



การปรับปรุงสมบัติเชิงกลและการลามไฟของพอลิเอทิลีนชนิดซิเน็ต
สำหรับใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์

โดย

นางสาวเบญจมาศ ปั่นหยัด

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิทยาการและวิศวกรรมพอลิเมอร์

ภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร

ปีการศึกษา 2554

ลิขสิทธิ์ของบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร

การปรับปรุงสมบัติเชิงกลและการลามไฟของพอลิไวนิลคลอไรด์
สำหรับใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์

โดย
นางสาวเบญจมาศ ปันหยัด

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิทยาการและวิศวกรรมพอลิเมอร์
ภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ
บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร
ปีการศึกษา 2554
ลิขสิทธิ์ของบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร

**MODIFICATION OF MECHANICAL PROPERTIES AND FLAME RETARDANCY OF
POLYBUTYLENE SUCCINATE FOR USING IN ELECTRICAL HOUSING**

By

Benchamas Panyad

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the Degree

MASTER OF ENGINEERING

Department of Materials Science and Engineering

Graduate School

SILPAKORN UNIVERSITY

2011

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร อนุมัติให้วิทยานิพนธ์เรื่อง “ การปรับปรุงสมบัติเชิงกลและการลามไฟของพอลิบิวทิลีนซัคซินเนตสำหรับใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ” เสนอโดยนางสาวเบญจมาศ ปั่นหยัด เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิทยาการและวิศวกรรมพอลิเมอร์

.....
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปานใจ ธารทัศนวงศ์)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

วันที่.....เดือน..... พ.ศ.....

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ณัฐกาญจน์ หงส์ศรีพันธ์

คณะกรรมการตรวจสอบวิทยานิพนธ์

..... ประธานกรรมการ

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.จันทร์ฉาย ทองปิ่น)

...../...../.....

..... กรรมการ

(รองศาสตราจารย์ ดร.ประณัฐ โพธิยะราช)

...../...../.....

..... กรรมการ

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ณัฐกาญจน์ หงส์ศรีพันธ์)

...../...../.....

53402210 : สาขาวิชาวิทยาการและวิศวกรรมพอลิเมอร์

คำสำคัญ : พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต, พอลิแลคติกแอซิด, กลีซิดิล เมทาไครเลต, การหน่วงไฟ

เบญจมาศ ปั้นหยัด : การปรับปรุงสมบัติเชิงกลและการลามไฟของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตสำหรับใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์. อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ : ผศ.ดร.ณัฐกาญจน์ หงส์ศรีพันธ์. 160 หน้า.

งานวิจัยนี้มีจุดประสงค์เพื่อปรับปรุงสมบัติเชิงกล และการหน่วงไฟของ PBS สำหรับใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ การปรับปรุงสมบัติเชิงกลทำโดยสองแนวทาง คือ การผสม PBS กับ PLA ในสถานะที่มีและไม่มีไกลซิดิลเมทาอะคริเลต (GMA) เป็นสารช่วยให้เกิดปฏิกิริยาเคมี และการผสม PBS กับ PBT การปรับปรุงการหน่วงไฟของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT ที่มีสมบัติเชิงกลเหมาะสมทำโดยการเติมสารหน่วงไฟแบบ intumescent ซึ่งประกอบด้วยแอมโมเนียมฟอสเฟต เมลามีน และซิลิกา การพิสูจน์สมบัติของพอลิเมอร์ผสมทำโดยเทคนิค SEM DSC TGA การทดสอบการดึงยืด การทดสอบการตีกระแทก การทดสอบการเผาไหม้ในแนวตั้ง และการวัดค่า LOI ผลการวิจัยพบว่าพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA จะมีความต้านทานการเปลี่ยนรูป ความแข็งแรงต้านทานการดึง ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกเพิ่มขึ้น แต่การยืดตัวก่อนการแตกหักลดลงเมื่อเทียบกับ PBS บริสุทธิ์ อย่างไรก็ตามสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมไม่เพียงจะส่งผลต่อความเข้ากันได้และโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA แต่ยังส่งผลต่อสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวด้วย โดยเฉพาะเมื่อปริมาณ PLA เพิ่มขึ้นเป็น 50 wt% ซึ่งทำให้เกิดโครงสร้างแบบเฟสต่อเนื่อง การเติม GMA จะช่วยปรับปรุงความเข้ากันได้ การยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสและความยืดหยุ่นของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT พบผลการทดลองที่คล้ายกัน แม้ว่าจะพบการลดลงของสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวเมื่อเทียบกับ PBS บริสุทธิ์ เนื่องจากการสลายตัวทางความร้อนของ PBS ในระหว่างกระบวนการหลอมเหลวผสม การเติมสารหน่วงไฟแบบ intumescent สามารถปรับปรุงการหน่วงไฟและการหยดของทั้งพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT ในขณะที่ส่งผลลบต่อสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าว การหน่วงไฟจะเกิดได้อย่างมีประสิทธิภาพมากที่สุดเมื่อเติมสารหน่วงไฟ 25 wt% ซึ่งจะทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ผ่าน V-0 และมีค่า LOI เป็น 27 % ในขณะที่พอลิเมอร์ผสม PBST50 จะผ่าน V-0 และมีค่า LOI เป็น 37 % แม้ว่าพอลิเมอร์ผสมทั้งหมดที่เตรียมได้ในงานวิจัยนี้จะมีสมบัติไม่เพียงพอต่อการแข่งขันกับ HIPS และ ABS ซึ่งเป็นวัสดุที่ใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบัน แต่พบผลการทดลองที่น่าสนใจ คือ ผลของโครงสร้างพื้นฐานร่วมกับผลของการเกิดปฏิกิริยาของ GMA จะทำให้สามารถปรับปรุงความยืดหยุ่นของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ให้มีค่าสูงเทียบเท่ากับ LDPE

ภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร ปีการศึกษา 2554
ลายมือชื่อนักศึกษา.....

ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

53402210 : MAJOR : POLYMER SCIENCE AND ENGINEERING

KEY WORD : POLYBUTYLENE SUCCINATE, POLYLACTIC ACID, GLYCIDYL METHACRYLATE, FLAME RETARDANT

BENCHAMAS PANYAD : MODIFICATION OF MECHANICAL PROPERTIES AND FLAME RETARDANCY OF POLYBUTYLENE SUCCINATE FOR USING IN ELECTRICAL HOUSING. THESIS ADVISOR : ASST.PROF.NATTAKARN HONGSRIPHAN. 160 pp.

This research was aimed to improve mechanical properties and flame retardancy of PBS using in electrical housing. Two traditions to achieve suitable mechanical properties were carried out by melt blending PBS with PLA in the presence and absence of GMA, reactive chemical agent and melt blending PBS with PBT. Flame retardancy of both preferred PBS/PLA blend and PBS/PBT blend were improved using intumescent flame retardant which consisted of APP, MA and Si. The properties of the blends were characterized using SEM, DSC, TGA, tensile test, impact test, vertical burning test and LOI measurement. The results found that blending PBS with PLA enhanced modulus, tensile strength, impact strength but reduced elongation at break of the blends compared to neat PBS. Fraction of PLA in PBS/PLA blends affected compatibility and morphology, which resulted on mechanical properties of the blends especially when PLA content was reached to 50 wt% which co-continuous structure was achieved. Adding GMA improved compatibility, interface adhesion and flexibility of PBS/PLA blends. Similar result was established in PBS/PBT blends, though inclinable decreasing in mechanical properties of the blends compared to neat PBS occurred due to thermal degradation of PBS during melt-mixed process. Adding intumescent flame retardant successfully improved flame retardancy and dripping in both of PBS/PLA and PBS/PBT blends while negatively change in mechanical properties was introduced. The most efficiency of flame retardant was achieved with 25 wt% adding which completed V-0 rate and 27% in LOI for PBSL50_G10 blends and completed V-0 rate and 37% in LOI for PBST50 blends. Although all blends prepared in this work did not have enough properties to compete with HIPS or ABS, materials of choices for electronic housing, interesting result showed that incorporation of morphology effect and GMA reaction could superior enhance flexibility in PBSL50_G10 blends which was equal to LDPE.

Department of Materials Science and Engineering Graduate School, Silpakorn University Academic Year 2011
Student's signature
Thesis Advisor's signature

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยความช่วยเหลือของ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ณัฐกาญจน์ หงส์ศรีพันธ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ผู้ให้คำปรึกษา ชี้แนะแนวทางการวิจัยและการวิเคราะห์ผลการวิจัย ตลอดจนการตรวจสอบแก้ไขข้อบกพร่องของวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณเป็นอย่างสูง

ผู้วิจัยขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร. ประณัฐ โพธิยะราช อาจารย์ผู้ทรงคุณวุฒิ จาก ภาควิชาวัสดุศาสตร์ คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. จันทร์ฉาย ทองปิ่น อาจารย์จากภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยศิลปากร ที่ให้ข้อเสนอแนะและสละเวลาสำหรับการสอบวิทยานิพนธ์

ผู้วิจัยขอขอบคุณคณาจารย์ทุกท่านของภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยศิลปากร ที่เคยอบรมสั่งสอนให้ความรู้ และขอขอบคุณภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยศิลปากร ที่ให้โอกาสในการดำเนินการวิจัยครั้งนี้ รวมทั้งการสนับสนุนทางด้านสถานที่ อุปกรณ์และเครื่องมือวิเคราะห์ ขอบขอบคุณคุณพินิจ เกียนระลึก นักวิทยาศาสตร์ประจำภาควิชา สำหรับคำแนะนำและการอำนวยความสะดวกทางด้านการจัดหาวัสดุอุปกรณ์ และสารเคมี ขอบขอบคุณคุณไพโรจน์ ตั้งสุภรวัช นายช่างเทคนิคประจำภาควิชา สำหรับความช่วยเหลือและการอำนวยความสะดวกทางด้านเครื่องมือและเครื่องจักร ขอบขอบคุณเจ้าหน้าที่ของภาควิชา สำหรับการอำนวยความสะดวกในการติดต่อประสานงานในทุกๆด้าน จนกระทั่งงานวิจัยนี้เสร็จสมบูรณ์

ขอบขอบคุณทุนสนับสนุนงานวิจัย ทุกการศึกษา และทุนการนำเสนอผลงานวิจัย จาก ศูนย์ความเป็นเลิศแห่งชาติทางด้านปิโตรเลียม ปิโตรเคมี และวัสดุขั้นสูง และทุนอุดหนุนการวิจัย สำหรับนักศึกษาระดับปริญญาโทมหาบัณฑิต จากภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ มหาวิทยาลัยศิลปากร

ขอบขอบคุณผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. จันทร์ฉาย ทองปิ่น อีกครั้ง สำหรับความอนุเคราะห์ขิไลกาที่ใช้ในงานวิจัยนี้ ขอบขอบคุณ พี่ๆ เพื่อนๆ และน้องๆ นักศึกษาภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุทุกท่าน สำหรับความห่วงใย ความมีน้ำใจ ความช่วยเหลือ และกำลังใจที่มีให้เสมอมา และที่ขาดไม่ได้ ขอขอบพระคุณบิดา มารดา เป็นอย่างยิ่ง สำหรับทุกสิ่งอย่างที่มีให้อย่างไม่สิ้นสุด จนกระทั่งงานวิจัยนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญตาราง	ญ
สารบัญภาพ	ฎ
บทที่	
1 บทนำ.....	1
ความเป็นมาและความสำคัญของเรื่อง	1
วัตถุประสงค์ของการวิจัย	3
สมมติฐานของการวิจัย.....	3
ขอบเขตของการวิจัย.....	4
ขั้นตอนของการวิจัย	4
ผลที่คาดว่าจะได้รับและการใช้ประโยชน์ด้านต่างๆ เช่น เจริญนโยบาย เชิงสาธารณะ และการพัฒนาสู่เชิงพาณิชย์	6
2 เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	7
การใช้พลาสติกในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์.....	7
พอลิเมอร์ย่อยสลายได้ทางชีวภาพ.....	9
พอลิเมอร์ผสมและการปรับปรุงความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม	20
กลไกการติดไฟ การเผาไหม้ และกระบวนการหน่วงไฟของพอลิเมอร์	24
งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	30
3 วิธีการดำเนินการศึกษา.....	34
วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย.....	34
เครื่องมือที่ใช้ดำเนินการวิจัย	35
วิธีการวิจัย	37
การปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียมเป็น พอลิเมอร์ผสม PBS/PLA	37

	การปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียม	
	พอลิเมอร์ผสม PBS/PBT	39
	การปรับปรุงสมบัติการหน่วงไฟและการลามไฟของ	
	พอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT.....	40
4	ผลการศึกษา	43
	ผลของการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียมเป็น	
	พอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PLA.....	43
	การเกิดปฏิกิริยาระหว่างกระบวนการหลอมเหลวผสม	43
	ผลการศึกษาโครงสร้างพื้นฐาน	52
	ผลการศึกษาสมบัติทางความร้อนและความเข้ากันได้.....	55
	ผลการศึกษาสมบัติเชิงกล	60
	ผลของการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียมเป็น	
	พอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PBT.....	75
	ผลการศึกษาโครงสร้างพื้นฐาน	75
	ผลการศึกษาสมบัติทางความร้อนและความเข้ากันได้.....	77
	ผลการศึกษาสมบัติเชิงกล	81
	ผลของการปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม	
	PBS/PLA และ PBS/PBT	89
	ผลการศึกษาเสถียรภาพทางความร้อน	89
	ผลการศึกษาการหน่วงไฟ และการลามไฟตามมาตรฐาน	
	UL-94 และการวัดค่า LOI.....	96
	ผลการศึกษาโครงสร้างพื้นฐาน	101
	ผลการศึกษาสมบัติทางความร้อน	102
	ผลการศึกษาสมบัติเชิงกล	103
5	สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ	107
	สรุปผลการวิจัย.....	107

บทที่	หน้า
ผลของการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียม เป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PLA.....	107
ผลของการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียม เป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PBT	109
ผลของการปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟของ พอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT.....	109
ข้อเสนอแนะ	111
บรรณานุกรม	112
ภาคผนวก	116
ภาคผนวก ก ข้อมูลและผลการทดสอบสมบัติของพอลิเมอร์ผสมต่างๆ	117
ภาคผนวก ข การคำนวณ	146
ภาคผนวก ค การนำเสนองานวิจัย	152
ประวัติผู้วิจัย	160

สารบัญตาราง

ตารางที่		หน้า
2.1	ประเภทของพลาสติกย่อยสลายได้ทางชีวภาพ.....	10
2.2	สมบัติของพอลิไบวทีลีนซัคซิเนต (Bionolle) เกรดต่างๆ	15
2.3	ตัวอย่างองค์ประกอบของสารหน่วงไฟแบบพองตัว.....	30
3.1	สมบัติของเม็ดพลาสติกที่ใช้ในงานวิจัยนี้	34
3.2	สูตรการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA	37
3.3	สูตรการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT.....	39
3.4	สูตรการปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT.....	41
4.1	ตำแหน่งพีคที่ได้จากการทดสอบด้วยเทคนิค $^1\text{H-NMR}$ ของวัสดุ ที่เกี่ยวข้องในงานวิจัย	44
4.2	สมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA สูตรต่างๆ	56
4.3	สมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ที่ได้จาก การศึกษาด้วยเทคนิค DSC.....	78
4.4	เสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม	96
4.5	การหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม	97
4.6	สมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ.....	103
 ตารางผนวก		
ก.1	ค่า torque ที่ใช้ในการหลอมเหลวผสมพอลิเมอร์ผสมตัวอย่าง ที่เวลา 15 นาที	120
ก.2	ข้อมูลที่ได้จากการวัดเวลาในการไหลของพอลิเมอร์ผสม โดยใช้ Ubbelohd viscometer	128
ก.3	สมบัติการดึงยืดของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทดสอบด้วย อัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที.....	129
ก.4	สมบัติการดึงยืดของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทดสอบด้วย อัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที.....	130
ก.5	สมบัติการรับแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA	131

ตารางผนวก		หน้า
ก.6	สมบัติการดึงยึดของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทดสอบด้วย อัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที.....	131
ก.7	สมบัติการดึงยึดของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทดสอบด้วย อัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที.....	132
ก.8	สมบัติการรับแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT	132
ก.9	สมบัติการดึงยึดของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ ทดสอบด้วย อัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที.....	132
ก.10	สมบัติการดึงยึดของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ ทดสอบด้วย อัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที.....	133
ก.11	สมบัติการรับแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ	133
ก.12	เงื่อนไขการจัดระดับความรุนแรงในการติดไฟ ตามมาตรฐาน ASTM-D 3801	139
ก.13	ข้อมูลจากการวัดการเผาไหม้ในแนวตั้ง ตามมาตรฐาน UL-94.....	139

สารบัญภาพ

ภาพที่		หน้า
2.1	โครงสร้างทางเคมีของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต.....	13
2.2	แหล่งสารตั้งต้นที่ใช้ในกระบวนการผลิต พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต.....	14
2.3	โครงสร้างทางเคมีของ PLA	16
2.4	การสังเคราะห์พอลิแลคติกแอซิดด้วยวิธีต่างๆ	18
2.5	โครงสร้างโมเลกุลของ PBT	18
2.6	ผลกระทบของสัดส่วนการผสมที่มีต่อสมบัติของพอลิเมอร์ผสม	21
2.7	ขั้นตอนที่เกิดขึ้นในกระบวนการเผาไหม้ของพอลิเมอร์	25
2.8	วงจรการเผาไหม้อย่างต่อเนื่องและการทำลายวงจรการเผาไหม้ โดยการทำงานของสารหน่วงไฟ	26
3.1	เครื่องทดสอบหาปริมาณออกซิเจนต่ำสุดที่ทำให้ตัวอย่างเกิดการติดไฟ.....	36
3.2	อุปกรณ์ในการทดสอบการเผาไหม้ในแนวตั้งตามมาตรฐาน UL-94	36
3.3	แบบจำลองเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่และสภาวะที่ใช้ในการเตรียม พอลิเมอร์ผสม PBS/PLA.....	38
4.1	ตำแหน่งอะตอมไฮโดรเจนบนโครงสร้างโมเลกุลของ PBS, PLA, GMA และ pGMA.....	43
4.2	แนวทางการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีของ GMA กับพอลิเมอร์ผ่านปฏิกิริยา การแลกเปลี่ยนหมู่เอสเทอร์ และการเปิดวงแหวนอีพอกไซด์	45
4.3	NMR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBS/L50.....	47
4.4	NMR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBS/L50_G10.....	48
4.5	ปฏิกิริยาที่คาดว่าจะเกิดได้ในพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA.....	49
4.6	ผลของการเติม GMA ที่มีต่อค่า mixing torque ของ PBS	50
4.7	ผลของการเติม GMA ที่มีต่อค่า mixing torque ของ PLA	51
4.8	ภาพถ่ายจาก SEM แสดงโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA.....	53
4.9	DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของ พอลิเมอร์ผสม PBS/PLA	57
4.10	DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสม ที่เติม GMA.....	59

ภาพที่		หน้า
4.11	ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA...	61
4.12	ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA	63
4.13	เปอร์เซ็นต์การยึดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA	64
4.14	ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA	64
4.15	ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA.....	66
4.16	ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA	67
4.17	การยึดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA.....	67
4.18	Tensile curve แสดงพฤติกรรมการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA	69
4.19	Tensile curve แสดงพฤติกรรมการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA 10% โดยน้ำหนัก.....	69
4.20	ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA.....	70
4.21	ภาพถ่ายจาก SEM แสดงรอยแตกหักเนื่องจากการตีกระแทกของพอลิเมอร์ ...	72
4.22	Tensile curve แสดงพฤติกรรมการแตกหักตอบสนองอัตราการดึง ของ PBS และ PLA	73
4.23	ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทดสอบด้วย อัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที.....	74
4.24	ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทดสอบ ด้วยอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที	74
4.25	เปอร์เซ็นต์การยึดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทดสอบการดึงด้วยอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที.....	75
4.26	ภาพถ่ายจาก SEM แสดงโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ที่กำลังขยาย 3000 เท่า.....	76
4.27	DSC thermogram ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สอง	79

ภาพที่		หน้า
4.28	DSC thermogram ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัว..	80
4.29	ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT	82
4.30	ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT	83
4.31	เปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT	83
4.32	ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT	85
4.33	Tensile curve แสดงพฤติกรรมของการแตกหักตอบสนองต่ออัตราการดึง ของ PBS และ PBT.....	86
4.34	ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทดสอบด้วยอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที่	87
4.35	ความความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทดสอบการด้วยอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที่	88
4.36	เปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทดสอบอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที่.....	88
4.37	กราฟ TGA ของสารหน่วงไฟแบบ Intumescent.....	90
4.38	กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F25.....	91
4.39	กราฟ TGA ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ	93
4.40	กราฟ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ	93
4.41	กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBST50_F25.....	94
4.42	กราฟ TGA ของพอลิเมอร์ผสม PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ	95
4.43	กราฟ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ	95
4.44	พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 หลังจากผ่านการวัดค่า LOI	99
4.45	พอลิเมอร์ผสม PBST50 หลังจากผ่านการวัดค่า LOI	100
4.46	ภาพถ่ายจาก SEM ของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ	101
4.47	ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ.....	104
4.48	ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ	104
4.49	เปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ...	105
4.50	ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ.....	106

ภาพผนวก	หน้า
ก.1 NMR spectrum ของ PBS บริสุทธิ์	118
ก.2 NMR spectrum ของ PLA บริสุทธิ์.....	119
ก.3 NMR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50	120
ก.4 NMR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10	121
ก.5 FTIR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBSL25.....	122
ก.6 FTIR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBSL25_G10.....	122
ก.7 FTIR spectrum ของ GMA	123
ก.8 ผลของการเติม GMA ที่มีต่อ mixing torque ของพอลิเมอร์ผสม PBSL20	124
ก.9 ผลของการเติม GMA ที่มีต่อ mixing torque ของพอลิเมอร์ผสม PBSL30	124
ก.10 ผลของการเติม GMA ที่มีต่อ mixing torque ของพอลิเมอร์ผสม PBSL40	125
ก.11 ผลของการเติม GMA ที่มีต่อ mixing torque ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50	125
ก.12 DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสม PBSL30 ที่เติม GMA	126
ก.13 DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสม PBSL40 ที่เติม GMA	126
ก.14 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL20 ที่เติม GMA	127
ก.15 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL30 ที่เติม GMA	127
ก.16 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL40 ที่เติม GMA	128
ก.17 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL50 ที่เติม GMA.....	128
ก.18 DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ	129
ก.19 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ.....	129

ภาพผนวก	หน้า
ก.20 DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสม PBSL50 ที่เติม สารหน่วงไฟ	130
ก.21 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ	130
ก.22 Intrinsic viscosity ของ PBS บริสุทธิ์ พอลิเมอร์ผสม PBST50 และ PBST20 ..	132
ก.23 กราฟ TGA และ DTG ของ PBS บริสุทธิ์	137
ก.24 กราฟ TGA และ DTG ของ PLA บริสุทธิ์	137
ก.25 กราฟ TGA และ DTG ของ PBT บริสุทธิ์	138
ก.26 กราฟ TGA และ DTG ของแอมโมเนียมพอลิฟอสเฟต (APP)	138
ก.27 กราฟ TGA และ DTG ของเมลามีน (MA)	139
ก.28 กราฟ TGA และ DTG ของซิลิกา (Si)	139
ก.29 กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F15	140
ก.30 กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F20	140
ก.31 กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBST50_F15	141
ก.32 กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBST50_F20	141
ก.33 ลักษณะการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA หลังผ่านการดัดยัด	145
ก.34 ลักษณะการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS และ PLA บริสุทธิ์ ที่อัตราการดึง 5 ม.ม./นาที่ และ 500 ม.ม./นาที่	145
ก.35 ลักษณะการตีไฟของตัวอย่างพอลิเมอร์ผสมระหว่างการทดสอบการ เผาไหม้ในแนวตั้ง	146
ข.1 ภาพประกอบการคำนวณความเป็นผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม PBSL20	149

บทที่ 1

บทนำ

ความเป็นมาและความสำคัญของเรื่อง

ในยุคที่เทคโนโลยีมีความเจริญก้าวหน้าอย่างไม่หยุดยั้ง ผลักดันให้ความต้องการการใช้งานอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เพิ่มขึ้น ซึ่งการเปลี่ยนแปลงเทคโนโลยีที่เกิดขึ้นอย่างรวดเร็ว นำไปสู่การล้ำสมัยและการเปลี่ยนเครื่องของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เพื่อให้สามารถรองรับเทคโนโลยีที่เปลี่ยนแปลงไปได้ โดยเฉพาะอย่างยิ่งสินค้าในกลุ่มของ คอมพิวเตอร์ คอมพิวเตอร์ส่วนบุคคล และ โทรศัพท์เคลื่อนที่ ทำให้เกิดปัญหาขยะอิเล็กทรอนิกส์ ซึ่งเป็นปัญหาในระดับโลกที่กำลังทวีความรุนแรงมากขึ้นและต้องการการแก้ไขอย่างเร่งด่วน จากรายงานของสหประชาชาติ (UN) [1] กล่าวว่า ปัญหาขยะที่เกิดจากอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์มีความรุนแรงมากขึ้นเรื่อยๆ โดยเฉพาะในประเทศกำลังพัฒนาที่มีการเปลี่ยนแปลงเทคโนโลยีอย่างรวดเร็ว ในปัจจุบันพบว่าปริมาณขยะอิเล็กทรอนิกส์จากทั่วโลกมีมากถึง 40 ล้านตันต่อปี และมีแนวโน้มที่จะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว ซึ่งปัญหาดังกล่าวจะก่อให้เกิดผลกระทบต่อสิ่งแวดล้อมและประชาชนอย่างแน่นอน ทางด้านประเทศไทย จากข้อมูลของกรมควบคุมมลพิษในปี พ.ศ. 2546 รายงานว่าประเทศไทยมีขยะอิเล็กทรอนิกส์ประมาณ 58,000 ตันต่อปี เมื่อพิจารณาถึงต้นเหตุของขยะอิเล็กทรอนิกส์และแนวทางในการแก้ไขพบว่าเนื่องจากอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ส่วนใหญ่ผลิตจากวัสดุที่ไม่สามารถย่อยสลายได้ทางชีวภาพ ก่อให้เกิดปัญหามลพิษทางสิ่งแวดล้อมในขั้นตอนการกำจัด อีกทั้งในกระบวนการผลิตมักมีการเติมสารเคมีแต่งหลากหลายชนิด ทำให้กระบวนการแยกและกระบวนการรีไซเคิลเป็นไปได้ยากเช่นกัน ดังนั้นการใช้พลาสติกที่สามารถย่อยสลายได้ทางชีวภาพจึงเป็นอีกทางเลือกหนึ่งที่น่าสนใจ

พอลิเมอร์ย่อยสลายได้ทางชีวภาพในกลุ่มพอลิเอสเตอร์ เช่น พอลิแลคติกแอซิด (PLA), พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS), พอลิบิวทิลีนอะดิเปตเทอเรพทาเลต (PBAT), พอลิคาร์โพรแลกโตน (PCL) เป็นพอลิเมอร์ย่อยสลายได้ทางชีวภาพที่ได้รับความนิยมอย่างกว้างนับตั้งแต่ปี 1970 เป็นผลจากการตระหนักถึงปัญหาสิ่งแวดล้อมซึ่งเกิดจากขยะพลาสติกที่ไม่สามารถย่อยสลายได้ทางชีวภาพ เมื่อพิจารณาพร้อมกับปัญหาการขาดแคลนปิโตรเลียมที่อาจเกิดขึ้นในอนาคตอันใกล้นี้ จึงมีความพยายามที่จะผลิตพอลิเมอร์ย่อยสลายได้ทางชีวภาพจากวัสดุที่สามารถทดแทนใหม่ได้

พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต นับเป็นพอลิเมอร์ย่อยสลายได้ทางชีวภาพและสามารถเตรียมได้จากวัตถุดิบที่สามารถทดแทนใหม่ได้ที่น่าสนใจอีกชนิดหนึ่ง ซึ่งปัจจุบันได้มีการผลิตในระดับอุตสาหกรรมเป็นที่เรียบร้อยแล้ว ตัวอย่างผลิตภัณฑ์ที่ใช้พอลิบิวทิลีนเป็นวัตถุดิบ เช่น ฟิล์มสำหรับบรรจุภัณฑ์ แผ่นซีท ขวด ผลิตภัณฑ์ที่ขึ้นรูปโดยกระบวนการฉีด เป็นต้น ซึ่งคาดว่าจะในอนาคตจะสามารถนำไปประยุกต์ใช้งานทางด้านวิศวกรรม เช่น ใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์และอุตสาหกรรมยานยนต์ได้ การเตรียมพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตทำโดยปฏิกิริยาการสังเคราะห์พอลิเมอร์แบบควบแน่นของมอนอเมอร์สองชนิด คือ 1,4-บิวเทนไดออล และกรดซัคซิินิก ซึ่งเตรียมได้จากปิโตรเลียม แต่เมื่อนานมานี้ บริษัท Mitsubishi Chemical ร่วมกับ Ajinomoto ประสบความสำเร็จในการพัฒนาการผลิตพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตจากวัตถุดิบทางธรรมชาติ และมีโรงงานผลิตที่มีกำลังการผลิต 30,000 ตันต่อปี ในปี 2006 นอกจากนี้ยังมีนโยบายที่จะขยายและปรับปรุงกระบวนการผลิตพอลิเมอร์ดังกล่าว ซึ่งคาดว่าจะ จะสามารถพัฒนาการผลิตให้มีต้นทุนต่ำกว่าการผลิตพอลิแลคติกแอซิด ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ย่อยสลายได้ทางชีวภาพที่มีการใช้งานอย่างแพร่หลายในปัจจุบัน [2] อย่างไรก็ตาม แม้ว่าพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตจะมีความน่าสนใจทั้งทางด้านเศรษฐศาสตร์และสิ่งแวดล้อม แต่เมื่อพิจารณาถึงการนำไปใช้งานทางด้านวิศวกรรม เช่น การผลิตเป็นกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ พบว่า พอลิบิวทิลีนซัคซิเนตมีสมบัติเชิงกลใกล้เคียงกับพอลิเอทิลีน ซึ่งถือว่ามีความแข็งแรงค่อนข้างต่ำเมื่อเทียบกับพลาสติกที่ใช้ในการผลิตกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบัน เช่น ABS HIPS นอกจากนี้ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนตยังมีความต้านทานการติดไฟที่ต่ำ มีการหยดของเนื้อพลาสติกในขณะที่เกิดการเผาไหม้ทำให้เกิดการลามไฟได้ง่าย [3,4] ดังนั้นการนำพอลิเมอร์ดังกล่าวไปผลิตเป็นกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ จึงมีความจำเป็นที่จะต้องปรับปรุงทั้งสมบัติเชิงกลและสมบัติการหน่วงไฟให้ทัดเทียมกับพลาสติกที่ใช้ในการผลิตปัจจุบัน

จากงานวิจัยของ Tadashi Yokohara และคณะ [5] ศึกษาการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PLA/PBS พบว่าพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวเป็นระบบพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถเข้ากันได้ในทุกสัดส่วนการผสม ทำให้เกิดการแยกเฟสกัน ส่งผลต่อสมบัติเชิงกล ดังนั้น การมีแรงยึดเหนี่ยวที่แข็งแรงของแต่ละองค์ประกอบจึงเป็นสิ่งจำเป็นที่ต้องคำนึงถึง จากผลการศึกษาพบว่า การเติมสารที่มีหมู่ฮิพอกซีในโครงสร้างโมเลกุลในระหว่างกระบวนการเตรียมพอลิเมอร์ผสม สามารถปรับปรุงความเข้ากันได้ของพลาสติกจำพวกพอลิเอสเทอร์และเฟสที่สองได้ [6,7,8] ในส่วนของการปรับปรุงสมบัติการหน่วงไฟของ PBS พบว่า การใช้สารหน่วงไฟแบบ intumescent ซึ่งประกอบด้วย ammonium polyphosphate และ melamine ร่วมกับการเติม synergistic agent สามารถปรับปรุงสมบัติการลามไฟ และการหยดระหว่างการเผาไหม้ของ PBS ได้ [3,4]

งานวิจัยนี้มีจุดประสงค์เพื่อปรับปรุงสมบัติเชิงกลและการหน่วงไฟของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต เพื่อให้เหมาะสมต่อการนำไปใช้งานเป็นกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ โดยการปรับปรุงสมบัติเชิงกลจะแบ่งเป็นสองแนวทางคือ การเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับพอลิแลคติกแอซิด (PLA) และการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับพอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลต (PBT) ซึ่งจะศึกษาถึงผลของสัดส่วนการผสม และปริมาณสารเชื่อมประสานที่มีต่อสมบัติเชิงกล ในส่วนของการปรับปรุงสมบัติการหน่วงไฟ จะศึกษาผลของปริมาณสารหน่วงไฟที่มีต่อการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตภายหลังผ่านการปรับปรุงสมบัติเชิงกลแล้ว

วัตถุประสงค์ของการวิจัย

1. ศึกษาความเป็นไปได้ในการปรับปรุงสมบัติของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตให้เหมาะสมสำหรับนำไปใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์
2. ปรับปรุงสมบัติเชิงกลของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตโดยการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมกับพอลิแลคติกแอซิด โดยใช้ไกลซิดิลเมทาคริเลตเป็นสารเชื่อมประสาน
3. ปรับปรุงสมบัติเชิงกลของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตโดยการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมกับพอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลต
4. ปรับปรุงสมบัติการหน่วงไฟของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตที่ผ่านการปรับปรุงสมบัติเชิงกลด้วยการผสมสารหน่วงไฟแบบ Intumescent

สมมติฐานของการวิจัย

1. สามารถปรับปรุงสมบัติของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตให้เหมาะสมสำหรับใช้เป็นกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ เพื่อลดการใช้งานวัสดุที่ใช้อยู่ในปัจจุบันซึ่งเป็นพลาสติกที่ไม่สามารถย่อยสลายได้ทางชีวภาพ เช่น HIPS, ABS ได้
2. การผสม PBS กับ PLA ซึ่งเป็นพอลิเมอร์แข็งเปราะ จะสามารถปรับปรุงความแข็งแรงของ PBS ได้ ซึ่งการใช้ GMA จะสามารถปรับปรุงความเข้ากันได้ระหว่าง PBS และ PLA ได้ ทำให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีสมบัติที่ดีขึ้น
3. การผสม PBS กับ PBT ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีความแข็งแรงสูง ยึดหยุ่นได้ดี และต้านทานการติดไฟได้ดี จะสามารถปรับปรุงสมบัติเชิงกล และการหน่วงไฟของ PBS ได้
4. การเติมสารหน่วงไฟแบบ Intumescent สามารถปรับปรุงสมบัติการหน่วงไฟและการลามไฟของ PBS ที่ผ่านการปรับปรุงสมบัติเชิงกลได้ โดยไม่ทำให้สมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์เปลี่ยนแปลงมากนัก

ขอบเขตของการวิจัย

1. เม็ดพลาสติกที่ใช้ในงานวิจัยนี้คือ PBS ชื่อทางการค้า GS Pla[®] เกรด AZ71TN ผลิตโดยบริษัท MitsubishiChemicals, PLA ชื่อทางการค้า Ingeo[™] เกรด 3051D ผลิตโดยบริษัท Nature Work LLC และ PBT ชื่อทางการค้า Crastin[®] PBT เกรด S600F20 ผลิตโดยบริษัท Dupont ประเทศสหรัฐอเมริกา
2. GMA ที่ใช้ในงานวิจัยนี้คือ GMA ความบริสุทธิ์ 97% ผลิตจากบริษัท Aldrich และนำมาใช้ในทันทีโดยไม่ผ่านการทำให้บริสุทธิ์และการปรับปรุงใดๆทั้งสิ้น
3. การศึกษาการปรับปรุงสมบัติเชิงกลโดยการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA จะใช้ PBS เป็นเฟสหลักโดยปรับเปลี่ยนปริมาณ PLA เป็น 20, 30, 40 และ 50 %โดยน้ำหนัก และปรับเปลี่ยนปริมาณ GMA เป็น 0, 5 และ 10%โดยน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสม
4. การศึกษาการปรับปรุงสมบัติเชิงกลโดยการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT จะใช้ PBS เป็นเฟสหลักโดยปรับเปลี่ยนปริมาณ PBT เป็น 20, 30, 40 และ 50 %โดยน้ำหนัก โดยไม่มีการใช้ GMA เป็นสารเชื่อมประสาน
5. การศึกษาการปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม จะเลือกเฉพาะพอลิเมอร์ผสมสูตรที่ได้รับการปรับปรุงให้มีสมบัติเชิงกลเหมาะสมที่สุดสำหรับพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT อย่างละ 1 สูตรการเตรียม
6. สารหน่วงไฟแบบ intumescent ที่ใช้ประกอบด้วย แอมโมเนียมพอลิฟอสเฟต เมลามีน และซิลิกา ในสัดส่วนคงที่เป็น 15:3:2 ส่วนโดยน้ำหนัก และปรับเปลี่ยนปริมาณการเติมสารหน่วงไฟเป็น 0, 15, 20 และ 25 %โดยน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสม

ขั้นตอนของการวิจัย

1. ศึกษาเอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง
2. ออกแบบวิธีการและวางแผนการวิจัย
3. ดำเนินการวิจัย
 - 3.1 การปรับปรุงสมบัติเชิงกล ศึกษาเปรียบเทียบระหว่างสองแนวทาง ดังนี้
 - 3.1.1 การปรับปรุงสมบัติเชิงกลโดยการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และใช้ GMA เป็นสารเชื่อมประสาน ทำโดย
 - 3.1.1.1 เตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA โดยปรับเปลี่ยนปริมาณ PLA เป็น 0, 20, 30, 40 และ 50 %โดยน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสม

3.1.1.2 เติม GMA เป็นสารเชื่อมประสานโดยปรับเปลี่ยนปริมาณการเติมเป็น 0, 5 และ 10 % โดยน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสม

3.1.1.3 หลอมเหลวผสมส่วนผสมทั้งหมดในเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่ และนำไปขึ้นรูปเป็นชิ้นทดสอบสมบัติต่างๆ โดยเทคนิคการฉีดเข้าแม่พิมพ์

3.1.1.4 ศึกษาโครงสร้างพื้นฐาน ความเข้ากันได้ และสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสมสูตรต่างๆ โดยใช้เทคนิค SEM, DSC การวัดความต้านทานต่อแรงกระแทก และการทดสอบการดัดงอตามลำดับ

3.1.2 การปรับปรุงสมบัติเชิงกลโดยการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทำโดย

3.1.2.1 เตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT โดยปรับเปลี่ยนปริมาณ PBT เป็น 0, 20, 30, 40 และ 50 % โดยน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสม เช่นเดียวกับการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ในข้อ 3.1.1.1 แต่ไม่ใช้ GMA เป็นสารเชื่อมประสาน

3.1.2.2 หลอมเหลวผสม ขึ้นรูปชิ้นทดสอบ และการศึกษาสมบัติต่างๆของพอลิเมอร์ผสมเช่นเดียวกับการดำเนินการกับพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ในข้อ 3.1.1.3-4

3.2 การปรับปรุงสมบัติการทนไฟ โดยการผสมพอลิเมอร์ผสมของ PBS ภายหลังการปรับปรุงให้มีสมบัติเชิงกลที่เหมาะสมตามข้อ 3.1 กับสารทนไฟ ดังนี้

3.2.1 สารทนไฟที่ใช้คือสารทนไฟแบบ Intumescent ซึ่งประกอบด้วย แอมโมเนียมฟอสเฟต, เมลามีน และซิลิกา โดยจะปรับเปลี่ยนปริมาณสารทนไฟเป็น 0, 15, 20 และ 25 % โดยน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสม

3.2.2 ส่วนผสมทั้งหมดจะถูกหลอมเหลวผสมในเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่ และขึ้นรูปเป็นชิ้นทดสอบสมบัติต่างๆ โดยเทคนิคการฉีดเข้าแม่พิมพ์

3.2.3 ศึกษาเสถียรภาพทางความร้อน การทนไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสมที่ได้ โดยใช้เทคนิค TGA, การวิเคราะห์ปริมาณออกซิเจนต่ำสุดที่ทำให้ตัวอย่างเกิดการติดไฟ (LOI) และการวิเคราะห์ลักษณะการติดไฟตามมาตรฐาน UL94 ตามลำดับ

3.2.4 ศึกษาโครงสร้างพื้นฐาน ความเข้ากันได้ และสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ที่ได้ โดยใช้เทคนิค SEM, DSC การวัดความต้านทานต่อแรงกระแทก และการทดสอบการดัดงอตามลำดับ

4. วิเคราะห์ผลการวิจัย

5. สรุปผลการวิจัย

6. นำเสนองานวิจัย

ผลที่คาดว่าจะได้รับและการใช้ประโยชน์ด้านต่างๆ เช่น เงินโยบบาย เงินสาธารณะ และการพัฒนาผู้
เชิงพาณิชย์

1. สามารถปรับปรุงสมบัติของ PBS ให้เหมาะสมต่อการนำไปใช้เป็นกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ อันเป็นแนวทางในการแก้ไขปัญหาขยะอิเล็กทรอนิกส์ที่ไม่สามารถย่อยสลายได้ทางชีวภาพ ช่วยอนุรักษ์ทรัพยากรปิโตรเลียมโดยทางอ้อม และเป็นส่วนหนึ่งในการแก้ไขปัญหาสิ่งแวดล้อมโลกที่กำลังเผชิญอยู่ในปัจจุบัน
2. ทราบถึงผลของปัจจัยต่างๆ ที่มีต่อโครงสร้างพื้นฐาน สมบัติเชิงกล และสมบัติการหน่วงไฟของ PBS ซึ่งเป็นสมบัติพื้นฐานที่จำเป็นต้องจัดเตรียมให้เหมาะสมในการนำไปใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ โดยปัจจัยดังกล่าวได้แก่ ผลของสัดส่วนการผสม ในการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมกับ PLA และ PBT, ปริมาณสารเชื่อมประสาน, ปริมาณของสารหน่วงไฟ
3. สามารถวิเคราะห์ความเป็นไปได้ ตลอดจนข้อได้เปรียบ เสียเปรียบ ในการนำ PBS ที่ผ่านการปรับปรุงสมบัติไปใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์แทนที่วัสดุที่ใช้ในการผลิตปัจจุบัน
4. ทราบถึงแนวทางที่เหมาะสมในการปรับปรุงสมบัติเชิงกลและสมบัติการหน่วงไฟของ PBS เพื่อให้เกิดประโยชน์และแนวคิดพื้นฐานในการพัฒนาสมบัติของ PBS ไปใช้งานในด้านอื่นๆ
5. สามารถเผยแพร่ความรู้ที่ได้จากการวิจัยไปสาธารณะชน เพื่อให้เกิดแนวทางในการวิจัยพัฒนาและการผลิตในภาคอุตสาหกรรมเป็นลำดับต่อไป

บทที่ 2

เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

การใช้พลาสติกในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ [9, 10]

พลาสติกถูกนำมาใช้งานทางด้านการผลิต หีบ ห่อ บรรจุภัณฑ์ เป็นเวลานานแล้ว และได้มีการนำมาใช้งานแทนวัสดุชนิดอื่นมากขึ้น เนื่องจากสมบัติที่น่าสนใจหลายประการ ได้แก่ มีสมบัติทางไฟฟ้า สมบัติทางเคมี และสมบัติเชิงกลที่ดีเยี่ยม ทั้งยังมีน้ำหนักเบา ราคาถูก และสามารถขึ้นรูปได้ง่าย ด้วยสมบัติต่างๆ ดังที่กล่าวมา จึงไม่น่าแปลกใจที่ทำให้พลาสติกกลายเป็นวัสดุที่มีความสำคัญและมีการใช้งานอย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ จุดเริ่มต้นในการนำพลาสติกมาใช้งานในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์เริ่มขึ้นในปี 1900 เมื่อมีการนำ phenolic resin มาใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ (electrical housing) และแผ่นรองระบบสายไฟ (wiring platforms) จนกระทั่งมีการขยายการใช้งานอย่างกว้างขวางในปัจจุบัน เช่น การใช้เป็นสายไฟ สายเคเบิล ที่มีความเป็นฉนวน การใช้เป็นแผงวงจรอิเล็กทรอนิกส์ และอุปกรณ์ต่างๆ ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ระดับไมครอน เป็นต้น จนกระทั่งปัจจุบัน อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต่างๆ ที่อยู่รอบๆ ตัวเรา ล้วนแล้วแต่มีส่วนประกอบที่เป็นพลาสติกทั้งสิ้น ไม่ว่าจะเป็นคอมพิวเตอร์ โทรศัพท์มือถือ โทรทัศน์ เครื่องทำความเย็น เครื่องชงกาแฟ เครื่องเสียง เป็นต้น

การเลือกวัสดุไปใช้งานในด้านต่างๆ ขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ เช่น ความคุ้มค่าทางเศรษฐศาสตร์ ความเหมาะสมทางวิศวกรรม ผลกระทบต่อสิ่งแวดล้อม เป็นต้น อย่างไรก็ตาม คุณสมบัติสำคัญในการเลือกวัสดุไปใช้งานในด้านต่างๆ คือ จะต้องเข้าใจถึงลักษณะและสถานะในการนำผลิตภัณฑ์ไปใช้ สาเหตุและสถานะที่เป็นไปได้ที่จะทำให้ผลิตภัณฑ์ดังกล่าวเกิดการเสื่อมสภาพตลอดจนความปลอดภัยในการนำวัสดุดังกล่าวไปใช้งาน ซึ่งสามารถบอกได้ถึงสมบัติของวัสดุที่ต้องการ ได้แก่ สมบัติเกี่ยวกับด้านวิศวกรรม (สมบัติทางกายภาพ สมบัติทางกล สมบัติทางไฟฟ้า) และสมบัติเกี่ยวกับสภาพแวดล้อม (สมบัติทางความร้อน การต้านทานต่อรังสี และสารเคมี) ในส่วนของการนำพลาสติกไปใช้งานในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ นอกจากจะต้องพิจารณาถึง สมบัติเชิงกลและสมบัติทางไฟฟ้า อันเป็นสมบัติพื้นฐานในการนำวัสดุไปใช้งานแล้ว การเพิ่มขึ้นของ

ความต้องการในการนำพลาสติกมาใช้ในการอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ที่มีส่วนเกี่ยวข้องในชีวิตประจำวันมากขึ้น ทำให้ต้องตระหนักถึงความปลอดภัยในการนำพลาสติกไปใช้งาน เนื่องจากการมีความสามารถในการต้านทานการติดไฟที่ค่อนข้างต่ำของพลาสติกทั่วไป ทำให้เมื่อพลาสติกดังกล่าวต้องสัมผัสกับวงจรไฟฟ้า พลังงานที่พลาสติกได้รับโดยเฉพาะในกรณีที่เกิดการลัดวงจรจะมีค่ามากพอที่จะทำให้พลาสติกเกิดการติดไฟได้

ปัจจุบัน มีการนำพลาสติกไปใช้งานในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ในหลากหลายหน้าที่ ตั้งแต่การใช้งานในด้านที่ต้องการความเป็นฉนวนทางไฟฟ้า จนถึงความต้องการใช้พลาสติกนำไฟฟ้า อย่างไรก็ตาม สำหรับพลาสติกที่ใช้งานในด้านการเป็นฉนวนไฟฟ้า สามารถแบ่งออกเป็นกลุ่มใหญ่ๆ เพื่อพิจารณาถึงความปลอดภัยในการนำพลาสติกไปใช้งาน ได้ดังนี้ 1) พลาสติกที่ใช้ทำส่วนประกอบภายนอก (enclosures) พลาสติกที่นำไปใช้งานในส่วนนี้จำเป็นต้องมีความต้านทานการติดไฟที่ดี มีสมบัติการนำไฟฟ้า/ฉนวนไฟฟ้าที่เหมาะสมกับการนำไปใช้งาน 2) พลาสติกที่ใช้ทำส่วนประกอบภายใน (Internal components) พลาสติกที่ใช้ในส่วนนี้ต้องการเพียงสมบัติด้านการติดไฟที่ดี เพื่อให้สามารถใช้เป็นชิ้นส่วนอยู่ภายในวัสดุห่อหุ้มอื่นๆ อย่างไรก็ตาม สมบัติเชิงกล และสมบัติทางไฟฟ้า อาจเป็นที่ต้องการตามความเหมาะสมในการนำไปใช้งานด้านต่างๆ 3) พลาสติกที่ใช้เป็นชิ้นส่วนตกแต่ง (decorative parts) พลาสติกในกลุ่มนี้โดยทั่วไปจะไม่สามารถทำหน้าที่ห่อหุ้มชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์และไม่ได้สัมผัสกับชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์โดยตรง จึงไม่มีความจำเป็นที่จะต้องมีความทนทานต่อการติดไฟที่ฉุนัก และไม่จำเป็นต้องผ่านการทดสอบตามมาตรฐานอย่างเคร่งครัด

การจัดระดับพลาสติกตามความสามารถด้านการต้านทานการติดไฟ

พลาสติกสามารถถูกจัดประเภทตามอัตราการติดไฟได้ เรียงตามความรุนแรงในการติดไฟจากมากที่สุดไปน้อยที่สุด ได้ดังนี้ 94HB, 94V-2, 94V-1, 94V-0, 94-VA และ 94-5VB โดยตัวเลขสองตัวแรกที่ปรากฏ หมายถึง การทดสอบตามมาตรฐาน UL-94 ส่วน H และ V จะหมายถึงลักษณะการจัดวางชิ้นงานในระหว่างการทดสอบ โดยที่ H หมายถึง การวางชิ้นงานในแนวขนานกับแนวระดับ (horizontal) และ V หมายถึง การวางชิ้นงานในทิศทางตั้งฉากกับแนวระดับ (vertical) ซึ่งการวางชิ้นงานในทั้งสองทิศทางจะถูกเผาไหม้โดยการใช้เปลวไฟที่มีความยาว 20 มิลลิเมตร ส่วน 5V จะหมายถึงการทดสอบด้วยเปลวไฟที่มีความรุนแรงกว่า คือที่ความยาวของเปลวไฟเป็น 125 มิลลิเมตร และจะใช้สัญลักษณ์ 94-5V

การพิสูจน์สมบัติทางความร้อนและทางไฟฟ้า

ความทนทานต่อความร้อน จะบอกอุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิที่เกิดการสูญเสียสมบัติบางประการของวัสดุเนื่องจากการสลายตัวทางความร้อนและเคมี จนไม่สามารถยอมรับได้เมื่อเทียบกับวัสดุอ้างอิง ซึ่งการสูญเสียสมบัติดังกล่าวจะมีความรุนแรงมากกว่าการนำวัสดุไปใช้งานตามวงจรชีวิตในสภาวะปกติของการใช้งานผลิตภัณฑ์อิเล็กทรอนิกส์ ซึ่งค่าดังกล่าวจะเรียกว่า RTI (Relative Thermal Index) โดยที่วัสดุชนิดหนึ่งอาจมีค่า RTI ได้หลายค่าขึ้นอยู่กับนำไปใช้งานในแต่ละด้าน ตัวอย่างค่า RTI เช่น RTI Elec หมายถึง อุณหภูมิที่ทำให้วัสดุสูญเสียความเป็นฉนวน RTI Mech Tmp หมายถึง อุณหภูมิที่ทำให้วัสดุสูญเสียความต้านทานการกระแทก ความเหนียว ความสามารถในการยึดตัว RTI Mech Str หมายถึง อุณหภูมิที่ทำให้วัสดุสูญเสียความแข็งแรงเชิงกล เสถียรภาพทางโครงสร้าง เป็นต้น

ความต้านทานการติดไฟและการลัดวงจร สมบัติดังกล่าวสามารถวัดได้โดยตรงจากการต้านทานการติดไฟจากแหล่งที่สามารถให้กำเนิดไฟฟ้า และสมบัติทางไฟฟ้าอื่นๆ เช่น สักยภาพไฟฟ้าก่อให้เกิดการลัดวงจรและทำให้วัสดุติดไฟได้ เมื่อมีการให้กระแสไฟฟ้าด้วยอัตราคงที่ตามมาตรฐาน เวลาที่วัสดุสามารถต้านทานการนำไฟฟ้าได้เมื่อได้รับศักย์ไฟฟ้าสูงบริเวณผิวของวัสดุ เป็นต้น

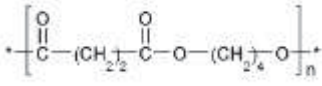
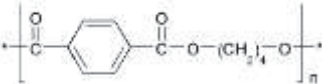
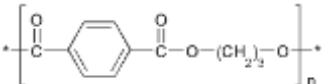
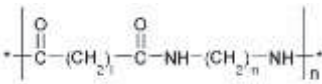
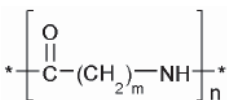
พอลิเมอร์ย่อยสลายได้ทางชีวภาพ [11, 12]

พลาสติกย่อยสลายได้ทางชีวภาพเป็นวัสดุที่สามารถย่อยสลายได้ด้วยกระบวนการทางชีวภาพ เนื่องจากวัตถุดิบนั้นสามารถสลายสภาพเป็นปุ๋ยหมักได้เมื่อถูกนำไปหมักในสภาวะที่เหมาะสม และกลับสู่ธรรมชาติโดยกลายเป็นคาร์บอนไดออกไซด์และน้ำในที่สุด วัตถุดิบที่สามารถผลิตเป็นพลาสติกย่อยสลายได้ทางชีวภาพนั้นเป็นได้ทั้ง วัตถุดิบที่มาจากมวลชีวภาพ (biomass) หรือจากปิโตรเคมี ในกรณีที่ผลิตจากวัตถุดิบจากมวลชีวภาพ จะสามารถเตรียมได้จากผลผลิตทางการเกษตรที่ให้แป้ง เช่น ข้าวเจ้า อ้อย มันสำปะหลัง ข้าวโพด และ ปาล์มน้ำมัน ฯลฯ ซึ่งจะถูกเปลี่ยนให้เป็นน้ำตาลและมอนอเมอร์เริ่มต้นด้วยเทคโนโลยีทางชีวภาพ เช่น กรดแลคติก 1,4-บิวเทนไดออล (BDO) กรดซักซินิก จากนั้นนำมาผ่านกระบวนการสังเคราะห์พอลิเมอร์โดยใช้ตัวเร่งปฏิกิริยา ได้เป็นพอลิเมอร์ชนิดต่างๆ เช่น พอลิแลคติกแอซิด (PLA) พอลิบิวทิลีนซักซิเนต (PBS) ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีการผลิตในระดับอุตสาหกรรม การจำแนกประเภทของพลาสติกชีวภาพนั้นมีหลายลักษณะแตกต่างกันออกไป หากแบ่งตามแหล่งกำเนิดของวัตถุดิบจะสามารถแบ่งได้ 2

ประเภท คือ พลาสติกชีวภาพที่ผลิตจากวัตถุดิบปิโตรเคมี (petroleum-based biodegradable plastics) และ พลาสติกชีวภาพที่ผลิตจากวัตถุดิบชีวมวล (bio-based biodegradable plastics) แต่ด้วยข้อจำกัดของน้ำมันปิโตรเลียมที่กำลังลดปริมาณลงอย่างน่าเป็นห่วง ทำให้พลาสติกที่ผลิตจากวัตถุดิบหรือทรัพยากรที่เกิดขึ้นทดแทนใหม่ได้ (renewable resource) ได้รับการยอมรับและเป็นที่สนใจอย่างกว้างขวาง ข้อมูลจากแผนที่นำทางแห่งชาติการพัฒนาพลาสติกย่อยสลายได้ทางชีวภาพ ได้แบ่งพลาสติกย่อยสลายได้ทางชีวภาพออกเป็นสามประเภทดังตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 ประเภทของพลาสติกย่อยสลายได้ทางชีวภาพ [12]

ประเภทของพอลิเมอร์		รายละเอียด	ประเภทของวัตถุดิบ
พลาสติกที่แบ่งเป็นองค์ประกอบพื้นฐาน	แป้งที่มีสมบัติเทอร์โมพลาสติก (Thermoplastic Starch, TPS)	มีแป้งเป็นส่วนประกอบมากกว่าร้อยละ 70 และผ่านการทำให้เป็นเจลาติน	แป้งเป็นพอลิเมอร์ธรรมชาติที่เตรียมได้จากวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้
	แป้งผสมพอลิเอสเทอร์แบบสายโซ่ตรง (Starch-aliphatic polyester blends)	แป้งนำไปผสมกับพอลิเอสเทอร์สังเคราะห์แบบสายโซ่ตรง เช่น PLA PCL PBS PBSA	• แป้งเตรียมได้จากวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้ • พอลิเอสเทอร์เตรียมได้จากทั้งผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมีและวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้
	แป้งผสมพอลิไวนิลแอลกอฮอล์ (Starch-PVA blends)	แป้งนำไปผสมกับ PVA	• แป้งเตรียมได้จากวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้ • PVA จากผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมี
พอลิเอสเทอร์	พอลิแลคติกแอซิด (Poly Lactic Acid, PLA) $\left[\begin{array}{c} \text{O} \quad \text{CH}_3 \\ \parallel \quad \\ \text{C} - \text{CH} - \text{O} \end{array} \right]_n^*$	พอลิเอสเทอร์สังเคราะห์แบบสายโซ่ตรงที่มีกรดแลคติกหรือแลคไทด์เป็นมอนอเมอร์	เตรียมได้จากวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้
	พอลิไฮดรอกซีอัลคาโนเอต (Poly Hydroxyalkanoates, PHAs) $\left[\begin{array}{c} \text{O} \quad \text{R} \\ \parallel \quad \\ \text{C} - (\text{CH}_2)_m - \text{CH} - \text{O} \end{array} \right]_n^*$	กลุ่มพอลิเอสเทอร์แบบสายโซ่ตรงซึ่งผลิตได้ทางธรรมชาติโดยแบคทีเรีย	เตรียมได้จากวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้
	พอลิคาร์โพลแลคโตน (Poly Caprolactone, PCL) $\left[\begin{array}{c} \text{O} \\ \parallel \\ \text{C} - (\text{CH}_2)_5 - \text{O} \end{array} \right]_n^*$	พอลิเอสเทอร์สังเคราะห์แบบสายโซ่ตรงที่มีคาร์โพลแลคโตน (CL) เป็นมอนอเมอร์	เตรียมได้จากผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมี

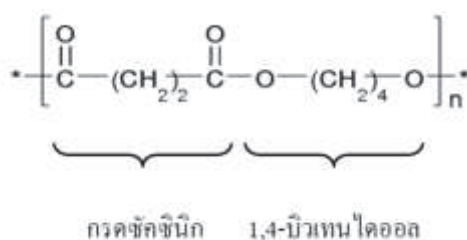
	ประเภทของพอลิเมอร์	รายละเอียด	ประเภทของวัตถุดิบ
พอลิเอสเทอร์	พอลิบิวทีลีนซัคซิเนต (Poly Butylene Succinate,PBS) 	พอลิเอสเทอร์สังเคราะห์ แบบสายโซ่ตรง เตรียมได้ จากมอนอเมอร์ 2 ชนิด คือ 1,4-บิวเทนไดออล (BDO) และกรดซัคซินิก	กรดซัคซินิก และ BDO เตรียมได้จากทั้งผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมีและวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้
	พอลิบิวทีลีนเทอเรพธาลेट (Poly Butylene Terephthalate,PBT) 	พอลิเอสเทอร์สังเคราะห์ แบบสายโซ่ตรงที่มีวงแหวนอะโรมาติกในโครงสร้าง เตรียมได้จากมอนอเมอร์ 2 ชนิด คือ 1,4-บิว- เทนไดออล (BDO) และกรดเทอเรพธาลิก (TPA) หรือไดเมทิลเทอเรพธาลेट (DMT)	• BDO เตรียมได้จากทั้งผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมีและวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้ • TPA และ DMT เตรียมได้จากผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมี
	พอลิไตรเมทิลีนเทอเรพธาลेट (Poly Trimethylene Terephthalate, PTT) 	พอลิเอสเทอร์สังเคราะห์ แบบสายโซ่ตรงที่มีวงแหวนอะโรมาติกในโครงสร้าง เตรียมจากมอนอเมอร์ 2 ชนิด คือ 1,3-โพรเพนไดออล (PDO) และกรดเทอเพธาลิก (TPA) หรือไดเมทิลเทอเรพธาลेट (DMT)	• PDO เตรียมได้จากทั้งผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมีและวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้ • TPA และ DMT เตรียมได้จากผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมี
พอลิเอไมด์ที่ย่อยสลายได้ประเภทอื่น	พอลิเอไมด์ (Polyamides,PAs) มี 2 ประเภท คือ 1. ประเภท AABB  2. ประเภท AB 	• พอลิเอไมด์สังเคราะห์ประเภท AABB เตรียมได้จากมอนอเมอร์ 2 ชนิด คือ ไดเอมีน และกรดไดคาร์บอกซิลิก เช่น ไนลอน 66 ไนลอน 69 • พอลิเอไมด์สังเคราะห์ประเภท AB เตรียมได้จากกรดอะมิโนหรือแอลกเทม	• ไดเอมีนเตรียมได้จากผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมี • กรดไดคาร์บอกซิลิก กรดอะมิโนและแอลกเทม เตรียมได้จากทั้งผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมีและวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้

ประเภทของพอลิเมอร์		รายละเอียด	ประเภทของวัตถุดิบ
พอลิเมอร์ที่ย่อยสลายได้ประเภทอื่น	พอลิยูรีเทน (Polyurethane, PURs) $\left[\text{O}-\text{R}_1-\text{O}-\text{C}(=\text{O})-\text{NH}-\text{R}_2-\text{NH}-\text{C}(=\text{O}) \right]_n$	พอลิยูรีเทนสังเคราะห์ เตรียมได้จากมอนอเมอร์ 2 ชนิด คือ ไอโซไซยานาต (เช่น TDI MDI) และไดออล หรือ พอลิออล (เช่น พอลิเอสเตอร์ พอลิอีเทอร์)	- ไอโซไซยานาต เตรียมได้จากผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมี - พอลิออลเตรียมได้จากทั้งผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมีและวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้
	พอลิไวนิลแอลกอฮอล์ (Poly Vinyl Alcohol, PVA) $\left[\text{CH}_2-\text{CH}(\text{OH}) \right]_n$	พอลิเมอร์ที่สามารถละลายน้ำได้ และการย่อยสลายผ่านปฏิกิริยาไฮโดรไลซิส	เตรียมได้จากผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมี
	พอลิเมอร์ที่ย่อยสลายได้ด้วยแสง	พอลิเมอร์ที่มีโครงสร้างที่มีพันธะเคมีที่แตกหักง่ายภายใต้แสง UV	เตรียมได้จากผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมี
	controlled degradation additive master-batches	พลาสติกที่มีการเติมสารเติมแต่งเพื่อให้สามารถย่อยสลายได้	เตรียมได้จากผลิตภัณฑ์ปิโตรเคมี

สำหรับแนวโน้มการเติบโตของตลาดของพลาสติกชีวภาพ จะเป็นตลาดในประเทศที่พัฒนาแล้วเป็นหลัก เช่น สหรัฐอเมริกา กลุ่มประเทศสหภาพยุโรป และประเทศญี่ปุ่น ซึ่งในประเทศญี่ปุ่นการพัฒนาผลิตภัณฑ์พลาสติกย่อยสลายได้เป็นไปอย่างรวดเร็ว โดยเฉพาะบริษัทธุรกิจหลัก ได้แก่ โซนี่ พานาโซนิค โตชิบา ต่างใช้พลาสติกบรรจุภัณฑ์เป็นพลาสติกชีวภาพ โดยเฉพาะบรรจุภัณฑ์สำหรับผลิตภัณฑ์วัสดุอุปกรณ์คอมพิวเตอร์ แผ่นซอฟต์แวร์ประเภทต่างๆ เมื่อพิจารณาความเป็นมาของรูปแบบธุรกิจของอุตสาหกรรมพลาสติกชีวภาพในกลุ่มประเทศดังกล่าวเห็นได้ว่า ส่วนแบ่งตลาดพลาสติกชีวภาพที่จะไปทดแทนพลาสติกจากปิโตรเคมีนั้นเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว ทั้งนี้ กำลังการผลิตพลาสติกชีวภาพในโลกในปี ค.ศ. 2005 มีประมาณ 360,000 ตัน คิดเป็นส่วนแบ่งตลาดประมาณร้อยละ 1 ของการใช้พลาสติกทั่วไปซึ่งมีปริมาณการผลิตประมาณ 200 ล้านตันต่อปี และมีอัตราการขยายตัวของพลาสติกชีวภาพโดยรวมของตลาดโลกประมาณร้อยละ 30 ต่อปี

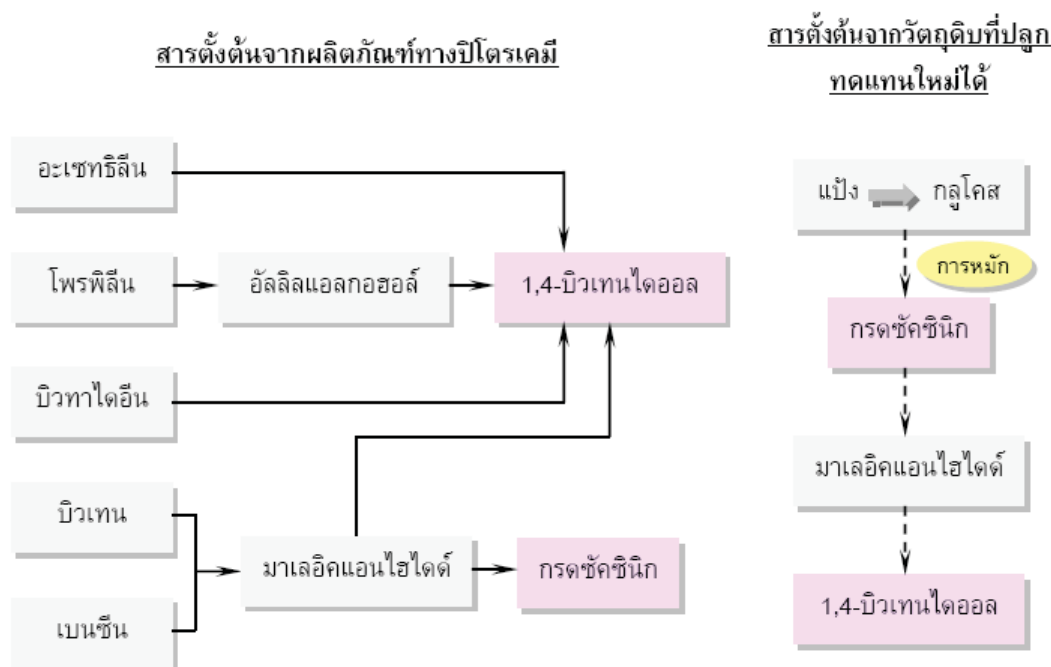
พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (Polybutylene succinate หรือ PBS) [2, 11, 13]

พอลิบิวทิลีนซัคซิเนตเป็นพอลิเอสเตอร์สังเคราะห์ที่มีโครงสร้างเป็นสายโซ่ตรง ดังแสดงในภาพที่ 1 ซึ่งสามารถย่อยสลายได้ทางชีวภาพ มีสมบัติคล้ายกับพอลิเอทิลีนเทอเรพทาเลต และสามารถขึ้นรูปเป็นผลิตภัณฑ์ได้ง่าย ด้วยกระบวนการหลอมเหลวที่ใช้กับพลาสติกทั่วไปสามารถนำไปประยุกต์ใช้งานทางด้านการผลิตเป็นฟิล์มคลุมดิน ถูหรือฟิล์มที่ใช้เป็นบรรจุภัณฑ์ ผลิตภัณฑ์อื่น ๆ ที่ใช้แล้วทิ้ง เป็นต้น นอกจากนี้ยังนิยมนำพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตมาผสมกับพอลิเมอร์ชนิดอื่นเพื่อปรับปรุงสมบัติด้านต่างๆ ให้เหมาะสมกับการนำไปใช้งานมากขึ้น เช่น การผสมกับเทอร์โมพลาสติกสตาไรซ์ และพอลิเมอร์ร่วมของอะดิเปต



ภาพที่ 2.1 โครงสร้างทางเคมีของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต [11]

กระบวนการผลิต พอลิบิวทิลีนซัคซิเนตสามารถเตรียมได้จากปฏิกิริยาการควบแน่นของกรดซัคซินิก และ 1,4-บิวเทนไดออล เป็นมอนอเมอร์ตั้งต้น ซึ่งในปัจจุบันมอนอเมอร์ทั้งสองชนิดนี้เตรียมได้จากผลิตภัณฑ์ทางปิโตรเคมีโดยเริ่มจากก๊าซบิวเทนถูกเปลี่ยนไปเป็นมาเลอิกแอนไฮไดรด์ จากนั้นจะถูกเปลี่ยนไปเป็นกรดซัคซินิก และ 1,4-บิวเทนไดออลต่อไป อย่างไรก็ตามกรดซัคซินิกยังสามารถผลิตได้จากวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้โดยผ่านกระบวนการหมักแบบไม่ใช้ออกซิเจนของแบคทีเรียและรา ซึ่งจะได้ออกซาลิก กรดฟูมาริก และกรดมาเลอิก ร่วมด้วย จากงานวิจัยพบว่าสามารถผลิตซัคซินิกแอซิดได้ด้วยความเข้มข้นสูงถึง 110 กรัมต่อลิตร ของกลูโคสที่ใช้เป็นวัตถุดิบในการผลิตโดยกระบวนการหมักของ *Actinobacillus succinogenes* นอกจากนี้ยังสามารถเตรียมได้จากกระบวนการหมักของ *Anarobiospirillum succiniciproducens* โดยใช้กลูโคส แลคโตส ซูโครส มอลโตส และฟรุคโตส เป็นวัตถุดิบในการผลิตได้เช่นกัน นอกจากนี้กรดซัคซินิกที่ได้สามารถใช้เป็นสารตั้งต้นเพื่อผลิต 1,4-บิวเทนไดออล โดยผ่านการเตรียมเป็นมาเลอิกแอนไฮไดรด์ก่อน ดังแสดงในภาพที่ 2.2 จากนั้นมอนอเมอร์ทั้งสองคือ กรดซัคซินิกและ 1,4-บิวเทนไดออล จะเกิดปฏิกิริยาการควบแน่นแล้วเชื่อมต่อกันเป็นสายโซ่ยาวของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต



ภาพที่ 2.2 แหล่งสารตั้งต้นที่ใช้ในกระบวนการผลิตพอลิบิวทิลีนซักซิเนต [11]

สมบัติของพอลิบิวทิลีนซักซิเนต พอลิบิวทิลีนซักซิเนตเป็นเทอร์โมพลาสติกกิ่งผลึกสีขาว มีความหนาแน่น 1.23 กรัม/ลูกบาศก์เซนติเมตร ซึ่งใกล้เคียงกับพอลิแลคติกแอซิด มีอุณหภูมิหลอมเหลวสูงกว่าพอลิแลคติกแอซิดมาก และมีอุณหภูมิคล้ายแก้วต่ำมาก โดยทั่วไปแล้วพอลิบิวทิลีนซักซิเนตมีสมบัติเชิงกลสูง และทนความร้อนได้ถึง 200 องศาเซลเซียส โดยไม่เสียเสถียรภาพ อีกทั้งยังสามารถย่อยสลายได้ดี และขึ้นรูปเป็นผลิตภัณฑ์ได้ง่ายโดยใช้เครื่องมือที่ใช้กับกระบวนการผลิตพอลิโอเลฟินในช่วงอุณหภูมิ 160 - 200 องศาเซลเซียส ทั้งในกระบวนการฉีดเข้าแม่พิมพ์ กระบวนการอัดรีด สมบัติของพอลิบิวทิลีนซักซิเนตที่ผลิตจากบริษัท Showa ภายใต้ชื่อทางการค้า Bionolle แสดงดังตารางที่ 2.2

การย่อยสลายได้ทางชีวภาพของ พอลิบิวทิลีนซักซิเนต การย่อยสลายของพอลิบิวทิลีนซักซิเนตเกิดขึ้นโดยผ่านกระบวนการ hydro-biodegradable เริ่มจากการย่อยสลายทางชีวภาพโดยผ่านกลไกของปฏิกิริยาไฮโดรไลซิส ซึ่งเกิดขึ้นที่พื้นระเอสเทอร์ ส่งผลให้น้ำหนักโมเลกุลของพอลิบิวทิลีนซักซิเนตลดลง และสามารถเกิดการย่อยสลายโดยจุลินทรีย์ต่อไปได้ มีงานวิจัยระบุว่าแผ่นฟิล์มพอลิบิวทิลีนซักซิเนตที่มีความหนา 40 ไมครอน สามารถถูกย่อยสลายได้ถึงร้อยละ 50 ภายในเวลา 1 เดือนในดินที่ใช้เพาะปลูกทั่วไป

ตารางที่ 2.2 สมบัติของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (Bionolle) เกรดต่างๆ [13]

สมบัติ	PBSU #1000	PBSU #2000	PBSU #3000	PBSU #6000	LDPE F082	HDPE 5110	PP 210
ดัชนีการไหลที่ 230 °C (กรัม/10 นาที)	1.5	4.0	28	3.5	0.8	11	3.0
ความหนาแน่น (กรัม/ซ.ม. ³)	1.26	1.25	1.23	1.32	0.92	0.95	1.90
อุณหภูมิหลอมเหลว (°C)	114	104	96	104	110	129	163
อุณหภูมิกลายแก้ว (°C)	-32	-39	-45	-10	-120	-120	-5
ความแข็งแรงที่จุดคราก (กก./ซ.ม. ²)	336	270	192	209	100	285	330
การยืดตัว (%)	560	710	807	200	700	300	415
ความแข็งเกร็ง 10 ³ (กก./ซ.ม. ³)	5.6	4.2	3.3	5.9	1.8	12.0	13.5
ความต้านทานการกระแทก (กก-ซ.ม./ซ.ม.) 20 °C	30	36	>40	10	>40	4	2
ความร้อนที่ใช้ในการเผาไหม้ (แคล/กรัม)	5550	5640	5720	4490	>11000	>11000	>11000

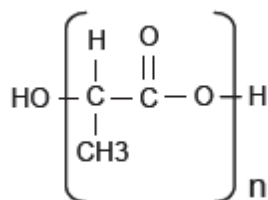
การนำพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตไปใช้ประโยชน์ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต สามารถนำไปใช้แทนที่ PET , PP และพอลิโอฟีนส์ได้ โดยเฉพาะ low-density polyethylene (LDPE), high-density polyethylene (HDPE) , polystyrene (PS) และพอลิแลคติกแอซิด นอกจากนี้ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนตถูกนำไปใช้ประโยชน์ในด้านต่างๆ เช่น หลอดดัดยา ผลิตภัณฑ์ใช้ครั้งเดียวทิ้ง ฟิล์มบรรจุภัณฑ์อาหาร ขวดน้ำ ผลิตภัณฑ์อนามัย เบาะโฟม สารเสริมสร้างพลาสติก แบบ non-migrating สำหรับ polyvinyl chloride (PVC) และพอลิเมอร์ย่อยสลายได้ทางชีวภาพประเภทอื่นๆ ฟิล์มคลุมดินสำหรับการเกษตร กระดาษต้นไม้ วัสดุห่อหุ้มและปลดปล่อยยาฆ่าแมลง ยาฆ่าวัชพืช หรือปุ๋ย รวมไปถึงวัสดุที่ใช้ในงานทางด้านวิศวกรรมต่างๆ เช่น ส่วนประกอบและชิ้นส่วนตกแต่งภายในยานยนต์

แนวโน้มในการผลิตพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตในอนาคต ดังได้กล่าวไปแล้วข้างต้นว่า มอนอเมอร์ตั้งต้นชนิดหนึ่งที่สำคัญในการผลิตพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตได้แก่ กรดซัคซินิก ที่จัดเป็นกรดที่ประกอบด้วยหมู่คาร์บอกซิลสองหมู่ในโมเลกุล ซึ่งก่อนหน้านี้ยังไม่ได้ได้รับความสนใจในการศึกษาและพัฒนามากนัก จนกระทั่งเมื่อไม่นานมานี้การศึกษาเกี่ยวกับการเตรียมกรดซัคซินิกมีมากขึ้น โดยเฉพาะในประเทศญี่ปุ่น เนื่องจากมีความน่าสนใจในการนำไปผลิตพอลิเอสเทอร์ชนิดใหม่ที่มีสมบัติเชิงกลที่ดี รวมทั้งสามารถย่อยสลายได้ทางชีวภาพ และมีศักยภาพในการเตรียมจาก

วัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้ แต่อย่างไรก็ตามบริษัท Showa Highpolymer ซึ่งเป็นที่รู้จักกันดีในฐานะผู้ผลิตพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตรายใหญ่อยังคงผลิตมอนอเมอร์ดังกล่าวผลิตภัณฑ์ทางปิโตรเคมี ในขณะที่บริษัท Mitsubishi Chemical และ Ajinomoto ได้รายงานการพัฒนากการผลิตรดซัคซินิคที่มาจากวัตถุดิบทางธรรมชาติ โดยที่บริษัท Mitsubishi มีนโยบายที่จะผลิตพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตโดยใช้กรดซัคซินิคที่เตรียมได้จากวัตถุดิบทางธรรมชาติ ซึ่งคาดว่าจะมีต้นทุนการผลิตที่ต่ำกว่าการผลิตพอลิแลคติกแอซิด และสามารถนำมาใช้งานแทนพอลิแลคติกแอซิดในการผลิตผลิตภัณฑ์ทั่วไปได้ นอกจากนี้ Mitsubishi กล่าวว่า พอลิบิวทิลีนซัคซิเนตมีศักยภาพในการนำไปใช้งานแทนพอลิโอเลฟินส์ และพอลิสไตรีน ในการผลิตผลิตภัณฑ์บางประเภทได้

การผลิตพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตจากวัตถุดิบทางชีวภาพเป็นครั้งแรกเกิดขึ้นโดยบริษัท Mitsubishi Chemical ซึ่งมีการผลิตพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต 3,000 ตันต่อปี สำหรับใช้ในการผลิตถุงขยะและฟิล์มที่ใช้ทางการเกษตร ต่อมา Mitsubishi ได้พัฒนากระบวนการผลิตร่วมกับ Ajinomoto ทำให้ต้องขยายโรงงานการผลิตในตอนแรกที่มีขีดความสามารถในการผลิต 30,000 ตันต่อปี (ในปี 2006) ไปในแถบชานเมืองของประเทศญี่ปุ่นซึ่งเป็นบริเวณที่เหมาะสมในการจัดหาข้าวโพดที่ใช้เป็นวัตถุดิบในการผลิต

พอลิแลคติกแอซิด (polylactic acid หรือ PLA) [2, 14]



ภาพที่ 2.3 โครงสร้างทางเคมีของ PLA [2]

พอลิแลคติกแอซิดเป็นพอลิเอสเทอร์สายโซ่ตรงซึ่งมีสูตร โครงสร้างทางเคมีแสดงดังภาพที่ 2.3 พอลิแลคติกแอซิดสามารถผลิตได้จากกระบวนการหมักของพืชจำพวกแป้งซึ่งเป็นวัตถุดิบที่สร้างขึ้นทดแทนได้ เช่น ข้าวโพด PLA จึงกลายเป็นพลาสติกทางเลือกใหม่ในการนำมาใช้งานแทนพลาสติกจากปิโตรเลียม กระบวนการสังเคราะห์พอลิแลคติกแอซิดถูกคิดค้นขึ้นครั้งแรกในปี 1932 โดย W.H. Carothers นักวิจัยของบริษัท Dupont ประเทศสหรัฐอเมริกา โดยการให้ความร้อนแก่กรดแลคติกภายใต้ความดันสูญญากาศ ได้ผลิตภัณฑ์เป็น PLA ที่มีน้ำหนักโมเลกุลต่ำ ซึ่งได้รับการจดสิทธิบัตรในปี 1954 หลังจากนั้นได้มีการศึกษาและพัฒนากระบวนการผลิตอย่าง

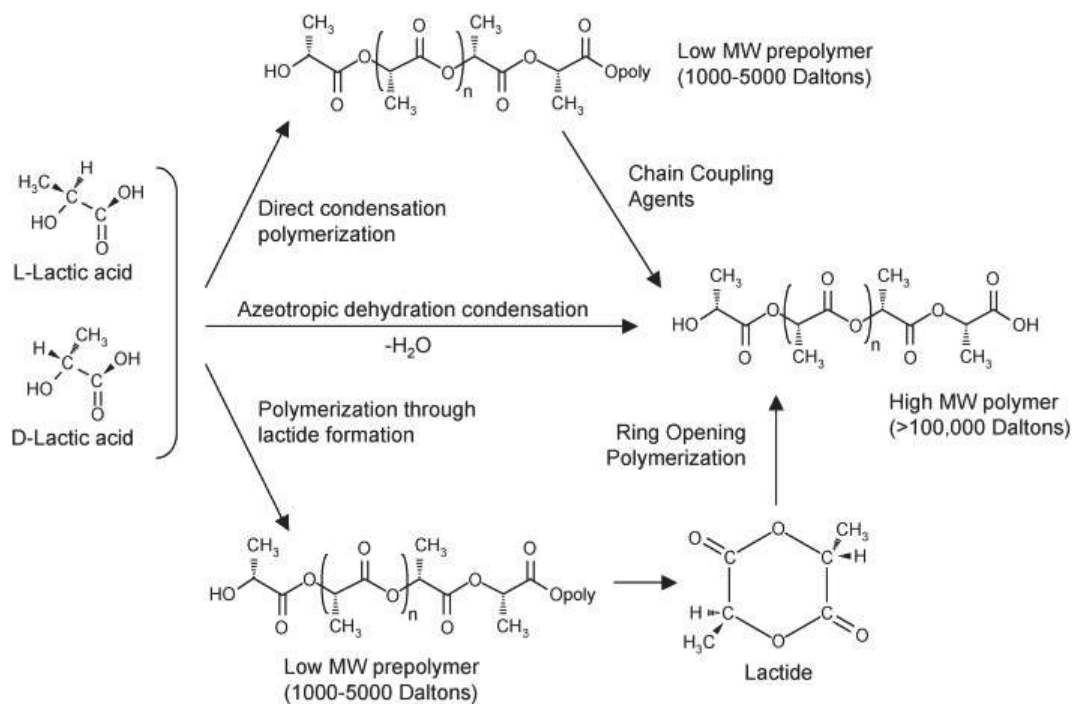
ต่อเนื่อง ถึงแม้ว่า PLA จะมีความเหมาะสมทั้งในด้านของสมบัติที่ดีต่างๆ และในด้านการอนุรักษ์สิ่งแวดล้อม แต่ในอดีต PLA มักถูกนำไปใช้งานทางการแพทย์เท่านั้น เนื่องจากมีต้นทุนการผลิตสูง แต่ในปัจจุบันได้มีการพัฒนาเทคนิคและกระบวนการผลิตจนทำให้ต้นทุนการผลิตต่ำลงมาก จึงคาดว่าจะสามารถนำมาทดแทนพลาสติกจากปิโตรเลียมได้ในอนาคต

กระบวนการผลิต กระบวนการสังเคราะห์พอลิแลคติกแอซิดสามารถจำแนกได้เป็น 2 กระบวนการหลักคือ การสังเคราะห์ด้วยปฏิกิริยาพอลิเมอไรเซชันแบบควบแน่นของกรดแลคติก (Direct polycondensation polymerization) และการสังเคราะห์ด้วยปฏิกิริยาพอลิเมอไรเซชันแบบเปิดวงแหวนของแลคไทด์ (Ring-opening polymerization, ROP) แม้ว่าพอลิเมอร์ที่ผลิตได้จากทั้งสองกระบวนการนี้จะมีโครงสร้างและสมบัติต่างๆ เหมือนกันทุกประการ แต่รายละเอียดขั้นตอนการสังเคราะห์ที่ต่างกัน ทำให้พอลิเมอร์ที่สังเคราะห์ได้จากแต่ละกระบวนการมีชื่อเรียกที่แตกต่างกัน ผลิตภัณฑ์พอลิเมอร์ที่ได้จากกระบวนการควบแน่นจะถูกเรียกว่า “พอลิแลคติกแอซิด” เนื่องจากกระบวนการนี้ จะเริ่มจากการใช้กรดแลคติกโดยตรงจนได้พอลิเมอร์ในขั้นตอนสุดท้าย ส่วนกระบวนการเปิดวง จะเริ่มจากการเปลี่ยนกรดแลคติกโดยปฏิกิริยาการรวมตัวของกรดแลคติก 2 โมเลกุล แล้วเกิดเป็นสารประกอบแบบวงที่มีชื่อว่า แลคไทด์ (lactide) ก่อน จากนั้นวงแหวนแลคไทด์นี้จะถูกเปิดออกและนำมาสังเคราะห์เป็นพอลิเมอร์สายโซ่ยาวในขั้นตอนต่อมา ด้วยเหตุนี้จึงเรียกชื่อผลิตภัณฑ์พอลิเมอร์จากกระบวนการนี้ว่า “พอลิแลคไทด์” นอกจากนี้ยังมีอีกวิธีที่นิยมนำมาใช้ในการสังเคราะห์พอลิแลคติกแอซิด คือ Azeotropic Condensation Polymerization ซึ่งปฏิกิริยาการสังเคราะห์พอลิแลคติกแอซิดดังกล่าวแสดงในภาพที่ 2.4

สมบัติของพอลิแลคติกแอซิด พอลิแลคติกแอซิดเป็นพอลิเมอร์ที่มีลักษณะโปร่งใส มีความแวววาวสูงโดยธรรมชาติ ซึ่งลักษณะดังกล่าวขึ้นอยู่กับชนิดของสารเติมแต่งที่ใช้ เนื่องจากการมีอุณหภูมิกลายแก้วที่สูงกว่าอุณหภูมิห้อง ($T_g = 60\text{ }^{\circ}\text{C}$) ทำให้พอลิแลคติกแอซิดแสดงสมบัติแข็งเปราะที่อุณหภูมิห้อง นอกจากนี้พอลิแลคติกแอซิดยังสามารถกักเก็บกลิ่นและรสชาติได้ดี มีความต้านทานต่อน้ำมัน และไขมันสูง ในขณะที่ก๊าซออกซิเจน ก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์ และน้ำสามารถแพร่ผ่านได้ดี

การนำพอลิแลคติกแอซิดไปใช้ประโยชน์ เนื่องจากพอลิแลคติกแอซิดเป็นพอลิเมอร์ย่อยสลายได้ทางชีวภาพ (biodegradable) จึงสามารถเข้ากับเนื้อเยื่อ (biocompatible) และสามารถถูกดูดซึม (bioresorbable) ได้โดยระบบชีวภาพ (biological system) ในร่างกาย จึงทำให้พอลิแลคติกแอซิดเป็นวัสดุที่มีศักยภาพสูงสำหรับงานทางการแพทย์ และถูกนำมาใช้เป็นเครื่องมือทางการแพทย์มานาน เช่น ไหมเย็บแผล วัสดุปิดแผล อุปกรณ์ฝังในร่างกาย อุปกรณ์สำหรับยึดกระดูก วัสดุสำหรับนำพาหรือปลดปล่อยตัวยา ซึ่งสามารถควบคุมอัตราและระยะเวลาในการปลดปล่อยยา

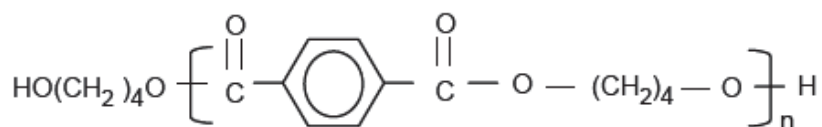
ได้อย่างมีประสิทธิภาพ นอกจากนี้ยังมีการนำพอลิแลคติกแอซิดไปใช้อย่างแพร่หลายทางด้าน การเกษตร และบรรจุภัณฑ์



ภาพที่ 2.4 การสังเคราะห์พอลิแลคติกแอซิดด้วยวิธีต่างๆ [14]

พอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลต (poly(butylenes terephthalate) หรือ PBT) [2]

พอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลตเป็นอะโรมาติกพอลิเอสเตอร์สายโซ่ตรง โครงสร้างโมเลกุลของ PBT แสดงดังรูปที่ 2.5



ภาพที่ 2.5 โครงสร้างโมเลกุลของ PBT [2]

กระบวนการผลิต พอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลตสามารถเตรียมได้จากปฏิกิริยาทรานส์เอสเทอร์ฟิเคชัน (transesterification) และการเตรียมพอลิเมอร์แบบควบแน่น (polycondensation) ของ

ไดเมทิลเทอเรพทาเลต (DMT) ร่วมกับ 1,4-บิวเทนไดออล (BDO) นอกจากนี้ยังสามารถเตรียมได้จากการทำปฏิกิริยาระหว่างกรดเทอเรพทาลิกบริสุทธิ์ (PTA) และ BDO อีกด้วย โดยทั่วไปแล้ว BDO เป็นสารตั้งต้นซึ่งเตรียมได้จากผลิตภัณฑ์ปิโตรเลียม โดยปฏิกิริยาหลักที่ใช้ในการผลิต คือ กระบวนการผลิตแบบเรพพ์ (Repp process) โดยใช้สารตั้งต้นเป็นอะเซติลีนและฟอร์มัลดีไฮด์ ตามด้วยกระบวนการไฮโดรจิเนชันของสารมัธยันต์จนกระทั่งได้ BDO ในที่สุด [2] อย่างไรก็ตาม การเตรียม BDO จากกระบวนการทางชีวภาพเป็นอีกวิธีทางหนึ่งที่น่าสนใจ ซึ่งได้ถูกอธิบายโดย Smith, Cooper และ Vigon ในปี 2001 ประกอบด้วยสามขั้นตอน คือ ขั้นแรกกลูโคสซึ่งเตรียมได้จากข้าวโพดจะถูกหมักด้วยจุลินทรีย์จนได้กรดซักซินิก จากนั้นกรดซักซินิกที่ได้จะถูกนำไปทำให้บริสุทธิ์ด้วยกระบวนการ electrodialysis ในขั้นสุดท้ายกรดซักซินิกบริสุทธิ์จะถูกนำไปเตรียมเป็น BDO ในที่สุด แต่อย่างไรก็ตาม กระบวนการดังกล่าวยังอยู่ในขั้นตอนของการปรับปรุงและพัฒนา และยังไม่สามารถดำเนินการได้อย่างคุ้มค่าทางเศรษฐศาสตร์

สมบัติของพอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลต พอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลตเป็นพอลิเมอร์กึ่งผลึกที่มีโครงสร้างทางเคมีและสมบัติคล้ายกับพอลิเอทิลีน (PET) เมื่อเปรียบเทียบกับพอลิเอทิลีนพบว่า พอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลตจะมีความแข็งแรงน้อยกว่า มีความอ่อนนุ่มมากกว่า แต่มีความต้านทานต่อแรงกระแทกที่สูงกว่า และมีความทนทานต่อสารเคมีที่คล้ายคลึงกัน อุณหภูมิการเกิดผลึกของพอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลตอยู่ในช่วง 80 - 120 °C ซึ่งต่ำกว่าอุณหภูมิในการเกิดผลึกของพอลิเอทิลีน ซึ่งอยู่ในช่วง (130 - 150 °C) การตกผลึกที่เร็วกว่าพอลิเอทิลีน นี้ทำให้มีความเหมาะสมสำหรับการผลิตทางอุตสาหกรรม เช่น การใช้งานทางด้านอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ และการทำชิ้นส่วนยานยนต์ นอกจากนี้ พอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลตยังมีข้อได้เปรียบเทอร์โมพลาสติกทั่วไปเนื่องจากมีสมบัติทางไฟฟ้า การหน่วงไฟ และเสถียรภาพทางรูปร่างที่ดี ตลอดจนมีความทนทานต่อสารเคมี สารละลายอินทรีย์และน้ำมัน ได้ดีอีกด้วย

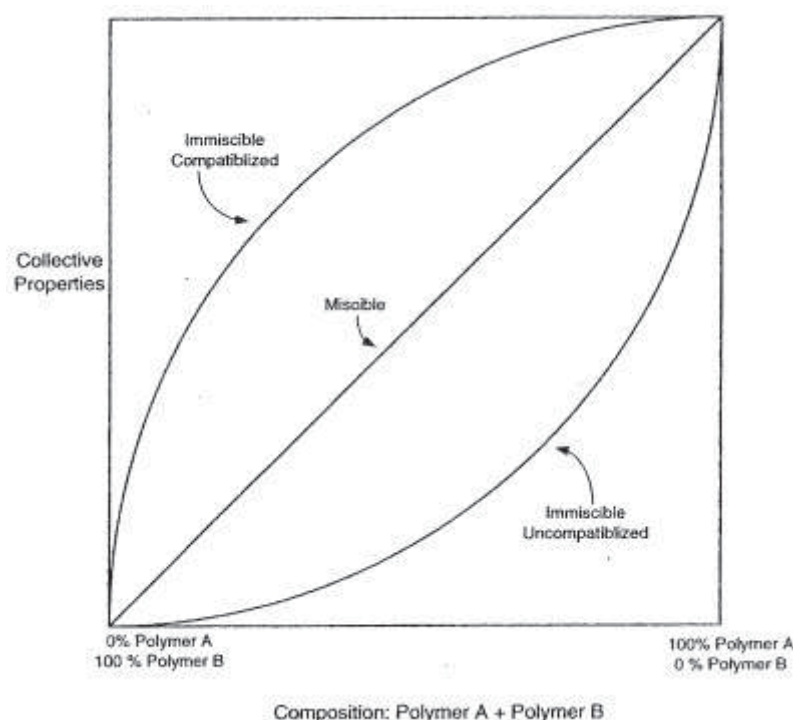
การนำพอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลตไปใช้ประโยชน์ พอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลตมักถูกนำไปใช้ในรูปแบบของพอลิเมอร์ผสมหรือคอมพาวด์ร่วมกับพอลิเมอร์และสารเติมแต่งอื่นๆ เช่น พอลิคาร์บอเนต ซึ่งส่วนใหญ่ใช้ในงานทางด้านที่ต้องการวัสดุที่มีสมรรถนะสูง ได้แก่ อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ชิ้นส่วนยานพาหนะ นอกจากนี้ยังนิยมมาใช้เตรียมวัสดุคอมพอสิตเพื่อปรับปรุงความแข็งแรง และการหน่วงไฟ อย่างไรก็ตาม คาดว่าถ้าสามารถลดต้นทุนการผลิตพอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลตลงได้จะทำให้ตลาดการนำไปใช้งานกว้างขึ้น โดยเฉพาะการนำไปปั่นเป็นเส้นใย

พอลิเมอร์ผสมและการปรับปรุงความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม [5, 16]

เทอร์โมพลาสติกที่มีการสังเคราะห์ขึ้นในปัจจุบันสามารถแบ่งได้เป็นสามกลุ่มหลักๆ คือ 1) พลาสติกที่ใช้ในงานทั่วไป ซึ่งนับเป็นพลาสติกกลุ่มใหญ่ที่สุด โดยมีสัดส่วนมากถึงประมาณ 79% ของพลาสติกทั้งหมด พลาสติกที่นิยมใช้ในกลุ่มนี้ ได้แก่ พอลิเอทิลีน (PE) พอลิพรอพิลีน (PP) พอลิสไตรีน (PS) พอลิเมทิลเมทาอะคริเลต (PMMA) และพอลิไวนิลคลอไรด์ (PVC) 2) พลาสติกวิศวกรรม เป็นพลาสติกที่มีสมบัติเชิงกลและสมบัติทางความร้อนสูง มีสัดส่วนการใช้งานประมาณ 11 % โดยปริมาตร แต่มีมูลค่ามากถึงประมาณ 34% ของการอุปโภคผลิตภัณฑ์พลาสติกทั้งหมด ตัวอย่างพอลิเมอร์ที่นิยมใช้ในกลุ่มนี้ ได้แก่ พอลิเอไมด์ (PA) เทอร์โมพลาสติกพอลิเอสเทอร์ (PEST) พอลิคาร์บอเนต (PC) พอลิออกซีเมทิลีน (POM) พอลิฟีนิลีนอีเทอร์ (PPE) เป็นต้น 3) พลาสติกที่มีสมบัติพิเศษเหมาะสมกับการใช้งานเฉพาะทาง ซึ่งเป็นพลาสติกที่มีสมบัติเชิงกลสูงและสามารถใช้งานได้ที่อุณหภูมิในช่วง 150 - 500 องศาเซลเซียส ซึ่งในปัจจุบันอุตสาหกรรมพอลิเมอร์ได้มีการใช้เทคโนโลยีที่ทันสมัย เพื่อเพิ่มมูลค่าให้แก่วัสดุ เช่น การค้นคว้าหาวิธีการที่เหมาะสม ในการทำให้เกิดปฏิกิริยาพอลิเมอร์เชชัน การใช้เทคโนโลยีขั้นสูงเข้ามาช่วยในกระบวนการผลิต การเสริมแรงหรือการเตรียมพอลิเมอร์อัลลอยด์ เป็นต้น อย่างไรก็ตาม พบว่าแนวโน้มในการพัฒนาดังกล่าวได้เอื้อเอียงไปทางด้านการเตรียมอัลลอยด์ การเสริมแรง การเติมสารเติมแต่ง และการเตรียมพอลิเมอร์ผสมหลายองค์ประกอบ โดยในปี 2000 พบว่าพอลิเมอร์สังเคราะห์ถูกใช้สำหรับเตรียมวัสดุคอมพอสิต 39% และถูกใช้ไปในการเตรียมพอลิเมอร์ผสม 36% ซึ่งตลาดหลักของการใช้งานพอลิเมอร์ผสม ได้แก่ การนำไปใช้งานในอุตสาหกรรมยานยนต์แทนการใช้โลหะ เนื่องจากการใช้พอลิเมอร์ผสมซึ่งมีน้ำหนักเบากว่าจะช่วยในเรื่องของการประหยัดพลังงาน นอกจากนี้ยังมีการนำพอลิเมอร์ผสมไปใช้งานในด้านอื่นๆ เช่น การทำกรอบเครื่องจักรหรือคอมพิวเตอร์ ชิ้นส่วนอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ งานโครงสร้าง และการใช้งานทางด้านอุตสาหกรรม เป็นต้น สาเหตุดังกล่าวเนื่องจากการเตรียมพอลิเมอร์ผสมมีข้อดีหลายประการ ได้แก่ ทำให้ได้วัสดุที่มีสมบัติเหมาะสมกับการใช้งานโดยมีต้นทุนการผลิตต่ำ ช่วยปรับปรุงสมบัติพิเศษหรือข้อด้อยของพอลิเมอร์แต่ละชนิด เช่น ความแข็งแรงต้านทานการกระแทก ความทนทานต่อตัวทำละลาย เป็นต้น นอกจากนี้ยังส่งผลดีต่อภาคการผลิตในแง่ของการปรับปรุงความสามารถในการขึ้นรูป ทำให้เกิดของเสียระหว่างกระบวนการผลิตลดลง

พอลิเมอร์ผสม คือ ของผสมซึ่งประกอบด้วยพอลิเมอร์ หรือพอลิเมอร์ร่วมอย่างน้อยสองชนิด โดยพอลิเมอร์ผสมสามารถแบ่งตามความเข้ากันได้ทางเทอร์โมไดนามิกส์ได้เป็น 3 ประเภท ได้แก่ พอลิเมอร์ผสมที่สามารถผสมเข้ากันได้ดี (miscible blends) พอลิเมอร์ผสมที่สามารถผสมเข้า

กันได้บางส่วน (partial miscible blends) และพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี (immiscible blends) อย่างไรก็ตาม พบว่าพอลิเมอร์ผสมส่วนใหญ่ จัดเป็นพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี ซึ่งจะส่งผลกระทบต่อสมบัติของวัสดุที่ได้ ภาพที่ 2.6 แสดงสมบัติของพอลิเมอร์ผสมที่ทำนายได้ เมื่อผสมพอลิเมอร์องค์ประกอบสองชนิดเข้าด้วยกัน ทั้งแบบที่สามารถผสมเข้ากันได้ดี แบบที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดีและไม่ผ่านการทำให้เข้ากัน (uncompatibilized) และแบบที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดีแต่ผ่านการทำให้เข้ากัน (compatibilized) ซึ่งจะเห็นว่า กรณีที่พอลิเมอร์ผสมสามารถผสมเข้ากันได้ดี สมบัติของพอลิเมอร์ผสมที่ได้จะอยู่ระหว่างสมบัติของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด โดยจะขึ้นอยู่กับการผสม ส่วนกรณีที่พอลิเมอร์ผสมไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดีและไม่ผ่านการทำให้เข้ากัน สมบัติด้านใดด้านหนึ่งของพอลิเมอร์ผสมที่ได้จะต่ำกว่าสมบัติของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด เนื่องจากขาดกลไกในการเสถียรการกระจายตัวขององค์ประกอบหนึ่งในองค์ประกอบหลัก ทำให้เกิดการผสมแบบไม่เป็นเนื้อเดียวกันหรือในกรณีที่รุนแรงขึ้นอาจถึงขั้นเกิดการหลุดลอกออกของแต่ละเฟส (delaminated) ส่วนในกรณีที่พอลิเมอร์ผสมไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดีแต่ผ่านการทำให้เข้ากัน จะทำให้เกิดการรวมกันของสมบัติที่ดีของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด ทำให้ได้พอลิเมอร์ผสมมีสมบัติเหมาะสมมากขึ้น ดังนั้นการเชื่อมประสานจึงเป็นสิ่งสำคัญในการเตรียมพอลิเมอร์ผสมเพื่อให้มีสมบัติที่ดีตามความต้องการ



ภาพที่ 2.6 ผลกระทบของสัดส่วนการผสมที่มีต่อสมบัติของพอลิเมอร์ผสม

เนื่องจากสมบัติของพอลิเมอร์ผสมจะขึ้นอยู่กับสมบัติของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด สัดส่วนการผสม และโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม ดังนั้นการใช้สารเชื่อมประสานในการปรับปรุงสมบัติของพอลิเมอร์ผสม กระบวนการเชื่อมประสานดังกล่าวจะต้องสามารถ 1) ลดแรงตึงผิวระหว่างเฟส ทำให้อนุภาคที่กระจายตัวมีขนาดเล็กลง 2) ทำให้เกิดเสถียรภาพทางโครงสร้างพื้นฐานในระหว่างการได้รับความร้อนและแรงเฉือนในการนำพอลิเมอร์ผสมไปผ่านกระบวนการผลิตในลำดับต่อไป 3) คงไว้ซึ่งแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส แม้ว่าพอลิเมอร์ผสมจะอยู่ในสถานะของแข็ง

การเพิ่มความเข้ากันได้ในพอลิเมอร์ผสม (Compatibilization) คือ กระบวนการในการปรับปรุงรอยต่อระหว่างเฟสของพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี โดยการลดแรงตึงผิวบริเวณรอยต่อระหว่างเฟส ปรับปรุงและเพิ่มเสถียรภาพทางโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม ทำให้ ทำให้ได้พอลิเมอร์ผสมที่มีสมรรถนะสูงขึ้น การเพิ่มความเข้ากันได้ในพอลิเมอร์ผสมสามารถทำได้หลายวิธี ได้แก่ การเติมองค์ประกอบที่สามปริมาณเล็กน้อย ซึ่งสามารถเข้ากันได้ดีกับทั้งสองเฟสของพอลิเมอร์ผสม การเติมพอลิเมอร์ร่วมที่มีส่วนซึ่งสามารถผสมเข้ากันได้ดีกับองค์ประกอบหนึ่ง และมีอีกส่วนที่สามารถผสมเข้ากันได้ดีกับอีกองค์ประกอบหนึ่ง การเติมพอลิเมอร์ร่วมแบบ core-shell ในปริมาณสูง และการผสมแบบว่องไว (reactive compounding) ซึ่งจะทำให้โมเลกุลของพอลิเมอร์ในพอลิเมอร์ผสมอย่างน้อยหนึ่งชนิดได้รับการปรับปรุง ทำให้มีส่วนที่สามารถผสมเข้ากันได้ดีกับองค์ประกอบอื่นเกิดขึ้น เป็นต้น

การเพิ่มความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสมแบบว่องไว (Reactive compatibilization)

Reactive compatibilization คือ กระบวนการเพิ่มความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม โดยการทำให้เกิดพันธะเคมีระหว่างพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด ในระหว่างกระบวนการผสม ซึ่งการเพิ่มขึ้นของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสที่เกิดขึ้น จะส่งผลให้อนุภาคที่กระจายตัวมีขนาดเล็กลงวิธีที่นิยมใช้กันโดยทั่วไป ได้แก่ การเติมพอลิเมอร์ร่วมแบบกราฟของพอลิเมอร์องค์ประกอบชนิดใดชนิดหนึ่งลงไปในพอลิเมอร์ผสม หรือการทำให้เกิดพอลิเมอร์ร่วมบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสที่มีการยึดเหนี่ยวกันด้วยพันธะโควาเลนต์หรือพันธะไฮโดรเจน ในระหว่างกระบวนการเตรียมพอลิเมอร์ผสม ซึ่งเป็นกระบวนการที่ได้รับความนิยมสูง เนื่องจากสามารถทำได้ในขั้นตอนการผลิตหรือการผสมด้วยเครื่องอัดรีด (Reactive extrusion) ทำให้สามารถลดต้นทุนการผลิตลงได้ ตัวอย่างของกระบวนการ Reactive compatibilization ที่น่าสนใจมีดังนี้

การทำให้เกิดพอลิเมอร์ร่วมแบบกราฟ หรือบล็อกด้วยปฏิกิริยา redistribution ปฏิกิริยา redistribution หรือเรียกอีกอย่างว่า transreactions เป็นปฏิกิริยาการแลกเปลี่ยนส่วนของ

สายโซ่โมเลกุลขององค์ประกอบที่หนึ่ง กับส่วนของสายโซ่โมเลกุลขององค์ประกอบที่สองที่มีความเหมาะสมกัน ตัวอย่างหนึ่งของการเกิดปฏิกิริยา redistribution ของพอลิเมอร์ผสม เช่น การผสมพอลิเมอร์องค์ประกอบที่หนึ่งซึ่งมีหมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลที่มีความเป็น nucleophile กับพอลิเมอร์องค์ประกอบที่สองซึ่งสายโซ่หลักมีการเชื่อมต่อกันด้วยพันธะที่มีความเป็น electrophile ในขั้นแรกหมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลที่มีความเป็น nucleophile จะสามารถเข้าทำปฏิกิริยากับหมู่ที่มีความเป็น electrophile บนสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์องค์ประกอบที่สอง ทำให้เกิดการตัดสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์องค์ประกอบที่สอง ตามด้วยปฏิกิริยาโคพอลิเมไรเซชัน ทำให้ได้ผลิตภัณฑ์สุดท้ายเป็นพอลิเมอร์ร่วมแบบสุ่มของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด

ปฏิกิริยา redistribution สามารถเกิดขึ้นได้เองในระหว่างกระบวนการผลิตที่มีการให้ความร้อน สำหรับพอลิเมอร์แบบควบแน่น ที่มีหมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลเป็นหมู่เอมีน และหมู่ไฮดรอกซิลที่มีความเป็น nucleophile และมีพันธะที่มีความเป็น electrophile เช่น พันธะเอสเทอร์ เอไมด์ คาร์บอเนต บนสายโซ่โมเลกุล ตัวอย่างพอลิเมอร์ผสมที่พบว่าสามารถเกิดปฏิกิริยา redistribution ในระหว่างกระบวนการหลอมเหลวผสมได้ ได้แก่ 1) พอลิเมอร์ผสมระหว่างพอลิเอไมด์กับพอลิเอไมด์ 2) พอลิเมอร์ผสมระหว่างพอลิเอไมด์กับพอลิเอสเทอร์ 3) พอลิเมอร์ผสมระหว่างพอลิเอสเทอร์กับพอลิเอสเทอร์ เช่น พอลิบิวทิลีนเทอร์พทาเลต/พอลิเอทิลีนเทอร์พทาเลต [17] พอลิบิวทิลีนเทอร์พทาเลต/พอลิคาร์บอเนต [18] พอลิคาร์บอเนต/พอลิเอทิลีนเทอร์พทาเลต [19] เป็นต้น

การทำให้เกิดพอลิเมอร์ร่วมแบบกราฟ การเพิ่มความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม โดยการทำให้เกิดพอลิเมอร์ร่วมแบบกราฟระหว่างพอลิเมอร์สององค์ประกอบที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี นับเป็นวิธีการที่ได้รับความนิยมสูงสุด ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นมีทั้งปฏิกิริยาที่สามารถเกิดได้โดยตรงระหว่างพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด เช่น การผสมพอลิเมอร์องค์ประกอบที่หนึ่ง ซึ่งมีหมู่ว่องไวในการทำปฏิกิริยาอยู่บนสายโซ่หลัก กับพอลิเมอร์องค์ประกอบที่สอง ซึ่งมีหมู่ว่องไวในการทำปฏิกิริยาอยู่ที่ปลายสายโซ่โมเลกุล หรือบนหมู่แทนที่ (pendent group) และการเกิดปฏิกิริยาโดยการเติมองค์ประกอบที่สาม ซึ่งสามารถสนับสนุนให้เกิดพอลิเมอร์ร่วมของพอลิเมอร์องค์ประกอบได้

ตัวอย่างการเพิ่มความเข้ากันได้โดยการทำให้เกิดพอลิเมอร์ร่วมแบบกราฟ เช่น การผสมพอลิเอสเทอร์กับพอลิพรอพิลีนที่มีการปรับปรุงให้มีหมู่แทนที่เป็นหมู่อีพอกไซด์ โดยอาศัยการทำปฏิกิริยาระหว่างกรดและอีพอกไซด์ในการทำให้เกิดพอลิเมอร์ร่วม พอลิเมอร์ร่วมที่ได้จะเกิดจากการเชื่อมต่อกันด้วยพันธะเอสเทอร์ ระหว่างหมู่กรดที่ปลายสายโซ่โมเลกุลของพอลิเอสเทอร์ และหมู่อีพอกไซด์ซึ่งเป็นหมู่แทนที่ของพอลิพรอพิลีน ในกรณีที่มีหมู่อีพอกไซด์บนโครงสร้างของพอลิ

พอลิเมอร์มีจำนวนมาก อาจทำให้เกิดการเชื่อมขวางของพอลิเมอร์ร่วมได้ เมื่อหมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของพอลิเอสเทอร์สามารถเกิดปฏิกิริยากับหมู่ฟังก์ชันได้ทั้งสองด้าน ซึ่งมีส่วนในการเกิดพอลิเมอร์ร่วมที่ถูกเชื่อมขวางจะขึ้นอยู่กับสัดส่วนในการผสมและสถานะในการผลิต

อย่างไรก็ตาม การเกิดพันธะเอสเทอร์ที่ตำแหน่งใหม่นี้ จะทำให้เกิดแอลกอฮอล์ทุติยภูมิที่เกิดจากการเปิดวงของอีพอกไซด์ ซึ่งสามารถเข้าทำปฏิกิริยากับพันธะเอสเทอร์บนสายโซ่หลักของพอลิเอสเทอร์ได้ นำไปสู่กระบวนการแตกสายโซ่โมเลกุล ตามด้วยการเกิดปฏิกิริยาเอสเทอร์ฟิเคชัน ได้พอลิเมอร์ร่วมที่มีโครงสร้างโมเลกุลแตกต่างออกไป ซึ่งจากการศึกษาพบว่ามียางานไม่มากนักที่กล่าวว่า การเกิดพอลิเมอร์ร่วมในพอลิเมอร์ผสมเกิดโดยกระบวนการดังกล่าว จะส่งผลต่อการเพิ่มความเข้ากันได้ในพอลิเมอร์ผสม

การทำให้เกิดพอลิเมอร์ร่วมแบบบล็อก การเกิดพอลิเมอร์ร่วมแบบบล็อกโดยตรงในระหว่างการหลอมเหลวผสม เกิดจากการทำปฏิกิริยาระหว่างหมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิดที่ถูกปรับปรุงให้มีหมู่ฟังก์ชันบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของพอลิเมอร์แต่ละชนิดในขณะหลอมเหลว อย่างไรก็ตาม ในพอลิเมอร์ผสมบางระบบจำเป็นต้องเติม coupling agent หรือ condensing agent เพื่อกระตุ้นความว่องไวในการทำปฏิกิริยาที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์องค์ประกอบ

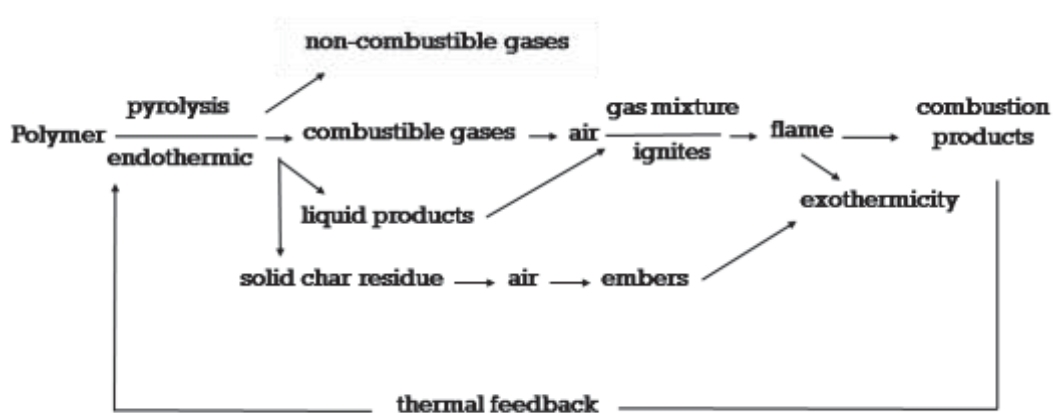
ตัวอย่างการเพิ่มความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสมโดยการทำให้เกิดพอลิเมอร์ร่วมแบบบล็อก เช่น การเตรียมพอลิเมอร์ผสมระหว่างพอลิเอสเทอร์สองชนิด โดยใช้สารเชื่อมประสาน (coupling agent) ที่ประกอบด้วยหมู่ฟังก์ชันหลายหมู่ในโครงสร้างโมเลกุล ซึ่งสามารถทำปฏิกิริยากับหมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของพอลิเอสเทอร์ที่มีความเป็น nucleophile ทำให้เกิดพอลิเมอร์ร่วมแบบบล็อกบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของพอลิเอสเทอร์ทั้งสองชนิด โดยมีโมเลกุลของสารเชื่อมประสานเป็นตัวเชื่อมโยง

กลไกการติดไฟ การเผาไหม้ และกระบวนการหน่วงไฟของพอลิเมอร์ [20, 21, 22]

กระบวนการเผาไหม้ของวัสดุพอลิเมอร์

กระบวนการเผาไหม้ของวัสดุพอลิเมอร์ เป็นกระบวนการที่ซับซ้อนและประกอบด้วยหลายขั้นตอนดังแสดงในภาพที่ 2.7 โดยขั้นตอนที่ริเริ่มให้เกิดกระบวนการเผาไหม้ประกอบด้วยสามขั้นตอนสำคัญ คือ การได้รับความร้อน (heating) การสลายตัวทางความร้อน (decompose or pyrolyse) และการลุกติดไฟ (ignition) ซึ่งโดยทั่วไปแล้ว การติดไฟดังกล่าวจะเกิดจากการได้รับความร้อนจากภายนอก เช่น ความร้อนจากเปลวไฟ หรือ ประกายไฟ แต่อย่างไรก็ตาม ถ้าอุณหภูมิ

สูงเพียงพอกระบวนการดังกล่าวก็สามารถเกิดได้เอง (autoignition) หลังจากเกิดการติดไฟอุณหภูมิของวัสดุพอลิเมอร์จะสูงขึ้นเนื่องจากการได้รับความร้อนจากภายนอก เช่น ความร้อนจากการแผ่รังสี เปลวไฟ หรือการได้รับความร้อนที่เกิดจากการเผาไหม้ของสารระเหยที่เกิดจากการสลายตัว (thermal Feedback) ดังแสดงในภาพที่ 2.7 ความร้อนดังกล่าวจะเร่งให้เกิดการสลายตัวได้สารโมเลกุลเล็กที่สามารถติดไฟได้ ซึ่งจะทำหน้าที่เป็นเชื้อเพลิงสนับสนุนให้กระบวนการเผาไหม้เกิดได้อย่างต่อเนื่อง ดังจะเห็นได้ว่า กลไกการเผาไหม้จะเกิดได้ทั้งในเฟสของแข็ง (condensed phase) และเฟสที่เป็นไอ (vapor phase)



ภาพที่ 2.7 ขั้นตอนที่เกิดขึ้นในกระบวนการเผาไหม้ของพอลิเมอร์ [21]

การสลายตัวทางความร้อน การสลายตัวทางความร้อนเป็นกระบวนการดูดความร้อนที่ต้องการพลังงานสูงเพียงพอในการทำให้เกิดการแตกพันธะ ซึ่งพอลิเมอร์ที่มีโครงสร้างโมเลกุลต่างกัน ช่วงอุณหภูมิในการสลายตัวก็จะแตกต่างกัน ซึ่งการเติมสารเติมแต่งต่างๆ สามารถทำให้ช่วงอุณหภูมิดังกล่าวเปลี่ยนแปลงไปได้

การลุกติดไฟ การลุกติดไฟเกิดจากสารผลิตภัณฑ์ที่สามารถติดไฟได้ หรือเชื้อเพลิง ที่เกิดจากการสลายตัวของพอลิเมอร์ ร่วมกับปริมาณออกซิเจนที่อยู่ในบรรยากาศอย่างเพียงพอ จึงสามารถเกิดการลุกติดไฟได้เนื่องจากการได้รับความร้อนจากภายนอก หรือการติดไฟได้เองเมื่ออุณหภูมิมีค่าสูงพอ โดยทั่วไปแล้ว การลุกติดไฟขึ้นอยู่กับหลายปัจจัย เช่น ปริมาณออกซิเจน อุณหภูมิ สมบัติทางกายภาพและสมบัติทางเคมีของพอลิเมอร์ การลุกติดไฟเป็นกระบวนการคายความร้อน ความร้อนที่ได้จะถูกเปลี่ยนเป็นพลังงานที่ทำให้เกิดการสลายตัวของพอลิเมอร์ที่เป็นกระบวนการดูดความร้อน ซึ่งเป็นจุดเริ่มต้นที่ทำให้เกิดการลามไฟ

การลามไฟ การลามไฟเกิดขึ้นเมื่ออัตราการสลายตัวของพอลิเมอร์ถูกเร่งโดยความร้อนที่เกิดจากกระบวนการเผาไหม้ ทำให้ปริมาณเชื้อเพลิงที่สามารถติดไฟได้เพิ่มขึ้น นำไปสู่การลามไฟที่บริเวณพื้นผิวของวัสดุพอลิเมอร์ เหตุการณ์ดังกล่าวจะถูกควบคุมโดยปริมาณความร้อนในการเผาไหม้ (heat of combustion) ของพอลิเมอร์ชนิดนั้นๆ ยิ่งปริมาณความร้อนดังกล่าวมีค่ามากขึ้น ความร้อนที่ถูกส่งกลับไปทำให้เกิดการเผาไหม้อย่างต่อเนื่องก็จะเพิ่มขึ้น

กระบวนการหน่วงไฟ

ในอุตสาหกรรมพลาสติกและสิ่งทอ ประเด็นสำคัญที่ควรคำนึงถึงเกี่ยวกับการป้องกันการติดไฟและความเสียหายที่อาจเกิดขึ้นจะเริ่มตั้งแต่การพิจารณาว่า ทำอย่างไรจึงจะสามารถลดความสามารถในการติดไฟของพอลิเมอร์หรือสามารถหน่วงการติดไฟของวัสดุให้นานที่สุด และถ้าวัสดุเกิดการติดไฟแล้ว ทำอย่างไรจึงจะทำให้กระบวนการเผาไหม้ที่เกิดขึ้นมีประสิทธิภาพต่ำที่สุด การลดความสามารถในการติดไฟของพอลิเมอร์ ประกอบด้วยสามแนวทาง คือ 1) เลือกใช้พอลิเมอร์ที่มีสมบัติหน่วงไฟในตัวเอง เช่น พอลิเตตระฟลูออโรเอทิลีน พอลิอิมิด์ พอลิออกซาโซล เป็นต้น 2) ปรับปรุงโครงสร้างทางเคมีของพอลิเมอร์ที่มีอยู่โดยการเตรียมพอลิเมอร์ร่วม 3) โดยการเติมสารหน่วงไฟ ซึ่งเป็นวิธีที่ง่ายและสะดวกที่สุด จากภาพที่ 2.8 แสดงวงจรการเผาไหม้อย่างต่อเนื่องและการทำลายวงจรดังกล่าวโดยใช้หลักการของการหน่วงไฟ ซึ่งสามารถดับไฟหรือลดอัตราการเผาไหม้ด้วยแนวทางต่างๆ ดังนี้

1. ลดปริมาณความร้อนที่เกิดขึ้นเพื่อลดการเผาไหม้อย่างต่อเนื่อง
2. ปรับปรุงกระบวนการสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์เพื่อลดปริมาณสารระเหยที่สามารถติดไฟได้ง่าย และเพิ่มปริมาณเถ้าซึ่งทนทานการติดไฟ (char) ซึ่งจะทำหน้าที่เป็นแนวกันระหว่างพอลิเมอร์และเปลวไฟ (แนวทาง A)
3. ป้องกันไม่ให้เปลวไฟที่เกิดจากการเผาไหม้สัมผัสกับออกซิเจน (แนวทาง B)
4. ใช้สารประกอบที่สามารถปลดปล่อยอะตอมของคลอรีนหรือโบรมีนเมื่อได้รับความร้อนสูงใกล้เคียงกับอุณหภูมิที่ทำให้เกิดการลุกติดไฟ เนื่องจากอะตอมของคลอรีนและโบรมีนสามารถยับยั้งการติดไฟได้อย่างมีประสิทธิภาพ (แนวทาง C)
5. ลดความร้อนที่ย้อนกลับมาเร่งกระบวนการสลายตัวของพอลิเมอร์ โดยการเติมสารเติมแต่งบางชนิด เช่น อะลูมิเนียมออกไซด์ไตรไฮดรอกไซด์ (ATH, $Al(OH)_3$) ซึ่งจะดูดความร้อนเมื่อเกิดการสลายตัว หรือทำให้เกิดเถ้าปกคลุมผิวของวัสดุที่กำลังเผาไหม้ซึ่งจะช่วยป้องกันการสัมผัสกับความร้อน (แนวทาง D)
6. พัฒนาระบบพอลิเมอร์ที่สามารถป้องกันการติดไฟได้ตั้งแต่เริ่มต้น

กันความร้อน นอกจากนี้กลไกการทำงานของสารหน่วงไฟที่ประกอบด้วย กรดบอริก บอเรต หรือ ซิลิกอน ก็ให้ผลในทำนองเดียวกัน

การทำให้เย็น เกิดจากการสลายตัวของสารเติมแต่งโดยกระบวนการดูดความร้อน ทำให้ความร้อนของวัสดุที่ถูกเผาไหม้ลดลง และมีค่าต่ำกว่าความร้อนที่ต้องใช้เพื่อให้สามารถเกิดการเผาไหม้อย่างต่อเนื่อง ตัวอย่างของสารหน่วงไฟประเภทนี้ ได้แก่ อะลูมิเนียมไตรไฮดรอกไซด์ (ATH) ซึ่งประสิทธิภาพในการหน่วงไฟจะขึ้นอยู่กับสัดส่วนการผสมกับพอลิเมอร์

การเจือจางเชื้อเพลิง เกิดจากการทำงานร่วมกันของสารเคลือบ เช่น ซอล์ก และสารเติมแต่งที่สลายตัวให้ก๊าซเฉื่อย ซึ่งสามารถเจือจางความเข้มข้นของเชื้อเพลิงทั้งที่เป็นของแข็งและก๊าซ

การหน่วงไฟด้วยกระบวนการทางเคมี สามารถแบ่งตามปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นได้ดังนี้

ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นในส่วนอัดตัวกันแน่น (condensed phase) ในส่วนอัดตัวกันแน่นนี้ ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นมีสองแบบ แบบแรก สารหน่วงไฟจะเร่งให้พอลิเมอร์สลายตัวทำให้สามารถไหลได้ง่ายขึ้น จึงสามารถปรับตัวเป็นทรงกลมและกันเปลวไฟออกไปได้ แบบที่สอง สารหน่วงไฟจะสามารถทำให้เกิดชั้นของเถ้าที่มีโครงสร้างคล้ายเซรามิกหรือแก้วบนพื้นผิวของพอลิเมอร์ได้

ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นในส่วนของก๊าซ ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นในส่วนของก๊าซจะเกิดขึ้นเมื่อสารหน่วงไฟ หรือผลิตภัณฑ์ที่ได้จากการสลายตัวของสารหน่วงไฟสามารถเข้าไปรบกวนกลไกการเกิดอนุภาคอิสระของกระบวนการเผาไหม้ซึ่งจะเกิดขึ้นในส่วนที่เป็นก๊าซ จึงสามารถหยุดกระบวนการคายความร้อนจากการเผาไหม้ ทำให้ระบบเย็นตัวลง นอกจากนี้ยังช่วยลดปริมาณสารที่ติดไฟได้ซึ่งทำหน้าที่เป็นเชื้อเพลิงเอื้อให้เกิดการเผาไหม้อย่างต่อเนื่อง ดังนั้นจึงสามารถยับยั้งการลามไฟได้ในที่สุด ตัวอย่างสารหน่วงไฟในกลุ่มนี้ เช่น ออกไซด์ของโลหะ

สำหรับการหน่วงไฟในพอลิเมอร์โดยการเติมสารเติมแต่ง พบว่า ระบบสารหน่วงไฟที่ใช้อาจประกอบด้วยสารหน่วงไฟหนึ่งชนิดหรือมากกว่า โดยการเติมสารเติมแต่งบางชนิดอาจสนับสนุนให้สารหน่วงไฟสามารถทำงานได้อย่างมีประสิทธิภาพมากขึ้น (synergistic effect) ซึ่งโดยมากจะทำให้สามารถลดปริมาณการใช้สารหน่วงไฟลงได้

สารหน่วงไฟแบบพองตัว

เมื่อไม่นานมานี้ การใช้งานสารหน่วงไฟที่ประกอบด้วยฮาโลเจนได้ถูกจำกัด แม้ว่าสารประกอบดังกล่าวสามารถหน่วงไฟได้ดี เนื่องจากพบว่าสามารถปลดปล่อยสารประกอบฮาโลเจนที่มีความเป็นพิษต่อมนุษย์และสิ่งแวดล้อม สารหน่วงไฟแบบพองตัวจึงเป็นอีกทางเลือกหนึ่งที่ได้รับ ความสนใจ เนื่องจากไม่เพียงแต่สามารถป้องกันการลามไฟได้อย่างมีประสิทธิภาพแล้ว ยังมีความปลอดภัยสูงในการนำไปใช้งาน แม้ว่าการจดลิขสิทธิ์สารหน่วงไฟแบบพองตัวจะเริ่มขึ้นในปี

1983 แต่สารหน่วงไฟดังกล่าวได้ถูกศึกษาโดย Vandersall ตั้งแต่ปี 1970 ซึ่งมีการประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมสีเป็นส่วนใหญ่ ต่อมาถูกพัฒนาให้สามารถนำมาใช้งานกับพอลิเมอร์โดย Camino และคณะ ปัจจุบันพบว่าสารหน่วงไฟแบบพองตัวมักประกอบด้วยวัสดุหลัก คือ 1) สารอนินทรีย์ที่มีความเป็นกรด หรือวัสดุที่สามารถสลายตัวให้อนุภาคที่มีฤทธิ์เป็นกรดในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 100 ถึง 250 องศาเซลเซียส 2) สารที่ทำให้เกิดเถ้า 3) สารที่ทำให้เกิดโฟม ซึ่งตัวอย่างของระบบสารหน่วงไฟแบบพองตัวแสดงไว้ในตารางที่ 2.3 โดยหลักการทำงานของสารหน่วงไฟดังกล่าวคือ การทำให้วัสดุที่ได้รับความร้อนเกิดการพองตัวเกิดโครงสร้างที่เป็นโฟมซึ่งเป็นฉนวนความร้อน จึงสามารถทำหน้าที่เป็นแนวกันความร้อนระหว่างเปลวไฟและวัสดุที่ถูกเผาไหม้ ซึ่งการพองตัวเป็นโฟมจะขึ้นอยู่กับปัจจัยต่างๆ คือ อัตราส่วนของคาร์บอน ไนโตรเจน และฟอสฟอรัส ในสารประกอบ แม้ว่าสารหน่วงไฟแบบพองตัวจะสามารถหน่วงการลามไฟได้ดีและไม่เป็นพิษต่อสิ่งแวดล้อม แต่ยังมีข้อจำกัดหลายประการ เช่น สามารถละลายน้ำได้ดี ราคาสูง และสามารถแพร่ออกมาที่ผิวหน้าของพอลิเมอร์ได้ง่าย นอกจากนี้ เนื่องจากการหน่วงไฟในพอลิเมอร์ส่วนใหญ่มักทำโดยการเติมสารหน่วงไฟลงไปผสมกับพอลิเมอร์ในระหว่างกระบวนการผลิต สารที่เติมลงไปจึงจำเป็นต้องทนความร้อนได้สูงประมาณ 200 องศาเซลเซียส ดังนั้นสารหน่วงไฟที่มีเสถียรภาพทางความร้อนต่ำจึงไม่สามารถใช้ได้กับพอลิเมอร์บางชนิด ตัวอย่างการพัฒนาระบบสารหน่วงไฟที่ทนความร้อนสูง และสามารถหน่วงการติดไฟได้อย่างมีประสิทธิภาพ เช่น สารผสมระหว่างแอมโมเนียมพอลิฟอสเฟต และเพนตะอิทธิไตรออล

กรณีศึกษา การเติมสารหน่วงไฟที่ประกอบด้วย แอมโมเนียมพอลิฟอสเฟต (APP)/เพนตะอิทธิไตรออล (PER) ลงในพอลิโพรพิลีน (PP) กลไกการทำงานของสารหน่วงไฟเริ่มด้วยการเกิดปฏิกิริยาของสารที่มีความเป็นกรด (APP และผลิตภัณฑ์ที่เกิดจากการสลายตัวของ APP ได้ ออกโทฟอสเฟตและกรดฟอสฟอริก) และสารที่ทำให้เกิดเถ้า (PER) ที่อุณหภูมิประมาณ 280 องศาเซลเซียส ทำให้เกิดสารผสมของเอสเทอร์ สารประกอบคาร์บอน และโครงสร้างที่เป็นพอลิอะโรมาติกในที่สุด ลำดับต่อไปจะเกิดการสลายตัวของสารที่ทำให้เกิดโฟม ได้ผลิตภัณฑ์เป็นก๊าซ (ก๊าซแอมโมเนียจากการสลายตัวของ APP) ซึ่งทำให้เถ้าที่เกิดขึ้นพองตัวออกที่อุณหภูมิประมาณ 280 ถึง 350 องศาเซลเซียส สุดท้ายวัสดุทั้งหมดรวมทั้งสารหน่วงไฟที่เกิดการพองตัวแล้วจะสามารถสลายตัวได้ที่อุณหภูมิประมาณ 430 องศาเซลเซียส อย่างไรก็ตาม ในช่วงอุณหภูมิ 280 ถึง 430 องศาเซลเซียส ความสามารถในการนำความร้อนของเถ้าที่เกิดบริเวณผิวหน้าของวัสดุจะลดลง ทำให้วัสดุมีความเป็นฉนวนมากขึ้น

ตารางที่ 2.3 ตัวอย่างองค์ประกอบของสารหน่วงไฟแบบพองตัว [22]

ก) แหล่งให้การดองนินทรีย์ กรดฟอสฟอริก กรดซัลฟูริก กรดบอริก เกลือแอมโมเนียม ฟอสเฟต, พอลิฟอสเฟต บอเรต, พอลิบอเรต ซัลเฟต เฮไลด์ ฟอสเฟตของเอมีนหรือเอไมด์	ข) สารทำให้เกิดฝ้า แป้ง เดกซ์ตริน ซอบิทอล, แมนนิทอล มอนอเมอร์, ไดเมอร์, ไตรเมอร์ เพนตะอริทไรออล ฟีนอลฟอร์มาดีไฮด์เรซิน เมทิลลอล เมลามีน พอลิเมอร์ที่ทำให้เกิดฝ้าได้ (พอลิเอไมด์ 6, พอลิยูรีเทน, พอลิคาร์บอเนต เป็นต้น)
ผลิตภัณฑ์ที่เกิดจากการทำปฏิกิริยาของยูเรียหรือกัวนิดีนยูเรีย กับกรดฟอสฟอริก เมลามีนฟอสเฟต ผลิตภัณฑ์ที่เกิดจากการทำปฏิกิริยาของแอมโมเนียกับ P_2O_5 สารประกอบอินทรีย์ของฟอสฟอรัส ไตรครีซิลฟอสเฟต แอลคิลฟอสเฟต เฮไลด์แอลคิลฟอสเฟต	ค) สารทำให้เกิดฟอง ยูเรีย ยูเรียฟอร์มาดีไฮด์เรซิน ไดไซยาโนไดเอไมด์ เมลามีน พอลิเอไมด์

งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

Tadashi Yokohara และคณะ, 2008 [5] ศึกษาโครงสร้างพื้นฐานและพฤติกรรมการตกผลึกของพอลิเมอร์ผสม PLA/PBS ทั้งในสถานะของแข็งและในขณะหลอมเหลว โดยการหลอมเหลวผสม PLA และ PBS ในสัดส่วน PLA:PBS เป็น 100/0 95/5 90/10 และ 80/20 ด้วย

เครื่อง internal mixer ที่อุณหภูมิ 180 องศาเซลเซียส จากนั้นวิเคราะห์โครงสร้างพื้นฐานและพฤติกรรมของการเกิดผลึกของพอลิเมอร์ผสมโดยเทคนิค SEM DSC DMA และ optical polarized microscope จากผลการทดลองพบว่า PLA/PBS เป็นพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี และเกิดการแยกเฟสกัน อย่างไรก็ตาม จากผลการทดลองพบว่า PBS ที่เติมลงไปเป็นเฟสกระจายตัวสามารถทำหน้าที่เป็นสารริเริ่มการเกิดผลึกให้กับ PLA ได้แม้ว่าในขณะที่ PLA เกิดการตกผลึก PBS ยังคงอยู่ในสถานะหลอมเหลว ส่งผลให้อุณหภูมิในการตกผลึกเพิ่ม (cold crystallization) ของ PLA ต่ำลง โดยที่เหตุการณ์ดังกล่าวจะเห็นได้อย่างชัดเจนเมื่อปริมาณ PBS ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น

Guang-Xin Chen และ Jin-San Yoon, 2004 [6] ศึกษาโครงสร้างพื้นฐาน สมบัติเชิงกล และสมบัติทางความร้อนของนาโนคอมพอสิต PLLA/PBS/clay ซึ่ง clay ที่ใช้คือ Organically modified clay ที่ถูกปรับปรุงให้มีหมู่ฟังก์ชันบนโครงสร้าง (TFC) จากผลการทดลองพบว่า PLLA/PBS เป็นพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี เมื่อเติม TFC ลงในพอลิเมอร์ผสม พบว่า หมู่ฟังก์ชันใน TFC จะสามารถเกิดปฏิกิริยาเคมีกับหมู่ฟังก์ชันที่ปลายสายโซ่โมเลกุลของทั้ง PLLA และ PBS ในระหว่างกระบวนการหลอมเหลวผสมได้ ทำให้เกิดการยึดติดที่ตีบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของ PLLA และ PBS ส่งผลให้อนุภาคของเฟสกระจายตัวมีขนาดลดลง และมีความสม่ำเสมอของขนาดอนุภาคมากขึ้น นอกจากนี้การเกิดปฏิกิริยาดังกล่าว จะทำให้เกิดแรงยึดเหนี่ยวที่ดีระหว่าง clay และ PLLA ทำให้เกิดการแยกตัวของชั้น clay ได้ดีขึ้น ส่งผลให้นาโนคอมพอสิตที่ได้มีความต้านทานการเปลี่ยนรูป ความแข็งแรงต้านทานการดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักมากขึ้น

Hun-Sik Kim และคณะ, 2007 [7] ศึกษาการเตรียมวัสดุนาโนคอมพอสิต PBS/nanoclay โดยปฏิกิริยาการสังเคราะห์พอลิเมอร์แบบ In situ ในระบบที่มี บิวเทนไดออล กรดซักซินิก และ clay โดยใช้ทาเนียมเตตระบิวทอกไซด์เป็นตัวเร่งปฏิกิริยา ซึ่ง clay ที่ใช้คือ Organically modified clay ที่ถูกปรับปรุงให้มีหมู่ฟังก์ชันบนโครงสร้าง (TFC) พบว่า สามารถทำให้เกิดปฏิกิริยาเคมีระหว่างหมู่ปลายสายโซ่ของ PBS และหมู่ฟังก์ชันของ TFC ในระหว่างกระบวนการเตรียมคอมพอสิตแบบ In situ ได้ ทำให้เกิดการยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของ PBS และ TFC ที่ดี เป็นสาเหตุให้เกิดการแยกตัวของชั้น clay และส่งผลดีต่อสมบัติเชิงกลของนาโนคอมพอสิตดังกล่าว

Mukesh Kumar และคณะ, 2010 [8] ศึกษาผลของการใช้ glycidyl methacrylate (GMA) ซึ่งมีหมู่ฟังก์ชันในโครงสร้างโมเลกุล เป็นสารเชื่อมประสานในการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PLA/PBAT จากผลการทดลองพบว่า การเตรียมพอลิเมอร์ผสมที่มีสัดส่วนการผสมของ PLA/PBAT เป็น 75/25 จะทำให้ได้พอลิเมอร์ผสมที่มีสมบัติเชิงกลเหมาะสมที่สุด ซึ่งเมื่อเทียบกับ PLA บริสุทธิ์

แล้ว พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวจะมีค่าความแข็งแรงต้านทานการดึงลดลง 62.8% ค่าความต้านทานการเปลี่ยนรูปลดลง 55.1% โดยที่ลักษณะการแตกหักของพอลิเมอร์ผสมจะปรากฏการ yielding, necking, การเติบโตของ necking และ cold drawing ก่อนที่จะเกิดการแตกหัก อย่างไรก็ตาม พบว่า พอลิเมอร์ผสม PLA/PBAT เป็นพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี ทำให้เกิดการแยกเฟสกันอย่างรุนแรง จึงมีการใช้ GMA เป็นสารเชื่อมประสานที่ว่องไว (reactive compatibilizer) เพื่อปรับปรุงความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าว ทำให้เกิดปฏิกิริยาระหว่างหมู่ฟังก์ชันของ GMA กับหมู่คาร์บอกซิลและหมู่ไฮดรอกซิล บริเวณหมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของทั้ง PLA และ PBAT ทำให้เกิดเทอร์พอลิเมอร์แบบสลับของ ethylene, acrylic ester และ GMA ที่บริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของแต่ละองค์ประกอบ ทำให้ PLA และ PBAT สามารถผสมเข้ากันได้มากขึ้น ส่งผลให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีความต้านทานการเปลี่ยนรูป และความแข็งแรงด้านการกระแทกเพิ่มขึ้น

Young Jin Kim และ O Ok Park, 1998 [23] ศึกษาความเข้ากันได้และสมบัติการไหลของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT โดยใช้เทคนิค DSC DMTA DEA และ cone and plate rheometer ซึ่งได้ปรับเปลี่ยนสัดส่วนการผสมของ PBS/PBT เป็น 30/70 40/60 50/50 60/40 และ 70/30 พบว่า PBS/PBT เป็นพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดีในทุกสัดส่วนการผสม และแม้ว่ากระบวนการหลอมเหลวผสม PBS/PBT จะทำในเครื่องอัดรีดที่อุณหภูมิ 240 องศาเซลเซียส โดยควบคุมเวลาในการผสมเป็น 2 นาที พบว่า จะไม่ส่งผลต่อการสลายตัวทางความร้อนของ PBS ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีอุณหภูมิการหลอมเหลวต่ำที่ 114 องศาเซลเซียส อย่างมีนัยสำคัญ ในทำนองเดียวกัน ที่สภาวะในการผสมดังกล่าวไม่สามารถยับยั้งการเกิดปฏิกิริยา transesterification ระหว่าง PBS และ PBT ได้อย่างแน่ชัด จึงไม่พบการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางความร้อนที่ชี้ให้เห็นถึงความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสมอย่างมีนัยสำคัญ

Young Jin Kim และ O Ok Park, 1999 [24] ศึกษาความเข้ากันได้และการย่อยสลายทางชีวภาพของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT โดยการทำให้เกิดปฏิกิริยา transesterification ระหว่าง PBS และ PBT ภายในถังปฏิกรณ์ที่อุณหภูมิ 260 องศาเซลเซียส ภายใต้สภาวะบรรยากาศไนโตรเจน โดยใช้ di-n-butyltin-dilaurate เป็นตัวเร่งปฏิกิริยา และปรับเปลี่ยนเวลาในการเกิดปฏิกิริยาเป็น 20 40 และ 60 นาที จากการศึกษาพบว่า สามารถทำให้เกิดปฏิกิริยา transesterification ระหว่าง PBS และ PBT ที่สภาวะดังกล่าวได้ โดยปฏิกิริยาจะเกิดได้ดีขึ้นเมื่อเวลาในการทำปฏิกิริยามากขึ้น ซึ่งการเกิดปฏิกิริยาดังกล่าว นอกจากจะส่งผลให้พอลิเมอร์ผสม PBS/PBT มีความเข้ากันได้มากขึ้นแล้ว ยังทำให้พอลิเมอร์ผสมมีความเป็นผลึกน้อยลง ทำให้สามารถย่อยสลายทางชีวภาพได้ดีขึ้น

Yangjuan Chen และคณะ, 2010 [3] ศึกษาสารหน่วงไฟแบบ intumescent ที่ประกอบด้วย ammonium polyphosphate (APP) melamine (MA) และ fumed silica สำหรับการปรับปรุงสมบัติการหน่วงไฟใน PBS พบว่า PBS บริสุทธิ์มีค่า LOI เป็น 24% เมื่อเกิดการเผาไหม้จะเกิดการหยดและทำให้ผ้าฝ้ายที่ใช้ในการทดสอบเกิดการลามไฟต่อไปได้ เมื่อเติม APP ปริมาณ 25 %โดยน้ำหนัก พบว่าสามารถปรับปรุงค่า LOI เป็น 31% ได้ แต่ลักษณะการหยดและการติดไฟของผ้าฝ้ายที่ใช้ทดสอบยังคงเดิม เมื่อเติม MA ในระบบสารหน่วงไฟ พบว่าอัตราส่วนระหว่าง APP:MA เป็น 5:1 เป็นอัตราส่วนที่เหมาะสมที่สุดในการปรับปรุง PBS ให้มีค่า LOI เป็น 39 มีลักษณะการติดไฟตามมาตรฐาน UL-94 เป็นแบบ V-0 และไม่เกิดการหยด อย่างไรก็ตาม จำเป็นต้องเติมสารหน่วงไฟอย่างน้อย 25 %โดยน้ำหนัก แต่เมื่อใช้สารหน่วงไฟดังกล่าวโดยยังคงอัตราส่วนระหว่าง APP:MA เป็น 5:1 ร่วมกับการเติม fume silica ปริมาณ 2 %โดยน้ำหนัก พบว่าสามารถลดปริมาณการเติมสารหน่วงไฟเป็น 17 %โดยน้ำหนักได้ โดยที่ PBS ยังคงมีค่า LOI เป็น 33% มีลักษณะการติดไฟตามมาตรฐาน UL-94 เป็นแบบ V-0 และไม่เกิดการหยด

Xin Wang และคณะ, 2011 [4] ศึกษาผลของการเติมสารหน่วงไฟแบบ intumescent ซึ่งประกอบด้วย ammonium polyphosphate (APP) melamine (MA) และ graphene ที่มีต่อการต้านทานการหยดและการติดไฟของ PBS โดยปรับเปลี่ยนปริมาณ โดยที่กำหนดสัดส่วนระหว่าง APP:MA คงที่เป็น 2:1 โดยน้ำหนัก และปรับเปลี่ยนปริมาณ graphene ตั้งแต่ 0 - 2 %โดยน้ำหนัก พบว่า การเติมสารหน่วงไฟปริมาณ 20 %โดยน้ำหนัก ซึ่งประกอบด้วย graphene 2 % โดยน้ำหนัก จะสามารถปรับปรุงสมบัติการหน่วงไฟและการหยดของ PBS ได้อย่างมีประสิทธิภาพมากที่สุด โดยจะทำให้ PBS ที่ผ่านการปรับปรุงมีค่า LOI เป็น 33% มีลักษณะการติดไฟตามมาตรฐาน UL-94 เป็นแบบ V-0 และไม่เกิดการหยดระหว่างการเผาไหม้ อย่างไรก็ตาม แม้ว่าการเติมสารหน่วงไฟจะช่วยปรับปรุงสมบัติการหน่วงไฟของวัสดุ แต่จะส่งผลกระทบต่อสมบัติเชิงกล ซึ่งจากการทดลองพบว่าการเติมสารหน่วงไฟดังกล่าว ทำให้ PBS ที่ผ่านปรับปรุงสมบัติการหน่วงไฟสามารถยึดตัวก่อนการแตกหักได้ลดลงประมาณ 50% เมื่อเทียบกับ PBS บริสุทธิ์ แต่จะมีความแข็งแรงด้านทานแรงดึงใกล้เคียงกับ PBS บริสุทธิ์ เนื่องจาก graphene จะสามารถกระจายตัวและเข้ากันได้ดีกับ PBS

บทที่ 3

วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

3.1.1 พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS) PBS ที่ใช้สำหรับงานวิจัยนี้คือ GS Pla[®] เกรด AZ71TN ผลิตโดยบริษัท Mitsubishi Chemicals มีลักษณะเป็นเม็ดสีขาวขุ่นซึ่งสมบัติต่างๆ แสดงไว้ในตารางที่ 3.1

3.1.2 พอลิแลคติกแอซิด (PLA) PLA ที่ใช้สำหรับงานวิจัยนี้คือ Ingeo[™] เกรด 3051D ผลิตโดยบริษัท Nature Work LLC มีลักษณะเป็นเม็ดกลมใสไม่มีสีซึ่งสมบัติต่างๆ แสดงไว้ในตารางที่ 3.1

3.1.3 พอลิบิวทิลีนเทอเรพทาเลต (PBT) PBT ที่ใช้สำหรับงานวิจัยนี้คือ Crastin[®] PBT เกรด S600F20 ผลิตโดยบริษัท Dupont ประเทศสหรัฐอเมริกา มีลักษณะเป็นเม็ดสีขาวขุ่นซึ่งสมบัติต่างๆ แสดงไว้ในตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 สมบัติของเม็ดพลาสติกที่ใช้ในงานวิจัยนี้

สมบัติ	PBS	PLA	PBT
ดัชนีการไหล (กรัม/10 นาที) ASTM D 1238	220.00 (155 °C, 2.16 kg)	0.12 (155 °C, 2.16 kg)	17.70 (245 °C, 2.16 kg)
อุณหภูมิการหลอมเหลว (°C)	100.57-107.10	146.23	210.74-219.30
อุณหภูมิการสลายตัว (°C)	403.37	362.00	404.39

3.1.4 ไกลซิดิลเมทาคริเลต (GMA) GMA ที่ใช้สำหรับงานวิจัยนี้คือ GMA ความบริสุทธิ์ 97% ผลิตจากบริษัท Aldrich มีลักษณะเป็นของเหลวใส ไม่มีสี และนำมาใช้ในทันทีโดยไม่ผ่านการทำให้บริสุทธิ์และการปรับปรุงใดๆทั้งสิ้น

3.1.5 แอมโมเนียมพอลิฟอสเฟต (APP) APP ที่ใช้สำหรับงานวิจัยนี้มีลักษณะเป็นผงละเอียด สีขาว ความหนาแน่น 1.900 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร ผลิตโดยบริษัท Shandomg Tianyi Imp.&Exp. จำกัด ประเทศจีน

3.1.6 เมลามีน เรซิน (MA) เมลามีนที่ใช้สำหรับงานวิจัยนี้คือ M018-05 ซึ่งมีลักษณะเป็นผงสีขาว ความบริสุทธิ์ 99.8% ผลิตโดยบริษัท เคมีมิน จำกัด ประเทศไทย

3.1.7 ซิลิกา ซิลิกาที่ใช้สำหรับงานวิจัยนี้คือ Tokusil® UR-T มีลักษณะเป็นผงสีขาวละเอียด ขนาดอนุภาคกระจายตัวในช่วง 50-200 ไมครอน ผลิตโดยบริษัท Tokuyama Siam Silica co.Lt.th ประเทศไทย

3.2 เครื่องมือที่ใช้ดำเนินการวิจัย

3.2.1 เครื่องอัดรีดพลาสติกแบบสกรูคู่ (Co-rotating twin screw extruder) ชื่อทางการค้า Rheomex ประกอบด้วย Rheocord RC300p และ Rheomex PTW16/25D บริษัท Hakke จากประเทศเยอรมัน

3.2.2 เครื่องอัดรีดพลาสติกแบบสกรูคู่ (Co-rotating twin screw extruder) รุ่น SHJ-25 จากประเทศจีน

3.2.3 เครื่องฉีดพลาสติก (Injection molding) ชื่อทางการค้า Battenfeld รุ่น PLUS 350/75

3.2.4 เครื่องทดสอบสมบัติของวัสดุแบบทั่วไป (Universal testing machine) รุ่น 5969 บริษัท Instron Engineering Corporation จากประเทศสหรัฐอเมริกา

3.2.5 เครื่องทดสอบวัสดุแบบตีหรือกระแทก (Impact tester) ชื่อทางการค้า Swick รุ่น Pendulum Impact Tester B5102.202 4 J

3.2.6 เครื่องวิเคราะห์สมบัติทางกายภาพโดยใช้ความแตกต่างของความร้อน (Differential Scanning Calorimeter, DSC) รุ่น DSC 1 บริษัท Mettler Toledo

3.2.7 เครื่องวิเคราะห์การสลายตัวทางความร้อน (Thermogravimetric analyzer, TGA) รุ่น TGA/DSC 1 บริษัท Mettler Toledo

3.2.8 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM) ชื่อทางการค้า Camscan รุ่น MX500 จากสหราชอาณาจักร

3.2.9 เครื่องทดสอบหาปริมาณออกซิเจนต่ำสุดที่ทำให้ตัวอย่างเกิดการติดไฟ (Limited Oxygen Indexer) เป็นเครื่องที่ประดิษฐ์ขึ้นเอง แสดงดังภาพที่ 3.1

3.2.10 อุปกรณ์ในการทดสอบการเผาไหม้ในแนวตั้งตามมาตรฐาน UL-94 เป็นอุปกรณ์ที่ประดิษฐ์ขึ้นเองแสดงดังภาพที่ 3.2



ภาพที่ 3.1 เครื่องทดสอบหาปริมาณออกซิเจนต่ำสุดที่ทำให้ตัวอย่างเกิดการติดไฟ (LOI)



ภาพที่ 3.2 อุปกรณ์ในการทดสอบการเผาไหม้ในแนวตั้งตามมาตรฐาน UL-94

3.3 วิธีการวิจัย

3.3.1 การปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA

3.3.1.1 การเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA วัสดุที่ใช้ในงานวิจัยส่วนนี้ได้แก่ เม็ดพลาสติกพอลิไบทีลีนซัคซิเนต (PBS) พอลิแลคติกแอซิด (PLA) และไกลซิديلเมทาคริเลต ซึ่งก่อนขึ้นตอนการผสม เม็ดพลาสติก PBS และ PLA จะถูกนำไปอบไล่ความชื้นในตู้อบที่อุณหภูมิ 60 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง จากนั้นผสมเม็ดพลาสติกทั้งสองชนิดและ GMA เข้าด้วยกันโดยวิธีทางกายภาพ ซึ่งปริมาณการผสมในสูตรการผสมต่างๆแสดงดังตารางที่ 3.2 หลังจากนั้นส่วนผสมทั้งหมดจะถูกหลอมเหลวผสมด้วยเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่ Rheomex PTW16/25D ของบริษัท Haake ประเทศเยอรมัน โดยใช้ความเร็วรอบของสกรูในการผสมเป็น 35 รอบ/นาที อุณหภูมิการหลอมเหลวผสมภายในกระบอกหลอมแต่ละช่วงตั้งแต่ hopper จนถึง die ถูกควบคุมให้มีค่าคงที่ในช่วง 135 - 155 °C แสดงดังภาพที่ 3.3

ตารางที่ 3.2 สูตรการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA

สูตร	PBS/PLA/GMA (%โดยน้ำหนัก)	สูตร	PBS/PLA/GMA (%โดยน้ำหนัก)
PBS	100/0/0	PBSL40_G5	57/38/5
PBSL20	80/20/0	PBSL50_G5	47.5/47.5/5
PBSL30	70/30/0	PBSL20_G10	72/18/10
PBSL40	60/40/0	PBSL30_G10	63/27/10
PBSL50	50/50/0	PBSL40_G10	54/36/10
PBSL20_G5	76/19/5	PBSL50_G10	45/45/10
PBSL30_G5	66.5/28.5/5	PLA	0/100/0

พอลิเมอร์ผสมสูตรต่างๆที่ผ่านการอัดรีดจะถูกตัดเป็นเม็ดเล็กๆ ด้วยเครื่องตัดเม็ดพลาสติก จากนั้นนำไปอบไล่ความชื้นอีกครั้งที่อุณหภูมิ 60 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 12 ชั่วโมง ก่อนจะนำไปฉีดขึ้นรูปเป็นชิ้นทดสอบการดึงยึดและขึ้นทดสอบการต้านทานแรงกระแทกตามมาตรฐาน ASTM-D638 และ ASTM-D256 ตามลำดับ ด้วยเครื่องฉีดพลาสติก (Injection molding) Battenfeld รุ่น PLUS 350/75 โดยใช้อุณหภูมิหัวฉีด 145 องศาเซลเซียส

เป็นมาตรฐานของ Young's modulus, Tensile strength และ %Elongation at break จากการทดสอบชิ้นงานจำนวน 7 ชิ้นที่มีค่าใกล้เคียงกันมากที่สุดจะถูกรายงานไว้ในงานวิจัยนี้

การศึกษาความต้านทานต่อแรงกระแทกโดย Notch Izod Impact test จะดำเนินการตามมาตรฐาน ASTM-D256 ภายในห้องทดสอบซึ่งควบคุมอุณหภูมิไว้ที่ 25 องศาเซลเซียส ด้วยเครื่องทดสอบวัสดุแบบการตีหรือการกระแทก (Impact tester) ซึ่งประกอบด้วยค้อนที่ใช้ในการตีขนาด 4.0 จูล ก่อนการทดสอบชิ้นงานทั้งหมดจะถูกเก็บรักษาไว้ในห้องทดสอบเป็นเวลา 48 ชั่วโมง ชิ้นงานทดสอบ PBS บริสุทธิ์ PLA บริสุทธิ์ และพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA จะถูกนำมาทดสอบการต้านทานต่อแรงกระแทกจำนวน 12 ชิ้น ค่าเฉลี่ยและค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของ Impact strength จากการทดสอบชิ้นงานจำนวน 8 ชิ้นที่มีค่าใกล้เคียงกันมากที่สุดจะถูกรายงานไว้ในงานวิจัยนี้

3.3.2 การปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT

3.3.2.1 การเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT วัสดุที่ใช้ในงานวิจัยส่วนนี้ได้แก่ เม็ดพลาสติกพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS) และพอลิบิวทิลีนเทอเรฟทาเลต (PBT) ก่อนขั้นตอนการผสมเม็ดพลาสติก PBS และ PBT จะถูกนำไปอบไล่ความชื้นในตู้อบที่อุณหภูมิ 60 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง จากนั้นผสมเม็ดพลาสติกสองชนิดเข้าด้วยกันโดยวิธีทางกายภาพ ตามสัดส่วนการผสมต่างที่แสดงไว้ในตารางที่ 3.3 หลังจากนั้นส่วนผสมทั้งหมดจะถูกหลอมเหลวผสมด้วยเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่ รุ่น SHJ-25 จากประเทศจีน โดยใช้ความเร็วรอบของสกรูในการผสม 100 รอบ/นาที อุณหภูมิภายในกระบอกทั้ง 6 โซนตั้งแต่ hopper จนถึง die คือ 160-220-230-245-220-160 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 3.3 สูตรการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT

สูตร	PBS/PBT (%โดยน้ำหนัก)
PBS	100/0/0
PBST20	80/20/0
PBST30	70/30/0
PBST40	60/40/0
PBST50	50/50/0

พอลิเมอร์ผสมสูตรต่างๆที่ผ่านการอัดรีดจะถูกตัดเป็นเม็ดเล็กๆ ด้วยเครื่องตัดเม็ดพลาสติก จากนั้นนำไปอบไล่ความชื้นอีกครั้งที่อุณหภูมิ 60 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 12 ชั่วโมง ก่อนจะนำไปขึ้นรูปเป็นชิ้นทดสอบการดึงยืดและชิ้นทดสอบการต้านทานแรงกระแทกตามมาตรฐาน ASTM-D638 และ ASTM-D256 ตามลำดับ ด้วยเครื่องฉีดพลาสติก (Injection molding) โดยจะทำการที่อุณหภูมิหัวฉีด 245 องศาเซลเซียส

3.3.2.2 การพิสูจน์เอกลักษณ์ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT การศึกษาโครงสร้างพื้นฐานวิทยาโดยใช้เทคนิค SEM การศึกษาสมบัติทางความร้อนและความเข้ากันได้โดยใช้เทคนิค DSC การศึกษาสมบัติเชิงกลโดยการทดสอบการดึงยืด และการศึกษาความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT จะดำเนินการเช่นเดียวกันกับการทดสอบสมบัติดังกล่าวของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ตามข้อ 3.3.1.2 อย่างไรก็ตาม ในส่วนของการศึกษาสมบัติทางความร้อนและความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT จะกระทำในช่วงอุณหภูมิ -60 องศาเซลเซียส ถึง 250 องศาเซลเซียส เพื่อให้ครอบคลุมช่วงอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงทางกายภาพของ PBT

3.3.3 การปรับปรุงสมบัติการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT จากการพิสูจน์เอกลักษณ์ และการวิเคราะห์สมบัติเชิงกลทำให้สามารถคัดเลือกพอลิเมอร์ผสมที่จะนำมาปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟได้ คือ พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 ซึ่งเป็นสูตรที่มีสมบัติเหมาะสมที่สุดในการเตรียมพอลิเมอร์ผสมแต่ละระบบ สารหน่วงไฟที่ใช้เป็นสารหน่วงไฟแบบ Intumescent ซึ่งประกอบด้วยแอมโมเนียมพอลิฟอสเฟต (APP) เมลามีน (MA) และซิลิกา (Si) ซึ่งจะควบคุมสัดส่วนการผสมของสารดังกล่าวให้คงที่ คือ APP:MA:Si เป็น 15:3:2 ส่วนโดยน้ำหนัก และปรับเปลี่ยนปริมาณการเติมเป็น 0, 15, 20 และ 25 %โดยน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสม ปริมาณสารเคมีและเม็ดพลาสติกที่ใช้ในสูตรต่างๆแสดงไว้ในตารางที่ 3.4 ซึ่งก่อนการหลอมเหลวผสมเม็ดพลาสติก PBS, PLA และ PBT จะถูกนำไปอบไล่ความชื้นในตู้อบที่อุณหภูมิ 60 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 12 ชั่วโมง ส่วนสารหน่วงไฟทั้งสามชนิดจะถูกนำไปอบไล่ความชื้นในตู้อบที่อุณหภูมิ 100 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 12 ชั่วโมง ขั้นตอนการปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวทำได้ดังนี้

3.3.3.1 สำหรับการปรับปรุงพอลิเมอร์ผสม PBSTL50_G10 เนื่องจากส่วนประกอบที่จะนำมาผสมกันมีหลายลักษณะ กล่าวคือ เม็ดพลาสติกที่มีลักษณะเป็นเม็ดแข็ง สารหน่วงไฟที่มีลักษณะเป็นผง และ GMA ที่เป็นของเหลว ทำให้เกิดความไม่สะดวกในการนำมาผสมรวมกันทั้งหมด นอกจากนี้ยังอาจทำให้สารหน่วงไฟเกิดการกระจายตัวได้ไม่ดี ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงแก้ไขโดยการเตรียม master batch ของสารหน่วงไฟและ PLA ก่อน ซึ่งการเตรียม master batch ดังกล่าวทำโดยผสมสารหน่วงไฟทั้งหมดกับ PLA ด้วยวิธีทางกายภาพก่อนนำไปหลอมเหลวผสม

ด้วยเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่ ที่ความเร็วรอบในการผสม 60 รอบ/นาที อุณหภูมิภายในกระบอบกทั้ง 6 โซนตั้งแต่ hopper จนถึง die คือ 155-160-165-165-155-145 องศาเซลเซียส อุณหภูมิหัว die 140 องศาเซลเซียส master bath ที่ได้จะถูกตัดเป็นเม็ดเล็กๆด้วยเครื่องตัดเม็ดพลาสติก จากนั้นนำไปอบไล่ความชื้นอีกครั้งที่อุณหภูมิ 60 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 12 ชั่วโมง ก่อนนำไปหลอมเหลวผสมกับ PBS และ GMA 10 %โดยน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสม ด้วยเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่ โดยใช้ความเร็วรอบของสกรูในการผสม 40 รอบ/นาที อุณหภูมิภายในกระบอบกทั้ง 6 โซนตั้งแต่ hopper จนถึง die คือ 60-120-150-155-150-145 องศาเซลเซียส อุณหภูมิหัว die 135 องศาเซลเซียส พอลิเมอร์ผสมที่ได้จะถูกตัดเป็นเม็ดเล็กๆด้วยเครื่องตัดเม็ดพลาสติก จากนั้นนำไปอบไล่ความชื้นอีกครั้งที่อุณหภูมิ 60 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 12 ชั่วโมง ก่อนนำไปฉีดขึ้นรูปเป็นชิ้นทดสอบต่างๆ ด้วยเครื่องฉีดพลาสติก (Injection molding) โดยจะทำที่อุณหภูมิหัวฉีด 140 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 3.4 สูตรการปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT

สูตร	PBS/PLA/GMA/FR หรือ PBS/PLA/GMA/FR (wt%)	สารหน่วงไฟ (FR) APP:MA:Si = 15:3:2		
		APP (wt%)	MA (wt%)	Si (wt%)
PBSL50_G10_F0	45.00/ 45.00/ 10.00/ 0.00	0	0	0
PBSL50_G10_F15	38.25/ 38.25/ 8.50/ 15.00	11.03	2.21	1.76
PBSL50_G10_F20	36.00/ 36.00/ 8.00/ 20.00	14.71	2.94	2.35
PBSL50_G10_F25	33.75/ 33.75/ 7.50/ 25.00	18.38	3.68	2.94
PBST50_F0	50.00/ 50.00/ 0.00/ 0.00	0	0	0
PBST50_F15	42.50/ 42.50/ 0.00/ 15.00	11.03	2.21	1.76
PBST50_F20	40.00/ 40.00/ 0.00/ 20.00	14.71	2.94	2.35
PBST50_F25	37.50/ 37.50/ 0.00/ 25.00	18.38	3.68	2.94

3.3.3.2 สำหรับการปรับปรุงพอลิเมอร์ผสม PBST50 ทำโดยผสมส่วนผสมทั้งหมดเข้าด้วยกันโดยวิธีทางกายภาพ จากนั้นนำไปหลอมเหลวผสมในเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่ รุ่น SHJ-25 จากประเทศจีน โดยใช้ความเร็วรอบของสกรูในการผสม 100 รอบ/นาที อุณหภูมิภายในกระบอกรีดทั้ง 6 โซนตั้งแต่ hopper จนถึง die คือ 160-220-230-245-220-160 องศาเซลเซียส พอลิเมอร์ผสมสูตรต่างๆที่ผ่านการอัดรีดจะถูกตัดเป็นเม็ดเล็กๆ ด้วยเครื่องตัดเม็ดพลาสติก จากนั้นนำไปอบไล่ความชื้นอีกครั้งที่อุณหภูมิ 60 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 12 ชั่วโมง ก่อนนำไปฉีดขึ้นรูปเป็นชิ้นทดสอบต่างๆ ด้วยเครื่องฉีดพลาสติก (Injection molding) โดยจะทำการฉีดที่อุณหภูมิหัวฉีด 245 องศาเซลเซียส

3.3.3.3 การพิสูจน์เอกลักษณ์ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 ภายหลังจากการปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟในด้านการศึกษาโครงสร้างพื้นฐานวิทยาโดยใช้เทคนิค SEM, การศึกษาสมบัติทางความร้อนและความเข้ากันได้โดยใช้เทคนิค DSC, การศึกษาสมบัติเชิงกลโดยการทดสอบการดึงยืด และการศึกษาความต้านทานต่อแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT จะดำเนินการเช่นเดียวกันกับการทดสอบสมบัติดังกล่าวของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT ที่ยังไม่ผ่านการปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟตามข้อ 3.3.1.2 และ 3.3.2.2 ตามลำดับ

การศึกษาเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสมโดยใช้เทคนิค TGA จะทำภายใต้สภาวะบรรยากาศไนโตรเจน ในช่วงอุณหภูมิ 50-700 องศาเซลเซียส ด้วยอัตราการให้ความร้อน 10 องศาเซลเซียส/นาที

การวิเคราะห์ปริมาณออกซิเจนต่ำสุดที่ทำให้สารตัวอย่างเกิดการติดไฟ (LOI) ของพอลิเมอร์ผสมสูตรต่างๆ จะดำเนินการตามมาตรฐาน ASTM-D2863 ด้วยเครื่องวัด LOI ที่ประดิษฐ์ขึ้นเองแสดงดังภาพที่ 3.1 ตัวอย่างที่ใช้ทดสอบมีขนาดยาว 130 มิลลิเมตร กว้าง 13 มิลลิเมตร และหนา 3 มิลลิเมตร ส่วนการวิเคราะห์ลักษณะการติดไฟตามมาตรฐาน UL-94 จะดำเนินการโดยการเผาตัวอย่างในแนวตั้งและปล่อยให้ส่วนที่เกิดจากการเผาไหม้ตกลงบนแผ่นฟ้ายซึ่งอยู่ด้านล่าง ตามมาตรฐาน ASTM-D3801 ด้วยอุปกรณ์ที่ประดิษฐ์ขึ้นเองแสดงดังภาพที่ 3.2 ตัวอย่างที่ใช้ทดสอบมีขนาดยาว 130 มิลลิเมตร กว้าง 13 มิลลิเมตร และหนา 3 มิลลิเมตร

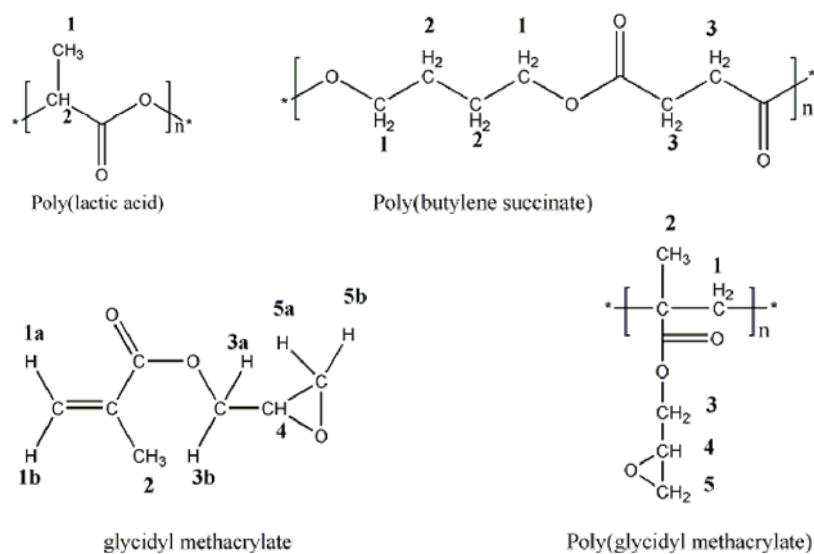
บทที่ 4

ผลการทดลองและวิจารณ์ผลการทดลอง

4.1 ผลของการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PLA

4.1.1 การเกิดปฏิกิริยาระหว่างกระบวนการหลอมเหลวผสม

ภาพที่ 4.1 แสดงตำแหน่งอะตอมของไฮโดรเจนในโครงสร้างโมเลกุลของ GMA, Poly(glycidyl methacrylate), PBS และ PLA ซึ่งผลการทดสอบโดยใช้เทคนิค $^1\text{H-NMR}$ ของสารดังกล่าว พอลิเมอร์ผสม PBSL50 และพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 แสดงข้อมูลเชิงตัวเลขไว้ในตารางที่ 4.1 พบว่า PBS บริสุทธิ์ จะแสดงพีคที่สำคัญๆ คือ พีคที่เกิดจากไฮโดรเจนของ $-\text{CH}_2-$ ในหน่วยของเตตระเมทิลีน (ตำแหน่งที่ 1), $-\text{CH}_2-$ ในหน่วยของเตตระเมทิลีน (ตำแหน่งที่ 2), และ $-\text{CH}_2-$ ในหน่วยของซัคซิเนต (ตำแหน่งที่ 3) ซึ่งตรงกับพีคที่ค่า chemical shift เป็น 4.117, 1.710 และ 2.627 ppm ตามลำดับ ส่วน PLA บริสุทธิ์ จะแสดงพีคที่สำคัญๆ สองตำแหน่งที่เกิดจากไฮโดรเจนของ CH_3- ของหมู่เมทิล (ตำแหน่งที่ 1) ซึ่งจะปรากฏเป็นพีคย่อยสองพีคที่ตำแหน่ง chemical shift เป็น 1.569 และ 1.547 ppm และพีคที่เกิดจากไฮโดรเจนของ $-\text{CH}-$ ในสายโซ่หลัก (ตำแหน่งที่ 2) ซึ่งจะปรากฏเป็นพีคย่อยสี่พีคอยู่ในช่วง chemical shift เป็น 5.152 - 5.199 ppm



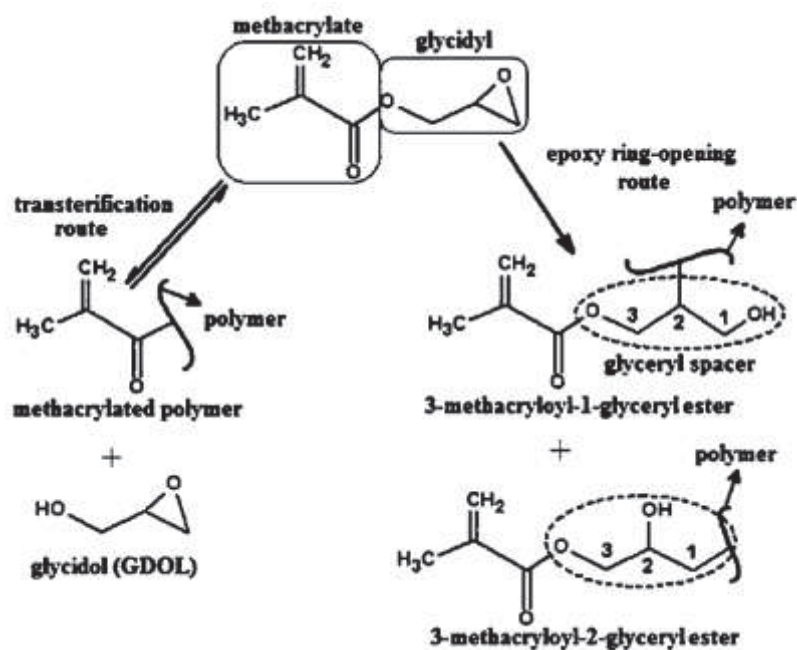
ภาพที่ 4.1 ตำแหน่งอะตอมไฮโดรเจนบนโครงสร้างโมเลกุลของ PBS, PLA, GMA และ pGMA

ตารางที่ 4.1 ตำแหน่งพีคที่ได้จากการทดสอบด้วยเทคนิค ^1H NMR ของวัสดุที่เกี่ยวข้องในงานวิจัย

ตำแหน่ง H	PBS	PLA	PBSL50 H ¹ (ppm)		
	H ¹ (ppm)	H ¹ (ppm)	PBS	PLA	
1	4.117	1.569, 1.547	4.120	1.574 – 1.593	
2	1.707, 1.575	5.152 - 5.199	1.710, 1.574	5.153 – 5.199	
3	2.624	-	2.627	-	
ตำแหน่ง H	GMA [25]	pGMA [25]	PBSL50_G10 H ¹ (ppm)		
	H ¹ (ppm)	H ¹ (ppm)	PBS	PLA	GMA
1	6.2 (a) 5.6 (b)	1.2-2	4.119	1.580	6.186 (a) 5.620 (b)
2	1.96	0.8-1.2	1.709	5.129 – 5.199	1.967
3	4.0 (a) 4.5 (b)	3.8 (a) 4.3 (b)	2.626		4.462 - 4.511
4	3.2	3.2	-	-	3.259
5	2.8 (a) 2.6 (b)	2.8 (a) 2.6 (b)	-	-	2.866 (a)

จากภาพที่ 4.1 เห็นได้ว่า GMA เป็นสารโมเลกุลเล็ก ประกอบด้วยหมู่ฟังก์ชันกึ่งสองชนิดในโครงสร้าง คือ พันธะคู่ ซึ่งสามารถกราฟลงบนพอลิเมอร์โดยผ่านการทำปฏิกิริยาของอนุภาคอิสระได้ และหมู่อีพอกไซด์ที่มีความเป็นอิเล็กโตรไฟล์ จึงสามารถเกิดปฏิกิริยากับหมู่ฟังก์ชันที่มีความเป็นนิวคลีโอไฟล์ได้ เช่น หมู่คาร์บอกซิล หมู่ไฮดรอกซิล และหมู่เอมีน [15] ดังนั้น GMA จึงได้รับความนิยมในการใช้เป็นสารปรับปรุงโครงสร้างทางเคมี (chemical modifications) ในพอลิเมอร์เพื่อการประยุกต์ใช้ในด้านต่างๆ รวมทั้งการใช้เป็นสารเชื่อมประสานว่องไว (reactive compatibilizer) สำหรับการเตรียมพอลิเมอร์ผสม ซึ่งกลไกการปรับปรุงทางเคมีโดยการทำปฏิกิริยาระหว่างหมู่กรด (-COOH) หรือหมู่แอลกอฮอล์ (-OH) ของพอลิเมอร์กับ GMA จะเกิดได้ด้วยสองแนวทางหลัก คือ การเกิดปฏิกิริยาผ่านการแลกเปลี่ยนหมู่เอสเทอร์ (tranesterification) และการเกิดปฏิกิริยาผ่านการเปิดวงแหวนอีพอกไซด์ (epoxide ring - opening) ดังแสดงในภาพที่ 4.2 โดยมีความเป็นกรด-เบส (pH) ของระบบเป็นปัจจัยสำคัญในการควบคุมทิศทางการเกิดปฏิกิริยา ซึ่ง

โดยทั่วไปพบว่า ปฏิกิริยาหลักที่เกิดขึ้น คือ การเกิดปฏิกิริยาผ่านการเปิดวงแหวนอีพ็อกไซด์ [26, 27] อย่างไรก็ตาม มีรายงานว่า [8, 25, 28] โอกาสในการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีของ GMA ลงบนสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์จะค่อนข้างต่ำ สำหรับระบบที่ไม่มีตัวเร่งหรือสารริเริ่มให้เกิดปฏิกิริยา เนื่องจากอนุภาคอิสระที่เกิดจาก GMA จะมีขนาดใหญ่และไม่ว่องไวในการเกิดปฏิกิริยา ซึ่งนอกจากจะไม่ส่งผลดีต่อการเกิดปฏิกิริยาบนสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์แล้ว ยังสนับสนุนให้เกิดปฏิกิริยาข้างเคียง ซึ่งได้แก่การเกิดปฏิกิริยาพอลิเมอร์ไรเซชันของอนุภาคอิสระดังกล่าว ได้สารผลิตภัณฑ์เป็นพอลิเมอร์ หรือโอลิโกเมอร์ของ GMA (Poly(glycidyl methacrylate), pGMA) อีกด้วย ทั้งนี้ ประสิทธิภาพและทิศทางในการเกิดปฏิกิริยาจะขึ้นกับสถานะที่ใช้ในการหลอมเหลวผสมเป็นหลัก โดยมีปัจจัยควบคุมหลายประการ เช่น อุณหภูมิ เวลาที่ใช้ในการหลอมเหลวผสม การมีตัวเร่งหรือสารริเริ่มให้เกิดปฏิกิริยาในระบบ ความว่องไวในการเกิดปฏิกิริยาระหว่าง GMA กับหมู่ที่ว่องไว (active site) บนสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์



ภาพที่ 4.2 แนวทางการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีของ GMA กับพอลิเมอร์ผ่านปฏิกิริยาการแลกเปลี่ยนหมู่เอสเทอร์ และการเปิดวงแหวนอีพ็อกไซด์ [26]

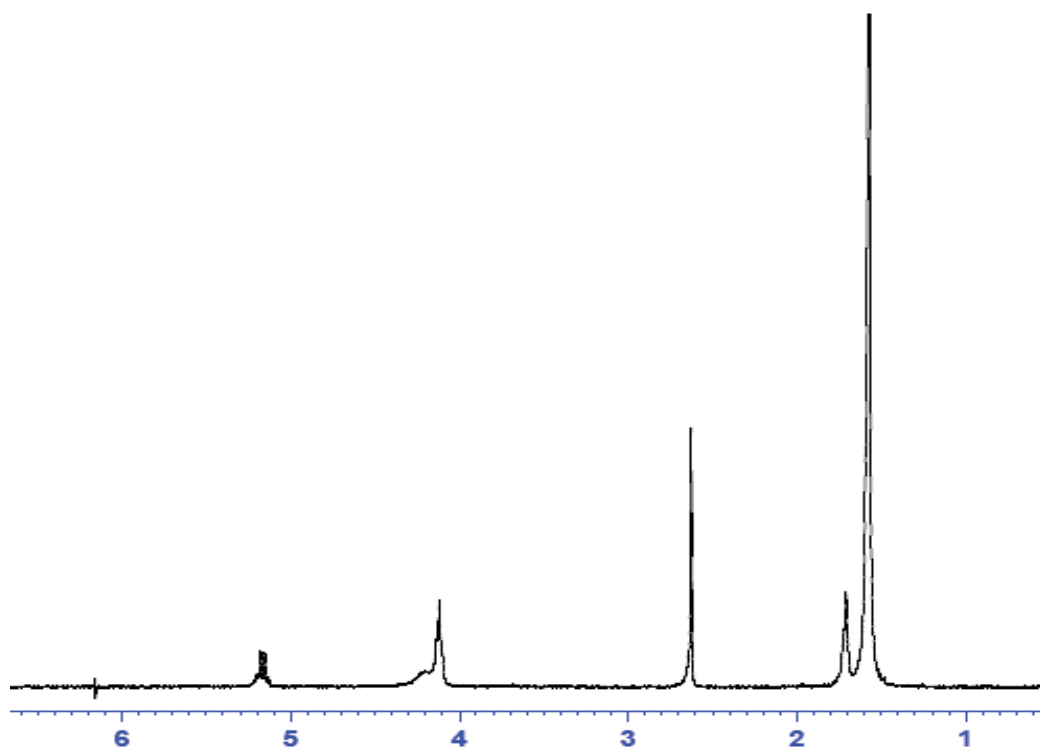
จากสมมติฐานของงานวิจัยคาดว่า GMA ที่เติมลงไปในพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA จะสามารถทำหน้าที่เป็นสารเชื่อมประสานว่องไว (reactive compatibilizer) โดยการทำปฏิกิริยาของหมู่ฟังก์ชันในโครงสร้าง กับหมู่ไฮดรอกซิล และหมู่คาร์บอกซิล ซึ่งเป็นหมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของทั้ง PBS และ PLA ทำให้เกิดการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PBS และ PLA

เช่นเดียวกับในงานวิจัยของ Mukesh Kumar และคณะ [8] ซึ่งได้ใช้ GMA เป็นสารเชื่อมประสานว่องไวในพอลิเมอร์ผสม PLA/PBAT และพบว่าสามารถทำให้เกิดพอลิเมอร์ร่วมแบบสุ่มของเอทิลีน อะคริลิกเอสเตอร์ และ GMA บริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของ PLA และ PBAT ได้

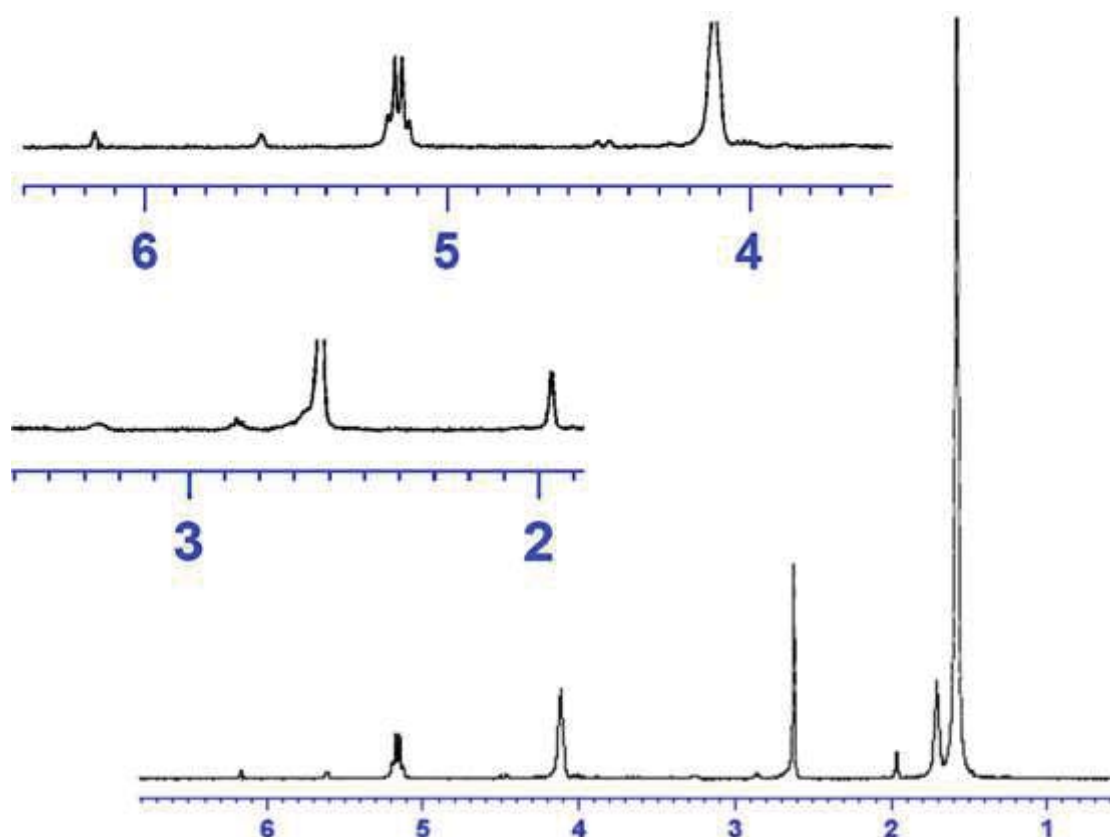
สำหรับงานวิจัยนี้ การเกิดปฏิกิริยาทางเคมีของ GMA ในพอลิเมอร์ผสม PBSL50 สามารถพิสูจน์ได้จากการวิเคราะห์โครงสร้างทางเคมีด้วยเทคนิค NMR กล่าวคือ ในกรณีที่ GMA สามารถเข้าทำปฏิกิริยากับ PBS หรือ PLA ผ่านการแลกเปลี่ยนหมู่เอสเตอร์ จะส่งผลต่อการเปลี่ยนตำแหน่ง chemical shift และความเข้มของพีคที่แสดงถึงไฮโดรเจนอะตอมในตำแหน่งที่ 3a และ 3b ในกรณีที่ปฏิกิริยาเกิดผ่านการเปิดวงแหวนอีพอกไซด์ จะส่งผลต่อการเปลี่ยนตำแหน่ง chemical shift และความเข้มของพีคที่แสดงถึงไฮโดรเจนอะตอมในตำแหน่งที่ 4, 5a, และ 5b ในทำนองเดียวกันถ้า GMA เกิดปฏิกิริยาพอลิเมอร์ไรเซชัน จะส่งผลต่อการเปลี่ยนตำแหน่ง chemical shift และความเข้มของพีคที่แสดงถึงไฮโดรเจนอะตอมในตำแหน่งที่ 1a และ 1b ดังนั้น การติดตามการเกิดปฏิกิริยาของ GMA โดยใช้เทคนิค ^1H -NMR สามารถทำได้โดยการติดตามการเปลี่ยนของพีคที่แสดงถึงไฮโดรเจนอะตอมที่ตำแหน่งต่างๆ เทียบกับพีคที่แสดงถึงไฮโดรเจนอะตอมในหมู่เมทิลีนในโครงสร้างของ GMA ($\delta = 1.96 \text{ ppm}$) ซึ่งเป็นตำแหน่งที่ไม่เกี่ยวข้องกับการเกิดปฏิกิริยา

ภาพที่ 4.3 แสดง NMR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ประกอบด้วย PBS:PLA ในสัดส่วน 50:50 (PBSL50) โดยไม่เติม GMA และถูกเตรียมเป็นสารละลายโดยใช้คลอโรฟอร์มเป็นตัวทำละลาย พบว่า PBSL50 จะปรากฏพีคที่แสดงเอกลักษณ์ของทั้ง PBS และ PLA ที่ตำแหน่งเดียวกันกับที่พบใน PBS บริสุทธิ์ และ PLA บริสุทธิ์ ตามลำดับ ซึ่งให้เห็นว่า ในงานวิจัยนี้ การหลอมเหลวผสม PBS และ PLA จะทำให้เกิดการผสมกันทางกายภาพโดยไม่มีการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีใดๆร่วมด้วย เมื่อเปรียบเทียบกับพอลิเมอร์ผสมในสัดส่วนเดียวกันที่เติม GMA (PBSL50_G10) ซึ่งจาก NMR spectrum ดังแสดงในภาพที่ 4.4 พบว่า นอกจากพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 จะแสดงพีคซึ่งเป็นเอกลักษณ์ของทั้ง PBS บริสุทธิ์ และ PLA บริสุทธิ์ เช่นเดียวกับที่พบในพอลิเมอร์ผสม PBS50 ที่ไม่ได้เติม GMA แล้ว ยังแสดงพีคซึ่งเป็นเอกลักษณ์ของ GMA คล้ายกับพีคที่ปรากฏใน GMA บริสุทธิ์ ดังแสดงข้อมูลเชิงตัวเลขในตารางที่ 4.1 แม้ว่าพีคที่แสดงถึงไฮโดรเจนอะตอมบางตำแหน่งจะเกิดการซ้อนทับกับพีคที่แสดงเอกลักษณ์ของ PBS และ PLA จนไม่สามารถระบุการมีอยู่ได้ เมื่อพิจารณาสัดส่วนของไฮโดรเจนอะตอมที่แสดงเอกลักษณ์ของ GMA ในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่ปรากฏที่ตำแหน่ง 1a: 1b: 2: 3b: 4: 5a ซึ่งมีค่าเป็น 0.8: 0.9: 3: 0.7: 0.5: 0.6 เทียบกับสัดส่วนของไฮโดรเจนอะตอมที่แสดงเอกลักษณ์ของ GMA บริสุทธิ์ที่ตำแหน่งเดียวกันซึ่งมีค่าเป็น 1: 1: 3: 1: 1: 1 เห็นได้ว่า ไฮโดรเจนที่อยู่ในวงแหวนอีพอกไซด์มีการลดลงประมาณ 45% ในขณะที่ไฮโดรเจนที่อยู่บริเวณพันธะคูมีการลดลงประมาณ 15% นอกจากนี้

ยังพบพีคเล็กๆ ที่มีความเข้มต่ำเกิดขึ้นที่ค่า chemical shift ประมาณ 4.0 ppm ซึ่งแสดงถึงการเปลี่ยนตำแหน่งของไฮโดรเจนไฮโดรเจนอะตอมในวงแหวนอีพอกไซด์ (glyceryl spacer) ดังแสดงในภาพที่ 4.2 หลังจากเกิดปฏิกิริยาการเปิดวงและเกิดการเชื่อมโยงกับสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์ [26] นอกจากนี้ การยังมีพีคที่แสดงถึงไฮโดรเจนอะตอมที่ตำแหน่งพันธะคู่ และหมู่อีพอกไซด์ แสดงให้เห็นว่ายังมี GMA ส่วนที่ไม่เกิดปฏิกิริยาเคมีใดๆ เหลืออยู่ และแทรกตัวอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์ อย่างไรก็ตามจากผลการทดลองไม่ปรากฏพีคที่แสดงถึงการมีอยู่ของ pGMA ผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างทางเคมีดังกล่าว จึงให้เห็นว่า ปฏิกิริยาที่เป็นไปได้ในระบบพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA/GMA คือ 1) การเข้าทำปฏิกิริยาของ GMA ที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์ผ่านปฏิกิริยาการเปิดวงแหวนอีพอกไซด์ 2) การเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์ผ่านปฏิกิริยาการเปิดวงแหวนอีพอกไซด์ของ di-GMA ซึ่งเกิดจากการทำปฏิกิริยาระหว่าง GMA สองโมเลกุลที่ตำแหน่งพันธะคู่ 3) ปฏิกิริยาข้างเคียงอื่นๆ ได้แก่ การกราฟ GMA ลงบนสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์ผ่านปฏิกิริยาการแตกพันธะคู่ของ GMA และการแทรกตัวอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์ของ GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาใดๆ ซึ่งปฏิกิริยาที่เป็นไปได้ทั้งหมดแสดงดังภาพที่ 4.5



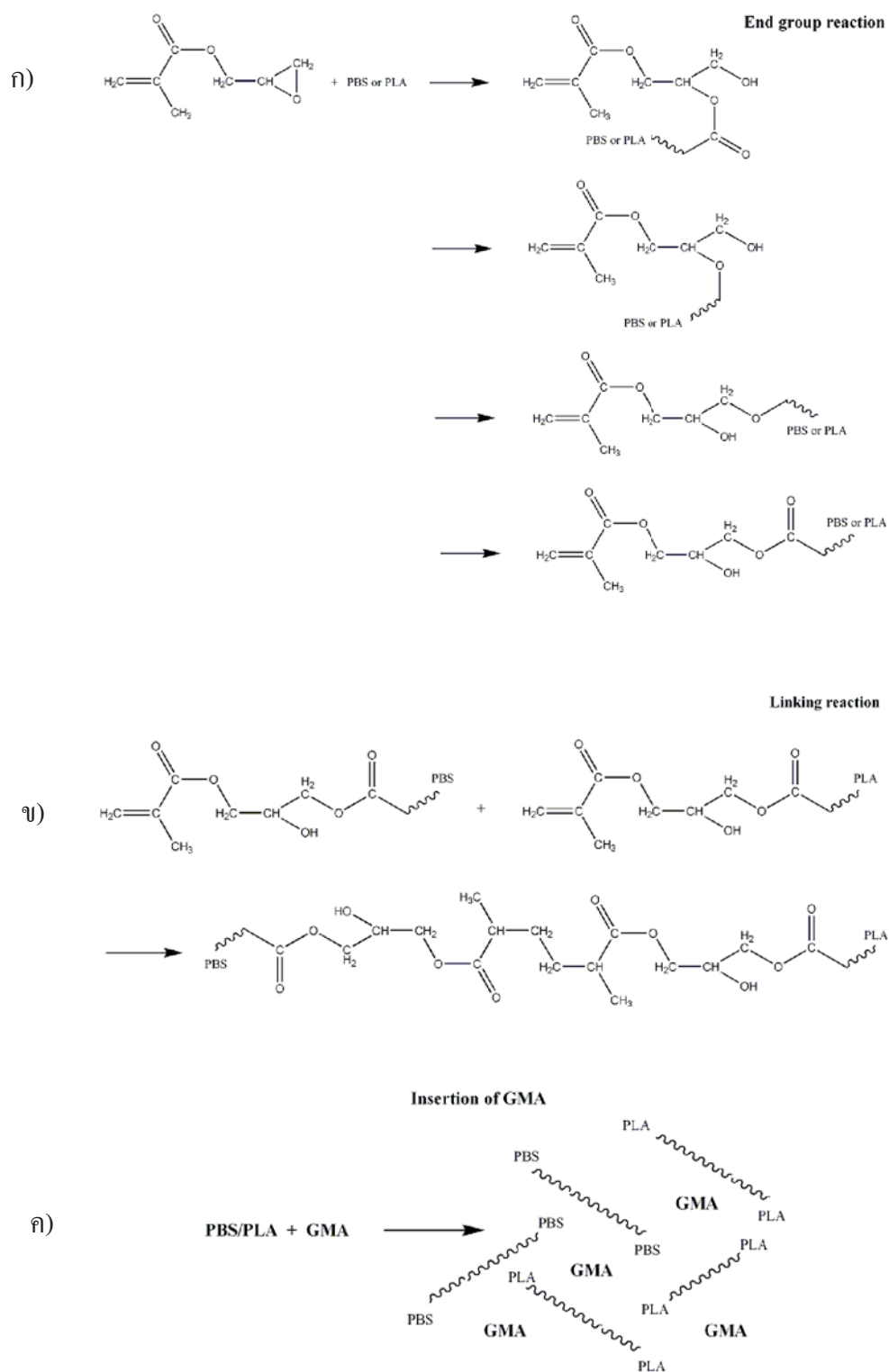
ภาพที่ 4.3 NMR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50



ภาพที่ 4.4 NMR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10

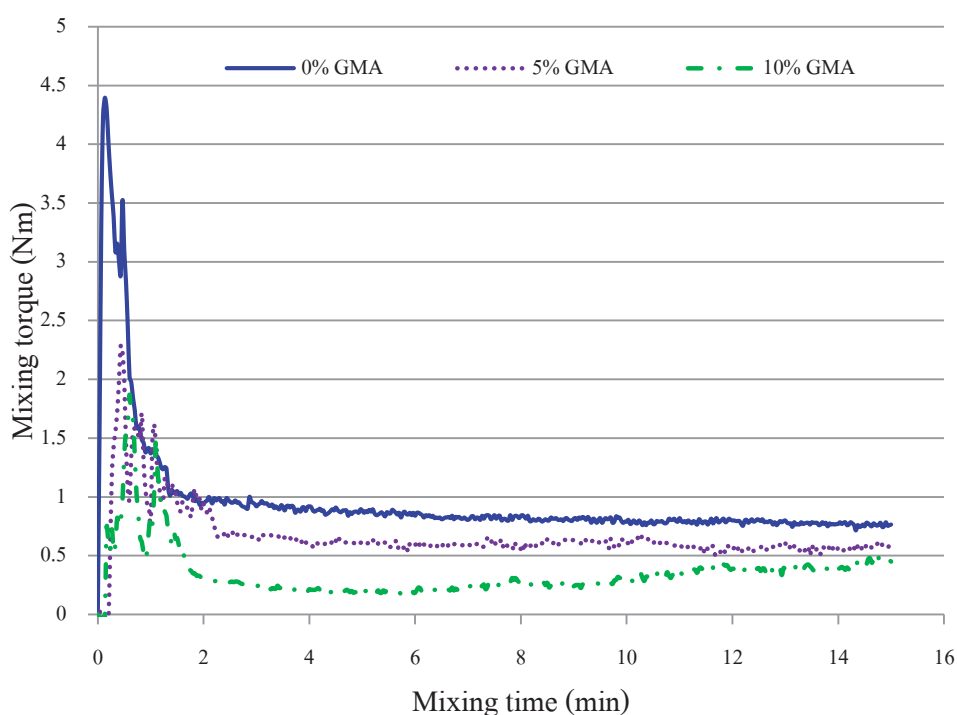
ภาพที่ 4.6 แสดงผลของ GMA ที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงของค่า melt torque ในการหลอมเหลวผสม PBS บริสุทธิ์ ในเวลา 15 นาที ด้วยเครื่อง Internal mixer ที่อุณหภูมิ 155 องศาเซลเซียส ความเร็วในการหมุนใบกวน 50 รอบ/นาที พบว่า เมื่อไม่เติม GMA ค่า mixing torque ที่ใช้ในการหลอมเหลวผสม PBS บริสุทธิ์ จะค่อยๆ ลดลงตามเวลา เนื่องจากการสัมผัสกับความร้อนและแรงเฉือนเป็นเวลานานขึ้น สามารถทำให้เกิดการตัดสายโซ่โมเลกุลของ PBS ได้

เมื่อเติม GMA 5 % โดยน้ำหนัก ลงใน PBS บริสุทธิ์ พบว่า torque ที่ใช้ในการผสมจะมีค่าต่ำกว่าระบบที่ไม่เติม GMA เนื่องจากการทำปฏิกิริยาที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลผ่านปฏิกิริยาการเปิดวงแหวนอีพอกไซด์ของ GMA ทำให้ PBS มีความเกาะกันในโครงสร้างโมเลกุลมากขึ้น และการมี GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาแทรกตัวอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PBS ยืนยันได้จากผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค NMR ดังได้อธิบายไว้แล้ว ทั้งสองเหตุการณ์ดังกล่าวส่งเสริมให้ปริมาณอิสระของระบบเพิ่มขึ้น ทำให้ torque ที่ใช้ในการผสมมีค่าลดลง อย่างไรก็ตาม ปริมาณ GMA ที่ใช้ยังไม่เพียงพอต่อการปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PBS

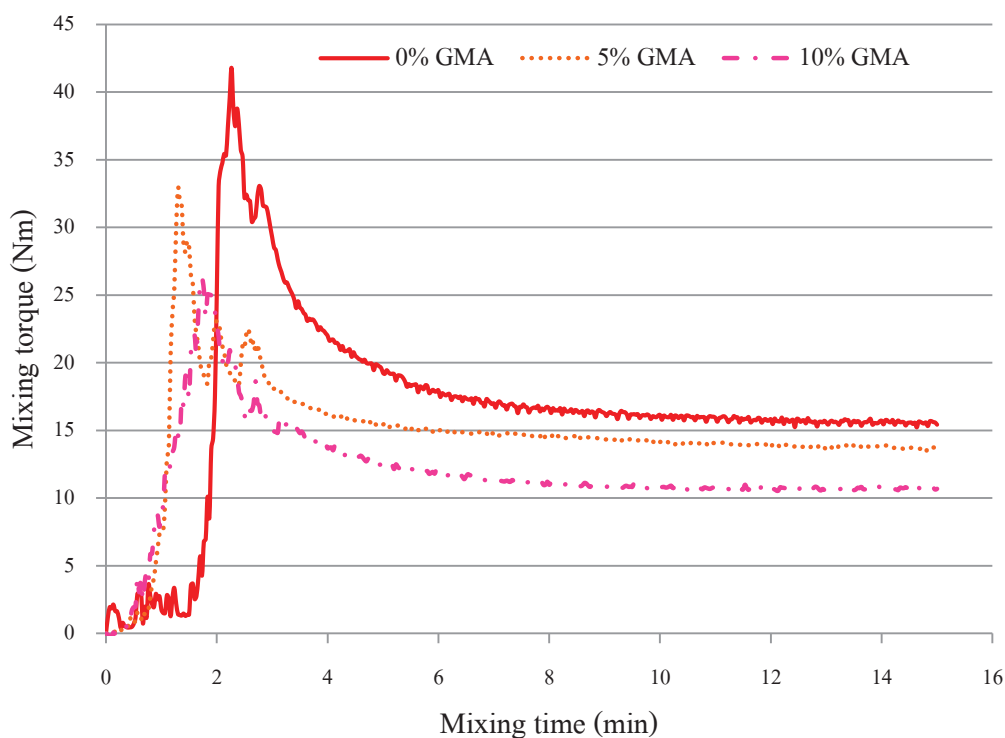


ภาพที่ 4.5 ปฏิกิริยาที่คาดว่าจะเกิดได้ในพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ซึ่งมีการเติม GMA ก) ปฏิกิริยาที่หมู่ปลายสายไซโมเลกุล ข) ปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายไซโมเลกุล และ ค) การแทรกตัวของ GMA ระหว่างโมเลกุลของพอลิเมอร์

เมื่อปริมาณ GMA ใน PBS บริสุทธิ์เพิ่มขึ้นเป็น 10 % โดยน้ำหนัก พบว่า ในช่วง 6 นาทีแรกของการหลอมเหลวผสม ค่า melt torque ที่พบจะต่ำกว่าระบบที่เติม GMA 5 % โดยน้ำหนัก จากนั้น melt torque จะเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการผสมมากขึ้น อย่างไรก็ตามค่า torque ที่เวลา 15 นาทีของการผสมยังคงต่ำกว่าระบบที่เติม GMA 5 % โดยน้ำหนัก อธิบายได้ว่า ในช่วงแรกของการผสม GMA จะทำปฏิกิริยาที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของ PBS ได้ดีกว่าในระบบที่มี GMA 5 % โดยน้ำหนัก ซึ่งไม่เพียงจะทำให้ melt torque มีค่าต่ำกว่า ยังเปิดโอกาสให้โมเลกุลของ GMA ที่เป็นหมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของ PBS สามารถเข้าทำปฏิกิริยากันเองโดยผ่านการแตกพันธะคู่ได้ดีขึ้น ทำให้เกิดการเชื่อมโยงระหว่างโมเลกุลของ PBS ดังแสดงในภาพที่ 4.5 ค) ปรากฏการณ์ดังกล่าวสามารถสังเกตได้จากการที่ melt torque มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการผสมมากขึ้น อย่างไรก็ตาม การที่ melt torque ที่เวลา 15 นาที มีค่าต่ำกว่าระบบที่ไม่เติม GMA หรือเติม GMA 5 % โดยน้ำหนักชี้ให้เห็นว่า ผลของการเปลี่ยนแปลง melt torque ดังกล่าวเกิดจากการเพิ่มขึ้นของปริมาณอิสระที่เกิดจากการเข้าทำปฏิกิริยาที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของ GMA และการแทรกตัวอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์ของ GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาภาพที่ 4.5 ก)- ข) เป็นหลัก



ภาพที่ 4.6 ผลของการเติม GMA ที่มีต่อค่า mixing torque ของ PBS



ภาพที่ 4.7 ผลของการเติม GMA ที่มีต่อค่า mixing torque ของ PLA

ภาพที่ 4.7 แสดงผลของ GMA ที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงของค่า melt torque ในระหว่างการหลอมเหลวผสม PLA บริสุทธิ์ ในเวลา 15 นาที ด้วยเครื่อง Internal mixer ที่อุณหภูมิ 155 องศาเซลเซียส ความเร็วในการหมุนใบกวน 50 รอบ/นาที คล้ายกันกับผลการทดลองที่พบใน PBS กล่าวคือ การเติม GMA 5 %โดยน้ำหนัก จะทำให้ melt torque ของระบบต่ำลง และเมื่อปริมาณ GMA เพิ่มขึ้นเป็น 10 %โดยน้ำหนัก การลดลงของ melt torque จะเกิดอย่างรุนแรงมากขึ้น อย่างไรก็ตาม ไม่พบการเพิ่มขึ้นของ melt torque ไปตามเวลาในการผสมเช่นเดียวกับที่พบใน PBS ที่เติม GMA 10 %โดยน้ำหนัก

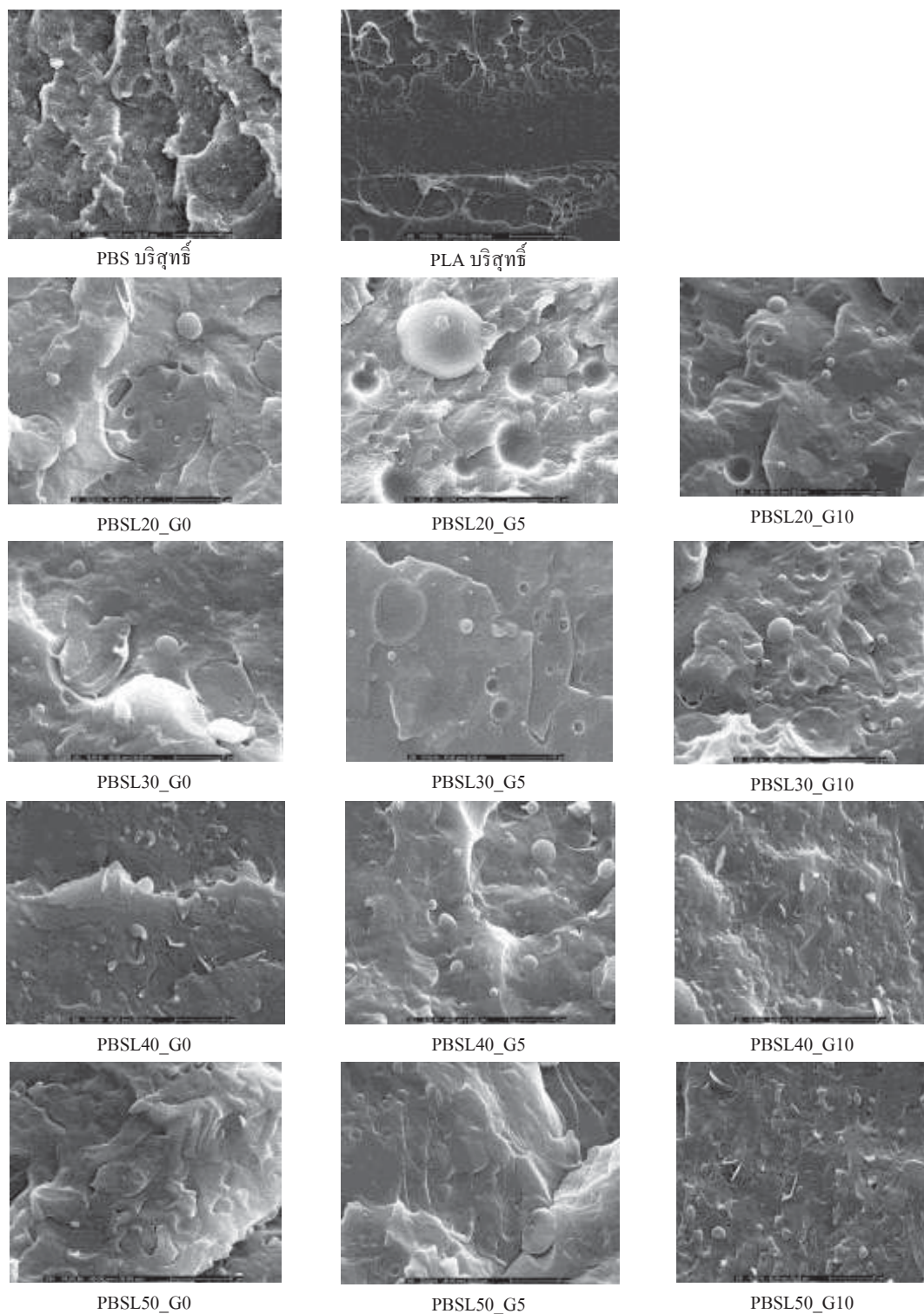
ดังได้กล่าวไปแล้วว่า การเกิดปฏิกิริยาระหว่าง GMA และพอลิเมอร์ขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ เช่น ความเป็นกรด-เบสของระบบ (ปฏิกิริยาเกิดได้ดีในระบบที่มีความเป็นกรดสูง) ปริมาณตำแหน่งที่ว่างไวในการเกิดปฏิกิริยา ซึ่งในที่นี้ได้แก่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์ ปัจจัยดังกล่าวส่งผลให้ความสามารถในการเกิดปฏิกิริยาของ GMA ในเฟสของ PBS และ PLA แตกต่างกัน กล่าวคือ GMA จะสามารถเกิดปฏิกิริยาที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลในเฟสของ PLA ได้น้อยกว่า PBS ซึ่งไม่เพียงแต่จะทำให้ปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลเกิดได้ไม่ดีแล้วยังทำให้มี GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาและแทรกตัวอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PLA มากขึ้น การเปลี่ยนแปลงของ mixing torque ดังแสดงในภาพที่ 4.7 จึงเป็นผลมาจากการเพิ่มขึ้นของปริมาตร

อิสระ เนื่องจากปฏิกิริยาที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของ GMA ที่สามารถเกิดได้บ้าง และการแทรกตัวอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์ของ GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาเป็นหลัก

สำหรับปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นในพอลิเมอร์ผสม (แสดงข้อมูลเพิ่มเติมไว้ในภาคผนวก ก) พบว่า การเกิดปฏิกิริยาของ GMA จะเป็นไปในทิศทางใดนั้น ขึ้นอยู่กับสัดส่วนการผสมของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด กล่าวคือ สำหรับพอลิเมอร์ผสมที่มีสัดส่วนของ PLA ค่ำที่สุด (PBSL20) การเปลี่ยนแปลงของ melt torque จะมีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกันกับการเปลี่ยนแปลงที่พบใน PBS บริสุทธิ์ กล่าวคือ การเติม GMA จะทำให้ melt torque ของพอลิเมอร์ผสมต่ำลง ซึ่งจะสามารถสังเกตเห็นการเพิ่มขึ้นของค่า melt torque ไปตามเวลาในการผสม เมื่อเติม GMA 10 % โดยน้ำหนัก โดยที่ความชัดเจนของเหตุการณ์ดังกล่าวจะค่อยๆ ลดลงเมื่อสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้น

4.1.2 ผลการศึกษาโครงสร้างฐานวิทยา

ภาพที่ 4.8 แสดงภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของชิ้นทดสอบที่ทำให้แตกหักอย่างฉับพลันโดยการแช่ตัวอย่างในไนโตรเจนเหลว สำหรับตัวอย่างพอลิเมอร์บริสุทธิ์จะถ่ายที่กำลังขยาย 500 เท่า และตัวอย่างพอลิเมอร์ผสมจะถ่ายที่กำลังขยาย 3000 เท่า พบว่า แม้จะทำให้ตัวอย่างแตกหักอย่างฉับพลัน PBS บริสุทธิ์จะสามารถแสดงลักษณะการแตกหักแบบเหนียวได้มากกว่า PLA บริสุทธิ์ ยืนยันได้จากลักษณะพื้นผิวการแตกหักของ PBS บริสุทธิ์ ซึ่งจะมีความขรุขระในขณะที่พื้นผิวการแตกหักของ PLA บริสุทธิ์ จะค่อนข้างเรียบ แสดงให้เห็นถึงการแตกหักแบบเปราะของ PLA บริสุทธิ์ สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA พบว่าพอลิเมอร์ทั้งสองชนิดจะทำให้เกิดพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี ทำให้สังเกตเห็นการแยกเฟสได้อย่างชัดเจน โดย PBS จะทำหน้าที่เป็นเฟสหลักและ PLA จะทำหน้าที่เป็นเฟสกระจายตัว อย่างไรก็ตามที่บริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของพอลิเมอร์ทั้งสองสามารถสังเกตเห็นการเปียกผิวของ PBS บนอนุภาคของ PLA ที่กระจายตัวอยู่ในเฟสหลักได้ แสดงให้เห็นถึงการมีแรงกระทำอย่างเบาบางระหว่าง PBS และ PLA ในพอลิเมอร์ผสม ซึ่งอาจมีสาเหตุมาจากการคล้ายคลึงกันทางโครงสร้างทางเคมี



ภาพที่ 4.8 ภาพถ่ายจาก SEM แสดงโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA สูตรต่างๆ

สำหรับพอลิเมอร์ผสมที่ไม่เติมสารเชื่อมประสาน (GMA) พบว่าเมื่อสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเป็น 20 และ 30 % โดยน้ำหนัก (PBSL20_G0 และ PBSL30_G0) PLA ที่ทำหน้าที่

เป็นเฟสกระจายตัวจะมีลักษณะเป็นเม็ดกลมและขนาดอนุภาคไม่สม่ำเสมอ แต่เมื่อสัดส่วนของ PLA เพิ่มขึ้นเป็น 40 % โดยน้ำหนัก (PBSL40_G0) จะสังเกตเห็นว่า PLA ที่กระจายตัวในเฟสหลัก มีการยึดตัวและมีลักษณะกลมรีมากขึ้น จนกระทั่งเมื่อสัดส่วนของ PLA เพิ่มขึ้นเป็น 50 % โดยน้ำหนัก (PBSL50_G0) พบว่าลักษณะโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวจะเป็นแบบเฟสต่อเนื่อง (Co-continuous phase) ทั้งนี้เนื่องจากในขณะหลอมเหลวผสม PBS ซึ่งมีอุณหภูมิการหลอมเหลวต่ำกว่า จะมีความหนืดน้อยกว่า PLA ยืนยันได้จากผลการวัดดัชนีการไหลที่อุณหภูมิ 155 องศาเซลเซียส พบว่า PBS มีค่าดัชนีการไหลสูงถึง 220 กรัม/ 10 นาที ในขณะที่ PLA มีค่าดัชนีการไหลเพียง 0.12 กรัม/ 10 นาที ดังนั้นเมื่อปริมาณ PLA ที่ผสมลงใน PBS มีค่าน้อยๆ PLA จะกระจายตัวและมีลักษณะเป็นเม็ดกลมอยู่ในเฟสหลัก แต่เมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น ความหนืดของระบบจะมีค่ามากขึ้น ส่งผลให้แรงเฉือนที่ใช้ในการผสมมีค่ามากขึ้นตามไปด้วย ประกอบกับการมีแรงกระทำอย่างเบาบางบริเวณรอยต่อระหว่างเฟส PBS และ PLA ทำให้แรงเฉือนที่ใช้ในการผสมสามารถถ่ายเทจากเฟสของ PBS ไปยัง PLA และดึงให้ PLA สามารถยึดตัวได้มากขึ้น จนกระทั่งสามารถเกิดเฟสต่อเนื่องได้เมื่อปริมาณ PLA เพิ่มขึ้นเป็น 50 % โดยน้ำหนัก

สำหรับการพิจารณาการกระจายตัวของสารองค์ประกอบแต่ละชนิดในพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA จะวิเคราะห์โอกาสในการกระจายตัวของ GMA ในเฟสของ PBS และ PLA โดยพิจารณาจากค่าความตึงผิว (surface tension) ของสารองค์ประกอบแต่ละชนิด กล่าวคือ ในระบบการผสมที่มีเสถียรภาพและการผสมเข้ากันได้ดี จะทำให้แรงตึงผิวบริเวณรอยต่อระหว่างเฟส (interface tension) มีค่าต่ำ ซึ่งจากกฎของ Antonoff ดังแสดงในสมการที่ 1 [29] จะเห็นได้ว่า ระบบสารผสมใดๆ จะมีเสถียรภาพและสามารถผสมเข้ากันได้ดีก็ต่อเมื่อ สารผสมองค์ประกอบแต่ละชนิดมีค่าความตึงผิวใกล้เคียงกัน

$$\gamma_{AB} = |\gamma_A - \gamma_B| \quad (1)$$

เมื่อ γ_{AB} คือ ค่าแรงตึงผิวบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของสารผสมแต่ละองค์ประกอบ γ_A คือ ค่าความตึงผิวของสารองค์ประกอบชนิดที่หนึ่ง γ_B คือ ค่าความตึงผิวของสารองค์ประกอบชนิดที่สอง

เมื่อพิจารณาระบบพอลิเมอร์ผสมในงานวิจัยนี้ซึ่งประกอบด้วย PBS ที่มีค่าความตึงผิว 53.2 dynes/cm² [30, 31] PLA ที่มีค่าความตึงผิว 43.5 dynes/cm² [32, 33] และ GMA ซึ่งมีค่าความตึงผิวเป็น 25.0 dynes/cm² [34, 35] จึงให้เห็นว่า ในพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA GMA จะมีความเสถียรมากกว่าเมื่ออยู่ในเฟสของ PLA

สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL20 PBSL30 และ PBSL40 เมื่อเติม GMA 5 % โดยน้ำหนัก พบว่า แม้ว่า GMA จะชอบอยู่ในเฟสของ PLA มากกว่า PBS อย่างไรก็ตาม เหตุที่พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวมีส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมน้อยกว่า ทำให้ GMA ยังคงสามารถเข้าไปทำปฏิกิริยาที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของ PBS ได้ดีกว่าใน PLA ทำให้ปริมาตรอิสระในเฟสของ PBS มากขึ้น เป็นผลให้การลดลงของความหนืดในเฟส PBS เกิดได้ดีกว่า ความแตกต่างระหว่างความหนืดของ PBS และ PLA จึงมากขึ้น ทำให้อนุภาคของ PLA สามารถรวมตัวกันและกระจายตัวในลักษณะที่มีขนาดอนุภาคใหญ่ขึ้น แต่เมื่อเติม GMA 10 % โดยน้ำหนัก แม้ว่า ปฏิกิริยาที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของ PBS ซึ่งเป็นสาเหตุให้ความหนืดของ PBS ลดลงจะเกิดได้ดี แต่ผลของปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลที่น่าจะเกิดได้ดีมากขึ้น ร่วมกับการลดลงของความหนืดในเฟส PLA ซึ่งเกิดจากการมีส่วนของ GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาและไปแทรกตัวระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PLA มากขึ้น ทำให้ PLA ได้รับแรงเฉือนเกิดการกระจายตัวในลักษณะที่มีขนาดอนุภาคเล็กลง

สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL50 ซึ่งประกอบด้วย PBS และ PLA ในสัดส่วนที่เท่ากัน และมีโครงสร้างแบบเฟสต่อเนื่อง ดังนั้น โอกาสที่ GMA จะเข้าไปแทรกตัวอยู่ในเฟสของ PLA จึงมีมากกว่า ทำให้ความหนืดของ PLA ลดลง จึงถูกเฉือนให้สามารถยืดออกจนมีขนาดเล็กลงและผสมเข้ากันได้ดีกับ PBS ได้มากขึ้น เมื่อเติม GMA 10 % โดยน้ำหนัก ผลของปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลที่เกิดได้ดีขึ้น ร่วมกับการลดลงของความหนืดในเฟสของ PLA ทำให้ อนุภาคของ PLA มีขนาดเล็กลง และสามารถผสมเข้ากันกับ PBS ได้ดียิ่งขึ้น

4.1.3 ผลการศึกษาสมบัติทางความร้อนและความเข้ากันได้

สมบัติทางความร้อนของ PBS บริสุทธิ์ PLA บริสุทธิ์ และพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค DSC ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สอง แสดงดังภาพที่ 4.8 ซึ่งแสดงข้อมูลเชิงตัวเลขไว้ในตารางที่ 4.2 พบว่า PLA บริสุทธิ์จะแสดงอุณหภูมิกลายแก้ว (T_g) ที่ 51.81 องศาเซลเซียส สำหรับพีคที่แสดงถึงการหลอมเหลวผลึก จะปรากฏเป็นพีคเดี่ยวกว้างๆ ที่อุณหภูมิ (T_m) 146.23 องศาเซลเซียส สำหรับ PBS บริสุทธิ์ แม้ว่าข้อมูลที่ได้จากเทคนิค DSC จะไม่สามารถระบุตำแหน่งอุณหภูมิกลายแก้วของ PBS เนื่องจากข้อจำกัดในเรื่องความละเอียดอ่อนของเครื่องมือที่ใช้ อย่างไรก็ตาม จาก DSC thermogram ในภาพที่ 4.9 จะเห็นได้ว่า PBS จะแสดงพีคที่บ่งบอกถึงการตกผลึกเพิ่ม (re-crystallization) ในขั้นตอนการให้ความร้อน (T_c) ที่อุณหภูมิ 90.86 องศาเซลเซียส พีคที่บ่งบอกถึงการหลอมเหลวผลึกที่อุณหภูมิ (T_m) 107.10 องศาเซลเซียส โดยที่พีคดังกล่าวจะแตกออกเป็นพีคเล็กๆ ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิในการหลอมผลึก ซึ่งสามารถอธิบายพฤติกรรม การตอบสนองต่อความร้อนดังกล่าวได้ว่า ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวด้วยอัตราการลด

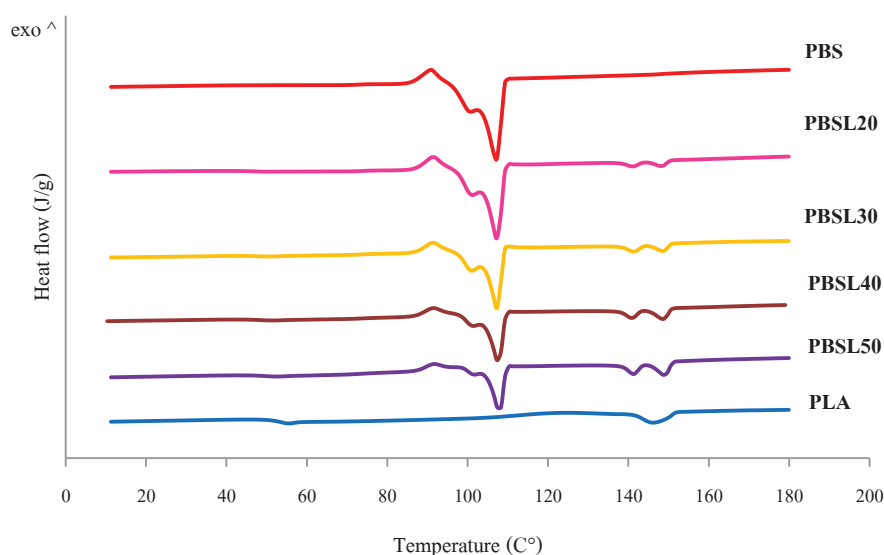
อุณหภูมิ 5 องศาเซลเซียส/นาทิจ จะไม่สามารถทำให้ PBS ตกผลึกได้อย่างสมบูรณ์ ดังนั้นในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สอง PBS จะแสดงพิกัดความร้อน (exotherm) ที่บ่งบอกถึงการตกผลึกเพิ่มของส่วนที่ยังตกผลึกไม่สมบูรณ์ จากนั้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นผลึกที่มีความไม่สมบูรณ์ดังกล่าวจะเกิดการหลอมเหลว ทำให้เกิดพิกัดความร้อน (endotherm) เล็กๆ ก่อนอุณหภูมิการหลอมเหลว หลังจากนั้น เมื่อความร้อนมีค่าสูงพอ การหลอมเหลวผลึกที่มีความสมบูรณ์ รวมทั้งผลึกที่เกิดจากการตกผลึกเพิ่มในขั้นตอนการให้ความร้อนจะเกิดขึ้น ทำให้เกิดพิกัดความร้อนที่แสดงถึงการหลอมเหลวผลึกส่วนใหญ่

ตารางที่ 4.2 สมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA สูตรต่างๆ

ตัวอย่าง	PBS			PLA			
	T _g	T _m	%X _c	T _g	T _g shift	T _m	%X _c
PBS	ND	107.1	60.24	-	-	-	-
PLA	-	-		51.81	-	146.23	1.75
PBSL20	ND	107.35	66.82	46.94	-4.87	148.23	20.05
PBSL30	ND	107.42	54.63	47.45	-4.36	148.58	17.13
PBSL40	ND	107.68	46.09	48.08	-3.73	148.64	25.30
PBSL50	ND	107.97	38.69	49.22	-2.59	148.98	24.97
PBSL20_G5	ND	106.80	45.80	44.65	-7.16	147.32	20.03
PBSL30_G5	ND	107.77	46.05	47.63	-4.18	148.17	19.28
PBSL40_G5	ND	105.92	32.56	36.12	-15.69	145.92	28.07
PBSL50_G5	ND	105.8	19.28	41.58	-10.23	146.15	30.58
PBSL20_G10	ND	104.62	40.66	39.24	-12.57	145.20	22.46
PBSL30_G10	ND	104.45	35.69	32.50	-19.31	145.00	27.08
PBSL40_G10	ND	105.18	40.41	38.22	-13.59	145.38	28.29
PBSL50_G10	ND	104.07	30.02	32.41	-19.40	144.56	32.26

เมื่อผสม PLA ลงใน PBS พบว่า จะไม่ส่งผลต่ออุณหภูมิการหลอมเหลวผลึกของ PBS อย่างมีนัยสำคัญ แต่จะส่งผลต่อความเป็นผลึกของ PBS อย่างเห็นได้ชัด กล่าวคือ เมื่อสัดส่วนของ PLA มีค่าเป็น 20 %โดยน้ำหนัก จะทำให้ความเป็นผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม PBSL20

เพิ่มขึ้นจาก 60.24% สำหรับ PBS บริสุทธิ์ เป็น 66.82% อย่างไรก็ตามเมื่อสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นในช่วง 20 - 50 %โดยน้ำหนัก กลับทำให้ความเป็นผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสมลดลง ที่เป็นเช่นนี้เนื่องจาก ความเป็นผลึกที่คำนวณได้ตามวิธีการดังแสดงไว้ในภาคผนวก ข. เป็นผลึกที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการทำให้เย็นตัว โดยไม่พิจารณาถึงผลึกที่เกิดเพิ่มในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สอง ซึ่งสอดคล้องกับความเป็นผลึกของชิ้นงานตัวอย่างที่ถูกทำให้ค่อยๆ เย็นตัวหลังผ่านการฉีดขึ้นรูปเป็นชิ้นทดสอบต่างๆ ดังนั้น จะเห็นได้ว่าในขณะที่พอลิเมอร์ผสมหลอมเหลวอย่างสมบูรณ์ เมื่อลดอุณหภูมิลง PLA ซึ่งมีอุณหภูมิในการตกผลึกสูงกว่าจะตกผลึกได้ก่อน เพราะฉะนั้น เมื่อลดอุณหภูมิลงจนถึงอุณหภูมิที่ PBS สามารถตกผลึกได้ PBS จะเกิดการตกผลึกท่ามกลางผลึกของ PLA ที่เป็นของแข็ง ซึ่งเมื่อสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมีปริมาณต่ำ ผลึกของ PLA ที่เกิดขึ้นสามารถทำหน้าที่นิวเคลียสเหนี่ยวนำให้ PBS สามารถตกผลึกได้ดีขึ้น ความเป็นผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม PBSL20 จึงเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตาม เมื่อสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้นในช่วง 20 - 50 %โดยน้ำหนัก จะสามารถขัดขวางการเคลื่อนที่เข้ามาจัดเรียงตัวเป็นผลึกในเฟสของ PBS ได้ ทำให้ความเป็นผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสมลดลง โดยที่การลดลงของความเป็นผลึกของ PBS จะเป็นสัดส่วนโดยตรงกับการเพิ่มขึ้นของ PLA ในพอลิเมอร์ผสม



ภาพที่ 4.9 DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA

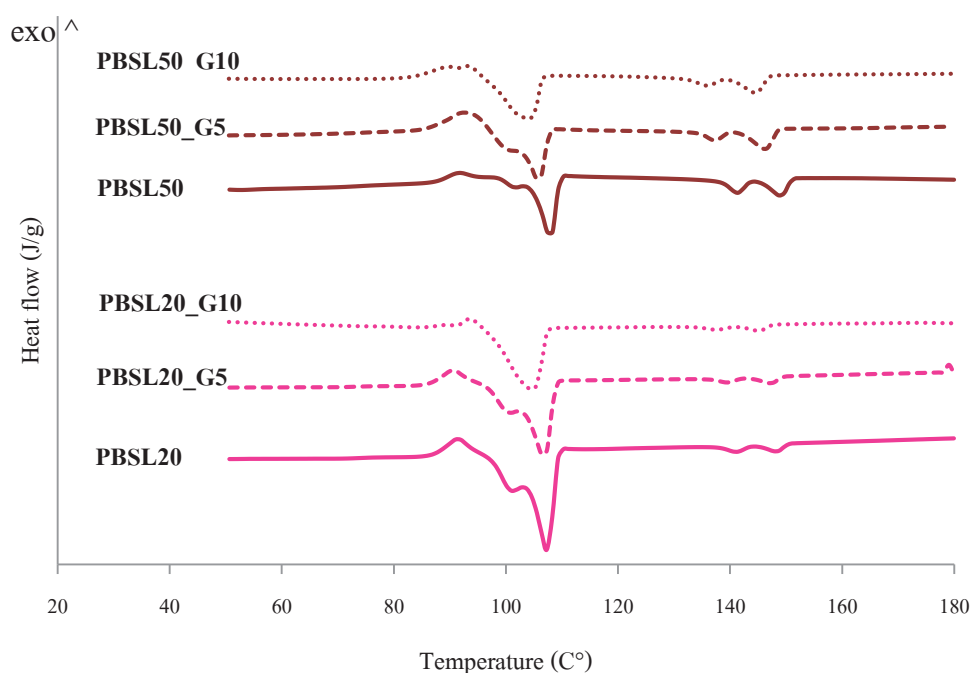
สำหรับการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางความร้อนในเฟสของ PLA ภายหลังการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PBS พบว่า เฟสของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมจะแสดงพีคที่บ่งบอกถึงการหลอมเหลวผลึกแยกออกเป็นสองพีค โดยจะปรากฏพีคเล็กๆ ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการหลอม

ผลึก ดังแสดงในภาพที่ 4.9 นอกจากนี้ ยังพบว่า ความเป็นผลึกของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมีค่าเพิ่มขึ้นมากกว่า 15% ซึ่งการเพิ่มขึ้นของความเป็นผลึกดังกล่าวมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่อสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น ทั้งนี้ ผลการทดลองดังกล่าวสอดคล้องกับงานวิจัยของ Tadashi Yokohara และคณะ [5] ซึ่งได้ศึกษาลักษณะโครงสร้างพื้นฐานและสมบัติของพอลิเมอร์ผสม PLA/PBS และพบปรากฏการณ์ในลักษณะเดียวกัน ซึ่งได้อธิบายว่า เหตุการณ์ดังกล่าวเกิดจาก PBS สามารถทำหน้าที่เป็นสารริเริ่มให้เกิดผลึก (nucleating agent) ให้กับ PLA ได้แม้ว่า PBS จะอยู่ในสถานะหลอมเหลว ดังนั้น เมื่อพอลิเมอร์ผสมหลอมเหลวอย่างสมบูรณ์และทำการลดอุณหภูมิลงจนกระทั่ง PLA สามารถตกผลึกได้ PLA จะตกผลึกภายใต้สภาวะแวดล้อมของ PBS ที่ยังคงอยู่ในสถานะหลอมเหลว ซึ่งสามารถเหนี่ยวนำให้ PLA เกิดผลึกขนาดเล็กได้มากขึ้น ดังนั้น ในขั้นตอนการให้ความร้อน จึงปรากฏพีกที่แสดงถึงการหลอมเหลวผลึกที่อุณหภูมิต่ำ ซึ่งเกิดจากการหลอมผลึกที่มีขนาดเล็กซึ่งเกิดจากการเหนี่ยวนำของ PBS นอกจากนี้ การมีผลึกขนาดเล็กที่เพิ่มขึ้น ยังส่งผลให้ความเป็นผลึกโดยรวมของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นอีกด้วย

ภาพที่ 4.10 แสดงผลของการเติม GMA ที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางความร้อนของตัวอย่างพอลิเมอร์ผสม PBSL20 และ PBSL50 ที่ได้จากเทคนิค DSC เมื่อพิจารณาการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางความร้อนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมที่เติม GMA จะเห็นได้ว่า การเติม GMA จะทำให้อุณหภูมิการหลอมเหลวผลึกของ PLA ลดลง ในขณะที่ความเป็นผลึกของ PLA มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ซึ่งการเปลี่ยนแปลงดังกล่าวจะเกิดได้อย่างชัดเจนมากขึ้น เมื่อปริมาณ GMA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตาม การเติม GMA จะไม่ส่งผลต่อการแสดงลักษณะของพีกหลอมเหลวผลึก ที่เป็นเช่นนี้ เนื่องจาก การแทรกตัวอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุล PLA ของ GMA ส่วนที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยา สายโซ่โมเลกุลของ PLA สามารถเคลื่อนที่เข้ามาจัดเรียงตัวเป็นผลึกได้มากขึ้น ความเป็นผลึกของ PLA จึงสูงขึ้น อย่างไรก็ตาม การตกผลึกภายใต้สภาวะที่มีโมเลกุลเล็กๆ ของ GMA ขัดขวางอยู่ จะทำให้ความสมบูรณ์ของผลึกลดลง อุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมผลึกจึงต่ำลง อย่างไรก็ตาม ไม่สามารถตรวจวัดพีกที่แสดงการเกิดผลึกในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของ PLA ได้ด้วยเทคนิค DSC

ในทำนองเดียวกัน เมื่อพิจารณาถึงผลของ GMA ที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางความร้อนของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม พบว่า การเติม GMA จะทำให้ความเป็นผลึกและอุณหภูมิการหลอมผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสมลดลง เนื่องจาก การเกิดปฏิกิริยาที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลระหว่าง GMA และ PBS ซึ่งไม่เพียงแต่จะไม่สนับสนุนความสามารถในการเคลื่อนที่ของสายโซ่โมเลกุลเช่นเดียวกับ GMA ที่แทรกอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PLA แล้ว ยังทำให้มีความเกาะ

บริเวณปลายสายโซ่โมเลกุลของ PBS มากขึ้น ดังนั้นการจัดเรียงตัวเป็นผลึกของ PBS จึงเกิดได้ไม่ดีลง เป็นผลให้ทั้งความเป็นผลึก และความสมบูรณ์ของผลึกใน PBS ลดลง



ภาพที่ 4.10 DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสมที่เติม GMA

จากภาพที่ 4.10 จะเห็นได้ว่า พอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA จะแสดงพีคที่บ่งบอกถึงการหลอมผลึกของ PBS แยกเป็นสองพีค โดยพีคที่เกิดที่อุณหภูมิต่ำกว่าจะแสดงถึงการหลอมเหลวผลึกที่ไม่สมบูรณ์และผลึกที่มีขนาดเล็ก ส่วนพีคที่เกิดที่อุณหภูมิสูงกว่าจะแสดงถึงการหลอมผลึกที่มีความสมบูรณ์และผลึกที่เกิดเพิ่มในขั้นตอนการให้ความร้อน ซึ่งเป็นผลึกส่วนใหญ่เมื่อเติม GMA 5 % โดยน้ำหนัก พบว่า พีคที่แสดงถึงการหลอมผลึกส่วนใหญ่จะเลื่อนไปในทิศทางที่มีอุณหภูมิต่ำลง และจะเลื่อนต่ำลงมากขึ้นจนกระทั่งซ้อนทับกับพีคที่แสดงถึงการหลอมเหลวผลึกที่ไม่สมบูรณ์ ทำให้เกิดพีคที่แสดงการหลอมเหลวผลึกเป็นพีคเดี่ยวเมื่อเติม GMA 10 % โดยน้ำหนัก ซึ่งสอดคล้องกับสมมติฐานที่กล่าวไว้ข้างต้นว่า การเติม GMA ทำให้ความสมบูรณ์ของผลึก PBS ลดลง สำหรับในขั้นตอนการทำให้เย็นตัว พบว่าการเติม GMA จะไม่ส่งผลต่ออุณหภูมิการตกผลึกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA อย่างมีนัยสำคัญ แต่จะทำลักษณะพีคดังกล่าวมีความกว้างมากขึ้นจนกระทั่งสามารถเกิดได้หลายพีคในด้านที่มีอุณหภูมิต่ำลงได้ เมื่อปริมาณ GMA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นเป็น 10 % โดยน้ำหนัก

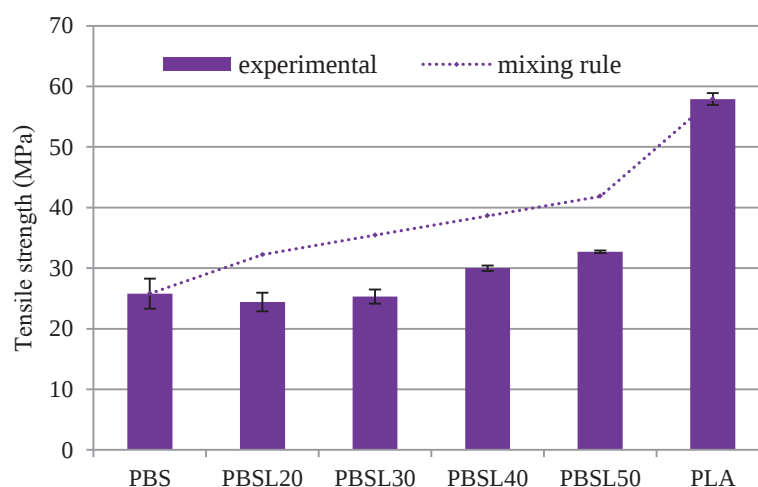
โดยทั่วไปแล้ว ความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสมสามารถวิเคราะห์ได้โดยการติดตามการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิคล้ายแก้วของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด ซึ่งสำหรับพอลิเมอร์ผสมที่สามารถผสมเข้ากันได้ดีจะแสดงอุณหภูมิคล้ายแก้วเพียงค่าเดียว อยู่ระหว่างอุณหภูมิคล้ายแก้วของพอลิเมอร์องค์ประกอบ แต่สำหรับพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี จะปรากฏอุณหภูมิคล้ายแก้วสองค่าซึ่งตรงกับอุณหภูมิคล้ายแก้วของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด อย่างไรก็ตาม การเลื่อนตำแหน่งเข้ามาใกล้กันมากขึ้นของอุณหภูมิคล้ายแก้วดังกล่าว สามารถบอกได้ถึงการมีแรงกระทำที่ดีระหว่างพอลิเมอร์องค์ประกอบ

จากข้อมูลในตารางที่ 4.2 จะเห็นได้ว่า แม้ว่าจะไม่เติม GMA อุณหภูมิคล้ายแก้วของ PLA จะเกิดการเปลี่ยนตำแหน่งไปในทิศทางที่มีค่าลดลง ซึ่งให้เห็นว่า PBS และ PLA สามารถผสมเข้ากันได้ดีในระดับหนึ่ง เนื่องจากการมีโครงสร้างทางเคมีที่คล้ายกันของ PBS และ PLA สอดคล้องกับภาพถ่ายจาก SEM ซึ่งพบว่า แม้ PBS และ PLA จะแยกเฟสกันอย่างชัดเจน แต่สามารถสังเกตเห็นลักษณะการเปียกผิวของ PBS บนอนุภาคของ PLA ได้ เมื่อเติม GMA พบว่า จะทำให้อุณหภูมิคล้ายแก้วของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมลดลงอย่างชัดเจนมากขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อปริมาณ GMA ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น ซึ่งการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิคล้ายแก้วในเฟสของ PLA ดังกล่าว มีสาเหตุมาจาก ความเข้ากันได้ดีมากขึ้นเนื่องจากการเกิดปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์ ร่วมกับการเพิ่มขึ้นของปริมาตรอิสระเนื่องจากการมี GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาแทรกตัวอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PLA

4.1.4 ผลการศึกษาสมบัติเชิงกล

4.1.4.1 ผลของสัดส่วนการผสม โดยทั่วไปแล้ว การเตรียมพอลิเมอร์ผสมจากพอลิเมอร์องค์ประกอบสองชนิดหรือมากกว่า จะทำให้ได้พอลิเมอร์ผสมที่มีสมบัติอยู่ระหว่างสมบัติของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิด ซึ่งสามารถทำนายสมบัติของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวได้อย่างคร่าวๆ จากสมบัติของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิดโดยใช้กฎการผสม (Mixing rule) ดังได้แสดงรายละเอียดไว้ในภาคผนวก ข. อย่างไรก็ตาม สมบัติของพอลิเมอร์ผสมที่เตรียมได้จริงอาจเบี่ยงเบนจากค่าที่ทำนายได้ เนื่องจากมีปัจจัยหลายประการที่ส่งผลต่อสมรรถนะของพอลิเมอร์ผสมแต่ละระบบ เช่น แรงกระทำระหว่างพอลิเมอร์องค์ประกอบ ลักษณะโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม เป็นต้น ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงแสดงสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสม ที่ได้จากการทดลองเทียบกับการทำนายโดยใช้กฎการผสมดังแสดงในภาคผนวก ข. เพื่อสามารถแสดงให้เห็นถึงผลกระทบของปัจจัยต่างๆ ที่มีต่อสมบัติของพอลิเมอร์ผสมได้อย่างชัดเจนมากขึ้น

ผลจากการทดสอบสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์บริสุทธิ์ พบว่า PLA เป็นพอลิเมอร์แข็งแรง เพราะที่มีความแข็งแรงด้านทานการดึงยึด (tensile strength) 57.9 MPa ความแข็งแรงด้านทานการกระแทก (impact strength) 5.0 kJ/m² และความต้านทานการเปลี่ยนรูป (modulus) 1260 MPa ซึ่งล้วนมีค่าสูงกว่าใน PBS บริสุทธิ์ แต่จะมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหัก (%Elongation at break) 8.7% ซึ่งต่ำกว่าใน PBS บริสุทธิ์ ในขณะที่ PBS บริสุทธิ์ มีความแข็งแรงด้านทานการดึงยึด 25.8 MPa ความแข็งแรงด้านทานการกระแทก 4.5 kJ/m² ความต้านทานการเปลี่ยนรูป 260 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหัก 15.2% ดังนั้นจากกฎการผสม สามารถทำนายผลของการผสม PLA ลงใน PBS ได้อย่างคร่าวๆว่า พอลิเมอร์ผสมที่ใดควรจะมีค่าความแข็งแรงและความต้านทานการเปลี่ยนรูปมากกว่า PBS บริสุทธิ์ โดยที่ความแข็งแรงและความต้านทานการเปลี่ยนรูปดังกล่าวควรจะมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น ในทางตรงข้ามความสามารถในการยืดตัวของพอลิเมอร์ผสมควรจะมีค่าต่ำกว่า PBS บริสุทธิ์ และจะมีค่าลดลงเมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้น เนื่องจากเมื่อพอลิเมอร์ผสมได้รับแรงกระทำ จะเกิดการถ่ายโอนแรงจาก PBS ซึ่งเป็นเฟสหลักไปยังอนุภาคของ PLA ที่กระจายตัวอยู่ ซึ่งผลของการมีความแข็งแรงและความสามารถในการต้านทานการเปลี่ยนรูปสูงของ PLA ทำให้ PLA สามารถช่วยแบกรับแรงกระทำไว้ได้มากขึ้น พอลิเมอร์ผสมที่ใดจึงมีความแข็งแรงมากขึ้น ในทางตรงข้ามเมื่อ PLA แบกรับแรงกระทำไว้มากพอ การแตกหักของพอลิเมอร์ผสมจะเกิดในเฟสของ PLA ซึ่งมีความยืดหยุ่นต่ำกว่า ทำให้พอลิเมอร์ผสมที่ใดมีความสามารถในการยืดตัวก่อนการแตกหักลดลง อย่างไรก็ตาม ประสิทธิภาพของการเสริมแรงยังขึ้นกับปัจจัยหลายประการ ได้แก่ ประสิทธิภาพของกลไกการถ่ายโอนแรง ขนาดและรูปร่างของเฟสกระจายตัว ความสม่ำเสมอในการกระจายตัวของเฟสกระจายตัว เป็นต้น



ภาพที่ 4.11 ความแข็งแรงด้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA

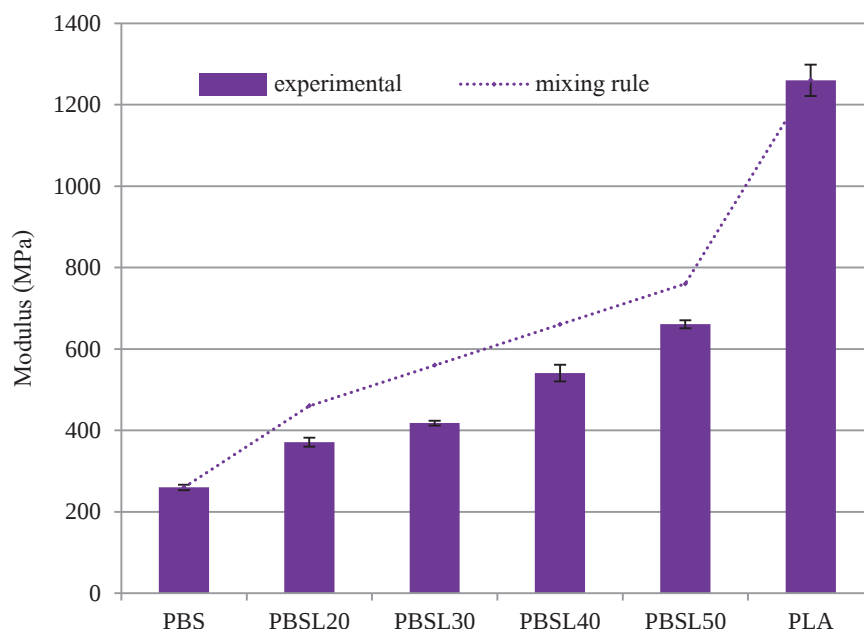
ภาพที่ 4.11 แสดงความแข็งแรงด้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่ได้เติม GMA ซึ่งได้จากการทดสอบการดึงยึดด้วยอัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที พบว่า เมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้น ความแข็งแรงด้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสมจะเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามจะมีค่าต่ำกว่าค่าที่ทำนายได้จากกฎการผสม นอกจากนี้ยังพบว่า พอลิเมอร์ผสมที่ประกอบด้วย PLA 20 และ 30 %โดยน้ำหนัก (PBSL20 และ PBSL30) จะมีความแข็งแรงด้านทานการดึงต่ำกว่า PBS บริสุทธิ์

สาเหตุที่ทำให้ผลการทดสอบความแข็งแรงด้านทานการดึงเบี่ยงเบนไปจากกฎการผสมดังกล่าว เกิดจากการมีแรงยึดเหนี่ยวอย่างเบาบางที่บริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของ PBS และ PLA เนื่องจากไม่ได้ใช้สารเชื่อมประสาน ซึ่งนอกจากจะส่งผลให้กลไกการถ่ายโอนแรงเกิดได้โดยไม่เต็มประสิทธิภาพแล้ว บริเวณดังกล่าวยังสามารถทำหน้าที่เป็นศูนย์รวมแรงเค้น และเป็นจุดริเริ่มให้เกิดการแตกหักในพอลิเมอร์ผสมได้อีกด้วย ดังนั้นความแข็งแรงด้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสมจึงมีค่าน้อยกว่าที่ควรจะเป็น นอกจากนี้ เหตุการณ์ดังกล่าวยังส่งผลให้ค่าความต้านทานการเปลี่ยนรูป เฟอร์เซนต์การยึดตัวก่อนการแตกหัก และความแข็งแรงด้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสม เบี่ยงเบนไปในทิศทางที่ต่ำกว่าค่าที่ทำนายได้จากกฎการผสม ดังแสดงในภาพที่ 4.12-14 ด้วยสาเหตุเดียวกัน

ความแข็งแรงด้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBSL20 และ PBSL30 ที่ลดลงเมื่อเทียบกับ PBS บริสุทธิ์ อธิบายได้จากภาพถ่ายแสดงโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม ดังแสดงในภาพที่ 4.8 ซึ่งจะเห็นได้ว่าสำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL20 และ PBSL30 อนุภาค PLA ที่กระจายตัวอยู่ใน PBS จะมีลักษณะเป็นเม็ดกลมและมีขนาดใหญ่ ประกอบกับการมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสที่ไม่แข็งแรง ซึ่งไม่เพียงจะส่งผลให้ PLA ไม่สามารถทำหน้าที่เสริมแรงให้กับพอลิเมอร์ผสมได้แล้ว ยังสามารถทำหน้าที่เป็นศูนย์รวมแรงเค้น ก่อให้เกิดการแตกหักขึ้นในพอลิเมอร์ผสม ทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวสามารถรับแรงกระทำได้น้อยลง ความแข็งแรงด้านทานการดึงจึงลดลง

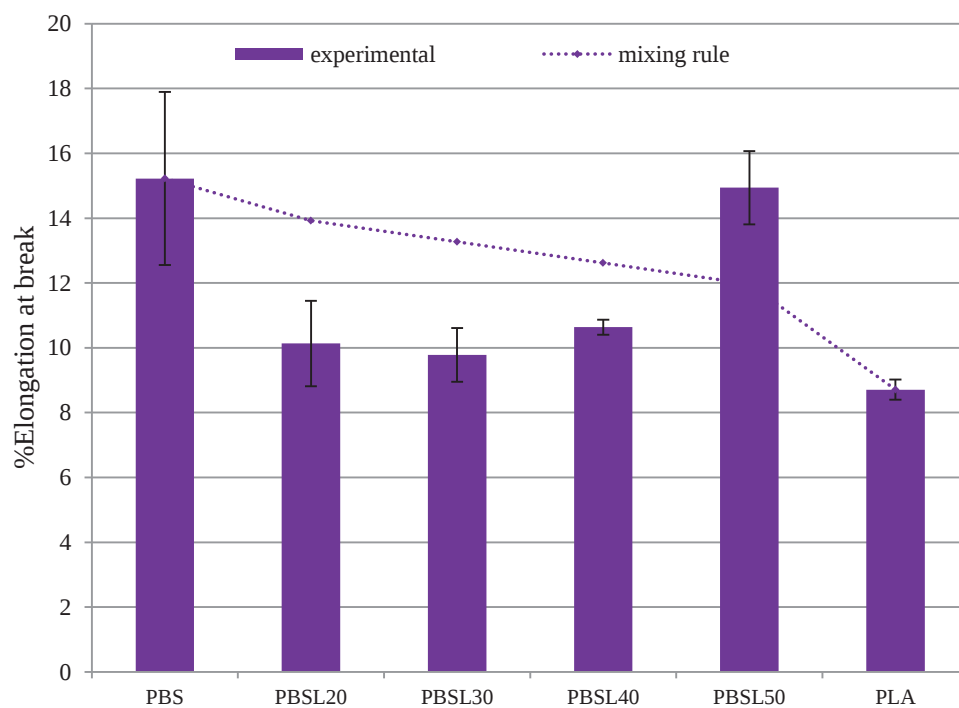
ภาพที่ 4.12 แสดงความต้านทานการเปลี่ยนรูป (Young's modulus) ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่ได้เติม GMA ซึ่งได้จากการทดสอบการดึงยึดด้วยอัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที ดังได้กล่าวไว้แล้วในตอนต้น การผสม PLA ที่มีความต้านทานการเปลี่ยนรูปสูงลงใน PBS ที่มีความต้านทานการเปลี่ยนรูปต่ำกว่า จะทำให้ได้พอลิเมอร์ผสมที่มีความต้านทานการเปลี่ยนรูปสูงกว่า PBS บริสุทธิ์ และเมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้น ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสมจะมีค่ามากขึ้น ซึ่งผลการทดลองดังกล่าวเป็นไปตามกฎการผสม แม้ว่าการมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสที่ไม่แข็งแรง จะทำให้การถ่ายโอนแรงจากเฟสของ PBS ไปยัง PLA เกิดได้โดยไม่เต็ม

ประสิทธิภาพ เป็นผลให้ความต้านทานการเปลี่ยนรูปที่วัดได้จริงต่ำกว่าค่าที่ทำนายได้ตามกฎการผสมเล็กน้อย

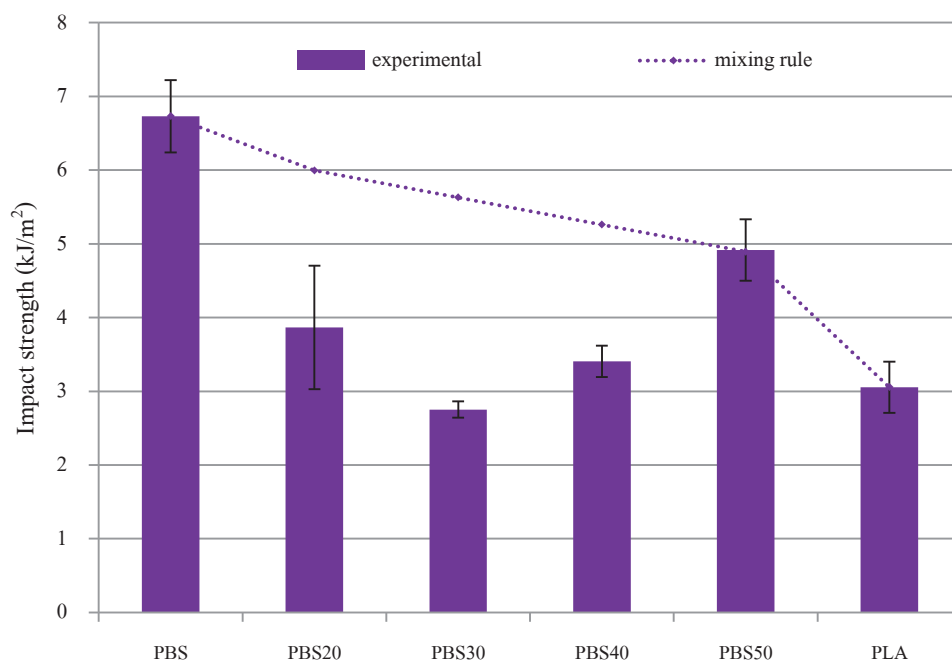


ภาพที่ 4.12 ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่ได้เติม GMA

ภาพที่ 4.13 แสดงเปอร์เซ็นต์การยึดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่ได้เติม GMA ซึ่งได้จากการทดสอบการดึงยึดด้วยอัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที จากกฎการผสม พบว่าการผสม PLA ลงใน PBS ควรจะได้พอลิเมอร์ผสมที่มีความสามารถในการยืดหยุ่นต่ำกว่า PBS บริสุทธิ์ และเมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น ความสามารถในการยึดตัวของพอลิเมอร์ผสมจะมีค่าลดลง จากผลการทดลองพบว่า แม้ว่าพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทุกสัดส่วนจะมีความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหักต่ำกว่า PBS บริสุทธิ์ โดยเมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นจาก 20 %โดยน้ำหนัก เป็น 30 %โดยน้ำหนัก จะทำให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหักลดลง ซึ่งเป็นไปตามกฎการผสม อย่างไรก็ตาม เมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นในช่วง 30 - 50 %โดยน้ำหนัก กลับทำให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหักเพิ่มขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่ง พอลิเมอร์ผสมที่ประกอบด้วย PLA 50 %โดยน้ำหนัก (PBSL50) จะมีความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหักมากกว่าค่าที่ทำนายได้จากกฎการผสม



ภาพที่ 4.13 เปอร์เซนต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA

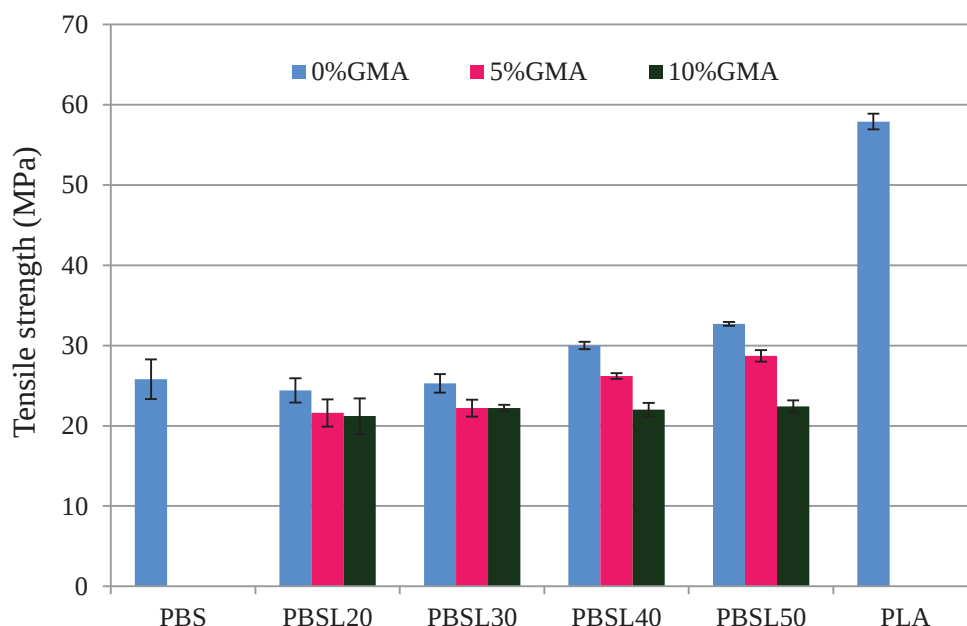


ภาพที่ 4.14 ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA

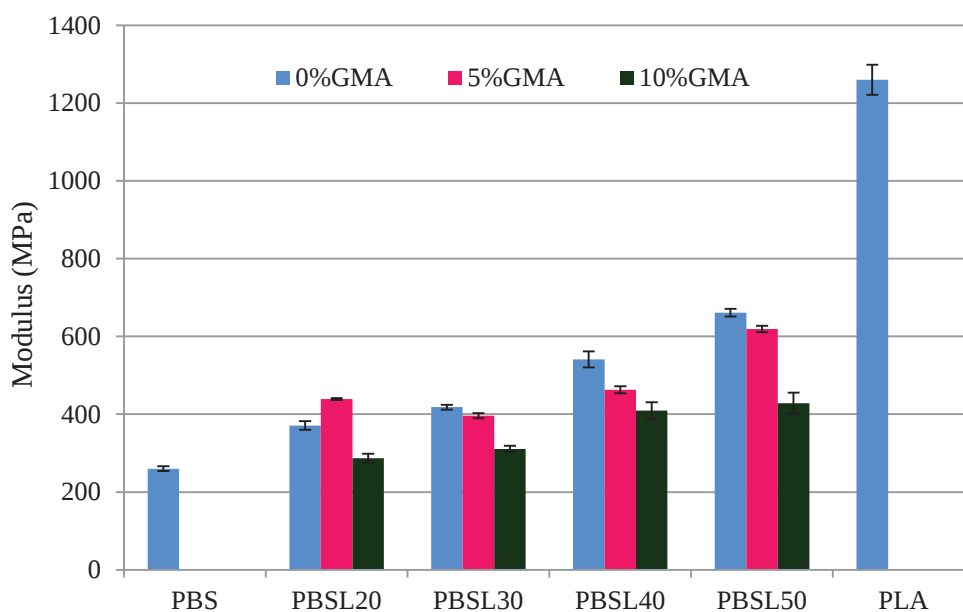
การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสมที่เพิ่มขึ้น เมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นในช่วง 30 - 50 % โดยน้ำหนัก อธิบายได้ว่า เป็นผลเนื่องมาจากโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสมดังได้กล่าวไว้แล้วว่า สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL30 อนุภาคของ PLA ที่กระจายตัวใน PBS ซึ่งมีลักษณะเป็นเม็ดกลมและมีขนาดใหญ่สามารถทำหน้าที่เป็นศูนย์รวมความเค้น แต่สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL40 อนุภาคของ PLA ที่กระจายตัวใน PBS จะมีขนาดอนุภาคเล็กลงและมีลักษณะยาวรีมากขึ้น แสดงดังภาพที่ 4.8 ทำให้สามารถกระจายแรงไปตามความยาวของอนุภาคได้ดีขึ้น ซึ่งลักษณะโครงสร้างพื้นฐานดังกล่าว ส่งเสริมให้กลไกการเสริมแรงเกิดได้อย่างมีประสิทธิภาพมากขึ้น และเมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นเป็น 50 % โดยน้ำหนัก พบว่าโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม PBSL50 จะเปลี่ยนเป็นแบบเฟสต่อเนื่องที่มีส่วนของ PBS และ PLA ยึดตัวผสมกันอย่างกลมกลืน จนไม่สามารถระบุเฟสของพอลิเมอร์องค์ประกอบแต่ละชนิดได้อย่างชัดเจน ซึ่งลักษณะโครงสร้างดังกล่าวส่งเสริมให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50 สามารถยืดหยุ่นได้มากขึ้นและมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักมากกว่าที่ทำนายตามกฎการผสม

การเปลี่ยนแปลงความสามารถในการยืดหยุ่นดังกล่าว มีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกันกับการเปลี่ยนแปลงความแข็งแรงด้านทานการกระแทก ดังแสดงในภาพที่ 4.14 ซึ่งได้จากการทดสอบการตีกระแทกด้วยค้อนขนาด 4.0 จูล กล่าวคือ พอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทุกสัดส่วนจะมีความแข็งแรงด้านทานการกระแทกต่ำกว่า PBS บริสุทธิ์ โดยเมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นในช่วง 20 - 30 % โดยน้ำหนัก จะทำให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีความแข็งแรงด้านทานการกระแทกลดลง แต่เมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นในช่วง 30 - 50 % โดยน้ำหนัก จะทำให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีความแข็งแรงด้านทานการกระแทกเพิ่มขึ้น และเป็นที่น่าประหลาดใจอีกครั้ง เมื่อผลการทดลองพบว่า พอลิเมอร์ผสม PBSL50 จะมีความแข็งแรงด้านทานการกระแทกมากกว่าค่าที่ทำนายได้จากกฎการผสม ซึ่งปรากฏการณ์ดังกล่าว สามารถอธิบายได้ในทำนองเดียวกันกับการเปลี่ยนแปลงความสามารถในการยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม กล่าวคือการมีอนุภาคของ PLA ซึ่งเป็นเฟสกระจายตัวที่มีลักษณะเป็นเม็ดกลมและมีขนาดใหญ่มากขึ้น จะส่งผลให้ความแข็งแรงด้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBSL20 และ PBSL30 ลดลง แต่อนุภาคของ PLA ที่มีขนาดเล็กลงและมีลักษณะยาวรีมากขึ้น จะสามารถดูดกลืนแรงกระแทกได้มากขึ้น ทำให้ความแข็งแรงด้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBSL40 มีค่าเพิ่มขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่ง การมีโครงสร้างแบบเฟสต่อเนื่องในพอลิเมอร์ผสม PBSL50 จะยิ่งส่งเสริมให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวสามารถดูดกลืนแรงกระแทกได้มากขึ้น ทำให้มีค่าความแข็งแรงด้านทานการกระแทกมากกว่าที่ทำนายได้จากกฎการผสม

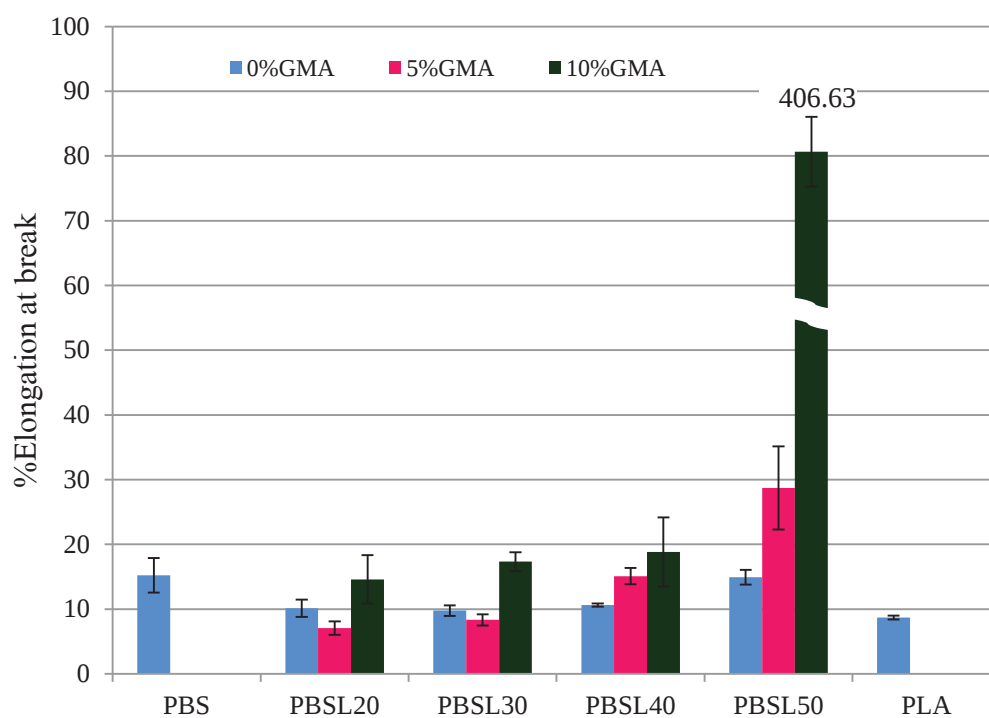
4.1.4.2 ผลของการเติม GMA ผลของการเติม GMA ที่มีต่อสมบัติการดึงยึดแสดงดังภาพที่ 4.15-17 สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL20 และ PBSL30 ที่มีสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมต่ำ พบว่า เมื่อเติม GMA 5 %โดยน้ำหนัก การทำปฏิกิริยาของ GMA ที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของ PBS จะส่งผลสำคัญ กล่าวคือ ทำให้เฟสของ PBS มีความอ่อนนุ่มมากขึ้นเนื่องจากปริมาณอิสระที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้แรงกระทำระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PBS ลดลง และทำให้อนุภาคของ PLA ที่กระจายตัวในเฟสหลักมีขนาดใหญ่ขึ้น ซึ่งความอ่อนนุ่มของเฟสหลักที่เพิ่มขึ้นไม่เพียงจะเป็นสาเหตุให้พอลิเมอร์ผสมมีความแข็งแรงต้านทานการดึง และความต้านทานการเปลี่ยนรูปต่ำลงแล้ว การมีอนุภาคนาโนขนาดใหญ่ของ PLA ซึ่งสามารถเป็นจุดศูนย์รวมความเค้นที่ดียังทำให้เปอร์เซ็นต์การยึดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสมลดลงอีกด้วย แต่เมื่อปริมาณ GMA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นเป็น 10 %โดยน้ำหนัก พบว่า การเปลี่ยนแปลงสมบัติการดึงยึด จะเป็นผลมาจากสาเหตุร่วมกันระหว่าง การทำปฏิกิริยาของ GMA ที่หมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของ PBS การเกิดปฏิกิริยาเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PBS และ PLA และการแทรกตัวของ GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาในเฟสของ PLA ซึ่งนอกจากจะทำให้เฟสของ PBS และ PLA มีความอ่อนนุ่มมากขึ้นแล้ว ยังทำให้อนุภาคของ PLA มีขนาดเล็กลงและสามารถผสมเข้ากับ PBS ได้ดีขึ้น ส่งผลให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีความแข็งแรงต้านทานการดึง และความต้านทานการเปลี่ยนรูปต่ำลง ในขณะที่เปอร์เซ็นต์การยึดตัวก่อนการแตกหักมากขึ้น



ภาพที่ 4.15 ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA



ภาพที่ 4.16 ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA

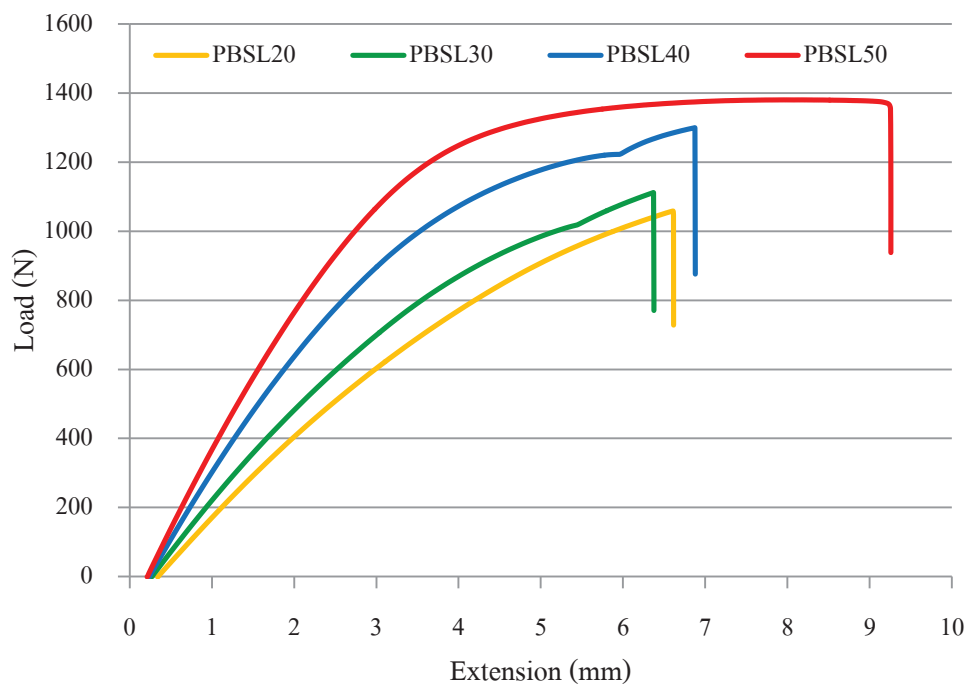


ภาพที่ 4.17 การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA

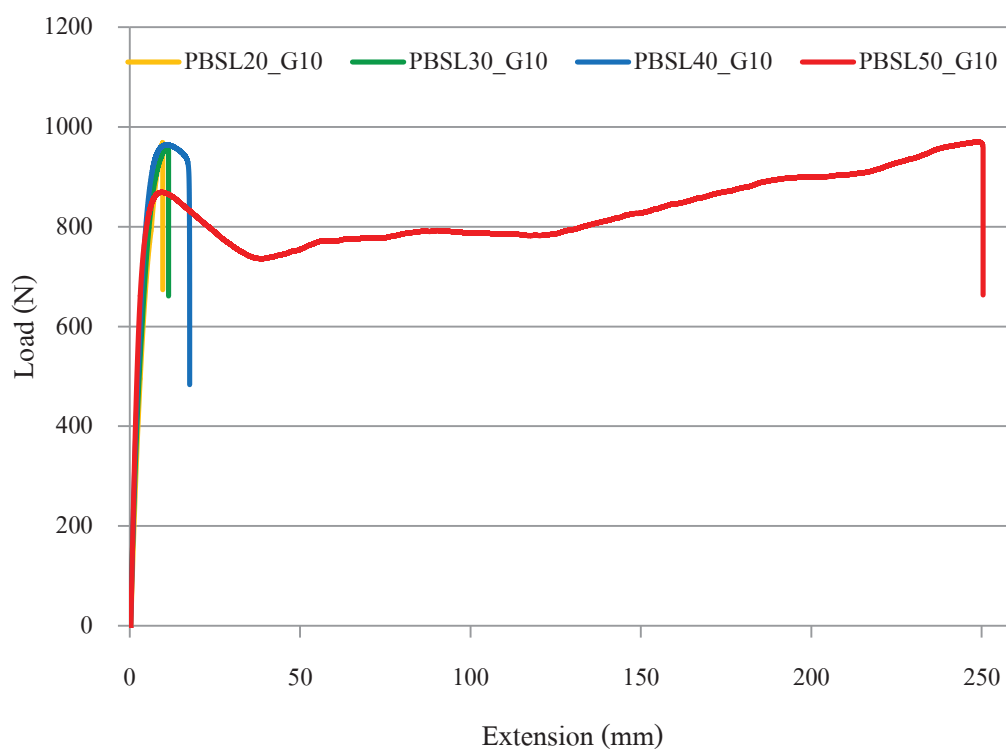
สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL40 พบว่า แม้ว่าการเติม GMA 5 % โดยน้ำหนัก จะทำให้อนุภาคของ PLA ที่กระจายตัวในเฟสหลักมีขนาดใหญ่ขึ้น อย่างไรก็ตาม ขนาดอนุภาคที่เพิ่มขึ้นยังไม่มากพอที่จะทำให้ PLA กลายเป็นศูนย์รวมความเค้น ดังนั้นผลของการมีความอ่อนนุ่มมากขึ้นของ PBS และ PLA จึงเป็นสาเหตุหลักของการเปลี่ยนแปลงสมบัติการดึงยึดของพอลิเมอร์ผสม ทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL40_G5 มีความแข็งแรงต้านทานการดึง และความต้านทานการเปลี่ยนรูปต่ำลง ในขณะที่เปอร์เซ็นต์การยึดตัวก่อนการแตกหักเพิ่มขึ้น และเมื่อปริมาณ GMA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นเป็น 10 % โดยน้ำหนัก พบว่า ผลของการมีความอ่อนนุ่มมากขึ้นในเฟสของ PBS และ PLA ร่วมกับผลของการผสมเข้ากันได้ดี และการเกิดปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PBS และ PLA ทำให้การลดลงของความแข็งแรงต้านทานการดึง และความต้านทานการเปลี่ยนรูป ตลอดจนการเพิ่มขึ้นของเปอร์เซ็นต์การยึดตัวก่อนการแตกหัก ในพอลิเมอร์ผสม PBSL40_G10 มีความชัดเจนมากขึ้นเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสม PBSL40_G5

คล้ายกันกับพอลิเมอร์ผสม PBSL40_G5 พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G5 จะมีความแข็งแรงต้านทานการดึง และความต้านทานการเปลี่ยนรูปต่ำลง ในขณะที่เปอร์เซ็นต์การยึดตัวก่อนการแตกหักเพิ่มขึ้น ด้วยเหตุผลในทำนองเดียวกัน อย่างไรก็ตาม เป็นที่น่าสนใจสำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ซึ่งพบว่า ปริมาณ GMA ที่เพิ่มขึ้น นอกจากจะทำให้เกิดการลดลงของความแข็งแรงต้านทานการดึง และความต้านทานการเปลี่ยนรูป และการเพิ่มขึ้นของเปอร์เซ็นต์การยึดตัวก่อนการแตกหักแล้ว ยังทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 สามารถยึดตัวได้มากถึง 407% ทั้งนี้เป็นผลเนื่องจาก การมีส่วนผสมของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมสูงถึง 50 % โดยน้ำหนัก นอกจากจะทำให้เกิดโครงสร้างพื้นฐานแบบเฟสต่อเนื่อง ซึ่งสนับสนุนความสามารถในการยึดตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL50 ดังแสดงในรูปที่ 4.13 แล้ว ยังเปิดโอกาสให้ GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาสามารถเข้าไปแทรกอยู่ในเฟสของ PLA ได้ดีขึ้น ทำให้สายโซ่โมเลกุลของ PLA สามารถเคลื่อนไหวได้ดีขึ้น ความสามารถในการยึดตัวของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมจึงมีมากขึ้น ประกอบกับการเติม GMA 10 % โดยน้ำหนัก จะทำให้ปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ PBS และ PLA สามารถเกิดได้ดีขึ้น ซึ่งเหตุการณ์ดังกล่าวส่วนแล้วแต่สนับสนุนให้พอลิเมอร์ผสมมีความอ่อนนุ่มมากขึ้น ในขณะเดียวกันก็สามารถยึดตัวได้สูงถึง 407%

เพื่อให้เข้าใจถึงอิทธิพลของโครงสร้างพื้นฐาน ที่มีต่อการปรับปรุงความสามารถในการยึดตัวของพอลิเมอร์ผสมภายหลังการเติม GMA 10 % โดยน้ำหนัก ได้อย่างชัดเจนมากขึ้น Tensile curve แสดงพฤติกรรมการตอบสนองต่อแรงดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ถูกเสนอไว้ในภาพที่ 4.18-19

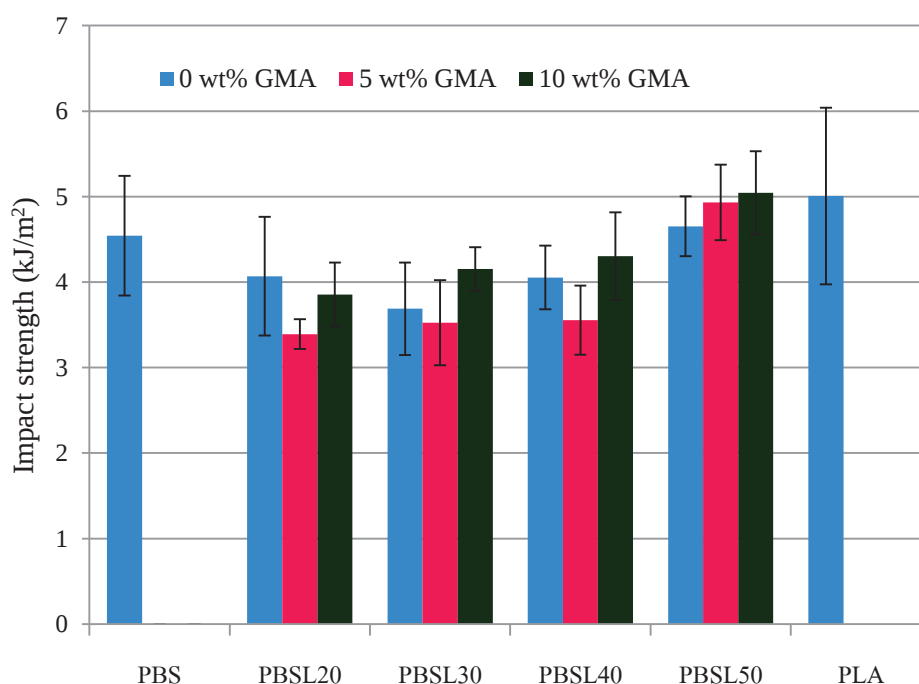


ภาพที่ 4.18 Tensile curve แสดงพฤติกรรมการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA



ภาพที่ 4.19 Tensile curve แสดงพฤติกรรมการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA 10 % โดยน้ำหนัก

จากภาพที่ 4.18 จะเห็นได้ว่า แม้ว่าพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA จะแสดงลักษณะการแตกหักแบบวัสดุเปราะ แต่จะสามารถสังเกตเห็นการเกิด yielding ในระหว่างได้รับแรงดึงยืดด้วยอัตราการดึงต่ำเป็น 5 มิลลิเมตร/นาทีได้ โดยที่ปรากฏการณ์ดังกล่าวจะเกิดได้อย่างชัดเจนมากขึ้นเมื่อปริมาณ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งสำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL50 พบว่าจะสามารถยืดตัวได้มากหลังจากวัสดุดังกล่าวสูญเสียความเป็นอลาสติกที่จุด yield อย่างไรก็ตามแม้ว่าการเติม GMA 10 % โดยน้ำหนัก จะไม่ส่งผลต่อพฤติกรรมของการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBSL20 และ PBSL30 อย่างมีนัยสำคัญ ดังแสดงในภาพที่ 4.19 แต่กลับทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL40 สามารถเกิดการยืดตัวภายหลังการสูญเสียความเป็นอลาสติกได้ดีขึ้น และเป็นที่น่าสนใจประหลาดใจสำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ซึ่งพบว่าการเติม GMA 10 % โดยน้ำหนัก จะทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าว มีพฤติกรรมตอบสนองต่อแรงดึงเปลี่ยนแปลงไปอย่างสิ้นเชิง กล่าวคือ เมื่อพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ได้รับแรงดึงจะแสดงการเกิด yielding ตามด้วยการเกิด necking, cold drawing และ strain hardening จนกระทั่งเกิดการแตกหักในที่สุด แสดงให้เห็นได้ว่าความสามารถในการยืดตัวได้สูงของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าว ไม่เพียงแต่จะเป็นผลมาจากลักษณะโครงสร้างพื้นฐานและการเกิดปฏิกิริยาของ GMA ยังเป็นผลมาจากความสามารถในการเกิดผลลึกระหว่างการดึงยืด ทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวมีความแข็งแรงและความสามารถในการยืดตัวได้สูงหลังจากผ่านการเสียรูป

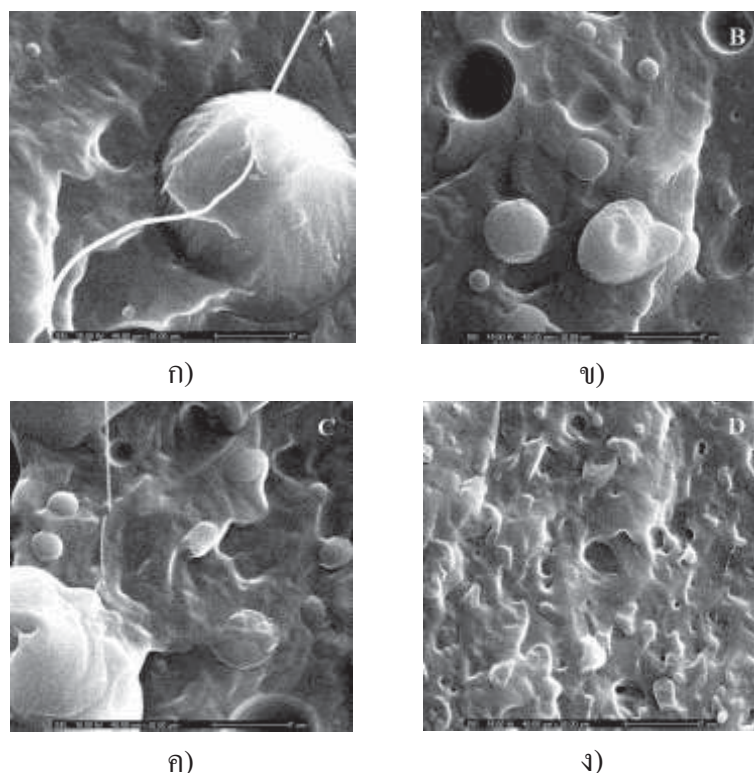


ภาพที่ 4.20 ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA

ความแข็งแรงด้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่เติม GMA แสดงดังภาพที่ 4.20 ซึ่งจะเห็นได้ว่า พอลิเมอร์ผสม PBSL20_G5 PBSL30_G5 และ PBSL50_G5 จะมีความแข็งแรงด้านทานการกระแทกลดลง เนื่องอนุภาคของ GMA ที่มีขนาดใหญ่ขึ้นภายหลังการเติม GMA 5 % โดยน้ำหนัก แม้ว่าก่อนหน้านี้ ในส่วนของการวิเคราะห์ผลการทดสอบการดึงยืด จะได้อธิบายว่าขนาดอนุภาคของ PLA ในพอลิเมอร์ผสม PBSL40 ที่เพิ่มขึ้นนี้จะไม่ส่งผลต่อการทำหน้าที่ ศูนย์รวมความเค้นของพอลิเมอร์ผสม ทำให้ความสามารถในการยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBSL40_G5 มีค่าเพิ่มขึ้น เนื่องจากผลของความอ่อนนุ่มที่เพิ่มขึ้นในเฟสของ PBS และ PLA เป็นสำคัญ อย่างไรก็ตาม สำหรับการวิเคราะห์ความแข็งแรงด้านทานการกระแทก สามารถพิจารณาได้จากลักษณะโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม ดังแสดงในภาพที่ 4.7 ซึ่งจะเห็นได้ว่า อนุภาคของ PLA ในพอลิเมอร์ผสม PBSL40 จะมีขนาดเล็กและมีลักษณะยาวรีซึ่งสนับสนุนการดูดกลืนพลังงานการกระแทก แต่การเติม GMA 5 % โดยน้ำหนัก ไม่เพียงทำให้ อนุภาคของ PLA ในพอลิเมอร์ผสม PBSL40_G5 มีขนาดใหญ่ขึ้น แต่จะมีลักษณะกลมมนมากขึ้น ซึ่งลักษณะดังกล่าวจะทำให้การกระจายแรงภายในอนุภาคและการดูดกลืนพลังงานในเฟสของ PLA เกิดได้น้อยลง ทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL40_G5 มีความแข็งแรงด้านทานการกระแทกต่ำลง สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G5 พบว่า ความแข็งแรงด้านทานการกระแทกจะเพิ่มขึ้น ภายหลังการเติม GMA 5 % โดยน้ำหนัก เนื่องจากการผสมเข้ากันได้ดีมากขึ้นในระดับอนุภาคที่เล็กลง

เมื่อปริมาณ GMA ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นเป็น 10 % โดยน้ำหนัก พบว่า จะทำให้ความแข็งแรงด้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสมในทุกสัดส่วนการผสมเพิ่มขึ้น เป็นผลมาจากการเกิดปฏิกิริยาเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โพลีเอสเตอร์ของ PBS และ PLA บริเวณรอยต่อระหว่างเฟส ทำให้กลไกการถ่ายโอนแรงเกิดได้ดีขึ้น

ภาพที่ 4.21 แสดงลักษณะพื้นผิวของการแตกหักเนื่องจากการตีกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่เติม GMA 10% โดยน้ำหนัก จะเห็นได้ว่า ในพอลิเมอร์ผสม PBSL20_G10 และ PBSL30_G10 แม้ว่าการมี GMA จะช่วยปรับปรุงความเข้ากันได้และการยึดเกาะระหว่างเฟสให้ดีขึ้น แต่ลักษณะการแตกหักของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวยังเป็นแบบวัสดุแข็งเปราะ สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL40_G10 การมี PLA ที่มีลักษณะยาวรีและมีอนุภาคนาขนาดเล็กกระจายตัวเข้ากันได้ดีในเฟสของ PBS จะช่วยสนับสนุนการเปื่อยฉีกระหว่างเฟสของ PBS และ PLA และการกระจายพลังงานภายในอนุภาคของ PLA ทำให้ PBSL40_G10 แสดงพฤติกรรมการแตกหักแบบเหนียวมากขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่ง สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่มีโครงสร้างแบบเฟสต่อเนื่องจะสนับสนุนให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวมีพฤติกรรมการแตกหักแบบเหนียวมากยิ่งขึ้น

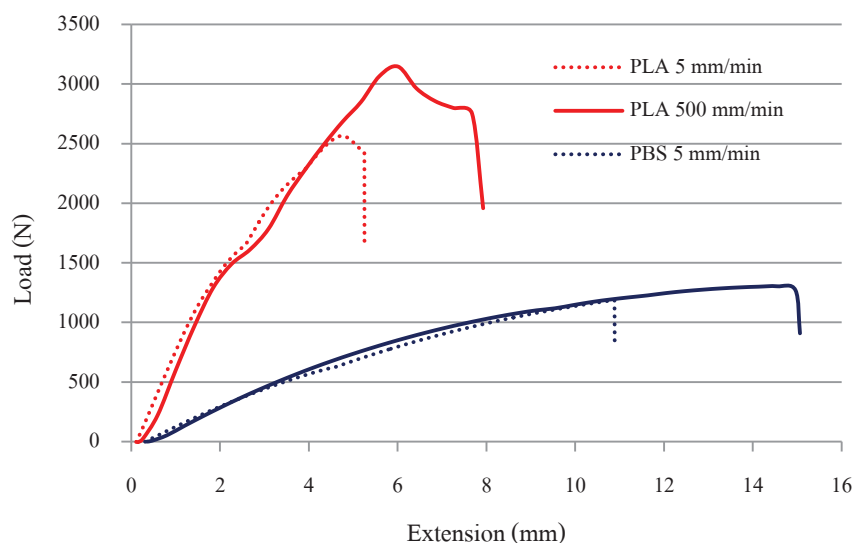


ภาพที่ 4.21 ภาพถ่ายจาก SEM แสดงรอยแตกหักเนื่องจากการตีกระแทกของพอลิเมอร์ผสม

ก) PBSL20_G10, ข) PBSL30_G10, ค) PBSL40_G10 และ ง) PBSL50_G10

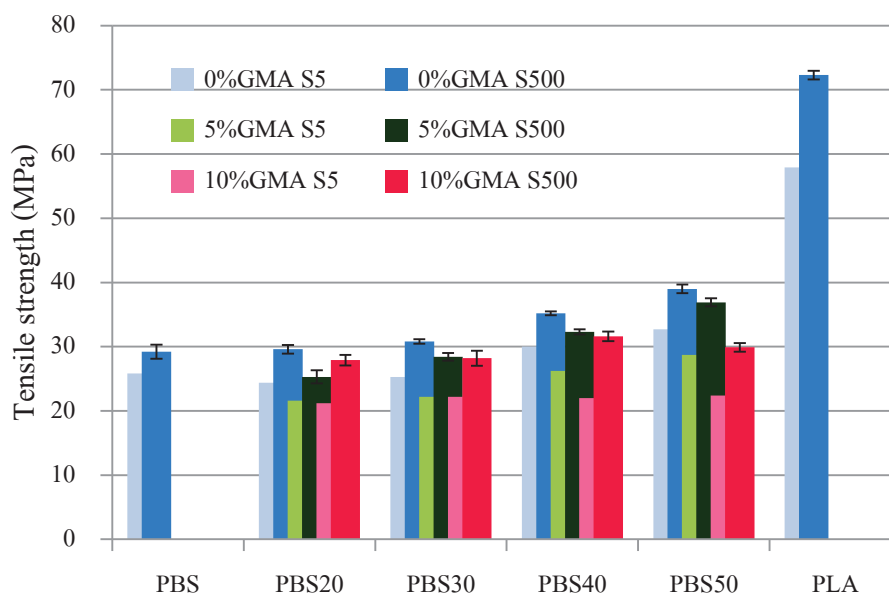
4.1.4.3 ผลของอัตราการดึง

ภาพที่ 4.22 แสดงพฤติกรรมการแตกหักของ PBS บริสุทธิ์ และ PLA บริสุทธิ์ ที่ทดสอบด้วยอัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที่ และ 500 มิลลิเมตร/นาที่ พบว่า ทั้ง PBS บริสุทธิ์ และ PLA บริสุทธิ์ จะแสดงลักษณะการแตกหักแบบพอลิเมอร์แข็งเปราะ โดยเมื่ออัตราการดึงเพิ่มขึ้นเป็น 500 มิลลิเมตร/นาที่ จะทำให้ ทั้ง PBS บริสุทธิ์ และ PLA บริสุทธิ์ มีความแข็งแรงต้านทานการดึง ความต้านทานการเปลี่ยนรูป และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักเพิ่มขึ้น เนื่องจาก อัตราการดึงที่เพิ่มขึ้น นอกจากจะทำให้อัตราการเสียรูป (deformation rate) เพิ่มขึ้น ยังทำให้เกิดความร้อนขึ้นในระหว่างการทดสอบ สาเหตุดังกล่าวส่งผลให้ ส่วนที่เป็นออสซิลเลชันในโครงสร้างของ PBS และ PLA ถูกเหนี่ยวนำให้เกิดการจัดเรียงตัวเป็นผลึกได้มากขึ้น [36,37] สังเกตได้จากลักษณะขาวขุ่นของชิ้นงานที่เพิ่มขึ้นเล็กน้อยภายหลังการดึงยืดด้วยอัตราการดึงสูง ซึ่งนอกจากจะทำให้ความแข็งแรงต้านทานการดึง และความต้านทานการเปลี่ยนรูปเพิ่มขึ้นแล้ว ยังทำให้พอลิเมอร์ดังกล่าวสามารถยืดตัวก่อนการแตกหักได้มากขึ้นอีกด้วย

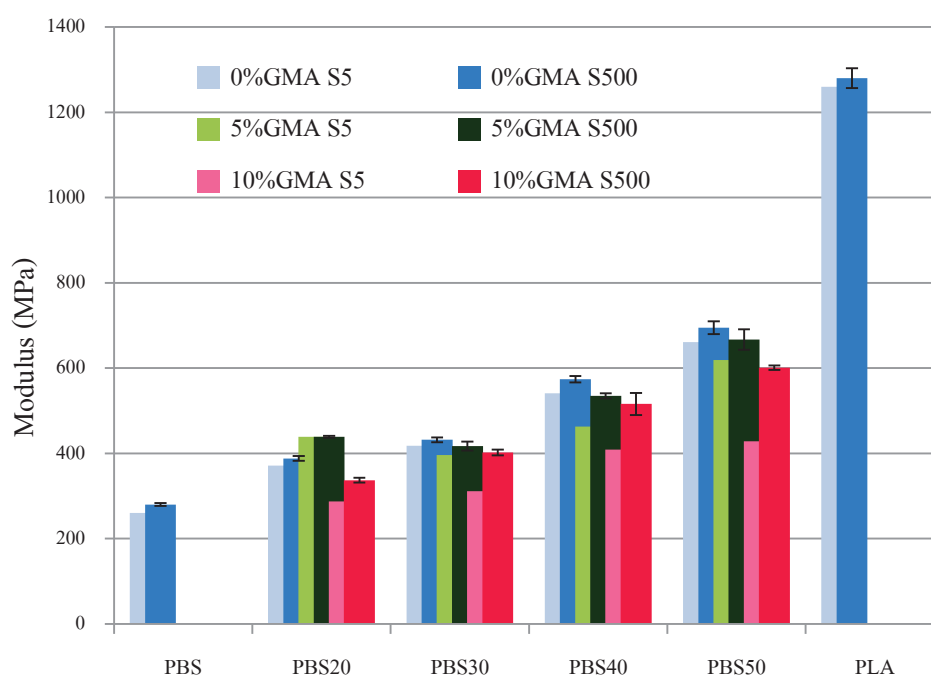


ภาพที่ 4.22 Tensile curve แสดงพฤติกรรมการแตกหักตอบสนองต่ออัตราการดึงของ PBS และ PLA

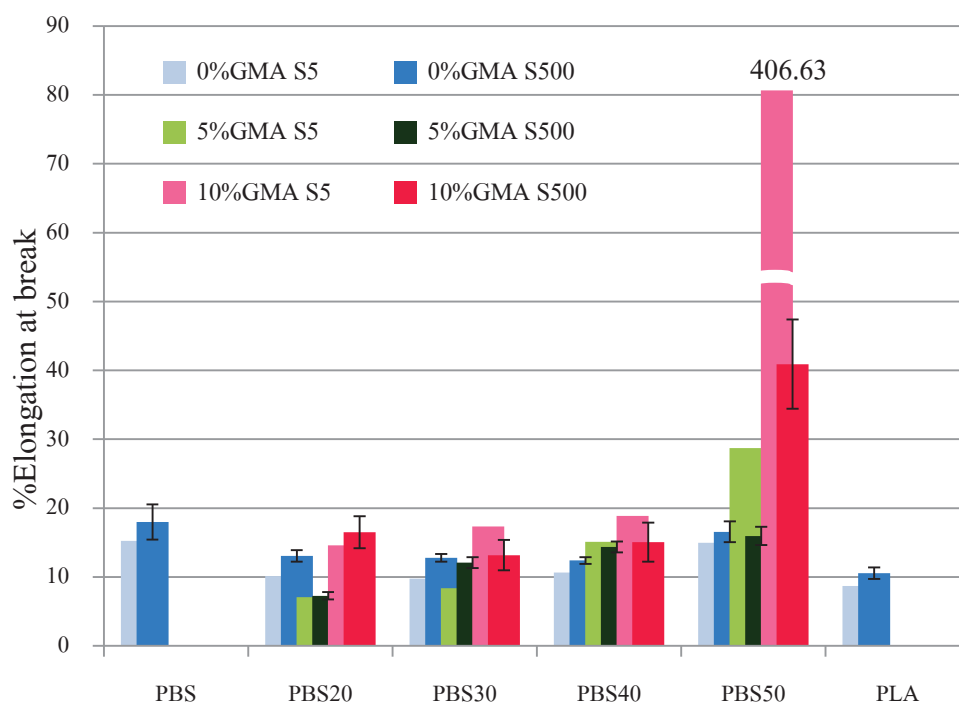
เช่นเดียวกับกับพอลิเมอร์บริสุทธิ์ พอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทุกสัดส่วนการผสมที่ไม่ได้เติม GMA จะมีความแข็งแรงต้านทานการดึง ความต้านทานการเปลี่ยนรูป และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักเพิ่มขึ้น เมื่ออัตราการดึงเพิ่มขึ้นเป็น 500 มิลลิเมตร/นาที ดังแสดงในภาพที่ 4.23-25 เนื่องจากสาเหตุในทำนองเดียวกัน แต่เมื่อเติม GMA แม้ว่าจะทำให้พอลิเมอร์ผสม PBS/PLA/GMA ส่วนใหญ่จะแสดงพฤติกรรมการตอบสนองต่ออัตราการดึงเช่นเดียวกับที่พบในพอลิเมอร์บริสุทธิ์ และพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA อย่างไรก็ตามพบว่า การเติม GMA จะทำให้ความสามารถในการยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม มีแนวโน้มเปลี่ยนแปลงไปในทิศทางที่ลดลง เมื่ออัตราการดึงเพิ่มขึ้นจาก 5 มิลลิเมตร/นาที เป็น 500 มิลลิเมตร/นาที โดยเฉพาะเมื่อปริมาณ GMA ในพอลิเมอร์ผสมเป็น 10 %โดยน้ำหนัก และสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมากกว่า 20 %โดยน้ำหนัก ทั้งนี้ เนื่องจากดังที่ได้กล่าวไว้แล้วว่า GMA ที่ไม่เกิดปฏิกิริยาสามารถแทรกตัวอยู่ในเฟสของ PLA ได้ ลักษณะดังกล่าวจะขัดขวางการตกผลึกเพิ่มของ PLA ในขณะทดสอบการดึงยืด โดยเฉพาะเมื่อสัดส่วนของ PLA หรือ GMA ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น เหตุการณ์ดังกล่าวจะสามารถเกิดได้ดีขึ้น ดังนั้น การเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมการแตกหักที่ตอบสนองต่ออัตราการดึง จึงไม่ได้เป็นผลมาจากการเพิ่มขึ้นของความเป็นผลึก แต่เป็นผลมาจากการตอบสนองต่อแรงกระทำไม่ทัน ทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวแสดงพฤติกรรมการแตกหักแบบเปราะมากขึ้น ความแข็งแรงต้านทานการดึง และความต้านทานการเปลี่ยนรูปจึงมีค่าเพิ่มขึ้น ในขณะที่เปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักมีค่าลดลง



ภาพที่ 4.23 ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทดสอบด้วยอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที



ภาพที่ 4.24 ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทดสอบด้วยอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที

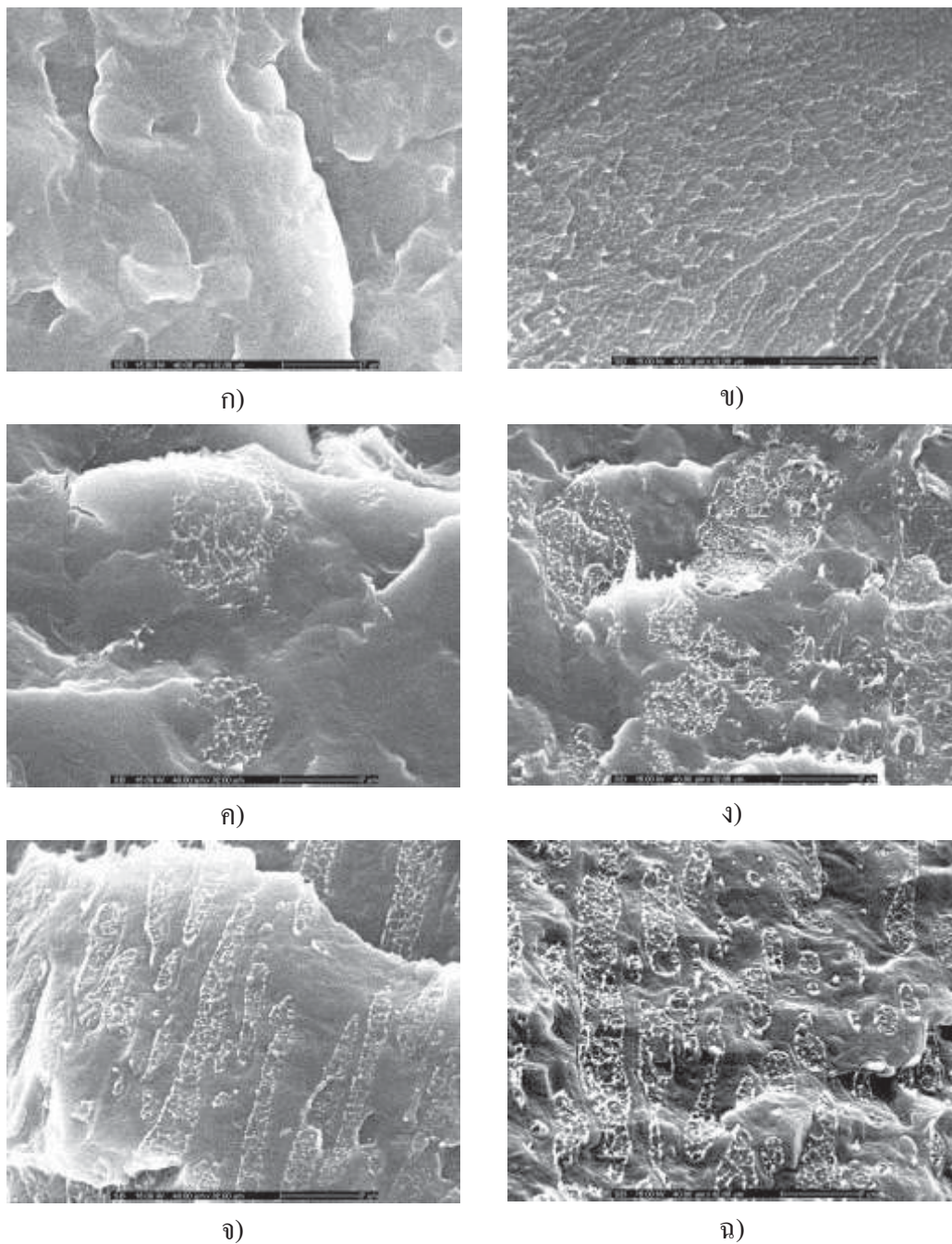


ภาพที่ 4.25 เปอร์เซนต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทดสอบการด้วย อัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที

4.2 ผลของการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PBT

4.2.1 ผลการศึกษาโครงสร้างพื้นฐานวิทยา

ผลจากการศึกษาโครงสร้างพื้นฐานโดยใช้เทคนิค SEM พบว่า PBT บริสุทธิ์ (ภาพที่ 4.26 ข) จะมีพื้นผิวรอยแตกหักที่แสดงถึงการยืดตัวได้มากกว่า PBS บริสุทธิ์ (ภาพที่ 4.26 ก) แม้จะทำให้เกิดการแตกหักอย่างฉับพลันด้วยไนโตรเจนเหลว แสดงให้เห็นถึงความสามารถในการยืดตัวได้สูงของ PBT ในภาพที่ 4.26 ค) - ง) แสดงโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT สูตรต่างๆ พบว่า PBS/PBT เป็นพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี ก่อให้เกิดการแยกเฟสกันในทุกสัดส่วนการผสมที่ศึกษา แต่จากการมีลักษณะโครงสร้างทางเคมีที่คล้ายกันของ PBS และ PBT ทำให้มีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสที่ดี (ยืนยันจากผลการศึกษาสมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC) ส่งผลให้ไม่สามารถระบุต่อระหว่างเฟสของพอลิเมอร์ทั้งสองชนิดได้อย่างชัดเจน ด้วยเทคนิค SEM ที่กำลังขยาย 3000 เท่า อย่างไรก็ตาม สามารถสังเกตการแยกเฟสของพอลิเมอร์ผสมได้ โดยการสังเกตจากลักษณะพื้นผิวรอยแตกหักที่ต่างกันอย่างชัดเจนของ PBS และ PBT



ภาพที่ 4.26 ภาพถ่ายจาก SEM แสดงโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ที่กำลังขยาย 3000 เท่า ก) PBS บริสุทธิ์ ข) PBT บริสุทธิ์ ค) PBST20 ง) PBST30 จ) PBST40 ฉ) PBST50

สำหรับพอลิเมอร์ผสมสององค์ประกอบ พอลิเมอร์องค์ประกอบชนิดใดจะทำหน้าที่เป็นเฟสกระจายตัว หรือเฟสหลัก ขึ้นอยู่กับความหนืดและสัดส่วนของพอลิเมอร์องค์ประกอบนั้นๆ ในพอลิเมอร์ผสม โดยทั่วไปแล้ว พอลิเมอร์องค์ประกอบที่มีสัดส่วนในพอลิเมอร์ผสมน้อยกว่าจะ

ทำหน้าที่เป็นเฟสกระจายตัว ซึ่งลักษณะและความสม่ำเสมอในการกระจายตัว ตลอดจนขนาดอนุภาคของเฟสกระจายตัว จะขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ เช่น ความเข้ากันได้ระหว่างเฟสหลักและเฟสกระจายตัว สภาพที่ใช้ในการเตรียมพอลิเมอร์ผสม การเกิดปฏิกิริยาบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของพอลิเมอร์ทั้งสองชนิด และสัดส่วนระหว่างความหนืดของพอลิเมอร์องค์ประกอบสองชนิด (viscosity ratio) เป็นต้น สำหรับพอลิเมอร์ผสมสององค์ประกอบที่ประกอบด้วยสัดส่วนของพอลิเมอร์องค์ประกอบเป็น 50/50 พบว่า พอลิเมอร์องค์ประกอบที่มีความหนืดมากกว่ามักจะทำหน้าที่เป็นเฟสกระจายตัว อย่างไรก็ตาม พบว่า ในระบบพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวสามารถทำให้เกิดโครงสร้างสัณฐานแบบเฟสต่อเนื่องได้

ในงานวิจัยนี้ สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT พบว่า PBT ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีความหนืดสูงกว่าในขณะหลอมเหลวผสมและมีสัดส่วนในพอลิเมอร์ผสมน้อยกว่า จะทำหน้าที่เป็นเฟสกระจายตัว มีลักษณะกลมรีกระจายอยู่ใน PBS ที่ทำหน้าที่เป็นเฟสหลัก และเมื่อปริมาณ PBT ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นเป็น 40 และ 50 % โดยน้ำหนัก พบว่าเฟสของ PBT ที่กระจายตัวอยู่ในเฟสหลักสามารถยึดตัวได้มากขึ้น ทำให้ความยาวของอนุภาคมากขึ้นในขณะที่ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางลดลง และมีการจัดเรียงตัวไปในทิศทางเดียวกัน เหตุการณ์ดังกล่าวเป็นผลร่วมกันระหว่างการมีแรงกระทำระหว่างเฟสของ PBS และ PBT เนื่องจากความคล้ายคลึงทางด้านโครงสร้างทางเคมี และผลของความหนืดที่เพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณ PBT มากขึ้น ทำให้อนุภาคของ PBT ที่กระจายตัวอยู่ในเฟสหลักได้รับแรงเหวี่ยงและถูกดึงให้ยึดตัวออกได้มากขึ้น อย่างไรก็ตาม สำหรับพอลิเมอร์ผสมซึ่งประกอบด้วย PBS/PBT ในสัดส่วน 50/50 ไม่สามารถแสดงการเกิดเฟสแบบต่อเนื่อง ดังที่เกิดในพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่สัดส่วนการผสม 50/50 ในหัวข้อ 4.1.1 ได้ ทั้งนี้เนื่องจาก ความแตกต่างของความหนืดระหว่างพอลิเมอร์องค์ประกอบสองชนิดในสภาพที่ใช้ในการเตรียมพอลิเมอร์ผสมมีค่ามากเกินไป

4.2.2 ผลการศึกษาสมบัติทางความร้อนและความเข้ากันได้โดยเทคนิค DSC

ภาพที่ 4.27 แสดง DSC thermogram ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ที่ได้ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สอง ซึ่งข้อมูลเชิงตัวเลขแสดงไว้ในตารางที่ 4.3 ซึ่งจะเห็นได้ว่า PBS บริสุทธิ์สามารถตกผลึกเพิ่มหรือเกิดการจัดเรียงตัวของผลึกที่ไม่สมบูรณ์ (re-crystallization) ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองได้ที่อุณหภูมิ 88.05 องศาเซลเซียส (T_c) จากนั้นผลึกจะเกิดการหลอมเหลวและปรากฏพีกที่แสดงถึงการหลอมผลึกแยกเป็นสองพีกย่อยที่อุณหภูมิ 98.06 และ 105.79 องศาเซลเซียส (T_m) ตามลำดับ โดยพีกที่เกิดที่อุณหภูมิต่ำจะมีขนาดเล็กกว่า แสดงถึงการหลอมเหลวผลึกที่ไม่สมบูรณ์ ส่วนพีกที่เกิดที่อุณหภูมิสูงกว่าแสดงถึงการหลอมเหลวผลึกที่เกิดได้อย่างสมบูรณ์ใน

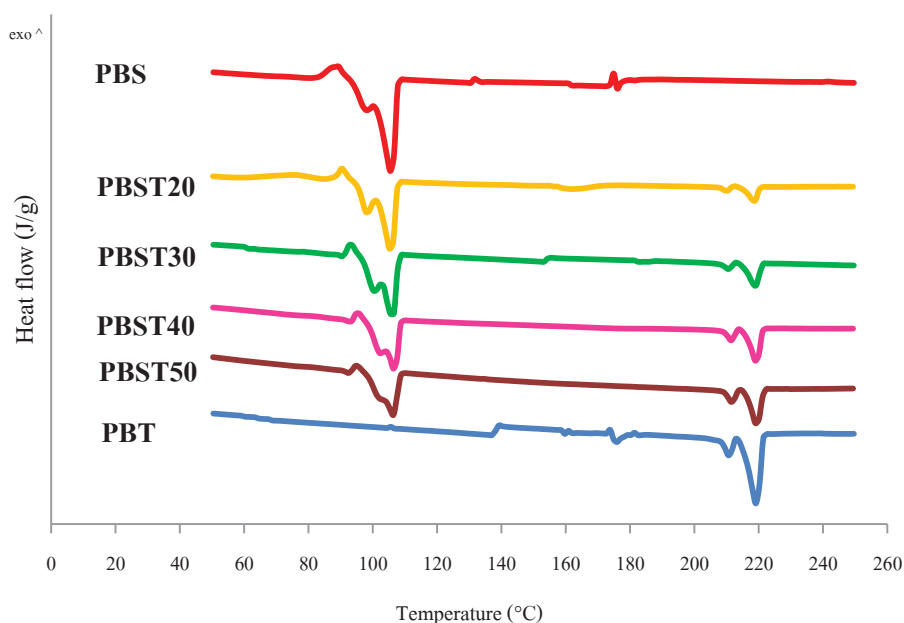
ขั้นตอนการทำให้เย็นตัว และผลึกที่เกิดการจัดเรียงตัวใหม่ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สอง อย่างไรก็ตาม ในงานวิจัยนี้ไม่สามารถตรวจวัดอุณหภูมิกลายแก้วของ PBS ด้วยเทคนิค DSC ได้ เนื่องจากข้อจำกัดทางด้านความละเอียดอ่อนของเทคนิคที่ใช้ในการวัด สำหรับ PBT บริสุทธิ์ จะแสดงการเปลี่ยนแปลงที่อุณหภูมิกลายแก้ว 64.47 องศาเซลเซียส (T_g) แต่การเปลี่ยนแปลงดังกล่าวจะทำให้เกิดการเลื่อนตำแหน่งของ base line เพียงเล็กน้อยเท่านั้น ส่วนพีกที่แสดงถึงการหลอมเหลวของผลึก จะแยกออกเป็นสองพีกย่อยที่อุณหภูมิ 210.74 และ 219.30 องศาเซลเซียส (T_m) ตามลำดับ คล้ายกันกับลักษณะที่ปรากฏใน PBS พีกที่เกิดที่อุณหภูมิต่ำจะมีขนาดเล็กกว่า แสดงถึงการหลอมเหลวผลึกที่ไม่สมบูรณ์ ที่เกิดขึ้นระหว่างกระบวนการตกผลึกในขั้นตอนการทำให้เย็นตัว

ตารางที่ 4.3 สมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ที่ได้จากการศึกษาด้วยเทคนิค DSC

ตัวอย่าง	PBS				PBT			
	T_g (°C)	T_m (°C)	T_m shift	%X _c	T_g (°C)	T_m (°C)	T_m shift	%X _c
PBS	69.35	98.06, 105.79	-	55.7	-	-	-	-
PBT	-	-	-	-	193.62	210.74, 219.30	-	25.9
PBST20	73.45	98.35, 105.71	+0.29, -0.08	56.3	192.14	210.02, 218.55	-0.72, -0.75	25.7
PBST30	76.52	100.62, 106.06	+2.56, +0.27	55.7	193.16	210.59, 218.87	-0.15, -0.43	29.0
PBST40	75.80	102.45, 106.73	+4.39, +0.94	48.9	193.44	211.51, 219.25	+0.17, +0.04	29.7
PBST50	76.82	102.01, 106.39	+3.95, +0.60	47.6	194.24	211.61, 219.37	+0.87, +0.07	25.5

โดยทั่วไปแล้ว การวิเคราะห์ความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสมสามารถทำได้โดยการติดตามการเปลี่ยนแปลงของทั้งอุณหภูมิกลายแก้ว และ/หรืออุณหภูมิการหลอมเหลวผลึกของพอลิเมอร์ผสม เทียบกับพอลิเมอร์บริสุทธิ์ที่เป็นองค์ประกอบแต่ละชนิด [38] แต่เนื่องจากข้อจำกัดในเรื่องของความละเอียดอ่อนของเทคนิค DSC ทำให้ไม่สามารถตรวจวัดอุณหภูมิกลายแก้วของทั้ง PBS และ PBT ในพอลิเมอร์ผสมได้ การศึกษาความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสมจึงทำได้โดยการติดตามการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิการหลอมเหลวผลึกของ PBS และ PBT ซึ่งจากผลการทดลองดังแสดงในตารางที่ 4.3 พบว่า เมื่อเทียบกับ PBS บริสุทธิ์ อุณหภูมิการหลอมเหลวของ PBS ในพอลิเมอร์ผสมจะมีการเปลี่ยนแปลงไปในทิศทางที่เพิ่มขึ้น ซึ่งการเปลี่ยนแปลงดังกล่าวจะมีความชัดเจนมากขึ้น เมื่อสัดส่วนของ PBT ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น ในทำนองเดียวกัน เมื่อเทียบกับ PBT บริสุทธิ์ อุณหภูมิการหลอมเหลวของ PBT ในพอลิเมอร์ผสม จะมีการเปลี่ยนแปลงไปในทิศทางที่ลดลงสำหรับพอลิเมอร์ผสมที่ประกอบด้วย PBT 20 และ 30 % โดยน้ำหนัก แต่จะมีการเปลี่ยนแปลงไปในทิศทางที่เพิ่มขึ้นสำหรับพอลิเมอร์ผสมที่ประกอบด้วย PBT 40 และ 50 % โดยน้ำหนัก การ

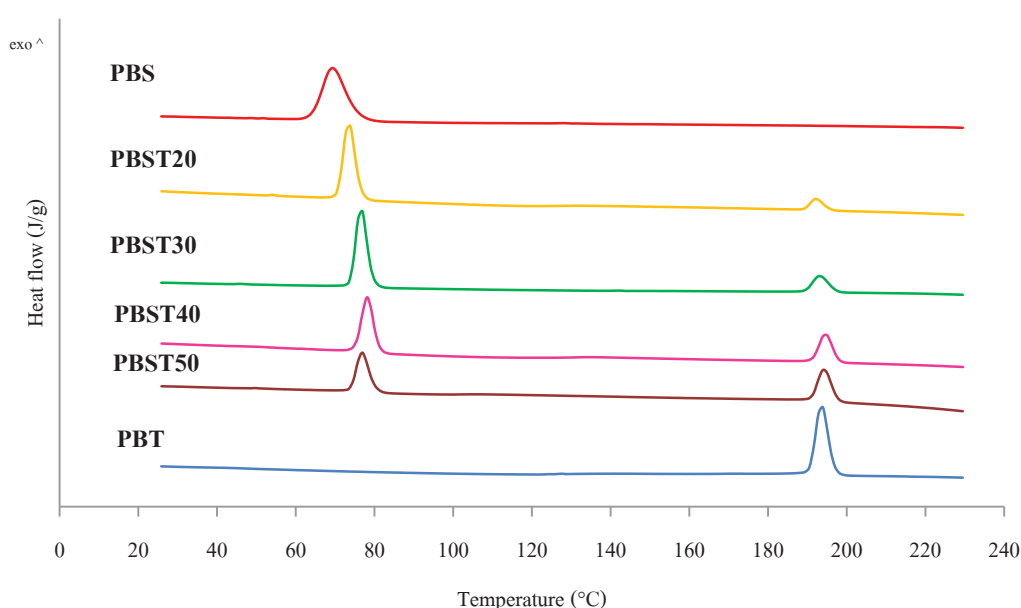
เปลี่ยนแปลงอุณหภูมิการหลอมเหลวของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าว แสดงให้เห็นว่า แม้ว่า PBS และ PBT จะไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี ทำให้ปรากฏผลการหลอมเหลวที่แสดงถึงเอกลักษณ์ของพอลิเมอร์แต่ละชนิด แต่การเลื่อนตำแหน่งของอุณหภูมิการหลอมเหลวเข้ามาใกล้กันมากขึ้น แสดงให้เห็นถึงการมีแรงกระทำระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสองที่อยู่ในพอลิเมอร์ผสม



ภาพที่ 4.27 DSC thermogram ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สอง

เมื่อพิจารณาความเป็นผลึกของพอลิเมอร์ พบว่า PBS บริสุทธิ์เป็นพอลิเมอร์ที่มีความเป็นผลึกสูงถึง 55.7% ในขณะที่ PBT บริสุทธิ์มีความเป็นผลึก 25.9% สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT พบว่าความเป็นผลึกของ PBT ในพอลิเมอร์ผสมจะไม่แตกต่างจากความเป็นผลึกของ PBT บริสุทธิ์อย่างมีนัยสำคัญ ในทางตรงข้าม ความเป็นผลึกของ PBS จะเพิ่มขึ้นในพอลิเมอร์ผสมที่ประกอบด้วย PBT 20 % โดยน้ำหนัก แต่จะลดลงในพอลิเมอร์ผสมที่ประกอบด้วย PBT 40 และ 50% โดยน้ำหนัก เหตุการณ์ดังกล่าวเป็นผลมาจาก ในระหว่างการลดอุณหภูมิจาก 250 องศาเซลเซียส จนถึง -60 องศาเซลเซียส ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัว PBT จะเกิดการตกผลึกได้ที่อุณหภูมิประมาณ 193 องศาเซลเซียส ในขณะที่ PBS ยังคงอยู่ในสถานะหลอมเหลว การปรากฏเฟสของ PBS จึงไม่ส่งผลต่อการจัดเรียงตัวเป็นผลึกของ PBT มากนัก อย่างไรก็ตาม ในขณะที่ PBS ตกผลึก PBT เกิดการตกผลึกเป็นที่ยอมรับอยู่แล้ว สำหรับพอลิเมอร์ผสมที่มีสัดส่วนการผสมของ PBT ต่ำ ปริมาณผลึกของ PBT ในพอลิเมอร์ผสมจะมีค่าน้อยและสามารถทำหน้าที่เป็นนิวเคลียส ทำให้ PBS ตกผลึกได้ดีขึ้น ความเป็นผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม PBST20 จึงเพิ่มขึ้น ในทางตรงข้าม

พอลิเมอร์ผสม ที่มีสัดส่วนการผสมของ PBT สูง ปริมาณผลึกของ PBT ในพอลิเมอร์ผสมจะมีมาก ทำให้สามารถขัดขวางการตกผลึกของ PBS ได้ ทำให้ PBS ตกผลึกได้ยากขึ้น ความเป็นผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม PBST40 และ PBST50 จึงลดลง ผลึกของ PBT ที่ประพฤติตัวเป็นนิวเคลียสหรือตัวการในการขัดขวางการตกผลึกของ PBS ยังสามารถสังเกตได้จากลักษณะฟิสิกการหลอมเหลวของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม ดังแสดงในภาพที่ 4.27 ซึ่งพบว่า เมื่อปริมาณ PBT ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น PBS จะถูกขัดขวางการตกผลึกได้มากขึ้น ทำให้สามารถจัดเรียงตัวเป็นผลึกที่มีความสมบูรณ์ได้น้อยลง ฟิสิกที่แสดงการหลอมเหลวผลึกที่อุณหภูมิสูงจึงมีขนาดเล็กลง



ภาพที่ 4.28 DSC thermogram ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัว

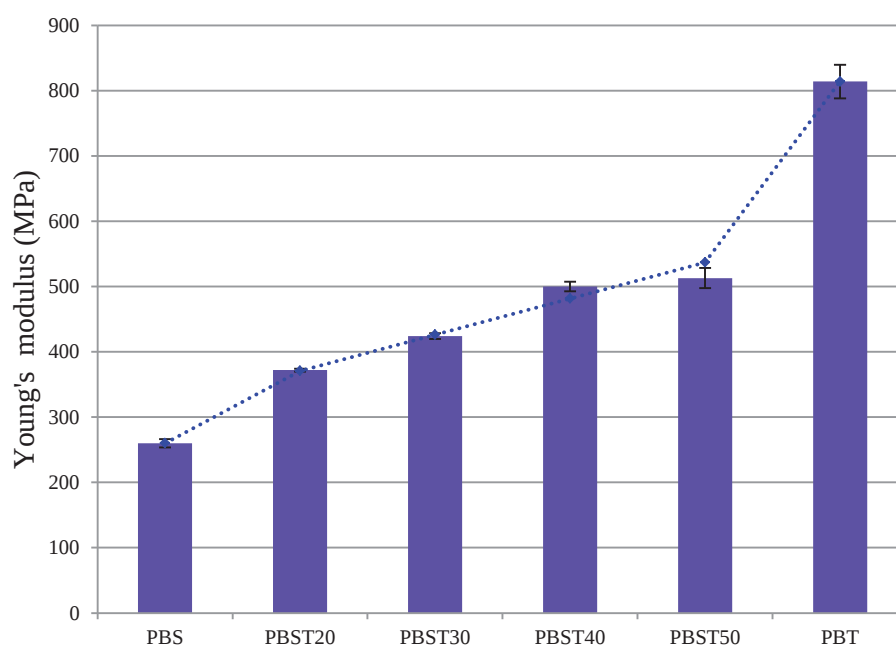
ภาพที่ 4.28 แสดง DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของ PBS บริสุทธิ์, PBT บริสุทธิ์ และพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ซึ่งข้อมูลของอุณหภูมิการตกผลึกแสดงไว้ในตารางที่ 4.3 พบว่า เมื่อลดอุณหภูมิลงจาก 250 องศาเซลเซียส จนถึง -60 องศาเซลเซียส ด้วยอัตราการเย็นตัว 5 องศาเซลเซียส/นาที PBS บริสุทธิ์ จะตกผลึกได้ที่อุณหภูมิ 69.35 องศาเซลเซียส (T_c) และ PBT บริสุทธิ์ จะตกผลึกได้ที่อุณหภูมิ 193.62 องศาเซลเซียส (T_c) สำหรับพอลิเมอร์ผสม พบว่าอุณหภูมิการตกผลึกของ PBT ในพอลิเมอร์ผสมจะไม่แตกต่างจากอุณหภูมิการตกผลึกของ PBT บริสุทธิ์ อย่างมีนัยสำคัญ ในทางตรงข้าม อุณหภูมิการตกผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสมจะสูงกว่าอุณหภูมิการตกผลึกของ PBS บริสุทธิ์ ซึ่งให้เห็นว่า PBS ที่อยู่ในพอลิเมอร์ผสมสามารถตกผลึกได้เร็วขึ้น การเปลี่ยนแปลงดังกล่าวเป็นผลมาจาก การมีสายโซ่โมเลกุลที่สั้นลงของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม

เนื่องจากการสลายตัวทางความร้อนในระหว่างกระบวนการหลอมเหลวผสม กล่าวคือ ในขั้นตอนการหลอมเหลวผสมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ด้วยเครื่องอัดรีดโดยใช้ความเร็วสกรู 100 รอบ/นาที ทำให้พอลิเมอร์หลอมเหลวมีเวลาอยู่ในกระบอกหลอมประมาณ 2 นาที และอุณหภูมิที่ใช้มีค่าประมาณ 240 องศาเซลเซียส เพื่อให้สามารถหลอมเหลว PBT ที่มีอุณหภูมิหลอมเหลวสูงประมาณ 220 องศาเซลเซียสได้ อย่างไรก็ตาม แม้ว่าจากงานวิจัยของ Young Jin Kim และ O Ok Park [23] พบว่า การผสมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT แบบหลอมเหลวด้วยเครื่องอัดรีด ที่อุณหภูมิ 240 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 นาที จะไม่ส่งผลต่อการสลายตัวทางความร้อนของ PBS ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีอุณหภูมิการหลอมเหลวต่ำ (114 องศาเซลเซียส) อย่างมีนัยสำคัญ แต่จากการวิจัย พบว่า ที่สภาวะการหลอมเหลวผสมดังกล่าว PBS จะสามารถเกิดการสลายตัวทางความร้อนได้ ทำให้เกิดการลดลงของน้ำหนักโมเลกุล ยืนยันได้จากผลการวัดความหนืดโดยใช้ Ubbelohde viscometer ซึ่งพบว่า PBS บริสุทธิ์ ซึ่งผ่านกระบวนการอัดรีดที่อุณหภูมิ 140 องศาเซลเซียส และผ่านการฉีดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 120 องศาเซลเซียส จะมีความหนืด (intrinsic viscosity) $105.25 \text{ cm}^3 \text{ g}^{-1}$ สำหรับ PBS ซึ่งถูกสกัดด้วยตัวทำละลายออกมาจากพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ซึ่งผ่านกระบวนการอัดรีดที่อุณหภูมิ 240 องศาเซลเซียส และผ่านการฉีดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 245 องศาเซลเซียส จะมีความหนืดลดลง โดยความหนืดของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม PBST50 และ PBST20 จะมีค่าลดลง 15% และ 51% เมื่อเทียบกับ PBS บริสุทธิ์ ตามลำดับ การลดลงของความหนืดดังกล่าว แสดงให้เห็นถึงน้ำหนักโมเลกุลที่ลดลงของ PBS เนื่องจากการสลายตัวทางความร้อน ซึ่งพบว่า เหตุการณ์ดังกล่าวสามารถเกิดขึ้นเมื่อสัดส่วนของ PBT ในพอลิเมอร์ผสมลดลง เนื่องจากเมื่อสัดส่วนของ PBT ในพอลิเมอร์ผสมลดลง ความหนืดของระบบในระหว่างหลอมเหลวผสมด้วยเครื่องอัดรีดจะลดลง พอลิเมอร์ผสมจึงมีเวลาอยู่ในกระบอกหลอมภายใต้แรงเฉือนและอุณหภูมิสูงมากขึ้น แม้ว่าจะควบคุมความเร็วสกรูให้มีค่าคงที่ ทำให้มีโอกาสเกิดการสลายตัวทางความร้อนได้มากขึ้น การสลายตัวทางความร้อนของ PBS ไม่เพียงจะส่งผลต่อพฤติกรรมการตกผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ดังกล่าว ยังส่งผลต่อสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสม ดังจะอธิบายในลำดับต่อไปอีกด้วย

4.2.2 ผลการศึกษาสมบัติเชิงกล

ผลการทดสอบการดึงยืดของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT แสดงดังภาพที่ 4.29-31 เช่นเดียวกับการวิเคราะห์สมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA การรายงานสมบัติการดึงยืดของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT จะแสดงเทียบเคียงกับค่าที่ได้จากการทำนายด้วยกฎการผสม จากผลการทดลองพบว่า การผสม PBT ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีความแข็งแกร่ง (stiffness) สูง มีความต้านทานการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกเป็น 608 MPa ลงใน PBS ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีความแข็งแกร่งและความ

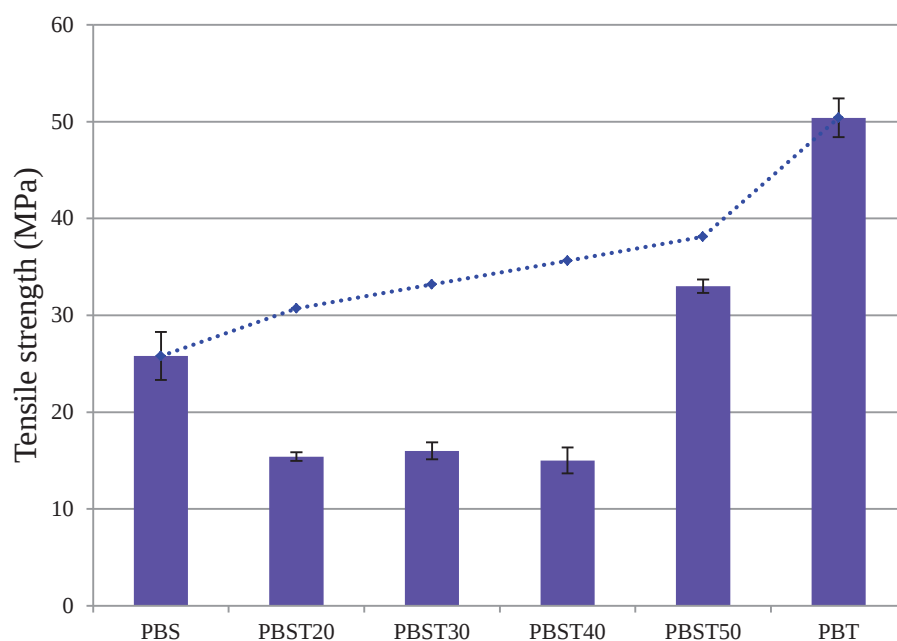
ต้านทานการเปลี่ยนรูปแบบออสติกต่ำกว่า จะทำให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีความแข็งแรงมากขึ้น จึงสามารถต้านทานการเปลี่ยนรูปได้มากขึ้น และเมื่อปริมาณ PBT ในพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT มากขึ้น ความสามารถในการต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวจะมีค่ามากขึ้นตามไปด้วย ซึ่งผลการทดลองดังกล่าวเป็นไปตามกฎการผสม ดังแสดงในภาพที่ 4.26



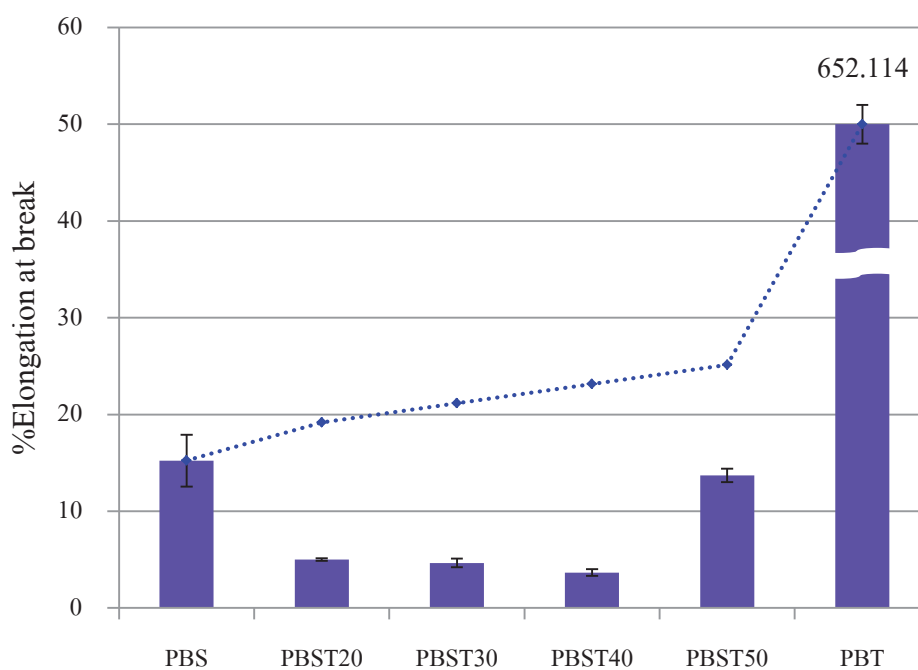
ภาพที่ 4.29 ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT

ความแข็งแรงต้านทานการดึงยืด และการยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT สูตรต่างๆ ที่ได้จากการทดสอบการดึงยืด ด้วยความเร็วในการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที แสดงดังภาพที่ 4.30 และ ภาพที่ 4.31 ตามลำดับ จากกฎการผสม เมื่อผสม PBT ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีความแข็งแรงและความยืดหยุ่นสูงลงใน PBS ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีความแข็งแรงและความยืดหยุ่นต่ำกว่า ควรจะได้พอลิเมอร์ผสมที่มีความแข็งแรงและสามารถยืดตัวก่อนการแตกหักได้มากขึ้น แต่จากผลการทดลอง การผสม PBT ลงไปใน PBS จะทำให้พอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ที่ได้มี ความแข็งแรงต้านทานการดึงยืด และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักต่ำกว่าค่าที่ได้จากการทำนายตามกฎการผสม เนื่องจากความไม่ต่อเนื่องของเนื้อวัสดุที่บริเวณรอยต่อระหว่างเฟส ทำให้บริเวณดังกล่าวเป็นศูนย์รวมความเค้นและเป็นจุดริเริ่มให้เกิดการแตกหัก ส่งผลให้พอลิเมอร์ผสมสามารถรับแรงดึงและเกิดการยืดตัวก่อนการแตกหักได้น้อยกว่าในทฤษฎี นอกจากนี้ยังพบว่า ความแข็งแรงต้านทาน

การดึงยืด และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสมโดยส่วนใหญ่จะมีค่าลดลงเมื่อเทียบกับ PBS บริสุทธิ์



ภาพที่ 4.30 ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT



ภาพที่ 4.31 เปอร์เซนต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT

การเตรียมพอลิเมอร์ผสมระหว่าง PBS และ PBT ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีอุณหภูมิหลอมเหลวต่างกันมากประมาณ 100 องศาเซลเซียส ทำให้เกิดข้อเสียหลายประการ เช่น การมีความหนืดที่แตกต่างกันมาก ณ สภาพที่ใช้ในการหลอมเหลวผสม ซึ่งจะส่งผลกระทบต่อกระบวนการกระจายตัวของ PBT และโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม การหลอมเหลวผสมที่อุณหภูมิสูง ทำให้ PBS ที่มีอุณหภูมิลดต่ำกว่ามีโอกาสเกิดการสลายตัวทางความร้อน พิสูจน์ได้จากผลการวัดความหนืดด้วย Ubbelohde viscometer ดังได้กล่าวไว้แล้ว ซึ่งสิ่งเหล่านี้สนับสนุนให้พอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ที่ได้มีสมบัติต่ำกว่า PBS บริสุทธิ์

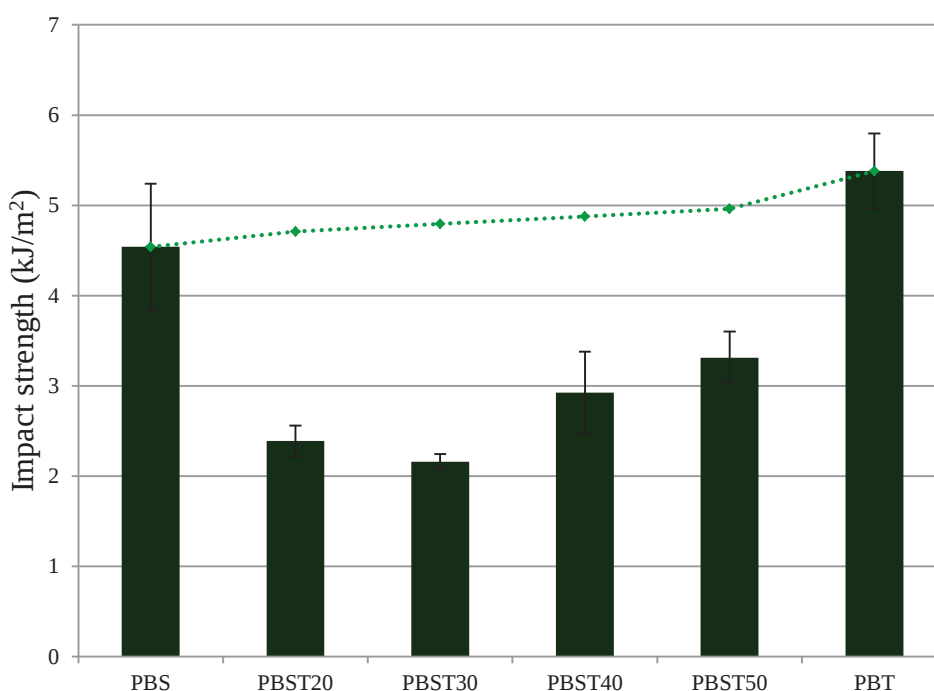
สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBST20 และ PBST30 ในขณะหลอมเหลวผสม PBS จะมีความหนืดต่ำมากเมื่อเทียบกับ PBT ทำให้อนุภาคของ PBT สามารถเคลื่อนเข้ามารวมตัวกันและไม่สามารถกระจายตัวได้อย่างสม่ำเสมอใน PBS ทำให้อนุภาคของ PBT สามารถทำหน้าที่เป็นศูนย์รวมความเค้นในพอลิเมอร์ผสมได้ และแม้ว่าจากผลการทดสอบด้วยเทคนิค SEM และ DSC จะแสดงว่ามีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของ PBS และ PBT แต่ความหนืดที่ลดลงมากถึงประมาณ 51% ของ PBS เนื่องจากการสลายตัวทางความร้อน ทำให้ความแข็งแรงของ PBS ต่ำลงมากจนไม่สามารถรับแรงกระทำและถ่ายเทไปให้ PBT ได้ การแตกหักของพอลิเมอร์ผสมจึงเริ่มเกิดในเฟสของ PBS

สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBST40 และ PBST50 แม้ว่าปริมาณ PBT ที่มากขึ้นจะทำให้ความหนืดของระบบมากขึ้น ทำให้อนุภาคของ PBT ได้รับแรงเฉือนและถูกดึงให้ยึดตัวมีลักษณะยาวรี กระจายตัวอยู่ใน PBS ได้ ซึ่งลักษณะอนุภาคดังกล่าวจะช่วยเพิ่มประสิทธิภาพในการทำหน้าที่เสริมแรงของ PBT อย่างไรก็ตาม พบว่า สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBST40 ปริมาณ PBT ยังไม่มากพอที่จะทำให้เกิดการกระจายตัวได้อย่างสม่ำเสมอตลอดทั้งชิ้นงาน โดยที่การกระจายของ PBT จะมีความหนาแน่นมากที่ผิวของชิ้นงาน จึงไม่สามารถปรับปรุงสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสมได้ แต่สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBST50 ลักษณะการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอของอนุภาค PBT ที่มีลักษณะยาวรี ประกอบกับปัจจัยอีกหลายประการ ได้แก่ การมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของ PBS และ PBT ทำให้การถ่ายเทแรงเกิดได้ดีขึ้น การมีความเป็นผลึกที่ลดลงของ PBS ทำให้เฟส PBS มีความแข็งแรงลดลง และการสลายตัวทางความร้อนของ PBS เพียงเล็กน้อย ทำให้สมบัติเชิงกลของ PBS เปลี่ยนแปลงไปไม่มากนักหลังจากผ่านกระบวนการเตรียมพอลิเมอร์ผสม ปัจจัยเหล่านี้ล้วนแล้วแต่ส่งเสริมให้พอลิเมอร์ผสม PBST50 ได้รับการปรับปรุงให้มีความแข็งแรงด้านการดึงยึด และเปอร์เซ็นต์การยึดตัวก่อนการแตกหักเพิ่มขึ้นอย่างเห็นได้ชัดเจน

ผลของการการมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของพอลิเมอร์องค์ประกอบทั้งสอง การสลายตัวทางความร้อนของ PBS ในระหว่างการเตรียมพอลิเมอร์ผสม และการปรากฏโครงสร้าง

ลักษณะดังอธิบายไปแล้วนั้น ยังส่งผลต่อความแข็งแรงต้านทานการกระแทก ดังแสดงในภาพที่ 4.32 ไปในทิศทางเดียวกัน กล่าวคือ PBS บริสุทธิ์มีความแข็งแรงต้านทานการกระแทก 4.54 kJ/m^2 ซึ่งต่ำกว่าความแข็งแรงต้านทานการกระแทกของ PBT ที่มีค่า 5.38 kJ/m^2 จากการทดลองพบว่า ไม่เพียงการผสม PBT ใน PBS จะทำให้ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่ได้ต่ำกว่าค่าที่ทำนายได้จากกฎการผสม ยังทำให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีความแข็งแรงต้านทานการกระแทกต่ำกว่า PBS บริสุทธิ์อีกด้วย

สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBST20 และ PBST30 จะสามารถเห็นการลดลงของความแข็งแรงต้านทานการกระแทกเมื่อเทียบกับ PBS บริสุทธิ์ ได้อย่างชัดเจน ซึ่งเกิดจากการรวมตัวกันของอนุภาค PBT ทำให้เกิดศูนย์รวมความเค้น และความแข็งแรงที่ลดลงของ PBS เนื่องจากการสลายตัวของความร้อน สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBST40 และ PBST50 แม้ว่าการมีอนุภาคของ PBT ที่มีลักษณะยาวรี จะทำให้เกิดการกระจายแรงกระแทกได้ดีขึ้น จะส่งผลให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวมีความแข็งแรงต้านทานการกระแทกเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับพอลิเมอร์ผสม PBST20 และ PBST30 อย่างไรก็ตาม ทั้งพอลิเมอร์ผสม PBST40 และ PBST50 ยังคงมีความแข็งแรงต้านทานการกระแทกที่ต่ำกว่า PBS บริสุทธิ์ ทั้งนี้ เนื่องมาจากความแข็งแรงของ PBS ที่ลดลงเนื่องจากการสลายตัวของความร้อนนั่นเอง

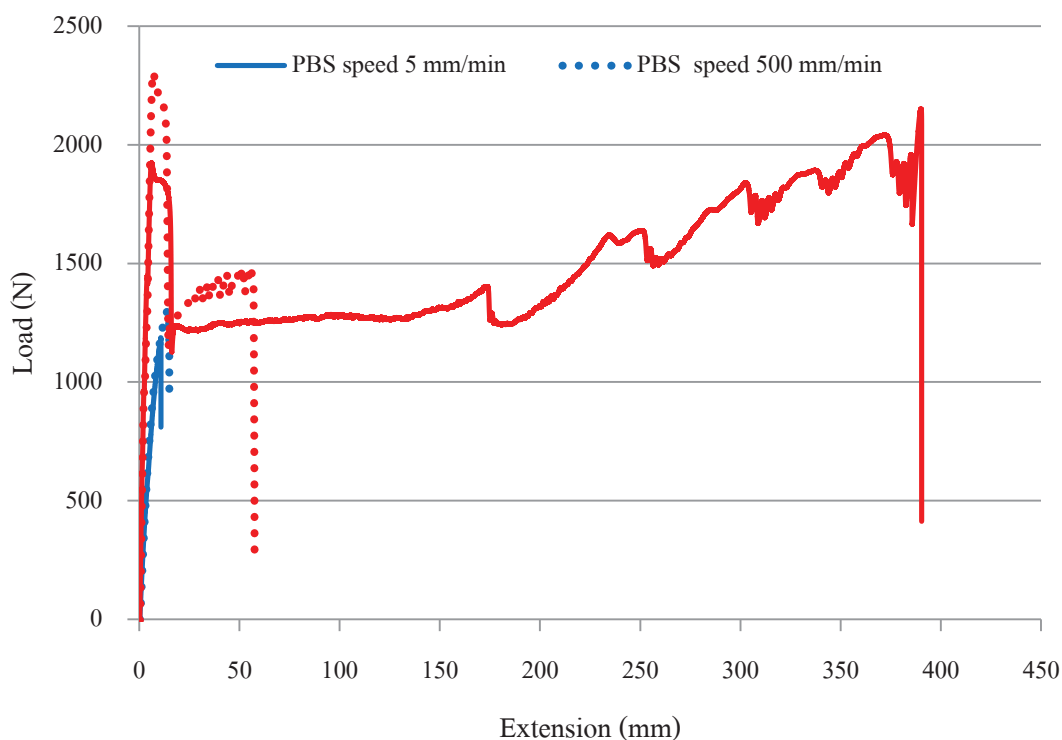


ภาพที่ 4.32 ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT

4.2.3 ผลของอัตราการดึงต่อสมบัติเชิงกล

ภาพที่ 4.33 แสดงการเปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์บริสุทธิ์ PBS และ PBT ระหว่างการทดสอบการดึงยืด ด้วยอัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที่ และ 500 มิลลิเมตร/นาที่ พบว่า PBS จะแสดงลักษณะการแตกหักแบบพอลิเมอร์แข็งเปราะ แม้จะดึงยืดด้วยอัตราการดึงต่ำที่ 5 มิลลิเมตร/นาที่ ในขณะที่ PBT จะเกิดการแตกหักแบบเหนียว โดยในระหว่างการดึงยืดด้วยอัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที่ จะสามารถเกิด necking และ strain hardening เนื่องจากการจัดเรียงตัวของสายโซ่โมเลกุลไปตามแนวแรง ทำให้มีความสามารถในการยืดตัวได้สูงประมาณ 650% เมื่ออัตราการดึงเพิ่มขึ้นเป็น 500 มิลลิเมตร/นาที่ พบว่า PBT จะแสดงความแข็งแรงมากขึ้น เนื่องจากตอบสนองต่อแรงดึงไม่ทัน ทำให้ความต้านทานการเปลี่ยนรูปและความแข็งแรงต้านทานการดึงมากขึ้น ในขณะที่เปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่จุดแตกหักลดลง อย่างไรก็ตาม สำหรับ PBS เมื่ออัตราการดึงเพิ่มขึ้นเป็น 500 มิลลิเมตร/นาที่ พบว่า ทั้งความต้านทานการเปลี่ยนรูป ความแข็งแรงต้านทานการดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่จุดแตกหักจะเพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจาก เมื่ออัตราการดึงหรือการให้ความเครียดที่สูงขึ้น จะทำให้ PBS สามารถตกผลึกเพิ่มได้มากขึ้น ดังได้กล่าวไว้แล้วในหัวข้อ

4.1.4.3

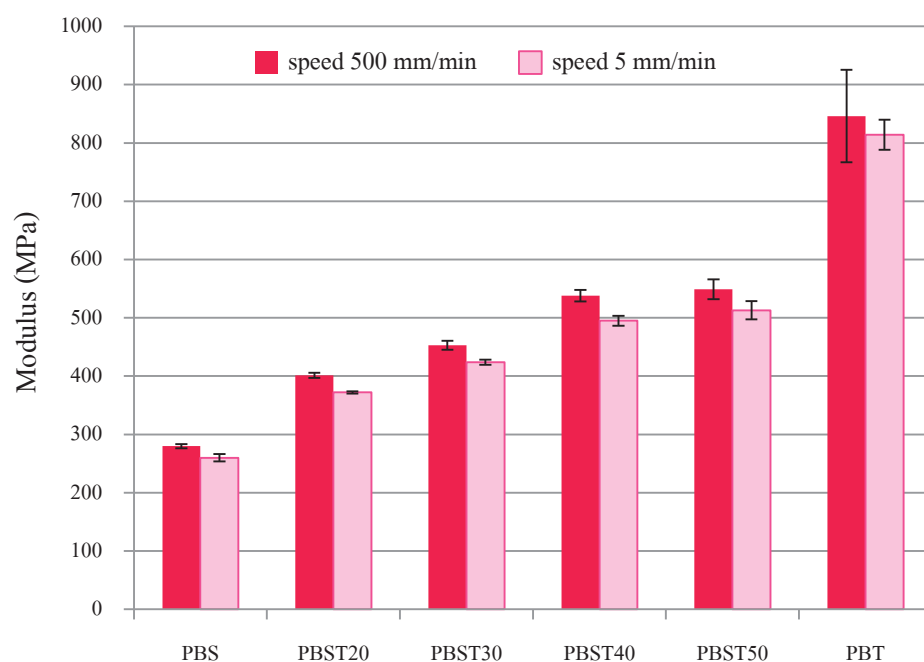


ภาพที่ 4.33 Tensile curve แสดงพฤติกรรม การแตกหักตอบสนองต่ออัตราการดึงของ PBS และ PBT

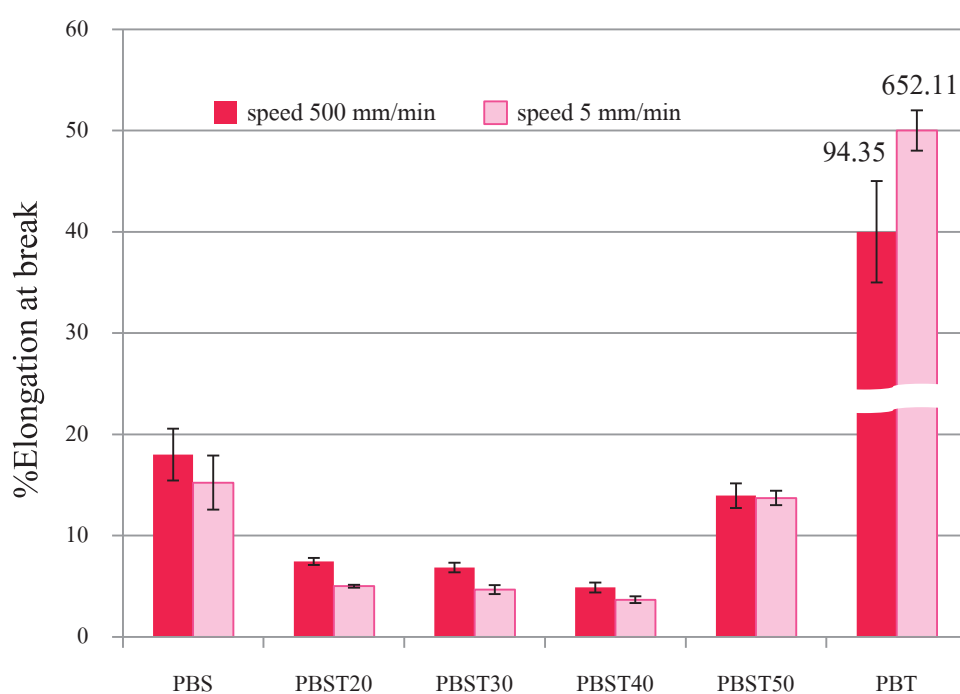
สำหรับการเปลี่ยนแปลงสมบัติการดึงยึดตอบสนองต่ออัตราการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT แสดงดังภาพที่ 4.34-36 พบว่า เมื่ออัตราการดึงสูงขึ้นเป็น 500 มิลลิเมตร/นาที ไม่เพียงแต่จะทำให้ความต้านทานการเปลี่ยนรูป ความแข็งแรงด้านการดึง ของพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้น ยังส่งผลให้เปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นอีกด้วย ทั้งนี้ การเพิ่มขึ้นของเปอร์เซ็นต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม ซึ่งให้เห็นถึงการมีพฤติกรรมการแตกหักแบบ PBS บริสุทธิ์ โดยที่การยืดตัวได้มากขึ้นภายใต้อัตราการดึงที่มากขึ้นจะสามารถสังเกตได้อย่างชัดเจนเมื่อสัดส่วนของ PBS ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น ปรากฏการณ์ดังกล่าวสามารถยืนยันสมมติฐานที่กล่าวไว้ในตอนต้นว่า พอลิเมอร์ผสม PBS/PBT จะเริ่มเกิดการแตกหักในเฟสของ PBS เนื่องจากความแข็งแรงของ PBS ที่ลดลงจากการสลายตัวทางความร้อนในระหว่างกระบวนการเตรียมพอลิเมอร์ผสม ทำให้สมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสมต่ำลงเมื่อเทียบกับ PBS บริสุทธิ์



ภาพที่ 4.34 ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทดสอบด้วยอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที



ภาพที่ 4.35 ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทดสอบการด้วยอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที



ภาพที่ 4.36 เปอร์เซนต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทดสอบอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที

4.3 ผลของการปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT

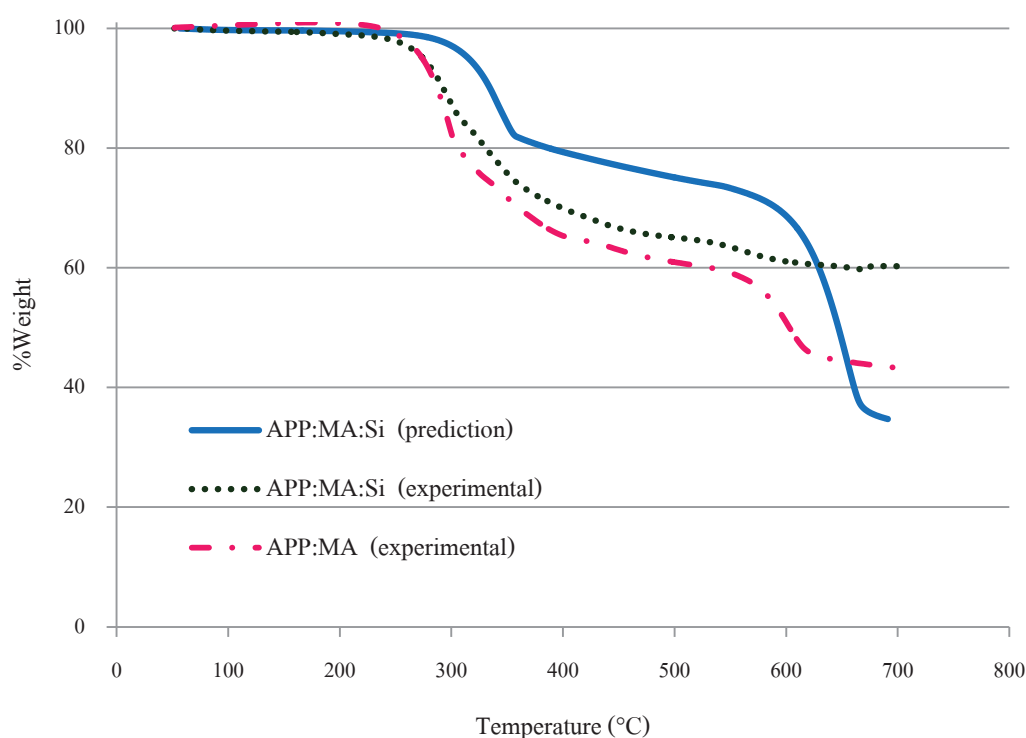
4.3.1 ผลการศึกษาเสถียรภาพทางความร้อน

สำหรับงานวิจัยนี้ การปรับปรุงเสถียรภาพทางความร้อน การลามไฟ และการหยดของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT ทำโดยการผสมสารหน่วงไฟแบบ Intumescent ซึ่งประกอบด้วย APP: MA: Si ในสัดส่วนคงที่เป็น 15: 3: 2 เช่นเดียวกับในงานวิจัยของ Yangjuan Chen และคณะ [3] ซึ่งพบว่า การเติมสารหน่วงไฟดังกล่าวปริมาณ 17 % โดยน้ำหนัก สามารถปรับปรุงการลามไฟและการหยดของ PBS บริสุทธิ์ได้เป็นผลสำเร็จ โดยจะทำให้ PBS สามารถผ่านชั้น V-0 ตามมาตรฐาน UL-94 และมีค่า LOI เป็น 33

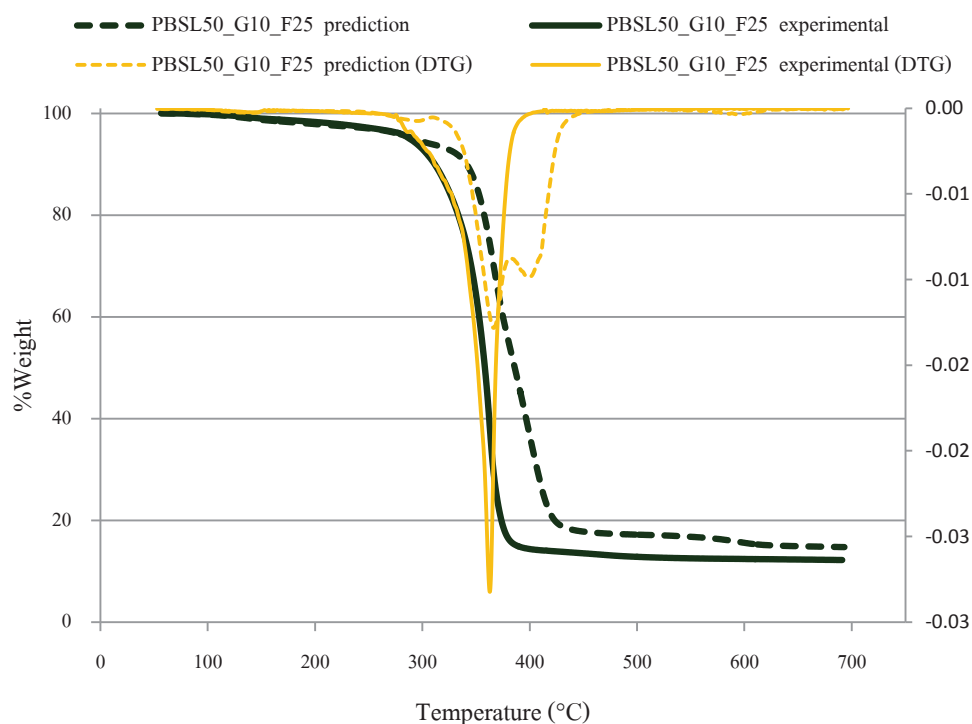
จากผลการวิเคราะห์เสถียรภาพทางความร้อนของสารหน่วงไฟด้วยเทคนิค TGA พบว่า APP จะเกิดการสลายตัวทางความร้อนเป็นสองขั้น โดยขั้นแรกจะเริ่มที่อุณหภูมิประมาณ 300 องศาเซลเซียส ซึ่งจะมีการปลดปล่อยสารโมเลกุลเล็ก ได้แก่ น้ำ และแอมโมเนีย ออกมา โดยจะมีสารผลิตภัณฑ์ที่เหลือจากการสลายตัว 82.88% ซึ่งได้แก่ กรดพอลิฟอสฟอริก (polyphosphoric acid) ที่เกิดการเชื่อมขวางกันอย่างหนาแน่น สำหรับการสลายตัวขั้นที่สองจะเริ่มเกิดที่อุณหภูมิประมาณ 600 องศาเซลเซียส ซึ่งเกิดจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างทางเคมี และ/หรือการเกิดปฏิกิริยาการสูญเสียน้ำ (dehydration) ของ polyphosphoric acid โดยในขั้นตอนนี้จะมีสารผลิตภัณฑ์ที่เหลือจากการสลายตัว 27.30% ซึ่งได้แก่ P_4O_{10} [39] สำหรับ MA จะเกิดการสลายตัวทางความร้อนเพียงขั้นเดียวเริ่มที่อุณหภูมิประมาณ 300 องศาเซลเซียส ซึ่งในระหว่างการสลายตัวทางความร้อนจะมีการดูดกลืนพลังงานสูงถึง 866.72 จูล/กรัม และมีการปลดปล่อยสารโมเลกุลเล็กออกมา คือ แอมโมเนีย โดยจะมีสารผลิตภัณฑ์ที่เหลือจากการสลายตัว 0.98% สำหรับซิลิกา พบว่า จะไม่เกิดการสลายตัวทางความร้อนที่อุณหภูมิต่ำกว่า 700 องศาเซลเซียส อย่างไรก็ตาม จะเกิดการลดลงของน้ำหนักประมาณ 2.28% เนื่องจากการเสียน้ำในโครงสร้างโมเลกุล

ภาพที่ 4.37 แสดงกราฟ TGA ของสารหน่วงไฟแบบ Intumescent โดยจะแสดงเปรียบเทียบระหว่างค่าที่ได้จากการทดสอบ และค่าที่ได้จากการทำนายโดยอาศัยสัดส่วนการผสม ดังแสดงวิธีการคำนวณไว้ในภาคผนวก ข เพื่อให้สามารถเห็นถึงผลของการมีแรงกระทำระหว่างกันของสารหน่วงไฟทั้งสามชนิด อันได้แก่ APP MA และซิลิกา ได้อย่างชัดเจน ซึ่งจากผลการทดลองเห็นได้ว่าการสลายตัวทางความร้อนของสารหน่วงไฟจะเกิดได้เร็วกว่าที่ทำนายไว้ แต่อย่างไรก็ตามปริมาณเถ้าที่เกิดขึ้นภายหลังการเผาไหม้ที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส จะมีค่ามากกว่า แสดงให้เห็นว่า สารหน่วงไฟองค์ประกอบแต่ละชนิดมีแรงกระทำระหว่างกัน กล่าวคือ กรดพอลิฟอสฟอริกที่เกิดจาก

การสลายตัวทางความร้อนของ APP ในขั้นแรกจะสามารถเร่งให้ MA สามารถเกิดการสลายตัวทางความร้อนได้เร็วขึ้น นอกจากนี้อาจเกิดการเชื่อมโยงกันระหว่างอนุพันธ์ที่เกิดจากการสลายตัวของสารหน่วงไฟองค์ประกอบแต่ละชนิด เกิดเป็นโครงสร้างข่ายที่มีเสถียรภาพทางความร้อนสูง ปริมาณเถ้าที่เหลือจากการเผาไหม้จึงเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ยังพบผลการทดลองที่น่าสนใจ เช่นเดียวกับในงานวิจัยของ Yangjuan Chen และคณะ [3] กล่าวคือ การเติมซิลิกา นอกจากจะสามารถเพิ่มเสถียรภาพทางความร้อนให้กับสารหน่วงไฟได้แล้ว ยังทำให้ปริมาณเถ้าที่เหลือภายหลังการเผาไหม้ที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส มีค่ามากกว่าที่ทำนายไว้ถึงประมาณ 18 % โดยน้ำหนัก เนื่องจากซิลิกาจะทำหน้าที่เป็น synergistic agent ในระบบสารหน่วงไฟแบบ Intumescent ซึ่งประกอบด้วย APP และ MA โดยนอกจากจะสามารถเกิดพันธะไฮโดรเจนที่แข็งแกร่งกับสารหน่วงไฟองค์ประกอบอื่นๆ เป็นผลให้เสถียรภาพทางความร้อนของสารหน่วงไฟดังกล่าวสูงขึ้นแล้ว ยังสนับสนุนให้เกิดปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างโมเลกุลกับ APP และ MA หรืออนุพันธ์ที่เกิดจากการสลายตัวทางความร้อนของสารดังกล่าว ทำให้เกิดเป็นสารประกอบของฟอสฟอรัส คาร์บอน และซิลิกาที่มีเสถียรภาพทางความร้อนสูง ส่งผลให้ปริมาณเถ้าเถ้าของสารหน่วงไฟดังกล่าวมีค่าเพิ่มขึ้น



ภาพที่ 4.37 กราฟ TGA ของสารหน่วงไฟแบบ Intumescent



ภาพที่ 4.38 กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F25

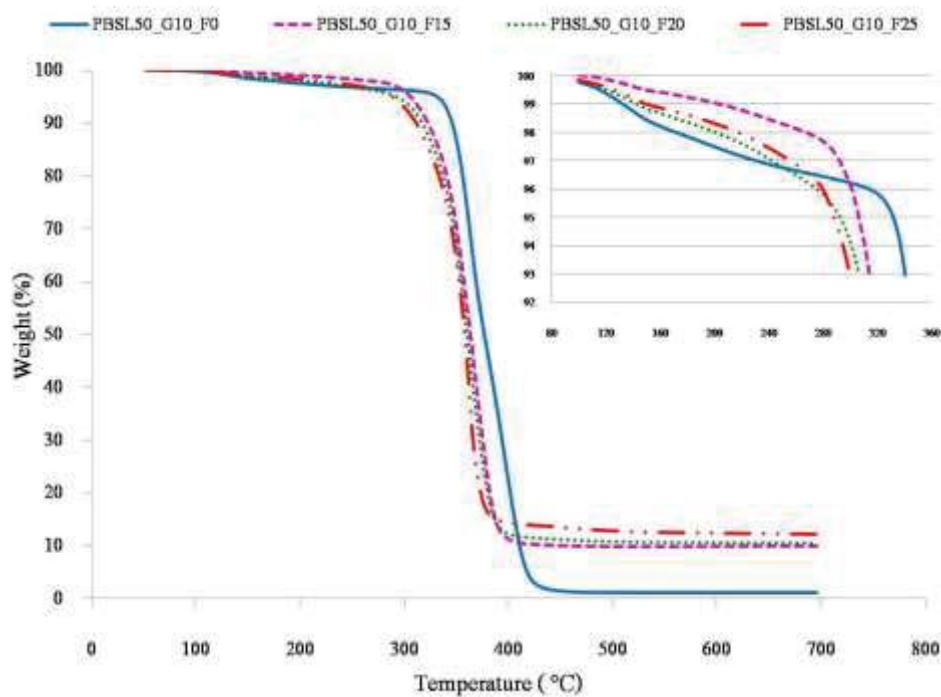
ภาพที่ 4.38 แสดงกราฟ TGA และ DTG ที่ได้จากการทดสอบการสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F25 เปรียบเทียบกับค่าที่ได้จากการทำนาย โดยอาศัยสัดส่วนการผสมดังแสดงวิธีการคำนวณไว้ในภาคผนวก ข เพื่อให้สามารถพิสูจน์ผลกระทบของการสลายตัวทางความร้อนร่วมกันระหว่างสารหน่วงไฟแบบ intumescent และพอลิเมอร์ผสมได้อย่างชัดเจน ซึ่งจากผลการทดลองพบว่า พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F25 นอกจากจะเกิดการสลายตัวทางความร้อนได้เร็วกว่าที่ทำนายไว้แล้ว ยังมีปริมาณเถ้าที่เกิดขึ้นภายหลังการเผาไหม้ที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส น้อยกว่าอีกด้วย นอกจากนี้ ข้อมูลจากกราฟ DTG ซึ่งบ่งบอกถึงพฤติกรรมการสลายตัวของวัสดุทำนายว่า สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F25 ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดีจะเกิดการสลายตัวแยกกันในเฟสของ PBS และ PLA ทำให้ปรากฏฟีก DTG แยกออกเป็นสองฟีก โดยฟีกซึ่งเกิดที่อุณหภูมิต่ำกว่าแสดงถึงการสลายตัวทางความร้อนของ PLA และฟีกที่เกิดที่อุณหภูมิสูงกว่าแสดงถึงการสลายตัวทางความร้อนของ PBS นอกจากนี้จะปรากฏฟีกเล็กๆ ที่อุณหภูมิต่ำซึ่งตรงกับช่วงอุณหภูมิที่ MA เกิดการสลายตัวทางความร้อน และ APP เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างทางเคมี เกิดเป็นกรดฟอสฟอริก แต่จากผลการทดลองพบว่า ฟีกที่แสดงการสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F25 จะปรากฏเป็นฟีกเดี่ยว

ในช่วงอุณหภูมิกว้าง เริ่มตั้งแต่อุณหภูมิที่ตรงกับการสลายตัวทางความร้อนของ MA และ APP ที่ทำนายไว้ และจะสลายตัวอย่างสมบูรณ์ในช่วงอุณหภูมิที่ PLA ในพอลิเมอร์ผสมเกิดการสลายตัว

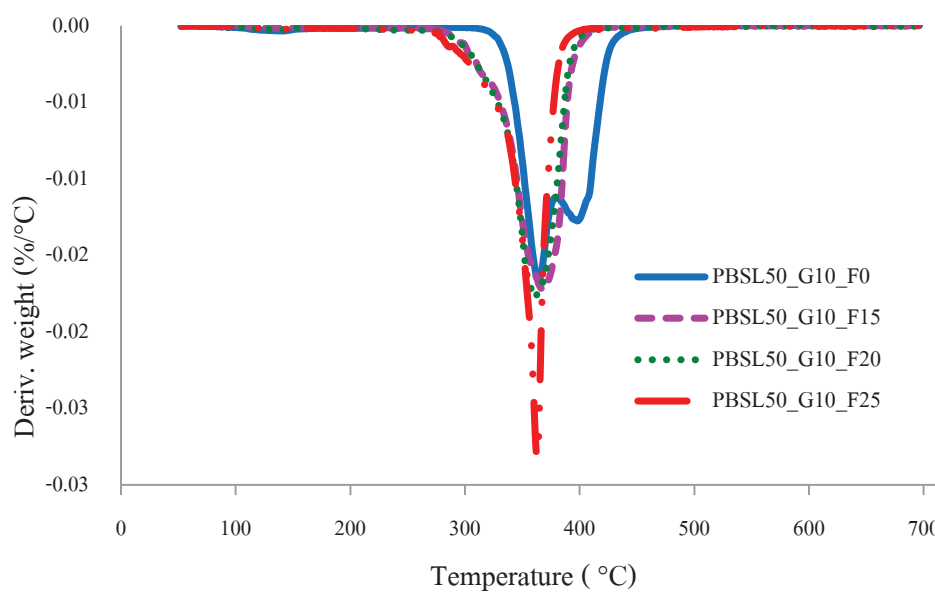
ผลการทดลองดังกล่าว ชี้ให้เห็นว่า สารหน่วงไฟและพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 มีแรงกระทำต่อกัน กล่าวคือ การสลายตัวทางความร้อนในขั้นแรกของ APP นอกจากจะทำให้เกิดกรดฟอสฟอริกที่สามารถเร่งให้พอลิเมอร์ผสมเกิดการสลายตัวทางความร้อนได้เร็วขึ้นแล้ว ยังมีการปลดปล่อยสารโมเลกุลเล็ก เช่น น้ำ ซึ่งสนับสนุนให้เกิดปฏิกิริยาไฮโดรไลซิสได้ดี ทั้งในเฟสของ PBS และ PLA ส่งผลให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F25 มีเสถียรภาพทางความร้อนต่ำกว่าที่ทำนายไว้ และเกิดการสลายตัวไปพร้อมๆ กันทั้งในเฟสของ PBS และ PLA ทำให้ปรากฏฟิสิกการสลายตัวทางความร้อนเป็นฟีกเดียวในช่วงอุณหภูมิกว้าง

ผลกระทบของปริมาณสารหน่วงไฟที่มีต่อเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค TGA แสดงดังภาพที่ 4.39-40 ซึ่งข้อมูลเชิงตัวเลขแสดงไว้ในตารางที่ 4.4 จากกราฟ TGA ในภาพที่ 4.41 พบว่า แม้ว่าจะสามารถสังเกตเห็นการลดลงของน้ำหนักของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F0 เกิดได้ที่อุณหภูมิต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสมในสัดส่วนเดียวกันที่เติมสารหน่วงไฟ เนื่องจากการสลายตัวทางความร้อนของ GMA ในส่วนที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยา แต่พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F0 จะมีอุณหภูมิที่สารตัวอย่างเกิดการสลายตัวไป 5 % โดยน้ำหนัก ($T_{-5\%}$) และอุณหภูมิที่สารตัวอย่างเกิดการสลายตัวได้มากที่สุด (T_{max}) สูงกว่าพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ ซึ่งการลดลงของ $T_{-5\%}$ และ T_{max} มีแนวโน้มที่จะเกิดขึ้นเมื่อปริมาณสารหน่วงไฟในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น อย่างไรก็ตาม พบว่าการเติมสารหน่วงไฟจะทำให้มีเถ้าหรือส่วนที่เหลือจากการเผาไหม้มากขึ้น โดยที่ปริมาณเถ้าที่เพิ่มขึ้นจะเป็นสัดส่วนโดยตรงกับปริมาณสารหน่วงไฟ สำหรับกราฟ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ แสดงดังภาพที่ 4.36 ดังได้กล่าวไปแล้วว่า สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F0 ซึ่งไม่เติมสารหน่วงไฟจะปรากฏฟิสิกที่แสดงการสลายตัวทางความร้อนแยกเป็นสองฟีก แต่เมื่อเติมสารหน่วงไฟลงในพอลิเมอร์ผสมดังกล่าว จะทำให้องค์ประกอบต่างๆ ในพอลิเมอร์ผสมเกิดการสลายตัวร่วมกัน ปรากฏฟิสิกที่แสดงการสลายตัวทางความร้อนเป็นฟีกเดียว ที่อุณหภูมิใกล้เคียงกับอุณหภูมิการสลายตัวทางความร้อนของ PLA โดยฟีกที่ฟีกดังกล่าวจะเลื่อนตำแหน่งไปในทิศทางที่มีอุณหภูมิต่ำลง เมื่อปริมาณสารหน่วงไฟในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น ผลการทดลองดังกล่าวชี้ให้เห็นว่า แม้ว่าปริมาณสารหน่วงไฟที่เพิ่มขึ้นจะเร่งให้ปฏิกิริยาการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสมให้เกิดได้ดีขึ้น แต่จะทำให้มีเถ้าภายหลังการเผาไหม้มากขึ้น ซึ่งเถ้าที่เกิดขึ้นนั้นนอกจากจะสามารถทำหน้าที่ปกคลุมพื้นผิวที่กำลังเผาไหม้ ป้องกันการไหลย้อนกลับของความร้อน การถ่ายเทสารระเหยที่สามารถติดไฟได้และการสัมผัสกับออกซิเจน เป็นผลให้สามารถยับยั้งกลไกการเผาไหม้อย่างต่อเนื่องได้แล้ว ยัง

ทำให้พอลิเมอร์ที่ถูกหลอมเหลวมีความหนืดมากขึ้น ส่งผลให้เกิดการหยดในระหว่างการเผาไหม้ได้น้อยลง ส่งผลดีต่อการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม ดังจะได้อธิบายในลำดับต่อไป



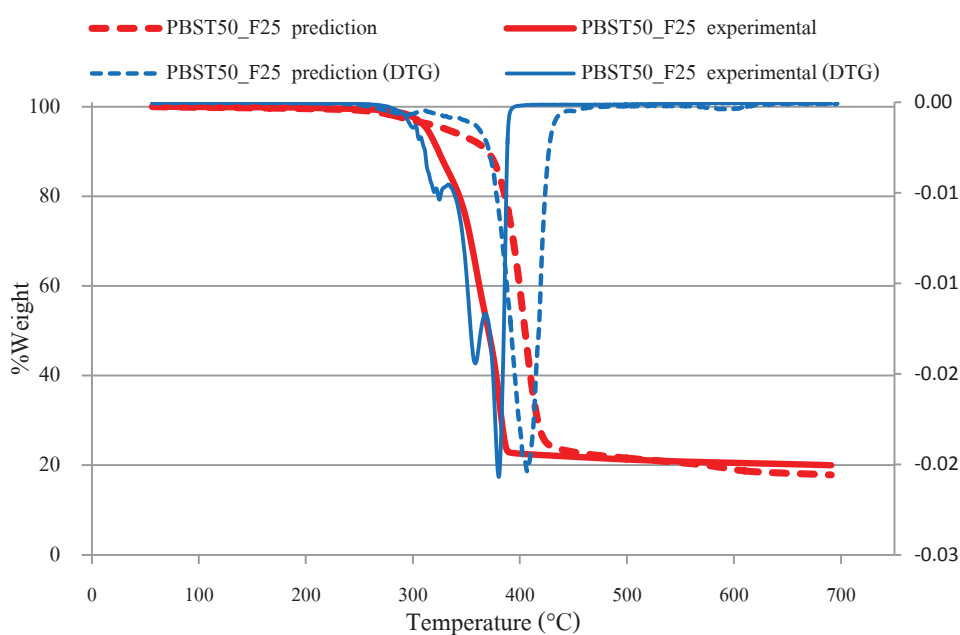
ภาพที่ 4.39 กราฟ TGA ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ



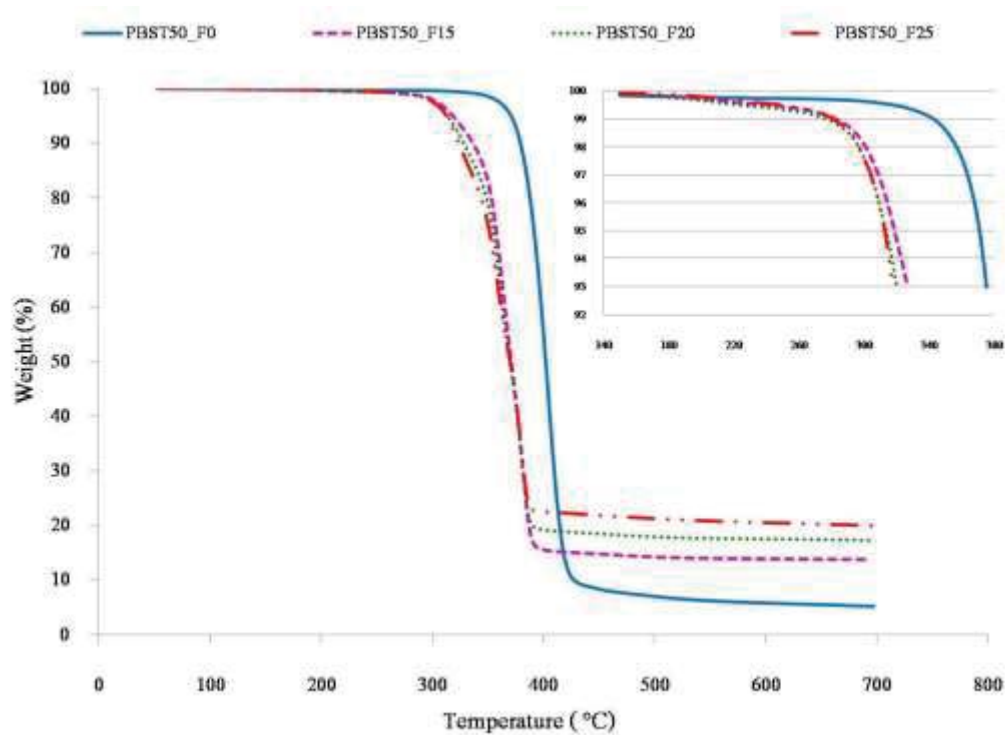
ภาพที่ 4.40 DTG curve ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ

สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBST50 พบผลการทดลองที่คล้ายกันดังแสดงในภาพที่ 4.41 คือ การเติมสารหน่วงไฟในพอลิเมอร์ผสม PBST50 จะทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวมีเสถียรภาพทางความร้อนที่ต่ำกว่าค่าที่ทำนายไว้ เนื่องการสลายตัวทางความร้อนในขั้นแรกของ MA และ APP สามารถเร่งให้ปฏิกิริยาการสลายตัวของพอลิเมอร์ผสมเกิดได้เร็วขึ้น จากการทำนายพฤติกรรมการสลายตัวของ PBST50_F25 พบว่า แม้ว่าพอลิเมอร์ผสม PBST50_F0 ซึ่งไม่เติมสารหน่วงไฟจะแสดงพีคการสลายตัวทางความร้อนเป็นพีคเดี่ยว เนื่องจากช่วงอุณหภูมิในการสลายตัวทางความร้อนของ PBS และ PBT มีที่ใกล้เคียงกันมาก แต่ภายหลังจากการเติมสารหน่วงไฟ 25 % โดยน้ำหนัก จะแสดงพีคการสลายตัวทางความร้อนของแตกออกเป็นสามพีคย่อยๆ ซึ่งเกิดจากพีคที่เกิดที่อุณหภูมิต่ำสุด เกิดจากการสลายตัวทางความร้อนในขั้นแรกของ MA และ APP ซึ่งกรดฟอสฟอริก และน้ำที่เกิดขึ้นจะสามารถเร่งเกิดการสลายตัวทางความร้อนในเฟสของ PBS ได้ดีกว่า PBT ทำให้เห็นพีคที่เกิดจากการสลายตัวทางความร้อนของ PBS และ PBT แยกกันอย่างชัดเจน

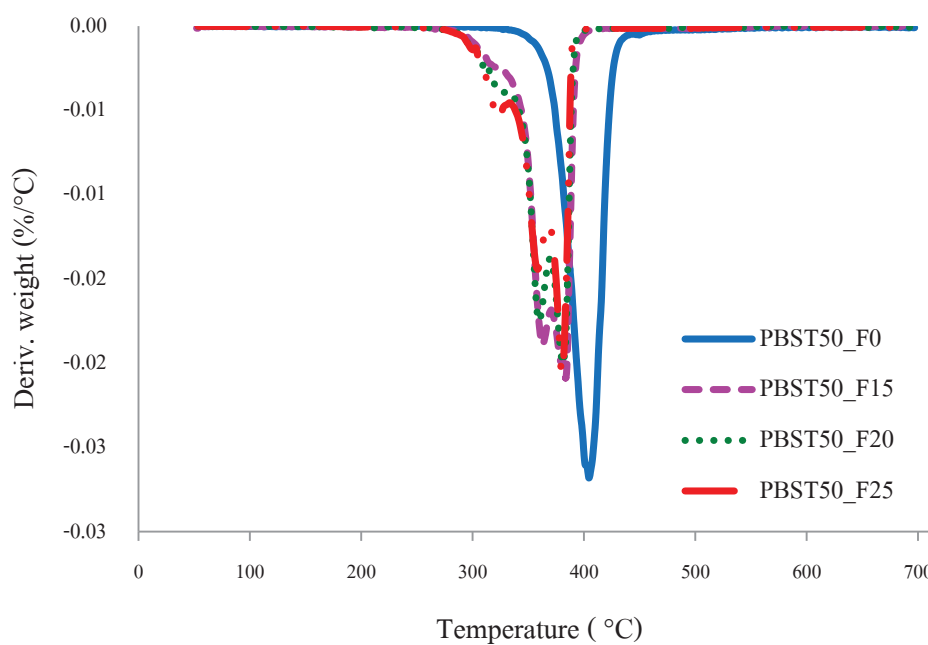
ในทำนองเดียวกัน พบผลกระทบของปริมาณสารหน่วงไฟที่มีต่อเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBST50 ที่ตรงกันกับในกรณีของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ดังแสดงในภาพที่ 4.42 และ 4.43 ซึ่งข้อมูลเชิงตัวเลขแสดงไว้ในตารางที่ 4.4 กล่าวคือ พอลิเมอร์ผสม PBST50 จะมีอุณหภูมิ $T_{-5\%}$ และ T_{max} ต่ำลง แต่จะมีเถ้าหรือส่วนที่เหลือจากการเผาไหม้มากขึ้นเมื่อเติมสารหน่วงไฟ โดยที่การเปลี่ยนแปลงดังกล่าวจะเห็นได้อย่างชัดเจนมากขึ้น เมื่อปริมาณสารหน่วงไฟในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น ซึ่งสามารถอธิบายได้ด้วยเหตุผลในทำนองเดียวกัน



ภาพที่ 4.41 กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBST50_F25



ภาพที่ 4.42 TGA curve ของพอลิเมอร์ผสม PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ



ภาพที่ 4.43 DTG curve ของพอลิเมอร์ผสม PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ

ตารางที่ 4.4 เติชกรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม

ตัวอย่าง	T _{-5%} (°C)	T _{max} (°C)	%เถ้า (wt %)
PBS	365.10	403.37	0.85
PLA	334.19	362.00	0.17
PBT	373.53	404.39	4.44
APP	335.37	654.57	27.30
MA	282.45	347.76	0.98
Si	ND	404.54	97.22
PBSL50_G10_F0	331.70	364.11	1.17
PBSL50_G10_F15	306.32	367.63	9.96
PBSL50_G10_F20	292.34	360.17	10.44
PBSL50_G10_F25	288.21	362.85	12.19
PBST50_F0	371.01	404.42	5.23
PBST50_F15	318.64	383.27	13.76
PBST50_F20	313.80	381.00	17.26
PBST50_F25	313.97	380.35	19.97

4.3.2 ผลการศึกษาการหน่วงไฟและการลามไฟตามมาตรฐาน UL94 และการวัด LOI

ผลการทดสอบการเผาไหม้ในแนวตั้งและการวัดค่า LOI ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และพอลิเมอร์ผสม PBSL50 ที่เติมสารหน่วงไฟ แสดงดังตารางที่ 4.5 พบว่า PBS บริสุทธิ์ที่ใช้ในงานวิจัยนี้ เป็นพอลิเมอร์ที่ต้านทานการติดไฟได้ค่อนข้างดี แต่เมื่อได้รับความร้อน จะเกิดการอ่อนตัว หลอมเหลว และหยดได้ดี โดยจะมีค่า LOI เป็น 20% และผ่านชั้น V-2 ตามมาตรฐาน UL-94 สำหรับ PLA บริสุทธิ์ เป็นพอลิเมอร์ที่สามารถติดไฟได้ง่าย ไม่สามารถดับไฟได้ด้วยตัวเอง และเกิดการลามไฟได้ดี นอกจากนี้ ระหว่างการเผาไหม้ยังเกิดการหยดของพอลิเมอร์ หลอมเหลวและส่วนที่เกิดจากการเผาไหม้อย่างรุนแรง โดยจะมีค่า LOI เป็น 16% และไม่สามารถจัดระดับการติดไฟตามมาตรฐาน UL-94 ได้ ดังนั้นเมื่อเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PBS ทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่ได้ สามารถติดไฟได้ง่าย เกิดการเผาไหม้อย่างต่อเนื่องและหยดอย่างรุนแรงจนไม่สามารถจัดระดับการติดไฟตามมาตรฐาน UL-94 ได้ และมีค่า LOI เป็น 16% เมื่อเติมสารหน่วงไฟปริมาณ 15 %โดยน้ำหนัก จะสามารถปรับปรุงความต้านทานการติดไฟของพอลิ

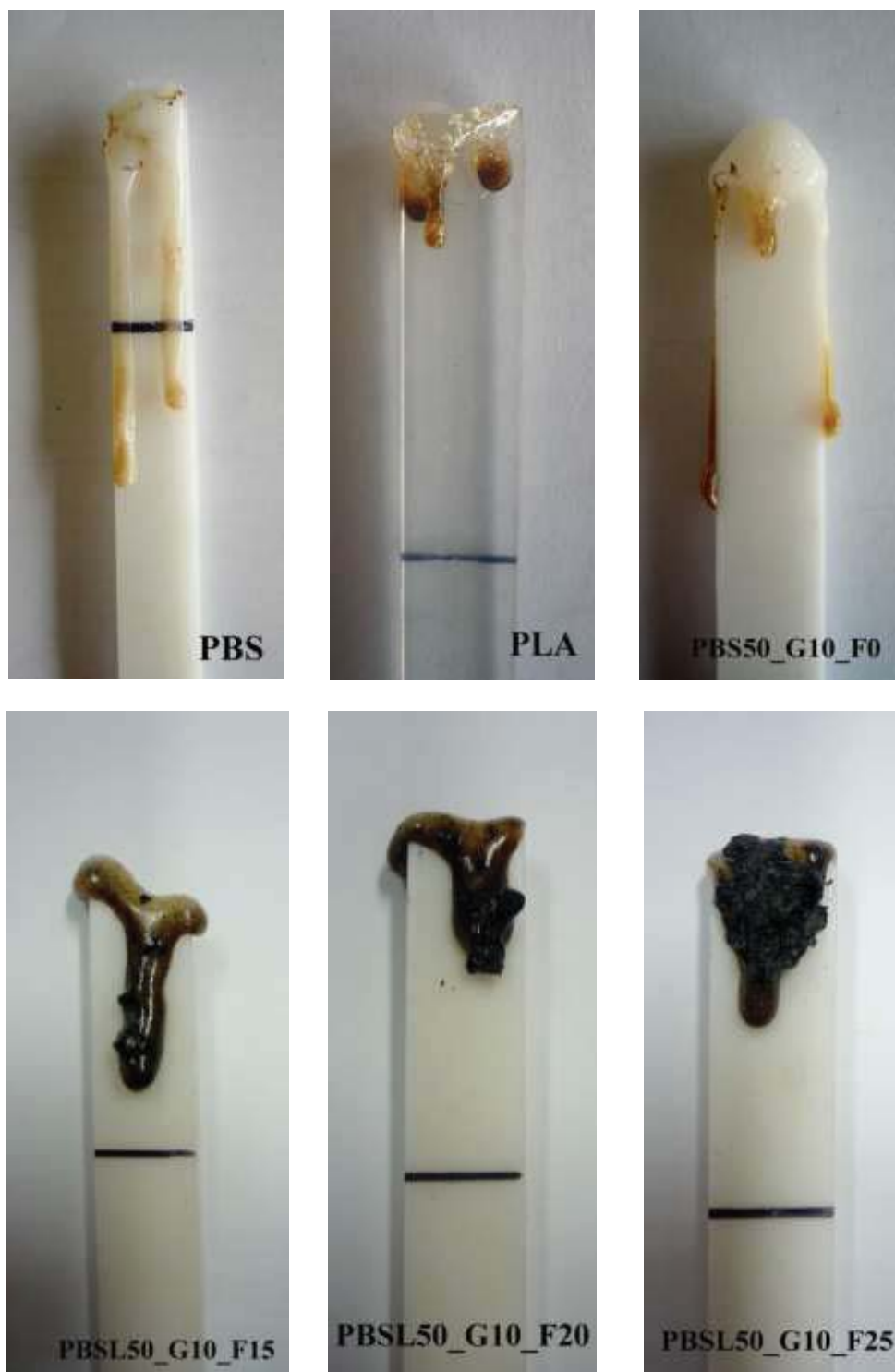
เมอร์ผสมได้ ทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F15 ไม่เกิดการลุกติดไฟ อย่างไรก็ตามความร้อนที่ทำให้พอลิเมอร์ผสมเกิดการอ่อนตัวและหยดได้แต่จะไม่ทำให้ฝ้ายเกิดการติดไฟ ทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวสามารถผ่านขั้น V-0 ตามมาตรฐาน UL-94 ได้และมีค่า LOI เพิ่มขึ้นเป็น 23% เมื่อปริมาณสารหน่วงไฟสูงขึ้นเป็น 20 %โดยน้ำหนัก แม้ว่าจะทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F20 มีระดับการติดไฟตามมาตรฐาน UL-94 และค่า LOI ที่ไม่เปลี่ยนแปลง แต่จากการสังเกต พบว่าจะทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวสามารถเกิดการหยดได้น้อยลง และเมื่อปริมาณสารหน่วงไฟเพิ่มขึ้นเป็น 25 %โดยน้ำหนัก นอกจากจะทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F25 สามารถผ่านขั้น V-0 ตามมาตรฐาน UL-94 แล้ว ยังทำให้มีค่า LOI เพิ่มขึ้นเป็น 27% ตลอดจนเกิดการหยดได้น้อยลง

ตารางที่ 4.5 การหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม

ตัวอย่าง	LOI (%)	UL-94 rate	ลักษณะการติดไฟ
PBS	20	V-2	ติดไฟในเวลาสั้นๆ แต่ตัวอย่างจะค่อยๆ อ่อนตัว หลอม และหยดลงบนแผ่นฝ้ายคล้ายน้ำดาเทียน
PLA	16	Fail	ติดไฟได้ง่าย ไม่สามารถดับได้เอง และเกิดการหยดอย่างรุนแรงทำให้ฝ้ายเกิดการติดไฟ
PBT	17	V-2	ติดไฟได้ง่าย แต่สามารถดับได้เองในเวลาสั้น และเกิดการหยดของส่วนที่เผาไหม้ ทำให้ฝ้ายเกิดการติดไฟ
PBSL50_G10_F0	16	Fail	ติดไฟได้ง่าย ลูกไฟไหม้อย่างรุนแรงทำให้ไม่สามารถดับไฟได้เอง นอกจากนี้ยังเกิดการหยดอย่างรุนแรงทำให้ฝ้ายเกิดการติดไฟ
PBSL50_G10_F15	23	V-0	ไม่เกิดการติดไฟ แต่เกิดการหลอมของชิ้นงานและหยดลงบนฝ้าย
PBSL50_G10_F20	23	V-0	ไม่เกิดการติดไฟ การหลอมและหยดของชิ้นงานเกิดได้น้อยลง
PBSL50_G10_F25	27	V-0	ไม่เกิดการติดไฟ การหลอมและหยดของชิ้นงานเกิดได้น้อยลง
PBST50_F0	18	Fail	เกิดการติดไฟอย่างต่อเนื่อง ดับไฟได้ยาก และเกิดการหยดทำให้ฝ้ายเกิดการติดไฟ
PBST50_F15	21	Fail	ติดไฟได้ยาก แต่ถ้าไฟติดแล้วจะไม่สามารถดับได้เอง แต่จะไม่เกิดการหยดของส่วนที่ถูกเผาไหม้
PBST50_F20	28	V-0	ติดไฟได้ยากมากแต่สามารถดับได้เอง และไม่เกิดการหยดของส่วนที่ถูกเผาไหม้
PBST50_F25	37	V-0	ไม่ติดไฟ

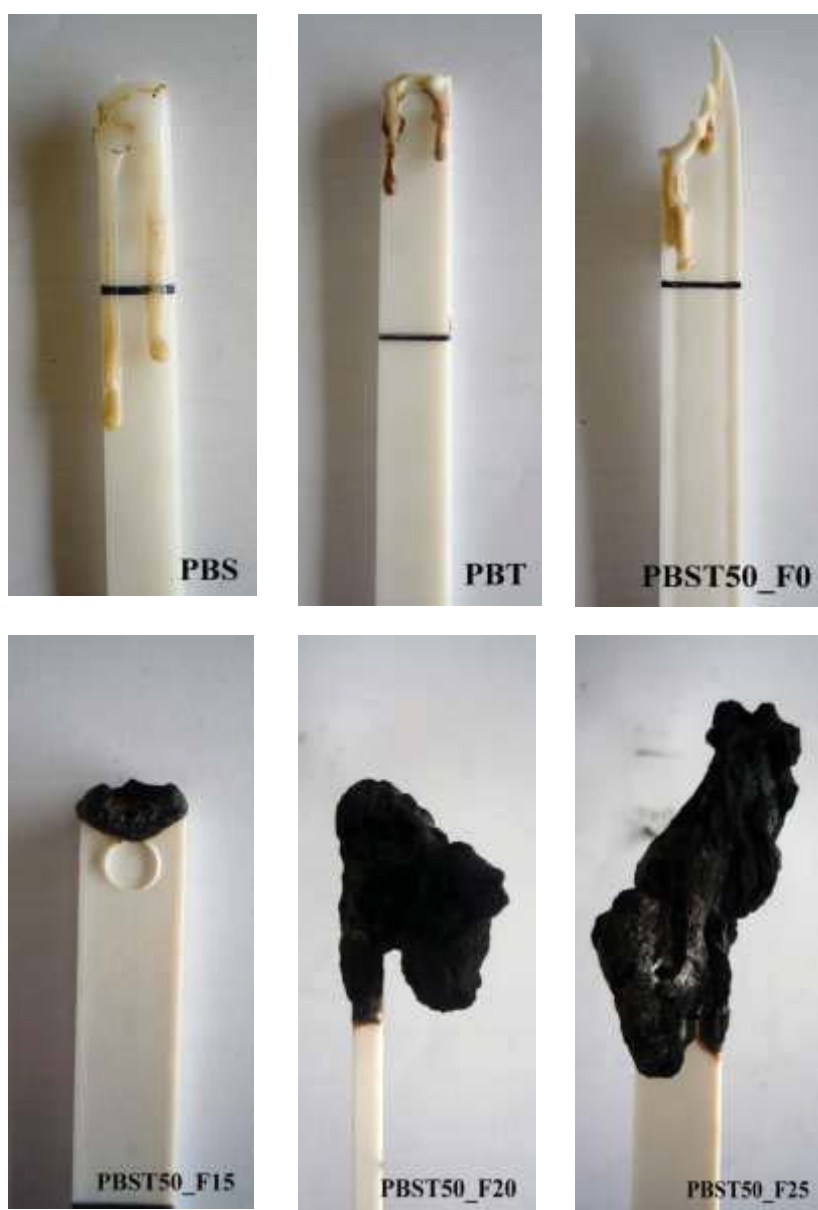
ผลการทดลองดังกล่าวคล้ายกันกับที่พบในพอลิเมอร์ผสม PBST50 ดังแสดงในตารางที่ 4.5 ซึ่งพบว่า การผสม PBT ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่สามารถติดไฟได้ง่าย แต่จะเกิดการดับไฟได้เองในเวลาสั้น และเกิดการหยดของส่วนที่เผาไหม้ ทำให้ฝ้ายเกิดการติดไฟ โดยสามารถผ่านชั้น V-2 ตามมาตรฐาน UL-94 และมีค่า LOI เป็น 20% ลงใน PBS ที่เป็นพอลิเมอร์ที่ต้านทานการติดไฟได้ค่อนข้างดี และผ่านชั้น V-2 ตามมาตรฐาน UL-94 กลับทำให้พอลิเมอร์ผสม PBST50 ที่ได้สามารถติดไฟได้อย่างต่อเนื่อง ดับไฟได้ยาก และเกิดการหยดอย่างรุนแรง ทำให้ฝ้ายเกิดการติดไฟ จนทำให้ไม่สามารถจัดระดับการเผาไหม้ตามมาตรฐาน UL-94 ได้ และมีค่า LOI เป็น 18% ที่เป็นเช่นนี้เนื่องจาก แม้ว่า PBS จะติดไฟได้ค่อนข้างยากแต่จะเกิดการหลอมเหลวและหยดได้ดี เมื่อนำมาผสมกับ PBT ที่ติดไฟได้ง่ายกว่า แต่สามารถดับไฟได้เอง การติดไฟจะเกิดในเฟสของ PBT ได้ดีทำให้เกิดความร้อนและการหลอมเหลวในเฟสของ PBS ซึ่งสามารถทำหน้าที่เป็นเชื้อเพลิงให้กับ PBT ที่กำลังเกิดการเผาไหม้ ทำให้เกิดการลามไฟอย่างต่อเนื่องและไม่สามารถดับไฟได้เอง แต่เมื่อเติมสารหน่วงไฟ 15 % โดยน้ำหนัก แม้ว่าจะสามารถปรับปรุงการหยดของพอลิเมอร์ผสม PBST50_F15 ได้อย่างไรก็ตามพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวยังสามารถเกิดการติดไฟได้อย่างต่อเนื่องและไม่สามารถดับไฟได้เอง ทำให้ไม่สามารถจัดระดับการติดไฟตามมาตรฐาน UL-94 ได้ แต่จะมีค่า LOI เพิ่มขึ้นเป็น 21% เมื่อปริมาณสารหน่วงไฟเพิ่มขึ้นเป็น 20 % โดยน้ำหนัก นอกจากจะทำให้พอลิเมอร์ผสม PBST50_F20 ไม่เกิดการหยดในระหว่างการเผาไหม้แล้ว ยังสามารถปรับปรุงความต้านทานการติดไฟ จนทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าว สามารถผ่านระดับ V-0 ตามมาตรฐาน UL-94 โดยมีค่า LOI เพิ่มขึ้นเป็น 28% และเมื่อปริมาณสารหน่วงไฟเพิ่มขึ้นเป็น 25 % โดยน้ำหนัก จะทำให้พอลิเมอร์ผสม PBST50_F25 ไม่เกิดการติดไฟ และมีค่า LOI เพิ่มขึ้นเป็น 37%

ภาพที่ 4.44 แสดงลักษณะชิ้นงานตัวอย่างภายหลังผ่านการทดสอบ LOI ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ซึ่งจะสามารถสังเกตเห็นลักษณะการหลอมเหลว และการไหลของชิ้นงานตัวอย่าง PBS บริสุทธิ์ PLA บริสุทธิ์ รวมทั้งพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F0 ที่ถูกเผาไหม้ได้อย่างชัดเจนเมื่อเติมสารหน่วงไฟ จะทำให้ชิ้นงานตัวอย่างที่ถูกเผาไหม้มีเถ้าสีดำเกิดขึ้น แม้ว่าจะยังสามารถเห็นลักษณะการหลอมเหลวและการไหลภายหลังการเผาไหม้ได้บ้าง ซึ่งเมื่อปริมาณสารหน่วงไฟมากขึ้นจะทำให้เกิดเถ้าได้มากขึ้น สอดคล้องกับผลการทดสอบจากเทคนิค TGA ปริมาณเถ้าที่มากขึ้นนี้ นอกจากจะสามารถปกคลุมพื้นผิวที่เกิดการเผาไหม้ ซึ่งช่วยยับยั้งกลไกการเผาไหม้อย่างต่อเนื่องแล้ว ยังทำให้ความหนืดของพอลิเมอร์ที่เกิดการหลอมเหลวสูงขึ้นอีกด้วย ทำให้สามารถสังเกตเห็นชิ้นงานตัวอย่างหลังการเผาไหม้มีเถ้าสีดำปกคลุมผิวได้มากขึ้น ในขณะที่การหลอมและไหลน้อยลงเมื่อปริมาณสารหน่วงไฟมากขึ้น



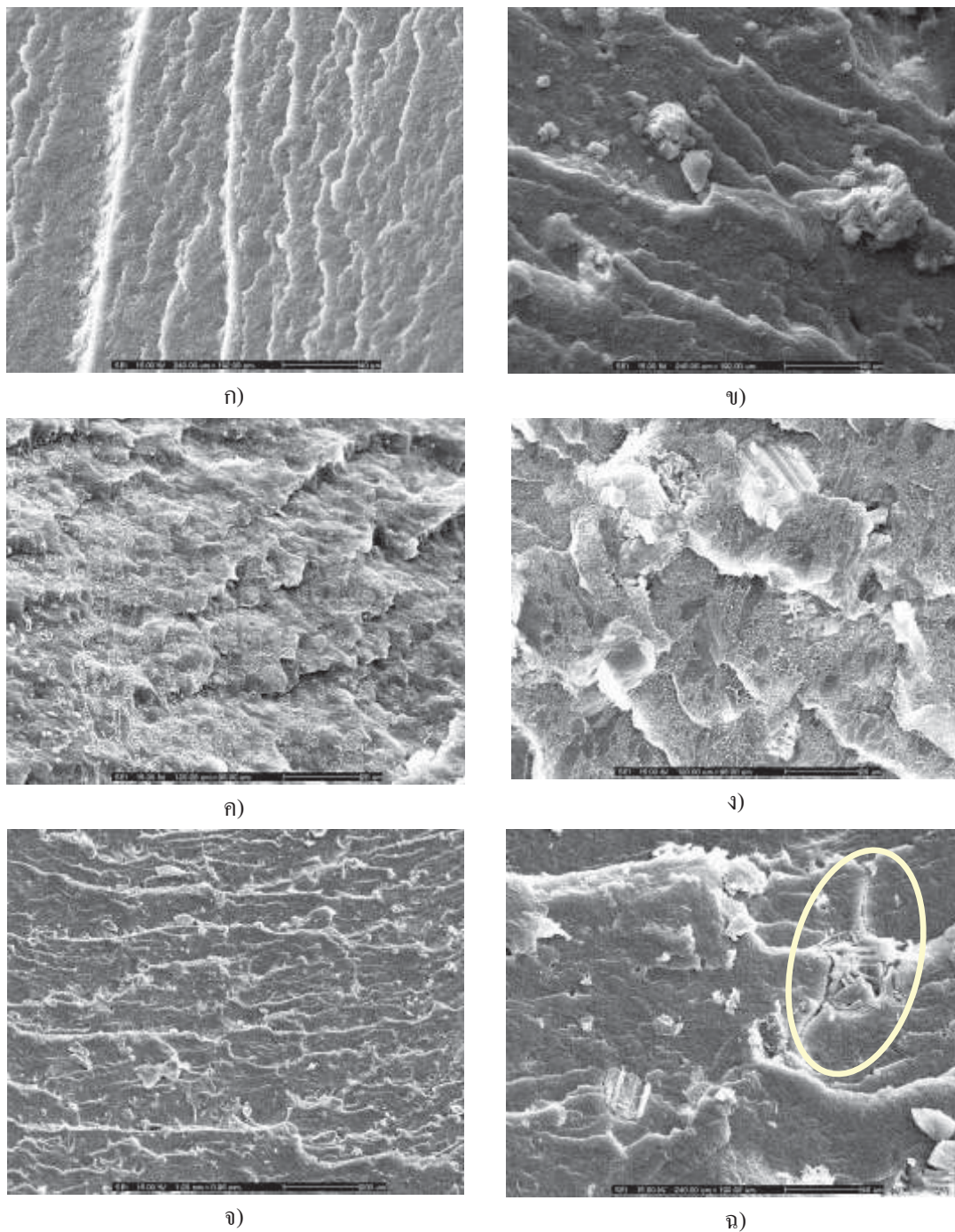
ภาพที่ 4.44 พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 หลังจากผ่านการวัดค่า LOI

คล้ายกันกับลักษณะการเผาไหม้ที่พบในพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ภาพที่ 4.45 แสดงลักษณะชิ้นงานตัวอย่างภายหลังผ่านการทดสอบ LOI ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ซึ่งจะสามารถสังเกตเห็นลักษณะการหลอมเหลวและการไหม้ของชิ้นงานตัวอย่าง PBS บริสุทธิ์ PBT บริสุทธิ์ รวมทั้งพอลิเมอร์ผสม PBST50_F0 ที่ถูกเผาไหม้ได้อย่างชัดเจน เมื่อเติมสารหน่วงไฟ จะทำให้ชิ้นงานตัวอย่างที่ถูกเผาไหม้มีเถ้าสีดำที่มีลักษณะพองตัวเกิดขึ้น โดยไม่ปรากฏลักษณะการหลอมเหลวและการไหม้ภายหลังการเผาไหม้ ซึ่งเมื่อปริมาณสารหน่วงไฟมากขึ้นจะสังเกตเห็นการเกิดเถ้าที่มีลักษณะพองตัวได้อย่างชัดเจนมากขึ้น



ภาพที่ 4.45 พอลิเมอร์ผสม PBSL50 หลังจากผ่านการวัดค่า LOI

4.3.3 ผลการศึกษาโครงสร้างฐานวิทยา



ภาพที่ 4.46 ภาพถ่ายจาก SEM ของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ

ภาพที่ 4.46 เป็นภาพถ่ายจาก SEM แสดงโครงสร้างฐานของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ เมื่อเปรียบเทียบกับโครงสร้างฐานของพอลิเมอร์

ผสม PBSL50_G10 ก่อนและหลังการเติมสารหน่วงไฟ ดังแสดงในภาพที่ 4.46 ก) และ ภาพที่ 4.46 ข) ตามลำดับ พบว่า ไม่สามารถสังเกตเห็นการเปลี่ยนแปลงลักษณะโครงสร้างพื้นฐานในเฟสของ PBS และ PLA ซึ่งให้เห็นว่า การเติมสารหน่วงไฟจะไม่รบกวนการเกิดโครงสร้างแบบเฟสต่อเนื่องในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 อย่างไรก็ตาม สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBST50 เมื่อเปรียบเทียบโครงสร้างพื้นฐานก่อนและหลังการเติมสารหน่วงไฟ ดังแสดงในภาพที่ 4.46 ค) และ ภาพที่ 4.46 ง) ตามลำดับ จะเห็นได้ว่า แม้ว่าการเติมสารหน่วงไฟในพอลิเมอร์ผสม PBST50 จะยังคงทำให้ PBT สามารถผสมและกระจายตัวในเฟสของ PBS ได้ดี แต่จะไม่ปรากฏลักษณะการกระจายตัวของอนุภาค PBT ที่ถูกเชื่อมให้มีลักษณะยาวรีและจัดเรียงตัวในทิศทางเดียวกันดังที่ปรากฏในพอลิเมอร์ผสม PBST50 ที่ไม่เติมสารหน่วงไฟ ซึ่งให้เห็นว่า การเติมสารหน่วงไฟ จะขัดขวางการยึดตัวและการจัดเรียงตัวไปในทิศทางเดียวกันของอนุภาค PBT ที่กระจายตัวในเฟสของ PBS ซึ่งปรากฏการณ์ดังกล่าวจะส่งผลเสียต่อสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสม PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ

จากภาพที่ 4.46 จ) แสดงลักษณะการกระจายตัวของสารหน่วงไฟในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F25 ที่กำลังขยาย 100 เท่า ซึ่งจะเห็นได้ว่า แม้ว่าสารหน่วงไฟจะสามารถกระจายตัวได้อย่างสม่ำเสมอในพอลิเมอร์ผสม แต่เมื่อพิจารณาถึงความเข้ากันได้และการยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของสารหน่วงไฟและพอลิเมอร์ผสม ดังแสดงในภาพที่ 4.46 ฉ) ซึ่งแสดงโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F25 ที่กำลังขยายสูงขึ้นไปเป็น 500 เท่า จะเห็นได้ว่า สารหน่วงไฟและพอลิเมอร์ผสมไม่สามารถยึดเกาะกันได้ดี สืบเนื่องจากการปรากฏรอยต่อระหว่างเฟสที่สามารถเห็นได้อย่างชัดเจน นอกจากนี้ การกระจายตัวของสารหน่วงไฟที่มีขนาดอนุภาคค่อนข้างใหญ่ (ประมาณ 10 ไมครอน) สามารถทำหน้าที่เป็นศูนย์รวมความเค้นริเริ่มให้เกิดการแตกหักบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสดังจะเห็นได้ในภาพที่ 4.46 ฉ) ซึ่งลักษณะดังกล่าวจะส่งผลเสียต่อสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสมดังจะได้อธิบายในลำดับถัดไป

4.3.4 ผลการศึกษาสมบัติทางความร้อน

ผลการทดสอบสมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟโดยใช้เทคนิค DSC แสดงดังตารางที่ 4.6 จะเห็นได้ว่า การเติมสารหน่วงไฟในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 จะทำให้เฟสของ PBS ในพอลิเมอร์ผสมมีอุณหภูมิการตกผลึกในขั้นตอนการทำให้เย็นตัว (T_c) และความเป็นผลึกที่สูง เช่นเดียวกันกับเฟสของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมซึ่งแม้ว่าจะไม่ปรากฏพิกที่แสดงการตกผลึกในขั้นตอนการทำให้เย็นตัว แต่พบว่าความเป็นผลึกของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟจะเพิ่มขึ้น สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBST50 พบผลการทดลองที่คล้ายกัน กล่าวคือ การเติมสารหน่วงไฟจะทำให้ทั้ง PBS และ PBT ในพอลิเมอร์

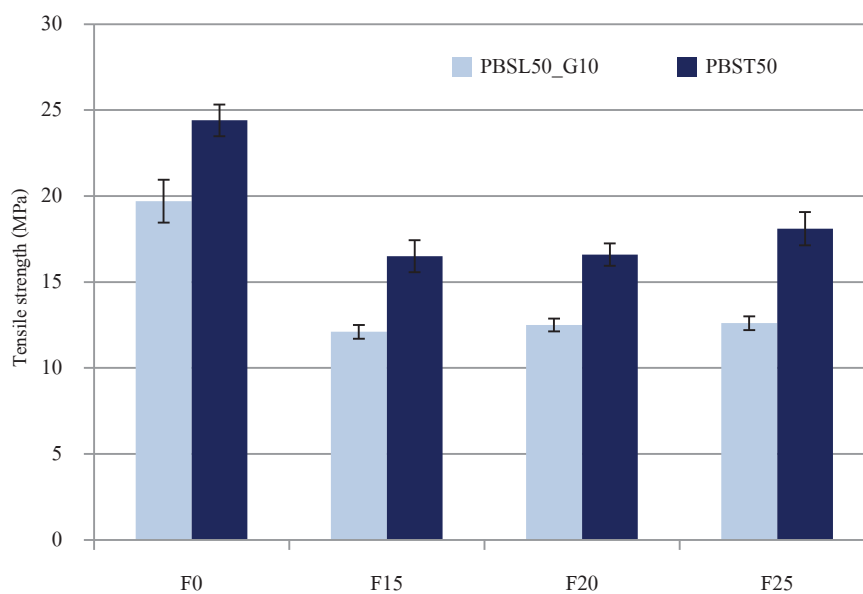
ผสมมีอุณหภูมิ T_c และความเป็นผลึกสูงขึ้น ผลการทดลองดังกล่าวชี้ให้เห็นว่า สารหน่วงไฟสามารถทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสริเริ่มให้พอลิเมอร์องค์ประกอบทั้งในพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT สามารถเกิดการตกผลึกได้เร็วขึ้น ทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวมีอุณหภูมิ T_c และความเป็นผลึกมากขึ้น [40]

ตารางที่ 4.6 สมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ

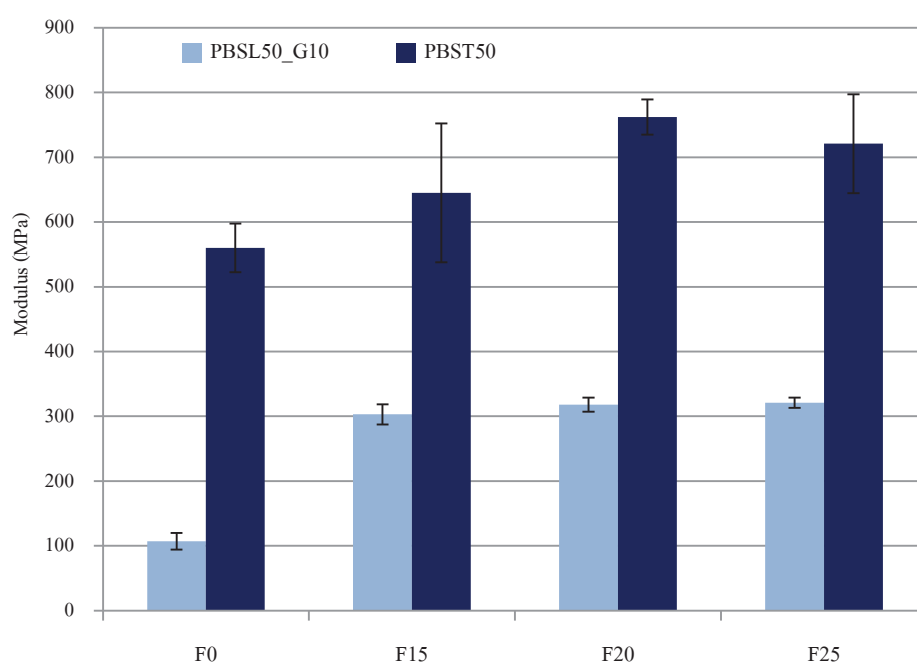
สูตร	PBS			PLA หรือ PBT		
	T_c	% X_c	T_m	T_c	% X_c	T_m
PBSL50_G10_F0	71.66	34.83	103.17	ND	25.23	142.04
PBSL50_G10_F15	72.74	51.11	101.69	ND	37.70	136.90
PBSL50_G10_F20	73.65	48.25	102.03	ND	37.37	137.15
PBSL50_G10_F25	72.13	52.46	102.71	ND	38.22	137.25
PBST50_F0	76.82	0.00	104.25	194.24	26.41	218.57
PBST50_F15	80.47	3.56	106.99	194.65	38.75	219.82
PBST50_F20	80.39	3.28	106.39	195.08	36.58	219.54
PBST50_F25	78.21	2.83	106.43	195.46	39.77	219.23

4.3.3 ผลการศึกษาสมบัติเชิงกล

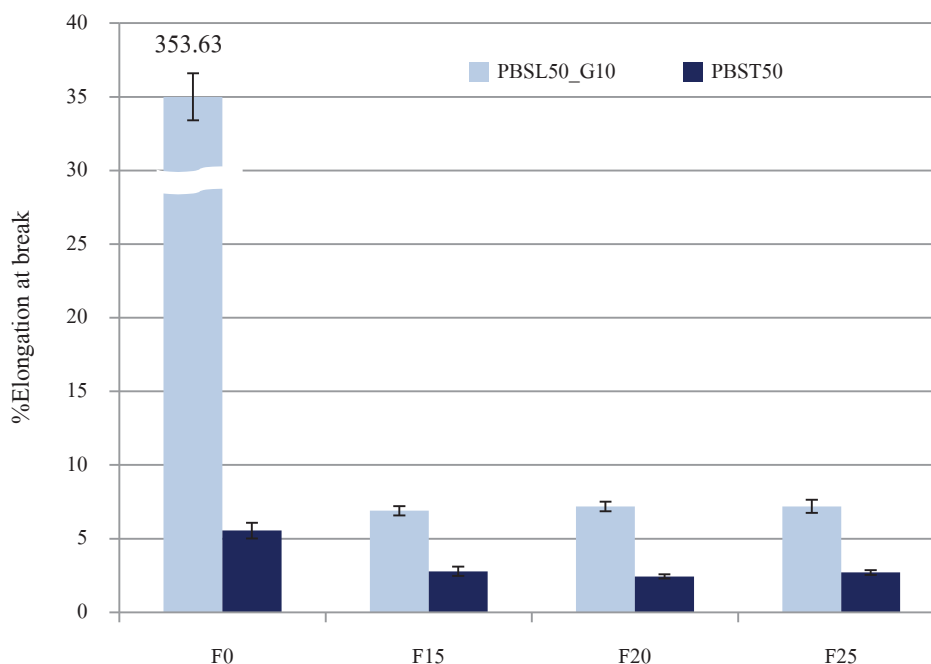
ภาพที่ 4.47-49 และภาพที่ 4.50 แสดงสมบัติการดึงยืดและสมบัติการรับแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ ตามลำดับ สำหรับพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 จะเห็นได้ว่า การเติมสารหน่วงไฟจะทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวมีความต้านทานการเปลี่ยนรูปสูงขึ้น ในขณะที่ความแข็งแรงต้านทานการดึง ความแข็งแรงต้านทานการกระแทก และความสามารถในการยึดตัวต่ำลง โดยเฉพาะอย่างยิ่ง การลดลงของความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหัก พบว่ามีค่าลดลงสูงถึง 98% จนทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟมีความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหักต่ำกว่าพอลิเมอร์ผสม PBSL50 ซึ่งไม่เติม GMA และไม่เติมสารหน่วงไฟ อย่างไรก็ตาม ปริมาณสารหน่วงไฟที่เพิ่มขึ้นในช่วง 15-25 %โดยน้ำหนัก จะไม่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติการดึง และสมบัติการรับแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวอย่างมีนัยสำคัญ



ภาพที่ 4.47 ความแข็งแรงต้านทานการดึงของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ



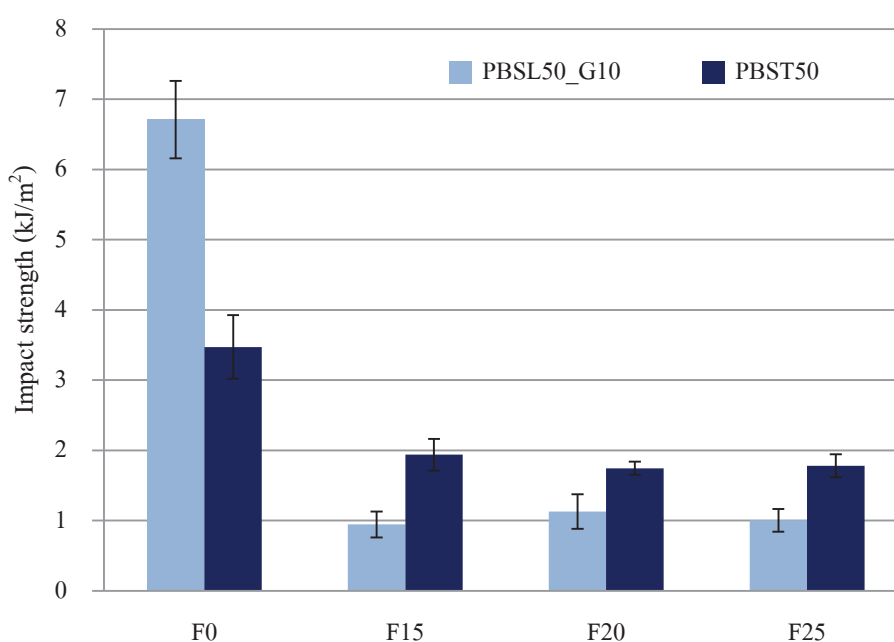
ภาพที่ 4.48 ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ



ภาพที่ 4.49 เปอร์เซนต์การยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ

การเพิ่มขึ้นของความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ เกิดจากสารหน่วงไฟซึ่งมีสถานะเป็นของแข็งจะไปเพิ่มความแข็งแรง (stiffness) ให้กับวัสดุ ทำให้ความต้านทานการเปลี่ยนรูปของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวเพิ่มขึ้น ส่วนการลดลงของความแข็งแรงต้านทานการดึงในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ภายหลังการเติมสารหน่วงไฟ เกิดจากการกระจายตัวในระดับอนุภาคขนาดใหญ่ของสารหน่วงไฟ ดังแสดงในภาพที่ 4.46 ทำให้เกิดศูนย์รวมความเค้น ริเริ่มให้พอลิเมอร์ผสมเกิดการแตกหักบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสได้ดีขึ้น สำหรับการลดลงอย่างรุนแรงของความสามารถในการยืดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ ซึ่งให้เห็นว่า แม้ว่าอนุภาคของสารหน่วงไฟจะไม่ส่งผลต่อการเกิดเฟสแบบต่อเนื่อง ซึ่งสนับสนุนความสามารถในการยืดตัวในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F15-25 แต่จะขัดขวางการทำปฏิกิริยาของ GMA ในเฟสของ PBS และ PLA ซึ่งเป็นกุญแจสำคัญที่ทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 มีความสามารถในการยืดตัวก่อนการแตกหักสูง กล่าวคือ ในการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ ทำโดยเตรียม master batch ของ PLA และสารหน่วงไฟก่อน จากนั้นนำมาหลอมเหลวผสมร่วมกับ PBS และ GMA อีกครั้ง ด้วยเครื่องอัดรีดที่อุณหภูมิประมาณ 160 องศาเซลเซียส ซึ่งในขั้นตอนนี้ GMA มีโอกาสเข้าทำปฏิกิริยากับสารหน่วงไฟได้ทั้งการเกิดพันธะไฮโดรเจน การเกิดปฏิกิริยา esterification หรือแม้กระทั่งการเกิดปฏิกิริยา

ระหว่างหมู่ฟังก์ชันของ GMA กับหมู่ไฮดรอกซิลของสารหน่วงไฟ ทำให้ประสิทธิภาพในการเกิดปฏิกิริยาของ GMA ในเฟสของ PBS และ PLA ลดลง นอกจากนี้ การมีอนุภาคขนาดใหญ่ของสารหน่วงไฟที่กระจายตัวในพอลิเมอร์ผสม โดยมีแรงยึดเหนี่ยวกับเฟสของพอลิเมอร์ที่ไม่ดี สามารถสนับสนุนกลไกการแตกหักให้เกิดได้ดีขึ้น ด้วยสาเหตุหลายๆ ประการดังกล่าว ทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟมีความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหักลดลงอย่างชัดเจน จนมีค่าต่ำกว่าในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G0 ซึ่งไม่เติม GMA และไม่เติมสารหน่วงไฟ เหตุการณ์ดังกล่าว นอกจากจะส่งผลเสียต่อความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 แล้ว ยังส่งผลให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าว มีความแข็งแรงต้านทานการกระแทกลดลง ภายหลังการเติมสารหน่วงไฟ ดังแสดงในภาพที่ 4.50 ซึ่งสามารถอธิบายได้ด้วยเหตุผลในทำนองเดียวกัน



ภาพที่ 4.50 ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ

คล้ายกันกับผลการทดลองที่พบในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 การเติมสารหน่วงไฟ จะทำให้พอลิเมอร์ PBST50 มีความต้านทานการเปลี่ยนรูปสูงขึ้น ในขณะที่ความแข็งแรงต้านทานการดึงยืด ความแข็งแรงต้านทานการกระแทก และความสามารถในการยึดตัวต่ำลง โดยที่ปริมาณสารหน่วงไฟที่เพิ่มขึ้นในช่วง 15-25 %โดยน้ำหนัก จะไม่ส่งผลต่อสมบัติการดึงยืดและสมบัติการรับแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวอย่างมีนัยสำคัญ ซึ่งเหตุการณ์ดังกล่าวสามารถอธิบายได้ด้วยเหตุผลในทำนองเดียวกันกับที่พบในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10

บทที่ 5

สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการวิจัย

5.1.1 ผลของการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PLA

แม้ว่า PBS จะเป็นพอลิเมอร์ที่ได้เปรียบพอลิเมอร์ทั่วไปในด้านการเป็นพอลิเมอร์ย่อยสลายได้ทางชีวภาพ ซึ่งสามารถเตรียมได้จากวัตถุดิบที่สามารถทดแทนใหม่ได้ แต่ยังมีข้อจำกัดทางด้านการมีสมบัติเชิงกลที่ไม่เพียงพอต่อการนำไปใช้งานบางประการ เช่น การทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ซึ่งในงานวิจัยนี้ ไม่เพียง PBS บริสุทธิ์ที่ใช้จะเป็นพอลิเมอร์ที่มีความอ่อนนุ่ม (ความต้านทานการเปลี่ยนรูป 260 MPa ความแข็งแรงต้านทานการดึง 25.8 MPa) ยังมีความสามารถในการยืดหยุ่นต่ำ (< 30%) อย่างไรก็ตาม สามารถปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS ได้โดยการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PLA และใช้ GMA เป็นตัวช่วยปรับปรุงสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวได้ แม้ว่ายังไม่ทำให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีสมบัติเชิงกลเทียบเท่ากับวัสดุที่ใช้ทำกรอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบัน เช่น HIPS ABS เนื่องจากข้อจำกัดทางด้านสมบัติเชิงกลของ PBS และความว่องไวในการทำปฏิกิริยาของ GMA ซึ่งไม่เป็นไปตามสมมติฐานการวิจัย อย่างไรก็ตาม จากการวิจัยพบผลการทดลองที่น่าสนใจ คือ สามารถปรับปรุงให้ PBS ให้มีความต้านทานการเปลี่ยนรูปเพิ่มขึ้น 65% ความแข็งแรงต้านทานการกระแทกเพิ่มขึ้น 11% ในขณะที่สามารถยืดตัวได้สูงขึ้นถึง 2570% โดยการผสม PBS/PLA ด้วยสัดส่วนการผสมเป็น 50/50 และเติม GMA 10 % โดยน้ำหนัก (PBSL50_G10) กล่าวได้ว่า สามารถเปลี่ยน PBS ซึ่งมีความแข็งแรงและความยืดหยุ่นต่ำให้เป็นพอลิเมอร์ที่มีความแข็งแรงและความยืดหยุ่นสูงใกล้เคียงกับ LDPE

ในการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA แม้จะพบว่า PBS และ PLA ไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดี อย่างไรก็ตาม สามารถสังเกตเห็นลักษณะการแยกผิวของ PBS บนอนุภาคของ PLA แสดงถึงการมีแรงกระทำอย่างเบาบางระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสองชนิด ทั้งนี้ ลักษณะโครงสร้างพื้นฐานและความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ไม่เติม GMA ซึ่งส่งผลสำคัญต่อสมบัติเชิงกล

จะถูกควบคุมโดยสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสม กล่าวคือ เมื่อสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมีค่าต่ำ (20 - 30 % โดยน้ำหนัก) ผลต่างของความหนืดระหว่าง PBS และ PLA ในระหว่างการหลอมเหลวผสมจะทำให้เกิดโครงสร้างแบบเฟสกระจายตัว การเปลี่ยนแปลงสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสมจะเป็นไปตามกฎการผสม แต่เมื่อสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมมีค่าสูง (40 - 50 % โดยน้ำหนัก) ความหนืดของระบบที่เพิ่มขึ้นจะทำให้เกิดการลดขนาด และการยึดตัวของอนุภาค PLA ซึ่งเป็นเฟสกระจายตัวได้มากขึ้น จนกระทั่งสามารถเกิดโครงสร้างแบบเฟสต่อเนื่องได้ เมื่อสัดส่วนของ PLA ในพอลิเมอร์ผสมสูงถึง 50 % โดยน้ำหนัก ลักษณะดังกล่าวนอกจากจะส่งผลให้พอลิเมอร์ผสม PBSL40 และ PBSL50 มีสมบัติเชิงกลที่ดีขึ้น เบี่ยงเบนไปจากกฎการผสม ยังสนับสนุนให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50 มีความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหัก และความแข็งแรงต้านทานการกระแทกเพิ่มขึ้น และมีค่ามากกว่าที่ทำนายได้จากกฎการผสมอีกด้วย

การเติม GMA ในพอลิเมอร์ผสมสามารถทำให้เกิดปฏิกิริยาได้หลากหลาย คือ 1) การเกิดปฏิกิริยาระหว่างหมู่ฟังก์ชันของ GMA กับหมู่ไฮดรอกซิล หรือหมู่คาร์บอกซิล ซึ่งเป็นหมู่ปลายสายโซ่โมเลกุลของทั้ง PBS และ PLA ซึ่งสามารถนำไปสู่ปฏิกิริยาที่ 2) การเกิดปฏิกิริยาเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์ เนื่องเข้าทำปฏิกิริยาระหว่าง GMA ที่ยึดเกาะกับสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์สองโมเลกุล โดยการเปิดพันธะคู่ 3) การแทรกตัวอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยา ทั้งนี้ ปฏิกิริยาดังกล่าวจะดำเนินไปทิศทางใด นอกจากจะขึ้นอยู่กับสถานะในการหลอมเหลวผสมซึ่งถูกควบคุมตลอดการดำเนินงานวิจัยนี้แล้ว ยังขึ้นอยู่กับสัดส่วนการผสมระหว่าง PBS และ PLA ในพอลิเมอร์ผสม และปริมาณ GMA ที่ใช้ กล่าวคือ ปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลมีแนวโน้มที่จะเกิดได้ดีในเฟสของ PBS แต่การแทรกตัวของ GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์ มีแนวโน้มที่จะเกิดได้ดีในเฟสของ PLA ในขณะที่การเพิ่มขึ้นของปริมาณ GMA จะส่งเสริมให้ปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์เกิดได้ดีขึ้น อย่างไรก็ตาม การมี GMA ที่ไม่เข้าทำปฏิกิริยาแทรกตัวอยู่ระหว่างสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์ซึ่งสามารถทำหน้าที่เป็น plasticizer ให้กับระบบถือได้ว่าเป็นสาเหตุหลักที่ส่งผลสำคัญต่อสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสม ผลของปฏิกิริยาที่คาดว่าจะเกิดขึ้นทั้งหมดดังได้กล่าวมาแล้วนั้น ทำให้พอลิเมอร์ผสมที่เติม GMA สามารถผสมเข้ากันได้ดีและมีความอ่อนนุ่มมากขึ้น ส่งผลให้ความต้านทานการเปลี่ยนรูป และความแข็งแรงต้านทานการดึงต่ำลง ในขณะที่ความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหัก และความแข็งแรงต้านทานการกระแทกมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ซึ่งเหตุการณ์ดังกล่าวจะสามารถเห็นได้อย่างชัดเจนมากขึ้น เมื่อปริมาณ GMA ในพอลิเมอร์ผสมมากขึ้น อย่างไรก็ตาม ลักษณะโครงสร้างพื้นฐาน ยังเป็นปัจจัยร่วมที่สำคัญสำคัญ ซึ่งส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงความเข้ากันได้ และสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสม ภายหลังการเติม

เนื่องจากการเติม GMA ซึ่งเป็นสาเหตุให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 มีสมบัติโคเด้นและเหมาะสม สำหรับการนำไปศึกษาและปรับปรุงสมบัติเชิงกลในลำดับต่อไป

5.1.2 ผลของการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PBT

การปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ PBS โดยการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT พบว่า แม้ว่า PBS และ PBT จะไม่สามารถผสมเข้ากันได้ดีทำให้เกิดการแยกเฟสกัน แต่จากภาพถ่าย SEM พบการมีรอยต่อระหว่างเฟสระหว่าง PBS และ PBT ที่แนบสนิทมาก แสดงถึงการมีแรงกระทำระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสองชนิดดังกล่าว นอกจากนี้ยังพบว่า สัดส่วนของ PBT ในพอลิเมอร์ผสม ส่งผลสำคัญต่อลักษณะโครงสร้างพื้นฐานของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT เช่นเดียวกับที่พบในพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ซึ่งแม้ว่าพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทุกสัดส่วนการผสมที่ศึกษา จะไม่สามารถเกิดโครงสร้างแบบเฟสต่อเนื่องเช่นเดียวกับพอลิเมอร์ผสม PBSL50 ได้ เนื่องจากการมีความหนืดในขณะหลอมเหลวผสมที่แตกต่างกันมากระหว่าง PBS และ PBT อย่างไรก็ตาม เมื่อสัดส่วนของ PBT ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นเป็น 40 %โดยน้ำหนัก จะเริ่มปรากฏการกระจายตัวของอนุภาค PBT ในเฟสของ PBS ที่มีลักษณะยาวรีและเรียงตัวในทิศทางเดียวกัน โดยเฉพาะอย่างยิ่ง เมื่อสัดส่วนของ PBT ในพอลิเมอร์ผสมเพิ่มขึ้นเป็น 50 %โดยน้ำหนัก กระจายตัวของอนุภาค PBT ในลักษณะดังกล่าวจะเกิดได้ดีและมีความสม่ำเสมอมากขึ้น ส่งผลให้พอลิเมอร์ผสม PBST50 มีสมบัติโคเด้นและเหมาะสม สำหรับการนำไปศึกษาและปรับปรุงสมบัติเชิงกลในลำดับต่อไป อย่างไรก็ตาม การสลายตัวทางความร้อนของ PBS ที่เกิดขึ้นระหว่างกระบวนการหลอมเหลวผสม PBS และ PBT ที่อุณหภูมิสูงถึง 245 องศาเซลเซียส ส่งผลให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีสมบัติเชิงกลเบี่ยงเบนไปจากค่าที่ทำนายได้ตามกฎการผสมอย่างเห็นได้ชัด

5.1.3 ผลของการปรับปรุงการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA และ PBS/PBT

การใช้สารหน่วงไฟแบบ Intumescent ซึ่งประกอบด้วย APP:MA:Si ในสัดส่วน 15:3:2 แม้จะทำให้พอลิเมอร์ผสมมีเสถียรภาพทางความร้อนลดลง เนื่องจากการสลายตัวทางความร้อนในขั้นแรกของ MA และ APP ซึ่งเกิดที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิ T_{max} ของพอลิเมอร์ผสม จะสามารถเร่งให้พอลิเมอร์ผสมเกิดการสลายตัวทางความร้อนได้เร็วขึ้น แต่จะทำให้เกิดเถ้าซึ่งสามารถปกคลุมพื้นผิวที่กำลังเผาไหม้และเพิ่มความหนืดของพอลิเมอร์หลอมเหลวได้มากขึ้น ส่งผลดีต่อการยับยั้งกลไกการเผาไหม้อย่างต่อเนื่อง และการปรับปรุงการหยดของพอลิเมอร์ผสมในระหว่างการเผาไหม้

สำหรับ PBS บริสุทธิ์ที่ใช้ในงานวิจัยนี้ มีเสถียรภาพทางความร้อน การหน่วง และการลามไฟที่ค่อนข้างดี โดยมีค่า LOI เป็น 20% และผ่านขั้น V-2 ตามมาตรฐาน UL-94 แต่การปรับปรุงสมบัติเชิงกลโดยการเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมร่วมกับ PLA ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่สามารถ ดัดไฟ ลามไฟ และเกิดการหยดในขณะการเผาไหม้ได้ดี ทำให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 สามารถเกิดการ ดัดไฟ ลามไฟ และเกิดการหยดในขณะการเผาไหม้ได้ดี โดยมีค่า LOI เป็น 16% และไม่ผ่านมาตรฐาน UL-94 อย่างไรก็ตามเมื่อผสมสารหน่วงไฟแบบ Intumescent ปริมาณ 15 %โดยน้ำหนักในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 จะทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวมีค่า LOI เพิ่มขึ้นเป็น 23% และผ่านขั้น V-0 มาตรฐาน UL-94 และเมื่อปริมาณสารหน่วงไฟเพิ่มขึ้นเป็น 25 %โดยน้ำหนัก จะสามารถปรับปรุงค่า LOI ของพอลิเมอร์ผสมให้มีความเพิ่มขึ้นเป็น 27% ในขณะที่ลักษณะการดัดไฟยังคงผ่านขั้น V-0 มาตรฐาน UL-94

สำหรับพอลิเมอร์ผสมระหว่าง PBS และ PBT ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่ดัดไฟได้ง่ายแต่สามารถดับไฟได้เองในเวลาสั้น และเกิดการหยดในขณะการเผาไหม้ โดยมีค่า LOI เป็น 17% และผ่านขั้น V-2 ตามมาตรฐาน UL-94 พบว่า จะทำให้พอลิเมอร์ผสม PBST50 ที่มีความ LOI เพิ่มขึ้นเป็น 18% แต่ไม่ผ่านมาตรฐาน UL-94 อย่างไรก็ตามเมื่อผสมสารหน่วงไฟเช่นเดียวกับที่ใช้ในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ปริมาณ 20 %โดยน้ำหนักในพอลิเมอร์ผสม PBST50 จะทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าวมีค่า LOI เพิ่มขึ้นเป็น 28% และผ่านขั้น V-0 มาตรฐาน UL-94 และเมื่อปริมาณสารหน่วงไฟเพิ่มขึ้นเป็น 25 %โดยน้ำหนัก จะสามารถปรับปรุงค่า LOI ของพอลิเมอร์ผสมให้มีความเพิ่มขึ้นเป็น 37% ในขณะที่ลักษณะการดัดไฟยังคงผ่านขั้น V-0 มาตรฐาน UL-94

การเติมสารหน่วงไฟจะไม่ส่งผลต่อการเกิดโครงสร้างแบบเฟสต่อเนื่องในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 แต่จะมีผลต่อลักษณะการกระจายตัวของ PBT ในพอลิเมอร์ผสม PBST50 อย่างไรก็ตาม การกระจายตัวของสารหน่วงไฟในระดับอนุภาคขนาดใหญ่ การมีแรงยึดเหนี่ยวที่ไม่ดีระหว่างสารหน่วงไฟและพอลิเมอร์ผสม ตลอดจนการจัดขวางการเกิดปฏิกิริยาของ GMA ในพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 จะส่งผลเสียต่อสมบัติเชิงกลของทั้งพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 โดยจะทำให้พอลิเมอร์ผสมดังกล่าว มีความต้านทานการเปลี่ยนรูปเพิ่มขึ้น แต่ความแข็งแรงต้านทานการดึง ความแข็งแรงต้านทานการกระแทก และความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหักต่ำลง โดยเฉพาะอย่างยิ่ง ความสามารถในการยึดตัวก่อนการแตกหักของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ซึ่งพบว่าจะมีค่าลดลงจาก 354% เหลือประมาณ 8% ภายหลังการเติมสารหน่วงไฟ เนื่องจาก สารหน่วงไฟที่เติมลงไปจะขัดขวางการเกิดปฏิกิริยาแบบต่างๆ ที่สนับสนุนให้พอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 สามารถยึดหยุ่นได้ดี ทั้งนี้ ปริมาณสารหน่วงไฟในพอลิเมอร์ผสมที่มากขึ้นในช่วง 15 – 25 %โดยน้ำหนัก จะไม่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสม

PBSL50_G10 และ PBST50 อย่างมีนัยสำคัญ ดังนั้น การเติมสารหน่วงไฟประมาณ 25 % โดยน้ำหนัก จึงเป็นส่วนที่เหมาะสมที่สุดสำหรับการปรับปรุงการลามไฟ และการหยดของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 เมื่อพิจารณาทั้งในด้านสมบัติเชิงกล การลามไฟ และการหยดในระหว่างการเผาไหม้

5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 การทำงานที่ต้องสัมผัสกับ GMA ควรสวมเครื่องมือป้องกัน ได้แก่ ถุงมือ แวนตา และหน้ากากกันสารเคมี เพื่อป้องกันการสัมผัส และการสูดดม เนื่องจาก GMA เป็นสารที่สามารถระเหยได้ง่ายที่อุณหภูมิห้อง (จุดเดือด 97 องศาเซลเซียส) และมีฤทธิ์ก่อให้เกิดการระคายเคืองต่อเนื้อเยื่อ จึงไม่ทำงานที่ต้องเกี่ยวข้องกับสารดังกล่าวต่อเนื่องกันเป็นเวลามากกว่า 72 ชั่วโมง นอกจากนี้ การทำงานที่เกี่ยวข้องกับสารเคมีทุกชนิด ควรศึกษาข้อควรปฏิบัติจาก MSDS และปฏิบัติตามอย่างเคร่งครัด

5.2.2 สภาพะในการเกิดปฏิกิริยาของ GMA ในพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ที่ใช้ใน งานวิจัยนี้ เป็นสภาวะที่จำกัดสำหรับเครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัยนี้เท่านั้น สำหรับการทำให้เกิดปฏิกิริยาด้วยเครื่องมือที่แตกต่างออกไป ควรปรับปรุงตัวแปรต่างๆ ให้เหมาะสม โดยการยึดถือ อุณหภูมิ และเวลาในการหลอมเหลวผสมเป็นสำคัญ

5.2.3 เพื่อให้ GMA สามารถทำให้เกิดปฏิกิริยาการเชื่อมโยงระหว่างสายโซ่โมเลกุลได้ อย่างมีประสิทธิภาพมากขึ้น ควรใช้ตัวเร่งปฏิกิริยาหรือสารริเริ่มให้เกิดปฏิกิริยาร่วมด้วย

5.2.4 สำหรับการเตรียมพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ควรหลีกเลี่ยงการเตรียมโดยวิธีการ หลอมเหลวผสม เนื่องจากข้อจำกัดทางด้านอุณหภูมิการหลอมเหลวที่แตกต่างกันมาก ทำให้ PBS มีความเสี่ยงต่อการสลายตัวทางความร้อน ซึ่งอาจเตรียมโดยวิธี solution blend แต่อย่างไรก็ตาม จะไม่เหมาะสมกับการผลิตในระดับอุตสาหกรรม

บรรณานุกรม

- [1] United Nations Environment Program. (2009). **Recycle – from e-waste to resources**. Berlin: Oktoberdruck.
- [2] European Commission Joint Research Centre (DG JRC). (2005). **Techno-economic feasibility of largescale production of bio-based polymers in Europe**. Accessed December 2010. Available from <http://ftp.jrc.es/EURdoc/eur22103en.pdf>.
- [3] Yangjuan Chen, and others. (2010). “Preparation of intumescent flame retardant Poly(butylene succinate) using fumed Silica as synergistic Agent.” **Ind. Eng. Chem. Res.** 49, 17 (July): 8200–8208.
- [4] Xin Wang, and others. (2011). “Synergistic effect of graphene on antidripping and fire resistance of intumescent flame retardant Poly(butylene succinate) composites.” **Ind. Eng. Chem. Res.** 50, 9 (March): 5376–5383
- [5] Tadashi Yokohara, and Masayuki Yamaguchi. (2008). “Structure and properties for biomass-based polyester blends of PLA and PBS.” **European Polymer Journal** 44 (January): 677–685.
- [6] Guang Xin Chen, and Jin San Yoon. (2005). “Thermal stability of Poly(L-lactide)/Poly(butylene succinate)/clay nanocomposites.” **Polymer Degradation and Stability** 88 (June): 206-212.
- [7] Hun Sik Kim, and others. (2008). “In situ copolymerization of butylene succinate with twice functionalized organoclay: Thermal stability.” **Colloids and Surfaces A: Physicochem. Eng. Aspects** 313–314 (May): 56–59.
- [8] Mukesh, Kumar, and others. (2010). “Effect of glycidyl methacrylate (GMA) on the thermal, mechanical and morphological property of biodegradable PLA/PBAT blend and its nanocomposites.” **Bioresource Technology** 101 (June): 8406–8415.
- [9] Mik, Campi. (2012). **Plastic Requirements for Product Safety Compliance**. Accessed February 2012. Available from http://www.elliottlabs.com/documents/Plastic_requirements.pdf

- [10] Malik, Hammad A. (1998). **Assessment of flammability of plastic materials used as electrical appliance enclosures**. Accessed February 2012. Available from <http://www.cpsc.gov/library/foia/foia99/os/electric.pdf>
- [11] กรมวิทยาศาสตร์บริการ. สำนักหอสมุดและศูนย์สารสนเทศวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี. (2553). **พลาสติกย่อยสลายได้ทางชีวภาพ**. เข้าถึงเมื่อ 13 ธันวาคม. เข้าถึงได้จาก <http://siweb.dss.go.th/repack/fulltext/IR12.pdf>.
- [12] กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี. สำนักงานนวัตกรรมแห่งชาติ. (2551). **แผนที่นำทางแห่งชาติ การพัฒนาอุตสาหกรรมพลาสติกชีวภาพ (พ.ศ. 2551 - 2555)**. เข้าถึงเมื่อ 13 ธันวาคม. เข้าถึงได้จาก <http://www.nia.or.th/bioplastics/download/ROADMAP.pdf>.
- [13] Rudnik, Ewa. (2011). **Compostable Polymer Materials: Properties and applications**. Accessed April 2011. Available from <http://www.sciencedirect.com/science/book/9780080453712>.
- [14] Lim, L.-T., Auras, R., and Rubino, M., (2008). "Processing technologies for Poly(lactic acid)." **Progress in Polymer Science** 33 (June): 820–852.
- [15] Ultracki, L.A., (2002). **Polymer blend handbook: Volume 1**. Dordrecht: Kluwer Academic.
- [16] Paul, D.R., and Bucknall, C.B., (2000). **Polymer blends: Volume 1 formulation**. USA: John Wiley and sons.
- [17] Backson, S. C. E., Kenwright, A. M., and Richards, R. W., (1995). "A ^{13}C n.m.r, study of transesterification in mixtures of Poly(ethylene terephthalate) and Poly(butylene terephthalate)." **Polymer** 36, 10 (September): 1991-1998
- [18] Wings, N., and Trafara, G., (1994). "Transesterification in blends of Poly(butylene terephthalate) and Bisphenol-A-Polycarbonate." **Makromolekulare Chemie** 217, 1 (April): 91-105
- [19] Abis, L., and others. (1994). "Investigation of the miscibility of Polycarbonate–Poly(ethyleneterephthalate) blends: Solid-state ^1H -NMR T_1 relaxation time measurements, transmission electron microscopy, and structure–properties relationship." **Applied Polymer Science** 52, 10 (June): 1431-1445
- [20] Ampacet.co.Ltd. (2011). **Flame retardant**. Accessed April 2011. Available from <http://www.ampacet.com/usersimage/File/tutorials/FlameRetardants.pdf>.
- [21] Horrocks, A.R., and Price, D., (2001). **Fire retardant materials**. Cambridge: Woodhead

- [22] Bourbigot, Serge, and Duquesne, Sophie. (2007). "Fire retardant polymers: recent developments and opportunities." **Material Chemistry** 17 (April): 2283–2300
- [23] Young Jin Kim, and O Ok Park. (1999). "Miscibilities and rheological properties of Poly(butylenes succinate)–Poly(butylene terephthalate) blends." **Applied Polymer Science** 72 (October): 945–951
- [24] Young Jin Kim, and O Ok Park. (1999). "Miscibility and biodegradability of Poly(butylenes succinate)/Poly(butylene terephthalate) blends." **Environmental Polymer Degradation** 7, 1 (January): 54-66
- [25] Lain, Carole, and others. (2008). "Free radical polymerization of Glycidyl methacrylate in plasticized Poly(vinyl chloride)." **European Polymer Journal** 44 (July): 3177–3190
- [26] Reis, Adriano V., and others. (2009). "Reaction of Glycidyl Methacrylate at the hydroxyl and carboxylic groups of Poly(vinyl alcohol) and Poly(acrylic acid): Is this reaction mechanism still unclear? " **J. Org. Chem.** 74 (January): 3750–3757
- [27] Qiang Li, and others. (2003). "Heterogeneous-phase reaction of Glycidyl methacrylate and Chondroitin sulfate: Mechanism of ring-opening-transesterification competition." **Macromolecules** 36 (March): 2556-2562
- [28] Al-Malaika, S., and Kong, W. (2005). "Reactive processing of polymers: Effect of in situ compatibilisation on characteristics of blends of Polyethylene terephthalate and Ethylene-propylene rubber." **Polymer** 46 (August): 209–228
- [29] Ghosh Pallab. (2009). **Colloid and interface science**. New Delhi: PHI learning private.
- [30] Hyoung-Joon Jin, and others. (2000). "Properties and biodegradation of poly(ethylene adipate) and poly(butylene succinate) containing styrene glycol units." **European Polymer Journal** 36 (February): 2693-2698
- [31] Mal-nam kim, and others. (2001). "Biodegradability of ethyl and n-octyl branched poly(ethylene adipate) and poly(butylene succinate)." **European Polymer Journal** 37 (October): 1843-1847
- [32] Gajria, Ajay M., and others. (1996). "Miscibility and biodegradability of blends of poly(lactic acid) and poly(vinyl acetate)." **Polymer** 37, 3 (January): 437-444
- [33] Auras, Rafael, and others. (2010). **Poly(lactic acid): Synthesis, structures, properties, processing and application**. USA: John Wiley & sons.

- [34] **GMA.** (2012) Accessed May 2012. Available from
[http://www.wolframalpha.com/entities/chemical_surface_tensions/surface_tension_o
 f_glycidyl_methacrylate/zr/gw/jg/](http://www.wolframalpha.com/entities/chemical_surface_tensions/surface_tension_of_glycidyl_methacrylate/zr/gw/jg/)
- [35] **GMA.** (2012) Accessed May 2012. Available from
<http://cameochemicals.noaa.gov/chris/GCM.pdf>
- [36] Kazuyo Takahashi, and others. (2004). "Crystal transformation from the a- to the b-form upon tensile drawing of poly(L-lactic acid)." **Polymer** 45 (March): 4969–4976
- [37] Xiuqin Zhang, and others. (2011). "Structure variation of tensile-deformed amorphous poly(L-lactic acid): Effects of deformation rate and strain." **Polymer** 52 (July): 4141-4149
- [38] Bhatia, Amita., and others. (2007). "Compatibility of biodegradable poly (lactic acid) (PLA) and poly (butylene succinate) (PBS) blends for packaging application." **Korea-Australia Rheology Journal** 19, 3 (November): 125-131
- [39] Samyn, F., and others. (2007). "Effect of zinc borate on the thermal degradation of ammonium polyphosphate." **Thermochimica Acta** 456 (February): 134–144
- [40] Junfeng Xiao, and others. (2006). "Fire retardant synergism between melamine and triphenyl phosphate in poly(butylene terephthalate)." **Polymer Degradation and Stability** 91 (March): 2093-2100

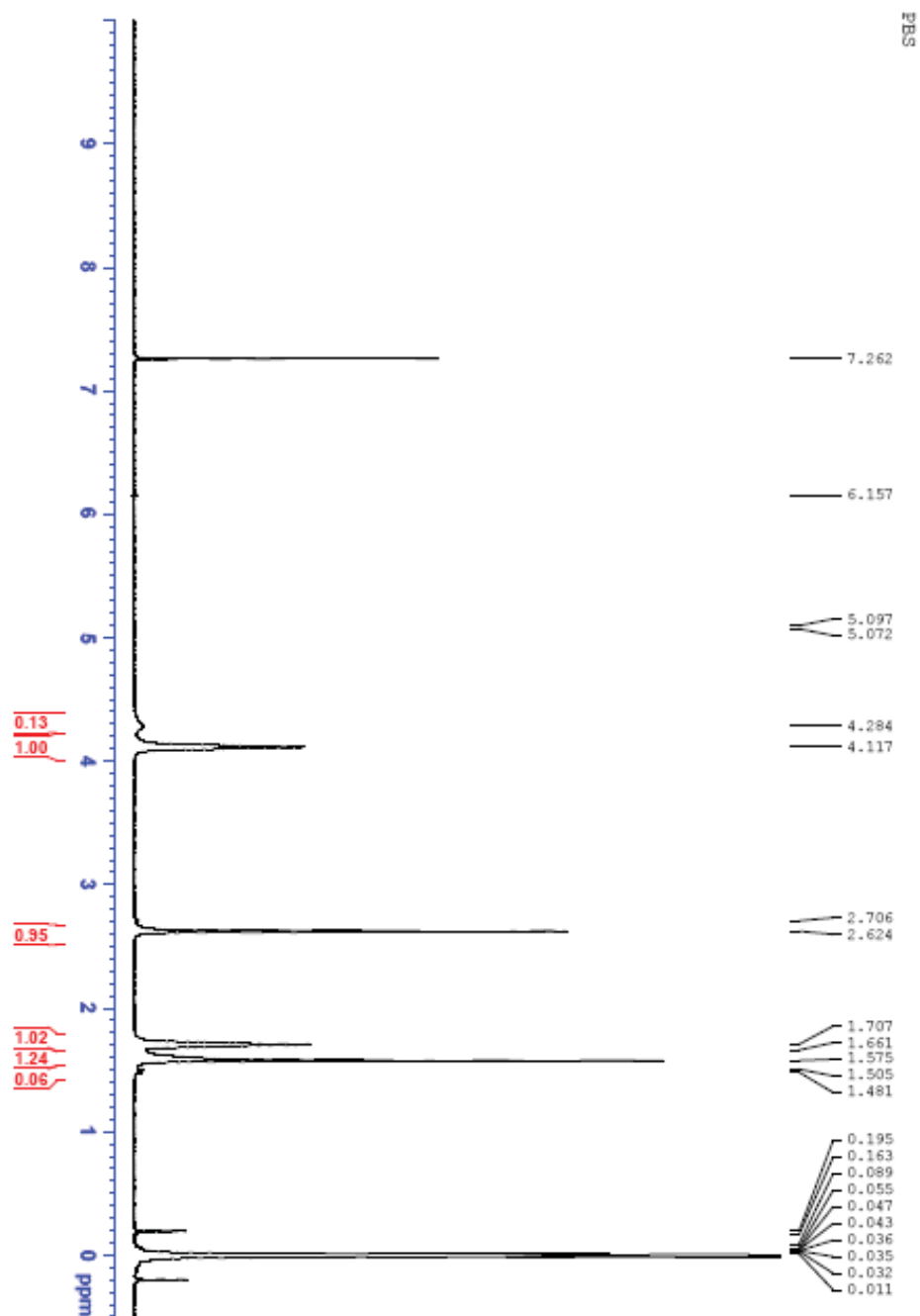
ภาคผนวก

ภาคผนวก ก

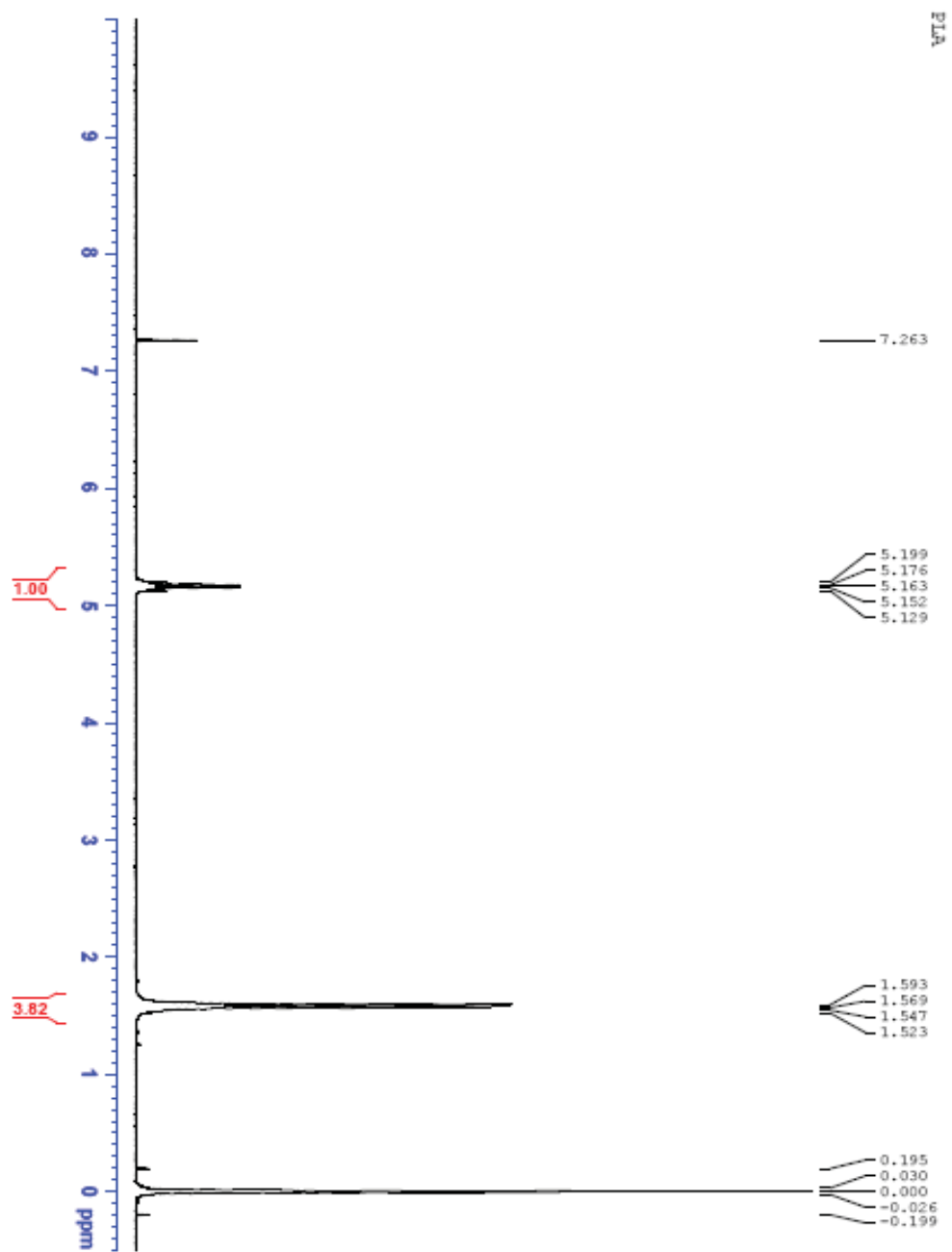
ข้อมูลและผลการทดสอบสมบัติของพอลิเมอร์ผสมต่างๆ

ก-1 ผลการวิเคราะห์การเกิดปฏิกิริยาในระบบพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA/GMA โดยใช้เทคนิค NMR

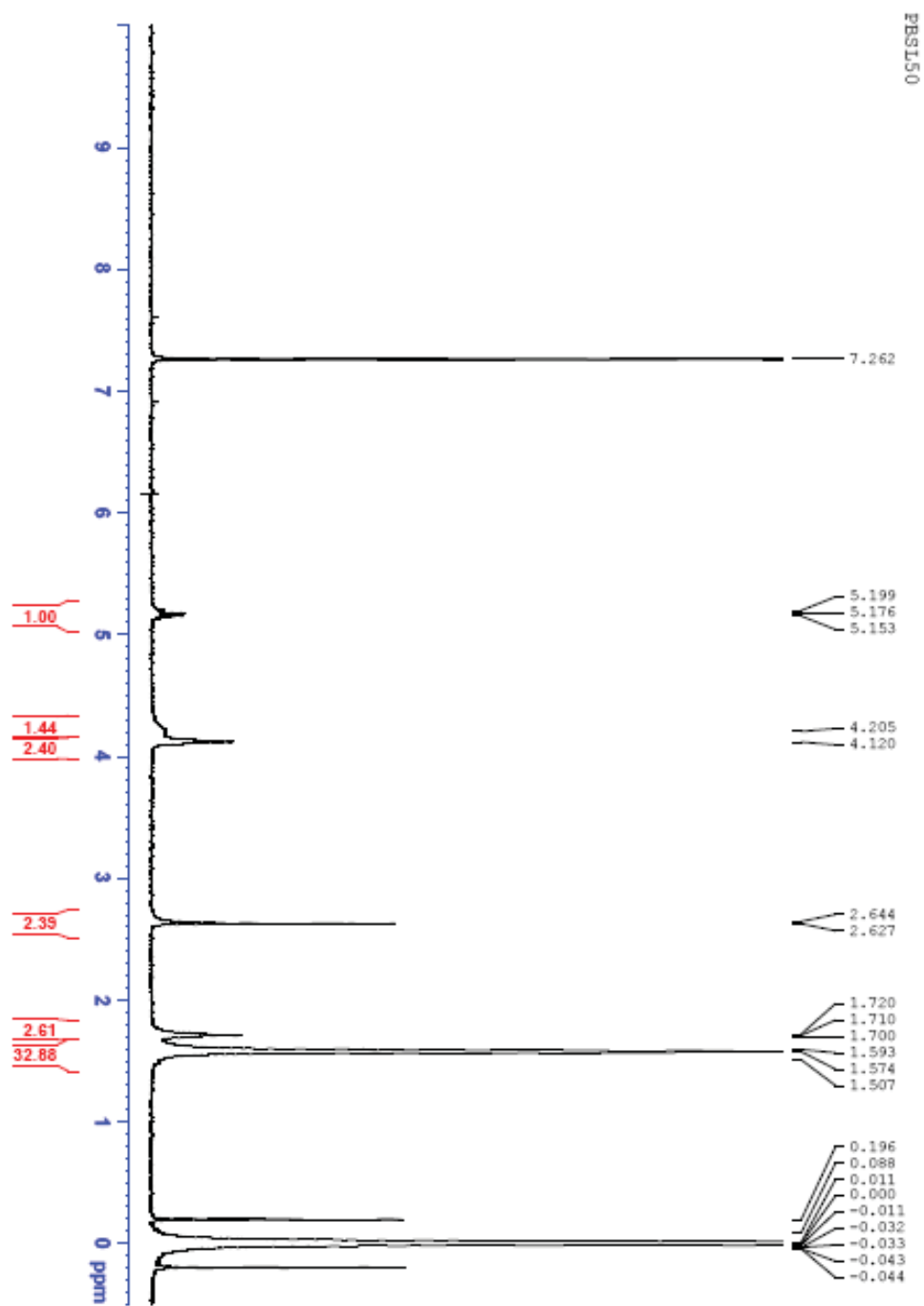
ภาพผนวก ก.1 NMR spectrum ของ PBS บริสุทธิ์



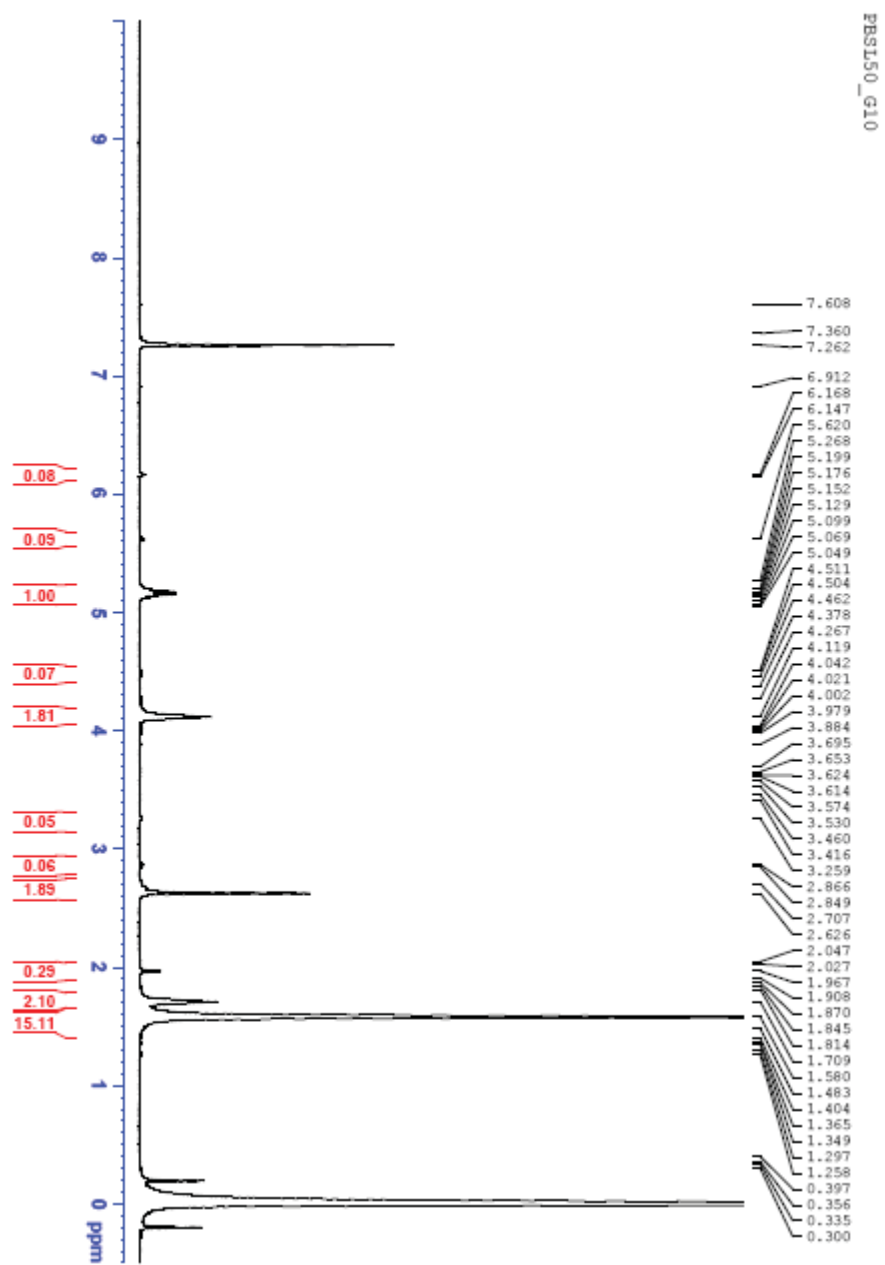
ภาพผนวก ก.2 NMR spectrum ของ PLA บริสุทธิ์



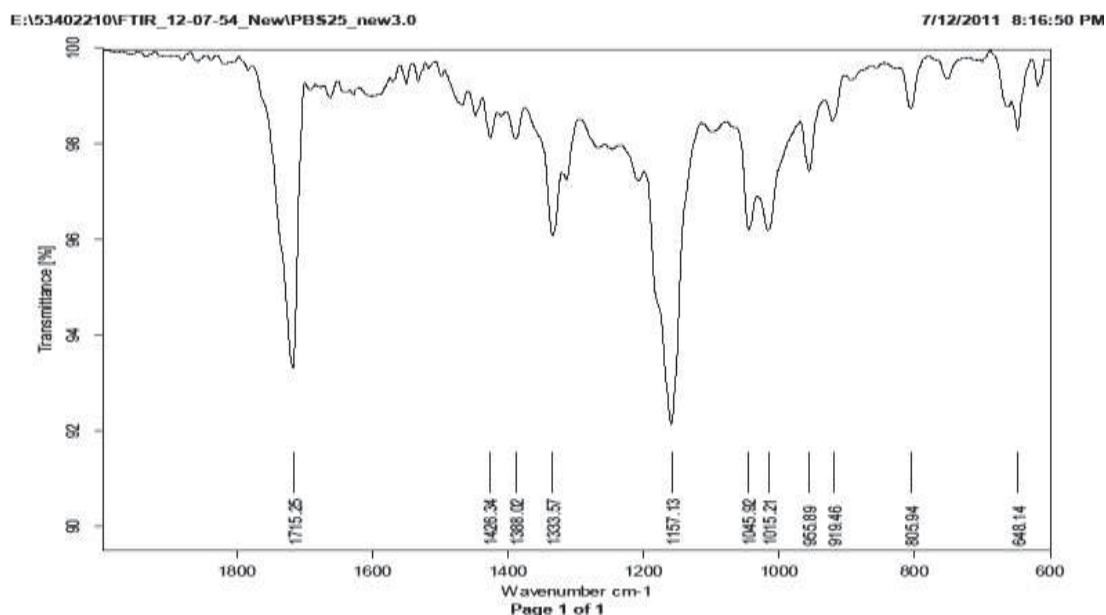
ภาพผนวก ก.3 NMR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50



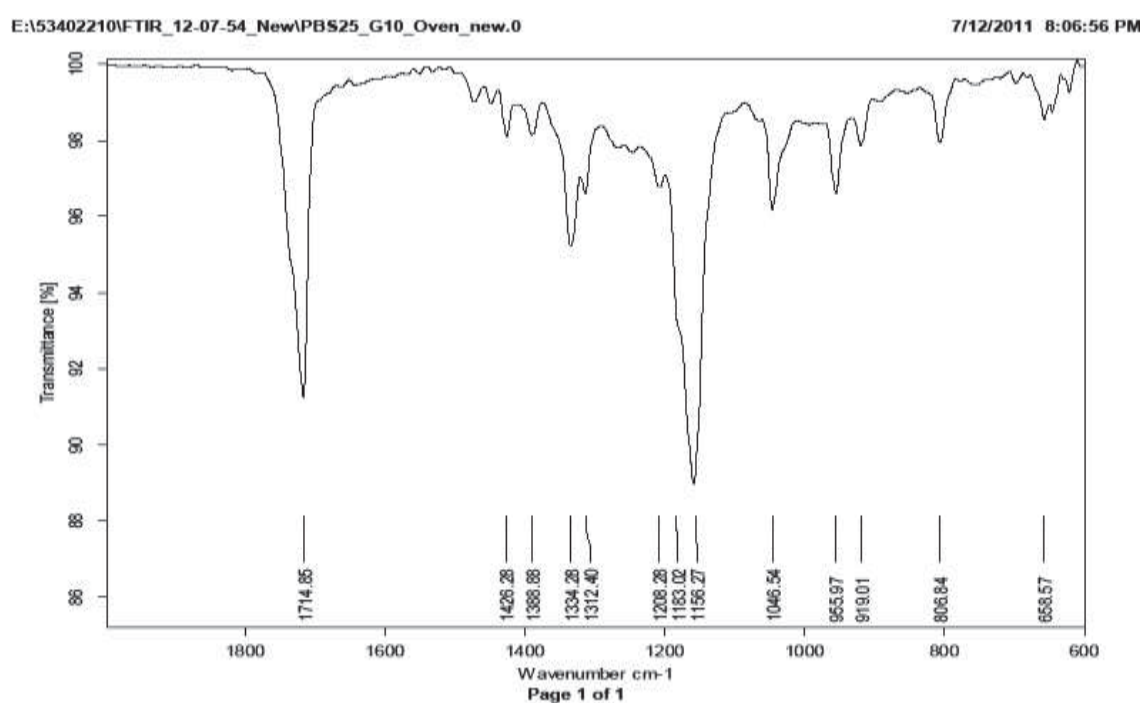
ภาพผนวก ก.4 NMR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10



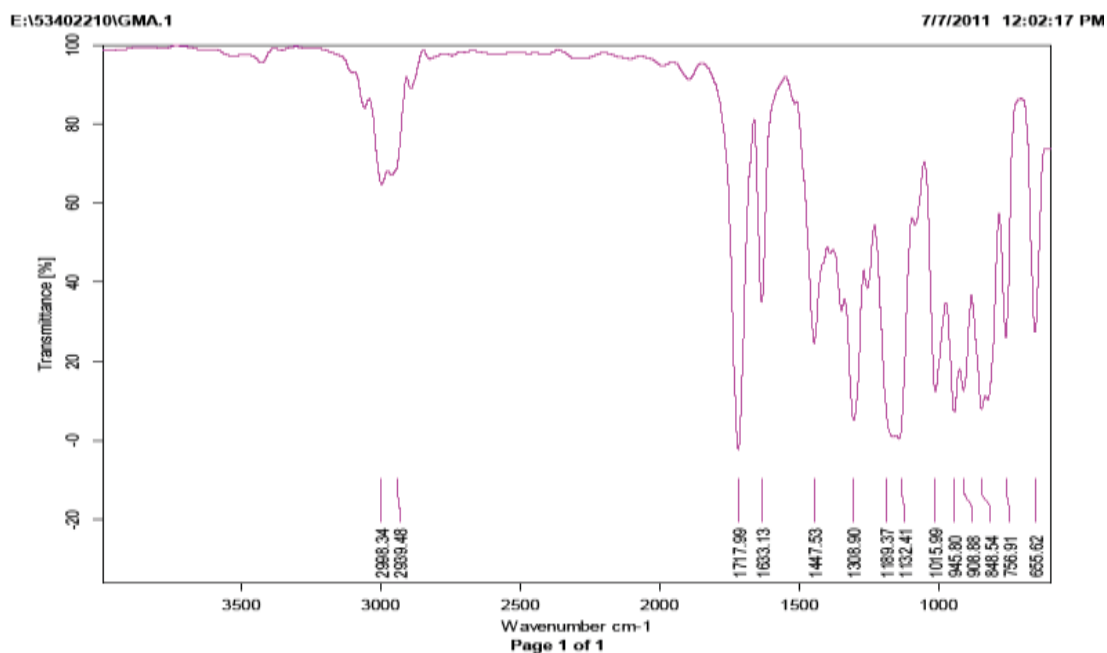
ก-2 ผลการวิเคราะห์การเกิดปฏิกิริยาในระบบพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA/GMA โดยเทคนิค FTIR



ภาพผนวก ก.5 FTIR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBSL25



ภาพผนวก ก.6 FTIR spectrum ของพอลิเมอร์ผสม PBSL25_G10

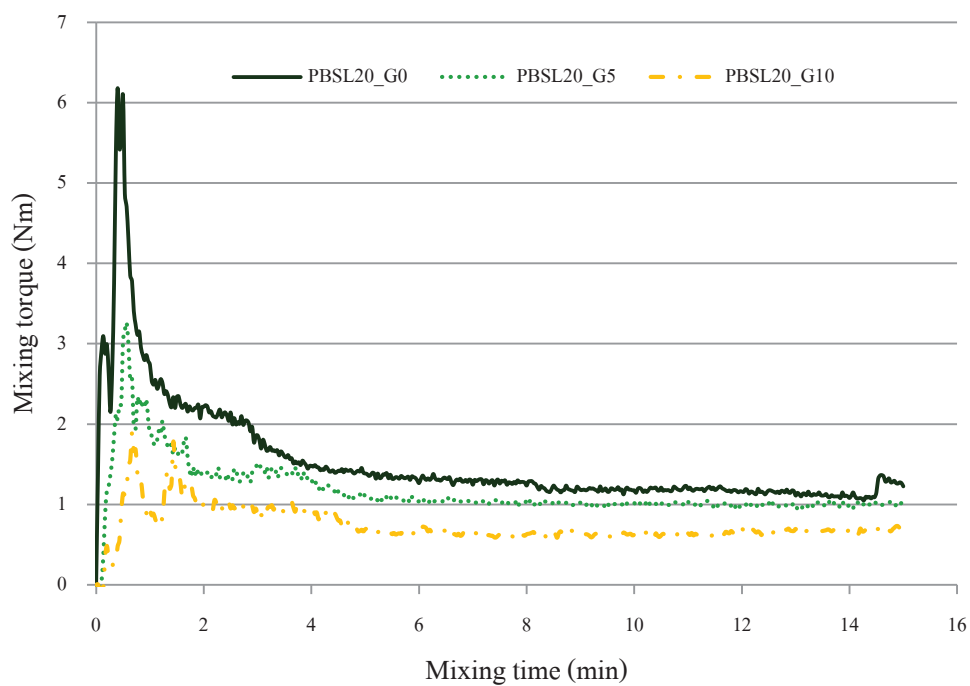


ภาพผนวก ก.7 FTIR spectrum ของ GMA

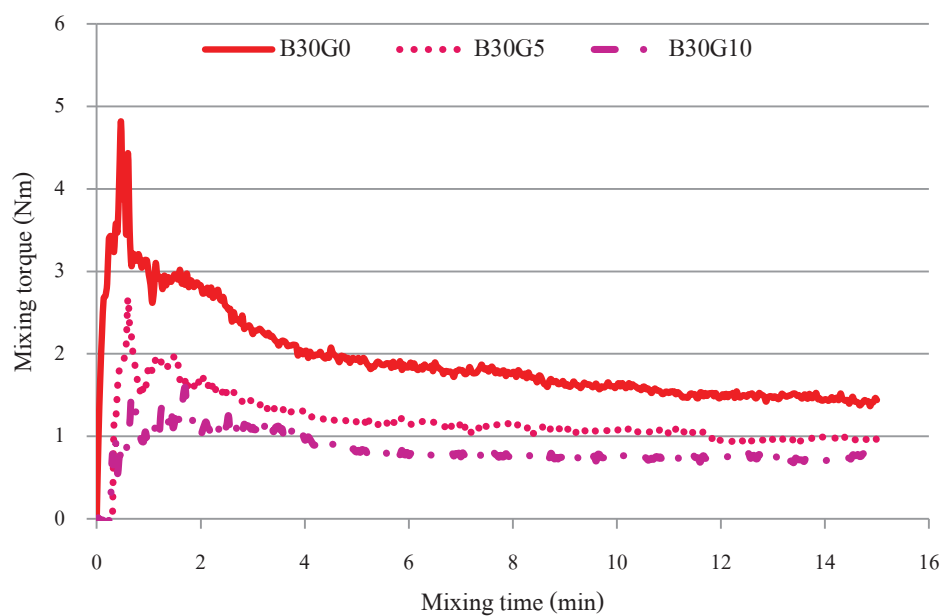
ก-3 ผลการวิเคราะห์การเกิดปฏิกิริยาในระบบพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA/GMA โดยการติดตามการเปลี่ยนแปลงของค่า torque ที่ใช้ในการหลอมเหลวผสม

ตารางผนวก ก.1 ค่า torque ที่ใช้ในการหลอมเหลวผสมพอลิเมอร์ผสมตัวอย่างที่เวลา 15 นาที

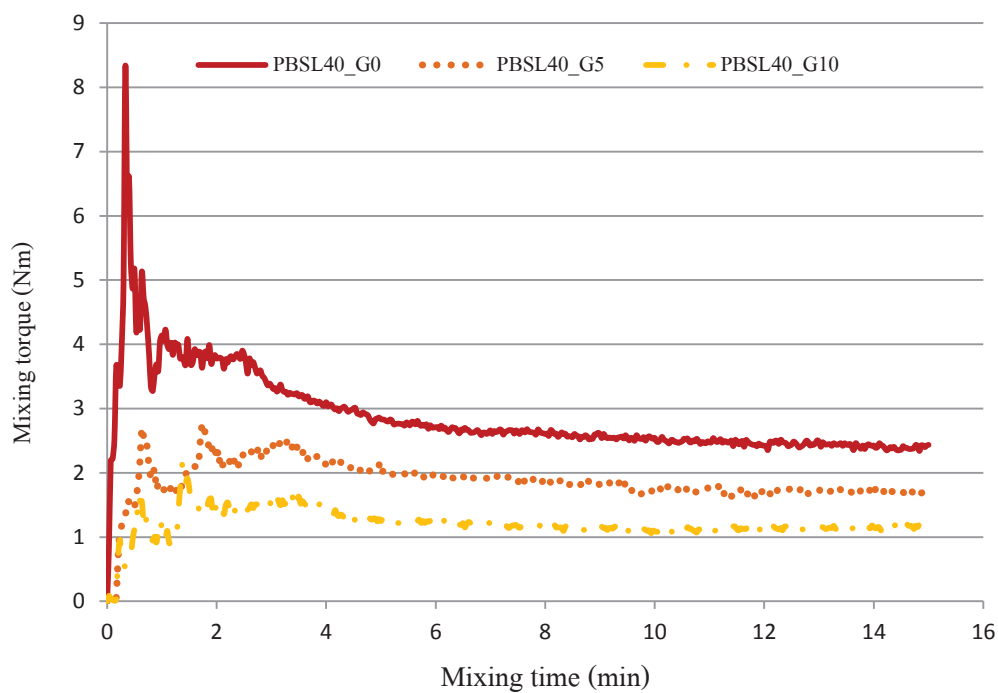
พอลิเมอร์ผสม	Mixing torque (Nm)		
	0% GMA	5% GMA	10% GMA
PBS	0.8	0.6	0.5
PBSL20	1.2	1.0	0.7
PBSL30	1.4	0.9	0.7
PBSL40	2.4	1.7	1.2
PBSL50	3.3	2.1	1.7
PLA	15.4	13.6	10.7



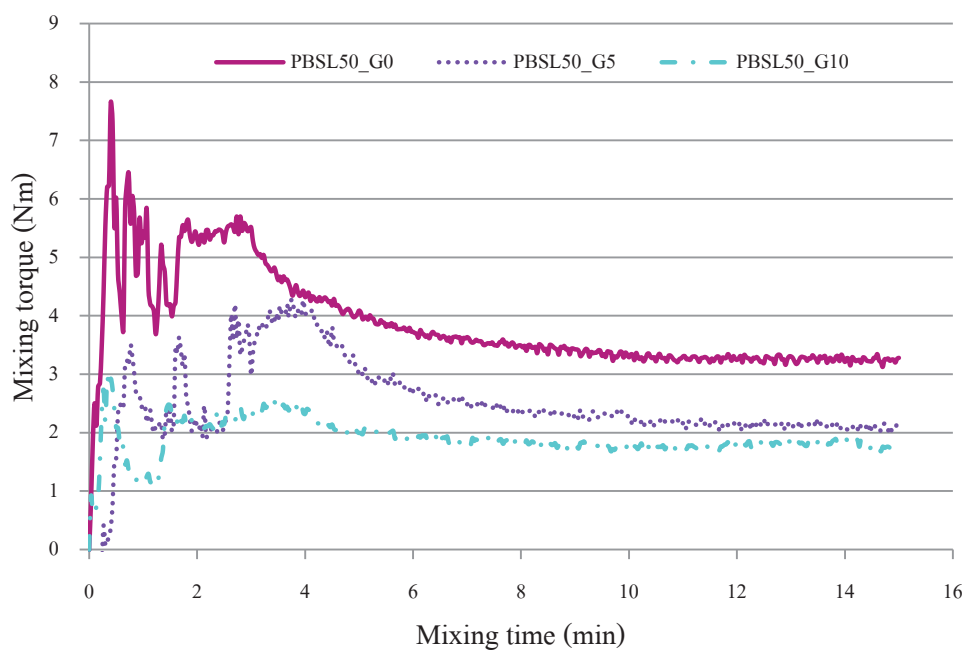
ภาพผนวก ก.8 ผลของการเติม GMA ที่มีต่อค่า mixing torque ของพอลิเมอร์ผสม PPSL20



ภาพผนวก ก.9 ผลของการเติม GMA ที่มีต่อค่า mixing torque ของพอลิเมอร์ผสม PPSL30

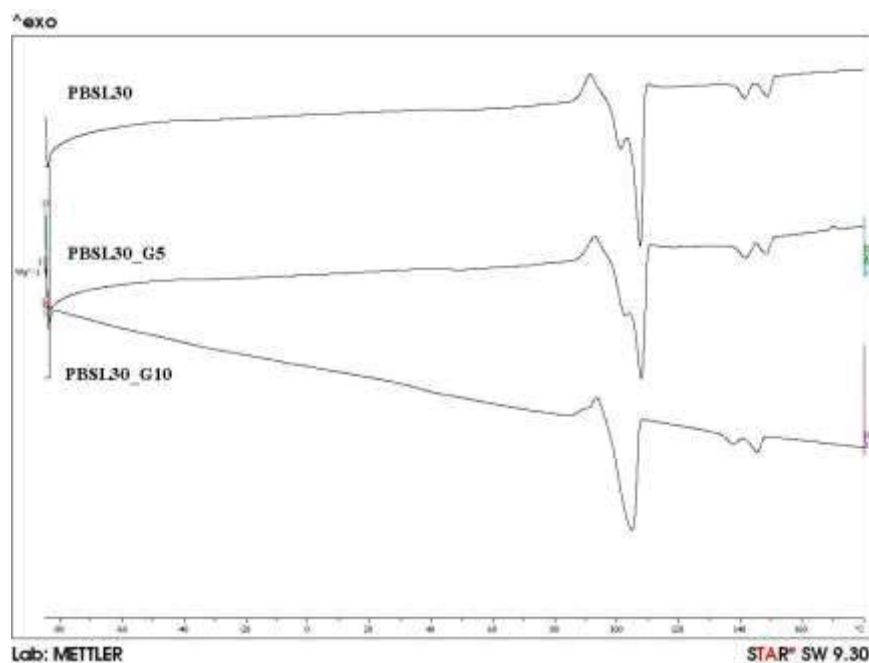


ภาพผนวก ก.10 ผลของการเติม GMA ที่มีต่อค่า mixing torque ของพอลิเมอร์ผสม PBSL40

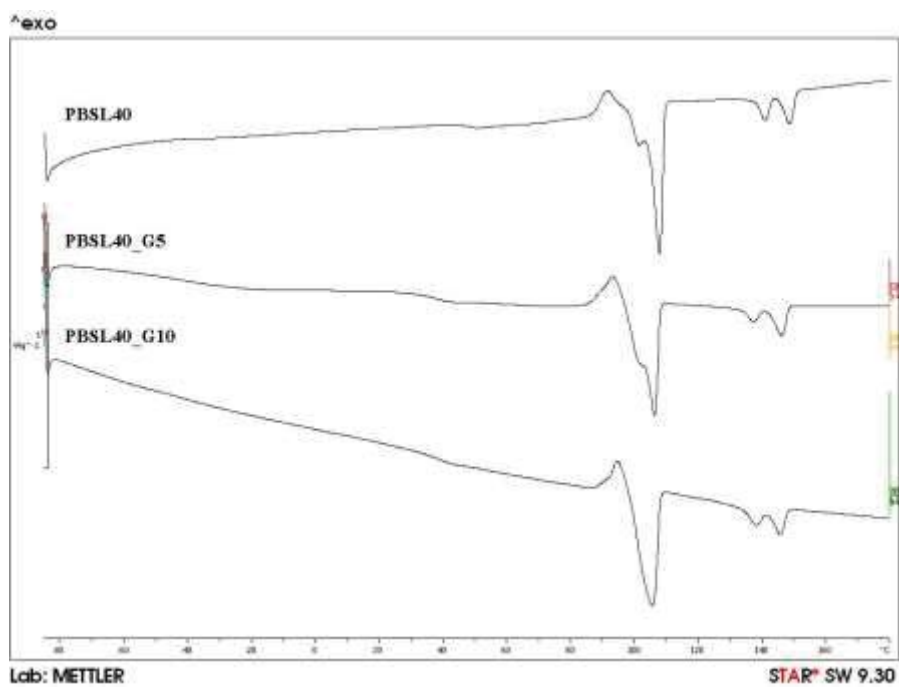


ภาพผนวก ก.11 ผลของการเติม GMA ที่มีต่อค่า mixing torque ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50

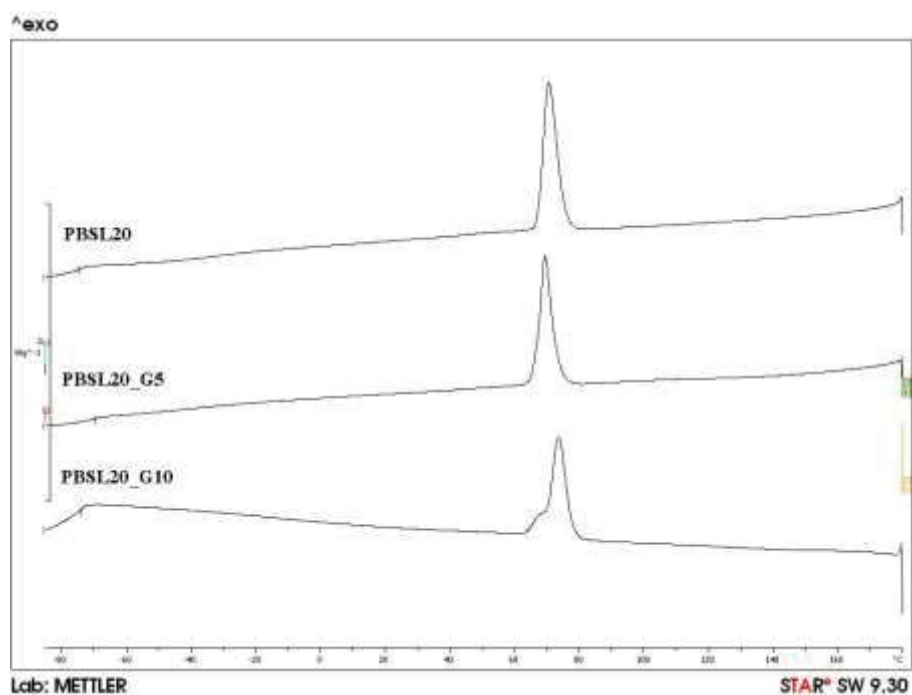
ก-4 ผลการทดสอบสมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA/GMA โดยใช้เทคนิค DSC



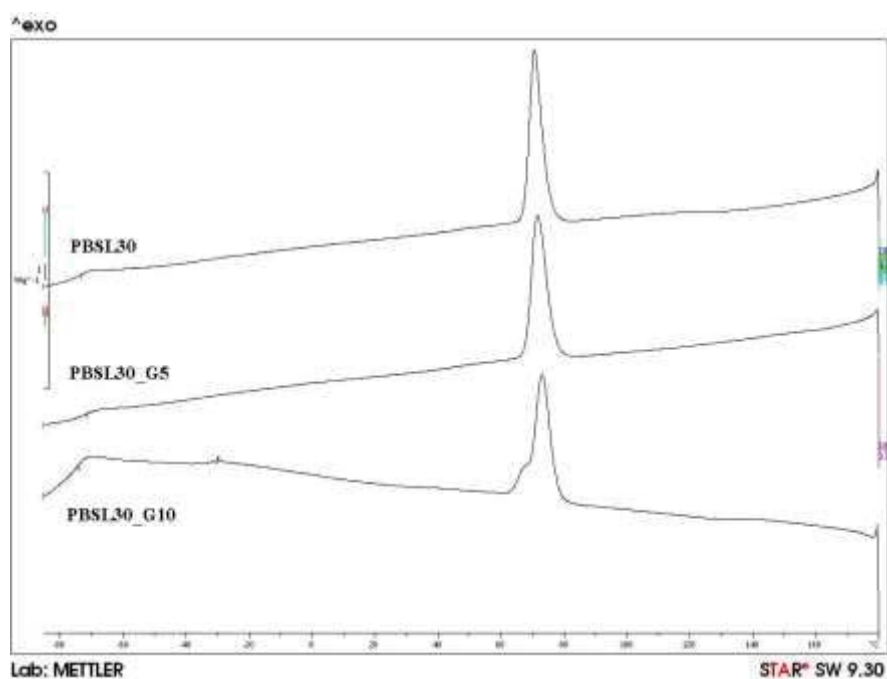
ภาพผนวก ก.12 DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสม PBSL30 ที่เติม GMA



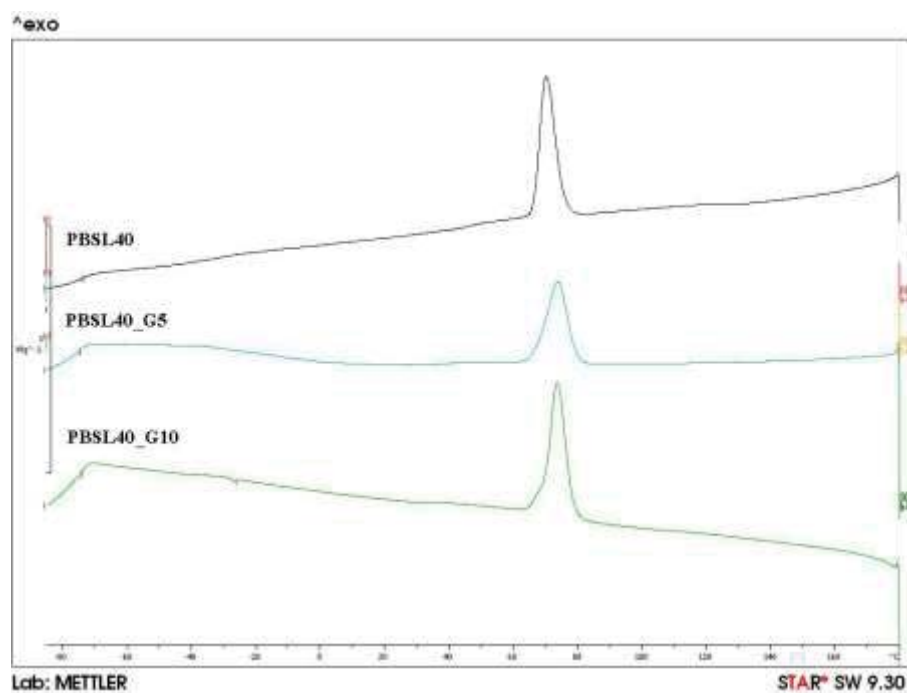
ภาพผนวก ก.13 DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสม PBSL40 ที่เติม GMA



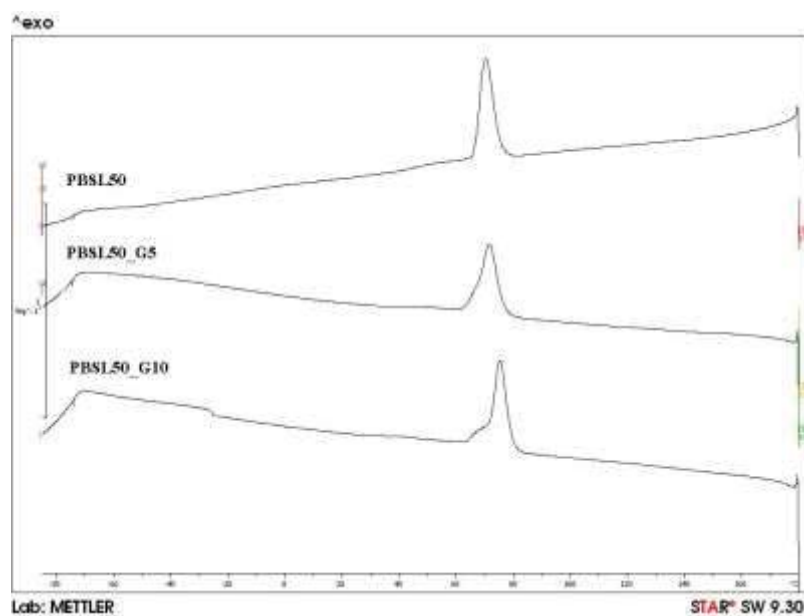
ภาพผนวก ก.14 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL20 ที่เติม GMA



ภาพผนวก ก.15 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL30 ที่เติม GMA

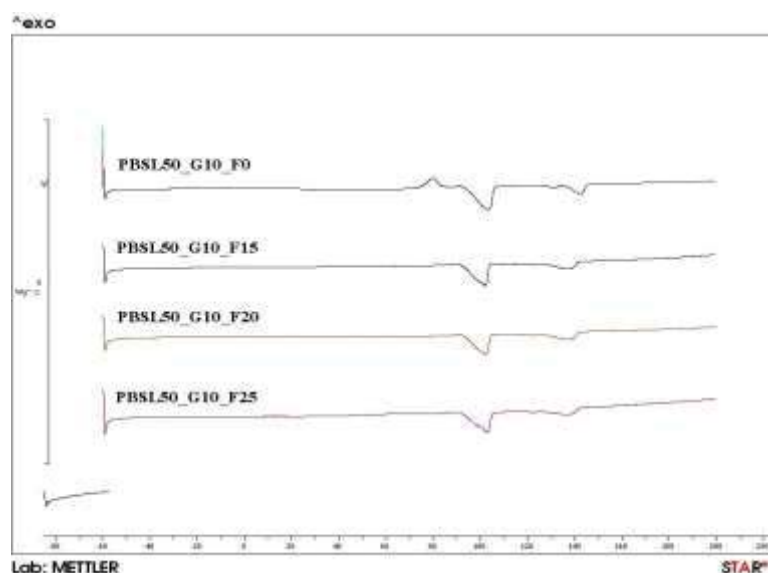


ภาพผนวก ก.16 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL40 ที่เติม GMA

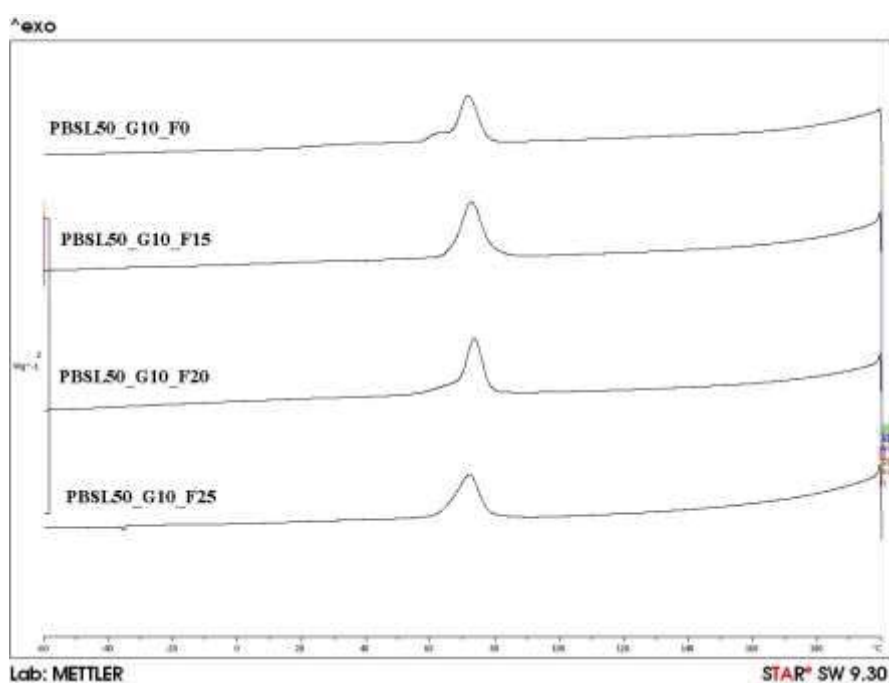


ภาพผนวก ก.17 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL50 ที่เติม GMA

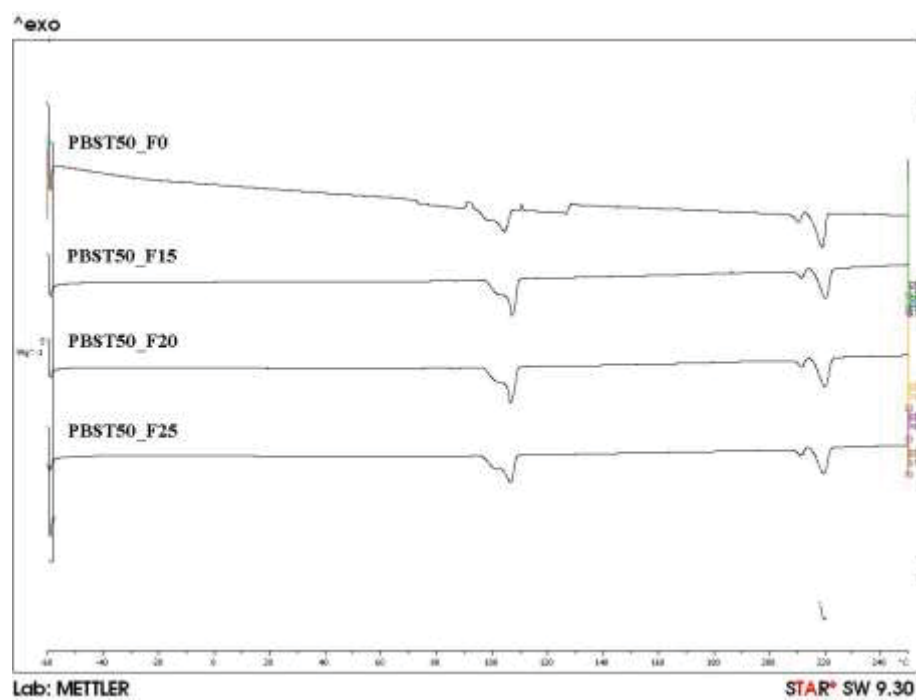
ก-5 ผลการทดสอบสมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 ที่เติมสาร
หน่วงไฟ โดยใช้เทคนิค DSC



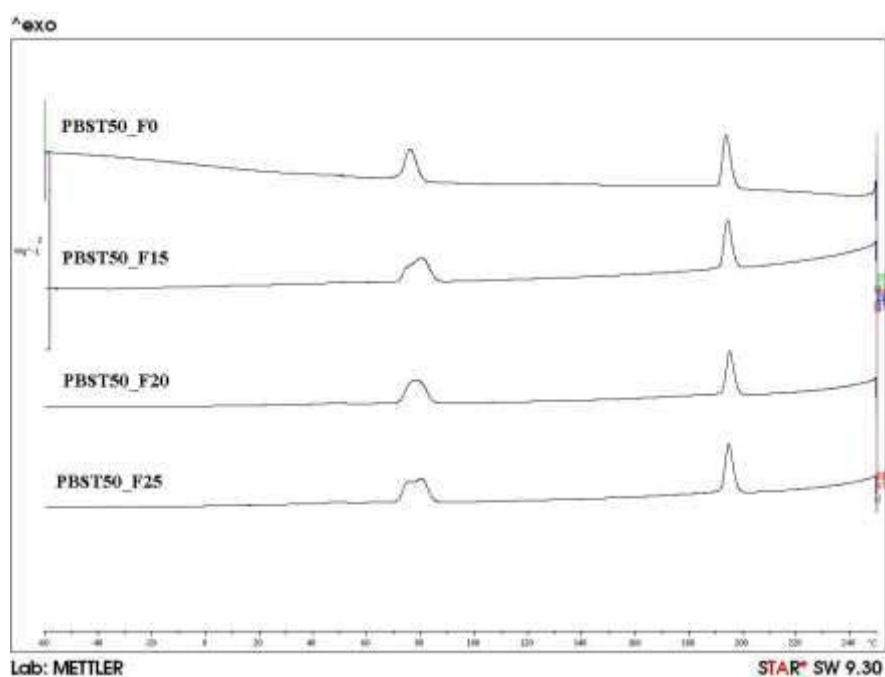
ภาพผนวก ก.18 DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสม
PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ



ภาพผนวก ก.19 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่
เติมสารหน่วงไฟ



ภาพผนวก ก.20 DSC thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 ที่เติมสารหน่วงไฟ

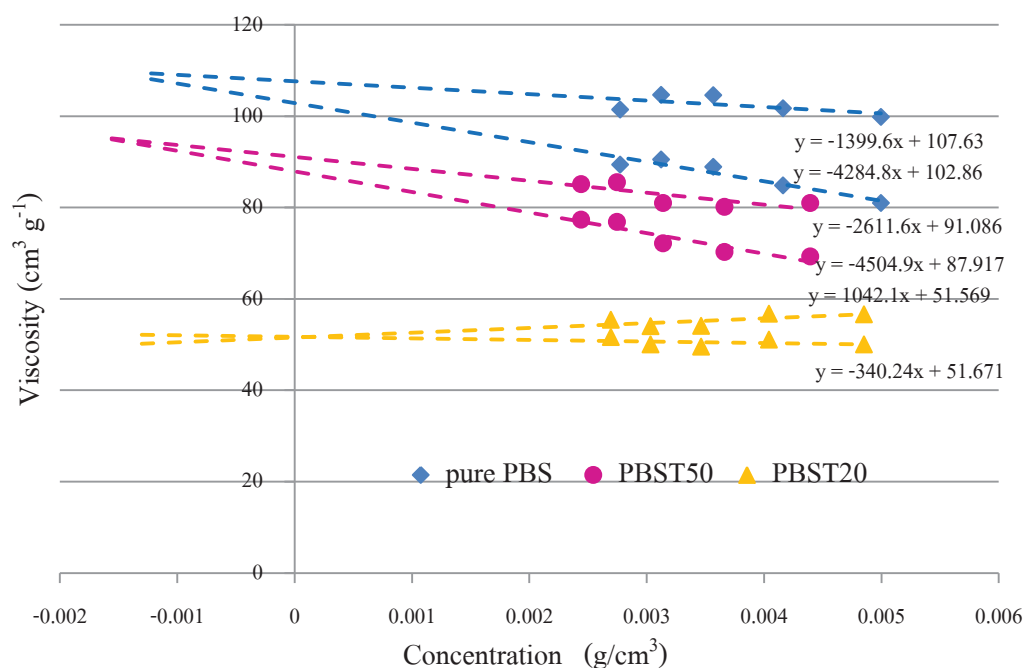


ภาพผนวก ก.21 DSC thermogram ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวของพอลิเมอร์ผสม PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ

ก-6 ผลการวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงความหนืดของเฟส PBS ในพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT โดยใช้ Ubbelohde viscometer

ตารางผนวก ก.2 ข้อมูลที่ได้จากการวัดเวลาในการไหลของพอลิเมอร์ผสม โดยใช้ Ubbelohde viscometer

PBS	C (g/cm ³)	t _s	Relative viscosity	Specific viscosity
C ₁	0.004996	188.53 ± 0.1342	1.4987 ± 0.0011	0.4987 ± 0.0011
C ₂	0.004163	179.05 ± 0.3412	1.4233 ± 0.0027	0.4233 ± 0.0027
C ₃	0.003569	172.76 ± 0.0899	1.3733 ± 0.0007	0.3733 ± 0.0007
C ₄	0.003123	166.90 ± 0.2192	1.3267 ± 0.0017	0.3267 ± 0.0017
C ₅	0.002776	161.21 ± 0.3505	1.2815 ± 0.0028	0.2815 ± 0.0028
PBST50	C (g/cm ³)	t _s	Relative viscosity	Specific viscosity
C1	0.004395	170.55 ± 1.8153	1.3557 ± 0.0144	0.3557 ± 0.0144
C2	0.003663	160.33 ± 2.1027	1.2745 ± 0.0167	0.2934 ± 0.0080
C3	0.003139	157.76 ± 1.2435	1.2541 ± 0.0099	0.2541 ± 0.0040
C4	0.002747	155.36 ± 0.4549	1.2350 ± 0.0036	0.2350 ± 0.0020
C5	0.002442	151.95 ± 0.9694	1.2078 ± 0.0077	0.2079 ± 0.0040
PBST20	C (g/cm ³)	t _s	Relative viscosity	Specific viscosity
C ₁	0.004852	160.33 ± 0.5960	1.2745 ± 0.0047	0.2745 ± 0.0047
C ₂	0.004043	154.64 ± 1.0015	1.2286 ± 0.0080	0.2293 ± 0.0080
C ₃	0.003466	149.36 ± 0.5045	1.1873 ± 0.0040	0.1873 ± 0.0040
C ₄	0.003033	146.41 ± 0.2455	1.1638 ± 0.0020	0.1639 ± 0.0020
C ₅	0.002696	144.58 ± 0.4950	1.1493 ± 0.0039	0.1493 ± 0.0039



ภาพผนวก ก.22 Intrinsic viscosity ของ PBS บริสุทธิ์ พอลิเมอร์ผสม PBST50 และ PBST20

ก-7 ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA/GMA

ตารางผนวก ก.3 สมบัติการดึงยืดของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทดสอบด้วยอัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที

ตัวอย่าง	Young's modulus (MPa)	Tensile strength (MPa)	%Elongation at break
PBS	260 ± 6.45	25.8 ± 2.485	15.22485 ± 2.674
PLA	1260 ± 38.5	57.9 ± 0.974	8.70922 ± 0.310
PBSL20	371 ± 11.2	24.4 ± 1.520	10.13223 ± 1.316
PBSL30	418 ± 6.05	25.3 ± 1.154	9.77864 ± 0.829
PBSL40	541 ± 20.2	30.2 ± 0.456	10.63517 ± 0.233
PBSL50	661 ± 9.84	32.7 ± 0.223	14.94204 ± 1.129
PBSL20_G5	439 ± 2.69	21.6 ± 1.688	7.06000 ± 1.031
PBSL30_G5	396 ± 6.74	22.2 ± 1.045	8.35606 ± 8.356
PBSL40_G5	463 ± 9.07	26.2 ± 0.354	15.10337 ± 15.103
PBSL50_G5	619 ± 7.95	28.7 ± 0.721	28.71706 ± 28.717

ตัวอย่าง	Young's modulus (MPa)	Tensile strength (MPa)	%Elongation at break
PBSL20_G10	287 ± 11.5	21.2 ± 2.202	14.59804 ± 3.726
PBSL30_G10	311 ± 7.91	22.2 ± 0.408	17.32851 ± 1.471
PBSL40_G10	409 ± 22	22.0 ± 0.864	18.83994 ± 5.318
PBSL50_G10	428 ± 27.2	22.4 ± 0.756	406.6292 ± 37.369

ตารางผนวก ก.4 สมบัติการดึงยืดของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA ทดสอบด้วยอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที

ตัวอย่าง	Young's modulus (MPa)	Tensile strength (MPa)	%Elongation at break
PBS	280 ± 3.15	29.2 ± 1.104	17.99488 ± 2.552
PLA	1280 ± 23.00	72.3 ± 0.683	10.53199 ± 0.841
PBSL20	388 ± 5.60	29.6 ± 0.671	13.06559 ± 0.838
PBSL30	432 ± 5.58	30.8 ± 0.351	12.78518 ± 0.552
PBSL40	574 ± 7.46	35.2 ± 0.314	12.38527 ± 0.475
PBSL50	695 ± 15.00	39.0 ± 0.662	16.54820 ± 1.513
PBSL20_G5	439 ± 2.16	25.3 ± 1.012	7.26089 ± 0.539
PBSL30_G5	417 ± 10.50	28.4 ± 0.603	12.09026 ± 0.790
PBSL40_G5	535 ± 5.88	32.3 ± 0.412	14.35864 ± 0.776
PBSL50_G5	667 ± 23.9	36.9 ± 0.624	15.95206 ± 1.331
PBSL20_G10	337 ± 5.68	27.9 ± 0.827	16.48796 ± 2.306
PBSL30_G10	402 ± 6.52	28.2 ± 1.165	13.15839 ± 2.216
PBSL40_G10	516 ± 25.8	31.6 ± 0.765	15.04058 ± 2.833
PBSL50_G10	601 ± 5.13	29.9 ± 0.672	40.90129 ± 6.489

ตารางผนวก ก.5 สมบัติการรับแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PLA

ตัวอย่าง	Impact strength (kJ/m ²)	ตัวอย่าง	Impact strength (kJ/m ²)
PBS	4.5413 ± 0.6995	PBSL30_G5	3.5234 ± 0.4976
PLA	5.0084 ± 1.0332	PBSL40_G5	3.5556 ± 0.4043
PBSL20	4.0687 ± 0.6933	PBSL50_G5	4.9313 ± 0.4407
PBSL30	3.6878 ± 0.5417	PBSL20_G10	3.8536 ± 0.3745
PBSL40	4.0526 ± 0.3723	PBSL30_G10	4.1524 ± 0.2548
PBSL50	4.6529 ± 0.3497	PBSL40_G10	4.3030 ± 0.5114
PBSL20_G5	3.3913 ± 0.1733	PBSL50_G10	5.0432 ± 0.4864

ก-8 ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT

ตารางผนวก ก.6 สมบัติการดึงยืดของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทดสอบด้วยอัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที

ตัวอย่าง	Young's modulus (MPa)	Tensile strength (MPa)	%Elongation at break
PBS	260 ± 6.45	25.8 ± 2.485	15.22485 ± 2.674
PBT	814 ± 25.7	50.4 ± 2.004	652.11400 ± 27.962
PBST20	372 ± 2.13	15.4 ± 0.446	5.00718 ± 0.144
PBSL30	424 ± 4.40	16.0 ± 0.867	4.65872 ± 0.449
PBST40	495 ± 8.50	15.2 ± 1.103	3.66451 ± 0.339
PBST50	513 ± 15.50	33.0 ± 0.697	13.71639 ± 0.697

ตารางผนวก ก.7 สมบัติการดึงยืคของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT ทดสอบด้วยอัตราการดึง 500 มิลลิเมตร/นาที

ตัวอย่าง	Young's modulus (MPa)	Tensile strength (MPa)	%Elongation at break
PBS	280 ± 3.15	29.2 ± 1.104	17.99488 ± 2.552
PBT	846 ± 79.20	53.6 ± 1.163	94.35369 ± 11.759
PBST20	401 ± 4.50	20.7 ± 0.714	7.44385 ± 0.334
PBSL30	453 ± 7.85	20.7 ± 0.881	6.85529 ± 0.479
PBST40	538 ± 10.10	18.1 ± 1.442	4.87620 ± 0.493
PBST50	549 ± 17.10	37.8 ± 0.476	13.94523 ± 1.216

ตารางผนวก ก.8 สมบัติการรับแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสม PBS/PBT

ตัวอย่าง	Impact strength (kJ/m ²)	ตัวอย่าง	Impact strength (kJ/m ²)
PBS	4.5413 ± 0.6995	PBST30	2.1560 ± 0.8395
PBT	5.3801 ± 0.4148	PBST40	2.9263 ± 0.4523
PBST20	2.3901 ± 0.1703	PBST50	3.3126 ± 0.2903

ก-9 ผลทดสอบสมบัติเชิงกลของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ

ตารางผนวก ก.9 สมบัติการดึงยืคของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ ทดสอบด้วยอัตราการดึง 5 มิลลิเมตร/นาที

ตัวอย่าง	Young's modulus (MPa)	Tensile strength (MPa)	%Elongation at break
PBSL50_G10_F0	107 ± 12.8	19.7 ± 1.243	353.6283 ± 17.962
PBSL50_G10_F15	303 ± 15.5	12.1 ± 0.399	652.11400 ± 0.315
PBSL50_G10_F20	318 ± 10.8	12.5 ± 0.369	5.00718 ± 0.329

ตัวอย่าง	Young's modulus (MPa)	Tensile strength (MPa)	%Elongation at break
PBSL50_G10_F25	321 ± 7.7	12.6 ± 0.401	4.65872 ± 0.443
PBST50_F0	560 ± 37.565	24.4 ± 0.915	5.54731 ± 0.530
PBST50_F15	645 ± 107.266	16.5 ± 0.926	2.78526 ± 0.313
PBST50_F20	762 ± 27.135	16.6 ± 0.652	2.43553 ± 0.140
PBST50_F25	721 ± 76.469	18.1 ± 0.969	2.70152 ± 0.168

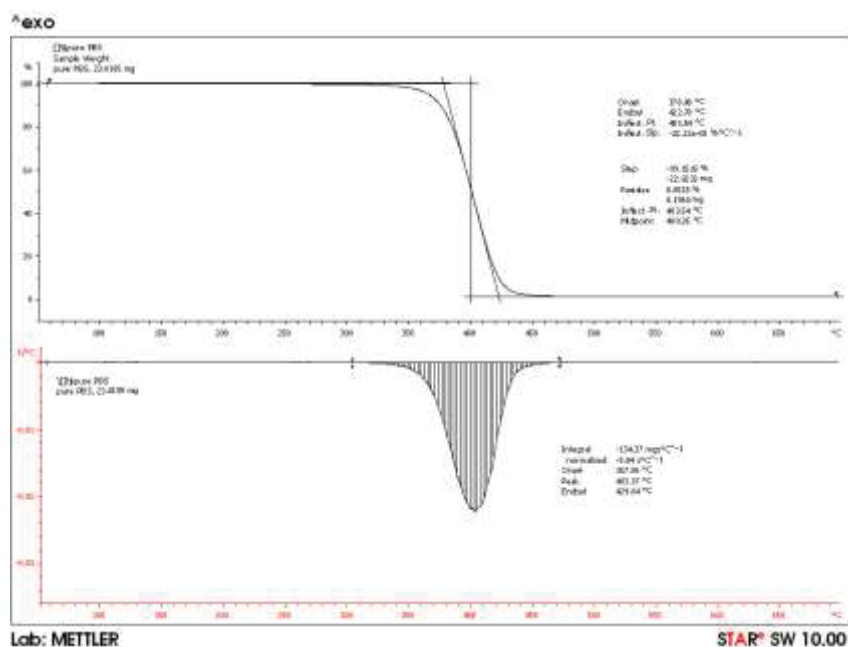
ตารางผนวก ก.10 สมบัติการดึงยืดของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ ทดสอบด้วยอัตราการดึง 500มิลลิเมตร/นาที

ตัวอย่าง	Young's modulus (MPa)	Tensile strength (MPa)	%Elongation at break
PBSL50_G10_F0	288 ± 18.10	19.0 ± 0.437	125.2580 ± 10.552
PBSL50_G10_F15	391 ± 9.03	17.1 ± 0.489	8.6507 ± 0.353
PBSL50_G10_F20	394 ± 4.57	16.9 ± 0.367	9.2339 ± 0.513
PBSL50_G10_F25	418 ± 4.21	17.2 ± 0.282	9.1884 ± 0.330
PBST50_F0	416 ± 7.787	33.8 ± 2.557	8.8970 ± 1.896
PBST50_F15	545 ± 12.624	22.0 ± 1.984	3.3822 ± 0.257
PBST50_F20	574 ± 2.982	17.6 ± 0.741	2.8023 ± 0.004
PBST50_F25	640 ± 37.906	19.6 ± 1.593	2.8061 ± 0.004

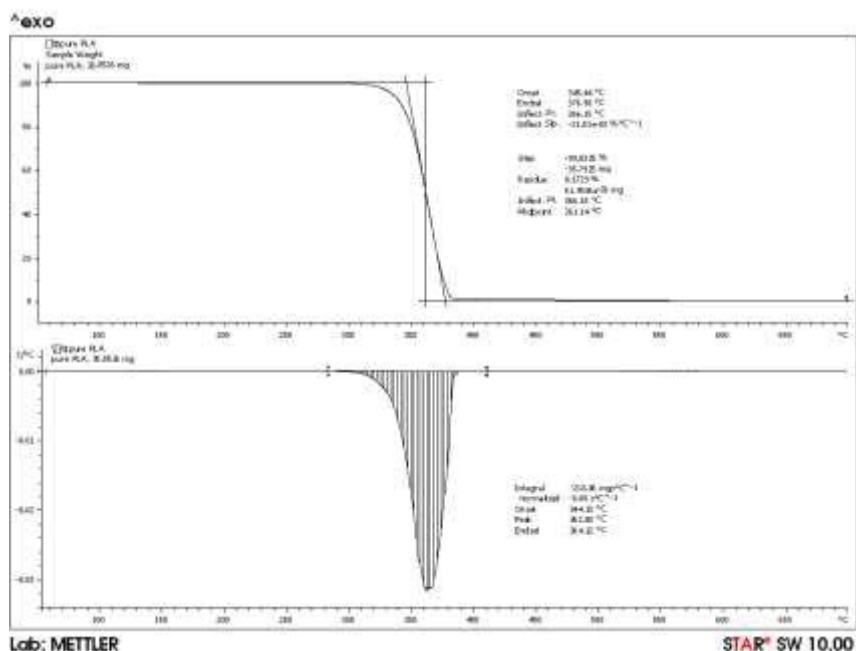
ตารางผนวก ก.11 สมบัติการรับแรงกระแทกของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ

ตัวอย่าง	Impact strength (kJ/m ²)	ตัวอย่าง	Impact strength (kJ/m ²)
PBSL50_G10_F0	6.7094 ± 0.5516	PBST50_F0	3.4719 ± 0.4546
PBSL50_G10_F15	0.9451 ± 0.1840	PBST50_F15	1.9382 ± 0.2257
PBSL50_G10_F20	1.1273 ± 0.2457	PBST50_F20	1.7451 ± 0.0942
PBSL50_G10_F25	1.0047 ± 0.1615	PBST50_F25	1.7804 ± 0.1631

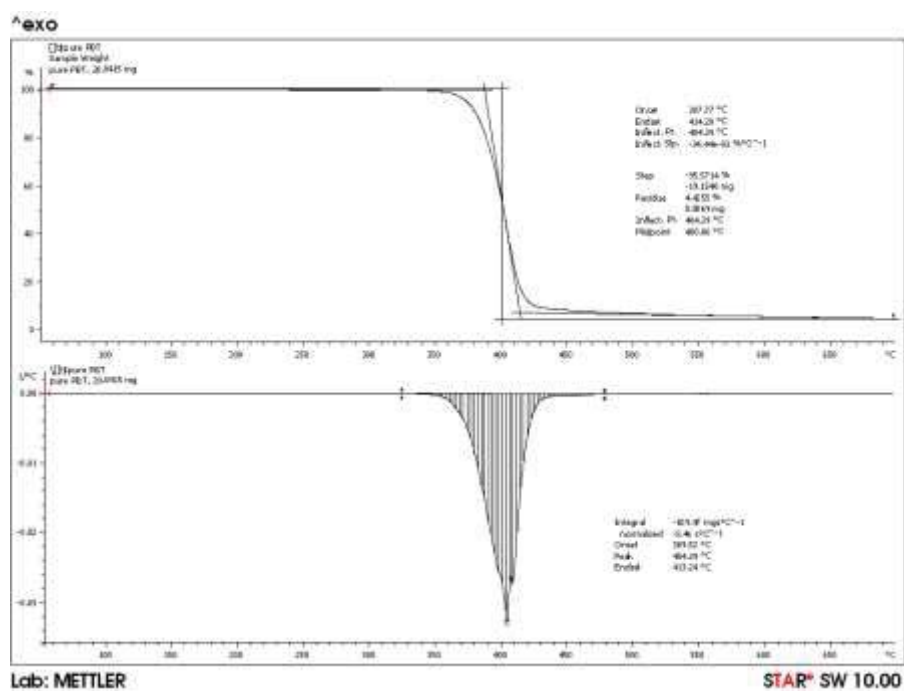
ก-10 ผลการทดสอบเสถียรภาพทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ โดยใช้เทคนิค TGA



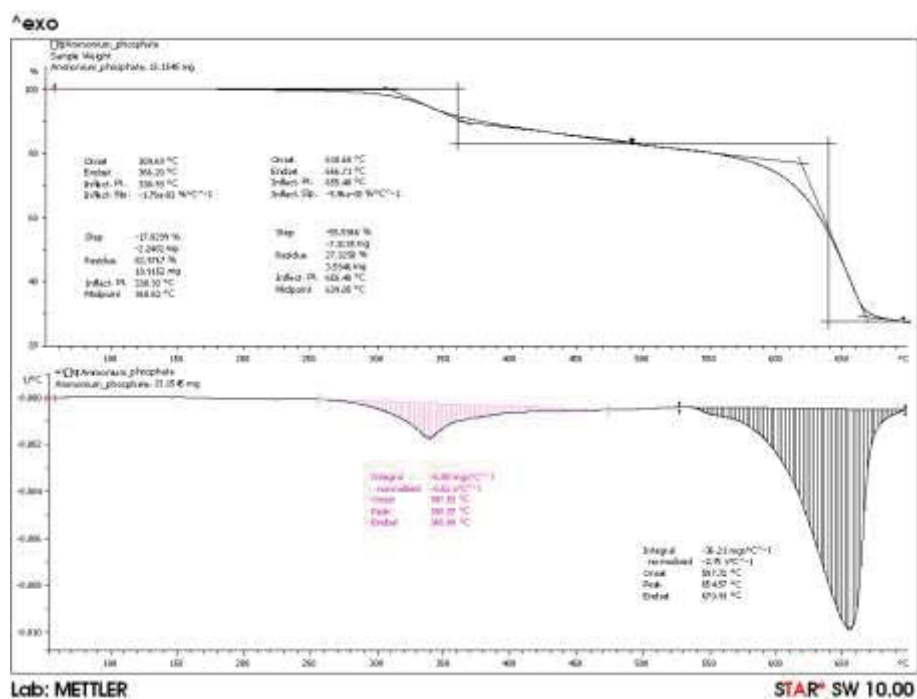
ภาพผนวก ก.23 กราฟ TGA และ DTG ของ PBS บริสุทธิ์



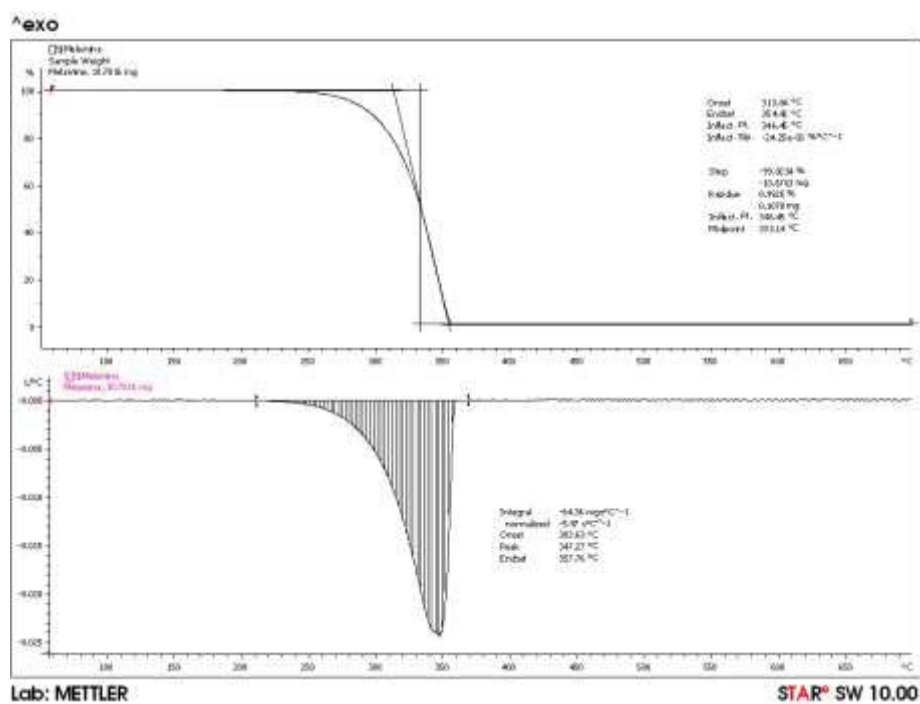
ภาพผนวก ก.24 กราฟ TGA และ DTG ของ PLA บริสุทธิ์



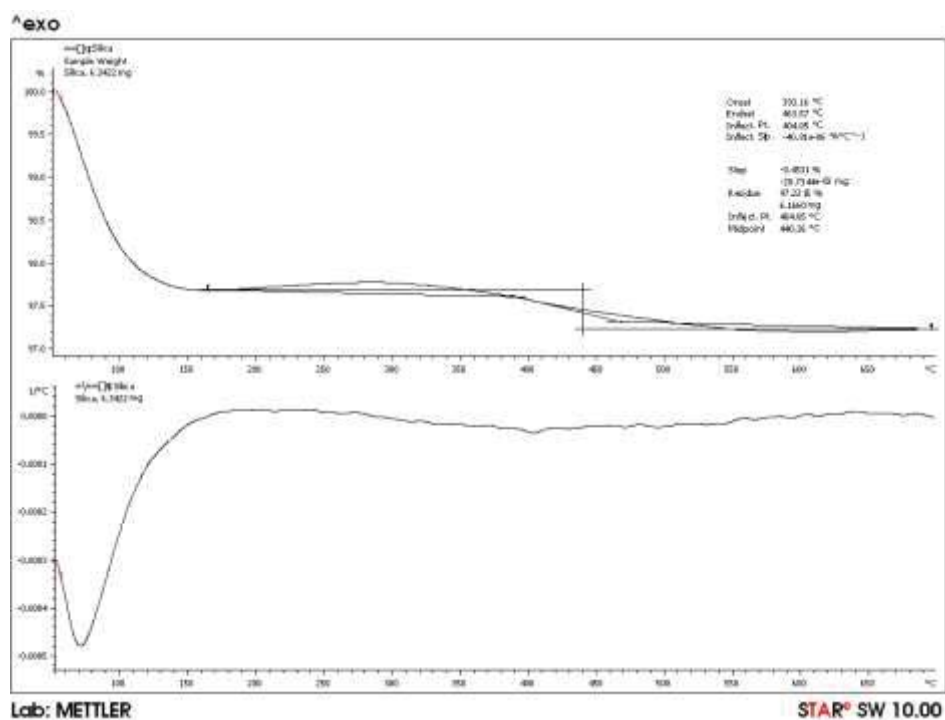
ภาพผนวก ก.25 กราฟ TGA และ DTG ของ PBT บริสุทธิ์



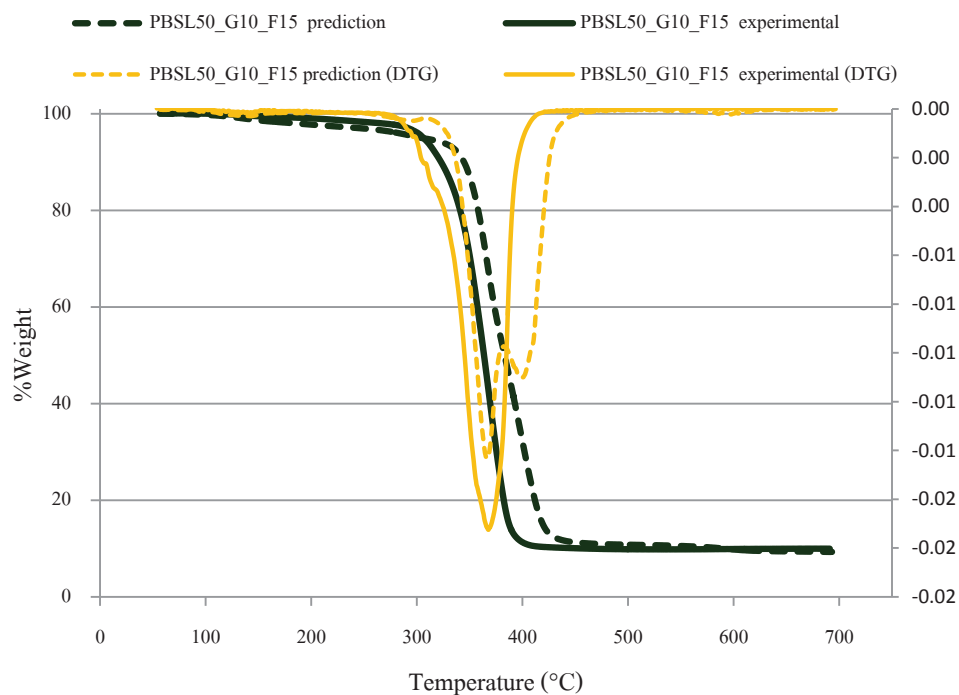
ภาพผนวก ก.26 กราฟ TGA และ DTG ของแอมโมเนียมฟอสเฟต (APP)



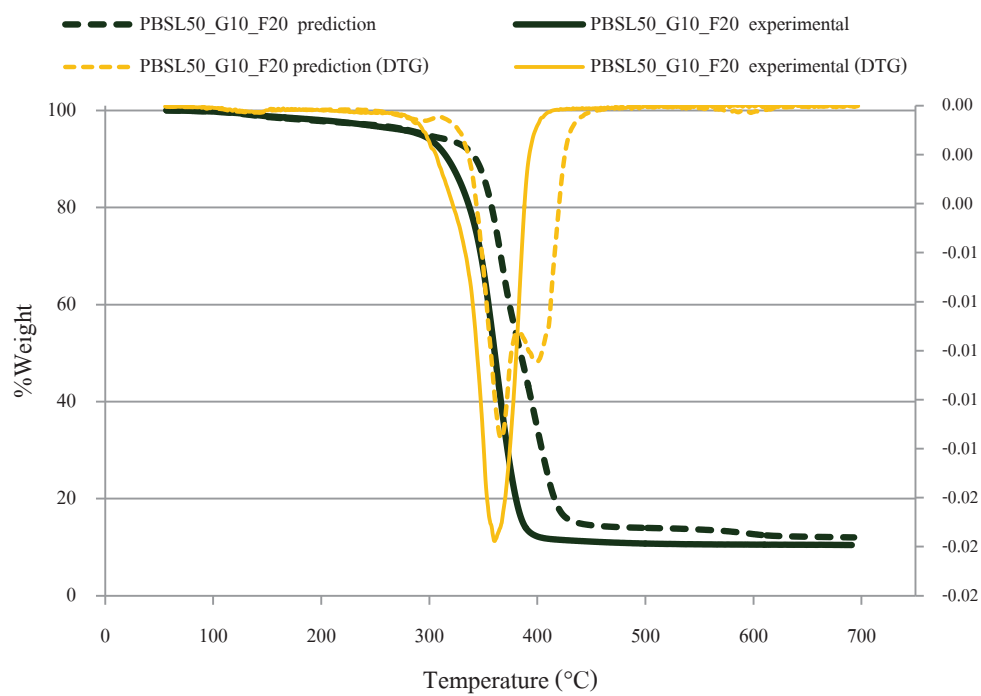
ภาพผนวก ก.27 กราฟ TGA และ DTG ของเมลามีน (MA)



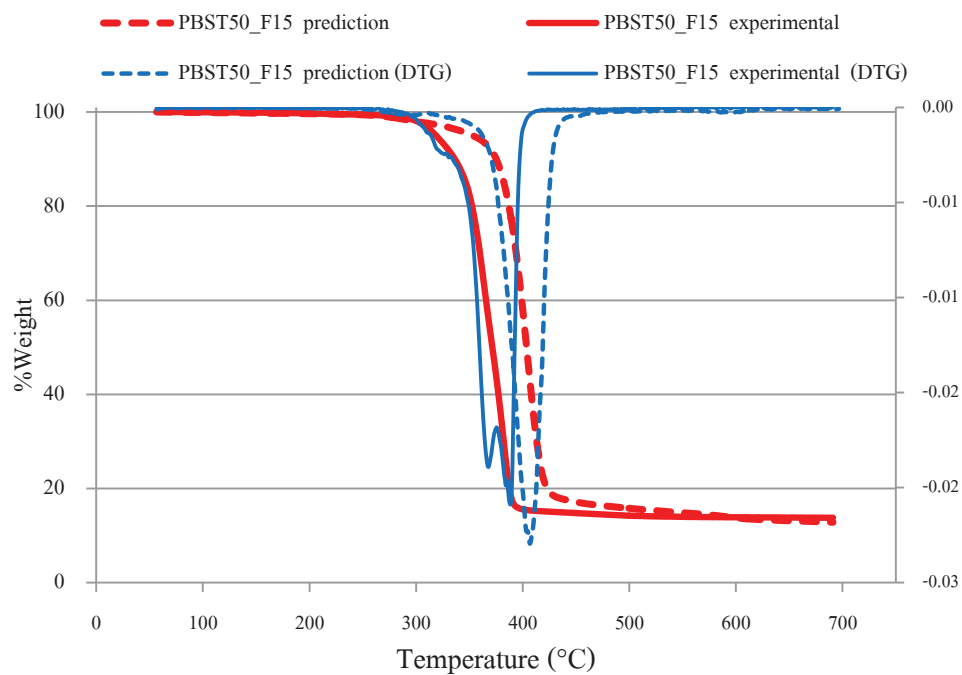
ภาพผนวก ก.28 กราฟ TGA และ DTG ของซิลิกา (Si)



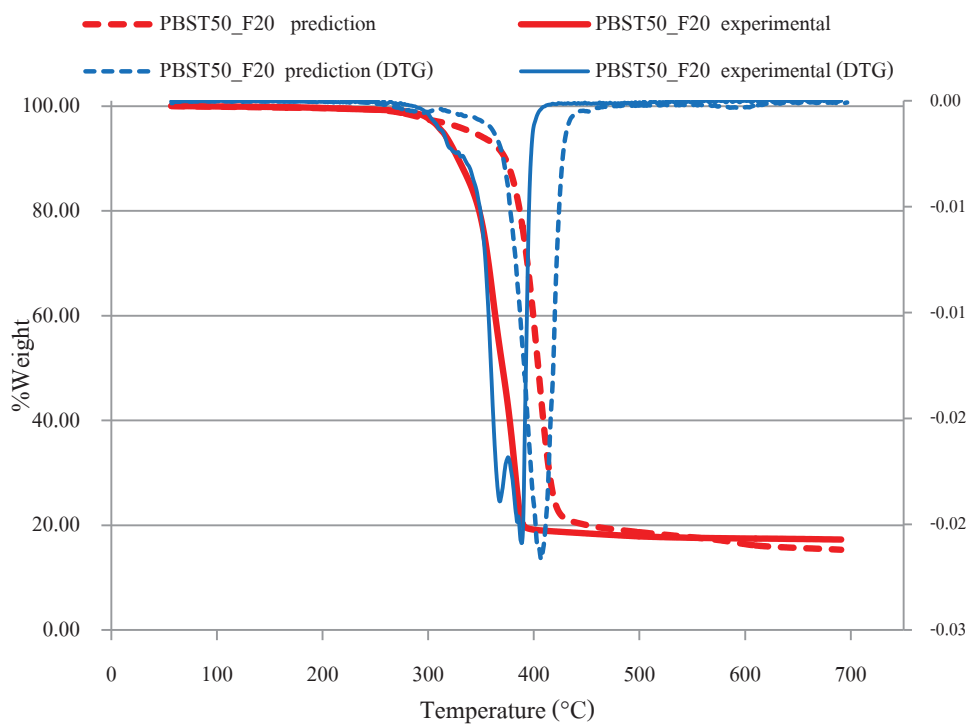
ภาพที่ ก.29 กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F15



ภาพที่ ก.30 กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10_F20



ภาพที่ ก.31 กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBST50_F15



ภาพที่ ก.32 กราฟ TGA และ DTG ของพอลิเมอร์ผสม PBST50_F20

ก-11 ผลการทดสอบการทดสอบการหน่วงไฟและการลามไฟของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 และ PBST50 ที่เติมสารหน่วงไฟ ตามมาตรฐาน UL-94

ตารางผนวก ก.12 เงื่อนไขการจัดระดับความรุนแรงในการติดไฟตามมาตรฐาน ASTM-D 3801

เงื่อนไข	V-0	V-1	V-2
เวลาในการติดไฟ t_1 หรือ t_2 ของแต่ละชั้นงาน	≤ 10 s	≤ 30 s	≤ 30 s
เวลาในการติดไฟรวมของตัวชิ้นงานทั้งหมดในกลุ่มตัวอย่าง ($t_1 + t_2$ ของชิ้นงาน 5 ชิ้น)	≤ 50 s	≤ 250 s	≤ 250 s
เวลาในการติดไฟรวมกับเวลาในการวับไฟของชิ้นงานแต่ละชิ้น หลังจากสัมผัสกับเปลวไฟเป็นครั้งที่ 2 ($t_2 + t_3$)	≤ 30 s	≤ 60 s	≤ 60 s
ชิ้นงานเกิดการติดไฟหรือวับไฟไปจนถึงระยะที่จับชิ้นงาน	ไม่	ไม่	ไม่
ฝ้ายเกิดการติดไฟเนื่องจากการหยดหรือส่วนที่เกิดจากการเผาไหม้ของชิ้นงาน	ไม่	ไม่	ใช่

ตารางผนวก ก.13 ข้อมูลจากการวัดการเผาไหม้ในแนวดิ่งตามมาตรฐาน UL-94

ตัวอย่าง	t_1 (s)	t_2 (s)	t_3 (s)	การหยด	การติดไฟของฝ้าย
PBS					
ชิ้นงานที่ 1	8.19	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 2	14.31	12.32	0	มี	มี
ชิ้นงานที่ 3	4.31	0	0	มี	มี
ชิ้นงานที่ 4	0	18.91	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 5	7.29	0	0	มี	มี
PLA					
ชิ้นงานที่ 1	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี
ชิ้นงานที่ 2	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี
ชิ้นงานที่ 3	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี
ชิ้นงานที่ 4	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี

ตัวอย่าง	t ₁ (s)	t ₂ (s)	t ₃ (s)	การหยด	การติดไฟของฝ้าย
PLA					
ชิ้นงานที่ 5	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี
PBT					
ชิ้นงานที่ 1	4.10	2.22	0	มี	มี
ชิ้นงานที่ 2	4.12	2.12	0	มี	มี
ชิ้นงานที่ 3	8.32	6.06	0	มี	มี
ชิ้นงานที่ 4	3.34	53.13	0	มี	มี
ชิ้นงานที่ 5	11.25	1.60	0	มี	มี
PBSL50_G0_F0					
ชิ้นงานที่ 1	38.19	43.68	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 2	65	19.50	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 3	0	76.17	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 4	49.87	36.59	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 5	12.50	7.77	0	มี	ไม่มี
PBSL50_G10_F0					
ชิ้นงานที่ 1	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี
ชิ้นงานที่ 2	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี
ชิ้นงานที่ 3	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี
ชิ้นงานที่ 4	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี
ชิ้นงานที่ 5	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี
PBSL50_G10_F15					
ชิ้นงานที่ 1	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 2	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 3	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 4	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 5	0	0	0	มี	ไม่มี
PBSL50_G10_F20					
ชิ้นงานที่ 1	0	0	0	มี	ไม่มี

ตัวอย่าง	t_1 (s)	t_2 (s)	t_3 (s)	การหยด	การติดไฟของฝ้าย
PBSL50_G10_F20					
ชิ้นงานที่ 2	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 3	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 4	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 5	0	0	0	มี	ไม่มี
PBSL50_G10_F25					
ชิ้นงานที่ 1	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 2	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 3	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 4	0	0	0	มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 5	0	0	0	มี	ไม่มี
PBST50_F0					
ชิ้นงานที่ 1	12.43	11.60	0	มี	มี
ชิ้นงานที่ 2	2.56	84.25	0	มี	มี
ชิ้นงานที่ 3	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			มี	มี
ชิ้นงานที่ 4	9.44	77.19	0	มี	มี
ชิ้นงานที่ 5	2.34	35.00	0	มี	มี
PBST50_F15					
ชิ้นงานที่ 1	9.34	101.23	0	ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 2	5.85	103.72	0	ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 3	ติดไฟจนถึงระยะจับชิ้นงาน			ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 4	0	323.60	0	ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 5	0.75	332.56	0	ไม่มี	ไม่มี
PBST50_F20					
ชิ้นงานที่ 1	0	2.94	0	ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 2	0	0	0	ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 3	0	1.5	0	ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 4	0	1.71	0	ไม่มี	ไม่มี

ตัวอย่าง	t_1 (s)	t_2 (s)	t_3 (s)	การหยด	การติดไฟของฝ้าย
PBST50_F20					
ชิ้นงานที่ 5	0.47	8.06	0	ไม่มี	ไม่มี
PBST50_F25					
ชิ้นงานที่ 1	0	0	0	ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 2	0	0	0	ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 3	0	0	0	ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 4	0	0	0.75	ไม่มี	ไม่มี
ชิ้นงานที่ 5	0	0	0	ไม่มี	ไม่มี

ก-12 ภาพประกอบผลการทดลองที่น่าสนใจ



ภาพที่ ก.33 ลักษณะการแตกหักของตัวอย่างพอลิเมอร์ผสม PBSTx_G5 (ซ้าย) และ PBSTx_G10 (ขวา) หลังผ่านการดึงยืด



ภาพที่ ก.34 ลักษณะการแตกหักของ PBS (ซ้าย) และ PLA (ขวา) บริสุทธิ์ ที่อัตราการดึง 5 ม.ม./นาที่ และ 5 ม.ม./นาที่



PBS



PLA



PBT



PBSL50_G10_F0



PBSL50_G10_F15

ภาพที่ ก.35 ลักษณะการติดไฟของตัวอย่างพอลิเมอร์ระหว่างการทดสอบการเผาไหม้ใน
แนวตั้ง

ภาคผนวก ข

การคำนวณ

ข-1 การคำนวณสมบัติต่างๆ ของพอลิเมอร์ผสม โดยใช้กฎการผสม

กฎการผสม

$$\rho = v_{f1}\rho_1 + v_{f2}\rho_2 \quad (2)$$

เมื่อ ρ คือ สมบัติของพอลิเมอร์ผสม, v_{f1} คือสัดส่วนเชิงปริมาตรของพอลิเมอร์องค์ประกอบชนิดที่หนึ่งในพอลิเมอร์ผสม, ρ_1 คือ สมบัติของพอลิเมอร์องค์ประกอบชนิดที่หนึ่ง, v_{f2} คือสัดส่วนเชิงปริมาตรของพอลิเมอร์องค์ประกอบชนิดที่สองในพอลิเมอร์ผสม, ρ_2 คือ สมบัติของพอลิเมอร์องค์ประกอบชนิดที่สอง

ตัวอย่าง

การทำนายความแข็งแรงต้านทานการดึง (Tensile strength) ของพอลิเมอร์ผสม PBSL20

พอลิเมอร์ผสม PBSL20 ประกอบด้วย PBS 80 % โดยน้ำหนัก และ PLA 20 % โดยน้ำหนัก

จากข้อมูลในตารางผนวก ก.3 ความแข็งแรงต้านทานการดึงมีค่าเป็น 25.8 MPa สำหรับ PBS บริสุทธิ์ และมีค่าเป็น 57.9 MPa สำหรับ PLA บริสุทธิ์

$$\text{Tensile strength}_{\text{PBSL20}} = (0.8 \times 25.8 \text{ MPa}) + (0.2 \times 57.9 \text{ MPa}) = 32.22 \text{ MPa}$$

ข-2 การคำนวณความเป็นผลึก (%X_c)

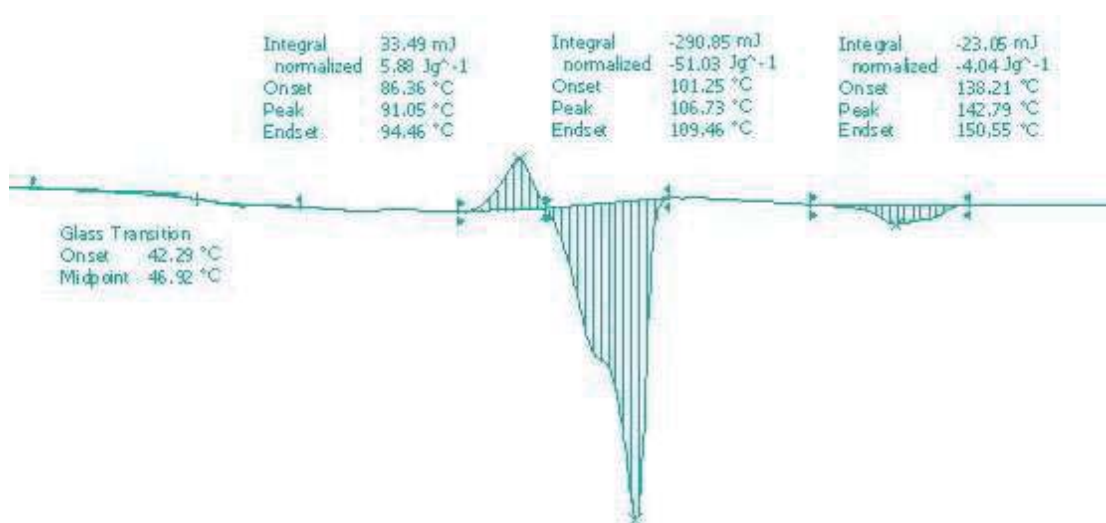
$$\%X_c = \frac{(\Delta H_m - \Delta H_c)}{\Delta H_f} \times \frac{100\%}{w} \quad (3)$$

เมื่อ ΔH_m คือพลังงานความร้อนที่ใช้ในการหลอมเหลวผลึก (J/g) ได้จากพื้นที่ใต้พีคที่บ่งบอกถึงการหลอมผลึกในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่สองจาก DSC thermogram, ΔH_c คือพลังงานความร้อนที่ใช้ในการตกผลึก (J/g) ได้จากพื้นที่ใต้พีคที่บ่งบอกถึงการตกผลึกเพิ่มในขั้นตอนการให้

ความร้อนครั้งที่สองจาก DSC thermogram, ΔH_f คือพลังงานความร้อนที่ใช้ในการหลอมเหลวผลึก (J/g) สำหรับพอลิเมอร์ที่มีความเป็นผลึก 100% ซึ่งมีค่าเท่ากับ 110.3 J/g สำหรับ PBS, 93.0 J/g สำหรับ PLA และ 145.5 J/g สำหรับ PBT, W คือ สัดส่วนของพอลิเมอร์องค์ประกอบที่สนใจในพอลิเมอร์ผสม

ตัวอย่าง

การคำนวณความเป็นผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม PBSL20



ภาพผนวก ข.1 ภาพประกอบการคำนวณความเป็นผลึกของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม PBSL20

$\Delta H_{f,PBS} = 110.3 \text{ (J/g)}$, สัดส่วนของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม (w) = 0.8

จากภาพผนวก ข.1 $\Delta H_m = 51.03 \text{ (J/g)}$, $\Delta H_c = 5.88 \text{ (J/g)}$

$$\%X_{c,PBS} = \frac{(51.03 \text{ Jg}^{-1} - 5.88 \text{ Jg}^{-1})}{110.3 \text{ Jg}^{-1}} \times \frac{100\%}{w} = 40.93\%$$

ข-3 การคำนวณความหนืดของพอลิเมอร์จากข้อมูลที่ได้จาก Ubbelohde viscometer

$$\eta_r = \frac{\eta_{\text{solution}}}{\eta_{\text{solvent}}} = \frac{t}{t_0} \quad (4)$$

$$\eta_{sp} = \eta_r - 1 = \frac{t-t_0}{t_0} \quad (5)$$

เมื่อ η_r คือ relative viscosity, η_{sp} คือ specific viscosity, t_0 คือ เวลาในการไหลของตัวทำละลายบริสุทธิ์ ในงานวิจัยนี้ใช้ตัวทำละลายเป็นคลอโรฟอร์ม ซึ่งมีค่า t_0 เป็น 125.8 วินาที, และ t คือ เวลาที่ใช้ในการไหลของสารละลาย, c คือ ความเข้มข้นของสารละลายพอลิเมอร์

ตัวอย่าง

การคำนวณความหนืดของ PBS บริสุทธิ์ที่ความเข้มข้น 0.004996 g/cm^3 ซึ่งใช้เวลาในการไหล 188.53 วินาที

$$\eta_r = \frac{\eta_{\text{solution}}}{\eta_{\text{solvent}}} = \frac{188.53 \text{ (s)}}{125.80 \text{ (s)}} = 1.4986$$

$$\eta_{sp} = 1.4986 - 1 = 0.4986$$

หาค่า intrinsic viscosity ของพอลิเมอร์ โดยการพลอตกราฟระหว่าง η_{sp}/c และ $\ln \eta_r/c$ กับความเข้มข้นของสารละลายพอลิเมอร์ตามสมการของ Huggins และ Kramer ดังต่อไปนี้

$$\text{Huggins equation} \quad \frac{\eta_{sp}}{c} = [\eta] + k_1[\eta]^2c \quad (6)$$

$$\text{Kramer equation} \quad \frac{\ln \eta_r}{c} = [\eta] - k_1[\eta]^2c \quad (7)$$

เมื่อ $[\eta]$ คือ intrinsic viscosity, c คือ ความเข้มข้นของสารละลายพอลิเมอร์ และ k_1 คือ ค่าคงที่ ซึ่งจุดที่สมการทั้งสองตัดแกน y คือ intrinsic viscosity ของสารละลายพอลิเมอร์นั้น

ข-4 การคำนวณการสลายตัวทางความร้อน

การสลายตัวทางความร้อนของสารหน่วงไฟ

$$W_{F,T} = f_{APP} \cdot W_{APP,T} + f_{MA} \cdot W_{MA} + f_{Si} \cdot W_{Si,T}$$

เมื่อ $W_{F,T}$ คือ น้ำหนักของสารหน่วงไฟที่อุณหภูมิที่สนใจเทียบกับน้ำหนักสารตัวอย่างเริ่มต้น (%), f_{APP} คือ สัดส่วนของ APP ในสารหน่วงไฟมีค่าเป็น 0.7353, f_{MA} คือ สัดส่วนของ MA ในสารหน่วงไฟมีค่าเป็น 0.1471, f_{Si} คือ สัดส่วนของ Si ในสารหน่วงไฟมีค่าเป็น 0.1176, $W_{APP,T}$, $W_{MA,T}$ และ

$W_{Si,T}$ คือ น้ำหนักที่อุณหภูมิที่สนใจเทียบกับน้ำหนักสารตัวอย่างเริ่มต้น (%) ของ APP, MA และ Si ตามลำดับ ซึ่งได้จากการทดสอบการสลายตัวทางความร้อนของ APP, MA และ Si บริสุทธิ์

การสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสมที่เติมสารหน่วงไฟ

$$W_{S,T} = f_{blend} \cdot W_{blend,T} + f_{IFR} \cdot W_{IFR,T}$$

เมื่อ $W_{S,T}$ คือ น้ำหนักของสารตัวอย่างที่อุณหภูมิที่สนใจเทียบกับน้ำหนักสารตัวอย่างเริ่มต้น (%), f_{blend} คือ สัดส่วนของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 หรือ PBST50 ในสารตัวอย่าง, f_{IFR} คือ สัดส่วนของสารหน่วงไฟแบบ Intumescent ในสารตัวอย่าง, $W_{blend,T}$ คือ น้ำหนักของพอลิเมอร์ผสม PBSL50_G10 หรือ PBST50 ที่อุณหภูมิที่สนใจเทียบกับน้ำหนักสารตัวอย่างเริ่มต้น (%) ซึ่งได้จากการทดสอบการสลายตัวทางความร้อนของพอลิเมอร์ผสมดังกล่าวที่ไม่ได้เติมสารหน่วงไฟ, $W_{IFR,T}$ คือ น้ำหนักของสารหน่วงไฟแบบ Intumescent ที่อุณหภูมิที่สนใจเทียบกับน้ำหนักสารตัวอย่างเริ่มต้น (%) ซึ่งได้จากการทดสอบการสลายตัวทางความร้อนของสารหน่วงไฟดังกล่าว

ภาคผนวก ค
การนำเสนอผลงานวิจัย

ค-1 การประชุมวิชาการพอลิเมอร์แห่งประเทศไทย ครั้งที่ 2 (PCT-2)

บันทึกการรายงานการประชุม (Proceeding)



PI-PP-14

Influence of Processing Procedure on Mechanical Properties of PBS/PLA Reactive Blend

Benchamas Panvad¹ and Nattakarn Hongsothiphan^{1,2*}

¹Program in Polymer Science and Engineering, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Industrial Technology, Silpakorn University, Nakorn Pathom 73000, Thailand

²Center of Excellence in Petroleum, Petrochemical, and Advanced Materials, Petroleum and Petrochemical College Building, 8th Fl., Soi Chulalongkorn 12, Phayathai Rd., Wangmai, Patumwan, Bangkok 10330, Thailand

Phone +66 3421 9363, Fax +66 3421 9363, *E-Mail: nattakar@su.ac.th

1. Introduction

Poly(butylene succinate) (PBS) is a biodegradable and bio-based polyester. Although it is environmental friendly and good in processability, its mechanical properties have not been satisfactory for many applications such as electronic or automobile parts. One of the interesting solutions is blending PBS with poly(lactic acid) (PLA), which is also biodegradable polyester. Many research [1,2] reported compatibilized effect in blending between polyester using glycidyl methacrylate (GMA) as a reactive compatibilizer. However, the reaction was extremely random and depended on processing conditions. This research was thus performed to investigate influence of processing procedure on mechanical properties of PBS/PLA reactive blend in the presence of GMA.

2. Experimental Methods

Before compounding, PBS (GS Pla[®], AZ71TN, Mitsubishi Chemical,) and PLA (Ingeo[™] Grade 3051D, Nature Work LLC) were dried in an air-circulating oven at 60 °C for 12 h. Three types of melt blending were carried out using a co-rotating twin-screw extruder (Rheomex PTW16/25D, Hanke). Extrusion temperature profile was controlled from 135 to 155 °C as schematic shown in Figure 1.

Simple reactive blending (process A): PBS 75 wt%, PLA 25 wt%, and GMA 10 phr (Aldrich) were physical mixed and fed into the twin-screw extruder through the main feed at a screw speed of 30 rpm.

One-step masterbatch blending (process B): PBS 75 wt% and PLA 25 wt% were physical mixed and

divided into two portions. The first one was then added GMA 10 phr and fed into the twin-screw extruder through the main feed. The second portion was fed through the port 1. The screw speed was kept at 30 rpm.

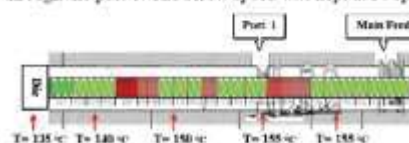


Figure 1. Haake co-rotating twin screw extruder

Two-step masterbatch blending (process C): Firstly, the masterbatch was produced by physical mixing PBS 50 wt%, PLA 50 wt%, and GMA 20 phr and feeding into the twin-screw extruder through the main feed at a screw speed of 30 rpm. Then, the just-produced masterbatch was pelletized and physical mixed with pure PBS to produce blend of PBS/PLA 75/25 wt% with GMA 10 phr. The mixture was compounded at a screw speed of 50 rpm to produce the sample pellets.

Extrudates were pelletized and dried in an oven at 60 °C for 12 hr., then fabricated into micro tensile and impact specimens at 160 °C using a hot pressing. Specimens were tested in accordance to ASTM-D1708 and ASTM-D256. Fracture surface of impact specimens were characterized by SEM. FTIR was used to characterize functional groups in test specimens.

3. Results

SEM in Figure 2A revealed phase separation of non-compatibilized PBS/PLA blend although wetting of PBS on PLA was observed. Incorporation of GMA improved compatibility between PBS and PLA as seen in

บันทึกงานประชุม (Proceeding)

Modification of mechanical properties of polybutylene succinate using in-situ compatibilization blend with poly(lactic acid)

Benchamas Panyad, Nattakarn Hongsrirphan

Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Industrial Technology,
Silpakorn University, Nakhon Pathom, Thailand

Abstract

PBS/PLA blends in various blend ratios added GMA to modify their compatibility were prepared using melt blending. Mechanical properties of polymer blends before and after in-situ compatibilization were investigated. Morphology and compatibility of modified blends was studied via SEM and DSC, respectively. PBS/PLA 50:50 wt% added 10 wt% GMA exhibited high percentage of elongation at break in a range of LDPE due to co-continuous structures. This phenomenon also benefited the impact strength of modified blends.

Introduction

In recent years, great attention has been focused on biodegradable and bio-based polymer because of serious environmental pollution due to non-biodegradable plastic wastes. Poly(butylene succinate) (PBS), a biodegradable aliphatic polyester, probable to produce from renewable resources which is superior to petroleum-based polymer from the standpoint of biodegradability and less total energy consumption and life-cycle CO₂ emission. Although PBS has a good advantage of high flexibility, excellent impact strength, melt processibility, thermal and chemical resistance, some mechanical properties especially modulus and strength have not been satisfactory for many applications such as electronic or automobile parts.

Blending PBS with poly(lactic acid) (PLA), which is also biodegradable polyester with higher rigidity, probably is one of the interesting of those solutions agree with the research report by Amita Bhatia *et al.* [1]. They studied compatibility and tensile properties of PLA/PBS blends. In the blends with PBS being matrix phase, increasing of PLA content increased Young's modulus which was contrary with tensile strength due to immiscibility of PBS and PLA. Guang-Xin Chen *et al.* [2] studied PLLA/PBS blend added twice functionalized organoclay (TFC), organoclay containing epoxy groups, which was synthesized by treating Cloisite®25A with (glycidioxypropyl)tri methoxy silane and found to have a high degree of exfoliation in a polymer matrix as a result of a chemical reaction between the epoxy groups and the polymer. In their study, PLLA/PBS/TFC composites were prepared by melt compounding. Because the TFC could react with both PLLA and PBS, the in situ formed

polymer-clay hybrid could play a role as a compatibilizer between the PLLA and PBS. As mentioned above, the reactive TFC played an important role in the blend similar to the in situ reactive compatibilizer causing better dispersion of the clay platelets in polymer matrix and enhancement in both of tensile modulus and elongation at break of PLLA/PBS/TFC composites. M.Kumar *et al.* [3] studied influence glycidyl methacrylate (GMA) on mechanical and morphological property of PLA/PBAT blend. They found that incorporation of 3-5 wt% of GMA which had epoxy group in the structure as a reactive compatibilizer could improve interface adhesion between two phases in PLA/PBAT reactive blend. In this study, PBS/PLA blends with various blend ratios were prepared using melt blending in a twin-screw extruder. GMA was introduced as a reactive compatibilizer to improve compatibility between biodegradable blends. Mechanical properties of polymer blends before and after in-situ compatibilization were investigated using tensile and impact test. Morphology and compatibility of reactive blends was characterized via SEM and DSC, respectively.

Materials

Polymers used in this study were poly(butylenes succinate) (PBS) (GS Pla®, Grade AZ71TN, Mitsubishi Chemicals) with MFI of 220 g/10 min (155 °C, 2.16 kg) and poly(lactic acid) (PLA), (Ingeo™ Grade 3051D, Nature Work LLC) with MFI of 1.12 g/10 min (155 °C, 2.16 kg). Glycidyl methacrylate (GMA, 97% purity) was purchased from Aldrich and used as received. Prior to compounding, PBS and PLA pellets were dried in an air-circulating oven at 60 °C for 12 h to remove moisture.

Experimental

PBS and PLA were melt-mixing in various blend ratios with and without 10 wt% of GMA. The formula of blends is presented in Table 1. The PBS was intended to be polymer matrix in our study. PBS/PLA blends were carried out using a co-rotating twin screw extruder (Rheomex PTW16/25D, Haake, Germany) with a screw speed of 35 rpm. Temperatures along the extruder were controlled to achieve a temperature profile ranging from 135 °C to 155 °C. The extrudates were pelletized and dried in an oven at 60 °C for 12 hr. Dumbbell shaped specimens and impact specimens were fabricated by injection molding.

Table 1. Formula of PBS/PLA blends.

Code	PBS/PLA/GMA (in wt%)	Code	PBS/PLA/GMA (in wt%)
PBS	100/0/0	PLA	0/100/0
PBS20	80/20/0	PBS20_G10	72/18/10
PBS30	70/30/0	PBS30_G10	63/27/10
PBS40	60/40/0	PBS40_G10	54/36/10
PBS50	50/50/0	PBS50_G10	45/45/10

Tensile test was performed accordance to ASTM-D638 using a Universal Testing Machine (Instron, Model 5969, Instron Engineering Corporation, USA). The test specimens of neat PBS and PLA, PBS/PLA blends were conditioned at 25 °C for 48 h prior to testing. The test was performed with a crosshead speed of 5 mm/min at room temperature and the average of seven measurements was reported.

Notched Izod impact test was performed accordance to ASTM-D256 using an impact tester (Zwick, B5102.202, Germany) with a pendulum hammer of 4.0 J. The test specimens of neat PBS, neat PLA, and PBS/PLA blends were conditioned at 25 °C for 48 h prior to testing. The test was performed at room temperature and the average of eight measurements was reported.

Morphology of the blends was examined by a scanning electron microscope (SEM) (Jeol, JSM 5410LV). Specimens were cryogenically fractured in liquid nitrogen. The fractured surface was gold coated prior to inspection to avoid electrostatic charging.

Thermal analysis of neat PBS, neat PLA, and PBS/PLA blends were determined under a nitrogen atmosphere by using a differential scanning calorimeter (DSC, Mettler DSC 1). The sample weight used was approximately 5-10 mg weight. The samples were tested in a heat-cool-heat mode, with the heating rate and the cooling rate of 5 °C/min. Temperature scan was performed from -85 °C to 180 °C.

Results and Discussion

Morphology of PBS/PLA blend

Fig. 1 A-E shows SEM micrographs of cryogenic fractured surface of neat PBS, neat PLA, and their blends with and without 10 wt% GMA. Under 500X magnification, neat PBS was fractured showing rougher surface than neat PLA revealing ductile behavior even under cryogenic condition. Meanwhile, smoother fracture surface of neat PLA indicates brittleness of polymer matrix. It is important to note that PLA melt was much more viscous than PBS melt under the mixing condition at 155 °C (additional MFI tests performed). The mixing speed was kept constant at 35 rpm to obtain appropriate time for GMA interaction with polymer matrix.

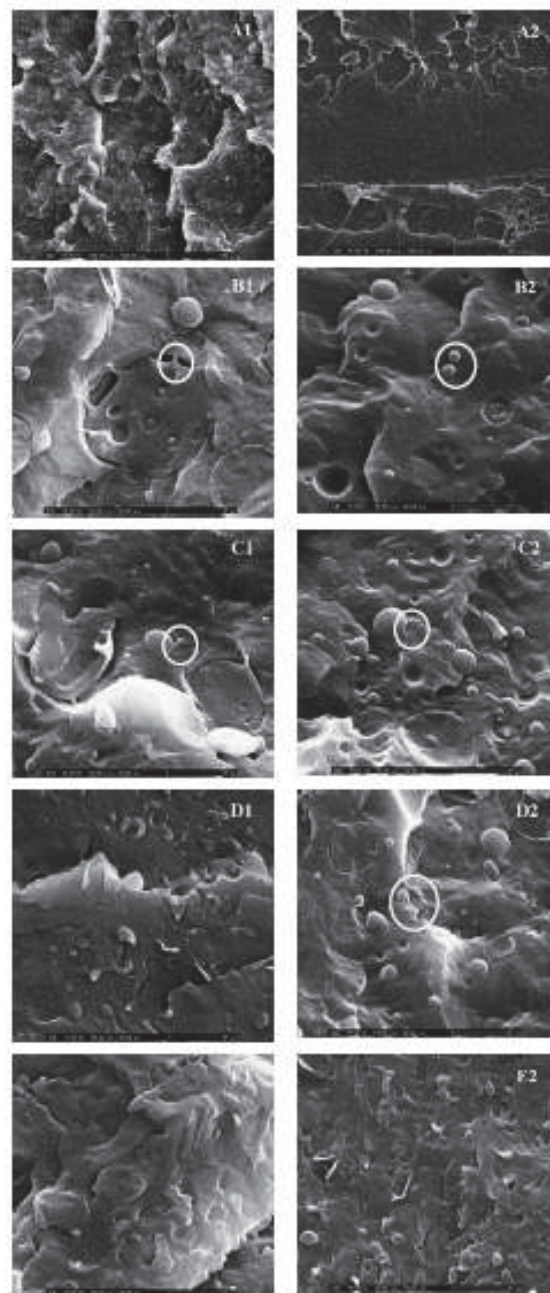


Figure 1. SEM micrographs (500X for neat resin and 3000X for blends) revealed cryogenic fracture surface of A1) Neat PBS, A2) Neat PLA, B1) PBS20, B2) PBS20_G10, C1) PBS30, C2) PBS30_G10, D1) PBS40, D2) PBS40_G10, E1) PBS50, and E2) PBS50_G10.

In the blend, it is clearly seen that phase separation was observed in all PBS/PLA blends; however, having

GMA as the compatibilizer resulted change in sizes and shapes of PLA dispersed phases. In Fig.B1 and C1, viscous PLA dispersed phases in PBS matrix were spheres in various sizes. The wetting of PLA on PBS was observed implying there was interfacial interaction between them even GMA did not add into the blends.

When PLA content was up to 40 wt% in PBS/PLA blend (PBS40), some PLA dispersed phases were elongated and uneven shapes were observed. This resulted from the combination of low interfacial interaction between PLA and PBS and much higher viscosity of the dispersed phases. When the PLA content was up to 50 wt% (PBS50), the co-continuous morphology in polymer blend was formed.

Incorporation of 10 wt% of GMA as compatibilizer in modified PBS/PLA blends improved interfacial adhesion between PBS and PLA as confirmed by DSC results which is discussed later. Epoxy groups in GMA could react with both carboxyl and hydroxyl groups in PBS and PLA chain ends during melt-mixing as the result of the reaction, random terpolymer of ethylene acrylic ester and GMA are formed in-situ at the interface [4,5]. Compared at the same weight ratio of the blends, it is seen that the PLA dispersed phases were kept in spherical shape until PLA content was up to 40 wt%. The better interfacial interaction between PBA and PLA allows shearing stresses to transfer from matrix to dispersed phases resulting on elongated lumps to be split into smaller spheres as evident in Fig.D2. In the Fig.E2, the co-continuous strips of PBS/PLA 50:50 wt% was finer than the same ones without GMA. This phenomenon has effect significantly on mechanical properties such as elongation at break and impact strength.

Thermal properties of PBS/PLA blend

Thermal properties of neat PBS, neat PLA and their blends obtained by DSC measurement are presented in Table 2. Neat PLA had the glass transition temperature (T_g) at 51.81 °C, the broad crystallization peak (T_c) at 122.01 °C and single melting peak (T_m) at 146.23 °C. Likewise, PBS had the crystallization peak (T_c) at 90.86 °C and double melting peak (T_m) at 100.57 °C and 107.10 °C, but its glass transition temperature (T_g) did not show in the range of the study. In PBS/PLA blend without GMA, PBS thermogram was in the same characteristics, while PLA thermogram showed the double melting peaks. Several researchers reported the doublet in melting peak of PLA after the second heating scan of DSC measurement that the lower endotherm corresponded to melting peak located at the lower temperature was attributed to less organized crystals which would be formed during the DSC measurement [2,3,4].

Generally, compatibility of polymer blend could be investigated using the shift of T_g of constituent polymer. In this research, although the endothermic T_g peaks of PBS and PBS phase in polymer blends were not strong, the obvious T_g shift of PLA in PBS/PLA blends toward lower temperature demonstrated interfacial interaction between PBS and PLA after melt blending. Interestingly, incorporation of 10 wt% of GMA in the blends, not only pronounced the T_g shift of PLA phase comparison to uncompatibilized blends, the intensity of lower endotherm T_m of PLA was slightly decreased while the lower endotherm of PBS was obscured therefore a broad melting temperature was present. Similar to double endothermic melting peak of PLA, two endothermic melting peaks of PBS could be explained using a melting-recrystallization-remelting model, in which the lower endotherm was due to partial melting of some or all of the original crystals. After that, heating during the thermal analysis caused small and imperfect crystals reorganized into more stable crystals then therefore higher endotherm was carried out

Table 2. Thermal properties of neat PBS, neat PLA, and PBS/PLA blends.

	GMA	PBS					PLA				
		T_g	T_c	T_{m1}	T_{m2}	peak shape	T_g	T_c	T_{m1}	T_{m2}	peak shape
PBS	0	ND	90.86	100.57	107.10	doublet	-	-	-	-	-
PBS20	0	ND	91.43	101.23	107.35	doublet	46.94	ND	141.06	148.23	doublet
	10	ND	93.53	ND	104.62	singlet	39.24	109.17	137.38	145.20	doublet
PBS30	0	ND	91.35	101.19	107.42	doublet	47.45	110.09	141.41	148.58	doublet
	10	ND	93.19	ND	104.45	singlet	32.50	109.15	137.43	145.00	doublet
PBS40	0	ND	91.52	101.46	107.68	doublet	48.08	ND	140.82	148.64	doublet
	10	ND	94.42	ND	105.18	singlet	38.22	109.80	137.90	145.38	doublet
PBS50	0	ND	91.76	101.74	107.97	doublet	49.22	ND	141.24	148.98	doublet
	10	ND	93.18	ND	104.07	singlet	32.41	107.90	136.01	144.56	doublet
PLA	0	-	-	-	-	-	51.81	122.01	ND	146.23	singlet

by the melting of remained original crystals and recrystallized crystals [5,6]. This indicates addition of 10 wt% of GMA promoted perfectly crystallized process of both PBS and PLA.

Mechanical properties of PBS/PLA blend

Typically, blending of two or more constituent polymer produced polymer blend which its properties results from a combination of each constituent polymer property and could be predicted simply by mean of mixing rule. Therefore, we would demonstrate mechanical properties of PBS/PLA blends compared with the prediction values of mechanical properties from the mixing rule as follows:

$$\rho = v_{f1}\rho_1 + v_{f2}\rho_2 \quad (1)$$

where ρ is property of PBS/PLA blend, v_{f1} is volume fraction of PBS in PBS/PLA blend, ρ_1 is property of PBS, v_{f2} is volume fraction of PLA in PBS/PLA blend, ρ_2 is property of PLA

In Fig.2A-B, it is found that higher content of PLA increased Young's modulus and tensile strength of the unmodified blends. Nevertheless, these values were below the mixing rule line due to poor interfacial adhesion between these phases. Young's modulus and tensile strength of modified blends were lower than those of unmodified blend although good compatibility between the phases was achieved as evident in the percentage of elongation. The reason behind the negative effect of GMA on rigidity and strength of modified blend comes from changing in shapes and sizes of PLA dispersed phases. As seen in SEM micrograph, PLA dispersed phases in unmodified PBS/PLA 60:40 wt% became ellipses and elongated lumps so that the aspect ratio (length/diameter) was relatively increased. Reinforcing effect of high-modulus elongated PLA dispersed phases thus overcame interfacial interaction between phases, and the reinforcing effect was more pronounced when the co-continuous structure in PBS/PLA 50:50 wt% was generated. In the other hand, good compatibility between PBS and PLA in modified blends caused PLA to be split into small spheres as discussed in SEM micrographs. Thus, modulus of the blends was higher corresponding to higher PLA content only and the similar aspect ratio of PLA dispersed phases did not affect tensile strength of the blends.

In Fig.2C, effect of modification by GMA on interfacial adhesion between PBS and PLA is clearly presented. Good interfacial adhesion in polymer blends resulted in higher percentage of elongation than predicted by the mixing rule. Combined with changing aspect ratio in PLA dispersed phases, the percentage of elongation

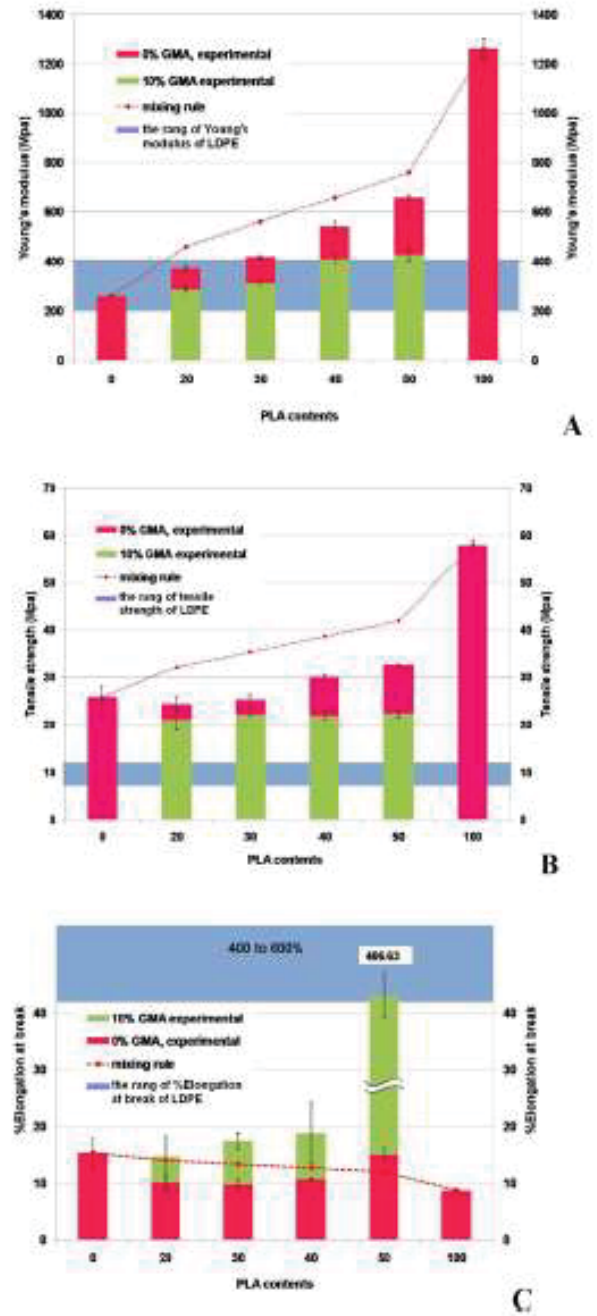


Figure 2. Tensile properties of PBS/PLA blends
A) Young's Modulus, B) Tensile strength, and
C) %Elongation at break

was significantly improved in PBS/PLA 60:40 wt% blend. Surprisingly, the co-continuous structure of PBS/PLA 50:50 wt% modified with 10 wt% GMA increased the percentage of elongation to be 406.63%, which is in the range of LDPE's elongation.

As shown in Fig. 3, impact strength of PLA is higher than PBS although fracture behavior of them is different. PLA withstands impact by its high rigidity and is broken in brittle behavior, while PBS absorbs impact energy from its ductility and is broken in ductile behavior. For polymer blend, the impact strength trend is similar to the in brittle behavior, while PBS absorbs impact energy from its ductility and is broken in ductile behavior. For polymer blend, the impact strength trend is similar to the percentage of elongation, which interfacial adhesion between phases is a key factor to improve impact of the blends. It is found that the co-continuous structure of unmodified PBS/PLA 50:50 wt% provided impact resistance to be closed to the predicted value by the mixing rule, and their impact resistance was higher than the mixing rule after adding 10 wt% of GMA to improve interfacial adhesion between the strips of polymer matrix. However, the synergistic effect on impact strength is not as high as happened in tensile test. This is due to such a blend has less time to respond to the impact compared to the tensile test, thus less time to allow yielding in PBS matrix that could absorb more impact energy.

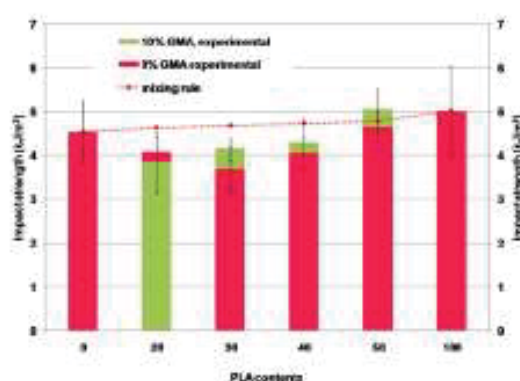


Figure 3. Impact strength of PBS/PLA blends.

To understand fracture behavior of PBS/PLA blends under impact loading, the impact fracture surface of the blends with various blend ratios adding 10 wt% of GMA is investigated by SEM and their micrographs are demonstrated in Fig. 4A-D. Although there are some cavitations observed resulting from PLA phases being pulled out, most of the PLA dispersed phases are embedded in the PBS matrix indicating good interfacial adhesion is achieved. With low content of PLA, fracture surface of the specimens is smoother implying brittle

behavior dominates. When PLA content is 40 and 50 wt%, the fracture surface is rougher and some dispersed phases are covered with matrix indicating ductile behavior becomes more dominant during the impact.

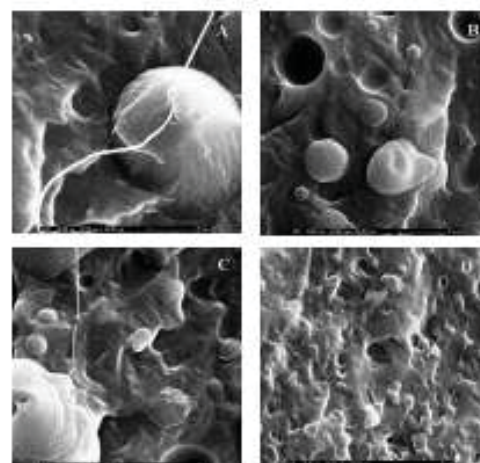


Figure 4. SEM micrographs (3000X) revealed impact fracture surface of A) PBS20_G10, B) PBS30_G10, C) PBS40_G10, and D) PBS50_G10.

To understand fracture behavior of PBS/PLA blends under impact loading, the impact fracture surface of the blends with various blend ratios adding 10 wt% of GMA is investigated by SEM and their micrographs are demonstrated in Fig. 4A-D. Although there are some cavitations observed resulting from PLA phases being pulled out, most of the PLA dispersed phases are embedded in the PBS matrix indicating good interfacial adhesion is achieved. With low content of PLA, fracture surface of the specimens is smoother implying brittle behavior dominates. When PLA content is 40 and 50 wt%, the fracture surface is rougher and some dispersed phases are covered with matrix indicating ductile behavior becomes more dominant during the impact.

Conclusions

Good interfacial interaction between PBS and PLA was achieved after adding 10 wt% GMA into polymer blend during the melt blending which is confirmed by shifting in T_g and decreasing in endotherm T_m of PLA. Although phase separation was present in all blend ratios, the modified blends showed higher elongation at break and better impact strength. PBS/PLA 50:50 wt% added 10 wt% GMA exhibited high percentage of elongation at break in a range of LDPE due to co-continuous structures. This phenomenon also benefited the impact strength of modified blends to be higher than the predicted value from the mixing rule.

Acknowledgement

The authors would like to thank the Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Industrial Technology, Silpakorn University for the machinery and instrument to conduct this research. The Center of Excellence in Petroleum, Petrochemical, and Advanced Materials, Thailand, has been appreciated for their financial support. The authors also thank the Faculty of Science, Silpakorn University and the Research and Development Institute of Production Technology, Kasetsart University for the help of SEM analysis and injection molding, respectively.

References

1. A. Bhatia, R.K. Gupta, S.N. Bhattacharya, and H.J. Choi, *Korea-Australia Rheology Journal. Papers*, **19**, 125 (2007).
2. G.X. Chen, H.S. Kim, E.S. Kim and J.S. Yoon, *Polymer. Papers*, **46**, 11829 (2005).
3. M. Kumar, S. Mohanty, S.K. Nayak, and M.R. Parvaiz, *SPE-ANTEC Tech. Papers*, **101**, 8406 (2010).
4. H.T. Oyama, *Polymer. Papers*, **50**, 747 (2009).
5. M. Soccio, N. Lotti, L. Finelli and A. Munari, *European Polymer Journal. Papers*, **45**, 171 (2009).
6. H. Chen, M. Pyda, and P. Cebe, *Thermochimica Acta. Papers*, **492**, 61 (2009).

ประวัติผู้วิจัย

ชื่อ-สกุล นางสาวเบญจมาศ ปั่นหยัด
ที่อยู่ 4 หมู่ 7 ต.พังตรุ อ.พนมทวน จ.กาญจนบุรี 71140

ประวัติการศึกษา

พ.ศ. 2553 สำเร็จการศึกษาปริญญาวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาปิโตรเคมีและวัสดุ
พอลิเมอร์ จากมหาวิทยาลัยศิลปากร
พ.ศ. 2553 ศึกษาต่อระดับปริญญาโท สาขาวิชาการและวิศวกรรมพอลิ
เมอร์ มหาวิทยาลัยศิลปากร

ทุนการศึกษาที่ได้รับ

พ.ศ. 2553-2554 ทุนนักศึกษาผู้ช่วยสอน จากภาควิชาวิชาการและวิศวกรรมวัสดุ
คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยศิลปากร

การนำเสนอผลงานวิจัย

1. Benchamas Panyad and Nattakarn Hongsriphan. "Influence of processing procedure on mechanical properties of PBS/PLA reactive blend." 2nd Polymer Conference of Thailand (PCT-2). Bangkok, Thailand. 20-21 October 2011.
2. Benchamas Panyad and Nattakarn Hongsriphan. "Modification of mechanical properties of polybutylene succinate using in-situ compatibilization blend with poly(lactic acid)." ANTEC@NPE 2012 Conference. Orlando, Florida, USA. 2-4 April 2012.