

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



**“CARACTERIZACIÓN EXPERIMENTAL DEL EFECTO DE LA TASA
DE DEFORMACIÓN EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE
UN COMPUESTO TERMOPLÁSTICO”**

POR

CAROLINA RAMÍREZ MONTES

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN INGENIERÍA
AERONÁUTICA CON ORIENTACIÓN EN MATERIALES**

NOVIEMBRE, 2017

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“CARACTERIZACIÓN EXPERIMENTAL DEL EFECTO DE LA TASA
DE DEFORMACIÓN EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE
UN COMPUESTO TERMOPLÁSTICO”**

POR

CAROLINA RAMÍREZ MONTES

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN INGENIERÍA
AERONÁUTICA CON ORIENTACIÓN EN MATERIALES**

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN, MÉXICO NOVIEMBRE 2017

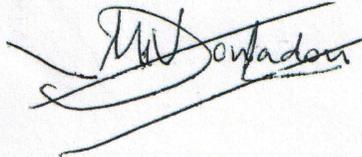
UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis **“CARACTERIZACIÓN EXPERIMENTAL DEL EFECTO DE LA TASA DE DEFORMACIÓN EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UN COMPUESTO TERMOPLÁSTICO”** realizada por la alumna Carolina Ramírez Montes, con número de matrícula 1831366, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestría en Ingeniería Aeronáutica con orientación en Materiales.

El Comité de Tesis



Dra. Citlalli Gaona Tiburcio
Director

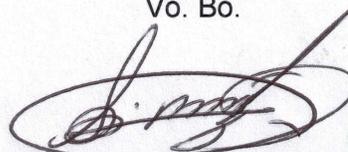


Prof. Dr. Mauricio V. Donadon
Revisor



Dr. Facundo Almeraya C.
Revisor

Vo. Bo.



Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado



San Nicolás de los Garza, Nuevo León, “[NOVIEMBRE 2017]”

AGRADECIMIENTOS

Quiero agradecer principalmente a Dios, quien me regalo la vida y me acompaña en cada paso que doy, permitiéndome vivir una de las experiencias más gratificantes no sólo a nivel profesional sino personal; a mi familia, quienes me han apoyado en cada decisión que he tomado; a la Dra. Citlalli Gaona Tiburcio, al Dr. José Ángel Cabral, al Dr. Martín Castillo y todo el equipo que conforma el CIIA, por su guía, colaboración, apoyo y enseñanzas, todo en aras de mi desarrollo profesional; a CONACyT por los recursos otorgados y hacer todo esto posible; a todos mis compañeros y amigos que me brindaron la mano en este trayecto, mis Colombianos, sin importar dónde estén, quienes me demostraron porque somos un país alegre y solidario, y mis Mexicanos, quienes me abrieron las puertas de sus hogares y compartieron su hermosa cultura; y, en especial mención, al Profesor Mauricio Vicente Donadon y todo su equipo de trabajo en el ITA en especial a Vitor Reis y sus compañeros en el IPT en Brasil. Infinitas gracias por guiarme en la última etapa de realización de mi Maestría y permitirme vivir excelentes experiencias junto a gente excepcional que nunca olvidaré. Citando a la Dra. Citlalli "el conocimiento y la experiencia adquiridos por la alumna al trabajar con el Prof. Donadon son sumamente valiosos para su formación y crecimiento profesional" y personal.

A mi familia, Jaime, Gloria, Paula y Milena, quienes, sin importar que, siempre me cuidan y apoyan, en especial a Milena quién un día me dijo “...y por qué no recuerda que era lo que quería hacer en un principio”.

CONTENTS

RESUMEN	1
ABSTRACT	2
CAPÍTULO I – INTRODUCCIÓN	3
1.1 HIPÓTESIS.....	5
1.2 OBJETIVO GENERAL	5
1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	6
CAPÍTULO II – ESTADO DEL ARTE	7
2.1 MATERIALES COMPUESTOS.....	7
2.1.1 Compuestos reforzados con fibras - Generalidades	9
2.1.2 Material de las fibras	10
2.1.3 Orientación de las fibras y secuencia de apilamiento.....	16
2.1.4 Material para la matriz.....	20
2.1.5 Interfase Fibra – Matriz	28
2.1.6 Comportamiento de los compuestos poliméricos reforzados con fibra sometidos a compresión	29
2.2 CARACTERIZACIÓN DE UN MATERIAL A ALTAS TASA DE DEFORMACIÓN	45
2.2.1 Efectos de prueba a altas tasas de deformación	46
2.2.2 Pruebas de compresión a altas tasas de deformación mediante <i>Split Hopkinson Pressure Bar</i> (SHPB).....	50
2.2.3 Pruebas <i>Split Hopkinson Pressure Bar</i> (SHPB) de materiales blandos	59
CAPÍTULO III – METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	61
3.1 MATERIALES UTILIZADO	61
3.2 PRUEBAS CUASI-ESTÁTICAS.....	62
3.3 PRUEBAS DINÁMICAS.....	65
3.3.1 Correlación digital de Imagen - <i>DIC</i>	68
3.4 OBSERVACIÓN FRACTOGRAFICA	70
CAPÍTULO IV – RESULTADOS	72
4.1 PRELIMINARES	72

4.2	COMPUESTO DE MATRIZ PPS REFORZADO CON FIBRA DE CARBONO (PPSCFC)	74
4.2.1	Ensayos cuasi-estáticos.....	74
4.2.2	Ensayos dinámicos	76
4.2.3	Comparación de las propiedades mecánicas de acuerdo a la tasa de deformación aplicada.....	86
4.3	COMPUESTO DE MATRIZ PPS REFORZADO CON FIBRA DE VIDRIO (PPSGFC).....	89
4.3.1	Ensayos cuasi-estáticos.....	89
4.3.2	Ensayos dinámicos	93
4.3.3	Comparación de las propiedades mecánicas de acuerdo a la tasa de deformación aplicada.....	101
	CAPÍTULO V – CONCLUSIONES	105
	LISTA DE FIGURAS	108
	LISTA DE TABLAS	113
	BIBLIOGRAFÍA	115

RESUMEN

Los materiales compuestos se han aplicado en estructuras de alto desempeño, como estructuras aeroespaciales (estabilizadores, ala y fuselaje), que requieren ser lo suficientemente ligeras y resistentes para soportar grandes cargas. Mejoras en las fibras y materiales para la matriz (polímeros termoestables y termoplásticos), han dado como resultado compuestos poliméricos reforzados con fibras (FRP) con propiedades mecánicas mejoradas requeridas para estructuras primarias [1], [2]. Estas estructuras pueden estar sometidas, en operación, a cargas dinámicas que generan altas tasas de deformación (impacto de objetos externos, impacto de proyectiles y ondas de choque) y las propiedades mecánicas son significativamente afectadas por estas condiciones de carga [3]. Lo anterior quiere decir que el diseño confiable de componentes fabricados con materiales compuestos requiere las características detalladas de los materiales a altas tasas de deformación, sin embargo debido a la falta de información, propiedades estáticas son utilizadas en la selección de material y el proceso de diseño de la parte, lo cual puede producir peso de diseño excesivo o causar fallas inexplicables y fuera de tiempo [4], [5]. En respuesta a esta necesidad y tomando en cuenta que los compuestos termoplásticos reforzados con fibras (TFR) presentan varios beneficios en comparación con materiales termoestables [1] y han sido menos estudiados, el presente trabajo se enfoca en la caracterización experimental del efecto de la tasa de deformación en el comportamiento mecánico de un compuesto TFR con matriz de sulfuro de polifenileno y refuerzo de fibra tejida (fibra de carbono y de vidrio) bajo carga de compresión utilizando un máquina *Split Hopkinson Pressure Bar* (SHPB) y un máquina universal de ensayo electro-mecánica, respectivamente. Las propiedades mecánicas dinámicas del material a diferentes tasas de deformación son comparadas con los resultados de pruebas cuasi-estáticas utilizando probetas con la misma geometría y lote de material. Un sistema de imagen de alta velocidad es utilizado para monitorear el proceso de falla durante las pruebas y se realiza análisis fractográfico.

ABSTRACT

Composite materials have gained popularity in high performance structures that need to be lightweight and strong enough to take high loads such as aerospace structures (tails, wings and fuselages). Improved fibers and matrix materials (thermosets and thermoplastics) have been developed, resulting in fiber reinforced polymer (FRP) composites with enhanced mechanical properties to be use in primary structures [1], [2]. A key factor for the application of these materials is their strength at high strain rate due to the structures are subjected to dynamic loads such as impact with foreign bodies, projectile impacts and shock waves, and the mechanical properties are significantly affected for these loading conditions [3]. This means that reliable design of the composite components requires the detailed characteristics of the materials at high strain rates, however because of the unavailability of dynamic properties, static properties are used in material selection and design, which can produce excessive design weight or cause unexplained and untimely failure [4], [5].

In respond to the necessity mentioned above and taking into account that thermoplastics fiber-reinforced (TFR) composites present several benefits over thermoset materials [1] and have been less studied, the present work focuses on experimental characterization of the strain rate effect on the mechanical behavior of woven polyphenylene sulfide (PPS) TFR composites (carbon and glass fiber) under compression loading using a Split Hopkinson Pressure Bar apparatus and an electro-mechanic universal testing machine for dynamic and quasi-static tests, respectively. Dynamic ultimate strength, failure strain, Young Modulus and stress-strain curve of the material under different high strain rates are compared with quasi-static test results using the same specimen geometry and batch. High speed imaging system is used to monitor the failure process during the test and fractography analysis is performed. The data base of the properties generated can be taking account for the right design and simulation of new parts and the prediction for those that are already in use.

CAPÍTULO I – INTRODUCCIÓN

Un material compuesto es la combinación de dos o más constituyentes distintos que presentan comportamiento macroscópico diferente y una interface diferenciable (a nivel microscópico) entre cada constituyente, su principal objetivo es obtener la combinación de propiedades que no es posible obtener en los materiales originales [6]. Los materiales compuestos naturales se han utilizado en aeronaves desde el primer vuelo del Flyer 1 de los hermanos Wright en 1903 hasta los materiales compuestos modernos diseñados por el hombre (Ingenieriles) utilizados en aeronaves militares y civiles, vehículos aéreos no tripulados (UAVs), transbordadores espaciales y satélites [1] Para el 2005, más del 35% de las aeronaves nuevas fueron construidas con materiales compuestos ingenieriles [7].

Los compuestos poliméricos reforzados con fibras (FRP) son el tipo más comúnmente utilizado en aplicaciones estructurales ofreciendo pieles lisas y la habilidad de conformar fácilmente estructuras curvas y aerodinámicas (mejorando aspectos aerodinámicos), mezclado con baja densidad y muy buenas propiedades mecánicas (elevada resistencia específica y rigidez específica, buena resistencia a la corrosión y propiedades de fatiga mejoradas), lo que incrementa la eficiencia operacional [3], [7]. Estos materiales están compuestos de fibras, miles de filamentos con diámetro de 5-15 micrómetros hechos de vidrio, Kevlar, carbono, boro o carburo de silicio; embebidas en una matriz polimérica (resinas termoplásticas o termoestables), la cual protege la superficie del material contra abrasión o ataques químicos y actúa como aglutinante para las fibras de refuerzo, que soporta mecánicamente. La fibra de vidrio y la de carbono son los refuerzos más utilizados en la construcción de aeronaves [2], [7], mientras que los polímeros termoestables son los más utilizados como materiales de matriz para compuestos avanzados. Específicamente en aplicaciones aeroespaciales los aplicados son las resinas epóxicas [7], [8], sin embargo, en la pasada década el uso de polímeros termoplásticos ha incrementado a escala tal de ser considerada “de gran

volumen” debido a las ventajas observadas de estos materiales sobre los compuestos termoestables, tales como, fabricación rápida de bajo costo con bajos tiempos de ciclo que permiten grandes volúmenes de producción, capacidad de complejas geometrías mediante un proceso de moldeo por inyección, capacidad de ser re-moldeado y/o re-trabajo, reciclabilidad, mayor tolerancia al daño (resistencia al impacto), buena resistencia al humo/llama/toxicidad, capacidad de almacenamiento a temperatura ambiente, vida casi infinita a temperatura ambiente, buena resistencia química y a la humedad, bajo contenido de defectos y capacidad de ser soldado por fusión y eliminar el uso de sujetadores. Los compuestos termoplásticos han sido aplicados para la construcción de partes como cubierta del soporte del motor, borde de ataque del ala o la estructura de la puerta de un avión, utilizando matriz de sulfuro de polifenileno (PPS) y refuerzo de fibra de vidrio o fibra de carbono, entre otros [1], [9]–[12].

Durante servicio, muchas de estas estructuras están sujetas a cargas dinámicas como impacto con cuerpos extraños, impacto de proyectil y ondas de choque, generando cargas de corta duración a tasas de deformación del rango de los cientos o miles por segundo. En ausencia de conocimiento total de los efectos de la tasa de deformación, diseñadores usualmente recurren a datos cuasi-estáticos para aplicaciones dinámicas, lo que puede generar estimaciones conservativas o causas inexplicables de fallos o fallos fuera de tiempo. Es más, el desarrollo de ecuaciones constitutivas para el material compuesto utilizado en las estructuras sujetas a cargas dinámicas y el poder predecir su desempeño utilizando modelado de elementos finitos (FEM) requiere el conocimiento base de cómo la resistencia del material, el proceso de deformación y el modo de fallo varían según la tasa de la carga aplicada, por lo que es esencial caracterizar la respuesta del material a cargas con altas tasas de deformación [3]–[5], [13]. De acuerdo a lo anterior se han realizado varios esfuerzos para determinar el comportamiento de las propiedades mecánicas de los compuestos FRP bajo condiciones de alta tasa de deformación y su relación con la configuración del material (tipo de resina y tipo, longitud, concentración y

orientación de las fibras), utilizando diferentes técnicas para alcanzar diferentes tasas de deformación, sin embargo, la mayoría de los estudios reportados en la literatura abierta se han enfocado a compuestos termoestables, especialmente matrices epoxi y poliéster reforzadas con fibra de vidrio o carbono, con pocas investigaciones enfocadas en compuestos termoplásticos [4], [14]–[16]. Los reportes encontrados al respecto se enfocan en poliamida-6 (Nylon), polipropileno (PP) y polieteretercetona (PEEK) [13], [17]–[24].

Tomando en cuenta todo lo anterior, el presente trabajo pretende realizar una caracterización experimental del comportamiento mecánico de un material compuesto termoplástico con matriz de sulfuro de polifenileno (PPS) y refuerzo de fibra de vidrio y de fibra de carbono bajo carga de compresión. Pruebas dinámicas y cuasi-estáticas se realizaron utilizando una máquina de pruebas tipo *Split Hopkinson Pressure Bar* y una máquina universal de ensayos electromecánica, respectivamente. Se comparan el esfuerzo último, deformación de falla y módulo de elasticidad de los materiales a diferentes tasas de deformación y se utiliza un sistema de imagen de alta velocidad para monitorear el proceso de falla durante las pruebas. Adicionalmente se realiza un análisis fractográfico para identificar y comprender la influencia de la tasa de deformación en el mecanismo de fallo de los materiales.

1.1 HIPÓTESIS

Las propiedades mecánicas del material compuesto termoplástico PPS con refuerzo con fibra de vidrio y del compuesto termoplástico PPS reforzado con fibra de carbono se incrementan a medida que se incrementa la tasa de deformación a la cual se la aplica la carga de compresión.

1.2 OBJETIVO GENERAL

Caracterizar experimentalmente el efecto de la tasa de deformación en las propiedades mecánicas de un material compuesto termoplástico de matriz de sulfuro de polifenileno y refuerzo con fibra de vidrio y fibra de carbono.

1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Realizar pruebas cuasi-estáticas para el compuesto PPS reforzado con fibra de vidrio y con fibra de carbono para tres tasas de deformación.
- Realizar pruebas dinámicas para el compuesto PPS reforzado con fibra de vidrio y con fibra de carbono para dos tasas de deformación.
- Procesar los resultados obtenidos y construir los diagramas esfuerzo deformación para cada tasa de deformación obteniendo esfuerzo último, deformación al esfuerzo último y módulo de elasticidad.
- Comparar los resultados obtenidos en ambos regímenes y determinar la tendencia del comportamiento de las propiedades mecánicas de cada material.
- Realizar correlación de imagen digital para el proceso de deformación de las pruebas dinámicas y construir las gráficas esfuerzo deformación para los materiales.
- Comparar el comportamiento de la deformación de las pruebas dinámicas medida con el equipo de la máquina de ensayos y la correlación de imagen digital.
- Determinar el mecanismo predominante de falla durante las pruebas y los modos de falla presentes post-falla para cada material.

CAPÍTULO II – ESTADO DEL ARTE

2.1 MATERIALES COMPUESTOS

El material es el elemento básico de todas las estructuras naturales y fabricadas por el hombre, en otras palabras materializa la concepción estructural. El proceso tecnológico está asociado con la mejora continua de las propiedades de materiales existentes y el desarrollo de nuevos. Generalmente, los nuevos materiales emergen de la necesidad de mejorar el comportamiento y eficiencia de la estructura, y a su vez, nuevos materiales brindan oportunidades para desarrollar estructuras y tecnologías actualizadas. Un ejemplo claro de este proceso que interrelaciona el desarrollo de materiales, estructura y tecnología es la evolución de los materiales compuestos [25].

Un material compuesto es aquel que presenta dos o más componentes con diferentes propiedades y bordes distinguibles entre ellos (interfases), el cual presenta propiedades superiores a las de los materiales de los que está hecho individualmente. Uno de los constituyentes se denomina refuerzo y está embebido en otro denominado matriz. El material del refuerzo puede estar en forma de fibras o partículas, mientras que el material de la matriz suele ser continuo. En la naturaleza se pueden encontrar varios ejemplos de este tipo de materiales como la madera, el bambú, el hueso o el tejido muscular, sin embargo, el hombre ha fabricado varios a través de la historia. Algunos de los registros más antiguos del uso de materiales compuestos fabricados por los hombres datan de los egipcios, a quienes se les atribuye el desarrollo de la madera contrachapada, el papel maché y el uso de paja en barro para reforzar los ladrillos. Del mismo modo, en las antiguas civilizaciones Inca y Maya se utilizaron fibras vegetales para fortalecer ladrillos y cerámica. Espadas y armaduras fueron chapadas para incrementar su resistencia en tiempos medievales, por ejemplo la espada Samurái era fabricada plegando y remodelando repetidas veces para formar un compuesto multicapa de acero y hierro suave. Los esquimales utilizan musgo para fortalecer el hielo en la

construcción de iglús, entre otros ejemplos [6], [26]–[28]. Compuestos modernos fueron desarrollados en la década de 1930 cuando la fibra de vidrio se utilizó como refuerzo de resinas y se aplicó para la construcción de botes y aeronaves. Desde la década de 1970, la aplicación de los compuestos se ha incrementado ampliamente debido al desarrollo de nuevas fibras como carbón, boro y aramidas, y nuevos sistemas compuestos con matrices metálicas y cerámicas, todo con el fin de mejorar la relación resistencia-peso y rigidez-peso, entre otras, importantes en aplicaciones de alto desempeño sensibles al peso como estructuras de aeronaves, vehículos espaciales, automóviles y equipo deportivo [6], [28], [29].

Los materiales compuestos se pueden clasificar de acuerdo al tipo de refuerzo utilizado en dos tipos: compuestos fibrosos y compuestos particulados. Los compuestos particulados se caracterizan por estar conformados por partículas suspendidas en una matriz, las partículas pueden tener virtualmente cualquier forma, tamaño y configuración, y se pueden encontrar de dos tipos: *flake* (geometrías con relación de área plana/espesor grande), y *filled/skeletal* (un esqueleto continuo de un material relleno por un segundo material). Los compuestos particulados pueden ser utilizados en aplicaciones donde la resistencia no sea lo más importante. Los compuestos fibrosos están compuestos por fibras, continuas (largas) o cortadas (*whiskers*), suspendidas en una matriz. La rigidez y resistencia de este tipo de compuestos proviene de las fibras que son más rígidas y resistentes que el mismo material en forma de un cuerpo con mayor volumen, esto debido a que al ser el diámetro de las fibras tan pequeño hay poca probabilidad de encontrar defectos y se puede orientar la estructura molecular o cristalográfica de la fibra [6], [29]–[31].

Adicionalmente, los compuestos también se clasifican según al tipo de material que se utilice en la matriz, estos pueden ser: polímeros, metales, cerámicos o carbono.

El presente trabajo trata sobre materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibra continua por lo cual se profundizará en este tipo.

2.1.1 Compuestos reforzados con fibras - Generalidades

Los materiales compuestos reforzados con fibras consisten en fibras con gran resistencia y módulo, embebidas o depositadas en una matriz, generalmente menos resistente, con interfaces distinguibles entre ellos. De acuerdo a esto, fibras y matriz retienen su identidad física y química, y producen una combinación de propiedades que no pueden presentar por separado. En términos generales, las fibras son las encargadas de soportar la carga, mientras que la matriz permite que las fibras se mantengan en la ubicación y orientación deseada, actúa como puente para la transferencia de cargas entre las fibras, y las protege del ambiente por ejemplo del efecto nocivo de altas temperaturas y humedad. La transferencia de carga entre la matriz y las fibras se da a través de esfuerzos cortantes.

Las principales fibras utilizadas son de varios tipos de vidrio, carbono y Kevlar. Fibras de otros materiales como boro, carburo de silicio y oxido de aluminio se utilizan en cantidades limitadas. Las fibras pueden ser todas del mismo material o mezcladas (híbridos).

La forma más común en que los compuestos reforzados con fibra son utilizados en aplicaciones estructurales se denomina laminado, el cual se fabrica apilando capas delgadas de fibra y matriz (*lamina* o *ply*) hasta obtener el espesor deseado. La orientación de las fibras en cada capa y la secuencia de apilamiento de varias capas son controladas para generar un amplio rango de propiedades físicas y mecánicas. Dichas propiedades de los compuestos reforzados por fibras también dependen de las propiedades, geometría y concentración de los constituyentes. Los valores máximos de las propiedades mecánicas de un compuesto se alcanzan cuando todas las fibras están alineadas a lo largo de la dirección de la carga principal aplicada. Sin embargo, esto genera que el material presente las propiedades más bajas para cargas perpendiculares a la dirección de la fibra, por lo que este comportamiento anisotrópico (propiedades diferentes en todas las direcciones) del material debe ser tomado en cuenta al usar el material. Varias arquitecturas del laminado pueden realizarse para generar un comportamiento isotrópico (propiedades

iguales en todas las direcciones) en un plano cuando la aplicación lo requiera [2], [6], [27], [30], o un comportamiento ortotrópico (presenta tres planos ortogonales de simetría de las propiedades del material). La adherencia entre las fibras y la matriz creada durante el proceso de fabricación del material también influye en las propiedades mecánicas del compuesto [26].

2.1.2 Material de las fibras

Las fibras son el principal constituyente en compuestos reforzados con fibras. Ocupan la mayor fracción de volumen en el laminado compuesto y comparten la mayor proporción de carga actuando sobre el compuesto [2]. Como se mencionó anteriormente las fibras se fabrican de diferentes materiales, cada material presenta diferentes propiedades que determinarán el comportamiento de la estructura. A continuación se detallan las características de los materiales más utilizados, haciendo especial énfasis en la fibra de vidrio y la fibra de carbono, los cuales se estudian en el presente trabajo.

Fibra de vidrio

[2], [28], [32], [33]

El uso del vidrio en forma de fibra data del siglo XVII cuando fue utilizado en Venecia para prendas de vestir. Sin embargo, fibra de vidrio comercial se volvió realidad en 1939 gracias al esfuerzo conjunto de las empresas Owen-Illinois y Corning Glass Work que dió origen a Owens-Corning Fiberglass Corporation. El desarrollo de la fibra de vidrio a escala comercial permitió el desarrollo de los compuestos de matriz orgánica (polímeros y carbono) por lo que es la fibra de refuerzo más común.

Las principales ventajas de la fibra de vidrio son su bajo costo, alta resistencia a la tensión, alta resistencia química y excelentes propiedades aislantes. Las desventajas son el relativamente bajo módulo de elasticidad y gran densidad (en comparación con otras fibras), sensibilidad a la abrasión durante la manipulación (lo que disminuye la resistencia a la tensión), la relativamente baja

resistencia a la fatiga y la alta dureza (que causa desgaste excesivo en herramientas de conformado y de corte).

La resistencia a la tensión promedio de fibras de vidrio recién extraídas puede exceder 3,45 GPa (500000 psi). Sin embargo, daño superficial (defectos) producido por abrasión, debido al contacto una contra otra o con las herramientas de conformado, tiende a reducir este valor a un rango entre 1,72 y 2,07 GPa (250000-300000 psi). La degradación de la resistencia incrementa a medida que los defectos superficiales crecen bajo cargas cíclicas, lo cual es una de las mayores desventajas de usar fibra de vidrio en aplicaciones sometidas a fatiga.

La fibra de vidrio se manufactura mediante co-fusión de sílice con minerales, que contienen los óxidos necesarios para formar una composición dada. La masa fundida es extruida a través de un casquillo de aleación de platino que contiene miles de orificios individuales, cada uno de ellos con un diámetro de 0,793 a 3,75 mm (0,0312 a 0,125 in). Mientras las fibras resultantes están muy viscosas, son estiradas a alta velocidad hasta alcanzar un diámetro fino y se solidifican. El rango de diámetro de los filamentos es de 3 a 20 μm (118 a 787 μin). Se aplica un recubrimiento protector (*size*) en cada filamento el cual está constituido por lubricantes (que previenen la abrasión entre filamentos), agentes antiestáticos (que reducen la fricción estática entre filamentos), y un aglutinante. Los filamentos individuales son combinados para formar hilos multifilamentos (fibras), los cuales son enrollados mecánicamente. El recubrimiento también puede contener un pequeño porcentaje de agentes de acoplamiento que faciliten la adhesión entre las fibras y la matriz.

Se producen varias composiciones de vidrio dependiendo de las propiedades deseadas en las fibras resultantes. Las más comúnmente aplicadas se especifican en la Tabla 1.

Tabla 1. Composiciones para las fibras de vidrio (% peso) [32]

Componentes	Grado del vidrio			
	A (alcalino, high alkali)	C (químico, chemical)	E (eléctrico, electrical)	S (resistente, high strength)
Óxido de silicio	72,0	64,6	54,3	64,2
Óxido de aluminio	0,6	4,1	15,2	24,8
Óxido ferroso	-	-	-	0,21
Óxido de calcio	10,0	13,2	17,2	0,01
Óxido de magnesio	2,5	3,3	4,7	10,27
Óxido de sodio	14,2	7,7	0,6	0,27
Óxido de potasio	-	1,7	-	-
Óxido de boro	-	4,7	8,0	0,01
Óxido de bario	-	0,9	-	0,2
Miscelaneo	0,7	-	-	-

El vidrio-A (*A-glass*) es el vidrio altamente alcalino o vidrio soda, las fibras se utilizan en aplicaciones donde se requiere buena resistencia química. El vidrio-C (*C-glass*) fabricado a base de boro silicato de sosa ofrece excelente resistencia química. El vidrio-E (*E-glass*), bajamente alcalino, basado en boro silicato de aluminio, posee excelentes propiedades de aislamiento eléctrico y es el más económico de los materiales para fibras de refuerzo, por lo que es el más utilizado en los materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibra. El vidrio-S (*S-glass*) está compuesto de magnesio y silicato de aluminio, lo que lo hace más costoso que el vidrio-E. Originalmente fue desarrollado para componentes aeronáuticos y cubiertas de misiles por lo que presenta una mejora casi del 40% en la resistencia a la tracción sobre el vidrio-E. Una versión más económica del vidrio-S, denominada vidrio-S-2 es manufacturada con especificaciones no-militares menos estrictas y su resistencia a la tracción y módulo de elasticidad son similares a los del vidrio-S.

La adición del óxido de boro y del óxido de aluminio se realiza para modificar la estructura de la red de sílice y para mejorar su manipulación. El bajo contenido de óxido de sodio y óxido de potasio en las fibras de vidrio-E y vidrio-S, les atribuye mejor resistencia a la corrosión en presencia de agua y mayor resistividad superficial. La estructura interna de las fibras de vidrio es una red

tridimensional larga de sílice, oxígeno y otros átomos en un arreglo aleatorio. Así, las fibras de vidrio son amorfas (no-cristalinas) e isotrópicas.

Comercialmente, la forma más básica de encontrar la fibra de vidrio continua es en hilo (*strand*) de 204 o más filamentos en paralelo. Partiendo de esta forma se pueden encontrar en forma de *roving* (mechas), un grupo de hilos paralelos no torcidos; *chopped strands* (hilos cortados), que se producen cortando hilos continuos en pequeñas longitudes; *milled glass fibers* (fibras de vidrio molidas), las cuales resultan de moler hilos continuos en un molino de martillo; *woven roving* (mechas tejidas), mechas continuas se tejen en dos direcciones mutuamente perpendiculares; y *woven cloth* (tela tejida), donde *strands* continuos entorchados (*yarns*) se tejen en dos direcciones perpendiculares.

Fibra de carbono

[2], [28], [34], [35]

El primer uso comercial de fibras de carbono se atribuye a Thomas Edison por la carbonización de fibras de algodón y bambú para filamentos de lámparas incandescentes. Sin embargo, el uso práctico comercial de las fibras de carbono como refuerzo comenzó a finales de la década de 1950 con la búsqueda de materiales mejorados para cohetes e incrementó rápidamente durante las décadas de 1960 y 1970 cuando los esfuerzos se enfocaron en mejorar su relación rendimiento/precio.

La fibra de carbono está disponible comercialmente con un rango de valores para el módulo de elasticidad comprendido entre 207 GPa (30×10^6 psi) y 1035 GPa (150×10^6 psi). En términos generales, las fibras con bajo módulo tienen baja densidad, mayor resistencia a tensión y compresión, y mayor deformación de falla a tensión que las fibras con mayor módulo. Las ventajas de la fibra de carbono es que presenta alta relación resistencia a la tensión-peso y alta relación módulo de elasticidad en tensión-peso, muy bajo coeficiente de expansión térmica lineal (lo que proporciona estabilidad dimensional), alta resistencia a la fatiga, y alta conductividad térmica. Las desventajas son su baja deformación a la falla, baja resistencia al impacto y alta conductividad térmica.

Las fibras de carbono se fabrican de dos tipos de precursores, poliacrilonitrilo (PAN) y *pitch* (resina), que es un subproducto de la refinación del petróleo o el carbón coque. El precursor más utilizado para aplicaciones en la industria aeronáutica es el PAN y al proceso de fabricación de la fibra de carbono comienza cuando se hilan filamentos en húmedo de una solución de PAN y se estiran a una temperatura elevada durante la cual las cadenas de polímero están alineadas en la dirección del filamento. Los filamentos estirados se calientan entonces en aire a 200°C-300°C durante unas pocas horas generando una transformación en la estructura del PAN, obteniendo más estabilidad y rigidez. A continuación los filamentos de PAN son carbonizados al calentarlos a 1000°C-2000°C en atmósfera inerte. La tensión se mantiene sobre los filamentos para evitar la contracción así como para mejorar la orientación molecular. Con la eliminación de átomos de oxígeno y nitrógeno durante los calentamientos previos, los filamentos ahora contienen principalmente átomos de carbono, dispuestos en patrones de anillos aromáticos en planos paralelos. Sin embargo, los átomos de carbono en los planos vecinos todavía no están perfectamente ordenados, y los filamentos tienen un módulo de elasticidad a tensión relativamente bajo. Los filamentos carbonizados son tratados térmicamente a 2000°C o más y su estructura se vuelve más ordenada, al incrementar la temperatura del tratamiento térmico la estructura cambia hacia una forma grafitica. Los filamentos grafitizados presentan alto módulo de elasticidad a tensión pero la resistencia a la tensión es relativamente baja. Para incrementar esta propiedad los filamentos se someten a un estiramiento en caliente por encima de 2000°C, durante este proceso los planos grafiticos son alineados en la dirección del filamento. Propiedades como la conductividad eléctrica, conductividad térmica, el coeficiente longitudinal de expansión térmica y la resistencia a la oxidación se pueden mejorar controlando la cantidad de cristalinidad y eliminando defectos. Fibras de carbono PAN se clasifican en alta resistencia a la tensión (HT) (como por ejemplo las referencias T-300 y AS-4), alto módulo de elasticidad (HM) y ultra-alto módulo de elasticidad (UHM).

Estructuralmente, las fibras de carbono contienen una mezcla de carbono amorfo y carbono grafitico. Su alto módulo de tracción resulta de la forma grafitica, en la que los átomos de carbono están dispuestos en una estructura cristalográfica de planos o capas paralelos. Debido a que los enlaces químicos entre los átomos de carbono son más fuertes que los enlaces entre capas, las propiedades físicas y mecánicas de la fibra de carbono son altamente anisotropicos.

La fibra de carbono está disponible comercialmente en tres formas básicas, cable (*tow*) largo y continuo, cortada (*chopped*, 6-50 mm long.) y molida (*milled*, 30-3000 μm long.). El cable largo y continuo es un conjunto no torcido de 1000-160000 filamentos paralelos y es utilizado en aplicaciones de alto desempeño, además, puede ser tejido en telas bidimensionales de varios estilos.

Fibras de aramida

[2], [28], [36], [37]

Fibra de aramida es el término genérico para un tipo específico de “fibra de poliamida aromática”, es decir, un compuesto orgánico aromático hecho de carbono, hidrógeno, oxígeno y nitrógeno. Sus ventajas son baja densidad, alta resistencia en tensión, bajo costo y alta resistencia al impacto. Sus desventajas son bajas propiedades a compresión, degradación bajo la luz solar y dificultad para ser cortado o maquinado.

Las fibras de aramida pueden dividirse en dos tipos para-aramidas y meta-aramidas, la diferencia entre ellos es la posición de los enlaces de “cadena extendida” a nivel molecular. Las para-aramidas son las fibras utilizadas en aplicaciones de alto rendimiento como las estructurales, y comercialmente se encuentran disponibles el Kevlar (marca registrada de DuPont), Twaron (marca registrada de Akzo), Technora (marca registrada de Teijin) y Armos (marca registrada de Kaiser VIAM).

La fibra se manufactura haciendo una solución del polímero precursor adecuado y ácidos fuertes como el ácido sulfúrico. La solución es extruida en

cilindros calientes a 200°C, lavada y secada sobre bobinas. La fibra es estirada para incrementar su resistencia y rigidez.

2.1.3 Orientación de las fibras y secuencia de apilamiento

Como ya se mencionó anteriormente, una *lamina* o *ply* es una capa delgada (hoja) de material compuesto que consiste de fibras embebidas en la matriz. Las fibras se pueden utilizar continuas o largas, o discontinuas o cortas para la fabricación de las *laminas*. Las fibras discontinuas pueden utilizarse con orientación unidireccional o aleatoria (Figura 1d y 1e), mientras que las fibras continuas pueden utilizarse con orientación unidireccional (todas las fibras alineadas en una sola dirección), bidireccional (fibras en dos direcciones, comúnmente perpendiculares entre sí), o multidireccional (fibras en más de dos direcciones) (Figura 1a, 1b y 1c) [2], [27], [30].

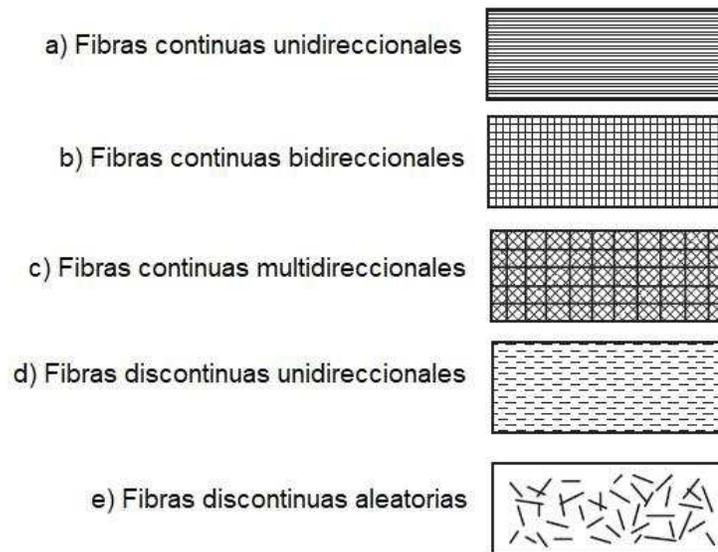


Figura 1. Tipo y orientación de fibras [2]

Las fibras de orientación bi - o multidireccional se obtienen mediante procesos de tejido utilizados en la industria textil. Una lámina con fibras bidireccionales presenta resistencia y módulo variables según la cantidad de fibras en cada

dirección (longitudinal y transversal). Para una lámina balanceada, estas propiedades son las mismas en ambas direcciones [2].

Las fibras tejidas están orientadas a lo largo de dos direcciones perpendiculares, una denominada urdimbre (*warp*, dirección de las fibras longitudinales) y la otra trama (*fill or weft*, dirección de las fibras que se entrelazan encima/debajo de las fibras de urdimbre) (Figura 2). Las fibras se tejen siguiendo patrones fijos, los cuales pueden ser: tejido liso (*plane weave*), en el cual las fibras de urdimbre y trama se entrelazan una a una (Figura 3a); tejido canasta (*basket weave*), donde dos o más fibras de urdimbre están entrelazadas con un grupo de dos o más fibras de trama en un estilo alternante (Figura 3b); y tejido de satén (*satín weave*), el cual se caracteriza porque cada fibra de trama se teje sobre varias fibras de urdimbre y debajo de una. Los tejidos de satén más comunes son: 4HS (*four harness satín weave*), en el cual cada fibra de trama se teje sobre tres fibras de urdimbre luego debajo de una (Figura 3c); 5HS (*five harness satín weave*), en la que se teje por encima de cuatro y debajo de una (Figura 3d); y 8HS (*eighth harness satín*), donde se teje por encima de siete y debajo de una (Figura 3e) [2], [26], [38].

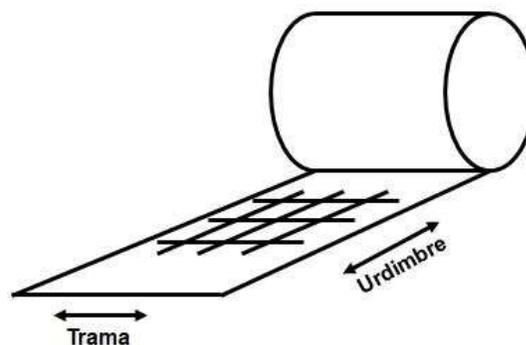


Figura 2. Dirección Urdimbre-Trama en tejidos [2]

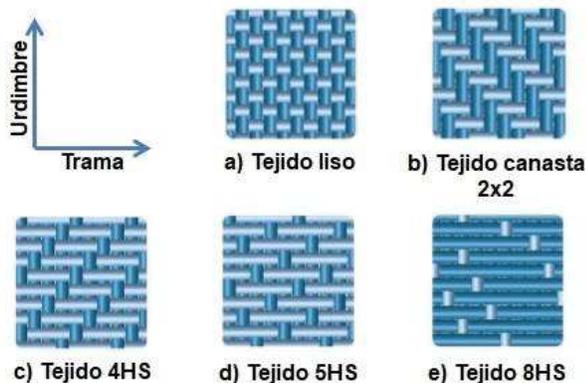


Figura 3. Estilos de tejido comunes [39]

El conjunto de *laminas* apiladas para alcanzar un espesor específico se conoce como laminado (Figura 4). La secuencia de varias orientaciones de *laminas* en un laminado se denomina esquema de laminación o secuencia de apilamiento. Las capas son unidas entre sí usualmente con el mismo material de matriz de la *lamina*. Las propiedades del laminado dependen de la secuencia de apilamiento y las propiedades del material de cada *lamina* individual, por lo que, la principal ventaja de esta forma de conformado de piezas con materiales compuestos es obtener la resistencia y rigidez requerida para la aplicación en la dirección(es) requerida. Sin embargo, debido a la diferencia entre las propiedades del material entre capas, los esfuerzos cortantes generados entre capas, especialmente en los bordes del laminado, pueden causar delaminación y, de igual manera, la diferencia de propiedades entre los materiales de la matriz y el refuerzo, puede generar separación de las fibras [29], [30].

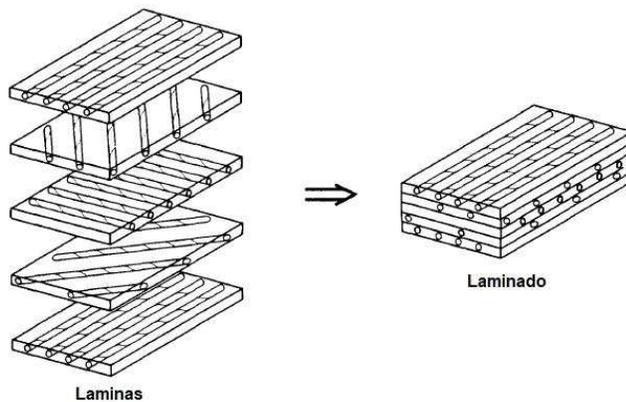


Figura 4. Conformado de un laminado de material compuesto [29]

Comúnmente las secuencias de apilamiento utilizadas para la fabricación de partes estructurales con compuestos reforzados por fibras presentan un plano medio, el cual divide en dos parte iguales el espesor del laminado. Tomando en cuenta este plano se pueden realizar secuencias de apilamiento con diferentes características para obtener comportamientos deseados.

Simetría con respecto al plano medio

Un laminado presenta simetría con respecto al plano medio o es simétrico cuando el orden de las *laminas* en ambos lados, empezando desde el plano medio, es idéntico, es decir, por cada *lamina* encima del plano medio hay una *lamina* idéntica (material, espesor y orientación de las fibras) y a igual distancia debajo del plano medio. Esta característica en la secuencia de apilamiento equilibra los esfuerzos térmicos residuales generados durante la fabricación del laminado y previene deformación indeseada debida a la contracción de cada *lamina* durante el enfriamiento, la cual depende de la orientación de las fibras [2], [26], [28].

Las Tablas 2 y 3 muestran ejemplos de lay-out de dos laminados simétricos, uno presenta el plano medio entre dos láminas, mientras que el otro presenta el plano medio en medio espesor de una lamina.

Tabla 2. Esquema tabulado de laminado con simetría respecto al plano medio ubicado entre laminas [26].

Número de <i>lamina</i>	Orientación	Notación convencional
10	90°	[90/0 ₂ /-45/45] _S
9	0°	
8	0°	
7	(-)45°	
6	(+)45°	
5	(+)45°	
4	(-)45°	
3	0°	
2	0°	
1	90°	

Tabla 3. Esquema tabulado de laminado con simetría respecto al plano medio ubicado en espesor medio de una lamina [26].

Número de lamina	Orientación	Notación convencional
7	0°	[0/45/-45/90] _s
6	(+)45°	
5	(-)45°	
4	90°	
3	(-)45°	
2	(+)45°	
1	0°	

Cuando el laminado está hecho parcial o completamente de capas de fibras tejidas balanceadas, cada lamina tejida es considerada como dos laminas unidireccionales de 0° y 90°, cada una de medio espesor de la lamina tejida, obteniendo un laminado de capas cruzadas (cross-ply laminate) simétrico [26]. Adicionalmente las telas son consideradas balanceadas generalmente cuando la resistencia a la rotura está dentro de un 15% de urdimbre a trama.

2.1.4 Material para la matriz

Los roles de la matriz en un compuesto reforzado por fibras son: (1) mantener las fibras en un lugar, (2) transferir esfuerzos entre las fibras, (3) proveer una barrera de protección contra un ambiente adverso como productos químicos y humedad, y (4) proteger la superficie de las fibras de degradación mecánica (abrasión), sin embargo también ejerce limitantes sobre la fibra y evita que esta exhiba completamente su potencial en términos de las propiedades del laminado. La matriz no tiene mayor injerencia en la capacidad de soportar cargas a tensión de una estructura de compuesto, sin embargo, si tiene mucha influencia en las propiedades del material a compresión y cortante interlaminar y en plano. La matriz provee soporte lateral contra la posibilidad de pandeo de las fibras bajo cargas compresivas, lo cual influye la resistencia en compresión del material [1], [2], [30]. Adicionalmente, la matriz provee la forma final de la estructura, gobierna los parámetros del proceso de manufactura y determina la máxima temperatura de servicio [25], [40].

Como se dijo anteriormente, varios tipos de materiales se pueden usar como matriz en materiales compuestos entre los cuales se encuentran los polímeros. Estos son más comúnmente utilizados en compuestos reforzados con fibras debido a la facilidad de procesamiento en comparación con otros materiales. Matrices metálicas y cerámicas son consideradas para aplicaciones de alta temperatura [2]. El presente trabajo trata sobre compuestos de matriz polimérica, especialmente sobre un polímero termoplástico por lo que se va a centrar la atención en este tipo de materiales.

Matrices poliméricas

Un polímero se define como una molécula de cadena larga que contiene una o más unidades de átomos repetidas, unidas mediante fuertes enlaces covalentes. Un material polimérico (comúnmente llamado plástico) es una colección de un gran número de moléculas de polímero de estructura química similar (pero no longitud igual) usualmente basadas en carbono. La longitud de las cadenas determina una propiedad básica de los polímeros conocida como el peso molecular y puede variar hasta cientos de unidades de longitud. A medida que este incrementa (es decir, las cadenas se vuelven más largas), las propiedades mecánicas mejoran. Se cree que esta mejora es consecuencia de las fuerzas entre cadenas, incluyendo el entrelazamiento de las mismas, que son mayores a medida que las cadenas se hacen más largas; y la resultante resistencia al movimiento, especialmente el deslizamiento de una cadena con respecto a otra. En estado sólido, las moléculas están congeladas en el espacio, ya sea en una forma aleatoria en polímeros amorfos o en una mezcla entre forma aleatoria y ordenada (cadenas plegadas) en polímeros semicristalinos (Figura 5). Las altas fuerzas intermoleculares asociadas con la cristalinidad incrementa la energía requerida para hacer que las moléculas se muevan por lo tanto, la resistencia incrementa, así como la rigidez, la temperatura de uso y la resistencia química comparados con los polímeros amorfos [2], [41].

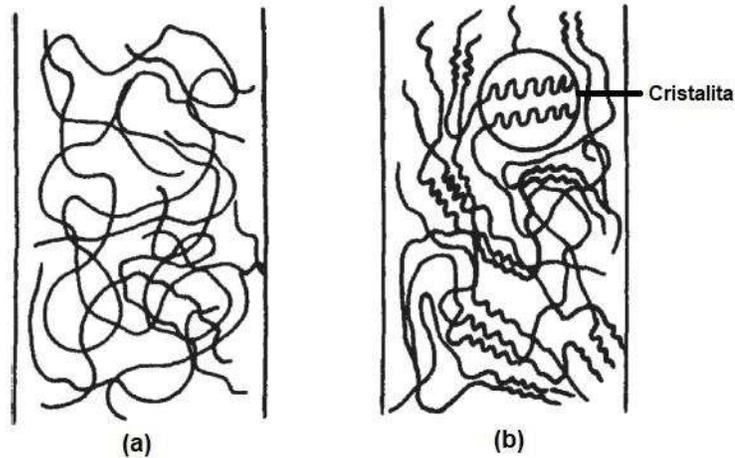


Figura 5. Disposición de las moléculas en (a) polímeros amorfos y (b) polímeros semicristalinos [2].

De acuerdo a los enlaces entre moléculas del polímero, los polímeros se clasifican en dos tipos, los polímeros termoestables y los termoplásticos. En los termoplásticos las moléculas no están unidas químicamente, en su lugar enlaces secundarios débiles o fuerzas intermoleculares, tales como enlaces Van Der Waals y enlaces de hidrógeno conectan las moléculas. En presencia de calor, estos enlaces secundarios en un sólido termoplástico pueden romperse temporalmente y las moléculas se pueden mover o fluir al aplicar presión y cambiar su forma. Al enfriarse, las moléculas pueden ser congeladas en su nueva configuración y los enlaces secundarios son restaurados, dando como resultado un sólido con nueva forma. Así, un polímero termoplástico puede ser ablandado por calor, derretido y reformado (o postformado) cuantas veces se desee (Figura 6a). Por otro lado, en polímeros termoestables, las moléculas están unidas químicamente mediante enlaces cruzados, formando una estructura de red rígida 3D. Una vez que estos enlaces cruzados se forman durante la reacción de polimerización (denominada curado), el polímero termoestable no puede ser derretido al aplicar calor (Figura 6b) [2], [25], [41], [42].

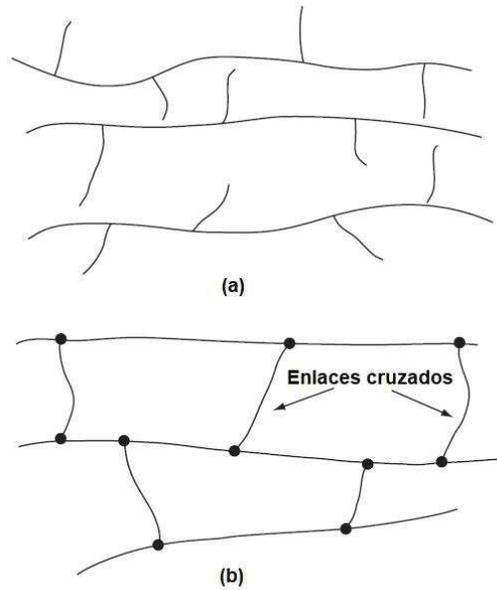


Figura 6. Representación esquemática de (a) polímero termoplástico y (b) polímero termoestable [2].

Las propiedades mecánicas de los polímeros son fuertemente dependientes de la temperatura y la tasa de carga. Las características mecánicas de un sólido polimérico dependen de la temperatura ambiente relativa a la temperatura de transición de vidrio (*glass transition temperature*, T_g) del polímero. Si la temperatura ambiente es por encima de T_g , el sólido polimérico exhibe baja dureza superficial, bajo módulo y alta ductilidad. A temperaturas por debajo de T_g , el movimiento segmentario en un polímero juega un rol importante. Si la estructura molecular del polímero permite mucho movimiento segmentario, este se comporta de una manera dúctil. Si, por el contrario, el movimiento segmentario es restringido, el polímero exhibe falla frágil. Cerca de la T_g , el sólido polimérico cambia de duro, algunas veces frágil (como vidrio) a blando, tenaz (como cuero). Adicionalmente, el material es altamente viscoelástico, por lo que cuando una carga externa es aplicada, este exhibe una deformación elástica instantánea seguida por una lenta deformación viscosa. Al incrementar la temperatura el polímero cambia a un sólido que se comporta como caucho,

siendo capaz de soportar gran deformación elástica bajo cargas externas [2], [29], [41].

La Figura 7 muestra el efecto de la temperatura y la tasa de carga en el comportamiento esfuerzo-deformación de sólidos poliméricos. A bajas temperaturas el comportamiento esfuerzo-deformación (σ - ϵ) es como de un material frágil. El polímero no presenta signos de fluencia, y la deformación de falla es baja. A medida que la temperatura incrementa ocurre la fluencia, pero el esfuerzo de fluencia disminuye al incrementar la temperatura. En forma opuesta la deformación de falla incrementa al incrementar la temperatura, transformando el material de frágil a dúctil. El efecto de la tasa de carga en el comportamiento esfuerzo-deformación es opuesto al presentado por la temperatura. A bajas tasa de carga o tiempo prolongado de carga, el polímero puede actuar de una manera dúctil y mostrar alta tenacidad. A altas tasas de carga o cargas de poca duración, el mismo polímero se comporta de manera rígida y frágil (como vidrio), esto generalmente es atribuido a la viscoelasticidad de la matriz [2].

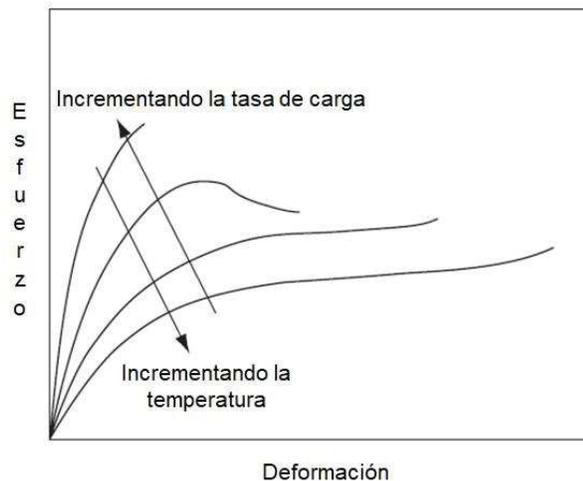


Figura 7. Efecto de la tasa de carga y la temperatura en el comportamiento esfuerzo-deformación de sólidos poliméricos [2]

Termoestables vs. Termoplásticos

La principal consideración en la selección de una matriz son sus propiedades mecánicas básicas. Para compuestos de alto desempeño, las propiedades mecánicas más deseables de una matriz son: un alto módulo en tensión, lo cual

influencia la resistencia a la compresión del compuesto; alta resistencia a la tensión, lo cual controla el agrietamiento intralamina en un composito laminado; alta tenacidad a la fractura, la cual controla la delaminación de laminas y el crecimiento de grieta [2].

Para matrices poliméricas hay otras consideraciones, tales como buena estabilidad dimensional a temperaturas elevadas y resistencia a la humedad o los solventes, lo que significa que los polímeros deben tener alta temperatura de transición vítrea T_g para poder operar a una temperatura menor a T_g , y que el polímero no se debe disolver, inflar o hinchar, agrietar o degradar de cualquier otra forma en ambientes húmedos y calientes o cuando se exponga a solventes. Algunos solventes en aplicaciones aeronáuticas son el combustible, descongelantes y decapantes de pintura [2].

Polímeros termoestables (también llamados resinas) son comúnmente utilizados como material para la matriz de compuestos reforzados por fibras. Los materiales de inicio utilizados en la polimerización de un polímero termoestable son usualmente químicos líquidos de bajo peso molecular con muy bajas viscosidades. Las fibras son sumergidas en estos químicos antes de que la reacción de polimerización comience, y ya que la viscosidad al momento de la incorporación es muy baja, es posible obtener buena mojabilidad entre las fibras y la matriz sin la adición de alta temperatura o presión. La humectación superficial de las fibras es extremadamente importante para alcanzar una buena interacción fibra-matriz en el composito, un requerimiento esencial para el buen desempeño mecánico. Entre las ventajas de utilizar polímeros termoestables están su estabilidad térmica y resistencia química, también exhiben menos fluencia y relajación de esfuerzos que los polímeros termoplásticos. Sus desventajas son: vida de almacenamiento limitada (antes de moldear la forma final) a temperatura ambiente; largo tiempo de fabricación en el molde (donde se realiza la reacción de polimerización, denominada reacción de curado o solo curado, para transformar el polímero líquido en polímero sólido); baja deformación de falla, lo que contribuye a su baja resistencia al impacto [1], [2], [41]–[43].

La ventaja principal de los polímeros termoplásticos sobre los termoestables es su alta resistencia al impacto y a la fractura, que imparten una excelente tolerancia al daño. En general, los polímeros termoplásticos presentan más alta deformación de falla que los termoestables, lo cual puede proveer una mejor resistencia al microagrietamiento en el laminado compuesto. Otras ventajas de los polímeros termoplásticos son: vida de almacenamiento ilimitada a temperatura ambiente; tiempo de fabricación más corto; postformabilidad (por ejemplo por termoconformado); facilidad de unión y reparación mediante soldadura, unión por disolvente, etc.; facilidad de manipulación (no adhesividad); capacidad de ser reprocesado y reciclado [1], [2], [41]–[45].

La Tabla 4 compara los polímeros termoestables y termoplásticos.

Tabla 4. Comparación cualitativa entre polímeros termoplásticos y termoestables [42], [43].

Característica	Termoplásticos	Termoestables
Propiedades a tensión	Excelente	Excelente
Propiedades de rigidez	Excelente	Excelente
Propiedades a compresión	Bueno	Excelente
Resistencia a la compresión después de impacto	Bueno a excelente	Razonable a excelente
Propiedades de juntas atornilladas	Razonable	Bueno
Resistencia a la fatiga	Bueno	Excelente
Tolerancia al daño	Excelente	Razonable a excelente
Durabilidad	Excelente	Bueno a excelente
Temperatura de servicio	Bueno	Bueno
Propiedades dieléctricas	Bueno a excelente	Razonable a bueno
Debilidad ambiental	Ninguna, ni a fluidos hidráulicos	Humedad
Prueba de humo NBS	Bueno a excelente	Razonable a bueno
Temperaturas de procesamiento °C (°F)	343-427 (650-800)	121-315 (250-600)
Presión de procesamiento MPa (psi)	1.38-2.07 (200-300)	0.59-0.69 (85-100)
Opciones de juntas en-proceso	Co-fusión	Co-curado, Co-bond
Opciones de juntas post-proceso	Fastening, bonding, fusion	Fastening, bonding
Tasa de desechos de fabricación	Baja	Baja
Facilidad de preimpregnado (pregreg)	Razonable a pobre	Bueno a excelente
Preimpregnado no volátil	Excelente	Excelente
Vida útil y tiempo de espera del preimpregnado	Excelente	Bueno
Salud/Seguridad	Excelente	Excelente

Matrices Termoplásticas – Sulfuro de Polifenileno (PPS)

Las moléculas de los polímeros termoplásticos contienen anillos rígidos aromáticos que les conceden relativamente altas temperaturas de transición vítrea y una excelente estabilidad dimensional a elevadas temperaturas.

El sulfuro de polifenileno (Polyphenylene Sulfide – PPS) es un polímero semicristalino, su grado de cristalinidad influencia fuertemente sus propiedades, normalmente presenta 65% de cristalinidad y puede ser optimizada mediante procesamiento en caliente y posterior recocido. La temperatura de transición vítrea es de 90°C, su punto de fusión cristalina es de 285°C, sin embargo su temperatura de fusión para moldeo por inyección está en el rango ente 300 y 360°C. La T_g relativamente baja de este polímero es debida al enlace flexible de sulfuro entre los anillos aromáticos y su relativamente alta cristalinidad es atribuida a que sus moléculas presentan regularidad estructural y flexibilidad en las cadenas. Adicionalmente este polímero es apreciado por sus buenas propiedades mecánicas y eléctricas, rigidez, buen comportamiento a la fluencia, resistencia a la fatiga, baja contracción y absorción de humedad, excelente resistencia química, resistencia al fuego, amplio rango de temperaturas de servicio (-196°C – 200/240°C) y resistencia a la intemperie [2], [44], [46], [47]. La unidad repetida en sus moléculas se muestra en la Figura 8, donde el anillo aromático es C_6H_4 .

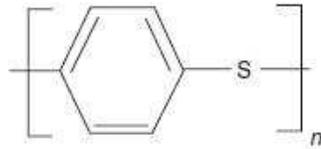


Figura 8. Unidad de repetición en las moléculas del PPS [2], [43]

Las propiedades mecánicas de este polímero dependen del estado cristalino del material y se han realizado varios estudios al respecto, sin embargo la aplicación de este polímero en compuestos es limitada debido a que el grado de cristalinidad probado es diferente al que se obtiene en un compuesto [47].

2.1.5 Interfase Fibra – Matriz

Las propiedades únicas de un material compuesto dependen de la interacción cooperativa y simultánea entre la matriz y el refuerzo. Cuando una fuerza es aplicada al material compuesto, el material de menor modulo y menor resistencia (matriz) se deforma primero, y distribuye la carga al material de refuerzo con mayor resistencia. Además cuando una fibra falla, la carga es redistribuida por la interacción con la matriz a las otras fibras. De esta manera la resistencia de los materiales combinados (compuesto) es más alta que la de cada uno de los constituyentes. El éxito de acción cooperativa depende considerablemente de la naturaleza de la región donde la fibra y la matriz se tocan (interfase). Las fibras deben estar fuertemente unidas a la matriz si se desea que su alta resistencia y rigidez se impartan al compuesto. El comportamiento a la fractura también depende de la resistencia de la interfase. Una interface débil resulta en baja rigidez y resistencia pero alta resistencia a la fractura, mientras que una interfase fuerte produce alta rigidez y resistencia pero baja resistencia a la fractura (comportamiento frágil) [1], [41].

Una de las propiedades más difíciles de cuantificar en un compuesto es la resistencia de la interfase fibra – matriz. Parte de la razón para esto es que no hay un límite definido claramente si no una región que puede extenderse a una distancia significativa de la fibra. En algunos compuestos termoplásticos con alto contenido de fibra, la influencia de las fibras en la nucleación de cristales en la matriz puede ser tal que muchas propiedades son controladas por esta interfase a medida que los cristales que crecen de las fibras adyacentes inciden [47]. La cristalización puede incrementar o disminuir la adhesión entre fibra y matriz dependiendo de los efectos relativos de interdifusión y estrechez cristalina [41], [45]

Específicamente en el caso del PPS el desarrollo de compuestos reforzados con fibra de carbono ha sido obstaculizado por problemas considerables en lograr buena unión en la interfase fibra – matriz, lo que ha afectado las propiedades mecánicas que presentan estos compuestos. Estudios realizados han mostrado que, en comparación con compuestos que utilizan las mismas

fibras (específicamente fibra de carbono AS4 en matriz PEEK), propiedades como resistencia a la tensión transversal, resistencia cortante intralaminar, resistencia a la compresión a 0°, y resistencia al impacto entre otras, son menores para el compuesto de matriz PPS.

Diferentes estudios se han realizado para entender la influencia de diferentes tipos de fibras en la cinemática de la cristalización, morfología cristalina y transcristalinidad de compuestos con matriz de PPS debido a su naturaleza semicristalina y relativamente pobre adhesión matriz – fibra. Los resultados claramente indican que es posible nuclear cristales sobre o muy cerca de las fibras y producir capas transcristalinas, sin embargo, no hay mucha claridad en si esto mejora la adhesión fibra – matriz. Adicionalmente, la influencia de las condiciones de procesamiento en el comportamiento de los componentes del compuesto ha establecido que fibra de vidrio y fibra de carbono reducen el tiempo de cristalización y el grado de cristalinidad en comparación con PPS no reforzado. El parámetro más simple para correlacionar el comportamiento de cristalinización con los parámetros de moldeo es la tasa de enfriamiento promedio [47].

2.1.6 Comportamiento de los compuestos poliméricos reforzados con fibra sometidos a compresión

La observación fractográfica de los compuestos se ha realizado y estudiado bajo cargas cuasiestáticas, en la literatura abierta no se ha encontrado una clasificación específica de los modos de falla bajo cargas dinámicas, por lo que la siguiente información hace referencia a mecanismos de falla observados bajo compresión cuasiestática.

Una función importante de la matriz en los materiales compuestos reforzados con fibra es proveer soporte lateral y estabilidad para las fibras bajo cargas de compresión longitudinal. En compuestos de matrices poliméricas en los que el módulo de la matriz es relativamente bajo comparado con el módulo de las fibras, la falla por compresión longitudinal inicia casi siempre mediante pandeo (buckling) localizado de las fibras. Dependiendo de si la matriz se comporta de

manera elástica o muestra deformación plástica se pueden observar dos tipos de pandeo: micropandeo elástico y torcedura de fibra (*elastic microbuckling and fiber kinking*) [2].

Se pueden considerar dos modos posibles de micropandeo elástico: el modo extensional ocurre cuando la fracción volumétrica de las fibras es baja (<0.2) y genera una deformación extensional en la matriz debido al pandeo de las fibras fuera de fase (Figura 9a); y el modo cortante de micropandeo que ocurre a altas fracciones volumétricas de fibras y origina deformación cortante en la matriz debido al pandeo de fibras en fase. Este modo es controlado por el modulo en cortante de la matriz. (Figura 9b) [2], [48].

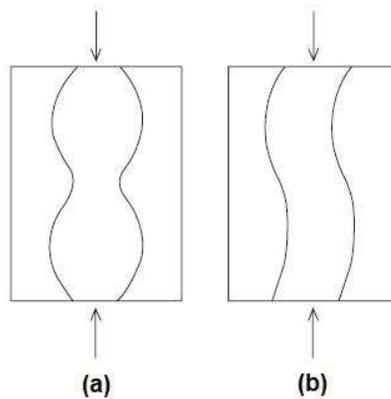


Figura 9. Modos de micropandeo de fibras de un compuesto bajo carga de compresión longitudinal: (a) modo extensional y (b) modo cortante [2].

La *fiber kinking* (torcedura de fibra) ocurre en áreas altamente localizadas donde las fibras están ligeramente desalineadas inicialmente con respecto a la dirección de la carga. Conjuntos de fibras en estas áreas rotan o se inclinan un ángulo adicional de su configuración inicial para formar *kinkbands* (bandas torcidas) y la matriz circundante sufre gran deformación en cortante (Figura 10). *Kinkbands* en materiales reforzados con fibras continuas son una característica clave de falla por compresión, adicionalmente a la desalineación de las fibras, las *kinkbands* también se pueden formar debido a micropandeo excesivo a tal punto que el esfuerzo excede la resistencia de la matriz y se pierde el soporte lateral. Como consecuencia las fibras se pandearan y fallaran a su punto de

máxima flexión, y las fibras subyacentes también fallaran como en un efecto domino. De acuerdo a este proceso de falla la rigidez de la matriz es la propiedad más crítica para el desarrollo de *kinkbands*, así como para la resistencia a la compresión. Otro tipo de formación de *kinkbands* es cuando antes del micropandeo se genera una separación de la lamina, por lo que la resistencia a la compresión está dictada por la resistencia en cortante de la matriz [2], [49], [50].

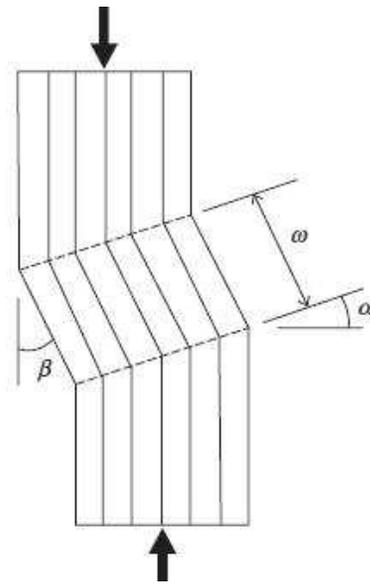


Figura 10. Geometría de *kinkband*. α = ángulo de *kinkband*, β = ángulo de inclinación de la fibra, y ω = ancho de *kinkband* [2].

Si el soporte lateral de las fibras que proporciona la matriz es suficientemente alto el micropandeo no se desarrolla y la fibra falla por cortante. Esto se caracteriza por presentar un ángulo de fractura en el final de la fibra y desarrolla la máxima resistencia a la compresión de las fibras. Este tipo de falla comúnmente se desarrolla en sistemas reforzados con fibras de primera generación (matrices rígidas y fibras de gran diámetro). Los compuestos más recientes presentan matrices más suaves para mejorar su tenacidad y diámetros de fibra más pequeños, por lo que son más propensos al micropandeo. Si hay falta de soporte lateral en las fibras o es reducido, esto promueve el micropandeo. Esto puede ocurrir por la división de una lamina,

delaminación localizada o una característica estructural como un borde libre o muesca. Otro factor que puede producir micropandeo es una reducción en la resistencia de la interfase fibra – matriz [49], [50].

La resistencia a la compresión es crítica para los compuestos termoplásticos. El módulo de la resina puede ser lo suficientemente elevado para teóricamente garantizar buena resistencia a la compresión, sin embargo, la ductilidad de la matriz que provee mayor tenacidad también puede generar baja resistencia a la compresión. Las matrices dúctiles presentan fluencia a altos esfuerzos generando pandeo en las fibras prematuramente bajo cargas de compresión. Mala alineación de fibras, pandeo de las fibras y débil unión interfacial fibra/matriz son posibles razones para baja resistencia a la compresión [42], [45].

La fibra de carbono y la de vidrio tienden a desarrollar micropandeo, sin embargo, debido a que el diámetro de la fibra de vidrio es mayor que el de las fibras de carbón, las fibras de vidrio también pueden presentar falla por cortante. En compuestos de fibra de vidrio con baja resistencia en la interfase fibra – matriz se promueve un incremento en la prevalencia de división longitudinal, llevando a la separación de fibras [49].

La falla a compresión de laminados multidireccionales se caracteriza comúnmente por una combinación de diferentes modos de falla. Las laminas orientadas con la aplicación de la carga (0°) fallan a compresión, exhibiendo características asociadas al micropandeo. Sin embargo, las laminas fuera de eje (diferente de 0°) pueden fallar debido a otro mecanismo como cortante en plano. Finalmente, el colapso del laminado se caracteriza por delaminación y división de lamina (*ply splitting* o agrietamiento de matriz) [48], [49].

Figura 11 (a) muestra *ply splitting* (agrietamiento de la matriz en la fibra a 90°) como la banda de fibras en la parte superior de la imagen, mientras que la superficie delaminada es la capa de fibras extendida en la parte inferior. La Figura 11 (b) muestra una delaminación migrando a través del espesor de un laminado mediante *ply splitting* [49].

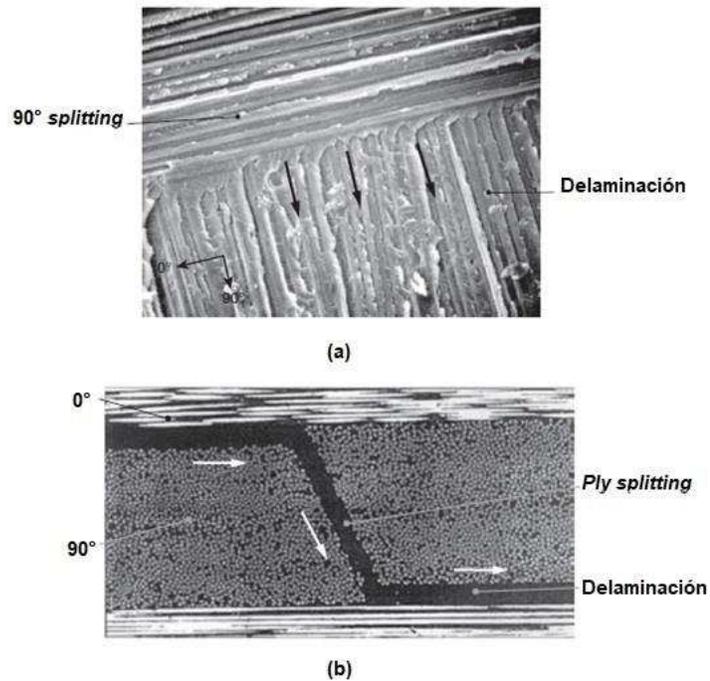


Figura 11. (a) Interacción *ply splitting* / delaminación en un laminado CFRP (X1000), y (b) Agrietamiento de lamina de un laminado CFRP (X200) [49].

Las estructuras comúnmente no están sometidas a compresión pura y frecuentemente se desarrolla pandeo en el laminado generando cargas de flexión que se superponen a la compresión aplicada. Debido a esto, la delaminación tiende a ser inducida por la componente de flexión y esto reduce considerablemente el soporte en la capa 0°. El grado de delaminación tiene un fuerte efecto en el modo de falla. Cuando se desarrolla delaminación localizada se pueden observar grietas en ángulo en una zona (típico de falla a compresión en plano), mientras que en otra región se presenta delaminación multiplano, estas capas fallan independientemente en flexión (Figura 12a). Cuando se desarrolla delaminación global, este mecanismo se presenta en casi todos los planos a través del espesor pero con muy poca o ninguna evidencia de fractura de fibra en el laminado (Figura 12b). Este modo de falla es referenciado como *green stick* (palo verde), ya que se parece a la fractura de un palo o rama recién cortado [49].

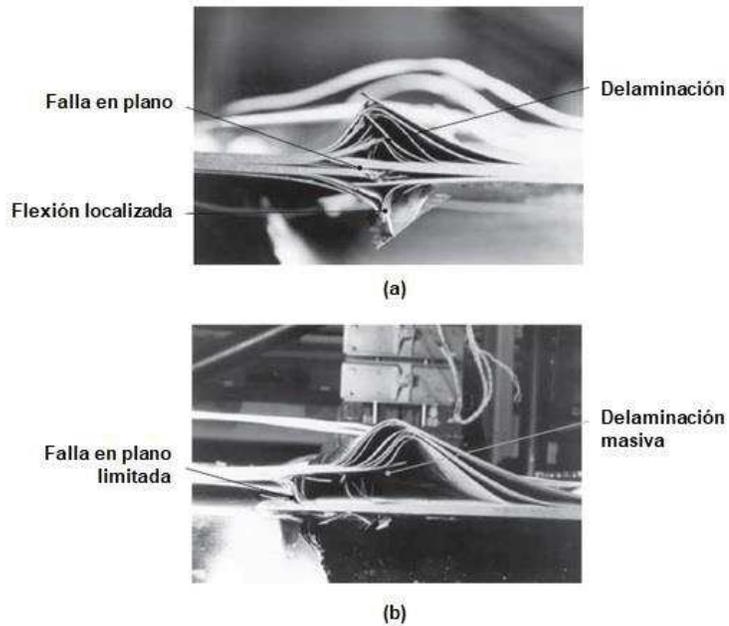


Figura 12. Falla combinada compresión/flexión en un laminado multidireccional (a) con delaminación localizada (5X), y (b) con delaminación global (2X) [49].

Otros tipos de modos de fallas por compresión se muestran en la Figura 13, allí se observa una *wedge-shaped band* (banda con un extremo grueso que se estrecha hacia un borde delgado) que se ha deformado fuera del plano del laminado. Cuando no se desarrolla la delaminación, para permitir la deformación por compresión, se formaran un par de *kinkbands*, desarrollándose una fractura *wedge-shaped*. La formación de *kinkbands* permite al laminado deformarse en plano mientras que la región *wedge* se deforma fuera de plano (Figura 13a). Cuando la delaminación se presenta (Figura 13b), esta dirigirá al aislamiento de dos laminas en sublaminados, las cuales pueden pandearse fuera de plano y desarrollar delaminación múltiple [48], [49].

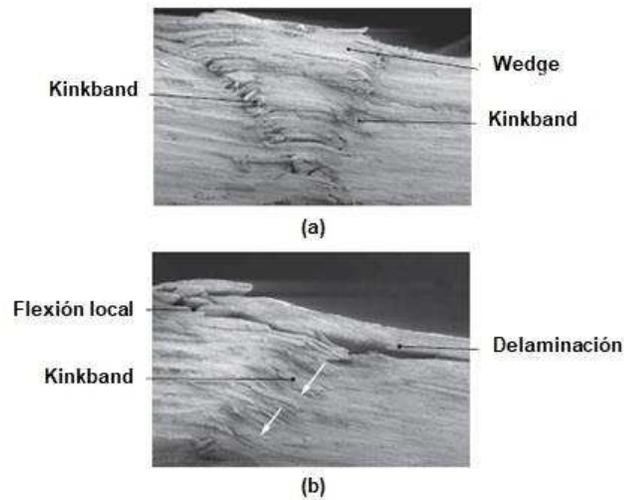


Figura 13. Falla por compresión en laminado multidireccional (a) con delaminación limitada (27X), y (b) con delaminación antes falla (23X) [49]

La falla de laminados tejidos bajo compresión manifiesta características similares a las descritas anteriormente para laminados unidireccionales y multidireccionales. Por ejemplo, las superficies de fractura exhiben desechos superficiales, *splitting* secundario y delaminación. El modo de fractura translaminar es identificado más fácilmente, y el agrietamiento puede utilizarse para rastrear la fuente de la falla en el laminado tejido [49].

A nivel microscópico, es evidente la morfología característica de la compresión, como el micropandeo de fibras. Sin embargo, un aspecto particular de la falla a compresión de materiales tejidos es la influencia de la ondulación en los hilos de urdimbre. En general, las fallas de compresión seguirán la línea de ondulación ya que la deformación local en los hilos de esta región actúa para promover el micropandeo de las fibras. Las fibras de la trama fallarán en compresión transversal, mostrando una fractura a 45°, después de la falla catastrófica de los hilos de urdimbre [49].

El punto de máxima ondulación en los hilos de urdimbre es el sitio intersticial, el cual puede ser rico en resina o contener vacíos, lo que genera una tendencia a que el inicio de la falla a compresión sea en este sitio (Figura 14) [49].

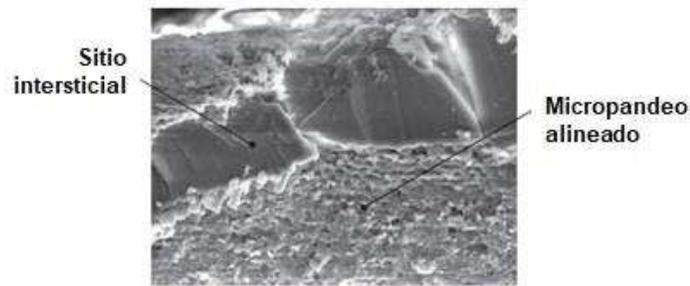


Figura 14. Detalle de micropandeo dentro un sitio intersticial de un laminado con tejido plano (1000X) [49].

El patrón del tejido también tiene una influencia en la naturaleza de la falla por compresión. Tejidos planos presentan mucha ondulación y esto domina los modos de falla y la morfología, con fallas siguiendo la línea de ondulación, sin embargo, para tejidos suaves como el satin, la ondulación es reducida y el *splitting* longitudinal y la delaminación domina el proceso de falla [49].

En materiales con resistencia pobre en la interfase fibra/matriz, se puede desarrollar despegue de hilos, llevando a fallar como una fractura *green stick* [49].

Se ha sugerido que el mecanismo de delaminación en materiales tejidos es análogo a la delaminación de interfases de laminas multidireccionales. La tenacidad de delaminación en un laminado tejido es considerablemente mayor que la de un laminado unidireccional debido, en primer lugar, a que la superficie de fractura del tejido es altamente ondulada, lo que genera una superficie de fractura tortuosa; en segundo lugar a la falta de anidamiento entre las capas de tejido, lo que significa que la capa de resina intermedia es considerablemente más gruesa que la desarrollada por laminados unidireccionales. Incluso más que eso en laminados multidireccionales, el incremento en el espesor de la resina aumenta la tenacidad, lo que incrementa la deformación de la capa de la resina lo cual se refleja en la morfología de la fractura. Como se describió anteriormente, la estructura discontinua del tejido significa que los procesos de fractura consisten en una serie de eventos locales que se combinan, lo cual incrementa la tenacidad. Hay varios mecanismos que

contribuyen a la tenacidad de delaminación, incluyendo la falla de fibra, separación fibra/matriz, *pullout* de la fibra, deformación y fractura múltiple de la matriz y desviación frontal de grieta. El dominio de un modo de falla particular depende del estio del tejido, teniendo esto más influencia que el tipo de fibra en el mecanismo de delaminación y tenacidad [49].

La Figura 15 muestra como progresa el frente de delaminación en una interfase de lamina tejida con la dirección de crecimiento de izquierda a derecha en cada imagen. La resistencia al crecimiento de delaminación es considerablemente mayor en dirección a la trama que en dirección a la urdimbre, ya que la delaminación se extiende preferencialmente paralela a las fibras. Consecuentemente, localmente el frente de delaminación se extenderá en dirección a la urdimbre y será impedido en dirección a la trama (Figura 15a), después que la delaminación se extiende en hilos de urdimbre, se presenta localmente con un hilo de trama, lo que detiene parcialmente el crecimiento. En consecuencia, los lóbulos de delaminación se extienden lateralmente a lo largo de la trama (paralelos a estas fibras), dando lugar a la progresión local del frente de delaminación (Figura 15b). Finalmente, la posición de los lóbulos de delaminación se desplazan de tal manera que se extienden a lo largo de nuevos hilos de urdimbre (Figura 15c). Este proceso complejo ocurre bajo todas las condiciones de modos combinados de delaminación y en parte explica la tenacidad mejorada de las interfaces de capas tejidas. Debido a esto se puede interpretar la morfología y deducir la dirección de crecimiento de delaminación [49].

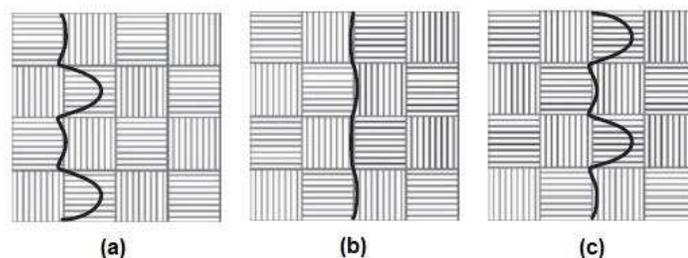


Figura 15. Secuencia de crecimiento del frente de grieta (de izquierda a derecha) en un laminado de tejido plano [49]

La morfología de fractura de delaminación en modo I (apertura) en tejidos es similar a la fractura modo I de laminados unidireccionales, exhibe una superficie oscura y brillante, sin embargo, las superficies son más planas que en laminados unidireccionales. La Figura 16 muestra la fractura modo I de un tejido *satín* 5H, dónde se puede observar que el crecimiento es paralelo a la urdimbre. La rotura de fibra ocurre principalmente en los hilos de trama que parecen ásperos, mientras que hilos de urdimbre son lisos. Las regiones intersticiales tienden a ser ásperas, exhibiendo deformación de la matriz [49], [51].

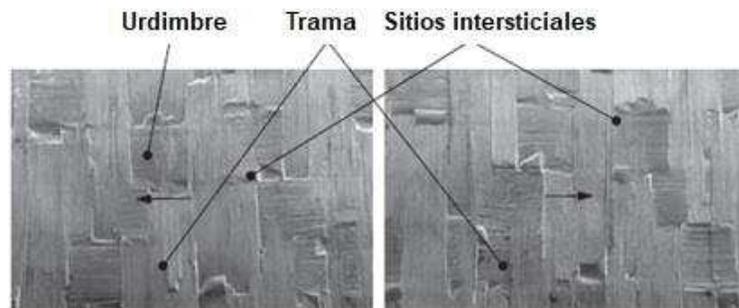


Figura 16. Superficies de fractura coincidentes en tejido *satín* 5H (20X) [49]

Algunas veces los hilos de urdimbre exhiben puentes de fibra (*fiber bridging*) localizados o *tufting*, lo cual es inducido por puentes de fibra entre caras de la grieta (Figura 17). Este mecanismo no se observa en todos los materiales tejidos [48], [49].



Figura 17. Fractura por delaminación modo I exhibiendo *tufting* (200X) [49]

Adicionalmente, hilos de urdimbre y sitios intersticiales pueden exhibir características típicas de falla en modo I como *riverlines* (líneas ríos) y *scarps* (escarpas), mientras que *cusps* (cúspides) se desarrollan en los hilos de trama

(Figura 18). Aparentemente, el modo I de carga induce corte transversal interlaminar a lo largo de los hilos de trama y se ha sugerido que la formación de *cusps* en la trama explica en parte la tenacidad mejorada observada en los tejidos [49], [51].

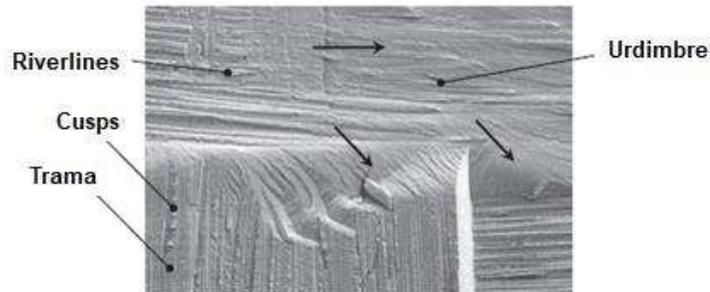


Figura 18. Fractura dominada por modo I en un límite urdimbre/trama donde se muestran scarp y riverlines en la urdimbre y cusps en la trama (100X) [49]

La configuración influye la morfología de la fractura modo I. La secuencia de apilamiento de laminas tejidas influenciará el espesor de la región de resina entre laminas y la ondulación de la superficie de fractura. Consecuentemente, influenciará la tenacidad, lo que se verá reflejado en la morfología de la fractura [49].

Similar al modo I, la morfología de fractura de delaminación en modo II (corte) en laminados tejidos es similar a la observada en laminados unidireccionales. Macroscópicamente las superficies de fractura son opacas y de aspecto mate, pero una superficie tiende a ser más brillante que la otra. Observación más cercana evidencia que esta diferencia es una manifestación de las caras una dominada por la fibra (la brillante) y la otra dominada por la matriz (la opaca). Generalmente hay menos rotura de fibra que la observada en el modo I, pero el camino de la grieta es más irregular en modo II que en modo I. *Tufting* no se presenta en superficies dominadas por el modo II. La superficie mostrada en la Figura 19 evidencia la formación de *cusps* verticales (modo II puro) en la urdimbre (Figura 19a), mientras que en los hilos de la trama la morfología es muy diferente; no hay *cusps* verticales sino *ribbons* (listones) y *cusps* muy superficiales y largas (Figura 19b). Estas características de la matriz son

similares a las superficies de fractura del modo III. El límite de la urdimbre/trama muestra un patrón de rejilla o escisión profunda en la región rica en resina en una ondulación. Todas estas observaciones verifican el mecanismo para el crecimiento de delaminación en materiales tejidos 2D, como se ilustra en la Figura 15; la delaminación de modo II se extiende inicialmente a lo largo de los hilos de urdimbre y luego se propaga lateralmente en los hilados de trama como una fractura local de modo III. [49], [52].

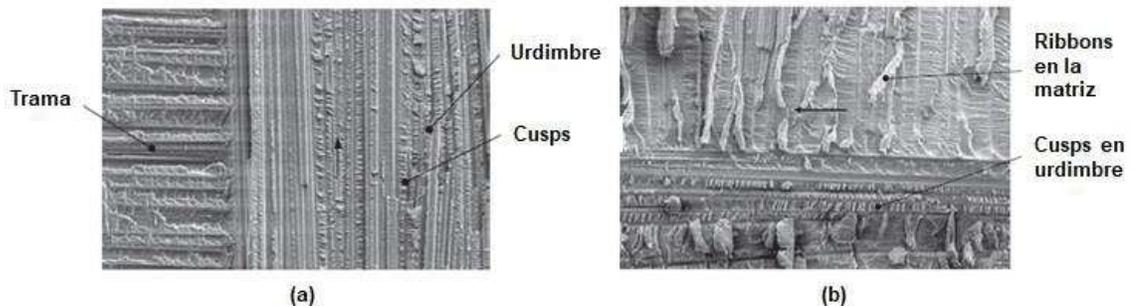


Figura 19. (a) Hilos de urdimbre en fractura modo II (500X), y (b) Límite de urdimbre/trama en una superficie de fractura modo II [49]

La resina en los sitios intersticiales y las ondulaciones exhiben *riverlines* y *scarps*, y, en algunos sistemas de resina con alta tenacidad, deformación plástica a grande escala [49], [52].

Finalmente, fracturas de modo mixto desarrollan una combinación de morfologías observadas en modos I y II puros. La inclinación de las *cusps* en la urdimbre reflejan modo mixto; *riverlines* y *cusps* superficiales implican modo I, mientras que *cusps* verticales son características de modo II (Figura 20). Los hilos de trama presentan una combinación de pull-out de fibra, *ribbons* y *cusps* superficiales, dependiendo del material en particular. Las zonas ricas en resina asociadas con las ondulaciones y sitios intersticiales presentan *riverlines* [49].

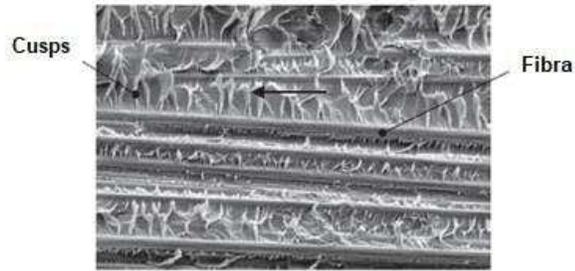


Figura 20. Cusps superficiales en los hilos de urdimbre de una superficie de fractura en modo mixto (460X) [49]

Un cambio en la dirección de crecimiento de delaminación, o un límite entre dos fracturas, se manifestará en un cambio en la urdimbre, o migración de la delaminación aun plano medianamente diferente (fractura translaminar) [49].

La tolerancia al daño por impacto es generalmente reconocida por ser clave en el diseño de compuestos laminados debido a la amenaza que genera al reducir la resistencia y la vida a fatiga, particularmente bajo cargas compresivas. A pesar de que el daño por impacto puede ocurrir en un rango variado de energías y condiciones, la apariencia macroscópica se distingue de otros defectos y modos de falla. En un laminado sometido a impacto de baja velocidad se desarrollan esencialmente tres modos de falla (Figura 21): daño en la matriz, ya sea en forma de división de la matriz normal al plano del laminado (generado por deformación a tensión transversal) o a 45° del ángulo de laminado (generado por corte a través del espesor); uno de los modos de falla más importante es la delaminación, que ocurre particularmente en las interfases dónde hay cambio en el ángulo de las laminas; finalmente, fractura de fibras también ocurre, vía esfuerzos cortantes a través del espesor o, esfuerzos directos cerca de la superficie del laminado. La severidad de cada modo de daño depende de las condiciones del impacto y los parámetros del material [49].

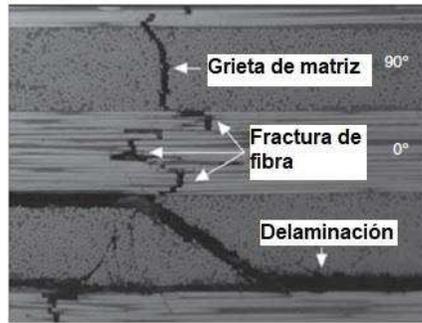


Figura 21. Sección transversal daño por impacto a baja velocidad, referenciando diferentes mecanismos de daño [49]

Existen varias amenazas de impacto a las cuales puede estar expuesto un laminado en servicio. Estas se dividen en regímenes de diferente velocidad (baja, media y alta velocidad), principalmente porque este parámetro tiende a dictar el modo de respuesta del laminado y los modos de daño que son inducidos. Los impactos de baja velocidad suelen ser causados por eventos como colisión y caída de herramientas y bajo estas condiciones el laminado presenta una respuesta cuasi-estática y las condiciones de esfuerzo dominantes se asocian con flexión del laminado. Debido a esto los modos de daño dominantes tienden a ser la delaminación y agrietamiento de laminas (cortante a través del espesor). La Figura 22 muestra un laminado expuesto a impacto severo de baja velocidad. Esta se caracteriza por separación de las superficies de las laminas (generada por el alto esfuerzo de membrana durante la flexión), delaminación (derivada de las altas deformaciones out-of-plane y cortante intralaminar durante la flexión), y fractura de fibra localizada (debida a el contacto y excesivo esfuerzo de membrana durante el impacto) [49].

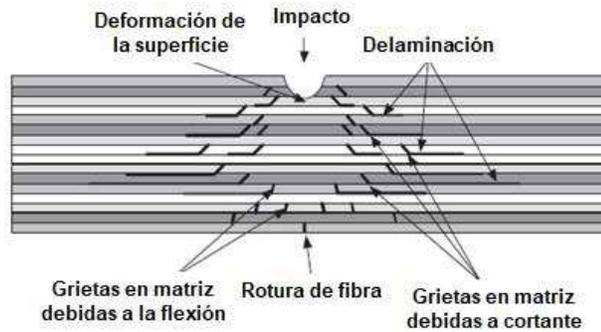


Figura 22. Imagen esquemática del daño de un impacto a baja velocidad en un laminado compuesto [49]

Observación detallada de la morfología de la fractura por delaminación ha evidenciado que la delaminación modo II domina cerca de la zona de impacto pero a medida que esta se extiende lejos de esta zona, el componente de modo I incrementa, generando una morfología de fractura de modo mixto. La proporción de estos modos de daño durante impacto de baja velocidad es altamente dependiente de las condiciones del objeto que impacta (geometría) y las condiciones de frontera del laminado y su geometría [49].

A medida que la velocidad del impacto incrementa el proceso de daño puede cambiar. Bajo impacto de media velocidad las condiciones de carga dominante son las ondas de esfuerzo a través del espesor (dilatación) generadas por el impacto. Las condiciones de frontera tiene un efecto despreciable en la formación del daño, por lo que el daño es mucho más localizado, en consecuencia, el impacto a media velocidad tiende a inducir daño más severo que uno de baja velocidad. A pesar de que los modos de daño inducidos por el impacto de media velocidad son similares a los de un impacto de baja velocidad, dado a que es más localizado, los esfuerzos de contacto y la fractura de fibras se desarrollan más en impactos de media velocidad [49].

Para impactos a alta velocidad (que exceden 100 m/s) el daño generado es enteramente dominado por la respuesta de dilatación del laminado, y no hay flexión. Como consecuencia de esto el daño es muy localizado y las condiciones de frontera del laminado tienen muy poca influencia en el estado del daño. A estas velocidades de impacto el daño resultante es muy parecido a

una muesca, con el material debajo de la zona de impacto desprendido y perdido durante el proceso de impacto. Pueden haber algunas delaminaciones y fracturas intralaminares extendiéndose más allá de la zona de impacto, pero no tan extensas como pueden ocurrir en impactos de baja velocidad. La Figura 23 detalla el daño inducido por impacto de alta velocidad: en la Figura 23a muestra fractura de fibra y separación de laminas, con delaminación limitada; mientras que en la Figura 23b el detalle del extremo de las fibras muestra que las fibras han fallado por cortante a través del espesor y hay poca evidencia de micropandeo o falla por tensión en las fibras.

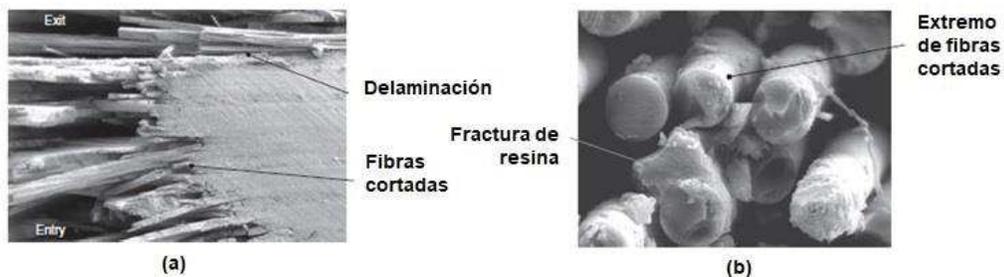


Figura 23. Micrografía electrónica de una sección de un laminado CFRP sometido a impacto balístico, (a) 40X,y (b) extremo de las fibras 9000X [49]

Una amenaza común de impacto para estructuras aplicadas al transporte, como aeroespaciales o vehicular, es impacto de cuerpos blandos como choque con aves. A pesar de que este tipo de impactos tienden a ser de alta velocidad, el impacto se extiende sobre una gran superficie, por lo tanto, el daño inducido es severo y consiste en fractura de varias fibras bajo la zona de impacto y se extiende debido a las altas fuerzas de contacto. Adicionalmente, el alto cortante a través del espesor inducido produce extensa delaminación y separación de laminas [49].

2.2 CARACTERIZACIÓN DE UN MATERIAL A ALTAS TASA DE DEFORMACIÓN

El comportamiento mecánico de los materiales, incluyendo los materiales compuestos, varía considerablemente de acuerdo a la tasa de deformación a la cual se someta (cuasi-estática, intermedia o dinámica). Muchas aplicaciones ingenieriles requieren caracterizar el comportamiento mecánico bajo condiciones dinámicas, por ejemplo, tasas de deformación del rango de 100 s^{-1} a más de 10^4 s^{-1} ocurren en muchos procesos o eventos de importancia práctica como el impacto de objetos externos, terremotos, cargas explosivas, impactos estructurales, balística y metalistería. La Tabla 5 resume los distintos métodos que se pueden utilizar para la caracterización de materiales según la tasa de deformación que se puede lograr [53]–[55].

Tabla 5. Métodos experimentales para pruebas a altas tasas de deformación [53]

Tasa de deformación aplicable (s^{-1})	Técnica de prueba
Pruebas de Compresión	
<0.1	Marcos de prueba convencionales
0.1-100	Marcos servohidráulicos especiales
0.1-500	Plastómetro de leva y prueba de caída
200- 10^4	Barra Hopkinson (Kolsky) en compresión
10^3 - 10^5	Prueba de impacto Taylor
Pruebas de Tensión	
<0.1	Marcos de prueba convencionales
0.1-100	Marcos servohidráulicos especiales
100- 10^3	Barra Hopkinson (Kolsky) en tensión
10^4	Anillo de expansión
$>10^5$	Plato volador
Pruebas cortantes y multiaxiales	
<0.1	Pruebas a cortante convencionales
0.1-100	Marcos servohidráulicos especiales
10 - 10^3	Impacto torsional
100- 10^4	Barra Hopkinson (Kolsky) en torsión
10^3 - 10^4	Cizalla y punzón de doble muesca
10^4 - 10^7	Impacto de plato cortante a presión

Los experimentos a altas tasas de carga proveen los datos críticos necesarios para el desarrollo de modelos constitutivos predictivos de los materiales

requeridos para las simulaciones de elementos finitos a gran escala de muchos sistemas y procesos complejos ingenieriles [54].

Varios métodos se han desarrollado para realizar pruebas a altas tasas de deformación, empezando con el trabajo precursor de John Hopkinson y su hijo Bertram Hopkinson. Basado en estas contribuciones y lo reportado por Davies, Kolsky inventó la *Split Hopkinson Pressure Bar* (SHPB), la cual permite la deformación de una muestra de material a alta tasa de deformación, mientras mantiene un estado de esfuerzos uniaxial en la muestra. El concepto básico de la máquina de Kolsky involucra una probeta posicionada entre una barra de entrada (*input bar*) y una barra de salida (*output bar*) y es conocida como una *Split Hopkinson Pressure Bar* clásica [53]–[56].

2.2.1 Efectos de prueba a altas tasas de deformación

La tasa de deformación, $\dot{\epsilon}$, es la razón de cambio de la deformación, ϵ , con respecto al tiempo, t :

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} \quad \text{Equation Section 2(2.1)}$$

donde ϵ puede ser la deformación ingenieril o la verdadera. A pesar de que la deformación en compresión y la tasa de deformación son cantidades negativas, el signo es omitido al entenderse que la prueba es a compresión. Para un experimento a tasa de deformación constante, el cálculo de la tasa de deformación es simplemente la división de la deformación total entre el tiempo de duración de la prueba. Cuando ϵ en la Ecuación 2.1 es la deformación ingenieril, entonces:

$$\frac{d\epsilon}{dt} = \frac{1}{L_0} \frac{dL}{dt} = \frac{V}{L_0} \quad (2.2)$$

donde L es la longitud de la probeta de longitud inicial L_0 , y V es la velocidad a la cual la probeta está siendo deformada. Una velocidad constante del cabezal de una máquina de prueba mecánica produce una tasa de deformación ingenieril definida por la Ecuación 2.2 [57].

Una prueba mecánica típica (cuasi-estática) se realiza a una tasa de deformación de 10^{-3} s^{-1} , la cual produce una deformación de 0.5 en 500 segundos. El equipo y técnicas pueden ser extendidos a tasas de deformación tan altas como 0.1 s^{-1} sin dificultad. Pruebas a tasas más altas de deformación necesitan otras técnicas experimentales y consideraciones dinámicas adicionales, como por ejemplo los efectos de la inercia, efectos de propagación de onda y efecto de onda de choque (Figura 24). Efectos térmicos y dificultades en la medición de deformación son factores adicionales a tener en cuenta en pruebas de alta tasa de deformación [57].

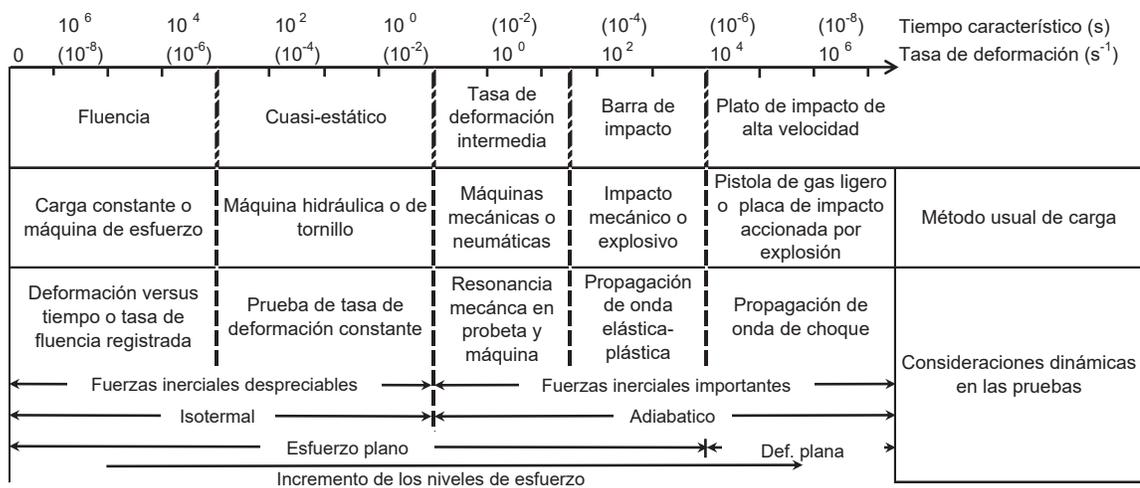


Figura 24. Aspectos dinámicos de pruebas de materiales [57]

Una diferencia fundamental entre una prueba a alta tasa de deformación y una prueba cuasi-estática es que los efectos de la inercia y la propagación de la onda se vuelven más pronunciados a altas tasas de deformación (Figura 24). Estos efectos dinámicos en los resultados de la prueba se vuelven más pronunciados a altas tasas de deformación. Cuando la tasa de deformación se incrementa a través del régimen medio, la medición de la carga es afectada por la propagación de la onda de esfuerzo. A medida que la tasa de deformación incrementa aún más, la deformación uniforme en la probeta se vuelve más crítica. A tasas de deformación muy altas (desde 10^4 o 10^5 s^{-1}), la propagación de la onda de choque se vuelve crítica [55], [57].

Efecto de la propagación de la onda

A altas tasas de deformación, la deformación uniforme en las probetas se vuelve un factor. Inicialmente la inercia se opone a la deformación uniforme, y una onda de esfuerzo es transmitida y reflejada en la probeta de prueba a la velocidad del sonido. Si la deformación es puramente elástica, entonces la velocidad del sonido longitudinal, c_{EL} , es simplemente

$$c_{EL} = \sqrt{E/\rho} \quad (2.3)$$

donde E es el módulo de elasticidad y ρ es la densidad. Si el material se ha deformado en la región plástica, la velocidad de la onda plástica es más apropiada y generalmente puede ser de un orden menor en magnitud que la velocidad de onda elástica [57].

La velocidad de las ondas y el tamaño de las probetas determinan el límite superior de la tasa de deformación para una medición precisa de las curvas esfuerzo-deformación. Si transitan muchas ondas durante la prueba, el uso de esfuerzos y deformaciones promedio debe ser considerado. Sin embargo, si solo unas pocas reflexiones de onda ocurren antes de que la probeta falle, la propagación de onda individual debe ser considerada. Como primera aproximación, Davies y Hunter estimaron que se requieren tres ecos para equilibrio de esfuerzos en una prueba a compresión. Una ventaja de las pruebas a compresión sobre las pruebas a tensión a altas tasas de deformación es que las probetas pueden ser relativamente pequeñas para minimizar el tiempo de propagación de onda. Una manera alternativa de determinar si los efectos de la propagación de onda limitan o no la validez de la prueba es el tiempo de anulación de la probeta (*ring-up time*), que es el tiempo que se requiere para que una probeta alcance un estado uniforme de esfuerzos. Generalmente, las mediciones no son válidas por tiempos tales que $L \sim ct$, donde c es la velocidad de propagación de la onda de esfuerzo. Esto

corresponde a la situación en la cual la deformación cumple la relación $\varepsilon \gg \dot{\varepsilon}L/c$ [57], [58].

Otra preocupación es que falla local puede ocurrir en el extremo de la probeta donde es aplicada la carga. La magnitud del esfuerzo transitorio asociado con la aplicación repentina de velocidad v_o es:

$$\sigma_m = \rho C v_o \quad (2.4)$$

Condiciones isotérmicas de la prueba

La mayor parte del trabajo por deformación se gasta como calor; solo del 5 al 10% de este trabajo es de hecho almacenado en la estructura defectuosa de la probeta deformada. Ha medida que la tasa de deformación incrementa, no hay tiempo suficiente para transportar este calor fuera de la probeta a las mordazas, platos o la atmosfera, por lo que la temperatura de la probeta puede incrementar durante la deformación [57].

El trabajo por deformación se puede expresar como:

$$W = \int_{L_o}^{L_f} P dL \quad (2.5)$$

donde P es la carga aplicada, L es la longitud original de la probeta, L_f es la longitud final y L_o es la longitud inicial. La Ecuación 2.5 puede ser reescrita como:

$$W = A_o L_o \int^e s(e) de \quad (2.6)$$

donde A_o y L_o son el área y longitud original de la probeta, respectivamente, s es el esfuerzo ingenieril y e es la deformación ingenieril [57].

Si se asume que el trabajo se transforma en calor adiabáticamente el incremento en la temperatura de la probeta está definido por:

$$\Delta T = \frac{1}{\rho C_p} \int^{e_f} s(e) de \quad (2.7)$$

donde ρ es la densidad, C_p es el calor específico del material de la probeta a presión constante. La asunción adiabática sólo es válida para el caso de altas

tasas de deformación y la estimación del incremento de la temperatura se puede realizar con bastante precisión mientras la deformación en la probeta permanece uniforme [57].

Medición del esfuerzo y la deformación

La medición del esfuerzo y la deformación y la adquisición de datos se vuelve más difícil a medida que la tasa de deformación incrementa. La respuesta en frecuencia de los instrumentos de medición debe ser considerada junto con cualquier acondicionamiento de señales y tasas de muestreo durante la adquisición de datos digitales. Sistemas de adquisición de datos computarizados con tasas de muestreo tan rápidas como 100 kHz deberían ser suficiente para pruebas a tasa de deformación de 10^2 s^{-1} [57].

En pruebas a altas tasas de deformación, la medición de la deformación típicamente se realiza utilizando galgas extensiométricas (*strain gages*), extensómetros ópticos y mediciones de desplazamiento entre dispositivos de carga para determinar o inferir la tensión dinámica en una probeta. A muy altas tasas de deformación, la deformación puede ser medida sólo a través del análisis de propagación de onda [57].

2.2.2 Pruebas de compresión a altas tasas de deformación mediante *Split Hopkinson Pressure Bar* (SHPB)

El desarrollo de técnicas para pruebas basadas en la barra Hopkinson ha llevado a un avance significativo en la capacidad de realizar pruebas a altas tasas de deformación. Estas técnicas producen las más altas tasas de deformación posibles en pruebas de compresión uniaxial bajo condiciones de deformación uniforme. Adicionalmente, la determinación del esfuerzo en la probeta deformada se realiza sin el uso de una celda de carga, y la medición de la deformación se realiza sin monitorear directamente la longitud de la probeta.

La barra Hopkinson tiene su nombre debido a la persona que la desarrollo, quien en 1914 utilizó una barra larga elástica para estudiar las presiones producidas por el impacto de una bala o por la detonación de un explosivo. Al

diseñar este experimento, Hopkinson reconoció que, siempre y cuando la presión en la barra permanezca elástica, los desplazamientos en la barra de presión están directamente relacionados con el esfuerzo y que la longitud de onda en la barra está relacionada con la duración del impacto mediante la velocidad del sonido en la barra. Después de varias décadas Davies y Kolsky diseñaron condensadores para medir desplazamientos en las barras de presión. Kolsky también introdujo la técnica *SPHB*, en la cual la probeta se posiciona entre dos barras de presión [54]–[60].

La técnica *SHPB* consiste en dos barras elásticas que comprimen la probeta entre ellas. Después del impacto de una barra impactadora (*striker*) en un extremo de una barra incidente, se genera una onda compresiva elástica dentro de la barra, y se mide la deformación dependiente del tiempo del tiempo con una galga extensiométrica en el punto medio de la barra incidente (Figura 25). En la interfase de la barra incidente y la probeta, la onda es parcialmente reflejada y parcialmente transmitida a la probeta. La porción reflejada viaja nuevamente por la barra incidente como una onda de tensión y es medida por la galga ubicada en la barra incidente. La deformación también es medida en la barra de transmisión (*out put*) con otra galga extensiométrica (Figura 25). Estas mediciones se utilizan para determinar el comportamiento esfuerzo-deformación de la probeta si dos condiciones son conocidas. Primero, la propagación de la onda en las barras debe ser uni-dimensional. Segundo, la probeta debe deformarse uniformemente [55], [57]–[60].

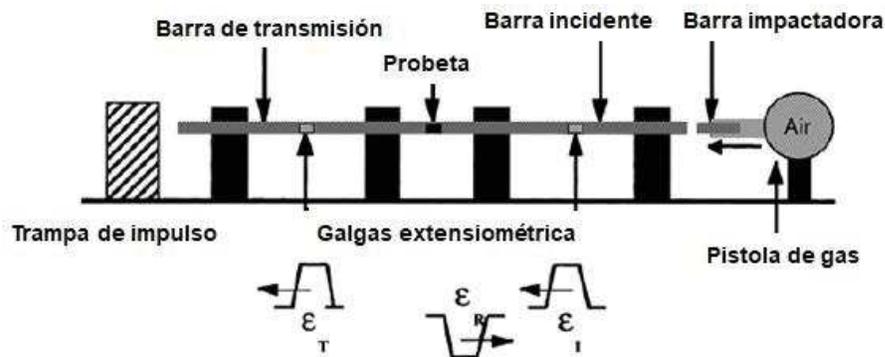


Figura 25. Vista esquemática del montaje de la *SHPB* [54].

Las barras utilizadas en una configuración *SHPB* son tradicionalmente de metal estructural de alta resistencia (AISI-SAE 4340, acero maraging, o aleaciones de níquel como el Inconel). El esfuerzo de fluencia del material de las barras determina el esfuerzo máximo que se puede obtener en la probeta deformada ya que las barras de presión deben permanecer elásticas. Adicionalmente, materiales de bajo módulo incrementan el nivel de ruido en la señal, por lo que a veces se selecciona el material para las barras con baja resistencia y bajo módulo elástico para facilitar las pruebas dinámicas de alta resolución para materiales de baja resistencia como polímeros y espumas [54], [58], [59].

La longitud L y el diámetro D de las barras de presión se seleccionan para cumplir los criterios que validan las pruebas como la tasa de deformación máxima y el nivel de deformación en la probeta. La longitud de las barras debe garantizar la propagación de onda unidimensional para una longitud de onda dada. Para permitir la separación de las ondas incidente y reflejada y posibilitar la reducción de datos, cada barra debe exceder un radio longitud/diámetro (L/D) de aproximadamente 20. También se debe tomar en cuenta que el diámetro de la barra influencia la tasa de deformación máxima que se puede obtener en la prueba, para la tasa de deformación más alta se requiere el menor diámetro para las barras de presión. Otra consideración para la selección de la longitud de la barra es la cantidad total de deformación deseada en la probeta, la cual está relacionada con la longitud de la onda incidente. Las barras de presión debe ser al menos dos veces más larga que la onda incidente si se quiere registrar la onda incidente y reflejada sin interferencia. Dependiendo del tamaño de la probeta, para deformaciones $>30\%$ es necesario que las barras tengan radios L/D de 100 o más [54], [58]–[60].

Para una operación correcta de la barra Hopkinson, las barras deben estar físicamente derechas, libres para moverse sin flexión y cuidadosamente montadas para garantizar una óptima alineación axial. Se requiere precisión en la alineación de la barra para obtener propagación de la onda unidimensional y uniforme en las barras de presión, y compresión uniaxial en la probeta durante la aplicación de la carga [54], [58]–[60].

Teoría de la SHPB

De acuerdo a las mediciones realizadas y la teoría de propagación de onda unidimensional la tasa de deformación en la probeta durante una prueba SHPB es:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{V_1 - V_2}{L} \quad (2.8)$$

donde V_1 y V_2 son las velocidades en las interfases barra incidente/probeta y probeta y barra de transmisión, respectivamente. La velocidad V_1 es el producto de la velocidad longitudinal del sonido C_0 en la barra de presión y la deformación total en la interfase de la barra incidente y la probeta, lo cual es $\varepsilon_I - \varepsilon_R$. Similarmente, la velocidad V_2 es igual a $C_0 \varepsilon_T$. En este desarrollo la deformación incidente y transmitida ($\varepsilon_I, \varepsilon_T$) y ε son deformación compresiva, pero son consideradas positivas, mientras que la deformación reflejada (ε_R) representa una deformación a tensión y es negativa. Reemplazando V_1 y V_2 en la Ecuación 2.8 se obtiene que:

$$\frac{d\varepsilon(t)}{dt} = \frac{C_0}{L} [\varepsilon_I(t) - \varepsilon_R(t) - \varepsilon_T(t)] \quad (2.9)$$

El esfuerzo en la probeta es:

$$\sigma(t) = \frac{P_1(t) + P_2(t)}{2A} \quad (2.10)$$

donde P_1 y P_2 son las fuerzas en las interfases barra incidente/probeta y probeta/barra de transmisión, respectivamente, y A es el área transversal instantánea. En la interfase barra incidente/probeta, la fuerza está dada por:

$$P_1(t) = E [\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t)] A_0 \quad (2.11)$$

donde E es el módulo de Young y A_0 es el área de la sección transversal de la barra. Igualmente, la fuerza en la interfase probeta/barra de transmisión es:

$$P_2(t) = E \varepsilon_T(t) A_0 \quad (2.12)$$

Combinando la Ecuación 2.11 y la Ecuación 2.12 con la Ecuación 2.10 se obtiene:

$$\sigma(t) = \frac{E}{2} \frac{A_o}{A} [\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) + \varepsilon_T(t)] \quad (2.13)$$

Cuando la probeta se está deformando uniformemente, el esfuerzo en la interfase barra incidente/probeta es igual que el de la interfase probeta/barra de transmisión, igualando las Ecuaciones 2.11 y 2.12 resulta que:

$$\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) = \varepsilon_T(t) \quad (2.14)$$

Teniendo en cuenta esto las Ecuaciones 2.9 y 2.13 se pueden simplificar:

$$\frac{d\varepsilon(t)}{dt} = \frac{-2C_o}{L} \varepsilon_R(t) \quad (2.15)$$

$$\sigma(t) = E \frac{A_o}{A} \varepsilon_T(t) \quad (2.16)$$

Así, el comportamiento esfuerzo-deformación de la probeta está determinado por la medición realizada en las barras de presión elásticas en una prueba *SHPB*. Como se dijo anteriormente, esto requiere que dos condiciones se cumplan, la primera es que la onda de propagación en las barras de presión debe ser unidimensional y la segunda es que la probeta debe deformarse uniformemente; esto es opuesto por inercia radial y longitudinal, y por restricción de fricción en las interfases probeta/barras de presión, de las cuales se hablará más adelante [54], [57]–[61].

Diseño de la probeta para la prueba *SHPB*

La resolución óptima de datos requiere un cuidadoso diseño del tamaño de la probeta, así como de una apropiada longitud y velocidad de la barra impactadora. La determinación de la longitud óptima de la probeta requiere primero la consideración del tiempo t requerido para un estado de esfuerzos uniaxial y uniforme en la probeta. Se ha estimado que este tiempo es el requerido para que se presenten tres (π) ecos del pulso de esfuerzo en la probeta. Para un sólido que se deforma plásticamente y obedece la teoría Taylo-von Karman, el tiempo está dado por la siguiente relación:

$$t^2 \geq \frac{\pi^2 \rho_s l_s^2}{\partial \sigma / \partial \epsilon} \quad (2.17)$$

En esta expresión ρ_s es la densidad de la probeta, l_s es la longitud de la probeta y $\partial \sigma / \partial \epsilon$ es la etapa 2 de la tasa de endurecimiento por trabajo de la curva esfuerzo verdadero/deformación verdadera para el material a ser probado. Para tiempos inferiores al dado por la Ecuación 2.17 no se debe asumir que la probeta se deforma uniformemente y los datos obtenidos serán erróneos. Materiales con altas tasas de endurecimiento por trabajo, baja velocidad del sonido, y/o alta densidad requerirán longitudes de probeta cortas para facilitar una anulación (*ringup*) rápida y alcanzar rápidamente el estado de esfuerzo uniaxial en la probeta [54], [59], [60].

Una propuesta para alcanzar un estado de esfuerzo uniforme durante una prueba *SHPB* es disminuir la longitud de la probeta de tal forma que el tiempo t , de la Ecuación 2.17 sea lo más pequeño posible. Otra consideración de escala limita el rango de los radios L/D apropiados para un material dado; la longitud de la probeta puede no ser disminuida sin una disminución en el diámetro de la probeta o la barra [54], [59], [60].

Los errores debidos a la inercia longitudinal y radial, y los efectos de la fricción pueden reducirse escogiendo un tamaño de probeta que minimice el desajuste de área entre la muestra y el diámetro de la barra y manteniendo un radio L/D para la muestra de 0.5 a 1.

El diámetro de la probeta típicamente es el 80% del diámetro de la barra para una prueba de compresión, lo que permite 30% de deformación verdadera en la probeta antes de que el diámetro de la probeta exceda el diámetro de la barra. Para las pruebas a compresión las probetas deben ser maquinadas de tal manera que las caras donde se aplica la carga sean planas, paralelas con 0.001 in (0.01 mm) de tolerancia o menos, y con los lados de la probeta ortogonales a las caras de carga. Ortogonalidad y maquinado de precisión de caras de carga planas y paralelas, son esenciales para obtener carga elástica

uniforme en una prueba Hopkinson a compresión y después conseguir un estado de esfuerzos uniforme en la probeta [54], [59], [60]

Aunque la mayoría de las investigaciones utilizan probetas de forma cilíndrica, cubos y otras formas cuadradas pueden ser utilizados, por lo que el radio D/L debe ser adaptado para probetas cuadradas:

$$\frac{D}{L} = \frac{\sqrt{4bh/\pi}}{L} \quad (2.18)$$

Donde b y h son el ancho y el alto de la sección transversal de la probeta cuadrada a utilizar, respectivamente.

Limitaciones de la prueba SHPB

Adicional a la necesidad de garantizar la obtención de esfuerzos en equilibrio durante las pruebas SHPB, otros problemas pueden encontrarse durante la investigación experimental del comportamiento mecánico de materiales a altas tasas de deformación. Estos problemas están asociados con los efectos de la inercia en la máquina de prueba, restricción de la probeta debida a la fricción de los puntos de contacto, y cuestiones relacionadas con asegurar mediciones precisas con las galgas extensiométricas en las barras de presión [54], [59].

Inercia. A pesar de que la probeta ha sido evaluada para deformación uniforme, la inercia longitudinal y radial causada por la rápida aceleración de las partículas impuesta durante las pruebas a altas tasas de deformación puede influenciar las medidas del comportamiento esfuerzo-deformación. Los errores para ambas inercias han sido analizados y se han planteado correcciones para estos errores. Este análisis establece que:

$$\sigma(t) = \sigma_m(t) + \rho_s \left(\frac{l_s^2}{6} - \nu_s \frac{d^2}{8} \right) \frac{\delta^2 \varepsilon(t)}{\delta t^2} \quad (2.19)$$

Donde σ_m es el esfuerzo medido, ρ_s es la densidad de la probeta, ν es el radio de Poisson, l_s es la longitud de la probeta, y d es el diámetro de la probeta. Esta expresión indica que los errores son minimizados si la tasa de deformación se

mantiene constante o si el término dentro del paréntesis tiende a cero estableciendo dimensiones de la probeta tal que

$$\frac{l_s}{d} = \sqrt{\frac{3v_s}{4}} \quad (2.20)$$

Sin embargo, debido a que la deformación total en una prueba *SHPB* esta limitada al 25% para reducir el desajuste de área entre la probeta y la barra de presión, no se espera que las probetas con l_s/d de 0.5 introduzcan errores considerables [54], [58]–[60].

Las consideraciones sobre la inercia radial limitan la tasa de deformación para la cual la técnica *SHPB* es válida que es alrededor de 10^5 s^{-1} para un material que permita alta velocidad de propagación del sonido. La razón para esta limitación es que a medida que la tasa de deformación incrementa, el tamaño de la probeta debe reducir acordeamente hasta que se volverá tan pequeño que ya no representará la respuesta del material. Sólo materiales de grano muy fino como materiales estructurados nanocristalinos con alta velocidad de propagación del sonido pueden ser probados a tasas de deformación muy elevadas utilizando esta técnica [54], [58]–[60].

La **Fricción** es una importante consideración para determinar la validez de cualquier prueba de compresión. Además, la asunción de condiciones de esfuerzo uniaxial en la probeta puede ser afectada por la presencia de fuerzas de fricción que pueden causar tracción radial en las interfases entre las barras de presión y la probeta. Por lo tanto, se requiere lubricación en las interfases barras de presión/probeta. El radio l_s/d óptimo para minimizar la fricción para una prueba *SHPB* a compresión es la mitad de lo que se determina lo más favorable para minimizar los errores causados por fricción a bajas tasas de deformación (pruebas cuasiestáticas) [54], [58]–[60].

Se debe tener precaución al lubricar las probetas antes de la prueba y limitar la deformación en una sola prueba para deformaciones menores de 20-25%. Se pueden realizar recargas repetidas en la probeta con remaquinado intermedio para garantizar superficies de carga planas y paralelas para obtener mayor deformación total. La recarga repetitiva ofrece un beneficio adicional al

minimizar los efectos del calentamiento adiabático en la medición del comportamiento esfuerzo-deformación. El tamaño de la probeta también tiene efecto sobre las condiciones de fricción durante la prueba, estudios mostraron que probetas más grandes deformadas a la misma tasa de deformación involucraban largos desplazamientos radiales a velocidades mayores que en el caso de probetas más pequeñas. La rotura en el lubricante es más probable bajo grandes desplazamientos, y la pérdida de lubricante por chorro es aumentada a mayores velocidades de deformación. Se debe tener cuidado para evitar restricciones de fricción dependientes de la velocidad que alteren la respuesta esfuerzo-deformación si se utilizan muestras de ensayo más grandes [54], [58]–[60].

El uso de un lubricante de disulfuro de molibdeno a base de aceite ha demostrado ser efectivo para pruebas a temperatura ambiente, mientras que para altas temperaturas se puede utilizar una capa delgada de polvo de nitruro de boro. La presencia de una capa de lubricante en las interfases barras de presión/probeta pueden influenciar la temporización entre las ondas registradas en las barras incidente y de transmisión, por lo que es importante mantener lo más delgada posible la capa de lubricante en los extremos de la barra [54], [58]–[60].

Medición con las galgas extensiométricas. Debido a que el comportamiento esfuerzo deformación del material de interés es deducido de señales de deformación elástica en las barras de presión, los detalles de las condiciones que controlan la precisión y reproducibilidad de las galgas extensiométricas son cruciales. Varios aspectos de la instalación de las galgas y su uso pueden afectar la medición obtenida. Generalmente dos galgas son instaladas en posición diametralmente opuesta en cada barra y son conectadas de manera que se compense la mayoría de la deformación por flexión en las barras y se duplique la magnitud de la señal. El uso de cuatro galgas equidistantes alrededor del diámetro, formando un puente de Wheatstone, eliminará totalmente cualquier efecto de flexión en la información de la deformación. El arreglo de las cuatro galgas también corrige cualquier efecto de

magnetostricción (voltaje inducido en las galgas extensiométricas debido a la propagación de la onda en el material ferromagnético de la barra). El aislamiento de los cables que conectan las galgas extensiométricas al acondicionador de señal es importante para minimizar el ruido externo dada la pequeña magnitud de las señales de deformación absoluta y el nivel de amplificación requerido para elevar las señales a los niveles requeridos por el sistema de adquisición de datos [54], [58].

Finalmente, las galgas extensiométricas adheridas tienen una capacidad de tiempo de respuesta finita que está conectada a la rigidez del epoxico utilizado para pegar las galgas a las barras y el espesor de la interfase. Utilizar un epoxico muy blando o flexible puede amortiguar las señales, y utilizar un epoxico muy rígido y frágil requerirá reemplazo frecuente. Se debe tener precaución en la selección, instalación y mantenimiento de las galgas adheridas a las barras para garantizar precisión en su operación, además se utiliza calibración periódica para monitorear la degradación de la unión galga/epóxico [54], [58].

2.2.3 Pruebas *Split Hopkinson Pressure Bar* (SHPB) de materiales blandos

La respuesta esfuerzo-deformación a altas tasa de deformación de materiales poliméricos y compuestos poliméricos se ha convertido en foco de interés con el incremento del uso de estos materiales en estructuras sometidas al tipo de cargas que generan altas tasas de deformación (impacto, ondas explosivas, etc). Se requiere un conocimiento detallado de los efectos separados y sinérgicos de la temperatura y la velocidad de deformación sobre la respuesta mecánica de los materiales para poder establecer modelos constitutivos más físicos y describir los complejos caminos de carga y comprender el efecto de los procesos de fabricación sobre polímeros y compuestos poliméricos sometidos a entornos dinámicos de carga. Las pruebas con la *SHPB* o *Kolsky-bar* siguen siendo el principal método experimental para caracterizar el comportamiento mecánico de alta velocidad de deformación de estos materiales [58], [62].

La baja resistencia al flujo intrínseca y la baja impedancia elástica de los polímeros y compuestos poliméricos plantean desafíos adicionales a la medición precisa de su respuesta mecánica a esfuerzos uniaxiales a alta tasa de deformación usando una *SHPB*. Por ejemplo, la baja resistencia al flujo de los polímeros ha llevado a adoptar materiales alternativos para las barras de presión en lugar de los aceros de alta resistencia usados clásicamente. Y a que materiales para las barras con módulo más bajo aumentan el ruido en la señal de medición de las galgas extensiométricas, su uso es aceptado para facilitar la prueba dinámica de alta resolución en materiales de baja resistencia tales como polímeros, siempre que la resistencia a la fluencia del material a probar permanezca bien por debajo de la resistencia a la fluencia de los materiales de la barra. Aún con alta ganancia (500X de ganancia en los acondicionadores de señal), puede ser difícil o imposible obtener el pulso de presión transmitido de un polímero blando utilizando barras de presión de acero tradicional. En esencia, si la impedancia de la onda (ρC_o) del material de la probeta es mucho más bajo que la de las barras de presión, la magnitud del pulso transmitido se puede volver muy débil [58], [62], [63].

Adicionalmente, se debe tener en cuenta que obtener un estado de esfuerzos en equilibrio en la probeta durante una prueba *SHPB* para materiales blandos es dependiente de la naturaleza viscoelástica del material de la probeta y de la geometría de la misma. La pronunciada diferencia en las 3 señales de la onda obtenidas para varios polímeros en diferentes estudios ha demostrado la importancia de establecer una correcta geometría de la probeta para alcanzar esfuerzo uniaxial en la misma [58], [62], [63].

CAPÍTULO III – METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

3.1 MATERIALES UTILIZADO

Compuestos polimérico de matriz PPS (sulfuro de polifenileno) reforzado con fibra de carbono y con fibra de vidrio, respectivamente, se seleccionaron para realizar el presente estudio debido a su aplicación en estructuras de aeronaves como bordes de ataque, estructuras de puertas, cubiertas de motores de turbina, entre otros [1], [9]–[12]. El material fue fabricado y provisto por TenCate en laminados rectangulares con las siguientes especificaciones:

- a) Laminado de 33 laminas de espesor, con fibra de carbono T300J (denominación de uso aeroespacial de la compañía Toray Carbon Fibers America Inc), 3K (tres mil hebras individuales por haz de fibras), tejida en estilo 5HS (*harness-satin*, Figura 26a), de 280 g/m² FAW (peso por unidad de área de la fibra en gramos por metro cuadrado), combinada con 42%RC (contenido de resina por peso) de resina PPS marca Fortron, referencia 214, en un *lay-up* ortotrópico [0°/90°]_s balanceado y tipo espejo.
- b) Laminado de 42 laminas de espesor, con fibras de vidrio 7781 (referencia de uso aeronáutico con muy buenas propiedades de aislamiento eléctrico), hilado EC6 (fibra de vidrio-E continua de filamentos de 6 μm), tejida en estilo 8HS (*harness-satin*, Figura 26b), de 300 g/m² FAW, combinada con 33%RC de resina PPS marca Fortron referencia 214, en un *lay-up* ortotrópico [0°/90°]_s balanceado y tipo espejo.

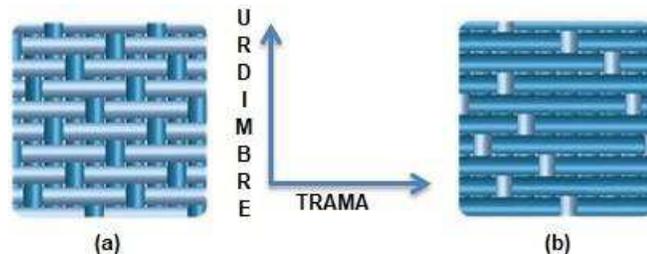


Figura 26. Tejido tipo *harness-satin* (a) 5HS y (b) 8HS [39].

Los laminados fueron cortados utilizando una cortadora de precisión para materiales compuestos Extec Labcut 500 (Figura 27) disponible en el Instituto de Pesquisas Tecnológicas (São José dos Campos, Brasil), la cual garantiza cortes con una tolerancia de paralelismo de 0.03 mm. Las dimensiones finales seleccionadas para las probetas son 10mmX9mmX10mm (largoXanchoXalto) aproximadamente, siendo el eje longitudinal el eje de aplicación de la carga (Figura 28).



Figura 27. Extec - Labcut 500 [64].

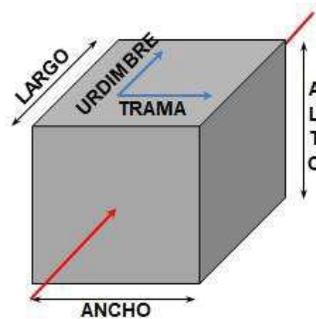


Figura 28. Vista esquemática de la geometría de las probetas.

3.2 PRUEBAS CUASI-ESTÁTICAS

Se realizan pruebas cuasi-estáticas de referencia mediante una máquina universal de ensayos servo-mecánica INSTRON a tres tasas de desplazamiento constante (0.6, 6 y 60 mm/min) que corresponden a tres tasa de deformación axiales cuasi-estáticas 0.001, 0.01, y 0.1 s⁻¹ al considerar que la probeta tiene

10 mm de longitud nominal; con una repetitividad de tres probetas por tasa de deformación. La medición de la carga se realiza mediante el hardware y el software de la máquina de ensayos mientras que la medición de la deformación se realiza mediante un sistema de galgas de video IMETRUM sincronizado con el sistema de la máquina (Figura 29a). Adicionalmente, se utilizan unos platos especiales, con un sistema de distribución de carga en el cabezal movable, para aplicar la carga compresiva sobre las probetas (Figura 29b). Todo el equipo se encuentra disponible en el Instituto de Pesquisas Tecnológicas (São José dos Campos, Brasil).

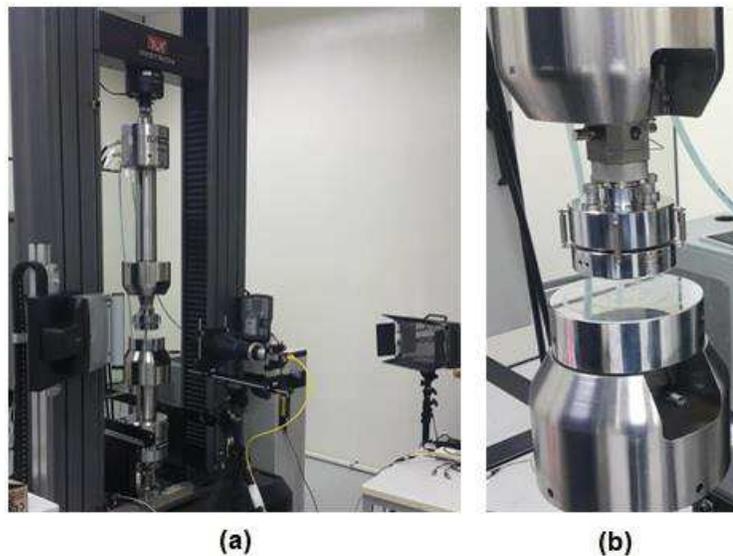


Figura 29. (a) Ensamble de la máquina universal de ensayos Instron y el sistema de galgas de video Imetrum, y (b) Sistema de carga para las pruebas de compresión.

Las probetas utilizadas para las pruebas cuasi-estáticas son de la misma geometría y el mismo lote de las utilizadas en los ensayos dinámicos, descritas en el sección anterior, y la carga también se aplica sobre el eje longitudinal (dirección de la urdimbre), por lo que se debe posicionar la probeta de tal forma que el eje de aplicación de la carga de la máquina universal y el eje longitudinal de la probeta coincidan, siempre teniendo en cuenta de que quede posicionada en el centro de los platos para que estos puedan cumplir con su objetivo de distribuir uniformemente la carga. Los *targets* del sistema de galgas extensiométricas de video IMETRUM se ubican en orientación vertical para

medir la deformación en diferentes partes de la probeta y evaluar el comportamiento promedio de la deformación en la probeta. Adicionalmente, una galga se localizó en el centro de la probeta para medir la deformación local (Figura 30).

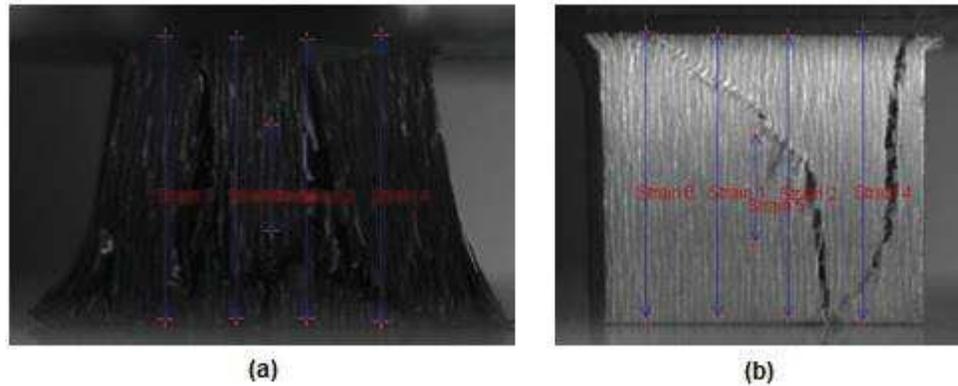


Figura 30. Ubicación de las galgas extensiométricas de video (a) en la probeta de fibra de carbono y (b) en la probeta de fibra de vidrio.

Los datos obtenidos con la medición de la carga (máquina universal de ensayos) y la deformación (galgas de video) son post procesados mediante un código en Matlab dónde se construyen las gráficas esfuerzo – deformación para cada probeta, se calculan el esfuerzo último, la deformación al esfuerzo último, el módulo de elasticidad y demás datos estadísticos para realizar la comparación y el análisis de los resultados. La máquina universal de ensayos entrega datos de la carga aplicada (F) durante el ensayo por lo que se requiere calcular el esfuerzo mediante la Ecuación 3.1, dónde A es el área de la sección transversal de la probeta.

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad \text{Equation Section 3(3.1)}$$

Los datos de deformación se obtienen en mm/mm por lo que solo debe multiplicarse por 100 para obtener el porcentaje. El módulo de elasticidad (Módulo de Young) experimental se determina como el valor de la pendiente de la regresión lineal de la curva esfuerzo-deformación obtenida en el rango de valore de 0.7 – 1% de deformación.

3.3 PRUEBAS DINÁMICAS

Las pruebas altas tasas de deformación se realizan mediante una máquina de pruebas *SHPB* disponible en el Laboratorio de Estructuras Aeroespaciales (*Laboratório de Estruturas Aeroespaciais*) del Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA) en São Jose dos Campos – Brasil. La máquina fue diseñada para realizar pruebas en materiales duros y suaves a tasas de deformación del orden de 10^2 a 10^4 s^{-1} .

Las barras están fabricadas de acero de alta resistencia AMS-5629 con Modulo de Young de 198 GPa, densidad de 7700 kg/m^3 , esfuerzo de fluencia de 1.4 GPa y diámetro de 19.05 mm. La longitud de impactador es 350.0 mm y las barras incidente/transición tienen 1000.0 mm con un radio *L/D* de 50.0 para garantizar la validez de la asunción de la propagación de la onda unidimensional [54], [58], [59], [65]. Adicionalmente, la configuración de la *SHPB* tiene una trampa de momento, que es una barra adicional ubicada después de la barra de transmisión para absorber la carga dinámica y preservar las galgas extensiométricas. Las galgas utilizadas son marca HBM, modelo LY11-3/350 que permiten mediciones a 100 kHz. El sistema de adquisición de datos y acondicionamiento de señal utilizado es HBM Genesis 7t, posee una tarjeta de resolución análoga/digital de 16bit, cuatro canales para las galgas extensiométricas y una velocidad de muestreo de 1MHz [65]. Además se sincroniza un sistema Photron de imagen de alta velocidad, compuesto por una cámara de video de alta velocidad modelo FASTCAM SA-Z y un software de acondicionamiento de imagen configurados para tomar imágenes a 400000 frames por segundo a una resolución de 128 x 104, para realizar monitoreo de los mecanismos de falla presentes durante la prueba y analizar los videos. La Figura 31a muestra el ensamble del sistema de la *SHPB* y el sistema de imagen de alta velocidad que se utiliza en cada prueba, mientras que la Figura 31b muestra el sistema de montaje de la probeta en la barra.



(a)



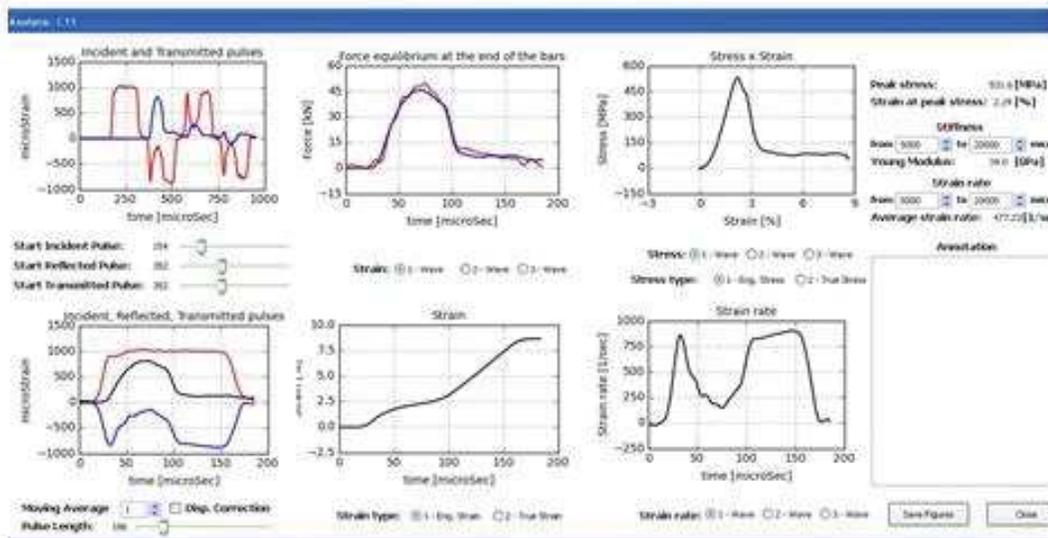
(b)

Figura 31. (a) Configuración de la máquina de ensayos *SHPB* y el sistema de imagen de alta velocidad, (b) Montaje de la probeta en el sistema configurado.

El procesamiento de las señales obtenidas mediante las galgas extensiométricas y el sistema de acondicionamiento de señal se realiza a través de un programa en Python desarrollado en el Laboratorio de Estructuras Aeroespaciales en el ITA. Este programa permite la manipulación y comparación de los resultados, al mismo tiempo que crea una base de datos para posterior análisis. Los cálculos de fuerza, esfuerzo, deformación y tasa de deformación se realizan mediante la teoría de la *SHPB* descrita en la sección 2.2.2. La Figura 32 muestra la interface del programa y la ventana de análisis.



(a)



(b)

Figura 32. Interfaz de post-procesamiento para las pruebas SHPB.

Las bases de datos generadas con la información de las pruebas son nuevamente post-procesadas mediante un código en Matlab y construir las gráficas esfuerzo – deformación, se calculan el esfuerzo último, la deformación al esfuerzo último, el módulo de elasticidad y demás datos estadísticos para realizar la comparación y el análisis con respecto a los resultados obtenidos en las pruebas cuasi-estáticas, además se construyen gráficas de comparación para cada propiedad calculada (esfuerzo último, deformación al esfuerzo último y módulo de elasticidad). El módulo de elasticidad (Módulo de Young)

experimental se determina como el valor de la pendiente de la regresión lineal de la curva esfuerzo-deformación obtenida en el rango de valores de 0.7 – 1% de deformación.

Se seleccionan dos presiones en el tanque de presión para realizar las pruebas (1.2 y 1.6 bar aprox.), correspondientes a tasas de deformación de 558.5 y 891.1s⁻¹ para la fibra de vidrio y 400.5 y 832.3 s⁻¹ para la fibra de carbono, respectivamente. Se realiza tres pruebas por cada tasa de deformación para cada material.

3.3.1 Correlación digital de Imagen - DIC

La correlación digital de imagen (*DIC*) es una técnica óptica innovadora para medir deformación y desplazamiento sin contacto directo con el objeto de medición. *DIC* trabaja comparando fotografías digitales de un componente o cuerpo de prueba sometido a diferentes etapas de deformación. Rastreado bloques de píxeles el sistema puede medir superficies de desplazamiento y construir campos de deformación 2D y 3D y mapas de deformación. Los software han sido desarrollados para obtener resoluciones de sub-píxeles y permitir ejecución eficiente de los algoritmos lo que permite una alta resolución en la medición de tal manera que con una fotografía comercial se puede medir hasta una parte por millón del campo de visión. Las imágenes pueden obtenerse de una amplia variedad de fuentes, incluyendo sensores de imagen CCD (*charge coupled device*) convencionales o cámaras digitales de consumo, vídeo de alta velocidad, macroscopios y microscopios, incluyendo microscopios de barrido electrónico y de fuerza atómica [66].

En el presente trabajo *DIC* se utiliza para medir deformación en las pruebas dinámicas (*SHPB*) mediante el procesamiento de los videos de alta velocidad tomados durante las pruebas con el sistema de imagen de alta velocidad anteriormente descrito. En aras de lograr una medición confiable y mejorar el rastreo de los píxeles, se pinta la superficie de medición de las probetas con pintura acrílica blanca de fondo y un espectro de puntos negros. La Figura 33 muestra el patrón utilizado para el espectro de puntos negros.

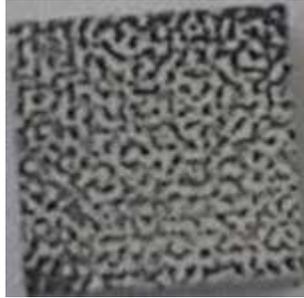


Figura 33. Patrón utilizado para análisis DIC.

VIC-3D de la compañía *Correlated Solutions, Inc.* [67] es el software utilizado para el análisis *DIC*. El procesamiento de los videos mediante el software fue realizado por el Profesor Dr. Rafael Celeghini Santiago del Centro de Engenharia, Modelagem e Ciências Sociais Aplicadas de la Universidade Federal do ABC, São Paulo, Brasil. Se realizan dos mediciones para cada probeta analizada, una lo largo de la línea de inspección 'L0', la cual está alineada con el eje de carga; y la otra un promedio del área global (Figura 34). Las bases de datos generadas reportan las deformaciones medidas según el tiempo de muestreo configurado en la cámara de alta velocidad y el tiempo total de la prueba. Estos datos son procesados nuevamente en Matlab para construir gráficas esfuerzo-deformación y compararlas con las curvas obtenidas con la medición de la deformación mediante el sistema de la *SHPB* y los resultados cuasi-estáticos.



Figura 34. Mediciones realizadas mediante análisis *DIC*. La línea intermedia blanca es L0 y el cuadro morado representa el área global.

Los datos utilizados para la construcción de las curvas son las mediciones realizadas a lo largo de la línea L0 para cada frame. La línea L0 está compuesta por 150 puntos, se seleccionan los datos de los puntos medios de la probeta, es decir del punto (61-90) y se promedian para cada frame, así se obtiene la deformación correspondiente a cada tiempo de prueba y se construye una función de deformación con respecto al tiempo. Con los datos de esfuerzo-tiempo obtenidos por el sistema de la *SHPB* se obtiene una función correspondiente a dichos datos y por último se sincronizan las dos funciones.

3.4 OBSERVACIÓN FRACTOGRÁFICA

La observación fractográfica se realiza mediante la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (*SEM*) debido a la magnitud del campo de visión que se puede obtener con esta técnica, que para materiales compuestos se requiere que sea del orden del diámetro de las fibras (aprox. $5\mu\text{m}$). La técnica consiste en un haz de electrones que barren la superficie de la muestra analizar, que, en respuesta, reemite algunas partículas que son analizadas por diferentes sensores lo que permite la reconstrucción de una imagen tridimensional de la superficie [49]. Para el presente trabajo se utilizaron dos equipos *SEM*, el TESCAN – VEGA 3 (Figura 35), disponible en el ITA.



Figura 35. Microscopio Electrónico de Barrido (*SEM*), a) Tescan Vega 3 [68]

Para poder observar compuestos mediante esta técnica se requiere que la muestra sea lo suficientemente pequeña para que quepa en la cámara de muestra y que la superficie sea conductora, por lo que se debe realizar una

preparación de la muestra. En el caso del material evaluado en este trabajo el tamaño original de la probeta es justo para la cámara pero la superficie no es conductora, por lo que se realiza un recubrimiento de oro mediante un equipo denominado recubridor rotativo de bombeo (*Rotary-Pumped Sputter Coater*) marca Quorum Modelo Q150R (Figura 36).



Figura 36. *Rotary-Pumped Suptter Coater Quorum Q150R* [69]

CAPÍTULO IV – RESULTADOS

4.1 PRELIMINARES

En harás de determinar la geometría de la probeta y la dirección de carga de la misma se realizan ensayos a alta tasa de deformación (390.6 s^{-1} aproximadamente, para todas las probetas) en la máquina de ensayos *SHPB* para el laminado de matriz PPS con fibra de carbono de refuerzo. Se realizan ensayos en dos tipos de geometría con dirección de carga coincidente con la dirección de urdimbre y trama (Figura 37). La probeta tipo A tiene dimensiones de $7.077 \times 9.8 \times 12.01 \text{ mm}^3$ y fue cargada en dirección a la urdimbre, mientras que la probeta tipo B es de $12.01 \times 9.8 \times 19.24 \text{ mm}^3$ y fue cargada en dirección a la trama, estas dimensiones son seleccionadas de acuerdo a las medidas originales del laminado tomando en cuenta que se debe cumplir la relación de aspecto $L/D \approx 1$ [59], [60] especificada en la Ecuación 2.18. Con el fin de garantizar la misma tasa de deformación la presión configurada en el recipiente a presión fue de 1.25 bar para la probeta A y 1.5 bar para la probeta B.

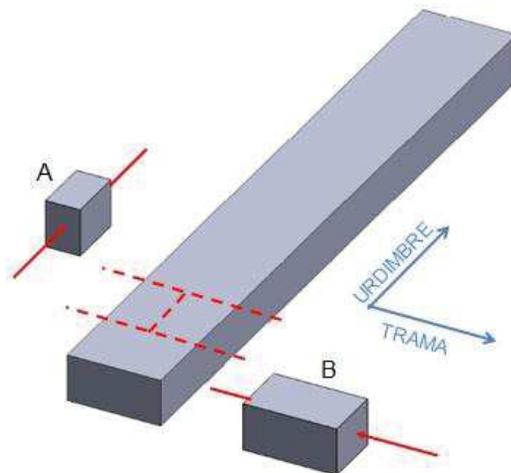


Figura 37. Vista esquemática de las probetas utilizadas para las pruebas preliminares.

La Tabla 6 resume los resultados obtenidos para ambas probetas mientras que la Figura 38 muestra las curvas esfuerzo-deformación obtenidas para cada ensayo. Como se puede observar el comportamiento mecánico de ambas

probetas es casi el mismo a la misma tasa de deformación. Las probetas fallan a 510.6 MPa y 484.6 MPa respectivamente, la pequeña diferencia entre los valores se puede atribuir a la pequeña diferencia entre la tasa de deformación de cada prueba. El comportamiento elástico observado en las curvas muestra el mismo módulo de Young para ambas probetas y se puede concluir que la geometría de la probeta no afecta las propiedades mecánicas y mientras la relación de aspecto se conserve entre 0.5 – 1 la geometría es aceptable, por lo que la geometría final descrita en el capítulo de metodología es válida para la realización de las pruebas. Adicionalmente se establece que el comportamiento esfuerzo-deformación en ambas direcciones (urdimbre-trama) es similar, lo que era de esperarse debido al *lay out* de construcción del laminado.

Tabla 6. Resultados obtenidos en ensayos dinámicos preliminares.

<i>Probeta</i>	<i>Tasa de deformación (s⁻¹)</i>	<i>Esfuerzo último (MPa)</i>	<i>Deformación al esfuerzo último (%)</i>	<i>Módulo de Young (GPa)</i>
A	387.96	510.6	1.91	32.04
B	393.3	484.6	1.58	38.09
Promedio	390.6	497.6	1.7	35.1
Desv. Std.	2.7	13	0.2	3

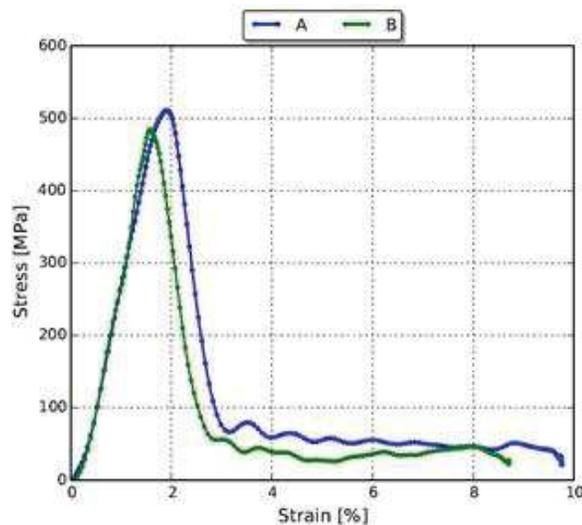


Figura 38. Curva esfuerzo-deformación obtenida en ensayos dinámicos preliminares post-procesados mediante el programa Phytton.

4.2 COMPUESTO DE MATRIZ PPS REFORZADO CON FIBRA DE CARBONO (PPSCFC)

4.2.1 Ensayos cuasi-estáticos

Los ensayos cuasi-estáticos se realizan hasta la falla del material, bajo las tres tasas de deformación anteriormente especificadas para este régimen (0.001, 0.01 y 0.1 s⁻¹). La Figura 39 muestra las curvas esfuerzo-deformación obtenidas para cada tasa de deformación aplicada bajo régimen cuasi-estático, mientras que la Tabla 7 resume los resultados numéricos. Se realiza una repetición por cada prueba debido a inconvenientes con la cantidad de material disponible.

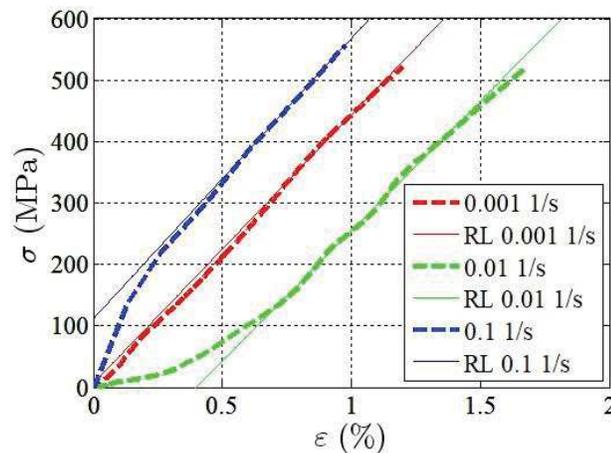


Figura 39. Curva esfuerzo-deformación obtenida para PPSCFC en régimen cuasi-estático.

Tabla 7. Resultados experimentales para PPSCFC en régimen cuasi-estático.

Tasa de deformación (s ⁻¹)	Esfuerzo último (MPa)	Deformación al esfuerzo último (%)	Módulo de Young (GPa)
0.001	521.926	1.203	43.664
0.01	517.869	1.67	42.271
0.1	558.013	0.978	45.643
Pomedio	532.603	1.284	43.859
Desv.Std.	18.04	0.288	1.383
CV (%)	3.388	22.45	3.155

Los resultados obtenidos muestran que el esfuerzo último del material bajo el régimen cuasi-estático se mantiene constante en un valor promedio de 532.603 MPa, esto basado en el valor bajo de la desviación estándar (Desv.Std.) y el coeficiente de varianza (CV). La misma tendencia se observa para el módulo de

elasticidad obteniendo un promedio de 43.859 GPa. Por otro lado, la deformación al esfuerzo último muestra un valor promedio de 1.284% con coeficiente de variación de 22.45%, lo cual indica que varía considerablemente, sin embargo no muestra una tendencia relacionada con el incremento de la tasa de deformación ni una correlación con la variación de los modos de falla observados mediante observación fractográfica lo que indica que es dispersión en la medición y se puede atribuir a errores intrínsecos del método de medición. Teniendo en cuenta lo anterior se puede concluir que comportamiento mecánico del material es constante durante el régimen cuasi-estático.

Observación Fractográfica

En la Figura 40 se observan las imágenes obtenidas mediante SEM para las probetas probadas bajo régimen cuasi-estático. El material probado 0.001 s^{-1} (Fig. 40a) presenta modo de falla mixto (cortante – flechas amarillas, y delaminación – flechas rojas) debido a la configuración de la fibra utilizada. Laminados con fibras tejidas comúnmente presentan delaminación a través de las fibras de urdimbre y cortante a través de las fibras de trama [49]. Adicionalmente también se evidencia la formación de *kinkbands* locales en la dirección de la carga, lo cual es un comportamiento esperado ya que es el tipo de falla más común para cargas de compresión debido al micropandeo que se desarrolla en las fibras originado por la desalineación de las fibras o la falta de soporte lateral por parte de la resina. En este caso se presenta en las fibras de urdimbre que son las que están alineadas con la dirección de la carga y también es la razón de que sean localizadas [49]. Las probetas sometidas a las otras dos tasas de deformación, 0.01 s^{-1} (Fig.40b) y 0.1 s^{-1} (Fig. 40c), presentan el mismo comportamiento descrito anteriormente para el material a 0.001 s^{-1} . Se observa modo falla mixto (delaminación y cortante) y el desarrollo de *kinkbands* locales. El material probado a 0.01 s^{-1} desarrolla falla intralaminar (líneas discontinuas amarillas) relacionado con el fallo de las fibras de trama y micropandeo (línea discontinua roja).

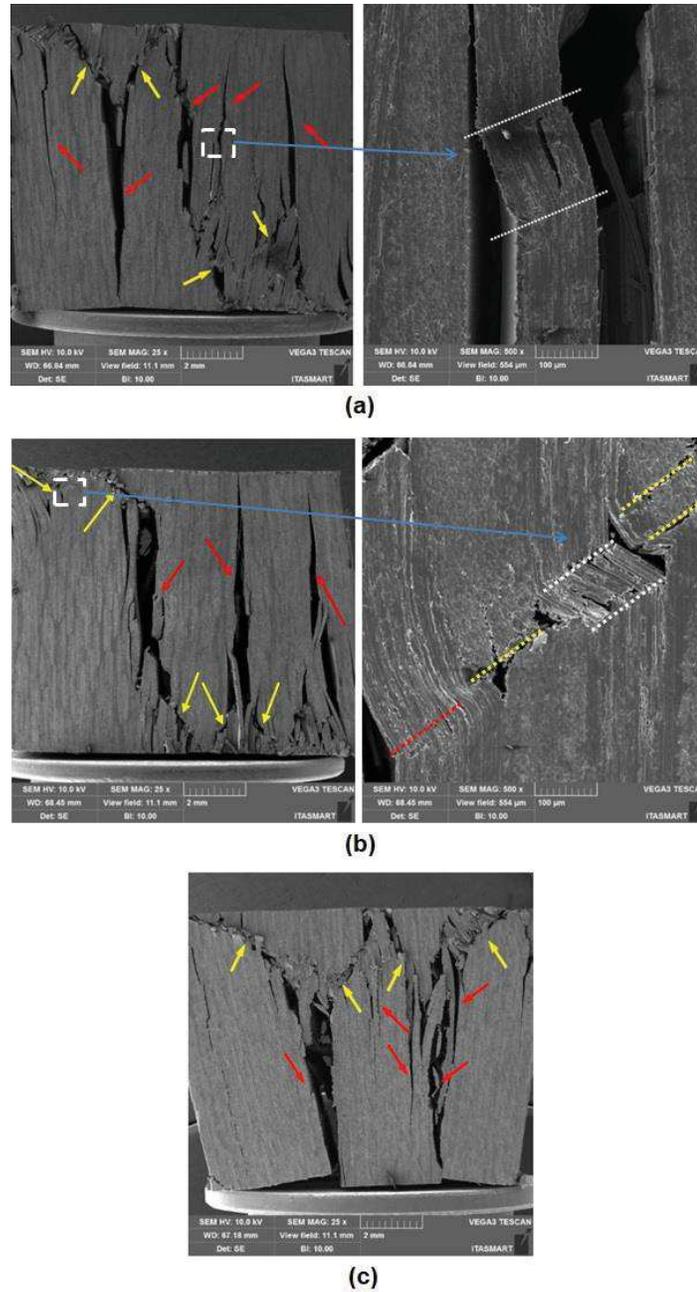


Figura 40. Observación cuasi-estática de los modos de falla mediante SEM para PPSCFC a a) 0.001 s^{-1} (25X con zona amplificada a 500X), b) 0.01 s^{-1} (25X con zona amplificada a 500X) y c) 0.1 s^{-1} .

4.2.2 Ensayos dinámicos

Las pruebas dinámicas se realizan a dos valores de presión diferentes en el tanque a presión de la *SHPB* (1.2 y 1.6 bar), teniendo como resultado dos tasas

de deformación promedio de 400.5 y 832.3 s^{-1} respectivamente, para las tres repeticiones realizadas. La Figura 41 muestra los pulsos obtenidos y post-procesados para una prueba a cada tasa de deformación, el pulso rojo es el incidente, mientras que el azul y el negro son el transmitido y reflejado, respectivamente.

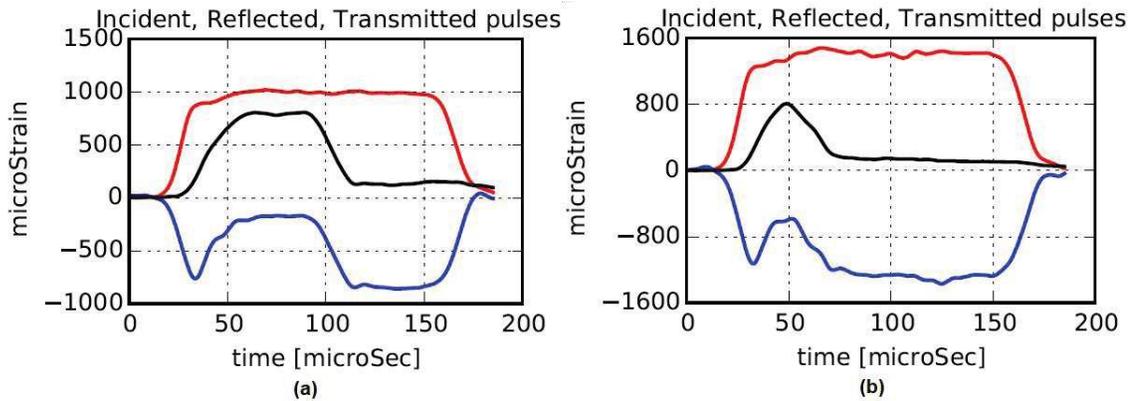


Figura 41. Pulsos obtenidos en las pruebas SHPB para PPSCFC a) en la Probeta S3 a 400.5 s^{-1} y b) en la probeta S3 a 832.3 s^{-1} .

La Figura 42 muestra la gráfica de fuerzas aplicadas en cada superficie de contacto de la probeta (interfase barra incidente-probeta e interfase probeta-barra transmisión) para una prueba a cada tasa de deformación, obtenida con el programa de post-procesamiento en Phytton. Como se observa las fuerzas obtenidas son iguales en ambas caras por lo que se tiene que la carga está equilibrada en la probeta y la prueba es válida con esta metodología. Este comportamiento se evidencia en todas las pruebas realizadas para este material.

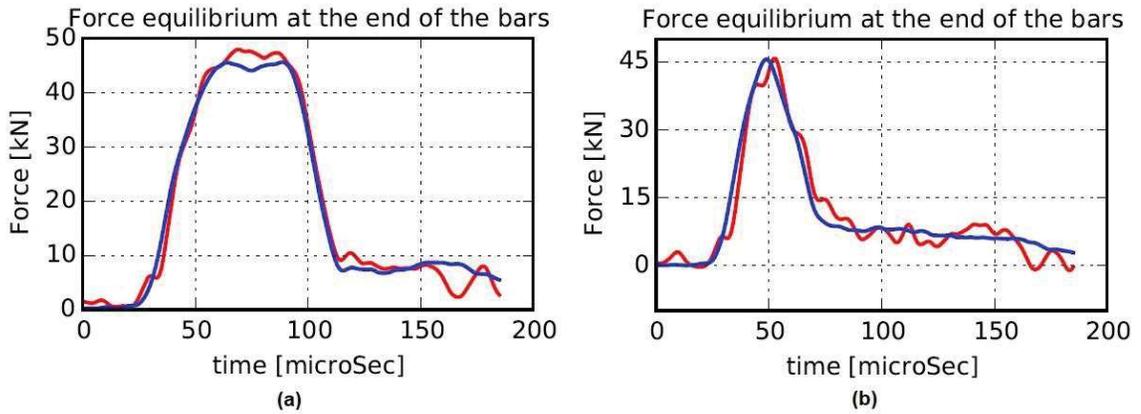


Figura 42. Equilibrio de fuerzas en los extremos de las barras incidente (línea roja) y transmitida (línea azul) para PPSCFC, a) en la Probeta S3 a 400.5 s^{-1} y b) en la Probeta S3 a 832.3 s^{-1} .

La Figura 43 muestra las curvas esfuerzo deformación obtenidas para cada tasa de deformación aplicada en el régimen dinámico, mientras que la Tabla 8 resumen las propiedades calculadas basadas en los resultados experimentales y la Tabla 9 compara los promedios de las propiedades obtenidas para cada tasa de deformación.

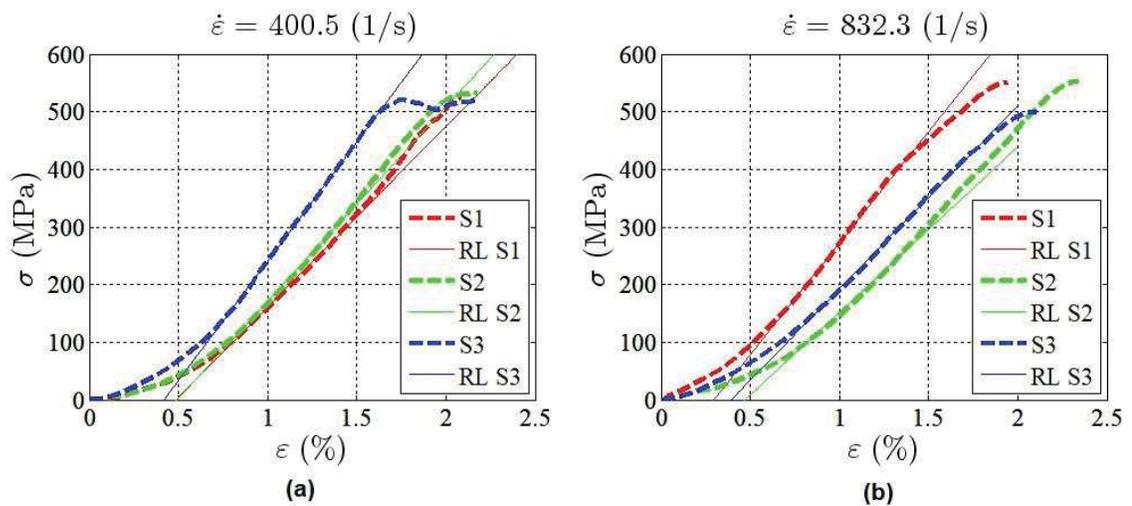


Figura 43. Curvas esfuerzo-deformación obtenidas bajo régimen dinámico para PPSCFC, a) 400.5 s^{-1} y b) 832.3 s^{-1}

Tabla 8. Resultados experimentales obtenidos bajo régimen dinámico para PPSCFC.

<i>Probeta</i>	<i>Tasa de deformación (s⁻¹)</i>	<i>Esfuerzo último (MPa)</i>	<i>Deformación al esfuerzo último (%)</i>	<i>Módulo de Young (GPa)</i>
S1	418.84	524.072	2.088	31.348
S2	477.231	531.597	2.164	33.734
S3	305.466	521.572	2.192	41.397
Promedio	400.5±71.31	525.747±4.26	2.148±0.044	35.493±4.29
S1	714.662	550.701	1.945	38.696
S2	867.865	552.518	2.346	28.707
S3	914.328	500.96	2.11	31.756
Promedio	832.3±85.3	534.726±23.89	2.134±0.165	33.053±4.18

Tabla 9. Comparación de las propiedades mecánicas a altas tasas de deformación para PPSCFC.

<i>Tasa de deformación (s⁻¹)</i>	<i>Esfuerzo último (MPa)</i>	<i>Deformación al esfuerzo último (%)</i>	<i>Módulo de Young (GPa)</i>
400.5	525.747	2.148	35.493
832.3	534.726	2.134	33.053
Pomedio	530.237	2.141	34.273
Desv.Std.	4.489	0.0073	1.22
CV (%)	0.847	0.341	3.559

De acuerdo a lo mostrado anteriormente y tomando en cuenta la desviación estándar (Desv.Std.) y el coeficiente de variación (CV) obtenidos, el comportamiento mecánico del material es constante en el régimen dinámico obteniendo una resistencia promedio de 530.237 MPa, deformación al esfuerzo último de 2.141% y módulo de elasticidad de 34.273 GPa.

Correlación de Imagen Digital (DIC)

En secciones anteriores se comentó que se puede presentar incertidumbre sobre la medición de la deformación realizada mediante las galgas extensiométricas en las barras por lo que se realiza medición de la deformación directamente en la probeta mediante *DIC* aplicada a los videos de la prueba. En la Figura 44 se observan las curvas esfuerzo-deformación obtenidas para el régimen dinámico con medición de la deformación mediante el sistema de la

SHPB y mediante *DIC*; y la Tabla 10 resume los resultados obtenidos de las propiedades mecánicas calculadas de acuerdo a cada técnica de medición.

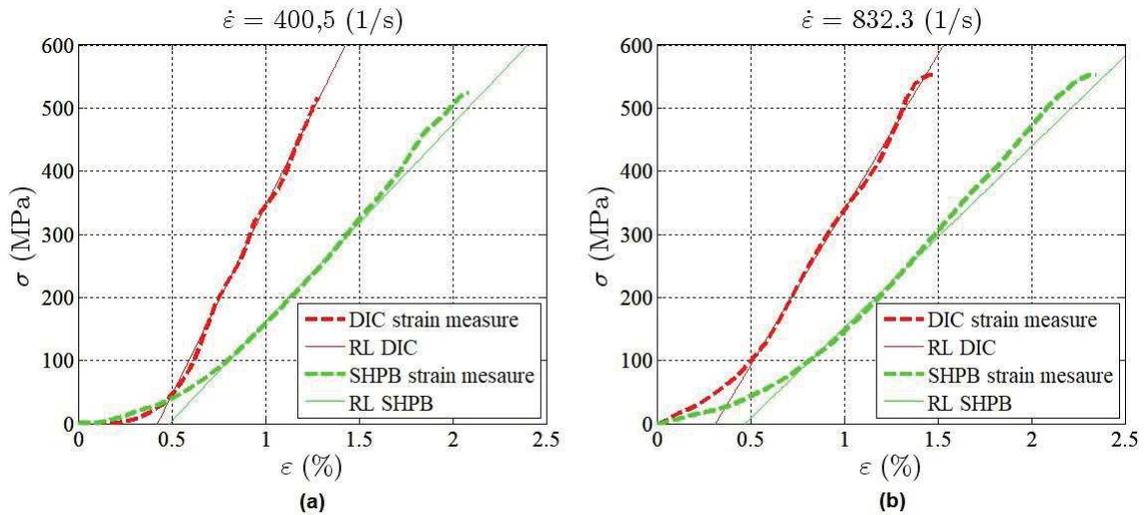


Figura 44. Curva esfuerzo-deformación obtenida para PPSCFC con deformación medida mediante *DIC* y *SHPB* para a) 400.5 s^{-1} y b) 832.3 s^{-1} .

Tabla 10. Resumen propiedades obtenidas para PPSCFC en régimen dinámico con medición de la deformación mediante la *SHPB* y *DIC*.

Tasa de deformación (s^{-1})		Esfuerzo último (MPa)	Deformación al esfuerzo último (%)	Módulo de Young (GPa)
400.5	SHPB	524.072	2.088	31.348
	DIC	517.342	1.2767	59.765
832.3	SHPB	552.518	2.3461	28.707
	DIC	552.518	1.4873	49.263

Los resultados indican que a deformación medida en el centro de la probeta mediante *DIC* es menor en un 38.856% y 36.605% para 400.5 s^{-1} y 832.3 s^{-1} respectivamente, con respecto a la deformación medida por las galgas extensiométricas del sistema de la *SHPB* mientras que el esfuerzo se mantiene, lo que da como resultado que el módulo de elasticidad incremente un 90.65% y 71.606% para 400.5 s^{-1} y 832.3 s^{-1} respectivamente, con respecto al obtenido con los datos de la *SHPB*.

El espectro de deformación al momento de la falla observado en la Figura 45 indica que en un punto localizado de las probetas (generalmente en los extremos) se generó deformación de la magnitud censada por las galgas

extensiométricas (2.25% en el espectro *DIC* y 2.088% en la *SHPB* para 400.5 s^{-1} ; 2.437% en el espectro *DIC* y 2.346% en la *SHPB* para 832.3 s^{-1}), lo que indica: primero, la metodología de la prueba dinámica se comporta de acuerdo a lo descrito en la literatura y genera deformación altamente localizada o no homogénea a lo largo de la probeta debido a que no se distribuye la deformación por el poco tiempo de duración de la prueba; segundo, la medición de las galgas extensiométricas da un valor real de deformación dentro de la probeta, sin embargo éste es el valor más alto alcanzado en toda la probeta; y tercero, es prudente realizar la medición de la deformación mediante la técnica *DIC* para obtener un valor de deformación en el centro de la probeta donde se puede asegurar que el comportamiento del material no es influenciado por el efecto de los bordes de la probeta, donde se presenta mayor tendencia a la falla a consecuencia del maquinado de la probeta.

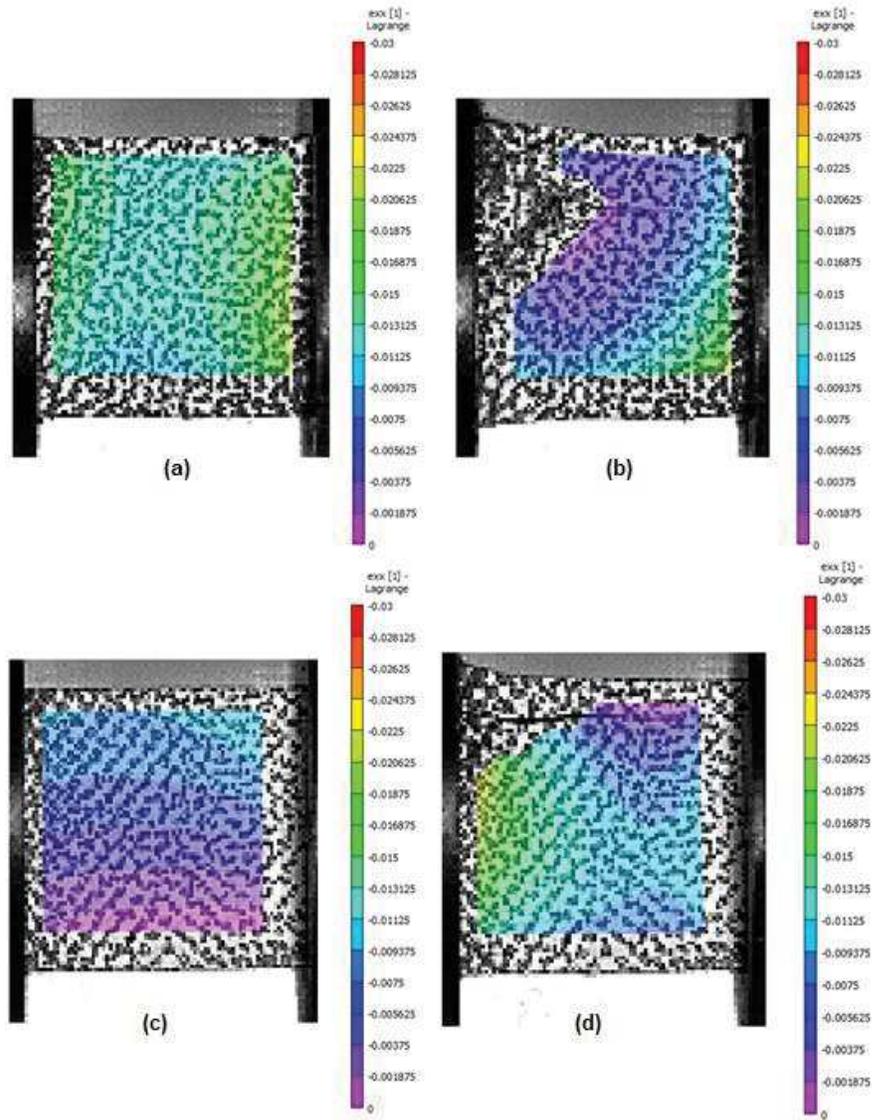


Figura 45. Espectro de deformación obtenido mediante *DIC* para PPSCFC sometido a a) y b) 400.5 s^{-1} antes y después del fallo, respectivamente; c) y d) 832.3 s^{-1} antes y después del fallo, respectivamente.

Observación Fractográfica

La observación fractográfica para el régimen dinámico se realiza de dos maneras, mediante el monitoreo de la falla a través del sistema de imagen de alta velocidad y la observación post falla mediante SEM.

La Figura 46 muestra la secuencia de falla del material sometido a 400.5 s^{-1} donde la flecha roja indica la dirección de la onda compresiva. En la Figura 46a

se observa la probeta al inicio de la prueba sin ningún indicio de falla, ya en la siguiente imagen (Figura 46b) se muestra el inicio de la falla en el borde barra transmitida/probeta (circulo azul) lo que se atribuye al efecto que tiene el maquinado en los bordes del material, el cual los debilita. El inicio de la falla se da en forma de delaminación y luego se propaga diagonalmente o en modo cortante (Figura 46c). Además se inician otros frentes de grieta en el borde barra incidente/ probeta que se unen en forma de “v” y después se propaga en modo delaminación. La probeta termina su proceso de falla con la separación parcial de las superficies (Figura 46d).

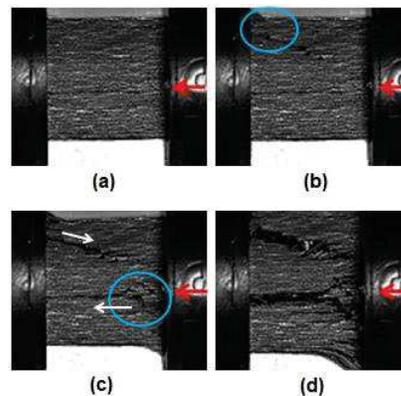


Figura 46. Secuencia de imágenes captadas por el HSIS para PPSCFC probado a 400.5 s^{-1}

El proceso de falla del material observado mediante el HSIS para una tasa de deformación de 832.3 s^{-1} se presenta en la Figura 47. El inicio de falla se observa en dos regiones del borde barra transmitida/probeta (circulo azul) tomando como referencia la dirección de propagación de la onda (flecha roja) (Figura 47b). La región superior está sometida a flexión por lo que se ve parte del material doblado hacia arriba, mientras que la región inferior desarrolla delaminación en dos frentes. Las delaminaciones se propagan mientras la flexión en la región superior se intensifica generando la separación y delaminación de las laminas (Figura 47c) indicando fallo de la resina, hasta que se inicia el fallo de las fibras en cortante (Figura 47d). La propagación de los diferentes frentes de grieta se da hasta que la probeta queda totalmente dividida en varios pedazos (Figura 47e).

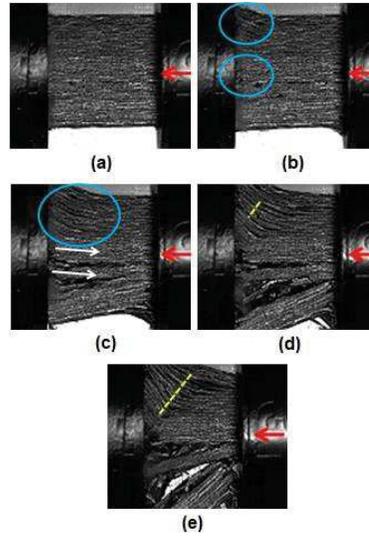


Figura 47. Secuencia de imágenes captadas por el HSIS para PPSCFC probado a 832.3 s^{-1}

Observación fractográfica realizada mediante SEM a la probeta sometida a 400.5 s^{-1} ratifica un mecanismo de fallo mixto (delaminación y corte) como el observado en las probetas cuasi-estáticas (Figura 48). La separación en varias partes de las probetas sometidas a 832.3 s^{-1} impide la observación del frente de la probeta, sin embargo, es posible realizar el análisis de la superficie de fractura obtenida (Figura 49).

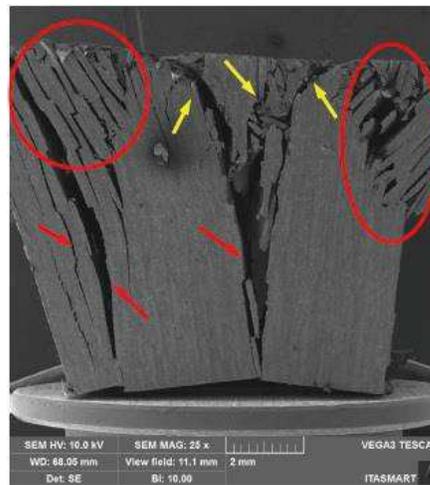


Figura 48. Imagen SEM para PPSCFC probado a 400.5 s^{-1} a 25X. Círculos y flechas rojas indican delaminación mientras que flechas amarillas indican falla por cortante.

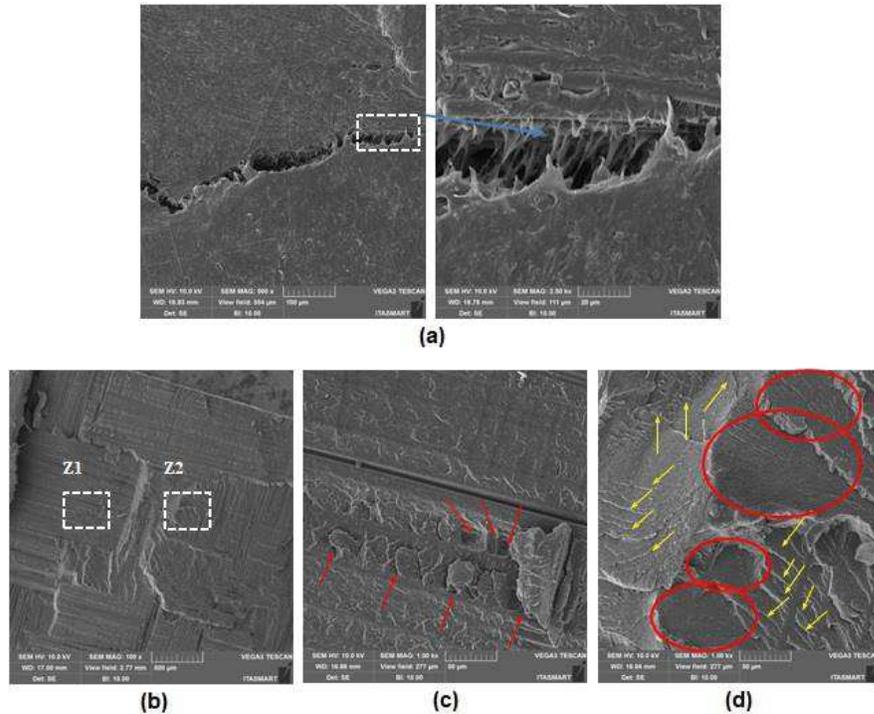


Figura 49. Imágenes SEM para PPSCFC probado a 832.3 s^{-1} . a) Superficie "derretida" a 500X con un aumento a 2500X de la zona enmarcada, b) superficie "no derretida" a 100X, c) Z1 marcada en (b) aumentada a 1000X, y d) Z2 marcada en (b) aumentada a 1000X.

La superficie de fractura de las diferentes partes recuperadas del material probado a la tasa de deformación más alta (832.3 s^{-1}) difieren en su aspecto, mientras una aparenta estar "derretida", otra aparenta no haber sufrido tal proceso ("no derretida"). Este comportamiento indica que la generación de calor durante la prueba pudo ser tal que superó la temperatura de fusión de la resina o por lo menos su temperatura de transformación vítrea. La superficie "derretida" (Figura 49a) se caracteriza por ser suavizada y sin rasgos distintivos, observación a altos aumentos muestra la presencia de *fibrils* en el interior de una grieta, los cuales parecen hilos de resina que intentan mantener unidas las caras de las grietas y ponen oposición a la propagación. En la superficie "no derretida" (Figura 46b) se pueden observar dos zonas, Z1 que parece ser una zona directamente sobre el tejido (sea trama o urdimbre, no es posible identificar cual) y Z2 que aparenta ser un sitio intersticial o de alto contenido de resina. La zona Z1 (Figura 46c) exhibe cúspides y *scallops*, mientras que la

zona Z2 (Figura 46d) presenta *riverlines* y *feather marks*, aspectos fractográficos típicos de un compuesto sometido a compresión [48], [49], [51], [52].

4.2.3 Comparación de las propiedades mecánicas de acuerdo a la tasa de deformación aplicada

La Figura 50 reúne las curvas esfuerzo-deformación obtenidas para todas las tasa de deformación y las Tabla 11 y 12 complementan con los resultados numéricos obtenidos para las propiedades mecánicas.

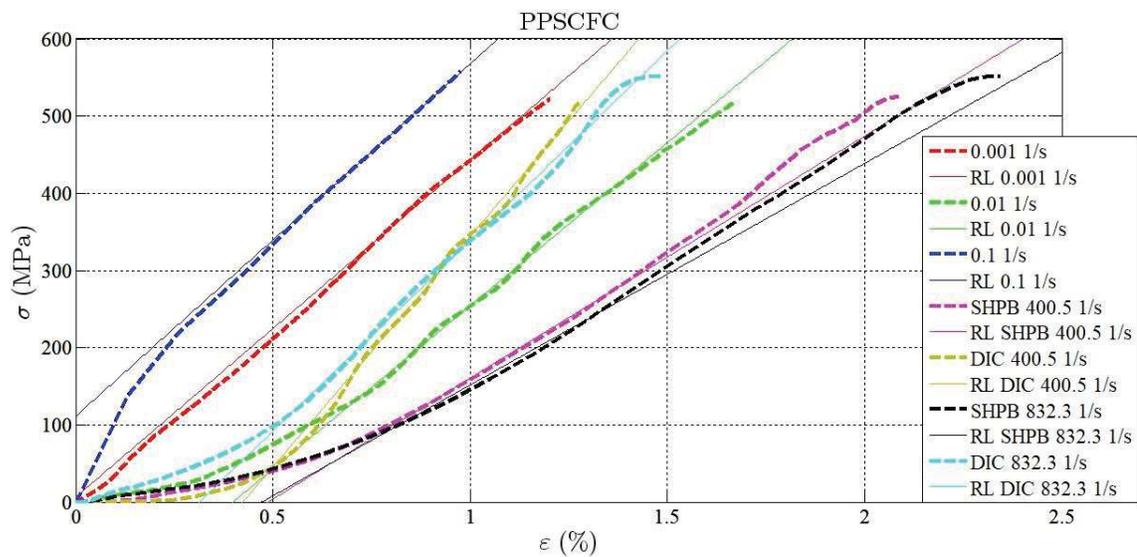


Figura 50. Curvas esfuerzo-deformación para PPSCFC en todas las tasas de deformación aplicadas.

Tabla 11. Propiedades mecánicas promedio para PPSCFC en cada tasa de deformación.

Deformación medida mediante el sistema de SHPB.

Tasa de deformación (s^{-1})	Esfuerzo último (MPa)	Deformación al esfuerzo último (%)	Módulo de Young (GPa)
0.001	521.926	1.203	43.664
0.01	517.869	1.67	42.271
0.1	558.013	0.978	45.643
400.5 SHPB	525.747	2.148	35.493
832.3 SHPB	534.726	2.134	33.053
Pomedio	531.6564	1.6267	40.025
Desv.Std.	14.309	0.475	4.878
CV (%)	2.691	29.23	12.189

Tabla 12. Propiedades mecánicas promedio para PPSCFC en cada tasa de deformación.

Deformación medida mediante *DIC*.

Tasa de deformación (s^{-1})	Esfuerzo último (MPa)	Deformación al esfuerzo último (%)	Módulo de Young (GPa)
0.001	521.926	1.203	43.664
0.01	517.869	1.67	42.271
0.1	558.013	0.978	45.643
400.5 DIC	517.342	1.203	59.765
832.3 DIC	552.518	1.487	49.263
Pomedio	533.534	1.323	48.121
Desv.Std.	17.899	0.238	6.279
CV (%)	3.355	17.977	13.0479

Como se puede observar, el comportamiento del material es lineal elástico en todas las tasas de deformación y las propiedades mecánicas permanece constante al incrementar la tasa de deformación. La deformación al esfuerzo último medida con el sistema de la *SHPB* presenta mayor variación que la deformación medida mediante *DIC* (29.23% - 17.977% respectivamente), sin embargo no se observó ningún efecto visible en el mecanismo de falla por lo que ambas se pueden considerar despreciables y la diferencia es atribuida a la medición localizada de la deformación para régimen cuasi-estático (sistema de galgas extensiométricas de video) y para régimen dinámico (*DIC*), y la medición generalizada (*SHPB*). La variación observada en el módulo de elasticidad se da por los datos de deformación obtenidos, una disminución en la deformación representa un incremento en el módulo de elasticidad debido a la relación $E = \sigma/\varepsilon$ donde E es el módulo de elasticidad, σ es el esfuerzo y ε es la deformación. Este comportamiento se aprecia mejor en las Figuras 51, 52 y 53, las cuales muestran la relación esfuerzo último – tasa de deformación, deformación al esfuerzo último – tasa de deformación y módulo de elasticidad – tasa de deformación.

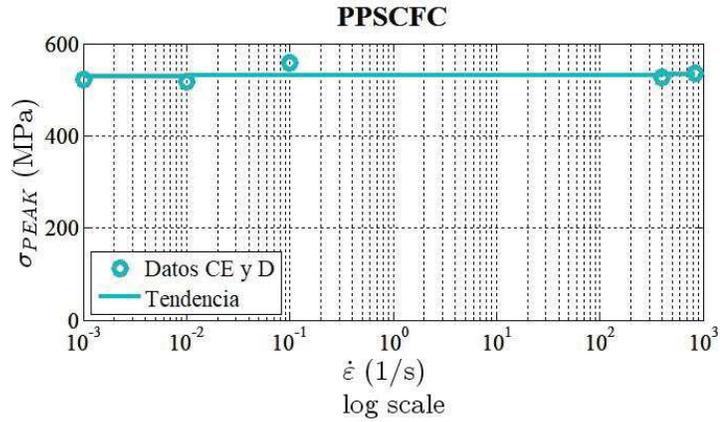


Figura 51. Gráfica esfuerzo último vs. tasa de deformación para PPSCFC (CE – cuasi-estático; D – dinámico).

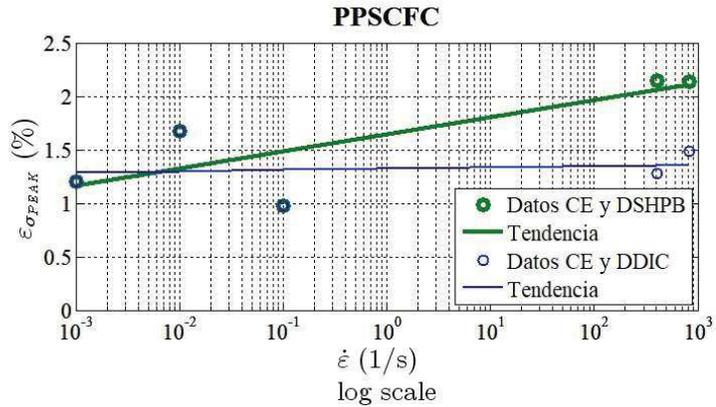


Figura 52. Gráfica deformación al esfuerzo último vs. tasa de deformación para PPSCFC (CE – cuasi-estático; D – dinámico).

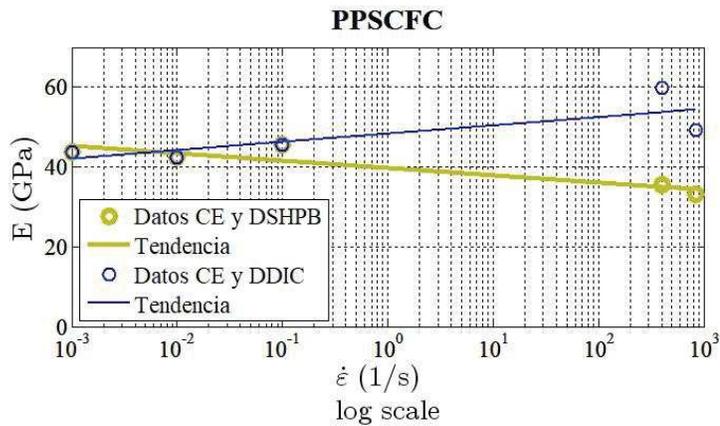


Figura 53. Gráfica Módulo de Young vs. tasa de deformación para PPSCFC (CE – cuasi-estático; D – dinámico).

Con lo observado se concluye que el material no es dependiente de la tasa de deformación, y que la medición de la deformación dinámica mediante *DIC* permite una comparación más acertada con respecto a la medición de la deformación cuasi-estática medida mediante el sistema de galgas extensiométricas de video. El comportamiento mecánico observado en este material no coincide con el observado en materiales similares (matrices termoplásticas reforzadas con fibras de carbono) [18]–[20], [70], [71] ni con lo expresado por Mallick [2], según los cuales la resistencia incrementa al incrementar la tasa de deformación, sin embargo, se ha reportado que la fibra de carbono afecta la cristalización de la resina (PPS) generando transcristalinidad en la interfaz fibra-resina lo cual la debilita y afecta las propiedades mecánicas del compuesto [1], [2], [41], [45], [47].

Las características fractograficas evidenciadas en el material probado a las diferentes tasas de deformación no presentan una variación considerable al incrementar la tasa de deformación. El mecanismo de falla identificado para el material en ambos regímenes es mixto (delaminación y cortante), lo que es característico para un laminado tejido sometido a compresión según Greenhalgh [49]. El material probado a la tasa de deformación más elevada presenta separación en múltiples partes indicando daño severo debido a la alta velocidad de aplicación de la carga y disipación insuficiente del calor generado en el proceso de deformación. También cabe mencionar que se observa que la delaminación se vuelve más predominante en la tasa de deformación más alta, lo que concuerda con lo descrito por Greenhalgh [49] para laminados sometidos a impacto de alta velocidad.

4.3 COMPUESTO DE MATRIZ PPS REFORZADO CON FIBRA DE VIDRIO (PPSGFC)

4.3.1 Ensayos cuasi-estáticos

La Figura 54 muestra la respuesta esfuerzo-deformación para PPSGFC bajo las tres tasas de deformación cuasi-estáticas determinadas. Se realizan tres

repeticiones por cada tasa de deformación. La muestra S1 de las pruebas a 0.001 s^{-1} fue descartada debido a carga recarga durante la prueba. El comportamiento mecánico del material es lineal elástico y casi constante para el régimen cuasi-estático. La Tabla 13 resume los resultados numéricos obtenidos para cada prueba estableciendo el valor promedio y desviación estándar de las propiedades mecánicas para cada tasa de deformación, mientras que la Tabla 14 compara esos valores promedio para cada tasa de deformación incluyendo la desviación estándar (Desv.Std.) y coeficiente de variación (CV).

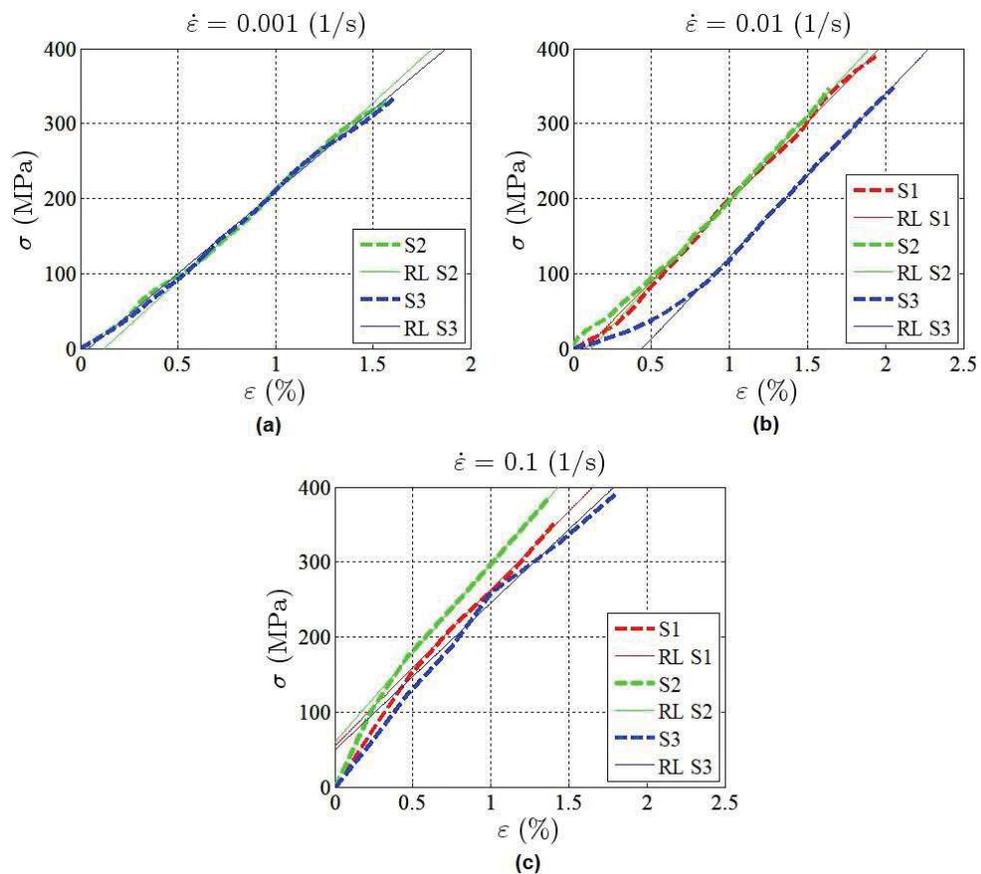


Figura 54. Comportamiento esfuerzo-deformación cuasi-estático para PPSGFC bajo compresión a a) 0.001 s^{-1} , b) 0.01 s^{-1} y c) 0.1 s^{-1} .

Tabla 13. Resultados experimentales para régimen cuasi-estático para PPSGFC.

<i>Tasa de deformación (s⁻¹)</i>	<i>Probeta</i>	<i>Esfuerzo último (MPa)</i>	<i>Deformación al esfuerzo último (%)</i>	<i>Módulo de Young (GPa)</i>
0.001	S1	330.325	1.588	23.757
	S2	336.517	1.624	21.815
Promedio		333.421±3.096	1.606±0.018	22.786±0.971
0.01	S1	391.838	1.951	21.218
	S2	347.637	1.642	22.394
	S3	348.797	2.055	21.759
Promedio		362.757±20.568	1.883±0.176	21.79±0.481
0.1	S1	354.139	1.42	20.888
	S2	387.71	1.379	23.759
	S3	394.274	1.818	19.611
Promedio		378.708±17.578	1.539±0.198	21.419±1.735

Tabla 14. Comparación de resultados experimentales cuasi-estáticos para PPSGFC.

<i>Tasa de deformación (s⁻¹)</i>	<i>Esfuerzo último (MPa)</i>	<i>Deformación al esfuerzo último (%)</i>	<i>Módulo de Young (GPa)</i>
0.001	333.421	1.606	22.786
0.01	362.757	1.883	21.79
0.1	378.708	1,539	21.419
Pomedio	358.295	1.676	21.999
Desv.Std.	18.756	0.149	0.577
CV (%)	5.235	8.875	2.623

El valor promedio obtenido para el esfuerzo último en el régimen cuasi-estático es de 358.295 MPa con un coeficiente de variación de 5.235% por lo que se dice que es constante. La deformación al esfuerzo último y el módulo de elasticidad presentan el mismo comportamiento con valores de 1.676% - 8.875% y 21.999 GPa – 2.623%, respectivamente. Debido a esto es que se menciona que el comportamiento mecánico del material es constante para el régimen cuasi-estático.

Observación Fractográfica

La observación fractográfica realizada mediante SEM para las probetas PPSGFC probadas en régimen cuasi-estático evidencia modo de falla mixto (delaminación y cortante) para el laminado sometido a compresión según lo indica Greenhalgh [49] para tejidos sometidos a compresión. La Figura 55

muestra los modos de falla para las tres tasas de deformación identificando la delaminación con flechas rojas y el fallo por cortante con flechas amarillas. El material probado a 0.001 s^{-1} desarrolló una *kinkband* de etapa temprana (Figura 55b), lo que indica modo básico de falla para compuestos a compresión [2], [48], [49]. La Figura 55e indica la formación de un *fiber bridging* característico de la aplicación de carga en modo I (apertura) [48].

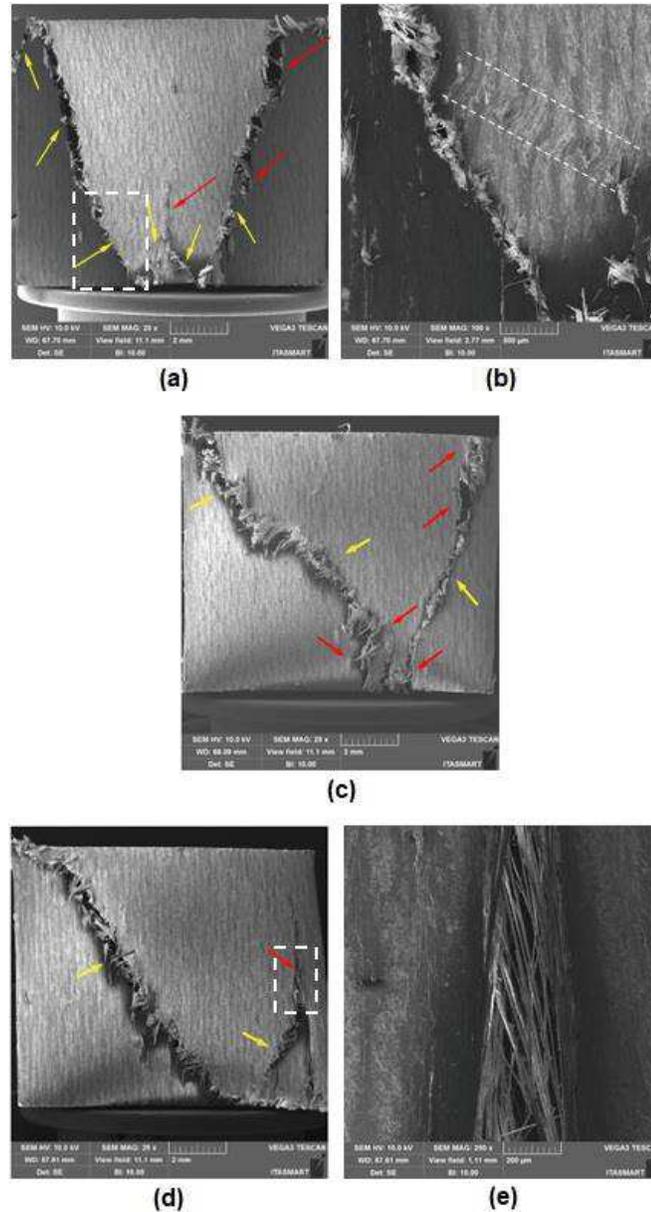


Figura 55. Imágenes de SEM para PPSGFC probado a diferentes tasas de deformación. a) 0.001 s^{-1} a 25X, b) 0.001 s^{-1} a 100X, c) 0.01 s^{-1} a 25X, d) 0.1 s^{-1} a 25X y e) 0.1 s^{-1} a 250X.

4.3.2 Ensayos dinámicos

Las pruebas dinámicas se realizan a dos valores de presión diferentes en el tanque a presión de la SHPB (1.2 y 1.6 bar), teniendo como resultado dos tasas de deformación promedio de 558.5 y 891.1 s⁻¹ respectivamente, para las tres repeticiones realizadas. La Figura 56 muestra los pulsos obtenidos y post-procesados para una prueba a cada tasa de deformación, el pulso rojo es el incidente, mientras que el azul y el negro son el transmitido y reflejado, respectivamente.

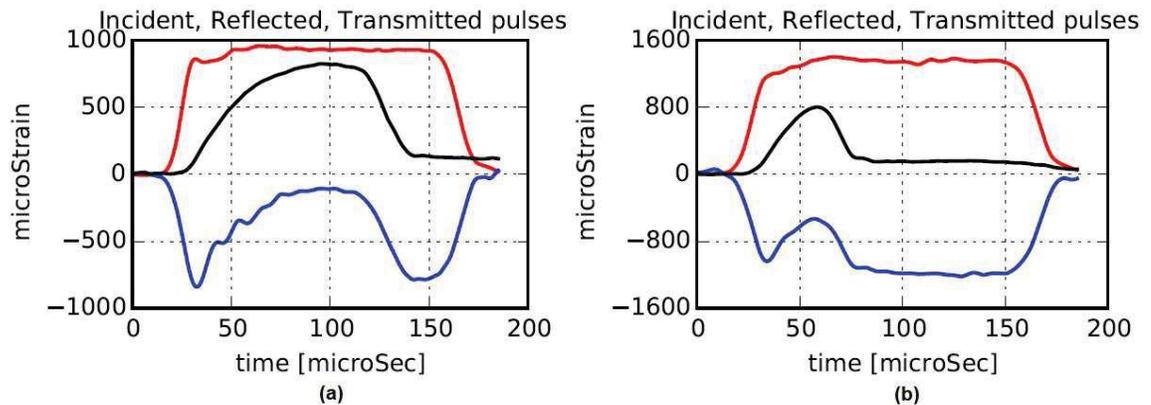


Figura 56. Pulsos obtenidos en las pruebas SHPB para PPSGFC a) en la Probeta S1 a 558.5 s⁻¹ y b) en la probeta S1 a 891.1 s⁻¹.

La Figura 57 muestra la gráfica de fuerzas aplicadas en cada superficie de contacto de la probeta (interfase barra incidente-probeta e interfase probeta-barra transmisión) para una prueba a cada tasa de deformación, obtenida con el programa de post-procesamiento en Python. Como se observa las fuerzas obtenidas son iguales en ambas caras por lo que se tiene que la carga está equilibrada en la probeta y la prueba es válida con esta metodología. Este comportamiento se evidencia en todas las pruebas realizadas para este material.

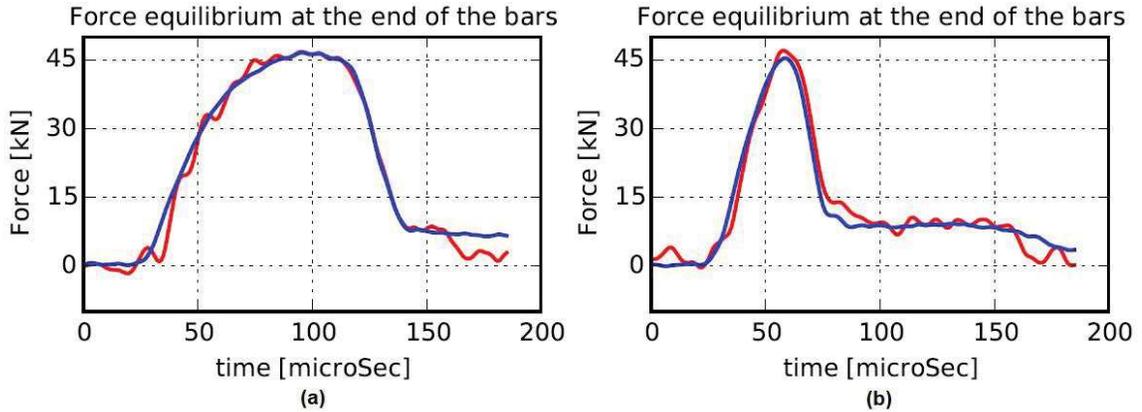


Figura 57. Equilibrio de fuerzas en los extremos de las barras incidente (línea roja) y transmitida (línea azul) para PPSGFC, a) en la Probeta S1 a 558.5 s^{-1} y b) en la Probeta S1 a 891.1 s^{-1} .

La Figura 58 muestra las curvas esfuerzo deformación obtenidas para cada tasa de deformación aplicada en el régimen dinámico, mientras que la Tabla 15 resumen los resultados experimentales obtenidos para cada tasa de deformación dinámica presentando el valor promedio y la desviación estándar. Adicionalmente, la Tabla 16 compara los promedios de las propiedades obtenidas para cada tasa de deformación incluyendo desviación estándar (Desv.Std.) y el coeficiente de variación (CV).

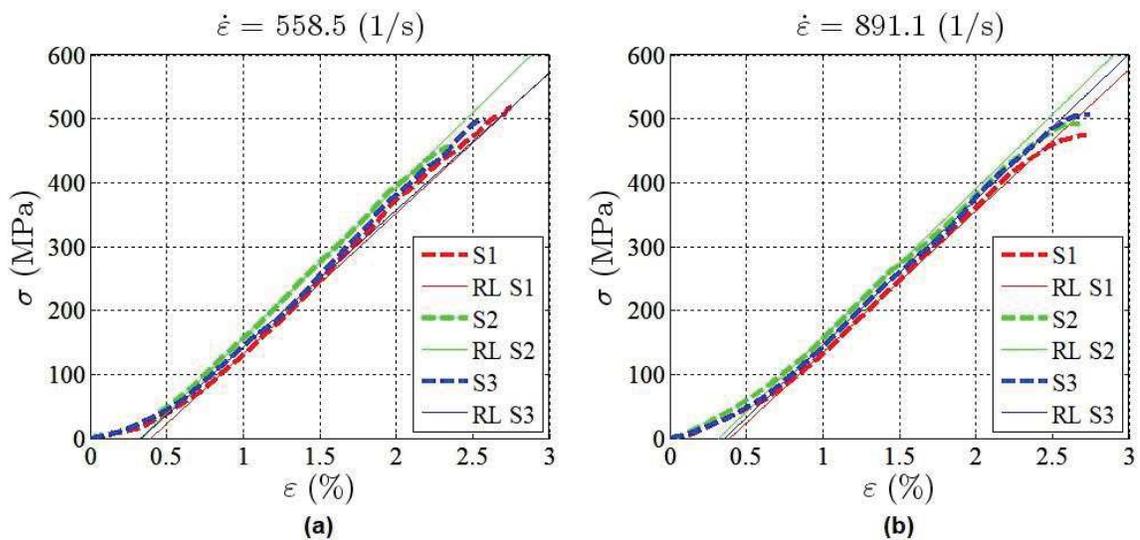


Figura 58. Curvas esfuerzo-deformación obtenidas para el régimen dinámico en PPSGFC, a) 558.5 s^{-1} y b) 891.1 s^{-1} .

Tabla 15. Resultados experimentales obtenidos en régimen dinámico para PPSGFC.

<i>Probeta</i>	<i>Tasa de deformación (s⁻¹)</i>	<i>Esfuerzo último (MPa)</i>	<i>Deformación al esfuerzo último (%)</i>	<i>Módulo de Young (GPa)</i>
S1	556.955	517.85	2.762	21.971
S2	566.298	458.291	2.389	23.499
S3	552.182	499.517	2.573	21.409
Promedio	558.5±5.863	491.886±24.907	2.575±0.152	22.293±0.883
S1	894.378	473.149	2.728	22.114
S2	867.826	494	2.68	23.257
S3	911.142	506.519	2.751	22.739
Promedio	891.1±17.833	491.223±13.764	2.719±0.029	22.703±0.468

Tabla 16. Comparación de propiedades en régimen dinámico para PPSGFC.

<i>Tasa de deformación (s⁻¹)</i>	<i>Esfuerzo último (MPa)</i>	<i>Deformación al esfuerzo último (%)</i>	<i>Módulo de Young (GPa)</i>
558.5	491.886	2.575	22.293
891.1	491.223	2.719	22.703
Pomedio	491.554	2.647	22.498
Desv.Std.	0.332	0.072	0.205
CV (%)	0.067	2.7322	0.912

De acuerdo con lo anterior el comportamiento mecánico del material es constante para el régimen dinámico presentando 491.554 MPa de esfuerzo último, 2.647% de deformación de falla y 22.498 GPa de módulo de elasticidad.

Correlación de Imagen Digital

Para este material también se realiza la medición de la deformación procesando los videos de alta velocidad mediante *DIC*, como se realizó para *PPSCFC*. La Figura 59 muestra la variación de las curvas esfuerzo-deformación construidas con los datos de deformación de la *SHPB* y *DIC*. Adicionalmente la Tabla 17 resume las propiedades mecánicas calculadas para cada técnica de medición utilizada.

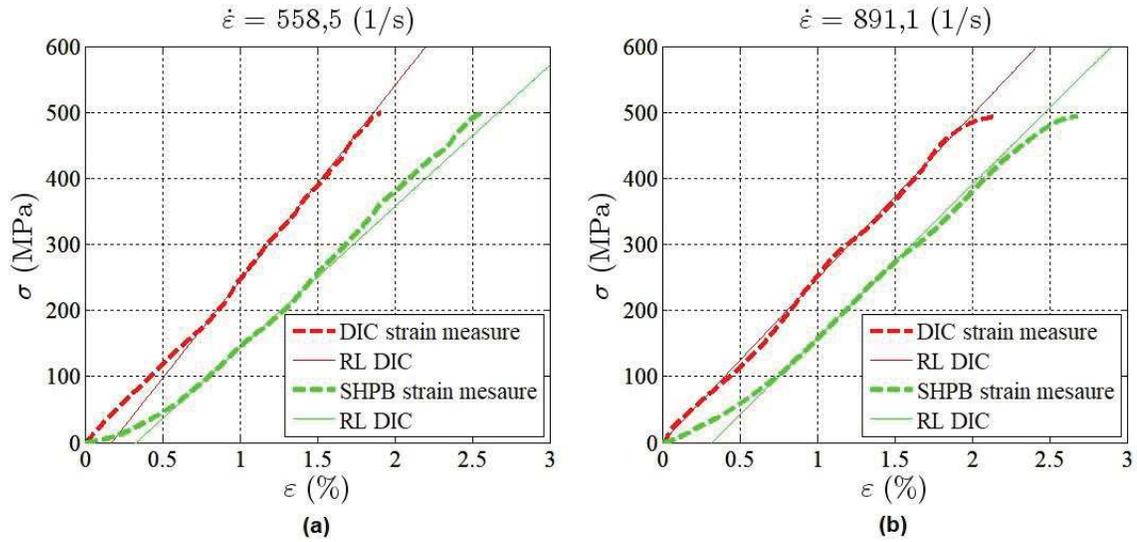


Figura 59. Curvas esfuerzo-deformación obtenida para PPSGFC con deformación medida mediante *DIC* y *SHPB* para a) 558.5 s⁻¹ y b) 891.1 s⁻¹.

Tabla 17. Resumen propiedades obtenidas para PPSGFC en régimen dinámico con medición de la deformación mediante *SHPB* y *DIC*.

Tasa de deformación (s ⁻¹)		Esfuerzo último (MPa)	Deformación al esfuerzo último (%)	Módulo de Young (GPa)
558.5	SHPB	499.517	2.573	21.409
	DIC	499.517	1.914	29.556
891.1	SHPB	494	2.68	23.257
	DIC	494	2.154	24.781

El resultado obtenido para este material es similar al obtenido para PPSCFC, la deformación medida por medio de *DIC* es menor en un 25.495% y 19.627% para 558.5 s⁻¹ y 891.1 s⁻¹ respectivamente, con respecto a la deformación medida por las galgas extensiométricas del sistema de la *SHPB*. Como es de esperarse el esfuerzo se mantiene igual conllevando a que el módulo de elasticidad incremente un 38.054% y 6.553% para 558.5 s⁻¹ y 891.1 s⁻¹ respectivamente, con respecto al obtenido con los datos de la *SHPB*.

La Figura 60 muestra el espectro de deformación al momento de falla obtenido mediante *DIC*. El comportamiento observado es el mismo que en PPSCFC, la deformación más elevada es muy cercana al valor medido por el sistema *SHPB* (2.437% *DIC* – 2.573% *SHPB* a 558.5 s⁻¹; 2.843% *DIC* – 2.68% *SHPB* a 891.1 s⁻¹), lo que reafirma lo dicho anteriormente, el sistema de la *SHPB* obtiene la

deformación de mayor valor obtenida en toda la probeta, la deformación resultante en la probeta es no homogénea a lo largo de la misma, siendo más crítica en los extremos, y la medición de la deformación mediante *DIC* permite obtener datos sin la influencia del efecto de los bordes.

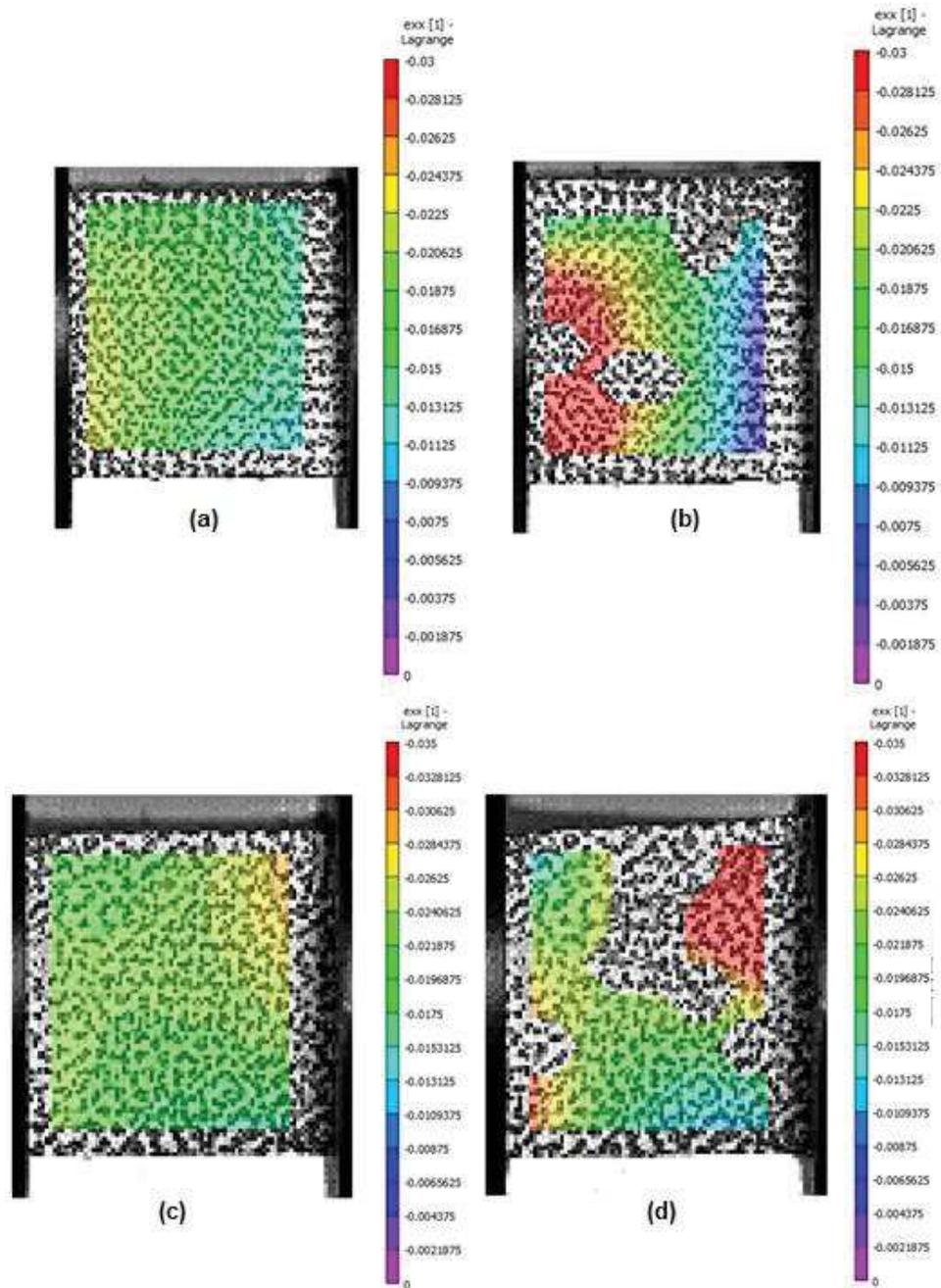


Figura 60. Espectro de deformación obtenido mediante *DIC* para PPSGFC sometido a a) y b) 558.5 s antes y después del fallo, respectivamente; c) y d) 891.1 s antes y después del fallo respectivamente.

Observación Fractográfica

Al igual para el PPSCFC, se realiza monitoreo del proceso de falla mediante el HSIS. Las imágenes obtenidas para cada tasa de deformación probada se presentan en las Figuras 61 y 62. Para la tasa de deformación de 558.5 s^{-1} (Figura 61), el monitoreo indica que el inicio del fallo ocurre en el borde de la probeta en contacto con la barra transmitida y se propaga como delaminación (Figura 61b y c). Adicionalmente un segundo frente de grieta se desarrolla en la parte inferior del borde de la probeta en contacto la barra incidente de modo cortante (Figura 61c), el cual se propaga y se encuentra con otro frente de grieta formando una “v” y continuando la propagación como delaminación (Figura 61d), teniendo un modo de falla mixto (delaminación y cortante).

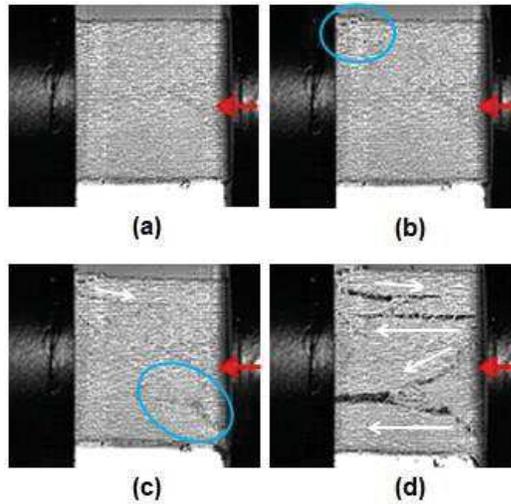


Figura 61. Secuencias de imágenes del HSIS para PPSGFC probado a 558.5 s^{-1} .

Para la tasa de deformación de 891.1 s^{-1} el comportamiento de la falla es similar al observado para la otra tasa de deformación. El inicio de falla empieza en la región inferior del borde de la probeta en contacto con la barra transmitida y se propaga en cortante (Figura 62b), en su camino se bifurca y por un lado continua en modo cortante hacia el extremo superior opuesto y por el otro se propaga como delaminación formando una “v” en el material (Figura 62c). Adicionalmente otro frente de grieta se desarrolla en la parte superior del borde

en contacto con la barra transmitida en forma de delaminación, el cual se propaga separando la parte y permitiendo movimiento relativo con respecto a las otras partes (Figura 62d). Para ésta tasa de deformación el material se divide en varias partes por lo que no se puede observar el modo de falla mediante SEM, sin embargo se realiza observación fractográfica de la superficie de fractura.

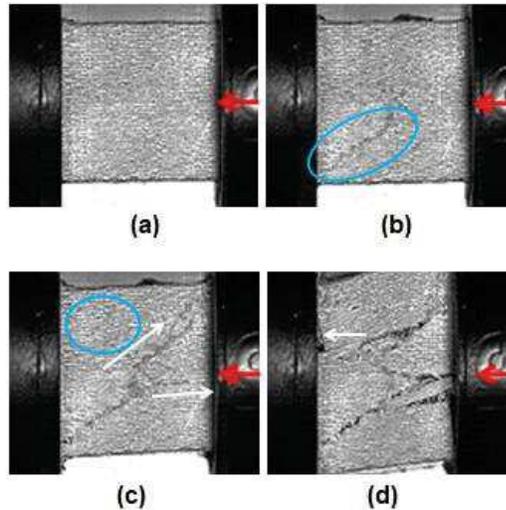


Figura 62 Secuencias de imágenes del HSIS para PPSGFC probado a 891.1 s^{-1} .

La imagen de SEM obtenida para el material probado a 558.5 s^{-1} (Figura 63) corrobora el mecanismo de falla mixto (delaminación y cortante) observado en la secuencia de imágenes del HSIS. Por otro lado el análisis de la superficie de fractura para el material probado a 891.1 s^{-1} indica el desarrollo de dos tipos de superficie como en el PPSCFC en la tasa de deformación más alta. Una superficie tiene apariencia “derretida” (Figura 64a), mientras que la otra tiene apariencia “no derretida” (Figura 64b). La superficie “derretida” exhibe signos de desgaste abrasivo posiblemente al movimiento entre laminas observado en las imágenes del HSIS [72], [73], mientras que la superficie “no derretida” presenta cúspides (circulo rojo) en lo que parecen ser la trama como en el modo I (apertura) [49].

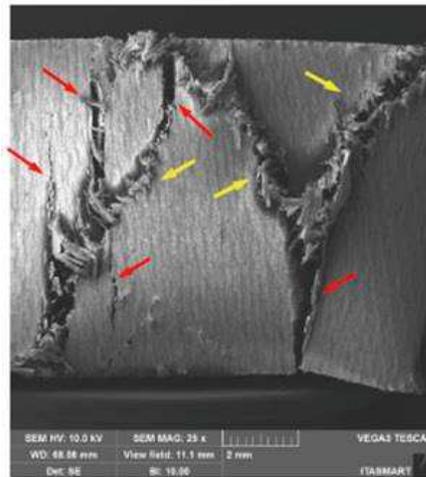
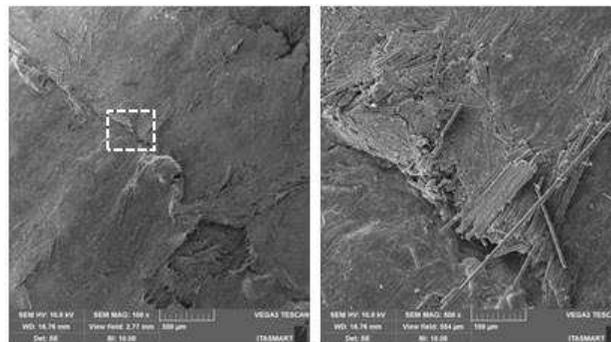
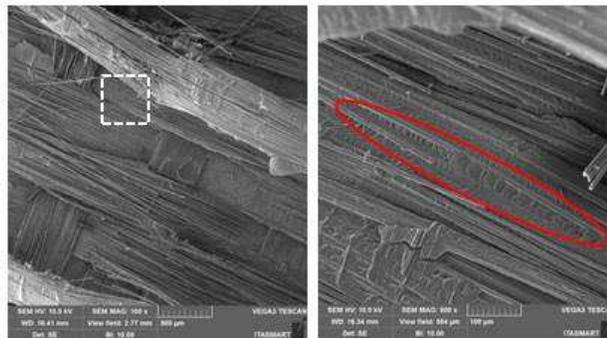


Figura 63. Imagen de SEM para PPSGFC probado a 558.5 s^{-1} . Flechas rojas indican delaminación y flechas amarillas indican cortante.



(a)



(b)

Figura 64. Imágenes de SEM para PPSGFC probado a 891.1 s^{-1} . a) Superficie "derretida" a 100X con un aumento a 500X, y b) superficie "no derretida" a 100X con un aumento a 500X.

4.3.3 Comparación de las propiedades mecánicas de acuerdo a la tasa de deformación aplicada

En la Figura 65 se observan las curvas esfuerzo-deformación para cada tasa de deformación, y adicionalmente en las Tabla 18 y 19 se resumen los resultados obtenidos de las propiedades mecánicas calculadas.

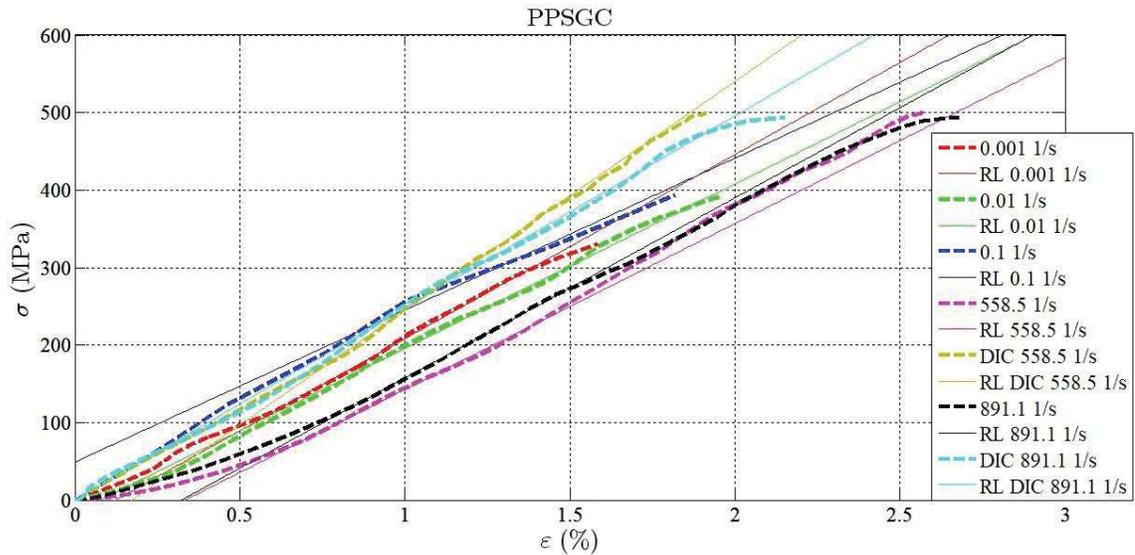


Figura 65. Curvas esfuerzo-deformación para PPSGFC en todas las tasa de deformación aplicadas.

Tabla 18. Propiedades mecánicas promedio para PPSGFC en cada tasa de deformación.

Deformación medida mediante el sistema de la SHPB.

Tasa de deformación (s^{-1})	Esfuerzo último (MPa)	Deformación al esfuerzo último (%)	Módulo de Young (GPa)
0.001	333.421	1.606	22.786
0.01	362.757	1.883	21.79
0.1	378.708	1.539	21.419
558.5 SHPB	491.886	2.575	22.293
891.1 SHPB	491.223	2.719	22.703
Pomedio	411.599	2.065	22.198
Desv.Std.	66.881	0.492	0.526
CV (%)	16.249	23.822	2.369

Tabla 19. Propiedades mecánicas promedio para PPSGFC en cada tasa de deformación.

Deformación medida mediante DIC.

Tasa de deformación (s⁻¹)	Esfuerzo último (MPa)	Deformación al esfuerzo último (%)	Módulo de Young (GPa)
0.001	333.421	1.606	22.786
0.01	362.757	1.883	21.79
0.1	378.708	1.539	21.419
558.5 DIC	494	2.154	24.781
891.1 DIC	499.517	1.914	29.556
Pomedio	413.681	1.819	24.067
Desv.Std.	69.393	0.223	2.982
CV (%)	16.774	12.275	12.392

Al analizar los datos obtenidos se establece que el material es linear elástico en todas las tasas de deformación y las propiedades mecánicas son dependientes de la tasa de deformación. Los datos obtenidos mediante el sistema de la *SHPB* evidencian un incremento de 27% en el esfuerzo último al comparar los valores promedio para el régimen cuasi-estático y el dinámico (358.295 MPa y 491.554 MPa). Similarmente la deformación al esfuerzo último incrementa en 36% al comparar los valores promedio obtenidos en régimen cuasi-estático y dinámico (1.676% y 2.647%). No se evidenciaron cambios significativos en el Módulo de Young para el material probado en régimen dinámico con respecto al cuasi-estático (2%).

Según los datos obtenidos al realizar la medición de la deformación mediante *DIC*, la tendencia del incremento de la resistencia a la compresión del material se mantiene en 38% al comparar los promedios del régimen cuasi-estático y dinámico (358.295 MPa y 496.758 MPa), lo que es de esperarse pues la determinación del esfuerzo último se hace partiendo de los mismos datos. Sin embargo, el incremento en la deformación al esfuerzo último solo es de 21% basado en los valores promedios para cada régimen (1.676% cuasi-estático y 2.034% dinámico). Lo anterior afecta el comportamiento del módulo de elasticidad, el cual presenta un incremento del 23% en los valores promedios del régimen cuasi-estático y dinámico (21.999 GPa y 27.168 GPa). El comportamiento anteriormente descrito se evidencia gráficamente en las

Figuras 66, 67 y 68, dónde se muestra la tendencia de las propiedades con respecto a la tasa de deformación.

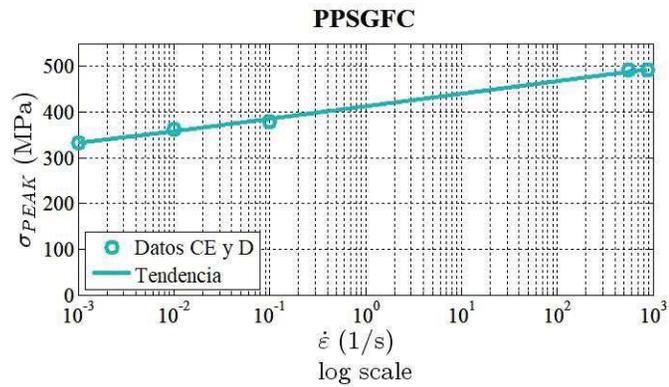


Figura 66. Comportamiento del esfuerzo último con respecto a la tasa de deformación para el PPSGFC. (CE – cuasi-estático; D – dinámico).

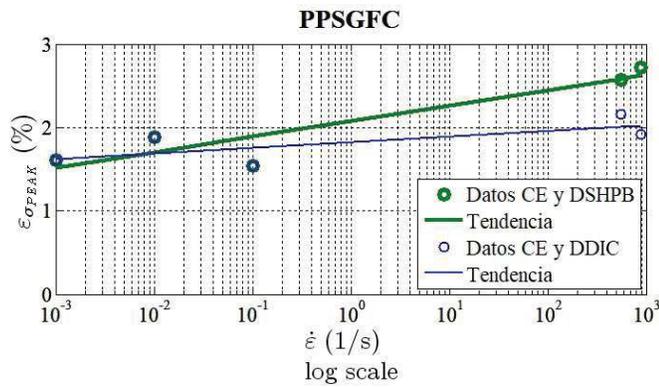


Figura 67. Comportamiento de la deformación al esfuerzo último con respecto a la tasa de deformación para el PPSGFC. (CE – cuasi-estático; D – dinámico).

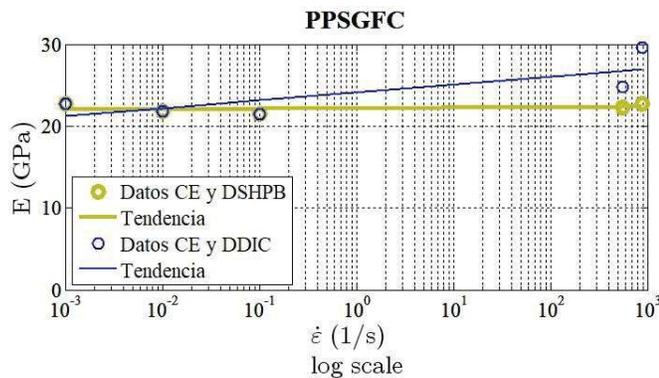


Figura 68. Comportamiento del módulo de elasticidad con respecto a la tasa de deformación para PPSGFC. (CE – cuasi-estático; D – dinámico).

Los resultados indican que el material es dependiente de la tasa de deformación presentando un incremento en las propiedades al incrementar la tasa de deformación aplicada, lo que se evidencia más acertadamente al realizar la medición de la deformación dinámica mediante *DIC* y compararla con los resultados cuasi-estáticos. El comportamiento mecánico observado en este material coincide con el reportado para otros materiales similares (matrices termoplásticas reforzadas con fibras de vidrio) [13], [19], [21], [22], [74], [75] y con lo expresado por Mallick [2].

La observación fractográfica realizada para ambos regímenes indica que el mecanismo de falla no es dependiente de la tasa de deformación pues no hay una variación significativa a medida que ésta se incrementa. El mecanismo de falla para el material es mixto (delaminación y cortante) en todas las tasas de deformación con un notable dominio del modo cortante que en las tasas de deformación altas se vuelve equilibrado con la delaminación. Este comportamiento es de esperarse debido a la tendencia de la fibra de vidrio a fallar a 45° al estar sometida a compresión y a altas tasas de deformación la dilatación laminado lo vuelve más susceptible a la delaminación, todo esto según lo expresado por Greenhalgh [49].

CAPÍTULO V – CONCLUSIONES

- El comportamiento mecánico de los materiales en el régimen cuasi-estático es elástico lineal y constante con respecto a la tasa de deformación aplicada. El PPSCFC obtuvo una resistencia en compresión promedio de 532.603 MPa, deformación de falla promedio del 1.284% y un módulo de elasticidad promedio de 43.859 GPa; mientras que para PPSGFC la resistencia en compresión promedio es de 358.295 MPa, la deformación de falla promedio es de 1.676% y el módulo de elasticidad promedio es de 21.999 GPa.
- El comportamiento mecánico de los materiales en el régimen dinámico es elástico lineal y constante con respecto a la tasa de deformación aplicada por lo que la resistencia promedio, la deformación promedio y el módulo de elasticidad para PPSCFC son 530.237 MPa, 2.141% y 34.273 GPa, respectivamente. Para PPSGFC los valores de estas propiedades son 491.554 MPa, 2.647% y 22.498 GPa. Cabe anotar que estos resultados son obtenidos con los datos de deformación del sistema de la *SHPB*.
- Al comparar los valores obtenidos para las propiedades mecánicas calculadas en régimen cuasi-estático y dinámico se encuentra que el PPSCFC tiene un comportamiento mecánico constante con respecto a todas las tasas de deformación aplicadas mostrando una leve disminución en el módulo de elasticidad, mientras que el comportamiento mecánico del PPSGFC es dependiente de la tasa de deformación y presenta un incremento del 27% en la resistencia a la compresión, 36% en la deformación de falla y sólo un 2% en el módulo de elasticidad. Todo lo anterior tomando en cuenta la medición de la deformación mediante el sistema de la *SHPB*.
- De acuerdo con el espectro de deformación obtenido de medición de la deformación mediante *DIC*, la medición de la deformación mediante el

sistema de la *SHPB* presenta el máximo valor de la deformación alcanzada en toda la probeta, debido a que el comportamiento de la deformación para las pruebas dinámicas no es homogéneo por la velocidad a la que se aplica la carga es mejor realizar la medición de la deformación localizada, en este caso en el punto medio de la probeta, para comparar propiedades mecánicas con el régimen cuasi-estático siempre que la medición de la deformación en este régimen también es localizada en la parte central de probeta. La deformación obtenida mediante *DIC* presenta una disminución con respecto a la deformación de falla, lo que genera un incremento en el módulo de elasticidad calculado.

- Los datos promedios obtenidos con el procesamiento de datos tomando en cuenta la deformación medida mediante *DIC* para el régimen dinámico son 496.758 MPa de resistencia a la compresión, 2.034% de deformación de falla y 27.168 GPa de módulo de elasticidad para el PPSGFC. Para PPSCFC la resistencia a la compresión es de 534.93 MPa, la deformación de falla es 1.345% y el módulo de elasticidad es de 53.014 GPa.
- Comparando los resultados de las propiedades cuasi-estáticas con las dinámicas procesadas con los datos de deformación medida mediante *DIC* se corrobora el comportamiento de los materiales ya descritos con unas pequeñas variaciones. El PPSCFC no es dependiente de la tasa de deformación, las propiedades incluido el módulo de elasticidad presentan un comportamiento constante. El PPSGFC es dependiente de la tasa de deformación y las propiedades mecánicas incrementan al incrementar la tasa de deformación, la resistencia a la compresión incrementa 38%, la deformación al fallo incrementa 21% y el módulo de elasticidad incrementa 23%.
- El comportamiento obtenido para PPSCFC no es el esperado según la literatura y reportes de materiales similares, esto se puede atribuir a que la resina utilizada para este material (PPS) es semicristalina y presenta

una reacción con las fibras de carbono al momento la cristalización durante el enfriamiento generando transcristalinidad en la interfaz fibra – resina lo que afecta las propiedades mecánicas. Se deben realizar mayores esfuerzos para estudiar este fenómeno y establecer si esto es lo que afecta el comportamiento del material.

- El comportamiento obtenido para PPSGFC es el esperado según literatura y reportes de materiales similares, la dependencia de las propiedades mecánicas del material a las tasa de deformación se debe a la viscoelastacidad de la resina.
- El modo de falla observado para los materiales, en términos generales, es mixto. Se tiene modo falla por delaminación y cortante y se observó que no presenta variación considerable al incrementar la tasa de deformación por lo que se puede concluir que el mecanismo de falla no es dependiente de la tasa de deformación. Los mecanismos de falla están gobernados por la configuración del material y la interfaz fibra-resina más que por la tasa de deformación aplicada, por lo que se presentan características fractográficas típicas para materiales compuestos sometidos a compresión uniaxial.
- Mayores esfuerzos se deben realizar para entender la generación y disipación de calor durante el proceso de deformación a altas tasas de deformación en harás de comprender su efecto en la fractografía observada en el material sometido a la tasa de deformación más alta (superficies “derretidas”).

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Tipo y orientación de fibras [2].....	16
Figura 2. Dirección Urdimbre-Trama en tejidos [2]	17
Figura 3. Estilos de tejido comunes [39]	18
Figura 4. Conformado de un laminado de material compuesto [29].....	18
Figura 5. Disposición de las moléculas en (a) polímeros amorfos y (b) polímeros semicristalinos [2].	22
Figura 6. Representación esquemática de (a) polímero termoplástico y (b) polímero termoestable [2].	23
Figura 7. Efecto de la tasa de carga y la temperatura en el comportamiento esfuerzo-deformación de sólidos poliméricos [2]	24
Figura 8. Unidad de repetición en las moléculas del PPS [2], [43].....	27
Figura 9. Modos de micropandeo de fibras de un compuesto bajo carga de compresión longitudinal: (a) modo extensional y (b) modo cortante [2].	30
Figura 10. Geometría de <i>kinkband</i> . α = ángulo de <i>kinkband</i> , β = ángulo de inclinación de la fibra, y ω = ancho de <i>kinkband</i> [2].	31
Figura 11. (a) Interacción <i>ply splitting</i> / delaminación en un laminado CFRP (X1000), y (b) Agrietamiento de lamina de un laminado CFRP (X200) [49].....	33
Figura 12. Falla combinada compresión/flexión en un laminado multidireccional (a) con delaminación localizada (5X), y (b) con delaminación global (2X) [49].	34
Figura 13. Falla por compresión en laminado multidireccional (a) con delaminación limitada (27X), y (b) con delaminación antes falla (23X) [49].....	35
Figura 14. Detalle de micropandeo dentro un sitio intersticial de un laminado con tejido plano (1000X) [49].	36
Figura 15. Secuencia de crecimiento del frente de grieta (de izquierda a derecha) en un laminado de tejido plano [49]	37
Figura 16. Superficies de fractura coincidentes en tejido satin 5H (20X) [49]...	38
Figura 17. Fractura por delaminación modo I exhibiendo tufting (200X) [49]....	38
Figura 18. Fractura dominada por modo I en un límite urdimbre/trama donde se muestran scarpes y riverlines en la urdimbre y cusps en la trama (100X) [49]...	39

Figura 19. (a) Hilos de urdimbre en fractura modo II (500X), y (b) Límite de urdimbre/trama en una superficie de fractura modo II [49]	40
Figura 20. Cusps superficiales en los hilos de urdimbre de una superficie de fractura en modo mixto (460X) [49].....	41
Figura 21. Sección transversal daño por impacto a baja velocidad, referenciando diferentes mecanismos de daño [49]	42
Figura 22. Imagen esquemática del daño de un impacto a baja velocidad en un laminado compuesto [49].....	43
Figura 23. Micrografía electrónica de una sección de un laminado CFRP sometido a impacto balístico, (a) 40X,y (b) extremo de las fibras 9000X [49] ..	44
Figura 24. Aspectos dinámicos de pruebas de materiales [57].....	47
Figura 25. Vista esquemática del montaje de la <i>SHPB</i> [54].....	51
Figura 26. Tejido tipo <i>harness-satin</i> (a) 5HS y (b) 8HS [39].	61
Figura 27. Extec - Labcut 5000 [64].....	62
Figura 28. Vista esquemática de la geometría de las probetas.	62
Figura 29. (a) Ensemble de la máquina universal de ensayos Instron y el sistema de galgas de video Imetrum, y (b) Sistema de carga para las pruebas de compresión.	63
Figura 30. Ubicación de las galgas extensiométricas de video (a) en la probeta de fibra de carbono y (b) en la probeta de fibra de vidrio.....	64
Figura 31. (a) Configuración de la máquina de ensayos <i>SHPB</i> y el sistema de imagen de alta velocidad, (b) Montaje de la probeta en el sistema configurado.	66
Figura 32. Interfaz de post-procesamiento para las pruebas <i>SHPB</i>	67
Figura 33. Patrón utilizado para análisis DIC.....	69
Figura 34. Mediciones realizadas mediante análisis <i>DIC</i> . La línea intermedia blanca es L0 y el cuadro morado representa el área global.	69
Figura 35. Microscopio Electrónico de Barrido (<i>SEM</i>), a) Tescan Vega 3 [68] .	70
Figura 36. <i>Rotary-Pumped Suptter Coater Quorum Q150R</i> [69]	71
Figura 37. Vista esquemática de las probetas utilizadas para las pruebas preliminares.	72

Figura 38. Curva esfuerzo-deformación obtenida en ensayos dinámicos preliminares post-procesados mediante el programa Phyton.	73
Figura 39. Curva esfuerzo-deformación obtenida para PPSCFC en régimen cuasi-estático.	74
Figura 40. Observación cuasi-estática de los modos de falla mediante SEM para PPSCFC a a) 0.001 s^{-1} (25X con zona amplificada a 500X), b) 0.01 s^{-1} (25X con zona amplificada a 500X) y c) 0.1 s^{-1}	76
Figura 41. Pulsos obtenidos en las pruebas <i>SHPB</i> para PPSCFC a) en la Probeta S3 a 400.5 s^{-1} y b) en la probeta S3 a 832.3 s^{-1}	77
Figura 42. Equilibrio de fuerzas en los extremos de las barras incidente (línea roja) y transmitida (línea azul) para PPSCFC, a) en la Probeta S3 a 400.5 s^{-1} y b) en la Probeta S3 a 832.3 s^{-1}	78
Figura 43. Curvas esfuerzo-deformación obtenidas bajo régimen dinámico para PPSCFC, a) 400.5 s^{-1} y b) 832.3 s^{-1}	78
Figura 44. Curva esfuerzo-deformación obtenida para PPSCFC con deformación medida mediante <i>DIC</i> y <i>SHPB</i> para a) 400.5 s^{-1} y b) 832.3 s^{-1}	80
Figura 45. Espectro de deformación obtenido mediante <i>DIC</i> para PPSCFC sometido a a) y b) 400.5 s^{-1} antes y después del fallo, respectivamente; c) y d) 832.3 s^{-1} antes y después del fallo, respectivamente.	82
Figura 46. Secuencia de imágenes captadas por el HSIS para PPSCFC probado a 400.5 s^{-1}	83
Figura 47. Secuencia de imágenes captadas por el HSIS para PPSCFC probado a 832.3 s^{-1}	84
Figura 48. Imagen SEM para PPSCFC probado a 400.5 s^{-1} a 25X. Círculos y flechas rojas indican delaminación mientras que flechas amarillas indican falla por cortante.....	84
Figura 49. Imágenes SEM para PPSCFC probado a 832.3 s^{-1} . a) Superficie "derretida" a 500X con un aumento a 2500X de la zona enmarcada, b) superficie "no derretida" a 100X, c) Z1 marcada en (b) aumentada a 1000X, y d) Z2 marcada en (b) aumentada a 1000X.	85

Figura 50. Curvas esfuerzo-deformación para PPSCFC en todas las tasas de deformación aplicadas.	86
Figura 51. Gráfica esfuerzo último vs. tasa de deformación para PPSCFC (CE – cuasi-estático; D – dinámico).....	88
Figura 52. Gráfica deformación al esfuerzo último vs. tasa de deformación para PPSCFC (CE – cuasi-estático; D – dinámico).	88
Figura 53. Gráfica Módulo de Young vs. tasa de deformación para PPSCFC (CE – cuasi-estático; D – dinámico).....	88
Figura 54. Comportamiento esfuerzo-deformación cuasi-estático para PPSGFC bajo compresión a a) 0.001 s^{-1} , b) 0.01 s^{-1} y c) 0.1 s^{-1}	90
Figura 55. Imágenes de SEM para PPSGFC probado a diferentes tasas de deformación. a) 0.001 s^{-1} a 25X, b) 0.001 s^{-1} a 100X, c) 0.01 s^{-1} a 25X, d) 0.1 s^{-1} a 25X y e) 0.1 s^{-1} a 250X.	92
Figura 56. Pulsos obtenidos en las pruebas SHPB para PPSGFC a) en la Probeta S1 a 558.5 s^{-1} y b) en la probeta S1 a 891.1 s^{-1}	93
Figura 57. Equilibrio de fuerzas en los extremos de las barras incidente (línea roja) y transmitida (línea azul) para PPSGFC, a) en la Probeta S1 a 558.5 s^{-1} y b) en la Probeta S1 a 891.1 s^{-1}	94
Figura 58. Curvas esfuerzo-deformación obtenidas para el régimen dinámico en PPSGFC, a) 558.5 s^{-1} y b) 891.1 s^{-1}	94
Figura 59. Curvas esfuerzo-deformación obtenida para PPSGFC con deformación medida mediante <i>DIC</i> y <i>SHPB</i> para a) 558.5 s^{-1} y b) 891.1 s^{-1}	96
Figura 60. Espectro de deformación obtenido mediante <i>DIC</i> para PPSGFC sometido a a) y b) 558.5 s^{-1} antes y después del fallo, respectivamente; c) y d) 891.1 s^{-1} antes y después del fallo respectivamente.....	97
Figura 61. Secuencias de imágenes del HSIS para PPSGFC probado a 558.5 s^{-1}	98
Figura 62. Secuencias de imágenes del HSIS para PPSGFC probado a 891.1 s^{-1}	99
Figura 63. Imagen de SEM para PPSGFC probado a 558.5 s^{-1} . Flechas rojas indican delaminación y flechas amarillas indican cortante.....	100

Figura 64. Imágenes de SEM para PPSGFC probado a 891.1 s^{-1} . a) Superficie "derretida" a 100X con un aumento a 500X, y b) superficie "no derretida" a 100X con un aumento a 500X. 100

Figura 65. Curvas esfuerzo-deformación para PPSGFC en todas las tasa de deformación aplicadas. 101

Figura 66. Comportamiento del esfuerzo último con respecto a la tasa de deformación para el PPSGFC. (CE – cuasi-estático; D – dinámico)..... 103

Figura 67. Comportamiento de la deformación al esfuerzo último con respecto a la tasa de deformación para el PPSGFC. (CE – cuasi-estático; D – dinámico). 103

Figura 68. Comportamiento del módulo de elasticidad con respecto a la tasa de deformación para PPSGFC. (CE – cuasi-estático; D – dinámico). 103

LISTA DE TABLAS

Tabla 1. Composiciones para las fibras de vidrio (% peso) [32]	12
Tabla 2. Esquema tabulado de laminado con simetría respecto al plano medio ubicado entre laminas [26]......	19
Tabla 3. Esquema tabulado de laminado con simetría respecto al plano medio ubicado en espesor medio de una lamina [26].	20
Tabla 4. Comparación cualitativa entre polímeros termoplásticos y termoestables [42], [43].	26
Tabla 5. Métodos experimentales para pruebas a altas tasas de deformación [53].....	45
Tabla 6. Resultados obtenidos en ensayos dinámicos preliminares.....	73
Tabla 7. Resultados experimentales para PPSCFC en régimen cuasi-estático.	74
Tabla 8. Resultados experimentales obtenidos bajo régimen dinámico para PPSCFC.	79
Tabla 9. Comparación de las propiedades mecánicas a altas tasas de deformación para PPSCFC.....	79
Tabla 10. Resumen propiedades obtenidas para PPSCFC en régimen dinámico con medición de la deformación mediante la <i>SHPB</i> y <i>DIC</i>	80
Tabla 11. Propiedades mecánicas promedio para PPSCFC en cada tasa de deformación. Deformación medida mediante el sistema de <i>SHPB</i>	86
Tabla 12. Propiedades mecánicas promedio para PPSCFC en cada tasa de deformación. Deformación medida mediante <i>DIC</i>	87
Tabla 13. Resultados experimentales para régimen cuasi-estático para PPSGFC.	91
Tabla 14. Comparación de resultados experimentales cuasi-estáticos para PPSGFC.	91
Tabla 15. Resultados experimentales obtenidos en régimen dinámico para PPSGFC.	95
Tabla 16. Comparación de propiedades en régimen dinámico para PPSGFC.	95

Tabla 17. Resumen propiedades obtenidas para PPSGFC en régimen dinámico con medición de la deformación mediante *SHPB* y *DIC*. 96

Tabla 18. Propiedades mecánicas promedio para PPSGFC en cada tasa de deformación. Deformación medida mediante el sistema de la *SHPB*. 101

Tabla 19. Propiedades mecánicas promedio para PPSGFC en cada tasa de deformación. Deformación medida mediante *DIC*. 102

BIBLIOGRAFÍA

- [1] C. Soutis, "Introduction: Engineering Requirements for Aerospace Composite Materials," in *Polymer Composites in the Aerospace Industry*, P. E. Irving and C. Soutis, Eds. Cambridge: Elsevier Ltd, 2015, pp. 1–18.
- [2] P. K. Mallick, *Fiber-Reinforced Composites Materials, Manufacturing and Design*, Third Edit. Boca Raton: CRC Press Taylor & Francis Group, 2007.
- [3] M. V. Hosur, J. Alexander, U. K. Vaidya, S. Jeelani, and A. Mayer, "High Strain Rate Compression Characterization of Affordable Woven Carbon/Epoxy Composites under off-Axis Loading," *Polym. Polym. Compos.*, vol. 11, no. 7, pp. 527–539, 2003.
- [4] A. M. S. Hamouda and M. S. J. Hashmi, "Testing of composite materials at high rates of strain: advances and challenges," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 77, pp. 327–336, 1998.
- [5] A. Jadhav, "High Strain Rate Properties of Polymer Matrix Composites," Louisiana State University and Agricultural and Mechanical College, 2003.
- [6] G. H. Staab, *Laminar Composites*, Second Edi. Boston: Elsevier Inc., 2015.
- [7] Federal Aviation Administration, *Pilot 's Handbook of Aeronautical Knowledge*. Oklahoma: United State Department of Transportation, 2016.
- [8] Federal Aviation Administration, *Aviation Maintenance Technician Handbook - Airframe Volume 1*. Oklahoma: United State Department of Transportation, 2012.
- [9] R. Vodicka, "Thermoplastics for Airframe Applications A Review of the Properties and Repair Methods for Thermoplastic Composites," Melbourne, 1996.
- [10] TenCate, "TenCate Cetex and CFRT Thermoplastic Advanced Composites," *Brochure*, 2016. [Online]. Available: <http://www.tencate.com/advancedcomposites/products/thermoplastic/default.aspx>.

- [11] D. Leeser, "Thermoplastic Composites , A Proven Composite Material Technology Generates New Interest," *Article*, 2010. [Online]. Available: <http://www.tencate.com/advancedcomposites/products/thermoplastic/default.aspx>.
- [12] C. Red, "The Outlook for Thermoplastics in Aerospace Composites, 2014-2023 : CompositesWorld," *Article*, 2014. [Online]. Available: <http://www.compositesworld.com/articles/the-outlook-for-thermoplastics-in-aerospace-composites-2014-2023>. [Accessed: 25-Jul-2017].
- [13] J. Fitoussi, M. Bocquet, and F. Meraghni, "Effect of the matrix behavior on the damage of ethylene-propylene galss fiber reinforced composite subjected to high strain rate tension," *Compos. Part B*, vol. 45, pp. 1181–1191, 2012.
- [14] W. J. Cantwell and J. Morton, "The impact resistance of composite materials - a review," *Composites*, vol. 22, no. 5, pp. 347–362, 1991.
- [15] S. Barré, T. Chotard, and M. L. Benzeggagh, "Comparative study of strain rate effects on mechanical properties of glass fibre-reinforced thermoset matrix composite," *Compos. Part A*, vol. 27A, pp. 1169–1181, 1996.
- [16] G. C. Jacob, J. M. Starbuck, J. F. Fellers, S. Simunovic, and R. G. Boeman, "Strain rate effects on the mechanical properties of polymer composite materials," *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 94, pp. 296–301, 2004.
- [17] S. Walley and J. Field, "Strain rate sensitivity of polymers in compression from low to high rates," *DYMAT J.*, vol. 1, no. 3, pp. 211–227, 1994.
- [18] M. Ploeckl, P. Kuhn, and H. Koerber, "Characterization of unidirectional carbon fiber reinforced polyamide-6 thermoplastic composite under longitudinal compression loading at high strain rate," *EPJ Web Conf.*, vol. 94, no. 1041, pp. 1–6, 2015.
- [19] M. Todo, K. Takahashi, P. Béguelin, and H. H. Kausch, "Strain-rate dependence of the tensile fracture behaviour of woven-cloth reinforced polyamide composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 60, pp. 763–771, 2000.
- [20] Z. Jendli, J.-C. Walrick, M. Bocquet, and J. Fitoussi, "Strain Rate Effects

on the Mechanical Behavior of Carbon-Thermoplastic Matrix Woven Composites,” in *ECCM16 - 16th European Conference on Composite Materials*, 2014.

- [21] K. A. Brown, R. Brooks, and N. A. Warrior, “The static and high strain rate behaviour of a commingled E-glass/polypropylene woven fabric composite,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 70, pp. 272–283, 2010.
- [22] M. SchoBig, C. Bierögel, W. Grellmann, and T. Mecklenburg, “Mechanical behavior of glass-fiber reinforced thermoplastic materials under high strain rates,” *Polym. Test.*, vol. 27, pp. 893–900, 2008.
- [23] D. M. Montiel and C. J. Williams, “Method for Evaluating the High Strain-Rate Compressive Properties of Thick Composite Laminates,” Bethesda, 1990.
- [24] C. A. Weeks and C. T. Sun, “Modeling Non-Linear Rate-Dependent Behavior in Fiber-Reinforced Composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 58, pp. 603–611, 1998.
- [25] V. V. Vasiliev and E. V. Morozov, *Mechanics and Analysis of Composite Materials*. Oxford: Elsevier Science Ltd, 2001.
- [26] D. Gay, S. V Hoa, and S. W. Tsai, *Composite Materials Design and Applications*. Boca Raton: CRC Press LLC, 2003.
- [27] D. B. Miracle and S. L. Donaldson, “Introduction to Composites,” in *ASM Handbook Volume 21 Composites*, ASM International, 2001.
- [28] A. K. Kaw, *Mechanics of Composite Materials*, Second Edi. Boca Raton: CRC Press Taylor & Francis Group, 2006.
- [29] R. M. Jones, *Mechanics of Composite Materials*, Second Edi. Philadelphia: Taylor & Francis, Inc., 1999.
- [30] J. N. Reddy, *Mechanics of Laminated Composite Plates and Shells Theory and Analysis*, Second Edi. Boca Raton: CRC Press LLC, 2004.
- [31] T. J. Reinhart, “Overview of Composite Materials,” in *Handbook of Composites*, Second Edi., S. T. Peters, Ed. Tonbridge: Chapman & Hall, 1998, pp. 21–33.
- [32] D. J. Vaughan, “Fiberglass Reinforcement,” in *Handbook of Composites*,

- Second Edi., S. T. Peters, Ed. Tonbridge: Chapman & Hall, 1998, pp. 131–155.
- [33] F. T. Wallenberger, J. C. Watson, and H. Li, “Glass Fibers,” in *ASM Handbook Volume 21 Composites*, ASM International, 2001.
- [34] K. Lafdi and Maurice A. Wright, “Carbon Fibers,” in *Handbook of Composites*, Second Edi., S. T. Peters, Ed. Tonbridge: Chapman & Hall, 1998, pp. 171–201.
- [35] P. J. Walsh, “Carbon Fibers,” in *ASM Handbook Volume 21 Composites*, ASM International, 2001.
- [36] K. K. Chang, “Aramid Fibers,” in *ASM Handbook Volume 21 Composites*, ASM International, 2001.
- [37] L. L. Clements, “Organic Fibers,” in *Handbook of Composites*, Second Edi., S. T. Peters, Ed. Tonbridge: Chapman & Hall, 1998, pp. 202–241.
- [38] C. McCullough, “Fabrics and Preforms,” in *ASM Handbook Volume 21 Composites*, ASM International, 2001.
- [39] ACP Composites, “Woven Fabric Style Guide | ACP Composites,” 2017. [Online]. Available: <https://store.acpsales.com/products/3495/woven-fabric-style-guide>. [Accessed: 08-Aug-2017].
- [40] S. R. Nutt, “Introduction to Constituent Materials,” in *ASM Handbook Volume 21 Composites*, ASM International, 2001.
- [41] A. Brent Strong, *High Performance and Engineering Thermoplastic Composites*. Pennsylvania: Technomic Publishing Co., Inc., 1993.
- [42] A. Y. Lou, J. E. Murtha, J. E. O’Connor, and D. G. Brady, “Continuous-Fiber Thermoplastic Composites,” in *Composite Materials Series, 7 Thermoplastic Composite Materials*, L. A. Carlsson, Ed. New York: Elsevier Science Publishers B.V., 1991, pp. 167–204.
- [43] L. McKague, “Thermoplastic Resins,” in *ASM Handbook Volume 21 Composites2*, ASM International, 2001.
- [44] L. A. Berglung, “Thermoplastic Resins,” in *Handbook of Composites1*, Second Edi., S. T. Peters, Ed. Tonbridge: Springer Science + Business Media, 1998, pp. 115–130.

- [45] N. J. Johnston, T. W. Towell, and P. M. Hergenrother, "Physical and Mechanical Properties of High-Performance Thermoplastic and their Composites," in *Composite Materials Series, 7 Thermoplastic Composite Materials*, L. A. Carlsson, Ed. New York: Elsevier Science Publishers B.V., 1991, pp. 27–71.
- [46] M. Biron, *Thermoplastics and Thermoplastic Composites. Technical Information for Plastics Users*. Elsevier Science Ltd, 2007.
- [47] P. Davies and C. J. G. Plummer, "Structure and Mechanical Properties of Other Advanced Thermoplastic Matrices and Their Composites," in *Advanced Thermoplastic Composites. Characterization Processing*, H. H. Kausch, Ed. Munich: Hanser Publishers, 1993, pp. 141–169.
- [48] C. V. Opelt, "Estudo dos Modos de Falha em Compressao Uniaxial de Compósitos Avancados: Nova Proposta de Classificacao," Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 2017.
- [49] E. S. Greenhalgh, *Failure analysis and fracture of polymer composites*, vol. 53, no. 9. Boca Raton: CRC Press LLC, 2009.
- [50] B. Budiansky and N. A. Fleck, "Compressive failure of fibre composites," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 41, no. 1, pp. 183–211, 1993.
- [51] G. M. Cândido, M. C. Rezende, M. V. Donadon, and S. F. M. De Almeida, "Fractografia de compósito estrutural aeronáutico submetido à caracterização de tenacidade à fratura interlaminar em modo I," *Polímeros*, vol. 22, no. 1, pp. 41–53, 2012.
- [52] G. M. Cândido, M. C. Rezende, M. V. Donadon, and S. F. Müller de Almeida, "Fractografia de Comósito Estrutural Aeronáutico Submetido ao Ensaio de Tenacidade á Fratura Interlaminar em Modo II," *Polímeros*, p. 18, 2013.
- [53] S. Nemat-Nasser, "Introduction to High Strain Rate Testing," in *ASM Handbook Volume 8 Mechanical Testing and Evaluation*, Ohio: ASM International, 2000.
- [54] G. T. Gray III, "Classic Split-Hopkinson Pressure Bar Testing," in *ASM Handbook Volume 8 Mechanical Testing and Evaluation*, Ohio: ASM

International, 2000.

- [55] J. E. Field, S. M. Walley, W. G. Proud, H. T. Goldrein, and C. R. Siviour, "Review of experimental techniques for high rate deformation and shock studies," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 30, no. 7, pp. 725–775, 2004.
- [56] R. M. Davies, "A Critical Study of the Hopkinson Pressure Bar," *Philos. Trans. R. Soc. London. Ser. A, Math. Physycal Sci.*, vol. 240, no. 821, pp. 375–457, 1948.
- [57] S. Nemat-Nasser, "High Strain Rate Tension and Compression Tests," in *ASM Handbook Volume 8 Mechanical Testing and Evaluation*, Ohio: ASM International, 2000.
- [58] W. W. Chen and B. Song, *Split Hopkinson (Kolsky) Bar. Design, Testing and Applications*. New York: Springer, 2011.
- [59] B. A. Gama, S. L. Lopatnikov, and J. W. Gillespie Jr, "Hopkinson bar experimental technique: A critical review," *Appl. Mech. Rev.*, vol. 57, no. 4, pp. 223–250, 2004.
- [60] T. Iwamoto and T. Yokoyama, "Effects of radial inertia and end friction in specimen geometry in split Hopkinson pressure bar tests: A computational study," *Mech. Mater.*, vol. 51, pp. 97–109, 2012.
- [61] L. M. Yang and V. P. W. Shim, "An analysis of stress uniformity in split Hopkinson bar test specimens," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 31, pp. 129–150, 2005.
- [62] G. T. Gray III and W. R. Blumenthal, "Split-Hopkinson Pressure Bar Testing of Soft Materials," in *ASM Handbook Volume 8 Mechanical Testing and Evaluation*, Ohio: ASM International, 2000.
- [63] B. Song and W. Chen, "Split Hopkinson pressure bar techniques for characterizing soft materials," *Lat. Am. J. Solids Struct.*, vol. 2, pp. 113–152, 2005.
- [64] EXTEC, "Labcut 5000 Precision Cutting Composite Plate Saw - | Cutting | Extec Corp." [Online]. Available: <http://extec.com/cutting/equipment/labcut-5000-precision-composite-plate-saw/>. [Accessed: 07-Oct-2017].
- [65] V. L. Reis, L. F. Marini, M. V. Donadon, T. A. Dutra, J. E. Baldo Junior,

- and W. L. Nunes de Mello, "Experimental investigation on the influence of the geometry of carbon fiber specimen used in Split Hopkinson Pressure Bar tests," in *23rd ABCM International Congress of mechanical Engineering*, 2015.
- [66] N. McCormick and J. Lord, "Digital image correlation," *Mater. Today*, vol. 13, no. 12, pp. 52–54, 2010.
- [67] Correlated Solutions Inc, "Correlated Solutions – VIC-3D™," 2017. [Online]. Available: <http://correlatedsolutions.com/vic-3d/>. [Accessed: 12-Oct-2017].
- [68] TESCAN, "VEGA3 | TESCAN." [Online]. Available: <https://www.tescan.com/en-us/technology/sem/vega3>. [Accessed: 23-Oct-2017].
- [69] Quorum Technologies Ltd, "Q150R Rotary-Pumped Sputter Coater/Carbon Coater | Quorum Technologies," 2017. [Online]. Available: <https://www.quorumtech.com/quorum-product/q150r-rotary-pumped-sputter-coatercarbon-coater>. [Accessed: 24-Oct-2017].
- [70] S. C. Woo and T. W. Kim, "High strain-rate failure in carbon/Kevlar hybrid woven composites via a novel SHPB-AE coupled test," *Compos. Part B Eng.*, no. 97, pp. 317–328, 2016.
- [71] J. P. Hou and C. Ruiz, "Measurement of the properties of woven CFRP T300/914 at different strain rates," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 60, pp. 2829–2834, 2000.
- [72] M. N. dos Santos *et al.*, "Nanocomposite of photocurable epoxy-acrylate resin and carbon nanotubes: dynamic-mechanical, thermal and tribological properties," *Mater. Res.*, vol. 16, no. 2, pp. 367–374, 2013.
- [73] J. Bertholdi, C. V. Opelt, J. C. G. Milan, L. A. F. Coelho, and C. M. Lepienski, "Propriedades mecânicas, tribológicas e térmicas de nanocompósitos de PLLA com nanotubos de carbono de paredes múltiplas," *Polímeros*, vol. 24, no. 4, pp. 514–520, 2014.
- [74] B. Mouhmid, A. Imad, N. Benseddiq, S. Benmedakhène, and A. Maazouz, "A study of the mechanical behaviour of a glass fibre reinforced polyamide

- 6,6: Experimental investigation,” *Polym. Test.*, vol. 25, pp. 544–552, 2006.
- [75] M. I. Abdul Rasheed, B. Rietman, H. A. Visser, and R. Akkerman, “Experimental Characterisation of Recycled (Glass/TUP woven fabric) flake reinforced Thermoplastic Composites,” in *The 19th International Conference on Composite Materials*, 2017, pp. 3999–4010.