



รายงานการวิจัย เรื่อง

การปรับปรุงสมบัติของพอลิแลคติกแอซิดผสมโดยใช้เส้นใยเซลลูโลสและ
ออร์กาโนเคลย์

Improvement of Poly(lactic Acid) Blends Properties by using
Cellulose Fiber and Organoclay

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ศิริรัตน์ วัชรวิชานันท์

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจาก
สำนักงานบริหารการวิจัย นวัตกรรมและการสร้างสรรค์
มหาวิทยาลัยศิลปากร ประจำปีงบประมาณ พ.ศ.2561

ปีที่ดำเนินการเสร็จ พ.ศ.2563

กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากสำนักงานบริหารการวิจัย นวัตกรรมและการสร้างสรรค์ มหาวิทยาลัยศิลปากร งบประมาณแผ่นดินปี 2561 และขอขอบคุณ ภาควิชาวิศวกรรมเคมี คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยศิลปากร ในการอนุเคราะห์สถานที่ทำการวิจัย อุปกรณ์และเครื่องมือในการทดลอง ขอขอบคุณ ศาสตราจารย์ ดร.ปิยะสาร ประเสริฐธรรม ศูนย์เชี่ยวชาญเฉพาะทางด้านคาตาไลซิสและวิศวกรรมปฏิกิริยาที่ใช้ตัวเร่งปฏิกิริยา ภาควิชาวิศวกรรมเคมี คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ในการอนุเคราะห์ในการทดสอบตัวอย่างพอลิเมอร์ด้วยเครื่อง Thermal Gravimetric Analyzer (TGA), Differential scanning calorimeter (DSC) และ Dynamic Mechanical Analysis (DMA)

บทคัดย่อ

ภาษาไทย

ส่วนที่ 1

ชื่อโครงการ การปรับปรุงสมบัติของพอลิแลคติกแอซิดผสมโดยใช้เส้นใยเซลลูโลสและออร์กาโนเคลย์

ชื่อผู้วิจัย ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ศิริรัตน์ วัชรวิชานันท์ (หัวหน้าโครงการ)

ภาควิชาวิศวกรรมเคมี คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม

มหาวิทยาลัยศิลปากร

แหล่งทุนอุดหนุนการวิจัย งบประมาณแผ่นดินประจำปี 2561

สำนักงานบริหารการวิจัย นวัตกรรมและการสร้างสรรค์ มหาวิทยาลัยศิลปากร

ปีที่เสร็จ 2563

ประเภทการวิจัย การวิจัยประยุกต์

สาขาวิชา วิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรมวิจัย

ส่วนที่ 2

บทคัดย่อ

ส่วนที่หนึ่งศึกษาผลของเส้นใยเซลลูโลสชนิดต่างๆ ที่มีต่อสมบัติทางกล และสมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสมพอลิแลคติกแอซิด (polylactic acid, PLA และ โพรพิลีนเอทิลีนโคพอลิเมอร์ (propylene-ethylene copolymer, PEC) (90/10) การวิเคราะห์ทางสัณฐานวิทยาพบว่าการเติมเส้นใยเซลลูโลสไม่มีผลต่อลักษณะพื้นผิวการแตกของ PLA ซึ่งให้เห็นว่าการผสมเซลลูโลสใน PLA ไม่เปลี่ยนสัณฐานเฟสของ PLA พื้นผิวของพอลิเมอร์คอมโพสิตของ PLA/cellulose สังเกตเห็นเส้นใยเซลลูโลสที่แทรกอยู่ในเนื้อ PLA และโพล์ออกมา สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC เปลี่ยนเป็นพฤติกรรมการแตกหักแบบเหนียวและแสดงการแยกเฟสระหว่างเฟส PLA และเฟส PEC จากเส้นโค้งความเค้นและความเครียดพบว่า PLA มีค่าความเค้นแรงดึงสูงสุด การเติมเซลลูโลสทุกชนิดทำให้มอดูลัสของยังของ PLA เพิ่มขึ้น การเติม PEC ช่วยเพิ่มความเครียดแรงดึงและ PLA ทำให้มีความเหนียวได้ด้วย PEC การผสมเส้นใยเซลลูโลสลงในพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC สามารถช่วยปรับปรุงมอดูลัสของยัง ความต้านทานต่อแรงดึง และความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม การผสมเซลลูโลสไม่สามารถเพิ่มเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์คอมโพสิตของ PLA และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC ได้

ส่วนที่สองศึกษาการปรับปรุงสมบัติของ PLA โดยการเติม PEC และ α -cellulose (AC) ผลการทดลองพบว่าการวิเคราะห์ทางสัณฐานวิทยาสังเกตรับการแยกเฟสของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC เนื่องจากเฟสของ PEC กระจายตัวเป็นเม็ดทรงกลมอยู่ในเฟส PLA ซึ่งบ่งชี้ว่ามีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส PLA และเฟส PEC ที่ไม่แข็งแรง การเติม AC ไม่ได้ปรับปรุงการผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม มอดูลัสของยังและความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ลดลงตามปริมาณ PEC ที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากความเป็นออสติกของโมเลกุลเอทิลีนในโครงสร้าง PEC มอดูลัสของยังและความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC เพิ่มขึ้นตามปริมาณ PEC ที่สูงขึ้น ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC เพิ่มขึ้นตามปริมาณ PEC ที่

สูงขึ้นและการเติม AC แสดงให้เห็นการลดลงของความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC

ส่วนที่สามศึกษาผลของเอทิลีนออกทีน โคลิโพลิเมอร์ (ethylene-octene copolymer, EOC) และ nanoclay ปรับปรุงพื้นผิวด้วย aminopropyltriethoxysilane 0.5-5 % โดยน้ำหนัก และ octadecylamine 15-35 % โดยน้ำหนัก (Clay-APTSO) ที่มีต่อสัณฐานวิทยา สมบัติทางกลและเสถียรภาพทางความร้อนของสมบัติ PLA การเติม Clay-APTSO สามารถปรับปรุงความสามารถผสมเข้ากันได้ของเฟส PLA และเฟส EOC ได้เนื่องจากขนาดโดเมนของเฟสกระจาย EOC ลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ Clay-APTSO ดังนั้น Clay-APTSO จึงทำหน้าที่เป็นสารช่วยผสมที่มีประสิทธิภาพในพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC สมบัติแรงดึงพบว่ามอดูลัสของยังของ PLA ลดลงเมื่อเติม EOC เนื่องจากมอดูลัสต่ำและความยืดหยุ่นของ EOC ในขณะที่การเติม Clay-APTSO ทำให้มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC เพิ่มขึ้นที่ปริมาณ EOC และ Clay-APTSO ต่ำ ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC เพิ่มขึ้นตามปริมาณ EOC ที่เพิ่มขึ้น ในขณะที่การเติม Clay-APTSO ลดความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTSO ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมทุกความเข้มข้นสามารถปรับปรุงเพิ่มได้โดยการเติม Clay-APTSO เสถียรภาพทางความร้อนพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ไม่พบการเปลี่ยนแปลงเมื่อเทียบกับ PLA และเมื่อเติม Clay-APTSO ในพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC สามารถปรับปรุงเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ให้ดีขึ้น

ส่วนที่สี่ศึกษาคุณลักษณะและสมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสม PLA และยางอะครีโลไนไตรล์บิวทาไดอีนสไตรีน (acrylonitrile butadiene rubber, NBR) และคอมโพสิต การวิเคราะห์สัณฐานวิทยาแสดงให้เห็นว่าการเติม NBR ใน PLA สามารถเปลี่ยนการแตกหักแบบเปราะของ PLA เป็นการแตกหักแบบเหนียวซึ่งมีผลต่อความเครียด ณ จุดแตกหัก หรือการยืดตัวของ PLA อย่างไรก็ตาม สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ยังสังเกตเห็นการแยกเฟสและปรากฏช่องว่างในเมทริกซ์พอลิเมอร์ การเติม Clay-APTSO ทำให้สัณฐานวิทยาพอลิเมอร์ผสมมีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อย การทดสอบแรงกระแทกพบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR เพิ่มขึ้นตามปริมาณ NBR ที่มากขึ้น และ ความต้านทานต่อแรงกระแทก NBR ก็สามารเพิ่มได้มากกว่าแปดเท่าโดยการผสม NBR ในปริมาณ 10 % โดยน้ำหนักเมื่อเทียบกับ PLA ความต้านทานต่อแรงกระแทกของ PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR (90/10) เท่ากับ 3.1 and 26.3 mJ/mm^2 ตามลำดับ การทดสอบแรงดึงพบว่ามอดูลัสของยังและความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ลดลงหลังจากการเติม NBR และ Clay-APTSO ในขณะที่ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR เพิ่มขึ้นตามปริมาณ NBR ที่สูงขึ้นด้วย การเติม Clay-APTSO ทำให้ความเครียด ณ จุดแตกหักลดลง ในขณะที่การวิเคราะห์ XRD พบว่าพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/Clay-APTSO และ PLA/NBR/Clay-APTSO แสดงถึง intercalated structure ซึ่งสายโซ่ PLA แทรกตัวเข้าไปอยู่ระหว่างชั้นของเคลย์เนื่องจาก d-spacing เพิ่มขึ้นจาก d-spacing ของเคลย์ที่ 2.09 นาโนเมตร

ส่วนที่ห้าศึกษาผลของ NBR และพอลิเอทิลีนกราฟต์มาเลอิกแอนไฮไดรด์ (polyethylene-g-maleic anhydride, PE-g-MA) ที่มีต่อสมบัติสัณฐานวิทยา สมบัติทางกลและสมบัติทางความร้อนของ PLA การวิเคราะห์ทางสัณฐานวิทยาสังเกตว่าสัณฐานวิทยาแยกเป็นสองเฟสของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และการเติม PE-g-MA สามารถปรับปรุงการยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส PLA และเฟส NBR สมบัติทางกลแสดงให้เห็นว่าความต้านทานต่อแรง

กระแทกและความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR เพิ่มขึ้นอย่างมากตามปริมาณ NBR ที่สูงขึ้น ด้วยการเติม PE-g-MA ช่วยปรับปรุงความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA อย่างมีนัยสำคัญ โมดูลัสของแข็งของพอลิเมอร์ผสมทุกความเข้มข้นลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ NBR ที่มากขึ้น เนื่องจากเฟสยางใน NBR มีโมดูลัสต่ำ การเติม NBR และ PE-g-MA นั้นทำให้เปอร์เซ็นต์ผลึกของ PLA ลดลงมากกว่าสองเท่า อุณหภูมิการสลายตัวพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ก่อนและหลังการเติม PE-g-MA ลดลงตามความเข้มข้น NBR ที่มากขึ้น กระบวนการสลายตัวทางความร้อนของ PLA และ NBR นั้นเกิดขึ้นขั้นตอนเดียว ในขณะที่กระบวนการสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/PE-g-MA เกิดสองขั้นตอน ซึ่งขั้นตอนแรกเป็นการสลายตัวทางความร้อนของ PLA มีการสูญเสียมวลเป็นจำนวนมากและขั้นตอนที่สองเป็นการสูญเสียมวลไม่มากเป็นการสลายตัวทางความร้อนของ PE-g-MA และ NBR

คำสำคัญ : พอลิแลคติกแอซิด, อีลาสโตเมอร์, พอลิเมอร์คอมโพสิต

ภาษาอังกฤษ

ส่วนที่ 1

Research Title Improvement of Poly(lactic Acid) Blends Properties by using Cellulose Fiber and Organoclay

Researcher Assistant Professor Dr. Sirirat Wacharawichanant (Project Leader)

Faculty of Engineering and Industrial Technology, Silpakorn University

Research Grants Fiscal Year 2018,

Silpakorn University Research, Innovation and Creativity Administration Office

Year of completion 2020

Type of research applied research

Subjects Engineering and Research Industry

ส่วนที่ 2

Abstract

The first parts studied the effects of various types of cellulose fibers on the morphology, mechanical and thermal properties of polylactic Acid) (PLA) and propylene-ethylene copolymer (PEC) (90/10) blends. The morphological analysis observed that the presence of cellulose in PLA did not change the phase morphology of PLA, and PLA/cellulose composite surfaces were observed the cellulose fibers inserted in PLA matrix and fiber pull-out. The phase morphology of PLA/PEC blends was changed to ductile fracture behavior and showed the phase separation between PLA and PEC phases. The tensile stress and strain curves found that the tensile stress of PLA was highest value. The addition of all celluloses increased Young's modulus of PLA. The PEC presence increased the tensile strain of PLA and PLA was toughened by PEC. The addition of celluloses increased Young's modulus of PLA and the presence of PEC could improve the strain at break of PLA. The incorporation of cellulose fibers in PLA/PEC blends could improve the Young's modulus, tensile strength and stress at break of the blends. The incorporation of cellulose in PLA could not enhance the thermal stability of PLA composites and PLA/PEC composites.

The second parts studied the improvement of PLA properties by adding PEC and α -cellulose (AC). The results showed that the morphological analysis observed the phase separation of PLA/PEC blends due to minor PEC phase dispersed as spherical shape in PLA phase, indicating a poor interfacial adhesion between PLA and PEC phases. The incorporation of AC did not improve the compatibility of polymer blend. Young's modulus and tensile strength of PLA/PEC blends reduced with increasing amount of PEC because the elastics of ethylene molecules in PEC structure. Young's modulus and stress at break of PLA/PEC/AC composites increased with increasing AC contents. The strain at break of PLA/PEC blends increased with increasing PEC contents and the presence of AC showed the decrease of strain at break of PLA/PEC/AC composites.

The third parts studied the effects of ethylene-octene copolymer (EOC) and nanoclay surface modified with 0.5-5 wt% aminopropyltriethoxysilane and 15-35% octadecylamine (Clay-APTSO) on morphology, mechanical and thermal stability of PLA properties. The addition of Clay-APTSO could improve the miscibility of PLA and EOC phases due to the domain size of dispersed EOC phase decreased with increasing Clay-APTSO content. Thus, Clay-APTSO acted as an effective compatibilizer in the PLA/EOC blends. Tensile properties found that Young's modulus of PLA decreased when added EOC due to the low modulus and flexibility of EOC. While the incorporation of Clay-APTSO increased Young's modulus of PLA/EOC blends at low EOC and Clay-APTSO content. The strain at break of the PLA/EOC blends increased with the increase of EOC loading, while the addition Clay-APTSO reduced the strain at break of PLA/EOC/Clay-APTSO composites. The tensile strength of all blend compositions improved when added Clay-APTSO. The thermal stability of PLA/EOC blends did not change when compared with neat PLA, and when added Clay-APTSO in PLA/EOC blends could improve the thermal stability of the PLA/EOC blends.

The fourth parts studied the characterization and mechanical properties of PLA/arylonitrile butadiene rubber (NBR) blends and composites. The morphological analysis showed that the addition of NBR in PLA can change the brittle fracture of PLA to ductile fracture, which has an effect to the strain at break or elongation of PLA. However, the morphology of PLA/NBR blends were also observed the phase separation and appeared the voids in the polymer matrix. The addition of Clay-APTSO had an effect slightly on the morphology of the blends. The impact test showed that the impact strength of PLA/NBR blends increased with increasing NBR content and the impact strength of the blends was increased more than eight times by adding NBR 10 wt% when compared with neat PLA. The impact strength values of neat PLA and PLA/NBR (90/10) were 3.1 and 26.3 mJ/mm^2 , respectively. The tensile test showed that Young's modulus and tensile strength of PLA/NBR blends and PLA/NBR/Clay-APTSO composites decreased after adding NBR and Clay-APTSO. While the strain at break of PLA/NBR blends increased with increasing NBR content. The addition of Clay-APTSO decreased the strain at break. While X-ray diffraction (XRD) analysis found that PLA/Clay-APTSO and PLA/NBR/Clay-APTSO composites showed the intercalated structure, which PLA chains were inserted into the interlayer of clay due to the increase of d-spacing from the d-spacing of clay was 2.09 nm.

The fifth parts studied the effects of NBR and polyethylene-g-maleic anhydride (PE-g-MA) on morphological, mechanical and thermal properties of PLA. The morphological analysis observed the two-phase morphology of PLA/NBR blends and the PE-g-MA addition could improve adhesion between PLA and NBR phases. The mechanical properties showed the impact strength and strain at break of PLA/NBR blends dramatically increased when amount of NBR increasing. The addition of PE-g-MA significantly improved the impact strength of PLA/NBR/PE-g-MA blends. Young's modulus of all blends decreased with increasing NBR content due to the low modulus of rubber phase in NBR. The filling of NBR and PE-g-MA greatly decreased the percent crystallinity of PLA more than two times. The degradation temperatures of PLA/NBR before and after adding PE-g-MA

decreased with increasing concentration of NBR. The thermal degradation process of pure PLA and NBR proceeds by one step, while the thermal degradation process of PLA/NBR and PLA/PE-g-MA proceeds by two steps. Which the first step showed a large mass loss of PLA degradation, and the second step showed small mass loss of PE-g-MA and NBR degradation.

Key words : Poly(lactic Acid), Elastomer, Polymer Composites

สารบัญเรื่อง

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	ข
บทคัดย่อ	ค
Abstract	ฉ
สารบัญเรื่อง	ณ
สารบัญตาราง	ญ
สารบัญรูปภาพ	ฎ
บทที่ 1 บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา	1
1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย	2
1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	2
1.4 ขอบเขตของโครงการวิจัย	2
1.5 การทบทวนวรรณกรรมที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย	3
บทที่ 2 วิธีดำเนินการวิจัย	9
2.1 สารเคมี	9
2.2 อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง	10
2.3 การเตรียมพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต และการขึ้นรูปชิ้นงานเพื่อทดสอบ	12
2.4 การทดสอบตัวอย่างพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต	14
บทที่ 3 ผลการวิจัยและอภิปราย	16
3.1 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/Cellulose	16
3.2 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC	21
3.3 พอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมี Clay-APTSO	26
3.4 พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม Clay-APTSO	33
3.5 พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PE-g-MA	38
บทที่ 4 สรุปผล	47
4.1 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/Cellulose	47
4.2 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC	47
4.3 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTSO	47
4.4 พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มีและมี Clay-APTSO	48
4.5 พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PE-g-MA	48
บทที่ 5 ผลผลิต (Output) ที่เกิดขึ้นในช่วงที่ได้รับทุน	49
5.1 ผลงานวิจัยที่ตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ	49
5.2 ผลงานวิจัยที่ได้รับการเผยแพร่ในการประชุมวิชาการระดับนานาชาติ	49
บรรณานุกรม	51
ประวัติหัวหน้าโครงการวิจัย	54

สารบัญตาราง

	หน้า	
ตารางที่ 3.1	สมบัติแรงดึงของ PLA พอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose	19
ตารางที่ 3.2	สมบัติทางความร้อนของ PLA, PEC, เซลลูโลส, พอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose	20
ตารางที่ 3.3	อุณหภูมิการสลายตัวของ PLA, พอลิเมอร์ผสม PLA/EOC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTISO	32
ตารางที่ 3.4	แสดงค่า d-spacing ของ Clay-APTISO, PLA/Clay-APTISO, พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTISO	38
ตารางที่ 3.5	สมบัติทางความร้อนของ PLA, NBR, PLA/PE-g-MA, PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA	44

สารบัญรูปภาพ

		หน้า
รูปที่ 3.1	สัณฐานวิทยาของเซลลูโลสที่แตกต่างกัน	16
รูปที่ 3.2	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/cellulose (100/7)	17
รูปที่ 3.3	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC (90/10) ที่ไม่มีและมีการเติมเซลลูโลส 7 phr	18
รูปที่ 3.4	ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของ PLA, PLA/cellulose, PLA/PEC และ PLA/PEC/cellulose	18
รูปที่ 3.5	TGA thermograms ของ PLA, PLA/cellulose, พอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose	20
รูปที่ 3.6	สัณฐานวิทยาของ AC, PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/AC	21
รูปที่ 3.7	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC	22
รูปที่ 3.8	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC เมื่อผสม AC 5 phr	23
รูปที่ 3.9	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC เมื่อผสม AC 10 phr	23
รูปที่ 3.10	มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC	24
รูปที่ 3.11	ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC	25
รูปที่ 3.12	ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC	25
รูปที่ 3.13	ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC	26
รูปที่ 3.14	สัณฐานวิทยาของ PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO	27
รูปที่ 3.15	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC	28
รูปที่ 3.16	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่เติม Clay-APTSO 3 phr	28
รูปที่ 3.17	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่เติม Clay-APTSO 5 phr	29
รูปที่ 3.18	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่เติม Clay-APTSO 7 phr	29
รูปที่ 3.19	มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO	30
รูปที่ 3.20	ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO	31
รูปที่ 3.21	ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO	31
รูปที่ 3.22	ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO	32
รูปที่ 3.23	สัณฐานวิทยาของ PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO	33
รูปที่ 3.24	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO	34
รูปที่ 3.25	ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO	35
รูปที่ 3.26	มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO	35
รูปที่ 3.27	ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO	36

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

		หน้า
รูปที่ 3.28	ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO	37
รูปที่ 3.29	ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO	37
รูปที่ 3.30	XRD pattern ของ Clay-APTSO, พอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO, พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO	38
รูปที่ 3.31	สัณฐานวิทยาของ PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA	39
รูปที่ 3.32	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR	39
รูปที่ 3.33	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA	40
รูปที่ 3.34	ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA	41
รูปที่ 3.35	มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA	41
รูปที่ 3.36	ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA	42
รูปที่ 3.37	ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA	42
รูปที่ 3.38	ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA	43
รูปที่ 3.39	TGA thermogram ของ PLA, NBR และพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR	45
รูปที่ 3.40	TGA thermogram ของ PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA	46

บทที่ 1 บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา

ในปัจจุบันมีการนำพลาสติกชีวภาพ เช่น poly(lactic acid) (PLA), polybutylene succinate (PBS) มาใช้งานมากขึ้น เนื่องจากเป็นพลาสติกย่อยสลายได้ทางชีวภาพและเป็นมิตรกับสิ่งแวดล้อม สามารถผลิตเป็นจำนวนมากในอุตสาหกรรม โดยเฉพาะ PLA ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ประเภทพอลิเอสเทอร์ ผลิตได้จากกรดแลคติก (lactic acid) ซึ่งเป็นสารที่ได้จากการหมักผลผลิตทางการเกษตรที่มีแป้งและน้ำตาลเป็นองค์ประกอบหลัก เช่น ข้าวโพด ข้าวสาลี มันสำปะหลัง เป็นต้น เนื่องจาก PLA สามารถย่อยสลายตัวทางชีวภาพได้และผลิตขึ้นมาใหม่เมื่อเทียบกับพลาสติกที่ทำจากปิโตรเลียม นอกจากนี้ PLA ซึ่งเป็นวัสดุที่เป็นมิตรกับสิ่งแวดล้อมและปัจจุบันมีความคำนึงถึงการส่งเสริมให้มีการใช้พลาสติกชีวภาพเพื่อทดแทนการใช้พลาสติกจากปิโตรเลียมที่ย่อยสลายยากมากขึ้น และคุณลักษณะพิเศษที่ทำให้ PLA น่าสนใจอีกอย่างก็คือ PLA สามารถนำไปผ่านกระบวนการขึ้นรูปได้เช่นเดียวกับพอลิโอลิฟินส์ [1-4] ซึ่งนิยมนำมาใช้ในด้านบรรจุภัณฑ์ เสื้อผ้าและผลิตภัณฑ์ทางการแพทย์ เนื่องจากมีสมบัติทางกลที่ดี เช่น ความแข็งแรงสูง โมดูลัสสูง และมีราคาถูกลงกว่าพลาสติกย่อยสลายได้ทางชีวภาพชนิดอื่น แต่ PLA มีข้อจำกัดในการใช้งานเรื่องความเปราะ หรือกล่าวอีกในหนึ่งคือมีความทนต่อแรงกระแทกต่ำ ไม่เสถียรต่อความร้อนและ heat distortion temperature (HDT) ต่ำ [3,5-7] ดังนั้นถ้าจะขยายการประยุกต์ใช้งานให้มากขึ้นต้องมีการปรับปรุงสมบัติทางกลและความร้อนของ PLA เสียก่อน จึงทำให้มีนักวิจัยสนใจที่ศึกษาปรับปรุงสมบัติของ PLA ให้มีความเหนียว ทนต่อแรงกระแทก และทนต่อความร้อนได้ดีขึ้น ซึ่งการทำพอลิเมอร์ผสมเป็นวิธีหนึ่งที่ยอมรับใช้ในการพัฒนาวัสดุใหม่เป็นการรวมสมบัติที่ดีของพอลิเมอร์แต่ละชนิด ดังนั้นการปรับปรุงสมบัติของ PLA โดยใช้พอลิโอะเลฟินอีลาสโตเมอร์ เช่น propylene-ethylene copolymer (PEC) จึงเป็นสิ่งที่น่าสนใจศึกษา แต่จากการศึกษาวิจัยของผู้วิจัยที่ผ่านมาพบว่า พอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดีเกิดการแยกเฟสขึ้น เมื่อปริมาณของ PEC เพิ่มขึ้นก็จะเกิดการแยกเฟสของเฟส PEC เด่นชัดมากขึ้น จึงต้องใช้ออร์กาโนเคลย์เป็นสารช่วยผสมเพื่อให้พอลิเมอร์ทั้งชนิดนี้สามารถผสมเข้ากันได้มากขึ้น แต่ทั้งนี้พบว่า การเติมออร์กาโนเคลย์ทำให้การยึดตัวของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ลดลงไปในขณะที่โมดูลัสเพิ่มขึ้นและความเสถียรทางความร้อนเพิ่มขึ้นด้วย

ทำให้ผู้วิจัยสนใจที่จะปรับปรุงสมบัติต่างๆ เพิ่มเติมโดยการปรับปรุงสมบัติของพอลิเมอร์ผสมระหว่าง PLA และอีลาสโตเมอร์เมื่อมีการเติมออร์กาโนเคลย์เพื่อเพิ่มความเหนียวและการยึดตัวและสมบัติต่างๆ และเป็นการใช้เส้นใยธรรมชาติมาใช้ประโยชน์อีกทางหนึ่งด้วย ซึ่งเส้นใยธรรมชาติเตรียมได้หลากหลาย เช่น ลิกโนเซลลูโลสหรือเซลลูโลสที่ไม่มีลิกนิน ดังนั้นเซลลูโลสเป็นหนึ่งในวัสดุที่มีแนวโน้มที่จะนำมาปรับปรุงสมบัติของ PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ได้เนื่องจากเซลลูโลสเป็นพอลิเมอร์จากธรรมชาติที่ย่อยสลายได้ทางชีวภาพผลิตทดแทนได้ที่มีมากที่สุดหาง่าย ราคาถูกและมีสมบัติที่สามารถนำไปใช้งานอย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมเซลลูโลสมีพื้นผิวที่ค่อนข้างว่องไวต่อปฏิกิริยาจึงเป็นทางเลือกที่ดีในการนำไปเป็นใช้เตรียมพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตของ PLA ซึ่งเซลลูโลสจะมีขนาดของเส้นใยหรือโครงสร้างแตกต่างกัน เช่น เส้นใยสั้นหรือยาวซึ่งสามารถนำมาประยุกต์ใช้ในการปรับปรุงสมบัติของ PLA หรือ PLA/PEC ได้ ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงสนใจนำเส้นใยเซลลูโลสชนิดต่างๆ มาผสมกับพอลิเมอร์ผสมของ PLA โดยในงานวิจัยนี้จะไม่มีการปรับปรุงพื้นผิวของเส้นใยเซลลูโลสด้วยสารเคมีเพื่อช่วยในการผสมเส้นใยเซลลูโลสและพอลิเมอร์ผสมของ PLA เนื่องจากมีแนวคิดว่าการใช้ออร์กาโนเคลย์นอกจากจะช่วยในการผสม PLA และ PEC แล้ว ออร์กาโนเคลย์ยังสามารถช่วยผสมในการผสมระหว่างพอลิเมอร์และเส้นใยเซลลูโลสด้วย ซึ่งจะต้องศึกษาถึงผลของขั้นตอนการเติมสารต่างๆ ต่อไป

1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

- 1.2.1 ศึกษาผลของเส้นใยเซลลูโลสที่มีลักษณะเส้นใยแตกต่างกันที่ส่งผลต่อสมบัติของพอลิแลคติกแอซิดผสม
- 1.2.2 ศึกษาผลของออร์กาโนเคลย์ที่มีต่อสัณฐานวิทยา สมบัติทางกลและความร้อนของพอลิแลคติกแอซิดผสม
- 1.2.3 ศึกษาผลของเส้นใยเซลลูโลสและออร์กาโนเคลย์เมื่อใช้ร่วมกันที่มีต่อสัณฐานวิทยา สมบัติทางกลและความร้อนของพอลิแลคติกแอซิดผสม

1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

- 1.3.1 ความรู้ในการใช้เส้นใยเซลลูโลสและออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกันในการใช้เป็นสารปรับปรุงสมบัติและสารช่วยผสมของพอลิแลคติกแอซิดผสม
- 1.3.2 องค์ความรู้เกี่ยวกับผลของโครงสร้างทางเคมีของเส้นใยเซลลูโลสและออร์กาโนเคลย์ชนิดต่างๆ ที่มีต่อสมบัติพอลิแลคติกแอซิดผสมที่ได้
- 1.3.3 การเตรียมพอลิแลคติกแอซิดผสมชนิดใหม่ที่มีสมบัติที่ดีและมีประสิทธิภาพสามารถนำไปใช้งานที่หลากหลายมากขึ้น
- 1.3.4 ผลงานตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติและการนำเสนอผลงานวิจัยในที่ประชุมวิชาการระดับนานาชาติ
- 1.3.5 การผลิตบุคลากรในระดับปริญญาโทและปริญญาตรี ออกสู่สังคม

1.4 ขอบเขตของโครงการวิจัย

- 1.4.1 พอลิเมอร์หลักที่เลือกใช้คือ PLA
- 1.4.2 พอลิโอะเลฟินอีลาสโตเมอร์ที่เลือกใช้เป็นสารปรับปรุงสมบัติในพอลิแลคติกแอซิด
- 1.4.3 เตรียมพอลิแลคติกแอซิดผสมโดยใช้พอลิโอะเลฟินอีลาสโตเมอร์เป็นสารปรับปรุงสมบัติทางกล
- 1.4.4 เตรียมพอลิแลคติกแอซิดผสมคอมโพสิตโดยใช้เส้นใยเซลลูโลส
- 1.4.5 ศึกษาผลของเส้นใยเซลลูโลสที่มีต่อสมบัติของพอลิแลคติกแอซิดผสม
- 1.4.6 ศึกษาผลของเส้นใยเซลลูโลสและออร์กาโนเคลย์เมื่อใช้ร่วมกันที่มีต่อสมบัติของพอลิแลคติกแอซิดผสม
- 1.4.7 เตรียมพอลิแลคติกแอซิดผสมคอมโพสิตที่ผสมเส้นใยเซลลูโลสและออร์กาโนเคลย์โดยใช้เครื่อง Internal mixer
- 1.4.8 ทดสอบสมบัติทางกลพอลิแลคติกแอซิดผสมและคอมโพสิตโดยใช้เครื่อง Pendulum impact tester และเครื่อง Universal testing
- 1.4.9 ทดสอบสมบัติทางความร้อนโดยใช้เครื่อง Differential scanning calorimeter (DSC) และเครื่อง Thermogravimetric analyzer (TGA)
- 1.4.10 ศึกษาโครงสร้างสัณฐานวิทยา การกระจายตัวและขนาดของเฟสพอลิเมอร์โดยใช้เครื่อง Scanning electron microscopy (SEM)
- 1.4.11 ศึกษาโครงสร้างผลึกของออร์กาโนเคลย์ในพอลิแลคติกแอซิดผสมโดยใช้ X-ray diffraction (XRD)

1.5 การทบทวนวรรณกรรมที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย

1.5.1 การศึกษางานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการปรับปรุงสมบัติของ PLA

PLA มีความเปราะเกินไปที่จะนำไปใช้งานเชิงพาณิชย์ ดังนั้นจึงต้องมีการปรับปรุงสมบัติ PLA ให้มีความเหนียวมากขึ้น มีงานวิจัยที่ศึกษาเพื่อปรับปรุงความเหนียวของ PLA โดยการผสมพลาสติกไซเซเซอร์ (plasticizers), ยาง, thermoplastic starch (TPS) และเทอร์โมพลาสติกอื่นๆ เพื่อให้คุ้มค่าและมีราคาจากการปรับปรุงสมบัติทางกล ทางความร้อน สมบัติขวางกั้น (barrier properties) และพฤติกรรมการย่อยสลาย

Juntuek และคณะ [8] ศึกษาสมบัติของพอลิเมอร์ผสม PLA และ natural rubber (NR) ที่อัตราส่วนผสมต่างๆ โดยใช้เครื่องผสมแบบปิด (Internal mixer) ผลการทดลองพบว่า ความต้านทานต่อแรงกระแทก (impact strength) และการยืดตัว ณ จุดแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NR เพิ่มขึ้นอย่างมากตามปริมาณของ NR จนถึง 10% โดยน้ำหนัก นอกจากนี้ยังมีการใช้ natural rubber grafted glycidyl methacrylate (NR-g-GMA) เป็นสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสม PLA/NR ด้วย ซึ่งพบว่า การเติม NR-g-GMA ในพอลิเมอร์ผสม PLA/NR ช่วยปรับปรุงความต้านทานต่อแรงกระแทกและการยืดตัว ณ จุดแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NR อย่างชัดเจนเมื่อเทียบกับ PLA บริสุทธิ์และพอลิเมอร์ผสม PLA/NR ที่ไม่มีการเติม NR-g-GMA ในขณะที่สมบัติทางความร้อนบ่งชี้ว่า NR มีเสถียรภาพทางความร้อนมากกว่า PLA ซึ่งเสถียรภาพทางความร้อนที่เพิ่มขึ้นของ PLA/NR ที่มี NR-g-GMA อาจเกิดจากการมีปฏิสัมพันธ์ที่สูงขึ้นและการกระจายตัวที่ดีขึ้นของ NR ในเมทริกซ์ PLA

Jaratrotkamjorn และคณะ [9] ศึกษาการปรับปรุงความเหนียวของ PLA ด้วย rubber 3 ชนิดคือ NR, epoxidized natural rubber (ENR25 และ ENR50), และ NR grafted poly(methyl methacrylate) (NR-g-PMMA) ผลการทดลองพบว่าพอลิเมอร์ผสมทุกตัวมีความต้านทานต่อแรงกระแทก ที่สูงกว่า PLA และ NR เป็นสารเพิ่มความเหนียวที่ดีที่สุด เมื่อเทียบ NR ที่ไม่มีและมีการบดพบว่า โมดูลัสของยัง (Young's modulus) เพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อผ่านการบด 20-100 ครั้ง จากนั้นมีค่าลดลงหลังเพิ่มจำนวนครั้งของการบดมากขึ้น การบด NR มีผลไม่เด่นชัดนักต่อ yield stress แต่มีแนวโน้มทำให้ความต้านทานต่อแรงดึง (tensile strength) ของพอลิเมอร์ผสมลดลง ประโยชน์ของการบดอาจเห็นชัดจากการยืดตัว ณ จุดแตก ซึ่งเพิ่มขึ้นเมื่อจำนวนครั้งของการบดเพิ่มจาก 20 เป็น 100 ครั้ง เมื่อเพิ่มจำนวนครั้งของการบดมากกว่านี้ทำให้การยืดตัว ณ จุดแตกลดลงแต่ยังสูงกว่าของ PLA

Ferrarezi และคณะ [10] เตรียมพอลิเมอร์ผสม PLA/TPS โดยใช้ poly(ethylene glycol) (PEG) ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ไม่มีพิษเป็นสารช่วยผสม ผลการศึกษาพบว่าในพอลิเมอร์ผสม PLA/TPS มีเฟสของ TPS ขนาดใหญ่กระจายอยู่ซึ่งแสดงถึงแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสต่ำ ส่งผลให้ elastic modulus ของพอลิเมอร์ผสมมีค่าน้อยกว่า PLA บริสุทธิ์ การเติม PEG ช่วยทำให้เกิดการผลึกของ PLA มากขึ้นเนื่องจากผลของพลาสติกไซเซเซอร์ และช่วยปรับปรุงปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสของ TPS และเมทริกซ์ PLA นอกจากนี้การเติม PEG ช่วยเพิ่มความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมแต่ elastic modulus ยังคงใกล้เคียงกับพอลิเมอร์ผสม PLA/TPS

Wootthikanokkhan และคณะ [11] เตรียม PLA grafted maleated TPS (PLA-g-MTPS) และศึกษาประสิทธิภาพของสารช่วยผสม PLA-g-MTPS ที่มีต่อพอลิเมอร์ผสม PLA/TPS พบว่าสมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสมขึ้นอยู่กับปริมาณของ starch และชนิดของ PLA-g-MTPS และความต้านทานต่อแรงดึง การยืดตัวและความเหนียวของพอลิเมอร์ผสม PLA/TPS ลดลงตามปริมาณของ TPS ที่มากขึ้นเนื่องจากการแยกเฟสระหว่างเมทริกซ์ PLA และเฟสกระจายของ TPS ซึ่งเฟสกระจายมองเห็นได้ชัดมากขึ้นเมื่อปริมาณ starch มากกว่า 20% โดยน้ำหนัก นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่อปริมาณ starch สูงมากขึ้นจะพบอนุภาค starch จำนวน

มากด้วย เนื่องจากความจริงที่ว่า PLA ไม่สามารถผสมเข้ากันได้กับ TPS ที่มีสมบัติไม่ชอบน้ำ (hydrophilic) มาก ประสิทธิภาพของ PLA-g-MTPS จะเห็นได้ชัดขึ้นเมื่ออัตราส่วนในการผสมของ TPS สูงขึ้น

Liu และคณะ [12] ศึกษาสมบัติของพอลิเมอร์ผสม PLA/starch ที่ใช้โคพอลิเมอร์ poly(lactide) grafted glycidyl methacrylate (PLA-g-GMA) เป็นสารช่วยผสม ผลการทดลองพบว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/starch ที่ไม่มี PLA-g-GMA แสดงแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสที่ไม่ดีและสังเกตเห็นเฟสกระจายของ starch ได้ชัดเจน อย่างไรก็ตามเมื่อเติมสารช่วยผสม PLA-g-GMA ช่วยทำให้เม็ด starch กระจายได้ดีขึ้นและถูกปกคลุมด้วย PLA พอลิเมอร์ผสม PLA/starch ที่มี PLA-g-GMA ช่วยปรับปรุงสมบัติความต้านทานต่อแรงดึง ณ จุดแตก, โมดูลัสการดึง (tensile modulus) และการยึดตัว ณ จุดแตกให้ดีขึ้นอย่างเห็นได้ชัดเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มี PLA-g-GMA

Choudhary และคณะ [13] ศึกษาสมบัติของพอลิเมอร์ผสม PLA/polypropylene (PP) ที่อัตราส่วนต่างๆ ด้วยเทคนิคการหลอมผสมเพื่อที่จะปรับปรุงกระบวนการขึ้นรูปของ PLA และใช้ polypropylene-g-maleic anhydride (PP-g-MAH) และ glycidyl methacrylate (GMA) เป็นสารช่วยผสมเพื่อช่วยให้เกิดการผสมเข้ากันได้พอลิเมอร์ผสม พบว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/PP (90/10) แสดงประสิทธิภาพทางกลที่ดีที่สุด การทดสอบสมบัติทางความร้อนพบว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/PP/PP-g-MAH มีเสถียรภาพทางความร้อนสูงที่สุดซึ่งดูได้จากค่า heat deflection temperature (HDT) ยิ่งกว่านั้น จากผล DMA พบการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วและโมดูลัสสะสม (storage modulus) เมื่อมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MAH และการเติม PP-g-MAH ช่วยลดขนาดของเฟสกระจายและช่วยปรับปรุงการผสมเข้ากันได้ระหว่าง PLA และ PP

Wang และคณะ [14] ตรวจสอบสมบัติทางความร้อน ทางกลและการเปลี่ยนสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ระหว่าง PLA และ polycarbonate (PC) ที่มีสัดส่วนน้ำหนักเท่ากัน พอลิเมอร์ผสม PLA/PC เตรียมโดยการหลอมผสมในเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่โดยใช้ทั้ง poly(butylene succinate-co-lactate) (PBSL) และ epoxy (EP) เป็นสารช่วยผสม ผลจาก DSC แสดงให้เห็นว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/PBSL และ PC/PBSL มีองค์ประกอบแต่ละส่วนที่ไม่สามารถผสมกันได้ สำหรับพอลิเมอร์ผสม PLA/PC ที่เติม EP เกิดการผสมกันได้ที่ระหว่างเฟสของ PLA และ PC ซึ่งเห็นได้ชัดเจนจากภาพ SEM ที่พบว่าขนาดโดเมนของเฟส PC ลดลงแสดงให้เห็นถึงประสิทธิภาพของ EP ในการเป็นสารช่วยผสม และผลของ notched Izod impact strength ของพอลิเมอร์ผสม PLA/PC/PBSL เพิ่มขึ้นตามปริมาณของ PBSL จนถึง PBSL 10 phr เนื่องจากมีปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสดีขึ้นและมีขนาดโดเมนที่เหมาะสมของเฟสกระจายจากการวิเคราะห์ด้วย DMA, DSC และ SEM ส่วน HDT มีค่าสูงสุดที่ PBSL 5 phr และลดลงตามปริมาณที่เพิ่มขึ้นของ PBSL ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่เหนียว

Imre และคณะ [15] เตรียมพอลิเมอร์ผสมของ PLA กับเทอร์โมพลาสติก 3 ชนิด คือ polystyrene (PS), PC และ poly(methyl methacrylate) (PMMA) จากการศึกษาพบว่า พอลิเมอร์ผสมทั้งสามชนิดมีขนาดอนุภาคของเฟสกระจายแตกต่างกันแสดงให้เห็นการมีปฏิสัมพันธ์ที่ต่างกันสำหรับแต่ละพอลิเมอร์ พอลิเมอร์ผสม PLA/PMMA ที่มีอนุภาคเฟสกระจายเล็กที่สุดมีความต้านทานต่อแรงดึงมากที่สุด ในขณะที่พอลิเมอร์ผสม PLA/PS มีโครงสร้างเฟสกระจายใหญ่ที่สุดมีความต้านทานต่อแรงดึงน้อยที่สุด พอลิเมอร์ผสมระบบพบว่าพอลิเมอร์ผสม PMMA มีความแข็งแรงที่สุดในขณะที่การผสม PS มีความต้านทานต่อแรงดึงน้อยที่สุด ความแข็งแรงของพอลิเมอร์ผสม PC อยู่ระหว่างกลางของทั้งสองพอลิเมอร์ผสม พอลิเมอร์ผสม PLA/PS จะเปราะมากและมีการยึดตัวน้อยมาก และการยึดตัว ณ จุดแตกของพอลิเมอร์ผสม PMMA มีการเปลี่ยนแปลงอย่างต่อเนื่องกับอัตราส่วนผสม

Song และคณะ [16] ศึกษาการปรับปรุงความเหนียวของ PLA โดยการผสม PLA ด้วย ethylene/n-butyl acrylate/glycidyl methacrylate (EBA-GMA) และ zinc ion-containing ionomer ซึ่ง ionomer

เตรียมโดย ethylene/methacrylic acid copolymer (EMAA) ให้เป็นกลาง ผลจากการวิเคราะห์ด้วย Fractography และ Fourier transform infrared spectroscopy (FT-IR) ซึ่งให้เห็นว่าทั้ง degree of neutralization (DN) ของ ionomer และปริมาณ methacrylic acid (MAA) ของ ionomer precursor มีผลอย่างมีนัยสำคัญต่อการเป็นสารช่วยผสมระหว่างเฟส การผสมกันระหว่างเมทริกซ์ PLA และเฟสกระจายของอีลาสโตเมอร์ EBA-GMA ระหว่างการผสมแบบมีปฏิกิริยาเพิ่มขึ้นอย่างมากกับการเพิ่มขึ้นของ degree of neutralization และฟังก์ชันของ EMAA-Zn ดังนั้นความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA เพิ่มขึ้นตาม degree of neutralization ของ ionomers ผลการวิเคราะห์สัณฐานวิทยาพบว่าขนาดอนุภาคมีขนาดเล็กสม่ำเสมอและกระจายตัวดีทำให้เพิ่มความต้านทานต่อแรงกระแทกให้กับพอลิเมอร์ให้มีความเหนียวมาก

Taib และคณะ [17] ตรวจสอบสมบัติทางความร้อน ทางกลและสัณฐานวิทยาของ PLA ที่เพิ่มความเหนียวด้วยสารปรับปรุงแรงกระแทก (impact modifier) ซึ่ง impact modifier ที่ใช้คือ ethylene acrylate copolymer ได้จาก DuPont มีชื่อทางการค้าว่า Biomax® Strong พอลิเมอร์ผสม PLA และสารปรับปรุงแรงกระแทกเตรียมในเครื่องผสมแบบปิดและขึ้นรูปตัวอย่างด้วยการอัด ผลการทดลองพบว่า การเติม impact modifier ลดความสามารถของ PLA ที่จะตกผลึกและหรือตกผลึกใหม่ และองศาความเป็นผลึกของ PLA ลดลง ในขณะที่ cold crystallization temperature เลื่อนไปยังอุณหภูมิที่สูงขึ้นตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ impact modifier พอลิเมอร์ผสม PLA/impact modifier สามารถผสมกันได้บางส่วน ยิ่งกว่านี้เมื่อปริมาณของ impact modifier มากขึ้นทำให้สามารถปรับปรุงการยึดตัว ณ จุดแตกและความต้านทานต่อแรงกระแทกที่มีรอยบากซึ่งชี้ให้เห็นถึงผลของ impact modifier ที่มีต่อความเหนียว ในทางตรงกันข้าม yield stress และมอดูลัสการดึงลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ impact modifier ภาพ SEM แสดงให้เห็นถึงกลไกความเหนียวที่เกี่ยวข้องกับ shear yielding หรือ plastic deformation ของเมทริกซ์ PLA ที่เกิดขึ้นเนื่องจากพันธะระหว่างเฟส PLA และ impact modifier

งานวิจัยของ Ployetchara และคณะ [18] ศึกษาสมบัติของฟิล์มพอลิเมอร์ผสม PP/PLA ที่อัตราส่วน 100:0, 60:40, 50:50, 40:60 และ 0:100 โดยน้ำหนัก โดยใช้ PP-g-MAH เป็นสารช่วยผสม ผลจากสเปกตรัม FT-IR ช่วยยืนยันว่าเกิดแรงกระทำระหว่างสารช่วยผสมและพอลิเมอร์ และสัณฐานวิทยาพบว่าระบบมีการแยกเป็นสองเฟสของ PP และ PLA อย่างชัดเจน ดังนั้นพอลิเมอร์ผสม PP/PLA เป็นระบบพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ เมื่อปริมาณของ PLA เพิ่มจาก 40% ไปเป็น 60% โดยน้ำหนักส่งผลให้อุณหภูมิการหลอมเหลวลดลงจาก 158°C เป็น 154°C และเปอร์เซ็นต์ผลึกลดลงจาก 38% เป็น 31% สำหรับสมบัติแรงดึงพบว่ามอดูลัสและความต้านทานต่อแรงดึงเพิ่มขึ้นตามปริมาณ PLA ที่สูงขึ้น ในขณะที่การยึดตัว ณ จุดแตกลดลงอย่างเห็นได้ชัดจาก 500% (PP) ไปน้อยกว่า 50% ในพอลิเมอร์ผสม การทดสอบสมบัติขวางกั้น (barrier properties) ซึ่งให้เห็นการผสม PLA ใน PP มีแนวโน้มเพิ่มการซึมผ่านของไอน้ำแต่ลดการซึมผ่านของแก๊สออกซิเจน

ปี 2015 Jing และคณะ [19] เตรียม PLA ผสมกับ thermoplastic polyurethane (TPU) โดยใช้เครื่องอัดรีดสกรูคู่ที่อัตราส่วน 90/10, 80/20, 70/30 และ 60/40 โดยน้ำหนัก จากนั้นนำพอลิเมอร์ผสมไปทดสอบสัณฐานวิทยาของเฟส สมบัติทางความร้อน สมบัติทางกล และสมบัติ shape memory ผลของแรงดึงพบว่า PLA มีความเหนียวเพิ่มขึ้นหลังจากการผสมด้วย TPU เมื่อปริมาณ TPU 40% พบการยึดออก ณ จุดแตกหักเพิ่มขึ้น 400% ผลสัณฐานวิทยาจาก SEM พบว่า TPU มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเมทริกซ์ PLA ในขณะที่ผลจาก DMA และ DSC ซึ่งให้เห็นว่าพอลิเมอร์ทั้งสองชนิดไม่สามารถผสมเข้ากันได้ และยังพบว่าพอลิเมอร์ส่วนใหญ่แสดงพฤติกรรม shape memory ซึ่งแตกต่างจาก shape memory polymers (SMPs)

ส่วนใหญ่ที่มีอยู่ พอลิเมอร์ผสม PLA/TPU สามารถเสีรูปร่างที่อุณหภูมิห้องโดยไม่ต้องเพิ่มความร้อนและความเย็น ระหว่างกระบวนการเสีรูปร่าง TPU ทำหน้าที่เป็นสารเพิ่มความเหนียวที่ป้องกันไม่ให้พอลิเมอร์ผสม PLA/TPU แตกหัก ดังนั้นจึงสามารถรักษารูปร่างไว้ได้ชั่วคราวและความเค้นภายในสามารถจัดเก็บไว้ในพอลิเมอร์ผสม เมื่อความร้อนสูงกว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วของ PLA (ประมาณ 60°C) ส่วนที่เสีรูปร่างจะคืนสู่รูปร่างเดิมได้อย่างรวดเร็วพร้อมกับการปล่อยความเค้นออกมา

จากการศึกษางานวิจัยพบการรายงานเกี่ยวกับพอลิเมอร์ผสมของ PLA และพอลิเมอร์ชนิดอื่นๆ เช่น PLA/NR, PLA/TPS, PLA/PP, PLA/LDPE ซึ่งส่วนใหญ่ต้องใช้สารช่วยผสม การฉายรังสี หรือ grafting เพื่อปรับปรุงการผสมเข้ากันได้และการยึดตัว ณ จุดแตก แต่พอลิเมอร์ผสม PLA เหล่านี้มีโมดูลัสที่ลดลงและพอลิเมอร์บางชนิด เช่น TPS สามารถปรับปรุงการยึดตัว ณ จุดแตกได้น้อยหรือไม่เป็นไปตามที่คาดหวัง ในขณะที่พอลิเมอร์ชนิดอื่นเช่น PMMA ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่เปราะดังนั้น PMMA จึงไม่เหมาะสมที่จะใช้ปรับปรุงสมบัติทางกลของ PLA ดังนั้นผู้วิจัยจึงเลือกพอลิโอสเตอรีนอีลาสโตเมอร์เพื่อปรับปรุงการยึดตัว ณ จุดแตกของ PLA เนื่องจากพอลิโอสเตอรีนอีลาสโตเมอร์มีเสถียรภาพทางความร้อนมากกว่า NR หรือ TPS

1.5.2 เส้นใยธรรมชาติและเส้นใยเซลลูโลสที่ใช้ปรับปรุงสมบัติ PLA

มีงานวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับคุณลักษณะของเส้นใยธรรมชาติและเซลลูโลสที่แตกต่างกันเพื่อเสริมแรงหรือปรับปรุงสมบัติของ PLA คอมโพสิต เช่น การสลายตัวทางชีวภาพ (biodegradability) การทนต่ออุณหภูมิสูง และลักษณะทางกล [1-2,5,20] เส้นใยธรรมชาติประกอบด้วยลิกโนเซลลูโลสซึ่งมีเส้นใยเซลลูโลส ลิกนิน และเฮมิเซลลูโลส เส้นใยธรรมชาติ เช่น ชานอ้อย, ฟางข้าว, ฝ้าย, ฝ้ายลินิน, ปอ, ไม้ไผ่, สับปะรดและกล้วยได้มีการนำมาใช้เสริมแรงและปรับปรุงสมบัติของไบโอพอลิเมอร์ [21-25] ยกตัวอย่างเช่น งานวิจัยของ Majhi และคณะ [21] เตรียมไบโอคอมโพสิตระหว่าง PLA และเส้นใยกล้วยและศึกษาผลขององค์ประกอบเส้นใยและตัวแปรการชุบของเส้นใย รวมถึงการเติม maleic anhydride (MA) ที่เป็นสารช่วยผสมและ glycerol triacetate ester (GTA) เป็นพลาสติกไซเซอร์ ผลการทดลองพบว่าการเติมสารช่วยผสม MA ในไบโอคอมโพสิตช่วยปรับปรุงโมดูลัสการดึงและโมดูลัสสะสม ในขณะที่พลาสติกไซเซอร์ GTA ช่วยการปรับปรุงความต้านทานต่อแรงกระแทก การทดสอบสัญญาณวิทยุชี้ให้เห็นถึงแรงยึดเหนียวที่เพิ่มขึ้นในระบบที่มีสารช่วยผสมและพลาสติกไซเซอร์ และงานวิจัยของ Jandas และคณะ [26] ศึกษาผลของการดัดแปลงพื้นผิวเส้นใยที่มีต่อสมบัติทางกลของไบโอคอมโพสิตระหว่าง PLA และเส้นใยกล้วย ผลการศึกษาพบว่าความต้านทานต่อแรงดึงเพิ่มขึ้น 136% และความต้านทานต่อแรงกระแทกเพิ่มขึ้น 49% เมื่อเปรียบเทียบกับไบโอคอมโพสิตที่ไม่มีการดัดแปลงพื้นผิวเส้นใย ไบโอคอมโพสิตมีเสถียรภาพทางความร้อนเพิ่มขึ้นในกรณีที่เส้นใยกล้วยมีการดัดแปลงพื้นผิวด้วย bis-(3-triethoxy silyl propyl) tetrasulfane นอกจากนี้ผลจาก DMA ยืนยันว่าในกรณีที่ไบโอคอมโพสิตมีการดัดแปลงพื้นผิวเส้นใยด้วยไซเลนทำให้ค่าโมดูลัสสะสมเพิ่มขึ้น

Yussuf และคณะ [27] ทดสอบและเปรียบเทียบประสิทธิภาพของคอมโพสิต 2 ระบบคือ PLA/kenaf (ปอแก้ว) และ PLA/rice husk (แกลบ) ในเทอมของการสลายตัวทางชีวภาพ สมบัติทางกลและสมบัติทางความร้อน ผลการทุกอย่างเปรียบเทียบกับตัวอย่าง PLA บริสุทธิ์ ผลการทดลองพบว่า flexural modulus ของ PLA เพิ่มขึ้นเมื่อเติมเส้นใยธรรมชาติในขณะที่ flexural strength ลดลง ซึ่งหมายความว่าเส้นใยธรรมชาติปอแก้วมีศักยภาพที่จะนำมาใช้เป็นสารเติมได้เพื่อเพิ่มสมบัติทางกล ความต้านทานต่อแรงกระแทกของ PLA ลดลงเมื่อเติมด้วยเส้นใยธรรมชาติ การสลายตัวทางชีวภาพที่ 90 วันของคอมโพสิตเพิ่มขึ้นเล็กน้อยและมีค่าถึง 1.2 และ 0.8% สำหรับคอมโพสิต PLA/kenaf และ PLA/rice husk ตามลำดับ

Mathew และคณะ [1] เตรียมไบโอคอมโพสิตโดยใช้ microcrystalline cellulose (MCC) เป็นสารเสริมแรงและ PLA เป็นเมทริกซ์ ผลการศึกษาพบว่ามอดูลัสสะสมเพิ่มขึ้นเมื่อมีการเติม MCC ต่อมา Mathew และคณะ [28] ศึกษาพฤติกรรมของการเกิดผลึกของคอมโพสิตระหว่าง PLA และชนิดของเซลลูโลสที่แตกต่างกัน 3 ชนิดคือ MCC เส้นใยเซลลูโลสและผงแป้ง ผลการทดลองพบว่า MCC และผงแป้งมีความสามารถในการก่อผลึกได้ดีกว่าเส้นใยเซลลูโลส และขบวนการ cold crystallization แสดงให้เห็นถึงการปรับปรุงเสถียรภาพทางความร้อนและมอดูลัสสะสมของคอมโพสิต

1.5.3 การศึกษางานวิจัยที่เกี่ยวข้องจะเน้นศึกษาถึงการใช้ออร์กาโนเคลย์ชนิดต่างๆ ในพอลิเมอร์ผสมของ PLA

Hasook และคณะ [29] ศึกษาผลของความแตกต่างของความเร็วรอบสกรูที่มีต่อการกระจายของออร์กาโนเคลย์ (organoclay) และสมบัติทางกลของ PLA/organoclay นาโนคอมโพสิตที่เตรียมโดยใช้เครื่องอัดรีดสกรูคู่ การศึกษานี้ใช้ความเร็วรอบสกรู 65 รอบต่อนาทีและ 150 รอบต่อนาที และใช้ polyamide 12 (PA12) เป็นสารเติมแต่ง ผลการทดลองพบว่าการใช้ความเร็วรอบสกรู 150 รอบต่อนาทีช่วยปรับปรุงความต้านทานแรงดึงและมอดูลัสของแข็งของ PLA และออร์กาโนเคลย์ นาโนคอมโพสิต การเติมออร์กาโนเคลย์ช่วยเพิ่มมอดูลัสของแข็งของเมทริกซ์ PLA แต่มอดูลัสของแข็งลดลงหลังจากการเติม PA12 ลงในเมทริกซ์ PLA นอกจากนี้ยังพบว่า การเติมออร์กาโนเคลย์ในเมทริกซ์ PLA ทำให้ความต้านทานแรงดึงและการยืดออกลดลงเมื่อใช้ความเร็วรอบสกรูสูงกว่าทำให้ ความต้านทานแรงดึงของ PLA/organoclay นาโนคอมโพสิตเพิ่มขึ้น ค่า d-spacing ของ PLA/PA12/organoclay นาโนคอมโพสิตไม่ขึ้นอยู่กับ การเติม PA12 แต่ใน PLA/PA12/organoclay นาโนคอมโพสิตพบการเกาะกลุ่มของออร์กาโนเคลย์มีขนาดเล็กกว่าใน PLA/organoclay นาโนคอมโพสิต ยิ่งกว่านั้นความเสถียรทางความร้อนของ PLA/organoclay นาโนคอมโพสิตเพิ่มขึ้นหลังจากการเติม PA12 ในขณะที่ PA12 มีอิทธิพลต่อสมบัติแรงดึงน้อย

Auliawan และ Woo [30] ศึกษาจลศาสตร์การเกิดผลึกและการเสื่อมสภาพของนาโนคอมโพสิตของพอลิเมอร์ผสมสามองค์ประกอบซึ่งประกอบด้วย poly(L-lactic acid) (PLLA), PMMA) และ poly(ethylene oxide) (PEO) ซึ่งเติมออร์กาโนเคลย์สองชนิดคือ organically modified vermiculite (OVMT) และ organically modified montmorillonite (Clo10A) ผลการทดลองพบว่า การเติม PMMA ในพอลิเมอร์ผสม PLLA/PEO ลดการเคลื่อนที่ของสายโซ่และหน่วงการเกิดผลึกของ PLLA/PEO ผลการหน่วงของ PMMA ที่มีต่อพอลิเมอร์ผสม PLLA/PEO ลดลงที่ปริมาณ PEC สูง การเติม OVMT และ Clo10A ช่วยปรับปรุงเสถียรภาพทางความร้อนให้ดีขึ้นและ Clo10A ช่วยเพิ่มเสถียรภาพทางความร้อนดีกว่า OVMT

Bijarimi และคณะ [31] เตรียมพอลิเมอร์นาโนคอมโพสิตของ PLA/liquid natural rubber (LNR) ผสมด้วยเคลย์ Cloisite C30B (C30B) พร้อมกับศึกษาสมบัติทางกล ทางความร้อนและสัณฐานวิทยาของ PLA/LNR นาโนคอมโพสิตผลการทดลองพบว่า พอลิเมอร์ผสม PLA/LNR มีมอดูลัสของแข็งและมอดูลัสของการโค้งงอ (flexural modulus) เพิ่มขึ้นหลังจากการเติม C30B และการยืดออก ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/LNR เพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนเมื่อเทียบกับนาโนคอมโพสิตที่เติม C30B 1% แต่การยืดออก ณ จุดแตกหักและความต้านทานแรงกระแทกลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อ C30B เพิ่มขึ้นมากกว่า 3% ซึ่งให้เห็นการเพิ่มขึ้นของ C30B ทำให้ระบบพอลิเมอร์ผสมมีการเปลี่ยนแปลงการตอบสนองต่อความเค้นการเติม C30B ในพอลิเมอร์ผสม PLA/LNR ทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วลดลงเมื่อเทียบกับ PLA

Baouz และคณะ [32] เตรียมพอลิเมอร์ผสมของ PLA และ ethylene-methyl acrylate-glycidyl methacrylate rubber (EMA-GMAR) ซึ่งใช้ rubber นี้ใช้เป็นสารเพิ่มความเหนียว จากผล SEM พบว่าพอลิ

เมอร์ผสม PLA/EMA-GMAR เป็นพอลิเมอร์ที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ ความต้านทานแรงกระแทกและความเหนียวของ PLA สามารถปรับปรุงให้ดีขึ้นโดยการเติม EMA-GMAR และเมื่อเติม organo-montmorillonite (OMMT) ที่ 2% โดยน้ำหนัก ช่วยปรับปรุงมอดูลัสที่ลดลงจากการเติม EMA-GMAR และมีสมบัติที่สมดุลงที่ปริมาณ EMA-GMAR 10% โดยน้ำหนัก ผลจาก XRD และ TEM พบการเกิดโครงสร้าง intercalated และ exfoliated ในพอลิเมอร์ผสมนาโนคอมโพสิต จากการวิเคราะห์พฤติกรรมทางความร้อนชี้ให้เห็นว่าการเติมเคลย์และ EMA-GMAR มีผลต่อระดับการเกิดผลึก (degree of crystallinity) เล็กน้อย และทำให้อุณหภูมิการเกิดผลึกของ PLA ลดลง ซึ่งเป็นการแสดงว่ามีสมบัติเป็น nucleating agents ของ PLA ได้ ยิ่งกว่านั้น OMMT และ EMA-GMAR ยังมีผลต่อความเหนียวของพอลิเมอร์ผสมนาโนคอมโพสิตมาก

John [33] เตรียมพอลิเมอร์ผสม PLA และ polyhydroxy butyrate-co-valerate (PHBV) โดยใช้เครื่องอัดรีดสกรูคู่และขึ้นรูปโดย injection molding และใช้ Cereplast PLA ที่มี starch เป็นสารเติมแต่งในการเตรียมพอลิเมอร์ผสม งานวิจัยนี้ยังศึกษาผลของเคลย์สามชนิดประกอบด้วย montmorillonite, bentonite และ chemically modified bentonite ที่มีต่อสมบัติทางกลและความร้อนของพอลิเมอร์ผสมด้วย ใช้อัตราส่วนของ PLA/PHBV คงที่ที่ 70:30 โดยน้ำหนัก ในขณะที่น้ำหนักของเคลย์กำหนดที่ 1% โดยน้ำหนัก การเติมเคลย์พบว่าช่วยเพิ่มความต้านทานแรงดึงและมอดูลัสเล็กน้อย และการศึกษาวิโคอีลาสติกพบการลดลงของสมบัติ damping ของพอลิเมอร์ผสมหลังจากการเติมเคลย์ ซึ่งบ่งบอกถึงการเคลื่อนที่บางส่วนของสายโซ่โมเลกุลลดลง

ดังนั้นงานวิจัยที่เกี่ยวกับการผสม PLA กับพอลิโอะเลฟินอีลาสโตเมอร์ยังมีการศึกษาไม่มากนัก ทำให้การประยุกต์ใช้พอลิโอะเลฟินอีลาสโตเมอร์เพื่อปรับปรุงสมบัติของ PLA จึงเป็นเรื่องที่สนใจอยู่มาก และจากที่พบทวนงานวิจัยที่เกี่ยวข้องการประยุกต์ใช้พอลิโอะเลฟินอีลาสโตเมอร์และเส้นใยเซลลูโลสและออร์แกนิกเคลย์ยังมีน้อยเช่นกัน ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงสนใจศึกษาการปรับปรุงสมบัติ PLA ด้วยพอลิโอะเลฟินอีลาสโตเมอร์และเส้นใยเซลลูโลสร่วมกับออร์แกนิกเคลย์ซึ่งจะเป็นสารช่วยผสมและสารปรับปรุงสมบัติทางกลและทางความร้อนได้ด้วย เพื่อศึกษาหาชนิดและปริมาณที่เหมาะสมของสารทั้งสองในการนำไปใช้ปรับปรุงปรับปรุงสมบัติของ PLA และพอลิเมอร์ผสมของ PLA ต่อไป

บทที่ 2 วิธีดำเนินการวิจัย

2.1 สารเคมี

2.1.1 พอลิแลคติกแอซิด (Polylactic Acid, PLA)

PLA2003D มีชื่อทางการค้าคือ Ingeo™ Biopolymer 2003D ผลิตโดยบริษัท NatureWorks LLC, USA ซึ่งมีดัชนีการไหล (210°C, 2.16 กิโลกรัม) เท่ากับ 6.0 กรัมต่อ 10 นาที และความถ่วงจำเพาะ 1.24

2.1.2 ยางอะครีโลไนไตรล์บิวทาไดอีนสไตรีน (Acrylonitrile Butadiene Rubber, NBR)

NBR มีชื่อทางการค้าว่า NIPOL DN3350 และมีปริมาณ acrylonitrile content เท่ากับ 33.6 % ผลิตโดยบริษัท ZEON Corporation ประเทศญี่ปุ่น

2.1.3 พอลิเอทิลีนกราฟต์มาเลอิกแอนไฮไดรด์ (Polyethylene-g-Maleic Anhydride, PE-g-MA)

PE-g-MA ที่ใช้ในงานวิจัยนี้มีปริมาณ maleic anhydride เท่ากับ 3 % โดยน้ำหนัก ที่สั่งซื้อจากบริษัท S.M.Chemical Supplies

2.1.4 โพรพิลีนเอทิลีนโคพอลิเมอร์ (Propylene-Ethylene Copolymer, PEC)

งานวิจัยใช้ PEC ที่มีค่าดัชนีการไหล (230°C, 2.16 กิโลกรัม) เท่ากับ 8 กรัมต่อ 10 นาที และมีความหนาแน่น 0.867 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร ซึ่งมีปริมาณ ethylene เท่ากับ 12 % โดยน้ำหนัก และ PEC ที่มีชื่อทางการค้าว่า VERSIFY™ ผลิตโดยบริษัท Chemical Innovation

2.1.5 เอทิลีนออกทีนโคพอลิเมอร์ (Ethylene-Octene copolymer, EOC)

EOC มีค่าดัชนีการไหล (190°C, 2.16 kg) เท่ากับ 1 กรัมต่อ 10 นาที และมีความหนาแน่น 0.87 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร ผลิตโดยบริษัท Dow Chemical ภายใต้ชื่อทางการค้าว่า “Engage 8100”. ซึ่งมีปริมาณ octene ใน EOC เท่ากับ 38 % โดยน้ำหนัก

2.1.6 ออร์กาโนเคลย์

Nanoclay ปรับปรุงพื้นผิวด้วย aminopropyltriethoxysilane 0.5-5 % โดยน้ำหนัก และ octadecylamine 15-35 % โดยน้ำหนัก เรียกว่า Clay-APTSO ออร์กาโนเคลย์ที่ใช้ในงานวิจัย ผลิตมาจากบริษัท Sigma-Aldrich Co. LLC

2.1.7 เซลลูโลส (Cellulose)

เซลลูโลสที่ใช้ในงานวิจัยนี้มี 3 ชนิดคือ α -cellulose (AC), medium long fibrous cellulose (MFC) และ microcrystalline cellulose (MCC) ที่สั่งซื้อจากบริษัท S.M.Chemical Supplies

2.2 อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง

2.2.1 ตู้อบสาร (Oven)

ตู้อบสารใช้ในการไล่ความชื้นออกจากพอลิเมอร์ และสารช่วยผสมก่อนนำไปผสมให้เป็นพอลิเมอร์ผสม และใช้ในการอบพอลิเมอร์ที่ผสมแล้วก่อนนำไปขึ้นรูปขึ้นงาน

2.2.2 เครื่องผสมแบบปิด (Internal Mixer)

เครื่องผสมแบบปิด เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการผสมพอลิเมอร์โดยใช้แรงเฉือนในช่วงระยะเวลาหนึ่ง ซึ่งระยะเวลาจะขึ้นอยู่กับความหนืดเริ่มต้นของพอลิเมอร์ที่นำมาผสมกัน เครื่องผสมแบบปิดประกอบด้วยโรเตอร์ (Rotor) 2 ตัว ห้องผสม (Chamber) ซึ่งมีปริมาตรความจุของห้องผสมเท่ากับ 105 ลูกบาศก์เซนติเมตร สามารถควบคุมความเร็วการหมุนของโรเตอร์ และควบคุมอุณหภูมิขณะผสมได้ด้วยตัวให้ความร้อน (Heater)

2.2.3 เครื่องอัดขึ้นรูป (Compression Molding)

การขึ้นรูปแบบอัดเป็นวิธีที่นิยมใช้มากที่สุด เนื่องจากเป็นวิธีขึ้นรูปที่ง่าย แม่พิมพ์ และเครื่องอัดมีราคาไม่สูงมาก เครื่องอัดขึ้นรูปที่ใช้ในงานวิจัยคือ เครื่องอัดขึ้นรูประบบไฮดรอลิก เป็นการขึ้นรูปโดยใช้แรงขับจากไฮดรอลิก โดยนำพอลิเมอร์ผสมที่ผ่านการผสมด้วยเครื่องผสมแบบปิด จัดวางลงในแม่พิมพ์ จากนั้นจึงอัดแม่พิมพ์โดยให้ความดัน และความร้อนภายใต้อุณหภูมิที่กำหนด พอลิเมอร์ผสมจะถูกหลอม และไหลตามรูปแบบแม่พิมพ์ เมื่อทำให้เย็น และถอดออกจากแม่พิมพ์จะได้ชิ้นงานตามต้องการ เครื่อง Compression Molding ที่ใช้ในงานวิจัย

2.2.4 เครื่องทดสอบแรงกระแทก (Impact Tester)

หลักการการทำงานของเครื่องทดสอบแรงกระแทก (Zwick/material testing August-Nagelstr.11.D-89079 Ulm Pendulum impact tester) มีดังนี้ คือ เมื่อปล่อยตุ้มน้ำหนักที่ทราบค่าที่แน่นอนให้เคลื่อนที่จาก ณ ความสูงที่กำหนด (ความสูงเริ่มต้น) มากระแทกชิ้นงานตัวอย่าง ณ จุดที่ต่ำที่สุดของการเหวี่ยง ในแนวเส้นโค้งครึ่งวงกลม หลังจากที่ถูกตุ้มน้ำหนักกระแทกแล้วจะทำให้วัสดุเกิดการแตกหัก จากนั้นตุ้มน้ำหนักจะสามารถเคลื่อนที่ต่อไปได้ ซึ่งระยะความสูงที่ตุ้มน้ำหนักเคลื่อนที่ไปนั้น จะถูกนำไปคำนวณหาค่าความต้านทานต่อแรงกระแทก การทดสอบจะนำชิ้นงานรูปแท่งสี่เหลี่ยมผืนผ้ามาทำการทดสอบ ซึ่งต้องทำรอยบากที่ชิ้นงานด้วยเครื่องทำรอยบากก่อนที่จะทำการทดสอบ และวัดพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงานบริเวณที่จะรับแรงกระแทก จากนั้นจึงนำไปทดสอบการทนแรงกระแทกของตัวอย่างพอลิเมอร์ โดยเครื่องทดสอบความต้านทานต่อแรงกระแทกที่ใช้ในงานวิจัยคือ เครื่องทดสอบความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบไอซอด (Izod Impact Testing) โดยลูกตุ้มจะกระแทกบริเวณด้านหน้าของชิ้นทดสอบที่มีรอยบาก

2.2.5 เครื่องทดสอบวัสดุเอนกประสงค์ (Universal Testing Machine)

เครื่องทดสอบวัสดุเอนกประสงค์ เป็นเครื่องมือที่ใช้ทดสอบแรงดึงของชิ้นงาน โดยนำชิ้นงานมาจับยึดด้วยหัวจับบนและหัวจับล่าง หัวจับบนสามารถเคลื่อนที่ขึ้นลงได้ด้วยกลไกการขับเคลื่อนภายในของเครื่องทดสอบ หัวจับล่างยึดติดตายตัวไว้ที่แท่นเครื่องด้านล่าง ในขณะที่ทำการทดสอบ ตัวอย่างทดสอบจะถูกดึงให้ยืดออกด้วยความเร็วทดสอบที่กำหนดไว้ กล่าวคือวัสดุที่มีความแข็งแรงมากหรือใช้แรงดึงสูงจะใช้แรงดึงที่เข้าส่วนวัสดุที่มีความแข็งแรงปานกลางถึงน้อยจะใช้ความเร็วทดสอบเพิ่มขึ้นตามลำดับ ทำการดึงขึ้นทดสอบจนกระทั่งชิ้นทดสอบขาดออกจากกัน ในขณะเดียวกันกลไกในการวัดค่าการเปลี่ยนแปลงของชิ้นงานในขณะที่ยืดตัวออก

ก็จะทำการแสดงผลและบันทึกค่าต่างๆ เอาไว้ ชิ้นงานตัวอย่างที่ใช้ในการทดสอบเป็นชิ้นงานรูปกระดูก (Dog bone) หรือดัมเบล (Dumbbell)

2.2.6 เครื่องวิเคราะห์การสลายตัวด้วยความร้อนของสาร (Thermal Gravimetric Analyzer, TGA)

TGA ใช้ในการวัดความเสถียรต่อความร้อนของสาร เมื่อให้ความร้อนแก่ชิ้นงานที่เป็นแผ่นฟิล์มบางขนาดเล็ก ภายใต้สภาวะแก๊สไนโตรเจนแล้วทำการวัดการสูญเสียน้ำหนักของชิ้นงานอย่างต่อเนื่อง และรวดเร็ว ซึ่งการสูญเสียน้ำหนักในช่วงแรกอาจเกิดจากการระเหยของน้ำ หรือตัวทำละลาย โดยอุณหภูมิที่ใช้ในช่วง 30 ถึง 600 องศาเซลเซียส โดยมีอัตราการให้ความร้อนเท่ากับ 10 องศาเซลเซียสต่อนาที รวมถึงใช้ในการหาค่าอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม

2.2.7 เครื่องวัดการเปลี่ยนแปลงปริมาณความร้อนแบบกราด (Differential Scanning Calorimeter, DSC)

DSC ใช้ในการวิเคราะห์สมบัติทางกายภาพ และทางเคมีของชิ้นงาน เช่น จุดหลอมเหลว อุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้ว (T_g) เป็นต้น หรือการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางความร้อนของชิ้นงานเมื่อมีการให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน ในการทดสอบจะใช้ชิ้นงานที่ขึ้นรูปเป็นแผ่นฟิล์มบางขนาดเล็ก โดยชิ้นงานจะถูกเพิ่มอุณหภูมิลดอุณหภูมิ และเพิ่มอุณหภูมิลูกครั้งอย่างต่อเนื่อง ภายใต้สภาวะไนโตรเจน

2.2.8 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy, SEM)

การใช้ SEM ทำโดยการใช้แสงละเอียดของอิเล็กตรอนกวาดผ่านพื้นผิวตัวอย่าง เมื่อแสงอิเล็กตรอนสัมผัสกับพื้นผิวของตัวอย่างจะทำให้เกิดความแตกต่างของความหนาแน่นของอิเล็กตรอนเป็นผลทำให้อิเล็กตรอนเกิดการกระเจิงและคายโฟตอน ซึ่งจะมีการตรวจจับอิเล็กตรอนเหล่านี้ การแก้ไขและปรับความสว่างของแสงที่ส่องที่กวาดผ่านพร้อมกันในท่อคาโรด (cathode ray tube (CRT)) สัญญาณที่รวบรวมได้ขนาดใหญ่จะทำให้เกิดเป็นจุดสว่างบนท่อคาโรด ในขณะที่สัญญาณขนาดเล็กจะทำให้เกิดจุดทึบ เนื่องจากเทคนิคนี้ต้องใช้ตัวอย่างที่เหนียวนำอิเล็กตรอนได้ดี ดังนั้นจะเคลือบตัวอย่างด้วยโลหะ ซึ่งงานนี้ใช้ทองเป็นตัวเคลือบตัวอย่างที่เคลือบทองจะเก็บไว้ในที่แห้งก่อนนำไปทดลอง SEM และต้องพิจารณาเพื่อหาสภาวะที่เหมาะสมด้วย เนื่องจากถ้าพลังงานสูงเกินไปอาจทำให้ตัวอย่างไหม้ได้

2.2.9 เครื่อง Dynamic Mechanical Analysis (DMA)

DMA เป็นเทคนิคหนึ่งในกลุ่มการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของวัสดุ ที่ใช้ศึกษาสมบัติทางกลและสมบัติวิสโคอีลาสติกของวัสดุที่เป็นฟังก์ชันกับ อุณหภูมิ เวลา ความถี่ ความเค้น หรือตัวแปรเหล่านี้ประกอบกัน ใช้วิเคราะห์สมบัติทางกลแบบสั้นของวัสดุแข็ง โดยการให้ความเครียดแบบสั้น (Dynamic strain) ภายใต้ อุณหภูมิ และบรรยากาศที่กำหนด ตัวอย่างข้อมูลที่วิเคราะห์ได้ เช่น ค่ามอดูลัสสะสม (Storage modulus) มอดูลัสสูญเสีย (Loss modulus) อุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้ว (T_g) และลักษณะการเกิด Relaxation ของสายโซ่พอลิเมอร์

2.2.10 เครื่อง X-ray Diffraction (XRD)

XRD เป็นเทคนิคที่นำรังสี X มาใช้วิเคราะห์สารประกอบที่มีอยู่ในสารตัวอย่างและนำมาใช้ศึกษารายละเอียดเกี่ยวกับโครงสร้างผลึกของสารตัวอย่าง XRD อาศัยหลักการของการยิงรังสี X ที่ทราบความยาวคลื่น (λ) ไปกระทบชิ้นงาน ทำให้เกิดการเลี้ยวเบนของรังสีที่มุมต่างๆกันโดยมีห้ววัดเป็นตัวรับข้อมูล เนื่องจากองศาในการเลี้ยวเบนของรังสี X จะขึ้นอยู่กับองค์ประกอบและโครงสร้างของสารที่มีอยู่ในตัวอย่าง ข้อมูลที่ได้รับจึงสามารถบ่งบอกชนิดของสารประกอบที่มีอยู่ในสารตัวอย่างและสามารถนำมาใช้ใช้ศึกษารายละเอียดเกี่ยวกับโครงสร้างของผลึกของสารตัวอย่างนั้นๆได้ นอกจากนี้ข้อมูลที่ได้ยังสามารถนำมาหาปริมาณของสารประกอบแต่ละชนิดในสารตัวอย่าง ปริมาณความเป็นผลึก ขนาดของผลึก ความสมบูรณ์ของผลึก และความเค้น ของสารประกอบในสารตัวอย่าง อีกทั้งความหนาของฟิล์มได้อีกด้วย

2.3 การเตรียมพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต และการขึ้นรูปชิ้นงานเพื่อทดสอบ

2.3.1 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/Cellulose

1) นำเม็ดพอลิเมอร์ PLA ไปอบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และเซลลูโลสอบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นเก็บไว้ในโถดูดความชื้นเพื่อป้องกันความชื้นจากอากาศ ส่วน PEC ไม่ต้องอบ

2) ชั่งน้ำหนักเม็ด PLA, PEC และเซลลูโลสเพื่อเตรียมพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์คอมโพสิตซึ่งมีปริมาณเซลลูโลสแตกต่างกัน

3) นำ PLA และส่วนผสมของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ไปผสมกันด้วยเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 180°C ความเร็วรอบ 80 รอบต่อนาที เป็นเวลา 15 นาที ส่วนการเตรียม PLA/cellulose และ PLA/PEC/cellulose เตรียมด้วยสภาวะเดียวกัน แต่จะเติมเซลลูโลสลงไปผสมหลังจากการหลอมพอลิเมอร์ไปแล้ว 6 นาที

4) จากนั้นนำไปขึ้นรูปชิ้นงาน โดยก่อนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานจะนำตัวอย่างพอลิเมอร์ไปอบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นนำตัวอย่างพอลิเมอร์มาใส่ในแม่พิมพ์ให้เต็มแล้วจึงปิดแม่พิมพ์ และนำไปอัดขึ้นรูปเป็นดัมเบลที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 15 นาที สำหรับการทดสอบการทนต่อแรงดึง ในขณะที่การทดสอบสมบัติทางความร้อนจะนำตัวอย่างพอลิเมอร์ไปอัดขึ้นเป็นฟิล์มบางที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 5 นาที ก่อนนำไปตัดเป็นชิ้นเล็กๆ เพื่อทดสอบต่อไป

2.3.2 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTISO

1) นำเม็ดพอลิเมอร์ PLA ไปอบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และ Clay-APTISO อบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นเก็บไว้ในโถดูดความชื้นเพื่อป้องกันความชื้นจากอากาศ ส่วน EOC ไม่ต้องอบ

2) ชั่งน้ำหนักเม็ด PLA, EOC และ Clay-APTISO เพื่อเตรียม PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC โดยมีปริมาณ EOC เท่ากับ 5, 10, 15 และ 20% โดยน้ำหนัก และพอลิเมอร์คอมโพสิตซึ่งมีอัตราส่วนของ Clay-APTISO คือ 3, 5 และ 7 phr

3) นำส่วนผสมของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ไปผสมกันด้วยเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 180°C ความเร็วรอบ 70 รอบต่อนาที เป็นเวลา 15 นาที ส่วนการเตรียม PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่เติม Clay-APTISO เตรียมด้วยสภาวะเดียวกัน แต่จะเติม Clay-APTISO หลังจากการหลอมพอลิเมอร์ไปแล้ว 6 นาที

4) จากนั้นนำไปขึ้นรูปชิ้นงาน โดยก่อนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานจะนำตัวอย่างพอลิเมอร์ไปอบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นนำตัวอย่างพอลิเมอร์มาใส่ในแม่พิมพ์ให้เต็มแล้วจึงปิดแม่พิมพ์ และนำไปอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 15 นาที สำหรับการทดสอบการทนต่อแรงดึง ในขณะที่การเตรียมชิ้นงานรูปแผ่นฟิล์ม สำหรับทดสอบสมบัติทางความร้อนด้วยเครื่อง TGA นำไปอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 5 นาที

2.3.3 พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มีและมี Clay-APTISO

1) ก่อนการผสมต้องนำเม็ดพอลิเมอร์ PLA ไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และ Clay-APTISO ไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นเก็บไว้ในโถดูดความชื้นเพื่อป้องกันความชื้นจากอากาศ ส่วน NBR ไม่ต้องอบ

2) ชั่งน้ำหนักเม็ด PLA, NBR และ Clay-APTISO เพื่อเตรียมพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR โดยมีปริมาณ NBR เท่ากับ 5, 10, 15 และ 20% โดยน้ำหนัก และพอลิเมอร์คอมโพสิตซึ่งมีอัตราส่วนของ Clay-APTISO คือ 3 phr

3) นำส่วนผสมของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ไปผสมกันด้วยเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 170°C ความเร็วรอบ 50 รอบต่อนาที เป็นเวลา 10 นาที ส่วนการเตรียม PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่เติม Clay-APTISO เตรียมด้วยสภาวะเดียวกัน แต่จะเติม Clay-APTISO หลังจากการหลอมพอลิเมอร์ไปแล้ว 4 นาที

4) จากนั้นนำไปขึ้นรูปชิ้นงาน โดยก่อนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานจะนำตัวอย่างพอลิเมอร์ไปอบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นนำตัวอย่างพอลิเมอร์มาใส่ในแม่พิมพ์ให้เต็มแล้วจึงปิดแม่พิมพ์ และนำไปอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 160°C เป็นเวลา 10 นาที สำหรับการทดสอบการทนต่อแรงดึง ในขณะที่การเตรียมชิ้นงานรูปแผ่นฟิล์ม สำหรับทดสอบ XRD นำไปอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 160°C เป็นเวลา 5 นาที

2.3.4 พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PE-g-MA

1) ก่อนการผสมต้องนำเม็ดพอลิเมอร์ PLA และ PE-g-MA ไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จากนั้นเก็บไว้ในโถดูดความชื้นเพื่อป้องกันความชื้นจากอากาศ ส่วน NBR ไม่ต้องอบ

2) ชั่งน้ำหนักเม็ด PLA, NBR และสารช่วยผสม PE-g-MA เพื่อเตรียมพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR โดยมีปริมาณ NBR เท่ากับ 5, 10, 15 และ 20% โดยน้ำหนัก และพอลิเมอร์คอมโพสิตซึ่งมีอัตราส่วนของ PE-g-MA คือ 3 phr

3) นำส่วนผสมของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ไปผสมกันด้วยเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 170°C ความเร็วรอบ 50 รอบต่อนาที เป็นเวลา 10 นาที ส่วนการเตรียม PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่เติม PE-g-MA เตรียมด้วยสภาวะเดียวกัน แต่จะเติม PE-g-MA หลังจากการหลอมพอลิเมอร์ไปแล้ว 4 นาที

4) จากนั้นนำไปขึ้นรูปชิ้นงาน โดยก่อนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานจะนำตัวอย่างพอลิเมอร์ไปอบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นนำตัวอย่างพอลิเมอร์มาใส่ในแม่พิมพ์ให้เต็มแล้วจึงปิดแม่พิมพ์ และนำไปอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 160°C เป็นเวลา 10 นาที สำหรับการทดสอบการทนต่อแรงกระแทก การทนต่อแรงดึงและ DMA ในขณะที่การเตรียมชิ้นงานรูปแผ่นฟิล์มสำหรับทดสอบสมบัติทางความร้อน นำไปอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 160°C เป็นเวลา 5 นาที

2.4 การทดสอบตัวอย่างพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต

2.4.1 การทดสอบสัณฐานวิทยา

การทดสอบสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์, พอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต เป็นการนำชิ้นงานรูปแท่งที่ผ่านการทดสอบสมบัติทางกลแล้ว มาทำการเคลือบทองในบริเวณที่เกิดรอยแตกหัก และทำการส่องดูสัณฐานวิทยาด้วยเครื่อง SEM ภายใต้สภาวะสุญญากาศใน Chamber 0.001 ถึง 0.0001 มิลลิบาร์ (mbar) ใช้สัญญาณในการจับภาพแบบ Second Electron Image (SEI) เพื่อตรวจสอบลักษณะทางสัณฐานวิทยาของตัวอย่างพอลิเมอร์ และการกระจายตัวของเฟสกระจายที่นำมาผสมภายในเนื้อของเฟสเมทริกซ์ ทดสอบโดยใช้เครื่อง SEM (Maxim 2000S, CamScan Analytical) และเครื่อง SEM (JSM-6400 Scanning electron microscope, JEOL) ซึ่งทุกตัวอย่างจะมีการเคลือบทองก่อนการทดสอบ

2.4.2 การทดสอบสมบัติทางกล

2.4.2.1 การทดสอบแรงกระแทก (Impact Testing)

นำพอลิเมอร์ผสมที่ขึ้นรูปเป็นชิ้นงานรูปแท่งมาทำการทดสอบแรงกระแทกตามมาตรฐาน ASTM D 256 ซึ่งก่อนการทำการทดสอบจะต้องทำรอยบากที่ชิ้นงานด้วยเครื่องทำรอยบาก และวัดพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงานบริเวณที่จะรับแรงกระแทก จากนั้นจึงนำไปทดสอบความต้านทานต่อแรงกระแทกด้วยเครื่องทดสอบความต้านทานต่อแรงกระแทก (noted Izod impact tester, Zwick/material testing August-Nagelstr.11.D-89079 Ulm) โดยนำชิ้นงานวางบนแท่นรับแรงโดยหันด้านที่เป็นรอยบากเข้าหาลูกตุ้ม และทำการปล่อยลูกตุ้มน้ำหนักให้กระทบชิ้นงานเพื่อศึกษาปริมาณการรับแรงของชิ้นงานพอลิเมอร์

2.4.2.2 การทดสอบแรงดึง (Tensile Testing)

นำพอลิเมอร์ผสมที่ขึ้นรูปเป็นชิ้นงานรูปกระดูก หรือรูปดัมเบล มาทำการทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM D 638 โดยต้องวัดขนาดพื้นที่รับแรงของชิ้นงานก่อนทำการทดสอบ จากนั้นนำมาทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ด้วยเครื่องทดสอบวัสดุเอนกประสงค์ มี 2 เครื่องคือ LLOYD Instruments; LR 50K, England และ EZ-LX model, Shimadzu, Japan โดยอัตราเร็วที่ใช้ในการดึงเท่ากับ 50 มิลลิเมตรต่อนาที ซึ่งจะทำให้การดึงชิ้นงานจนกระทั่งชิ้นงานขาดออกจากกัน ข้อมูลจากการทดสอบจะนำมาเฉลี่ยจากการทดสอบ 5 ตัวอย่าง

2.4.2.3 การวิเคราะห์สมบัติทางกลของสารตัวอย่างเมื่อได้รับความร้อนโดยใช้ DMA

DMA เป็นการวัดค่าอุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วของตัวอย่างพอลิเมอร์ โดยชิ้นงานที่นำมาทดสอบมีขนาด 1x5 ตารางเซนติเมตร หน้า 1 มิลลิเมตร ทดสอบโดยใช้โหมด Bending Film ใช้ Vibration Frequency คงที่ที่ 1 Hz, L Amplitude เท่ากับ 10 ไมโครเมตร ที่อัตราการให้ความร้อน 5 °C ต่อนาที ในช่วงอุณหภูมิ 30-140°C โดยมีอัตราการให้ความร้อนที่ 5°C ต่อนาที ทดสอบภายใต้บรรยากาศของแก๊สไนโตรเจนโดยเครื่อง dynamic mechanical analyzer (Pyris Diamond DMA, Perkin Elmer, USA)

2.4.3 การทดสอบสมบัติทางความร้อน

2.4.3.1 การทดสอบสมบัติทางความร้อนด้วยเครื่อง TGA

การศึกษาความเสถียรทางความร้อนและอุณหภูมิการสลายตัวของตัวอย่างพอลิเมอร์และสารอื่นๆ ทดสอบโดยใช้เครื่อง TGA (DSC-TGA Model, SDT Q600, TA Instruments, England) โดยใช้ชิ้นงานแบบ

แผ่นฟิล์มตัดขนาดเล็กในการทดสอบ ซึ่งทดสอบโดยให้ความร้อนแก่ตัวอย่างตั้งแต่อุณหภูมิ 30 ถึง 600°C ภายใต้บรรยากาศของแก๊สไนโตรเจนและใช้อัตราการให้ความร้อนที่ 10°C ต่อนาที

2.4.3.2 การทดสอบสมบัติทางความร้อนด้วยเครื่อง DSC

DSC ใช้ในการศึกษาสมบัติทางความร้อนของตัวอย่างพอลิเมอร์และสารอื่นๆ ทดสอบโดยเครื่อง DSC (Pyris 1, Perkin Elmer, USA) ในการทดสอบจะใช้ชิ้นงานแบบแผ่นฟิล์มตัดเป็นชิ้นเล็กบรรจุในถาด และทำการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานในช่วงอุณหภูมิ 50-200°C ภายใต้บรรยากาศของแก๊สไนโตรเจนที่อัตราการให้ความร้อน 10°C ต่อนาที

2.4.4 การศึกษาโครงสร้างของเคลย์ในพอลิเมอร์ด้วยเครื่อง XRD

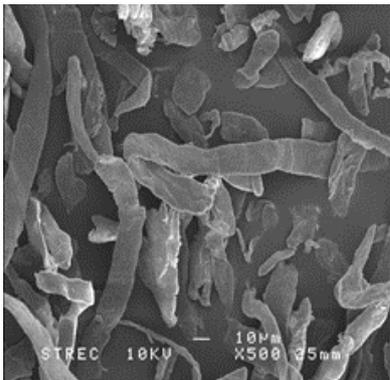
การศึกษาโครงสร้างของเคลย์โดยใช้ XRD (Bruker D8-Advance) ซึ่งมุมที่ใช้วัดอยู่ระหว่าง 1 องศาถึง 10 องศา ทำงานที่ 40 kV และ 30 mA ระหว่างชั้นของเคลย์วัดจากตำแหน่งพีคที่เกิดขึ้น (d_{001} reflection) ใน XRD diffractograms เป็นไปตามสมการของ Bragg

บทที่ 3 ผลการวิจัยและอภิปราย

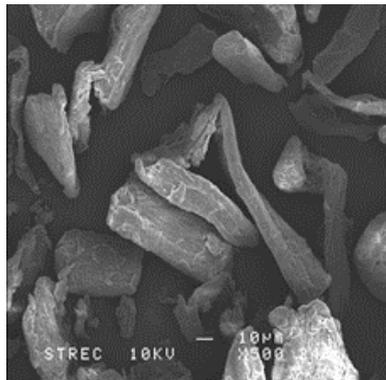
3.1 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/Cellulose

3.1.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

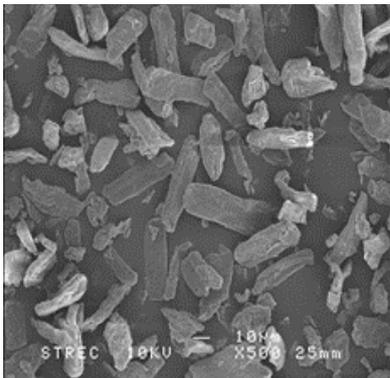
รูปที่ 3.1 แสดงคุณลักษณะของเซลลูโลส AC, MFC และ MCC โดยใช้ SEM จากภาพ SEM พบว่า AC มีเส้นใยยาวมากกว่า MFC และ MCC นอกจากนี้เส้นใย AC มีเส้นผ่าศูนย์กลางและความยาวแตกต่างกัน และเส้นใยของ MFC นั้นมีความยาวปานกลางและสั้นกว่า AC แต่เส้นผ่านศูนย์กลางของเส้นใยนั้นกว้างกว่า AC ในขณะที่ MCC ซึ่งอยู่ในรูปแบบผงสีขาวมีลักษณะเส้นใยสั้นมากเมื่อเทียบกับเส้นใย AC และ MFC ดังนั้นลักษณะเฉพาะของเส้นใยเซลลูโลสที่แตกต่างกัน อาจส่งผลต่อสมบัติทางกลของพอลิเมอร์คอมโพสิต



ก. AC



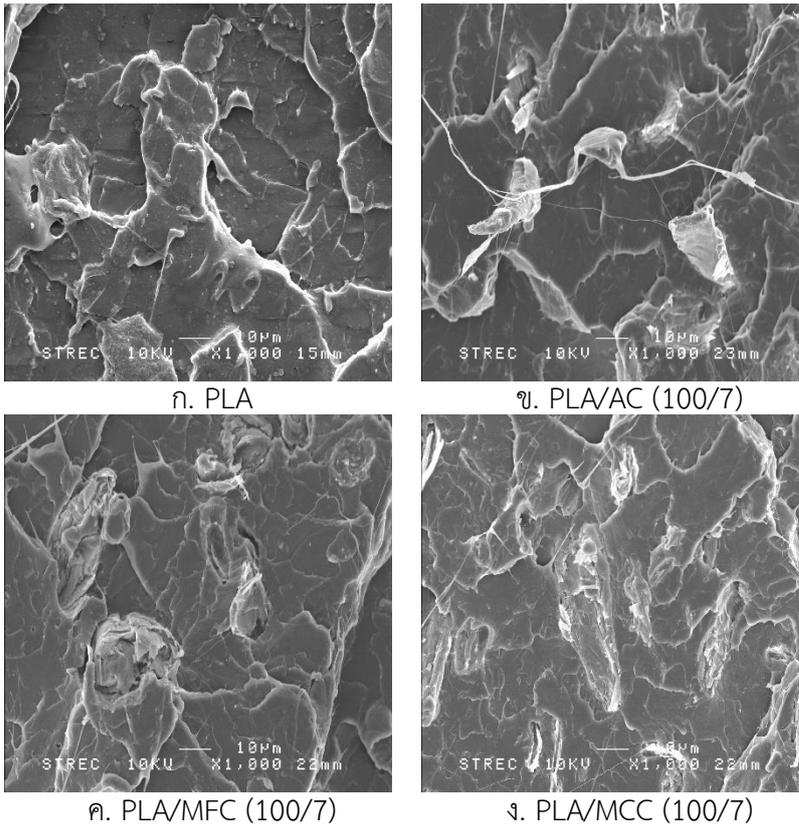
ข. MFC



ค. MCC

รูปที่ 3.1 สัณฐานวิทยาของเซลลูโลสที่แตกต่างกัน

รูปที่ 3.2 แสดงสัณฐานวิทยาของเฟส PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/cellulose รูปที่ 2(ก) แสดงพื้นผิวรอยแตกเนื่องจากแรงดึงของ PLA เป็นพื้นผิวที่รอยแตกขนาดใหญ่ที่มีพื้นผิวที่ค่อนข้างเรียบซึ่งแสดงถึงพฤติกรรมการแตกหักแบบเปราะของ PLA ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ผลึกที่มีความเปราะ การเติมเส้นใยเซลลูโลสไม่มีผลต่อลักษณะพื้นผิวการแตกของ PLA ซึ่งชี้ให้เห็นว่าการผสมเซลลูโลสใน PLA ไม่เปลี่ยนสัณฐานเฟสของ PLA อย่างไรก็ตาม พื้นผิวของพอลิเมอร์คอมโพสิตของ PLA/cellulose สังเกตเห็นเส้นใยเซลลูโลสที่แทรกอยู่ในเนื้อ PLA และโผล่ออกมา ยิ่งไปกว่านั้น ความยาวของรอยแตกของพอลิเมอร์คอมโพสิตนั้นแตกต่างจาก PLA บริสุทธิ์ สิ่งนี้อาจตอบว่าความเครียดสามารถถ่ายโอนจากโซ่พอลิเมอร์ไปยังเส้นใยเซลลูโลสและปรับปรุง modulus ของ PLA ให้เพิ่มขึ้นด้วย



รูปที่ 3.2 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/cellulose (100/7)

รูปที่ 3.3 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกเนื่องจากแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC (90/10) ที่ไม่มีและมีการเติมเซลลูโลส 7 phr รูปที่ 3.3(ก) แสดงพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA / PEC มีความหยาบและขรุขระกว่าพื้นผิวรอยแตกของ PLA เพราะ PEC เป็นอีลาสโตเมอร์ที่มีความยืดหยุ่นมากกว่า PLA เนื่องจาก PEC มีโมเลกุลของเอทิลีนอยู่ในโครงสร้าง ดังนั้นพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC จึงเปลี่ยนพฤติกรรมการแตกหักแบบเปราะเป็นการแตกหักเป็นเหนียว อย่างไรก็ตาม พอลิเมอร์ผสมแสดงให้เห็นการแยกเฟสระหว่างเฟส PLA และ PEC เพราะเฟสของ PEC กระจายตัวมีลักษณะเป็นเม็ดทรงกลมอยู่ในเมทริกซ์ PLA นอกจากนี้ เกิดเป็นช่องว่างรอบเฟสกระจาย PEC ซึ่งบ่งชี้ว่ามีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส PLA และ PEC ที่ไม่แข็งแรงและขนาดของเม็ดทรงกลมของเฟสกระจาย PEC มีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อปริมาณ PEC เพิ่มขึ้นในพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC

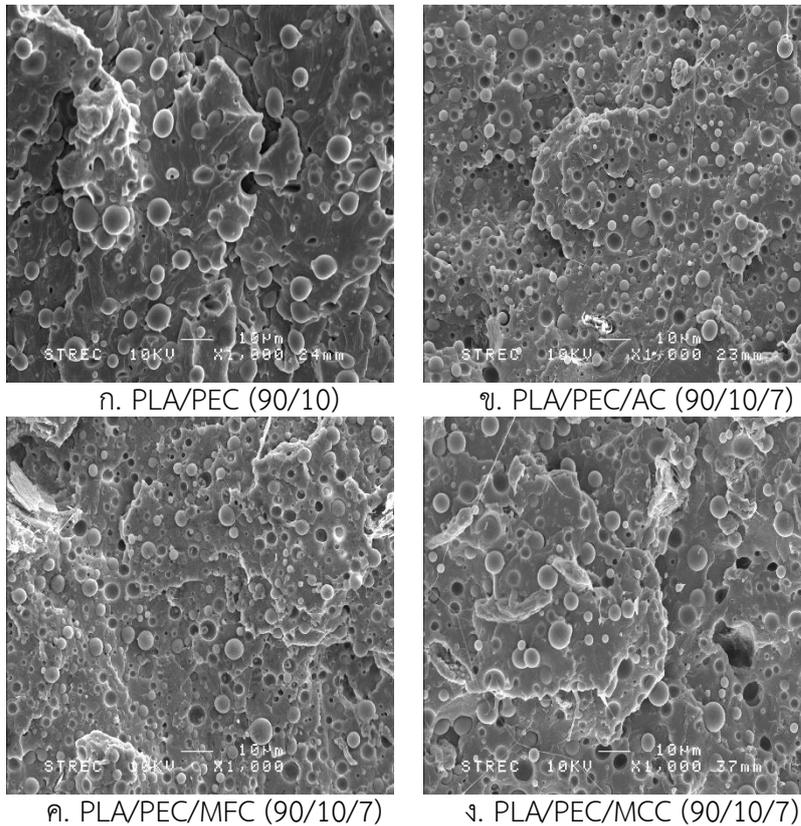
รูปที่ 3.3(ข-ง) แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกเนื่องจากแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose (90/10/7) จากสัณฐานวิทยายังคงสังเกตเห็นการแยกเฟสของเฟส PLA และเฟส PEC และเฟส PEC กระจายเป็นเม็ดหยาบทรงกลมอยู่ในเมทริกซ์ PLA ดังนั้นการเติมเซลลูโลสจึงไม่ได้ปรับปรุงการผสมเข้ากันได้ระหว่างเฟส PLA และ PEC อย่างไรก็ตาม ปริมาณของเส้นใยที่แยกออกจากเมทริกซ์ของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ลดลงเนื่องจากการผสม PEC เมื่อเทียบกับพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/cellulose

3.1.2 สมบัติทางกล

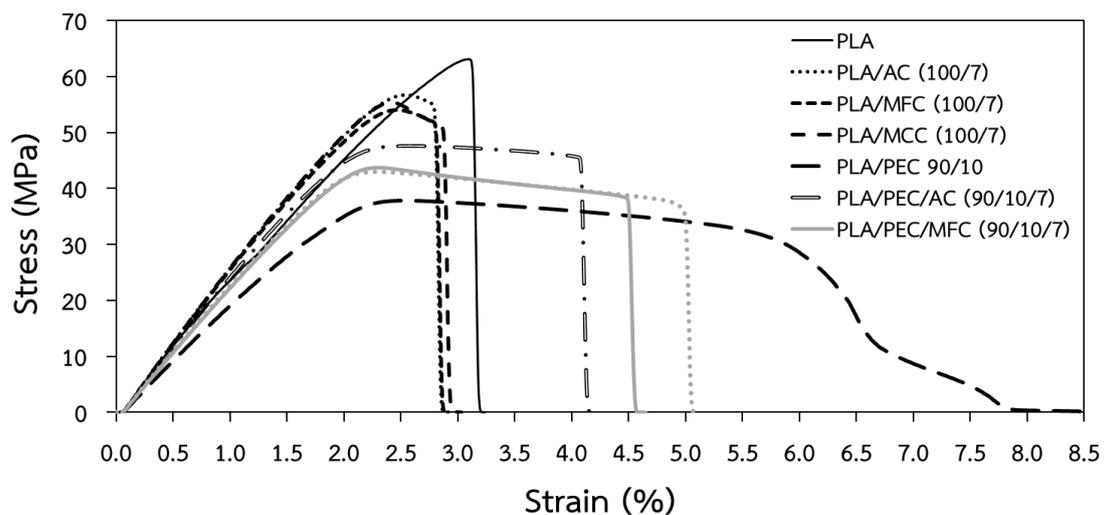
3.1.2.1 เส้นโค้งความเค้นและความเครียด (Stress and strain curves)

รูปที่ 3.4 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของ PLA, PLA/cellulose, PLA/PEC และ PLA/PEC/cellulose ผลการทดลองพบว่า PLA มีค่าความเค้นแรงดึงสูงที่สุด การเติมเซลลูโลสทุกชนิด

ทำให้มอดูลัสของแข็งของ PLA เพิ่มขึ้น แต่ลดความเค้นแรงดึงและความเครียดแรงดึงของ PLA ดังนั้นการเติมเซลลูโลสสามารถปรับปรุงมอดูลัสของ PLA ได้ การเติม PEC ช่วยเพิ่มความเครียดแรงดึงหรือการยืดตัวของ PLA ได้มากกว่าสองเท่าเมื่อเทียบ PLA บริสุทธิ์ แต่การเติม PEC ลดความเค้นแรงดึงของ PLA ผลนี้ชี้ให้เห็นว่าการเติม PEC ทำให้ PLA มีความเหนียวมากขึ้น อย่างไรก็ตาม การเติมเส้นใยเซลลูโลสทำให้ความเครียดแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ลดลง และการเติม AC ทำให้ความเครียดแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมลดลงมากกว่าการผสมด้วย MFC และ MCC



รูปที่ 3.3 ลักษณะวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC (90/10) ที่ไม่มีและมีการเติมเซลลูโลส 7 phr



รูปที่ 3.4 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของ PLA, PLA/cellulose, PLA/PEC และ PLA/PEC/cellulose

3.1.2.2 สมบัติแรงดึง

ตารางที่ 3.1 แสดงผลของสมบัติแรงดึงของ PLA, PLA/cellulose พอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose ผลการทดลองพบว่าการเติมเซลลูโลสช่วยเพิ่มมอดูลัสของยังของ PLA แต่ทำให้ความต้านทานต่อแรงดึง ความเค้น ณ จุดแตกหัก และความเครียด ณ จุดแตกหักของ PLA ลดลง การเติม PEC สามารถเพิ่มความเครียด ณ จุดแตกหักของ PLA นอกจากนี้ การผสม AC, MFC และ MCC ลงในพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC สามารถช่วยปรับปรุงมอดูลัสของยัง ความต้านทานต่อแรงดึง และความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม แต่ลดความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม ดังนั้นการเติมเส้นใยเซลลูโลสช่วยเพิ่มมอดูลัสของยังของทั้ง PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC เนื่องจากโครงสร้างที่เป็นเส้นใยของเซลลูโลสช่วยเสริมแรงให้กับพอลิเมอร์ได้

ตารางที่ 3.1 สมบัติแรงดึงของ PLA พอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose

ตัวอย่าง	มอดูลัสของยัง (MPa)	ความต้านทานต่อแรงดึง (MPa)	ความเค้น ณ จุดแตกหัก (MPa)	ความเครียด ณ จุดแตกหัก (%)
PLA	2,459.6 ± 35.3	62.4 ± 1.8	62.4 ± 1.8	3.3 ± 0.3
PLA/AC (100/7)	2,752.6 ± 17.2	53.9 ± 3.6	53.1 ± 3.0	2.4 ± 0.4
PLA/MFC (100/7)	2,671.7 ± 20.0	54.7 ± 1.1	53.7 ± 2.1	2.6 ± 0.2
PLA/MCC (100/7)	2,698.9 ± 33.0	55.6 ± 0.7	53.1 ± 2.1	2.8 ± 0.3
PLA/PEC (90/10)	1,974.2 ± 16.1	38.9 ± 0.3	22.9 ± 4.0	11.5 ± 3.7
PLA/PEC/AC (90/10/7)	2,529.3 ± 19.8	48.2 ± 0.9	46.3 ± 1.4	3.7 ± 0.7
PLA/PEC/MFC (90/10/7)	2,362.2 ± 50.3	43.7 ± 0.5	38.9 ± 0.6	4.5 ± 0.6
PLA/PEC/MCC (90/10/7)	2,357.7 ± 16.8	43.2 ± 0.4	36.5 ± 0.9	5.5 ± 1.0

3.1.3 สมบัติทางความร้อน

3.1.3.1 อุณหภูมิการหลอมเหลวของพอลิเมอร์ผสมโดยใช้เครื่อง DSC

ข้อมูลของอุณหภูมิหลอมเหลว (T_m) ของทุกตัวอย่างแสดงในตารางที่ 3.2 อุณหภูมิหลอมเหลวของ PLA เท่ากับ 152.8°C และการเติม PEC ไม่เปลี่ยนแปลงและไม่มีผลต่ออุณหภูมิหลอมเหลว PLA นอกจากนี้ การเติม AC, MFC และ MCC ลงใน PLA ก็ไม่มีผลอย่างมีนัยสำคัญต่ออุณหภูมิหลอมเหลวของ PLA/cellulose และ PLA/PEC/cellulose ดังนั้นการผสมเส้นใยเซลลูโลสไม่ส่งผลต่ออุณหภูมิหลอมเหลวของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose

3.1.3.2 เสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์โดยใช้เครื่อง TGA

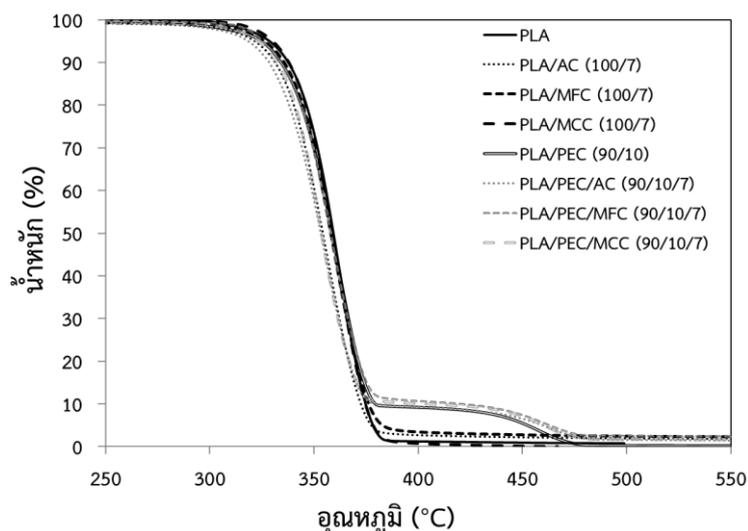
เสถียรภาพทางความร้อนของ PLA, PLA/cellulose พอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose วิเคราะห์โดยใช้ TGA ซึ่งการสลายตัวทางความร้อน (เปอร์เซ็นต์การสูญเสีย น้ำหนัก) ของตัวอย่างถูกตรวจสอบและบันทึกการเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ อุณหภูมิการสลายตัวของ

สูญเสียน้ำหนัก 10% (T_{d10}) ของตัวอย่างบ่งชี้ถึงกระบวนการตัวสลายตัวทางความร้อนของวัสดุพอลิเมอร์ ตารางที่ 3.2 แสดงสมบัติทางความร้อนของ PLA, PEC, เซลลูโลส, พอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose ผลการทดลองพบว่าอุณหภูมิการสลายตัวของเซลลูโลสทุกชนิดมีค่าน้อยกว่าอุณหภูมิการย่อยสลายของ PLA ดังนั้นการผสมเซลลูโลสใน PLA ไม่สามารถเพิ่มเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์คอมโพสิตของ PLA และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC ได้ อุณหภูมิการสลายตัวของ PEC มีค่ามากที่สุด แต่ก็ไม่สามารถปรับปรุงเสถียรภาพทางความร้อนของ PLA ได้

รูปที่ 3.5 แสดง TGA thermograms ของ PLA, PLA/cellulose, PLA/PEC พอลิเมอร์ผสมและพอลิเมอร์คอมโพสิต ผลการทดลองพบว่ากระบวนการสลายตัวทางความร้อนของ PLA และ PLA/cellulose นั้นเกิดขึ้นขั้นตอนเดียวที่อุณหภูมิ 320-340°C ในขณะที่กระบวนการสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose แสดงให้เห็นถึงสองขั้นตอนของกระบวนการสลายตัว ขั้นตอนแรกเกิดที่อุณหภูมิ 320-340°C ซึ่งเป็นการสลายตัวของ PLA หรือเซลลูโลส และขั้นตอนที่สองที่อุณหภูมิ 430°C ซึ่งเป็นการสลายตัวของ PEC เนื่องจากอุณหภูมิการสลายตัวของ PEC นั้นมีค่ามากกว่าอุณหภูมิการสลายตัวของ PLA

ตารางที่ 3.2 สมบัติทางความร้อนของ PLA, PEC, เซลลูโลส, พอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose

ตัวอย่าง	T_{d10} (°C)	T_m (°C)	ตัวอย่าง	T_{d10} (°C)	T_m (°C)
PLA	337.8	152.8	PEC	429.5	-
AC	300.6	-	PLA/AC (100/7)	331.3	152.4
MFC	309.7	-	PLA/MFC (100/7)	335.8	151.9
MCC	314.9	-	PLA/MCC (100/7)	338.0	150.3
PLA/PEC (90/10)	334.3	151.8	PLA/PEC/MFC (90/10/7)	334.1	153.1
PLA/PEC/AC (90/10/7)	328.6	151.4	PLA/PEC/MCC (90/10/7)	332.3	152.1

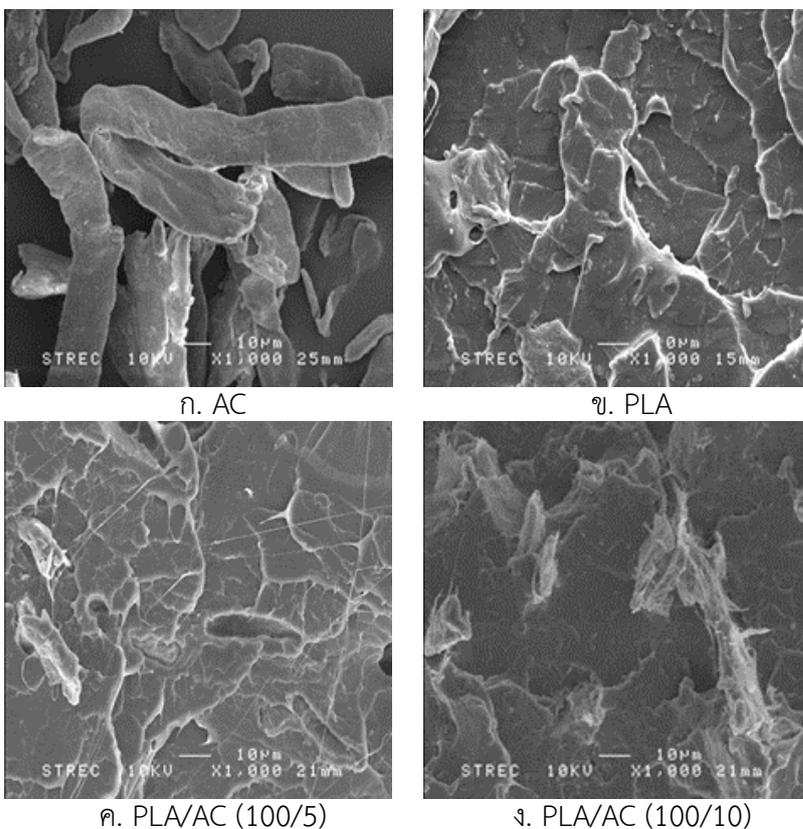


รูปที่ 3.5 TGA thermograms ของ PLA, PLA/cellulose, พอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/cellulose

3.2 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC

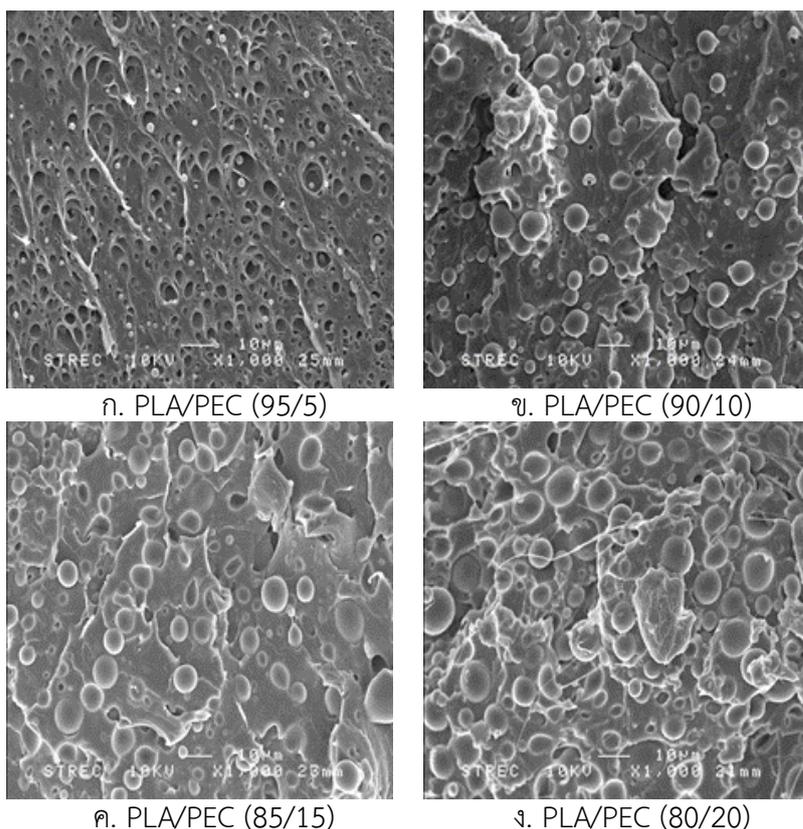
3.2.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

รูปที่ 3.6 แสดงสัณฐานวิทยาของ AC, PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/AC จากภาพ SEM สังกเกตให้เห็นว่า AC เป็นเส้นใยที่มีความยาวสั้นและมีขนาดแตกต่างกันดังแสดงในรูปที่ 3.6(ก) รูปที่ 3.6(ข) แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตก PLA พบว่าพื้นผิวรอยแตกค่อนข้างเรียบซึ่งแสดงพฤติกรรมการแตกหักแบบเปราะซึ่งเป็นพฤติกรรมการแตกแบบเปราะ PLA ในขณะที่เมื่อเติม AC ใน PLA พบว่าพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/AC ไม่เปลี่ยนแปลง ดังนั้นการเติม AC ไม่มีผลต่อสัณฐานวิทยาของ PLA อย่างไรก็ตาม จากพื้นผิวพบเส้นใยเซลลูโลส AC ที่แทรกเข้าไปในเมทริกซ์ PLA และมีปริมาณเส้นใยในเมทริกซ์ PLA ตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณเส้นใยเซลลูโลส AC ซึ่งเส้นใยเซลลูโลสนี้ช่วยเสริมแรงและรับแรงจากสายโซ่พอลิเมอร์ส่งผลให้ modulus ของยังของพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/AC เพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับ PLA บริสุทธิ์



รูปที่ 3.6 สัณฐานวิทยาของ AC, PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/AC

รูปที่ 3.7 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC พื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสมขรุขระมากกว่าพื้นผิวรอยแตก PLA เนื่องจากลักษณะยึดหยุ่นของ PEC ยิ่งกว่านั้นพอลิเมอร์ผสมแสดงให้เห็นการแยกเฟสระหว่างเฟส PLA และเฟส PEC เพราะเฟสของ PEC กระจายตัวมีลักษณะเป็นเม็ดทรงกลมอยู่ในเมทริกซ์ PLA นอกจากนี้ เกิดเป็นช่องว่างรอบเฟสกระจาย PEC ซึ่งบ่งชี้ว่ามีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส PLA และเฟส PEC ที่ไม่แข็งแรงและขนาดของเม็ดทรงกลมของเฟสกระจาย PEC มีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อปริมาณ PEC เพิ่มขึ้นในพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC



ก. PLA/PEC (95/5)

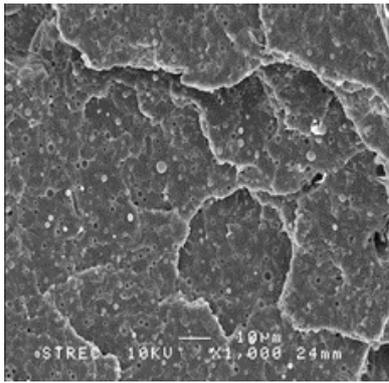
ข. PLA/PEC (90/10)

ค. PLA/PEC (85/15)

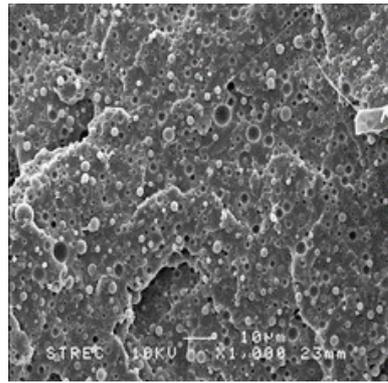
ง. PLA/PEC (80/20)

รูปที่ 3.7 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC

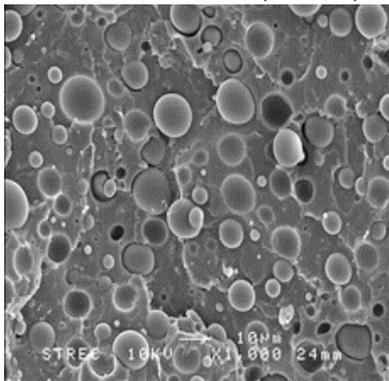
การวิเคราะห์สัณฐานวิทยาของพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC หลังจากผสม AC 5 phr ดังแสดงในรูปที่ 3.8 พบว่ายังสังเกตเห็นการแยกเฟสของเฟส PLA และเฟส PEC และเฟส PEC กระจายเป็นเม็ดทรงกลมในเมทริกซ์ PLA ดังนั้นการเติม AC ไม่ได้ปรับปรุงการผสมเข้ากันได้ระหว่างเฟส PLA และเฟส PEC และไม่ส่งผลให้สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมเปลี่ยนแปลง เส้นใยเซลลูโลส AC สามารถมองเห็นได้อย่างเด่นชัดและเส้นใยเซลลูโลสแทรกอยู่ในเมทริกซ์พอลิเมอร์ ในขณะที่สัณฐานวิทยาของพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC หลังจากผสม AC 10 phr แสดงในรูปที่ 3.9 มีลักษณะคล้ายกับพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC ยังคงสังเกตเห็นการแยกเฟสของเฟส PLA และเฟสกระจาย PEC และเฟส PEC กระจายเป็นเม็ดทรงกลมในเมทริกซ์ PLA แต่พบว่ามีเส้นใยเซลลูโลส AC แทรกอยู่ในเมทริกซ์พอลิเมอร์ได้อย่างเด่นชัดและมีปริมาณค่อนข้างมากตามปริมาณการเติม AC ที่สูงขึ้น ซึ่งผลของปริมาณของการผสม AC ในพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC จะส่งผลต่อสมบัติทางกลที่ได้ด้วยโดยเฉพาะค่ามอดูลัสที่เพิ่มขึ้นตามปริมาณของ AC ซึ่งจะได้กล่าวต่อไป



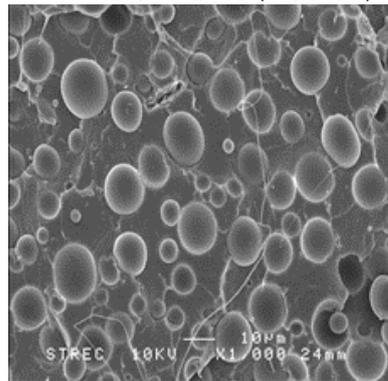
ก. PLA/PEC/AC (95/5/5)



ข. PLA/PEC/AC (90/10/5)

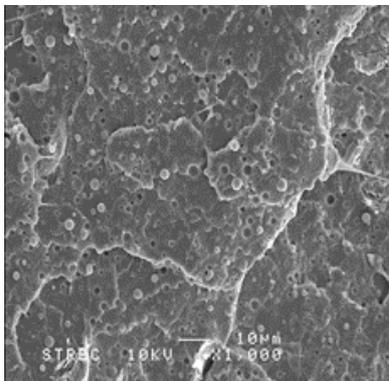


ค. PLA/PEC/AC (85/15/5)

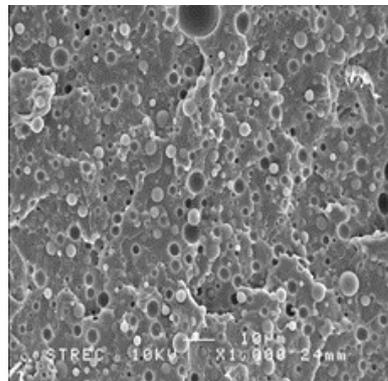


ง. PLA/PEC/AC (80/20/5)

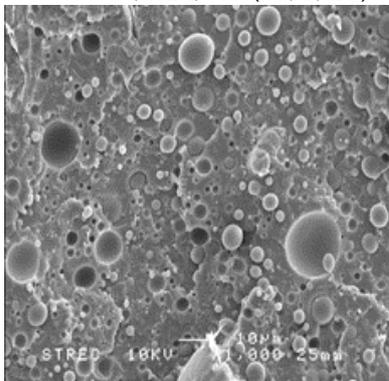
รูปที่ 3.8 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC เมื่อผสม AC 5 phr



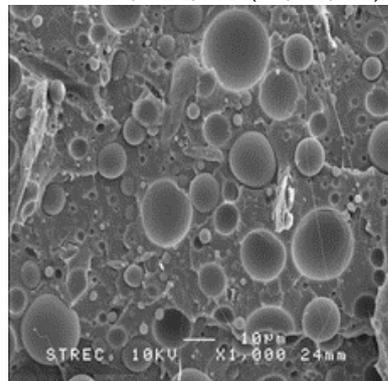
ก. PLA/PEC/AC (95/5/10)



ข. PLA/PEC/AC (90/10/10)



ค. PLA/PEC/AC (85/15/10)



ง. PLA/PEC/AC (80/20/10)

รูปที่ 3.9 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC เมื่อผสม AC 10 phr

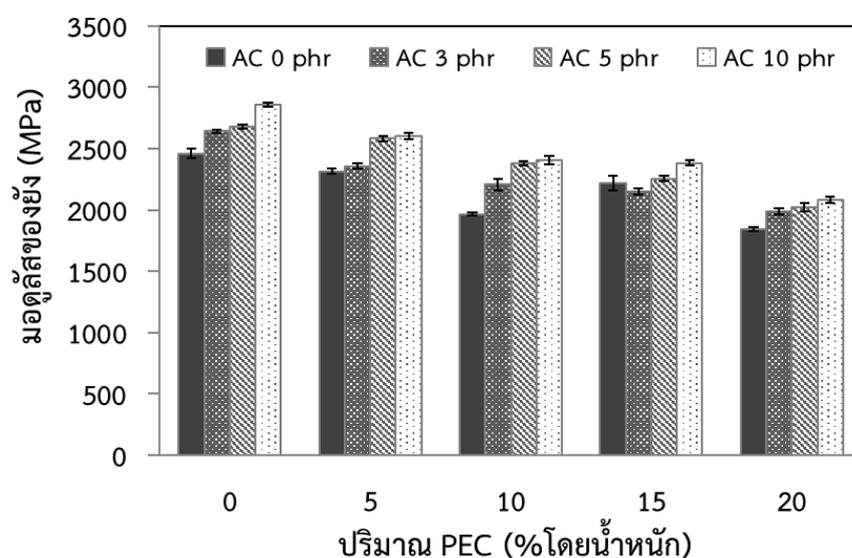
3.2.2 สมบัติทางกล

3.2.2.1 มอดูลัสของยัง (Young's Modulus)

รูปที่ 3.10 แสดงมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC ที่ปริมาณ PEC ต่างกัน ซึ่งมอดูลัสของยังคือความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดในช่วงที่เป็นเส้นตรงจากการทดสอบแรงดึง ผลการทดลองพบว่าแนวโน้มของมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ลดลงเมื่อปริมาณ PEC เพิ่มขึ้น เนื่องจากความเป็นอีลาสติกของโมเลกุลเอทิลีนในโครงสร้าง PEC เมื่อผสมเส้นใย AC ใน PLA ส่งผลให้มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/AC เพิ่มขึ้นตามปริมาณ AC ที่มากขึ้น ในขณะที่มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC ก็มีค่าสูงขึ้นตามปริมาณ AC ที่มากขึ้นเช่นกัน ดังนั้นการเติมเส้นใย AC ใน PLA และ PLA/PEC สามารถช่วยปรับปรุงมอดูลัสของยังได้ เนื่องจากลักษณะโครงสร้างที่เป็นเส้นใยของ AC ที่แข็งแรงจึงช่วยรับแรงมอดูลัสและเส้นใย AC สามารถถ่ายโอนความเค้นจากสายโซ่พอลิเมอร์

3.2.2.2 ความต้านทานต่อแรงดึง (Tensile Strength)

รูปที่ 3.11 แสดงความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC ที่ปริมาณ PEC ต่างกัน ผลการทดลองพบว่าความต้านทานต่อแรงดึงพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC มีค่าน้อยกว่าของ PLA บริสุทธิ์ และแนวโน้มของความต้านทานต่อแรงดึงพอลิเมอร์ผสมลดลงตามปริมาณ PEC ที่มากขึ้น เนื่องจากความยืดหยุ่นของ PEC ในขณะที่ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC เปลี่ยนไปเล็กน้อยเมื่อมีการเพิ่มปริมาณของ AC ดังนั้นเส้นใย AC สามารถรักษาสมบัติความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ไว้ได้

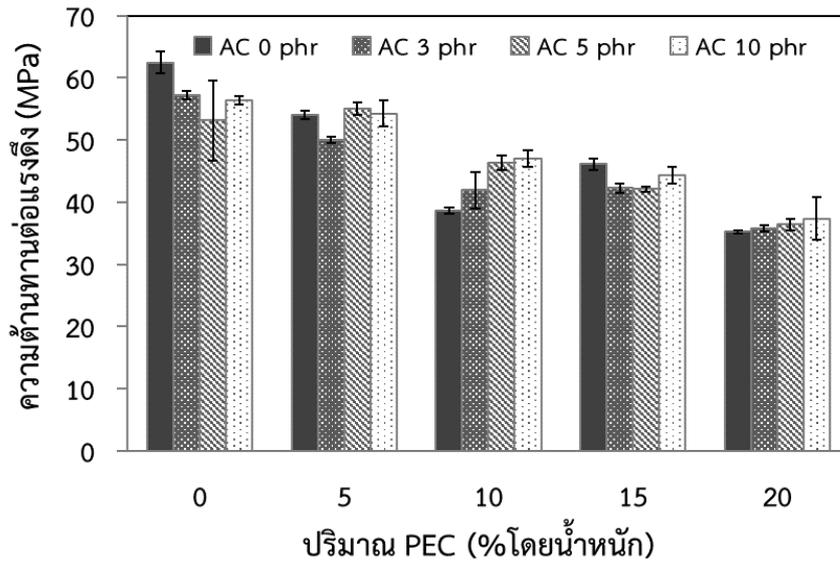


รูปที่ 3.10 มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC

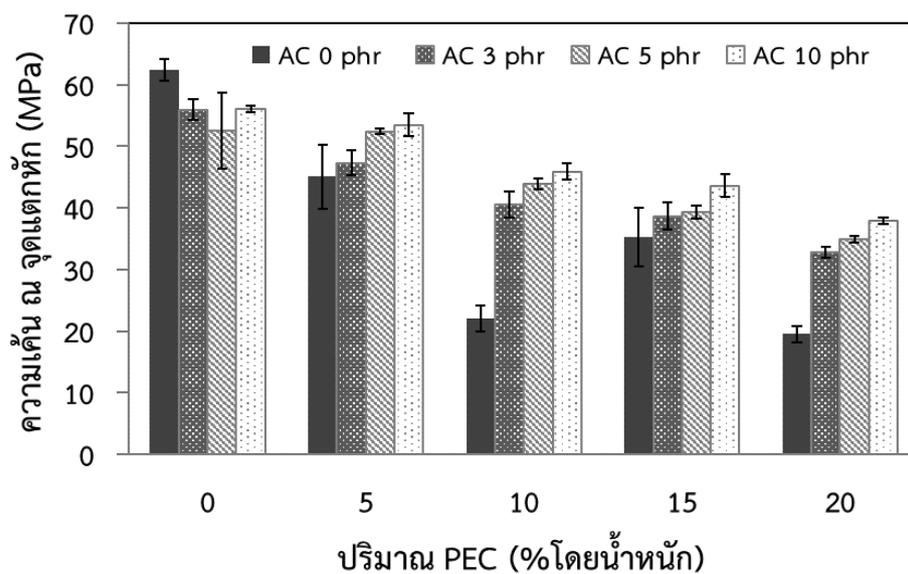
3.2.2.3 ความเค้น ณ จุดแตกหัก (Stress at Break)

รูปที่ 3.12 แสดงความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC ที่ปริมาณ PEC ต่างกัน ผลการทดลองพบว่าแนวโน้มของความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ PEC ที่มากขึ้น การเติม AC สามารถช่วยปรับปรุงความ

เค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมและความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC เพิ่มขึ้นตามปริมาณของ PEC ที่มากขึ้น และที่ปริมาณ AC 10 phr มีค่าความเค้น ณ จุดแตกหักสูงที่สุด



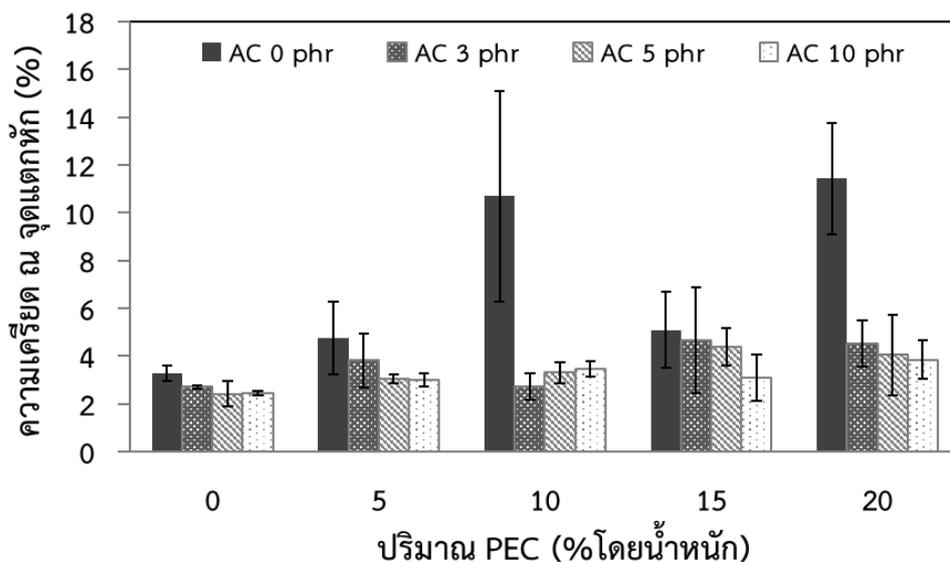
รูปที่ 3.11 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC



รูปที่ 3.12 ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC

3.2.2.4 ความเครียด ณ จุดแตกหัก (Strain at Break)

รูปที่ 3.13 แสดงความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC ที่ปริมาณ PEC ต่างกัน ผลการทดลองพบว่าความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณ PEC ที่มากขึ้น เนื่องจากพฤติกรรมความยืดหยุ่นของโมเลกุลเอทิลีนในโครงสร้าง PEC ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/AC เปลี่ยนไปเล็กน้อยเมื่อเทียบกับ PLA ในขณะที่ค่าความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC ลดลงอย่างมีนัยสำคัญเมื่อปริมาณ AC เพิ่มขึ้น ผลการทดลองนี้บ่งชี้ได้ว่าการเติม AC มีผลต่อความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมมากกว่า PLA



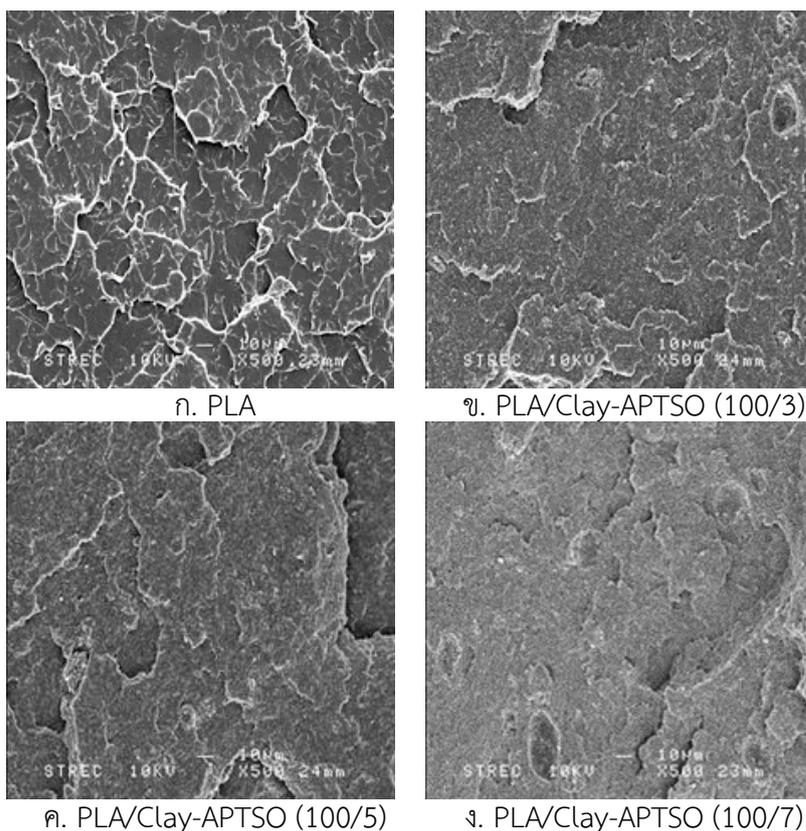
รูปที่ 3.13 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC

3.3 พอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมี Clay-APTISO

3.3.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

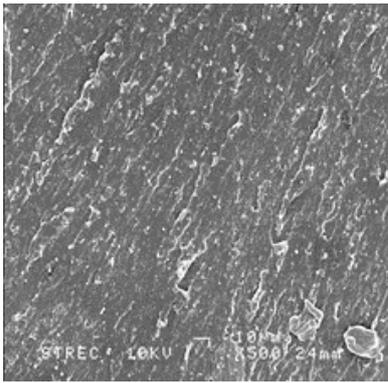
รูปที่ 3.14 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกจากการทดสอบแรงดึงของพอลิเมอร์ PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTISO รูปที่ 3.14(ก) แสดงให้เห็นถึงลักษณะพื้นผิวรอยแตกของ PLA ที่ค่อนข้างเรียบซึ่งบ่งบอกถึงลักษณะความเปราะของพอลิเมอร์กิ่งผลึก ในขณะที่ลักษณะพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTISO ในรูปที่ 3.14 (ข-ง) นั้นค่อนข้างหยาบและขรุขระมากกว่าพื้นผิวรอยแตกของ PLA ผลการทดลองนี้ชี้ให้เห็นว่าลักษณะพื้นผิวรอยแตกแบบเปราะของ PLA มีลักษณะพื้นผิวรอยแตกที่เหนียวขึ้นเมื่อเติม Clay-APTISO ซึ่งมีผลต่อโมดูลัสของ PLA

รูปที่ 3.15 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกจากการทดสอบแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC เมื่อ ปริมาณ EOC เท่ากับ 5, 10, 15 และ 20 %โดยน้ำหนัก สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมทุกความเข้มข้นแสดงถึงเฟสต่อเนื่อง (continuous phase) PLA ที่มีเฟส EOC กระจายอยู่ในเมทริกซ์พอลิเมอร์ พื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC มีความเหนียวเพิ่มขึ้นตามปริมาณ EOC ที่มากขึ้น และมีลักษณะเป็นเส้นยืดออกมาจากพื้นผิวพอลิเมอร์เนื่องจากแรงดึง ซึ่งบ่งชี้ว่าการเติม EOC สามารถปรับปรุงความยืดหยุ่นของ PLA อย่างไรก็ตาม สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมแสดงให้เห็นถึงการแยกเฟสของเฟสกระจาย EOC และเฟสเมทริกซ์ PLA และสังเกตการแยกเฟสอย่างชัดเจนที่ปริมาณ EOC สูง สิ่งนี้แสดงให้เห็นว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ซึ่งเฟส EOC จะกระจายตัวเป็นเม็ดทรงกลมและแสดงสัณฐานวิทยาเหมือนอนุภาคที่อยู่ในเมทริกซ์ PLA อย่างชัดเจน ขนาดของเม็ดทรงกลมของเฟสกระจาย EOC เพิ่มขึ้นตามปริมาณ EOC ที่มากขึ้น ยิ่งไปกว่านั้น ช่องว่างที่อยู่รอบเม็ดทรงกลมของเฟสกระจาย EOC นั้นแสดงให้เห็นแรงยึดเหนี่ยวที่ไม่ดีระหว่างเฟส PLA และเฟส EOC เนื่องจากแรงดึงผิวที่สูงของพอลิเมอร์ทั้งสองชนิด

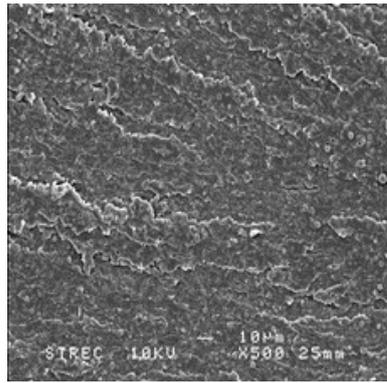


รูปที่ 3.14 สัณฐานวิทยาของ PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO

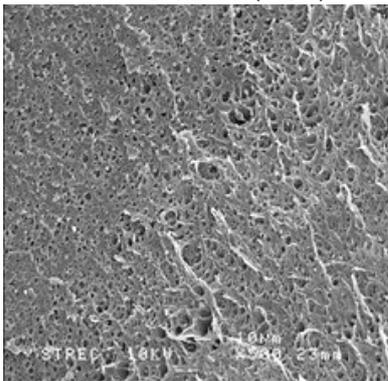
รูปที่ 3.16-3.18 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกจากการทดสอบแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่เติม Clay-APTSO ในปริมาณ 3, 5 และ 7 phr เห็นได้ชัดว่าการเติม Clay-APTSO ในพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ช่วยปรับปรุงให้เม็ดทรงกลมของเฟสกระจาย EOC มีขนาดลดลงอย่างมีนัยสำคัญยิ่งไปกว่านั้น ขนาดเม็ดของเฟสกระจาย EOC ในพอลิเมอร์ผสมมีขนาดลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ Clay-APTSO ซึ่งสังเกตเห็นได้อย่างชัดเจนที่ปริมาณ EOC มาก สิ่งนี้ชี้ให้เห็นว่า Clay-APTSO มีบทบาทสำคัญในการลดขนาดโดเมนของเฟสกระจาย EOC ในพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ดังนั้น Clay-APTSO จึงทำหน้าที่เป็นสารช่วยผสมที่มีประสิทธิภาพในพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC และสัณฐานวิทยาที่ได้รับมีผลต่อสมบัติแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTSO



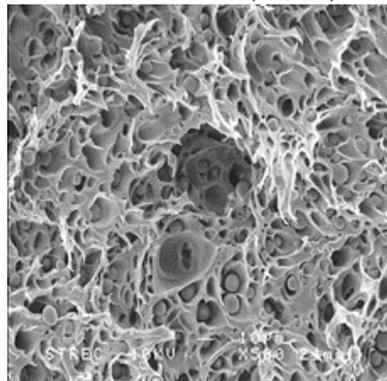
ก. PLA/EOC (95/5)



ข. PLA/EOC (90/10)

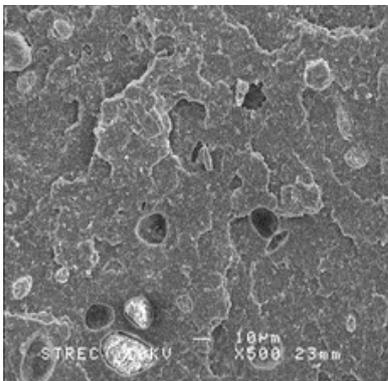


ค. PLA/EOC (85/15)

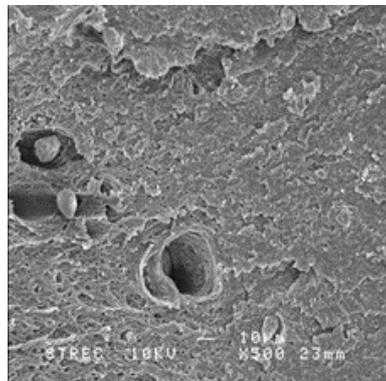


ง. PLA/EOC (80/20)

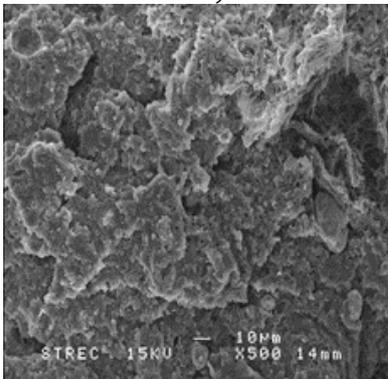
รูปที่ 3.15 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC



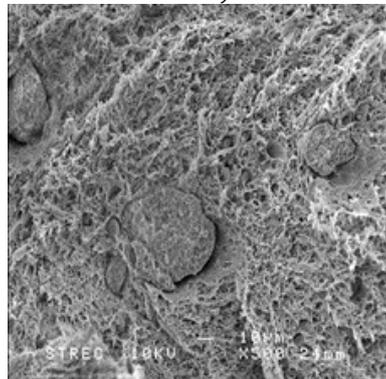
ก. PLA/EOC/Clay-APTSO (95/5/3)



ข. PLA/EOC/Clay-APTSO (90/10/3)

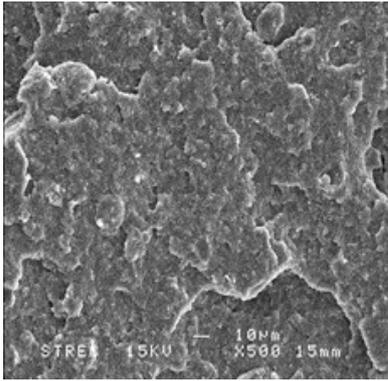


ค. PLA/EOC/Clay-APTSO (85/15/3)

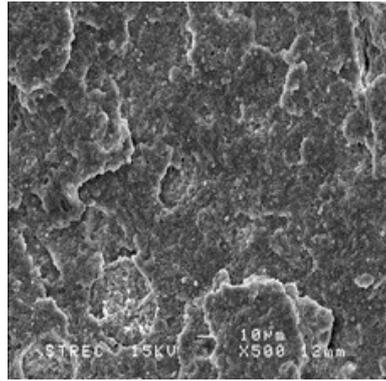


ง. PLA/EOC/Clay-APTSO (80/20/3)

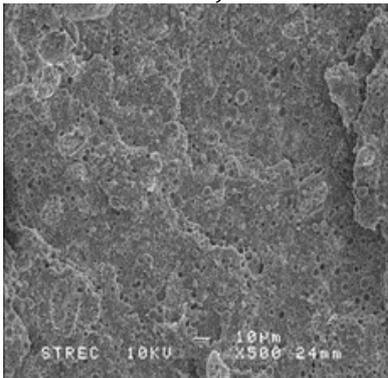
รูปที่ 3.16 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่เติม Clay-APTSO 3 phr



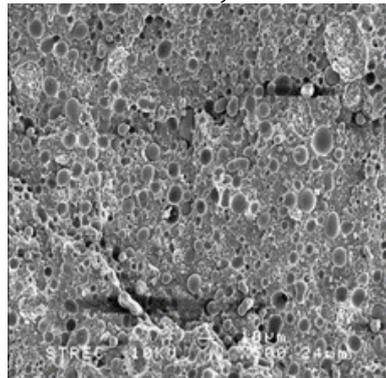
ก. PLA/EOC/Clay-APTSO (95/5/5)



ข. PLA/EOC/Clay-APTSO (90/10/5)

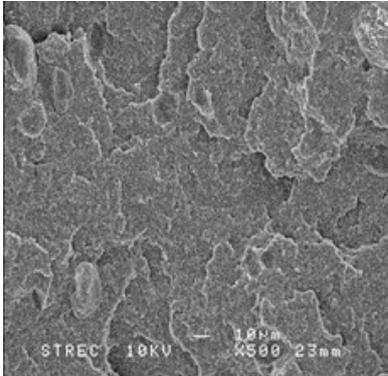


ค. PLA/EOC/Clay-APTSO (85/15/5)

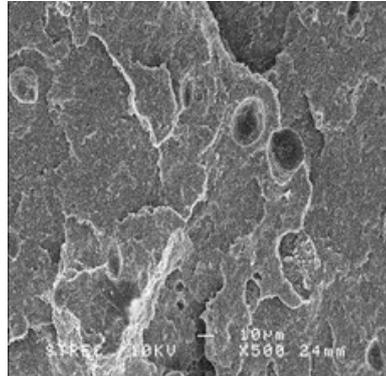


ง. PLA/EOC/Clay-APTSO (80/20/5)

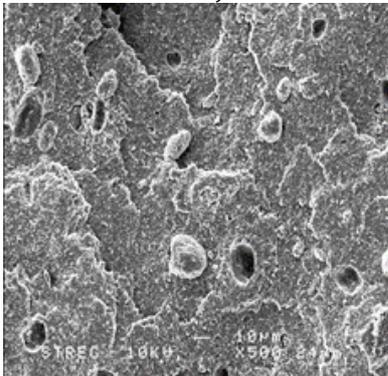
รูปที่ 3.17 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่เติม Clay-APTSO 5 phr



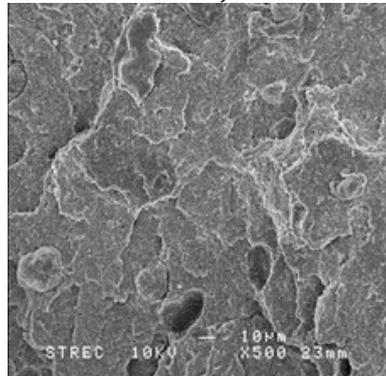
ก. PLA/EOC/Clay-APTSO (95/5/7)



ข. PLA/EOC/Clay-APTSO (90/10/7)



ค. PLA/EOC/Clay-APTSO (85/15/7)



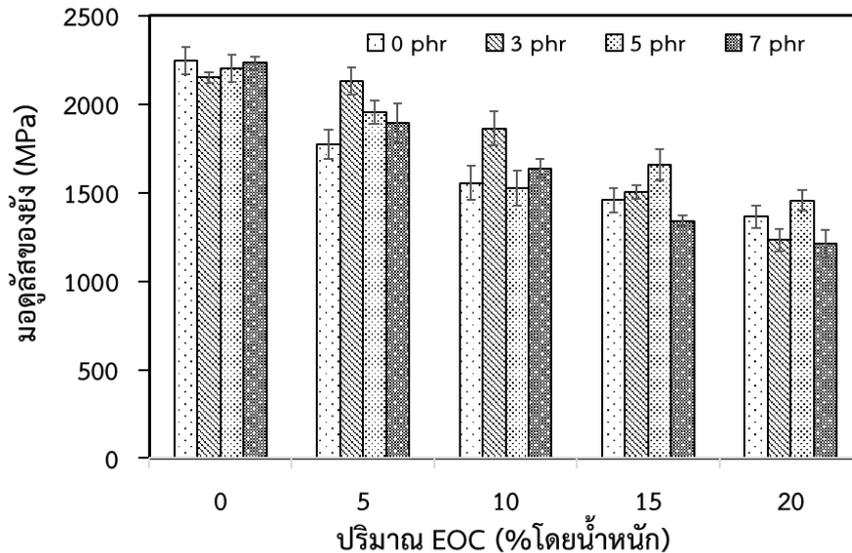
ง. PLA/EOC/Clay-APTSO (80/20/7)

รูปที่ 3.18 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่เติม Clay-APTSO 7 phr

3.3.2 สมบัติทางกล

3.3.2.1 มอดูลัสของยัง (Young's Modulus)

รูปที่ 3.19 แสดงมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO ผลการทดลองพบว่ามอดูลัสของยังของ PLA ลดลงเมื่อเติม EOC และมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสมลดลงตามปริมาณ EOC ที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากมอดูลัสต่ำและความยืดหยุ่นของ EOC ในขณะที่การเติม Clay-APTSO ทำให้มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC เพิ่มขึ้นมีนัยสำคัญที่ปริมาณ EOC และ Clay-APTSO ต่ำ โดยปกติแล้วพอลิเมอร์คอมโพสิตสามารถเพิ่มความแข็งแรงและมอดูลัสได้ การปรับปรุงมอดูลัสอาจเกิดจากการเสริมแรงของโครงสร้างที่แข็งแรงของเคลย์อนินทรีย์



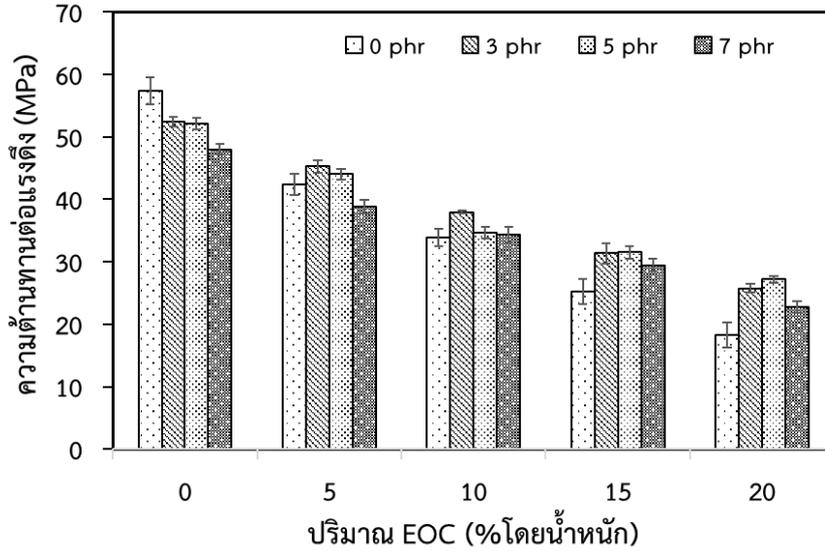
รูปที่ 3.19 มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO

3.3.2.2 ความต้านทานต่อแรงดึง (Tensile Strength)

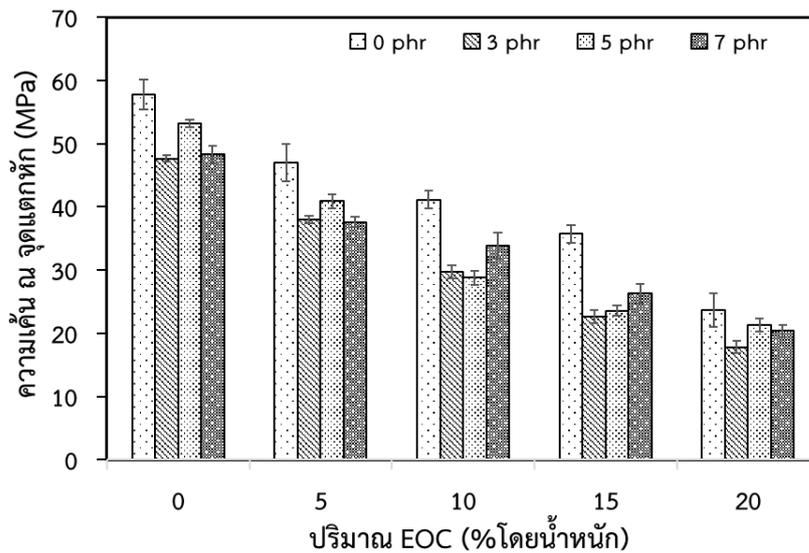
รูปที่ 3.20 แสดงความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO ผลการทดลองพบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อเพิ่มปริมาณ EOC เนื่องจากลักษณะที่ยืดหยุ่นของ EOC อย่างไรก็ตาม การเติม Clay-APTSO สามารถปรับปรุงความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมทุกความเข้มข้นและความต้านทานต่อแรงดึงมีค่าสูงที่สุดเมื่อเติม Clay-APTSO 3 phr เมื่อปริมาณของ EOC เท่ากับ 5-15 %โดยน้ำหนัก

3.3.2.3 ความเค้น ณ จุดแตกหัก (Stress at Break)

รูปที่ 3.21 แสดงความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO ผลการทดลองพบว่าความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อเพิ่มปริมาณ EOC เนื่องจากลักษณะที่ยืดหยุ่นของ EOC และการเติม Clay-APTSO ทำให้ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTSO ลดลง



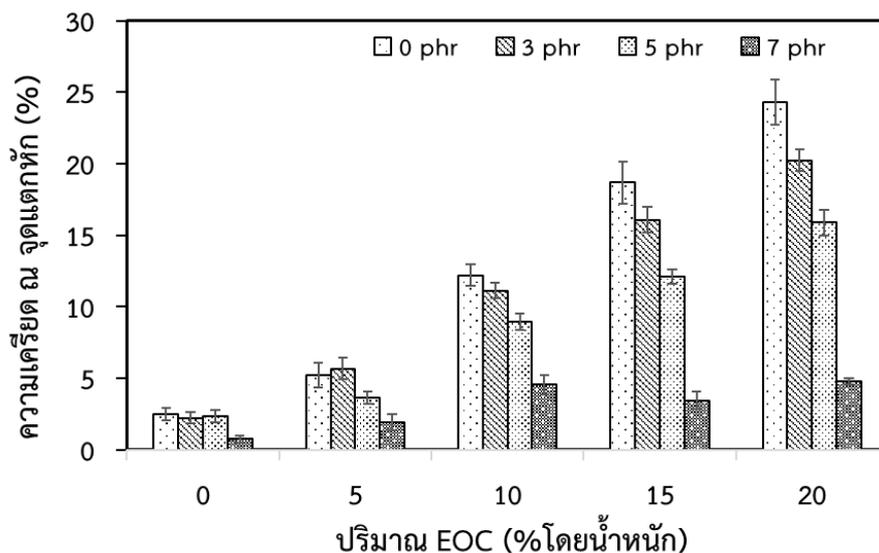
รูปที่ 3.20 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO



รูปที่ 3.21 ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO

3.3.2.4 ความเครียด ณ จุดแตกหัก (Strain at Break)

รูปที่ 3.22 แสดงความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO ผลการทดลองพบว่าความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC เพิ่มขึ้นตามปริมาณ EOC ที่เพิ่มขึ้น สิ่งนี้ชี้ให้เห็นว่าการเติม EOC ช่วยเพิ่มความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ตามที่เห็นจากสัณฐานวิทยาของ PLA ที่เปลี่ยนไปเป็นเหนียวมากขึ้นเมื่อเติม EOC ในขณะที่การเติม Clay-APTSO ลดความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTSO และลดลงตามการเพิ่มขึ้นของ Clay-APTSO ที่มากขึ้น ผลการทดลองชี้ให้เห็นว่าการเติม Clay-APTSO ขัดขวางการเคลื่อนที่ของสายโซ่พอลิเมอร์และลดการยืดตัวของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC



รูปที่ 3.22 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-APTSO

3.3.3 สมบัติทางความร้อน

ตารางที่ 3.3 แสดงอุณหภูมิการสลายตัวที่บ่งบอกถึงเสถียรภาพทางความร้อนของ PLA, พอลิเมอร์ผสม PLA/EOC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTSO ถูกตรวจสอบโดยเครื่อง TGA พบว่าอุณหภูมิการสลายตัวของการสูญเสียน้ำหนัก 10% (T_{d10}) ของ PLA เท่ากับ 335.0°C ในขณะที่อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ไม่พบการเปลี่ยนแปลงและมีค่าใกล้เคียงกับอุณหภูมิการสลายตัวของ PLA ดังนั้นการเติม EOC ลงไปใน PLA ไม่มีผลต่อเสถียรภาพทางความร้อนของ PLA ในขณะที่การเติม Clay-APTSO ช่วยเพิ่มอุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC แสดงว่า Clay-APTSO สามารถปรับปรุงเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสมให้ดีขึ้น

ตารางที่ 3.3 อุณหภูมิการสลายตัวของ PLA, พอลิเมอร์ผสม PLA/EOC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTSO

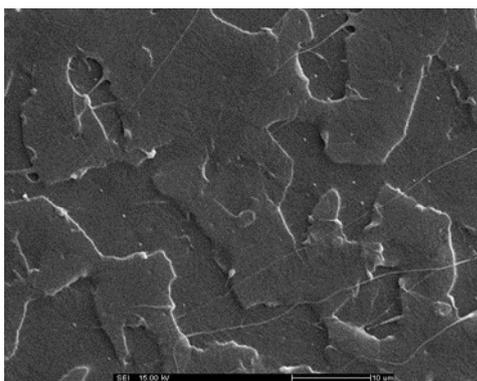
ตัวอย่าง	T_{d10} ($^{\circ}\text{C}$)	ตัวอย่าง	T_{d10} ($^{\circ}\text{C}$)
PLA	335.0	-	-
PLA/EOC (95/05)	336.0	PLA/EOC/Clay-APTSO (95/05/5)	340.2
PLA/EOC (90/10)	336.7	PLA/EOC/Clay-APTSO (90/10/5)	341.0
PLA/EOC (85/15)	336.4	PLA/EOC/Clay-APTSO (85/15/5)	341.6
PLA/EOC (80/20)	336.6	PLA/EOC/Clay-APTSO (80/20/5)	341.8
PLA/EOC/Clay-APTSO (95/05/3)	340.6	PLA/EOC/Clay-APTSO (95/05/7)	339.1
PLA/EOC/Clay-APTSO (90/10/3)	339.9	PLA/EOC/Clay-APTSO (90/10/7)	340.6
PLA/EOC/Clay-APTSO (85/15/3)	342.0	PLA/EOC/Clay-APTSO (85/15/7)	339.8
PLA/EOC/Clay-APTSO (80/20/3)	340.2	PLA/EOC/Clay-APTSO (80/20/7)	341.0

3.4 พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม Clay-APTSO

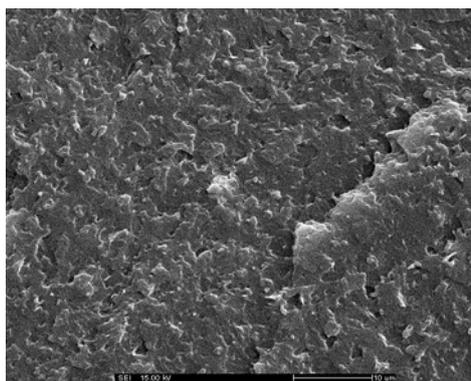
3.4.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

รูปที่ 3.23 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกจากของพอลิเมอร์ PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO ที่ได้จากเครื่อง SEM PLA พบว่าลักษณะพื้นผิวรอยแตกของ PLA บริสุทธิ์นั้นมีพื้นผิวที่เรียบกว่าพื้นผิวของพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO ซึ่งพื้นผิวก่อนข้างหยาบขรุขระกว่า

รูปที่ 3.24 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกจากของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ซึ่งมีปริมาณ NBR ที่ 5, 10 และ 20 %โดยน้ำหนัก และผสม Clay-APTSO ที่ 3 phr จากภาพ SEM สังเกตพบว่าพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR มีพื้นผิวที่หยาบกว่าพื้นผิวรอยแตกของ PLA บริสุทธิ์ การสังเกตนี้บ่งชี้ว่าการเติม NBR ใน PLA สามารถเปลี่ยนการแตกหักแบบเปราะของ PLA เป็นการแตกหักแบบเหนียวซึ่งมีผลต่อความเครียด ณ จุดแตกหัก หรือการยืดตัวของ PLA อย่างไรก็ตาม ภาพ SEM ของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ยังสังเกตเห็นการแยกเฟสของเฟสกระจาย NBR และเฟสเมทริกซ์ PLA และปรากฏช่องว่างในเมทริกซ์พอลิเมอร์ ช่องว่างเหล่านี้อาจเกิดจากพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ เนื่องจากเฟสกระจาย NBR ไม่สามารถผสมเข้ากันกับเฟส PLA ได้ ในขณะที่การเติม Clay-APTSO ในพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR สามารถลดช่องว่างและปรับปรุงความสามารถผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสมเล็กน้อยเนื่องจากสัณฐานวิทยามีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อย ผลนี้อาจเกิดจาก Clay-APTSO ไม่เหมาะสมที่จะใช้เป็นสารช่วยผสมของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR



ก. PLA



ข. PLA/Clay-APTSO (100/3)

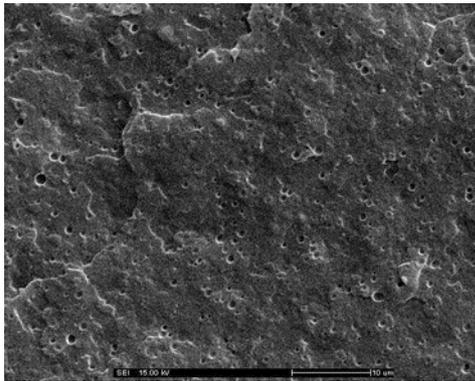
รูปที่ 3.23 สัณฐานวิทยาของ PLA และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO

3.4.2 สมบัติทางกล

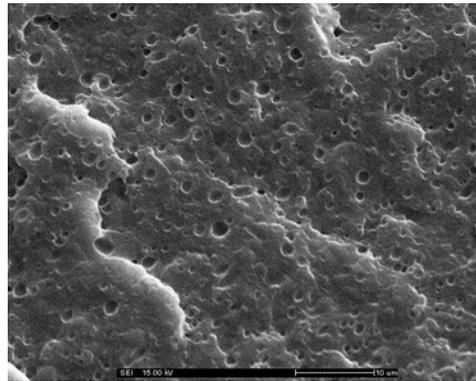
3.4.2.1 การทดสอบแรงกระแทก

รูปที่ 3.25 แสดงความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ผลการทดลองพบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกของ PLA บริสุทธิ์และพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO เท่ากับ 3.1 และ 4.3 mJ/mm^2 ตามลำดับ ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO มีค่าสูงกว่า PLA นอกจากนี้การผสม NBR สามารถปรับปรุงความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณ NBR ที่มากขึ้น ผลนี้บ่งชี้ว่าการผสม NBR ใน PLA สามารถเปลี่ยนจากการแตกหักแบบเปราะไปเป็นพฤติกรรมการแตกหักแบบเหนียวและ NBR ก็สามารถเพิ่มความต้านทานต่อแรงกระแทกได้มากกว่าแปดเท่าโดยการผสม NBR ในปริมาณ 10 %โดยน้ำหนัก ซึ่งความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR (90/10) เท่ากับ 26.3 mJ/mm^2 ดังนั้น NBR สามารถเพิ่มความเหนียวของ PLA ได้

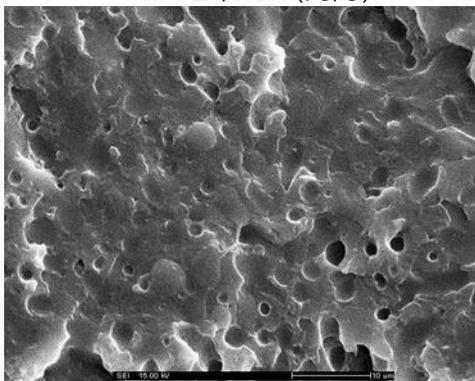
ในขณะที่การเติม Clay-APTSO ในพอลิเมอร์ผสมทำให้ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ลดลงอย่างมาก



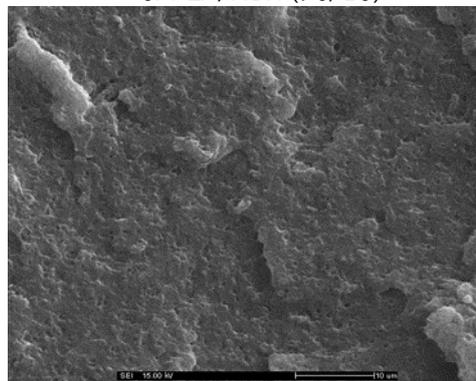
ก. PLA/NBR (95/5)



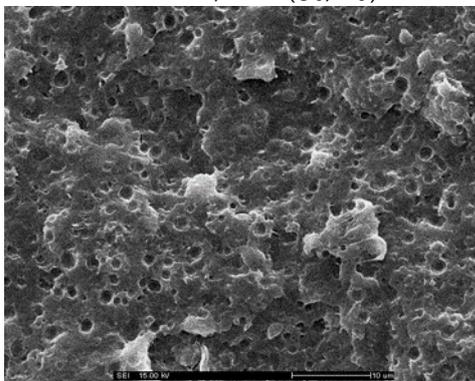
ข. PLA/NBR (90/10)



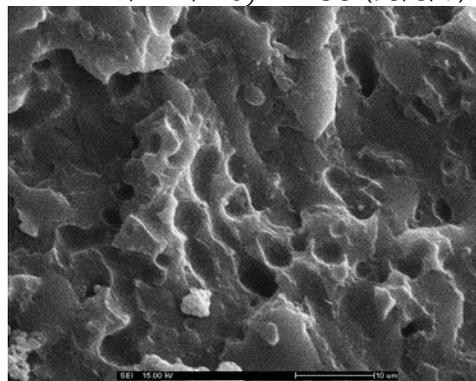
ค. PLA/NBR (80/20)



ง. PLA/NBR/Clay-APTSO (95/5/3)



จ. PLA/NBR/Clay-APTSO (90/10/3)



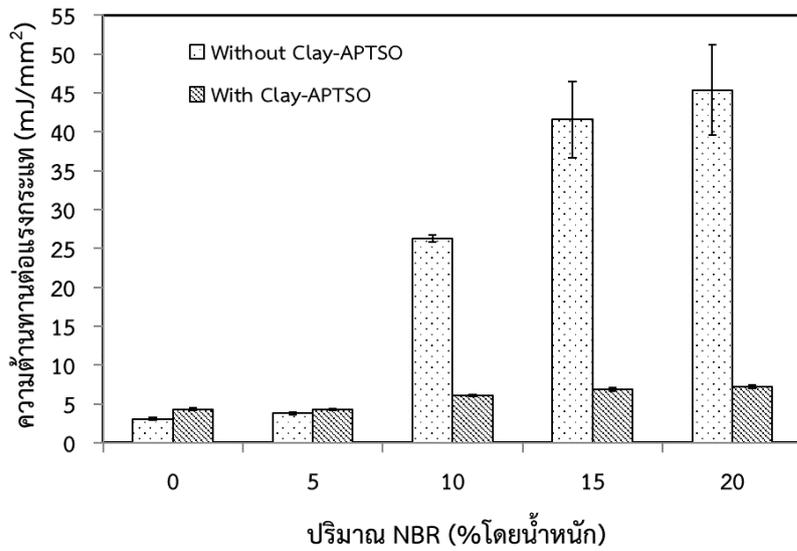
ฉ. PLA/NBR/Clay-APTSO (80/20/3)

รูปที่ 3.24 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO

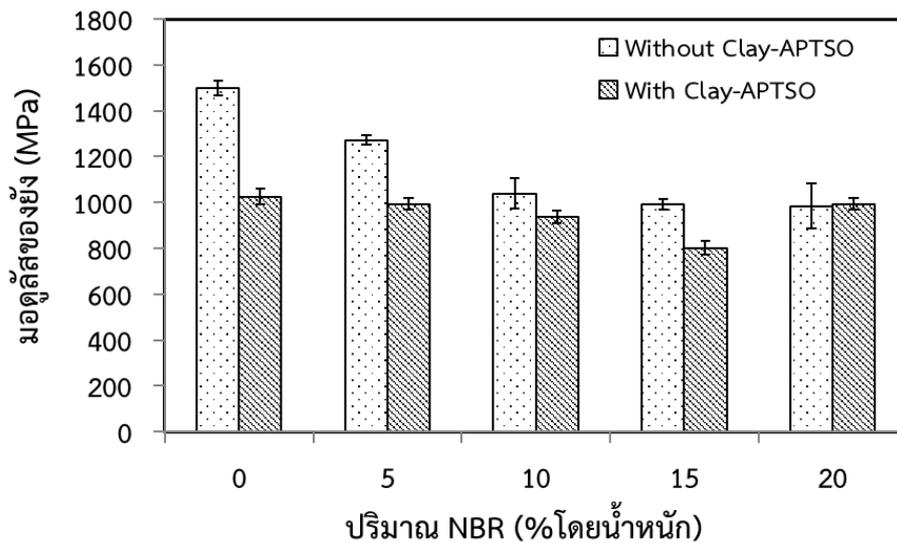
3.4.2.2 การทดสอบแรงดึง

(1) โมดูลัสของยัง (Young's Modulus)

รูปที่ 3.26 โมดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO พบว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR มีค่าโมดูลัสของยังลดลงตามปริมาณ NBR ที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากสมบัติความยืดหยุ่นของเฟสยางใน NBR และการเติม Clay-APTSO ทำให้โมดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ลดลงและยังลดลงตามปริมาณ NBR ที่เพิ่มขึ้น ยกเว้นที่ NBR 20 % โดยน้ำหนัก นอกจากนี้พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR มีค่าโมดูลัสของยังมากกว่าพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO



รูปที่ 3.25 ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO

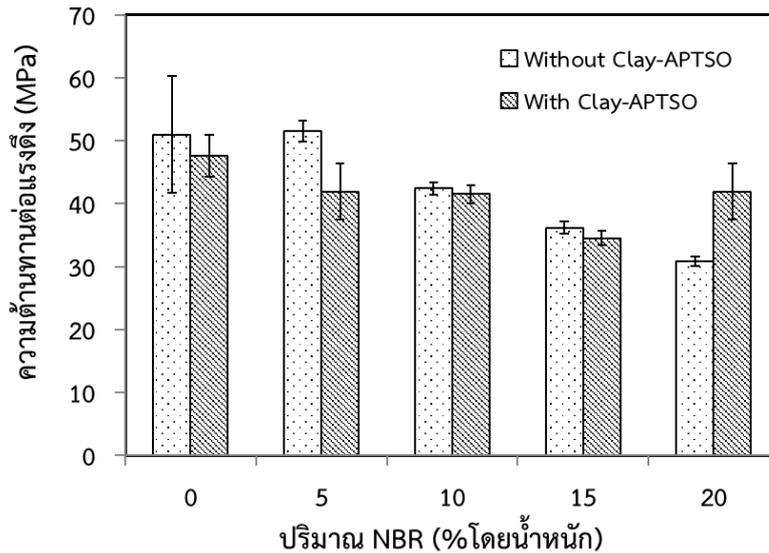


รูปที่ 3.26 มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO

(2) ความต้านทานต่อแรงดึง (Tensile Strength)

ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ดังแสดงในรูปที่ 3.27 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงมีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงคล้ายกับมอดูลัสของยัง และพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR มีค่าความต้านทานต่อแรงดึงลดลงตามปริมาณ NBR ที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากสมบัติยืดหยุ่นของเฟสยางใน NBR ไปลดความแข็งแรงของ PLA และการเติม Clay-APTSO ทำให้ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ลดลงและยังลดลงตามปริมาณ NBR ที่เพิ่มขึ้น ยกเว้นที่ NBR 20 %โดยน้ำหนัก นอกจากนี้ในช่วงการผสม NBR 0-15 %โดยน้ำหนัก พบว่าพอลิ

เมอริผสม PLA/NBR มีความต้านทานต่อแรงดึงมากกว่าพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ดังนั้น Clay-APTSO อาจไม่เหมาะสมในการปรับปรุงความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR



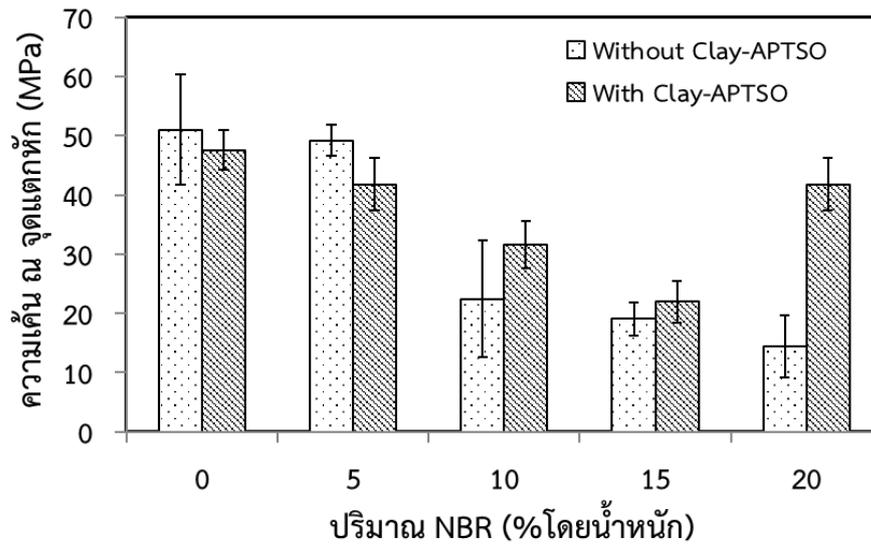
รูปที่ 3.27 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO

(3) ความเค้น ณ จุดแตกหัก (Stress at Break)

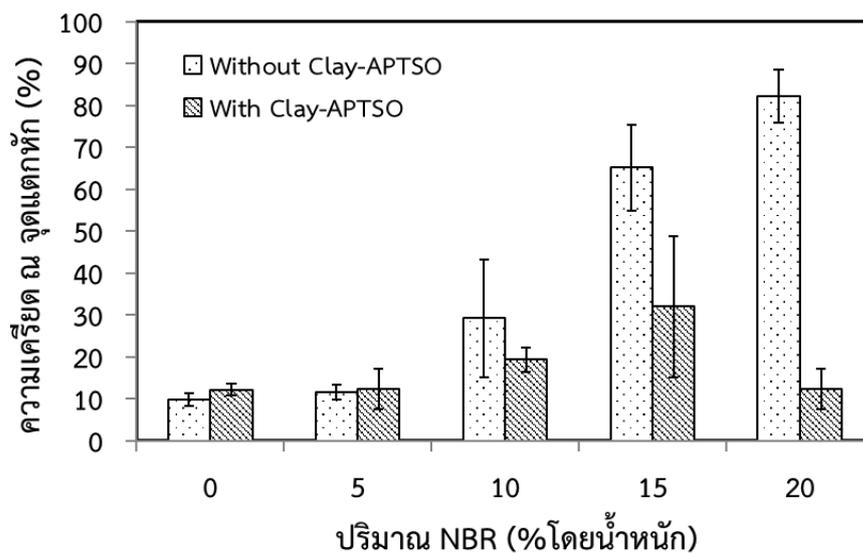
ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO แสดงในรูปที่ 3.28 พบว่าความเค้น ณ จุดแตกหักมีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงคล้ายกับความต้านทานต่อแรงดึงพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR แต่ลดลงมากกว่าเมื่อเทียบกับ และความเค้น ณ จุดแตกหักลดลงตามปริมาณ NBR ที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากสมบัติยืดหยุ่นของเฟสยางใน NBR ไปลดความแข็งแรงของ PLA และการเติม Clay-APTSO ทำให้ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ลดลงและยังลดลงตามปริมาณ NBR ที่เพิ่มขึ้นจนถึงการเติม NBR 20 %โดยน้ำหนัก ซึ่งมีค่าสูงขึ้น นอกจากนี้ช่วงที่ผสม NBR 10-20 %โดยน้ำหนัก พบว่าพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO มีค่าความเค้น ณ จุดแตกหักสูงกว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR

(4) ความเครียด ณ จุดแตกหัก (Strain at Break)

รูปที่ 3.29 แสดงความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ผลการวิจัยพบว่าการผสม NBR ทำให้ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR เพิ่มขึ้นมาอย่างเด่นชัดและยังเพิ่มขึ้นตามปริมาณ NBR ที่สูงขึ้นด้วย ผลลัพธ์นี้เกิดจากเฟสยางใน NBR ทำให้เกิดการยืดตัวและความยืดหยุ่นในพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR อย่างไรก็ตาม การเติม Clay-APTSO ในพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ปริมาณมากส่งผลให้ความเครียด ณ จุดแตกหักลดลง ในขณะที่ NBR 20 %โดยน้ำหนัก ที่อัตราส่วนนี้แสดงให้เห็นว่ามีสมบัติแรงดึงแตกต่างจากอัตราส่วนอื่นๆ อาจเนื่องมาจากการผสม Clay-APTSO ในปริมาณต่ำแต่ปริมาณของ NBR สูงขึ้น ทำให้ Clay-APTSO เข้าไปในเฟส NBR ได้มากขึ้นเนื่องจากมีความเป็นขี้มมากกว่า



รูปที่ 3.28 ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO

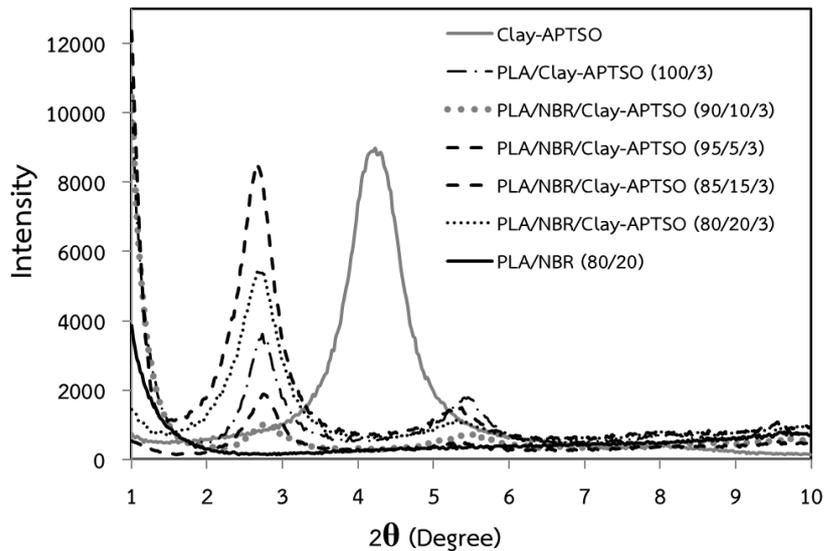


รูปที่ 3.29 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO

3.4.2.3 XRD Analysis

รูปที่ 3.30 แสดง XRD pattern ของ Clay-APTSO, พอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO, พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR (80/20) และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ส่วนข้อมูลของตำแหน่งพีค (2θ) และ d-spacing แสดงในตารางที่ 3.4 ตำแหน่งพีคของ Clay-APTSO หรือเคลย์แสดงที่ 2θ of 4.23° ซึ่งตรงกับ d-spacing เท่ากับ 2.09 nm ตำแหน่งพีคของเคลย์ในพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO เลื่อนไปที่ 2θ ต่ำลงที่ 2.78° ซึ่งตรงกับ d-spacing เท่ากับ 3.17 nm ซึ่งบ่งบอกถึงการแทรกตัวของสายโซ่ PLA เข้าในเพลาของเคลย์ (intercalation) ทำให้ d-spacing ขยายกว้างขึ้นจาก 2.09 nm เป็น 3.17 nm ตำแหน่งพีคของเคลย์ในพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO เลื่อนไปที่มุม 2θ ต่ำลงเช่นกันเมื่อเทียบกับ

Clay-APTSO และ d-spacing เพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อปริมาณ NBR สูงขึ้น นี่อาจเกิดจากการที่สายโซ่ NBR แทรกตัวเข้าไปอยู่ระหว่างชั้นของเคลย์มากขึ้น ดังนั้นพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO จึงเกิด intercalated structure เนื่องจากการตรวจวัดด้วย XRD พบการเพิ่มขึ้นของ d-spacing ซึ่งเป็นผลจากการเติม Clay-APTSO ในพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR เพื่อเป็นการยืนยันว่าจะไม่มีเฟสที่แยกออกจาก PLA หรือ NBR ในช่วงมุม 2θ ที่ตรวจวัด ได้นำตัวอย่างพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR มาตรวจสอบโดย XRD ด้วย ซึ่งพบว่าจาก XRD pattern ของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ไม่ปรากฏพีคในช่วงมุม 2θ มุมต่ำที่ใช้ตรวจวัดพีคของเคลย์



รูปที่ 3.30 XRD pattern ของ Clay-APTSO, พอลิเมอร์คอมโพสิต PLA/Clay-APTSO, พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO

ตารางที่ 3.4 แสดงค่า d-spacing ของ Clay-APTSO, PLA/Clay-APTSO, พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO

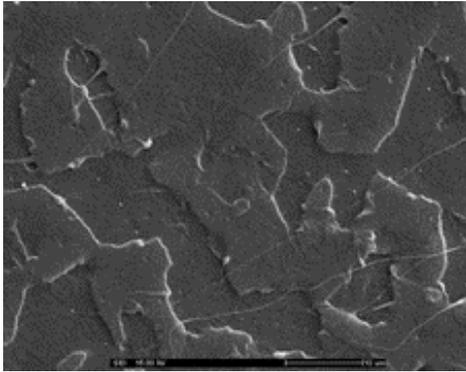
ตัวอย่าง	2θ	d-spacing (nm)
Clay-APTSO	4.23	2.09
PLA/Clay-APTSO (100/3)	2.78	3.17
PLA/NBR/Clay-APTSO (95/5/3)	2.74	3.22
PLA/NBR/Clay-APTSO (90/10/3)	2.83	3.12
PLA/NBR/Clay-APTSO (85/15/3)	2.65	3.33
PLA/NBR/Clay-APTSO (80/20/3)	2.67	3.31

3.5 พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PE-g-MA

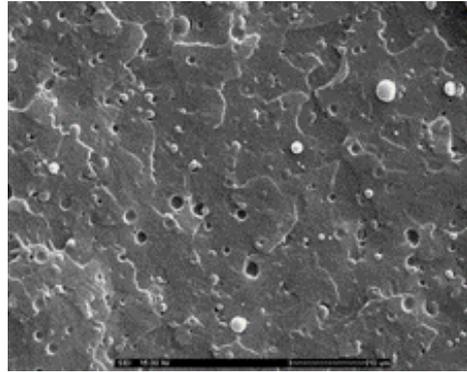
3.5.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

ลักษณะพื้นผิวรอยแตกจากการหักในไนโตรเจนเหลวของ PLA พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA ตรวจสอบโดยใช้ SEM เพื่อศึกษาพื้นฐานวิทยาของเฟสพอลิเมอร์ รูปที่ 3.31 แสดงลักษณะพื้นฐานวิทยาของ PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-gMA (100/3) รูปที่ 3.30(ก) ลักษณะพื้นผิวรอยแตกของ PLA ค่อนข้างเรียบและสม่ำเสมอซึ่งแสดงพฤติกรรมการแตกหักที่เปราะของ PLA รูปที่ 3.30(ข) ลักษณะพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA3 (100/3) พบว่าเฟส PE-g-MA กระจายตัวเป็นเม็ดทรงกลมขนาด

เล็กอยู่ในเมทริกซ์ PLA สิ่งนี้ชี้ให้เห็นว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ เนื่องจากการแยกเป็นสองเฟสของเฟส PLA และเฟส PE-g-MA



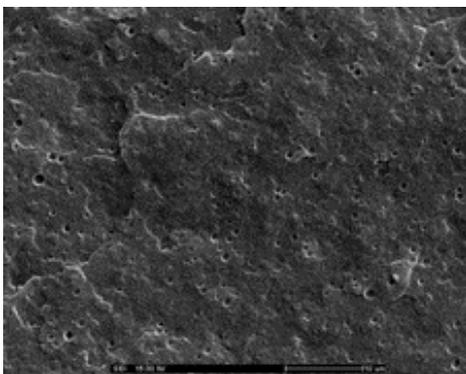
ก. PLA



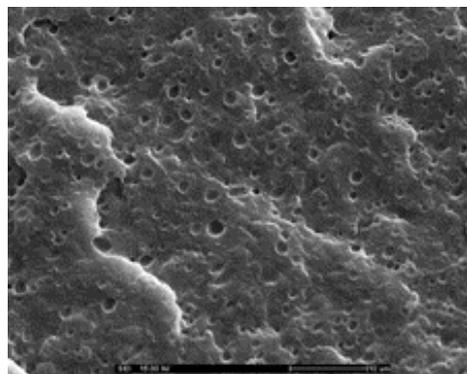
ข. PLA/PE-g-MA3 (100/3)

รูปที่ 3.31 สัณฐานวิทยาของ PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA

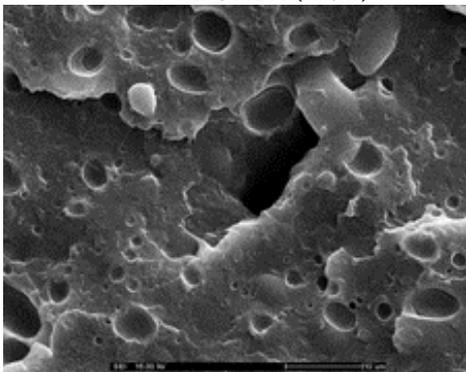
รูปที่ 3.32 แสดงลักษณะสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ความเข้มข้นของ NBR เท่ากับ 5, 10, 15 และ 20 %โดยน้ำหนัก จากภาพ SEM แสดงให้เห็นว่าลักษณะพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR นั้นหยาบและขรุขระกว่าเมื่อเทียบกับลักษณะพื้นผิวรอยแตกของ PLA ที่เรียกว่า เนื่องจากพฤติกรรมความเหนียวของเฟสยาง NBR เห็นได้ชัดว่าการเติม NBR นั้นสามารถเพิ่มความเหนียวและความแข็งแรงให้กับพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR นอกจากนี้ยังพบว่ามีช่องว่างเป็นหลุมที่เกิดจากการแยกจากกันของเฟส NBR ระหว่างการแตกหักของตัวอย่างและสังเกตเห็นเม็ดทรงกลมของเฟส NBR เมื่อมีปริมาณ NBR สูงขึ้น การที่มีช่องว่างและเม็ดทรงกลมของเฟส NBR ในเมทริกซ์พอลิเมอร์เนื่องจากความไม่เข้ากันของเฟส PLA และเฟส NBR และขนาดของช่องว่างเพิ่มขึ้นตามปริมาณ NBR ที่มากขึ้น



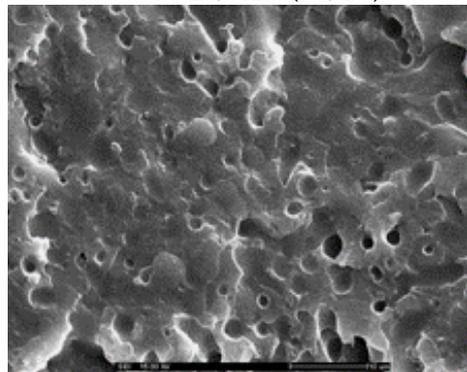
ก. PLA/NBR (95/5)



ข. PLA/NBR (90/10)



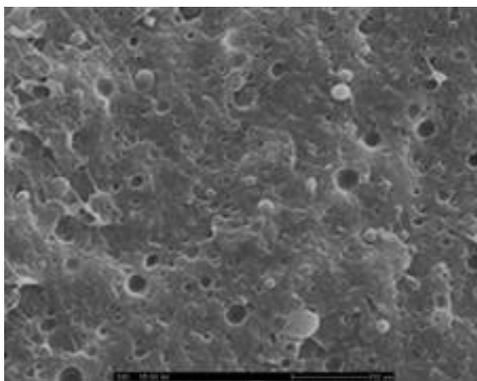
ค. PLA/NBR (85/15)



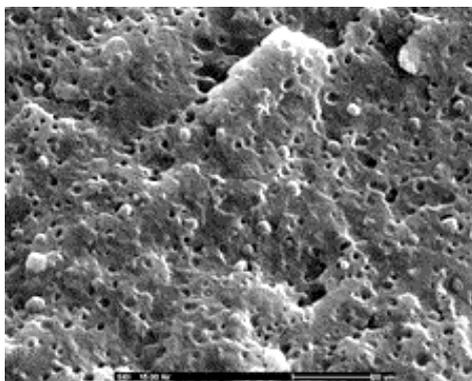
ง. PLA/NBR (80/20)

รูปที่ 3.32 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR

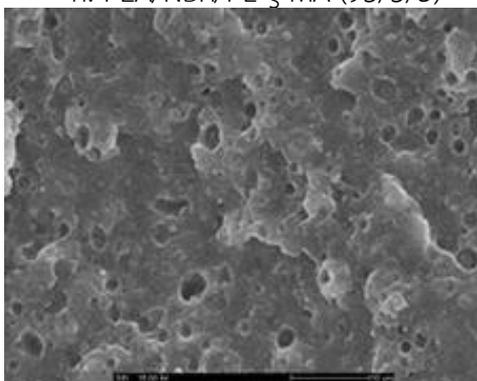
รูปที่ 3.33 แสดงลักษณะสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA ที่เติม PE-g-MA 3 phr พบว่าการเติม PE-g-MA สามารถปรับปรุงการยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส PLA และเฟส NBR เนื่องจากการลดลงของช่องว่างในเมทริกซ์ PLA และเม็ดทรงกลมของเฟส NBR ก็มีขนาดเล็กลงด้วย อย่างไรก็ตาม การเติม PE-g-MA ที่ 3 phr ไม่เหมาะสมที่จะใช้เป็นสารช่วยผสมเนื่องจากการแยกเฟสและช่องว่างยังพบในพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA



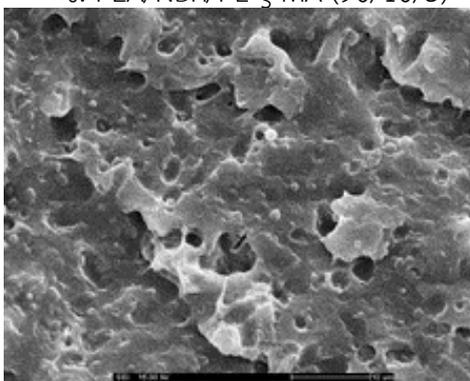
ก. PLA/NBR/PE-g-MA (95/5/3)



ข. PLA/NBR/PE-g-MA (90/10/3)



ค. PLA/NBR/PE-g-MA (85/15/3)



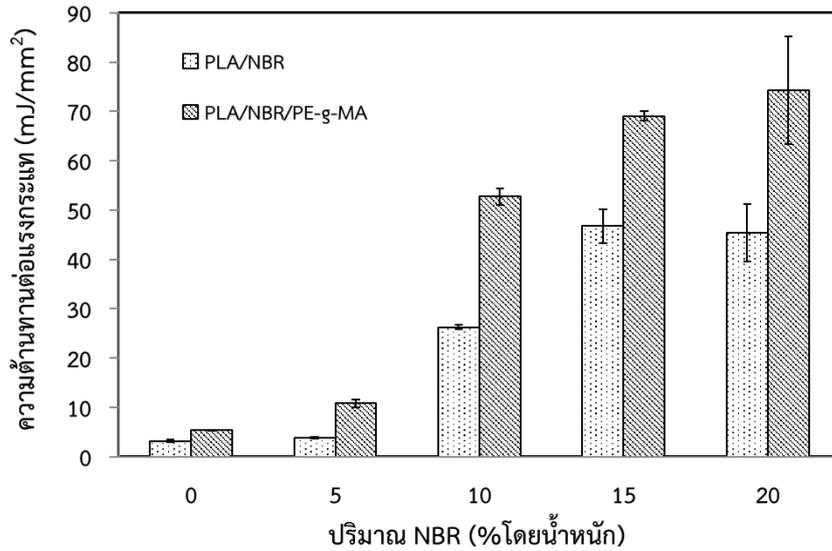
ง. PLA/NBR/PE-g-MA (80/20/3)

รูปที่ 3.33 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA

3.5.2 สมบัติทางกล

3.5.2.1 การทดสอบแรงกระแทก

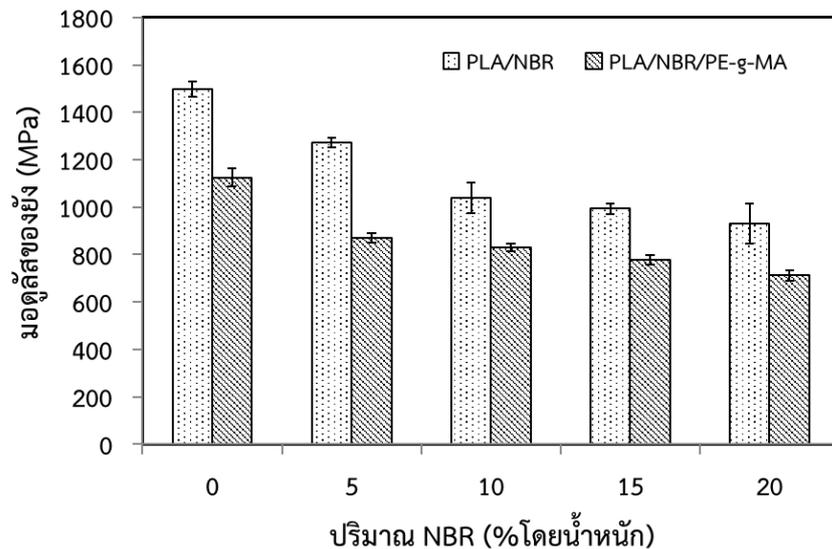
ความต้านทานต่อแรงกระแทก, โมดูลัสของยัง, ความต้านทานต่อแรงดึง และความเครียด ณ จุดแตกหักเป็นสมบัติทางกลที่สำคัญของ PLA รูปที่ 3.34 แสดงความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA ผลการทดลองพบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR เพิ่มขึ้นอย่างมากตามปริมาณ NBR ที่สูงขึ้นด้วย และการเติม PE-g-MA ช่วยเพิ่มความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA อย่างมีนัยสำคัญเมื่อเทียบกับ PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ยังไม่เติม PE-g-MA ดังนั้นการเติมทั้ง NBR และ PE-g-MA สามารถช่วยปรับปรุงความต้านทานต่อแรงกระแทกของ PLA อย่างมาก เนื่องจากโครงสร้างที่มีความยืดหยุ่นที่มีอยู่ใน NBR และ PE-g-MA



รูปที่ 3.34 ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA

3.5.2.2 การทดสอบแรงดึง

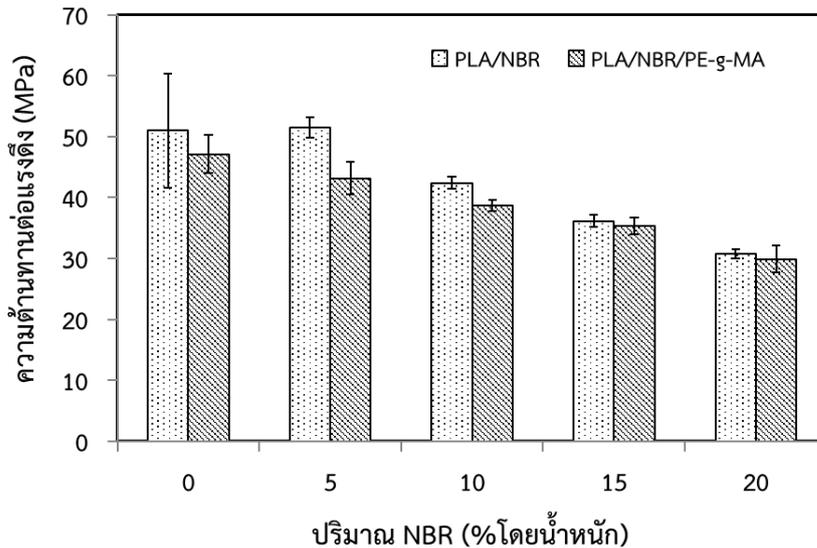
รูปที่ 3.35 แสดงมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสมทุกความเข้มข้นลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ NBR ที่มากขึ้น เนื่องจากเฟสยางใน NBR มีความแข็งแรงต่ำและการยึดตัวสูง ดังนั้นมอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR จึงลดลง ยิ่งกว่านั้นมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม of PLA/NBR มีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA ดังนั้นการเติม NBR และ PE-g-MA ไม่ได้ปรับปรุงมอดูลัสของยัง เนื่องจากโครงสร้างที่ยืดหยุ่นของ NBR และโมเลกุลเอทิลีนใน PE-g-MA



รูปที่ 3.35 มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA

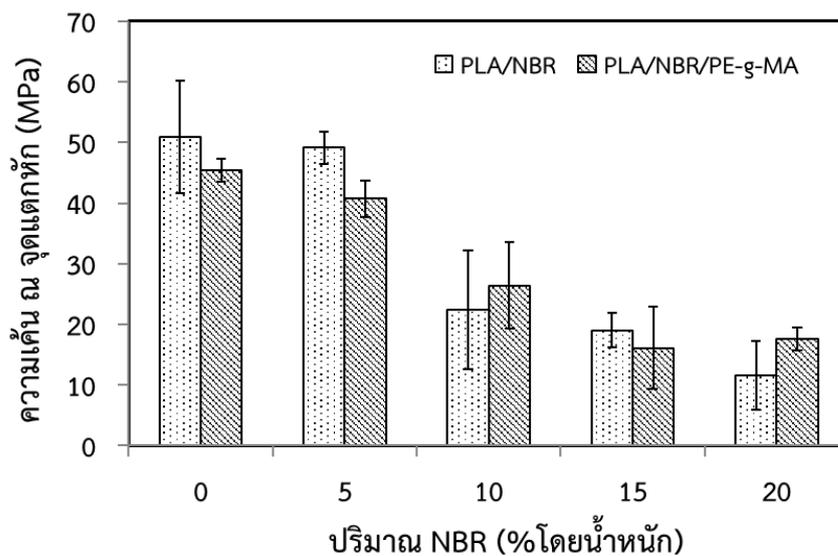
รูปที่ 3.36 แสดงความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA ต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมทุกความเข้มข้นลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ NBR ที่มากขึ้น เนื่องจากเฟสยางใน NBR มีความแข็งแรงต่ำและการยึดตัวสูง ดังนั้นความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์

ผสม PLA/NBR จึงลดลง อย่างไรก็ตาม ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR มีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA ดังนั้นการเติม PE-g-MA ส่งผลทำให้ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ลดลง



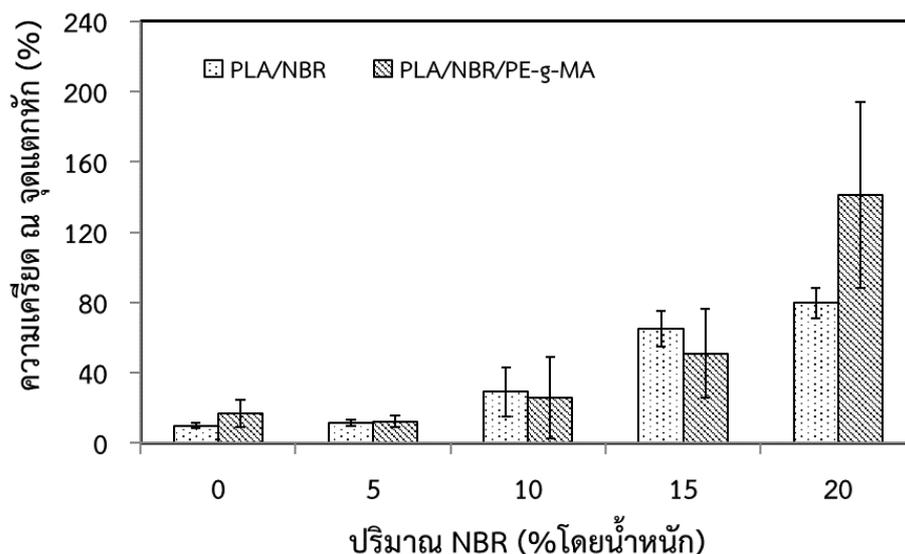
รูปที่ 3.36 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA

รูปที่ 3.37 แสดงความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมทุกความเข้มข้นลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ NBR ที่มากขึ้น เนื่องจากเฟสยางใน NBR มีความแข็งแรงต่ำและการยึดตัวสูง ดังนั้นความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR จึงลดลง อย่างไรก็ตาม ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR มีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA ดังนั้นการเติม PE-g-MA ส่งผลทำให้ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ลดลง



รูปที่ 3.37 ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA

รูปที่ 3.38 แสดงความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA พบว่าการเติม NBR ใน PLA สามารถเพิ่มความเครียด ณ จุดแตกหักได้อย่างมีประสิทธิภาพ ทำให้ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR สูงกว่า PLA และมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ NBR ที่มากขึ้น ผลการศึกษานี้ชี้ให้เห็นว่าพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR แสดงพฤติกรรมที่เหนียวกว่า PLA บริสุทธิ์ การเติม PE-g-MA ไม่ส่งผลต่อความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA อย่างไรก็ตาม ที่ความเข้มข้น NBR 20 % โดยน้ำหนัก พบว่าความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA สูงกว่า PLA/NBR ค่อนข้างมาก



รูปที่ 3.38 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA

3.5.3 สมบัติทางความร้อน

3.5.3.1 การเปลี่ยนแปลงความร้อนของพอลิเมอร์โดยใช้เครื่อง DSC

การเปลี่ยนแปลงความร้อน (thermal transition) ของ PLA บริสุทธิ์และพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA, PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA ตรวจสอบโดยใช้เครื่อง DSC และค่าอุณหภูมิหลอมเหลว (T_m) และเปอร์เซ็นต์ผลึกสรุปไว้ในตารางที่ 3.5 พบว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของ PLA บริสุทธิ์และพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA (100/3) เท่ากับ 151.5°C และ 153.0°C ตามลำดับ ในขณะที่อุณหภูมิหลอมเหลวของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA เท่ากับ $152.9 \pm 0.4^{\circ}\text{C}$ และ $153.2 \pm 0.3^{\circ}\text{C}$ ตามลำดับ การเติม NBR มีผลทำให้อุณหภูมิหลอมเหลวของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR เปลี่ยนแปลงเล็กน้อย และการเติม PE-g-MA ไม่ส่งผลกระทบต่ออุณหภูมิหลอมเหลวของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA อย่างมีนัยสำคัญ

เปอร์เซ็นต์ผลึก (percent crystallinity) ของ PLA เท่ากับ 43.4% ผลการทดลองพบว่าการเติม NBR และ PE-g-MA นั้นทำให้เปอร์เซ็นต์ผลึกของ PLA ลดลงมากกว่าสองเท่า ผลนี้บ่งชี้ว่าเมื่อ PLA ผสมกับ NBR ทำให้ปริมาณผลึกของ PLA ลดลงเนื่องจากสายโซ่โมเลกุลของ NBR ไปรบกวนโครงสร้างผลึกของ PLA

ตารางที่ 3.5 สมบัติทางความร้อนของ PLA, NBR, PLA/PE-g-MA, PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA

ตัวอย่าง	T _m (°C)	Crystallinity (%)	T _g (°C)	T _{d10} (°C)
PLA	151.5	43.4	69.4	340.1
NBR	-	-	-	395.0
PLA/NBR (95/5)	153.0	19.7	69.0	324.0
PLA/NBR (90/10)	153.5	13.8	68.4	314.6
PLA/NBR (85/15)	152.7	8.5	67.3	305.8
PLA/NBR (80/20)	152.6	10.2	68.1	304.1
PLA/PE-g-MA (100/3)	153.0	13.6	68.5	333.3
PLA/NBR/PE-g-MA (95/5/3)	153.1	14.1	67.5	334.9
PLA/NBR/PE-g-MA (90/10/3)	153.5	17.9	67.5	331.4
PLA/NBR/PE-g-MA (85/15/3)	152.8	19.5	70.0	327.4
PLA/NBR/PE-g-MA (80/20/3)	153.3	16.1	65.9	323.6

อุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้ว (glass transition temperature, T_g) ของพอลิเมอร์สามารถทดสอบโดยใช้ DMA และวัดอุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วจากพีคของเส้นโค้ง tan δ ตารางที่ 3.5 แสดงค่าอุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วของ PLA, พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA ผลการวิจัยพบว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วของ PLA บริสุทธิ์เท่ากับ 69.4°C อุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR มีค่าลดลงเล็กน้อยและค่อนข้างคงที่เมื่อเทียบกับ PLA บริสุทธิ์ ดังนั้นการเติม NBR ใน PLA จึงไม่มีผลต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วของพอลิเมอร์ผสม อุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA มีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มี PE-g-MA

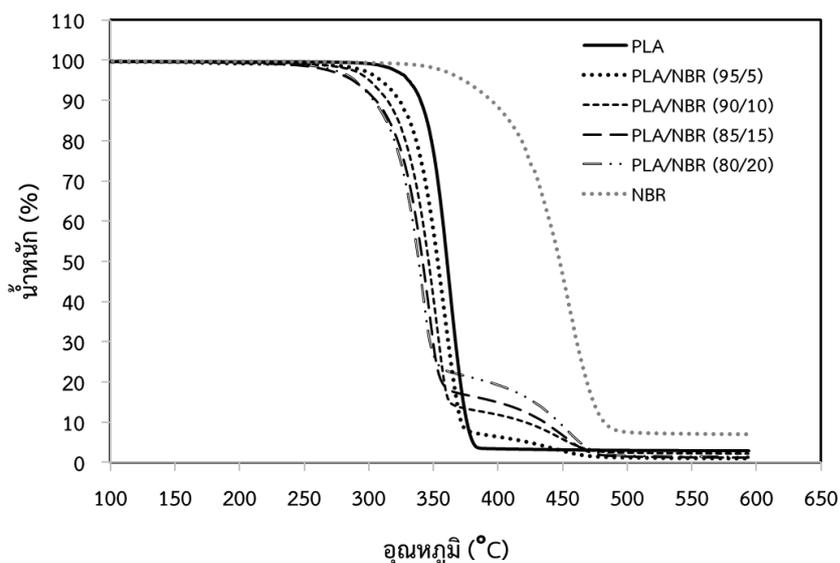
3.5.3.2 เสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์โดยใช้เครื่อง TGA

TGA ถูกนำมาใช้ในการตรวจสอบกระบวนการสลายตัวทางความร้อนเพื่อศึกษาเสถียรภาพทางความร้อนของ PLA หลังจากเติม NBR และ PE-g-MA อุณหภูมิการสลายตัวของการสูญเสียน้ำหนัก 10% (T_{d10}) ของ PLA, พอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA, PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA แสดงไว้ในตารางที่ 3.5 พบว่าอุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสมของ PLA ทุกตัวมีค่าน้อยกว่า PLA และ NBR อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ก่อนและหลังการเติม PE-g-MA ลดลงตามความเข้มข้น NBR ที่มากขึ้น อุณหภูมิการสลายตัวของ NBR อยู่ที่ 395.0°C และมีค่าสูงที่สุด แต่ไม่สามารถปรับปรุงเสถียรภาพทางความร้อนของ PLA ได้ เนื่องจากเฟสยางใน NBR มีเสถียรภาพทางความร้อนต่ำจึงง่ายต่อการย่อยสลายจากความร้อน ในขณะที่การเติม PE-g-MA ทำให้อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA และ PLA/NBR/PE-g-MA เพิ่มขึ้นแต่ก็ยังมีค่าน้อยกว่า PLA บริสุทธิ์ ดังนั้นการเติม NBR และ PE-g-MA ใน PLA จึงไม่ได้ช่วยเพิ่มเสถียรภาพทางความร้อนของ PLA

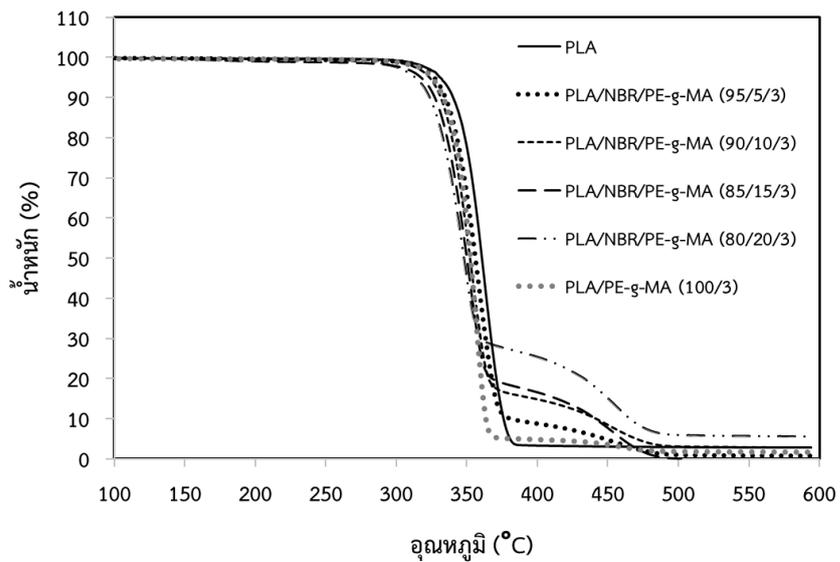
รูปที่ 3.39 และ รูปที่ 3.40 แสดงกระบวนการสลายตัวทางความร้อนของ PLA, พอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA, PLA/NBR และ PLA/NBR/PE-g-MA ผลจาก TGA พบว่ากระบวนการสลายตัวทางความร้อนของ PLA และ NBR นั้นเกิดขึ้นขั้นตอนเดียว และการสลายตัวทางความร้อนของ NBR สูงกว่า PLA เนื่องจากเส้นโค้งกระบวนการสลายตัวทางความร้อนเลื่อนไปยังอุณหภูมิที่สูงขึ้น การสลายตัวทางความร้อนของ PLA

และ NBR เริ่มต้นที่อุณหภูมิประมาณ 270°C และ 340°C ตามลำดับ อย่างไรก็ตามการเติม NBR ทำให้การสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ลดลงเห็นได้จากการลดลงของอุณหภูมิการสลายตัวเนื่องจากเสถียรภาพทางความร้อนของเฟสยางใน NBR ต่ำจึงไม่ทนความร้อน พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR แสดงกระบวนการสลายตัวทางความร้อนสองขั้นตอน ขั้นตอนแรกเกิดที่อุณหภูมิ 270-360°C ซึ่งเป็นการสลายตัวทางความร้อนของ PLA มีการสูญเสียมวลเป็นจำนวนมากและขั้นตอนที่สองเป็นการสูญเสียมวลไม่มากเป็นการสลายตัวทางความร้อนของ NBR

การสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA เริ่มต้นที่อุณหภูมิประมาณ 320°C ดังนั้นการมี PE-g-MA จึงทำให้อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA ลดลงและย่อยสลายทางความร้อนได้เร็วขึ้น นอกจากนี้กระบวนการสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/PE-g-MA สองขั้นตอนและเส้นโค้ง TGA เลื่อนไปยังอุณหภูมิต่ำลงเมื่อเทียบกับเส้นโค้ง TGA ของ PLA ในขณะที่กระบวนการสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA เกิดขึ้นสองขั้นตอน ซึ่งขั้นตอนแรกเป็นการสลายตัวทางความร้อนของ PLA มีการสูญเสียมวลเป็นจำนวนมากและขั้นตอนที่สองเป็นการสูญเสียมวลไม่มากเป็นการสลายตัวทางความร้อนของ PE-g-MA และ NBR ยิ่งจากการเติม PE-g-MA ช่วยเพิ่มเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA โดยเห็นได้จากอุณหภูมิการสลายตัวเพิ่มขึ้น เนื่องจากโมเลกุลของเอทิลีนใน PE-g-MA มีเสถียรภาพทางความร้อนสูงกว่า NBR ซึ่งมีเฟสยางที่ทนความร้อนได้ต่ำกว่า



รูปที่ 3.39 TGA thermogram ของ PLA, NBR และพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR



รูปที่ 3.40 TGA thermogram ของ PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA

บทที่ 4 สรุปผล

4.1 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/Cellulose

งานวิจัยนี้ศึกษาผลของเส้นใยเซลลูโลสชนิดต่างๆ ที่มีต่อสัณฐานวิทยาสมบัติ สมบัติทางกล และสมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC (90/10) การวิเคราะห์ทางสัณฐานวิทยาพบว่า การเติมเส้นใยเซลลูโลสไม่มีผลต่อลักษณะพื้นผิวการแตกของ PLA ซึ่งให้เห็นว่าการผสมเซลลูโลสใน PLA ไม่เปลี่ยนสัณฐานเฟสของ PLA พื้นผิวของพอลิเมอร์คอมโพสิตของ PLA/cellulose สังเกตเห็นเส้นใยเซลลูโลสที่แทรกอยู่ในเนื้อ PLA และไหลออกมา สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC เปลี่ยนเป็นพฤติกรรมแตกหักแบบเหนียว และแสดงการแยกเฟสระหว่างเฟส PLA และเฟส PEC จากเส้นโค้งความเค้นและความเครียดพบว่า PLA มีความเค้นแรงดึงสูงสุด การเติมเซลลูโลสทุกชนิดทำให้มอดูลัสของยังของ PLA เพิ่มขึ้น การเติม PEC ช่วยเพิ่มความเครียดแรงดึงและ PLA ทำให้มีความเหนียวได้ด้วย PEC การผสมเส้นใยเซลลูโลสลงในพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC สามารถช่วยปรับปรุงมอดูลัสของยัง ความต้านทานต่อแรงดึง และความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม การผสมเซลลูโลสไม่สามารถเพิ่มเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์คอมโพสิตของ PLA และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC ได้

4.2 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC

งานนี้ศึกษาการปรับปรุงสมบัติของ PLA โดยการเติม PEC และ AC ผลการทดลองพบว่า การวิเคราะห์ทางสัณฐานวิทยาสังเกตุเห็นการแยกเฟสของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC เนื่องจากเฟสของ PEC กระจายตัวเป็นเม็ดทรงกลมอยู่ในเฟส PLA ซึ่งบ่งชี้ว่ามีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส PLA และเฟส PEC ที่ไม่แข็งแรง การเติม AC ไม่ได้ปรับปรุงการผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม มอดูลัสของยังและความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC ลดลงตามปริมาณ PEC ที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากความเป็นอีลาสติกของโมเลกุลเอทิลีนในโครงสร้าง PEC มอดูลัสของยังและความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC เพิ่มขึ้นตามปริมาณ PEC ที่สูงขึ้น ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/PEC เพิ่มขึ้นตามปริมาณ PEC ที่สูงขึ้นและการเติม AC แสดงให้เห็นการลดลงของความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/PEC/AC

4.3 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTISO

งานวิจัยนี้ศึกษาผลของ EOC และ Clay-APTISO ที่มีต่อสัณฐานวิทยา สมบัติทางกลและเสถียรภาพทางความร้อนของสมบัติ PLA การเติม Clay-APTISO สามารถปรับปรุงความสามารถผสมเข้ากันได้ของเฟส PLA และเฟส EOC ได้เนื่องจากขนาดโดเมนของเฟสกระจาย EOC ลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ Clay-APTISO ดังนั้น Clay-APTISO จึงทำหน้าที่เป็นสารช่วยผสมที่มีประสิทธิภาพในพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC สมบัติแรงดึงพบว่ามอดูลัสของยังของ PLA ลดลงเมื่อเติม EOC เนื่องจากมอดูลัสต่ำและความยืดหยุ่นของ EOC ในขณะที่การเติม Clay-APTISO ทำให้มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC เพิ่มขึ้นที่ปริมาณ EOC และ Clay-APTISO ต่ำ ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC เพิ่มขึ้นตามปริมาณ EOC ที่เพิ่มขึ้น ในขณะที่การเติม Clay-APTISO ลดความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/EOC/Clay-APTISO ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมทุกความเข้มข้นสามารถปรับปรุงเพิ่มได้ โดยการเติม Clay-APTISO เสถียรภาพทางความร้อนพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ไม่พบการเปลี่ยนแปลงเมื่อ

เทียบกับ PLA และเมื่อเติม Clay-APTSO ในพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC สามารถปรับปรุงเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/EOC ให้ดีขึ้น

4.4 พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มีและมี Clay-APTSO

งานวิจัยนี้ศึกษาคุณลักษณะและสมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และคอมโพสิต การวิเคราะห์สัณฐานวิทยาแสดงให้เห็นว่าการเติม NBR ใน PLA สามารถเปลี่ยนการแตกหักแบบเปราะของ PLA เป็นการแตกหักแบบเหนียวซึ่งมีผลต่อความเครียด ณ จุดแตกหัก หรือการยืดตัวของ PLA อย่างไรก็ตาม สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ยังสังเกตเห็นการแยกเฟสและปรากฏช่องว่างในเมทริกซ์พอลิเมอร์ การเติม Clay-APTSO ทำให้สัณฐานวิทยาพอลิเมอร์ผสมมีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อย การทดสอบแรงกระแทกพบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR เพิ่มขึ้นตามปริมาณ NBR ที่มากขึ้น และความต้านทานต่อแรงกระแทก NBR ก็สามารถเพิ่มได้มากกว่าแปดเท่าโดยการผสม NBR ในปริมาณ 10 % โดยน้ำหนักเมื่อเทียบกับ PLA ความต้านทานต่อแรงกระแทกของ PLA และพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR (90/10) เท่ากับ 3.1 and 26.3 mJ/mm^2 ตามลำดับ การทดสอบแรงดึงพบว่ามอดูลัสของยังและความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/NBR/Clay-APTSO ลดลงหลังจากการเติม NBR และ Clay-APTSO ในขณะที่ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR เพิ่มขึ้นตามปริมาณ NBR ที่สูงขึ้นด้วย การเติม Clay-APTSO ทำให้ความเครียด ณ จุดแตกหักลดลง ในขณะที่การวิเคราะห์ XRD พบว่าพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA/Clay-APTSO และ PLA/NBR/Clay-APTSO แสดงถึง intercalated structure ซึ่งสายโซ่ PLA แทรกตัวเข้าไปอยู่ระหว่างชั้นของเคลย์เนื่องจาก d-spacing เพิ่มขึ้นจาก d-spacing ของเคลย์ที่ 2.09 นาโนเมตร

4.5 พอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PE-g-MA

งานวิจัยนี้ศึกษาผลของ NBR และ PE-g-MA ที่มีต่อสมบัติสัณฐานวิทยา สมบัติทางกลและสมบัติทางความร้อนของ PLA การวิเคราะห์ทางสัณฐานวิทยาสังเกตว่าสัณฐานวิทยาแยกเป็นสองเฟสของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และการเติม PE-g-MA สามารถปรับปรุงการยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส PLA และเฟส NBR สมบัติทางกลแสดงให้เห็นว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกและความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR เพิ่มขึ้นอย่างมากตามปริมาณ NBR ที่สูงขึ้นด้วย การเติม PE-g-MA ช่วยปรับปรุงความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR/PE-g-MA อย่างมีนัยสำคัญ มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสมทุกความเข้มข้นลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ NBR ที่มากขึ้นเนื่องจากเฟสภายใน NBR มีมอดูลัสต่ำ การเติม NBR และ PE-g-MA นั้นทำให้เปอร์เซ็นต์ผลึกของ PLA ลดลงมากกว่าสองเท่า อุณหภูมิการสลายตัวพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR ก่อนและหลังการเติม PE-g-MA ลดลงตามความเข้มข้น NBR ที่มากขึ้น กระบวนการสลายตัวทางความร้อนของ PLA และ NBR นั้นเกิดขึ้นขั้นตอนเดียว ในขณะที่กระบวนการสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PLA/NBR และ PLA/PE-g-MA เกิดสองขั้นตอน ซึ่งขั้นตอนแรกเป็นการสลายตัวทางความร้อนของ PLA มีการสูญเสียมวลเป็นจำนวนมากและขั้นตอนที่สองเป็นการสูญเสียมวลไม่มากเป็นการสลายตัวทางความร้อนของ PE-g-MA และ NBR

บทที่ 5 ผลผลิต (Output) ที่เกิดขึ้นในช่วงที่ได้รับทุน

5.1 ผลงานวิจัยที่ตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ

1. **S. Wacharawichanant**, K. Chomphunoi, C. Wisuttrakarn, M. Phankokkrud, "Mechanical properties and phase morphology of poly(lactic acid)/acrylonitrile-butadiene rubber/organoclay nanocomposites prepared by melt blending", *Key Engineering Materials*, 2018; 775: 13-19.
2. **S. Wacharawichanant**, P. Opasakornwong, R. Poohoi, M. Phankokkrud, "Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid) with propylene-ethylene copolymer and α -cellulose", *Materials Science Forum*, 2019; 947: 200-204.
3. **S. Wacharawichanant**, A. Sriwattana, K. Yaisoon, M. Phankokkrud, "Morphology and properties of poly(lactic acid)/ethylene-octene copolymer nanocomposites", *Materials Science Forum*, 2019; 953: 47-52.
4. **S. Wacharawichanant**, P. Opasakornwong, R. Poohoi, M. Phankokkrud, "Morphology, mechanical and thermal properties of poly(lactic acid)/propylene-ethylene copolymer/cellulose composites", *Materials Science Forum*, 2019; 972: 172-177.
5. **S. Wacharawichanant**, C. Wisuttrakarn, K. Chomphunoi, M. Phankokkrud, "Improvement of poly(lactic acid) properties by using acrylonitrile-butadiene rubber and polyethylene-g-maleic anhydride", *Materials Science Forum*, 2019; 972: 178-184.

5.2 ผลงานวิจัยที่ได้รับการเผยแพร่ในการประชุมวิชาการระดับนานาชาติ

1. **S. Wacharawichanant**, K. Chomphunoi, C. Wisuttrakarn, M. Phankokkrud, "Mechanical properties and phase morphology of poly(lactic acid)/acrylonitrile-butadiene rubber/organoclay nanocomposites prepared by melt blending", *The 8th International Conference on Key Engineering Materials (ICKEM 2018)*, Osaka, Japan, March 16-18, 2018.
(ผลงานที่เผยแพร่ในที่ประชุมได้รับการตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ *Key Engineering Materials*)
2. **S. Wacharawichanant**, P. Opasakornwong, R. Poohoi, M. Phankokkrud, "Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid) with propylene-ethylene copolymer and α -cellulose", *2018 3rd International Conference on Materials Technology and Applications (ICMTA2018)*, Hokkaido, Japan, October 26-29, 2018.
(ผลงานที่เผยแพร่ในที่ประชุมได้รับการตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ *Materials Science Forum*)

3. **S. Wacharawichanant**, A. Sriwattana, K. Yaisoon, M. Phankokkrud, "Morphology and properties of poly(lactic acid)/ethylene-octene copolymer nanocomposites", *2019 International Conference on Materials Science and Industrial Applications (MSIA 2019)*, Wuhan, China, January 12-13, 2019.
(ผลงานที่เผยแพร่ในที่ประชุมได้รับการตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ *Materials Science Forum*)
4. **S. Wacharawichanant**, P. Opasakornwong, R. Poohoi, M. Phankokkrud, "Morphology, mechanical and thermal properties of poly(lactic acid)/propylene-ethylene copolymer/cellulose composites", *2019 2nd International Conference on Materials Design and Applications (ICMDA 2019)*, Tokyo, Japan, April 13-15, 2019.
(ผลงานที่เผยแพร่ในที่ประชุมได้รับการตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ *Materials Science Forum*)
5. **S. Wacharawichanant**, C. Wisuttrakarn, K. Chomphunoi, M. Phankokkrud, "Improvement of poly(lactic acid) properties by using acrylonitrile-butadiene rubber and polyethylene-g-maleic anhydride", *2019 2nd International Conference on Materials Design and Applications (ICMDA 2019)*, Tokyo, Japan, April 13-15, 2019.
(ผลงานที่เผยแพร่ในที่ประชุมได้รับการตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ *Materials Science Forum*)

บรรณานุกรม

1. A.P. Mathew, K. Oksman, M. Sain, "Mechanical properties of biodegradable composites from poly lactic acid (PLA) and microcrystalline cellulose (MCC)", *Journal of Applied Polymer Science*, 2005; 97: 2014-2025.
2. J. Zhong, H. Li, J. Yu, T. Tan, "Effects of natural fiber surface modification on mechanical properties of poly(lactic acid) (PLA)/sweet sorghum fiber composites", *Polymer-Plastics Technology and Engineering*, 2011; 50: 1583-1589.
3. K. Halász, L. Csóka, "Plasticized biodegradable poly(lactic acid) based composites containing cellulose in micro- and nanosize", *Journal of Engineering*, 2013, DOI: 10.1155/2013/329379: 1-9.
4. M. Bijarimi, S. Ahmad, R. Rasid, "Mechanical, thermal and morphological properties of poly(lactic acid)/natural rubber nanocomposites", *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2013, 2013; 32: 1656-1667.
5. N. F. M. Rawi, K. Jayaraman, D. Bhattacharyya, "A performance study on composites made from bamboo fabric and poly(lactic acid)", *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2013; 32: 1513-1525.
6. R. Tokoro, D.M. Vu, K. Okubo, T. Tanaka, T. Fujii, T. Fujiura, "How to improve mechanical properties of polylactic acid with bamboo fibers", *Journal of Materials Science*, 2008; 43:775-787.
7. S. Pilla, S. Gong, E. O'Neill, R. M. Rowell, A. M. Krzysik, "Polylactide-pine wood flour composites", *Polymer Engineering & Science*, 2008; 48: 578-587.
8. P. Juntuek, C. Ruksakulpiwat, P. Chumsamrong, Y. Ruksakulpiwat, "Effect of glycidyl methacrylate-grafted natural rubber on physical properties of polylactic acid and natural rubber blends", *Journal of Applied Polymer Science*, 2012; 125: 745-754.
9. R. Jaratrotkamjorn, C. Khaokong, V. Tanrattanakul, "Toughness enhancement of poly(lactic acid) by melt blending with natural rubber", *Journal of Applied Polymer Science*, 2012; 124: 5027-5036.
10. M. M. F. Ferrarezi, M. de Oliveira Taipina, L. C. E. da Silva, M. do Carmo Gonçalves, "Poly(ethylene glycol) as a compatibilizer for poly(lactic acid)/thermoplastic starch blends", *Journal of Polymers and the Environment*, 2013; 21: 151-159.
11. J. Wootthikanokkhan, P. Kasemwananimit, N. Sombatsompop, A. Kositchaiyong, S. Isarankura na Ayutthaya, N. Kaabuuathong, "Preparation of modified starch-grafted poly(lactic acid) and a study on compatibilizing efficacy of the copolymers in

- poly(lactic acid)/ thermoplastic starch blends”, *Journal of Applied Polymer Science*, 2012; 126: E388-E395.
12. J. Liu, H. Jiang, L. Chen, “Grafting of glycidyl methacrylate onto poly(lactide) and properties of PLA/starch blends compatibilized by the grafted copolymer”, *Journal of Polymers and the Environment*, 2012; 20: 810-816.
 13. P. Choudhary, S. Mohanty, S. K. Nayak, L. Unnikrishnan, "Poly(L-lactide)/ polypropylene blends: Evaluation of mechanical, thermal, and morphological characteristics", *Journal of Applied Polymer Science*, 2011; 121: 3223-3237.
 14. Y. Wang, S. M. Chiao, T.-F. Hung, S.-Y. Yang, "Improvement in toughness and heat resistance of poly(lactic acid)/polycarbonate blend through twin-screw blending: Influence of compatibilizer type", *Journal of Applied Polymer Science*, 2012; 125: E402-E412.
 15. B. Imre, K. Renner, B. Pukánszky, “Interactions, structure and properties in poly(lactic acid)/thermoplastic polymer blends”, *eXPRESS Polymer Letters*, 2014; 8: 2-14.
 16. W. Song, H. Liu, F. Chen, J. Zhang, "Effects of ionomer characteristics on reactions and properties of poly(lactic acid) ternary blends prepared by reactive blending", *Polymer*, 2012; 53: 2476-2484.
 17. R. Mat Taib, Z. A. Ghaleb, Z. A. Mohd Ishak, "Thermal, mechanical, and morphological properties of polylactic acid toughened with an impact modifier", *Journal of Applied Polymer Science*, 2012; 123: 2715-2725.
 18. N. Ploypetchara, P. Suppakul, D. Atong, C. Pechyen, "Blend of polypropylene/ poly(lactic acid) for medical packaging application: physicochemical, thermal, mechanical, and barrier properties", *Energy Procedia*, 2014; 56: 201-210.
 19. X. Jing, H.-Y. Mi, X.-F. Peng, L.-S. Turng, "The morphology, properties, and shape memory behavior of polylactic acid/thermoplastic polyurethane blends", *Polymer Engineering & Science*, 2015; 55: 70-80.
 20. Y.-F. Shih, C.-C. Huang, “Polylactic acid (PLA)/banana fiber (BF) biodegradable green composites”, *Journal of Polymer Research*, 2011; 18: 2335-2340.
 21. S. K. Majhi, S. K. Nayak, S. Mohanty, L. Unnikrishnan, "Mechanical and fracture behavior of banana fiber reinforced polylactic acid biocomposites", *International Journal of Plastics Technology*, 2010; 14: S57-S75.
 22. E.E.M. Ahmad, A.S. Luyt, "Morphology, thermal, and dynamic mechanical properties of poly(lactic acid)/sisal whisker nanocomposites", *Polymer Composites*, 2012; 33: 1025-1032.

23. S. Alimuzzaman, R. H. Gong, M. Akonda, "Nonwoven polylactic acid and flax biocomposites", *Polymer Composites*, 2013; 34: 1611-1619.
24. C. Way, D. Y. Wu, D. Cram, K. Dean, E. Palombo, "Processing stability and biodegradation of polylactic acid (PLA) composites reinforced with cotton linters or maple hardwood fibres", *Journal of Polymers and the Environment*, 2013; 21: 54-70.
25. R. Tokoro, D. M. Vu, K. Okubo, T. Tanaka, T. Fujii, T. Fujiura, "How to improve mechanical properties of polylactic acid with bamboo fibers", *Journal of Materials Science*, 2008; 43: 775-787.
26. P. J. Jandas, S. Mohanty, S. K. Nayak, H. Srivastava, "Effect of surface treatments of banana fiber on mechanical, thermal, and biodegradability properties of PLA/banana fiber biocomposites", *Polymer Composites*, 2011; 32: 1689-1700.
27. A. A. Yussuf, I. Massoumi, A. Hassan, "Comparison of polylactic acid/kenaf and polylactic acid/rise husk composites: The Influence of the natural fibers on the mechanical, thermal and biodegradability properties", *Journal of Polymers and the Environment*, 2010; 18: 422-429.
28. A. P. Mathew, K. Oksman, M. Sain, "The effect of morphology and chemical characteristics of cellulose reinforcements on the crystallinity of polylactic acid", *Journal of Applied Polymer Science*, 2006; 101: 300-310
29. A. Hasook, H. Muramatsu, S. Tanoue, Y. Iemoto, T. Unryu, "Preparation of nanocomposites by melt compounding polylactic acid/polyamide 12/organoclay at different screw rotating speeds using a twin screw extruder", *Polymer Composites*, 2008; 29: 1-8.
30. A. Auliawan, E. M. Woo, "Crystallization kinetics and degradation of nanocomposites based on ternary blend of poly(L-lactic acid), poly(methyl methacrylate), and poly(ethylene oxide) with two different organoclays", *Journal of Applied Polymer Science*, 2012; 125: E444-E458.
31. M. Bijarimi, S. Ahmad, R. Rasid, "Mechanical, thermal and morphological properties of poly(lactic acid)/natural rubber nanocomposites", *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2013; 32: 1656-1667.
32. T. Baouz, F. Rezgui, U. Yilmazer, "Ethylene-methyl acrylate-glycidyl methacrylate toughened poly(lactic acid) nanocomposites", *Journal of Applied Polymer Science*, 2013; 128: 3193-3204.
33. M. J. John, "Biopolymer blends Based on polylactic acid and polyhydroxy butyrate-co-valerate: Effect of clay on mechanical and thermal properties", *Polymer Composites*, 2015; 36: 2042-2050.

ประวัติหัวหน้าโครงการวิจัย

1. ชื่อ - สกุล : นาง ศิริรัตน์ วัชรวิชานันท์

Mrs. Sirirat Wacharawichanant

2. ตำแหน่งทางวิชาการปัจจุบัน ผู้ช่วยศาสตราจารย์

3. สถานที่ทำงาน

ภาควิชาวิศวกรรมเคมี คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม

โทรศัพท์ 034-109686 ต่อ 209604 โทรสาร 034-252459

e-mail: sirirat.che@gmail.com

4. สาขาวิชาที่มีความชำนาญพิเศษ

สาขาวิชาวิศวกรรมเคมี แขนงวิชาทางด้านพอลิเมอร์

5. การเผยแพร่ผลงานวิจัย/ผลงานสร้างสรรค์

5.1 ผลงานวิจัยที่ตีพิมพ์ในวารสารระดับนานาชาติ

1. **S. Wacharawichanant**, S. Thongyai, S. Tanodekaew, J. S. Higgins, N. Clarke, "Spinodal decomposition as a probe to measure the effects on molecular motion in poly(styrene-co-acrylonitrile) and poly(methyl methacrylate) blends after mixing with a low molar mass liquid crystal or commercial lubricant", *Polymer* 2004; 45: 2201-2209.
2. H. Takeshita, T. Shiomi, T. Suzuki, T. Sato, M. Miya, K. Takenaka, **S. Wacharawichanant**, S. Damrongsakkul, S. Rimdusit, S. Thongyai, V. Taepaistphongse, "Miscibility in blends of linear and branched poly(ethylene oxide) with methacrylate derivative random copolymers and estimation of segmental chi parameters", *Polymer* 2005; 46 (25): 11463-11469.
3. **S. Wacharawichanant**, A. Phutphongsai, "The study of morphology and mechanical properties of compatibilized polypropylene/zinc oxide composites", *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering* 2007; 1: 1231-1237.
4. **S. Wacharawichanant**, "Effect of zinc oxide on morphology and mechanical properties of polyoxymethylene/zinc oxide composites", *Macromolecular Symposia* 2008; 264: 54-58.
5. K. Muangmaithong, P. Praserthdam, S. Thongyai, **S. Wacharawichanant**, "Morphology and mechanical properties of catalytic coke/polypropylene composites", *Journal of Applied Polymer Science* 2008; 110: 2071-2077.
6. **S. Wacharawichanant**, S. Thongyai, A. Phutthaphan, C. Eiamsam-ang, "Effect of particle sizes of zinc oxide on mechanical, thermal and morphological properties of polyoxymethylene/zinc oxide nanocomposites", *Polymer Testing* 2008; 27: 971-976.
7. S. Khunprasert, S. Thongyai, W. Chinsirikul, **S. Wacharawichanant**, "Effect of low molar mass liquid crystal on the melt processing conditions of polycarbonate

- using single screw extruder”, *Journal of Applied Polymer Science* 2009; 113: 752-756.
8. **S. Wacharawichanant**, S. Thongyai, T. Siripattanasak, T. Tipsri, “Effect of mixing conditions and particle sizes of titanium dioxide on mechanical and morphological properties of polypropylene/titanium dioxide composites”, *Iranian Polymer Journal* 2009; 18: 607-616.
 9. P. Pahupongsab, S. Thongyai, **S. Wacharawichanant**, P. Prasertthdam, “Effect of low molar mass liquid crystal and lubricant on miscibility and thermal properties of syndiotactic polystyrene blends”, *Journal of Applied Polymer Science* 2009; 114: 2053-2059.
 10. N. Wiriyanukul, **S. Wacharawichanant**, “Effect of compatibilizers on mechanical thermal and morphology properties of HDPE/TiO₂nanocomposites”, *Advanced Materials Research* 2010; 93-94: 169-172.
 11. T. Manangan, S. Shawaphun, **S. Wacharawichanant**, “Acetophenone and benzophenone derivatives as catalysts in photodegradation of PE and PP films”, *Advanced Materials Research* 2010; 93-94: 284-287.
 12. S. Shawaphun, T. Manangan, **S. Wacharawichanant**, “Thermo- and photo-degradation of LDPE and PP films using metal oxides as catalysts”, *Advanced Materials Research* 2010; 93-94: 505-508.
 13. P. Pahupongsab, S. Thongyai, **S. Wacharawichanant**, P. Prasertthdam, “The crystallinity and miscibility of syndiotactic polystyrene blends after mixing with low molar mass liquid crystal or commercial lubricant”, *Polymer Science Series A* 2010; 52 (3): 279–287.
 14. **S. Wacharawichanant**, N. Wutanasiri, P. Srifong, U. Meesangpan, S. Thongyai, “Effect of vanadium pentoxide on the mechanical, thermal, and electrical properties of poly(vinyl alcohol)/vanadium pentoxidenanocomposites”, *Journal of Applied Polymer Science* 2011; 121: 2870-2876. Impact Factor 2012 =1.395
 15. P. Juntarasiri, S. Nijsunkij, T. Buatick , E. Jamkrajang, **S. Wacharawichanant**, M. Seadan, A. Wasantakorn, S. Suttiruengwong, “Enhancing biogas production from padaukangsana leave and wastewater feedstock through alkaline and enzyme pretreatment”, *Energy Procedia* 2011; 9: 207- 215.
 16. **S. Wacharawichanant**, P. Sahapaibounkit, U. Saeuen, “Mechanical, thermal and morphological properties of polyoxymethylene/CaCO₃nanocomposites”, *Journal of Science and Technology* 2011; 5A: 213-218.
 17. **S. Wacharawichanant**, A. Sangkhaphan, N. Sa-Nguanwong, V. Khamnonwat, S. Thongyai, P. Prasertthdam, “Effects of particle type on thermal and mechanical properties of polyoxymethylenenanocomposites”, *Journal of Applied Polymer Science* 2012; 123: 3217-3224.

18. **S. Wacharawichanant**, P. Sahapaibounkit, U. Saeuen, “Effect of clay on the properties of polyoxymethylene/clay nanocomposites”, *Advanced Materials Research* 2012; 488-489: 82-86.
19. **S. Wacharawichanant**, P. Saetun, T. Lekkong, S. Thongyai, P. Praserthdam, “Effect of poly(styrene-co-maleic anhydride) compatibilizer on properties of polystyrene/zinc oxide composites”, *Iranian Polymer Journal* 2012; 21: 385-396.
20. **S. Wacharawichanant**, P. Saetun, T. Lekkong, S. Thongyai, “Effect of compatibilizer on impact strength and morphology of polystyrene/zinc oxide nanocomposites”, *Advanced Materials Research* 2012; 545: 330-334.
21. M. Phankokkrud, **S. Wacharawichanant**, “Morphological analysis of particles in transmission electron microscopy image using image processing”, *Advanced Materials Research* 2013; 774-776: 1262-1266.
22. **S. Wacharawichanant**, N. Thongbunyoung, P. Churdchoo, T. Sookjai, S. Thongyai, “Morphology and properties of poly(styrene-co-acrylonitrile)/poly(methyl methacrylate)/zinc oxide composites”, *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 2013; 32: 1112-1121.
23. Y. Wuttison, S. Thongyai, **S. Wacharawichanant**, P. Praserthdam, “Study on the properties of blends between acrylonitrile-butadiene rubber and acrylonitrile-butadiene-styrene or poly(styrene-co-acrylonitrile)”, *Advanced Materials Research* 2013; 812: 192-197.
24. **S. Wacharawichanant**, P. Sahapaibounkit, U. Saeueng, S. Thongyai, “Mechanical and thermal properties of polyoxymethylenenanocompositesfilled with different nanofillers”, *Polymer-Plastics Technology and Engineering* 2014; 53: 181-188.
25. **S. Wacharawichanant**, P. Amorncharoen, R. Wannasirichoke, “Effects of compatibilizer on the properties of polyoxymethylene/acrylonitrile-butadiene-styrene blends”, *Advanced Materials Research* 2014; 1052: 220-225.
26. **S. Wacharawichanant**, “Mechanical and morphological properties of poly(methyl methacrylate)/ethylene-octene copolymer/clay composites”, *Applied Mechanics and Materials* 2015; 749: 304-307.
27. **S. Wacharawichanant**, P. Amorncharoen, R. Wannasirichoke, “Morphology and mechanical properties of polyoxymethylene and acrylonitrile-butadiene-styrene blends with compatibilizer”, *Key Engineering Materials* 2015; 659: 463-467.
28. **S. Wacharawichanant**, P. Amorncharoen, R. Wannasirichoke, “Effects of compatibilizers on morphology and properties of polyoxymethylene/polypropylene blends”, *Polymer-Plastics Technology and Engineering* 2015; 54: 1349-1357.
29. **S. Wacharawichanant**, C. Wisuttrakarn, K. Chomphunoi, “Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid) and acrylonitrile-butadiene rubber blends with organoclay”, *Applied Mechanics and Materials* 2016; 835: 284-288.

30. **S. Wacharawichanant**, C. Ounyai, P. Rassamee, “Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid) and propylene-ethylene copolymer blends: Effect of organoclay types”, *Key Engineering Materials*, 2017; 737: 269-274.
31. N. Yasumlee, **S. Wacharawichanant**, “Morphology and properties of polyoxymethylene/polypropylene/microcrystalline cellulose composites”, *Key Engineering Materials*, 2017; 751, 264-269.
32. **S. Wacharawichanant**, C. Wisuttrakarn, K. Chomphunoi, “Comparison of organoclay and PE-g-MA on properties of poly(lactic acid) and acrylonitrile-butadiene rubber blends”, *Key Engineering Materials* 2017; 730: 54-59.
33. **S. Wacharawichanant**, C. Ounyai, P. Rassamee, “Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid) and propylene-ethylene copolymer blends: Effect of organoclay types” *Key Engineering Materials*, 2017; 737: 269-274.
34. **S. Wacharawichanant**, C. Ounyai, P. Rassamee, “Effects of organoclay to miscibility, mechanical and thermal properties of poly(lactic acid) and propylene-ethylene copolymer blends”, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 2017; 223: 012016.
35. **S. Wacharawichanant**, P. Hoysang, S. Ratchawong, “Mechanical, thermal and morphological properties of poly(lactic acid)/ethylene-butyl acrylate copolymer nanocomposites”, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 2017; 223: 012025.
36. N. Romyen, S. Thongyai, P. Prasertdan, **S. Wacharawichanant**, “Effect of surfactant addition during polymerization on properties of PEDOT:PSS for electronic applications”, *Journal of Electronic Materials* 2017; 46: 6709-6716.
37. **S. Wacharawichanant**, S. Ratchawong, P. Hoysang, M. Phankokkruad, “Morphology and properties of poly(lactic acid) and ethylene-methyl acrylate copolymer blends with organoclay”, *MATEC Web of Conferences* 2017; 130 (07006): 1-5.
38. **S. Wacharawichanant**, N. Wimonsupakit, S. Kuhaudomlap, “Comparison of morphology and mechanical properties of polyoxymethylene/cellulose and poly(lactic acid)/cellulose composites”, *Materials Science Forum*, 2018; 916: 19-23.
39. **S. Wacharawichanant**, K. Chomphunoi, C. Wisuttrakarn, M. Phankokkruad, “Mechanical Properties and Phase Morphology of Poly(Lactic Acid)/Acrylonitrile-Butadiene Rubber/Organoclay Nanocomposites Prepared by Melt Blending, *Key Engineering Materials*, 2018; 775: 13-19.
40. **S. Wacharawichanant**, P. Opasakornwong, R. Poohoi, M. Phankokkruad, “Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid) with propylene-ethylene copolymer and α -cellulose,” *Materials Science Forum*, 2019; 947: 200-204.

41. **S. Wacharawichanant**, A. Sriwattana, K. Yaisoon, M. Phankokkruad, “Morphology and properties of poly(lactic acid)/ethylene-octene copolymer nanocomposites”, *Materials Science Forum*, 2019; 953: 47-52.
42. **S. Wacharawichanant**, P. Opasakornwong, R. Poohoi, M. Phankokkruad, “Morphology, mechanical and thermal properties of poly(lactic acid)/propylene-ethylene copolymer/cellulose composites”, *Materials Science Forum*, 2019; 972: 172-177.
43. **S. Wacharawichanant**, C. Wisuttrakarn, K. Chomphunoi, M. Phankokkruad, “Improvement of poly(lactic acid) properties by using acrylonitrile-butadiene rubber and polyethylene-g-maleic anhydride”, *Materials Science Forum*, 2019; 972: 178-184.
44. **S. Wacharawichanant**, A. Sriwattana, K. Yaisoon, M. Phankokkruad, “Morphology and properties of poly(lactic acid)/ethylene-octene copolymer blends with different organoclay types”, *Key Engineering Materials*, 2020; 837: 174-180.

5.2 ผลงานวิจัยที่ตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับประเทศ

1. S. Thongyai, **S. Wacharawichanant**, T. Mongkhonsi, “Comparisons of various spinodal decompositions theories to small angle light scattering experiments of tetramethyl-bisphenol-A-polycarbonate and polystyrene”, *J. of Metals Materials and Minerals* 2002; 11 (2): 55-64.
2. T. Manangan, S. Shawaphun, D. Sangsansir, J. Changcharoen, **S. Wacharawichanant**, “Nano-sized titanium dioxides as photo-catalysts in degradation of polyethylene and polypropylene packaging”, *Science Journal Ubonratchathani University* 2010, 1(2): 14-20.
3. **S. Wacharawichanant**, N. Thongbunyoung, P. Churdchoo, T. Sookjai, “Effect of zinc oxide on the morphology and mechanical properties of poly(styrene-co-acrylonitrile)/poly(methyl methacrylate)/zinc oxide composites”, *Science Journal Ubonratchathani University* 2010, 1(2): 21-26.

5.3 ผลงานวิจัยที่ได้รับการเผยแพร่ในการประชุมวิชาการต่างๆ

1. P. Rojanapitayakorn, S. Thongyai S, **S. Wacharawichanant**, “Phase Separation Morphology in Poly(methyl methacrylate/poly(styrene-co-maleic anhydride) blends”, *The Polymer Processing Society Asia/Australia Regional Meeting 1999*, Bangkok, Thailand, December 1-3, 1999.
2. **S. Wacharawichanant**, S. Thongyai, P. Rojanapitayakorn, “Phase separation of poly(methyl methacrylate and styrene-acrylonitrile blends”, *The First Thailand Materials Science and Technology Conference*, Bangkok, Thailand, July 19 - 20, 2000.

3. **S. Wacharawichanant**, S. Thongyai, S. Tanodekaew, "Effects of low molar mass liquid crystal on phase separation of styrene acrylonitrile and poly(methyl methacrylate) blends", *The 8th Pacific Polymer Conference (PPC8)*, Bangkok, Thailand, November 24 - 27, 2003.
4. S. Damrongsakkul, **S. Wacharawichanant**, S. Rimdusit, S. Thongyai, V. Taepaisitphongse, T. Shiomi, H. Sato, M. Miya, H. Takeshita, K. Akenaka, H. Takeshita, K. Takenaka, "Phase separation in the blends of linear and branched poly(ethylene glycol) with methyl methacrylate-n-hexyl methacrylate random copolymer", *The 8th Pacific Polymer Conference (PPC8)*, Bangkok, Thailand, November 24 - 27, 2003.
5. **S. Wacharawichanant**, S. Thongyai, S. Tanodekaew, "Effects of lubricants on phase separation poly(styrene-co-acrylonitrile) and poly (methy methacrylate) blends", *Regional Symposium on Chemical Engineering 2004*, Bangkok, Thailand, December 1 - 3, 2004.
6. **S. Wacharawichanant**, A. Phutphongsai, "The study of morphology of compatibilized polypropylene/zinc oxide composites", *Asian Symposium on Materials and Processing 2006*, Bangkok, Thailand, November 9 - 10, 2006.
7. A. Phutphongsai, **S. Wacharawichanant**, "Effect of zinc oxide on the mechanical properties of compatibilized polypropylene/zinc oxide composites", *Asian Symposium on Materials and Processing 2006*, Bangkok, Thailand, November 9 - 10, 2006.
8. K. Muangmaithong, P.Praserthdam, **S. Wacharawichanant**, "Morphology and mechanical properties of filamentous coke/polypropylene composites", *Proceeding of Regional Symposium on Chemical Engineering 2006*, Singapore, December 3 - 5, 2006.
9. **S. Wacharawichanant**, A. Phutphongsai, "Effect of particle sizes of zinc oxide on morphology and mechanical properties of polypropylene/zinc oxide nanocomposites", *Asian Workshop on Polymer Processing 2006*, Bangkok, Thailand, December 6 - 8, 2006.
10. **S. Wacharawichanant**, "Effect of zinc oxide on morphology and mechanical properties of polyoxymethylene/zinc oxide composites", *2nd International Conference on Advances in Petrochemical and Polymers 2007*, Bangkok, Thailand, June 25 - 28, 2007.
11. **S. Wacharawichanant**, S. Thongyai, T. Siripattanasak, T. Tipsri, "Effect of particle sizes of titanium dioxide on mechanical properties of polypropylene/titanium dioxide nanocomposites", *5th Thailand Materials Science and Technology Conference*, Bangkok, Thailand, September 16 - 19, 2008.
12. N. Wiriyanukul, **S. Wacharawichanant**, S. Thongyai, "Effect of particle sizes of TiO₂ on morphology and mechanical properties of HDPE/TiO₂nanocomposites", *Pure*

and Applied Chemistry International Conference 2009 (PACCON 2009), Phitsanulok, Thailand, January 14 - 16, 2009.

13. T. Sanitchai, **S. Wacharawichanant**, S. Thongyai, "The effect of compatibilizers on morphology and mechanical properties of polypropylene/zinc oxide nanocomposites", *Pure and Applied Chemistry International Conference 2009 (PACCON 2009)*, Phitsanulok, Thailand, January 14 - 16, 2009.
14. N. Wiriyanukul, **S. Wacharawichanant**, "Effect of compatibilizers on mechanical thermal and morphology properties of HDPE/TiO₂nanocomposites", *International Conference on Functionalized and Sensing Materials 2009 (FuSeM 2009)*, Bangkok, Thailand, December 7-9, 2009.
15. T. Sanitchai, **S. Wacharawichanant**, S. Thongyai, "Effect of compatibilizer on mechanical properties of polypropylene/zinc oxide nanocomposites", *16th ASEAN Regional Symposium on Chemical Engineering 2009 (RSCE 2009)*, Manila, Philippines, December 1 - 2, 2009.
16. **S. Wacharawichanant**, O. Kumsee, S. Junoi, "Effect of surface treatment of TiO₂ on mechanical and morphological properties of low densitypolyethylene/TiO₂ nanocomposites", *NanoThailand 2010*, Bangkok, Thailand, November 18 - 20, 2010.
17. **S. Wacharawichanant**, P. Saetun, T. Lekkong, S. Thongyai, "Effect of compatibilizer on impact strength and morphology of polystyrene/zinc oxide nanocomposites", *International Conference on the Advancement of Materials and Nanotechnology 2010 (ICAMN 2010)*, Kuala Lumpur, Malaysia, November 29 - December 1, 2010.
18. **S. Wacharawichanant**, P. Sahapaibounkit, U. Saeuen, "Mechanical, thermal and morphological properties of polyoxymethylene/CaCO₃ nanocomposites", *18th Regional Symposium on Chemical Engineering 2011 (RSCE 2011)*, Ho Chi Minh, Vietnam, October 27 - 28, 2011.
19. **S. Wacharawichanant**, P. Sahapaibounkit, U. Saeueng, "Study on mechanical and morphological properties of polyoxymethylene/Al₂O₃nanocomposites", *TIChE International Conference 2011*, Hatyai, Songkhla, Thailand, November 10 - 11, 2011.
20. P. Kijkobchai, **S. Wacharawichanant**, "Effect of surface-treated ZnO on mechanical and morphological properties of high density polyethylene/ZnOnanocomposites", *TIChE International Conference 2011*, Hatyai, Songkhla, Thailand, November 10 - 11, 2011.
21. N. Sanguanwong, **S. Wacharawichanant**, "Effectoftitanium dioxide on mechanical, thermal and morphological properties of polyvinyl alcohol/titanium dioxide nanocomposites", *Pure and Applied Chemistry International Conference 2012 (PACCON 2012)*, Chiang Mai, Thailand, January 11 - 13, 2012.

22. J. Boromtongchoom, **S. Wacharawichanant**, “Effects of ethylene copolymers on mechanical and morphological properties of poly(methyl methacrylate)/ethylene copolymer blends”, *Pure and Applied Chemistry International Conference 2012 (PACCON 2012)*, Chiang Mai, Thailand, January 11 - 13, 2012.
23. **S. Wacharawichanant**, N. Wiriyankul, “Effects of surface-treated TiO₂ on mechanical and morphological properties of high density polyethylene/TiO₂ nanocomposites”, *Pure and Applied Chemistry International Conference 2012 (PACCON 2012)*, Chiang Mai, Thailand, January 11 - 13, 2012.
24. P. Kijkobchai, **S. Wacharawichanant**, “Mechanical and morphological properties of acrylonitrile-butadiene-styrene/zinc oxide composites”, *Pure and Applied Chemistry International Conference 2012 (PACCON 2012)*, Chiang Mai, Thailand, January 11 - 13, 2012.
25. **S. Wacharawichanant**, P. Sahapaibounkit, U. Saeueng, “Mechanical, thermal and morphological properties of polyoxymethylene/ethylene-vinyl acetate copolymer/CaCO₃ nanocomposites”, *Asian International Conference on Materials, Minerals and Polymer 2012 (MAMIP 2012)*, Penang, Malaysia, March 23 - 24, 2012.
26. **S. Wacharawichanant**, J. Meethong, R. Chuaydamrong, “Morphology and mechanical properties of polystyrene/polyoxymethylene with poly(styrene-co-maleic anhydride) compatibilizer”, *TICChE International Conference 2012*, Nakornratchasima, Thailand, October 25 - 26, 2012.
27. J. Boromtongchoom, **S. Wacharawichanant**, “Mechanical and morphological properties of poly(methyl methacrylate)/high density polyethylene blends with ethylene-methyl acrylate copolymer”, *TICChE International Conference 2012*, Nakornratchasima, Thailand, October 25 - 26, 2012.
28. N. Sanguanwong, **S. Wacharawichanant**, “Preparation and properties of polyvinyl alcohol/titanium dioxide nanocomposites in the presence of surfactant”, *TICChE International Conference 2012*, Nakornratchasima, Thailand, October 25 - 26, 2012.
29. **S. Wacharawichanant**, L. Noichin, S. Bannarak, “Effect of ethylene-vinyl acetate copolymer on properties of acrylonitrile-butadiene-styrene/zinc oxide nanocomposites”, *19th Regional Symposium on Chemical Engineering 2012 (RSCE 2012)*, Bali, Indonesia, November 7-8, 2012.
30. M. Phankokkrud, **S. Wacharawichanant**, Identification, counting, and sizing of dispersed phase droplet of scanning electron microscopy micrograph using digital image processing, *2012 5th International Congress on Image and Signal Processing (CISP 2012)*, Chongqing, China, October 16-18, 2012.
31. M. Phankokkrud, **S. Wacharawichanant**, “Morphological analysis of particles in transmission electron microscopy image using image processing”, *The 2013 International Forum on Mechanical and Material Engineering (IFMME 2013)*, Guangzhou, China, June 13-14, 2013.

32. N. Yasumlee, **S. Wacharawichanant**, “Effect of organoclay on mechanical and morphological properties of polyoxymethylene/polypropylene blends”, *Pure and Applied Chemistry International Conference 2014 (PACCON2014)*, Khon Kaen, Thailand, January 8-10, 2014.
33. **S. Wacharawichanant**, L. Noichin, S. Bannarak, S. Thongyai, “Morphology and properties of acrylonitrile-butadiene-styrene/ZnO nanocomposites with compatibilizer”, *MACRO 2014*, Chiang Mai, Thailand, July 6-11, 2014.
34. N. Yasumlee, **S. Wacharawichanant**, “Effect of microcrystalline cellulose on mechanical and morphological properties of polylactic acid/elastomers blends”, *MACRO 2014*, Chiang Mai, Thailand, July 6-11, 2014.
35. **S. Wacharawichanant**, P. Amorncharoen, R. Wannasirichoke, “Effects of compatibilizer on the properties of polyoxymethylene/acrylonitrile-butadiene-styrene blends”, *2014 International Conference on Material Engineering and Application (ICMEA2014)*, Hangzhou, China, October 18-19, 2014.
36. **S. Wacharawichanant**, P. Amorncharoen, R. Wannasirichoke, “Morphology and mechanical properties of polyoxymethylene and acrylonitrile-butadiene-styrene blends with compatibilizer”, *8th International Conference on Materials Science and Technology (MSAT-8)*, Bangkok, Thailand, December 15-16, 2014.
37. **S. Wacharawichanant**, J. Meethong, R. Chuaydamrong, “Effects of polyethylene-g-maleic anhydride on morphology and mechanical properties of polyoxymethylene/ high density polyethylene blends”, *4th TIChE International Conference 2014*, Chiang Mai, Thailand, December 18-19, 2014.
38. **S. Wacharawichanant**, “Mechanical and morphological properties of poly(methyl methacrylate)/ethylene-octenecopolymer/clay composites”, *2015 International Conference on Intelligent Materials and Manufacturing Engineering (IMME 2015)*, Phuket, Thailand, January 16-17, 2015.
39. N. Yasumlee, **S. Wacharawichanant**, “Effects of organoclay types on morphological and mechanical properties of polyoxymethylene/polypropylene blends”, *International Polymer Conference of Thailand (PCT-5)*, Bangkok, Thailand, June 18-19, 2015.
40. **S. Wacharawichanant**, P. Hanjai, S. Khongai, “Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid)/ethylene copolymer/organoclay composites”, *2015 International Conference on Engineering, Technology, and Applied Science - Fall Session (ICETA 2015-Fall)*, Nagoya, Japan, November 10-12, 2015.
41. **S. Wacharawichanant**, N. Yasumlee, “Mechanical and morphological properties of high density polyethylene/ethylene copolymer/clay composites”, *10th International Conference on the Physical Properties and Application of Advanced Materials (ICPMAT2015)*, Chiang Mai, Thailand, November 17-21, 2015.

42. **S. Wacharawichanant**, P. Hanjai, S. Khongai, “Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid)/ethylene copolymer/organoclay composites”, *2015 International Conference on Engineering, Technology, and Applied Science - Fall Session (ICETA 2015-Fall)*, Nagoya, Japan, November 10-12, 2015.
43. **S. Wacharawichanant**, C. Wisuttrakarn, K. Chomphunoi, “Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid) and acrylonitrile-butadiene rubber blends with organoclay”, *2015 2nd International Conference on Advanced Engineering Technology (2nd ICAET)*, Incheon, South Korea, December 11-13, 2015.
44. **S. Wacharawichanant**, C. Wisuttrakarn, K. Chomphunoi, “Comparison of organoclay and PE-g-MA on properties of poly(lactic acid) and acrylonitrile-butadiene rubber blends”, *International Conference on Material Engineering and Application (ICMEA 2016)*, Hong Kong, China, August 19-21, 2016.
45. **S. Wacharawichanant**, C. Ounyai, P. Rassamee, “Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid) and propylene-ethylene copolymer blends: Effect of organoclay types”, *International Conference on Material Science and Engineering Technology (ICMSET 2016)*, Phuket, Thailand, October 14-16, 2016.
46. **S. Wacharawichanant**, P. Hoysang, S. Ratchawong, “Mechanical, thermal and morphological properties of poly(lactic acid)/ethylene-butyl acrylate copolymer/organoclay composites”, *23rd Regional Symposium on Chemical Engineering (RSCE2016)*, Vung Tau City, Vietnam, October 27-28, 2016.
47. **S. Wacharawichanant**, P. Hoysang, S. Ratchawong, “Mechanical, thermal and morphological properties of poly(lactic acid)/ethylene-butyl acrylate copolymer nanocomposites”, *Innovation in Polymer Science and Technology 2016 (IPST2016)*, Medan, Indonesia, November 7-10, 2016.
48. **S. Wacharawichanant**, C. Ounyai, P. Rassamee, “Effect of organoclay and propylene-ethylene copolymer on morphology, mechanical and thermal properties of poly(lactic acid)”, *Innovation in Polymer Science and Technology 2016 (IPST2016)*, Medan, Indonesia, November 7-10, 2016.
49. **N. Yasumlee**, **S. Wacharawichanant**, “Morphology and properties of polyoxymethylene/polypropylene/microcrystalline cellulose composites”, *9th International Conference on Materials Science and Technology (MSAT-9)*, Bangkok, Thailand, December 14 - 15, 2016.
50. **S. Wacharawichanant**, S. Ratchawong, P. Hoysang, M. Phankokkrud, “Morphology and properties of poly(lactic acid) and ethylene-methyl acrylate copolymer blends with organoclay”, *International Conference on Composite Material, Polymer Science and Engineering (CMPSE2017)*, Toyama, Japan, June 24 - 25, 2017.
51. **N. Yasumlee**, **S. Wacharawichanant**, “Influence on filling sequence of organoclay and microcrystalline cellulose on morphological and mechanical properties of

- polyoxymethylene/polypropylene blends”, *Malaysia Polymer International Conference 2017 (MPIC2017)*, The National University of Malaysia, Malaysia, July 19 - 20, 2017.
52. S. Ratchawong, **S. Wacharawichanant**, P. Hoysang, “Morphology and properties of poly(lactic acid)/ethylene-methyl acrylate copolymer/organoclay composites”, *Malaysia Polymer International Conference 2017 (MPIC2017)*, The National University of Malaysia, Malaysia, July 19 - 20, 2017.
 53. **S. Wacharawichanant**, N. Wimonsupakit, S. Kuhaudomlap, “Comparison of morphology and mechanical properties of polyoxymethylene/cellulose and poly(lactic acid)/cellulose composites”, *2017 2nd International Conference on Materials Technology and Applications (ICMTA2017)*, Tokyo, Japan, October 26 - 29, 2017.
 54. M. Phankokkrud, **S. Wacharawichanant**, “Multi-layer perceptron neural networks for classification and recognition the scattering patterns of scanning electron microscopy images”, *The Twenty-Third International Symposium on Artificial Life and Robotics (AROB 23rd 2018)*, Beppu, Japan, January 18 - 20, 2018.
 55. **S. Wacharawichanant**, K. Chomphunoi, C. Wisuttrakarn, M. Phankokkrud, “Mechanical properties and phase morphology of poly(lactic acid)/acrylonitrile-butadiene rubber/organoclay nanocomposites prepared by melt blending”, *8th International Conference on Key Engineering Materials (ICKEM 2018)*, Osaka, Japan, March 16 - 18, 2018.
 56. M. Phankokkrud, **S. Wacharawichanant**, “Prediction of mechanical properties of polymer materials using extreme gradient boosting on high molecular weight polymers”, *12th International Conference on Complex, Intelligent, and Software Intensive Systems (CISIS-2018)*, Matsue, Japan, July 4 - 6, 2018.
 57. M. Phankokkrud, **S. Wacharawichanant**, “Convolutional neural network models for scattering pattern recognition of scanning electron microscopy images”, *5th International Conference on Computational Science/ Intelligence & Applied Informatics (CSII 2018)*, Yonago, Japan, July 10 - 12, 2018.
 58. **S. Wacharawichanant**, K. Chomphunoi, C. Wisuttrakarn, M. Phankokkrud, “Mechanical properties and phase morphology of poly(lactic acid)/acrylonitrile-butadiene rubber/organoclay nanocomposites prepared by melt blending”, *8th International Conference on Key Engineering Materials (ICKEM 2018)*, Osaka, Japan, March 16 - 18, 2018.
 59. **S. Wacharawichanant**, P. Opasakornwong, R. Poohoi, M. Phankokkrud, “Morphology and mechanical properties of poly(lactic acid) with propylene-ethylene copolymer and α -cellulose”, *2018 3rd International Conference on*

Materials Technology and Applications (ICMTA2018), Sapporo, Japan, October 26 - 29, 2018.

60. **S. Wacharawichanant**, P. Opasakornwong, R. Poohoi, M. Phankokkruad, "Morphology, mechanical and thermal properties of poly(lactic acid)/propylene-ethylene copolymer/cellulose composites", *2019 2nd International Conference on Materials Design and Applications (ICMDA 2019)*, Tokyo, Japan, April 13 - 15, 2019.
61. **S. Wacharawichanant**, C. Wisuttrakarn, K. Chomphunoi, M. Phankokkruad, "Improvement of poly(lactic acid) properties by using acrylonitrile-butadiene rubber and polyethylene-g-maleic anhydride", *2019 2nd International Conference on Materials Design and Applications (ICMDA 2019)*, Tokyo, Japan, April 13 - 15, 2019.