación y producción de componentes de materiales compuestos. Muchos de los procesos existentes son procesos manuales que dependen de la destreza del operario y requieren mucho tiempo para la fabricación y el curado del material (contacto a mano, infusión...), otros procesos necesitan grandes inversiones en equipamientos (prensas para RTM o CRTM, autoclaves, líneas de pultrusión...) y aquellos procesos que son automatizados como la pultrusión convencional no son capaces de llegar a las altas cadencias exigidas por la industria de la automoción. Estas limitaciones, junto con los altos precios de los materiales base, hacen que el uso de estos materiales quede restringido para vehículos de alta gama o vehículos de competición donde el coste y la producción no son factores determinantes.

El presente trabajo se centra en optimizar las estructuras de impacto de materiales compuestos. Para ello se analizan factores como la influencia del material, laminado, geometría y el efecto que tiene el volumen de fibra en la absorción de energía durante el colapso de estas estructuras. Por otro lado, se ha desarrollado y validado una

herramienta numérica que sea capaz de preveer el comportamiento a colapso de las estructuras de impacto. También se ha analizado el efecto que tiene el proceso de fabricación en el comportamiento final del producto, comparando para ello procesos tradicionales como el contacto a mano y la infusión con un nuevo proceso de fabricación basado en la pultrusión con curados alternativos desarrollado por el grupo de investigación en Materiales Compuestos de Mondragon Unibertsitatea. Por último, las estructuras desarrolladas son experimentalmente validadas en condiciones reales de un accidente de un vehículo en un laboratorio de ensayos de Applus+ IDIADA.

1.2. Objetivos de la tesis doctoral

El objetivo principal de la presente tesis es optimizar estructuras de impacto frontales de automóviles en materiales compuestos desde el punto de vista de la capacidad de absorción de energía.

Para la consecución de este objetivo global, se plantean los siguientes objetivos operativos de manera desglosada:

- Seleccionar el material compuesto idóneo para fabricar las estructuras de impacto para vehículos en base a: características de absorción de energía, posibilidad de industrialización, coste del material y fabricación.
- Analizar experimentalmente el efecto del porcentaje de volumen de fibra en la capacidad de absorción de energía del componente.
- Analizar experimentalmente el efecto de combinar una geometría semi-hexagonal de base en la capacidad de absorción de energía del componente.
- Desarrollar y validar una herramienta numérica de compresión para la estructura base semi-hexagonal de materiales compuestos.
- Optimizar numéricamente la sección del perfil semi-hexagonal unitario variando el ángulo y las dimensiones de la sección para aplicaciones de impacto axial.
- Fabricar perfiles semi-hexagonales de manera continua y automatizada en cadencias exigidas por la industria de automoción y comparar sus propiedades frente a los fabricados por infusión y contacto a mano.
- Integrar, ensayar y validar experimentalmente en condiciones reales de ensayo el comportamiento de las estructuras de impacto en una estructura de un prototipo de un vehículo.

1.3. Organización de la tesis doctoral

El formato elegido para la presentación de esta tesis doctoral es por compendio de publicaciones científicas. Para ello los resultados más importantes de la tesis se recogen en 3 artículos científicos que han sido publicados en revistas internacionales de elevado índice de impacto que son las siguientes:

- Materials & Design. Vol. 76, 2015. Pag. 18-25.
- Composites Part B. Vol. 85, 2016. Pag. 1-7.
- Composites Part B. Vol. 93, 2016. Pag. 56-66.

La estructura del presente trabajo está organizada de la siguiente manera. En el Capítulo 2 se introduce el trabajo con el estado del arte. En el Capítulo 3 se exponen los resúmenes en castellano de las cinco contribuciones científicas relacionadas con el trabajo presentado en la tesis. Las primeras tres contribuciones son artículos publicados en las revistas previamente citadas. La cuarta contribución de la tesis está siendo evaluada para ser publicado en una revista científica. Por otro lado, la última contribución ha sido aceptada y está en proceso de publicación por una revista científica. El Capítulo 4 enmarca las conclusiones más importantes derivadas de la tesis y se presentan los posibles futuros trabajos. Por último, en los anexos se recogen las 3 publicaciones científicas, el artículo en revisión y el artículo aceptado para su publicación al completo en su formato original. Las revistas científicas donde las contribuciones no publicadas están en proceso de revisión y publicación son las siguientes:

- Journal of Reinforced Plastics & Composites. *Under review.*
- International Journal of Automotive Technology. *Accepted manuscript.*

CAPÍTULO 2

ENMARQUE CIENTÍFICO-TECNOLÓGICO

2.1. Introducción

Las estructuras de impacto de vehículos, también denominados *crash box*, son componentes cuya función es absorber energía en caso de accidente de un vehículo. Tal y como se puede observar en la Figura 1, se colocan entre el *bumper beam* (travesaño frontal) y la estructura principal o el bastidor de un automóvil.

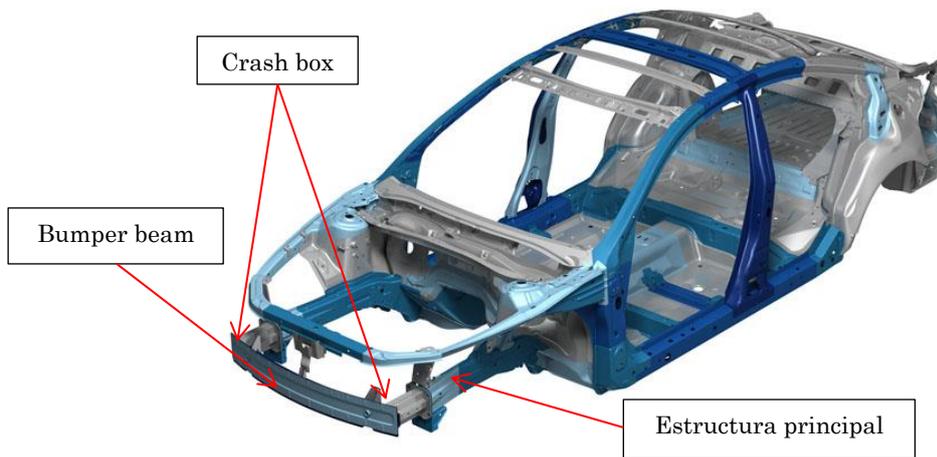


Figura 1: Estructura de impacto de un automóvil [9].

Su función principal es absorber la mayor cantidad de energía colapsándose de manera controlada en caso de accidente. Suelen estar diseñadas para que a velocidades inferiores a 5 km/h se mantengan sin deformarse y que salvaguarden el estado de la estructura principal de forma intacta en caso de impacto a una velocidad de 15 km/h. Además, de esta manera, en caso de impactos a velocidades inferiores a 15 km/h se permite facilitar la reparabilidad del vehículo pudiendo reemplazar los componentes dañados sin mayores problemas. Para los casos en los que la velocidad de impacto sea mayor a 15 km/h, los componentes están diseñados para deformarse plásticamente junto con la estructura principal con el objetivo de absorber la mayor cantidad de energía y proteger el habitáculo de los pasajeros. En la Figura 2 se pueden observar las diferentes zonas de un vehículo, donde la primera es diseñada para impactos de baja energía como pueden ser los impactos de peatones o los impactos a velocidades inferiores a 15 km/h, la segunda zona es diseñada para absorber la mayor cantidad posible de energía en caso de impactos de alta energía a velocidades superiores a 15 km/h, y por último, la tercera zona hace referencia al habitáculo, donde se desea que esta zona sea lo más indeformable posible.



Figura 2: Diferentes zonas de impacto de un vehículo [3].

Para estudiar, desarrollar y optimizar las estructuras de impacto, hay ciertos parámetros que ayudan a cuantificar el comportamiento de estas estructuras en condiciones de impacto. Uno de los parámetros más importantes y empleados es la energía específica absorbida por una estructura (SEA), el cual se basa en la Ecuación (1):

$$SEA = \frac{\int_0^{l_{max}} P(l) dl}{m_t} \quad (1)$$

siendo $P(l)$ la fuerza instantánea correspondiente a la deformación de colapso dl , l_{max} la longitud de deformación máxima y m_t la masa de la estructura que ha sido deformado.

Por otro lado, también se calcula la fuerza media de colapso (P_{mean}) de cada estructura y la eficiencia de colapso (η_c) mediante la Ecuación (2) y (3), donde P_{max} es la fuerza máxima de pico obtenido en el ensayo.

$$P_{mean} = \frac{\int_0^{l_{max}} P(l) dl}{L_{max}} \quad (2)$$

$$\eta_c = \frac{P_{mean}}{P_{max}} \times 100 \quad (3)$$

Las estructuras de impacto más comunes que se emplean en vehículos comerciales son estructuras de impacto metálicas. La mayoría de ellas están fabricadas en acero aunque cada vez son más los vehículos que emplean estructuras de impacto de aluminio. En la Figura 3 se puede ver un ejemplo de un *crash box* en aluminio de un Renault Megane y un *crash box* en acero de un Honda Accord, mientras que en la Figura 4 se puede ver cuál es el SEA de estas estructuras, siendo entre 5 – 7 kJ/kg para el *crash box* de acero y entre 15 – 20 kJ/kg para el de aluminio [3].



Figura 3: a) Estructura de impacto en aluminio de un Renault Megane. b) Estructura de impacto en acero de un Honda Accord [3].

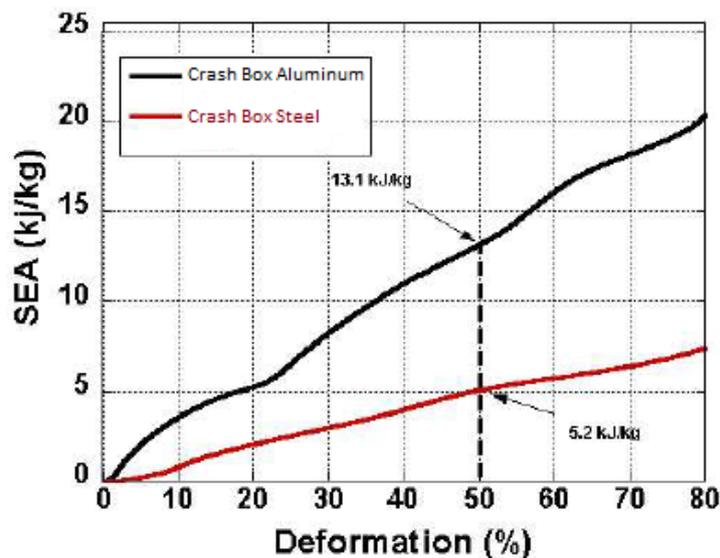


Figura 4: Valores de *SEA* para estructuras de impacto en aluminio y acero [3].

2.2. Estructuras de impacto en materiales compuestos

2.2.1 Materiales empleados

Los materiales compuestos o *composites* son aquellos materiales constituidos por al menos dos fases diferentes que combinan sus propiedades. Las fases que los componen han de ser químicamente distintas y separadas por una intercara. Generalmente uno de los constituyentes, la matriz, se presenta en una fase continua y actúa como aglomerante, y el otro constituyente se presenta en fase discontinua dentro de la matriz

y sirve como refuerzo. La matriz desempeña la labor de proteger el refuerzo, transmitir las solicitaciones externas y aportar rigidez al conjunto. De todos modos, el refuerzo determina en gran medida las propiedades mecánicas principales como la resistencia, rigidez y dureza finales.

Los materiales compuestos se clasifican en función del tipo de matriz o en función de la naturaleza del refuerzo. Teniendo en cuenta el tipo de matriz que los constituye, se diferencian tres familias de materiales compuestos: los de matriz polimérica, los de matriz metálica y los de matriz cerámica. En cuanto a la naturaleza del refuerzo se encuentran los materiales compuestos reforzados con fibras y los reforzados con partículas. Además existen las estructuras tipo sándwich, en las que el material está constituido por un núcleo y dos pieles. Por otro lado, las matrices poliméricas pueden ser de dos tipos: termoplásticas o termoestables. Las termoestables presentan un comportamiento más frágil, mientras que las termoplásticas tienen un comportamiento dúctil y dependiente de la temperatura. Sin embargo, estas últimas son más difíciles de procesar con fibras continuas. Es por ello por lo que las más empleadas son las termoestables: las poliéster para aplicaciones de bajo coste y las epoxi, más tenaces y resistentes pero con mayor coste, para las aplicaciones de mayores prestaciones.

Las fibras del refuerzo se pueden clasificar por su longitud, ya que de ella dependen en muchas ocasiones las propiedades del material resultante. Se diferencian fibras cortas y largas en función de su longitud. Las fibras continuas son aquellas fibras largas que presentan una distribución orientada y ningún tipo de discontinuidad dentro de la propia matriz. A menudo estas fibras continuas se pueden entrelazar creando tejidos, de manera que se obtienen buenas propiedades mecánicas en las diferentes orientaciones del refuerzo. La fibra que se emplea como refuerzo puede ser de vidrio, de carbono, de basalto, de boro o aramida entre otras. Las fibras comúnmente más empleadas en automoción han sido las fibras de vidrio y las fibras de carbono. Estos materiales ofrecen resistencias específicas muy altas, sobre todo los CFRP (*Carbon fiber reinforced polymers*).

Las fibras de origen natural también están siendo investigadas para posibles aplicaciones [10,11]. Su densidad, bajo coste y reciclabilidad hacen que estas fibras tengan mucho interés industrial.

A pesar de ello, los materiales compuestos empleados con éxito en automoción han sido los GFRP (*Glass fiber reinforced polymers*) y los CFRP. Estos materiales tienen como

principal inconveniente su procesabilidad. Debido a la dificultad de fabricación, los GFRP sólo pueden competir con el aluminio y el acero en series muy cortas, mientras que el precio de los CFRP hace que no pueda competir con los demás materiales, excepto en los casos en el que el coste, no es un factor determinante [12]. El coste de los CFRP pueden oscilar entre 13 – 22 \$/kg, mientras que los GFRP cuestan entre 1 – 11 \$/kg, coste muy superior al acero en ambos casos. Una de las aplicaciones de estos materiales es en vehículos deportivos, por ejemplo el frontal del Aston Martin Vanquish, tal y como se puede ver en la Figura 5. El mecanismo de absorción de energía de impacto de los materiales metálicos se basa en la deformación plástica, mientras que este tipo de materiales sigue otro mecanismo. Los materiales compuestos absorben grandes cantidades de energía mediante la rotura del material en fragmentos muy pequeños [13].



Figura 5: Estructura de impacto de un vehículo deportivo fabricado en CFRP [14].

2.2.2 Efecto de la geometría

La geometría de una estructura fabricada en materiales compuestos juega un papel fundamental a la hora de absorber energía. Se ha demostrado que se obtienen diferentes niveles de *SEA* con el simple hecho de cambiar la geometría de la estructura [2]. Numerosas han sido las investigaciones que han analizado el efecto que tiene las dimensiones y la geometría, comparando sobre todo estructuras tubulares de sección circular y cuadrada [15,16].

Los trabajos realizados han demostrado que las estructuras con geometría circular son capaces de absorber mayor cantidad de energía en comparación con estructuras de geometría cuadrada [17,18]. Mamalis et al. cuantificaron la energía absorbida por las estructuras circulares, cuadradas y rectangulares, siendo la energía absorbida por la

sección cuadrada y rectangular 0,8 y 0,5 veces la energía absorbida por el circular [19,20].

Además de emplear secciones constantes, también se han realizado trabajos con otro tipo de geometrías como es la geometría cónica, tanto con base circular o cuadrada. La idea de emplear geometrías cónicas tiene la finalidad de ir aumentando la sección de contacto según avanza el colapso, de modo que la fuerza necesaria y la energía absorbida vayan en aumento progresivamente. Por otro lado, con este tipo de geometrías se consigue que el pico de fuerza inicial sea menor. Uno de los factores críticos en este tipo de geometrías es el ángulo del cono. Mamalis et al. concluyeron que para estructuras cónicas con ángulos mayores de 20° el colapso no es progresivo, sino catastrófico, de manera que la energía absorbida no es la óptima [20,21]. Otros autores también observaron que el ángulo óptimo con el que se absorbe mayor cantidad de energía con geometrías cónicas es un ángulo de 20° [22,23]. Otra de las ventajas que ofrecen las geometrías cónicas es la estabilidad que estos ofrecen ante las cargas que son aplicadas con cierta inclinación respecto al eje axial. Ochelski y Gotowicki verificaron que las estructuras cónicas tienen un comportamiento estable bajo cargas no alineadas, mientras que las estructuras circulares pandean y dan lugar a un colapso catastrófico [24]. Realizaron ensayos con la carga alineada y con un desalineamiento de 20° respecto al eje axial. La energía absorbida de la estructura decae según aumenta el desalineamiento pero, tal y como se observa en la Figura 6, la geometría cónica es capaz de mantener un colapso progresivo en estas condiciones.

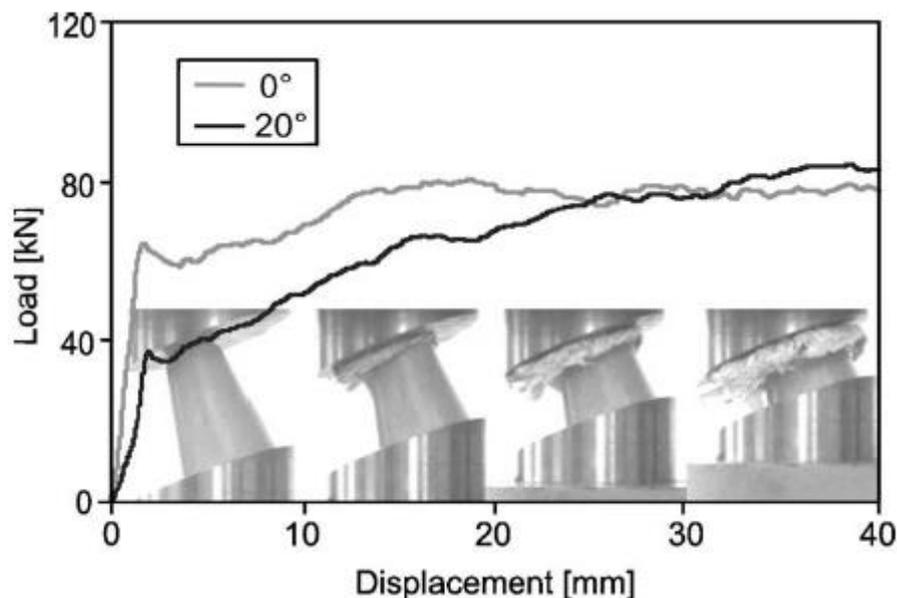


Figura 6: Energía absorbida en función de la inclinación de la carga [24].

Palanivelu et al. investigaron el efecto de la geometría realizando una comparativa entre 9 geometrías [1,25–27]: circular, cuadrada, hexagonal, cónica, cónica invertida, dos geometrías cónicas compuestas y dos geometrías corrugadas longitudinalmente (Figura 7).

El tipo de material que emplearon para estos ensayos fue un composite vidrio/poliéster (fibra *Roviglass R475/17* con resina poliéster *Synolite 10408-P-1*). Realizaron ensayos cuasi estáticos con espesores de 1 mm (ratio espesor diámetro (t/D) entre 0.043 - 0.046) y 2 mm (ratio t/D entre 0.08 - 0.084) para todas las geometrías. Los resultados se recogen en la Tabla 1.

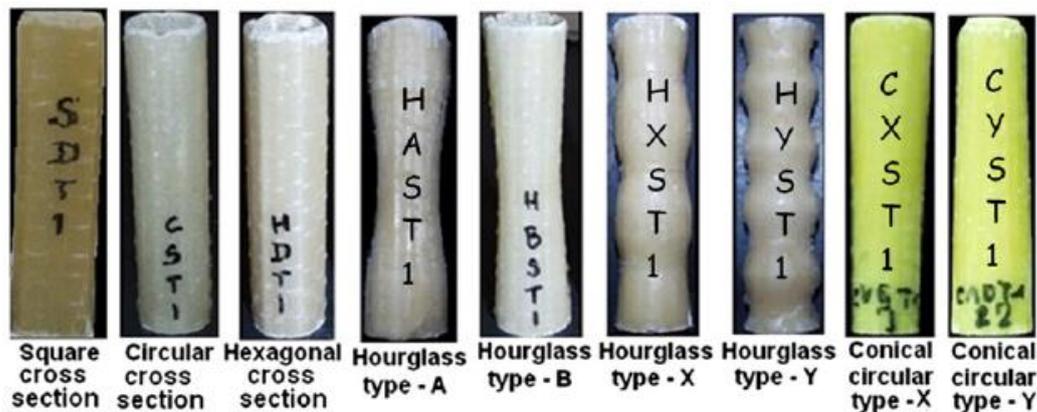


Figura 7: Diferentes geometrías investigadas por Palanivelu et al. [25].

Tabla 1: Resultados de las diferentes geometrías y espesores ensayados [25].

Tube cross section/geometrical shapes	1 mm thickness					2 mm thickness				
	Tube series	Peak load (kN)	Mean load (kN)	SEA (kJ/kg)	η_c (%)	Tube series	Peak load (kN)	Mean load (kN)	SEA (kJ/kg)	η_c (%)
Square cross section	SS	2.22	–	–	–	SD	7.47	2.46	12.3	33.0
Circular cross section	CS	3.09	1.58	15.90	51.1	CD	6.97	5.26	30.4	71.4
Hexagonal cross section	HS	2.52	–	–	–	HD	6.30	2.73	16.4	43.5
Hourglass type – A	HAS	3.10	1.66	15.89	53.8	HAD	7.00	3.98	21.1	56.9
Hourglass type – B	HBS	2.99	1.18	13.21	39.6	HBD	6.42	3.49	22.5	54.5
Hourglass type – X	HXS	1.25	0.55	5.14	44.4	HXD	3.85	1.17	6.96	30.4
Hourglass type – Y	HYS	1.50	0.46	4.44	33.0	HYD	4.60	2.09	13.0	45.6
Conical circular type – X	CXS	4.00	1.59	13.19	40.3	CXD	8.55	4.67	23.5	54.7
Conical circular type – Y	CYS	4.45	2.01	16.20	45.3	CYD	9.34	5.78	28.8	61.9

Tal y como se observa, las geometrías que mayor absorción de energía presentan son la geometría circular y la circular cónica para ambos espesores. Los resultados corroboran numerosos estudios que concluyen que la geometría circular es capaz de absorber mayores energías que las geometrías cuadradas [17,18].

Todos los resultados reflejados en la tabla son fruto de colapsos progresivos de diferentes geometrías. Los mecanismos de rotura asociados con el colapso progresivo han sido la delaminación circunferencial, formación y propagación de grietas axiales, flexión de la lámina y fractura de la fibra, excepto en las configuraciones *Hourglass* de tipo X e Y, donde la delaminación circunferencial no fue observado. Precisamente, la ausencia de

este mecanismo hace que las energías absorbidas por estas configuraciones fuesen mucho menores que el resto.

Por otro lado, se observa que para la configuración cuadrada y hexagonal de 1 mm de espesor no hay resultados. Esto es debido a que han sufrido un colapso catastrófico debido a la rápida generación y propagación de las grietas axiales. Esto indica que independientemente de la geometría, el ratio t/D o t/W tiene un gran efecto a tener en cuenta en el colapso progresivo, tal y como lo avalan ciertas investigaciones [28].

El mayor número de investigaciones realizadas con estructuras en materiales compuestos se centran en determinar el efecto de la geometría en estructuras cerradas. Esto puede ser debido a la estabilidad que ofrecen las geometrías tubulares a la hora de ser ensayadas, ya que su mayor rigidez posibilita evitar la aparición del pandeo. Sin embargo, con el objetivo de entender mejor el comportamiento de las estructuras cuadradas y relacionar su comportamiento con su geometría en particular, se han realizado investigaciones con secciones no cerradas. Bolukbasi y Laananen [29] investigaron el comportamiento que tienen por separado una sección plana, un ángulo y un canal en C de CFRP. Las estructuras investigadas se pueden ver en la Figura 8.

Para realizar los ensayos de la sección plana, tuvieron que emplear un utillaje para evitar que la probeta colapsara por pandeo, mientras que para las otras dos estructuras se utiliza una base mecanizada con el fin de empotrar el extremo de la estructura y asegurar un colapso progresivo. El utillaje empleado y la base mecanizada se pueden observar en la Figura 9.

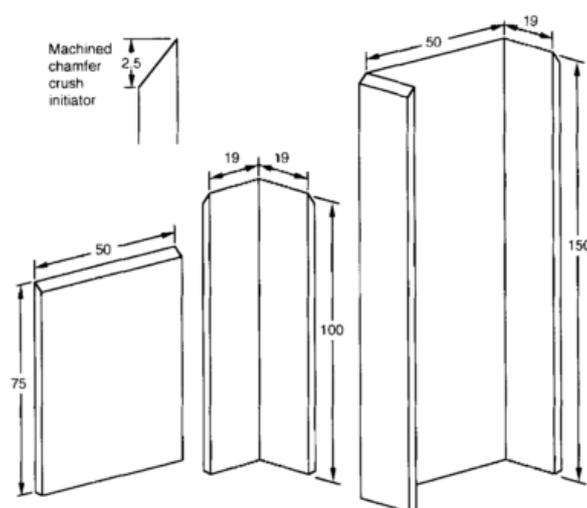


Figura 8: Sección plana, estructura en ángulo y canal en C [29].

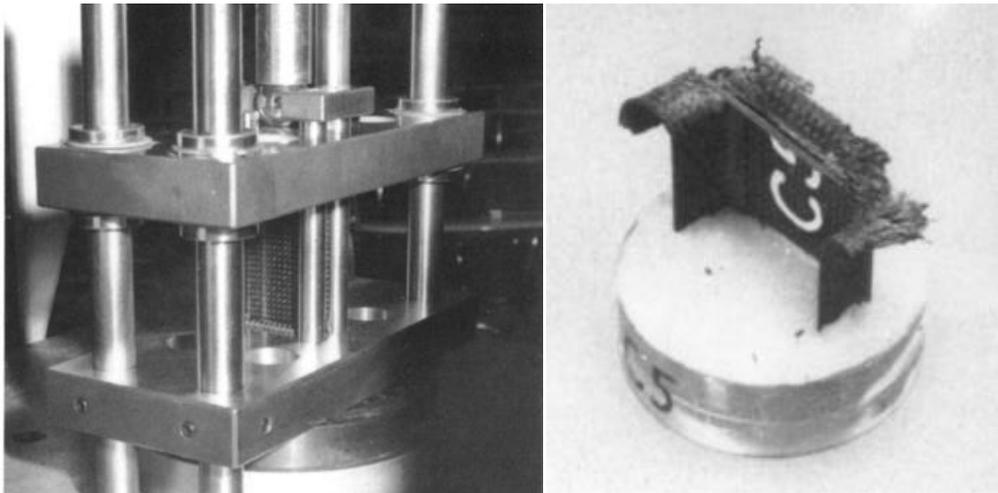


Figura 9: a) Utillaje empleado para el testeo de las secciones planas. b) Base mecanizada para embeber los perfiles en ángulo y canal C [29].

Los resultados obtenidos de los ensayos realizados se recogen en la Tabla 2. Se puede observar que la geometría que mayor *SEA* muestra es la sección plana, seguida por el canal C y siendo el perfil en ángulo el que menor capacidad de absorción de energía muestra.

Tabla 2: *SEA* medido para las diferentes geometrías con diferentes laminados [29].

Lay-up	Flat	Angle	C-channel
[45] ₁₀	89	54	68
[45 ₂ /O ₂ /45 ₂] _s	96	67	83

Recientemente, Feraboli *et al.* [30] realizaron una serie de ensayos donde los resultados se contradicen con los obtenidos por Bolukbasi y Laananen [29]. Realizaron ensayos experimentales con placa plana, ángulo pequeño, ángulo grande, canal C pequeño, canal C grande y una estructura tubular cuadrada [30]. Mediante la experimentación de estas geometrías propone un método de extrapolación para poder determinar la energía que la placa plana es capaz de absorber. Tal y cómo se puede observar en la Figura 10, todas las geometrías excepto la estructura tubular cuadrada y la placa plana están embebidas en una base de resina epoxy para dar estabilidad a las diferentes geometrías durante el colapso, de modo que sigue un procedimiento similar a la que utilizan Bolukbasi y Laananen en su investigación.

La estructura tubular cuadrada es estable de por sí, por lo que no precisa ninguna base adicional. Sin embargo, para poder testear la placa plana, no es suficiente una base de resina, por lo que se emplea un utillaje especial [31], ver Figura 11.

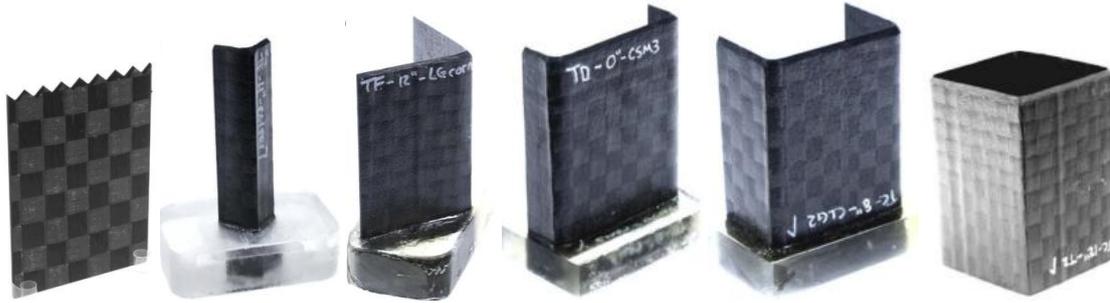


Figura 10: Placa plana, ángulo pequeño, ángulo grande, canal C pequeño, canal C grande y estructura tubular cuadrada [30].

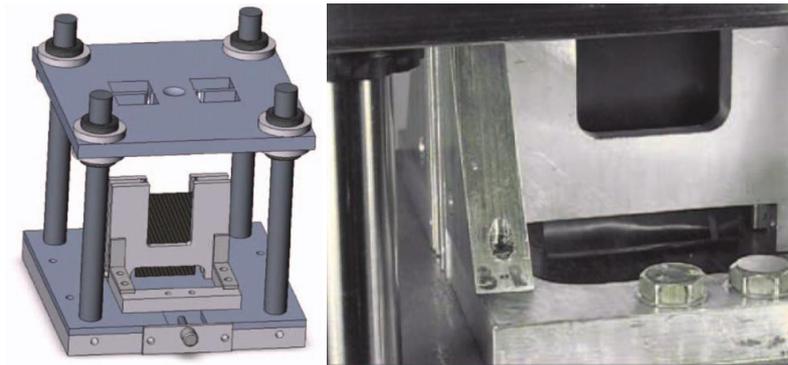


Figura 11: Diseño e imagen del utillaje empleado para el testeo de placas planas [31].

Los resultados experimentales obtenidos se recogen en la Tabla 3, a excepción de los resultados de la placa plana, que se comparan a continuación. Se puede ver que la geometría que es capaz de absorber mayor cantidad de energía es la de ángulo pequeño y curiosamente la que menor capacidad muestra es la de ángulo grande. Esta diferencia es generada por el efecto de la mayor parte plana que tiene el ángulo grande respecto al ángulo pequeño.

Con los resultados obtenidos el autor extrapola los resultados para conseguir un valor del *SEA* teórico de la placa plana de 16,3 J/g. Sin embargo, en los resultados experimentales obtenidos con la ayuda del utillaje se consigue una media de 22,9 J/g. El utillaje permite regular la altura de sujeción de la placa, de modo que puede variar desde 0 mm de altura libre (placa sujeta en la totalidad de su altura) hasta 25,4 mm de altura de placa libre. Tal y como se observa en la Figura 12, el *SEA* de la placa varía significativamente con la variación de la altura libre de la placa.

Tabla 3: Resultados experimentales obtenidos en el ensayo de las diferentes estructuras [30].

Specimen no.	Shape	Peak force (kN)	Average crush force (kN)	Crush efficiency	Average SEA (J/g)	CoV (%)
I	Tube	39.9	23.8	1.68	36.9	10
II	Large channel	21.6	13.0	1.66	36.8	9
III	Small channel	17.1	10.7	1.60	42.7	3
IV	Small corner	7.5	4.9	1.53	62.3	11
V	Large corner	15.3	9.4	1.63	31.6	8

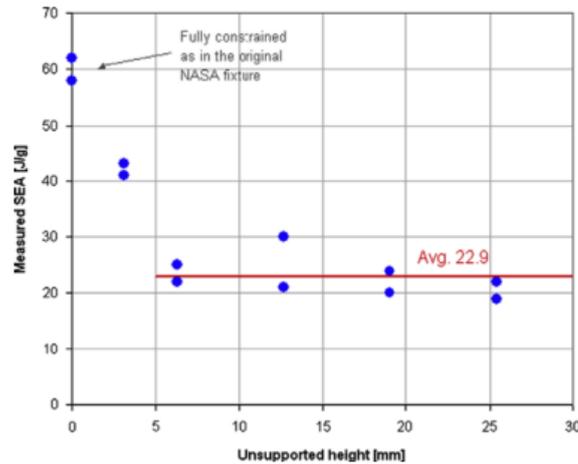


Figura 12: Evolución del *SEA* de la placa plana en función de la altura libre [30].

Estos resultados concluyen que la placa plana tiene menor capacidad de absorber energía que el resto de las configuraciones según Feraboli *et al.* [30], al contrario de lo que decían Bolukbasi y Laananen [29]. Puede que estas diferencias vengan dadas por el tipo de utillaje empleado, ya que se ha podido ver que la altura de sujeción de la placa tiene gran influencia en el *SEA*. Por otro lado, según Feraboli *et al.* [30] y al contrario de Bolukbasi y Laananen [29], el uso de un trigger de tipo chaflán en la placa plana produce que el colapso no sea progresivo; por ello el trigger empleado por Feraboli *et al.* [30] es de tipo sierra tal y cómo se observa en la Figura 10.

Según Feraboli, los cambios de curvatura de la sección tales como ángulos o redondeos, tienen un efecto positivo respecto al *SEA*, por lo que con ello demuestra que en general las estructuras con mayor corrugación tienen más capacidad de absorber energía en un colapso [30].

Con el fin de observar el efecto que las corrugaciones tienen en la absorción de energía, existen varias investigaciones que han trabajado en ello. Por un lado se ha analizado el efecto de la corrugación axial [25,32] y por el otro el efecto de la corrugación radial [33].

La corrugación axial consiste en variar la sección respecto a la longitud de la estructura con el fin de poner mayor resistencia al pandeo y conseguir un mecanismo de rotura más eficiente. Uno de los casos estudiados es la que se puede ver en la Figura 13. En este caso, se estudia el efecto que tiene la variación del ángulo α en el colapso de la estructura y la absorción de energía.

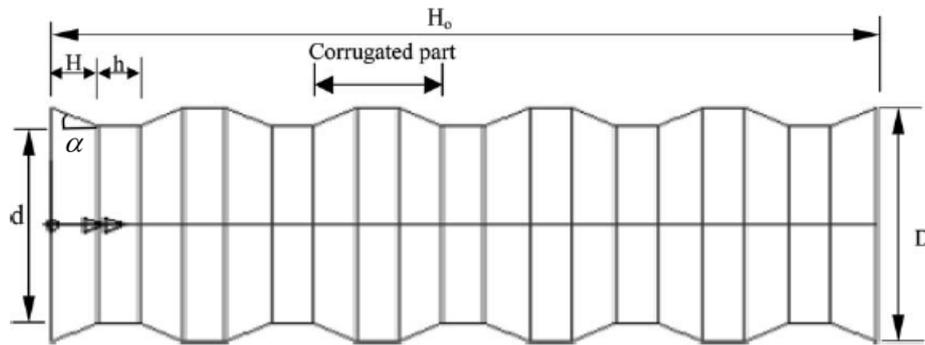


Figura 13: Diseño de la estructura corrugada axialmente en función del ángulo α [32].

Los ensayos experimentales realizados con estas geometrías concluyen que no es la solución más eficiente para absorber grandes cantidades de energía. A pesar de que se evita el pandeo de la estructura, participan varios mecanismos de colapso que hacen que el material no trabaje en sus máximas posibilidades. El mecanismo de colapso más eficiente es la fractura progresiva del material. Este mecanismo aparece al inicio del colapso, pero el colapso es continuado por el plegado irregular debido a la propia geometría y de la propagación de grietas transversales en las juntas donde se da cambio de sección [32]. La aparición de estos fenómenos hace que el *SEA* del material no sea tan alto como en estructuras de sección constante tal y como se puede ver en la Tabla 4.

Tabla 4: Fuerza pico, fuerza media y *SEA* de la estructura corrugada en función del ángulo de corrugación α [32].

	P_1 (kN)	P_m (kN)	E_s (kJ/kg)
<i>Glass fibre/epoxy</i>			
GFRE-10	18.51	12.1	7.71
GFRE-20	15.93	16.8	9.53
GFRE-30	18.91	14.68	6.75
GFRE-40	18.88	13.31	7.99

Por otro lado, está el efecto que causa la corrugación radial en estructuras diseñadas a impacto con el fin de absorber energía. La corrugación radial consiste en introducir cambios de curvatura en torno al perímetro de la sección de la estructura, siendo esta corrugación constante a lo largo de toda la longitud del perfil. De este modo, se pretende aumentar la rigidez de la estructura con el fin de evitar el pandeo y absorber mayor cantidad de energía. Se ha demostrado que los perfiles corrugados radialmente son capaces de absorber mayor cantidad de energía que los perfiles circulares [33]. Un ejemplo de estructura corrugada radialmente (*radial corrugated circular tube RCCT*) se puede observar en la Figura 14, junto con un perfil circular (*circular composite tube CCT*) con el que ha sido comparado.

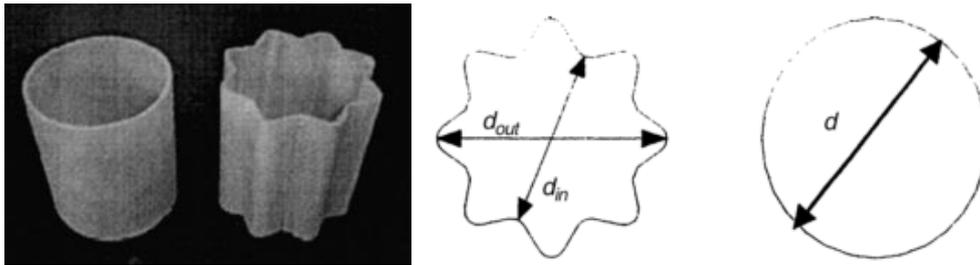


Figura 14: Estructura RCCT junto con una estructura CCT [33].

Mediante un ensayo quasi-estático de compresión, los autores determinaron que la estructura corrugada ofrece mejores características de absorción de energía [33], al igual que concluyeron posteriormente Feraboli *et al.* [30] con su trabajo. Se observa que tanto la estructura CCT como la RCCT tienen un mecanismo de colapso similar, en el cual predomina el colapso progresivo, siendo el mecanismo que permite absorber mayor cantidad de energía. En la Figura 15 se puede observar la evolución del colapso mediante la gráfica fuerza vs desplazamiento, mientras que en la Tabla 5 se pueden ver los valores de los resultados obtenidos.

Los autores realizaron ensayos experimentales de colapso axial y radial de una nueva geometría que es la combinación de la circular y la corrugada, la denominada *radial corrugated surrounded by circular composite tube*, RSCCT [34]. En la Figura 16 se puede ver como es la geometría combinada.

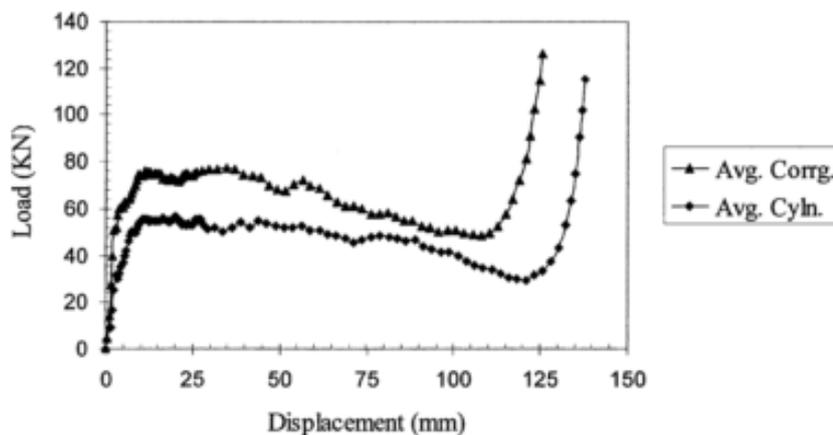


Figura 15: Evolución de la gráfica fuerza vs desplazamiento para el CCT y RCCT [33].

Tabla 5: Valores de los resultados obtenidos para el CCT y el RCCT [33].

Specimen type	P_{\max} (kN)	\bar{P} (kN)	E_s (kJ/kg)	CFE (%)
CCT	56.622	49.943	10.2	88.2
RCCT	75.315	68.088	12.2	90.4

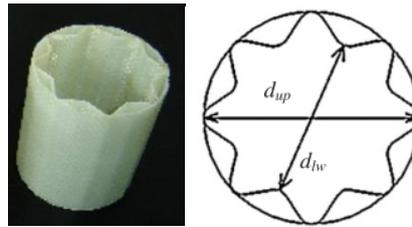


Figura 16: La geometría combinada RCSCT [34].

El número de láminas empleadas para las configuraciones CCT, RCCT y RCSCT es de 6. La RCSCT está compuesta por 3 láminas de geometría circular y 3 láminas de geometría corrugada. Sin embargo, el espesor de las diferentes configuraciones no es la misma, siendo de 3,7 mm el CCT, 3,5 mm el RCCT y 4 mm el RCSCT. Esto último, puede dar lugar a diferentes porcentajes de volumen de fibra, por lo que se tendrá que tener en cuenta a la hora de analizar los resultados.

Los resultados obtenidos para el RCSCT son considerablemente inferiores a las del CCT y RCCT, tal y como se puede ver en las gráficas de la Figura 17. Al inicio del colapso del RCSCT se da una propagación de la grieta transversal en forma de onda cuadrada que hace que la capacidad de absorber energía de la estructura caiga drásticamente [34].

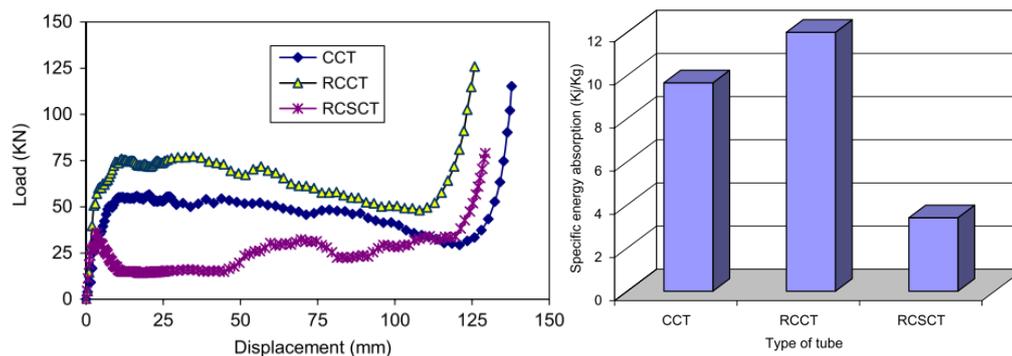


Figura 17: Evolución de la fuerza vs desplazamiento y el SEA de las geometrías testeadas [34].

Los autores no explican la causa de estos resultados inesperados. Puede que haya diferencias en el porcentaje de volumen en fibra y esto afecte en los resultados. Otro de los aspectos que ha podido influir es la configuración de las láminas. Las dimensiones exteriores son similares para las tres geometrías. Sin embargo, el espesor de la estructura RCSCT se divide entre la geometría circular (3 láminas) y la corrugada (3 láminas), habiendo una falta de continuidad que en las geometrías CCT y RCCT (6 láminas) no existen. El CCT y el RCCT actúan como dos estructuras de similar t/D ratio (ratio espesor/diámetro), mientras que el RCSCT actúa como dos estructuras de t/D ratio dos veces menor comparando con el CCT y RCCT. El efecto de las dimensiones tiene influencia en el comportamiento de la estructura, tal y como quedó reflejado por ciertas investigaciones [15,16].

2.2.3 Efecto del trigger

Se denomina *trigger* al iniciador de colapso que consiste en formar una concentración de tensiones en el borde del perfil de composite para originar un fallo de la estructura de manera localizada, evitando que las cargas sean transmitidas por toda la estructura. De esta manera, se puede evitar que la estructura de materiales compuestos colapse catastróficamente, dando lugar al colapso progresivo [35]. En la Figura 18 se pueden observar las típicas curvas de fuerza/desplazamiento para el colapso catastrófico y progresivo de un perfil comprimido axialmente. El uso de un iniciador de colapso también ayuda a reducir el pico de fuerza inicial, de modo que se obtienen mayores eficiencias de colapso. La eficiencia ideal sería aquella de valor 100, que significa que el pico de fuerza inicial de colapso y la fuerza media de colapso son las mismas. La realidad es que difícilmente se pueden obtener eficiencias superiores a 90%, siendo muy buenos mecanismos de *trigger* aquellos que logran eficiencias superiores a 75% [36].

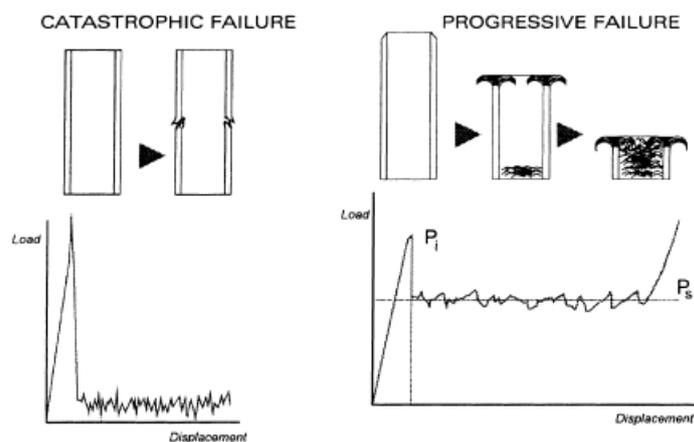


Figura 18: Curvas fuerza/desplazamiento para el colapso catastrófico y progresivo [37].

Existen diferentes tipos de *trigger* que se pueden emplear en estructuras con el fin de reducir el pico de fuerza inicial y conseguir un colapso progresivo. Estos mecanismos se pueden agrupar en cuatro categorías [36]:

- Mecanismos de *trigger* producidos a partir de la modificación de uno de los bordes de la estructura para generar concentración de tensiones; iniciador tipo chaflán o tipo tulipán.
- Iniciadores de colapso basados en modificar la geometría de la estructura; adelgazando el espesor o reduciendo la sección en puntos determinados.
- Algunas estructuras de sección no constante que por su geometría ya son auto-iniciados aunque sean de espesor constante; estructuras cónicas.

- Estructuras que son colapsadas contra un molde o cavidad de extrusión que actúan de iniciador.

La mayor parte de investigaciones se han centrado en la primera categoría, siendo los *trigger* tipo chaflán y tulipán los más estudiados. Uno de los primeros trabajos realizados en este aspecto fue realizado por Thornton [38] donde se comparaban el iniciador tipo chaflán y tipo tulipán en perfiles cuadrados de materiales compuestos. El autor concluyó que el efecto del iniciador tipo tulipán es más positivo que el tipo chaflán. Tal y como se observa en la Figura 19, la energía absorbida por un perfil cuadrado extruido con un iniciador tipo tulipán es cercano al doble de la energía absorbida por el mismo perfil con un iniciador tipo chaflán.

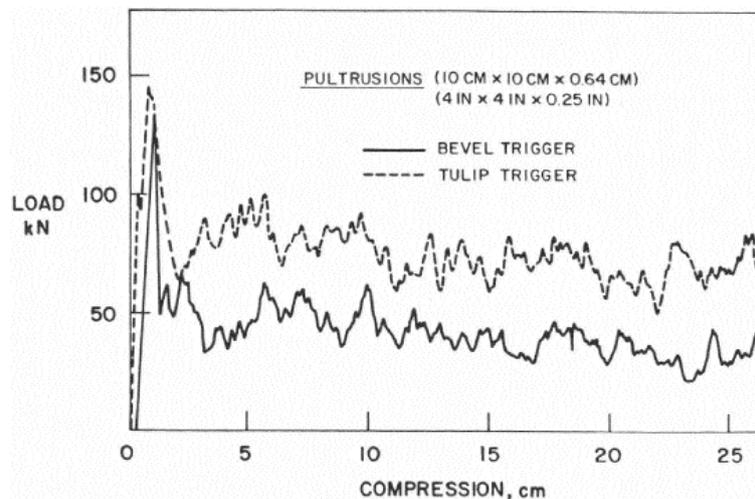


Figura 19: Gráfica fuerza/desplazamiento para el iniciador chaflán (*bevel*) y tulipán (*tulip*) [38].

El iniciador tipo tulipán ayuda a generar un colapso más estable y progresivo que el chaflán. Por otro lado, hace que se generen más grietas longitudinales que con el iniciador chaflán, con el cual se generan grietas longitudinales únicamente en los cuatro bordes de la sección. De este modo, la propagación de mayor número de grietas hace que la energía absorbida sea mayor. Por último, también se puede observar que la fuerza de pico inicial es mayor para iniciadores tipo tulipán que para los chaflanes.

Trabajos posteriores realizados en la misma línea verifican la mayor capacidad de absorción de energía para estructuras cuadradas con iniciadores de tipo tulipán [36]. Diferentes mecanismos de inicio de colapso fueron investigados además de los dos comentados anteriormente. En la Figura 20 se puede observar los diferentes mecanismos de *trigger* ensayados. La conclusión general es que todos los mecanismos examinados son aptos para el inicio de un colapso progresivo, aunque se verifica la mayor eficiencia del iniciador tipo tulipán.

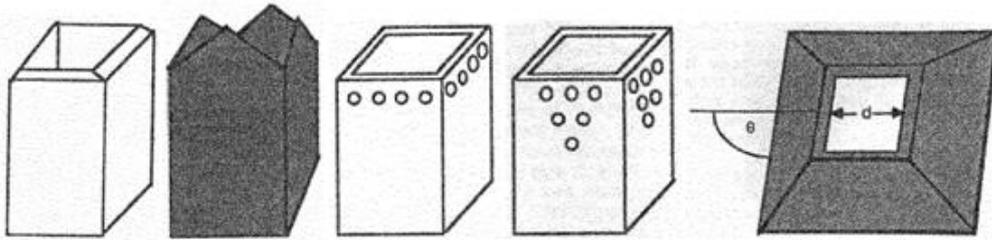


Figura 20: *Trigger* tipo chaflán, tulipán, mediante agujeros y método contra molde de extrusión ensayados [36].

Otros trabajos han tratado de determinar la influencia del ángulo del chaflán en iniciadores de este tipo [37,39]. Por ejemplo, Sigalas se centra en entender los mecanismos de colapso que se dan en función del ángulo empleado en el iniciador de un perfil circular vidrio/epoxy. Los ángulos empleados en los chaflanes son 10° , 40° y 80° . Tal y como se observa en las gráficas de la Figura 21(a) y en la Figura 21(b), una vez superada la distancia del iniciador, todos los perfiles tienden a estabilizarse ante una carga similar. El autor concluye que independientemente del ángulo inicial empleado, todos los iniciadores terminan actuando de forma similar, formando una zona de geometría de triángulo equilátero que da lugar al colapso progresivo de valores muy similares en todos los casos [39].

Por otro lado, Jiménez *et al.* [37] investigaron el efecto del ángulo en el *trigger* chaflán y tulipán de perfiles cuadrados y también el efecto del ángulo en dos tipos de iniciadores para perfiles I (Figura 22), cada una con tres ángulos diferentes de 30° , 45° y 60° , obteniendo 12 geometrías de *trigger* diferentes. El objetivo principal de esta investigación fue ver la influencia del tipo de *trigger* y el ángulo en la energía absorbida por unidad de masa.

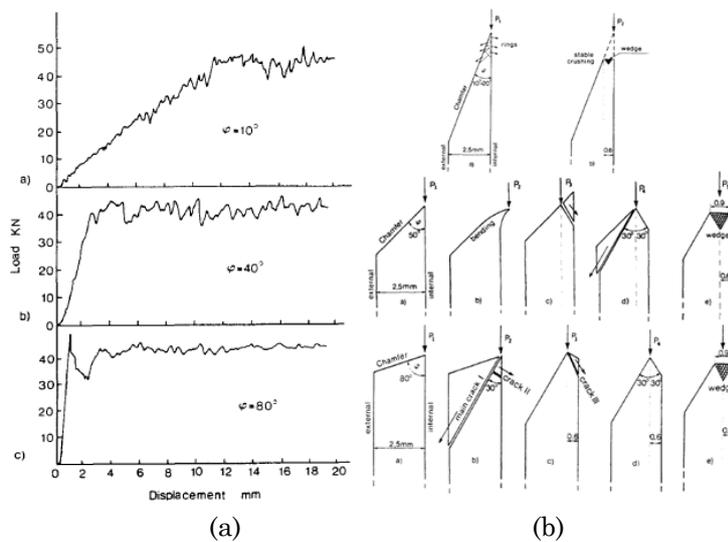


Figura 21: (a) Gráficas fuerza/desplazamiento en función del ángulo del chaflán. (b) Comportamiento de inicio del colapso para cada ángulo planteado por el autor [39].

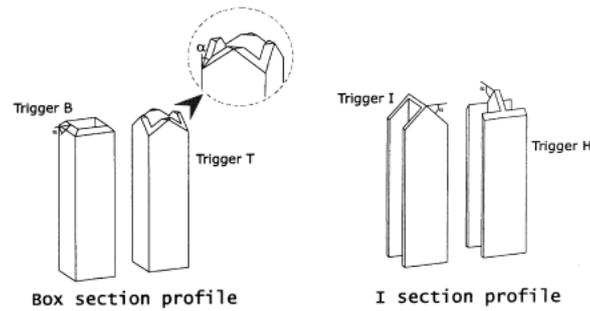


Figura 22: Tipos de perfiles experimentados [37].

Los resultados obtenidos se resumen en la Tabla 6. Se puede ver que para el *trigger* tipo T la variación del ángulo no influye en absoluto en la absorción de energía al igual que pasa con el *trigger* tipo I y tipo H. Sin embargo, sí que hay diferencias al variar el ángulo en los *trigger* tipo B. Se puede ver que es con el ángulo de 60° cuando se consigue un mayor valor de la energía absorbida por unidad de masa y también la configuración que mayor fuerza de pico inicial muestra.

Tabla 6: Resultados obtenidos en los ensayos experimentales [37].

Box section	Max. load (kN)	E_s (J/g)	I section	Max. load (kN)	E_s (J/g)
B-30	61.4	35.8	I-30	43.1	38.0
B-45	59.6	35.7	I-45	42.0	37.8
B-60	74.7	44.8	I-60	44.0	37.0
T-30	66.7	42.0	H-30	47.7	39.0
T-45	64.6	43.0	H-45	43.2	39.8
T-60	69.6	43.5	H-60	44.2	39.7

Observando los resultados obtenidos y sabiendo que la configuración que mejores resultados ha mostrado es un iniciador tipo chaflán de 60° en un tubo cuadrado, se puede decir que se contradice con los resultados de Thornton [38] y Czaplicki *et al.* [36], donde autores concluyeron que con el iniciador tipo tulipán se absorbe más energía y se obtienen mayores fuerzas de pico inicial en perfiles cuadrados. Sin embargo, esto puede ser debido a que en estos trabajos no se tuvo en cuenta el efecto del ángulo, ya que para los ángulos de 30° y 45° experimentados por Jiménez también se cumple la conclusión realizada por Thornton [38] y Czaplicki *et al.* [36], tal y como se puede ver en los resultados de la Tabla 6.

Investigaciones más recientes también han tenido en cuenta el fenómeno del *trigger*. Palanivelu *et al.* [1,27] llevaron a cabo varios ensayos experimentales donde entre otros muchos parámetros estudiaron el efecto que tiene el *trigger* en el SEA de la estructura de composites. Por un lado, realizaron una comparación entre iniciadores tipo chaflán de 45° e iniciadores tipo tulipán de 90° en perfiles de diferentes geometrías. En la Figura 23 se puede observar en detalle los mecanismos de iniciadores empleados y algunas geometrías empleadas.

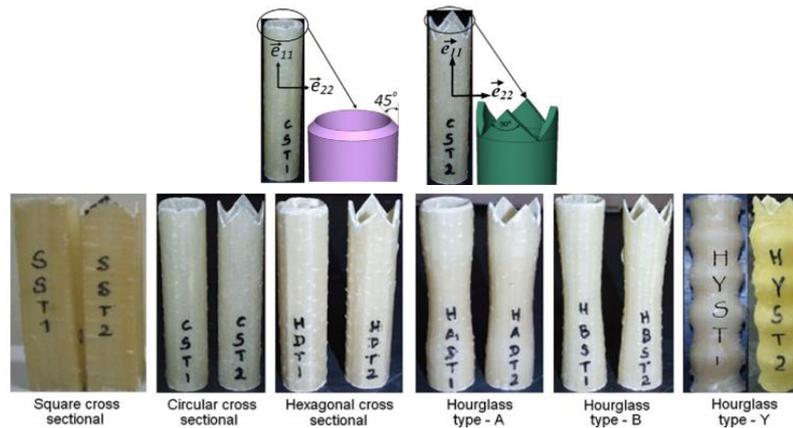


Figura 23: Detalle de los tipos de *trigger* analizados y algunas de las geometrías ensayadas [27].

En la Figura 24(a) se recoge el *SEA* de cada estructura en función del *trigger*, mientras que en la Figura 24(b) se recogen los valores de la fuerza de pico inicial registrado. Se puede ver que en la Figura 24(a) se recogen datos para 7 geometrías, mientras que en la Figura 24(b) los datos recogidos hacen referencia a 9 geometrías. Los perfiles son de 1 mm de espesor y la geometría cuadrada y el hexagonal colapsaron en modo catastrófico, por lo que no se tienen valores del *SEA* para estos casos. En cambio, para las mismas estructuras con 2 mm de espesor, no se produce ningún colapso que sea catastrófico. Los valores de *SEA* y fuerzas de pico inicial para las estructuras de 2 mm de espesor se recogen en la Figura 25(a) y Figura 25(b).

Observando los resultados, el iniciador de colapso tipo tulipán ofrece mayores valores de *SEA*, por lo que hace que este tipo de iniciador sea más eficiente que el chaflán de 45°. En este sentido, Palanivelu *et al.* [27] verificaron los resultados obtenidos por Thornton [38] y Czaplicki *et al.* [36]. Sin embargo, a diferencia de lo que afirmaba Thornton [38], se observa que en todos los casos, la fuerza pico inicial de los iniciadores tipo chaflán es más alta que los de tipo tulipán.

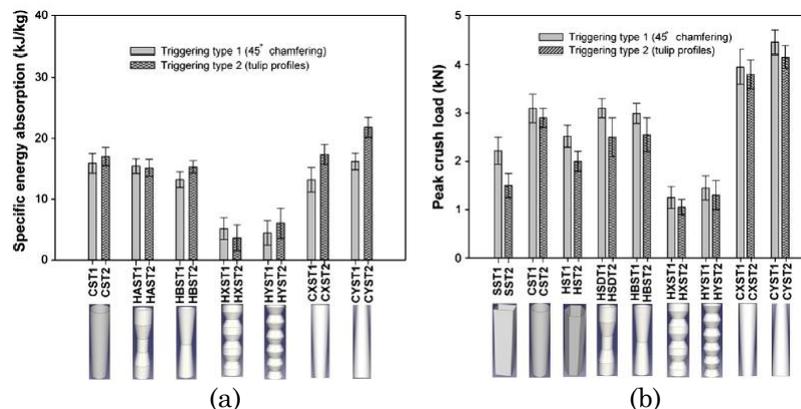


Figura 24: (a) *SEA* para perfiles de 1 mm de espesor en función del *trigger*. (b) Fuerza de pico inicial para perfiles de 1 mm de espesor en función del *trigger*. [27].

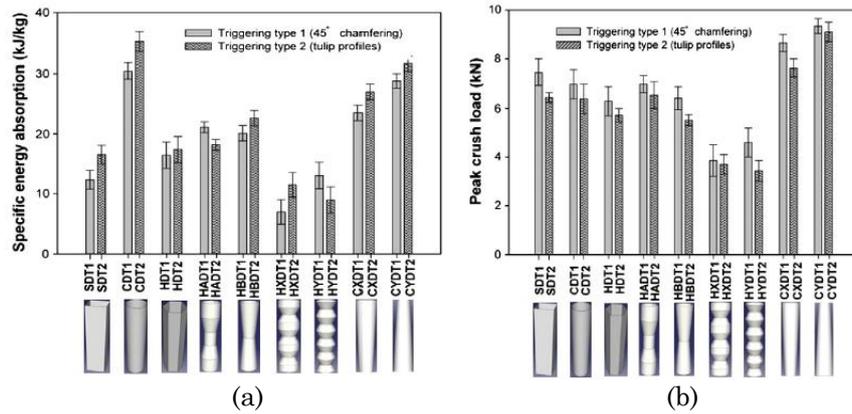


Figura 25: (a) *SEA* para perfiles de 2 mm de espesor en función del *trigger*. (b) Fuerza de pico inicial para perfiles de 2 mm de espesor en función del *trigger*. [27].

En otra de las investigaciones llevadas a cabo por Palanivelu *et al.* [1] con iniciadores tipo chaflán y tulipán, el autor analiza el *SEA* de estructuras cuadradas de vidrio/poliéster (*SP series*), circulares de vidrio/poliéster (*CP series*) y circulares de vidrio/vinilester (*CV series*) en ensayos experimentales de impacto con una velocidad inicial de 9,3 m/s. En este caso, el chaflán es de 45° y el iniciador tipo tulipán forma un ángulo de 60°. En la Figura 26(a) se pueden ver en detalle la geometría de los *trigger*-s empleados y en la Figura 26(b) se recogen los resultados de los ensayos experimentales realizados.

En este caso, los perfiles con iniciadores de tipo tulipán (*trigger tipo 2*) muestran menos capacidad de absorción de energía por masa que los perfiles con iniciador tipo chaflán (*trigger tipo 1*) en los perfiles circulares. Estos resultados contradicen los resultados obtenidos por el mismos autores Palanivelu *et al.* [27] en otra investigación realizada, donde se muestra que el iniciador tipo tulipán es más eficaz. Entre las razones para que se hayan podido dar estas diferencias, puede ser el haber empleado diferentes ángulos en los iniciadores tipo tulipán, siendo unas de 90° y otras de 60°. Por otro lado, las condiciones de ensayo pueden haber sido determinantes, ya que unas han sido ensayadas quasi estáticamente mientras las otras han sido ensayadas a una velocidad de impacto inicial de 9,3 m/s.

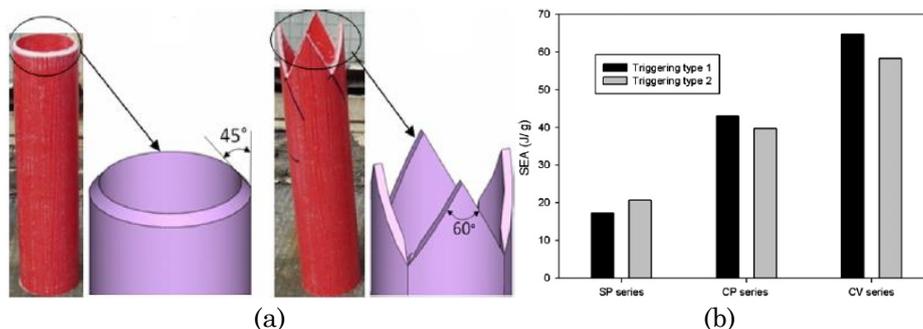


Figura 26: (a) Detalle de los *trigger*-s empleados. (b) Resultados de ensayos experimentales [1].

2.2.4 Mecanismos de rotura

En estructuras de impacto de materiales compuestos existen diversos mecanismos de rotura que influyen en la absorción de energía. Estos mecanismos son dependientes de la geometría, características del material y los parámetros de ensayo [40,41]. Según Mamalis *et al.* [20,40,42] existen tres mecanismos de colapso principales:

- Colapso progresivo con microfragmentación del material compuesto asociado con grandes cantidades de energía (Modo I)
- Fractura frágil del componente resultando en un colapso catastrófico asociado con bajas cantidades de energía (Modo II)
- Plegado progresivo del material de manera similar a las estructuras metálicas asociadas con cantidades de energía intermedias (Modo III)

Los mecanismos de rotura que se observan en el colapso axial de estructuras de materiales compuestos están relacionadas con los modos de fractura interlaminar del material, de manera que los diferentes mecanismos dan lugar a los modos de fallo Modo I (propagación de la grieta por abertura) y Modo II (crecimientos de grieta por cortadura) [41,43,44]. Los diferentes mecanismos son denominados como cortadura transversal, flexión de la lámina, fractura frágil y el pandeo local. El colapso progresivo de una estructura de impacto viene dada por la combinación de los mecanismos de rotura a flexión de la lámina y la rotura frágil de las fibras, dando lugar a modos de fallo Modo I y Modo II, mientras que el colapso catastrófico es generada por la combinación de los mecanismos de pandeo local y cortadura transversal dando lugar únicamente al modo de fallo Modo II [43,44]. En la Figura 27 se representa un esquema de los diferentes mecanismos de rotura.

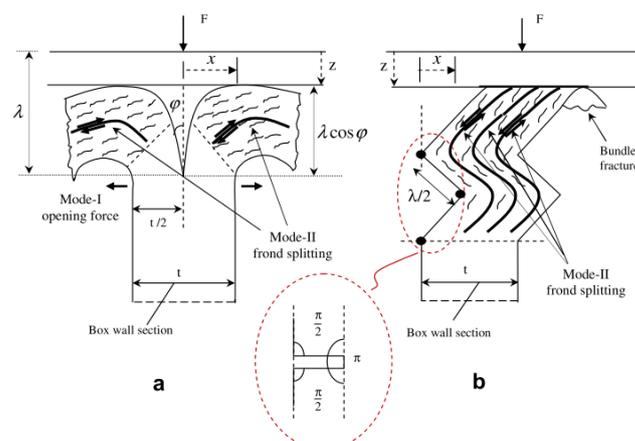


Figura 27: (a) Combinación flexión de lámina-rotura frágil y (b) combinación pandeo local-cortadura transversal [43].

Numerosos autores han realizado investigaciones para poder determinar la influencia que tiene la tenacidad de la rotura interlaminar a Modo I y a Modo II del material, G_{IC} y G_{IIC} respectivamente, en cuanto al *SEA* de la estructura [43–48]. Savona y Hogg [45] concluyeron que los materiales que poseen poca tenacidad de fractura a Modo I y Modo II tienen menos capacidad de absorción de energía en caso de colapso y que las propiedades a Modo I deben ser altas para evitar la propagación excesivamente rápida de la grieta, de forma que se absorba la mayor cantidad de energía posible. Por otro lado, también vieron que los parámetros G_{IC} y G_{IIC} de iniciación tienen mayor influencia que la G_{IC} y G_{IIC} de propagación.

Hadavinia y Ghasemnejad se centraron en analizar la influencia que la secuencia de laminado tiene sobre la tenacidad de la rotura interlaminar y cómo influye esto en el *SEA* y en la eficiencia de colapso de la estructura. Los laminados empleados son $[45]_4$, $[0/45]_2$ y $[0]_4$. La suma de G_{IC} y G_{IIC} de estos laminados es calculado y representado respecto al *SEA* y la eficiencia de colapso tal y como se observa en la Figura 28.

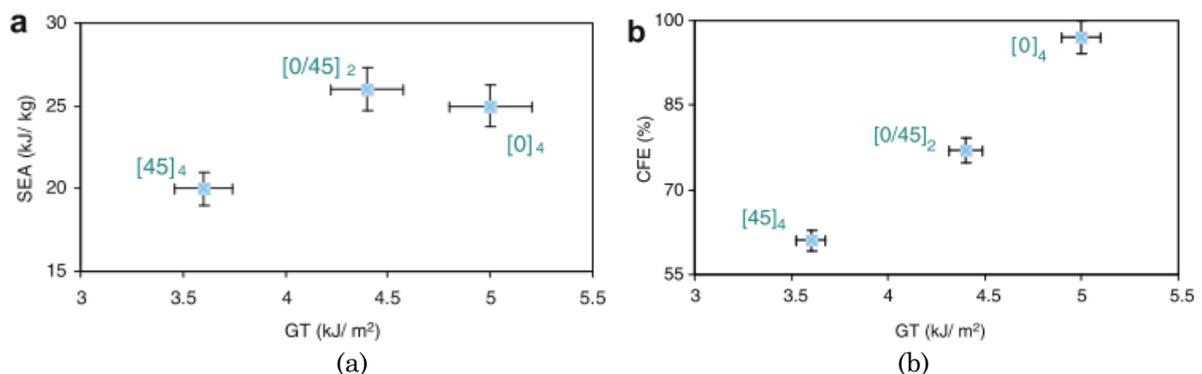


Figura 28: (a) Tenacidad de rotura interlaminar total respecto *SEA*. (b) Tenacidad de rotura interlaminar total respecto a la eficiencia de colapso [43].

Se puede apreciar que cuando los valores de tenacidad a rotura interlaminar aumentan, la eficiencia de colapso aumenta, siendo la máxima para el laminado $[0]_4$. Sin embargo, es el laminado $[0/45]_2$ el que presenta mayores valores de energía específica absorbida. Según los autores esto es debido a la aparición de otros fenómenos como la fricción entre el plato de compresión y la estructura y los fenómenos de flexión, que hacen que la energía total absorbida sea mayor para el laminado $[0/45]_2$ a pesar de presentar menor tenacidad a la rotura interlaminar que el laminado $[0]_4$ [43].

2.2.5 Orientación de las fibras y la secuencia de laminado

Al tratarse de materiales anisótropos, la orientación de las fibras y la secuencia de laminado es un aspecto importante a la hora de diseñar y fabricar las estructuras de

impacto en materiales compuestos. En bibliografía se han podido encontrar varios trabajos relacionados con este aspecto para diferentes materiales de fibras de carbono [49–51], aramida [18,50] o el vidrio [18,52–54].

Hamada y Ramakrishna [49] analizaron el efecto de la orientación de las fibras en los valores de *SEA* utilizando fibras de carbono unidireccionales con una matriz termoplástica de PEEK. Las orientaciones ensayadas fueron $0^\circ, \pm 5^\circ, \pm 10^\circ, \pm 15^\circ, \pm 20^\circ$ y $\pm 25^\circ$ y determinaron que la orientación más eficiente es la $\pm 15^\circ$ debido a que es la configuración donde más fibras se rompen durante el colapso. Con fibras de carbono y de aramida y con una resina termoestable epoxi, Kim *et al.* [50] analizaron el efecto que tiene el uso de fibras unidireccionales y bidireccionales en el *SEA* para una misma orientación. Por un lado, ensayaron probetas de carbono/epoxi, aramida/epoxi e híbrido carbono-aramida/epoxi utilizando fibras unidireccionales orientadas a $0^\circ/90^\circ$, y por otro lado las mismas configuraciones utilizando fibras bidireccionales balanceadas $0^\circ/90^\circ$. En la Figura 29 se pueden ver 2 probetas de carbono/epoxi: (a) con fibras unidireccionales orientadas a $0^\circ/90^\circ$ y (b) con un tejido bidireccional también orientado a $0^\circ/90^\circ$.

La Tabla 7 muestra los detalles de las diferentes configuraciones y los resultados obtenidos en los ensayos cuasi-estáticos. Se observa que tanto para las fibras de carbono como para las fibras de aramida, los valores de *SEA* obtenidos con los tejidos bidireccionales es mayor que los valores obtenidos con las fibras unidireccionales a pesar de mantener la misma orientación [50].

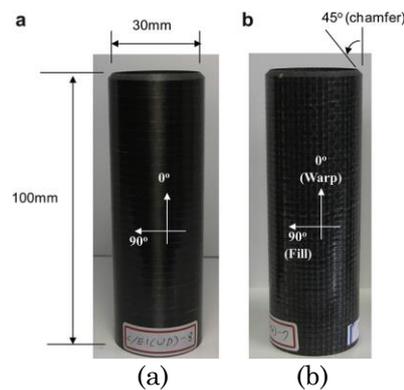


Figura 29: (a) Probeta carbono/epoxi con fibras unidireccionales orientadas a $0^\circ/90^\circ$. (b) Probeta carbono/epoxi con tejido bidireccional orientado a $0^\circ/90^\circ$ [50].

Tabla 7: Configuraciones de materiales ensayados y resultados [50].

Designations	Stacking sequence	P_{max} (kN)	P_m (kN)	CFE (%)	SE (%)	E_c (kJ)	<i>SEA</i> (kJ/kg)
UC	[90/0] ₇	31.3	25.2	80.5	81	2.06	72.7
UK	[90/0] ₁₁	17.6	12.8	73	80	1.03	43.1
UCK_H	[90 _c /0 _c] ₁₁	23.3	19.0	81	65	1.23	49.9
UKC_H	[90 _w /0 _w] ₁₁	26.8	17.8	67	84	1.48	59.5
FC	[90(fill)/0(warp)] ₄	31.1	26.6	85.5	83	2.22	81.7
FK	[90(fill)/0(warp)/90(fill)/0(warp)/90(fill)/0(warp)/90(fill)] ₇	19.1	15.7	82	81	1.29	58.0
FCK_H	[fill(carbon)/warp(Kevlar)/fill(carbon)/warp(Kevlar)/fill(carbon)/warp(Kevlar)] ₇	16.9	12.6	74	84	1.06	45.6

Para composites de vidrio/epoxi, Ghasmnejad *et al.* [53], Thornton *et al.* [18] y Mirzaei *et al.* [52] analizaron diferentes orientaciones de fibras $[0^\circ/\theta]_n$ así como las orientaciones $\pm 30^\circ$, $\pm 45^\circ$ y $\pm 60^\circ$. En todas las investigaciones concluyeron que los laminados con parte de las fibras orientadas a 0° se consiguen mayores valores de absorción de energía que en aquellas configuraciones donde las fibras están orientadas a $\pm 30^\circ$, $\pm 45^\circ$ y $\pm 60^\circ$. Por otro lado, entre los diferentes laminados ensayados con orientaciones $[0^\circ/\theta]_n$, tanto Thornton *et al.* [18] como Mirzaei *et al.* [52] concluyen que se consiguen mayores valores de absorción de energía cuando el valor de θ es más cercano a 90° que a 0° . Las fibras orientadas a 90° ayudan a frenar la propagación de la grieta y la formación de los pétalos durante el colapso de la probeta y esto hace que la energía disipada sea mayor.

Por otro lado, Solaimurugan *et al.* [54] investigaron el efecto de la orientación de las fibras en la capacidad de absorción de energía de unas probetas circulares de vidrio/poliéster. Por un lado ensayaron probetas con cuatro capas de vidrio y por el otro lado probetas con 6 capas. La primera y última capa del laminado era un tejido bidireccional balanceado para todos los casos, con 50% de fibras orientadas a 0° y 50% de fibras orientadas a 90° . Sin embargo, las capas intermedias eran fibras unidireccionales orientadas a 0° o a 90° y en cada caso la secuencia de laminado era diferente. En la Figura 30(a) se puede ver la nomenclatura, orientación de las fibras unidireccionales, secuencia de laminado y el porcentaje total de las fibras orientadas a 0° en cada caso. Las capas denominadas WRM son los tejidos bidireccionales balanceados. En las Figura 30(b) y (c) se pueden ver los resultados de *SEA* respecto al porcentaje total de fibras orientadas a 0° de la probeta obtenidos en los ensayos para las estructuras de 4 y 6 capas de fibra respectivamente. El autor concluyó que la presencia de un alto porcentaje de fibras orientadas a 0° mejora las propiedades del material y ayuda a absorber mayores cantidades de energía. Sin embargo, es necesario un porcentaje mínimo de fibras orientadas a 90° para poner mayor resistencia a la propagación de la grieta y la formación de los pétalos y maximizar la disipación de la energía [54]. Otro de los aspectos en las que el autor hace hincapié es en la importancia de la secuencia de laminado. Para diferentes configuraciones con el mismo porcentaje de fibras orientadas a 0° los valores de *SEA* son diferentes (C2 y C3; D2, D3 y D4; o D5 y D6). El autor determina que la secuencia de laminado óptima es aquella que tiene más fibras orientadas a 90° en la parte exterior de la probeta y más fibras orientadas a 0° en la parte interior, que son los casos de las configuraciones C3, D4 y D6 [54].

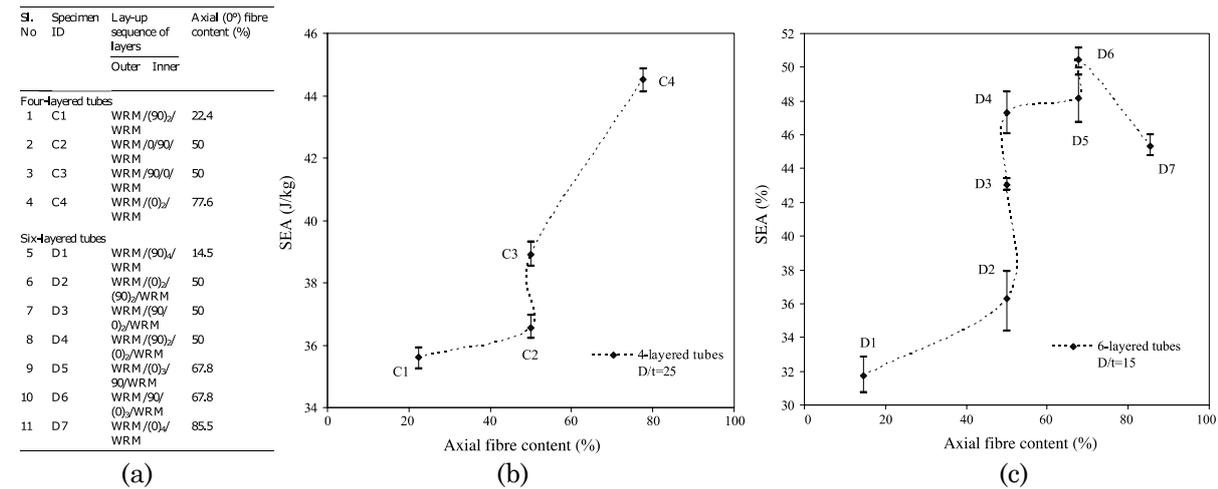


Figura 30: (a) Nomenclatura de las configuraciones. (b) *SEA* en función del porcentaje de fibras orientadas a 0° para probetas con 4 capas. (c) *SEA* en función del porcentaje de fibras orientadas a 0° para probetas con 6 capas. [54].

2.2.6 Efecto del volumen de fibra

El porcentaje del volumen de fibra de un material compuesto es un parámetro muy importante a la hora de definir las propiedades mecánicas del mismo. Por lo general la resistencia y la rigidez de un composite dependen del tipo de refuerzo que se emplea, la orientación y el porcentaje del mismo. Sin embargo, no se han podido encontrar muchos trabajos que hayan estudiado la influencia que tiene el volumen de fibra en la capacidad de absorción de energía durante el colapso de una estructura de materiales compuestos. Además, mientras que algunos autores concluyen que los valores de *SEA* aumentan incrementando el volumen de fibra [55,56], otros autores deducen que los valores de *SEA* disminuyen con el incremento del volumen de fibra [57–59].

Thornton *et al.* [57] analizaron el efecto del volumen de fibra en la absorción específica de energía de unos tubos de vidrio/viniléster variando el volumen de fibra desde un 10% hasta un 50% y determinaron que los valores de *SEA* disminuyen al aumentar el porcentaje de fibra. Ramakrishna y Hull [55] analizaron el efecto del volumen de fibra en el *SEA* de unos tubos fabricados con fibras de carbono que se muestran en la Figura 31(a). El porcentaje analizado varía entre el 13,5% y el 22,5% y las estructuras fueron ensayadas en ambas direcciones del laminado (Warp y Weft en la Figura 31(a)). La Figura 31(b) muestra los resultados obtenidos, donde se puede ver que los valores de *SEA* aumentan para ambas direcciones cuando el porcentaje de fibra es mayor.

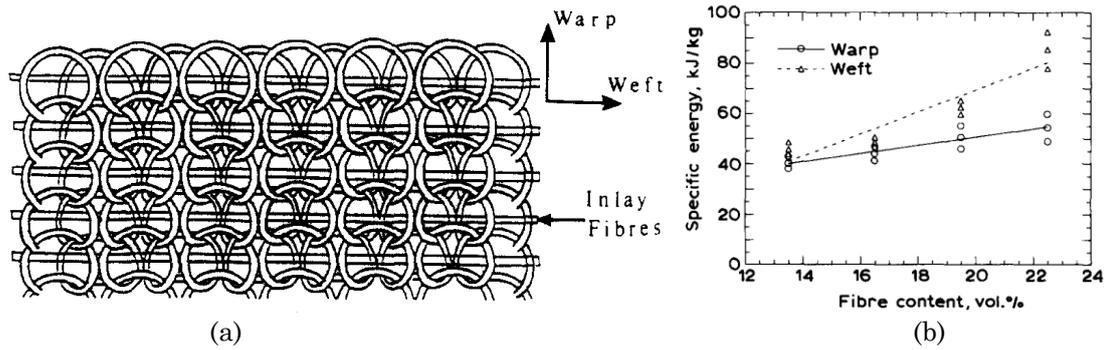


Figura 31: (a) Tipo de tejido utilizado. (b) SEA en función del contenido de fibra. [55].

En un trabajo posterior, el propio Ramakrishna [56] analizó este mismo efecto con los mismos tipos de tejidos en carbono y en vidrio. En este caso el rango de contenido en fibra para los tubos de carbono varía entre el 20,4% y el 32,4%, mientras que el rango de fibra de los tubos de vidrio va desde el 14% hasta el 26%. En la Figura 32(a) y (b) se muestran los resultados de los ensayos para los tubos de ambos materiales y en las dos direcciones del tejido. Al igual que en el caso anterior, aumentando el volumen de fibra, se puede ver que los valores de SEA aumentan para los distintos materiales y distintas direcciones. Según el autor, una posible explicación a estos resultados es que, al aumentar el contenido en fibra, la resistencia axial es mayor; en consecuencia las cargas que el tubo transmite son mayores y esto genera unas superficies de delaminación mayores disipando más energía.

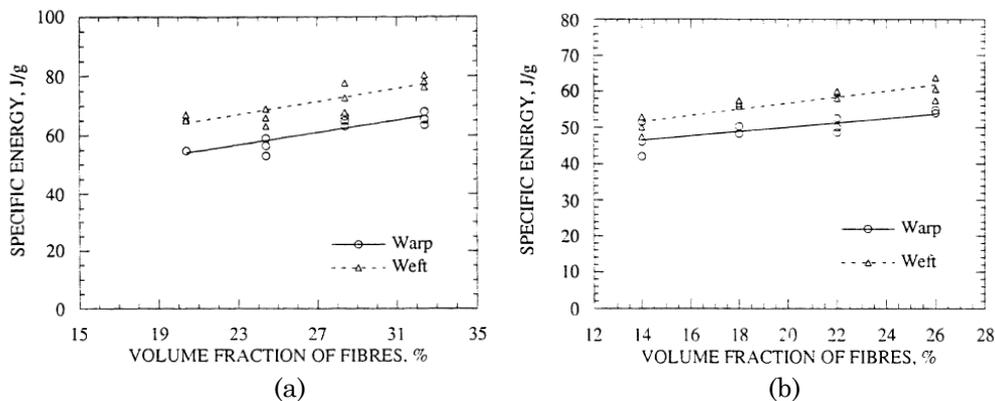


Figura 32: (a) SEA en función del contenido de fibras para tubos de carbono. (b) SEA en función del contenido de fibras para tubos de vidrio. [56].

Por otro lado, Farley [58,59] concluyó en varias investigaciones que los valores de SEA de una estructura de composites disminuyen al aumentar el contenido de fibra. En estas investigaciones analizó el efecto del volumen de fibra de unos tubos fabricados con fibras unidireccionales de carbono en orientaciones diferentes y una resina epoxi como matriz. El rango de porcentaje de fibra analizado se encuentra entre el 40% y el 55%. Tal y como se puede ver en la Figura 33, los resultados de los ensayos muestran que los valores de

SEA disminuyen con el aumento del contenido en fibra. El autor atribuye este fenómeno a lo siguiente [59]: al aumentar el contenido en fibra, el volumen de matriz entre las capas es menor y, en consecuencia, la resistencia interlaminar del composite disminuye. Como la resistencia interlaminar es menor, las grietas interlaminares se generan con cargas de menor valor y esto a su vez se traduce en una capacidad de absorción de energía menor. Además, al incrementar el contenido de fibra, la densidad del material es mayor y esto influye negativamente en los valores específicos de energía absorbida.

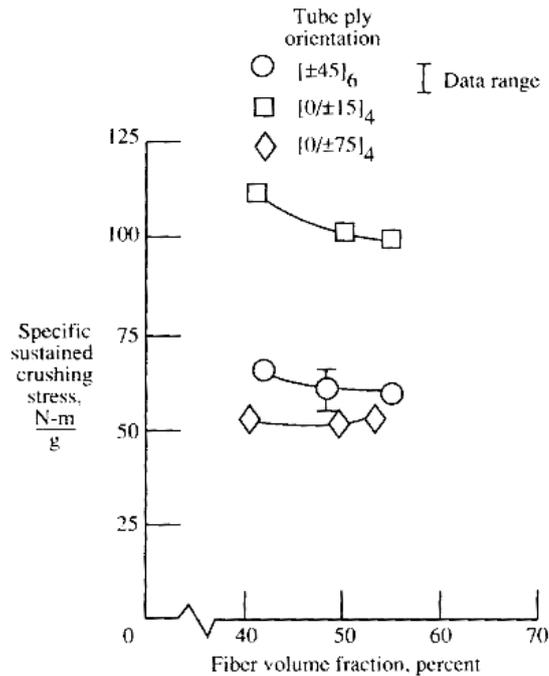


Figura 33: *SEA* en función del contenido de fibras para tubos de carbono [59].

2.3. Simulación numérica de estructuras de impacto en materiales compuestos

Dependiendo de la naturaleza del ensayo que se desea simular, cuáles son los materiales a modelizar o incluso cuál es la finalidad de los ensayos numéricos, existen infinidad de posibilidades para la discretización temporal y espacial de los modelos. Por otro lado, en el caso concreto de los materiales compuestos, se debe definir un modelo constitutivo de material que determine la respuesta intralaminar del material. Otro de los aspectos a abordar al simular estos materiales es la respuesta interlaminar debido al fenómeno de delaminación y también hay que tener en cuenta la influencia de las condiciones de contorno como el efecto de la fricción o la influencia del iniciador de colapso.

2.3.1 Discretización temporal y espacial

Para determinar la discretización temporal de la simulación, salvo en los casos más simples en que la respuesta durante un impacto sea lineal o que se trate de evaluar vibraciones no lineales resultantes de un impulso conocido, es necesario resolver un problema no lineal, por lo que se necesita resolver de forma explícita.

Para resolver este problema se obtiene la solución en el instante t_{n+1} a partir de los valores de instantes anteriores. Aunque el problema a resolver es el mismo, se emplean dos tipos de algoritmos para resolverlos: los métodos implícitos y los métodos explícitos. La utilización de métodos implícitos o explícitos depende del tipo de cálculo que se quiera realizar. Generalmente, los métodos implícitos se emplean para cálculos en los que las cargas son estáticas, mientras que los métodos explícitos son más apropiados para cálculos dinámicos y altamente no lineales, entre los que se incluyen los problemas de impacto en materiales compuestos.

En la mayoría de los trabajos de bibliografía se ha optado por el método explícito para el cálculo aunque también se puede encontrar algún trabajo donde se ha utilizado el método implícito, como el llevado a cabo por Bisagni *et al.* [60] o Kazanci y Bathe [61]. Bisagni *et al.* [60] emplearon modelos basados en diferentes criterios implementados en Abaqus. Los elementos utilizados en los modelos estudiados eran de tipo *shell* S4R con cuatro nodos que utilizan aproximaciones para las deformaciones debidas a flexión basadas en la teoría *Kopiter-Sanders shell theory* [61]. Por un lado empleó dos modelos en implícito con Abaqus standard, uno basado en el análisis de modos propios y otro en el método no lineal de Riks [61]. Por último empleó un modelo dinámico implementado en Abaqus/Explicit para proceder con la comparativa. Con este trabajo, determinó la viabilidad de los diferentes modelos y el posible uso del método implícito para estas aplicaciones con el objetivo de poder reducir el coste computacional del método explícito. Kazanci y Bathe por su parte, emplearon elementos 3D *shell* para simular las estructuras de impacto de acero en compresión a diferentes velocidades y comparar los resultados numéricos con otros resultados calculados por el método explícito. En la Figura 34 se puede observar la buena correlación obtenida entre los dos métodos.

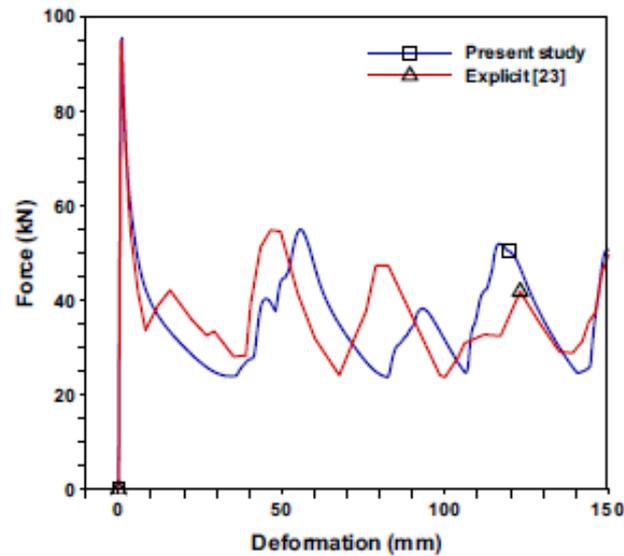


Figura 34: Correlación de las simulaciones con método implícito y explícito [61].

En cuanto a la discretización espacial del MEF, se puede realizar mediante mallas Lagrangianas, mallas Eulerianas o mallas denominadas ALE (Arbitraria Lagrangiana-Euleriana). Las mallas Lagrangianas están ligadas al material y se deforman con el mismo. Las mallas Eulerianas se encuentran fijas en el espacio y permiten que sea el material el que fluya a través de ellas. La descripción Lagrangiana es la más natural y efectiva para ser utilizada en problemas de mecánica de sólidos, donde se estudia el comportamiento del material a lo largo de toda su deformación. La descripción Euleriana tiene mayor aplicación en problemas de mecánica de fluidos, donde se estudia el comportamiento de la materia que atraviesa un volumen de control estacionario.

Las estructuras de material compuesto laminado se modelizan normalmente empleando mallas Lagrangianas representadas mediante tres tipos de elementos diferentes: elementos *shell* para placas planas, elementos *shell* para placas gruesas y elementos tridimensionales ortótropos. En el caso particular de las simulaciones de estructuras de impacto en materiales compuestos, la gran mayoría de los autores emplea elementos *shell* para placas planas. Dentro de este tipo de elementos, los modelos con elementos *shell* multicapas han demostrado ser más precisos que los elementos *shell* de una única capa, ya que permite poder simular con más precisión la formación de pétalos durante el colapso y poder simular la delaminación entre las capas de fibra del material compuesto [62–67].

2.3.2 Respuesta intralaminar del modelo (modelo de material)

Para definir la respuesta intralaminar de las simulaciones numéricas de materiales compuestos, es importante tener en cuenta la naturaleza anisotrópica de estos materiales. Su comportamiento elástico puede ser modelizado una vez que las propiedades elásticas en cada dirección hayan sido determinadas experimentalmente. La mayor incertidumbre es la determinación del comportamiento de un material compuesto después de generar daño. Para definir un modelo constitutivo del material, es importante saber cuáles son los modos de fallo de un material compuesto, los criterios de inicio de daño existentes y los modelos de degradación más empleados.

2.3.2.1 Modos de fallo de un material compuesto

Existen cinco ensayos uniaxiales posibles que se pueden realizar a una lámina unidireccional de composite para caracterizar los modos de fallo: tracción y compresión en dirección de las fibras (o dirección longitudinal), tracción y compresión en dirección de la matriz o dirección transversal y un ensayo cortante puro. Bajo estos ensayos se caracteriza a rotura el material compuesto obteniendo las siguientes resistencias últimas: X_C , X_T , Y_C , Y_T y S_L . En las capas unidireccionales bajo tensiones en el plano existen cuatro modos de fallo claramente diferenciados [68], los modos F_{FT} y F_{KB} que son modos de fallo longitudinales relacionados con el fallo de la fibra y $F_{\alpha=0}$ y $F_{\alpha\neq 0}$ que son modos de fallo de la matriz en dirección transversal, tal y como se pueden observar en la Figura 35.

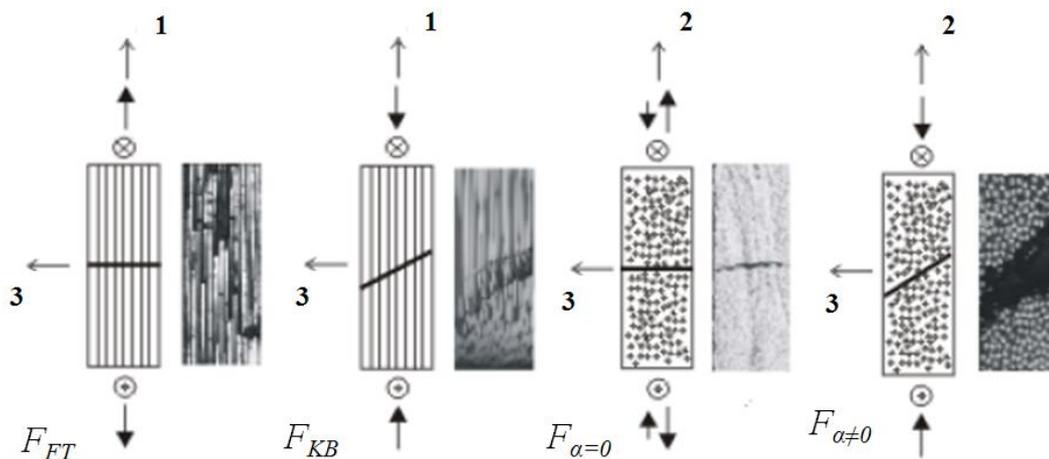


Figura 35: Modos de fallo de una capa unidireccional de material compuesto [68].

El modo de fallo F_{FT} corresponde al fallo de las fibras cuando éstas están sometidas a tracción. Este fallo es uno de los más graves dado que cuando fallan las fibras es prácticamente imposible evitar el colapso estructural del material.

El modo de fallo F_{KB} corresponde al fallo del material en dirección longitudinal sometido a compresión. Se trata del modo de fallo más complejo de caracterizar de los materiales compuestos [69]. La lámina normalmente falla debido a tres mecanismos o a una combinación de ellos: el pandeo de las fibras dentro de la matriz, el fallo por aplastamiento de las fibras y la generación del fenómeno denominado “*kink band*” [69].

Los modos de fallo de la matriz son los dos restantes: el modo de fallo $F_{\alpha=0}$, que corresponde al fallo bajo tracción transversal y cortante, se produce una grieta transversal a la lámina que ocupa todo el espesor del laminado. El modo de fallo $F_{\alpha\neq 0}$, que corresponde al fallo bajo compresión transversal y cortante, produce una grieta a una determinada orientación distinta a la dirección transversal.

2.3.2.2 Criterios de inicio de daño

Existen diferentes formas para clasificar los criterios de fallo de láminas de material compuesto. La clasificación más empleada en bibliografía [70,71] diferencia dos tipos de criterios de inicio de daño para composites.

En primer lugar están los criterios de fallo que no asocian el fallo a los diferentes mecanismos que lo provocan. Estos criterios determinan mediante un conjunto de funciones todos los puntos que suponen el fallo de la lámina. Los criterios con una sola función son normalmente ajustes polinomiales a un conjunto de datos experimentales como son los criterios de Tsai-Hill o Tsai-Wu [72–74]. Se trata de modelos matemáticamente sencillos y para emplearlos únicamente se necesitan propiedades elásticas y de rotura (módulos elásticos y resistencias últimas) del material a analizar. Estos criterios tienen dos importantes limitaciones: por un lado no son capaces de predecir qué modo de fallo se está produciendo. Y por otro el ajuste se hace para una combinación de cargas dadas, de manera que la aplicabilidad del modelo se reduce a todos aquellos problemas en los que se reproduzca dicha combinación de cargas.

En segundo lugar están los criterios que asocian el fallo del laminado y los diferentes mecanismos que lo provocan y se desarrollan a partir de modelos que en mayor o menor medida describen la física del proceso de fallo. Normalmente son criterios de fallo combinados que describen un conjunto de modos de fallo, entre los que destacan los de

Hashin [75–77], Puck [78,79] o los criterios LARC03/04 [80,81]. No solo son capaces de predecir el fallo de la estructura, sino que además aportan información del modo de fallo que se ha producido. En la bibliografía [82] se encuentra que los modos de fallo de compresión, tanto de las fibras como de la matriz, no son capaces de obtener la carga de fallo fiables. Además, los criterios muestran una gran dispersión de resultados entre sí, debido principalmente a la complejidad de los modos de fallo de estos materiales.

2.3.2.3 Modelos de degradación del material compuesto

Estos modelos matemáticos requieren de una homogeneización del comportamiento de las distintas fases que agrupan su volumen. La lámina se supone así un material homogéneo para el que se definen la relación constitutiva y las variables internas a lo largo de todo su espesor. En el caso de los composites se emplean los criterios de activación de daño descritos anteriormente, para a continuación determinar la evolución del daño de la propia lámina. Se considera un conjunto de mecanismos de fallo y se definen las variables de estado que describen estos mecanismos. Los dos modos de fallo más comunes en láminas unidireccionales se dan en dos planos bien determinados, en el plano transversal, cuando falla la matriz, y en el plano longitudinal, cuando falla la fibra. Es por ello por lo que todos los mesomodelos coinciden al describir el daño con un conjunto de variables escalares en cada dirección, una asociada a las fibras (d_1) y otra asociada a la matriz (d_2). A la hora de describir el daño producido por la cortante (d_3), los diferentes autores emplean dos estrategias: (i) Definir una variable interna desacoplada, numéricamente más simple, pero que carece de sentido físico. (ii) Definir una variable como combinación de las dos anteriores.

Maimí [68] sostiene que para que un mesomodelo sea capaz de determinar la capacidad estructural de un composite debe cumplir una serie de requisitos mínimos resumidos en:

- Seleccionar un conjunto de variables internas que determinen con precisión los distintos mecanismos de daño que sufrirá la estructura bajo su historia de cargas.
- Considerar cómo los distintos modos de fallo afectan al tensor de rigidez y el posible cierre de grietas bajo cargas de compresión.
- Determinar con precisión el inicio del daño mediante un criterio de fallo que determine con exactitud el inicio de cada mecanismo de degradación.
- Garantizar una disipación no negativa bajo cualquier ciclo de cargas. La termodinámica de los procesos irreversibles ofrece un marco para garantizar la consistencia termodinámica.

- El modelo debe ajustarse mediante propiedades estándares obtenidas mediante experimentos estandarizados.
- Las propiedades deben ser obtenidas de análisis de capas unidireccionales para evitar ajustar el modelo cada vez que se modifique la secuencia de apilamiento del compuesto. El modelo debe incluir la interacción de las distintas capas, definiendo éstas a partir del estudio micromecánico.
- El modelo constitutivo debe tener en cuenta la correcta disipación de energía y la independencia del resultado frente a la malla de elementos finitos utilizada.

A pesar de todas estas restricciones los mesomodelos de daño para láminas permiten bastante flexibilidad. Existen muchos modelos desarrollados para la modelización numérica de composites laminados.

- *Método del Ply Discount* [83,84]
- *Modelo Matzenmiller* [85]
- *Modelo Ladevèze* [86–90]
- *Modelo Linde* [91]
- *Modelo Barbero* [92,93]
- *Modelo Williams* [94]
- *Modelo Chang-Chang* [95]

En este sentido, muchos de los trabajos encontrados en bibliografía acerca de los modelos para la simulación de estructuras de impacto de materiales compuestos se han basado en diferentes criterios de daño y degradación del material. Feraboli *et al.* [63] utilizaron el modelo de material MAT54 “Enhanced Composite Damage” que viene incorporado en LS-Dyna, el cual se basa en los criterios de fallo de Chang-Chang. Joosten *et al.* [65] emplearon el modelo de daño que está basado en el trabajo de Landavèze y LeDantec que viene incorporado en PAM-CRASH. McGregor *et al.* [64] se basaron en el modelo “Continuum damage mechanics based model (CODAM)” implementado en LS-Dyna, mientras que Sokolinsky *et al.* [66] emplearon como modelo de material la subrutina ABQ_PLY_FABRIC implementado en Abaqus. Según los resultados de los autores citados, todos consiguieron buenas correlaciones con los resultados experimentales por lo que no hay argumentos para poder decir cuál es el modelo más preciso y fiable.

2.3.3 Respuesta interlaminar (delaminación)

Entre aquellos autores que optaron por emplear o desarrollar un modelo con elementos *shell* multicapas, se han podido encontrar diferentes estrategias para modelizar la delaminación entre las capas. Algunos autores optaron por utilizar propiedades cohesivas dominadas por los valores de energías de fracturas por Modo I y por Modo II, utilizando para ello elementos cohesivos entre las capas [67,96] o asignando propiedades de contacto cohesivos a la intercara [97,98]. Estas propiedades cohesivas mantienen la unión entre las capas hasta que los valores de energía de los elementos lleguen a los valores límite de energía de fractura a Modo I y Modo II especificadas y a partir de ahí se produce la separación de las capas debido a la delaminación. Por otro lado, otros autores emplearon contactos denominados *tiebreak* en vez de utilizar propiedades cohesivas para simular la delaminación [66,99,100]. Estos contactos son propiedades asignadas a la intercara entre las capas y se rigen por un estado tensional o de deformación de los elementos de la intercara a diferencia de las propiedades cohesivas. De este modo, cuando los elementos lleguen a un determinado estado tensional o de deformación se da la separación de las capas simulando la delaminación del material compuesto. En este sentido, Joosten *et al.* [65] también se decantaron por el uso de elementos tipo *Tie*, pero a diferencia de los demás autores, estos contactos fueron limitados a valores de energías de fracturas por Modo I, Modo II y combinación de ambos, en vez de ser dominados por el estado tensional o el estado de deformación. Esta estrategia emplea contactos tipo *tiebreak* pero dominado por propiedades cohesivas, siendo una mezcla de las dos estrategias anteriormente mencionadas.

A pesar de que la simulación de la delaminación entre las capas de un material compuesto ha sido objeto de numerosas investigaciones, Bussadori *et al.* [98] concluyeron que la energía disipada por este mecanismo en una estructura de impacto de composite es inferior al 8,75% de la energía interna o la energía intralaminar total del material. Según los autores, entre el 70%-80% de la energía total disipada se debe a la energía intralaminar (del cual el 8,75% es por delaminación) y el 20%-30% de la energía es debido a la disipación de energía por fricción [98]. Visto los resultados, los autores concluyeron que omitiendo el fenómeno de la delaminación se puede conseguir un modelo con un coste computacional hasta 3 veces menor y con unos resultados similares [98]. En la misma línea de estos resultados, McGregor *et al.* [64] realizaron un análisis energético para determinar cuanta energía es disipada por los diferentes mecanismos de absorción de energía en el colapso de una estructura de impacto de materiales compuestos.

Analizaron numéricamente el comportamiento de colapso de una estructura y el efecto que tiene el uso de un iniciador externo denominado *plug*. La Figura 36 muestra los porcentajes y los valores energéticos calculados numéricamente. La energía disipada por delaminación varía entre el 1% y el 3% de la energía total [64], por lo que tal y como afirmaron Bussadori *et al.* [98] la contribución del mecanismo de delaminación en la disipación de energía es muy baja. En cuanto a la energía interna, se observa que es entre el 63%-80% de la energía total y el 17%-36% de la energía restante es disipada debido al mecanismo de fricción.

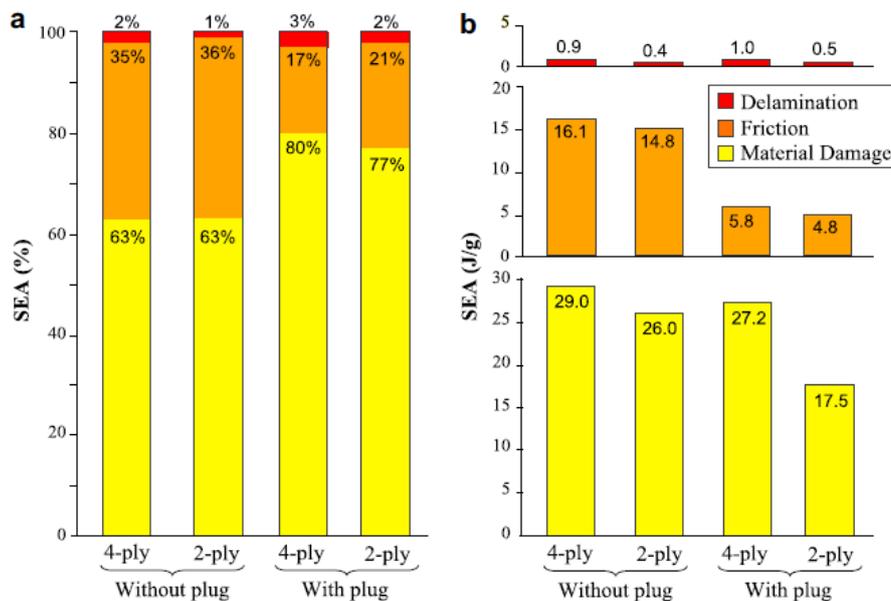


Figura 36: Contribución energética de los diferentes mecanismos de deformación [64].

2.3.4 Fricción

Tal y como se ha mencionado anteriormente, según Bussadori *et al.* [98] y McGregor y *et al.* [64], entre el 20% y el 35% de la energía disipada durante el colapso de una estructura de impacto es debido a la fricción. Esto implica que la fricción juega un papel fundamental en la simulación de este tipo de estructuras. Bussadori *et al.* [98] analizaron numéricamente este efecto aumentando el coeficiente de fricción de una estructura de composites desde 0,1 hasta el 0,3 y determinaron que la energía total disipada es en torno a un 17-19% mayor. En este sentido, Joosten *et al.* [65] también analizaron numéricamente este efecto y observando las gráficas de la Figura 37, se puede ver que aumentando el coeficiente de fricción (desde $\mu = 0$ hasta un valor de $\mu = 0,2$) la energía disipada aumenta casi en el doble.

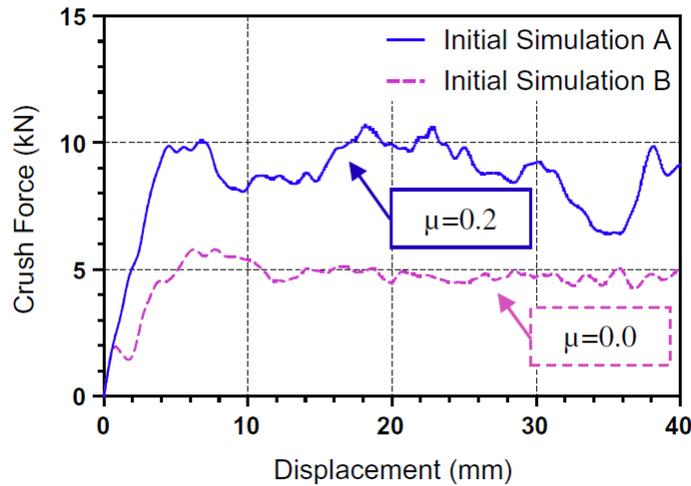


Figura 37: Graficas fuerza-desplazamiento con diferentes valores del coeficiente de fricción [65].

A pesar de que se haya demostrado que la fricción tiene gran influencia en la disipación de energía, uno de los problemas más comunes es que resulta complicado determinar el coeficiente de rozamiento experimental para poder alimentar el modelo numérico. Una de las soluciones por la que optaron Israr *et al.* [96] fue simular el impacto de una estructura de composites con diferentes coeficientes de fricción y realizar una comparativa visual con los resultados experimentales. La Figura 38 muestra la comparativa visual para determinar el coeficiente de fricción. Mediante imágenes captadas por una cámara de alta velocidad, los autores midieron el ángulo que formaban las láminas delaminadas y emplearon esa técnica para determinar con que coeficiente de fricción conseguían resultados similares en las simulaciones numéricas, con un resultado de $\mu = 0,15$ para su caso particular.

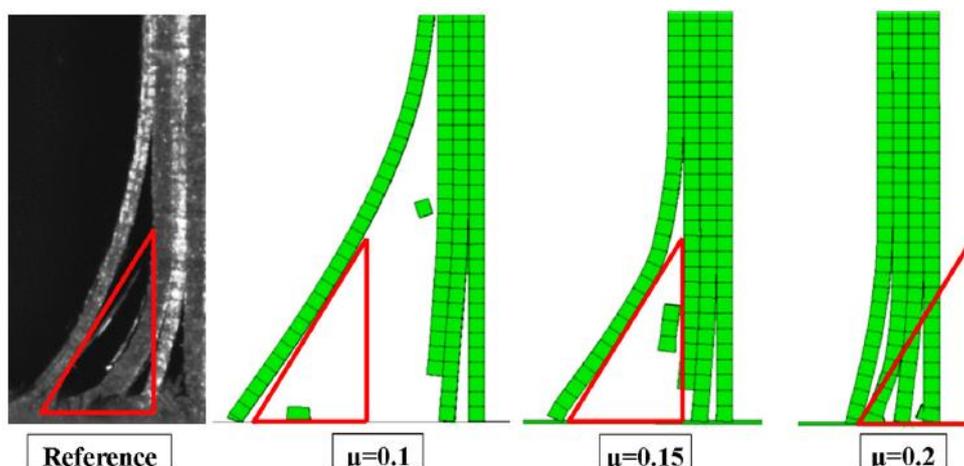


Figura 38: Comparativa visual de los resultados experimentales y numéricos para determinar el coeficiente de fricción [96].

2.3.5 Modelización del trigger

Otro de los aspectos fundamentales en la simulación de estructuras de impacto en materiales compuestos, es la modelización del iniciador de colapso o el *trigger*. Uno de los iniciadores más empleados es el de tipo chaflán y éste genera ciertos problemas de modelizado al emplear elementos *shell*. Al no ser elementos tridimensionales, existen problemas de modelizado para recrear el cambio constante de sección debido a un chaflán. Una de las soluciones adoptadas por Feraboli *et al.* [63] para incluir en el modelo el efecto del *trigger*, es crear una hilera de elementos *shell* en uno de los extremos de la estructura con un espesor inferior, de modo que colapsará antes emulando a un chaflán. En la Figura 39 se puede observar la solución adoptada por Feraboli y la correlación numérico-experimental.

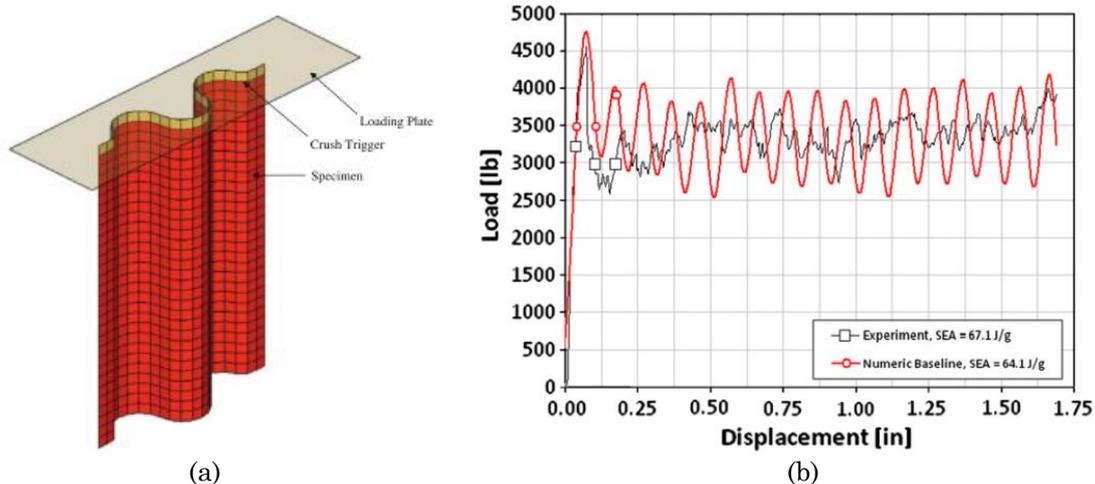


Figura 39: (a) Imagen del modelo de Feraboli *et al.* [63] con el modelizado del *trigger*. (b) Correlación numérico-experimental de la curva fuerza-desplazamiento [63].

Siguiendo una estrategia similar, David y Johnson [97] modelizaron el *trigger* reduciendo el espesor de las primeras dos hileras de los *shell* de manera progresiva. La Figura 40 muestra el detalle del *trigger* modelizado con elementos *shell*. Los elementos marcados en azul (indicados con el número 3) son la continuación de los elementos marcados en verde y en amarillo pero el espesor asignado para dichos elementos es menor. En cuanto los elementos marcados en rosa claro (indicados con el número 2), son la continuación de los azules, pero con menos espesor asignado. En cuanto a los elementos naranjas asignados con el número 1, estos elementos no son parte de la estructura. Los autores emplean una hilera de elementos denominado como arista separador, cuya función es introducirse entre las dos hileras de elementos marcados en rosa claro al inicio del proceso de compresión y así provocar la separación de las capas y simular la delaminación. De este modo, los autores modelizaron el *trigger* variando el

espesor de los *shell* e introduciendo una hilera de elementos que actúa de separador. Con esta estrategia, los autores consiguieron predecir la fuerza inicial de colapso con un error aproximado del 6% respecto a los resultados experimentales [97].

Huang y Wang [100] por su parte adoptaron una solución alternativa para la modelización del *trigger* tipo chaflán. Emplearon la técnica de reducir el espesor de las hileras de elementos superiores tal y como lo hicieron otros autores anteriormente mencionados. Sin embargo, añadieron una inclinación a estas hileras de elementos de manera que la geometría del *trigger* se asemeja más a un chaflán de 45°, tal y como se observa en la Figura 41(a). Observando los resultados de la Figura 41(b), se puede concluir que a pesar de que la fuerza de pico de la simulación es ligeramente superior al experimental, la estrategia adoptada por los autores predice adecuadamente el comportamiento del *trigger* experimental.

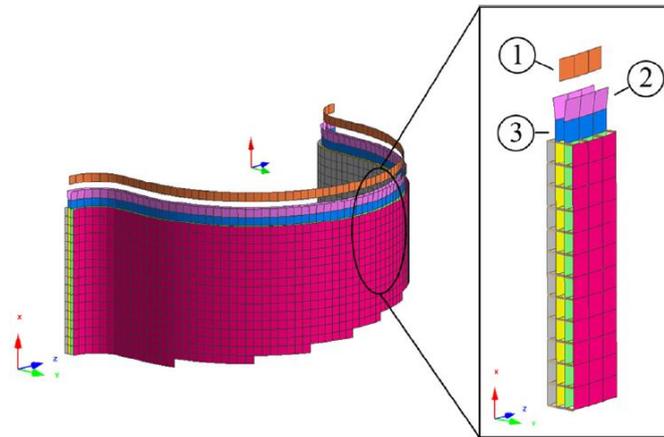


Figura 40: Detalle de la modelización del trigger con elementos shell [97].

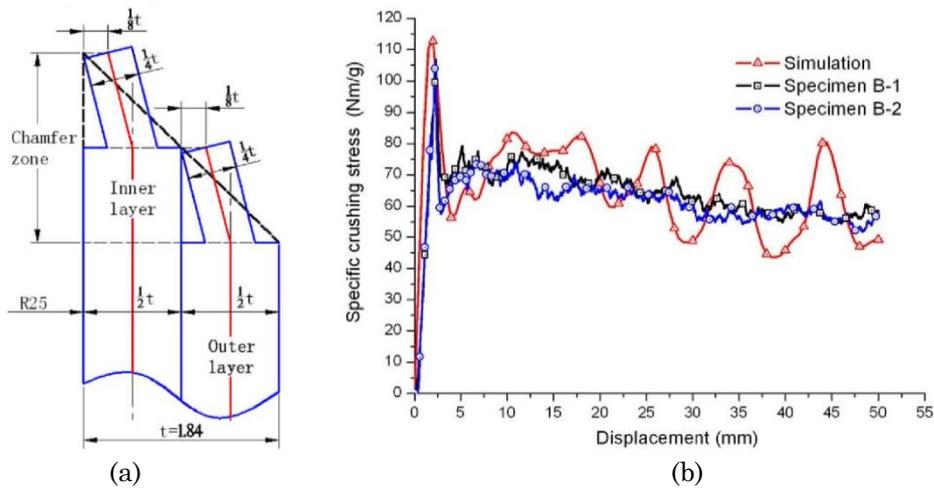


Figura 41: (a) Representación esquemática de la modelización del trigger. (b) Correlación numérico-experimental del proceso de colapso de la estructura de impacto. [100].

Por otro lado, Palanivelu *et al.* [67] e Israr *et al.* [96], al trabajar con elementos *3D shell* multicapas y Sokolinsky *et al.* [66] al emplear elementos *continuum shell*, pudieron realizar la modelización del *trigger* tal y cómo es en la realidad. Utilizando estos elementos se consigue que el modelo tenga la geometría de un sólido tridimensional pero el comportamiento constitutivo sigue siendo similar a la de un *shell*, de manera que el coste computacional es mucho más bajo comparando con un modelo que emplea elementos sólidos [66]. En la Figura 42 se puede ver la imagen del modelo y el aspecto del *trigger* de tipo chaflán de 45° en 3D.

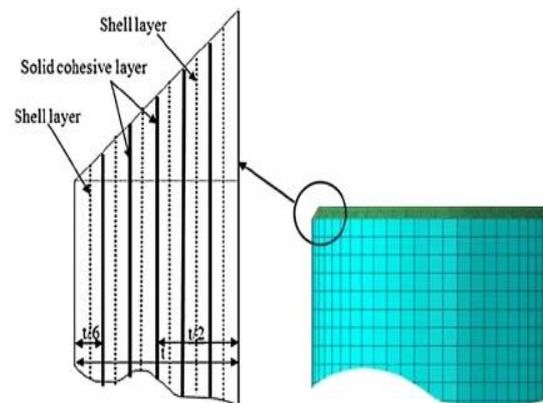


Figura 42: Solución adoptada por Palanivelu *et al.* [67] para modelizar el chaflán de 45°.

2.4. Procesos de fabricación de las estructuras de impacto en materiales compuestos

2.4.1 Estructuras de impacto fabricadas por infusión con bolsa de vacío

La técnica de infusión con bolsa de vacío es un método de fabricación para piezas de materiales compuestos de alta calidad que permite fabricar componentes de grandes dimensiones [101]. Las fibras secas precortadas se posicionan sobre un molde abierto y se tapan con una bolsa de vacío. Esta técnica utiliza el vacío para la impregnación de las fibras de un laminado. En un extremo del molde se posiciona la fuente de entrada de resina mientras que en el otro extremo se coloca la válvula de vacío. Gracias a la depresión del vacío, la resina fluye impregnando las fibras. Una vez que la resina ha impregnado todo el laminado, se cierra la entrada de resina y la válvula de vacío para proceder con la etapa de curado y conseguir así la pieza de composite. En la Figura 43 se muestra la configuración esquemática del proceso de fabricación.

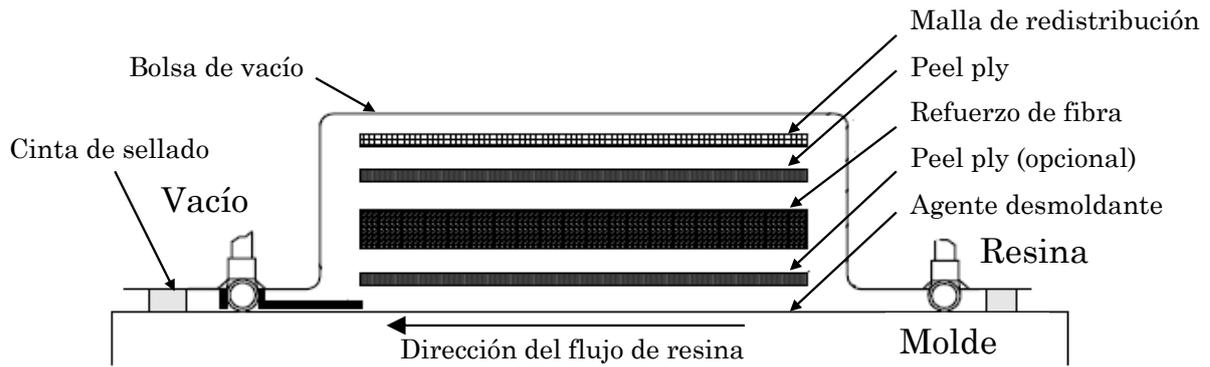


Figura 43: Configuración esquemática del proceso de fabricación de infusión con bolsa de vacío (adaptado de [101]).

Este proceso ofrece una excelente relación entre porcentaje de fibra y porcentaje de resina al mismo tiempo que el coste de los utillajes es bajo y también permite la fabricación de composites tipo sándwich. Sin embargo, la colocación e impregnación de todas las fibras puede resultar complicada y precisa de grandes cantidades de material fungible. Además, debido a que es un proceso manual el proceso tiene baja productividad, no siendo adecuado para series largas.

A pesar de que en mayor medida el proceso de fabricación se lleva a cabo de manera manual, la inyección de la resina y el compactado mediante el vacío generado por una bolsa permite obtener piezas en materiales compuestos de gran calidad y con buena repetitividad. Es por ello que este proceso ha sido seleccionado por muchos autores para la fabricación de estructuras para aplicaciones de impacto [30,102–105].

Feraboli *et al.* [30] y Grauers *et al.* [102] analizaron el comportamiento de estructuras corrugadas de sección abierta de carbono/epoxi para aplicaciones de absorción de energía. Después de analizar los resultados obtenidos, se puede ver que las estructuras de impacto de carbono/epoxi fabricados por infusión con bolsa de vacío tienen una gran capacidad de absorción de energía específica, llegando incluso a valores de *SEA* superiores a 75 kJ/kg [102]. La Figura 44 muestra una representación esquemática de las estructuras corrugadas fabricadas por infusión por Grauers *et al.* [102].

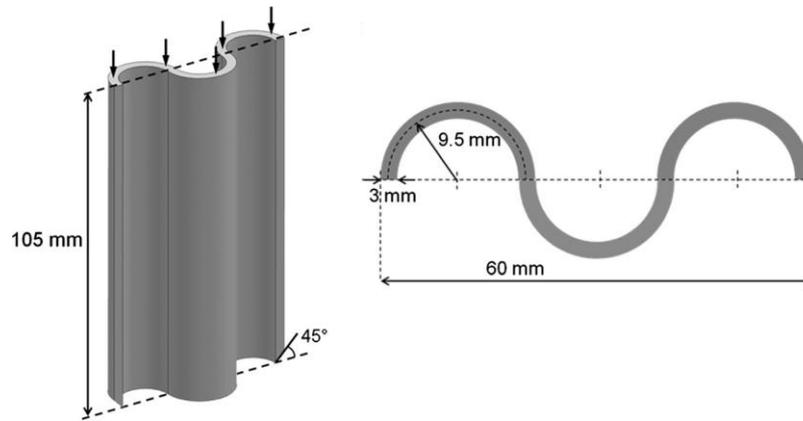


Figura 44: Estructuras corrugadas fabricadas por infusión [102].

Wang *et al.* [104] y Greve *et al.* [103] por su parte, utilizaron el método de la infusión con bolsa de vacío para fabricar estructuras tubulares cerradas de sección circular en vidrio/epoxi y carbono/epoxi respectivamente. Wang *et al.* [104] analizaron el efecto del relleno de espuma en estructuras de impacto de vidrio/epoxi, donde consiguieron valores de *SEA* alrededor de los 30 kJ/kg, demostrando que las estructuras fabricadas por el método de infusión tienen capacidad de absorción de energía para aplicaciones de impacto. En cuanto a la investigación de Greve *et al.* [103], los autores analizaron el comportamiento de las estructuras de carbono/epoxi fabricadas por infusión en condiciones de impacto oblicuo, realizando ensayos con la estructura orientada a diferentes ángulos comprendidos entre 0° y 30° . En la Figura 45 se muestra una imagen esquemática de las condiciones de ensayo. Los autores demostraron que a pesar de la inclinación de la estructura los componentes fabricados por infusión muestran un colapso estable y progresivo con alta capacidad de disipación de energía.

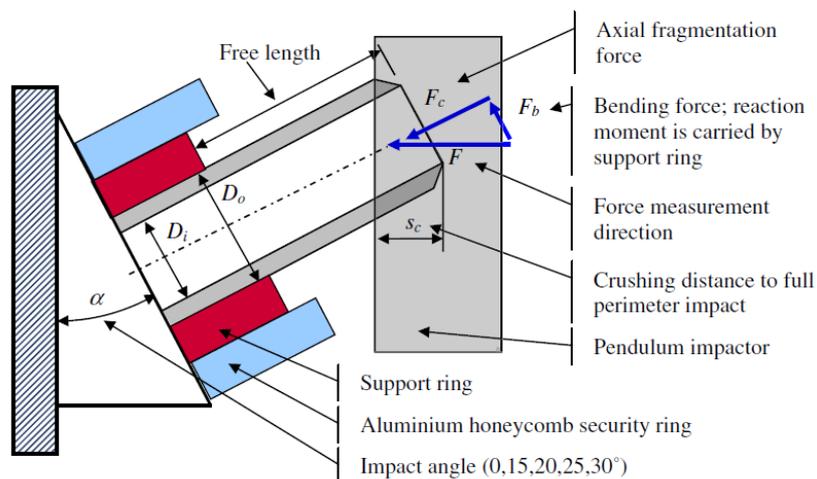


Figura 45: Representación esquemática de las condiciones de ensayo [103].

Por otro lado, Liu *et al.* [105] diseñaron, fabricaron, ensayaron y simularon el comportamiento de una estructura frontal ligera en carbono/epoxi para aplicaciones de impacto de vehículos, el cual se fabricó por el método de la infusión con bolsa de vacío. El ensayo de los *crash box* de composite se realizaron con una máquina de caída de dardo con un peso de 530 kg. La Figura 46(a) muestra el aspecto de la estructura después del ensayo junto con el modelo numérico, mientras que la Figura 46(b) muestra la curva desaceleración tiempo obtenido en el ensayo experimental y por simulación. Se observa que el valor de deceleración máxima no excede de los 33g, siendo superior a 20g durante solo 5 ms de tiempo. De este modo, Liu *et al.* [105] demostraron que aparte de que estas estructuras fabricadas por infusión tienen gran capacidad de absorción de energía, los valores de deceleración que se producen en este tipo de estructuras son menores.

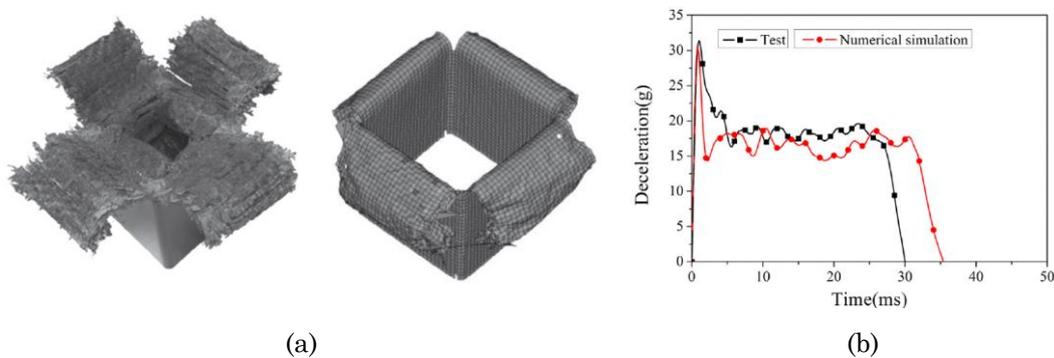


Figura 46: (a) Aspecto de la estructura de impacto experimental y numérico después del ensayo. (b) Gráfica de desaceleración tiempo del ensayo experimental y numérico [105].

2.4.2 Estructuras de impacto fabricadas por contacto a mano

La técnica del laminado manual es la más antigua de todas las técnicas conocidas en la fabricación de piezas con materiales compuestos. A pesar de ser una técnica sencilla, artesanal y con mucha dependencia de la habilidad del operario, continúa siendo el proceso más difundido por su coste, por su adecuación a piezas de diferentes tamaños y formas sin excesivos problemas [106]. Sin embargo, la productividad es baja debido a lo artesanal del proceso y la calidad del laminado depende de la habilidad del operario, condicionando la repetitividad de las propiedades del producto final.

El proceso de contacto a mano consiste en la aplicación de sucesivas capas de material (fieltros, tejidos y ensamblados) impregnadas con una resina y consolidadas mediante la acción de un rodillo o brocha contra un molde. Antes de nada hay que limpiar el molde y aplicar una capa de desmoldeante (típicamente una cera) para que al extraer la pieza no haya ningún problema. Una vez que el molde está preparado se lamina sobre él o se colocan las fibras previamente laminadas sobre el molde.

Debido a la versatilidad que ofrece el proceso de fabricación, esta técnica ha sido elegida por muchos autores a la hora de fabricar e investigar las propiedades de las estructuras de impacto en materiales compuestos [107–111].

Tarlochan *et al.* [107] investigó la capacidad de absorción de energía de estructuras tubulares de vidrio/epoxi fabricadas por contacto a mano y analizó tanto el efecto de un relleno de espuma de poliuretano como el efecto del espesor del tubo interior y exterior. En la Figura 47(a) se muestran los detalles de la estructura. Assaee *et al.* [108] por su parte, fabricaron diferentes geometrías tubulares (ver Figura 47(b)) utilizando tejido de vidrio con resina vinilester y poliéster mediante la misma técnica y analizaron el efecto de la geometría en la capacidad de absorción de energía. En ambas investigaciones, utilizaron mandriles metálicos para laminar y fabricar los tubos de composite y el laminado fue colocado en el mandril con una pretensión para evitar que se crearan bolsas de aire y garantizar la homogeneidad del espesor. Tarlochan *et al.* [107] cuantificaron valores de *SEA* hasta 30 kJ/kg mientras que Assaee *et al.* [108] registraron valores máximos de *SEA* en torno a los 17 kJ/kg. A pesar de las diferencias, las cuales son debidas a los diferentes materiales, geometrías e iniciadores de colapso empleados, las estructuras fabricadas por contacto a mano demostraron altos valores de absorción de energía.

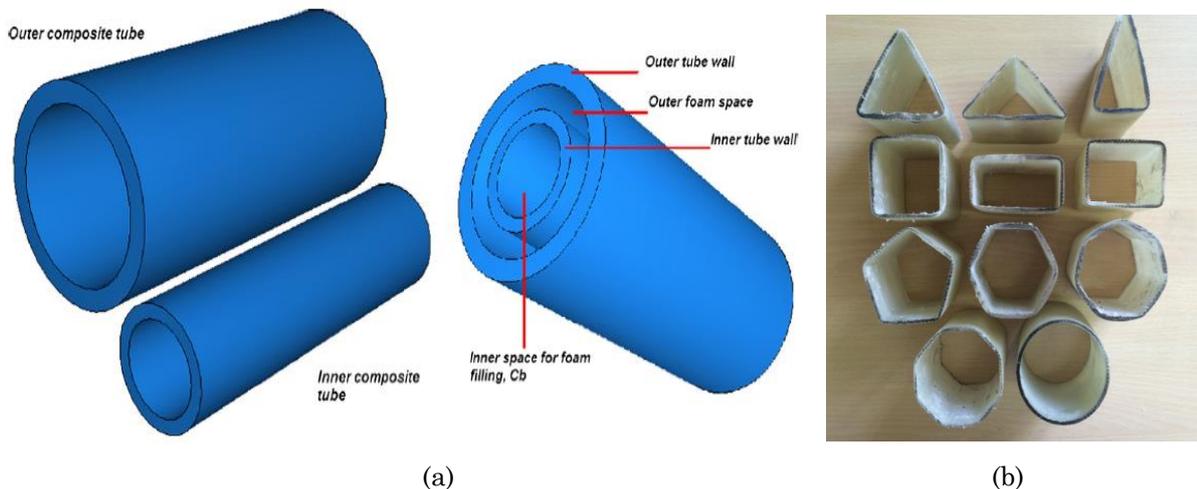


Figura 47: (a) Geometría y configuración analizada por Tarlochan *et al.* [107]. (b) Diferentes geometrías tubulares fabricadas y analizadas por Assaee *et al.* [108].

Por otro lado, Ghasemnejad *et al.* [109,110] investigaron el efecto de la tenacidad de fractura interlaminar del material en la capacidad de absorción de energía de estructuras de impacto de carbono/epoxi y vidrio/epoxi fabricadas por contacto a mano. Sin embargo, al contrario que Tarlochan *et al.* [107] y Assaee *et al.* [107], Ghasemnejad *et al.* [109,110] emplearon una bolsa de vacío para comprimir el laminado y evitar la formación de bolsas de aire en vez de utilizar técnicas para tensionar el laminado como lo hicieron los otros autores. La presión del vacío compacta el laminado colocado manualmente contra el molde y así se consigue obtener mayor repetitividad y homogeneidad de las estructuras. En estos trabajos, los autores concluyeron que las estructuras con mayor tenacidad de fractura interlaminar poseen mayor capacidad de absorción de energía.

En este sentido, Melo *et al.* [111] analizaron la influencia del uso de una bolsa de vacío para la compactación del laminado en estructuras circulares y cuadradas de vidrio/epoxi. Por un lado fabricaron estructuras circulares y cuadradas cuyo laminado no tenía ningún tipo de tensado o compactado y por otro lado, las mismas estructuras con una bolsa de vacío para compactar el laminado. Tal y como se puede observar en la Tabla 8, en caso de la estructura de impacto cuadrada, los valores obtenidos sin bolsa y con bolsa han sido similares. Sin embargo, en caso de la estructura circular, los valores obtenidos mediante la fabricación con bolsa de vacío son alrededor de dos veces más altos. Los autores concluyeron que mediante la bolsa de vacío se consigue una mayor compactación y mejores propiedades de la estructura y determinaron que en el caso de la estructura cuadrada el factor limitante viene dado por la geometría y no por la compactación del laminado [111].

Tabla 8: Resultados de los ensayos de compresión para las diferentes configuraciones con y sin bolsa de vacío [111].

	Circular cross section with vacuum			Circular cross section without vacuum		
	S_U (MPa)	$\bar{\sigma}$ (MPa)	E_s (kJ/kg)	S_U (MPa)	$\bar{\sigma}$ (MPa)	E_s (kJ/kg)
Mean	68.1	65.7	35.5	75.5	29.2	17.3
Std. dev.	6.5	2.2	1.2	8.3	4.7	2.8
	Square cross section with vacuum			Square cross section without vacuum		
	S_U (MPa)	$\bar{\sigma}$ (MPa)	E_s (kJ/kg)	S_U (MPa)	$\bar{\sigma}$ (MPa)	E_s (kJ/kg)
Mean	67.1	19.4	10.6	70.6	15.4	9.5
Std. dev.	4.0	4.4	2.4	7.6	1.5	0.9

2.4.3 Estructuras de impacto fabricadas por pultrusión tradicional

La pultrusión es un proceso continuo de transformación de polímeros reforzados con fibra para obtener perfiles con sección constante. El proceso de pultrusión tradicional se basa en el tirado de unas fibras que, tras mojarse en resina y cruzar las preformas/guías

correspondientes, pasan por un molde calentado. Al pasar por las preformas las fibras se direccionan y dejan allí el exceso de resina. Dentro del molde la resina se endurece adoptando la forma del molde y al salir de él, es un perfil totalmente rígido. La Figura 48 muestra una representación esquemática del proceso de pultrusión.

La principal característica de este proceso es que es un proceso continuo y automatizado en la que se consiguen perfiles sin necesidad de operaciones de acabado y con buenas propiedades mecánicas [112]. Sin embargo, precisa grandes inversiones en maquinaria y el calentamiento del molde puede acarrear un coste elevado. Por otro lado, los perfiles deben ser de sección constante y no permite la fabricación de perfiles en 3D [112].

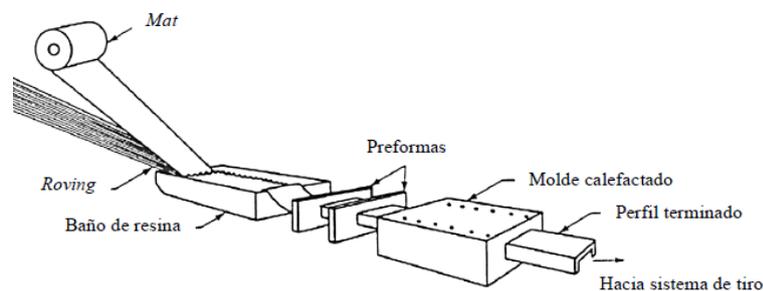


Figura 48: Esquema de una máquina de pultrusión tradicional [113].

Teniendo en cuenta que se trata de un proceso de fabricación en continuo y automatizado, los diferentes perfiles fabricados por pultrusión han sido objeto de investigación para aplicaciones de impacto por muchos autores [114–117].

Paruka *et al.* [114] y Othman *et al.* [115] analizaron el comportamiento a impacto de estructuras cuadradas de vidrio/poliéster fabricados por el proceso de pultrusión. Por un lado, Paruka *et al.* [114] realizaron ensayos de impacto sobre las estructuras variando el ángulo de impacto entre 0° y 15° , obteniendo los mejores resultados de *SEA* para el caso del impacto con 0° de desviación y valores de 9 kJ/kg. Al comparar estos valores con los comentados previamente con las estructuras fabricadas por otros procesos, se puede ver que la capacidad de absorción de energía de estas estructuras es considerablemente menor. Sin embargo, Othman *et al.* [115] realizaron ensayos de impacto de estructuras cuadradas con diferentes espesores y también analizaron el efecto del relleno de la espuma en la absorción de energía, tal y como se puede ver en la Figura 49. En este caso, los valores más altos de *SEA* obtenidos por los autores son de 36 kJ/kg y los más bajos son de 25 kJ/kg. De este modo, se puede concluir que la capacidad de absorción de energía específica de las estructuras fabricadas por pultrusión pueden ser similares incluso superiores en comparación con las estructuras fabricadas por otros procesos.



Figura 49: Estructuras de impacto cuadradas de vidrio/poliéster fabricadas por pultrusión [115].

Por otro lado, Kakogiannis *et al.* [116] y Saito *et al.* [117] llevaron a cabo estudios similares con perfiles pultruidos circulares. Kakogiannis *et al.* [116] analizaron el comportamiento a impacto de perfiles pultruidos de vidrio/viniléster de diferentes diámetros y mecanismos de inicio de colapso tal y como se observa en la Figura 50(a). Analizando los resultados de la Figura 50(b), se puede ver que los valores de *SEA* obtenidos para los perfiles pultruidos oscila entre los 35 kJ/kg y los 40 kJ/kg, de manera que quedó demostrada el potencial de las estructuras fabricadas por pultrusión para aplicaciones de impacto. Saito *et al.* [117] por su parte analizaron dicho comportamiento en perfiles circulares pultruidos de vidrio/epoxi, carbono/epoxi y perfiles híbridos vidrio-carbono/epoxi. Los valores más bajos de *SEA* registrados fueron para los perfiles de vidrio/epoxi con más de 50 kJ/kg, mientras que los valores más altos fueron para los perfiles de carbono/epoxi, los cuales rondaban los 100 kJ/kg.

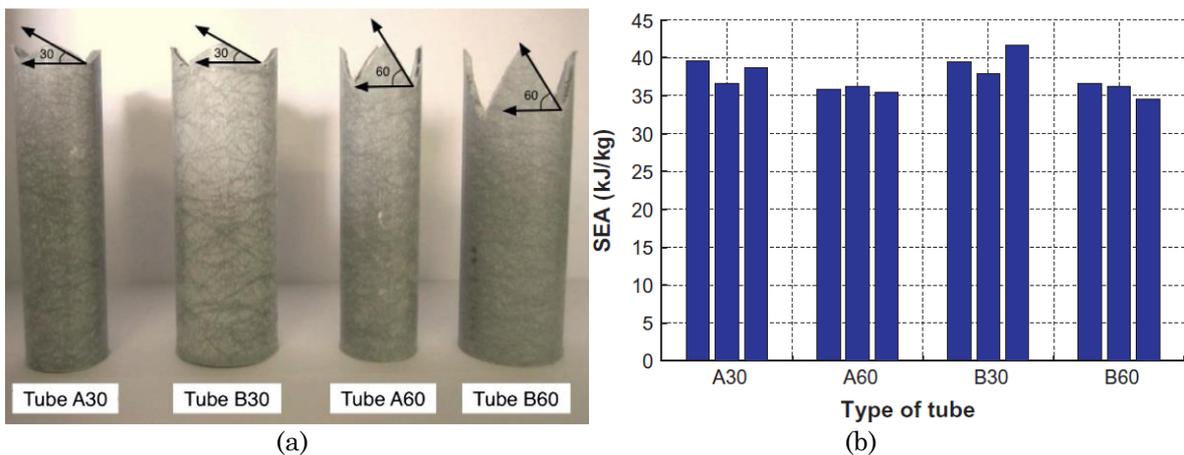


Figura 50: (a) Diferentes configuraciones de perfiles pultruidos de vidrio/viniléster. (b) Valores de *SEA* de las diferentes configuraciones. [116].

2.4.4 Pultrusión con curado ultravioleta fuera del molde

Es un proceso novedoso que está basado en el proceso tradicional de la pultrusión pero con la introducción de un sistema de curado alternativo de UV. Este proceso ha sido desarrollado por I. Tena en Mondragon Unibertsitatea [118]. El prototipo permite fabricar perfiles rectos en continuo y de manera automatizada mediante curado UV fuera del molde con impregnación de fibras por baño abierto. En la Figura 51 se puede observar un esquema del prototipo desarrollado donde se aprecia como está configurada la máquina, mientras que en la Figura 52 se puede ver una imagen del prototipo de la máquina de pultrusión UV.

La parte más determinante de una máquina de pultrusión tradicional es el molde calefactado. El curado térmico del perfil se realiza dentro del molde y esto condiciona varios aspectos: la longitud del molde tiene que ser suficientemente grande para que el perfil coja la suficiente temperatura y termine de curar antes de salir. Esto a su vez limita la velocidad de fabricación del perfil. Por otro lado, debido a que el perfil pasa a estado sólido dentro del molde, las fuerzas de tirado debido al rozamiento son bastante altas, entre 5 y 150 kN [118]. Sin embargo, con la pultrusión UV se consigue evitar estas limitaciones. Dado que el curado mediante UV se realiza justo a la salida del molde y es instantáneo, la única función del molde es dar forma al perfil que se desea fabricar y asegurar la impregnación de las fibras. Por ello la longitud del molde es de tan sólo 100 mm, mucho menor en comparación con los moldes de la pultrusión tradicional, los cuales pueden ser mayores de 1 m. Además, al darse el curado fuera del molde, las fuerzas de tirado son muchos menores, en torno a 100-200 N, ya que no existen fuerzas de rozamiento entre el molde y el perfil. En consecuencia, la bancada de la máquina puede ser más simple y debido a la rapidez del curado UV, la velocidad de fabricación puede llegar a ser mucho más alto en comparación con la pultrusión tradicional [118].

Por otro lado, como principal desventaja cabe mencionar que es un proceso en fase de desarrollo y que aún no está disponible en el mercado para su industrialización. Además, falta por determinar qué materiales se pueden fabricar y cuáles son las propiedades mecánicas de dichos materiales en comparación a otros procesos de fabricación.

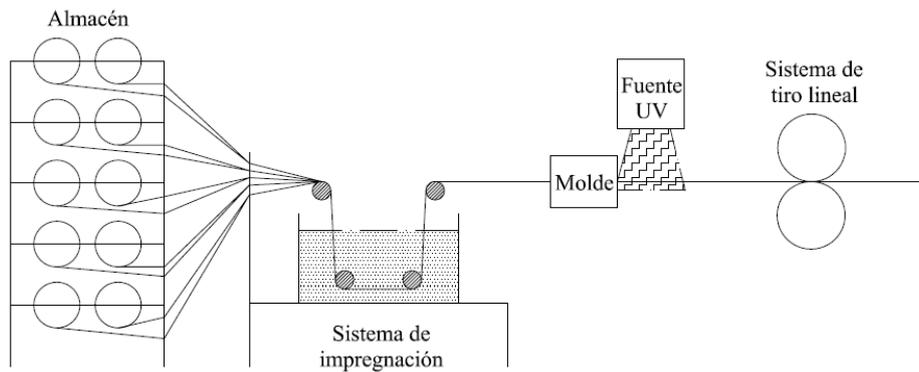


Figura 51: Esquema del prototipo de la máquina de pultrusión UV [118].

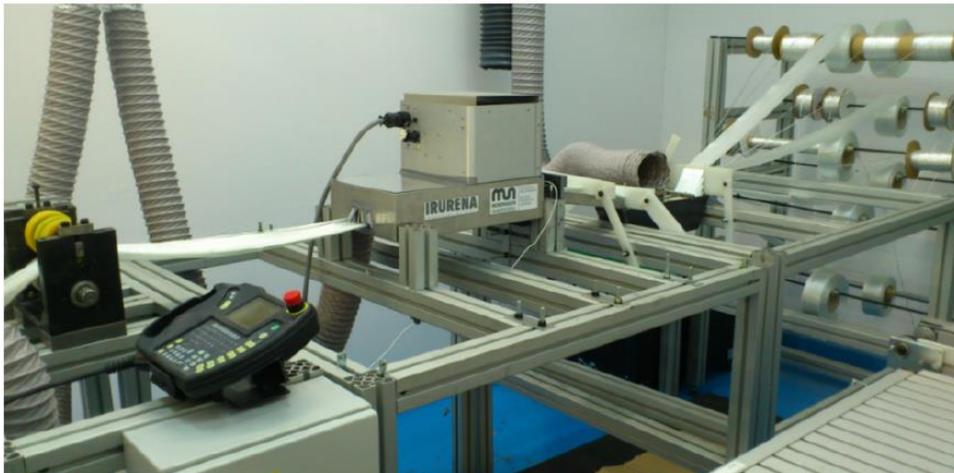


Figura 52: Prototipo de la máquina de pultrusión UV [118].

2.5. Estudio crítico del estado del arte

Después de analizar diversos trabajos en torno a estructuras de impacto en materiales compuestos, se puede afirmar que este tipo de estructuras tienen potencial para este tipo de aplicaciones. Aun así, nadie despeja la duda sobre qué tipo de material compuesto es el más adecuado. Algunos materiales compuestos de matriz termoplástica parecen estar muy por encima en cuanto a capacidad de absorción de energía respecto a materiales compuestos de matriz termoestable, pero la falta de procesos automatizados para composites de matriz termoplástica reforzados con fibras continuas hace que hoy en día no sea viable su implementación en automoción para grandes series. Respecto a los composites de matriz termoestable, los carbono/epoxy son uno de los materiales más investigados y con mayor capacidad de absorción de energía. Sin embargo, el elevado coste del carbono respecto al vidrio y de la resina epoxy respecto al poliéster, abre la puerta al composite vidrio/poliéster para este tipo de aplicaciones, ya que numerosos trabajos realizados con estos materiales han demostrado su potencial, a pesar de no tener tanta capacidad de absorción de energía como los carbono/epoxy.

Otro de los aspectos analizados es el efecto que tiene la geometría de la estructura en la capacidad de absorción de energía. Numerosos autores han publicado trabajos comparando geometrías circulares, cuadradas, hexagonales, octogonales o de otro tipo. Sin embargo, debido en parte a que cada autor utiliza su propio material compuesto, no está claramente identificada cuál es la geometría más efectiva, el espesor óptimo, tamaño de la sección, longitud crítica de la estructura, etc. Lo que sí está muy claro es la necesidad de un iniciador de colapso, sea cual sea la geometría elegida. Ha quedado demostrado que las estructuras de impacto de materiales compuestos tienen mucha más capacidad de absorber energía cuando el colapso es estable y progresivo y para ello es fundamental el uso de un *trigger*, ya sea de tipo chaflán, tipo tulipán o mediante métodos que permitan crear una zona de concentración de tensiones en puntos determinados de la estructura.

Otro de los aspectos que influye directamente en la capacidad de absorción de energía en estructuras de impacto corresponde a los diferentes mecanismos de rotura. La mayoría de autores están de acuerdo que gran parte de la energía se disipa por la propagación de la grieta axial a Modo I, mientras que la cantidad de energía disipada por Modo II y Modo III es inferior. Según varios autores, la tenacidad de rotura interlaminar a Modo I y a Modo II del material, G_{IC} y G_{IIC} respectivamente, tienen influencia directa en el *SEA* de la estructura. De esta manera, los materiales con menor tenacidad de rotura interlaminar tienen menor capacidad de absorción de energía. Sin embargo, otros autores han demostrado que esto no se cumple en todos los casos, ya que aparte de la tenacidad de rotura interlaminar también influyen otros fenómenos como la fricción entre el plato de compresión y la estructura y los fenómenos de flexión que hacen que la energía total absorbida sea mayor con unos valores de G_{IC} y G_{IIC} menores.

Otro de los aspectos revisados ha sido el efecto de la orientación de las fibras y la secuencia del laminado en los valores de *SEA* de la estructura. Se ha podido ver que existe un sinnúmero de posibilidades a la hora de orientar las fibras y diseñar un laminado. En aquellos casos donde se analiza el efecto de la orientación de las fibras de manera que el laminado sea del tipo $[\theta / -\theta]_n$, la orientación óptima es aquella en la que $\theta \approx 10^\circ - 15^\circ$. Por otro lado, otros trabajos concluyen que es mejor que haya un porcentaje de fibras orientadas en la dirección de la carga formando un laminado del tipo $[0^\circ / \pm\theta]_n$, donde los valores de θ son más cercanos a 90° que a 0° . Por último, también existen trabajos en los que se concluye que el laminado óptimo es aquel que disponga las fibras orientadas tanto

a 0° como a 90° respecto a la dirección de la carga, teniendo un porcentaje más alto de fibras direccionadas a 0° y preferiblemente colocadas en la zona interior de la estructura, dejando las capas exteriores de la estructura para las fibras orientadas a 90° . Según el autor, las capas exteriores orientadas a 90° sirven de barrera a la hora de propagar la grieta axial, aumentando los valores de carga y disipando más energía. No existe un consenso general de cómo orientar las fibras y qué secuencia de laminado seguir dentro de la comunidad científica. Cada material y tipo de tejido tiene sus particularidades y su laminado óptimo. Lo que sí se concluye es que los laminados con parte de sus fibras orientadas en la dirección o en una dirección cercana a la carga tienen mayor capacidad de absorción de energía.

Respecto al efecto del volumen de fibra en los valores de *SEA*, se ha comprobado que no hay muchos trabajos que aborden este tema. Algunos de ellos relacionan los cambios de *SEA* con los cambios encontrados en la resistencia interlaminar del material debido a la variación del contenido en fibra. Por otro lado, mientras las conclusiones de algunos autores apuntan a que los valores de *SEA* del material aumentan con el incremento en volumen del porcentaje de fibra, otros autores afirman que ocurre lo contrario. Sin embargo, estas afirmaciones merecen ser puntualizadas. En todos los trabajos no se ha trabajado con el mismo material y laminado y, además, el rango del volumen de fibra analizado no es el mismo. Los rangos analizados en los casos donde afirman que se da un aumento del *SEA* son de 10%-50%, 13,5-32,4% y de 14%-26%, mientras que el rango analizado donde el *SEA* disminuye es de 40%-55%. Teniendo en cuenta estos rangos, existe la posibilidad de que haya un valor de contenido en fibra que sea el óptimo, hasta el cual los valores de *SEA* aumenten y a partir de ese contenido disminuyan. Desafortunadamente, no se ha podido encontrar ningún trabajo que demuestre esta hipótesis.

En cuanto a los modelos numéricos para las simulaciones de estructuras de impacto en materiales compuestos, se ha podido ver que se utilizan diferentes modelos numéricos que están basados en distintos criterios de inicio de daño, con las cuales diversos autores han sido capaces de conseguir unas buenas correlaciones numérico-experimentales. En la mayoría de trabajos se ha optado por utilizar el método explícito para la discretización del tiempo en el cálculo y los elementos más empleados son los elementos tipo *shell*. Dentro de este tipo de elementos, hay autores que se decantan por utilizar elementos *shell* convencionales, elementos *shell multicapa*, *3D shell* o los *continuum shell*,

dependiendo del programa de simulación empleado. Se puede concluir que en este ámbito no existe consenso sobre qué tipo de modelo es el más adecuado para la simulación de los materiales compuestos para aplicaciones de impacto. Cada uno muestra sus virtudes y sus carencias, pero con la mayoría se consiguen correlar los resultados experimentales.

Por último, se ha realizado una pequeña revisión acerca de los procesos de fabricación de materiales compuestos. A pesar de que los procesos de fabricación tradicionales como la infusión con bolsa de vacío o el contacto a mano siguen siendo los más utilizados y se consiguen materiales con altas prestaciones, su carácter manual y la baja productividad hacen que no sean procesos aptos para la producción de componentes en la industria de la automoción. Al contrario, la pultrusión es una tecnología que va en incremento y se está expandiendo a diversos sectores. Este proceso de fabricación podría ser la solución para poder obtener perfiles de sección constante para aplicaciones de impacto en vehículos. Varios autores han realizado trabajos con materiales fabricados por este proceso y han demostrado la viabilidad de estructuras para aplicaciones de impacto. Sin embargo, parece ser que este proceso todavía no es capaz de asumir volúmenes de producción para automoción. En este sentido, con la idea de superar los límites de la pultrusión, bajar los costes y aumentar la producción, se ha podido ver que el proceso de pultrusión con curado UV podría ser una solución. Sin embargo, es un proceso que todavía está en fase de desarrollo y aparte de su industrialización, existe tanto la necesidad de realizar un análisis de los parámetros más influyentes del proceso como una exhaustiva caracterización del material fabricado por dicho proceso a fin de validar su calidad.

CAPÍTULO 3

RESUMEN DE LAS CONTRIBUCIONES CIENTÍFICAS

3.1. Quasi-static crush energy absorption capability of E-glass/polyester and hybrid E-glass-Basalt/polyester composite structures

A. Esnaola^a, I. Ulacia^b, L. Aretxabaleta^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a

^a*CIDIA; Mondragon Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500, Spain*

^b*Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain*

Received 4 December 2013; revised 18 March 2015; accepted 21 March 2015; available online 23 March 2015

Entre los parámetros más importantes que influyen en los valores de *SEA* de una estructura de materiales compuestos están el efecto de la secuencia del laminado y el efecto de la orientación de las fibras [49,109,119]. El tipo de material empleado (tanto fibras como resinas) también influye en el comportamiento de la estructura de composite. Es por ello que en las últimas décadas cada vez son más los trabajos que se centran en las propiedades de los materiales compuestos cuyas fibras son de origen natural o mineral como pueden ser el yute [120], seda [121] o el basalto [122,123].

En la presente publicación, se analiza el efecto del uso de fibras unidireccionales y bidireccionales, así como el efecto de la secuencia del laminado en la capacidad de disipación de energía de la estructura. Por otro lado, se analizan las propiedades de las fibras de basalto para aplicaciones de impacto y también se examinan las propiedades de un composite híbrido fabricado con fibras de vidrio E y basalto.

La geometría empleada para los ensayos es una estructura semi-hexagonal de sección abierta, de 60 mm de longitud y 2 mm de espesor (compuesta por 8 capas de fibra). En la Figura 53 se puede observar en detalle la geometría del perfil empleado para los ensayos experimentales. Para asegurar un colapso estable y progresivo de la estructura, se emplea un trigger tipo chaflán de 45° en uno de los bordes de la estructura semi-hexagonal. Los materiales empleados son: fibra de vidrio E unidireccional, fibra de vidrio E bidireccional, fibra de basalto bidireccional y resina poliéster como matriz para todas las configuraciones. Por otro lado, el proceso de fabricación empleado es el método de infusión con bolsa de vacío. En cuanto a la metodología empleada para los ensayos, se han realizado ensayos de compresión cuasi-estática a una velocidad constante de 10 mm/min para todas las probetas. Los detalles de los materiales, del método de fabricación y las condiciones de ensayo se pueden ver en el Anexo I.

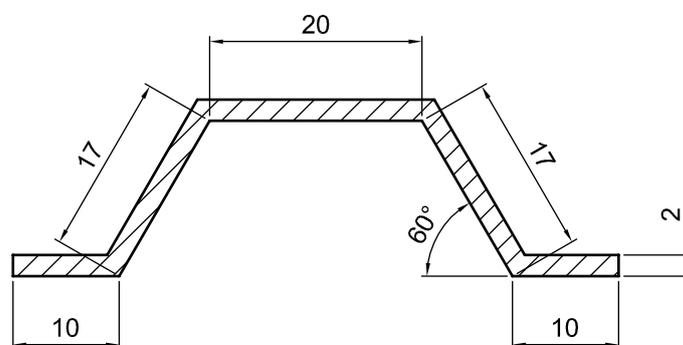


Figura 53: Dimensiones de la sección de la estructura semi-hexagonal.

En la Tabla 9 se muestran las nomenclaturas empleadas en la presente investigación para hacer referencia a las diferentes configuraciones fabricadas y ensayadas. De los ensayos cuasi-estáticos se han calculado los valores de energía absorbida (A_e), fuerza de pico (P_{peak}), fuerza media de colapso (P_{mean}), valores de SEA y la eficiencia de colapso (η_c) de las configuraciones ensayadas. Por último, se ha calculado el porcentaje de fibras rotas durante el ensayo. El procedimiento para el cálculo de estos parámetros se explica en el Anexo I.

Todas las probetas de todas las configuraciones excepto las probetas de la configuración [Bas]₈ han tenido un colapso estable y progresivo durante el ensayo cuasi-estático de compresión. En las gráficas de fuerza-desplazamiento adjuntadas en el Anexo I se puede observar que no hay gran dispersión entre las tres probetas de cada configuración. Sin embargo, se ha podido ver que las probetas de la configuración [Bas]₈ no han tenido un colapso progresivo. A pesar de que el inicio del colapso ha sido correcto, durante el ensayo de compresión se ha observado cómo la estructura colapsa por una sección cercana a la base y esto provoca el pandeo de las probetas. Por consiguiente, la estructura pierde toda capacidad de transmisión de fuerza y el material no es aprovechado para maximizar la disipación de energía. En la Figura 54 se pueden observar las diferentes etapas sufridas por las probetas de la configuración [Bas]₈: inicio del colapso progresivo, colapso de la sección cercana a la base y el pandeo de la probeta.

Tabla 9: Descripción de las nomenclaturas y de las secuencias de laminado.

Configuración	Descripción	Secuencia de laminado (8 capas)
[U] ₈	8 capas unidireccionales de vidrio E orientadas a 0° (U)	U, U, U, U, U, U, U, U
[U/T] _{4S}	4 capas unidireccionales de vidrio E orientadas a 0° (U) y 4 capas unidireccionales de vidrio E orientadas a 90° (T)	U, T, U, T, T, U, T, U
[Bi] ₈	8 capas bidireccionales de vidrio E orientadas a 0°/90° (Bi)	Bi, Bi, Bi, Bi, Bi, Bi, Bi, Bi
[Bas] ₈	8 capas bidireccionales de basalto orientadas a 0°/90° (Bas)	Bas, Bas, Bas, Bas, Bas, Bas, Bas, Bas
[U/Bi] _{4S}	4 capas unidireccionales de vidrio E orientadas a 0° (U) y 4 capas bidireccionales de vidrio E orientadas a 0°/90° (Bi)	U, Bi, U, Bi, Bi, U, Bi, U
[Bi/U] _{4S}	4 capas bidireccionales de vidrio E orientadas a 0°/90° (Bi) y 4 capas unidireccionales de vidrio E orientadas a 0° (U)	Bi, U, Bi, U, U, Bi, U, Bi
[Bas/U] _{4S}	4 capas bidireccionales de basalto orientadas a 0°/90° (Bas) y 4 capas unidireccionales de vidrio E orientadas a 0° (U)	Bas, U, Bas, U, U, Bas, U, Bas

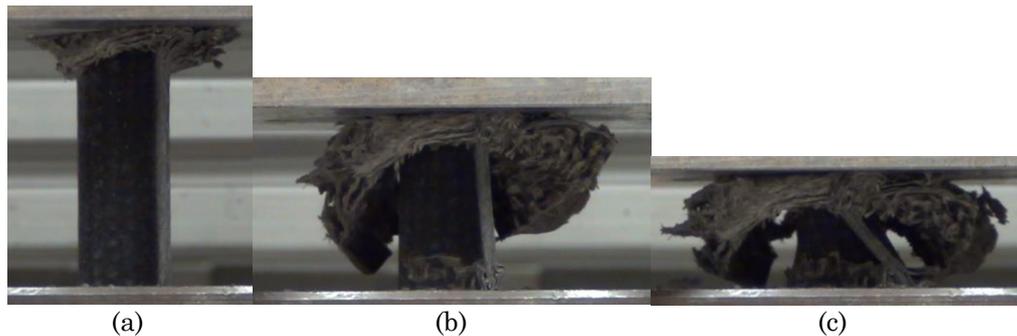


Figura 54: Configuración [Bas]_s. (a) Inicio progresivo del colapso. (b) Colapso de la sección de base. (c) Pandeo y pérdida de propiedades de la estructura.

Debido al colapso inestable de la configuración [Bas]_s, los parámetros de fuerza, energía y eficiencia calculadas a partir de las gráficas de fuerza-desplazamiento no se han tenido en cuenta para la comparación con las demás configuraciones. Los resultados de SEA y η_c se muestran en la Figura 55(a) y Figura 55(b). La configuración [U/T]_{4S} es la que muestra los valores más bajos de SEA con 21,7 kJ/kg, mientras que las configuraciones [U]_s, [Bi]_s y [Bi/U]_{4S} son las que han tenido mayores valores de SEA , entre 30-31 kJ/kg. La principal diferencia entre estas tres configuraciones ha sido la eficiencia de colapso; siendo 82% para la configuración [Bi]_s y entre 54-57% para las configuraciones [U]_s y [Bi/U]_{4S}. La resistencia a compresión de las fibras unidireccionales en su dirección es mayor comparando con las bidireccionales. Debido a esto, las fuerzas de pico de las probetas [U]_s y [Bi/U]_{4S} es mayor y por ello la eficiencia global es menor.

Por otro lado, analizando los resultados de las configuraciones [U/Bi]_{4S} y [Bi/U]_{4S}, a pesar de tener la misma cantidad de fibras unidireccionales y bidireccionales, los valores de energía específica son diferentes: 25 kJ/kg de [U/Bi]_{4S} frente a los 30 kJ/kg de [Bi/U]_{4S}. Esto demuestra que la secuencia de laminado afecta a la capacidad de absorción de energía de la estructura de composite, tal y como concluyeron Solaimurugan y Velmurugan [54]. Además, los autores determinaron que un porcentaje más alto de fibras orientadas a 0° en la parte central del espesor mejora la capacidad de absorción de energía respecto a un laminado que tiene un mayor porcentaje de fibras orientadas a 90° en la parte central de la estructura [54], tal y como se ha podido ver en los resultados obtenidos por la configuración [Bi/U]_{4S} respecto a la configuración [U/Bi]_{4S}.

Por último, interactuando fibras unidireccionales de vidrio E con fibras bidireccionales de basalto, se ha podido evitar el colapso inestable mostrado por la configuración [Bas]_s. Sin embargo, los valores de SEA de esta configuración son de 22-23 kJ/kg, un 30% inferiores a las configuraciones previamente comentadas.

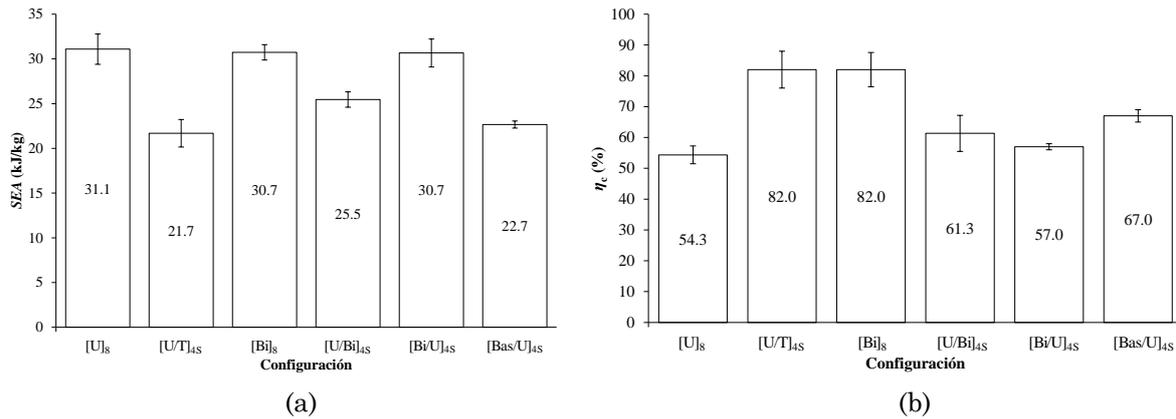


Figura 55: (a) Resultados de *SEA* para las diferentes configuraciones. (b) Resultados de eficiencia de colapso para las diferentes configuraciones.

Los resultados previamente expuestos están condicionados por diferentes mecanismos de deformación que se han podido identificar durante y después de los ensayos experimentales. Los mecanismos de deformación que se han identificado en aquellas configuraciones que han tenido un colapso estable y progresivo son las siguientes: separación axial del material y formación de pétalos; propagación de la grieta axial; rotura de fibras y delaminación entre las capas de fibra.

La formación de pétalos, entre otros factores, es dependiente de la geometría de la estructura [40]. Este mecanismo se da en aquellas aristas axiales que actúan como concentradores de tensiones. Este mecanismo de deformación se ha identificado en todas las configuraciones. Sin embargo, observando en detalle la Figura 56, donde se puede ver el estado de todas las capas de fibra después del ensayo, no todas las capas de fibras de todas las configuraciones han sufrido esta separación axial. En la configuración [U]_s, donde todas las fibras están orientadas a 0°, la separación de estos pétalos se produce a lo largo de la matriz y se observa en todas las capas (la matriz ofrece menor resistencia y la energía disipada es menor). Sin embargo, en las configuraciones donde hay fibras orientadas a 90°, por ejemplo en [Bi]_s, se tiene que dar la rotura de esas fibras y la cantidad de energía disipada es mayor.

La grieta axial se genera y se propaga por la mitad del laminado de la estructura semi-hexagonal. De este modo, 4 capas de fibra se extienden hacia el exterior de la estructura y las otras 4 capas se extienden hacia el interior. Esto se puede ver en la Figura 56, donde en la fila de arriba de cada configuración se muestran las capas extendidas hacia el exterior y en la fila de abajo se muestran las capas extendidas hacia el interior. La grieta axial se propaga por la misma resina poliéster en todas las configuraciones, de modo que no se han observado diferencias debido a este mecanismo de deformación.



Figura 56: Aspecto de las fibras después de los ensayos: (a) [U]_s. (b) [U/T]_{4s}. (c) [Bi]_s. (d) [U/Bi]_{4s}. (e) [BI/U]_{4s}. (f) [Bas/U]_{4s}.

Otro de los mecanismos de deformación que se ha identificado es la rotura de las fibras. Una longitud corta de las fibras rotas después del ensayo se asocia con grandes cantidades de energía disipada. Sin embargo, no ha sido posible cuantificar dicha longitud. A fin de poder estimar el porcentaje de fibras rotas en cada configuración, se ha seguido el procedimiento descrito en el Anexo I, el cual calcula el porcentaje de fibras que han sido eliminadas de cada capa de fibra durante el ensayo. Estos resultados han mostrado que las probetas de la configuración [U/T]_{4s} son los que han perdido un mayor porcentaje de fibras, cerca del 60%. A pesar de ello, se ha podido comprobar que la mayoría de las fibras retiradas de las capas no estaban rotas. Al ser una configuración compuesta por fibras unidireccionales de los cuales la mitad están orientadas a 90°, la rotura en estas capas se ha dado en la resina y no en las fibras. En consecuencia, las capas orientadas a 90° han perdido la mayoría de las fibras pero sin que llegasen a romperse. En cuanto a las probetas del resto de configuraciones, el porcentaje de fibras eliminadas se sitúa entre 34-38%. Estos porcentajes y las longitudes de las fibras rotas observadas sugieren que la energía disipada por la rotura de fibras ha sido similar para todas las configuraciones.

En cuanto a la delaminación interlaminar, se han podido observar diferencias entre configuraciones. La delaminación depende de la resistencia interlaminar, material de la fibra y su orientación. Un material composite con fibras unidireccionales y alineadas con la dirección de carga tiene mayor resistencia a compresión, el material es más rígido y por lo tanto necesita mayores cargas para producir la delaminación entre capas. De esta forma, la energía disipada en estas estructuras mediante delaminación interlaminar es mayor comparada con aquellas estructuras que tienen fibras orientadas a 90° o fibras bidireccionales. Esto explica las diferencias de energía anteriormente mencionadas entre las configuraciones $[U/Bi]_{4S}$ y $[Bi/U]_{4S}$. La propagación de la grieta axial provoca la delaminación de las capas centrales de la estructura. En la configuración $[U/Bi]_{4S}$ esas capas son bidireccionales y en la configuración $[Bi/U]_{4S}$ son unidireccionales, de modo que son capaces de disipar mayor cantidad de energía por delaminación. Por otro lado, se ha observado que el fenómeno de delaminación se ha dado entre todas las capas de la configuración híbrida $[Bas/U]_{4S}$. Sin embargo, en este caso el mayor grado de delaminación no se asocia con mayores cantidades de energías disipadas, sino a la pobre adhesión entre las capas de fibras de diferentes materiales (vidrio E y basalto).

Después de analizar todos los resultados anteriormente expuestos, se extraen las siguientes conclusiones. A pesar de que los valores más altos de *SEA* hayan sido para las configuraciones $[U]_8$, $[Bi]_8$ y $[Bi/U]_{4S}$, se ha podido determinar que la influencia de los diferentes mecanismos de deformación no ha sido la misma en cada caso. Las probetas de la configuración $[Bi]_8$ disipan mayor cantidad de energía que las probetas de la configuración $[U]_8$ debido a la separación axial del material y la creación de los pétalos. Por el contrario, las probetas de $[U]_8$ disipan más energía por delaminación interlaminar que las probetas de $[Bi]_8$. El caso de las probetas de la configuración $[Bi/U]_{4S}$ es una mezcla de los anteriores casos y mecanismos de deformación. Por otro lado, mezclando fibras de vidrio E unidireccionales con fibras de basalto bidireccionales, se ha podido evitar los problemas de inestabilidad de colapso que han sido observados en la configuración $[Bas]_8$. Sin embargo, la pobre adhesión entre las fibras de diferentes materiales ha provocado la completa delaminación de todas las capas y en consecuencia la capacidad de absorción de energía del material ha disminuido.

3.2. Effect of fibre volume fraction on energy absorption capabilities of E-glass/polyester automotive crash structures

A. Esnaola^{a,b*}, I. Tena^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a, I. Ulacia^b

^a*CIDIA; Mondragon Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500, Spain*

^b*Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain*

Received 28 April 2015; revised 22 July 2015; accepted 9 September 2015; available online 26 September 2015

El colapso progresivo y la capacidad de absorción de energía de estructuras de impacto de materiales compuestos depende entre otros factores de las propiedades de las fibras y de la resina, la secuencia del laminado, la orientación de las fibras y el porcentaje en volumen de fibra [8]. El efecto que tiene el volumen de fibra (V_f) en la absorción de energía de la estructura no ha sido exhaustivamente investigado y hay algunas contradicciones ya que algunos autores concluyeron que el aumento del V_f provoca la reducción del *SEA* del material [58,124,125], mientras que otros autores afirmaron que aumentando el V_f el *SEA* del material es mayor [55–57,126]. Aumentando el volumen de fibra, la cantidad de matriz entre las capas es menor y la densidad del material es mayor. Según Jacob *et al.* [124] esto hace que la resistencia interlaminar del material sea menor, creando grietas interlaminares con menores cargas y absorbiendo menos energía. Farley [58] concluyó que el *SEA* del material disminuye aumentando el V_f desde el 40% al 70% y atribuye este efecto a la reducción de la resistencia interlaminar por cortadura del material. Por otro lado, Ramakrishna [55,56] y Thornton *et al.* [57] afirmaron que el *SEA* del material aumenta incrementando el V_f del material desde unos valores del 10% al 50%. Una posible explicación dada por los autores es que el aumento del V_f hace que el material tenga una mayor capacidad de carga y, a su vez, estas cargas generan mayores superficies delaminadas absorbiendo más energía.

Aunque las conclusiones de los diferentes autores parecen contradictorias, se debe considerar que el efecto del V_f en el *SEA* del material puede ser diferente para distintos materiales y diferentes rangos de V_f analizados. Es por ello por lo que en la presente publicación se ha analizado el efecto del V_f en el *SEA* de un composite de vidrio/poliéster. Por otro lado, debido a que la variación del *SEA* por el V_f ha sido atribuida a la resistencia interlaminar del material por algunos autores [58,124], el efecto del V_f en la resistencia interlaminar a cortadura (*ILSS*) del material también ha sido evaluado.

La geometría empleada para los ensayos es una estructura semi-hexagonal de sección abierta, de 60 mm de longitud y 2 mm de espesor, mostrada anteriormente en la Figura 53. Para asegurar un colapso estable y progresivo de la estructura, se emplea un trigger tipo chaflán de 45° en uno de los bordes de la estructura semi-hexagonal. El método de fabricación que se ha empleado es el contacto a mano. Los diferentes volúmenes de fibra se han conseguido fabricando probetas de las mismas dimensiones pero utilizando diferentes números de capas en cada caso, de manera que se han fabricado perfiles con 6, 7, 8, 9 y 10 capas de fibras de vidrio. Los procedimientos que se han seguido para

determinar los valores de V_f de cada perfil, para realizar los ensayos de *ILSS*, los ensayos de compresión cuasi-estática y para obtener el porcentaje de fibras rotas están descritos en el Anexo II.

La Figura 57 muestra las propiedades físicas calculadas para las diferentes probetas. En la Figura 57(a) se puede ver que variando la cantidad de capas utilizadas en la fabricación de los perfiles se han conseguido probetas con diferentes volúmenes de fibra; desde el 40% hasta el 60%. También se puede ver que el contenido de poros en todos los casos es similar. Por otro lado, en la Figura 57(b) se muestra la variación de la densidad lineal respecto al contenido de fibra, donde la densidad lineal del composite aumenta de manera lineal con el incremento del V_f .

En cuanto a los resultados de *ILSS*, no se han observado grandes diferencias entre las probetas con diferentes volúmenes de fibra. Todos los valores están entre 35-40 MPa y tal y como se puede observar en la Figura 58(a), no existe una clara tendencia entre el *ILSS* y el V_f del material. Para verificar que los resultados son obtenidos por un fallo interlaminar a cortadura, las probetas ensayadas de *ILSS* han sido analizadas en el SEM y se ha podido verificar que el fallo se ha dado por una grieta interlaminar a cortadura, la cual se da a 45° , tal y como se muestra en la Figura 58(b). A pesar de los diferentes valores de V_f y en consecuencia, diferentes espesores de matriz entre las capas de fibra, se necesita una fuerza similar para generar la grieta interlaminar, de modo que la energía absorbida por la generación y propagación de esta grieta es similar independientemente del V_f .

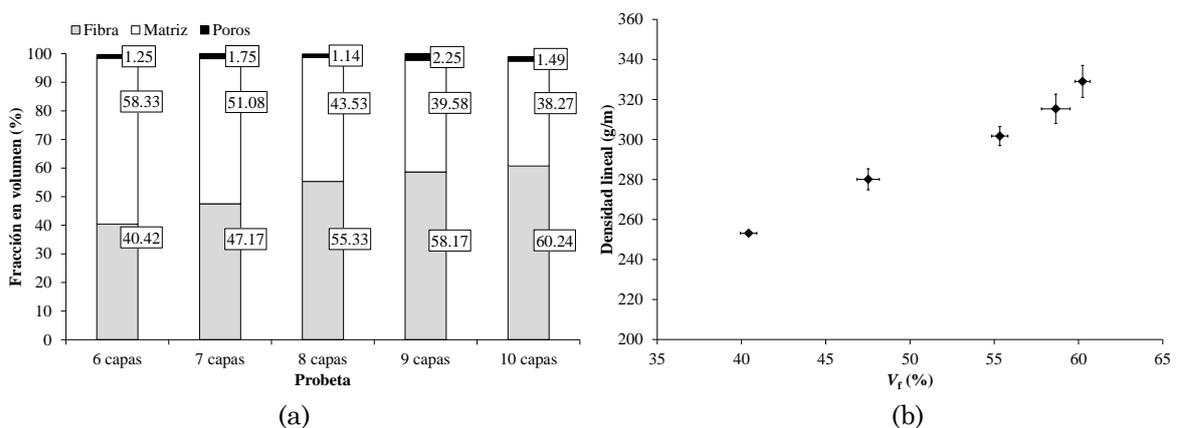


Figura 57: (a) Contenido en fibra, matriz y poros de las probetas semi-hexagonales. (b) Densidad lineal de las probetas variando el contenido en volumen de las fibras.

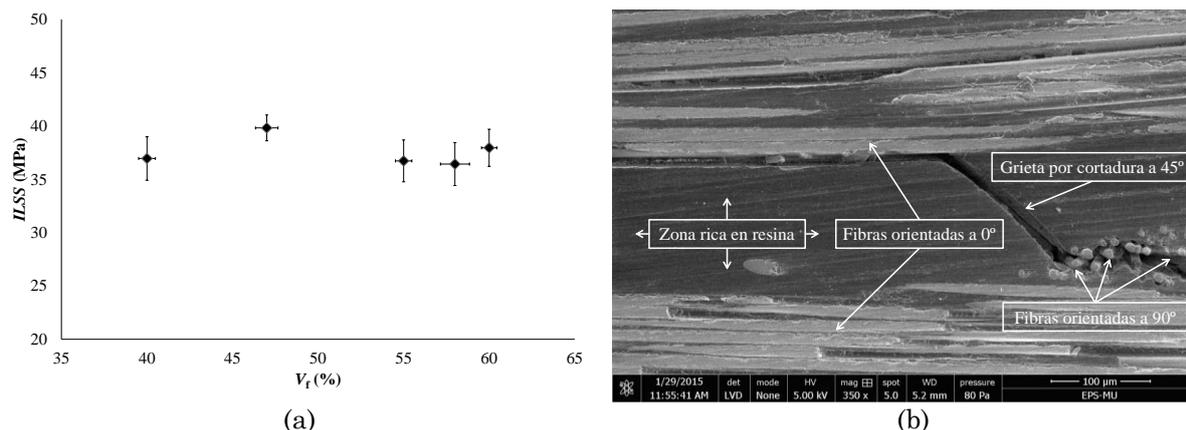


Figura 58: (a) Valores de *ILSS* para probetas con diferente contenido de fibra en volumen. (b) Imagen del SEM de una grieta interlaminar a cortadura a 45°.

En los ensayos de compresión cuasi-estática que se han realizado se ha podido ver que el colapso ha sido estable y progresivo para todas las probetas con diferentes contenidos de fibra. En el Anexo II se pueden observar los detalles de las gráficas fuerza-desplazamiento que se han obtenido. En la Figura 59 se muestran los valores de energía absorbidos y los valores de *SEA* para las probetas con diferentes *V_f*. La configuración con *V_f* = 47% (compuesto de 7 capas de fibras) es la que muestra mayores valores de *A_e* y *SEA*; 0,796 kJ y 56 kJ/kg respectivamente. Se puede ver que aumentando el contenido en fibra desde el 40% al 47% la energía absorbida es mayor. Sin embargo, entre volúmenes de fibra entre 47%-60% las cantidades de energía son similares, con una ligera tendencia negativa. Por esta razón y teniendo en cuenta que la densidad lineal aumenta con el incremento de *V_f*, los valores de *SEA* a partir de *V_f* = 47% son menores. Al contrario, la configuración *V_f* = 40% que es el que menor cantidad de energía ha disipado, muestra unos valores altos de *SEA* debido a su menor densidad lineal; 53,7 kJ/kg.

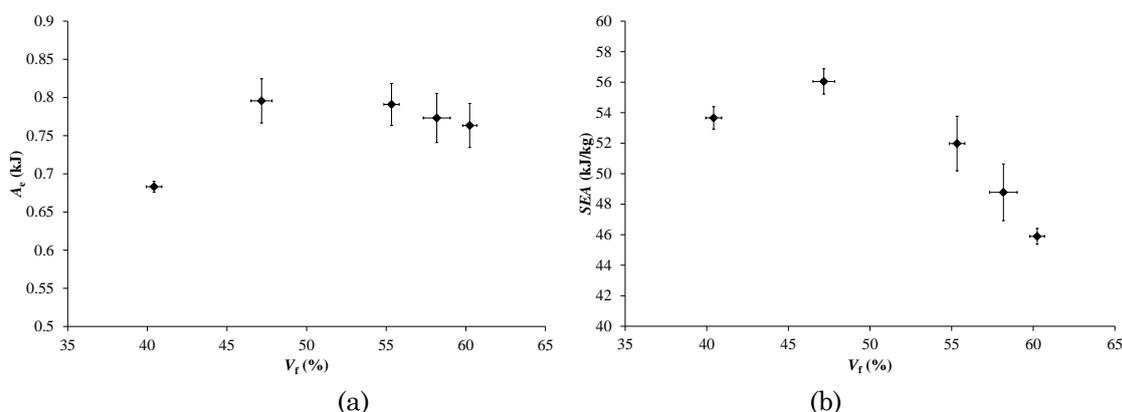


Figura 59: (a) Energía absorbida por las probetas con diferentes *V_f* en los ensayos de compresión cuasi-estáticas. (b) Valores de *SEA* de las probetas con diferentes *V_f*.

En todas las probetas ensayadas se han observado 3 mecanismos de rotura o mecanismos de deformaciones principales: separación axial del material en pétalos, propagación de la grieta axial y rotura de fibras.

La separación axial del material es dependiente de la geometría [40] y se da en aquellas zonas que actúan de concentradores de tensiones. En este caso, esas zonas corresponden a las aristas axiales del propio perfil semi-hexagonal. Las fibras desplegadas hacia el lado exterior de la geometría semi-hexagonal sufren un desgarro del material debido a la tracción y de este modo se forman los pétalos. En cuanto a las capas desplegadas hacia el interior del perfil, este desgarro se produce por compresión del material (ver detalles en la Figura 9 del Anexo II). Las fibras desplegadas hacia el exterior interactúan con la placa compresora, mientras que las capas desplegadas hacia el interior interactúan con la placa compresora y las fibras adyacentes que actúan a compresión. Esto hace que la morfología de la zona de colapso sea diferente en la parte interior y exterior del perfil, de manera que hay más rotura de fibras en la parte interior y más delaminación en la parte exterior, tal y como concluyó Hull [2]. En la Figura 60 se puede observar una representación esquemática de la morfología de la zona de colapso, donde se pueden ver los diferentes mecanismos predominantes que actúan en la cara interior y la exterior de la estructura.

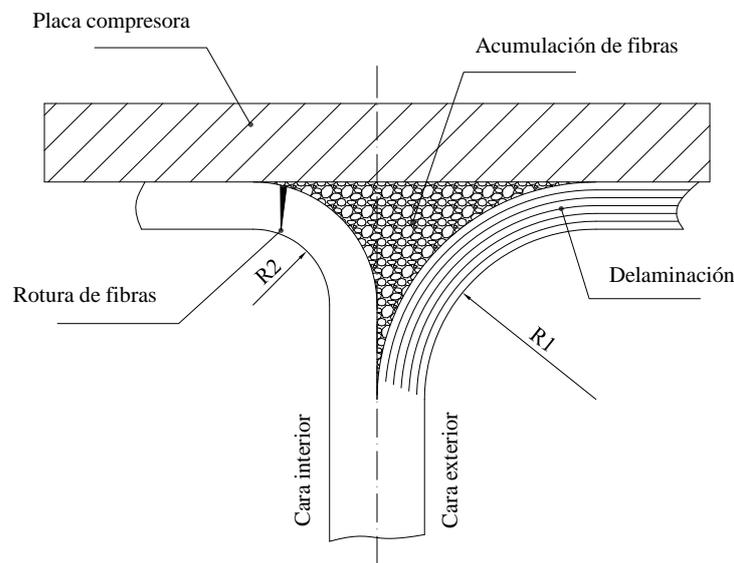


Figura 60: Representación esquemática de la morfología de la zona de colapso (Adaptado desde [2]).

En cuanto a la propagación de la grieta axial, se dan los mismos fenómenos descritos en la anterior publicación. La grieta es generada y propagada por la matriz de poliéster, de manera que no existen diferencias energéticas que se puedan atribuir a este mecanismo de deformación. Además, los resultados de *ILSS* han concluido que el V_f no influye en este sentido. Se ha podido verificar que la grieta axial es generada y propagada por el centro del laminado en aquellas probetas que están fabricadas con número de capas pares (las configuraciones de 6, 8 y 10 capas; $V_f = 40\%$, 55% y 60% respectivamente). Sin embargo, en las configuraciones con número de capas impares (las configuraciones de 7 y 9 capas; $V_f = 47\%$ y 58% respectivamente), tienen una capa más desplegada hacia el interior que al exterior. En la Figura 61 se puede observar el número de capas que han sido desplegadas en cada configuración hacia la parte exterior e interior.

Analizando la cantidad de fibras rotas, en la Figura 61 se puede ver que las capas desplegadas hacia el interior han sufrido mayor rotura y pérdida de fibras que las capas desplegadas hacia el exterior en todas las configuraciones. Esto viene a confirmar lo expuesto anteriormente, coincidiendo con los resultados de Hull [2]. Con la intención de estimar la cantidad de fibra rota en cada configuración, se ha procedido a medir el porcentaje de fibra rota siguiendo el procedimiento descrito en el Anexo II. El porcentaje de fibra rota de las capas interiores ha sido similar para todas las configuraciones, entre el 85% y 87%. Sin embargo, en las capas exteriores las diferencias han sido mayores.

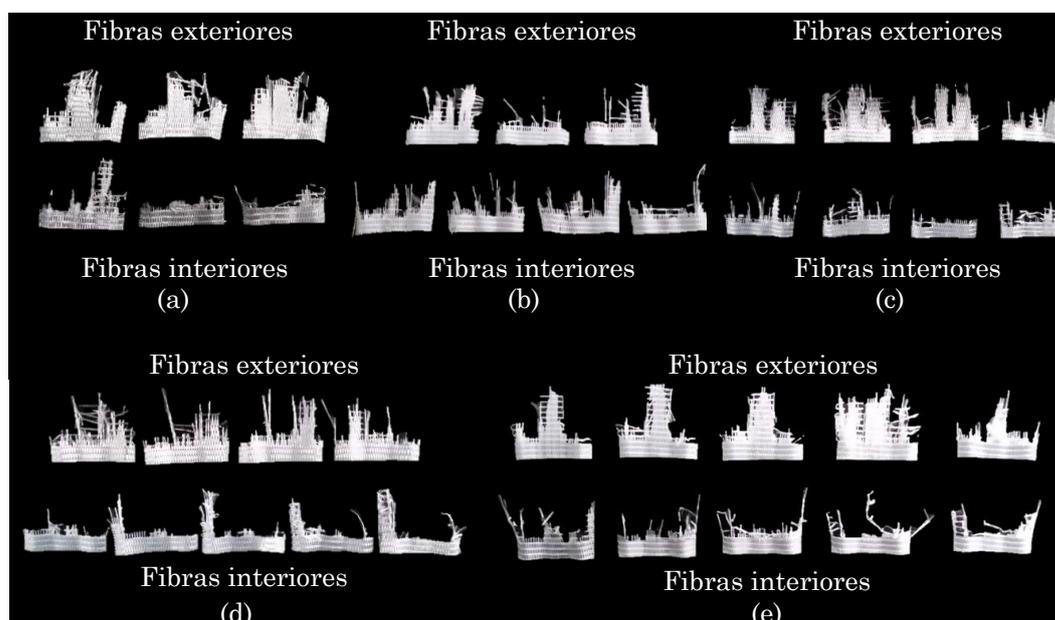


Figura 61: Fibras colapsadas: (a) $V_f = 40\%$, 6 capas; (b) $V_f = 47\%$, 7 capas; (c) $V_f = 55\%$, 8 capas; (d) $V_f = 58\%$, 9 capas; (e) $V_f = 60\%$, 10 capas.

El porcentaje de fibras rotas de las capas exteriores de aquellas configuraciones con un número total de capas pares ha sido del 70%, mientras que este mismo porcentaje para las configuraciones con un número de capas impares ha sido de un 77%. Como ejemplo, las configuraciones de 6 y 7 capas tienen el mismo número de capas desplegadas hacia el exterior (3 capas de fibra) pero el porcentaje de fibras rotas en la configuración de 7 capas es mayor. El espesor total de las tres capas en ambas configuraciones es diferente debido a la diferencia del V_f y en consecuencia la rigidez de estas 3 capas también. Debido a esto, la morfología de la zona de colapso es diferente según las conclusiones de Hull [2] (ver Figura 60) y esto hace que haya más fibras rotas y más disipación de energía debido a este mecanismo en la configuración de 7 capas. El mismo razonamiento es el que explica las diferencias entre las configuraciones de 8 y 9 capas.

Se concluye que existe un valor de V_f óptimo para maximizar la energía disipada, que en este caso es del 47%. A partir de ese valor, la energía total absorbida es similar con una ligera tendencia negativa. Sin embargo, el incremento de la densidad lineal con el aumento del V_f hace que el SEA de la estructura sea menor. Por otro lado, se ha concluido que el $ILSS$ del material no tiene influencia directa en los valores del SEA del material, ya que los valores de $ILSS$ son similares y sin ninguna tendencia clara para las estructuras con V_f entre el 40% y el 60%. Por otro lado, se han analizado los diferentes mecanismos de deformación que se han identificado durante y después de los ensayos. Se ha podido ver que las mayores diferencias son debidas al mecanismo de rotura de fibras. Las capas exteriores de las configuraciones con un número de capas impares (7 y 9 capas) han sufrido mayor porcentaje de rotura de fibras que aquellas capas exteriores de las estructuras con número de capas pares (6, 8 y 10 capas). En consecuencia, las configuraciones con capas impares son capaces de disipar mayores cantidades de energía debido a la mayor cantidad de fibras rotas.

3.3. Optimization of the semi-hexagonal geometry of a composite crush structure by finite element analysis

A. Esnaola^{a,b*}, B. Elguezabal^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a, I. Ulacia^b

^a*MONDRAGON Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500, Spain*

^b*Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea,
Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain*

Received 9 December 2015; revised 26 January 2016; accepted 1 March 2016; available
online 9 March 2016

Los ensayos experimentales de crash de un vehículo suponen altos costes económicos. Es por ello que la mayoría de los estudios de crash se realizan mediante el método de los elementos finitos y únicamente las versiones finales son ensayadas experimentalmente. Debido a las no linealidades como contactos, grandes deformaciones, mecanismos de rotura de los composites y delaminaciones de las capas que se observan durante el colapso de los materiales compuestos, los elementos finitos más empleados para simular estos materiales son del tipo explícito [65]. Estos materiales se pueden modelar con elementos sólidos pero es más común modelarlos como elementos multi-capas (*multi-shell*), el cual permite tener en cuenta las direcciones de las fibras [62,64–67,99]. Los elementos multi-capas permiten simular con precisión la formación de pétalos y la delaminación entre capas, cosa que con elementos *shell* mono-capas no es posible. Además, los elementos multi-capas permiten modelar el chaflán que actúa de iniciador de colapso con gran precisión [65]. Por otro lado, utilizando elementos multi-capas continuos (*continuum shell*), la geometría de la estructura es tridimensional, al igual que si se utilizasen elementos sólidos, pero con un coste computacional mucho menor y más eficiente [66]. Por otro lado, para simular el comportamiento de la intercara entre las fibras, la estrategia más común es emplear elementos o propiedades de intercara cohesivas [67,96–98].

Numerosos autores han demostrado experimentalmente la influencia que tiene la geometría de un perfil de sección constante en la capacidad de absorción de energía de una estructura de composite [24,27,30]. Joosten *et al.* [65] demostraron que los perfiles semi-hexagonales de sección abierta tienen una gran capacidad de absorber energía durante el colapso. En este sentido, el uso de varios perfiles semi-hexagonales ensamblándolos siguiendo el concepto de nido de abeja, permite diseñar y fabricar estructuras de impacto para vehículos con diferentes requisitos de manera modular. Sin embargo, para ello es importante dar con la sección semi-hexagonal óptima, para poder maximizar su capacidad de absorción de energía.

En la presente publicación, por un lado, se presenta un estudio numérico donde se simula el comportamiento de colapso de una estructura semi-hexagonal de un composite vidrio-E/Poliéster. Se han utilizado elementos multi-capas para captar los diferentes mecanismos de deformación y cuantificar las diferentes energías disipadas (energía intralaminar, energía interlaminar y la energía disipada por fricción). Por otro lado, una vez que el modelo ha sido validado con ensayos experimentales, se ha optimizado la

geometría semi-hexagonal para maximizar los valores de *SEA* de la estructura. Se ha analizado el efecto que tiene el ángulo del semi-hexágono así como el efecto del tamaño de la sección de la estructura semi-hexagonal. En la Figura 62(a) se pueden ver las dimensiones de la sección y la variable β que se ha analizado. Los valores analizados van desde $\beta = 50^\circ$ hasta $\beta = 90^\circ$ con variaciones de 5° . Por otro lado, en la Figura 62(b) se observan las dimensiones de la sección donde la variable es la longitud a , la cual hace que el tamaño de la sección cambie. Los valores de la longitudes analizadas son $a = 10$ mm, $a = 20$ mm, $a = 30$ mm y $a = 40$ mm.

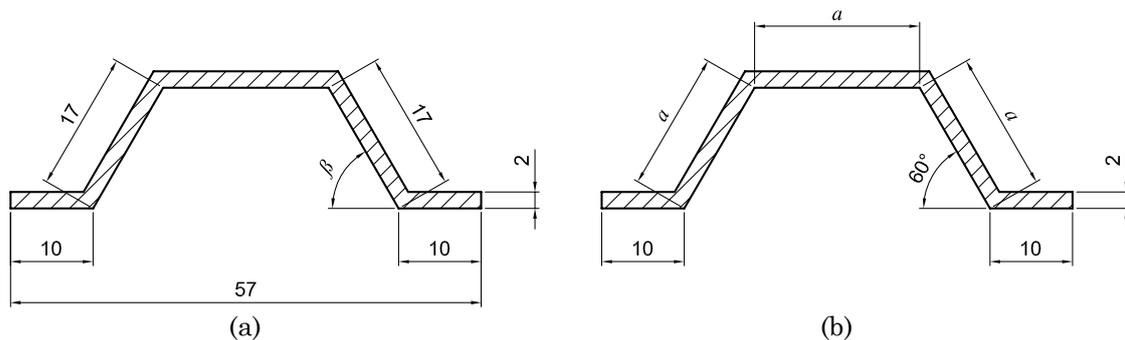


Figura 62: Dimensiones de la sección y los parámetros analizados numéricamente: (a) ángulo β (b) longitud de a .

La geometría empleada para los ensayos experimentales ha sido una estructura semi-hexagonal de sección abierta, de 60 mm de longitud y 2 mm de espesor (compuesta por 8 capas de fibra) anteriormente presentada (en la Figura 53 se puede observar en detalle la geometría del perfil empleado). Los materiales empleados son: fibra de vidrio-E unidireccional y resina poliéster. Los perfiles han sido fabricados mediante el método de infusión con bolsa de vacío y los ensayos de compresión cuasi-estática se han realizado a una velocidad constante de 10 mm/min para todas las probetas. Los detalles de los materiales, del método de fabricación y las condiciones de ensayo se pueden ver en el Anexo III.

El modelo de material constitutivo que se ha utilizado para modelar el comportamiento del material compuesto es la que está implementada en la subrutina ABQ_PLY_FABRIC. La capa reforzada de fibra se modela como un material elástico, homogéneo y con propiedades ortotrópicas. El mismo modelo de material tiene en cuenta la degradación de la rigidez debido a las grietas entre fibra/matriz y la deformación plástica debido a las cargas de cortadura. Para definir la respuesta a cortadura del material se ha seguido el procedimiento descrito en [127].

Se han mallado independientemente 8 capas utilizando elementos de 8 nodos, cuadriláteros, de primer orden de interpolación y de integración reducida (elementos SC8R en Abaqus). Cada capa representa una lámina de fibra de 0,25 mm de espesor. El tamaño de la malla es uniforme de 1 mm x 0,5 mm de tamaño. El iniciador es de tipo chaflán de 45° y se ha modelado con las mismas dimensiones que tiene el modelo experimental. El modelo de la estructura de composite se posiciona entre dos placas rígidas. La placa de abajo está empotrada, mientras que a la placa de arriba se le impone una velocidad de compresión constante de 10 mm/min. Por último, cabe mencionar que se ha utilizado un *mass scaling* de 1000 para obtener unos tiempos razonables de simulación. Se ha comprobado que las energías cinéticas en todo momento han sido < 3% de la energía interna total.

Para poder definir el modelo de material, se necesitan especificar las propiedades intralaminares, las propiedades interlaminares, las condiciones de supresión de los elementos y las propiedades de contacto. La mayoría de estas propiedades han sido obtenidas mediante la caracterización experimental del material, mientras que otras propiedades han sido adoptadas desde la bibliografía. Por último, alguno de los parámetros que no se ha podido caracterizar ni encontrarlo en bibliografía se ha utilizado como parámetro de calibración en las simulaciones. Los procedimientos que se han seguido para la obtención de todos los parámetros se detallan en el Anexo III. Las propiedades intralaminares se muestran en las Tablas 1-4 de los Anexos III. Las propiedades interlaminares en la Tabla 5 de los Anexos III. Las condiciones de supresión de elementos en la Tabla 6 de los Anexos III. En cuanto a las propiedades de contacto, se han adoptado desde [62,64], explicado en los Anexos III.

Para realizar la correlación numérico-experimental, se ha procedido a realizar una comparación cualitativa y otra cuantitativa. En la Figura 63 se puede observar la comparación cualitativa de la estructura de composite durante y después del ensayo de compresión. Se puede observar que los diferentes mecanismos como la delaminación de las capas, la propagación de la grieta axial, la formación de pétalos y la acumulación de las fibras rotas han sido simulados con gran detalle. Cabe mencionar que en la simulación se ven menos fibras rotas debido a la propiedad de supresión de elementos anteriormente comentado.

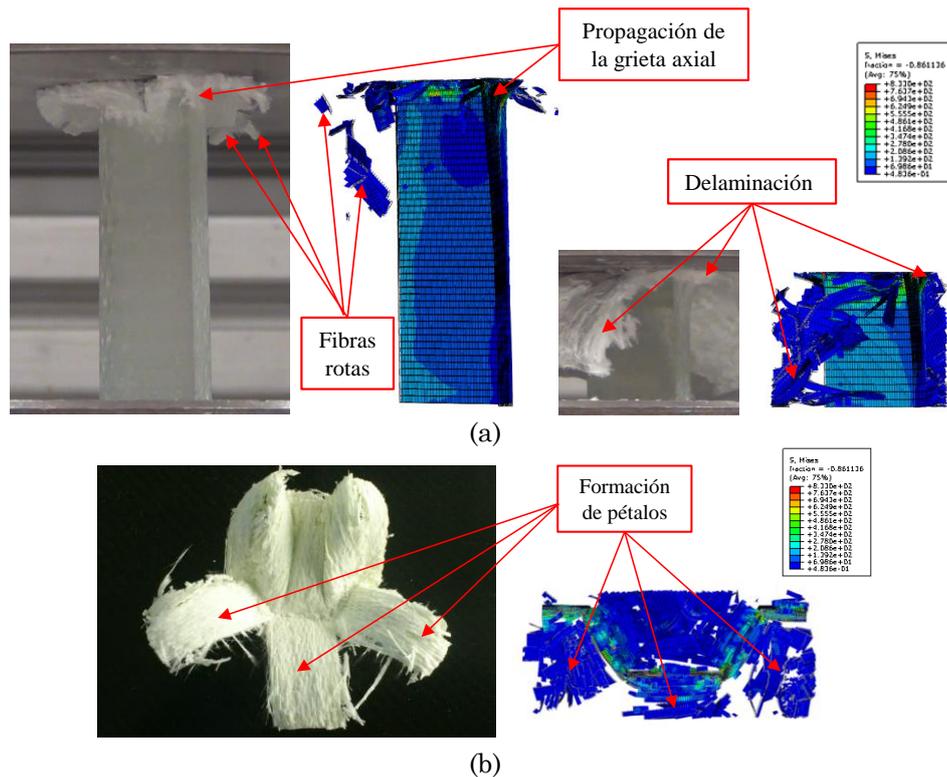


Figura 63: Imagen de la estructura experimental y numérica: (a) Durante el ensayo de colapso (b) Después del ensayo.

En cuanto a la comparación cuantitativa de los resultados, en la Figura 64 se muestran las curvas fuerza-desplazamiento que se han obtenido tanto en el ensayo experimental como en la simulación numérica. La curva de fuerza-desplazamiento de la simulación numérica ha sido tratada con un filtro SAE de 100 Hz [66]. Se puede ver que se ha conseguido una alta correlación, donde el pico de fuerza inicial y la fuerza media de colapso son muy similares. En la Tabla 10 se muestra la comparativa de los valores de *crashworthiness* calculados. Las mayores diferencias corresponden a la predicción de la fuerza pico, donde la fuerza pico del modelo numérico es un 7,5% inferior. Sin embargo, los valores de fuerza media, energía absorbida durante el colapso y los valores de *SEA* han sido calculados con un error máximo del 1%.

Por otro lado, se ha analizado la contribución energética de los diferentes mecanismos de deformación. Se observa que el 62% de la energía es de carácter intralaminar, el 29% es debido a la fricción y el 7% es de carácter interlaminar debido a la delaminación. Por otro lado, un 2% de la energía corresponde a la energía artificial debido al efecto *hourglass* de los elementos y teniendo en cuenta que la energía artificial es $< 5\%$ de la energía total, se asume que los resultados no están alterados por este tipo de energía [128]. Los porcentajes de estas energías han sido comparados con los resultados publicados por McGregor *et al.* [64] y se observa que las contribuciones son muy similares (ver Anexo III).

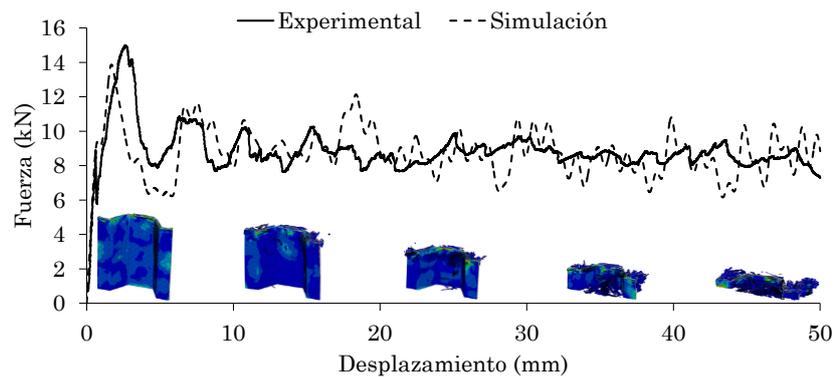


Figura 64: Comparación de las curvas fuerza-desplazamiento del ensayo experimental y simulación numérica.

Tabla 10: Comparación de los resultados de los ensayos experimentales y numéricos.

	P_{peak} (kN)	P_{mean} (kN)	A_e (J)	SEA (kJ/kg)
Experimental	15,00	8,85	442,2	32,16
Simulación	13,87	8,76	438,3	31,87

Una vez validado el modelo, se ha procedido a la optimización de la geometría de la sección semi-hexagonal. En la Figura 65(a) se pueden ver los valores de SEA calculados para todas las estructuras con diferentes ángulos. Los resultados numéricos han mostrado que el colapso de la estructura es estable y progresivo para todos los valores de β excepto para el ángulo de 50° . Dicha estructura ha sufrido un colapso inestable debido al pandeo. Este pandeo ha generado la formación de largas grietas axiales en las aristas que actúan de concentradores de tensiones y ha provocado la disminución de la transmisión de cargas, de modo que el valor de SEA para esta estructura ha sido la más baja (inferior a 20 kJ/kg). Por otro lado, se ha podido ver que incrementando el valor de β desde 50° hasta los 60° , el valor de SEA calculado ha aumentado hasta los 32 kJ/kg . Sin embargo, el aumento del valor de β desde los 60° hasta los 90° ha tenido el efecto contrario, de manera que los valores de SEA calculados son un 36% más bajos. Por un lado, aumentando el valor de β el área de la sección es mayor y a su vez la densidad lineal de la estructura también tal y como se observa en la Figura 65(b). Esto influye negativamente en la capacidad específica de absorción de energía de la estructura. Por otro lado, al aumentar el valor del ángulo, la concentración de tensiones en las aristas axiales de la estructura son mayores, las grietas se generan con menores cargas y la energía total que absorbe la estructura es menor (Figura 65(b)). En consecuencia, a partir del ángulo de 60° los valores de SEA son menores.

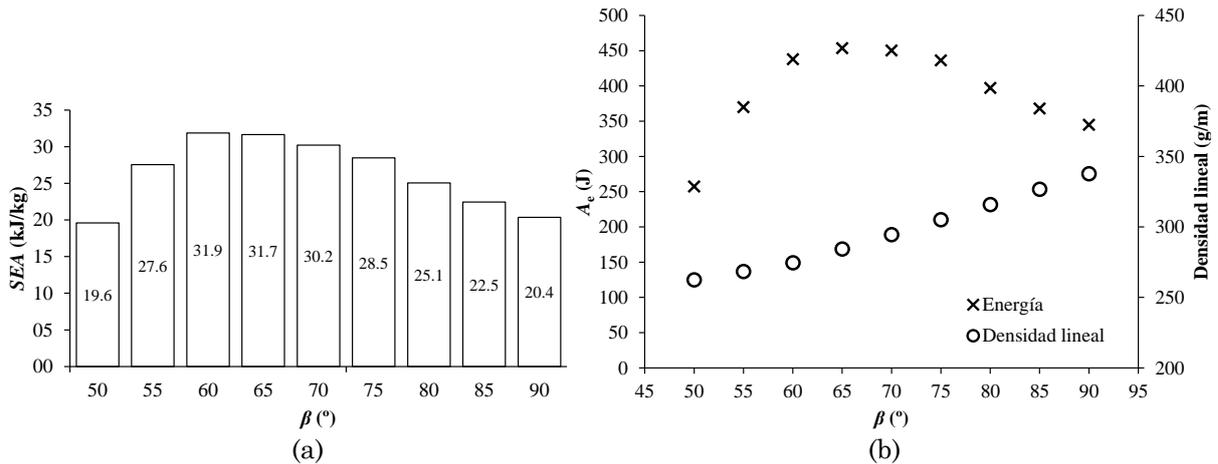


Figura 65: Resultados para la estructura semi-hexagonal con diferentes ángulos (a) Valores de SEA. (b) Valores de energías totales absorbidas y la densidad lineal.

Las estructuras con las diferentes longitudes de a han mostrado un colapso estable y progresivo en todos los casos analizados. Al igual que pasaba con el ángulo β , aumentando el valor de a la densidad del perfil es mayor, y las concentración de tensiones en las aristas también. En consecuencia, las grietas que se generan en las aristas son mayores con el aumento del tamaño y son capaces de absorber menos energía (Figura 66(b)). En consecuencia, a mayor tamaño de la sección del perfil, menores son los valores de SEA de la estructura, tal y como se puede observar en la Figura 66(a).

En la presente publicación, se ha validado un modelo numérico preciso y robusto para estructuras de impacto de vidrio-E/poliéster. Se ha caracterizado dicho material para alimentar el modelo y los resultados obtenidos han demostrado tener una gran capacidad de predicción. Se han podido simular los mecanismos de deformación como la propagación de la grieta axial, la formación de los pétalos incluso la delaminación entre las capas. Todo ello con una desviación máxima del 7,5% en la fuerza pico y únicamente un 1% de error en los demás parámetros analizados.

Por otro lado, se ha podido analizar numéricamente la influencia del ángulo y el efecto del tamaño de la sección para aplicaciones de absorción de energía. Todas las configuraciones, exceptuando la estructura con el ángulo de 50°, han mostrado un colapso estable y progresivo. Se ha podido ver que existe un ángulo óptimo con la que se obtienen los valores de SEA más altos; $\beta = 60^\circ$. Para valores mayores, la concentración de tensiones en las aristas hace que su capacidad de absorber energía se vea reducida. Algo similar se ha visto con el efecto del tamaño, donde al incrementar el tamaño de la sección, la energía específica que es absorbida es menor.

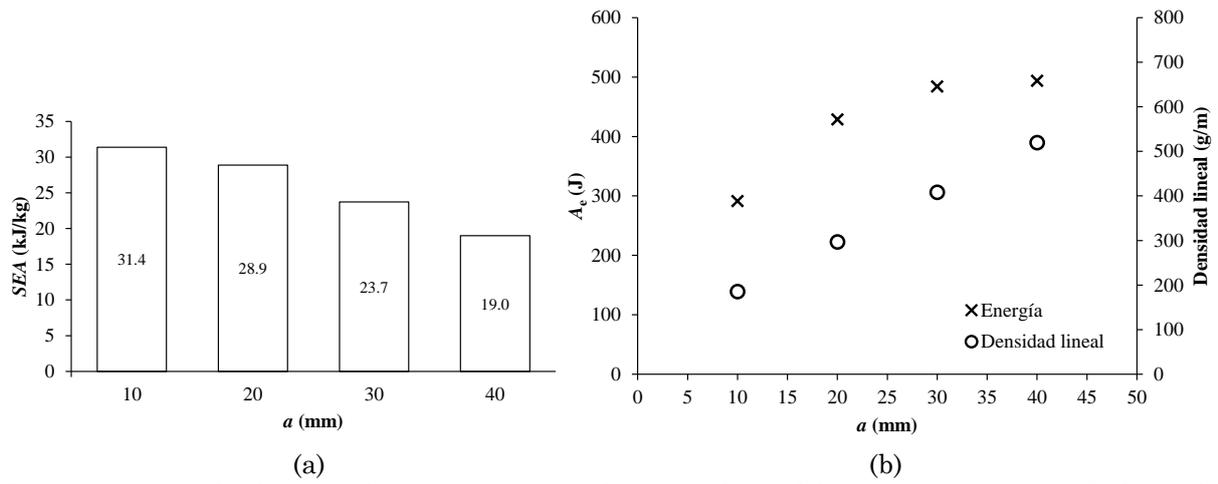


Figura 66: Resultados para la estructura semi-hexagonal con diferentes tamaños. (a) Valores de SEA. (b) Valores de energías totales absorbidas y la densidad lineal

3.4. Effect of the manufacturing process on the energy absorption capability of quasi-unidirectional E-glass/polyester crash structures

A. Esnaola^a, I. Tena^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a, I. Ulacia^b

^a*MONDRAGON Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500, Spain*

^b*Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea,
Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain*

Received 17 February 2016; revised 30 March 2016; *minor revision – under review*

Una de las principales limitaciones que tienen los componentes de materiales compuestos dentro de la industria de la automoción es que la mayoría de procesos de fabricación no son capaces de hacer frente a las necesidades de producción. Han sido muchos los autores que han demostrado que las estructuras de impacto fabricadas por diferentes procesos de fabricación como el contacto a mano [27,119,120], infusión con bolsa de vacío [102], *resin transfer moulding* (RTM) [47,129,130], autoclave [65] o la pultrusión [1,115,116], tienen una alta capacidad de absorción de energía en caso de impacto. Aunque los valores de *SEA* son altos, los costes de procesado y la falta de cadencia de producción hacen que el uso de estos componentes en la industria de la automoción no sea factible para series medias/altas.

En este sentido, Bader [131] realizó una comparación de los diferentes procesos de fabricación para la fabricación de un componente y concluyó que la pultrusión es el proceso más automatizado y el que menos depende de los costes de mano de obra. A pesar de ello, el uso de la pultrusión no se ha extendido a la industria de la automoción. Algunas de las razones pueden tener su origen en las cantidades iniciales de inversión requeridas, el alto coste de los moldes, las incidencias de proceso, el consumo energético o incluso que la pultrusión tradicional no llegue a las cadencias exigidas por la industria de automoción.

Sin embargo, existen otras alternativas que puedan hacer que esas limitaciones de la pultrusión tradicional no sean un obstáculo para su implementación en la industria de la automoción. Una de esas opciones puede ser el uso de técnicas alternativas de curado, como el curado por rayos UV [132]. Se ha podido ver que resinas como el vinilester [133], epoxy [134] o el poliéster [135], combinados con ciertos fotoiniciadores, pueden ser curados rápidamente con luz UV. El hecho de combinar un proceso como la pultrusión con curados alternativos como el UV puede suponer un avance para la producción automatizada de componentes de materiales compuestos para aplicaciones de impacto. El curado mediante UV se realiza fuera del molde de pultrusión [30], de manera que se pueden evitar muchas de las limitaciones como las altas fuerzas de tirado del perfil, moldes caros y complejos, grandes inversiones en maquinaria, incidencias de proceso, etc.

En el presente trabajo se realiza una comparación de la capacidad de absorción de energía de estructuras de materiales compuestos fabricados mediante 3 procesos: infusión con bolsa de vacío, contacto a mano y pultrusión con curado UV fuera del molde.

De este modo se comparan las propiedades para aplicaciones de impacto del material fabricado por pultrusión UV respecto a otros procesos convencionales. Para ello se han empleado las mismas fibras de refuerzo, misma geometría, mismo iniciador de colapso y las mismas condiciones de ensayo. Sin embargo, debido a las diferencias en las formulaciones en las resinas curables térmicamente y por luz UV, previamente se realiza un estudio para descartar la influencia de la misma en los resultados. De este modo, se realizan ensayos de compresión a probetas que han sido fabricados por infusión utilizando resinas térmicamente curables y resinas curables por luz UV.

Tanto los materiales y la geometría que se han empleado, como los procesos de fabricación previamente comentados (infusión con bolsa de vacío, contacto a mano y la pultrusión UV) están explicados y detallados en el Anexo IV. En cuanto a las propiedades mecánicas y físicas, se ha realizado el cálculo de los porcentajes en volumen de fibra, matriz y poros para todas las probetas siguiendo la norma ASTM D3171-09. Se ha calculado la resistencia interlaminar a cortadura siguiendo la norma EN ISO 14130 y, por último, se han realizado ensayos de compresión cuasi-estáticas a 10 mm/min de velocidad constante. Los procedimientos empleados para la realización de los ensayos comentados también están detallados en el Anexo IV.

En la Figura 67(a) se pueden observar los valores de porcentaje en volumen de fibra, matriz y poros que se han calculado para las probetas fabricadas mediante la infusión térmico e infusión UV para proceder con su comparación en caso de que sean similares. Se puede ver que el porcentaje de fibra en volumen es el mismo en ambos casos. La única diferencia es el porcentaje de poros, donde las probetas de infusión térmico muestran un 3% frente a un 1% de las probetas de infusión UV. Por otro lado, la Figura 67(b) muestra las curvas fuerza-desplazamiento que se han obtenido en los ensayos cuasi-estáticos de compresión. El comportamiento de colapso mostrado por las probetas fabricadas por ambos procesos es idéntico. En la Tabla 11 se detallan los valores calculados en los ensayos de compresión. Las mayores diferencias se dan en los valores de fuerza pico, donde los valores de las probetas de infusión UV son ligeramente menores. En consecuencia, la eficiencia de colapso de estas probetas también es mayor. En cuanto a los valores de SEA , P_{mean} y A_e se puede apreciar que son similares, con diferencias entre 1% y 2% para las probetas con diferentes resinas. Los resultados han demostrado que las diferencias debido a la resina en el comportamiento a colapso son despreciables, de modo que las probetas fabricadas por diferentes procesos son comparables.

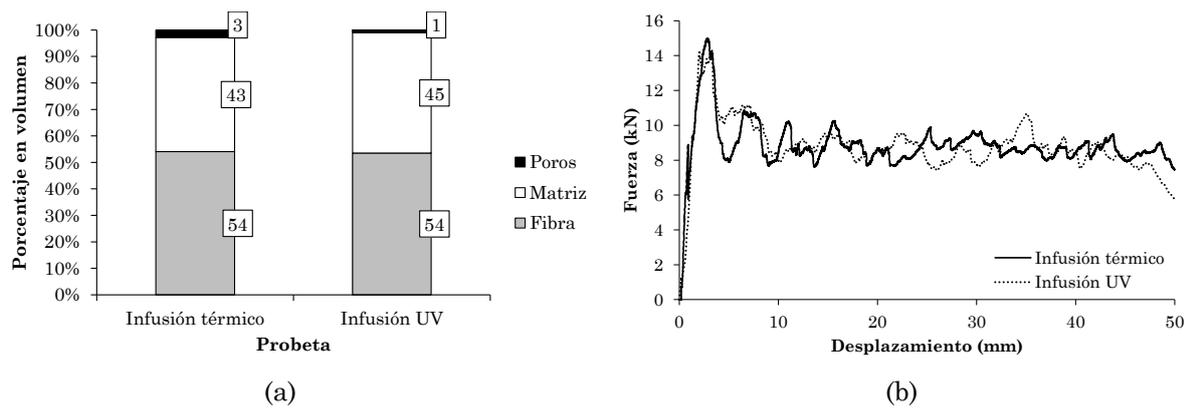


Figura 67: (a) Porcentaje en volumen de fibra, matriz y poros para probetas con diferentes resinas. (b) Curvas Fuerza-desplazamiento para probetas de infusión térmico y UV.

Tabla 11: Resultados de los ensayos cuasi-estáticos para probetas de infusión térmico y UV.

Probeta	SEA (kJ/kg)	P_{max} (kN)	P_{mean} (kN)	A_e (kJ)	η_c (%)
Infusión térmico	$31,09 \pm 1,70$	$15,22 \pm 0,17$	$8,29 \pm 0,43$	$0,42 \pm 0,02$	$54,33 \pm 2,89$
Infusión UV	$31,41 \pm 0,94$	$13,41 \pm 0,91$	$8,42 \pm 0,61$	$0,43 \pm 0,06$	$63,01 \pm 7,40$

Para proceder con el análisis del efecto del proceso de fabricación, es necesario asegurar que las propiedades físicas de los materiales procesados mediante distintas técnicas son similares. Para ello, en la Figura 68 se analizan los porcentajes de fibra, matriz y poros para los materiales fabricados por distintos procesos. El porcentaje de fibra varía entre el 53% y 55%; el porcentaje de matriz entre el 42% y 44%; y el porcentaje de poros entre 1% y 5%. Viendo la similitud de los porcentajes calculados, se concluye que las diferentes probetas pueden ser comparadas, ya que las propiedades físicas no influirán en exceso en el comportamiento a colapso de las estructuras.

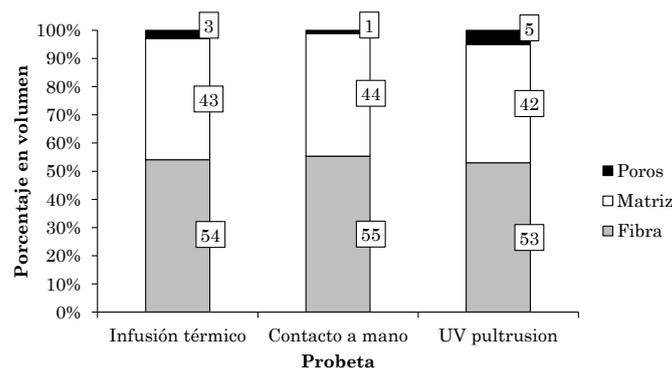


Figura 68: Porcentaje en volumen de fibra, matriz y poros para probetas fabricadas con diferentes procesos.

Por otro lado, también se han analizado los valores de $ILSS$ del material que ha sido fabricado mediante diferentes procesos. En la Figura 69 se puede observar que las probetas fabricadas por contacto a mano y pultrusión UV tienen valores de $ILSS$

similares; alrededor de 43 MPa. Sin embargo, el valor de *ILSS* para las probetas fabricadas por infusión es un 23% inferior: 33 MPa.

Comparando las probetas de *ILSS* fabricadas por infusión y contacto a mano las dimensiones de las probetas, el número de capas de fibra, la resina, el proceso de curado y post-curado, son exactamente las mismas. Con objeto de analizar el laminado, en la Figura 70 se pueden ver imágenes obtenidas mediante el SEM que muestran las secciones de las diferentes probetas. En la Figura 70(a) se puede ver que la distribución de las fibras a lo largo de la sección de la probeta fabricada por infusión no es homogénea. Las fibras de la zona superior están más espaciadas entre sí, mientras que en la zona inferior están más comprimidas. Por otro lado, en la Figura 70(b) y en la Figura 70(c) (contacto a mano y pultrusión UV respectivamente) se observa que la distribución de las fibras es homogénea a lo largo de todo el espesor. Se ha podido ver que la disposición de las fibras a lo largo del espesor es diferente en las probetas fabricadas por diferentes procesos, de manera que esto pueda influir en los valores de *ILSS*. Por lo tanto, los valores más bajos de *ILSS* de las probetas de infusión se atribuyen a la distribución heterogénea de las capas de fibra a lo largo del espesor.

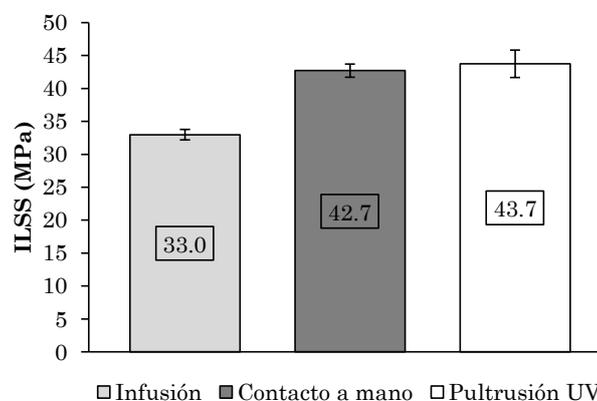


Figura 69: Valores de *ILSS* para las probetas fabricadas por diferentes procesos.

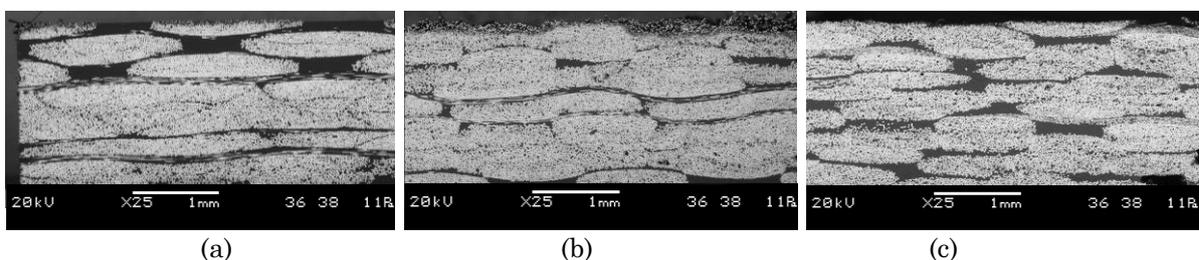


Figura 70: Imágenes del SEM de la sección de las diferentes probetas: (a) Infusión. (b) Contacto a mano. (c) Pultrusión UV.

En cuanto a los ensayos de compresión cuasi-estáticos, todas las probetas fabricadas por los diferentes procesos han tenido un colapso estable y progresivo. En la Figura 71 se pueden ver las curvas de fuerza-desplazamiento para las diferentes probetas. Se observa que los valores de P_{mean} para las probetas de contacto a mano y pultrusión UV son muy similares. Las mayores diferencias se observan al principio del colapso, donde la fuerza pico de las probetas fabricadas por contacto a mano es algo mayor y con una caída menor antes de que termine de estabilizarse la fuerza. Sin embargo, los valores de fuerza para las probetas de infusión son bastante menores comparando con las otras probetas. Debido a esto, la capacidad de absorción de energía para las probetas fabricadas por infusión es menor.

La Tabla 12 muestra los parámetros que se han calculado partiendo de las curvas fuerza-desplazamiento, donde los valores energéticos más altos son para las probetas de contacto a mano. El SEA y la A_e de las probetas de pultrusión UV son un 6% y 11% menores que los valores de las probetas de contacto a mano respectivamente. Basado en el trabajo de Tena *et al.* [136], la variación de estos valores energéticos puede ser atribuida a la diferencia en el porcentaje de poros que se ha observado en la Figura 68. Los poros encontrados en el material fabricado por pultrusión UV son diferentes a los encontrados en el material fabricado por otros procesos. Se observa que los poros se encuentran entre las mechas de fibras y actúan como concentradores de tensiones reduciendo la capacidad de absorción de energía del material [136]. Por otro lado, se ha podido observar que los poros encontrados en el material fabricado por contacto a mano son más en cantidad, menores en tamaño y están homogéneamente distribuidos, mientras que los poros del material de pultrusión UV son más grandes, menos en cantidad y se encuentran localizados en zonas estratégicas. Es por ello por lo que se puede concluir que el tipo de poro tiene más influencia que el contenido de poros en si. Sin embargo, las diferencias entre las probetas de infusión y las probetas de contacto a mano no pueden ser atribuidas a los poros. El SEA y A_e de las probetas de infusión son un 40% y 46% menores que los valores de las probetas de contacto a mano respectivamente. La menor capacidad de absorción de energía de las probetas de infusión se relaciona con la menor resistencia interlaminar a cortadura que se ha podido ver en los ensayos de ILSS (Figura 69). En este sentido, Farley [137] y Jacob *et al.* [124] concluyeron que una reducción en la resistencia interlaminar del material resulta en la reducción de la capacidad de absorción de energía, tal y como se ha observado en los resultados del presente trabajo.

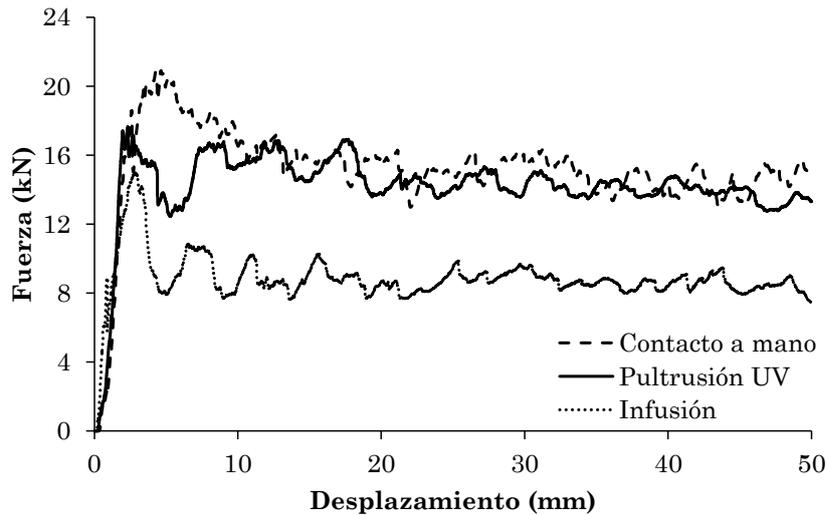


Figura 71: Curvas fuerza-desplazamiento para las probetas fabricadas por diferentes procesos.

Tabla 12: Resultados de los ensayos cuasi-estáticos para probetas de diferentes procesos.

Probeta	SEA (kJ/kg)	P_{max} (kN)	P_{mean} (kN)	A_e (kJ)	η_c (%)
Infusión	$31,09 \pm 1,70$	$15,22 \pm 0,17$	$8,29 \pm 0,43$	$0,42 \pm 0,02$	$54,33 \pm 2,89$
Contacto a mano	$51,98 \pm 1,79$	$21,69 \pm 0,78$	$15,61 \pm 0,44$	$0,79 \pm 0,03$	$72,02 \pm 0,70$
Pultrusión UV	$48,65 \pm 1,32$	$17,92 \pm 0,71$	$13,86 \pm 0,56$	$0,70 \pm 0,03$	$77,31 \pm 2,77$

Una vez que se han analizado los resultados anteriormente expuestos, se obtienen las siguientes conclusiones:

- Se ha verificado que los fotoiniciadores necesarios para el curado UV que se le añaden a la resina no tienen influencia significativa en el comportamiento final de la estructura, ya que los resultados de los ensayos de compresión obtenidos son muy similares.
- Se ha visto que la disposición de las fibras en el espesor es diferente dependiendo del proceso de fabricación, siendo heterogénea para los materiales fabricados por infusión con bolsa de vacío y homogénea para el material fabricado por contacto a mano y pultrusión UV. La distribución heterogénea de las fibras resulta en una menor resistencia interlaminar del material con menores valores de $ILSS$ que a su vez provoca menor capacidad de absorción de energía.
- En cuanto a las probetas fabricadas por pultrusión UV, se ha podido ver que tienen una capacidad de absorción de energía muy similar a las probetas de contacto a mano. Los valores obtenidos en los ensayos cuasi-estáticos de compresión son ligeramente menores que las de contacto a mano y este efecto se

atribuye a la diferencia encontrada en los poros. A pesar de que el contenido en volumen es un 1% para las probetas de contacto a mano y un 5% para las probetas de pultrusión UV, la tipología de los poros pueden afectar a la capacidad de absorción de energía. Los poros del material fabricado por pultrusión son menos en número, más grandes en tamaño y están distribuidos entre las mechas de fibras actuando de concentradores de tensiones.

- Por último, cabe mencionar que se ha demostrado que el material fabricado por el proceso de pultrusión UV tiene un buen comportamiento para aplicaciones de absorción de energía en casos de colapso, aparte de ser un proceso continuo y automatizado. Además, este comportamiento podría mejorarse en caso de reducir el porcentaje de poros en volumen del material fabricado por dicho proceso.

3.5. Design, manufacturing and evaluation of Glass/Polyester composite crash structures for lightweight vehicles

A. Esnaola^{a,b}, I. Ulacia^b, B. Elguezabal^b, E. Del Pozo de Dios^c, J. J. Alba^d, I. Gallego^a.

^a*MONDRAGON Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500, Spain*

^b*Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea,
Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain*

^c*Applus+ IDIADA, L'Albornar – PO Box 20, 43710 Santa Oliva, Spain*

^d*Universidad de Zaragoza, Mariano Esquillor s/n, 50018 Zaragoza, Spain*

Received 11 February 2016; revised 22 April 2016; accepted 2 May 2016; available online
2 August 2016

Uno de los mayores problemas hoy en día de los vehículos eléctricos es la limitada autonomía, en parte por el elevado peso de las baterías. En este sentido, una de las estrategias adoptada consiste en desarrollar soluciones estructurales más ligeras para reducir el peso total del vehículo y mejorar los problemas de autonomía. Sin embargo, la seguridad de los pasajeros es un aspecto muy a tener en cuenta y es por ello por lo que cada vez es mayor la demanda de materiales más ligeros, pero con alta capacidad de disipación de energía en caso de un impacto. En este sentido, las estructuras de impacto de materiales compuestos han demostrado tener un gran potencial para este tipo de aplicaciones, ya que son materiales ligeros y con gran capacidad de absorción de energía [2,4,5].

A su vez, uno de los mayores obstáculos a los que se enfrentan las estructuras de impacto de materiales compuestos es la baja productividad debido a los procesos de fabricaciones existentes hoy en día. A pesar de que las estructuras de impacto fabricadas por contacto a mano [27,51] o mediante el método de infusión [102] hayan demostrado un buen comportamiento a impacto con altos valores de *SEA*, no cumplen con los requisitos de producción. En este sentido, la pultrusión junto con un curado alternativo de UV puede ser una buena opción para la fabricación en continuo de estas estructuras y cumplir con los requisitos de producción [136].

Debido a los altos costes de los ensayos experimentales, la mayoría de los estudios son llevados a cabo mediante el método de los elementos finitos y solo la última validación es la que se realiza experimentalmente. La simulación del proceso de colapso de los materiales compuestos requiere reproducir diferentes mecanismos de rotura del material para poder correlar los resultados experimentales. Debido a las deformaciones no lineales del proceso, el método de simulación más empleado para estas aplicaciones es el explícito [65]. Aunque estos materiales se puedan modelizar con elementos sólidos, los elementos más empleados son de tipo multi-capa [64,99], ya que permiten simular la separación del material debido a las grietas y la delaminación entre las capas con más precisión [66,67]. Sin embargo, los altos costes computacionales de estos modelos hacen que su implementación en un modelo numérico del vehículo completo sea complicada.

En el presente trabajo se desarrolla y se valida una estructura de impacto de vidrio-E/poliéster para absorber la energía de impacto de un vehículo eléctrico de la categoría L7e. Estructuras de diferentes geometrías basadas en el concepto de nido de abeja son ensayadas en condiciones cuasi-estáticas para determinar el efecto de la geometría. Por otro lado, se realizan ensayos en condiciones de impacto de componentes, utilizando para

ello un carro de 585 kg a 30 km/h de velocidad de impacto. También se fabrican estructuras de impacto mediante la pultrusión UV y estas son integradas en la estructura de un vehículo eléctrico de la categoría L7e para proceder con los ensayos. La estructura del vehículo es ensayada a crash en unas condiciones modificadas respecto a las de EuroNCAP, siendo un ensayo de anchura total contra barrera rígida a una velocidad de impacto de 40 km/h. Por último, se desarrolla una herramienta numérica multi-material, incluyendo las estructuras de impacto de composites, en LS-DYNA capaz de simular los resultados del crash del vehículo completo

Los materiales que se han empleado son fibras de vidrio-E cuasi-unidireccionales como refuerzo y una resina poliéster como matriz. El perfil base fabricado es el perfil semi-hexagonal mostrado en la Figura 53. Combinando los perfiles semi-hexagonales siguiendo el concepto de nido de abeja se han fabricado diferentes configuraciones para los ensayos cuasi-estáticos. En la Figura 72 se muestran las configuraciones fabricadas. La longitud de todas las probetas es de 60 mm. Para las configuraciones 7H y 5H se han utilizado 10 perfiles; 4 perfiles para la configuración 2H; 2 perfiles para la configuración 1H; y un único perfil para la configuración 1/2H. La unión de los perfiles se ha llevado a cabo mediante un adhesivo estructural bicomponente de base epoxi.

Para los ensayos dinámicos de componente, la configuración seleccionada ha sido la 7H. La longitud de las probetas es de 200 mm y para su ensamblaje se han utilizado dos chapas de aluminio de 6 mm de espesor, tal y como se puede apreciar en la Figura 73(a). Por otro lado, para el ensayo de la estructura completa del vehículo contra una barrera rígida, los perfiles semi-hexagonales han sido fabricados por pultrusión UV y la configuración seleccionada es la 5H. La longitud de estos componentes es de 300 mm. Para su ensamblaje se ha procedido a adoptar la misma solución anteriormente citada y se han utilizado placas de aluminio, tal y como se puede ver en la Figura 73(b).

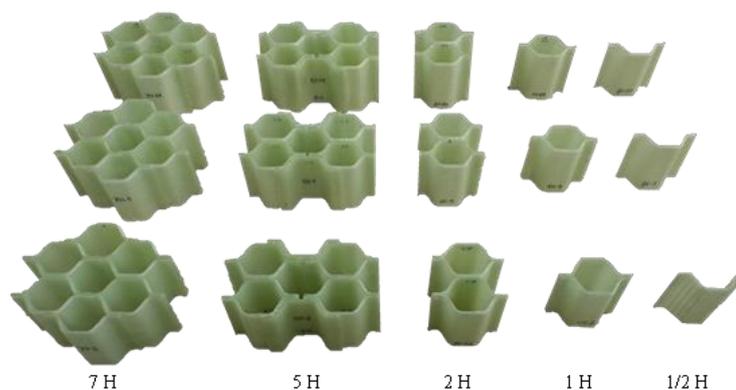


Figura 72: Diferentes configuraciones de las probetas para los ensayos de compresión cuasi-estática.

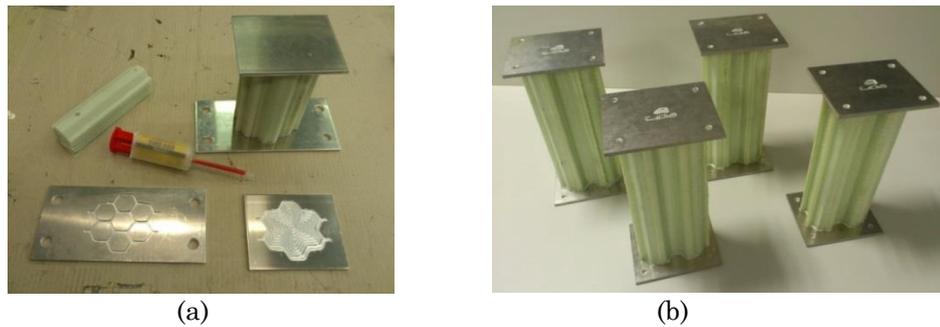


Figura 73: (a) Probetas de infusión para los ensayos dinámicos. (b) Probetas de pultrusión UV para el ensayo de la estructura del vehículo contra una barrera rígida.

Los ensayos de compresión cuasi-estáticos se han realizado en una máquina de tracción universal con una célula de carga de 40 tn, a una velocidad de compresión constante de 15 mm/min. Para los ensayos dinámicos se ha utilizado un carro de 585 kg que impacta contra las estructuras a 30 km/h de velocidad y la captación se ha realizado mediante unos acelerómetros. Por último, el ensayo de crash de la estructura completa (con una masa de 1100 kg) se ha realizado contra una barrera rígida a una velocidad de 40 km/h y los datos han sido recogidos mediante varios acelerómetros colocados en diferentes puntos de la estructura. Los detalles de todos los ensayos y los métodos utilizados para adquirir y tratar los datos se exponen en el Anexo V.

En cuanto al modelo numérico, la estructura de acero del vehículo ha sido modelizado utilizando elementos *shell* denominados *TYPE 16* en LS-DYNA. Para modelizar el travesaño delantero, las estructuras de impacto metálicos y las estructuras de composite se han empleado elementos de 1 mm x 1 mm, mientras que para la estructura tubular y el chasis se han empleado elementos de 3 mm x 3 mm. En cuanto a los modelos de material, se han empleado 3 modelos diferentes: (a) Material isótropo elástico lineal para modelizar la estructura tubular y el chasis; (b) Material isótropo elasto-plástico con dependencia a la velocidad de deformación para el travesaño delantero y las estructuras de impacto metálicos y (c) Material ortotrópico con daño progresivo para las estructuras de impacto en materiales compuestos. Todos los detalles de los modelos de material empleados se exponen en el Anexo V.

Todas las configuraciones que se han ensayado en condiciones cuasi-estáticas han mostrado un colapso estable y progresivo. En cada una de las configuraciones se han podido identificar los mecanismos de rotura tales como la propagación de la grieta axial, la creación de pétalos, delaminación entre capas y la rotura de fibras. Además, no se ha identificado fallo alguno relacionado con la unión adhesiva. En la Figura 74(a) se muestran los valores de *SEA* que se han obtenido en los ensayos cuasi-estáticos para las

diferentes configuraciones. Los valores de SEA para las configuraciones 1H y 2H son entre un 16% y 23% mayores que el SEA de la configuración base 1/2H. Por otro lado, los valores de SEA de las configuraciones 5H y 7H son entre un 40% y un 45% mayores. Incrementando el número de perfiles, el nivel de corrugación de la estructura es mayor y a su vez los valores de SEA también. El aumento de la corrugación hace que la estructura sea más estable durante el colapso lo que provoca un aumento en la capacidad de absorber energía de la estructura, tal y como concluyó Feraboli *et al.* [30]. Por otro lado, en la Figura 74(b) se analiza la eficiencia de colapso de las diferentes configuraciones. Con el incremento de la corrugación, las estructuras son menos esbeltas, más estables y más eficientes. La configuración base 1/2H es la configuración con menor eficiencia de colapso; $\eta_c \approx 50\%$, mientras que la configuración 7H muestra la eficiencia de colapso más alta; $\eta_c \approx 80\%$.

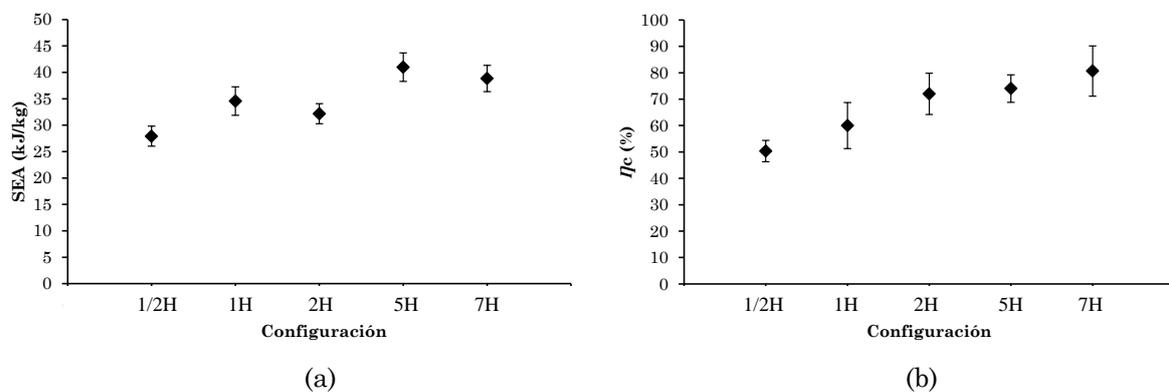


Figura 74: (a) Valores de SEA para las diferentes configuraciones. (b) Valores de la eficiencia de colapso para las diferentes configuraciones.

En los ensayos dinámicos de impacto, todas las probetas ensayadas han sido capaces de absorber toda la energía del carro impactor lanzado a 30 km/h de velocidad. En la Figura 75 se puede observar el aspecto de la estructura post-impacto. Las estructuras han tenido un colapso estable y progresivo pero se ha podido ver que algunos perfiles exteriores han sufrido pandeo debido al impacto. Puede que la mayor longitud de las probetas y su mayor esbeltez hayan contribuido en el pandeo localizado de algunos perfiles. Además, al contrario que en los ensayos cuasi-estáticos, se ha identificado que alguna unión adhesiva de esos perfiles exteriores ha fallado. En la Tabla 13 se muestran los resultados de los ensayos dinámicos de las probetas de la configuración 7H en comparación con los resultados cuasi-estáticos. Se puede ver que los valores de SEA , fuerza de pico y la fuerza media son un 10% menores que los valores cuasi-estáticos, manteniendo la eficiencia de colapso. A pesar de estas diferencias, las estructuras muestran una gran capacidad de absorber energía, con valores de SEA de 35 kJ/kg.



Figura 75: Aspecto de la estructura después del ensayo dinámico de impacto.

Tabla 13: Resultados de los ensayos cuasi-estáticos y dinámicos para la configuración 7H.

Probeta	SEA (kJ/kg)	P_{max} (kN)	P_{mean} (kN)	η_c (%)
7H cuasi-estático	$38,85 \pm 2,50$	$128,68 \pm 5,02$	$103,77 \pm 9,38$	$80,66 \pm 9,50$
7H dinámico	$34,62 \pm 0,89$	$114,63 \pm 0,78$	$93,47 \pm 2,41$	$81,55 \pm 0,83$

En cuanto al ensayo de crash de la estructura completa de un vehículo de la categoría L7e contra una barrera rígida a 40 km/h de velocidad, el colapso ha tenido lugar de manera progresiva. Después de colapsar el travesaño de metal, las estructuras de metal situadas delante de las estructuras de composite han sido colapsadas y por último, la estructura de composite ha terminado de disipar el resto de la energía de impacto del vehículo. Ha sido necesario colapsar 200 mm de los 300 mm iniciales de las estructuras de composite hasta parar el vehículo. En la Figura 76 se muestra la secuencia de colapso de una de las estructuras de material compuesto integrado en el vehículo. El acelerómetro colocado en el centro de gravedad del vehículo ha registrado una deceleración máxima de 33 g, siendo mayor que 30 g durante un tiempo inferior a 10 ms. Por otro lado, en la Tabla 14 se muestran los resultados de la estructura de 5H ensayada en el crash. Se puede observar que los valores de SEA y los valores de fuerza media son similares a los resultados obtenidos en los ensayos dinámicos previos. Sin embargo, las fuerzas pico son mayores y en consecuencia, la eficiencia de colapso es menor. No obstante, las estructuras de impacto de materiales compuestos, fabricados mediante un proceso continuo y automatizado, han sido ensayadas en condiciones reales de impacto y se ha podido verificar su alta capacidad de absorción de energía para este tipo de aplicaciones.

Tabla 14: Resultados del ensayo a crash para la configuración 5H.

Probeta	SEA (kJ/kg)	P_{max} (kN)	P_{mean} (kN)	η_c (%)
5H ensayo crash	$37,77 \pm 1,54$	$180,99 \pm 9,98$	$108,63 \pm 5,90$	$60,03 \pm 0,05$

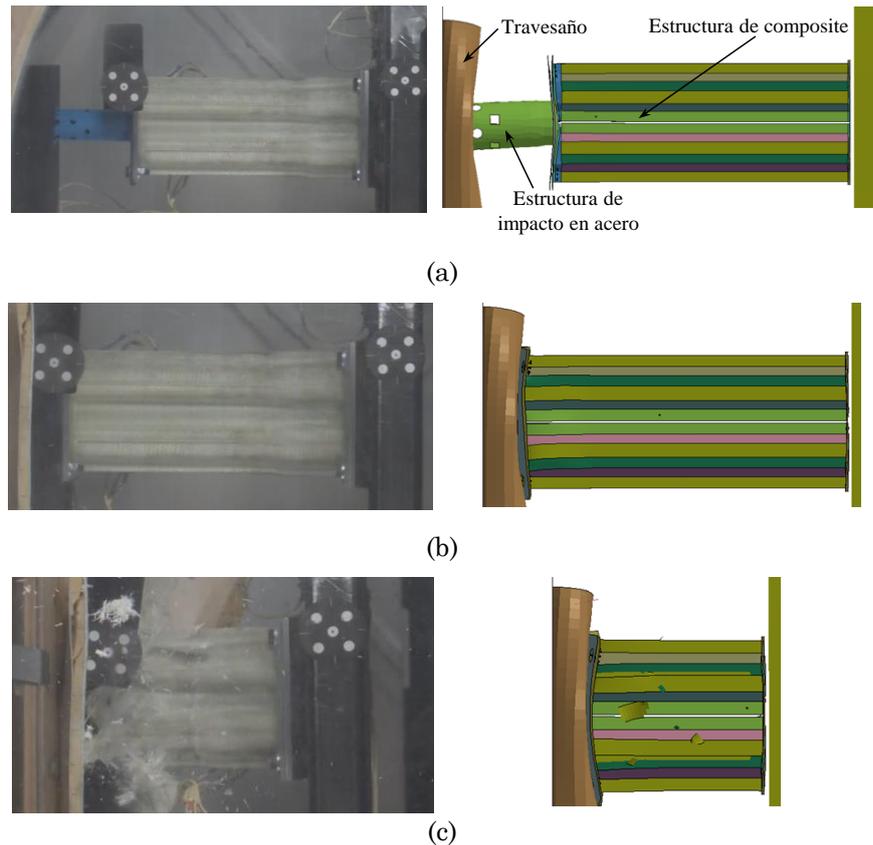


Figura 76: Resultados experimentales y numéricos del ensayo de crash. (a) $t = 20$ ms. (b) $t = 30$ ms. (c) $t = 72$ ms.

En cuanto a los resultados numéricos del ensayo de crash, la Figura 76 muestra una comparación cualitativa de los resultados experimentales y numéricos. Se puede observar que el proceso de colapso ha sido progresivo tal y como se ha visto en los ensayos experimentales.

Por otro lado, la Figura 77 muestra las curvas aceleración tiempo del ensayo de crash captadas por distintos acelerómetros colocados en el vehículo y se comparan con los resultados obtenidos en la simulación numérica. Se puede ver que el modelo numérico es capaz de reproducir con exactitud las aceleraciones generadas en diferentes puntos del vehículo. La Figura 77(a) muestra las aceleraciones del centro de gravedad del vehículo, la Figura 77(b) muestra las aceleraciones de la parte trasera de la estructura de composites y la Figura 77(c) muestra las aceleraciones de la parte trasera de la estructura de impacto de acero. De esta manera, se ha podido verificar la viabilidad de un modelo numérico multi-material que incluye la simulación de una estructura de materiales compuestos para su uso en el diseño y desarrollo de un vehículo.

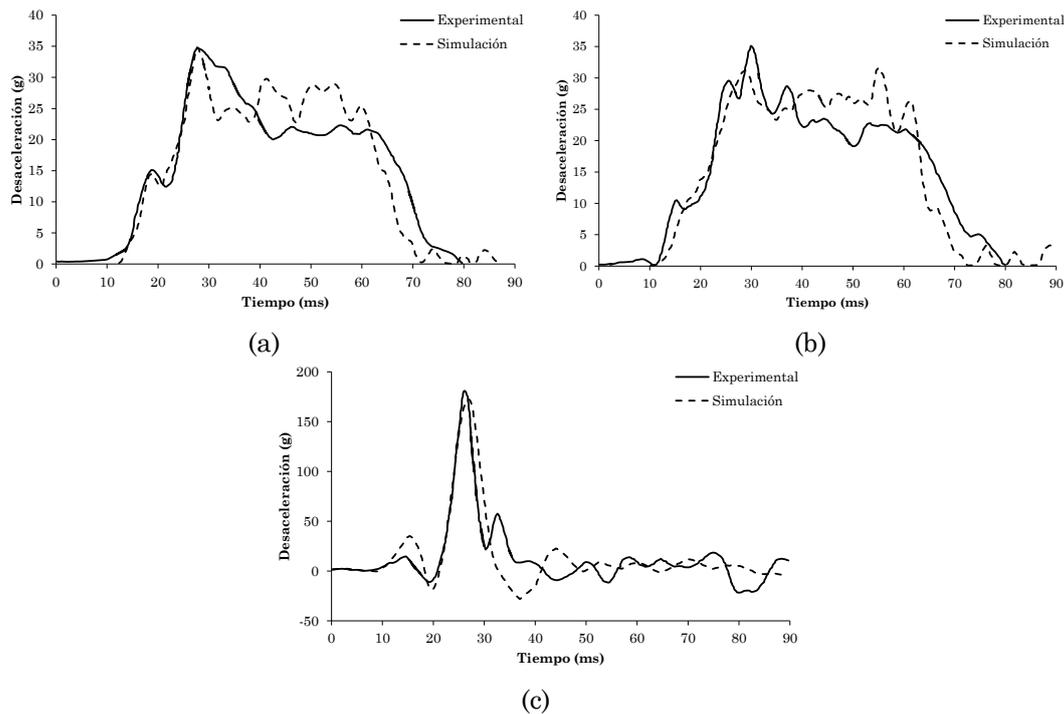


Figura 77: Resultados experimentales y numéricos de aceleración-tiempo. (a) En el centro de gravedad del vehículo. (b) En la estructura de composite. (c) En la estructura de impacto de acero.

En el presente trabajo se ha desarrollado y validado una estructura de impacto en materiales compuestos para un vehículo eléctrico ligero de la categoría L7e. Mediante los ensayos cuasi-estáticos de compresión se ha analizado el efecto de la geometría, donde se ha concluido que el aumento del nivel de corrugación de la estructura influye positivamente en su capacidad de absorción de energía. De esta manera, las configuraciones 5H y 7H han sido capaces de absorber un 40-45% más de energía que la configuración base 1/2H, con valores de *SEA* alrededor de los 40 kJ/kg. En cuanto a los ensayos dinámicos a nivel componente, se ha podido ver que los resultados obtenidos son ligeramente más bajos que los cuasi-estáticos a pesar de mostrar un buen comportamiento a impacto. Por otro lado, se han integrado las estructuras de impacto fabricadas por pultrusión UV de manera continua en la estructura de un vehículo ligero y se ha realizado un ensayo de crash contra barrera rígida a 40 km/h. Las estructuras han mostrado un correcto comportamiento durante el impacto con altos valores de energía absorbidos. Ha quedado demostrada la capacidad de absorción de energía de las estructuras de impacto fabricados por pultrusión UV para aplicaciones de seguridad pasiva de vehículos. Por último, se ha validado un modelo numérico multi-material como herramienta de diseño y desarrollo de vehículos para aplicaciones de crash. Los resultados cualitativos y cuantitativos han demostrado que el comportamiento ante impacto de estructuras de composite puede ser simulado con gran precisión.

CAPÍTULO 4

CONCLUSIONES Y LÍNEAS FUTURAS

4.1. Conclusiones

En la presente tesis doctoral se ha conseguido identificar los principales factores que afectan a la absorción de energía de una estructura de impacto de materiales compuestos. De esta manera, ha sido posible optimizar la capacidad de absorción de energía de la estructura de impacto. Asimismo, se ha validado un modelo numérico capaz de predecir el comportamiento a colapso de estas estructuras, pudiendo comparar las propiedades de los materiales fabricados por diferentes procesos de fabricación. Finalmente, se ha validado el comportamiento de estas estructuras en condiciones reales de un accidente frontal.

A continuación se desglosan las conclusiones más generales de la investigación realizada basándose en los objetivos planteados al principio del documento:

4.1.1 Selección del material de refuerzo

- Las fibras de basalto bidireccional no han mostrado un buen comportamiento ante el colapso debido a que no tienen un colapso estable y progresivo.
- Las fibras de vidrio bidireccionales (orientadas a $[0^\circ/90^\circ]$) y las fibras de vidrio cuasi-unidireccionales (orientadas a $[0^\circ]$) han mostrado un comportamiento similar con valores muy parecidos de *SEA*.
- Los laminados híbridos entre capas de vidrio bidireccionales y vidrio cuasi-unidireccionales, así como los laminados híbridos basalto-vidrio no han conseguido mejorar los valores de *SEA* debido a que la adhesión entre las diferentes capas no es tan buena.
- Desde el punto de vista de propiedades, comportamiento al colapso y posibilidad de fabricación automatizado en continuo, las bandas de vidrio cuasi-unidireccionales son las seleccionadas para proceder con la investigación.

4.1.2 Efecto del volumen de fibra

- Se ha demostrado que existe un porcentaje óptimo del volumen de fibra para maximizar la absorción de energía específica de la estructura: 47% para el material compuesto de fibras de vidrio cuasi-unidireccionales y matriz de poliéster.
- El número de capas empleados para conseguir diferentes porcentajes de volumen de fibra tiene influencia en los mecanismos de rotura. Las configuraciones con número impar de capas muestran mayor porcentaje de fibras rotas.

4.1.3 Efecto de la geometría

- La combinación de perfiles semi-hexagonales siguiendo el concepto de nido de abeja ha resultado en el incremento de la capacidad de absorber energía. Las combinaciones geométricas absorben mayores cantidades de energía que el perfil base semi-hexagonal. Cuanto mayor es el nivel de corrugación de la estructura, mayores son los valores de *SEA* para la estructura.
- Se ha validado el uso de un adhesivo estructural de base epoxy para la unión de los perfiles semi-hexagonales que vayan a trabajar en condiciones de colapso.

4.1.4 Desarrollo de una herramienta numérica

- Se ha conseguido desarrollar y validar una herramienta numérica para predecir con precisión el comportamiento de la estructura de materiales compuestos durante el colapso. Todos los parámetros calculados experimentalmente se han predicho con un margen de error del 1%, excepto la fuerza de pico inicial, la cual ha sido un 7,5% inferior.

4.1.5 Optimización numérica de la sección del perfil semi-hexagonal

- Se ha analizado numéricamente el efecto que tiene el ángulo que forma el perfil semi-hexagonal en los valores de *SEA* del perfil. El ángulo del perfil ha sido analizado en un rango de 50° a 90° y se ha podido ver que los mejores resultados de absorción de energía específica se consiguen con un ángulo de 60°.
- Por otro lado, se ha analizado el efecto que tiene el tamaño de la sección, variando la longitud de las paredes de la sección semi-hexagonal en un rango de 10 mm a 40 mm. Se concluye que cuanto más pequeño sea la longitud de las paredes planas mayores son los valores de *SEA*.

4.1.6 Efecto del proceso de fabricación

- Se ha conseguido fabricar perfiles semi-hexagonales de manera continua y automatizada mediante el proceso de pultrusión UV, de manera que la mayoría de las limitaciones de la pultrusión tradicional puedan ser superadas.
- El comportamiento a colapso de los perfiles pultruidos y curados por UV han sido analizados y comparados con los procesos de fabricación de infusión con bolsa de vacío y contacto a mano. Se ha demostrado que las propiedades son similares a

las obtenidas mediante el método de contacto a mano y muy superiores a las obtenidas por infusión.

4.1.7 Validación de la estructura en condiciones de impacto

- Se han diseñado, fabricado por pultrusión UV e integrado en el chasis de un prototipo de un vehículo eléctrico las estructuras de impacto en materiales compuestos para realizar un *crash test* en condiciones reales. Se ha demostrado que las estructuras de impacto de materiales compuestos tienen gran capacidad de absorción de energía y funcionan en velocidades de impacto reales tal y como funcionan en condiciones cuasi-estáticas. Las diferencias entre condiciones de impacto y condiciones cuasi-estáticas son menores del 10%.

4.2. Líneas futuras

Con los conocimientos que se han adquirido y desarrollado en la presente tesis doctoral, los trabajos que en un futuro se deberían desarrollar son los siguientes:

- Fabricar, ensayar y verificar experimentalmente que la geometría óptima calculada numéricamente es la misma.
- Caracterizar a impacto el material compuesto analizado en la presente investigación, realizando ensayos de impacto de las estructuras semi-hexagonales para analizar el efecto de la velocidad de deformación en la energía absorbida y en los mecanismos de rotura.
- Modificar la herramienta numérica para predecir el comportamiento a colapso de estructuras fabricadas por pultrusión UV.
- Desarrollar y validar la herramienta numérica para condiciones de impacto teniendo en cuenta el efecto de la velocidad de deformación del material.
- Analizar y desarrollar un sistema de ensamblaje de los perfiles y un sistema de unión del componente al chasis del vehículo para su futura industrialización.
- Aplicar todo el conocimiento adquirido con materiales compuestos reforzados con fibras de otros materiales (carbono, aramida, fibras naturales...) y matrices de otros materiales (viniléster, epoxy...) para determinar cuál es el material idóneo para aplicaciones de impacto desde el punto de vista de propiedades, coste económico y posibilidad de industrialización.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] S. Palanivelu, W. Paepegem, J. Degrieck, J. Van Ackeren, D. Kakogiannis, D. Van Hemelrijck, J. Wastiels, and J. Vantomme, “Experimental study on the axial crushing behaviour of pultruded composite tubes,” *Polym. Test.*, vol. 29, no. 2, pp. 224–234, 2010.
- [2] D. Hull, “A unified approach to progressive crushing of fibre-reinforced composite tubes,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 40, pp. 376–421, 1991.
- [3] A. K. Toksoy, “Optimization of the axial crushing behavior of closed-cell aluminum foam filled welded 1050 al square- cross section crash boxes,” İzmir Institute of Technology, 2009.
- [4] P. Thornton, “Energy absorption in composite structures,” *J. Compos. Mater.*, vol. 13, pp. 247–262, 1979.
- [5] A. Fairfull, “Energy absorption of composite materials,” *J. Compos. Mater.*, vol. 17, pp. 267–279, 1983.
- [6] D. Schmueser and L. Wickliffe, “Impact energy absorption of continuous fiber composite tubes,” *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 109, no. 1, pp. 72–77, 1987.
- [7] J. J. Carruthers, A. P. Kettle, and A. M. Robinson, “Energy absorption capability and crashworthiness of composite material structures: a review,” *Appl. Mech. Rev.*, vol. 51, no. 10, pp. 635–649, 1998.
- [8] S. Ramakrishna, “Microstructural design of composite materials for crashworthy structural applications,” *Mater. Des.*, vol. 18, no. 3, pp. 167–173, 1998.
- [9] “Mazda,” 2013. [Online]. Available: <http://www.mazda.com/mazdaspirit/skyactiv/platform/skyactiv-body.html>.
- [10] D. Rouison, M. Sain, and M. Couturier, “Resin transfer molding of hemp fiber composites: optimization of the process and mechanical properties of the materials,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 7–8, pp. 895–906, 2006.
- [11] S. V Joshi, L. T. Drzal, A. K. Mohanty, and S. Arora, “Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites?,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 35, no. 3, pp. 371–376, 2004.
- [12] M. M. Brylawski and A. B. Lovins, “Advanced composites: the car is at the crossroads,” vol. 1, no. June, pp. 1–15, 1998.
- [13] S. Heimbs, F. Strobl, P. Middendorf, S. Gardner, B. Eddington, and J. Key, “Crash

- Simulation of an F1 Racing Car Front Impact Structure,” in *7th European LS-DYNA Conference*, 2006, pp. 1–8.
- [14] “Cutting tool engineering.” [Online]. Available: http://www.ctemag.com/aa_pages/2011/110903-MakingAutoParts.html.
- [15] A. Fairfull and D. Hull, “Effect of specimen dimensions on the specific energy absorption of fibre composite tubes,” *Proc. ICCM-VI*, pp. 336–345, 1987.
- [16] G. Farley, “Effect of specimen geometry on the energy absorption capability of composite materials,” *J. Compos. Mater.*, vol. 20, pp. 390–400, 1986.
- [17] P. Thornton and P. Edwards, “Energy absorption in composite tubes,” *J. Compos. Mater.*, vol. 16, no. 6, pp. 521–545, 1982.
- [18] P. Thornton, J. Harwood, and P. Beardmore, “Fiber reinforced plastic composites for energy absorption purposes,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 24, pp. 275–298, 1985.
- [19] A. G. Mamalis, D. E. Manolakos, M. B. Ioannidis, and D. P. Papapostolou, “On the response of thin-walled CFRP composite tubular components subjected to static and dynamic axial compressive loading: experimental,” *Compos. Struct.*, vol. 69, pp. 407–420, 2005.
- [20] A. G. Mamalis, A. M. Robinson, D. Manolakos, G. A. Demosthenous, M. B. Ioannidis, and J. J. Carruthers, “Crashworthy capability of composite material structures,” *Compos. Struct.*, vol. 37, pp. 109–134, 1997.
- [21] A. G. Mamalis, D. E. Manolakos, and G. A. Demosthenous, “Energy Absorption Capability of Fibreglass Composite Square Frusta Subjected to Static and Dynamic Axial Collapse,” *Thin-Walled Struct.*, vol. 25, no. 4, pp. 269–295, 1996.
- [22] A. A. Khalid, B. B. Sahari, and Y. A. Khalid, “Performance of composite cones under axial compression loading,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 62, pp. 17–27, 2002.
- [23] E. Mahdi, B. B. Sahari, A. M. S. Hamouda, and Y. A. Khalid, “An experimental investigation into crushing behaviour of ® lament-wound laminated cone ± cone intersection composite shell,” *Compos. Struct.*, vol. 51, pp. 211–219, 2001.
- [24] S. Ochelski and P. Gotowicki, “Experimental assessment of energy absorption capability of carbon-epoxy and glass-epoxy composites,” *Compos. Struct.*, vol. 87, no. 3, pp. 215–224, 2009.
- [25] S. Palanivelu, W. V. Paepegem, J. Degrieck, D. Kakogiannis, and J. V. Ackeren,

- “Comparative study of the quasi-static energy absorption of small-scale composite tubes with different geometrical shapes for use in sacrificial cladding structures,” *Polym. Test.*, vol. 29, no. 3, pp. 381–396, 2010.
- [26] S. Palanivelu, W. Paepegem, J. Degrieck, J. Vantomme, D. Kakogiannis, J. Ackeren, D. Hemelrijck, and J. Wastiels, “Comparison of the crushing performance of hollow and foam-filled small-scale composite tubes with different geometrical shapes for use in sacrificial cladding structures,” *Compos. Part B*, vol. 41, pp. 434–445, 2010.
- [27] S. Palanivelu, W. Paepegem, J. Degrieck, J. Vantomme, D. Kakogiannis, J. Ackeren, D. Hemelrijck, and J. Wastiels, “Crushing and energy absorption performance of different geometrical shapes of small-scale glass / polyester composite tubes under quasi-static loading conditions,” *Compos. Struct.*, vol. 93, no. 2, pp. 992–1007, 2011.
- [28] H. Hamada and S. Ramakrishna, “Scaling effects in the energy absorption carbon-fiber/peek composite tubes,” vol. 55, pp. 211–221, 1995.
- [29] A. O. Bolukbasi and D. H. Laananen, “Energy absorption in composite stiffeners,” *Composites*, vol. 26, no. 4, pp. 291–301, 1995.
- [30] P. Feraboli, B. Wade, F. Deleo, and M. Rassaian, “Crush energy absorption of composite channel section specimens,” *Compos. Part A*, vol. 40, no. 8, pp. 1248–1256, 2009.
- [31] P. Feraboli, “Development of a modified flat-plate test specimen and fixture for composite materials crush energy absorption,” *J. Compos. Mater.*, vol. 43, pp. 1967–1990, 2009.
- [32] A. M. Elgalai, E. Mahdi, A. M. S. Hamouda, and B. S. Sahari, “Crushing response of composite corrugated tubes to quasi-static axial loading,” *Compos. Struct.*, vol. 66, pp. 665–671, 2004.
- [33] E. F. Abdewi, S. Sulaiman, A. M. S. Hamouda, and E. Mahdi, “Effect of geometry on the crushing behaviour of laminated corrugated composite tubes,” *Mater. Process. Technol.*, vol. 172, pp. 394–399, 2006.
- [34] E. F. Abdewi, S. Sulaiman, A. M. S. Hamouda, and E. Mahdi, “Quasi-static axial and lateral crushing of radial corrugated composite tubes,” *Thin-Walled Struct.*, vol. 46, pp. 320–332, 2008.

-
- [35] S. T. W. Lau, M. R. Said, and M. Y. Yaakob, "On the effect of geometrical designs and failure modes in composite axial crushing: A literature review," *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 3, pp. 803–812, Feb. 2012.
- [36] M. . Czaplicki, P. Thornton, and R. . Robertson, "Collapse triggering of polymer composite energy absorbing structures," *How to apply Adv. Compos. Technol. 4th Annu. Conf. Adv. Compos.*, pp. 39–46, 1988.
- [37] M. . Jiménez, A. Miravete, E. Larrod, and D. Revuelta, "Effect of trigger geometry on energy absorption in composite profiles," *Compos. Struct.*, vol. 48, pp. 107–111, 2000.
- [38] P. Thornton, "Effect of trigger geometry on energy absorption of composite tubes," *Compos. Mater. 5th Int. Conf.*, pp. 1183–1199, 1985.
- [39] I. Sigalas, M. Kumosa, and D. Hull, "Trigger Mechanisms in Energy-Absorbing Glass Cloth/Epoxy tubes Tubef," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 40, pp. 265–287, 1991.
- [40] A. G. Mamalis, D. E. Manolakos, G. A. Demosthenous, and M. B. Ioannidis, "The static and dynamic axial collapse of fibreglass composite automotive frame rails," *Compos. Struct.*, vol. 34, pp. 77–90, 1996.
- [41] S. Boria, S. Pettinari, and F. Giannoni, "Theoretical analysis on the collapse mechanisms of thin-walled composite tubes," *Compos. Struct.*, vol. 103, pp. 43–49, Sep. 2013.
- [42] A. G. Mamalis, D. E. Manolakos, G. A. Demosthenous, and M. B. Ioannidis, "Analysis of Failure Mechanisms Observed in Axial Collapse of Thin-Walled Circular Fibreglass Composite Tubes," *Thin-Walled Struct.*, vol. 24, pp. 335–352, 1996.
- [43] H. Hadavinia and H. Ghasemnejad, "Effects of Mode-I and Mode-II interlaminar fracture toughness on the energy absorption of CFRP twill/weave composite box sections," *Compos. Struct.*, vol. 89, no. 2, pp. 303–314, Jun. 2009.
- [44] N. Ghafari-Namini and H. Ghasemnejad, "Effect of natural stitched composites on the crashworthiness of box structures," *Mater. Des.*, vol. 39, pp. 484–494, Aug. 2012.
- [45] S. Cauchi Savona and P. J. Hogg, "Effect of fracture toughness properties on the crushing of flat composite plates," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 13, pp. 2317–2328, Oct. 2006.
-

- [46] H. Ghasemnejad, B. R. K. Blackman, H. Hadavinia, and B. Sudall, “Experimental studies on fracture characterisation and energy absorption of GFRP composite box structures,” *Compos. Struct.*, vol. 88, no. 2, pp. 253–261, 2009.
- [47] N. A. Warrior, T. A. Turner, F. Robitaille, and C. D. Rudd, “The effect of interlaminar toughening strategies on the energy absorption of composite tubes,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 35, no. 4, pp. 431–437, Apr. 2004.
- [48] A. G. Mamalis and D. E. Manolakos, “The deformation mechanism of thin-walled non- circular composite tubes subjected to bending,” *Compos. Struct.*, vol. 30, pp. 131–146, 1995.
- [49] H. Hamada, S. Ramakrishna, and H. Sato, “Effect of fibre orientation on the energy absorption capability of carbon fibre/PEEK composite tubes,” *J. Compos. Mater.*, vol. 30, no. 8, pp. 947–963, 1996.
- [50] J. Kim, H. Yoon, and K. Shin, “International Journal of Impact Engineering A study on crushing behaviors of composite circular tubes with different reinforcing fibers,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 38, no. 4, pp. 198–207, 2011.
- [51] A. Jackson, S. Dutton, A. J. Gunnion, and D. Kelly, “Investigation into laminate design of open carbon–fibre/epoxy sections by quasi–static and dynamic crushing,” *Compos. Struct.*, vol. 93, no. 10, pp. 2646–2654, Sep. 2011.
- [52] M. Mirzaei, M. Shakeri, M. Sadighi, and H. Akbarshahi, “Experimental and analytical assessment of axial crushing of circular hybrid tubes under quasi-static load,” *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 6, pp. 1959–1966, 2012.
- [53] H. Ghasemnejad, H. Hadavinia, and a. Aboutorabi, “Effect of delamination failure in crashworthiness analysis of hybrid composite box structures,” *Mater. Des.*, vol. 31, no. 3, pp. 1105–1116, Mar. 2010.
- [54] S. Solaimurugan and R. Velmurugan, “Influence of fibre orientation and stacking sequence on petalling of glass/polyester composite cylindrical shells under axial compression,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 44, pp. 6999–7020, 2007.
- [55] S. Ramakrishna and D. Hull, “Energy absorption capability of epoxy composite tubes with knitted carbon fibre fabric reinforcement,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 49, no. 4, pp. 349–356, 1993.
- [56] S. Ramakrishna, “Energy Absorption Characteristics of Knitted Fabric Reinforced Epoxy Composite Tubes,” *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 24, pp. 1121–1139, 1995.

-
- [57] P. Thornton, W. Tao, and R. Robertson, "Crash energy management: axial crush of unidirectional fiber composite rods," in *Advanced Composite Materials: New Development and Applications Conference Proceedings*, 1991, pp. 489–496.
- [58] G. Farley, "Energy absorption of composite material and structure," in *43rd American Helicopter Society Annual Forum*, 1987, pp. 613–627.
- [59] G. Farley, "Relationship Between Mechanical-Property and Energy-Absorption Trends for Composite Tubes," *NASA Tech. Pap.*, 1992.
- [60] C. Bisagni, "Numerical analysis and experimental correlation of composite shell buckling and post-buckling," vol. 31, 2000.
- [61] Z. Kazancı and K.-J. Bathe, "Crushing and crashing of tubes with implicit time integration," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 42, pp. 80–88, Apr. 2012.
- [62] J. Obradovic, S. Boria, and G. Belingardi, "Lightweight design and crash analysis of composite frontal impact energy absorbing structures," *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 2, pp. 423–430, 2012.
- [63] P. Feraboli, B. Wade, F. Deleo, M. Rassaian, M. Higgins, and A. Byar, "LS-DYNA MAT54 modeling of the axial crushing of a composite tape sinusoidal specimen," *Compos. Part A*, vol. 42, no. 11, pp. 1809–1825, 2011.
- [64] C. McGregor, R. Vaziri, and X. Xiao, "Finite element modelling of the progressive crushing of braided composite tubes under axial impact," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 37, no. 6, pp. 662–672, Jun. 2010.
- [65] M. W. Joosten, S. Dutton, D. Kelly, and R. Thomson, "Experimental and numerical investigation of the crushing response of an open section composite energy absorbing element," *Compos. Struct.*, vol. 93, no. 2, pp. 682–689, 2011.
- [66] V. S. Sokolinsky, K. C. Indermuehle, and J. A. Hurtado, "Numerical simulation of the crushing process of a corrugated composite plate," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 42, no. 9, pp. 1119–1126, 2011.
- [67] S. Palanivelu, W. Van Paepegem, J. Degrieck, J. Van Ackeren, D. Kakogiannis, J. Wastiels, D. Van Hemelrijck, and J. Vantomme, "Parametric study of crushing parameters and failure patterns of pultruded composite tubes using cohesive elements and seam: Part II – Multiple delaminations and initial geometric imperfections," *Polym. Test.*, vol. 29, no. 7, pp. 803–814, Oct. 2010.
-

- [68] V. P. Maimí, “Modelización constitutiva y computacional del daño y la fractura en materiales compuestos,” Universitat de Girona, Girona, España, 2006.
- [69] H. T. Hahn and M. M. Sohi, “Buckling of a fiber bundle embedded in epoxy,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 27, no. 1, pp. 25–41, 1986.
- [70] F. Paris, *A study of failure criteria of fibrous composite materials*. National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center, 2001.
- [71] J. Echaabi, F. Trochu, and R. Gauvin, “Review of failure criteria of fibrous composite materials,” *Polym. Compos.*, vol. 17, no. 6, pp. 786–798, 1996.
- [72] S. W. Tsai, “Strength characteristics of composite materials.,” 1965.
- [73] R. Hill, “A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals,” *Proc. R. Soc. London. Ser. A. Math. Phys. Sci.*, vol. 193, no. 1033, pp. 281–297, 1948.
- [74] S. W. Tsai and E. M. Wu, “A general theory of strength for anisotropic materials,” *J. Compos. Mater.*, vol. 5, no. 1, pp. 58–80, 1971.
- [75] Z. Hashin and A. Rotem, “A fatigue failure criterion for fiber reinforced materials,” *J. Compos. Mater.*, vol. 7, no. 4, pp. 448–464, 1973.
- [76] Z. Hashin and A. Rotem, “A cumulative damage theory of fatigue failure,” *Mater. Sci. Eng.*, vol. 34, no. 2, pp. 147–160, 1978.
- [77] Z. Hashin, “Failure criteria for unidirectional fiber composites,” *J. Appl. Mech.*, vol. 47, pp. 329–334, 1980.
- [78] A. Puck and H. Schürmann, “Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 58, no. 7, pp. 1045–1067, 1998.
- [79] A. Puck, J. Kopp, and M. Knops, “Guidelines for the determination of the parameters in Puck’s action plane strength criterion,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 62, no. 3, pp. 371–378, 2002.
- [80] C. G. Davila, P. P. Camanho, and C. A. Rose, “Failure criteria for FRP laminates,” *J. Compos. Mater.*, vol. 39, no. 4, pp. 323–345, 2005.
- [81] S. Pinho, C. Dávila, P. Camanho, L. Iannucci, and P. Robinson, “Failure models and criteria for FRP under in-plane or three-dimensional stress states including shear non-linearity,” *NASA Tech. Memo.*, vol. 213530, p. 18, 2005.

-
- [82] World Wide Failure Exercise, *Part A, Composites Science and Technology*. 1998.
- [83] A. G. A. Farsakh and A. Y. A. Jawad, “New Failure Criterion for nonlinear composite materials,” *J. Compos. Technol. Res.*, vol. 16, no. 2, pp. 138–145, 1994.
- [84] D. W. Sleight, *Progressive failure analysis methodology for laminated composite structures*. Citeseer, 1999.
- [85] A. Matzenmiller, J. Lubliner, and R. L. Taylor, “A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites,” *Mech. Mater.*, vol. 20, no. 2, pp. 125–152, 1995.
- [86] P. Ladevèze, O. Allix, J. Deü, and D. Lévêque, “A mesomodel for localisation and damage computation in laminates,” *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 183, no. 1, pp. 105–122, 2000.
- [87] P. Ladevèze and G. Lubineau, “On a damage mesomodel for laminates: micro-meso relationships, possibilities and limits,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 61, no. 15, pp. 2149–2158, 2001.
- [88] A. Gasser, P. Ladevèze, and P. Peres, “Damage modelling for a laminated ceramic composite,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 250, no. 2, pp. 249–255, 1998.
- [89] P. Ladevèze and G. Lubineau, “An enhanced mesomodel for laminates based on micromechanics,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 62, no. 4, pp. 533–541, 2002.
- [90] P. Ladevèze, O. Allix, B. Douchin, and D. Lévêque, “A computational method for damage intensity prediction in a laminated composite structure,” *Comput. Mech. Trends Appl. Idelsohn, S., Oñate E., Dvorkin E.,(eds.) CIMNE, Barcelona, Spain*, 1998.
- [91] P. Linde, J. Pleitner, H. de Boer, and C. Carmone, “Modelling and simulation of fibre metal laminates,” in *ABAQUS Users’ Conference*, 2004, pp. 421–439.
- [92] P. Lonetti Ever J Barbero, “Damage model for composites defined in terms of available data,” *Mech. Compos. Mater. Struct.*, vol. 8, no. 4, pp. 299–315, 2001.
- [93] E. J. Barbero and L. De Vivo, “A constitutive model for elastic damage in fiber-reinforced PMC laminae,” *Int. J. Damage Mech.*, vol. 10, no. 1, pp. 73–93, 2001.
- [94] K. V Williams, R. Vaziri, and A. Poursartip, “A physically based continuum damage mechanics model for thin laminated composite structures,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 40, no. 9, pp. 2267–2300, 2003.
-

- [95] F.-K. Chang and K.-Y. Chang, "A Progressive Damage Model for Laminated Composites Containing Stress Concentrations," *J. Compos. Mater.*, vol. 21, no. 9, pp. 834–855, 1987.
- [96] H. A. Israr, S. Rivallant, C. Bouvet, and J. J. Barrau, "Finite element simulation of 0°/90° CFRP laminated plates subjected to crushing using a free-face-crushing concept," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 62, pp. 16–25, 2014.
- [97] M. David and A. F. Johnson, "Effect of strain rate on the failure mechanisms and energy absorption in polymer composite elements under axial loading," *Compos. Struct.*, vol. 122, pp. 430–439, 2015.
- [98] B. P. Bussadori, K. Schuffenhauer, and A. Scattina, "Modelling of CFRP crushing structures in explicit crash analysis," *Compos. Part B Eng.*, vol. 60, pp. 725–735, 2014.
- [99] D. Siromani, J. Awerbuch, and T. M. Tan, "Finite element modeling of the crushing behavior of thin-walled CFRP tubes under axial compression," *Compos. Part B Eng.*, vol. 64, pp. 50–58, 2014.
- [100] J. Huang and X. Wang, "Numerical and experimental investigations on the axial crushing response of composite tubes," *Compos. Struct.*, vol. 91, no. 2, pp. 222–228, 2009.
- [101] A. Goren and C. Atas, "Manufacturing of polymer matrix composites using vacuum assisted resin infusion molding," *Arch. Mater. Sci. Eng.*, vol. 34, no. 2, pp. 117–120, 2008.
- [102] L. Grauers, R. Olsson, and R. Gutkin, "Energy absorption and damage mechanisms in progressive crushing of corrugated NCF laminates: Fractographic analysis," *Compos. Struct.*, vol. 110, pp. 110–117, 2014.
- [103] L. Greve, A. K. Pickett, and F. Payen, "Experimental testing and phenomenological modelling of the fragmentation process of braided carbon/epoxy composite tubes under axial and oblique impact," *Compos. Part B Eng.*, vol. 39, no. 7–8, pp. 1221–1232, 2008.
- [104] L. Wang, W. Liu, Y. Fang, L. Wan, and R. Huo, "Axial crush behavior and energy absorption capability of foam-filled GFRP tubes manufactured through vacuum assisted resin infusion process," *Thin-Walled Struct.*, vol. 98, pp. 263–273, 2016.
- [105] Z. Liu, J. Lu, and P. Zhu, "Lightweight design of automotive composite bumper

- system using modified particle swarm optimizer,” *Compos. Struct.*, vol. 140, pp. 630–643, 2016.
- [106] A. Besednjak, *Materiales Compuestos. Procesos de fabricación de embarcaciones*. 2005.
- [107] F. Tarlochan, S. Ramesh, and S. Harpreet, “Advanced composite sandwich structure design for energy absorption applications: Blast protection and crashworthiness,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 43, no. 5, pp. 2198–2208, 2012.
- [108] H. Assaee, J. Rouzegar, M. S. S. Fakher, and A. Niknejad, “Thin-Walled Structures Axial splitting of composite columns with different cross sections,” vol. 99, pp. 109–118, 2016.
- [109] H. Ghasemnejad, H. Hadavinia, and a. Aboutorabi, “Effect of delamination failure in crashworthiness analysis of hybrid composite box structures,” *Mater. Des.*, vol. 31, no. 3, pp. 1105–1116, 2010.
- [110] H. Ghasemnejad, B. R. K. Blackman, H. Hadavinia, and B. Sudall, “Experimental studies on fracture characterisation and energy absorption of GFRP composite box structures,” *Compos. Struct.*, vol. 88, no. 2, pp. 253–261, 2009.
- [111] D. D. Melo, L. S. Silva, and J. E. N. Villena, “The effect of processing conditions on the energy absorption capability of composite tubes,” vol. 82, pp. 622–628, 2008.
- [112] Netcomposites, “Netcomposites,” 2012. [Online]. Available: <http://www.netcomposites.com>.
- [113] D. Rosato and J. Murphy, *Reinforced plastics handbook*. Elsevier Advanced Technology, 2004.
- [114] P. Paruka, M. K. M. Shah, and M. A. Mannan, “Influence of Axial and Oblique Impact Loads on Crush Response Properties of Square Tube Structures Made with FRP Pultruded Composites,” *Procedia Eng.*, vol. 68, no. mm, pp. 572–578, 2013.
- [115] A. Othman, S. Abdullah, A. K. Ariffin, and N. A. N. Mohamed, “Investigating the quasi-static axial crushing behavior of polymeric foam-filled composite pultrusion square tubes,” *Mater. Des.*, vol. 63, pp. 446–459, 2014.
- [116] D. Kakogiannis, S. Chung Kim Yuen, S. Palanivelu, D. Van Hemelrijck, W. Van Paepegem, J. Wastiels, J. Vantomme, and G. N. Nurick, “Response of pultruded composite tubes subjected to dynamic and impulsive axial loading,” *Compos. Part*

- B Eng.*, vol. 55, pp. 537–547, Dec. 2013.
- [117] H. Saito, E. C. Chirwa, R. Inai, and H. Hamada, “Energy absorption of braiding pultrusion process composite rods,” *Compos. Struct.*, vol. 55, no. 4, pp. 407–417, 2002.
- [118] I. Tena, “Pultrusión de perfiles 3D en base al curado UV fuera del molde y sistemas de tirado por robot,” Mondragon Unibertsitatea, 2015.
- [119] E. Mahdi, A. Hamouda, and S. TA, “The effect of fiber orientation on the energy absorption capability of axially crushed composite tubes,” *Mater. Des.*, vol. 56, pp. 923–928, 2014.
- [120] M. F. M. Alkbir, S. M. Sapuan, a. a. Nuraini, and M. R. Ishak, “Effect of geometry on crashworthiness parameters of natural kenaf fibre reinforced composite hexagonal tubes,” *Mater. Des.*, vol. 60, pp. 85–93, 2014.
- [121] R. A. Eshkoo, A. U. Ude, S. A. Oshkovr, A. B. Sulong, R. Zulkifli, A. K. Ariffin, and C. H. Azhari, “Failure mechanism of woven natural silk/epoxy rectangular composite tubes under axial quasi-static crushing test using trigger mechanism,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 64, pp. 53–61, 2014.
- [122] Q. Liu, M. T. Shaw, R. S. Parnas, and A.-M. McDonnell, “Investigation of basalt fiber composite mechanical properties for applications in transportation,” *Polym. Compos.*, vol. 27, no. 1, pp. 41–48, 2006.
- [123] V. Lopresto, C. Leone, and I. De Iorio, “Mechanical characterisation of basalt fibre reinforced plastic,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 42, no. 4, pp. 717–723, 2011.
- [124] G. Jacob, J. Fellers, and J. Starbuck, “Energy Absorption in Polymer Composite Materials for Automotive Crashworthiness,” *J. Compos. Mater.*, vol. 36, no. 7, pp. 813–838, 2002.
- [125] G. Farley, “Energy-Absorption Capability of Composite Tubes and Beams,” *NASA thechnical Memo.*, 1989.
- [126] P. Snowdon and D. Hull, “Energy absorption of SMC under crash conditions,” in *Proceedings of Fiber Reinforced Composites Conference’84, Plastic and Rubber Institute*, 1984, pp. 5.1–5.10.
- [127] “VUMAT for Fabric Reinforced Composites. Dassault Systèmes.” 2008.
- [128] Abaqus® 6.12, “Analysis user’s manual. Dassault Systèmes,” 2014.

-
- [129] T. A. Turner, N. A. Warrior, F. Robitaille, and C. D. Rudd, “The influence of processing variables on the energy absorption of composite tubes,” vol. 36, pp. 1291–1299, 2005.
- [130] N. A. Warrior, T. A. Turner, F. Robitaille, and C. D. Rudd, “Effect of resin properties and processing parameters on crash energy absorbing composite structures made by RTM,” vol. 34, pp. 543–550, 2003.
- [131] M. G. Bader, “Selection of composite materials and manufacturing routes for cost-effective performance,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 33, no. 7, pp. 913–934, Jul. 2002.
- [132] A. Endruweit, M. S. Johnson, and A. C. Long, “Curing of composite components by ultraviolet radiation: A review,” *Polym. Compos.*, vol. 27, no. 2, pp. 119–128, 2006.
- [133] P. Compston, J. Schiemer, and A. Cvetanovska, “Mechanical properties and styrene emission levels of a UV-cured glass-fibre/vinylester composite,” *Compos. Struct.*, vol. 86, no. 1–3, pp. 22–26, 2008.
- [134] J. Park, J. Kong, D. Kim, and J. Lee, “Non-destructive damage sensing and cure monitoring of carbon fiber/epoxyacrylate composites with UV and thermal curing using electro-micromechanical techniques,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 64, no. 16, pp. 2565–2575, 2004.
- [135] W. F. Shi and B. Ranby, “UV curing of composites based on modified unsaturated polyester,” *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 51, no. 6, pp. 1129–1139, 1994.
- [136] I. Tena, A. Esnaola, M. Sarrionandia, I. Ulacia, J. Torre, and J. Aurrekoetxea, “Out of die ultraviolet cured pultrusion for automotive crash structures,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 79, pp. 209–216, 2015.
- [137] G. Farley, “Energy absorption of composite materials,” *J. Compos. Mater.*, vol. 17, pp. 267–279, 1983.

ANEXOS

ANEXO I

Quasi-static crush energy absorption capability of E-glass/polyester and hybrid E-glass-Basalt/polyester composite structures

A. Esnaola^a, I. Ulacia^b, L. Aretxabaleta^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a

^a*CIDIA; Mondragon Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500, Spain*

^b*Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain*

Received 4 December 2013; revised 18 March 2015; accepted 21 March 2015; available online 23 March 2015



Contents lists available at ScienceDirect

Materials and Design

journal homepage: www.elsevier.com/locate/matdes

Quasi-static crush energy absorption capability of E-glass/polyester and hybrid E-glass–basalt/polyester composite structures

A. Esnaola^{a,*}, I. Ulacia^b, L. Aretxabaleta^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a^a CIDIA, Mondragon Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500, Spain^b Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain

ARTICLE INFO

Article history:

Received 4 December 2013

Revised 18 March 2015

Accepted 21 March 2015

Available online 23 March 2015

Keywords:

Composite

Crashworthiness

SEA

Basalt fibres

Crush

Energy absorption

ABSTRACT

Feasibility of basalt fibre composites for automotive crash applications has been analysed and compared with E-glass fibre composites in the present study. Semi-hexagonal composite structures with different stacking sequences of E-glass and basalt fibres have been tested in quasi-static crush conditions and specific energy absorption (SEA) capability has been calculated. Samples with unidirectional and bidirectional E-glass fibres have shown the highest SEA values, around 30 kJ/kg. However different deformation mechanisms of energy absorption have been observed. On the other side, basalt/polyester samples have exhibited unstable collapse due to buckling effect during crushing process. Therefore the crush behaviour of the present basalt/polyester configuration is not suitable for automotive crash applications. Regarding the hybrid configuration using E-glass and basalt fibres with polyester, it has been shown that unstable collapse problems of basalt/polyester have been avoided. However the SEA values for this configuration are lower comparing with those values obtained by E-glass/polyester configurations. Adhesion between fibre plies of different material has caused delamination with low energy absorption capability.

© 2015 Elsevier Ltd. All rights reserved.

1. Introduction

The concern of vehicle lightweighting is an important issue to reduce fuel consumption and CO₂ emissions, but safety requirements must be ensured or improved. Composite structures have shown great capability of weight reduction with high energy absorption levels during crash situations [1–3]. While metallic structures are designed to absorb energy by plastic deformation, the energy absorption mechanism of composite structures is based on progressive material collapse in a brittle manner [4] with higher specific energy absorption (SEA) values than metallic crash absorbers [2,5].

However, stable and progressive crushing must be ensured in composite structures to ensure high energy absorption levels which are achieved using different trigger mechanisms [6]. Chamfer type and tulip type triggers have been the most investigated types which have demonstrated the importance of trigger mechanism in a progressive crushing and therefore absorbed energy of composite structures [7,8]. Furthermore, the progressive crushing mechanism is based on two main collapse modes: Mode I and Mode II. Mode I collapse type is associated with large amount

of energy absorbing capability while Mode II collapse type is associated with low energy absorption capability [9].

These types of crush mechanisms are not only material dependent, but also geometry plays an important role in terms of energy absorption. Some investigations have shown the difference between square and circular composite structures [10,11]. Conical shapes have also been exhaustively analysed to optimise energy absorption characteristics [12,13]. Geometry effect in composite structures has been analysed by Palanivelu et al. [14–16]. Different closed geometries such as circular, square, hexagonal and conical are compared, where the circular is the geometry with the highest SEA values. Open sectioned geometries also have been analysed in order to optimise energy absorption capability [17–20].

Some authors have studied the influence of laminate sequence and lamina orientation and they show that the absorbed energy changes within the lamina type and its orientation [5,21,22]. Ghasemnejad et al. concludes that 0°/θ laminates are the most effective lamina sequences in terms of energy absorption capability for carbon/epoxy square crash structures [21]. Hamada et al. analyses ±5°, ±10°, ±15°, ±20° and ±25° fibre orientations, being the configuration ±15° the most effective one for carbon/PEEK material [5]. In turn, Mahdi et al. investigated the effect of fibre orientation in E-glass/epoxy composite material and they

* Corresponding author.

E-mail address: aesnaola@mondragon.edu (A. Esnaola).

concluded that the optimum fibre orientations are $15^\circ/-75^\circ$ and $75^\circ/-15^\circ$ [22].

On the other hand, due to environmental concerns, in the last years natural fibres [23,24] and mineral fibres such as basalt fibres [25,26] are being investigated. Lopresto et al. have shown that mechanical properties of basalt composites are 35–42% higher than widely used E-glass [26].

In the present work, the use of unidirectional and bidirectional E-glass fibres in different stacking sequences are studied to determine which is the most effective configuration in terms of specific energy absorption. Furthermore, bidirectional basalt laminates are also considered in the present study in order to improve energy absorption capabilities of composite structures. The trigger mechanism and geometry are kept constant. Chamfered trigger is used in all the specimens tested and the geometry chosen is an open section semi-hexagonal profile.

2. Experimental procedure

2.1. Specimen geometry

Fig. 1a shows the open sectioned semi-hexagonal profiles used in the present study. The length of the specimens is 60 mm and the thickness is approximately 2 mm, made of 8 fibre layers.

2.2. Materials and configurations

Different fibres are analysed in this investigation: unidirectional E-glass ply with 300 g/m^2 weight; bidirectional balanced E-glass woven fabric with 300 g/m^2 weight, and bidirectional balanced basalt woven fabric with 400 g/m^2 .

Polyester resin have been chosen as matrix material. The resin used is a non-accelerated and unsaturated polyester resin (Crycic 3642.3[®]) with (Butanox M50) catalyst.

7 configurations have been manufactured and tested in order to analyse the effect of fibre material and laminate stacking sequence in terms of specific energy absorption capabilities. In Table 1 the nomenclatures of the different configurations and the stacking sequences of each configuration are described.

2.3. Manufacturing

The manufacturing of semi-hexagonal specimens has been carried out by infusion method (Fig. 1b). Once the semi-hexagonal profiles are cured (Fig. 1c), the specimens are cut and a 45° chamfer type trigger is machined for each specimen in order to have a progressive collapse.

2.4. Testing

Quasi-static compression tests have been carried out for all the specimens at 10 mm/min of compression speed during 50 mm of

Table 1
Description of the nomenclatures and stacking sequences of each configuration.

Configuration	Description	Stacking sequence (8 layers)
[U] ₈	8 unidirectional E-glass fibre layers oriented at 0° (U)	U, U, U, U, U, U, U, U
[U/T] _{4s}	4 unidirectional E-glass fibre layers oriented at 0° (U) and 4 unidirectional E-glass fibre layers oriented at 90° (T)	U, T, U, T, T, U, T, U
[Bi] ₈	8 bidirectional E-glass fibre layers oriented at $0^\circ/90^\circ$ (Bi)	Bi, Bi, Bi, Bi, Bi, Bi, Bi, Bi
[Bas] ₈	8 bidirectional basalt fibre layers oriented at $0^\circ/90^\circ$ (Bas)	Bas, Bas, Bas, Bas, Bas, Bas, Bas, Bas
[U/Bi] _{4s}	4 unidirectional E-glass fibre layers oriented at 0° (U) and 4 bidirectional E-glass fibre layers oriented at $0^\circ/90^\circ$ (Bi)	U, Bi, U, Bi, Bi, U, Bi, U
[Bi/U] _{4s}	4 bidirectional E-glass fibre layers oriented at $0^\circ/90^\circ$ (Bi) and 4 unidirectional E-glass fibre layers oriented at 0° (U)	Bi, U, Bi, U, U, Bi, U, Bi
[Bas/U] _{4s}	4 bidirectional basalt fibre layers oriented at $0^\circ/90^\circ$ (Bas) and 4 unidirectional E-glass fibre layers oriented at 0° (U)	Bas, U, Bas, U, U, Bas, U, Bas

collapse distance. The equipment used is a universal traction test machine, Instron 4206, equipped with a 100 kN load cell. 3 specimens have been tested for each configuration in order to ensure the repeatability of the tests. From force–displacement curves, the following crashworthiness characteristics are calculated:

Peak load (P_{\max} in kN) is the maximum force of the first peak of the curve. Absorbed energy (A_e in kJ) is the area under force–displacement curve and it is calculated with Eq. (1), where P is the value of the force at each collapse distance.

$$A_e = \int_0^{l_{\max}} P(l) dl \quad (1)$$

P_{mean} (kN) is the mean load of the collapse. It is calculated with the absorbed energy per crushed specimen length (L_{\max} , m), Eq. (2).

$$P_{\text{mean}} = \frac{\int_0^{l_{\max}} P(l) dl}{L_{\max}} \quad (2)$$

Specific Energy Absorption (SEA in kJ/kg) is the absorbed energy per unit of crushed specimen mass (m_t , kg), calculated with Eq. (3).

$$SEA = \frac{\int_0^{l_{\max}} P(l) dl}{m_t} \quad (3)$$

Finally, crush efficiency (η_c) is the percentage ratio of the mean load (P_{mean}) to peak load (P_{\max}) and it is calculated with Eq. (4).

$$\eta_c = \frac{P_{\text{mean}}}{P_{\max}} \cdot 100 \quad (4)$$

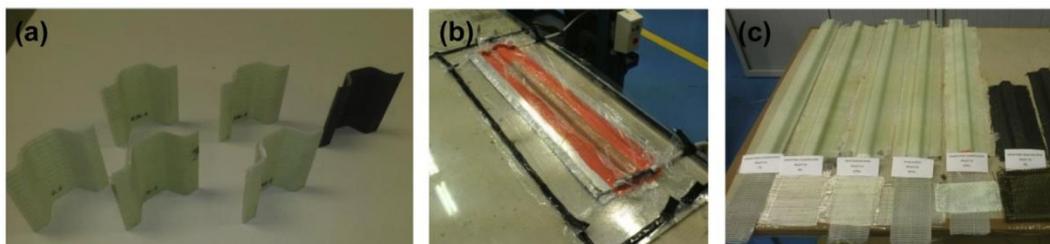


Fig. 1. (a) Specimens cut with chamfered trigger. (b) Infusion process. (c) Semi-hexagonal profiles.

2.5. Removed fibre percentage (RFP)

Post-crushed specimens have been burned following the procedure described in ASTM D3171-09 in order to burn the entire polyester matrix and analyse the post-crushing fibres. All loose fibres are removed leaving only those fibres which are not broken in each fibre layer. Finally, the unbroken glass fibre layers are weighed in an OHAUS GALAXY 110 electronic balance and the percentage of the removed fibres within the collapsed length is calculated following Eq. (5).

$$RFP = \frac{\rho_L(l_T - l_C) - w}{\rho_L \cdot l_C} \cdot 100 \quad (5)$$

where, w is the weight of the fibres that are not broken in each fibre layer after crushing stage (g), ρ_L is the linear density of the fibre layer (g/mm), l_T is the overall length of the specimen (mm) and l_C is the collapsed length during crushing process (mm).

3. Results and discussion

3.1. Load–displacement

Fig. 2 shows load–displacement curves obtained in the tests for all the configurations. It can be noticed that all the specimens of the configurations $[U]_8$, $[U/T]_{45}$, $[Bi]_8$, $[U/Bi]_{45}$, $[Bi/U]_{45}$ and $[Bas/U]_{45}$ have had a stable and progressive crushing collapse with insignificant variability. In Fig. 3, it can be observed an example of the 3 stages of deformation for a stable crushing of a $[Bi]_8$ configuration specimen.

However, in the case of basalt made specimens the collapse has come unstable due to mid-term buckling effect. Although the initial stage of the collapse in the specimens of the configuration $[Bas]_8$ is progressive, the base section of the specimen collapses resulting in a buckling of the specimen and losing the capability of force transmission (Fig. 4).

Fig. 2d shows that the evolution of the force is divided into two parts. The first part corresponds to a linear part, where the force increases linearly until the value of 8 kN. After this value, the force increases and it seems that the force stabilizes around 10 kN. This can indicate that the mean load of the collapse may be higher than the load needed to start the collapse (the first peak load). Therefore, this might be the reason that explains why the collapse starts in other section instead of continuing a progressive collapse. In consequence, the structure buckles losing energy absorbing capability.

3.2. Crashworthiness

Table 2 shows crashworthiness results of the different configurations. Results of $[Bas]_8$ configuration are not taken into account due to the unstable collapse behaviour previously presented. It can be seen that the configuration $[U/T]_{45}$ presents the lowest specific energy absorption capability although it presents high collapse efficiency of 82%. With the same collapse efficiency but higher energy absorption capability works the configuration $[Bi]_8$ with SEA around 31 kJ/kg. The highest values of energy absorption are for $[U]_8$, $[Bi]_8$ and $[Bi/U]_{45}$ configurations. The main difference is the collapse efficiency, being around 54–57% for $[U]_8$ and $[Bi/U]_8$ while 82% for $[Bi]_8$. Unidirectional fibre's compressive strength in fibre direction is higher than the compressive strength of bidirectional fibres and in consequence, $[U]_8$ and $[Bi/U]_{45}$ specimens peak loads are higher comparing with $[Bi]_8$ specimens. Accordingly, higher peak load results in lower crush efficiency.

Regarding hybrid E-glass configurations, it can be noticed that the SEA of $[Bi/U]_{45}$ configuration is 20% higher (30 kJ/kg) than the

SEA of $[U/Bi]_{45}$ configuration (25 kJ/kg), in spite of having similar collapse efficiency.

Finally, unstable collapse of $[Bas]_8$ is avoided interacting unidirectional E-glass plies with bidirectional basalt fabrics in the hybrid basalt/E-glass configuration $[Bas/U]_{45}$. However, results obtained by different E-glass configurations could not be improved. The SEA is around 22–23 kJ/kg while SEA values of some E-glass configurations are around 30–31 kJ/kg. On the other hand, the collapse efficiency of $[Bas/U]_{45}$ is higher than the configurations $[U]_8$ and $[Bi/U]_{45}$ but lower than $[Bi]_8$.

Although they may not be directly comparable due to the geometry or materials used, the SEA values of the present study are compared with the results of other research studies in order to determine if the semi-hexagonal structures tested are able to obtain similar crashworthiness characteristics. Palanivelu et al. have studied quasi-static crash behaviour of different geometry glass/polyester profiles [14,15], where the highest SEA values are for circular geometry, 30 kJ/kg, while the SEA of hexagonal profiles is around 16 kJ/kg. On the other hand, they have also studied the energy absorption capability of pultruded glass/polyester and glass/vinylester circular and square profiles under dynamic crash loads [16,27]. The SEA of square glass/polyester is around 20 kJ/kg while the SEA of circular glass/polyester is 40 kJ/kg. Turner et al. have investigated the quasi-static crash response of circular glass/polyester tubes manufactured by RTM varying binder percentage dissolved in polyester resin and the obtained SEA values are between 35 and 38 kJ/kg [28]. Warrior et al. also studied the energy absorption capability of glass/polyester tubes made of RTM where SEA values range is between 30 and 60 kJ/kg [29]. Looking at SEA values found in literature, it can be concluded that the SEA values obtained in the present study are in accordance with those values analysed in other research studies.

3.3. Deformation mechanisms

The following deformation mechanisms have been identified in those configurations that have showed a stable and progressive crushing: axial splitting between fronds (Fig. 5); axial crack propagation (Fig. 6); delamination (Fig. 7a); and fibre breakage (Fig. 7b).

3.3.1. Axial splitting

The axial splitting mechanism is geometry dependant [9] and fronds are created in those geometrical locations where edges act as stress concentration zones. Intralaminar cracks are created and propagated within the fibre layer and the matrix in axial direction. The fibres oriented at 90° with the load direction are broken by traction in these geometrical locations. Furthermore, those configurations with more fibres oriented at 90° that are axially splitted dissipate more energy due to this mechanism.

Although axial splitting has been observed in all the configurations tested, all the fibre layers have not been splitted. In Fig. 8 post-crushed fibre layers are showed after polyester matrix have been burned. Only $[U]_8$ configuration (Fig. 8a) has all the fibre layers axially splitted forming fronds. Axial splitting is given parallel to fibres orientation and the crack is propagated in polyester matrix. $[Bi]_8$ specimens are the configuration witch have more fibres oriented at 90°. However, 2 of 8 fibre layers are not broken forming axial fronds as it can be seen in Fig. 8c.

3.3.2. Axial crack propagation

Axial crack is generated and propagated progressively among the semi-hexagonal structure just in the centre of the laminate in all the configurations (4 fibre layers are spread to the external side and the rest 4 fibre layers to the internal side of the semi-hexagonal structure). In Fig. 8 the fibre layers of both sides of the axial crack can be seen. In the upper row the fibre layers of the external

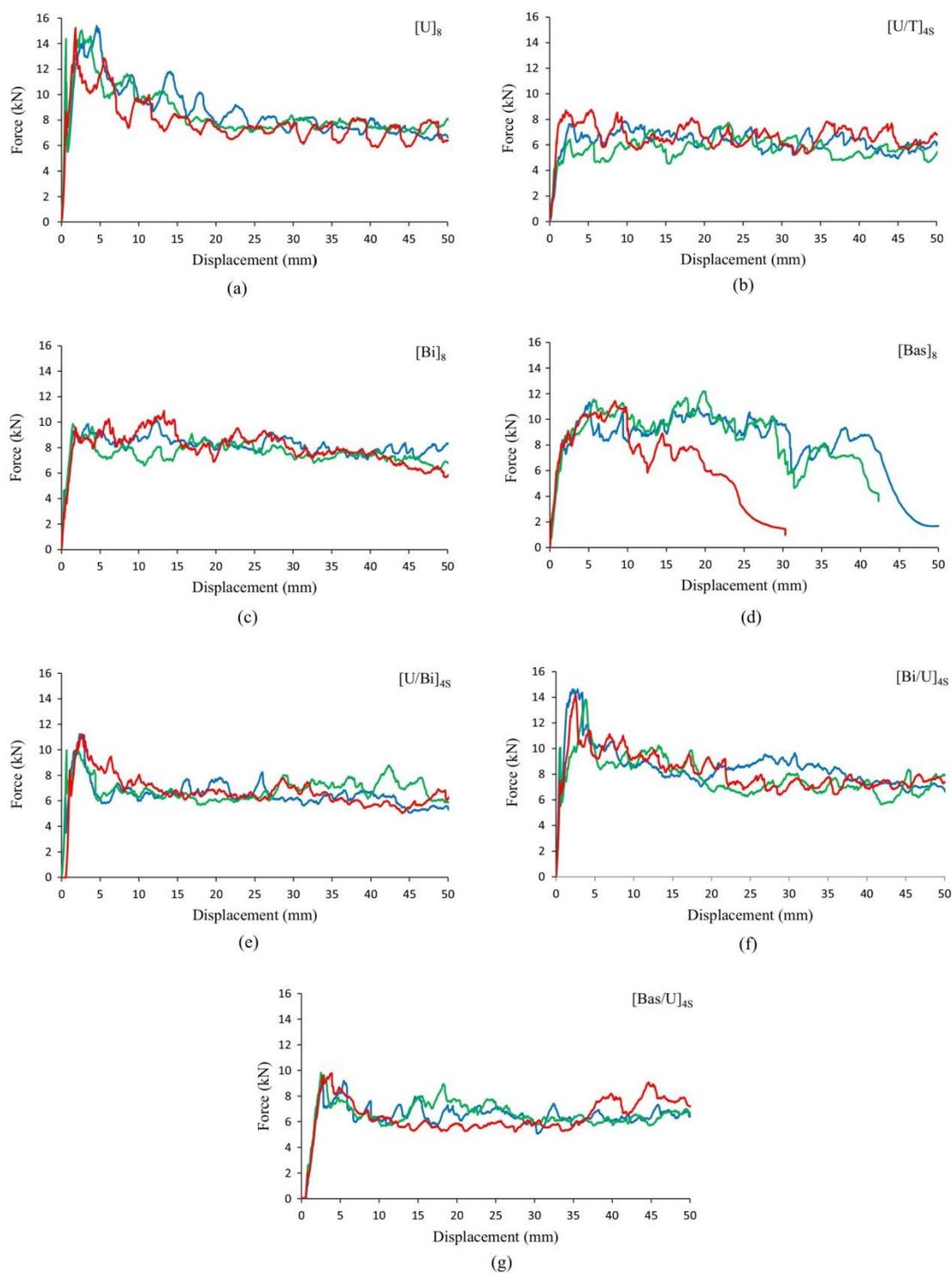


Fig. 2. Force–displacement curves. (a) $[U]_8$. (b) $[U/T]_{4S}$. (c) $[Bi]_8$. (d) $[Bas]_8$. (e) $[U/Bi]_{4S}$. (f) $[Bi/U]_{4S}$. (g) $[Bas/U]_{4S}$.

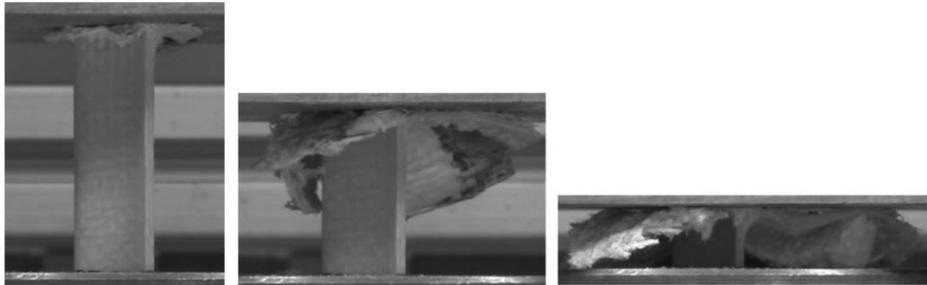


Fig. 3. [Bi]₈ configurations stable crushing process. (a) Initial stage. (b) Mid-term stage. (c) Final stage.



Fig. 4. [Bas]₈ configuration. (a) Progressive initial crushing process. (b) Collapse of the base section. (c) Buckling and loose of properties of the specimen.

Table 2
Results of the quasi-static compression tests.

Configuration	Sample	m_t (g)	SEA (kJ/kg)	P_{max} (kN)	P_{mean} (kN)	A_e (kJ)	η_c (%)	SEA _{mean} (kJ/kg)
[U] ₈	1	16.46	32.38	15.38	8.60	0.44	56	31.09 ± 1.70
	2	16.53	31.73	15.04	8.47	0.43	56	
	3	16.75	29.16	15.23	7.80	0.40	51	
[U/T] _{4S}	1	17.74	21.97	7.62	6.23	0.32	82	21.69 ± 1.54
	2	17.66	20.03	6.42	5.70	0.29	88	
	3	17.87	23.08	8.68	6.63	0.34	76	
[Bi] ₈	1	16.22	31.07	9.33	8.13	0.42	87	30.74 ± 0.86
	2	15.74	29.76	9.86	7.53	0.38	76	
	3	15.83	31.39	9.57	7.91	0.41	83	
[Bas] ₈	1	20.99	24.15	11.34	7.88	0.40	69	23.78 ± 3.09
	2	20.22	26.67	11.50	8.64	0.37	75	
	3	20.36	20.52	11.43	5.36	0.20	47	
[U/Bi] _{4S}	1	16.22	24.90	11.24	6.46	0.33	57	25.46 ± 0.86
	2	15.96	26.45	9.97	6.82	0.35	68	
	3	16.46	25.03	11.21	6.65	0.34	59	
[Bi/U] _{4S}	1	16.41	32.30	14.63	8.48	0.43	58	30.66 ± 1.57
	2	16.70	29.16	13.83	7.76	0.39	56	
	3	16.54	30.53	14.18	8.12	0.41	57	
[Bas/U] _{4S}	1	17.89	22.21	9.26	6.42	0.33	69	22.66 ± 0.40
	2	17.66	22.97	9.82	6.54	0.33	67	
	3	17.36	22.80	9.79	6.40	0.33	65	

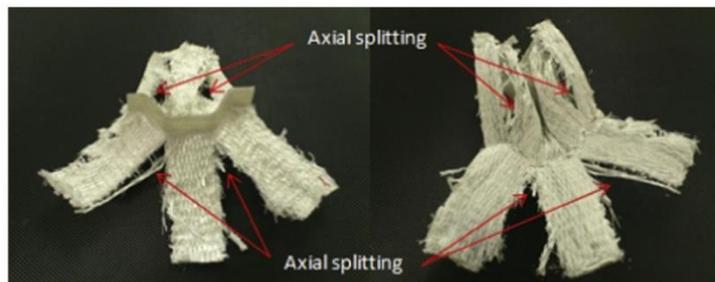


Fig. 5. Axial splitting deformation mechanism.

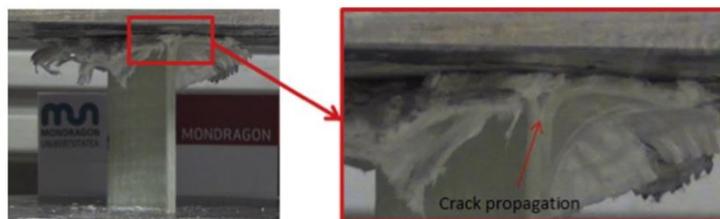


Fig. 6. Axial crack propagation, Mode I failure mechanism.

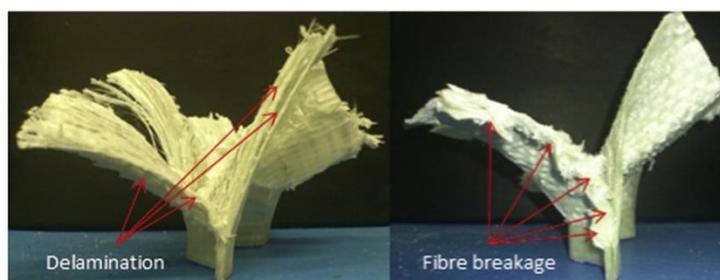


Fig. 7. Deformation mechanism. (a) Delamination. (b) Fibre breakage.

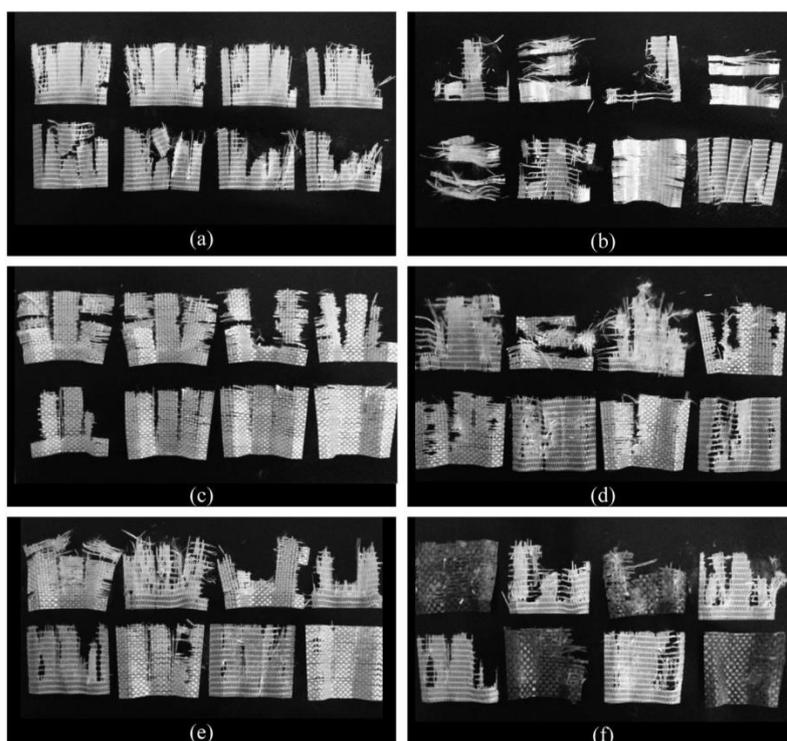


Fig. 8. Post-crushed fibre layers. (a) $[U]_8$. (b) $[U/T]_{4S}$. (c) $[Bi]_8$. (d) $[U/Bi]_{4S}$. (e) $[BI/U]_{4S}$. (f) $[Bas/U]_{4S}$.

side are shown while in the bottom row the fibre layers of the internal side can be observed. The axial crack propagates along the same polyester matrix in all configurations and it has not been possible to observe any difference due to this mechanism.

3.3.3. Fibre breakage and delamination

Post-crushed fibre layers showed in Fig. 8 have been weighted in a precision balance and the percentages of removed fibres have been calculated. Removed fibres can give an estimation of the

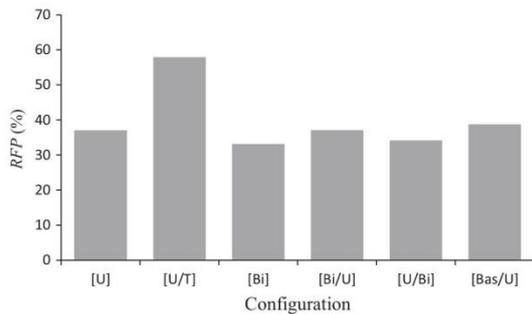


Fig. 9. Removed fibre percentage in crushing stage for different configurations.

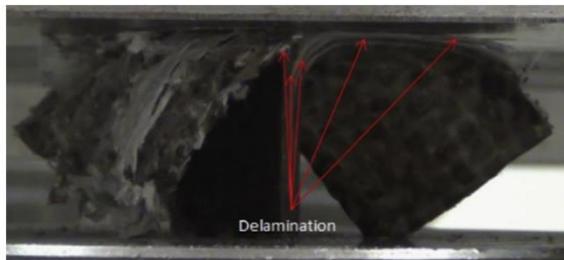


Fig. 10. Delamination between basalt and E-glass plies.

amount of broken fibres during crushing process. Short post-crushing fibre length is associated with high amount of energy dissipated by fibre breakage. However, it has not been possible to quantify the length of broken fibres within the removed material. In Fig. 9 the percentage of removed fibres for different configurations are shown. The configuration with the highest removed fibre percentage is [U/T]₄₅. Although high quantity of material has been removed in crushing stage of this configuration, most of these fibres have not been broken. The unidirectional fibres oriented at 90° have much lower compression strength and breakage is given by the polyester matrix. In this way, great amount of unbroken fibres are removed in crushing stage. This mechanism explains why [U/T]₄₅ is the configuration with the lowest SEA values.

Looking the values of removed fibres of the rest of the configurations, all the percentages of removed fibres are between 34% and 38%. No significant differences in broken fibres length of different configurations have been found within the removed material. The calculated percentages and broken fibres length observed suggest that similar energy amounts are dissipated by fibre breakage in all the configurations except [U/T]₄₅ configuration.

Regarding delamination, this mechanism has also been observed in some configurations. Delamination is dependent of the interlaminar strength of the composite, fibre material and fibre orientation. Composites with unidirectional fibres aligned in the load direction have higher compressive strength, the structure is more rigid and load needed to delaminate the fibre layers is higher. Therefore the energy dissipated by delamination is higher comparing with those configurations that have bidirectional fibres or unidirectional fibres oriented at 90°. When different kind of fibres are combined into the same structure, as is the case of [U/Bi]₄₅ and [Bi/U]₄₅, it has been found that stacking sequence has influence on energy absorption by delamination. Both configurations have similar broken fibres and axial splitting mechanism so the differences

in SEA values from 25 kJ/kg ([U/Bi]₄₅) to 30 kJ/kg ([Bi/U]₄₅) are attributed to delamination.

In the hybrid basalt/E-glass configuration case, the predominant failure mode observed is delamination between basalt and E-glass plies as can be seen in Fig. 10. It seems that adhesion between the plies of different materials is not as good as it is when the whole configuration is made of the same material. The energy needed to delamination of the fibre layers by Mode II is less and in fact, the whole amount of energy absorbed decreases.

4. Conclusions

Semi-hexagonal composite profiles have been manufactured using different ply orientations and laminate configurations. Quasi-static compression tests have been carried out to study the energy absorption capability and based upon test results, some conclusions can be remarked.

[U]₈, [Bi]₈ and [Bi/U]₄₅ E-glass configurations have shown the highest energy absorption values (SEA ≈ 30 kJ/kg). [Bi]₈ is the configuration with the highest collapse efficiency (82%). This makes [Bi]₈ the best configuration among the different configurations tested for crash applications. Despite SEA values are similar, different deformation mechanisms were observed. [Bi]₈ configuration dissipates more energy by axial splitting between fronds than [U]₈ configuration. On the contrary, [U]₈ configuration dissipates more energy than [Bi]₈ configuration by delamination. [Bi/U]₄₅ configuration is a mixture of the previous.

[Bas]₈ configuration has shown unstable collapse. The mean load of the collapse may be higher than the load needed to start the collapse in any other section of the specimen. Therefore, bidirectional basalt/polyester composite is not an appropriate choice for crash applications.

[Bas/U]₄₅ configuration has shown stable and progressive collapse unlike [Bas]₈ due to the interaction with unidirectional E-glass plies. However, SEA values are still limited comparing with other E-glass configurations. Poor adhesion between different material plies may be the reason of the observed delamination mechanism and related low energy absorption values.

References

- [1] D. Hull, A unified approach to progressive crushing of fibre-reinforced composite tubes, *Compos. Sci. Technol.* 40 (1991) 376–421.
- [2] P. Thornton, Energy absorption in composite structures, *J. Compos. Mater.* 13 (1979) 247–262.
- [3] L. Qiang, X. Huanlin, J. Yang, O. Zhengyan, L. Qing, Quasi-static axial crushing and transverse bending of double hat shaped CFRP tubes, *Compos. Struct.* 117 (2014) 1–11.
- [4] S. Ramakrishna, Microstructural design of composite materials for crashworthy structural applications, *Mater. Des.* 18 (1998) 167–173.
- [5] H. Hamada, S. Ramakrishna, H. Sato, Effect of fibre orientation on the energy absorption capability of carbon fibre/PEEK composite tubes, *J. Compos. Mater.* 30 (1996) 947–963.
- [6] S.T.W. Lau, M.R. Said, M.Y. Yaakob, On the effect of geometrical designs and failure modes in composite axial crushing: a literature review, *Compos. Struct.* 94 (2012) 803–812.
- [7] L. Yan, N. Chou, K. Jayaraman, Effect of triggering and polyurethane foam-filler on axial crushing of natural flax/epoxy composite tubes, *Mater. Des.* 56 (2014) 528–541.
- [8] M. Jiménez, A. Miravete, E. Larrod, D. Revuelta, Effect of trigger geometry on energy absorption in composite profiles, *Compos. Struct.* 48 (2000) 107–111.
- [9] A.G. Mamalis, D.E. Manolagos, G.A. Demosthenous, M.B. Ioannidis, The static and dynamic axial collapse of fibreglass composite automotive frame rails, *Compos. Struct.* 34 (1996) 77–90.
- [10] A.H. Fairfull, D. Hull, Effect of specimen dimensions on the specific energy absorption of fibre composite tubes, *Proc. ICCM-VI* (1987) 336–345.
- [11] G. Farley, Effect of specimen geometry on the energy absorption capability of composite materials, *J. Compos. Mater.* 20 (1986) 390–400.
- [12] A.A. Khalid, B.B. Sahari, Y.A. Khalid, Performance of composite cones under axial compression loading, *Compos. Sci. Technol.* 62 (2002) 17–27.
- [13] S. Ochelski, P. Gotowicki, Experimental assessment of energy absorption capability of carbon-epoxy and glass-epoxy composites, *Compos. Struct.* 87 (2009) 215–224.

- [14] S. Palanivelu, W.Y. Paepegem, J. Degrieck, D. Kakogiannis, J.V. Ackeren, Comparative study of the quasi-static energy absorption of small-scale composite tubes with different geometrical shapes for use in sacrificial cladding structures, *Polym. Test.* 29 (2010) 381–396.
- [15] S. Palanivelu, W. Paepegem, J. Degrieck, J. Vantomme, D. Kakogiannis, J. Ackeren, D. Hemelrijck, J. Wastiels, Crushing and energy absorption performance of different geometrical shapes of small-scale glass/polyester composite tubes under quasi-static loading conditions, *Compos. Struct.* 93 (2011) 992–1007.
- [16] S. Palanivelu, W. Paepegem, J. Degrieck, J. Ackeren, Experimental study on the axial crushing behaviour of pultruded composite tubes, *Polym. Test.* 29 (2010) 224–234.
- [17] M. David, A.F. Johnson, Effect of strain rate on the failure mechanisms and energy absorption in polymer composite elements under axial loading, *Compos. Struct.* 122 (2015) 430–439.
- [18] M.W. Joosten, S. Dutton, D. Kelly, R. Thomson, Experimental and numerical investigation of the crushing response of an open section composite energy absorbing element, *Compos. Struct.* 93 (2011) 682–689.
- [19] L. Grauers, R. Olsson, R. Gutkin, Energy absorption and damage mechanisms in progressive crushing of corrugated NCF laminates: fractographic analysis, *Compos. Struct.* 110 (2014) 110–117.
- [20] P. Feraboli, B. Wade, F. Deleo, M. Rassaian, Crush energy absorption of composite channel section specimens, *Composites Part A* 40 (2009) 1248–1256.
- [21] H. Ghasemnejad, H. Hadavinia, A. Aboutorabi, Effect of delamination failure in crashworthiness analysis of hybrid composite box structures, *Mater. Des.* 31 (2010) 1105–1116.
- [22] E. Mahdi, A.M.S. Hamouda, T.A. Sebaey, The effect of fiber orientation on the energy absorption capability of axially crushed composite tubes, *Mater. Des.* 56 (2014) 923–928.
- [23] M.F.M. Alkibir, S.M. Sapuan, A.A. Nuraini, M.R. Ishak, Effect of geometry on crashworthiness parameters of natural kenaf fibre reinforced composite hexagonal tubes, *Mater. Des.* 60 (2014) 85–93.
- [24] R.A. Eshkoor, A.U. Ude, S.A. Oshkovr, A.B. Sulong, R. Zulkifli, A.K. Ariffin, C.H. Azhari, Failure mechanism of woven natural silk/epoxy rectangular composite tubes under axial quasi-static crushing test using trigger mechanism, *Int. J. Impact Eng* 64 (2014) 53–61.
- [25] Q. Liu, M.T. Shaw, R.S. Parnas, A.M. McDonnell, Investigation of basalt fiber composite mechanical properties for applications in transportation, *Polym. Compos.* 27 (2006) 41–48.
- [26] V. Lopresto, C. Leone, I. De Iorio, Mechanical characterisation of basalt fibre reinforced plastic, *Composites Part B* 42 (2011) 717–723.
- [27] D. Kakogiannis, S. Chung Kim Yuen, S. Palanivelu, D. Van Hemelrijck, W. Van Paepegem, J. Wastiels, J. Vantomme, G. Nurick, Response of pultruded composite tubes subjected to dynamic and impulsive axial loading, *Composites Part B* 55 (2013) 537–547.
- [28] T.A. Turner, N.A. Warrior, F. Robitaille, C.D. Rudd, The influence of processing variables on the energy absorption of composite tubes, *Composites Part A* 36 (2005) 1291–1299.
- [29] N.A. Warrior, T.A. Turner, F. Robitaille, C.D. Rudd, Effect of resin properties and processing parameters on crash energy absorbing composite structures made by RTM, *Composites Part A* 34 (2003) 543–550.

ANEXO II

***Effect of fibre volume fraction on energy absorption capabilities of
E-glass/polyester automotive crash structures***

A. Esnaola^{a,b*}, I. Tena^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a, I. Ulacia^b

^a*CIDIA; Mondragon Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500,
Spain*

^b*Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea,
Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain*

Received 28 April 2015; revised 22 July 2015; accepted 9 September 2015; available
online 26 September 2015



Contents lists available at ScienceDirect

Composites Part B

journal homepage: www.elsevier.com/locate/compositesb

Effect of fibre volume fraction on energy absorption capabilities of E-glass/polyester automotive crash structures

A. Esnaola^{a,b,*}, I. Tena^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a, I. Ulacia^b^a CIDIA, Mondragon Automoción S. Coop., Urbarrí etorbidea 19, 20500 Mondragón, Spain^b Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, 20500 Mondragón, Spain

ARTICLE INFO

Article history:

Received 28 April 2015

Received in revised form

22 July 2015

Accepted 9 September 2015

Available online 26 September 2015

Keywords:

A. Glass fibres

B. Delamination

C. Damage mechanics

D. Mechanical testing

Fibre volume fraction

ABSTRACT

Semi-hexagonal glass/polyester composite structures with different fibre volume fractions have been studied for automotive crash applications. Interlaminar shear strength and specific energy absorption capability of the material have been characterised in order to analyse the effect of the fibre content. Samples with different fibre content among 40% and 60% have shown similar interlaminar shear strength values, around 35–40 MPa. It has been found that by increasing the fibre percentage from 40% to 47% the specific energy absorption values of the material increased to 56 kJ/kg. For specimens with fibre volume fraction above 47%, the total amount of energy dissipated is similar. Increasing fibre content increases the linear density of the material and in fact, the same value of dissipated energy quantities with a higher linear density implies a decrease in the specific energy absorption values.

© 2015 Elsevier Ltd. All rights reserved.

1. Introduction

Over the last number of decades, the automotive industry is making efforts to reduce CO₂ emissions due to environmental concerns. Lightweighting has become an important issue in order to reduce CO₂ emissions in fuel engine cars and improving range in electric cars. Hence, lightweight materials such as aluminium, magnesium or composite materials are being widely studied for automotive applications [1]. The safety of passengers must be ensured or improved in crash situations, so materials with higher impact energy absorption capabilities are in demand to fulfil safety and lightweight requirements.

Many authors have demonstrated that composite made impact structures show high specific energy absorption (SEA) capability [2–7]. Metallic structures are designed to absorb energy by plastic deformation, progressively buckling as the column walls collapse, while the fibre reinforced plastic (FRP) composite structures energy absorption mechanism is based on progressive material collapse in a brittle manner [8]. Many researchers have demonstrated that SEA values of FRP composites made impact structures are above 30 kJ/kg, depending on the geometry and materials used [2,9–11]. The

most widely used geometry in real applications is a square sectioned tubular crash structure due to assembly and element integration feasibility. In addition, numerous authors have verified that circular sectioned tubular impact structures exhibited higher SEA values compared with square tubes [7,12]. Moreover, Palanivelu et al. [13–16] showed that constant circular tubes have the highest SEA values within tubes with constant section, axially corrugated impact structures and conical impact structures.

However, FRP composite impact structures exhibited higher SEA values when the collapse is stable and progressive, but not when the collapse is catastrophic [17]. In order to achieve and ensure a stable and progressive crushing process, trigger called collapse initiators are used [18,19]. Triggering is a geometric gradient feature in the top or upper zone of the component which acts as a stress concentration to ensure the collapse initiation. Although there are different kinds of triggers, chamfer and tulip type triggers are the most studied. The importance of a trigger mechanism in the progressive crushing, and therefore absorbed energy, of FRP composite structures has been demonstrated [19,20].

Furthermore, Mamalis et al. [21,22] concluded that the progressive crushing mechanism is based on two main collapse modes: Mode I and Mode II. Mode I collapse type is associated with large amounts of energy absorbing capability (axial crack propagation and axial splitting between fronds) while Mode II collapse type is associated with low energy absorption capability (delamination between plies and flexural damage of individual plies).

* Corresponding author. CIDIA, Mondragon Automoción S. Coop., Urbarrí etorbidea 19, 20500 Mondragón, Spain. Tel.: +34 943 73 97 64.
E-mail address: aesnaola@mondragon.edu (A. Esnaola).

The progressive crushing process also involves material properties such as mechanical properties of the fibre and resin, laminate stacking sequence, fibre orientation or fibre and resin volume fractions [8]. In this sense, the effect of fibre volume fraction (V_f) on the energy absorption capability of composite structures has not been extensively studied. Some authors concluded that there is a decrease in SEA values increasing fibre volume fraction [23–25], while other authors reported that there is an increase of SEA values increasing fibre percentage [26–29]. As fibre volume fraction increases, the volume of matrix between the fibres decreases increasing the material density. This further leads to a decrease in the interlaminar strength of the composite which makes interlaminar cracks form at lower loads, resulting in a reduction in the energy absorption capability of the material [23]. Farley [24] also concluded that there is a decrease in SEA values increasing fibre volume fraction from 40% to 70% and the author attributed this phenomenon to the decrease in interlaminar shear strength of the composite with increasing fibre content. On the contrary, Ramakrishna [26,27] found that the specific energy absorption capability increased with fibre content. One possible explanation for this is that a higher tube loading is associated with the generation of larger surfaces due to fibre/matrix debonding which results in increased energy absorption capability. At the same time, Thornton et al. [29] reported an increase in specific energy with an increase in fibre content from 10% to 50%.

Although the conclusions of different authors are mismatched, it should be considered that the effect of fibre volume fraction in specific energy absorption capability may be different for different materials and different fibre volume ranges analysed. For that reason, the present study analyses the effect of the fibre volume fraction in energy absorption capabilities for glass/polyester impact structures. Furthermore, since SEA variations with V_f are attributed to the interlaminar strength of the material [23,24], the effect of V_f in the interlaminar shear strength (ILSS) of the material is also analysed.

2. Experimental procedure

2.1. Materials

The material employed in the present study is a glass/polyester composite. The reinforcement consists of a quasi-unidirectional E-glass ribbon with a weight of 300 g/m², with 91% of fibres oriented at 0° and 9% of fibres oriented at 90° to ensure cohesion and correct manipulation of unidirectional fibres. These transversal fibres are evenly spaced every 5 mm. The thermal curable resin is a non-accelerated and unsaturated polyester resin, called Crystic 3642.3 with a catalyst called Butanox M50.

2.2. Specimen geometry

The specimens used in this study are open sectioned semi-hexagonal samples (Fig. 1a). The overall length is 60 mm and the thickness of the specimen is 2 mm. Detailed dimensions of the section are shown in Fig. 1b. In order to ensure a stable and progressive crushing of the structure, a 45° chamfer type trigger is machined on the upper side of each specimen. A combination of semi-hexagonal profiles such as honeycomb concept, allows for the designing and manufacturing of different impact structures which are optimised for each type of vehicle, depending on the characteristics and energy to be dissipated in each case. For this reason, semi-hexagonal profiles are chosen to be manufactured and tested.

2.3. Manufacturing

Manufacturing of semi-hexagonal profiles has been carried out using the hand lay-up technique. Fig. 2a shows the mould and

countermould used for manufacturing composite energy absorbing specimens. 6, 7, 8, 9 and 10 E-glass fibre layers have been manually impregnated and placed on the mould in order to obtain samples with different fibre volume fractions. 2 mm thick metallic plates have been placed between the mould and the countermould to control the thickness of the specimens. Finally, the semi-hexagonal profile is cured at 60 °C for 8 h (Fig. 2b).

2.4. Physical and mechanical characterisation

2.4.1. Fibre volume fraction

Fibre, matrix and void content of semi-hexagonal profiles manufactured with different numbers of fibre layers are measured following the procedure described in ASTM D3171-09. Three specimens of each configuration are used to determine the fibre volume fraction. The ASTM D3171-09 standard is based on the principle of Archimedes. FRP composite samples are weighed in an electronic precision balance, first in dry conditions and then immersed in bidistilled water. The next step consists in burning the polyester matrix using a high temperature furnace at 535 °C. Once the matrix has been burned, the fibres are weighed in the electronic balance in order to calculate the fibre, matrix and void content of the FRP composite following the equations described in the ASTM D3171-09 standard.

2.4.2. Interlaminar shear strength

Interlaminar shear strength of the material is measured in order to study the relation between ILSS and the energy absorption capability of the material. The EN ISO14130 standard test method for short-beam strength has been used. According to this method, the following specimen geometries were chosen (see Fig. 3): the specimen length, l ; should be ten times the thickness, e ; the specimen width, b ; should be five times of e . Finally, the span length, L ; should be five times of e . All tests were performed at a displacement rate of 1 mm/min and using a 5 kN load cell. The short-beam strength is calculated using equation (1).

$$F^{sbs} = 0.75 \frac{P_m}{b \cdot e} \quad (1)$$

where F^{sbs} is the short-beam strength (MPa) and P_m is the maximum load observed during the test (N).

Finally, the samples used in ILSS tests are examined using a NOVA NANOSEM 450 scanning electron microscope (SEM) in order to ensure that the fracture of the specimen is by interlaminar shear.

2.4.3. Quasi-static compression tests

Quasi-static compression tests are carried out at 10 mm/min of compression speed. The tests are performed until 50 mm of collapse distance. This collapse distance is higher than the 80% of the overall length of the specimen and it is supposed to be enough to analyse the crushing behaviour of the structure. The equipment used is a universal test machine, Instron4206, equipped with 100 kN load cell. 3 specimens of each fibre volume fraction are tested in order to ensure the repeatability of the tests. From the force–displacement curve, the following crashworthiness characteristics are calculated:

Absorbed energy, A_e (kJ): the area under the force–displacement curve, equation (2).

$$A_e = \int_0^{l_{max}} P(l) dl \quad (2)$$

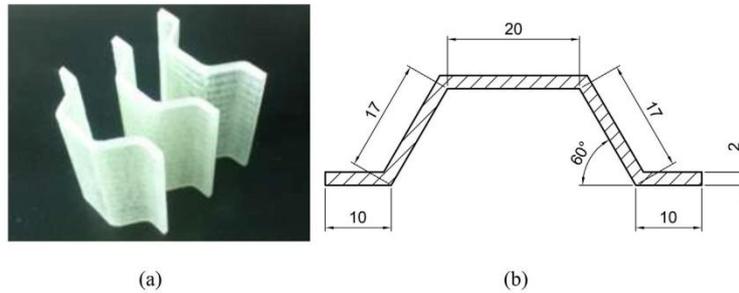


Fig. 1. (a) Open sectioned semi-hexagonal samples. (b) Dimensions of the section of the specimen.

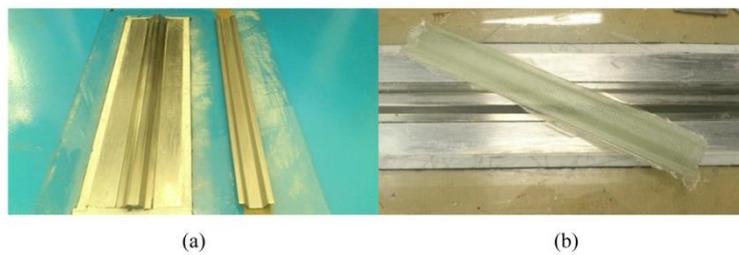


Fig. 2. (a) Mould and contermould to manufacture composite profiles. (b) Semi-hexagonal composite profile after manufacturing.

Specific Energy Absorption, SEA [kJ/kg]: the absorbed energy per unit of crushed specimen mass (m_t in kg), equation (3).

$$SEA = \frac{\int_0^{l_{max}} P(l) dl}{m_t} \quad (3)$$

2.5. Broken fibre percentage (BFP)

All crushed specimens are treated following the procedure described in ASTM D3171-09 by burning the polyester matrix and analyse the crushed of glass fibres. All broken fibres are removed leaving only those fibres which are not broken in each fibre layer. Finally, these unbroken glass fibre layers are weighed in an OHAUS GALAXY 110 electronic balance and the percentage of broken fibres within the collapsed length is calculated using equation (4).

$$BFP = \frac{\rho_L(l_T - l_C) - w}{\rho_L \cdot l_C} \cdot 100 \quad (4)$$

where w is the weight of the unbroken fibres in each fibre layer after the crushing stage (g), ρ_L is the linear density of the glass fibre layer (g/mm), l_T is the overall length of the specimen (mm) and l_C is the collapsed length during the crushing process (mm).

3. Results and discussion

3.1. Fibre volume fraction

Fibre, matrix and void contents of the different semi-hexagonal profiles are presented in Fig. 4a while the measured linear density of the profiles according to the fibre volume fraction is shown in Fig. 4b. Analysing the obtained values, it can be seen that the measured void content is similar for all the configurations. On the other hand, fibre volume fraction increases when adding fibre layers, from 40% to 60%.

3.2. Interlaminar shear strength

Fig. 5 shows the $ILSS$ values for different fibre volume fractions. It can be observed that there are no significant differences among the specimens with different fibre volume fractions. All the $ILSS$ values are among 35–40 MPa, without any clear tendency between $ILSS$ and fibre content.

SEM observations have verified that the $ILSS$ specimens have failed by pure interlaminar shear and so, the results are reliable. Fig. 6 shows an example of an interlaminar crack generated by shear at 45°. Despite having different fibre volume fractions and different matrix thicknesses between layers, the interlaminar crack is generated and propagated within the polyester matrix independently of the fibre content. As a result, similar shear force is needed to generate a crack and similar energy is dissipated during

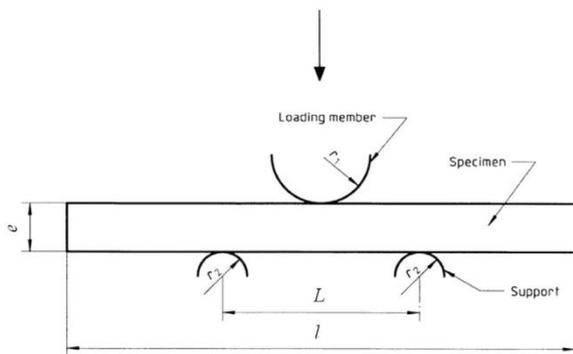


Fig. 3. Specimen dimensions and load configuration for $ILSS$ tests following EN ISO14130 standard.

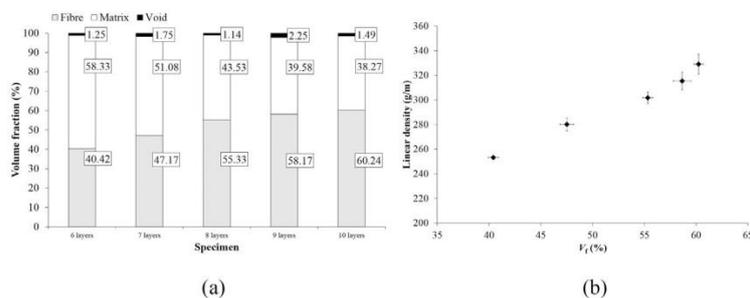


Fig. 4. (a) Fibre, matrix and void content of semi-hexagonal specimens. (b) Linear density of the semi-hexagonal specimens according to the fibre volume fraction.

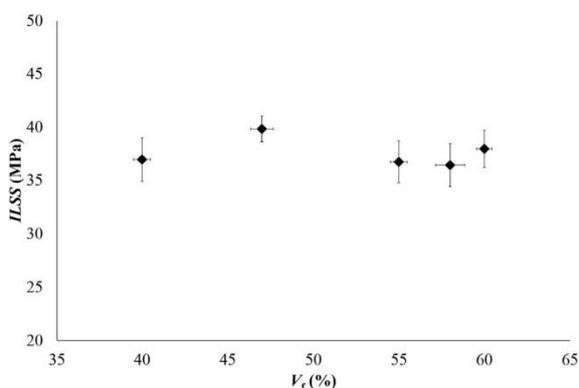


Fig. 5. ILSS values for specimens with different fibre content.

crack propagation in specimens with a fibre volume fraction of between 40% and 60%.

3.3. Quasi-static compression tests

All the specimens of different configurations have had a stable, progressive and repetitive crushing collapse. Fig. 7a shows a representative force–displacement curve for the specimens tested. After the initial peak (P_{max}), the load tends to stabilise at a slightly lower mean value (P_{mean}) with evenly spaced and repetitive load

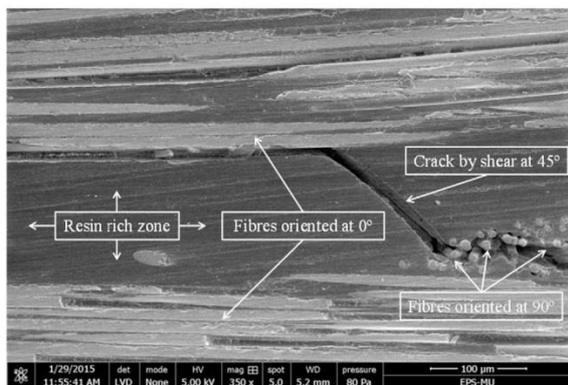


Fig. 6. SEM picture of an interlaminar crack generated by pure shear at 45° in a resin rich zone.

variations (ΔP_{mean}). Higher and lower values of these repetitive load variations are spaced approximately every 5 mm, corresponding with the distance between the transversal fibres. Hull [2] determined that the serrated form of the load–displacement curve is a characteristic of progressive crushing. The initial slope AB is essentially elastic and depends on the stiffness of the structure, the geometry and stiffness of the crush zone. At point B, the stress in the crush zone is enough to initiate further crushing and the crack is then propagated. Crack propagation stops at point C, when the load is lower than the value required to propagate the crack. In Fig. 7b values of ΔP_{mean} for the specimens with different fibre volume fractions can be observed. It can be noticed that by increasing fibre volume fraction, the load variation is higher. With higher fibre percentage in the structure, it becomes stiffer due to less matrix and the fibres are more compressed. As a result, the value of the force that requires to start the crack the propagation through the transversal fibres is higher. However, P_{mean} values of load–displacement curves are not influenced by the height of these serrations.

The energy values dissipated by the specimens during the tests are represented in Fig. 8a while the SEA results calculated for each configuration are displayed in Fig. 8b. The configuration $V_f = 47\%$ (7 fibre layers) shows the highest absorbed energy (A_e) and SEA values; 0.796 kJ and 56 kJ/kg respectively. It can be seen that the absorbed energy values are higher when increasing fibre volume fraction from 40% to 47%. However, the absorbed energy values for specimens with fibre volume fraction between 47% and 60% are similar. Furthermore, it can be noticed that the energy absorbed is in trend of negative slope. Therefore, for configurations with $V_f > 47\%$, while fibre volume fraction is higher, the SEA values are lower due to the increment in linear density (Fig. 8b). On the other hand, the configuration with $V_f = 40\%$ (6 fibre layers) is the configuration with the lowest absorbed energy; 0.683 kJ (14% less than $V_f = 47\%$ specimens). Nonetheless, being the configuration with the lowest linear density, its SEA values are the second best among all configurations; 53.7 kJ/kg.

3.4. Deformation and fracture mechanisms

3 Different deformation and fracture mechanisms have been observed in all the specimens after testing: axial splitting between fronds (Fig. 9a); axial crack propagation (Fig. 9b); and fibre breakage.

3.4.1. Axial splitting

The deformation mechanism, axial splitting between fronds, has been observed in all the crushed specimens and follows a similar trend. This fracture mechanism is geometry dependant [21] and fronds are created in those geometrical locations where the stress

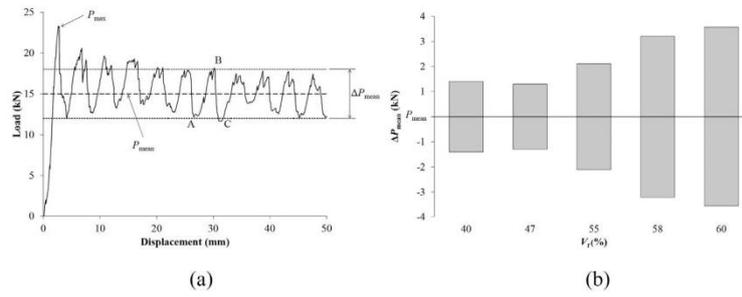


Fig. 7. (a) A representative load–displacement curve. (b) Load variations of P_{mean} for specimens with different fibre volume fractions.

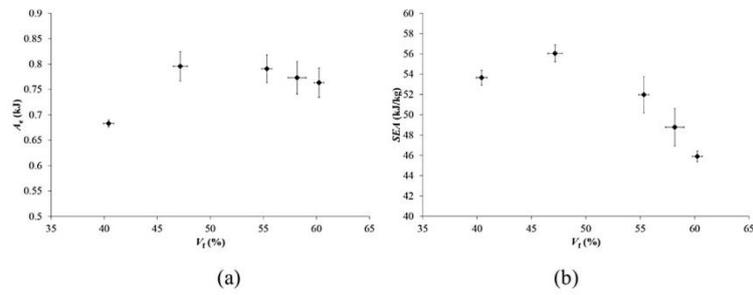


Fig. 8. (a) Absorbed energy of different V_f specimens in quasi-static compression tests. (b) SEA values of the specimens with different V_f .

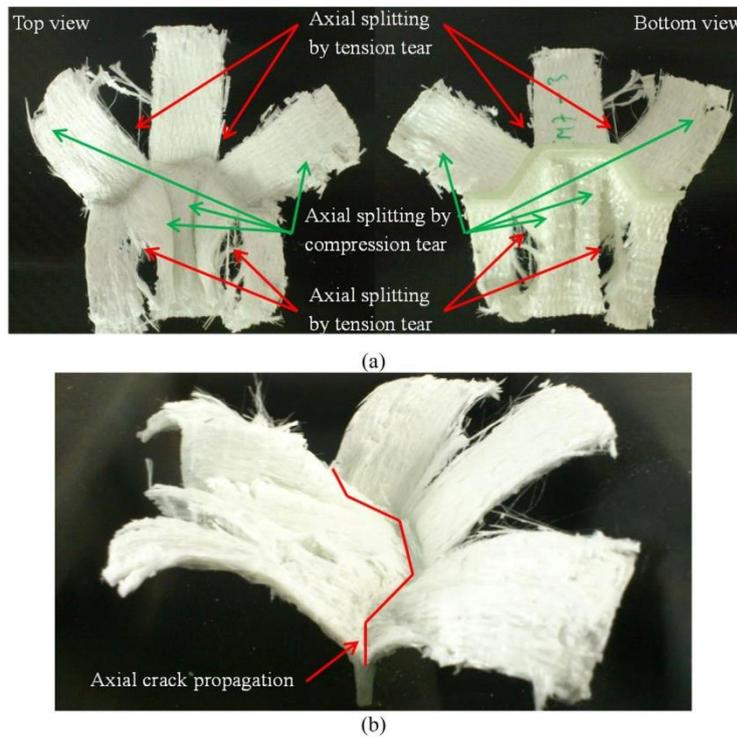


Fig. 9. Deformation and fracture mechanisms: (a) axial splitting between fronds by tension and compression tear and (b) axial crack propagation.

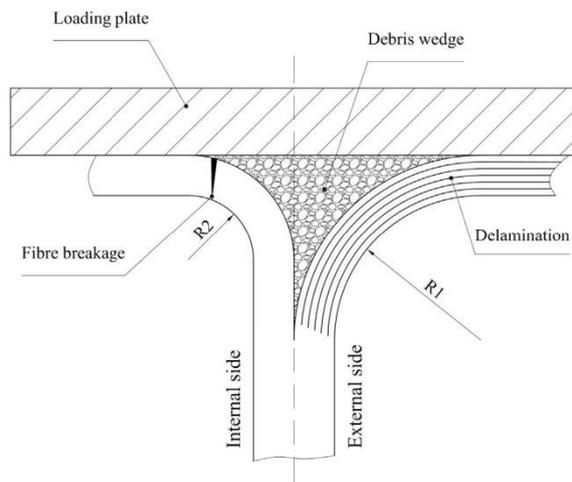


Fig. 10. Schematic representation of the crush zone morphology. Adapted from Ref. [2].

concentration is higher. The fibre layers that are placed in the external face of the semi-hexagon are split in fronds by tensile tear, while the internal fibre layers are split by compression tear. Different mechanisms between external and internal fronds have been identified. The fronds split by tensile tear only interact with the loading plate (fronds are completely separated from each other, Fig. 9a). On the other hand, the fronds split by compression tear interact with the loading plate and with adjacent fronds (fronds are not completely separated from each other, Fig. 9a). For this reason, the crush zone morphology is different in the internal and external sides of the semi-hexagonal structure, as can be seen in Fig. 10. The radius of curvature of the external frond at the crush front is bigger than the one at the internal frond ($R1 > R2$). As a result, more delamination between fibre layers and less fibre breakage occurs at the external side. Hull [2] concluded that a sharp radius of curvature at the crush front leads to a successive fracture of the axial fibres into short lengths while a large radius causes delamination of fibre layers without fibre breakage.

3.4.2. Axial crack propagation

The axial crack is propagated among the semi-hexagonal section (Fig. 9b) and it is propagated with evenly spaced and repetitive load variations (ΔP_{mean}) as has been explained in Fig. 7. In the configurations with an even number of fibre layers (6, 8 and 10 layers), the axial crack is propagated just in the centre of the laminate and the same fibre layer amounts are spread to both sides of the structure. However, in the configurations with an odd number of fibre layers (7 and 9 layers), the specimens have one fibre layer more spread on the internal side of the semi-hexagon than on the external side after the crushing stage. Fig. 11 shows the number of fibre layers that were in each side of the axial crack after the crushing process. In the upper row the fibre layers of the external side (split in fronds by tensile tear) are shown and in the bottom row the fibre layers of the internal side of the semi-hexagon (split in fronds by compression tear) can be seen.

3.4.3. Fibre breakage

Looking in detail at Fig. 11, the amount of unbroken fibres in the external side of the semi-hexagon is higher than in the fibre layers of the internal side for all the configurations. These differences are a consequence of the mechanisms observed in axial splitting and due to the crush zone morphology explained in Fig. 10.

Fig. 12 shows the percentage of broken fibres of the internal and the external fibre layers of all configurations. The internal fibre layers of the different configurations have shown similar percentages of broken fibres which are between 85% and 87%. On the other hand, the external fibre layers have shown different percentages of broken fibres. Specimens with an odd number of fibre layers have a higher percentage of external fibre breakage than those specimens with an even number of fibre layers which are 77% and 70% of broken fibres respectively. As an example, the specimens of 6 and 7 fibre layers have 3 fibre layers splayed outwards but with different thicknesses due to the difference in fibre volume fraction. This causes the external fibres of 7 fibre layers specimens to have more specific stiffness compared to the external fibre layers of 6 fibre layers specimens. Taking into account the mechanisms explained in Fig. 10, the radius of curvature ($R1$) of the splayed material is smaller in the case of the specimens of 7 fibre layers. In consequence, more fibres are broken and less delamination is induced. The same mechanism occurs to explain the difference of broken fibres between the external fibre layers of the specimens of 8 and 9 fibre layers which have 4 fibre layers splayed outwards in both specimens.

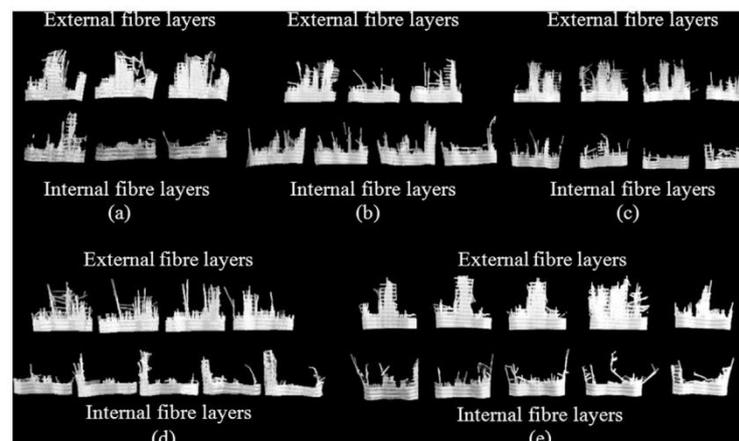


Fig. 11. Crushed fibre layers: (a) $V_f = 40\%$, 6 layers; (b) $V_f = 47\%$, 7 layers; (c) $V_f = 55\%$, 8 layers; (d) $V_f = 58\%$, 9 layers; (e) $V_f = 60\%$, 10 layers.

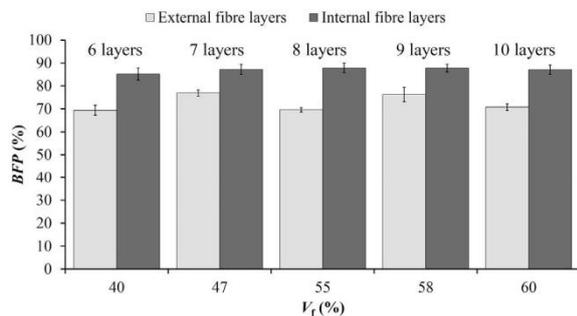


Fig. 12. Percentage of external and internal broken fibres of specimens with different V_f .

4. Conclusions

In the present study the effect of fibre volume fraction in SEA values of composite structures in order to optimise automotive impact structures made of composite material has been analysed. Semi-hexagonal composite profiles have been tested with different fibre volume fractions, from 40% to 60% with similar void contents.

The interlaminar shear strength of the material with different fibre volume fraction is between 35 and 40 MPa. Similar shear load is needed to begin the crack propagation so the energy dissipated by this phenomenon is not susceptible to change with fibre volume fraction between 40% and 60%.

Regarding the quasi-static compression tests, the first conclusion to be remarked upon is the difference of load variations (ΔP_{mean}) observed during the crushing process. Increasing the fibre volume fraction, ΔP_{mean} values are higher. On the other hand, $V_f = 47\%$ specimens (7 fibre layers) are the samples which have the highest SEA and absorbed energy values; 56 kJ/kg and 0.796 kJ respectively. The specimens with $V_f \geq 47\%$ have showed similar energy absorption values. However, increasing linear density decreases their SEA values. On the contrary, $V_f = 40\%$ specimens (6 glass fibre layers) have the lowest absorbed energy values, but high SEA values (53.7 kJ/kg). This is because they have the lowest linear density among all the configurations. In fact, there is an optimum fibre volume fraction value which has the highest specific energy absorption capability and above or under that value, the material's SEA decreases.

Three deformation and fracture mechanisms have been observed; axial splitting between fronds, axial crack propagation and fibre breakage. The axial splitting is geometry dependant, the same fronds are created in all the specimens independently of the fibre content, so there are no differences in energy absorption capability with respect to fibre volume fractions. With regard to axial crack propagation, in specimens with even numbers of fibre layers the crack is propagated just in the centre of the laminate. In the case of odd numbers of fibre layers, one layer less is spread in the external side of the semi-hexagon. The main differences have been observed in fibre breakage. The fibre layers of the external side of the specimens made of 7 and 9 fibre layers are more crushed (77% of the fibres are broken) compared to the external layers of the specimens of 6, 8 and 10 fibre layers (70% of the fibres are broken). The fibre layers of the internal side have had the same percentage of broken fibres for all configurations, around 87%. Differences in mechanisms of axial splitting between fronds by tension or compression tear, causes more fibre breakage or causes more delamination between fibre layers.

References

- [1] Adam H. Carbon fibre in automotive applications. *Mater Des* 1997;18:349–55.
- [2] Hull D. A unified approach to progressive crushing of fibre-reinforced composite tubes. *Compos Sci Technol* 1991;40:376–421.
- [3] Thornton P. Energy absorption in composite structures. *J Compos Mater* 1979;13:247–62.
- [4] Tarlochan F, Ramesh S, Harpreet S. Advanced composite sandwich structure design for energy absorption applications: blast protection and crashworthiness. *Compos Part B Eng* 2012;43:2198–208.
- [5] Van Paepegem W, Palanivelu S, Degrieck J, Vantomme J, Reymen B, Kakogiannis D, et al. Blast performance of a sacrificial cladding with composite tubes for protection of civil engineering structures. *Compos Part B Eng* 2014;65:131–46.
- [6] Eshkooor RA, Ude AU, Sulong AB, Zulkifli R, Ariffin AK, Azhari CH. Energy absorption and load carrying capability of woven natural silk epoxy-triggered composite tubes. *Compos Part B Eng* 2015;77:10–8.
- [7] Mamalis A, Manolakos D, Ioannidis M, Papapostolou D. On the response of thin-walled CFRP composite tubular components subjected to static and dynamic axial compressive loading: experimental. *Compos Struct* 2005;69(4):407–20.
- [8] Ramakrishna S. Microstructural design of composite materials for crash-worthy structural applications. *Mater Des* 1998;18(3):167–73.
- [9] Kakogiannis D, Chung Kim Yuen S, Palanivelu S, Van Hemelrijck D, Van Paepegem W, Wastiels J, et al. Response of pultruded composite tubes subjected to dynamic and impulsive axial loading. *Compos Part B Eng* 2013;55:537–47.
- [10] Esnaola A, Ullacia I, Aretxabaleta L, Aurrekoetxea J, Gallego I. Quasi-static crush energy absorption capability of E-glass/polyester and hybrid E-glass–basalt/polyester composite structures. *Mater Des* 2015;76:18–25.
- [11] Tena I, Esnaola A, Sarrionandia M, Ullacia I, Torre J, Aurrekoetxea J. Out of die ultraviolet cured pultrusion for automotive crash structures. *Compos Part B Eng* 2015;79:209–16.
- [12] Thornton P, Harwood J, Beardmore P. Fiber-reinforced plastic composites for energy absorption purposes. *Compos Sci Technol* 1985;24(4):275–98.
- [13] Palanivelu S, Van Paepegem W, Degrieck J, Van Ackeren J, Kakogiannis D, Van Hemelrijck D, et al. Experimental study on the axial crushing behaviour of pultruded composite tubes. *Polym Test* 2010;29(2):224–34.
- [14] Palanivelu S, Van Paepegem W, Degrieck J, Kakogiannis D, Van Ackeren J, Van Hemelrijck D, et al. Comparative study of the quasistatic energy absorption of small-scale composite tubes with different geometrical shapes for use in sacrificial cladding structures. *Polym Test* 2010;29(3):381–96.
- [15] Palanivelu S, Paepegem WV, Degrieck J, Vantomme J, Kakogiannis D, Ackeren JV, et al. Comparison of the crushing performance of hollow and foam-filled small-scale composite tubes with different geometrical shapes for use in sacrificial cladding structures. *Compos Part B Eng* 2010;41(6):434–45.
- [16] Palanivelu S, Paepegem WV, Degrieck J, Vantomme J, Kakogiannis D, Ackeren JV, et al. Crushing and energy absorption performance of different geometrical shapes of small-scale glass/polyester composite tubes under quasi-static loading conditions. *Compos Struct* 2011;93(2):992–1007.
- [17] Lau STW, Said MR, Yaakob MY. On the effect of geometrical designs and failure modes in composite axial crushing: a literature review. *Compos Struct* 2012;94(3):803–12.
- [18] Eshkooor RA, Oshkovr SA, Sulong AB, Zulkifli R, Ariffin AK, Azhari CH. Effect of trigger configuration on the crashworthiness characteristics of natural silk epoxy composite tubes. *Compos Part B Eng* 2013;55:5–10.
- [19] Sigalas I, Kumosa M, Hull D. Trigger mechanisms in energy-absorbing glass cloth/epoxy tubes. *Compos Sci Technol* 1991;40:265–87.
- [20] Jiménez M, Miravete A, Larrod E, Revuelta D. Effect of trigger geometry on energy absorption in composite profiles. *Compos Struct* 2000;48:107–11.
- [21] Mamalis AG, Manolakos DE, Demosthenous GA, Ioannidis MB. The static and dynamic axial collapse of fibreglass composite automotive frame rails. *Compos Struct* 1996;34:77–90.
- [22] Mamalis AG, Manolakos DE, Demosthenous GA, Ioannidis MB. The static and dynamic axial crumbling of thin-walled fibreglass composite square tubes. *Compos Part B Engineering* 1997;28(4):439–51.
- [23] Jacob GC, Fellers JF, Simunovic S, Starbuck JM. Energy absorption in polymer composite materials for automotive crashworthiness. *J Compos Mater* 2002;36:813–50.
- [24] Farley GL. Energy absorption of composite material and structures. In: Proceedings of 43rd American Helicopter Society annual forum, St. Louis, USA; 1987. p. 613–27.
- [25] Farley GL, Jones RM. Energy absorption capability of composite tubes and beams. NASA TM-101634, AVSCOM TR-89-B-003, 1989.
- [26] Ramakrishna S, Hull D. Energy absorption capability of epoxy composite tubes with knitted carbon fibre fabric reinforcement. *Compos Sci Technol* 1993;49:349–56.
- [27] Ramakrishna S. Energy absorption characteristics of knitted fabric reinforced composite tubes. *J Reinf Plast Compos* 1995;14:1121–41.
- [28] Snowdon P, Hull D. Energy absorption of SMC under crash conditions. In: Proceedings of fiber reinforced composites conference '84. Plastics and Rubber Institute; 1984. 5.1–5.10.
- [29] Thornton PH, Tao WH, Robertson RE. Crash energy management: axial crush of unidirectional fiber composite rods. In: Advanced composite materials: new development and applications conference proceedings, Detroit, Michigan, USA; 1991. p. 489–96.

ANEXO III

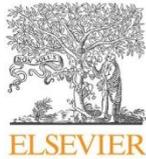
Optimization of the semi-hexagonal geometry of a composite crush structure by finite element analysis

A. Esnaola^{a,b*}, B. Elguezabal^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a, I. Ulacia^b

^a*MONDRAGON Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500, Spain*

^b*Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain*

Received 9 December 2015; revised 26 January 2016; accepted 1 March 2016; available online 9 March 2016



Contents lists available at ScienceDirect

Composites Part B

journal homepage: www.elsevier.com/locate/compositesb

Optimization of the semi-hexagonal geometry of a composite crush structure by finite element analysis

A. Esnaola^{a, b, *}, B. Elguezabal^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a, I. Ulacia^b^a MONDRAGON Automoción S. Coop., Uribarri Etorbidea 19, 20500 Mondragón, Spain^b Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, 20500 Mondragón, Spain

ARTICLE INFO

Article history:

Received 9 December 2015

Received in revised form

26 January 2016

Accepted 1 March 2016

Available online 9 March 2016

Keywords:

A. Glass fibres

B. Delamination

C. Finite element analysis (FEA)

C. Numerical analysis

ABSTRACT

In the present paper a numerical model for predicting the crushing behaviour of semi-hexagonal E-glass/polyester composite structures has been developed. Qualitative and quantitative analysis have shown that the results of the simulation are accurately predicted comparing with the experimental data. The peak force has been predicted with 7.5% of error while the mean force of the crushing process, the total amount of absorbed energy and the specific energy absorption capability have been simulated within 1% of error. Moreover the effect of the wall angle of the semi-hexagonal section and the effect of the overall size of the semi-hexagonal section have been numerically analyzed. The crushing process becomes stable when the wall angle is higher than 50° and the highest specific energy absorption values are obtained using the wall angle of 60° and wall length of 10 mm. Higher wall angles and wall lengths increases the stress concentration in the edges of the semi-hexagonal section and in consequence, the load carrying capability of the structure decreases dissipating less energy.

© 2016 Elsevier Ltd. All rights reserved.

1. Introduction

The automotive industry is working in order to manufacture more environmental friendly vehicles and to reduce the CO₂ emissions. One of the strategies to achieve this objective is based on lightweighting, which is based on building cars using materials that are less heavy as a way to achieve better fuel efficiency and reduce emissions. Materials such as aluminium, magnesium or composite materials are being widely investigated for structural and non-structural automotive applications [1]. Nevertheless, the use of these new materials must ensure the correct performance of the vehicles and they must have same or higher safety levels for the passengers comparing with the current steel made cars.

Front rail structures or crash boxes are some of the components to be designed using structural lightweight materials to fulfil the crashworthiness requirements and reduce the weight of the components. Composite structures have shown great capability of weight reduction and high energy absorption levels during crash situations [2–4] with higher specific energy absorption (SEA) values than metallic crash absorbers [3,5,6]. The energy absorption

mechanism of the composite structures is based on progressive material collapse in a brittle manner [7], while metallic structures are designed to absorb energy by plastic deformation.

Progressive collapse and energy absorption of the composite material are the contribution of several mechanisms such as axial crack propagation, axial splitting between fronds, delamination, matrix cracking, friction or trigger mechanisms [2,3,7–10]. Although these investigations have demonstrated that stable and progressive collapse of composite structures with high energy absorption levels is feasible, there are some factors that are delaying their use in commercial vehicles: (a) high material and manufacturing costs, and (b) lack of numerical models capable of accurately predicting their response [11].

Due to the high cost of experimental testing, most of the crashworthiness studies of vehicles are developed with finite element modelling and only final validation tests are experimentally carried out. For this purpose, it is essential the development of accurate numerical models for composite materials. Simulation of the crushing process of a composite structure requires predicting several deformation mechanisms in order to correlate with the load-displacement curves observed and measured experimentally. Due to these deformation mechanisms, an explicit finite element solver to describe the initiation and progression of a crushing mode failure is usually employed [12]. Although composite structures can

* Corresponding author. MONDRAGON Automoción S. Coop., Uribarri Etorbidea 19, 20500 Mondragón, Spain. Tel.: +34 943 73 97 64.

E-mail address: aesnaola@mondragon.edu (A. Esnaola).

be modelled using either solid or shell elements, multi-layer shell elements are more widely used [11–17]. Multi-layer shell elements allow simulating more accurately the formation of fronds and delamination among fibre layers, which is not possible with single-layer shell elements. Furthermore, multi-layer shell elements are more accurate option to model chamfer type trigger comparing with single-layer shell elements [12]. Using multi-layer continuum shell elements, the model has the geometry of a three-dimensional solid element but similar kinematic and constitutive behaviours of the conventional shell elements [17]. The most used strategies for simulating delamination between fibre layers are the use of cohesive elements or tiebreak contacts between shell layers [16,18–20]. The cohesive interface behaviour depends on the elastic energy stored by the crack in mode I and mode II propagation. The interface is damaged and failed when the prescribed interface fracture energy is reached [18]. On the contrary, traction-separation law or tiebreak contacts are usually based on the stress or strain criterion. In these cases, the damage initiates when the stresses or the strains on the interface satisfy the prescribed failure criterion [13,17].

Many authors have demonstrated experimentally the importance of the geometry of a composite structure in energy absorption applications [21–23]. The most used geometry in real applications is square sectioned tubular crash structure due to assembly and element integration feasibility. However, Palanivelu et al. [22] have verified that circular sectioned tubular impact structures have higher SEA values comparing with square tubes, while the energy absorption capability of the hexagonal structures is between the circular and square tubes. On the other hand, Joosten et al. [12] showed the high energy capabilities of the open sectioned semi-hexagonal structures. In this way, the assembling of semi-hexagonal profiles (honeycomb concept) allows designing and manufacturing composite crash structures for vehicles which have different energy absorption requirements in crash situations. The same semi-hexagonal profile can be used as a modular geometry to fulfil the crashworthiness requirements.

However, the experimental development of these structures is expensive. Therefore, using an accurate numerical model that is capable to predict the behaviour of a composite structure during crushing process, experimental costs can be overcome. Furthermore, a detailed optimization of these structures would not be possible without high time and cost. For these reasons, in the present study a numerical simulation of the crushing behaviour of a semi-hexagonal composite structure made of E-glass/polyester is presented using Abaqus/Explicit finite element solver. Multi-layer continuum shell elements are used in order to capture the different deformation mechanisms and quantify the absorbed energies; intralaminar energy, interlaminar energy and energy dissipated by friction. Load-displacement curves and SEA values obtained numerically are compared with the experimental data. Finally, a numerical optimization of the semi-hexagonal geometry of the composite structure is presented in order to maximize the SEA values. The effect of the wall angle and the overall size of the semi-hexagonal structure are analyzed numerically.

2. Material and experimental details

The composite profiles are manufactured by vacuum assisted infusion method [8]. A semi-hexagonal mould has been used to manufacture the semi-hexagonal composite structures. Peel ply and vacuum bag are placed over the fibre layers and the resin is injected at 1 bar vacuum pressure. The reinforcement consists in a quasi-unidirectional E-glass ribbon with 300 g/m² weight supplied by Mel Composites. 91% of fibres are oriented at 0° and 9% of fibres oriented at 90° to ensure cohesion and correct manipulation of unidirectional fibres. These transversal fibres are evenly spaced every

5 mm. The resin is a non-accelerated and unsaturated polyester resin, Crystic 3642.3 with a Butanox M50 catalyst, supplied by Hegardt S.L.

The specimens are open sectioned semi-hexagonal samples. Detailed dimensions of the section are showed in Fig. 1. The overall length is 60 mm (distance between compression plates) and the thickness of the specimen is 2 mm. The composite lay-up consists in 8 layers of quasi-unidirectional E-glass ribbon. All the fibres layers are oriented with the longitudinal axis of the semi-hexagonal profile. A 45° chamfer type trigger is machined in the upper side of each specimen in order to control the collapse initiation that will ensure a progressive collapse of the specimen during the compression test, maximizing the energy absorption capability of the composite structure.

Quasi-static compression tests are carried out at 10 mm/min of compression speed during 50 mm of collapse distance using a universal test machine, Instron 4206, equipped with 100 kN load cell. 3 specimens of the profile manufactured by each process are tested in order to ensure the repeatability of the tests. Force-displacement curves of the crushing stage are acquired and dissipated energy and SEA values are calculated:

Absorbed energy, A_e (kJ): the area under the force-displacement curve, equation (1).

$$A_e = \int_0^{l_{\max}} P(l)dl \quad (1)$$

Specific Energy Absorption, SEA (kJ/kg): the absorbed energy per unit of crushed specimen mass (m_t in kg), equation (2).

$$SEA = \frac{\int_0^{l_{\max}} P(l)dl}{m_t} \quad (2)$$

3. Finite element model

The constitutive model used for fibre reinforced composites simulation has been ABQ_PLY_FABRIC VUMAT user subroutine which is implemented in Abaqus/Explicit. The fabric-reinforced ply is modelled as a homogeneous orthotropic elastic material with the potential to sustain progressive stiffness degradation due to fibre/matrix cracking and plastic deformation under shear loading. The shear response of the material is defined by the user following the procedure explained in detail in Ref. [24].

3.1. Elements and boundary conditions

Eight continuum shells have been individually meshed using an 8-node, quadrilateral, first-order interpolation, stress/displacement continuum shell elements with reduced integration (SC8R

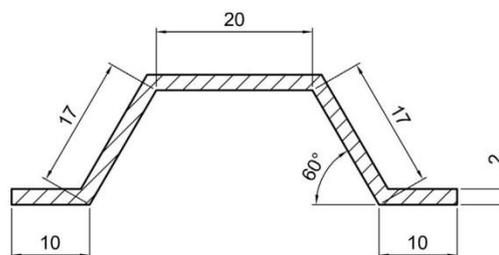


Fig. 1. Dimensions (in mm) of the section of the specimen.

elements in Abaqus). Each shell represents one fibre ply of 0.25 mm thickness. A uniform mesh size has been used with elements of 1 mm by 0.5 mm. 76,400 elements and 156,334 nodes have been used in the numerical analysis. A 45° chamfer type trigger has been modelled in order to ensure a stable and progressive collapse of the structure. The semi-hexagonal composite model is positioned between two steel plates that have been modelled as analytical rigid shell plates. The bottom plate is fixed while constant crushing speed of 10 mm/min is assigned for the top plate. A mass scaling of 1000 has been applied uniformly to all elements in order to achieve reasonable run time of the crushing simulation. The kinetic energies due to mass scaling effect must be kept lower than 5–10% of the total internal energy [25] in order to ensure that mass scaling does not have influence in the results. In the present study, the kinetic energies are less than 3% of the total internal energy.

3.2. Intralaminar properties

The constitutive material model implemented in Abaqus is governed by different material properties and coefficients for in-plane response of the composite material: (a) elasticity constants; (b) damage initiation coefficients; (c) damage evolution coefficients; and (d) shear plasticity coefficients [17].

3.2.1. Elasticity and damage initiation

Elasticity constants are the Young's modulus in longitudinal and transversal direction of the fibres and the principal Poisson's ratio and in-plane shear modulus. On the other hand, damage initiation coefficients are defined by tensile and compressive strengths in longitudinal and transversal directions of the fibres, the in-plane shear strength and Mode I and Mode II intralaminar fracture toughness energies of the composite material. The elasticity constants and damage initiation coefficients have been experimentally characterized for E-glass/polyester composite and they are shown in Table 1. 5 specimens have been tested in each experimental test in order to ensure the test repeatability. (For elasticity constants and tensile, compression and shear strengths ASTM D 3410, ASTM D 3518 and ASTM D 3518 standards have been followed. For Mode I ASTM D 5528 standard has been used. Mode II values have been characterized following [26].)

3.2.2. Damage evolution and shear plasticity

The coefficients of damage evolution are obtained from the tensile and compressive fracture energies per unit area in the longitudinal and transversal direction of the fibres (G_f^{1+} , G_f^{1-} , G_f^{2+} and G_f^{2-}) and by the parameters α_{12} and d_{12}^{\max} that are calculated from the procedure described in Ref. [24]. The shear plasticity coefficients include the initial effective shear yield stress, $\bar{\sigma}_{y0}$, and the coefficients C and p , which are also calculated from the procedure described in Ref. [24].

Table 1
Elasticity constants and damage initiation coefficients of E-glass/polyester.

Description	Variable	Value
Longitudinal Young modulus (GPa)	E_{11}	35.2 ± 1.1
Transversal Young modulus (GPa)	$E_{22} = E_{33}$	5.5 ± 0.9
Principal Poisson's ratio	ν_{12}	0.29 ± 0.01
Shear modulus (GPa)	$G_{12} = G_{23} = G_{31}$	2.6 ± 0.8
Longitudinal tensile strength (MPa)	X_{1+}	699 ± 39
Longitudinal compressive strength (MPa)	X_{1-}	794 ± 23
Transversal tensile strength (MPa)	Y_{2+}	258 ± 18
Transversal compressive strength (MPa)	Y_{2-}	412 ± 35
In-plane shear strength (MPa)	S	21.3 ± 3.3
Mode I fracture toughness (J/m^2)	G_{IC}	519 ± 73
Mode II fracture toughness (J/m^2)	G_{IIC}	1503 ± 61

The fracture energies G_f^{1+} and G_f^{1-} can be calculated following the experimental procedure described by Pinho et al. [27]. However, due to the complexity of the experimental procedure described, the fracture energies have been used as calibration parameters. For fracture energies of the longitudinal direction (G_f^{1+} and G_f^{1-}), the same G_f^{1+}/G_f^{1-} ratio from Ref. [27] has been adopted in the present study. The fracture energies of the transversal direction (G_f^{2+} and G_f^{2-}) have been calculated following the ratio criterion proposed by Sokolinsky et al. [17]; the ratios G_f^{2+}/G_f^{1+} and G_f^{2-}/G_f^{1-} are approximately equal to the ratios Y_{2+}/X_{1+} and Y_{2-}/X_{1-} , respectively. The values for fracture energies are listed in Table 2.

As mentioned previously, the damage evolution parameters α_{12} and d_{12}^{\max} , and the shear plasticity coefficients $\bar{\sigma}_{y0}$, C and p are determined by the shear response calibration procedure [24]. The shear response is calibrated with a cyclic tensile test on $\pm 45^\circ$ laminate. Fig. 2 shows the experimental cyclic shear response of the material and the schematic representation of a typical shear response of a fabric reinforced composite.

The level of damage can be measured from the ratio of the unloading stiffness to the initial (undamaged) elastic stiffness. This allows to compute pairs of stress-damage values (σ_{12} , d_{12}), for each unloading curve. This data can be represented in the space of d_{12} versus $\ln(\bar{\sigma}_{12})$, where $\bar{\sigma}_{12} = \sigma_{12}/(1 - d_{12})$. A linear fit of the data provides the values of α_{12} (slope of the line) and S (intersection with the horizontal axis) as shown in Fig. 3a. Finally, for each unloading curve in Fig. 2, the plastic strain ϵ_{12}^{pl} at the onset of unloading is determined from the value of residual deformation in the unloaded state. The values of $(\bar{\sigma}_{12}, \epsilon_{12}^{pl})$ at the onset of unloading are then used to fit the parameters of the hardening curve, as illustrated in Fig. 3b. The damage evolution parameters α_{12} and d_{12}^{\max} are showed in Table 3 and the values of the shear plasticity coefficients $\bar{\sigma}_{y0}$, C and p are showed in Table 4.

3.3. Interlaminar properties

In order to numerically represent the delamination mechanisms observed experimentally, the interlaminar damage initiation properties of the composite material have been defined using a generalized traction-separation law. The interlaminar damage evolution properties have been defined based on a power law fracture criterion.

3.3.1. Interlaminar damage initiation

The traction-separation law can be described in terms of stress or strain of the material. In the present study, as the strain parameters of the material are unknown, stress criterion has been chosen. The typical traction-separation response can be written as:

$$t = \begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & 0 & 0 \\ 0 & K_{ss} & 0 \\ 0 & 0 & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{Bmatrix} = K\delta \quad (3)$$

where t is the nominal stress, δ is the nominal strain and K is the rigidity matrix, n , s and t are the normal and two shear directions respectively.

Table 2
Fracture energies per unit area in the longitudinal and transversal direction.

Description	Variable	Value (kJ/m^2)
Longitudinal tensile fracture energy	G_f^{1+}	25
Longitudinal compressive fracture energy	G_f^{1-}	50
Transversal tensile fracture energy	G_f^{2+}	9
Transversal compressive fracture energy	G_f^{2-}	21.5

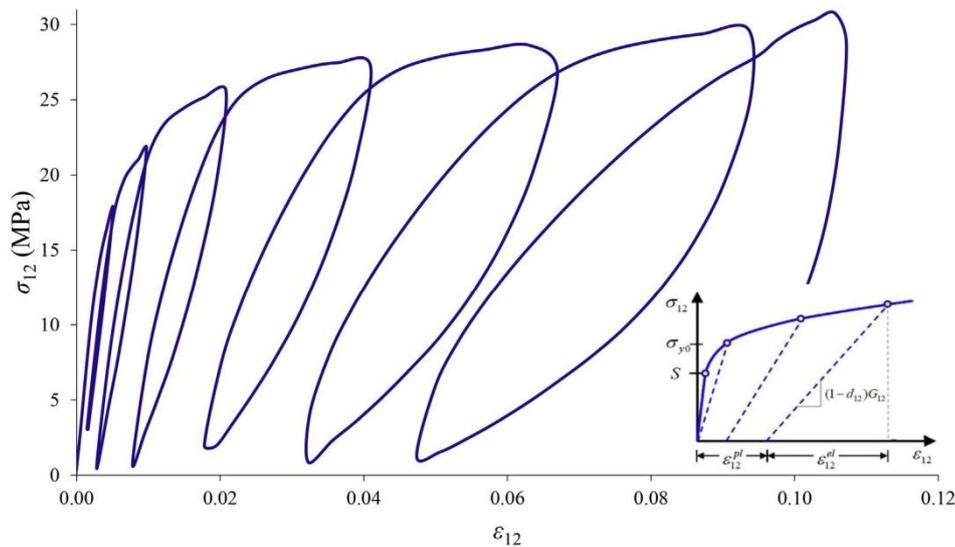


Fig. 2. Experimental cyclic shear response and schematic representation of typical shear response [24] of a fabric reinforced composite.

To define a damage initiation at the interfaces a quadratic nominal stress criterion has been used following the same strategy as Sokolinsky et al. [17]. The damage is initiated when the quadratic interaction function involving the stress ratios reaches a value of one [25].

$$\left\{ \frac{t_n}{t_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_s}{t_s^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_t}{t_t^0} \right\}^2 = 1 \quad (4)$$

where t_n , t_s and t_t are the nominal stresses in the normal and in the two shear directions.

The interlaminar shear stress values are difficult to determine accurately with experimental tests. Sandalov and Medvedev [28] made some assumptions to estimate the values of the interlaminar normal and shear stresses from a short beam test method. The same strategy has been followed in the present study in order to calculate the nominal shear stresses. The short-beam test has performed following EN ISO 14130 standard test method and shear stresses have been calculated (see Table 5) following the equations (5) and (6) [28]:

$$t_n^0 = \frac{3Pl}{bH^3} \cdot \frac{E_r}{E_{11}} \quad (5)$$

$$t_s^0 = t_t^0 = \frac{3P}{4bH} \cdot \frac{G_r}{G_{12}} \quad (6)$$

where P is the maximum load obtained in the short-beam test (1112 N); b , H and l are respectively the width (10 mm), depth (2 mm) and span (10 mm) of the beam specimen; E_r , G_r are the modulus of elasticity (3.2 GPa) and shear modulus (4.5 GPa) of the resin; and E_{11} , G_{12} are the modulus of elasticity (35 GPa) and shear modulus (2.6 GPa) of the composite.

Once the nominal stresses for damage initiation have been defined, the K rigidity matrix has been numerically calibrated in order to define completely the damage initiation. Experimentally performed Mode I and Mode II tests for obtaining G_{IC} and G_{IIC} parameters (showed in Table 1) have been numerically simulated.

With experimentally known G_{IC} and G_{IIC} parameters and calculated t_n , t_s and t_t parameters, K_{nn} , K_{ss} and K_{tt} rigidity parameters have been numerically calibrated ($K_{nn} = 40,000 \text{ N/mm}^3$, $K_{ss} = K_{tt} = 12,000 \text{ N/mm}^3$).

3.3.2. Interlaminar damage evolution

Damage evolution of the interlaminar properties is defined based on a power law fracture criterion. The power law criterion states that failure under mixed-mode conditions is governed by a power law interaction of the energies required to cause failure in the individual (normal and two shears) modes [25].

$$\left\{ \frac{G_n}{G_n^c} \right\}^\alpha + \left\{ \frac{G_s}{G_s^c} \right\}^\alpha + \left\{ \frac{G_t}{G_t^c} \right\}^\alpha = 1 \quad (7)$$

where α is the power law coefficient and G_n^c , G_s^c and G_t^c are the critical fracture energies required to cause failure in the normal, the first, and the second shear directions, respectively ($G_s^c = G_t^c$). According to Sokolinsky et al. [17], G_{IC} and G_{IIC} can be taken as reference values for normal, G_n^c , and shear, G_s^c . Following this assumption, the values of G_{IC} and G_{IIC} shown in Table 1 are assigned to the parameters G_n^c , G_s^c and G_t^c .

Variation of the power law coefficient α results in a slope change of the damage evolution zone. Thus, the energy dissipated by interlaminar damage evolution could be different depending on α value. Reeder [29] observed that the α variations produced different slopes and shapes of the damage evolution zone. However, the energy variations due to the change of this coefficient could be neglected comparing with the total energy quantities dissipated in a crushing process. For this reason, the slope has been considered lineal and the power law coefficient is set to one ($\alpha = 1$).

3.4. Element deletion

Degradation of the properties of the continuum shell elements may result in excessive element distortion and premature termination of the simulation. In order to avoid the numerical instability due to excessive distortion of fully damaged elements,

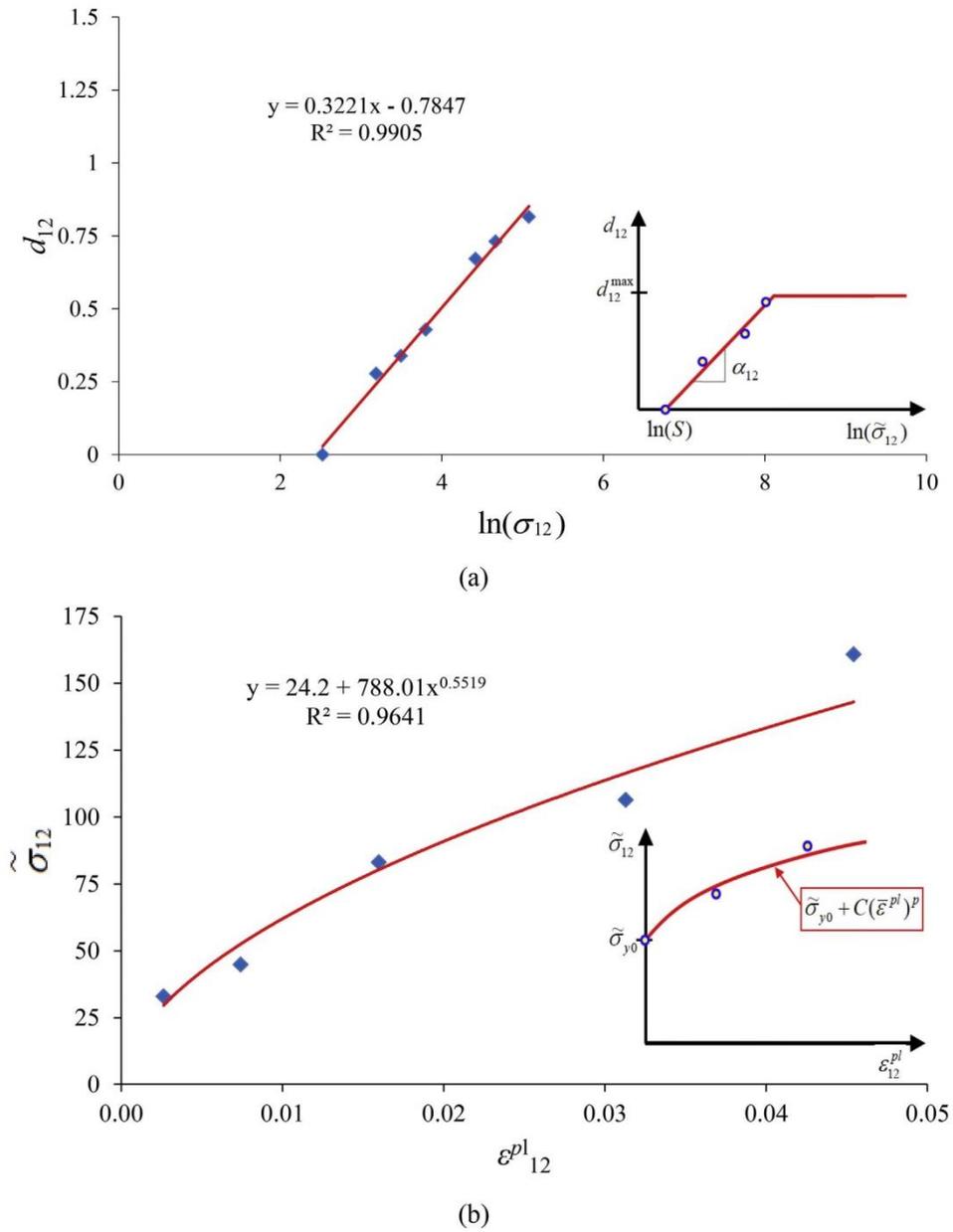


Fig. 3. Experimental and theoretical calibration [24]: (a) the shear damage parameters α_{12} and d_{12}^{max} . (b) The shear hardening curve.

Table 3
Damage evolution parameters.

Description	Variable	Value
Parameter in the equation of shear damage	α_{12}	0.3221
Maximum shear damage	d_{12}^{max}	1

Table 4
Shear plasticity coefficients.

Description	Variable	Value
Initial effective shear yield stress (MPa)	$\bar{\sigma}_{y0}$	24.2
Coefficient in hardening equation	C	788
Power term in hardening equation	p	0.552

damage and deformation-based element deletion criterion has been employed. When any damage or deformation variable reaches the specified maximum value, the element is eliminated. The

values of the damage and deformation parameters used for the element deletion are showed in Table 6, which have been adopted from Ref. [17].

Table 5
Interlaminar shear stress values for interlaminar damage initiation.

Description	Variable	Value (MPa)
Maximum nominal shear stress in the normal direction	τ_n^0	38.2
Maximum nominal shear stress in the first shear direction	τ_1^0	72.2
Maximum nominal shear stress in the second shear direction	τ_2^0	72.2

Table 6
Values of the damage and deformation parameters for element deletion (adopted from Ref. [17]).

Description	Variable	Value
Maximum value of damage variable used in element deletion criterion	d_{max}	0.999
Maximum value of equivalent plastic strain for element deletion criterion	$\bar{\epsilon}_{max}^{pl}$	0.5
Maximum (positive) principal logarithmic strain for element deletion	$\bar{\epsilon}_{max}$	0.1
Minimum (negative) principal logarithmic strain for element deletion	$\bar{\epsilon}_{min}$	-0.1

Furthermore, due to element deletion, some elements are fragments of composite material that are displaced out of the crush zone during crushing process. These elements can also cause distortions which contribute to premature termination. In order to avoid this, a virtual three-dimensional box that delimits the crush area has been created using an Abaqus/Explicit user subroutine. All the elements that are detected in the limits of the box are automatically deleted.

3.5. Contact properties

A general self-contact has been used in order to prevent element penetration after delamination of the fibre layers. Some research studies have shown that friction has high influence in energy absorption capabilities of composite structures [12,18]. For the friction coefficient between the rigid crushing plate and the composite structure; and for the friction coefficient between the delaminated

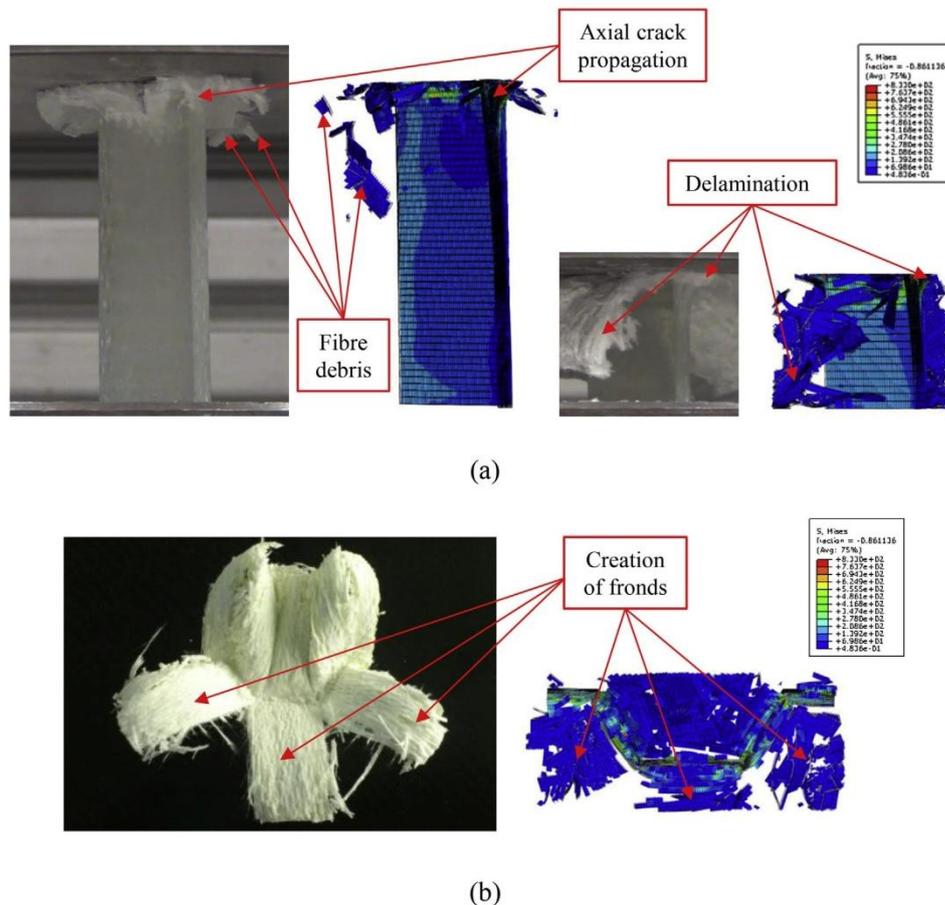


Fig. 4. Image of the experimental and numerical structure: (a) During crushing stage. (b) After crushing.

fibre layers and the fibre debris formed at crushing stage, a 0.4 value has been adopted based on the studies of Obradovic et al. [14] and McGregor et al. [11] respectively.

4. Results and discussion

4.1. Validation of the numerical model

The simulation results of the crushing process of the semi-hexagonal E-glass/polyester structure have been compared with experimental data obtained following the experimental procedure explained in Section 2 of the present paper in order to validate the numerical model. Qualitatively, the different deformation mechanisms observed in the experimental tests are analyzed in the simulations. Quantitatively, the force-displacement curves, the total amount of absorbed energy and SEA values have been also compared.

Fig. 4 shows the qualitative comparison between the experimental and numerical results. It can be noticed that the crushing process has been stable and progressive like in the experimental tests. Different mechanisms such as delamination, axial crack propagation, creation of fronds and accumulation of fibre debris have been numerically simulated with good accuracy. A comparison between experimental and numerical crushed specimen is presented in Fig. 4b. Ply separation due to delamination and axial crack propagation is simulated in accordance with the experimental results. However, it must be remarked that in the numerical simulation less fragmented fibres than in the experiment are observed due to the element deletion property explained before.

Fig. 5 shows the comparison between the experimental and numerical force-displacement response of the composite structure. The numerical force-displacement curve has been filtered using a 100 Hz cut off Society of Automotive Engineers (SAE) filter in order to compare with the experimental curve, which has been obtained filtered by the tensile test machine. A good correlation between the experimental and the numerical curves is demonstrated: both the peak force and the mean crush force are accurately predicted by the numerical model. The main differences between the experimental and numerical model are found in the prediction of the peak force, where the simulated peak force is 7.5% lower than the experimental peak force. However, the values of the mean crush force, absorbed energy and SEA of the numerical model are predicted within 1% of error comparing with the experimental data. The values of peak force (P_{peak}), mean crush force (P_{mean}), absorbed energy (A_e) and SEA of the experimental and numerical composite structure are showed in Table 7.

Table 7 Results of the crashworthiness parameters for experimental and numerical tests.

	P_{peak} (kN)	P_{mean} (kN)	A_e (J)	SEA (kJ/kg)
Experimental	15.00	8.85	442.2	32.16
Simulation	13.87	8.76	438.3	31.87

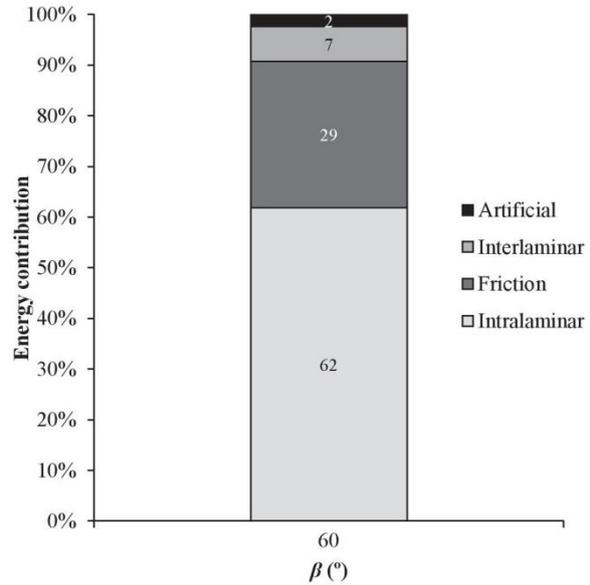


Fig. 6. Contribution of the different energy absorbing mechanisms.

4.2. Contribution of the different energy absorbing mechanisms

Unlike in the case of the experimental data, the numerical simulation allows to quantify the energy absorbed by different mechanisms: a) intralaminar energy, which includes the energy absorbed by the fibre damage and shear energy absorbed by the fibres; b) interlaminar energy, which is the energy absorbed by the delamination of fibre layers; c) frictional energy, including rigid plate/composite structure and delaminated fibre layers/fibre debris interactions; and d) artificial energy, which is the energy

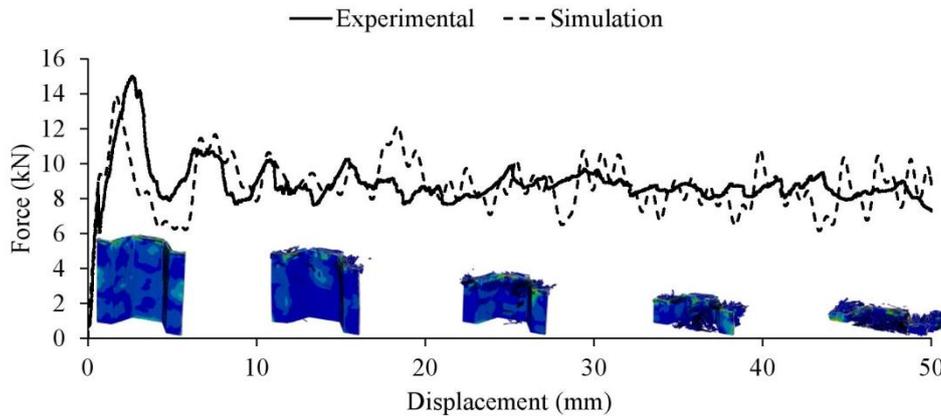


Fig. 5. Comparison of the force-displacement curves between experimental test and numerical model.

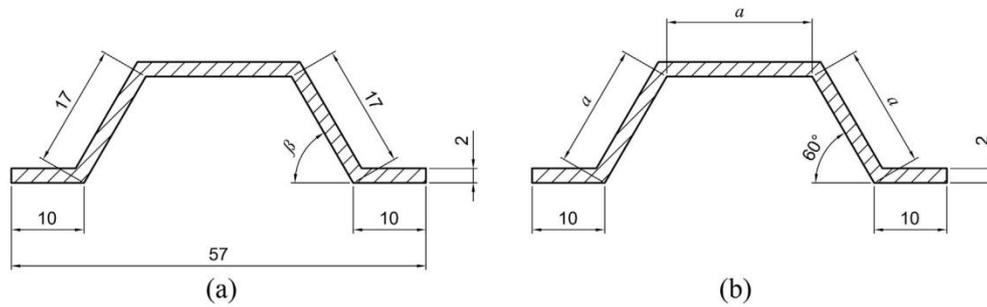


Fig. 7. Dimensions (in mm) of the section and the parameter analyzed numerically (a) angle β ($^\circ$), (b) length of a (mm).

used to suppress the hourglass effect of the elements. Fig. 6 shows the quantitative contribution of the different energy absorbing mechanisms mentioned before. The contribution of the artificial energy in the simulation is only 2% of the total energy. So it is assumed that the results are not altered by this kind of energy (maximum artificial strain energy should be around 2% [25]). Most of the energy has been absorbed by intralaminar energy absorption capability of the composite material. 62% of the energy is absorbed by this mechanism and it agrees with the results presented by McGregor et al. [11], where 63% of the energy was dissipated by friction, the values calculated in the present study are slightly lower comparing with [11], 29% vs 35%. On the contrary, the contribution in energy absorption by delamination is higher than in Ref. [11], 7% vs 2%. Despite the little differences found in the percentage of the different energy absorbing mechanism, it can be noticed that the overall energy contributions show similar tendencies.

4.3. Numerical optimization

In order to optimize the SEA values of the composite impact structure, the effect of the section geometry has been numerically analyzed. Different values of the angle β (50° , 55° , 60° , 65° , 70° , 80° , 85° and 90°), keeping the remaining parameters constant, have been assigned to the semi-hexagonal composite structure (Fig. 7a). On the other hand, the effect of the section size has been also numerically analyzed. Different values for a dimension (showed in Fig. 7b) have been assigned to the structure in order to analyze the effect of the overall width of the structure in energy absorption capabilities. Structures with $a = 10$ mm, 20 mm, 30 mm and 40 mm have been simulated and SEA values have been calculated.

4.3.1. Effect of the angle

The structure with $\beta = 50^\circ$ has shown progressive but unstable crushing process (Fig. 8). Fig. 8a shows how the structure buckles from the early stage of the crushing test and it increases until the end of the crushing process. The buckling effect causes the

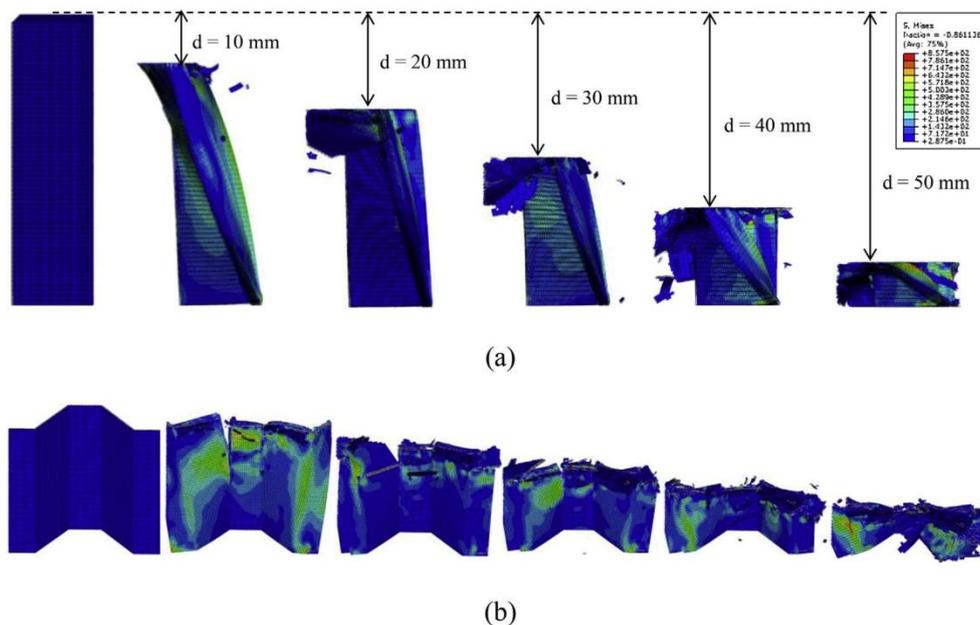


Fig. 8. Crushing process of the semi-hexagonal structure with $\beta = 50^\circ$: (a) lateral view; (b) frontal view.

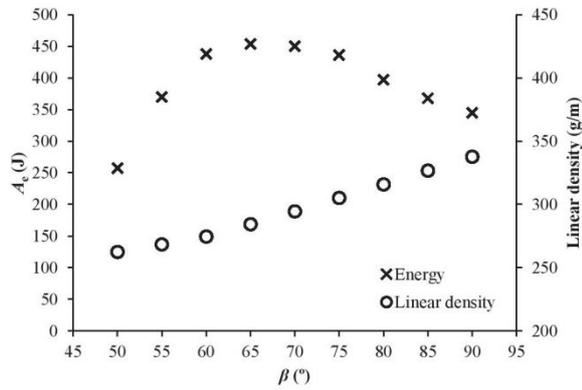


Fig. 9. Total amount of the energy dissipated during the crushing stage (A_e) and the linear density of the structure for different β angles.

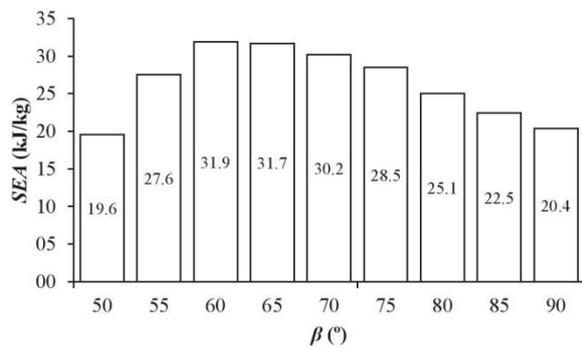


Fig. 10. SEA values of the semi-hexagonal structures with different β angles.

formation of large axial cracks between fronds and the breakage of some of these fronds as it can be seen in Fig. 8b. Due to these phenomena, the load carrying capability of the structure is reduced and in fact, the SEA value of the structure with $\beta = 50^\circ$ is decreased.

The composite structures with the rest of β values have shown progressive and stable crushing process without any buckling

effect. The contribution of the different energy absorbing mechanisms for all the structures with different β angle are the same as the contribution previously presented (in Fig. 7): the predominant energy absorbing mechanism is the intralaminar energy ($\approx 60\%$), followed by the friction energy ($\approx 30\%$), interlaminar energy ($\approx 7\%$) and the artificial energy ($\approx 3\%$). However, the total amount of the dissipated energy has changed with β angle. Fig. 9 shows the calculated total energy dissipated by the structures (A_e) and the variation of the linear density of the structure for the different angles. Fig. 10 shows the SEA values of the semi-hexagonal composite structures which are directly related with the dissipated energy values and the linear density values presented in Fig. 9. Due to the unstable crushing process of the structure with $\beta = 50^\circ$, it is the configuration with the lowest SEA value, being lower than 20 kJ/kg. Increasing β from 50° until 60° the predicted SEA values are higher, being around 32 kJ/kg for the structure with $\beta = 60^\circ$. However, the increase of β from 60° until 90° has the opposite effect in the SEA values; there is 36% of decrease in SEA values. Increasing the value of β the stress concentration in the edges of the semi-hexagonal section is higher as shown Fig. 11 with stress contour colours. This causes that the crack generated in the edges is propagated with lower force values and in consequence, the overall energy absorbing capability of the structure is decreased. In this sense, Palanivelu et al. [22] experimentally studied the effect of the structure geometry in SEA values, including the hexagonal geometry ($\beta = 60^\circ$) and the square geometry ($\beta = 90^\circ$). A decrease of 25% in SEA values were observed from hexagonal tube structures to square tube structures, which is in accordance with the tendency of the results obtained in the simulations of the present paper.

4.3.2. Effect of the size

All the specimens with different sizes ($\beta = 60^\circ$) have shown a stable and progressive crushing process during the numerical simulation. Fig. 12 shows the different semi-hexagonal structures during crushing process. Looking at the detailed pictures in Fig. 12, it can be seen that increasing the length a the axial crack that is generated in the edges of the semi-hexagonal structures are larger. Increasing the value of a , the wall stiffness of the structure decreases and more stresses are concentrated in the edges. This causes the formation of larger cracks and in consequence the load carrying capability of the structure is reduced.

Fig. 13 shows the total energy dissipated by the structures during the simulation and the variation of the linear density of the

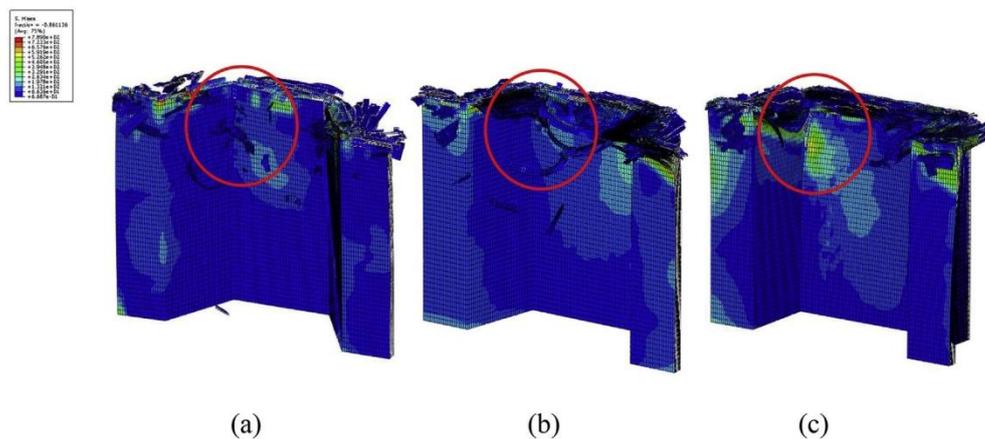


Fig. 11. Stress concentration increase in the edges with higher values of β : (a) $\beta = 60^\circ$, (b) $\beta = 75^\circ$ and (c) $\beta = 90^\circ$.

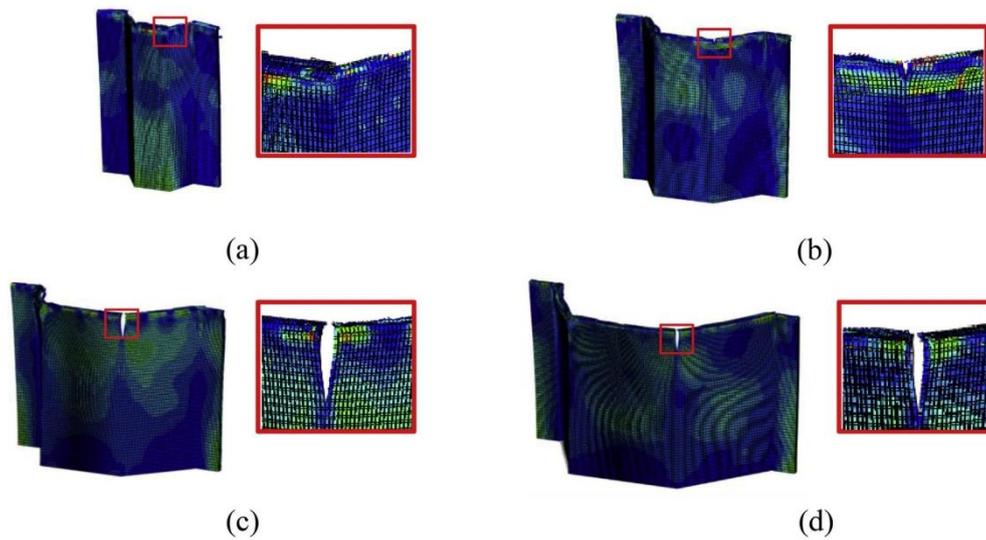


Fig. 12. Semi-hexagonal structure with different sizes during crushing process: (a) $a = 10$ mm, (b) $a = 20$ mm, (c) $a = 30$ mm and (d) $a = 40$ mm.

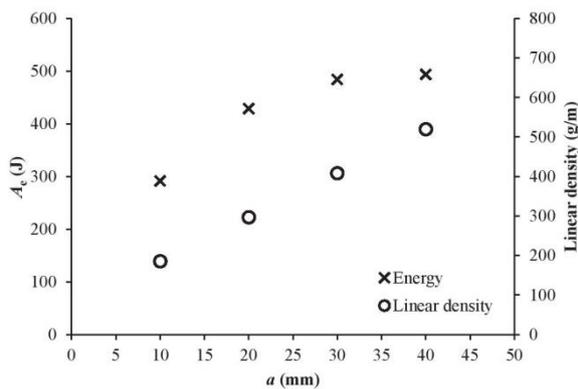


Fig. 13. Total amount of the energy dissipated during the crushing stage and the linear density of the structure for different a wall lengths.

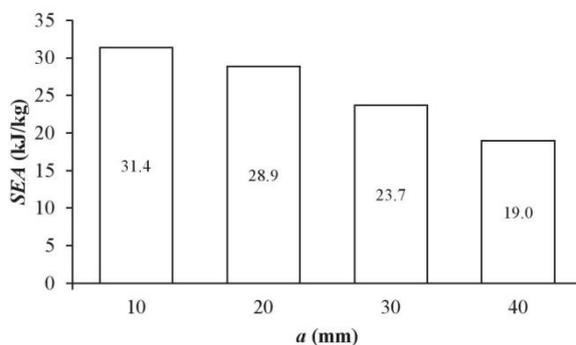


Fig. 14. SEA values of the semi-hexagonal structures with different a wall lengths.

structure for the different sizes. The energy absorbed is higher increasing the value of a length but the linear density of the structure is also higher. In consequence the SEA values have not followed the same trend. Fig. 14 shows the SEA values of the composite structures with different a length. There is a clear tendency to decrease the SEA values increasing the lengths of the walls of the structure in the case of semi-hexagonal type composite structures. As mentioned before, this effect is related to the decrease of the rigidity of the walls and the formation of larger axial cracks which causes the decrease of the dissipated specific energy. Feraboli et al. [23] analyzed experimentally the effect of flat areas of the structure's section in SEA values. Angles and channels of different sizes were tested and the authors concluded that the more contoured the specimen (i.e. the least amount of flat segments), the higher the measured SEA [23], which is in accordance with the results obtained numerically changing the a length.

5. Conclusions

In the present paper a robust and accurate numerical model for predict the behaviour of a composite structure during crushing process has been validated. E-glass/polyester composite material has been experimentally characterized to fulfil the input requirements of the material model. From a qualitative point of view, the numerical model has been able to predict the crushing morphology; mechanisms such as frond creation, axial crack propagation, formation of fibre debris and delamination between fibre layers have been accurately replicated. Quantitatively, numerical results have been validated with an experimental force-displacement response of the crushed composite structure. The experimental peak force has been predicted with 7.5% of error while mean force, absorbed energy and SEA values have been simulated within 1% of error.

Furthermore, a numerical optimization of the semi-hexagonal geometry of the structure has been presented in the present study. The influence of the angle β and the wall length a in the SEA values of the composite structure have been numerically analyzed.

Regarding the effect of the β angle, it has been shown that the structures with $\beta \geq 55^\circ$ have a stable and progressive crushing process unlike the structure with $\beta = 50^\circ$, where buckling of the structure was observed. Increasing β from 50° to 60° , SEA values increased 61.5%. However, increasing β from 60° to 90° , SEA values have shown a significant decrease. In consequence, it can be concluded that the highest SEA values are obtained using a β value of 60° .

The analysis of the effect of the semi-hexagonal structure's size has shown that increasing the value of a from 10 mm to 40 mm, the SEA values are decreased around 42.5%. This is attributed to the loss of stiffness of the structure's walls and the increase of the stress concentration in the structure's edges with the increase of the value of a . Therefore, the tendency shows that the smaller the size, the higher is the SEA value of the structure.

References

- [1] H. Adam, Carbon fibre in automotive applications, *Mater Des* 18 (1997) 349–355.
- [2] D. Hull, A unified approach to progressive crushing of fibre-reinforced composite tubes, *Compos Sci Technol* 40 (1991) 376–421.
- [3] P. Thornton, Energy absorption in composite structures, *J Compos Mater* 13 (1979) 247–262.
- [4] I. Tena, A. Esnaola, M. Sarrionandia, I. Ulacia, J. Torre, J. Aurrekoetxea, Out of die ultraviolet cured pultrusion for automotive crash structures, *Compos Part B Eng* 79 (2015) 209–216.
- [5] K. Friedrich, A.A. Almajid, Manufacturing aspects of advanced polymer composites for automotive applications, *Appl Compos Mater* 20 (2013) 107–128.
- [6] H. Hamada, S. Ramakrishna, H. Sato, Effect of fibre orientation on the energy absorption capability of carbon fibre/PEEK composite tubes, *J Compos Mater* 30 (1996) 947–963.
- [7] A. Esnaola, I. Tena, J. Aurrekoetxea, I. Gallego, I. Ulacia, Effect of fibre volume fraction on energy absorption capabilities of E-glass/polyester automotive crash structures, *Compos Part B Eng* 85 (2016) 1–7.
- [8] A. Esnaola, I. Ulacia, L. Aretxabaleta, J. Aurrekoetxea, I. Gallego, Quasi-static crush energy absorption capability of E-glass/polyester and hybrid E-glass-basalt/polyester composite structures, *Mater Des* 76 (2015) 18–25.
- [9] L. Yan, N. Chouw, K. Jayaraman, Effect of triggering and polyurethane foam-filler on axial crushing of natural flax/epoxy composite tubes, *Mater Des* 56 (2014) 528–541.
- [10] M. Jiménez, A. Miravete, E. Larrod, D. Revuelta, Effect of trigger geometry on energy absorption in composite profiles, *Compos Struct* 48 (2000) 107–111.
- [11] C. McGregor, R. Vaziri, X. Xiao, Finite element modelling of the progressive crushing of braided composite tubes under axial impact, *Int J Impact Eng* 37 (2010) 662–672.
- [12] M.W. Joosten, S. Dutton, D. Kelly, R. Thomson, Experimental and numerical investigation of the crushing response of an open section composite energy absorbing element, *Compos Struct* 93 (2011) 682–689.
- [13] D. Siromani, J. Awerbuch, T.M. Tan, Finite element modelling of the crushing behaviour of thin-walled CFRP tubes under axial compression, *Compos Part B Eng* 64 (2014) 50–58.
- [14] J. Obradovic, S. Boria, G. Belingardi, Lightweight design and crash analysis of composite frontal impact energy absorbing structures, *Composite Structures* 94 (2) (2012) 423–430.
- [15] D. Kakogiannis, S. Chung Kim Yuen, S. Palanivelu, D. Van Hemelrijck, W. Van Paepegem, J. Wastiels, et al., Response of pultruded composite tubes subjected to dynamic and impulsive axial loading, *Compos Part B Eng* 55 (2013) 537–547.
- [16] S. Palanivelu, W. Van Paepegem, J. Degrieck, J. Van Ackeren, D. Kakogiannis, J. Wastiels, et al., Parametric study of crushing parameters and failure patterns of pultruded composite tubes using cohesive elements and seam: part II – multiple delaminations and initial geometric imperfections, *Polym Test* 29 (7) (2010) 803–814.
- [17] V.S. Sokolinsky, K.C. Indermuehle, J.A. Hurtado, Numerical simulation of the crushing process of a corrugated composite plate, *Composites Part A* 42 (2011) 1119–1126.
- [18] B.P. Bussadori, K. Schuffenhauer, A. Scattina, Modelling of CFRP crushing structures in explicit crash analysis, *Composites Part B* 60 (2014) 725–735.
- [19] D. Kumar, R. Roy, J.H. Kweon, J.H. Choi, Numerical modeling of combined matrix cracking and delamination in composite laminates using cohesive elements, *Appl Compos Mater* (2015), <http://dx.doi.org/10.1007/s10443-015-9465-0>.
- [20] H.A. Israr, S. Rivallant, C. Bouvet, J.J. Barrau, Finite element simulation of $0^\circ/90^\circ$ CFRP laminated plates subjected to crushing using a free-face-crushing concept, *Composites Part A* 62 (2014) 16–25.
- [21] M. David, A.F. Johnson, H. Voggenreiter, Analysis of crushing response of composite crashworthy structures, *Appl Compos Mater* 20 (2013) 773–787.
- [22] S. Palanivelu, W.V. Paepegem, J. Degrieck, J. Vantomme, D. Kakogiannis, J.V. Ackeren, et al., Comparison of the crushing performance of hollow and foam-filled small-scale composite tubes with different geometrical shapes for use in sacrificial cladding structures, *Compos Part B Eng* 41 (6) (2010) 434–445.
- [23] P. Feraboli, B. Wade, F. Deleo, M. Rassaian, Crush energy absorption of composite channel section specimens, *Composites Part A* 40 (8) (2009) 1248–1256.
- [24] VUMAT for fabric reinforced composites, Dassault Systèmes, 2008.
- [25] Abaqus® 6.12 analysis user's manual, Dassault Systèmes, 2014.
- [26] R.H. Martin, B.D. Davidson, Mode II fracture toughness evaluation using four point bend, end notched flexure test, *Plast Rubber Compos* 28 (8) (1999) 401–406.
- [27] S.T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci, Fracture toughness of tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites, *Compos Sci Technol* 66 (2006) 2069–2079.
- [28] A.V. Sandalov, M.Z. Medvedev, Testing the interlaminar shear strength of laminated reinforced plastics, *Polym Mech* 10 (2) (1974) 284–289.
- [29] J.R. Reeder, 3D mixed mode delamination fracture criteria – an experimentalist's perspective, in: Proceedings of American Society for Composites, 21st Annual Technical Conference, Dearborn, MI, US, vol. 19, 2006, pp. 17–20.

ANEXO IV

***Effect of the manufacturing process on the energy absorption capability
of quasi-unidirectional E-glass/polyester crash structures***

A. Esnaola^a, I. Tena^b, J. Aurrekoetxea^b, I. Gallego^a, I. Ulacia^b

^a*MONDRAGON Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500, Spain*

^b*Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea,
Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain*

Received 17 February 2016; revised 30 March 2016; *minor revision – under review*

Effect of the manufacturing process on the energy absorption capability of quasi-unidirectional E-glass/polyester crash structures

Aritz Esnaola^{1,2}, Iosu Tena², Jon Aurrekoetxea², Iván Gallego¹ and Ibai Ulacia²

Journal of Reinforced Plastics
 and Composites
 0(0) 1–11
 © The Author(s) 2016
 Reprints and permissions:
 sagepub.co.uk/journalsPermissions.nav
 DOI:
 jrp.sagepub.com


Abstract

Quasi-unidirectional E-glass/polyester semi-hexagonal composite structures manufactured by different processes (vacuum assisted infusion, hand lay-up and ultraviolet (UV) cured pultrusion) have been studied for automotive crash applications. Interlaminar shear strength (*ILSS*) and specific energy absorption (*SEA*) capability of the material have been characterised in order to analyse the effect of the manufacturing process in energy absorption capabilities of the structure. Hand lay-up and UV cured pultrusion samples have shown similar interlaminar shear strength values, around 43 MPa. However, due to the uneven distribution of the fibres along the thickness of the samples manufactured by infusion, the *ILSS* of the infusion samples is 33 MPa. Furthermore, the lower values of *ILSS* have resulted in the lowest *SEA* values for the infusion samples; 31 kJ/kg. The highest *SEA* values have been for hand lay-up samples; 52 kJ/kg. UV pultrusion samples have shown *SEA* values of 49 kJ/kg, slightly lower than the hand lay-up samples due to the higher void content. Nonetheless, the material manufactured continuously by UV curing pultrusion process has shown high energy absorbing capabilities for crashworthiness applications.

Keywords

Infusion, hand lay-up, pultrusion, UV curing, glass fibre, crush.

Introduction

Lightweighting has become an important issue in order to reduce CO₂ emissions in fuel engine cars and improving range in electric cars. Hence, materials such as aluminium, magnesium or composite materials are being widely studied for automotive applications¹. However, safety of the passengers must be ensured or improved in crash situations, so materials with higher impact energy absorption capabilities are demanded to fulfil safety and lightweight requirements.

Many authors have demonstrated that impact structures made of composite materials have high specific energy absorption (*SEA*) capability²⁻⁴. Metallic structures are designed to absorb energy by plastic deformation, progressively folding and bending locally as the column walls collapse, while composite structures energy absorption mechanism is based on progressive material collapse in a brittle manner⁵. Many studies have showed that *SEA* values of composites made impact structures are above 30 kJ/kg, depending on the geometry and materials used^{6,7}.

However, these high *SEA* values are only achieved when the collapse is stable and progressive⁸. The progressive crushing process involves different parameters such as mechanical properties of the fibre and resin, fibre and resin volume fractions, laminate stacking sequence, fibre orientation and geometry of the structure⁵. The most used geometry in real

applications is square sectioned tubular crash structure due to assembly and element integration feasibility. In addition, numerous authors have verified that circular sectioned tubular impact structures exhibit higher *SEA* values comparing with square tubes⁹⁻¹². In order to achieve and ensure a stable and a progressive crushing process, trigger called collapse initiators are generally used⁸. Triggering is a geometric gradient feature in the top or the upper zone of the component which acts as a stress concentration to ensure the collapse initiation. The importance of trigger mechanism for a progressive crushing and energy absorption capability of the composite structures has been demonstrated^{13,14}.

The high energy absorbing capability of composites made impact structures manufactured by different The high energy absorbing capability of composites made impact structures manufactured by different manufacturing processes such as hand lay-up^{12,15-17}, vacuum assisted infusion process^{7,18}, resin transfer moulding (RTM)¹⁹⁻²¹, autoclave²² or pultrusion^{10,23} have been demonstrated. Nevertheless, most of the actual

¹ MONDRAGON automoción S. Coop., Arrasate, Spain

² Mondragon Unibertsitatea, Mechanical and Industrial Production Department, Arrasate, Spain

Corresponding author:

Aritz Esnaola, MONDRAGON automoción S. Coop., Arrasate, 20500, Spain
 e-mail: aesnaola@mondragon.edu

composite manufacturing processes are not able to deal with the productivity required by automotive industry, although there are investigations in developing new continuous manufacturing processes²⁴. Automation of the process is essential to reduce labour costs, defective parts and meet mass production requirements. In this sense, Bader²⁵ compared different composite manufacturing processes for a defined composite part and concluded that is pultrusion the process with less influence of labour cost and with highest automation level. Notwithstanding, pultrusion is not widely used in automotive industry due to high initial investments, high cost of the dies, process incidences or low production rate although being an automated manufacturing process.

However, taking advantage of the alternative cost-effective routes for manufacturing composite materials²⁵ some of those limitations can be overcome. A low-energy, cold curing, environmentally friendly technology as the ultraviolet (UV) curing is an alternative to the thermal curing²⁶. Resins such as vinylester²⁷, epoxy²⁸ and polyester²⁹, when formulated with a proper photoinitiator, can be quickly cured under exposure to UV light. Moreover, most limitations of the traditional pultrusion (high pulling forces, complex dies, high machinery investment, process incidences...) are result of curing in the die³⁰. Hence, taking advantage of the reduction in curing time for UV curing and the curing accessibility, the limitations of the use of the traditional pultrusion in the automotive industry can be overcome.

In the present study, energy absorption capabilities of glass/polyester impact structures manufactured by out of die UV cured pultrusion process are compared with those impact structures made by hand lay-up and vacuum assisted infusion techniques. Same reinforcement material, geometry, trigger mechanisms and test conditions are used in order to experimentally determine the feasibility of this process for automotive energy absorbing parts. Due to differences in the chemical formulation between thermal cured polyester resin and UV cured polyester resin, first of all the negligible effect of the resin on energy absorption capabilities of composite structures is verified. For that purpose, infusion made and thermal cured glass/polyester samples are tested and compared with infusion made glass/UV cured polyester samples. Interlaminar shear strength (*ILSS*) values of the material manufactured with different processes are also calculated in order to analyse if there is any relation between *ILSS* and energy absorption capability of the material. Furthermore, scanning electron microscope (SEM) observations are made to analyse the fibre distribution along the material thickness.

Experimental Procedure

Materials

The material employed in the present study is a glass/polyester composite. The reinforcement consists in a quasi-unidirectional E-glass ribbon with 300 g/m² weight, with 92% of fibres oriented at 0° and 8% of fibres oriented at 90° (just to ensure the cohesion and correct manipulation of unidirectional fibres). The thermal curable resin is a non-accelerated and unsaturated polyester resin, called Crystic 3642.3 with a catalyst called Butanox M50. On the other hand, the UV curable resin is an unsaturated polyester whose commercial name is FPC-7621 NA with a photoinitiator (BAPO – α aminoketone); that is a mixture of Bis (2,4,6-trimethylbenzoyl)-phenyl – phosphine oxide (BAPO) and 2-Dimethylamino-2-(4-methylbenzyl)-1-(4-morpholin-4-yl-phenyl)-butan-1-one (α aminoketone).

Specimen geometry

Combination of semi-hexagonal profiles as honeycomb concept, allows designing and manufacturing different impact structures optimized for each type of vehicle, depending the energy to be absorbed in each case. For this reason, semi-hexagonal profiles are chosen to be manufactured and tested (Fig. 1a). The overall length is 60 mm, the overall width of the section is 57 mm and the thickness of the specimen is 2 mm (8 E-glass plies are used in all specimens). Fig. 1b shows detailed the dimensions of the section of the structure. In order to ensure a stable and progressive crushing of the structure in testing and maximize the energy absorption capability, trigger called collapse initiators are needed as it has reported in the literature works^{4,13,14}. Based on literature results, one of the most used and most effective trigger is the chamfer type trigger^{4,14}. Thereby, a 45° chamfer type trigger is machined in the upper side of each specimen as it can be seen in Fig. 1a.

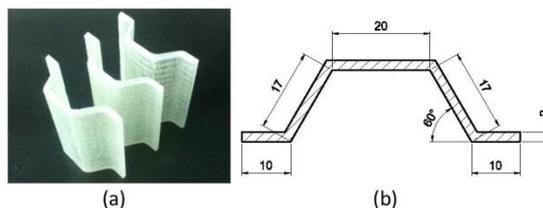


Figure 1. (a) Open sectioned semi-hexagonal samples. (b) Dimensions of the section of the specimen.

Manufacturing Processes

Manufacturing of semi-hexagonal profiles has been carried out by 3 different processes. Vacuum assisted

infusion technique, hand lay-up and out of die UV cured pultrusion have been used. In order to ensure the same curing degree for all the specimens manufactured by the different processes, all the specimens are post-cured in the same conditions before testing; 2 h with a temperature ramp rate of 2 °C/min from room temperature to 220°C.

Vacuum assisted infusion

Fig. 2a shows the vacuum assisted infusion process. A semi-hexagonal mould has been used to manufacture the semi-hexagonal composite structures. Peel ply and vacuum bag are placed over 8 fibre layers and polyester resin is injected within 1 bar vacuum pressure (Fig. 2a). Once the semi-hexagonal profile is cured (Fig. 2b), the profile is demoulded and specimens are cut. Due to the characteristics of the different manufacturing processes, the polyester resin is not completely the same for UV cured pultrusion process comparing with the hand lay-up and vacuum assisted infusion processes. The photoinitiators that contains the UV curable polyester resin may change the physical and mechanical properties of the final material. For this reason, vacuum assisted infusion process has been also used to manufacture specimens with the UV curable resin. A peel ply that is transparent to ultraviolet light has been used in the infusion process and the same UV source of the pultrusion process has been used out of the pultrusion line in order to cure the specimens manufactured by UV infusion.

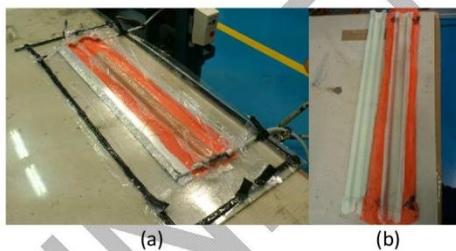


Figure 2. (a) Vacuum assisted infusion process. (b) Semi-hexagonal composite profile manufactured by infusion.

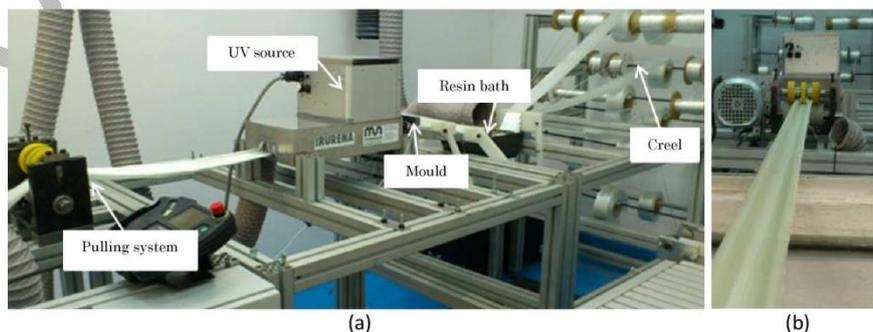


Figure 4. (a) The UV cured pultrusion line. (b) Semi-hexagonal continuous quasi-unidirectional E-glass/polyester composite profile manufactured by UV pultrusion²³.

Hand lay-up

Fig. 3a shows the mould and contermould used for manufacturing energy absorbing specimens of composite. 8 E-glass fibre layers have been manually impregnated with thermal curing polyester resin and placed on the mould. Calibrated 2 mm thick plates have been placed between the mould and the contermould to control specimen's thickness once the mould and the contermould have been closed. After curing process, profiles are demoulded (Fig. 3b) and the specimens are cut before testing.



Figure 3. (a) Mould and contermould to manufacture composite profiles. (b) Semi-hexagonal composite profile after manufacturing.

UV cured pultrusion process

The UV cured pultrusion line has been developed by the research group²³ (Fig. 4a). The pulling speed has been 0.65 m/min, between traditional thermal pultrusion³¹ and hybrid thermal/photo initiated pultrusion³² pulling speed found in literature. The impregnation has been performed by an open resin bath system and the pull system is a roller system developed for the pultrusion line. The die is designed to manufacture a continuous semi-hexagonal sectioned profile. The UV source is placed just after the die exit. It is a high intensity Phoseon FireFlex UV LED curing system with a maximum intensity of 8W/cm² and an emitting window of 75 x 50 mm². In Fig. 4b the continuous manufacturing of the semi-hexagonal profile cured by UV is shown.

Mechanical and physical characterization

Fibre, matrix and void content

Fibre, matrix and void content are measured following the procedure described in ASTM D3171-09. Three specimens of each configuration are used to determine the fibre volume fraction. The ASTM D3171-09 standard is based on the principle of Archimedes. FRP composite samples are weighed in an electronic precision balance, first in dry conditions and then immersed in bidistilled water. The next step consists in burning the polyester matrix using a high temperature furnace at 535°C. Once the matrix has been burned, the fibres are weighed in the electronic balance in order to calculate the fibre, matrix and void content of the FRP composite following the equations described in the ASTM D3171-09 standard.

Interlaminar shear strength

Interlaminar shear strength (*ILSS*) of the material manufactured by different processes is measured according to EN ISO 14130 standard test method for short-beam strength in order to study if there is any relation between *ILSS* and energy absorption capability of the material. According to this method, the following specimen geometries were chosen (see Fig. 5): the specimen length, l ; should be ten times the thickness, e ; the specimen width, b ; should be five times of e . Finally, the span length, L ; should be five times of e . All tests were performed at a displacement rate of 1mm/min and using a 5 kN load cell. The short-beam strength is calculated using equation (1).

$$F^{sbs} = 0.75 \frac{P_m}{b \cdot e} \quad (1)$$

where F^{sbs} is the short-beam strength (MPa) and P_m is the maximum load observed during the test (N).

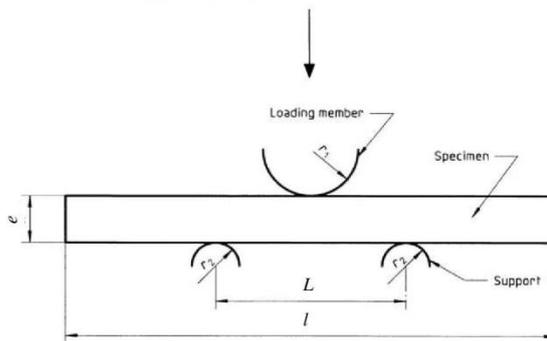


Figure 5. Load configuration for *ILSS* tests following EN ISO14130 standard.

Quasi-static compression tests

Quasi-static compression tests are carried out for all specimens at 10 mm/min of compression speed during 50 mm of collapse distance. The equipment used is a universal test machine, Instron 4206 (Fig. 6a), equipped with 100 kN load cell. Thereby, a force-displacement curve of the crushing process is obtained as output data from the universal test machine. The specimens are placed between two steel plates without any fixing support system. The upper side of the structure has the 45° chamfer type trigger system and it is in contact with the steel compressor plate. Fig. 6b shows the crushing process, where the compressor steel plate crushes the specimen. 3 specimens of the profile manufactured by each process are tested in order to ensure the repeatability of the tests.

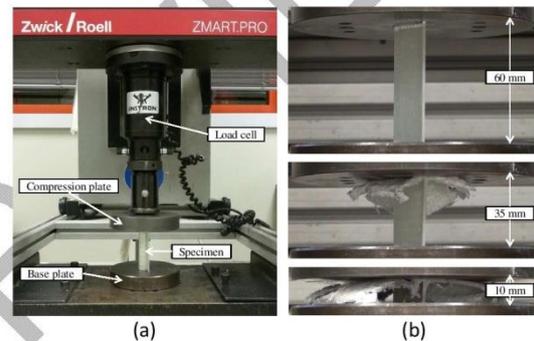


Figure 6. (a) Instron 4206 universal test machine. (b) Crushing process of a semi-hexagonal composite structure.

From force-displacement curve, the following crashworthiness characteristics are calculated:

Peak load, P_{max} (kN): maximum force of the first peak.

Mean load, P_{mean} (kN): the mean load of the collapse, calculated with equation (2).

$$P_{mean} = \frac{\int_0^{l_{max}} P(l) dl}{L_{max}} \quad (2)$$

Absorbed energy, A_e (kJ): the area under the force-displacement curve, equation (3).

$$A_c = \int_0^{l_{max}} P(l) dl \quad (3)$$

Specific Energy Absorption, *SEA* (kJ/kg): the absorbed energy per unit of crushed specimen mass (m_t in kg), equation (4).

$$SEA = \frac{\int_0^{l_{max}} P(l) dl}{m_t} \quad (4)$$

Crash efficiency, η_c : percentage ratio of the mean load (P_{mean}) to peak load (P_{max}), equation (5).

$$\eta_c = \frac{P_{mean}}{P_{max}} \cdot 100 \quad (5)$$

Results and discussion

Effect of the resin

Fig. 7a shows the fibre, matrix and void content in volume of the specimens manufactured with thermally cured infusion and UV cured infusion processes. The fibre content is the same for both and the unique difference is that the specimens manufactured with the thermal curable polyester resin have slightly higher void content; 3% vs 1%. On the other hand, Fig. 7b shows the force-displacement curves that have been obtained in the quasi-static compression tests. The crushing behaviour of the specimens manufactured with both resins has been identical. In order to make a quantitative analysis, Table 1 shows the crashworthiness characteristics calculated from the force-displacement curves. The main differences could be found in the peak load values, where the peak forces of the UV infusion specimens are 12% lower. In consequence, the crushing efficiency is higher for those specimens. However, the SEA , P_{mean} and the total absorbed energy amounts are similar for the specimens manufactured by the different resins; between 1% and 2% of difference, which are within the variability of the test results. The results have shown that the effect that could have the photoinitiators in the crushing behaviour of the specimens is negligible. For this reason, the results obtained by the different manufacturing processes are comparable.

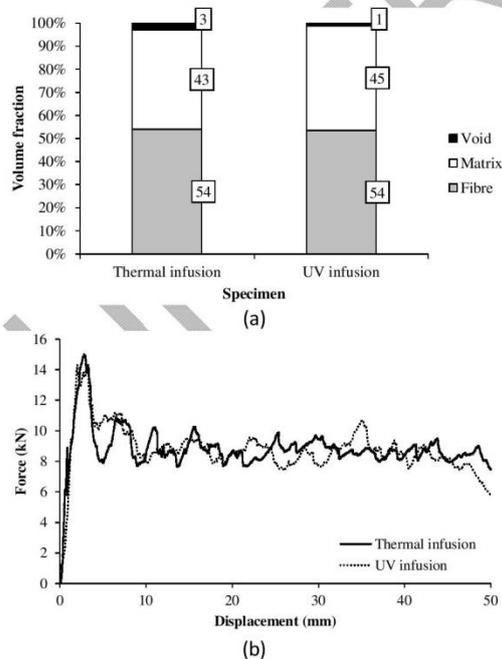


Figure 7. (a) Fibre, matrix and void content of the specimens manufactured with different resins. (b) Force-displacement curves of thermal and UV infusion specimens.

Table 1. Results of the compression tests for thermal and UV curable specimens manufactured by infusion process.

Specimen	SEA (kJ/kg)	P_{max} (kN)	P_{mean} (kN)	A_e (kJ)	η_c (%)
Thermal infusion	31.09 ± 1.70	15.22 ± 0.17	8.29 ± 0.43	0.42 ± 0.02	54.33 ± 2.89
UV infusion	31.41 ± 0.94	13.41 ± 0.91	8.42 ± 0.61	0.43 ± 0.06	63.01 ± 7.40

Effect of the manufacturing process

Fibre, matrix and void content

To analyse the effect that the manufacturing process of a composite material has in the mechanical properties, it is essential to ensure that the fibre and resin used are comparable. On the other hand, the fibre volume fraction of the specimens manufactured by different processes has to be similar in order to ensure that the differences in mechanical properties are not due to the differences in the physical properties. Fig 8 shows the fibre, matrix and void content calculated from the specimens manufactured by different processes. The fibre content is between 53% and 55%; the matrix content between 42% and 44%; and the void content between 1% and 5%.

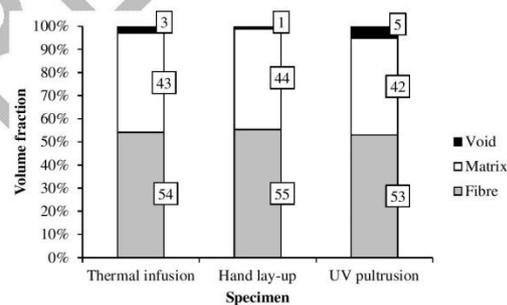


Figure 8. Fibre, matrix and void content of the specimens manufactured with different processes.

Interlaminar shear strength

Fig. 9 shows the $ILSS$ values for the quasi-unidirectional E-glass/polyester specimens manufactured by different processes. The specimens manufactured by hand lay-up and UV pultrusion processes have presented the highest values, 43 MPa. The differences in $ILSS$ between the hand lay-up and UV pultrusion are within the 2%. However, the $ILSS$ values for the specimens manufactured by infusion are approximately 23% lower; 33 MPa.

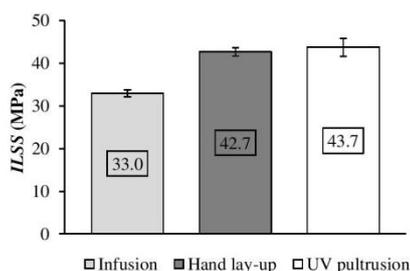


Figure 9. *ILSS* values of the specimens manufactured by different processes.

Comparing the specimens made by infusion and by hand lay-up; the dimension of the specimens, number of fibre layers, the resin, curing and post-curing conditions are exactly the same, while fibre, matrix and void content are similar. Therefore, the difference in *ILSS* values suggests that the fibre arrangement through the specimen thickness could be different due to the manufacturing process.

Fig. 10 shows pictures of the section of the *ILSS* samples taken by the scanning electron microscope (SEM). Looking at the section of the sample manufactured by infusion process (Fig. 10a), it can be noticed that the distribution of the fibres is not homogeneous. In the upper side of the section the fibres are more spaced and in the bottom side they are more stacked. The vacuum bag provides 1 bar of pressure during the process but the pressure gradient makes that the fibre layers are not compressed in the same way through the thickness. On the other hand, Fig. 10b and Fig. 10c show the pictures of the samples manufactured by hand lay-up and by UV pultrusion process respectively. The pressure made by the mould and the counter-mould during both processes is more homogeneous and the fibre layers are equally distributed along the thickness of the sample. Therefore, the lower *ILSS* values of the infusion samples are attributed to the uneven distribution of the fibre layers due to the manufacturing process.

Quasi-static compression tests

All the specimens manufactured by different processes have had a stable, progressive and repetitive crushing collapse. Fig. 11 shows a comparison of a

representative force-displacement curve of a specimen of each manufacturing process. All the curves have followed a similar trend. The specimens manufactured by hand lay-up and by UV pultrusion processes shown similar mean load (P_{mean}) values. The main differences between them can be noticed in the first stage of the collapse, where the specimens made by hand lay-up have shown higher initial peak load (P_{max}) values with less force drop before the stabilization of the crushing force. However, it can be noticed that the force-displacement curve of the specimens made by infusion have much lower values comparing with the other manufacturing processes. Therefore, the energy absorption capability of the specimens manufactured by infusion is lower than the specimens manufactured by hand lay-up or UV pultrusion.

Table 2 shows the crashworthiness characteristics calculated from the force-displacement curves. The specimens manufactured by hand lay-up have shown the highest *SEA* and energy absorption values, while the specimens manufactured by UV pultrusion have the highest crush efficiency. The parameters related with the energy absorption (*SEA* and A_e) of the UV pultrusion specimens are between 6% and 11% lower than the hand lay-up specimens. Based on previous works (Tena *et al.*²³), these differences may be attributed to the difference in the void content presented in Fig. 8. The types of voids formed in UV cured pultrusion process are different from other processes since they are localized between yarns and

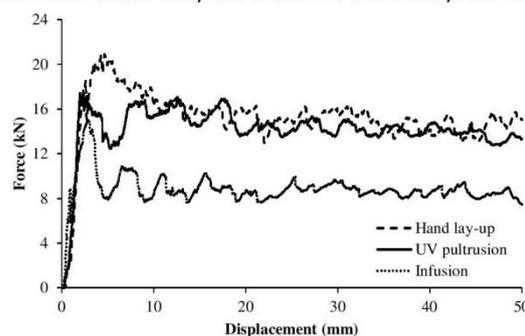


Figure 11. A comparison of the force-displacement curves of the specimens manufactured by different processes.

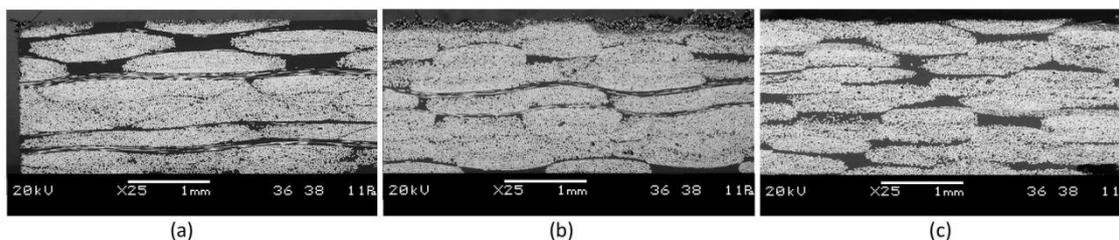


Figure 10. SEM pictures of the section of the *ILSS* samples: (a) Infusion. (b) Hand lay-up. (c) UV pultrusion.

they act as crack initiator, reducing the energy absorption capability of the material²³. On the contrary, the void quantity of the material manufactured by hand lay-up is higher but they are smaller in size compared with UV cured pultrusion material. Moreover, they are distributed homogeneously as it could be seen in SEM observations. Therefore, it can be concluded that the void type has more influence than the void content. However, the differences between infusion and hand lay-up are much higher (between 40% and 46% in SEA and A_e) and these differences could not be attributed to the void content (the type of voids observed and the void content measured are similar). The lower absorption capability of the infusion specimens comparing with hand lay-up and UV pultrusion specimens are attributed to the lower $ILSS$ values showed in Fig. 9. In this sense, Farley⁴ and Jacob *et al.*³³ found that a decrease in the interlaminar strength of the composite results in a reduction of the energy absorption capability of the material, which is in accordance with the results obtained in the present paper.

The UV cured pultrusion specimens have shown high SEA values, around 49 kJ/kg, which are similar or even higher comparing with the results found in literature. Palanivelu *et al.*^{11,12} have studied the quasi-static crash behaviour of different glass/polyester profiles made by hand lay-up, and they observed that the highest SEA values were for circular geometry, 30 kJ/kg. On the other hand, they have also studied the energy absorption capability of pultruded glass/polyester structures¹⁰, with SEA values of 20 kJ/kg. Warrior *et al.*^{20,21} have analysed the energy absorption capability of glass/polyester tubes made by RTM process, where SEA values' range were between 30-60 kJ/kg. Looking these results, the feasibility of the crash structures manufactured by UV cured pultrusion process could be validated.

Table 2. Results of the quasi-static compression test of the specimens manufactured by different processes.

Specimen	SEA (kJ/kg)	P_{max} (kN)	P_{mean} (kN)	A_e (kJ)	η_c (%)
Infusion	31.09 ± 1.70	15.22 ± 0.17	8.29 ± 0.43	0.42 ± 0.02	54.33 ± 2.89
	51.98 ± 1.79	21.69 ± 0.78	15.61 ± 0.44	0.79 ± 0.03	72.02 ± 0.70
UV pultrusion	48.65 ± 1.32	17.92 ± 0.71	13.86 ± 0.56	0.70 ± 0.03	77.31 ± 2.77

Conclusions

In the present study, the effect of the manufacturing process in the energy absorption capability of E-glass/polyester structures has been analysed. Despite vacuum assisted infusion process and hand lay-up technique are widely used in the industry, the high processing costs and lack of productivity causes that

these components are not introduced in mass production cars. On the other hand, UV pultrusion process could deal with these requirements.

The physical and mechanical properties of the structures manufactured by infusion using thermal curable and UV curable resins have demonstrated that the photoinitiators of the UV curable resin do not have any effect in the energy absorbing capability of the material. Therefore, the different manufacturing processes are comparable.

Regarding $ILSS$ values, the uneven distribution of the fibre layers of the composite material manufactured by infusion has caused the decrease of the interlaminar strength in 23% comparing with the $ILSS$ values of the samples manufactured by hand lay-up. Meanwhile, hand lay-up and UV pultrusion samples have shown similar interlaminar properties.

The SEA and A_e values of the infusion samples have been between 40% and 46% lower than the values of the hand lay-up samples. It could be seen that these differences may be related with the $ILSS$ values, where lower $ILSS$ values of the infusion samples have resulted in the decrease of the energy absorption capability of the material. On the other hand, the UV pultrusion samples have shown slightly lower SEA and A_e values (6% and 12%) than the hand lay-up samples with similar $ILSS$ values. In this case, the differences found in the energy absorption capabilities are attributed to the physical properties, where the UV pultrusion samples have shown higher void content (5% and 1% respectively). However, according to Tena *et al.*²³, the void type and the void distribution have more influence than the differences in void quantities. The voids of the UV cured pultrusion material are bigger in size, less in quantity and localized between yarns, while the voids of the material manufactured by infusion or hand lay-up are smaller in size, more in quantity and homogeneously distributed along the section.

The feasibility of the UV cured pultrusion process for energy absorption applications has been demonstrated. The material manufactured by UV curing pultrusion process has shown high energy absorbing capabilities for crashworthiness applications. Furthermore, reducing the void content would allow improving even more the energy absorption properties.

References

1. Adam, H. Carbon fibre in automotive applications. *Materials & Design* 1997; 18; 349-355.
2. Hull, D. A unified approach to progressive crushing of fibre-reinforced composite tubes. *Composite Science and Technology* 1991; 40; 376-421.
3. Thornton, P. Energy absorption in composite structures. *Journal of Composite Materials* 1979; 13; 247-262.

4. Farley, G. Energy absorption of composite materials. *Journal of Composite Materials* 1983; 17; 267-279.
5. Ramakrishna, S. Microstructural design of composite materials for crashworthy structural applications. *Materials & Design* 1998; 18 (3); 167-173.
6. Wang, J., Zhao, J., Liu, T., He, Z., Li, K. and Yang, W. Crash analysis of composite energy-absorbing cylindrical impact attenuator. *Journal of Reinforced Plastics & Composites* 2015; 34(24); 2006-2017.
7. Esnaola, A., Ulacia, I., Aretxabaleta, L., Aurrekoetxea, J. and Gallego, I. Quasi-static crush energy absorption capability of E-glass/polyester and hybrid E-glass-basalt/polyester composite structures. *Materials & Design* 2015; 76; 18-25.
8. Lau, S. T. W., Said, M. R. and Yaakob, M. Y. On the effect of geometrical designs and failure modes in composite axial crushing: A literature review. *Composite Structures* 2012; 94 (3); 803-812.
9. Thornton, P., Harwood, J. and Beardmore, P. Fiber-reinforced plastic composites for energy absorption purposes. *Composites Science and Technology* 1985; 24 (4); 275-298.
10. Palanivelu, S., Van Paepegem, W., Degrieck, J., Van Ackeren, J., Kakogiannis, D., Van Hemelrijck, D., Wastiels, J. and Vantomme, J. Experimental study on the axial crushing behaviour of pultruded composite tubes. *Polymer Testing* 2010; 29 (2); 224-234.
11. Palanivelu, S., Van Paepegem, W., Degrieck, J., Kakogiannis, D., Van Ackeren, J., Van Hemelrijck, D., Wastiels, J. and Vantomme, J. Comparative study of the quasistatic energy absorption of small-scale composite tubes with different geometrical shapes for use in sacrificial cladding structures. *Polymer Testing* 2010; 29 (3); 381-396.
12. Palanivelu, S., Paepegem, W.V., Degrieck, J., Vantomme, J., Kakogiannis, D., Ackeren, J.V., Hemelrijck, D.V. and Wastiels, J. Crushing and energy absorption performance of different geometrical shapes of small-scale glass/polyester composite tubes under quasi-static loading conditions. *Composite Structures* 2011; 93 (2); 992-1007.
13. Jiménez, M., Miravete, A., Larrod, E. and Revuelta, D. Effect of trigger geometry on energy absorption in composite profiles. *Composite Structures* 2000; 48; 107-111.
14. Yan, L., Chouw, N. and Jayaraman, K. Effect of triggering and polyurethane foam-filler on axial crushing of natural flax-epoxy composite tubes. *Materials & Design* 2014; 56; 528-541.
15. Esnaola, A., Tena, I., Aurrekoetxea, J., Gallego, I. and Ulacia, I. Effect of fibre volume fraction on energy absorption capabilities of E glass/polyester automotive crash structures. *Composites Part B: Engineering* 2016; 85; 1-7.
16. Mahdi, E., Hamouda, A. M. S. and Sebaey, T.A. The effect of fiber orientation on the energy absorption capability of axially crushed composite tubes. *Materials & Design* 2014; 56; 923-28.
17. Alkbir, M. F. M., Sapuan, S. M., Nuraini A. A. and Ishak, M. R. Effect of geometry on crashworthiness parameters of natural kenaf fibre reinforced composite hexagonal tubes. *Materials & Design* 2014; 60; 85-93.
18. Grauers, L., Olsson, R. and Gutkin, R. Energy absorption and damage mechanisms in progressive crushing of corrugated NCF laminates: Fractographic analysis. *Composite Structures* 2014; 110; 110-117.
19. Turner, T. A., Warrior, N. A., Robitaille, F. and Rudd, C. D. The influence of processing variables on the energy absorption of composite tubes. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2005; 36; 1291-1299.
20. Warrior, N. A., Turner, T. A., Robitaille, F. and Rudd, C. D. Effect of resin properties and processing parameters on crash energy absorbing composite structures made by RTM. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2003; 34; 543-550.
21. Warrior, N. A., Turner, T. A., Robitaille, F. and Rudd, C. D. The effect of interlaminar toughening strategies on the energy absorption of composite tubes. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2004; 35; 431-437.
22. Joosten, M. W., Dutton, S., Kelly, D., & Thomson, R. Experimental and numerical investigation of the crushing response of an open section composite energy absorbing element. *Composite Structures* 2011; 93(2), 682-689.
23. Tena, I., Esnaola, A., Sarrionandia, M., Ulacia, I., Torre, J. and Aurrekoetxea, J. Out of die ultraviolet cured pultrusion for automotive crash structures. *Composites Part B: Engineering* 2015; 79; 209-216.
24. Coimbra, R. N. and Marta Otero, M. A continuous process for the production of a fabric reinforced polymeric matrix. *Journal of Reinforced Plastics & Composites* 2015; DOI: 10.1177/0731684415595539.
25. Bader, M.G. Selection of composite materials and manufacturing routes for cost effective performance. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2002; 33 (7); 913-934.
26. Endruweit, A., Johnson, M. S. and Long, A. C. Curing of composite components ultraviolet radiation: a review. *Polymer Composites* 2006; 27 (2); 119-128
27. Copston, P., Schiemer, J. and Cvetanovska, A. Mechanical properties and styrene emission levels of a UV-cured glass-fibre/vinylester composite. *Composite Structures* 2008; 86 (1-3); 22-26.
28. Park, J., Kong, J., Kim, D. and Lee, J. non-destructive damage sensing and cure monitoring of carbon fiber/epoxyacrylate composites with UV and thermal curing using electro-micromechanical techniques. *Composites Science and Technology* 2004; 64 (16); 2565-2575.
29. Shi, W. F. and Ranby, B. UV curing of composites based on modified unsaturated polyester. *Journal of Applied Polymer Science* 1994; 51 (6); 1129-1139.
30. Britnell, D., Tucker, N., Smith, G. and Wong, S. Bent pultrusion - a method for the manufacture of pultrudate with controlled variation in curvature. *Journal of Materials Processing Technology* 2003; 138(1); 311-315.
31. Suratno, B. R., Ye, L. and Mai, Y. Simulation of temperature and curing profiles in pultruded

- composite rods. *Composites Science and Technology* 1998; 58 (2); 191-197.
32. Lackey, E., Vaughan, J. and Patki, R. Enhanced pultrusion using photocure to supplement standard thermal cure. *Proceedings of the Convention and Trade Show Composites Fabricators Association*. California USA, 2003.
33. Jacob, G. C., Fellers, J. F., Simunovic S. and Starbuck, J. M. Energy absorption in polymer composite materials for automotive crashworthiness. *Journal of Composite Materials* 2002; 36; 813-850.

UNDER REVIEW

ANEXO V

***Design, manufacturing and evaluation of Glass/Polyester composite
crash structures for lightweight vehicles***

A. Esnaola^{a,b}, I. Ulacia^b, B. Elguezabal^b, E. Del Pozo de Dios^c, J.J. Alba^d, I. Gallego^a

^a*MONDRAGON Automoción S. Coop, Uribarri Etorbidea, 19, Mondragon 20500, Spain*

^b*Mechanical and Industrial Production Department, Mondragon Unibertsitatea,
Loramendi 4, Mondragon 20500, Spain*

^c*Applus+ IDIADA, L'Albornar – PO Box 20, 43710 Santa Oliva, Spain*

^d*Universidad de Zaragoza, Mariano Esquillor s/n, 50018 Zaragoza, Spain*

Received 11 February 2016; revised 22 April 2016; accepted 2 May 2016; available online

2 August 2016

DESIGN, MANUFACTURING AND EVALUATION OF GLASS/ POLYESTER COMPOSITE CRASH STRUCTURES FOR LIGHTWEIGHT VEHICLES

A. ESNAOLA^{1, 2)}, I. ULACIA^{2)*}, B. ELGUEZABAL²⁾, E. DEL POZO DE DIOS³⁾,
J. J. ALBA⁴⁾ and I. GALLEGO¹⁾

¹⁾MONDRAGON Automoción S. Coop., Uribarri etorbidea 19, Mondragón 20500, Spain

²⁾Mechanical and Industrial Production Department; Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, Mondragón 20500, Spain

³⁾Applus+ IDIADA, L'Albornar – PO Box 20, Santa Oliva 43710, Spain

⁴⁾Universidad de Zaragoza, Mariano Esquillor s/n, Zaragoza 50018, Spain

(Received 11 February 2016; Revised 22 April 2016; Accepted 2 May 2016)

ABSTRACT–The development and validation of a modular composite impact structure is presented in the present paper. Quasi-static and dynamic impact tests of the composite components and a full frontal crash test of a vehicle prototype with composite impact structures manufactured by a new UV-pultrusion process have been performed. The results have demonstrated the feasibility of composite impact structures for crash applications with high specific energy absorption values compared with current metallic crash structures. Furthermore, due to the high production capacity of this new manufacturing process, cost-effective composite impact structures for mass-production of conventional cars may be feasible. Finally, a multimaterial numerical model as design tool for crashworthiness applications has also been validated. Different accelerations measured in the crash test have been accurately predicted as well as the crash behaviour of the composite impact structures.

KEY WORDS : Pultrusion, Crash, Specific energy absorption, Numerical model

1. INTRODUCTION

The latest trends in automotive industry show an increase in the demand for dedicated vehicles. For this reason, more and more manufacturers started developing and producing vehicles specifically for urban usage that are more maneuverable and practical. Although the number of EVs (Electric Vehicles) is not very significant yet, it is expected that in the 21st century they will replace vehicles relying on the internal combustion engine, especially in the category of Light-Duty Vehicles.

In the particular case of Electric Light Trucks and Vans (ELTVs), most of them adopt the powertrain lay-out used in classic internal combustion engine vehicles and very conservative solutions and technologies are used in their development. In order to overcome these limitations, the current EVs rely on lighter structures than the internal combustion engine vehicles (Tanik and Parlaktas, 2015), which optimize the energy consumption and this partially solves the problem of the operational autonomy, one of the biggest problems related to this type of vehicle.

However, safety of the passengers must be ensured or improved in crash situations (Chen *et al.*, 2015; Nguyen *et al.*, 2015), so that materials with higher impact energy

absorption capabilities are demanded to fulfil safety and lightweight requirements (Han *et al.*, 2014). Many investigations have demonstrated that impact structures made of composite materials have high specific energy absorption (*SEA*) capability (Hull, 1991; Thornton, 1979; Farley, 1983). Nonetheless, it has been found that the geometry of a composite impact structure has significant effect in the *SEA* values (Kakogiannis *et al.*, 2013). For example, numerous authors have verified that circular sectioned tubular impact structures exhibit higher *SEA* values compared to square tubes (Thornton *et al.*, 1985; Palanivelu *et al.*, 2010a, 2011). On the other hand, other studies have shown how the energy absorption capability of open sectioned composite impact structures changes, as well as the effect of corrugation (Bolukbasi and Laananen, 1995; Abdewi *et al.*, 2008; Feraboli *et al.*, 2009).

Nevertheless, most of the actual composite manufacturing processes are not able to deal with the productivity required by automotive industry. Numerous authors have demonstrated the high energy absorbing capability of composite structures manufactured by different processes such as hand lay-up (Jackson *et al.*, 2011; Esnaola *et al.*, 2016) or vacuum assisted infusion process (Grauers *et al.*, 2014; Esnaola *et al.*, 2015), but they do not meet mass production requirements. Bader (Bader, 2002) compared different composite manufacturing processes

*Corresponding author: e-mail: iulacia@mondragon.edu

based on a defined composite part. The study concluded that is pultrusion one of the processes with less influence of the labour cost, which indicates a high automation level of the process. For this reason pultrusion is potentially suitable to manufacture automotive parts although its use is still limited. However, the main limitation of pultrusion process is that the curing takes place inside the die (Britnell *et al.*, 2003). In consequence, high initial investment are needed due to the high pulling forces, the cost of the pultrusion dies are high, there are process incidences and the production rate is not fast enough in some cases. Hence, if the composite is cured out of the die, the aforementioned limitations of the use of the traditional pultrusion in the automotive industry can be overcome. In this sense, pultrusion process with alternative out of die ultraviolet (UV) curing could be a feasible option for manufacturing automotive energy absorbing parts and fulfil mass production requirements (Tena *et al.*, 2015). In this sense, pultrusion process with alternative out of die ultraviolet (UV) curing could be a good option for manufacturing automotive energy absorbing parts and fulfil the mass production requirements (Tena *et al.*, 2015).

Due to the high cost of experimental testing, most of the crashworthiness studies of vehicles are developed with finite element modelling and only final validation tests are experimentally carried out. However, simulation of the crushing process of a composite structure requires predicting several deformation mechanisms in order to correlate with the results measured experimentally. Due to these deformation mechanisms, an explicit finite element solver to describe the initiation and progression of a crushing mode failure is usually employed (Joosten *et al.*, 2011). Despite composite structures can be modelled using either solid or shell elements, multi-layer shell elements are more widely used (McGregor *et al.*, 2010; Siromani *et al.*, 2014). Multi-layer shell elements allow simulating more accurately the formation of fronds and delamination among fibre layers, which is not possible with single-layer shell elements (Palanivelu *et al.*, 2010b; Sokolinsky *et al.*, 2011). Although these models predict accurately the crushing process of a

composite structure, the high computational costs makes difficult to implement them in a numerical model of a real crash scenario.

In the present study, the development and validation of a GFRP composite impact structure for energy absorption in crash situation of L7e category light electric truck is presented. Different modular geometries based on honeycomb concept are tested experimentally in quasi-static conditions in order to analyse the effect of the geometry in terms of energy absorption capabilities. On the other hand, composite impact components are validated in dynamic conditions to verify their behaviour in real conditions, where a 585 kg sled is impacted against the structures at 30 km/h of speed. Furthermore, the composite crash structures are integrated in an L7e vehicle prototype and a modified Euro NCAP full frontal crash test of the whole vehicle is performed at 40 km/h of speed. Finally, the results of the crash test are simulated using LS-DYNA software. A multi-material finite element model including composite impact structures have been built and validated with high accuracy and reasonable computational time.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

2.1. Materials

The material employed in the present study has been a glass/polyester composite. The reinforcement consists in a quasi-unidirectional E-glass ribbon with 300 g/m² weight, with 92 % of fibres oriented at 0° and 8 % of fibres oriented at 90° just to ensure the cohesion and correct manipulation of unidirectional fibres. The resin was a non-accelerated and unsaturated polyester resin. For the assembly of the semi-hexagonal profiles, the adhesive Loctite® 9466 A & B Hysol® has been used.

2.2. Manufacturing by UV Cured Pultrusion Process

The UV cured pultrusion line has been entirely developed by the research group of Mondragon Unibertsitatea (Tena *et al.*, 2015) (Figure 1 (a)). The selected pulling speed was 0.65 m/min, being between traditional thermal pultrusion

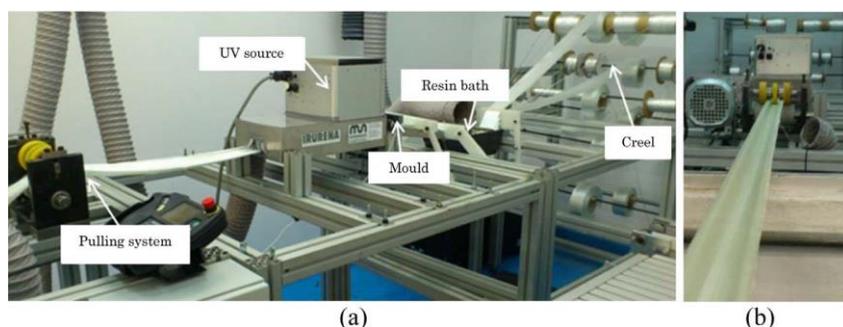


Figure 1. (a) UV cured pultrusion line; (b) Semi-hexagonal continuous GFRP composite profile manufactured by UV pultrusion (Tena *et al.*, 2015).

(Suratno and Mai, 1998) and hybrid thermal/photo initiated pultrusion pulling speed (Lackey *et al.*, 2003) found in literature. The impregnation has been realised by an open resin bath system and the pull system was a roller system developed entirely for the pultrusion line. The die has been designed to manufacture a continuous semi-hexagonal sectioned profile. Just after the die exit, the UV source for curing stage has been placed, a flood type arc lamp with metal halide 400 W bulb. In Figure 1 (b) is shown the continuous manufacturing of the semi-hexagonal profile cured by UV source.

2.3. Specimen Definition

A combination of semi-hexagonal profiles as honeycomb concept allows designing and manufacturing different impact structures optimized for each type of vehicle, depending on the energy to be absorbed in each case. For this reason, semi-hexagonal profiles have been chosen to manufacture and test the specimens. In Figure 2 the dimensions of the section of the semi-hexagonal profile are shown in detail. All the profiles have been manufactured using 8 E-glass plies and the thickness of the profile is 2 mm. In order to ensure a stable and progressive crushing of the structure during testing and maximize the energy absorption capability, a 45° chamfer type trigger has been machined in the upper side of each semi-hexagonal profile before the assembly.

2.3.1. Specimens for quasi-static compression test

Different specimen configurations have been made by

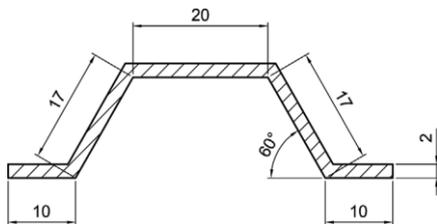


Figure 2. Dimensions of the section of the semi-hexagonal profile (units are in mm).

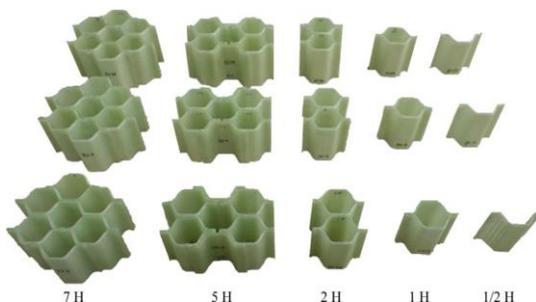


Figure 3. Different configurations of the specimens for quasi-static compression tests.

combining the semi-hexagonal profiles as honeycomb concept. Figure 3 shows the different configurations made with the semi-hexagonal profiles. The overall length of the specimens has been 60 mm. 10 profiles have been used in the assembly of the 7 H and 5 H configurations; 4 profiles for 2 H configuration; 2 profiles for 1 H configuration; and 1 profile for 1/2 H configuration.

2.3.2. Specimens for dynamic impact test

Dynamic impact tests have been performed with specimens of 7 H configuration. Figure 4 shows the aspect of the composite impact specimens. The length of the dynamic impact specimens has been 200 mm. The composite specimens have been placed between 6 mm thick aluminium plates in order to assembly to the rigid barrier. 3 mm deep grooves with the section of the composite specimen have been machined in the aluminium plates as can be seen in Figure 4. These grooves allow improving the assembly of the aluminium plates and the composite structure, which has been made using Loctite® 9466 A & B Hysol® epoxy adhesive.

2.3.3. Specimens for full frontal crash test of the L7e category vehicle prototype

Full frontal crash test have been performed with specimens of 5 H configuration. Figure 5 shows the aspect of the

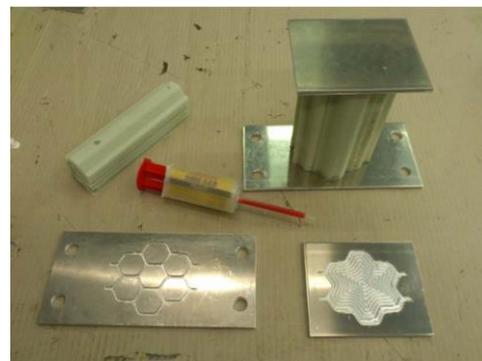


Figure 4. Composite sample for impact tests with the aluminium base and top plates.

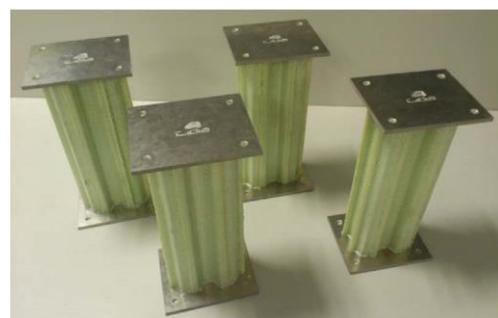


Figure 5. Composite impact structures for full frontal crash test.

composite impact specimens. The length of the composite specimens has been 300 mm. The base and the top aluminium plates have been machined for their assembly in the vehicle structure of the L7e vehicle prototype.

2.4. Experimental Tests

2.4.1. Quasi-static compression tests

Quasi-static compression tests have been carried out for all different configurations at 15 mm/min of compression speed until 50 mm of collapse distance. The equipment used has been a universal test machine Losenhausewerk, equipped with a load cell of 40 tones. 3 specimens of each configuration have been tested in order to ensure the repeatability of the tests.

The following crashworthiness characteristics have been calculated from force-displacement curve:

Peak load, P_{max} (kN): maximum force of the first peak.
Mean load, P_{mean} (kN): the mean load of the collapse, calculated with Equation (1).

$$P_{mean} = \frac{\int_0^{L_{max}} P(l)dl}{L_{max}} \quad (1)$$

Absorbed energy, A_e (kJ): the area under the force-displacement curve, Equation (2).

$$A_e = \int_0^{L_{max}} P(l)dl \quad (2)$$

Specific Energy Absorption, SEA (kJ/kg): the absorbed energy per unit of crushed specimen mass (m_i in kg), Equation (3).

$$SEA = \frac{\int_0^{L_{max}} P(l)dl}{m_i} \quad (3)$$

Crash efficiency, η_c : percentage ratio of the mean load (P_{mean}) to peak load (P_{max}), Equation (4).

$$\eta_c = \frac{P_{mean}}{P_{max}} \cdot 100 \quad (4)$$

2.4.2. Dynamic impact tests

An impact sled has been used for the testing of the

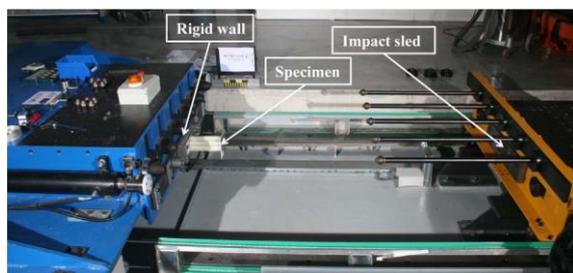


Figure 6. Sled crash facilities for impact tests from the University of Zaragoza.

specimens for dynamic impact tests. The specimens have been attached in a rigid wall, where a sled of 585 kg was impacted against the composite structure at 30 km/h of initial impact speed. The force-displacement curves, which were needed for the calculation of the crashworthiness parameters explained before, have been obtained integrating the information recorded by the accelerometers of the sled. Figure 6 shows the sled crash facilities used at the University of Zaragoza.

2.4.3. Full frontal crash test of the L7e category vehicle prototype

Figure 7 (a) shows the L7e category vehicle prototype used in the full frontal crash test. The crash test has been performed in the crash laboratory of Applus Idiada. The prototype has been launched against a rigid barrier at 40 km/h of initial speed. Figures 7 (b) and (c) shows the GFRP composite impact structures which have been implemented in the front structure of the vehicle prototype. The rear part of the composite structures has been attached to the steel chassis using four screws while the front part has been attached to the steel crash box using the same joint mechanism. For the analysis of the crashworthiness parameters, many three-dimensional accelerometers have been located within the vehicle. In particular, for the analysis of the energy absorption of the GFRP composite structures, an accelerometer has been placed in the front plate of the each structure as can be seen in Figures 7 (b) and (c). As explained before, by integrating the signals recorded by the accelerometers the crashworthiness parameters have been calculated.

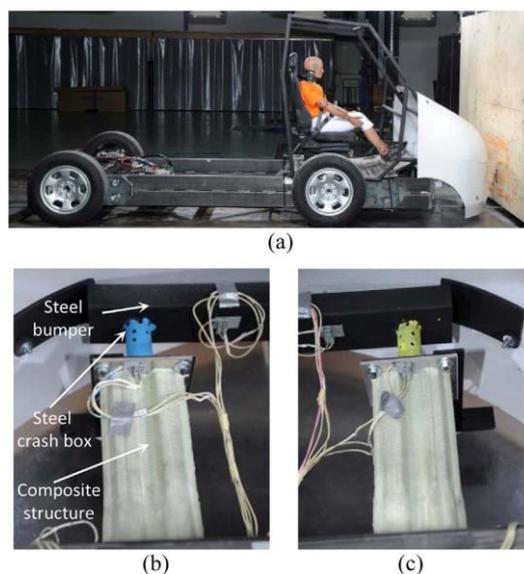


Figure 7. (a) L7e category vehicle prototype for full frontal crash test; (b) Left side GFRP impact structure; (c) Right side GFRP impact structure.

3. FINITE ELEMENT MODEL

3.1. Model Description

The numerical model for the crash test has been developed using an explicit LS-DYNA finite element solver. The vehicle structure has been modelled using shell elements in order to reduce the computational time. The shell elements are fully integrated quadrilateral elements, described as *TYPE 16* in LS-DYNA. These elements are optimized to obtain accurate results and to avoid hourglassing effects. The element size used for the steel bumper, steel crash boxes and the composite impact structures has been $1 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$. On the other hand, the element size for the tubular structure, the chassis and the wheels has been $3 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$. Welded and bolted joints have been modelled as 1D rigid beam elements in order to simplify the numerical analysis. 136489 shell elements and 744 beam elements have been used in the model. Figure 8 shows the FEM model for the structure of the L7e vehicle prototype.

3.2. Material Models

3.2.1. Lineal elastic isotropic material

This material presents lineal stress-strain behaviour in all the directions of the material. The tubular structure, the chassis and the wheels have been modelled with lineal elastic isotropic material model since they are not deformed plastically. The parameters to be defined have been: Young modulus 210 GPa, Poisson's ratio 0.3 and the density of the material 7800 kg/m^3 .

3.2.2. Isotropic elastic-plastic material with strain-rate dependency

The material used for the steel bumper and the steel crash boxes in the vehicle prototype has been a DOCOL800DP. This material is strain-rate dependant and an elastic-plastic material model with strain-rate dependency has been used in order to obtain results with accuracy. The bumper and the steel crash boxes are components that will dissipate the crash energy by plastic deformation, so the plastic behaviour of the material must be properly defined in the numerical model. Figure 9 shows the stress-effective plastic strain



Figure 8. FEM model for the structure of the L7e vehicle prototype.

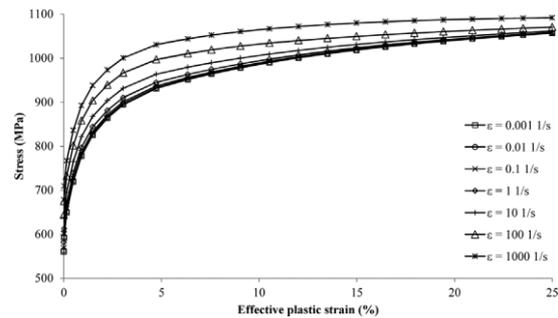


Figure 9. Stress-effective plastic strain behaviour of DOCOL800DP with strain-rate dependency.

behaviour of the material at different strain-rates.

3.2.3. Orthotropic material with progressive damage

The material model for the composite impact structures must consider orthotropic behaviour due to the influence of the fibre orientation in the mechanical properties. Furthermore, a progressive damage of a composite material must also be defined in order to accurately model the degradation of the composite material during crushing. For that purpose, MAT 54 material model of LS-DYNA has been used. It is utilized to simulate damage progression in dynamic failure simulations because it requires a reduced number of experimental input parameters compared to damage mechanics-based material models (Feraboli *et al.*, 2011). Table 1 shows the mechanical properties of the composite which have been experimentally characterized

Table 1. Material and damage properties for MAT 54 material model.

Description	Variable	Value
Longitudinal Young modulus (GPa)	E_{11}	35
Transversal Young modulus (GPa)	$E_{22} = E_{33}$	5.5
Principal Poisson's ratio	η_{12}	0.29
Shear modulus (GPa)	$G_{12} = G_{23}$ $= G_{31}$	2.6
Longitudinal tensile strength (MPa)	X_{1+}	700
Longitudinal compressive strength (MPa)	X_{1-}	800
Transversal tensile strength (MPa)	Y_{2+}	250
Transversal compressive strength (MPa)	Y_{2-}	400
In-plane shear strength (MPa)	S	20
Axial tensile failure strain (m/m)	$DFAILT$	0.15
Axial compressive failure strain (m/m)	$DFAILC$	-0.15
Transverse failure strain (m/m)	$DFAILM$	0.15
Shear failure strain (m/m)	$DFAILS$	0.13



Figure 10. Bottom and top views of post-crushed specimens for all the configurations.

and the damage criteria used for the material.

3.3. Boundary Conditions

The floor and the crash wall have been defined as rigid. The total weight of the vehicle is 1,100 kg and an initial velocity of 40 km/h has been assigned for the numerical model of the vehicle. The wheels have been modelled using a kinematic relation with the chassis. In this way, the wheels were able to rotate independently of the chassis but transmitting the displacement.

4. RESULTS AND DISCUSSION

4.1. Results of the Quasi-static Compression Tests

All the specimens of the different configurations have had a stable, progressive and repetitive crushing collapse. Figure 10 shows the post-crushed specimens of the different configurations, where different deformation mechanisms such as axial crack propagation, creation of the fronds, delamination and fibre breakage have been identified in all the specimens (more details in Eснаоla *et al.* (2015)). Furthermore, in the configurations where adhesive have been used, no failure related to the adhesive has been found.

Due to the overall size and the amount of the semi-hexagonal profiles of the different configurations, the amount of material in each structure has been also different. In consequence, the peak force, the mean force and the total absorbed energy values were not comparable. On the other hand, *SEA* and crush efficiency (η_c) values have been compared in order to analyse the energy absorption capability of each configuration.

Figure 11 (a) shows the *SEA* values for all the different configurations. *SEA* values of the configuration 1H and 2H have been between 16 % ~ 23 % higher compared to the base configuration $\frac{1}{2}$ H. *SEA* values of 5H and 7H have been between 40 % ~ 45 % higher than the base configuration. These *SEA* changes have been attributed to the degree of corrugation of the structure. By increasing the amounts of profiles used, the honeycomb structure gets

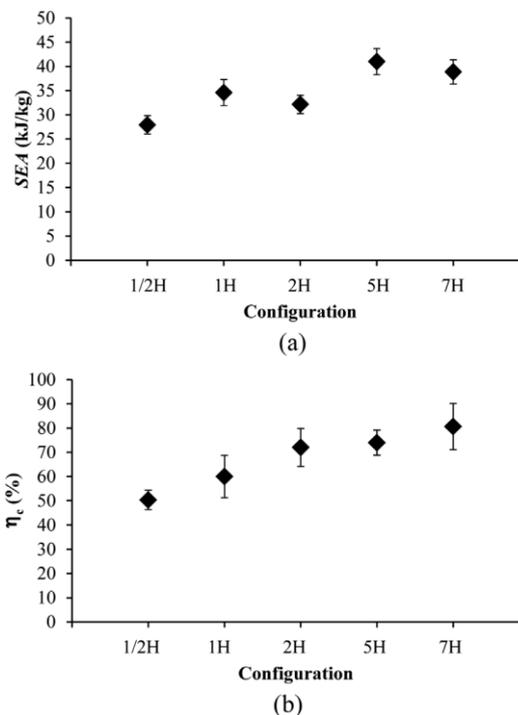


Figure 11. (a) *SEA* values for different configurations; (b) Crush efficiency values for different configurations.

larger and formed by more corrugations. These corrugations make the structure more stable in the crushing stage and as a consequence of this property the structure has been able to dissipate more energy quantities. Similar conclusions were also observed by Feraboli *et al.* (2009).

Figure 11 (b) shows the crush efficiency values for all the different configurations. As the degree of corrugation increases, the slenderness of the structure decreases and the collapse of the structure became more stable and efficient. The crush efficiency increased as the honeycomb structure gets bigger. The base configuration $\frac{1}{2}$ H was the configuration with the lowest crush efficiency, $\eta_c \approx 50$ %, while 7H was the configuration with the highest efficiency, $\eta_c \approx 80$ %.

4.2. Results of the Dynamic Impact Tests

All the impact specimens have been able to absorb the energy of the impact sled launched at 30 km/h of speed. The specimens have collapsed in a stable and progressive way. Figure 12 shows the appearance of the impact specimen after being crashed. However, it has been observed that some of the exterior semi-hexagonal profiles have buckled due to the impact. The higher slenderness of the structures compared to the quasi-static tests specimens could be attributed to the buckling of the exterior profiles. Furthermore, unlike quasi-static tests, some adhesive joints have failed from the adhesive interface.



Figure 12. Impact specimen after dynamic impact test.

Table 2 shows the crashworthiness results calculated from the impact tests compared to the quasi-static results of the 7 H configuration previously presented. It can be noticed that SEA, peak force and mean force values of the impact specimens were slightly lower than the quasi-static values, while they have the same crush efficiency. In spite of these differences, the specimens have shown high energy absorption capabilities in impact conditions, with SEA values around 35 kJ/kg.

4.3. Results of the Full Frontal Crash Test of the L7e Category Vehicle Prototype

The whole structure designed for passive safety of the L7e category light truck performed progressively in the crash test, as it was expected after quasi-static and dynamic tests. The steel bumper beam collapsed first, the steel crash boxes collapsed later and, finally, the GFRP composite structures dissipated all the impact energy until the vehicle was completely stopped (see Figure 13). 200 mm of the 300 mm of the length of the composite structures collapsed in the crash test. The accelerometer located in the centre of gravity of the vehicle registered a 33 g of acceleration peak, being higher than 30 g during less than 10 ms. Regarding the composite structures, they had a similar behaviour as presented in the impact tests explained before. Despite the length of the structures was higher in the full frontal crash test than in dynamic tests (300 mm vs 200 mm), the collapse has been stable and progressive. Looking at the results presented in Table 3, it can be noticed that the SEA and mean force values were in accordance with the results

of dynamic tests presented before. However, the peak forces in the crash test have been higher and, in consequence, the crush efficiency values were lower. Nonetheless, the composite impact structures have been tested in real crash conditions and the energy absorption capability has been significantly higher than commercial metallic crash boxes, 38 kJ/kg. Toksoy analysed real steel and aluminium made crash boxes, where the SEA values for the steel crash boxes were between 5 kJ/kg ~ 8 kJ/kg and 15 kJ/kg ~ 20 kJ/kg for the aluminium crash boxes (Toksoy, 2009). The feasibility of GFRP structures as lightweight energy absorption structures for crash applications has been verified.

4.4. Numerical Results of the Full Frontal Crash Test

The simulation results of the crash test of the L7e category vehicle prototype have been compared with experimental data in order to validate the numerical model. Qualitatively, the different deformation mechanisms observed in the experimental tests have been analysed in the simulations. Quantitatively, the acceleration-time curves have been also

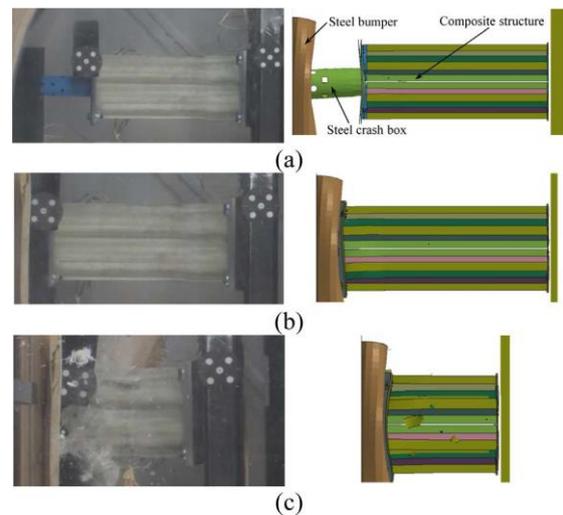


Figure 13. Experimental and numerical results during the full frontal crash test: (a) $t = 20$ ms; (b) $t = 30$ ms; (c) $t = 72$ ms.

Table 2. Results of quasi-static and dynamic tests of the 7 H configuration specimens.

Specimen	SEA (kJ/kg)	P_{max} (kN)	P_{mean} (kN)	η_e (%)
Quasi-static 7 H	38.85 ± 2.50	128.68 ± 5.02	103.77 ± 9.38	80.66 ± 9.50
Dynamic 7 H	34.62 ± 0.89	114.63 ± 0.78	93.47 ± 2.41	81.55 ± 0.83

Table 3. Results of quasi-static and crash tests of the 5H configuration specimens.

Specimen	SEA (kJ/kg)	P_{max} (kN)	P_{mean} (kN)	η_e (%)
Crash test 5 H	37.77 ± 1.54	180.99 ± 9.98	108.63 ± 5.90	60.03 ± 0.05

compared.

Figure 13 shows the qualitative comparison between the experimental and numerical results in the different stages during the crash. It can be noticed that the crushing process has been stable and progressive like in experimental tests with high accuracy. First of all, the steel bumper was deformed plastically, followed by the steel crash box and finally the composite impact structures were crashed absorbing the total energy of the crash generated by the vehicle.

In the full frontal crash test, the vehicle prototype has been equipped with accelerometers in order to record the acceleration-time curves in different locations of the structure. Figure 14 shows the experimental and numerical results of the accelerometers located in the vehicle. The experimental and numerical results have been filtered using

a low-pass SAE60 filter. The results shown in Figure 14 (a) correspond to the accelerations of the centre of gravity (CG) of the vehicle. The results the Figure 14 (b) were taken from the rear part of the composite impact structure and the results of Figure 14 (c) have been recorded at the rear part of the steel crash box. It can be noticed that the numerical model accurately predicted the accelerations generated in different locations of the vehicle during the crash test. The behaviour of the composite impact structure has been properly captured and reproduced by the numerical model. Therefore, the feasibility of a multimaterial numerical model including composite materials as a design tool for crashworthiness applications has been demonstrated.

5. CONCLUSION

In the present study, a GFRP composite impact structure has been developed and experimentally validated. The effect of the geometry has been analysed in quasi-static conditions and the behaviour of the structure under dynamic impact conditions has been validated.

The quasi-static compression tests have shown that by increasing the degree of the corrugation of the structure following the honeycomb concept, the energy absorption capability of the structure becomes higher. The configurations 5 H and 7 H, which were made with 10 semi-hexagonal profiles, have shown *SEA* values 40 % ~ 45 % higher than the base configuration $\frac{1}{2}$ H, around 40 kJ/kg. All the specimens have had a progressive and stable collapse, where no adhesive failure has been found.

Regarding the dynamic impact tests, structures with 7 H configuration have been tested using a 585 kg impact sled at 30 km/h of impact speed. The structures have been able to dissipate all the energy and stop the sled. The crashworthiness parameters calculated in these test have shown that in dynamic conditions the dissipated specific energy values were around 10 % lower than the quasi-static values. However, these differences could not be attributed entirely to the test speed since few adhesive failures have been found, as well as the buckling of some semi-hexagonal profiles located in the exterior side of the structure. Nonetheless, the structures have shown high energy absorption capability in impact conditions, with *SEA* values of 35 kJ/kg.

GFRP structures of the configuration 5 H manufactured by UV-pultrusion process have been integrated within an L7e category vehicle prototype. In this way, GFRP crash structures manufactured by a highly productive manufacturing process have been validated in a real crash scenario. The results have shown that the structures performed in a stable and progressive manner, absorbing all the energy generated in the crash of the vehicle prototype at 40 km/h of speed. The *SEA* values have again been much higher (38 kJ/kg) compared to the actual metallic crash structures (Toksoy, 2009). The feasibility of GFRP impact structures manufactured by UV-pultrusion

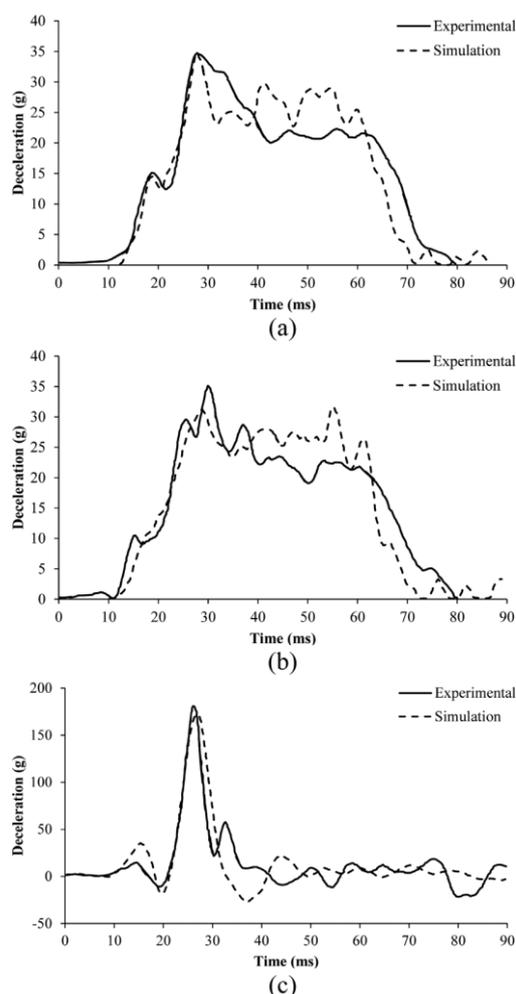


Figure 14. Experimental and numerical results of acceleration-time curves: (a) Accelerations in the CG of the vehicle; (b) Accelerations in the composite impact structure; (c) Accelerations in the steel crash box.

process for energy absorption applications in vehicles has been demonstrated experimentally. Furthermore, due to the high production capacity of this new manufacturing process, cost-effective composite impact structures for mass-produced cars may be feasible.

Finally, a multimaterial numerical model as design tool for crashworthiness applications has been validated. The qualitative and quantitative results have demonstrated that the behaviour of composite components in a crash scenario can be predicted accurately.

ACKNOWLEDGEMENT—The authors would like to acknowledge the European Commission that co-funded the OPTIBODY project through the FP7-TRANSPORT program (Project reference 266222).

REFERENCES

- Abdewi, E. F., Sulaiman, S., Hamouda, A. M. S. and Mahdi, E. (2008). Quasi-static axial and lateral crushing of radial corrugated composite tubes. *Thin-Walled Structures* **46**, 3, 320–332.
- Bader, M. G. (2002). Selection of composite materials and manufacturing routes for cost-effective performance. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **33**, 7, 913–934.
- Bolukbasi, A. O. and Laananen, D. H. (1995). Energy absorption in composite stiffeners. *Composites* **26**, 4, 291–301.
- Britnell, D., Tucker, N., Smith, G and Wong, S. (2003). Bent pultrusion—a method for the manufacture of pultrudate with controlled variation in curvature. *J. Material Processing Technology* **138**, 1, 311–315.
- Chen, D. Y., Wang, L. M., Wang, C. Z., Yuan, L. K., Zhang, T. Y. and Zhang, Z. Z. (2015). Finite element based improvement of a light truck design to optimize crashworthiness. *Int. J. Automotive Technology* **16**, 1, 39–49.
- Esnaola, A., Ulacia, I., Aretxabaleta, L., Aurrekoetxea, J. and Gallego, I. (2015). Quasi-static crush energy absorption capability of E-glass/polyester and hybrid E-glass–basalt/polyester composite structures. *Materials & Design*, **76**, 18–25.
- Esnaola, A., Tena, I., Aurrekoetxea, J., Gallego, I. and Ulacia, I. (2016). Effect of fibre volume fraction on energy absorption capabilities of E-glass/polyester automotive crash structures. *Composites Part B: Engineering*, **85**, 1–7.
- Farley, G. (1983). Energy absorption of composite materials. *J. Composite Materials* **17**, 3, 267–279.
- Feraboli, F., Wade, B., Deleo, F. and Rassaian, M. (2009). Crush energy absorption of composite channel section specimens. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **40**, 8, 1248–1256.
- Feraboli, F., Wade, B., Deleo, F., Rassaian, M., Higgins, M. and Byar, A. (2011). LS-DYNA MAT54 modeling of the axial crushing of a composite tape sinusoidal specimen. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **42**, 11, 1809–1825.
- Grauers, L., Olsson, R. and Gutkin, R. (2014). Energy absorption and damage mechanisms in progressive crushing of corrugated NCF laminates: Fractographic analysis. *Composite Structures*, **110**, 110–117.
- Han, M. S., Min, B. S. and Cho, J. U. (2014). Fracture properties of aluminum foam crash box. *Int. J. Automotive Technology* **15**, 6, 945–951.
- Hull, D. (1991). A unified approach to progressive crushing of fibre-reinforced composite tubes. *Composite Science and Technology* **40**, 4, 376–421.
- Jackson, A., Dutton, S., Gunnion, A. J. and Kelly, D. (2011). Investigation into laminate design of open carbon-fibre/epoxy sections by quasi-static and dynamic crushing. *Composite Structures* **93**, 10, 2646–2654.
- Joosten, M. W., Dutton, S., Kelly, D. and Thomson, R. (2011). Experimental and numerical investigation of the crushing response of an open section composite energy absorbing element. *Composite Structures* **93**, 2, 682–689.
- Kakogiannis, D., Chung Kim Yuen, S., Palanivelu, S., Van Hemelrijck, D., Van Paepegem, W., Wastiels, J., Vantomme, J. and Nurick, G. (2013). Response of pultruded composite tubes subjected to dynamic and impulsive axial loading. *Composites Part B: Engineering*, **55**, 537–547.
- Lackey, E., Vaughan, J. and Patki, R. (2003). Enhanced pultrusion using photocure to supplement standard thermal cure. *Proc. Convention and Trade Show Composites Fabricators Association*. California, USA.
- McGregor, C., Vaziri, R. and Xiao, X. (2010). Finite element modelling of the progressive crushing of braided composite tubes under axial impact. *Int. J. Impact Engineering* **37**, 6, 662–672.
- Nguyen, P. T. L., Lee, J. Y., Yim, H. J., Lee, S. B. and Heo, S. J. (2015). Analysis of vehicle structural performance during small-overlap frontal impact. *Int. J. Automotive Technology* **16**, 5, 799–805.
- Palanivelu, S., Van Paepegem, W., Degrieck, J., Kakogiannis, D., Van Ackeren, J., Van Hemelrijck, D., Wastiels, J. and Vantomme, J. (2010). Comparative study of the quasistatic energy absorption of small-scale composite tubes with different geometrical shapes for use in sacrificial cladding structures. *Polymer Testing* **29**, 3, 381–396.
- Palanivelu, S., Van Paepegem, W., Degrieck, J., Van Ackeren, J., Kakogiannis, D., Wastiels, J., Van Hemelrijck, D. and Vantomme, J. (2010). Parametric study of crushing parameters and failure patterns of pultruded composite tubes using cohesive elements and seam: Part II – Multiple delaminations and initial geometric imperfections. *Polymer Testing* **29**, 7, 803–814.
- Palanivelu, S., Paepegem, W. V., Degrieck, J., Vantomme,

- J., Kakogiannis, D., Ackeren, J. V., Hemelrijck, D. V. and Wastiels, J. (2011). Crushing and energy absorption performance of different geometrical shapes of small-scale glass/polyester composite tubes under quasi-static loading conditions. *Composite Structures* **93**, **2**, 992–1007.
- Siromani, D., Awerbuch, J. and Tan, T. M. (2014). Finite element modelling of the crushing behaviour of thin-walled CFRP tubes under axial compression. *Composites Part B: Engineering*, **64**, 50–58.
- Sokolinsky, V. S., Idermuehle, K. C. and Hurtado, J. A. (2011). Numerical simulation of the crushing process of a corrugated composite plate. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **42**, **9**, 1119–1126.
- Suratno, B. R., Ye, L. and Mai, Y. (1998). Simulation of temperature and curing profiles in pultruded composite rods. *Composites Science and Technology* **58**, **2**, 191–197.
- Tanik, E. and Parlaktas, V. (2015). Design of a very light L7e electric vehicle prototype. *Int. J. Automotive Technology* **16**, **6**, 997–1005.
- Tena, I., Esnaola, A., Sarrionandia, M., Ulacia, I., Torre, J. and Aurrekoetxea, J. (2015). Out of die ultraviolet cured pultrusion for automotive crash structures. *Composites Part B: Engineering*, **79**, 209–216.
- Thornton, P. (1979). Energy absorption in composite structures. *J. Composite Materials* **13**, **3**, 247–262.
- Thornton, P., Harwood, J. and Beardmore, P. (1985). Fiber-reinforced plastic composites for energy absorption purposes. *Composites Science and Technology* **24**, **4**, 275–298.
- Toksoy, A. K. (2009). *Optimization of the Axial Crushing Behavior of Closed-cell Aluminum Foam Filled Welded 1050 Al Square-Cross Section Crash Boxes*. Ph. D. Dissertation. İzmir Institute of Technology.

