



Universidad Autónoma Del Estado De Hidalgo
Instituto De Ciencias Agropecuarias
Área Académica De Ingeniería Agroindustrial e
Ingeniería en Alimentos

Efecto de la concentración de celulosa y nanocelulosa, sobre películas elaboradas a partir de almidón del tubérculo de chayotextle (*Sechium edule Sw.*)

TESIS

Para obtener el Título de **INGENIERA EN ALIMENTOS**

Presenta:

P. D. I. A. SELENE AILA SUÁREZ

Director: Dr. Apolonio Vargas Torres

Tulancingo de Bravo, Hidalgo, México, 2012.



Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo

Instituto de Ciencias Agropecuarias

Coordinación del programa educativo de licenciatura agropecuarias e ingeniería en alimentos

Dr. Otilio Arturo Acevedo Sandoval
Director del ICAP
PRESENTE


Por medio del presente nos dirigimos a usted para informarle que después de haber revisado la Tesis titulada **“Efecto de la concentración de celulosa y nanocelulosa sobre películas elaboradas a partir de almidón del tubérculo de chayotextle (*Sechium edule Sw.*)”** presentada por la **P.D.I.A Selene Aila Suárez** con número de cuenta **146349** consideramos que cumple con los elementos suficientes de contenido y forma para su réplica mediante examen recepcional. Por las razones anteriores, otorgamos nuestra aprobación para la impresión del trabajo y sigan los trámites académicos y administrativos correspondientes.

No habiendo otro particular por el momento, nos despedimos de usted enviándole un cordial saludo.

ATENTAMENTE
“AMOR, ORDEN Y PROGRESO”
Tulancingo, Hgo. a 14 de Mayo de 2012

Comité Revisor

- Dr. Apolonio Vargas Torres
- Dra. Adriana Inés Rodríguez Hernández
- Dr. Gabriel Aguirre Álvarez.
- Dr. Norberto Chavarria Hernández
- Dr. Juan P. Hernández Uribe



c.c.p. - Interesada
c.c.p. - Archivo



Av. Universidad Km. 1 Rancho Universitario.
CP 43600. Tulancingo, Hgo. México
Tels 01 771 7172000 Ext. 2468; 01 775 7533495
Fax 01 771 7172000 Ext. 2125
apolovt@hotmail.mx



DEDICATORIA

A mis padres *Gerardo Aila Castañeda y Guadalupe Suárez Arroyo*, porque sin ustedes nada de esto sería posible, gracias por todo el amor incondicional que me han dado, por haberme conducido por este camino, por enseñarme que el amor y la educación son fundamentales para ser mejores personas.

A mis hermanos *Yoscelyn, Edith, Nallely y Gerardo*, por todo el apoyo, por enseñarme y motivarme a seguir y a levantarme frente a las adversidades, hermanos gracias por estar siempre al pendiente de mí.

A mi amiga *Yesenia*, por estar conmigo durante la carrera, sin duda mi permanencia fue más fácil a tu lado, gracias por todo tu apoyo y por los buenos momentos que me diste.

A mi amiga *Tetel*, por ser mi compañera de viaje y aventura, por todos los lugares que recorrimos juntas y por todo lo que me enseñaste, gracias por tu buena energía y vibra.

Por último y no menos importante a *Ale, Jordi, Lalo, Nancy, René, Juan Carlos, Antia, Cinthya, Esmeralda, Diana, Edwin, Luz y Esperanza* por formar parte importante en ciertas etapas de mi vida.

AGRADECIMIENTOS

En primer lugar quiero agradecer al *Dr. Apolonio Vargas Torres*, por el aporte y las recomendaciones en la dirección de la tesis, por el esfuerzo y la ayuda permanente que me brindo.

A los miembros del comité por sus sugerencias y comentarios en la realización de esta tesis: *Dr. Apolonio Vargas Torres, Dr. Juan Pablo Hernández Uribe, Dra. Adriana Inés Rodríguez Hernández, Dr. Norberto Chavarría Hernández y Dr. Gabriel Aguirre Álvarez.*

También quiero agradecer Centro de Desarrollo de Productos Bióticos (CEPROBI) del Instituto Politécnico Nacional, en especial al Departamento de Desarrollo Tecnológico por su generosidad al permitirme realizar los estudios térmicos en sus instalaciones: *Dr. Luis A. Bello Pérez.*

Un agradecimiento especial para el *M. en C. Francisco Javier García Suárez*, por su ayuda y supervisión para los estudios de Calorimetría Diferencial de Barrido.

Se agradece el apoyo económico otorgado por CONACYT 2012-2015 y PROMEP 2011.

Finalmente gracias a todos mis profesores que han contribuido en mi formación académica: *Dra. Aurora Quintero Lira, IQ. Javier José Álvarez Gayosso, Dra. Gabriela Sánchez Olguín, M. en A. José Jesús Espino García, Dra. Blanca Rosa Pastrana, Dr. Norberto Chavarría Hernández, Dra. Adriana Inés Rodríguez Hernández, Dra. Martha Gayosso Canales...* gracias por todas sus enseñanzas.

ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE GENERAL	i
ÍNDICE DE FIGURAS	iii
ÍNDICE DE CUADROS	v
RESUMEN	vii
ABSTRACT	ix
I. INTRODUCCIÓN	1
II. ANTECEDENTES	3
2.1 Consumo de plásticos y su tendencia	3
2.2 Polímeros naturales	4
2.3 Polímeros biodegradables	6
2.4 Fuentes de obtención de polímeros	7
2.5 Importancia de las fuentes renovables	7
2.6 Chayote	8
2.6.1 Aspectos económicos	9
2.6.2 Chayotextle	10
III. Revisión de Literatura	12
3.1. Composición química	12
3.2. Almidón de Chayotextle	12
3.3. Almidón	13
3.3.1. Amilosa	14
3.3.2. Amilopectina	15
3.4. Almidón y su funcionalidad	16
3.4.1. Gelatinización y retrogradación	16
3.4.2. Almidón termoplástico	18
3.4.3. Temperatura de transición vítrea	20
3.5. Películas de almidón	21
3.6. Ventajas potenciales de películas de almidón con mezclas de otros polímeros naturales	23
3.6.1. Celulosa	23
3.6.2. Nanocelulosa	24
IV. JUSTIFICACIÓN	27

V. HIPÓTESIS	28
VI. OBJETIVOS	29
6.1. Objetivo general	29
6.2. Objetivos específicos	29
VII. MATERIALES Y MÉTODOS	30
7.1. Descripción de materia prima	30
7.2. Aislamiento de almidón	30
7.3. Obtención de nanocelulosa	31
7.4. Caracterización morfológica de nanocelulosa	31
7.5. Elaboración de películas de almidón	32
7.5.1. Determinación del porcentaje de solubilidad de las biopelículas	32
7.5.2. Permeabilidad al vapor de agua	34
7.5.3. Propiedades mecánicas de la biopelículas	35
7.5.4. Calorimetría Diferencial de Barrido	37
7.6. Análisis estadístico	38
VIII. RESULTADOS Y DISCUSIONES	39
8.1. Caracterización morfológica de nanocelulosa	39
8.2. Solubilidad de la película en agua	39
8.3. Permeabilidad al vapor de agua	44
8.4. Propiedades mecánicas	49
8.5. Propiedades térmicas	57
IX. CONCLUSIONES	62
X. BIBLIOGRAFÍA	63
ANEXO	72

ÍNDICE DE FIGURAS

No.	Página
1. Raíz de tubérculo de chayote (<i>Sechium edule Sw.</i>)	11
2. Gránulos de almidón de chayotextle.	13
3. Estructura molecular y representación esquemática de una hélice de amilosa	15
4. Modelo estructural de la amilopectina	16
5. Gelatinización del almidón; los gránulos se hinchan y retienen al máximo el agua hasta que se rompen y producen una dispersión de la molécula de amilosa y amilopectina.	18
6. Estructura molecular de celulosa.	24
7. Micrografías de nanopartículas de celulosa obtenidas por Microscopía Electrónica de Transmisión (MET).	40
8. Efecto de la celulosa(C) y nanocelulosa (NC) en el porcentaje de solubilidad de películas elaboradas con almidón de chayotextle a 25 y 60 °C.	42
9. Efecto de la celulosa (C) y nanocelulosa (NC) en el porcentaje de solubilidad de películas elaboradas con almidón de papa a 25 y 60 °C.	43
10. Efecto de la concentración de celulosa y nanocelulosa sobre la permeabilidad al vapor de agua (PVA) en películas elaboradas con almidón de chayotextle (ACH) y almidón de papa (APP).	48
11. Efecto de la concentración de celulosa (C) y nanocelulosa (NC) sobre el esfuerzo máximo a la ruptura de películas de almidón de chayotextle y papa.	51
12. Efecto de la concentración de celulosa (C) y nanocelulosa (NC) sobre el	52

módulo de Young de películas de almidón de chayotextle y papa.

13. Efecto de la concentración de celulosa y nanocelulosa sobre el porcentaje de 53

elongación de películas de almidón de chayotextle y papa.

14. Termograma obtenido por calorimetría diferencial de barrido de las películas 59

de almidón de chayotextle (ACH) efecto de la nanocelulosa (NC) y celulosa (C).

ÍNDICE DE CUADROS

No.	Página
1. Composición de las películas de almidón de chayotextle/celulosa/nanocelulosa y glicerol (%).	33
2. Porcentaje de solubilidad a 25 y 60 °C en películas de almidón de chayotextle y almidón de papa con 0.3 % de celulosa o nanocelulosa.	45
3. Porcentaje de solubilidad a 25 y 60 °C en películas de almidón de chayotextle y almidón de papa con 0.5 % de celulosa o nanocelulosa.	45
4. Porcentaje de solubilidad a 25 y 60 °C en películas de almidón de chayotextle y almidón de papa con 0.8 % de celulosa o nanocelulosa.	46
5. Porcentaje de solubilidad a 25 y 60 °C en películas de almidón de chayotextle y almidón de papa a 1.2 % de celulosa o nanocelulosa.	46
6. Efecto del 0.3 % de celulosa o nanocelulosa en las propiedades mecánicas de películas de almidón de papa y almidón de chayotextle.	55
7. Efecto del 0.5 % de celulosa o nanocelulosa en las propiedades mecánicas de películas de almidón de papa y almidón de chayotextle.	55
8. Efecto del 0.8 % de celulosa o nanocelulosa en las propiedades mecánicas de películas de almidón de papa y almidón de chayotextle.	56
9. Efecto del 1.2 % de celulosa o nanocelulosa en las propiedades mecánicas de películas de almidón de papa y almidón de chayotextle.	56
10. Parámetros térmicos obtenidos por Calorimetría Diferencial de Barrido (CDB),	60

para películas de almidón de papa y almidón de chayotextle efecto de celulosa y nanocelulosa.

RESUMEN

Debido a la alta demanda que existe sobre materiales plásticos y al impacto ambiental que ha ocasionado su acumulación durante cientos de años, se ha favorecido la búsqueda de nuevas investigaciones que contribuyan a disminuir este daño ecológico, buscando así materiales cien por ciento biodegradables ante condiciones ambientales adecuadas. El objetivo de este trabajo fue caracterizar biopelículas elaboradas a base de almidón de chayotextle (ACH) en mezcla con celulosa y/o nanocelulosa (en concentraciones de 0.3%, 0.5%, 0.8% y 1.2%) mediante estudios térmicos, mecánicos, fisicoquímicos, de permeabilidad y solubilidad al agua. Las películas se elaboraron por casting utilizando como blanco almidón de papa (APP). Estudios mediante Microscopía Electrónica de Transmisión (MET), mostraron una reducción de la celulosa de 20 μm a un intervalo de entre 5 y 15 nm. El % de solubilidad de las películas elaboradas se determinó a dos diferentes temperaturas (25°C y 60°C) y disminuyó con la adicción de C y NC para ambas temperaturas comparándose entre ellas y con el blanco (sin celulosa y/o nanocelulosa). El análisis estadístico realizado en este estudio mostró que los valores no fueron significativamente diferentes ($\alpha=0.05$) al incremento de la concentración de celulosa y/o nanocelulosa. Por lo que la adición de nanocelulosa no afecta la solubilidad de las biopelículas. Las propiedades mecánicas mejoraron con el incremento de la adicción de C y NC presentando mejores propiedades las biopelículas reforzadas con nanocelulosa. Los estudios de calorimetría mostraron que la T_m y ΔH incrementan notablemente con la adición de fibra en comparación con las biopelículas sin celulosa y/o nanocelulosa. Sin embargo, fue observando una reducción en la ΔH de las biopelículas con el incremento de

la nanocelulosa. Estos resultados sugieren que pudo haber una mejor distribución de las fibras en la matriz polimérica del almidón a bajas cantidades de celulosa y/o nanocelulosa.

ABSTRACT

Due to the high demands on plastic materials and the environmental impact that has caused their accumulation for hundreds of years, it has favored the search for new research projects that help to reduce the environmental damage by looking at one hundred percent biodegradable materials under well-defined environmental conditions. The aim of this study was to characterize of chayotextle starch-based biofilms (ACH) in a mixture with cellulose and/or nanocellulose (at concentrations of 0.3%, 0.5%, 0.8% and 1.2%) by the use of different techniques such as thermal, mechanical, physicochemical, permeability and water solubility. The films were prepared by casting using potato starch (APP) as a blank. Transmission Electron Microscopy (TEM) studies showed a reduction of the cellulose about 20 μm at interval of 5 nm and 15 nm. The percentage of solubility of the films was determined at two different temperatures (25°C and 60°C) and it was reduced by the addition of C and NC in both temperatures when compared with the blank sample (without cellulose and/or nanocellulose). The statistical analysis showed that values were not significantly different ($\alpha = 0.05$) for the increments of the concentration of cellulose and/or nanocellulose. This means that the addition of nanocellulose did not affected the solubility of the biofilms. However, the mechanical properties were improved with the addition of C and NC showing better properties those biofilms reinforced with nanocellulose. Calorimetry studies showed that the ΔH and T_m increased markedly with the addition of fiber in comparison with the biofilms without cellulose and/or nanocellulose. However, it was observed a decrease in the ΔH with the increasing

nanocellulose. These results suggest that the starch polymeric matrix resulted with a better fibers distribution at low amounts of cellulose and/or nanocellulose.

I. INTRODUCCIÓN

El plástico es un producto artificial que se obtiene de fuentes no renovables como el petróleo, siendo uno de los materiales más versátiles que existen, lo podemos encontrar en gran parte de los objetos cotidianos. En lo que se refiere a la categoría de productos perecederos, el mayor mercado para plástico es principalmente el de envasado de alimentos. Siendo así, tanto a nivel mundial como nacional de gran importancia, tan solo en México, el consumo anual de plásticos por habitante en 2005 se estimaba en 49 kilogramos, de los cuales más de un millón de toneladas por año se convierten en desecho sólidos, lo que ha generado su acumulación, permaneciendo durante decenios en basureros o rellenos sanitarios (Segura et al., 2007). Además, por tener una gran inercia química, estos materiales plásticos se caracterizan, por no sufrir procesos de oxidación por la humedad y el oxígeno del medio ambiente, tampoco son dañados por productos químicos o por microorganismos presentes en el medio, razón que por la cual no son biodegradables (Volke, 1998). Ante esta problemática, han surgido nuevos materiales plásticos obtenidos de fuentes renovables naturales como son el almidón, proteínas, celulosa, etc., que se denominan biopolímeros, los cuales son verdaderamente biodegradables en condiciones controladas, particularmente por acción enzimática de microorganismos (Mccarthy, 2003).

Dentro de los biopolímeros y en vista de su naturaleza, alta disponibilidad, bajo costo y biodegradabilidad, el almidón, ha sido empleado para la obtención de películas. Este biopolímero se puede obtener de diversas fuentes, tales como maíz, papa, arroz, trigo, cebada y avena (Albertsson y Karlsson, 1995). No obstante, una fuente alternativa no

convencional de almidón que llama la atención es el chayotextle, su importancia de este tubérculo radica es su alto contenido de almidón (Cruz-León y López-Rueda, 2005; Hernández-Uribe et al., 2011; Jiménez-Hernández et al., 2007), además de la relación amilosa/amilopectina, la cual es característica de la fuente de almidón, proporcionando así películas flexibles y fuertes cuando se obtienen de almidón con alto contenido de amilosa (Hanna y Xu, 2009; Liu y Han, 2005).

En general los materiales plásticos a base de biopolímeros deben cumplir con funciones necesarias durante su vida útil como materiales de empaque. Entre ellas se encuentran alta resistencia mecánica, facilidad de procesamiento, buenas propiedades de barrera al oxígeno y a la humedad, facilidad de impresión, transparencia e inercia al producto y al medio ambiente (ante factores como la temperatura, el nivel de oxígeno y de humedad, pH y nutrientes) (Mccarthy, 2003). Considerando lo anterior, los plásticos a base de almidón presentan desventajas debido a que son altamente hidrofílicos y fácilmente desintegrados en contacto con el agua. Con objeto de mejorar estas propiedades en películas elaboradas a base de almidón, se han utilizado diversos métodos que van desde la modificación química, hasta las mezclas con polímeros sintéticos y el uso de otros polímeros naturales como son celulosas, nanocelulosa, proteínas, quitosano y fibras naturales como material de reforzamiento. Esta adición de polímeros naturales o sintetizados químicamente, a la matriz de las películas, se ve reflejada en las propiedades de permeabilidad, biodegradabilidad, mecánicas, térmicas, por mencionar algunas.

II. ANTECEDENTES

2.1 Consumo de plásticos y su tendencia

Los plásticos son materiales sintéticos, obtenidos mediante fenómenos de polimerización o multiplicación artificial de los átomos de carbono. En general, son producidos por síntesis directa de sustancias derivadas del petróleo (etileno, propileno, estireno). Sin embargo, es evidente que una economía dependiente del petróleo tiene grandes debilidades por la incertidumbre tanto del suministro como del precio, en especial para los países que no cuentan con recursos propios de petróleo (Segura et al., 2007).

A pesar de lo anterior, el uso de estos materiales sintéticos se ha extendido ampliamente en el mercado debido a sus propiedades consistentes en peso ligero, hidrofobicidad, estabilidad química, bajo costo, resistencia especial a químicos corrosivos y al deterioro biológico, además de no ser tóxicos, poseen excelente propiedades de barrera y resultan versátiles en estructura (Albertsson y Karlsson, 1995; Narayan, 1993).

Sin embargo, estos atributos de fuerza e indestructibilidad, causan problemas cuando son desechados teniendo una degradación muy lenta, la cual, puede durar más de 500 años en el ambiente. Además, en buena medida la “degradación” de estos plásticos simplemente genera partículas de plástico más pequeñas (5 mm) que a pesar de no ser evidentes, se acumulan en los ecosistemas (Volke, 1998).

A pesar a todo lo anterior anualmente se producen varios millones de toneladas de plásticos en el mundo. En México la industria del plástico para el año 2011 superó las estimaciones con un incremento oficial de 9 % (ANIPAC, 2012), produciendo más de 6

millones de toneladas de plástico, lo que demuestra su solidez y sus perspectivas de desarrollo para los próximos años (Palma, 2011).

Principalmente la producción de plástico a nivel mundial se distribuye en nueve rubros entre ellos construcción, electrónicos, muebles, automotriz, agrícola, productos médicos, envases, embalajes y agricultura, representando estos tres últimos el 60 % de los materiales plásticos que se desechan en corto tiempo de los cuales, aproximadamente el 90 % de ellos los encontramos formando parte de los desechos municipales (Palma, 2011). Tan solo para el año 2010 en México, se produjo un total de 40, 058,750 toneladas de residuos sólidos, de los cuales, casi el 11 % (4, 362,400 toneladas) corresponde a la categoría de desechos plásticos (SEMARNAT, 2011).

Principalmente los impactos al ambiente y a la salud humana debido al inadecuado manejo y disposición final de los residuos sólidos han llevado a establecer nuevas alternativas como los denominados materiales biodegradables, los cuales suponen una solución al medio ambiente satisfactoria a este problema.

2.2 Polímeros naturales

Los biopolímeros naturales son polímeros formados en condiciones naturales durante los ciclos de crecimiento de los organismos. Su biosíntesis se lleva a cabo en el interior de la célula por complejos procesos metabólicos.

Entre los principales polímeros naturales con aplicación como materiales se tiene:

Almidón: Polisacárido de reserva alimenticia predominante en las plantas. Se encuentra en tubérculos, semillas, frutos y raíces. Está formado por dos polímeros, amilosa y amilopectina, constituidos por unidades de glucosa, unidas mediante enlaces glucosídicos α -(1,4) y α -(1,6) respectivamente. El almidón se diferencia de todos los demás carbohidratos debido a que se presenta en la naturaleza como partículas discretas (gránulos), los cuales difieren en tamaño, forma y estructura en función de la fuente vegetal.

Quitina y quitosano: La quitina es un polisacárido que forma parte del caparazón de cangrejos, camarones e insectos. Es insoluble en su forma nativa. Los materiales producidos de estos polímeros son compostables y han demostrado actividad antimicrobiana, además de presentar la capacidad de absorber metales pesados.

Celulosa: Este polímero es producido en plantas en donde las cadenas moleculares son largas y hechas de unidades repetidas de glucosa. Su estructura se observa en estado cristalino. Aislada de las paredes celulares en microfibrillas por extracción química. Tiene alto peso molecular y es insoluble.

Proteínas: Todas las proteínas son copolímeros específicos con arreglos regulares de diferentes tipos de α -aminoácido. Su biosíntesis demanda procesos complejos de enzimas de diferentes tipos.

Gelatina: Proteína animal, que consiste en 19 aminoácidos unidos por enlaces peptídicos, los cuales pueden romperse por gran variedad de enzimas proteolíticas para obtener sus aminoácidos constituyentes o componentes peptídicos. Es insoluble en agua, sus usos son

como polímero biodegradable con aplicación industrial, farmacéutica y biomédica (Janssen y Moscicki, 2009).

A pesar de la abundancia de polímeros naturales, actualmente las investigaciones siguen mostrando interés por descubrir nuevas fuentes de polímeros que sean procesables y que procedan de fuentes renovables.

2.3 Polímeros biodegradables

Los bioplásticos difieren de los plásticos convencionales por dos características importantes: el uso de fuentes renovables para su producción y su biodegradabilidad o compostabilidad. Sin embargo, mucho de los polímeros que afirman ser biodegradables en realidad son bio-erodables, fotobiodegradables o hidrobiodegradables, esta clasificación se encuentra en términos del mecanismo de degradación (oxígeno, luz o hidrólisis), lo que implica la pérdida de sus propiedades físicas y químicas del material polimérico (Janssen y Moscicki, 2009).

De manera general, el término de biodegradabilidad atiende al resultado de la descomposición de plásticos biodegradables, la cual, consiste en una degradación por actividad biológica, particularmente por acción enzimática produciendo dióxido de carbono, metano, agua, compuestos inorgánicos o biomasa, dando un cambio significativo en la estructura química del material (Albertsson y Karlsson, 1995; Janssen y Moscicki, 2009; Mccarthy, 2003; Suvorova et al., 2000; Volke, 1998).

Entre los más recientes estudios, su enfoque se centra en bioplásticos completamente biodegradables, entre los que se encuentran los ácidos polilácticos, la policaprolactona (PCL), los polihidroxialcanoatos (PHA) y los polisacáridos y copolímeros derivados de ellos. Sin embargo, los tres primeros polímeros tiene la desventaja de elevados costos de producción lo que limita su uso (Halley et al., 2001; Janssen y Moscicki, 2009).

2.4 Fuentes de obtención de polímeros

En general, los polímeros los podemos obtener de dos fuentes, esto es, a partir de fuentes renovables y no renovables, los primeros incluyen aquellos que son extraídos directamente a partir de biomasa, es decir, que pueden regenerarse naturalmente a la misma velocidad a la cual fueron extraídos, entre ellos se incluye almidón, celulosa, lignina, pectina, quitina y quitosano por mencionar algunos. Por otro lado, los recursos no renovables generalmente se refieren a compuestos derivados de la industria petroquímica y se denominan así porque una vez que la fuente se utiliza ésta se agota.

2.5 Importancia de las fuentes renovables

El interés en materiales basados en polímeros naturales principalmente almidón y celulosa, ha incrementado considerablemente en los últimos años, debido a su estructura biodegradable, bajo costo, aunado a que proceden de fuentes renovables, siendo atractivos como sustitutos de los plásticos basados en petroquímica, principalmente porque cuando son copolimerizados con otros polímeros pueden obtenerse copolímeros tan flexibles como el polietileno o tan rígidos como el poliestireno (Crank et al., 2005).

La búsqueda de nuevas fuentes para la obtención de polímeros naturales, como el almidón, ha tomado gran importancia, debido a su gran versatilidad y alta disponibilidad. Existen reportes sobre fuentes no convencionales para la obtención de almidones, en donde mencionan que éstos presentan características químicas y estructurales adecuadas para ser usados en el desarrollo de tecnologías de empaques biodegradables (Agustiniano-Osornio et al., 2005; Albertsson y Karlsson, 1995; Araujo-Farro et al., 2010; Hernández-Uribe et al., 2011; Jayakody et al., 2005; Moorthy, 2002; Singh et al., 2003; Zamudio-Flores et al., 2006).

2.6 Chayote

El chayote (*Sechium edule Swartz*) es una planta monoica, con raíces engrosadas provista de largos tallos que se arrastran por el suelo, trepadora logrando alcanzar hasta 10 m de longitud. Pertenece a la familia *Curcubitaceae* que se caracteriza por poseer una semilla de gran tamaño. Es una planta nativa de México y Centroamérica, la cual, fue introducida después de la conquista a otros países tropicales americanos como Brasil, Puerto Rico y Jamaica. También fue diseminado a otros países de zonas templadas como el sur de Estados Unidos, España, Argelia y Australia. Esta planta produce frutos de diferentes tamaños y formas, tallos verdes, hojas y tubérculos, todos ellos comestibles e importantes en la dieta del hombre (Aung et al., 1990; Lira, 1996).

El cultivo de chayote puede crecer con relativa facilidad debido a su adaptabilidad en amplias condiciones climáticas, esto es preferentemente entre los 800 m y 1800 m de altitud, aunque también hay cultivos que crecen a los 2000 m sobre el nivel del mar,

debido a que su cosecha puede tolerar cierta cantidad de frío pero ésta puede sucumbir frente a prolongadas heladas (Aung et al., 1990).

Su sistema radical de raíces lignificadas tiene las funciones esenciales de fijar la planta, absorber el agua y los elementos nutritivos que precisa para su crecimiento, es decir, que actúan como órganos de almacenamiento, posibilitan la brotación tan pronto como las condiciones ambientales sean favorables para su crecimiento (Cruz-León y López-Rueda, 2005).

2.6.1 Aspectos económicos

El chayote ha sido cultivado principalmente por algunos países como China, India, Rusia y Estados Unidos (FAOSTAT, 2010). La planta en general se utiliza principalmente como alimento humano. En México, los frutos, tallos y hojas tiernas, así como las porciones tuberizadas de las raíces, son consumidos como verdura, tanto solos, como formando parte de numerosos guisos. Los tallos, por su flexibilidad y resistencia, han sido destinados a la fabricación artesanal de cestas y sombreros, además, hay información que menciona el uso del chayote en alimentos para bebés (dando consistencia) y como uso medicinal (Hernández-Uribe et al., 2011).

Sin embargo, a pesar de que el chayote puede ser utilizado en forma integral y múltiple, en varios países la mayoría de estos usos no se han difundido, o no se han ideado las formas de hacerlos accesibles a otros sectores de la población fuera del campesino (Cruz-León y López-Rueda, 2005). Su cultivo en México se enfoca a la producción del fruto, el cual de acuerdo a datos reportados por SIAP-SAGARPA (2011), para el año 2010 se obtuvo una producción de 144, 412.61 toneladas. Por la extensión de la superficie sembrada, la

región centro de Veracruz es la de mayor importancia seguida por Michoacán, Jalisco, San Luis Potosí y México.

No obstante, otra parte de la planta de chayote con alto valor nutritivo que ha sido poco estudiada, y sin datos oficiales sobre su cosecha es la raíz tuberizada, específicamente la importancia de este tubérculo es la alta producción de almidón (36 g kg^{-1} por peso de tubérculo fresco) (Cruz-León y López-Rueda, 2005). Los agricultores de chayote en Tulancingo Hidalgo, reportan producciones del tubérculo “chayotextle” de 4 tubérculos por planta, pesando en promedio 6.5 kg, con 125 plantas por hectárea (Hernández-Uribe et al., 2011). Además, cabe mencionar que productores y vendedores de la raíz aseguran que todos los tipos de chayote producen chayotextle. En este sentido, el chayotextle puede ser una alternativa atractiva para ser cosechado (Cruz-León y López-Rueda, 2005).

2.6.2 Chayotextle

La raíz tuberizada del chayote (Figura 1), dependiendo de la región y grupo indígena y campesino de que se trate, recibe diferentes nombres: “chayotextle”, “chinchayote”, “chayocamote”, “chayotectli”, “camochayote”, “cueza”, “ichinta” (Cruz-León y López-Rueda, 2005; Lira, 1996).

En general la raíz de chayote (chayotextle) es “larga, amorfa, maciza”, con una longitud media de 21.4 cm, un grosor de 3.62 cm, de color crema y textura áspera y presenta un tejido tuberoso con sabor a vegetal que probablemente se parte cuando ya está vieja y fibrosa.

Con las primeras heladas sólo queda vigente la parte subterránea de la planta la cual persiste y logran repetir el ciclo vegetativo durante varios años. Su cosecha o

aprovechamiento es más fácil en terrenos donde se encuentra a mayor profundidad o en suelos húmedos.

El sistema radical incluye tanto a las raíces fibrosas como a las de almacenamiento (tubérculo) y éstas alcanzan gran tamaño y tienen una duración después de ser extraída de 15 días debido a la pérdida de agua, constituyendo así un alimento muy apreciado, por su alto valor nutritivo ya que contienen entre 10 % y 25 % de almidón de acuerdo con lo reportado por Cruz-León y López-Rueda (2005).

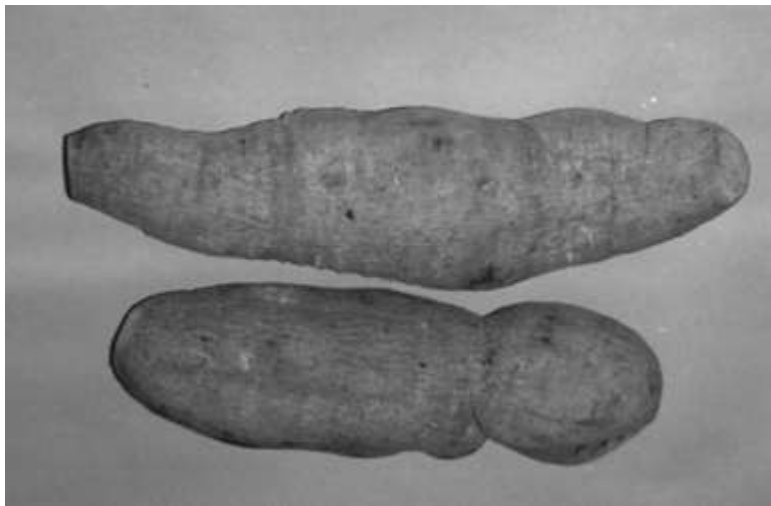


Figura 1. Raíz de tubérculo de chayote (*Sechium edule Sw.*) (Jiménez-Hernández et al., 2007).

III. REVISIÓN DE LITERATURA

3.1. Composición química

El tubérculo de chayote aproximadamente tiene un contenido de humedad de 74.2 % y 25.8 % de sólidos. Los sólidos contiene aproximadamente un 60 % de almidón, por lo tanto en 10 kg de tubérculo de chayote hay 1.5 kg de almidón potencialmente extraíble (Hernández-Uribe et al., 2011). Con respecto al contenido de lípidos y proteínas presentan valores de 0.16 y 0.29 % muy similares a los reportados en tubérculos de papa (0.18 y 0.20 %) respectivamente. Otros componentes en menor proporción como cenizas, carbohidratos y fibra cruda también se encuentran presentes en este tubérculo (Jiménez-Hernández et al., 2007).

3.2. Almidón de Chayotextle

El contenido de humedad del almidón de chayotextle es aproximadamente de un 4.7 %. El almidón presenta una pureza del 89.1 %, teniendo menores cantidades de proteínas, grasas y cenizas (Hernández-Uribe et al., 2011). Probablemente los oligosacáridos y polisacáridos no amiláceos podrían estar presentes en el almidón, ya que los azúcares solubles no son detectados en los almidones de los tubérculos (Jiménez-Hernández et al., 2007). En cuanto al contenido de amilosa, este tubérculo presenta 26.3 % de amilosa, ligeramente inferior al que presenta el almidón de papa comercial (27.6 %) (Hernández-Uribe et al., 2011).

Los gránulos de almidón del chayotextle presentan diversas formas entre, esféricos, ovalados y poligonales (Figura 2). Su tamaño oscila entre 7 y 50 μm más pequeños en comparación con los gránulos de almidón de papa.

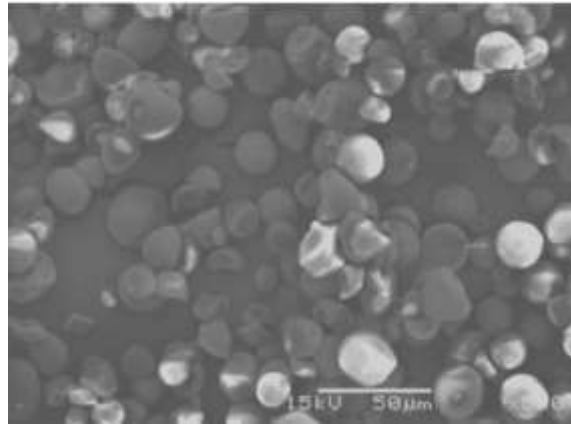


Figura 2. Gránulos de almidón de chayotextle (Jiménez-Hernández et al., 2007).

En cuanto a sus propiedades térmicas, la temperatura de gelatinización del almidón de chayotextle se encuentra aproximadamente en 74.02 $^{\circ}\text{C}$, muy similar al reportado para almidón de papa (75.16 $^{\circ}\text{C}$) (Jiménez-Hernández et al., 2007).

3.3. Almidón

El almidón es el segundo polisacárido más abundante después de la celulosa, es económico, fácil de manipular y se usa para la manufactura de películas comestibles (Araujo-Farro et al., 2010). Este polímero es el principal carbohidrato de reserva de las plantas, y se localiza, acumulado de manera granular, principalmente en semillas, tallos, frutos, tubérculos y hojas. Entre las principales fuentes de obtención de almidón se encuentra la papa, el trigo, el maíz y el arroz, lo cual, de acuerdo a la fuente botánica hace

que los gránulos de almidón varíen de forma entre esférica, oval, poligonal y lenticular, con un tamaño de diámetro de entre 1 a 100 μm , exhibiendo una estructura semicristalina en un grado de 15 a 45 %, con una densidad de 1.5 g/cm^3 , no siendo soluble en agua a temperatura ambiente (BeMiller y Whistler, 2009; Copeland et al., 2009; Suvorova et al., 2000).

El almidón es altamente higroscópico y químicamente neutro y es considerado un polímero condensado de unidades de glucosa unidos mediante enlaces glucosídicos, siendo biodegradable a través de hidrólisis enzimática (Janssen y Moscicki, 2009; McCarthy, 2003; Suvorova et al., 2000). Este carbohidrato comprende dos componentes poliméricos, amilosa y amilopectina. El contenido de amilosa en el almidón nativo usualmente varía de 20 a 30 %, mientras que la amilopectina constituye un 70 % de la molécula de almidón (Suvorova et al., 2000). La diferencia estructural de estos dos polímeros determina sus propiedades. La amilosa particularmente es de cadena lineal y la amilopectina es una molécula de cadena altamente ramificada, formadas ambas estructuras por cadenas de residuos de α -D-glucopiranososa (BeMiller y Whistler, 2009).

3.3.1. Amilosa

La amilosa es una molécula de cadena lineal que consiste en unidades de glucosa unidas por enlaces α -(1-4) (Figura 3). Esta molécula tiene un grado de polimerización (GP) en un rango de 500–6000. Su peso molecular varía entre 10^2 a 10^3 kg mol^{-1} . La naturaleza de esta molécula es amorfa (Suvorova et al., 2000). Aunque las moléculas de amilosa son consideradas lineales, pueden algunas no ser degradadas por la β -amilasa, lo cual es debido a la presencia de un pequeño número de ramificaciones unidas α -(1-6)

encontrándose regularmente en la molécula de dos a ocho puntos de ramificación por cada 4 a 100 unidades de longitud. La degradación de la molécula lineal por β -amilasa se convierte en maltosa (Buléon et al., 1998). La β -amilosis de la amilosa varía de 72 a 95 % comparado con la amilopectina que va de 55– 61 %. La amilosa tiene una alta tendencia a la retrogradación y produce geles fuertes y películas resistentes (BeMiller y Whistler, 2009).

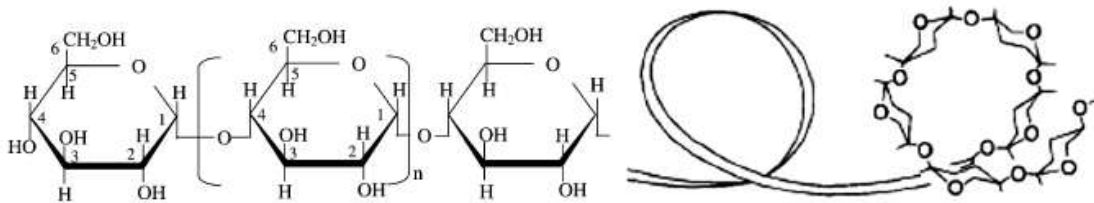


Figura 3. Estructura molecular y representación esquemática de una hélice de amilosa (Tester et al., 2004; Vázquez y Vera, 2009).

3.3.2. Amilopectina

La amilopectina es un polímero formado por unidades de anhidroglucosa unidas en los carbonos α -(1,4), pero adicionalmente ramificado en un 4-6 % en enlaces α -(1,6) (Figura 4). Los puntos de ramificación para la amilopectina es cada 20 a 25 unidades de glucosa con aproximadamente 20,000 ramificaciones por molécula, sustancialmente es una más grande que la amilosa (Wang et al., 1998).

La organización básica de las cadenas se describe en término de A, B y C, las cortas que consisten en cadenas exteriores (A) e interiores (B) con grado de polimerización (GP) de

14-18, organizadas en estructura de ramas o clúster; cadenas largas interiores (B) con GP 45-55, cadenas tipo C con grado de polimerización (GP) de 25-27 y pocas cadenas (B) con GP mayor de 60 (BeMiller y Whistler, 2009; Buléon et al., 1998). El peso molecular de esta molécula es aproximadamente 10^5 kg mol^{-1} y tiene una naturaleza semicristalina, donde se observa la presencia de las regiones amorfas formadas por cadenas ramificadas y de regiones cristalinas que consisten en fragmentos lineales (Suvorova et al., 2000).

En solución acuosa la amilopectina produce geles y películas débiles. Las molécula de amilopectina se pueden hidrolizar por varias enzimas tal como *B. amyloliquefaciens*-amilasa, *P. stutzeri*amilasa, y ciclodextrinaglicosiltransferasa (BeMiller y Whistler, 2009).

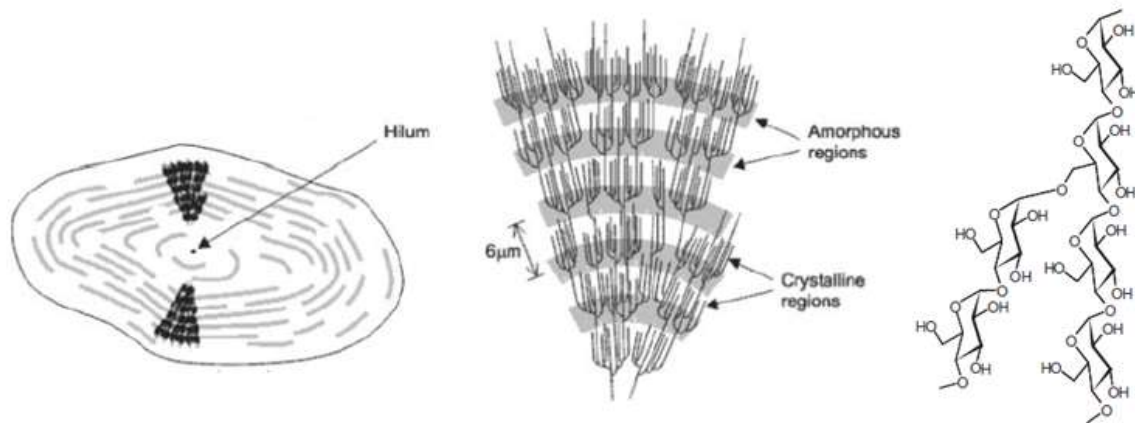


Figura 4. Modelo estructural de la amilopectina (Sajilata et al., 2006).

3.4. Almidón y su funcionalidad

3.4.1. Gelatinización y retrogradación del almidón

La gelatinización es una fase de transición orden-desorden de los almidones cuando son calentados en presencia de agua. La pérdida del orden de cristalinidad dentro del gránulo de almidón se manifiesta con cambios irreversibles en propiedades, tales como,

viscosidad, hinchamiento del gránulo, pérdida de birrefringencia óptica, solubilidad del almidón, desenrollamiento y disociación de las dobles hélices (Copeland et al., 2009; Wang et al., 1998; Vázquez y Vera, 2009).

El proceso de gelatinización ocurre cuando el almidón nativo en suspensión acuosa es calentado sobre una temperatura de gelatinización normalmente entre 60 y 90 °C, siendo esta temperatura propia de cada fuente de almidón (Morris, 1990). Este proceso se inicia cuando la energía cinética de las moléculas de agua caliente rompen los enlaces de hidrógeno entre las moléculas de almidón ocurriendo un intercambio de enlaces de hidrógeno entre moléculas de agua y moléculas de almidón, siendo así, como el agua entra hasta el hilum del gránulo y se hincha rápidamente en la periferia; inicialmente la gelatinización ocurre en la región amorfa, como oposición de las regiones cristalinas, debido a que los enlaces de hidrógeno están más débiles en estas áreas. El hinchamiento del gránulo aumenta al incrementar la temperatura, provocando así la ruptura del gránulo, logrando que las moléculas de almidón se encuentren dispersas en la fase acuosa (Copeland et al., 2009).

Las interacciones moleculares (enlaces de hidrógeno entre cadenas de almidón) después del enfriamiento del almidón gelatinizado ha sido llamado retrogradación. Durante este proceso, la amilosa forma asociaciones doble-hélice, mientras que la cristalización de la amilopectina ocurre por asociación de las cortas ramificaciones (Singh et al., 2003). La retrogradación puede ocurrir en un amplio periodo. La amilosa retrograda de minutos a horas, la amilopectina de horas a días, dependiendo de la capacidad de las cadenas

ramificadas para formar asociaciones (Copeland et al., 2009). Este proceso resulta ser importante debido a que en películas termoplásticas este proceso afecta sus propiedades mecánicas volviéndolas quebradizas y opacas (Frost et al., 2009; Vázquez y Vera, 2009).

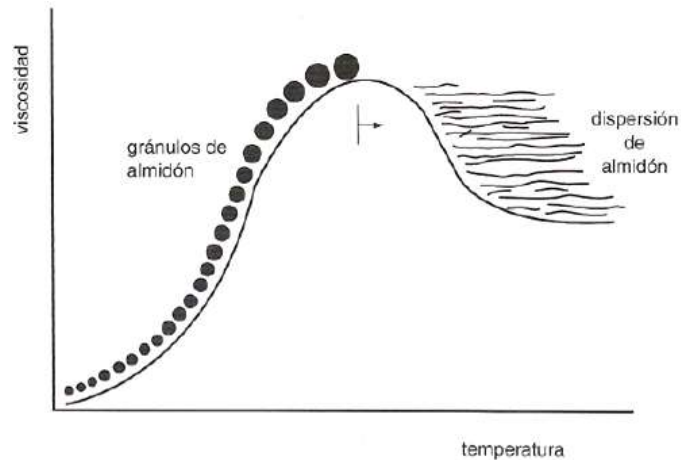


Figura 5. Gelatinización del almidón; los granulos se hinchan y retienen al máximo el agua hasta que se rompen y producen una dispersión de la molécula de amilosa y amilopectina (Badui, 2006).

3.4.2. Almidón termoplástico

Los materiales termoplásticos son polímeros formados por cadenas lineales con ramificaciones. Esta propiedad les otorga la característica de ser reciclables. Los termoestables, por el contrario, son materiales cuya estructura molecular forma una red que no puede desligarse por medio de temperatura (característica que es posible con los termoplásticos) y que después de ser formados no pueden modificarse ni reciclarse.

El almidón no es un verdadero termoplástico pero en presencia de plastificantes (agua, glicerol, sorbitol, etc.), altas temperaturas (90-180 °C) y dentro de condiciones de

adecuada presión, los componentes se funden y logran formar materiales similares a los termoplásticos sintéticos convencionales (Curvelo et al., 2001). El almidón termoplástico es obtenido de almidón gelatinizado con la aplicación de un plastificante (polímero de bajo peso molecular y poco volátil), tal como glicerol, el cual es estable y compatible con biopolímeros hidrofílicos (Chillo et al., 2008; De Graaf et al., 2003; Mccarthy, 2003). Básicamente el almidón plastificado expuesto a elevadas temperaturas hace posible un cambio considerable de las propiedades físicas y mecánicas de un sistema almidón-agua. Por lo que es asumido que las propiedades de los materiales termoplásticos son determinados por la formación de una compleja red que consisten en cadenas lineales de amilosa o moléculas ramificadas de amilopectina en las cuales los enlaces de hidrógeno juegan un papel decisivo (Suvorova et al., 2000). Sin embargo, durante del almacenamiento del almidón termoplástico, la amilosa y la amilopectina tienden a una recrystalización, la cual en presencia de glicerol fue encontrado que esta velocidad decrece, así como también reducen la movilidad de las cadenas de almidón y estabilizan el agua. Aunque el agua es un plastificante de materiales almidonados, es volátil, y pequeños cambios de este pueden dar largos cambios en el comportamiento mecánico, razón por la cual se ha usado otros plastificantes no volátiles como glicerol, frecuentemente en combinación con agua, observando una disminución importante en la temperatura de transición vítrea (Parker y Ring, 2001). En concreto, el plastificante actúa ocupando el espacio entre las moléculas y reduciendo las interacciones entre las mismas (De Graaf et al., 2003).

Particularmente, la amilosa es la responsable de la capacidad de formación de película, en bioplásticos a base de almidón. En ausencia de plastificante, las películas son quebradizas, la adición del plastificante mejora la flexibilidad y extensibilidad de las películas, ablandando la estructura e incrementando la movilidad de cadena (Bertuzzi et al., 2007). La aplicación de películas a base de almidón termoplástico está limitada por la alta solubilidad en agua y permeabilidad al vapor de agua (Chillo et al., 2008; Curvelo et al., 2001).

3.4.3. Temperatura de transición vítrea (T_g)

La transición vítrea es la temperatura a la cual el polímero va de un estado vítreo (es sólido e inflexible) a un estado gomoso (muy flexible) cuando este es calentado. Entre los métodos para determinar la T_g , el más común es por Calorimetría Diferencial de Barrido (CDB) (Kayacier y Singh, 2002; Parker y Ring, 2001).

La transición vítrea no es lo mismo que la fusión. La fusión es una transición que se manifiesta en los polímeros cristalinos. Ocurre cuando las cadenas poliméricas abandonan sus estructuras cristalinas y se transforman en un líquido desordenado. La transición vítrea es una transición que se manifiesta en los polímeros amorfos, es decir, polímeros cuyas cadenas no están dispuestas según un ordenamiento cristalino, sino que están esparcidas en cualquier ordenamiento, aún en estado sólido. Los polímeros semicristalinos tienen un comportamiento intermedio y presentan tanto temperatura de fusión (T_m) como de transición vítrea (T_g).

La T_g de un biopolímero (almidón) seco experimentalmente resulta más inaccesible por degradación térmica. Para la amilosa y la amilopectina seca, la T_g se ha estimado en 227 °C, y en la presencia de 13 % de humedad se ha observado que disminuye la T_g a 56 °C (Janssen y Moscicki, 2009; Orford et al., 1989). La adición de agua tiene un efecto plastificante causando una disminución en la T_g , en el caso de materiales poliméricos ramificados como la amilopectina, disminuye la T_g como resultado de la plastificación interna de las cortas cadenas ramificadas. Las temperaturas de transición vítrea de películas elaboradas con almidón plastificado son altas debido a una fase rica en almidón y pobre en plastificante, un efecto contrario es observado con una inversión en la concentración de los compuestos (almidón y plastificante) (Thirathumthavorn et al., 2010).

La temperatura de transición vítrea (T_g) resulta ser el parámetro más importante en la determinación de las propiedades térmicas de los polímeros amorfos. Cuando el polímero es enfriado por debajo de esa temperatura, se vuelve rígido y quebradizo, igual que el vidrio. Sin embargo, algunos polímeros son empleados a temperaturas por encima de sus temperaturas de transición vítrea, donde son blandos y flexibles (Kayacier y Singh, 2002).

3.5. Películas de almidón

Hay un importante número de polímeros biodegradables que son derivados de fuentes naturales y sintéticas. La utilización de productos de almidón en la aplicación de plásticos es considerada una alternativa para reducir los desechos sólidos. Las películas a base de almidón han sido usadas principalmente en la protección de alimentos y productos

farmacéuticos tanto de la humedad como del oxígeno y para el encapsulamiento de ingredientes activos, gracias a su disponibilidad, bajo costo, renovabilidad y biodegradabilidad (De Morais et al., 2005).

Las propiedades de las películas de almidón tales como el esfuerzo a la tensión, el porcentaje de elongación, permeabilidad al vapor de agua y al oxígeno son directamente dependientes de sus componentes y de las condiciones de procesamiento, los cuales son generalmente a través de extrusión o vaciado en placa (Janssen y Moscicki, 2009).

Desafortunadamente, el almidón termoplástico es un producto muy hidrófilico, lo que se refleja en sus bajas propiedades mecánicas y su alta sensibilidad a la humedad, aunque hay que destacar sus buenas propiedades de barrera al oxígeno. En general, las películas de almidón, en ausencia de plastificante son quebradizas. La adición de plastificantes puede mejorar la flexibilidad y la extensibilidad de las películas por reducción de la interacción molecular entre las moléculas de almidón e incrementa la movilidad de las cadenas. Sin embargo, este mejoramiento está relacionado con el tipo de plastificante. El glicerol generalmente es el que da mejores efectos en las propiedades funcionales de la película, resultando en una disminución significativa de la permeabilidad al vapor de agua y en el esfuerzo a la tensión, pero un incremento en el porcentaje de elongación (Hanna y Xu, 2009).

3.6. Ventajas potenciales de películas de almidón con mezclas de otros polímeros naturales

Los materiales biodegradables basados en almidón, presentan varias desventajas las cuales son atribuidas principalmente al alto carácter hidrófilico. Para mejorar este problema y sin afectar su biodegradabilidad de los materiales, se ha planteado una asociación de almidón plastificado con fibras de celulosa procedente de fuentes renovables. Estas fibras han llamado la atención como fase de reforzamiento de matrices termoplásticas debido a su baja densidad y a su superficie relativamente reactiva, junto con su abundancia y bajo precio (Lu et al., 2005).

3.6.1. Celulosa

Es el polímero más abundante en la naturaleza. El contenido de celulosa varía de planta en planta, el algodón por ejemplo contiene un 90 % de celulosa, mientras que la madera un 50 %. Este polímero es de condensación lineal, el cual consiste en unidades de glucosa unidas por enlaces β - (1,4)-glucosídicos (Figura 6).

El grado de polimerización (GP) va desde 2,000 a 153,300. La biodegradación de la celulosa ha sido ampliamente estudiada. En general, los polímeros de bajo peso molecular son más fácilmente degradados. La celulosa es completamente degradada y mineralizada por algunos microorganismos debido a la actividad de complejas enzimas como la celulasa, las cuales catalizan por hidrólisis y/o oxidación de celulosa resultando en la formación de celobiosa, glucosa y finalmente mineralización (Mccarthy, 2003).

Las fibras de celulosa como fase de reforzamiento en mezclas termoplásticas, presentan una buena adhesión, lo cual es atribuido a la estructura similar entre el almidón y la celulosa. El carácter hidrofílico del almidón es atribuido al alto número de grupos hidroxilo en la molécula. De hecho, la celulosa junto con el almidón son polímeros hidrofílicos. Sin embargo, la alta cristalinidad y la estructura microfibrilar de la celulosa la hacen más hidrofóbica que el almidón (Hanna y Xu, 2009). Además otros reportes mencionan que la incorporación de fibra en un 22 % mejora las propiedades mecánicas incrementando el esfuerzo a la tensión y el módulo de elasticidad y consecuentemente disminuye el porcentaje de elongación (Vázquez y Vera, 2009).

Las investigaciones indican que ocurre una alta compatibilidad entre la matriz de almidón y las fibras mejorando principalmente las propiedades mecánicas y la permeabilidad al agua, debido a que los enlaces de hidrógeno de los diferentes componentes forman una gran red tridimensional, dando un efecto de reforzamiento a la matriz (Lu et al., 2005).

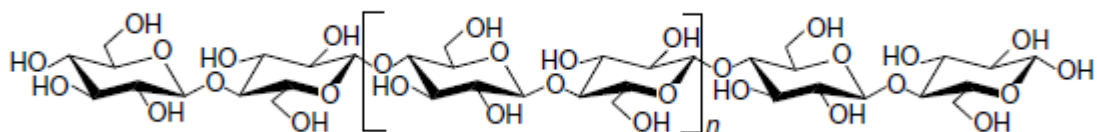


Figura 6. Estructura molecular de celulosa (Mccarthy, 2003).

3.6.2. Nanocelulosa

La ciencia de la nanotecnología consiste en trabajar en escalas de 1-100 nm en el orden de entender, crear, caracterizar y usar materiales estructurales, dispositivos y sistemas

con nuevas propiedades derivados de su nanoestructura (De Azeredo, 2009). La aplicación de nanotecnología en materiales de empaque biodegradable a base de almidón, abre nuevas posibilidades para mejorar no sólo las propiedades de películas, sino también, la eficiencia en costo. De hecho, varios materiales plásticos han sido desarrollados con la adición de materiales de reforzamiento mejorando las propiedades térmicas, mecánicas y de barrera, básicamente, este mejoramiento se debe a su tamaño nano, el cual proporciona mayor área de superficie en comparación con las partículas de microtamaño con el mismo contenido en masa (Svagan et al., 2009).

Entre los nanomateriales usados se encuentran las nanofibras de celulosa, las cuales son materiales de bajo costo y se encuentran ampliamente disponibles, además son compatibles con el medio ambiente y fácilmente reciclados por combustión. Esto hace a la nanocelulosa una clase atractiva de nanomateriales para la elaboración de películas de bajo costo, bajo peso y altamente resistentes.

Cada nanofibra de celulosa se forma por la agregación de elementos fibrilares, los cuales están formados por partes amorfas y cristalinas. Las partes cristalinas aisladas por varios tratamientos, también son conocidas como nanocristales. El principal método para la obtención de nanocristales ha sido por hidrólisis ácida, que consiste básicamente en remover las regiones amorfas presentes en las fibras, dejando intactas las regiones cristalinas. Las dimensiones de los nanocristales después de la hidrólisis ácida dependen del porcentaje de las regiones amorfas en las fibras, lo cual obedece a la fuente de obtención de la celulosa (De Azeredo, 2009).

La adición de nanofibras de celulosa a los sistemas de almidón, ha mostrado un efecto de reforzamiento, el cual, depende de la formación de redes microfibrilares de celulosa dentro de la matriz de almidón, resultado de los enlaces de hidrógeno los cuales han sido formados durante la etapa de evaporación. El reforzamiento de la matrices poliméricas con nanocelulosa disminuye el proceso de difusión y baja la permeabilidad, además de mejorar las propiedades térmicas (Arora y Padua, 2010; De Azeredo, 2009).

IV. JUSTIFICACIÓN

Por años se ha extendido el uso de productos plásticos, esto principalmente por sus múltiples ventajas que ofrecen, lo que ha generado una acumulación de desechos plásticos en el ambiente una vez terminada su vida útil, principalmente este problema se agrava debido a la nula degradación de los plásticos, aunado a su inadecuado manejo y disposición final. Recientes investigaciones pretenden dar solución a esta problemática, logrando la creación de materiales totalmente biodegradables, obtenidos de fuentes renovables naturales, que ofrezcan las mismas propiedades físicas que los plásticos convencionales y que puedan competir en precio. Por lo que se plantea el uso de fuentes de almidones no-convencionales como lo es el almidón obtenido del chayotextle.

Hasta este momento no existen estudios reportados sobre el uso de este almidón de chayotextle mezclados con fibras de celulosa o nanocelulosa como material de reforzamiento para obtener un material biodegradable. El uso de esta fuente alternativa de almidón daría un mayor valor agregado tubérculo de chayote, además de ofrecer nuevas aplicaciones como material de empaque, de acuerdo a sus propiedades mecánicas y de barrera que brinde estos materiales, proporcionando así un material totalmente compatible con el medio ambiente.

V. HIPÓTESIS

Las propiedades mecánicas, térmicas y de barrera al vapor de agua podrían ser mejoradas adicionando celulosa y/o nanocelulosa en películas elaboradas con almidón de chayotextle y almidón de papa. Estas películas podrían tener una amplia variedad de usos en las industrias alimenticias y no alimenticias como materiales de empaque.

VI. OBJETIVOS

6.1 Objetivo general

Elaborar películas biodegradables a base de almidón de chayotextle en mezcla con celulosa o nanocelulosa y caracterizarlas mediante estudios térmicos, mecánicos y fisicoquímicos, para nuevas aplicaciones como material de empaque.

6.2 Objetivo específico

- 6.2.1 Elaborar películas biodegradables mezclando almidón de chayotextle con celulosa o nanocelulosa y material plastificante (glicerol) y realizar su caracterización fisicoquímica.
- 6.2.2 Evaluar las propiedades de barrera (permeabilidad al vapor de agua) y la solubilidad de las películas biodegradables.
- 6.2.3 Evaluar las propiedades mecánicas (tensión a la fractura, porcentaje de elongación y módulo de Young) de las películas.
- 6.2.4 Evaluar las propiedades térmicas de las películas mediante calorimetría diferencial de barrido.

VII. MATERIALES Y MÉTODOS

7.1. Descripción de materia prima

Se aisló almidón de chayotextle, los cuales fueron recolectados en la región de Tulancingo de Bravo, Hidalgo, México. Se utilizó almidón de papa comercial KMC (Kartoffelmelcentralen, Dinamarca) como referencia.

Se trabajó con celulosa comercial de algodón, con un tamaño de partícula de 20µm (Sigma-Aldrich, Irlanda).

7.2. Aislamiento del almidón

El almidón se obtuvo de la raíz del chayote (*Sechium edule Sw.*) utilizando la metodología propuesta por Flores-Gorosquera et al., (2004). La cual consistió esencialmente en lo siguiente: se trabajó con lotes de 10 kg de chayotextle, los cuales fueron lavados y cortados en piezas de aproximadamente 2 cm x 2cm y fueron molidas en una licuadora tipo industrial en lotes de 0.6 partes del tubérculo (3.6 kg) con 1 parte (6 L) de agua destilada. La solución formada se pasó por un agitador de tamices de 8" de diámetro, modelo RX-29 y mallas (Lab. Test Sieve) No. 40 (0.425 mm), 100 (0.15 mm), 200 (0.075 mm), 270 (0.053 mm) y 325 (0.045 mm), en cada malla el residuo se lavó con agua destilada hasta que el líquido de salida no presentó residuos de almidón. Al finalizar el tamizado, por sedimentación, el almidón fue separado del líquido y se procedió al secado, en un horno de convección marca SHEL LAB modelo 11380FX, a 45 °C, por 24 horas. El almidón recuperado se molió en molino de la marca Micro MillSciencewareGrinding Mills

(modelo H37252) durante 1 min y se pasó nuevamente por malla 100 (0.15 mm), el polvo recolectado, se pesó y almacenó en un ambiente seco hasta su posterior uso.

7.3. Obtención de nanocelulosa

La nanocelulosa se obtuvo mediante hidrólisis ácida de celulosa comercial (Sigma-Aldrich, Irlanda), la cual consistió en someter celulosa a una solución de 60 % p/p de ácido sulfúrico (H_2SO_4) a 45 °C, manteniéndola en agitación continua a 250 rpm en un agitador de la marca LABMaster modelo Lightnin (SPX-Mixer), durante 30 minutos. Posteriormente la nanocelulosa obtenida se lavó varias veces con agua destilada, hasta un pH neutro y se colocó en un horno de convección a 50 °C por 12 h y finalmente se molió en molino de la marca Micro MillSciencewareGrinding Mills (modelo H37252) durante 1 minuto y se pasó por malla 100 (0.15 mm), finalmente se almacenó a temperatura ambiente para su posterior uso (Morán et al., 2007).

7.4. Caracterización morfológica de nanocelulosa

Se formaron alícuotas de nanocelulosa a partir de una solución diluida (1:10) y se sonificó usando un equipo de la marca Branson modelo 2510 por 5 min. Una gota de esta suspensión diluida fue depositada en una micro-malla (malla 200) por 12 horas hasta estar completamente seca. En seguida, se colocó una gota para teñirla con 1.5 % de solución de acetato de uranilo y posteriormente se dejó secar a temperatura ambiente. Las imágenes fueron tomadas en el Microscopio Electrónico de Transmisión (MET) (JEOL-Japón) en la Central de Instrumentación de Microscopía de la Escuela de Ciencias Biológicas (ENCB-IPN), con un voltaje de aceleración de 80 kV.

7.5. Elaboración de películas de almidón

Se formó una dispersión homogénea mezclando 4 gramos de almidón de chayotextle (ACH) o papa (APP), 2 gramos de glicerol, 170 ml de agua con cada una de las diferentes concentraciones de celulosa o nanocelulosa (0, 0.3, 0.5, 0.8 y 1.2 %) (ver Cuadro 1). Esta solución se homogenizó en un dispersador de la marca POLYTRON® System (modelo PT 2100), a 11,000 rpm por 5 minutos, y posteriormente se agitaron a 125 rpm desde 30 a 90 °C, manteniéndose por 10 minutos a 90 °C. Las películas se prepararon mediante vertido en placa, las suspensiones gelatinizadas posteriormente se centrifugaron a 1000 rpm durante 3 min a 25 °C para eliminar el exceso de burbujas de aire, una vez concluido el centrifugado se vertieron sobre cajas de vidrio (11cm x11 cm), y se secado en una estufa a 40 °C por 24 h, posteriormente se desprendieron las películas de las cajas vidrio. Las películas plásticas se almacenaron a 25 °C y a una humedad relativa de 57 %, provista por una solución saturada de NaBr.

7.5.1. Determinación del porcentaje de solubilidad de las películas

El porcentaje de solubilidad consistió en cortar piezas de cada película con dimensiones de 2 cm x 3cm, las cuales se almacenaron en un desecador a una humedad relativa cercana al 0 % (provista por sílica gel) durante 7 días. Los pesos de las películas cortadas fueron registrados y posteriormente colocadas en un vaso de precipitados con 80 ml de agua destilada en agitación continua (125 rpm) por 1 h a temperatura ambiente (25 °C) y a temperatura de 60 °C respectivamente. Terminado la agitación, las piezas de las películas se secaron en una estufa a 60 °C por 2 h. Posteriormente se pesaron las películas y

Cuadro 1. Composición de las películas de almidón de chayotextle/celulosa/nanocelulosa y glicerol (%).

Muestra	Almidón de Chayotextle	Celulosa	Nanocelulosa	Glicerol
ACH-0	4			2
ACH-0.3C	4	0.3		2
ACH-0.5C	4	0.5		2
ACH-0.8C	4	0.8		2
ACH-1.2C	4	1.2		2
ACH-0.3NC	4		0.3	2
ACH-0.5NC	4		0.5	2
ACH-0.8NC	4		0.8	2
ACH-1.2NC	4		1.2	2

Las mismas concentraciones para el almidón de papa (APP), fueron realizadas.
Donde ACH = almidón de chayotextle; C = celulosa y NC = nanocelulosa.

finalmente se determinó el porcentaje de materia soluble (% solubilidad), el cual se calculó de la siguiente manera:

$$\text{Solubilidad (\%)} = \frac{\text{Peso inicial seco} - \text{Peso final seco}}{\text{Peso inicial seco}} \times 100$$

Todas las muestras se analizaron por triplicado.

7.5.2. Permeabilidad al vapor de agua

La permeabilidad al vapor de agua de las películas (PVA), se determinó empleando el método gravimétrico estándar de la ASTM, E 96-80 (ASTM, 1989) conocido como el “método de la copa” o “celda de prueba”, el cual consistió en cortar las películas en forma circular con un diámetro de 7 cm característico de cada celda, equilibrándolas en una humedad relativa del 57 % provista de solución saturada de bromuro de sodio (NaBr) durante 48 h. Se midió su espesor con un Micrómetro Digital 0-1” (marca 14401) por lo menos en cinco puntos distintos de cada círculo de la película cortada y posteriormente se colocaron en la parte superior de cada celda. En el interior de cada celda se colocó sílica gel para generar una humedad relativa cercana al 0 %, cada celda se colocó en desecadores provistos de una solución saturada de NaCl de 75 % de HR. Se registraron los cambios en el peso de las celdas cada hora durante 8 horas.

Se realizó un análisis de regresión lineal de los datos registrados, esto es considerando la ganancia de peso en función del tiempo para calcular la velocidad de transmisión de vapor de agua (VTVA), en los casos en que se obtuvieron coeficientes de regresiones mayores o

iguales a 0.97. Todas las pruebas se llevaron a cabo a una temperatura de 25 °C y se analizaron por triplicado para cada una de las formulaciones.

La velocidad de transmisión al vapor de agua medida (VTVA_m) se calculó utilizando la siguiente ecuación:

$$VTVA_m = \frac{\text{Pendiente (g/s)}}{\text{Área de película (m}^2\text{)}}$$

Donde la pendiente = pérdida de peso vs. tiempo y el área de la película expuesta en la celda de prueba fue de $3.84 \times 10^{-3} \text{ m}^2$.

A partir de la ecuación anterior se calculó la permeabilidad al vapor de agua (PVA) expresada en unidades de $\text{gm}^{-1}\text{s}^{-1}\text{Pa}^{-1}$:

$$PVA = VTVA * \frac{\text{Espesor (m)}}{\Delta \text{Presión (Pa)}}$$

7.5.3. Propiedades mecánicas de las películas

Las pruebas mecánicas consistieron en ensayos de tensión para la determinación del esfuerzo máximo a la ruptura (MPa), el porcentaje de elongación (%) y el módulo de Young (MPa). Para determinar la resistencia de las películas a la tensión, las pruebas mecánicas se realizaron de acuerdo con el estándar ASTM-882-95a en un Texturómetro TA-HDi (Stable Micro Systems, TextureAnalyser) usando una celda de carga de 50 kg.

Para la prueba de tensión, las muestras se cortaron en rectángulos con las medidas de 7 cm de largo por 1 cm de ancho (seis repeticiones por formulación). Los rectángulos de

películas se mantuvieron 48 horas, condicionadas en desecadores, los cuales contuvieron una solución salina saturada de NaBr (57 % HR). El espesor de cada uno de los rectángulos se determinó usando un Micrómetro Digital 0-1" (marca 14401) en 5 puntos diferentes a lo largo de la película.

Posteriormente se procedió a colocarlas entre las mordazas de sujeción y la separación entre las pinzas fue de 5 cm. Se colocó 1 cm del rectángulo de película en cada una de las pinzas de sujeción. Se utilizó una velocidad de tensión de 24 mm min^{-1} .

El esfuerzo máximo a la ruptura es un parámetro que indica la fuerza necesaria para romper una determinada superficie y se calculó dividiendo la fuerza máxima sobre la película durante la ruptura ($F_{\text{máx rup}}$) entre el área mínima de sección transversal (espesor inicial por el largo inicial) (A_{min}).

$$\text{Esfuerzo máximo a la ruptura (Pa)} = \frac{F_{\text{máx rup}} (N)}{A_{\text{min}} (m^2)}$$

El porcentaje de elongación a la fractura nos indica la capacidad que tiene una material para deformarse antes de llegar a la ruptura del mismo, y se calculó por la medición de la extensión máxima de la película antes de romperse (A_T) entre la separación final e inicial de las pinzas (DG). Utilizando la siguiente ecuación:

$$\text{Elongación (\%)} = \frac{A_T}{DG} \times 100$$

Finalmente el módulo de Young es un parámetro que indica el grado de rigidez de un material o la capacidad que tienen un material a ser deformado elásticamente y se calculó

de la pendiente que se formó durante el comportamiento lineal de la curva de esfuerzo-deformación.

$$\text{Módulo de Young (MPa)} = \frac{\Delta \text{Esfuerzo}}{\Delta \text{Deformación}}$$

7.5.4. Calorimetría Diferencial de Barrido

Las propiedades térmicas de las películas fueron estudiadas usando un Calorímetro Diferencial de Barrido marca TA modelo 2010 (TA Instruments, New Castle, DE), el cual se conectó a una computadora para el control y análisis de datos (TA Instruments Universal Análisis 2000). El equipo se calibró con indio, el cual tiene un punto de fusión de 156.4 °C y una entalpía de 6.8 cal/g, se pesó entre 5 y 10 mg de la muestra de indio puro en un portamuestra de aluminio utilizando una micro balanza (modelo AD2Z, Perkin-Elmer Corp., StLouis, MO, USA) con una precisión de ± 0.01 mg, se utilizó una velocidad de calentamiento de 10 °C/min.

Las películas condicionadas a 57 % Humedad Relativa (HR), se cortaron en pequeños círculos y se pesaron entre 1-5 mg de muestra, y se colocaron en charolas de aluminio las cuales fueron selladas herméticamente utilizando una prensa mecánica; una charola vacía fue usada obtener la línea base de operación. El intervalo de temperatura de este estudio fue de 25 a 260 °C a una velocidad de calentamiento de 10 °C/min. Las muestras se corrieron por triplicado.

7.6. Análisis estadístico

Todos los resultados de las determinaciones se presentaron en forma de valores medios (\bar{x}) y su correspondiente desviación estándar (s). Se aplicó un análisis de varianza (ANOVA) a un nivel de significancia del 5 % ($\alpha=0.05$). Para la obtención de los resultados se utilizó el programa estadístico Sigma Plot versión 11.0. Cuando se encontraron diferencias significativas se aplicó la prueba de comparación múltiple de Tukey. También se realizó un análisis estadístico comparando las concentraciones de celulosa contra nanocelulosa a las mismas concentraciones para ver si esto tenía un efecto sobre los estudios realizados.

VIII. RESULTADOS Y DISCUSIONES

8.1 Caracterización morfológica de nanofibras de celulosa

En la Figura 7, se muestra las micrografías obtenidas por Microscopía Electrónica de Transmisión (MET), de una suspensión diluida de nanofibras de celulosa, obtenidas mediante hidrólisis ácida de celulosa comercial de un tamaño de partícula de 20 μm . Se observó que después de la hidrólisis ácida, el tamaño de las fibras de celulosa disminuyó, ubicándose en un intervalo de entre 5 a 15 nm de diámetro. Estudios realizados por De Teixeira et al. (2009), reportan valores muy similares en tamaños de nanopartículas de celulosa de 2-11 nm. Sin embargo, existen reportes que la reducción en tamaño de la celulosa a medidas nanométricas depende del porcentaje de las regiones amorfas en las fibras, lo cual obedece a la fuente de obtención de la celulosa, es decir, durante este proceso se remueven las regiones amorfas presentes en las fibras, dejando intactas las regiones cristalinas (De Azeredo, 2009).

8.2. Solubilidad de la película en agua

La solubilidad en agua de una película comestible indica su resistencia en un ambiente acuoso, su alta solubilidad muestra una baja resistencia incrementando su biodegradabilidad. Sin embargo, su aplicación potencial puede requerir insolubilidad en agua para conservar la integridad del producto (Romero-Bastida et al., 2005). Los estudios de solubilidad se realizaron a 25 °C y 60 °C, observado que conforme se incrementaba el contenido de celulosa (C) y nanocelulosa (NC) en las películas, disminuía el porcentaje de solubilidad para ambas temperaturas.

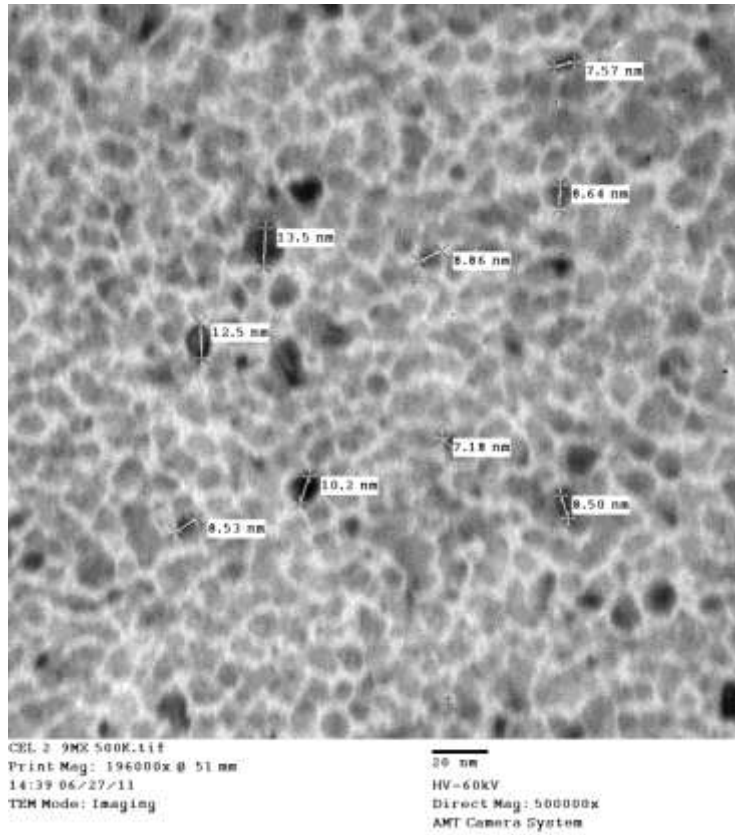


Figura 7. Micrografías de nanopartículas de celulosa obtenidas por Microscopía Electrónica de Transmisión (MET).

Este comportamiento puede ser atribuido a la naturaleza cristalina de las fibras de celulosa (De Azeredo, 2009), lo que podría estar disminuyendo la solubilidad de las películas. Estudios relacionados mencionan que debido a la estructura química similar se da una alta compatibilidad entre las fibra de celulosa y las cadenas de almidón por sus grupos -OH, lo que reduce la movilidad de cadena por uniones mediante enlaces por puentes de hidrógeno (Amash y Zugenmaier, 2000; Ma et al., 2005; Müller et al., 2009), haciendo películas más cristalinas y menos solubles al agua. En las Figuras 8 y 9, comparando las temperaturas de solubilidad a 25 y 60 °C, se observó que a 25 °C las películas sin celulosa mostraron el mayor porcentaje de solubilidad tanto las de APP como las de ACH. Sin embargo, cuando se le adicionó la celulosa se observó en general una reducción en el porcentaje de solubilidad. Sin embargo, el análisis estadístico realizado mostró que entre las películas adicionadas a las diferentes concentraciones de celulosa no hay una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$). Las películas estudiadas a 60 °C mostraron un incremento de solubilidad de un 7 % comparada con las de 25 °C. La solubilidad de las películas a 60 °C disminuyó conforme se incrementó el contenido de celulosa. Mostrando el mismo patrón estadístico que las películas a 25 °C. En las películas elaboradas con nanocelulosa, se observó el mismo comportamiento que las películas elaboradas con celulosa.

El incremento en el porcentaje de solubilidad a 60 °C podría ser debido a que a mayores temperaturas se da un incremento en la energía cinética en las moléculas de agua lo que facilitar la solubilidad de los componentes de la matriz polimérica y consecuentemente se reduce la masa molar y se da un incremento en su degradabilidad.

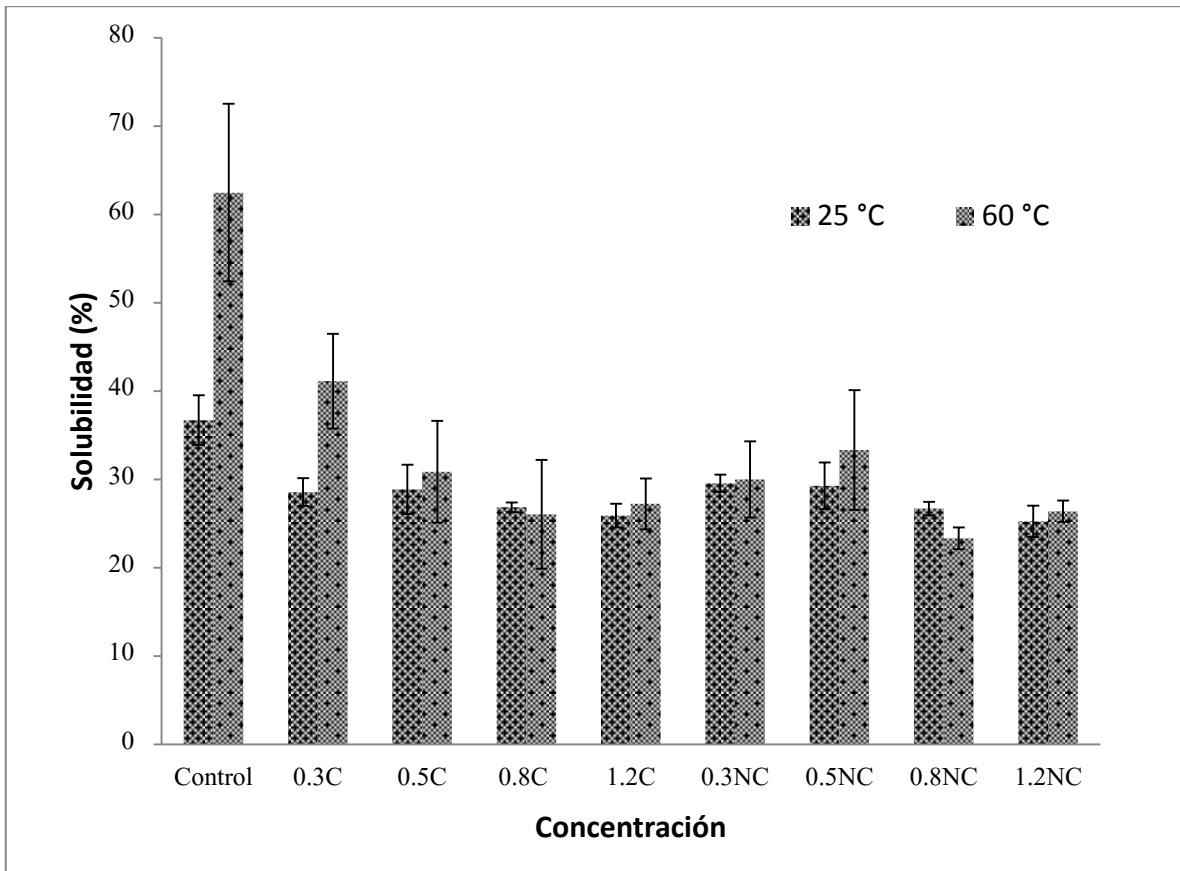


Figura 8. Efecto de la celulosa(C) y nanocelulosa (NC) en el porcentaje de solubilidad de películas elaboradas con almidón de chayotextle a 25 y 60 °C. Media de 3 réplicas \pm desviación estándar. Donde control = 0 % de C o NC.

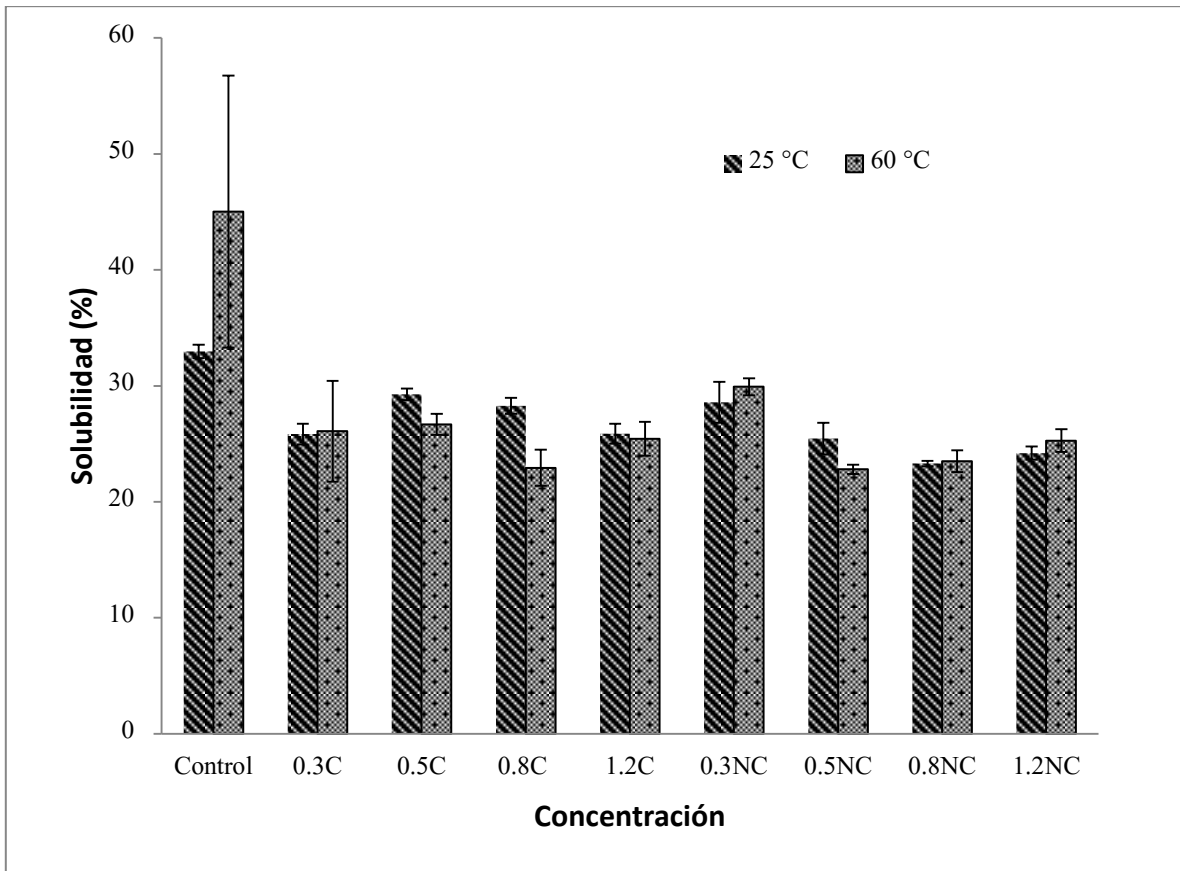


Figura 9. Efecto de la celulosa (C) y nanocelulosa (NC) en el porcentaje de solubilidad de películas elaboradas con almidón de papa a 25 y 60 °C. Media de 3 réplicas \pm desviación estándar. Donde control = 0 % de C o NC.

Por otro lado se realizó un estudio estadístico ($\alpha=0.05$) para observar si el tipo de almidón, así como la concentración de celulosa o nanocelulosa afectaba el porcentaje de solubilidad ver Cuadros 2 - 5. En donde se observó que el tipo de almidón no afectaba la solubilidad de la película. Conjuntamente también al analizar el efecto de la celulosa contra nanocelulosa a la misma concentración, se observó en general que ésta no afecta el porcentaje de solubilidad tanto a 25 como a 60 °C.

8.3. Permeabilidad al vapor de agua

En el empaqueo de alimentos, las películas son usualmente requeridas para evitar una disminución de la humedad entre el alimento y los alrededores. Uno de los mayores problemas en el uso de películas a base de almidón es la alta permeabilidad debido a su carácter hidrofílico de este polímero natural. En este estudio (Figura 10), se observó que las películas que fueron elaboradas con celulosa no presentaron una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$) en la velocidad de permeación al vapor de agua (PVA) con el incremento en la concentración de celulosa. Sin embargo, al comparar las muestras de celulosa con las películas control (sin celulosa) si se observó una notable reducción en la PVA, mostrando diferencia estadística significativa a $\alpha=0.05$.

Cuadro 2. Porcentaje de solubilidad a 25 y 60 °C en películas de almidón de chayotextle y almidón de papa con 0.3 % de celulosa o nanocelulosa.

Muestra	25 °C	60 °C
ACH-0.3C	28.565 ± 1.569 ^a	41.133 ± 5.365 ^a
APP-0.3C	25.838 ± 0.899 ^b	26.087 ± 4.348 ^b
ACH-0.3NC	29.561 ± 0.982 ^a	30.005 ± 4.328 ^b
APP-0.3NC	28.581 ± 1.775 ^a	29.919 ± 0.741 ^b

Media de 3 réplicas ± desviación estándar.

Letras minúsculas diferentes en las columnas, muestran una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$).

Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, C= celulosa y NC =nanocelulosa.

Cuadro 3. Porcentaje de solubilidad a 25 y 60 °C en películas de almidón de chayotextle y almidón de papa con 0.5 % de celulosa o nanocelulosa.

Muestra	25 °C	60 °C
ACH-0.5C	28.885 ± 2.788 ^a	30.884 ± 5.752 ^a
APP-0.5C	29.266 ± 0.490 ^a	26.674 ± 0.920 ^a
ACH-0.5NC	29.292 ± 2.644 ^a	33.353 ± 6.779 ^a
APP-0.5NC	25.457 ± 1.365 ^b	22.804 ± 0.393 ^b

Media de 3 réplicas ± desviación estándar.

Letras minúsculas diferentes en las columnas, muestran una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$).

Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, C= celulosa y NC =nanocelulosa.

Cuadro 4. Porcentaje de solubilidad a 25 y 60 °C en películas de almidón de chayotextle y almidón de papa con 0.8 % de celulosa o nanocelulosa.

Muestra	25 °C	60 °C
ACH-0.8C	26.843 ± 0.545 ^a	26.043 ± 6.157 ^a
APP-0.8C	28.284 ± 0.695 ^a	22.930 ± 1.553 ^a
ACH-0.8NC	26.712 ± 0.756 ^a	23.341 ± 1.235 ^a
APP-0.8NC	23.302 ± 0.241 ^b	23.499 ± 0.947 ^a

Media de 3 réplicas ± desviación estándar.

Letras minúsculas diferentes en las columnas, muestran una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$).

Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, C= celulosa y NC =nanocelulosa.

Cuadro 5. Porcentaje de solubilidad a 25 y 60 °C en películas de almidón de chayotextle y almidón de papa a 1.2 % de celulosa o nanocelulosa.

Muestra	25 °C	60 °C
ACH-1.2C	25.920 ± 1.345 ^a	27.243 ± 2.885 ^a
APP-1.2C	25.881 ± 0.860 ^a	25.438 ± 1.470 ^a
ACH-1.2NC	25.264 ± 1.781 ^a	26.394 ± 1.208 ^a
APP-1.2NC	24.203 ± 0.571 ^a	25.280 ± 0.975 ^a

Media de 3 réplicas ± desviación estándar.

Letras minúsculas diferentes en las columnas, muestran una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$).

Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, C= celulosa y NC =nanocelulosa.

En las películas elaboradas con nanocelulosa se observó el mismo patrón estadístico que las elaboradas con celulosa. Pero al realizar un estudio estadístico comparando el efecto de la nanocelulosa contra la celulosa a la misma concentración, se observó que las películas con nanocelulosa mostraron una notable disminución en la velocidad de permeación al vapor de agua, tanto en las películas que fueron elaboradas con almidón de papa (APP), como las elaboradas con almidón de chayotextle (ACH).

Similar comportamiento fue observado por Ma et al. (2008), con un incremento de carboximetil celulosa en las películas. Chang et al. (2010), observaron en películas elaboradas con nanopartículas de celulosa una drástica disminución en la velocidad de permeación conforme incrementaba la concentración de nanopartículas en las mezclas poliméricas.

Este comportamiento puede ser debido a que las fibras cristalinas de tamaño nanométrico, presentan una mejor dispersión en la matriz polimérica debido a que aumenta la relación superficie-volumen que ocuparían las partículas de microtamaño como material de reforzamiento, es decir, al entrar en contacto las nanopartículas con la matriz polimérica de almidón, estas tienden a formar redes mediante puentes de hidrógeno, reduciendo así la movilidad de los segmentos de cadena, y por lo tanto al incrementar la concentración de nanocelulosa en la matriz esta actúa como una barrera física reduciendo la permeación de las moléculas de agua (Bras et al., 2010; De Azeredo, 2009; Dufresne et al., 2000; Kristo y Biliaderis, 2007; Svagan et al., 2009).

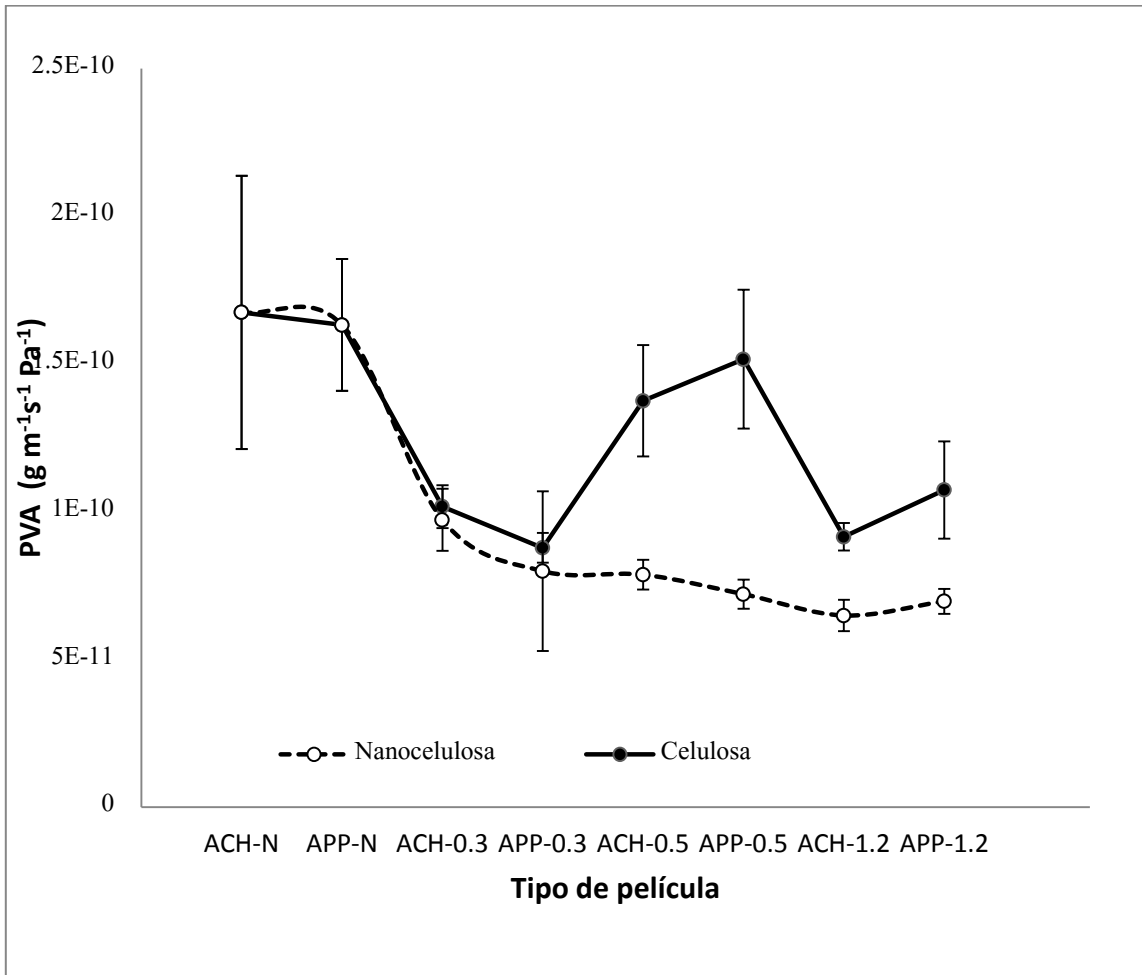


Figura 10. Efecto de la concentración de celulosa y nanocelulosa sobre la permeabilidad al vapor de agua (PVA) en películas elaboradas con almidón de chayotextle (ACH) y almidón de papa (APP). Media de tres repeticiones \pm desviación estándar. Donde N= almidón nativo.

Por otro lado existen estudios donde mencionan que la celulosa es menos hidrofílica que el almidón debido a su alta cristalinidad y la estrecha estructura microfibrilar de la celulosa, lo que la hace más hidrofóbica (Bras et al., 2010; Curvelo et al., 2001). Así también existen reportes que mencionan que durante la obtención de nanocelulosa se eliminan las regiones amorfas, lo que aumenta la cristalinidad (De Azeredo, 2009), incrementando el carácter hidrofóbico de la nanocelulosa. Lo que explica el comportamiento de la reducción de la velocidad de permeación de vapor de agua en ambos tipos de películas, siendo más notario en películas reforzadas con nanocelulosa.

8.4. Propiedades mecánicas

Los estudios realizados en la caracterización de las películas fueron; esfuerzo máximo a la ruptura (MPa), elongación al rompimiento (%) y módulo de Young (MPa). Las Figuras 11, 12 y 13, muestran el efecto que tiene el incremento de la celulosa (C) y nanocelulosa (NC) sobre las películas a base de almidón de papa (APP) y almidón de chayotextle (ACH). Observado un incremento en el esfuerzo máximo a la ruptura y en el módulo de Young conforme se incrementaba el contenido de celulosa y nanocelulosa. Efecto contrario fue notado en el porcentaje de elongación. Este comportamiento es reportado también por Curvelo et al. (2001), Gáspar et al. (2005), Lu et al. (2006) y Müller et al. (2009), quienes atribuyen que la similitud entre la estructura química de las cadenas de almidón y de la celulosa facilita la interacción entre ambos polímeros formando redes rígidas de celulosa que hacen películas más fuertes en comparación a las elaboradas solo a base de almidón plastificado (Ma et al., 2005). Los resultados mostrados por las películas elaboradas con

NC correspondientes al esfuerzo máximo a la ruptura y el módulo de Young fueron mayores a los encontrados en las películas elaboradas con celulosa (Figura 11 y 12). Este incremento es debido a un efecto de reforzamiento (mayor área de contacto), obtenido por el tamaño nanométrico de las fibras de celulosa (5 a 15 nm), formando una red rígida continua de nanofibras de celulosa conectadas por puentes de hidrógeno, produciendo una película más rígida (Bras et al., 2010; Chang et al., 2010; De Teixeira et al., 2011; Siqueira et al., 2009).

Las películas elaboradas con NC mostraron relativamente un mayor incremento en el % de elongación en comparación con las películas reforzadas con celulosa (Figura 13). Este comportamiento puede ser debido a que al reducir el tamaño de partícula de la celulosa a escala nanométrica, se incrementa la cristalinidad de la fibra de celulosa, sin embargo, también se produce una superficie más reactiva debido a un mayor número de grupos $-OH$ disponibles (Bras et al., 2010; Müller et al., 2009), lo que podría estar incrementando la captación de moléculas de agua incrementando la plastificación de la película. Existen estudios que mencionan que la captación de humedad por parte de la nanocelulosa puede tener un efecto plastificante a humedades mayores de 30 % formando películas más elongables (Ma et al., 2005). Otra explicación a este fenómeno puede ser debido a una dispersión más homogénea de la nanocelulosa dentro de la matriz polimérica de almidón, haciendo materiales más homogéneos mostrando un incremento en la rigidez y en la elongación de las películas (Bras et al., 2010).

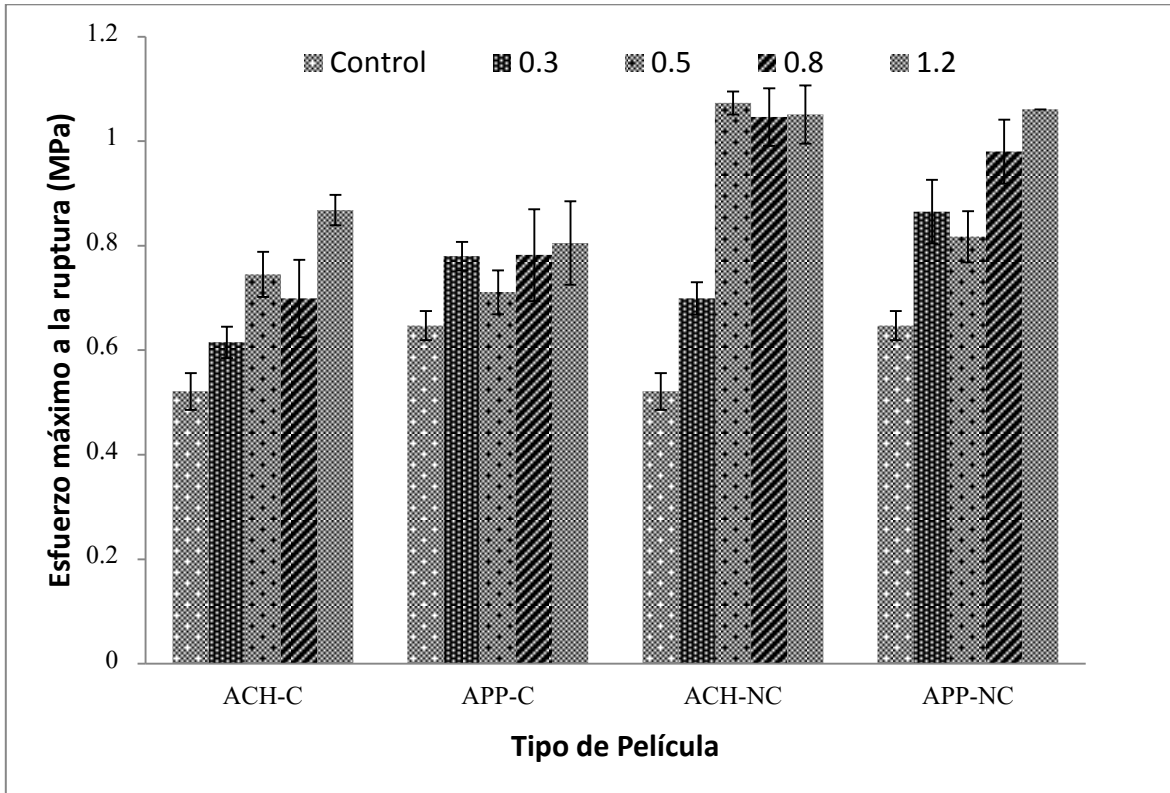


Figura 11. Efecto de la concentración de celulosa (C) y nanocelulosa (NC) sobre el esfuerzo máximo a la ruptura de películas de almidón de chayotextle y papa. Media de 6 repeticiones \pm desviación estándar. Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, control = 0 % de C o NC.

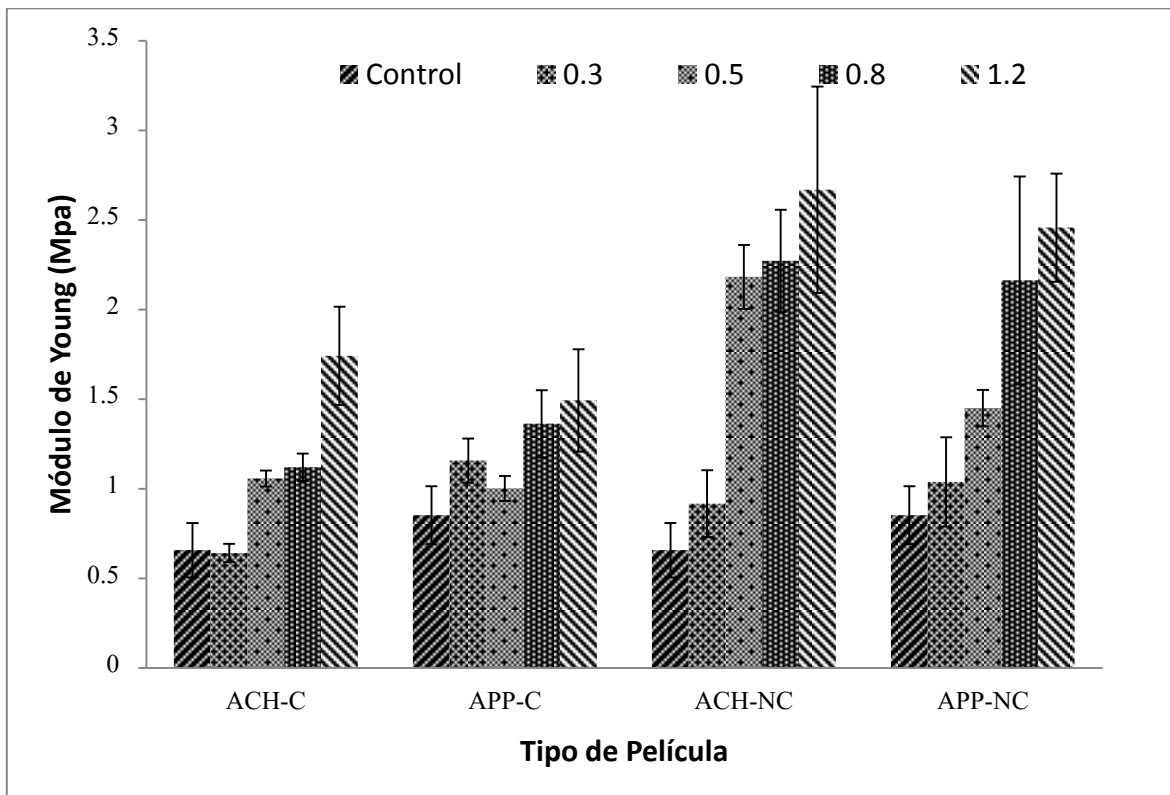


Figura 12. Efecto de la concentración de celulosa (C) y nanocelulosa (NC) sobre el módulo de Young de películas de almidón de chayotextle y papa. Media de 6 repeticiones \pm desviación estándar. Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, control = 0 % de C o NC.

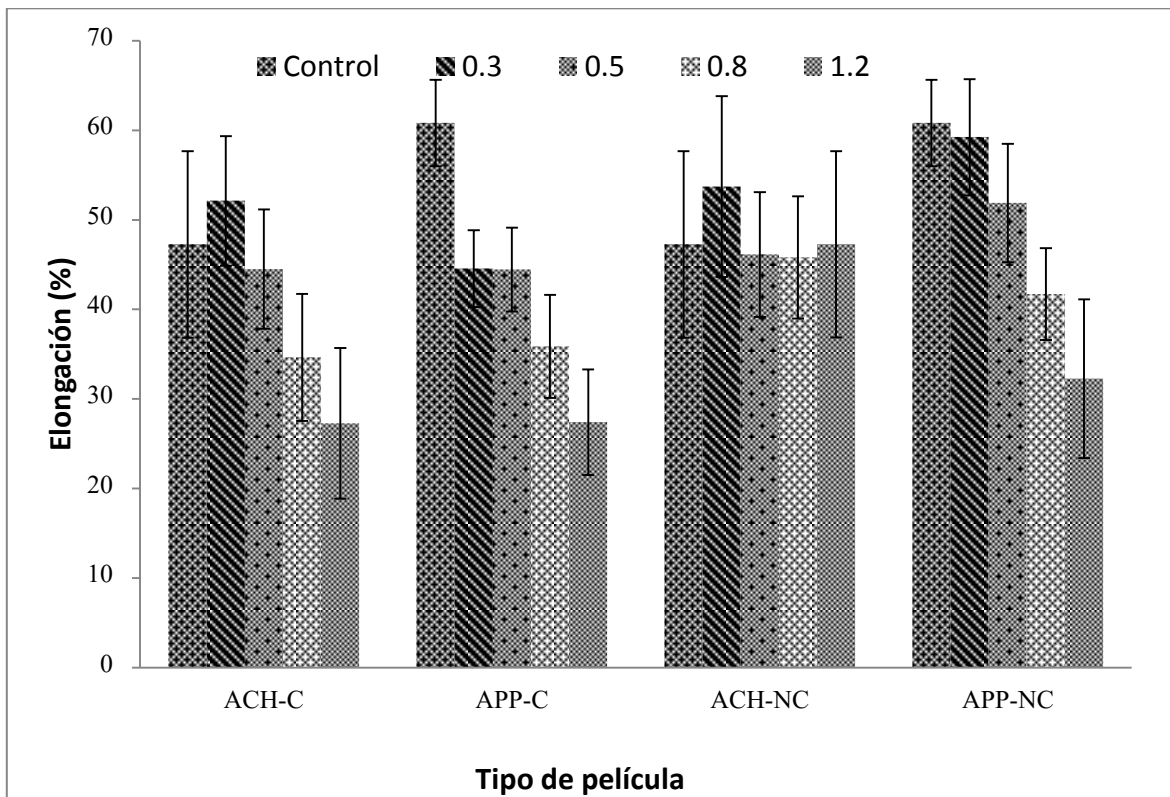


Figura 13. Efecto de la concentración de celulosa y nanocelulosa sobre el porcentaje de elongación de películas de almidón de chayotextle y papa. Media de 6 repeticiones \pm desviación estándar. Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, control = 0 % de C o NC.

Se realizó un estudio comparando celulosa contra nanocelulosa tanto en ACH y APP a la misma concentración observándose una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$). En los Cuadros 6–9, se puede observar un comportamiento general de incremento de las variables estudiadas (esfuerzo máximo a la ruptura, porcentaje de elongación y módulo de Young) en las películas elaboradas con nanocelulosa. En general estos datos nos dan información que las películas elaboradas con nanocelulosa ofrecen las mejores propiedades mecánicas.

Cuadro 6. Efecto del 0.3 % de celulosa o nanocelulosa en las propiedades mecánicas de películas de almidón de papa y almidón de chayotextle.

Muestra	Esfuerzo máximo a la ruptura (MPa)	Módulo de Young (MPa)	Elongación (%)
ACH-0.3C	0.615 ± 0.030 ^a	0.642 ± 0.051 ^a	52.113 ± 7.244 ^a
APP-0.3C	0.780 ± 0.027 ^b	1.158 ± 0.123 ^b	44.547 ± 4.279 ^b
ACH-0.3NC	0.699 ± 0.031 ^c	0.917 ± 0.187 ^c	53.707 ± 10.095 ^a
APP-0.3NC	0.865 ± 0.061 ^d	1.038 ± 0.249 ^b	59.227 ± 6.480 ^a

Media de 3 réplicas ± desviación estándar.

Letras minúsculas diferentes en las columnas, muestran una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$).

Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, C= celulosa y NC =nanocelulosa.

Cuadro 7. Efecto del 0.5 % de celulosa o nanocelulosa en las propiedades mecánicas de películas de almidón de papa y almidón de chayotextle.

Muestra	Esfuerzo máximo a la ruptura (MPa)	Módulo de Young (MPa)	Elongación (%)
ACH-0.5C	0.745 ± 0.043 ^a	1.057 ± 0.045 ^a	44.495 ± 6.653 ^a
APP-0.5C	0.711 ± 0.042 ^a	1.002 ± 0.070 ^a	44.443 ± 4.686 ^a
ACH-0.5NC	1.073 ± 0.022 ^b	2.182 ± 0.178 ^b	46.137 ± 6.969 ^{a,b}
APP-0.5NC	0.817 ± 0.049 ^c	1.450 ± 0.102 ^b	51.88 ± 6.610 ^b

Media de 3 réplicas ± desviación estándar.

Letras minúsculas diferentes en las columnas, muestran una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$).

Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, C= celulosa y NC =nanocelulosa.

Cuadro 8. Efecto del 0.8 % de celulosa o nanocelulosa en las propiedades mecánicas de películas de almidón de papa y almidón de chayotextle.

Muestra	Esfuerzo máximo a la ruptura (MPa)	Módulo de Young (MPa)	Elongación (%)
ACH-0.8C	0.699 ± 0.074 ^a	1.12 ± 0.077 ^a	34.643 ± 7.095 ^a
APP-0.8C	0.782 ± 0.088 ^a	1.363 ± 0.188 ^b	35.88 ± 5.762 ^a
ACH-0.8NC	1.046 ± 0.055 ^b	2.272 ± 0.285 ^c	45.813 ± 6.823 ^b
APP-0.8NC	0.98 ± 0.061 ^b	2.162 ± 0.580 ^c	41.710 ± 5.122 ^{a,b}

Media de 3 réplicas ± desviación estándar.

Letras minúsculas diferentes en las columnas, muestran una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$).

Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, C= celulosa y NC =nanocelulosa.

Cuadro 9. Efecto del 1.2 % de celulosa o nanocelulosa en las propiedades mecánicas de películas de almidón de papa y almidón de chayotextle.

Muestra	Esfuerzo máximo a la ruptura (MPa)	Módulo de Young (MPa)	Elongación (%)
ACH-1.2C	0.868 ± 0.029 ^a	1.742 ± 0.274 ^a	27.267 ± 8.416 ^a
APP-1.2C	0.805 ± 0.080 ^a	1.493 ± 0.286 ^a	27.397 ± 5.901 ^a
ACH-1.2NC	1.051 ± 0.056 ^b	2.668 ± 0.576 ^b	47.267 ± 10.416 ^b
APP-1.2NC	1.061 ± 0.038 ^b	2.457 ± 0.301 ^b	32.270 ± 8.872 ^c

Media de 3 réplicas ± desviación estándar.

Letras minúsculas diferentes en las columnas, muestran una diferencia estadística significativa ($\alpha=0.05$).

Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, C= celulosa y NC =nanocelulosa.

8.2. Propiedades térmicas

Los termogramas obtenidos por CDB mostrados en la Figura 14, representan de manera general el comportamiento térmico de las películas. En donde se observa una transición endotérmica y un cambio en la pendiente con respecto a la línea base, correspondiente a la temperatura de fusión (T_m). En los termogramas se puede observar el efecto de la nanocelulosa o celulosa en películas de almidón de chayotextle a una concentración de 0.5 NC y C, similar comportamiento, se pudo observar para todas las formulaciones de las películas elaboradas con NC o C respectivamente y para películas de almidón de papa.

En el Cuadro 10, se pueden observar los parámetros térmicos de temperatura de fusión (T_m) y entalpía de fusión (ΔH). Observando una temperatura y entalpía de fusión menor en películas elaboradas solo a base de almidón (celulosa o nanocelulosa), en comparación con los parámetros térmicos obtenidos para películas reforzadas con celulosa o nanocelulosa para ambos tipos de almidón. Estos resultados obtenidos concuerdan con los reportados en la literatura. Kaushik et al. (2010), reportan un incremento en la temperatura de fusión en películas en las cuales adicionaron celulosa y nanocelulosa, lo cual es atribuido a una mayor cristalinidad impartidas por las fibras de celulosa y nanocelulosa.

Los resultados en películas con almidón de chayotextle en mezcla con celulosa mostraron valores similares de temperatura de fusión (promedio 122.16 °C). Por otro lado las películas elaboradas con el mismo tipo de almidón, mezcladas con nanocelulosa mostraron valores cercanos a las películas mezcladas con celulosa (ver Cuadro 10). Las

películas elaboradas con almidón nativo de papa mostraron valores menores de temperatura de fusión en mezclas elaboradas con celulosa, un patrón inverso fue observado en películas mezcladas con nanocelulosa. Este comportamiento puede ser atribuido a una mayor cristalinidad de la nanocelulosa. Estudios reportan que durante el tratamiento ácido al que se somete la celulosa, disminuye la parte amorfa dejando intacta las regiones cristalinas (De Azeredo, 2009). Otro factor importante que puede estar influyendo en este comportamiento podría ser el porcentaje de cristalinidad que presentan el almidón de papa y chayotextle, reportándose valores de 38.5 % y 28.2 % respectivamente (Hernández-Uribe et al., 2011). Encontrando estos autores que al almidón de papa tienen un mayor contenido de amilosa que el almidón de chayotextle. Inglés y Dufresne (2000), reportan una mayor reasociación de las regiones amorfas del almidón o un bajo grado de ordenamiento durante el almacenamiento en películas, lo que podría estar incrementando la cristalinidad de la película.

Al analizar el calor de fusión, se observó que el incremento en la concentración de fibra de celulosa disminuye la entalpía de fusión, similar comportamiento se observa en películas reforzadas con nanocelulosa para los dos tipos de almidones. Kaushik et al. (2010), reportan valores de ΔH del 197 J/g para 5 %, 190 J/g para 10 % y 169 J/g para 15 % de nanofibras de celulosa en mezclas con almidón. Comportamiento similar mostrado en esta investigación. Esta disminución del calor de fusión es atribuida al bajo contenido de celulosa o nanocelulosa, generando una buena dispersión en la matriz polimérica de almidón. También se ha reportado que un incremento en la adición de nanofibras en

películas genera una difícil adhesión interfacial de las cadenas laterales poliméricas lo que afecta la cristalización de estos materiales (Kaushik et al., 2010).

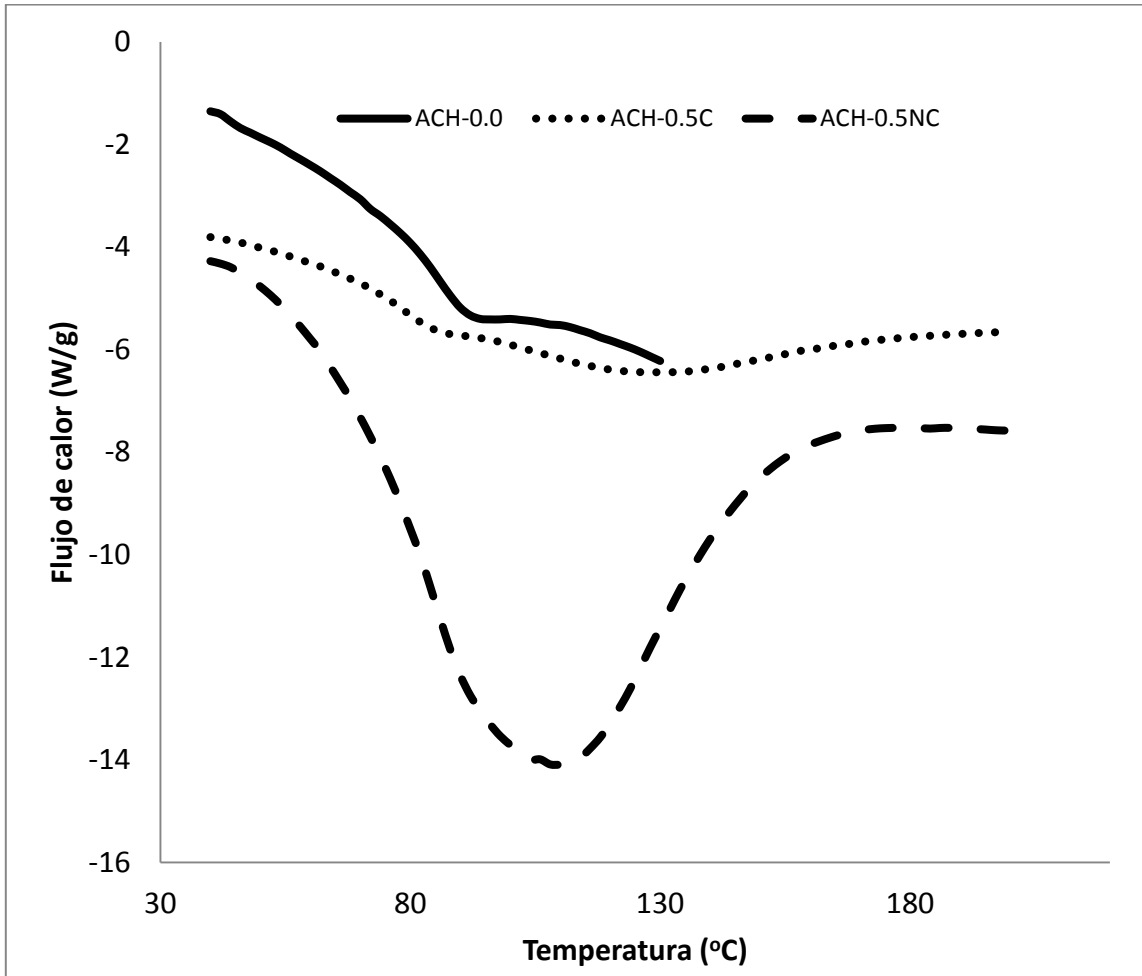


Figura 14. Termograma obtenido por calorimetría diferencial de barrido de películas de almidón de chayotextle (ACH) efecto de la nanocelulosa (NC) y celulosa (C).

Cuadro 10. Parámetros térmicos obtenidos por Calorimetría Diferencial de Barrido (CDB), para películas de almidón de papa y almidón de chayotextle efecto de celulosa y nanocelulosa.

Muestra	T _m (°C)		Δ H (J/g)	
	ACH *	APP *	ACH *	APP *
Control	89.89	84.35	28.33	2.21
0.3-C	124.24	103.93	67.26	51.93
0.5-C	124.51	114.02	51.09	44.48
1.2-C	117.75	106.06	46.57	34.50
0.3-NC	116.51	130.78	121.00	91.19
0.5-NC	113.21	123.87	112.03	46.92
1.2- NC	121.87	120.08	97.18	48.13

T_m = Temperatura de fusión.

ΔH = Entalpía de fusión.

*Media de tres repeticiones.

Donde ACH= almidón de chayotextle, APP = almidón de papa, C= celulosa y NC =nanocelulosa.

IX. CONCLUSIONES

- 1 La adicción de C y NC, disminuye la solubilidad tanto a 25 °C como a 60 °C para ambos tipos de almidones. Observando que el incremento en la concentración de celulosa o nanocelulosa, así como el tipo de almidón utilizado no afecta el porcentaje de solubilidad.
- 2 Los estudios de PVA de las películas reforzadas con C y NC, mostraron una notable reducción en PVA con el incremento de la concentración. Presentando mayor disminución de PVA las películas reforzadas con nanocelulosa, lo que se relaciona con una mayor cristalinidad y consecuentemente una alta hidrofobicidad lo que obstaculiza la difusividad de moléculas de agua.
- 3 Las propiedades mecánicas han sido mejoradas con el incremento en la concentración de fibra de celulosa y/o nanocelulosa, mostrando las mejores propiedades mecánicas (mayor esfuerzo máximo a la ruptura, módulo de Young y porcentaje de elongación) las películas reforzadas con nanofibras de celulosa, lo que se relacionan con el nanotamaño, ofreciendo mayor superficie de contacto y por lo tanto una mayor capacidad para formar redes rígidas mediante puentes de hidrógeno haciendo películas más resistentes.
- 4 Una mayor T_m , se relaciona a una mayor cristalinidad impartida por la C o NC y por la fuente de almidón. El incremento en la concentración de celulosa y nanocelulosa disminuye la ΔH , lo que se atribuyó a una menor concentración y por lo tanto mejor dispersión en la matriz polimérica.

X. BIBLIOGRAFÍA

- Agustiniano-Osornio J. C, González-Soto R. A., Flores-Huicochea E., Manrique-Quevedo N., Sánchez-Hernández L. y Bello-Pérez L. A. (2005). Resistant starch production from mango starch using a single-screw extruder. *Journal Science Food Agriculture* 85:2105–2110.
- Albertsson A.C. y Karlsson S. (1995). Degradable polymers for the future. *Acta Polymerica* 46:114-123.
- Anglés N. M. y Dufresne A. (2001). Plasticized Starch/Tunicin Whiskers Nanocomposite Materials 2. Mechanical Behavior. *Macromolecules* 34:2921-2931.
- ANIPAC-Asociación Nacional de la Industria del Plástico (2012). Página disponible en línea: http://www.ingenieriaplastica.com/novedades_ip/instituciones/Anipac/anipac_indmex.html. (Revisado el 23 de enero de 2012).
- Amash A., y Zugenmaier P. (2000). Morphology and properties of isotropic and oriented samples of cellulose fibres-polypropylene composites. *Acta Polymerica* 41:1589–1596.
- Araujo-Farro P.C., Podadera G., Sobral P. J.A. y Menegalli F. C. (2010). Development of films based on quinoa (*Chenopodium quinoa*, Willdenow) starch. *Carbohydrate Polymers* 81:839–848.
- Arora A. y Padua G.W. (2010). Review: Nanocomposites in Food Packaging. *Journal of Food Science* 75:43-49.
- Aung H. L., Ball A., y Kushad M. (1990). Chayote (*Sechium edule*, *Cucurbitaceae*). *Economic Botany* 44:157-164.
- Badui D. S. (2006). Química de los alimentos. Ed. Quintanar. 4th ed. Pearson Educación, México D. F., 85 p.

- BeMiller J. y Whistler R. (2009). Starch: chemistry and technology. 3th ed. Elsevier, United States of America. pp: 193-227.
- Bertuzzi M.A., Armada M. y Gottifredi J.C. (2007). Physicochemical characterization of starch based films. *Journal of Food Engineering* 82:17–25.
- Bras J., Hassan M. L., Bruzesse C., Hassan A. E., El-Wakil A. N. y Dufresne A. (2010). Mechanical, barrier, and biodegradability properties of bagasse cellulose whiskers reinforced natural rubber nanocomposite. *Industrial Crops and Products* 32:627–633.
- Buléon A., Colonna P., Planchot V. y Ball S. (1998). Starch granules: structure and biosynthesis. *Journal of Biological Macromolecules* 23:85–112.
- Chang P. R., Jian R., Zheng P., Yu J. y Ma X. (2010). Preparation and properties of glycerol plasticized-starch (GPS)/cellulose nanoparticle (CN) composites. *Carbohydrate Polymers* 79:301–305.
- Chillo S., Flores S., Mastromatteo M., Conte A., Gerschenson L. y Del Nobile M.A. (2008). Influence of glycerol and chitosan on tapioca starch-based edible film properties. *Journal of Food Engineering* 88:159–168.
- Copeland L., Blazek J., Salman H. y Chiming T. M. (2009). Form and functionality of starch. *Food Hydrocolloids* 23:1527–1534.
- Crank M., Patel M., Marscheider-Weideman F., Schleich J., Hüsing B. y Angerer G. (2005). “Techno-economic Feasibility of Large-Scale Production of Bio-Based Polymers in Europe”. Technical Report EUR 22103 EN. European Commission’s Institute for Prospective

Technological Studies. O. Wolf ed. Observatorio Industrial del Sector Químico: bioplásticos.

Cruz-León A. y López-Rueda M. T. J. (2005). Dinámica de la formación de la raíz tuberizada del chayote (*Sechium edule* Sw.) en su primer año de cultivo. Revista Chapingo Serie Horticultura 11:13-19.

Curvelo A. A. S., De Carvalho A.J.F. y Agnelli J.A.M. (2001). Thermoplastic starch–cellulosic fiber composites: preliminary result. Carbohydrate Polymers 45:183–188.

De Azeredo H. M.C. (2009). Nanocomposites for food packaging applications. Food Research International 42:1240–1253.

De Graaf R. A., Karman A. P. y Janssen L.P.B.M. (2003). Material properties and glass transition temperatures of differential thermoplastic starches after extrusion processing. Starch/Stärke 55:80–86.

De Morais T. E., Da Róz A. L., Félix de Carvalho A. J. y Da Silva C. A. A. (2005). Preparation and characterisation of thermoplastic starches from cassava starch, cassava root and cassava bagasse. Macromolecular Symposia 229:266–275.

De Teixeira M. E., Pasquini D., Curvelo A.S. A., Corradini E., Belgacem N. M. y Dufresne A. (2009). Cassava bagasse cellulose nanofibrils reinforced thermoplastic cassava starch. Carbohydrate Polymers 78:422–431.

De Teixeira M E., Lotti C., Correa C. A., Teodoro K. B. R., Marconcini M. J., Mattoso H. C. L. (2011). Thermoplastic Corn Starch Reinforced with Cotton Cellulose Nanofibers. Journal of Applied Polymer Science 120:2428–2433.

- Dufresne A., Dupeyre D. y Vignon M. R. (2000). Cellulose Microfibrils from Potato Tuber Cells: Processing and Characterization of Starch–Cellulose Microfibril Composites. *Journal of Applied Polymer Science* 76:2080–2092.
- FAOSTAT- Food and Agriculture Organization of the United Nations Statistics Data 2010. Página disponible en línea: <http://faostat.fao.org>. (Revisado el 13 de diciembre del 2012).
- Flores-Gorosquera E., García-Suárez F. J., Flores-Huicochea E., Núñez-Santiago M.C., González-Soto R. A. y Bello-Pérez L. A. (2004). Rendimiento del proceso de extracción de almidón a partir de frutos de plátano (*Musa paradisiaca*). Estudio en planta piloto. *Acta Científica Venezolana* 55:86-90.
- Gáspar M., Benkó Z., Dogossy G., Réczey K., y Czigány T. (2005). Reducing water absorption in compostable starch-based plastics. *Polymer Degradation and Stability* 90:563–569.
- Frost K., Kaminski D., Kirwan G., Lascaris E. y Shanks R. (2009). Crystallinity and structure of starch using wide angle X-ray scattering. *Carbohydrate Polymers* 78:543–548.
- Halley P., Rutgers R., Coombs S., Kettels J., Gralton J., Christie G., Jenkins M., Beh H., Griffin K., Jayasekara R. y Lonergan G. (2001). Developing Biodegradable mulch films from starch-based polymers. *Starch/Stärke* 53:362–367.
- Hanna M. A. y Xu Y. (2009). Starch–Fiber Composites. pp. 340-363. In: Long Yu (ed.) *Biodegradable Polymer Blends and Composites from Renewable Resources*. John Wiley y Sons, Inc., University of Nebraska, Lincoln, USA.

- Hernández-Uribe J. P., Agama-Acevedo E., González-Soto R. A., Bello-Pérez L. A. y Vargas-Torres A. (2011). Isolation and characterization of Mexican chayote tuber (*Sechium edule Sw.*) starch. *Starch/Stärke* 63:32–41.
- Janssen L. P. B. M y Moscicki L. (2009). Thermoplastic Starch. A green material for various industries. Wiley-VCH Verlag GmbH and Co. KGaA, Weinheim, Germany. pp 3-173.
- Jayakody I., Hoover R., Liu Q. y Weber E. (2005). Studies on tuber and root starches. I. Structure and physicochemical properties of innala (*Solenostemon rotundifolius*) starches grown in Sri Lanka. *Food Research International* 38:615–629.
- Jiménez-Hernández J., Salazar-Montoya J. A. y Ramos-Ramírez E. G. (2007). Physical, chemical and microscopic characterization of a new starch chayote (*Sechium edule Sw.*) tuber and its comparison with potato and maize starches. *Carbohydrate Polymer* 68:679-686.
- Kaushik A., Singh M. y Verma G. (2010). Green nanocomposites based on thermoplastic starch and steam exploted cellulose nanofibrils from wheat Straw. *Carbohydrate Polymer* 82: 337-345.
- Kayacier A. y Singh R. K. (2002). Glass Transition Studies of Baked Tortilla Chips Using Dynamic Mechanical Thermal Analysis. *Lebensmittel Wissenschaft and Technologie* 35:34–37.
- Kristo E., y Biliaderis C. G. (2007). Physical properties of starch nanocrystal reinforced pullulan films. *Carbohydrate Polymers* 68:146–158.
- Liu Z. y Han J.H. (2005). Film-forming characteristics of starches. *Journal Food Science* 70:31–36.

- Lira S. R. (1996). Chayote *Sechium edule (Jacq.) Sw.* Promoting the conservation and use of underutilized and neglected crops. 8. Institute of Plant Genetics and Crop Plant Research, Gatersleben/International Plant Genetic Resources Institute, Rome, Italy.
- Lu Y., Weng L., y Cao X. (2005). Biocomposites of Plasticized Starch Reinforced with Cellulose Crystallites from Cottonseed Linter. *Macromolecules Bioscience* 5:1101–1107.
- Lu Y., Weng L., y Cao X. (2006). Morphological, thermal and mechanical properties of ramie crystallites-reinforced plasticized starch biocomposites. *Carbohydrate Polymers* 63:198–204.
- Ma X., Yu J., y Kennedy J. F. (2005). Studies on the properties of natural fibers reinforced thermoplastics starch composites. *Carbohydrate Polymers* 62:19–24.
- Ma X. F., Jian R. J., Chang P. R., y Yu J. G. (2008). Fabrication and characterization of citric acid-modified starch nanoparticles/plasticized-starch composites. *Biomacromolecules* 9:3314–3320.
- Mccarthy P. S. (2003). Biodegradable polymers from renewable resources. pp. 359-377. In: A. L. Andrady (ed.). *Plastics and the Environment*. John Wiley y Sons, Inc., Department of Plastics Engineering, University of Massachusetts at Lowell.
- Moorthy S. N. (2002). Physicochemical and Functional Properties of Tropical Tuber Starches: A Review. *Starch/Stärke* 54:559–592.
- Morán I. J., Álvarez V. A., Cyras P. V. y Vázquez A. (2007). Extraction of cellulose and preparation of nanocellulose from sisal fibers. *Cellulose* 15:49–159.
- Morris V.J. (1990). Strach gelation and retrogradation. *Trends in Food Science and Technology* 1: 94-224.

- Müller C. M.O., Borges L. J. y Yamashita F. (2009). Effect of cellulose fibers on the crystallinity and mechanical properties of starch-based films at different relative humidity values. *Carbohydrate Polymers* 77:293–299.
- Narayan R. (1993). Biodegradable plastics.pp.1-27 In “Opportunities For innovation in Biotechnology”. National institute of Standards y Technology (NIST) Publications, Ohio. Michigan Biotechnology Institute and Michigan State University Collins Road, Lansing.
- Orford P. D., Parker R., Ring S. G. y Smith A. C. (1989). Effect of water as a diluent on the glass transition behaviour of malto-oligosaccharides, amylose and amylopectin. *Int. Journal of Biological Macromolecules* 11:91-96.
- Palma M. (2011). Positivo panorama para industria del plástico en 2011. *El Economista*. Disponible en línea: <http://eleconomista.com.mx/industrias/2011/01/04/positivo-panorama-industria-plastico-2011>. (Revisado el 4 de enero del 2011).
- Parker R. y Ring S. G. (2001). Aspects of the Physical Chemistry of Starch. *Journal of Cereal Science* 34:1–17.
- Romero-Bastida A. C., Bello-Pérez L. A., García M. A., Martino M. N., Solorza-Feria J. y Zaritzky N. E. (2005). Physicochemical and microstructural characterization of films prepared by thermal and cold gelatinization from non-conventional sources of starches. *Carbohydrate Polymers* 60:235–244.
- Sajilata M.G., Singhal S. R. y Kulkarni R. P. (2006). Comprehensive reviews in food science and food safety. *Institute of Food Technologists* 5:1-17.

- SEMARNAT-Secretaria de Medio Ambiente y Recursos Naturales (2011). Disponible en línea: http://dgeiawf.semarnat.gob.mx:8080/ibi_apps/WFServlet?IBIF_ex=D3_RSM01_03&IBIC_user=dgeia_mce&IBIC_pass=dgeia_mce. (Revisado el 03 de febrero del 2012).
- Segura D., Noguez R. y Espín E. G. (2007). Contaminación ambiental y bacterias productoras de plásticos biodegradables. *Biotecnología* 14:361-372.
- SIAP-SAGARPA –Secretaria de Servicio de Información y Estadística Agroalimentaria y Pesquera-Secretaría de Agricultura, Ganadería, Desarrollo Rural, Pesca y Alimentación, Anuario Agrícola por Municipio, SIACON. Disponible en línea: http://www.siap.gob.mx/aagricola_siap/icultivo/index.jsp. (Revisado el 29 de agosto de 2011).
- Singh N., Singh J., Kaur L., Singh S. N., y Singh G. B. (2003). Morphological, thermal and rheological properties of starches from different botanical sources. *Food Chemistry* 81:219–231.
- Siqueira G., Bras J. y Dufresne A. (2009). Cellulose Whiskers versus Microfibrils: Influence of the Nature of the Nanoparticle and its Surface Functionalization on the Thermal and Mechanical Properties of Nanocomposites. *Biomacromolecules* 10:425-432.
- Suvorova A. I., Tyukova I. S. y Trufanova E.I. (2000). Biodegradable starch-based polymeric materials. *Russian Chemical Reviews* 69:451-459.
- Svagan J. A., Mikael S. H. y Lars B. (2009). Reduced water vapour sorption in cellulose nanocomposites with starch matrix. *Composites Science and Technology* 69: 500–506.
- Tester F. R., Karkalas J. y Qi X. (2004). Starch—composition, fine structure and architecture. *Journal of Cereal Science* 39:151–165.

- Thirathumthavorn D., Charoenrein S. y Krochta J. M. (2010). Influence of Glass Transition on Oxygen Permeability of Starch – Based Edible Films. pp. 641-625. In: D. S. Reid, T. Sajjaanantakul, P. J. Lillford and S. Charoenrein (ed.). Water Properties in Food, Health, Pharmaceutical and Biological Systems. Wiley-Blackwell, Oxford, UK.
- Vargas A., Berrios J.J., Bor-Sen C., Delilah W., Bello L. A., Gregory M. G. y Iman S. H. (2012). Extruded/Injection-Molded Composites Containing Unripe Plantain Flour, Ethylene–Vinyl Alcohol, and Glycerol: Evaluation of Mechanical Property, Storage Conditions, Biodegradability and Color. Journal of Applied Polymer Science, In press.
- Vázquez A. y Vera A. A. (2009). Starch–Cellulose Fiber Composites. P. 241-285. Biodegradable Polymer Blends and Composites from Renewable Resources. In: Long Yu. John Wiley y Sons, Inc., Facultad de Ingeniería-Universidad Nacional de Buenos Aires, Argentina.
- Volke S. T. L. (1998). Los plásticos en la actualidad y su efecto en el entorno. Ciencia y Desarrollo 139:54-61.
- Wang T. L., Bogracheva T.Y. y Hedley C. L. (1998). Starch: as simple as A, B, C. Journal of Experimental Botany 49:481–502.
- Zamudio-Flores P. B., Vargas-Torres A., Pérez-González J., Bosquez-Molinac E. y Bello-Pérez L. A. (2006). Films Prepared with Oxidized Banana Starch: Mechanical and Barrier Properties. Starch/Stärke 58:274–282.

ANEXO





COLEGIO MEXICANO DE INGENIEROS BIOQUÍMICOS, A.C.

EXTIENDE LA PRESENTE

TAM/77810383.2013.11

Constancia

A:

Aiila-Suárez, Selene; García-Suárez, Francisco; Chavarría-Hernández, Norberto; Rodríguez-Hernández, Adriana; Vargas-Torres, Apolonio.

POR SU VALIOSA PARTICIPACIÓN EN LA PRESENTACIÓN ORAL DEL TRABAJO LIBRE

Efecto de la adición de nanocelulosa sobre las propiedades mecánicas de películas elaboradas con almidón de chayotextle.

VII CONGRESO INTERNACIONAL **XVIII CONGRESO NACIONAL** **DE INGENIERÍA BIOQUÍMICA**
INTERNATIONAL CONGRESS **NATIONAL CONGRESS** **OF BIOCHEMICAL ENGINEERING**

X JORNADAS CIENTÍFICAS DE BIOMEDICINA Y BIOTECNOLOGÍA MOLECULAR
BIOMEDICINE AND MOLECULAR BIOTECHNOLOGY SCIENTIFIC MEETING

IXTAPA ZIHUATANEJO,
GUERRERO, MEXICO
28. 29 Y 30 de MARZO 2012

IBQ. R. Alejandro Romo Méxica Gutiérrez
Presidente del C.M.I.B.Q., A.C.

Dra. Elsa Irma Quiñones Ramírez
Presidenta del Comité Científico del Congreso

M en C. Ricardo Monterrubio López
Organizador General del Congreso



COLEGIO MEXICANO DE INGENIEROS BIOQUÍMICOS, A.C.

EXTIENDE LA PRESENTE

TAMBS4BIO20120115

Constancia

A.

Selene Aila Suárez; Francisco García Suárez; Heidi Palma Rodríguez; Juan Pablo Hernández-Uribe; Apolonio Vargas Torres

POR SU VALIOSA PARTICIPACIÓN EN LA EXPOSICIÓN DEL TRABAJO LIBRE

Estudio de solubilidad y permeabilidad de películas con almidón de chayotextle en mezcla con celulosa y nanocelulosa

VII CONGRESO INTERNACIONAL **XVIII CONGRESO NACIONAL** **DE INGENIERÍA BIOQUÍMICA**
INTERNATIONAL CONGRESS **NATIONAL CONGRESS** **OF BIOCHEMICAL ENGINEERING**

X JORNADAS CIENTÍFICAS DE BIOMEDICINA Y BIOTECNOLOGÍA MOLECULAR
BIOMEDICINE AND MOLECULAR BIOTECHNOLOGY SCIENTIFIC MEETING

**IXTAPA ZIHUATANEJO,
GUERRERO, MEXICO
28. 29 Y 30 de MARZO 2012**

IBQ. R. Alejandro Boma Méxica Gutiérrez
Presidente del C.M.I.B.Q., A.C.

Dra. Elsa Irma Quiñones Ramírez
Presidenta del Comité Científico del Congreso

M en C. Ricardo Monterrubio López
Organizador General del Congreso