



รายงานการวิจัยเรื่อง

การประยุกต์ใช้โคพอลิเมอร์และออร์กาโนเคลย์เพื่อใช้เป็นสารช่วยผสมและ สารปรับปรุงสมบัติในพอลิเมอร์ผสม

(Application of Copolymer and Organoclay as Compatibilizer and Property
Modifier for Polymer Blends)

ชื่อผู้วิจัย

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ศิริรัตน์ วัชรวิชานนท์ หัวหน้าโครงการ

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจาก

สถาบันวิจัยและพัฒนามหาวิทยาลัยศิลปากร ประจำปีงบประมาณ พ.ศ.2558

ปีที่ดำเนินการเสร็จ พ.ศ.2559

กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากสถาบันวิจัยและพัฒนา มหาวิทยาลัยศิลปากร งบประมาณแผ่นดินปี 2558 และขอขอบคุณ ภาควิชาวิศวกรรมเคมี คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยศิลปากร ในการอนุเคราะห์สถานที่ทำการวิจัย อุปกรณ์และเครื่องมือในการทดลอง และขอขอบคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.มล.ศุภกนก ทองใหญ่ ศูนย์เชี่ยวชาญเฉพาะทางด้านคาตาไลซิสและวิศวกรรมปฏิกิริยาที่ใช้ตัวเร่งปฏิกิริยา ภาควิชาวิศวกรรมเคมี คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ในการอนุเคราะห์ในการทดสอบตัวอย่างพอลิเมอร์ด้วยเครื่อง Thermal Gravimetric Analyzer (TGA) เครื่อง Dynamic Mechanical Analysis (DMA) และเครื่อง X-ray diffraction (XRD)

บทคัดย่อ

ภาษาไทย

ส่วนที่ 1

ชื่อโครงการ การประยุกต์ใช้โคพอลิเมอร์และออร์กาโนเคลย์เพื่อใช้เป็นสารช่วยผสม และสารปรับปรุงสมบัติในพอลิเมอร์ผสม

ชื่อผู้วิจัย ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ศิริรัตน์ วัชรวิชานันท์ หัวหน้าโครงการ
หน่วยงานที่สังกัด ภาควิชาวิศวกรรมเคมี คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยี
อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยศิลปากร

แหล่งทุนอุดหนุนการวิจัย งบประมาณแผ่นดิน

ปีที่เสร็จ 2559

ส่วนที่ 2 บทคัดย่อ

ส่วนที่หนึ่งศึกษาผลของสารช่วยผสมพอลิโพรพิลีนกราฟต์มาเลอิกแอนไฮไดรต์ (Polypropylene-g-Maleic Anhydride, PP-g-MA) ที่มีต่อสมบัติทางกล ทางความร้อน และสัญญาณวิทยาของพอลิเมอร์ผสมระหว่างพอลิออกซีเมทิลีน (polyoxymethylene, POM) และอะครีโลไนไตรล์บิวทาไดอินสไตรีน (acrylonitrile-butadiene-styrene, ABS) มีการใช้สารช่วยผสม 2 ชนิดคือ PP-g-MA ที่มีมาเลอิกแอนไฮไดรต์ 0.50% โดยน้ำหนัก (PP-g-MA3150) และ PP-g-MA ที่มีมาเลอิกแอนไฮไดรต์ 1.305% โดยน้ำหนัก (PP-g-MA353) พอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการช่วยผสม PP-g-MA เปรียบโดยการหลอมผสมด้วยเครื่องผสมแบบปิดและขึ้นรูปชิ้นงานโดยวิธีการอัด ผลการทดลองพบว่าพอลิเมอร์ผสม POM/ABS แสดงการแยกสองเฟสอย่างชัดเจนของเฟสกระจาย ABS และเฟสเมทริกซ์ POM และเฟส ABS กระจายเป็นทรงกลมในเมทริกซ์ POM ในช่วงปริมาณ ABS 10-30% โดยน้ำหนัก และพอลิเมอร์ผสมที่มี ABS มากกว่า 30% โดยน้ำหนัก แสดงโครงสร้างยาวของเฟสของเฟส ABS สมบัติทางกลแสดงว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกของ POM/ABS ที่มีปริมาณ ABS 10-20% โดยน้ำหนักลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ ABS พอลิเมอร์ผสม POM/ABS มีมอดูลัสของยังเพิ่มขึ้นจนถึงปริมาณ ABS 30% โดยน้ำหนักและหลังจากนั้นลดลง การเติม PP-g-MA เพิ่มความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ในช่วงปริมาณ ABS 30-40% โดยน้ำหนัก

ส่วนที่สองศึกษาผลของสารช่วยผสม PP-g-MA มีต่อสมบัติทางกล ทางความร้อน และสัญญาณวิทยาของพอลิเมอร์ผสมระหว่าง POM และพอลิโพรพิลีน (polypropylene, PP) พอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการช่วยผสมเตรียมโดยการหลอมผสมด้วยเครื่องผสมแบบปิดและขึ้นรูปชิ้นงานโดยวิธีการอัด ผลการทดลองพบว่าสัญญาณวิทยาของ พอลิเมอร์ผสม POM/PP แสดงการแยกสองเฟสอย่างชัดเจนของเฟสกระจาย PP และเฟสเมทริกซ์ POM และการเติม PP-g-MA ทำให้เกิดการ

เปลี่ยนแปลงลักษณะของสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม พอลิเมอร์ผสม POM/PP มีสมบัติทางกลที่ลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ PP ที่มากขึ้น การเติม PP-g-MA ช่วยเพิ่มมอดูลัสของยังและมอดูลัสสะสมของพอลิเมอร์ผสม POM/PP การเติม PP ช่วยปรับปรุงอุณหภูมิการสลายตัวของ POM

ส่วนที่สามศึกษาผลของนาโนเคลย์ที่ปรับปรุงพื้นผิวด้วย octadecylamine 25-30% โดยน้ำหนัก (Clay-ODA) ที่มีต่อสมบัติทางกลและสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตพอลิเมทิลเมทาคริเลต (poly(methyl methacrylate), PMMA)/เอทิลีนออกทีนโคพอลิเมอร์ (ethylene-octene copolymer, EOC8180)/Clay-ODA พอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมี Clay-ODA เตรียมโดยการหลอมผสมในเครื่องผสมแบบปิด เตรียมพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ในอัตราส่วน 80/20 โดยน้ำหนัก และปริมาณ Clay-ODA เท่ากับ 3 และ 5 ส่วนในร้อยละของพอลิเมอร์ ผลการทดลองพบว่ามอดูลัสของยังของคอมโพสิตเพิ่มขึ้นตามปริมาณ Clay-ODA ที่มากขึ้น ในขณะที่ความต้านทานต่อแรงกระแทก ความต้านทานต่อแรงดึง และความเครียด ณ จุดแตกหักของคอมโพสิตลดลงตามปริมาณ Clay-ODA ที่มากขึ้น การวิเคราะห์ผลจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดแสดงให้เห็นเม็ดของเฟสกระจาย EOC8180 ในเมทริกซ์ PMMA ถูกเปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างยาวหลังจากการเติม Clay-ODA

ส่วนที่สี่ศึกษาผลของออร์กาโนเคลย์สามชนิดที่มีต่อสมบัติทางกลและสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตพอลิเอทิลีนความหนาแน่นสูง (high density polyethylene, HDPE)/เอทิลีนโคพอลิเมอร์ (ethylene copolymer, EC)/ออร์กาโนเคลย์ มีการใช้เอทิลีนโคพอลิเมอร์สองชนิดคือ เอทิลีนเมทิลอะคริเลตโคพอลิเมอร์ (ethylene-methyl acrylate copolymer, EMAC) และ EOC8180 เพื่อเตรียมพอลิเมอร์ผสม ออร์กาโนเคลย์สามชนิดประกอบด้วย นาโนเคลย์ที่ปรับปรุงพื้นผิวด้วย trimethyl stearyl ammonium 25-30% โดยน้ำหนัก (Clay-TSA) นาโนเคลย์ที่ปรับปรุงพื้นผิวด้วย dimethyl dialkyl (C14-C18) amine 35-45% โดยน้ำหนัก (Clay-DDA) นาโนเคลย์ที่ปรับปรุงพื้นผิวด้วย methyl dihydroxyethyl hydrogenated tallow ammonium 25-30% โดยน้ำหนัก (Clay-MHA) พอลิเมอร์ผสม HDPE/EC ที่ไม่มีและมีออร์กาโนเคลย์เตรียมโดยการหลอมผสมในเครื่องผสมแบบปิด เตรียมพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC ในอัตราส่วน 80/20 โดยน้ำหนัก และปริมาณออร์กาโนเคลย์ เท่ากับ 3 ส่วนในร้อยละของพอลิเมอร์ ผลการทดลองพบว่ามอดูลัสและความเค้นดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC เพิ่มขึ้นหลังจากการเติม Clay-MHA ในขณะที่มอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ไม่มีการเปลี่ยนแปลงเมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ทุกชนิด ความเครียดดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ที่ไม่มีและมีออร์กาโนเคลย์สูงกว่าพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ที่ไม่มีและมีออร์กาโนเคลย์ การเติมออร์กาโนเคลย์ทุกชนิดไม่มีผลต่อความเครียดดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC อย่างมีนัยสำคัญ การวิเคราะห์ผลจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดสังเกตเห็นว่ามีการผสมเข้ากันได้ของเฟส HDPE และ EC ในพอลิเมอร์ผสมทั้งที่ไม่มีและมีออร์กาโนเคลย์เนื่องจาก HDPE สามารถผสมเข้ากันได้กับ EC และออร์กาโนเคลย์ อย่างไรก็ตาม การเติม Clay-MHA สังเกตพบผลการส่งเสริมสัณฐานวิทยาของเฟสพอลิเมอร์ที่แสดงสัณฐานวิทยาที่แตกต่างมาจากออร์กาโนเคลย์ชนิดอื่นและแสดงถึงคอมโพสิตที่มีความเหนียวมากขึ้น ดังนั้นโครงสร้างนี้ทำให้มอดูลัสและความเค้นดึง ณ จุดแตกหักเพิ่มขึ้น

ส่วนที่ห้าศึกษาผลของออร์กาโนเคลย์สามชนิด (Clay-DDA, Clay-TSA, Clay-MHA) ที่มีต่อสมบัติทางกลและสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต POM/PP ผลทางสัณฐานวิทยาพบว่าขนาดของเฟสกระจาย PP ลดลงตามปริมาณออร์กาโนเคลย์ที่มากขึ้น ผลของ X-ray diffraction แสดงให้เห็นว่าเคลย์เกิดโครงสร้างแบบ exfoliated structure ในคอมโพสิต POM/PP/organoclay (80/20/5) ทุกชนิดของออร์กาโนเคลย์ การเติมออร์กาโนเคลย์ช่วยปรับปรุงคุณสมบัติของยังของพอลิเมอร์ผสมแต่ความเครียด ณ จุดแตกหักลดลง และพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่เติม Clay-MHA พบว่ามีความต้านทานต่อแรงดึงสูงที่สุดเนื่องจากมีโครงสร้าง exfoliated ดีกว่าที่เกิดในคอมโพสิต POM/PP/Clay-MHA

ส่วนที่หกศึกษาผลของ Clay-MHA มีต่อสมบัติทางกลและสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม poly(lactic acid) (PLA4043D)/EC ที่ไม่มีและมียออร์กาโนเคลย์ และใช้ EC สองชนิดคือ EMAC และ EOC8100 เพื่อเตรียมพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC พอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ที่ไม่มีและมียออร์กาโนเคลย์เตรียมโดยการหลอมผสมในเครื่องผสมแบบปิด เตรียมพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ในอัตราส่วน 80/20 โดยน้ำหนัก และปริมาณออร์กาโนเคลย์ เท่ากับ 1, 3 และ 5 ส่วนในร้อยส่วนของพอลิเมอร์ การวิเคราะห์ผลจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดแสดงให้เห็นว่าการเติมออร์กาโนเคลย์สามารถปรับปรุงการผสมเข้ากันได้ของเฟส PLA4043D และ EC เนื่องจากขนาดโดเมนของเฟสกระจาย EC ลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณออร์กาโนเคลย์ สิ่งนี้ชี้ให้เห็นว่าออร์กาโนเคลย์มีบทบาทสำคัญในการลดขนาดโดเมนของเฟสกระจาย EC ของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC สมบัติทางกลแสดงให้เห็นว่ามอดูลัสของยังและความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EC/organoclay เพิ่มขึ้นตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณออร์กาโนเคลย์ ในขณะที่ความเครียด ณ จุดแตกหักลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณออร์กาโนเคลย์ ยิ่งกว่านั้นสมบัติทางกลส่วนใหญ่ของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EMAC/organoclay ดีกว่าสมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EOC8100/organoclay

คำสำคัญ : โคลพอลิเมอร์, ออร์กาโนเคลย์, พอลิเมอร์ผสม, สารช่วยผสม, พอลิเมอร์คอมโพสิต

ภาษาอังกฤษ

ส่วนที่ 1

Research Title Application of Copolymer and Organoclay as Compatibilizer and Property Modifier for Polymer Blends

Researcher Assistant Professor Dr.Siriratchacharawichanant

Office Department of Chemical Engineering, Faculty of Engineering and Industrial Technology, Silpakorn University

Research Grants Government Budget

Year 2016

ส่วนที่ 2 Abstract

The first parts studied the effects of polypropylene-graft-maleic anhydride (PP-g-MA) compatibilizers on the morphology and mechanical properties of polyoxymethylene (POM)/acrylonitrile-butadiene-styrene (ABS) blends. Two types of compatibilizers, PP-g-MA with maleic anhydride 0.50 wt% (PP-g-MA3150) and PP-g-MA with maleic anhydride 1.305 wt% (PP-g-MA353) were used. POM/ABS blends without and with PP-g-MA compatibilizer were prepared by an internal mixer and molded by compression molding. The results found that POM/ABS blends clearly demonstrated a two phase separation of dispersed ABS phase and the POM matrix phase, and ABS phase dispersed as spherical domains in POM matrix in a range of ABS 10-30 wt% and the blends containing ABS more than 30 wt% showed the elongated structure of ABS phase. The mechanical properties showed that the impact strength of POM/ABS with ABS content of 10-20 wt% decreased with the increase of ABS content. The Young's modulus of POM/ABS blends increased up to 30 wt% of ABS and then decreased. The addition of PP-g-MA increased the tensile strength of POM/ABS blends in a range of 30-40 wt% of ABS.

The second parts studied the effects of PP-g-MA compatibilizer on the mechanical thermal and morphological properties of POM/polypropylene (PP) blends. POM/PP blends without and with PP-g-MA compatibilizer were prepared by an internal mixer and molded by compression molding. The results found that the morphology of POM/PP blends clearly demonstrated a two phase separation of dispersed PP phase and the POM matrix phase and the addition of PP-g-MA changed the morphological characteristics of blends. POM/PP blends showed the decrease of mechanical properties with increasing of PP content. The addition of PP-g-MA improved Young's modulus and storage modulus of POM/PP blends. The incorporation of PP improved the degradation temperature of POM.

The third parts studied the effects of the nanoclay with modified surface by 25-30 wt% of octadecylamine (Clay-ODA) on mechanical and morphological properties of poly(methyl methacrylate) (PMMA)/ethylene-octene copolymer (EOC8180)/Clay-ODA composites. The PMMA/EOC blends without and with Clay-ODA were prepared by melt mixing in an internal mixer. The ratio of PMMA and EOC8180 was 80/20 by weight and the Clay-ODA content was 3 and 5 phr. The results showed Young's modulus of the composites increased with increasing Clay-ODA content. While the impact strength, tensile strength and strain at break of the composites decreased with increasing Clay-ODA content. Scanning electron microscopy analysis showed that the droplet of dispersed EOC8180 phase in PMMA matrix was changed to the elongated structure after adding Clay-ODA.

The forth parts studied the effects of three types of organoclay on mechanical and morphological properties of high density polyethylene (HDPE)/ethylene copolymer (EC)/organoclay composites. The two types of EC; ethylene-methyl acrylate copolymer (EMAC) and EOC8180 were used to prepare polymer blends. The three types of organoclay; nanoclay with modified surface by 25-30 wt% of trimethyl stearyl ammonium (Clay-TSA), nanoclay with modified surface by 35-45 wt% of dimethyl dialkyl (C14-C18) amine (Clay-DDA), nanoclay with modified surface by 25-30 wt% of methyl dihydroxyethyl hydrogenated tallow ammonium (Clay-MHA). The HDPE/EC blends without and with organoclay were prepared by melt mixing in an internal mixer. The ratio of HDPE and EC was 80/20 by weight and the organoclay content was 3 phr. The results found that the modulus and tensile stress at break of HDPE/EMAC blends increased after adding Clay-MHA, while the modulus of HDPE/EOC8180 blends did not change when added all organoclay types. The tensile strain at break of HDPE/EOC8180 blends without and with organoclay was higher than that of HDPE/EMAC blends without and with organoclay. The addition of all organoclay types had not effect significantly on the tensile strain at break of HDPE/EMAC blends. Scanning electron microscopy analysis observed that the compatibility of HDPE and EC phases in polymer blends both without and with organoclay due to HDPE can be miscible with EC and organoclay. However, the addition of Clay-MHA observed the promoting effect on polymer phase morphology that displayed the completely different morphology from the other organoclay types, and showed the more ductile of composites, so this structure induced the increment of the modulus and tensile stress at break.

The fifth parts studied the effects of three organoclay types; Clay-DDA, Clay-TSA and Clay-MHA on mechanical and morphological properties of POM/PP blends. The morphology results revealed the size of dispersed PP phase decreased with increasing organoclay content. X-ray diffraction results showed clay occurred the exfoliated structure in POM/PP/organoclay

(80/20/5) composites at all types of organoclay. Incorporation of organoclay improved the Young's modulus but dropped the strain at break of the blends. The POM/PP blends containing Clay-MHA revealed the highest tensile strength due to better exfoliated structure in the POM/PP/Clay-MHA composites.

The sixth parts studied the effects of Clay-MHA on morphology and mechanical properties of poly(lactic acid) (PLA4043D)/EC blends without and with organoclay. The two types of EC; EMAC, ethylene-octene copolymer (EOC8100), were used to prepare PLA4043D/EC blends. The blends of PLA4043D/EC without and with organoclay were prepared by melt mixing in an internal mixer. The ratio of PLA4043D and EC was 80/20 by weight and the organoclay contents were 1, 3 and 5 phr. Scanning electron microscopy analysis showed that the addition of organoclay could improve the miscibility of PLA4043D and EC phases due to the domain size of dispersed EC phase decreased with increasing organoclay content. This indicated that the organoclay played an important role in reducing domain size of the dispersed EC phase of the PLA4043D/EC blends. The mechanical properties showed that Young's modulus and stress at break of the PLA4043D /EC/organoclay composites increased with increasing organoclay content. While the strain at break decreased with increasing organoclay content. Additionally, the most mechanical properties of PLA4043D/EMAC/organoclay composites were better than that of PLA4043D/EOC8100/organoclay composites.

Key words : Copolymer, Organoclay, Polymer Blends, Compatibilizer, Polymer Composites.

สารบัญเรื่อง

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	ข
บทคัดย่อ	ค
Abstract	ฅ
สารบัญเรื่อง	ฅ
สารบัญตาราง	จ
สารบัญภาพ	ท
บทที่ 1 บทนำ	1
1.1 การทบทวนวรรณกรรมที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย	1
1.1.1 พอลิเมอร์ผสมที่มีการเติมสารช่วยผสม	1
1.1.2 พอลิเมอร์ผสมที่มีการเติมออร์กาโนเคลย์	6
1.2 ความสำคัญและที่มาของปัญหา	10
1.3 แนวทางความคิดที่นำมาใช้ในการวิจัย	12
1.4 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย	13
บทที่ 2 วิธีดำเนินการวิจัย	14
2.1 สารเคมี	14
2.1.1 พอลิออกซีเมทิลีน (Polyoxymethylene, POM)	14
2.1.2 อะครีโลไนไตรล์บิวทาไดอีนสไตรีน (Acrylonitrile-Butadiene-Styrene, ABS)	14
2.1.3 พอลิโพรพิลีน (Polypropylene, PP)	14
2.1.4 พอลิเอทิลีนความหนาแน่นสูง (High Density Polyethylene, HDPE)	14
2.1.5 พอลิเมทิลเมทาคริเลต (Poly(methyl methacrylate), PMMA)	14
2.1.6 พอลิแลคติกแอซิด (Poly(lactic acid), PLA)	14
2.1.7 พอลิเอทิลีนกราฟต์มาเลอิกแอนไฮไดรด์ (Polyethylene-g-Maleic Anhydride, PE-g-MA)	14
2.1.8 เอทิลีนโคพอลิเมอร์ (Ethylene Copolymer, EC)	15
2.1.8 ออร์กาโนเคลย์ (Organoclay)	15
2.2 อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง	16
2.2.1 ตู้อบสาร (Oven)	16
2.2.2 เครื่องผสมแบบปิด (Internal Mixer)	16
2.2.3 เครื่องอัดขึ้นรูป (Compression Molding)	16
2.2.4 เครื่องทดสอบแรงกระแทก (Impact Tester)	16

สารบัญเรื่อง (ต่อ)

	หน้า
2.2.5 เครื่องทดสอบวัสดุเอนกประสงค์ (Universal Testing Machine)	17
2.2.6 เครื่องวิเคราะห์การสลายตัวด้วยความร้อนของสาร (Thermal Gravimetric Analyzer, TGA)	17
2.2.7 เครื่องวัดการเปลี่ยนแปลงปริมาณความร้อนแบบกราด (Differential Scanning Calorimeter, DSC)	17
2.2.8 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy, SEM)	17
2.2.9 เครื่อง Dynamic Mechanical Analysis (DMA)	18
2.2.10 เครื่อง X-ray Diffraction (XRD)	18
2.3 การเตรียมพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิตและการขึ้นรูปชิ้นงานเพื่อทดสอบ	18
2.3.1 พอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีและไม่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA และการขึ้นรูปชิ้นงาน	18
2.3.2 การเตรียมพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA และการขึ้นรูปชิ้นงาน	19
2.3.3 การเตรียมพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Organoclay และการขึ้นรูปชิ้นงาน	19
2.3.4 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EC/Organoclay และการขึ้นรูปชิ้นงาน	20
2.3.5 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต POM/PP/Organoclay และการขึ้นรูปชิ้นงาน	20
2.3.6 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EC/Organoclay และการขึ้นรูปชิ้นงาน	20
2.4 การทดสอบตัวอย่างพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต	21
2.4.1 การทดสอบสัณฐานวิทยา	20
2.4.2 การทดสอบสมบัติทางกล	21
2.4.3 การทดสอบสมบัติทางความร้อน	21
2.4.4 การศึกษาโครงสร้างของเคลย์ในพอลิเมอร์ด้วยเครื่อง XRD	22
บทที่ 3 ผลการวิจัยและอภิปราย	23
3.1 พอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีและไม่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA	23
3.1.1 สมบัติสัณฐานวิทยา	23
3.1.2 สมบัติทางกล	26
3.1.3 สมบัติทางความร้อน	29
3.2 พอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีและไม่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA	32

สารบัญเรื่อง (ต่อ)

	หน้า
3.2.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา	32
3.2.2 สมบัติทางกล	36
3.2.3 สมบัติทางความร้อน	42
3.3 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Organoclay	45
3.3.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา	45
3.3.2 สมบัติทางกล	46
3.4 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EC/Organoclay	49
3.4.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา	49
3.4.2 สมบัติทางกล	51
3.5 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต POM/PP/Organoclay	54
3.5.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา	54
3.5.2 สมบัติทางกล	55
3.5.3 สมบัติทางความร้อน	58
3.5.4 การวิเคราะห์โครงสร้างของเคลย์โดยใช้ XRD	58
3.6 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EC/Organoclay	59
3.6.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา	59
3.6.2 สมบัติทางกล	61
บทที่ 4 สรุปผล	65
4.1 พอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA	65
4.1.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา	65
4.1.2 สมบัติทางกล	65
4.1.3 สมบัติทางความร้อน	65
4.2 พอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA	66
4.2.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา	66
4.2.2 สมบัติทางกล	66
4.2.3 สมบัติทางความร้อน	67
4.3 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Organoclay	68
4.3.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา	68
4.3.2 สมบัติทางกล	68
4.4 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EC/Organoclay	68
4.4.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา	68

สารบัญเรื่อง (ต่อ)

	หน้า
4.4.2 สมบัติทางกล	69
4.5 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต POM/PP/Organoclay	69
4.5.1 สมบัติสัณฐานวิทยา	69
4.5.2 สมบัติทางกล	69
4.5.3 สมบัติทางความร้อน	70
4.5.4 การวิเคราะห์โครงสร้างของเคลย์โดยใช้ XRD	70
4.6 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EC/Organoclay	70
4.6.1 สมบัติสัณฐานวิทยา	70
4.6.2 สมบัติทางกล	70
บทที่ 5 ผลผลิต (Output) ที่เกิดขึ้นในช่วงที่ได้รับทุน	71
5.1 บทความวิจัยที่ตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ	71
5.2 บทความวิจัยที่ได้รับการเผยแพร่ในการประชุมวิชาการระดับนานาชาติ	71
บรรณานุกรม	73
ประวัติหัวหน้าโครงการวิจัย	78

สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 3.1	อุณหภูมิการหลอมผลึก (Tm) และเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA
ตารางที่ 3.2	อุณหภูมิการหลอมผลึก (Tm) และเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA
ตารางที่ 3.3	ค่ามุมและระยะห่างระหว่างชั้นของซิลิเกต

สารบัญรูปภาพ

	หน้า
รูปที่ 3.1	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ POM และ ABS ที่มีการผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353
รูปที่ 3.2	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีสารช่วยผสม PP-g-MA3150
รูปที่ 3.3	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีสารช่วยผสม PP-g-MA353
รูปที่ 3.4	ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.5	มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.6	ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.7	ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.8	ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.9	อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.10	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ POM และ PP ที่มีการผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353
รูปที่ 3.11	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.12	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีสารช่วยผสม PP-g-MA3150
รูปที่ 3.13	สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีสารช่วยผสม PP-g-MA353
รูปที่ 3.14	ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.15	มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.16	ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.17	ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.18	ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA
รูปที่ 3.19	ค่ามอดูลัสสะสมของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ปริมาณของ PP ต่างๆ เปรียบเทียบกับ POM และ PP บริสุทธิ์

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

	หน้า
รูปที่ 3.20 ค่ามอดูลัสสะสมของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA3150 ที่ปริมาณของ PP ต่างๆ เปรียบเทียบกับ POM และ ABS บริสุทธิ์	41
รูปที่ 3.21 ค่ามอดูลัสสะสมของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA353 ที่ปริมาณของ PP ต่างๆ เปรียบเทียบกับ POM และ ABS บริสุทธิ์	42
รูปที่ 3.22 อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการช่วยผสม PP-g-MA	45
รูปที่ 3.23 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Clay-ODA	46
รูปที่ 3.24 มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA	47
รูปที่ 3.25 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA	47
รูปที่ 3.26 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA	48
รูปที่ 3.27 ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA	49
รูปที่ 3.28 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต HDPE/EMAC	50
รูปที่ 3.29 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต HDPE/EOC8180	51
รูปที่ 3.30 มอดูลัส (E-modulus) ของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตของ HDPE/EC/organoclay	52
รูปที่ 3.31 ความเค้นดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตของ HDPE/EC/organoclay	53
รูปที่ 3.32 ความเครียดดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตของ HDPE/EC/organoclay	53
รูปที่ 3.33 สัณฐานวิทยาของ POM และพอลิเมอร์ผสม POM/PP	54
รูปที่ 3.34 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตของ POM/PP/organoclay	55
รูปที่ 3.35 มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน	56
รูปที่ 3.36 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน	56
รูปที่ 3.37 ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน	57

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

	หน้า
รูปที่ 3.38 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน	57
รูปที่ 3.39 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานความร้อนกับอุณหภูมิของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน	58
รูปที่ 3.40 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิตของ PLA4043D/EMAC/Clay-MHA	60
รูปที่ 3.41 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิตของ PLA4043D/EOC8100/Clay-MHA	61
รูปที่ 3.42 มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA	62
รูปที่ 3.43 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA	62
รูปที่ 3.44 ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA	63
รูปที่ 3.45 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA	64
รูปที่ 3.46 ความต้านทานต่อแรงกระแทกพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA	64

บทที่ 1 บทนำ

1.1 การทบทวนวรรณกรรมที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย

1.1.1 พอลิเมอร์ผสมที่มีการเติมสารช่วยผสม

ปี 2003 มีงานวิจัยของ Araújo และคณะ [1] ศึกษาการใช้ acrylonitrile-butadiene-styrene (ABS) เป็นสารปรับปรุงการทนแรงกระแทกของ nylon 6 (PA6) โดยใช้ poly(methyl methacrylate-co-maleic anhydride) (MMA-MA) และ poly(methyl methacrylate-co-glycidyl methacrylate) (MMA-GMA) เป็นสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสมนี้ ตรวจสอบสัณฐานวิทยาและการทนต่อแรงกระแทกของ พอลิเมอร์ผสมเป็นฟังก์ชันกับส่วนประกอบของพอลิเมอร์และสารช่วยผสม การศึกษาพบว่า พอลิเมอร์ผสมที่มีสารช่วยผสมสามารถเพิ่มการทนต่อแรงกระแทกได้สูงถึง 800 J/m และสัณฐานวิทยาแสดงถึงการกระจายของเฟส ABS อย่างมีประสิทธิภาพ สารช่วยผสมที่มี maleic anhydride (MA) 5% และใช้ผสมในพอลิเมอร์ผสม 5% สามารถปรับปรุงสมบัติแรงกระแทกและการกระจายของเฟส ABS ให้ดีขึ้นอย่างชัดเจน ต่อมา Araújo และคณะ [2] ยังศึกษาผลของสารช่วยผสม 2 ชนิด คือ MMA-GMA และ MMA-MA ที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิเหนียว-เปราะ (ductile- brittle transition temperature) ของพอลิเมอร์ผสม PA6/ABS และที่อุณหภูมิห้อง พอลิเมอร์ผสม PA6/ABS มีความเปราะ ในขณะที่ พอลิเมอร์สามองค์ประกอบของ PA6/ABS ที่มีสารช่วยผสม MMA-MA จะมีความเหนียวมากและแสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิเหนียว-เปราะที่ -10°C นอกจากนี้พอลิเมอร์ผสมที่มีสารช่วยผสม MA มีค่าการทนต่อแรงกระแทกสูงถึง 800 J/m อย่างไรก็ตาม พอลิเมอร์ผสมที่มีสารช่วยผสม MMA-GMA มีความเหนียวน้อยที่อุณหภูมิห้อง

Zhang และคณะ [3] ศึกษาการผสมเข้ากันของพอลิเมอร์ผสมระหว่าง syndiotactic polystyrene (sPS) และ PA6 โดยใช้ maleic anhydride grafted syndiotactic polystyrene (sPS-g-MA) เป็นสารช่วยผสม พอลิเมอร์ผสม sPS/PA6 สามารถผสมเข้ากันจากการทำปฏิกิริยาระหว่าง MA ของ sPS-g-MA และ amine end group ของ PA6 จากการวิเคราะห์สัณฐานวิทยาพบว่า ขนาดของเฟส PA6 ลดลงและแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสเพิ่มขึ้นโดยการเติม sPS-g-MA การทนต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม sPS/PA6 เพิ่มขึ้นตามปริมาณของ sPS-g-MA ที่มากขึ้น พฤติกรรมการเกิดผลึก (crystallization) ของพอลิเมอร์ผสมมีการเปลี่ยนแปลงเมื่อมีสารช่วยผสม sPS-g-MA โดยพบว่าพีคแสดงการหลอมเหลวของ sPS เมื่อไม่มีสารช่วยผสมมี 1 พีค แต่แยกออกเป็น 2 พีคเมื่อปริมาณของสารช่วยผสมมากขึ้น และพีคการเกิดผลึกของ PA6 เปลี่ยนจาก 1 พีค เป็น 2 พีคเมื่อมีการผสม sPS-g-MA 3 %โดยน้ำหนัก การเกิดพีคใหม่มีผลจากการแยกส่วนของการเกิดผลึก และเมื่อปริมาณของ sPS-g-MA เพิ่มขึ้นความเข้มของพีคใหม่ก็เพิ่มขึ้นด้วย

ปี 2004 Chiu และ Hsiao [4] ศึกษาผลของการใช้ maleic anhydride grafted polyethylene-octene elastomer (POE-g-MA) เป็นสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสม PA6/ABS ผลการทดลองพบว่า PA6/ABS (80/20) ผสมด้วย POE-g-MA ทำให้สามารถปรับปรุงสมบัติการกระแทกได้สูงที่สุด จากผล scanning electron microscopy (SEM) สังเกตเห็นว่าขนาดอนุภาคของ ABS ในเฟสกระจาย (dispersed

phase) มีขนาดลดลงตามปริมาณการเติม POE-g-MA ที่เพิ่มขึ้น สารช่วยผสมช่วยลดแรงตึงผิวระหว่าง PA6 และ ABS ทำให้การผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ทั้งสองเฟสเพิ่มขึ้น ยิ่งกว่านั้น เมื่อศึกษาพฤติกรรมทางรีโอโลยีของระบบพบว่า พอลิเมอร์ผสม PA6/ABS มีความหนืดเฉือน (shear viscosity) เพิ่มขึ้นเมื่อมีการผสม POE-g-MA และการทดสอบ dynamic mechanical analysis (DMA) พบว่าการเติม POE-g-MA ช่วยปรับปรุงการทนต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่อุณหภูมิห้องและอุณหภูมิต่ำ

ต่อมาปี 2005 Lai และคณะ [5] ตรวจสอบพฤติกรรมการกระแทกของพอลิเมอร์ผสมระหว่าง PA6 ที่เติมนาโนเคลย์ (nanoclay) ที่เรียกชื่อว่า nano-PA6 หรือ PA6 และ ABS โดยใช้ polybutadiene grafted maleic anhydride (PB-g-MA) เป็นสารช่วยผสมในการเพิ่มแรงกระทำระหว่างเฟส ผลการทดลองพบว่า การทนต่อแรงกระแทกสำหรับระบบพอลิเมอร์ผสม nano-nylon 6/ABS เพิ่มขึ้นเล็กน้อยที่อัตราส่วนผสม ABS ต่างๆ แต่ในกรณีพอลิเมอร์ผสม PA6/ABS การทนต่อแรงกระแทกเพิ่มขึ้นชัดเจน และสมบัติทางความร้อนพบว่า heat distortion temperature ลดลงในพอลิเมอร์ผสม nano-nylon 6/ABS ผลจากสัณฐานวิทยาพบว่าขนาดอนุภาคของ ABS มีแนวโน้มลดลงเมื่อการเติมสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสมทั้งสองชนิด แต่ยังมีขนาดใหญ่เมื่อมีปริมาณของ ABS สูงมากขึ้น

Ravikumar และคณะ [6] ศึกษาผลของสารช่วยผสม ethylene propylene copolymer grafted maleic anhydride (EPM-g-MA) compatibilizer ที่มีต่อพอลิเมอร์ผสม poly trimethylene terephthalate (PTT) และ ethylene propylene diene monomer (EPDM) ที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ การทดลองพบว่า ผลของ differential scanning calorimetry (DSC) ของพอลิเมอร์ผสมที่อัตราส่วน 50/50 และ 30/70 แสดงอุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้ว 2 ค่าชัดเจนชี้ให้เห็นว่าพอลิเมอร์ผสมเป็นระบบสองเฟส อย่างไรก็ตามการเติมสารช่วยผสมช่วยลดการแยกการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วของพอลิเมอร์ทั้งสองชนิดเนื่องจากเพิ่มปฏิสัมพันธ์ระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสองชนิด

ปี 2007 Prakashan และคณะ [7] ตรวจสอบการใช้ polypropylene-graft-maleic anhydride (PP-g-MA) เป็นสารช่วยผสมเพื่อปรับปรุงแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสในพอลิเมอร์ผสมระหว่าง polypropylene (PP) และ poly(dimethylsiloxane) (PDMS) elastomer การศึกษาพบว่าระหว่างการเสีयरูปจากการดึง พอลิเมอร์ผสม PP/PDMS ที่ไม่มีสารช่วยผสมแสดงการเสียพันธะที่ระหว่างเฟส elastomer และเมทริกซ์ และสารช่วยผสมเพิ่มแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส PDMS และเมทริกซ์ PP ซึ่งป้องกันการเสียพันธะที่ระหว่างเฟส elastomer และเมทริกซ์ การผสม PP-g-MA ลดขนาดการกระจายของ PDMS และการกระจายตัวของขนาดแคบซึ่งเป็นผลแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสที่เกิดขึ้นจาก PP-g-MA และพบว่า PP-g-MA เป็นสารช่วยผสมที่ดีในพอลิเมอร์ผสม PP/PDMS ในปีเดียวกันมีงานวิจัยของ Ozkoc และคณะ [8] ศึกษาสมบัติของพอลิเมอร์ผสม ABS/PA6 โดยใช้สารช่วยผสม 2 ชนิดคือ ethylene-methyl acrylate-glycidyl methacrylate (EMA-GMA) และ ethylene-n butyl acrylate-carbon monoxide-maleic anhydride (EnBACO-MA) และใช้ปริมาณสารช่วยผสม 0, 5 และ 10% โดยน้ำหนัก ผลจาก SEM แสดงให้เห็นว่า การเติมสารช่วยผสมมีสัณฐานวิทยาที่ดีเนื่องจากอนุภาคของเฟสกระจายมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางลดลงเมื่อเติมสารช่วยผสม 5% โดยน้ำหนัก และเมื่อศึกษาพฤติกรรมการเกิดผลึกของเฟส PA6 ในพอลิเมอร์ผสมโดยใช้ DSC พบว่าเมื่อปริมาณสารช่วยผสมสูงจะลดองศาการเกิดผลึก

(degree of crystallization) เมื่อทดสอบการดึงพบว่าระบบพอลิเมอร์ผสมที่มีสารช่วยผสมมีผลทางลบเมื่อใช้สารช่วยผสมมากเกินไป แนวโน้มของค่า yield strengths และ strain at break ขึ้นอยู่กับ ชนิดของสารช่วยผสม ปริมาณการเติมและอัตราส่วนผสมของพอลิเมอร์ผสม และเมื่อผสม EnBACO-MA 5% โดยน้ำหนัก ทำให้พอลิเมอร์ผสมมีความเหนียวสูงสุดที่อุณหภูมิห้อง

ต่อมาปี 2008 Kang และคณะ [9] ศึกษาพฤติกรรมการความเหนียวของพอลิเมอร์ผสม sPS/PA6 เมื่อใช้ maleic-anhydride functionalized poly (styrene-b-(ethylene-co-butylene)-b-styrene) (SEBS-MA) triblock copolymer เป็นสารช่วยผสม การศึกษาฐานฐานวิทยาพบว่า ขนาดและระยะห่างระหว่างอนุภาคของเฟสกระจาย PA6 ลดลงตามความเข้มข้นของ SEBS-MA ที่เพิ่มขึ้น พอลิเมอร์ผสม sPS/PA6 แสดงการเปลี่ยนแปลงความเปราะและความเหนียวชัดเจนที่ระยะห่างระหว่างอนุภาควิกฤต $0.25\ \mu\text{m}$ และเมื่อเพิ่มความเข้มข้นของสารช่วยผสมมากเกินไปจะทำให้การทนต่อแรงกระแทกลดลง ซึ่งเกิดจากการแยกเฟสในเมทริกซ์ จากการศึกษา DSC และ X-ray diffraction (XRD) ของแบบจำลองฟิล์มบางพบว่า มีส่วนของผลึกที่เล็กและไม่สมบูรณ์ที่อยู่ใกล้กับเฟสของอนุภาคและเมทริกซ์เพิ่มขึ้นเมื่อระยะห่างระหว่างอนุภาคลดลง ซึ่งทำให้ yield stress ลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ of SEBS-MA พร้อมด้วยการเปลี่ยนแปลงในโหมดของการแตกหักจากเปราะเป็นเหนียว งานวิจัยของ Dai และ Ye [10] ศึกษาการใช้ styrene-ethylene-propylene-styrene (SEPS) ที่มีปริมาณ styrene สูงเป็นสารช่วยผสมเพื่อทำการปรับปรุงการผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม PP/polycarbonate (PC)/ethylene-octene copolymer (POE) การศึกษาพบว่า SEMS สามารถใช้เป็นสารช่วยผสมที่มีประสิทธิภาพเนื่องจากในโครงสร้างมีส่วน aliphatic ที่ผสมเข้ากับ ethylene-propylene ได้ดี ซึ่งทำให้สามารถเข้ากันได้กับ PP ที่ไม่มีขั้วและ POE และส่วน S-chain ซึ่งมีความสัมพันธ์กับ PC เพราะว่ามีโครงสร้างโมเลกุลเหมือนกัน ผลของสารช่วยผสมพบว่า พอลิเมอร์ผสมที่มี PP เป็นหลักเมื่อเติมสารช่วยผสมสามารถปรับปรุงการทนต่อแรงกระแทกและคงการทนต่อแรงดึงไว้ได้ เมื่อเติม SEPS 5% โดยน้ำหนักใน พอลิเมอร์ผสม PP/PC/POE blends (20% โดยน้ำหนัก POE) พบว่า การทนต่อแรงกระแทกของ พอลิเมอร์ผสมเพิ่มจาก 24 เป็น 43 kJ/m² โดยที่การทนต่อแรงดึงไม่ลดลง จากฐานฐานวิทยาแสดงให้เห็นว่าขนาดของอนุภาคเฟสกระจาย PC และ POE ลดลงเมื่อมีการเติม SEPS จากฐานฐานวิทยาที่ได้จะเห็นว่าสารช่วยผสมสามารถเพิ่มความเหนียวและคงความแข็งแรงของพอลิเมอร์ผสมไว้ได้

เนื่องจากพอลิเมอร์ผสม PA6/HDPE มีสมบัติที่ดีในการนำไปใช้งานได้กว้างขวาง เช่น การนำไปใช้ในการผลิตเป็น filaments บรรจุภัณฑ์ และชิ้นงานพลาสติก ดังนั้น Araújo และคณะ [11] จึงศึกษาผลของสารช่วยผสม polyethylene-graft-maleic anhydride (PE-g-MA) 2% โดยน้ำหนักที่มีต่อสมบัติของพอลิเมอร์ผสมระหว่าง PA6 และ high density polyethylene (HDPE) และเปรียบเทียบกับ polyethylene (PE) ที่ใช้แล้ว (PEpc) เตรียมตัวอย่างของ PE ที่ 25, 50 หรือ 75% โดยน้ำหนัก โดยใช้ single-screw extruder และ twin-screw extruder และขึ้นรูปชิ้นงานทดสอบโดยใช้ injection ผลการวิจัยพบว่า พอลิเมอร์ผสม PA6/PEpc ที่เตรียมจาก extruder ทั้งสองชนิดมีสมบัติทางกลที่ดีขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับพอลิเมอร์ผสม PA6/HDPE และที่ใช้สารช่วยผสม ฐานฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมแสดง

ให้เห็นว่า ขนาดของเฟสกระจายลดลงเมื่อใช้สารช่วยผสมหรือ PEpc ผลการทดลองชี้ให้เห็นว่าการ พอลิเมอร์ผสมที่ใช้ PEpc มีข้อดีกว่าการใช้สารช่วยผสมและการใช้ HDPE

ปี 2009 Yang และคณะ [12] เตรียมพอลิเมอร์ผสม PA6/PP ที่ใช้ ethylene-propylene-diene/maleic anhydride (EPDM-g-MA) เป็นสารช่วยผสม โดยเตรียมตัวอย่างแตกต่างกัน 4 ชนิด ตามลำดับการผสม ผลการทดลองแสดงว่า ลำดับการผสมมีอิทธิพลต่อสมบัติของพอลิเมอร์ผสม PA6/PP ที่มี EPDM-MA อย่างชัดเจน เมื่อมีการผสม PP และ EPDM-MA ก่อนแล้วจึงผสมด้วย PA6 พบว่าตัวอย่างที่มีการทนต่อแรงกระแทกสูงที่สุด อย่างไรก็ตาม เมื่อมีการผสม PA6 และ EPDM-MA ก่อนแล้วจึงผสมด้วย PP พบว่าตัวอย่างที่มีการทนต่อแรงกระแทกต่ำที่สุด

Lee และคณะ [13] ศึกษาผลของ PP-g-MA ที่มีต่อสมบัติทางกล สันฐานวิทยา และสมบัติรีโอโลยีของพอลิเมอร์ผสม PP/ABS และรายงานว่าการเสริมแรงทางกลของพอลิเมอร์ผสมเมื่อมีการเติม PP-g-MA มีผลกระทบต่อความสามารถผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม PP/ABS ผลการทดสอบสมบัติทางกล สันฐานวิทยา และสมบัติรีโอโลยีบ่งชี้ว่าการเติม PP-g-MA เพิ่มความสามารถผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม PP/ABS (70/30) โดยเพิ่มสูงสุดที่การเติมปริมาณ PP-g-MA ที่ 3 phr

Zhou และคณะ [14] ศึกษาอิทธิพลของสารช่วยผสม PP-g-MA ที่มีต่อความสามารถผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม PP และ PA6 โดยใช้ attenuated total reflectance-Fourier transform infrared (ATR-FTIR) spectroscopy ผลการทดลองพบว่าสารช่วยผสมปริมาณเล็กน้อยช่วยปรับปรุงความสามารถผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสมที่ผสมไม่เข้ากันได้อย่างเด่นชัด และพอลิเมอร์ผสมที่เติม PP-g-MA 6 ส่วนโดยน้ำหนักแสดงการเพิ่มความสามารถผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสมได้มากที่สุด

ปี 2010 Dai และคณะ [15] ศึกษาพอลิเมอร์ผสมที่มี PP เป็นหลักเพื่อที่จะให้ความเหนียวและความแข็งแรงอยู่ จึงได้มีการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PP/PC/EOC และใช้ SEPS เป็นสารช่วยผสม ทำการศึกษาผลของสารช่วยผสมที่มีต่อสมบัติทางกล สันฐานวิทยา และสมบัติทางความร้อน ผลการทดลองพบว่า SEPS ช่วยผสมพอลิเมอร์ผสม PP/PC/EOC ทำให้สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลทั้งความเหนียวและความแข็งแรง ข้อมูล DMA แสดงให้เห็นว่าการเติม SEPS ช่วยให้พอลิเมอร์แต่ละชนิดผสมเข้ากันได้ ถึงแม้ว่า SEPS จะปรับปรุงแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของพอลิเมอร์ผสม PP/PC/EOC แต่ลดแรงกระทำระหว่างอนุภาค PP และ PC ทำให้ลดปัญหาการเกิดฟลักและความเปราะบางของ PP ใน พอลิเมอร์ผสมลดลง สันฐานวิทยาของพอลิเมอร์แสดงให้เห็นว่า การเติม SEPS ทำให้ขอบเขตระหว่างเมทริกซ์ PP และเฟสการกระจายหนาขึ้น และทำให้ขนาดอนุภาคของ PC และ EOC ลดลงมาก การทดสอบพฤติกรรมรีโอโลยีของพอลิเมอร์ผสมพบว่า shear viscosity ของ PC สามารถลดลงด้วยการผสมด้วย SEPS ก่อน ซึ่งทำให้ได้ shear viscosity ต่ำและความหนืดพอเหมาะกับเมทริกซ์ PP ในเฟสการกระจายซึ่งทำให้มีประโยชน์ในการปรับปรุงความเหนียวของพอลิเมอร์ผสม

Wang และคณะ [16] ใช้ styrene-maleic anhydride copolymer (SMA) ที่มีปริมาณ MA สูง (21.8 %โดยน้ำหนัก) เป็นสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสมระหว่าง poly(2,6-dimethyl-1,4-phenylene oxide) (PPO) และ PA6 โดยการทำให้เกิด PA6-g-SMA ในระหว่างกระบวนการหลอมผสม จากทดลองพบว่า การทนต่อแรงดึงและการทนต่อการโค้งงอ (flexural strength) ของพอลิเมอร์ผสม

PPO/PA มีค่าเพิ่มมากเมื่อเติม SMA และการทนต่อแรงกระแทกแบบบากของพอลิเมอร์ผสม เนื่องจาก SMA ปรับปรุงการผสมเข้ากันระหว่าง PPO และ PA6 จากการศึกษาสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PPO/PA/SMA (30/70/variable) ด้วย SEM พบว่า การเติม SMA ช่วยลดขนาดอนุภาคของเฟสกระจาย PPO และทำให้อุณหภูมิสถานะคล้ายแก้วของ PA สูงขึ้น ดังนั้น SMA ซึ่งมี MA 21.8 %โดยน้ำหนักสามารถใช้เป็นสารช่วยผสมของ PPO และ PA ซึ่งทำให้สมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสม PPO/PA/SMA ที่ดีขึ้น และงานวิจัยของ Agrawal และคณะ [17] ตรวจสอบอิทธิพลของสารช่วยผสมที่มีต่อสมบัติ rheometrical สมบัติทางกล และสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PA6/low density polyethylene (LDPE) และ PA6/HDPE สารสารช่วยผสมที่ใช้คือ PE-g-MA, polyethylene-graft-acrylic acid (PE-g-AA) และ EMA-GMA สมบัติรีโอโลยีทดสอบโดยใช้การวิเคราะห์ torque rheometry พบว่า พอลิเมอร์ผสมมี torque เพิ่มขึ้นตามปริมาณของสารช่วยผสมที่มากขึ้น และเพิ่มมากขึ้นเด่นชัดในพอลิเมอร์ผสมที่มี LDPE เป็นเฟสกระจาย สารช่วยผสม PE-g-MA และ PE-g-AA มีปฏิกิริยากับ PA6 มากกว่า EMA-GMA ค่าของการทนต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่มีสารช่วยผสมมีค่ามากกว่าไม่มีสารช่วยผสม การวิเคราะห์สมบัติทางกลและ SEM พบว่า สารช่วยผสม EMA-GMA มีประสิทธิภาพเหมือนกับ PE-g-MA และ PE-g-AA ในพอลิเมอร์ผสม PA6/LDPE และในพอลิเมอร์ผสม PA6/HDPE สารช่วยผสม PE-g-AA และ EMA-GMA พิสูจน์ให้เห็นว่ามีประสิทธิภาพเหมือนกับ PE-g-MA สำหรับพอลิเมอร์ผสมที่ผสมด้วย PE-g-AA จะพบโครงสร้าง bridge ซึ่งโครงสร้างนี้จะแสดงให้เห็นว่ามีโคพอลิเมอร์เกิดขึ้นในระหว่างเฟส ทำให้สามารถปรับปรุงการยึดเหนี่ยวเฟสของพอลิเมอร์ผสมและสมบัติทางกลได้

ปี 2011 Mojarrad และคณะ [18] ศึกษาสัณฐานวิทยาของเฟสและพฤติกรรมรีโอโลยีของ พอลิเมอร์ผสม PA6/ABS โดยใช้ SEM และ rheometry ผลการทดลองพบว่า สัณฐานวิทยาของเฟสและพฤติกรรมรีโอโลยีขึ้นอยู่กับส่วนผสมของพอลิเมอร์ผสม และยังศึกษาผลของการเติม ABS เป็นเฟสกระจายและสารช่วยผสม ethylene n-butyl acrylate carbon monoxide maleic anhydride (EnBACO-MA) ที่มีต่อพฤติกรรมรีโอโลยีและสัณฐานวิทยา ผลการทดลองสรุปว่า การเติม ABS และสารช่วยผสมทำให้สัณฐานวิทยา ความหนืด และ elasticity เปลี่ยนไป ผลของสมบัติรีโอโลยีพบว่า การเติมสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสมทำให้มีการเปลี่ยนแปลงจากพฤติกรรมที่มีความหนืดสูงไปเป็นการยืดหยุ่นมากขึ้น และยังพบว่าการผสมเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม PA6/ABS เพิ่มขึ้นตามปริมาณของสารช่วยผสมที่มากขึ้น

Li และคณะ [19] ศึกษาพอลิเมอร์ผสม 3 องค์ประกอบคือ PA6, propylene-ethylene copolymer (co-PP) และ PS และเตรียมสารช่วยผสมจาก co-PP ซึ่งมีหน่วย ethylene การกระจายอยู่แล้วทำให้เกิด graft กับมอนอเมอร์หลายชนิด (multimonomer-melt-grafted co-PP) โดยใช้ MA, styrene และ dicumyl peroxide และมีการทดสอบผลของปริมาณของ ethylene ใน co-PP และ พอลิเมอร์ผสมที่มีต่อประสิทธิภาพ ภาพ SEM แสดงให้เห็นว่า ขนาดของเฟสกระจายลดลงตามปริมาณของสารช่วยผสมและจำนวนหน่วยของ ethylene ใน co-PP ที่มากขึ้น การทดสอบสมบัติทางกลพบว่า พอลิเมอร์ผสมมีความเหนียวมากเมื่อความเข้มข้นของ co-PP เพิ่มจาก 15 เป็น 25%โดยน้ำหนัก นั่นคือ ค่า elongation at break ของพอลิเมอร์ผสมที่มีสารช่วยผสมเพิ่มหลายสิบเท่าเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีสารช่วย

ผสม และพบว่า multimonomer-melt-grafted co-PP มีประสิทธิภาพในการปรับปรุงพอลิเมอร์ผสมหลายองค์ประกอบที่ผสมไม่เข้ากันได้ ซึ่งส่งผลต่อการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วย และงานวิจัยของ Castillo-Castro และคณะ [20] ศึกษาผลของการใช้สารช่วยผสม PE-g-MA ในพอลิเมอร์ผสมระหว่าง LDPE และ n-dodecyl-benzene sulfonate doped polyaniline (PANIDBSA) ที่เตรียมโดย extrusion ผลการศึกษาพบว่า การผสม PE-g-MA ในพอลิเมอร์ผสม LDPE/PANIDBSA ส่งผลต่อการปรับปรุง electrical conductivity สมบัติทางกล และสมบัติฐานฐานวิทยาของฟิล์ม เมื่อเติมสารช่วยผสม 5% โดยน้ำหนักในพอลิเมอร์ผสมที่มี polyaniline 30% โดยน้ำหนัก ทำให้ conductivity และความเหนียวเพิ่มขึ้น การวิเคราะห์ฐานฐานวิทยาชี้ให้เห็นว่า การเติม PE-g-MA สร้างความเข้มแข็งในบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของสารเติมและเมทริกซ์

ปี 2012 Gao และคณะ [21] ศึกษาผลของการใช้ poly(vinyl acetate) (PVAc) เป็นสารช่วยผสมที่มีต่อการผสมเข้ากันได้และสมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสมระหว่าง poly(propylene carbonate) (PPC) และ poly(lactic acid) (PLA) จากผลการทดลองพบว่า PVAc เลือกลงอยู่ในเฟส PLA และอยู่ระหว่างเฟสของ PPC และ PLA ซึ่งจากผลนี้แสดงให้เห็นว่า PVAc ไม่เพียงทำหน้าที่เป็นสารช่วยผสมเพื่อเพิ่มการกระจายเฟสแต่ยังเป็นสะพานช่วยเพิ่มแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของ PPC และ PLA ซึ่งส่งผลให้สมบัติทางกลเพิ่ม

Wootthikanokkhan และคณะ [22] เตรียม polylactic acid grafted with maleated thermoplastic starch (PLA-g-MTPS) และศึกษาประสิทธิภาพการใช้โคพอลิเมอร์นี้เป็นสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสม PLA/thermoplastic starch (TPS) การทดลองพบว่าสมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสมขึ้นอยู่กับปริมาณ starch และชนิดของ PLA-g-MTPS เมื่อเตรียม PLA-g-MTPS โดยใช้ปริมาณ peroxide ต่ำ สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสมให้ดีขึ้นกว่าพอลิเมอร์ผสมที่ไม่ได้ใช้สารช่วยผสมหรือใช้สารช่วยผสมชนิดอื่น ประสิทธิภาพการช่วยผสมของ PLA-g-MTPS เห็นได้ชัดเจนมากขึ้นเมื่ออัตราส่วนผสมของ TPS เพิ่มขึ้น

1.1.2 พอลิเมอร์ผสมที่มีการเติมออร์กาโนเคลย์

การศึกษาคอมโพสิตที่เป็นพอลิเมอร์ผสมมีการเสนอรายงานว่า เคลย์ที่ปรับปรุงด้วยสารอินทรีย์หรือออร์กาโนเคลย์สามารถใช้เป็นสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสมและช่วยปรับปรุงสมบัติต่างๆ ได้ด้วย ดังจะแสดงในงานวิจัยต่อไปนี้

Ray และคณะ [23] ทดสอบ organically modified layered silicate เป็นสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสมที่ผสมไม่เข้ากันคือ PS และ PP หรือ polypropylene grafted maleic anhydride (PP-g-MAH) การศึกษาพบว่าชั้นซิลิเกตสามารถเกิดเป็นทั้ง intercalated หรือ exfoliated โดยขึ้นอยู่กับอันตรปฏิกิริยากับคู่พอลิเมอร์และการอยู่ที่อินเทอร์เฟสระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสอง การทำหน้าที่ช่วยผสมของ organically modified layered silicate มีผลทำให้ลดความตึงผิวระหว่างเฟสและขนาดอนุภาคของเฟสกระจาย ซึ่งทำให้สมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสมมีค่าสูงขึ้นอย่างชัดเจน ต่อมา Ray และ Bousmina [24] อธิบายประสิทธิภาพของ organically modified montmorillonite (organoclay) ในการช่วยการผสมให้เข้ากัน

ได้อ ในพอลิเมอร์ผสมที่ไม่ผสมกันของ PC และ PMMA พบว่าขนาดอนุภาคของเฟสกระจาย PC มีขนาดลดลงอย่างมีนัยสำคัญเมื่อมีการเติม organoclay 6% โดยน้ำหนักในพอลิเมอร์ผสม ข้อมูลที่ได้แสดงให้เห็นอย่างเด่นชัดว่า organoclay สามารถใช้เป็นสารช่วยผสมที่มีประสิทธิภาพและเป็น nanofiller ในเวลาเดียวกันได้

Li และ Shimizu [25] เติมพอลิเมอร์ผสมนาโนคอมโพสิตของ polyamide 6 (PA6)/acrylonitrile-butadiene-styrene (ABS) (40/60 โดยน้ำหนัก) และออร์กาโนเคลย์ ที่มีโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสมเป็นโครงสร้าง co-continuous ซึ่งทั้ง PA6 และ styrene-acrylonitrile (SAN) เป็นเฟสต่อเนื่อง การศึกษาพบว่าอนุภาคของยางเหนียวอยู่ที่เฟส SAN เท่านั้น และเสริมแรงของเฟลตเคลย์เลือกกระจายอยู่ในเฟส PA6 และนาโนคอมโพสิตที่มีโครงสร้าง co-continuous แสดงให้เห็นว่ามีการเพิ่มสมบัติทางกลอย่างมากเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีเคลย์

Hong และคณะ [26] ทดสอบผลของออร์กาโนเคลย์ที่มีต่อโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสมที่ผสมไม่เข้ากันคือ poly(butylene terephthalate) (PBT) และ polyethylene (PE) ที่ปริมาณของ PBT ตั้งแต่ 1 - 90% โดยน้ำหนัก พบว่าการเติมออร์กาโนเคลย์เพียงเล็กน้อยมีผลทำให้ลดขนาดของฟสกระจายในพอลิเมอร์ผสม PBT/PE และออร์กาโนเคลย์อยู่ที่อินเทอร์เฟสทำให้มีการเปลี่ยนแปลงของความตึงผิวระหว่างเฟสมีผลให้เกิดการป้องกันการเชื่อมต่อกันของเฟสกระจายหรือที่เรียกว่า droplets (มีลักษณะเป็นเม็ดกลม) ความสามารถของออร์กาโนเคลย์ที่ป้องกันการเชื่อมรวมกันของ droplets ส่งผลให้ขนาดของ droplets หรือเฟสกระจายเล็กลง อีกด้านหนึ่งการเติมออร์กาโนเคลย์มีผลทำให้สมบัติรีโอโลยีของแต่ละองค์ประกอบเพิ่มขึ้น ซึ่งหมายถึงการเปลี่ยนแปลงอัตราส่วนความหนืด ดังนั้นการที่ออร์กาโนเคลย์ป้องกันการเชื่อมต่อกันของ droplets ที่อินเทอร์เฟสส่งผลทำให้เกิดแตกตัวของ droplets เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงอัตราส่วนความหนืดนั่นเอง ซึ่งการที่ขนาดของเฟสกระจายหรือ droplets ลดลงจะทำให้พอลิเมอร์ทั้งสองชนิดผสมเข้ากันมากขึ้น

Fang และคณะ [27] ศึกษาผลของเคลย์ (organo-bentonite) ที่มีต่อโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม PA6/HDPE และ PA6/HDPE-g-acrylic acids (HDPE-g-AA) ผลจาก SEM พบว่าขนาดของเฟสกระจาย HDPE และ HDPE-g-AA ลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ organo-bentonite และผลจาก TEM และ X-ray diffraction (XRD) พบว่า organo-bentonite ส่วนใหญ่เกิดโครงสร้างแบบ intercalated ที่มี exfoliation บางส่วน เฟลตของ organo-bentonite ส่วนมากอยู่ในเฟส PA6 และบริเวณอินเทอร์เฟสระหว่าง PA6 และ HDPE (หรือ HDPE-g-AA) จากการศึกษาสรุปได้ว่าเฟลตของ organo-bentonite ทำหน้าที่เป็นสารช่วยผสมระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสองชนิดและเพิ่มปฏิกิริยาของสองเฟส

Sung และคณะ [28] ทดสอบผลของเคลย์ที่มีต่อโครงสร้างพื้นฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมนาโนคอมโพสิตของ ABS/PP ผลการทดลองพบว่าเคลย์ส่วนใหญ่อยู่ในเนื้อ ABS เนื่องจากความสัมพันธ์ (affinity) ที่ดีระหว่าง ABS และเคลย์ซึ่งมีหมู่ benzyl ผลจาก SEM พบว่าขนาดของเม็ดเฟส PP มีขนาดลดลงจาก 16.7 ไมครอน ไปเป็น 5.6 ไมครอน เมื่อมีการเติมเคลย์ 4.0 phr (ส่วนในร้อยละ) เมื่อปริมาณของเคลย์เพิ่มขึ้นเม็ดทรงกลมของเฟสกระจาย PP เปลี่ยนเป็นโครงสร้างยาว (elongated

structure) ซึ่งการที่มีโครงสร้างยาวสามารถอธิบายได้จากการลดลงของอัตราความหนืดของเฟส PP และเฟสต่อเนื่อง ABS เมื่อมีเคลย์ ซึ่งสอดคล้องกับความหนืดที่เพิ่มขึ้นของเฟสต่อเนื่อง ABS ที่มีเคลย์ Kelnar และคณะ [29] ศึกษาผลของเคลย์ที่มีต่อโครงสร้างและพฤติกรรมในระบบพอลิเมอร์ผสม PA6/PS ผลการทดลองพบว่าทุกองค์ประกอบแสดงให้เห็นว่าการปรับแต่งที่โดดเด่นของทั้งสองอนุภาคและโครงสร้าง co-continuous โดยเคลย์ และมีมอดูลัสเพิ่มขึ้นทุกอัตราส่วน ในขณะที่ความความแข็งแรงและความเหนียวเพิ่มขึ้นเฉพาะในช่วงที่ปริมาณ PS ต่ำเท่านั้น และผลการทดลองบ่งชี้ว่านาโนซิลิเกตมีอิทธิพลต่อโครงสร้างและสมบัติของพอลิเมอร์ผสม PA6/PS

Gcwabaza และคณะ [30] เตรียมวัสดุโครงสร้างนาโนของ organically modified montmorillonite (OMMT) และพอลิเมอร์ผสม PP/PBS โครงสร้างสัณฐานวิทยาของ unmodified และ OMMT-modified blend ศึกษาโดยใช้ field-emission SEM ผลการทดลองพบว่าขนาดอนุภาคของเฟสกระจาย PBS ลดลงอย่างชัดเจนเมื่อมีการเติม OMMT 1.5% โดยน้ำหนัก นอกจากนี้เมื่อเติม OMMT 5% โดยน้ำหนัก ขนาดของเฟสกระจาย PBS เปลี่ยนแปลงอย่างมากจากพอลิเมอร์ผสมที่ไม่ปรับปรุงและอนุภาค PBS มีขนาดเล็กที่มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ การเพิ่มแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสและโครงสร้างสัณฐานวิทยาของเฟสกระจายที่มีขนาดเล็กส่งผลให้มีการปรับปรุงสมบัติและเสถียรภาพทางความร้อนของวัสดุนาโนคอมโพสิตให้ดีขึ้น

Mallick และคณะ [31] ศึกษาผลของนาโนเคลย์ที่มีต่อโครงสร้างสัณฐานวิทยาและสมบัติของพอลิเมอร์ผสม PMMA/HDPE การศึกษาผล SEM ของพอลิเมอร์ผสม PMMA/HDPE (70/30 โดยน้ำหนัก) ที่มีนาโนเคลย์แสดงการลดลงของขนาดโดเมนเฉลี่ยของเฟสกระจาย HDPE และมีการผสมเข้ากันได้ดีกว่าพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีนาโนเคลย์ ผลจาก XRD และ Transmission electron microscopy (TEM) แสดงโครงสร้าง intercalated ของนาโนเคลย์ในเนื้อ PMMA ของพอลิเมอร์ผสม PMMA/HDPE (70/30 โดยน้ำหนัก) อย่างไรก็ตาม ผลในลักษณะเดียวกันของนาโนเคลย์ไม่พบในพอลิเมอร์ผสม PMMA/HDPE (30/70 โดยน้ำหนัก) เมื่อ HDPE กลายเป็นเนื้อหลัก และในพอลิเมอร์ผสม PMMA/HDPE (30/70 โดยน้ำหนัก) การเติมนาโนเคลย์เพิ่มขนาดโดเมนของเฟสกระจาย PMMA เนื่องจากนาโนเคลย์ชอบอยู่ในเนื้อ PMMA มากกว่า การเติม PE-g-MA ในทั้งสองอัตราส่วนของพอลิเมอร์ผสม PMMA/HDPE ส่งผลให้ขนาดโดเมนของเฟสกระจายในพอลิเมอร์ผสมมีขนาดลดลง อย่างไรก็ตาม การเติมนาโนเคลย์ช่วยเพิ่ม tensile strength และ storage modulus ของพอลิเมอร์ผสม PMMA/HDPE ในทั้งสองอัตราส่วน ดังนั้นในพอลิเมอร์ผสม PMMA/HDPE เฟลตนาโนเคลย์ทำหน้าที่เป็นสารช่วยผสมที่มีประสิทธิภาพเมื่อนาโนเคลย์กระจายอยู่ในเฟสหลัก (matrix phase)

Mallick และ Khatua [32] นำเสนอโครงสร้างสัณฐานวิทยาและสมบัติของพอลิเมอร์ผสม PA6/HDPE ที่ไม่มีและมีนาโนเคลย์ ผลจาก SEM ของพอลิเมอร์ผสม PA6/HDPE (70/30 โดยน้ำหนัก) ที่เติมนาโนเคลย์ 0.1 phr แสดงให้เห็นการลดลงของขนาดโดเมนเฉลี่ยของเฟสกระจาย HDPE และมีการผสมเข้ากันได้ดีกว่าพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีนาโนเคลย์ ผลจาก XRD และ TEM พบว่าชั้นของนาโนเคลย์ส่วนใหญ่อยู่ในเนื้อ PA6 ของพอลิเมอร์ผสม PA6/HDPE (70/30 โดยน้ำหนัก) อย่างไรก็ตาม ผลในลักษณะเดียวกันของนาโนเคลย์ไม่พบในพอลิเมอร์ผสม PA6/HDPE (30/70 โดยน้ำหนัก) เมื่อ HDPE

กลายเป็นเนื้อหลัก และในพอลิเมอร์ผสม PA6/HDPE (30/70 โดยน้ำหนัก) การเติมนาโนเคลย์เพิ่มขนาดโดเมนของเฟสกระจาย PA6 เนื่องจากนาโนเคลย์ชอบอยู่ในเนื้อ PA6 มากกว่า ดังนั้นเพลดนาโนเคลย์ทำหน้าที่เป็นตัวขัดขวางการเชื่อมรวมกันของเฟสกระจายระหว่างการหลอมผสม การเติม polyethylene grafted maleic anhydride (PE-g-MAH) ในทั้งสองอัตราส่วนของพอลิเมอร์ผสม PA6/HDPE ส่งผลให้ขนาดโดเมนของเฟสกระจายในพอลิเมอร์ผสมมีขนาดลดลง และการเติมนาโนเคลย์เพียงน้อยช่วยเพิ่ม storage modulus และเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม ในขณะที่การเติม PE-g-MAH ทำให้สมบัติทางกลและความร้อนของพอลิเมอร์ผสมแย่ลง

Covas และคณะ [33] ศึกษาการกระจายตัวของ modified PP และออร์กาโนเคลย์ (Cloisite C15A, a montmorillonite modified with alkyl ammonium) ในพอลิเมอร์ผสม PA6/PP 70/30 โดยน้ำหนัก ศึกษาการกระจายตัวของนาโนเคลย์ในเนื้อพอลิเมอร์และผลของการช่วยผสมโดยใช้ XRD, oscillatory rheometry, SEM และ TEM พบว่าสัณฐานวิทยาของนาโนคอมโพสิตและพอลิเมอร์ผสมที่มีสารช่วยผสมมีโครงสร้างละเอียดกว่าพอลิเมอร์ผสมปกติ ซึ่งสรุปได้ว่าการเติมออร์กาโนเคลย์มีผลในการช่วยการผสมเช่นเดียวกับสารช่วยผสม PP-g-MAH

Cho และคณะ [34] ศึกษาสัณฐานวิทยาและรีโอโลยีของนาโนคอมโพสิต PP/PS/clay ผลจาก SEM, TEM, XRD และวัดรีโอโลยีชี้ให้เห็นว่าออร์กาโนเคลย์ช่วยเพิ่มการผสมเข้ากันอย่างมากเมื่อเคลย์ไปอยู่ที่อินเทอร์เฟซ ซึ่งทำให้ลดขนาดของเฟสกระจาย เพิ่มความเสถียรของโครงสร้างสัณฐานวิทยาและเพิ่มสมบัติรีโอโลยี

Zhang และคณะ [35] ศึกษาผลของลำดับการผสมที่มีต่อการกระจายตัวของเคลย์ สัณฐานวิทยาของเฟส และสมบัติทางความร้อนและรีโอโลยีของนาโนคอมโพสิต PA6/HDPE/clay พบว่าลำดับการผสมมีบทบาทสำคัญต่อการกระจายตัวของเคลย์และโครงสร้างสัณฐานวิทยาของเฟสของนาโนคอมโพสิต PA6/HDPE/clay เมื่อ PA6 อัดผสมกับเคลย์ก่อนทำให้ในโดเมนเฟสต่อเนื่อง PA6 เกิดเพลดเคลย์เป็น exfoliated ซึ่งมีปฏิกิริยาที่แข็งแกร่งกับเฟสกระจาย HDPE นำไปสู่โครงสร้างสัณฐานวิทยาที่ดี ในขณะที่เมื่อ HDPE อัดผสมกับเคลย์ก่อน โมเลกุลที่ไม่มีขั้วของ HDPE ถูกอัดให้ไปอยู่ระหว่างชั้นเคลย์และเกิดเป็น HDPE intercalated clay และกลุ่มของ HDPE/clay ไม่มีปฏิกิริยาที่แข็งแกร่งเพียงพอกับ PA6 ในการผสมลำดับที่สอง ส่งผลให้โครงสร้างสัณฐานวิทยาของอนุภาค HDPE มีขนาดใหญ่กระจายอยู่ในเฟส PA6 ผลการทดลองที่ได้แสดงให้เห็นว่าลักษณะของโครงสร้างสัณฐานวิทยาที่ได้แตกต่างกัน 2 ชนิดของนาโนคอมโพสิต PA6/HDPE/clay เกิดจากลำดับการผสมที่แตกต่างกัน

Bijarimi และคณะ [36] ตรวจสอบสมบัติทางกล ทางความร้อน และสัณฐานวิทยาของนาโนคอมโพสิต PLA/liquid natural rubber(LNR)/Cloisite C30B (C30B) ผลการทดลองพบว่า Young's modulus และ flexural modulus ของพอลิเมอร์ผสม PLA/LNR เพิ่มขึ้นตามปริมาณ C30B ที่เติม และพอลิเมอร์ผสม PLA/LNR มี elongation at break เพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญเมื่อเทียบกับนาโนคอมโพสิตที่มี C30B 1% อย่างไรก็ตาม the elongation at break และ impact strength ค่อยๆลดลงเมื่อปริมาณนาโนเคลย์เพิ่มขึ้นมากกว่า 3% การศึกษานี้ชี้ให้เห็นว่า PLA/LNR ที่เติมนาโนเคลย์จะ modulus ที่สูงขึ้นและมีเสถียรภาพทางความร้อน

โดยสรุปจากการทบทวนงานวิจัยที่ผ่านมาแสดงให้เห็นว่าเคลย์ที่มีปรับปรุงด้วยสารอินทรีย์หรือออร์กาโนเคลย์สามารถทำหน้าที่เป็นสารช่วยผสมโดยการลดความตึงผิวระหว่างเฟสและเพิ่มการมีปฏิริยาต่อกันของสองเฟสในพอลิเมอร์ผสมและป้องกันการเชื่อมรวมกันของเฟสกระจายมีผลทำให้เม็ดของเฟสกระจายมีขนาดลดลงและออร์กาโนเคลย์ยังสามารถปรับปรุงสมบัติของพอลิเมอร์ด้วย ดังนั้นออร์กาโนเคลย์ชนิดต่างๆ ที่จะนำมาใช้ประโยชน์ในพอลิเมอร์ผสมจึงต้องการการศึกษาและทดสอบอีกมากยิ่งขึ้นงานวิจัยส่วนใหญ่ที่ศึกษาผลของออร์กาโนเคลย์ยังเน้นที่สมบัติของพอลิเมอร์ผสมของ PA6 อยู่ การศึกษาระบบพอลิเมอร์ผสมอื่นๆ เช่น พอลิเมอร์ผสมของ PLA ที่มีการผสมออร์กาโนเคลย์เพื่อเป็นสารช่วยผสมและปรับปรุงสมบัติต่างๆ เช่น สมบัติทางกล ยังน่าสนใจและต้องการที่จะศึกษาต่อไปอย่างยิ่ง

1.2 ความสำคัญและที่มาของปัญหา

การศึกษาวิจัยเกี่ยวกับการเตรียมและการพัฒนาวัสดุพอลิเมอร์ชนิดใหม่ๆ ให้มีสมบัติที่ดี มีประสิทธิภาพและเหมาะในการใช้งานทางที่หลากหลายมากขึ้น โดยไม่ต้องคิดค้นหรือสังเคราะห์พอลิเมอร์ชนิดใหม่ ซึ่งต้องใช้เวลานานและค่าใช้จ่ายมาก วิธีการที่ได้รับความนิยมคือ การนำพอลิเมอร์ต่างชนิดกันมาผสมกันตั้งแต่ 2 ชนิดขึ้นไปซึ่งเรียกว่า พอลิเมอร์ผสม การเตรียมพอลิเมอร์ผสมนั้นเป็นอีกแนวทางหนึ่งที่ใช้ในการพัฒนาและผลิตพอลิเมอร์ชนิดใหม่ให้มีสมบัติที่ดีและมีประสิทธิภาพในการใช้งานได้ และยังเป็นเรื่องที่น่าสนใจมากในการทำงานวิจัย เนื่องจากการนำพอลิเมอร์ที่มีอยู่แล้วในท้องตลาดปัจจุบันมาปรับปรุงสมบัติของพอลิเมอร์ชนิดนั้น จะช่วยเพิ่มมูลค่าพอลิเมอร์และขยายการใช้งานพอลิเมอร์เพื่อทดแทนวัสดุอื่น เช่น โลหะได้ ในการเลือกพอลิเมอร์มาพัฒนานั้นต้องมองที่สมบัติที่ด้อยหรือไม่ดีของพอลิเมอร์นั้นและทำการเลือกพอลิเมอร์อื่นที่มีสมบัติที่ดีเพื่อมาปรับปรุงสมบัติด้อยนั้น เช่น เทอร์โมพลาสติกพวกร polystyrene (PS) และ poly(methyl methacrylate) (PMMA) เป็นพอลิเมอร์ที่มีความเปราะเมื่อให้แรงกระทำ ซึ่งทำให้มีสมบัติที่จำกัดในการนำไปใช้งาน ทางหนึ่งในการเพิ่มความแข็งแรงหรือความเหนียวให้กับพอลิเมอร์ชนิดนี้คือ การใช้พอลิเมอร์ที่เป็นโคพอลิเมอร์พวกรอีลาสโตเมอร์ (elastomer) และพอลิเมอร์ที่มีความเหนียวมาปรับปรุงความเปราะ ในขณะที่พอลิเมอร์บางชนิด เช่น polyoxymethylene (POM) ทนความร้อนได้ไม่ดี แต่เมื่อผสมกับพอลิเมอร์ที่ทนความร้อนได้ ก็จะสามารถปรับปรุงสมบัติให้ทนความร้อนได้ดีขึ้นได้ แต่การเตรียมพอลิเมอร์ผสมก็ยังพบปัญหา คือพอลิเมอร์ผสมส่วนใหญ่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ (immiscibility) และมีแนวโน้มที่จะเกิดการแยกเฟสขึ้นซึ่งทำให้ส่งผลต่อสมบัติต่างๆ เช่น สมบัติทางกล สมบัติทางร้อนที่แย่ลงหรือไม่สามารถปรับปรุงสมบัติต่างๆ ได้ ซึ่งสมบัติของพอลิเมอร์ที่ผสมกันจะขึ้นอยู่กับสมบัติของพอลิเมอร์แต่ละชนิดและฐานฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม ดังนั้นการควบคุมฐานฐานวิทยาเป็นสิ่งที่สำคัญในการเตรียมพอลิเมอร์ผสมให้มีประสิทธิภาพและสามารถปรับปรุงสมบัติต่างๆ ให้ดีขึ้น ดังนั้นวิธีการที่จะให้ได้พอลิเมอร์ผสมที่ผสมไม่เข้ากันให้สามารถผสมเข้ากันได้คือ การลดแรงตึงผิวระหว่างเฟส (interfacial tension) ของพอลิเมอร์สองชนิดและเพิ่มการยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส (interfacial adhesion) ของพอลิเมอร์ผสม ซึ่งพอลิเมอร์ผสมจะประกอบด้วย 2 เฟส คือ เฟสต่อเนื่อง (continuous phase) ซึ่งเป็นเมทริกซ์หรือเฟสหลัก และเฟส

กระจาย (dispersed phase) ซึ่งเป็นพอลิเมอร์อีกชนิดที่กระจายอยู่ในเมทริกซ์ สารที่ช่วยให้พอลิเมอร์สองชนิดผสมกันเรียกว่า สารช่วยผสม จากการศึกษพบว่าการใช้บล็อกหรือกราฟท์โคพอลิเมอร์หรือโคพอลิเมอร์ที่มีโครงสร้างทางเคมีที่เหมาะสมระหว่างการผสม สามารถใช้เป็นสารช่วยผสมได้ สิ่งที่สำคัญเพื่อให้เกิดการเกี่ยวพันกันของสายโซ่พอลิเมอร์หรือเป็นสะพานเชื่อมของสายโซ่พอลิเมอร์ที่แตกต่างกัน ต้องใช้หลักการในการเลือกสารช่วยผสมคือ ในสารช่วยผสมต้องมีหมู่ฟังก์ชัน 2 ส่วนที่มีความเป็นขั้วหรือลักษณะสมบัติทางเคมีที่สามารถสร้างแรงยึดเหนี่ยวหรือพันธะกับพอลิเมอร์ที่เป็นเฟสต่อเนื่องและเฟสกระจายได้ ทำให้สามารถสร้างแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสพอลิเมอร์ทั้งสองชนิดได้ ดังนั้นการใช้โคพอลิเมอร์ที่มีโครงสร้างเคมีที่เหมาะสมเป็นสารช่วยผสมเพื่อช่วยเพิ่มการการยึดเหนี่ยวในพอลิเมอร์ผสมจึงเป็นสิ่งที่สนใจ แต่การใช้โคพอลิเมอร์บางชนิดเป็นเพียงสารช่วยผสมอย่างเดียวนั้นก็อาจเพิ่มสมบัติที่ดีของพอลิเมอร์ผสมได้ และบางระบบยังทำให้สมบัติการทนต่อความร้อนหรือสมบัติทางกลที่ดีของพอลิเมอร์ผสมลดลงด้วย ดังนั้นจึงต้องเลือกโคพอลิเมอร์ที่ทำให้สมบัติที่ดียังอยู่หรือทำให้สมบัติดีขึ้นด้วย ดังนั้นการใช้โคพอลิเมอร์เพื่อผสมในพอลิเมอร์ผสม ซึ่งจะทำหน้าที่ทั้งเป็นสารช่วยผสมและสารปรับปรุงสมบัติทางกล หรือสมบัติอื่นๆ ในเวลาเดียวกัน ซึ่งคาดว่าจะทำให้สามารถสร้างพอลิเมอร์ผสมที่มีสมบัติทางกล ทนความร้อน หรือสมบัติทางด้านอื่นให้ดีขึ้นได้ด้วย ทำให้พอลิเมอร์ผสมสามารถใช้งานเป็นพลาสติกวิศวกรรมได้ต่อไป

แต่ในปัจจุบันนอกจากการใช้สารช่วยผสมที่เป็นโคพอลิเมอร์แล้วยังพบว่าการใช้เคลย์ (clay) ที่ปรับปรุงด้วยสารอินทรีย์ที่เรียกว่า ออร์กาโนเคลย์ ซึ่งสามารถผสมเข้ากับพอลิเมอร์ที่เป็นสารอินทรีย์ได้ดี มาใช้เป็นสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสมด้วย แต่หลักการที่ทำให้พอลิเมอร์ผสมเข้ากันนั้นแตกต่างจากการใช้โคพอลิเมอร์ เนื่องจากออร์กาโนเคลย์จะช่วยป้องกันไม่ให้เฟสกระจายในเนื้อเมทริกซ์เกาะกลุ่มเชื่อมรวมกันทำให้ขนาดของเฟสกระจายมีขนาดเล็กทำให้กระจายในเนื้อพอลิเมอร์ได้ดี จากการวิจัยที่ผ่านมาพบว่าการผสมเคลย์สามารถเปลี่ยนสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมอย่างชัดเจน มีผลทำให้ขนาดโดเมนเฉลี่ย (average domain size) ของโครงสร้าง sea-island ลดลงหรือเพิ่มขึ้น กรณีแรกจะพบบ่อยและมีการเสนอกลไกเพื่ออธิบายปรากฏการณ์นี้คือ (1) เคลย์จะอยู่ระหว่างรอยต่อของเฟสทั้งสองทำหน้าที่เหมือนสารช่วยผสมโดยการลดความตึงผิวระหว่างเฟส (reducing interfacial tension) และป้องกันการเชื่อมต่อกันของเฟสกระจายหรือ droplets (2) เคลย์ก่อให้เกิดการลดลงของอัตราส่วนความหนืดของเฟสกระจายและเฟสต่อเนื่อง ทำให้เกิดการตกตัวหรือกระจายตัวของเฟสกระจาย หรือ dispersed droplets และ (3) เคลย์ทำหน้าที่เป็นตัวป้องกันการแพร่กระจายรวมกันของโดเมนการกระจาย (dispersed domains) [9] แต่ยังมีงานวิจัยจำกัดที่กล่าวถึงการทำหน้าที่เป็นสารช่วยผสมของออร์กาโนเคลย์ที่มีขนาดนาโนในพอลิเมอร์ผสมที่ผสมไม่เข้ากันหลายระบบที่เน้นศึกษาความเป็นไปได้ในการใช้นาโนเคลย์เป็นสารช่วยผสมและสารเติมขนาดนาโนสำหรับพอลิเมอร์ผสมที่ผสมไม่เข้ากันในเวลาเดียวกัน ซึ่งเป็นการรวมกันของพอลิเมอร์ผสมและพอลิเมอร์คอมโพสิต ทำให้เกิดเป็น polymer blend nanocomposites ช่วยให้การปรับปรุงสมบัติสุดท้ายไปเป็นวัสดุไฮบริดและอาจนำไปสู่รูปแบบใหม่ของวัสดุที่มีประสิทธิภาพสูงซึ่งรวมข้อดีของการพอลิเมอร์ผสมและพอลิเมอร์คอมโพสิตเข้ากัน ซึ่งยังต้องมีการศึกษาและทดสอบต่อไป

ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงสนใจศึกษาการใช้โคพอลิเมอร์ชนิดต่างๆ เป็นสารช่วยผสมพร้อมกับเป็นสารปรับปรุงสมบัติของพอลิเมอร์ผสมด้วย ให้ดีขึ้นโดยใช้พอลิเมอร์และโคพอลิเมอร์ชนิดต่างๆ เป็นสารช่วยผสมและพร้อมกับเป็นสารปรับปรุงสมบัติ โดยการเลือกคู่พอลิเมอร์ผสมและสารช่วยผสมจะดูจาก affinity, polarity หรือ hydrophobicity เป็นหลัก และศึกษาการใช้ออร์กาโนเคลย์ชนิดต่างๆ มาเป็นสารปรับปรุงสมบัติและสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสมพร้อมกันด้วย ซึ่งเป็นสิ่งที่น่าสนใจในการศึกษาวิจัยเป็นอย่างยิ่ง การศึกษาเกี่ยวกับการใช้โคพอลิเมอร์และออร์กาโนเคลย์มาใช้ปรับปรุงสมบัติในพอลิเมอร์ผสม ส่วนใหญ่พบในพอลิเมอร์ผสมของ Polyamid 6 (PA6) และพอลิเมอร์ชนิดอื่น แต่ระบบของพอลิเมอร์ผสมของ PLA และพอลิเมอร์อื่นๆ ยังมีอยู่อย่างจำกัด ดังจะแสดงให้เห็นในการทบทวนวรรณกรรมที่เกี่ยวข้อง ดังนั้นระบบพอลิเมอร์ผสมที่ผู้วิจัยนำมาศึกษาจะแตกต่างจากงานวิจัยที่ผ่านมา และยังเป็นสิ่งที่น่าสนใจในการวิจัยอย่างยิ่ง

1.3 แนวทางความคิดที่นำมาใช้ในการวิจัย

พอลิเมอร์ผสมมีการศึกษามาตลอดหลายปีเนื่องจากพอลิเมอร์ผสมมีความสำคัญในการอุตสาหกรรมพอลิเมอร์สมัยใหม่ การเตรียมพอลิเมอร์ผสมไม่เพียงแต่เป็นการพัฒนาวัสดุชนิดใหม่แต่ยังรวมถึงการนำพอลิเมอร์กลับมาใช้ใหม่ด้วย ซึ่งพอลิเมอร์ผสมที่เกิดจากการผสมกันของพอลิเมอร์ที่มีสมบัติทางกายภาพที่ต่างกัน มีความเป็นไปได้ที่จะปรับปรุงสมบัติโดยรวมของพอลิเมอร์ผสม ซึ่งสมบัตินี้เกิดจากการรวมกันของสมบัติของพอลิเมอร์แต่ละชนิดที่ผสมกัน ซึ่งพอลิเมอร์ผสมจะประกอบด้วย 2 เฟส คือ เฟสต่อเนื่อง (continuous phase) ซึ่งเป็นเมทริกซ์ และเฟสกระจาย (dispersed phase) หรือบางครั้งเรียกว่า droplets ซึ่งเป็นพอลิเมอร์อีกชนิดที่กระจายอยู่ในเมทริกซ์ อย่างไรก็ตามพอลิเมอร์ผสมส่วนใหญ่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ เนื่องจากพอลิเมอร์มีน้ำหนักโมเลกุลสูงและแรงยึดเหนี่ยวไม่ดีในโครงสร้างหลายเฟส และเกิดการแยกเฟสของพอลิเมอร์ขึ้น ซึ่งการตรวจวัดสมบัติของพอลิเมอร์หลายเฟสไม่สามารถที่จะวัดเฉพาะสมบัติของพอลิเมอร์แต่ละชนิดเท่านั้น แต่ต้องตรวจสอบหลักฐานวิทยาที่เกิดขึ้นด้วย [37-38] โดยทั่วไป แรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของพอลิเมอร์ผสมสามารถปรับปรุงให้เพิ่มขึ้นได้ 2 วิธี คือ การใช้สารปรับปรุงที่มีหมู่ฟังก์ชัน (functionalized modifier) และ การใช้ block หรือ graft copolymer ซึ่ง blocks นี้จะต้องมีส่วนโครงสร้างทางเคมีเหมือนหรือคล้ายกับ homopolymers ที่อยู่ในพอลิเมอร์ผสมที่ผสมไม่เข้ากันเป็นสารช่วยผสม สารช่วยผสมสามารถลดขนาดอนุภาคโดยการลดแรงตึงผิวระหว่างเฟส (interfacial tension) ป้องกันอนุภาคไม่ให้เกาะกัน และช่วยเสริมให้เกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของพอลิเมอร์สองชนิด [39] และการใช้สารช่วยผสมเป็นสารยึดเหนี่ยวเป็นวิธีที่สะดวกในการปรับปรุงสมบัติทางกลและสมบัติอื่นของพอลิเมอร์ผสมที่ผสมไม่เข้ากัน ดังนั้นจึงมีการเตรียมและนำโคพอลิเมอร์ชนิดต่างๆ เช่น graft copolymer, block copolymer, random copolymer ที่จะสามารถช่วยผสมหรือช่วยประสานให้เฟสพอลิเมอร์และพอลิเมอร์เกิดแรงยึดเหนี่ยวกันหรือช่วยเชื่อมประสานสายโซ่พอลิเมอร์แต่ละชนิดในพอลิเมอร์ผสมมาใช้เป็นสารช่วยผสม ซึ่งทำให้พอลิเมอร์ผสมสามารถผสมเข้ากันได้ดีและช่วยปรับปรุงสมบัติต่างๆ ของพอลิเมอร์ผสม [40-44]

1.4 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

1.4.1 ศึกษาผลของการใช้โคพอลิเมอร์ชนิดต่างๆ เมื่อใช้เป็นสารช่วยผสมและสารปรับปรุงสมบัติที่มีต่อสมบัติของพอลิเมอร์ผสม

1.4.2 ศึกษาเพื่อหาโคพอลิเมอร์ที่เหมาะสมในการใช้เป็นสารช่วยผสมและสารปรับปรุงสมบัติในพอลิเมอร์ผสมแต่ละระบบ

บทที่ 2 วิธีดำเนินการวิจัย

2.1 สารเคมี

2.1.1 พอลิออกซีเมทิลีน (Polyoxymethylene, POM)

POM ที่ใช้ในงานวิจัยมีดัชนีการไหลเท่ากับ 8.9 กรัมต่อ 10 นาที และความถ่วงจำเพาะเท่ากับ 1.41 ซึ่งผลิตโดยบริษัท Polyplastics ซึ่งมีชื่อทางการค้าคือ DURACON เกรด M90-44 ลักษณะของเม็ด POM มีลักษณะขาวขุ่นเนื่องจาก POM เป็นพอลิเมอร์ที่มีโครงสร้างเป็นผลึก

2.1.2 อะคริโลไนไตรล์บิวทาไดอีนสไตรีน (Acrylonitrile-Butadiene-Styrene, ABS)

ABS ที่ใช้ในงานวิจัยมีดัชนีการไหลเท่ากับ 38.3 กรัมต่อ 10 นาที ผลิตโดยบริษัท Styrolution (ประเทศไทย) จำกัด ซึ่งมีชื่อทางการค้าคือ Lustran ABS เกรด LN.250 ลักษณะของเม็ด ABS มีลักษณะใส

2.1.3 พอลิโพรพิลีน (Polypropylene, PP)

PP ที่ใช้ในงานวิจัยมีดัชนีการไหลเท่ากับ 4 กรัมต่อ 10 นาที ผลิตโดยบริษัท HMC Polymers จำกัด

2.1.4 พอลิเอทิลีนความหนาแน่นสูง (High Density Polyethylene, HDPE)

พอลิเมอร์ HDPE ซึ่งมีชื่อทางการค้าว่า POLENE เกรด V1160 ผลิตโดยบริษัท IRPC (มหาชน) จำกัด โดยมีค่าอัตราการหลอมไหลเท่ากับ 15 กรัมต่อ 10 นาที

2.1.5 พอลิเมทิลเมทาคริเลต (Poly(methyl methacrylate), PMMA)

PMMA ผลิตโดยบริษัท Diapolyacrylate มีค่าอัตราการหลอมไหลเท่ากับ 5.7 กรัมต่อ 10 นาที

2.1.6 พอลิแลคติกแอซิด (Poly(lactic acid), PLA)

PLA4043D มีชื่อทางการค้าคือ Ingeo biopolymer 4043D ผลิตมาจากบริษัท NatureWorks LLC, USA ซึ่งมีดัชนีการไหลที่ 4-8 กรัมต่อ 10 นาที และความถ่วงจำเพาะ 1.26

2.1.7 พอลิโพรพิลีนกราฟต์มาเลอิกแอนไฮไดรด์ (Polypropylene-g-Maleic Anhydride, PP-g-MA) มี 2 ชนิด

2.1.7.1 PP-g-MA3150

PP-g-MA1 ที่ใช้เป็นสารช่วยผสมในงานวิจัยนี้ ผลิตโดยบริษัท DuPont จำกัด มีชื่อทางการค้าคือ Polybond 3150 มีปริมาณมาเลอิกแอนไฮไดรด์ 0.5% โดยน้ำหนัก ลักษณะของเม็ด PP-g-MA (Polybond 3150)

2.1.7.2 PP-g-MA353

PP-g-MA ที่ใช้เป็นสารช่วยผสมในงานวิจัยนี้ ผลิตโดยบริษัท DuPont จำกัด มีชื่อทางการค้าคือ Fusabond MD353D มีปริมาณมาเลอิกแอนไฮไดรด์ 1.305 %โดยน้ำหนัก

2.1.8 เอทิลีนโคพอลิเมอร์ (Ethylene Copolymer, EC)

2.1.8.1 เอทิลีนออกทีนโคพอลิเมอร์ (Ethylene-Octene Copolymer, EOC)

(1) EOC ชนิดแรกจะเรียกว่า EOC8180 มีค่าดัชนีการไหลเท่ากับ 0.5 กรัมต่อ 10 นาที และมีปริมาณออกทีน 42% โดยน้ำหนัก ซึ่งมีชื่อทางการค้าคือ ENGAGE™ 8180 Polyolefin Elastomer ผลิตโดยบริษัท DOW Chemical และ EOC8180 ใช้ในการเตรียมพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC และคอมโพสิตของ HDPE/EC/Organoclay

(2) EOC ชนิดที่สองจะเรียกว่า EOC8100 มีค่าดัชนีการไหลเท่ากับ 1.0 กรัมต่อ 10 นาที และมีปริมาณออกทีน 38% โดยน้ำหนัก ซึ่งมีชื่อทางการค้าคือ ENGAGE™ 8100 Polyolefin Elastomer ผลิตโดยบริษัท DOW Chemical และ EOC8100 ใช้ในการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC และคอมโพสิตของ PLA4043D/EC/Organoclay

2.1.8.2 เอทิลีนเมทิลอะคริเลตโคพอลิเมอร์ (Ethylene-Methyl Acrylate Copolymer, EMAC)

EMAC ที่ใช้ในงานวิจัยมีดัชนีการไหลที่ 0.5 กรัมต่อ 10 นาที มีความถ่วงจำเพาะ 0.944 และปริมาณเมทิลอะคริเลต 25% โดยน้ำหนัก และมีชื่อทางการค้าคือ Elvaloy® AC 1125 ผลิตโดยบริษัท DuPont

2.1.9 ออร์กาโนเคลย์ (Organoclay)

ออร์กาโนเคลย์ที่ใช้มีอยู่ด้วยกัน 4 ชนิดได้แก่

2.1.9.1 Nanoclay ปรับปรุงพื้นผิวด้วย Octadecylamine 25-30% โดยน้ำหนักเรียกเป็น Organoclay-ODA

2.1.9.2 Nanoclay ปรับปรุงพื้นผิวด้วย Trimethylstearyl ammonium 25-30% โดยน้ำหนักเรียกเป็น Clay-TSA

2.1.9.3 Nanoclay ปรับปรุงพื้นผิวด้วย Dimethyl dialkyl (C14-C18) amine 35-45% โดยน้ำหนัก เรียกเป็น Clay-DDA

2.1.9.4 Nanoclay ปรับปรุงพื้นผิวด้วย Methyl dihydroxyethyl hydrogenated tallow ammonium 25-30% โดยน้ำหนักเรียกเป็น Clay-MHA

ออร์กาโนเคลย์ที่ใช้ในงานวิจัย ผลิตมาจากบริษัท Sigma-Aldrich Co. LLC

2.2 อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง

2.2.1 ตู้อบสาร (Oven)

ตู้อบสารใช้ในการไล่ความชื้นออกจากพอลิเมอร์ และสารช่วยผสมก่อนนำไปผสมให้เป็นพอลิเมอร์ผสม และใช้ในการอบพอลิเมอร์ที่ผสมแล้วก่อนนำไปขึ้นรูปชิ้นงาน

2.2.2 เครื่องผสมแบบปิด (Internal Mixer)

เครื่องผสมแบบปิด เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการผสมพอลิเมอร์โดยใช้แรงเฉือนในช่วงระยะเวลาหนึ่ง ซึ่งระยะเวลาจะขึ้นอยู่กับความหนืดเริ่มต้นของพอลิเมอร์ที่นำมาผสมกัน เครื่องผสมแบบปิดประกอบด้วย โรเตอร์ (Rotor) 2 ตัว ห้องผสม (Chamber) ซึ่งมีปริมาตรความจุของห้องผสมเท่ากับ 105 ลูกบาศก์ เซนติเมตร สามารถควบคุมความเร็วการหมุนของโรเตอร์ และควบคุมอุณหภูมิขณะผสมได้ด้วยตัวให้ความร้อน (Heater)

2.2.3 เครื่องอัดขึ้นรูป (Compression Molding)

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

2.2.4 เครื่องทดสอบแรงกระแทก (Impact Tester)

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

2.2.5 เครื่องทดสอบวัสดุเอนกประสงค์ (Universal Testing Machine)

เครื่องทดสอบวัสดุเอนกประสงค์ (LLOYD Instruments; LR 50K, England) เป็นเครื่องมือที่ใช้ทดสอบแรงดึงของชิ้นงาน โดยนำชิ้นงานมาจับยึดด้วยหัวจับบนและหัวจับล่าง หัวจับบนสามารถเคลื่อนที่ขึ้นลงได้ด้วยกลไกการขับเคลื่อนภายในของเครื่องทดสอบ หัวจับล่างยึดติดตายตัวไว้ที่แท่นเครื่องด้านล่าง ในขณะที่ทำการทดสอบ ตัวอย่างทดสอบจะถูกดึงให้ยืดออกด้วยความเร็วทดสอบที่กำหนดไว้ กล่าวคือวัสดุที่มีความแข็งแรงมากหรือใช้แรงดึงสูงๆ จะใช้แรงดึงที่ช้า ส่วนวัสดุที่มีความแข็งแรงปานกลางถึงต่ำ จะใช้ความเร็วทดสอบเพิ่มขึ้นตามลำดับ ทำการดึงชิ้นทดสอบจนกระทั่งชิ้นทดสอบขาดออกจากกัน ในขณะเดียวกันกลไกในการวัดค่าการเปลี่ยนแปลงของชิ้นงานในขณะที่ยืดตัวออกก็จะทำการแสดงผลและบันทึกค่าต่างๆ เอาไว้ ชิ้นงานตัวอย่างที่ใช้ในการทดสอบเป็นชิ้นงานรูปกระดูก (Dog bone) หรือดัมเบล (Dumbbell)

2.2.6 เครื่องวิเคราะห์การสลายตัวด้วยความร้อนของสาร (Thermal Gravimetric Analyzer, TGA)

TGA (DSC-TGA Model SDT Q600, TA Instruments, England) ใช้ในการวัดความเสถียรต่อความร้อนของสาร เมื่อให้ความร้อนแก่ชิ้นงานที่เป็นแผ่นฟิล์มบางขนาดเล็ก ภายใต้สภาวะแก๊สไนโตรเจนแล้วทำการวัดการสูญเสียน้ำหนักของชิ้นงานอย่างต่อเนื่อง และรวดเร็ว ซึ่งการสูญเสียน้ำหนักในช่วงแรกอาจเกิดจากการระเหยของน้ำ หรือตัวทำละลาย โดยอุณหภูมิที่ใช้ในช่วง 30 ถึง 600 องศาเซลเซียส โดยมีอัตราการให้ความร้อนเท่ากับ 10 องศาเซลเซียสต่อนาที รวมถึงใช้ในการหาค่าอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม

2.2.7 เครื่องวัดการเปลี่ยนแปลงปริมาณความร้อนแบบกราด (Differential Scanning Calorimeter, DSC)

DSC (Pyris 1, Perkin Elmer, USA) ใช้ในการวิเคราะห์สมบัติทางกายภาพ และทางเคมีของชิ้นงาน เช่น จุดหลอมเหลว อุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้ว (T_g) เป็นต้น หรือการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางความร้อนของชิ้นงานเมื่อมีการให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน ในการทดสอบจะใช้ชิ้นงานที่ขึ้นรูปเป็นแผ่นฟิล์มบางขนาดเล็ก โดยชิ้นงานจะถูกเพิ่มอุณหภูมิ ลดอุณหภูมิ และเพิ่มอุณหภูมิอีกครั้งอย่างต่อเนื่อง ภายใต้สภาวะไนโตรเจน

2.2.8 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy, SEM)

การใช้ SEM (MX2000s Camscan Analytical, England) ทำโดยการใช้แสงละเอียดของอิเล็กตรอนกวาดผ่านพื้นผิวตัวอย่าง เมื่อแสงอิเล็กตรอนสัมผัสกับพื้นผิวของตัวอย่างจะทำให้เกิดความแตกต่างของความหนาแน่นของอิเล็กตรอนเป็นผลทำให้เกิดการกระเจิงและคายโฟตอน ซึ่งจะมีการตรวจจับอิเล็กตรอนเหล่านี้ การแก้ไขและปรับความสว่างของแสงที่ส่องที่กวาดผ่านพร้อมกันในห้องคาโทด (cathode ray tube (CRT)) สัญญาณที่รวบรวมได้ขนาดใหญ่นี้จะทำให้เกิดเป็นจุดสว่างบนท่อ

คาโรต ในขณะที่สัญญาณขนาดเล็กจะทำให้เกิดจุดทึบ เนื่องจากเทคนิคนี้ต้องใช้ตัวอย่างที่เหนียวนำอิเล็กตรอนได้ดี ดังนั้นจะเคลือบตัวอย่างด้วยโลหะ ซึ่งงานนี้ใช้ทองเป็นตัวเลือก ตัวอย่างทีเคลือบทองจะเก็บไว้ในที่แห้งก่อนนำไปทดลอง SEM และต้องพิจารณาเพื่อหาสภาวะที่เหมาะสมด้วยเนื่องจากถ้าพลังงานสูงเกินไปอาจทำให้ตัวอย่างไหม้ได้

2.2.9 เครื่อง Dynamic Mechanical Analysis (DMA)

DMA (Pyris Diamond DMA, Perkin Elmer, USA) เป็นเทคนิคหนึ่งในกลุ่มการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของวัสดุ ที่ใช้ศึกษาสมบัติทางกลและสมบัติวิสโคอีลาสติกของวัสดุที่เป็นฟังก์ชันกับอุณหภูมิ เวลา ความถี่ ความเค้น หรือตัวแปรเหล่านี้ประกอบกัน ใช้วิเคราะห์สมบัติทางกลแบบสั้นของวัสดุแข็ง โดยการให้ความเครียดแบบสั้น (Dynamic strain) ภายใต้อุณหภูมิ และบรรยากาศที่กำหนด ตัวอย่างข้อมูลที่เราวิเคราะห์ได้ 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 ทำให้เกิดการเลี้ยวเบนของรังสีที่มุมต่างๆกันโดยมีห้วัดเป็นตัวรับข้อมูล เนื่องจากองศาในการเลี้ยวเบนของรังสี X จะขึ้นอยู่กับองค์ประกอบและโครงสร้างของสารที่มีอยู่ในตัวอย่าง ข้อมูลที่ได้รับจึงสามารถบ่งบอกชนิดของสารประกอบที่มีอยู่ในสารตัวอย่างและสามารถนำมาใช้ใช้ศึกษารายละเอียดเกี่ยวกับโครงสร้างของผลึกของสารตัวอย่างนั้นๆได้ นอกจากนี้ข้อมูลที่ได้ยังสามารถนำมาหาปริมาณของสารประกอบแต่ละชนิดในสารตัวอย่าง ปริมาณความเป็นผลึก ขนาดของผลึก ความสมบูรณ์ของผลึก และความเค้น ของสารประกอบในสารตัวอย่าง อีกทั้งความหนาของฟิล์มได้อีกด้วย

2.3 การเตรียมพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิตและการขึ้นรูปชิ้นงานเพื่อทดสอบ

2.3.1 พอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีและไม่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA และการขึ้นรูปชิ้นงาน

1) ก่อนการผสมต้องนำเม็ดพอลิเมอร์ POM และ ABS อบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 110°C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง และสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 อบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จากนั้นเก็บไว้ในโถดูดความชื้นเพื่อป้องกันความชื้นจากอากาศ

2) ชั่งน้ำหนักเม็ด POM, ABS และสารช่วยผสม PP-g-MA3150 หรือ PP-g-MA353 เพื่อเตรียมพอลิเมอร์ผสม โดยอัตราส่วนของสารช่วยผสมคือ 5 ส่วนต่อ 100 ส่วน (5 phr) ของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS

3) นำส่วนผสมไปผสมกันด้วยเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 200°C ความเร็วรอบ 50 รอบต่อนาที เป็นเวลา 20 นาที

4) จากนั้นนำไปขึ้นรูปชิ้นงาน โดยก่อนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานจะนำตัวอย่างพอลิเมอร์ไปอบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นนำตัวอย่างพอลิเมอร์มาใส่ในแม่พิมพ์ให้เต็มแล้วจึงปิดแม่พิมพ์ และนำไปอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 17 นาที สำหรับการทดสอบทางกล ในขณะที่การเตรียมชิ้นงานรูปแผ่นฟิล์ม สำหรับทดสอบสมบัติทางความร้อนด้วยเครื่อง TGA นำไปอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 5 นาที

2.3.2 การเตรียมพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA และการขึ้นรูปชิ้นงาน

1) นำเม็ดพอลิเมอร์ POM และ PP ไปอบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 110°C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง และสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 อบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จากนั้นเก็บไว้ในโถดูดความชื้นเพื่อป้องกันความชื้นจากอากาศ

2) ชั่งน้ำหนักเม็ด POM, PP และสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 เพื่อเตรียมพอลิเมอร์ผสม โดยอัตราส่วนของสารช่วยผสมคือ 3 ส่วนต่อ 100 ส่วน (3 phr) ของพอลิเมอร์ผสม POM/PP

3) นำส่วนผสมไปผสมกันด้วยเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 200°C ความเร็วรอบ 50 รอบต่อนาที เป็นเวลา 20 นาที

4) จากนั้นนำไปขึ้นรูปชิ้นงาน โดยก่อนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานจะนำตัวอย่างพอลิเมอร์ไปอบไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นนำตัวอย่างพอลิเมอร์มาใส่ในแม่พิมพ์ให้เต็มแล้วจึงปิดแม่พิมพ์ และนำไปอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 17 นาที สำหรับการทดสอบทางกล ในขณะที่การเตรียมชิ้นงานรูปแผ่นฟิล์ม สำหรับทดสอบสมบัติทางความร้อนด้วยเครื่อง DSC และ TGA นำไปอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 5 นาที

2.3.3 การเตรียมพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Organoclay และการขึ้นรูปชิ้นงาน

1) นำ PMMA มาอบที่อุณหภูมิ 110°C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง และออร์กาโนเคลย์ที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ก่อนทำการผสม

2) ทำการผสม PMMA/EOC8180 ที่อัตราส่วน 80/20% โดยน้ำหนัก ในเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 170°C ความเร็วรอบ 50 รอบต่อนาที เป็นเวลา 10 นาที ในส่วนของการเตรียมพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตจะเติมออร์กาโนเคลย์หลังจากการผสมพอลิเมอร์ผสมแล้ว 3 นาที ที่อัตราส่วน 3 และ 5 phr จากนั้นกวนผสมต่อจนครบ 10 นาที

3) นำตัวอย่างที่ได้จากเครื่องผสมแบบปิดมาขึ้นรูปเพื่อนำไปทดสอบด้วยเครื่องอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 170°C เป็นเวลา 15 นาที สำหรับการทดสอบทางกล

2.3.4 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EC/Organoclay และการขึ้นรูปชิ้นงาน

- 1) นำ HDPE มาอบที่อุณหภูมิ 110°C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง และออร์กาโนเคลย์ทั้งสามชนิดอบที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ก่อนทำการผสม
- 2) ทำการผสม HDPE/EC ที่อัตราส่วน 80/20% โดยน้ำหนัก ในเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 180°C ความเร็วรอบ 50 รอบต่อนาที เป็นเวลา 15 นาที ในส่วนของการเตรียมพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต จะเติมออร์กาโนเคลย์ทั้งสามชนิดหลังจากการผสมพอลิเมอร์ผสมแล้ว 5 นาที ที่อัตราส่วน 3 phr จากนั้น กวนผสมต่อจนครบ 15 นาที
- 3) นำตัวอย่างที่ได้จากเครื่องผสมแบบปิดมาขึ้นรูปเพื่อนำไปทดสอบด้วยเครื่องอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 15 นาที สำหรับการทดสอบทางกล

2.3.5 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต POM/PP/Organoclay และการขึ้นรูปชิ้นงาน

- 1) นำ POM และ PP มาอบที่อุณหภูมิ 110°C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง และออร์กาโนเคลย์ทั้งสามชนิดอบที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ก่อนทำการผสม
- 2) ทำการผสม POM/PP ที่อัตราส่วน 80/20% โดยน้ำหนัก โดยมีการผสม Clay-DDA, Clay-DHA และ Clay-TSA ที่อัตราส่วน 3 และ 5 phr ในเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 200°C ความเร็วรอบ 50 รอบต่อนาที เป็นเวลา 20 นาที โดยการเติมออร์กาโนเคลย์นาที่ที่ 5 หลังการผสมพอลิเมอร์ผสม
- 3) นำตัวอย่างที่ได้จากเครื่องผสมแบบปิดมาขึ้นรูปเป็นชิ้นงานทดสอบด้วยเครื่องอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 15 นาที สำหรับการทดสอบทางกล และขึ้นรูปตัวอย่างเป็นแผ่นฟิล์มที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 5 นาที สำหรับการทดสอบ XRD

2.3.6 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EC/Organoclay และการขึ้นรูปชิ้นงาน

- 1) นำ PLA4043D มาอบที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และออร์กาโนเคลย์อบที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ก่อนทำการผสม
- 2) ทำการผสมพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ที่อัตราส่วน 80/20% โดยน้ำหนัก โดยใช้เครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 180°C ความเร็วรอบ 70 รอบต่อนาที เป็นเวลา 15 นาที และเตรียมพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EC/Organoclay โดยมีการผสม Clay-MHA ที่อัตราส่วน 1, 3 และ 5 phr โดยใช้สภาวะการเตรียมเหมือนกัน แต่มีการเติม Clay-MHA นาที่ที่ 5 หลังการผสมพอลิเมอร์ผสม
- 3) นำตัวอย่างที่ได้จากเครื่องผสมแบบปิดมาอบที่อุณหภูมิ 80°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง เพื่อไล่ความชื้น จากนั้นนำไปขึ้นรูปเป็นชิ้นงานทดสอบด้วยเครื่องอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 15 นาที สำหรับการทดสอบทางกล

2.4 การทดสอบตัวอย่างพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต

2.4.1 การทดสอบสัณฐานวิทยา

การทดสอบสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม เป็นการนำชิ้นงานรูปแท่งที่ผ่านการทดสอบแรงกระแทกแล้ว มาทำการเคลือบทองในบริเวณที่เกิดรอยแตกหัก และทำการส่องดูสัณฐานวิทยาด้วยเครื่อง SEM ภายใต้สภาวะสุญญากาศใน Chamber 0.001 ถึง 0.0001 มิลลิบาร์ (mbar) ใช้สัญญาณในการจับภาพแบบ Second Electron Image (SEI) เพื่อตรวจสอบลักษณะทางสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม และการกระจายตัวของเฟสกระจายที่นำมาผสม ภายในเนื้อของเฟสเมทริกซ์

2.4.2 การทดสอบสมบัติทางกล

2.4.2.1 การทดสอบการทดสอบแรงกระแทก (Impact Testing)

นำพอลิเมอร์ผสมที่ขึ้นรูปเป็นชิ้นงานรูปแท่งมาทำการทดสอบแรงกระแทกตามมาตรฐาน ASTM D 256 ซึ่งก่อนการทำการทดสอบจะต้องทำรอยบากที่ชิ้นงานด้วยเครื่องทำรอยบาก และวัดพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงานบริเวณที่จะรับแรงกระแทก จากนั้นจึงนำไปทดสอบความต้านทานต่อแรงกระแทกด้วยเครื่องทดสอบความต้านทานต่อแรงกระแทก โดยนำชิ้นงานวางบนแท่นรับแรงโดยหันด้านที่เป็นรอยบากเข้าหาลูกตุ้ม และทำการปล่อยลูกตุ้มน้ำหนักให้กระทบชิ้นงานเพื่อศึกษาปริมาณการรับแรงของชิ้นงานพอลิเมอร์ผสม

2.4.2.2 การทดสอบแรงดึง (Tensile Testing)

นำพอลิเมอร์ผสมที่ขึ้นรูปเป็นชิ้นงานรูปกระดูก หรือรูปดัมเบล มาทำการทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM D 638 โดยต้องวัดขนาดพื้นที่รับแรงของชิ้นงานก่อนทำการทดสอบ จากนั้นนำมาทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ด้วยเครื่องทดสอบวัสดุเอนกประสงค์โดยอัตราเร็วที่ใช้ในการดึงเท่ากับ 50 มิลลิเมตรต่อนาที ใช้ Load Cell ขนาด 50 กิโลนิวตัน (kN) ซึ่งจะทำให้การดึงชิ้นงานจนกระทั่งชิ้นงานขาดออกจากกัน

2.4.2.3 การวิเคราะห์สมบัติทางกลของสารตัวอย่างเมื่อได้รับความร้อนโดยใช้ DMA

DMA สามารถวัดหาค่า Storage Modulus (มอดูลัสสะสม) ซึ่งทดสอบโดยนำชิ้นงานขนาด 1x5 ตารางเซนติเมตร หนา 1 มิลลิเมตร มาทดสอบโดยใช้โหมด Bending Film ใช้ Vibration Frequency คงที่ที่ 1 Hz และอุณหภูมิอยู่ในช่วง 30 ถึง 170°C โดยมีอัตราการให้ความร้อนที่ 5°C ต่อนาที ทดสอบภายใต้บรรยากาศของแก๊สไนโตรเจน

2.4.3 การทดสอบสมบัติทางความร้อน

2.4.3.1 การทดสอบสมบัติทางความร้อนด้วยเครื่อง TGA

TGA ใช้ศึกษาความเสถียรทางความร้อนของสาร และวิเคราะห์หาส่วนประกอบต่างๆ ของพอลิเมอร์ผสมที่สลายตัวเมื่อได้รับความร้อน โดยใช้ชิ้นงานแบบแผ่นฟิล์มตัดขนาดเล็กในการทดสอบ เพื่อตรวจสอบอุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม โดยวัดน้ำหนักที่เปลี่ยนไปของสารเมื่อได้รับ

ความร้อนที่อุณหภูมิต่างๆ ซึ่งทดสอบภายใต้บรรยากาศของแก๊สไนโตรเจน โดยใช้อัตราการให้ความร้อนที่ 10°C ต่อนาที และให้ความร้อนตั้งแต่อุณหภูมิ 30 ถึง 600°C

2.4.3.2 การทดสอบสมบัติทางความร้อนด้วยเครื่อง DSC

DSC ใช้ในการศึกษาสมบัติทางความร้อนของสาร ในการทดสอบจะใช้ชิ้นงานแบบแผ่นฟิล์มตัดขนาดเล็กบรรจุลงในถาด ให้ความร้อนแก่ชิ้นงานในช่วงอุณหภูมิ 50 ถึง 160°C และแสดงผลออกมาในรูปแบบกราฟการไหลของความร้อน (Heat Flow) กับอุณหภูมิ เพื่อตรวจสอบหาสมบัติทางร้อนของพอลิเมอร์ เช่น T_g , T_m

2.4.4 การศึกษาโครงสร้างของเคลย์ในพอลิเมอร์ด้วยเครื่อง XRD

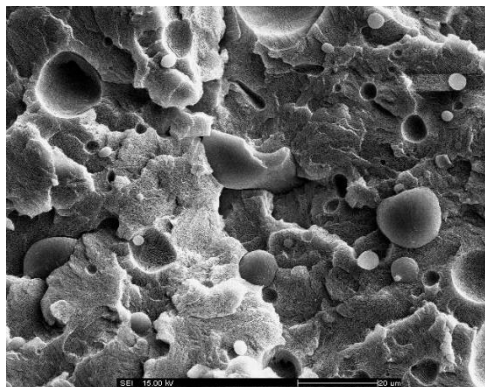
การศึกษาโครงสร้างของเคลย์โดยใช้ XRD (Bruker D8-Advance) ซึ่งมุมที่ใช้วัดอยู่ระหว่าง 1 องศา ถึง 10 องศา ทำงานที่ 40 kV และ 30 mA ระหว่างระหว่างชั้นเคลย์ของเคลย์วัดจากตำแหน่งพีคที่เกิดขึ้น (d_{001} reflection) ใน XRD diffractograms เป็นไปตามสมการของ Bragg

บทที่ 3 ผลการวิจัยและอภิปราย

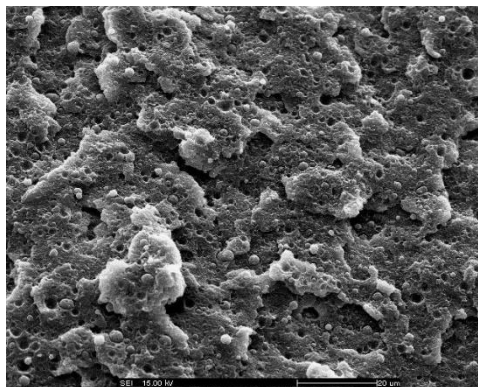
3.1 พอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีและไม่มีสารช่วยผสม PP-g-MA

3.1.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

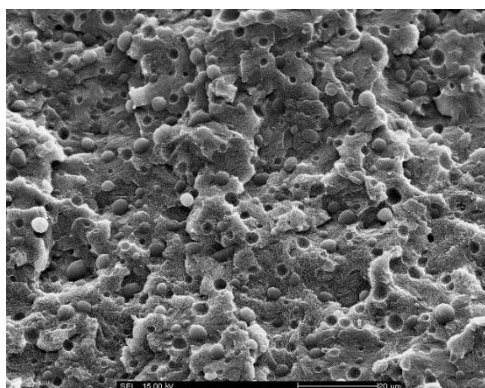
รูปที่ 3.1 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะรอยแตกของ POM และ ABS ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 ที่ปริมาณ 5 phr พบว่า POM/PP-g-MA3150 (100/5) และ POM/PP-g-MA353 (100/5) มีเฟสของ ABS กระจายตัวเป็นทรงกลมในเมทริกซ์ของเฟส POM ซึ่งแสดงว่าเฟส PP-g-MA กับเฟส POM ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดีเนื่องเกิดการแยกเฟสเป็นลักษณะทรงกลมของเฟส ABS กระจายอยู่ในเมทริกซ์ของ POM ซึ่งเป็นเฟสต่อเนื่อง เมื่อเปรียบเทียบสารช่วยผสมทั้งสองชนิดพบว่าขนาดของเฟสกระจาย PP-g-MA353 มีขนาดเล็กกว่า PP-g-MA3150 ซึ่งบ่งชี้ว่า PP-g-MA353 สามารถผสมกับ POM ได้ดีกว่า PP-g-MA3150 ในขณะที่เมื่อเติม PP-g-MA ในปริมาณ 5 phr ลงใน ABS พบว่าสามารถผสมเข้ากันได้ดีกว่า POM ไม่พบการแยกเฟสเกิดขึ้นในกรณีที่ผสม ABS กับ PP-g-MA353 แต่พบการแยกเฟสเล็กน้อยในกรณีของ ABS/PP-g-MA3150 ซึ่งอาจเกิดจากที่ PP-g-MA353 มีปริมาณของมาเลอิกแอนไฮไดรด์มากกว่าใน PP-g-MA3150



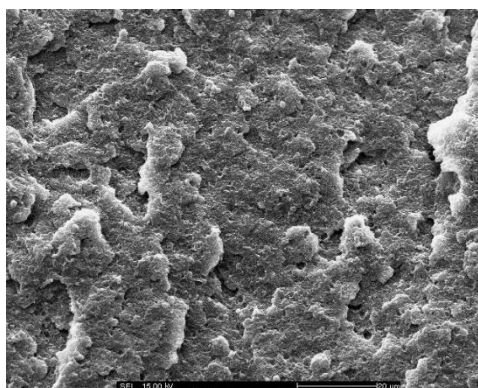
ก. POM/PP-g-MA3150 (100/5)



ข. ABS/PP-g-MA3150 (100/5)



ค. POM/PP-g-MA353 (100/5)

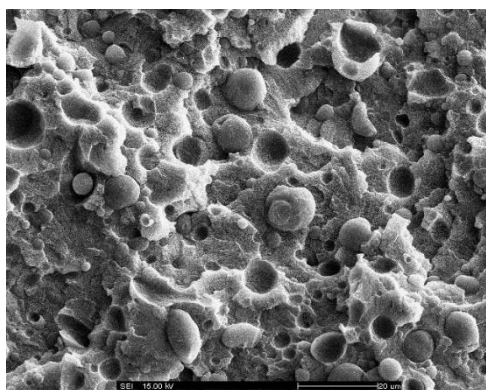


ง. ABS/PP-g-MA353 (100/5)

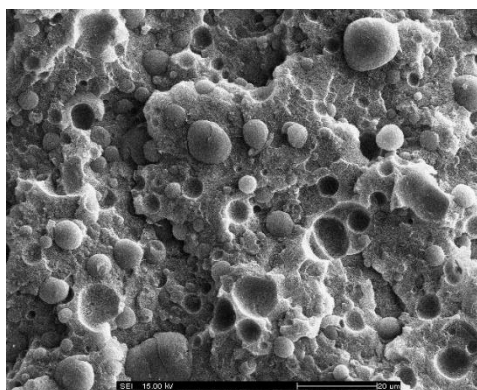
รูปที่ 3.1 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ POM และ ABS ที่มีการผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353

รูปที่ 3.2 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะรอยแตกของ POM/ABS ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 ในปริมาณ 5 phr จะเห็นได้ว่าที่อัตราส่วนของ POM/ABS/PP-g-MA3150 (90/10/5) และ (80/20/5) เฟส ABS มีลักษณะเป็นทรงกลมกระจายทั่วถึงในเมทริกซ์ของเฟสต่อเนื่องของ POM โดยแยกเฟสกันอย่างชัดเจน เนื่องจากสารช่วยผสม PP-g-MA3150 กระจายตัวได้ดีกว่าในเมทริกซ์ของ ABS สังเกตได้จากรูปพรุนในเมทริกซ์ของ ABS การเติมสารช่วยผสมจึงเป็นการเพิ่มปริมาณของ ABS เมื่อเพิ่มอัตราส่วนของ ABS สูงขึ้นมากกว่า 20% โดยน้ำหนักที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 จะทำให้เฟส ABS มีลักษณะเปลี่ยนเป็นเฟสต่อเนื่องซึ่งมีโครงสร้างยาวและมีขนาดเล็กกว่า POM/ABS ที่ไม่เติมสารช่วยผสม

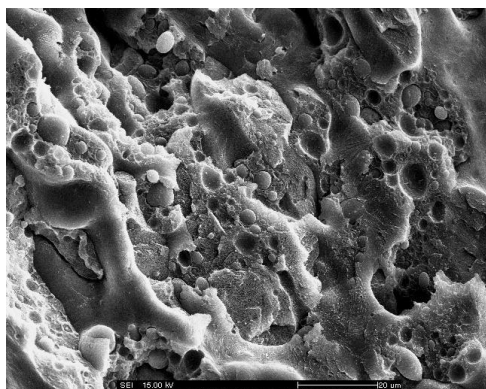
จากรูปที่ 3.3 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะรอยแตกของ POM/ABS ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 ในปริมาณ 5 phr จะเห็นได้ว่าที่อัตราส่วนของ POM/ABS/PP-g-MA353 (90/10/5) เฟส ABS มีลักษณะเป็นทรงกลมกระจายทั่วถึงในเมทริกซ์ของเฟสต่อเนื่องของ POM แต่พบว่าเมื่อเติม ABS มากกว่า 10% โดยน้ำหนัก พบว่าเฟสของ ABS จะมีลักษณะเปลี่ยนไปเป็นเฟสต่อเนื่อง ซึ่งเฟสต่อเนื่องนี้มีขนาดเล็กลง ซึ่งมีมีช่องว่างระหว่างเฟส ABS และเฟสต่อเนื่องของ POM ลดลง เมื่อเปรียบเทียบกับพอลิเมอร์ผสม POM/ABS/PP-g-MA กับพอลิเมอร์ผสม POM/ABS พบว่าการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ช่วยให้มีความยึดเหนี่ยวกันระหว่างสองเฟสที่ดีขึ้น เนื่องจากสารช่วยผสมสามารถทำหน้าที่เป็นตัวประสานระหว่างเฟส POM และ ABS ได้เล็กน้อยทำให้ ABS ผสมเข้ากันกับ POM ได้ดีขึ้น



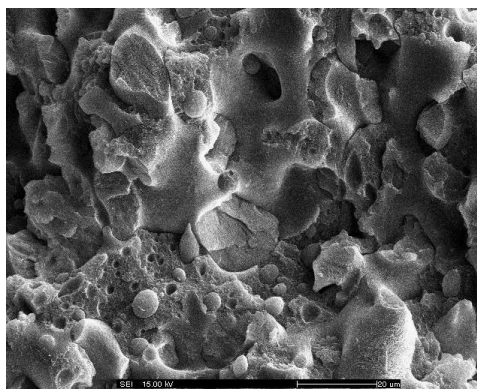
ก. POM/ABS/PP-g-MA3150 (90/10/5)



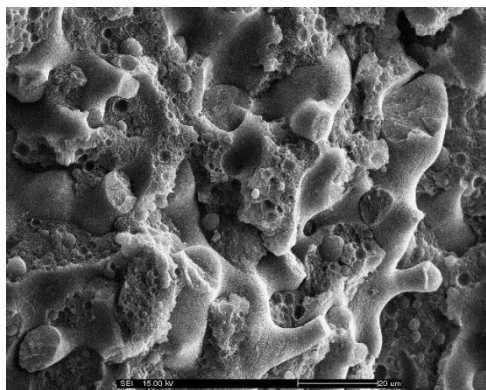
ข. POM/ABS/PP-g-MA3150 (80/20/5)



ค. POM/ABS/PP-g-MA3150 (70/30/5)

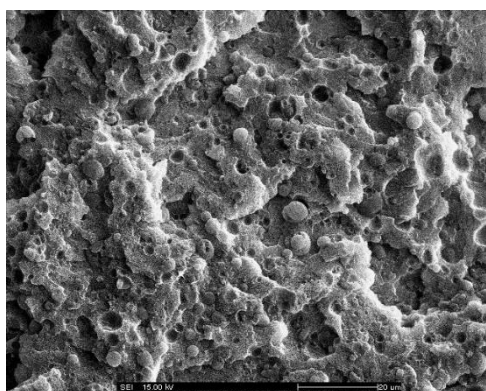


ง. POM/ABS/PP-g-MA3150 (60/40/5)

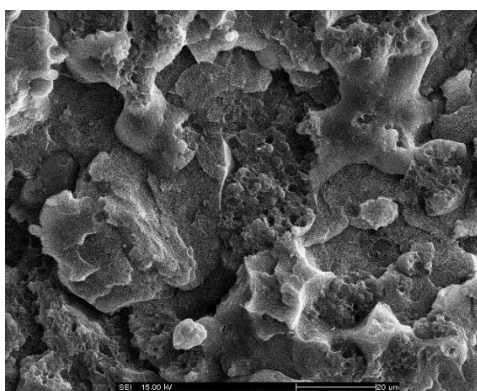


จ. POM/ABS/PP-g-MA3150 (50/50/5)

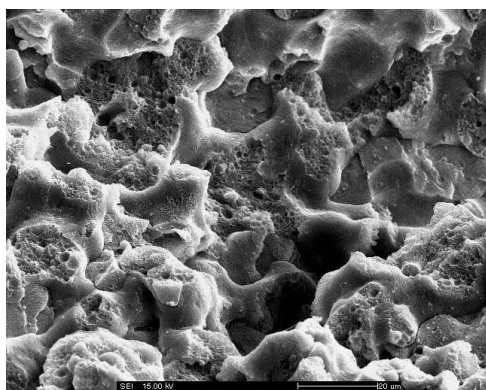
รูปที่ 3.2 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีสารช่วยผสม PP-g-MA3150



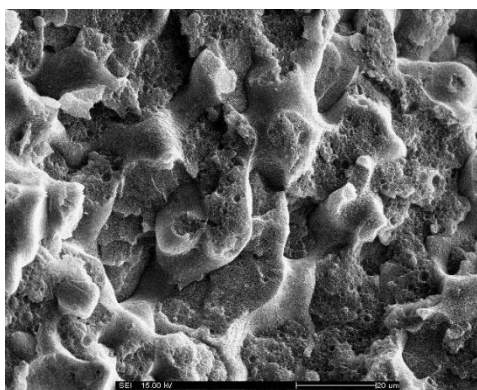
ก. POM/ABS/PP-g-MA353 (90/10/5)



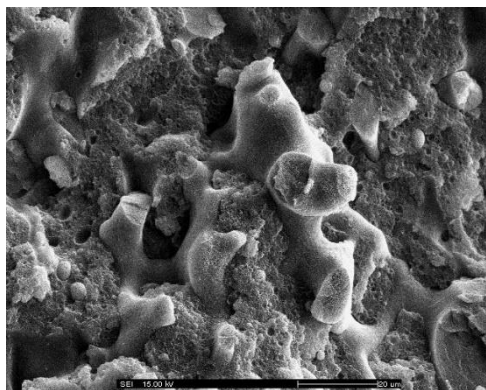
ข. POM/ABS/PP-g-MA353 (80/20/5)



ค. POM/ABS/PP-g-MA353 (70/30/5)



ง. POM/ABS/PP-g-MA353 (60/40/5)



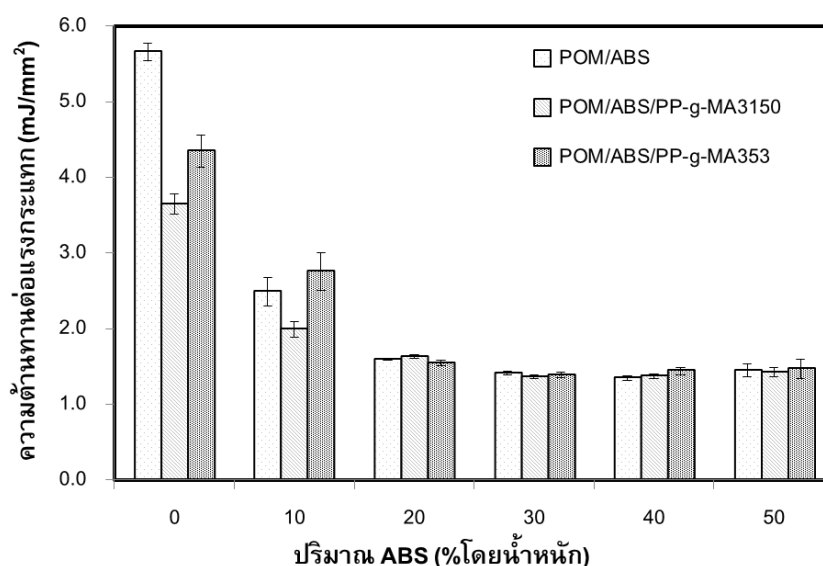
จ. POM/ABS/PP-g-MA353 (50/50/5)

รูปที่ 3.3 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีสารช่วยผสม PP-g-MA353

3.1.2 สมบัติทางกล

3.1.2.1 การทดสอบแรงกระแทก

รูปที่ 3.4 แสดงความสัมพันธ์ของความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA 5 phr ที่ปริมาณ ABS แตกต่างกัน พบว่าเมื่อเติมสารช่วยผสมลงใน POM บริสุทธิ์ ทำให้ความต้านทานต่อแรงกระแทกของ POM บริสุทธิ์ มีค่าลดลง และเมื่อปริมาณของ ABS เพิ่มขึ้น ทำให้ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมมีแนวโน้มลดลง เนื่องจากปริมาณ ABS มากขึ้นทำให้ POM และ ABS แยกเฟสกันค่อนข้างชัดเจน ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS เมื่อมีการเติมสารช่วยผสมทั้งสองชนิดลงที่ปริมาณ ABS มากกว่า 10% โดยน้ำหนัก มีความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมมีแนวโน้มคงที่ไม่แตกต่างกันและใกล้เคียงกับพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม



รูปที่ 3.4 ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA

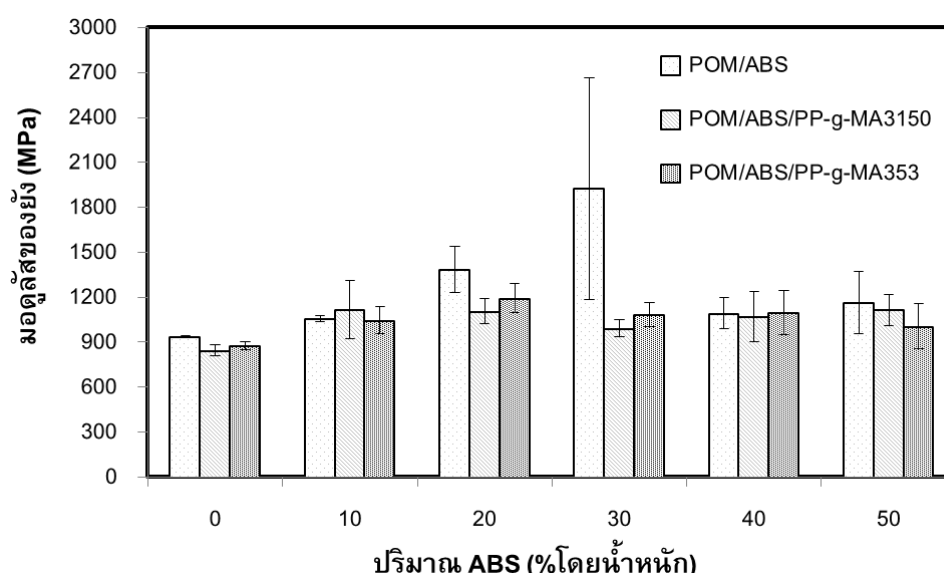
3.1.2.2 การทดสอบแรงดึง

(1) โมดูลัสของยัง (Young's modulus)

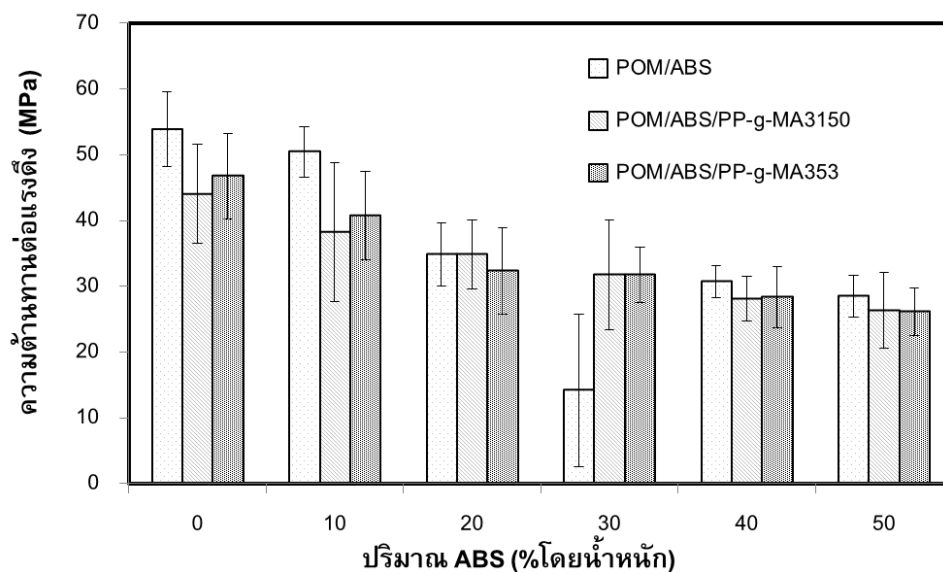
รูปที่ 3.5 แสดงความสัมพันธ์ของโมดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 และ PP-g-MA3150 ปริมาณ 5 phr ที่ปริมาณ ABS ต่างกัน พบว่าพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสมจะมีค่าโมดูลัสของยังเพิ่มขึ้นตามปริมาณ ABS ที่เพิ่มขึ้นจนถึงปริมาณ ABS 30% โดยน้ำหนัก จากนั้นลดลงและเปลี่ยนแปลงเล็กน้อย เนื่องจากปริมาณ ABS ที่เพิ่มมากขึ้นในพอลิเมอร์ผสม จะทำให้ ABS ซึ่งเป็นเฟสกระจายกระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่อง POM มีการรวมตัวเป็นเฟสต่อเนื่องร่วมกับเฟส POM และเมื่อเติมสารช่วยผสมลงในพอลิเมอร์ผสมพบว่าการเปลี่ยนแปลงค่าโมดูลัสของยังเล็กน้อยเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสม

(2) ความต้านทานต่อแรงดึง (Tensile Strength)

รูปที่ 3.6 แสดงความสัมพันธ์ของความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 และ PP-g-MA3150 ปริมาณ 5 phr ที่ปริมาณ ABS ต่างกัน พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสมจะมีแนวโน้มลดลงตามปริมาณ ABS ที่เพิ่มมากขึ้น ซึ่งทั้ง POM และ ABS มีสมบัติความต้านทานต่อแรงดึงสูง แต่เมื่อนำมาเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสม POM/ABS จะทำให้ความต้านทานต่อแรงดึงลดลง เนื่องจากเกิดความแยกเฟสที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้และแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสต่อเนื่อง POM และเฟสกระจายตัว ABS น้อยลง ทำให้เกิดช่องว่างระหว่างเฟส เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ลงในพอลิเมอร์ผสม พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงมีแนวโน้มเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยและมีค่าใกล้เคียงกับพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสม



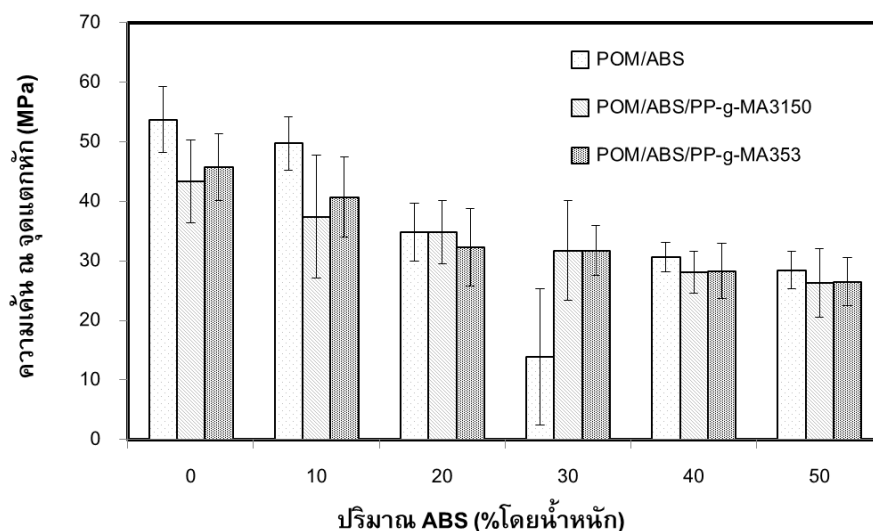
รูปที่ 3.5 โมดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA



รูปที่ 3.6 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA

(3) ความเค้น ณ จุดแตกหัก (Stress at Break)

รูปที่ 3.7 แสดงความสัมพันธ์ของความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 และ PP-g-MA3150 ปริมาณ 5 phr ที่ปริมาณ ABS ต่างกัน พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสมจะมีแนวโน้มลดลงตามปริมาณ ABS ที่เพิ่มมากขึ้น ซึ่งทั้ง POM และ ABS มีสมบัติความเค้น ณ จุดแตกหักสูง แต่เมื่อนำมาเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสม POM/ABS จะทำให้ความเค้น ณ จุดแตกหักลดลง เนื่องจากเกิดความแยกเฟสที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้และแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสต่อเนื่อง POM และเฟสกระจายตัว ABS น้อยลง ทำให้เกิดช่องว่างระหว่างเฟส เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ลงในพอลิเมอร์ผสม พบว่าความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS/PP-g-MA มีแนวโน้มเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยและมีค่าใกล้เคียงกับพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสม



รูปที่ 3.7 ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA

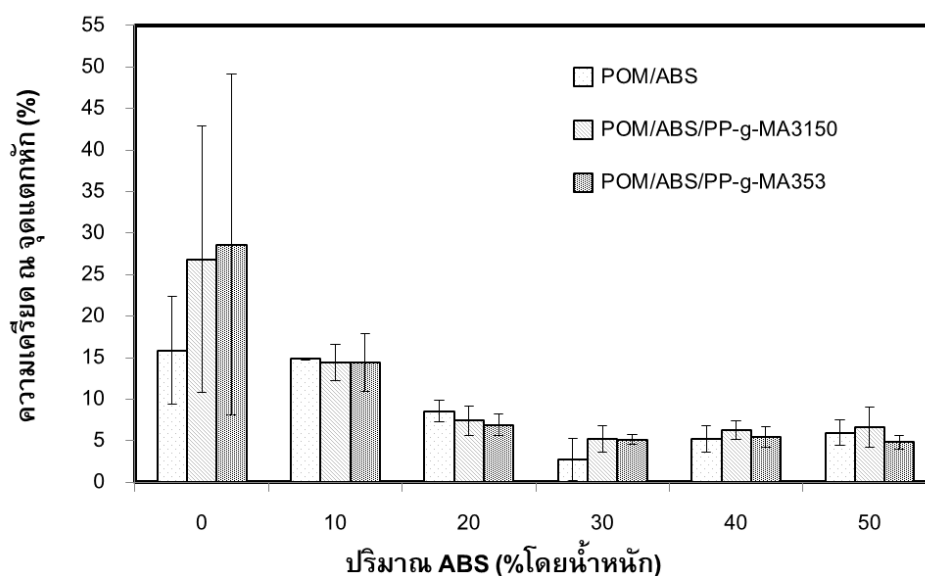
(4) ความเครียด ณ จุดแตกหัก (Strain at Break)

รูปที่ 3.8 แสดงความสัมพันธ์ของความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 และ PP-g-MA3150 ปริมาณ 5 phr ที่ปริมาณ ABS แตกต่างกัน พบว่าความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสมมีแนวโน้มลดลง และไม่เปลี่ยนแปลงเมื่อปริมาณ ABS มากกว่า 10% โดยน้ำหนัก ซึ่งสามารถบ่งบอกถึงความยืดหยุ่น หรือ ความเหนียวที่น้อยลงของพอลิเมอร์ผสม เมื่อเทียบกับ POM บริสุทธิ์ เมื่อเติมสารช่วยผสมลงใน พอลิเมอร์ผสม พบว่าความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS/PP-g-MA ไม่เปลี่ยนแปลง และค่อนข้างคงที่เมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสม POM/ABS แสดงให้เห็นว่าการเติมสารช่วยผสมลงในพอลิเมอร์ไม่สามารถปรับปรุงความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ได้

3.1.3 สมบัติทางความร้อน

3.1.3.1 อุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสมโดยใช้เครื่อง DSC

จากตารางที่ 3.1 เมื่อพิจารณาอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353D โดยปริมาณการเติม ABS แตกต่างกัน พบว่าอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีการเติมสารช่วยผสมมีแนวโน้มใกล้เคียงกับอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม โดยมีค่าแตกต่างกันเล็กน้อย โดยจะเห็นได้ว่าอุณหภูมิการหลอมผลึกของ POM บริสุทธิ์ มีค่าเท่ากับ 165.8°C ส่วนอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 พบว่ามีค่าประมาณ $164.0 \pm 1.4^{\circ}\text{C}$ เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 มีค่าประมาณ $163.6 \pm 0.6^{\circ}\text{C}$ เนื่องจากอุณหภูมิการหลอมผลึกเป็นสมบัติเฉพาะของพอลิเมอร์แต่ละชนิดที่มีผลึกจะไม่เปลี่ยนแปลงเมื่อมีการเติมพอลิเมอร์หรือสารอื่นๆ



รูปที่ 3.8 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA

ในการศึกษาความเป็นผลึกของพอลิเมอร์จากปริมาณพลังงานความร้อนซึ่งพอลิเมอร์ที่มีความเป็นผลึกใช้ในการเปลี่ยนสถานะจากของแข็งไปเป็นของเหลวหนืด โดยจะเกิดกับบริเวณที่โมเลกุลของพอลิเมอร์มีการจัดเรียงตัวกันอย่างเป็นระเบียบซึ่งเป็นบริเวณที่เป็นผลึกของพอลิเมอร์ เมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีการเติมสารช่วยผสม พบว่าการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 ใน POM บริสุทธิ์เป็นการเพิ่มเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกเล็กน้อย เนื่องจากสารช่วยผสม PP-g-MA3150 มีปริมาณมาเลอิกแอนไฮไดรด์ (MA) เพียง 0.5% ปริมาณส่วนใหญ่จึงเป็น PP ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีความเป็นผลึก แต่การเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 ซึ่งมีปริมาณ MA มากกว่าพบว่าทำให้เปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกลดลง แสดงว่าปริมาณของ MA ใน PP-g-MA มีผลต่อความเป็นผลึกของ POM และเมื่อผสม ABS ในปริมาณที่มากขึ้นใน POM จึงทำให้ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ลดลง ซึ่งจะเห็นได้จากเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกที่ลดลง เนื่องจาก ABS เป็นพอลิเมอร์อสัณฐาน การเติม ABS ลงไปจึงรบกวนการสร้างผลึกของ POM แต่เปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสมที่มีการเติมสารช่วยผสมยังคงมีค่าใกล้เคียงกับพอลิเมอร์ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม ดังนั้นการเติมสารช่วยผสมจึงส่งผลเล็กน้อยต่อความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS

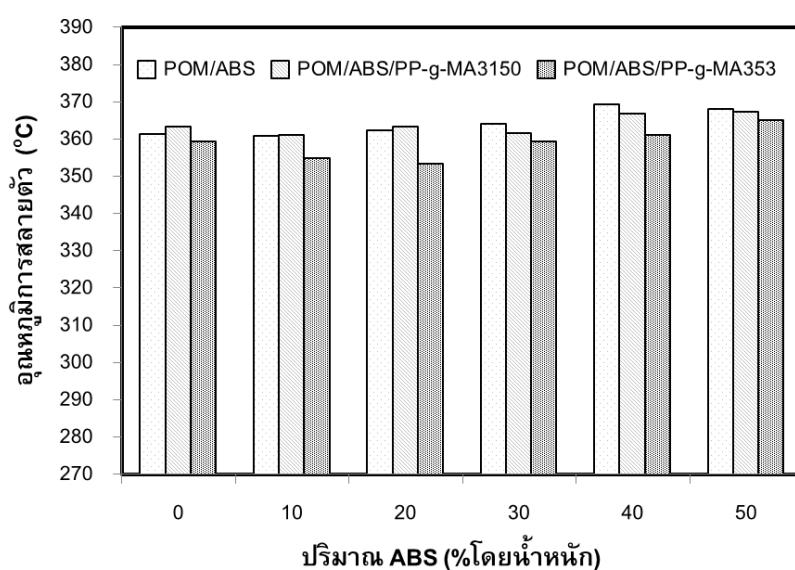
3.1.3.2 อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสมโดยใช้เครื่อง TGA

รูปที่ 3.9 แสดงความสัมพันธ์ของอุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ในปริมาณ ABS ที่แตกต่างกัน เมื่อน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสมสูญเสียไป 10% โดยน้ำหนัก พบว่ามีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเล็กน้อยเมื่อปริมาณ ABS เพิ่มมากขึ้น เนื่องจากเมื่อเพิ่มปริมาณ ABS ลงในพอลิเมอร์ผสมเฟสของ ABS จะมีการรวมตัวเป็นกลุ่มทรงกลม และกระจายทั่วถึงในเฟสต่อเนื่อง ทำให้ต้องใช้อุณหภูมิในการสลายตัวมากยิ่งขึ้น และเมื่อพิจารณาอุณหภูมิการสลายตัวของ POM บริสุทธิ์และ ABS บริสุทธิ์เท่ากับ 361.3°C และ 388.6°C ตามลำดับ พบว่า ABS บริสุทธิ์ใช้อุณหภูมิในการสลายตัวที่สูงกว่า POM บริสุทธิ์ แสดงให้เห็นว่า ABS บริสุทธิ์ มีการดูดซับพลังงานความร้อนได้ดีกว่าและมีความเสถียรต่อความร้อนสูงกว่า POM

การเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 ทำให้อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS มีแนวโน้มคงที่และต่ำลงเล็กน้อยที่ปริมาณ ABS เพิ่มสูงขึ้น แสดงให้เห็นว่าสารช่วยผสม PP-g-MA3150 จะช่วยให้ ABS กระจายตัวได้ดีขึ้นในเมทริกซ์ POM ที่ปริมาณ ABS ที่เหมาะสม ในขณะที่อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS/PP-g-MA353 มีค่าต่ำกว่าอุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS และ POM/ABS/PP-g-MA3150 ซึ่งแสดงว่า PP-g-MA353 ที่มีปริมาณ MA มากกว่าเกิดการสลายตัวได้ง่ายกว่า ซึ่งส่งผลให้อุณหภูมิการสลายตัวลดลง นอกจากนี้จากฐานวิทยาศาสตร์ยังแสดงให้เห็นว่าสารช่วยผสม PP-g-MA353 ทำให้เกิดการรวมกลุ่มกันของเฟส ABS เป็นเฟสต่อเนื่องซึ่งเป็นโครงสร้างที่มีการยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสมากกว่า PP-g-MA3150 จึงส่งผลทำให้เฟส ABS กระจายตัวได้ดีในเมทริกซ์ POM ส่งผลให้เสถียรภาพทางความร้อนของ ABS ลดลง

ตารางที่ 3.1 อุณหภูมิการหลอมผลึก (T_m) และเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA

ตัวอย่าง	T_m ($^{\circ}\text{C}$)	เปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึก
POM	165.8	32.7
POM/ABS (90/10)	164.9	31.5
POM/ABS (80/20)	164.9	26.5
POM/ABS (70/30)	163.2	20.4
POM/ABS (60/40)	162.9	14.6
POM/ABS (50/50)	162.6	14.1
POM/PP-g-MA3150 (100/5)	165.3	34.8
POM/ABS/PP-g-MA3150 (90/10/5)	165.4	29.5
POM/ABS/PP-g-MA3150 (80/20/5)	165.2	25.5
POM/ABS/PP-g-MA3150 (70/30/5)	162.7	19.9
POM/ABS/PP-g-MA3150 (60/40/5)	163.9	15.0
POM/ABS/PP-g-MA3150 (50/50/5)	162.5	14.2
POM/PP-g-MA353 (100/5)	164.1	27.8
POM/ABS/PP-g-MA353 (90/10/5)	164.7	30.3
POM/ABS/PP-g-MA353 (80/20/5)	163.4	20.1
POM/ABS/PP-g-MA353 (70/30/5)	163.1	18.1
POM/ABS/PP-g-MA353 (60/40/5)	163.7	19.6
POM/ABS/PP-g-MA353 (50/50/5)	163.4	13.0

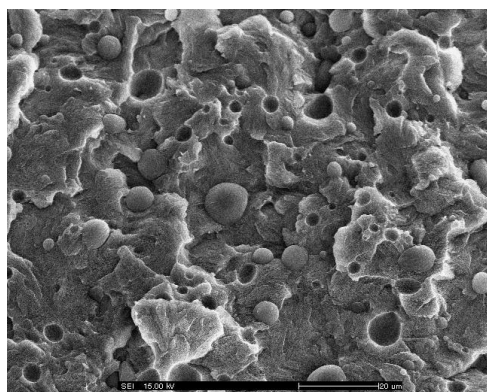


รูปที่ 3.9 อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA

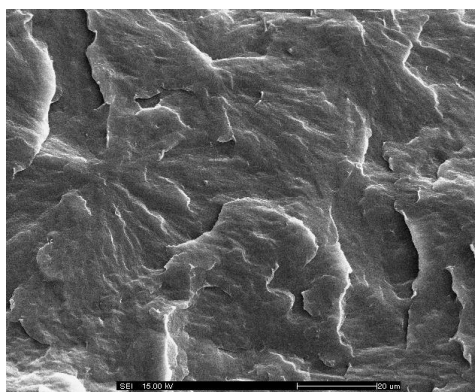
3.2 พอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีและไม่มีสารช่วยผสม PP-g-MA

3.2.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

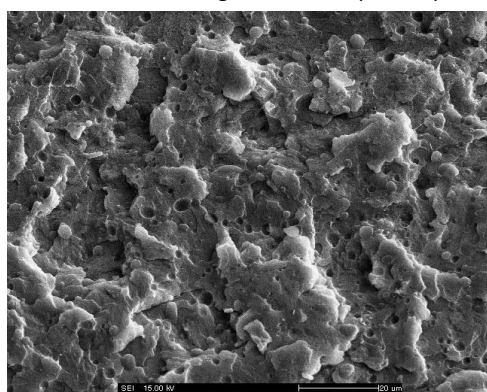
รูปที่ 3.10 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะรอยแตกของ POM และ PP ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 ที่ปริมาณ 5 phr พบว่า POM/PP-g-MA3150 (100/5) และ POM/PP-g-MA353 (100/5) มีเฟสของ PP กระจายตัวเป็นทรงกลมในเมทริกซ์ของเฟส POM ซึ่งแสดงว่าเฟส PP-g-MA กับเฟส POM ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดีเนื่องเกิดการแยกเฟสเป็นลักษณะทรงกลมของเฟส PP กระจายอยู่ในเมทริกซ์ของ POM ซึ่งเป็นเฟสต่อเนื่อง เมื่อเปรียบเทียบสารช่วยผสมทั้งสองชนิดพบว่า ขนาดของเฟสกระจาย PP-g-MA353 มีขนาดเล็กกว่า PP-g-MA3150 ซึ่งบ่งชี้ว่า PP-g-MA353 สามารถผสมกับ POM ได้ดีกว่า PP-g-MA3150 ในขณะที่สัณฐานวิทยาและลักษณะรอยแตกของ PP เมื่อเติม PP-g-MA ทั้งสองชนิดในปริมาณ 5 phr พบว่า PP-g-MA สามารถผสมเข้ากันได้กับ PP เป็นเนื้อเดียวกัน ซึ่งอาจเกิดจาก PP-g-MA มีหมู่ฟังก์ชันที่เป็น PP จากผลดังกล่าวแสดงให้เห็นว่า PP-g-MA สามารถผสมเข้ากับ PP ได้ดีกว่า POM



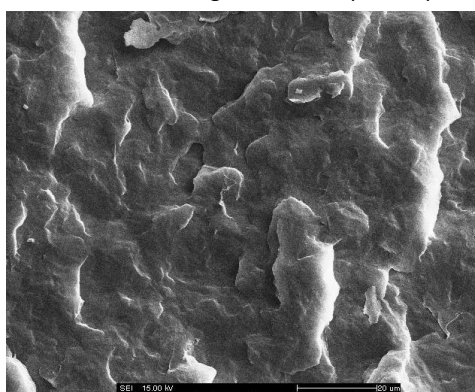
ก. POM/PP-g-MA3150 (100/3)



ข. PP/PP-g-MA3150 (100/3)



ค. POM/PP-g-MA353 (100/3)



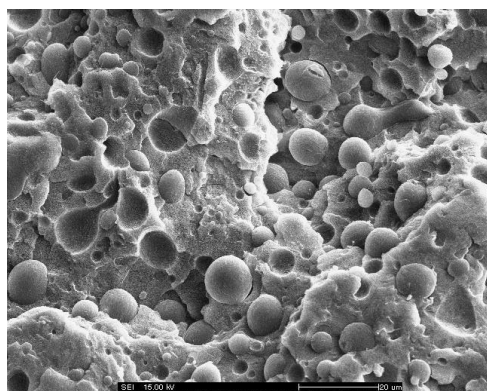
ง. PP/PP-g-MA353 (100/3)

รูปที่ 3.10 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ POM และ PP ที่มีการผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353

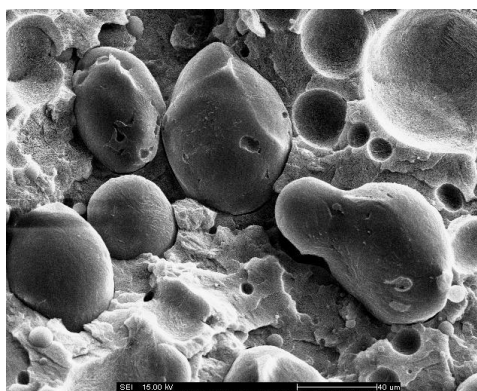
รูปที่ 3.11 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม จะเห็นได้ว่าเมื่อเติม PP ลงไปในเมทริกซ์ของ POM ในอัตราส่วน POM/PP เท่ากับ 90/10, 80/20 และ 70/30 เฟส PP มีลักษณะการเกาะกลุ่มกันเป็นทรงกลมกระจายตัวทั่วถึงในเมทริกซ์ของเฟส

ต่อเนื่อง POM และเกิดช่องว่างระหว่างเฟสทั้งสองซึ่งแสดงถึงการที่พื้นผิวของ POM และ PP มีแรงยึดเหนี่ยวกันน้อย เนื่องจาก POM เป็นพอลิเมอร์ที่มีขั้ว ส่วน PP เป็นพอลิเมอร์ที่ไม่มีขั้ว โดยที่ขนาดของเฟสกระจาย PP มีขนาดใหญ่ขึ้นตามปริมาณของ PP ที่เพิ่มขึ้น แต่เมื่อเพิ่มอัตราส่วนของ PP เป็น 40% โดยน้ำหนัก พบว่าเกิดการรวมกลุ่มกันของเฟส PP ขนาดใหญ่เพิ่มขึ้นทำให้ PP มีลักษณะเป็นเฟสต่อเนื่องเช่นเดียวกับ POM

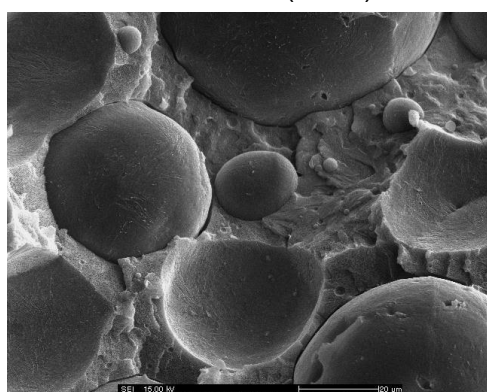
รูปที่ 3.12 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP โดยการผสม PP-g-MA3150 ในปริมาณ 3 phr เป็นสารช่วยผสม จะเห็นได้ว่าที่อัตราส่วนของ POM/PP (90/10) และ (80/20) พบว่า PP มีลักษณะการเกาะกลุ่มกันเป็นทรงกลมกระจายทั่วถึงในเมทริกซ์ของเฟสต่อเนื่อง และเนื่องจากสารช่วยผสม PP-g-MA3150 กระจายตัวได้ดีกว่าในเมทริกซ์ของ PP สังเกตจากสัณฐานวิทยาของ PP ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 จะเห็นว่าเป็นเมทริกซ์เดียวกันกับ PP ดังนั้นการเติมสารช่วยผสมจึงเป็นการเพิ่มปริมาณให้เมทริกซ์ของ PP มีขนาดใหญ่ขึ้นกว่าพอลิเมอร์ผสมที่ไม่เติมสารช่วยผสม และเมื่อเพิ่มอัตราส่วนของ PP พบว่าเกิดการรวมกลุ่มกันของเฟส PP เพิ่มขึ้นทำให้ PP มีลักษณะเป็นเฟสต่อเนื่องมากขึ้น แต่มีช่องว่างระหว่างเฟสของ POM และ PP ซึ่งแสดงถึงแรงยึดเหนี่ยวกันน้อย



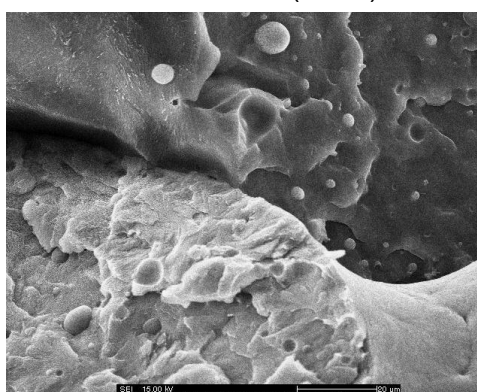
ก. POM/PP (90/10)



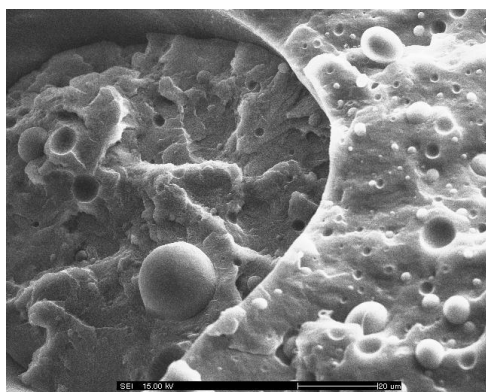
ข. POM/PP (80/20)



ค. POM/PP (70/30)



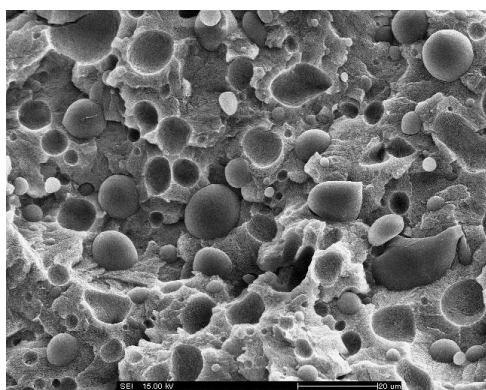
ง. POM/PP (60/40)



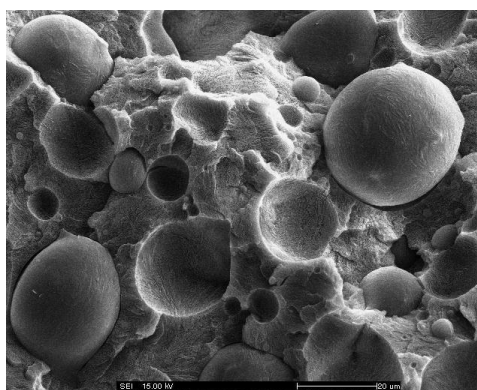
จ. POM/PP (50/50)

รูปที่ 3.11 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีสารช่วยผสม PP-g-MA

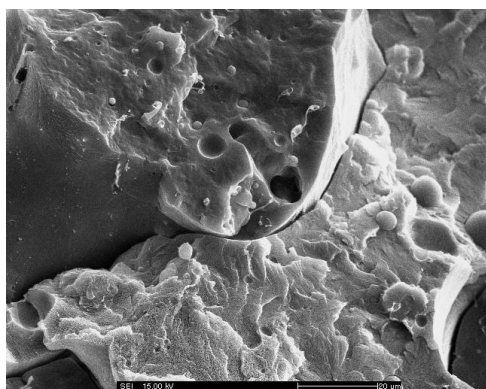
รูปที่ 3.13 แสดงแสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP โดยการผสม PP-g-MA353 ในปริมาณ 3 phr เป็นสารช่วยผสม พบว่า PP มีลักษณะการเกาะกลุ่มกันเป็นทรงกลมกระจายทั่วถึงในเมทริกซ์ของเฟสต่อเนื่อง POM เฟสกระจาย PP มีขนาดใหญ่ขึ้นตามปริมาณของ PP ที่มากขึ้น เมื่อมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 พบว่าขนาดของเฟสกระจาย PP ลดลงเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสมที่ไม่เติมสารช่วยผสมซึ่งแสดงถึงการเพิ่มแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส POM และ PP แต่เมื่อปริมาณ PP มากกว่า 40% โดยน้ำหนัก ปริมาณของสารช่วยผสม PP-g-MA353 3 phr ไม่สามารถลดขนาดของเฟสกระจาย PP ได้และช่วยเพิ่มแรงยึดเหนี่ยวซึ่งอาจเกิดจากมีปริมาณของ PP มากเกินไป



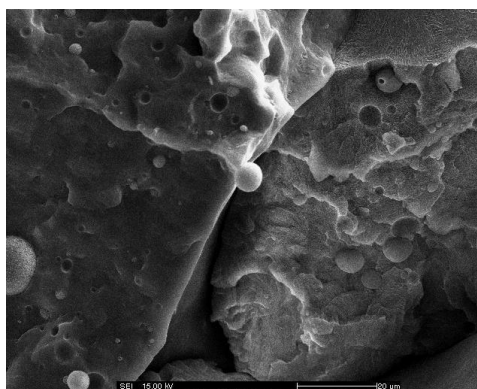
ก. POM/PP/PP-g-MA3150 (90/10/3)



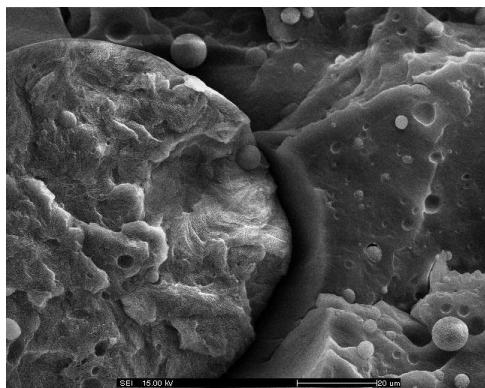
ข. POM/PP/PP-g-MA3150 (80/20/3)



ค. POM/PP/PP-g-MA3150 (70/30/3)

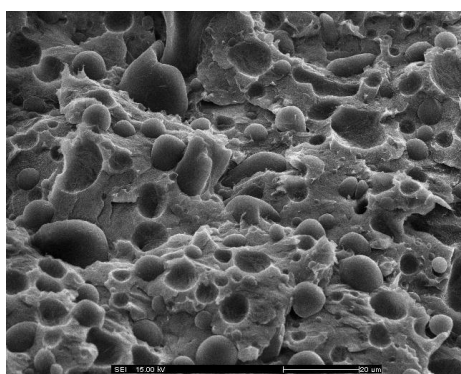


ง. POM/PP/PP-g-MA3150 (60/40/3)

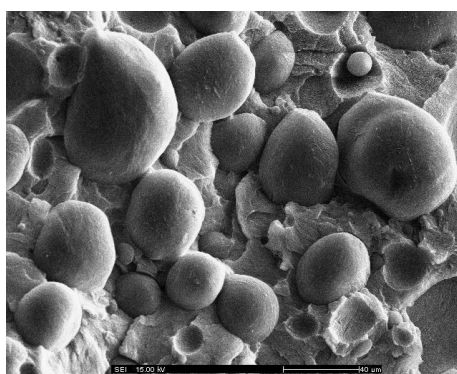


จ. POM/PP/PP-g-MA3150 (50/50/3)

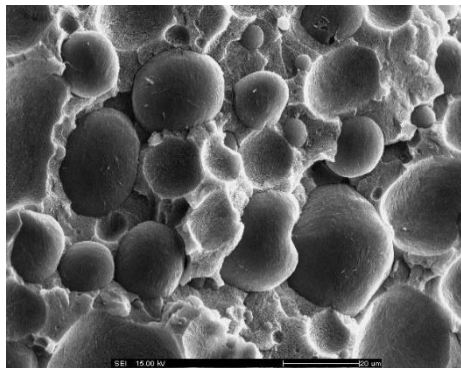
รูปที่ 3.12 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีสารช่วยผสม PP-g-MA3150



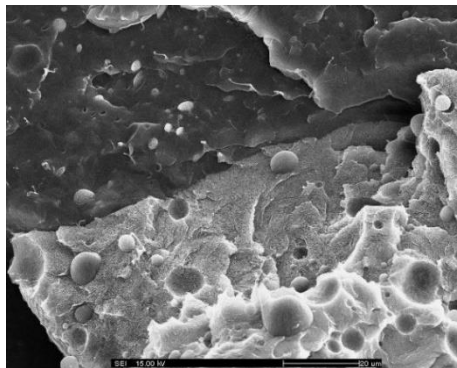
ก. POM/PP/PP-g-MA353 (90/10/3)



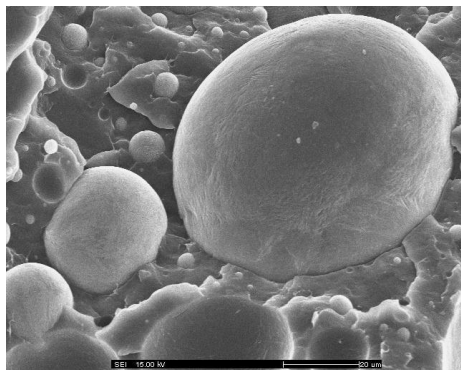
ข. POM/PP/PP-g-MA353 (80/20/3)



ค. POM/PP/PP-g-MA353 (70/30/3)



ง. POM/PP/PP-g-MA353 (60/40/3)



จ. POM/PP/PP-g-MA353 (50/50/3)

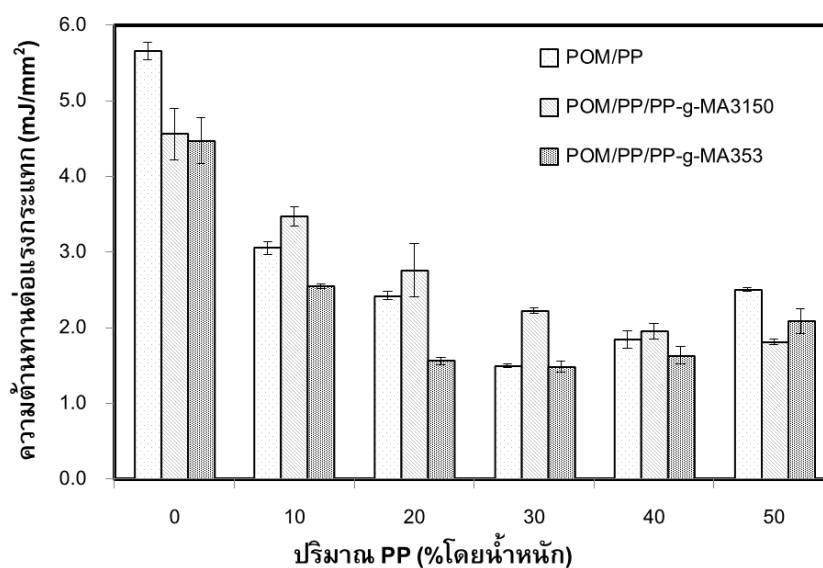
รูปที่ 3.13 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีสารช่วยผสม PP-g-MA353

3.2.2 สมบัติทางกล

3.2.2.1 การทดสอบแรงกระแทก

รูปที่ 3.14 แสดงความสัมพันธ์ของความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 3 phr ที่ปริมาณ PP แตกต่างกัน พบว่าเมื่อปริมาณของ PP เพิ่มขึ้น ทำให้ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีสารเติมสารช่วยผสมมีแนวโน้มลดลง เนื่องจาก PP เกิดการรวมกลุ่มกันเป็นทรงกลม และไม่ยึดเหนี่ยวกับพื้นผิวของ POM แต่เมื่อปริมาณของ PP เพิ่มขึ้นมากกว่า 30% โดยน้ำหนัก พบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นอีก เนื่องจาก POM และ PP มีความเป็นเฟสต่อเนื่องซึ่งกันและกัน

เมื่อมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 พบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกมีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีสารเติมสารช่วยผสม แต่เมื่อปริมาณ PP มากกว่า 30% โดยน้ำหนัก พบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 มีแนวโน้มลดลงและมีค่าต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีสารเติมสารช่วยผสมที่ปริมาณ PP มาก ในขณะที่เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 พบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกส่วนใหญ่ของพอลิเมอร์ผสมที่มีการเติม PP-g-MA353 มีค่าต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีสารเติมและที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150



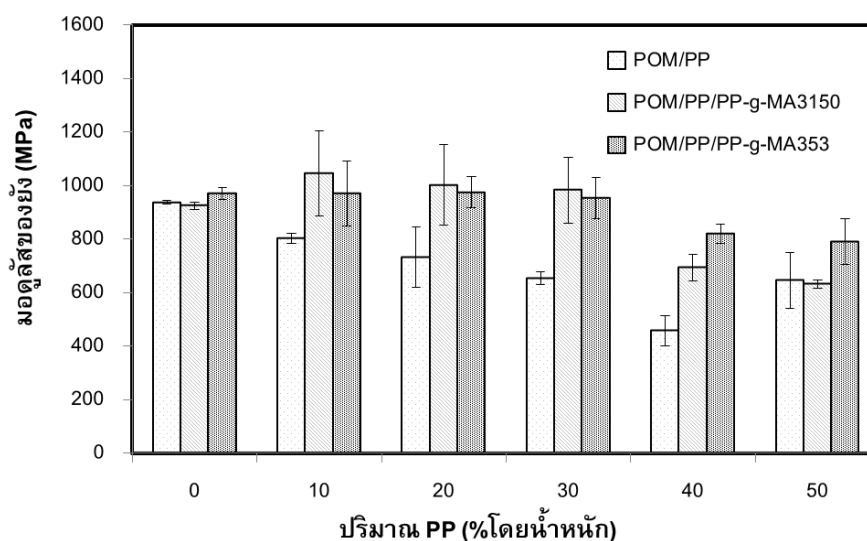
รูปที่ 3.14 ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA

3.2.2.2 การทดสอบแรงดึง

(1) มอดูลัสของยัง (Young's modulus)

รูปที่ 3.15 แสดงความสัมพันธ์ของมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 3 phr ที่ปริมาณ PP แตกต่างกัน พบว่าพอลิเมอร์ผสม POM/PP ก่อนเติมสารช่วยผสมจะมีค่ามอดูลัสของยังน้อยลงตามปริมาณ PP ที่มากขึ้นเมื่อเทียบกับ POM บริสุทธิ์ และมีมอดูลัสของยังสูงขึ้นเมื่อมี PP 50% โดยน้ำหนัก เมื่อเติมสารช่วยผสมลงใน

พอลิเมอร์ผสม พบว่ามอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA3150 และ POM/PP/PP-g-MA353 มีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสม POM/PP ในช่วงปริมาณของ PP 10-40% โดยน้ำหนัก จากนั้นมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณ PP เพิ่มมากขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับสารช่วยผสม PP-g-MA ทั้งสองชนิด พบว่าที่ปริมาณ PP 10-30% โดยน้ำหนัก พอลิเมอร์ผสมที่เติมสารช่วยผสมแต่ละชนิดจะมีมอดูลัสของยังที่ใกล้เคียงกัน แต่เมื่อปริมาณ PP มากกว่า 30% โดยน้ำหนักจะพบว่าค่าการเติม PP-g-MA353 จะทำให้มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสมสูงกว่าการเติม PP-g-MA3150 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ทั้ง 2 ชนิดสามารถปรับปรุงค่ามอดูลัสของยังที่อัตราส่วนของพอลิเมอร์ผสมที่เหมาะสม



รูปที่ 3.15 มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีสารช่วยผสม PP-g-MA

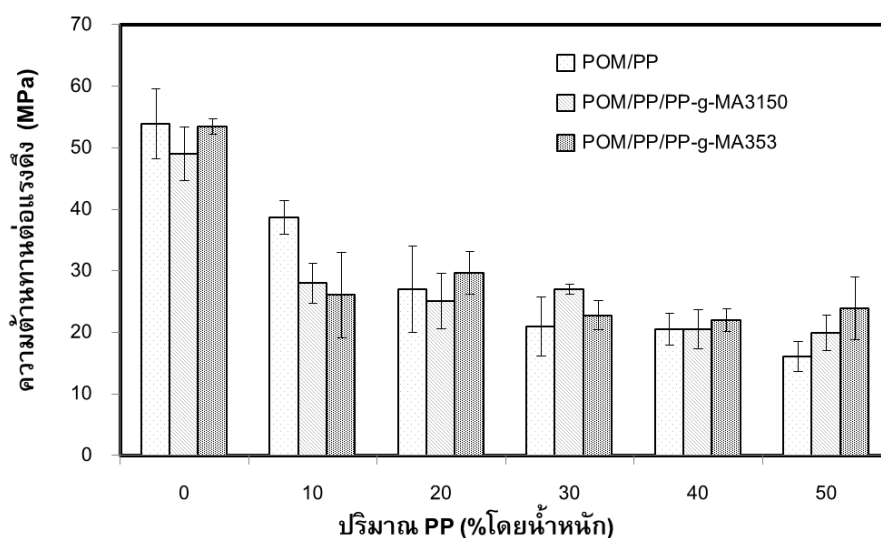
(2) ความต้านทานต่อแรงดึง (Tensile Strength)

รูปที่ 3.16 แสดงความสัมพันธ์ของความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 3 phr ที่ปริมาณ PP แตกต่างกัน พบว่าก่อนเติมสารช่วยผสมมีแนวโน้มของความต้านทานต่อแรงดึงลดลง และไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงเมื่อปริมาณ PP มากกว่า 20% โดยน้ำหนัก เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ลงในพอลิเมอร์ผสมพบว่าแนวโน้มใกล้เคียงกับพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสม แสดงให้เห็นว่า การเติมสารช่วยผสมไม่ช่วยปรับปรุงความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ยกเว้นที่ปริมาณ PP 50% โดยน้ำหนัก เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ลงในพอลิเมอร์ผสมช่วยให้ความต้านทานต่อแรงดึงเพิ่มขึ้น

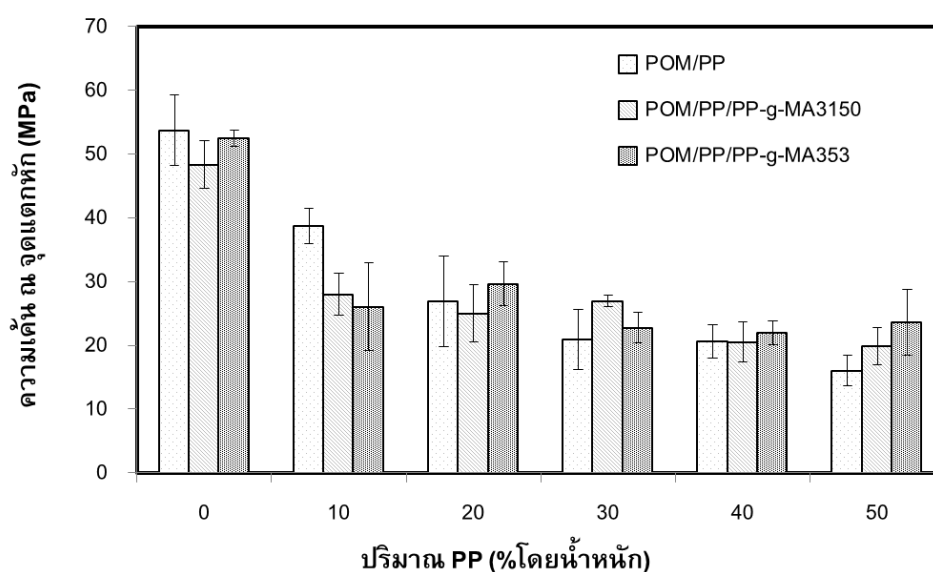
(3) ความเค้น ณ จุดแตกหัก (Stress at Break)

รูปที่ 3.17 แสดงความสัมพันธ์ของความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 3 phr ที่ปริมาณ PP แตกต่างกัน พบว่าก่อนเติมสารช่วยผสม ค่าความเค้น ณ จุดแตกหักมีแนวโน้มลดลงเมื่อเทียบกับ POM บริสุทธิ์ และไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงเมื่อปริมาณ PP มากกว่า 20% โดยน้ำหนัก เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ลงในพอลิ

เมอร์ผสมพบว่ามีแนวโน้มลดลง และไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงเมื่อ PP มีปริมาณมากกว่า 20% โดยน้ำหนัก แสดงให้เห็นว่าการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ไม่สามารถปรับปรุงความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมได้ ยกเว้นที่ปริมาณ PP 50% โดยน้ำหนัก เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ลงในพอลิเมอร์ผสมช่วยให้ความต้านทานต่อแรงดึงเพิ่มขึ้น



รูปที่ 3.16 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการช่วยผสม PP-g-MA

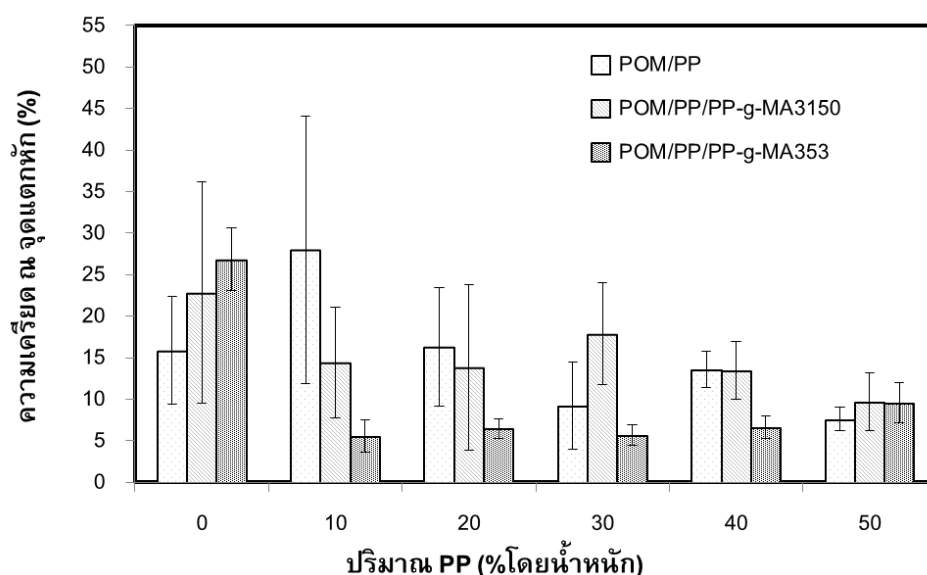


รูปที่ 3.17 ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการช่วยผสม PP-g-MA

(4) ความเครียด ณ จุดแตกหัก (Strain at Break)

รูปที่ 3.18 แสดงความสัมพันธ์ของความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 3 phr ที่ปริมาณ PP ต่างกัน พบว่าก่อนเติมสารช่วยผสมไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงเมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น แต่ที่ปริมาณ PP 10% โดย

น้ำหนักความเครียด ณ จุดแตกหักจะมีค่าสูง และเมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 ลงในพอลิเมอร์ผสม POM/PP จะไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงมากนักและลดลงที่ปริมาณ PP มากเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสม แต่เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 ลงในพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA353 มีความเครียด ณ จุดแตกหักต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสม POM/PP และ POM/PP/PP-g-MA353 ทุกปริมาณของ PP แสดงให้เห็นว่าเมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 ไม่สามารถปรับปรุงความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP



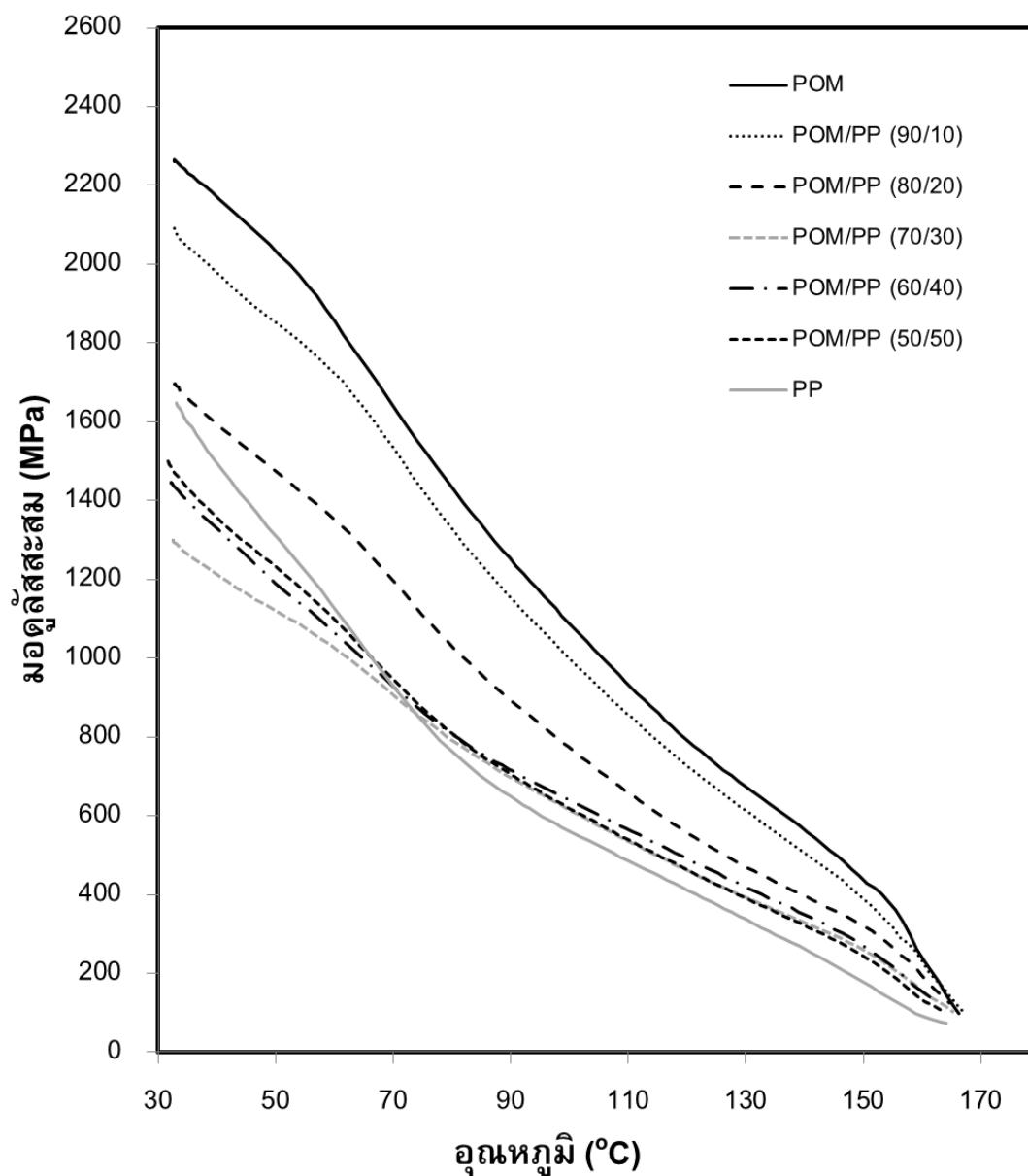
รูปที่ 3.18 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีส่วนช่วยผสม PP-g-MA

3.2.2.3 สมบัติทางกลที่มีการให้ความร้อนกับชิ้นงาน

รูปที่ 3.19 แสดงค่ามอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม พบว่าค่ามอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม POM/PP มีแนวโน้มในทางเดียวกันคือ ค่ามอดูลัสจะลดลงเมื่ออุณหภูมิที่ใช้ทดสอบมีค่าสูงขึ้น เนื่องจากโมเลกุลของพอลิเมอร์ผสม POM/PP จะมีพลังงานมากขึ้นพร้อมการให้แรงทางกลทำให้โมเลกุลเกิดการสั่นเพิ่มขึ้น จึงเกิดการเคลื่อนที่เพื่อลดความเค้นที่ได้รับ และเมื่อให้อุณหภูมิสูงขึ้นจนถึงจุด T_g จะทำให้พอลิเมอร์ผสม POM/PP มีลักษณะอ่อนตัวลง ค่ามอดูลัสจะลดลง โดยที่ค่ามอดูลัสของ PP บริสุทธิ์มีค่าต่ำกว่า POM บริสุทธิ์ เมื่อปริมาณของ PP ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้นจึงทำให้ค่ามอดูลัสมีค่าลดลง

รูปที่ 3.20 แสดงค่ามอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA3150 ที่ปริมาณของ PP ต่างๆ พบว่าค่ามอดูลัสมีแนวโน้มในทางเดียวกันคือ ค่ามอดูลัสจะลดลงเมื่ออุณหภูมิที่ใช้ทดสอบมีค่าสูงขึ้น เนื่องจากโมเลกุลของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA3150 จะมีพลังงานมากขึ้นพร้อมการให้แรงทางกลทำให้โมเลกุลเกิดการสั่นเพิ่มขึ้น จึงเกิดการเคลื่อนที่เพื่อลดความเค้นที่ได้รับ และเมื่อให้อุณหภูมิสูงขึ้นจนถึงจุด T_g จะทำให้พอลิเมอร์ผสมมีลักษณะอ่อนตัวลง ค่ามอดูลัสจะลดลง โดยเมื่อเปรียบเทียบค่ามอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA3150 และพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม จะเห็นได้ว่าเมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 ทำให้ค่า

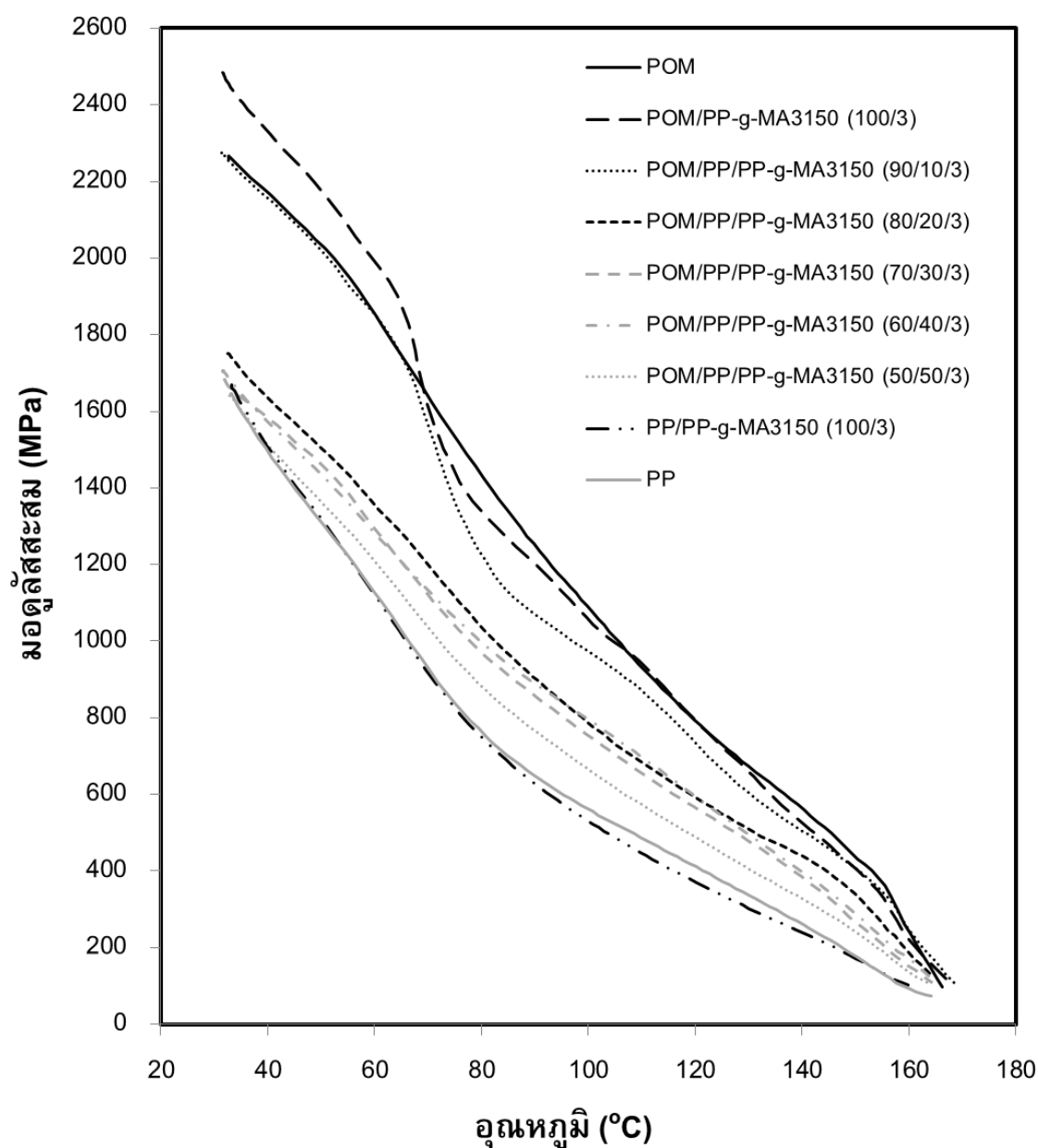
มอดูลัสของ POM/PP-g-MA3150 มีค่ามากกว่า POM บริสุทธิ์ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม และทำให้พอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA3150 มีค่ามอดูลัสที่มากขึ้นด้วยและมีค่ามอดูลัสอยู่ระหว่างมอดูลัสของ POM และ PP นอกจากนี้มอดูลัสของ POM/PP/PP-g-MA3150 มีค่าลดลงตามปริมาณของ PP ที่เพิ่มขึ้นด้วย



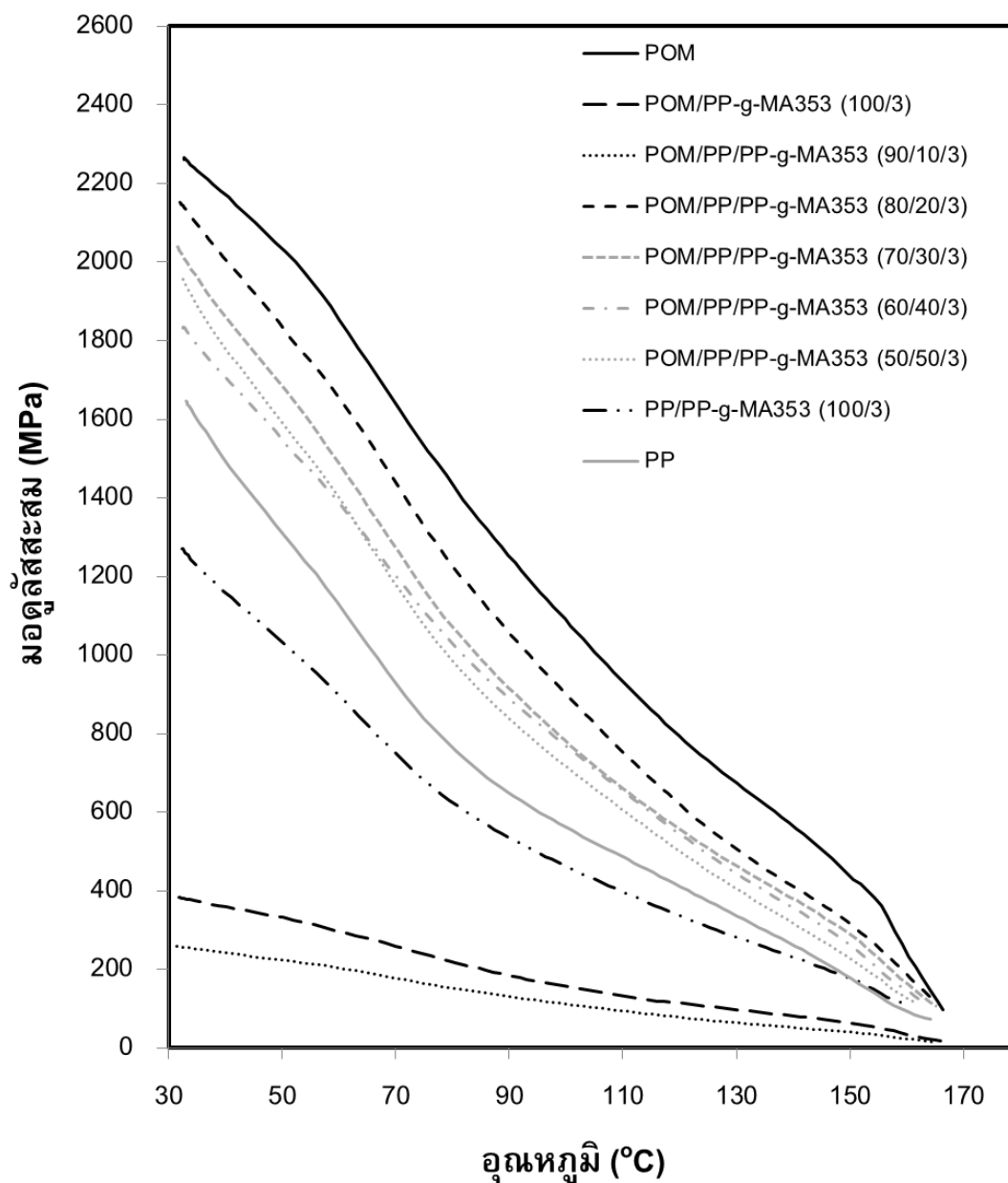
รูปที่ 3.19 ค่ามอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ปริมาณของ PP ต่างๆ เปรียบเทียบกับ POM และ PP บริสุทธิ์

รูปที่ 3.21 แสดงค่ามอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA353 ที่ปริมาณของ PP ต่างๆ พบว่าค่ามอดูลัสมีแนวโน้มในทางเดียวกันคือ ค่ามอดูลัสจะลดลง เมื่ออุณหภูมิที่ใช้ทดสอบมีค่าสูงขึ้น เนื่องจากโมเลกุลของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA353 จะมีพลังงานมากขึ้น

พร้อมการให้แรงทางกลทำให้โมเลกุลเกิดการสั่นเพิ่มขึ้น จึงเกิดการเคลื่อนที่เพื่อลดความเค้นที่ได้รับ และเมื่อให้อุณหภูมิสูงขึ้นจนถึงจุด T_g จะทำให้พอลิเมอร์ผสมมีลักษณะอ่อนตัวลง ค่ามอดูลัสจะลดลง โดยเมื่อเปรียบเทียบกับค่ามอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA353 และพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม จะเห็นได้ว่าเมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 ทำให้ค่ามอดูลัสของ POM/PP-g-MA353 มีค่ามากกว่า POM บริสุทธิ์ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม และทำให้พอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA353 มีค่ามอดูลัสที่มากขึ้นด้วยและมีค่ามอดูลัสอยู่ระหว่างมอดูลัสของ POM และ PP นอกจากนี้มอดูลัสส่วนใหญ่ของ POM/PP/PP-g-MA353 มีค่าลดลงตามปริมาณของ PP ที่เพิ่มขึ้นด้วย



รูปที่ 3.20 ค่ามอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA3150 ที่ปริมาณของ PP ต่างๆ เปรียบเทียบกับ POM และ ABS บริสุทธิ์



รูปที่ 3.21 ค่ามอดูลัสสะสมของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA353 ที่ปริมาณของ PP ต่างๆ เปรียบเทียบกับ POM และ ABS บริสุทธิ์

3.2.3 สมบัติทางความร้อน

3.2.3.1 อุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสมโดยใช้เครื่อง DSC

จากตารางที่ 3.2 เมื่อพิจารณาอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ปริมาณการเติม PP แตกต่างกัน พบว่าเมื่อมีการเติม PP ลงใน POM ในปริมาณมากขึ้น อุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP มีการเปลี่ยนแปลงน้อยมากจากอุณหภูมิการหลอมผลึกของ POM บริสุทธิ์ โดยจะเห็นได้ว่าอุณหภูมิการหลอมผลึกของ POM บริสุทธิ์ มีค่าเท่ากับ 165.8 °C ส่วนอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ปริมาณการเติม PP แตกต่างกัน มีอุณหภูมิการหลอม

ผลึกเฉลี่ยเท่ากับ 164.9 ± 1.1 °C เนื่องจากอุณหภูมิการหลอมผลึกเป็นสมบัติเฉพาะของพอลิเมอร์แต่ละชนิดที่มีผลึกจะไม่เปลี่ยนแปลงเมื่อมีการเติมพอลิเมอร์หรือสารอื่นๆ รวมทั้ง POM และ PP เป็นพอลิเมอร์แบบกึ่งผลึกที่มีค่าอุณหภูมิการหลอมผลึกใกล้เคียงกัน

ในการศึกษาความเป็นผลึกของพอลิเมอร์จากปริมาณพลังงานความร้อนซึ่งพอลิเมอร์ที่มีความเป็นผลึกใช้ในการเปลี่ยนสถานะจากของแข็งไปเป็นของเหลวหนืด โดยจะเกิดกับบริเวณที่โมเลกุลของพอลิเมอร์มีการจัดเรียงตัวกันอย่างเป็นระเบียบซึ่งเป็นบริเวณที่เป็นผลึกของพอลิเมอร์ เมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP โดยเปรียบเทียบปริมาณความร้อนที่ใช้ในการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP กับปริมาณความร้อนที่ใช้ในการหลอมผลึก 100% ของ POM พบว่ามีค่าเพิ่มขึ้นจากเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของ POM บริสุทธิ์ ที่สัดส่วนปริมาณของ POM/PP เป็น 90/10 และ 80/20 โดยน้ำหนัก เนื่องจากทั้ง POM และ PP ต่างเป็นพอลิเมอร์ที่มีผลึก ทำให้เกิดผลึกสองขนาดที่แตกต่างกันแต่ไม่ชัดเจนในพอลิเมอร์ผสม และอุณหภูมิการหลอมผลึกของ POM และ PP มีค่าใกล้เคียงกันทำให้พีคที่แสดงถึงพลังงานความร้อนที่ใช้ในการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสมมีลักษณะกว้างกว่าของ POM บริสุทธิ์ และพลังงานความร้อนที่ใช้ในการหลอมผลึกมีค่ามากกว่า จึงทำให้เปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกมากกว่า POM บริสุทธิ์ด้วย แต่มีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณของ PP เพิ่มขึ้น เนื่องจาก POM มีความเป็นผลึกสูงกว่า PP เมื่อเปรียบเทียบโดยใช้ปริมาณความร้อนที่ใช้ในการหลอมผลึก 100% ของ POM

เมื่อพิจารณาอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 โดยปริมาณการเติม PP แตกต่างกัน พบว่าอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีการเติมสารช่วยผสมมีแนวโน้มใกล้เคียงกับอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม โดยมีค่าแตกต่างกันเล็กน้อยเมื่อมีการเติม PP ลงใน POM ในปริมาณมากขึ้น โดยจะเห็นได้ว่าอุณหภูมิการหลอมผลึกของ POM บริสุทธิ์ มีค่าเท่ากับ 165.8 °C ส่วนอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 พบว่ามีอุณหภูมิการหลอมผลึกเฉลี่ยเท่ากับ 164.0 ± 0.6 °C และเมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 มีอุณหภูมิการหลอมผลึกเท่ากับ 164.3 ± 0.7 °C เนื่องจากอุณหภูมิการหลอมผลึกเป็นสมบัติเฉพาะของ พอลิเมอร์แต่ละชนิดที่มีผลึกจะไม่เปลี่ยนแปลงเมื่อมีการเติมพอลิเมอร์หรือสารอื่นๆ รวมทั้ง POM และ PP เป็นพอลิเมอร์แบบกึ่งผลึกที่มีค่าอุณหภูมิการหลอมผลึกใกล้เคียงกัน

ในการศึกษาความเป็นผลึกของพอลิเมอร์จากปริมาณพลังงานความร้อนซึ่งพอลิเมอร์ที่มีความเป็นผลึกใช้ในการเปลี่ยนสถานะจากของแข็งไปเป็นของเหลวหนืด โดยจะเกิดกับบริเวณที่โมเลกุลของพอลิเมอร์มีการจัดเรียงตัวกันอย่างเป็นระเบียบซึ่งเป็นบริเวณที่เป็นผลึกของพอลิเมอร์ เมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ทั้งสองชนิด โดยเปรียบเทียบปริมาณความร้อนที่ใช้ในการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP กับปริมาณความร้อนที่ใช้ในการหลอมผลึก 100% ของ POM พบว่าการเติมสารช่วยผสมลงใน POM บริสุทธิ์ ทำให้เปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกเพิ่มขึ้นเล็กน้อย แต่การเติมสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสม POM/PP พบว่าเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกมีแนวโน้มต่ำกว่าก่อนเติมสารช่วยผสม เนื่องจาก PP เป็นพอลิเมอร์ที่มีความ

เป็นผลึกต่ำกว่า POM เมื่อเปรียบเทียบโดยใช้ปริมาณความร้อนที่ใช้ในการหลอมผลึก 100 เปอร์เซ็นต์ของ POM

ตารางที่ 3.2 อุณหภูมิการหลอมผลึก (T_m) และเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA

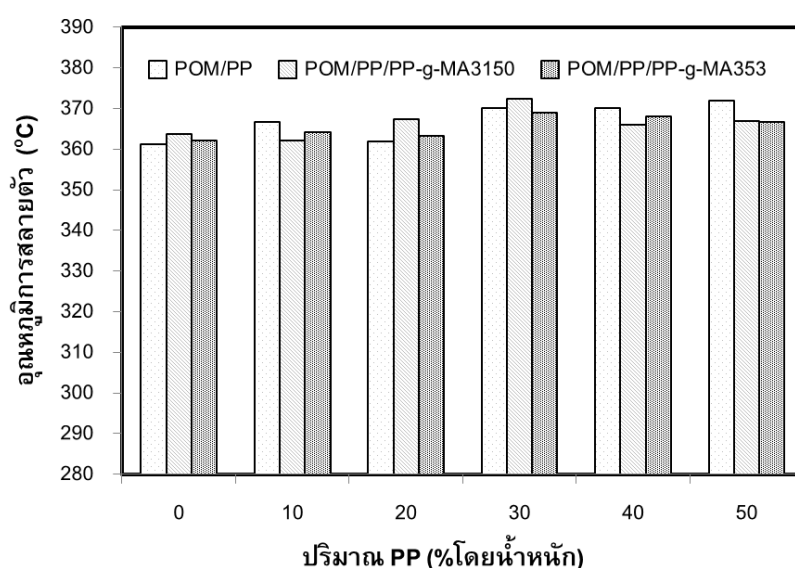
ตัวอย่าง	T_m (°C)	เปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึก
POM Pure	165.8	32.7
POM/PP (90/10)	165.6	35.1
POM/PP (80/20)	166.2	33.3
POM/PP (70/30)	164.4	28.1
POM/PP (60/40)	163.2	20.8
POM/PP (50/50)	165.2	27.2
PP Pure	166.3	30.4
POM/PP-g-MA3150 (100/3)	165.7	34.6
POM/PP/PP-g-MA3150 (90/10/3)	164.3	29.1
POM/PP/PP-g-MA3150 (80/20/3)	164.1	25.5
POM/PP/PP-g-MA3150 (70/30/3)	164.8	28.8
POM/PP/PP-g-MA3150 (60/40/3)	163.4	20.3
POM/PP/PP-g-MA3150 (50/50/3)	163.6	24.8
PP/PP-g-MA (100/3)	165.1	25.4
POM/PP-g-MA353 (100/3)	164.2	33.1
POM/PP/PP-g-MA353 (90/10/3)	164.9	28.4
POM/PP/PP-g-MA353 (80/20/3)	163.4	31.3
POM/PP/PP-g-MA353 (70/30/3)	164.7	29.6
POM/PP/PP-g-MA353 (60/40/3)	164.7	25.5
POM/PP/PP-g-MA353 (50/50/3)	163.5	19.9
PP/PP-g-MA353 (100/3)	166.0	27.1

3.2.3.2 อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสมโดยใช้เครื่อง TGA

รูปที่ 3.22 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ในปริมาณ PP ที่แตกต่างกัน เมื่อน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสมสูญเสียไป 10% โดยน้ำหนัก พบว่าอุณหภูมิการสลายตัวของ PP และ POM เท่ากับ 428.5°C และ 361.3°C ตามลำดับ อุณหภูมิการสลายตัวของ

POM/PP มีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นตามปริมาณ PP ที่เพิ่มขึ้น เนื่องจาก PP สามารถทนความร้อนได้ดีกว่า POM เนื่องจาก PP มีอุณหภูมิการสลายตัวที่สูงมากเมื่อเทียบกับ POM ดังนั้นเมื่อมีการเพิ่มปริมาณ PP จะทำให้เฟสของ PP ที่กระจายตัวอยู่ในเมทริกซ์ POM ดูดซับพลังงานความร้อนได้ดียิ่งขึ้น จึงมีอุณหภูมิในการสลายตัวของโพลิเมอร์ที่สูงขึ้นตามไปด้วย

อุณหภูมิการสลายตัวของโพลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 และ PP-g-MA353 ในปริมาณ PP ที่แตกต่างกัน เมื่อน้ำหนักของโพลิเมอร์ผสมสูญเสียไป 10% โดยน้ำหนัก มีแนวโน้มของอุณหภูมิการสลายตัวใกล้เคียงกับโพลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสม PP-g-MA โดยมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อมีปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เนื่องจากเฟสของ PP มีการกระจายอยู่ในเมทริกซ์ POM สามารถทนความร้อนและดูดซับความร้อนได้ดีกว่า POM ส่งผลให้อุณหภูมิในการสลายตัวเพิ่มขึ้น



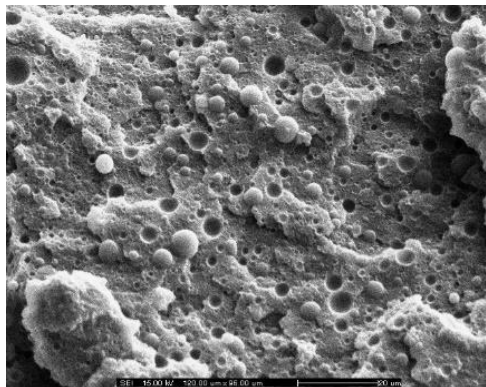
รูปที่ 3.22 อุณหภูมิการสลายตัวของโพลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีส่วนช่วยผสม PP-g-MA

3.3 โพลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Organoclay

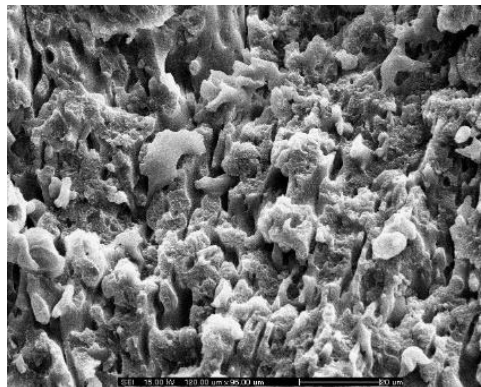
3.3.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

รูปที่ 3.23 แสดงพื้นฐานวิทยาของพื้นผิวรอยแตกจากการทดสอบแรงกระแทกของโพลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 และโพลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Clay-ODA รูปที่ 23ก แสดงพื้นฐานวิทยาของโพลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 แสดงโครงสร้างแยกเป็นสองเฟสของเฟสเมทริกซ์และอนุภาค (two-phase matrix-particle microstructure) ดังนั้นการผสม PMMA ด้วย EOC8180 นำไปสู่ระบบโพลิเมอร์ผสมสองเฟสที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ ซึ่งมีเฟส EOC8180 กระจายตัวเป็นเม็ดทรงกลมอยู่ในเมทริกซ์ PMMA ผลนี้บ่งบอกถึงแรงยึดเหนี่ยวที่ไม่แข็งแรงระหว่าง PMMA และ EOC8180 เนื่องจากธรรมชาติการไม่เข้ากันของโพลิเมอร์ทั้งสองชนิด ในขณะที่ภาพ SEM แสดงพื้นฐานวิทยาของโพลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Clay-ODA แสดงให้เห็นว่าขนาดเม็ดทรง

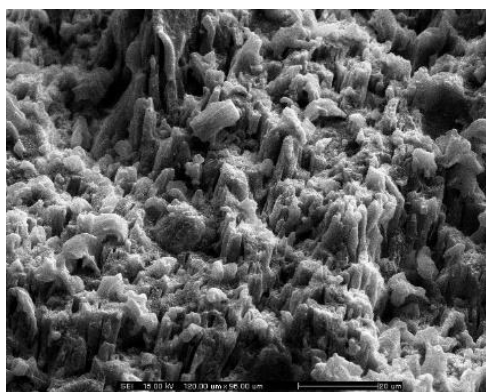
กลมของเฟสกระจาย EOC8180 เปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างยาวเมื่อมีการเติม Clay-ODA ดังแสดงในรูปที่ 23ข and 23ค ซึ่งฐานฐานวิทยาศาสตร์ที่ได้นี้ส่งผลต่อสมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต



ก. PMMA/EOC8180 (80/20)



ข. PMMA/EOC8180/Clay-ODA (80/20/3)



ค. PMMA/EOC8180/Clay-ODA (80/20/5)

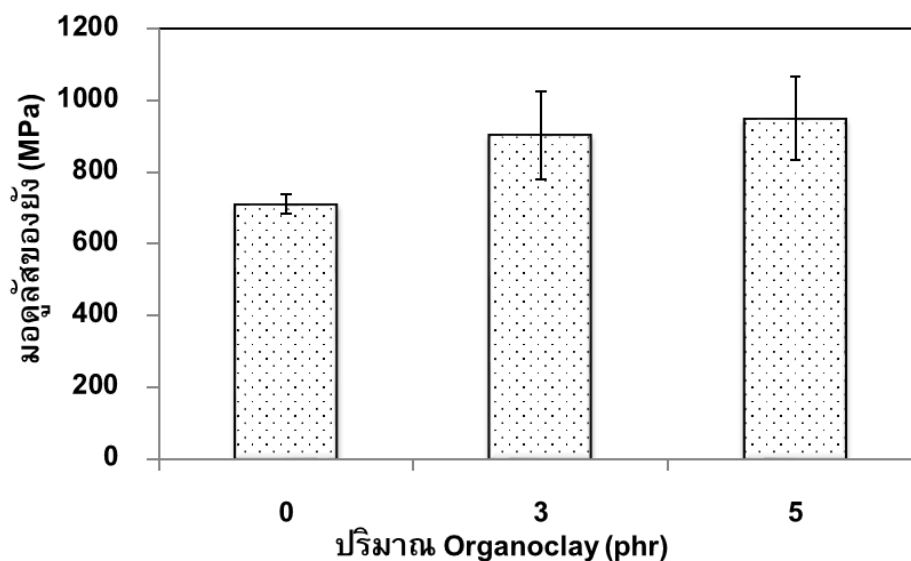
รูปที่ 3.23 ฐานฐานวิทยาศาสตร์ของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Clay-ODA

3.3.2 สมบัติทางกล

3.3.2.1 การทดสอบแรงดึง

(1) มอดูลัสของยัง (Young's modulus)

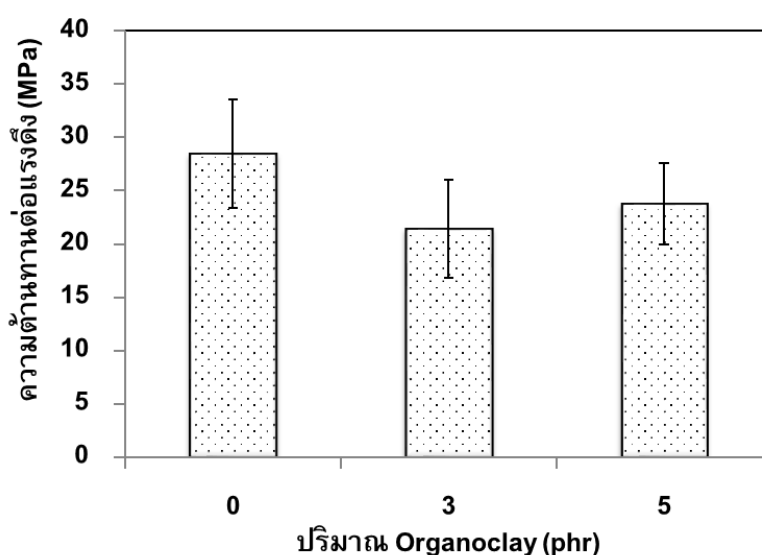
รูปที่ 3.24 แสดงความสัมพันธ์ของมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA ผลการทดลองพบว่ามอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 มีค่าต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Clay-ODA หลังจากการเติม Clay-ODA 3 และ 5 phr และมอดูลัสของยังเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ Clay-ODA ที่มากขึ้นด้วย ดังนั้นการผสม Clay-ODA ที่ 3 และ 5 phr ช่วยปรับปรุงมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตอย่างชัดเจน การเสริมแรงนี้เกิดจาก Clay-ODA ในพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตเปลี่ยนโครงสร้างจากเม็ดทรงกลมของเฟสกระจาย EOC8180 ในเมทริกซ์ PMMA เปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างยาว ซึ่งโครงสร้างยาวนี้เกิดจากอัตราส่วนของความหนืดระหว่างเฟส EOC8180 และเฟสต่อเนื่อง PMMA มีค่าลดลง โดยยืนยันได้จากภาพ SEM [28]



รูปที่ 3.24 มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA

(2) ความต้านทานต่อแรงดึง (Tensile Strength)

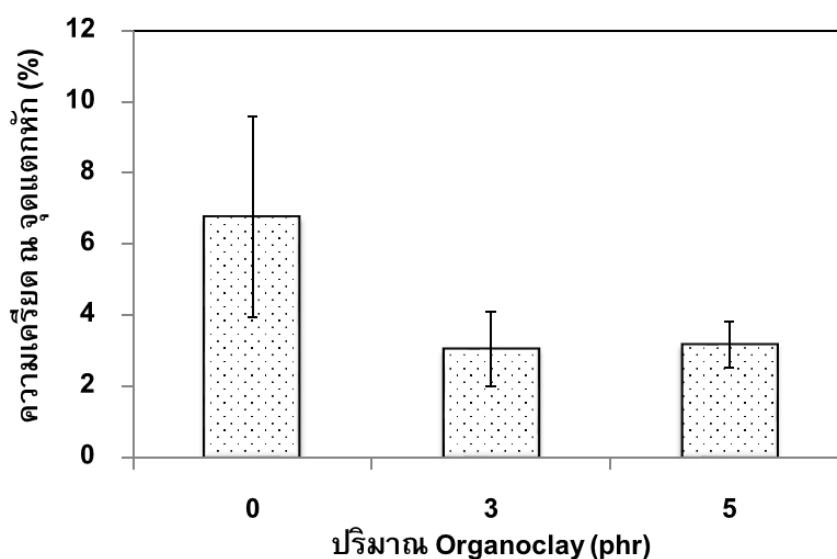
รูปที่ 3.25 แสดงความสัมพันธ์ของความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 มีค่าลดลงเล็กน้อยหลังจากการเติม Clay-ODA 3 และ 5 phr ความต้านทานต่อแรงดึงที่ลดลงอาจเกิดจากปฏิสัมพันธ์ระหว่างอนุภาคของ Clay-ODA เนื่องจากเกิดการเกาะกลุ่มกันของอนุภาค Clay-ODA ดังนั้นจึงส่งผลให้ aspect ratio ของ Clay-ODA ลดลง และยังทำให้พื้นที่สัมผัสระหว่าง Clay-ODA และเมทริกซ์ พอลิเมอร์ลดลงด้วย [45].



รูปที่ 3.25 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA

(4) ความเครียด ณ จุดแตกหัก (Strain at Break)

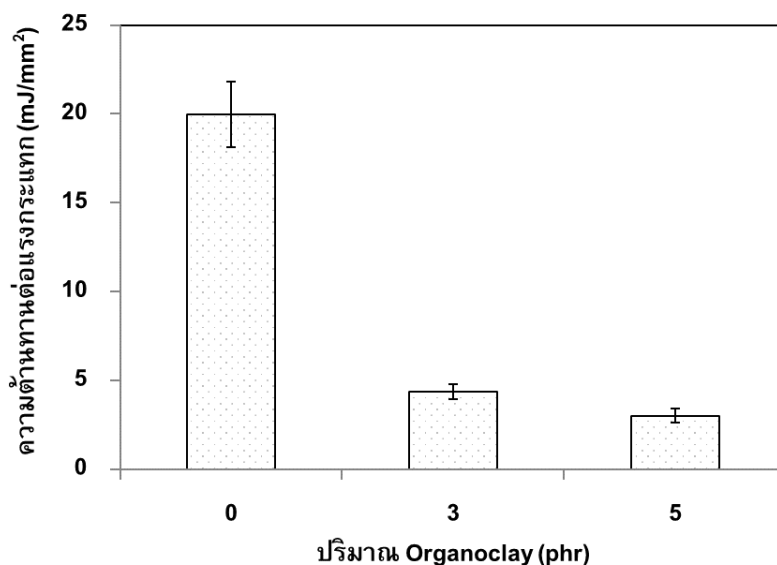
รูปที่ 3.26 แสดงความสัมพันธ์ของความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA พบว่าความเครียด ณ จุดแตกหักลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ Clay-ODA และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตมีค่าความเครียด ณ จุดแตกหักน้อยกว่าพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 การเติม Clay-ODA ทำให้ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ลดลงอย่างมาก ซึ่งให้เห็นว่าไม่มีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างพอลิเมอร์สองชนิดที่รอยต่อเฟส ความยืดหยุ่นที่ลดลงเกิดจากสายโซ่พอลิเมอร์ถูกจำกัดการเคลื่อนที่หลังจากการเติมอนุภาค Clay-ODA [32]



รูปที่ 3.26 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA

3.3.2.2 การทดสอบแรงกระแทก

รูปที่ 3.27 แสดงความสัมพันธ์ของความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA พบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 (80/20) เท่ากับ 19.97 mJ/mm² ความต้านทานต่อแรงกระแทกลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ Clay-ODA และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Clay-ODA มีค่าต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180



รูปที่ 3.27 ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-ODA

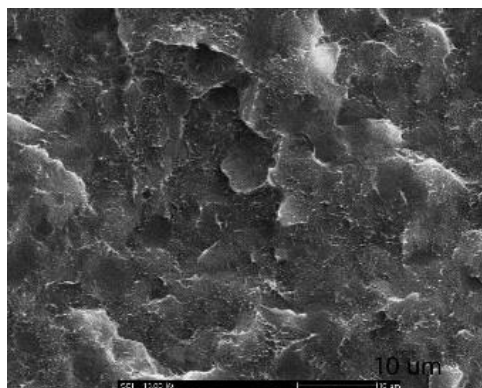
3.4 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EC/Organoclay

3.4.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

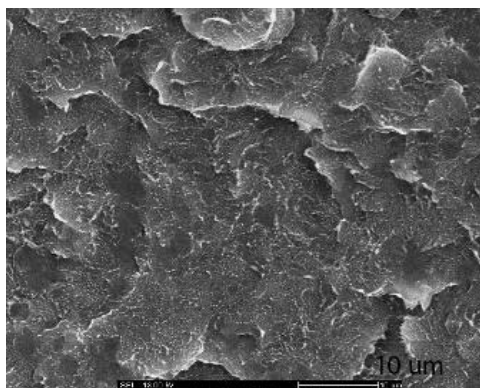
รูปที่ 3.28 แสดงภาพ SEM ของลักษณะพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EMAC/organoclay จากรูปที่ 3.28ก พบว่าพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ก่อนข้างขรุขระซึ่งแสดงถึงรอยแตกที่เหนียว พอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC สามารถผสมเข้ากันได้ดีแสดงเป็นเฟสเนื้อเดียวกันและไม่แสดงการแยกเฟสระหว่างเฟส HDPE และเฟส EMAC ในขณะที่สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ที่เติม Clay-TSA และ Clay-DDA แสดงเฟสที่ผสมเป็นเนื้อเดียวกันดังแสดงในรูปที่ 3.28ข-ค ดังนั้นการเติม Clay-TSA และ Clay-DDA ไม่มีผลต่อสัณฐานวิทยาพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC และเฟส EMAC กระจายตัวได้ดีในเฟสเมทริกซ์ HDPE แต่การเติม Clay-MHA พบการเปลี่ยนแปลงของสัณฐานวิทยาของเฟสพอลิเมอร์ที่เปลี่ยนไป ซึ่งแตกต่างจากสัณฐานวิทยาของการเติมออร์กาโนเคลย์อีกสองชนิดโดยชัดเจนและแสดงถึงความเหนียวที่เพิ่มขึ้นของพอลิเมอร์คอมโพสิตที่ได้ดังแสดงในรูปที่ 3.28ง ซึ่งโครงสร้างสัณฐานวิทยานี้สามารถปรับปรุงมอดูลัสและความเค้นดึง ณ จุดแตกหัก (tensile stress at break) ของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC หลังจากการเติม Clay-MHA

รูปที่ 3.29 แสดงภาพ SEM ของลักษณะพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EOC8180/organoclay พื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ก่อนข้างขรุขระซึ่งแสดงถึงรอยแตกที่เหนียว สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์แสดงถึงพอลิเมอร์ผสมที่สามารถผสมเข้ากันได้ดีและไม่แสดงการแยกเฟสระหว่างเฟส HDPE และเฟส EOC8180 นอกจากนี้ สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ที่มีการเติม Clay-TSA และ Clay-DDA แสดงลักษณะพื้นผิวรอยแตกที่เป็น

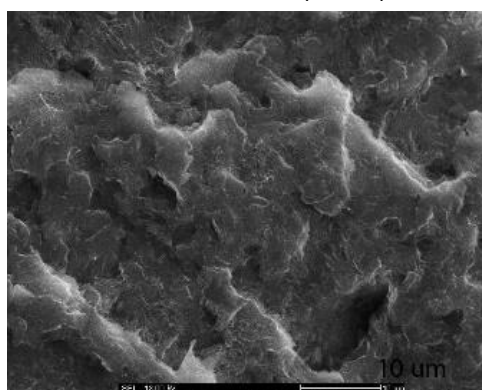
เส้นใย ดังนั้นจึงมีค่าความเครียดดึง ณ จุดแตกหัก (tensile strain at break) ที่สูงกว่าการเติมด้วย Clay-MHA โดยสรุป สันฐานวิทยาที่ได้มีผลต่อสมบัติทางกลของคอมโพสิต ดังนั้นชนิดของสารประกอบอินทรีย์ที่ใช้ปรับปรุงพื้นผิวของเคลย์จึงมีผลต่อสันฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม



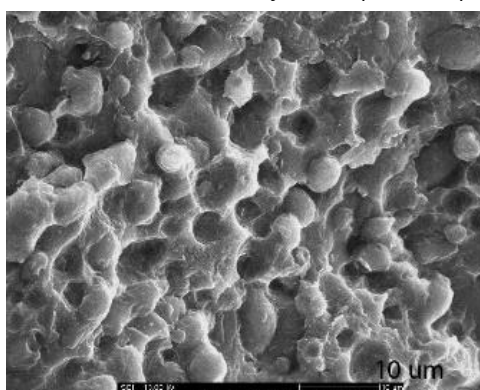
ก. HDPE/EMAC (80/20)



ข. HDPE/EMAC/Clay-TSA (80/20/3)

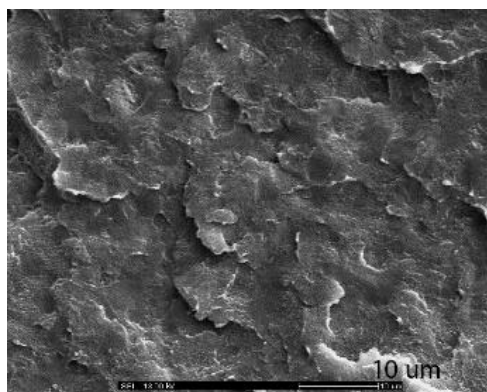


ค. HDPE/EMAC/Clay-DDA (80/20/3)

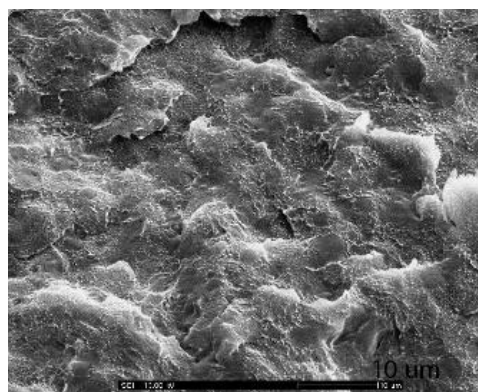


ง. HDPE/EMAC/Clay-MHA (80/20/3)

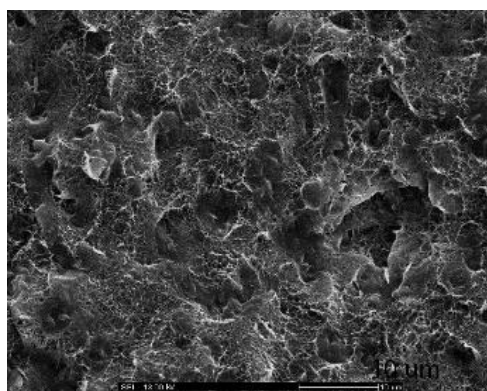
รูปที่ 3.28 สันฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต HDPE/EMAC



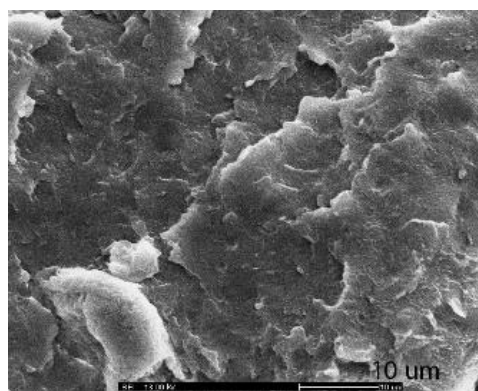
ก. HDPE/EOC8180 (80/20)



ข. HDPE/EOC8180/Clay-TSA (80/20/3)



ค. HDPE/EOC8180/Clay-DDA (80/20/3)



ง. HDPE/EOC8180/Clay-MHA (80/20/3)

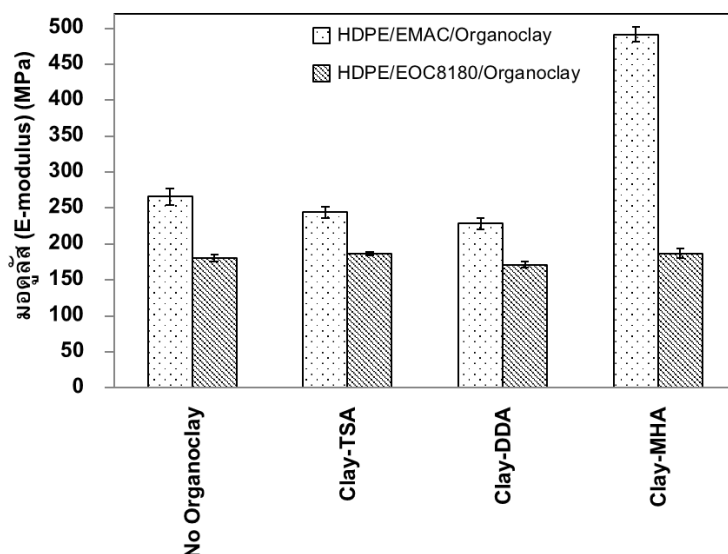
รูปที่ 3.29 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิต HDPE/EOC8180

3.4.2 สมบัติทางกล

3.4.2.1 การทดสอบแรงดึง

(1) มอดูลัส (Modulus)

รูปที่ 3.30 แสดงมอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC และคอมโพสิต HDPE/EC/organoclay ผลการทดลองพบว่ามอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ที่ไม่มีและมอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ที่ไม่มีและมอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC เพิ่มขึ้นหลังการเติม Clay-MHA ในขณะที่การเติมมอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ลดลง ผลการทดลองนี้อาจเกิดจาก Clay-MHA ที่มีการปรับปรุงพื้นผิวด้วย methyl dihydroxyethyl hydrogenated tallow ammonium 25-30 % โดยน้ำหนัก สามารถปรับปรุงแรงยึดเหนี่ยวเพิ่มปฏิสัมพันธ์ในพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ทำให้เปลี่ยนสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์คอมโพสิตแตกต่างจากการเติมด้วย Clay-TSA และ Clay-DDA อย่างไรก็ตาม การเติมมอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 เปลี่ยนแปลง ดังนั้น Clay-MHA จึงมีผลต่อมอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC เท่านั้น ผลการเสริมแรงของ Clay-MHA ในพอลิเมอร์คอมโพสิตเกิดขึ้นเนื่องจากสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC เปลี่ยนแปลงไปหลังจากการเติม Clay-MHA



รูปที่ 3.30 มอดูลัส (E-modulus) ของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตของ HDPE/EC/organoclay

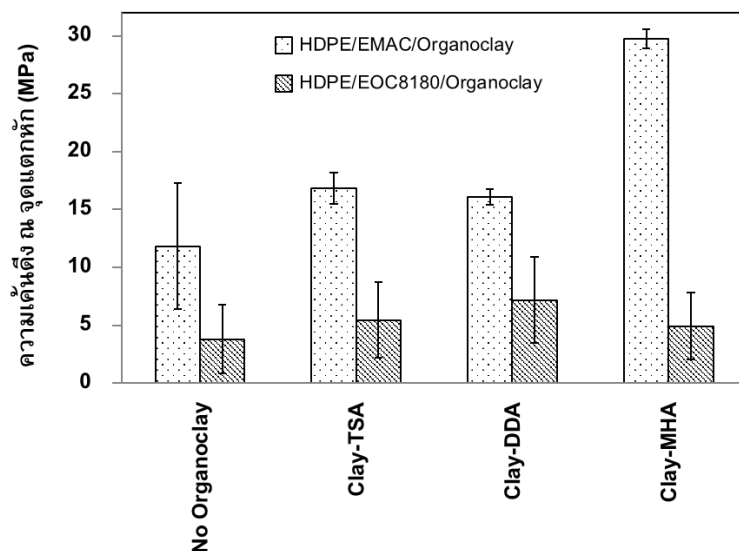
(2) ความเค้นดึง ณ จุดแตกหัก (Tensile Stress at Break)

รูปที่ 3.31 แสดงความเค้นดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC และคอมโพสิต HDPE/EC/organoclay พบว่าความเค้นดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ที่ไม่มีและมีออร์กาโนเคลย์มีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ที่ไม่มีและมีออร์กาโนเคลย์ และความเค้นดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC เพิ่มขึ้นเมื่อมีการเติม Clay-MHA เท่านั้น เนื่องจาก Clay-MHA ส่งผลต่อสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ยิ่งกว่านั้น การเติม Clay-MHA ส่งผลให้ความเค้นดึง ณ จุดแตกหักและมอดูลัสของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EMAC/organoclay มีค่าสูงที่สุด การเติมออร์กาโนเคลย์ทุกชนิดทำให้ความเค้นดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 เพิ่มขึ้นเล็กน้อย ดังนั้นนาโนเคลย์ที่ปรับปรุงพื้นผิวด้วย trimethyl stearyl ammonium 25-30 %โดยน้ำหนัก และ dimethyl dialkyl (C14-C18) amine 35-45 %โดยน้ำหนัก มีผลต่อพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC และ HDPE/EOC8180 เพียงเล็กน้อย

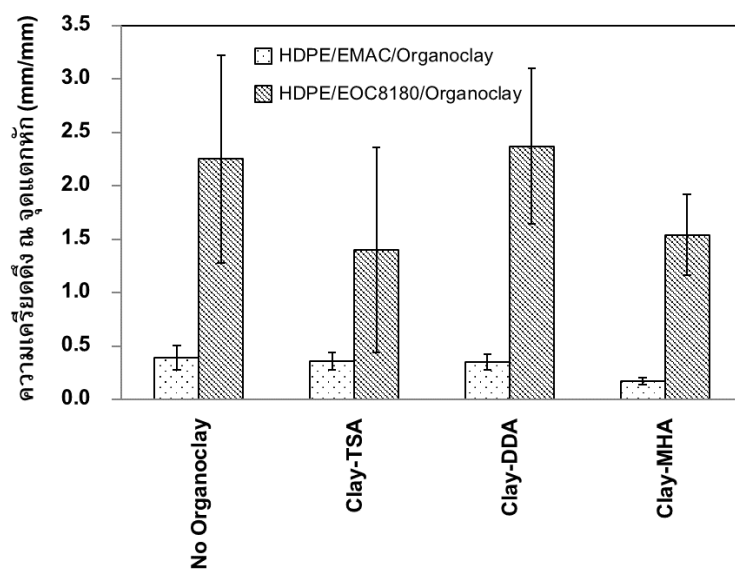
(3) ความเครียดดึง ณ จุดแตกหัก (Tensile Strain at Break)

รูปที่ 3.32 แสดงความเครียดดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EC/organoclay พบว่าความเครียดดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ที่ไม่มีและมีออร์กาโนเคลย์มีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ที่ไม่มีและมีออร์กาโนเคลย์อย่างมาก ผลดังกล่าวชี้ให้เห็นว่าพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 มีความยืดหยุ่นและการยืดตัวมากกว่าพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC อย่างมากเนื่องจาก EMAC มีสารประกอบ methyl acrylate monomer ซึ่งเป็นโครงสร้างโมเลกุลที่แข็งแรงกว่าสารประกอบ octane monomer ใน EOC8180 การเติมออร์กาโนเคลย์ทุกชนิดไม่ส่งผลอย่างมีนัยสำคัญต่อความเครียดดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม

HDPE/EMAC ในขณะที่ความเครียดดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 มีค่าลดลงเล็กน้อยหลังการเติมออร์กาโนเคลย์ ความเครียดดึง ณ จุดแตกหักที่ลดลงส่งผลสะท้อนให้เห็นถึงความเปราะที่เพิ่มขึ้นซึ่งพบได้ในพอลิเมอร์ผสมอื่นๆ [45-46]



รูปที่ 3.31 ความเค้นดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตของ HDPE/EC/organoclay



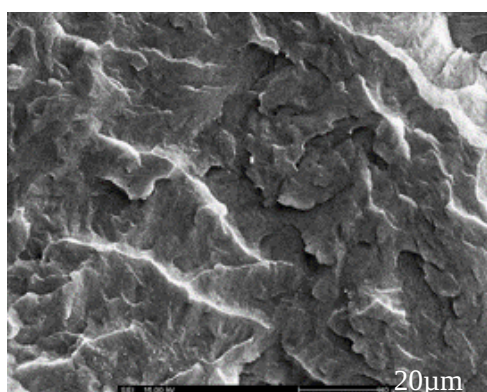
รูปที่ 3.32 ความเครียดดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EC และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตของ HDPE/EC/organoclay

3.5 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต POM/PP/Organoclay

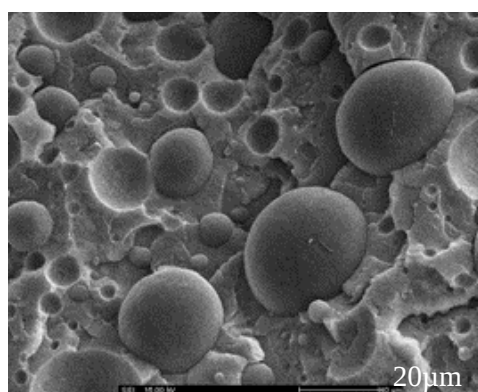
3.5.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

รูปที่ 3.33 แสดงสัณฐานวิทยาและลักษณะพื้นผิวรอยแตกของ POM บริสุทธิ์และพอลิเมอร์ผสม POM/PP 80/20 % โดยน้ำหนัก จากภาพ SEM พบว่าพื้นผิวรอยแตกของ POM มีลักษณะรอยแตกที่เรียบซึ่งแสดงถึงความเปราะของ POM ในขณะที่เมื่อเติม PP ลงใน POM พบการแยกเฟสของพอลิเมอร์ทั้งสองชนิดซึ่งเฟส PP เกิดเป็นเฟสกระจายมีลักษณะเป็นเม็ดทรงกลมในเฟสเมทริกซ์ POM และมีช่องว่างระหว่างเฟสทั้งสอง ซึ่งบ่งบอกถึงการมีแรงยึดเหนี่ยวที่ไม่ดีระหว่างเฟส POM และ PP

รูปที่ 3.34 แสดงสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/PP เมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ทั้งสามชนิด พบว่าลักษณะสัณฐานวิทยามีการเปลี่ยนแปลงของเฟสกระจาย PP จากที่มีลักษณะเป็นเม็ดทรงกลมในเฟสเมทริกซ์ POM ขนาดใหญ่ให้มีขนาดของเฟสกระจาย PP เล็กลงและขนาดลดลงตามปริมาณของออร์กาโนเคลย์ที่เพิ่มขึ้น โดยเฉพาะเมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ที่ 5 phr จากการพิจารณาภาพ SEM พบว่าการเติม Clay-TSA และ Clay-DDA ทำให้มีลักษณะสัณฐานวิทยามีลักษณะเป็นเนื้อเดียวกันมากกว่าการเติม Clay-MHA ในปริมาณที่เท่ากัน เนื่องจากสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/PP เมื่อเติม Clay-MHA ยังเห็นการแยกเฟสเกิดขึ้น ซึ่งลักษณะสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตที่ได้นี้ส่งผลต่อสมบัติทางกลด้วย

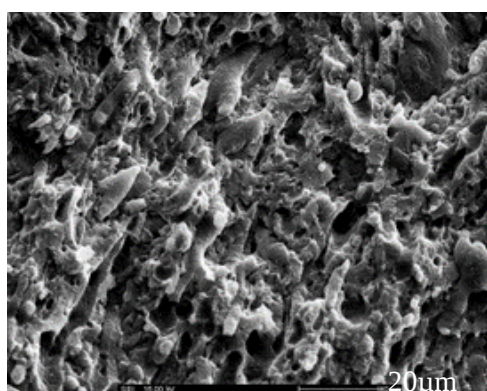


ก. POM

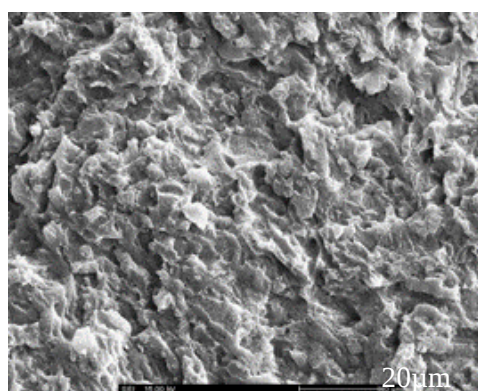


ข. POM/PP (80/20)

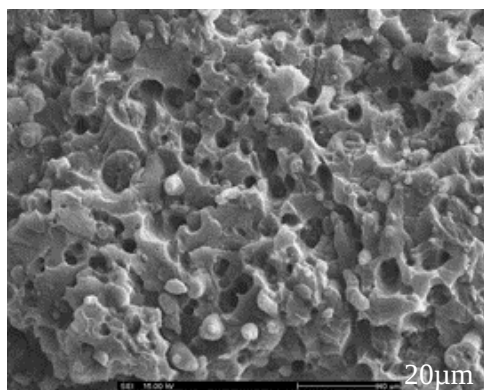
รูปที่ 3.33 สัณฐานวิทยาของ POM และพอลิเมอร์ผสม POM/PP



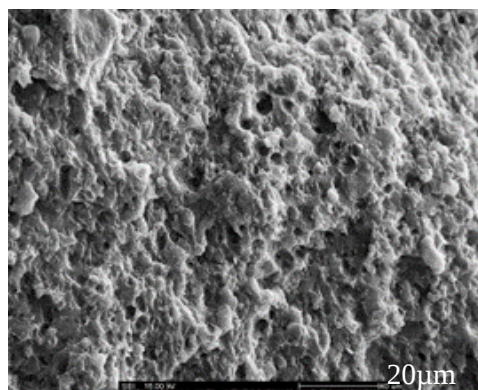
ก. POM/PP/Clay-TSA (80/20/3)



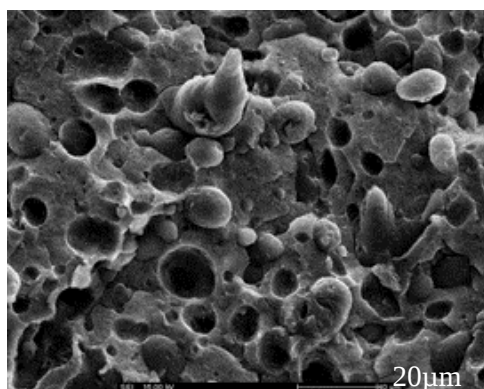
ข. POM/PP/Clay-TSA (80/20/5)



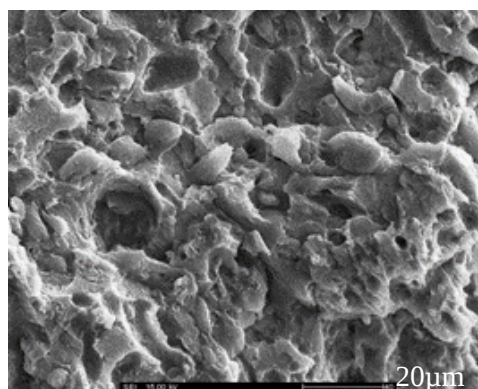
ค. POM/PP/Clay-DDA (80/20/3)



ง. POM/PP/Clay-DDA (80/20/5)



จ. POM/PP/Clay-MHA (80/20/3)



ฉ. POM/PP/Clay-MHA (80/20/5)

รูปที่ 3.34 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตของ POM/PP/organo clay

3.5.2 สมบัติทางกล

3.5.2.1 การทดสอบแรงดึง

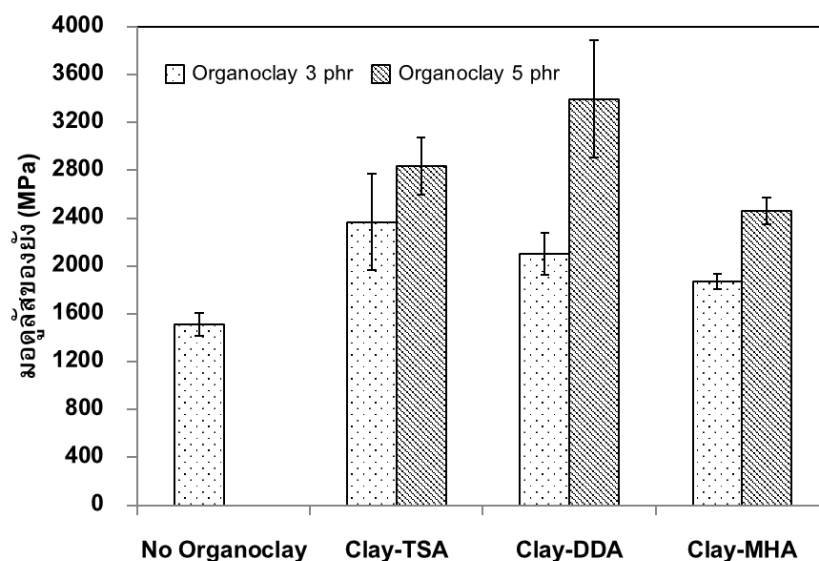
(1) มอดูลัสของยัง (Young's Modulus)

รูปที่ 3.35 แสดงความสัมพันธ์ของมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน พบว่าเมื่อมีการเติมออร์กาโนเคลย์ทำให้มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณของออร์กาโนเคลย์ที่เพิ่มมากขึ้น และการเติม Clay-DDA ที่ปริมาณ 5 phr ให้ค่ามอดูลัสของยังสูงที่สุด เนื่องจากสายโซ่โมเลกุลของหมู่อัลคิลใน Clay-DDA ยาวกว่า Clay-TSA และ Clay-MHA เมื่อแทรกตัวเข้าภายในชั้นซิลิเกตจึงทำให้ระยะห่างระหว่างชั้นซิลิเกตกว้างมากขึ้น

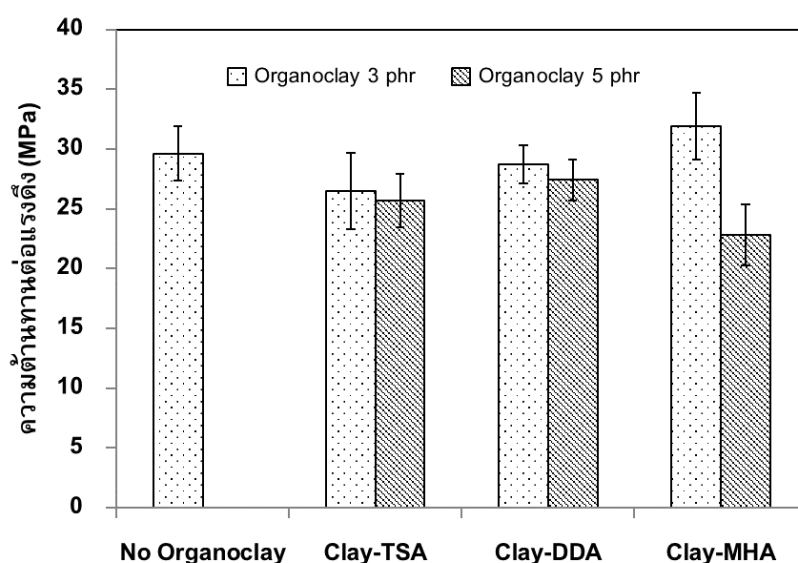
(2) ความต้านทานต่อแรงดึง (Tensile Strength)

รูปที่ 3.36 แสดงค่าความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงมีค่าเปลี่ยนแปลงเพียงเล็กน้อยเมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ลงในพอลิเมอร์ผสม POM/PP จากงานวิจัยของ Sumana และ Khatua [32] มีแนวโน้มคล้ายกันว่าการเติมออร์กาโนเคลย์ที่ปริมาณมากกว่า 3 phr ส่งผลให้ค่าความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสมลดลง เนื่องจากการกระจายตัวของออร์กาโนเคลย์ไม่ดี เกิดการเกาะกลุ่มกันของอนุภาคออร์กาโนเคลย์ในเนื้อ

พอลิเมอร์หลัก แต่อย่างไรก็ตาม การเติม Clay-MHA ที่ปริมาณ 3 phr สามารถปรับปรุงค่าความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ได้เมื่อเปรียบเทียบกับก่อนการเติมออร์กาโนเคลย์



รูปที่ 3.35 มอดูลัสของแข็งของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน



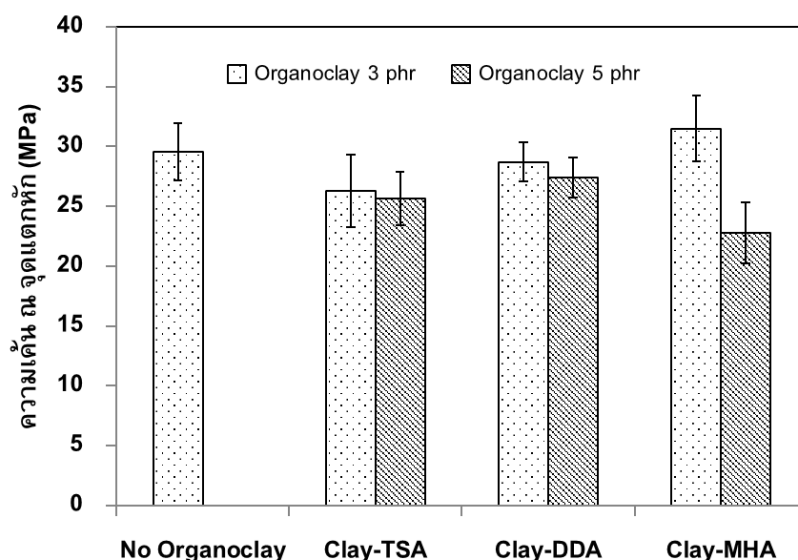
รูปที่ 3.36 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน

(3) ความเค้น ณ จุดแตกหัก (Stress at Break)

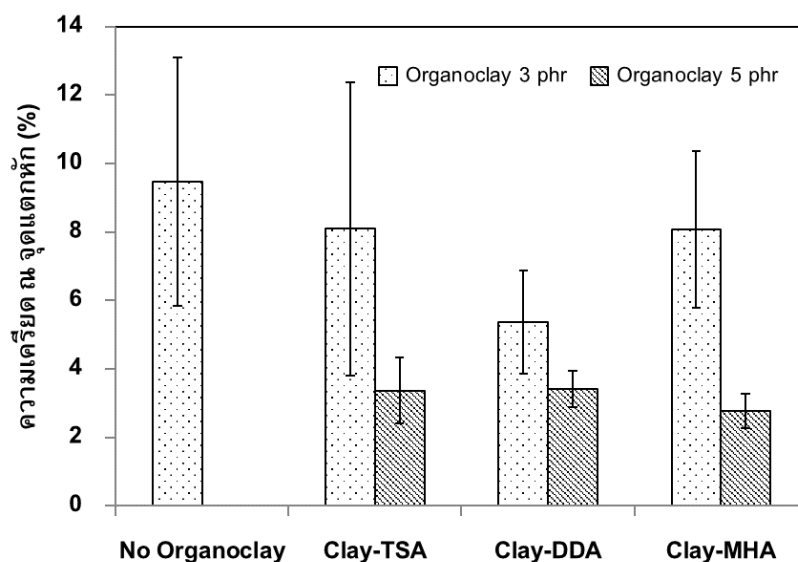
รูปที่ 3.37 แสดงความสัมพันธ์ของค่าความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ พบว่าเมื่อมีการเติมออร์กาโนเคลย์ส่งผลให้ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP เปลี่ยนแปลงเล็กน้อยและลดลงเล็กน้อยเมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ที่ปริมาณ 5 phr

(4) ความเครียด ณ จุดแตกหัก (Strain at Break)

รูปที่ 3.38 แสดงความสัมพันธ์ของความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ พบว่าเมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ที่ปริมาณ 3 phr ไม่ส่งผลต่อความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP อย่างมีนัยสำคัญเมื่อเปรียบเทียบกับก่อนเติมออร์กาโนเคลย์ สำหรับการเติมออร์กาโนเคลย์ที่ปริมาณ 5 phr ส่งผลให้ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP มีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัด ซึ่งทำให้พอลิเมอร์ผสมมีความเปราะมากขึ้น



รูปที่ 3.37 ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน

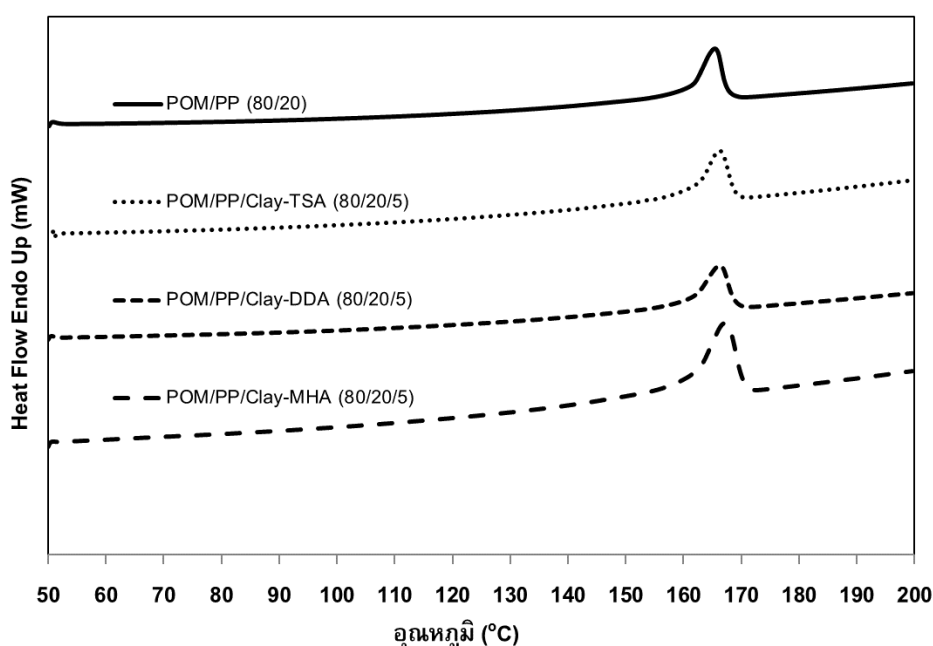


รูปที่ 3.38 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน

3.5.3 สมบัติทางความร้อน

3.5.3.1 อุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสมโดยใช้เครื่อง DSC

รูปที่ 3.39 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานความร้อนกับอุณหภูมิของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์สามชนิดที่ปริมาณ 5 phr ซึ่งพบว่าผลของการเติมออร์กาโนเคลย์ทั้งสามชนิดลงในพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่อัตราส่วน 80/20 โดยน้ำหนัก พบว่าตำแหน่งของพีคของอุณหภูมิการหลอมผลึกเปลี่ยนแปลงไปเล็กน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับก่อนเติมออร์กาโนเคลย์ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการเติมออร์กาโนเคลย์ลงในพอลิเมอร์ผสม POM/PP ไม่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP



รูปที่ 3.39 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานความร้อนกับอุณหภูมิของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์ที่แตกต่างกัน

3.5.4 การวิเคราะห์โครงสร้างของเคลย์โดยใช้ XRD

ตารางที่ 3.3 แสดงผลการวิเคราะห์จาก XRD พบว่า Clay-TSA Clay-DDA และ Clay-MHA เกิดพีคที่ตำแหน่ง 3.67 3.49 และ 4.80 องศา เมื่อคำนวณค่า d-spacing ได้ 2.40 2.53 และ 1.80 นาโนเมตร ตามลำดับ เมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ ลงใน POM ที่ปริมาณ 5 phr พบว่าตำแหน่งของพีคเกิดที่มุมต่ำลง ซึ่งส่งผลให้ค่า d-spacing เพิ่มขึ้น เมื่อเทียบกับค่า d-spacing ของออร์กาโนเคลย์ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าสายโซ่ของพอลิเมอร์เข้าไปแทรกตัวอยู่ในชั้นโครงสร้างซิลิเกต ทำให้เกิดการกระจายตัวของออร์กาโนเคลย์ แต่โครงสร้างของชั้นซิลิเกตยังคงเรียงตัวเหมือนเดิมคือเป็นชั้นๆ แต่ละระยะระหว่างชั้นกว้างขึ้น เป็นการกระจายตัวของโครงสร้างเคลย์แบบ intercalated สำหรับการเติม Clay-TSA, Clay-DDA และ Clay-MHA ลงใน PP เกิดพีคที่ตำแหน่ง 3.82 3.80 และ 4.89 องศา เมื่อคำนวณค่า d-spacing ได้ 2.31 2.32 และ 1.80 นาโนเมตร ตามลำดับ จะเห็นได้ว่าค่า d-spacing ลดต่ำลง เมื่อเทียบกับค่า d-spacing ของ

ออร์กาโนเคลย์ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าสายโซ่ของ PP ไม่ได้เข้าไปแทรกตัวในโครงสร้างของชั้นซิลิเกตของออร์กาโนเคลย์ แต่ไปล้อมรอบแผ่นของอนุภาคเคลย์ทำให้ชั้นของซิลิเกตเกิดการบีบอัดกันมากขึ้น ส่งผลให้ระยะห่างระหว่างชั้นซิลิเกตมีค่าน้อยลง สำหรับ Clay-MHA เมื่อเติมลงในพอลิเมอร์ผสมไม่มีฟิสิกส์ปรากฏขึ้นจึงไม่สามารถคำนวณค่า d-spacing ได้ เนื่องจากอนุภาคของเคลย์นั้นเกิดการกระจายตัวที่สมบูรณ์ มีโครงสร้างที่เป็น exfoliated

ตารางที่ 3.3 ค่ามุมและระยะห่างระหว่างชั้นของซิลิเกต

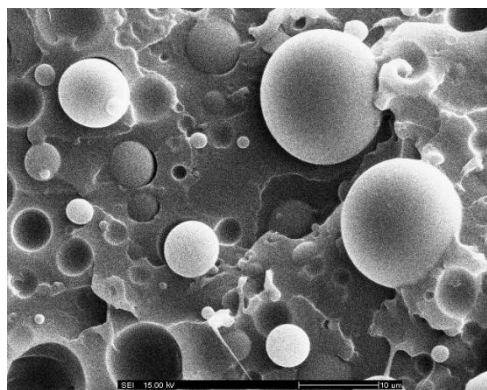
ตัวอย่าง	2θ	D_{001} (nm)
Clay-TSA	3.67	2.40
Clay-DDA	3.49	2.53
Clay-MHA	4.80	1.80
POM/Clay-TSA (100/5)	-	-
POM/Clay-DDA (100/5)	2.93	3.01
POM/Clay-MHA (100/5)	2.30	3.84
PP/Clay-TSA (100/5)	3.82	2.31
PP/Clay-DDA (100/5)	3.80	2.32
PP/Clay-MHA (100/5)	4.89	1.80
POM/PP/Clay-TSA		
80/20/3	2.34	3.77
80/20/5	-	-
POM/PP/Clay-DDA		
80/20/3	2.71	3.26
80/20/5	-	-
POM/PP/Clay-MHA		
80/20/3	-	-
80/20/5	-	-

3.6 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EC/Organoclay

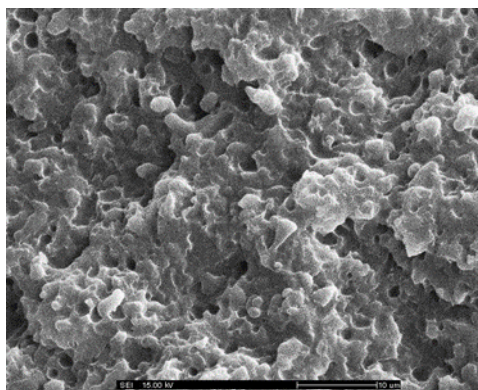
3.6.1 สมบัติสัณฐานวิทยา

รูปที่ 3.40 แสดงสัณฐานวิทยาพื้นผิวรอยแตกจากการทดสอบแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC (80/20) ที่ไม่มีและมี Clay-MHA รูปที่ 3.40ก แสดงสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC ซึ่งเกิดการแยกเฟสที่ชัดเจนและการผสม PLA4043D ด้วย EMAC นำไปสู่ระบบพอลิเมอร์ผสมสองเฟสที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ ซึ่งมีเฟส EMAC กระจายตัวเป็นเม็ดทรงกลมอยู่ในเมทริกซ์ PLA4043D ผลนี้บ่งบอกถึงแรงยึดเหนี่ยวที่ไม่แข็งแรงระหว่าง PLA4043D และ EMAC เนื่องจาก

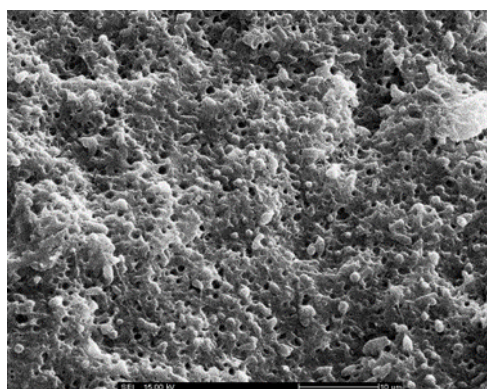
ธรรมชาติการไม่เข้ากันของพอลิเมอร์ทั้งสองชนิด [47] รูปที่ 3.40ข-ง แสดงภาพ SEM ของพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC (80/20) หลังการเติม Clay-MHA (1, 3, 5 phr) พบว่าขนาดโดเมนของเฟสเฟสกระจาย EMAC มีขนาดลดลงเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC แสดงว่าการผสมด้วย Clay-MHA สามารถปรับปรุงความสามารถผสมเข้ากันได้ นอกจากนี้ ขนาดโดเมนของเฟสกระจาย EMAC ลดลงตามปริมาณ Clay-MHA ที่มากขึ้น



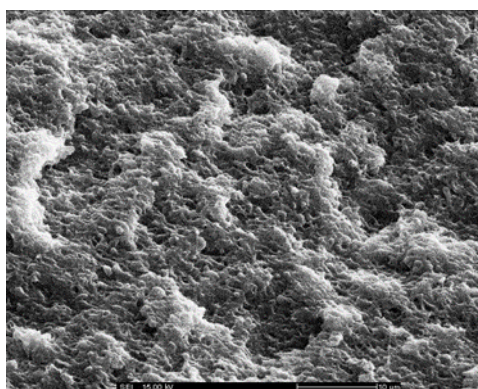
ก. 80/20/0



ข. 80/20/1



ค. 80/20/3

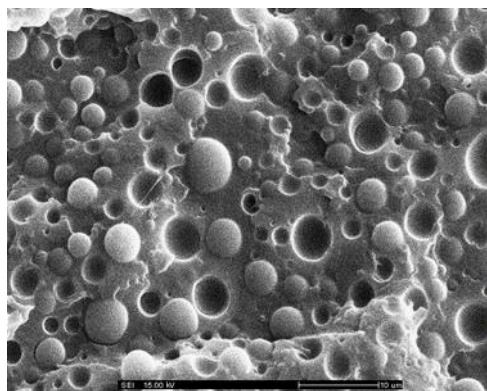


ง. 80/20/5

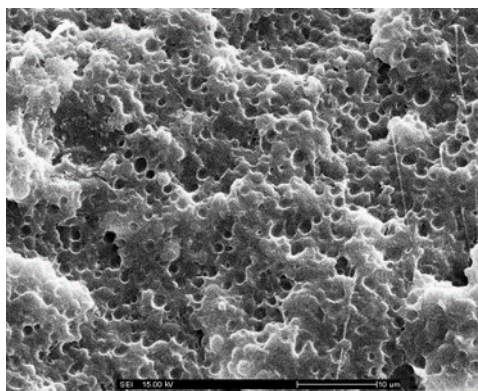
รูปที่ 3.40 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิตของ PLA4043D/EMAC/Clay-MHA

รูปที่ 3.41 แสดงสัณฐานวิทยาพื้นผิวรอยแตกจากการทดสอบแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EOC8100 (80/20) ที่ไม่มีและมี Clay-MHA รูปที่ 3.41ก แสดงสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EOC8100 ซึ่งเกิดการแยกเฟสที่ชัดเจนและการผสม PLA4043D ด้วย EOC8100 นำไปสู่ระบบพอลิเมอร์ผสมสองเฟสที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ ซึ่งมีเฟส EOC8100 กระจายตัวเป็นเม็ดทรงกลมอยู่ในเมทริกซ์ PLA4043D ผลนี้บ่งบอกถึงแรงยึดเหนี่ยวที่ไม่แข็งแรงระหว่าง PLA4043D และ EOC8100 เนื่องจากธรรมชาติการไม่เข้ากันของพอลิเมอร์ทั้งสองชนิด [47] รูปที่ 3.41ข-ง แสดงภาพ SEM ของพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EOC8100 (80/20) หลังการเติม Clay-MHA (1, 3, 5 phr) พบว่าขนาดโดเมนของเฟสเฟสกระจาย EOC8100 มีขนาดลดลงเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC แสดงว่าการผสมด้วย Clay-MHA สามารถปรับปรุงความสามารถผสมเข้ากันได้ นอกจากนี้ ขนาดโดเมนของเฟสกระจาย EMAC ลดลงตามปริมาณ Clay-MHA ที่มากขึ้น ผลนี้

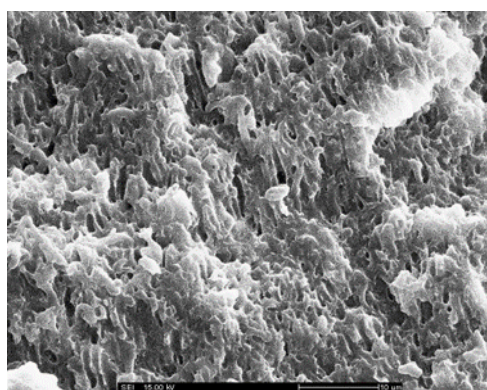
ชี้ให้เห็นว่า Clay-MHA มีบทบาทสำคัญในการลดขนาดโดเมนของเฟสกระจาย EOC8100 ของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EOC8100 ดังนั้นในพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC Clay-MHA จึงทำหน้าที่เป็นสารช่วยผสมที่มีประสิทธิภาพและทำให้เกิดลักษณะสัณฐานวิทยาที่มีผลต่อสมบัติทางกลของคอมโพสิต



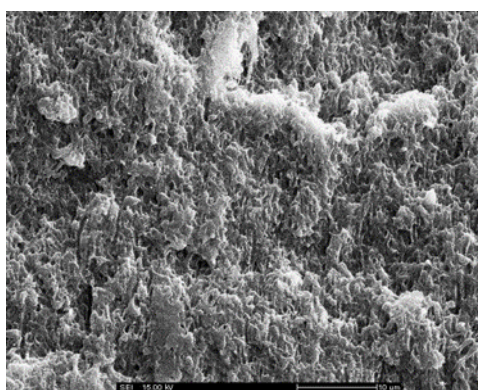
ก. 80/20/0



ข. 80/20/1



ค. 80/20/3



ง. 80/20/5

รูปที่ 3.41 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมและคอมโพสิตของ PLA4043D/EOC8100/Clay-MHA

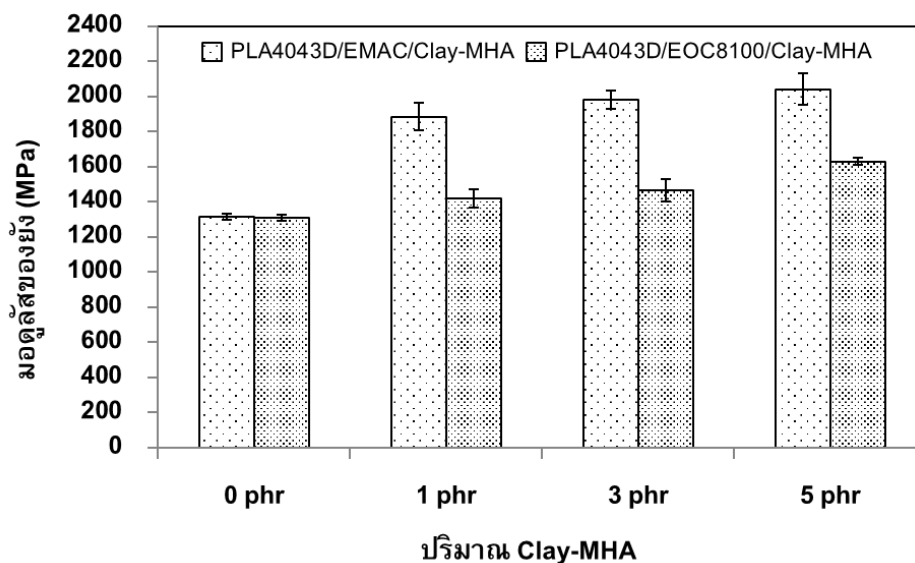
3.6.2 สมบัติทางกล

3.6.2.2 การทดสอบแรงดึง

(1) มอดูลัสของยัง (Young's Modulus)

รูปที่ 3.42 แสดงมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA พบว่ามอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC มีค่าต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสมที่มีการเติม Clay-MHA และการเติม Clay-MHA ช่วยเพิ่มมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC การปรับปรุงมอดูลัสอาจเกิดจากการเสริมแรงของเคลย์ที่มีโครงสร้างแข็งแรงของสารอนินทรีย์และผลจากชั้นซิลิเกตที่จำกัดการเคลื่อนที่ของโมเลกุลของสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์ [48] ยิ่งกว่านั้นมอดูลัสของยังของ PLA4043D/EC/Clay-MHA เพิ่มขึ้นตามปริมาณของ Clay-MHA ที่มากขึ้น และ PLA4043D/EMAC/Clay-MHA มีมอดูลัสของยังสูงกว่า PLA4043D/EOC8100/Clay-MHA จากผลนี้ชี้ให้เห็นว่ามอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA/EOC8100 มีค่าใกล้เคียงกัน แต่การเติม Clay-MHA สามารถเพิ่มมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC มากกว่าพอลิเมอร์ผสม

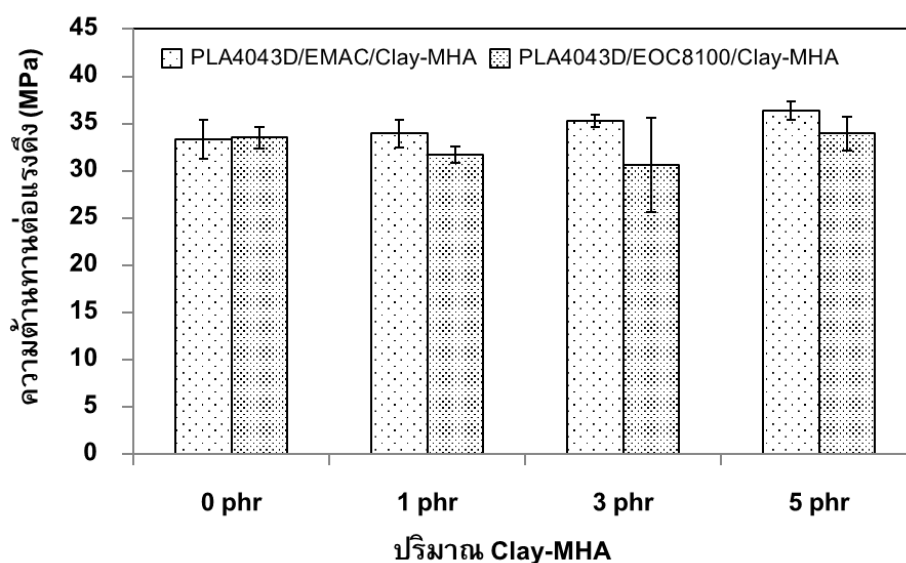
PLA4043D/EOC8100 อย่างไรก็ตามการเติม Clay-MHA สามารถช่วยปรับปรุงมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์คอมโพสิต PLA4043D/EC/Clay-MHA ได้อย่างมีนัยสำคัญ



รูปที่ 3.42 มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA

(2) ความต้านทานต่อแรงดึง (Tensile Strength)

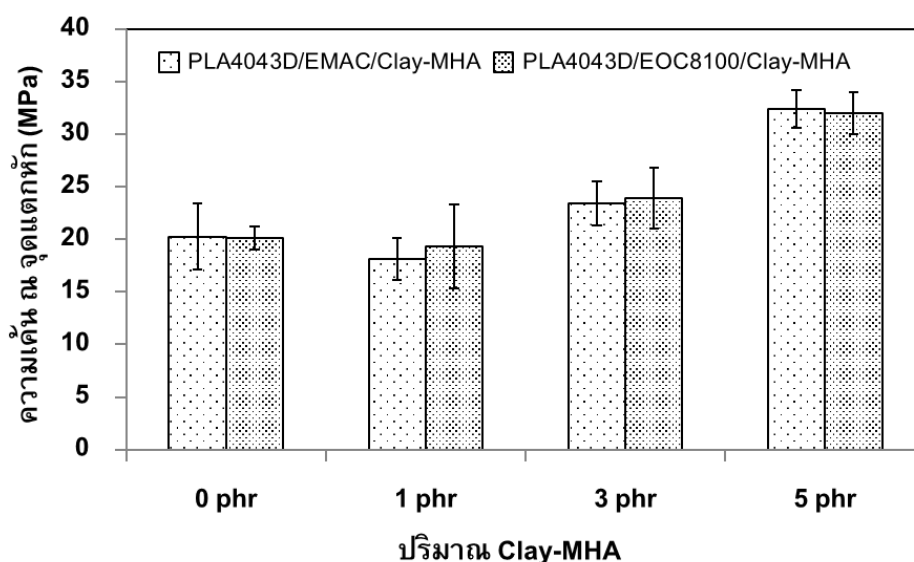
รูปที่ 3.43 แสดงความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ค่อนข้างคงที่และเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเติม Clay-MHA ดังนั้นการเติม Clay-MHA ไม่ปรับปรุงความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC



รูปที่ 3.43 ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA

(3) ความเค้น ณ จุดแตกหัก (Stress at Break)

รูปที่ 3.44 แสดงความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA พบว่าความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC เพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญหลังจากการเติม Clay-MHA 3 และ 5 phr และมีค่าสูงสุดที่ Clay-MHA 5 phr ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EMAC/Clay-MHA มีแนวโน้มเหมือนกับ PLA/EMAC/Clay-MHA



รูปที่ 3.44 ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA

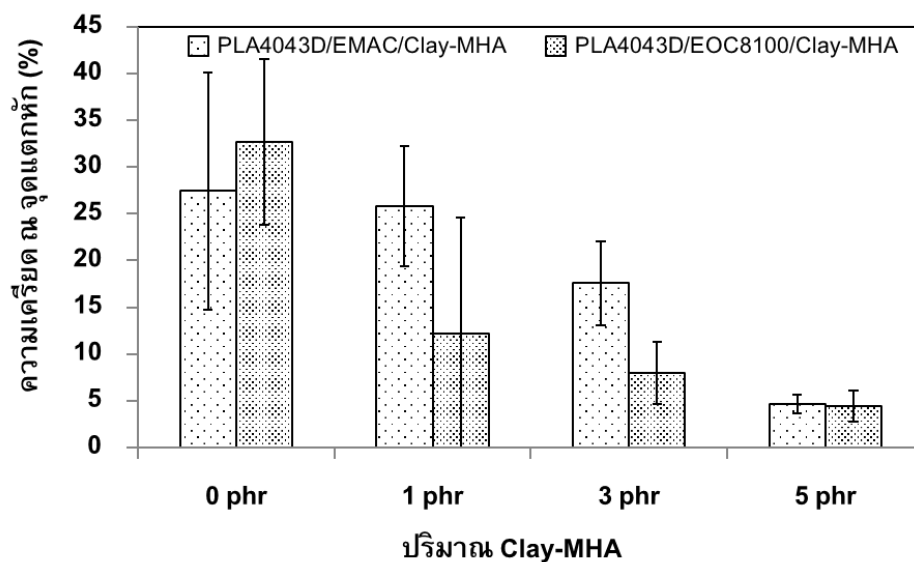
(4) ความเครียด ณ จุดแตกหัก (Strain at Break)

รูปที่ 3.45 แสดงความสัมพันธ์ของความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA พบว่าความเครียด ณ จุดแตกหักพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ลดลงหลังจากการเติม Clay-MHA และยังคงลดลงตามปริมาณของ Clay-MHA ที่มากขึ้นด้วย ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EMAC/Clay-MHA มีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EOC8100/Clay-MHA ผลนี้ชี้ให้เห็นว่าชั้นซิลิเกตของ Clay-MHA ทำให้การเคลื่อนที่ของสายโซ่พอลิเมอร์ลดลงและทำให้การยืดตัวของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ลดลงด้วย

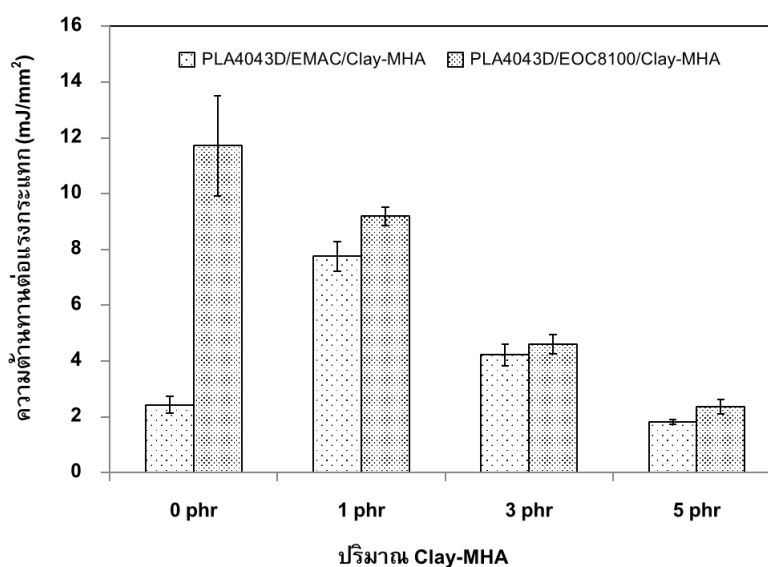
3.6.2.2 การทดสอบแรงกระแทก

รูปที่ 3.46 แสดงความสัมพันธ์ของความต้านทานต่อแรงของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA พบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC (80/20) และ PLA4043D/EOC8100 (80/20) ค่าเท่ากับ 2.43 และ 11.72 mJ/mm² ตามลำดับ ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EOC8100/Clay-MHA มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ Clay-MHA ความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์

ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EMAC/Clay-MHA เพิ่มขึ้นหลังจากการเติม Clay-MHA 1 และ 3 phr ยิ่งกว่านั้น พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EOC8100/Clay-MHA มีความต้านทานต่อแรงกระแทกสูงกว่าของ PLA4043D/EMAC/Clay-MHA



รูปที่ 3.45 ความเครียด ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA



รูปที่ 3.46 ความต้านทานต่อแรงกระแทกพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 ที่ไม่มีและมีการเติม Clay-MHA

บทที่ 4 สรุปผล

4.1 พอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA

4.1.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

เมื่อเติม ABS ลงไปในเนื้อของ POM เพิ่มขึ้นในอัตราส่วนของ POM/ABS 90/10, 80/20 และ 70/30 พบว่าพื้นผิวไม่เรียบ มีการเกาะกลุ่มกันของ ABS เป็นทรงกลมกระจายอย่างทั่วถึงในเฟสต่อเนื่อง เพื่อลดแรงตึงผิวระหว่างเฟส จึงมีลักษณะการแยกของเฟส ABS ในเนื้อของเฟส POM อย่างชัดเจน เห็นได้จากช่องว่างระหว่างเฟส เนื่องจากพื้นผิวของ POM และ ABS ไม่ยึดเหนี่ยวกัน โดยที่ขนาดของเฟส ABS มีขนาดใหญ่ขึ้น เมื่อปริมาณของ ABS เพิ่มขึ้น แต่เมื่อเพิ่มอัตราส่วนของ ABS ถึง 40% โดยน้ำหนักพบว่าเกิดการรวมกลุ่มกันของ ABS เพิ่มขึ้นทำให้เฟส ABS มีลักษณะเป็นเฟสต่อเนื่องมากขึ้น

เมื่อเติมสารช่วยผสมทั้งสองชนิด โดยเฉพาะ PP-g-MA353 ในปริมาณ 5 phr เฟสของ ABS จะมีลักษณะเป็นเฟสต่อเนื่องที่มีขนาดเล็กลง และมีช่องว่างระหว่างเฟส ABS และเฟสต่อเนื่องของ POM ลดลง เมื่อเปรียบเทียบกับพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ที่ไม่เติมสารช่วยผสม แสดงถึงแรงยึดเหนี่ยวกันระหว่างสองเฟสที่ดีขึ้น เนื่องจากสารช่วยผสมสามารถทำหน้าที่เป็นตัวประสานระหว่างเฟส POM และ ABS ได้เล็กน้อย

4.1.2 สมบัติทางกล

เมื่อเติมสารช่วยผสมลงใน POM บริสุทธิ์ ทำให้ความต้านทานต่อแรงกระแทกของ POM บริสุทธิ์ มีค่าลดลง และความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ลดลงตามปริมาณของ ABS ที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากปริมาณ ABS มากขึ้นทำให้ POM และ ABS แยกเฟสกันค่อนข้างชัดเจน และเมื่อมีการเติมสารช่วยผสมทั้งสองชนิดลงที่ปริมาณ ABS มากกว่า 10% โดยน้ำหนัก มีความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมมีแนวโน้มคงที่ไม่แตกต่างกับพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม พอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสมจะมีค่ามอดูลัสของยังเพิ่มขึ้นตามปริมาณ ABS ที่เพิ่มขึ้นจนถึงปริมาณ ABS 30% โดยน้ำหนัก และเมื่อเติมสารช่วยผสมลงในพอลิเมอร์ผสมพบว่าการเปลี่ยนแปลงค่ามอดูลัสของยังเล็กน้อยเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสม

4.1.3 สมบัติทางความร้อน

เมื่อเติม ABS ลงใน POM ในปริมาณมากขึ้น อุณหภูมิการหลอมผลึกมีแนวโน้มลดลงเล็กน้อยใกล้เคียงกับอุณหภูมิการหลอมผลึกของ POM บริสุทธิ์ เมื่อเติมสารช่วยผสมทั้ง 2 ชนิด พบว่าส่งผลต่ออุณหภูมิการหลอมผลึกเพียงเล็กน้อย และการเติม ABS ในปริมาณมากทำให้เปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS ลดลง เนื่องจาก ABS เป็นพอลิเมอร์อสัณฐาน และเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสมที่มีการเติมสารช่วยผสมมีค่าใกล้เคียงกับพอลิเมอร์ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม ดังนั้นการเติมสารช่วยผสมจึงส่งผลเล็กน้อยต่อความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/ABS เมื่อพิจารณาน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสมที่สูญเสียไป 10% โดยน้ำหนัก พบว่า มีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเล็กน้อย

เมื่อปริมาณ ABS เพิ่มมากขึ้น และเมื่อพิจารณาอุณหภูมิการสลายตัวของ POM บริสุทธิ์ และ ABS บริสุทธิ์ พบว่า ABS บริสุทธิ์ใช้อุณหภูมิในการสลายตัวที่สูงกว่า POM บริสุทธิ์ เนื่องจาก ABS มีการดูดซับพลังงานความร้อนได้ดีกว่า POM แต่เมื่อเปรียบเทียบระหว่างการเติมสารช่วยผสมและไม่มีเติมสารช่วยผสม พบว่าเมื่อมีการเติมสารช่วยผสมจะมีอุณหภูมิการสลายตัวที่ต่ำกว่าการไม่เติมสารช่วยผสม

4.2 พอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA

4.2.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

เมื่อเติม PP ลงไปในเนื้อของ POM ในอัตราส่วน POM/PP เป็น 90/10, 80/20 และ 70/30 PP มีลักษณะการเกาะกลุ่มกันเป็นทรงกลมกระจายทั่วถึงในเนื้อของเฟสต่อเนื่องและมีช่องว่างระหว่างเฟสทั้งสองซึ่งแสดงให้เห็นว่าพื้นผิวระหว่างเฟสของ POM และ PP มีแรงยึดเหนี่ยวกันไม่ดี เนื่องจาก POM เป็นพอลิเมอร์ที่มีขั้วและ PP เป็นพอลิเมอร์ที่ไม่มีขั้ว ซึ่งจะส่งผลให้สมบัติทางกลลดลงตามลำดับ โดยที่ขนาดของเฟส PP มีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อปริมาณของ PP เพิ่มขึ้น แต่เมื่อเพิ่มอัตราส่วนของ PP เป็น 40% โดยน้ำหนัก พบว่าเกิดการรวมกลุ่มกันของเฟส PP ขนาดใหญ่เพิ่มขึ้นทำให้ PP มีลักษณะเป็นเฟสต่อเนื่องเช่นเดียวกับ POM

เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ทั้งสองชนิด พบว่า PP-g-MA กระจายตัวได้ดีกว่าในเนื้อของ PP สังเกตที่ผิวของ PP ที่มีการเติมสารช่วยผสม จะเห็นว่าเป็นเนื้อเดียวกันกับ PP การเติมสารช่วยผสมจึงเป็นการเพิ่มปริมาณให้เนื้อของ PP มีขนาดใหญ่ขึ้นกว่าพอลิเมอร์ผสมที่ไม่เติมสารช่วยผสม และเมื่อเพิ่มอัตราส่วนของ PP พบว่าเกิดการรวมกลุ่มกันของเฟส PP เพิ่มขึ้นทำให้ PP มีลักษณะเป็นเฟสต่อเนื่องมากขึ้น แต่มีช่องว่างระหว่างเฟสของ POM และ PP ซึ่งแสดงถึงแรงยึดเหนี่ยวกันน้อย

4.2.2 สมบัติทางกล

การทดสอบความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีและมีการเติมสารช่วยผสมพบว่า พอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสมเมื่ออัตราส่วนของ PP เพิ่มขึ้นจะมีแนวโน้มลดลง แต่ที่ปริมาณ PP มากกว่า 30% โดยน้ำหนักจะมีแนวโน้มสูงขึ้น เนื่องจาก PP มีการเกาะกลุ่มกันเป็นลักษณะเฟสต่อเนื่องร่วมกับ POM เมื่อมีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 พบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกมีค่าสูงกว่า พอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม แต่เมื่อปริมาณ PP มากกว่า 30% โดยน้ำหนัก พบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 มีแนวโน้มลดลงและมีค่าต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสมที่ปริมาณ PP มาก ในขณะที่เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 พบว่าความต้านทานต่อแรงกระแทกส่วนใหญ่ของพอลิเมอร์ผสมที่มีการเติม PP-g-MA353 มีค่าต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสมที่ไม่มีการเติมและที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150

พอลิเมอร์ผสม POM/PP ก่อนเติมสารช่วยผสมจะมีค่ามอดูลัสของยังน้อยลงตามปริมาณ PP ที่มากขึ้นเมื่อเทียบกับ POM บริสุทธิ์ และมีมอดูลัสของยังสูงขึ้นเมื่อมี PP 50% โดยน้ำหนัก เมื่อเติมสารช่วยผสมลงในพอลิเมอร์ผสม พบว่ามอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA3150 และ

POM/PP/PP-g-MA353 มีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสม POM/PP ในช่วงปริมาณของ PP 10-40% โดยน้ำหนัก ความต้านทานต่อแรงดึงและความเค้น ๓ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสม ลดลง และไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงเมื่อปริมาณ PP มากกว่า 20% โดยน้ำหนัก เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ลงในพอลิเมอร์ผสมพบว่ามีความเหนียวใกล้เคียงกับพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสม แสดงให้เห็นว่า การเติมสารช่วยผสมไม่ช่วยปรับปรุงความต้านทานต่อแรงดึงและความเค้น ๓ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ยกเว้นที่ปริมาณ PP 50% โดยน้ำหนัก

ค่ามอดูลัสจะลดลง เมื่ออุณหภูมิที่ใช้ทดสอบมีค่าสูงขึ้น โดยที่ค่ามอดูลัสของ PP บริสุทธิ์มีค่าต่ำกว่า POM บริสุทธิ์ เมื่อปริมาณของ PP ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้นจึงทำให้ค่ามอดูลัสลดลง โดยเมื่อเปรียบเทียบค่ามอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA3150 และพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม จะเห็นได้ว่าเมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA3150 ทำให้ค่ามอดูลัสของ POM/PP-g-MA3150 มีค่ามากกว่า POM บริสุทธิ์ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม และทำให้พอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA3150 มีค่ามอดูลัสที่มากขึ้นด้วยและมีค่ามอดูลัสอยู่ระหว่างมอดูลัสของ POM และ PP นอกจากนี้มอดูลัสของ POM/PP/PP-g-MA3150 มีค่าลดลงตามปริมาณของ PP ที่เพิ่มขึ้นด้วย ในขณะที่เมื่อเติมสารช่วยผสม PP-g-MA353 ทำให้ค่ามอดูลัสของ POM/PP-g-MA353 มีค่ามากกว่า POM บริสุทธิ์ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม และทำให้พอลิเมอร์ผสม POM/PP/PP-g-MA353 มีค่ามอดูลัสที่มากขึ้นด้วยและมีค่ามอดูลัสอยู่ระหว่างมอดูลัสของ POM และ PP นอกจากนี้มอดูลัสส่วนใหญ่ของ POM/PP/PP-g-MA353 มีค่าลดลงตามปริมาณของ PP ที่เพิ่มขึ้นด้วย

4.2.3 สมบัติทางความร้อน

เมื่อเติม PP ลงใน POM ในปริมาณมากขึ้น อุณหภูมิการหลอมผลึกมีการเปลี่ยนแปลงน้อยมาก จากค่าอุณหภูมิการหลอมผลึกของ POM บริสุทธิ์ แสดงว่าการเติม PP ส่งผลต่อความเป็นผลึกของ POM น้อยมาก เมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP พบว่ามีค่าเพิ่มขึ้นจากเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกของ POM บริสุทธิ์ ที่สัดส่วนปริมาณของ POM/PP เป็น 90/10 และ 80/20 โดยน้ำหนัก เมื่อเติมสารช่วยผสมพบว่าอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีการเติมสารช่วยผสมมีแนวโน้มใกล้เคียงกับอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่ไม่มีการเติมสารช่วยผสม แต่การเติมสารช่วยผสมลงใน POM บริสุทธิ์ ทำให้เปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกเพิ่มขึ้นเล็กน้อย แต่การเติมสารช่วยผสมในพอลิเมอร์ผสม POM/PP พบว่าเปอร์เซ็นต์ความเป็นผลึกมีแนวโน้มต่ำกว่าก่อนเติมสารช่วยผสม

เมื่อพิจารณาอุณหภูมิการสลายตัวที่น้ำหนักของพอลิเมอร์ผสมสูญเสียไป 10% โดยน้ำหนัก พบว่ามีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเล็กน้อย เมื่อมีปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เนื่องจาก PP สามารถดูดซับพลังงานความร้อนได้ดีกว่า POM อุณหภูมิการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่มีการเติมสารช่วยผสม PP-g-MA ในปริมาณ PP ที่แตกต่างกัน มีแนวโน้มของอุณหภูมิการสลายตัวใกล้เคียงกับพอลิเมอร์ผสมก่อนเติมสารช่วยผสม PP-g-MA โดยมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเล็กน้อยเมื่อมีปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เนื่องจาก

เฟสของ PP มีการกระจายอยู่ในเมทริกซ์ POM สามารถทนความร้อนและดูดซับความร้อนได้ดีกว่า POM ส่งผลให้อุณหภูมิในการสลายตัวเพิ่มสูงขึ้น

4.3 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Organoclay

4.3.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 แสดงโครงสร้างแยกเป็นสองเฟสของเฟสเมทริกซ์และอนุภาค (two-phase matrix-particle microstructure) ดังนั้นการผสม PMMA ด้วย EOC8180 นำไปสู่ระบบพอลิเมอร์ผสมสองเฟสที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ ซึ่งมีเฟส EOC8180 กระจายตัวเป็นเม็ดทรงกลมอยู่ในเมทริกซ์ PMMA ในขณะที่ภาพ SEM แสดงสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Clay-ODA แสดงให้เห็นว่าขนาดเม็ดทรงกลมของเฟสกระจาย EOC8180 เปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างยาวเมื่อมีการเติม Clay-ODA ซึ่งสัณฐานวิทยาที่ได้นี้ส่งผลต่อสมบัติทางกลของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต

4.3.2 สมบัติทางกล

มอดูลัสของแข็งของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 มีค่าต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PMMA/EOC8180/Clay-ODA หลังจากการเติม Clay-ODA 3 และ 5 phr และมอดูลัสของแข็งเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ Clay-ODA ที่มากขึ้นด้วย ดังนั้นการผสม Clay-ODA ที่ 3 และ 5 phr ช่วยปรับปรุงมอดูลัสของแข็งของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิตอย่างชัดเจน ความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PMMA/EOC8180 มีค่าลดลงเล็กน้อยหลังจากการเติม Clay-ODA 3 และ 5 phr ในขณะที่ความเครียดจนจุดแตกหักและความต้านทานต่อแรงกระแทกลดลงตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ Clay-ODA

4.4 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EC/Organoclay

4.4.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

พื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ค่อนข้างขรุขระซึ่งแสดงถึงรอยแตกที่เหนียว พอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC สามารถผสมเข้ากันได้ดีแสดงเป็นเฟสเนื้อเดียวกันและไม่แสดงการแยกเฟสระหว่างเฟส HDPE และเฟส EMAC ในขณะที่สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ที่เติม Clay-TSA และ Clay-DDA แสดงเฟสที่ผสมเป็นเนื้อเดียวกัน แต่การเติม Clay-MHA พบการเปลี่ยนแปลงของสัณฐานวิทยาของเฟสพอลิเมอร์ที่เปลี่ยนไป ซึ่งแตกต่างจากสัณฐานวิทยาของการเติมออร์กาโนเคลย์อีกสองชนิดโดยชัดเจน ลักษณะพื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 และพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต HDPE/EOC8180/organoclay พื้นผิวรอยแตกของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ค่อนข้างขรุขระซึ่งแสดงถึงรอยแตกที่เหนียว สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ที่ไม่มีและมีการเติมออร์กาโนเคลย์แสดงถึงพอลิเมอร์ผสมที่สามารถผสมเข้ากันได้ดีและไม่แสดงการแยกเฟสระหว่างเฟส HDPE และเฟส EOC8180 นอกจากนี้ สัณฐานวิทยาของพอลิ

เมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ที่มีการเติม Clay-TSA และ Clay-DDA แสดงลักษณะพื้นผิวรอยแตกที่เป็นเส้นใย

4.4.2 สมบัติทางกล

มอดูลัสและความเค้นดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ที่ไม่มีและมียอร์กาโนเคลย์มีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ที่ไม่มีและมียอร์กาโนเคลย์ มอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC เพิ่มขึ้นหลังการเติม Clay-MHA ในขณะที่การเติมออร์กาโนเคลย์ชนิดอื่นทำให้มอดูลัสของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ลดลง และความเค้นดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC เพิ่มขึ้นเมื่อมีการเติม Clay-MHA เท่านั้น ความเค้นดึง ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 ที่ไม่มีและมียอร์กาโนเคลย์มีค่าสูงกว่าพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC ที่ไม่มีและมียอร์กาโนเคลย์อย่างมาก ผลดังกล่าวชี้ให้เห็นว่าพอลิเมอร์ผสม HDPE/EOC8180 มีความยืดหยุ่นและการยืดตัวมากกว่าพอลิเมอร์ผสม HDPE/EMAC อย่างมาก

4.5 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต POM/PP/Organoclay

4.5.1 สมบัติฐานวิทยา

พื้นผิวรอยแตกของ POM มีลักษณะรอยแตกที่เรียบซึ่งแสดงถึงความเปราะของ POM ในขณะที่เมื่อเติม PP ลงใน POM พบการแยกเฟสของพอลิเมอร์ทั้งสองชนิดซึ่งเฟส PP เกิดเป็นเฟสกระจายมีลักษณะเป็นเม็ดทรงกลมในเฟสเมทริกซ์ POM และมีช่องว่างระหว่างเฟสทั้งสอง ซึ่งบ่งบอกถึงการมีแรงยึดเหนี่ยวที่ไม่ดีระหว่างเฟส POM และ PP ฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม POM/PP เมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ทั้งสามชนิด พบว่าลักษณะฐานวิทยามีการเปลี่ยนแปลงของเฟสกระจาย PP จากที่มีลักษณะเป็นเม็ดทรงกลมในเฟสเมทริกซ์ POM ขนาดใหญ่ให้มีขนาดของเฟสกระจาย PP เล็กลงและขนาดลดลงตามปริมาณของออร์กาโนเคลย์ที่เพิ่มขึ้น

4.5.2 สมบัติทางกล

เมื่อมีการเติมออร์กาโนเคลย์ทำให้มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์คอมโพสิตมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณของออร์กาโนเคลย์ที่เพิ่มมากขึ้น และการเติม Clay-DDA ที่ปริมาณ 5 phr ให้ค่ามอดูลัสของยังสูงที่สุด เนื่องจากสายโซ่โมเลกุลของหมู่อัลคิลใน Clay-DDA ยาวกว่า Clay-TSA และ Clay-MHA เมื่อแทรกตัวเข้าภายในชั้นซิลิเกตจึงทำให้ระยะห่างระหว่างชั้นซิลิเกตกว้างมากขึ้น ความต้านทานต่อแรงดึงและความเค้น ณ จุดแตกหักมีค่าเปลี่ยนแปลงเพียงเล็กน้อยเมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ลงในพอลิเมอร์ผสม POM/PP และเมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ที่ปริมาณ 3 phr ไม่ส่งผลต่อความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP อย่างมีนัยสำคัญ สำหรับการเติมออร์กาโนเคลย์ที่ปริมาณ 5 phr ส่งผลให้ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม POM/PP มีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัด

4.5.3 สมบัติทางความร้อน

ผลของการเติมออร์กาโนเคลย์ทั้งสามชนิดลงในพอลิเมอร์ผสม POM/PP ที่อัตราส่วน 80/20 โดยน้ำหนัก พบว่าตำแหน่งของพีคของอุณหภูมิการหลอมผลึกเปลี่ยนแปลงไปเล็กน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับก่อนเติมออร์กาโนเคลย์ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการเติมออร์กาโนเคลย์ลงในพอลิเมอร์ผสม POM/PP ไม่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิการหลอมผลึกของพอลิเมอร์ผสม POM/PP

4.5.4 การวิเคราะห์โครงสร้างของเคลย์โดยใช้ XRD

เมื่อเติมออร์กาโนเคลย์ ลงใน POM ที่ปริมาณ 5 phr พบว่าตำแหน่งของพีคเกิดที่มุมต่ำลง ซึ่งส่งผลให้ค่า d-spacing เพิ่มขึ้น เมื่อเทียบกับค่า d-spacing ของออร์กาโนเคลย์ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าสายโซ่ของพอลิเมอร์เข้าไปแทรกตัวอยู่ในชั้นโครงสร้างซิลิเกต ทำให้เกิดการกระจายตัวของโครงสร้างเคลย์แบบ intercalated สำหรับการเติมออร์กาโนเคลย์ลงใน PP ค่า d-spacing ลดต่ำลง เมื่อเทียบกับค่า d-spacing ของออร์กาโนเคลย์ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าสายโซ่ของ PP ไม่ได้เข้าไปแทรกตัวในโครงสร้างของชั้นซิลิเกตของออร์กาโนเคลย์ แต่ไปล้อมรอบแผ่นของอนุภาคเคลย์ทำให้ชั้นของซิลิเกตเกิดการบีบอัดกันมากขึ้น ส่งผลให้ระยะห่างระหว่างชั้นซิลิเกตมีค่าน้อยลง สำหรับ Clay-MHA เมื่อเติมลงในพอลิเมอร์ผสมไม่มีพีคปรากฏขึ้นจึงไม่สามารถคำนวณค่า d-spacing ได้ เนื่องจากอนุภาคของเคลย์นั้นเกิดการกระจายตัวที่สมบูรณ์ มีโครงสร้างที่เป็น exfoliated

4.6 พอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EC/Organoclay

4.6.1 สมบัติพื้นฐานวิทยา

สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EMAC และ PLA4043D/EOC8100 เกิดการแยกเฟสที่ชัดเจนและการผสม PLA4043D ด้วย EMAC และ EOC8100 นำไปสู่ระบบพอลิเมอร์ผสมสองเฟสที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ ซึ่งมีเฟส EMAC กระจายตัวเป็นเม็ดทรงกลมอยู่ในเมทริกซ์ PLA4043D หลังการเติม Clay-MHA (1, 3, 5 phr) พบว่าขนาดโดเมนของเฟสเฟสกระจาย EMAC และ EOC8100 มีขนาดลดลงเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสม

4.6.2 สมบัติทางกล

มอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC มีค่าต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสมที่มีการเติม Clay-MHA และการเติม Clay-MHA ช่วยเพิ่มมอดูลัสของยังของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC การปรับปรุงมอดูลัสอาจเกิดจากการเสริมแรงของเคลย์ที่มีโครงสร้างแข็งแรงของสารอนินทรีย์และผลจากชั้นซิลิเกตที่จำกัดการเคลื่อนที่ของโมเลกุลของสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์ และความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC ก่อนข้างคงที่และเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเติม Clay-MHA ในขณะที่ความเค้น ณ จุดแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PLA4043D/EC เพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญหลังจากการเติม Clay-MHA 3 และ 5 phr และมีค่าสูงสุดที่ Clay-MHA 5 phr และความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมคอมโพสิต PLA4043D/EMAC/Clay-MHA เพิ่มขึ้นหลังจากการเติม Clay-MHA 1 และ 3 phr

บทที่ 5 ผลผลิต (Output) ที่เกิดขึ้นในช่วงที่ได้รับทุน

5.1 บทความวิจัยที่ตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ

1. **S. Wacharawichanant**, “Mechanical and morphological properties of poly(methyl methacrylate)/ethylene-octene copolymer/clay composites”, *Applied Mechanics and Materials* 2015; 749: 304-307.
2. **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.
3. 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.

5.2 บทความวิจัยที่ได้รับการเผยแพร่ในการประชุมวิชาการระดับนานาชาติ

1. **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. (ผลงานที่เผยแพร่ในที่ประชุมได้รับการตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ)
2. **S. Wacharawichanant**, “Mechanical and morphological properties of poly(methyl methacrylate)/ethylene-octene copolymer/clay composites”, *2015 International Conference on Intelligent Materials and Manufacturing Engineering (IMME2015)*, Phuket, Thailand, January 16-17, 2015. (ผลงานที่เผยแพร่ในที่ประชุมได้รับการตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ)
3. 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. (มีบทความวิจัยฉบับสมบูรณ์ที่ตีพิมพ์ในรายงานสืบเนื่องจากการประชุมวิชาการระดับนานาชาติ)
4. **S. Wacharawichanant**, P. Hanjai, S. Khongaio, “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. (มีบทความวิจัยฉบับสมบูรณ์ที่ตีพิมพ์ในรายงานสืบเนื่องจากการประชุมวิชาการระดับนานาชาติ)

5. **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. (มีบทความวิจัยฉบับสมบูรณ์ที่ตีพิมพ์ในรายงานสืบเนื่องจากการประชุมวิชาการระดับนานาชาติ)

บรรณานุกรม

1. E. M. Araújo, E. Hage Jr., A. J. F. Carvalho, "Acrylonitrile-butadiene-styrene toughened nylon 6: the influences of compatibilizer on morphology and impact properties", *Journal of Applied Polymer Science*, 2003; 87: 842- 847.
2. E. M. Araújo, E. Hage Jr., A. J. F. Carvalho, "Effect of compatibilizer in acrylonitrile-butadiene-styrene toughened nylon 6 blends: ductile-brittle transition temperature", *Journal of Applied Polymer Science*, 2003; 90: 2643-2647.
3. X. Q. Zhang, Y. Son, "Effects of maleated syndiotactic polystyrene on the morphology, mechanical properties, and crystallization behavior of syndiotactic polystyrene/polyamide 6 blends", *Journal of Applied Polymer Science*, 2003; 89: 2502-2506.
4. H. T. Chiu, Y. K. Hsiao, "Studies on impact-modified nylon 6/ABS blends", *Polymer Engineering and Science*, 2004; 44: 2340-2345.
5. S.-M. Lai, Y.-C. Liao, T.-W. Chen, "The preparation and properties of compatibilized nylon 6/ABS blends using functionalized polybutadiene. Part I: Impact properties", *Polymer Engineering and Science*, 2005; 45: 1461-1470.
6. H. B. Ravikumar, C. Ranganathaiah, G. N. Kumaraswamy, M. V. Deepa Urs, J. H. Jagannath, A. S. Bawa, S. Thomas, "Differential scanning calorimetric and free volume study of reactive compatibilization by EPM-g-MA of poly(trimethylene terephthalate)/EPDM blends", *Journal of Applied Polymer Science*, 2006; 100, 740-747.
7. K. Prakashan, A. K. Gupta, S. N. Maiti, "Effect of compatibilizer on micromechanical deformations and morphology of dispersion in PP/PDMS blend", *Journal of Applied Polymer Science*, 2007; 105: 2858-2867.
8. G. Ozkoc, G. Bayram, E. Bayramli, "Effects of olefin-based compatibilizers on the morphology, thermal and mechanical properties of ABS/polyamide-6 blends", *Journal of Applied Polymer Science*, 2007; 104: 926-935.
9. B. I. Kang, S. V. Nair, H. Yang, H. S. Lim, D. H. Lee, K. Cho, "Effect of crystalline microstructure near the particle/matrix interface on the toughening of syndiotactic polystyrene/polyamide-6 blends", *Journal of Applied Polymer Science*, 2008; 108: 2734-2747.
10. S. Dai, L. Ye, "Effect of SEPS as a novel compatibilizer on the properties and morphology of PP/PC/POE blends", *Journal of Applied Polymer Science*, 2008; 108: 3531-3541.

11. J. R. Araújo, M. R. Vallim, M. A. S. Spinacé, M.-A. De Paoli, "Use of postconsumer polyethylene in blends with polyamide 6: effects of the extrusion method and the compatibilizer", *Journal of Applied Polymer Science*, 2008; 110: 1310-1317.
12. W. Yang, X.-G. Tang, B.-H. Xie, Y.-P. Zhu, M.-B. Yang, M. Hou, "Heterogeneous dispersion of the compatibilizer in the injection molding of polyamide 6/polypropylene blends", *Journal of Applied Polymer Science*, 2009; 113: 299-305.
13. H. G. Lee, Y.-T. Sung, Y. K. Lee, W. N. Kim, H. G. Yoon, H. S. Lee, "Effects of PP-g-MAH on the mechanical, morphological and rheological properties of polypropylene and poly(acrylonitrile-butadiene-styrene) blends", *Macromolecular Research*, 2009; 17: 417-423.
14. X. Zhou, P. Zhang, X. Jiang, G. Rao, "Influence of maleic anhydride grafted polypropylene on the miscibility of polypropylene/polyamide-6 blends using ATR-FTIR mapping", *Vibrational Spectroscopy*, 2009; 49: 17-21.
15. S. Dai, L. Ye, G. Hu, "Preparation and properties of PP/PC/POE blends", *Polymers Advanced Technologies*, 2010; 21: 279-289.
16. S. Wang, B. Li, Y. Zhang, "Compatibilization of poly(2,6-dimethyl-1,4-phenylene oxide)/polyamide 6 blends with styrene-maleic anhydride copolymer: mechanical properties, morphology, crystallization, and melting behavior", *Journal of Applied Polymer Science*, 2010; 118: 3545-3551.
17. P. Agrawal, A. W. B. Rodrigues, E. M. Araújo, T. J. A. Mélo, "Influence of reactive compatibilizers on the rheometrical and mechanical properties of PA6/LDPE and PA6/HDPE blends", *Journal of Materials Science*, 2010; 45: 496-502.
18. A. Mojjarrad, Y. Jahani, M. Barikani, "Investigation on the correlation between rheology and morphology of PA6/ABS blends using ethylene acrylate terpolymer as compatibilizer", *Journal of Applied Polymer Science*, 2011; 120: 2173-2182.
19. Y. Li, D. Wang, J.-M. Zhang, X.-M. Xie, "Compatibilization and toughening of immiscible ternary blends of polyamide 6, polypropylene (or a propylene-ethylene copolymer), and polystyrene", *Journal of Applied Polymer Science*, 2011; 119: 1652-1658.
20. T. D. Castillo-Castro, M. M. Castillo-Ortega, P. J. Herrera-Franco, D. E. Rodríguez-Félix, "Compatibilization of polyethylene/polyaniline blends with polyethylene-graft-maleic anhydride", *Journal of Applied Polymer Science*, 2011; 119: 2895-2901.

21. J. Gao, H. Bai, Q. Zhang, Y. Gao, L. Chen, Q. Fu, "Effect of homopolymer poly(vinyl acetate) on compatibility and mechanical properties of poly(propylene carbonate)/poly(lactic acid) blends", *eXPRESS Polymer Letters*, 2012; 6: 860-870.
22. J. Wootthikanokkhan, P. Kasemwananimit, N. Sombatsompop, A. Kositchaiyong, S. Isarankura na Ayutthaya, N. Kaabbuathong, "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.
23. S. S. Ray, S. Pouliot, M. Bousmina, L. A. Utracki, "Role of organically modified layered silicate as an active interfacial modifier in immiscible polystyrene/polypropylene blends", *Polymer*, 2004; 45: 8403-8413.
24. S. S. Ray, M. Bousmina, "Compatibilization efficiency of organoclay in an immiscible polycarbonate/poly(methyl methacrylate) blend", *Macromolecular Rapid Communications*, 2005; 26: 450-455.
25. Y. Li, H. Shimizu, "Co-continuous polyamide 6 (PA6)/acrylonitrile-butadiene-styrene (ABS) nanocomposites", *Macromolecular Rapid Communications*, 2005; 26: 710-715.
26. J. S. Hong, H. Namkung, K. H. Ahn, S. J. Lee, C. Kim, "The role of organically modified layered silicate in the breakup and coalescence of droplets in PBT/PE blends", *Polymer*, 2006; 47: 3967-3975.
27. Z. Fang, Y. Xu, L. Tong, "Effect of clay on the morphology of binary blends of polyamide 6 with high density polyethylene and HDPE-graft-acrylic acid", *Polymer Engineering and Science*, 2007; 47: 551-559.
28. Y. T. Sung, Y. S. Kim, Y. K. Lee, W. N. Kim, H. S. Lee, J. Y. Sung, H. G. Yoon, "Effects of clay on the morphology of poly(acrylonitrilebutadiene-styrene) and polypropylene nanocomposites", *Polymer Engineering and Science*, 2007; 47: 1671-1677.
29. I. Kelnar, J. Rotrekl, J. Kotek, L. Kaprálková, "Effect of montmorillonite modification on the behaviour of polyamide/polystyrene blends", *Polymer International*, 2008; 57: 1281-1286.
30. T. Gcwabaza, S. S. Ray, W. W. Focke, A. Maity, "Morphology and properties of nanostructured materials based on polypropylene/poly(butylene succinate) blend and organoclay", *European Polymer Journal*, 2009; 45: 353-367.

31. S. Mallick, A. K. Dhibar, B. B. Khatua, "Effect of nanoclay on the morphology and properties of poly(methyl methacrylate)/high-density polyethylene blends", *Journal of Applied Polymer Science*, 2010; 116: 1010-1020.
32. S. Mallick, B. B. Khatua, "Morphology and properties of nylon6 and high density polyethylene blends in absence and presence of nanoclay", *Journal of Applied Polymer Science*, 2011; 121: 359-368.
33. J. A. Covas, M. F. Almeida, A. V. Machado, N. M. Larocca, L. A. Pessan, "Nanoclays dispersion in a PA6/PP blend by twin screw compounding", *Macromolecular Symposia*, 2011; 301: 55-62.
34. S. Cho, J. S. Hong, S. J. Lee, K. H. Ahn, J. A. Covas, J. M. Maia, "Morphology and rheology of polypropylene/polystyrene/clay nanocomposites in batch and continuous melt mixing processes", *Macromolecular Materials Engineering*, 2011; 296: 341-348.
35. M. Zhang, B. Lin, U. Sundararaj, "Effects of processing sequence on clay dispersion, phase morphology, and thermal and rheological behaviors of PA6-HDPE-clay nanocomposites", *Journal of Applied Polymer Science*, 2012; 125: E714-E724.
36. 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.
37. Y. Li, H. Shimizu, "Co-continuous polyamide 6 (PA6)/acrylonitrile-butadiene-styrene (ABS) nanocomposites", *Macromolecular Rapid Communications*, 2005; 26: 710-715.
38. S. Mallick, A. K. Dhibar, B. B. Khatua, "Effect of nanoclay on the morphology and properties of poly(methyl methacrylate)/high-density polyethylene blends", *Journal of Applied Polymer Science*, 2010; 116: 1010-1020.
39. Y. Wang, Q. Zhang, Q. Fu, "Compatibilization of immiscible poly(propylene)/polystyrene blends using clay", *Macromolecular Rapid Communications*, 2003; 24: 231-235.
40. S.-J. Kim, B.-S. Shin, J.-L. Hong, W.-J. Cho, C.-S. Ha, "Reactive compatibilization of the PBT/EVA blend by maleic anhydride", *Polymer*, 2001; 42: 4073-4080.
41. L.-T. Yan, J. Sheng, "Analysis of phase morphology and dynamics of immiscible PP/PA1010 blends and its partial-miscible blends during melt mixing from SEM patterns", *Polymer*, 2006; 47: 2894-2903.
42. G. Filippone, P. A. Netti, D. Acierno, "Microstructural evolutions of LDPE/PA6 blends by rheological and rheo-optical analyses: Influence of flow and compatibilizer on break-up and coalescence processes", *Polymer*, 2007; 48: 564-573.

43. X. Zhou, P. Zhang, X. Jiang, G. Rao, "Influence of maleic anhydride grafted polypropylene on the miscibility of polypropylene/polyamide-6 blends using ATR-FTIR mapping", *Vibrational Spectroscopy*, 2009; 49: 17-21.
44. M. Taheri, J. Morshedien, H. A. Khonakdar, "Phase morphology and thermomechanical analysis of poly(styrene-co-acrylonitrile)/ethylene-propylene-diene monomer blends: uncompatibilized and reactively compatibilized blends with two mixing sequences", *Journal of Applied Polymer Science*, 2011; 119: 1417-1425.
45. W. S. Chow, Z. A. M. Ishak, U. S. Ishiaku, J. Karger-Kocsis, A.A. Apostolov, "The effect of organoclay on the mechanical properties and morphology of injection-molded polyamide 6/polypropylene nanocomposites", *Journal of Applied Polymer Science*, 2004; 91: 175-189.
46. A. K. Das, S. Suin, N. K. Shrivastava, S. Maiti, J. K. Mishra, B. B. Khatua, "Effect of nanoclay on the morphology and properties of acrylonitrile butadiene styrene toughened polyoxymethylene (POM)/clay nanocomposites", *Polymer Composites*, 2014; 35: 273-282.
47. A. K. Dhibar, J. K. Kim, B. B. Khatua, "Cocontinuous phase morphology of asymmetric compositions of polypropylene/high-density polyethylene blend by the addition of clay", *Journal of Applied Polymer Science*, 2011; 119: 3080-3092.
48. Kusmono, Z. A. Mohd Ishak, W. S. Chow, T. Takeichi, Rochmadi. "Effect of clay modification on the morphological, mechanical, and thermal properties of polyamide 6/polypropylene/montmorillonite nanocomposites", *Polymer Composites*, 2010; 31: 1156-1167.

ประวัติหัวหน้าโครงการวิจัย

1. ชื่อ - สกุล : นาง ศิริรัตน์ วัชรวิชานนท์

Mrs. Sirirat Wacharawichanant

2. วัน เดือน ปีเกิด 13 กันยายน 2515

3. ตำแหน่งทางวิชาการปัจจุบัน ผู้ช่วยศาสตราจารย์

4. สถานที่ทำงาน

ภาควิชาวิศวกรรมเคมี คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม

โทรศัพท์ 0-3421-9364-66 ต่อ 25615 โทรสาร 0-3421-9368

e-mail: sirirat.che@gmail.com

5. ประวัติการศึกษา

- ปริญญาตรีสาขา เคมี สถาบัน มหาวิทยาลัยขอนแก่น
ปีที่สำเร็จ 2537
- ปริญญาโทสาขาวิชา วิศวกรรมเคมี สถาบัน จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
ปีที่สำเร็จ 2542
- ปริญญาเอกสาขาวิชา วิศวกรรมเคมี สถาบัน จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
ปีที่สำเร็จ 2547

6. วิทยานิพนธ์ระดับบัณฑิตศึกษา

- ระดับปริญญาโท

ชื่อเรื่อง Applications of Various Spinodal Decomposition Theories to Small Angle Light
Scattering Experiments of Polymer Blends

ปีที่ดำเนินการ 2539-2542

- ระดับปริญญาเอก

ชื่อเรื่อง Characterization and Miscibility Analysis of Ternary Blends Containing Low
Molar Mass Liquid Crystal

ปีที่ดำเนินการ 2542-2546

7. สาขาวิชาที่มีความชำนาญพิเศษ

สาขาวิชาวิศวกรรมเคมี แขนงวิชาทางด้านพอลิเมอร์

8. การเผยแพร่ผลงานวิจัย/ผลงานสร้างสรรค์

8.1 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. Impact Factor 2012 = 3.379
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. Impact Factor 2012 = 3.379
 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. Praserttham, S. Thongyai, **S. Wacharawichanant**, “Morphology and mechanical properties of catalytic coke/polypropylene composites”, *Journal of Applied Polymer Science* 2008; 110: 2071-2077. Impact Factor 2012 =1.395
 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. Impact Factor 2012 =1.646
 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. Impact Factor 2012 =1.395
 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. Impact Factor 2012 =1.053
 9. P. Pahupongsab, S. Thongyai, **S. Wacharawichanant**, P. Praserttham, “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. Impact Factor 2012 =1.395

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. Praserttham, "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. Impact Factor 2012 =0.669
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 pentoxide nanocomposites", *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 padaukangana 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. Praserttham, "Effects of particle type on thermal and mechanical properties of polyoxymethylenenanocomposites", *Journal of Applied Polymer Science* 2012; 123: 3217-3224. Impact Factor 2012 =1.395
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. Praserttham, "Effect of poly(styrene-co-maleic anhydride) compatibilizer on properties of polystyrene/zinc

- oxide composites”, *Iranian Polymer Journal* 2012; 21: 385-396. Impact Factor 2012 =1.053
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. Phankokkruad, **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. Impact Factor 2012 =0.902
 23. Y. Wuttison, S. Thongyai, **S. Wacharawichanant**, P. Praserttham, “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 polyoxymethylenenanocomposites filled with different nanofillers”, *Polymer-Plastics Technology and Engineering* 2014; 53: 181-188. Impact Factor 2012 =1.481
 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. Impact Factor 2012 =1.481

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.

8.2 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. Sangsangsiri, 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.

8.3 ผลงานวิจัยที่ได้รับการเผยแพร่ในการประชุมวิชาการต่าง ๆ

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/TiO₂ nanocomposites”, *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/TiO₂ nanocomposites", *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 density polyethylene/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/Al₂O₃ nanocomposites", *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/ZnO nanocomposites", *TIChE International Conference 2011*, Hatyai, Songkhla, Thailand, November 10 - 11, 2011.
21. N. Sanguanwong, **S. Wacharawichanant**, "Effect of titanium 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. Phankokkruad, **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. Khongaio, "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. Khongaio, "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.