

**EFFECTOS DE LA PRESENCIA DE FIBRAS DE CELULOSA Y CURAUÁ EN LAS PROPIEDADES TÉRMICAS Y MECÁNICAS DE ECO-COMPOSITOS DE ACETATO DE CELULOSA****EFFECTS OF THE PRESENCE OF CELLULOSE AND CURAUÁ FIBERS IN THE THERMAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF ECO-COMPOSITES BASED ON CELLULOSE ACETATE**M.C. Gutiérrez^{1*}, F. Pérez-Ortega², M.I. Felisberti³¹CONACYT - Instituto Politécnico Nacional, CIIDIR Oaxaca. Hornos 1003, col. Noche Buena, Santa Cruz Xoxocotlán, C.P. 71230, Oaxaca, México.²Instituto Politécnico Nacional, CIIDIR Oaxaca. Hornos 1003, col. Nochebuena, Santa Cruz Xoxocotlán, C.P. 71230, Oaxaca, México.³Universidade Estadual de Campinas, Instituto de Química, Cidade Universitaria Zeferino Vaz, Barão Geraldo-Campinas, 13083-970, S.P., Brasil.

Recibido 29 de Septiembre de 2017; Aceptado 11 de Febrero de 2018

Resumen

Los materiales eco-compósitos han obtenido el interés de la academia, debido a sus características amigables al medio ambiente. En este trabajo, se prepararon dos grupos de eco-compósitos con matriz de acetato de celulosa, reforzados con fibras de celulosa y curauá, ambos obtenidos por el método de extrusión e inyección. El primer grupo de materiales fue preparado a escala de laboratorio, con fibras de curauá vírgenes y tratadas por dos distintos métodos; extracción con acetona y mercerizado. El segundo grupo de materiales fue procesado en escala piloto, y fueron utilizadas fibras de celulosa y curauá tratadas con acetona a distintos tiempos de extracción. El tratamiento con acetona fue seleccionado debido a que, dentro del primer grupo, estas fibras presentaron mejores propiedades mecánicas, y principalmente baja conductividad térmica ($0.132 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$), en comparación con aquellos de fibras vírgenes ($0.178 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$), y mercerizadas ($0.255 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$). Los eco-compósitos preparados en escala piloto con fibras de curauá a 5 días de tratamiento con acetona presentaron un mejor balance de sus propiedades térmicas y mecánicas, tales que podrían permitir su uso como aislantes térmicos con alto desempeño mecánico (conductividad térmica = $0.097 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$, módulo de elasticidad = 2.2 GPa).

Palabras clave: eco-compósitos, fibras de celulosa, aislantes térmicos, curauá, acetato de celulosa.

Abstract

Eco-composite materials have gained the interest of academia and industry due to their environmentally friendly features. In this work, two groups of eco-composites of cellulose acetate matrix reinforced with cellulose and curauá fibers were prepared by extrusion and injection method. The first group of eco-composites, were prepared on laboratory scale, with curauá fibers, virgin and treated by two different methods; extraction with acetone and mercerized. A second group of materials was obtained on pilot scale, for which cellulose fibers and curauá fibers treated with acetone were used at different times of extraction. The acetone treatment was selected because in the first group, the materials with these fibers presented better mechanical properties, and mainly for their lower thermal conductivity ($0.132 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$), compared to untreated fibers ($0.178 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$) and treated with NaOH ($0.255 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$). The eco-composites prepared on a pilot scale with curauá fibers previously treated with acetone for 5 days presented a better balance of their thermal and mechanical properties, which could allow their use as thermal insulator with high mechanical performance (thermal conductivity = $0.097 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ and Elastic Modulus = 2.2 GPa).

Keywords: green-composites, cellulose fibers, thermal insulating, curauá, cellulose acetate.

* Autor para la correspondencia. E-mail: michavezg@ipn.mx

Tel. 951-517-06-10, Fax 951-517-06-10

doi: 10.24275/10.24275/uam/izt/dcbi/revmexingquim/2018v17n2/GutierrezM

issn-e: 2395-8472

1 Introducción

En años recientes, la utilización de polímeros provenientes de recursos renovables se ha visto intensificada, debido a las ventajas medio ambientales que estos proporcionan. No obstante, en varios casos es necesario realizar modificaciones en tales materiales, con el objetivo de potenciar sus cualidades, haciéndolos así más competitivos contra los polímeros convencionales, sobre todo frente aquellos provenientes de fuentes no renovables. Algunos polímeros naturales se utilizan en aplicaciones relacionadas con la medicina y la salud humana, como el desarrollo de implantes o la purificación del agua (Salgado y col., 2016; Pérez y col., 2016; García y col., 2016). Otros ejemplos del empleo de tales materiales se encuentran en la industria de alimentos y de fármacos (Rosales y col., 2017).

En cuanto a los materiales compuestos de matriz polimérica (*PMCs* por sus siglas en inglés), estos son una clase importante de materiales para ingeniería, debido a su desempeño térmico y mecánico, así como a su bajo costo y alta aplicabilidad en diferentes industrias, tales como; la automotriz, de la construcción, aeronáutica y aeroespacial (Kumre y col., 2017; GangaRao, 2017; Balakrishnan y col., 2016). Los *PCMs* tradicionales comprenden los plásticos reforzados con fibras de carbono, vidrio y arámda, entre otros. No obstante, el alto consumo de materiales provenientes del petróleo, que resulta en la acumulación de estos materiales en cuerpos de agua y rellenos sanitarios, debería inducir una mayor conciencia ambiental entre la población, y a pensar en la utilización de materiales que sean biodegradables y que provengan de recursos naturales (Lau y Cheung, 2017). Las fibras naturales pueden ser consideradas como parte de este tipo de materiales, debido a que son un recurso renovable y biodegradable, con buenas propiedades específicas, como consecuencia de su baja densidad (Mohammed y col., 2015).

En los últimos 30 años, los materiales compuestos de fibras naturales han ofrecido una alternativa real para sustituir a los materiales compuestos de fibras sintéticas en diversas aplicaciones (Joshi y col., 2003; Azwa y col., 2013). Asimismo, la producción de fibras naturales representa un impacto menor para el ambiente en comparación con la producción de fibras sintéticas. Además, generalmente se requiere una cantidad mayor de fibras naturales para igualar el desempeño de un compuesto de fibras sintéticas,

con lo que se vería reducido el uso de polímeros contaminantes, en caso de que el polímero fuera no biodegradable (Joshi y col., 2003). Dentro de la literatura se han reportado compósitos de matriz de polietileno reforzados de fibras de fique (Hidalgo-Salazar y col., 2015). Se encontró que la resistencia máxima a la tensión y el Módulo de Young aumentaron en relación directa con la concentración de fibras (10, 20 y 30% en peso). El módulo de Young para el compuesto con 10% de fibras fue cercano a los 0.9 GPa, mientras que la resistencia a la tensión fue cercana a los 14 MPa. Maharani y col. (2013) estudiaron una matriz de polipropileno reforzada con fibras de caña (*Phragmites Australis*) tratadas con NaOH y fibras vírgenes. Mediante microscopía electrónica de barrido observaron una mejora en la adhesión interfacial como consecuencia del tratamiento con NaOH aplicado a la superficie de las fibras. Además, los compósitos con fibras tratadas también presentaron mejor desempeño mecánico, en comparación con aquellos de fibras vírgenes. Por otro lado, las fibras de curauá (*Ananas erectifolius* L. B. Smith) son un recurso renovable proveniente del Amazonas, cuya aplicación en la producción de materiales compósitos se ha investigado, ello debido a sus propiedades mecánicas, así como a la facilidad con que pueden ser recicladas (Souza y col., 2015). En la literatura se han reportado componentes para automóviles que contienen fibras de curauá. En general, tales fibras presentan mejores propiedades de tensión y flexión, comparadas con otras fibras vegetales, como las fibras de coco o las fibras de sisal (Holbery y Houston, 2006; Zah, R. y col., 2007).

El objetivo de este trabajo fue preparar eco-compósitos biodegradables, los cuales pueden definirse como materiales multifase de bajo impacto ambiental, tal como se considera a los polímeros reforzados con fibras naturales (Bogoeva-Gaceva y col., 2007). Para ello se utilizó una matriz de acetato de celulosa, el cual es una clase importante de termoplástico que se deriva de la celulosa, proveniente de madera y/o papel. El acetato de celulosa se reforzó con fibras de celulosa y de curauá, con el objeto de fortalecer mecánicamente a la matriz polimérica y reducir su conductividad térmica, esperando obtener un material con una conductividad térmica similar a la de los aislantes térmicos comerciales, y con un alto desempeño mecánico. Las propiedades térmicas y mecánicas de los eco-compósitos se estudiaron como una función de la presencia de las fibras, el tratamiento químico aplicado en la superficie de las mismas, y la escala de procesamiento.

2 Materiales y métodos

En este trabajo se prepararon 2 grupos de eco-compósitos mediante el proceso de extrusión-inyección, utilizando los parámetros de procesamiento empleados por Gutiérrez y col. (2012), y Gutiérrez y col. (2014), para los materiales en escala laboratorio y escala piloto, respectivamente. Se utilizó acetato de celulosa comercial (Eastman Chemical Company, USA) con un grado de acetilación del 38.7%, y un peso molecular igual a $50,000 \text{ g mol}^{-1}$, para producir materiales en escala laboratorio. Para facilitar el procesamiento se utilizó citrato de trietil (Across Organics, USA) como plastificante, el cual es biodegradable. Para la producción de materiales en escala piloto se utilizó acetato de celulosa comercial (Tenite acetate 105, Eastman Chemical Company, USA) como matriz, con un grado de acetilación igual a 39.8%, un peso molecular de $30,000 \text{ g mol}^{-1}$, y 30% (p/p) de dioctil ftalato como plastificante. Como agentes reforzantes fueron utilizadas fibras de curauá, donadas por EMBRAPA-PA, y fibras de celulosa, recibidas de Jari Celulose S. A. (Brasil).

Se preparó un primer grupo de eco-compósitos en escala laboratorio, en el cual se utilizaron fibras de curauá vírgenes (**F**), fibras de curauá extraídas con acetona (**FA**) y fibras de curauá mercerizadas con NaOH (**FM**). La extracción con acetona se llevó a

cabo durante 8 horas a $90 \text{ }^\circ\text{C}$, empleando para ello un equipo soxhlet. Al término, las fibras fueron lavadas con agua destilada y secadas en un horno a $100 \text{ }^\circ\text{C}$ por 24 horas. Por otro lado, la mercerización se realizó con una solución de NaOH al 8% (p/p), durante 1 hora, luego las fibras fueron lavadas y puestas a secar en un horno a $100 \text{ }^\circ\text{C}$ por 24 horas. Posteriormente, el acetato de celulosa libre de aditivos y el citrato de trietil se mezclaron manualmente 24 horas antes del proceso de extrusión en escala de laboratorio. La extrusión se llevó a cabo en un extrusor de doble tornillo marca Xplore (Micro compounder 15 ml), con un perfil de temperatura de 180, 190 y $200 \text{ }^\circ\text{C}$, una velocidad de alimentación de 150 rpm y una velocidad de procesamiento de 250 rpm, durante 1 min. El material obtenido fue introducido en una inyectora marca Xplore (Injection moulder 10 ml), para formar cuerpos para ensayos mecánicos, de acuerdo con las normas ASTM D 638 y ASTM D 256. Durante la inyección, la temperatura en el barril y el molde fue de 200 y $50 \text{ }^\circ\text{C}$, respectivamente, con una presión de 0.8 MPa y un tiempo de inyección de 10 segundos. El contenido de fibras y plastificante de los eco-compósitos fue de 10 y 30% (p/p), respectivamente.

Para la obtención del segundo grupo de eco-compósitos, fueron utilizadas fibras de curauá tratadas con acetona por 2 (**FA2**) y 5 (**FA5**) días, siguiendo el método mencionado anteriormente. Además, se utilizaron fibras de celulosa (**CF**) en este segundo grupo.

Tabla 1. Formulaciones de los eco-compósitos

Nomenclatura	Plastificante (% p/p)		Fibra (% p/p)					
	DOC	TEC	F	FA	FA2	FA5	FM	CF
1CA30T	0	30	0	0	0	0	0	0
1CA30T10F	0	30	10	0	0	0	0	0
1CA30T10FA	0	30	0	10	0	0	0	0
1CA30T10FM	0	30	0	0	0	0	10	0
CA30P	30	0	0	0	0	0	0	0
CA30P10FA2	30	0	0	0	10	0	0	0
CA30P10FA5	30	0	0	0	0	10	0	0
CA30P10CF	30	0	0	0	0	0	0	10

1: escala laboratorio, CA: acetato de celulosa, 30T: 30% (p/p) de trietil citrato, 30P: 30% (p/p) de dioctil ftalato, 10: 10% (p/p) de fibra, F: fibra sin tratamiento, FA: fibra tratada con acetona por 8 horas, FA2: fibra tratada con acetona por dos días, FA5: fibra tratada con acetona por 5 días, FM: fibra tratada con NaOH, CF: fibra de celulosa.

El acetato de celulosa ya plastificado y las fibras fueron introducidos en un extrusor de doble tornillo de la marca Coperion (ZSK-26). La extrusión se desarrolló con desgasificación, con un perfil de temperatura de 140 a 180 °C, desde el alimentador hasta el troquel, y una velocidad de rotación de 300 rpm. El material obtenido de la extrusión se introdujo en una inyectora marca Arburg (Allrounder M-250), para formar cuerpos para ensayos mecánicos. Durante la inyección la temperatura fue de 180 a 215 °C, entre la alimentación y la punta de inyección, mientras que la temperatura de molde fue de 50 °C. El tiempo de enfriamiento fue de 25 segundos y una presión de inyección de 120 MPa. La cantidad de fibras y plastificante fue de 10 y 30% (p/p), respectivamente. En la Tabla 1 se muestra la nomenclatura de los materiales elaborados, así como su composición.

El ensayo de resistencia al impacto modo Izod se realizó en una máquina marca EMIC de tipo péndulo (2.7 J), con un martillo que representa una energía de impacto igual a 2.7 J, de acuerdo con el estándar ASTM D 256. Se impactaron 5 especímenes para cada formulación.

El ensayo a tensión fue conducido en una máquina universal marca EMIC (DL2000), con una carga de 5000 N y una velocidad de ensayo de 50 min^{-1} . Previo al ensayo, los especímenes fueron condicionados por 48 horas a 25 °C y 50% de humedad, de acuerdo con el estándar ASTM D 638. Se ensayaron 5 especímenes para cada formulación. Los especímenes obtenidos en escala laboratorio corresponden al tipo V de la norma ASTM D 638, y los producidos en escala piloto al tipo I de la misma norma.

El estudio morfológico se realizó en el área de fractura de los eco-compósitos, la cual se produjo durante los ensayos de resistencia al impacto. Éste se llevó a cabo mediante microscopía electrónica de barrido, empleando un microscopio electrónico de barrido de la marca JEOL (JSM-6390LV), operado a 20 kV. Previo al análisis, las superficies de estudio fueron cubiertas con oro, utilizando para ello un equipo de la marca Bal-Tec (Med 020).

Las propiedades térmicas, específicamente la capacidad calorífica y la conductividad térmica, fueron medidas con un calorímetro diferencial de barrido modulado de TA Instruments (MDSC-2910), de acuerdo con la norma ASTM E1952 y las recomendaciones de calibración de Lopes y Felisberti, (2004). Las muestras se mantuvieron isotérmicamente

a 5 temperaturas distintas: 20, 40, 60, 80 y 100 °C, durante 20 min con una amplitud de oscilación de ± 0.5 °C y un periodo de 80 s. Para cada experimento se utilizaron dos especímenes cilíndricos de cada muestra, con 5 mm de diámetro y diferentes alturas (5 y 0.4 mm). Para calcular la conductividad térmica de las muestras se utilizaron la capacidad calorífica real y aparente de las mismas. Los cuerpos para los ensayos se obtuvieron a partir de los cuerpos para los ensayos de tensión.

El análisis mecánico dinámico fue conducido en un analizador mecánico dinámico de Rheometric Scientific (DMTA V). El rango de temperatura de estudio fue de -50 a 250 °C, con una frecuencia de 1 Hz, una amplitud de 0.01%, y una tasa de calentamiento de 2 °C/min. Las dimensiones medidas de las muestras entre las mordazas del equipo fueron: 6 mm de espesor, 12 mm de ancho, y 38 mm de longitud.

El estudio termoxidativo de los eco-compósitos se realizó mediante análisis termogravimétrico, el cual se desarrolló en un analizador termogravimétrico de TA Instruments (TGA 2950). El análisis se realizó en una atmósfera de aire sintético, de 25 a 650 °C, con una tasa de calentamiento de 5 °C/min.

3 Resultados y discusión

3.1 Ensayo de tensión y resistencia al impacto

En la Tabla 2 se presentan las propiedades mecánicas de los eco-compósitos y sus respectivas matrices. Para los compósitos obtenidos en escala de laboratorio, no es posible observar diferencias significativas en los valores de las propiedades mecánicas de los compósitos 1CA30T10F y 1CA30T10FA. No obstante, cuando se comparan con la matriz, se observa un incremento del 20% tanto en el módulo de Young como en la resistencia a la tensión en ambos compósitos. La mejora en la fuerza de tensión máxima y el módulo de Young es atribuida a la presencia de las fibras lignocelulósicas, las cuales confieren rigidez al material (Arpitha y Yogesha, 2017). De igual manera, el incremento en el módulo de Young y la fuerza de tensión podría estar relacionado con una buena adhesión interfacial en el material, ya que los esfuerzos mecánicos en los materiales compósitos de fibras se transmiten mejor cuantos más puntos de contacto existen entre las fases del material.

Tabla 2. Propiedades mecánicas y temperatura de transición vítrea de los eco-compósitos

Compósito	Módulo de Young (GPa)	Tensión en fuerza máxima (GPa)	Alargamiento máximo (%)	Resistencia al impacto (J/m)	Temperatura de transición vítrea (°C)
1CA30T	0.50 ± 0.03	0.035 ± 0.004	28.6 ± 2	404 ± 9	103
1CA30T10F	0.59 ± 0.02	0.042 ± 0.002	18.3 ± 1	53 ± 3	110
1CA30T10FA	0.60 ± 0.02	0.043 ± 0.001	16.6 ± 1	58 ± 2	112
1CA30T10FM	0.51 ± 0.03	0.038 ± 0.001	17.1 ± 1	59 ± 5	107
CA30P	1.37 ± 0.16	0.020 ± 0.001	20.0 ± 2	297 ± 5	111
CA30P10FA2	2.49 ± 0.20	0.033 ± 0.001	6.4 ± 1	116 ± 5	114
CA30P10FA5	2.23 ± 0.15	0.030 ± 0.002	7.3 ± 1	137 ± 6	116
CA30P10CF	3.28 ± 0.01	0.037 ± 0.001	6.3 ± 1	66 ± 2	121

Previamente, Gutiérrez y col. (2012) presentaron los valores de las propiedades mecánicas de bio-compósitos de acetato de celulosa y fibras de curauá, con un tiempo de extrusión mayor al de este trabajo (3 min). Presentando un módulo de Young 10% menor que en el presente trabajo. Lo anterior puede deberse a una reducción en el tamaño de las cadenas poliméricas del acetato de celulosa, debido al mayor tiempo de procesamiento. Los esfuerzos mecánicos y las altas temperaturas durante el proceso de extrusión-inyección provocan la ruptura de las cadenas poliméricas (Gao y col., 2017; Davis y Golden, 1965; Davis y Golden, 1964). El compósito 1CA30T10FM no presenta diferencia significativa con la matriz en el módulo de Young y la máxima fuerza de tensión. Se han reportado compuestos de poliolefinas con fibras mercerizadas (Kim y Netravali, 2010; Sullins y col., 2017), en los cuales se observaron mejoras en el desempeño mecánico, respecto de aquellos de fibras no tratadas, contrario a lo observado en el presente trabajo, esto debido a que la mercerización es un método para aumentar la adhesión interfacial de fibras vegetales con polímeros hidrofóbicos, como aquellos provenientes del petróleo (polietileno, polipropileno, etc.), a diferencia del acetato de celulosa, en el que tratamiento con acetona suele ser más eficiente para su compatibilización interfacial debido a que este únicamente implica la remoción de impurezas y ceras que cubren a las fibras, permitiendo una mejor interacción de los grupos OH presentes en las fibras y el acetato de celulosa (Gutiérrez y col., 2012). En cuanto a la deformación observada, ésta fue aproximadamente 39% menor en todos los compósitos, en relación con la matriz. Esto debido a la presencia de la fibra, observándose una relación inversa entre el módulo de Young y la deformación que

experimenta un cuerpo que es sometido a una fuerza de tensión (Espinach y col., 2017). La resistencia al impacto de todos los compósitos disminuyó alrededor del 86%, comparado con el acetato de celulosa libre de fibras. Lo anterior está asociado a la presencia de la fibra; la existencia de una interface propicia la generación de puntos de inicio de grietas.

Debido a que los eco-compósitos con fibras tratadas con acetona presentaron mejores propiedades mecánicas, únicamente compósitos con fibras extraídas con acetona fueron preparados en escala piloto, y comparados con materiales reforzados con fibras de celulosa. En los materiales en escala piloto no se observa diferencia entre las propiedades de tensión de los compósitos CA30P10FA2 y CA30P10FA5. Sin embargo, se observa un incremento alrededor del 72% en el módulo de Young, así como un incremento alrededor del 58% en la fuerza de tensión de ambos compósitos, con relación al acetato de celulosa plastificado. Nuevamente, este incremento en tales propiedades se atribuye a la presencia de las fibras, así como a la fuerte interacción entre las fibras y la matriz. Gutiérrez y col., (2014) reportaron un compósito de fibras de curauá tratadas con acetona por 8 horas, preparado en escala piloto. Este material mostró un módulo de Young alrededor del 50% mayor, y un incremento aproximado del 30% en la fuerza de tensión máxima, respecto de los materiales de fibras tratadas con acetona reportados en la presente investigación. La diferencia en los valores de tales propiedades se atribuye a las modificaciones que pudo experimentar la fibra como consecuencia de distintos tiempos de inmersión en acetona, dando origen condiciones distintas de interfaz (Cruz y Fanguero, 2016). El compósito CA30P10CF presentó los valores más altos para las propiedades antes discutidas, con

un incremento del 140% en el módulo de Young, y un aumento del 85% en la tensión máxima, respecto de la matriz. Lo anterior puede deberse a la naturaleza de las fibras de celulosa, las cuales son resultado de un mayor número de procesos, como extracciones exhaustivas y procesos de mercerización más agresivos, en comparación con las fibras de curauá tratadas y no tratadas, procesos en los cuales los grupos hidroxilos están más expuestos y disponibles para interactuar con los grupos funcionales del acetato de celulosa. Sin embargo, la deformación de los compósitos fue la misma para todos; aproximadamente un 67% menor que la deformación de la matriz. La explicación a este hecho sería la misma que la discutida para los materiales obtenidos en escala de laboratorio en esta investigación, una vez que dicha explicación no depende de la escala de procesamiento, basándose en la presencia de fibra. En la literatura se ha reportado que el porcentaje de elongación decrece notablemente con una concentración entre 0 y 10% (p/p) de fibras (Ku y col., 2011). Lo anterior concuerda con los resultados obtenidos en esta investigación. En cuanto a la resistencia al impacto, se observa que para todos los compósitos ésta fue menor que la presentada por la matriz, con una caída del 61, 54 y 78% para los compósitos CA30P10FA2, CA30P10FA5 y CA30P10CF, respectivamente. Una mejor conservación de la resistencia al impacto fue observada en los compósitos obtenidos en esta escala, lo cual podría estar asociado a una mejor conservación del estado de la fibra de curauá para procesos en escala piloto (Gutiérrez y col., 2014). Las diferencias en los resultados de los materiales de un grupo y otro estarían relacionadas con el método de preparación, así como con las características de la matriz de la que se partió (porcentaje de acetilación y masa molar) y tipo de plastificante. Además del tipo y tamaño de las probetas utilizadas para las propiedades mecánicas a tensión. Vinayaka y col., (2017) reportaron la elaboración y caracterización de un compósito de matriz de polipropileno reforzado con 50% en peso de fibras de celulosa, presentando un módulo de Young y una resistencia a la tensión alrededor del 72 y el 35% menor, respectivamente, con relación al material reforzado con fibras de celulosa de este trabajo. Gadioli y col., (2014) reportaron materiales de matriz de polipropileno reforzados con 30% en peso de fibras de celulosa blanqueadas y semi blanqueadas, los cuales mostraron un módulo de Young cerca de 45% menor, en comparación con el material de fibras de celulosa conformado

en el presente trabajo. Las diferencias podrían estar asociadas a una mejor compatibilidad entre acetato de celulosa-fibras de celulosa, que polipropileno-fibras de celulosa, como ha sido discutido anteriormente. Otros materiales reportados incluyen una matriz de ácido poli láctico reforzada con 2% en peso de fibras de celulosa vírgenes (Lu y col., 2014), con un módulo de Young aprox. 42% menor y una resistencia a la tensión un 50% mayor, con relación al material de fibras de celulosa de la presente investigación. De igual manera, fueron reportados compuestos de matriz de polietileno de baja densidad con pequeñas cantidades (2.5-4.5% en peso) de etileno-vinilacetato, reforzados con 3 distintas concentraciones de fibras de celulosa: 25, 30 y 35% en peso (González y col., 2014). Todos los materiales presentaron un módulo de Young menor, respecto del material con fibras de celulosa de la presente investigación, siendo cerca del 72% menor para el material con 35% de fibras en peso, que fue el material con los valores más altos para esta propiedad. La resistencia a la tensión de tales materiales también fue menor, aproximadamente 50%. La diferencia en los valores de las propiedades estaría relacionada con el tipo de matrices utilizadas, la interacción con las fibras y la concentración de estas, principalmente.

3.2 Microscopía electrónica de barrido

Las micrografías de los eco-compósitos obtenidas por microscopía electrónica de barrido son presentadas en la Figura 1. En ésta se aprecian huecos circulares (señalados en rojo) en la matriz del compósito 1CA30T10FM (Figura 1b), lo que sugiere que la fibra podría no estar bien adherida a la matriz, creando huecos entre ella y las fibras, lo que resulta en deficientes propiedades mecánicas, como fue discutido. Se ha documentado que la presencia de espacio vacío entre las fases de un compuesto influye de manera negativa en el desempeño mecánico (Amir y col., 2017). Es importante observar que la superficie de la fibra luce suave y lisa, lo cual debilita la interacción fibra-matriz. Por otro lado, se observa una mayor rugosidad de la superficie de la fibra en el compósito 1CA30T10FA (Figura 1a), lo que sugiere mayor adherencia entre las fases de éste, mejorando las propiedades mecánicas a tensión del compósito.

En cuanto a los eco-compósitos en escala piloto, en el compósito de fibras tratadas con acetona por cinco días (Figura 1c), se aprecian conglomerados de fibra (en círculos rojos). Tales conglomerados de fibra pudieron derivar en mejores propiedades mecánicas de los compósitos en escala piloto.

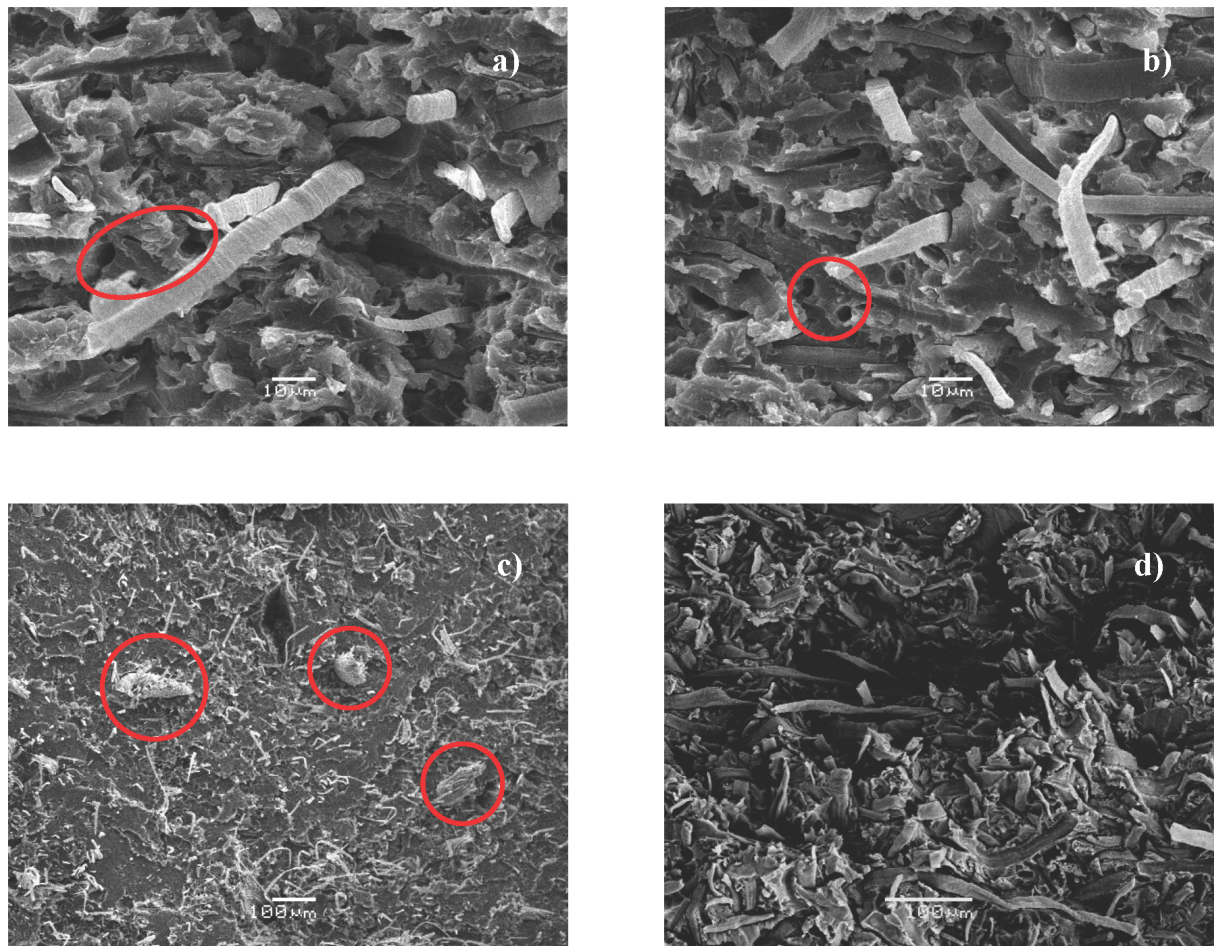


Fig. 1. Micrográficas de los eco-compósitos: a) 1CA30T10FA, b) 1CA30T10FM, c) CA30P10FA y d) CA30P10CF.

Por otro lado, en el compósito CA30P10CF (Figura 1d) se observa una distribución bastante uniforme de las fibras dentro de la matriz. No se observan huecos entre la matriz y las fibras, y la superficie de la fibra luce rugosa. Como se ha discutido estos son factores que favorecen a las propiedades mecánicas.

3.3 Análisis mecánico dinámico

La Figura 2 muestra las curvas del módulo de almacenamiento (E') en función de la temperatura, para los compósitos y su respectiva matriz, resultado del análisis dinámico mecánico. Para la escala de laboratorio (Figura 2a), se observa que el módulo de almacenamiento de todos los compósitos de fibras aumento respecto de la matriz. Por otra parte, entre los compósitos en escala piloto (Figura 1b), el E' se incrementó notablemente en el compósito

CA30P10FA5, mientras que en los compósitos CA30P10FA2 y CA30P10CF los valores para esta propiedad son cercanos a los de la matriz en bajas temperaturas, incrementando con el aumento de la temperatura, como consecuencia del efecto reforzante de las fibras. En la literatura se ha reportado que los valores de tales propiedades se ven influenciados por el contenido de fibra en el compósito, así como por la longitud de las mismas (Saba y col., 2016).

En la Figura 3 se presentan las curvas del análisis dinámico mecánico para el módulo de pérdida (E'') en función de la temperatura. Se observa el desplazamiento del pico de las curvas E'' vs T para mayores temperaturas, así como la ampliación de los mismos, indicando un aumento de la anchura del espectro de relajación del acetato de celulosa en los compuestos (Rana y col., 2017). La Figura 4 presenta las curvas de $\tan \delta$ en función de la temperatura.

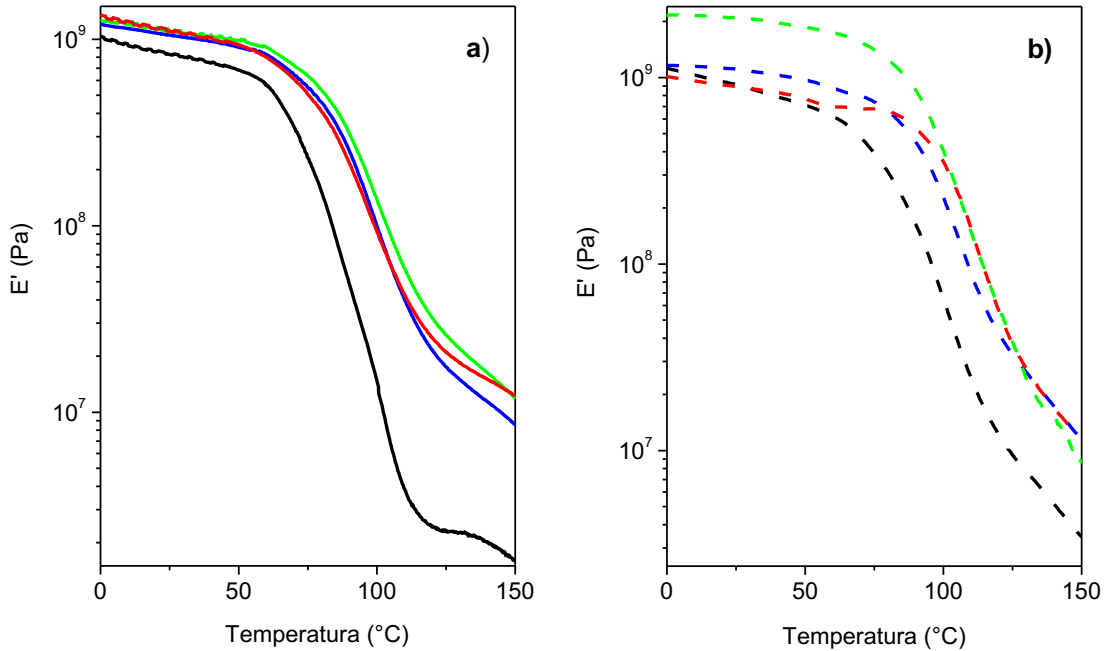


Fig. 2. Módulo de almacenamiento del acetato de celulosa plastificado y eco-compósitos en escala laboratorio (a) y escala piloto (b): (—) 1CA30T, (—) 1CA30T10F, (—) 1CA30T10FA, (—) 1CA30T10FM, (- - -) CA30P, (- - -) CA30PA2, (- - -) CA30P10FA5 y (- - -) CA30P10CF.

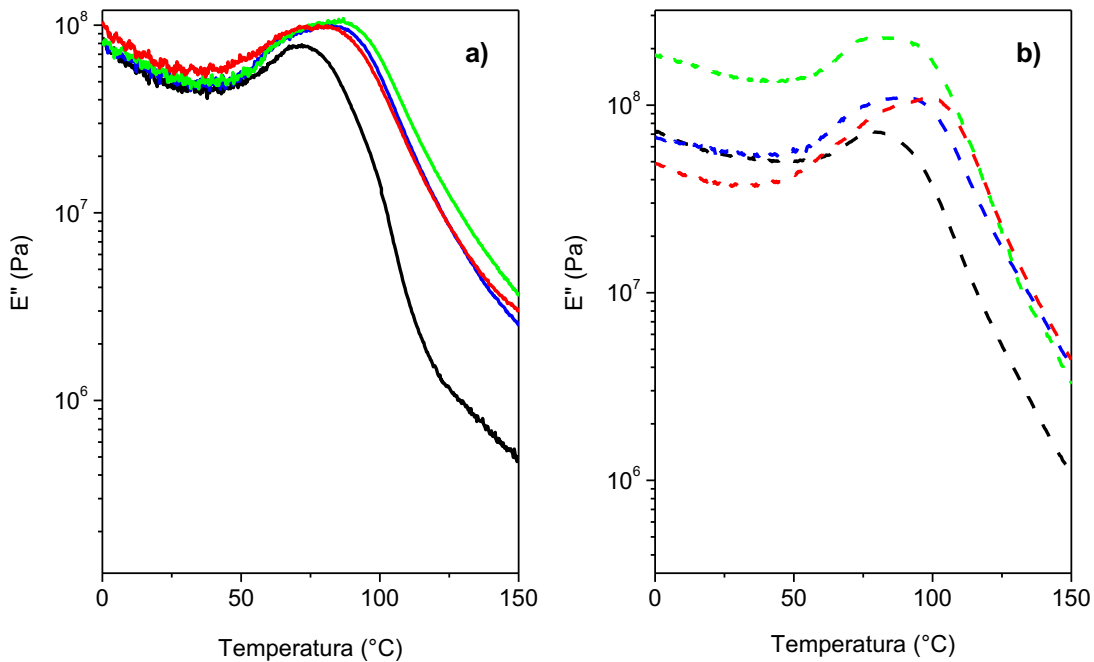


Fig. 3. Módulo de pérdida del acetato de celulosa plastificado y eco-compósitos en escala laboratorio (a) y escala piloto (b): (—) 1CA30T, (—) 1CA30T10F, (—) 1CA30T10FA, (—) 1CA30T10FM, (- - -) CA30P, (- - -) CA30PA2, (- - -) CA30P10FA5 y (- - -) CA30P10CF.

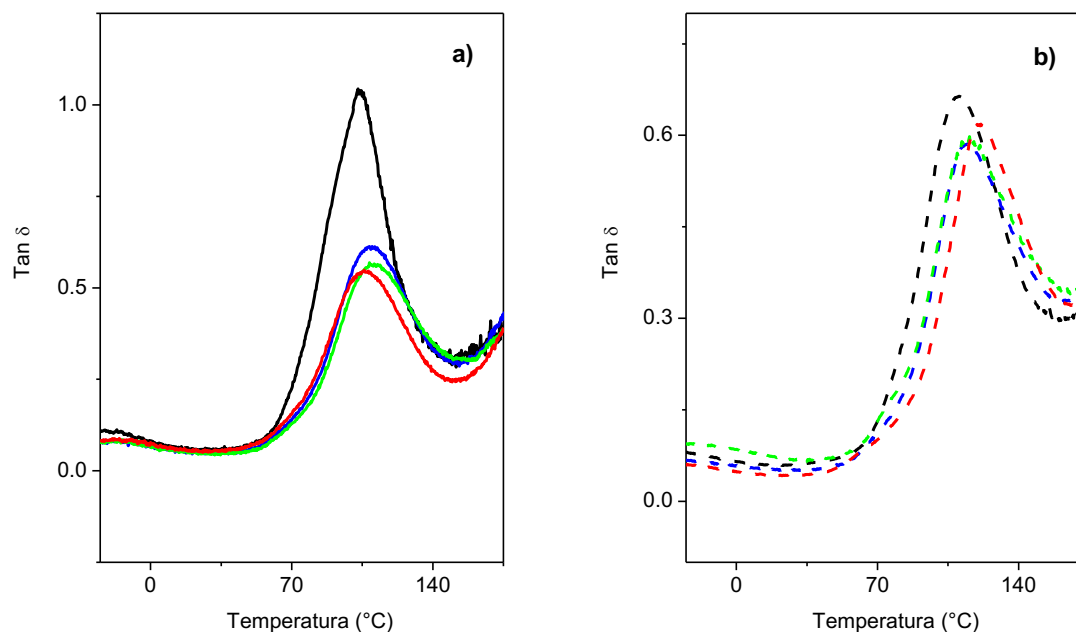


Fig. 4. $\text{Tan } \delta$ del acetato de celulosa plastificado y eco-compósitos en escala laboratorio (a) y escala piloto (b): (—) 1CA30T, (—) 1CA30T10F, (—) 1CA30T10FA, (—) 1CA30T10FM, (- - -) CA30P, (- - -) CA30PA2, (- - -) CA30P10FA5 y (- - -) CA30P10CF.

De estos gráficos se obtuvo el valor de T_g , el cual fue calculado como el pico máximo. Se observa que T_g aumentó en todos los compósitos de fibras. Lo anterior puede estar relacionado con el hecho de que las fibras restringen los movimientos de las cadenas poliméricas, con lo que se necesita mayor energía para promover su desplazamiento dentro del material. Por lo cual una interacción eficiente entre la fibra y la matriz podría provocar un aumento en la T_g , como es observado en los valores de T_g de los compósitos 1CA30T10FA y CA30P10CF, para escala laboratorio y piloto, respectivamente. Además, ocurre una disminución del área de los picos en las curvas de $\text{tan } \delta$ vs T para los compuestos en relación con el acetato de celulosa plastificado, indicando que la carga acarrea en disminución de la capacidad de disipación de energía mecánica en relación a la capacidad de almacenamiento de la misma. Este resultado está de acuerdo con la disminución de la resistencia al impacto de los compuestos en comparación con el acetato de celulosa plastificado (Tabla 2).

3.4 Calorimetría diferencial de barrido modulado

3.4.1 Capacidad calorífica

Las Tabla 3 muestra la capacidad calorífica de los eco-compósitos en escala laboratorio y escala piloto. De manera general, se observa que la capacidad calorífica de los eco-compósitos aumenta al incrementar la temperatura, debido a un incremento en los grados de libertad de las cadenas poliméricas (Lopes y Felisberti, 2004). En cuanto a los eco-compósitos en escala laboratorio, se observa que la capacidad calorífica de todos los compósitos de fibras es menor a la de la matriz en todo el rango de temperatura estudiado, siendo los compósitos 1CA30T10FA y 1CA30T10FM los que presentan los valores más bajos y similares para tal propiedad. Ambos presentan una caída alrededor del 8% en los valores de capacidad calorífica, respecto a la matriz.

Tabla 3. Capacidad calorífica de los eco-compósitos ($J g^{-1} K^{-1}$)

Compósito	Temperatura ($^{\circ}C$)				
	20	40	60	80	100
1CA30T	1.639 ± 0.009	1.761 ± 0.003	1.894 ± 0.004	2.020 ± 0.006	2.194 ± 0.002
1CA30T10F	1.614 ± 0.002	1.739 ± 0.002	1.843 ± 0.003	1.960 ± 0.006	2.118 ± 0.001
1CA30T10FA	1.515 ± 0.002	1.637 ± 0.004	1.744 ± 0.002	1.853 ± 0.002	2.026 ± 0.003
1CA30T10FM	1.527 ± 0.002	1.642 ± 0.002	1.761 ± 0.001	1.869 ± 0.002	2.020 ± 0.001
CA30P	1.387 ± 0.001	1.471 ± 0.002	1.549 ± 0.004	1.620 ± 0.010	1.819 ± 0.006
CA30P10FA2	1.157 ± 0.004	1.254 ± 0.003	1.351 ± 0.002	1.463 ± 0.003	1.603 ± 0.003
CA30P10FA5	1.480 ± 0.001	1.595 ± 0.002	1.704 ± 0.002	1.834 ± 0.020	1.968 ± 0.003
CA30P10CF	1.645 ± 0.003	1.728 ± 0.005	1.790 ± 0.004	1.898 ± 0.005	2.095 ± 0.002

La disminución en la capacidad calorífica de los compósitos podría deberse a las interacciones matriz-fibra, con lo que se verían restringidos los movimientos de las cadenas poliméricas, los cuales influyen en la capacidad calorífica del material. Como fue discutido para el valor de T_g en el análisis dinámico mecánico. En el compósito de fibras vírgenes la adhesión interfacial podría ser menos eficiente que en los compósitos de fibras tratadas, con lo que el descenso en la capacidad calorífica es menor en este compósito; con una caída aproximada del 2.5%, respecto de la matriz.

Por otra parte, para los eco-compósitos en escala piloto, se observa que la capacidad calorífica del compósito CA30P10FA2 presenta una caída aproximada del 13%, si se le compara con la matriz. De forma opuesta, los valores de esta propiedad se incrementaron en los compósitos CA30P10FA5 y CA30P10CF. Cada uno con un incremento aproximado del 9 y 17%, respectivamente, en relación con la matriz. Al igual que ocurre en los compósitos de fibras tratadas en escala laboratorio, la disminución de la capacidad calorífica del compósito CA30P10FA2 podría deberse a las interacciones matriz-fibra. No obstante, las modificaciones estructurales ocurridas en la fibra, como consecuencia de un tratamiento más prolongado, sugieren una adhesión interfacial menos eficiente. Una mala interacción matriz-fibra tiene una menor restricción en los movimientos de las macromoléculas, lo que podría favorecer un aumento en los grados de libertad de éstas, manifestándose en un aumento en la capacidad calorífica del material (Canevarolo, 2006). El incremento en la capacidad calorífica del compósito CA30P10CF podría estar relacionado con la interface y efectos de sinergia, debido a la naturaleza similar de las fases.

3.4.2 Conductividad térmica

Los valores de conductividad térmica a distintas temperaturas para los materiales compósitos y sus respectivas matrices se encuentran en la Tabla 4. Para los materiales en escala laboratorio se observa un comportamiento típico de polímeros amorfos; en el cual la conductividad térmica crece conforme aumenta la temperatura, y decrece después de pasar la temperatura de transición vítrea (Bashirov y Shermergor, 1975). Se observa un incremento aproximado del 26 y 68% en la conductividad térmica de los compósitos 1CA30T10F y 1CA30T10FM, respectivamente. El compósito 1CA30T10FA presenta una conductividad térmica prácticamente igual a la de la matriz, posiblemente como consecuencia del tratamiento superficial aplicado a las fibras, incluso 12.3% menor a 100 $^{\circ}C$. En los materiales poliméricos, los electrones no se encuentran disponibles para conducir la energía térmica, por lo que la energía se propaga principalmente por vibraciones dentro del material, como sucede con las ondas acústicas. A un quantum de esa energía se le conoce como fonón (Callister y Rethwisch, 2010). Al sobrepasar la T_g , los movimientos moleculares en el material se vuelven menos ordenados, con lo que los fonones viajan con mayor dificultad, lo que explica el descenso en la conductividad térmica de los compósitos después de T_g . El incremento en la conductividad térmica del compósito 1CA30T10FM podría tener su origen en la calidad de la interface.

En cuanto a los eco-compósitos en escala piloto, estos no presentan un patrón de comportamiento definido por debajo de T_g , debido a la pérdida de rigidez en la matriz, que evita la propagación de energía térmica.

Tabla 4. Conductividad térmica de los compuestos ($\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$)

Compósito	Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)				
	20	40	60	80	100
1CA30T	0.141 ± 0.009	0.146 ± 0.009	0.149 ± 0.009	0.156 ± 0.010	0.154 ± 0.009
1CA30T10F	0.178 ± 0.010	0.184 ± 0.010	0.194 ± 0.010	0.203 ± 0.010	0.186 ± 0.010
1CA30T10FA	0.132 ± 0.008	0.137 ± 0.008	0.144 ± 0.009	0.153 ± 0.009	0.135 ± 0.008
1CA30T10FM	0.255 ± 0.010	0.261 ± 0.010	0.255 ± 0.010	0.252 ± 0.010	0.227 ± 0.010
CA30P	0.113 ± 0.001	0.117 ± 0.001	0.122 ± 0.001	0.124 ± 0.002	0.101 ± 0.001
CA30P10FA2	0.140 ± 0.009	0.143 ± 0.009	0.139 ± 0.008	0.134 ± 0.008	0.110 ± 0.007
CA30P10FA5	0.123 ± 0.008	0.126 ± 0.008	0.127 ± 0.008	0.125 ± 0.008	0.097 ± 0.006
CA30P10CF	0.114 ± 0.006	0.121 ± 0.007	0.127 ± 0.007	0.132 ± 0.008	0.113 ± 0.006

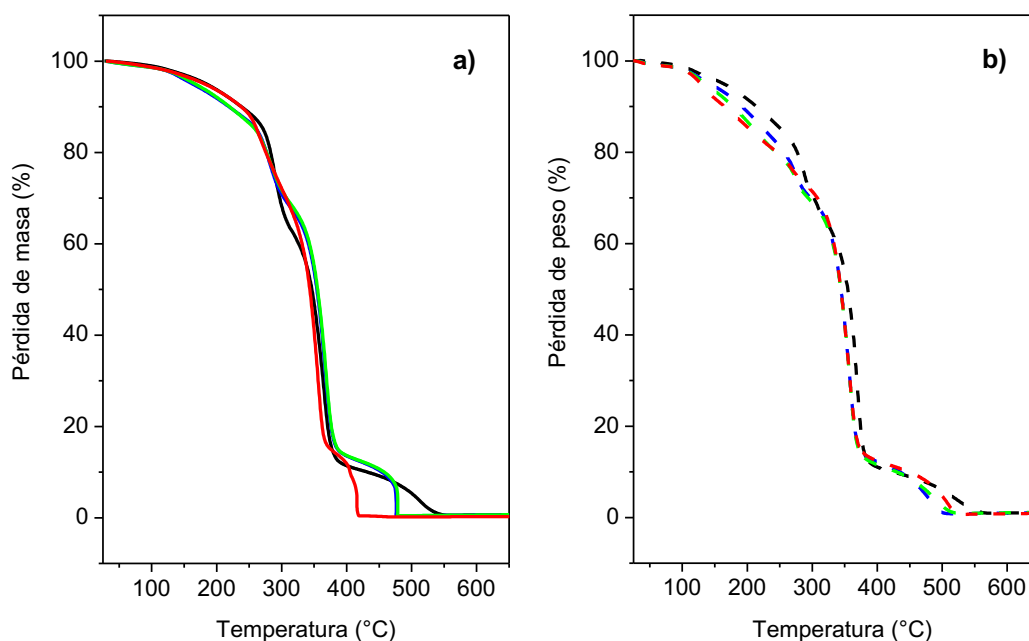


Fig. 5. Análisis termogravimétrico de los compósitos en escala laboratorio (a) y escala piloto (b): (—) 1CA30T, (—) 1CA30T10F, (—) 1CA30T10FA, (—) 1CA30T10FM, (- - -) CA30P, (- - -) CA30PA2, (- - -) CA30P10FA5 y (- - -) CA30P10CF.

El compósito CA30P10FA2 presenta un incremento promedio del 20% en su conductividad térmica en 20 y 40 $^{\circ}\text{C}$, y un aumento alrededor del 10% en 60 $^{\circ}\text{C}$, respecto de la matriz. Los compósitos CA30P10FA5 y CA30P10CF prácticamente tienen el mismo comportamiento que la matriz. Hecho que se relaciona con las modificaciones causadas por el tratamiento en la superficie de la fibra, para el compósito CA30P10FA5. Si bien el aporte de las fibras de celulosa a las propiedades mecánicas, así como a la capacidad calorífica del compósito es significativo, esto no ocurre con la conductividad térmica. Lo anterior puede deberse a la similitud de

las fases.

3.5 Análisis termogravimétrico

La Figura 5 muestra las curvas obtenidas del análisis termogravimétrico para los compósitos en escala laboratorio (a) y en escala piloto (b). En las cuales se observan 3 principales procesos termoxidativos. En los compósitos en escala laboratorio, el primer proceso inicia alrededor de los 100 $^{\circ}\text{C}$, y continúa hasta cerca de los 300 $^{\circ}\text{C}$, relacionado con la pérdida de masa de componentes volátiles, agua contenida en las fibras naturales y el plastificante. En el rango de 300 a 390

°C, la pérdida de masa se asocia al plastificante. Por último, el tercer proceso corresponde a la degradación del acetato de celulosa. Lo anterior es congruente con lo reportado por Gutiérrez y col., (2012). El compuesto 1CA30T10FM presenta una termoxidación total a los 415 °C, mientras que los compósitos 1CA30T10F y 1CA30T10FA la presentan a los 480 °C. Finalmente la matriz se degrada alrededor de los 550 °C. Lo anterior sugiere que las fibras aceleran la termo-oxidación de la matriz, siendo las fibras mercerizadas las más eficientes para acelerar el proceso termoxidativo. Para los compósitos en escala piloto, el primer proceso comienza alrededor de los 100 °C, y termina después de rebasar los 300 °C, que es la que corresponde al contenido de humedad y otros elementos volátiles de los compósitos. La segunda fase finaliza alrededor de los 380 °C, al desaparecer la masa que se asocia con el plastificante (Monteiro y col., 2012). A partir de esta última temperatura comienza a degradarse el acetato de celulosa, para terminar de degradarse cerca de los 500 °C, en los compósitos de fibras.

Conclusiones

Los compósitos CA30P10CF y CA30P10FA5 presentaron los valores más bajos de conductividad térmica, respecto del resto de las formulaciones, con un valor alrededor de $0.114 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$, medida a los 20 °C de temperatura. No obstante, el compuesto CA30P10CF presentó un valor más alto en el módulo de Young y una menor resistencia al impacto, en relación con el compuesto CA30P10FA5. Si bien los valores de conductividad térmica siguen estando por arriba de los presentados por aislantes térmicos tradicionales, la mejora en el módulo de Young de los compósitos podría permitir su aplicación donde se requiera un alto desempeño mecánico y aislación térmica moderada. En cuanto a los tratamientos aplicados a la superficie de las fibras, el tratamiento con acetona resultó más eficiente para disminuir la conductividad térmica de los compósitos y mejorar el desempeño mecánico. La eficiencia del tratamiento se manifestó en ambas escalas de procesamiento.

Agradecimientos

Los autores agradecen el financiamiento de los proyectos CONACYT 251504 y 264110. Además, se agradece a EMBRAPA por donar las fibras y a FAPESP (2010/02098-0 y 2010/17804-7).

Referencias

- Amir, N., Abidin, K.A.Z. y Shiri, F.B.M. (2017). Effects of fibre configuration on mechanical properties of banana fibre/PP/MAPP natural fibre reinforced polymer composite. *Procedia Engineering* 184, 573-580.
- Arpitha, G.R. y Yogesha, B. (2017). An overview on mechanical property evaluation of natural fiber reinforced polymers. *Materials Today: Proceedings* 4, 2755-2760.
- Azwa, Z.N., Yousif, B.F., Manalo, A.C. y Karunasena, W. (2013). A review on the degradability of polymeric composites based on natural fibres. *Materials & Design* 47, 424-442.
- Balakrishnan, P., John, M.J., Pothan, L.A., Sreekala, M. y Thomas, S. (2016). Natural fibre and polymer matrix composites and their applications in aerospace engineering. In: *Advanced Composite Materials for Aerospace Engineering*, (S. Rana y R. Figueiro, eds.), Pp. 365-383. Woodhead Publishing, United Kingdom.
- Bashirov, A.B. y Shermergor, T.D. (1975). Thermal conductivity of amorphous polymers. *Mechanics of Composite Materials* 11, 474-476.
- Bogoeva-Gaceva, G., Avella, M., Malinconico, M., Buzarovska, A., Grozdanov, A., Gentile, G. y Errico, M.E. (2007). Natural fiber eco-composite. *Polymer Composites* 28, 98-107.
- Callister, W.D. y Rethwisch, D.G. (2010). *Materials Science and Engineering: An Introduction*. Editorial John Wiley & Sons, United States.
- Canevarolo, S.V.J. (2006). *Ciência dos Polímeros*. Artliber Editora Ltda, Brasil.
- Cruz, J. y Figueiro, R. (2016). Surface modification of natural fibers: a review. *Procedia Engineering* 155, 285-288.
- Davis, A. y Golden, J.H. (1964). Degradation of polycarbonates. III. Viscometric study of thermally-induced chain scission. *Macromolecular Chemistry and Physics* 78, 16-23.

- Davis, A. y Golden, J.H. (1965). Competition between scission and cross-linking processes in the thermal degradation of a polycarbonate. *Nature* 206, 397-397.
- Espinach, F.X., Granda, L.A., Tarrés, Q., Duran, J., Fullana-i-Palmer, P. y Mutjé, P. (2017). Mechanical and micromechanical tensile strength of eucalyptus bleached fibers reinforced polyoxymethylene composites. *Composites Part B: Engineering* 116, 333-339.
- Gadioli, R., Morais, J.A., Waldman, W.R. y De Paoli, M.A. (2014). The role of lignin in polypropylene composites with semi-blanched cellulose fibers: mechanical properties and its activity as antioxidant. *Polymer Degradation and Stability* 108, 23-34.
- GangaRao, H. (2017). Infrastructure applications of fiber-reinforced polymer composites. *Applied Plastics Engineering Handbook*, 675-695.
- Gao, X., Isayev, A.I., Zhang, X. y Zhong, J. (2017). Influence of processing parameters during ultrasound assisted extrusion on the properties of polycarbonate/carbon nanotubes composites. *Composites Science and Technology* 144, 125-138.
- García, R.G., Gómez, R.M.E., Ávila, P.P., Garcia, B.G., García, J.L.R. y Zavala, R.E.A. (2016). Estudio de biosorción de Cu²⁺ en el criogel quitosano-celulosa. *Revista Mexicana de Ingeniería Química* 15, 311-322.
- González, C.S., Martínez, A.A., Pérez, B.G., Martínez, J.U., de la Orden, M.U. y Fonseca, C.V. (2014). Use of residual agricultural plastics and cellulose fibers for obtaining sustainable eco-composites prevents waste generation. *Journal of Cleaner Production* 83, 228-237.
- Gutiérrez, M.C., De Paoli, M.A. y Felisberti, M.I. (2012). Biocomposites based on cellulose acetate and short curauá fibers: effect of plasticizers and chemical treatments of the fibers. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 43, 1338-1346.
- Gutiérrez, M.C., De Paoli, M.A. y Felisberti, M.I. (2014). Cellulose acetate and short curauá fibers biocomposites prepared by large scale processing: reinforcing and thermal insulating properties. *Industrial Crops and Products* 52, 363-372.
- Hidalgo-Salazar, M., Muñoz, M.F. y Mina, J.H. (2015). Influence of incorporation of natural fibers on the physical, mechanical, and thermal properties of composites LDPE-Al reinforced with fique fibers. *International Journal of Polymer Science* 2015, 1-8.
- Holbery, J. y Houston D. (2006). Natural-fiber-reinforced polymer composites in automotive applications. *Journal of Minerals* 58, 80-86.
- Joshi, S.V., Drzal, L.T., Mohanty, A.K. y Arora, S. (2003). Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites? *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 35, 371-376.
- Kim, J.T. y Netravali, A.N. (2010). Mercerization of sisal fibers: effect of tension on mechanical properties of sisal fiber and fiber-reinforced composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 41, 1245-1252.
- Ku, H., Wang, H., Pattarachaiyakoop, N. y Trada, M. (2011). A review on the tensile properties of natural fiber reinforced polymer composites. *Composites Part B: Engineering*, 856-873.
- Kumre, A., Rana, R.S. y Purohit R. (2017). A review on mechanical property of sisal glass fiber reinforced polymer composites. *Materials Today: Proceedings* 4, 3466-3476.
- Lau, A.K. y Cheung, K.H.Y. (2017). Natural fiber-reinforced polymer-based composites. En: *Natural Fiber-Reinforced Biodegradable and Bioresorbable Polymer Composites*, (A. Lau y A.Y.H. Pui, eds), Pp. 1-18. Woodhead Publishing, Cambridge.
- Lopes, C.M.A. y Felisberti, M.I. (2004). Thermal conductivity of PET/(LDPE/Al) composites determined by MDSC. *Polymer Testing* 23, 637-643.
- Lu, T., Liu, S., Jiang, M., Xu, X., Wang, Y., Wang, Z., Gou, J., Hui, D. y Zhou, Z. (2014). Effects of modifications of bamboo cellulose fibers on the improved mechanical properties of cellulose reinforced poly(lactic acid) composites. *Composites Part B: Engineering* 62, 191-197.

- Maharani, M., Soundararajan, S., Palanivelu, K. y Raiker, D.H. (2013). Study of mechanical and thermal properties of natural fiber reinforced polypropylene composites. *Journal of Polymer Materials* 30, 349-362.
- Mohammed, L., Ansari, M.N.M., Pua, G., Jawaid, M. y Islam, M.S. (2015). A review on natural fiber reinforced polymer composite and its applications. *International Journal of Polymer Science* 2015, 1-15.
- Monteiro, S.N., Calado, V., Rodriguez, R.J.S. y Margem, F.M. (2012). Thermogravimetric behavior of natural fibers reinforced polymer composites-an overview. *Materials Science and Engineering: A* 557, 17-28.
- Pérez, A.E., Díaz, P.E.F., Rangel, J.R.M., Cerino, F.J.C., Ovando, V.M.M. y Alcalá, J.A.J. (2016). Fluoride adsorption capacity of composites based on chitosan-zeolite-algae. *Revista Mexicana de Ingeniería Química* 15, 139-147.
- Rana, S.S., Gupta, M.K. y Srivastava, R.K. (2017). Effect of variation in frequencies on dynamic mechanical properties of short sisal fibre reinforced epoxy composite. *Materials Today: Proceedings* 4, 3387-3396.
- Rosales, P.M., García, S.P., Arroyo, I.J.M., Hernández, H.S. y Cornejo, M.M. (2017). Optimization of the conditions for the elaboration of chitosan nanoparticles charged with alpha lipoic acid, ascorbic acid and alpha-tocopherol. *Revista Mexicana de Ingeniería Química* 16, 319-335.
- Saba, M., Jawaid, M., Allothman, O.Y. y Paridah, M.T. (2016). A review on dynamic mechanical properties of natural fibre reinforced polymer composites. *Construction and Building Materials* 106, 149-159.
- Salgado, A.M.D., Vargas, Z.G., Salgado, R.D., García, E.H., Hernández, W.N.D., Rubio, E.R. y Salgado, R.R. (2016). Caracterización morfológica y térmica de un biomaterial compuesto de alta porosidad phema-quitosano-cerámica (hidroxiapatita). *Revista Mexicana de Ingeniería Química* 15, 625-632.
- Souza, S.F., Ferreira, M.M.S.M.Z.F., Pupo, H.F., Cherian, B.M., Leão. (2015). The use of curauá fibers as reinforcements in composites. *Biofiber Reinforcements in Composites Materials*, 700-720.
- Sullins, T., Pillay, S., Komus, A. y Ning, H. (2017). Hemp fiber reinforced polypropylene composites: the effects of material treatments. *Composites Part B: Engineering* 114, 15-22.
- Vinayaka, D.L., Guna, V., Madhavi, D., Arpitha, M. y Reddy, N. (2017). *Ricinus communis* plant residues as a source for natural cellulose fibers potentially exploitable in polymer composites. *Industrial Crops and Products* 100, 126-131.
- Zah, R., Hischer, R., Leao y Braun, I. (2007). Curauá fibers in the automobile industry-a sustainability assessment. *Journal of Cleaner Production*, 1032-1040.