



การเตรียมและสมบัติเชิงกลของยางคอมโพสิตเตรียมจากยางธรรมชาติ
เทอร์โมพลาสติกผสมเส้นใยปอกระเจา

**Preparation and Mechanical Properties of Rubber Composites Made from
Thermoplastic Natural Rubber Blended with Jute Fiber**

เกศินี โกศลเมธี

Kesinee Kosonmetee

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา
วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีพอลิเมอร์
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of Master of Science in Polymer Science and Technology
Prince of Songkla University**

2552

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

ชื่อวิทยานิพนธ์ การเตรียมและสมบัติเชิงกลของยางคอมโพสิตเตรียมจากยางธรรมชาติ
เทอร์โมพลาสติกผสมเส้นใยปอกระเจา

ผู้เขียน นางสาวเกศินี โกศลเมธี

สาขาวิชา วิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีพอลิเมอร์

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

คณะกรรมการสอบ

.....
(รองศาสตราจารย์ ดร.วราภรณ์ ตันรัตนกุล)

.....ประธานกรรมการ
(ดร.สอาด รริยะจันทร์)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม

.....กรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร.วราภรณ์ ตันรัตนกุล)

.....
(ดร.ภาสรี เล้ากิจเจริญ)

.....กรรมการ
(ดร.ภาสรี เล้ากิจเจริญ)

.....กรรมการ
(ดร.พลพัฒน์ รวมเจริญ)

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยฉบับนี้
เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิทยาศาสตร์
และเทคโนโลยีพอลิเมอร์

.....
(รองศาสตราจารย์ ดร.เกริกชัย ทองหนู)
คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

ชื่อวิทยานิพนธ์	การเตรียมและสมบัติเชิงกลของยางคอมพอลิธเตรียมจากยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกผสมเส้นใยปอกระเจา
ผู้เขียน	นางสาวเกศินี โกศลเมธี
สาขาวิชา	วิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีพอลิเมอร์
ปีการศึกษา	2551

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้เป็นการเตรียมและศึกษาสมบัติเชิงกลของยางคอมพอลิธเตรียมจากยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก (Thermoplastic natural rubber, TPNR) ผสมเส้นใยปอกระเจาทำการเตรียม TPNR จากพอลิโพรพิลีน (PP) และยางธรรมชาติ (NR) ที่อัตราส่วน 40/60, 50/50 และ 60/40 (PP/NR) โดยน้ำหนัก ใช้สารเชื่อมโยงโมเลกุลคือ ซัลเฟอร์ ไดควิมิวเปอร์ออกไซด์ และฟีนอลิครีซิน ทำการผสมในเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 180°C ความเร็วโรเตอร์ 60 rpm ขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดันที่อุณหภูมิ 170°C ตัดชิ้นงานเพื่อทำการทดสอบสมบัติเชิงกล สมบัติทางกายภาพ สมบัติทางความร้อนโดยการวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ และลักษณะสัณฐานวิทยาของ TPNR ที่เตรียมได้ ตัวแปรที่ศึกษาได้แก่ ปริมาณของ PP ระบบวัลคาไนซ์ และปริมาณฟีนอลิครีซิน พบว่าเมื่อใช้ปริมาณ PP มากขึ้น มีค่ามอดุลัส ความเค้น ณ จุดขาด ระยะยืด ณ จุดขาด ความต้านทานต่อการฉีกขาด การผิดรูปถาวรแบบตั้ง และความแข็งเพิ่มขึ้น ในทางตรงกันข้ามมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของสมบัติความทนต่อแรงดึงหลังจากผ่านการบ่มด้วยความร้อนและโอโซน และเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีค่าลดลง การศึกษาอิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ พบว่า TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน ให้ค่าความเค้น ณ จุดขาด ระยะยืด ณ จุดขาด และความต้านทานต่อการฉีกขาดสูงกว่าระบบวัลคาไนซ์ระบบอื่นๆ ในทางตรงกันข้ามมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของสมบัติความทนต่อแรงดึงหลังจากผ่านการบ่มด้วยความร้อนและโอโซน การผิดรูปถาวรแบบตั้ง และเปอร์เซ็นต์การบวมตัวน้อยกว่าระบบซัลเฟอร์ และระบบ DCP นอกจากนี้พบว่าระบบวัลคาไนซ์ไม่มีผลต่อความแข็งของ TPNR ที่เตรียมได้ การเติมปริมาณฟีนอลิครีซินที่ปริมาณต่างๆ ดังนี้ 6, 8, 10 และ 12 pphr พบว่า TPNR ที่ใช้ฟีนอลิครีซินในปริมาณ 8 pphr สามารถปรับปรุงสมบัติความทนต่อแรงดึง ความต้านทานต่อการฉีกขาด ความต้านทานต่อการบ่มด้วยความร้อนและโอโซน การผิดรูปถาวรแบบตั้ง และการบวมตัวที่ดีกว่าที่ปริมาณ 6 pphr แต่เมื่อเติมฟีนอลิครีซินมากกว่า 8 pphr พบว่าสมบัติดังกล่าวมีแนวโน้มใกล้เคียงกันและค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน ดังนั้นการศึกษาในส่วนของ TPNR พบว่าสูตรที่ให้สมบัติเชิงกลและสมบัติทางกายภาพที่ดีที่สุดและเหมาะสมที่จะนำไปศึกษา TPNR คอมพอลิธต่อไป คือ สูตรที่ใช้อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ

50/50 และใช้ฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด แสดงให้เห็นว่าอนุภาค NR มีรูปร่างค่อนข้างกลมขนาดเฉลี่ยประมาณ $0.88 \mu\text{m}$ กระจายอยู่ใน PP ที่เป็นเฟสต่อเนื่อง

การศึกษา TPNR คอมโพลีมีตัวแปรที่ศึกษาดังนี้ ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย ปริมาณของสารเพิ่มความเข้ากันได้ (compatibilizer) คือ พอลิพรพิลีนที่ดัดแปลงโมเลกุลด้วย มาลิกแอนไฮไดรด์ (maleic anhydride-grafted polypropylene, MA-g-PP) ปริมาณเส้นใย และความยาวเส้นใย ทำการผสมในเครื่องผสมแบบปิด และทดสอบสมบัติต่างๆ เช่นเดียวกับ TPNR พบว่าเส้นใยที่ปรับปรุงผิวด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ให้สมบัติความทนต่อแรงดึง และความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งดีกว่าเส้นใยที่ปรับปรุงผิวด้วยเมทานอล และเส้นใยที่ไม่ได้ปรับปรุงผิว จากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด พบว่าลักษณะผิวเส้นใยมีการฉีกขาดออกจากกันของกลุ่มเส้นใยทำให้เกิดเป็นเส้นใยขนาดไมครอนมากมาย ส่งผลให้เส้นใยสามารถยึดเกาะกับเมตริกซ์ได้ดีที่สุด การเติม MA-g-PP ในปริมาณต่างๆ ดังนี้ 0, 1, 3 และ 5 pphr พบว่าการเติม MA-g-PP ที่ปริมาณ 1 pphr สามารถปรับปรุงค่ามอดุลัส ความเค้น ณ จุดคราก ความเค้น ณ จุดขาด และการบวมตัวที่ดีที่สุด ศึกษาการเติมเส้นใยในปริมาณต่างๆ ดังนี้ 0, 10, 20, 30 และ 40 pphr พบว่าการเติมเส้นใยในปริมาณที่มากขึ้นสามารถปรับปรุงค่ามอดุลัส ความเค้น ณ จุดครากที่มีค่าเพิ่มขึ้น นอกจากนี้เปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีแนวโน้มลดลง ศึกษาอิทธิพลของความยาวเส้นใยต่างๆ ดังนี้ 1, 3 และ 6 cm พบว่าเมื่อใช้เส้นใยที่มีความยาว 1 และ 3 cm สามารถปรับปรุงสมบัติความทนต่อแรงดึง ความต้านทานต่อการฉีกขาด ความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง และการบวมตัวที่ดีขึ้น นอกจากนี้จากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ทำให้ยืนยันได้ว่าการเติมเส้นใยไม่ได้ไปขัดขวางการเกิดการเชื่อมโยงใน NR และการเปลี่ยนแปลงสถานะวิหยาของ NR เนื่องจากมีอนุภาค NR กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP เช่นเดียวกับ TPNR อย่างไรก็ตามเมื่อทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR และ TPNR คอมโพลีมี เมื่อนำกลับมาหลอมใช้ใหม่จำนวน 3 รอบ พบว่า TPNR และ TPNR คอมโพลีมีที่เตรียมได้ สามารถนำกลับมาหลอมขึ้นรูปใหม่ได้ และมีสมบัติความทนต่อแรงดึงหลังจากผ่านการขึ้นรูปซ้ำลดลงมากขึ้นตามจำนวนครั้งของการขึ้นรูปซ้ำ

Thesis Title Preparation and Mechanical Properties of Rubber Composites
Made from Thermoplastic Natural Rubber Blended with Jute
Fiber

Author Miss Kesinee Kosonmetee

Major Program Polymer Science and Technology

Academic Year 2008

ABSTRACT

Jute fiber/thermoplastic natural rubber (TPNR) composites were prepared from polypropylene (PP), natural rubber (NR) and jute fiber. TPNR was prepared by blending PP and NR in the range of 40-60 wt% of PP. Three vulcanization systems were employed: sulfur, dicumyl peroxide (DCP) and phenolic resin. Blending process was performed by using an internal mixer at 180°C and a rotor speed of 60 rpm. Specimens were prepared by compression molding at 170°C. Mechanical and physical properties, dynamic mechanical thermal analysis and morphology of the TPNR were investigated. Variables included PP content, vulcanization systems and phenolic resin content. It was found that modulus, stress at break, elongation at break, tear strength and hardness increased with increasing PP content. On the contrary, changes in tensile properties after thermal and ozone aging and degree of swelling decreased with increasing PP content. PP/NR blends without vulcanizing agents displayed co-continuous phase. NR became dispersed phase after vulcanization. Shape and size of NR particles were depended on type of vulcanization system. TPNR vulcanized with phenolic resin showed higher stress at break, elongation at break and tear strength than those of other vulcanization systems. In contrast, TPNR vulcanized with phenolic resin showed lower changes in tensile properties after thermal and ozone aging, tension set and degree of swelling than those of TPNR vulcanized with sulfur and DCP. Type of vulcanization systems did not affect on hardness of the TPNR. Phenolic resin content was employed in the range 6-12 pphr (parts per hundred of polymers), and the optimum properties were observed in TPNR containing 8 pphr. The suitable TPNR for preparing TPNR composite was the blend containing 50 wt% of PP and 8 pphr of phenolic resin. This blend also showed dispersed particles of NR which the average diameter was $\sim 0.88 \mu\text{m}$.

This morphology is appropriate of TPNR applications. There were two methods for preparing TPNR composites. The first method was mixing PP and fiber before adding NR. The second was adding fiber after blending PP and NR. It was found that the first method was more appropriate than the second one. TPNR composites were studied in view of effect of fiber treatment, fiber content, fiber length and compatibilizer content. TPNR containing 50 wt% of PP was used and TPNR composites were prepared under the same condition as applied in TPNR. TPNR composite containing fiber treated with sodium hydroxide exhibited higher tensile properties and tensile impact strength than those containing fiber treated with methanol and untreated fiber. The scanning electron micrographs showed more micro fibrils, which lead to good adhesion between fiber and PP matrix. As fiber content increased (10-40 pphr), modulus and yield stress of TPNR composites increased but elongation at break decreased. Degree of swelling in toluene and oils of TPNR composites also decreased with increasing fiber content. Short fiber length (1 and 3 cm) showed higher mechanical properties than longer fiber (6 cm). This was due to entanglement in the long fiber. Maleic anhydride-grafted PP (MA-g-PP, ExxelorTM PO 1020) containing 0.5-1.0 wt% of MA was employed as a compatibilizer in the range of 0-5 pphr. It was found that 1 pphr of MA-g-PP provided optimum tensile properties. SEM micrographs showed improvement in interfacial adhesion between fiber and PP matrix. TPNR composites showed similar morphology as TPNR, small dispersed particles of NR ($< 1 \mu\text{m}$) in PP matrix. This suggested that jute fiber did not affect on crosslinking process and morphology of the blends. TPNR and TPNR composites showed capability of reprocessing although tensile properties decreased with number of reprocessing.

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลงได้ ข้าพเจ้าต้องขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.วราภรณ์ ตันรัตนกุล และดร.ภาสรี เล้ากิจเจริญ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์เป็นอย่างสูง ที่กรุณาแนะนำแนวทางในการทำวิจัย และคอยให้คำปรึกษาที่ดีโดยตลอดมา ตลอดจนตรวจแก้ไขวิทยานิพนธ์จนเสร็จสมบูรณ์

ขอขอบพระคุณ ดร.สอาด ริยะจันทร์ ที่กรุณารับเป็นประธานกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ดร.พลพัฒน์ รวมเจริญ ที่รับเป็นกรรมการสอบและตรวจแก้ไขวิทยานิพนธ์ให้มีความสมบูรณ์ยิ่งขึ้น

ขอขอบคุณสำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ (NSTDA) ที่สนับสนุนทุนในโครงการสถาบันบัณฑิตวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีไทย (TGIST) สัญญาเลขที่ TG-33-18-49-045M และบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ สำหรับทุนอุดหนุนการทำวิจัยเป็นอย่างสูง

ขอขอบคุณบริษัท เอ็นไอพี อสังหาริมทรัพย์และอุตสาหกรรม จำกัด (มหาชน) ที่ให้ความอนุเคราะห์เส้นใยปอกระเจา และบริษัท โกลบอล คอนเน็คชั่น จำกัด ที่ให้ความอนุเคราะห์สารเพิ่มความเข้ากันได้ (ExxelorTM PO 1020)

ขอกราบขอบพระคุณ คุณฟอปโยธ และคุณแม่ยุพา โกศลเมธี ด้วยความรักยิ่งที่ให้ทั้งโอกาส กำลังใจที่ดี และคอยเป็นที่ปรึกษาปัญหาต่างๆ เป็นอย่างดี และขอขอบพระคุณญาติๆ ทุกคน และเพื่อนๆ ทุกคนตลอดจนเจ้าหน้าที่สาขาวิทยาศาสตร์พอลิเมอร์ที่ให้ความช่วยเหลือและเป็นกำลังใจที่ดีตลอดมา และขอบพระคุณคณาจารย์ทุกท่าน ผู้เคยให้วิชาความรู้ ตั้งแต่เริ่มเรียนรู้จนถึงปัจจุบัน

เกศินี โกศลเมธี

สารบัญ

	หน้า
สารบัญ	(8)
รายการตาราง	(11)
รายการรูป	(18)
สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ	(26)
บทที่	
1. บทนำ	1
1.1 บทนำต้นเรื่อง	1
1.2 วัตถุประสงค์	3
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย	3
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	3
2. เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	4
2.1 พอลิโพรพิลีน	4
2.2 ยางธรรมชาติ	6
2.3 ระบบการวัลคาไนซ์ของยาง	9
2.3.1 การวัลคาไนซ์ด้วยระบบซัลเฟอร์	9
2.3.2 การวัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์	15
2.3.3 สารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุล	20
2.3.4 การวัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิควาเรซิน	21
2.4 พอลิเมอร์ผสม	23
2.5 ยางเทอร์โมพลาสติก	25
2.6 เส้นใย	31
2.7 คอมโพสิต	40
2.8 สารเพิ่มความเข้ากันได้	45
2.9 การตรวจสอบเอกสารที่เกี่ยวข้อง	48
3. วิธีการวิจัย	61
3.1 สารเคมี	61
3.2 อุปกรณ์และเครื่องมือ	62
3.3 วิธีดำเนินการทดลอง	64
3.3.1 การเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก	64
	(8)

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
3.3.2 การปรับปรุงผิวเส้นใยปอกระเจา	66
3.3.3 การเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกคอมโพสิต	66
3.3.4 การขึ้นรูปขึ้นทดสอบด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน	68
3.3.5 การทดสอบสมบัติเชิงกล	69
3.3.5.1 การทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง	69
3.3.5.2 การทดสอบสมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด	70
3.3.5.3 การทดสอบสมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน	71
3.3.5.4 การทดสอบสมบัติการยืดถาวร	72
3.3.5.5 การทดสอบสมบัติความแข็ง	72
3.3.5.6 การทดสอบสมบัติการบวมตัว	73
3.3.5.7 การทดสอบสมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง	73
3.3.5.8 การทดสอบสมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยไอโซน	74
3.3.5.9 การทดสอบการนำกลับมาใช้ใหม่	75
3.3.6 การตรวจสอบด้วยเทคนิคดีฟเฟอร์เรนเชียลสแกนนิ่งคัลลอริมิเตอร์	75
3.3.7 การตรวจสอบด้วยเทคนิคทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์	75
3.3.8 การวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ความร้อน	76
3.3.9 การตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด	76
4. ผลการทดลองและวิจารณ์ผลการทดลอง	78
4.1 ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกชนิดยางไม่วัลคาไนซ์	78
4.2 ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกชนิดยางวัลคาไนซ์	88
4.2.1 อิทธิพลของปริมาณพอลิโพรพิลีน	88
4.2.2 อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์	99
4.2.3 อิทธิพลของปริมาณฟีนอลิกเรซิน	112
4.3 ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกคอมโพสิตเตรียมโดยวิธีที่ 1	122
4.3.1 อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย	122
4.3.2 อิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP	134
4.3.3 อิทธิพลของปริมาณเส้นใย	144
4.3.4 อิทธิพลของความยาวเส้นใย	152
4.4 ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกคอมโพสิตเตรียมโดยวิธีที่ 2	167

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
5. สรุปผลการทดลอง	175
5.1 ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก	175
5.2 ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกคอมโพสิทีวี่ที่ 1	179
5.3 ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกคอมโพสิทีวี่ที่ 2	184
5.4 ข้อเสนอแนะ	184
บรรณานุกรม	185
ภาคผนวก	195
ก การวิเคราะห์ความแปรปรวน	196
ข การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของ PP ด้วย เทคนิคดีฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งคัลลอริมิเตอร์	199
ค สมบัติความทนต่อแรงดึง และความต้านทานต่อการฉีกขาด ของ TPNR คอมโพสิทีวี่ที่ 1 ที่ใช้ความยาวเส้นใยเท่ากับ 10 cm	200
ง ชิ้นตัวอย่างของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ และ TPNR คอมโพสิทีวี่ที่ 1 ที่ผ่านการขึ้นรูปซ้ำ	201
จ เอกสารการตีพิมพ์เผยแพร่ผลงาน	203
ประวัติผู้เขียน	222

รายการตาราง

ตาราง	หน้า
2.1 การเปรียบเทียบสมบัติพื้นฐานของกำมะถันทั้ง 2 ชนิด	11
2.2 ปริมาณกำมะถันและสารตัวเร่งในการวัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆ	15
2.3 ตัวอย่างของเปอร์ออกไซด์อินทรีย์ (organic peroxide) ที่ใช้ในการวัลคาไนซ์ยาง	17
2.4 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าครึ่งชีวิตกับร้อยละการสลายตัวของเปอร์ออกไซด์	18
2.5 การเปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของ TPV (เฟสของยางที่มีการเชื่อมโยงโมเลกุล) และ TPO (เฟสของยางไม่มีการเชื่อมโยงโมเลกุล) ของพอลิเมอร์ผสมระหว่าง PP กับยาง EPDM	31
2.6 ส่วนประกอบของเส้นใยธรรมชาติชนิดต่างๆ	35
2.7 ขนาดของเส้นใยธรรมชาติชนิดต่างๆ	36
2.8 สมบัติทางกายภาพของเส้นใยธรรมชาติชนิดต่างๆ	39
3.1 สูตรการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์	65
3.2 สูตรการเตรียม TPNR คอมโพลีท	67
4.1 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	79
4.2 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 500 mm/min	80
4.3 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ PP บริสุทธิ์ และทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	80
4.4 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h	81
4.5 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h	82
4.6 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	89
4.7 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 500 mm/min	89
4.8 สมบัติความทนต่อแรงดึงของยางคอมปาวด์ด้วยฟีนอลิครีซิน และทดสอบที่ความเร็ว 500 mm/min	90

รายการตาราง (ต่อ)

ตาราง	หน้า
4.9 เปรอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วย ฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน ที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h	92
4.10 เปรอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วย ฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซนที่ อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h	93
4.11 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสม ระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ ทำการทดสอบด้วยความเร็ว 50 mm/min	102
4.12 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสม ระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ ทำการทดสอบด้วยความเร็ว 500 mm/min	102
4.13 เปรอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปร ระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h	104
4.14 เปรอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปร ระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h	105
4.15 ค่าอุณหภูมิกลาสทรานสิชันของ PP, NR คอมปาวด์ และ TPNR ที่อัตราส่วนของ การผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการ วัลคาไนซ์ต่างๆ	111
4.16 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสม ระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิครีซิน ต่างๆ ทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	113

รายการตาราง (ต่อ)

ตาราง	หน้า
4.17 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิครีซินต่าง ๆ ทำการทดสอบที่ความเร็ว 500 mm/min	114
4.18 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิครีซินต่าง ๆ หลังจากการผ่านการบ่มแรงด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h	115
4.19 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิครีซินต่าง ๆ หลังจากการผ่านการบ่มแรงด้วยไอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h	116
4.20 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr โดยอัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน	121
4.21 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่าง ๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	123
4.22 ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่าง ๆ	124
4.23 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่าง ๆ หลังจากการผ่านการบ่มแรงด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h	125
4.24 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่าง ๆ หลังจากการผ่านการบ่มแรงด้วยไอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h	126
4.25 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพสิต โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่าง ๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	136

รายการตาราง (ต่อ)

ตาราง	หน้า
4.26 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน ที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h	138
4.27 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซน ที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h	139
4.28 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	146
4.29 ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ	146
4.30 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน ที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h	147
4.31 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซน ที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h	148
4.32 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีท ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ไซโตเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างกัน	154
4.33 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีท ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 30 pphr และใช้ไซโตเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างกัน	154
4.34 ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่างกัน	156

รายการตาราง (ต่อ)

ตาราง	หน้า
4.35 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของ การผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และ เส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิว เส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความ ร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h	157
4.36 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของ การผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และ เส้นใย เท่ากับ 1 และ 30 pphr และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิว เส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความ ร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h	158
4.37 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของ การผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และ เส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิว เส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซน ที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h	159
4.38 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของ การผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และ เส้นใย เท่ากับ 1 และ 30 pphr และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิว เส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซน ที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h	159
4.39 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วน ของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm และใช้โซเดียม ไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย ทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน	165

รายการตาราง (ต่อ)

ตาราง	หน้า	
4.40	เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีทที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 30 pphr ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย ทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน	165
4.41	สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีทที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน	169
4.42	ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีทที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน	171
4.43	เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีท ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใยเท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h	172
4.44	เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีท ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใยเท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h	173
ก.1	ค่าความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิครีซินต่างๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	197
ข.1	จุดหลอมเหลวและปริมาณผลึกของ PP	199

รายการตาราง (ต่อ)

ตาราง	หน้า
ค.1 สมบัติความทนต่อแรงดึง และความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR คอมโพลีทที่ใช้เส้นใยเท่ากับ 10 cm และทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ โดยทำการที่ความเร็ว 50 mm/min	200

รายการรูป

รูป	หน้า
2.1 สูตรโครงสร้างทางเคมีของ PP	4
2.2 โครงสร้างของ PP แต่ละชนิด: (a) ไอโซแทกติก, (b) ซินดีโอแทกติก และ (c) อะแทกติก	5
2.3 สูตรโครงสร้างทางเคมีของ NR	7
2.4 แผนผังของขั้นตอนการเกิดปฏิกิริยาลูกโซ่ในซัลไฟด์ด้วยกำมะถัน	13
2.5 โครงสร้างการเชื่อมโยงแบบต่างๆ: (1) มอนอซัลไฟด์ (2) ไดซัลไฟด์ (3) พอลิซัลไฟด์ เมื่อ $x \geq 3$ (4) สายโซ่กำมะถัน (5) โครงสร้างแบบวง และ (6) หมู่ไทออล (thiol)	14
2.6 การแตกตัวของเปอร์ออกไซด์เมื่อได้รับการกระตุ้นจากพลังงานภายนอก	16
2.7 การกำจัดเอาไฮโดรเจนออกจากพอลิเมอร์	16
2.8 การเชื่อมโยงทางเคมีที่เกิดขึ้นจากเปอร์ออกไซด์	16
2.9 สารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุลชนิดต่างๆ ทางการค้า	21
2.10 กลไกการเชื่อมโยงของ NR โดยใช้ฟีนอลิครีซิน ชนิด SP-1045 เป็นสารเชื่อมโยง โมเลกุล	22
2.11 ผลของการใช้ฟีนอลิครีซินชนิด Cellobond H.831 ต่อค่าความหนืด เทียบกับการใส่ เซมาต้าชนิด HAF	23
2.12 ปัจจัยที่มีผลต่อสมบัติของพอลิเมอร์ผสม	25
2.13 สัณฐานวิทยาของยางเทอร์โมพลาสติกที่ประกอบด้วยส่วนที่แข็งและส่วนที่อ่อน	26
2.14 การแบ่งประเภทของยางเทอร์โมพลาสติก	26
2.15 สัณฐานวิทยาแบบเฟสต่อเนื่องร่วมของ TPO	29
2.16 แสดงสัณฐานวิทยาแบบเฟสต่อเนื่องร่วมและการเกิดการกลับเฟส จากกระบวนการ ทำไดนามิกสัลไฟด์ในเซชัน	30
2.17 โครงสร้างทางเคมีของโมเลกุลเซลลูโลส	32
2.18 สูตรโครงสร้างทางเคมีของโมเลกุลเฮมิเซลลูโลส	33
2.19 สูตรโครงสร้างทางเคมีของโมเลกุลลิกนิน	34
2.20 รูปร่างหน้าตัดขวางของเส้นใยต่างๆ	37
2.21 การคำนวณหาความหยักของเส้นใย	37
2.22 ตำแหน่งของพอลิเมอร์ร่วมแบบกราฟต์ และแบบบล็อก ที่ทำหน้าที่เป็นสารเพิ่มความ เข้ากันได้	46
2.23 กลไกการเกิดปฏิกิริยาระหว่างเส้นใยธรรมชาติกับ MA-g-PP	47

รายการรูป (ต่อ)

รูป	หน้า
3.1 ชั้นทดสอบรูปดัมเบลล์ (Die C) สำหรับการทดสอบความทนต่อแรงดึง	69
3.2 กราฟความเค้น-ความเครียด ที่แสดงจุดครากของพอลิเมอร์ต่างชนิดกัน	70
3.3 ชั้นทดสอบแบบมุม (Die C) สำหรับการทดสอบการฉีกขาด	71
3.4 ชั้นทดสอบสำหรับการทดสอบความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งยึด ชนิด L	73
4.1 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็วต่างกัน: (a) 50 mm/min และ (b) 500 mm/min	79
4.2 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ	80
4.3 สมบัติทางกายภาพของ TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ: (a) ค่าการยืดถาวร และ (b) ค่าความแข็ง	83
4.4 เปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ เมื่อแช่ในโทลูอีน เป็นเวลา 72 h ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล เป็นเวลา 168 h ที่อุณหภูมิ 30°C ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ	85
4.5 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของยางออกด้วยเบนซีน: (a) 40% PP, (b) 50% PP และ (c) 60% PP	86
4.6 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) 40% PP, (b) 50% PP และ (c) 60% PP	87
4.7 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็วต่างกัน: (a) 50 mm/min และ (b) 500 mm/min	89
4.8 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ: (a) ค่า E, (b) ค่า σ_b และ (c) ค่า ϵ_b	90
4.9 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ	91
4.10 สมบัติทางกายภาพของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ: (a) ค่าการยืดถาวร และ (b) ค่าความแข็ง	94

รายการรูป (ต่อ)

รูป	หน้า
4.11 เปรอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน เมื่อแช่ใน โทลูอิน เป็นเวลา 72 h ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล เป็นเวลา 168 h ที่อุณหภูมิ 30°C ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ	95
4.12 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ด้วยฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) 40% PP, (b) 50% PP และ (c) 60% PP	97
4.13 แบบจำลองกลไกการเกิดกระบวนการไดนามิกส์วัลคาไนเซชัน ที่มีผลต่อสัณฐานวิทยา ของยางเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต	98
4.14 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ด้วยฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสม PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก ซึ่งตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีนและยังไม่ได้ผ่านการขึ้นรูปด้วย เครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน	98
4.15 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสม ระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็วต่างกัน: (a) 50 mm/min และ (b) 500 mm/min	100
4.16 โครงสร้างการเชื่อมโยงแบบต่างๆ: (a) การวัลคาไนซ์ด้วยระบบ DCP และ (b) การ วัลคาไนซ์ด้วยระบบซัลเฟอร์	101
4.17 การขาดของสายโซ่โมเลกุลของ PP ด้วยกลไกแบบ β -scission ภายใต้แรงเฉือนและ อุณหภูมิสูงของการวัลคาไนซ์ด้วยระบบ DCP	101
4.18 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการ ผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ ต่างๆ	103
4.19 สมบัติทางกายภาพของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ: (a) ค่าการยืดถาวร และ (b) ค่าความแข็ง	106
4.20 เปรอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ เมื่อนำ TPNR แช่ในโทลูอิน เป็นเวลา 72 h ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซลเป็น เวลา 168 h ที่อุณหภูมิ 30°C	107

รายการรูป (ต่อ)

รูป	หน้า
4.21 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) ซัลเฟอร์, (b) DCP และ (c) ฟีนอลิกรีซิน	108
4.22 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน และยังไม่ได้ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน: (a) ซัลเฟอร์, (b) DCP และ (c) ฟีนอลิกรีซิน	109
4.23 กราฟมอดุลัสสะสม (E') ของ TPNR ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ	110
4.24 กราฟ DMTA ของ PP และ TPNR ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ	111
4.25 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกรีซินต่างๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็วต่างกัน: (a) 50 mm/min และ (b) 500 mm/min	113
4.26 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกรีซินต่างๆ	114
4.27 สมบัติทางกายภาพของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกรีซินต่างๆ: (a) ค่าการยืดถาวร และ (b) ค่าความแข็ง	117
4.28 เปอร์เซนต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกรีซินต่างๆ เมื่อนำ TPNR แช่ในโทลูอีน เป็นเวลา 72 h ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซลเป็นเวลา 168 h ที่อุณหภูมิ 30°C	118
4.29 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกรีซินต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) 6 pphr, (b) 8 pphr, (c) 10 pphr และ (d) 12 pphr	119

รายการรูป (ต่อ)

รูป	หน้า
4.30 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR คอมโพลีที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	123
4.31 สมบัติความแข็ง TPNR คอมโพลีที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ	127
4.32 เปอร์เซนต์การบวมตัวของ TPNR คอมโพลีที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ เมื่อนำ TPNR คอมโพลี แช่ในโทลูอีน เป็นเวลา 72 h ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล เป็นเวลา 168 h ที่อุณหภูมิ 30°C	128
4.33 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของผิวของเส้นใยปอกระเจา ที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ: (a) ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย, (b) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และ (c) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล	130
4.34 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ: (a) ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย, (b) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และ (c) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล	131
4.35 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย, (b) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และ (c) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล	132
4.36 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีโดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะและทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน และขึ้นตัวอย่างยังไม่ได้ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน	132
4.37 กราฟ TGA ของ TPNR คอมโพลี ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ MA-g-PP และเส้นใยในปริมาณ 1 และ 30 pphr และความยาวของเส้นใยเท่ากับ 6 cm ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ	134
4.38 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR คอมโพลี โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	135
4.39 กลไกการเกิดปฏิกิริยาระหว่างเส้นใยปอกระเจากับ MA-g-PP	136

รายการรูป (ต่อ)

รูป	หน้า
4.40 ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีทโดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่าง ๆ	137
4.41 สมบัติทางกายภาพของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่าง ๆ: (a) ค่าความแข็ง และ (b) ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัว	140
4.42 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีทที่ทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่าง ๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ: (a) 0 pphr, (b) 1 pphr, (c) 3 pphr และ (d) 5 pphr	142
4.43 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีทที่ทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่าง ๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดิ่ง: (a) 0 pphr, (b) 1 pphr, (c) 3 pphr และ (d) 5 pphr	143
4.44 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีทที่ทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่าง ๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ และทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) 0 pphr, (b) 1 pphr, (c) 3 pphr และ (d) 5 pphr	144
4.45 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่าง ๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	145
4.46 สมบัติทางกายภาพของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่าง ๆ: (a) ค่าความแข็ง และ (b) ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัว	149
4.47 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีทที่ทำการแปรปริมาณเส้นใยต่าง ๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดิ่ง: (a) 10 pphr, (b) 20 pphr, (c) 30 pphr และ (d-e) 40 pphr	151
4.48 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีทที่ทำการแปรปริมาณของเส้นใยต่าง ๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ และทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) 10 pphr, (b) 20 pphr, (c) 30 pphr และ (d) 40 pphr	152
4.49 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR คอมโพลีทโดยทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่าง ๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min: (a) 10 pphr และ (b) 30 pphr	154

รายการรูป (ต่อ)

รูป	หน้า
4.50 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR คอมโพลีทโดยทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่างกัน	155
4.51 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีทที่ใช้เส้นใยที่มีความยาวเท่ากับ 6 cm และทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหนังที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ: (a) 10 pphr และ (b) 30 pphr	155
4.52 ค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่างกัน	160
4.53 ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่างกัน: (a) 10 pphr และ (b) 30 pphr	161
4.54 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีท ที่ใช้เส้นใยในปริมาณ 10 pphr และทำการแปรความยาวต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหนังที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ: (a) 1 cm, (b) 3 cm และ (c) 6 cm	163
4.55 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีท ที่ใช้เส้นใยในปริมาณ 30 pphr และทำการแปรความยาวต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหนังที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ: (a) 1 cm, (b) 3 cm และ (c) 6 cm	164
4.56 กราฟ DMTA ของ TPNR คอมโพลีท ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP เท่ากับ 1 pphr ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย และทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ: (a) ค่า E' , (b) ค่า E'' และ (c) ค่า $\tan \delta$	167
4.57 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR คอมโพลีท ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน โดยทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min	169
4.58 ขึ้นตัวอย่างของ TPNR คอมโพลีท ที่ทำการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน โดยทำการเตรียมในวิธีต่างกัน: (a) วิธีที่ 1, (b) วิธีที่ 2-1, (c) วิธีที่ 2-2 และ (d) วิธีที่ 2-3	170

รายการรูป (ต่อ)

รูป	หน้า
4.59 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใยเท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยไซเตียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน	171
4.60 สมบัติทางกายภาพของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใยเท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยไซเตียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน: (a) ค่าความแข็ง และ (b) ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัว	174
ง.1 ชิ้นตัวอย่างของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr โดยอัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน: (a) ไม่ได้ผ่านการขึ้นรูป, (b) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 1, (c) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 2 และ (d) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 3	201
ง.2 ชิ้นตัวอย่างของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm และใช้ไซเตียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย ทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน: (a) ไม่ได้ผ่านการขึ้นรูป, (b) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 1, (c) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 2 และ (d) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 3	202

สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ

ตัวย่อ	ชื่อภาษาอังกฤษ	ชื่อภาษาไทย
AFM	atomic force microscope	กล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม
BCUP	tert.-butylcumyl peroxide	บิวทิลคิวมิลเปอร์ออกไซด์
CBS	N-cyclohexylbenzothiazole-2-sulfenamide	ไซโคลเฮกซิลเบนโซไทโอะโซล-2-ซัลฟีนามาไมด์
COPA	thermoplastic polyamide elastomer	เทอร์โมพลาสติกพอลิเอไมด์อิลาสโตเมอร์
COPE	thermoplastic copolyester elastomer	เทอร์โมพลาสติกโคพอลิเอสเทอร์อิลาสโตเมอร์
CPE	chlorinated polyethylene rubber	ยางคลอรีเนตพอลิเอทิลีน
CTE	coefficients of thermal expansion	สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน
CV	conventional vulcanization	การวัลคาไนซ์แบบดั้งเดิม
DCP	dicumyl peroxide	ไดคิวมิลเปอร์ออกไซด์
DMTA	dynamic mechanical thermal analysis	เครื่องวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์
DSC	differential scanning calorimeter	เครื่องดีพีเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งคัลลอรีมิเตอร์
DTDM	dithiodimorpholine	ไดไทโอดิมอร์โฟลีน
ENR	epoxidize natural rubber	ยางธรรมชาติอีพ็อกซิไดซ์
EPDM	ethylene propylene diene rubber	ยางอีพีดีเอ็ม
EPM	ethylene propylene rubber	ยางอีพีเอ็ม
EV	efficient vulcanization	การวัลคาไนซ์แบบประสิทธิภาพ
EVA	ethylene vinyl acetate rubber	ยางเอทิลีนไวน์ลอะซิเตต
FT-IR	fourier transform infrared spectrophotometer	เครื่องฟูเรียร์ทรานสฟอร์มอินฟราเรดสเปกโตรโฟโตมิเตอร์
HDPE	high density polyethylene	พอลิเอทิลีนความหนาแน่นสูง

สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ (ต่อ)

ตัวย่อ	ตัวย่อ	ชื่อภาษาอังกฤษ	ชื่อภาษาไทย
HNBR		hydrogenated acrylonitrile butadiene rubber	ยางไฮโดรเจนเนตอะคริโลไนไตร์ลิวทาไดอิน
LDPE		low density polyethylene	พอลิเอทิลีนความหนาแน่นต่ำ
LLDPE		linear low density polyethylene	พอลิเอทิลีนชนิดความหนาแน่นต่ำเชิงเส้นตรง
LNR		liquid natural rubber	ยางธรรมชาติเหลว
MA		maleic anhydride	มาลิกแอนไฮไดรด์
MA-g-PP		maleic anhydride-grafted polypropylene	พอลิโพรพิลีนที่ดัดแปลงโมเลกุลด้วยมาลิกแอนไฮไดรด์
MAPE		maleic anhydride polyethylene	พอลิเอทิลีนที่มีการดัดแปลงโมเลกุลด้วยมาลิกแอนไฮไดรด์
MBT		2-mercaptobenzothiazole	2-เมอร์แคปโตเบนโซไทอะโซล
MBTS		dibenzothiazyl disulphide	ไดเบนโซไทอะซัล ไดซัลไฟด์
MNR		maleated natural rubber	ยางธรรมชาติมาลิกเอต
NBR		nitrile rubber	ยางไนไตร์ล
NR		natural rubber	ยางธรรมชาติ
PB		polydiene	พอลิไดอิน
PE		polyethylene	พอลิเอทิลีน
PET		poly(ethylene terephthalate)	พีอีที
Ph-PP		phenolic modified polypropylene	พอลิโพรพิลีนที่ดัดแปลงโมเลกุลด้วยไคเมททิลลอลฟีนอลิครีซิน
PP		polypropylene	พอลิโพรพิลีน
PS		polystyrene	พอลิสไตรีน
Q		silicone rubber	ยางซิลิโคน
RFL		resorcinol-formaldehyde-latex	น้ำยางรีซอร์ซินอลฟอร์มัลดีไฮด์
RR		recycled rubber	ยางรีไซเคิล
SBR		styrene butadiene rubber	ยางสไตรีนบิวทาไดอิน
SEM		scanning electron microscopy	กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ (ต่อ)

ตัวย่อ	ชื่อภาษาอังกฤษ	ชื่อภาษาไทย
TAC	trially cyanurate	ไตรแอลิล ไซออนูเลต
TDI	toluene diisocyanate	โทลูอีอินไดไอโซไซยาเนต
TGA	thermogravimetric analysis	เครื่องวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ ความร้อน
TPE	thermoplastic elastomer	ยางเทอร์โมพลาสติก
TPNR	thermoplastic natural rubber	ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก
TPO	thermoplastic polyolefin	เทอร์โมพลาสติกพอลิโอเลฟิน
TPU	thermoplastic polyurethane elastomer	เทอร์โมพลาสติกพอลิยูรีเทน อีลาสโตเมอร์
TPV	thermoplastic vulcanizate	เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต
TSE	twin-screw extruder	เครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่
UV	ultraviolet	แสงอัลตราไวโอเลต
VTMO	vinyltrimethoxy silane	ไวนิลไตรเมทอซซิลเลน
Wingstay™ L	butylated reaction product of p-cresol and dicyclopentadiene	บิวทิลเลต รีแอคชัน โพรดักต์ ออฟ พาราครีซอล แอนด์ ไดไซ โคลเพนตะไดอิน
WRHA	white rice husk ash	เถ้าแกลบ
XNBR	carboxylated nitrile rubber	ยางคาร์บอกซิลเลตไนไตรล์
ZnO	zinc oxide	ซิงค์ออกไซด์

สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ (ต่อ)

สัญลักษณ์	ชื่อภาษาอังกฤษ	ชื่อภาษาไทย
COC	Flash point	ค่าแฟลชพอยน์
$^{\circ}\text{C}/\text{min}$	degree celsius per minute	องศาเซลเซียสต่อนาที
g/cm^3	gram per centimeter cubic	กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร
cm	centimeter	เซนติเมตร
Hz	hertz	เฮิรตซ์
h	hour	ชั่วโมง
kg/cm^2	kilogram per centimeter square	กิโลกรัมต่อตารางเซนติเมตร
kJ/m^2	Kilo joule per meter square	กิโลจูลต่อตารางเมตร
L	Observed distance between bench marks on the entended specimen	ระยะที่ขึ้นทดสอบสามารถยึดตัวได้จนขาด
L_0	Original distance between bench marks	ระยะกำหนดก่อนทำการทดสอบ
mm	millimeter	มิลลิเมตร
mm/min	millimeter per minute	มิลลิเมตรต่อนาที
N/mm	newton per millimeter	นิวตันต่อมิลลิเมตร
phr	per hundred of rubber	ในร้อยละของยาง
pphr	parts per hundred (of polymers)	ส่วนในร้อยละของพอลิเมอร์
rpm	round per minute	รอบต่อนาที
T_g	glass transition temperature	อุณหภูมิกระจกทรานซิชัน
E	Young's modulus	มอดุลัสของยัง
σ_y	yield stress	ค่าความเค้น ณ จุดคราก
ϵ_y	yield strain	ค่าความเครียด ณ จุดคราก
σ_b	stress at break	ค่าความเค้น ณ จุดขาด
ϵ_b	strain at break	ค่าความเครียด ณ จุดขาด
E'	storage modulus	ค่ามอดุลัสสะสม
E''	loss modulus	ค่ามอดุลัสสูญเสีย
$\tan \delta$	loss tangent	ค่าแทนเจนต์สูญเสีย
μm	micrometer	ไมโครเมตร

บทที่ 1

บทนำ

1.1 บทนำต้นเรื่อง

ปัจจุบันประเทศไทยเป็นประเทศที่ผลิตยางธรรมชาติได้มากที่สุดในโลก ซึ่งโดยส่วนใหญ่จะเน้นการส่งออกในรูปของวัตถุดิบมากกว่าผลิตภัณฑ์ที่ผ่านการแปรรูป ดังนั้นการเพิ่มมูลค่าของยางธรรมชาติ จึงนับว่ามีความสำคัญอย่างมากในการนำรายได้เข้าประเทศ ปัจจุบันได้มีการพัฒนาผลิตภัณฑ์ยางธรรมชาติในรูปแบบต่างๆ มากมาย เพื่อเพิ่มมูลค่าให้กับผลิตภัณฑ์ยางธรรมชาติ และการนำไปใช้งานที่หลากหลายมากยิ่งขึ้น การเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก (thermoplastic natural rubber) เป็นอีกแนวทางหนึ่งที่ได้รับ ความสนใจมากในการพัฒนาผลิตภัณฑ์ยางธรรมชาติ เนื่องจากยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก เป็นวัสดุที่มีสมบัติพิเศษ คือมีสมบัติยืดหยุ่นคล้ายยางที่อุณหภูมิห้อง และสามารถหลอมไหลได้เหมือนเทอร์โมพลาสติกที่อุณหภูมิสูง (Legge *et al.*, 1987) จากลักษณะเด่นประการนี้ จึงทำให้วัสดุชนิดนี้มีข้อได้เปรียบกว่าผลิตภัณฑ์ต่างๆ ไปในด้านของการแปรรูป กล่าวคือสามารถนำมาหลอมขึ้นรูปใหม่ได้ หลังจากที่ผ่านการแปรรูปมาแล้ว ซึ่งในขณะนี้ ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกเป็นวัสดุที่มีความสำคัญ และมีการพัฒนาอย่างต่อเนื่องในอุตสาหกรรมต่างๆ มากมาย (Chakraborty *et al.*, 2008)

การเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกนั้น สามารถเตรียมได้จากของผสมระหว่างพอลิเมอร์ 2 ชนิด หรือที่เรียกว่าพอลิเมอร์ผสม ซึ่งเป็นการผสมระหว่างเทอร์โมพลาสติกและยางธรรมชาติ โดยการเตรียมในวิธีนี้ได้รับความสนใจและมีการพัฒนาอย่างรวดเร็ว เนื่องจากเป็นกระบวนการผลิตที่มีความต่อเนื่อง สามารถเตรียมได้ง่าย และวัสดุที่ได้มีสมบัติที่หลากหลาย (Holden, 2000) ซึ่งการเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการผสมระหว่างเทอร์โมพลาสติกและยางที่ไม่มีการเชื่อมโยงโมเลกุลได้มีการพัฒนาอย่างต่อเนื่อง จนกระทั่งในปี ค.ศ. 1975 โดย Coran และคณะ ได้เพิ่มกระบวนการเชื่อมโยงโมเลกุลของเฟสยางในระหว่างการผสม (dynamic vulcanization) ขึ้น ซึ่งจากกระบวนการนี้สามารถพัฒนาสมบัติเชิงกลของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกให้มีสมบัติดีขึ้น (ภาสรี, 2546) อีกทั้งยังทำให้ลักษณะฐานฐานวิทยาศาสตร์ของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่ได้มีความเสถียรเพิ่มขึ้น

จากการตรวจสอบเอกสารพบว่าโดยส่วนใหญ่การเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกนั้นสามารถเตรียมจากการผสมกับพลาสติกได้หลายชนิดด้วยกันขึ้นอยู่กับการใช้งาน ซึ่ง

ในหลายๆ งานวิจัยได้พยายามเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก ระหว่างยางธรรมชาติและพอลิโพรพิลีน (Ismail and Suryadiansyah, 2002a; Varghese *et al.*, 2004 and Thitithammawong *et al.*, 2007) เนื่องจากยางธรรมชาติ มีข้อดีหลายประการ เช่น มีการกระดอนตัวดี ทนต่อแรงดึง ทนต่อการฉีกขาด และทนต่อการขีดสีสูง นอกจากนี้ ยางธรรมชาติยังมีความยืดหยุ่นดีที่อุณหภูมิต่ำ เป็นต้น สำหรับพอลิโพรพิลีน ถือเป็นเทอร์โมพลาสติกที่มีการใช้งานในปัจจุบันอย่างแพร่หลาย เนื่องจากมีราคาถูก มีสมบัติเชิงกลดี ทนต่อสารเคมี และง่ายต่อการแปรรูป เมื่อเปรียบเทียบกับเทอร์โมพลาสติกชนิดอื่นๆ (Rubin, 1990)

จากการศึกษาที่ผ่านมาพบว่า ถึงแม้จะพัฒนาผลิตภัณฑ์ยางธรรมชาติ ที่ได้จากการเตรียมเป็นยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกนั้น มีสมบัติเชิงกลที่ดีแต่การนำไปใช้งานในหลายๆ ประเภทยังอยู่ในวงจำกัด เนื่องจากวัสดุชนิดนี้มีความแข็งแรง (strength) และมีค่ามอดุลัส (modulus) ต่ำ ดังนั้นจากการศึกษาเพิ่มเติม พบว่าการใช้เส้นใยสั้น เสริมแรงในยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจะช่วยทดแทนข้อด้อยในส่วนนี้ได้ เนื่องจากเส้นใยสั้นมีความแข็งแรงและมีค่ามอดุลัสสูง (Geethamma *et al.*, 2004) โดยส่วนใหญ่แล้วในหลายๆ งานวิจัยเลือกใช้เส้นใยสังเคราะห์ เช่น เส้นใยคาร์บอน เส้นใยแก้ว และเส้นใยเคฟลาร์ (Kim, 1998 and Roy *et al.*, 2004) เสริมแรงในยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก แต่ปัจจุบันการเสริมแรงในยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกด้วยเส้นใยสังเคราะห์นั้นได้รับการวิพากษ์วิจารณ์กันค่อนข้างมาก เนื่องจากวัสดุชนิดนี้ไม่สามารถย่อยสลายทางชีวภาพได้ ซึ่งเมื่อไม่นานมานี้ในหลายๆ งานวิจัยได้มีความพยายามนำเส้นใยธรรมชาติ มาเสริมแรงในเทอร์โมพลาสติกหรือในยางธรรมชาติ เตรียมเป็นพอลิเมอร์คอมโพสิตเนื่องจากเส้นใยธรรมชาติมีข้อดีคือ ราคาถูก มีความหนาแน่นต่ำ มีความแข็งแรงเฉพาะ (specific strength) สูงเมื่อเปรียบเทียบกับเส้นใยแก้วและคาร์บอน อีกทั้งเส้นใยธรรมชาติยังสามารถย่อยสลายทางชีวภาพได้ (Doan *et al.*, 2006 and Park *et al.*, 2006) เส้นใยธรรมชาติที่นำมาเสริมแรงในพอลิเมอร์มีหลายชนิดด้วยกัน เช่น เส้นใยป่าน เส้นใยปอ เส้นใยมะพร้าว และเส้นใยปาล์ม เป็นต้น ซึ่งในงานวิจัยนี้เลือกใช้เส้นใยปอกระเจา (jute fiber) เสริมแรงในยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก เนื่องจากเส้นใยปอกระเจา เป็นเส้นใยธรรมชาติที่หาได้ง่ายในประเทศ มีสมบัติเชิงกลที่ดี มีค่าความเหนียวและอัตราส่วนระหว่างความยาวต่อเส้นผ่าศูนย์กลาง (aspect ratio) สูงเมื่อเปรียบเทียบกับเส้นใยธรรมชาติชนิดอื่นๆ และมีราคาถูก

งานวิจัยนี้เป็นการเตรียมและศึกษาสมบัติเชิงกลของยางคอมโพสิต ที่เตรียมจากยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก ระหว่างยางธรรมชาติและพอลิโพรพิลีน ผสมกับเส้นใยปอกระเจา ในงานวิจัยนี้คาดหวังว่าจะได้ยางคอมโพสิตที่มีสมบัติเชิงกลที่ดี และสามารถแปรรูปได้ง่าย ซึ่งการเตรียมยางคอมโพสิตนอกจากจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับผลิตภัณฑ์ยางธรรมชาติแล้วยังช่วยทำให้ยางธรรมชาติที่มีมากในประเทศสามารถนำไปใช้งานได้กว้างขึ้น และสามารถนำไปแปรรูปเป็นผลิตภัณฑ์ที่หลากหลาย อีกทั้งยังเป็นแนวทางใหม่ในการพัฒนาวัสดุยางธรรมชาติอีกด้วย

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1. ศึกษาวิธีการเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก ระหว่างยางธรรมชาติและพอลิโพรพิลีน
2. ศึกษาสมบัติทางกายภาพและสมบัติเชิงกลของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกระหว่างยางธรรมชาติและพอลิโพรพิลีน
3. ศึกษาวิธีการเตรียมยางคอมโพสิตจากยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกระหว่างยางธรรมชาติและพอลิโพรพิลีน ผสมกับเส้นใยปอกระเจา
4. ศึกษาสมบัติทางกายภาพและสมบัติเชิงกลของยางคอมโพสิต

1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

1. ศึกษาการเตรียมพอลิเมอร์ผสมดังนี้
 - 1.1 เตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกระหว่างพอลิโพรพิลีน และยางธรรมชาติ ที่อัตราส่วนต่าง ๆ
 - 1.2 เตรียมยางคอมโพสิตจากยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกระหว่างพอลิโพรพิลีน และยางธรรมชาติผสมกับเส้นใยปอกระเจาที่อัตราส่วนต่าง ๆ
2. ศึกษาปัจจัยต่าง ๆ ที่มีผลต่อการเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกและยางคอมโพสิต เช่น ระบบการวัลคาไนซ์ และระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย เป็นต้น
3. ทดสอบสมบัติต่าง ๆ ของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกและยางคอมโพสิตที่เตรียมได้ เพื่อหาสูตรที่เหมาะสมและตรงกับความต้องการ เพื่อสามารถนำไปพัฒนาต่อไป

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

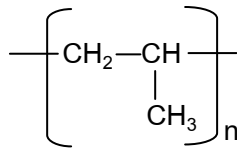
1. ได้ข้อมูลที่เป็นพื้นฐานในการวิจัยและพัฒนาทางด้านเทคโนโลยียางและพลาสติก เพื่อให้สามารถนำไปประยุกต์ใช้งานได้จริงในภาคอุตสาหกรรม
2. สามารถนำยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมได้ไปใช้ประโยชน์ในเชิงการค้าได้มากขึ้น ทำให้เป็นการเพิ่มมูลค่าของยางธรรมชาติในประเทศ
3. เพื่อผลิตวัสดุยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่เสริมแรงด้วยเส้นใยธรรมชาติเตรียมเป็นยางคอมโพสิตได้
4. เป็นแนวทางในการพัฒนาและขยายขอบเขตการใช้งานยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกให้มีความหลากหลายยิ่งขึ้น
5. สามารถถ่ายทอดเทคโนโลยีในการผลิตยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่เสริมแรงด้วยเส้นใยธรรมชาติสู่ภาคอุตสาหกรรมได้

บทที่ 2

เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 พอลิโพรพิลีน (Polypropylene, PP) (<http://www.kanchanapisek.or.th>, 2550)

PP เป็นเทอร์โมพลาสติกที่มีการนำไปใช้งานอย่างแพร่หลาย เนื่องจากมีสมบัติเชิงกลดี และมีสมบัติโดยทั่วๆ ไปคล้ายกับพอลิเอทิลีน (polyethylene, PE) แต่มีลักษณะขรุขระ ทึบแสง มีความแข็งแรงทนทาน และทนต่อความร้อนได้มากกว่า PE ดังนั้นจึงมีการนำเอา PP ไปใช้งานในลักษณะเดียวกับ PE เมื่อต้องการให้มีสมบัติที่ดีขึ้น PP มีสูตรโครงสร้างทางเคมี ดังแสดงในรูปที่ 2.1



รูปที่ 2.1 สูตรโครงสร้างทางเคมีของ PP (Harper, 1992)

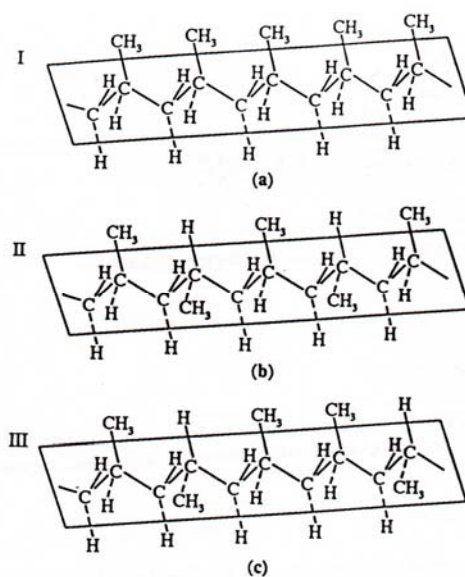
2.1.1 ชนิดของ PP (Rubin, 1990)

PP แต่ละชนิดมีความแตกต่างกันตรงตำแหน่งของหมู่ methyl บนแกนหลักในหน่วยซ้ำของ PP โดย PP สามารถแบ่งออกได้เป็น 3 ชนิดดังแสดงในรูปที่ 2.2 ดังนี้คือ

(i) ไอโซแทกติก พอลิโพรพิลีน (isotactic polypropylene) คือมีตำแหน่งของหมู่ methyl อยู่ในทิศทางหรือตำแหน่งเดียวกันเสมอในทุกๆ หน่วยซ้ำของสายโซ่ของ PP

(ii) ซินดีโอแทกติก พอลิโพรพิลีน (syndiotactic polypropylene) คือมีตำแหน่งของหมู่ methyl อยู่ในทิศทางที่สลับกันไปมาในหน่วยซ้ำของสายโซ่ของ PP

(iii) อะแทกติก พอลิโพรพิลีน (atactic polypropylene) คือมีตำแหน่งของหมู่ methyl อยู่ในทิศทางที่ไม่แน่นอนในหน่วยซ้ำของสายโซ่ของ PP



รูปที่ 2.2 โครงสร้างของ PP แต่ละชนิด: (a) ไอโซแทกติก, (b) ซินดีโอแทกติก และ (c) อะแทกติก (Rubin, 1990)

2.1.2 สมบัติทั่ว ๆ ไปของ PP

1. มีผิวแข็ง ทนทานต่อการขีดข่วน คงตัวไม่เสียรูปง่าย
2. สามารถทำเป็นบานพับในตัว เพราะมีความทนทานมาก
3. เป็นฉนวนไฟฟ้าที่ดีมาก แม้ที่อุณหภูมิสูง
4. ทนทานต่อสารเคมีได้ดีเป็นส่วนใหญ่ แต่สารเคมีบางชนิดอาจทำให้บวมพอง หรืออ่อนนิ่มได้
5. มีความเหนียวที่อุณหภูมิตั้งแต่ 40°C ถึง -10°C แต่ที่ -18°C จะเปราะ
6. มีความต้านทานต่อการซึมผ่านของไอน้ำและก๊าซได้ดี
7. สามารถทนต่ออุณหภูมิสูงที่ใช้สำหรับการฆ่าเชื้อได้

2.1.3 ข้อดีของ PP (Rubin, 1990)

1. มีความหนาแน่นต่ำ (น้ำหนักเบา)
2. ทนต่อสารเคมีได้ดีมาก
3. มีจุดหลอมเหลวสูง (ตามความสัมพันธ์ต่อปริมาตรของพลาสติก)
4. มีค่าความแข็งดึงที่ดีเช่นเดียวกับค่าความเหนียว
5. เหมาะสำหรับการขึ้นรูปได้ในหลายวิธี
6. เป็นฉนวนไฟฟ้าที่ดีมาก
7. มีราคาถูก

2.1.4 ข้อดีของ PP (Rubin, 1990)

1. สามารถติดไฟได้ง่าย
2. มีลักษณะเปราะที่อุณหภูมิต่ำ
3. มีความต้านทานต่อแสงอัลตราไวโอเล็ต (UV) ต่ำ
4. มีลักษณะทึบแสง

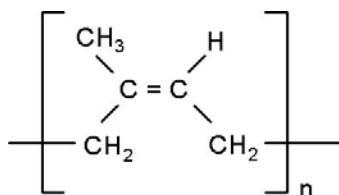
2.1.5 การนำไปใช้งานของ PP

กล่องเครื่องมือ กระเป๋ากันน้ำ ปกแฟ้มเอกสาร กล่องและตลับเครื่องสำอาง กล่องบรรจุอาหาร อุปกรณ์ของรถยนต์ เครื่องใช้ในครัวเรือน อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ อุปกรณ์ทางการแพทย์ วัสดุบรรจุภัณฑ์ในอุตสาหกรรม ขวดใส่สารเคมี กระจองน้ำมันเครื่อง กระจองข้าวและถุงบรรจุปุ๋ย เป็นต้น

2.2 ยางธรรมชาติ (natural rubber, NR) (บัญญัติ และคณะ, 2546)

NR เป็นยางที่ได้มาจากต้นยาง *Hevea brazilliensis* ซึ่งมีต้นกำเนิดจากกลุ่มแม่ น้ำอเมซอนในทวีปอเมริกาใต้ น้ำยางสดที่กรีดยได้จากต้นยางมีลักษณะสีขาวขุ่นและมีปริมาณน้ำยางแห้ง (dry rubber) ประมาณ 30% แขนงลอยอยู่ในน้ำ

NR มีชื่อทางเคมี คือ cis-1,4-polyisoprene กล่าวคือ มี isoprene (C_5H_8) มาต่อกันเป็นโมเลกุลยาว หรือ $(C_5H_8)_n$ โดยที่ n มีค่าตั้งแต่ 15-20,000 มีสูตรโครงสร้างทางเคมีดังแสดงในรูปที่ 2.3 และเนื่องจาก NR ประกอบด้วยโมเลกุลที่มีขนาดแตกต่างกัน ดังนั้นจึงทำให้ NR มีน้ำหนักโมเลกุลโดยเฉลี่ยตามน้ำหนัก (\bar{M}_w) อยู่ในช่วงตั้งแต่ 3×10^4 ถึง 10^7 g/mol และมีการกระจายตัวของน้ำหนักโมเลกุลของ NR ที่ยังไม่ผ่านการลดน้ำหนักโมเลกุล เป็นแบบไบโมดอล (bimodal) (De, 2001) ซึ่งส่วนประกอบของ NR เป็นไฮโดรคาร์บอนที่ไม่มีขั้ว ดังนั้น ยางจึงละลายได้ดีในตัวทำละลายที่ไม่มีขั้ว เช่น เบนซีน เฮกเซน เป็นต้น โดยทั่วไป NR มีโครงสร้างการจัดเรียงตัวของโมเลกุลเป็นแบบอสัณฐาน แต่ในบางสภาวะโมเลกุลของยางสามารถจัดเรียงตัวค่อนข้างเป็นระเบียบที่อุณหภูมิต่ำหรือเมื่อถูกดึงยึด ดังนั้นจึงสามารถเกิดผลึกได้ การเกิดผลึกเนื่องจากอุณหภูมิต่ำ (low temperature crystallization) ทำให้ยางแข็งมากขึ้น แต่ถ้าอุณหภูมิลดลงยางก็จะอ่อนลงและกลับสู่สภาพเดิม ในขณะที่การเกิดผลึกเนื่องจากการยึดตัว (strain induced crystallization) ทำให้ยางมีสมบัติเชิงกลดี นั่นคือยางจะมีความทนทานต่อแรงดึง ความทนทานต่อการฉีกขาด และความทนทานต่อการขีดสีสูง



รูปที่ 2.3 สูตรโครงสร้างทางเคมีของ NR (บัญชา และคณะ, 2546)

ลักษณะเด่นอีกประการหนึ่งของ NR คือ ความยืดหยุ่น (elasticity) NR มีความยืดหยุ่นสูง กล่าวคือ ยางจะสามารถกลับคืนสู่รูปร่างและขนาดเดิม (หรือใกล้เคียง) ได้อย่างรวดเร็ว เมื่อแรงภายนอกที่มากระทำกับยางหมดไป นอกจากนี้ NR ยังมีสมบัติดีเยี่ยมด้านการเหนียวติดกัน (tack) ซึ่งเป็นสมบัติสำคัญของการผลิตผลิตภัณฑ์ที่ต้องอาศัยการประกอบ (assemble) ชิ้นส่วนต่างๆ เข้าด้วยกัน เช่น ยางรถยนต์ เป็นต้น อย่างไรก็ตาม ยางดิบตามลำพังจะมีขีดจำกัดในการใช้งาน เนื่องจากมีสมบัติเชิงกลต่ำ และลักษณะทางกายภาพจะไม่เสถียรขึ้นอยู่กับการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิ กล่าวคือยางจะอ่อนนุ่มและเหนียวเหนอะหนะเมื่อร้อน แต่จะแข็งเปราะเมื่ออุณหภูมิต่ำ ด้วยเหตุนี้การใช้ประโยชน์จากยางจึงจำเป็นต้องมีการผสมยางกับสารเคมีต่างๆ เช่น กำมะถัน ผงเขม่าดำ และสารตัวเร่งต่างๆ เป็นต้น หลังจากการบดผสม ยางผสมหรือยางคอมปาวด์ (rubber compound) ที่ได้จะถูกนำไปขึ้นรูปในแม่พิมพ์ภายใต้ความร้อนและความดัน กระบวนการนี้เรียกว่าวัลคาไนเซชัน (vulcanization) ยางที่ผ่านการขึ้นรูปนี้ เรียกว่า “ยางสุกหรือยางวัลคาไนซ์” (vulcanizate) ซึ่งสมบัติของยางวัลคาไนซ์ที่ได้นี้จะเสถียรไม่เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิมากนักและมีสมบัติเชิงกลดีขึ้น NR จึงถูกนำไปใช้ในการผลิตผลิตภัณฑ์ยางต่างๆ มากมาย ซึ่งสามารถสรุปเป็นสมบัติต่างๆ ที่สำคัญได้ดังนี้ (บุญธรรม, 2530)

2.2.1 ความทนต่อแรงดึง (tensile strength) และความต้านทานต่อการฉีกขาด (tear resistance)

NR มีโครงสร้างโมเลกุลที่สม่ำเสมอ ทำให้สามารถตกผลึกได้เมื่อถูกดึงยืด ดังนั้นจึงทำให้ NR มีความทนต่อแรงดึงและความต้านทานต่อการฉีกขาดสูง NR ที่ไม่มีการใส่สารเคมีสามารถคอมปาวด์ให้มีความแข็งแรงสูงถึงประมาณ 30 MPa ซึ่งสมบัตินี้ทำให้ NR มีความเหมาะสมในการทำผลิตภัณฑ์ที่มีความบาง นิ่ม และแข็งแรงได้ เช่น การทำถุงมือผ่าตัด ลูกโป่ง ถูยางอนามัย สายยางยืด และยางรัด เป็นต้น

NR มีความแข็งแรงในตัวเองสูง จึงทำให้สามารถใช้สารตัวเติมราคาถูก เช่น แคลเซียมคาร์บอเนต และดินขาว สำหรับในผลิตภัณฑ์ที่ไม่ต้องการความแข็งแรงเป็นสมบัติหลัก เช่น ยางรองพื้นรถ ยางปูพื้น และยางรองขาเก้าอี้ ซึ่งจากการที่ NR สามารถใช้สารตัวเติมราคาถูกได้ ทำให้ NR ได้เปรียบกว่ายางชนิดอื่นๆ ในด้านต้นทุนการผลิต การใช้สารตัวเติมชนิดเสริมแรงที่มีราคาแพง เช่น เขม่าดำ และซิลิกา จะใช้ต่อเมื่อต้องการความแข็งแรงสูงเท่านั้น เช่น ทำดอกยาง

รถยนต์ พื้นและส้นรองเท้าคุณภาพสูง ยางหุ้มสายพานลำเลียง สารที่ทำให้ยางมีความสึกหรอสูง เช่น แร่ โลหะ หรือกรวด เป็นต้น

2.2.2 ความสามารถในการยืด (elongation)

NR ที่ไม่ผสมสารตัวเติมสามารถยืดได้สูงถึงประมาณ 1000% ความสามารถในการยืดของ NR ลดลงตามปริมาณการเพิ่มของสารตัวเติม และตามระดับของพันธะการเชื่อมโยง การมีสมบัติต้านการยืดสูงทำให้สามารถใช้ NR ในการทำผลิตภัณฑ์ที่ต้องการความยืดสูงได้ เช่น เส้นยางยืด ยางรัดของ และลูกโป่ง เป็นต้น

2.2.3 ความแข็ง (hardness)

NR สามารถวัดค่าในซีให้มีความแข็งต่างๆ กันได้ ตั้งแต่นุ่มมาก (เช่น 30-50 IRHD) ไปจนถึงความแข็งแบบยางอีโบนิต (มากกว่า 98 IRHD) การปรับความแข็งของยางทำได้โดยการปรับเปลี่ยนปริมาณสารตัวเติมหรือการเปลี่ยนปริมาณกำมะถัน โดยช่วงของการใช้กำมะถันปริมาณ 10-20 phr จะให้ยางที่มีความแข็งคล้ายหนัง (leather like) เหมาะสำหรับงานกระเบื้องยางปูพื้นและยางลูกกลิ้ง แต่จะมีความแข็งแรงและเสื่อมสภาพได้ง่าย การใช้กำมะถันปริมาณ 30-50 phr ทำให้ได้ยางอีโบนิต

2.2.4 ความสามารถในการกระด้างตัวและฮิสเทอรีซิส (elastic rebound and hysteresis)

NR มีความสามารถในการกระด้างตัวสูงกว่ายางสังเคราะห์ชนิดอื่นๆ ยกเว้นยางบิวทาไดอินเท่านั้น การกระด้างตัวของ NR สูงถึงประมาณร้อยละ 70 เมื่อไม่ใส่สารตัวเติม และการกระด้างตัวจะลดลงตามปริมาณสารตัวเติมที่เพิ่มขึ้น ดังนั้นการกระด้างตัวของ NR สามารถทำให้ลดลงได้โดยการผสมสารตัวเติม จึงทำให้สามารถเตรียมผลิตภัณฑ์จาก NR ให้มีสมบัติการกระด้างตัวในระดับต่างๆ กันได้ อีกทั้ง NR ไม่สะสมพลังงานไว้ในโมเลกุลเมื่อได้รับแรงกระทำ จึงทำให้ความร้อนสะสมใน NR น้อยกว่ายางชนิดอื่นๆ ดังนั้นจึงเหมาะสมในการใช้ทำดอกยางรถบรรทุกซึ่งมีความหนามาก มีการถ่ายเทความร้อนได้ยาก ซึ่งต้องเลือกใช้ยางที่สะสมความร้อนต่ำ

2.2.5 ความต้านทานต่อการเสื่อมสภาพ (aging resistance)

พันธะคู่ภายในสายโซ่โมเลกุลของยางจะว่องไวต่อการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีกับออกซิเจนหรือโอโซน ทำให้ได้พันธะที่มีพลังงานต่ำ (C-O และ O-O) จึงทำให้เกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุลได้ง่าย สมบัติเชิงกลของยางจึงด้อยลง ดังนั้น NR จึงไม่เหมาะกับการใช้งานหลายชนิดที่ต้องการความต้านทานต่อการเสื่อมสภาพ โดยเฉพาะอย่างยิ่งการใช้งานสำหรับยางภายนอกอาคารที่ต้องสัมผัสกับแสงแดดที่มีอุณหภูมิสูง และมีโอโซนอยู่ด้วย การทำให้ยางวัลคาไนซ์มีความต้านทานต่อการเกิดปฏิกิริยาดังกล่าว สามารถทำได้โดยการผสมสารป้องกันเสื่อมสภาพ

(แอนต็อกซิแดนซ์หรือแอนตีโอโซนแนนซ์) และใช้สารตัวเร่งในกลุ่มไธอาโซล (thiazole) โดยให้เกิดกระบวนการสุกของยางในระยะเวลาอันสั้นที่อุณหภูมิไม่สูงเกินไป อย่างไรก็ตามถึงแม้ว่าใส่สารป้องกันการเสื่อมสภาพ แต่ความทนทานต่อการเสื่อมสภาพของ NR ก็ยังไม่ดีเท่ากับยางสังเคราะห์บางชนิด

2.2.6 ความทนทานต่อสารเคมี (chemical resistance)

NR ไม่ทนต่อน้ำมันปิโตรเลียม แต่มีความทนทานต่อของเหลวที่มีขี้ เช่น อะซีโตนหรือแอลกอฮอล์ได้ดี นอกจากนี้ NR ยังสามารถทนต่อการด่าง-ต่างเจือจางได้ดี แต่ไม่ทนต่อการดไนตริกเข้มข้น และกรดกำมะถันเข้มข้น

2.3 ระบบการวัลคาไนซ์ของยาง

2.3.1 การวัลคาไนซ์ด้วยระบบซัลเฟอร์ (sulfur vulcanization) (พงษ์ธร, 2548)

การวัลคาไนซ์ด้วยระบบซัลเฟอร์หรือกำมะถันเป็นระบบที่ใช้กันมากที่สุดในปัจจุบัน เพราะเป็นระบบที่มีต้นทุนต่ำ การวัลคาไนซ์เกิดขึ้นได้เร็ว (เมื่อใช้ซัลเฟอร์ร่วมกับสารตัวเร่งปฏิกิริยาในปริมาณที่เหมาะสม) และยางวัลคาไนซ์ที่ได้ก็มีสมบัติเชิงกลที่ดี ด้วยเหตุนี้ ระบบการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถัน จึงนิยมใช้ในการวัลคาไนซ์ยางแทบทุกชนิดที่มีพันธะคู่อยู่ในโมเลกุล โดยเฉพาะ NR และยางสังเคราะห์ส่วนใหญ่ เช่น ยางสไตรีนบิวทาไดอีน ยางบิวทาไดอีน และยางไนไตรล์ เป็นต้น อย่างไรก็ตาม ระบบการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถันก็มีข้อจำกัดหลัก คือ ไม่สามารถใช้ในการวัลคาไนซ์ยางที่ไม่มีพันธะคู่อยู่ในโมเลกุล (เช่น ยางซิลิโคน) ทั้งนี้เนื่องจากพันธะคู่เป็นตำแหน่งที่กำมะถันจะเข้าไปทำปฏิกิริยาและทำให้เกิดการเชื่อมโยงทางเคมีขึ้น ด้วยเหตุนี้ อัตราเร็วของการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถันจึงขึ้นอยู่กับปริมาณพันธะคู่ที่มีอยู่ในสายโซ่โมเลกุลของยาง

2.3.1.1 ชนิดของกำมะถัน

กำมะถันที่ใช้ในอุตสาหกรรมยางแบ่งออกได้เป็น 2 ชนิด ได้แก่

1. กำมะถันรอมบิก (rhombic sulfur) เป็นกำมะถันชนิดที่ใช้กันมากที่สุด มีลักษณะโครงสร้างทางเคมีเป็นวงแหวนที่มีกำมะถันอยู่ 8 อะตอม (S_8) สามารถตกผลึกได้ (crystallise) เนื่องจากกำมะถันชนิดนี้สามารถละลายเข้าไปในพอลิเมอร์ได้ในระดับหนึ่ง บางครั้งจึงเรียกกำมะถันชนิดนี้ว่ากำมะถันละลายน้ำได้ (soluble sulfur) ระดับความสามารถในการละลายของกำมะถันชนิดนี้อาจก่อให้เกิดการบลูม (bloom) ได้ ตัวอย่างเช่น กำมะถันชนิดที่สามารถละลายเข้าไปใน NR ได้ประมาณ 1 phr ที่อุณหภูมิห้องและประมาณ 5 phr ที่อุณหภูมิ $75^{\circ}C$ หากเติมกำมะถันลงไป NR 3 phr กำมะถันทั้งหมดที่จะละลายเข้าไปในยางในระหว่างกระบวนการ

ผสม (เพราะยางมีอุณหภูมิสูงมากในระหว่างกระบวนการผสม) แต่เมื่อยางคอมปาวด์เย็นตัวลงที่อุณหภูมิห้อง กำมะถันส่วนที่สามารถละลายได้อีก 2 phr ก็เคลื่อนตัวมาที่บริเวณพื้นผิวอย่างช้า ๆ และตกผลึกเกิดเป็นคราบสีเหลืองอ่อนอยู่ที่บริเวณพื้นผิวของยางคอมปาวด์ เรียกปรากฏการณ์นี้ว่า กำมะถันบลูม (sulfur bloom) การบลูมดังกล่าวทำให้สมบัติความเหนียวติดกัน (tack) ของยางคอมปาวด์เสียไป ซึ่งก่อให้เกิดปัญหาในกระบวนการผลิตผลิตภัณฑ์ยางบางประเภทที่ต้องอาศัยการประกอบหลายชิ้นส่วนเข้าด้วยกัน ในกรณีนี้จำเป็นต้องแก้ไขด้วยการนำตัวทำละลายที่เหมาะสมไปเช็ดเพื่อกำจัดกำมะถันส่วนที่บลูมออกมานี้ทิ้งไป นอกจากนี้ปรากฏการณ์กำมะถันบลูมนี้พบได้ในยางวัลคาไนซ์ที่ยังเกิดปฏิกิริยาวัลคาไนซ์ไม่สมบูรณ์ หรือในยางวัลคาไนซ์ที่ใส่กำมะถันมากเกินไป ทำให้มีกำมะถันส่วนเกินที่ไม่เกิดปฏิกิริยาอยู่ค่อนข้างมาก แม้ว่าการบลูมของกำมะถันไม่ส่งผลกระทบต่อสมบัติของยางคงรูป แต่การบลูมดังกล่าวก็ก่อให้เกิดผลเสียในแง่ของความสวยงามของผลิตภัณฑ์ อย่างไรก็ตาม หารตระหนักไว้ว่าการบลูมที่เกิดขึ้นในยางทั้งหมดไม่ใช่การบลูมของกำมะถัน เพราะสารเคมีอื่นๆ โดยเฉพาะสารเคมีในกลุ่มสารตัวเร่งปฏิกิริยาก็สามารถทำให้เกิดการบลูมได้เช่นกัน

2. กำมะถันอสัณฐาน (amorphous sulfur) กำมะถันอสัณฐานเกิดจากอะตอมของกำมะถัน จำนวนมากมาเรียงต่อกัน จึงมีโครงสร้างทางเคมีคล้ายพอลิเมอร์ที่มีน้ำหนักโมเลกุลสูง เนื่องจากกำมะถันชนิดนี้ไม่ละลายในยาง และในตัวทำละลายส่วนใหญ่ จึงมีชื่อเรียกอีกอย่างหนึ่งว่ากำมะถันที่ไม่ละลาย (insoluble sulfur) กำมะถันชนิดนี้นิยมใช้ในการป้องกันการบลูมของกำมะถันมาที่พื้นผิวของยางคอมปาวด์ ทำให้ยางคอมปาวด์มีสมบัติความเหนียวติดกันที่ดี จึงเหมาะสำหรับใช้ในอุตสาหกรรมผลิตยางล้อรถยนต์ อย่างไรก็ตามถ้าอุณหภูมิในระหว่างกระบวนการผลิตสูงเกิน $99 - 105^{\circ}\text{C}$ กำมะถันอสัณฐานก็เปลี่ยนเป็นโครงสร้างไปเป็นกำมะถันรอมบิก ดังนั้น ในการใช้กำมะถันอสัณฐานจึงต้องควบคุมอุณหภูมิในระหว่างการผสมให้ดีเพื่อป้องกันไม่ให้กำมะถันอสัณฐานเกิดการเปลี่ยนแปลงทางโครงสร้างไม่เช่นนั้นปัญหาเรื่องการบลูมก็ยังคงอยู่ นอกจากนี้สารเคมีที่มีฤทธิ์เป็นด่างสามารถเร่งให้กำมะถันอสัณฐานเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างทางเคมีไปเป็นกำมะถันรอมบิกได้เร็วยิ่งขึ้น ดังนั้นในการเตรียมยางมาสเตอร์แบตช์ (masterbatch) ของกำมะถันไม่ควรเติมสารเคมีที่มีฤทธิ์เป็นด่างลงไปและในระหว่างการเก็บรักษาไม่ควรนำกำมะถันชนิดนี้ไปวางใกล้กับสารเคมี ที่สามารถปล่อยเอมีนอิสระออกมาได้ เช่น ไดไทโอไดมอร์โพลีน (dithiodimorpholine, DTDM) หรือสารเร่งปฏิกิริยาในกลุ่มซัลฟิनाไมด์ (sulfenamide) เพราะไอระเหยของเอมีนและสารที่มีฤทธิ์เป็นด่างอื่นๆ ที่เกิดขึ้นจากสารเคมีเหล่านี้ จะทำให้กำมะถันชนิดนี้เปลี่ยนแปลงโครงสร้างไปเป็นกำมะถันรอมบิกได้อย่างรวดเร็วแม้ที่อุณหภูมิห้องโดยสมบัติของกำมะถันทั้ง 2 ชนิด คือ รอมบิกและอสัณฐาน ดังแสดงในตารางที่ 2.1

เนื่องจากกำมะถันชนิดนี้บางเกรดอาจมีน้ำมันผสมอยู่ในปริมาณค่อนข้างมาก (อาจสูงถึง 35%) ทั้งนี้ เพื่อให้กำมะถันสามารถกระจายในยางได้ดีขึ้น ดังนั้นผู้ออกสูตรจึงควรคำนวณหาปริมาณของกำมะถันที่ใช้ในสูตรนั้นๆ ใหม่ (ควรทำการปรับโดยเพิ่มปริมาณกำมะถันที่ใช้ชดเชยในส่วนที่เป็นน้ำมัน)

ตารางที่ 2.1 การเปรียบเทียบสมบัติพื้นฐานของกำมะถันทั้ง 2 ชนิด (พงษ์ธร, 2548)

สมบัติ	กำมะถัน	
	รอมบิก	อสังฐาน
น้ำหนักอะตอม	32.06	32.06
ลักษณะภายนอก	ผงสีเหลือง	ผงสีเหลือง
ความถ่วงจำเพาะ	2.07	1.92*
จุดหลอมเหลว (°C)	112.8-119	> 110
ขนาดอนุภาคเฉลี่ย (mm)	< 30	< 30

* ความถ่วงจำเพาะจะลดลงตามปริมาณน้ำมันที่มีอยู่ในกำมะถัน

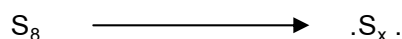
ปัจจุบันกำมะถันทั้งสองชนิดที่ผลิตขึ้นในเชิงการค้ามีอยู่หลายเกรด บางเกรดได้รับการปรับปรุงพื้นผิวด้วยการนำไปผสมกับเขม่าดำหรือแมกนีเซียมคาร์บอเนตในปริมาณเล็กน้อยเพื่อให้กำมะถันสามารถไหลได้อย่างอิสระ (free-flowing) และไม่จับตัวกันเป็นก้อนเพราะการจับตัวกันเป็นก้อนของกำมะถันอาจส่งผลทำให้กำมะถันกระจายตัวในยางได้ยาก ทำให้สมบัติของยางคงรูปผิดปกติกไป ดังนั้นก่อนการนำกำมะถันไปใช้งาน ควรมีการตรวจสอบดูว่ากำมะถันจับตัวเป็นก้อนหรือไม่ หากพบปัญหาการจับตัวเป็นก้อนก็ควรนำกำมะถันดังกล่าวไปร่อนผ่านตะแกรงก่อนการนำไปใช้งาน

2.3.1.2 ปริมาณการใช้กำมะถัน

โดยทั่วไป ปริมาณของกำมะถันที่ใช้ในการผลิตผลิตภัณฑ์ยางส่วนใหญ่อยู่ในช่วง 0.5-3.0 phr (ปริมาณที่ใช้ขึ้นอยู่กับชนิดและปริมาณของสารตัวเร่งปฏิกิริยา รวมถึงสมบัติของยางวัลคาไนซ์ที่ต้องการ) ยกเว้นในกรณีที่ต้องการผลิตยางแข็งที่เรียกว่า ยางอีโบนิต์ (ebonite) เช่น หวี หรือ หม้อเบตเตอร์รถบรรทุก (รุ่นเก่า) ที่จำเป็นต้องใช้กำมะถันในปริมาณที่สูงกว่า 25 phr อย่างไรก็ตาม ยางแข็งไม่มีความสำคัญต่ออุตสาหกรรมยางในปัจจุบัน เนื่องจากได้มีการนำเอาพลาสติกบางชนิด เช่น PP มาใช้แทนยางแข็งในการผลิตผลิตภัณฑ์ดังกล่าว

2.3.1.3 กลไกการเกิดปฏิกิริยารัลคาไนซ์ด้วยกำมะถัน

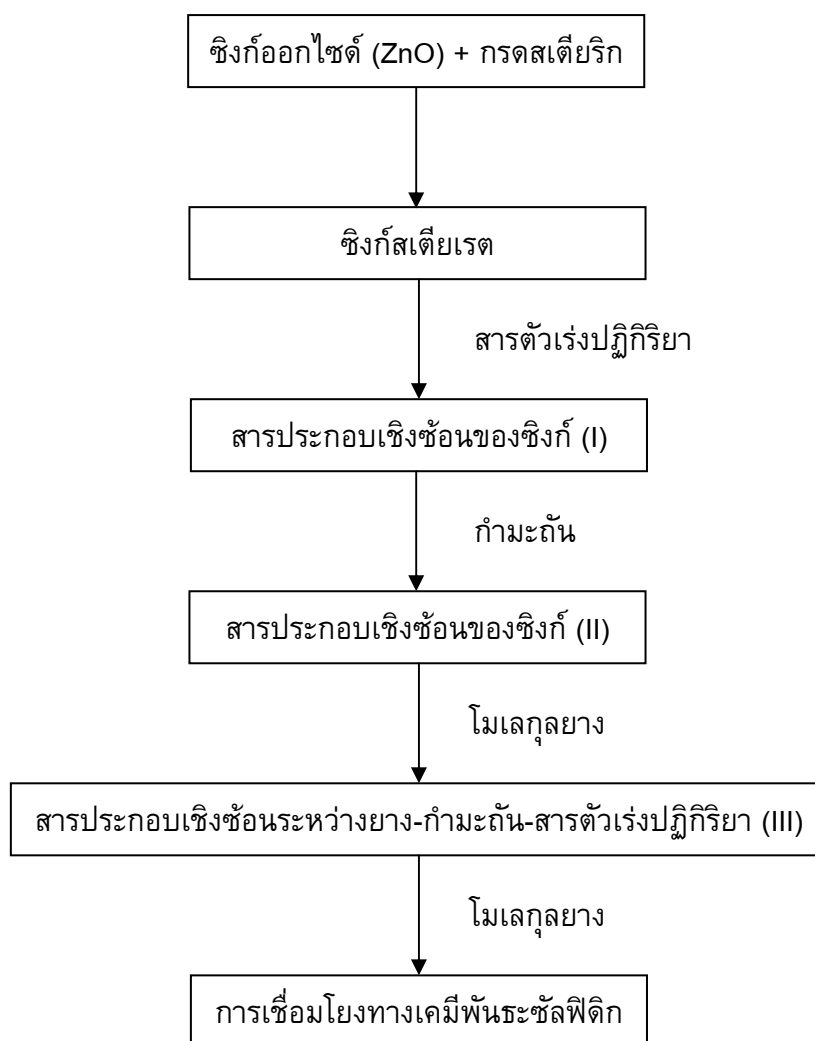
ถ้านำยางที่มีพันธะคู่มาผสมกับกำมะถันและให้ความร้อน ปฏิกิริยารัลคาไนซ์ก็จะเริ่มเกิดขึ้นผ่านอนุมูลอิสระ โดยเริ่มแรกกำมะถัน (S_8) ที่มีโครงสร้างทางเคมีเป็นแบบวงแหวนจะแตกตัวเป็นอนุมูลอิสระดังสมการ



อิเล็กตรอนของอนุมูลอิสระซึ่งอยู่ที่ปลายด้านหนึ่งก็จะเข้าทำปฏิกิริยากับโมเลกุลของยาง (สายโซ่ที่ 1) ในขณะที่อิเล็กตรอนซึ่งอยู่ที่ปลายอีกด้านหนึ่งของอนุมูลอิสระก็เข้าทำปฏิกิริยากับโมเลกุลของยางอีกสายโซ่หนึ่ง (สายโซ่ที่ 2) เกิดเป็นการเชื่อมโยงทางเคมีขึ้น อย่างไรก็ตามปฏิกิริยาดังกล่าวเกิดขึ้นได้ช้ามาก จึงจำเป็นต้องใช้กำมะถันในปริมาณที่สูงและต้องใช้อุณหภูมิสูงมาก ๆ จึงทำให้ปฏิกิริยาดังกล่าวเกิดขึ้นได้ดี

ปัจจุบัน จึงได้มีการพัฒนาสารเคมีชนิดต่างๆ มากมายที่สามารถทำให้ปฏิกิริยารัลคาไนซ์ด้วยกำมะถันเกิดขึ้นได้เร็ว ยางมีระดับการวัลคาไนซ์สูงและมีสมบัติเชิงกลที่ดี สารเคมีเหล่านี้ ได้แก่ สารตัวเร่งปฏิกิริยา (accelerator) และสารกระตุ้นปฏิกิริยา (activator) เป็นต้น ตัวอย่างที่สำคัญของสารตัวเร่งปฏิกิริยา ได้แก่ 2-เมอร์แคปโตเบนโซไทอะโซล (2-mercaptobenzothiazole, MBT) และไซโคลเฮกซิลเบนโซไทอะโซล-2-ซัลฟิनाไมด์ (N-cyclohexylbenzothiazole-2-sulfenamide, CBS) เป็นต้น สำหรับตัวอย่างที่สำคัญของสารกระตุ้นปฏิกิริยา ได้แก่ ซิงก์ออกไซด์ (zinc oxide) และกรดสเตียริก (stearic acid) เป็นต้น

เมื่อมีการเติมสารตัวเร่งปฏิกิริยาและสารกระตุ้นปฏิกิริยา (เช่น ซิงก์ออกไซด์และกรดสเตียริก) ลงในระบบ ปฏิกิริยารัลคาไนซ์จะเริ่มต้นด้วยการเข้าทำปฏิกิริยากันของซิงก์ออกไซด์และกรดสเตียริกได้เป็นซิงก์สเตียเรต (เกลือ) ที่สามารถละลายในยางได้ หลังจากนั้น ซิงก์สเตียเรตจึงเข้าทำปฏิกิริยากับสารตัวเร่งปฏิกิริยาเกิดเป็นสารประกอบเชิงซ้อนของซิงก์ (I) สารประกอบเชิงซ้อนของซิงก์ที่เกิดขึ้นจะเข้าทำปฏิกิริยากับกำมะถันเกิดเป็นสารประกอบเชิงซ้อนของซิงก์ (II) และท้ายสุดก็เข้าทำปฏิกิริยากับยางที่ตำแหน่งพันธะคู่หรือที่คาร์บอนตรงตำแหน่ง α -methylene ได้เป็นสารประกอบเชิงซ้อนระหว่างยาง-กำมะถัน-สารตัวเร่งปฏิกิริยา (III) ซึ่งสารประกอบเชิงซ้อน (III) ที่เกิดขึ้นนี้ก็จะเข้าทำปฏิกิริยากับโมเลกุลของยางอีกสายโซ่หนึ่งเกิดเป็นการเชื่อมโยงทางเคมีแบบพันธะซัลฟิดิก (sulfidic) ขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2.4



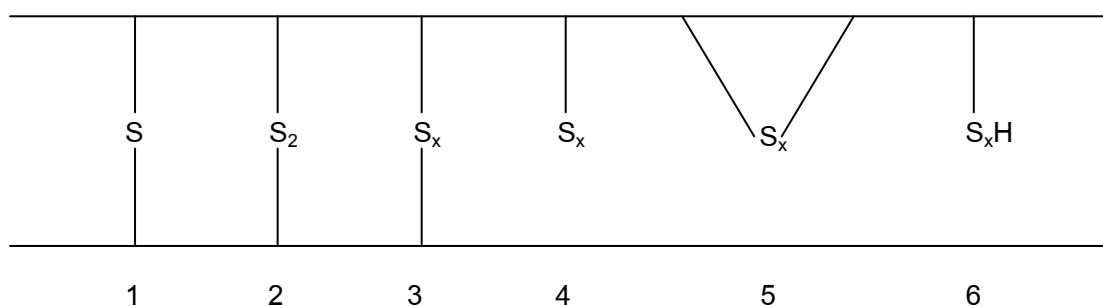
รูปที่ 2.4 แผนผังของขั้นตอนการเกิดปฏิกิริยวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถัน (พงษ์ธร, 2548)

2.3.1.4 รูปแบบของการเชื่อมโยง

ในระบบการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถัน การเชื่อมโยงอาจเกิดขึ้นได้หลายรูปแบบดังแสดงในรูปที่ 2.5 จากรูปจะเห็นว่า การเชื่อมโยงอาจเกิดผ่านพันธะมอนอซัลฟิดิก (monosulfidic) ไดซัลฟิดิก (disulfidic) หรือพอลิซัลฟิดิก (polysulfidic) ก็ได้ ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับอัตราส่วนของกำมะถันต่อสารตัวเร่งปฏิกิริยาที่ใช้ เช่น ในระบบที่มีปริมาณกำมะถันสูงหรือในระบบที่มีอัตราส่วนของปริมาณกำมะถันต่อสารตัวเร่งปฏิกิริยาสูง การเชื่อมโยงที่เกิดขึ้นส่วนใหญ่จะเป็นแบบพอลิซัลฟิดิก ยางวัลคาไนซ์ที่ได้จะมีความยืดหยุ่นสูง มีสมบัติเชิงกล (เช่น ความทนทานต่อแรงดึง ความทนทานต่อการฉีกขาด และการยึดตัว ณ จุดขาด) และสมบัติเชิงพลวัตรวมถึงความต้านทานต่อการล้าตัว (fatigue resistance) ที่ดี เรียกระบบการวัลคาไนซ์นี้ว่าระบบการวัลคาไนซ์แบบดั้งเดิม (conventional vulcanization) หรือใช้ชื่อเรียกย่อว่าระบบ CV แต่ในระบบที่มีปริมาณกำมะถันอยู่น้อยมากๆ หรือมีอัตราส่วนของกำมะถันต่อสารตัวเร่งปฏิกิริยาดำหรือใน

บางครั้งอาจไม่จำเป็นต้องเติมกำมะถันลงในระบบเลย แต่ใช้สารตัวเร่งปฏิกิริยาที่สามารถให้กำมะถันออกมาในระหว่างกระบวนการวัลคาไนซ์ (sulfur donor accelerator) แทนได้ ในระบบการวัลคาไนซ์แบบหลังนี้ การเชื่อมโยงส่วนใหญ่จะเป็นแบบมอนอซัลไฟด์หรือไดซัลไฟด์ เรียกกระบวนการวัลคาไนซ์นี้ว่าระบบการวัลคาไนซ์แบบประสิทธิภาพ (efficient vulcanization) หรือใช้ชื่อเรียกย่อว่าระบบ EV แม้ว่ายางที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบ EV จะมีสมบัติทั้งเชิงกลและเชิงพลวัตที่ไม่ดีเท่ากับยางที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบ CV แต่ว่ายางวัลคาไนซ์ที่ได้ก็จะมี ความทนทานต่อความร้อนที่ดีกว่า มีค่าการเสียรูปหลังการกดอัด (compression set) ที่ต่ำกว่า (โดยเฉพาะที่อุณหภูมิสูงๆ) และมีความต้านทานต่อการเสื่อมสภาพเมื่ออบวัลคาไนซ์นานเกินไปได้ดีกว่า

ยางที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบ EV จะมีความทนทานต่อความร้อนสูงกว่ายางที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบ CV เนื่องจากพลังงานพันธะของ C-S (~279 kJ/mol) มีค่าสูงกว่าพลังงานพันธะของ S-S (~206 kJ/mol) พันธะแบบมอนอซัลไฟด์จึงทนต่อการเสื่อมสภาพเนื่องจากความร้อนได้ดีกว่าพันธะแบบพอลิซัลไฟด์



รูปที่ 2.5 โครงสร้างการเชื่อมโยงแบบต่างๆ: (1) มอนอซัลไฟด์ (2) ไดซัลไฟด์ (3) พอลิซัลไฟด์ เมื่อ $x \geq 3$ (4) สายโซ่กำมะถัน (5) โครงสร้างแบบวง และ (6) หมู่ไทออล (thiol) (พงษ์ธร, 2548)

เนื่องจากระบบการวัลคาไนซ์แบบดั้งเดิม (CV) และแบบประสิทธิภาพ (EV) ต่างก็มีข้อดีและข้อเสียที่แตกต่างกัน ดังนั้น ในบางครั้งการเลือกใช้ระบบการวัลคาไนซ์แบบกึ่งประสิทธิภาพ (semi-efficient vulcanization) หรือที่เรียกย่อว่าระบบ Semi-EV ซึ่งมีอัตราส่วนของปริมาณกำมะถันต่อสารตัวเร่งปฏิกิริยาอยู่ระหว่าง 2 ระบบ ก็เป็นอีกทางเลือกหนึ่งที่ทำให้ได้ยางวัลคาไนซ์ที่มีสมบัติอยู่ระหว่างกลางของทั้ง 2 ระบบ

โดยทั่วไป ปริมาณกำมะถันและสารตัวเร่งปฏิกิริยาที่นิยมใช้ในระบบการวัลคาไนซ์แบบต่างๆ เป็นดังแสดงในตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 ปริมาณกำมะถันและสารตัวเร่งในการวัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆ (Morton, 1987)

ระบบการวัลคาไนซ์	ปริมาณกำมะถัน (phr)	ปริมาณสารตัวเร่งปฏิกิริยา (phr)	อัตราส่วนของสารตัวเร่งปฏิกิริยาต่อกำมะถัน
ระบบ CV	2.0 – 3.5	1.2 – 0.4	0.1 – 0.6
ระบบ Semi-EV	1.0 – 1.7	2.5 – 1.2	0.7 – 2.5
ระบบ EV	0.4 – 0.8	5.0 – 2.0	2.5 – 1.2

2.3.2 การวัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์ (peroxide vulcanization) (พงษ์ธร, 2548)

แม้ว่าระบบเปอร์ออกไซด์สามารถใช้ได้กับยางส่วนใหญ่ (ทั้งที่มีพันธะคู่และไม่มีพันธะคู่ในโมเลกุล) แต่เนื่องจากระบบการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์มีต้นทุนสูงกว่าระบบการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถันและยางวัลคาไนซ์ที่ได้มีสมบัติทั้งเชิงกลและเชิงพลวัต (เช่น ความยืดหยุ่น ความทนทานต่อแรงดึง ความต้านทานต่อการขีดถู ความทนทานต่อการฉีกขาด ฯลฯ) ที่ต่ำกว่ายางที่ได้จากการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถัน นอกจากนี้ เปอร์ออกไซด์ยังจัดเป็นสารเคมีที่ค่อนข้างอันตราย ทำให้การขนย้ายและการเก็บรักษาต้องทำด้วยความระมัดระวัง ด้วยเหตุนี้ระบบการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์จึงนิยมใช้ในการวัลคาไนซ์ยางที่ไม่มีพันธะคู่ เช่น ยางอีพีเอ็ม (ethylene propylene rubber, EPM) ยางเอทิลีนไวนิลอะซิเตต (ethylene vinyl acetate rubber, EVA) ยางคลอรีเนตพอลิเอทิลีน (chlorinated polyethylene rubber, CPE) หรือ ยางซิลิโคน (silicone rubber, Q) เป็นต้น หรือยางที่มีปริมาณพันธะคู่ในโมเลกุลต่ำมากเท่านั้น เช่น ยางไฮโดรเจนเนตอะคริโลไนไตรล์บิวทาไดอีน (hydrogenated acrylonitrile butadiene rubber, HNBR) และ ยางอีพีดีเอ็ม (ethylene propylene diene rubber, EPDM) สำหรับยางไดอีนอื่นๆ ที่มีพันธะคู่อยู่มากก็จะนิยมใช้ระบบการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถันมากกว่า ยกเว้นในกรณีที่ต้องการผลิตผลิตภัณฑ์ที่ทนต่อความร้อนได้ดีและ/หรือมีค่าการเสียรูปหลังการกดอัดต่ำเท่านั้น

2.3.2.1 ชนิดของเปอร์ออกไซด์

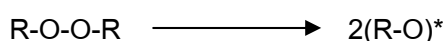
เปอร์ออกไซด์ที่นิยมใช้เป็นสารเชื่อมโยงในยางส่วนใหญ่เป็นสารอินทรีย์ในกลุ่มไดอัลคิลเปอร์ออกไซด์ (dialkyl peroxide) สารเปอร์ออกไซด์ที่ใช้กันมากที่สุด ได้แก่ ไดคิวมิวเปอร์ออกไซด์ (dicumyl peroxide, DCP) ซึ่งอาจอยู่ในรูปของแข็งหรือของเหลวที่มีความบริสุทธิ์ตั้งแต่ 90-99% แต่เนื่องจากเปอร์ออกไซด์ชนิดนี้มีความว่องไวต่อปฏิกิริยาเคมีค่อนข้างสูง บางครั้งจึงมีการนำเอาเปอร์ออกไซด์ชนิดนี้ไปผสมกับตัวพาที่เฉื่อย (inert carrier) เช่น แคลเซียม

คาร์บอนेटหรืออาจผสมกับพอลิเมอร์บางชนิดเพื่อให้ได้เปอร์ออกไซด์เกรดที่มีความบริสุทธิ์อยู่เพียง 40-50% ตารางที่ 2.3 แสดงตัวอย่างของเปอร์ออกไซด์ที่นิยมใช้ในการวัลคาไนซ์ยาง

2.3.2.2 กลไกการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์ (<http://doc.utwente.nl/57848/>, 2551)

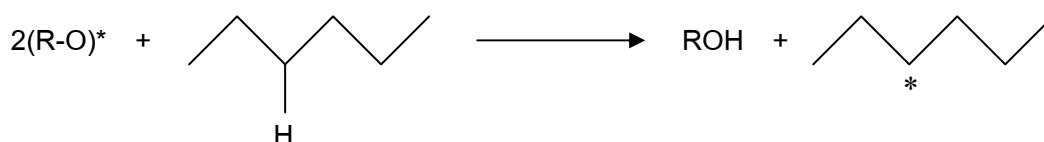
กลไกการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์ จะมีทั้งหมด 3 ขั้นตอน ดังนี้คือ

ขั้นตอนที่ 1 ขั้นริเริ่ม (initiation) เมื่อเปอร์ออกไซด์ได้รับการกระตุ้นจากพลังงานภายนอก เช่น ความร้อน แสงแดด หรือแสงอัลตราไวโอเล็ต เปอร์ออกไซด์จะเกิดการสลายตัวกลายเป็นอนุมูลอิสระ ดังแสดงในรูปที่ 2.6



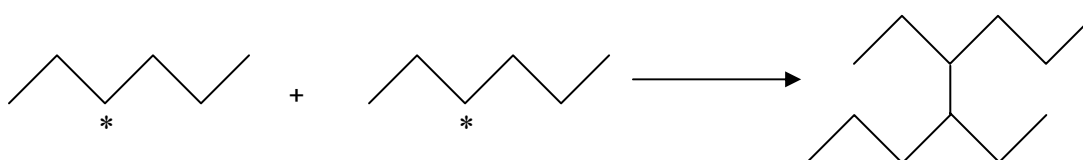
รูปที่ 2.6 การแตกตัวของเปอร์ออกไซด์เมื่อได้รับการกระตุ้นจากพลังงานภายนอก

ขั้นตอนที่ 2 ขั้นแพร่ (propagation) สำหรับยางที่มีพันธะคู่อยู่ในโมเลกุลบางชนิด เช่น NR อนุมูลอิสระที่เกิดขึ้นจะเข้าทำปฏิกิริยากับยางที่ตำแหน่งพันธะคู่เกิดเป็นอนุมูลอิสระของพอลิเมอร์ (polymer radical) หรือสำหรับยางที่ไม่มีพันธะคู่อยู่ในโมเลกุลบางชนิด เช่น EPR อนุมูลอิสระที่เกิดขึ้นจะเข้ากำจัดเอาไฮโดรเจนจากพอลิเมอร์เกิดเป็นอนุมูลอิสระของพอลิเมอร์ ดังแสดงในรูปที่ 2.7



รูปที่ 2.7 การกำจัดเอาไฮโดรเจนออกจากพอลิเมอร์

ขั้นตอนที่ 3 ขั้นสิ้นสุด (termination) เมื่ออนุมูลอิสระของพอลิเมอร์ 2 ตัวมาทำปฏิกิริยารวมกันเกิดการเชื่อมโยงทางเคมีขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.8 การเชื่อมโยงทางเคมีที่เกิดขึ้นจากเปอร์ออกไซด์

ตารางที่ 2.3 ตัวอย่างของเปอร์ออกไซด์อินทรีย์ (organic peroxide) ที่ใช้ในการวัลคาไนซ์ยาง (พงษ์ธร, 2548)

ชื่อทางเคมีและสูตร	ชื่อทางการค้าและผู้ผลิต	รูปแบบ	ความบริสุทธิ์ (%)	หมายเหตุ
เบนโซอิลเปอร์ออกไซด์ (Benzoyl peroxide)	Lucidol (Novadel)	ผงเปียกชื้น	80	เหมาะสำหรับยางซิลิโคนเท่านั้นและผงที่อยู่ในสภาพแห้งอาจจะระเบิดได้ง่าย
	Lucidol B-70 (Novadel)	กึ่งแข็งกึ่งเหลวใน Phthalate plasticizer	70	
	Lucidol S-50 (Novadel)	กึ่งแข็งกึ่งเหลวในน้ำมันซิลิโคน	50	
ไดคลอโรเบนโซอิลเปอร์ออกไซด์ (2,4-dichlorobenzoyl peroxide)	Perkadox SD (Novadel)	ผงเปียกชื้น	50	เหมาะสำหรับยางซิลิโคนเท่านั้นและผงที่อยู่ในสภาพแห้งอาจจะระเบิดได้ง่าย
	Perkadox PDB-50 (Novadel)	กึ่งแข็งกึ่งเหลวใน Phthalate plasticizer	50	
	Perkadox PDs-50 (Novadel)	กึ่งแข็งกึ่งเหลวในน้ำมันซิลิโคน	50	
ไดคิวมีลเปอร์ออกไซด์ (Dicumyl peroxide)	Perkadox SB (Novadel)	ผง	95	เหมาะสำหรับยางธรรมชาติ ยางสังเคราะห์ โอเลฟินรวมถึงยางซิลิโคน
	Perkadox BC-40 (Novadel)	ผง	40	
	Perkadox BM-50 (Novadel)	สารละลายใน Phthalate plasticizer	50	
	Dicup (Hercules) Dicup 40C	ผง ผง	96 40	
บิวทิลเปอร์ออกไซด์เมทิลเฮกเซน (2,5-Di-(t-butylperoxy)-2,5-dimethylhexane)	Varox (Vanderbilt)	ผง	50	เหมาะสำหรับยางธรรมชาติ ยางสังเคราะห์ โอเลฟินรวมถึงยางซิลิโคน
	Luperco 101-XL (Wallace&Tiernan)	ผง	45	

2.3.2.3 อัตราเร็วในการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์

การสลายตัวของเปอร์ออกไซด์จะเกิดขึ้นโดยตรงกับอุณหภูมิ กล่าวคือ เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นเปอร์ออกไซด์ก็จะสลายตัวกลายเป็นอนุมูลอิสระได้เร็วขึ้น ทำให้ยางเกิดการวัลคาไนซ์ได้เร็วโดยทั่วไป อัตราเร็วของการสลายตัวที่อุณหภูมิใดๆ ของเปอร์ออกไซด์สามารถพิจารณาได้จากค่าครึ่งชีวิต (half life) ของเปอร์ออกไซด์ชนิดนั้นๆ ซึ่งค่าครึ่งชีวิตของสารที่อุณหภูมิใดๆ บ่งบอกถึงระยะเวลาที่สารเกิดการสลายตัวไปครึ่งหนึ่งของปริมาณที่มีอยู่เดิม ณ อุณหภูมินั้นๆ ตารางที่ 2.4 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าครึ่งชีวิตกับร้อยละการสลายตัวของเปอร์ออกไซด์ โดยทั่วไปถือว่าค่าระยะเวลาเท่ากับ 6 เท่าของค่าครึ่งชีวิตจะเพียงพอที่ทำให้เปอร์ออกไซด์เกิดการสลายตัวได้อย่างสมบูรณ์

ตารางที่ 2.4 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าครึ่งชีวิตกับร้อยละการสลายตัวของเปอร์ออกไซด์

(พงษ์ธร, 2548)

เวลา (จำนวนเท่าของค่าครึ่งชีวิต)	การสลายตัวของเปอร์ออกไซด์
1	50
2	75
3	87.5
4	93.75
5	96.9
6	98.4
7	99.2
8	99.6
9	99.8
10	99.9

2.3.2.4 ข้อดีของระบบการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์

ระบบการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์มีข้อดีกว่าระบบการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถัน ดังนี้คือ

1. การวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์ไม่ก่อให้เกิดปัญหาเรื่องการบวมของสารเคมีต่างๆ
2. การใช้เปอร์ออกไซด์ในการวัลคาไนซ์ไม่ทำให้ยางเกิดการเปลี่ยนสี โดยเฉพาะยางสีที่ต้องสัมผัสกับแสง UV โดยตรง
3. สามารถใช้เปอร์ออกไซด์ในการวัลคาไนซ์ร่วม (co-vulcanization) ระหว่างยางและพอลิเมอร์ชนิดอื่นๆ ได้ง่าย

4. ยางที่ได้จากการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์จะมีสมบัติการเสียรูปหลังการกดอัด (โดยเฉพาะที่อุณหภูมิสูง) ที่ดีและมีความทนทานต่อการเสื่อมสภาพอันเนื่องมาจากความร้อนสูงกว่ายางที่ได้จากการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถัน เพราะพันธะ C-C ที่เกิดจากการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์มีความแข็งแรงสูงกว่าพันธะ C-S และพันธะ S-S ที่เกิดจากการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถัน ตามลำดับ

2.3.2.5 ข้อดีของระบบการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์

แม้ว่าระบบการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์จะมีข้อดีหลายประการ แต่การใช้เปอร์ออกไซด์เป็นสารทำให้ยางวัลคาไนซ์ก่อให้เกิดผลเสียหลายข้อเช่นกัน ตัวอย่างเช่น ยางวัลคาไนซ์ที่ได้จากการใช้เปอร์ออกไซด์บางชนิดโดยเฉพาะ DCP และบิวทิลคิวมิลเปอร์ออกไซด์ (tert-butylcumyl peroxide, BCUP) อาจมีกลิ่นที่ไม่พึงประสงค์ของอะเซโทฟีโนน (acetophenone) ซึ่งเป็นผลพลอยได้จากการทำปฏิกิริยาวัลคาไนซ์ ดังนั้นสำหรับยางที่สามารถทนต่ออุณหภูมิสูงได้ดี (เช่น ยางซิลิโคน) จึงต้องมีการกำจัดสารที่เกิดขึ้นเหล่านี้โดยการนำยางที่วัลคาไนซ์แล้วไปผ่านการอบที่อุณหภูมิสูงอีกครั้ง เรียกขั้นตอนนี้ว่า “post curing” ปัจจุบันได้มีการพัฒนาเปอร์ออกไซด์ชนิดใหม่ๆ เช่น บิวทิลเปอร์ออกไซด์เมทิลเฮกเซน (2,5-bis-(tert-butylperoxy)-2,5-dimethylhexane) ที่ทำให้เกิดกลิ่นเพียงเล็กน้อย อย่างไรก็ตาม การทำ post curing เพื่อกำจัดสารเคมีที่เกิดจากการสลายตัวของเปอร์ออกไซด์ก็ยังเป็นสิ่งจำเป็นเพราะสารเคมีเหล่านี้อาจเข้าไปมีส่วนร่วมในปฏิกิริยาการเสื่อมสภาพของยาง ซึ่งอาจส่งผลทำให้ผลิตภัณฑ์ยางมีอายุการใช้งานลดลง

นอกจากข้อดีต่างๆ ที่ได้กล่าวไว้แล้วข้างต้น ระบบการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์ยังมีข้อจำกัดในการใช้งานอยู่อีกหลายประการ ดังนี้

1. ระบบการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์ไม่เหมาะสำหรับใช้ในการวัลคาไนซ์ยางที่ใช้อากาศร้อน (hot air) เป็นตัวกลางในการถ่ายเทความร้อน รวมถึงเทคนิคการวัลคาไนซ์ด้วยคลื่นพลังงานที่มีความถี่สูงมากๆ (ultrahigh frequency, UHF) หรือที่เรียกว่าคลื่นไมโครเวฟ เพราะในอากาศมีออกซิเจนที่สามารถไปออกซิไดซ์อนุมูลอิสระที่เกิดขึ้นจากการสลายตัวของเปอร์ออกไซด์ให้กลายเป็นไฮโดรเปอร์ออกไซด์ (R-O-O-H) ซึ่งไฮโดรเปอร์ออกไซด์ที่เกิดขึ้นนี้สลายตัวเมื่อได้รับความร้อนและจะส่งผลทำให้ยางเกิดการเสื่อมสภาพแทนที่เกิดการเชื่อมโยงทางเคมี (ไฮโดรเปอร์ออกไซด์เป็นสารริเริ่มในการเกิดปฏิกิริยาการเสื่อมสภาพของยาง) ในกรณีนี้จำเป็นต้องวัลคาไนซ์ยางในสภาวะที่มีออกซิเจน ควรใช้ 2,4-ไดคลอโรเบนโซอิลเปอร์ออกไซด์ (2,4-dichlorobenzoylperoxide) เป็นสารทำให้ยางวัลคาไนซ์เพราะมีเพียงเปอร์ออกไซด์ชนิดนี้เท่านั้นที่ไม่ทำให้เกิดไฮโดรเปอร์ออกไซด์

2. ระบบการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์ไม่เหมาะสำหรับใช้ในการวัลคาไนซ์ยางบิวทิล (IIR) เพราะเมื่อเปอร์ออกไซด์แตกตัวจะทำให้ยางบิวทิลเกิดการเสื่อมสภาพแทนที่จะเกิด

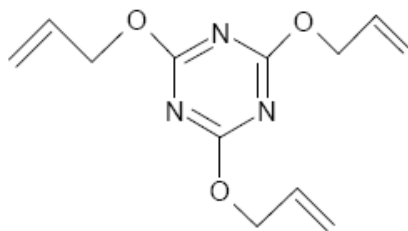
การเชื่อมโยงทางเคมี อย่างไรก็ตาม ระบบการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์สามารถใช้ได้กับยางฮาโลบีวไทล์ (x-IIR)

3. เนื่องจากเปอร์ออกไซด์สามารถทำปฏิกิริยากับสารเคมีชนิดอื่นๆ ที่เป็นองค์ประกอบของการผสมเคมียางได้ จึงอาจทำให้เกิดปฏิกิริยาข้างเคียงที่ไม่พึงประสงค์ ดังนั้น เมื่อใช้ระบบเปอร์ออกไซด์ในการวัลคาไนซ์ยาง ผู้ออกสูตรจึงจำเป็นต้องเลือกใช้สารเคมีอื่นๆ ด้วยความระมัดระวัง โดยเฉพาะน้ำมัน สารทำให้ยางนิ่ม และสารป้องกันการเสื่อมสภาพอันเนื่องมาจากทั้งออกซิเจนและโอโซน ทำให้สารป้องกันการเสื่อมสภาพดังกล่าวมีประสิทธิภาพในการทำงานลดลง หากจำเป็นต้องวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์ควรใช้สารป้องกันการเสื่อมสภาพอันเนื่องมาจากออกซิเจนในกลุ่มควิโนลีน (quinoline) เพราะสารเคมีในกลุ่มนี้ได้รับผลกระทบจากเปอร์ออกไซด์น้อยที่สุด และควรใช้ไขพาราฟิน (paraffin wax) ในการป้องกันการเสื่อมสภาพอันเนื่องมาจากโอโซนแทนการใช้สารเคมีชนิดอื่นๆ นอกจากนี้เปอร์ออกไซด์ยังสามารถทำปฏิกิริยากับน้ำมันหรือสารทำให้ยางนิ่มชนิดอื่นๆ ได้อีก โดยเฉพาะน้ำมันอะโรมาติกซึ่งจะได้รับผลกระทบจากเปอร์ออกไซด์มากที่สุดในขณะที่น้ำมันพาราฟินก็ได้รับผลกระทบน้อยที่สุด

2.3.3 สารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุล (co-agent) (<http://doc.utwente.nl/57848/>, 2551)

สารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุล คือสารที่มีโมเลกุลเป็นแบบ multi-functional organic ซึ่งมีความว่องไวต่อการทำปฏิกิริยากับอนุมูลอิสระสูง ดังนั้นการเติมสารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุลร่วมกับเปอร์ออกไซด์เพื่อเพิ่มประสิทธิภาพการเชื่อมโยงให้ดีขึ้น ตัวอย่างสารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุลชนิดต่างๆ ทางการค้าที่มีการใช้งานเป็นส่วนใหญ่ ดังแสดงในรูปที่ 2.9

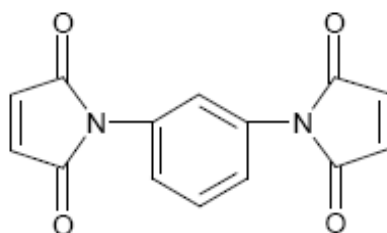
ประสิทธิภาพของการเชื่อมโยงโมเลกุลของเปอร์ออกไซด์ที่ได้ค่อนข้างต่ำ ถ้าหากไม่มีการเติมสารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุลร่วมด้วยสำหรับการวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์ สาเหตุเนื่องจากการเกิดปฏิกิริยาข้างเคียงที่เกิดขึ้นในขณะที่ทำการวัลคาไนซ์ ดังนั้นการเติมสารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุลจะสามารถปรับปรุงการวัลคาไนซ์ให้มีประสิทธิภาพมากขึ้น เพราะจะช่วยลดการเกิดปฏิกิริยาข้างเคียงได้ เช่น การเกิดการขาดของสารโซ่โมเลกุล (chain scission) เป็นต้น อีกทั้งยังช่วยปรับปรุงสมบัติบางชนิดให้ดีขึ้น เช่น ความต้านทานต่อการฉีกขาด สมบัติการคืนตัวหลังได้รับแรงกด และความแข็ง เป็นต้น



Triallyl cyanurate (TAC)



1,2-polybutadiene (1,2-BR)



N,N'-m-phenylenedimaleimide (BMI-MP)

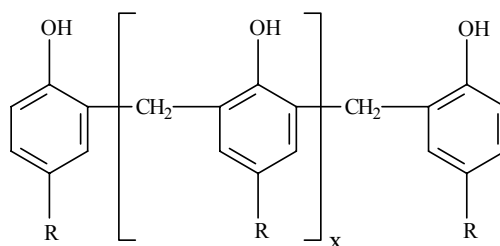
รูปที่ 2.9 สารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุลชนิดต่างๆ ทางการค้า
(<http://doc.utwente.nl/57848/>, 2551)

2.3.4 การวัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกเรซิน (พรพรรณ, 2528)

เรซินจากฟีนอลเป็นเรซินชนิดหนึ่งที่ใช้กันมากในอุตสาหกรรมยาง สมบัติจะแตกต่างกันไปตามโครงสร้าง ตัวอย่างของเรซินจากฟีนอล ได้แก่ อัลคิลฟีนอลฟอร์มาดีไฮด์เรซิน (alkyl phenol formaldehyde resin)

2.3.4.1 ชนิดของฟีนอลิกเรซิน แบ่งเป็น 2 ชนิด ดังนี้

1. ฟีนอลิกเรซินชนิดไม่ว่องไวต่อปฏิกิริยา มีโครงสร้างดังนี้

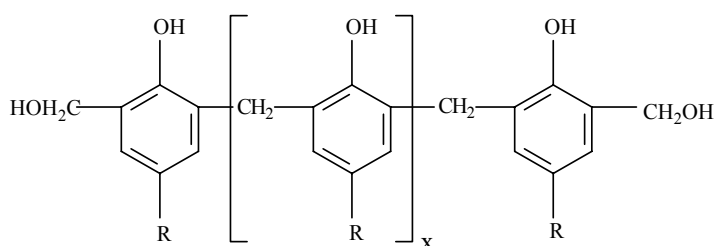


เรซินชนิดไม่ว่องไวต่อปฏิกิริยานี้ไม่มีอนุมูลเมทิลอล (methylol, CH_2OH) ที่เป็นอิสระอยู่เลย สมบัติขึ้นอยู่กับอนุภาคอัลคิล (-R) ที่เข้าไปเกาะอยู่ ฟีนอลิกเรซินชนิดไม่ว่องไวต่อ

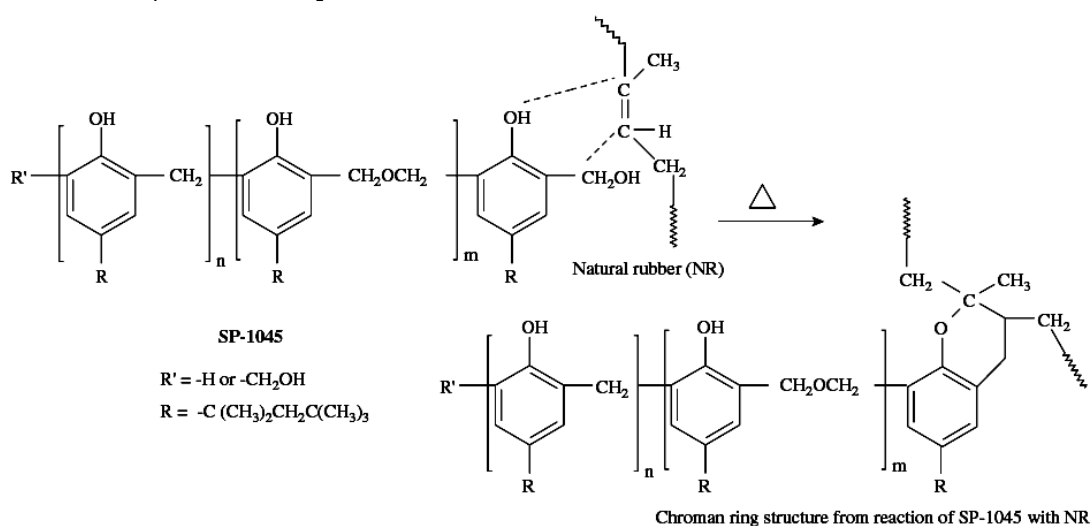
ปฏิกิริยานี้ใช้กันมากในการเป็นแทกคิไฟเออร์ (tackifier) ของยางทั่วไป เช่น ยางเอสบีอาร์ NR ยางคลอโรบิวไทล์ ยางบิวไทล์ ยางอีพีดีเอ็ม และยางที่เป็นส่วนผสมของยางเหล่านี้ การใช้งาน อาจใช้เป็นยางบุ ยางในของยางรถยนต์ ส่วนประกอบของแก้มยาง ส่วนประกอบของยางผ้าใบ ดอกยาง กาวยางที่ทำให้ยางติดกัน ยางท่อและสายพาน เป็นต้น

2. ฟีนอลิกรีซินชนิดวงไวต่อปฏิกิริยา

ฟีนอลิกรีซินชนิดนี้บางทีอาจเรียกชื่อว่า "Resole" มีสูตรโครงสร้างดังนี้



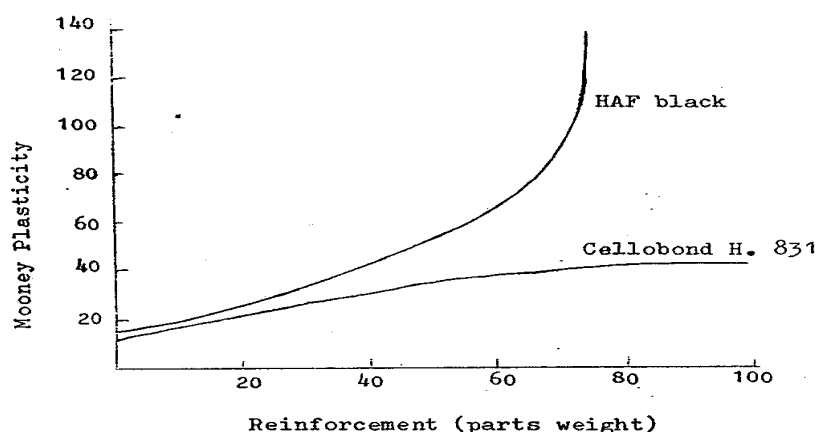
กรุ๊ป $-CH_2OH$ หรือเมทิลอล เป็นส่วนที่วงไวต่อปฏิกิริยา การใช้งานของเรซินชนิดนี้ ใช้สำหรับการเชื่อมโยงในยาง เช่น ใช้ในการวัลคาไนซ์ยางบิวไทล์ ทำเคียวริงแบลตเตอร์ (curing bladder) ในเครื่องอบยางรถยนต์ ซึ่งในกรณีนี้ใช้เรซิน (ที่มีเมทิลอลร้อยละ 8-10) ปริมาณ 10-12 phr และใช้สแตเนียสคลอไรด์ ($SnCl_2 \cdot 2H_2O$) ปริมาณ 2 phr เป็นต้น ตัวอย่างกลไกการเชื่อมโยงของ NR โดยใช้ฟีนอลิกรีซิน (วงไวต่อปฏิกิริยา) ชนิด SP-1045 เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ดังแสดงในรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 กลไกการเชื่อมโยงของ NR โดยใช้ฟีนอลิกรีซิน ชนิด SP-1045 เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล (Nakason *et al.*, 2006a)

2.3.4.2 การใช้ฟีนอลิกรีซินกับ NR

เรซินสามารถปนเข้าไปใน NR ได้ทุกปริมาณ การเพิ่มปริมาณเรซิน จะทำให้ยางแข็งขึ้นเรื่อยๆ จนถึงขนาดยางอีโบนต์ รูปที่ 2.11 แสดงถึงอิทธิพลของการใช้ฟีนอลิกรีซินชนิด Cellobond H.831 ต่อค่าความหนืดของยางเมื่อเปรียบเทียบกับผลของการใส่เซม่าดำชนิด HAF พบว่าค่าความหนืดของยางเพิ่มขึ้นน้อยมากเมื่อใช้ฟีนอลิกรีซิน แต่เมื่อใส่เซม่าดำชนิด HAF ในปริมาณเดียวกัน ค่าความหนืดเพิ่มขึ้นอย่างมาก



รูปที่ 2.11 ผลของการใช้ฟีนอลิกรีซินชนิด Cellobond H.831 ต่อค่าความหนืด เทียบกับการใส่เซม่าดำชนิด HAF (พรพรรณ, 2528)

2.3.4.3 ผลของฟีนอลิกรีซินต่อสมบัติเชิงกลของยาง

ฟีนอลิกรีซินมีผลต่อการเพิ่มความแข็งให้กับยาง ความต้านทานต่อการฉีกขาดเพิ่มขึ้น เพิ่มความทนต่อน้ำมัน ทำให้สามารถใส่สารตัวเติมได้มากขึ้น เพิ่มความสามารถในการติดของเส้นใย (adhesion textile) ลดความถ่วงจำเพาะของยางเมื่อเพิ่มความแข็ง เพิ่มความกระด้างตัวของยาง และเพิ่มความต้านทานต่อการแตกเนื่องจากการหักงอไปมา

2.4 พอลิเมอร์ผสม (polymer blend)

เทคนิคการเตรียมพอลิเมอร์ผสมส่วนใหญ่ใช้ในการเตรียมวัสดุเชิงวิศวกรรมที่มีความทนทานต่ออุณหภูมิ และได้รับแรงเชิงกลสูง ซึ่งในปัจจุบันได้มีการนำวัสดุเชิงวิศวกรรมมาใช้งานกันอย่างแพร่หลาย การเตรียมเป็นพอลิเมอร์ผสมเป็นเทคนิคที่ใช้เตรียมวัสดุชนิดใหม่ที่มีสมบัติเฉพาะ ซึ่งได้จากการนำพอลิเมอร์ที่มีลักษณะทางเคมีที่แตกต่างกันตั้งแต่สองชนิดขึ้นไปมาผสมกัน เพื่อปรับปรุงสมบัติที่ไม่สามารถได้จากพอลิเมอร์เพียงชนิดเดียว ดังนั้นจึงนำพอลิเมอร์ที่มี

สมบัติเด่นโดยไม่จำเป็นต้องสังเคราะห์พอลิเมอร์ชนิดใหม่ ซึ่งเป็นวิธีที่มีความยุ่งยากและซับซ้อนกว่าการเตรียมแบบพอลิเมอร์ผสม สมบัติที่ได้จากการผสม เช่น การมีสมบัติร่วมกันระหว่างความแข็งแรงกับความเหนียว (toughness) หรือความแข็งแรงกับความต้านทานต่อตัวทำละลาย (solvent resistance) นอกจากนี้การผสมยังช่วยปรับปรุงความสามารถในการแปรรูป (processability) ทำให้ได้ผลิตภัณฑ์ที่มีสมบัติคงที่ (product uniformity) อีกด้วย

2.4.1 ประเภทของพอลิเมอร์ผสม (Folkes and Hope, 1993)

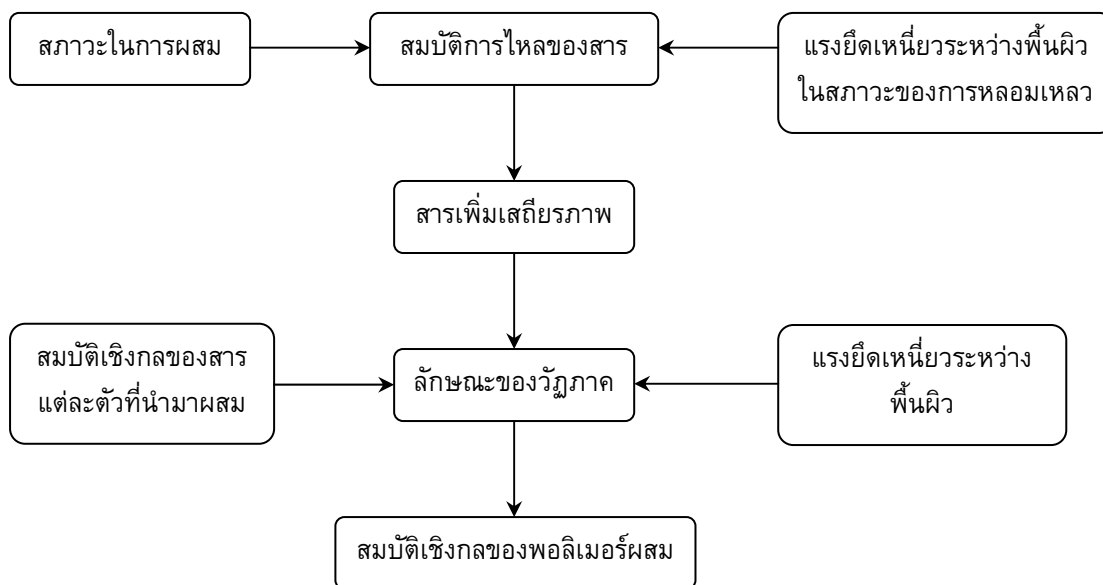
พอลิเมอร์ผสมแบ่งตามสัจฐานวิทยาได้เป็น 3 ประเภทใหญ่ๆ ดังนี้ คือ

1. พอลิเมอร์ผสมที่สามารถเข้ากันเป็นเนื้อเดียวกันในระดับโมเลกุล (miscible blend) พอลิเมอร์ผสมประเภทนี้สามารถมองเห็นเป็นวัฏภาคเดียวกัน โดยที่โมเลกุลของพอลิเมอร์ทั้ง 2 ชนิด จะมีหมู่ฟังก์ชันที่แตกต่างกัน ทำให้เกิดแรงดึงดูดระหว่างกัน สมบัติของพอลิเมอร์ผสมที่ได้จะมีลักษณะคล้ายกับโคพอลิเมอร์แบบสุ่ม

2. พอลิเมอร์ผสมที่ไม่สามารถเข้ากันได้เป็นเนื้อเดียวกันในระดับโมเลกุล (immiscible blend) พอลิเมอร์ผสมประเภทนี้แยกออกจากกันเป็น 2 วัฏภาคอย่างชัดเจนในระดับจุลภาค โดยพอลิเมอร์ที่มีปริมาณน้อยเป็นวัฏภาคกระจาย พอลิเมอร์ที่มีปริมาณมากเป็นวัฏภาคต่อเนื่อง

3. พอลิเมอร์ผสมที่สามารถเข้ากันได้บางส่วนในระดับโมเลกุล (partially miscible blend) พอลิเมอร์ผสมประเภทนี้อาจรวมเข้ากันเป็นเนื้อเดียวกันได้ ถ้ามีปริมาณของพอลิเมอร์ ชนิดหนึ่งในสัดส่วนน้อยๆ แต่ถ้าอัตราส่วนของพอลิเมอร์เท่ากันจะเกิดการแยกออกเป็น 2 วัฏภาค โดยพอลิเมอร์ชนิดหนึ่งอาจเข้าไปแทรกอยู่ในวัฏภาคของพอลิเมอร์อีกชนิดหนึ่ง ซึ่งช่วยให้วัฏภาคมีแรงยึดเหนี่ยวที่มากขึ้น

การเตรียมพอลิเมอร์ผสมจำเป็นต้องพิจารณาความเข้ากันได้ (compatibility) ของการผสมเป็นหลัก ซึ่งพอลิเมอร์ผสมที่เข้ากันไม่ดี ส่งผลต่อสมบัติของพอลิเมอร์ผสมทำให้เกิดการแยกเฟสของพอลิเมอร์แต่ละชนิดอย่างชัดเจน โดยแต่ละเฟสจะมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสกันค่อนข้างต่ำ ดังนั้นพอลิเมอร์ผสมที่ได้มีสมบัติเชิงกลและสมบัติอื่นๆ ต่ำกว่าพอลิเมอร์เริ่มต้นที่นำมาผสม โดยปัจจัยที่มีผลต่อประสิทธิภาพของการผสม ดังแสดงในรูปที่ 2.12



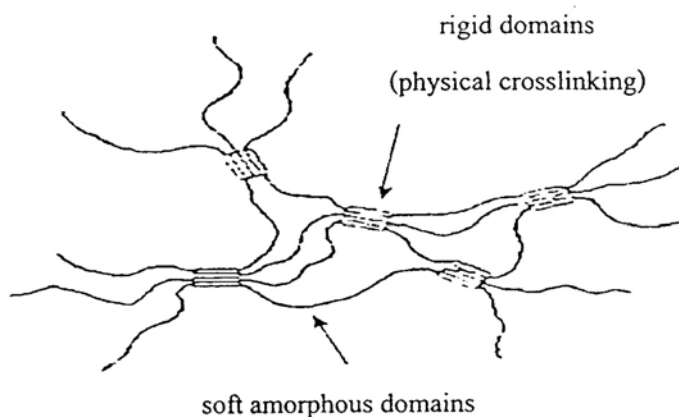
รูปที่ 2.12 ปัจจัยที่มีผลต่อสมบัติของพอลิเมอร์ผสม (Folkes and Hope, 1993)

2.5 ยางเทอร์โมพลาสติก (Thermoplastic Elastomer, TPE)

ยางเทอร์โมพลาสติก ได้มาจากการรวมกันของคำสองคำ คือคำว่า “Thermoplastic (เทอร์โมพลาสติก)” และคำว่า “Elastomer (ยาง)” โดยความหมายของยางเทอร์โมพลาสติก คือ พอลิเมอร์ที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูป (processing) ได้เหมือนพลาสติก โดยยังคงมีสมบัติเหมือนยางหรืออีลาสโตเมอร์ ที่อุณหภูมิของการใช้งาน (usage temperature) และไม่ต้องมีกระบวนการวัลคาไนเซชันในระหว่างการขึ้นรูป (ภาสรี, 2546) ยางเทอร์โมพลาสติกประกอบด้วยส่วนประกอบที่สำคัญ 2 ส่วน คือ ส่วนที่แข็ง เช่น พลาสติก (hard domain) และส่วนที่อ่อน เช่น ยาง (soft domain) ดังแสดงในรูปที่ 2.13 ซึ่งองค์ประกอบทั้งสองส่วนมีหน้าที่ที่สำคัญดังนี้

1. ส่วนที่แข็ง (hard domain) มีหน้าที่ทำให้ยางเทอร์โมพลาสติกสามารถไหลได้เหมือนพลาสติกเมื่อให้อุณหภูมิสูงกว่าจุดหลอมเหลวของพลาสติก และเมื่ออุณหภูมิลดลง ส่วนที่แข็งเริ่มแข็งตัว ซึ่งส่งผลทำให้ยางเทอร์โมพลาสติก มีสมบัติที่ดีและแข็งแรงเมื่อนำไปใช้งาน

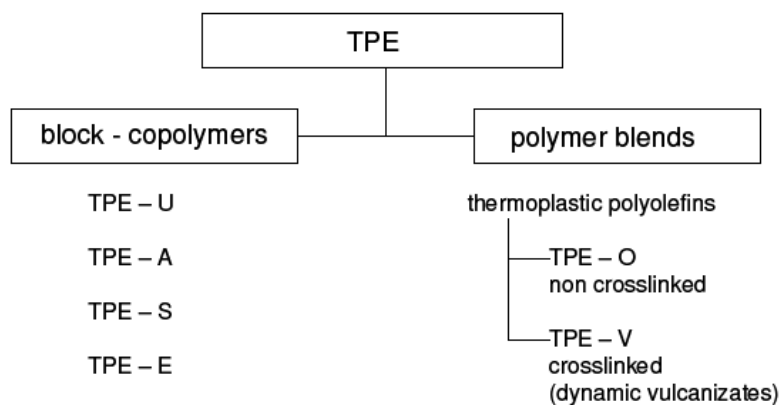
2. ส่วนที่นิ่ม (soft domain) มีหน้าที่ส่งผลให้ยางเทอร์โมพลาสติกมีสมบัติที่ยืดหยุ่น และมีความสามารถในการคืนสู่รูปร่างเดิมได้เหมือนยางเมื่อนำไปใช้งาน



รูปที่ 2.13 สันฐานวิทยาของยางเทอร์โมพลาสติกที่ประกอบด้วยส่วนที่แข็งและส่วนที่อ่อน (Holden, 2000)

2.5.1 ประเภทของยางเทอร์โมพลาสติก

ยางเทอร์โมพลาสติกสามารถแบ่งออกเป็น 2 ประเภทใหญ่ๆ ตามลักษณะของการเตรียม คือ ยางเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมได้จากบล็อกโคพอลิเมอร์ (block copolymers) และยางเทอร์โมพลาสติกที่เป็นของผสมระหว่างพอลิเมอร์ 2 ชนิด ดังแสดงในรูปที่ 2.14



รูปที่ 2.14 การแบ่งประเภทของยางเทอร์โมพลาสติก (<http://www.sundoc.com>, 2550)

2.5.2 ยางเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมได้จากบล็อกโคพอลิเมอร์

ในปัจจุบันได้มีการเตรียมและใช้ยางเทอร์โมพลาสติกชนิดนี้ในเชิงการค้า ซึ่งมีราคาที่ยังค่อนข้างสูง ดังแสดงในตัวอย่างต่อไปนี้

2.5.2.1 เทอร์โมพลาสติกพอลิยูรีเทนอีลาสโตเมอร์ (Thermoplastic polyurethane elastomer, TPU) เป็นพอลิเมอร์ร่วมแบบบล็อก สามารถเตรียมได้จากบล็อกโคพอลิเมอร์ประเภท $(AB)_n$ ซึ่งเป็นมัลติบล็อกโคพอลิเมอร์ที่มีสายโซ่ตรง โดยที่ A ทำหน้าที่เป็นส่วนที่แข็งซึ่งได้จากพอลิเมอร์ที่มีการจัดเรียงตัวเป็นผลึก (คือ มีการจัดเรียงตัวกันอย่างเป็นระเบียบ) ซึ่งได้

จากสายโซ่ยาวของไดไอโซไซยานาต สำหรับส่วน B ทำหน้าที่เป็นส่วนที่อ่อนซึ่งได้จากพอลิเมอร์ที่มีการจัดเรียงตัวเป็นแบบอสัณฐาน (คือ มีการจัดเรียงตัวกันอย่างไม่เป็นระเบียบ) ซึ่งได้จากพอลิเอสเทอร์หรือพอลิอีเทอร์ (Harper, 1992)

TPU มีอุณหภูมิการใช้งานอยู่ในช่วงประมาณ -51°C ถึง 135°C และมีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 70 ถึง 75 Shore A ชื่อทางการค้าของ TPU เช่น Elastollan[®] ผลิตโดยบริษัท BASF

2.5.2.2 เทอร์โมพลาสติกพอลิเอไมด์อีลาสโตเมอร์ (Thermoplastic polyamide elastomer, COPA) เป็นพอลิเมอร์ร่วมแบบบล็อก สามารถเตรียมได้จากบล็อกโคพอลิเมอร์ที่ประกอบด้วยส่วนที่แข็งและส่วนที่อ่อน เช่นเดียวกับ TPU โดยเป็นพอลิเมอร์ร่วมแบบกลุ่มที่มี 2 โครงสร้าง คือ พอลิอีเทอร์เอสเทอร์เอไมด์บล็อกโคพอลิเมอร์ (polyetheresteramide block copolymer, PEBA) ในส่วนที่อ่อนได้จากพอลิเอสเทอร์ พอลิอีเทอร์ หรือพอลิอีเทอร์เอสเทอร์ ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่ยืดหยุ่น และในส่วนที่แข็งจะได้จากพอลิเอไมด์ ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีความเป็นผลึก (Harper, 1992)

PEBA มีอุณหภูมิการใช้งานอยู่ในช่วงประมาณ -40°C ถึง 170°C และมีค่าความแข็งอยู่ในช่วงกว้างตั้งแต่ 75 Shore A ถึง 65 Shore D ซึ่งมีความอ่อนกว่าโคพอลิเอสเทอร์ (Copolyester, COPE) แต่ไม่อ่อนเท่ากับ TPU (Harper, 1992) และจัดว่าเป็น TPE ที่มีราคาแพงและมีประสิทธิภาพมากที่สุด ชื่อทางการค้าของ PEBA คือ Pebax[®] ผลิตโดยบริษัท Atochem

2.5.2.3 เทอร์โมพลาสติกพอลิสไตรีนไดอีนอีลาสโตเมอร์ (Thermoplastic polystyrene diene elastomer, Styrenic-TPE) เป็นพอลิเมอร์ร่วมแบบบล็อกที่มีความหนืดหลอมเหลวสูงมาก สามารถเตรียมได้จากบล็อกโคพอลิเมอร์ประเภทไตรบล็อกโคพอลิเมอร์ (triblock copolymer) โดยในส่วนที่แข็งได้จากพอลิสไตรีน (polystyrene, PS) และในส่วนที่อ่อนได้จากพอลิไดอีน (polydiene, PB) เนื่องจาก T_g ของ PS มีค่าอยู่ระหว่าง 80°C - 100°C และ T_g ของ PB มีค่าต่ำกว่าอุณหภูมิห้องอย่างมาก ดังนั้นส่วนของ PS จึงทำหน้าที่เป็นส่วนที่แข็งสำหรับส่วนของ PB จึงทำหน้าที่เป็นส่วนที่อ่อนและยืดหยุ่น

Styrenic-TPE มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 30 ถึง 85 Shore A ชื่อทางการค้าของ Styrenic-TPE เช่น Kraton[®] ผลิตโดยบริษัท Shell Chemical

2.5.2.4 เทอร์โมพลาสติกโคพอลิเอสเทอร์อีลาสโตเมอร์ (Thermoplastic copolyester elastomer, COPE) เป็นพอลิเมอร์ร่วมแบบบล็อก ซึ่งประกอบด้วยส่วนที่แข็งและส่วนที่อ่อนเช่นเดียวกับ TPU, PEBA และ Styrenic TPE โดยส่วนที่แข็งประกอบด้วยเอสเทอร์สายโซ่สั้น (short chain ester block) เช่น เตตระเมทิลีนเทอแรพทาเลต (tetramethylene

terephthalate) และส่วนที่อ่อนประกอบด้วยอะลิฟาติกพอลิเอเทอร์ (aliphatic polyether) หรือ อะลิฟาติกพอลิเอสเทอร์ไกลคอล (aliphatic polyester glycol) หรืออาจเรียกโคพอลิเมอร์ชนิดนี้ว่า เทอร์โมพลาสติกอีเทอร์เอสเทอร์อีลาสโตเมอร์ (Thermoplastic etherester elastomer, TEE)

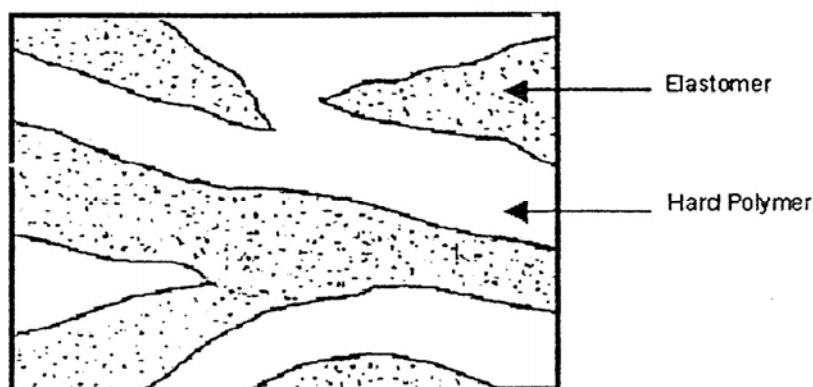
COPE มีอุณหภูมิการใช้งานอยู่ในช่วงประมาณ -51°C ถึง 149°C มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 35 ถึง 82 Shore D ชื่อทางการค้าของ COPE เช่น Hytrel[®] ผลิตโดยบริษัท Dupont

2.5.3 ยางเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมได้จากของผสมระหว่างพอลิเมอร์ 2 ชนิด

ยางเทอร์โมพลาสติกชนิดนี้สามารถเตรียมขึ้นได้โดยตรงจากการผสมของพอลิเมอร์ 2 ชนิด มีข้อดีคือราคาถูกและเตรียมได้ง่ายกว่ายางเทอร์โมพลาสติกในกลุ่มแรก (ที่เตรียมจากบล็อกโคพอลิเมอร์) ตัวอย่างของยางเทอร์โมพลาสติกในกลุ่มนี้ คือ

2.5.3.1 เทอร์โมพลาสติกพอลิโอเลฟิน (Thermoplastic polyolefin, TPO) เป็นพอลิเมอร์ผสมระหว่างเทอร์โมพลาสติกชนิดพอลิโอเลฟิน เช่น PE หรือ PP และยางที่ไม่มีการเชื่อมโยงโมเลกุล (unvulcanized rubber) เช่น NR หรือยางสังเคราะห์ชนิดต่าง ๆ โดยทำการผสมในเครื่องผสมที่มีแรงเฉือนสูง ๆ เช่น เครื่องผสมแบบปิด (internal mixer) หรือเครื่องอัดรีดแบบสกรู (screw extruder) ฐานฐานวิทยาที่ได้จะเป็นแบบระบบสองเฟส คือ มีเฟสของพอลิโอเลฟิน และเฟสของยาง ซึ่งมีฐานฐานวิทยาเป็นโครงสร้างแบบเฟสต่อเนื่องร่วม (co-continuous phase) ดังแสดงในรูปที่ 2.15 โดยที่เฟสของยางจะไม่เกิดการเชื่อมโยงระหว่างโมเลกุล TPO ที่ได้จะมีความแข็งแรงจากเฟสของพลาสติก และมีความยืดหยุ่นจากเฟสของยาง เนื่องจากเฟสของยางไม่เกิดการเชื่อมโยงโมเลกุล จึงทำให้ TPO สามารถเกิดการไหลได้อย่างพลาสติกที่อุณหภูมิสูง (ที่จุดหลอมเหลวของพลาสติกชนิดนั้นๆ) แต่ยังคงมีสมบัติความเป็นยางที่อุณหภูมิห้อง

TPO มีสมบัติตั้งแต่ค่อนข้างอ่อนนุ่ม ยืดหยุ่นคล้ายยางจนไปถึงค่อนข้างแข็งเหมือนพลาสติกทั่วไป ซึ่งขึ้นอยู่กับอัตราส่วนของยางและพลาสติกที่ใช้ในการผสม โดยสมบัติของ TPO ดีหรือไม่ดี ขึ้นอยู่กับชนิดของยางและพลาสติก รวมทั้งการผสมพลาสติกและยางเข้าด้วยกัน (ภาสรี, 2548)



รูปที่ 2.15 สัณฐานวิทยาแบบเฟสต่อเนื่องร่วมของ TPO (Holden, 2000)

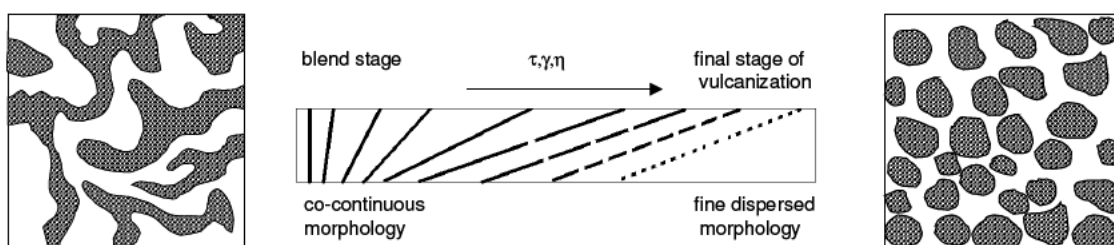
สมบัติโดยทั่ว ๆ ไปของ TPO (ภาสรี, 2548)

1. มีสมบัติเชิงกลปานกลาง
2. ความแข็งขึ้นอยู่กับปริมาณยางและพลาสติกที่เป็นส่วนประกอบ
3. ใช้ผลิตผลิตภัณฑ์ที่ไม่ต้องการการใช้งานในสภาพแวดล้อมที่มีอุณหภูมิสูงมากนัก
4. สมบัติความเป็นยางลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น
5. เมื่อได้รับแรงกดหรือแรงดึง จะไม่คืนตัวกลับสู่สภาพเดิมทั้งหมด (poor set properties)
6. มีความต้านทานต่อกรด เบส และน้ำเกลือได้ดี แต่สามารถต้านทานต่อสารละลายอินทรีย์ที่มีขั้วเพียงปานกลาง

2.5.3.2 เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต (Thermoplastic vulcanizate, TPV) เป็นพอลิเมอร์ผสมระหว่างเทอร์โมพลาสติกและยางที่มีการเชื่อมโยงโมเลกุลในระหว่างการผสม (dynamically vulcanized rubber) โดยทำการผสมในเครื่องผสมที่มีแรงเฉือนสูงๆ เช่น เครื่องผสมแบบปิด หรือเครื่องอัดรีดแบบสกรู เช่นเดียวกับการเตรียม TPO ซึ่งในการเตรียม TPV นั้นจะมีกระบวนการสำคัญที่เรียกว่ากระบวนการไดนามิกวัลคาไนเซชัน (dynamic vulcanization) ซึ่งเป็นกระบวนการที่ทำให้ยางสุกในขณะที่ยางกำลังผสมกับพลาสติกในเครื่องผสมที่มีแรงเฉือนสูงๆ ซึ่งจากกระบวนการนี้เองที่ทำให้ TPV ยังคงสามารถไหลและขึ้นรูปได้เหมือนพลาสติกทั่วๆ ไป (ภาสรี, 2548)

สัณฐานวิทยาของ TPV ที่ได้เป็นแบบระบบสองเฟสเช่นเดียวกับ TPO (คือ มีเฟสของพลาสติกและเฟสของยาง) แต่มีความแตกต่างกันตรงที่เฟสของยางที่เกิดการเชื่อมโยงหลังจากยางผสมเข้ากับพลาสติกแล้ว จะกระจายตัวเป็นอนุภาคเล็กๆ (dispersed phase) อยู่ในเฟสของพลาสติกซึ่งเป็นเฟสต่อเนื่อง (continuous phase) (Biji *et al.*, 2003) การเกิดการเชื่อมโยงโมเลกุลในเฟสของยางในระหว่างการผสมนี้เป็นวิธีหนึ่งที่ใช้ในการปรับปรุงสมบัติทางกายภาพ

และสมบัติเชิงกลของยางเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมจากการผสมระหว่างพอลิเมอร์ 2 ชนิด โดยรูปที่ 2.16 แสดงสัณฐานวิทยาแบบเฟสต่อเนื่องร่วมและการเกิดการกลับเฟส (phase inversion) จากกระบวนการทำไดนามิกสวัลคาไนเซชัน ซึ่งจากกระบวนการนี้ทำให้ยางที่เกิดการเชื่อมโยงโมเลกุล มีค่าความหนืดเพิ่มสูงขึ้น ดังนั้นเมื่อยางได้รับแรงเฉือนสูงๆ ในระหว่างการผสม จะทำให้ยางเกิดการแตกออกกลายเป็นอนุภาคเล็กๆ กระจายตัวอยู่ในเฟสของพลาสติกดังรูปที่ 2.16 ชื่อทางการค้าของ TPV เช่น Santoprene[®] ซึ่งประกอบด้วย PP กับ ยาง EPDM และตารางที่ 2.5 แสดงการเปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของ TPV (เฟสของยางมีการเชื่อมโยงโมเลกุล) และ TPO (เฟสของยางไม่มีการเชื่อมโยงโมเลกุล) ของพอลิเมอร์ผสมระหว่าง PP กับยาง EPDM



รูปที่ 2.16 สัณฐานวิทยาแบบเฟสต่อเนื่องร่วมและการเกิดการกลับเฟส จากกระบวนการทำไดนามิกสวัลคาไนเซชัน (<http://www.sundoc.com>, 2550)

สมบัติโดยทั่ว ๆ ไปของ TPV (ภาสรี, 2548)

1. สามารถใช้แทน TPE ชนิดอื่นๆ ที่มีราคาแพงกว่าได้ดี ถ้าผลิตภัณฑ์นั้นไม่ต้องการสมบัติที่สูงมากนัก
2. สามารถใช้แทนยางทั่ว ๆ ไปได้ดีกว่า TPE ชนิดอื่นๆ โดยเฉพาะในผลิตภัณฑ์เชิงวิศวกรรมที่ไม่ใช่ยางรถยนต์
3. ขึ้นรูปได้ง่ายและมีราคาปานกลาง
4. มีสมบัติดีกว่า TPO เนื่องจากเฟสของยางสุกตัวแล้ว
5. ทนต่อสารเคมีได้ดี

ตารางที่ 2.5 การเปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของ TPV (เฟลซของยางมีการเชื่อมโยงโมเลกุล) และ TPO (เฟลซของยางไม่มีการเชื่อมโยงโมเลกุล) ของพอลิเมอร์ผสมระหว่าง PP กับ ยาง EPDM (Harper, 1992)

Properties	Cross-linked	Un-cross-linked
Hardness Shore A	84	81
Ultimate tensile strength, MPa	13.1	4
Stress at 100% elongation, MPa	5	2.8
Ultimate elongation, %	430	630
Tension set, %	14	52
Compression set, %	31	78
Swell in ASTM #3 oil, %	52	162

2.6 เส้นใย (fiber) (<http://www2.mtec.or.th/>, 2550)

เส้นใยหมายถึงวัสดุหรือสารใดๆ ทั้งที่เกิดจากธรรมชาติและมนุษย์สร้างขึ้น ที่มีอัตราส่วนระหว่างความยาวต่อเส้นผ่าศูนย์กลาง (aspect ratio) เท่ากับหรือมากกว่า 100

2.6.1 ประเภทของเส้นใย

ประเภทของเส้นใย สามารถแยกประเภทได้หลายแบบขึ้นอยู่กับลักษณะการแบ่ง ในที่นี้จะแบ่งตามแหล่งกำเนิดของเส้นใยซึ่งจะแบ่งได้เป็นสองประเภทใหญ่ๆ คือ เส้นใยธรรมชาติและเส้นใยประดิษฐ์ ในกลุ่มของเส้นใยธรรมชาติก็ยังแบ่งย่อยได้อีกเป็นเส้นใยที่มาจากพืช จากสัตว์ และจากแร่ ส่วนเส้นใยประดิษฐ์สามารถแยกเป็นเส้นใยที่ประดิษฐ์จากธรรมชาติ เส้นใยสังเคราะห์ และเส้นใยที่ประดิษฐ์จากวัสดุอื่นๆ

1. เส้นใยธรรมชาติ (natural fiber) หมายถึง เส้นใยที่เกิดขึ้นเองโดยธรรมชาติ

1.1 เส้นใยพืช เช่น ฝ้าย ลินิน ปอ รัมมี่ ป่าน และนุ่น

1.2 เส้นใยสัตว์ เช่น ขนสัตว์ (wool) ไหม (silk) และผม (hair)

1.3 แร่ เช่น แร่ใยหิน (asbestos)

2. เส้นใยประดิษฐ์ (man-made fiber) หมายถึง เส้นใยที่ผลิตออกมาโดยเป็นเส้นใยที่ไม่มีอยู่ในธรรมชาติ

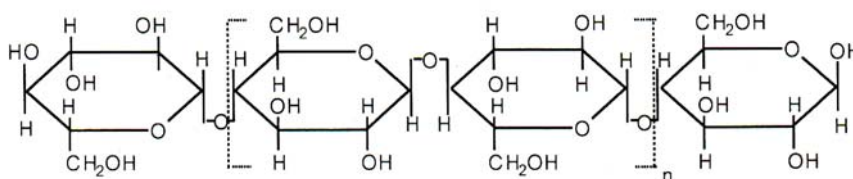
- 2.1 ประดิษฐ์จากธรรมชาติ เช่น เรยอน อะซิเตต และไตรอะซีเตต
- 2.2 เส้นใยสังเคราะห์ เช่น โอลีฟิน พอลิเอสเตอร์ พอลิaramid และไนลอน
- 2.3 แร่และเหล็ก เช่น โลหะ แก้ว เซรามิก และกราไฟต์

2.6.2 เส้นใยธรรมชาติ

เส้นใยธรรมชาติ เป็นอินทรีย์วัสดุที่สำคัญ หาได้ง่ายจากธรรมชาติ มีปริมาณมาก สามารถเกิดขึ้นได้ใหม่เรื่อยๆ และมีราคาถูกกว่าเส้นใยสังเคราะห์ ด้วยเหตุนี้เส้นใยธรรมชาติจึงนิยมใช้เป็นสารเติมแต่งในพลาสติก โดยอาจเป็นทั้งสารตัวเติมและสารเสริมแรง เพื่อเป็นการลดต้นทุนเพิ่มปริมาณการผลิต และเสริมแรงให้แก่ผลิตภัณฑ์ ซึ่งขึ้นอยู่กับชนิด และขนาดของเส้นใยที่นำมาใช้ โครงสร้างโดยทั่วไปของเส้นใยธรรมชาติประกอบด้วยเซลลูโลส (cellulose) เฮมิเซลลูโลส (hemi cellulose) ลิกนิน (lignin) และสารประกอบอื่นๆ ดังนี้

2.6.2.1 เซลลูโลส (วีระศักดิ์, 2542)

เส้นใยธรรมชาติจากพืชทุกชนิดจัดเป็นเส้นใยประเภทเซลลูโลสที่มีองค์ประกอบด้วยธาตุหลักคือ คาร์บอน 44.4% ไฮโดรเจน 6.2% และออกซิเจน 49.4% มีโครงสร้างประกอบด้วยหน่วยขั้นพื้นฐานซึ่งเรียกว่า anhydro-d-glucose ($C_6H_{10}O_5$) ต่อกันเป็นลูกโซ่โมเลกุลยาว ดังแสดงในรูปที่ 2.17 แต่ละหน่วยของกลูโคสประกอบด้วยหมู่ไฮดรอกซิลทั้งหมด 3 หมู่ด้วยกัน (เป็น primary group 1 หมู่ และ secondary group 2 หมู่) ซึ่งเหมือนกับโครงสร้างของน้ำตาลทั่วไป แต่เนื่องจากโมเลกุลต่อกันยาวเป็นลูกโซ่ทำให้ไม่ละลายน้ำเหมือนกับที่เกิดกับน้ำตาลโครงสร้างทางเคมีนี้พบว่ามีความทนทานอย่างยิ่งต่อการกำหนดสมบัติของเส้นใย กล่าวคือ หมู่ไฮดรอกซิล (-OH) จะเป็นตัวดึงดูดน้ำทำให้มีความสามารถในการดูดซึมความชื้นได้ดี อีกทั้งเป็นจุดที่ก่อให้เกิดปฏิกิริยากับกรดแอซิดิกได้เป็นเซลลูโลสแอซิดेट หรือเส้นใยประดิษฐ์ชนิดแอซิดेटนั่นเอง ลักษณะการเรียงตัวเป็นลูกโซ่โมเลกุลยาวทำให้มีความแข็งแรงสูงตามไปด้วย นอกจากนั้นแล้ว ในโครงสร้างบริเวณที่เป็นการต่อกันของธาตุ $-C-O-C-$ จะเป็นบริเวณที่ถูกทำลายได้ด้วยผลจากการเกิดออกซิเดชัน หรือจากการถูกทำลายด้วยสภาพภูมิอากาศ ทำให้โมเลกุลยาวขาดลงกลายเป็นส่วนเล็กๆ คล้ายน้ำตาลและสลายเป็นอาหารของพืชและสัตว์ต่อไป



รูปที่ 2.17 โครงสร้างทางเคมีของโมเลกุลเซลลูโลส (วีระศักดิ์, 2542)

(i) สมบัติทางกายภาพของเซลลูโลส

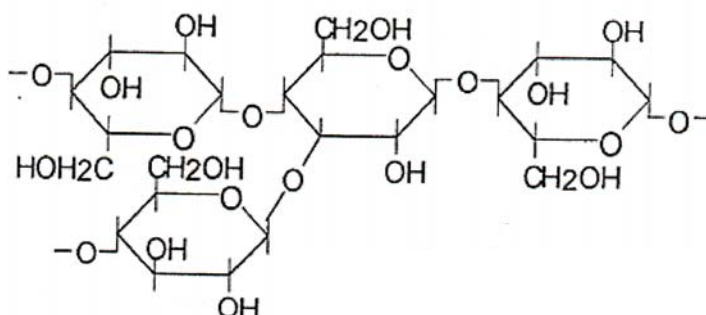
1. การละลาย เซลลูโลสไม่ละลายน้ำ แต่ละลายได้ในกรดเข้มข้น เช่น กรดไฮโดรคลอริก (hydrochloric acid) กรดซัลฟิวริก (sulfuric acid) เป็นต้น โดยเซลลูโลสจะเกิดปฏิกิริยาไฮโดรไลซิสอย่างรวดเร็วในสารละลายกรด ที่อุณหภูมิห้อง และจะหยุดปฏิกิริยาที่อุณหภูมิต่ำ ซึ่งเซลลูโลสจะสามารถบวมตัวได้ในสารละลายของเกลือเข้มข้นบางชนิด เช่น สารละลายแอลคาไลไฮดรอกไซด์ (alkali hydroxide)

2. ความหนืด เป็นสมบัติที่สำคัญอย่างหนึ่งของเซลลูโลส โดยถ้าความเข้มข้นของเซลลูโลสเพิ่มขึ้น จะทำให้ความหนืดของเซลลูโลสเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว มีผลทำให้มีสมบัติทางกายภาพดีขึ้น

3. การดูดซับความชื้น เซลลูโลสส่วนใหญ่จะมีการดูดซับความชื้น โดยปริมาณความชื้นที่เซลลูโลสดูดซับมีผลต่อสมบัติทางกายภาพบางประการของเส้นใย เช่น เมื่อความชื้นสูงขึ้น เส้นใยจะมีค่าความทนต่อแรงดึงเพิ่มขึ้น

2.6.2.2 เฮมิเซลลูโลส (www.agri.cmu.ac.th/hort/course/359311, 2551)

เฮมิเซลลูโลส เป็นสารประกอบพอลิแซคคาไรด์ชนิดหนึ่ง ซึ่งคล้ายกับเซลลูโลส เฮมิเซลลูโลส พบในเนื้อเยื่อของพืชโดยรวมอยู่กับสารประกอบอื่นๆ เช่น ลิกนิน และเซลลูโลส โดยเฮมิเซลลูโลสเป็นโครงสร้างของผนังเซลล์ ประกอบด้วยไซแลนด (xylans) ซึ่งมีน้ำตาลไซโลส (xylose) แมนแนน (mannans) ซึ่งมีน้ำตาลแมนโนส (mannose) และกาแลคแทน (galactans) ซึ่งประกอบด้วยน้ำตาลกาแลคโตส (galactose) นอกจากนี้ยังมีกลูโคสแมนแนน ซึ่งประกอบด้วยน้ำตาลกลูโคส และน้ำตาลแมนโนสไซโลกลูแคน ประกอบด้วยน้ำตาลไซโลสและน้ำตาลกลูโคส และแคลโลส (callose) จัดเป็นเฮมิเซลลูโลส ซึ่งประกอบด้วยน้ำตาลกลูโคสที่เกาะกันแบบ B-1,3-glycosidic bond โดยเฮมิเซลลูโลสจะมีโครงสร้างเป็นแบบอสัณฐาน ซึ่งมีความแข็งแรงน้อย และถูกไฮโดรไลซิสได้ง่ายในกรดเจือจาง สูตรทางเคมีคือ $(C_6H_{12}O_5)_n$ โครงสร้างทางเคมีดังแสดงในรูปที่ 2.18



รูปที่ 2.18 สูตรโครงสร้างทางเคมีของโมเลกุลเฮมิเซลลูโลส

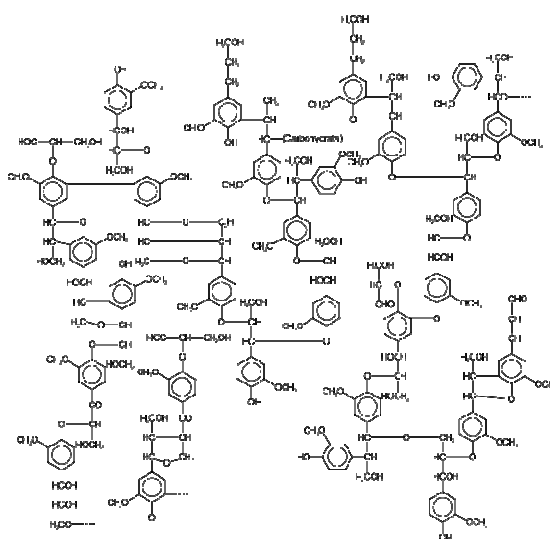
(www.agri.cmu.ac.th/hort/course/359311, 2551)

2.6.2.3 ลิกนิน (www.tistr.or.th, 2551)

ลิกนิน เป็นส่วนประกอบที่สำคัญอย่างหนึ่งของพืช พืชที่เป็นไม้เนื้อแข็งจะมีสัดส่วนของลิกนินประมาณร้อยละ 17–25 และในไม้เนื้ออ่อนมีสัดส่วนประมาณ ร้อยละ 24–32 และในเส้นใยที่ได้จากเปลือกของลำต้น (bast fibres) เช่น ป่านลินิน ป่านมนิลา และปอ จะมีอยู่เล็กน้อยและแทบจะไม่มีเลยในเส้นใยฝ้าย ลิกนินเป็นสารประกอบเชิงซ้อนมีน้ำหนักโมเลกุลสูง มักพบอยู่ร่วมกับเซลลูโลส จะเกาะกันอยู่ในชั้นระหว่างเส้นใย (middle lamella) ซึ่งทำหน้าที่ยึดเกาะเส้นใยเข้าด้วยกัน และมีบางส่วนผสมอยู่ในเส้นใยด้วย ลิกนินเป็นสารที่ประกอบด้วยคาร์บอน ไฮโดรเจน และออกซิเจนรวมกันเป็นหน่วยย่อยหลายชนิด ซึ่งเป็นสารอะโรมาติก ลิกนินไม่ละลายน้ำ ไม่มีสมบัติทางการยืดหยุ่น ดังนั้นจึงทำให้พืชที่มีลิกนินมาก มีความแข็งแรงทนทานและมีความต้านทานต่อสารเคมีได้ดี ในรูปที่ 2.19 แสดงสูตรโครงสร้างทางเคมีของโมเลกุลลิกนิน

ลิกนินและอนุพันธ์ของลิกนินสามารถนำไปใช้ประโยชน์ได้อย่างกว้างขวางดังนี้

1. ใช้เป็นสารยึดติด (adhesives) เช่น สารกันซึม (sizes) สารเชื่อมติด (binders) และสารเคลือบ (coatings) ในอุตสาหกรรมกระดาษ
2. ใช้ในด้านเคมีภัณฑ์เกษตร (agricultural chemicals) ได้แก่ เคมีภัณฑ์ปรับปรุงดิน เคมีภัณฑ์ควบคุมฝูง ปุ๋ย ยาฆ่าแมลง ยากำจัดวัชพืช ใช้ในการหมัก และเป็นสารเติมแต่งในอุตสาหกรรมอาหารสัตว์ เป็นต้น
3. ใช้ผสมในซีเมนต์ เพื่อเพิ่มสมบัติให้กับซีเมนต์ เช่น ช่วยให้การแข็งตัวของซีเมนต์ดี เพิ่มความแข็งแรง มีความคงทน
4. ใช้ในอุตสาหกรรมขุดเจาะน้ำมัน เช่น เป็น drilling fluids และ oil well sealants



รูปที่ 2.19 สูตรโครงสร้างทางเคมีของโมเลกุลลิกนิน (www.tistr.or.th, 2551)

ไม้แต่ละชนิดจะมีอัตราส่วนระหว่างเซลลูโลส เฮมิเซลลูโลส และลิกนินไม่เท่ากัน ขึ้นอยู่กับชนิดและอายุของไม้ โดยไม้ที่มีลิกนินมาก จะมีความแข็งแรงสูง และในไม้ชนิดเดียวกัน ไม้ที่มีอายุมาก จะมีปริมาณลิกนินมากเช่นเดียวกัน จากตารางที่ 2.6 แสดงส่วนประกอบของเส้นใยธรรมชาติชนิดต่างๆ

ตารางที่ 2.6 ส่วนประกอบของเส้นใยธรรมชาติชนิดต่างๆ (Bledzki *et al.*, 1999)

ชนิดเส้นใย	เซลลูโลส (%)	เฮมิเซลลูโลส (%)	ลิกนิน (%)
กล้วย	60-65	25-30	5-8
สับปะรด	80	16-19	12.0
มะพร้าว	43	< 1	45.0
ลินิน	70-72	14	4-5
ปอกระเจา	61-63	13	5-13
ฝ้าย	90	6	-
ป่านรามี่	80-85	3-4	0.5
ป่านศรนารายณ์	60-67	10-15	8-12
ฟางข้าว	40	28	18.0
ไม้	45-50	23	27.0

2.6.3 สมบัติของเส้นใย

ความแตกต่างของเส้นใยขึ้นอยู่กับโครงสร้างทางกายภาพ องค์ประกอบทางเคมี และการจัดเรียงตัวของโมเลกุล ซึ่งส่วนผสมและความแตกต่างในปัจจุบันทั้งสามนี้ ทำให้เส้นใยมีสมบัติที่หลากหลายและแตกต่างกัน

2.6.3.1 โครงสร้างทางกายภาพ

โครงสร้างทางกายภาพของเส้นใย สามารถสังเกตได้จากกล้องจุลทรรศน์ ที่มีกำลังขยาย 250-1000 เท่า โครงสร้างทางกายภาพนั้นครอบคลุมถึง ความยาว ขนาดหรือเส้นผ่าศูนย์กลาง รูปร่างภาคตัดขวาง (cross-sectional shape) รูปร่างของผิวเส้นใยและความหยักของเส้นใย

(i) ความยาวเส้นใย (fiber length) (วีระศักดิ์, 2542)

ในเส้นใยธรรมชาติโดยทั่วไปเส้นใยจะมีความยาวที่ค่อนข้างแตกต่างกันมากด้วยเหตุผลจากอิทธิพลของธรรมชาติไม่ว่าจะเป็นสภาพดินฟ้าอากาศ น้ำ หรืออาหารในดิน ดังนั้นแม้ว่าจะเป็นเส้นใยฝ้ายที่ปลูกมาพร้อมๆ กัน การกระจายของความยาวเส้นใยก็ยังอยู่ในระดับค่อนข้างสูง

กล่าวกันว่าค่าสัมประสิทธิ์ของความแปรปรวน (coefficient of variation, C.V.) ของเส้นใยสูงถึง 40% ในเส้นใยฝ้าย และถึง 50-60% ในเส้นใยขนสัตว์ เป็นต้น

เส้นใยธรรมชาติมีทั้งชนิดสั้นและยาว ซึ่งความยาวของเส้นใยจะมีผลต่อสมบัติและการนำไปใช้งาน

1. เส้นใยสั้น (staple fiber) เป็นเส้นใยที่มีความยาวอยู่ในช่วง 2 ถึง 46 เซนติเมตร เส้นใยธรรมชาติทั้งหมด ยกเว้นไหมเป็นเส้นใยสั้น ยกตัวอย่างเช่น เส้นใยฝ้าย นุ่น ขนสัตว์ เส้นใยสั้นที่มาจากเส้นใยประดิษฐ์มักทำเป็นเส้นยาวก่อนแล้วตัด (chop) ให้เป็นเส้นใยสั้นตามความยาวที่กำหนด

2. เส้นใยยาว (filament fiber) เป็นเส้นใยที่มีความยาวต่อเนื่องไม่สิ้นสุด มีหน่วยวัดเป็นเมตรหรือหลา เส้นใยยาวส่วนใหญ่เป็นเส้นใยประดิษฐ์ ยกเว้นไหมซึ่งเป็นเส้นใยยาวที่มาจากธรรมชาติ เส้นใยยาวอาจเป็นชนิดเส้นใยยาวเดี่ยว (monofilament) ที่มีเส้นใยเพียงเส้นเดียวหรือเส้นใยยาวกลุ่ม (multifilament) ซึ่งจะมีเส้นใยมากกว่า 1 เส้นรวมอยู่ด้วยกันตลอดความยาว

(ii) ขนาดเส้นใย

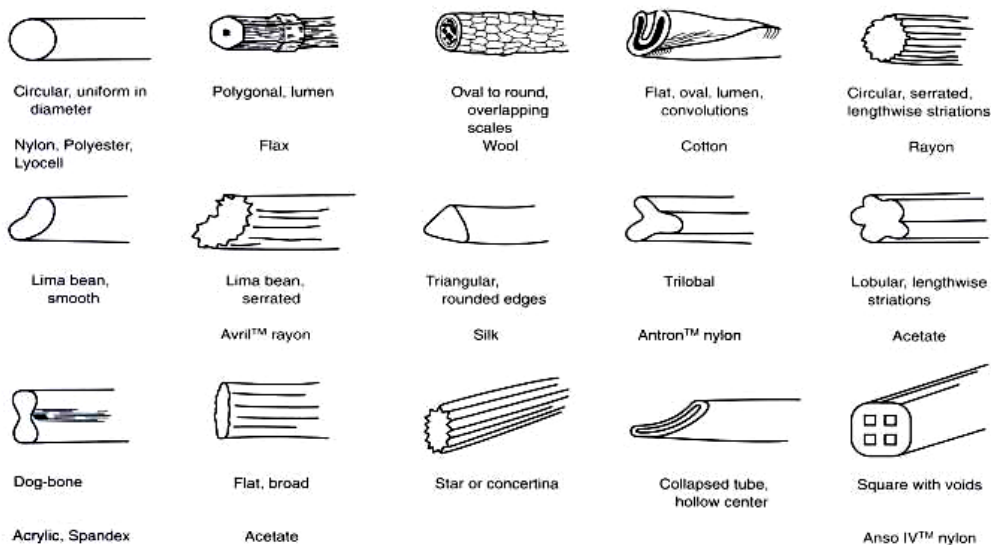
เส้นใยธรรมชาตินั้นมักมีขนาดที่ไม่สม่ำเสมอ คุณภาพของเส้นใยธรรมชาติมักจะวัดจากความละเอียดของเส้นใย เส้นใยที่มีความละเอียดมาก (ขนาดเล็ก) จะมีคุณภาพที่ดีกว่า การวัดความละเอียดมักวัดจากเส้นผ่าศูนย์กลางของเส้นใย (ภายใต้กล้องจุลทรรศน์) ในหน่วยของไมโครเมตร (1 ไมโครเมตรเท่ากับ 1/1000 มิลลิเมตร) ตัวอย่างขนาดของเส้นใยธรรมชาติดังแสดงในตารางที่ 2.7

ตารางที่ 2.7 ขนาดของเส้นใยธรรมชาติชนิดต่างๆ (วีระศักดิ์, 2542)

ชนิดเส้นใย	ช่วงความยาวของเส้นผ่าศูนย์กลาง (microns)
ฝ้าย	16-20
ลินิน	12-16
ขนสัตว์	10-50
ไหม	11-12

(iii) รูปร่างหน้าตัดขวางของเส้นใย

ความแตกต่างของรูปร่างหน้าตัดขวางของเส้นใยธรรมชาตินั้น เกิดจากลักษณะการสร้างเซลล์ในขณะที่ยังเติบโต เช่น ในเส้นใยฝ้าย หรือการกระบวนการสร้างโปรตีนในสัตว์ เช่น ขนสัตว์ หรือรูปร่างของช่อง (orifice) ในตัวไหมที่ทำหน้าที่ฉีดเส้นใยไหมออกมา ดังแสดงในรูปที่ 2.20

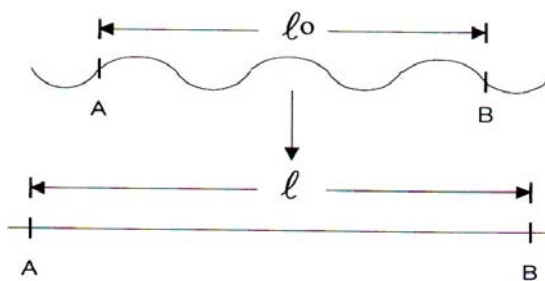


รูปที่ 2.20 รูปร่างหน้าตัดขวางของเส้นใยต่างๆ (<http://www.mtec.or.th>, 2550)

(iiii) ความหยัก (crimp)

ความหยักในเส้นใยช่วยเพิ่มความสามารถในการยึดเกาะ (cohesiveness) ระหว่างเส้นใย ทำให้สามารถคืนตัวจากแรงอัด (resilience) ได้ดี มีความต้านทานต่อแรงเสียดสี (resistance to abrasion) และมีความยืดหยุ่น

ความหยักบนเส้นใยสามารถหาได้โดยตรงจากอัตราส่วนของความหยัก (crimp ratio) ระหว่างผลต่างของเส้นใยที่ถูกยืดคลายออกจนเป็นเส้นตรง (λ) กับความยาวดั้งเดิมของเส้นใยที่มีความหยักอยู่ (λ_0) เปรียบเทียบกับความยาวดั้งเดิมหรืออาจทำเป็นเปอร์เซ็นต์ก็ได้ ดังแสดงในรูปที่ 2.21



$$\text{Crimp ratio} = \frac{\lambda - \lambda_0}{\lambda_0} = \frac{\Delta\lambda}{\lambda_0} \quad (2.1)$$

รูปที่ 2.21 การคำนวณหาความหยักของเส้นใย (วีระศักดิ์, 2542)

2.6.3.2 องค์ประกอบทางเคมีและการจัดเรียงตัวของโมเลกุล

เส้นใยประกอบด้วยโมเลกุลจำนวนมาก โมเลกุลเหล่านี้มีลักษณะเป็นสายโซ่ยาวเรียกว่า พอลิเมอร์ ที่เกิดจากการจัดเรียงตัวของหน่วยโมเลกุลเล็กๆ คือ มอนอเมอร์ (monomer) และเชื่อมต่อกันด้วยพันธะเคมีด้วยกระบวนการสังเคราะห์ที่เรียกว่า พอลิเมอไรเซชัน (polymerization) ขนาดของพอลิเมอร์ขึ้นอยู่กับความยาวของโมเลกุล ซึ่งบอกได้จากจำนวนของมอนอเมอร์ที่อยู่ในพอลิเมอร์นั้น (degree of polymerization) พอลิเมอร์ที่มีสายโซ่โมเลกุลยาวจะมีน้ำหนักโมเลกุลมากกว่าพอลิเมอร์ที่มีสายโซ่โมเลกุลสั้น เนื่องจากจำนวนมอนอเมอร์ที่มากกว่านั่นเอง ซึ่งจะมีผลต่อความแข็งแรงของเส้นใยที่พอลิเมอร์นั้นเป็นองค์ประกอบอยู่

โมเลกุลหรือพอลิเมอร์ที่อยู่ในเส้นใยมีการจัดเรียงตัวแตกต่างกัน เมื่อแต่ละโมเลกุลมีการจัดเรียงตัวอย่างไรทิศทาง ก็จะทำให้เส้นใยบริเวณนั้นมีความเป็นอสัณฐาน ส่วนในบริเวณที่โมเลกุลมีการจัดเรียงซ้อนขนานกันอย่างเป็นระเบียบก็จะเป็นผลึกเกิดขึ้น โดยเส้นใยที่มีความเป็นผลึกมากก็จะมี ความแข็งแรงมากกว่าเส้นใยที่มีความเป็นผลึกน้อย

อย่างไรก็ตาม ปริมาณความเป็นผลึกไม่ใช่ปัจจัยที่กำหนดความแข็งแรงของเส้นใย หากรวมไปถึงทิศทางการจัดเรียงตัวของโมเลกุลที่เป็นระเบียบเหล่านี้ด้วย ถ้าโมเลกุลมีการจัดเรียงตัวอยู่ในทิศทางที่ขนานกับแกนตามความยาวของเส้นใย ก็จะช่วยให้เส้นใยมีความแข็งแรงมาก เนื่องจากโมเลกุลเรียงตัวในทิศทางเดียวกับแรงที่กระทำต่อเส้นใย (ตามความยาว) ทำให้สามารถมีส่วนช่วยในการรับแรงเต็มที่ เรียกว่าเส้นใยนั้นมีการจัดเรียงตัวของโมเลกุลที่ดี (oriented fiber) ในอีกกรณีหนึ่งแม้เส้นใยจะมีบริเวณที่เป็นผลึกมาก แต่จะมีทิศทางการจัดเรียงตัวที่ไม่ขนานกับแกนตามยาวของเส้นใย โมเลกุลก็ไม่สามารถรับแรงในทิศทางการดึงเส้นใยได้เต็มที่ ทำให้มีความแข็งแรงน้อยกว่าในกรณีแรก จากตารางที่ 2.8 แสดงสมบัติทางกายภาพของเส้นใยธรรมชาติชนิดต่างๆ

ตารางที่ 2.8 สมบัติทางกายภาพของเส้นใยธรรมชาติชนิดต่าง ๆ (Bledzki *et al.*, 1999)

Fibers	Length (mm)	Diameter (mm)	Density (kg/m ³)	Young's modulus (GPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)
กล้วย	8-30	0.8-2.5	1350	1.4	95	5.9
สับปะรด	10-90	0.2-8.8	1543	14.5	413-1627	3.42
มะพร้าว	50-350	0.1-0.4	1440	0.9	200	29.0
ลินิน	500	NA	1540	100.0	1000	2.0
ปอกระเจา	1800-3000	0.1-0.2	1500	32.0	350	1.7
ฝ้าย	NA	NA	1500-1600	11.0	350	2-10
ปานรามิ	NA	NA	NA	33.0	585-900	2-3.5
ปานศรนารายณ์	NA	0.5-2.0	1450	100.0	1100	NA

หมายเหตุ: NA หมายถึง ไม่สามารถหาค่าได้

2.6.4 เส้นใยปอกระเจา (jute fiber) (วีระศักดิ์, 2542)

เป็นเส้นใยที่นับว่ามีราคาถูกที่สุด และมีการใช้อย่างกว้างขวางเป็นอันดับสองรองจากฝ้ายเป็นเส้นใยที่ได้มาจากลำต้น โดยแหล่งที่ปลูกต้องเป็นพื้นที่ที่มีอากาศร้อนและความชื้นสูง เช่น ในอินเดีย และปากีสถาน เส้นใยมีความแข็งแรงต่ำ นิยมนำไปทำเป็นกระสอบ หรือทำเป็นพื้นด้านในของพรมต่างๆ หากฉีกเส้นใยออกจากกัน จะพบว่าเส้นใยปอกระเจาเป็นเส้นใยสั้นและเปราะ

ส่วนประกอบทางเคมีของปอกระเจามีความแตกต่างไปจากฝ้ายและลินิน คือ ประกอบด้วยเซลลูโลสที่ถูกดัดแปลงไปเป็นลิกนินเซลลูโลส ซึ่งเป็นส่วนผสมของเซลลูโลสและลิกนิน โดยลิกนินทำหน้าที่เสมือนหนึ่งเป็นซีเมนต์และเป็นตัวเชื่อมเกาะที่แข็งแรง

2.6.4.1 สมบัติทางกายภาพ

1. **ลักษณะภายนอก** คล้ายลินินมาก กล่าวคือ หากดูด้วยกล้องจุลทรรศน์จะเห็นเส้นใยเล็กๆ มากมายเกาะกันเป็นมัดตามความยาว แต่ไม่เห็นรอยคล้ายข้ออ้อยตามแนวขวางที่มีในลินิน

2. **ความยาว** ประมาณ 4-7 ฟุต (1.2 - 2.1 เมตร)

3. **สี** ปรกติเป็นสีขาวไปจนถึงสีน้ำตาล อากาศจะมีผลต่อสี และคุณภาพของปอ

4. **ความมัน** มีความมันดี

5. **ความแข็งแรง** ไม่ค่อยดี มีความแข็งแรงต่ำกว่าลินิน

6. **การยืดตัว** ปานกลาง

7. น้ำ ความแข็งแรงลดลงเมื่อเปียกน้ำ

8. ความร้อน มีอุณหภูมิของการสลายตัวประมาณ 270°C

2.6.4.2 สมบัติทางเคมี

1. กรด ถูกทำลายได้ง่ายด้วยกรด ไอโอดีนและกรดกำมะถัน ทำให้ปอเปลี่ยนเป็นสีเหลือง ในขณะที่ถ้าเป็นเซลลูโลสบริสุทธิ์จะเปลี่ยนเป็นสีน้ำเงิน

2. ด่าง ถูกทำลายได้ง่ายด้วยด่างเช่นเดียวกับกรด

3. แสง ปอที่ถูกแสงแดดจะทำให้เกิดการออกซิไดซ์เป็นออกซีเซลลูโลสซึ่งจะเปลี่ยนเป็นสีเหลือง และมีคุณภาพที่เสื่อมลง

2.7 คอมโพสิต (composite) (อิทธิพล, 2544)

คอมโพสิต คือ วัสดุที่ประกอบด้วยองค์ประกอบสองส่วน (หรือมากกว่า) ที่แตกต่างกันอย่างเห็นได้ชัด (distinct components) อยู่ด้วยกัน องค์ประกอบสองส่วนหลักของคอมโพสิตคือ

1. วัสดุเสริมแรง (reinforcing agent) คือส่วนที่เป็นโครงสร้างที่ให้ความแข็งแรงแก่วัสดุคอมโพสิต วัสดุที่เป็นวัสดุเสริมแรงจะมีความแข็งแรงและมอดุลัสสูง ตัวอย่างของวัสดุเสริมแรงที่สำคัญได้แก่ เส้นใยชนิดต่างๆ เช่น เส้นใยแก้ว (glass fiber) เส้นใยคาร์บอน (carbon fiber) เส้นใยอะรามิดหรือเคฟลาร์ (aramid fiber หรือ Kevlar®) และเส้นใยธรรมชาติ เป็นต้น อาจเป็นเส้นใยเดี่ยวยาว (continuous fiber) หรือ เส้นใยสั้น (discontinuous หรือ chopped short fiber) นอกจากนี้อาจเป็นเส้นใยพันกันหรือทอ (weave) ให้มีโครงสร้างแบบต่างๆ และมีการจัดเรียงของวัสดุเสริมแรงแบบต่างๆ วัสดุเสริมแรงเป็นส่วนรับแรงหลักของวัสดุคอมโพสิต

2. เมตริกซ์ เป็นวัสดุที่ทำหน้าที่ยึดวัสดุเสริมแรงเข้าด้วยกันเพื่อให้อยู่ในตำแหน่งและการเรียงตัวที่กำหนด เมตริกซ์มีความแข็งแรงและมอดุลัสต่ำกว่าวัสดุเสริมแรง เมตริกซ์เป็นองค์ประกอบที่มีความต่อเนื่อง (continuous phase) ทำหน้าที่เป็นตัวกลางถ่ายเทแรงที่ได้รับไปสู่วัสดุเสริมแรง วัสดุที่ใช้เป็นเมตริกซ์ได้แก่ พอลิเมอร์ โลหะ และเซรามิกส์ เป็นต้น

2.7.1 การแบ่งชนิดของคอมโพสิต

มีการแบ่งชนิดวัสดุคอมโพสิตได้หลายแบบ เช่น อาจแบ่งชนิดคอมโพสิตตามลักษณะของวัสดุเสริมแรง แบ่งชนิดคอมโพสิตตามวัสดุที่ใช้เป็นเมตริกซ์ และสามารถแบ่งตามลักษณะการเกิดของคอมโพสิต

2.7.1.1 การแบ่งชนิดคอมโพสิตตามลักษณะของวัสดุเสริมแรง

1. คอมโพสิตแบบเส้นใย (fibrous composite) คือคอมโพสิตที่มีวัสดุเสริมแรงเป็นเส้นใย อาจเป็นเส้นใยสั้น หรือเส้นใยยาวต่อเนื่องมักเป็นเส้นใยขนาดเล็ก มีความแข็งแรงและมอดุลัสสูง ทำให้คอมโพสิตมีความแข็งแรงตามแนวการเรียงตัวของเส้นใยสูงกว่าแนวอื่น ๆ
2. คอมโพสิตแบบแผ่นหรือลามิเนต (laminar composite) คือคอมโพสิตที่ประกอบด้วยชั้นหรือแผ่นของวัสดุที่ยึดติดกันด้วยตัวเชื่อมเมตริกซ์ มีลักษณะเป็นชั้น ๆ คล้ายแซนวิช (sandwich) หรือเป็นโครงสร้างคล้ายรังผึ้ง (honey comb)
3. คอมโพสิตแบบเป็นก้อน (particulate composite) คือคอมโพสิตที่มีวัสดุเสริมแรงเป็นเม็ด (beads) แผ่น (flake) หรือผง (powder) ที่มีขนาดเล็ก (มักมีขนาดเล็กกว่า 1 ไมครอน)

2.7.1.2 การแบ่งชนิดคอมโพสิตตามวัสดุที่ใช้เป็นเมตริกซ์

1. พอลิเมอร์คอมโพสิตหรือพอลิเมอร์เชิงประกอบ (polymer composite) คือคอมโพสิตที่มีเมตริกซ์เป็นพอลิเมอร์ ทั้งประเภทเทอร์โมพลาสติก และเทอร์โมเซต
2. โลหะคอมโพสิตหรือโลหะเชิงประกอบ (metal composite) คือคอมโพสิตที่มีเมตริกซ์เป็นโลหะ
3. เซรามิกคอมโพสิตหรือเซรามิกเชิงประกอบ (ceramic composite) คือคอมโพสิตที่มีเมตริกซ์เป็นเซรามิก

2.7.1.3 การแบ่งชนิดคอมโพสิตตามลักษณะการเกิดของคอมโพสิต

1. คอมโพสิตจากธรรมชาติ (natural composite) คือวัสดุคอมโพสิตที่เกิดขึ้นเองตามธรรมชาติ เช่น ไม้ ฟัน (teeth) และกระดูก (bone) ไม้เป็นคอมโพสิตของเส้นใยเซลลูโลสที่เป็นวัสดุเสริมแรง โดยมีสารจำพวกลิกนินเป็นเมตริกซ์ยึดเซลลูโลสไว้ด้วยกัน ส่วนกระดูกและฟันเป็นคอมโพสิตของผลึกของแข็งอินทรีย์ เช่น ไฮดรอกซีอะพาไทต์ (hydroxyl apatite) อยู่ในเมตริกซ์ของสารอินทรีย์เหนียวคอลลาเจน (collagen) เป็นต้น
2. คอมโพสิตจากการสังเคราะห์ (synthetic composite) คือวัสดุคอมโพสิตที่ได้จากการสังเคราะห์ เช่น พลาสติกเสริมแรงด้วยเส้นใยแก้ว เป็นต้น

2.7.2 ข้อดีและข้อเสียของคอมโพสิต

2.7.2.1 ข้อดีของวัสดุคอมโพสิต

1. มีสมบัติต่อน้ำหนักหรือความหนาแน่น (properties to weight/density ratio) สูง เช่น ความแข็งแรงจำเพาะ และมอดุลัสจำเพาะ เป็นต้น เนื่องจากวัสดุคอมโพสิตมีความหนาแน่นต่ำ น้ำหนักเบา จึงช่วยลดน้ำหนักของวัสดุได้
2. มีสมบัติหลากหลาย สามารถสร้างวัสดุคอมโพสิตให้เหมาะสมกับการใช้

3. มีอายุการใช้งานยาวนาน มักมีสมบัติความต้านทานต่อการสึกกร่อนดี
4. มีสมบัติการรับแรงและความหน่วง (damping) ดี
5. มีความทนทานต่อการล้า (fatigue resistance) ดี
6. มีเสถียรภาพของรูปร่าง (dimensional stability) สูง เนื่องจากมีค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน (coefficients of thermal expansion, CTE) ต่ำ เมื่อเทียบกับวัสดุอื่น เช่น โลหะ

2.7.2.2 ข้อเสียของวัสดุคอมโพสิต

1. ต้นทุนการผลิตสูง เนื่องจากราคาของวัตถุดิบ และเครื่องมือการขึ้นรูปคอมโพสิตมีราคาแพง
2. มักมีสมบัติแต่ละทิศทางไม่เท่ากัน หรือ มีสมบัติแอนไอโซโทรปี (anisotropy) เนื่องจากการจัดเรียงตัวของวัสดุเสริมแรง เป็นสาเหตุให้คอมโพสิตไม่แข็งแรงในแนวตั้งฉากกับแนวการเรียงตัว (transverse direction)
3. ยากต่อการต่อหรือเชื่อมติดกับวัสดุอื่น
4. ยากต่อการทำลายและนำกลับมาใช้ใหม่หรือรีไซเคิล (recycle)

2.7.3 การประยุกต์ใช้งานคอมโพสิต

ในปัจจุบันการใช้งานวัสดุคอมโพสิต สามารถประยุกต์ใช้ได้กับการใช้งานในอุตสาหกรรมต่างๆ เช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ (automotive) เครื่องบิน (aircraft) ยานอวกาศ (aerospace) อุปกรณ์กีฬา (sporting goods) เป็นต้น การที่มีการใช้งานคอมโพสิตทดแทนวัสดุอื่นๆ เช่น โลหะ เนื่องจากมีน้ำหนักเบา ผลิตภัณฑ์คอมโพสิตมีชิ้นส่วนน้อยชิ้น ไม่ต้องการการประกอบมาก สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนได้

2.7.4 ปัจจัยที่มีอิทธิพลต่อสมบัติของพอลิเมอร์คอมโพสิตที่เสริมแรงด้วยเส้นใย (De and White, 1996)

1. การกระจายของเส้นใย (fiber dispersion)

ความต้องการเบื้องต้นของการเตรียมให้ได้วัสดุคอมโพสิตที่มีสมบัติเชิงกลที่ดีนั้น คือ การกระจายของเส้นใยในเมทริกซ์ที่ดี มีความสม่ำเสมอ โดยปัจจัยที่สำคัญที่มีอิทธิพลต่อการกระจายของเส้นใยในเมทริกซ์ คือ การเกิดอันตรกิริยาระหว่างเส้นใยกับเส้นใยด้วยกันเอง และความยาวของเส้นใยที่ใช้ จากปัจจัยดังกล่าวนี้จะส่งผลต่อปริมาณของการเกาะกันเป็นกลุ่มก้อน (agglomerate) ในระหว่างการผสมของเส้นใย กล่าวคือ โดยธรรมชาติแล้ว เส้นใยธรรมชาติจะเกิดการเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนในระหว่างการผสมได้ง่าย เนื่องจากการเกิดพันธะไฮโดรเจนของเซลลูโลสจากเส้นใย ดังนั้นวิธีที่จะทำการลดการเกิดการเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนของเส้นใยได้ โดยทำการปรับปรุงผิวเส้นใย ซึ่งการปรับปรุงผิวเส้นใยถือว่ามีผลจำเป็นเนื่องจากการจะเป็นการช่วย

ลดการเกิดอันตรกิริยาระหว่างเส้นใยด้วยกันเอง และยังช่วยเพิ่มอันตรกิริยาระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ให้เพิ่มขึ้นด้วย

2. การยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ (fiber-matrix adhesion)

การยึดเกาะระหว่างเส้นใยและเมตริกซ์ ถือว่ามีบทบาทที่สำคัญอย่างมากสำหรับการเสริมแรงของเส้นใยในพอลิเมอร์เมตริกซ์ ซึ่งการยึดเกาะระหว่างผิวหน้าของเส้นใยกับเมตริกซ์มีความสำคัญต่อสมบัติเชิงกล สมบัติทางกลศาสตร์เชิงพลศาสตร์ และลักษณะทางรีโอโลยีของคอมโพสิตที่เตรียมได้ เนื่องจากการเกิดการส่งผ่านความเค้น จะเกิดขึ้นที่บริเวณผิวหน้าของเมตริกซ์และเส้นใย โดย De และ White (1996) ได้สรุปงานวิจัยจากหลายๆ กลุ่มที่ศึกษาอิทธิพลของการเติมตัวเชื่อมประสานชนิดแห้ง (dry bonding agent) ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของคอมโพสิตที่เตรียมได้ พบว่าการเติมตัวเชื่อมประสานชนิดแห้ง ทำให้สามารถปรับปรุงการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ให้เพิ่มขึ้นได้ ซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติเชิงกลของคอมโพสิตที่ดีขึ้น

3. ค่าอัตราส่วนของความยาวต่อเส้นผ่าศูนย์กลาง (aspect ratio) ของเส้นใย

ค่า aspect ratio หมายถึงอัตราส่วนระหว่างความยาวต่อเส้นผ่าศูนย์กลางของเส้นใย โดยค่า aspect ratio ของเส้นใยในการเสริมแรงเพื่อเตรียมเป็นคอมโพสิตนั้น มีบทบาทที่สำคัญในการประเมินค่าของสมบัติเชิงกลของคอมโพสิต โดยความยาววิกฤติของเส้นใย (critical fiber length) จะแสดงถึงการเกิดการส่งผ่านความเค้นของคอมโพสิตที่มีประสิทธิภาพ ซึ่งทำให้สามารถทำนายค่าความแข็งแรงของคอมโพสิตได้ โดยกลไกของการเกิดการส่งผ่านความเค้นจากเมตริกซ์ไปยังเส้นใย จะมีความสอดคล้องกับรัศมีและความยาวของเส้นใย ตามสูตรในการคำนวณดังสมการที่ 2.2

$$\frac{l_c}{d} = \frac{\sigma_{fu}}{2\tau_y} \quad (2.2)$$

เมื่อ l_c คือ ความยาววิกฤติของเส้นใย

d คือ เส้นผ่าศูนย์กลางของเส้นใย

σ_{fu} คือ ความแข็งแรงสุดท้ายของฟิล์ม

τ_y คือ ความเค้นเฉือน ณ จุด ครากของเมตริกซ์

ค่า aspect ratio ถือว่าเป็นปัจจัยหลักที่จะควบคุมการกระจายของเส้นใย การยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ และสมบัติที่ดีของคอมโพสิต กล่าวคือ ถ้าค่า aspect ratio ของเส้นใยที่นำมาเสริมแรงในคอมโพสิตมีค่าต่ำกว่าค่าวิกฤติของ aspect ratio ที่กำหนด จะทำให้การส่งผ่านความเค้นมีไม่เพียงพอ อีกทั้งจะทำให้การเสริมแรงด้วยเส้นใยไม่มีประสิทธิภาพ ซึ่งจากการศึกษารายงานวิจัยของหลายๆ กลุ่ม ที่แนะนำเกี่ยวกับค่า aspect ratio ของเส้นใยที่ควรใช้

ว่า ควรอยู่ในช่วง 100-200 ซึ่งจะทำให้ได้คอมพอสิตที่มีสมบัติเชิงกลที่ดี อย่างไรก็ตาม De และ White (1996) ได้สรุปงานวิจัยจากหลายๆ กลุ่มที่ศึกษาเกี่ยวกับค่า aspect ratio ของเส้นใยที่มีผลต่อสมบัติของคอมพอสิตไว้ดังนี้ Chakraborty และคณะ (1982) ศึกษาเกี่ยวกับค่า aspect ratio ของเส้นใยปอกระเจาที่ทำการเสริมแรงในยางคาร์บอกซีเลตไนไตรล์ (carboxylated nitrile, XNBR) พบว่าควรมีค่า aspect ratio เท่ากับ 40 จึงจะให้สมบัติที่ดีที่สุด Murthy และ De (1982) พบว่าเส้นใยปอกระเจาที่ทำการเสริมแรงใน NR และยางสไตรีนบิวทาไดอีน (styrene butadiene rubber, SBR) ควรมีค่า aspect ratio เท่ากับ 15 และ 32 ตามลำดับ ที่จะให้การเสริมแรงในยางทั้ง 2 ชนิดได้สูงที่สุด และ Ibarra และ Chamorro (1989) ทำการศึกษาเส้นใยคาร์บอนที่ทำการเสริมแรงในยาง EPDM พบว่าเส้นใยคาร์บอนควรมีค่า aspect ratio อยู่ในช่วงประมาณ 30-45 ที่ให้สมบัติที่เหมาะสม โดยเส้นใยที่ใช้หากมีความยาวมากเกินไป จะทำให้เส้นใยเกิดการพันได้ง่าย ซึ่งจะส่งผลกระทบต่อการทำงานของเส้นใย หรือถ้าหากเส้นใยที่ใช้มีความยาวสั้นเกินไป จะทำให้เส้นใยไม่สามารถรับแรงของการเกิดการส่งผ่านความเค้นได้เพียงพอ ซึ่งจะส่งผลกระทบต่อเสริมแรงที่ไม่มีประสิทธิภาพ

ในความเป็นจริงแล้วขนาดและความยาวของเส้นใยที่ใช้ จะมีขนาดและความยาวลดลงในระหว่างการผสม เช่น การผสมในเครื่องบดสองลูกกลิ้ง (two roll-mill) หรือในเครื่องผสมแบบเบอร์รี่ (banbury mixer) โดยความรุนแรงของการขาดของเส้นใย จะขึ้นอยู่กับปัจจัยหลัก 2 ปัจจัยคือ ปัจจัยที่หนึ่งคือ ชนิดของเส้นใยและค่า aspect ratio ของเส้นใยในตอนเริ่มต้น และปัจจัยที่สองคือ ขนาดของแรงเฉือนที่เกิดขึ้นในระหว่างการผสม ตัวอย่างเช่นเส้นใยแก้ว จะมีลักษณะเปราะ และมีความต้านแรงดัดโค้ง (bending strength) ที่ต่ำ ดังนั้นเส้นใยจะถูกทำลายได้ง่าย และมีความรุนแรงที่จะเกิดการฉีกขาดได้มาก ในทางตรงกันข้ามเส้นใยประเภทเซลลูโลสหรือเส้นใยธรรมชาติและเส้นใยไนลอน จะมีความยืดหยุ่นและมีความต้านแรงดัดโค้งที่สูง จึงไม่ทำให้เกิดการขาดได้ง่ายเหมือนเส้นใยแก้ว สำหรับปัจจัยของแรงเฉือนที่เกิดขึ้นในระหว่างการผสมที่สูง ย่อมจะทำให้เส้นใยเกิดการขาดที่สูง โดย De และ White (1996) ได้สรุปงานวิจัยของ Murthy และ De (1982) ที่ทำการศึกษาการขาดของเส้นใยปอกระเจา เส้นใยไหม และเส้นใยแก้ว ที่ทำการเสริมแรงในยาง NR, XNBR ยางไนไตรล์ (nitrile rubber, NBR) และ TPE พบว่าการขาดของเส้นใยปอกระเจา และเส้นใยไหมมีการขาดน้อยกว่าเส้นใยแก้ว

4. การจัดเรียงตัวของเส้นใย (fiber orientation)

การจัดเรียงตัวของเส้นใยในเมตริกซ์ ถือว่ามีบทบาทที่สำคัญเกี่ยวกับแอนไอโซทรอปีในเมตริกซ์และการนำไปใช้งานของคอมพอสิต สำหรับในอุตสาหกรรมต่างๆ โดยจากการศึกษาของ Moghe พบว่า 60-70% ของเส้นใยจะมีการจัดเรียงตัวตามทิศทางของความเค้นในระหว่างการขึ้นรูป เส้นใยที่นำมาเสริมแรงจะมีทิศทางของการจัดเรียงตัวขึ้นอยู่กับธรรมชาติของการไหล เช่น การไหลแบบคอนเวอร์เจน (convergent flow) แบบไดเวอร์เจน (divergent flow) แบบเฉือน

และแบบทิศทางตามการดึงยืด (elongational flow) โดย De และ White (1996) ได้สรุปงานวิจัยของ Goettler และคณะ (1979) ซึ่งอธิบายการไหลแบบคอนเวอเจน กล่าวคือ เส้นใยจะมีการจัดเรียงตัวเป็นเส้นตรงในทิศทางตามแนวยาว และการไหลแบบไดเวอเจน เส้นใยจะมีการจัดเรียงตัวในทิศทางตามแนวขวาง ดังนั้นจากการไหลทั้ง 2 แบบนี้จึงได้มีการออกแบบหัวตายของเครื่องอัดรีด (extruder) สำหรับเพื่อควบคุมการจัดเรียงตัวของเส้นใย สำหรับการไหลแบบเฉือน มักจะพบในการผสมในเครื่องผสมแบบปิด หรือ รีโอมิเตอร์แบบแคพิลลารี (capillary rheometer) พบว่าเส้นใยจะมีการจัดเรียงตัวที่ไม่เป็นระเบียบ หรือจัดเรียงตัวในทิศทางที่ขึ้นอยู่กับอัตราของแรงเฉือน และการไหลแบบทิศทางตามการดึงยืด พบว่าเส้นใยจะมีการจัดเรียงตัวในทิศทางตามการดึงยืด เช่น การรีดเป็นแผ่นโดยใช้เครื่องบดสองลูกกลิ้ง หรือเครื่องรีด (calendering) เป็นต้น โดยการใช้เครื่องรีด จะทำให้มีการจัดเรียงตัวของเส้นใยที่มีความสม่ำเสมอ เช่นเดียวกับวิธีการอัดรีด (extrusion)

5. ปริมาณของเส้นใย (fiber concentration)

ปริมาณของเส้นใยที่ใช้ในการเสริมแรงในพอลิเมอร์คอมโพสิต ถือว่ามีบทบาทที่สำคัญอย่างมากต่อสมบัติเชิงกลของคอมโพสิตที่เตรียมได้ กล่าวคือ ถ้าใช้ปริมาณเส้นใยที่น้อยจะส่งผลให้สมบัติเชิงกลของคอมโพสิตที่ได้มีค่าต่ำลง เนื่องจากเส้นใยที่ใช้ในปริมาณน้อยจะไม่สามารถเสริมความแข็งแรงให้กับคอมโพสิตที่เตรียมได้ ซึ่งการเติมปริมาณเส้นใยที่เพิ่มขึ้นจะช่วยปรับปรุงสมบัติความทนต่อแรงดึง โดยเฉพาะค่าความแข็งแรงที่สูงกว่าพอลิเมอร์เริ่มต้น โดยปริมาณเส้นใยที่เหมาะสมที่สุดที่ให้สมบัติเชิงกลที่ดีที่สุดในการเสริมแรงในคอมโพสิต คือ ปริมาณเส้นใยที่อยู่ในช่วงระหว่าง 20 ถึง 30 phr โดย De และ White (1996) ได้สรุปงานวิจัยของ Senapati และคณะ (1988) ที่ทำการศึกษาการเติมเส้นใยในลอน และเส้นใยพีอีที (poly(ethylene terephthalate), PET) ที่เสริมแรงใน NR พบว่าการเติมเส้นใยในปริมาณที่ 40 phr หรือมากกว่า จะทำให้ค่าความแข็งแรงของคอมโพสิตมีค่าลดลง เพราะการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์มีไม่เพียงพอ

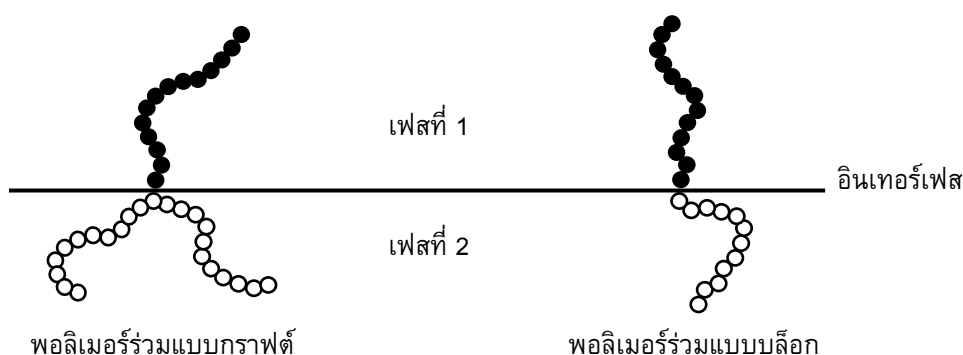
2.8 สารเพิ่มความเข้ากันได้ (compatibilizer) (Folkes and Hope, 1993)

ปัจจัยสำคัญในการพัฒนาพอลิเมอร์ผสมนั้น คือ เทคนิคที่ใช้ในการผสมเพื่อให้สามารถเข้ากันได้ โดยทั่วไปการเข้ากันได้หมายถึงการผสมเข้ากันได้ในระดับโมเลกุลของพอลิเมอร์ที่นำมาผสมกัน ไม่มีการแยกเฟสขององค์ประกอบที่นำมาผสม และสามารถผลิตพอลิเมอร์ผสมที่มีสมบัติที่เหมาะสมกับการใช้งานในรูปแบบต่างๆ ได้ ซึ่งวิธีการผสมให้สามารถเข้ากันได้มีวิธีการต่างๆ ดังต่อไปนี้

2.8.1 การเติมบล็อกหรือกราฟต์โคพอลิเมอร์ เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้

(addition of block or graft copolymers)

การเติมบล็อกหรือกราฟต์โคพอลิเมอร์ เป็นเทคนิคหนึ่งที่ได้รับค่านิยมในการเพิ่มความเข้ากันได้ของการผสมมากที่สุด โดยทั่วไปแล้วนิยมใช้บล็อกโคพอลิเมอร์ ในการเพิ่มความเข้ากันได้ของการผสมมากกว่ากราฟต์โคพอลิเมอร์ โดยเฉพาะบล็อกโคพอลิเมอร์ที่ประกอบด้วยบล็อกของพอลิเมอร์ที่เหมือนกันกับพอลิเมอร์แต่ละชนิดที่นำมาผสมกัน โดยโคพอลิเมอร์ที่ใช้ต้องมีโครงสร้างทางเคมีและน้ำหนักโมเลกุลที่เหมาะสม จึงจะมีความเข้ากันได้ระหว่างเฟส (interface) ของพอลิเมอร์แต่ละชนิด ดังแสดงในรูปที่ 2.22

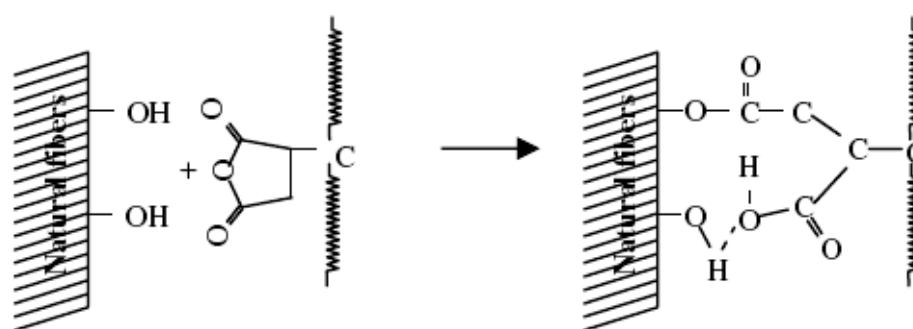


รูปที่ 2.22 ตำแหน่งของพอลิเมอร์ร่วมแบบกราฟต์ และแบบบล็อก ที่ทำหน้าที่เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ (Folkes and Hope, 1993)

2.8.2 การเติมพอลิเมอร์ที่มีหมู่ฟังก์ชันหรือส่วนที่ว่องไวต่อการทำปฏิกิริยา เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ (addition of functional polymers)

การเติมพอลิเมอร์ที่มีหมู่ฟังก์ชันเพื่อทำหน้าที่เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ โดยการนำพอลิเมอร์ที่มีลักษณะทางเคมีที่เหมือนกันกับพอลิเมอร์ที่จะทำการผสมมาดัดแปลงโมเลกุลโดยการเพิ่มหมู่ฟังก์ชัน หรือส่วนที่ว่องไวต่อปฏิกิริยาลงบนโมเลกุล ซึ่งหมู่ฟังก์ชันที่เพิ่มเข้าไปต้องสามารถเกิดปฏิกิริยากับพอลิเมอร์ชนิดที่สองได้ ตัวอย่างการใช้พอลิเมอร์ที่มีหมู่ฟังก์ชันเป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ในการผสม เช่น พอลิโพรพิลีนที่ดัดแปลงโมเลกุลด้วยมาลิกอิกแอนไฮไดรด์ (maleic anhydride-grafted polypropylene, MA-g-PP) พบว่าการใช้ MA-g-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้นี้ ในหลายๆ กลุ่มงานวิจัย (Karmaker and Youngquist, 1996; Gassan and Bledzki, 1997; Luo *et al.*, 2002 and Mohanty *et al.*, 2004) มีการนำมาศึกษากันอย่างกว้างขวาง สำหรับการเตรียมพลาสติกคอมโพสิต ระหว่าง PP และเส้นใยธรรมชาติชนิดต่างๆ ซึ่งสาเหตุที่ต้องเติมสารเพิ่มความเข้ากันได้นี้ เนื่องจากเส้นใยธรรมชาติ และ PP มีการยึดเกาะระหว่างผิวทั้งสองเฟสที่ต่ำ เนื่องจากเส้นใยธรรมชาติมีความเป็นขี้ จากหมู่ไฮดรอกซิลของเซลลูโลสในเส้นใย จึงทำให้มีลักษณะของการชอบน้ำ ในทำนองเดียวกัน PP มีลักษณะของความ

ไม่ชอบน้ำ ดังนั้นการเติม MA-g-PP จึงสามารถปรับปรุงการยึดเกาะระหว่างผิวทั้งสองเฟสของเส้นใยธรรมชาติ และ PP ได้ ดังแสดงกลไกการเกิดปฏิกิริยาระหว่างเส้นใยธรรมชาติกับ MA-g-PP ในรูปที่ 2.23 กล่าวคือ วงแหวนแอนไฮไดรด์ของ MA-g-PP จะเกิดพันธะโคเวเลนต์กับหมู่ไฮดรอกซิลของเส้นใยกลายเป็นพันธะเอสเทอร์ นอกจากนี้ยังสามารถเกิดเป็นพันธะไฮโดรเจนได้อีกด้วย (Luo *et al.*, 2002) ในปัจจุบันการใช้ MA-g-PP เป็นที่ยอมรับในอุตสาหกรรมคอมโพสิต และมีการจำหน่ายในเชิงการค้ามากมาย เช่น EpoleneTM, polybond และ ExxelorTM ซึ่งมีปริมาณมาลิกแอนไฮไดรด์ตั้งแต่ 0.1-4.0 wt% เป็นต้น



รูปที่ 2.23 กลไกการเกิดปฏิกิริยาระหว่างเส้นใยธรรมชาติกับ MA-g-PP (Park *et al.*, 2006)

2.8.3 การทำให้เกิดปฏิกิริยาในระหว่างการผสม (reactive blending)

การทำให้เกิดปฏิกิริยาในระหว่างการผสม เป็นวิธีใหม่ที่ใช้ในการผสมพอลิเมอร์ให้เข้ากันได้ โดยต่างจากวิธีอื่นๆ คือ องค์ประกอบที่นำมาผสมไม่ต้องนำมาดัดแปลงโมเลกุลให้มีหมู่ฟังก์ชันหรือส่วนที่ว่องไวต่อปฏิกิริยาเคมี แต่สามารถเกิดปฏิกิริยากับพอลิเมอร์อีกชนิดหนึ่งในการผสมในสภาวะหลอมได้โดยตรง โดยไม่จำเป็นต้องเติมสารเพิ่มความเข้ากันได้ ตัวอย่าง การผสมโดยใช้วิธีการทำให้เกิดปฏิกิริยาในระหว่างการผสม เช่น การผสมระหว่างพอลิคาร์บอเนตและพอลิเอสเทอร์ ซึ่งในขณะที่ทำการผสม พบว่าเกิดปฏิกิริยาทรานเอสเทอริฟิเคชัน (tranesterification) ในระหว่างการผสมของพอลิเมอร์ทั้งสอง ตัวอย่างอื่นๆ เช่น การเตรียมพอลิเมอร์ผสมระหว่างพอลิเอไมด์ และยางอีพีเอ็มที่มีการดัดแปลงโมเลกุลด้วยมาลิกแอนไฮไดรด์ (anhydride modified EPR) ซึ่งทำให้เกิดปฏิกิริยาระหว่างหมู่อะมิโนของพอลิเอไมด์กับหมู่คาร์บอนิลอิสระบนโมเลกุลของยางอีพีเอ็ม ทำให้พอลิเมอร์ผสมที่ได้มีสมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกดีเยี่ยม

2.9 การตรวจสอบเอกสารที่เกี่ยวข้อง

2.9.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องทางด้านยางเทอร์โมพลาสติก

2.9.1.1 ยางเทอร์โมพลาสติกที่ประกอบด้วย PP ผสมกับยางชนิดต่าง ๆ

Goharpey และคณะ (2001) ศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาของการเตรียม TPV ระหว่างยาง EPDM กับ PP ที่อัตราส่วนของการผสมเท่ากับ 60/40 (EPDM/PP) โดยน้ำหนัก โดยใช้ซิลเฟอร์เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล จากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด พบว่าอนุภาคของยาง EPDM เป็นเฟสกระจายอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP นอกจากนี้ยังพบว่าการทำไดนามิกสวัลคาโนเซชันจะทำให้เกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างผิวทั้งสองเฟสเพิ่มขึ้น ซึ่งนำมาซึ่งการแตกออกของอนุภาคยาง EPDM เป็นเม็ดๆ กระจายตัวอย่างสม่ำเสมออยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP โดยผลการทดลอง พบว่าแบบจำลองกลไกการเกิดกระบวนการไดนามิกสวัลคาโนเซชันที่มีผลต่อสัณฐานวิทยาของ TPV มีทั้งหมด 4 ขั้นตอน (อธิบายในหัวข้อ 4.1.2.3)

Goharpey และคณะ (2005) ศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติรีโอโลยีและลักษณะสัณฐานวิทยาของ TPV ระหว่างยาง EPDM กับ PP ที่ทำการแปรสัดส่วนของยาง EPDM ดังนี้คือ 20, 40 และ 60 wt% โดยทำการผสมในเครื่องผสมแบบปิด ที่ความเร็วรอบโรเตอร์ 60 rpm การตรวจสอบลักษณะสัณฐานวิทยาด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด โดยชิ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ สำหรับการทดสอบสมบัติรีโอโลยี จะทำการทดสอบที่อุณหภูมิ 220°C พบว่าพฤติกรรมการไหลและสมบัติวิสโคอิลาสติกของ TPV ที่สัดส่วนของปริมาณยาง EPDM เท่ากับ 40 และ 60 wt% มีค่ามอดุลัสสะสมแบบเฉือนมีแนวโน้มใกล้เคียงกัน และมีค่าดังกล่าวมากกว่าที่สัดส่วนของยาง EPDM เท่ากับ 20 wt% นอกจากนี้ยังพบว่าค่าดังกล่าวยังไม่ขึ้นอยู่กัช่วงความถี่ต่างๆ เนื่องจากค่าดังกล่าวมีค่าคงที่

Naderi และคณะ (1999) ศึกษาการเตรียม TPO และ TPV ระหว่างยางอะคริโลไนไตรล์บิวทาไดอีน (acrylonitrile-butadiene rubber, NBR) กับ PP โดยทำการแปรสัดส่วนของยาง NBR เท่ากับ 20-60 wt% และใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล พบว่า TPV ที่เตรียมได้มีสมบัติเชิงกลและสมบัติทางกายภาพ เช่น ค่าความทนต่อแรงดึง ค่าระยะยืด ณ จุดขาด และความต้านทานต่อตัวทำละลาย และน้ำมันที่ดีกว่า TPO

Nakason และคณะ (2006b) ศึกษาการเตรียม TPE จากยางธรรมชาติมาลีเอต (maleated natural rubber, MNR) ผสมกับ PP เตรียมยาง MNR จากยางธรรมชาติชนิดยางแผ่นผึ่งแห้งในสภาวะหลอมที่อุณหภูมิ 145°C โดยใช้มาลิกแอนไฮไดรด์ (maleic anhydride, MA) ปริมาณ 4, 6, 8, 10 และ 12 phr วิเคราะห์หาปริมาณการเกาะติดของ MA บนโมเลกุล NR ด้วยเครื่องฟูเรียทรานสฟอร์มอินฟราเรดสเปกโทรโฟโตมิเตอร์ (Fourier transform infrared spectrophotometer, FTIR) และการไตเตรต พบว่าปริมาณการเกาะติดเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ

MA ที่ใช้ในปฏิกิริยา และปริมาณเจลมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเช่นกัน เมื่อทดสอบสมบัติทางรีโอโลยี พบว่าความหนืดของ MNR มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณ MA เลือยกยาง MNR ที่เตรียมโดยการใส่ MA 8 phr เตรียม TPO โดยผสมกับ PP แบบปกติ ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ 2 ชนิด ได้แก่ MA-g-PP และ PP ที่ดัดแปลงโมเลกุลด้วยไดเมททิลลอลฟีนอลิครีซิน (phenolic modified polypropylene, Ph-PP) พบว่าสารทั้ง 2 มีประสิทธิภาพในการเพิ่มความเข้ากันได้ดี ที่สุดเมื่อใช้ปริมาณ 5 wt% ของ PP จากนั้นเตรียม TPV โดยการผสม MNR และ PP ผ่านกระบวนการไดนามิกวัลคาไนเซชัน ทำการเปรียบเทียบเทคนิคการผสมแบบต่างๆ และแปรอัตราส่วนการผสม พบว่า TPV ที่เตรียมจากการผสมที่อัตราส่วน 60/40 (MNR/PP) โดยน้ำหนัก และใช้ Ph-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ ให้ค่าความทนต่อแรงดึง ค่าระยะยืด ณ จุดขาด ความสามารถในการคืนรูปที่ดี และลักษณะสัณฐานวิทยาที่มีอนุภาคขนาดเล็กกระจายตัวอยู่ใน PP ที่เป็นเฟสต่อเนื่อง และใช้เทคนิคดังกล่าวในการเตรียม TPV จากยาง MNR ที่แปรปริมาณ MA พบว่าการใช้ MA 8 phr เป็นปริมาณที่เหมาะสม กล่าวคือให้สมบัติดีที่สุด ศึกษาการเตรียม TPV โดยแปรระบบการวัลคาไนซ์ พบว่าการใช้ระบบผสมระหว่างซัลเฟอร์และเปอร์ออกไซด์ ให้ค่าความเค้นเฉือนปรากฏ ความหนืดเฉือนปรากฏ และความทนต่อแรงดึงสูงที่สุด ในขณะที่การใช้ระบบซัลเฟอร์จะให้ค่าระยะยืด ณ จุดขาด และความสามารถในการคืนรูปที่ดีที่สุด นอกจากนี้ยังพบว่าการใช้น้ำมันร่วมในการเตรียม TPV จะช่วยลดพลังงานในการบดผสมและทำให้แปรรูปได้ง่ายขึ้น ในขณะที่เดียวกันยังสามารถรักษาสมบัติต่างๆ ไว้ได้ เมื่อทดสอบสมบัติของ TPV เมื่อนำกลับมาหลอมใช้ใหม่ พบว่า TPV ที่เตรียมจาก MNR และ PP สามารถนำกลับมาหลอมใช้ใหม่ได้แม้ว่าผ่านการหลอมใหม่ถึง 3 รอบ

Nakason และคณะ (2006c) ศึกษากระบวนการวัลคาไนซ์ที่มีผลต่อสมบัติของ TPV ระหว่างยางธรรมชาติอีพอกไซด์ (Epoxydize natural rubber, ENR) กับ PP โดยใช้อัตราส่วนยาง ENR ที่ 30% โมลอีพอกไซด์ ต่อ PP (ENR-30/PP) ในสัดส่วน 75/25 โดยน้ำหนัก และใช้ Ph-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ โดยทำการผสมในเครื่องผสมแบบปิด จากการศึกษาระบบวัลคาไนซ์ คือระบบซัลเฟอร์ ระบบเปอร์ออกไซด์ และระบบผสมระหว่างซัลเฟอร์กับเปอร์ออกไซด์ พบว่าการวัลคาไนซ์ในระบบผสมระหว่างซัลเฟอร์กับเปอร์ออกไซด์ จะทำให้ทอร์กของการผสม (mixing torque) ความเค้นเฉือนปรากฏ ความหนืดเฉือนปรากฏ ค่าความทนต่อแรงดึง และค่าระยะยืด ณ จุดขาดสูงกว่า ในระบบวัลคาไนซ์ทั้งระบบซัลเฟอร์ และระบบเปอร์ออกไซด์ นอกจากนี้ยังพบว่าระบบวัลคาไนซ์ไม่ส่งผลต่อค่าความแข็ง และความต้านทานต่อตัวทำลายของ TPV ที่เตรียมได้

2.9.1.2 ยางเทอร์โมพลาสติกที่ประกอบด้วย NR ผสมกับเทอร์โมพลาสติกชนิดต่าง ๆ

Abdullah และคณะ (1995) ทำการเตรียม TPE จาก NR กับ พอลิเอทิลีนชนิดความหนาแน่นต่ำเชิงเส้นตรง (linear low density polyethylene, LLDPE) โดยทำการเตรียมในสภาวะหลอมในเครื่องผสมแบบปิด อุณหภูมิการผสม 135°C และความเร็วโรเตอร์ 55 rpm พบว่าสามารถปรับปรุงสมบัติความทนต่อแรงดึงได้เมื่อมีการเติมยางธรรมชาติเหลว (liquid natural rubber, LNR) ลงไปใน TPE สำหรับ TPE ที่ประกอบด้วยอัตราส่วน 50/50 (NR/LLDPE) โดยน้ำหนัก และเติม LNR ลงไป 10-15 wt% สามารถปรับปรุงสมบัติทางกายภาพให้ดีขึ้นได้ สันฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสมบ่งชี้ว่า การเติม LNR ลงไปในพอลิเมอร์ผสมสามารถเพิ่มความเหนียวกันได้อย่างมาก การวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ พบว่าพอลิเมอร์ผสมมี T_g เพียงค่าเดียว คือ ที่ -55°C เป็น T_g ของพอลิเมอร์ผสม

Ismail และคณะ (2001) ทำการเตรียม TPE จาก NR กับ LLDPE ที่ผสมด้วยเถ้าแกลบ (white rice husk ash, WRHA) ศึกษาผลของสารเพิ่มความเข้ากันได้ที่มีต่อสมบัติเชิงกลของ TPE สารเพิ่มความเข้ากันได้ที่ใช้ คือ พอลิโพรพิลีนเอทิลีนอะคริลิกเอซิด (polypropylene-ethylene-acrylic acid, PPEAA) เตรียม TPE ในเครื่องผสมแบบปิด อุณหภูมิในการผสม 150°C ความเร็วโรเตอร์ 55 rpm เป็นเวลา 13 min ทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง ความแข็ง และการบวมตัว พบว่าเมื่อใส่ WRHA ลงใน TPE ในปริมาณที่เพิ่มขึ้นจาก 15-60 wt% ค่าความทนต่อแรงดึง ค่าระยะยืด ณ จุดขาด และการบวมตัวมีค่าลดลง แต่ค่ามอดุลัส และความแข็งมีค่าสูงขึ้น และเมื่อทำการใส่ PPEAA 3 wt% ของ LLDPE มีผลทำให้ค่าความทนต่อแรงดึง ค่าระยะยืด ณ จุดขาด ค่ามอดุลัส และค่าความแข็งเพิ่มขึ้น แต่การบวมตัวมีค่าลดต่ำลง

Asaetha และคณะ (1999) ศึกษา TPE จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR กับพอลิสไตรีน (polystyrene, PS) เตรียม TPE 2 รูปแบบ คือ เตรียมโดยวิธีสารละลาย (solution casting) และแบบหลอม (melt blending) ศึกษาอิทธิพลของอัตราส่วนที่ใช้ในการผสม สภาวะของการผสม และระบบการวัลคาไนซ์ที่มีต่อสันฐานวิทยา และสมบัติเชิงกลของ TPE กล่าวคือในกรณีของการผสมแบบหลอม พบว่าค่าทอร์กในการผสมเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณยางมากขึ้น เนื่องจากความหนืดที่สูงขึ้นในเฟสของ NR เมื่อเปรียบเทียบกับ PS ตัวอย่างที่เกิดการไดนามิกส์วัลคาไนเซชันให้ค่าทอร์กของการผสมสูงกว่าตัวอย่างที่ไม่มีการไดนามิกส์วัลคาไนเซชัน เฟสของยางกระจายตัวอยู่ใน PS ที่เป็นเฟสต่อเนื่องเมื่ออัตราส่วนของการผสมต่ำ และมีการกลับเฟสเกิดขึ้นเมื่อปริมาณยางมากขึ้น ในกรณีของการผสมแบบสารละลาย สมบัติต่างๆ ขึ้นอยู่กับปริมาณการเกิดปฏิกิริยาระหว่างสัดส่วนของการผสมกับสารละลายที่ใช้ในการคาสต์ (casting solvent) ค่าความทนต่อแรงดึง และค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดลดลงเมื่อปริมาณยางมากขึ้น ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดึง (tensile impact strength) เพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณยางมากขึ้น ตัวอย่างที่มีการ

ไดนามิกส์วัลคาไนเซชันให้สมบัติเชิงกลสูงกว่าตัวอย่างที่ไม่มีการไดนามิกส์วัลคาไนเซชัน เมื่อเปรียบเทียบกับระบบของการวัลคาไนเซชัน 3 ระบบ คือ ระบบซัลเฟอร์ ระบบเปอร์ออกไซด์ และระบบผสมระหว่างซัลเฟอร์กับเปอร์ออกไซด์ พบว่าระบบเปอร์ออกไซด์ ให้สมบัติความทนต่อแรงดึงสูงสุด เนื่องจากเฟสของยางมีการกระจายตัวที่ดี และมีความหนาแน่นของการเชื่อมโยงมากที่สุด

2.9.1.3 ยางเทอร์โมพลาสติกที่ประกอบด้วย NR ผสมกับ PP

Al-Malaika (1986) ทำการเตรียม TPE ระหว่าง NR และ PP โดยศึกษาสมบัติเชิงกลต่างๆ เปรียบเทียบกับ TPE ที่ทำการผสมระหว่าง ยาง EPDM และ PP จากผลการทดสอบพบว่า TPE ระหว่าง NR และ PP ให้ค่าความทนต่อแรงดึง และมอดุลัสสูงกว่า TPE ระหว่างยาง EPDM และ PP แต่มีสมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกน้อยกว่าที่ใช้ยาง EPDM อย่างไรก็ตาม TPE ทั้งที่เตรียมจากยาง EPDM และ NR ผสมกับ PP มีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันด้วยแสง (photo-oxidation) โดย TPE ระหว่าง NR และ PP จะมีความไวไวมากกว่าเนื่องจากพันธะคู่ที่มีอยู่มากใน NR

Ismail และ Suryadiansyah (2002a) ศึกษาการเตรียม TPE ของ NR กับ PP และยางรีไซเคิล (recycled rubber, RR) กับ PP โดยทำการเตรียมในเครื่องผสมแบบปิด ที่อุณหภูมิของการผสม 190°C และความเร็วโรเตอร์ 50 rpm เป็นเวลา 5 min โดยทำการแปรสัดส่วน NR และ RR เท่ากับ 20-60 wt% จากการศึกษาสมบัติเชิงกล พบว่าการผสมระหว่าง RR และ PP ให้ค่าทอร์กของการผสม ค่าความทนต่อแรงดึง และค่ามอดุลัสสูงกว่าการผสมระหว่าง NR และ PP แต่จะให้ค่าระยะยืด ณ จุดขาดที่ต่ำกว่าการผสมระหว่าง NR และ PP และจากการศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาด้วย SEM จากผิวตัวอย่างที่ได้จากการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง พบว่าผิวจากการฉีกขาดของชิ้นทดสอบของการผสมระหว่าง RR และ PP ใช้พลังงานที่ทำให้เกิดการฉีกขาดสูงกว่าการผสมระหว่าง NR และ PP

Oh และคณะ (2003) ศึกษาการเตรียม TPE ระหว่าง NR กับ PP ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง NR/PP เท่ากับ 25/75, 50/50 และ 75/25 โดยน้ำหนัก โดยทำการผสมในเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่ (twin-screw extruder) และทำการศึกษาการปรับปรุงระหว่างผิวสัมผัสของ NR และ PP ด้วยวิธีอัลตราโซนิก (ultrasonic treatment) โดยใช้กระบวนการอัดรีด ศึกษาสมบัติเชิงกล สมบัติทางรีโอโลยี และลักษณะสัณฐานวิทยาด้วย SEM และกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม (atomic force microscope, AFM) ของ TPE ที่เตรียมได้ พบว่า สมบัติเชิงกลของ TPE ที่ทำการปรับปรุงระหว่างผิวสัมผัสของเฟสทั้งสองมีสมบัติเชิงกลที่ดีกว่าที่ไม่ทำการปรับปรุง ใน

ทางตรงกันข้ามการปรับปรุงระหว่างผิวสัมผัสของเฟสทั้งสอง ไม่ส่งผลต่อค่าความเหนียวของ TPE ที่เตรียมได้ นอกจากนี้จากการตรวจสอบด้วย AFM พบว่าการปรับปรุงระหว่างผิวสัมผัสของเฟสทั้งสองด้วยวิธีอัลตราโซนิค สามารถปรับปรุงการยึดเกาะระหว่างเฟสของ NR และ PP ได้

Kuriakose และ De (1985) ศึกษาพฤติกรรมการไหลขณะหลอมของ TPE ของ NR ผสมกับ PP พบว่า TPE ที่เกิดการไดนามิกสวัลคาไนเซชันแล้วที่ความเค้นเฉือนต่ำจะมีผลทำให้ความเหนียวของการผสมลดลง แต่ที่ความเค้นเฉือนสูงๆ TPE ที่ไม่เกิดการไดนามิกสวัลคาไนเซชันจะมีความเหนียวต่ำกว่า TPE ที่เกิดการไดนามิกสวัลคาไนเซชัน นอกจากนี้ยังพบว่าที่ความเค้นเฉือนต่ำๆ เมื่อระดับการเชื่อมโยงเพิ่มขึ้นจะทำให้ความเหนียวของการผสมเพิ่มขึ้นด้วย แต่ที่ความเค้นเฉือนสูงๆ จะเห็นว่าความเหนียวขึ้นอยู่กับสัดส่วนของพลาสติกและยางในการผสม และการผิดรูปของตัวอย่างที่ได้จากการอัดรีดจะขึ้นอยู่กับสัดส่วนของการผสมและระดับการเชื่อมโยง

Kuriakose และคณะ (1986) ศึกษาสมบัติทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ของ TPE ระหว่าง NR และ PP โดยใช้เข็มดำชนิด HAF และซิลิกา พบว่าเมื่อสัดส่วนยางเพิ่มขึ้น ค่ามอดุลัสจะลดลง แต่ $\tan \delta$ มีค่าเพิ่มขึ้น และเมื่อทำไดนามิกสวัลคาไนเซชัน พบว่าเมื่อสัดส่วนของยางที่ใช้ในการผสมเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ค่ามอดุลัสจะเพิ่มขึ้น และ $\tan \delta$ มีค่าลดลง เนื่องจากการผสมนี้เกิดการเชื่อมโยงเพิ่มขึ้น โดยที่อัตราส่วนการผสมระหว่าง NR และ PP ที่ 70/30 (NR/PP) โดยน้ำหนัก เป็นสัดส่วนที่ดีที่สุดที่ทำให้เกิดการเชื่อมโยงในเฟสของ PP

Varghese และคณะ (2004) ศึกษาการเตรียม TPE จากการผสมระหว่าง NR และ PP ที่อัตราส่วนของการผสมเท่ากับ 60/40 (NR/PP) โดยน้ำหนัก โดยศึกษาระบบการวัลคาไนซ์ 2 ระบบคือ ระบบซัลเฟอร์ และระบบเปอร์ออกไซด์ โดยในระบบเปอร์ออกไซด์ จะใช้ 2 ชนิดด้วยกันคือ ไดคิวมิวเปอร์ออกไซด์ (DCP) และ 2,5-dimethyl 2,5-di(tert-butylperoxy) hexane หรือ (Luperox[®] 101) นอกจากนี้ยังศึกษาสารป้องกันการเสื่อมสภาพสำหรับยาง โดยในงานวิจัยนี้ ศึกษา 2 ชนิดคือ ควิโนลีน (quinoline, TDQ) และอิมิดาโซล (imidazole, MBI) และศึกษาการลดน้ำหนักโมเลกุลของ NR ก่อนจะทำการผสมกับ PP จากการทดสอบพบว่า TPE ที่วัลคาไนซ์ด้วย DCP และ Luperox[®] 101 ให้สมบัติเชิงกล เช่น ค่ามอดุลัส ค่าความทนต่อแรงดึง ค่าระยะยืด ณ จุดขาด และค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดที่สูงกว่าที่วัลคาไนซ์ด้วยซัลเฟอร์ นอกจากนี้จากการศึกษาสารป้องกันการเสื่อมสภาพสำหรับยาง 2 ชนิด พบว่า TPE ที่ใช้ TDQ มีความต้านทานต่อปฏิกิริยาด้วยความร้อนดีกว่าที่ใช้ MBI และจากการทำการลดน้ำหนักโมเลกุลของ NR พบว่ามีการแปรรูปที่ง่ายขึ้น โดยการลดน้ำหนักโมเลกุลของ NR ให้เหลือน้ำหนักโดยเฉลี่ยตามจำนวน (\bar{M}_n) เท่ากับ 4×10^5 g/mol จะทำให้ TPE ที่ได้มีสมบัติเชิงกลที่ดีที่สุด

Thitithammawong และคณะ (2007) ศึกษาอิทธิพลของชนิดและปริมาณของเปอร์ออกไซด์ที่มีผลต่อสมบัติรีโอโลยี สมบัติเชิงกล และลักษณะสัณฐานวิทยาของ TPV ที่ทำการ

ผสมระหว่าง NR และ PP ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง NR/PP เท่ากับ 60/40 โดยน้ำหนัก โดยจากการศึกษาพบว่าปัจจัยหลักที่อิทธิพลต่อสมบัติของ TPV ที่เตรียมได้ คืออุณหภูมิของการเชื่อมโยงในเปอร์ออกไซด์แต่ละชนิด ประสิทธิภาพในการเชื่อมโยง และปริมาณของการเชื่อมสลายของ PP ในระหว่างการทำไดนามิกสวัลคาไนเซชัน พบว่า DCP และ DTBPIB ทั้ง 2 ชนิดนี้ มีอุณหภูมิของการเชื่อมโยงใกล้เคียงกับอุณหภูมิในการผสม จึงทำให้มีประสิทธิภาพในการเชื่อมโยงดีที่สุด กล่าวคือ จะเกิดฟรีเรดิคัลในการเข้าปฏิกิริยากับพันธะคู่ของ NR ได้มากที่สุด จึงทำให้ยางมีปริมาณการเชื่อมโยงสูง อย่างไรก็ตามการใช้ DCP และ DTBPIB ก็ทำให้เกิดการเชื่อมสลายของ PP มากที่สุดเช่นกัน เนื่องจากการทดสอบสมบัติรีโอโลยี พบว่ามีความหนืดที่ลดลงมากกว่าเปอร์ออกไซด์อีก 2 ชนิดคือ DTBPH และ DTBPHY

2.9.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องทางด้านคอมโพสิต

2.9.2.1 พลาสติกคอมโพสิตที่ประกอบด้วย PP ผสมกับเส้นใยธรรมชาติชนิดต่าง ๆ

Kamaker และ Youngquist (1996) ศึกษาการเตรียมคอมโพสิตระหว่างเส้นใยปอกระเจา และ PP โดยใช้ MA-g-PP ซึ่งทำหน้าที่เป็นตัวเชื่อมประสาน (coupling agent) เพื่อทำการปรับปรุงการยึดเกาะระหว่างเส้นใยปอกระเจา และ PP พบว่าการใส่ MA-g-PP ร่วมในการเตรียมคอมโพสิต ให้ค่าความทนต่อแรงดึง และความต้านแรงดัดโค้ง (tensile และ bending strength) เพิ่มขึ้นแต่ไม่ส่งผลต่อค่ามอดุลัสเชิงยืดหยุ่น และมอดุลัสเชิงการดัดโค้ง (elastic moduli และ bending moduli)

Gassan และคณะ (1997) ศึกษากระบวนการปรับปรุงผิวเส้นใย ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของคอมโพสิต ระหว่างเส้นใยปอกระเจา และ PP ซึ่งในงานวิจัยนี้เริ่มแรกกำจัดไข (waxes) บนเส้นใยออกด้วยแอลกอฮอล์เป็นเวลา 24 h ก่อนนำเส้นใยที่ขจัดไขออก ล้างด้วยน้ำกลั่น นำ MA-g-PP มาละลายในสารละลายโทลูอีน (toluene) จากนั้นนำเส้นใยไปอบแห้งเป็นเวลา 2 h ในตู้อบที่อุณหภูมิ 75°C และนำไปทดสอบความต้านแรงดัดโค้ง (flexural strength) ค่ามอดุลัสเชิงการดัดโค้ง (flexural modulus) พบว่าสมบัติของคอมโพสิตที่เตรียมได้ ขึ้นอยู่กับปริมาณของ MA-g-PP เวลาที่ใช้ในการปรับปรุงผิวเส้นใย และปริมาณของเส้นใยปอกระเจาที่ใช้ ซึ่งจะสังเกตเห็นว่าการใช้ MA-g-PP ที่ปริมาณ 0.1 wt% และใช้เวลาในการปรับปรุงผิวเส้นใยเป็นเวลา 5 min จะส่งผลให้ค่าความต้านแรงดัดโค้งเพิ่มขึ้น 40% และค่ามอดุลัสเชิงการดัดโค้งเพิ่มขึ้น 90% และจากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด จะเห็นว่าการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยการใช้ตัวเชื่อมประสานคือ MA-g-PP จะทำให้เส้นใย และ PP มีการยึดเกาะที่ดีขึ้น ซึ่งจะส่งผลต่อการเสริมแรงให้กับ PP ที่ดีขึ้นเช่นกัน

Rana และคณะ (1998) ศึกษาผลของสารเพิ่มความเข้ากันได้ ที่มีผลต่อคอมโพสิทระหว่างเส้นใยปอกระเจา และ PP โดยทำการผสมเส้นใยปอกระเจา PP และสารเพิ่มความเข้ากันได้ ในเครื่อง K-mixer[®] ที่อุณหภูมิ 199°C และมีความเร็วรอบโรเตอร์ 5500 rpm โดยแปรปริมาณเส้นใยที่ 30, 40, 50 และ 60 wt% ส่วนสารเพิ่มความเข้ากันได้ แปรปริมาณตั้งแต่ 0, 1, 2, 3 และ 4 wt% ผลจากการทดลองพบว่า ที่ปริมาณเส้นใย 60 wt% และใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ 1 wt% รวมในคอมโพสิททำให้มีค่าความต้านแรงดัดโค้งเพิ่มสูงขึ้นถึง 100% ค่าการทนต่อแรงดึงเพิ่มสูงขึ้นถึง 120% และค่าการทนต่อการกระแทก (ไม่มีรอยบาก) เพิ่มสูงขึ้นถึง 175%

Rana และคณะ (1999) ศึกษาสมบัติทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ ของคอมโพสิท ระหว่างเส้นใยปอกระเจา และ PP จากการเตรียมโดยใช้เครื่อง thermalkinetic mixer[®] ที่มีความเร็วสูง โดยแปรปริมาณเส้นใย และสารเพิ่มความเข้ากันได้ จากการทดลองพบว่า มีความเป็นไปได้ที่การเพิ่มสารเพิ่มความเข้ากันได้ ในระหว่างเส้นใยปอกระเจา และ PP จะทำให้ค่าของ E' , E'' , G' , G'' และ $\tan \delta$ มีค่าเพิ่มขึ้น

Rana และคณะ (2003) ศึกษาอิทธิพลของสารเพิ่มความเข้ากันได้ สารเพิ่มความเหนียว (impact modifier) และปริมาณของเส้นใยที่มีผลต่อคอมโพสิทระหว่างเส้นใยปอกระเจา สันที่เสริมแรงใน PP โดยทำการเตรียมสัดส่วนผสมต่างๆ ในเครื่อง K-mixer เริ่มต้นทำการผสมเส้นใยปอกระเจาที่อบแห้งกับ MA-g-PP ส่วนสารเพิ่มความเหนียวในงานวิจัยนี้จะใช้ทั้งหมด 3 ชนิดด้วยกัน คือ Excellor PO[®] 1015, Excellor VA[®] 1803 และ Royal Tuf[®] 465 โดยจะผสมกับ PP แบบแห้ง (dry blending) ก่อนนำเข้าเครื่องผสม จากนั้นทำการผสมด้วยเครื่อง K-mixer[®] ที่ความเร็วโรเตอร์ 5500 rpm ที่อุณหภูมิ 199°C เป็นเวลา 1 min และนำมาหล่อเย็นก่อนตัดให้เป็นเม็ดเล็กๆ และนำไปอบที่อุณหภูมิ 41°C เป็นเวลา 4 h แล้วทำการขึ้นรูปด้วยการฉีด หลังจากนั้นนำชิ้นตัวอย่างที่เตรียมได้นำไปทดสอบหาสมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทก ความต้านแรงดัดโค้ง และการทนต่อแรงดึง พบว่าค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกเพิ่มขึ้นเมื่อทำการใส่สารเพิ่มความเหนียว และสารเพิ่มความเหนียวชนิด Excellor VA[®] 1803 จะให้สมบัติเชิงกลดีที่สุดเมื่อเปรียบเทียบกับสารอีกสองชนิด จะเห็นได้ว่าถึงแม้การเพิ่มสารเพิ่มความเหนียวจะทำให้มีต้นทุนที่สูงขึ้น แต่สามารถช่วยทดแทนให้สมบัติของคอมโพสิทระหว่างเส้นใยปอกระเจาสันที่เสริมแรงใน PP ดีขึ้นอย่างมาก

Doan และคณะ (2006) ศึกษาการปรับปรุง PP ด้วยการเตรียมคอมโพสิท ระหว่างเส้นใยปอกระเจา และ PP ซึ่งในงานวิจัยนี้จะนำเส้นใยปอกระเจา PP และ MA-g-PP ผสมในเครื่องอัดรีดแบบสกรูคู่ โดยใส่ PP และ MA-g-PP ในช่องแรก และใส่เส้นใยปอกระเจาในช่องถัดไปที่อุณหภูมิ 165°C มีช่องขับโมเลกุลเล็กๆ ที่ระเหยออกที่อุณหภูมิ 185°C และทำการผสมที่อุณหภูมิผสม 193°C ก่อนเข้าตายที่อุณหภูมิ 180°C ตัวอย่างเม็ดคอมปาวด์ (compound) ที่ได้นำไปฉีดขึ้นรูปทดสอบรูปร่างแบบกระดูกสุนัข (dog-bone specimen) ในเครื่อง

ฉีด พบว่าการเพิ่ม MA-g-PP ที่มีปริมาณ 0.1 wt% สามารถเพิ่มความแข็งแรงในการยึดเกาะระหว่าง PP และเส้นใยปอกระเจา นอกจากนี้เกรดของ PP ก็มีผลสำคัญที่มีผลต่อสมบัติของคอมโพสิต โดย PP ที่มีน้ำหนักโมเลกุลสูงกว่า และมีค่าอัตราการหลอมไหล (melt flow rate, MFR) น้อย จะให้สมบัติเชิงกลที่ดีกว่า PP ที่มีน้ำหนักโมเลกุลต่ำ ส่วนค่ามอดูลัสของคอมโพสิตระหว่างเส้นใยปอกระเจา และ PP จะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของเส้นใย

Chand และคณะ (2006) ศึกษาอิทธิพลของตัวเชื่อมประสานต่อพฤติกรรมการสึกหรอ (abrasive wear behaviour) ของเส้นใยปอกระเจา ที่เสริมแรงใน PP ซึ่งในงานวิจัยนี้ทำการปรับปรุงผิวของเส้นใยใน 2 สภาวะด้วยกัน คือสภาวะหลอมกับสภาวะสารละลาย เมื่อทำการปรับปรุงผิวเส้นใยแล้ว นำไปผสมในเครื่องบดสองลูกกลิ้งที่อุณหภูมิ 170°C และนำไปอัดในเครื่องอัดความดันเป็นแผ่นซีท จากนั้นนำไปทดสอบความแข็ง (hardness) การทนต่อแรงดึง การวิเคราะห์ทางความร้อน (thermal analysis) และการทนต่อการสึกหรอ (abrasive wear test) พบว่าการปรับปรุงผิวเส้นใยปอกระเจา และการเพิ่มตัวเชื่อมประสาน คือ MA-g-PP ในการเตรียมคอมโพสิตของเส้นใยปอกระเจาที่เสริมแรงใน PP ทำให้เกิดการเชื่อมประสานระหว่างผิวของ PP และเส้นใยปอกระเจา โดยสามารถเพิ่มความต้านทานในการสึกหรอ (wear resistance) ให้กับคอมโพสิตของเส้นใยปอกระเจาที่เสริมแรงใน PP ได้ และพบอีกว่าการเตรียมคอมโพสิตแบบสภาวะหลอม จะให้ผลการทนต่อการสึกหรอที่ดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับเตรียมคอมโพสิตแบบสภาวะสารละลาย

Acha และคณะ (2006) ศึกษาผลของสารเพิ่มความเข้ากันได้ ที่มีผลต่อสมบัติทางความร้อน และสมบัติเชิงกลของการเตรียมคอมโพสิตระหว่างเส้นใยปอกระเจา และ PP ด้วย MA-g-PP จากการศึกษา พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณเส้นใยที่มากขึ้น จะทำให้ค่ามอดูลัส ค่าการทนต่อแรงดึงมีค่าเพิ่มขึ้น แต่จะมีผลให้ค่าระยะยืด ณ จุดขาดลดลง และการยึดเกาะระหว่างผิวเส้นใย และ PP สามารถเพิ่มขึ้นได้ เมื่อเติม MA-g-PP ซึ่งมีผลทำให้สมบัติเชิงกลเพิ่มขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับกรณีที่ไม่ใส่เส้นใย แต่ไม่ใส่ MA-g-PP การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิคดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งคัลลอริเมทรี (Differential Scanning Calorimetry, DSC) ยืนยันได้ว่าการใส่เส้นใย และ MA-g-PP ใน PP สามารถเปลี่ยนลักษณะการเกิดผลึกของ PP ได้

Arbelalaz และคณะ (2005a) ศึกษาอิทธิพลของการปรับปรุงผิวเส้นใยป่าน กับ PP ปริมาณเส้นใย การดูดน้ำ และการรีไซเคิลที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของคอมโพสิตระหว่างเส้นใยป่าน และ PP ซึ่งในงานวิจัยนี้ทำการผสมด้วยเครื่อง Haak Rheomix[®] 600 ที่อุณหภูมิ 180°C ความเร็วโรเตอร์ 40 rpm โดยผสม PP และ MA-g-PP จนกระทั่งหลอม จากนั้นนำเส้นใยผสมต่อเป็นเวลา 5 min นำไปฉีดเป็นชิ้นทดสอบ พบว่าปริมาณที่เหมาะสมที่สุดของ MA-g-PP เกรด E43 และ G3003 คือ 5 wt% และ 10 wt% ตามลำดับ จะทำให้มีสมบัติเชิงกลดีที่สุด และการใช้ MA-g-PP เกรด G3003 จะให้สมบัติเชิงกลที่ดีกว่าเกรด E43 เนื่องจาก G3003 มีน้ำหนัก

โมเลกุลที่สูงกว่า จากการใส่ปริมาณเส้นใยที่มากขึ้นจะทำให้ค่าความแข็งดึงของคอมโพสิทสูงขึ้น ทั้งในกรณีที่ใช้ และไม่ใช่ MA-g-PP การดูดน้ำจะเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณของเส้นใยในคอมโพสิทเพิ่มขึ้น และการใช้ MA-g-PP จะช่วยลดอัตราการดูดน้ำ เนื่องจากมีการยึดเกาะกันระหว่างผิวของเส้นใย และ PP ที่ดี หลังจากนำคอมโพสิทไปฉีดเข้าเบ้าหลายๆ ครั้ง และทดสอบสมบัติเชิงกลที่เปลี่ยนแปลงไป พบว่าคอมโพสิทที่ผ่านการรีไซเคิลแล้วมีสมบัติเชิงกลที่เปลี่ยนแปลงไปเพียงเล็กน้อย

Arbelaz และคณะ (2005b) ศึกษาอิทธิพลในการปรับปรุงผิวเส้นใยป่านที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของคอมโพสิทระหว่างเส้นใยป่าน และ PP ซึ่งในงานวิจัยนี้ได้ทำการปรับปรุงผิวของเส้นใยป่านด้วยสารเคมีดังนี้คือ มาลิกแอนไฮไดรด์ (maleic anhydride, MA) MA-g-PP ไวนิลไตรเมทอกซีไซเลน (vinyltrimethoxy silane, VTMO) และสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ (sodium hydroxide) และทำการปรับปรุง PP ด้วย MA-g-PP, VTMO และ MA แล้วทำการผสมในเครื่องผสมแบบปิดที่อุณหภูมิ 180°C ด้วยความเร็วรอบโรเตอร์ 40 rpm พบว่าการปรับปรุงผิวเส้นใยป่านด้วย MA-g-PP จะให้ค่าความต้านแรงดัดโค้ง และการทนต่อแรงดึงของคอมโพสิทสูงที่สุด ยืนยันได้จากการศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาด้วย SEM พบว่าการเกาะติดระหว่างเส้นใยป่านที่ทำการปรับปรุงกับ PP จะเพิ่มขึ้น สำหรับการปรับปรุง PP ด้วย VTMO และ MA ร่วมกับไดคิมิวเปอร์ออกไซด์ จะเพิ่มค่าการทนต่อแรงดึง และค่ามอดุลัสของคอมโพสิทประมาณ 77 และ 31% ตามลำดับเมื่อเปรียบเทียบกับคอมโพสิทที่ไม่ได้ทำการปรับปรุง

Abu-sharkh และคณะ (2004) ศึกษาสมบัติเชิงกล และทางความร้อนของเส้นใยปาล์ม กับ PP ที่เกิดการเสื่อมสลายจากสภาวะแวดล้อมตามธรรมชาติกับสภาวะแวดล้อมที่สร้างขึ้นเอง ซึ่งในงานวิจัยนี้ใช้ MA-g-PP และใช้ Iragastab[®] และ Tinuvin[®] 783 เป็นสารเพิ่มความเสถียร ทำการผสม PP เส้นใยปาล์ม MA-g-PP และสารเพิ่มความเสถียรก่อนเข้าเครื่องผสมแบบแห้ง จากนั้นทำการผสมในเครื่องผสมแบบปิดหรือเครื่องอัดรีด โดยเลือกสภาวะที่เหมาะสมที่สุดที่ทำให้เส้นใยปาล์ม สามารถกระจายได้ดีใน PP เพื่อทำให้ได้สมบัติเชิงกล และสมบัติทางความร้อน จากนั้นนำไปตัดเป็นเม็ดเล็กๆ และนำไปขึ้นรูปด้วยการฉีดที่อุณหภูมิ 200°C นำตัวอย่างไปทดสอบโดยการนำไปฝังที่สภาวะแวดล้อมตามธรรมชาติเป็นเวลา 9 เดือน และอีกส่วนหนึ่งนำไปอบในเครื่อง Xenotest Beta-LM[®] เป็นเวลา 2,000 h จากนั้นนำชิ้นตัวอย่างทั้งสอง ทำการทดสอบสมบัติเชิงกล และทางความร้อน พบว่าคอมโพสิทระหว่างเส้นใยปาล์มกับ PP ให้ค่าความเสถียรที่มากกว่าการใช้ PP เพียงอย่างเดียว จากการทดสอบภายใต้สภาวะที่ทำให้เกิดการเสื่อมสลายจากสภาวะแวดล้อมตามธรรมชาติกับสภาวะแวดล้อมที่สร้างขึ้นเอง ส่วนการเติมสารเพิ่มความเข้ากันได้เพียงอย่างเดียวจะทำให้ค่าความเสถียรต่ำกว่าการไม่ใส่สารเพิ่มความเข้ากันได้ และจากการเติมสารเพิ่มความเสถียร คือ Iragastab[®] และ Tinuvin[®] 783 ทำ

ให้ค่าความเสถียรเพิ่มขึ้น การเกาะติดระหว่างผิวของเส้นใยกับ PP ได้ผลดี อีกทั้งสมบัติเชิงกลมีค่าเพิ่มขึ้น

Chen และคณะ (1998) ศึกษาสมบัติทางกายภาพของเส้นใยไม้ไผ่ที่เสริมแรงใน PP พบว่าการเกาะติดระหว่างเส้นใยไม้ไผ่ และ PP เพิ่มขึ้น เมื่อมีการเติมสารเพิ่มความเข้ากันได้ ซึ่งในงานวิจัยนี้ใช้ MA-g-PP โดยมีปริมาณของ MA ใน MA-g-PP อยู่ 0.5 wt% และพบว่าการเติม MA-g-PP ที่ปริมาณ 24 wt% ในคอมโพสิตทำให้สมบัติเชิงกลของคอมโพสิตที่ได้เพิ่มขึ้นทั้งหมด เช่น ค่ามอดุลัส ค่าการทนต่อแรงดึง และค่าการทนต่อแรงกระแทก

Mohanty และคณะ (2004) ศึกษาพฤติกรรมของคอมโพสิตระหว่างเส้นใยป่านศรนารายณ์ และ PP โดยศึกษาผลของปริมาณเส้นใย และปริมาณ MA-g-PP ที่มีต่อสมบัติเชิงกลของคอมโพสิต จากการศึกษาพบว่าคอมโพสิตที่เตรียมด้วยปริมาณเส้นใย 21 wt% และ MA-g-PP 1 wt% จะทำให้ค่าความแข็งแรงเชิงกลสูงสุด ซึ่งยืนยันได้จากการศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาด้วย SEM พบว่าสมบัติที่เพิ่มขึ้น เนื่องมาจากการยึดเกาะกันระหว่างเส้นใย และ PP เพิ่มขึ้น เมื่อทำการศึกษาสมบัติวิสโคอิลาสติก พบว่าเมื่อเพิ่ม MA-g-PP และเส้นใยป่านศรนารายณ์ในการเสริมแรงใน PP ทำให้ขนาดของพิกซึ่งเป็นความสัมพันธ์ระหว่างมอดุลัสสะสมและอุณหภูมิเพิ่มขึ้น แสดงว่ามีการเพิ่มค่าความแข็งแรงให้กับคอมโพสิต ส่วนค่า $\tan \delta$ ลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณเส้นใย

2.9.2.2 ยางคอมโพสิตที่ประกอบด้วย NR ผสมกับเส้นใยธรรมชาติชนิดต่าง ๆ

Murty และคณะ (1982) ศึกษาอิทธิพลของสารตัวเติมต่อเส้นใยปอกระเจาที่เสริมแรงใน NR จากการศึกษาพบว่าซิลิกา และเขม่าดำจะช่วยเสริมการเกาะติดระหว่างผิวของเส้นใยปอกระเจากับ NR โดยการเติมซิลิกา และเขม่าดำจะสามารถปรับปรุงให้เกิดการเกาะติดที่ดีขึ้น

Jacob และคณะ (2004) ศึกษาสมบัติเชิงกลของคอมโพสิตระหว่างเส้นใยป่านศรนารายณ์ และเส้นใยปาล์มน้ำมันเสริมแรงใน NR โดยทำการปรับปรุงด้วยสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ที่ความเข้มข้น 0.5, 1, 2, 4 และ 10 wt% ที่อุณหภูมิห้องเป็นเวลา 1 h ส่วน NR นำไปบดผ่านลูกกลิ้งเป็นเวลา 2 min ก่อนนำไปผสมในเครื่องบดสองลูกกลิ้ง โดยผสมสารต่าง ๆ ลงไป ส่วนตัวเชื่อมประสานทำการผสมในเส้นใยที่ผ่านการปรับปรุงก่อนนำไปผสมกับ NR เป็นขั้นตอนสุดท้าย จากการศึกษาสมบัติเชิงกลของคอมโพสิต พบว่าการเพิ่มเส้นใยป่านศรนารายณ์ และเส้นใยปาล์มน้ำมันใน NR จะให้ค่าความทนต่อแรงดึง และค่าความทนต่อการฉีกขาดลดลง แต่จะมีค่ามอดุลัสเพิ่มขึ้น เมื่อทำการศึกษาการยึดเกาะกันระหว่างเส้นใยกับยาง พบว่าการปรับปรุงด้วยสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ จะเพิ่มการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับ NR และมีค่าความทนต่อแรงดึงที่ดีกว่ากรณีไม่มีการปรับปรุงผิวเส้นใย ในการศึกษาความสามารถในการแปรรูป พบว่าจะขึ้นอยู่กับปริมาณเส้นใย และการปรับปรุงผิวเส้นใย ได้ว่า

เมื่อเพิ่มตัวเชื่อมประสานในการผสม จะทำให้มีการยึดเกาะระหว่างผิวเส้นใยและยางเพิ่มขึ้น ทำให้สามารถแปรรูปได้ง่ายขึ้น ส่วนการศึกษาการบวมพองของคอมโพสิตหลังจากใส่ตัวเชื่อมประสาน และทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ แสดงให้เห็นว่ามีความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยง (crosslink density) สูงขึ้นและมีการยึดเกาะที่ดียิ่งขึ้นระหว่างเส้นใยกับ NR

Geethamma และคณะ (1995) ศึกษาความยาวและการจัดเรียงตัวของเส้นใย และการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ ที่มีผลต่อเส้นใยมะพร้าวที่เสริมแรงใน NR คอมโพสิต ซึ่งในงานวิจัยนี้ นำเส้นใยมะพร้าวที่มีความยาว 10 mm ทำการปรับปรุงด้วยสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ที่ความเข้มข้น 5 wt% เป็นเวลา 4, 24, 48 และ 72 h หลังจากทำการผสมเส้นใยกับยาง และทำการวัลคาไนซ์ ที่อุณหภูมิ 150°C พบว่าเส้นใยที่ทำการปรับปรุงด้วยสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ จะสามารถเสริมแรงให้กับ NR ได้ดีกว่ากรณีที่ไม่ปรับปรุงผิวเส้นใย

Geethamma และคณะ (1998) ศึกษาสมบัติเชิงพลวัตของคอมโพสิตระหว่างเส้นใยมะพร้าวเสริมแรงใน NR โดยศึกษาการปรับปรุง 4 วิธีคือ

1. การปรับปรุงด้วยสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ ที่ความเข้มข้น 5 wt% เป็นเวลา 48 h
2. การปรับปรุงด้วยน้ำยางริซอร์ซินอลฟอร์มัลดีไฮด์ (resorcinol-formaldehyde-latex, RFL) โดยนำเส้นใยที่ผ่านการแช่ด้วยสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ แล้วนำมาแช่ใน RFL เป็นเวลา 30 min
3. การปรับปรุงด้วยการฟอกขาว (bleaching) นำเส้นใยแช่ในสารละลายโซเดียมซิลิเกต (sodium silicate) ปริมาณ 10 g กับ H_2O_2 ปริมาณ 20 ml และน้ำ 1 l ที่อุณหภูมิ 70-90°C
4. การปรับปรุงด้วยสารละลายโทลูอีนไดไอโซไซยานต (toluene diisocyanate, TDI) ซึ่งมี ไตรเมทิลเอมีน (trimethylamine) เป็นตัวเร่งปฏิกิริยา และการปรับปรุงในสารละลาย NR ที่ความเข้มข้น 1 wt% ในสารละลายโทลูอีน ที่อุณหภูมิ 50°C

การเตรียมคอมโพสิตโดยเตรียมในเครื่องบดสองลูกกลิ้ง จากผลการทดลอง พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณเส้นใยในคอมโพสิตมากขึ้นจะทำให้การกระจายความร้อนเพิ่มขึ้น จากการศึกษาอิทธิพลการปรับปรุงผิวเส้นใย พบว่าการปรับปรุงด้วยการฟอกขาว จะให้ค่า $\tan \delta$ ที่สูงมากที่อุณหภูมิต่ำ และจะมีค่าต่ำสุดเมื่อที่อุณหภูมิสูง ซึ่งแสดงให้เห็นว่าคอมโพสิตนี้มีความเป็นอีลาสติคที่ดีที่อุณหภูมิสูง การใส่เส้นใยผสมในคอมโพสิตจะทำให้ค่า E'' มีค่าสูงขึ้น ซึ่งแสดงให้เห็นถึงการกระจายความร้อนของคอมโพสิตสูงกว่าในยางดิบ และพลังงานกระตุ้นจะสูงขึ้นเมื่อปริมาณเส้นใยในคอมโพสิตเพิ่มขึ้น โดยพลังงานกระตุ้นจะแสดงให้เห็นถึงโซ้มเลขมูลของ NR สามารถเคลื่อนไหวได้น้อยลงในบริเวณที่มีเส้นใยอยู่จึงทำให้ค่า T_g เพิ่มขึ้น

Ismail และคณะ (1997) ศึกษาการวัลคาไนซ์ และสมบัติเชิงกลของคอมโพสิตระหว่างเส้นใยพอลิเอทิลีนที่เสริมแรงใน NR โดยทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยสารละลายไซโตเดียมไฮดรอกไซด์ ที่มีความเข้มข้น 10 wt% ที่อุณหภูมิ 102°C เป็นเวลา 1 h และเตรียมคอมโพสิตโดยใช้เครื่องบดสองลูกกลิ้ง จากการศึกษาพบว่าเมื่อทำการปรับปรุงผิวเส้นใยก่อนการเตรียมคอมโพสิต และใช้ตัวเชื่อมประสานในการเตรียมคอมโพสิต ทำให้ได้สมบัติเชิงกลดีขึ้น โดยการเติมตัวเชื่อมประสานในคอมโพสิตมีผลทำให้เวลาในการสุกของยาง มีเวลาขยายออกไปมากขึ้น อีกทั้งค่าทอร์กเพิ่มขึ้นมากหรือน้อยขึ้นอยู่กับสารเชื่อมโยงโมเลกุล และปริมาณเส้นใยที่เพิ่มขึ้น จากการปรับปรุงผิวของเส้นใย และการศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยา พบว่าการปรับปรุงผิวของเส้นใย และการใส่สารเชื่อมโยงโมเลกุลมีผลต่อความแข็งแรงในการยึดเกาะระหว่างผิวเส้นใยกับ NR

Ismail และคณะ (2002b) ศึกษาอิทธิพลของปริมาณเส้นใย และตัวเชื่อมประสานในคอมโพสิตระหว่างเส้นใยไม้ไผ่ และ NR โดยการศึกษาจะไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยไม้ไผ่ และใช้ตัวเชื่อมประสาน คือฟีนอลฟอร์มัลดีไฮด์ และเฮกซะเมทิลีนเตตระมีน (hexamethylene tetramine, HEXA) ทำการผสมในเครื่องบดสองลูกกลิ้ง จากการศึกษาลักษณะการวัลคาไนซ์ พบว่าคอมโพสิตที่ใส่เส้นใยไม้ไผ่ และตัวเชื่อมประสาน จะมีเวลาที่ยางสุกก่อนกำหนดและเวลาในการสุกของยางลดลง เมื่อมีปริมาณเส้นใย และตัวเชื่อมประสานเพิ่มขึ้น ส่วนการศึกษาสมบัติเชิงกล พบว่าค่ามอดุลัส และค่าความแข็งแรงของคอมโพสิตเพิ่มขึ้น เมื่อเพิ่มปริมาณเส้นใยและตัวเชื่อมประสานเช่นเดียวกัน จากการตรวจสอบด้วย SEM จะเห็นได้ว่าการยึดเกาะระหว่างเส้นใยไม้ไผ่ และ NR จะเพิ่มขึ้น เมื่อใช้ตัวเชื่อมประสาน และสามารถยืนยันได้จากสมบัติเชิงกลที่เพิ่มขึ้น และเวลาในการสุกของยางที่ลดลง

2.9.2.3 คอมโพสิตที่ประกอบด้วยยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก (TPNR) ผสมกับเส้นใยธรรมชาติชนิดต่าง ๆ

Akhtar และคณะ (1986) ศึกษาการเตรียม TPNR จากการผสมระหว่าง NR และพอลิเอทิลีนความหนาแน่นสูง (high density polyethylene, HDPE) และพอลิเอทิลีนความหนาแน่นต่ำ (low density polyethylene, LDPE) ที่ทำการเสริมแรงด้วยเส้นใยไหมสั้นที่มีความยาวเท่ากับ 6 mm และทำการแปรปริมาณเส้นใยเท่ากับ 0, 5 และ 10 phr ทำการผสมในเครื่องผสมแบบปิดโดยมีวิธีการผสมที่แตกต่างกัน 4 วิธี ซึ่งวิธีที่ให้การกระจายตัวของเส้นใยที่ดีที่สุดคือ ขั้นตอนแรกใส่ PE ร่อนกระทั่ง PE หลอม จากนั้นใส่เส้นใย และในขั้นตอนสุดท้ายคือใส่ NR นอกจากนี้ยังพบว่าเส้นใยจะเกิดการขาดและมีค่า aspect ratio ที่ลดลงหลังจากผ่านการผสม โดยจากการทดสอบพบว่าเส้นใยจะมีความยาวหลังจากผ่านการผสมแล้วที่ 4.5 mm และจากการทดสอบสมบัติเชิงกล พบว่าค่าความทนต่อแรงดึง และความต้านทานต่อการฉีกขาดมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อใช้เส้นใยในปริมาณมากขึ้น ในทางตรงกันข้ามมีค่าระยะยืด ณ จุดขาดที่ลดลง

Sameni และคณะ (2004) ศึกษาการเตรียม TPNR จากการผสมระหว่าง NR กับ HDPE ที่ทำการเสริมแรงด้วยเส้นใยจากไม้ยาง (rubber wood fiber, RWF) โดยทำการผสมในเครื่องผสมแบบปิด ทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ ดังนี้ 0, 5, 10, 20 และ 30 wt% ศึกษาอิทธิพลของตัวเชื่อมประสาน ซึ่งในที่นี้ใช้พอลิเอทิสีนที่มีการดัดแปลงโมเลกุลด้วยมาลิกแอนไฮไดรต์ (maleic anhydride polyethylene, MAPE) ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล พบว่าการเติม MAPE สามารถปรับปรุงค่าความทนต่อแรงดึง และค่ามอดูลัสของยังมีค่าเพิ่มขึ้น ในทางตรงกันข้ามมีค่าระยะยืด ณ จุดขาดมีค่าลดลง สำหรับการตรวจสอบด้วย SEM พบว่าการเติม MAPE ช่วยให้การยึดเกาะระหว่าง RWF และ TPNR มีการยึดเกาะที่ดีขึ้น

บทที่ 3

วิธีการวิจัย

3.1 สารเคมี

วัสดุและสารเคมีที่ใช้ในการทดลองประกอบด้วย

1. ยางธรรมชาติ ชนิดความหนืดคงที่ (STR5 CV 60) ผลิตโดย บริษัทจะนะน้ำยาง จำกัด
2. พอลิโพรพิลีน (polypropylene, PP) ชนิด PP EL-Pro™ เกรด P340J มีจุดหลอมเหลวเท่ากับ 164°C ดัชนีการไหล เท่ากับ 1.8 g/10 min เมื่อทำการทดสอบที่อุณหภูมิ 230°C ด้วยตุ้มน้ำหนัก 2,160 g และมีความหนาแน่น เท่ากับ 0.91 g/cm³ ผลิตโดย บริษัท SCG chemicals Co., Ltd.
3. เส้นใยปอกระเจา (jute fiber) มีความหนาแน่น เท่ากับ 1.5 g/cm³ และมีความยาวเท่ากับ 6 cm ผลิตโดย บริษัท NEP Public Co., Ltd.
4. สารเพิ่มความสามารถในการเข้ากันได้ (compatibilizer) คือพอลิโพรพิลีนที่ดัดแปลงโมเลกุลด้วยมาลิกอิกแอนไฮไดรด์ (maleic anhydride-grafted polypropylene, MA-g-PP) ชนิด Exxelor™ เกรด PO 1020 ที่มีปริมาณ maleic anhydride อยู่ในช่วง 0.5-1.0 wt% จัดจำหน่ายโดย บริษัท Global Connection Co., Ltd.
5. กรดสเตียริก (stearic acid) ทำหน้าที่เป็นสารช่วยบดย่อยยาง เพื่อให้ยางนุ่มเร็วขึ้น และเป็นสารกระตุ้น (activator) จัดจำหน่ายโดย ห้างหุ้นส่วน กิจไพบูลย์เคมี จำกัด
6. ซิงค์ออกไซด์ (zinc oxide, ZnO) ชนิด white seal ทำหน้าที่เป็นสารกระตุ้น ผลิตโดย บริษัท Univenture Public Co., Ltd.
7. ไดเบนโซไทอะซึล ไดซัลไฟด์ (dibenzothiazyl disulphide, MBTS) ทำหน้าที่เป็นสารตัวเร่ง (accelerator) และสารวัลคาไนซ์ จัดจำหน่ายโดย ห้างหุ้นส่วน กิจไพบูลย์เคมี จำกัด
8. สารแอนติออกซิแดนท์ (antioxidant) สำหรับยางชนิด Wingstay™ L จัดจำหน่ายโดย ห้างหุ้นส่วน กิจไพบูลย์เคมี จำกัด
9. สารเชื่อมโยงโมเลกุล (curing agent) มี 3 ชนิด คือ
 - 9.1 ซัลเฟอร์ (sulfur) จัดจำหน่ายโดย บริษัท สยามเคมี จำกัด
 - 9.2 ไดคิวมีวเปอร์ออกไซด์ (dicumyl peroxide, DCP) ความเข้มข้น 98% ผลิตโดย DNT Domestic

9.3 ฟีนอลิกเรซิน (phenolic resin) ชนิด SP1045 ผลิตโดย Schenectady International Inc.

10. สารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุล (co-agent) ชนิด triallyl cyanurate เรียกชื่อย่อว่า TAC ผลิตโดย Fluka Chemie

11. พาราไซลีน (p-xylene) ผลิตโดย Carlo Erba Reagentis.r.l.montedison group เป็นตัวทำละลายใช้ในการเตรียมตัวอย่างสำหรับการตรวจสอบลักษณะสัณฐานวิทยา

12. เบนซีน (benzene) ผลิตโดย VWR International Ltd. เป็นตัวทำละลายใช้ในการเตรียมตัวอย่างสำหรับการตรวจสอบลักษณะสัณฐานวิทยา

13. กรดอะซิติก (acetic acid) ผลิตโดย Mattinckrodt Baker Inc. เป็นตัวทำละลายใช้สำหรับการปรับปรุงผิวเส้นใยปอกระเจา

14. โซเดียมไฮดรอกไซด์ เกรดทางการค้า จัดจำหน่ายโดย บริษัท ไฮชายนท์ จำกัด ใช้สำหรับการปรับปรุงผิวเส้นใยปอกระเจา

15. เมทานอล (methanol) จัดจำหน่ายโดย บริษัท ศรีไทยเกษมอิมพอร์ต จำกัด เป็นตัวทำละลายใช้สำหรับการปรับปรุงผิวเส้นใยปอกระเจา

16. โทลูอีน (toluene) ผลิตโดย Fisher Scientific เป็นตัวทำละลายใช้สำหรับทดสอบการบวมตัว

17. น้ำมัน IRM 903 (IRM 903 oil) มีค่าอะนิลีนพอยน์ (aniline point) 70 ± 1 °C ค่าความหนืดไคเนมาติก (kinematic viscosity) ที่ 38°C เท่ากับ 31.9-34.1 mm²/s และมีค่าแฟลชพอยน์ (flash point COC) ต่ำสุด 163°C ค่าความถ่วง (gravity, API 16°C) 21.0-23.0 ค่ารีแฟรคทีฟอินเดกซ์ (refractive index) 1.5026 และมีปริมาณอะโรมาติก (aromatic, C_A) 14% ใช้สำหรับทดสอบการบวมตัว

18. น้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล (diesel engine oil) ค่าความหนืดไคเนมาติก ที่ 40°C เท่ากับ 123.8 mm²/s และมีค่าแฟลชพอยน์ ต่ำสุด 233°C ค่าดัชนีความหนืด (viscosity Index) 172 และมีปริมาณกำมะถันมากที่สุด 0.9% ผลิตโดย บริษัท Mitsubishi Motors ใช้สำหรับทดสอบการบวมตัว

3.2 อุปกรณ์และเครื่องมือ

อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการทดลองประกอบด้วย

1. เครื่องบดสองลูกกลิ้ง (two-roll mill) ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 6 in ยาว 23 in ผลิตโดย โรงงานชัยเจริญการช่าง

2. เครื่องบดสองลูกกลิ้งขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 3 in ยาว 8 in รุ่น 191-TM ผลิตโดย บริษัท YASUDA SEIKI

3. เครื่องผสมแบบปิด (internal mixer) รุ่น BrabenderTM Mixer 350E
4. เครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน (compression molding machine) รุ่น KT-7014
ผลิตโดย บริษัท Kao Tieh
5. เครื่องตัดชิ้นทดสอบรูปดัมเบลล์ ตามมาตรฐาน ASTM D412 แบบ Die C
6. เครื่องตัดชิ้นทดสอบสำหรับทดสอบความต้านทานต่อการฉีกขาดแบบมุมตาม
มาตรฐาน ASTM D624 แบบ Die C
7. เครื่องทดสอบสมบัติการดึงยืด รุ่น LR10K ผลิตโดย บริษัท LLOYD instrument
8. เครื่องวัดความแข็งแบบชอเอ (hardness Shore A) รุ่น Shore DurometerTM
PTC 408
9. เครื่องทดสอบการทนต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง ผลิตโดย บริษัท ZWICK Co., Ltd.
10. เครื่องทดสอบความเป็นกลาง (pH meter) รุ่น pH510 ผลิตโดย EUTECH
INSTRUMENT
11. กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (scanning electron microscope,
SEM) รุ่น JSM-5800 LV ผลิตโดย บริษัท JEOL
12. เครื่องดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งคัลลอรیمیเตอร์ (differential scanning calorimeter,
DSC) รุ่น DSC7 ผลิตโดย บริษัท Perkin Elmer
13. เครื่องวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ (dynamic mechanical
thermal analyzer, DMTA) รุ่น DMTA V ผลิตโดย บริษัท Rheometric Scientific Co., Ltd.
14. เครื่องวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ความร้อน (thermogravimetric analyzer, TGA)
รุ่น TGA7 ผลิตโดย บริษัท Perkin Elmer
15. เบ้าพิมพ์สำหรับอัดทำด้วยสแตนเลสรูปทรงสี่เหลี่ยมขนาด 12 × 12 cm ที่มี
ความหนา 0.4 และ 2.0 mm
16. เครื่องวัดความหนา ความละเอียด 0.01 mm รุ่น SM-112 ผลิตโดย บริษัท
TeclockTM
17. เครื่องชั่งไฟฟ้า ความละเอียด 4 ตำแหน่ง รุ่น AdventurerTM ผลิตโดย บริษัท
Merit Tech Co.,Ltd.
18. ตู้อบสูญญากาศ (vacuum oven) ผลิตโดย บริษัท Precision Co., Ltd.
19. ตู้อบบ่มแรงแบบเกียร์ (geer oven) รุ่น GPHH-100 ผลิตโดย บริษัท Tabai
Espec Corp
20. ตู้อบโอโซน รุ่น PPHM-S ผลิตโดย บริษัท TOYOSEIKI
21. ตู้อบความร้อน ผลิตโดย บริษัท MEMMERT จัดจำหน่ายโดย บริษัท เค เอส พี
อินเตอร์เคม จำกัด

22. อุปกรณ์พื้นฐานอื่นๆ เช่น โถดูดความชื้น นาฬิกาจับเวลา เป็นต้น

3.3 วิธีดำเนินการทดลอง

งานวิจัยนี้เป็นการศึกษาเพื่อเตรียมและศึกษาสมบัติเชิงกลของยางคอมโพสิต เตรียมจากยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกผสมเส้นใยปอกระเจา ซึ่งในงานวิจัยนี้ได้แบ่งการทดลองเป็น 2 ตอน คือ ตอนที่ 1 กล่าวถึง การเตรียมยางเทอร์โมพลาสติก โดยเรียกพอลิเมอร์ผสมนี้ว่า ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก (thermoplastic natural rubber, TPNR) และตอนที่ 2 กล่าวถึง การเตรียมยางคอมโพสิต ระหว่าง NR, PP และเส้นใยปอกระเจา โดยเรียกชื่อว่า ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกคอมโพสิต (TPNR composite)

3.3.1 การเตรียม TPNR

การเตรียม TPNR มีการศึกษา 2 ชนิดคือ การเตรียม TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ และการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ซึ่งมีวิธีการเตรียมดังต่อไปนี้

3.3.1.1 การเตรียม TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์

เตรียม TPNR ระหว่าง PP และ NR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมดังนี้ คือ 40/60, 50/50 และ 60/40 โดยน้ำหนัก ด้วยเครื่องผสมแบบปิด ขั้นตอนการเตรียมมีดังต่อไปนี้ คือ

1. นำ NR ไปบดผ่านเครื่องบดสองลูกกลิ้ง 15 ครั้ง เพื่อลดความเหนียวของ NR ให้ NR สามารถผสมเข้ากับ PP ได้ดีขึ้น
2. ตั้งสภาวะการผสมในเครื่องผสมแบบปิด ดังนี้ ตั้งอุณหภูมิ 180°C ความเร็วรอบโรเตอร์ 60 rpm ปริมาตรวัสดุที่ใช้ทั้งหมดเท่ากับ 65% ของปริมาตรห้องผสม (ปริมาตรห้องผสมเท่ากับ 370 cm^3)
3. ทำการเติม PP ใช้เวลาในการหลอมประมาณ 3 min หลังจากนั้นเติม NR ลงไปบดให้นิ่มเป็นเวลา 5 min ใช้เวลารวมทั้งสิ้นประมาณ 8 min
4. นำ TPNR ที่ได้ออกจากเครื่องผสมแบบปิด แล้วนำไปรีดเป็นแผ่นด้วยเครื่องบดสองลูกกลิ้งทันที จากนั้นนำมาตัดเป็นชิ้นเล็กๆ เพื่อความสะดวกในการนำไปขึ้นรูปเป็นแผ่นด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดันต่อไป

3.3.1.2 การเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์

เตรียม TPNR ระหว่าง PP และ NR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสม ดังนี้ คือ 40/60, 50/50 และ 60/40 โดยน้ำหนัก ด้วยเครื่องผสมแบบปิด ตีจากระบบการวัลคาไนซ์ 3 ระบบด้วยกัน คือ ระบบซัลเฟอร์ ระบบ DCP และระบบฟีนอลิกรีซิน ตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.1 ขั้นตอนการเตรียมมีดังต่อไปนี้ คือ

1. นำ NR ไปบดผ่านเครื่องบดสองลูกกลิ้ง 15 ครั้ง
2. ตั้งสภาวะการผสมในเครื่องผสมแบบปิด ดังนี้ ตั้งอุณหภูมิ 180°C ความเร็วรอบโรเตอร์ 60 rpm ปริมาตรวัสดุที่ใช้ทั้งหมดเท่ากับ 65% ของปริมาตรห้องผสม (ปริมาตรห้องผสมเท่ากับ 370 cm³)
3. ทำการเติม PP ใช้เวลาในการหลอมประมาณ 3 min หลังจากนั้นเติม NR ลงไปบดให้นิ่มเป็นเวลา 5 min เติมสารเคมีต่างๆ ตามลำดับ ตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.1 ไปจนถึงนาที่ที่ 12 เติมซัลเฟอร์เป็นลำดับสุดท้าย แล้วทำการบดผสมต่อไปจนค่าทอร์กขึ้นสูงสุดแล้วคงที่เป็นเวลา 5 min ใช้เวลารวมทั้งสิ้นประมาณ 17 min สำหรับในกรณีที่เติม DCP และฟีนอลิกรีซิน จะทำการเติมเป็นลำดับสุดท้ายเช่นกัน ซึ่งใช้เวลาในการบดผสมเป็นเวลา 3 min ใช้เวลารวมทั้งสิ้นประมาณ 13 และ 14 min ตามลำดับ
4. นำ TPNR ที่ได้ออกจากเครื่องผสมแบบปิด แล้วนำไปรีดเป็นแผ่นด้วยเครื่องบดสองลูกกลิ้งทันที จากนั้นนำมาตัดเป็นชิ้นเล็กๆ เพื่อความสะดวกในการนำไปขึ้นรูปเป็นแผ่นด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดันต่อไป

ตารางที่ 3.1 สูตรการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์

สารเคมี	ปริมาณ (pphr)		
	sulfur	DCP	phenolic resin
NR	100	100	100
stearic acid	2.0	-	2.0
zinc oxide	5.0	3.76	5.0
MBTS	1.5	-	-
Wingstay™ L	2.0	-	1.0
sulfur	2.0	-	-
TAC	-	1.5	-
DCP	-	3.0	-
phenolic resin	-	-	8.0

3.3.2 การปรับปรุงผิวเส้นใยปอกระเจา

การปรับปรุงผิวเส้นใยปอกระเจาสามารถแบ่งการปรับปรุงผิวเส้นใยได้เป็น 2 ระบบ คือระบบที่ใช้สารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ และระบบที่ใช้เมทานอล มีขั้นตอนการปรับปรุงผิวเส้นใยดังต่อไปนี้ คือ

3.3.2.1 การปรับปรุงผิวเส้นใยปอกระเจาด้วยสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์

(Arbelaz *et al.*, 2006)

1. นำเส้นใยแช่ในสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ที่มีความเข้มข้น 20 wt% ที่อุณหภูมิห้อง เป็นเวลา 1 h
2. นำเส้นใยที่ผ่านการแช่ในสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์มาล้างด้วยน้ำกลั่นหลายๆ ครั้ง จากนั้นทำการแช่เส้นใยในสารละลายกรดอะซีติก ที่มีความเข้มข้น 1 v/v% เป็นเวลา 15 min
3. นำเส้นใยที่ผ่านการแช่ในสารละลายกรดอะซีติก มาล้างด้วยน้ำกลั่นหลายๆ ครั้ง จนกระทั่งสามารถวัดความเป็นกลางของเส้นใย ได้ค่า pH ประมาณ 7.0 ด้วยเครื่อง pH meter
4. ทำการอบเส้นใยในตู้อบความร้อน ที่อุณหภูมิ 60°C เป็นเวลา 12 h

3.3.2.2 การปรับปรุงผิวเส้นใยปอกระเจาด้วยเมทานอล (Gassan and Bladzki,

1997)

1. นำเส้นใยแช่ในเมทานอล ที่อุณหภูมิห้อง เป็นเวลา 24 h
2. นำเส้นใยที่ผ่านการแช่ในเมทานอล มาล้างด้วยน้ำกลั่นหลายๆ ครั้ง จนกระทั่งสามารถวัดความเป็นกลางของเส้นใย ได้ค่า pH ประมาณ 7.0 ด้วยเครื่อง pH meter
3. ทำการอบเส้นใยในตู้อบความร้อน ที่อุณหภูมิ 60°C เป็นเวลา 12 h

3.3.3 การเตรียม TPNR คอมโพสิต

เตรียม TPNR คอมโพสิต จาก TPNR ระหว่าง NR และ PP ผสมกับเส้นใยปอกระเจาด้วยเครื่องผสมแบบปิด โดยแบ่งวิธีการเตรียมเป็น 2 วิธีดังนี้

3.3.3.1 การเตรียม TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 1

เตรียม TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 1 ด้วยเครื่องผสมแบบปิด ตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 เลือกใช้อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR และระบบการวัลคาไนซ์ที่เหมาะสมจากข้อ 3.3.1.2 คือ อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ระบบฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ซึ่งมีขั้นตอนการเตรียมดังต่อไปนี้

1. นำ NR ไปบดผ่านเครื่องบดสองลูกกลิ้ง 15 ครั้ง
2. ตั้งสภาวะการผสมในเครื่องผสมแบบปิด ดังนี้ ตั้งอุณหภูมิ 180°C ความเร็วรอบโรเตอร์ 60 rpm ปริมาตรวัสดุที่ใช้ทั้งหมดเท่ากับ 65% ของปริมาตรห้องผสม (ปริมาตรห้องผสมเท่ากับ 370 cm³)
3. ทำการผสม PP และ MA-g-PP แบบแห้ง (dry blending) (คือ ทำการผสมให้เข้ากันภายนอกก่อนที่จะทำการเติมลงในเครื่องผสมแบบปิด) จากนั้นจึงนำ PP และ MA-g-PP ที่ทำการผสมแบบ dry blending เติมลงในเครื่องผสมแบบปิดโดยใช้เวลาในการหลอมประมาณ 3 min หลังจากนั้นเติมเส้นใยปอกระเจาลงไปผสมต่อเป็นเวลา 5 min ในขั้นตอนต่อไปเติม NR ลงไปบดให้นิ่มเป็นเวลา 5 min และเติมสารเคมีต่างๆ ตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 ที่ทำการผสมแบบ dry blending เป็นเวลาอีก 1 min จนกระทั่งถึงนาที่ที่ 14 เติมฟีนอลิครีซินเป็นลำดับสุดท้าย แล้วทำการบดผสมต่อไปจนค่าทอร์คขึ้นสูงสุดแล้วคงที่ ใช้เวลาในการผสมเป็นเวลา 3 min โดยใช้เวลารวมทั้งสิ้นประมาณ 17 min
4. นำ TPNR คอมโพสิตที่ได้ออกจากเครื่องผสมแบบปิด แล้วนำไปรีดเป็นแผ่นด้วยเครื่องบดสองลูกกลิ้งทันที จากนั้นนำมาตัดเป็นชิ้นเล็กๆ เพื่อความสะดวกในการนำไปขึ้นรูปเป็นแผ่นด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดันต่อไป

ตารางที่ 3.2 สูตรการเตรียม TPNR คอมโพสิต

สารเคมี	ปริมาณ (pphr)
NR	50
PP	50
stearic acid	1
zinc oxide	2.5
Wingstay TM L	0.5
phenolic resin	4
MA-g-PP	1-5
jute fiber	10-40

3.3.3.2 การเตรียม TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 2

เตรียม TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 2 ด้วยเครื่องผสมแบบปิด โดยมีขั้นตอนการเตรียมเช่นเดียวกับข้อที่ 3.3.3.1 (สำหรับขั้นตอนที่ 1, 2 และ 4) แต่ในขั้นตอนของการผสมมีวิธีการเตรียมที่แตกต่างกัน 3 วิธี ดังนี้คือ

(i) วิธีที่ 2-1 ขั้นตอนแรกทำการเติม PP และ MA-g-PP ที่ทำการผสมแบบ dry blending ลงในเครื่องผสมแบบปิดโดยใช้เวลาในการหลอมประมาณ 3 min จากนั้นเติม NR ลงไปบดให้นิ่มเป็นเวลา 4 min เติมสารเคมีต่างๆ ตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 ที่ทำการผสมแบบ dry blending ยกเว้นเส้นใยปอกระเจา เป็นเวลา 1 min จากนั้นเติมฟีนอลิกรีซินแล้วทำการบดผสมต่อไปจนค่าทอร์กขึ้นสูงสุดแล้วคงที่ ใช้เวลาในการผสมเป็นเวลา 3 min และทำการเติมเส้นใยปอกระเจาเป็นลำดับสุดท้ายเป็นเวลา 4 min โดยใช้เวลารวมทั้งสิ้นประมาณ 15 min

(ii) วิธีที่ 2-2 ลำดับของการผสมและเวลาที่ใช้เช่นเดียวกับวิธีที่ 2-1 กล่าวคือ ขั้นตอนแรกทำการเติม PP ร่วมกับ MA-g-PP จากนั้นจึงทำการเติม NR และสารเคมีต่างๆ ตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 แต่สำหรับในขั้นตอนของการทำวัลคาไนซ์ และการผสมเส้นใยปอกระเจาใช้เวลาในการผสมที่แตกต่างกับวิธีที่ 2-1 ดังนี้ เติมฟีนอลิกรีซินแล้วทำการบดผสมต่อไปเป็นเวลา 1 min (โดยไม่ต้องรอจนค่าทอร์กขึ้นสูงสุดแล้วคงที่) และทำการเติมเส้นใยปอกระเจาทันทีเป็นลำดับสุดท้ายเป็นเวลา 3 min โดยใช้เวลารวมทั้งสิ้นประมาณ 12 min

(iii) วิธีที่ 2-3 แยกใส่ MA-g-PP ในขั้นตอนแรก (ไม่ใส่ร่วมกับ PP เช่นเดียวกับวิธีที่ 2-1 และ 2-2) ซึ่งมีขั้นตอนการเตรียมดังต่อไปนี้ ทำการเติม PP ใช้เวลาในการหลอมประมาณ 3 min หลังจากนั้นเติม NR ลงไปบดให้นิ่มเป็นเวลา 4 min เติมสารเคมีต่างๆ ตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 ที่ทำการผสมแบบ dry blending เป็นเวลา 1 min จากนั้นเติมฟีนอลิกรีซินแล้วทำการบดผสมต่อไปเป็นเวลา 0.5 min (โดยไม่ต้องรอจนค่าทอร์กขึ้นสูงสุดแล้วคงที่) เติม MA-g-PP ทันทีเป็นเวลา 0.5 min และทำการเติมเส้นใยปอกระเจาเป็นลำดับสุดท้ายเป็นเวลา 3 min โดยใช้เวลารวมทั้งสิ้นประมาณ 12 min

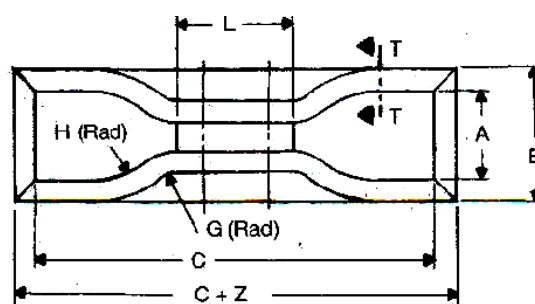
3.3.4 การขึ้นรูปขึ้นทดสอบด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน (compression molding machine)

นำ TPNR และ TPNR คอมโพสิตที่ผ่านการรีดด้วยเครื่องบดสองลูกกลิ้ง นำมาตัดเป็นชิ้นเล็กๆ แล้วขึ้นรูปเป็นแผ่นที่มีขนาด 6×6 in ความหนาเท่ากับ 2.0 mm ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน ที่อุณหภูมิ 170°C เป็นเวลา 7 min ที่ความดัน 300 kg/cm^2 จากนั้นทำการหล่อเย็นที่อุณหภูมิต่ำโดยใช้เครื่องอัดแบบชนิดแรงดันขนาดเล็ก ที่ความดัน 150 kg/cm^2 เป็นเวลา 5 min

3.3.5 การทดสอบสมบัติเชิงกล

3.3.5.1 การทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง (tensile properties testing)

1. นำชิ้นตัวอย่างที่ขึ้นรูปแล้วตัดเป็นชิ้นทดสอบรูปดัมเบลล์ ตามมาตรฐาน ASTM D412 เพื่อทดสอบความทนต่อแรงดึง ซึ่งใช้เครื่องตัดชิ้นทดสอบแบบ Die C ดังรูปที่ 3.1 วัดความหนาของชิ้นทดสอบ 3 ตำแหน่งในช่วงระยะ L หาค่าเฉลี่ยของความหนาที่วัดได้ และวัดความกว้างในช่วงความยาวนี้



รูปที่ 3.1 ชิ้นทดสอบรูปดัมเบลล์ (Die C) สำหรับการทดสอบความทนต่อแรงดึง

2. นำชิ้นทดสอบไปทดสอบความทนต่อแรงดึง โดยใช้ความเร็วในการทดสอบ 50 และ 500 mm/min ตัวอย่างหนึ่งสูตรจะใช้ชิ้นทดสอบ 8 ชิ้น รายงานค่ามอดุลัส (modulus, E) ค่าความเค้น ณ จุดคราก (stress at yield, σ_y) ค่าระยะยืด ณ จุดคราก (strain at yield, ϵ_y) ค่าความเค้น ณ จุดขาด (stress at break, σ_b) หรือค่าความทนต่อแรงดึง (tensile strength) และค่าระยะยืด ณ จุดขาด (elongation at break, ϵ_b) ตามสูตรในการคำนวณ ดังนี้

$$\sigma_b = \frac{F}{A} \quad (3.1)$$

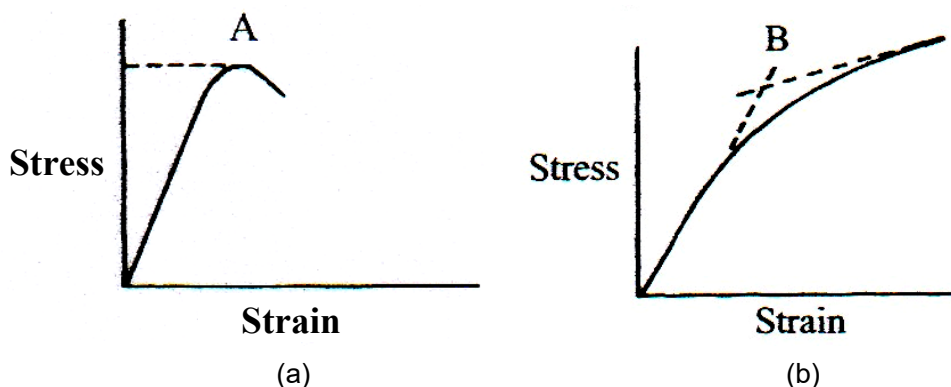
เมื่อ σ_b คือ ค่าความทนต่อแรงดึง มีหน่วยเป็น MPa
 F คือ แรงที่ใช้ในการดึงจนชิ้นทดสอบขาด
 A คือ พื้นที่หน้าตัดของชิ้นทดสอบ

ค่าเปอร์เซ็นต์การยืด ณ จุดขาด ทำการทดสอบเหมือนการทดสอบความทนต่อแรงดึง ค่าที่ได้จะวัดโดยการอ่านระยะที่ชิ้นทดสอบสามารถยืดตัวได้จนขาด รายงานผลเป็นเปอร์เซ็นต์ความสามารถในการยืดตัว ตามสูตรในการคำนวณ ดังนี้

$$\epsilon_b = \left[\frac{L - L_0}{L_0} \right] \times 100 \quad (3.2)$$

- เมื่อ ϵ_b คือ ค่าระยะยืด ณ จุดขาด มีหน่วยเป็น %
 L คือ ระยะที่ขึ้นทดสอบยืดจนขาด มีหน่วยเป็น mm
 L_0 คือ ระยะกำหนดก่อนทำการทดสอบ มีหน่วยเป็น mm

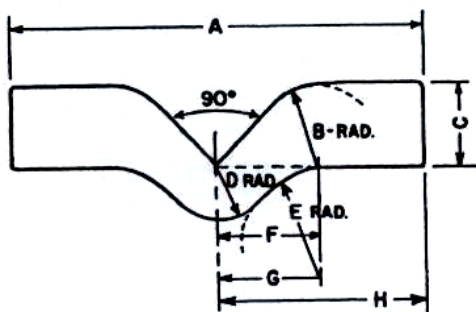
ค่าความเค้น ณ จุดคราก และค่าระยะยืด ณ จุดคราก หาได้จากตำแหน่งที่ขึ้นทดสอบเกิดการเสียหายไปอย่างถาวร (permanent set) กล่าวคือ เป็นตำแหน่งที่ขึ้นทดสอบไม่สามารถกลับคืนสู่รูปร่างหรือความยาวตอนเริ่มต้นได้เมื่อปล่อยแรง จึงทำให้ขึ้นทดสอบเกิดการเปลี่ยนรูปร่างหรือเสียหายไปอย่างถาวร โดยปกติสามารถหาค่า σ_y และ ϵ_y ได้จากตำแหน่งในเส้นกราฟความเค้น-ความเครียด ที่ขึ้นทดสอบเริ่มเกิดการเสียหายไปอย่างถาวรดังแสดงในรูปที่ 3.2(a) ซึ่งค่า σ_y และ ϵ_y คือที่ตำแหน่ง A แต่ในงานวิจัยนี้ไม่สามารถหาค่า σ_y และ ϵ_y ได้โดยตรง เนื่องจากตำแหน่งของจุดครากไม่ชัดเจน จึงต้องหาจากการลากเส้นสัมผัส 2 เส้น มาตัดกัน ดังแสดงในรูปที่ 3.2(b) โดยค่า σ_y และ ϵ_y คือที่ตำแหน่ง B (Ward and Sweeney, 2004)



รูปที่ 3.2 กราฟความเค้น-ความเครียด ที่แสดงจุดครากของพอลิเมอร์ต่างชนิดกัน (Ward and Sweeney, 2004)

3.3.5.2 การทดสอบสมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด (tear resistance testing)

1. ตัดขึ้นทดสอบจากชิ้นตัวอย่างที่ผ่านการขึ้นรูปแล้ว โดยตัดขึ้นทดสอบตามมาตรฐาน ASTM D624 แบบมุม (Die C) ดังรูปที่ 3.3



รูปที่ 3.3 ชิ้นทดสอบแบบมุม (Die C) สำหรับการทดสอบการฉีกขาด

2. วัดความหนาของชิ้นทดสอบ 3 ตำแหน่ง คือ บริเวณมุม 90° ของชิ้นทดสอบ และตามความกว้างของชิ้นทดสอบ หาค่าเฉลี่ยของความหนาที่ได้

3. ทดสอบชิ้นทดสอบด้วยเครื่องทดสอบสมบัติการดึง โดยใช้ความเร็วในการทดสอบ 50 mm/min ดึงชิ้นตัวอย่างจนฉีกขาด ตัวอย่างหนึ่งสูตรจะใช้ชิ้นทดสอบ 8 ชิ้น บันทึกค่าแรงดึงสูงสุดที่ทำให้ชิ้นทดสอบฉีกขาด เพื่อนำมาคำนวณหาค่าความต้านทานต่อการฉีกขาด หรือความทนต่อการฉีกขาด (tear strength) ตามสูตรในการคำนวณ ดังนี้

$$T_s = \frac{F}{d} \quad (3.3)$$

เมื่อ T_s คือ ค่าความทนต่อการฉีกขาด มีหน่วยเป็น N/mm

F คือ ค่าแรงดึงสูงสุด (maximum force) มีหน่วยเป็น N

d คือ ค่าความหนาของชิ้นทดสอบ มีหน่วยเป็น mm

3.3.5.3 การทดสอบสมบัติการต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน (thermal aging properties testing)

1. ตัดชิ้นทดสอบเป็นรูปดัมเบลล์ แบบ Die C ตามมาตรฐาน ASTM D412 เช่นเดียวกับการเตรียมตัวอย่างสำหรับทดสอบความทนต่อแรงดึง

2. ออบชิ้นทดสอบในตู้อบบ่มเร่งแบบเกียร์ ตามมาตรฐาน ASTM D573 เป็นเวลา 7 วัน ที่อุณหภูมิ 70°C เมื่ออบชิ้นทดสอบครบตามเวลาที่กำหนดแล้ว จึงนำชิ้นทดสอบออกจากตู้อบ และเก็บไว้ที่อุณหภูมิห้องเป็นเวลาอย่างน้อย 12 h ก่อนนำไปทดสอบ เพื่อปรับสภาพของชิ้นทดสอบ

3. ดึงชิ้นทดสอบด้วยเครื่องทดสอบสมบัติการดึง โดยใช้ความเร็วในการทดสอบ 50 mm/min ตัวอย่างหนึ่งสูตรจะใช้ชิ้นทดสอบ 8 ชิ้น บันทึกค่าความเค้น ณ จุดขาด และค่าระยะยืด ณ จุดขาด

4. นำค่าความเค้น ณ จุดขาด และค่าระยะยืด ณ จุดขาด ที่ได้หลังการบ่มเร่ง เปรียบเทียบกับค่าความเค้น ณ จุดขาด และค่าระยะยืด ณ จุดขาดก่อนการบ่มเร่งด้วยความร้อน เพื่อหาค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของสมบัติทั้งสองอย่าง ตามสูตรการคำนวณดังนี้

$$P = \left[\frac{A - O}{O} \right] \times 100 \quad (3.4)$$

เมื่อ P คือ ค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงสมบัติของชิ้นทดสอบ

O คือ ค่าของสมบัติก่อนการบ่มเร่ง

A คือ ค่าของสมบัติหลังการบ่มเร่ง

3.3.5.4 การทดสอบสมบัติการยืดถาวร (tension set testing)

1. ตัดชิ้นทดสอบเป็นรูปดัมเบลล์ แบบ Die C ตามมาตรฐาน ASTM D412 เช่นเดียวกับการเตรียมตัวอย่างสำหรับทดสอบความทนต่อแรงดึง

2. ทำเครื่องหมายไว้บนชิ้นทดสอบ โดยขีดเส้นให้ห่างกัน 10 mm (L_0) โดยใช้ความเร็วในการทดสอบ 40 mm/min ให้มีความเครียด (strain) 100% และรักษาความเครียดนี้ไว้เป็นเวลา 10 min เมื่อครบตามเวลาที่กำหนด นำชิ้นทดสอบออกจากเครื่องทดสอบ วางชิ้นทดสอบไว้ 10 min

3. วัดระยะของเครื่องหมายที่ขีดไว้บนชิ้นทดสอบ (L) ตัวอย่างหนึ่งสูตรจะใช้ชิ้นทดสอบ 6 ชิ้น บันทึกค่าที่วัดได้ คำนวณหาค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของความยาวชิ้นทดสอบหรือค่าการยืดถาวร (tension set, %) ตามสูตรการคำนวณดังนี้

$$E = \left[\frac{L - L_0}{L_0} \right] \times 100 \quad (3.5)$$

เมื่อ E คือ ค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของความยาว มีหน่วยเป็น %

L คือ ระยะห่างของเครื่องหมายหลังดึงยืด มีหน่วยเป็น mm

L_0 คือ ระยะห่างของเครื่องหมายก่อนดึงยืด มีหน่วยเป็น mm

3.3.5.5 การทดสอบสมบัติความแข็ง (hardness testing)

1. ทำการทดสอบตามมาตรฐาน ASTM D2240 เป็นการวัดค่าความแข็งแบบ shore A ใช้ชิ้นทดสอบที่มีความหนาอย่างน้อย 6 mm ก่อนการทดสอบทำการปรับเทียบ (calibration) เครื่องวัดความแข็งโดยใช้แท่งเหล็กที่มีรูตรงกลางวางให้ตรงกับหัวเข็มกดของเครื่องทดสอบแล้วปรับค่าที่หน้าปัดเป็นศูนย์

2. นำแท่งเหล็กที่มีค่าความแข็ง 40 shore A วางบนฐานของเครื่องทดสอบ กดหัวกดลงบนแท่งเหล็กที่มีค่าความแข็ง 40 shore A อ่านค่าความแข็ง ค่าที่อ่านได้ควรจะเป็น 40 shore A

3. เมื่อทำการปรับเทียบเรียบร้อยแล้ว นำชิ้นทดสอบวางไว้ให้ตรงกับหัวเข็มกดเลื่อนหัวเข็มกดลงบนชิ้นทดสอบ โดยใช้น้ำหนักกดคงที่ 1 kg กดเป็นเวลา 30 sec ที่ตำแหน่งต่างๆ 5 ตำแหน่ง บันทึกค่าความแข็งของชิ้นทดสอบในแต่ละสูตร และใช้ค่ากลางเป็นความแข็งของชิ้นทดสอบ

3.3.5.6 การทดสอบสมบัติการบวมตัว (swelling testing)

1. ทำการทดสอบการบวมตัวตามมาตรฐาน ASTM D471 โดยตัดชิ้นทดสอบเป็นแผ่นกลมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 8 mm หนาประมาณ 2.0 mm และชั่งน้ำหนักของชิ้นทดสอบ

2. แช่ชิ้นทดสอบในโทลูอีน น้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล ที่อุณหภูมิ 30°C และชั่งน้ำหนักของชิ้นทดสอบทุกๆ 24 h เป็นเวลา 72 h สำหรับโทลูอีน และ 168 h สำหรับน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล

3. คำนวณหาเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของน้ำหนักของชิ้นทดสอบ ตามสูตรการคำนวณ ดังนี้

$$P = \left[\frac{W_s - W_o}{W_o} \right] \times 100 \quad (3.6)$$

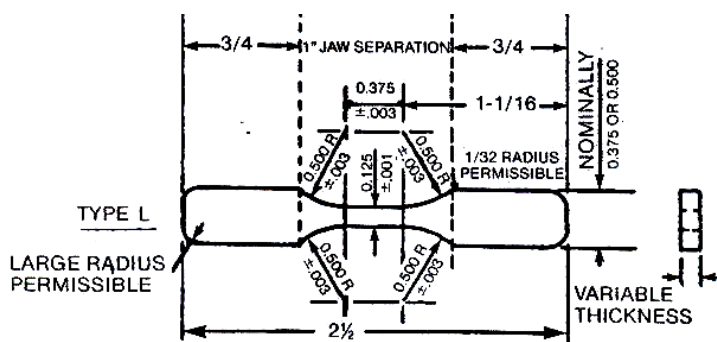
เมื่อ P คือ ค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของน้ำหนัก มีหน่วยเป็น %

W_o คือ น้ำหนักก่อนแช่ในตัวทำละลาย มีหน่วยเป็น g

W_s คือ น้ำหนักหลังแช่ในตัวทำละลาย มีหน่วยเป็น g

3.3.5.7 การทดสอบสมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง (tensile impact properties)

1. ตัดชิ้นตัวอย่างตามมาตรฐาน ASTM D1822-99 ดังรูปที่ 3.4



รูปที่ 3.4 ชิ้นทดสอบสำหรับการทดสอบความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งยึด ชนิด L

2. วัดความหนาและความกว้างของชั้นตัวอย่าง และหาความหนาและความกว้างเฉลี่ยของชั้นทดสอบ ตัวอย่างหนึ่งสูตรจะใช้ชั้นทดสอบจำนวน 8 ชั้น และเลือกใช้หัวค้อนฟาดกระทบขนาด 1.0 J

3. นำชั้นทดสอบยึดติดกับลิ่มยึดที่สามารถเคลื่อนที่อิสระได้ก่อน แล้วยึดชั้นทดสอบอีกข้างให้ยึดติดกับลิ่มยึดข้างที่ไม่สามารถเคลื่อนที่ได้ก่อนฟาดกระทบชั้นทดสอบด้วยหัวค้อน

4. นำค่าความต้านทานที่อ่านได้จากเครื่องทดสอบมาคำนวณค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งตามสมการดังนี้

$$I = \frac{E}{A} \quad (3.7)$$

เมื่อ I คือ ค่าพลังงานที่ชั้นทดสอบดูดซับไว้ มีหน่วยเป็น kJ/m^2

E คือ ค่าพลังงานที่อ่านจากเครื่องทดสอบแรงกระแทก มีหน่วยเป็น J

A คือ พื้นที่หน้าตัดของชั้นทดสอบ มีหน่วยเป็น mm^2

3.3.5.8 การทดสอบความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน (ozone aging properties testing)

1. ตัดชั้นทดสอบเป็นรูปดัมเบลล์ แบบ Die C ตามมาตรฐาน ASTM D412 เช่นเดียวกับการเตรียมตัวอย่างสำหรับทดสอบความทนต่อแรงดิ่ง

2. จากนั้นใช้ที่จับชั้นทดสอบ ดิ่งให้ชั้นทดสอบยืดออก 20% และเก็บชั้นทดสอบที่ดิ่งยืดไว้ 20% ในที่มีดเป็นเวลา 48 h เมื่อครบเวลาที่กำหนดนำชั้นทดสอบเข้าตู้อบโอโซนที่มีความเข้มข้นโอโซน 50 pphm อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h เมื่อครบตามเวลาที่กำหนดแล้ว จึงนำชั้นทดสอบออกจากตู้อบโอโซน และเก็บไว้ที่อุณหภูมิห้องเป็นเวลาอย่างน้อย 12 h ก่อนนำไปทดสอบ เพื่อปรับสภาพของชั้นทดสอบ

3. ดิ่งชั้นทดสอบด้วยเครื่องทดสอบสมบัติการดิ่ง โดยใช้ความเร็วในการทดสอบ 50 mm/min ตัวอย่างหนึ่งสูตรจะใช้ชั้นทดสอบ 6 ชั้น บันทึกค่าความเค้น σ จุดขาด และค่าระยะยืด ϵ จุดขาด

4. นำค่าความเค้น σ จุดขาด และค่าระยะยืด ϵ จุดขาดที่ได้หลังการบ่มเร่ง เปรียบเทียบกับค่าความเค้น σ จุดขาด และค่าระยะยืด ϵ จุดขาดก่อนการบ่มเร่งด้วยโอโซน เพื่อหาค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของสมบัติทั้งสองอย่าง ตามสูตรการคำนวณในสมการที่ 3.4

3.3.5.9 การทดสอบการนำกลับมาใช้ใหม่ (recycling)

1. นำตัวอย่างที่ต้องการทดสอบ ตัดเป็นชิ้นเล็กๆ แล้วนำไปขึ้นรูปเป็นแผ่นที่มีขนาด 6×6 in ความหนาเท่ากับ 2.0 mm โดยทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้งด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน
2. นำชิ้นตัวอย่างที่ผ่านการขึ้นรูปซ้ำแล้วด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน ตัดขึ้นทดสอบรูปดัมเบลล์แบบ Die C ตามมาตรฐาน ASTM D412 เช่นเดียวกับการเตรียมตัวอย่างสำหรับทดสอบความทนต่อแรงดึง
3. ดึงขึ้นทดสอบด้วยเครื่องทดสอบสมบัติการดึง โดยใช้ความเร็วในการทดสอบ 50 mm/min ตัวอย่างหนึ่งสูตรจะใช้ขึ้นทดสอบ 6 ชิ้น บันทึกค่าความเค้น σ จุดขาด และค่าระยะยืด ϵ จุดขาด
4. นำค่าความเค้น σ จุดขาด และค่าระยะยืด ϵ จุดขาดที่ได้หลังการขึ้นรูปซ้ำ เปรียบเทียบกับค่าความเค้น σ จุดขาด และค่าระยะยืด ϵ จุดขาดที่ไม่ได้ผ่านการขึ้นรูปซ้ำ เพื่อหาค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของสมบัติทั้งสองอย่าง ตามสูตรการคำนวณดังนี้

$$P = \left[\frac{A - O}{O} \right] \times 100 \quad (3.8)$$

- เมื่อ P คือ ค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงสมบัติของขึ้นทดสอบ
 O คือ ค่าของสมบัติที่ไม่ได้ผ่านการขึ้นรูปซ้ำ
 A คือ ค่าของสมบัติที่ผ่านการขึ้นรูปซ้ำ

3.3.6 การตรวจสอบหาสมบัติทางความร้อน และปริมาณผลึกของพอลิเมอร์ การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อน และปริมาณผลึกของ PP ด้วยเทคนิคดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งคัลลอริมิเตอร์ (differential scanning calorimeter, DSC)

ทำการวัดจุดหลอมเหลวและปริมาณผลึกของ PP โดยนำ PP ที่เป็นเม็ด ทำการวิเคราะห์ที่สภาวะดังนี้ ช่วงอุณหภูมิการทดสอบตั้งแต่ $30-200^{\circ}\text{C}$ อัตราการเพิ่มของอุณหภูมิเท่ากับ $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ และ $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ และใช้น้ำแข็งเป็นสารทำความเย็น

3.3.7 การวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ (dynamic mechanical thermal analysis, DMTA)

ตัดชิ้นตัวอย่างให้มีความกว้าง 10 mm ยาว 25 mm และหนา 2.0 mm ทำการทดสอบแบบ dual cantilever mode ใช้ความถี่เท่ากับ 1 Hz เปอร์เซนต์การยืด (strain control) เท่ากับ

0.01% ช่วงอุณหภูมิการทดสอบตั้งแต่ $(-100^{\circ}\text{C}) - (+50^{\circ}\text{C})$ และอัตราการเพิ่มอุณหภูมิเท่ากับ $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$

3.3.8 การวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ความร้อน (thermogravimetric analyzer, TGA)

ตัดชิ้นตัวอย่างให้มีความกว้าง 10 mm ยาว 25 mm และหนา 2.0 mm ทำการวิเคราะห์ที่สภาวะดังนี้ ช่วงอุณหภูมิการทดสอบตั้งแต่ $30-600^{\circ}\text{C}$ อัตราการเพิ่มของอุณหภูมิเท่ากับ $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ และทำการทดสอบในสภาวะก๊าซไนโตรเจน

3.3.9 การตรวจสอบความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ผสม

การตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (scanning electron microscopy, SEM)

(i) การเตรียมตัวอย่างเพื่อนำไปตรวจสอบด้วยเครื่อง SEM มีวิธีดังนี้

1. นำชิ้นทดสอบที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดันแล้ว ตัดชิ้นทดสอบขนาดกว้าง 1 cm ยาว 5 cm จากนั้นแช่ชิ้นทดสอบในไนโตรเจนเหลวประมาณ 1 h และทำการหักทันที นำชิ้นทดสอบที่หักแล้วสกัดเอาเฟสของ NR หรือ PP ออก ซึ่งมีขั้นตอนดังต่อไปนี้

1.1 การสกัดเอาเฟส NR ออก โดยแช่ชิ้นทดสอบที่หักแล้วในเบนซีนที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 24 h ก่อนนำไปอบในตู้อบสูญญากาศที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 12 h

1.2 การสกัดเอาเฟส PP ออก โดยแช่ชิ้นทดสอบที่หักแล้วในพาราไซลีนที่อุณหภูมิ 110°C เป็นเวลา 45 min ยกเว้นชิ้นทดสอบที่ไม่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน หลังจากทำการหักแบบเปราะ (freeze fracture) แล้วจะแช่ในพาราไซลีนที่อุณหภูมิ 110°C เป็นเวลา 4 h ก่อนนำไปอบในตู้อบสูญญากาศที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 12 h

2. ตัดตัวอย่างบนแท่งทองเหลือง เคลือบด้วยทอง และนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

(ii) การวัดขนาดของอนุภาค NR มีวิธีดังนี้

1. นำภาพถ่าย SEM (สูตรที่ต้องการวัด) มาขยายให้มีขนาดเท่ากับกระดาษ A4
2. วัดความยาวของสเกลต่างๆ ตามกำลังขยายได้ภาพถ่าย ด้วยเวอร์เนียร์คาลิเปอร์ เพื่อใช้เป็นมาตรฐานในการเปรียบเทียบในขั้นตอนของการคำนวณหาขนาดของเม็ด NR เช่น $1\ \mu\text{m} = 15.46\ \text{mm}$, $2\ \mu\text{m} = 18.72\ \text{mm}$ และ $5\ \mu\text{m} = 23.00\ \text{mm}$ เป็นต้น

3. วัดขนาดของอนุภาค NR ตามเส้นผ่าศูนย์กลาง (โดยเสมือนว่าอนุภาคของเม็ด NR มีลักษณะกลม) ในหน่วย mm จำนวน 100 เม็ด ด้วยเวอร์เนียร์คาลิเปอร์

4. คำนวณหาขนาดของเม็ด NR โดยใช้วิธีการเทียบบัญญัติไตรยางศ์

ตัวอย่างการคำนวณ เช่น

ถ้าขนาดของเม็ดยางที่มีเส้นผ่าศูนย์กลางเท่ากับ 18.72 mm เทียบเท่ากับขนาด 2 μm

ดังนั้น ถ้าขนาดของเม็ดยางที่วัดได้มีเส้นผ่าศูนย์กลางเท่ากับ 10.46 mm จะเทียบเท่า

$$\text{กับขนาด } \frac{2 \times 10.46}{18.72} = 1.12 \mu\text{m}$$

5. บันทึกขนาดของเม็ดยาง (หน่วย μm ที่ได้จากการคำนวณข้างต้น) จำนวน 100 เม็ด และใช้ค่ากลางเป็นขนาดของเม็ดยางในสูตรนั้นๆ

บทที่ 4

ผลการทดลองและวิจารณ์ผลการทดลอง

ผลการทดลองเรื่องการเตรียมและสมบัติเชิงกลของยางคอมโพสิต เตรียมจากยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกผสมเส้นใยปอกระเจา โดยในงานวิจัยนี้ได้แบ่งการทดลองออกเป็น 2 ตอน คือ ตอนที่ 1 กล่าวถึง ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก (TPNR) และตอนที่ 2 กล่าวถึง ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกคอมโพสิต (TPNR composite)

4.1 TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์

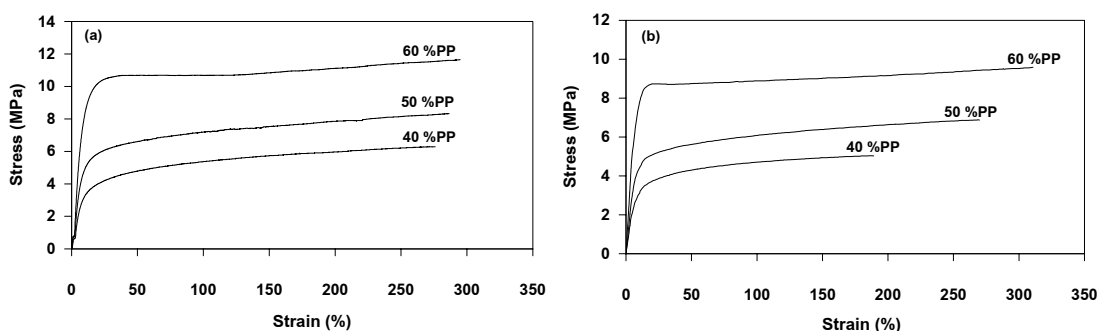
4.1.1 สมบัติเชิงกล

4.1.1.1 สมบัติความทนต่อแรงดึง

กราฟความเค้น-ความเครียด และสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.1 และตารางที่ 4.1 และ 4.2 ตามลำดับ พบว่าค่า E และ σ_b มีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น (ทั้งที่ทดสอบด้วยความเร็ว 50 และ 500 mm/min) สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจาก NR จะมีค่า E และ σ_b ที่ต่ำ เมื่อผสมกับพลาสติกที่มีค่า E และ σ_b สูงกว่า NR จึงทำให้ TPNR ที่ได้มีค่า E และ σ_b เพิ่มสูงขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น สำหรับค่า ϵ_b พบว่ามีแนวโน้มใกล้เคียงกันในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม สำหรับที่ทำการทดสอบด้วยความเร็ว 50 mm/min ในทางตรงกันข้ามที่ทำการทดสอบด้วยความเร็ว 500 mm/min พบว่าค่า ϵ_b มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เนื่องจาก PP บริสุทธิ์ ที่ใช้ในงานวิจัยนี้มีค่า ϵ_b ที่ค่อนข้างสูง ดังแสดงในตารางที่ 4.3 จึงส่งผลให้ TPNR ที่ได้มีค่า ϵ_b เพิ่มสูงขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มมากขึ้น การที่ PP บริสุทธิ์ มีสมบัติความทนต่อแรงดึงที่ค่อนข้างสูง เนื่องจาก PP บริสุทธิ์ที่ใช้ในงานวิจัยนี้มีค่า MFI ค่อนข้างต่ำ เท่ากับ 1.8 g/10 min (ทดสอบที่อุณหภูมิ 230°C ด้วยตุ้มน้ำหนัก 2,160 g) จึงทำให้มีสมบัติความทนต่อแรงดึงที่สูง และจากการตรวจสอบเอกสารงานวิจัยที่เกี่ยวข้องในหลายๆ กลุ่ม (Ismail and Suryadiansyah, 2002a; Oh *et al.*, 2003) พบว่าการเตรียม TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ จะมีค่า E และ σ_b เพิ่มสูงขึ้นแต่จะมีค่า ϵ_b ลดลงเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น สาเหตุที่ผลการทดลองที่ได้มีความแตกต่างกับงานวิจัยนี้ในส่วนของค่า ϵ_b เนื่องจากใช้ PP คนละชนิด โดยจากงานวิจัยของ Ismail และ Suryadiansyah (2002a) ใช้ PP ที่มีค่า MFI เท่ากับ 14 g/10 min (ทดสอบที่อุณหภูมิ 230°C ด้วยตุ้มน้ำหนัก 2,160 g) ซึ่งจะเห็นได้ว่ามีค่า MFI ที่สูงกว่าในงานวิจัยนี้มาก และเมื่อทำการเปรียบเทียบค่า E , σ_b และ ϵ_b ในงานวิจัยนี้กับงานวิจัยของ Ismail และ Suryadiansyah (2002a) พบว่ามีค่า E

และ σ_b น้อยกว่า โดยเฉพาะค่า E ที่มีค่าน้อยกว่ามาก ในทางตรงกันข้ามมีค่า ϵ_b ที่สูงกว่ามากเช่นกัน

จากการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึงได้ใช้ความเร็วในการทดสอบแตกต่างกัน คือที่ความเร็ว 50 และ 500 mm/min พบว่าเมื่อใช้ความเร็วมากขึ้น TPNR ที่ได้มีการเปลี่ยนแปลงของค่า E เพิ่มสูงขึ้นในขณะเดียวกันการเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b มีแนวโน้มลดลงเล็กน้อย แสดงว่าค่า E มีความไว (sensitive) ต่อความเร็วที่ใช้ในการทดสอบมากกว่าค่า σ_b และ ϵ_b เนื่องจากเป็นที่ทราบกันดีว่าพอลิเมอร์มีลักษณะวิสโคอีลาสติก คือ มีความเป็นของแข็ง และของเหลวอยู่ด้วยกัน ดังนั้นจากการทดสอบเมื่อเพิ่มอัตราเร็วในการดึง จะส่งผลให้สายโซ่โมเลกุลสามารถเคลื่อนไหวได้อย่างจำกัด จึงทำให้ส่วนที่มีความเป็นของแข็งคล้ายสปริงตอบสนองต่อแรงที่กระทำอย่างรวดเร็ว จึงทำให้พอลิเมอร์มีมอดุลัสสูงขึ้น โดยสมบัติความทนต่อแรงดึงของอีลาสโตเมอร์ และพอลิเมอร์ออสถฐานนั้น จะขึ้นอยู่กับอัตราเร็วในการดึง และอุณหภูมิที่ทำการทดสอบ โดยตัวแปรทั้งสองจะมีความสัมพันธ์แบบแปรผกผัน ตัวอย่างเช่น พอลิเมอร์ที่แสดงพฤติกรรมการแตกแบบเหนียวนี้สามารถเปลี่ยนแปลงเป็นการแตกแบบเปราะได้ ถ้าทำการทดสอบด้วยอัตราเร็วในการดึงที่สูงขึ้น หรือที่อุณหภูมิที่ต่ำลง (Ward and Sweeney, 2004)



รูปที่ 4.1 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็วต่างกัน: (a) 50 mm/min และ (b) 500 mm/min

ตารางที่ 4.1 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

PP content (wt%)	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
40	36.94 ± 8.09	3.26 ± 0.4	9.02 ± 1.47	5.34 ± 0.59	279 ± 25
50	69.26 ± 6.25	3.62 ± 0.12	9.88 ± 0.53	5.42 ± 0.63	283 ± 38
60	90.66 ± 5.69	9.30 ± 0.32	10.28 ± 0.47	10.94 ± 1.07	293 ± 76

ตารางที่ 4.2 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 500 mm/min

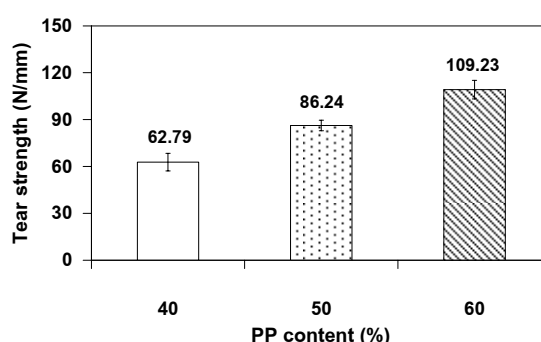
PP content (wt%)	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
40	42.10 ± 7.33	3.35 ± 0.68	7.43 ± 0.58	4.94 ± 0.64	196 ± 38
50	74.40 ± 3.27	4.71 ± 0.43	6.61 ± 1.12	6.45 ± 0.50	271 ± 63
60	112.37 ± 9.20	8.08 ± 0.74	7.21 ± 0.13	9.58 ± 0.45	290 ± 84

ตารางที่ 4.3 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ PP บริสุทธิ์ และทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

Material	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
PP	114.50 ± 28.46	25.65 ± 4.25	27.11 ± 3.51	28.02 ± 5.66	763 ± 126

4.1.1.2 สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด

ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.2 พบว่าผลการทดลองสอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง กล่าวคือ ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR มีค่าสูงขึ้น เมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ เนื่องจากโดยธรรมชาติ NR มีความต้านทานต่อการฉีกขาดต่ำกว่า PP เพราะ PP สามารถตกผลึกได้ ดังนั้นการเพิ่มปริมาณ PP มากขึ้น ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ที่ได้จึงเพิ่มขึ้น



รูปที่ 4.2 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ

4.1.1.3 สมบัติความต้านทานต่อการบ่มแรงด้วยความร้อน

การทดสอบความต้านทานต่อการบ่มแรงด้วยความร้อน โดยการหาค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR หลังจากผ่านการบ่มแรงด้วยความร้อน แล้วนำค่าที่ได้เปรียบเทียบกับค่าดังกล่าว

ของ TPNR ที่ยังไม่ผ่านการบ่มเร่ง เพื่อหาค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ซึ่งจะช่วยให้ทราบถึงความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนของ TPNR กล่าวคือ ถ้าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงมีค่าน้อย แสดงว่า TPNR ชนิดนั้นมีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนสูง

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ แสดงในตารางที่ 4.4 พบว่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนมีค่าเป็นลบในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม ซึ่งการที่ค่า σ_b และ ϵ_b เป็นลบ นั้นหมายความว่า สมบัติที่ได้ดังกล่าว หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนมีค่าลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ที่ยังไม่ผ่านการบ่มเร่ง สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจาก โดยธรรมชาติ NR มีพันธะคู่ภายในสายโซ่โมเลกุลอยู่มาก ดังนั้น NR จึงว่องไวต่อการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีกับออกซิเจน ซึ่งทำให้ได้พันธะที่มีพลังงานต่ำ (C-O และ O-O) (บุญธรรม, 2530) ดังนั้นเมื่อนำมาผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน จึงทำให้ NR เกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุล (chain scission) ได้ง่าย เนื่องจากการบ่มเร่งด้วยความร้อนจะเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชัน (thermal oxidation) ขึ้น ซึ่งผลของปฏิกิริยานี้ จะทำให้ NR เกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุล อีกทั้งยังทำให้ความเป็นอีลาสติกของ TPNR ลดลง

เมื่อพิจารณาผลของการแปรปริมาณ PP จะเห็นได้ว่า เมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR มีค่าลดลง เนื่องจาก PP มีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนดีกว่า NR (เพราะไม่มีพันธะคู่) ดังนั้นเมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น จึงทำให้ TPNR มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ลดลง

ตารางที่ 4.4 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่ อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h

PP content (wt%)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
40	5.34	3.79	-47.75	279	116	-58.42
50	5.42	3.59	-33.76	283	206	-27.21
60	10.94	8.30	-24.13	293	223	-23.89

4.1.1.4 สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน

ในการทดสอบความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน จะทำการทดสอบเช่นเดียวกับการทดสอบความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน กล่าวคือ เป็นการหาค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซน แล้วนำค่าที่ได้เปรียบเทียบกับค่าดังกล่าวของ TPNR ที่ยังไม่ผ่านการบ่มเร่ง เพื่อหาค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ซึ่งจะทำให้ทราบถึงความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนของ TPNR กล่าวคือ ถ้าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงมีค่าน้อย แสดงว่า TPNR ชนิดนั้นมีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนสูง

อนึ่ง โอโซนจะทำปฏิกิริยากับยางที่ยืดเท่านั้น และการยืดจะต้องยืดเกินค่าๆ หนึ่ง โอโซนจึงจะเริ่มทำปฏิกิริยา ระยะยืดดังกล่าวเรียกว่า Threshold strain (บุญธรรม และปรีชา, 2534) ดังนั้นก่อนจะนำชิ้นตัวอย่างไปอบในตู้อบโอโซน จะต้องดึงยืดชิ้นตัวอย่างก่อน เพราะโอโซนจะทำปฏิกิริยากับยางที่ถูกดึงยืดได้ง่ายกว่ายางที่ไม่ถูกดึงยืด

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ แสดงในตารางที่ 4.5 จากผลการทดลองพบว่า ให้ผลที่สอดคล้องกับผลของการทดสอบความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน กล่าวคือ เมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR มีค่าลดลง เนื่องจาก PP มีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนดีกว่า NR (เพราะไม่มีพันธะคู่) ดังนั้นเมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น จึงทำให้ TPNR มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ลดลง จากที่ได้กล่าวมาแล้วว่า NR มีพันธะคู่อยู่ในโครงสร้าง เมื่อต้องอยู่ในสภาวะที่มีโอโซน จะทำให้พันธะคู่แตกและสายโซ่โมเลกุลขาด ดังนั้นเมื่อนำ TPNR มาทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึงหลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนจึงทำให้มีค่า σ_b และ ϵ_b ลดลง

ตารางที่ 4.5 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h

PP content (wt%)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
40	5.34	2.58	-51.69	279	165	-40.86
50	5.42	3.75	-43.53	283	143	-37.00
60	10.94	6.46	-40.95	293	183	-37.54

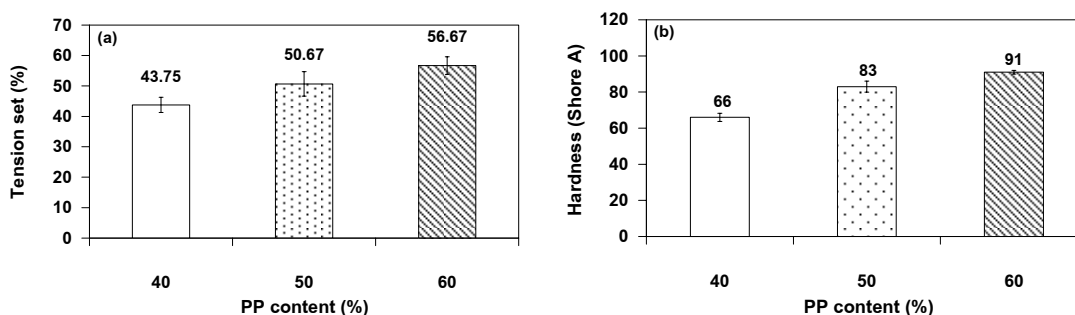
4.1.2 สมบัติทางกายภาพ

4.1.2.1 สมบัติการยืดถาวร

การทดสอบการยืดถาวรเป็นการวัดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างหลังจากปล่อยแรงที่กระทำใ้ยางหรืออีลาสโตเมอร์มีการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง เพื่อประเมินความสามารถในการคืนสู่รูปร่างเดิมของยางหรืออีลาสโตเมอร์นั้นๆ ค่าการยืดถาวรของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.3a พบว่าเมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น ค่าการยืดถาวรของ TPNR มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากการเพิ่มสัดส่วนของ PP จะทำให้ความเป็นอีลาสติกของ TPNR ลดลง นั่นแสดงว่า TPNR สามารถกลับคืนสู่รูปร่างและขนาดเดิมได้น้อยลง นอกจากนี้จากผลการทดลองจะเห็นได้ว่าค่าการยืดถาวรของ TPNR มีค่าค่อนข้างสูงในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม เนื่องจากยางยังไมวัลคาไนซ์ จึงทำให้การคืนสู่รูปร่างและขนาดเดิมของ TPNR มีค่าสูง

4.1.2.2 สมบัติความแข็ง

ค่าความแข็งของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.3b พบว่าเมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น ค่าความแข็งของ TPNR มีแนวโน้มสูงขึ้น เนื่องจากผลจากสมบัติของ PP กล่าวคือ โดยทั่วไปแล้ว PP มีโครงสร้างที่มีความแข็งสูงกว่า NR ดังนั้นเมื่อเติม PP ในอัตราส่วนที่เพิ่มขึ้น ก็ย่อมทำให้ TPNR ที่ได้มีค่าความแข็งเพิ่มขึ้นตามลำดับ โดยค่าความแข็งของ TPNR ที่เตรียมได้มีความแข็งอยู่ในช่วง 65 – 91 Shore A



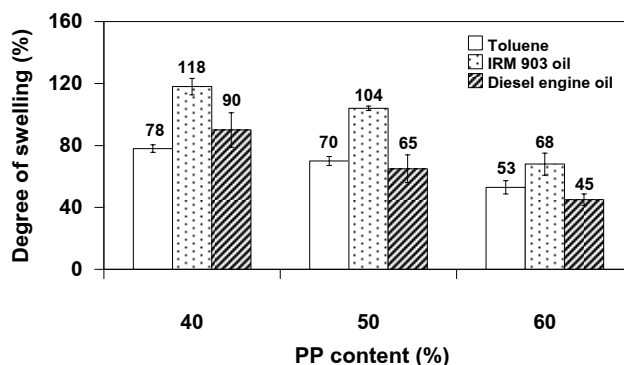
รูปที่ 4.3 สมบัติทางกายภาพของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ: (a) ค่าการยืดถาวร และ (b) ค่าความแข็ง

4.1.2.3 สมบัติการบวมตัว

การทดสอบการบวมตัวของ TPNR ในงานวิจัยนี้ เลือกใช้ตัวทำละลาย 3 ชนิดคือ โทลูอีน น้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล สาเหตุที่เลือกใช้ตัวทำละลายทั้ง 3 ชนิดนี้ เนื่องจากโทลูอีนเป็นตัวทำละลายที่ดีของ NR เพราะ NR สามารถละลายในโทลูอีนได้ เช่นเดียวกับน้ำมันที่ NR สามารถทนต่อน้ำมันได้ต่ำ แต่เพื่อให้เห็นความแตกต่างของการบวมตัวในน้ำมัน

จึงเลือกใช้น้ำมัน 2 ประเภท ได้แก่ น้ำมันที่ได้จากแร่ (mineral oil) คือน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันที่ได้จากการสังเคราะห์ (synthetic oil) คือน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล จากนั้นหาค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชั้นทดสอบ ถ้าหากมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงสูง แสดงว่า TPNR ชนิดนั้นไม่ทนต่อการบวมตัว

เปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.4 จากผลการทดลอง พบว่าเมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ในโพลูอื่น มีแนวโน้มลดลง แสดงว่า NR ทนต่อโพลูอื่นได้น้อยกว่า PP ทั้งนี้เนื่องจากค่าความสามารถในการละลาย (solubility parameter) ของ NR มีค่าใกล้เคียงกับโพลูอื่นมากกว่า PP กล่าวคือ NR, PP และโพลูอื่น มีค่าความสามารถในการละลายเท่ากับ 18.85, 16.60 และ 18.20 $(\text{J}/\text{cm}^3)^{1/2}$ ที่อุณหภูมิ 25°C (Naskar, 2004; www.taminco.com, 2551) ตามลำดับ จะเห็นได้ว่า NR มีค่าดังกล่าวใกล้เคียงกับโพลูอื่นมากกว่า PP และเมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์การบวมตัวในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล พบว่า TPNR ที่แช่ในน้ำมัน IRM 903 มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวสูงกว่าในน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซลในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากน้ำมัน IRM 903 มีค่าความหนืดน้อยกว่าน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซลค่อนข้างมาก ดังนั้นจึงทำให้โมเลกุลของน้ำมัน IRM 903 สามารถแทรกเข้าไปในช่องว่างระหว่างโมเลกุลของพอลิเมอร์ได้ง่ายกว่าน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล นอกจากนี้ยังขึ้นอยู่กับความเป็นขั้วของน้ำมันทั้งสองชนิดด้วย กล่าวคือ จากที่ได้กล่าวมาแล้วว่าน้ำมัน IRM 903 เป็น mineral oil ซึ่งจะประกอบด้วยสารประกอบไฮโดรคาร์บอน 3 ชนิดคือ พาราฟินิก (paraffinic, C_p) แนฟเทอนิก (naphthenic, C_N) และอะโรมาติก (aromatic, C_A) (Maria, 2006) แสดงว่าน้ำมัน IRM 903 เป็นน้ำมันที่ไม่มีขั้ว ในทางตรงกันข้ามน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซลจะมีความเป็นขั้วจากพอลิอัลคิลีน ไกลคอล (polyalkylene glycol, PAG) ซึ่งเป็นส่วนประกอบ ด้วยเหตุนี้ทำให้ TPNR ทนต่อการบวมตัวในน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซลได้มากกว่า ดังนั้นจึงทำให้มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวน้อยกว่า และเมื่อพิจารณาในอัตราส่วนของ PP พบว่าเมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล มีแนวโน้มลดลงเช่นเดียวกับในโพลูอื่น ทั้งนี้เนื่องจาก NR สามารถทนต่อน้ำมันเกือบทุกชนิดได้ดีมาก และมีความทนต่อน้ำมันได้น้อยกว่า PP ดังนั้นเมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น จึงทำให้ TPNR ที่ได้มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวในน้ำมันทั้ง 2 ชนิดลดลง

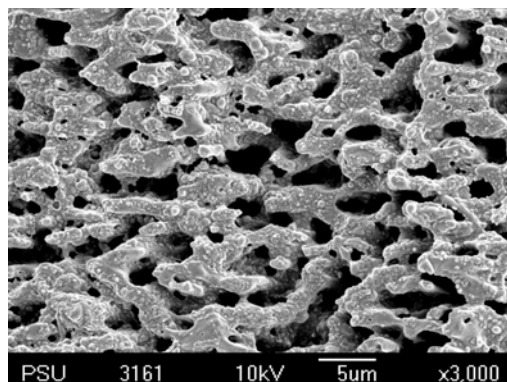


รูปที่ 4.4 เปอร์เซนต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ เมื่อแช่ในโทลูอีน เป็นเวลา 72 h ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล เป็นเวลา 168 h ที่อุณหภูมิ 30°C ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ

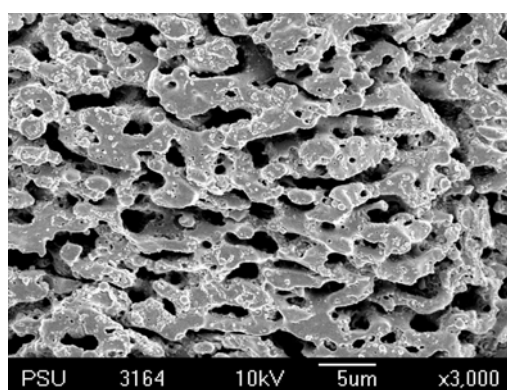
4.1.3 สัณฐานวิทยา

การเตรียมยางเทอร์โมพลาสติกชนิดยางไมวัลคาไนซ์หรือเทอร์โมพลาสติกพอลิโอเลฟิน (thermoplastic polyolefin, TPO) สัณฐานวิทยาที่ได้จะเป็นแบบระบบสองเฟส คือ มีเฟสของเทอร์โมพลาสติกพอลิโอเลฟิน และเฟสของยาง (โดยที่ยางไม่มีการวัลคาไนซ์) โดยสัณฐานวิทยาของ TPO ที่ได้ มีโครงสร้างแบบเฟสต่อเนื่องร่วม (co-continuous phase)

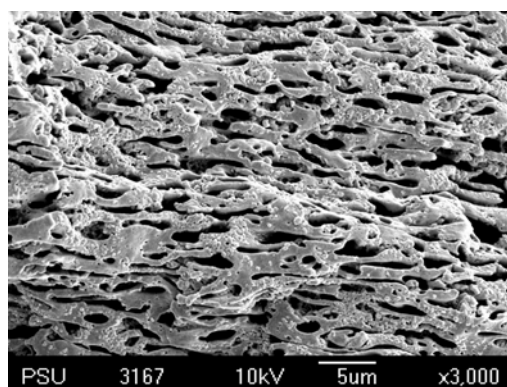
รูปที่ 4.5 แสดงลักษณะสัณฐานวิทยาของ TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ ซึ่งชิ้นตัวอย่างที่นำมาทดสอบได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ (freeze fracture surface) ที่แช่ในไนโตรเจนเหลว จากนั้นนำชิ้นตัวอย่างสกัดเอาเฟสของยางออกด้วยเบนซีน และนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด พบว่าเฟสของยางที่ถูกสกัดออกมีลักษณะเป็นโพรง (cavitation) และขนาดของโพรงจะมีขนาดตามปริมาณของ NR กล่าวคือ TPNR ที่ใช้อัตราส่วนของ NR มาก (ในงานวิจัยนี้ คือ ที่อัตราส่วน 60% NR) ลักษณะสัณฐานวิทยาที่ได้โพรงจะมีขนาดใหญ่ ในทางตรงข้าม TPNR ที่ใช้อัตราส่วนของ NR น้อย (ในงานวิจัยนี้ คือ ที่อัตราส่วน 40% NR) ลักษณะสัณฐานวิทยาที่ได้โพรงจะมีขนาดเล็ก ดังรูปที่ 4.5 ซึ่งจะเห็นได้ว่า PP มีลักษณะเป็นเฟสต่อเนื่อง (continuous phase) ในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม สำหรับในรูปที่ 4.6 เป็นชิ้นตัวอย่างที่ได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะเช่นเดียวกับรูปที่ 4.5 แต่ทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน พบว่าเฟสของ PP ที่ถูกสกัดออกมีลักษณะเป็นโพรงเช่นเดียวกันกับของเฟสยางที่ถูกสกัดออก และจากรูปจะเห็นได้เฟสของยางมีลักษณะเป็นเฟสต่อเนื่องในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม นั้นแสดงให้เห็นว่า TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ ที่เตรียมได้นี้มีลักษณะสัณฐานวิทยาเป็นแบบเฟสต่อเนื่องร่วม



(a)

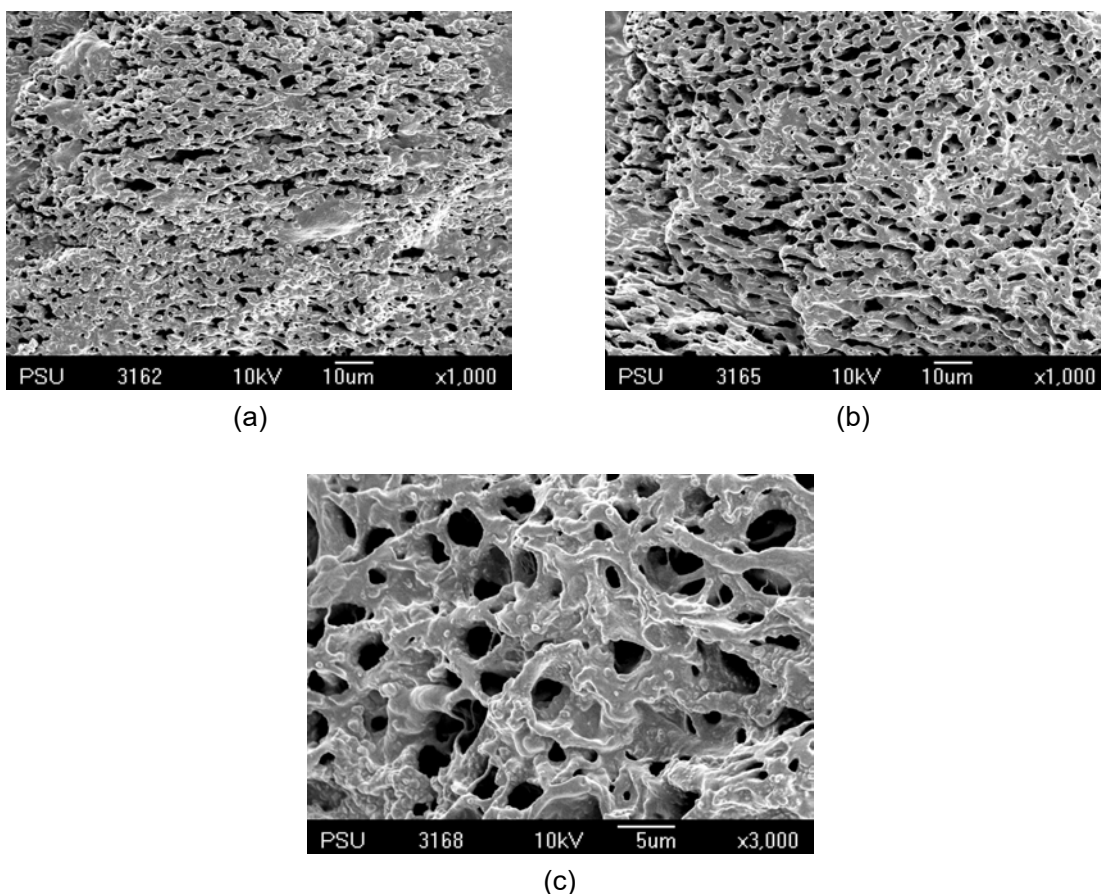


(b)



(c)

รูปที่ 4.5 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของยางออกด้วยเบนซีน: (a) 40% PP, (b) 50% PP และ (c) 60% PP



รูปที่ 4.6 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) 40% PP, (b) 50% PP และ (c) 60% PP

จากผลการทดลองที่ทำการศึกษาอิทธิพลของปริมาณ PP ที่ใช้ในการเตรียม TPNR ชนิดยางไม้วัลคาไนซ์ สามารถสรุปได้ว่า อัตราส่วนของการผสมที่ 50% PP เป็นอัตราส่วนที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษาและพัฒนาต่อไป เนื่องจากอัตราส่วนของการผสมที่ 50% PP ให้สมบัติเชิงกล เช่น สมบัติความทนต่อแรงดึง สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนและโอโซน และสมบัติทางกายภาพ เช่น สมบัติการบวมตัวที่ดีกว่าที่อัตราส่วน 40% PP ถึงแม้ว่าที่อัตราส่วน 40% PP จะให้สมบัติการยืดถาวรและสมบัติความแข็งที่ดีกว่าเนื่องจากที่อัตราส่วนดังกล่าวใช้ปริมาณ PP ในสัดส่วนที่น้อยจึงทำให้มีสมบัติความเป็นยางที่ดี สำหรับที่อัตราส่วน 60% PP ไม่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษาและพัฒนาต่อไป เนื่องจากเป็นสัดส่วนที่ใช้ปริมาณ PP มากเกินไป จึงทำให้ความเป็นยางหรืออิลาสติคของ TPNR ลดลง ถึงแม้ว่าจะให้สมบัติบางสมบัติที่ดีกว่าที่อัตราส่วน 50% PP ก็ตาม ดังนั้นที่อัตราส่วน 50% PP จึงเป็นอัตราส่วนที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษา และพัฒนาในหัวข้อต่อไป

4.2 TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์

การเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ จะแบ่งการศึกษาออกเป็น 3 ปัจจัย คือ อิทธิพลของปริมาณ PP อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ และอิทธิพลของปริมาณฟีนอลิกเรซิน ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล สมบัติทางกายภาพ และลักษณะสัณฐานวิทยาของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ดังนี้

4.2.1 อิทธิพลของปริมาณ PP

ทำการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP และ NR เท่ากับ 40/60 – 60/40 (PP/NR) โดยน้ำหนัก และใช้ฟีนอลิกเรซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ตามสูตรการเตรียมในตารางที่ 3.1 ผลการทดสอบที่ได้แบ่งออกเป็น 3 ส่วนดังนี้

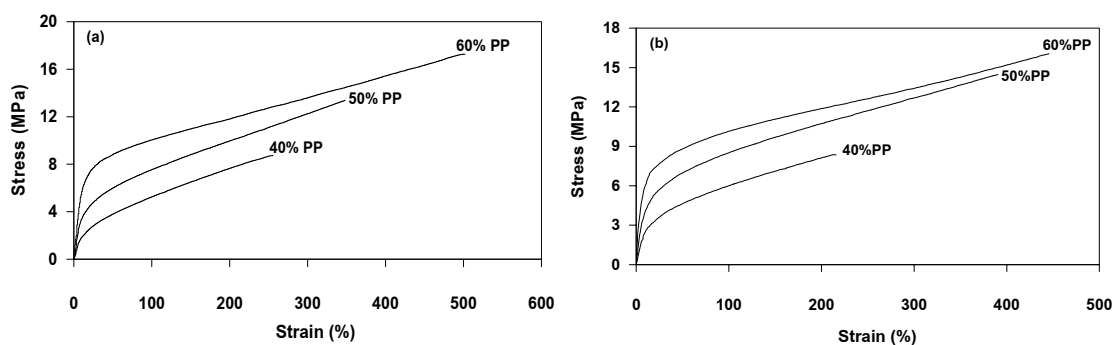
4.2.1.1 สมบัติเชิงกล

(i) สมบัติความทนต่อแรงดึง

กราฟความเค้น-ความเครียด และสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกเรซิน แสดงในรูปที่ 4.7 และตารางที่ 4.6 และ 4.7 ตามลำดับ จากผลการทดลองพบว่า ค่า E , σ_b และ ϵ_b มีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจาก NR จะมีค่า E และ σ_b ที่ต่ำ เมื่อผสมกับพลาสติกที่มีค่า E และ σ_b ที่สูงกว่า NR จึงทำให้ TPNR ที่ได้มีค่า E และ σ_b เพิ่มสูงขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น (Soares *et al.*, 2007) สำหรับค่า ϵ_b จะเห็นได้ว่ามีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เช่นเดียวกับค่า E และ σ_b จากที่ได้กล่าวมาแล้วว่า PP บริสุทธิ์ที่ใช้ในงานวิจัยนี้มีค่า ϵ_b ที่ค่อนข้างสูง (ตารางที่ 4.3) อีกทั้งยังมีค่าใกล้เคียงกับค่า ϵ_b ของยางคอมปาวด์ด้วยฟีนอลิกเรซิน ดังแสดงในตารางที่ 4.8 ถึงแม้ว่าจะเป็นพลาสติกก็ตาม ด้วยเหตุนี้จึงส่งผลให้ TPNR ที่ได้มีค่า ϵ_b เพิ่มสูงขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น

เมื่อพิจารณาสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกเรซินกับ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ดังแสดงในตารางที่ 4.1 และ 4.2 จะเห็นได้ว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกเรซินมีสมบัติความทนต่อแรงดึงสูงกว่า TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม ซึ่งเป็นผลมาจากกระบวนการไดนามิกวัลคาไนเซชัน เนื่องจากกระบวนการนี้ทำให้เกิดการเชื่อมโยงโมเลกุลขึ้นในระหว่างการผสม ดังนั้นจึงทำให้ TPNR ที่ได้มีสมบัติความทนต่อแรงดึงที่สูงขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ นอกจากนี้เมื่อทำการเปรียบเทียบกับงานวิจัยของ Nakason และคณะ (2008) ที่ทำการเตรียม TPV ระหว่าง ENR กับ PP ที่อัตราส่วน 60/40 (ENR/PP) โดยน้ำหนัก ใช้ฟีนอลิกเรซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล และสแตนเนียสคลอไรด์เป็นตัวเร่งปฏิกิริยา พบว่ามีค่า σ_b ประมาณ 9.5 MPa

(ทดสอบที่ความเร็ว 500 mm/min) ซึ่งมีค่าที่ใกล้เคียงกับในงานวิจัยนี้ ดังแสดงในตารางที่ 4.7 โดยในงานวิจัยของนักวิจัยกลุ่มนี้ ใช้สแตนเลสสตีลโรตเป็นตัวเร่งปฏิกิริยา แต่ในงานวิจัยนี้ไม่ได้ใช้สแตนเลสสตีลโรต นั้นแสดงให้เห็นว่า การเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ในงานวิจัยนี้ ให้ผลการทดสอบสมบัติดังกล่าวที่ดีถึงแม้จะไม่ได้เติมสแตนเลสสตีลโรต



รูปที่ 4.7 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็วต่างกัน: (a) 50 mm/min และ (b) 500 mm/min

ตารางที่ 4.6 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

PP content (wt%)	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
40	18.82 ± 1.57	2.06 ± 0.13	10.97 ± 0.92	7.73 ± 0.74	255 ± 40
50	36.04 ± 2.40	3.81 ± 0.08	10.61 ± 0.92	14.64 ± 0.53	397 ± 31
60	59.06 ± 7.50	6.55 ± 0.43	11.24 ± 1.55	17.54 ± 0.51	506 ± 32

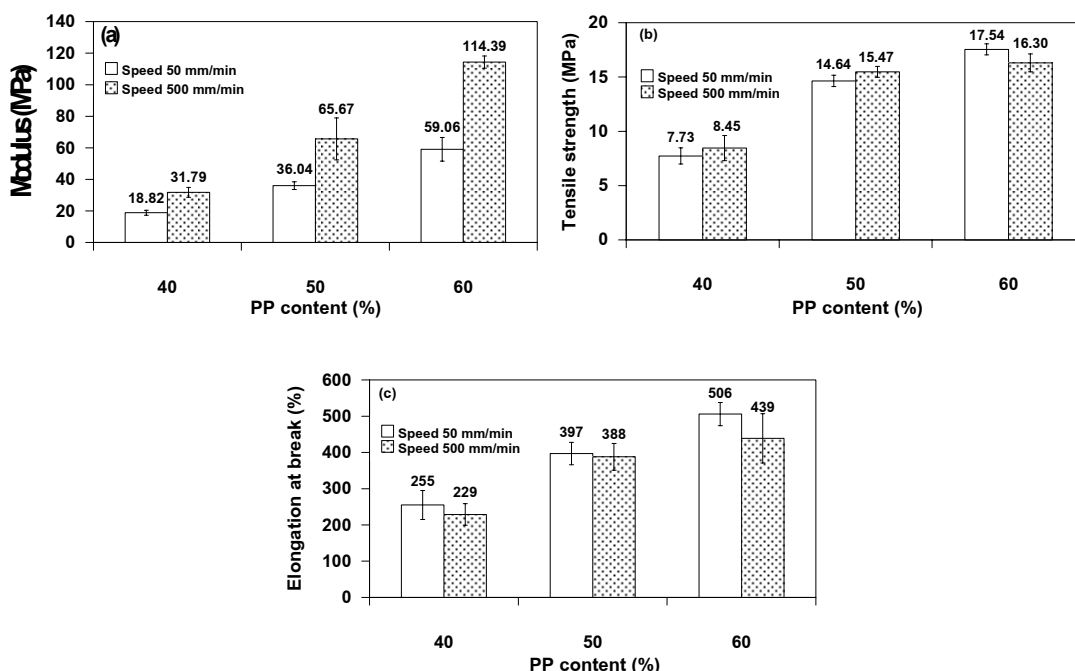
ตารางที่ 4.7 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 500 mm/min

PP content (wt%)	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
40	31.79 ± 3.14	2.62 ± 0.33	8.26 ± 0.87	8.45 ± 1.16	229 ± 30
50	65.67 ± 13.34	4.66 ± 0.32	7.27 ± 1.30	15.47 ± 0.50	388 ± 37
60	114.39 ± 3.86	6.91 ± 0.63	6.66 ± 2.76	16.30 ± 0.83	439 ± 68

ตารางที่ 4.8 สมบัติความทนต่อแรงดึงของยางคอมปาวด์ด้วยฟีนอลิกรีซิน และทดสอบที่ความเร็ว 500 mm/min

Material	E@100% (MPa)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
NR compound-Phenolic	7.62 ± 0.99	12.82 ± 1.58	827 ± 45

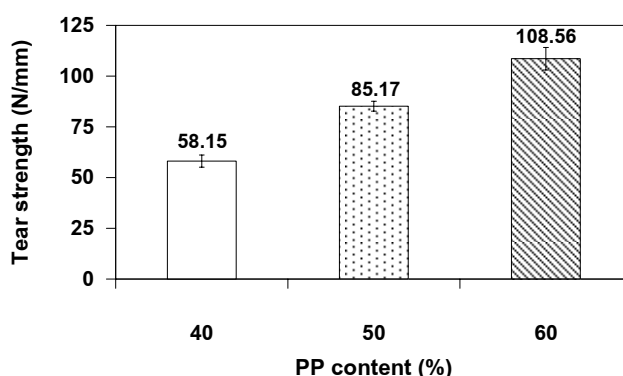
รูปที่ 4.8a, 4.8b และ 4.8c แสดงค่า E, σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน ที่ทำการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึงที่ความเร็ว 50 และ 500 mm/min ตามลำดับ พบว่าเมื่อใช้ความเร็วในการทดสอบเพิ่มขึ้น TPNR ที่ได้มีการเปลี่ยนแปลงของค่า E มีแนวโน้มสูงขึ้น สำหรับการเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b มีแนวโน้มใกล้เคียงกันเมื่อใช้ความเร็วในการทดสอบเพิ่มขึ้น นอกจากนี้จะเห็นได้ว่าการเปลี่ยนแปลงของค่า E ของ TPNR มีการเปลี่ยนแปลงค่อนข้างมากกว่าค่า σ_b และ ϵ_b นั้นแสดงว่าความเร็วที่ใช้ในการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึงมีผลต่อค่า E เท่านั้น สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากที่ได้กล่าวมาแล้วว่าเมื่อเพิ่มอัตราเร็วในการดึง จะส่งผลให้สายโซ่โมเลกุลสามารถเคลื่อนไหวได้อย่างจำกัด จึงทำให้ส่วนที่เป็นของแข็งคล้ายสปริงตอบสนองต่อแรงที่กระทำอย่างรวดเร็ว จึงทำให้พอลิเมอร์มีมอดุลัสสูงขึ้น



รูปที่ 4.8 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ: (a) ค่า E, (b) ค่า σ_b และ (c) ค่า ϵ_b

(ii) สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด

ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน แสดงในรูปที่ 4.9 พบว่าผลการทดลองสอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง กล่าวคือ ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR มีค่าสูงขึ้น เมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เนื่องจาก PP มีความต้านทานต่อการฉีกขาดสูงกว่า NR และโดยโครงสร้างมีความแข็งแรงสูงกว่า ดังนั้นการเพิ่มปริมาณ PP มากขึ้น จึงทำให้ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR มีค่าสูงขึ้น และเมื่อพิจารณาค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วย ฟีนอลิครีซิน กับ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ (รูปที่ 4.2) ในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม พบว่ามีค่าค่อนข้างใกล้เคียงกัน นั่นแสดงว่าการทำวัลคาไนซ์ยาง ไม่มีผลต่อสมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR



รูปที่ 4.9 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินที่ อัตราส่วนของการผสมต่างๆ

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วย ฟีนอลิครีซินหลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน แสดงในตารางที่ 4.9 พบว่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนมีค่าเป็นบวก ในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม นั่นหมายความว่า TPNR มีค่า σ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับค่าดังกล่าวก่อนการบ่มเร่ง สำหรับค่า ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนมีค่าลดลง (เป็นลบ) ในบางอัตราส่วน เมื่อเปรียบเทียบกับค่าดังกล่าวก่อนการบ่มเร่ง ซึ่งการที่ค่าเป็นบวกหรือเป็นลบนั้น เนื่องจากในขั้นตอนการบ่มเร่งด้วยความร้อนของยางชนิดต่างๆ นั้น จะเกิดปรากฏการณ์ 2 อย่างพร้อมกัน คือ เกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุล และเกิดการเชื่อมโยง (crosslinking) ขึ้นระหว่างสายโซ่โมเลกุล ดังนั้นการที่ TPNR หลังจากผ่านการบ่มเร่ง

ด้วยความร้อนมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b เป็นบวกนั้นแสดงว่าเกิดการเชื่อมโยงมากกว่าการขาดของสายโซ่โมเลกุล ในระหว่างการบ่มเร่ง

เมื่อพิจารณาอิทธิพลของการแปรปริมาณ PP พบว่า เมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนมีค่าลดลง นั้นแสดงว่า PP สามารถทนต่อความร้อนได้ดีกว่า NR ถึงแม้ว่าจะทำการวัลคาไนซ์อย่างแล้วก็ตาม

ตารางที่ 4.9 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ด้วย ฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน ที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h

PP content (wt%)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
40	7.73	13.62	+76.20	255	320	+25.49
50	14.64	20.64	+40.98	397	356	-10.33
60	17.54	21.84	+24.52	506	464	-8.30

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ด้วยฟีนอลิครีซิน หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซน แสดงในตารางที่ 4.10 พบว่า ค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนแล้ว มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงโดยรวมเป็นบวก ยกเว้นอัตราส่วนที่ 40% PP จะมีค่า σ_b เป็นลบ นั้นแสดงว่า TPNR อาจเกิดการเชื่อมโยงมากกว่าการขาดของสายโซ่โมเลกุล ซึ่งจากผลการทดลอง จะเห็นได้ว่าในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงที่ค่อนข้างน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ในตารางที่ 4.5 นั้นแสดงว่า TPNR ที่มีการวัลคาไนซ์ยาง สามารถปรับปรุงสมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนดีขึ้น กล่าวคือสามารถทนต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนได้มากขึ้น

เมื่อพิจารณาอิทธิพลของการแปรปริมาณ PP พบว่า เมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนมีค่าลดลง เนื่องจาก PP สามารถทนต่อโอโซนได้ดีกว่า NR จึงทำให้มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงลดลง

ตารางที่ 4.10 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ด้วยฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วย โอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h

PP content (wt%)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
40	7.73	6.85	-11.38	255	288	+12.94
50	14.64	14.75	+0.75	397	444	+11.84
60	17.54	17.98	+2.51	506	525	+3.75

4.1.2.2 สมบัติทางกายภาพ

(i) สมบัติการยืดถาวร

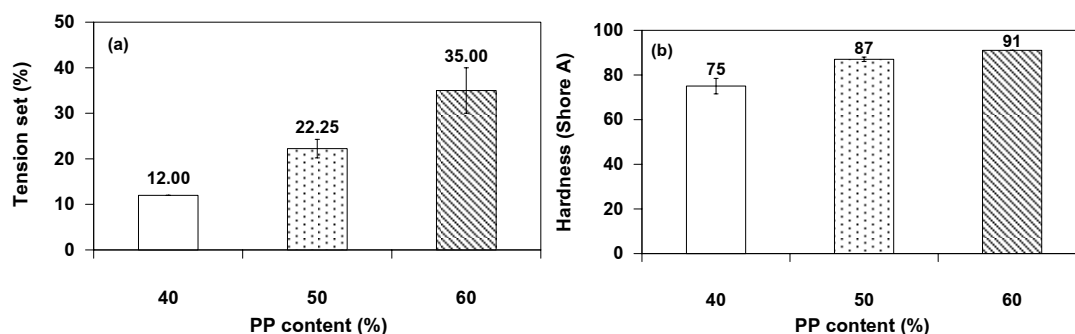
ค่าการยืดถาวรของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน แสดงในรูปที่ 4.10a จากผลการทดลองพบว่า เมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น ค่าการยืดถาวรของ TPNR มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเพิ่มอัตราส่วนของปริมาณ PP ทำให้ความเป็นอีลาสติกของ TPNR ลดลง ดังนั้น TPNR จึงสามารถกลับคืนสู่รูปร่างเดิมได้น้อยลง อย่างไรก็ตามจะเห็นได้ว่า TPNR ในทุกๆ อัตราส่วนของการผสมมีค่าการผิดรูปถาวรต่ำกว่า 40% โดยที่ทุกอัตราส่วนมีค่า ϵ_b สูงกว่า 220% นั้นแสดงให้เห็นว่า TPNR ยังคงมีสมบัติความเป็นยางที่ดี (elastomeric properties) (Nakason *et al.*, 2006c) ถึงแม้ว่าจะทำการผสมที่ใช้สัดส่วนของ PP สูงถึง 60 wt%

เมื่อพิจารณา TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ กับ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน จะเห็นได้ว่าเมื่อทำการวัลคาไนซ์ยาง มีค่าการยืดถาวรดังในรูปที่ 4.10a น้อยกว่ายางที่ไม่มีการวัลคาไนซ์ดังแสดงในรูปที่ 4.3a ลดลงเกือบ 4 เท่า จากประมาณ 43.75% เป็น 12% (ที่อัตราส่วนที่ดีที่สุดคือ 40% PP) นั้นแสดงว่าการวัลคาไนซ์ยาง ช่วยทำให้ยางมีความยืดหยุ่นมากขึ้น และสามารถกลับคืนสู่รูปร่างเดิมได้ดีกว่ายางที่ไม่วัลคาไนซ์ สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากยางที่ไม่วัลคาไนซ์จะมีความสามารถในการไหลได้ง่ายเมื่อถูกดึงยืด และเมื่อปล่อยให้แรงภายนอกที่กระทำกับยางหมดไป ยางจะไม่สามารถกลับคืนสู่รูปร่างเดิมได้ทั้งหมด เนื่องจากยางไม่มีจุดเชื่อมโยงระหว่างโมเลกุล จึงทำให้ยางไหลได้เหมือนพลาสติก

(ii) สมบัติความแข็ง

ค่าความแข็งของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน แสดงในรูปที่ 4.10b พบว่า ค่าความแข็งของ TPNR มีค่าสูงขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ เนื่องจาก PP มีโครงสร้างที่มีความแข็งสูงกว่า NR ดังนั้นเมื่อนำมาผสมกับ NR ที่มีความแข็งน้อยกว่า จึงทำให้ได้ TPNR มีความแข็งเพิ่มขึ้นตามอัตราส่วนของ PP

เมื่อพิจารณาค่าความแข็งของ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ (รูปที่ 4.3b) กับยางที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน (รูปที่ 4.10b) มีค่าความแข็งค่อนข้างใกล้เคียงกันในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม นั้นแสดงว่า การวัลคาไนซ์ยางไม่มีผลต่อสมบัติความแข็งของ TPNR โดยค่าความแข็งของ TPNR ที่เตรียมได้มีความแข็งอยู่ในช่วง 75 – 90 Shore A ซึ่งจัดว่าเป็นยางที่ค่อนข้างแข็งเมื่อเปรียบเทียบกับความแข็งของยางวัลคาไนซ์ทั่วไป

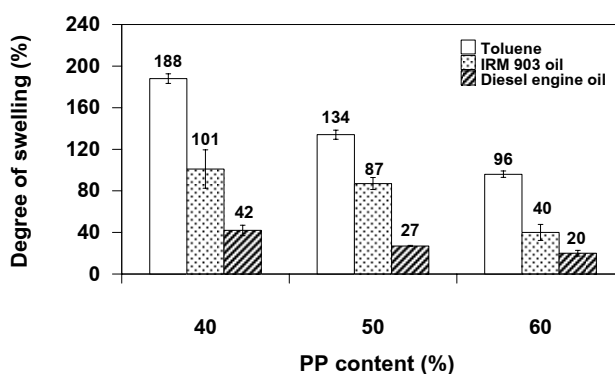


รูปที่ 4.10 สมบัติทางกายภาพของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ: (a) ค่าการยืดถาวร และ (b) ค่าความแข็ง

(iii) สมบัติการบวมตัว

เปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน แสดงในรูปที่ 4.11 พบว่า TPNR ที่แช่ในสารละลายโทลูอีน มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น เนื่องจาก NR สามารถละลายในโทลูอีนได้ ดังนั้น NR จึงทนต่อการบวมตัวในโทลูอีนได้น้อยกว่า PP และเมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ในรูปที่ 4.4 เปรียบเทียบกับเปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ในรูปที่ 4.11 ที่แช่ในสารละลายโทลูอีน จะเห็นได้ว่า TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวที่น้อยกว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ เนื่องจากการทดลองในส่วนของ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์นั้น สามารถสังเกตเห็นได้ว่า เมื่อนำ TPNR ที่แช่ในโทลูอีนออกจากขวดทดลองพบว่าขึ้นตัวอย่างเกิดการเปลี่ยนสี จากสีเหลือง (ซึ่งเป็นสีของยาง) กลายเป็นสีขาว นั่นอาจสันนิษฐานได้ว่า NR เกิดการละลายออกไป และเมื่อลองทำการตรวจสอบอีกครั้ง โดยการนำ NR แช่ในโทลูอีนในสถานะเดียวกันกับการทดสอบ ปรากฏว่า NR มีการเปลี่ยนแปลงรูปร่างจากที่มี

ลักษณะแข็งกลายเป็นเหลว อ่อนโยม เนื่องจาก NR ละลาย ซึ่งสาเหตุนี้เองที่ทำให้ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวที่สูงกว่า TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ (รูปที่ 4.4) การที่ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวที่สูงกว่า แสดงให้เห็นว่า TPNR มีการเชื่อมโยงโมเลกุลในเฟสของยางที่ดี และการเชื่อมโยงโมเลกุลในเฟสของยางนี้เองจึงทำให้ NR สามารถทนต่อโทลูอีนได้ดีขึ้น และเมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล พบว่าเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น TPNR มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัว มีแนวโน้มลดลง สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจาก PP สามารถทนต่อน้ำมันได้ดีกว่า NR นั้นแสดงว่า ถ้ายังใช้ปริมาณ NR มากขึ้น TPNR ที่ได้ก็จะมีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมากขึ้นตามปริมาณ NR ที่ใช้ แต่เมื่อพิจารณาการทำไดนามิกส์วัลคาไนเซชัน พบว่า สามารถปรับปรุงสมบัติการบวมตัวของ TPNR ให้ดีขึ้น เนื่องจาก TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวน้อยกว่า TPNR ชนิดยางไมวัลคาไนซ์ (รูปที่ 4.4) ค่อนข้างมาก



รูปที่ 4.11 เปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน เมื่อแช่ในโทลูอีน เป็นเวลา 72 h ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล เป็นเวลา 168 h ที่อุณหภูมิ 30°C ที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ

4.1.2.3 สัณฐานวิทยา

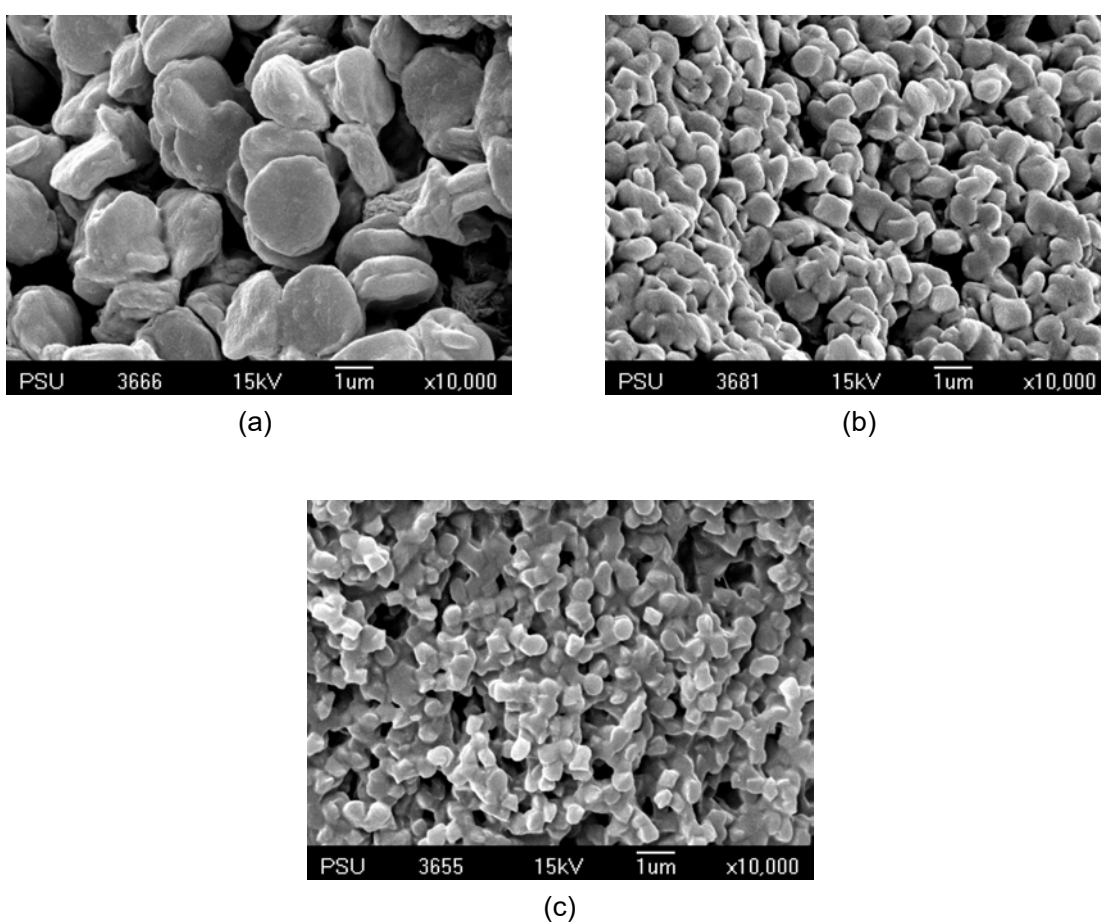
การวิเคราะห์ลักษณะสัณฐานวิทยาของ TPNR ที่เกิดการไดนามิกส์วัลคาไนเซชัน หรือเรียกว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชันนั้น สัณฐานวิทยาในอุดมคติ (ideal morphology) จะประกอบด้วยเฟสของยางที่กระจายตัวเป็นอนุภาคเล็กๆ อยู่ในเฟสต่อเนื่องของพลาสติก โดยขนาดของอนุภาคที่ทำให้สมบัติเชิงกลที่ดีนั้น จะต้องมีส่วนผ่าศูนย์กลางน้อยกว่า 1-2 μm (Pesneau *et al.*, 2002) ซึ่งสัณฐานวิทยาที่เกิดขึ้นจะต้องมีความสอดคล้องกับสมบัติเชิงกลที่ปรากฏ (Kumar *et al.*, 1996) การทำไดนามิกส์วัลคาไนเซชันนี้ นอกจากจะช่วยปรับปรุงสมบัติเชิงกลแล้ว ยังทำให้สัณฐานวิทยาที่ได้มีความเสถียร และอนุภาคยางที่เป็นเฟสกระจายนี้มีการกระจายตัวที่ดี และมีความสม่ำเสมอในเฟสของพลาสติก (George *et al.*, 1999)

รูปที่ 4.12 แสดงสัณฐานวิทยาของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีนพบว่า TPNR ที่เกิดจากการทำไดนามิกวัลคาไนเซชัน คือเมื่อทำการผสมยางกับพลาสติก ยางที่เกิดการเชื่อมโยงโมเลกุลในระหว่างการผสมนี้ จะทำให้ยางเกิดการกลับเฟส (phase inversion) จึงทำให้สัณฐานวิทยาที่ได้เป็นเม็ดยางที่กระจายตัว (dispersed phase) อยู่ในเฟสของพลาสติกที่เป็นเฟสต่อเนื่อง โดย Goharpy และคณะ (2001) ได้เขียนแบบจำลองกลไกการเกิดกระบวนการทำไดนามิกวัลคาไนเซชัน ที่มีผลต่อสัณฐานวิทยาของยางเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชันที่ได้ ดังรูปที่ 4.13 วั้ดนี้ ขั้นตอนหนึ่ง ทำการเตรียม TPE ในสภาวะหลอมภายใต้แรงเฉือนสูงๆ ซึ่งจะทำให้อนุภาคของยางเกิดการไหล หลังจากนั้นอนุภาคยางก็จะเกิดการแตกออกหรือสามารถรวมตัวกันใหม่ก่อนที่จะทำการวัลคาไนซ์ ขั้นตอนที่สอง เมื่อเริ่มทำไดนามิกวัลคาไนเซชัน เฟสของยางที่กลับมารวมตัวกันใหม่ในขั้นตอนแรกนั้น จะเกิดการแตกออก และเกิดการวัลคาไนซ์ จากนั้นยางที่เกิดการวัลคาไนซ์ที่เป็นเม็ดๆ จะเกาะกันเป็นกลุ่มก้อน ขั้นตอนที่สาม เมื่อเฟสของยางที่เกิดการเชื่อมโยงโมเลกุลมีมากขึ้น ก็จะส่งผลให้แรงยึดเหนี่ยวระหว่างผิวทั้งสองเฟสเพิ่มขึ้น จนกระทั่งเฟสของยางที่เป็นเม็ดๆ เกาะกันเป็นกลุ่มก้อนนั้นจะเกิดการแตกออกอีกครั้ง สุดท้ายในขั้นตอนที่สี่ อนุภาคยางที่เกิดการแตกออกเป็นเม็ดๆ จะกระจายตัวอย่างสม่ำเสมออยู่ในเฟสของพลาสติกที่เป็นเฟสต่อเนื่อง ดังรูปที่ 4.13 สำหรับในงานวิจัยนี้ในรูปที่ 4.12 จะมองเห็นอนุภาคของ NR กระจายอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP ซึ่งเป็นไปตามแบบจำลองของ Goharpey และคณะ (2001)

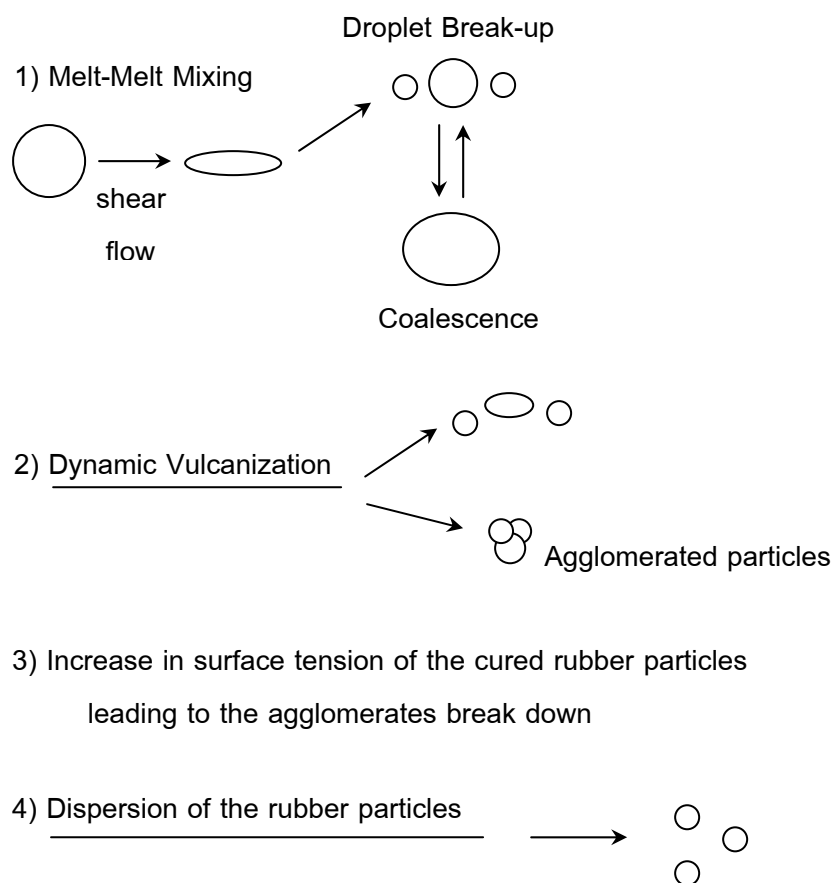
เมื่อพิจารณาอิทธิพลของการแปรปริมาณ PP พบว่า เมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้นขนาดของ NR ที่วัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลง เนื่องจากการเพิ่มอัตราส่วนของ PP จะทำให้ปริมาณ NR ลดลง จึงส่งผลให้อนุภาคของ NR เกิดการกระจายตัวในเฟสของ PP มีขนาดอนุภาคที่เล็กลง (Goharpey *et al.*, 2005) โดยถ้าขนาดของอนุภาค มีขนาดน้อยกว่า $1 \mu\text{m}$ และมีการกระจายตัวที่สม่ำเสมอก็จะช่วยปรับปรุงให้สมบัติเชิงกล และสมบัติทางกายภาพดีขึ้น (Eilul *et al.*, 2004) จากรูปที่ 4.12 จะเห็นได้ว่าตัวอย่างที่มี 40% PP มีค่าเฉลี่ยของเส้นผ่าศูนย์กลางของอนุภาค NR ประมาณ $2.13 \pm 0.20 \mu\text{m}$ และที่อัตราส่วน 50 และ 60% PP พบว่ามีขนาดยางน้อยกว่า $1 \mu\text{m}$ คือประมาณ $0.88 \pm 0.08 \mu\text{m}$ และ $0.63 \pm 0.08 \mu\text{m}$ ตามลำดับ ซึ่งให้ผลการทดลองที่สอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง (ตารางที่ 4.6 และ 4.7) กล่าวคือเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่า TPNR ที่เตรียมได้นั้น เกิดไดนามิกวัลคาไนเซชันในระหว่างการผสม ดังแสดงในรูปที่ 4.14 ซึ่งแสดงขึ้นตัวอย่างก่อนการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน จะเห็นได้ว่าขึ้นตัวอย่างมีอนุภาค NR กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP เช่นเดียวกับขึ้นตัวอย่างที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดันแล้ว ทำให้สามารถยืนยันได้ว่า TPNR ที่ได้นี้เกิด

ไดนามิกส์วัลคาไนเซชันในระหว่างการผสม ไม่ใช่เกิดหลังจากผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน

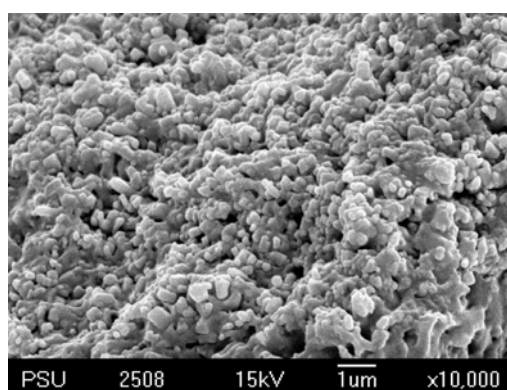
จากการตรวจสอบเอกสารงานวิจัยที่เกี่ยวข้องพบว่า ที่อัตราส่วน 50% PP มีหลักฐานวิทยาที่สอดคล้องกับงานวิจัยของหลายๆ กลุ่มเช่น Sengupta และ Noordermeer (2005) ที่ทำการเตรียม TPV ระหว่าง PP/EPDM โดยใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล และของ Thitithammawong และคณะ (2007) ที่ทำการเตรียม TPV ระหว่าง PP/NR โดยใช้ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล



รูปที่ 4.12 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสมต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) 40% PP, (b) 50% PP และ (c) 60% PP



รูปที่ 4.13 แบบจำลองกลไกการเกิดกระบวนการไดนามิกส์วัลคาไนเซชัน ที่มีผลต่อสัญญาณวิทยาของยางเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต (Goharpy *et al.*, 2001)



รูปที่ 4.14 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินที่อัตราส่วนของการผสม PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก ซึ่งตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีนและยังไม่ได้ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน

จากผลการทดลองที่ทำการศึกษาอิทธิพลของปริมาณ PP ที่ใช้ในการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน สามารถสรุปได้ว่า อัตราส่วนของการผสมที่ 50% PP เป็นอัตราส่วนที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษาและพัฒนาต่อไป เนื่องจากอัตราส่วนที่ 40% PP ส่วนใหญ่จะให้สมบัติเชิงกล สมบัติทางกายภาพที่ค่อนข้างต่ำ และสัญญาณวิทยาที่ได้ไม่ดี เมื่อเทียบกับที่อัตราส่วน 50 และ 60% PP สำหรับที่อัตราส่วน 60% PP ไม่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษาและพัฒนาต่อไป เนื่องจากเป็นสัดส่วนที่ใช้ปริมาณ PP มากเกินไป จึงทำให้ความเป็นยางหรืออิลาสติกของ TPNR ลดลง ถึงแม้ว่าจะให้สมบัติบางสมบัติที่ดีกว่าอัตราส่วนอื่นๆ เช่น สมบัติความทนต่อแรงดึง สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด หรือสัญญาณวิทยาที่ดีกว่าที่อัตราส่วน 50% PP แต่เนื่องจากการเตรียม TPNR นั้น จุดประสงค์คือต้องการนำไปใช้งานที่มีสมบัติยังคงเหมือนยาง ดังนั้นที่อัตราส่วน 50% PP จึงเป็นอัตราส่วนที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษา และพัฒนาในหัวข้อต่อไป

4.2.2 อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์

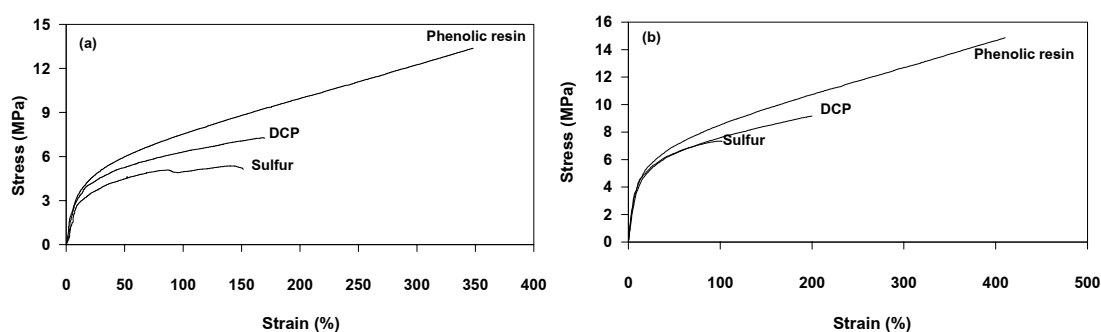
ทำการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP และ NR เท่ากับ 50/50 (PP/NR) โดยน้ำหนัก (ซึ่งเป็นอัตราส่วนที่เหมาะสมที่สุดที่นำไปศึกษาต่อในหัวข้อที่ 4.2.2) สูตรที่ใช้ในการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ แสดงในตารางที่ 3.1 โดยใช้ ซัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิครีซิน เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ผลการทดสอบที่ได้แบ่งออกเป็น 4 ส่วนดังนี้

4.2.2.1 สมบัติเชิงกล

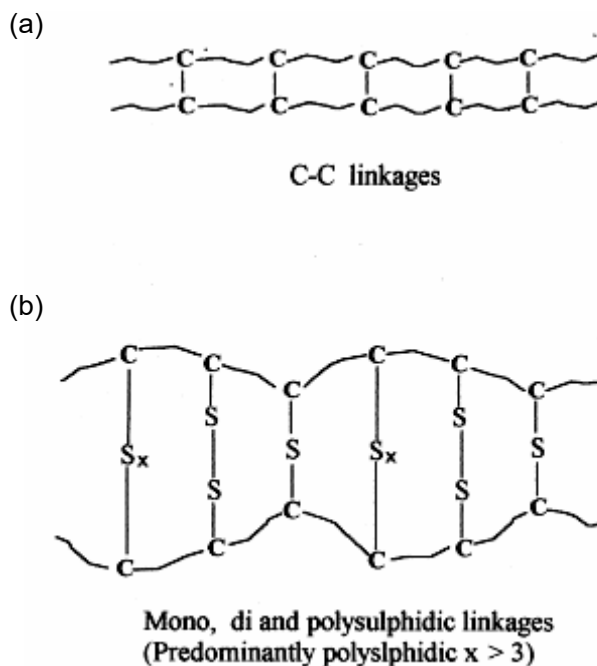
(i) สมบัติความทนต่อแรงดึง

กราฟความเค้น – ความเครียด และสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.15 และตารางที่ 4.11 และ 4.12 ตามลำดับ จากผลการทดลองพบว่า ค่า E ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน มีค่า E สูงกว่าในระบบซัลเฟอร์ และระบบ DCP ตามลำดับ สำหรับค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ฟีนอลิครีซินมีค่ามากที่สุด ในขณะที่ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ซัลเฟอร์ มีค่าน้อยที่สุด และ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ DCP มีค่าอยู่ระหว่างซัลเฟอร์ และฟีนอลิครีซิน ซึ่งผลการทดลองที่ได้จากการทดสอบด้วยความเร็ว 50 และ 500 mm/min มีผลการทดลองที่สอดคล้องกัน สาเหตุที่เป็นเช่นนี้สามารถอธิบายได้ว่าเนื่องจากชนิดของพันธะเคมีที่เกิดขึ้นในระหว่างการวัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิครีซินมีความแข็งแรงและมีความเสถียรมากกว่า กล่าวคือ ในระบบการวัลคาไนซ์ที่ใช้ซัลเฟอร์เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลจะเกิดโครงสร้างเป็นร่างแหซึ่งจะประกอบด้วยพันธะ C-S-C และ C-S_x-C ระหว่างโมเลกุลของยางดังแสดงในรูปที่ 4.16b ซึ่งพันธะ C-S และ S-S เป็นพันธะ

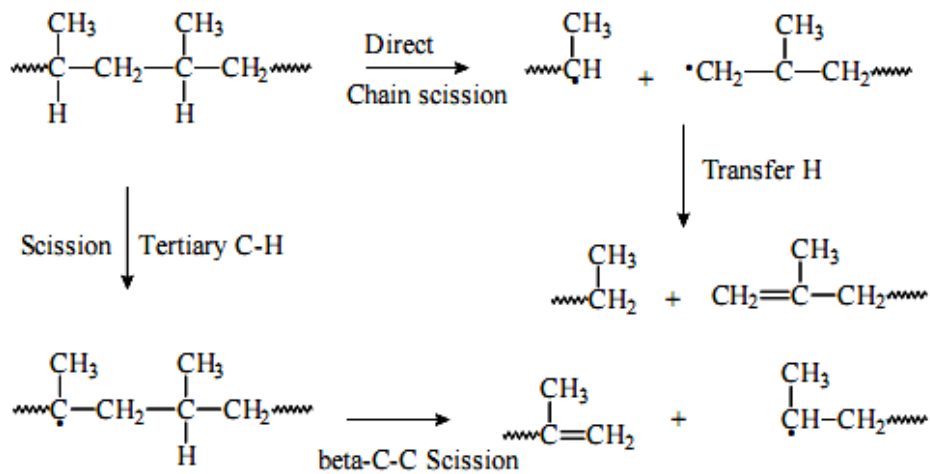
ที่มีความเสถียรและมีความแข็งแรงน้อย สำหรับระบบการวัลคาไนซ์ที่ใช้ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลจะเกิดพันธะ C-C ระหว่างโมเลกุลของยางดังแสดงในรูปที่ 4.16a ซึ่งพันธะ C-C เป็นพันธะที่มีความเสถียร และมีความแข็งแรงมากกว่าพันธะ C-S และ S-S (Varghese *et al.*, 2004) แต่อย่างไรก็ตามการเติม DCP ในระหว่างการทำไดนามิกวัลคาไนเซชัน นอกจากจะทำให้เกิดการเชื่อมโยงใน NR แล้วยังทำให้เกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุลของ PP ด้วยกลไกแบบ β -scission ในเวลาเดียวกันดังในรูปที่ 4.17 (Nakason *et al.*, 2006c) แต่เนื่องจากในระบบ DCP ในงานวิจัยนี้มีการเติม TAC ซึ่งเป็นสารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุลสำหรับการวัลคาไนซ์ด้วย DCP จึงทำให้สามารถลดการขาดของสายโซ่โมเลกุลของ PP ได้ ซึ่งสังเกตได้จากในกรณีที่ใช้ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลเพียงอย่างเดียวได้ TPNR ที่มีลักษณะเหนียวเหนอะ ซึ่งอาจเกิดจากการเสื่อมสลาย (degradation) ของ PP และ NR แต่เมื่อมีการเติม TAC ร่วมกับ DCP พบว่า TPNR ที่ได้ไม่เหนียวเหนอะ และมีลักษณะผิวเรียบขึ้นหลังจากผ่านกระบวนการขึ้นรูป จึงทำให้มีสมบัติความทนต่อแรงดึงดีกว่าระบบที่ใช้ซัลเฟอร์ แต่เมื่อเทียบกับระบบที่ใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล พบว่ามีสมบัติความทนต่อแรงดึงน้อยกว่า เนื่องจากระบบที่ใช้ DCP ร่วมกับ TAC ยังคงมีการเสื่อมสลายของ PP และ NR อยู่บ้าง จึงทำให้มีสมบัติความทนต่อแรงดึงน้อยกว่าระบบการวัลคาไนซ์ที่ใช้ฟีนอลิครีซิน ที่เกิดพันธะ C-C ระหว่างโมเลกุลของยางดังแสดงในรูปที่ 2.10 เช่นเดียวกัน แต่ไม่มีการเกิดการเสื่อมสลายของ PP และ NR เหมือนระบบ DCP ร่วมกับ TAC จึงทำให้มีสมบัติความทนต่อแรงดึงที่ดีที่สุด เพราะฉะนั้นผลจากการศึกษาอิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ทั้ง 3 ระบบที่มีผลต่อสมบัติความทนต่อแรงดึง พบว่าระบบที่ใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล เป็นระบบที่ให้ค่าความทนต่อแรงดึงที่ดีที่สุด



รูปที่ 4.15 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็วต่างกัน: (a) 50 mm/min และ (b) 500 mm/min



รูปที่ 4.16 โครงสร้างการเชื่อมโยงแบบต่างๆ: (a) การวัลคาไนซ์ด้วยระบบ DCP และ (b) การวัลคาไนซ์ด้วยระบบซัลเฟอร์ (Asaletha *et al.*, 1999)



รูปที่ 4.17 การขาดของสายโซ่โมเลกุลของ PP ด้วยกลไกแบบ β -scission ภายใต้แรงเฉือน และ อุณหภูมิสูงของการวัลคาไนซ์ด้วยระบบ DCP (Nakason *et al.*, 2006c)

ตารางที่ 4.11 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ ทำการทดสอบด้วยความเร็ว 50 mm/min

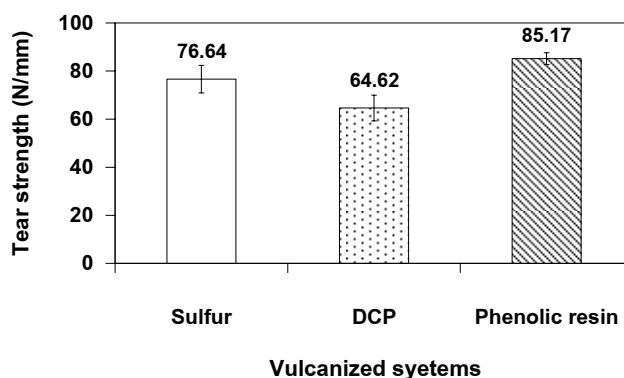
Vulcanized systems	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
Sulfur	30.89 ± 2.73	2.95 ± 0.07	9.61 ± 0.99	4.90 ± 0.43	155 ± 21
DCP	29.20 ± 3.08	3.49 ± 0.13	12.06 ± 1.30	7.04 ± 0.18	179 ± 11
Phenolic	36.04 ± 2.40	3.81 ± 0.08	10.61 ± 0.92	14.64 ± 0.53	397 ± 31

ตารางที่ 4.12 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ ทำการทดสอบด้วยความเร็ว 500 mm/min

Vulcanized systems	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
Sulfur	62.46 ± 2.88	4.09 ± 0.18	6.56 ± 0.38	6.68 ± 0.47	135 ± 15
DCP	56.55 ± 8.38	4.23 ± 0.09	8.48 ± 1.91	8.84 ± 0.30	199 ± 13
Phenolic	65.67 ± 13.34	4.66 ± 0.32	7.27 ± 1.30	15.47 ± 0.50	388 ± 37

(ii) สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด

ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.18 พบว่า ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดมีค่ามากที่สุดเมื่อใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ซึ่งผลการทดสอบที่ได้มีความสอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากที่กล่าวมาแล้วข้างต้นเกี่ยวกับ อิทธิพลของชนิดของพันธะเคมี และการเกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุลของ PP และ NR ในระหว่างการทำไดนามิกวัลคาไนเซชัน ซึ่งแสดงให้เห็นว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล มีความแข็งแรงมากกว่าระบบการวัลคาไนซ์ระบบอื่นๆ



รูปที่ 4.18 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่าง ๆ

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน แสดงในตารางที่ 4.13 พบว่าเมื่อนำค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนเปรียบเทียบกับผลก่อนการบ่มเร่งด้วยความร้อน จะเห็นได้ว่า TPNR ที่ใช้ซัลเฟอร์ และฟีนอลิกรีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ให้ค่า σ_b เพิ่มขึ้นมากกว่า 40% เนื่องจากที่ได้กล่าวมาแล้วว่า ในขั้นตอนการบ่มเร่งด้วยความร้อนของยางชนิดต่างๆ นั้น จะเกิดปรากฏการณ์ 2 อย่างพร้อมกัน คือ เกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุล และเกิดการเชื่อมโยงขึ้นระหว่างสายโซ่โมเลกุล แต่ในทั้ง 2 ระบบคือ ระบบซัลเฟอร์ และฟีนอลิกรีซินจะเกิดการเชื่อมโยงมากกว่าการขาดของสายโซ่โมเลกุล จึงทำให้มีค่า σ_b เพิ่มขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับค่าที่ได้ดังกล่าวก่อนการบ่มเร่ง สำหรับค่า ϵ_b มีค่าเพิ่มขึ้นสูงถึง 65 % ในระบบซัลเฟอร์ เนื่องจากเหตุผลที่ได้กล่าวมาแล้วข้างต้น ถึงแม้ว่าระบบที่ใช้ฟีนอลิกรีซินจะให้ค่า ϵ_b ลดลงแต่ก็มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงเพียงเล็กน้อยเท่านั้น ซึ่งจะเห็นได้ว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยระบบซัลเฟอร์มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่อนข้างสูงไม่ว่าจะเป็นค่า σ_b หรือค่า ϵ_b สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากการวัลคาไนซ์ในระบบซัลเฟอร์เป็นการวัลคาไนซ์แบบปกติ (conventional vulcanization) ซึ่งการวัลคาไนซ์ในระบบนี้จะเกิดพันธะการเชื่อมโยงแบบพอลิซัลฟิดิก (polysulfidic) ซึ่งเป็นพันธะที่สามารถถูกทำลายได้ง่ายที่อุณหภูมิสูงและมีออกซิเจน จึงทำให้พันธะเชื่อมโยงเกิดการแตกออก ดังนั้นการวัลคาไนซ์ในระบบซัลเฟอร์จึงมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงหลังจากผ่านการบ่มเร่งมากกว่าระบบฟีนอลิกรีซิน ที่มีพันธะเชื่อมโยงที่มีความแข็งแรงสูงกว่า

สำหรับที่ใช้ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล พบว่ามีค่า σ_b และ ϵ_b ลดลงอย่างมาก อาจเนื่องจากการเติม DCP ทำให้เกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุลของ PP มีมากขึ้นจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน จึงทำให้ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่ใช้ระบบ DCP เป็นสารเชื่อมโยง

โมเลกุลสูญเสียสมบัติด้านการยึด จึงทำให้ยึดได้น้อยลง นอกจากนี้ยังพบว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของสมบัติความทนต่อแรงดึงเมื่อผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนน้อยที่สุด แสดงให้เห็นว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินมีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนสูงกว่าระบบการวัลคาไนซ์ระบบอื่นๆ เพราะฉะนั้นผลจากการศึกษาอิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ทั้ง 3 ระบบที่มีผลต่อสมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน พบว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล เป็นระบบที่ให้ค่าความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนดีที่สุด

ตารางที่ 4.13 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h

Vulcanized systems	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
Sulfur	4.90	10.78	+120.00	155	257	+65.81
DCP	7.04	4.66	-33.81	179	27	-84.92
Phenolic	14.64	20.64	+40.98	397	356	-10.33

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยไอโซน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซน แสดงในตารางที่ 4.14 พบว่า ค่า σ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ซัลเฟอร์ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซนแล้ว มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้น 30% ซึ่งมีค่าการเปลี่ยนแปลงมากกว่าที่ใช้ระบบ DCP และระบบฟีนอลิครีซินที่มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นเพียง 4 และ 0.7 % ตามลำดับ เนื่องจากที่ได้กล่าวมาแล้วว่าการวัลคาไนซ์ด้วยระบบซัลเฟอร์ปกติ จะทำให้เกิดการเชื่อมโยงแบบพอลิซัลฟิดิกมากกว่าการเชื่อมโยงแบบอื่นๆ การเชื่อมโยงแบบพอลิซัลฟิดิกนี้ พันธะการเชื่อมโยงสามารถขาดจากกันได้ง่าย เมื่ออยู่ในสภาวะที่มีออกซิเจนหรือไอโซนหนาแน่น ทำให้ยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ซัลเฟอร์มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าดังกล่าวมากกว่า สำหรับค่า ϵ_b ของ TPNR ชนิด

ยางวัลคาไนซ์ด้วยซัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิกรีซินมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่อนข้างใกล้เคียงกัน โดยที่ระบบซัลเฟอร์ และฟีนอลิกรีซินมีการเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้น ส่วนระบบ DCP มีการเปลี่ยนแปลงที่ลดลง และจากผลการทดลอง จะเห็นได้ว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ฟีนอลิกรีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงน้อยที่สุดเมื่อเทียบกับระบบการวัลคาไนซ์ระบบอื่นๆ แสดงว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน มีความต้านทานต่อโอโซนได้ดีที่สุด สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากการวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน จะให้พันธะเชื่อมโยงที่มีความแข็งแรงมากกว่าระบบซัลเฟอร์ อีกทั้งยังไม่เกิดการเสื่อมสลายมากเท่ากับการวัลคาไนซ์ด้วยระบบ DCP

ตารางที่ 4.14 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของส่วนผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h

Vulcanized systems	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
Sulfur	4.90	6.42	+31.02	155	172	+10.97
DCP	7.04	7.34	+4.26	179	157	-12.29
Phenolic	14.64	14.75	+0.75	397	444	+11.84

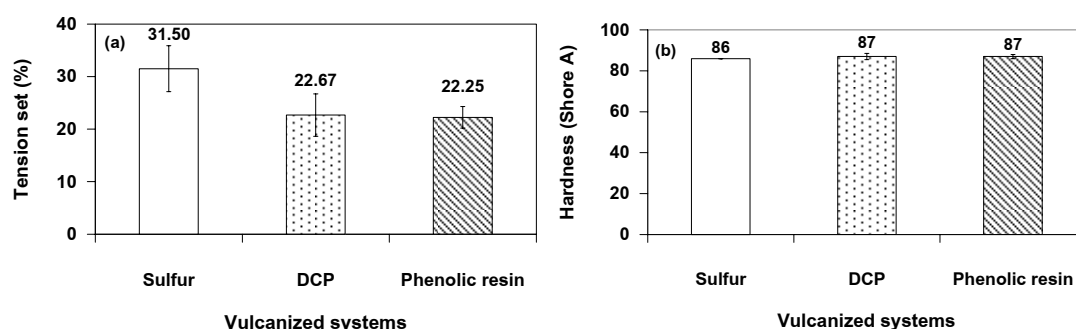
4.2.2.2 สมบัติทางกายภาพ

(i) สมบัติการยืดถาวร

ค่าการยืดถาวรของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.19a จากผลการทดลองพบว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่ใช้ฟีนอลิกรีซิน และ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล มีค่าการยืดถาวรที่ใกล้เคียงกันมาก และทั้งสองระบบยังให้ค่าการยืดถาวรที่ต่ำกว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ซัลเฟอร์เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล โดยสาเหตุที่เป็นเช่นนี้อาจเนื่องจาก TPNR ที่ใช้ฟีนอลิกรีซิน และ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลมีความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยง (crosslink density) ที่เกิดขึ้นมากกว่าในระบบซัลเฟอร์ ส่งผลให้ TPNR ดังกล่าวมีความเป็นอีลาสติกมากกว่า จึงทำให้มีค่าการยืดถาวรที่ต่ำกว่า

(ii) สมบัติความแข็ง

ค่าความแข็งของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.19b พบว่าการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่ระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ มีค่าความแข็งที่ใกล้เคียงกันมาก กล่าวคือ ระบบซัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิครีซิน มีค่าความแข็ง 86, 87 และ 87 Shore A ตามลำดับ แสดงให้เห็นว่าชนิดของระบบวัลคาไนซ์ไม่มีผลต่อสมบัติความแข็งของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่เตรียมได้

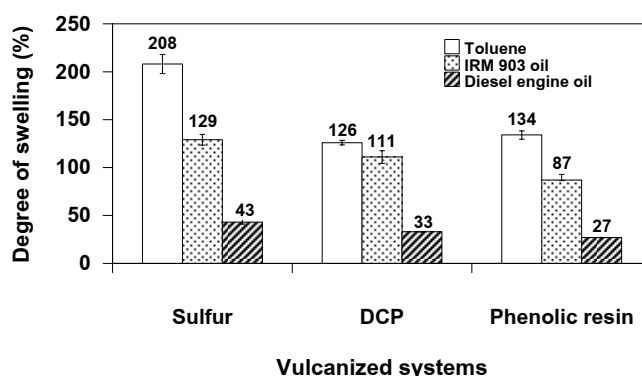


รูปที่ 4.19 สมบัติทางกายภาพของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ: (a) ค่าการยืดถาวร และ (b) ค่าความแข็ง

(iii) สมบัติการบวมตัว

เปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.20 พบว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยซัลเฟอร์ มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมากที่สุด ส่วน TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวน้อยที่สุด และ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วย DCP มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวอยู่ระหว่างฟีนอลิครีซิน และซัลเฟอร์ ซึ่งผลการทดลองที่ได้มีแนวโน้มเหมือนกันสำหรับตัวทำละลายที่ใช้ทั้ง 3 ชนิด คือ โทลูอิน น้ำมัน IRM 903 และ น้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ สามารถอธิบายได้ว่าการที่ TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินมีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวน้อยที่สุด อาจเนื่องจาก TPNR ดังกล่าวนี้อาจมีความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยงที่เกิดขึ้นมากกว่าการวัลคาไนซ์ด้วยระบบซัลเฟอร์ และระบบ DCP จึงทำให้ตัวทำละลายแทรกเข้าไปในช่องว่างระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ TPNR สามารถกระทำได้ง่ายกว่า จึงทำให้มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวน้อย ในทางตรงกันข้ามการวัลคาไนซ์ด้วยซัลเฟอร์อาจมีความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยงที่เกิดขึ้นน้อยกว่า จึงทำให้ตัวทำละลายแทรกเข้าไปในช่องว่างระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ TPNR สามารถกระทำได้ง่ายกว่า จึงทำให้มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมาก โดยจากการทดสอบการบวมตัวมีความสอดคล้องกับสมบัติความทนต่อแรงดึง (ตารางที่ 4.11 และ 4.12) สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด (รูปที่ 4.18) และสมบัติการยืดถาวร

(รูปที่ 4.19a) การที่ TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกเรซิน มีค่าของสมบัติดังกล่าวที่ดีกว่าระบบการวัลคาไนซ์ระบบอื่นๆ นั้น นอกจากจะขึ้นอยู่กับอิทธิพลของชนิดของพันธะเคมี และการเกิดการเสื่อมสลายของ PP ในระหว่างการทำไดนามิกวัลคาไนเซชันแล้ว ยังขึ้นอยู่กับความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยง กล่าวคือ TPNR ที่มีความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยงมากก็จะช่วยให้ TPNR ชนิดนั้นๆ มีความเป็นอีลาสติคมากขึ้น จึงส่งผลให้มีสมบัติดังกล่าวดีขึ้น



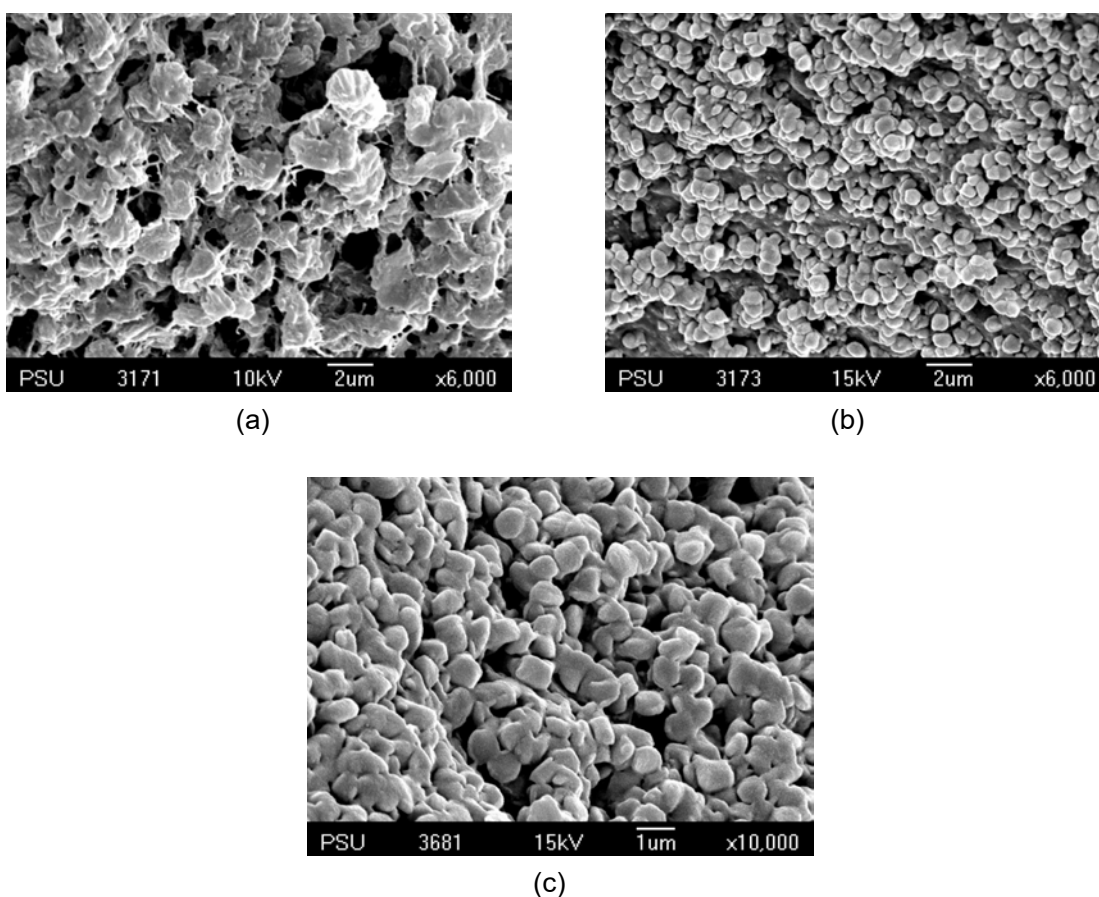
รูปที่ 4.20 เปรียบเทียบการบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ เมื่อนำ TPNR แช่ในโทลูอีน เป็นเวลา 72 h ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล เป็นเวลา 168 h ที่อุณหภูมิ 30°C

4.2.2.3 สัณฐานวิทยา

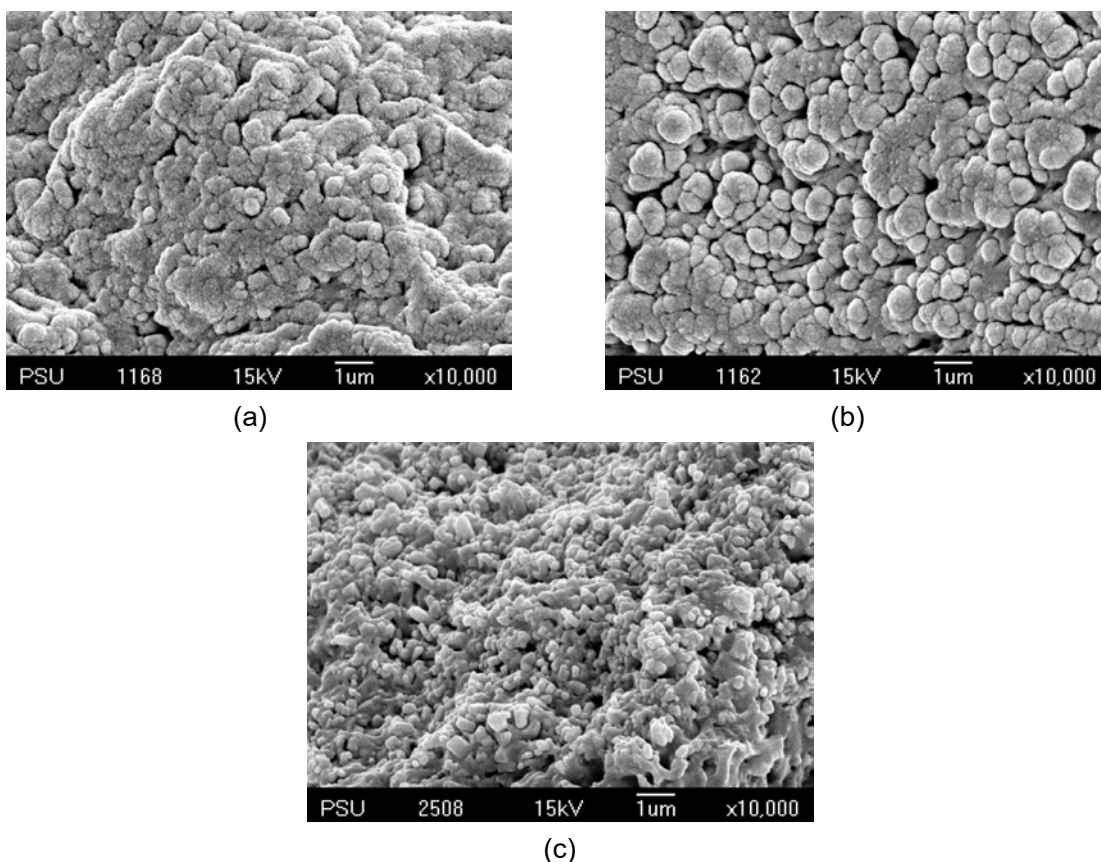
เมื่อเปลี่ยนชนิดของสารเชื่อมโยงโมเลกุลจากฟีนอลิกเรซิน เป็นซัลเฟอร์ และ DCP พบว่าลักษณะสัณฐานวิทยาของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่เกิดขึ้น ยังคงมองเห็นอนุภาคของ NR กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP ซึ่งแสดงสัณฐานวิทยาดังในรูปที่ 4.21 โดยขึ้นตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน พบว่า TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกเรซิน และ DCP มีขนาดของอนุภาค NR ที่มีขนาดเล็กที่สุดเมื่อเทียบกับระบบซัลเฟอร์ คือ ประมาณ $0.88 \pm 0.08 \mu\text{m}$ และ $0.87 \pm 0.08 \mu\text{m}$ ตามลำดับ จะเห็นได้ว่าถึงแม้ว่า TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วย DCP จะให้ขนาดของอนุภาค NR ที่มีขนาดเล็กที่สุดแต่ก็ไม่ส่งผลต่อสมบัติต่างๆ ที่ดีเหมือน TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกเรซิน เนื่องจากผลของการเกิดการเสื่อมสลายของ PP ในระหว่างการทำไดนามิกวัลคาไนเซชัน (จากที่ได้กล่าวมาแล้วข้างต้น) ในทางตรงกันข้าม TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยซัลเฟอร์ มีขนาดของอนุภาค NR ที่ใหญ่ที่สุด ประมาณ $2.17 \pm 0.30 \mu\text{m}$ ซึ่งจากการตรวจสอบด้วยเครื่อง SEM ทำให้สามารถสนับสนุนได้ว่า TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกเรซินให้สมบัติเชิงกลที่ดีที่สุดเมื่อเทียบกับระบบการวัลคาไนซ์ระบบอื่นๆ เช่น สมบัติความทนต่อแรงดึง และสมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด เนื่องจาก TPNR ที่

วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน มีขนาดอนุภาคของ NR ที่มีขนาดเล็ก และมีการกระจายที่มีความสม่ำเสมอ จึงทำให้การยึดเกาะระหว่างเฟสของ NR และ PP มีค่าสูง (Nakason *et al.*, 2006c) กว่าระบบการวัลคาไนซ์ระบบอื่นๆ

นอกจากนี้ยังพบว่า TPNR ที่เตรียมได้นั้น เกิดไดนามิกส์วัลคาไนเซชันในระหว่างการผสมทั้งที่วัลคาไนซ์ด้วยซัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิกรีซิน ดังแสดงในรูปที่ 4.22 ซึ่งแสดงชิ้นตัวอย่างก่อนการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน จะเห็นได้ว่าชิ้นตัวอย่างมีอนุภาค NR กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP เช่นเดียวกับชิ้นตัวอย่างที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดันแล้ว ทำให้สามารถยืนยันได้ว่า TPNR ที่ได้นี้เกิดไดนามิกส์วัลคาไนเซชันในระหว่างการผสม ถึงแม้จะใช้สารเชื่อมโยงโมเลกุลต่างชนิดกัน



รูปที่ 4.21 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) ซัลเฟอร์, (b) DCP และ (c) ฟีนอลิกรีซิน



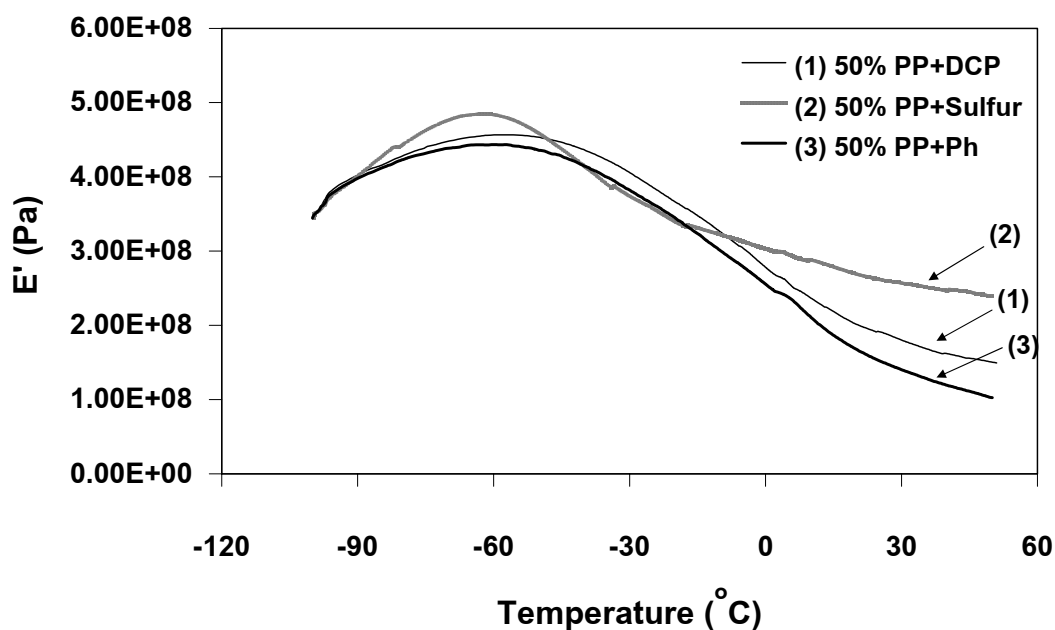
รูปที่ 4.22 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน และยังไม่ได้ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน: (a) ชัลเฟอร์, (b) DCP และ (c) ฟีนอลิครีซิน

4.2.2.4 ผลการวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์

การวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ หรือ DMTA เป็นการวิเคราะห์ความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์ 2 ชนิด โดยพิจารณาอุณหภูมิกลาสทรานสิชัน ถ้ามีการแสดงแทรนซิชัน 2 ตำแหน่งของพอลิเมอร์แต่ละชนิด แสดงว่ามีการแยกเฟสระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสอง

กราฟแสดงค่ามอดุลัสสะสม (storage modulus, E') ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่ใช้ชัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิครีซิน เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล แสดงในรูปที่ 4.23 พบว่า TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยชัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิครีซิน มีค่า E' ที่ใกล้เคียงกัน โดยเฉพาะในระบบ DCP และฟีนอลิครีซิน มีค่าดังกล่าวที่ใกล้เคียงกันมาก และจากที่ได้กล่าวมาแล้วว่า พอลิเมอร์มีลักษณะวิสโคอีลาสติก คือ มีความเป็นของแข็งและของเหลวอยู่ด้วยกัน และสมบัติขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ ซึ่งค่า E' จะแสดงถึงการตอบสนองต่อแรงที่มากระทำของพอลิเมอร์ที่มีความ

แข็งแรงคล้ายสปริง กล่าวคือ จะแสดงถึงความเป็นนิลลัสติกของ TPNR นั้นเอง โดยจากการทดสอบในรูปที่ 4.23 จะเห็นได้ว่า TPNR ที่วัลคาไนซ์ทั้ง 3 ระบบมีความเป็นนิลลัสติกที่ไม่แตกต่างกัน

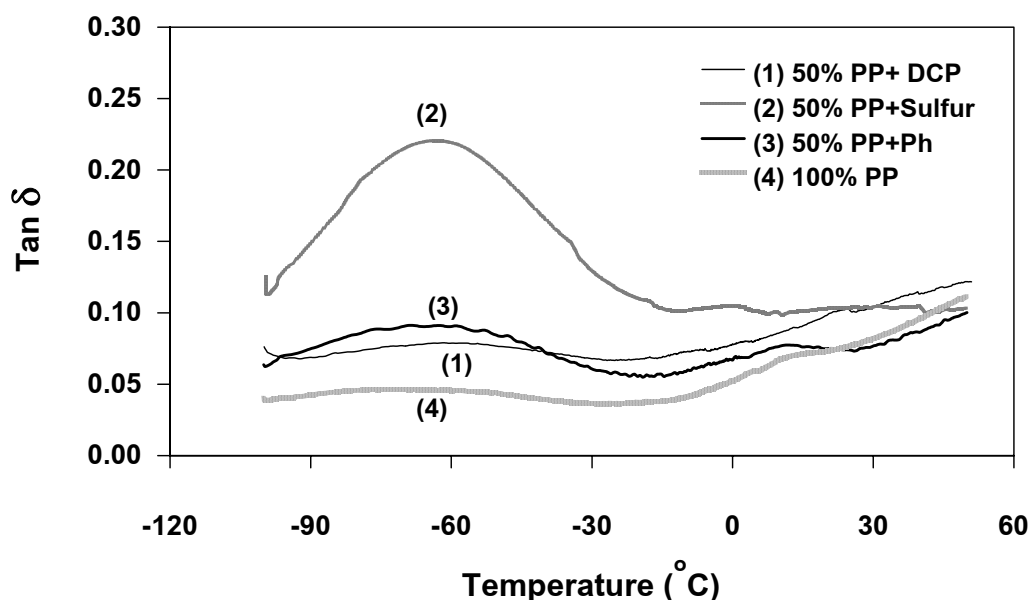


รูปที่ 4.23 กราฟมอดุลัสสะสม (E') ของ TPNR ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ

เมื่อพิจารณาระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ ที่มีผลต่อค่า T_g ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่วัลคาไนซ์ด้วยซัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิครีซิน จากตารางที่ 4.15 แสดงค่า T_g ของ PP, NR คอมปาวด์ และ TPNR ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ จากผลการทดลองพบว่า PP มีค่า T_g ประมาณ 15.41°C (ซึ่งเป็นการผ่อนคลายของ β relaxation) โดยปกติ PP จะมีการผ่อนคลาย 3 relaxation ที่ใกล้เคียงกัน คือ γ peak, β peak และ α peak แต่ค่า T_g ของ PP จะกำหนดจาก β relaxation เนื่องจากเป็น peak ที่มีลักษณะเด่นและเรียกชื่อเป็น $T_{g,\beta}$ ซึ่งเป็นการผ่อนคลายของส่วนอสัณฐานของ PP สำหรับ α relaxation เป็น peak ที่มีลักษณะอ่อน ซึ่งเป็นการผ่อนคลายของส่วนสัณฐานของ PP และ γ relaxation ส่วนใหญ่เป็น peak ที่ไม่ค่อยปรากฏให้เห็น (Dong *et al.*, 2007)

จากรูปที่ 4.24 จะเห็นได้ว่า TPNR แสดงแทรนซิชั่นให้เห็น 2 ตำแหน่ง คือแทรนซิชั่นของ PP และ NR นั้นแสดงให้เห็นว่า TPNR ที่เตรียมได้มีการแยกเฟสกันระหว่าง PP และ NR ซึ่งมีความสอดคล้องกับรูปที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วย SEM (รูปที่ 4.21) โดย TPNR ที่วัลคา-

ไนซ์ทั้ง 3 ระบบ มี T_g ของเฟส NR ที่ใกล้เคียงกัน และเมื่อพิจารณา $T_{g,\beta}$ ของเฟส PP พบว่า TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยซัลเฟอร์ และ DCP ไม่ปรากฏ $T_{g,\beta}$ ของเฟส PP ที่ชัดเจน สำหรับ TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซินมี $T_{g,\beta}$ ของเฟส PP ต่ำกว่า PP บริสุทธิ์



รูปที่ 4.24 กราฟ DMTA ของ PP และ TPNR ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ

ตารางที่ 4.15 ค่าอุณหภูมิกลาสทรานสิชันของ PP, NR คอมปาวด์ และ TPNR ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรระบบการวัลคาไนซ์ต่างๆ

Code	NR content (wt%)	PP content (wt%)	$T_{g,\beta}$ – PP phase (°C)	T_g – NR phase** (°C)
PP	-	-	15.41	-
100/Sulfur	100	-	-	-59.46
100/DCP	100	-	-	-56.16
100/Phenolic	100	-	-	-67.65
50/50/Sulfur	50	50	*	-68.66
50/50/DCP	50	50	*	-61.41
50/50/Phenolic	50	50	11.62	-63.70

หมายเหตุ * ไม่ปรากฏชัดเจน

** α relaxation

จากผลการทดลองที่ทำการศึกษาอิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ต่างๆ คือ ระบบซัลเฟอร์ ระบบ DCP และระบบฟีนอลิกรีซิน ที่ใช้ในการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ สามารถสรุปได้ว่า ระบบฟีนอลิกรีซินเป็นระบบวัลคาไนซ์ที่เหมาะสมที่จะศึกษาและพัฒนาต่อไป เนื่องจากเป็นระบบวัลคาไนซ์ที่ให้สมบัติเชิงกล และสมบัติทางกายภาพ เช่น สมบัติความทนต่อแรงดึง สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด สมบัติความต้านทานต่อการบวมเร่งด้วยความร้อนและโอโซน สมบัติการยืดถาวร และสมบัติการบวมตัวที่ดีที่สุดเมื่อเทียบกับระบบวัลคาไนซ์ระบบอื่นๆ

นอกจากนี้ยังมีลักษณะสัณฐานวิทยาของอนุภาค NR ที่มีขนาดเล็กประมาณ $0.88 \mu\text{m}$ และมีการกระจายตัวที่ค่อนข้างสม่ำเสมอใน PP ซึ่งเป็นเฟสต่อเนื่อง ดังนั้นจากผลการทดสอบที่ได้ทำการศึกษาจากสมบัติที่แบ่งออกเป็น 4 ส่วนนี้ จึงสามารถสรุปได้ว่าระบบฟีนอลิกรีซินเป็นระบบวัลคาไนซ์ที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษา และพัฒนาในหัวข้อต่อไป

4.2.3 อิทธิพลของปริมาณฟีนอลิกรีซิน

ทำการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน (ซึ่งเป็นระบบวัลคาไนซ์ที่เหมาะสมที่สุดที่ได้จากการเลือกในหัวข้อที่ 4.2.2) ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP และ NR เท่ากับ 50/50 (PP/NR) โดยน้ำหนัก สูตรที่ใช้ในการเตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน แสดงในตารางที่ 3.1 โดยทำการแปรปริมาณฟีนอลิกรีซิน ที่ปริมาณ 6, 8, 10 และ 12 pphr ผลการทดสอบที่ได้แบ่งออกเป็น 4 ส่วนดังนี้

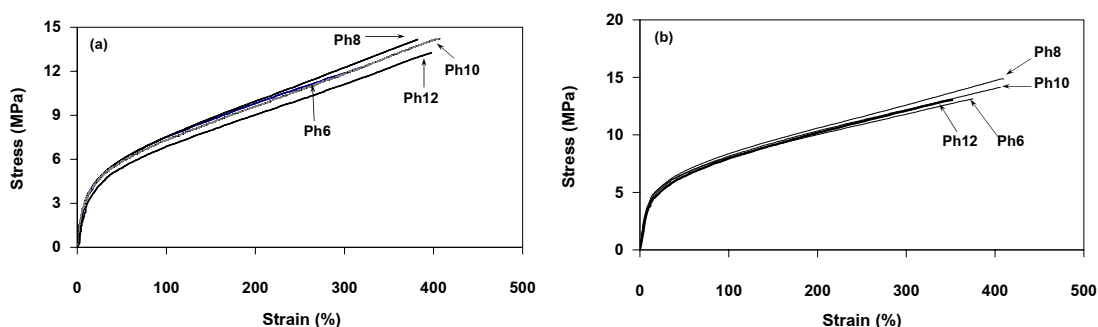
4.2.3.1 สมบัติเชิงกล

(i) สมบัติความทนต่อแรงดึง

กราฟความเค้น – ความเครียด และสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.25 และตารางที่ 4.16 และ 4.17 ตามลำดับ จากผลการทดลองพบว่า เมื่อทำการเติมปริมาณฟีนอลิกรีซินที่ 8 pphr จะได้ค่า E และ σ_b มีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเทียบกับผลของการเติมฟีนอลิกรีซินที่ 6 pphr แต่ในทางกลับกันมีค่า ϵ_b สูงขึ้นอย่างมากจาก 344% (ที่ 6 pphr) เป็น 397% (ที่ 8 pphr) ที่ทำการทดสอบด้วยความเร็ว 50 mm/min และเมื่อพิจารณาผลของการเติมปริมาณฟีนอลิกรีซินเพิ่มขึ้นเป็น 10 และ 12 pphr พบว่าค่า E , σ_b และ ϵ_b มีค่าค่อนข้างใกล้เคียงกันมากเมื่อเทียบกับปริมาณฟีนอลิกรีซินที่ 8 pphr ยกเว้นที่ 12 pphr จะมีค่า E ลดลงเมื่อเทียบกับการเติมฟีนอลิกรีซินที่ 6, 8 และ 10 pphr แต่ก็เป็นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น แสดงว่าเมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกรีซินเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ค่า E , σ_b และ ϵ_b ของ TPNR มีค่าสูงขึ้น เนื่องจากการเติมปริมาณฟีนอลิกรีซินเพิ่มขึ้น ย่อมส่งผลให้ TPNR มีโอกาสเกิดการเชื่อมโยงมากขึ้น จึงทำให้ความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยงมีมากขึ้น ส่งผลให้ TPNR ที่ได้มีความแข็งแรงและมีความเป็นอีลาสติกมากขึ้น แต่เมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกรีซิน มากกว่า

10 pphr พบว่าค่า E มีค่าลดลงเนื่องจาก NR อาจเกิดการวัลคาไนซ์ที่เพียงพอแล้ว จึงส่งผลให้ค่าดังกล่าวมีค่าลดลง (Liu *et al.*, 2003)

เมื่อพิจารณาผลของความเร็วที่ใช้ในการทดสอบ พบว่าค่า E, σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ที่ได้มีความสอดคล้องกันทั้งที่ทดสอบด้วยความเร็ว 50 และ 500 mm/min และจากผลของการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซิน พบว่าการเติมฟีนอลิกเรซินที่ปริมาณ 8 และ 10 pphr ให้สมบัติความทนต่อแรงดึงดีที่สุด



รูปที่ 4.25 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซินต่างๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็วต่างกัน: (a) 50 mm/min และ (b) 500 mm/min

ตารางที่ 4.16 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซินต่างๆ ทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

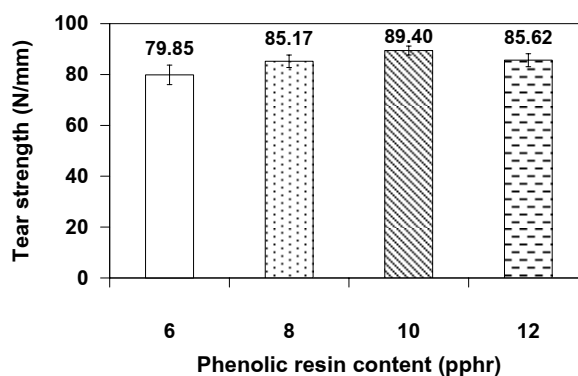
Phenolic content (pphr)	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
6	33.97 ± 3.64	3.73 ± 0.19	11.12 ± 1.72	13.86 ± 0.44	344 ± 50
8	36.04 ± 2.40	3.81 ± 0.08	10.61 ± 0.92	14.64 ± 0.53	397 ± 31
10	36.48 ± 5.54	3.34 ± 0.20	9.34 ± 1.59	13.75 ± 0.60	403 ± 36
12	29.31 ± 5.23	3.37 ± 0.12	11.77 ± 2.04	13.64 ± 0.49	397 ± 49

ตารางที่ 4.17 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซินต่างๆ ทำการทดสอบที่ความเร็ว 500 mm/min

Phenolic content (pphr)	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
6	63.37 ± 15.51	4.34 ± 0.20	7.17 ± 1.60	12.90 ± 0.70	412 ± 35
8	65.67 ± 13.34	4.66 ± 0.32	7.27 ± 1.30	15.47 ± 0.50	388 ± 37
10	57.18 ± 16.86	4.25 ± 0.23	7.92 ± 2.16	14.05 ± 0.77	414 ± 37
12	54.10 ± 16.57	4.45 ± 0.30	8.78 ± 2.28	14.85 ± 1.23	399 ± 70

(ii) สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด

ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ทำการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซินต่างๆ แสดงในรูปที่ 4.26 พบว่า ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินเพิ่มขึ้น จนกระทั่งเมื่อทำการเติมฟีนอลิกเรซินเพิ่มขึ้นเป็น 12 pphr พบว่าค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดมีค่าลดลงอย่างมีนัยสำคัญ ซึ่งจากผลการทดลองที่ได้มีความสอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง กล่าวคือเมื่อทำการเติมปริมาณฟีนอลิกเรซินที่ 12 pphr พบว่ามีค่า E ลดลง



รูปที่ 4.26 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซินต่างๆ

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบวมแรงด้วยความร้อน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ หลังจากผ่านการบวมแรงด้วยความร้อน แสดงในตารางที่ 4.18 พบว่าเมื่อนำค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่าน

การบ่มเร่งด้วยความร้อนเปรียบเทียบกับผลก่อนการบ่มเร่งด้วยความร้อน จะเห็นได้ว่า TPNR ที่ใช้ฟีนอลิกรีซินที่ปริมาณต่างๆ มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b เพิ่มขึ้นมากกว่า 40% แสดงว่าหลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนแล้ว TPNR เกิดการเชื่อมโยงโมเลกุลมากกว่าการขาดของสายโซ่โมเลกุลในทุกๆ ปริมาณของฟีนอลิกรีซินที่ทำการศึกษา สำหรับค่า ϵ_b จะเห็นได้ว่าค่าดังกล่าวหลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนแล้วมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่อนข้างแปรปรวน กล่าวคือ ปริมาณฟีนอลิกรีซินที่ 6 และ 10 pphr มีค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นมากกว่า 20% ในทางตรงกันข้ามปริมาณฟีนอลิกรีซินที่ 8 และ 12 pphr มีค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงลดลงประมาณ 10%

จากผลการศึกษาอิทธิพลของปริมาณฟีนอลิกรีซินต่อสมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน พบว่าปริมาณฟีนอลิกรีซินที่ 8 และ 12 pphr เป็นปริมาณที่ให้ค่าความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนดีที่สุด เนื่องจากเป็นปริมาณที่มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุด

ตารางที่ 4.18 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกรีซินต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h

Phenolic content (pphr)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
6	13.86	20.01	+44.37	344	427	+24.13
8	14.64	20.64	+40.98	397	356	-10.33
10	13.75	23.03	+67.49	403	493	+22.33
12	13.64	19.92	+46.04	397	362	-8.82

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซน แสดงในตารางที่ 4.19 พบว่า ค่า σ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ปริมาณฟีนอลิกรีซินต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนแล้ว มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นน้อยกว่า 8% ยกเว้นปริมาณฟีนอลิกรีซินที่ 6 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า

σ_b ลดลงประมาณ 12% สำหรับค่า ϵ_b มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นน้อยกว่า 13% ในทุกๆ ปริมาณของฟีนอลิกรีซินที่ทำการศึกษา และจากผลการทดลองจะเห็นได้ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ฟีนอลิกรีซินที่ 12 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุดเมื่อเทียบกับปริมาณของฟีนอลิกรีซินที่ปริมาณต่างๆ นั้นแสดงว่า การเพิ่มปริมาณฟีนอลิกรีซินมากขึ้น ส่งผลให้ TPNR มีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนดีขึ้น เนื่องจากเกิดการเชื่อมโยงมากขึ้น

เมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนแล้ว จะเห็นได้ว่ามีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าดังกล่าวน้อยกว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซินที่ผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน แสดงว่าการที่มีความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยงมากขึ้น สามารถปรับปรุง TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซินให้มีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนดีขึ้น แต่แทบจะไม่ช่วยปรับปรุงเกี่ยวกับสมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน

ตารางที่ 4.19 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกรีซินต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h

Phenolic content (pphr)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
6	13.86	12.08	-12.84	344	347	+0.87
8	14.64	14.75	+0.75	397	444	+11.84
10	13.75	14.76	+7.35	403	457	+13.40
12	13.64	14.09	+3.30	397	403	+1.51

4.2.3.2 สมบัติทางกายภาพ

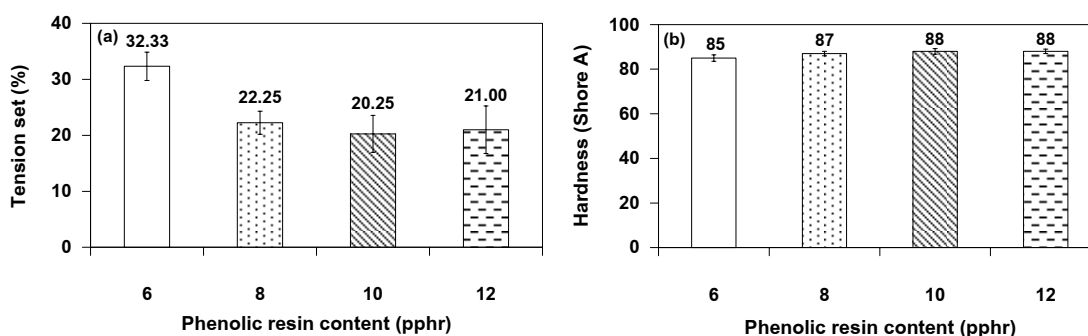
(i) สมบัติการยืดถาวร

ค่าการยืดถาวรของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน แสดงในรูปที่ 4.27a จากผลการทดสอบพบว่าเมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกรีซินเพิ่มขึ้นจาก 6 pphr เป็น 8, 10 และ 12 pphr มีค่าการยืดถาวรมีแนวโน้มลดลงตามลำดับ แสดงว่าเมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกรีซินเพิ่มขึ้นช่วยให้ TPNR มีความสามารถในการคืนกลับสู่รูปร่างเดิมได้ดีขึ้น เนื่องจากเกิดการเชื่อมโยงมาก

ขึ้น จึงทำให้ TPNR มีความเป็นอิลาสติกมากขึ้น แต่อย่างไรก็ตามเมื่อเพิ่มปริมาณฟีนอลิกเรซินมากกว่า 8 pphr พบว่ามีแนวโน้มที่ใกล้เคียงกันและมีค่าอยู่ในช่วงเดียวกัน (20-22%) ซึ่งค่าการยืดถาวรที่ใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินมากกว่า 8 pphr นี้มีค่าการยืดถาวรที่ต่ำกว่า 22% ที่มีค่า ϵ_b สูงถึง 400% แสดงว่าการเตรียม TPNR ที่ได้ดังกล่าวนี้ ยังคงมีสมบัติความเป็นยางที่ดี ถึงแม้จะทำการเตรียมที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก

(ii) สมบัติความแข็ง

ค่าความแข็งของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.27b เมื่อศึกษาอิทธิพลของปริมาณฟีนอลิกเรซิน พบว่าเมื่อปริมาณฟีนอลิกเรซินเพิ่มขึ้น ค่าความแข็งของ TPNR ที่ได้มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อยและมีค่าอยู่ในช่วงเดียวกัน (85-88 Shore A)



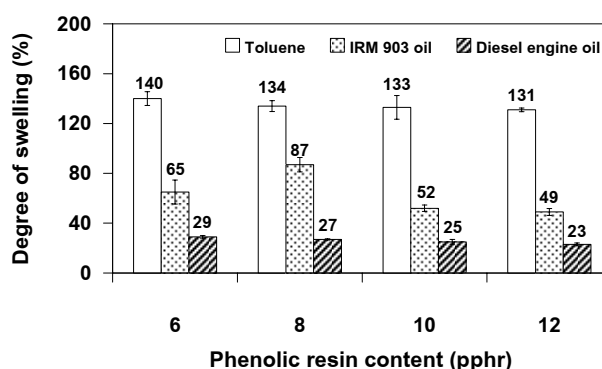
รูปที่ 4.27 สมบัติทางกายภาพของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซินต่าง ๆ: (a) ค่าการยืดถาวร และ (b) ค่าความแข็ง

(iii) สมบัติการบวมตัว

เปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ แสดงในรูปที่ 4.28 เมื่อศึกษาอิทธิพลของปริมาณฟีนอลิกเรซิน พบว่าเมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินเพิ่มขึ้นจาก 6 เป็น 8 pphr จะมีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลง ซึ่งผลการทดลองที่ได้มีแนวโน้มเหมือนกันสำหรับตัวทำละลายที่ใช้ทั้ง 3 ชนิด คือ โทลูอีน น้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ เนื่องจากการใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินเพิ่มขึ้น ย่อมส่งผลให้เกิดการเชื่อมโยงมากขึ้น ดังนั้นจึงทำให้ตัวทำละลายแทรกเข้าไปในช่องว่างระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ TPNR ก็สามารถกระทำได้อย่างขึ้น จึงส่งผลให้มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลง แสดงว่าการใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินเพิ่มขึ้น ช่วยปรับปรุงให้ TPNR สามารถทนต่อตัวทำละลายที่ใช้ทั้ง 3 ชนิดได้ดีขึ้น ในทำนองเดียวกันพบว่าเมื่อเพิ่มฟีนอลิกเรซินมากกว่า 8 pphr ให้ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีแนวโน้มใกล้เคียงกันและ

มีค่าอยู่ในช่วงเดียวกัน กล่าวคือมีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ประมาณ 130-134% สำหรับโทลูอีน 49-55% สำหรับน้ำมัน IRM 903 และ 23-26% สำหรับน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล

จากผลการทดลองที่ได้มีความสอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง สมบัติการยืดถาวร และสมบัติความแข็ง กล่าวคือเมื่อเพิ่มฟีนอลิกเรซินมากกว่า 8 pphr ค่าที่ได้ดังกล่าวมีแนวโน้มใกล้เคียงกันและมีค่าอยู่ในช่วงเดียวกัน แสดงว่า NR อาจเกิดการวัลคาไนซ์ที่เพียงพอแล้วที่ปริมาณฟีนอลิกเรซิน 8 pphr จึงส่งผลให้ค่าดังกล่าวมีแนวโน้มใกล้เคียงกัน



รูปที่ 4.28 เปอร์เซนต์การบวมตัวของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซินต่างๆ เมื่อนำ TPNR แช่ในโทลูอีน เป็นเวลา 72 h ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล เป็นเวลา 168 h ที่อุณหภูมิ 30°C

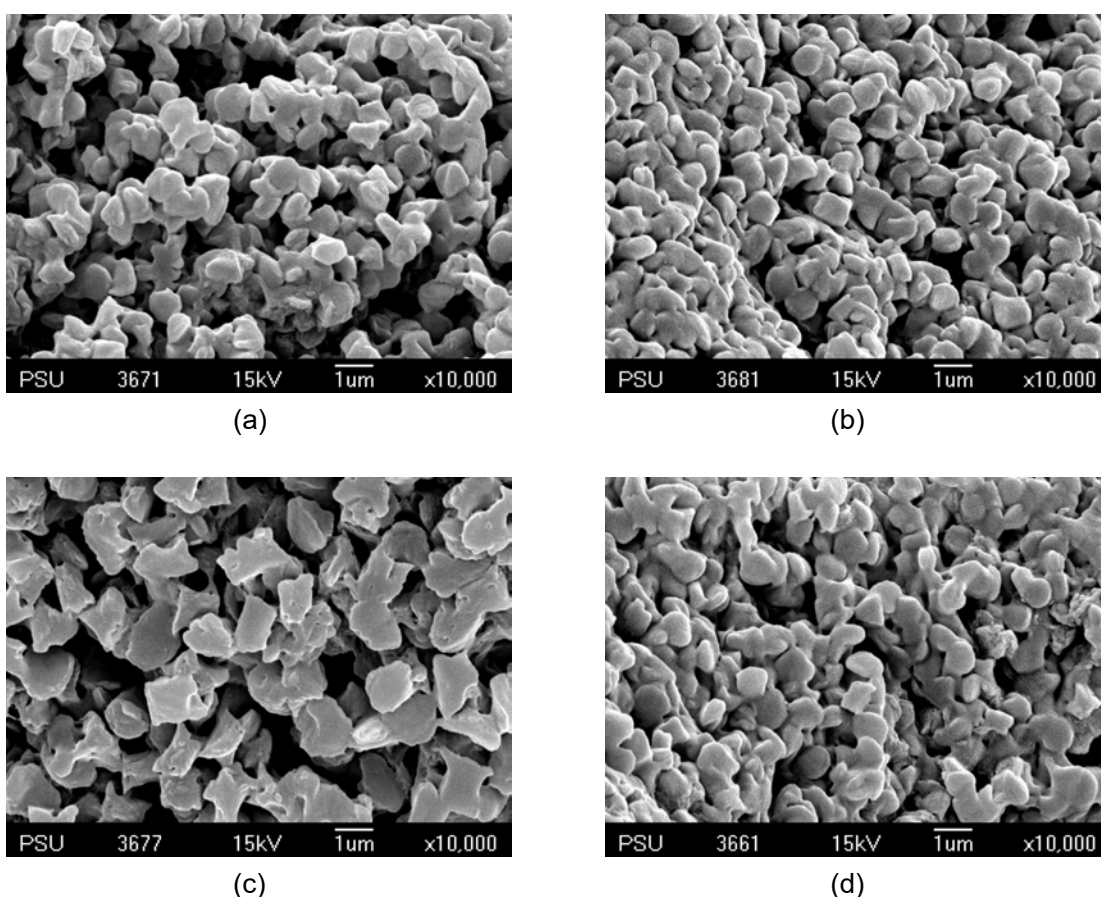
4.2.3.3 สันฐานวิทยา

อิทธิพลของปริมาณฟีนอลิกเรซินที่มีต่อลักษณะสันฐานวิทยาของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก แสดงในรูปที่ 4.29 พบว่าเมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินเพิ่มขึ้น ขนาดของอนุภาค NR ของ TPNR มีขนาดที่ใกล้เคียงกัน กล่าวคือ มีขนาดประมาณ $0.83 \pm 0.08 \mu\text{m}$, $0.88 \pm 0.08 \mu\text{m}$ และ $0.90 \pm 0.08 \mu\text{m}$ สำหรับที่ใช้ฟีนอลิกเรซินเท่ากับ 6, 8 และ 12 pphr ตามลำดับ และลักษณะของอนุภาค NR ก็มีลักษณะที่ค่อนข้างคล้ายกัน ยกเว้นที่มีปริมาณฟีนอลิกเรซิน 10 pphr มีขนาดของอนุภาค NR ที่มีขนาดใหญ่กว่าเล็กน้อยคือประมาณ $1.17 \pm 0.13 \mu\text{m}$ และลักษณะของอนุภาค NR ก็มีลักษณะเป็นเหลี่ยมๆ ไม่กลมเหมือนที่ใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินที่ 6, 8 และ 12 pphr

เป็นที่น่าสังเกตว่าเมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินที่ 10 pphr พบว่ามีลักษณะสันฐานวิทยาของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่แตกต่างกับที่ใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินที่ 8 และ 12 pphr ไม่ว่าจะเป็นขนาดหรือลักษณะของอนุภาค NR ซึ่งผลการทดลองที่ได้ไม่สอดคล้องกับผลการ

ทดสอบสมบัติเชิงกลและสมบัติทางกายภาพ กล่าวคือ เมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินที่ 8, 10 และ 12 pphr ผลการทดสอบที่ได้มีแนวโน้มใกล้เคียงกัน และค่าที่ได้จะอยู่ในช่วงเดียวกัน

นอกจากนี้ยังพบว่า TPNR ที่เตรียมได้นั้น เกิดไดนามิกสวิตคาโมเซชันในระหว่าง การผสมดังแสดงในรูปที่ 4.22(c) ซึ่งแสดงขึ้นตัวอย่างก่อนการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิด แรงดัน จะเห็นได้ว่าขึ้นตัวอย่างมีอนุภาค NR กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP เช่นเดียวกับ ขึ้นตัวอย่างที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดันแล้ว ซึ่งในงานวิจัยนี้ได้ทำการทดลอง ดังกล่าวเพียงที่ปริมาณฟีนอลิกเรซินที่ 8 pphr เท่านั้น แต่คาดว่าปริมาณฟีนอลิกเรซินที่ปริมาณ ต่างๆ ก็น่าจะให้ผลการทดลองที่สอดคล้องกัน



รูปที่ 4.29 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR ชนิดยางวัลคาไมซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซินต่างๆ โดยตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วย พาราไซลีน: (a) 6 pphr, (b) 8 pphr, (c) 10 pphr และ (d) 12 pphr

4.2.3.4 ผลการวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์

จากความสัมพันธ์ของปริมาณการเชื่อมโยงโมเลกุลของเฟสยางใน TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์นั้น สามารถคำนวณได้จากค่า E' โดยถ้าค่า E' มีค่ามากขึ้น นั้นแสดงว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์มีความเป็นอีลาสติกมากขึ้น (Ellul *et al.*, 2004) การศึกษาอิทธิพลของปริมาณฟีนอลิครีซินที่มีผลต่อค่า E' ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน จากผลการทดสอบพบว่า TPNR ที่ใช้ฟีนอลิครีซินในปริมาณต่างๆ ไม่ส่งผลต่อค่า E' กล่าวคือ TPNR ดังกล่าวมีค่า E' ที่ไม่แตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญในทุกๆ ปริมาณของฟีนอลิครีซินที่ทำการศึกษานั้นแสดงว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์มีความเป็นอีลาสติกที่ใกล้เคียงกัน แม้จะใช้ปริมาณฟีนอลิครีซินต่างกัน

จากผลการทดลองที่ทำการศึกษาอิทธิพลของปริมาณฟีนอลิครีซินต่างๆ สามารถสรุปได้ว่า TPNR ที่ใช้ปริมาณฟีนอลิครีซิน 8 pphr เป็นปริมาณที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษาและพัฒนาเพื่อเตรียมเป็นยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกคอมโพสิต (TPNR composite) ในตอนที่ 2 ต่อไป เนื่องจากเป็นปริมาณที่ให้สมบัติเชิงกลและสมบัติทางกายภาพ เช่น สมบัติความทนต่อแรงดึง สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนและโอโซน สมบัติการยืดถาวร และสมบัติการบวมตัว ที่ดีกว่าปริมาณฟีนอลิครีซินที่ 6 pphr แต่เมื่อเปรียบเทียบกับปริมาณฟีนอลิครีซินที่ 10 และ 12 pphr พบว่าสมบัติดังกล่าวมีแนวโน้มใกล้เคียงกันและค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงเลือกใช้ปริมาณฟีนอลิครีซินที่ 8 pphr เพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพสิตต่อไป เนื่องจากสามารถใช้ฟีนอลิครีซินได้ในปริมาณที่น้อย แต่สมบัติที่ได้ไม่มีความแตกต่างกัน

ดังนั้นจากผลการทดสอบที่ได้ทำการศึกษาอิทธิพลต่างๆ ดังนี้คือ อิทธิพลของปริมาณ PP อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ และอิทธิพลของปริมาณฟีนอลิครีซิน ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล สมบัติทางกายภาพ ลักษณะสัญญาณวิทยา และผลการวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ พบว่าสูตรที่เหมาะสมที่จะศึกษาและพัฒนาเพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพสิตต่อไปคือ เตรียม TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล

เมื่อทำการเลือกสูตรที่เหมาะสมที่สุดที่จะนำไปศึกษาและพัฒนาเพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพสิตในตอนี่ 2 ต่อไป จะทำการศึกษาความสามารถของจำนวนครั้งของการนำกลับมาใช้ใหม่ (recycling) ที่มีต่อสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR ซึ่งความสามารถในการนำกลับมาหลอมใช้ใหม่ โดยไม่ทำให้สมบัติต่างๆ ของ TPE ด้อยลงนั้น ถือว่าเป็นสมบัติที่สำคัญมากอย่างหนึ่งของ TPE (Huang *et al.*, 2002)

4.2.3.5 การทดสอบความสามารถของการนำกลับมาใช้ใหม่

ทำการทดสอบตามหัวข้อที่ 3.3.5.9 โดยนำชิ้นตัวอย่างทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้งด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน จากนั้นนำค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR หลังจากผ่านการขึ้นรูปซ้ำ แล้วนำค่าที่ได้เปรียบเทียบกับค่าดังกล่าวของ TPNR ที่ยังไม่ผ่านการขึ้นรูปซ้ำ เพื่อหาค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ถ้าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงมีค่าน้อย แสดงว่า TPNR ชนิดนั้นมีความสามารถในการนำกลับมาใช้ใหม่ได้ดี ตารางที่ 4.20 แสดงความสามารถของการนำกลับมาใช้ใหม่ของ TPNR ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ฟีนอลิคเรซินที่ปริมาณ 8 pphr เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล พบว่าค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR หลังจากผ่านการขึ้นรูปซ้ำ มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าดังกล่าวลดลงเพิ่มขึ้นตามจำนวนครั้งของการขึ้นรูปซ้ำ อย่างไรก็ตามจากการทดสอบก็ทำให้ทราบว่า TPNR ที่เตรียมได้นี้ สามารถนำกลับมาหลอมใช้ใหม่ได้ ถึงแม้ว่าจะมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ค่อนข้างสูงเมื่อเทียบกับงานวิจัยของหลายๆ กลุ่ม เช่น Liu และคณะ (2003) ที่ทำการเตรียม TPV ระหว่างพอลิเอไมด์ และยาง EPDM สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ เนื่องจาก NR มีพันธะคู่มากกว่ายาง EPDM จึงทำให้ NR เกิดการเสื่อมสลาย เนื่องจากความร้อนได้ง่ายกว่ายาง EPDM ส่งผลให้สมบัติความทนต่อแรงดึงมีค่าลดลง หลังจากที่ได้ผ่านการขึ้นรูปซ้ำ

ตารางที่ 4.20 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ด้วยฟีนอลิคเรซินที่ปริมาณ 8 pphr โดยอัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน

Number of reprocessing	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before reprocessing (MPa)	after reprocessing (MPa)	change in σ_b (%)	before reprocessing (%)	after reprocessing (%)	change in ϵ_b (%)
1	14.64	11.55	-21.11	397	345	-13.10
2	14.64	10.24	-30.05	397	322	-18.89
3	14.64	10.03	-31.49	397	290	-26.95

4.3 TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ 1

การเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ 1 จะแบ่งการศึกษาออกเป็น 4 บัณฑิต คือ อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย อิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP อิทธิพลของปริมาณเส้นใย และอิทธิพลของความยาวเส้นใย ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล สมบัติทางกายภาพ สมบัติทางความร้อน โดยการวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ความร้อน (TGA) และลักษณะพื้นฐานวิทยาของ TPNR คอมโพลีเมอร์ ดังนี้

4.3.1 อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย

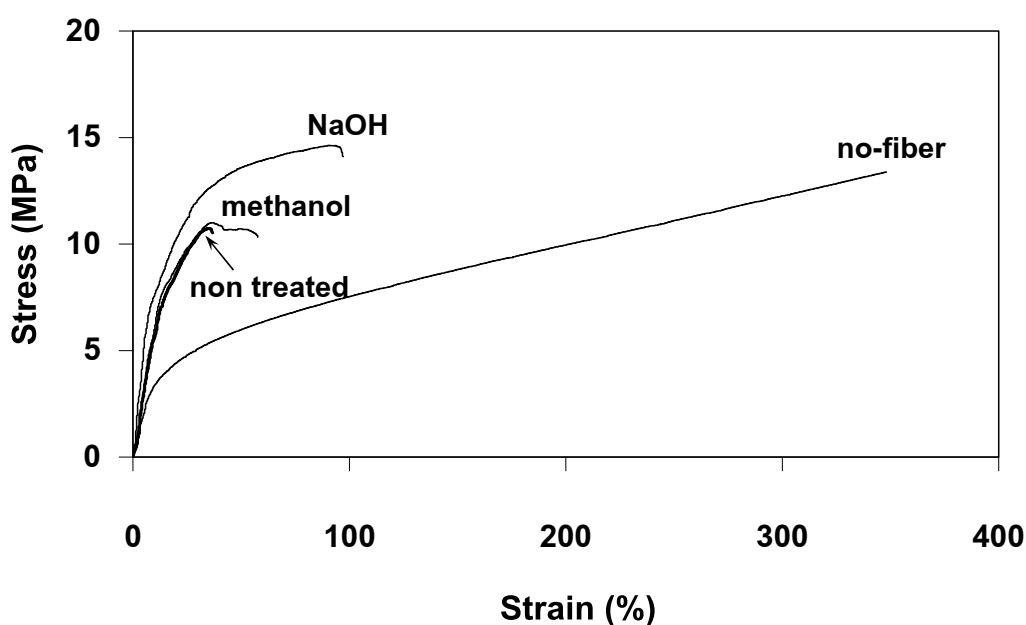
เตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์ตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล (ซึ่งทำการเลือกจากหัวข้อที่ 4.2) โดยใช้เส้นใยที่มีความยาว 6 cm ในปริมาณ 30 pphr และใช้ MA-g-PP ในปริมาณ 1 pphr โดยทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ ดังนี้ ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และเมทานอล ผลการทดสอบที่ได้แบ่งออกเป็น 4 ส่วนดังนี้

4.3.1.1 สมบัติเชิงกล

(i) สมบัติความทนต่อแรงดึง

กราฟความเค้น – ความเครียด และสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีเมอร์ แสดงในรูปที่ 4.30 และตารางที่ 4.21 ตามลำดับ จากผลการทดลองพบว่า เมื่อทำการเติมเส้นใยใน TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์เพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพลีเมอร์นั้น สามารถปรับปรุงค่า E ได้ เนื่องจากมีค่า E เพิ่มขึ้นเป็น 2 เท่าเมื่อเทียบกับที่ไม่เติมเส้นใย ในทางตรงกันข้ามการเติมเส้นใยไม่สามารถปรับปรุงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ได้ และเมื่อพิจารณาในส่วน of ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยในระบบต่างๆ พบว่าการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ให้ค่าสมบัติความทนต่อแรงดึงดีที่สุดไม่ว่าจะเป็นค่า E, σ_b และ ϵ_b สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ เนื่องจากการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ จะทำให้เกิดการแตกออกของกลุ่มเส้นใยทำให้เกิดเป็นเส้นใยขนาดไมครอน (microfiber) ขนาดเล็กๆ เกิดขึ้นมากมาย สังเกตได้จากภาพถ่ายด้วย SEM ซึ่งจะอธิบายในหัวข้อที่ 4.3.1.3 กล่าวคือ เส้นใยจะมีลักษณะผิวขรุขระและมีรอยหยักมากขึ้น ซึ่งการที่เส้นใยมีผิวขรุขระและมีรอยหยักเพิ่มขึ้นทำให้เส้นใยมีพื้นที่ผิวในการสัมผัสกับเมตริกซ์ได้มากขึ้น จึงทำให้เส้นใยสามารถยึดเกาะกับเมตริกซ์ได้ดีขึ้น การที่เส้นใยมีลักษณะผิวขรุขระและมีรอยหยักนั้น แสดงให้เห็นว่าเฮมิเซลลูโลสและลิกนินซึ่งเป็นส่วนประกอบของเส้นใยถูกกำจัดออกไป (Paul *et al.*, 2008) นอกจากการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์จะสามารถกำจัดเอาเฮมิเซลลูโลสและลิกนิน เพื่อเป็นการเพิ่มพื้นที่ผิวสัมผัสให้กับเส้นใยแล้ว Paul และคณะ (2008) ยังพบอีกว่าการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์

ยังเป็นการเพิ่มปริมาณผลึกของเส้นใยด้วย เนื่องจากเซลลูโลสจะสามารถเกิดการจัดเรียงตัวที่เป็นระเบียบได้ดีขึ้น จากเหตุผลดังกล่าวจึงทำให้ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยให้สมบัติความทนต่อแรงดึงดีที่สุด นอกจากนี้จะเห็นได้ว่าเส้นใยที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวและปรับปรุงผิวด้วยเมทานอล มีค่าสมบัติความทนต่อแรงดึงมีแนวโน้มใกล้เคียงกันมากไม่ว่าจะเป็นค่า E และ σ_b ยกเว้นค่า ϵ_b ที่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอลให้ค่าที่สูงกว่า



รูปที่ 4.30 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

ตารางที่ 4.21 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

Fiber treatment	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
no fiber	36.04 ± 2.40	3.81 ± 0.08	10.61 ± 0.92	14.64 ± 0.53	397 ± 31
non-treated	72.43 ± 12.83	8.05 ± 0.33	14.89 ± 2.34	8.50 ± 1.96	39 ± 1
NaOH	81.51 ± 17.19	7.96 ± 0.70	10.02 ± 1.15	12.25 ± 1.34	98 ± 11
methanol	71.87 ± 18.50	8.28 ± 0.02	15.13 ± 3.64	9.89 ± 0.21	54 ± 6

(ii) สมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง

การทดสอบสมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกในงานวิจัยนี้ เลือกใช้วิธีการทดสอบแบบดิ่ง เนื่องจากได้ลองทำการทดสอบความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบไอซอด และแบบชาร์ปีแล้ว (Izod and Charpy impact resistance) พบว่าชั้นตัวอย่างไม่แตกหักเลยทุกชั้น ทั้งที่ลองเพิ่มขนาดของหัวค้อนที่มีขนาด 4 J แต่เพื่อต้องการทดสอบให้เห็นความแตกต่าง จึงทดลองใช้วิธีการทดสอบนี้ (แบบดิ่ง) พบว่ามีความแตกต่างของชั้นตัวอย่าง จึงเลือกใช้การทดสอบนี้แสดงสมบัติเชิงกลด้วย

ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ ดังแสดงในตารางที่ 4.22 จากผลการทดสอบพบว่า เมื่อทำการเติมเส้นใยใน TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ เพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพลีเมอร์นั้น มีค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งลดลง กล่าวคือ เมื่อทำการทดสอบชั้นตัวอย่างที่ไม่เติมเส้นใย พบว่าชั้นตัวอย่างไม่ขาด แสดงว่าชั้นตัวอย่างดังกล่าวนี้สามารถดูดกลืนพลังงานได้มากกว่า นั่นคือชั้นตัวอย่างมีความเหนียวที่ดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับที่เติมเส้นใย สาเหตุที่เป็นเช่นนี้อาจเนื่องจาก TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่ไม่ทำการเติมเส้นใยนั้น มีความเหนียวในตัวเองที่ได้อยู่แล้ว กล่าวคือ เป็นความเหนียวที่ได้จากความเป็นอีลาสติกของยางวัลคาไนซ์ นอกจากนี้ อีกสาเหตุประการหนึ่งที่ทำให้การเติมเส้นใยมีค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งลดลง เนื่องจากการเติมเส้นใยจะทำให้เกิดเป็นบริเวณที่มีการสะสมของความเค้น (stress concentration) ในปริมาณสูง จึงทำให้บริเวณนั้นเกิดเป็นจุดเริ่มต้นของการแตกหักได้ง่าย (Arbelaiz *et al.*, 2005a)

เมื่อพิจารณาที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ พบว่าการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ให้ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งมากที่สุด แสดงว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์มีค่าความเหนียวที่ดีกว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยระบบอื่นๆ ซึ่งสาเหตุที่เป็นเช่นนี้อาจเนื่องจากการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์มีการยึดเกาะระหว่างเส้นใย และเมตริกซ์ที่ดีกว่าระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยในระบบอื่นๆ สังเกตได้จากภาพถ่ายด้วย SEM ซึ่งจะอธิบายในหัวข้อที่ 4.3.1.3 จึงส่งผลให้มีค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งมีค่ามากที่สุด

ตารางที่ 4.22 ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ

Fiber treatment	Tensile impact strength (kJ/m ²)
no fiber	no break
non-treated	134.59 ± 12.34
NaOH	175.12 ± 12.10
methanol	129.42 ± 16.98

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน แสดงในตารางที่ 4.23 พบว่าเมื่อนำค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนเปรียบเทียบกับผลก่อนการบ่มเร่งด้วยความร้อน จะเห็นได้ว่ามีค่าดังกล่าวลดลงมากกว่า 15% ในทุกๆ ระบบของการปรับปรุงผิวเส้นใย ยกเว้นค่า ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย พบว่าค่าดังกล่าวมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นประมาณ 20% และเมื่อเปรียบเทียบกับที่ไม่เติมเส้นใย พบว่ามีค่า σ_b เพิ่มขึ้นถึง 40% แต่มีค่า ϵ_b ลดลงเช่นเดียวกันกับ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และเมทานอล แต่มีเปอร์เซ็นต์การลดลงเพียงเล็กน้อยเท่านั้นคือประมาณ 10% จากผลการทดลองจะเห็นได้ว่าเมื่อทำการเติมเส้นใย และทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์และเมทานอล พบว่าค่าดังกล่าวมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงที่ลดลงค่อนข้างมาก ทั้งนี้อาจเกิดจากในขั้นตอนของการล้างเอาโซเดียมไฮดรอกไซด์และเมทานอลออกจากเส้นใย อาจมีการหลงเหลือของสารเคมีดังกล่าวตกค้างอยู่บริเวณผิวของเส้นใย ซึ่งอาจส่งผลกระทบต่อสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน กล่าวคือ ค่าดังกล่าวมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงที่สูง

ตารางที่ 4.23 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h

Fiber treatment	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
no fiber	14.64	20.64	+40.98	397	356	-10.33
non-treated	8.50	7.06	-16.94	39	48	+23.08
NaOH	12.25	8.38	-31.59	98	65	-33.68
methanol	9.89	7.94	-19.72	54	34	-37.04

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยไอโซน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีไทท์ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซน แสดงในตารางที่ 4.24 พบว่าเมื่อนำค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซนเปรียบเทียบกับผลก่อนการบ่มเร่งด้วยไอโซน มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงลดลงมากกว่า 28% ในทุกๆ ระบบของการปรับปรุงผิวเส้นใย ยกเว้นค่า ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีไทท์ที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย ที่มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นประมาณ 20% นอกจากนี้ยังพบว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ไม่ทำการเติมเส้นใย มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b เพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น คือประมาณ 1 และ 10% ตามลำดับ จากผลการทดลองจะเห็นได้ว่า เมื่อทำการเติมเส้นใยเพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพลีไทท์นั้น ค่าดังกล่าวมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงสูงกว่าที่ไม่เติมเส้นใย โดยสาเหตุที่เป็นเช่นนี้อาจเกิดจากที่ได้กล่าวมาแล้วข้างต้นว่า ในขั้นตอนของการล้างเอาโซเดียมไฮดรอกไซด์และเมทานอลออกจากเส้นใย อาจมีการหลงเหลือของสารเคมีดังกล่าวตกค้างอยู่บริเวณผิวของเส้นใย จึงทำให้ TPNR คอมโพลีไทท์ที่เตรียมได้มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าดังกล่าวที่สูง นั่นคือมีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยไอโซนน้อยลง

ตารางที่ 4.24 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีไทท์ที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h

Fiber treatment	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
no fiber	14.64	14.75	+0.75	397	444	+11.84
non-treated	8.50	6.09	-28.35	39	47	+20.51
NaOH	12.25	7.01	-42.78	98	58	-40.82
methanol	9.89	4.85	-50.96	54	23	-57.40

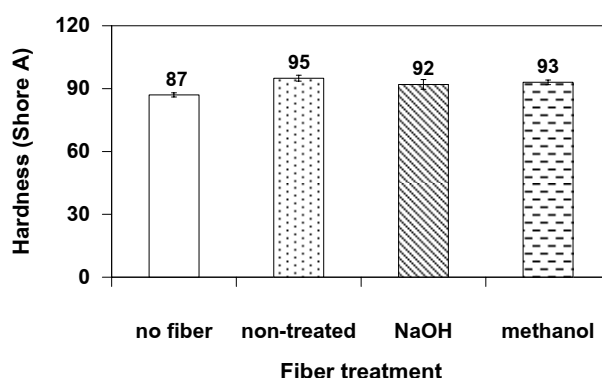
4.3.1.2 สมบัติทางกายภาพ

(i) สมบัติความแข็ง

ค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลีไทท์ที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 4.31 พบว่า เมื่อทำการเติมเส้นใย TPNR คอมโพลีไทท์ที่เตรียมได้มีค่า

ความแข็งเพิ่มขึ้น สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากโดยธรรมชาติ เส้นใยมีโครงสร้างที่มีความแข็งสูงกว่า PP และ NR ดังนั้น เมื่อนำมาผสมกับ TPNR (PP ผสมกับ NR) ที่มีความแข็งต่ำกว่าเส้นใย จึงทำให้ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้มีความแข็งเพิ่มขึ้น

เมื่อพิจารณาค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยในระบบต่างๆ พบว่ามีค่าความแข็งใกล้เคียงกันในทุกๆ ระบบของการปรับปรุงผิวเส้นใย นั่นแสดงว่า ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยไม่มีผลต่อสมบัติความแข็งของ TPNR คอมโพลีเมอร์โดยค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้มีความแข็งอยู่ในช่วง 92 – 95 Shore A

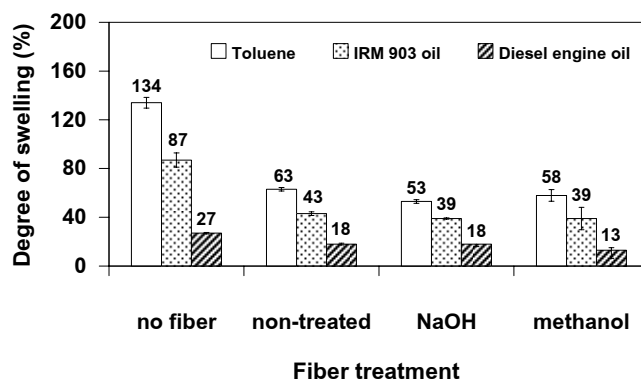


รูปที่ 4.31 สมบัติความแข็ง TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ

(ii) สมบัติการบวมตัว

เปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR คอมโพลีเมอร์ แสดงในรูปที่ 4.32 พบว่าเมื่อทำการเติมเส้นใยลงใน TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ เพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพลีเมอร์ มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวที่ลดลงในทุกๆ ระบบของการปรับปรุงผิวเส้นใย โดยมีแนวโน้มเหมือนกันสำหรับในตัวทำละลายที่ใช้ในการศึกษาทั้ง 3 ชนิด คือ โทลูอีน น้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล สาเหตุที่เป็นเช่นนี้อาจเกิดจากการเติมเส้นใย จะทำให้ตัวทำละลายแทรกเข้าไปในช่องว่างระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ TPNR คอมโพลีเมอร์สามารถกระทำไต่ยากกว่าที่ไม่เติมเส้นใย เนื่องจากเส้นใยจะเข้าไปขัดขวาง จึงทำให้ TPNR คอมโพลีเมอร์มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับที่ไม่เติมเส้นใย นอกจากนี้การเติมเส้นใยจะเข้าไปแทนที่เนื้อของพอลิเมอร์ จึงทำให้มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลง

เมื่อพิจารณาอิทธิพลของการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ พบว่าให้ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีแนวโน้มใกล้เคียงกันและมีค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน กล่าวคือ TPNR คอมโพลีเมอร์มีค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวในโทลูอีน ประมาณ 53-63% สำหรับในน้ำมัน IRM 903 ประมาณ 39-43% และในน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล ประมาณ 13-18% ตามลำดับ



รูปที่ 4.32 เปอร์เซนต์การบวมตัวของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ เมื่อนำ TPNR คอมโพสิต แช่ในโทลูอีน เป็นเวลา 72 h ในน้ำมัน IRM 903 และน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล เป็นเวลา 168 h ที่อุณหภูมิ 30°C

4.3.1.3 สัณฐานวิทยา

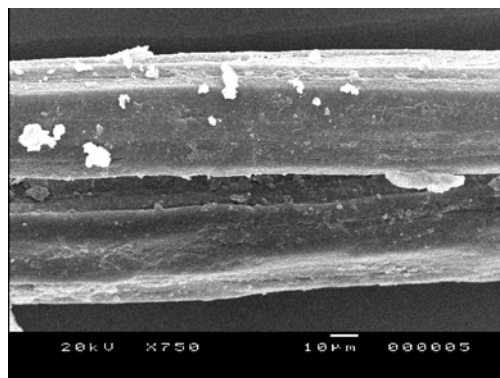
รูปที่ 4.33 แสดงลักษณะสัณฐานวิทยาของผิวของเส้นใยปอกระเจา ที่ทำการศึกษาอิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ พบว่า เส้นใยที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยมีลักษณะผิวเรียบดังแสดงในรูปที่ 4.33(a) สำหรับเส้นใยที่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ จะมีลักษณะผิวขรุขระและมีการแตกเป็นร่องๆ อย่างชัดเจน ซึ่งจากสาเหตุนี้เองที่ทำให้เส้นใยที่ทำการปรับปรุงผิวด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์สามารถยึดเกาะกับเมตริกซ์ได้ดีกว่าระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล และที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย สำหรับการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล จะเห็นได้ว่ามีลักษณะผิวของเส้นใยที่ได้ไม่แตกต่างกับที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย กล่าวคือ มีลักษณะผิวเรียบเช่นเดียวกัน โดยจากรูปที่ 4.33 จะเห็นได้ว่าเส้นใยที่แช่ในโซเดียมไฮดรอกไซด์จะมีการฉีกขาดของเส้นใยมากกว่าการปรับปรุงผิวด้วยเมทานอล และที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย

สำหรับรูปที่ 4.34 แสดงลักษณะสัณฐานวิทยาของ TPNR คอมโพสิต จากรูปแสดงการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ โดยทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ พบว่าเส้นใยที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวมีการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ที่ไม่ดี ดังรูปที่ 4.34(a) จะเห็นได้ว่ามีช่องว่างระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์เกิดขึ้น (ดูลูกศร) ซึ่งจากสาเหตุนี้เองที่ทำให้ TPNR คอมโพสิตที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยมีสมบัติต่างๆ ที่ด้อยลง สำหรับการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอลมีการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ที่ดีกว่าที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยแต่อย่างไรก็ตามก็ไม่ดีเท่ากับการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ที่มีการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ที่ดีกว่าดังในรูปที่ 4.34(b) จะเห็นได้ว่าผิวเส้นใยมีลักษณะเหมือนถูกเคลือบด้วยส่วนของเมตริกซ์ (ดูลูกศร) ซึ่งไม่เหมือนกับในรูปที่ 4.34(c) ที่มีลักษณะเพียงแต่การยึดติดบริเวณรอบๆ ของเส้นใยกับเมตริกซ์เท่านั้น ซึ่งจากการตรวจสอบด้วย SEM สามารถ

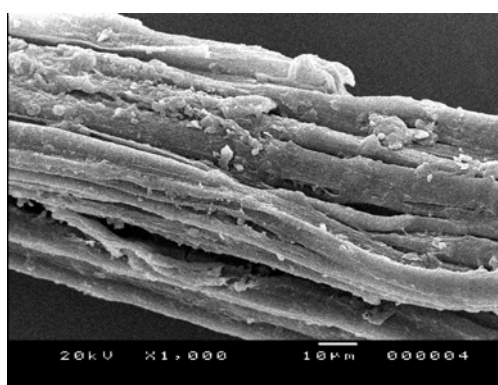
สนับสนุนได้ว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการปรับปรุงผิวด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ให้สมบัติเชิงกลดีที่สุด เช่น สมบัติความทนต่อแรงดึง และสมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง เป็นต้น เนื่องจากการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมทริกซ์ที่ดีกว่าระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยระบบอื่นๆ

นอกจากนี้ยังพบว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้นี้ มีลักษณะสัณฐานวิทยาที่ไม่เปลี่ยนแปลง กล่าวคือ สัณฐานวิทยาประกอบด้วยเฟสของยางที่กระจายตัวเป็นอนุภาคเล็กๆ อยู่ในเฟสต่อเนื่องของพลาสติก ดังแสดงในรูปที่ 4.35 โดยชั้นตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน จากรูปจะเห็นได้ว่ามีอนุภาค NR กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP เช่นเดียวกับชั้นตัวอย่างของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ (ดังรูปที่ 4.21c) เมื่อพิจารณาระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ ที่มีผลต่อขนาดของอนุภาค NR พบว่ามีลักษณะคล้ายกันในทุกๆ ระบบของการปรับปรุงผิวเส้นใย กล่าวคือ มีขนาดอนุภาค NR ประมาณ $1.11 \pm 0.11 \mu\text{m}$, $1.21 \pm 0.12 \mu\text{m}$ และ $1.18 \pm 0.11 \mu\text{m}$ สำหรับที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และเมทานอล ตามลำดับ นอกจากนี้ลักษณะของอนุภาค NR มีลักษณะเป็นเหลี่ยมๆ ไม่กลมเหมือน TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่เตรียมได้ดังรูปที่ 4.21c

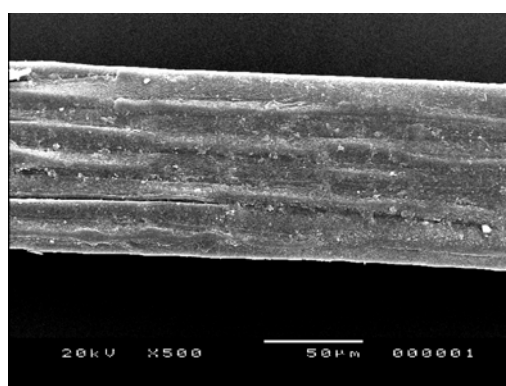
นอกจากนี้เพื่อเป็นการยืนยันว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้นี้ เกิดไดนามิกสวัลคาไนเซชันในระหว่างการผสม จึงได้นำชั้นตัวอย่างก่อนทำการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน และสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน ดังแสดงในรูปที่ 4.36 พบว่าชั้นตัวอย่างมีอนุภาค NR กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP เช่นเดียวกับชั้นตัวอย่างที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดันแล้วดังแสดงในรูปที่ 4.35 แสดงว่าการเติมเส้นใยไม่ได้ไปขัดขวางการเกิดเชื่อมโยงใน NR และการเปลี่ยนสัณฐานวิทยาของ NR



(a)

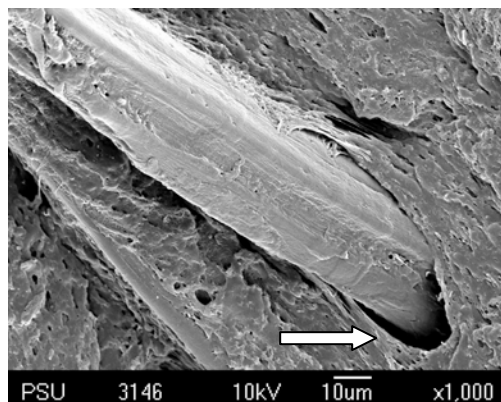


(b)

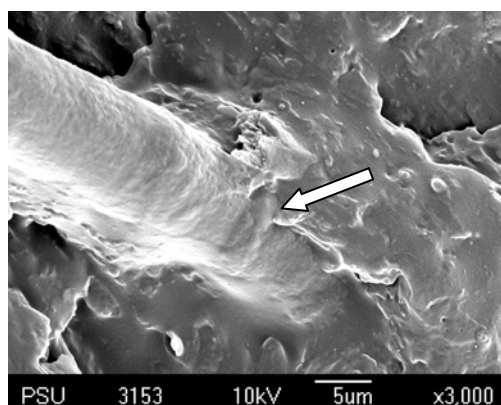


(c)

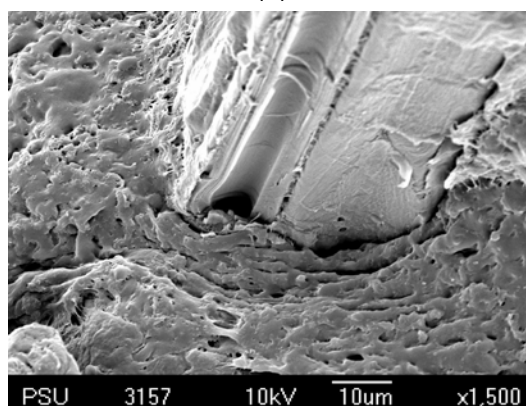
รูปที่ 4.33 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของผิวของเส้นใยปอกระเจา ที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ: (a) ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย, (b) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และ (c) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล



(a)

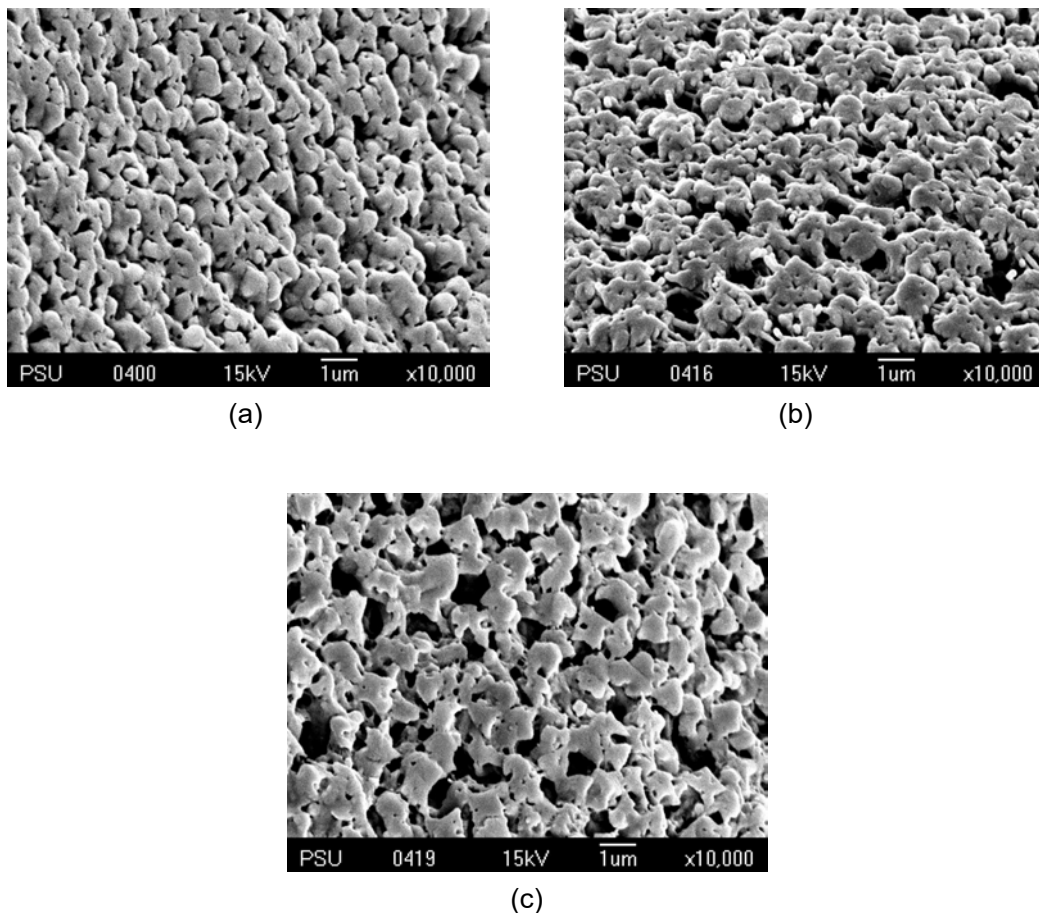


(b)

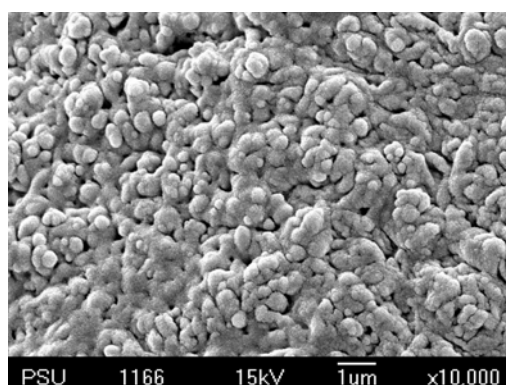


(c)

รูปที่ 4.34 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ: (a) ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย, (b) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และ (c) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล



รูปที่ 4.35 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรรูประบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย, (b) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และ (c) ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล



รูปที่ 4.36 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพสิตโดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะและทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน และขึ้นตัวอย่างยังไม่ได้ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน

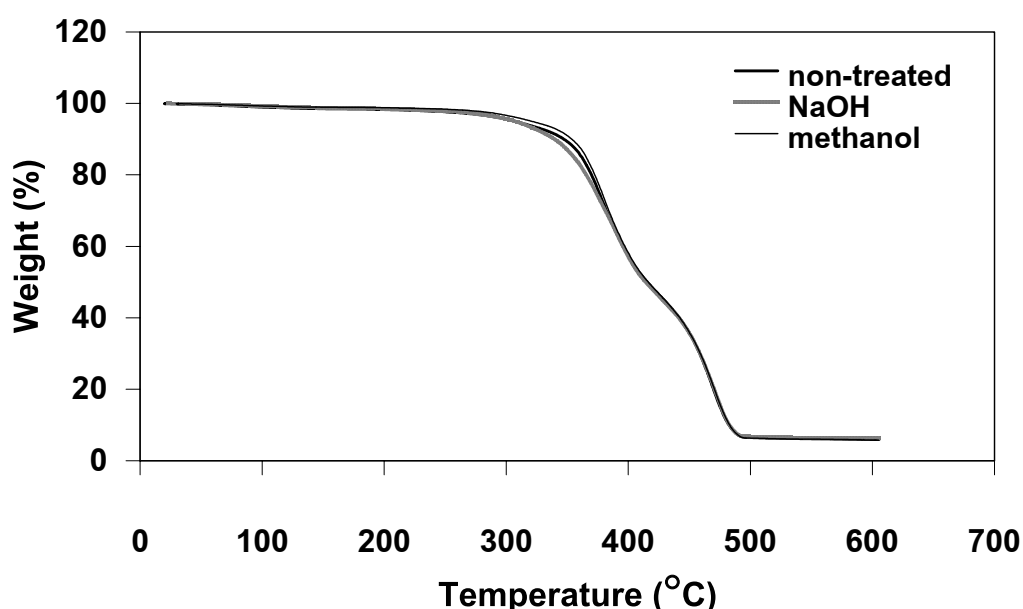
4.3.1.4 ผลการวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ความร้อน

การวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ความร้อน คือการวัดน้ำหนักที่สูญเสียไปของวัสดุพอลิเมอร์ โดยการเพิ่มอุณหภูมิด้วยอัตราคงที่ภายใต้บรรยากาศของก๊าซเฉื่อย ซึ่งค่าที่วัดได้จะรายงานเป็นร้อยละของน้ำหนักที่สูญเสียไปซึ่งเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิหรือเวลา จากการวิเคราะห์ด้วยวิธีนี้ จะทำให้ทราบถึงเสถียรภาพทางความร้อนของ TPNR คอมโพสิต กล่าวคือ ถ้า TPNR คอมโพสิต ชนิดใดมีอุณหภูมิของการสลายตัวสูง แสดงว่า TPNR คอมโพสิตชนิดนั้นมีเสถียรภาพทางความร้อนสูง

จากรูปที่ 4.37 แสดงกราฟ TGA ของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ พบว่าช่วงแรกที่อุณหภูมิตั้งแต่ 30 ถึง 200°C แสดงถึงการระเหยของน้ำและการสลายตัวของลิกนินจากเส้นใย (Mohanty *et al.*, 2004) ซึ่งมีน้ำหนักที่สูญเสียไปประมาณ 1.6% สำหรับที่ไม่ปรับปรุงผิวเส้นใย 1.4% สำหรับที่ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และ 1.2% สำหรับที่ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล หลังจากนั้นการสลายตัวในช่วงที่สองจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิประมาณ 270°C จะเป็นการสลายตัวของเฮมิเซลลูโลสของเส้นใย (Mohanty *et al.*, 2004) ซึ่งจากผลการทดลองจะเห็นได้ว่า TPNR คอมโพสิตที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยและที่ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล พบว่ามีน้ำหนักของเฮมิเซลลูโลสที่สูญเสียไปประมาณ 4.4 และ 3.7% ตามลำดับ แต่เป็นที่น่าสังเกตว่า TPNR คอมโพสิตที่ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ไม่มีการสลายตัวของเฮมิเซลลูโลสเกิดขึ้น ซึ่งจากที่ได้กล่าวมาแล้วข้างต้นดังแสดงในรูปที่ 4.33b พบว่าการที่เส้นใยมีลักษณะผิวขรุขระและมีรอยหยักนั้น แสดงให้เห็นว่าเฮมิเซลลูโลสและลิกนินซึ่งเป็นส่วนประกอบของเส้นใยถูกกำจัดออกไป (Paul *et al.*, 2008) ดังนั้นจากผลการทดสอบสามารถยืนยันได้ว่าการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ สามารถกำจัดเอาเฮมิเซลลูโลสออกไปได้เกือบทั้งหมด หลังจากนั้นการสลายตัวในช่วงที่สามจะเกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิประมาณ 350°C จะเป็นการแตกออกของพันธะ glycosidic ของเซลลูโลส ซึ่งมีน้ำหนักที่สูญเสียไปประมาณ 40.5% สำหรับที่ไม่ปรับปรุงผิวเส้นใย 38.8% สำหรับที่ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และ 40.5% สำหรับที่ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล ต่อมาการสลายตัวในช่วงที่สี่จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิประมาณ 450°C ซึ่งคาดว่าจะเป็นการสลายตัวของพันธะคู่และไม่มีพันธะคู่ของคาร์บอนใน PP ซึ่งมีน้ำหนักของการสลายตัวอยู่ในช่วงเดียวกันในทุกๆ ระบบของการปรับปรุงผิวเส้นใย คือประมาณ 50% และสำหรับการสลายตัวในช่วงสุดท้ายจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิประมาณ 500°C ซึ่งคาดว่าจะเป็นการสลายตัวของผลิตภัณฑ์ที่ได้จากการสลายตัวในช่วงที่สาม (Joseph *et al.*, 2003)

จากผลการทดลองที่ทำการศึกษาอิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ คือที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย และที่ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์และเมทานอล สามารถสรุปได้ว่า TPNR คอมโพสิต ที่ใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย

เป็นระบบที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษาและพัฒนาต่อไป เนื่องจากเป็นระบบที่ให้สมบัติความทนต่อแรงดึง ความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดึงดีที่สุด สาเหตุที่เลือกพิจารณา 2 สมบัตินี้เป็นหลักเนื่องจาก จุดประสงค์ของการเตรียม TPNR คอมโพลีท คือ เพื่อต้องการให้ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น (จึงเตรียมเป็น TPNR คอมโพลีท) แต่ยังคงมีสมบัติความเป็นยางที่ดี กล่าวคือ มีความเหนียว และความยืดหยุ่นที่ดี นอกจากนี้จากการตรวจสอบลักษณะสัณฐานวิทยาพบว่า TPNR คอมโพลีทที่ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์แสดงการยึดเกาะระหว่างผิวเส้นใยกับเมตริกซ์ที่ดีที่สุด ดังนั้นการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์จึงเป็นระบบที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษา และพัฒนาในหัวข้อต่อไป



รูปที่ 4.37 กราฟ TGA ของ TPNR คอมโพลีท ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ MA-g-PP และเส้นใยในปริมาณ 1 และ 30 pphr และความยาวของเส้นใยเท่ากับ 6 cm ทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่าง ๆ

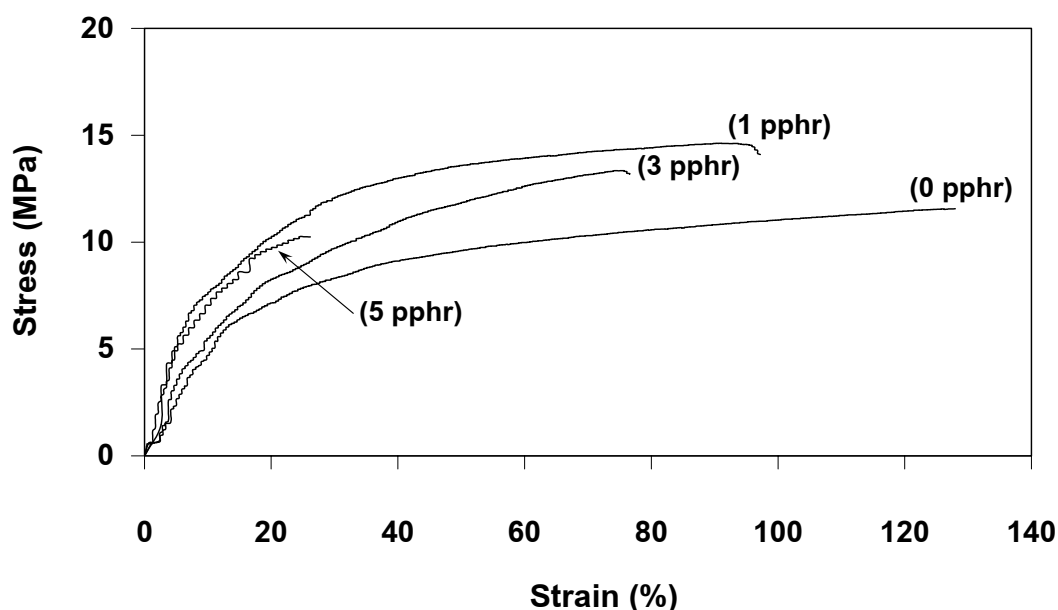
4.3.2 อิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP

เตรียม TPNR คอมโพลีท ตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล โดยใช้เส้นใยที่มีความยาว 6 cm ในปริมาณ 30 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ (ที่ทำการเลือกจากหัวข้อที่ 4.3.1) โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ที่ 0, 1, 3 และ 5 pphr ผลการทดสอบที่ได้แบ่งออกเป็น 3 ส่วนดังนี้

4.3.2.1 สมบัติเชิงกล

(i) สมบัติความทนต่อแรงดึง

กราฟความเค้น – ความเครียด และสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีท แสดงในรูปที่ 4.38 และตารางที่ 4.25 ตามลำดับ จากผลการทดลองพบว่าเมื่อใช้ปริมาณ MA-g-PP เพิ่มขึ้นจาก 0 pphr เป็น 1 pphr มีค่า E และ σ_b มีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น โดยเฉพาะค่า E ที่มีค่าเพิ่มขึ้นอย่างมาก ในทางตรงกันข้ามมีค่า ϵ_b ลดลง ซึ่งจากการทดลองพบว่ามีผลสอดคล้องกับผลการทดสอบของ Sameni และคณะ (2004) ที่ทำการเตรียม TPNR จากการผสมระหว่าง NR กับ HDPE ที่ทำการเสริมแรงด้วยเส้นใยจากไม้ยาง (rubber wood fiber, RWF) พบว่าการเติมพอลิเอทิลีนที่มีการตัดแปลงโมเลกุลด้วยมาลิกแอนไฮไดรด์ ทำหน้าที่เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ สามารถปรับปรุงค่า σ_b และค่ามอดูลัสของยังมีค่าเพิ่มขึ้น ในทางตรงกันข้ามมีค่า ϵ_b ลดลง และเมื่อพิจารณาการเติม MA-g-PP ในปริมาณที่เพิ่มขึ้นเป็น 3 และ 5 pphr พบว่าค่า E , σ_b และ ϵ_b มีแนวโน้มลดลง

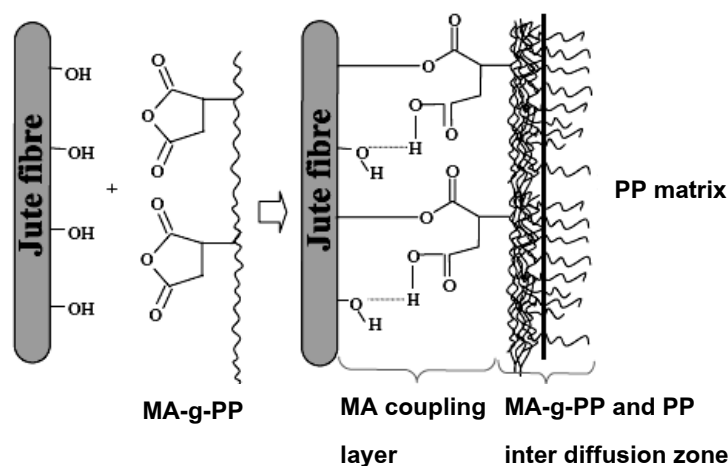


รูปที่ 4.38 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

ตารางที่ 4.25 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพสิต โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

MA-g-PP content (pphr)	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
0	59.22 ± 6.79	6.80 ± 0.38	12.14 ± 1.47	11.33 ± 1.18	177 ± 34
1	81.51 ± 17.19	7.96 ± 0.70	10.02 ± 1.15	12.25 ± 1.34	98 ± 11
3	80.05 ± 1.90	7.08 ± 0.96	8.86 ± 1.31	12.86 ± 0.60	79 ± 11
5	58.38 ± 6.54	8.28 ± 1.23	15.49 ± 4.27	8.74 ± 1.33	29 ± 4

ปัจจัยหลักที่มีอิทธิพลต่อสมบัติเชิงกลของการเตรียม TPNR คอมโพสิตโดยใช้เส้นใยปอกระเจาเป็นวัสดุเสริมแรงนั้น คือ การยึดเกาะระหว่างเส้นใยและเมตริกซ์ ซึ่งการใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ (compatibilizer) สามารถปรับปรุงการยึดเกาะระหว่างเส้นใยและเมตริกซ์ให้ดีขึ้นได้ ซึ่งจะส่งผลให้คอมโพสิตที่เตรียมได้นี้มีสมบัติเชิงกลที่ดีขึ้น สาเหตุที่ต้องใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ เพื่อให้เส้นใยกับเมตริกซ์มีการยึดเกาะที่ดีนั้น เนื่องจากเส้นใยโดยธรรมชาติแล้วมีลักษณะของการชอบน้ำ เพราะความเป็นขั้วจากหมู่ไฮดรอกซิลของเซลลูโลสในเส้นใย ทำนองเดียวกัน PP และ NR มีลักษณะของความไม่ชอบน้ำ ซึ่งจากสาเหตุนี้เองที่ทำให้เส้นใยและพอลิเมอร์เมตริกซ์มีการยึดเกาะที่ไม่ดีเนื่องจากความไม่เข้ากัน (Chen *et al.*, 1998) ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงเลือกใช้ MA-g-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้โดยกลไกของการเกิดปฏิกิริยาระหว่างเส้นใยปอกระเจากับ MA-g-PP ดังแสดงในรูปที่ 4.39 กล่าวคือ วงแหวนแอนไฮไดรด์ของ MA-g-PP จะเกิดพันธะโคเวเลนต์กับหมู่ไฮดรอกซิลของเส้นใยกลายเป็นพันธะเอสเทอร์ดังแสดงในรูปที่ 4.39 สำหรับส่วนที่เป็นสายโซ่ของ PP ใน MA-g-PP ก็จะเข้าทำปฏิกิริยากับ PP ที่เป็นส่วนของเมตริกซ์ (Chand and Dwivedi, 2006)

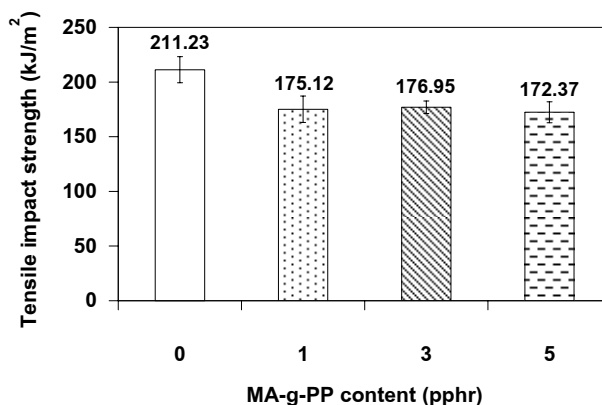


รูปที่ 4.39 กลไกการเกิดปฏิกิริยาระหว่างเส้นใยปอกระเจากับ MA-g-PP (Doan *et al.*, 2006)

จากผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีเมอร์ในตารางที่ 4.25 พบว่าเมื่อทำการเติม MA-g-PP ค่า E และ σ_b มีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น ซึ่งอาจเกิดจากการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์มีการยึดเกาะที่ดีขึ้น ส่งผลให้ประสิทธิภาพของการเกิดส่งผ่านความเค้นจากเมตริกซ์ไปยังเส้นใยได้ดีขึ้น เนื่องจากการเกิดส่งผ่านความเค้นนั้น จะเกิดบริเวณผิวหน้าของเมตริกซ์ไปยังเส้นใย ซึ่งจากผลการทดสอบจะเห็นได้ว่าปริมาณ MA-g-PP ที่ 1 pphr ให้ค่าความทนต่อแรงดึงที่ดีที่สุด ซึ่งมีความสอดคล้องกับงานวิจัยของ Mohanty และคณะ (2004) อย่างไรก็ตามเมื่อใช้ปริมาณ MA-g-PP เพิ่มขึ้นเป็น 3 และ 5 pphr พบว่าสมบัติความทนต่อแรงดึงมีค่าลดลง สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ สามารถอธิบายได้ว่า เนื่องจากปริมาณ MA-g-PP ที่ใช้นั้นอาจเป็นปริมาณที่มากเกินไปจึงทำให้เกิดปฏิกิริยาระหว่าง MA-g-PP ด้วยกันเอง และกับสายโซ่โมเลกุลของ PP ซึ่งส่งผลให้ค่าดังกล่าวมีค่าลดลง (Mohanty *et al.*, 2004)

(ii) สมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง

ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ แสดงในรูปที่ 4.40 พบว่าเมื่อทำการเติมปริมาณ MA-g-PP เพิ่มขึ้นเป็น 1, 3 และ 5 pphr มีค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งลดลงอย่างมีนัยสำคัญ ซึ่งค่าที่ได้มีแนวโน้มใกล้เคียงกันและมีค่าอยู่ในช่วงเดียวกัน คือประมาณ 172-177 kJ/m^2 จากผลการทดลองจะเห็นได้ว่าการเติม MA-g-PP ไม่สามารถปรับปรุงค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้



รูปที่ 4.40 ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน แสดงในตารางที่ 4.26 พบว่าค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนมีค่าลดลง ยกเว้นปริมาณ MA-g-PP ที่ 5 pphr ที่มีค่า ϵ_b เพิ่มขึ้นประมาณ 14% นอกจากนี้พบว่าค่า σ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ปริมาณ MA-g-PP เท่ากับ 1 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงมากที่สุดเช่นเดียวกับปริมาณ MA-g-PP ที่ 3 pphr ที่มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า ϵ_b มากที่สุด แต่จากผลการทดลองพบว่า ค่าทั้งสองที่ได้หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนมีค่าค่อนข้างแปรปรวน นอกจากนี้ยังพบว่าค่าดังกล่าวเมื่อเติม MA-g-PP มีแนวโน้มของเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงมากกว่าที่ไม่เติม MA-g-PP อย่างไรก็ตาม TPNR คอมโพลีเมอร์ ที่ทำการเติม MA-g-PP ที่ปริมาณ 5 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าทั้งสองน้อยที่สุด นั่นแสดงว่า MA-g-PP ที่ปริมาณ 5 pphr ให้ความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนดีที่สุด

ตารางที่ 4.26 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h

MA-g-PP content (pphr)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
0	11.33	10.29	-9.18	117	86	-26.50
1	12.25	8.38	-31.59	98	65	-33.68
3	12.86	10.87	-15.47	79	50	-36.71
5	8.74	7.78	-10.98	29	33	+13.79

(iiii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซน แสดงในตารางที่ 4.27 พบว่าค่าดังกล่าวหลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนมีค่าลดลง ยกเว้นปริมาณ MA-g-PP ที่ 5 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า ϵ_b เพิ่มขึ้นประมาณ 24% จากผลการทดลองที่ได้ไม่สอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนในตารางที่ 4.26 กล่าวคือ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ไม่ทำการเติม MA-g-PP มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนสูงถึง 67

และ 73% ตามลำดับ ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับค่าดังกล่าวของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เติม MA-g-PP ที่ปริมาณต่างๆ พบว่ามีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงที่มากกว่า ในทางตรงกันข้าม TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ไม่เติม MA-g-PP หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงน้อยกว่าที่เติม MA-g-PP ที่ปริมาณต่างๆ

อย่างไรก็ตาม จากผลการทดสอบพบว่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซน มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่อนข้างแปรปรวน โดย TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการเติม MA-g-PP ที่ปริมาณ 3 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าดังกล่าวน้อยที่สุด นั้นแสดงว่าที่ปริมาณ MA-g-PP 3 pphr ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้มีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนดีที่สุด

ตารางที่ 4.27 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h

MA-g-PP content (pphr)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
0	11.33	3.77	-66.73	117	32	-72.65
1	12.25	7.01	-42.78	98	58	-40.82
3	12.86	10.41	-19.05	79	77	-2.53
5	8.74	5.10	-41.65	29	36	+24.14

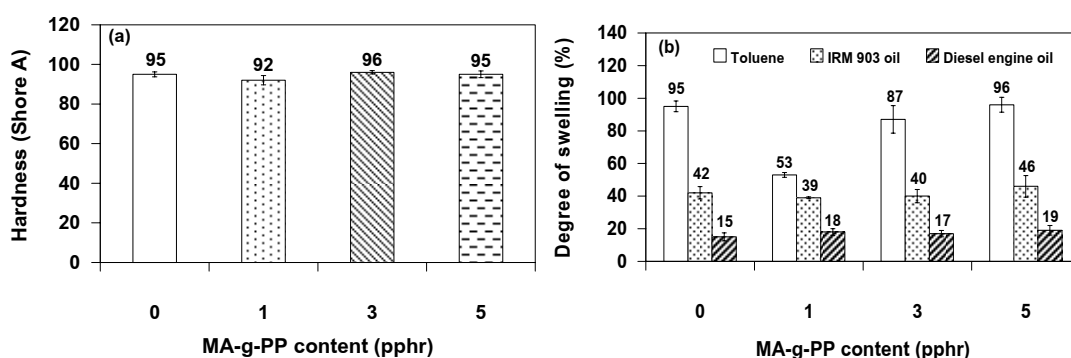
4.3.2.2 สมบัติทางกายภาพ

(i) สมบัติความแข็ง

ค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ ดังแสดงในรูปที่ 4.41(a) พบว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ ทั้งที่ทำการเติม และไม่เติม MA-g-PP มีค่าความแข็งมีแนวโน้มใกล้เคียงกันและค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกันคือประมาณ 92-96 Shore A ซึ่งจากผลการทดลองแสดงให้เห็นว่าการเติม MA-g-PP ที่ปริมาณต่างๆ ไม่ส่งผลต่อค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้

(ii) สมบัติการบวมตัว

ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR คอมโพลีท แสดงในรูปที่ 4.41(b) เมื่อศึกษาอิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ พบว่าเมื่อใช้ปริมาณ MA-g-PP เพิ่มขึ้นจาก 0 pphr เป็น 1 pphr มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีแนวโน้มลดลง ไม่ว่าจะเป็นในโทลูอีน หรือน้ำมัน IRM 903 โดยเฉพาะในโทลูอีนที่มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลงอย่างมากจากประมาณ 95% เป็น 53% สำหรับในน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล พบว่ามีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวเพิ่มขึ้นเล็กน้อย และเมื่อเติมปริมาณ MA-g-PP มากกว่า 1 pphr เป็น 3 และ 5 pphr พบว่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นซึ่งมีแนวโน้มเหมือนกันทั้งในตัวทำละลายทั้ง 3 ชนิด ซึ่งจากผลการทดสอบแสดงให้เห็นว่าการเพิ่มปริมาณ MA-g-PP ที่มากกว่า 1 pphr ไม่ช่วยปรับปรุงสมบัติการบวมตัวให้ดีขึ้น ซึ่งจากผลการทดลองที่ได้มีความสอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง ดังแสดงในตารางที่ 4.25



รูปที่ 4.41 สมบัติทางกายภาพของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ: (a) ค่าความแข็ง และ (b) ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัว

4.3.2.3 สันฐานวิทยา

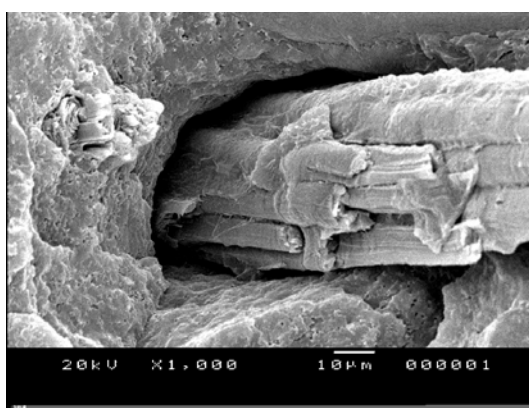
ศึกษาอิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP ที่มีผลต่อลักษณะสันฐานวิทยาของ TPNR คอมโพลีทแสดงในรูปที่ 4.42 จากรูปแสดงการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ที่ปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ พบว่า TPNR คอมโพลีทที่ไม่ได้เติม MA-g-PP ดังแสดงในรูปที่ 4.42(a) มีช่องว่างเกิดขึ้นบริเวณระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ ซึ่งจากผลการทดลองทำให้สันนิษฐานได้ว่าความไม่เข้ากันระหว่างเส้นใยและเมตริกซ์ จึงส่งผลให้มีการยึดเกาะระหว่างเฟสของพอลิเมอร์ทั้งสองที่ไม่ดี ซึ่งการยึดเกาะที่ไม่ดีจะส่งผลต่อการเกิดส่งผ่านความเค้นจากเมตริกซ์ไปยังเส้นใยที่ไม่มีประสิทธิภาพ จากเหตุผลดังกล่าวนี้จึงทำให้สมบัติต่างๆ ของ TPNR คอมโพลีทที่ไม่เติม MA-g-PP มีค่าด้อยลง ดังนั้นการเติม MA-g-PP จึงถือว่ามีผลสำคัญต่อสมบัติต่างๆ ของ TPNR คอมโพลีทที่เตรียมได้ ซึ่งผลการทดลองที่ได้มีความสอดคล้องกับงานวิจัยของ Karmaker และ Youngquist (1996) และเมื่อทำการเพิ่มปริมาณ MA-g-PP เป็น 1 pphr พบว่ามีการยึด

เกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ที่ดีขึ้น กล่าวคือ มีลักษณะเหมือนถูกเคลือบด้วยส่วนของเมตริกซ์ จากลักษณะที่กล่าวมานี้แสดงถึงการยึดเกาะระหว่างเส้นใยและเมตริกซ์ที่ดี (Karmaker and Youngquist, 1996) และเมื่อทำการเพิ่มปริมาณ MA-g-PP เป็น 3 และ 5 pphr พบว่าการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์มีลักษณะที่ด้อยกว่าที่ปริมาณ MA-g-PP เท่ากับ 1 pphr แต่ก็ยังคงมีการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ที่ดีกว่าที่ไม่เติม MA-g-PP ซึ่งผลการทดลองที่ได้จากการตรวจสอบด้วย SEM มีความสอดคล้องกับสมบัติเชิงกล และสมบัติทางกายภาพของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้ กล่าวคือ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ปริมาณ MA-g-PP ที่ 1 pphr มีสมบัติต่างๆ โดยภาพรวมที่ดีที่สุดเมื่อเทียบกับ MA-g-PP ที่ปริมาณอื่นๆ นอกจากนี้เมื่อนำชิ้นตัวอย่างของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการทดสอบด้วยความทนต่อแรงดึง (tensile fracture) ไปตรวจสอบด้วย SEM ดังแสดงในรูปที่ 4.43 พบว่าชิ้นตัวอย่างที่ไม่ทำการเติม MA-g-PP ยังคงมีลักษณะการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ที่ไม่ดีเช่นเดียวกับชิ้นตัวอย่างในรูปที่ 4.42(a) กล่าวคือ มีช่องว่างเกิดขึ้นที่บริเวณผิวหน้าของเส้นใยกับเมตริกซ์ สำหรับชิ้นตัวอย่างที่ทำการเติม MA-g-PP ที่ปริมาณ 1 pphr ดังรูปที่ 4.43(b) พบว่าถึงแม้ชิ้นตัวอย่างได้ผ่านการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึงแล้ว แต่เส้นใยยังคงยึดเกาะกับเมตริกซ์ที่ดีเช่นเดียวกับรูปที่ 4.42(b) (ที่ยังไม่ผ่านการทดสอบ) สำหรับชิ้นตัวอย่างที่ทำการเติม MA-g-PP ที่ปริมาณ 3 และ 5 pphr พบว่าชิ้นตัวอย่างมีการยึดเกาะระหว่างเส้นใยที่ด้อยลงเมื่อเทียบกับชิ้นตัวอย่างที่ยังไม่ผ่านการทดสอบดังรูปที่ 4.42(c) และ 4.42(d) กล่าวคือ หลังจากที่ได้ผ่านการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง พบว่าเส้นใยมีการยึดเกาะกับเมตริกซ์ได้เพียงบางส่วน ซึ่งจากสาเหตุนี้เองที่ทำให้ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เติม MA-g-PP ในปริมาณ 3 และ 5 pphr มีสมบัติเชิงกลที่ด้อยลง เพราะเนื่องจากการรองรับการเกิดส่งผ่านความเค้นจากเมตริกซ์ไปยังเส้นใยมีไม่เพียงพอ

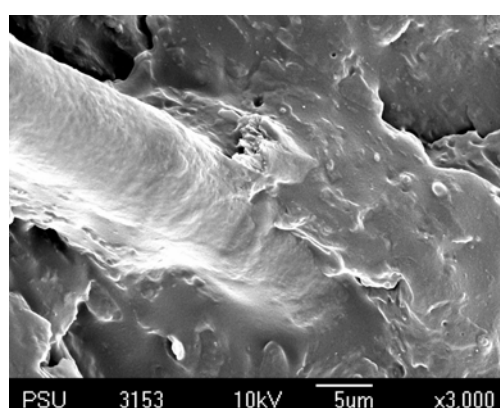
รูปที่ 4.44 แสดงการกระจายตัวของอนุภาค NR ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ โดยชิ้นตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน พบว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้เมื่อทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออก มีอนุภาคของ NR กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP ซึ่งเหมือนกันในทุกๆ ปริมาณของ MA-g-PP ที่ทำการศึกษา นอกจากนี้จะเห็นได้ว่าจากรูปมีลักษณะและขนาดของอนุภาค NR ที่แตกต่างกัน กล่าวคือ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ปริมาณ MA-g-PP ที่ 5 pphr มีขนาดของอนุภาค NR มีขนาดเล็กที่สุด คือประมาณ $0.68 \pm 0.07 \mu\text{m}$ และที่ใช้ปริมาณ MA-g-PP ที่ 0, 1 และ 3 pphr มีขนาดของอนุภาค NR มีขนาดที่ใกล้เคียงกัน กล่าวคือ $1.44 \pm 0.14 \mu\text{m}$, $1.21 \pm 0.12 \mu\text{m}$ และ $1.56 \pm 0.15 \mu\text{m}$ ตามลำดับ

จากผลการทดลองที่ทำการศึกษาอิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP สามารถสรุปได้ว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ MA-g-PP ในปริมาณ 1 pphr เป็นปริมาณที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษาและพัฒนาต่อไป ซึ่งสาเหตุที่เลือกปริมาณ MA-g-PP ที่ 1 pphr เนื่องจากเป็นปริมาณที่ให้สมบัติ

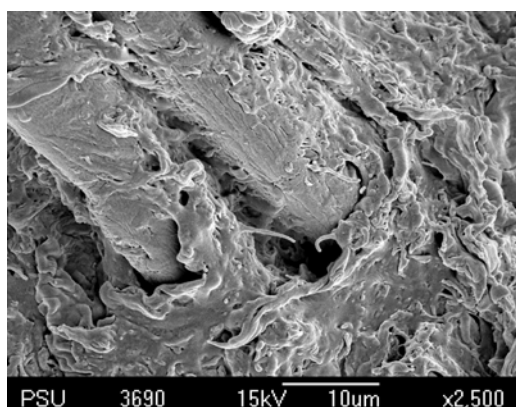
ความทนต่อแรงดึงที่ดีกว่าปริมาณ MA-g-PP ที่ 3 และ 5 pphr ตามลำดับ และเมื่อเปรียบเทียบกับที่ไม่เติม MA-g-PP ถึงแม้ว่ามีค่า ϵ_b น้อยกว่าจาก 117% เป็น 98% แต่อย่างไรก็ตามก็ให้ค่า E และค่า σ_b ที่สูงกว่า แสดงในตารางที่ 4.25 โดยเฉพาะค่า E ที่มีค่าสูงกว่ามาก นอกจากนี้ยังมีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวน้อยที่สุดเมื่อเปรียบเทียบกับปริมาณ MA-g-PP ที่ปริมาณต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 4.41b และจากการตรวจสอบด้วย SEM ทำให้พบว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ MA-g-PP ที่ปริมาณ 1 pphr ดังรูปที่ 4.42b และ 4.43b มีการยึดเกาะระหว่างเส้นใยดีที่สุด



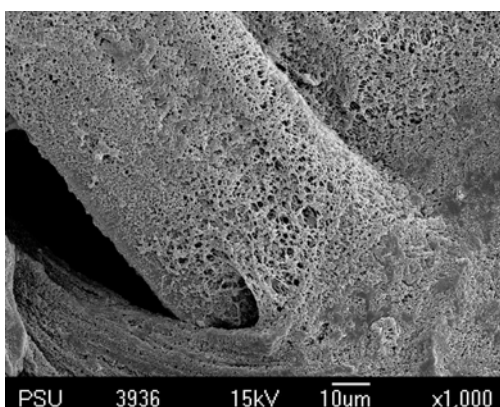
(a)



(b)

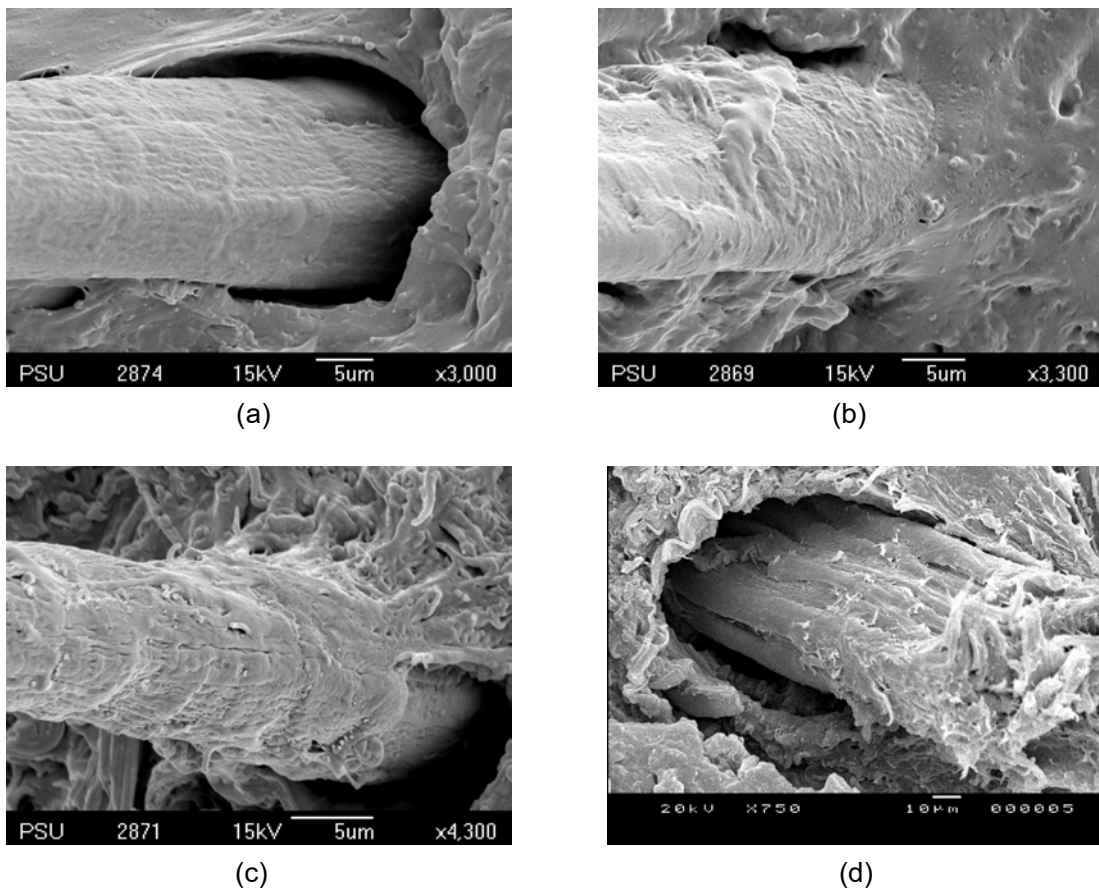


(c)

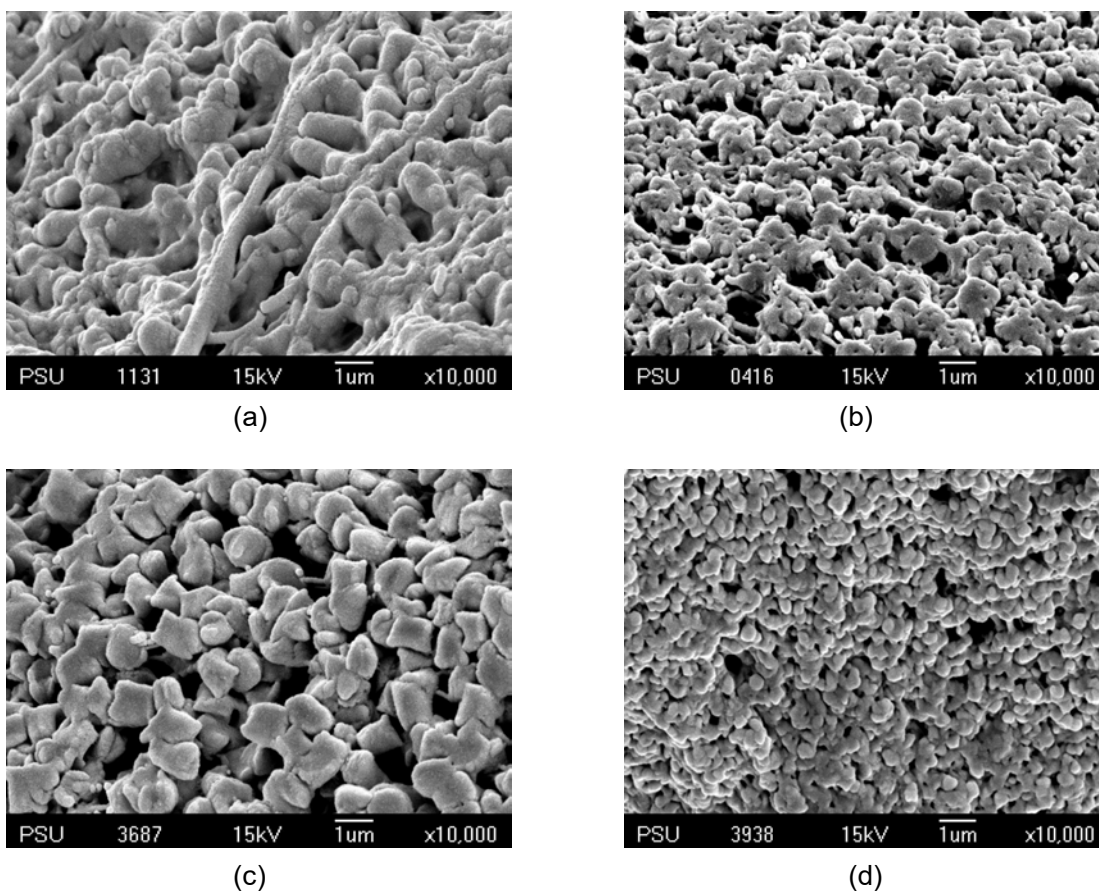


(d)

รูปที่ 4.42 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีเมอร์ ที่ทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ: (a) 0 pphr, (b) 1 pphr, (c) 3 pphr และ (d) 5 pphr



รูปที่ 4.43 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพสิต ที่ทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง: (a) 0 pphr, (b) 1 pphr, (c) 3 pphr และ (d) 5 pphr



รูปที่ 4.44 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพสิต ที่ทำการแปรปริมาณ MA-g-PP ต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะและทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) 0 pphr, (b) 1 pphr, (c) 3 pphr และ (d) 5 pphr

4.3.3 อิทธิพลของปริมาณเส้นใย

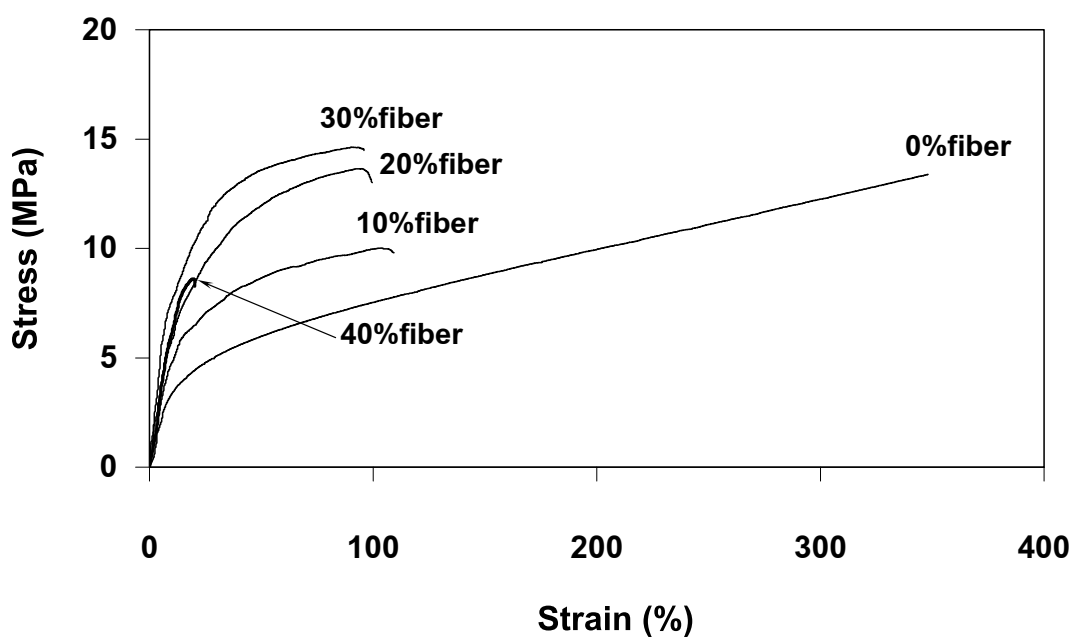
เตรียม TPNR คอมโพสิตตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล โดยใช้เส้นใยที่มีความยาว 6 cm และใช้ MA-g-PP ในปริมาณ 1 pphr ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ โดยแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ ดังนี้ 0, 10, 20, 30 และ 40 pphr ผลการทดสอบที่ได้แบ่งออกเป็น 3 ส่วนดังนี้

4.3.3.1 สมบัติเชิงกล

(i) สมบัติความทนต่อแรงดึง

กราฟความเค้น-ความเครียด และสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพสิต ที่ทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 4.45 และตารางที่ 4.28 พบว่าเมื่อทำการเติมเส้นใยเพิ่มขึ้นจาก 0 pphr เป็น 10-30 pphr TPNR คอมโพสิตที่เตรียมได้มีค่า E มีแนวโน้มเพิ่ม

สูงขึ้น สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากโดยธรรมชาติ เส้นใยมีค่า E ที่สูงกว่า PP และ NR มาก ดังนั้นเมื่อทำการเติมเส้นใยในปริมาณที่เพิ่มขึ้นจึงส่งผลให้ TPNR คอมโพสิตที่ได้มีค่า E มีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น จนกระทั่งเมื่อเติมเส้นใยที่ปริมาณ 40 pphr พบว่าค่าดังกล่าวมีค่าลดลง ซึ่งอาจเกิดจากการเติมเส้นใยที่ปริมาณ 40 pphr เป็นปริมาณที่มากเกินไปจึงทำให้เส้นใยเกิดการพันกันได้ง่าย จึงส่งผลให้สมบัติดังกล่าวมีค่าลดลง และเมื่อพิจารณาค่า σ_b พบว่าเมื่อเติมเส้นใยเพิ่มขึ้น ค่าดังกล่าวมีแนวโน้มใกล้เคียงกัน สำหรับค่า ϵ_b พบว่ามีแนวโน้มลดลง เนื่องจากการใช้เส้นใยในปริมาณที่เพิ่มขึ้นอาจทำให้ความสามารถในการเข้ากันได้ของเส้นใยกับเมตริกซ์สามารถเข้ากันได้ได้น้อยลง เนื่องจากเส้นใยเกิดการพันกันและเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนได้ง่าย จึงส่งผลต่อการเกิดรอยแตกตรงบริเวณผิวหน้าระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์เกิดขึ้นได้ง่าย สาเหตุเพราะการยึดเกาะระหว่างเส้นใยและเมตริกซ์ที่ไม่ดี จึงทำให้สมบัติดังกล่าวมีค่าลดลง (Mohanty *et al.*, 2004) โดยปริมาณของเส้นใยที่เหมาะสมที่สุดที่นำมาเสริมแรงในพอลิเมอร์เมตริกซ์ต่างๆ ที่ให้สมบัติที่ดีคือ ช่วงปริมาณที่ 20-30 โดยน้ำหนัก (De and White, 1996) และจากผลการทดลองมีความสอดคล้องกับงานวิจัยของหลายๆ กลุ่ม เช่น Ismail และคณะ (2002a) และ Kim และคณะ (2008)



รูปที่ 4.45 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR คอมโพสิต โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

ตารางที่ 4.28 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพสิต โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

Fiber content (pphr)	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
0	36.04 ± 2.40	3.81 ± 0.08	10.61 ± 0.92	14.64 ± 0.53	397 ± 31
10	54.80 ± 9.28	5.67 ± 0.15	11.31 ± 1.27	9.64 ± 1.54	128 ± 4
20	62.85 ± 21.06	7.18 ± 0.13	12.79 ± 0.82	10.35 ± 0.75	108 ± 14
30	81.51 ± 17.19	7.96 ± 0.70	10.02 ± 1.15	12.25 ± 1.34	98 ± 11
40	73.00 ± 13.14	7.82 ± 0.50	11.96 ± 3.03	8.07 ± 0.97	22 ± 3

(ii) สมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง

ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพสิตแสดงในตารางที่ 4.29 พบว่าเมื่อทำการเติมเส้นใย TPNR คอมโพสิตที่เตรียมได้มีค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งมีค่าลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับที่ไม่เติมเส้นใย กล่าวคือ ที่ไม่ทำการเติมเส้นใยชิ้นตัวอย่างไม่ขาดในระหว่างการทดสอบ นั้นแสดงว่าชิ้นตัวอย่างมีความเหนียวที่ดีกว่าที่เติมเส้นใย และเมื่อพิจารณาที่ใช้เส้นใยในปริมาณต่างๆ พบว่าเมื่อทำการเติมเส้นใยในปริมาณที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้ค่าดังกล่าวมีแนวโน้มลดลง โดยเฉพาะที่เติมเส้นใยในปริมาณ 40 pphr ให้ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งลดลงอย่างมาก

ตารางที่ 4.29 ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพสิต โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ

Fiber content (pphr)	Tensile impact strength (kJ/m ²)
0	no break
10	221.55 ± 23.46
20	189.90 ± 4.12
30	175.12 ± 12.10
40	91.08 ± 5.69

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มแรงด้วยความร้อน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพสิตหลังจากผ่านการบ่มแรงด้วยความร้อน แสดงในตารางที่ 4.30 พบว่าที่ไม่ทำการเติมเส้นใยมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b เพิ่มสูงถึง 40% และเมื่อเปรียบเทียบกับที่เติมเส้นใยพบว่าค่า σ_b มีค่า

ลดลง (เป็นลบ) โดยเมื่อเติมเส้นใยในปริมาณที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น สำหรับค่า ϵ_b เมื่อทำการเติมเส้นใยมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงมากกว่าที่ไม่เติมเส้นใยและค่าที่ได้มีแนวโน้มใกล้เคียงกัน กล่าวคือ มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงอยู่ในช่วง 29-35% ยกเว้นที่ใช้เส้นใยในปริมาณ 40 pphr พบว่าค่าดังกล่าวมีค่าเพิ่มขึ้น (เป็นบวก) และมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยคือประมาณ 14%

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน

เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซน แสดงในตารางที่ 4.31 พบว่าเมื่อทำการเติมเส้นใย ค่าดังกล่าวมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงเพิ่มสูงขึ้นอย่างมาก เมื่อเปรียบเทียบกับที่ไม่เติมเส้นใย นั้นแสดงว่าการเติมเส้นใยเพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพสิตมีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนลดลง โดยเมื่อพิจารณาในส่วนของ การเติมเส้นใยในปริมาณต่างๆ พบว่าค่า σ_b และ ϵ_b มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่อนข้างแปรปรวน นอกจากนี้ยังพบว่าค่าดังกล่าวมีค่าลดลง (เป็นลบ) ในทุกๆ ปริมาณของเส้นใยที่ทำการศึกษา

ตารางที่ 4.30 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพสิต โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h

Fiber content (pphr)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
0	14.64	20.64	+40.98	397	356	-10.33
10	9.64	8.80	-8.71	128	84	-34.38
20	10.35	9.50	-8.21	108	76	-29.63
30	12.25	8.38	-31.59	98	65	-33.68
40	8.07	5.14	-36.31	22	25	+13.64

ตารางที่ 4.31 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพสิต โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ หลังจากการผ่านการบ่มแรงด้วยไอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h

Fiber content (pphr)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
0	14.64	14.75	+0.75	397	444	+11.84
10	9.64	3.98	-58.71	128	34	-73.44
20	10.35	7.05	-31.88	108	82	-24.07
30	12.25	7.01	-42.78	98	58	-40.82
40	8.07	5.14	-36.31	22	23	+4.55

4.3.3.2 สมบัติทางกายภาพ

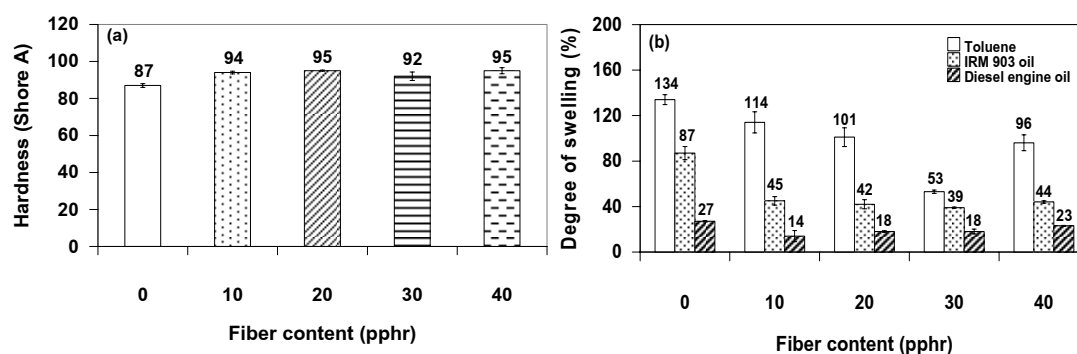
(i) สมบัติความแข็ง

ค่าความแข็งของ TPNR คอมโพสิตดังแสดงในรูปที่ 4.46(a) พบว่าเมื่อทำการเติมเส้นใยจาก 0 pphr เป็น 10 pphr ค่าความแข็งของ TPNR คอมโพสิตที่เตรียมได้มีค่าความแข็งเพิ่มขึ้น แต่เมื่อเติมเส้นใยมากกว่า 10 pphr พบว่าค่าความแข็งมีแนวโน้มใกล้เคียงกันและค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน (92-95 Shore A)

(ii) สมบัติการบวมตัว

เมื่อศึกษาปริมาณเส้นใยที่มีต่อสมบัติการบวมตัวของ TPNR คอมโพสิตแสดงในรูปที่ 4.46(b) พบว่า TPNR คอมโพสิตมีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลงเมื่อใช้ปริมาณเส้นใยเพิ่มขึ้นซึ่งมีแนวโน้มเหมือนกันในทุกๆ ตัวทำละลายที่ใช้ทั้ง 3 ชนิด สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ สามารถอธิบายได้ว่าการเพิ่มปริมาณเส้นใยมากขึ้น เส้นใยจะเข้าไปขัดขวางโมเลกุลของตัวทำละลายที่แทรกเข้าไปในช่องว่างระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ TPNR คอมโพสิตให้สามารถกระทำได้อย่างขึ้น จึงส่งผลให้มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลง แสดงว่าการใช้ปริมาณเส้นใยเพิ่มขึ้น ช่วยปรับปรุงให้ TPNR คอมโพสิตสามารถทนต่อตัวทำละลายที่ใช้ทั้ง 3 ชนิดได้ดีขึ้น ในทำนองเดียวกันพบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณเส้นใยมากกว่า 30 pphr ให้ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีค่าเพิ่มขึ้นในทุกๆ ตัวทำละลายที่ใช้ทั้ง 3 ชนิด ซึ่งให้ผลการทดลองที่สอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึงและความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง ดังแสดงในตารางที่ 4.28 และ 4.29 ตามลำดับ กล่าวคือ การเติมเส้นใยในปริมาณที่ 40 pphr จะทำให้สมบัติดังกล่าวมีค่าด้อย

ลง ซึ่งสาเหตุที่เป็นเช่นนี้อาจเนื่องจากการใช้เส้นใยที่ปริมาณ 40 pphr อาจทำให้เส้นใยเกิดการพันกัน และเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนได้ง่าย ซึ่งส่งผลให้การกระจายตัวของเส้นใยในเมตริกซ์ได้ไม่ดี จึงทำให้สมบัติดังกล่าวมีค่าด้อยลง



รูปที่ 4.46 สมบัติทางกายภาพของ TPNR คอมโพสิต โดยทำการแปรปริมาณเส้นใยต่าง ๆ: (a) ค่าความแข็ง และ (b) ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัว

4.3.3.3 สัณฐานวิทยา

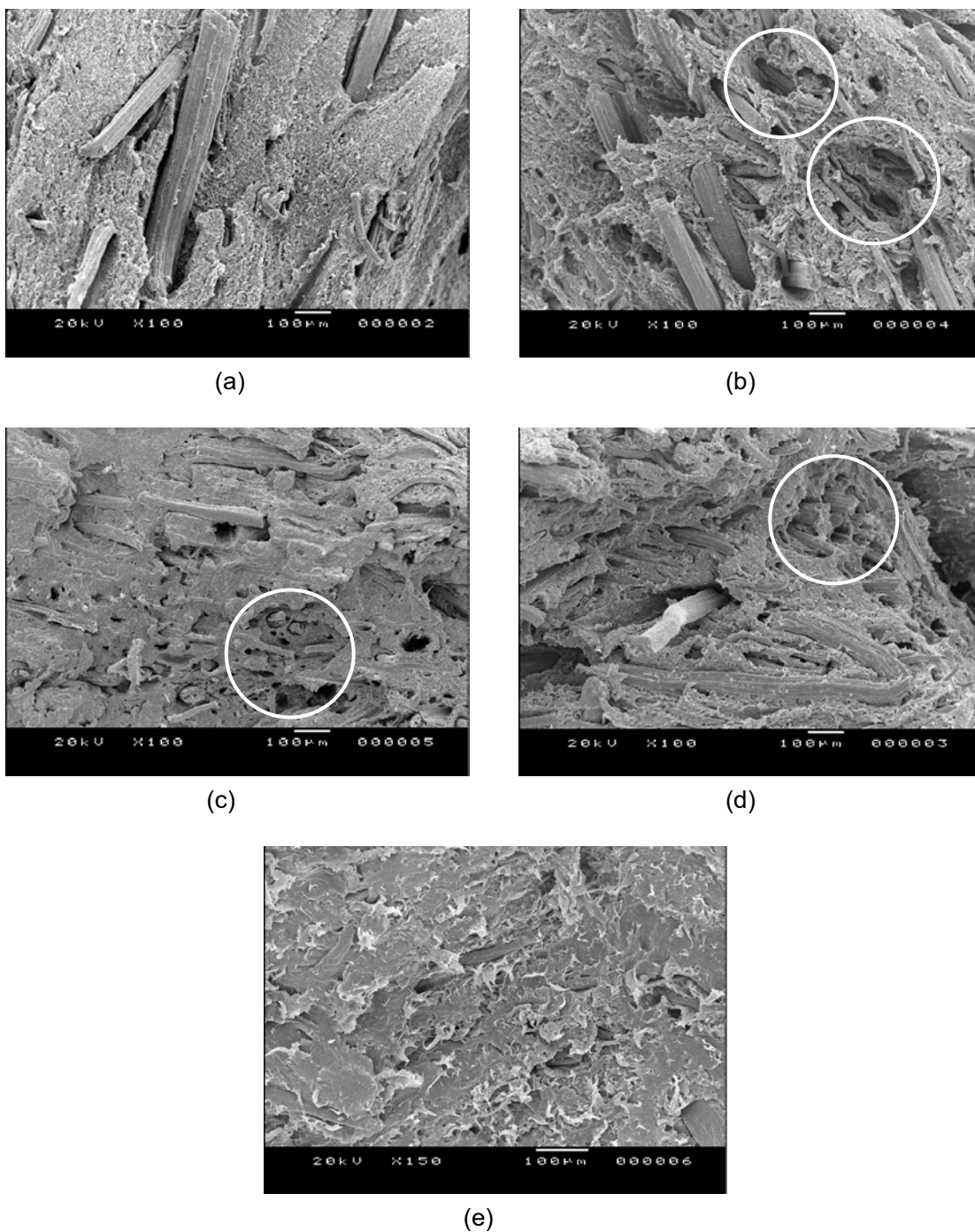
ศึกษาอิทธิพลของปริมาณเส้นใยที่มีผลต่อลักษณะสัณฐานวิทยาของ TPNR คอมโพสิต ดังแสดงในรูปที่ 4.47 โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง จากรูปแสดงการกระจายตัวของเส้นใยในเมตริกซ์ที่ปริมาณเส้นใยต่างๆ จะเห็นได้ว่าเมื่อทำการเติมเส้นใยในปริมาณที่เพิ่มขึ้น เส้นใยจะเกิดการพันกันและเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนมากขึ้นดังแสดงในรูปที่ 4.47 (ดูที่วงกลม) ซึ่งจากสาเหตุนี้ที่ทำให้ TPNR คอมโพสิตที่เตรียมได้มีสมบัติเชิงกลที่ลดลงเมื่อใช้ปริมาณเส้นใยที่เพิ่มขึ้น โดยเฉพาะรูปที่ 4.47(d) จะเห็นได้ว่า TPNR คอมโพสิตที่ใช้ปริมาณเส้นใย 40 pphr มีการกระจายของเส้นใยในเมตริกซ์ที่ไม่สม่ำเสมอ กล่าวคือ นอกจากเส้นใยจะมีการกระจายตัวที่เกาะกันเป็นกลุ่มก้อนเหมือนที่ปริมาณ 20 และ 30 pphr แล้วยังมีบริเวณส่วนอื่นๆ ที่เส้นใยมีการกระจายน้อยมาก ดังรูปที่ 4.47(e) (ซึ่งเป็นขึ้นตัวอย่างเดียวกัน) จากสาเหตุนี้เองที่ทำให้ TPNR คอมโพสิตที่ใช้ปริมาณเส้นใย 40 pphr มีสมบัติเชิงกลลดลงอย่างมากเมื่อเปรียบเทียบกับปริมาณเส้นใยอื่นๆ ซึ่งจากภาพถ่าย SEM ทำให้ยืนยันได้ว่าเมื่อใช้ปริมาณเส้นใยเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ TPNR คอมโพสิต ที่เตรียมได้มีสมบัติที่ด้อยลง

จากผลการทดสอบที่ผ่านมาจะเห็นได้ว่าการเติมเส้นใยเพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพสิตนั้น ให้สมบัติเชิงกลที่ด้อยลงถึงแม้จะทำการปรับปรุงผิวเส้นใยดังที่กล่าวมาแล้วในหัวข้อที่ 4.3.1 หรือการเติมปริมาณ MA-g-PP ที่ปริมาณต่างๆ ดังในหัวข้อที่ 4.3.2 ก็ไม่สามารถปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ TPNR คอมโพสิตให้ดีขึ้นได้เมื่อเปรียบเทียบกับที่ไม่เติมเส้นใย เช่น ค่าความทนต่อแรงดึง หรือค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบบด เนื่องจากในรูปที่ 4.47 จะเห็นได้ว่ามีการกระจายตัวของเส้นใยที่ไม่เป็นระเบียบ ซึ่งจากปัจจัยที่สำคัญนี้ที่ส่งผลให้การยึดเกาะ

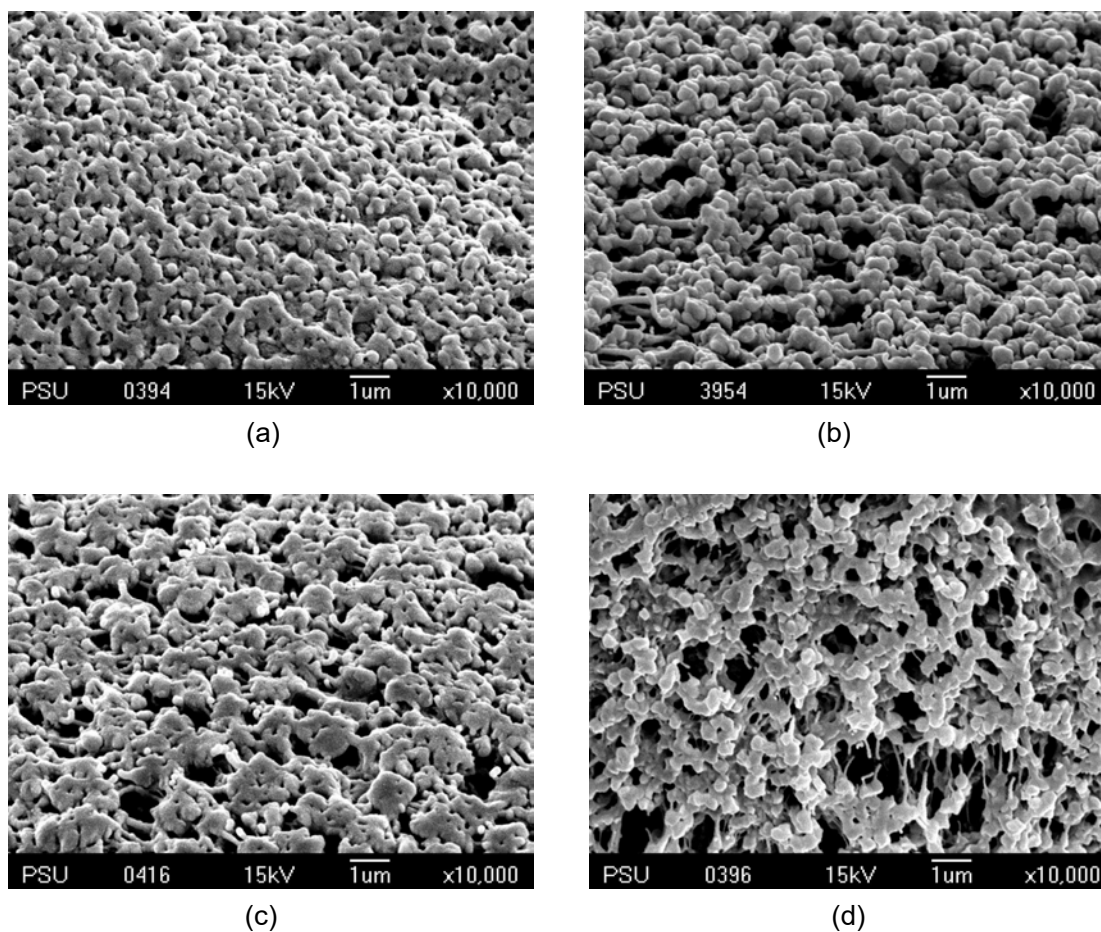
ระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ได้ไม่ดี (Ismail *et al.*, 2002) จึงทำให้ TPNR คอมโพลีมีสมบัติเชิงกลต่างๆ เช่น ค่าความทนต่อแรงดึง และความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งที่ด้อยกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับที่ไม่เติมเส้นใย

นอกจากนี้เมื่อนำ TPNR คอมโพลีที่เตรียมได้มาสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน ดังแสดงในรูปที่ 4.48 พบว่า TPNR คอมโพลีที่นำมาสกัดเอาเฟสของ PP ออกมีอนุภาค NR กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP ในทุกๆ ปริมาณของเส้นใยที่ทำการศึกษานอกจากนี้ขนาดและรูปร่างของอนุภาค NR มีลักษณะค่อนข้างใกล้เคียงกัน กล่าวคือ มีขนาดประมาณ $0.66 \pm 0.08 \mu\text{m}$, $0.66 \pm 0.07 \mu\text{m}$ และ $0.68 \pm 0.09 \mu\text{m}$ ในปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10, 20 และ 40 pphr ตามลำดับ ยกเว้นที่ปริมาณเส้นใย 30 pphr ที่มีขนาดของอนุภาค NR ใหญ่กว่าประมาณ 1 เท่า กล่าวคือ มีขนาดประมาณ $1.21 \pm 0.12 \mu\text{m}$

จากการศึกษาอิทธิพลของปริมาณเส้นใย สามารถสรุปได้ว่าเมื่อทำการเติมเส้นใยในปริมาณที่มากขึ้น สมบัติต่างๆ โดยส่วนใหญ่มีค่าด้อยลง เช่น สมบัติความทนต่อแรงดึง (ยกเว้นค่า E และ σ_y ที่มีค่าสูงขึ้น) สมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง เป็นต้น โดยปริมาณที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษา และพัฒนาต่อไปคือ ปริมาณเส้นใยที่ 10 และ 30 pphr เนื่องจากที่ปริมาณเส้นใย 10 pphr เป็นปริมาณที่ให้สมบัติด้านความเป็นยาง และความเหนียวที่ดีกว่าปริมาณเส้นใยอื่นๆ ซึ่งพิจารณาจากค่าระยะยืด ณ จุดขาด และความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง อย่างไรก็ตามการใช้เส้นใยในปริมาณที่ 10 pphr เป็นปริมาณที่น้อยเกินไป จึงไม่สามารถเพิ่มความแข็งแรงให้กับ TPNR คอมโพลีได้ แต่พบว่าที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 30 pphr เป็นปริมาณที่สามารถเพิ่มความแข็งแรงให้กับ TPNR คอมโพลีได้ดีกว่าที่ปริมาณเส้นใยอื่นๆ เช่น ค่ามอดุลัส และความเค้น ณ จุดคราก แต่ในปริมาณเส้นใยดังกล่าวมีสมบัติด้านความเป็นยาง และความเหนียว ที่ไม่ดีเหมือนกับที่ใช้เส้นใยในปริมาณเท่ากับ 10 pphr สำหรับเส้นใยในปริมาณที่ 20 pphr เป็นปริมาณที่มีสมบัติด้านความเป็นยาง ความเหนียว และความแข็งแรง อยู่ระหว่างเส้นใยในปริมาณ 10 และ 30 pphr ดังนั้นปริมาณเส้นใยที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษา และพัฒนาในหัวข้อต่อไปคือที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr



รูปที่ 4.47 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง: (a) 10 phr, (b) 20 phr, (c) 30 phr และ (d-e) 40 phr



รูปที่ 4.48 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพสิตที่ทำการแปรปริมาณของเส้นใยต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ และทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน: (a) 10 pphr, (b) 20 pphr, (c) 30 pphr และ (d) 40 pphr

4.3.4 อิทธิพลของความยาวเส้นใย

เตรียม TPNR คอมโพสิตตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ใช้ MA-g-PP ในปริมาณ 1 pphr และทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ ใช้ปริมาณเส้นใยที่ 10 pphr และ 30 pphr (ซึ่งได้ทำการเลือกจากหัวข้อที่ 4.3.3) โดยแปรความยาวของเส้นใยดังนี้คือ 1, 3 และ 6 cm ผลการทดสอบที่ได้แบ่งออกเป็น 3 ส่วนดังนี้

4.3.4.1 สมบัติเชิงกล

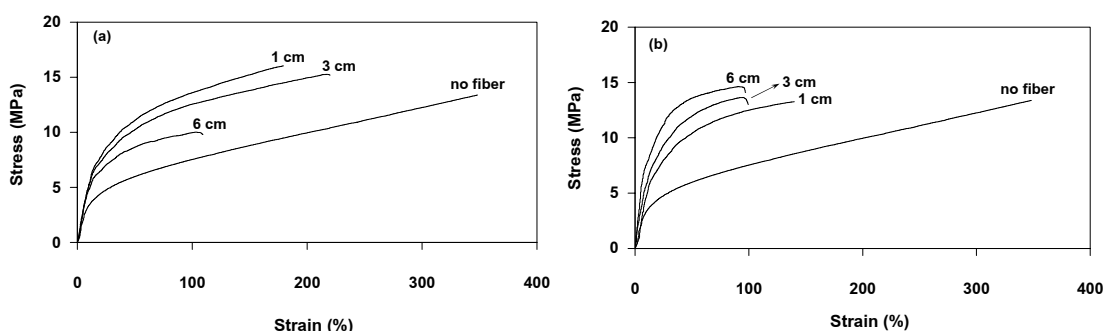
(i) สมบัติความทนต่อแรงดึง

กราฟความเค้น-ความเครียด และสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีที่ทำการแปรความยาวของเส้นใย โดยใช้ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr แสดงในรูปที่ 4.49 และตารางที่ 4.32 และ 4.33 ตามลำดับ

จากตารางที่ 4.32 เป็นตัวอย่างที่มีเส้นใย 10 pphr พบว่าเส้นใยที่มีความยาว 1, 3 และ 6 cm มีค่า E มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน คือ ประมาณ 50-55 MPa สำหรับค่า σ_b พบว่าที่ความยาว 1 และ 3 cm มีค่าดังกล่าวค่อนข้างใกล้เคียงกันมาก และมีค่าใกล้เคียงกับที่ไม่เติมเส้นใย และมีค่ามากกว่าที่ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 6 cm นอกจากนี้พบว่าที่ความยาว 3 cm ให้ค่า ϵ_b มากที่สุดเมื่อเทียบกับที่ความยาว 1 และ 6 cm

เมื่อพิจารณาที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 30 pphr ดังแสดงในตารางที่ 4.33 พบว่าเมื่อใช้เส้นใยที่มีความยาวมากขึ้นส่งผลให้ค่า E มากขึ้น สำหรับค่า σ_b พบว่าค่าดังกล่าวมีค่าที่ไม่แตกต่างกันมากนัก กล่าวคือ มีค่าอยู่ในช่วงประมาณ 11-14 MPa นอกจากนี้ ที่ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 1 cm มีค่า ϵ_b มากที่สุดเมื่อเทียบกับที่ความยาว 3 และ 6 cm อย่างไรก็ตามไม่ว่าที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 หรือ 30 pphr โดยใช้เส้นใยที่มีความยาวเท่ากับ 6 cm มีค่า ϵ_b น้อยที่สุด

โดยจากการแปรความยาวของเส้นใยต่างๆ ที่ปริมาณของเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr พบว่าเส้นใยที่มีความยาว 3 cm ที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr มีสมบัติความทนต่อแรงดึงดีที่สุด ซึ่งเลือกพิจารณาจากค่า σ_b และค่า ϵ_b เป็นหลัก ถึงแม้ว่าที่ความยาว 6 cm จะให้ค่า E ที่มากที่สุดเมื่อเปรียบเทียบกับที่ความยาวอื่นๆ ซึ่งจากการทดสอบ จะเห็นได้ว่าเส้นใยที่มีความยาวเท่ากับ 1 และ 6 cm มีสมบัติต่างๆ ที่ด้อยกว่าที่ความยาว 3 cm เนื่องจากเส้นใยที่มีความยาว 6 cm อาจเป็นเส้นใยที่มีความยาวมากเกินไป จึงทำให้เส้นใยเกิดการพันกันได้ง่าย ซึ่งส่งผลต่อการกระจายของเส้นใย กล่าวคือ เส้นใยจะมีการกระจายในเมตริกซ์ได้ไม่ดี เพราะเส้นใยจะเกิดการกระจายได้ยาก สังเกตได้จากภาพถ่ายด้วย SEM ซึ่งจะอธิบายในหัวข้อ 4.3.4.3 ในทำนองเดียวกันที่ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 1 cm อาจเป็นความยาวที่สั้นเกินไป จึงทำให้การรองรับการเกิดส่งผ่านความเค้นได้ไม่เพียงพอ อีกทั้งเส้นใยที่สั้นเกินไปจะทำให้ประสิทธิภาพในการเสริมแรงมีค่าด้อยลง (De and White, 1996)



รูปที่ 4.49 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR คอมโพสิตโดยทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่างๆ และทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min: (a) 10 pphr และ (b) 30 pphr

ตารางที่ 4.32 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพสิต ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างกัน

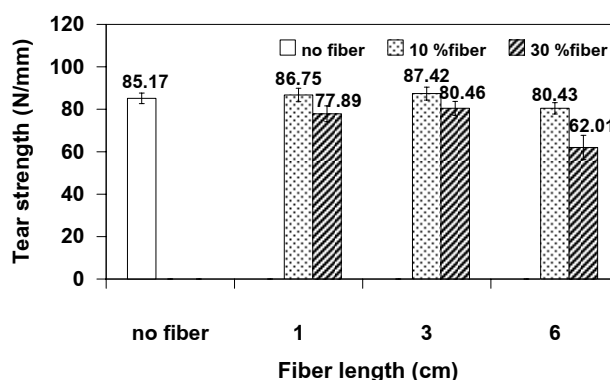
Fiber length (cm)	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
no fiber	36.04 ± 2.40	3.81 ± 0.08	10.61 ± 0.92	14.64 ± 0.53	397 ± 31
1	50.81 ± 9.08	7.15 ± 0.68	14.39 ± 3.01	13.74 ± 1.99	187 ± 7
3	52.80 ± 10.79	6.40 ± 0.55	15.26 ± 5.55	14.74 ± 1.08	219 ± 5
6	54.80 ± 9.28	5.67 ± 0.15	11.31 ± 1.27	9.64 ± 1.54	128 ± 4

ตารางที่ 4.33 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพสิต ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 30 pphr และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างกัน

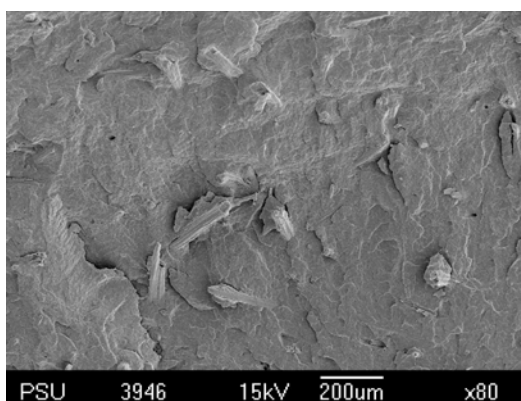
Fiber length (cm)	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
no fiber	36.04 ± 2.40	3.81 ± 0.08	10.61 ± 0.92	14.64 ± 0.53	397 ± 31
1	57.29 ± 5.58	5.76 ± 0.34	11.12 ± 1.57	11.33 ± 1.07	130 ± 19
3	67.72 ± 10.13	6.85 ± 0.17	12.50 ± 2.18	13.61 ± 1.73	114 ± 6
6	81.51 ± 17.19	7.96 ± 0.7	10.02 ± 1.15	12.25 ± 1.34	98 ± 11

(ii) สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด

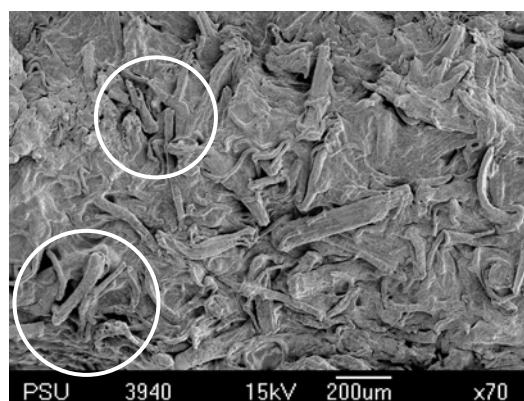
อิทธิพลของปริมาณและความยาวของเส้นใยต่างๆ ที่มีผลต่อค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR คอมโพลีเมอร์แสดงในรูปที่ 4.50 เมื่อใช้ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 pphr พบว่าเส้นใยที่มีความยาวเท่ากับ 1 และ 3 cm มีค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดใกล้เคียงกันมาก และค่าดังกล่าวมีค่ามากกว่าเส้นใยที่มีความยาว 6 cm เนื่องจากที่ได้กล่าวมาแล้วว่าเส้นใยที่มีความยาว 6 cm เป็นเส้นใยที่มีความยาวมากเกินไปจึงทำให้เส้นใยเกิดการพันกันได้ง่าย ซึ่งส่งผลต่อการกระจายของเส้นใย แต่เมื่อเติมเส้นใยในปริมาณที่เพิ่มขึ้นจาก 10 pphr เป็น 30 pphr พบว่ามีค่าดังกล่าวลดลงในทุกๆ ความยาวของเส้นใยที่ทำการศึกษา ซึ่งสาเหตุที่เป็นเช่นนี้อาจเนื่องจากการใช้เส้นใยในปริมาณที่เพิ่มขึ้น ส่งผลให้เส้นใยเกิดการพันกันและเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนในระหว่างการผสมได้ง่ายดังแสดงในรูปที่ 4.51 (ดูที่วงกลม) ถึงแม้จะใช้เส้นใยที่มีความยาวสั้นลงแล้วก็ตาม (1 และ 3 cm) เมื่อพิจารณาผลการทดสอบโดยภาพรวมคือทั้งที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr พบว่าเส้นใยที่มีความยาว 3 cm ให้ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดดีที่สุด



รูปที่ 4.50 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR คอมโพลีเมอร์โดยทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่างกัน



(a)



(b)

รูปที่ 4.51 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้เส้นใยที่มีความยาวเท่ากับ 6 cm และทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ: (a) 10 pphr และ (b) 30 pphr

(iii) สมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง

ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีท แสดงในตารางที่ 4.34 เมื่อใช้เส้นใยที่มีความยาวสั้นลงคือที่ 1 และ 3 cm ที่มีปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 pphr พบว่ามีความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งดีขึ้น เนื่องจากชั้นตัวอย่างไม่ขาดเช่นเดียวกับที่ไม่เติมเส้นใย แต่เมื่อใช้ความยาวของเส้นใยเพิ่มขึ้นจาก 1 และ 3 cm เป็น 6 cm ในปริมาณของเส้นใยเดียวกัน (10 pphr) พบว่ามีค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งลดลง เนื่องจากการใช้เส้นใยที่ยาวขึ้น จะทำให้เส้นใยเกิดการพันกันและเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนได้ง่าย ดังนั้นจึงทำให้การกระจายของเส้นใยในเมตริกซ์ไม่สม่ำเสมอ จึงทำให้มีความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งลดลง (Schwartz, 1997) นอกจากนี้เมื่อใช้ปริมาณเส้นใยเพิ่มขึ้นจาก 10 pphr เป็น 30 pphr พบว่ามีค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งลดลงเมื่อใช้ความยาวของเส้นใยเพิ่มขึ้น

เมื่อพิจารณาทั้งที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr พบว่าเส้นใยที่มีความยาว 1 cm มีค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งดีที่สุด

ตารางที่ 4.34 ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีท โดยทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่างกัน

Fiber length (cm)	Fiber content (pphr)	Tensile impact strength (kJ/m ²)
no fiber	-	no break
1	10	no break
	30	240.33 ± 26.68
3	10	no break
	30	220.16 ± 17.50
6	10	221.55 ± 23.46
	30	175.12 ± 12.10

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มแรงด้วยความร้อน

ทำการศึกษาอิทธิพลของความยาวและปริมาณเส้นใยต่างกัน โดยพิจารณาปริมาณของเส้นใยที่ 10 pphr พบว่ามีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b ของ TPNR คอมโพลีทลดลงเมื่อใช้ความยาวของเส้นใยเพิ่มขึ้น ดังแสดงในตารางที่ 4.35 สำหรับค่า ϵ_b พบว่ามีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่อนข้างใกล้เคียงกันในทุกๆ ความยาวที่ใช้ในการศึกษา โดยที่ความยาว 1 และ 3 cm มีค่าดังกล่าวเพิ่มขึ้นหลังจากผ่านการบ่มแรงด้วยความร้อนมากกว่า 30% ในทางตรงข้ามที่ความยาวของเส้นใย 6 cm มีค่าดังกล่าวลดลงประมาณ 34%

ตารางที่ 4.35 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h

Fiber length (cm)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
no fiber	14.64	20.64	+40.98	397	356	-10.33
1	13.74	10.27	-25.25	187	248	+32.62
3	14.74	11.45	-22.32	219	305	+39.27
6	9.64	8.80	-8.71	128	84	-34.38

เมื่อพิจารณาที่ปริมาณเส้นใย 30 pphr ดังแสดงในตารางที่ 4.36 พบว่าค่า σ_b และ ϵ_b ที่ความยาวต่างๆ ค่าที่ได้มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่อนข้างแปรปรวน โดยที่ความยาว 1 cm มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b น้อยที่สุด กล่าวคือประมาณ 27% ในทำนองเดียวกันที่ความยาว 3 cm มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า ϵ_b น้อยที่สุดประมาณ 20%

ตารางที่ 4.36 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 30 pphr และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h

Fiber length (cm)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
no fiber	14.64	20.64	+40.98	397	356	-10.33
1	11.33	8.26	-27.10	130	83	-36.15
3	13.61	8.47	-37.77	114	137	+20.18
6	12.25	8.38	-31.59	98	65	-33.68

(iiii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน

ตารางที่ 4.37 และ 4.38 แสดงเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่ใช้เส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr ตามลำดับ โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างๆ พบว่าเมื่อทำการเติมเส้นใยเพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพลีนั้น มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าดังกล่าวเพิ่มขึ้นอย่างมาก นั่นแสดงว่าการเติมเส้นใยไม่ได้ช่วยปรับปรุงความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนให้ดีขึ้น

เมื่อพิจารณาปริมาณเส้นใยที่ 10 pphr ดังแสดงในตารางที่ 4.37 พบว่ามีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ที่ได้ค่อนข้างแปรปรวนในทุกๆ ความยาวของเส้นใยที่ทำการศึกษา โดยเฉพาะค่า ϵ_b มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงมากกว่า 60% สำหรับที่ใช้เส้นใยเท่ากับ 1 และ 3 cm ในทำนองเดียวกัน ที่ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 6 cm มีค่าดังกล่าวลดลงสูงถึง 70% และในตารางที่ 4.38 ที่ใช้เส้นใยเท่ากับ 30 pphr พบว่าที่ความยาว 3 cm มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และค่า ϵ_b น้อยที่สุดเมื่อเทียบกับที่ความยาวของเส้นใยต่างๆ

อย่างไรก็ตามเมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b โดยภาพรวมทั้งที่ปริมาณเส้นใย 10 และ 30 pphr พบว่า ที่ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าดังกล่าว น้อยที่สุด นั่นแสดงว่ามีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนมากที่สุด

ตารางที่ 4.37 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h

Fiber length (cm)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
no fiber	14.64	14.75	+0.75	397	444	+11.84
1	13.74	11.26	-18.05	187	300	+60.43
3	14.74	12.45	-15.54	219	364	+66.21
6	9.64	3.98	-58.71	128	34	-73.44

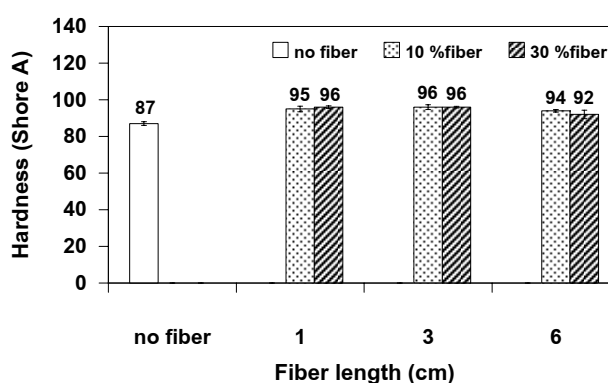
ตารางที่ 4.38 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 30 pphr และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย โดยทำการแปรความยาวของเส้นใยต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยไอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h

Fiber length (cm)	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
no fiber	14.64	14.75	+0.75	397	444	+11.84
1	11.33	6.71	-40.78	130	68	-47.69
3	13.61	11.24	-17.41	114	139	+21.93
6	12.25	7.01	-42.78	98	58	-40.82

4.3.4.2 สมบัติทางกายภาพ

(i) สมบัติความแข็ง

ค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลีที่ทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่างกัน แสดงในรูปที่ 4.52 เมื่อทำการเติมเส้นใย ค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลี ที่เตรียมได้มีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อย เนื่องจากเส้นใยมีโครงสร้างที่มีความแข็งสูงกว่า PP และ NR จึงทำให้ TPNR คอมโพลีมีค่าความแข็งเพิ่มขึ้น และเมื่อพิจารณาที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 pphr พบว่าค่าความแข็งไม่มีความแตกต่างกันในทุกๆ ความยาวของเส้นใยที่ทำการศึกษา กล่าวคืออยู่ในช่วง 94-96 Shore A ในทำนองเดียวกัน ที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 30 pphr พบว่าค่าความแข็งมีแนวโน้มใกล้เคียงกันและค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน คือประมาณ 92-96 Shore A



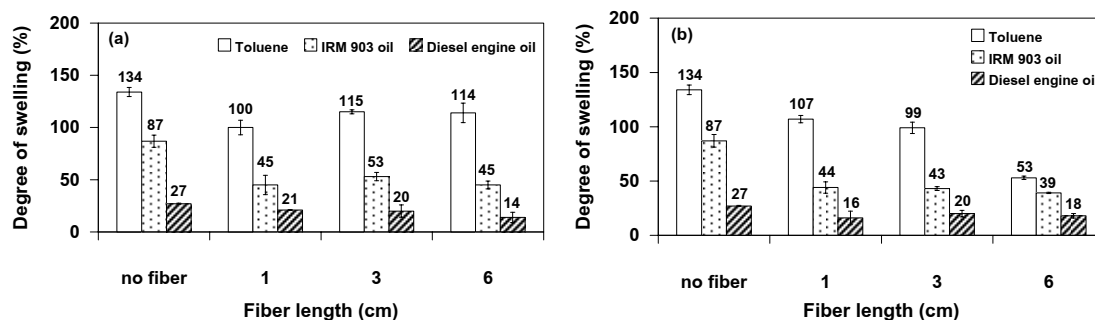
รูปที่ 4.52 ค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลี โดยทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่างกัน

(ii) สมบัติการบวมตัว

รูปที่ 4.53(a) และ 4.53(b) แสดงเปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR คอมโพลี เมื่อทำการเติมเส้นใยที่ปริมาณ 10 และ 30 pphr ตามลำดับ เมื่อศึกษาอิทธิพลของความยาวเส้นใยต่างๆ พบว่าเมื่อทำการเติมเส้นใย TPNR คอมโพลีที่เตรียมได้มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลงอย่างมากในโทลูอีนและในน้ำมัน IRM 903 สำหรับในน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซลพบว่ามีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลงเพียงเล็กน้อย ทั้งนี้อาจเนื่องจากที่ได้กล่าวมาแล้วว่าการเติมเส้นใยเส้นใยจะเข้าไปขัดขวางโมเลกุลของตัวทำละลายให้สามารถแทรกเข้าไปในช่องว่างระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ TPNR คอมโพลีให้สามารถกระทำได้อย่างขึ้น จึงส่งผลให้ TPNR คอมโพลีมีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลง

เมื่อพิจารณาความยาวของเส้นใยที่ใช้ในการศึกษา พบว่าเมื่อใช้เส้นใยที่มีความยาวเพิ่มขึ้น ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีแนวโน้มลดลงทั้งที่ใช้ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr ซึ่งมีแนวโน้มเหมือนกันทั้งในตัวทำละลายที่ใช้ในการศึกษาทั้ง 3 ชนิด ยกเว้นที่ปริมาณ

เส้นใยเท่ากับ 30 pphr สำหรับในน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล พบว่ามีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวเพิ่มขึ้นเมื่อใช้เส้นใยที่มีความยาวเพิ่มขึ้น



รูปที่ 4.53 ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR คอมโพสิต โดยทำการแปรความยาวและปริมาณของเส้นใยต่างกัน: (a) 10 pphr และ (b) 30 pphr

4.3.4.3 สันฐานวิทยา

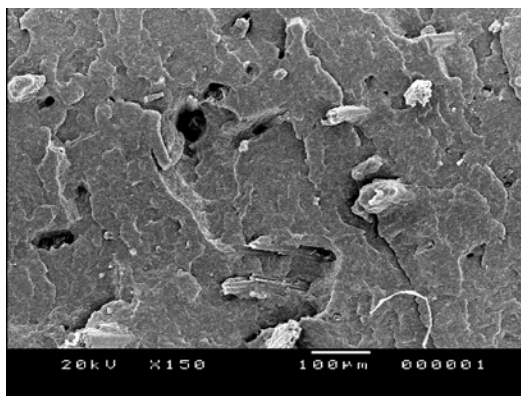
อิทธิพลของความยาวเส้นใยที่มีผลต่อลักษณะสันฐานวิทยาของ TPNR คอมโพสิต พบว่าการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์มีการยึดเกาะที่ดีทั้งที่ใช้เส้นใยที่มีความยาว 1, 3 และ 6 cm สาเหตุที่เส้นใยกับเมตริกซ์มีการยึดเกาะที่ดี เนื่องจาก TPNR คอมโพสิตที่เตรียมได้นี้ ใช้ปริมาณ MA-g-PP ที่ 1 pphr และทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ ซึ่งจากที่กล่าวมาแล้วในรูปที่ 4.42b และ 4.43b ว่า TPNR คอมโพสิตที่ใช้ปริมาณ MA-g-PP ที่ 1 pphr จะมีการยึดเกาะที่ดีที่สุด และเส้นใยที่ปรับปรุงผิวด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์จะมีการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ที่ดีที่สุดเช่นกัน ดังนั้นเมื่อเปลี่ยนความยาวจากที่เคยศึกษาที่ความยาว 6 cm เป็น 1 และ 3 cm จึงไม่มีความแตกต่างกัน ดังนั้นสาเหตุที่เมื่อใช้ความยาวของเส้นใยต่างกันมีผลต่อสมบัติเชิงกลและสมบัติทางกายภาพของ TPNR คอมโพสิตจึงไม่เกี่ยวข้องกับการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ แต่อาจจะเกิดจากที่ได้กล่าวมาแล้วว่า เส้นใยที่มีความยาวมากเกินไป เส้นใยจะเกิดการพันกันได้ง่าย ซึ่งส่งผลกระทบต่อกระจายของเส้นใย กล่าวคือ เส้นใยจะมีการกระจายในเมตริกซ์ได้ไม่ดี เพราะเส้นใยจะเกิดการกระจายได้ยาก ในทำนองเดียวกันที่ความยาวของเส้นใยที่สั้นเกินไป ทำให้การรองรับการเกิดส่งผ่านความเค้นได้ไม่เพียงพอ อีกทั้งเส้นใยที่สั้นเกินไปจะทำให้ประสิทธิภาพในการเสริมแรงมีค่าด้อยลง เพราะความยาวที่ใช้จะมีค่าน้อยกว่าความยาววิกฤติ ซึ่งคำนวณจากสมการที่ 2.2 (De and White, 1996) ดังนั้นจากสาเหตุนี้ทำให้ TPNR คอมโพสิตที่ใช้ความยาวของเส้นใยต่างกันส่งผลกระทบต่อสมบัติต่างๆ ของ TPNR คอมโพสิต

จากรูปที่ 4.54 และ 4.55 แสดงการกระจายของเส้นใยในเมตริกซ์ของ TPNR คอมโพสิตที่ใช้เส้นใยในปริมาณ 10 และ 30 pphr ตามลำดับ จากรูปที่ 4.54 จะเห็นได้ว่าเมื่อใช้เส้นใยในปริมาณ 10 pphr ที่ความยาวของเส้นใยต่างๆ มีลักษณะการกระจายของเส้นใยที่ไม่แตกต่างกัน

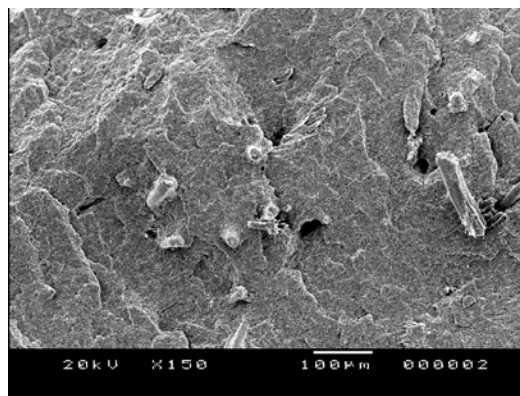
กล่าวคือ ไม่ปรากฏการพันกันหรือเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนของเส้นใย และเมื่อพิจารณาที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 30 pphr ที่ความยาวของเส้นใยต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 4.55 พบว่าเมื่อใช้เส้นใยที่มีความยาวมากขึ้น จะเห็นลักษณะของเส้นใยที่กระจายในเมตริกซ์มีการเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนมากขึ้น อย่างไรก็ตาม จากรูปก็ยังคงปรากฏไม่ชัดเจน แต่ที่เห็นได้ชัดเจนจากรูปที่ 4.54 และ 4.55 คือเส้นใยมีการกระจายที่ไม่เป็นระเบียบ โดยสาเหตุหลักที่ทำให้ TPNR คอมโพลีทที่เตรียมได้มีสมบัติด้อยลง เนื่องจากการกระจายของเส้นใยในเมตริกซ์ที่มีลักษณะที่ไม่เป็นระเบียบ

จากการศึกษาอิทธิพลของความยาวเส้นใย พบว่าเมื่อใช้เส้นใยที่มีความยาวสั้นลงจาก 6 cm เป็น 1 และ 3 cm สามารถปรับปรุงสมบัติต่างๆ ของ TPNR คอมโพลีทที่เตรียมได้ นอกจากนี้เส้นใยที่มีความยาวเหมาะสมที่จะนำไปศึกษาและพัฒนาในหัวข้อต่อไป คือเส้นใยที่มีความยาว 3 cm เนื่องจากเป็นความยาวที่ให้สมบัติต่างๆ โดยภาพรวมดีที่สุดเมื่อเปรียบเทียบกับความยาวอื่นๆ ซึ่งจากผลการวิจัยให้ข้อสรุปที่สำคัญคือ เส้นใยที่มีความยาวมากเกินไป เส้นใยจะเกิดการพันกันได้ง่าย ซึ่งส่งผลต่อการกระจายตัวของเส้นใยในเมตริกซ์ ในทำนองเดียวกันที่ความยาวของเส้นใยที่สั้นเกินไป ความสามารถในการรองรับการเกิดส่งผ่านความเค้นมีไม่เพียงพอ อีกทั้งเส้นใยที่สั้นเกินไปจะทำให้ประสิทธิภาพในการเสริมแรงมีค่าด้อยลง ซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติต่างๆ ของ TPNR คอมโพลีท

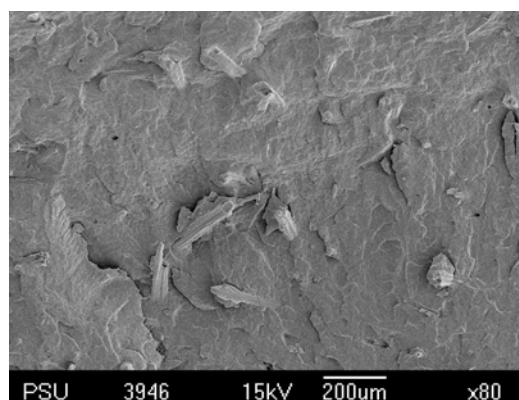
ศึกษาความสามารถของจำนวนครั้งของการนำกลับมาใช้ใหม่ ที่มีผลต่อสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีท เพื่อให้ทราบว่า TPNR คอมโพลีทที่เตรียมได้ในวิธีที่ 1 นี้สามารถนำกลับมาหลอมใช้ใหม่ได้ นอกจากนี้จะทำการทดสอบการวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ของ TPNR คอมโพลีทวิธีที่ 1



(a)

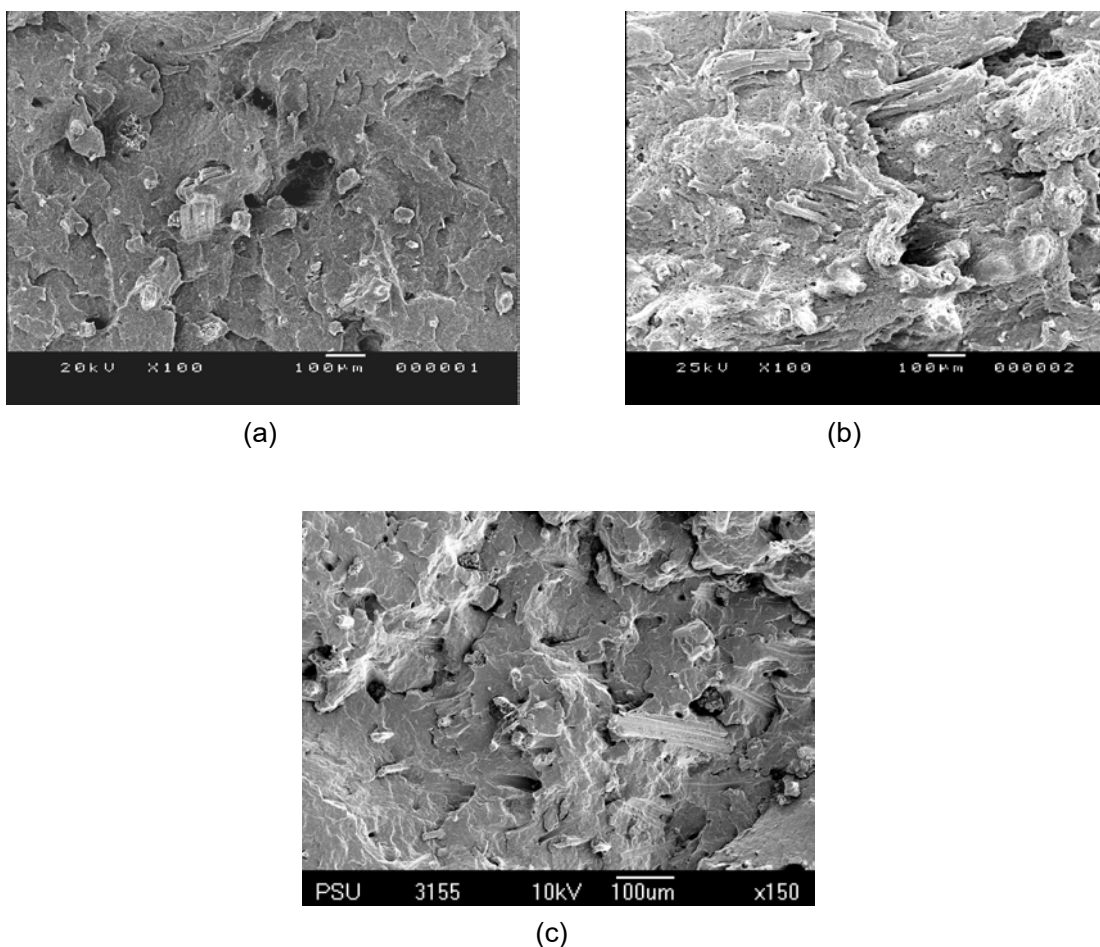


(b)



(c)

รูปที่ 4.54 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพสิต ที่ใช้เส้นใยในปริมาณ 10 pphr และทำการแปรความยาวต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ: (a) 1 cm, (b) 3 cm และ (c) 6 cm



รูปที่ 4.55 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของ TPNR คอมโพสิต ที่ใช้เส้นใยในปริมาณ 30 pphr และทำการแปรความยาวต่างๆ โดยขึ้นตัวอย่างได้จากผิวหน้าที่เกิดจากการแตกหักแบบเปราะ: (a) 1 cm, (b) 3 cm และ (c) 6 cm

4.3.4.4 การทดสอบความสามารถของการนำกลับมาใช้ใหม่

ทำการทดสอบตามหัวข้อที่ 3.3.5.9 โดยนำขึ้นตัวอย่างทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้งด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน จากนั้นนำค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพสิต หลังจากผ่านการขึ้นรูปซ้ำแล้ว นำค่าที่ได้เปรียบเทียบกับค่าดังกล่าวของ TPNR คอมโพสิตที่ยังไม่ผ่านการขึ้นรูปซ้ำ เพื่อหาค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพสิต ดังแสดงในตารางที่ 4.39 และ 4.40 พบว่าทั้งที่ใช้ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าดังกล่าวมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามจำนวนครั้งของการขึ้นรูปซ้ำ ยกเว้นค่า σ_b ของ TPNR คอมโพสิตที่ใช้เส้นใยในปริมาณ 30 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b ลดลงเมื่อจำนวนครั้งของการขึ้นรูปซ้ำมากขึ้น โดย TPNR คอมโพสิต ที่ผ่านการขึ้นรูปซ้ำ จะมีค่า σ_b และ ϵ_b ลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับค่าดังกล่าวที่ยังไม่ผ่านการขึ้น

รูปซ้ำ สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ เนื่องจากในระหว่างการขึ้นรูปซ้ำจะเกิดการเสื่อมสลายของ PP และ NR เนื่องจากความร้อน เช่นเดียวกับเส้นใยที่ถูกทำลายด้วยความร้อน จึงส่งผลให้ TPNR คอมโพลีมีสมบัติความทนต่อแรงดึงลดลงเมื่อผ่านการขึ้นรูปซ้ำ เมื่อพิจารณาที่ปริมาณเส้นใย 10 และ 30 pphr จะเห็นได้ว่า TPNR คอมโพลีที่ใช้ปริมาณเส้นใยที่ 30 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าดังกล่าวน้อยกว่าที่ปริมาณเส้นใย 10 pphr อย่างไรก็ตามการทดสอบความสามารถของการนำกลับมาใช้ใหม่ ทำให้ทราบว่า TPNR คอมโพลีที่เตรียมได้สามารถนำมาหลอมขึ้นรูปใหม่ได้

ตารางที่ 4.39 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย ทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน

Number of reprocessing	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before reprocessing (MPa)	after reprocessing (MPa)	change in σ_b (%)	before reprocessing (%)	after reprocessing (%)	change in ϵ_b (%)
1	14.74	5.85	-60.31	219	66	-69.86
2	14.74	4.82	-67.30	219	56	-74.43
3	14.74	4.33	-70.62	219	33	-81.93

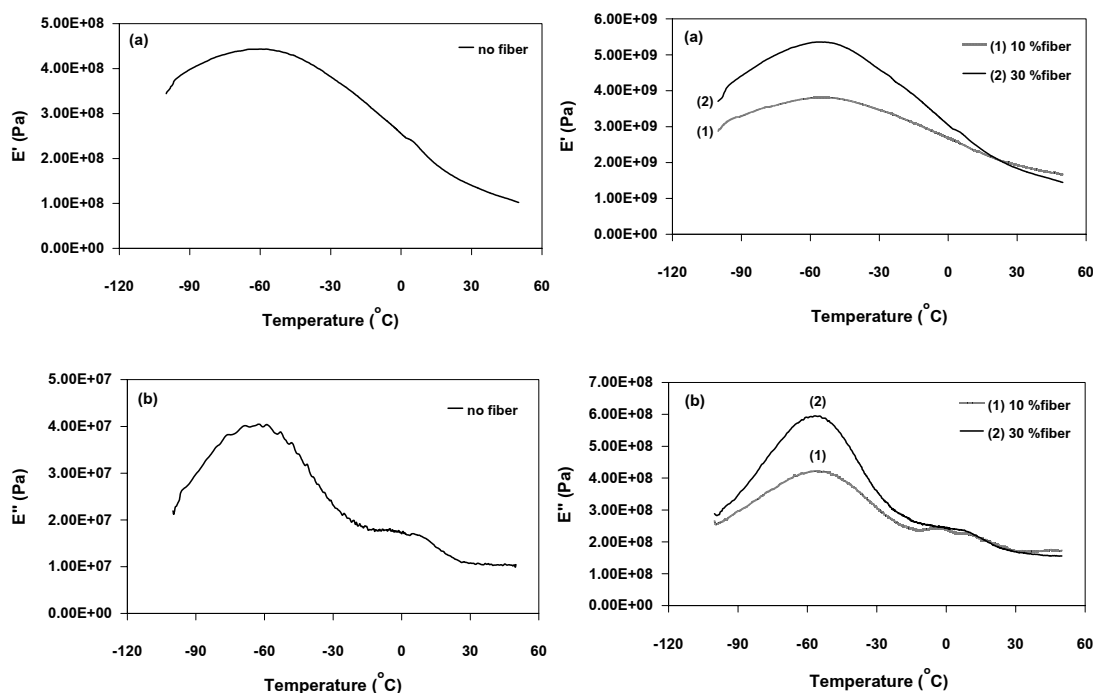
ตารางที่ 4.40 เปอร์เซนต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 30 pphr ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย ทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน

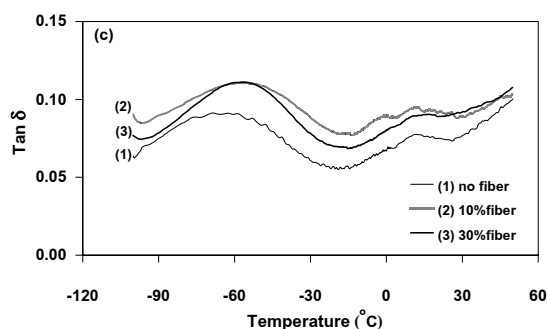
Number of reprocessing	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before reprocessing (MPa)	after reprocessing (MPa)	change in σ_b (%)	before reprocessing (%)	after reprocessing (%)	change in ϵ_b (%)
1	13.61	5.91	-56.58	114	64	-43.86
2	13.61	6.20	-54.45	114	50	-56.14
3	13.61	6.37	-53.20	114	46	-59.65

4.3.4.5 ผลการวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์

ผลการวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ของ TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 1 เมื่อศึกษาอิทธิพลของปริมาณเส้นใยที่ 0, 10 และ 30 pphr ที่มีผลต่อค่า E' , E'' และ $\tan \delta$ ของ TPNR คอมโพสิต ดังแสดงในรูปที่ 4.56 จากรูปที่ 4.56a พบว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น ค่า E' ของ TPNR คอมโพสิตมีแนวโน้มลดลง เนื่องจากส่วนของเมตริกซ์มีลักษณะนุ่มมากขึ้น นอกจากนี้ จะเห็นได้ว่าเมื่อทำการเติมเส้นใยจะมีค่า E' สูงกว่าที่ไม่ทำการเติมเส้นใย เนื่องจาก TPNR คอมโพสิต จะมีค่าความแข็งตึงที่ได้จากเส้นใยที่ทำการเติมเข้าไป และเมื่อเพิ่มเส้นใยในปริมาณที่มากขึ้น จะส่งผลให้มีค่า E' สูงขึ้น

สำหรับค่า E'' แสดงในรูปที่ 4.56b พบว่าค่า E'' จะมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณของเส้นใยที่ใช้ กล่าวคือ เมื่อใช้ปริมาณเส้นใยเพิ่มขึ้น พลังงานสูญเสียที่เกิดขึ้นจะมีค่ามากขึ้น อันเป็นผลมาจากการเสียดสีที่เกิดขึ้นระหว่างผิวหน้า (interfacial friction) ของเมตริกซ์และเส้นใย ภายใต้แรงสั่นที่กระทำจากภายนอก (Doan *et al.*, 2007) และรูปที่ 4.56c แสดงค่า $\tan \delta$ ของ TPNR คอมโพสิต จากผลการทดสอบพบว่าค่า $\tan \delta$ ของเฟส NR ที่ไม่ทำการเติมเส้นใยมีค่าดังกล่าวน้อยกว่าที่เติมเส้นใยในปริมาณ 10 และ 30 pphr ซึ่งมีค่าประมาณ 0.09 แสดงว่าเมื่อทำการเติมเส้นใยจะทำให้ TPNR คอมโพสิตมีความเป็นอีลาสติกลดลง และเมื่อพิจารณาที่ทำการเติมเส้นใยที่ 10 และ 30 pphr พบว่าค่า $\tan \delta$ ของเฟส NR มีค่าใกล้เคียงกันกล่าวคือมีค่าประมาณ 0.11





รูปที่ 4.56 กราฟ DMTA ของ TPNR คอมโพสิตที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP เท่ากับ 1 pphr ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm และใช้ไซโตเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย และทำการแปรปริมาณเส้นใยต่างๆ: (a) ค่า E' , (b) ค่า E'' และ (c) ค่า $\tan \delta$

ดังนั้นจากผลการทดสอบที่ได้ทำการศึกษาอิทธิพลต่างๆ ดังนี้ คือ อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย อิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP อิทธิพลของปริมาณเส้นใย และอิทธิพลของความยาวเส้นใย ที่มีต่อสมบัติเชิงกล สมบัติทางกายภาพ ลักษณะฐานวิทยาศาสตร์ และผลการวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ความร้อนของ TPNR คอมโพสิต พบว่าสูตรที่เหมาะสมที่จะนำไปศึกษาและพัฒนาเพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 2 ต่อไปคือ

1. เตรียม TPNR คอมโพสิต ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้เส้นใยในปริมาณ 10 และ 30 pphr
2. ใช้ฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล
3. ใช้ไซโตเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย
4. ใช้ MA-g-PP ที่ปริมาณ 1 pphr
5. ใช้ความยาวเส้นใยเท่ากับ 3 cm

4.4 TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 2

การเตรียม TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 2 จะทำการศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการเตรียมตามในหัวข้อที่ 3.3.3.2 ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล และสมบัติทางกายภาพของ TPNR คอมโพสิต ดังนี้

4.4.1 การหาสภาวะที่เหมาะสม

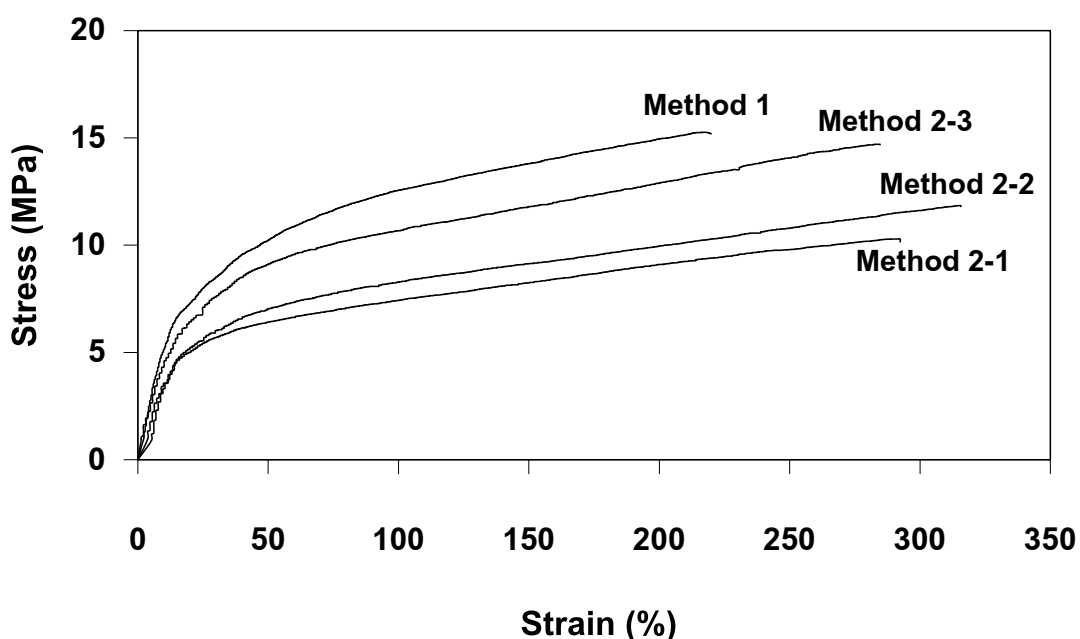
เตรียม TPNR คอมโพสิตตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล โดยทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยไซโตเดียมไฮดรอกไซด์ ที่มีความยาวเส้นใย

เท่ากับ 3 cm และใช้ MA-g-PP และเส้นใยในปริมาณ 1 และ 10 pphr ผลการทดสอบที่ได้แบ่งออกเป็น 2 ส่วนดังนี้

4.4.1.1 สมบัติเชิงกล

(i) สมบัติความทนต่อแรงดึง

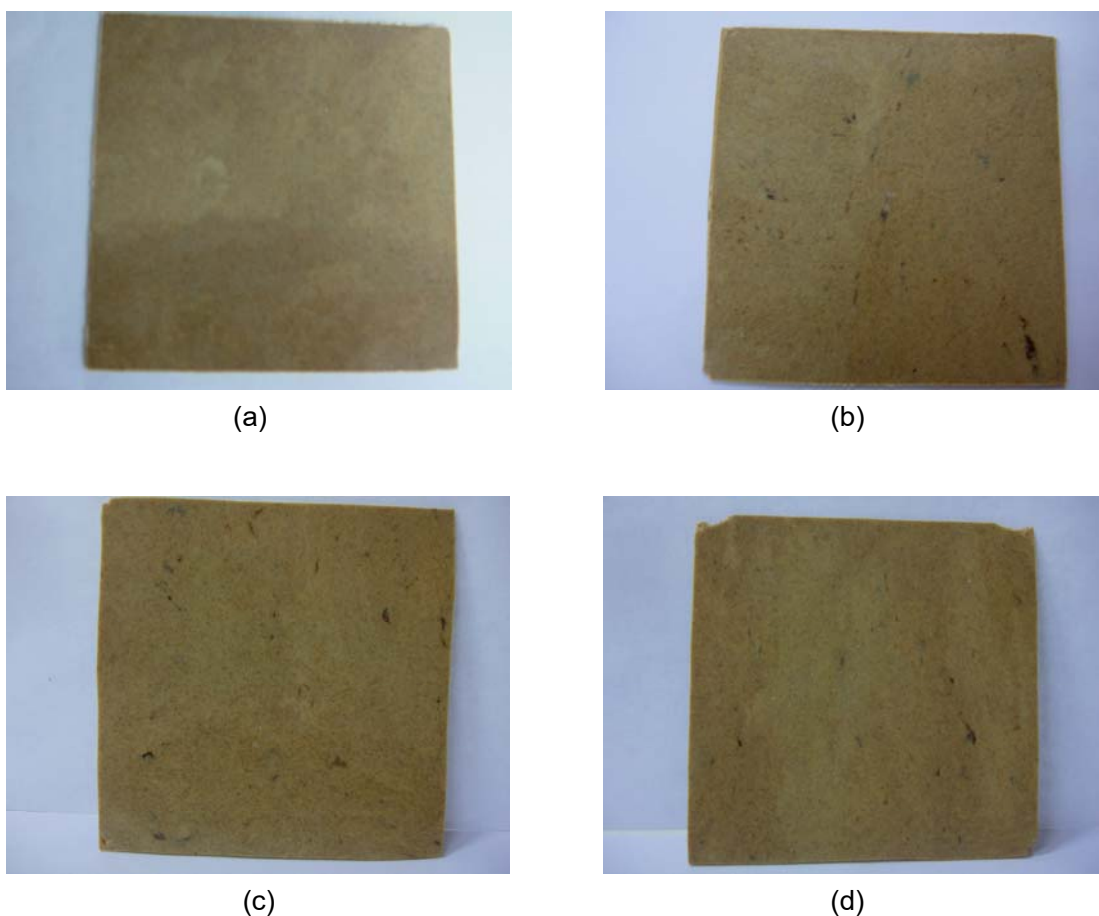
กราฟความเค้น-ความเครียด และสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพลีที่ทำการแปรวิธีการเตรียมต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 4.57 และตารางที่ 4.41 ตามลำดับ พบว่าเมื่อเปลี่ยนวิธีการเตรียม TPNR คอมโพลีจากวิธีที่ 1 เป็นวิธีที่ 2 ค่า E และ σ_b มีค่าลดลงในทางตรงกันข้ามค่า ϵ_b มีค่าเพิ่มสูงขึ้นอย่างมาก และเมื่อพิจารณาในส่วนของการเตรียม TPNR คอมโพลีวิธีที่ 2 พบว่าการเตรียม TPNR คอมโพลีวิธีที่ 2-3 ให้ค่ามากที่สุด สาเหตุที่วิธีการเตรียมในวิธีที่ 2-3 ให้ผลการทดสอบที่ดีที่สุด เนื่องจากในขั้นตอนของการผสม สำหรับวิธีที่ 2-1 จะต้องเตรียมเป็น TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ก่อน ซึ่งเมื่อถึงขั้นตอนของการเติมเส้นใย เส้นใยที่ผสมเข้าไปไม่สามารถกระจายใน TPNR ที่เกิดการวัลคาไนซ์ได้ จึงทำให้สมบัติต่างๆ มีค่าด้อยลงอย่างมากเมื่อเปรียบเทียบกับวิธีการเตรียมวิธีอื่นๆ ดังแสดงในรูปที่ 4.58b จะเห็นได้ว่าการกระจายของเส้นใยที่เตรียมด้วยวิธีที่ 2-1 มีการกระจายที่ไม่สม่ำเสมอเมื่อเปรียบเทียบกับวิธีที่ 1 ดังแสดงในรูปที่ 4.58a สำหรับวิธีที่ 2-2 จะเห็นได้ว่า ในขั้นตอนของการทำวัลคาไนซ์ กล่าวคือ ในขั้นตอนของการเติมฟีนอลิครีซิน จะทำการบดผสมต่อไปเป็นเวลา 1 min โดยไม่ต้องรอรอบค่าทอร์คขึ้นสูงสุดแล้วคงที่เหมือนวิธีที่ 2-1 จากนั้นทำการเติมเส้นใยทันที ซึ่งในวิธีนี้ เส้นใยสามารถกระจายในเมตริกซ์ได้ดีกว่าวิธีที่ 2-1 ดังแสดงในรูปที่ 4.58c จากรูปจะมีการกระจายของเส้นใยที่ดีขึ้น แต่เมื่อเปลี่ยนวิธีการเตรียมเป็นวิธีที่ 2-3 พบว่ามีสมบัติความทนต่อแรงดึงเพิ่มสูงขึ้นกว่าวิธีที่ 2-2 เนื่องจากการเตรียมวิธีที่ 2-3 จะมีวิธีที่แตกต่างกับวิธีที่ 2-2 คือทำการแยกใส่ MA-g-PP ในช่วงแรก (คือไม่ใส่ร่วมกับ PP) ซึ่งการใส่ MA-g-PP ในช่วงแรกนั้น (ในขั้นตอนการเตรียมเป็น TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์) จะต้องใช้เวลานานกว่า ที่จะทำการเติมเส้นใย ดังนั้นอาจทำให้ MA-g-PP เกิดการทำปฏิกิริยาด้วยตัวเอง ซึ่งทำให้ประสิทธิภาพของ MA-g-PP ในการเข้าทำปฏิกิริยากับเส้นใยเป็นไปได้น้อยลง จึงส่งผลต่อการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ได้ไม่ดี ซึ่งส่งผลต่อสมบัติต่างๆ ที่ด้อยลง นั้นแสดงว่าการเตรียม TPNR คอมโพลีวิธีที่ 2-3 ให้สมบัติความทนต่อแรงดึงดีที่สุด



รูปที่ 4.57 กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPNR คอมโพสิต ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน โดยทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

ตารางที่ 4.41 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพสิตที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน

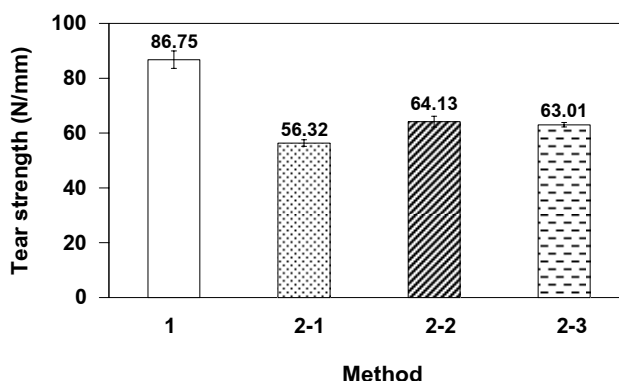
Method	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
1	52.80 ± 10.79	6.40 ± 0.55	15.26 ± 5.55	14.74 ± 1.08	219 ± 5
2-1	37.01 ± 4.61	4.68 ± 0.24	12.74 ± 1.16	9.77 ± 1.78	308 ± 72
2-2	35.35 ± 0.94	4.77 ± 0.15	13.73 ± 0.74	12.08 ± 0.47	312 ± 12
2-3	43.67 ± 10.80	5.25 ± 0.15	12.55 ± 2.94	13.94 ± 0.98	297 ± 28



รูปที่ 4.58 ชั้นตัวอย่างของ TPNR คอมโพสิต ที่ทำการขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน โดยทำการเตรียมในวิธีต่างกัน: (a) วิธีที่ 1, (b) วิธีที่ 2-1, (c) วิธีที่ 2-2 และ (d) วิธีที่ 2-3

(ii) สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด

รูปที่ 4.59 แสดงค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR คอมโพสิตเมื่อทำการศึกษาอิทธิพลของวิธีการเตรียมต่างๆ พบว่าการเตรียม TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 2 มีค่าดังกล่าวลดลงอย่างมากเมื่อเปรียบเทียบกับวิธีที่ 1 โดยสาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากที่ได้กล่าวมาแล้วว่า เส้นใยเกิดการกระจายตัวได้ยากขึ้นเมื่อย่างเกิดการวัลคาไนซ์ไปแล้วบางส่วน จึงส่งผลให้ค่าดังกล่าวมีค่าลดลง และเมื่อพิจารณาในส่วนของการเตรียม TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 2 ในวิธีต่างๆ จะเห็นได้ว่าวิธีที่ 2-2 และ 2-3 มีค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดใกล้เคียงกันและการเตรียมทั้งสองวิธียังให้ค่าดังกล่าวมากกว่าการเตรียมในวิธีที่ 2-1



รูปที่ 4.59 ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใยเท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยไซเดียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน

(iii) สมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง

จากผลการทดสอบสมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลี โดยศึกษาวิธีการเตรียมต่างกัน ดังแสดงในตารางที่ 4.42 พบว่าวิธีการเตรียม TPNR คอมโพลี ไม่ส่งผลต่อค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีที่เตรียมได้ เนื่องจาก ชิ้นตัวอย่างที่ได้จากการทดสอบไม่ขาด ซึ่งการที่ชิ้นตัวอย่างไม่ขาด นั้นหมายความว่า ชิ้นตัวอย่างที่ได้มีค่าความเหนียวที่ดีเพราะชิ้นตัวอย่างสามารถดูดกลืนพลังงานได้มาก และถึงแม้ว่าการเตรียม TPNR คอมโพลีวิธีที่ 2 จะมีการกระจายตัวของเส้นใยที่ไม่ดี (จากที่ได้กล่าวมาแล้ว) ก็ไม่ส่งผลต่อค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีที่เตรียมได้ นั้นอาจเป็นเพราะว่าเส้นใยที่เติมไปเพียง 10 pphr จึงไม่ส่งผลต่อความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลี

ตารางที่ 4.42 ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งของ TPNR คอมโพลีที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใยเท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยไซเดียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน

Method	Tensile impact strength (kJ/m ²)
1	no break
2-1	no break
2-2	no break
2-3	no break

(iii) สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนและโอโซน

ตารางที่ 4.43 แสดงเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และ ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมในวิธีต่างๆ หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน พบว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมโดยวิธีที่ 2 มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่าดังกล่าวน้อยกว่าการเตรียมในวิธีที่ 1 และโดยส่วนใหญ่จะมีค่าดังกล่าวลดลง (เป็นลบ) เมื่อเปรียบเทียบกับค่าดังกล่าวก่อนทำการบ่มเร่ง เมื่อพิจารณาในส่วนของการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์ในวิธีที่ 2 ที่มีวิธีการเตรียมที่แตกต่างกัน 3 วิธี จะเห็นได้ว่าการเตรียมในวิธีที่ 2-1 มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุดคือประมาณ 2 และ 8% ตามลำดับ นั้นแสดงว่าการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์ในวิธีที่ 2-1 มีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนมากที่สุด ซึ่งผลการทดลองมีความสอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน ดังแสดงในตารางที่ 4.44 กล่าวคือ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมโดยวิธีที่ 2 มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b หลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซนมีการเปลี่ยนแปลงน้อยกว่าการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์ในวิธีที่ 1

เมื่อพิจารณาในส่วนของการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์วิธีที่ 2 ที่มีวิธีการเตรียมที่แตกต่างกัน พบว่าการเตรียมในวิธีที่ 2-2 มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุด คือประมาณ 7 และ 6% ตามลำดับ นั้นแสดงว่าการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์ในวิธีที่ 2-2 มีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนมากที่สุด

ตารางที่ 4.43 เปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใยเท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยไซเตียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน หลังจากการผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 70°C เป็นเวลา 168 h

Method	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
1	14.74	11.45	-22.32	219	305	+39.27
2-1	9.77	9.93	+1.64	308	284	-7.79
2-2	12.08	11.70	-3.15	312	276	-11.54
2-3	13.94	13.02	-6.60	297	278	-6.40

ตารางที่ 4.44 เปรอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b และค่า ϵ_b ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ ที่อัตราส่วนของ การผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใยเท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยไซเดียม ไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน หลังจากการผ่านการบ่มเร่ง ด้วยโอโซนที่อุณหภูมิ 40°C เป็นเวลา 6 h

Method	σ_b (MPa)			ϵ_b (%)		
	before aging (MPa)	after aging (MPa)	change in σ_b (%)	before aging (%)	after aging (%)	change in ϵ_b (%)
1	14.74	12.45	-15.54	219	364	+66.21
2-1	9.77	6.81	-30.30	308	148	-51.95
2-2	12.08	12.92	+6.95	312	293	-6.09
2-3	13.94	1.46	-21.74	297	185	-37.71

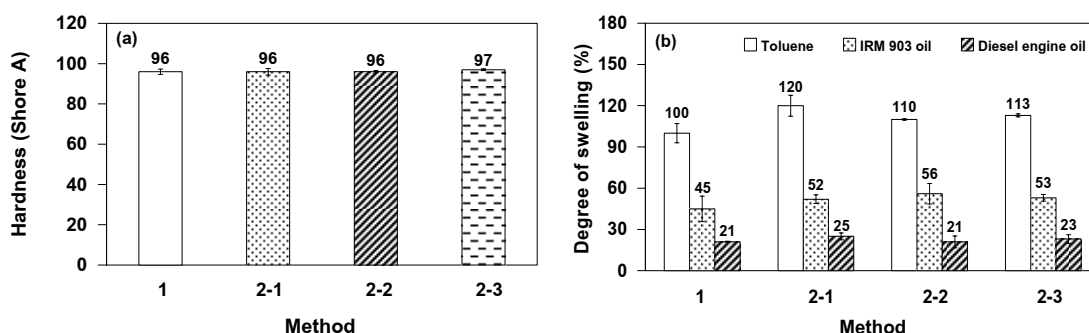
4.4.1.2 สมบัติทางกายภาพ

(i) สมบัติความแข็ง

ศึกษาอิทธิพลของวิธีการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์วิธีต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 4.60a พบว่าค่าความแข็งที่ได้มีแนวโน้มใกล้เคียงกันและค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน คือประมาณ 96-97 Shore A นั้นแสดงว่า วิธีการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์ ไม่มีผลต่อค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้

(ii) สมบัติการบวมตัว

รูปที่ 4.60b แสดงเปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการศึกษาวิธีการเตรียมในวิธีต่างๆ พบว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ ที่ทำการเตรียมด้วยวิธีที่ 2 เปรอร์เซ็นต์การบวมตัวมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ซึ่งมีแนวโน้มเหมือนกันสำหรับตัวทำละลายที่ใช้ในการศึกษาทั้ง 3 ชนิด สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากที่ได้กล่าวมาแล้วว่า การเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์วิธีที่ 2 จะทำให้เส้นใยเกิดการกระจายตัวในเมตริกซ์ได้มากขึ้น ซึ่งเส้นใยจะเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนมากขึ้นดังแสดงในรูปที่ 4.58 ดังนั้นการเติมเส้นใยจึงไม่สามารถขัดขวางให้ตัวทำละลายแทรกเข้าไปในช่องว่างระหว่างสายโซ่โมเลกุลของ TPNR คอมโพลีเมอร์ได้มากขึ้น จึงส่งผลให้มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวที่สูงกว่าการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์ด้วยวิธีที่ 1



รูปที่ 4.60 สมบัติทางกายภาพของ TPNR คอมโพลีท ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใยเท่ากับ 1 และ 10 pphr และใช้ระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยไซเดียมไฮดรอกไซด์ และทำการแปรวิธีของการเตรียมต่างกัน: (a) ค่าความแข็ง และ (b) ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัว

จากการศึกษาการหาสภาวะที่เหมาะสมในการเตรียม TPNR คอมโพลีท พบว่าการเตรียม TPNR คอมโพลีทด้วยวิธีที่ 1 ให้สมบัติเชิงกล และสมบัติทางกายภาพที่ดีกว่าการเตรียม TPNR คอมโพลีทด้วยวิธีที่ 2 เนื่องจากการเตรียมในวิธีที่ 2 นั้นจำเป็นต้องเตรียมเป็น TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ก่อน จากนั้นจึงค่อยเติมเส้นใยเป็นลำดับสุดท้าย จึงทำให้เมื่อถึงขั้นตอนของการใส่เส้นใย เส้นใยที่ผสมเข้าไปไม่สามารถกระจายใน TPNR ที่เกิดการวัลคาไนซ์ในบางส่วนได้ จึงทำให้เส้นใยมีการกระจายในเมตริกซ์ได้ยากขึ้น ส่งผลให้ได้ TPNR คอมโพลีทที่มีกระจายของเส้นใยในเมตริกซ์ไม่สม่ำเสมอ จึงทำให้สมบัติต่างๆ (ที่กล่าวมาแล้วข้างต้น) ของ TPNR คอมโพลีทที่เตรียมด้วยวิธีที่ 2 มีค่าลดลงอย่างมาก

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

5.1 TPNR

การเตรียม TPNR ที่ทำการผสมระหว่าง NR และ PP สามารถสรุปเป็นสมบัติที่สำคัญต่างๆ และปัจจัยที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล สมบัติทางกายภาพ สมบัติทางความร้อนโดยการวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ (DMTA) และลักษณะสัญญาณวิทยาของ TPNR ได้ดังนี้

5.1.1 สมบัติความทนต่อแรงดึง

1. อิทธิพลของปริมาณ PP พบว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน ให้สมบัติความทนต่อแรงดึงที่สูงกว่า TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ และค่าสมบัติความทนต่อแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น สาเหตุที่สำคัญที่ทำให้ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซินมีสมบัติความทนต่อแรงดึงที่สูงกว่า TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ เนื่องจากการเกิดกระบวนการไดนามิกวัลคาไนเซชันในระหว่างการผสม จึงทำให้สัญญาณวิทยาที่ได้เกิดการเปลี่ยนแปลงจากที่เป็นแบบเฟสต่อเนื่องร่วมเป็น NR มีลักษณะเป็นเฟสกระจายอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP

2. อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ พบว่าระบบการวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซินให้สมบัติความทนต่อแรงดึงดีที่สุด เมื่อเปรียบเทียบกับระบบซัลเฟอร์ และ DCP กล่าวคือ มีค่า E , σ_b และ ϵ_b เท่ากับ 65.67 MPa, 15.47 MPa และ 388% ตามลำดับ สำหรับที่ทำการทดสอบด้วยความเร็ว 500 mm/min สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ เนื่องจากชนิดของพันธะเคมีที่เกิดขึ้นในระหว่างการวัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกรีซินมีความแข็งแรง และมีความเสถียรมากกว่า

3. อิทธิพลของปริมาณฟีนอลิกรีซิน พบว่าเมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกรีซินเพิ่มขึ้นจาก 6 เป็น 8 pphr มีสมบัติความทนต่อแรงดึงเพิ่มขึ้น แต่เมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกรีซินมากกว่า 8 pphr (คือ 10 และ 12 pphr) สมบัติดังกล่าวมีแนวโน้มใกล้เคียงกัน

5.1.2 สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด

1. อิทธิพลของปริมาณ PP พบว่าเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR มีค่าสูงขึ้น กล่าวคือ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ ที่ 40, 50 และ 60% PP มีค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดเท่ากับ 62.79, 86.24 และ 109.23 N/mm ตามลำดับ สำหรับ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน ที่ 40, 50 และ 60% PP มีค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดเท่ากับ 58.15, 85.17 และ 108.56 N/mm ตามลำดับ นอกจากนี้ยังพบว่าการทำวัลคาไนซ์ยาง ไม่มีผลต่อความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR ที่เตรียมได้

เนื่องจาก TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน และ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ ให้สมบัติดังกล่าวมีค่าใกล้เคียงกัน

2. อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ พบว่า TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินให้ค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดมากที่สุด คือ ประมาณ 85.17 N/mm

3. อิทธิพลของปริมาณฟีนอลิครีซิน พบว่าค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิครีซินเพิ่มขึ้น กล่าวคือ ที่ปริมาณฟีนอลิครีซินเท่ากับ 6, 8 และ 10 pphr มีค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดเท่ากับ 79.85, 85.17 และ 89.40 N/mm ตามลำดับ แต่เมื่อเติมปริมาณฟีนอลิครีซินเพิ่มขึ้นเป็น 12 pphr พบว่าค่าดังกล่าวมีค่าลดลงอย่างมีนัยสำคัญ โดยมีค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดเท่ากับ 85.62 N/mm

5.1.3 สมบัติความต้านทานต่อการบวมเร่งด้วยความร้อน

1. อิทธิพลของปริมาณ PP พบว่า เมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น TPNR ที่เตรียมได้มีความต้านทานต่อการบวมเร่งด้วยความร้อนมากขึ้น ซึ่งให้ผลการทดลองที่มีความสอดคล้องทั้งที่เตรียมแบบชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ และชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน

2. อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ พบว่า TPNR ที่ใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ให้ค่าความต้านทานต่อการบวมเร่งด้วยความร้อนดีที่สุด เนื่องจากมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุด คือเท่ากับ +40.98 และ -10.33% ตามลำดับ

3. อิทธิพลของปริมาณฟีนอลิครีซิน พบว่า ปริมาณฟีนอลิครีซินที่ 8 และ 12 pphr ให้ค่าความต้านทานต่อการบวมเร่งด้วยความร้อนดีที่สุด เนื่องจากมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุด คือเท่ากับ +40.98 และ -10.33% ตามลำดับ สำหรับที่ใช้ปริมาณฟีนอลิครีซินเท่ากับ 8 pphr และ +46.04 และ -8.82% ตามลำดับ สำหรับที่ใช้ปริมาณฟีนอลิครีซินเท่ากับ 12 pphr

5.1.4 สมบัติความต้านทานต่อการบวมเร่งด้วยโอโซน

1. อิทธิพลของปริมาณ PP พบว่า TPNR มีค่าความต้านทานต่อการบวมเร่งด้วยโอโซนดีขึ้น เมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยกว่า TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ นั้นแสดงว่า TPNR ที่ทำการวัลคาไนซ์ยาง สามารถปรับปรุงสมบัติความต้านทานต่อการบวมเร่งด้วยโอโซนดีขึ้น

2. อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ พบว่า TPNR ที่ใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ให้ค่าความต้านทานต่อการบวมเร่งด้วยโอโซนดีที่สุด กล่าวคือ มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุด คือเท่ากับ +0.75 และ +11.84% ตามลำดับ

3. อิทธิพลของปริมาณฟีนอลิครีซิน พบว่า ปริมาณฟีนอลิครีซินที่ 12 pphr ให้

ค่าความต้านทานต่อการบวมแรงด้วยโอโซนดีที่สุด กล่าวคือ มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุด คือเท่ากับ +3.30 และ +1.51% ตามลำดับ

5.1.5 สมบัติการยืดถาวร

1. อิทธิพลของปริมาณ PP พบว่า เมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น ค่าการยืดถาวรของ TPNR มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น โดย TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซินมีค่าดังกล่าวต่ำกว่า TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม

2. อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ พบว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ที่ใช้ฟีนอลิกรีซิน และ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลให้ค่าการยืดถาวรน้อยที่สุด คือเท่ากับ 22.25 และ 22.67% ตามลำดับ

3. อิทธิพลของปริมาณฟีนอลิกรีซิน พบว่าเมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกรีซินเพิ่มขึ้น จาก 6 pphr เป็น 8, 10 และ 12 pphr TPNR ที่เตรียมได้มีค่าการยืดถาวรลดลงตามลำดับ อย่างไรก็ตามค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน คือประมาณ 20-22% แสดงให้เห็นว่าการใช้ปริมาณฟีนอลิกรีซินเพิ่มขึ้น จะทำให้เกิดการเชื่อมโยงมากขึ้น จึงทำให้ TPNR มีความเป็นอีลาสติคมากขึ้น

5.1.6 สมบัติความแข็ง

1. อิทธิพลของปริมาณ PP พบว่า ค่าความแข็งของ TPNR มีค่าสูงขึ้นเมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่าค่าความแข็งของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน และชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ มีค่าความแข็งใกล้เคียงกันในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม

2. อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ พบว่า TPNR ที่ทำการวัลคาไนซ์ด้วยซัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิกรีซินมีค่าความแข็งที่ใกล้เคียงกัน และค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน คือประมาณ 86-87 Shore A

3. อิทธิพลของปริมาณฟีนอลิกรีซิน พบว่า เมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิกรีซินเพิ่มขึ้น ค่าความแข็งของ TPNR ที่ได้มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อย และค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน คือ 85-88 Shore A

5.1.7 สมบัติการบวมตัว

1. อิทธิพลของปริมาณ PP พบว่า เมื่อใช้ปริมาณ PP เพิ่มขึ้น TPNR มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลงซึ่งมีแนวโน้มเหมือนกันทั้งในตัวทำละลายที่ใช้ในการศึกษาทั้ง 3 ชนิด และเมื่อพิจารณาการทำไดนามิกส์วัลคาไนเซชัน พบว่าสามารถปรับปรุงสมบัติการบวมตัวของ TPNR ให้ดีขึ้นได้ เนื่องจาก TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซินมีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวน้อยกว่า TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์

2. อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ พบว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวน้อยที่สุด คือประมาณ 134% สำหรับโทลูอีน 87% สำหรับน้ำมัน IRM 903 และ 27% สำหรับน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล

3. อิทธิพลของปริมาณฟีนอลิครีซิน พบว่าเมื่อใช้ปริมาณฟีนอลิครีซินเพิ่มขึ้น จาก 6 เป็น 8 pphr TPNR มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลง และเมื่อเพิ่มปริมาณฟีนอลิครีซินมากกว่า 8 pphr พบว่า TPNR มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีแนวโน้มใกล้เคียงกัน และมีค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน กล่าวคือ มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวของ TPNR ประมาณ 131-134% สำหรับโทลูอีน 49-87% สำหรับน้ำมัน IRM 903 และ 23-27% สำหรับน้ำมันเครื่องยนต์ดีเซล ซึ่งมีความสอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง

5.1.8 สัณฐานวิทยา

1. เมื่อเปรียบเทียบที่อัตราส่วนของการผสมของ TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ และที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน พบว่า TPNR ชนิดยางไม่วัลคาไนซ์ มีลักษณะสัณฐานวิทยาเป็นแบบเฟสต่อเนื่องร่วมในทุกๆ อัตราส่วนของการผสม สำหรับ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน มีลักษณะสัณฐานวิทยาของ NR เป็นเฟสกระจายอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP และการเพิ่มสัดส่วนของปริมาณ PP ใน TPNR จะทำให้ขนาดของอนุภาค NR มีขนาดเล็กลง ซึ่งสอดคล้องกับสมบัติความทนต่อแรงดึงที่สูงขึ้น เมื่อปริมาณ PP เพิ่มขึ้น

2. เมื่อเปรียบเทียบลักษณะสัณฐานวิทยาของ TPNR ที่ใช้สารเชื่อมโยงโมเลกุลต่างชนิดกัน พบว่า TPNR ที่ใช้ฟีนอลิครีซินแสดงขนาดของอนุภาค NR เล็กที่สุด กล่าวคือ มีค่าเฉลี่ยของเส้นผ่าศูนย์กลางของอนุภาค NR ประมาณ $0.88 \mu\text{m}$ ซึ่งสอดคล้องกับสมบัติเชิงกลของ TPNR ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินให้สมบัติดังกล่าวดีที่สุด

3. เมื่อเปรียบเทียบที่ใช้ปริมาณฟีนอลิครีซินต่างๆ พบว่าขนาดของอนุภาค NR มีขนาดใกล้เคียงกัน คือเล็กกว่า $1 \mu\text{m}$ กล่าวคือ มีค่าเฉลี่ยของเส้นผ่าศูนย์กลางของอนุภาค NR ประมาณ 0.83, 0.88 และ $0.90 \mu\text{m}$ สำหรับที่ใช้ฟีนอลิครีซินเท่ากับ 6, 8 และ 12 pphr ตามลำดับ ยกเว้นที่ใช้ปริมาณฟีนอลิครีซินที่ 10 pphr มีขนาดของอนุภาค NR ที่มีขนาดใหญ่กว่าเล็กน้อย และมีขนาดประมาณ $1.17 \mu\text{m}$

5.1.9 การทดสอบความสามารถของการนำกลับมาใช้ใหม่

จากการทดสอบทำให้ทราบว่า TPNR ที่เตรียมได้ สามารถนำมาหลอมขึ้นรูปใหม่ได้ และมีสมบัติความทนต่อแรงดึงหลังจากผ่านการขึ้นรูปซ้ำ มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของสมบัติดังกล่าวลดลงเพิ่มขึ้นตามจำนวนครั้งของการขึ้นรูปซ้ำ

5.2 TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ 1

การเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์ จาก TPNR ระหว่าง NR และ PP ผสมกับเส้นใยปอกระเจา สามารถสรุปเป็นสมบัติที่สำคัญต่างๆ และปัจจัยที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล สมบัติทางกายภาพ สมบัติทางความร้อนโดยการวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ความร้อน (TGA) การวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์ และลักษณะสัญญาณวิทยาของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ 1 ได้ดังนี้

5.2.1 สมบัติความทนต่อแรงดึง

1. อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย

TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยไซโตเดียมไฮดรอกไซด์ ให้สมบัติความทนต่อแรงดึงดีที่สุด เมื่อเทียบกับที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย และที่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยเมทานอล กล่าวคือ มีค่า E , σ_b และ ϵ_b เท่ากับ 81.51 MPa, 12.25 MPa และ 98% ตามลำดับ

2. อิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP

TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ปริมาณ MA-g-PP ที่ 1 pphr ให้สมบัติความทนต่อแรงดึงดีที่สุด กล่าวคือ มีค่า E , σ_b และ ϵ_b เท่ากับ 81.51 MPa, 12.25 MPa และ 98% ตามลำดับ

3. อิทธิพลของปริมาณเส้นใย

เมื่อใช้ปริมาณเส้นใยเพิ่มขึ้น TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้มีค่า E เพิ่มขึ้นในทางตรงกันข้ามมีค่า ϵ_b ลดลงอย่างมาก สำหรับค่า σ_b มีค่าใกล้เคียงกัน

4. อิทธิพลของความยาวเส้นใย

TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 pphr พบว่าที่ความยาวของเส้นใยต่างๆ ให้ค่า E และ σ_b ใกล้เคียงกัน สำหรับค่า ϵ_b พบว่าที่ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm ให้ค่ามากที่สุด และเมื่อพิจารณาที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 30 pphr พบว่าผลการทดสอบมีความสอดคล้องกับที่ใช้เส้นใยในปริมาณ 10 pphr

5.2.2 สมบัติความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่ง

1. อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย

TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยไซโตเดียมไฮดรอกไซด์ ให้ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งดีที่สุดเท่ากับ 175.12 kJ/m^2 ซึ่งให้ผลการทดลองที่สอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง

2. อิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP

เมื่อใช้ปริมาณ MA-g-PP เพิ่มขึ้น ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งมีแนวโน้มลดลง อย่างไรก็ตามค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน คือ ประมาณ $172-177 \text{ kJ/m}^2$

3. อิทธิพลของปริมาณเส้นใย

ค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งมีค่าลดลง เมื่อใช้ปริมาณเส้นใยเพิ่มขึ้น โดยเฉพาะที่เติมเส้นใยในปริมาณ 40 pphr ให้ค่าดังกล่าวลดลงอย่างมากเท่ากับ 91.08 kJ/m^2

4. อิทธิพลของความยาวเส้นใย

เมื่อใช้เส้นใยที่มีความยาวสั้นลงคือที่ 1 และ 3 cm ในปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 pphr มีความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งมากกว่าที่ความยาว 6 cm และเมื่อเติมเส้นใยมากขึ้นเป็น 30 pphr พบว่ามีค่าความต้านทานต่อแรงกระแทกแบบดิ่งลดลง และค่าดังกล่าวมีค่าลดลงตามความยาวของเส้นใยที่เพิ่มขึ้น

5.2.3 สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน

1. อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย

TPNR คอมโพสิตที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุด เท่ากับ -16.94 และ $+23.08\%$ ตามลำดับ แสดงว่า TPNR คอมโพสิตดังกล่าวมีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนมากที่สุด

2. อิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP

ที่ปริมาณ MA-g-PP เท่ากับ 5 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของสมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPNR คอมโพสิตน้อยที่สุด กล่าวคือ มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b เท่ากับ -10.98 และ $+13.79\%$ ตามลำดับ นั่นแสดงว่า TPNR คอมโพสิตดังกล่าวมีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนมากที่สุด

3. อิทธิพลของปริมาณเส้นใย

เมื่อเติมปริมาณเส้นใยเพิ่มขึ้น TPNR คอมโพสิตที่เตรียมได้มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น แต่ค่า ϵ_b มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงใกล้เคียงกัน

4. อิทธิพลของความยาวเส้นใย

ที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 pphr มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงค่า σ_b ลดลง เมื่อใช้ความยาวของเส้นใยเพิ่มขึ้น สำหรับค่า ϵ_b มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงใกล้เคียงกันในทุกๆ ความยาวที่ทำการศึกษา สำหรับที่ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 30 pphr พบว่ามีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ที่ความยาวต่างๆ ค่อนข้างแปรปรวน

5.2.4 สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน

1. อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย

TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย มีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนมากที่สุด เนื่องจากมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุด คือเท่ากับ -28.35 และ +20.51% ตามลำดับ

2. อิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP

TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ปริมาณ MA-g-PP เท่ากับ 3 pphr มีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซนดีที่สุด กล่าวคือ มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุด คือเท่ากับ -19.05 และ -2.53% ตามลำดับ

3. อิทธิพลของปริมาณเส้นใย

TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ปริมาณเส้นใยต่างๆ มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b และ ϵ_b ค่อนข้างแปรปรวน เมื่อผ่านการบ่มเร่งด้วยโอโซน

4. อิทธิพลของความยาวเส้นใย

TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ปริมาณเส้นใยทั้งที่ 10 และ 30 pphr พบว่าความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของ σ_b และ ϵ_b น้อยที่สุด กล่าวคือ มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของค่า σ_b เท่ากับ -15.54 และ -17.41% และ ϵ_b เท่ากับ +66.21 และ +21.93% สำหรับที่ใช้ปริมาณเส้นใยที่ 10 และ 30 pphr ตามลำดับ

5.2.5 สมบัติความแข็ง

1. อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย

TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใยด้วยระบบต่างๆ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วงเดียวกัน คือ ประมาณ 92-95 Shore A

2. อิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP

TPNR คอมโพลีเมอร์ทั้งที่ทำการเติมและไม่เติม MA-g-PP มีค่าความแข็งใกล้เคียงกัน และค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน คือ ประมาณ 92-96 Shore A

3. อิทธิพลของปริมาณเส้นใย

ค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลีเมอร์ มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อทำการเติมเส้นใยจาก 0 pphr เป็น 10 pphr แต่เมื่อทำการเติมเส้นใยมากกว่า 10 pphr พบว่าค่าความแข็งมีแนวโน้มใกล้เคียงกัน คือ ประมาณ 92-95 Shore A

4. อิทธิพลของความยาวเส้นใย

พบว่าความยาวของเส้นใยต่างกันไม่ส่งผลต่อค่าความแข็งของ TPNR คอมโพลีไทท์ที่เตรียมได้ ทั้งที่ใช้ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr กล่าวคือมีค่าที่ได้อยู่ในช่วงเดียวกัน คือประมาณ 92-96 Shore A

5.2.6 สมบัติการบวมตัว

1. อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย

พบว่าระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยไม่มีผลต่อสมบัติการบวมตัวของ TPNR คอมโพลีไทท์ที่เตรียมได้ เนื่องจากมีค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวที่ใกล้เคียงกันทั้งในตัวทำละลายทั้ง 3 ชนิด

2. อิทธิพลของปริมาณ MA-g-PP

เมื่อทำการเติมปริมาณ MA-g-PP เพิ่มขึ้นจาก 0 pphr เป็น 1 pphr มีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวลดลง ซึ่งมีแนวโน้มเหมือนกันทั้งในตัวทำละลายทั้ง 3 ชนิด แต่เมื่อทำการเติมปริมาณ MA-g-PP มากกว่า 1 pphr พบว่ามีเปอร์เซ็นต์การบวมตัวเพิ่มขึ้นทั้งในตัวทำละลายทั้ง 3 ชนิด ซึ่งให้ผลการทดลองที่สอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง

3. อิทธิพลของปริมาณเส้นใย

ค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีค่าลดลงเมื่อใช้เส้นใยในปริมาณมากขึ้น แต่เมื่อเพิ่มปริมาณเส้นใยมากกว่า 30 pphr พบว่ามีค่าดังกล่าวเพิ่มขึ้นทั้งในตัวทำละลายทั้ง 3 ชนิด

4. อิทธิพลของความยาวเส้นใย

เมื่อใช้เส้นใยที่มีความยาวเพิ่มขึ้น TPNR คอมโพลีไทท์ที่เตรียมได้มีค่าเปอร์เซ็นต์การบวมตัวมีแนวโน้มลดลงทั้งที่ใช้ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr

5.2.7 สันฐานวิทยา

1. เมื่อเปรียบเทียบเส้นใยที่ทำการปรับปรุงผิวในระบบต่างๆ พบว่าเส้นใยที่แช่ในโซเดียมไฮดรอกไซด์ ผิวเส้นใยที่ได้จะมีลักษณะขรุขระ และมีการฉีกขาดของเส้นใยแตกออกเป็นร่องๆ ซึ่งจากสาเหตุนี้ทำให้เส้นใยที่ทำการปรับปรุงผิวด้วยโซเดียมไฮดรอกไซด์สามารถยึดเกาะกับเมตริกซ์ได้ดีกว่าการปรับปรุงผิวเส้นใยในระบบอื่นๆ

2. เมื่อเปรียบเทียบปริมาณ MA-g-PP ที่ปริมาณต่างๆ พบว่า TPNR คอมโพลีไทท์ที่ใช้ปริมาณ MA-g-PP ที่ 1 pphr มีการยึดเกาะระหว่างเส้นใยกับเมตริกซ์ดีที่สุด ซึ่งมีความสอดคล้องกับผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง กล่าวคือที่ใช้ปริมาณ MA-g-PP ที่ 1 pphr มีสมบัติดังกล่าวดีที่สุด

3. เมื่อเปรียบเทียบที่ปริมาณเส้นใยต่างๆ พบว่าเมื่อใช้ปริมาณเส้นใยเพิ่มขึ้น เส้นใย จะเกิดการพันกันและเกาะกันเป็นกลุ่มก้อนมากขึ้น จึงส่งผลให้ TPNR คอมโพลีไทท์ที่เตรียมได้ มีสมบัติต่างๆ ที่ด้อยลง

4. จากภาพถ่าย SEM ทำให้ยืนยันได้ว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้นี้ เกิดไดนามิกส์วัลคาไนเซชันในระหว่างการผสม เนื่องจากเมื่อนำชิ้นตัวอย่างทำการสกัดเอาเฟสของ PP ออกด้วยพาราไซลีน พบว่ามีอนุภาค NR กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP ซึ่งมีลักษณะวิทยาที่ได้เช่นเดียวกับ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ นั้นแสดงว่าการเติมเส้นใยไม่ได้ไปขัดขวางการเกิดการเชื่อมโยงใน NR และการเปลี่ยนสถานะวิทยาของ NR

5.2.8 การวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ความร้อน

จากการวิเคราะห์น้ำหนักภายใต้ความร้อนของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ทำการศึกษา อิทธิพลของระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ พบว่าช่วงอุณหภูมิของการสลายตัวของ TPNR คอมโพลีเมอร์แต่ละชนิดที่ทำการศึกษาไม่แตกต่างกัน กล่าวคือ มีช่วงอุณหภูมิของการสลายตัวทั้งหมด 5 ช่วง ซึ่งสามารถสรุปได้ดังนี้ ช่วงที่หนึ่งแสดงถึงการระเหยของน้ำ และลิกนินจากเส้นใย ซึ่งจะมีอุณหภูมิของการสลายตัวตั้งแต่ 30 ถึง 200°C หลังจากนั้นการสลายตัวในช่วงที่สองจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิประมาณ 270°C จะเป็นการสลายตัวของเฮมิเซลลูโลสของเส้นใย ต่อมาการสลายตัวในช่วงที่สามจะเกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิประมาณ 350°C จะเป็นการแตกออกของพันธะ glycosidic ของเซลลูโลส จากนั้นการสลายตัวในช่วงที่สี่จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิประมาณ 450°C ซึ่งคาดว่าจะเป็นการสลายตัวของพันธะคู่และไม่มีพันธะคู่ของคาร์บอนใน PP และสำหรับการสลายตัวในช่วงสุดท้ายจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิประมาณ 500°C ซึ่งคาดว่าจะเป็นการสลายตัวของผลิตภัณฑ์ที่ได้จากการสลายตัวในช่วงที่สาม

5.2.9 การวิเคราะห์ทางกลศาสตร์ความร้อนเชิงพลศาสตร์

จากการวิเคราะห์ผล DMTA ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ เมื่อทำการศึกษาปริมาณเส้นใยต่างๆ ดังนี้คือ 0, 10 และ 30 pphr พบว่าเมื่อใช้ปริมาณเส้นใยเพิ่มขึ้น TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้มีค่า E' และ E'' สูงขึ้น สำหรับค่า $\tan \delta$ ของเฟส NR ที่ไม่ทำการเติมเส้นใยมีค่าดังกล่าวน้อยกว่าที่ทำการเติมเส้นใย นั้นแสดงว่าการเติมเส้นใยจะทำให้ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้มีความเป็นอีลาสติกลดลง

5.2.10 การทดสอบความสามารถของการนำกลับมาใช้ใหม่

จากผลการทดสอบพบว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่ใช้ปริมาณเส้นใยเท่ากับ 10 และ 30 pphr มีค่า σ_b และ ϵ_b ลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับค่าดังกล่าวก่อนผ่านการขึ้นรูปซ้ำ นอกจากนี้ค่าทั้งสองยังมีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามจำนวนครั้งของการขึ้นรูปซ้ำ อย่างไรก็ตามจากการทดสอบทำให้ทราบว่า TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมได้สามารถนำมาหลอมขึ้นรูปใหม่ได้

5.3 TPNR คอมโพลีเมอร์วิธีที่ 2

จากการศึกษาการหาสภาวะที่เหมาะสมในการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์วิธีที่ 2 พบว่าการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์วิธีที่ 2 ให้ค่าสมบัติความทนต่อแรงดึง สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยโอโซน และสมบัติการบวมตัว มีค่าที่ลดลงอย่างมากเมื่อเปรียบเทียบกับวิธีการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์วิธีที่ 1 สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากการเตรียม TPNR คอมโพลีเมอร์วิธีที่ 2 นั้นจำเป็นต้องเตรียมเป็น TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ก่อน จากนั้นจึงค่อยเติมเส้นใยเป็นลำดับสุดท้าย จึงทำให้เมื่อถึงขั้นตอนของการใส่เส้นใย เส้นใยที่ผสมเข้าไปไม่สามารถกระจายใน TPNR ที่เกิดการวัลคาไนซ์ในบางส่วนได้ จึงทำให้เส้นใยเกิดการกระจายในเมตริกซ์ได้ยากขึ้น ส่งผลให้ได้ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่มีกระจายของเส้นใยในเมตริกซ์ไม่สม่ำเสมอ จึงทำให้สมบัติต่างๆ (ที่กล่าวมาแล้วข้างต้น) ของ TPNR คอมโพลีเมอร์ที่เตรียมด้วยวิธีที่ 2 มีค่าลดลงอย่างมาก

5.4 ข้อเสนอแนะ

1. ควรมีการศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับระบบการวัลคาไนซ์อื่นๆ เช่น ระบบการผสมระหว่าง DCP กับฟีนอลิครีซิน หรือ ซัลเฟอร์กับฟีนอลิครีซิน เป็นต้น
2. การทดสอบความสามารถของการนำกลับมาใช้ใหม่ อาจทดลองเพิ่มเติมในส่วนองวิธีการขึ้นรูปซ้ำแบบต่างๆ เช่น การขึ้นรูปด้วยวิธีการฉีด (injection molding) หรือการอัดรีด (extrusion) เป็นต้น
3. ควรมีการทดลองเพิ่มเติมสำหรับวิธีการผสมเส้นใยใน TPNR เพื่อเตรียมเป็น TPNR คอมโพลีเมอร์ ให้สามารถควบคุมการกระจายของเส้นใยในทิศทางที่เป็นระเบียบมากขึ้น

บรรณานุกรม

พลาสติกกับชีวิตในปัจจุบัน สารานุกรมไทยสำหรับเยาวชน ๙ เล่ม ๒๘. เข้าถึงได้จาก:
<http://www.kanchanapisek.or.th/kp6/BOOK28/chapter8/t28-8-l3.htm> (วันที่สืบค้น
 15 มีนาคม 2550).

ความรู้และเทคโนโลยีสิ่งทอ. เข้าถึงได้จาก: http://www2.mtec.or.th/th/research/textile/textile_sci.html
 (วันที่สืบค้น 25 มีนาคม 2550)

ค่าความสามารถในการละลาย. เข้าถึงได้จาก: <http://www.taminco.com> (วันที่สืบค้น 15
 สิงหาคม 2551).

ปัญญา ธนบุญสมบัติ, ภาวดี อังค์วัฒนะ, วรณี ฉินศิริกุล และพงษ์ธร แซ่อู๋. 2546. ความรู้
 เบื้องต้นด้านวัสดุ. พิมพ์ครั้งที่ 1. ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ สำนักงาน
 พัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ: กรุงเทพฯ.

บุญธรรม นิธิอุทัย. 2530. ยางธรรมชาติ ยางสังเคราะห์ และคุณสมบัติ. คณะวิทยาศาสตร์และ
 เทคโนโลยี มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ วิทยาเขตปัตตานี: ปัตตานี.

บุญธรรม นิธิอุทัย และปรีชา ป่องภัย. 2534. คู่มือ ปฏิบัติการเทคโนโลยียาง 2. คณะ
 วิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ วิทยาเขตปัตตานี: ปัตตานี.

พงษ์ธร แซ่อู๋. 2548. สารเคมียาง. พิมพ์ครั้งที่ 1. ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ
 สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ: กรุงเทพฯ.

พรพรรณ นิธิอุทัย. 2528. สารเคมีสำหรับยาง. คณะวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี
 มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ วิทยาเขตปัตตานี: ปัตตานี.

ภาสรี เล้ากิจเจริญ. 2546. ยางเทอร์โมพลาสติก ศาสตร์และศิลป์ระหว่างยางและพลาสติก.
 วารสารพลาสติก. 19, 5: 67-74.

ภาสรี เล้ากิจเจริญ. 2548. เอกสารประกอบการบรรยาย เรื่องยางเทอร์โมพลาสติก (Thermoplastic Elastomer). ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ.

วิทยาศาสตร์การเกษตร เข้าถึงได้จาก: [http:// www.tistr.or.th](http://www.tistr.or.th) (วันที่สืบค้น 10 ตุลาคม 2551)

วีระศักดิ์ อุดมกิจเดชา. 2542. วิทยาศาสตร์เส้นใย Fiber science. พิมพ์ครั้งที่ 1. ศูนย์หนังสือจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย: กรุงเทพฯ ฯ.

สรีรวิทยาของพืช เข้าถึงได้จาก: <http://www.agri.cmu.ac.th/hort/course/359311> (วันที่สืบค้น 10 ตุลาคม 2551)

อิทธิพล แจ่มชัด. 2544. โพลีเมอร์คอมโพสิต. คณะวิทยาศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง: กรุงเทพฯ ฯ.

Abdullah, I., Ahmad, S. and Sulaiman, C.S. 1995. Blending of natural rubber with linear low density polyethylene. J. Appl. Polym. Sci. 58, 1125-1133.

Abu-Sharkh, B.F. and Hamid, H. 2004. Degradation study of date plam fibre/polypropylene composites in natural and artificial weathering: mechanical and thermal analysis. J. Polym. Degrad. Stab. 85, 967-973.

Acha, B.A., Reboredo, M.M. and Marcovich, N.E. 2006. Effect of coupling agents on the thermal and mechanical properties of polypropylene-jute fabric composites. Polym. Inter. 55, 1104-1113.

Aktar, S., De, P.P. and De, S.K. 1986. Short fiber-reinforced thermoplastic elastomers from blends of natural rubber and polyethylene. J. Appl. Polym. Sci. 32, 5123-5146.

Al-Malaika, S. and Amir., E.J. 1986. Thermoplastic elastomers: Part 2-Effect of natural rubber/polypropylene as solid phase dispersant in polypropylene/polyethylene blends. J. Polym. Degrad. Stab. 16, 347-359.

- Arbelaiz, A., Fernandez, B., Ramos, J.A., Retegi, A., Llano-Ponte, R. and Mondragon, I. 2005a. Mechanical properties of short flax fibre bundle/polypropylene composites: Influence of matrix/fibre modification, fibre content, water uptake and recycling. *Compos. Sci. Technol.* 65, 1582-1592.
- Arbelaiz, A., Fernandez, B., Cantero, G., Llano-Ponte, R., Valea, A. and Mondragon, I. 2005b. Mechanical properties of flax fibre/polypropylene composites. Influence of fibre/matrix modification and glass fibre hybridization. *Composites: Part A* 28, 1001-1005.
- Arbelaiz, A., Fernandez, B., Ramos, J.A. and Mondragon, I. 2006. Thermal and crystallization studies of short flax fibre reinforced polypropylene matrix composites: effect of treatments. *Thermochim. Acta.* 440, 111-121.
- Asaletha, R., Kumaran, M.G. and Thomas S. 1999. Thermoplastic elastomers from blends of polystyrene and natural rubber: morphology and mechanical properties. *Eur. Polym. J.* 35, 253-271.
- Bledzki, A.K. and Gassan, J. 1999. Composites reinforced with cellulose based fibres. *Prog. Polym. Sci.* 24, 221-274.
- Chakraborty, P., Ganguly, A., Mitra, S. and Bhowmick, A.K. 2008. Influence of phase modifiers on morphology and properties of thermoplastic elastomers prepared from ethylene propylene diene rubber and isotactic polypropylene. *Polym. Eng. Sci.* 477-489.
- Chand, N. and Dwivedi, U.K. 2006. Effect of coupling agent on abrasive wear behaviour of chopped jute fibre-reinforced polypropylene composites. *Wear.* 261, 1057-1063.
- Characterisation of the influence of cooling rates on structure and properties of dynamic vulcanizates. 2005. <http://www.sundoc.com> (accessed 10/02/2008).

- Chen, X., Guo, Q. and Mi, Y. 1998. Bamboo fiber-reinforced polypropylene composites: a study of the mechanical properties. *J. Appl. Polym. Sci.* 69, 1891-1899.
- De, S.K. and White, J.R. 1996. Short fiber-polymer composite. Woodhead Publishing Limited: England.
- Doan, T.T.L., Gao, S.L. and Mader, E. 2006. Jute/polypropylene composites I. Effect of matrix modification. *Compos. Sci. Technol.* 66, 952-963.
- Doan, T.T.L., Brodowsky, H. and Mader, E. 2007. Jute fibre/polypropylene composites II. Thermal, hydrothermal and dynamic mechanical behaviour. *Compos. Sci. Technol.* 67, 2707-2714.
- Dong, Y., Bhattacharyya, D. and Hunter, P.J. 2007. Experimental characterization and object-oriented finite element modeling of polypropylene/organoclay nanocomposites. *Compos. Sci. Technol.* 1-12.
- Ellul, M.D., Tsou, A.H. and Hu, W. 2004. Crosslink densities and phase morphologies in thermoplastic vulcanizates. *Polymer* 45, 3351-3358.
- Folkes, M.J. and Hope, P.S. 1997. Polymer blends and alloys. Chapman & Hall: London.
- Gassan, J. and Bledzki, A.K. 1997. The influence of fiber-surface treatment on the mechanical properties of jute-polypropylene composites. *Composites: Part A* 28, 1001-1005.
- Geethamma, V.G., Joseph, R. and Thomas, S. 1995. Short coir fiber-reinforced natural rubber composites: effect of fiber length, orientation, and alkali treatment. *J. Appl. Polym. Sci.* 55, 583-594.

- Geethamma, V.G., Mathew, K.T., Lakshminarayanan, R. and Thomas, S. 1998. Composite of short coir fibres and natural rubber: effect of chemical modification, loading and orientation of fibre. *Polymer* 39, 1483-1491.
- Geethamma, V.G., Pothen, L.A., Rhao, B., Neelakantan, N.R. and Thomas, S. 2004. Tensile stress relaxation of short-coir-fiber-reinforced natural rubber composites. *J. Appl. Polym. Sci.* 94, 96-104.
- George, S., Ramamurthy, K., Anand, J.S., Groeninckx, G., Varughese, K.T. and Thomas S. 1999. Rheological behaviour of thermoplastic elastomers from polypropylene/acrylonitrile-butadiene rubber blends: effect of blend ratio, reactive compatibilization and dynamic vulcanization. *Polymer* 40, 4325-4344.
- Goharpey, F., Katbab, A.A. and Nazockdast, H. 2001. Mechanism of morphology development in dynamically cured EPDM/PP TPEs. I. Effects of state of cure. *J. Appl. Polym. Sci.* 81, 2531-2544.
- Goharpey, F., Nazockdast, H. and Katbab, A.A. 2005. Relationship between the rheology and morphology of dynamically vulcanized thermoplastic elastomers based on EPDM/PP. *Polym. Eng. Sci.* 84-94.
- Harper, C.A. 1992. Handbook of plastics, elastomers, and composites. 2nd ed. McGraw-Hill: New York.
- Holden, G. 2000. Understanding thermoplastic elastomers. Hanser publishers: Munich.
- Huang, H., Yang, J., Liu, X. and Zhang Y. 2002. Dynamically vulcanized ethylene propylene diene terpolymer/nylon thermoplastic elastomers. *Eur. Polym. J.* 38, 857-861.
- Ismail, H., Rosnah, N. and Rozman, H.D. 1997. Curing characteristics and mechanical properties of short oil palm fibre reinforced rubber composites. *Polymer* 38, 4059-4064.

- Ismail, H., Nizam, J.M. and Abdul, K. 2001. The effect of compatibilizer on the mechanical properties and mass swell of white rice husk ash filled natural rubber/linear low density polyethylene blends. *Polym. Test.* 20, 125-133.
- Ismail, H. and Suryadiansyah. 2002a. Thermoplastic elastomers based on propylene/natural rubber and polypropylene/recycle rubber blends. *Polym. Test.* 21, 389-395.
- Ismail, H., Shuhelmy, S. and Edyham, M.R. 2002b. The effects of a silane coupling agent on curing characteristics and mechanical properties of bamboo fibre filled natural rubber composites. *Eur. Polym. J.* 38, 39-47.
- Jacob, M. Thomas, S. and Varughese, K.T. 2004. Mechanical properties of sisal/oil palm hybrid fiber reinforced natural rubber composites. *Compos. Sci. Technol.* 64, 955-965.
- Joseph, P.V., Joseph, K., Thomas, S., Pillai, C.K.S., Prasad, V.S., Groeninckx, G. and Sarkissova, M. 2003. The thermal and crystallisation studies of short sisal fibre reinforced polypropylene composites. *Composites: Part A* 34, 253-266.
- Karmaker, A.C. and Youngquist, J.A. 1996. Injection molding of polypropylene reinforced with short jute fibers. *J. Appl. Polym. Sci.* 62, 1147-1151.
- Kim, J.K. 1998. Effect of blending thermoplastic elastomer with natural rubber compound and studies of short fiber reinforced rubber composite. *J. Appl. Polym. Sci.* 61, 431-438.
- Kim, S.J., Moon, J.B. Kim, G.H. and Ha, C.S. 2008. Mechanical properties of polypropylene/natural fiber composites: comparison of wood fiber and cotton fiber. *Polym. Test.* 1-6.

- Kumar, C.R., George, K.E. and Thomas, S. 1996. Morphology and mechanical properties of thermoplastic elastomers from nylon-nitrile rubber blends. *J. Appl. Polym. Sci.* 61, 2383-2396.
- Kuriakose, B. and De., S.K. 1985. Studies on the melt flow behavior of thermoplastic elastomers from polypropylene-natural rubber blends. *Polym. Eng. Sci.* 25, 630-634.
- Kuriakose, B., De, S.K., Bhagawan, S.S. Sivaramkrishnan, R. and Athithan., S.K. 1986. Dynamic mechanical properties of thermoplastic elastomers from polypropylene-natural rubber blend. *J. Appl. Polym. Sci.* 32, 5509-5521.
- Legge, N.R., Holden, G., and Schroeder, H.E. 1987. Thermoplastic elastomers: a comprehensive review. Hanser publishers: New York.
- Liu, X., Huang, H., Xie, Z.Y., Zhang, Y., Zhang, Y.X., Sun, K. and Min, L. 2003. EPDM/polyamide TPV compatibilized by chlorinated polyethylene. *Polym. Test.* 22, 9-16.
- Lou, X., Benson, R.S., Kit, K.M. and Dever, M. 2002. Kudzu fiber-reinforced polypropylene composite. *J. Appl. Polym. Sci.* 85, 1961-1969.
- Maria, E. 2006. Mineral insulating oils; functional requirements, specifications and production. Conference Record of the 2006 IEEE International Symposium on Electrical Insulation. pp. 68-72.
- Mohanty, S., Verma, S.K., Nayak, S.K. and Tripathy, S.S. 2004. Influence of fiber treatment on the performance of sisal-polypropylene composites. *J. Appl. Polym. Sci.* 94, 1336-1345.
- Morton, M. 1987. Rubber technology. 3rd ed. Van Nostrand Reinhold Company Inc: New York

- Murty, V.M. and De, S.K. 1982. Effect of particulate fillers on short jute fiber-reinforce natural rubber composites. *J. Appl. Polym. Sci.* 27, 4611-4622.
- Naderi, G., Nouri, M.R., Mehrabzadeh, M. and Bakhshandeh, G.R. 1999. Studies on dynamic vulcanization of PP/NBR thermoplastic elastomer blends. *Iranian. Polym. J.* 8, 37-42.
- Naskar, K. 2004. Dynamically vulcanized PP/EPDM thermoplastic elastomers. Ph.D. Thesis, University of Twente, Enschede, Netherlands.
- Nakason, C., Kuansomsri, K., Kaesaman, A. and Kiatkamjornwong, S. 2006a. Dynamic vulcanization of natural rubber/high-density polyethylene blends: effect of compatibilization, blend ratio and curing system. *Polym. Test.* 25, 782-796.
- Nakason, C., Saiwari, S. and Kaesaman, A. 2006b. Rheological properties of maleated natural rubber/polypropylene blends with phenolic modified polypropylene and polypropylene-g-maleic anhydride compatibilizers. *Polym. Test.* 25, 413-423.
- Nakason, C., Wannavilai, P. and Kaesaman, A. 2006c. Effect of vulcanization system on properties of thermoplastic vulcanizates based on epoxidized natural rubber /polypropylene blends. *Polym. Test.* 25, 34-41.
- Nakason, C., Worlee, A. and Salaeh S. 2008. Effect of vulcanization systems on properties and recyclability of dynamically cured epoxidized natural rubber/polypropylene blends. *Polym. Test.* 27, 858-869.
- Novel co-agents for improved properties in peroxide cure of saturated elastomers. 2007. <http://doc.utwente.nl/57848/> (accessed 1/03/2008).
- Oh, J.S., Isayev, A.I. and Rogunova, M.A. 2003. Continuous ultrasonic process for in situ compatibilization of polypropylene/natural rubber blends. *Polymer* 44, 2337-2349.

- Park, J.M., Quang S.T., Hwang, B.S. and DeVries, K.L. 2006. Interfacial evaluation of modified jute and hemp fibers/polypropylene (PP)-maleic anhydride polypropylene copolymers (PP-MAPP) composites using micromechanical technique and nondestructive acoustic emission. *Compos. Sci. Technol.* 66, 2686-2699.
- Paul, S.A., Boudenne, A., Ibos, L. Candau, Y., Joseph, K. and Thomas, S. 2008. Effect of fiber loading and chemical treatments on thermophysical properties of banana fiber/polypropylene commingled composite materials. *Composites: Part A* doi:10.1016/j.compositesa.2008.06.004.
- Pesneau, I., Champagne, M.F. and Huneault, M. 2002. PP/ EMA TPV: dynamic cross-linking through an alcoholysis reaction. *Polym. Eng. Sci.* 42, 2016-2031.
- Rana, A.K., Mandal, A., Mitra B.C., Jacobson, R. Rowell, R. and Banerjee, A. N. 1998. Short jute fiber-reinforced polypropylene composites: effect of compatibilizer. *J. Appl. Polym. Sci.* 69, 329-338.
- Rana, A.K., Mitra, B.C. and Banerjee, A.N. 1999. Short jute fiber-reinforced polypropylene composites: dynamic mechanical study. *J. Appl. Polym. Sci.* 71, 531-539.
- Rana, A.K., Mandala, A. and Bandyopadhyay, S. 2003. Short jute fiber reinforced polypropylene composites: effect of compatibiliser, impact modifier and fiber loading. *Compos. Sci. Technol.* 63, 801-806.
- Roy, D., Bhowmick, A.K. and De, S.K. 2004. Anisotropy in mechanical and dynamic properties of composites based on carbon fiber filled thermoplastic elastomeric blends of natural rubber and high density polyethylene. *Polym. Eng. Sci.* 32, 971-979.
- Rubin, I. 1990. *Handbook of plastic materials and technology*. John Wiley & Sons, Inc.: United States of America.

- Sameni, J.K., Ahmad, S.H. and Zakaria, S. 2004. Effect of mape on the mechanical properties of rubber wood fiber/thermoplastic natural rubber composites. *Adv. Polm. Techn.* 23, 18-32.
- Schwartz, M.M. 1997. *Composite materials, volume I: properties, nondestructive testing, and repair.* Prentice Hall PTR: New Jersey.
- Sengupta, P. and Noordermeer, J.W.M. 2005. A comparative study of different techniques for microstructural characterization of oil extended thermoplastic elastomer blends. *Polymer* 46, 12298-12305.
- Soares, B.G., Almeida, M.S.M., Ranganathaiah C., Deepa Urs, M.V. and Siddaramaiah. 2007. The characterization of PP/NBR blends by positron annihilation lifetime spectroscopy (PALS): the effect of composition and dynamic vulcanization. *Polym. Test.* 26, 88-94.
- Thitithammawong, A., Nakason, C., Sahakaro, K. and Noordermeer, J. 2007. Effect of different types of peroxides on rheological, mechanical, and morphological properties of thermoplastic vulcanizates based on natural rubber/polypropylene blends. *Polym. Test.* 26, 537-546.
- Varghese, S., Alex, R. and Kuriakose, B. 2004. Natural rubber-isotactic polypropylene thermoplastic blends. *J. Appl. Polym. Sci.* 92, 2063-2068.
- Ward, I.M. and Sweeney, J. 2004. *An introduction to the mechanical properties of solid polymers.* 2nd ed. John Wiley & Sons: England.

ภาคผนวก ก

การวิเคราะห์ความแปรปรวน (analysis of variance, ANOVA)

การทดสอบความแตกต่างระหว่างค่าเฉลี่ยของตัวอย่างประชากรสองกลุ่มสามารถใช้ T-TEST ในการทดสอบ แต่ในกรณีที่ต้องการเปรียบเทียบค่าเฉลี่ยของประชากรมากกว่าสองกลุ่ม การใช้ T-TEST จับคู่ครั้งละสองกลุ่มนั้นไม่เหมาะสม เพราะจะทำให้เสียเวลา และเพิ่มความยุ่งยากต่อการคำนวณ จึงควรใช้สถิติที่เหมาะสม ซึ่งได้แก่ การวิเคราะห์ความแปรปรวน (analysis of variance) หรือ ANOVA

สมมติฐานทางสถิติที่ตั้งไว้คือ ค่าเฉลี่ยเลขคณิตของกลุ่มที่นำมาทดสอบทุกกลุ่ม ไม่แตกต่างกัน หรือ

$$\mu_1 = \mu_2 = \mu_3$$

ความแปรปรวนทั้งหมด (total variance) สามารถเกิดขึ้นได้จาก

1. ความแปรปรวนระหว่างกลุ่ม (between-group variance) ถ้ากลุ่มตัวแปรมีค่าเฉลี่ยแตกต่างกันมาก ค่าความแปรปรวนระหว่างกลุ่มจะมีค่ามากด้วย ซึ่งเป็นความแปรปรวนอันเกิดจากปัจจัย (treatment) หรือการกำหนดตัวแปรอิสระ

2. ความแปรปรวนภายในกลุ่ม (within-group variance) เป็นค่าที่บอกให้ทราบว่า ข้อมูลที่รวบรวมในกลุ่มเดียวกันมีการกระจายมากน้อยเพียงใด

ตัวสถิติทดสอบที่ใช้คือ ตัวสถิติ “F” โดยเป็นตัวสถิติที่ใช้เปรียบเทียบความแปรปรวนระหว่างกลุ่มและความแปรปรวนภายในกลุ่ม ถ้าไม่มีความแตกต่างระหว่างค่าเฉลี่ยของกลุ่มประชากรกลุ่มต่าง ๆ หรือเมื่อสมมติฐานหลักเป็นจริง ค่าความแปรปรวนที่เกิดขึ้น ระหว่างกลุ่มควรจะเท่ากับความแปรปรวนภายในกลุ่ม แต่ถ้ามีความแตกต่างระหว่างค่าเฉลี่ยของกลุ่มประชากร จะส่งผลให้ค่าความแปรปรวนระหว่างกลุ่มมีค่ามากกว่าความแปรปรวนภายในกลุ่ม ยิ่งความแตกต่างระหว่างค่าเฉลี่ยของกลุ่มประชากรมีค่ามากเท่าไร ค่าความแปรปรวนระหว่างกลุ่มก็จะมีค่ามากขึ้นเท่านั้น อีกนัยหนึ่งค่าสถิติ F ก็จะมีค่ามากขึ้นด้วย ถ้าค่าสถิติ F สูงมากขึ้น ผลการทดสอบจะมีนัยสำคัญทางสถิติสูงขึ้นด้วย ซึ่งสามารถคำนวณค่า F ได้จาก

$$F = \frac{\text{ความแปรปรวนระหว่างกลุ่ม}}{\text{ความแปรปรวนภายในกลุ่ม}}$$

หากใช้ ฟังก์ชันของ MS-Excel ในการวิเคราะห์ จะทำให้ได้ตารางสรุป (summary) พร้อมด้วย ANOVA table ซึ่งมีวิธีการแปลความหมายจากตารางได้ ดังนี้คือ

เปรียบเทียบค่า F-calculated (ในตารางของ MS-Excel จะเป็น F) กับค่า F-critical (ในตารางของ MS-Excel จะเป็น F crit) ถ้าค่า F-calculated น้อยกว่า F-critical แสดงว่าสมมติฐานที่ตั้งไว้ของกลุ่มประชากรที่นำมาทดสอบทุกกลุ่มไม่แตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญ ในทำนองเดียวกัน ถ้าค่า F-calculated มากกว่า F-critical แสดงว่าสมมติฐานที่ตั้งไว้ของกลุ่มประชากรที่นำมาทดสอบทุกกลุ่มแตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญ

ตัวอย่างการคำนวณ โดยใช้ ฟังก์ชันของ MS-Excel ในการวิเคราะห์จะให้ผลดังนี้

ตารางที่ ก.1 ค่าความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการแปรปริมาณฟีนอลิคเรซินต่างๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

ชั้นทดสอบที่	ปริมาณฟีนอลิคเรซิน (pphr)			
	6	8	10	12
1	13.75	14.56	13.80	13.05
2	13.84	14.87	14.36	14.18
3	14.13	14.41	13.19	13.59
4	14.14	14.72	14.32	14.08
5	14.02	14.49	13.09	13.29
6	13.69	14.45	13.68	13.63
7	13.64	14.81	13.52	14.07
8	13.65	14.78	14.02	13.23
Sum	110.86	117.09	109.98	109.12
Average	13.86	14.64	13.75	13.64
SD	0.44069613	0.529518	0.604996	0.492831

หลักการวิเคราะห์หาความแตกต่างของค่าความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่ทำการแปรปริมาณฟีนอลิคเรซินต่างๆ โดยการวิเคราะห์ใช้ ANOVA มีวิธีดังนี้

ขั้นตอนการวิเคราะห์ข้อมูล

1. ตั้งสมมติฐานว่า “ค่าเฉลี่ยความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่ทำการแปรปริมาณฟีนอลิคเรซินทั้ง 4 ปริมาณ ถือว่าไม่มีความแตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญ” และค่า standard deviation ก็ถือว่าไม่มีความแตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญ โดยกำหนดให้ค่าระดับนัยสำคัญ (significant level)

$\alpha = 0.05$ ทำการวิเคราะห์ว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่ใช้ปริมาณฟีนอลิกเรซินทั้ง 4 ปริมาณดังกล่าว ให้ค่าความทนต่อแรงดึงแตกต่างกันหรือไม่

2. ใช้ฟังก์ชันของ MS-Excel ในการวิเคราะห์จะให้ผลดังนี้

ANOVA: Two-Factor Without Replication

<i>SUMMARY</i>	<i>Count</i>	<i>Sum</i>	<i>Average</i>	<i>Variance</i>
Phenolic 6	8	110.86	13.8575	0.044393
Phenolic 8	8	117.09	14.63625	0.032227
Phenolic 10	8	109.98	13.7475	0.225621
Phenolic 12	8	109.12	13.64	0.187343

ANOVA

<i>Source of Variation</i>	<i>SS</i>	<i>df</i>	<i>MS</i>	<i>F</i>	<i>P-value</i>	<i>F crit</i>
Rows	1.460972	7	0.20871	2.229226	0.073354	2.487582
Columns	4.919609	3	1.63987	17.51538	6.26E-06	3.072472
Error	1.966116	21	0.093625			
Total	8.346697	31				

3. สรุปสมมติฐาน

เมื่อ F ที่คำนวณได้ (calculated) น้อยกว่า F -Critical เราจึงไม่สามารถปฏิเสธสมมติฐานที่ว่า “ค่าเฉลี่ยความทนต่อแรงดึงของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่ทำการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซินทั้ง 4 ปริมาณ ถือว่าไม่มีความแตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญ” นั่นก็แปลว่า TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ ที่ทำการแปรปริมาณฟีนอลิกเรซินต่างๆ ให้ค่าความทนต่อแรงดึงไม่แตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญ

ภาคผนวก ข

การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของ PP ด้วยเทคนิคดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งคัลลอริมิเตอร์ (differential scanning calorimeter, DSC)

ทำการวัดจุดหลอมเหลว และปริมาณผลึกของ PP วิเคราะห์ที่สภาวะดังนี้ ช่วงอุณหภูมิการทดสอบตั้งแต่ 30 - 200 °C และอัตราการเพิ่มของอุณหภูมิเท่ากับ 10 °C /min และ 100 °C /min

ตารางที่ ข.1 จุดหลอมเหลว และปริมาณผลึกของ PP

Material	T_m (°C)	ΔH_f (J/g)	Crystalline (%)
Complete crystallinity of PP [1]	-	198	100
PP Pure [1]	164	86.5	44
PP ^{1st} Pure	164	67.5	34
PP ^{2nd} Pure	164	75.9	38
PP ^{3rd} Pure	161	75.8	38

[1] Cavlieri, F. Padella, F. and Bourbonneux, S. 2002. High-energy mechanical alloying of thermoplastic polymers in carbon dioxide. Polymer 43, 1155-1161.

ภาคผนวก ค

สมบัติความทนต่อแรงดึง และความต้านทานต่อการฉีกขาด ของ TPNR คอมโพสิตวิธีที่ 1 ที่ใช้ความยาวเส้นใยเท่ากับ 10 cm

เตรียม TPNR คอมโพสิตตามสูตรที่แสดงในตารางที่ 3.2 ที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และใช้ฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล โดยใช้เส้นใยที่มีความยาว 10 cm ในปริมาณ 30 pphr และใช้ MA-g-PP ในปริมาณ 1 pphr โดยทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ ดังนี้ ไม่ทำการปรับปรุงผิวเส้นใย ปรับปรุงผิวเส้นใยด้วย โซเดียมไฮดรอกไซด์ และเมทานอล

ตารางที่ ค.1 สมบัติความทนต่อแรงดึง และความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPNR คอมโพสิตที่ใช้เส้นใยเท่ากับ 10 cm และทำการแปรระบบการปรับปรุงผิวเส้นใยต่างๆ โดยทำการทดสอบที่ความเร็ว 50 mm/min

Fiber treatment	E (MPa)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)	Tear strength (N/mm)
non-treated	46.97 ± 13.15	6.33 ± 0.23	35 ± 12	55.81 ± 2.35
NaOH	57.24 ± 7.36	8.90 ± 0.53	92 ± 15	42.92 ± 2.21
methanol	56.57 ± 9.33	7.37 ± 0.32	59 ± 13	51.67 ± 5.35

ภาคผนวก ง

ชั้นตัวอย่างของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ และ TPNR คอมโพลิทวิธีที่ 1 ที่ผ่านการขึ้นรูปซ้ำ

ทำการศึกษาความสามารถของการนำกลับมาใช้ใหม่ของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ และ TPNR คอมโพลิทวิธีที่ 1 โดยนำชั้นตัวอย่างทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน



(a)



(b)



(c)



(d)

รูปที่ ง.1 ชั้นตัวอย่างของ TPNR ชนิดยางวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินที่ปริมาณ 8 pphr โดยอัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก และทำการขึ้นรูปซ้ำ จำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน: (a) ไม่ได้ผ่านการขึ้นรูป, (b) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 1, (c) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 2 และ (d) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 3



(a)



(b)



(c)



(d)

รูปที่ ง.2 ชิ้นตัวอย่างของ TPNR คอมโพสิตที่อัตราส่วนของการผสมระหว่าง PP/NR เท่ากับ 50/50 โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ MA-g-PP และเส้นใย เท่ากับ 1 และ 10 pphr ความยาวของเส้นใยเท่ากับ 3 cm และใช้โซเดียมไฮดรอกไซด์เป็นระบบการปรับปรุงผิวเส้นใย ทำการขึ้นรูปซ้ำจำนวน 1, 2 และ 3 ครั้ง ด้วยเครื่องอัดแบบชนิดแรงดัน: (a) ไม่ได้ผ่านการขึ้นรูป, (b) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 1, (c) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 2 และ (d) ขึ้นรูปซ้ำครั้งที่ 3

ภาคผนวก จ

เอกสารการตีพิมพ์เผยแพร่ผลงาน

เทอร์โมพลาสติกวัลคาไลไนซ์เซตเตรียมจากพอลิโพรพิลีนผสมกับยางธรรมชาติ :

อิทธิพลของระบบวัลคาไลไนซ์ต่อสมบัติเชิงกล

THERMOPLASTIC VULCANIZATE PREPARED FROM POLYPROPYLENE BLENDED WITH NATURAL RUBBER:

EFFECT OF VULCANIZATION SYSTEM ON MECHANICAL PROPERTIES

เกศินี โกศลเมธี¹ วราภรณ์ ตันรัตนกุล² และ ภาสรี เล้ากิจเจริญ²

1. สาขาวิทยาศาสตร์พอลิเมอร์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อ.หาดใหญ่ จ.สงขลา 90112

2. ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ อ.คลองหลวง จ.ปทุมธานี 12120

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้เป็นการเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไลไนซ์เซตระหว่างพอลิโพรพิลีนและยางธรรมชาติที่สัดส่วนของการผสม 50/50 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ด้วยเครื่องผสมแบบปิด ที่อุณหภูมิ 180 องศาเซลเซียส ความเร็วรอบโรเตอร์เท่ากับ 60 รอบต่อนาที โดยศึกษากระบวนการวัลคาไลไนซ์ 3 ระบบ คือ ซัลเฟอร์ ไดคิวมิลเปอร์ออกไซด์ และฟีนอลิกรีซิน ขึ้นรูปขึ้นตัวอย่างด้วยเครื่องอัดความดันที่อุณหภูมิ 170 องศาเซลเซียส ศึกษาสมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไลไนซ์เซตดังกล่าวตามมาตรฐาน ASTM ได้แก่ ความทนต่อแรงดึง ความต้านทานต่อการฉีกขาด การผิครูปถาวรแบบดึง ความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน และความแข็ง ผลการทดสอบสมบัติเชิงกล พบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไลไนซ์เซตที่ทำการวัลคาไลไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซินให้ค่ามอดุลัสเริ่มต้น ค่าความทนต่อแรงดึง ค่าระยะยืด ณ จุดขาด และค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดสูงกว่าซัลเฟอร์ และไดคิวมิลเปอร์ออกไซด์ นอกจากนี้ยังพบว่าสมบัติความทนต่อแรงดึงหลังจากผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อน มีค่าการเปลี่ยนแปลงน้อยที่สุดเมื่อทำการวัลคาไลไนซ์ด้วยฟีนอลิกรีซิน ซึ่งให้ผลการทดสอบที่สอดคล้องกับค่าการผิครูปถาวรแบบดึงที่มีค่าน้อยที่สุดเช่นกัน อีกทั้งพบว่าระบบวัลคาไลไนซ์ทั้ง 3 ระบบไม่ส่งผลต่อความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไลไนซ์เซตที่เตรียมได้

คำสำคัญ: เทอร์โมพลาสติกวัลคาไลไนซ์เซต ไคนามิกวัลคาไลไนซ์ ยางธรรมชาติ

Abstract

Thermoplastic vulcanizate (TPV) was prepared from polypropylene (PP) blended with natural rubber (NR) at a blend ratio of 50/50 %wt. Blending process was performed by using an internal mixer at 180 °C and a rotor speed of 60 rpm. Three vulcanization systems were employed: sulfur, dicumyl peroxide (DCP) and phenolic resin. Specimens were prepared by compression molding at 170°C. Tensile properties, tear resistance, tension set, thermal aging resistance and hardness of TPV's were determined according to ASTM. TPV vulcanized with phenolic resin showed higher initial modulus, tensile strength, elongation at break and tear strength than those vulcanized with sulfur and dicumyl peroxide. Moreover, phenolic resin system exhibited least changes in tensile

properties after thermal aging and tension set. It also found that the types of vulcanization system did not affect on hardness of the TPV.

Keywords: Thermoplastic vulcanizate, dynamic vulcanization, natural rubber

บทนำ

เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ (Thermoplastic elastomer, TPE) เป็นวัสดุชนิดใหม่ที่มีความสำคัญและได้รับความสนใจเป็นอย่างมากในการพัฒนาผลิตภัณฑ์ยางธรรมชาติในปัจจุบัน เนื่องจากเป็นวัสดุที่มีสมบัติพิเศษ คือมีสมบัติที่ยืดหยุ่นคล้ายยางที่อุณหภูมิห้อง และสามารถหลอมไหลได้เหมือนเทอร์โมพลาสติกที่อุณหภูมิสูง (Legge และคณะ, 1987) จึงเป็นที่แน่นอนว่าวัสดุ TPE ย่อมได้รับความสนใจเป็นอย่างมากเพราะง่ายต่อการต่อแปรรูป ประหยัดพลังงานรวมทั้งยังสามารถนำมาหลอมขึ้นรูปใหม่ได้ โดย TPE สามารถแบ่งออกเป็น 2 ประเภทใหญ่ๆตามลักษณะของการเตรียม คือ TPE ที่เตรียมได้จากบล็อกโคพอลิเมอร์ (block copolymer) และ TPE ที่เป็นของผสมระหว่างพอลิเมอร์ 2 ชนิด (polymer blend) (วัชรพงศ์, 2550) ภายหลังพบว่า การเตรียม TPE จากพอลิเมอร์ผสมระหว่างเทอร์โมพลาสติกและยางหรืออีลาสโตเมอร์ (rubber/elastomer) ได้รับความสนใจมากยิ่งขึ้น (Holden, 2000) เนื่องจากสามารถเตรียมได้ง่ายและให้สมบัติที่ดี โดยสามารถแบ่งได้เป็น 2 ชนิด ตามลักษณะของการเชื่อมโยงในโมเลกุลของเฟสยาง คือเทอร์โมพลาสติกพอลิโอเลฟิน (Thermoplastic polyolefin, TPO) และ เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์เซด (Thermoplastic vulcanizate, TPV) โดย TPO เป็นพอลิเมอร์ผสมระหว่างพอลิโอเลฟิน เช่น พอลิเอทิลีน (polyethylene, PE) หรือพอลิโพรพิลีนและยางที่ไม่มีการเชื่อมโยงโมเลกุล (unvulcanized rubber) สำหรับ TPV เป็นพอลิเมอร์ผสมระหว่างเทอร์โมพลาสติกและยางที่มีการเชื่อมโยงโมเลกุลในระหว่างการผสม (dynamically vulcanized rubber) ซึ่งการเกิดพันธะเชื่อมขวาง (crosslink) ในเฟสของยาง ซึ่งกระจายตัวอยู่ในเฟสของพลาสติก ทำให้ TPV มีสมบัติต่างๆดีกว่า TPO (ภาสรี, 2546) ซึ่งทำให้การเตรียมวัสดุ TPV จึงเป็นที่น่าสนใจมากกว่าการเตรียมวัสดุ TPO

การเตรียม TPV นั้นสามารถเตรียมจากพอลิเมอร์ได้หลายชนิดด้วยกันขึ้นอยู่กับการนำไปใช้งาน ซึ่งในหลายงานวิจัยได้ศึกษาการเตรียม TPV ระหว่างพอลิโพรพิลีนและยางธรรมชาติ (Ismail และคณะ, 2001; Ismail และคณะ, 2002; Nakason และคณะ, 2006; และ Thitithammawong และคณะ, 2007) เนื่องจากยางธรรมชาติเป็นวัสดุที่มีสมบัติยืดหยุ่นดี และพอลิโพรพิลีนเป็นเทอร์โมพลาสติกที่มีการใช้งานในปัจจุบันอย่างแพร่หลาย เนื่องจากมีราคาถูก สมบัติเชิงกลดี ทนต่อสารเคมีและง่ายต่อการแปรรูป เมื่อเปรียบเทียบกับเทอร์โมพลาสติกชนิดอื่นๆ (Rubin, 1990) แต่ในงานวิจัยเหล่านี้ไม่ได้ใช้ฟีนอลิเกรซิน เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลหลัก อีกทั้งยังพบว่า มีงานวิจัยอื่นๆที่ใช้ฟีนอลิเกรซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลหลักเฉพาะในการเตรียม TPV ระหว่างพอลิโพรพิลีนและยางสังเคราะห์เท่านั้น ซึ่งเป็นการเตรียม TPV ระหว่างพอลิโพรพิลีนและยางเอทิลีน โพรพิลีน ไดอีน (ethylene-propylene diene rubber, EPDM) (Jain และคณะ, 2000; Gupta และคณะ, 2000; Winters และคณะ, 2001; Ellul และคณะ, 2004) ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงสนใจศึกษาการเตรียม TPV ระหว่างพอลิโพรพิลีนและยางธรรมชาติโดยใช้ฟีนอลิเกรซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล เพื่อสามารถนำฟีนอลิเกรซินประยุกต์ใช้กับยางธรรมชาติเตรียมเป็น TPV ได้

ในงานวิจัยนี้ทำการเตรียมและศึกษาอิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ 3 ระบบ คือ ระบบซัลเฟอร์ ระบบ DCP และระบบฟีนอลิเกรซินที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของ TPV ในสัดส่วนของการผสม PP/NR เท่ากับ 50/50 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ในงานวิจัยนี้คาดหวังว่าจะได้ TPV ที่มีสมบัติเชิงกลที่ดี และสามารถใช้งานยางธรรมชาติเป็นวัตถุดิบร่วมสำหรับนวัตกรรมผลิตภัณฑ์สำเร็จรูปที่นำไปสู่การพัฒนาอุตสาหกรรมต่อไปได้

วิธีการวิจัย

1. สารเคมี

ยางธรรมชาติ ชนิดความหนืดคงที่ (STR5 CV 60) ผลิตโดยบริษัทจะนะน้ำยาง จำกัด พอลิโพรพิลีน ชนิด PP EL-Pro[®] เกรด P341s มีค่าดัชนีการไหล (melt index, MI) เท่ากับ 1.8 กรัม/10 นาที (ทดสอบที่ 230 องศาเซลเซียส, 2.16 กิโลกรัม) ผลิตโดยบริษัท Thai Polypropylene Co., Ltd. กรดสเตียริก (stearic acid) จัดจำหน่ายโดย ห้างหุ้นส่วน กิจไพบูลย์เคมี จำกัด ซิงค์ออกไซด์ (zinc oxide, ZnO) ชนิด white seal ผลิตโดยบริษัท Univenture Public Co., Ltd. ไดเบนโซไทออล ไดซัลไฟด์ (dibenzothiazyl disulphide, MBTS) จัดจำหน่ายโดย ห้างหุ้นส่วน กิจไพบูลย์เคมี จำกัด สารแอนติออกซิแดนท์ (antioxidant) สำหรับยางชนิด Wingstay[®] L จัดจำหน่ายโดย ห้างหุ้นส่วน กิจไพบูลย์เคมี จำกัด สารเชื่อมโยงโมเลกุล (curing agent) ที่ใช้มี 3 ชนิดคือ ซัลเฟอร์ (sulfur) จัดจำหน่ายโดย บริษัทสยามเคมี จำกัด ไดคิวมิวเปอร์ออกไซด์ (dicumyl peroxide, DCP) ความเข้มข้น 98% ผลิตโดย DNT Domestic และฟีนอลิกเรซิน (phenolic resin) ชนิด SP-1045 ผลิตโดย Schenectady International Inc. สารร่วมการเชื่อมโยงโมเลกุล (co-agent) สำหรับ DCP คือ ไตรอัลลิล ไซยาเนต (triallyl cyanurate, TAC) ผลิตโดย Fluka Chemie (Buchs, Switzerland)

2. การเตรียม TPV และการขึ้นรูปขึ้นทดสอบ

ศึกษาอิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ 3 ระบบคือ ระบบซัลเฟอร์ ระบบ DCP และระบบฟีนอลิกเรซิน สำหรับการวัลคาไนซ์ของเฟสยาง เตรียม TPV ในสัดส่วนของการผสม PP/NR เท่ากับ 50/50 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ผสมยางธรรมชาติ พอลิโพรพิลีนและสารเคมีต่างๆในเครื่องผสมแบบปิด (Brabender[®] Mixer 350E) ตั้งสภาวะการผสมที่อุณหภูมิ 180 องศาเซลเซียส และความเร็วรอบโรเตอร์เท่ากับ 60 รอบต่อนาที ใช้เวลาในการผสมรวมทั้งสิ้น ประมาณ 17 นาที, 13 นาที และ 14 นาที สำหรับระบบซัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิกเรซิน ตามลำดับ จากนั้นนำ TPV ออกจากเครื่องผสมแบบปิด แล้วนำไปรีดเป็นแผ่นด้วยเครื่องบดสองลูกกลิ้ง (two-roll mill) ก่อนนำไปขึ้นรูปเป็นแผ่นที่มีความหนาประมาณ 1.5 มิลลิเมตร ด้วยเครื่องอัดความดันที่อุณหภูมิ 170 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 7 นาที

3. การทดสอบสมบัติเชิงกล

3.1 การทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง (Tensile properties testing)

ทำการทดสอบตามมาตรฐาน ASTM D412C นำ TPV ที่ขึ้นรูปแล้ว ตัดขึ้นทดสอบเป็นรูปดัมเบลล์ แบบ die C ใช้ความเร็วในการทดสอบ 500 มิลลิเมตรต่อนาที ตัวอย่างหนึ่งสูตรใช้ขึ้นทดสอบ 8 ชิ้น รายงานค่ามอดุลัสเริ่มต้น (initial modulus) ค่าความเค้น ณ จุดขาด (stress at break, σ_b) หรือค่าความทนต่อแรงดึง (tensile strength) และค่าระยะยืด ณ จุดขาด (elongation at break, ϵ_b)

3.2 การทดสอบสมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาด (Tear resistance testing)

ทำการทดสอบตามมาตรฐาน ASTM D624 ใช้ความเร็วในการทดสอบ 50 มิลลิเมตรต่อนาที ตัวอย่างหนึ่งสูตรใช้ขึ้นทดสอบ 8 ชิ้น บันทึกค่าแรงดึงสูงสุดที่ทำให้ขึ้นทดสอบฉีกขาด นำมาหารด้วยความหนาของขึ้นทดสอบได้ เป็นค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดหรือความทนต่อการฉีกขาด

3.3 การทดสอบสมบัติการผิดรูปถาวรแบบดึง (Tension set testing)

ทำการทดสอบตามมาตรฐาน ASTM Method A D412C โดยใช้ขึ้นทดสอบรูปดัมเบลล์แบบ die C เช่นเดียวกับการทดสอบความทนต่อแรงดึง ทำเครื่องหมายไว้บนขึ้นทดสอบ ใช้ความเร็วในการทดสอบ 40 มิลลิเมตรต่อนาที ให้มีความเครียด (strain) 100 % และรักษาความเครียดนี้ไว้เป็นเวลา 10 นาที หลังจากนั้นนำขึ้นทดสอบออก

จากเครื่องทดสอบ วางชิ้นทดสอบไว้ 10 นาที จากนั้นวัดระยะของเครื่องหมายที่ขีดไว้บนชิ้นทดสอบ ตัวอย่างหนึ่งสูตร ใช้ชิ้นทดสอบ 6 ชิ้น บันทึกค่าที่วัดได้ คำนวณค่าเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของความยาวชิ้นทดสอบหรือค่าการยืดถาวร (tension set, %)

3.4 การทดสอบสมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน (Thermal aging resistance testing)

ทำการทดสอบความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนตามมาตรฐาน ASTM D573 โดยใช้ชิ้นทดสอบรูปดัมเบลล์แบบ die C เช่นเดียวกับการทดสอบความทนต่อแรงดึง นำชิ้นทดสอบอบในตู้อบบ่มเร่งแบบเกียร์ (gear oven) ที่อุณหภูมิ 70 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 168 ชั่วโมง (7 วัน) เมื่อครบเวลากำหนดนำชิ้นทดสอบออกจากตู้อบและเก็บไว้ที่อุณหภูมิห้องเป็นเวลาอย่างน้อย 12 ชั่วโมง ก่อนนำชิ้นทดสอบไปทดสอบด้วยเครื่องทดสอบสมบัติการดึงยึด ใช้ความเร็วในการทดสอบ 50 มิลลิเมตรต่อนาที ตัวอย่างหนึ่งสูตรจะใช้ชิ้นทดสอบ 8 ชิ้น รายงานค่ามอดูลัส ค่าความเค้น ณ จุดขาด และค่าความเครียด ณ จุดขาด

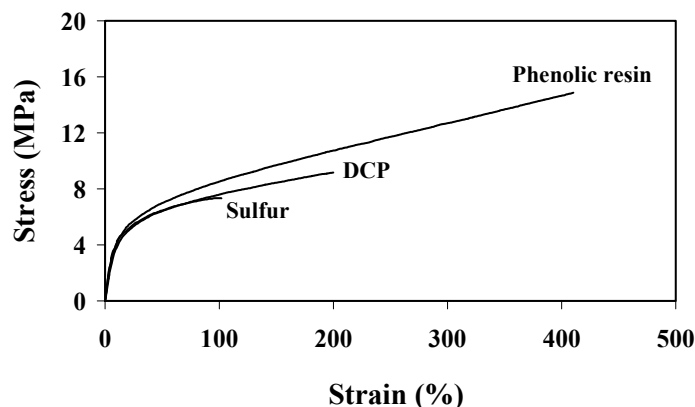
3.5 การทดสอบความแข็ง (Hardness testing)

ทำการทดสอบตามมาตรฐาน ASTM D2240 วัดค่าความแข็งแบบ shore A ใช้ชิ้นทดสอบที่มีความหนาอย่างน้อย 6 มิลลิเมตร ก่อนการทดสอบ ทำการปรับเทียบเทียบ (Calibration) เครื่องวัดความแข็ง เมื่อทำการปรับเทียบเรียบร้อยแล้ว นำชิ้นทดสอบวางไว้ให้ตรงกับหัวเข็มกด เลื่อนหัวเข็มกดลงมาให้กดลงบนชิ้นทดสอบโดยใช้น้ำหนักกดคงที่ 1 กิโลกรัม กดไว้เป็นเวลา 30 วินาที บันทึกค่าความแข็งของชิ้นทดสอบแต่ละสูตร

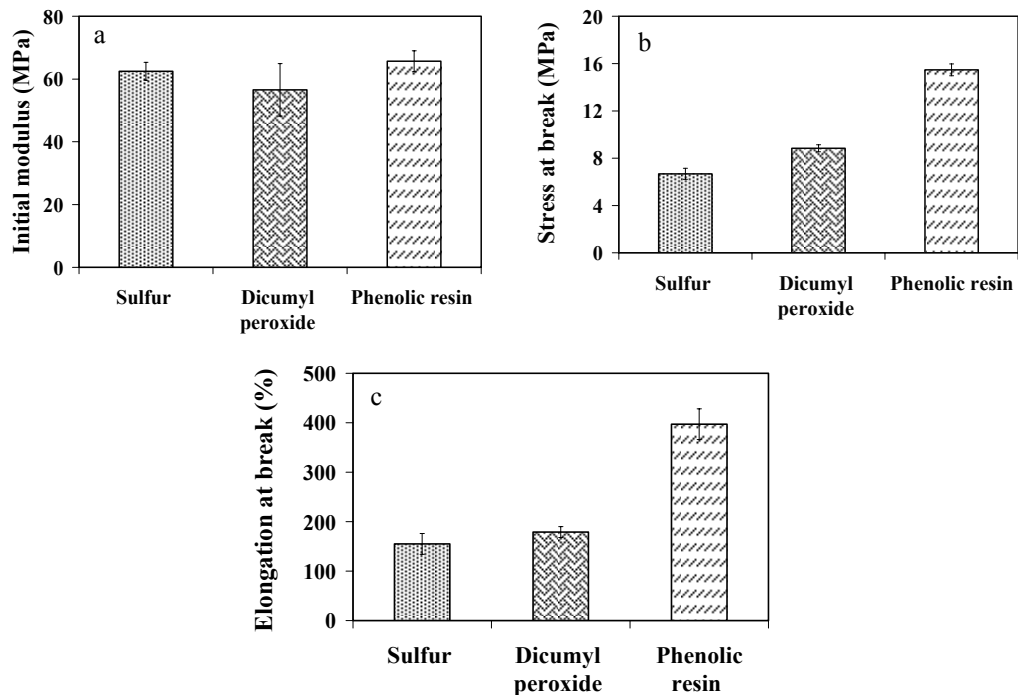
ผลการวิจัยและอภิปรายผลการวิจัย

1. ผลการทดสอบสมบัติความทนต่อแรงดึง

กราฟความเค้น-ความเครียดของ TPV แสดงในรูปที่ 1 พบว่ามีลักษณะคล้ายกราฟความเค้น-ความเครียดของยางสังเคราะห์ ซึ่งค่ามอดูลัสเริ่มต้น ค่าความเค้น ณ จุดขาดและค่าระยะยืด ณ จุดขาดของ TPV แสดงในรูปที่ 2 โดยค่ามอดูลัสเริ่มต้น หาได้จากค่าความชันของกราฟความเค้น-ความเครียดในช่วงเริ่มจากจุดเริ่มต้นของกราฟ



รูปที่ 1 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดของ TPV ในสัดส่วนของการผสม PP/NR เท่ากับ 50/50 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ที่ระบบวัลคาไนซ์ต่างกัน คือ ซัลเฟอร์ ไดคลอไรด์เปอร์ออกไซด์ และฟีนอลิครซิน

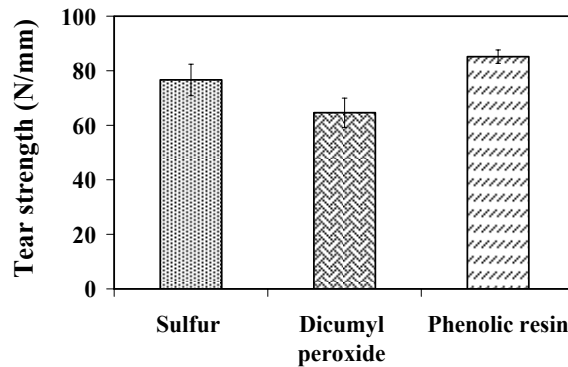


รูปที่ 2 สมบัติความทนต่อแรงดึงของ TPV ในสัดส่วนของการผสม PP/NR เท่ากับ 50/50 เปอร์เซนต์โดยน้ำหนัก ที่ระบบวัลคาไนซ์ต่างกัน คือ ซัลเฟอร์ ไดคิวมีวเปอร์ออกไซด์ และฟีนอลิกเรซิน (a) มอดุลัสเริ่มต้น (b) ความเค้น ณ จุดขาด (c) ความเครียด ณ จุดขาด

จะเห็นได้ว่าค่ามอดุลัสเริ่มต้นของ TPV ที่ใช้ฟีนอลิกเรซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลมีค่าสูงกว่าค่ามอดุลัสเริ่มต้นของ TPV ในระบบซัลเฟอร์ และระบบ DCP จากรูปที่ 1 ที่มอดุลัส 100 % ($E_{100\%}$) ค่าความเค้นของ TPV ในช่วงตามลำดับดังนี้ คือระบบฟีนอลิกเรซิน > ระบบ DCP > ระบบซัลเฟอร์ สำหรับค่าความเค้น ณ จุดขาดและค่าระยะยืด ณ จุดขาดของ TPV ที่ใช้ฟีนอลิกเรซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลมีค่ามากที่สุด ในขณะที่ TPV ที่ใช้ซัลเฟอร์เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลมีค่าน้อยที่สุด และ TPV ที่ใช้ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลมีค่าอยู่ระหว่างซัลเฟอร์และฟีนอลิกเรซิน สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เนื่องจาก ชนิดของพันธะเคมีที่เกิดขึ้นในการวัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกเรซินมีความแข็งแรงและเสถียรมากกว่า กล่าวคือในระบบการวัลคาไนซ์ที่ใช้ซัลเฟอร์เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลจะเกิดโครงสร้างเป็นร่างแหซึ่งจะประกอบด้วยพันธะ C-S-C และ C-S_x-C ระหว่างโมเลกุลของยาง ซึ่งพันธะ C-S และ S-S เป็นพันธะที่มีความเสถียรและมีความแข็งแรงน้อย สำหรับระบบการวัลคาไนซ์ที่ใช้ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลจะเกิดพันธะ C-C ระหว่างโมเลกุลของยาง ซึ่งพันธะ C-C เป็นพันธะที่มีความเสถียรและมีความแข็งแรงมากกว่าพันธะ C-S และ S-S ถึงแม้ว่าการเติม DCP ในระหว่างการทำไดนามิกวัลคาไนเซชันนอกจากจะทำให้เกิดการเชื่อมโยงในทางธรรมชาติแล้วยังทำให้เกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุล (Chain scission) ของพอลิโพรพิลีนในเวลาเดียวกันด้วย จึงทำให้ระบบที่ใช้ DCP มีค่าความทนต่อแรงดึงน้อยกว่าระบบการวัลคาไนซ์ที่ใช้ฟีนอลิกเรซินที่เกิดพันธะ C-C ระหว่างโมเลกุลของยางเพียงอย่างเดียว ซึ่งผลการทดลองที่ได้มีความสอดคล้องกับงานวิจัยอื่นๆ (Varghese และคณะ, 2004; และ Nakason และคณะ, 2006) เพราะฉะนั้นผลจากการศึกษาสารเชื่อมโยงโมเลกุลทั้ง 3 ระบบที่มีผลต่อสมบัติความทนต่อแรงดึงพบว่าระบบที่ใช้ฟีนอลิกเรซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล เป็นระบบที่ให้ค่าความทนต่อแรงดึงดีที่สุด

2. ผลการทดสอบความต้านทานต่อการฉีกขาด

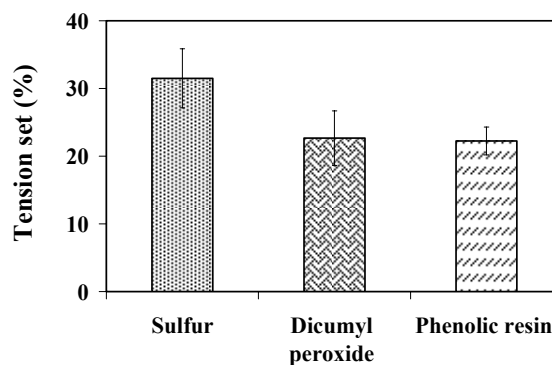
ผลการทดสอบแสดงในรูปที่ 3 พบว่าค่าความทนต่อการฉีกขาดมีค่ามากที่สุด เมื่อใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดสอบค่าความทนต่อแรงดึง ซึ่งแสดงให้เห็นว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์เซตที่ใช้ระบบวัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน มีความแข็งแรงมากกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับระบบการวัลคาไนซ์ระบบอื่นๆ



รูปที่ 3 สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาดของ TPV ในสัดส่วนของการผสม PP/NR เท่ากับ 50/50 เปอร์เซนต์โดยน้ำหนัก ที่ระบบวัลคาไนซ์ต่างกัน คือ ซัลเฟอร์ ไดคิวมิวเปอร์ออกไซด์ และฟีนอลิครีซิน

3. ผลการทดสอบการผิดรูปถาวรแบบดึง

ผลการทดสอบแสดงในรูปที่ 4 พบว่า TPV ที่ใช้ฟีนอลิครีซินและ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุลมีค่าการผิดรูปถาวรแบบดึงที่ใกล้เคียงกันมาก และทั้งสองระบบยังให้ค่าการผิดรูปถาวรแบบดึงที่ต่ำกว่า TPV ที่ใช้ซัลเฟอร์เป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล อย่างไรก็ตามสารเชื่อมโยงโมเลกุลทั้ง 3 ชนิดมีค่าการผิดรูปถาวรแบบดึงที่ต่ำกว่า 35% และมีค่าระยะยืด ณ จุดขาดสูงกว่า 135% แสดงว่าการเตรียม TPV ทั้ง 3 ชนิด มีสมบัติความเป็นยาง (elastomeric properties) ที่ดีและเหมาะที่จะพัฒนาสู่ภาคอุตสาหกรรมต่อไป

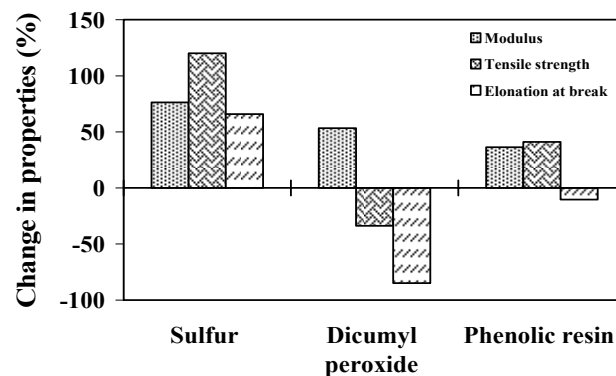


รูปที่ 4 สมบัติการผิดรูปถาวรแบบดึงของ TPV ในสัดส่วนของการผสม PP/NR เท่ากับ 50/50 เปอร์เซนต์โดยน้ำหนัก ที่ระบบวัลคาไนซ์ต่างกัน คือ ซัลเฟอร์ ไดคิวมิวเปอร์ออกไซด์ และฟีนอลิครีซิน

4. ผลการทดสอบความต้านทานต่อการบวมเร่งด้วยความร้อน

ผลการทดสอบแสดงในรูปที่ 5 พบว่าเมื่อนำค่ามอดูลัสเริ่มต้น ค่าความทนต่อแรงดึงและค่าระยะยืด ณ จุดขาด หลังการบวมเร่งด้วยความร้อนเปรียบเทียบกับผลก่อนการบวมเร่งด้วยความร้อน จะเห็นได้ว่า TPV ที่ใช้ซัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโมเลกุล ให้ค่ามอดูลัสเริ่มต้นเพิ่มขึ้นมากกว่า 30 % เนื่องจากในขั้นตอนการบวมเร่งด้วยความร้อนของยางชนิดต่าง ๆ นั้น จะเกิดปรากฏการณ์ 2 อย่างพร้อมกัน คือ เกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุล (chain

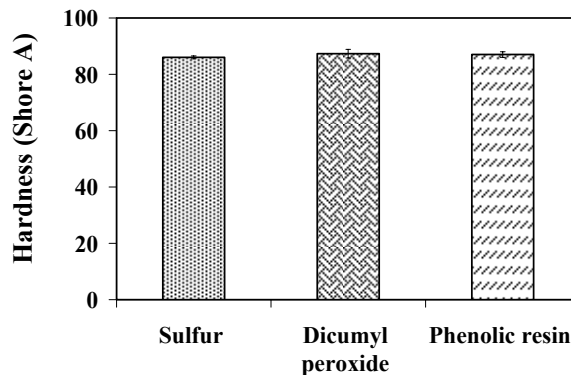
scission) และเกิดการเชื่อมโยง (crosslinking) ขึ้นระหว่างสายโซ่โพลีเมอร์ (อนินดา, 2549) แต่ในทั้ง 3 ระบบ จะเกิดการเชื่อมโยงมากกว่าการขาดของสายโซ่โพลีเมอร์ จึงทำให้ค่าคุณสมบัติค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับค่าที่ได้ก่อนการบ่มเร่ง สำหรับค่าความทนต่อแรงดึงและค่าระยะยืด ณ จุดขาดมีค่าเพิ่มขึ้นมากกว่า 40 % ในระบบซัลเฟอร์และฟีนอลิครีซิน เนื่องจากเหตุผลที่กล่าวข้างต้น ถึงแม้ระบบที่ใช้ฟีนอลิครีซินจะให้ค่าระยะยืด ณ จุดขาดลดลงแต่เพียงเล็กน้อยเท่านั้น สำหรับที่ใช้ DCP มีค่าความทนต่อแรงดึงและค่าระยะยืด ณ จุดขาดลดลงอาจเนื่องจากการบ่มเร่งด้วยความร้อนจะเกิดปฏิกิริยา thermal oxidation ขึ้น ซึ่งผลของปฏิกิริยานี้จะทำให้เกิดการขาดของสายโซ่โพลีเมอร์และความเป็นอีลาสติลดลง อีกทั้งจากการเติม DCP ย่อมทำให้เกิดการขาดของสายโซ่โพลีเมอร์ของพอลิโพรพิลีนค่อนข้างมากอีกด้วย จึงทำให้ TPV ที่ใช้ระบบ DCP เป็นสารเชื่อมโยงโพลีเมอร์ยืดได้น้อยลง นอกจากนี้ TPV ที่ใช้ฟีนอลิครีซิน เป็นสารเชื่อมโยงโพลีเมอร์มีเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงของสมบัติความทนต่อแรงดึงเมื่อผ่านการบ่มเร่งด้วยความร้อนน้อยที่สุด แสดงให้เห็นว่า TPV ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินมีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนสูงกว่าระบบวัลคาไนซ์ระบบอื่นๆ เพราะฉะนั้นผลจากการศึกษาสารเชื่อมโยงโพลีเมอร์ทั้ง 3 ระบบที่มีผลต่อสมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อน พบว่าระบบที่ใช้ฟีนอลิครีซินเป็นสารเชื่อมโยงโพลีเมอร์ เป็นระบบที่ให้ค่าความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนดีที่สุด



รูปที่ 5 สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนของ TPV ในสัดส่วนของการผสม PP/NR เท่ากับ 50/50 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ที่ระบบวัลคาไนซ์ต่างกัน คือ ซัลเฟอร์ ไดคิวมีวเปอร์ออกไซด์ และฟีนอลิครีซิน

5. ผลการทดสอบความแข็ง

ผลการทดสอบแสดงในรูปที่ 6 พบว่าการเตรียม TPV ที่ใช้ระบบวัลคาไนซ์ระบบต่างๆมีค่าความแข็งที่ใกล้เคียงกันมาก คือระบบซัลเฟอร์ DCP และฟีนอลิครีซิน มีค่าความแข็ง 86 87 87 Shore A ตามลำดับ แสดงให้เห็นว่าชนิดของระบบวัลคาไนซ์ไม่มีผลต่อสมบัติความแข็งของ TPV



รูปที่ 6 สมบัติความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนของ TPV ในสัดส่วนของการผสม PP/NR เท่ากับ 50/50 เปรอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ที่ระบบวัลคาไนซ์ต่างกัน คือ ซัลเฟอร์ ไดคิวมีลเปอร์ออกไซด์ และฟีนอลิครีซิน

สรุปผลการวิจัย

ผลการทดลองที่ได้จากงานวิจัยนี้ เป็นการศึกษาอิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลต่างๆ ของ TPV ที่เตรียมจากพอลิโพรพิลีนและยางธรรมชาติ ในสัดส่วนของการผสมที่ 50/50 เปรอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก พบว่า สมบัติความทนต่อแรงดึง ความต้านทานต่อการฉีกขาดและความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนของ TPV ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซินให้ค่าสูงกว่า TPV ที่วัลคาไนซ์ด้วยซัลเฟอร์ และ DCP อีกทั้งระบบฟีนอลิครีซินยังให้ค่าการผิดรูปถาวรแบบดึงต่ำที่สุด นั้นแสดงให้เห็นว่า TPV ที่วัลคาไนซ์ด้วยฟีนอลิครีซิน มีความแข็งแรง มีความต้านทานต่อการบ่มเร่งด้วยความร้อนสูงกว่าระบบวัลคาไนซ์อื่นๆ และยังคงมีสมบัติความเป็นยางที่ดี ถึงแม้ทำการเตรียมในสัดส่วนของการผสมที่ 50/50 เปรอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักก็ตาม ซึ่งถือว่าใช้พอลิโพรพิลีนในสัดส่วนที่ค่อนข้างมากในการผสม นอกจากนี้ยังพบว่าระบบวัลคาไนซ์ทั้ง 3 ระบบไม่มีผลต่อความแข็งของ TPV ที่เตรียมได้ ซึ่งผลงานวิจัยให้ข้อสรุปที่สำคัญคือ ชนิดของพันธะเคมีที่เกิดขึ้นและการเกิดการขาดของสายโซ่โมเลกุลของพอลิโพรพิลีนในระหว่างการทำไดนามิกวัลคาไนเซชันของระบบวัลคาไนซ์ระบบต่างๆ ส่งผลต่อสมบัติเชิงกลของ TPV

กิตติกรรมประกาศ

คณะวิจัยขอขอบคุณ บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์และสำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ (NSTDA) ที่สนับสนุนทุนวิจัยบัณฑิตวิทยาลัย และทุนวิจัยในโครงการสถาบันบัณฑิตวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีไทย (TGIST) และสาขาวิทยาศาสตร์พอลิเมอร์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ให้ความอนุเคราะห์เครื่องมือและสถานที่

รายการอ้างอิง

ภาสรี เล้ากิจเจริญ. (2546). ยางเทอร์โมพลาสติก: ศาสตร์และศิลป์ระหว่างยางและพลาสติก. *ชีวิตพลาสติก*. 19(5), 67-74

วัชรพงศ์ แซ่เต้. (2550). *โพลียเอทิลีนเทอเรทเทอร์โมพลาสติก*. วิทยานิพนธ์วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต, สาขาวิชาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีพอลิเมอร์, บัณฑิตวิทยาลัย, มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์.

- อนิศา เพ็ชรแก้ว. (2549). การเตรียมและสมบัติเชิงกลของยางธรรมชาติผสมกับคลอโรซัลโฟเนตเตตพอลิเอทรีลีน วิทยานิพนธ์วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต, สาขาวิชาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีพอลิเมอร์, บัณฑิตวิทยาลัย, มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์.
- Ellul, M.D., Tsou, A.H., and Hu, W. (2004). Crosslink densities and phase morphologies in thermoplastic vulcanizates. *Polymer*. (45), 3351-3358.
- Gupta, N.K., Jain, A.K., Singhal, R., and Nagpal, A.K. (2000). Effect of dynamic crosslinking on tensile yield behavior of polypropylene/ethylene-propylene-diene rubber blends. *Journal of Applied Polymer Science*. (78), 2104-2121.
- Holden G. (2000). *Understanding Thermoplastic Elastomers*. Munich: Hanser publishers.
- Ismail, H., Salmah, and Nasir, M. (2001). Dynamic vulcanization of rubberwood-filled polypropylene/natural rubber blends. *Polymer testing*. (20), 819-823.
- Ismail, H., and Suryadiansyah. (2002). Thermoplastic vulcanizates based on polypropylene/natural rubber and polypropylene/recycle rubber blends. *Polymer testing*. (21), 389-395.
- Jain, A.K., Gupta, N.K. and Nagpal, A.K. (2000). Effect of dynamic cross-linking on melt rheological properties of polypropylene/ethylene-propylene-diene rubber blends. *Journal of Applied Polymer Science*. (77), 1488-1505.
- Legge, N.R., Holden, G., and Schroeder, H.E. (1987). *Thermoplastic Elastomers: a comprehensive review*. Munich: Hanser publishers.
- Nakason, C., Wannavilai, P., and Kaesaman, A. (2006). Effect of vulcanization system on properties of thermoplastic vulcanizates based on epoxidized natural rubber/polypropylene blends. *Polymer testing*. (25), 34-41.
- Rubin, I. (1990). *Handbook of plastic materials and technology*. United States of America: John Wiley & Sons, Inc.
- Thitithammawong, A., Nakason, C., Sahakaro K., and Noordermeer, J. (2007). Effect of different types of peroxides on rheological, mechanical, and morphological properties of thermoplastic vulcanizates based on natural rubber/polypropylene blends. *Polymer testing*. (26), 537-546.
- Varghese, S., Alex R., and Kuriakose B. (2004). Natural Rubber-Isotactic Polypropylene Thermoplastic Blends. *Journal of Applied Polymer Science*. (92), 2063-2068.
- Winters, R., Lugtenburg J., Litvinov, V.M., Duin, M. V., and Groot, H.J.M. (2001). Solid state ¹³C NMR spectroscopy on EPDM/PP/oil based thermoplastic vulcanizates in the melt. *Polymer*. (42), 9745-9752.

Effect of Phenolic Resin on Polypropylene/Natural Rubber Blend

K. Kosonmetee¹, P. Laokijcharoen² and V. Tanrattanakul^{1,3}

¹*Polymer Science Program, Faculty of Science, Prince of Songkla University, Hatyai, Songkla, 90112, Thailand*

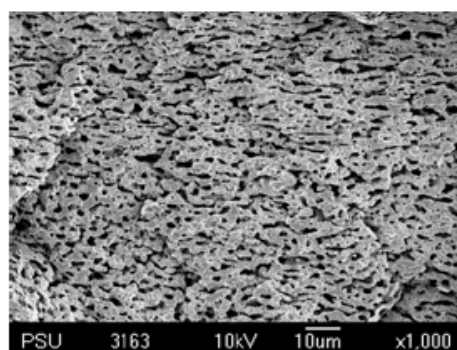
²*National Metal and Materials Technology Center, 114 Thailand Science Park, Paholyothin Rd., Pathumthani, 12120, Thailand*

³*Bioplastic Research Unit, Prince of Songkla University, Songkla
Email: varaporn.t@psu.ac.th*

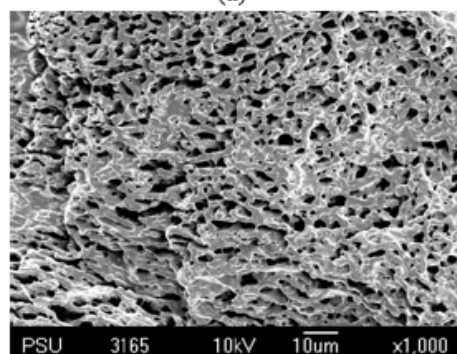
Introduction. Thermoplastic elastomers (TPEs) are widely used and becoming a fast growing product in the rubber market because they provide rubber elasticity and flexibility as an rubber/elastomer as well as the ease of processability as thermoplastic materials. TPEs could be classified into 2 categories, block copolymers and polymer blends. Block copolymer consists of plastic block (end block) and elastomeric block (mid block), i.e. styrene-butadiene-styrene block copolymer (SBS) and styrene-isoprene-styrene block copolymer (SIS). Thermoplastic polyurethane (TPU) is also called TPE. This is due to its molecular architecture (hard segment and soft segment) similarly to block copolymer. Polymer blending between rubber and thermoplastic under certain compositions and conditions could produce blend morphology yielding TPE characteristics. Normally, rubber component is ≥ 40 wt%. TPEs prepared from polymer blends are classified into 2 groups (TPO and TPV) based on rubber vulcanization. Thermoplastic polyolefins (TPOs) are generally referred as TPE made from polyolefins (polyethylene and polypropylene, PP) blended with unvulcanized rubber. The blends with vulcanized rubber are named as thermoplastic vulcanizates (TPVs). Once the rubber phase is vulcanized during blending referred as “dynamic vulcanization”, phase inversion will take place. The major component (rubber phase) becomes dispersed phase whereas thermoplastic which is the minor component becomes the continuous phase. Although TPV prepared from PP/ethylene propylene diene monomer (EPDM) blend (Santoprene®) is commercialized, the continuous research of this blend is on-going. There were many reports of PP-based TPOs which contained EPDM [1], natural rubber (NR) [2-7]. PP-based TPVs were prepared by using EPDM [8-18], nitrile rubber [19-20], wastes tire dust [21], epoxidized NR [22-23], maleated NR [24] and NR [25-28]. Curing agents for rubber phase were peroxide [11,17-20,22-24,27], sulfur [13,19,20,22], mixture of dicumyl peroxide (DCP) and sulfur [19-22] and dimethylol phenolic resin [8,9,15,16]. In the peroxide system, DCP was most widely used than other peroxides. This phenolic resin was used to modify PP prior to blending maleated NR. It was believed that this phenolic resin produced a linkage between PP and NBR [29]. Based on our literature review, there was no report of PP/NR TPV vulcanized with this phenolic resin. The objective of this work was to determine the effect of the dimethylol phenolic resin on properties of TPV from PP/NR blend.

Methods. PP (EL-Pro®P341s) and NR (STR5 CV60) were blended in an internal mixer (Brabender® Mixer 350E) at 180 °C for 5 min at the rotor speed of 60 rpm. Phenolic resin (Schenectady® SP 1045), zinc oxide and stearic acid were added for 8, 5 and 2 phr respectively based on NR content. The blend ration was 50/50 wt/wt of PP/NR. Testing specimens were prepared by compression molding. Mechanical properties were investigated according to ASTM. Tensile and tear testing was carried out at the speed of 50 mm/min. Eight specimens were tested for every sample. Swelling was tested with the following liquids: toluene, IRM 903 oil and engine oil. Degree of swelling was calculated from a change in weight after and before swelling divided by weight before swelling. Properties of TPV (“50%NR + Ph” sample) were compared with those of TPO (“50%NR” sample) and PP. Freeze fracture surfaces were prepared by immersion in liquid nitrogen for 1 h. Solvent etching was operated for both blends. Benzene and p-xylene were used for extraction of NR and PP respectively. Specimens were coated with gold prior to be observed by a scanning electron microscope (SEM).

Blend morphology. Figure 1a and 1b represented morphology of the blend without phenolic resin (TPO) showing PP phase and NR phase respectively. Without solvent extraction, no texture was observed. TPO showed co-continuous phase morphology. After adding the phenolic resin, blend morphology was changed as shown in Figure 2. The phenolic resin acted as the vulcanizing agent of NR. During dynamic vulcanization, phase inversion took place causing NR dispersion in PP matrix. Figure 2a showed continuous phase of PP matrix and dispersed phase (holes) of NR. The clear evidence of NR particles was represented in Figure 2b. The particle diameter was $< 1 \mu\text{m}$ and particle shape was not completely round.

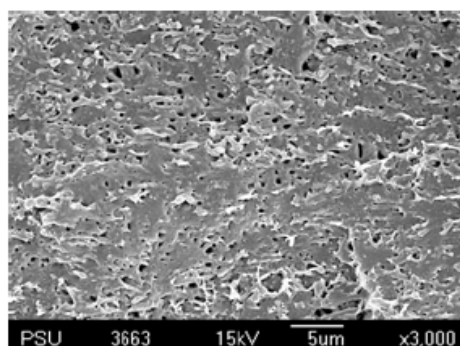


(a)

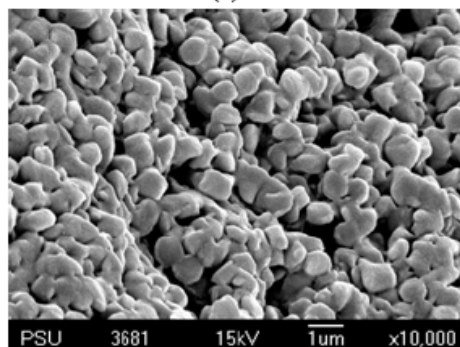


(b)

Figure 1. SEM micrographs of polymer blends without phenolic resin: (a) NR phase extraction, and (b) PP phase extraction.



(a)



(b)

Figure 2. SEM micrographs of polymer blends with phenolic resin: (a) NR phase was extracted in benzene, and (b) PP phase was extracted in p-xylene

Mechanical properties. Figure 3 showed stress-strain curves of all samples. Tensile behavior of the blends differed from that of PP. As expected, the addition on NR decreased tensile properties of PP (Table 1). This was due to the addition of the weaker material. As reported by Ismail and Suryadiansyah [6], tensile properties of PP decreased with increasing NR content. The PP/NR-TPO in the present study displayed lower modulus and tensile strength than other reports [6,7,21] but the elongation at break was much higher. This maybe due to differences in PP grade. The “50%NR + Ph” sample (TPV) exhibited higher tensile properties than the “50%NR” sample (TPO). Phenolic resin decreased modulus (E) and yield strength (σ_y) of the blend, but increased tensile strength (σ_b) and elongation at break (ϵ_b). It was believed that this phenolic resin interacted with PP and unsaturated rubber, producing linkage between PP and rubber [19]. The phenolic resin not only functioned as a curing agent but also performed as a compatibilizer, therefore reactive blending occurred. As such, tensile strength and elongation at break became higher with the addition of phenolic resin, due to good adhesion between PP and NR. The present PP/NR-TPV showed higher elongation at break than that reported earlier [13,21,23,24,27].

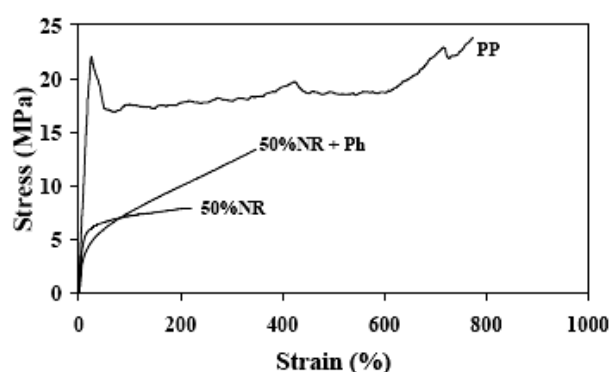


Figure 3. Stress-strain curves of PP and PP/NR blends at a blend ratio of 50/50.

Table 1 Effect of phenolic resin on tensile properties of PP and the 50/50-PP/NR blend

Sample	E (MPa)	σ_y (MPa)	ϵ_y (%)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
PP	114.50 ± 28.46	25.65 ± 4.25	27 ± 4	28.02 ± 5.66	763 ± 126
50%NR	69.26 ± 6.25	5.47 ± 0.27	10 ± 1	6.64 ± 0.50	227 ± 31
50%NR + Ph	36.04 ± 2.40	3.81 ± 0.08	11 ± 1	14.64 ± 0.53	397 ± 31

Other properties including tension set, tear strength and hardness were listed in Table 2. Tension set decreased with the addition of phenolic resin, reflecting more elastomeric characteristics. Tear strength and hardness of the blends insignificantly changed after adding phenolic resin. Thermal ageing resistance was tested according to ASTM D573, 70 °C for 7 days. Changes in modulus, tensile strength and elongation at break were demonstrated in Figure 4. TPO and TPV showed similar behavior, increasing in modulus and tensile strength and decreasing in elongation at break. The blend containing phenolic resin (TPV) showed more changes in modulus and tensile strength than the blend without phenolic resin (TPO). On the other hand, the presence of phenolic resin exhibited less change in elongation at break, maybe this was the result from more crosslinking reaction during thermal ageing in the blend containing phenolic resin.

Table 2 Effect of phenolic resin on tension set, tear strength and hardness of the 50/50-PP/NR blend

Sample	Tension Set (%)	Tear Strength (N/mm)	Hardness (Shore A)
50%NR	51 ± 4.04	86.24 ± 3.37	83.33 ± 3.06
50%NR + Ph	22 ± 2.06	85.17 ± 2.46	87.00 ± 1.00

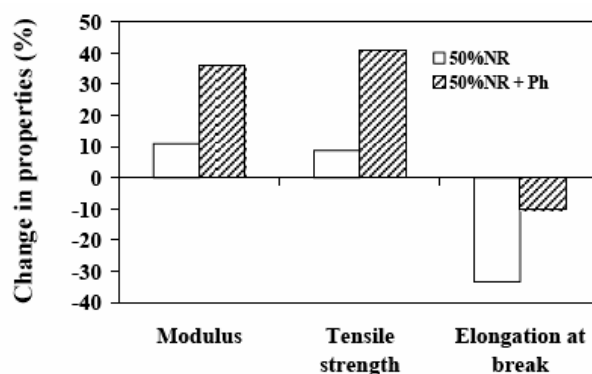


Figure 4. Effect of phenolic resin on thermal aging resistance of the 50/50-PP/NR blend.

Swelling behavior. The 8 mm-diameter specimens were immersed in toluene and oils for 72 h. Degree of swelling was shown in Figure 5. The presence of phenolic resin increased resistance in toluene and oil, due to crosslinks in NR phase.

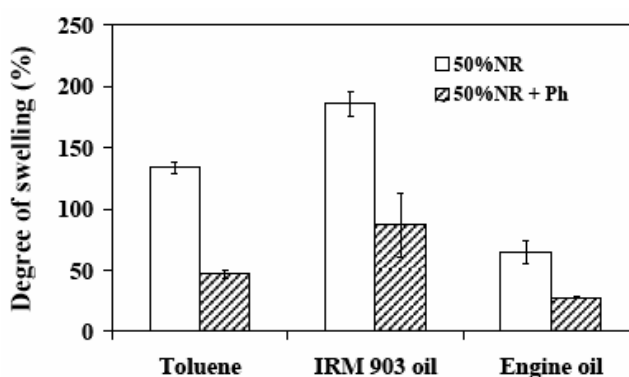


Figure 5. Effect of phenolic resin on degree of swelling of the 50/50-PP/NR blend.

Conclusion. The PP/NR blend at the weight ratio of 50/50 wt% (TPO) showed co-continuous phase morphology. The dimethylol phenolic resin changed morphology of this blend, NR phase became dispersed particles with diameter $< 1 \mu\text{m}$, TPV, resulting in increase in tensile properties and decrease in tension set and degree of swelling. More changes in modulus and elongation at break of the blend containing phenolic resin (TPV) may due to further crosslinking reaction during thermal ageing.

Acknowledgements

We acknowledge financial support from National Science and Technology Development Agency (TGIST Scholarship) and the Graduate School of Prince of Songkla University.

References:

- [1] Lopez-Manchado, M. A.; Kenny, J. M.; Quijada, R.; Yazdani-Pedram, M. *Macromolecular*. **2001**, *202*, 1909.
- [2] Kuriakose B.; Chakraborty, S. K.; De, S. K. *Mat. Chem. Phys.* **1985**, *12*, 157.
- [3] Al-Malaika, S.; Amir, E. J. *Polym. Degrad. Stab.* **1986**, *16*, 347.
- [4] Al-Malaika, S.; Amir, E. J. *Polym. Degrad. Stab.* **1989**, *26*, 31.
- [5] Choundhury, N. R.; Chaki, T. K.; Bhowmick, A. K. *Thermochim. Acta.* **1991**, *176*, 149.
- [6] Ismail, H.; Suryadiansyah. *Polym. Test.* **2002**, *21*, 389.
- [7] Oh, J. S.; Isayev A. I.; Rogunova, M. A. *Polym.* **2003**, *44*, 2337.
- [8] Jain, A. K.; Gupta, N. K.; Nagpal, A. K. *J. Appl. Polym. Sci.* **2000**, *77*, 1488.
- [9] Winters, R.; Lugtenburg, J.; Litvinov, V.M.; Duin, M.; Groot, H. J. M. *Polym.* **2001**, *42*, 9745.
- [10] Goharpey, F.; Katbab, A. A.; Nazockdast, H. *J. Appl. Polym. Sci.* **2001**, *81*, 2531.
- [11] Asami, T.; Nitta, K. *Polymer* **2004**, *45*, 5301.
- [12] Jayaraman, K.; Kolli, V. G.; Kang, S.; Kumer, S.; Ellul, M. D. *J. Appl. Polym. Sci.* **2004**, *93*, 113.
- [13] Zhange, X.; Xie, H.; Zhang, M. Fang, L. *Proceeding of 1998 International Symposium on Electrical Insulating Materials.* **1998**, *27*.

- [14] Goharpey, F.; Nazockdast, H.; Katbab A. A., *Polym. Eng. Sci.* **2004**, *45*, 84.
- [15] Ellul, M. D.; Tsou, A. H.; Hu, W. *Polymer* **2004**, *45*, 3351.
- [16] Duin, M. V. *Macromolecular Symposia*. **2006**, *233*, 11.
- [17] Naskar, K.; Noordermeer, J. W. M. *J. Appl. Polym. Sci.* **2006**, *100*, 3877.
- [18] Lei, C.; Huang, X.; Ma, F. *Polym. Advan. Technol.* **2007**, *18*, 999.
- [19] George, S.; Ramamurthy, K.; Anand, J.S.; Groeninckx, G.; Varughese, K. T. *Polymer* **1999**, *40*, 4325.
- [20] George, S.; Varughese, K. T.; Thomas, S. *Polymer* **2000**, *41*, 5485.
- [21] Awang, M.; Ismail, H.; Hazizan, M. A. *Polym. Test.* **2007**, *26*, 779.
- [22] Nakason, C.; Wannavilai, P.; Kaesaman, A. *Polym. Test.* **2006**, *25*, 34.
- [23] Thitithammawong, A.; Nakason, C.; Sahakaro, K.; Noordermeer, J. W. M. *Eur. Polym. J.* **2007**, *43*, 4008.
- [24] Varghese, S.; Alex, R.; Kuriakose, B. *J. Appl. Polym. Sci.* **2004**, *92*, 2063.
- [25] Kuriakose, B.; De, S. K., Bhagawan, S. S.; Sivaramkishnan, R.; Athithan, S. K. *J. Appl. Polym. Sci.* **1986**, *32*, 5509.
- [26] Kuriakose, B.; De, S. K., *Polym. Eng. Sci.* **1985**, *25*, 630.
- [27] Thitithammawong, A.; Nakason, C.; Sahakaro, K.; Noordermeer, J. *Polym. Test.* **2007**, *26*, 537.
- [28] Nakason, C.; Saiwari, S.; Kaesaman, A. *Polym. Test.* **2006**, *25*, 413.
- [29] George, S.; Ramamurthy, K.; Anand, J. S.; Groeninckx, G.; Varughese, K.T.; Thomas, S. *Polymer* **1999**, *40*, 4325.

Effect of fiber length on mechanical properties of NR/PP/jute fiber composites

V. Tanrattanakul^{1,2}, K. Kosonmetee¹, and P. Laokijcharoen³

¹*Polymer Science Program, Faculty of Science, Prince of Songkla University, Hatyai, Songkla, 90112, Thailand*

²*Bioplastic Research Unit, Prince of Songkla University, Songkla*

³*National Metal and Materials Technology Center, 114 Thailand Science Park, Paholyothin Rd., Pathumthani, 12120, Thailand*

Email: varaporn.t@psu.ac.th

Introduction. Fiber reinforced composites have been used for a long time. Normally these fibers are synthetic i.e. glass fiber, carbon fiber and Kevlar® fiber. Polymer matrices are plastic and rubber. Recently, interest in “green” polymer composites are increasing. Industrial applications have been focused on the utilization of natural fibers. Various natural fibers have been reported by many researchers in order to prepare polypropylene composites, i.e. flax fiber [1,2], sisal fiber [3-5], wood fiber [6,7], bamboo fiber [8], oil palm fiber [9], aspen fiber [10], hemp fiber [11], kudzu fiber [12], kenaf fiber [13], bagasse [13] and jute fiber [14-20]. These natural fibers were also used in natural rubber composites, i.e. sisal fiber [21-22], bamboo fiber [23-24], oil palm fiber [25-26], coir fiber [27], isora fiber [28], paper sludge [29] and jute fiber [30]. Wood fiber was added into PP/EPDM blend [6]. There were a few articles reporting on polymer composites prepared from polypropylene (PP), natural rubber (NR) and natural fiber. Thermoplastic natural rubber composites prepared from polyethylene/natural rubber blend containing silk fiber has been reported recently [31-32]. The objective of this work was to observe the effect of jute fiber length on mechanical properties of thermoplastic vulcanizate prepared from polypropylene blended with natural rubber.

Method. PP (EL-Pro®P341s) and NR (STR5 CV60) were blended in an internal mixer (Brabender® Mixer 350E) at 180 °C for 5 min at the rotor speed of 60 rpm. Phenolic resin (Schenectady® SP 1045), zinc oxide and stearic acid were added for 8, 5 and 2 phr respectively based on NR content. The blend ratio was 50/50 wt/wt of PP/NR. Jute fiber was kindly supplied by NEP Public Co. Ltd., Thailand. Three fiber lengths were employed: 1, 3 and 6 cm. Fiber concentration was 10 and 30 wt% based on polymer weight. Fiber bundles were treated with 20 wt% NaOH aqueous solution at room temperature for 1 h followed by washing with distilled water until neutralization (pH ≈ 7) observed by pH meter and dried in a vacuum oven prior to using. Polypropylene grafted with maleic anhydride (Exxelor® PO1020) kindly supplied by Global Connection Public Co. Ltd., Thailand, was used as the compatibilizer (1 phr based on polymer content). Testing specimens were prepared by compression molding. Tensile testing (ASTM D412C) and tear testing (ASTM D624C) were carried out at the speed of 50 mm/min. Tensile impact testing was performed according to ASTM D1822. Thermal ageing resistance was tested at 70 °C for 7 days in a gear oven. Eight specimens were tested for every sample. Swelling was tested at 30 °C for 72 h with toluene and for 168 h with IRM 903 oil and engine oil. Degree of swelling was calculated from a change in weight after and before swelling divided by weight before swelling. Hardness (shore A) was tested according to ASTM D2240.

Mechanical properties of composite. The blended PP/NR in the present study behaved as thermoplastic elastomer. Therefore, the blend was referred as thermoplastic vulcanizate (TPV). Stress-strain curves of TPV and TPV composites were showed in Fig. 1 and 2 and tensile properties were described in Table 1. All samples exhibited ductile fracture.

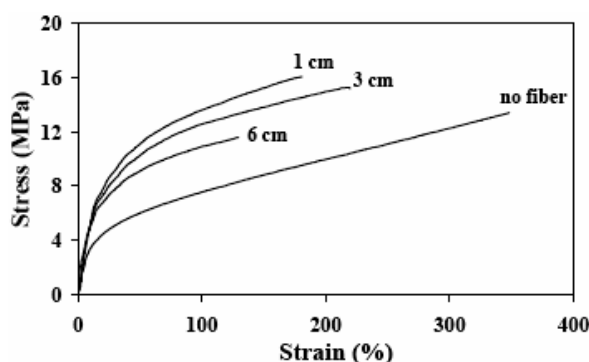


Fig. 1. Stress-strain curves of TPV composites containing 10 wt% of jute fiber.

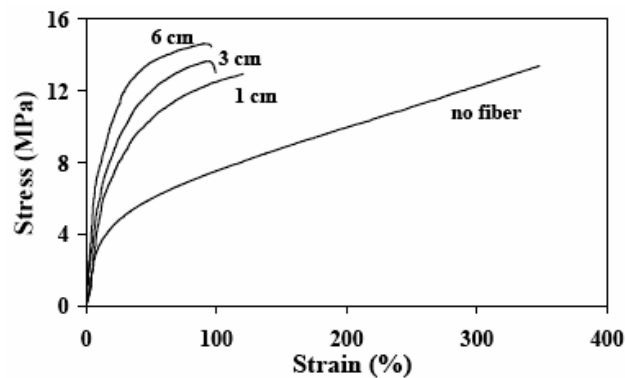


Fig. 2. Stress-strain curves of TPV composites containing 30 wt% of jute fiber.

Table 1. Tensile properties of TPV composites containing jute fiber

Fiber length (cm)	Fiber content (wt%)	E (MPa)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)
-	-	36.0±2.4	14.6±0.5	397±31
1	10	50.8±9.1	13.7±2.0	187±7
	30	57.3±5.6	11.3±1.1	130±19
3	10	52.8±10.8	14.7±1.1	219±5
	30	67.7±10.1	13.6±1.7	114±6
6	10	54.8±9.3	9.6±1.5	128±4
	30	81.5±17.2	12.3±1.3	98±11

Addition of jute fiber increased modulus (E) but decreased stress at break (σ_b) and elongation at break (ϵ_b) of the blends. Changes in these tensile properties increased with increasing fiber content. Modulus increased with increasing fiber length. In contrast, elongation at break decreased with increasing fiber length. There seemed to be insignificant changes in stress at break with fiber length. Yield stress of TPV composites was much higher than that of TPV and yield strain of all samples was in the same range. Due to limitation of space, it was unable to show yield stress and yield strain in Table 1. Usually, the purpose of making polymer composites is to increase modulus, strength and/or impact strength. Moreover, elongation at break of the composites is generally shorter than that of the polymer without fiber and most articles did not report on elongation at break. High stress at break and strain hardening behavior of TPV came from characteristics of vulcanized NR. The tensile properties indicated that the prepared TPV composite from blended PP/NR with jute fiber was successful. The effect of fiber length and fiber content in the present study agreed with composite theories. Parameters influencing the mechanical properties of short fiber-polymer composites included fiber dispersion, fiber-matrix adhesion, fiber length (aspect ratio) and fiber content. It was difficult to identify the best fiber length for the present composites based on only tensile properties. For that reason, tear and impact resistance were investigated. Table 2 represented other mechanical properties.

Table 2. Tear strength, tensile impact strength and hardness of TPV composite containing jute fiber

Fiber length (cm)	Fiber content (wt%)	Tear Strength (N/mm)	Tensile Impact Strength (kJ/m ²)	Hardness (Shore A)
-	-	85.17 ± 2.46	no break	87.0 ± 1.0
1	10	86.75 ± 3.19	no break	94.6 ± 1.5
	30	77.89 ± 3.70	240.33 ± 26.68	96.0 ± 0.7
3	10	87.42 ± 3.06	no break	95.8 ± 1.3
	30	80.46 ± 3.26	220.16 ± 17.50	96.2 ± 0.5
6	10	80.43 ± 2.68	200.95 ± 50.35	94.0 ± 0.7
	30	62.01 ± 5.74	175.12 ± 12.10	92.0 ± 2.4

Tear strength decreased with increasing fiber content for all fiber lengths. For the composites containing 10% fiber content, the 6 cm-length fiber decreased tear strength of TPV whereas the other two fibers slightly increased this property. All composites containing 30% fiber showed lower tear strength comparing to TPV. Unfortunately, notched Izod and notched Charpy impact testing were unable to break the specimens due to the provided hammer was too small for TPV composites. Therefore, tensile impact testing was carried out to differentiate these TPV composites. Only two samples did not break during testing, suggesting more energy absorption. As a result, TPV composites containing 10 % of 1 cm- and 3 cm-length fibers were better than the others. Hardness of all samples was in the same range and higher than that of TPV. Regarding to tensile properties and impact strength, the TPV composite containing 10% of 3 cm-length fibers became the best composite among the present composites.

Changes in tensile strength (stress at break) and elongation at break after thermal ageing were shown in Fig. 3 and 4 respectively. Changes in tensile strength exhibited various results whereas changes in elongation at break exhibited no significant differences. In Fig. 3, more changes were derived from samples containing 30% fiber content for all fiber lengths.

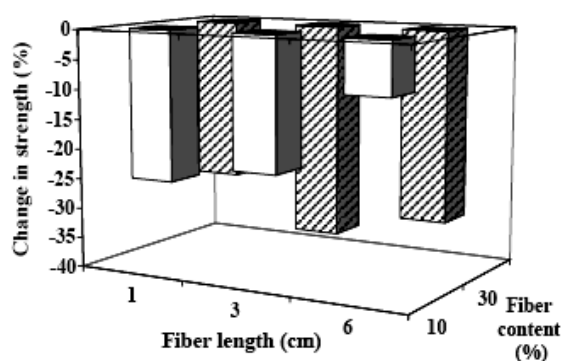


Fig. 3. Changes in tensile strength of TPV composites after thermal ageing.

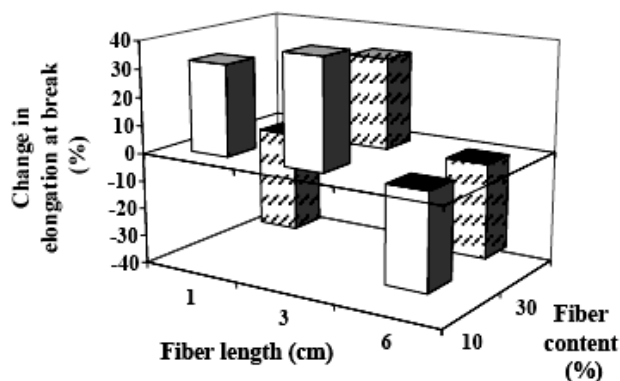


Fig. 4. Changes in elongation at break of TPV composites after thermal ageing.

Swelling behavior of composites. Toluene, IRM903 oil and engine oil were selected for testing of swelling resistance of TPV composites. Because toluene is a good solvent of NR, swelling in toluene was tested in shorter time than those tested in oils. Degree of swelling of every sample was listed in Table 3. These values were an average value taking from two specimens. One more specimen of every sample is in the process of testing in order to calculate standard deviation. TPV composites showed lower degree of swelling than TPV because of lesser polymer component in the TPV composites. Resistance in two oils was more enhanced than in toluene. No significant effect of fiber length and fiber content on degree of swelling was observed.

Table 3. Swelling behavior of TPV composites containing jute fiber.

Fiber length (cm)	Fiber content (wt%)	Degree of swelling (%)		
		Toluene	IRM 903 oil	Engine oil
-	-	135.51	101.77	27.11
1	10	103.93	48.88	20.63
	30	108.26	46.91	14.68
3	10	115.96	52.8	17.37
	30	101.86	42.2	19.68
6	10	118.77	46.72	11.11
	30	76.06	39.2	18.52

Conclusion. We were successful in preparing thermoplastic vulcanizate composites from blended PP/NR with jute fiber. Effect of fiber length on tensile properties and tensile impact strength was established. The fiber length of 1 and 3 cm yielded better mechanical properties than the 6 cm-length fiber. The 10% fiber content was better. The 6 cm-length fiber may agglomerate during mixing. The higher fiber content may augment agglomeration and entanglement of fiber, causing in lower elongation at break and tensile impact strength.

Acknowledgements

We acknowledge the financial support from National Science and Technology Development Agency (TGIST Scholarship) and the Graduate School of Prince of Songkla University. We would like to thank NEP Public Co. Ltd. and Global Connection Public Co. Ltd. for their chemicals support.

References:

- [1] Arbelaiz, A.; Fernandez, B.; Ramos, J. A.; Retegi, A.; Llano-Ponte, R.; Mondragon, I. . *Comp. Sci. Technol.* **2005**, *65*, 1582.
- [2] Arbelaiz, A.; Fernandez, B.; Cantero, G.; Llano-Ponte, R.; Valea, A.; Mondragon, I. . *Composites A.* **2005**, *36A*, 1637.
- [3] Albano, C.; Reyes, J.; Ichazo, M.; Gonzalez, J.; Brito, M.; Moronta, D. *Polym. Degrad. Stab.* **2002**, *76*, 191.
- [4] Joseph, P. V.; Mathew, G.; Joseph, K.; Thomas, S.; Pradeep, P. *J. Appl. Polym. Sci.* **2003**, *88*, 602.
- [5] Joseph, P. V.; Joseph, K.; Thomas, S.; Pillai, C. K. S.; Prasad, V. S.; Groeninckx, G.; Sarkissova, M. *Composites A.* **2003**, *34A*, 253.
- [6] Czvikovszky, T. *Radiat. Phys. Chem.* **1996**, *47*, 425.
- [7] Karimi, A.; Nazari, S.; Ghasemi, I.; Tajvidi, M.; Ebrahimi, G. *J. Appl. Polym. Sci.* **2006**, *102*, 4759.
- [8] Chen, X.; Guo, Q.; Mi, Y. *J. Appl. Polym. Sci.* **1998**, *69*, 1891.
- [9] Abu-Sharkh, B. F.; Hamid, H. *Polym. Degrad. Stab.* **2004**, *85*, 967.
- [10] Xue, Y.; Veazie, D. R.; Glinsey, C.; Horstemeyer, M. F.; Rowell R. M. *Composites B.* **2007**, *38B*, 152.
- [11] Pracella, M.; Chionna, D.; Anguillesi, I.; Kulinski, Z.; Piorowska, E. *Comp. Sci. Tech.* **2006**, *66*, 2218.
- [12] Luo, X.; Benson, R. S.; Kit, K. M.; Dever, M. *J. Appl. Polym. Sci.* **2002**, *85*, 1961.
- [13] Shibata, S.; Cao, Y.; Fukumoto, I. *J. Appl. Polym. Sci.* **2006**, *100*, 911.
- [14] Karmaker, A. C.; Youngquist, J. A.; *J. Appl. Polym. Sci.* **1996**, *62*, 1147.
- [15] Gassan, J.; Bledzki, A. *Com.:Part A.* **1997**, *28A*, 1001.
- [16] Rana, A. K.; Mandal, A., Bandyopadhyay, S. *Comp. Sci. Technol.* **2003**, *63*, 801.
- [17] Chand, N.; Dwivedi, U. K. *Wear.* **2006**, *261*, 1057.
- [18] Doan, T.-T.-L.; Gao, S.-L.; Mäder, E.; *Comp. Sci. Technol.* **2006**, *66*, 952.
- [19] Acha, B. A.; Reboredo, M. M.; Marcovich, N. E.; *Comp.: Part A.* **2007**, *38*, 1507.
- [20] Hong, C. K.; Hwang, I.; Kim, N.; Park, D. H.; Hwang, B. S.; Nah, C. *J. Appl. Polym. Sci.* **2008**, *14*, 71.
- [21] Varghese, S.; Kuriakose, B.; Thomas, S. *J. Appl. Polym. Sci.* **1994**, *53*, 1051.
- [22] Martins, M. A.; Mottoso, L. H. C. *J. Appl. Polym. Sci.* **2004**, *91*, 670.
- [23] Ismail, H.; Shuhelmy, S.; Edyham, M. R. *Eur. Polym. J.* **2002**, *38*, 39.
- [24] Ismail, H.; Edyham, M. R.; Wirijosentono, B. *Polym. Test.* **2002**, *21*, 139.

- [25] Ismail, H.; Rosnah, N.; Rozman, H. D. *Eur. Polym. J.* **1997**, *33*, 1231.
- [26] Ismail, H.; Rosnah, N.; Rozman, H. D. *Polym.* **1997**, *38*, 4059.
- [27] Geethamma, V. G.; Joseph, R.; Thomas, S. *J. Appl. Polym. Sci.* **1995**, *55*, 583.
- [28] Mathew, L.; Joseph, K. U.; Joseph, R. *Bull. Mater. Sci.* **2006**, *29*, 91.
- [29] Ismail, H.; Rusli, A.; Rashid, A. A. *Polym. Test.* **2005**, *24*, 856.
- [30] Murty, V. M.; De, S. K. *J. Appl. Polym. Sci.* **1982**, *27*, 4611.
- [31] Akhtar, S.; De, P. P.; De, S. K. *J. Appl. Polym. Sci.* **1986**, *32*, 5123.
- [32] Abdelmouleh, M.; Boufi, S.; Belgacem, M. N.; Dufresne, A. *Comp. Sci Technol.* **2007**, *67*, 1627.

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ สกุล	นางสาวเกศินี โกศลเมธี	
รหัสประจำตัวนักศึกษา	4910220019	
วุฒิการศึกษา		
วุฒิ	ชื่อสถาบัน	ปีที่สำเร็จการศึกษา
วิทยาศาสตร์บัณฑิต (ศึกษาศาสตร์)	มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์	2549

ทุนการศึกษา (ที่ได้รับในระหว่างการศึกษา)

ทุนโครงการสถาบันบัณฑิตวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีไทย (TGIST) สัญญาเลขที่ TG-33-18-49-045M สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ (NSTDA)

การตีพิมพ์เผยแพร่ผลงาน

เกศินี โกศลเมธี วราภรณ์ ตันรัตนกุล และภาสรี เล้ากิจเจริญ. 2551. เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์เซต เตรียมจากพอลิโพรพิลีนผสมกับยางธรรมชาติ: อิทธิพลของระบบวัลคาไนซ์ต่อสมบัติเชิงกล. บทความย่อจาก การประชุมเสนอผลงานวิจัยระดับบัณฑิตศึกษาแห่งชาติ ครั้งที่ 9. มหาวิทยาลัยบูรพา, 14 -15 มีนาคม 2551. หน้า 130.

Kosonmetee, K., Laokijcharoen, P. and Tanrattanakul, V. 2551. Effect of Phenolic Resin on Polypropylene/Natural Rubber Blend. Proceeding of the 42nd IUPAC World Polymer Congress ("Macro 2008"). Taipei International Convention Center, June 29 – July 4, 2008. pp. 89.

Tanrattanakul, V., Kosonmetee, K. and Laokijcharoen, P. 2551. Effect of fiber length on mechanical properties of NR/PP/jute fiber composites. Proceeding of the 42nd IUPAC World Polymer Congress ("Macro 2008"). Taipei International Convention Center, June 29 – July 4, 2008. pp. 87.