



การเตรียมโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ธรรมชาติ



โดย
นายเจตริน เจริญตา

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิทยาการและวิศวกรรมพอลิเมอร์ แผน ก แบบ ก 2 ระดับปริญญามหาบัณฑิต

ภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร

ปีการศึกษา 2562

ลิขสิทธิ์ของบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร

การเตรียมโพลีเมอร์โพลีพลาสติกกัวลาโนเซท จากพอลิเมอร์ธรรมชาติ



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิทยาการและวิศวกรรมพอลิเมอร์ แผน ก แบบ ก 2 ระดับปริญญามหาบัณฑิต

ภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร

ปีการศึกษา 2562

ลิขสิทธิ์ของบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร

BIO-BASED THERMOPLASTIC VULCANIZATE FOAM



By

MR. Jedtarin CHAROENTA

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements
for Master of Engineering (POLYMER SCIENCE AND ENGINEERING)

Department of MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

Graduate School, Silpakorn University

Academic Year 2019

Copyright of Graduate School, Silpakorn University

หัวข้อ	การเตรียมโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์จากพอลิเมอร์ธรรมชาติ
โดย	เจตริน เจริญตา
สาขาวิชา	วิทยาการและวิศวกรรมพอลิเมอร์ แผนก ก แบบ ก 2 ระดับปริญญา มหาบัณฑิต
อาจารย์ที่ปรึกษาหลัก	ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. จันทร์ฉาย ทองปิ่น

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศิลปากร ได้รับพิจารณาอนุมัติให้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา
ตามหลักสูตรวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

	คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย
(รองศาสตราจารย์ ดร.จุไรรัตน์ นันทานิช)	
พิจารณาเห็นชอบโดย	
	ประธานกรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สุดศิริ เหมศรี)	
	อาจารย์ที่ปรึกษาหลัก
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.จันทร์ฉาย ทองปิ่น)	
	ผู้ทรงคุณวุฒิภายใน
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.บุศรินทร์ เหมะปะบุตร)	
	ผู้ทรงคุณวุฒิภายนอก
(รองศาสตราจารย์ ดร.สมเจตน์ พัทธพันธ์)	

60402204 : วิทยาการและวิศวกรรมพอลิเมอร์ แผน ก แบบ ก 2 ระดับปริญญาโท

คำสำคัญ : เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์, ยางธรรมชาติ, พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต, โฟม

นาย เจริญ เจริญตา: การเตรียมโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ จากพอลิเมอร์ธรรมชาติ
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ : ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. จันทร์ฉาย ทองปิ่น

งานวิจัยนี้มีจุดประสงค์เพื่อศึกษาพอลิเมอร์ผสม NR/PBS ที่เตรียมแบบไดนามิกวัลคาไนซ์ขึ้น ศึกษาการเตรียมโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ และศึกษาอิทธิพลของนาโนซิลิกาที่ส่งผลต่อโฟม NR/PBS TPV โดยงานวิจัยนี้แบ่งออกเป็น 4 ตอนดังนี้ ตอนที่ 1 ทำการผสม NR กับ PBS ด้วยเครื่องผสมแบบปิด (Internal mixer) ผ่านกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์ขึ้น โดยสัดส่วนการผสม NR/PBS ได้แก่ 20/80, 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ผลการศึกษาสัณฐานวิทยาพบว่าอัตราส่วน NR ที่ 20-50 %wt ภูมิภาค NR กระจายอยู่ในภูมิภาค PBS เมื่อ NR สูงขึ้น 60-80 %wt ภูมิภาค NR เกิดการเกาะกลุ่มกันเป็นภูมิภาคที่ใหญ่และต่อเนื่องมากขึ้น พิจารณาสสมบัติการดึงยึด ค่ามอดูลัสและความต้านทานต่อแรงดึงมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณสัดส่วนของ PBS และ Tension set มีค่าลดลงเมื่อสัดส่วน NR เพิ่มขึ้น ตอนที่ 2 ศึกษาผลของความเร็รรอบผสมที่ส่งผลต่อ NR/PBS TPV ด้วยเครื่องผสมแบบปิด (Internal mixer) ที่ความเร็รรอบในการผสม 90, 100 และ 120 rpm ตามลำดับ ผลการทดสอบพบว่าเมื่อความเร็รรอบผสมเพิ่มขึ้นส่งผลให้ภูมิภาค NR เกิดการเชื่อมขวางเร็วขึ้น ค่ามอดูลัสและความต้านทานต่อแรงดึงมีค่าลดลง ตอนที่ 3 ศึกษาการเตรียมโฟม NR/PBS TPV ผลการทดลองพบว่า ลักษณะสัณฐานวิทยาของโฟม NR/PBS TPV มีลักษณะเป็นเซลล์ปิด รูปร่างกลม โดยขนาดเซลล์โฟมมีขนาดเล็ก และปริมาณเซลล์โฟมเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณ NR เนื่องจาก NR ที่เพิ่มขึ้นทำให้ผนังเซลล์โฟมมีความแข็งแรงขณะเกิดฟองภายในงาน พิจารณาสสมบัติการดึงยึดพบว่า ค่ามอดูลัสและความต้านทานต่อแรงดึงมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณสัดส่วนของ PBS และค่าความสามารถในการคืนตัวกลับหลังได้รับแรงกดอัด สามารถคืนตัวกลับได้มากขึ้นเมื่อสัดส่วน NR เพิ่มขึ้น ตอนที่ 4 ศึกษาอิทธิพลของนาโนซิลิกาที่ส่งผลต่อการเกิดเซลล์โฟม NR/PBS TPV ผลการทดลองพบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณนาโนซิลิกาส่งผลให้ขนาดเซลล์โฟมมีขนาดเล็ก และปริมาณของเซลล์โฟมเพิ่มมากขึ้น เมื่อพิจารณาสสมบัติการดึงยึดพบว่าค่ามอดูลัสและความต้านทานต่อแรงดึงมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณนาโนซิลิกา

60402204 : Major (POLYMER SCIENCE AND ENGINEERING)

Keyword : Thermoplastic vulcanisate, Natural rubber, Polybutylene succinate, foam

MR. JEDTARIN CHAROENTA : BIO-BASED THERMOPLASTIC VULCANIZATE

FOAM THESIS ADVISOR : ASSISTANT PROFESSOR CHANCHAI THONGPIN

This research is aimed to study dynamic vulcanizates blends, prepare bio-based thermoplastic vulcanization foam and TPV/nano silica foam based on the blend of NR/PBS. In this research have into 4 main section. First, prepare NR/PBS TPV from melt blending, with various blend ratios of 20/80, 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 and 80/20 % by weight. During melt mixing, vulcanization of rubber phase occurred and is called as dynamic vulcanization. The results showed that at every NR/PBS ratio show dispersed NR domains in continuous PBS. In term of tensile strength and modulus of TPVs were increased with PBS contents. Tension set was decreased with NR content. Part 2 prepare NR/PBS TPV, with various rotor speed of 90, 100 and 120 rpm. During melt mixing, vulcanization of rubber phase occurred and is called as dynamic vulcanization. The results showed that at every rotor speed show tensile strength and modulus of TPVs were decrease with high rotor speed. Part 3, prepare NR/PBS TPV foam have been compounded with OBSH is foaming agent. It was observed that the cell size was decreased when NR content increased. Tensile strength and modulus of NR/PBS foams increased with PBS content which resulted from the higher tensile properties of PBS than NR. Compression set of NR/PBS foams decreased with increase in NR content. Finally, the effect of nano silica on TPV foam was studied. 1, 3 and 6 phr of nano silica and foaming agent were added in TPV based on NR/PBS. The resulted show increase of number of bubbles per volume of foam and decreased cell size with increase in nano silica content. In term of tensile properties, tensile strength and modulus were increased with nano silica contents. Compression set of NR/PBS/nano silica foams decreased with increase in nano silica content.

กิตติกรรมประกาศ

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. จันทร์ฉาย ทองปิ่น อาจารย์ที่ปรึกษา ที่คอยแนะนำและให้คำปรึกษา ในการดำเนินงานวิจัย ชี้แนะแนวทางในการวิเคราะห์ผลการทดลอง ตลอดจนการตรวจสอบวิทยานิพนธ์ ฉบับนี้เพื่อให้ความถูกต้องอย่างละเอียดจนสามารถทำวิทยานิพนธ์สำเร็จได้อย่างสมบูรณ์ ตลอดจนอบรมสั่งสอน อดทนและดูแลผู้วิจัยด้วยความปรารถนาดี ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณในความเมตตาเป็นอย่างสูงไว้ ณ โอกาสนี้

ขอขอบคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สุตศิริ เหมศรี, ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. บุศรินทร์ เหมชะปะบุตร และรองศาสตราจารย์ ดร.สมเจตน์ พัทธพันธ์ ที่สละเวลาในการตรวจสอบและแนะนำแก้ไขข้อบกพร่องต่าง ๆ ในการสอบวิทยานิพนธ์ เพื่อนำมาปรับปรุงงานวิจัยให้ดียิ่งขึ้น

ขอขอบคุณคณาจารย์ภาควิชาวิทยาการ และวิศวกรรมวัสดุทุกท่านที่คอยอบรมสั่งสอนให้ความรู้ ตลอดจนแนะนำต่าง ๆ ขอขอบคุณคุณพินิจ เจียรละลึก และคุณไพโรจน์ ตั้งศุภรัชช นักวิทยาศาสตร์และวิศวกร ประจำภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ ผู้ให้ความช่วยเหลือและแนะนำการใช้เครื่องมือต่าง ๆ ตลอดจน เจ้าหน้าที่ประจำภาควิชาฯ ที่ให้ความช่วยเหลือในด้านเอกสาร และการติดต่อประสานงานระหว่างดำเนินงานวิจัย

ข้าพเจ้าขอขอบคุณภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยศิลปากร และศูนย์ความเป็นเลิศแห่งชาติด้านปิโตรเลียม ปิโตรเคมีและวัสดุขั้นสูง (PETROMAT) ที่เปิดโอกาสและให้ความช่วยเหลือทุนสนับสนุนงานวิจัย และทุนนำเสนองาน

สุดท้ายนี้ผู้วิจัยขอขอบพระคุณบิดา มารดา และญาติพี่น้อง รวมทั้งเพื่อน พี่และน้องนักศึกษา ภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ ที่คอยช่วยเหลือและเป็นกำลังใจในการทำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จ ลุล่วงไปด้วยดี

เจตริน เจริญตา

สารบัญ

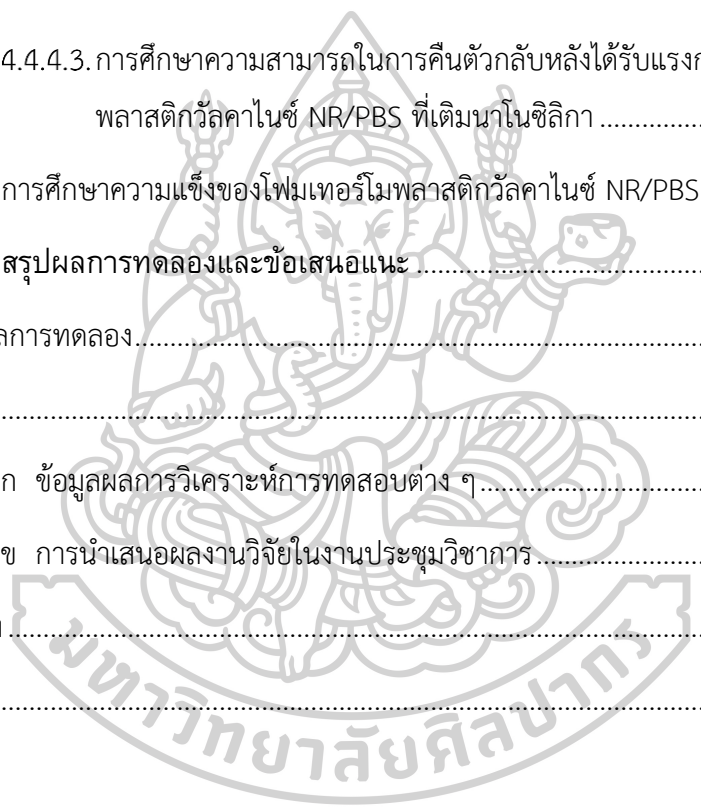
	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ฅ
สารบัญรูปภาพ.....	ฉุ
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1. ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา	1
1.2. วัตถุประสงค์ของการวิจัย.....	2
1.3. ขอบเขตของการวิจัย.....	3
1.4. ขั้นตอนในการดำเนินงานวิจัย	3
1.5. ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากผลงานวิจัย.....	6
บทที่ 2 เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	7
2.1. ยางธรรมชาติ (Natural rubber; NR) [1, 2].....	7
2.1.1. น้ำยางข้น [3, 4].....	8
2.1.2. ยางแห้ง [5].....	9
2.1.2.1. ยางแผ่น [5, 6].....	9
2.1.2.2. ยางเครฟ [6].....	10
2.1.2.3. ยางแท่ง [2, 6].....	10
2.1.3. สมบัติของยางธรรมชาติ [7, 8].....	12
2.1.4. กระบวนการวัลคาไนเซชัน (Vulcanization process) [9].....	14

2.1.4.1. การเชื่อมขวางด้วยกำมะถัน (Sulphur) และธาตุที่คล้ายกำมะถัน.....	14
2.1.4.2. การเชื่อมขวางด้วยสารที่ไม่ใช่กำมะถัน (Non-sulphur Vulcanization).....	15
2.2. พอลิบิวทีลีนซัคซิเนต (Polybutylene succinate; PBS) [16, 17].....	16
2.2.1. การสังเคราะห์ พอลิบิวทีลีนซัคซิเนต (Polybutylene succinate; PBS).....	17
2.3. เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ (Thermoplastic elastomers; TPEs)	19
2.3.1. บล็อกโคพอลิเมอร์ (Block copolymer) [21]	20
2.3.2. พอลิเมอร์ผสมระหว่างยางกับพอลิโอเลฟินส์ [22].....	20
2.4. เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต (Thermoplastic vulcanizates; TPVs) [23].....	21
2.4.1. กระบวนการเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต [24].....	21
2.4.2. ลักษณะพื้นฐานของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต.....	22
2.5. นาโนซิลิกา [27-29].....	23
2.5.1. สังเคราะห์โดยการให้ความร้อน (thermal route).....	23
2.5.2. สังเคราะห์โดยวิธีเปียก (wet route).....	23
2.5.3. สังเคราะห์โดยวิธีซิลิกาโซล (silica sols) หรือที่เรียกว่า colloidal silica.....	24
2.6. โฟม (Foam) [31].....	24
2.6.1. ประเภทของโฟม [31].....	25
2.6.2. ประเภทของโฟมจำแนกตามลักษณะของเซลล์โฟม	25
2.6.2.1. โฟมเซลล์เปิด (Open-Cell Foam)	25
2.6.2.2. โฟมเซลล์ปิด (Closed-Cell Foam).....	25
2.6.3. ประเภทของโฟมจำแนกตามลักษณะทางกายภาพ	26
2.6.3.1. โฟมยืดหยุ่น (Flexible Foam).....	26
2.6.3.2. โฟมชนิดแข็ง (Rigid Foam)	26
2.6.4. ประเภทของโฟมจำแนกตามประเภทของพลาสติก.....	26
2.6.4.1. โฟมเทอร์โมเซต (Thermoset foam).....	26

2.6.4.2. โฟมเทอร์โมพลาสติก (Thermoplastic Foam)	26
2.6.5. กระบวนการการเกิดโฟม (Foam Formation)	26
2.6.6. ประโยชน์และการใช้งานของโฟมพลาสติก	29
2.7. งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	29
บทที่ 3 วิธีดำเนินงานวิจัย	43
3.1. วัสดุ และสารเคมีที่ใช้ในงานวิจัย	43
3.2. เครื่องมือ และอุปกรณ์	44
3.3. วิธีการดำเนินงานวิจัย	45
3.4. การศึกษาสมบัติต่างๆของพอลิเมอร์	52
บทที่ 4 ผลการทดลองและวิจารณ์ผลการทดลอง	55
4.1. ตอนที่ 1 การศึกษาเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชันของ ยางธรรมชาติ (NR) ผสมพอลิบิวทิลีนซัค ซิเนต (PBS) (NR/PBS TPV)	55
4.1.1. ผลของการ masticate ต่อ Mooney viscosity ของยางธรรมชาติ STR 5L	56
4.1.2. การศึกษาพฤติกรรมการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน PBS/NR	57
4.1.3. การศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS	58
4.1.4. สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS	62
4.1.4.1. สมบัติการดึงยึดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS	62
4.1.4.2. สมบัติการฉีกขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS	66
4.1.4.3. ความสามารถในการคืนตัวหลังปลดแรงในแนวดึงยึด (Tension set)	68
4.1.5. ศึกษาพฤติกรรมการเกิดผลึกของ PBS ในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS	69
4.2. ตอนที่ 2 อิทธิพลของความเร็วรอบในการผสมที่มีต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS	75
4.2.1. การศึกษาพฤติกรรมการหลอมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน PBS/NR ที่ความเร็วใน การผสม 90, 100 และ 120 rpm	75

4.2.2. ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบในการผสมแตกต่างกันคือ 90, 100 และ 120 rpm	76
4.2.3. สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกัน .	79
4.2.3.1. สมบัติดึงยึดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกัน	79
4.3. ตอนที่ 3 การเตรียมโพลีเมอร์จากการผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซีซีเนต (NR/PBS) ที่มีสัดส่วนการผสมแตกต่างกัน	84
4.3.1. ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	84
4.3.1.1. ขนาดเซลล์โพลีเมอร์ (cell size) และปริมาณความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์ (cell density)	86
4.3.1.2. ความหนาแน่น (Density) ของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ..	89
4.3.2. สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	90
4.3.2.1. สมบัติการดึงยึดของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	90
4.3.2.2. สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาดของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	95
4.3.2.3. ศึกษาความสามารถในการคืนตัวกลับหลังได้รับแรงกดอัดของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	96
4.3.3. การศึกษาการเกิดผลึกของ PBS ในโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	97
4.3.4. ศึกษาความแข็งแรงที่ผิวของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	102
4.4. ตอนที่ 4 การศึกษาอิทธิพลของนาโนซิลิกาที่ส่งผลต่อการเกิดเซลล์โพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	103
4.4.1. ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน	103
4.4.2. ปริมาณความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์ (cell density) ของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา	110

4.4.3. ความหนาแน่น (Density) ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์ไพลอสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา	111
4.4.4. สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา.....	111
4.4.4.1. สมบัติการดึงยึดของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์ไพลอสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา	112
4.4.4.2. การศึกษาสมบัติการฉีกขาดของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์ไพลอสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา.....	117
4.4.4.3. การศึกษาความสามารถในการคืนตัวกลับหลังได้รับแรงกดอัดของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์ไพลอสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา	118
4.4.5. การศึกษาความแข็งของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์ไพลอสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา.	119
บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	121
5.1. สรุปผลการทดลอง.....	121
ภาคผนวก.....	123
ภาคผนวก ก ข้อมูลผลการวิเคราะห์การทดสอบต่าง ๆ.....	124
ภาคผนวก ข การนำเสนอผลงานวิจัยในงานประชุมวิชาการ.....	101
รายการอ้างอิง.....	116
ประวัติผู้เขียน.....	125



สารบัญตาราง

หน้า

ตารางที่ 1 แสดงสภาวะการขึ้นรูปที่อุณหภูมิและความดันที่แตกต่างกัน ของตัวอย่างโพลี PP-g-MA/WGRT อัตราส่วนผสม (50/50) [33].....	32
ตารางที่ 2 แสดงน้ำหนักโมเลกุลและคุณสมบัติทางความร้อนของ PLA1 และ PLA2 [36]	36
ตารางที่ 3 แสดงสัดส่วนผสมที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโพลี LDPE/silica นาโนคอมพอสิต [37].....	38
ตารางที่ 4 แสดงค่า Tensile strength at break, % Elongation at break และ Young's modulus ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	63
ตารางที่ 5 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 1.....	73
ตารางที่ 6 ค่าอุณหภูมิเกิดผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้น Cooling.....	74
ตารางที่ 7 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 2.....	74
ตารางที่ 8 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 1.....	101
ตารางที่ 9 ค่าอุณหภูมิเกิดผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอน Cooling.....	101
ตารางที่ 10 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 2.....	101

สารบัญรูปภาพ

	หน้า
รูปที่ 1 สูตรโครงสร้างของยางธรรมชาติ [2]	7
รูปที่ 2 ขั้นตอนการผลิตน้ำยางข้น	9
รูปที่ 3 ขั้นตอนการผลิตยางแผ่นรมควัน	10
รูปที่ 4 ขั้นตอนการผลิตยางแท่ง	12
รูปที่ 5 การเกิดพันธะเชื่อมโยงในโมเลกุลยาง [12]	15
รูปที่ 6 ตัวอย่างกลไกการเกิดอนุมูลอิสระของ Dicumyl peroxide (DCP) [15]	16
รูปที่ 7 โครงสร้างทางเคมีของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (Polybutylene succinate; PBS)	17
รูปที่ 8 ปฏิกริยาการสังเคราะห์ PBS [18]	17
รูปที่ 9 กระบวนการผลิตกรดซัคซินิก และ 1,4-บิวเทนไดออล จากผลิตภัณฑ์ทางปิโตรเคมี [18]	17
รูปที่ 10 กระบวนการผลิตกรดซัคซินิก และ 1,4-บิวเทนไดออล จากวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้ [18]	18
รูปที่ 11 ปฏิกริยาการสังเคราะห์กรดซัคซินิกและ1,4-บิวเทนไดออล จากกลูโคส [19].....	18
รูปที่ 12 กระบวนการเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท [24].....	22
รูปที่ 13 ลักษณะสัณฐานของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท [26]	23
รูปที่ 14 โครงสร้างของเซลล์โฟม (ก) เซลล์เปิด (ข) เซลล์ปิด [31].....	25
รูปที่ 15 กระบวนการเกิดนิวเคลียส (nucleation Process).....	27
รูปที่ 16 แสดงภาพ OM ของการเกิดโฟม LDPE ตั้งแต่ 5 วินาทีจนถึง 150 วินาที อธิบายการเปลี่ยน รูปของเซลล์โฟม จากเวลา 5 วินาทีจนถึง 150 วินาที [32]	30
รูปที่ 17 ภาพ SEM micrographs ของตัวอย่างโฟม PP-g-MA/WGRT ที่อุณหภูมิขึ้นรูปโฟมที่ แตกต่างกัน (a) 140 °C, (b) 145 °C, (c) 150 °C, (d) 154 °C. (Scale bar เป็น 50 ไมโครเมตร) [33].....	32

รูปที่ 18 แสดงภาพ SEM micrographs ของตัวอย่างโพลีเมอร์ PP-g-MA/WGRT ที่ความดันขึ้นรูปโพลีเมอร์ที่แตกต่างกัน (a) 10 MPa, (b) 14 MPa, (c) 16 MPa, (d) 18 MPa. (Scale bar เป็น 200 ไมโครเมตร) [33].....	33
รูปที่ 19 แสดงลักษณะเซลล์โพลีเมอร์ของ PBS ที่สภาวะการขึ้นรูปโพลีเมอร์ที่แตกต่างกัน [34]	34
รูปที่ 20 กราฟ Stress-strain ของ pure PBS และ ENR/PBS ที่อัตราส่วนผสมต่างๆ [35]	35
รูปที่ 21 แสดงการเปรียบเทียบขนาดของเซลล์โพลีเมอร์ระหว่าง PLA1 และ PLA2 ที่ผลิตในอุณหภูมิที่ต่างกัน [36].....	36
รูปที่ 22 ผลการศึกษาแสดงลักษณะการเปลี่ยนแปลงความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์ LDPE/silica นาโนคอมพอสิตเมื่อสัดส่วนซิลิกาที่แตกต่างกันได้แก่ 0, 1, 3, 6 และ 9 wt% ตามลำดับ [37]	38
รูปที่ 23 แสดงภาพ SEM ของเซลล์โพลีเมอร์ LDPE/silica นาโนคอมพอสิต ในอัตราส่วนผสม ซิลิกาที่แตกต่างกัน (ได้แก่ 0, 1, 3, 6 และ 9 wt%) ตามลำดับ [37]	39
รูปที่ 24 กราฟแท่งแสดงค่า Modulus ของ PLA, PLA/NR และ PLA/ENR ในอัตราส่วนการผสม 90/10, 80/20, 70/30 ตามลำดับ [38].....	40
รูปที่ 25 ภาพ SEM แสดงลักษณะสัณฐานของ PLA, PLA/NR และ PLA/ENR ในอัตราส่วนการผสม 90/10, 80/20, 70/30 ตามลำดับ [38]	40
รูปที่ 26 เปรียบเทียบปริมาณ blowing agent ที่แตกต่างกัน (a) 2.5 phr, (b) 5 phr และ (c) 10 phr [39]	41
รูปที่ 27 ผลของการเปลี่ยนอุณหภูมิขึ้นรูปโพลีเมอร์ PBS (a) T = 150 °C, (b) T = 155 °C, (c) T = 160 °C, (d) T = 165 °C และ (e) T = 170 °C [39]	41
รูปที่ 28 ผลของการเติม Nucleating agents (a) 0 parts of CaCO ₃ , (b) 2 parts of CaCO ₃ และ (c) 4 parts of CaCO ₃ [39].....	42
รูปที่ 29 โครงสร้างทางเคมีของยางธรรมชาติ	43
รูปที่ 30 โครงสร้างทางเคมีของ PBS	43
รูปที่ 31 โครงสร้างทางเคมีของ DCP	43
รูปที่ 32 การเตรียมยางคอมพาวด์ (Rubber Compound)	46
รูปที่ 33 การเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR กับ PBS	47

รูปที่ 34 การเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR กับ PBS.....	48
รูปที่ 35 การเตรียมโฟมผสมระหว่างยางธรรมชาติ (STR 5L) กับ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS).....	50
รูปที่ 36 การเตรียมโฟมผสมระหว่างยางธรรมชาติ (STR 5L) กับ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS) ที่มีกา เติม Nano silica.....	51
รูปที่ 37 Mooney viscosity ของยางธรรมชาติ STR 5L และยาง STR 5L ที่ผ่านการ Masticated เป็นเวลา 30 นาที.....	56
รูปที่ 38 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงบิด (Torque) และเวลาในการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัล คาไนเซท NR/PBS	57
รูปที่ 39 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เตรียมจากการหลอม ผสม และทำให้แตกหักในสภาวะเย็นยิ่งยวด (a) 20/80, (b) 30/70, (c) 40/60, (d) 50/50, (e) 60/40, (f) 70/30 และ (g) 80/20	60
รูปที่ 40 การกระจายตัวของขนาดอนุภาค NR บนวัฏภาค PBS ในสัดส่วนการผสม (a) 20/80, (b) 30/70, (c) 40/60, (d) 50/50, (e) 60/40, (f) 70/30 และ (g) 80/20.....	61
รูปที่ 41 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	62
รูปที่ 42 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	64
รูปที่ 43 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tensile strength at break ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	65
รูปที่ 44 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Elongation at Break ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	66
รูปที่ 45 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tear strength ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS.....	67
รูปที่ 46 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า %Tension set ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS	68
รูปที่ 47 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น First heating.....	70
รูปที่ 48 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น Cooling	71

รูปที่ 49 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น Second heating scans.....	72
รูปที่ 50 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงบิด (Torque) และเวลาในการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบ 90, 100 และ 120 rpm (a) NR/PBS: 50/50, (b) NR/PBS: 60/40, (c) NR/PBS: 70/30 และ (d) NR/PBS: 80/20.....	76
รูปที่ 51 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกันคือ 90, 100 และ 120 rpm.....	78
รูปที่ 52 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS (a) 50/50, (b) 60/40, (c) 70/30 และ (d) 80/20.....	79
รูปที่ 53 กราฟแห่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm.....	80
รูปที่ 54 กราฟแห่งเปรียบเทียบค่า Tensile strength ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm.....	81
รูปที่ 55 กราฟแห่งเปรียบเทียบค่า Elongation at break ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm.....	82
รูปที่ 56 แสดงกราฟ TGA ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm โดยยกตัวอย่างอัตราส่วนผสม NR/PBS ที่ 50/50.....	83
รูปที่ 57 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS (a) 50/50, (b) 60/40, (c) 70/30 และ (d) 80/20.....	86
รูปที่ 58 แสดงการกระจายตัวของขนาดเซลล์โพลีเมอร์ของโพลีเมอร์ NR/PBS ; (a) 50/50 (b) 60/40 (c) 70/30 และ (d) 80/20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก.....	87
รูปที่ 59 กราฟแห่งการเปรียบเทียบ Cell density (N_f) ของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS.....	88
รูปที่ 60 กราฟแห่งเปรียบเทียบ Density ของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS.....	89
รูปที่ 61 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS.....	91

รูปที่ 62 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS	92
รูปที่ 63 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tensile strength ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS	93
รูปที่ 64 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Elongation at break ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS.	94
รูปที่ 65 Tear strength โพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS	95
รูปที่ 66 กราฟแท่งเปรียบเทียบ Compression set โพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS....	96
รูปที่ 67 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS ชั้น First heating.....	98
รูปที่ 68 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS ชั้น Cooling	99
รูปที่ 69 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS ชั้น Second heating scans.....	100
รูปที่ 70 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Hardness โพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS	102
รูปที่ 71 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเซลล์โพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน ด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM) (ต่อหน้าถัดไป).....	105
รูปที่ 72 ขนาดเซลล์โพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS อัตราส่วนผสม 50/50 เติมนาโนซิลิกา (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr.....	107
รูปที่ 73 ขนาดเซลล์โพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS อัตราส่วนผสม 60/40 เติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr.....	108
รูปที่ 74 การกระจายตัวขนาดเซลล์โพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต (PET) ในเซต NR/PBS อัตราส่วนผสม 70/30 ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr.....	108

รูปที่ 75 การกระจายตัวขนาดเซลล์โฟมของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสม 80/20 ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่าง (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr.....	109
รูปที่ 76 กราฟแห่งแสดงการเปรียบเทียบ Cell density (N_f) ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr.....	110
รูปที่ 77 กราฟแห่งแสดงการเปรียบเทียบ Density ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr	111
รูปที่ 78 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา (a) NR/PBS 50/50 (b) NR/PBS 60/40 (c) NR/PBS 70/30 และ (d) NR/PBS 80/20.....	112
รูปที่ 79 กราฟแห่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr.....	113
รูปที่ 80 กราฟแห่งเปรียบเทียบค่า Tensile strength ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr.....	115
รูปที่ 81 กราฟแห่งเปรียบเทียบค่า Elongation at break ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr.....	116
รูปที่ 82 กราฟแห่งเปรียบเทียบค่า Tear strength ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr	117
รูปที่ 83 กราฟแห่งเปรียบเทียบค่า Compression set ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr.....	118
รูปที่ 84 กราฟแห่งเปรียบเทียบค่า Hardness ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr.....	119
รูปที่ 85 กราฟแห่งเปรียบเทียบค่า Tear strength ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr	99

บทที่ 1

บทนำ

1.1. ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

โฟม (Foam) เป็นวัสดุพอลิเมอร์ที่มีลักษณะฟูหรือขยายตัวใหญ่ มีฟองอากาศจำนวนมาก น้ำหนักเบา และนิ่ม ปัจจุบันมีการนำเอาวัสดุโฟมมาใช้เป็นผลิตภัณฑ์ต่าง ๆ ในชีวิตประจำวันเป็นจำนวนมาก ยกตัวอย่างเช่น ฟันรองเท้า เบาะที่นั่ง หมอนโฟมที่สามารถคืนตัวกลับได้ กันกระแทก เป็นต้น วัสดุโฟมมีอยู่หลายชนิด แต่ละชนิดจะมีคุณสมบัติแตกต่างกันไปตามวัตถุประสงค์การนำไปใช้งาน เช่น โฟมยาง ซึ่งมีสมบัติเด่นในเรื่องความยืดหยุ่นที่ดี เมื่อได้รับแรงจะเกิดการยืดออกตามแนวแรง และคืนตัวกลับได้ดีเมื่อเอาแรงออก จึงถูกนำไปใช้เป็นวัสดุกันกระแทก เช่น ที่นั่งเบาะรถ ฟันรองเท้า แต่วัสดุโฟมยางมีข้อจำกัดในเรื่องการขึ้นรูปซ้ำไม่ได้ ดังนั้นจึงมีแนวคิดที่จะปรับปรุงวัสดุโฟมยาง ให้สามารถขึ้นรูปใหม่ได้ และยังคงสมบัติเดิมของยางอยู่ โดยทำการเตรียมโฟม จากการผสมระหว่างพลาสติกและยาง ซึ่งทำให้เกิดการเชื่อมขวางในวิภาคกลาง และทำให้เกิดฟองโดยสาร Chemical blowing agent พอลิเมอร์ที่ใช้ผสมคือ ยางธรรมชาติ (Natural Rubber; NR) ที่ได้จากธรรมชาติสามารถปลูกทดแทนได้ในระยะเวลาอันสั้น และ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (Polybutylene succinate; PBS) ซึ่งเป็น Bio-based polymer ที่เป็นมิตรต่อสิ่งแวดล้อม

ยางธรรมชาติ (Natural Rubber; NR) เป็นวัสดุที่ได้จากน้ำยางสด โดยกรีดยางต้นยางพารา ลักษณะเป็นของเหลวสีขาวคล้ายน้ำมัน ยางธรรมชาติมีชื่อทางเคมีว่า cis-1,4-Polyisoprene โครงสร้างของสายโซ่โมเลกุลประกอบไปด้วยอะตอมคาร์บอนกับไฮโดรเจน สามารถละลายได้ดีในตัวทำละลายที่ไม่มีขั้ว ยางธรรมชาติมีการจัดเรียงตัวที่เป็นอสัณฐาน (Amorphous) มีสมบัติการเหนียวติดกันที่ดี ซึ่งเป็นสมบัติสำคัญ ถูกนำไปใช้ในงานอุตสาหกรรมมากมาย เช่น อุตสาหกรรมยางรถยนต์ เป็นต้น อย่างไรก็ตาม ยางดิบนั้นมีจุดด้อย คือ สมบัติเชิงกลต่ำ และลักษณะทางกายภาพมีความไม่เสถียร ซึ่งขึ้นอยู่กับอุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลง กล่าวคือ เมื่อยางอยู่ในสภาวะที่มีอุณหภูมิต่ำกว่า T_g จะมีลักษณะแข็งเปราะ และเมื่อยางอยู่ในสภาวะที่มีอุณหภูมิสูงกว่า T_g ยางจะมีลักษณะอ่อนตัวและไหลได้ ดังนั้นเมื่อมีการนำยางธรรมชาติมาประยุกต์ใช้งานเป็นผลิตภัณฑ์ต่างๆ จึงต้องมีกระบวนการวัลคาไนเซชัน (Vulcanization) เพื่อทำให้โมเลกุลของยางเกิดการเชื่อมขวาง ส่งผลให้ยางมีความคงรูปมากขึ้น มีความเสถียรมากขึ้น รวมทั้งสมบัติเชิงกลที่ดีมากขึ้น

เทอร์โมพลาสติก (Thermoplastics) เป็นพลาสติกที่สามารถหลอมตัวเมื่อได้รับความร้อน สามารถเปลี่ยนรูปได้ และเมื่อเย็นลงจะแข็งตัว เทอร์โมพลาสติกแบ่งออกเป็นหลายกลุ่มเช่น กลุ่มพอลิโอเลฟิน (Polyolefin) ได้แก่ PE, PP, LDPE, HDPE เป็นต้น และกลุ่มพอลิเอสเตอร์ (Polyester)

ได้แก่ PLA, PBS, PCL เป็นต้น เหมาะกับการแปรรูปเป็นผลิตภัณฑ์ต่างๆที่ใช้ในชีวิตประจำวัน ยกตัวอย่างเช่น ทำแผ่นพลาสติก ถูพลาสติกบรรจุอาหาร ขวด ภาชนะใส่ของพลาสติก เป็นต้น

เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ (Thermoplastic Elastomers; TPE) มีบทบาทอย่างมากในภาคอุตสาหกรรม โดย TPE มีสมบัติเด่น คือ สามารถขึ้นรูปซ้ำใหม่ได้เหมือนกับพลาสติกทั่วไป และมีสมบัติเหมือนยางทั่วไป โดย TPE สามารถจำแนกออกได้เป็น 2 ประเภท คือ บล็อกโคพอลิเมอร์ เกิดจากกระบวนการโคพอลิเมอร์ไรเซชัน (Copolymerization) ระหว่างมอนอเมอร์ 2 ชนิดขึ้นไป โมเลกุลจึงประกอบด้วยส่วนที่อ่อน (Soft segment) ที่มาจากมอนอเมอร์ชนิดหนึ่ง และส่วนที่แข็ง (Hard segment) ที่มาจากมอนอเมอร์อีกชนิดหนึ่ง ประเภทที่ 2 คือ TPE ที่เตรียมจากพอลิเมอร์ผสมระหว่างยางกับเทอร์โมพลาสติก โดยผ่านปฏิกิริยาคัลคาไนเซชันระหว่างกระบวนการผสม เรียกว่า ไดนามิกวัลคาไนเซชัน (Dynamic Vulcanization) โดยเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท (Thermoplastic Vulcanizates; TPV) จัดอยู่ในกลุ่มพอลิเมอร์ผสมระหว่างเทอร์โมพลาสติกกับยาง โดยที่ใช้ในการผสมนั้นจะทำให้เกิดวัลคาไนเซชันในระหว่างกระบวนการผสม โดย TPV ที่เกิดขึ้นจะมีลักษณะที่ประกอบไปด้วยอนุภาคยางที่กระจายตัวอยู่ในเมทริกซ์ของเทอร์โมพลาสติก ในปัจจุบันมีการนำ TPV มาประยุกต์ใช้อย่างแพร่หลายในผลิตภัณฑ์หลายชนิด เช่น สายเคเบิล, สายไฟ, ชิ้นส่วนยานยนต์ รวมทั้งประกอบอยู่ในเครื่องใช้ภายในบ้าน เป็นต้น

จากที่กล่าวมาข้างต้นนั้น ผู้วิจัยจึงมีแนวคิดศึกษาถึงการเตรียมโพลีเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ผสมระหว่างยางธรรมชาติและพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต เนื่องจากพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตเป็นเทอร์โมพลาสติกสังเคราะห์มาจากกรดซัคซินิก (Succinic acid) และ 1,4-บิวเทนไดออล (1,4-Butanediol) สามารถย่อยสลายได้ตามธรรมชาติ ซึ่งเป็นมิตรต่อสิ่งแวดล้อม ในงานวิจัยนี้ยังศึกษาอัตราส่วนการผสมระหว่าง ยางธรรมชาติและพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต ที่มีต่อลักษณะพื้นฐานวิทยาของพอลิเมอร์ผสม สมบัติเชิงกล และสมบัติทางความร้อน และยังมีการศึกษาอิทธิพลของนาโนซิลิกา ที่มีต่อสมบัติของโพลี

1.2. วัตถุประสงค์ของการวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาการเตรียมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท และอิทธิพลของอัตราส่วนผสมยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต ที่ส่งผลต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท

1.2.2 เพื่อศึกษาอิทธิพลของความเร็วยวรอบในการผสมที่ส่งผลต่อคุณสมบัติของวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท

1.2.3 เพื่อศึกษาการเตรียมโพลีเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท และอิทธิพลของอัตราส่วนในการผสมยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต ที่ส่งผลต่อสมบัติของโพลีเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท

1.2.4 เพื่อศึกษาอิทธิพลของนาโนซิลิกาที่ส่งผลต่อการเกิดเซลล์โฟมของวัสดุโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต

1.3. ขอบเขตของการวิจัย

งานวิจัยนี้มุ่งเน้นในการเตรียมวัสดุโพลีเอสเตอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต และโพลีเอสเตอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต จากพอลิเมอร์ผสมระหว่างยางธรรมชาติและพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต เพื่อศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยา สมบัติเชิงกล และสมบัติทางความร้อน ของโพลีเอสเตอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต งานวิจัยมีขอบเขตและข้อจำกัดของงานวิจัยดังนี้

1.3.1 ศึกษาการเตรียมวัสดุโพลีเอสเตอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต อัตราส่วนผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต เท่ากับ 20/80, 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 %โดยน้ำหนัก

1.3.2 สารที่ทำหน้าที่เป็นตัวเชื่อมขวาง คือ Dicumyl peroxide; DCP โดยเติมในปริมาณ 1.5 phr

1.3.3 ศึกษาการเตรียมวัสดุโพลีเอสเตอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต อัตราส่วนผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต เท่ากับ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 %โดยน้ำหนัก

1.3.4 สารฟู (Blowing agent) คือ 4,4'-Oxydibenzenesulfonyl Hydrazide; OBSH โดยเติมในปริมาณ 10 phr

1.3.5 ผสมนาโนซิลิกาเพื่อศึกษาลักษณะการเกิดของเซลล์โฟม อัตราส่วนผสมระหว่างยางธรรมชาติ กับ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต เท่ากับ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 %โดยน้ำหนัก แล้วผสมนาโนซิลิกา อัตราส่วน 0, 1, 3 และ 6 phr

1.4. ขั้นตอนในการดำเนินงานวิจัย

1.4.1 ศึกษาค้นคว้าข้อมูลเบื้องต้นเกี่ยวกับงานวิจัย

1.4.2 รวบรวมข้อมูลที่สำคัญและสอดคล้องกับงานวิจัย

1.4.3 ออกแบบและวางแผนงานในการทำงานวิจัย

1.4.4 เตรียมสารเคมีและอุปกรณ์ที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย

1.4.5 ดำเนินงานวิจัยแบ่งออกเป็น 3 ตอนดังต่อไปนี้

ตอนที่ 1 การเตรียมวัสดุโพลีเอสเตอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต ผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต

ขั้นที่ 1 Mastication ยางธรรมชาติ (STR5L) บนเครื่อง Two-roll-mill ที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที แล้วทดสอบความหนืดของยางด้วยเครื่องมูนนี่วิสโคมิเตอร์ (Mooney viscometer) ตามสมการการทดสอบมูนนี่ ML 1+4 (100 °C)

ขั้นที่ 2 ผสมยางธรรมชาติกับสารเคมี บนเครื่อง Two-roll-mill ที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส ดังต่อไปนี้ ผสม Stearic acid 2 phr, Zinc oxide 3 phr และ DCP 1.5 phr ตามลำดับ ใช้เวลาผสม 15 นาที

ขั้นที่ 3 ผสมยาง Compound กับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต บนเครื่องผสมแบบปิด (Internal mixer) ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส ความเร็วรอบในการผสม 90 rpm เป็นเวลา 10 นาที ในอัตราส่วน ยาง Compound ต่อ PBS เท่ากับ 20/80, 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 %โดยน้ำหนัก จากนั้นนำไปขึ้นรูปด้วยเครื่อง Compression molding ให้เป็นแผ่น ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส ความดัน 1500 psi เป็นเวลา 5 นาที และ Cooling 3 นาที

ขั้นที่ 4 ศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยา สมบัติเชิงกล และสมบัติทางความร้อน ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

ตอนที่ 2 การศึกษาอิทธิพลของความเร็วยรอบในการผสมที่มีต่อสมบัติเชิงเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

ขั้นที่ 1 Mastication ยางธรรมชาติ (STR5L) บนเครื่อง Two-roll-mill ที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที แล้วทดสอบความหนืดของยางด้วยเครื่องมูนนี่วิสโคมิเตอร์ (Mooney viscometer) ตามสมการการทดสอบมูนนี่ ML 1+4 (100 °C)

ขั้นที่ 2 ผสมยางธรรมชาติกับสารเคมี บนเครื่อง Two-roll-mill ที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส ดังต่อไปนี้ ผสม Stearic acid 2 phr, Zinc oxide 3 phr และ DCP 1.5 phr ตามลำดับ ใช้เวลาผสม 15 นาที

ขั้นที่ 3 ผสมยาง Compound กับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต บนเครื่องผสมแบบปิด (Internal mixer) ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส ความเร็วยรอบในการผสม 90, 100 และ 120 rpm ตามลำดับ เป็นเวลา 10 นาที ในอัตราส่วน ยาง Compound ต่อ PBS เท่ากับ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 %โดยน้ำหนัก จากนั้นนำไปขึ้นรูปด้วยเครื่อง Compression molding เป็นแผ่น ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส ความดัน 1500 psi เป็นเวลา 5 นาที และ Cooling 3 นาที

ขั้นที่ 4 ศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยา สมบัติเชิงกล และสมบัติทางความร้อน ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

ตอนที่ 3 การเตรียมโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิ บิวทิลีนซัคซิเนต

ขั้นที่ 1 Mastication ยางธรรมชาติ (STR5L) บนเครื่อง Two-roll-mill ที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที แล้วทดสอบความหนืดของยางด้วยเครื่องมูนีวิสโคมิเตอร์ (Mooney viscometer) ตามสมการการทดสอบมูนี ML 1+4 (100 °C)

ขั้นที่ 2 ผสมยางธรรมชาติกับสารเคมี บนเครื่อง Two-roll-mill ที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส ดังต่อไปนี้ ผสม Stearic acid 2 phr, Zinc oxide 3 phr และ DCP 1.5 phr ตามลำดับ ใช้เวลาผสม 15 นาที

ขั้นที่ 3 ผสมยาง Compound กับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต บนเครื่องผสมแบบปิด (Internal mixer) ที่อุณหภูมิ 120 องศาเซลเซียส ความเร็วรอบในการผสม 90 rpm ในอัตราส่วน ยาง Compound ต่อ PBS เท่ากับ 80/20, 70/30, 60/40 และ 50/50 % โดยน้ำหนัก แล้วเติม OBSH (Blowing agent) 10 phr เวลาผสมรวม 10 นาที จากนั้นนำไปขึ้นรูปด้วยเครื่อง Compression molding เป็นแผ่น ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 10 นาที

ขั้นที่ 4 ศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยา สมบัติเชิงกล และสมบัติทางความร้อน ของ โฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ผสมระหว่าง NR/PBS

ตอนที่ 4 การศึกษาอิทธิพลของนาโนซิลิกาที่ส่งผลต่อการเกิดเซลล์โฟมของวัสดุโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท

ขั้นที่ 1 Mastication ยางธรรมชาติ (STR5L) บนเครื่อง Two-roll-mill ที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที แล้วทดสอบความหนืดของยางด้วยเครื่องมูนีวิสโคมิเตอร์ (Mooney viscometer) ตามสมการการทดสอบมูนี ML 1+4 (100 °C)

ขั้นที่ 2 ผสมยางธรรมชาติกับสารเคมี บนเครื่อง Two-roll-mill ที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส ดังต่อไปนี้ ผสม Stearic acid 2 phr, Zinc oxide 3 phr และ DCP 1.5 phr ตามลำดับ ใช้เวลาผสม 15 นาที

ขั้นที่ 3 ผสมยาง Compound กับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต บนเครื่องผสมแบบปิด (Internal mixer) ที่อุณหภูมิ 120 องศาเซลเซียส ความเร็วรอบในการผสม 90 rpm ในอัตราส่วน ยาง Compound ต่อ PBS เท่ากับ 80/20, 70/30, 60/40 และ 50/50 % โดยน้ำหนัก แล้วเติม OBSH (Blowing agent) 10 phr และนาโนซิลิกา สัดส่วน 1, 3 และ 6 phr เวลาผสมรวม 15 นาที จากนั้นนำไปขึ้นรูปด้วยเครื่อง Compression molding เป็นแผ่น ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 10 นาที

ขั้นที่ 4 ศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยา สมบัติเชิงกล และสมบัติทางความร้อน ของ โฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ผสมระหว่าง NR/PBS

1.4.6 วิเคราะห์ผลการวิจัย

1.4.7 สรุปผลการวิจัย

1.4.8 นำเสนองานวิจัย

1.5. ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากผลงานวิจัย

1.5.1 สามารถเตรียมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิ บิวทิลีนซัคซิเนตได้ และศึกษาถึงอัตราส่วนการผสมที่ดีที่สุดที่สามารถนำไปประยุกต์ใช้งานเป็น ผลิตภัณฑ์ต่างๆได้อย่างเหมาะสม

1.5.2 เข้าใจถึงอิทธิพลของความเร็รรอบใช้ในการผสมที่ส่งผลต่อสมบัติของเทอร์โม พลาสติกวัลคาไนเซท ที่ผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตได้

1.5.3 สามารถเตรียมโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิ บิวทิลีนซัคซิเนตได้ และศึกษาถึงอัตราส่วนการผสมที่ดีที่สุดที่สามารถนำไปประยุกต์ใช้งานเป็น ผลิตภัณฑ์ต่างๆได้อย่างเหมาะสม

1.5.4 เข้าใจถึงอิทธิพลของนาโนซิลิกาที่ส่งผลต่อการเกิดโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ที่ ผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนตได้

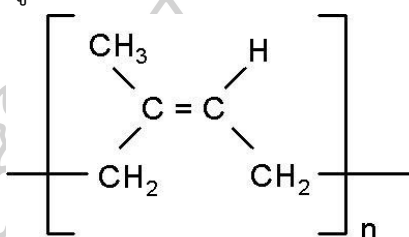


บทที่ 2

เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1. ยางธรรมชาติ (Natural rubber; NR) [1, 2]

ยางธรรมชาติ (Natural rubber) โดยทั่วไปส่วนมาก ยางธรรมชาติเป็นยางที่ได้มาจากต้นยาง *Hevea Brazilliensis* โดยมีถิ่นกำเนิดอยู่ที่บริเวณลุ่มน้ำอเมซอน ประเทศบราซิล และเปรู ทวีปอเมริกาใต้ ยางธรรมชาติมีชื่อทางเคมีคือ ซิส-1,4-พอลิไอโซพรีน (cis-1,4-polyisoprene) โดยมี Isoprene (C_5H_8) เป็นหน่วยซ้ำ ค่า n มีค่าตั้งแต่ 15,000 -20,000 โครงสร้างซิส-1,4-พอลิไอโซพรีน (cis-1,4-polyisoprene) แสดงดังรูปที่ 1



รูปที่ 1 สูตรโครงสร้างของยางธรรมชาติ [2]

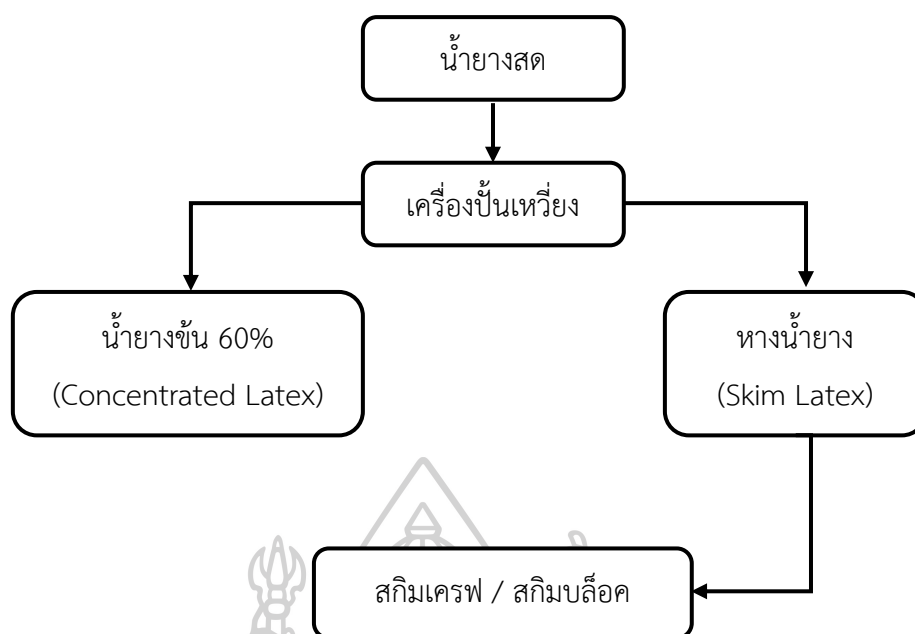
ลักษณะโครงสร้างของยางธรรมชาติดีอิทธิพลต่อสมบัติยางธรรมชาติอย่างมาก กล่าวคือยางธรรมชาติมีโครงสร้างสายโซ่โมเลกุลที่ประกอบไปด้วย คาร์บอน และไฮโดรเจนทั้งหมด ส่งผลให้ยางธรรมชาติมีสมบัติไม่ทนต่อตัวทำละลายที่ไม่มีขั้ว เช่น น้ำมันปิโตรเลียม เบนซีน เฮกเซน เป็นต้น แต่จะเป็นฉนวนไฟฟ้าที่ดี อีกทั้งสายโซ่โมเลกุลของยางธรรมชาติต่อกันเป็นสายยาวแบบเส้นตรง ทำให้สายโซ่โมเลกุลสามารถเคลื่อนไหวหักงอไปมาได้ส่งผลให้ยางธรรมชาติมีความยืดหยุ่นที่ดี สามารถใช้งานได้ดีที่อุณหภูมิต่ำ โดยทั่วไปยางธรรมชาติมีโครงสร้างการจัดเรียงตัวของโมเลกุลแบบอสัณฐาน (Amorphous) แต่ในบางสภาวะโมเลกุลของยางสามารถจัดเรียงตัวค่อนข้างเป็นระเบียบที่อุณหภูมิต่ำหรือเมื่อถูกยืด จึงสามารถเกิดผลึก (Crystallize) ได้ การเกิดผลึกเนื่องจากอุณหภูมิต่ำ (Low temperature crystallization) จะทำให้ยางแข็งมากขึ้น แต่ถ้าอุณหภูมิสูงขึ้น ยางก็จะอ่อนลง และกลับสู่สภาพเดิม ในขณะที่การเกิดผลึกเนื่องจากการยืดตัว (Strain induced crystallization) ทำให้ยางมีสมบัติเชิงกลดี นั่นคือยางจะมีความทนทานต่อแรงดึง (Tensile strength) ความทนทานต่อการฉีกขาด (Tear resistance) และความทนทานต่อการขัดสี (Abrasion resistance) สูง

โดยทั่วไปก่อนจะนำยางธรรมชาติไปใช้งานในการผลิตเป็นผลิตภัณฑ์ต่างๆ ยางธรรมชาติที่เรียกว่ายางดิบถูกผลิตออกมาในหลายรูปแบบเพื่อนำไปใช้งานที่เหมาะสม หรือง่ายต่อการนำไปใช้งานในขั้นต่อไป ยางธรรมชาติจึงสามารถแบ่งออกเป็นหลายประเภทตามลักษณะรูปแบบของยางดิบได้แก่

2.1.1. น้ำยางข้น [3, 4]

ปัจจุบันแหล่งผลิตน้ำยางที่ใหญ่ที่สุดในโลกคือ แถบเอเชียตะวันออกเฉียงใต้คิดเป็นร้อยละ 90 ของแหล่งผลิตทั้งหมด ส่วนที่เหลือถูกผลิตจากแอฟริกากลาง ซึ่งพันธุ์ยางที่ผลิตในเอเชียตะวันออกเฉียงใต้ คือ พันธุ์ฮีเวียบราซิลเลียนซิส (*Hevea brasiliensis*) น้ำยางที่กรี๊ดได้จากต้นจะเรียกว่าน้ำยางสด (Field latex) น้ำยางที่ได้จากต้นยางมีลักษณะเป็นเม็ดยางเล็ก ๆ กระจายอยู่ในน้ำ (Emulsion) มีลักษณะเป็นของเหลวสีขาว มีสภาพเป็นคอลลอยด์ มีปริมาณของแข็งประมาณร้อยละ 30-40 ค่า pH ประมาณ 6.5-7 น้ำยางมีความหนาแน่นประมาณ 0.975-0.980 กรัมต่อมิลลิลิตร มีความหนืด 12-15 เซนติพอยส์

น้ำยางสดที่กรี๊ดได้จากต้นยางนำไปผ่านกระบวนการปั่นเหวี่ยง (Centrifuge) จนกระทั่งได้น้ำยางที่มีปริมาณยางแห้งเพิ่มขึ้นเรียกว่า น้ำยางข้น (Concentrated latex) แต่จะคงสภาพความเป็นน้ำยางอยู่ได้ไม่เกิน 6 ชั่วโมง เนื่องจากแบคทีเรียในอากาศ สิ่งเจือปนต่างๆ และจากเปลือกของต้นยางขณะกรี๊ดยาง จะลงไปปนน้ำยาง จะกินสารอาหารที่อยู่ในน้ำยาง เช่น โปรตีน น้ำตาล ฟอสโฟไลปิด โดยแบคทีเรียจะเจริญเติบโตอย่างรวดเร็ว ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นหลังจากแบคทีเรียกินสารอาหาร คือ จะเกิดการย่อยสลายได้เป็นก๊าซชนิดต่าง ๆ เช่น ก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์ ก๊าซมีเทน สามารถสังเกตได้จากเริ่มเกิดการบูดเน่า และส่งกลิ่นเหม็น การที่มีกรดที่ระเหยง่ายเหล่านี้ในน้ำยางเพิ่มมากขึ้น จะส่งผลให้ค่า pH ของน้ำยางเปลี่ยนแปลงลดลง ดังนั้นน้ำยางจึงเกิดการสูญเสียสภาพ ซึ่งสังเกตได้จากน้ำยางจะค่อยๆ หนืดขึ้น เนื่องจากอนุภาคของยางเริ่มจับตัวเป็นเม็ดเล็ก ๆ ดังนั้นเพื่อป้องกันการสูญเสียสภาพของน้ำยางไม่ให้อนุภาคของเม็ดยางเกิดการรวมตัวกันเองตามธรรมชาติ จึงมีการใส่สารเคมีลงไปปนน้ำยางเพื่อเก็บรักษาน้ำยางให้คงสภาพเป็นของเหลว โดยสารเคมีที่ใช้ในการเก็บรักษาน้ำยางเรียกว่า สารป้องกันการจับตัว (Anticoagulant) ได้แก่ แอมโมเนีย โซเดียมซัลไฟด์ พอร์มาลดีไฮด์ เป็นต้น เพื่อที่รักษาน้ำยางไม่ให้เสียสูญเสียสภาพ น้ำยางข้นเป็นวัตถุดิบสำคัญของการผลิตผลิตภัณฑ์แบบจุ่มพิมพ์ เช่น ถุงมือ ลูกโป่ง ถุงยางอนามัย หัวนมยาง และอุปกรณ์ทางการแพทย์ เป็นต้น และผลิตภัณฑ์ยางฟองน้ำ สายยางยืดแบบกลม ท่อยาง และกาว โดยกระบวนการผลิตน้ำยางข้นแสดงดังรูปที่ 2



รูปที่ 2 ขั้นตอนการผลิตน้ำยางข้น

2.1.2. ยางแห้ง [5]

ยางแห้งคือ ยางที่ได้จากการนำน้ำยางสดที่กรีดได้จากต้นยางพารา มาเติมกรดเพื่อให้อนุภาคน้ำยางจับตัวกันเป็นก้อนแยกตัวจากน้ำชัดเจน จากนั้นก็รีดยางให้เป็นแผ่นด้วยเครื่องรีดแล้วนำไปไล่ความชื้น โดยยางแห้งมีหลายรูปแบบดังต่อไปนี้

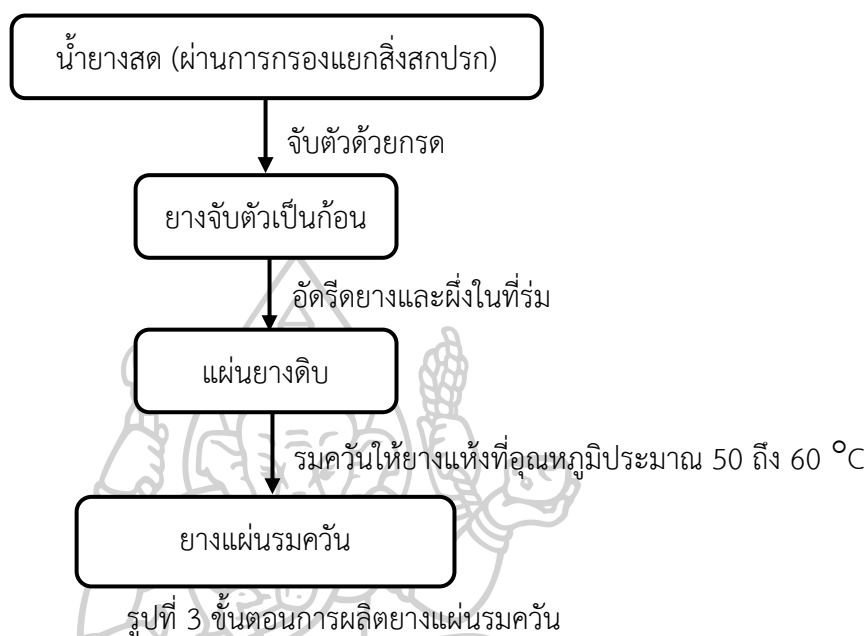
2.1.2.1. ยางแผ่น [5, 6]

ยางแผ่น คือ ยางที่ได้จากการนำน้ำยางมาทำให้จับตัวกันเป็นก้อน แล้วรีดออกมาเป็นแผ่น โดยสารเคมีที่ใช้จะต้องตามเกณฑ์ที่กำหนด เช่น โซเดียมไฮโปซไฟต์ในการฟอกสี และใช้พาราไนโตรฟินอลเป็นสารป้องกันเชื้อรา เป็นต้น ส่วนการทำให้แห้งอาจใช้วิธีการผึ่งลมในที่ร่ม หรือ อบในโรงอบควัน และจากลักษณะการทำให้แห้งที่แตกต่างกันทำให้สามารถแยกยางแผ่นผึ่งแห้งออกได้เป็น 2 ประเภทคือ

- ยางแผ่นผึ่งแห้งโดยวิธีการผึ่งลม (Air Dried Sheet : ADS) เพื่อไล่ความชื้นในแผ่นยางซึ่งยางประเภทนี้จะมีลักษณะสีคล้ำ และอาจแห้งไม่สนิท

- ยางแผ่นรมควัน (Ribbed Smoked Sheet : RSS) กระบวนการผลิตยางแผ่นรมควัน เริ่มจากการรวบรวมน้ำยางสดมารองเพื่อทำการแยกสิ่งสกปรก และสิ่งเจือปนออก หลังจากนั้นเติมสารเคมีที่ทำให้น้ำยางจับเป็นก้อน แล้วนำไปรีดเป็นแผ่น ยางที่รีดได้จะมีความหนาประมาณ 2 ถึง 3 มิลลิเมตร จากนั้นนำแผ่นยางที่รีดออกแล้วมาล้างด้วยน้ำสะอาด เพื่อล้างน้ำกรด และสิ่งสกปรกที่ติดอยู่ตามผิวของแผ่นยางออกให้หมด จากนั้นนำแผ่นยางมาผึ่งแห้งในที่ร่มใช้เวลาประมาณ 6 ชั่วโมง

ยางแผ่นดิบที่ได้จะถูกนำไปรมควันให้แห้งในโรงรมควันที่ใช้วิธีการเผาไหม้ โดยรมควันให้ยางแห้งที่อุณหภูมิประมาณ 50 ถึง 60 องศาเซลเซียส ใช้เวลาประมาณ 4 ถึง 10 วัน แสดงผังขั้นตอนการผลิตยางแผ่นรมควันดังรูปที่ 3



2.1.2.2. ยางเครฟ [6]

ยางเครฟ (Crepe Rubber) เป็นยางที่ได้จากการนำเศษยางไปรีดด้วยเครื่องรีดยางเครฟสองลูกกลิ้ง โดยทั่วไปเรียกว่าเครื่องเครฟ ใช้น้ำในการทำความสะดวกในระหว่างการรีด เพื่อนำสิ่งสกปรกออกจากยางในขณะรีดยาง เนื่องจากยางที่ใช้ส่วนมากเป็นยางที่มีมูลค่าต่ำ สิ่งสกปรกจึงปนค่อนข้างมาก เช่น น้ำยางสกิม เศษยางกันถ้วย เศษยางที่มีเปลือกไม้ หรือเศษดินเจือปน เป็นต้น หลังจากรีดในเครื่องเครฟแล้วจะนำยางไปผึ่งแห้ง หรืออบแห้งด้วยลมร้อน ยางเครฟที่ได้จะมีสีค่อนข้างเข้ม และมีหลายรูปแบบ เช่น ยาง Brown crepe, Flat bark crepe, Skim crepe และ Blanket crepe เป็นต้น ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับความบริสุทธิ์ และชนิดของวัตถุดิบที่ใช้ในการผลิต ส่วนยางเครฟขาวเป็นยางเครฟที่ได้มาจากน้ำยาง ที่มีการกำจัดสารเกิดสีในน้ำยางคือ สารปีตา-แคโรทีน ซึ่งมีสีเหลืองอ่อน โดยการฟอกสียางให้มีสีขาวด้วยสารเคมี เช่น xylyl mercaptane (0.05 wt%) หรือ totyl mercaptan (0.05 wt%) และ sodium bisulfide (0.5-0.75 wt%) ก่อนการทำให้ยางจับตัวกันเป็นก้อนด้วยกรด ยางเครฟขาวเป็นยางที่มีคุณภาพและราคาค่อนข้างสูง

2.1.2.3. ยางแท่ง [2, 6]

ยางแท่ง (Block rubber) เป็นยางแปรรูปขั้นต้นที่สำคัญ มีการนำไปใช้เป็นตัววัตถุดิบในการผลิตผลิตภัณฑ์ยางสำเร็จรูปหลากหลายประเภท โดยยางแท่งสามารถผลิตได้จากทั้งน้ำยางสด หรือ

จากยางแห้ง (ยางแผ่นดิบและซียาง) ถ้าผลิตจากน้ำยางสดจะได้ยางแห้งที่มีคุณภาพดี ส่วนการผลิตจากยางแห้งจะได้ยางแห้งที่มีคุณสมบัติตามวัตถุดิบที่ใช้ผลิต ซึ่งยางแห้งจะถูกแบ่งเป็นระดับตามคุณภาพ มีทั้งหมด 5 ระดับ การผลิตยางแห้งของไทย ส่วนใหญ่ใช้ยางดิบเป็นวัตถุดิบ โดยมีขั้นตอนเริ่มจากการตัดยางดิบให้เป็นชิ้นเล็กๆ ล้างให้สะอาด อบแห้ง และอัดเป็นแท่งที่สี่เหลี่ยมให้ได้ขนาดตามที่มาตรฐานได้กำหนดไว้ มาตรฐานยางแห้ง ที่เรียกว่า Standard Thai Rubber (STR) คือ ยางแห้ง STR ที่ผลิตจากวัตถุดิบที่ใช้ในการผลิต เป็น น้ำยางสด และ ยางแห้ง ซึ่งวัตถุดิบยางที่มีคุณภาพดี จะผลิตได้ยางแห้งที่มีเกรดสูง และสมบัติทางกายภาพที่ดี โดยเฉพาะค่า Po, PRI และ ค่าความหนืด ซึ่งเป็นคุณสมบัติที่ผู้ใช้ต้องการ และเป็นตัวกำหนดในการซื้อขาย แสดงขั้นตอนการผลิตยางแห้งดังรูปที่ 4

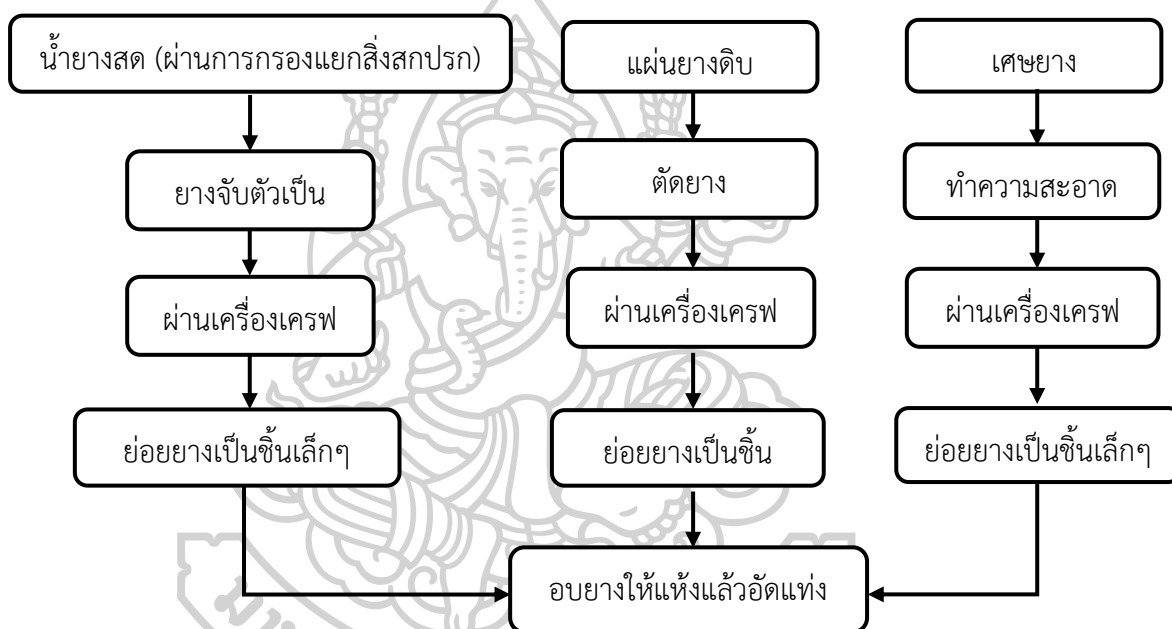
ยางแห้งที่ผลิตจากน้ำยางสด จะต้องมีการควบคุมคุณภาพทุกขั้นตอนเป็นอย่างดี ยางแห้งที่ผลิตจากน้ำยางสดมีทั้งหมด 4 เกรด ซึ่งมีสมบัติทางกายภาพที่โดดเด่น คือ ปริมาณสิ่งสกปรกต่ำ ความอ่อนตัวเริ่มแรก (หรือ ที่เรียกว่า ค่า Po ; Initial Plasticity) สูง, ค่าดัชนีความอ่อนตัว (Plasticity Retention Index, PRI) สูง แต่จะแตกต่างกัน ในเรื่องปริมาณสิ่งสกปรกและค่าสี (ค่าสีจะระบุเฉพาะยางแห้งSTR XL และ STR 5Lเท่านั้น)ยางแห้ง STR ที่ผลิตจาก น้ำยางสด มี 4 เกรด คือ

- ยางแห้ง STR XL : จะจำกัดปริมาณสิ่งสกปรก ไม่เกิน 0.02% และมีค่าสี ไม่เกิน 4 หน่วยโลวิบอนด์
- ยางแห้ง STR 5L : จะจำกัดปริมาณสิ่งสกปรก ไม่เกิน 0.04% และมีค่าสี ไม่เกิน 6 หน่วยโลวิบอนด์
- ยางแห้ง STR 5 : จะจำกัดปริมาณสิ่งสกปรก ไม่เกิน 0.04% ไม่จำกัดค่าสี จึงสามารถนำไปใช้กับ ผลิตภัณฑ์คุณภาพสูง ที่ไม่เน้นสีสันมากนัก
- ยางแห้ง STR 5CV จะจำกัดปริมาณสิ่งสกปรก ไม่เกิน 0.04% ไม่จำกัดค่าสี จึงสามารถนำไปใช้กับ ผลิตภัณฑ์คุณภาพสูง ที่ไม่เน้นสีสันมากนัก

ยางแห้ง STR ที่ผลิตจาก ยางแห้ง หรือวัตถุดิบยาง ที่จับตัวกันแล้ว เช่น ยางแผ่นดิบ ยางก้อนถ้วย ยางก้นถ้วย ยางแผ่นรมควัน และเศษยางชนิดต่างๆ จะมีคุณสมบัติทางกายภาพไม่สม่ำเสมอ และมักแปรปรวนตามความหลากหลายของวัตถุดิบ แบ่งออกเป็น 4 เกรด ซึ่งยางแห้งทุกชั้น จะระบุค่าปริมาณสิ่งสกปรก ความอ่อนตัวเริ่มแรก ดัชนีความอ่อนตัว ปริมาณเถ้า ปริมาณสิ่งระเหย และปริมาณไนโตรเจนดังนี้

- ยางแห้ง STR 10 มีค่าปริมาณสิ่งสกปรกไม่เกิน 0.08% สำหรับค่า Po และ PRI ไม่เกิน 30 และ 50 ตามลำดับ ได้มาจากการนำยางก้อนถ้วย และยางแผ่นดิบคุณภาพดี มาผลิต ทำให้สมบัติด้าน Po, PRI และปริมาณสิ่งสกปรกดีกว่า ยางแห้ง STR 20
- ยางแห้ง STR 10 CV

- ยางแท่ง STR 20 เป็นยางแท่งที่ได้จากการใช้วัตถุดิบที่เป็นเศษยางเป็นส่วนใหญ่ ผสมกับยางแผ่นดิบ ยางก้อนถ้วย หรือ ยางแผ่นรมควัน จะจำกัดค่าปริมาณสิ่งสกปรกไม่เกิน 0.16% สำหรับค่า Po และ PRI ไม่เกิน 30 และ 40 ตามลำดับ
- ยางแท่ง STR 20 CV
- ยางแท่ง CV (Constant Viscosity) นับเป็นยางแท่งที่มีความหนืดคงที่ ด้วยการเติมสารควบคุมความหนืด ทำให้ยางแท่งมีความหนืดอยู่ในระดับที่ควบคุมได้ เช่น ยางแท่ง CV60 ยางจะมีค่าความหนืดอยู่ที่ 55-67 หน่วย เป็นต้น ซึ่งการควบคุมความหนืดนี้เอง ที่จะช่วยลดพลังงานในขั้นตอนการบด ผสม ยาง กับสารเคมี ในกระบวนการผลิตเป็นผลิตภัณฑ์



รูปที่ 4 ขั้นตอนการผลิตยางแท่ง

2.1.3. สมบัติของยางธรรมชาติ [7, 8]

ยางธรรมชาติถูกนำไปใช้ในการผลิตเป็นผลิตภัณฑ์ยางต่างๆ มากมาย เนื่องจากยางธรรมชาติมีคุณสมบัติที่ดีหลายประการ ยกตัวอย่างเช่น ทนต่อแรงดึงที่ดี แม้ไม่ได้เติมสารเสริมแรง และมีความยืดหยุ่นสูงจึงเหมาะที่จะนำมาใช้ในการผลิตผลิตภัณฑ์บางชนิด เช่น ถุงมือยาง ถุงยางอนามัย ยางรัดของ เป็นต้น ดังจะกล่าวถึงสมบัติของยางธรรมชาติต่อไปนี้

2.1.3.1 ความยืดหยุ่น (Elasticity) ยางธรรมชาติมีความยืดหยุ่นสูง เมื่อมีแรงกระทำแล้วจะเปลี่ยนแปลงรูปร่างหรือขนาด และเมื่อหยุดออกแรงก็คืนสภาพเดิมเดิมอย่างรวดเร็ว

2.1.3.2 ความต้านทานต่อการฉีกขาด (Tear resistance) ยางธรรมชาติมีความต้านทานต่อการฉีกขาดสูง ทั้งที่อุณหภูมิต่ำ และอุณหภูมิสูง จึงเหมาะสำหรับการผลิตยางกระเป๋าน้ำร้อน

2.1.3.3 ความเหนียวติดกัน (Tack) ยางธรรมชาติยังมีสมบัติดีเยี่ยมด้านการเหนียวติด ซึ่งเป็นสมบัติสำคัญของการผลิตผลิตภัณฑ์ที่ต้องอาศัยการประกอบ (Assemble) ชิ้นส่วนต่างๆเข้าด้วยกัน เช่น ยางรถบรรทุก ยางล้อเครื่องบิน หรือใช้ผสมกับยางสังเคราะห์ในการผลิตยางรถยนต์ เป็นต้น

2.1.3.4 ความทนต่อแรงดึง (Tensile strength) ยางธรรมชาติมีสมบัติดีเยี่ยมในด้านความต้านทานต่อแรงดึง แม้ไม่ได้เติม สารเสริมแรงและความยืดหยุ่นสูงมาก จึงเหมาะที่จะใช้ในการผลิตผลิตภัณฑ์บางชนิด เช่น ถู่มือยาง ถูยางอนามัย เป็นต้น

2.1.3.5 สมบัติเชิงพลวัต (Dynamic properties) ยางธรรมชาติมีสมบัติเชิงพลวัตที่ดี ส่งผลให้มีการสูญเสียความร้อนภายใน (Heat build-up) ขณะใช้งานที่ต่ำ

2.1.3.6 สมบัติทางกายภาพ มีค่าความถ่วงจำเพาะของยางธรรมชาติที่ 20 องศาเซลเซียส เท่ากับ 0.934 และมีค่าเพิ่มขึ้นถ้ายางถูกแช่แข็งหรือถูกยืด ค่าความร้อนจำเพาะที่ 20 องศาเซลเซียส เท่ากับ 0.502 มี ความต้านทานไฟฟ้า 1015 Ohms-cm ซึ่งใช้เป็นฉนวนไฟฟ้าได้ดี

2.1.3.7 ความต้านทานต่อการขัดถู (Abrasion resistance) ยางธรรมชาติมีความต้านทานการขัดถูสูง ทำให้ยางธรรมชาติถูกนำไปใช้งานเป็นส่วนประกอบต่างๆกับอุปกรณ์ที่ต้องการความต้านทานขัดถูสูงๆ เช่น ยางรถยนต์

2.1.3.8 การกระเต็งกระดอน (Rebound resilience) ยางธรรมชาติมีความสามารถในการกลับคืนสู่รูปร่างตั้งต้นได้อย่างรวดเร็วภายหลังจากที่ยางเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างชั่วคราว

2.1.3.9 การยุบจม (Compression set) รูปร่างและมิติของยางธรรมชาติที่ได้กลับคืนมาหลังจากนำแรงกดออกไป ซึ่งจะบอกถึง ความสามารถของยางในการรักษาสมบัติความยืดหยุ่น หลังจากยางได้รับแรงกดเป็นระยะเวลาหนึ่ง คำนวณเป็นร้อยละของปริมาณที่ไม่สามารถกลับคืนรูปร่างเดิมได้ ซึ่งยางธรรมชาติมีความสามารถในการคืนตัวกลับได้ดี

2.1.3.10 ความสามารถในการแปรรูป ยางธรรมชาติมีน้ำหนักโมเลกุลเฉลี่ยสูงทำให้ แปรรูปได้ยาก จึงต้องทำการบดก่อนแปรรูปทุกครั้ง การบดยางทำให้น้ำหนักโมเลกุลของยางธรรมชาติลดต่ำลง ทำให้ยางนิ่มลง แต่อาจทำให้เกิดปัญหาต่างๆ เช่น ในกรณีการอัดเข้าจะเกิดอากาศขัง (Air trap) ในยางได้ง่าย นอกจากนี้ยางธรรมชาติมีสมบัติความเหนียวติด (Tack) ที่ดี ไหลได้ง่าย และมีความต้านทานต่อการฉีกขาดที่อุณหภูมิสูงได้ดี จึงไม่มีปัญหาในการผลิตผลิตภัณฑ์ยางโดยการอัดเข้า

2.1.3.11 พฤติกรรมในตัวทำละลาย ยางธรรมชาติสามารถเกิดการบวมพองและใน บางกรณีสามารถละลายในตัวทำละลายอินทรีย์บางชนิดได้สารละลายที่มีความหนืดสูง ยางธรรมชาติที่เกิดการเชื่อมโยงแล้วจะบวมพองในตัวทำละลายได้น้อยมาก ขึ้นอยู่กับชนิดตัวทำละลาย และระดับการเชื่อมโยง ดังนั้นการเชื่อมโยงทางเคมีจะช่วยปรับปรุงความทนทานต่อการบวมพองในตัวทำละลายของยางธรรมชาติได้

2.1.4. กระบวนการวัลคาไนเซชัน (Vulcanization process) [9]

โดยทั่วไปยางดิบเป็นวัสดุที่มีข้อจำกัดในการทำงาน เนื่องจากยางดิบมีคุณสมบัติเชิงกลต่ำ และลักษณะทางกายภาพไม่เสถียรต่อการเปลี่ยนแปลงแปลงอุณหภูมิ กล่าวคือยางจะอ่อนตัว และเหนียวเหนอะ เมื่อได้รับความร้อน จะแข็งเปราะที่อุณหภูมิต่ำ เนื่องด้วยเหตุผลดังกล่าวการนำยางมาใช้งานจึงต้องการผสมยางกับสารเคมีต่างๆ เช่น กำมะถัน ผงเขม่าดำ และสารตัวเร่งต่างๆ เป็นต้น หลังจากผสมสารเคมีต่างๆ ยางที่ได้เรียกว่ายางคอมพาวด์ (Rubber compound) โดยยางคอมพาวด์ที่ได้จะถูกนำไปขึ้นรูปในแม่พิมพ์ภายใต้ความร้อน และความดัน กระบวนการนี้เรียกว่าวัลคาไนเซชัน (Vulcanization) ยางที่ผ่านการขึ้นรูปนี้ เรียกว่า ยางสุก หรือยางคงรูป (Vulcanized) ซึ่งสมบัติของยางคงรูปที่ได้นี้จะเสถียร ไม่เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิมาก และมีสมบัติเชิงกลดีขึ้นกว่ายางดิบ

สารวัลคาไนซ์ (Vulcanizing agents) เป็นสารที่ก่อให้เกิดการเชื่อมโยงโมเลกุลของยาง เพื่อการปรับปรุงคุณสมบัติของผลิตภัณฑ์ยางให้ดีขึ้น ชนิดของสารเชื่อมโยงโมเลกุลยางนี้จะแตกต่างกันออกไปในการใช้งานกับยางแต่ละชนิด อย่างไรก็ตามสามารถแบ่งเป็นแต่ละประเภทได้ดังต่อไปนี้

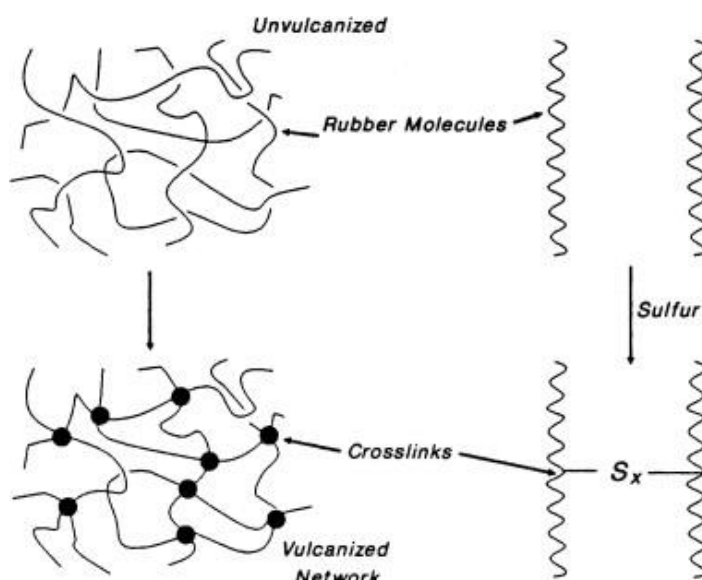
2.1.4.1. การเชื่อมขวางด้วยกำมะถัน (Sulphur) และธาตุที่คล้ายกำมะถัน

กำมะถันเป็นสารที่ใช้เพื่อการวัลคาไนซ์มากที่สุด เนื่องจากกำมะถันสามารถเกิดปฏิกิริยาการเชื่อมโยงในโมเลกุลของยางพวงไม่อิ่มตัว (Unsaturated rubber) ได้ และนอกจากนี้ธาตุอื่นอีก 2 ตัว ซึ่งอยู่ในหมู่เดียวกับกำมะถัน นั่นคือ ซีลีเนียม และเทลลูเรียม ก็สามารถทำให้เกิดการวัลคาไนซ์ได้เช่นเดียวกัน โดยการเกิดพันธะเชื่อมโยงในโมเลกุลยาง แสดงดังรูปที่ 5 ระบบการวัลคาไนซ์ด้วยกำมะถันของยางธรรมชาติมีอยู่ 3 ระบบด้วยกันคือ [10, 11]

2.1.4.1.1 ระบบเชื่อมขวางด้วยกำมะถันแบบปกติ (Conventional Vulcanizing system: C.V.) เป็นระบบที่มีราคาถูกที่สุดในระบบทั้งหมด แต่ละพันธะเชื่อมโยงจะมีกำมะถันอยู่หลายอะตอม จึงให้สมบัติทางเชิงกล เช่น ความทนทานต่อแรงดึง ความต้านทานต่อการฉีกขาด และความต้านทานการล้าที่ดี อีกทั้งยังมีสมบัติในการต้านทานตกผลึกที่อุณหภูมิต่ำดีมาก แต่คุณสมบัติจะด้อยลงเมื่อได้รับความร้อน เนื่องจากเกิด reversion และค่าการเสียรูปถาวรหลังกด (Compression set) ด้อยกว่าระบบอื่น [12]

2.1.4.1.2 ระบบเชื่อมขวางด้วยกำมะถันแบบประสิทธิภาพ (Efficient Vulcanizing system: E.V.) ระบบนี้ใช้กำมะถันน้อยและสารตัวเร่งมาก หรือใช้ระบบสารให้กำมะถัน ซึ่งทำให้การใช้กำมะถันเชื่อมโยงแต่ละพันธะมีประสิทธิภาพมาก แต่ละพันธะเชื่อมโยงจะมีกำมะถันอยู่เพียงหนึ่งหรือสองอะตอมเท่านั้น ทำให้ยางมีสมบัติทางกลด้อยกว่าการใช้กำมะถันธรรมดา แต่จะให้ยางมีความต้านทานต่อการ reversion ดี สมบัติในด้านการทนทานต่อความร้อนดี และค่าการเสียรูปถาวรหลังกด (Compression set) ดี [12]

2.1.4.1.3 ระบบเชื่อมขวางด้วยกำมะถันแบบกึ่งประสิทธิภาพ (Semi Efficient Vulcanizing system: Semi-E.V.) ระบบนี้ใช้กำมะถันและสารตัวเร่งกึ่งกลางระหว่างการใช้กำมะถันและสารตัวเร่งในระบบปกติกับการใช้ในระบบอีวี ทำให้สมบัติด้านทางกลและด้านต้านความเสื่อมอยู่ระหว่างทั้งสองระบบนี้ [12]



รูปที่ 5 การเกิดพันธะเชื่อมโยงในโมเลกุลยาง [12]

2.1.4.2. การเชื่อมขวางด้วยสารที่ไม่ใช่กำมะถัน (Non-sulphur Vulcanization)

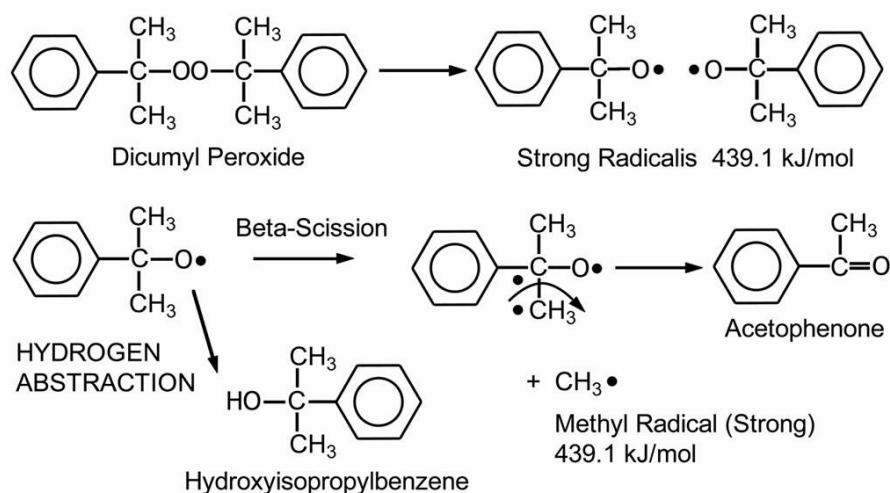
สำหรับสารเชื่อมขวางที่ไม่ใช่กำมะถัน แบ่งได้เป็น 3 กลุ่มดังนี้ [13, 14]

2.1.4.2.1 โลหะออกไซด์ (Metallic Oxides) ยางพวคาร์บอนออกไซด์ไนไตรล์ และยาง SBR อาจเชื่อมขวางได้โดยปฏิกิริยาของซิงค์ออกไซด์กับหมู่คาร์บอนออกไซด์ที่อยู่ในสายโมเลกุลยาง รวมทั้งการเกิดซิงค์ซอลท์โดยการเป็นกลางของหมู่คาร์บอนออกไซด์

2.1.4.2.2 สารพวกที่มีหมู่ฟังก์ชัน 2 หมู่หรือมากกว่า (Di-functional compounds) สารประเภทนี้จะเกิดการเชื่อมโยงโมเลกุลยาง โดยทำปฏิกิริยากับแขนงของสายโมเลกุล เช่น การใช้อีพอกซีเรซินวัลคาไนซ์ยางไนไตรล์ ใช้ไฮโดรควิโนน (Hydroquinone) วัลคาไนซ์ยางบิวไทล์ และใช้ไดเอมีนวัลคาไนซ์ยางพลูออโร เป็นต้น

2.1.4.2.3 สารเปอร์ออกไซด์ (Peroxide) สารพวกเปอร์ออกไซด์ใช้วัลคาไนซ์ยางได้ทั้งยางที่มีความอิมตัว และไม่อิมตัว โดยเปอร์ออกไซด์จะไม่เกิดปฏิกิริยาในสายโซ่โมเลกุลยางโดยตรงแต่จะให้อนุมูลอิสระเพื่อให้เกิดโครงสร้างเชื่อมโดย คาร์บอน-คาร์บอน กับสายโมเลกุลข้างเคียง การวัลคาไนซ์ยางธรรมชาติด้วยเปอร์ออกไซด์จะให้สมบัติเชิงกลของยาง เช่น ค่าการเสียรูปถาวรหลังกด (Compression set) และค่าความคืบ (creep; การเพิ่มขึ้นของการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง ภายใต้แรง

กระทำคงที่ เมื่อเวลาเปลี่ยนแปลงไป) มีค่าต่ำ (แสดงถึงความยืดหยุ่นมาก) และยางจะมีความโปร่งใสสูงและไม่เกิดการตกสีเมื่อเทียบกับยางธรรมชาติที่วัลคาไนซ์ด้วยกำมะถัน แต่ระบบนี้มีข้อด้อยคือ ค่าความทนต่อแรงดึง (tensile strength) และค่าความทนต่อการฉีกขาด (tear strength) ต่ำและสมบัติเชิงกลส่วนใหญ่จะต่ำกว่าของยางที่วัลคาไนซ์ด้วยกำมะถัน [15]

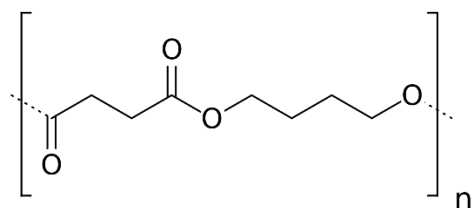


รูปที่ 6 ตัวอย่างกลไกการเกิดอนุมูลอิสระของ Dicumyl peroxide (DCP) [15]

2.2. พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (Polybutylene succinate; PBS) [16, 17]

อุตสาหกรรมพลาสติกชีวภาพ คือ อุตสาหกรรมการผลิตเม็ดและผลิตภัณฑ์พลาสติกชีวภาพจากวัตถุดิบชีวมวลที่เป็นวัตถุดิบสามารถผลิตขึ้นใหม่เพื่อทดแทนได้ (renewable resource) เช่น มันสำปะหลัง ข้าวโพด อ้อย เป็นต้น อีกทั้งยังเป็นการสร้างมูลค่าเพิ่มให้กับแป้งมันสำปะหลังที่เป็นวัตถุดิบที่หาได้ง่ายในประเทศไทย พลาสติกหนึ่งในนั้นคือ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (Polybutylene succinate; PBS) จึงเป็นโอกาสอันดีในการพัฒนาเพื่อสร้างความเข้มแข็งให้กับการพัฒนาอุตสาหกรรมพลาสติกชีวภาพในประเทศไทยอีกก้าวหนึ่ง

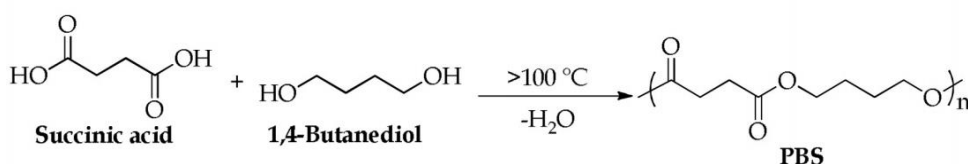
พอลิบิวทิลีน ซัคซิเนต (Polybutylene succinate: PBS) เป็นพอลิเอสเตอร์ ที่ใช้กรดซัคซินิก (Succinic Acid) และ 1,4 บิวเทนไดออล (1,4 Butanediol) เป็นสารตั้งต้น ผ่านปฏิกิริยาพอลิเมอไรเซชันแบบควบแน่นกลายเป็นพอลิเอสเตอร์ที่มีโครงสร้างเป็นเส้นตรง PBS มีลักษณะทางกายภาพเป็นเรซินสีขาวขุ่น มีความยืดหยุ่น (flexibility) และความสามารถในการขึ้นรูปเป็นผลิตภัณฑ์สูง สามารถทนความร้อนได้สูง รวมทั้งสามารถย่อยสลายได้ดีกว่ากรดพอลิแลคติก (Poly-Lactic Acid: PLA) ซึ่งเป็นลักษณะเด่นที่สำคัญอย่างมาก การนำ PBS ไปใช้งานแทนที่พลาสติกที่ใช้อยู่ทั่วไป เช่น ในอุตสาหกรรมเกษตร มีการนำไปผลิตเป็นฟิล์มคลุมดิน กระถางต้นไม้ วัสดุห่อหุ้มหรือปลดปล่อยยาฆ่าแมลง ฆ่าวัชพืช เป็นต้น หรือในอุตสาหกรรมบรรจุภัณฑ์ จะเน้นผลิตภัณฑ์ประเภทใช้แล้วทิ้ง เช่น ฟิล์มเคลือบแก้วกระดาษ หรือขวดน้ำ ฟิล์มบรรจุภัณฑ์ และอาหาร เป็นต้น [17]



รูปที่ 7 โครงสร้างทางเคมีของพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (Polybutylene succinate; PBS)

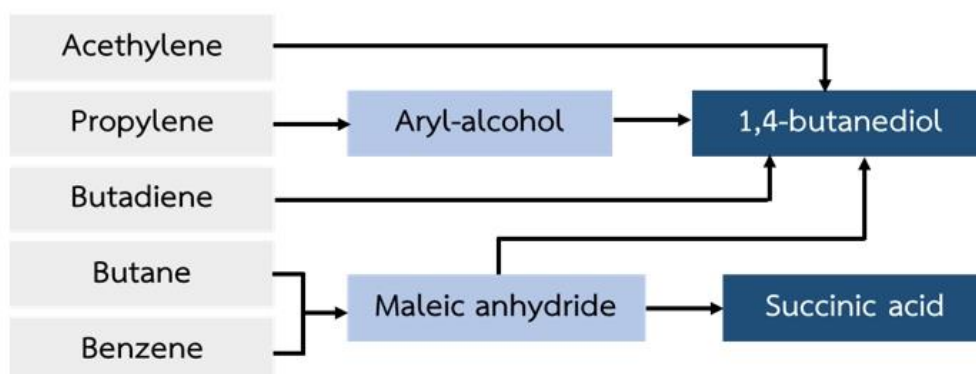
2.2.1. การสังเคราะห์ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (Polybutylene succinate; PBS)

PBS มีชื่อทางการค้า ได้แก่ Bionolle ผลิตโดยบริษัท Showa Denko และ GsPLA ผลิตโดยบริษัท Mitsubishi Chemical หน่วยซ้ำของ PBS คือ $C_8H_{12}O_4$ สังเคราะห์จากปฏิกิริยาควบนั่นระหว่างกรดซัคซินิก (Succinic acid) และ 1,4-บิวเทนไดออล (1,4-Butanediol) เป็นมอนอเมอร์ตั้งต้น ที่อุณหภูมิสูงกว่า $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ โดยใช้ตัวเร่งปฏิกิริยาเช่น Tetra-n-butyl-titanate และ Tetra-isopropyl titanate แสดงดังรูปที่ 8 [17]



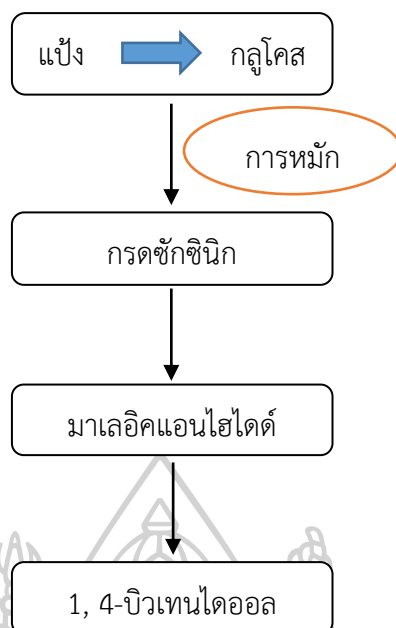
รูปที่ 8 ปฏิกิริยาการสังเคราะห์ PBS [18]

ซึ่งกรดซัคซินิก และ 1,4-บิวเทนไดออล ที่เป็นมอนอเมอร์ตั้งต้นในการสังเคราะห์ PBS ทั้งสองชนิดนี้สามารถผลิตได้จากผลิตภัณฑ์ทางปิโตรเคมี แสดงดังรูปที่ 9



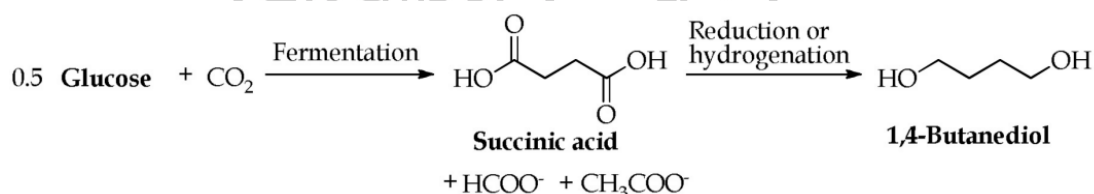
รูปที่ 9 กระบวนการผลิตกรดซัคซินิก และ 1,4-บิวเทนไดออล จากผลิตภัณฑ์ทางปิโตรเคมี [18]

อย่างไรก็ตาม กรดซัคซินิก และ 1,4-บิวเทนไดออล ยังสามารถผลิตได้จากวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้ วัตถุดิบที่ใช้ในการสังเคราะห์กรดซัคซินิกได้แก่ แป้งข้าวโพด หางนม (Whey) กากน้ำตาล กลีเซอรอล ธัญพืช แสดงกระบวนการผลิตดังรูปที่ 10



รูปที่ 10 กระบวนการผลิตกรดซัคซินิก และ 1,4-บิวเทนไดออล จากวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้ [18]

ในการสังเคราะห์กรดซัคซินิกจากวัตถุดิบที่ปลูกทดแทนใหม่ได้สามารถสังเคราะห์ได้จากการหมักกลูโคส จะเกิดปฏิกิริยากับ CO_2 ระหว่างการหมักดังสมการรูปที่ 10 และกรดซัคซินิก สามารถทำให้เกิดปฏิกิริยารีดักชัน (Reduction) หรือไฮโดรจีเนชัน (Hydrogenation) ได้เป็น 1, 4-บิวเทนไดออล



รูปที่ 11 ปฏิกิริยาการสังเคราะห์กรดซัคซินิกและ 1,4-บิวเทนไดออล จากกลูโคส [19]

PBS เป็นพอลิเมอร์ที่มีความหนาแน่นเท่ากับ 1.23 กรัม/ลูกบาศก์เซนติเมตร ซึ่งมีค่าใกล้เคียงกับ PLA นอกจากนี้ PBS มีอุณหภูมิหลอมเหลวประมาณ 110-120 °C อุณหภูมิ T_g ตั้งแต่ -33 °C ถึง -37 °C และอุณหภูมิการสลายตัวเท่ากับ 350 °C โดยทั่วไป PBS สามารถทนความร้อนได้สูงถึง 200 °C โดยที่ไม่เสียสภาพสามารถขึ้นรูปได้ง่าย และย่อยสลายได้ดี เนื่องจาก PBS เป็นพอลิเอสเตอร์สามารถย่อยสลายได้ตามธรรมชาติโดยผ่านกลไกของปฏิกิริยาไฮโดรไลซิสส่งผลให้สายโซ่โมเลกุลสั้นลง หลังจากนั้น PBS จะสามารถย่อยสลายต่อไปได้ด้วยจุลินทรีย์ โดยบรรจุภัณฑ์จาก PBS มีทั้งในรูปแบบของฟิล์ม ถุง หรือกล่อง ทั้งสำหรับอาหารและเครื่องสำอาง นอกจากนี้ในปัจจุบันนี้ PBS ได้ถูก

พัฒนาไปใช้ทางการเกษตรทั้งในรูปแบบของฟิล์มและวัสดุที่ควบคุมการปลดปล่อยปุ๋ยและยาฆ่าแมลง รวมไปถึงการขึ้นรูป PBS เป็นตาข่ายที่ใช้ประโยชน์ทางการประมง [19]

ประเทศไทยเป็นประเทศเกษตรกรรม ที่เน้นการเพาะปลูกและการทำเกษตร จึงมีวัตถุดิบที่เพียงพอต่อการผลิตผลิตภัณฑ์พลาสติกชีวภาพต่างๆ เช่น พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต พอลิบิวทิลีนอะดิเพท โคเทเรพทาเลท และพอลิแลคติกแอซิด เป็นต้น โดย PBS เป็นพลาสติกชีวภาพที่สามารถขึ้นรูปได้ใกล้เคียงกับเทอร์โมพลาสติกทั่วไปและมีสมบัติเชิงกลที่แข็งแรงกว่าพลาสติกชีวภาพชนิดอื่นๆ จึงประยุกต์ใช้งานได้หลากหลายด้าน เช่น ด้านการเกษตร ด้านบรรจุภัณฑ์อาหารและฟิล์มต่างๆ อุปกรณ์และชิ้นส่วนรถยนต์ เป็นต้น

ผลิตภัณฑ์พลาสติกทางการเกษตรที่ผลิตจาก PBS นิยมนำมาผลิตเป็นวัสดุหรืออุปกรณ์ต่างๆ เช่น ถังเพาะชำ พลาสติกคลุมหน้าดิน ที่สามารถย่อยสลายได้เองเมื่อฝังกลบลงดิน เพื่อทดแทนการใช้ อุปกรณ์เหล่านี้ที่ผลิตจากพลาสติกปิโตรเคมี ทำให้ง่ายและสะดวกต่อการใช้งาน ซึ่งจะช่วยประหยัดเวลาแรงงาน และลดอัตราการตายของต้นกล้าได้อีกด้วย อีกทั้งยังมีการคาดการณ์ว่าในปี ค.ศ. 2020 จะมีการใช้ PBS สำหรับผลิตภัณฑ์ทางการเกษตรกว่า 15% [19]

บรรจุภัณฑ์พลาสติกหรืออุปกรณ์ภายในครัวเรือนขนาดเล็ก เช่น จาน ชาม ช้อน ส้อม ถ้วย กาแฟ ล้วนเป็นอุปกรณ์ขนาดเล็กที่สามารถพกพาไปได้ทุกที่ และนิยมใช้มากในร้านอาหารฟาสต์ฟู้ด ที่มีการใช้งานเพียงครั้งเดียว ซึ่งจะส่งผลให้ปริมาณขยะพลาสติกเพิ่มขึ้น ดังนั้นพลาสติกชีวภาพ เช่น PBS จึงได้รับนิยม เพื่อใช้ผลิตแก้วพลาสติกหรือผลิตเป็นพลาสติกสำหรับเคลือบบนบรรจุภัณฑ์ กระดาษต่าง ๆ เนื่องจาก PBS สามารถย่อยสลายได้เอง เมื่อฝังกลบลงดินและไม่ก่อให้เกิดปัญหาด้านสิ่งแวดล้อมอีกด้วย ปัจจุบัน บรรจุภัณฑ์ที่ผลิตจาก PBS มีความหลากหลายและสามารถผลิตในเชิงการค้าได้มากขึ้น เช่น คาเฟ่เมซอน ได้ผลิตถ้วยกาแฟ “Amazon Bio Cup” โดยใช้พลาสติก PBS เคลือบบนถ้วยกระดาษ เพื่อทดแทนการใช้บรรจุภัณฑ์กระดาษที่เคลือบด้วยพอลิเอทิลีนชนิดความหนาแน่นต่ำ (Low density polyethylene: LDPE) [19]

2.3. เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ (Thermoplastic elastomers; TPEs)

เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ (Thermoplastic Elastomer) เป็นวัสดุที่มีการรวมคุณสมบัติทางกายภาพของเทอร์โมพลาสติกกับอีลาสโตเมอร์เข้าด้วยกัน ลักษณะเด่นของวัสดุประเภทนี้ คือ เป็นวัสดุที่มีความยืดหยุ่นคล้ายยาง แต่สามารถนำมาผ่านกระบวนการขึ้นรูปเป็นผลิตภัณฑ์ได้เหมือนเทอร์โมพลาสติกทั่วไป ของเสียที่เกิดขึ้นในระหว่างกระบวนการผลิตสามารถนำกลับมาขึ้นรูปใหม่ได้ (Recycle) ยางเทอร์โมพลาสติกสามารถแบ่งออกได้ 2 ประเภทดังนี้ [20]

2.3.1. บล็อกโคพอลิเมอร์ (Block copolymer) [21]

เทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ประเภทบล็อกโคพอลิเมอร์ (Block copolymer) มีโครงสร้างโมเลกุลเป็นสายโซ่ยาว ในสายโซ่โมเลกุลจะประกอบด้วย 2 ภูมิภาค คือ ส่วนแข็ง (hard segment) โดยสายโซ่โมเลกุลมีการมาอยู่รวมกันเป็นกลุ่มก้อน จะมีค่า T_g สูง และส่วนอ่อน (soft segment) โดยสายโซ่โมเลกุลมีการจัดเรียงตัวแบบอสัณฐานมีสมบัติเป็นอิลาสติก (elastic segment) สามารถหักงอได้ง่าย มีค่า T_g ต่ำ สมบัติโดยทั่วไปของยางเทอร์โมพลาสติกแบบบล็อกโคพอลิเมอร์จะขึ้นกับอัตราส่วนของมอนอเมอร์ที่นำมาใช้ในการสังเคราะห์ และสัดส่วนของส่วนอ่อน-ส่วนแข็งที่มีอยู่ในสายโซ่โมเลกุล ซึ่งชนิดของเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์แบบบล็อกโคพอลิเมอร์ มีดังต่อไปนี้

- เทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์จากสไตรีน (Styrene thermoplastic elastomers; S-TPEs)
- เทอร์โมพลาสติกพอลิยูรีเทน (Thermoplastic polyurethanes; TPUs)
- เทอร์โมพลาสติกพอลิอีเทอร์-เอสเทอร์ (Thermoplastic polyether-ester elastomers) หรือ โคพอลิเอสเทอร์ (co-polyester; COPEs)
- เทอร์โมพลาสติกพอลิเอไมด์อิลาสโตเมอร์ (Thermoplastic polyamides elastomer) หรือโคพอลิเอไมด์ (co-polyamides; COPAs)

2.3.2. พอลิเมอร์ผสมระหว่างยางกับพอลิโอเลฟินส์ [22]

ยางเทอร์โมพลาสติกที่ผสมกับพอลิเมอร์ประเภทพอลิโอเลฟินส์ สามารถแบ่งออกได้เป็นสองประเภท ได้แก่ เทอร์โมพลาสติกพอลิโอเลฟิน (Thermoplastic Polyolefin, TPO) และเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนส์เซชัน (Thermoplastic Vulcanization, TPV) โดย TPO จะมีลักษณะสัณฐานวิทยาเป็นแบบ Co-Continuous Phase Morphology ในขณะเดียวกัน TPV คือ การนำ TPO มาผ่านกระบวนการวัลคาไนส์เซชันเพื่อให้เกิดการเชื่อมขวาง (Cross-Link) โดยเฟสยางจะทำการเชื่อมขวางกันอย่างสมบูรณ์ และทำให้ TPV มีความสามารถในการทนต่อสภาพอากาศ และมีประสิทธิภาพต้าน Compression Set ที่ดีกว่า TPO อย่างไรก็ตามทั้ง TPO และ TPV ต่างมีบทบาทสำคัญในหลายๆอุตสาหกรรม โดยเฉพาะอย่างยิ่งในอุตสาหกรรมรถยนต์ที่สามารถประยุกต์ใช้งานทั้ง ภายนอก (Exterior) และภายใน (Interior) ของตัวรถ โดยส่วนที่มีการใช้ TPO มากที่สุด คือ บริเวณกันชนรถ (Car Bumper) ซึ่ง เป็นส่วนที่ต้องการคุณสมบัติ คือ ทนแรงกระแทกสูง และมีความยืดหยุ่นเป็นพิเศษ ในขณะที่ TPV ถูกเลือกใช้เป็นวัสดุหลักในการผลิตชิ้น งานบริเวณใต้กระโปรงรถ (Under The Hood Application) เนื่องจากบริเวณใต้กระโปรงรถนั้น ต้องการชิ้น งานที่มีคุณสมบัติ คือ มีความยืดหยุ่น ทนต่อสภาวะอากาศและความร้อนได้ดีคืออากาศ เช่น พวงกวางแหวนอัดสุบ (Gasket) ท่อหุ้มสายหม้อน้ำ (Hose for Covering) และท่อหุ้ม

2.4. เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท (Thermoplastic vulcanizates; TPVs) [23]

TPVs เป็นวัสดุที่ประกอบด้วยวัสดุที่ก่อให้เกิดการเชื่อมขวาง เป็นวัสดุกระจาย และวัสดุเทอร์โมพลาสติกเป็นวัสดุต่อเนื่อง โดยผ่านกระบวนการ dynamic vulcanization (DV) วัสดุ TPVs ในปัจจุบันได้รับความสนใจเป็นอย่างมาก และใช้กันอย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมต่างๆ เช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ อาคาร และอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ จนวัสดุ TPVs ได้กลายเป็นวัสดุที่มีการเติบโตเร็วที่สุดในการทดแทนยางเทอร์โมเซตที่ได้จากอุตสาหกรรมปิโตรเลียมแทนกัน เนื่องจากมีข้อกำหนดในเรื่องสิ่งแวดล้อมและการประหยัดทรัพยากร

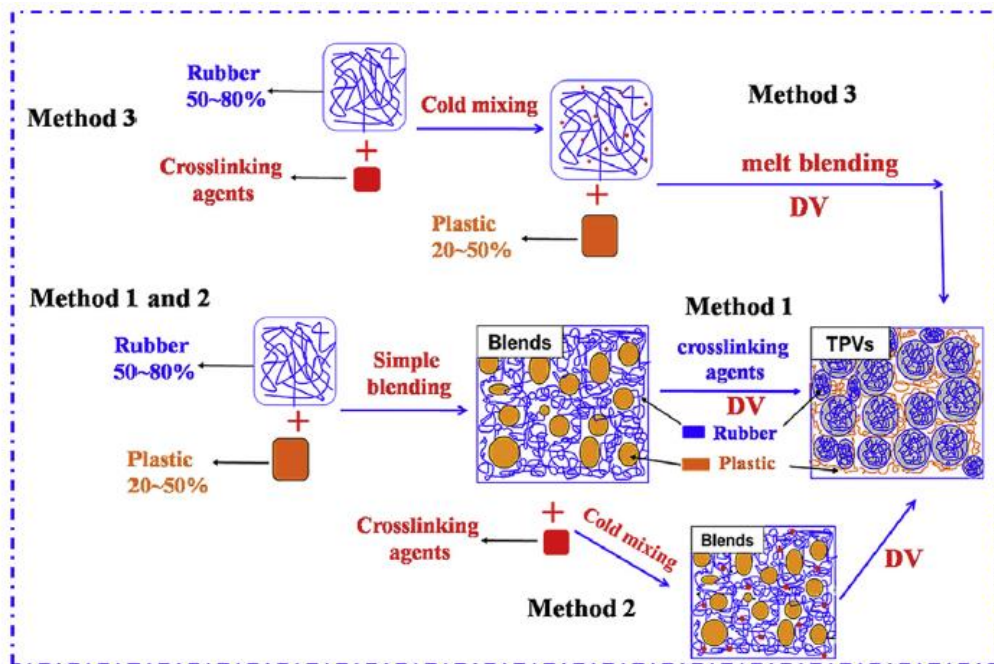
2.4.1. กระบวนการเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท [24]

การเตรียมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท สามารถเตรียมได้จากการผสมกันระหว่างส่วนที่เป็นอีลาสโตเมอร์ และส่วนที่เป็นเทอร์โมพลาสติก โดยผ่านกระบวนการ dynamic vulcanization (DV) กล่าวคือเกิดกระบวนการเชื่อมขวางขณะห้องผสมที่อุณหภูมิเหมาะสมต่อการเกิดเชื่อมขวาง โดยให้เกิดการเชื่อมขวางเกิดขึ้นที่วัสดุอีลาสโตเมอร์ หรือวัสดุอย่างหนึ่งให้เป็นวัสดุที่ก่อให้เกิดการเชื่อมขวางนั้นกระจายในวัสดุของพลาสติก มีกระบวนการเตรียมหลักๆอยู่ 3 วิธีดังต่อไปนี้

วิธีที่ 1 เริ่มจากการเตรียมยางผสมกับพลาสติกในอัตราส่วนผสมต่างๆ ลำดับต่อมาเติมสาร Crosslinking agent ที่ห้องผสมอุณหภูมิเหมาะสมเพื่อทำให้เกิดกระบวนการ Dynamic vulcanization

วิธีที่ 2 เริ่มจากการเตรียมยางผสมกับพลาสติกในอัตราส่วนผสมต่างๆ ลำดับต่อมาเติมสาร Crosslinking agent ที่ห้องผสมอุณหภูมิห้องเพื่อให้สาร Crosslinking agent กระจายตัวใน Polymer blends แล้วนำไปขึ้นรูปเป็นวัสดุ TPVs ที่อุณหภูมิสามารถเกิดเชื่อมขวางได้

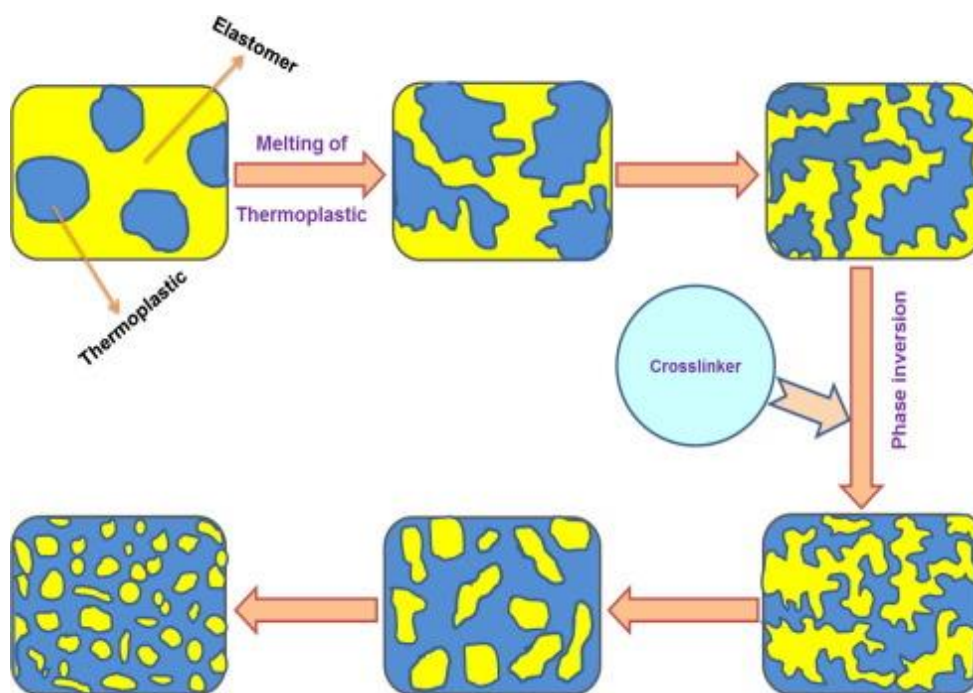
วิธีที่ 3 เริ่มจากผสมยางคอมปาว์ระหว่างยางกับสาร Crosslinking agent ลำดับต่อมา นำยางคอมปาว์ผสมกับพลาสติกแบบ Melt blending ที่ห้องผสมอุณหภูมิเหมาะสมเพื่อทำให้เกิดกระบวนการ Dynamic vulcanization



รูปที่ 12 กระบวนการเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท [24]

2.4.2. ลักษณะพื้นฐานของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท

โครงสร้างของวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จะประกอบไปด้วย 2 ภูมิภาคหลัก คือภูมิภาคยาง และภูมิภาคพลาสติก โดยภูมิภาคยางเป็นภูมิภาคกระจาย อย่างไรก็ตามการกระจายตัวของภูมิภาคยางนั้นขึ้นอยู่กับหลายปัจจัยในการผสม ยกตัวอย่างเช่นอัตราส่วนผสมระหว่างยางกับพลาสติก อุณหภูมิขณะผสม ความเร็วขณะผสม ความหนาแน่นของการเชื่อมขวาง เป็นต้น วัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทมักใช้เป็นวัสดุหลักในการผลิตชิ้นงานขึ้นส่วนยานยนต์ รวมทั้งส่วนประกอบเครื่องใช้ภายในและสำนักงาน แสดงดังรูปที่ 12 [25, 26]



รูปที่ 13 ลักษณะสัณฐานของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท [26]

2.5. นาโนซิลิกา [27-29]

ซิลิกอนไดออกไซด์ หรือที่รู้จักกันโดยทั่วไปว่า ซิลิกา เป็นวัสดุที่สามารถเกิดขึ้นได้ทั้ง ตามธรรมชาติ และสังเคราะห์ขึ้น ซิลิกาจะปรากฏอยู่ในสถานะรูปแบบผลึก และมักอยู่ในรูปของควอตซ์ ทั้งนี้รูปร่างทางกายภาพของซิลิกาแบ่งได้เป็นสามแบบ คือ ผลึก (crystalline) อสัณฐาน (amorphous) และ อสัณฐานสังเคราะห์ (synthetic amorphous) วัสดุนาโนซิลิกาโดยทั่วไปแล้วมี รูปเป็นอสัณฐานสังเคราะห์ หรือที่เรียกว่า synthetic amorphous silica หรือ SAS โดยได้มาจากการสังเคราะห์ 3 วิธี คือ

2.5.1. สังเคราะห์โดยการให้ความร้อน (thermal route)

โดยมาจากให้ความร้อนเพื่อให้เกิดการ hydrolysis ในสถานะก๊าซของสารคลอโรซิลเลน (chlorosilanes) ภายใต้เปลวไฟของออกซิเจน หรือ ไฮโดรเจน ที่อุณหภูมิประมาณ 1000 องศาเซลเซียส

2.5.2. สังเคราะห์โดยวิธีเปียก (wet route)

โดยการตกตะกอนของซิลิกา และซิลิกาเจล (หรือ ซิลิกาแอโรเจล) ซึ่งเกิดจากการควบคุมการเกิดปฏิกิริยา polymerization และเกิดการตกตะกอนของ SAS จากสารละลายโซเดียม ซิลิเกต โดยซิลิกาที่ได้จะอยู่ในรูปอสัณฐาน

2.5.3. สังกะระห์โดยวิธีซิลิกาโซล (silica sols) หรือที่เรียกว่า colloidal silica

โดยซิลิกาโซลเป็นซิลิกา SAS ที่กระจายตัวในของเหลว โดยทั่วไปคือ น้ำ โดยโซลนี้เกิดจากการ hydrolysis ของซิลิกอนเตตระคลอไรด์ (silicon tetrachloride) ในน้ำ หรือในสารละลายที่เป็น polymerization ของสารละลายโซเดียมซิลิเกต

วิธีการที่นิยมใช้ในการสังเคราะห์ซิลิกา คือ วิธีเปียก (ตกตะกอน) และวิธีให้ความร้อน โดย synthetic amorphous silica ที่ได้จากสองวิธีนี้จะมีลักษณะสมบัติที่ต่างกันจึงมีรหัสของ CAS No. ที่แตกต่าง ซิลิกาในรูป amorphous silica จะมีขนาดเล็กในช่วง 100 -1000 นาโนเมตรและมีแนวโน้มที่จะรวมตัวกันเป็นกลุ่มจึงเป็นที่รู้จักในนามของ อนุภาคนาโนซิลิกา (silica nanoparticles, SNPs) ในปัจจุบันได้มีการผลิตให้ SAS มีขนาดเล็กมากขึ้น โดยขนาดของอนุภาคนาโนซิลิกาในปัจจุบันมีขนาดเล็กลงถึง 10-25 นาโนเมตร การสังเคราะห์ด้วยการให้ความร้อนทำให้สามารถผลิตอนุภาคนาโนซิลิกาได้เล็กถึง 2 นาโนเมตร ขนาดของรูพรุนของนาโนซิลิกามักอยู่ในช่วง mesoporous ซึ่งมีขนาดประมาณ 2-50 นาโนเมตร หรืออาจอยู่ในรูปไม่มีรูพรุนได้ [29]

อนุภาคนาโนซิลิกาไม่ละลายน้ำ เมื่อปรากฏในน้ำจะอยู่ในรูป $SiO_2 \cdot xH_2O$ โดยลักษณะพื้นผิวของซิลิกาจะเป็นลักษณะชอบน้ำ (hydrophilicity) ซึ่งลักษณะสมบัตินี้จะเพิ่มขึ้นตามจำนวนของกลุ่มไฮดรอกซิลที่มีพันธะกับซิลิกอน หรือที่เรียกว่ากลุ่ม silanols ในอนุภาคนาโนซิลิกา ซึ่งกลุ่มนี้จะทำให้เกิดการสร้างพันธะไฮโดรเจนกับโมเลกุลของน้ำ ซึ่งเป็นส่วนที่ทำให้อนุภาคนาโนซิลิกามีลักษณะสมบัติในการดูดซับน้ำได้ดี ซึ่งลักษณะสมบัตินี้ได้ถูกนำมาใช้ในผลิตภัณฑ์อุตสาหกรรมต่าง ๆ [30]

2.6. โฟม (Foam) [31]

ปัจจุบันวัสดุพอลิเมอร์ ยกตัวอย่างเช่น พลาสติก ยาง เป็นต้น เข้ามามีบทบาทในชีวิตประจำวันของมนุษย์เป็นอย่างมาก เนื่องจากเป็นวัสดุที่สามารถนำมาประยุกต์ใช้ได้อย่างหลากหลายรูปแบบรูปแบบหนึ่งที่มีความสำคัญ ได้แก่ โฟมพลาสติก โฟมยาง ซึ่งมักพบเห็นการใช้งานในชีวิตประจำวันหลายรูปแบบเช่น ฟันรองเท้า เบาะที่นอน หมอน และวัสดุกันกระแทกในบรรจุภัณฑ์ เป็นต้น

โฟม หมายถึง พลาสติกที่ฟูหรือขยายตัว ซึ่งพลาสติกมีอยู่มากมายหลายประเภท หากผ่านกระบวนการที่ใช้สารขยายตัว (Blowing Agent) ก็จะทำให้พลาสติกนั้นกลายเป็นโฟม โดยเรียกกันทั่วไปว่า Foam Plastic ตัวอย่างของโฟมพลาสติกที่รู้จักกันทั่วไปเช่น ฟองน้ำ กล่องโฟมใส่อาหาร โฟมแผ่น โฟมฉีดยาเพื่อเป็นฉนวน เป็นต้น ซึ่งโฟมพลาสติกเหล่านี้ ล้วนแต่ผลิตจากพลาสติกแตกต่างประเภทกันไป ในการผลิตโฟมจะใช้สารฟู (blowing agent) ทำให้พลาสติกเกิดการขยายตัว และลดความหนาแน่นโดยรวมของโฟมลง โฟมจึงมีน้ำหนักเบา และมีลักษณะคล้ายกับฟองน้ำธรรมชาติโดยมีได้ตั้งแต่โฟมชนิดแข็งไปจนถึงชนิดยืดหยุ่น ทั้งนี้ ในบางกรณี เนื้อโฟมอาจมีสารอื่นเติมลงไป

ยกตัวอย่างเช่นสารเสริมแรง (reinforcing agent) เช่นเส้นใย (fiber) หรือสารตัวเติม (fillers) เช่น แคลเซียมคาร์บอเนต (CaCO_3) เม็ดแก้ว (glass microsphere) และแป้ง (starch) ต่าง ๆ เป็นต้น

2.6.1. ประเภทของโฟม [31]

โฟมสามารถจำแนกเป็นหลายประเภทดังต่อไปนี้

2.6.2. ประเภทของโฟมจำแนกตามลักษณะของเซลล์โฟม

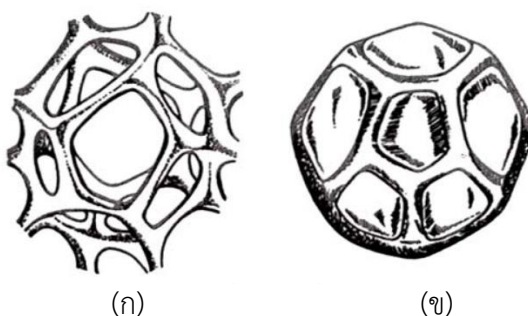
2.6.2.1. โฟมเซลล์เปิด (Open-Cell Foam)

โฟมเซลล์เปิด (Open-Cell Foam) เป็นโครงสร้างเซลล์โฟมที่เกิดจากการเชื่อมต่อกันระหว่างเซลล์ ซึ่งก๊าซสามารถผ่านจากเซลล์หนึ่งไปยังเซลล์อื่นๆได้ภายใต้การกระทำของแรงขับ ดังรูปที่ 14 โดยทั่วไปลักษณะโฟมที่เป็นเซลล์เปิดจะเตรียมจากเทคนิคความดันต่ำ (Low-pressure technique) ภายใต้ภาวะบรรยากาศ โฟมที่มีสัณฐานโครงสร้างแบบนี้มีสมบัติยืดหยุ่น ทำให้เหมาะในการใช้ทำเบาะนั่งในรถยนต์ ที่นอนบรรจุภัณฑ์ และวัสดุกันกระแทก เป็นต้น

2.6.2.2. โฟมเซลล์ปิด (Closed-Cell Foam)

โฟมเซลล์ปิด (Closed-Cell Foam) เป็นโครงสร้างเซลล์โฟมที่มีสัณฐานโครงสร้างของเซลล์ประกอบด้วยเยื่อบางๆ เรียกว่าหน้าต่างเซลล์ ทำให้ก๊าซไม่สามารถผ่านไประหว่างเซลล์ได้ แต่การเคลื่อนที่ของก๊าซจะกระทำโดยการแพร่ผ่านผนังเซลล์ ดังรูปที่ 14 โดยปกติโฟมเซลล์ปิดจะเตรียมโดยใช้เทคนิคความดันสูง (high-pressure technique) และโฟมแบบนี้จะแข็ง และเหมาะในการนำไปใช้งานเป็นฉนวนความร้อน ทุ่นลอย หรือใช้ในเสื้อชูชีพ เป็นต้น

ในทางปฏิบัติโครงสร้างของเซลล์ทั้ง 2 ชนิดจะอยู่ร่วมกันกล่าวคือไม่มีโฟมใดเป็นโฟมเซลล์เปิดหรือโฟมเซลล์ปิดโดยสมบูรณ์ความแตกต่างระหว่างโฟมเซลล์เปิดและโฟมเซลล์ปิดจะอยู่ที่โฟมเซลล์เปิดจะประกอบด้วยโครงสร้างเป็นแกนคล้ายๆเสาค้ำ (Strut) ขณะที่โฟมเซลล์ปิดจะมีหน้าต่าง (window) หรือเยื่อบาง ๆ (membrane) เชื่อมปิดระหว่างแกนพฤติกรรมเชิงกลของระบบขึ้นอยู่กับสัดส่วนของเซลล์เปิดต่อเซลล์ปิดเช่นถ้าโฟมมีสัดส่วนของเซลล์ปิดที่สูงจะทำให้โฟมมีค่าความแข็งดิ่ง (stiffness) และความแข็งแรง (strength) ที่สูง



รูปที่ 14 โครงสร้างของเซลล์โฟม (ก) เซลล์เปิด (ข) เซลล์ปิด [31]

2.6.3. ประเภทของโฟมจำแนกตามลักษณะทางกายภาพ

2.6.3.1. โฟมยืดหยุ่น (Flexible Foam)

โฟมยืดหยุ่น (Flexible Foam) โฟมชนิดนี้เป็นโฟมที่มีอุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้ว (Glass transition temperature: T_g) ที่ต่ำ จึงมีลักษณะอ่อนนุ่ม ยืดหยุ่น และคืนตัวเมื่อถูกกดได้ง่าย เช่น โฟมยาง (Elastomeric foam) โฟมพอลิไวนิลคลอไรด์ชนิดมีสารเสริมสภาพพลาสติก (Plasticized Polyvinyl Chloride, PPVC) และโฟมโพลียูรีเทน (Polyurethane Elastomer) เป็นต้น,

2.6.3.2. โฟมชนิดแข็ง (Rigid Foam)

โฟมชนิดแข็ง (Rigid Foam) โฟมชนิดนี้โพลิเมอร์เมทริกซ์จะอยู่ในสถานะผลึก (Crystalline state) หรือถ้าอยู่ในสถานะอสัณฐาน (amorphous state) จะมีอุณหภูมิการเปลี่ยนสถานะคล้ายแก้วที่สูง ส่งผลให้มีลักษณะที่แข็ง ไม่คืนตัวเมื่อถูกกด หรือบีบ

2.6.4. ประเภทของโฟมจำแนกตามประเภทของพลาสติก

2.6.4.1. โฟมเทอร์โมเซต (Thermoset foam)

โฟมเทอร์โมเซต เป็นโฟมพลาสติกที่เตรียมจากพลาสติกประเภทเทอร์โมเซต ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีความสามารถนำกลับมาใช้ใหม่ หรือรีไซเคิลได้ยาก เพราะต้องอาศัยการรีไซเคิลด้วยกระบวนการทางเคมีที่ซับซ้อน ยกตัวอย่างโฟมเทอร์โมเซต เช่น โฟมพอลิยูรีเทน โฟมอีพอกซี และโฟมฟีนอลิก เป็นต้น

2.6.4.2. โฟมเทอร์โมพลาสติก (Thermoplastic Foam)

โฟมเทอร์โมพลาสติก เป็นโฟมที่สามารถนำกลับมาใช้ใหม่ หรือรีไซเคิลได้ง่าย ซึ่งสามารถหลอมขึ้นรูปใหม่ได้ เช่น โฟมพอลิสไตรีน โฟมพอลิไวนิลคลอไรด์ และโฟมพอลิเอทิลีน เป็นต้น

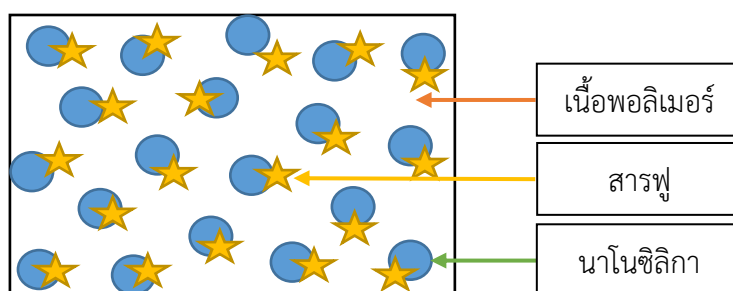
2.6.5. กระบวนการการเกิดโฟม (Foam Formation)

โฟมสามารถเตรียมได้หลายวิธี โดยวิธีที่ใช้เตรียมโฟมกันอย่างแพร่หลาย คือกระบวนการทำให้เกิดการขยายตัว (expansion process) ซึ่งประกอบด้วย 3 ขั้นตอนหลักๆ ดังต่อไปนี้

ขั้นตอนที่ 1 การเกิดฟอง (Bubble Formation or Initiation) ขั้นตอนนี้ เป็นขั้นตอนแรกของกระบวนการเกิดทำให้เกิดโฟม กล่าวคือทำให้เกิดฟองก๊าซขึ้นในเนื้อพอลิเมอร์ และขยายตัวต่อไปในสารละลาย หรือโพลิเมอร์หลอมเหลว กระบวนการการเกิดฟองนี้จะเรียกว่า การเกิดนิวเคลียส (nucleation) ซึ่งมีอยู่ 2 แบบ คือ

แบบที่ 1. การเกิดนิวเคลียสในตนเอง (Self-Nucleation) คือฟองก๊าซจะเกิดขึ้นในขณะที่พอลิเมอร์หลอมเหลว หรือสารละลายพอลิเมอร์ เริ่มผสมเป็นเนื้อเดียวกัน

แบบที่ 2 กระบวนการเกิดนิวเคลียส (nucleation Process) คือ ฟองก๊าซจะเกิดขึ้นบนผิวสัมผัส ระหว่างของเหลว และของแข็ง (Liquid-Solid interphase) ซึ่งของแข็งนี้เรียกว่า สารที่ทำให้เกิดนิวเคลียส (Nucleating agent) กลไกการเกิด nucleation เช่นการเติมสารตัวเติม นาโนซิลิกา ซึ่งมีขนาดอนุภาคระดับนาโน เมื่อเติมลงไปโพลีเมอร์ที่จะเกิดการกระจายตัวในขณะผสม เมื่อทำการผสมสารฟูในลำดับถัดมา จะทำให้สารฟูชอบอยู่กับนาโนซิลิกา ทำให้สารฟูกระจายตัวดีตามการกระจายนาโนซิลิกา



รูปที่ 15 กระบวนการเกิดนิวเคลียส (nucleation Process)

การทำให้พลาสติกเกิดฟองก๊าซในโครงสร้างโฟมมีหลายวิธีด้วยกัน ได้แก่

วิธีที่ 1 เกิดจากการสลายตัวทางความร้อนของสารฟู จากการผสมสารฟูที่เป็นของแข็งกับโพลีเมอร์ และให้อุณหภูมิที่เหมาะสมเพื่อให้สารฟูสลายตัวเกิดเป็นก๊าซขึ้น เช่นก๊าซไนโตรเจน ก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์ เป็นต้น

วิธีที่ 2 เกิดฟองก๊าซเนื่องจากปฏิกิริยาเคมี ก๊าซจะเกิดขึ้นเนื่องจากการทำปฏิกิริยาระหว่างสารเคมี 2 ชนิด ซึ่งก๊าซจะปล่อยออกมาพร้อมกับการเกิดโพลีเมอร์ (Polymerization) และการเชื่อมขวาง เช่น ปฏิกิริยาระหว่างไอโซไซยาเนต (Isocyanate) กับน้ำ ได้ก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์ เป็นผลิตภัณฑ์ในกระบวนการเตรียมโฟมโพลียูรีเทน เป็นต้น

วิธีที่ 3 การลดความดัน เป็นการขยายตัวของก๊าซในเนื้อพอลิเมอร์ โดยการลดความดันในระบบพอลิเมอร์ ตัวอย่างเช่น การอัดรีด (Extrusion) โฟมโพลีสไตรีน (Expanded Polystyrene, EPS)

วิธีที่ 4 การกลายเป็นไอของของเหลวที่มีจุดเดือดต่ำในเนื้อพอลิเมอร์หลอมเหลว ซึ่งเป็นผลมาจากปฏิกิริยาคายความร้อน หรือการให้ความร้อนกับสารฟูที่เป็นของเหลว ตัวอย่างของสารฟูที่เป็นของเหลวที่มีจุดเดือดต่ำ ได้แก่ ฟลูออโรคาร์บอน (fluorocarbon) เมทิลีนคลอไรด์ (methylene chloride) เป็นต้น

วิธีที่ 5 การใช้ตัวเติมชั่วคราว วิธีนี้ไม่มีการผลิตก๊าซขึ้นแต่จะใช้อุณหภูมิของแข็งผสมกับโพลีเมอร์ แล้วขึ้นรูปเป็นพลาสติกแข็งจากนั้นจะ (each) สารตัวเติมออก ตัวทำละลายที่เหมาะสม ทำให้

ได้ขึ้นงานที่มีเซลล์เปิดเกิดขึ้น วิธีนี้มักใช้ในการเตรียมโฟมโพลีเตตระฟลูออโรเอทิลีน (PTFE foam) เนื่องจาก PTFE เป็นโพลิเมอร์ที่ทำให้เกิดการขยายตัวได้ยาก

วิธีที่ 6 การเก็บกักก๊าซเชิงกล คือ การทำให้เกิดฟองก๊าซโดยการกวนเชิงกล ในระบบโพลิเมอร์หลอมเหลว แล้วทำให้แข็งตัวโดยสารเร่งปฏิกิริยา หรือความร้อน ทำให้เกิดการกักฟองก๊าซไว้ในเนื้อพลาสติก วิธีนี้เป็นวิธีที่เก่า และมีข้อเสีย คือ โฟมที่ได้จะมีเซลล์ที่ไม่สม่ำเสมอ

วิธีที่ 7 การเติมไมโครสเฟียร์ เป็นการเติมฮอลโลว์ไมโครสเฟียร์ (hollow microspheres) ในโพลิเมอร์ ซึ่งไมโครสเฟียร์ดังกล่าวอาจเป็นเม็ดแก้ว หรือเม็ดพลาสติก โดยส่วนใหญ่จะเป็นการผสมเม็ดฟีนอลิก (phenolic spheres) ในพอลิเอสเทอร์ไม่อิ่มตัว (Unsaturated polyester resin) ขณะเกิดการบ่ม (curing)

ขั้นตอนที่ 2 การขยายตัวของฟอง (Bubble Growth) การเพิ่มขนาดของฟอง เกิดจากการแพร่ของก๊าซผ่านเพสของพอลิเมอร์หลอมเหลว หรือสารละลายพอลิเมอร์ จากฟองก๊าซหนึ่งเข้าไปสู่อีกฟองก๊าซ หรือ เกิดจากการแตกของผนังเซลล์ (breaking the wall separating cells) หรือการแพร่ของสารฟูจากฟองที่มีขนาดเล็กไปยังฟองที่มีขนาดใหญ่ ฟองที่เกิดขึ้นในขั้นแรกจะมีลักษณะเป็นทรงกลม ซึ่งจะขยายตัวต่อไปภายใต้ภาวะที่กำหนด และสามารถควบคุมได้โดยอาศัยความแตกต่างของค่าความดัน ระหว่างภายใน และภายนอกฟองก๊าซ หรือเซลล์ แรงตึงผิวที่สัมผัส และรัศมีของฟอง

ขั้นตอนที่ 3 ความเสถียร หรือการคงรูปของฟอง (Bubble Stability) ขั้นตอนนี้เป็นขั้นตอนสุดท้าย และสำคัญที่สุดในกระบวนการเกิดโฟม ซึ่งฟองที่เกิดขึ้นในขณะขึ้นรูปโฟมอาจจะไม่เสถียร และยุบตัวภายใต้แรงโน้มถ่วง การคงรูปของเซลล์โฟมไว้จึงเป็นตัวกำหนดความเป็นโฟมของวัสดุ โดยความเสถียร หรือการคงรูปของฟองของโครงสร้างโฟม ขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายอย่าง ซึ่งปัจจัยหนึ่ง คือ ความสามารถในการไหลของพอลิเมอร์หลอมเหลว กล่าวคือขณะที่ฟองกำลังเกิดการขยายตัว จะเกิดการสัมผัสกันของเซลล์ข้างเคียง ทำให้เกิดผนังเซลล์ และสัน (ribs) ของเซลล์ขึ้น เมื่อพอลิเมอร์หลอมเหลวมีความหนืดที่ต่ำมา จะส่งผลให้การขยายตัวของเซลล์โฟมในขณะขึ้นรูปสามารถขยายต่อไปอีกเรื่อยๆ จะทำให้เกิดรอยแตกขึ้นที่ผนังเซลล์ จนทำให้เซลล์โฟมเกิดการระเบิดของฟองแก๊สขนาดใหญ่ จึงไม่สามารถคงสภาพความเป็นโฟมได้ ดังนั้นการทำให้เกิดความเสถียร หรือการคงรูปของฟอง จึงจำเป็นอย่างยิ่งเพื่อป้องกันการเกิดรอยแตกของผนังเซลล์ จากจะทำได้โดยการเติมสารเชื่อมขวาง หรือผสมกับพอลิเมอร์ที่มีความหนืดขณะหลอมเหลวที่สูงเพื่อเพิ่มความหนืดของพอลิเมอร์ ซึ่งเป็นปัจจัยที่สำคัญที่สุดต่อความเสถียรของโฟม

2.6.6. ประโยชน์และการใช้งานของโฟมพลาสติก

2.6.6.1 *ทำเป็นฉนวนความร้อน (Thermal Insulation)* โดยส่วนใหญ่จะพบในอุตสาหกรรมเครื่องทำความเย็น ตู้เย็น ฉนวนความร้อนบนหลังคา ฝากระโปรงหน้ารถยนต์ และในท่อบางประเภท ลักษณะของโฟมที่ใช้ในลักษณะงานเป็นฉนวนความร้อน จะเป็นโฟมชนิดเซลล์ปิด เช่น โฟมพอลิยูรีเทนชนิดแข็ง

2.6.6.2 *ทำเป็นบรรจุภัณฑ์ (Packaging)* เช่น ใช้เป็นกล่องโฟมใส่อาหาร (โฟมพอลิสไตรีน) โฟมกันกระแทกสำหรับบรรจุสินค้า เป็นต้น

2.6.6.3 *ทำเบาะ หรือ นวม (Cushioning)* โดยปกติจะเป็นโฟมชนิดยืดหยุ่น เช่น โฟมยาง โฟมพอลิยูรีเทนชนิดยืดหยุ่น โฟมโพลีเอทิลีน เป็นต้น เพราะโฟมเหล่านี้มีความยืดหยุ่นที่สูง (high resilience) สามารถรับแรง และกระจายแรงที่ดี

2.6.6.4 *วัสดุลอยตัว (Buoyancy)* ตัวอย่างเช่น ฟันลอยบริเวณท่าเรือ หรือในทะเล กระดานโต้คลื่น และเสื้อชูชีพ เป็นต้น

2.6.6.5 *วัสดุดูดซับ และป้องกันเสียง (Sound Absorption and Insulation)* มักมีการใช้งานตามห้องอัดเสียง โรงภาพยนตร์ และห้องประชุมต่างๆ

2.6.6.7 *งานโครงสร้าง (Structure)* เช่น ทำเฟอร์นิเจอร์ทำโครงสร้างของเครื่องบิน หรือยานอวกาศ เป็นต้น

2.6.6.8 *การประยุกต์ใช้แบบอื่นๆ* เช่น ใช้เป็นไส้กรอง (filter) ใช้ในงานถมที่ตามคอสะพาน และทำผ้าก๊อช (gauze) เป็นต้น

2.7. งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

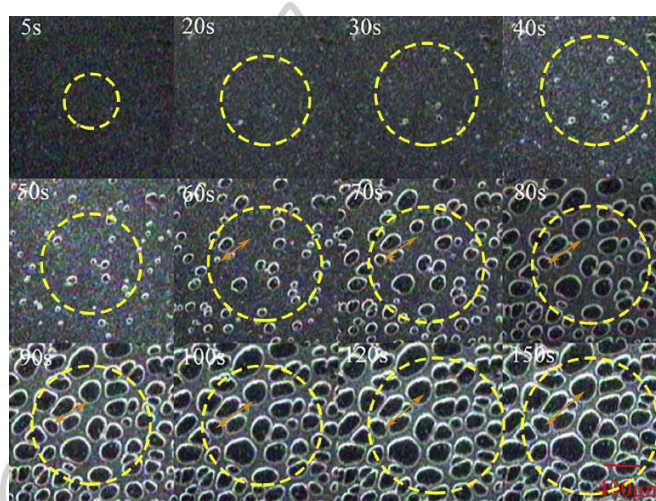
Shan Wu และคณะ [32] งานวิจัยนี้เป็นงานวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับการเติบโตของเซลล์โฟมของโฟมที่ผสมด้วย LDPE โดยใช้ p, p-oxybis (benzenesulfonylhydrazide) (OBSh) เป็น Blowing agent หรือสารที่ทำให้เกิดฟอง วิเคราะห์และติดตามการเกิดเซลล์โฟมของ โฟมLDPE โดยใช้เทคนิคต่างๆ อีกทั้งยังทำการศึกษาความสัมพันธ์การเกิดเซลล์โฟม กับเส้นผ่านศูนย์กลางเซลล์โฟม, เวลาการเกิดโฟม และอัตราการเกิดเซลล์โฟม ตามลำดับ ส่วนที่สำคัญนำมาประยุกต์ใช้กับงานวิจัยดังนี้

วิธีการเตรียมชิ้นงานสำหรับงานวิจัยนี้ วัสดุที่ใช้คือ LDPE เกรด 2426H และ p, p-oxybis (benzenesulfonylhydrazide) (OBSh) เป็น Blowing agent

เตรียม 5 wt% OBSH ผสมกับ LDPE โดยผสมใน
Torque Rheometer (XSS-300) ที่อุณหภูมิ 110 ° C
ความเร็วรอบ 80 รอบต่อนาที ใช้เวลาทั้งหมด 6 นาที



ขึ้นรูปโฟม โดยใช้เครื่องอัดขึ้นรูป ที่อุณหภูมิ 120 ° C



รูปที่ 16 แสดงภาพ OM ของการเกิดโฟม LDPE ตั้งแต่ 5 วินาทีจนถึง 150 วินาที อธิบายการเปลี่ยนรูปของเซลล์โฟม จากเวลา 5 วินาทีจนถึง 150 วินาที [32]

จากรูปที่ 16 แสดงพฤติกรรมการทำงานของ Blowing agent โดยที่เวลาเริ่มต้น 5 วินาทีที่ยังไม่มีการเกิดฟอง เมื่อเวลาผ่านไปพบว่าฟองเริ่มเพิ่มมากขึ้นเรื่อยๆ จนเซลล์โฟมเกิดการขยายตัว บริเวณของผิวเซลล์โฟม จนกระทั่งเวลา 120 วินาที เมื่อปล่อยให้เวลานานไปมากกว่านี้เซลล์โฟมที่เกิดจะเกิดการระเบิดจนทำให้ชิ้นงานเกิดเสียรูปร่างได้

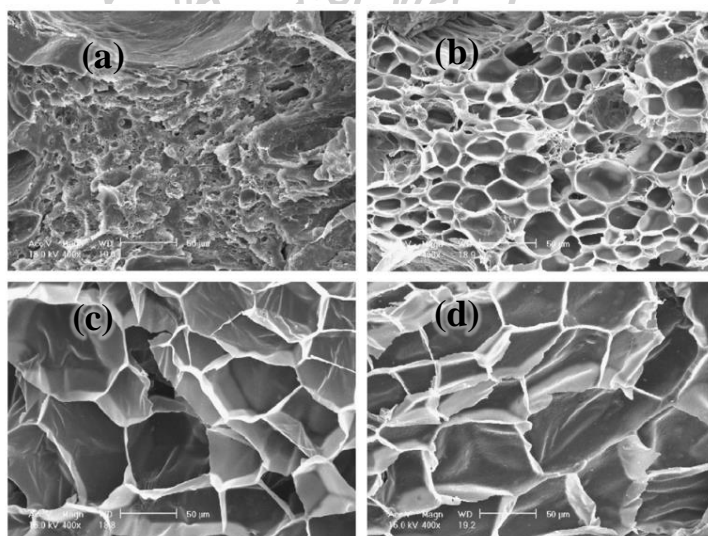
Zhen Xiu Zhang และคณะ [33] งานวิจัยได้ศึกษา microcellular ของโฟม TPV จากวัสดุผงยางล้อรถเก่า (waste ground rubber tire powder: WGRT) จากการวิเคราะห์ความสัมพันธ์ระหว่าง สภาวะการขึ้นรูป กับโครงสร้างของโฟม TPV เตรียมชิ้นงานโดยนำ ผงยางล้อรถเก่า (waste ground rubber tire powder: WGRT) ผสมกับ Maleic anhydride grafted polypropylene (PP-g-MA) ผสมในเครื่อง twin-screw extruder ความเร็วสกรู 120 rpm และอุณหภูมิเป็น 130/ 150/ 160/ 160/ 180/ 180/ 180/ 180/ 190 องศาเซลเซียส ต่อไปเป็นขั้นตอน

ทำให้เกิดโฟมโดยใช้เครื่องกดอัดแรงดัน ขนาดชิ้นงาน $2 \times 3 \times 12$ mm ทำการให้ความร้อนกับชิ้นงานก่อนปิดแม่พิมพ์ หลังจากนั้นเพิ่มความดันสูงตามที่ต้องการดังแสดงในตารางที่ 1 โดยใช้ปั๊มแรงดันสูงและคงความดันเป็นเวลา 1 ชั่วโมงหลังจากนั้นชิ้นงานคงรูปโฟมเสร็จสิ้น นำชิ้นงานออกจากเครื่องกดอัดแรงดันเพื่อทำการวิเคราะห์ต่อไป



ตารางที่ 1 แสดงสถานะการขึ้นรูปที่อุณหภูมิและความดันที่แตกต่างกัน ของตัวอย่างโพลีเมอร์ PP-g-MA/WGRT อัตราส่วนผสม (50/50) [33]

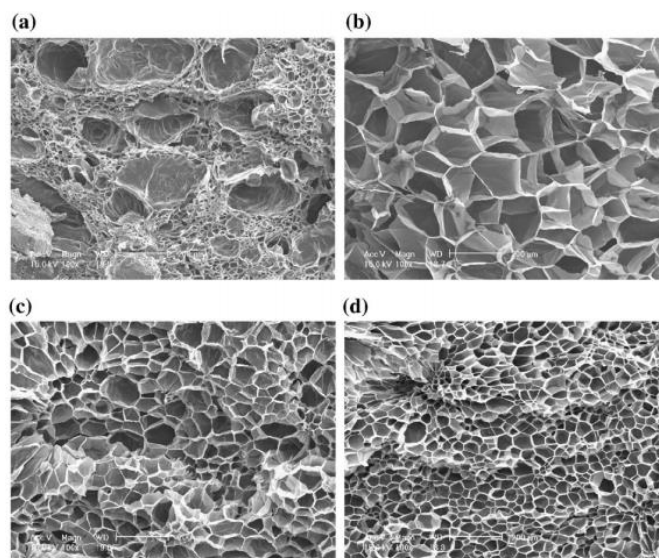
Pressure MPa	Temperature °C	Average cell size D μm	Cell density N_0 cell/cm ³	Relative density %
16	140	-	-	0.6080
16	145	31	1.77×10^8	0.4187
16	150	75	8.41×10^7	0.0989
16	154	86	7.56×10^7	0.0752
10	150	25	2.85×10^8	0.4685
12	150	149	6.21×10^6	0.0952
14	150	191	5.41×10^6	0.0952
18	150	51	1.98×10^8	0.1294



รูปที่ 17 ภาพ SEM micrographs ของตัวอย่างโพลีเมอร์ PP-g-MA/WGRT ที่อุณหภูมิขึ้นรูปโพลีเมอร์แตกต่างกัน (a) 140 °C, (b) 145 °C, (c) 150 °C, (d) 154 °C. (Scale bar เป็น 50 ไมโครเมตร) [33]

จากรูปรูปที่ 17 แสดงโครงสร้างของโพลีเมอร์ PP-g-MA / WGRT (50/50) ที่อุณหภูมิขึ้นรูปโพลีเมอร์แตกต่างกัน ซึ่งผลที่ได้สอดคล้องกับค่า average cell size, cell density และ relative density จากตารางที่ 1 พบว่าเมื่ออุณหภูมิมีค่าที่สูงขึ้น ขนาดเซลล์โพลีเมอร์โดยเฉลี่ยมีขนาดที่เพิ่มขึ้น แต่ทว่าค่าของ cell density และ relative density มีค่าลดลง เนื่องจากเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นส่งผลให้เนื้อพอลิ

เมอร์ผสมมีค่าความหนืดที่ลดลง การขยายตัวของฟองที่เกิดสามารถขยายฟองได้ง่าย และเมื่อเซลล์โตขึ้น ส่งผลให้ความหนาแน่นของเซลล์และความหนาแน่นสัมพัทธ์มีค่าลดลง



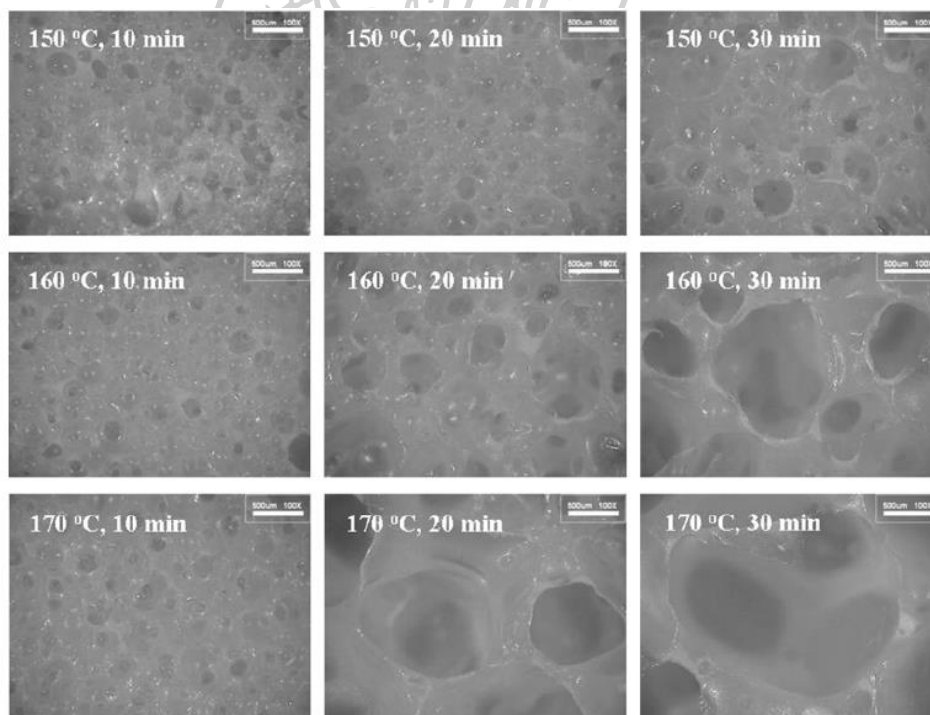
รูปที่ 18 แสดงภาพ SEM micrographs ของตัวอย่างโฟม PP-g-MA/WGRT ที่ความดันขึ้นรูปโฟมที่แตกต่างกัน (a) 10 MPa, (b) 14 MPa, (c) 16 MPa, (d) 18 MPa. (Scale barg เป็น 200 ไมโครเมตร) [33]

จากรูปที่ 18 แสดงโครงสร้างของโฟม PP-g-MA / WGRT (50/50) ผสม ที่ความดันแตกต่างกัน กำหนดอุณหภูมิไว้ที่ 150 องศาเซลเซียส เวลา 1 ชั่วโมง พบว่าขนาดเซลล์เฉลี่ยมีค่าเพิ่มขึ้นตามความดันที่เพิ่มขึ้น จนถึง 14 MPa เมื่อเพิ่มความดันเป็น 18 MPa ขนาดเซลล์เฉลี่ยมีค่าลดลง และความหนาแน่นของเซลล์และความหนาแน่นสัมพัทธ์ลดลงที่ความดันเพิ่มขึ้นจนถึง 14 MPa เมื่อเพิ่มความดันเป็น 18 MPa มีค่าลดลงเช่นเดียวกัน เนื่องจากเมื่อค่าความดันเพิ่มขึ้นนั้นหมายความว่า การขยายตัวของเซลล์โฟมที่เกิดขึ้นถูกบีบขอบเขตโดยแรงดันนั้นๆ ทำให้ความดันยิ่งสูงทำให้การขยายตัวของเซลล์โฟมเกิดขยายได้ยากมากยิ่งขึ้น

Sang-Kyun Lim และคณะ [34] งานวิจัยนี้ได้ทำการเตรียมโพลี crosslinked poly (butylene succinate) (PBS) และศึกษาโครงสร้างของเซลล์โฟม ที่ใช้ branching agents แตกต่างกันไป อีกทั้งยังศึกษาผลของ chemical blowing agents ต่อการเกิดโฟมของ poly (butylene succinate) (PBS) และยังศึกษาพฤติกรรมการไหลของ crosslinked PBS เนื่องจากการเกิดโฟมของ PBS ขึ้นอยู่กับสภาวะการขึ้นรูปและสัดส่วนของการผสมต่างๆ จึงมีการศึกษาผลของสภาวะการเกิดฟอง เช่น อุณหภูมิ, เวลา และปริมาณของสารเชื่อมขวางต่อโครงสร้างของโฟม PBS โดยขั้นตอนการเตรียมขึ้นงานดังต่อไปนี้

ขั้นตอนแรกทำการหลอม PBS (MI=1.5 g/10 min, $T_m=115$ องศาเซลเซียส) ใน torque rheometer (Haake Rheometer 90, Germany) ที่อุณหภูมิ 120 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 5 นาที ความเร็วรอบ rotor 60 rpm จากนั้นทำการเติม Branching agent ลงใน PBS melt ผสมต่อเป็นเวลา 10 นาที เพื่อให้เกิดปฏิกิริยาเชื่อมขวาง เมื่อครบเวลาทำการเติม ACP-4 ผสมต่ออีก 10 นาที เสร็จสิ้นการผสม จากนั้นนำยางคอมเพาว์ ที่ได้ไปใส่โมลเพื่อทำการอัดขึ้นรูปโฟม (กว้าง 15 มม. X ยาว 80 มม. X หนา 5 มม.) ที่อุณหภูมิ 130 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 5 นาที แล้วทำการเปลี่ยนอุณหภูมิและเวลาการขึ้นรูปเป็น 150, 160, 170 องศาเซลเซียส และ 10, 20, 30 นาที ตามลำดับ

จากผลการทดลองที่สามารถนำมาปรับใช้หรือสนับสนุนงานวิจัย จากรูปที่ 19 การทดสอบ SEM จะเห็นได้ว่าขนาดของเซลล์เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิและระยะเวลาในการเกิดฟอง แต่ทว่าทำให้รูปร่างของเซลล์ไม่สม่ำเสมอมากขึ้น เนื่องจากว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นความหนืดลดลง ซึ่งจะทำให้เซลล์เติบโตได้ง่ายขึ้นส่งผลให้เซลล์มีขนาดใหญ่ขึ้น จากการศึกษาพบว่า micrographs ส่วนใหญ่เป็นเซลล์รูปไข่และเซลล์ไม่แตกเป็นเซลล์ปิดหมายความว่าเซลล์ที่กำลังเติบโตมีเสถียรภาพได้อย่างมีประสิทธิภาพ



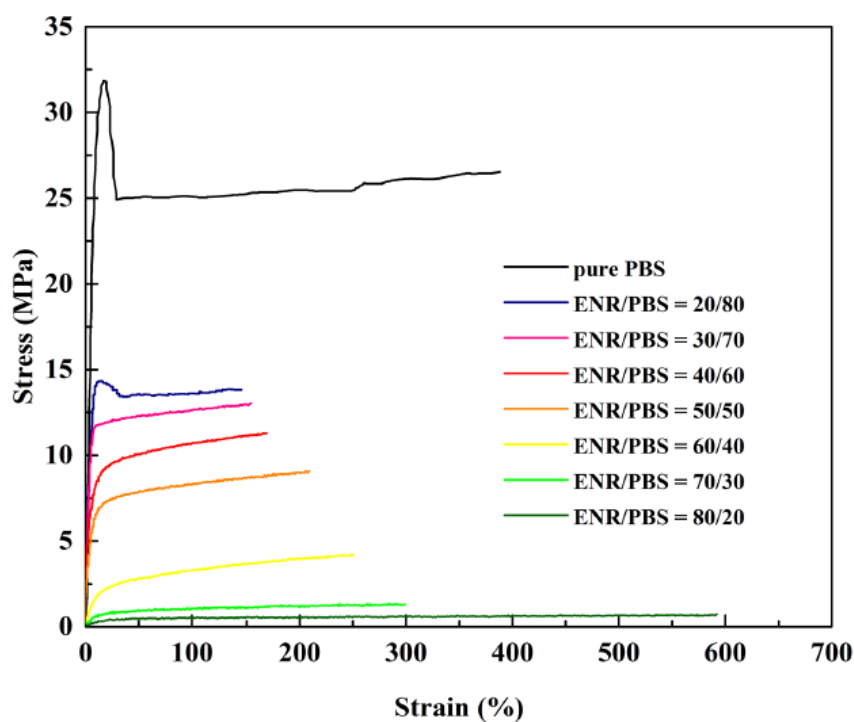
รูปที่ 19 แสดงลักษณะเซลล์โฟมของ PBS ที่สภาวะการขึ้นรูปโฟมที่แตกต่างกัน [34]

Parisa Faibunchan และคณะ [35] งานวิจัยนี้ทำการศึกษาในหัวข้อ วัสดุเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ที่สามารถย่อยสลายได้ตามธรรมชาติ ที่ได้จากการผสมระหว่าง epoxidized

natural rubber (ENR) และ poly (butylene succinate) (PBS) เพื่อศึกษาอิทธิพลของอัตราส่วนการผสมของ ENR และ PBS ที่ส่งผลต่อสมบัติทางสัณฐานวิทยา, สมบัติเชิงกล, สมบัติทางความร้อน และการย่อยสลายทางชีวภาพ โดยเตรียมชิ้นงานอัตราส่วนการผสม ENR/PBS blends ที่แตกต่างกัน คือ 80/20, 70/30, 60/40, 50/50, 40/60, 30/70, และ 20/80 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงาน เริ่มต้นจากการนำ ENR และ PBS ไปอบที่อุณหภูมิ 60 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้น นำ ENR และสารเคมี Wingstay-L antioxidant ผสมใน internal mixer ที่อุณหภูมิ 60 องศาเซลเซียส ความเร็วรอบ 60 รอบต่อนาที เป็นเวลา 5 นาที แล้วนำไปรีดให้เป็นแผ่นใน Two-roll-mill เก็บไว้ที่อุณหภูมิห้องเป็นเวลา 24 ชั่วโมง ขั้นตอนต่อไปนำ ENR/Wingstay-L mixture ที่ได้ผสมกับ PBS ที่อุณหภูมิ 120 องศาเซลเซียส ความเร็วรอบ 60 รอบต่อนาที เป็นเวลา 4 นาที แล้วนำไปอัดขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแรงดันเพื่อใช้ในการวิเคราะห์ขั้นต่อไป

จากผลการวิเคราะห์ผล Mechanical Properties เห็นได้ชัดว่าเส้นสีดำแสดงกราฟ Stress-strain ของ pure PBS มีความชันและสูงที่สุดเนื่องจาก PBS มีความแข็งมาก อย่างไรก็ตาม yield point ของ PBS ลดลงอย่างเห็นได้ชัดเมื่อเพิ่ม ENR เป็น 20% และ yield point หายไปในส่วนผสมที่มีค่า ENR สูงกว่า 30% นั้นทำให้เห็นว่าวัสดุอ่อนลง นอกจากนี้ยังพบว่าโมดูลัส Young's modulus ลดลงเมื่อมีการเพิ่มเนื้อหา ENR เนื่องจากความแข็งของวัสดุลดลง ดังรูปที่ 20



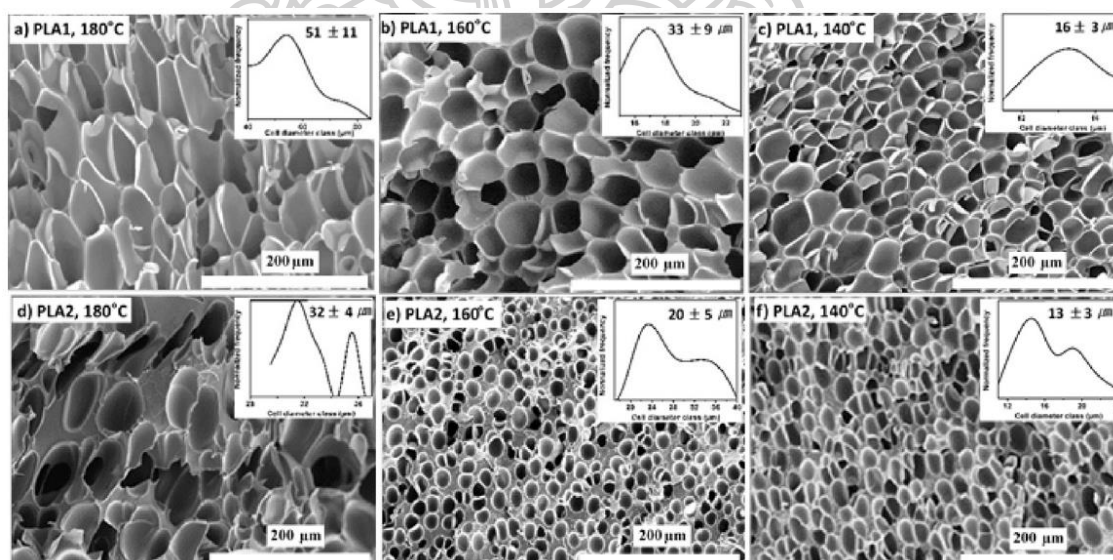
รูปที่ 20 กราฟ Stress-strain ของ pure PBS และ ENR/PBS ที่อัตราส่วนผสมต่างๆ [35]

Praphulla Tiwary และคณะ [36] ศึกษาอิทธิพลคุณสมบัติของวัสดุ และอุณหภูมิของการเกิดฟอง ที่ส่งผลต่อโครงสร้างของเซลล์โฟม polylactide (PLA) โดยใช้ supercritical nitrogen เห็นได้ว่าถ้าให้อุณหภูมิการเกิดฟองที่มีค่าต่ำ ส่งผลทำให้เกิดเซลล์โฟมขนาดเล็ก เนื่องจากขณะเกิดฟองเนื้อพอลิเมอร์ยังมีความหนืดสูง ทำให้ความสามารถที่ฟองดันออกเป็นฟองขนาดใหญ่เป็นไปได้ยาก และเมื่ออุณหภูมิที่ทำให้เกิดฟองสูงขึ้น อัตราการขยายตัวของฟองมีขนาดที่ใหญ่ขึ้น โดยช่วงอุณหภูมิโฟมที่ทำการทดสอบอยู่ที่ช่วง 140-180 องศาเซลเซียส โดยงานวิจัยนี้ได้นำเอา PLA ที่แตกต่างกัน 2 เกรดมาทำการเปรียบเทียบกันคือ PLA 3251 D (Melt flow index 80 g/10 min at 210 °C/2.16 kg) และ PLA 2500 HP (Melt flow index 8 g/10 min at 210 °C/2.16 kg) ดังตารางที่ 2

ตารางที่ 2 แสดงน้ำหนักโมเลกุลและคุณสมบัติทางความร้อนของ PLA1 และ PLA2 [36]

Sample	M_w (kg mol ⁻¹)	D	T_c (°C)	T_{cc} (°C)	T_m (°C)
PLA1	71	1.7	-	109	170
PLA2	140	1.6	-	106	175

จากผลการทดสอบ SEM เมื่อทำการเปลี่ยนอุณหภูมิในการทดสอบขึ้นรูปโฟม PLA1 และ PLA2 ได้ผลดัง ต่อไปนี้



รูปที่ 21 แสดงการเปรียบเทียบขนาดของเซลล์โฟมระหว่าง PLA1 และ PLA2 ที่ผลิตในอุณหภูมิที่ต่างกัน [36]

จากการทดสอบ SEM แสดงดังรูปที่ 21 เห็นได้ว่าการเพิ่มอุณหภูมิส่งผลให้ความหนืดของ PLA ลดลง ทำให้ขนาดของเซลล์โฟม polylactide (PLA) มีขนาดที่ใหญ่ขึ้น และความหนืดที่สูงขึ้น

เนื่องจากความร้อนที่ทำให้เกิดการขัดขวางการเจริญเติบโตของเซลล์โพลิเมอร์ส่งผลให้ขนาดเซลล์โพลิเมอร์มีขนาดที่เล็กลง

Cristina Saiz-Arroyo และคณะ [37] งานวิจัยนี้ทำการศึกษาโพลิเมอร์ LDPE/silica นาโนคอมพอสิต โดยศึกษาอนุภาคนาโนซิลิกาที่ส่งผลต่อการเกิดโพลิเมอร์ LDPE/silica นาโนคอมพอสิต โดยผ่านกระบวนการผลิตที่แตกต่างกันสองกระบวนการ นั่นก็คือ กระบวนการแรกใช้ physical blowing agent ทำให้เกิดฟองของชิ้นงาน และกระบวนการที่สองใช้ chemical blowing agent ทำให้เกิดฟองของชิ้นงาน โดยขั้นตอนการผสมเป็นดังนี้

ขั้นตอนแรก

ทำการผสม LDPE/silica นาโนคอมพอสิต ในเครื่องผสม (Rheodrive 500 from Haake Fisons) ที่อุณหภูมิ 130 องศาเซลเซียสและความเร็วของสกรู 50 รอบต่อนาที ใช้เวลา 6 นาที



ผสมซิลิกาในอัตราส่วนที่แตกต่างกัน (ได้แก่ 0, 1, 3, 6 และ 9 wt%) ตามลำดับ

ขั้นตอนที่สอง

นำ solid nanocomposites ที่ได้จากตอนแรก มาทำการผสมกับ chemical blowing agent ที่อุณหภูมิ 130 องศาเซลเซียสในช่วงเวลา 6 นาทีด้วยความเร็วสกรูคงที่จาก 50 รอบต่อนาที สัดส่วน chemical blowing agent กำหนดไว้สำหรับการทดลองค่าคงที่ 5% wt

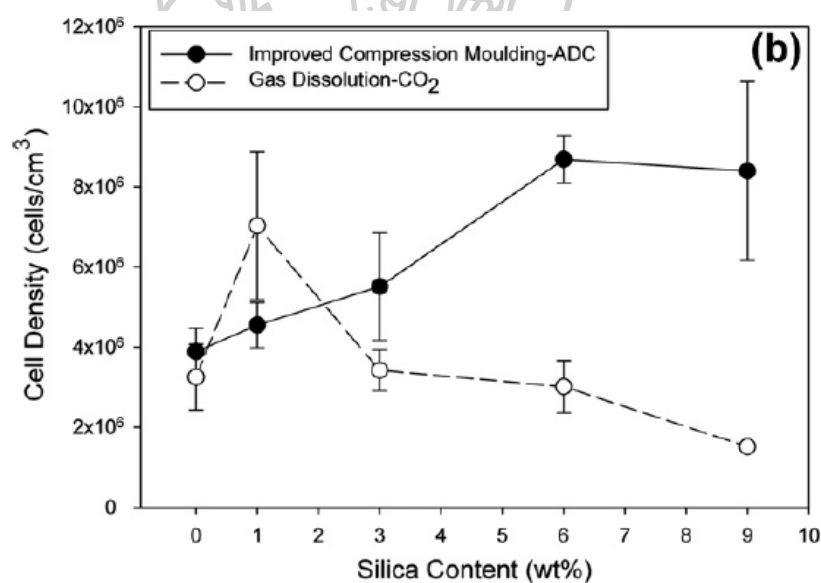


และนำชิ้นงานที่ได้จากตอนแรกขึ้นรูปแบบ physical blowing agent เปรียบเทียบกัน

สิ่งที่น่าสนใจคือ จากผลการวิจัยพบว่าอนุภาคนาโนซิลิกาแสดงพฤติกรรมเป็น nucleating agent ให้กับโพลีเมอร์ LDPE/silica นาโนคอมพอสิตได้อย่างมีประสิทธิภาพ ส่งผลให้ขนาดของเซลล์โพลีเมอร์มีขนาดลดลง และความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์เพิ่มมากขึ้น อีกทั้งยังส่งผลต่อสมบัติทางความร้อนและทางกลดีขึ้น

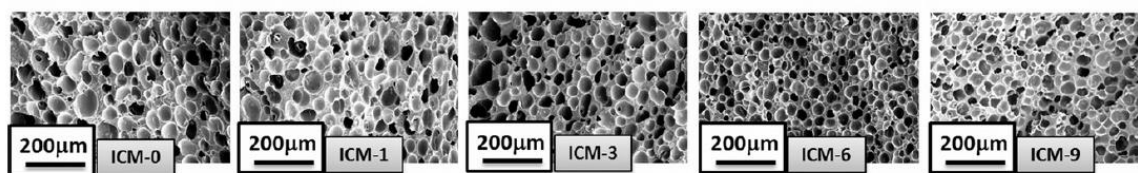
ตารางที่ 3 แสดงสัดส่วนผสมที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโพลีเมอร์ LDPE/silica นาโนคอมพอสิต [37]

ตัวอย่าง	LDPE	SiO ₂
ICM-0	94.71	0
ICM-1	93.48	1
ICM-3	91.02	3
ICM-6	87.33	6
ICM-9	83.64	9



รูปที่ 22 ผลการศึกษาแสดงลักษณะการเปลี่ยนแปลงความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์ LDPE/silica นาโนคอมพอสิตเมื่อสัดส่วนซิลิกาที่แตกต่างกันได้แก่ 0, 1, 3, 6 และ 9 wt% ตามลำดับ [37]

จากกราฟรูปที่ 22 เห็นได้ว่าเมื่อพิจารณาเส้นกราฟสีดำซึ่งแสดงกระบวนการขึ้นรูปโดยใช้ chemical blowing agent เมื่อ Silica Content มีค่าเพิ่มมากขึ้นส่งผลให้ Cell Density เพิ่มขึ้นตามไปด้วย ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่า Silica เป็นตัวช่วยเพิ่มความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์ที่ดี ซึ่งเป็นผลดีต่อวัสดุโพลีเมอร์ และสามารถยืนยันได้โดยภาพ SEM ดังรูปที่ 23

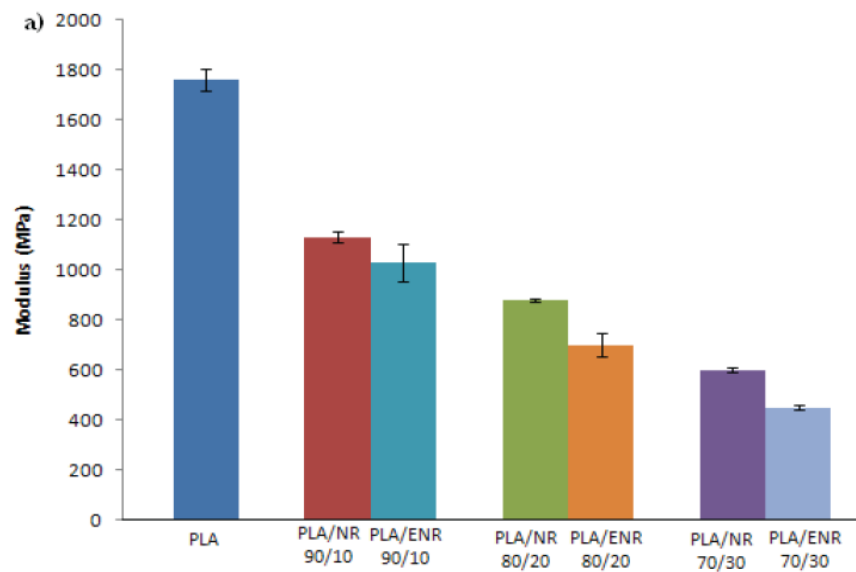


รูปที่ 23 แสดงภาพ SEM ของเซลล์โฟม LDPE/silica นาโนคอมพอสิต ในอัตราส่วนผสม ซิลิกาที่แตกต่างกัน (ได้แก่ 0, 1, 3, 6 และ 9 wt%) ตามลำดับ [37]

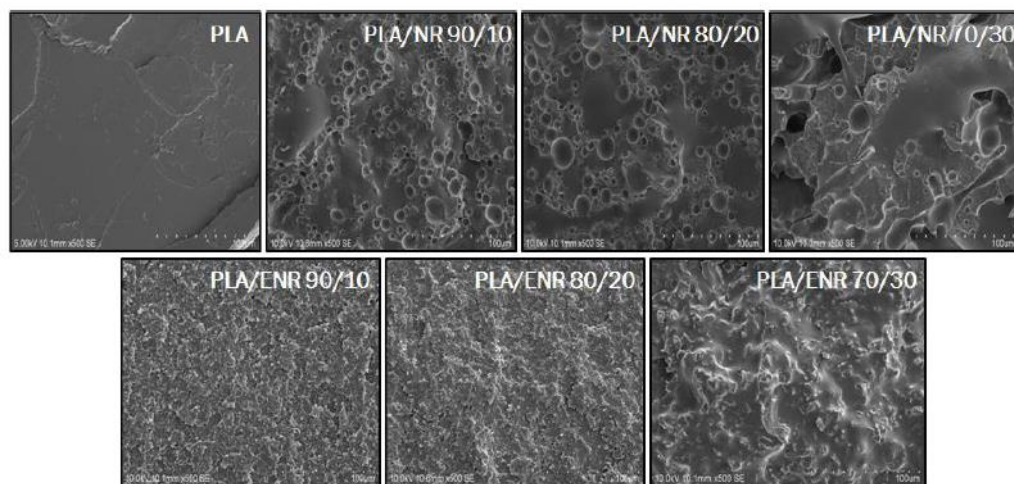
C. Thongpin และคณะ [38] งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาการเปรียบเทียบสมบัติเชิงกล, สมบัติทางความร้อน และลักษณะทางสัณฐานวิทยา ระหว่างยางเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมจากพอลิแลคติกแอซิด (PLA) กับ ยางธรรมชาติ และ ยางเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมจากพอลิแลคติกแอซิด (PLA) กับ ยางธรรมชาติอีพ็อกซิไดซ์ (ENR) เตรียมโดยกระบวนการ dynamic vulcanization

วิธีการเตรียมชิ้นงานสำหรับงานวิจัยนี้ วัสดุที่ใช้คือ PLA (3051D เกรดฉีดขึ้นรูป) ก่อนนำไปผสมทำการอบก่อนที่อุณหภูมิ 70 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง สำหรับยางธรรมชาติใช้ STR5L และ ENR (Mooney viscosity: ML(1+4)100°C = 70.9 and %epoxidation = 24.24) ขั้นตอนการผสม ทำการผสม PLA กับยางธรรมชาติ หรือ ENR ใน internal mixer ที่อุณหภูมิ 170 องศาเซลเซียส ความเร็วรอบ 50 รอบต่อนาที ใช้เวลาทั้งหมด 5 นาที โดยสัดส่วนการผสม PLA/Rubber เป็น 100/0, 90/10, 80/20 and 70/30 % โดยน้ำหนัก จากนั้นทำการอัดขึ้นรูป ที่อุณหภูมิ 170 องศาเซลเซียส ที่ความดัน 1500 psi

จากการทดสอบของงานวิจัยพบว่า ความเหนียวของ PLA สามารถปรับปรุงได้โดยทำการผสมกับ ยางธรรมชาติ โดยปริมาณของยางธรรมชาติ และขนาดอนุภาคของยางธรรมชาติส่งผลต่อสมบัติความเหนียวของวัสดุผสม PLA/NR และยังสามารถสรุปได้ว่าปริมาณ NR 10% โดยน้ำหนักเหมาะสมที่สุดที่สามารถปรับปรุงความเปราะของ PLA ได้อย่างมีประสิทธิภาพ และมีการกระจายตัวดีใน PLA matrix การผสม PLA กับ ENR ทำให้ค่ามอดูลัสลดลง ยืนยันได้จากกราฟค่ามอดูลัสแสดงดังรูปที่ 24 และภาพ SEM แสดงดังรูปที่ 25



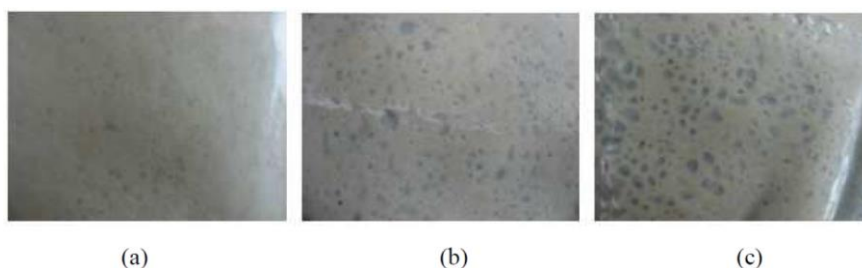
รูปที่ 24 กราฟแท่งแสดงค่า Modulus ของ PLA, PLA/NR และ PLA/ENR ในอัตราส่วนการผสม 90/10, 80/20, 70/30 ตามลำดับ [38]



รูปที่ 25 ภาพ SEM แสดงลักษณะสัณฐานของ ของ PLA, PLA/NR และ PLA/ENR ในอัตราส่วนการผสม 90/10, 80/20, 70/30 ตามลำดับ [38]

Qiang Sun และคณะ [39] งานวิจัยนี้ได้ศึกษาการเตรียมวัสดุโฟม PBS โดยใช้สารฟู ขึ้นรูปด้วยเครื่องกดอัดแรงดัน รวมถึงศึกษา blowing agent, nucleating agent และปัจจัยอื่นๆที่ส่งผลต่อการเกิดฟอง วัสดุที่ใช้ทำโฟมคือ Poly (butylene succinate) (PBS) ผสมกับ สารฟูที่แตกต่างกัน คือ AC blowing agent และ N-2000 blowing agent สามารถสรุปผลการทดสอบได้ดังต่อไปนี้

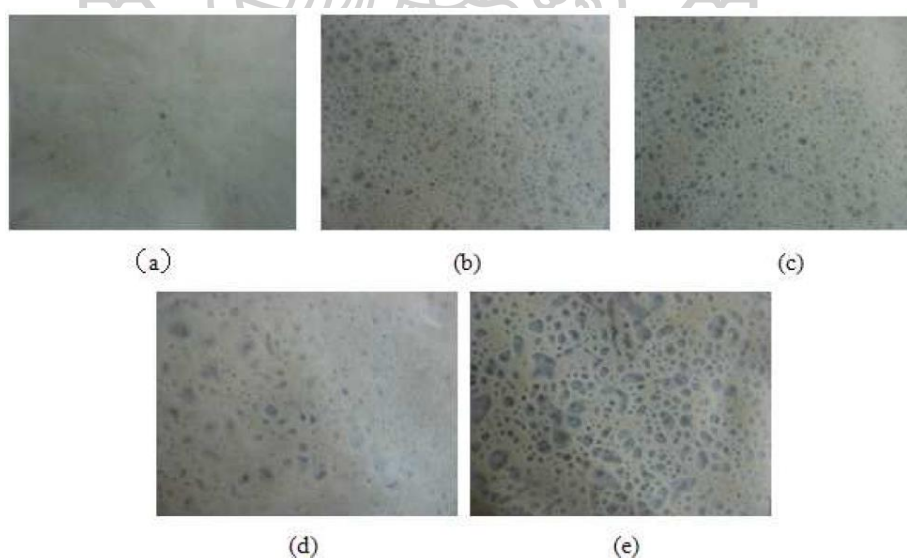
1. ทำการศึกษาเปรียบเทียบปริมาณการเติม AC blowing agent ที่แตกต่างกันที่ 2.5, 5, 10 parts ของ AC ตามลำดับ ที่ส่งผลต่อพฤติกรรมการเกิดฟองของโฟม PBS



รูปที่ 26 เปรียบเทียบปริมาณ blowing agent ที่แตกต่างกัน (a) 2.5 phr, (b) 5 phr และ (c) 10 phr [39]

จากรูปที่ 26 จะเห็นได้ว่า เมื่อเพิ่มปริมาณ AC blowing agent ซึ่งเป็นสารฟูที่มากขึ้น ส่งผลให้เกิดฟองในชิ้นงานโฟม PBS เพิ่มมากขึ้นตามลำดับ เป็นผลมาจากปริมาณสารฟูที่กระจายในวัสดุแตกตัวเป็นแก๊สมากขึ้น อีกทั้งยังส่งผลให้มีแรงดันภายในโมลขณะอัดขึ้นรูปโฟมสูงตามไปด้วย อย่างไรก็ตามจากการทดสอบพบว่า ปริมาณที่เติม AC blowing agent 5 และ 10 parts ของ AC ส่งผลให้เซลล์โฟมมีเส้นผ่านศูนย์กลางที่ใหญ่ และจะมีขนาดเซลล์โฟมที่ไม่สม่ำเสมอ

2. ศึกษาผลของอุณหภูมิของการขึ้นรูปโฟม PBS โดยทำการเปลี่ยนอุณหภูมิขึ้นรูปคือ 150, 155, 160, 165, 170 องศาเซลเซียส ตามลำดับ



รูปที่ 27 ผลของการเปลี่ยนอุณหภูมิขึ้นรูปโฟม PBS (a) T = 150 °C, (b) T = 155 °C, (c) T = 160 °C, (d) T = 165 °C และ (e) T = 170 °C [39]

จากรูปที่ 27 จะเห็นได้ว่าเพิ่มเพิ่มอุณหภูมิส่งผลให้เกิดฟองมากขึ้น เมื่อพิจารณารูป (a) จะไม่เกิดฟองเนื่องจากอุณหภูมิที่ให้มีค่าต่ำกว่าอุณหภูมิแตกตัวของสารฟู เมื่อเพิ่มอุณหภูมิมากขึ้นสารฟูเกิดการแตกตัวและขยายใหญ่มากขึ้น จนอุณหภูมิสูงถึง 170 องศาเซลเซียส เซลล์โฟมจะมีเส้นผ่านศูนย์กลางขนาดใหญ่ และขนาดไม่สม่ำเสมอ

3. ศึกษาผลของ Nucleating agents ที่ส่งผลต่อการเกิดโฟม PBS โดยใช้ CaCO_3 เป็น Nucleating agents ที่ปริมาณการเติมแตกต่างกันคือ 0, 2, 4 phr แสดงดังรูปที่ 28

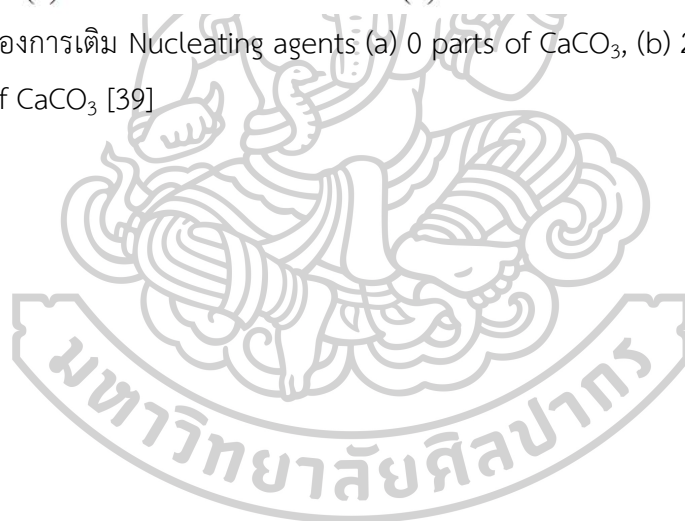


(a)

(b)

(c)

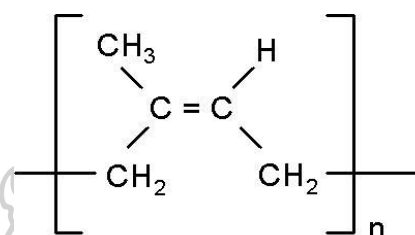
รูปที่ 28 ผลของการเติม Nucleating agents (a) 0 parts of CaCO_3 , (b) 2 parts of CaCO_3 และ (c) 4 parts of CaCO_3 [39]



บทที่ 3 วิธีดำเนินงานวิจัย

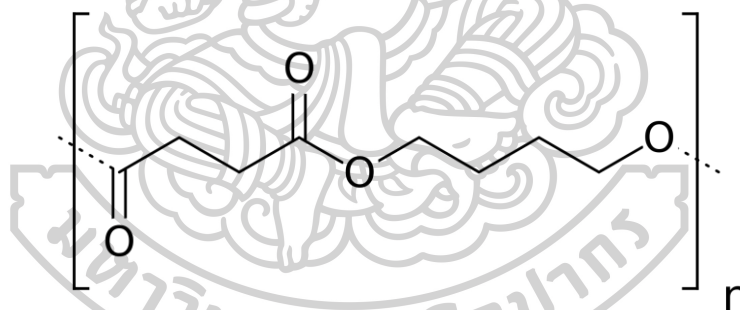
3.1. วัสดุ และสารเคมีที่ใช้ในงานวิจัย

3.1.1 ยางธรรมชาติ (Natural rubber; NR) เกรด STR 5L จากบริษัท เจริญทัศน์ จำกัด ประเทศไทย



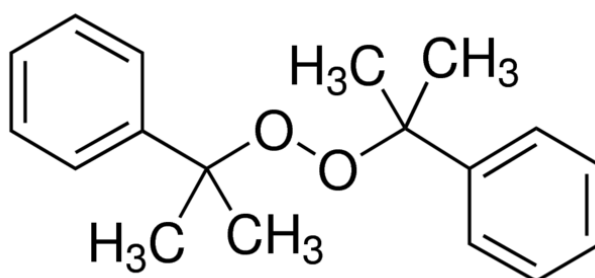
รูปที่ 29 โครงสร้างทางเคมีของยางธรรมชาติ

3.1.2 พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (Polybutylene succinate; PBS) เกรด BioPBS FZ71PD จาก PTT MCC Biochem Company Limited ประเทศไทย



รูปที่ 30 โครงสร้างทางเคมีของ PBS

3.1.3 สารเชื่อมขวางที่ใช้ คือ Dicumyl peroxide (DCP) หรือ Bis(1-methyl-1-phenylethyl) peroxide จากบริษัท Sima Aldrich ประเทศสิงคโปร์



รูปที่ 31 โครงสร้างทางเคมีของ DCP

3.1.4 ซิงค์ออกไซด์ (Zinc oxide; ZnO) จากบริษัท อูทิสเอ็นเตอร์ไพรส์ จำกัด ประเทศไทย

3.1.5 กรดสเตียริก (Stearic acid) จากบริษัท ศักดารุ่งเรืองกิจ จำกัด ประเทศไทย

3.1.6 สารฟูที่ไซ์ คือ Oxy bisbenzenesulphonyl hydrazide (OBSH) จากบริษัท A.F. Supercell Co.,Ltd ประเทศไทย

3.1.7 นาโนซิลิกา จากบริษัท Sima Aldirich ประเทศสิงคโปร์

3.2. เครื่องมือ และอุปกรณ์

3.2.1 เครื่องบดผสมแบบสองลูกกลิ้ง (Two roll mill) บริษัท LabTech รุ่น LRM-S-110/T3E ประเทศไทย

3.2.2 เครื่องผสมแบบปิด (Internal mixer) รุ่น Lab-Station จากบริษัท Brabender Plasti-corder ประเทศเยอรมัน

3.2.3 เครื่องขึ้นรูปแบบกดอัดแรงดัน (Compression molding machine) รุ่น PR1D-W300L350 จากบริษัท Lab Tech Engineering ประเทศไทย

3.2.4 เครื่องตัดชิ้นงาน (Pneumatic sample cutting) รุ่น CUT-W150L200-ST150 จากบริษัท เจริญทัศน์ จำกัด ประเทศไทย

3.2.5 เครื่องวัดความหนืดของยาง (Mooney Viscometer) บริษัท GÖTTFERT ประเทศเยอรมนี

3.2.6 เครื่องมือศึกษาสมบัติเชิงกล ได้แก่ เครื่อง Universal testing machine (UTM) รุ่น Model 5969 จากบริษัท Instron Engineering Corporation ประเทศสหรัฐอเมริกา

3.2.7 เครื่องมือทดสอบความแข็ง ได้แก่ Hardness Testing Machine จากบริษัท PTC Instruments ประเทศสหรัฐอเมริกา

3.2.8 เครื่องมือศึกษาความหนาแน่น ได้แก่ เครื่อง Density kit รุ่น ME-DNY-4 จากบริษัท Mettler Toledo ประเทศสวิตเซอร์แลนด์

3.2.9 เครื่องมือศึกษาลักษณะสัณฐานทางวิทยา ได้แก่ เครื่อง Scanning electron microscope (SEM) รุ่น TM 3030 บริษัท Hitachi ประเทศญี่ปุ่น

3.2.10 เครื่องมือศึกษาสมบัติทางความร้อน ได้แก่ เครื่อง Differential Scanning Calorimetry (DSC) รุ่น DSC-1 STARE System จากบริษัท Mettler Toledo ประเทศสวิตเซอร์แลนด์

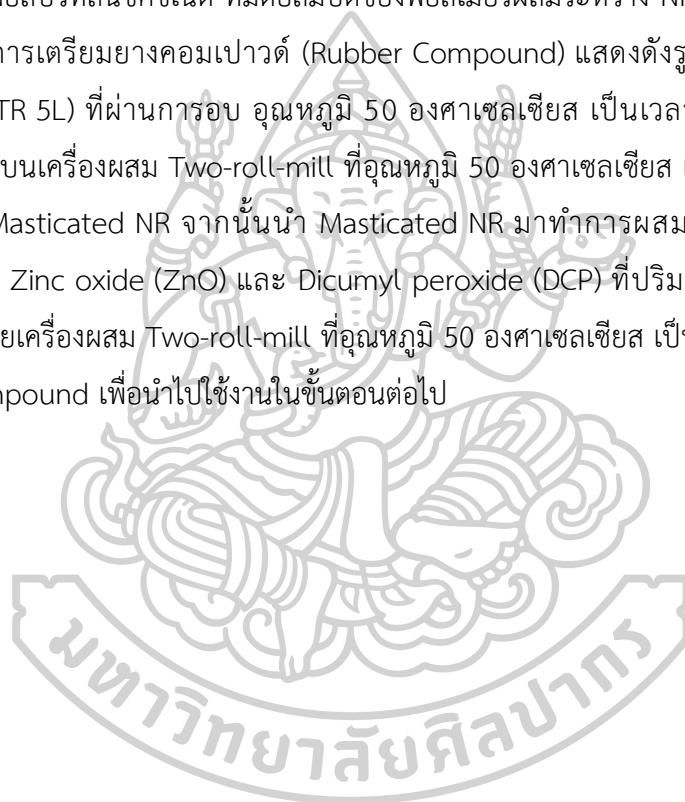
3.2.11 เครื่องมือศึกษาความสามารถในการคืนรูปร่าง ได้แก่ Compression set

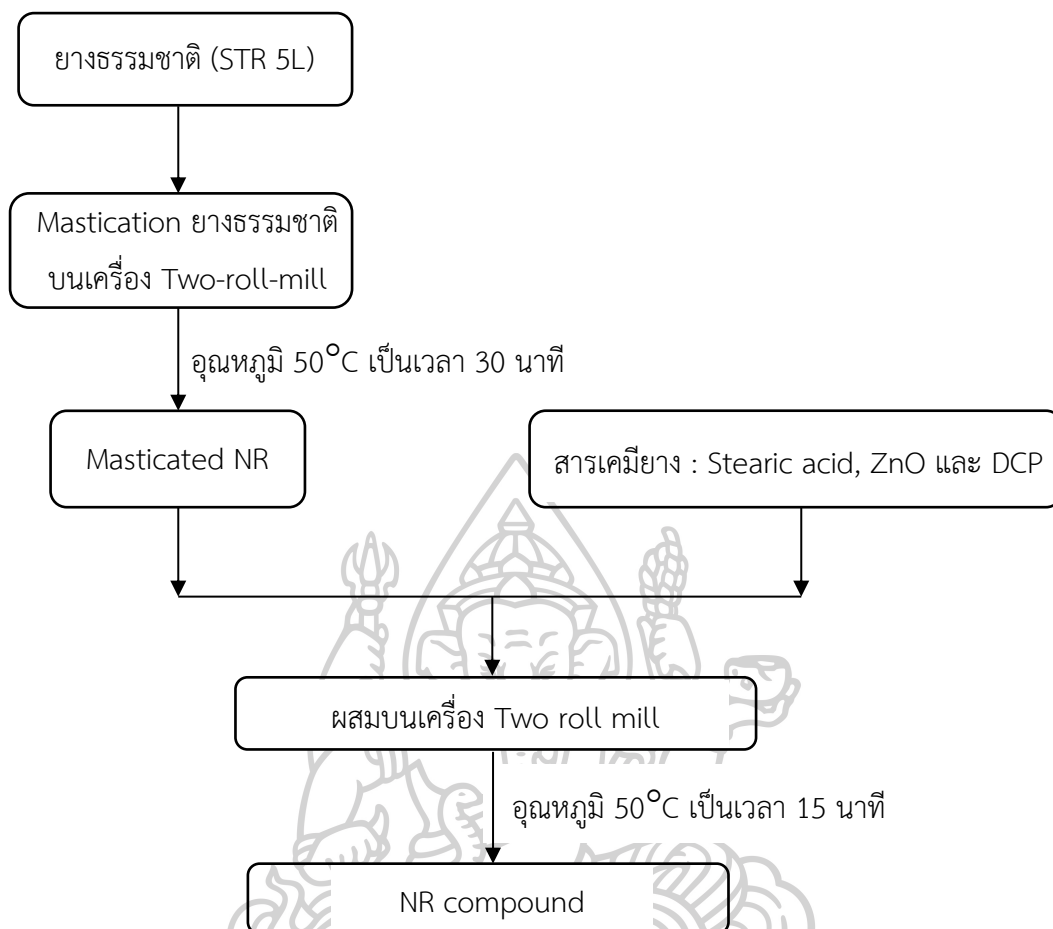
3.3. วิธีการดำเนินงานวิจัย

- 3.3.1 ศึกษาค้นคว้าข้อมูลเบื้องต้นเกี่ยวกับงานวิจัย
- 3.3.2 รวบรวมข้อมูลที่สำคัญและสอดคล้องกับงานวิจัย
- 3.3.3 ออกแบบและวางแผนงานในการทำงานวิจัย
- 3.3.4 เตรียมสารเคมีและอุปกรณ์ที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย
- 3.3.5 ดำเนินงานวิจัยแบ่งออกเป็น 4 ดังต่อไปนี้

ตอนที่ 1 การเตรียมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต ที่มีต่อสมบัติของพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR/PBS

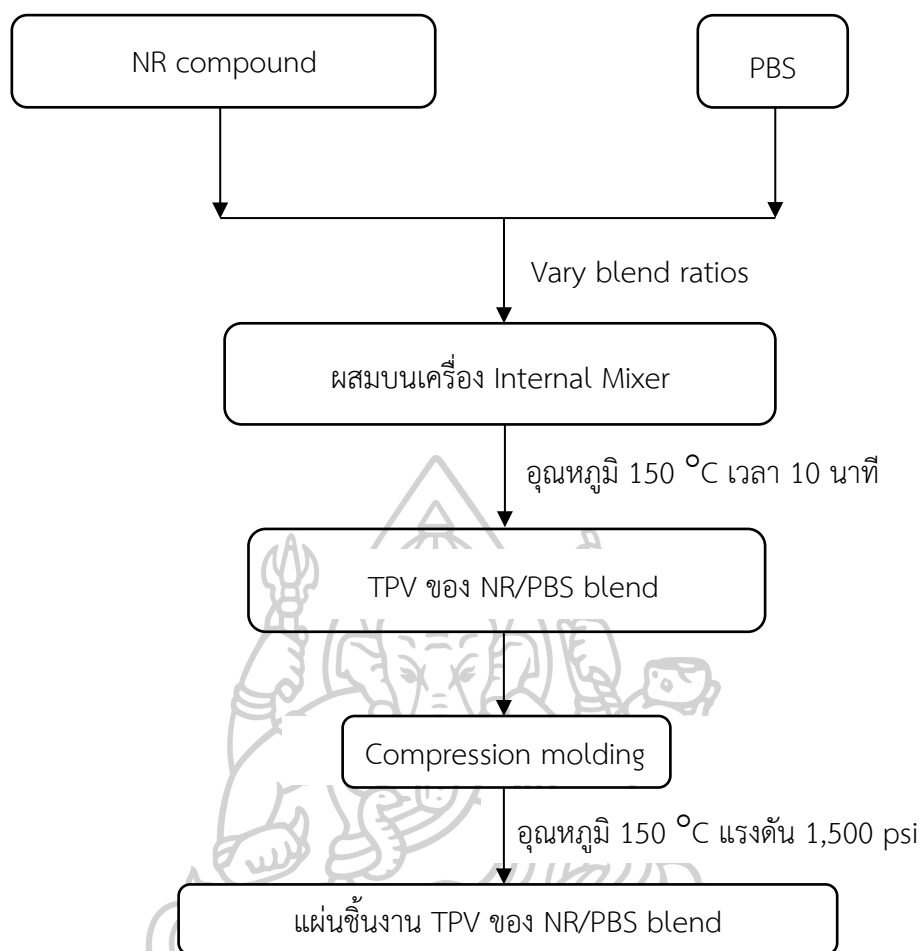
1.1 การเตรียมยางคอมปาวด์ (Rubber Compound) แสดงดังรูปที่ 32 เริ่มจากนำยางธรรมชาติ (STR 5L) ที่ผ่านการอบ อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง มาทำการ Mastication บนเครื่องผสม Two-roll-mill ที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที เรียกว่า Masticated NR จากนั้นนำ Masticated NR มาทำการผสมกับสารเคมีต่าง ได้แก่ Stearic acid, Zinc oxide (ZnO) และ Dicumyl peroxide (DCP) ที่ปริมาณ 2, 3 และ 1.5 phr ตามลำดับ ด้วยเครื่องผสม Two-roll-mill ที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 15 นาที ซึ่งจะได้ NR/PBS compound เพื่อนำไปใช้งานในขั้นตอนต่อไป





รูปที่ 32 การเตรียมยางคอมพาวด์ (Rubber Compound)

1.2 การเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR กับ PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกันแสดงดังรูปที่ 33

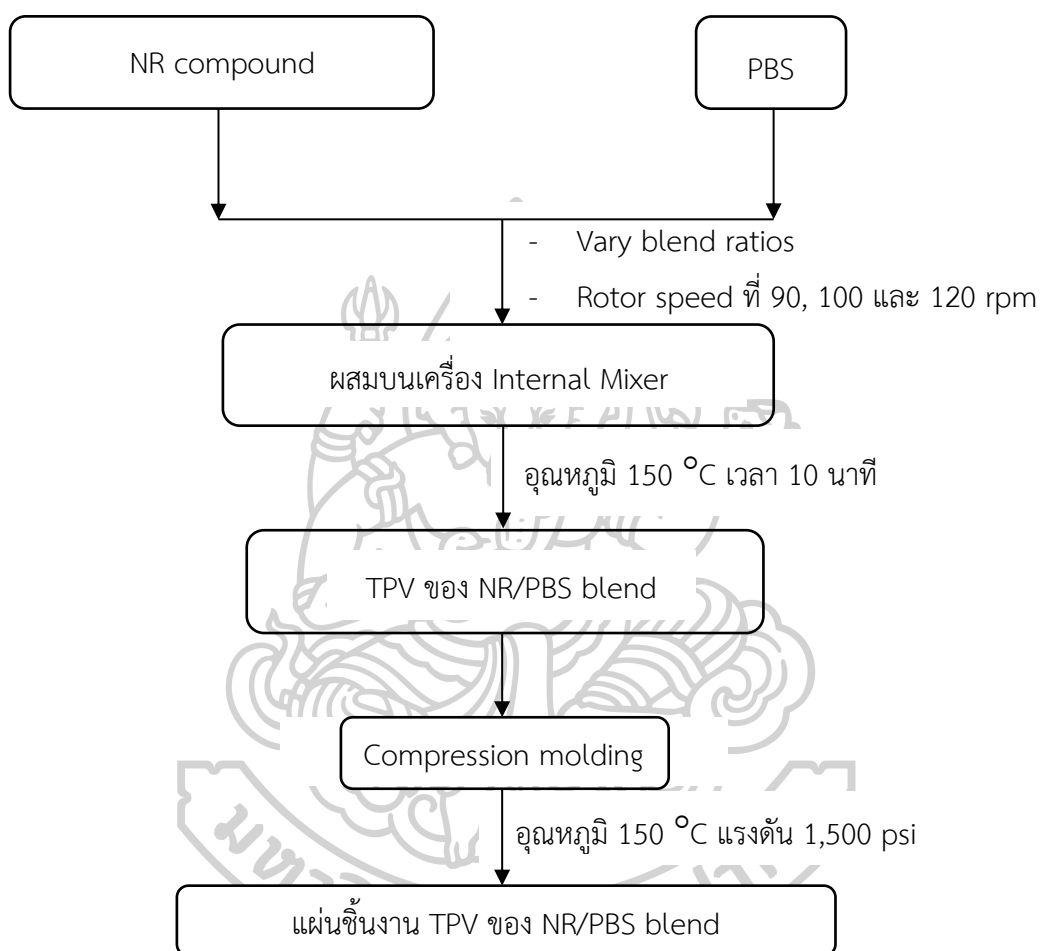


รูปที่ 33 การเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR กับ PBS

จากรูปที่ 33 แสดงขั้นตอนการเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR กับ PBS โดยเริ่มจากการนำ NR compound มาผสมกับ PBS ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS ดังต่อไปนี้ คือ 20/80, 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 % โดยน้ำหนัก ผสมด้วยเครื่องผสมแบบปิด (Internal Mixer) ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 10 นาที ใช้ความเร็วในการผสมอยู่ที่ 90 รอบต่อนาที เกิดเป็นเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากนั้นนำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทที่ได้ไปขึ้นรูปเป็นแผ่นสี่เหลี่ยม ขนาด 140×150×0.80 ลูกบาศก์มิลลิเมตร ด้วยเครื่องขึ้นรูปแบบกดอัดแรงดัน (Compression molding machine) ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส แรงดันกดอัด 1,500 psi ขั้นตอนต่อไปนำชิ้นงานเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทที่ได้ไปทำการทดสอบสมบัติต่างๆต่อไป

ตอนที่ 2 การเตรียมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต ที่ความเร็วรอบในการผสมแตกต่างกัน

การเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR กับ PBS ที่ความเร็วรอบในการผสมแตกต่างกันแสดงดังรูปที่ 33



รูปที่ 34 การเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR กับ PBS

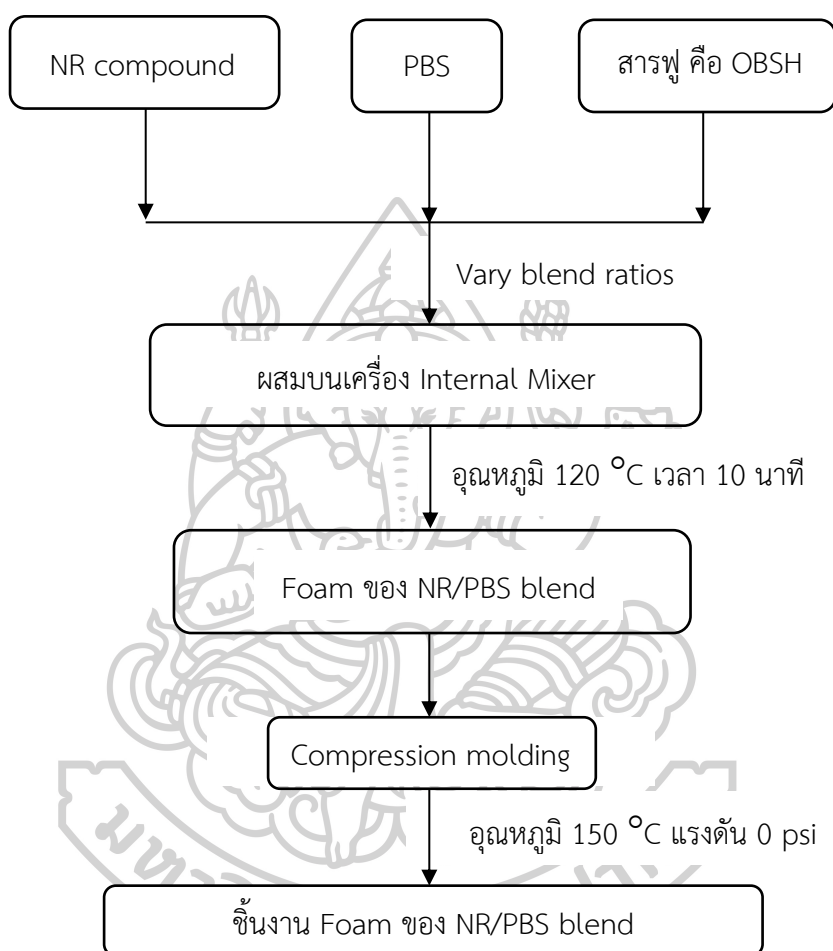
จากรูปที่ 33 แสดงขั้นตอนการเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR กับ PBS โดยเริ่มจากการนำ NR compound มาผสมกับ PBS ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS ดังต่อไปนี้ คือ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 %โดยน้ำหนัก ผสมด้วยเครื่องผสมแบบปิด (Internal Mixer) ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 10 นาที ใช้ความเร็วในการผสมที่แตกต่างกันคือ 90, 100 และ 120 รอบต่อนาที จะได้เป็นเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท จากนั้นนำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทที่ได้ไปขึ้นรูปเป็นแผ่นสี่เหลี่ยม ขนาด 140×150×0.80 ลูกบาศก์มิลลิเมตร ด้วยเครื่องขึ้นรูปแบบกดอัดแรงดัน (Compression molding machine) ที่อุณหภูมิ 150

องศาเซลเซียส แรงดันกดอัด 1,500 psi ขั้นตอนต่อไปนำชิ้นงานเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทที่ได้ไป
ทำการทดสอบสมบัติต่างๆต่อไป



ตอนที่ 3 ศึกษาการเตรียมโฟมจากการผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต ที่มีอัตราส่วนผสมแตกต่างกันส่งผลต่อสมบัติของโฟมพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR/PBS

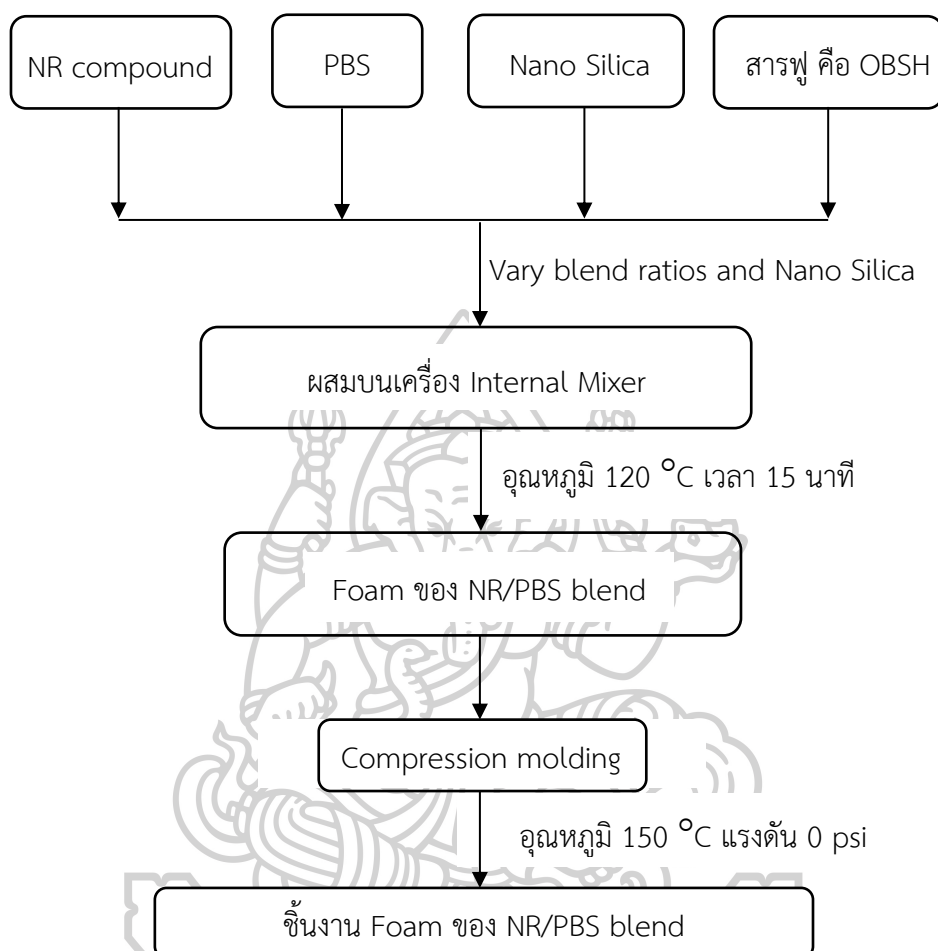
การเตรียมโฟมผสมระหว่างยางธรรมชาติ (STR 5L) กับ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS) มี ขบวนการเตรียมแสดงดังรูปที่ 35



รูปที่ 35 การเตรียมโฟมผสมระหว่างยางธรรมชาติ (STR 5L) กับ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS)

จากรูปที่ 35 ขั้นตอนแรกเริ่มจากการนำยางคอมพาวด์ แสดงวิธีการเตรียมยางคอมพาวด์ดัง ตอนที่ 1.1 มาผสมกับ PBS และสารฟู ตามลำดับ ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS ดังต่อไปนี้ คือ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 %โดยน้ำหนัก ด้วยเครื่องผสมแบบปิด (Internal Mixer) ซึ่งสารฟูที่ใช้ คือ Oxy bisbenzenesulphonyl hydrazide (OBSH) จาก บริษัท A.F. Supercell Co.,Ltd ประเทศไทย ผสมในปริมาณ 10 phr ที่อุณหภูมิผสม 120 องศาเซลเซียส เวลาผสม 10 นาที จากนั้นนำไปขึ้นรูปโฟมด้วยเครื่องขึ้นรูปแบบกดอัดแรงดัน (Compression molding machine) ที่ อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส ขั้นตอนต่อไปนำชิ้นงานโฟมที่ได้ไปทำการทดสอบสมบัติต่างๆต่อไป

ตอนที่ 4 ศึกษาอิทธิพลของ นาโนซิลิกาที่ส่งผลต่อการเกิดเซลล์โฟมของวัสดุโพลีเมอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท



รูปที่ 36 การเตรียมโฟมผสมระหว่างยางธรรมชาติ (STR 5L) กับ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS) ที่มีการเติม Nano silica

จากรูปที่ 36 แสดงขั้นตอนการเตรียมโฟมผสมระหว่างยางธรรมชาติ (STR 5L) กับ พอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS) ที่มีการเติม Nano silica โดยเริ่มจากการนำยางคอมปะวาร์ด มาผสมกับ PBS, Nano Silica และสารฟู ตามลำดับ ด้วยเครื่องผสมแบบปิด (Internal Mixer) ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS ดังต่อไปนี้ คือ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 %โดยน้ำหนัก แต่ละอัตราส่วนผสมของ NR/PBS ทำการเปลี่ยนปริมาณการเติม Nano Silica ดังต่อไปนี้ คือ 0, 1, 3 และ 6 phr ซึ่งสารฟูที่ใช้คือ Oxy bisbenzenesulphonyl hydrazide (OBSH) ผสมในปริมาณ 10 %โดยน้ำหนัก ที่อุณหภูมิผสม 120 องศาเซลเซียส เวลารวมผสม 20 นาที จากนั้นนำไปขึ้นรูปโฟมด้วยเครื่องขึ้นรูปแบบกดอัด

แรงดัน (Compression molding machine) ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส ขั้นตอนต่อไปนำชิ้นงานโพนที่ได้ไปทำการทดสอบสมบัติต่างๆต่อไป

3.4. การศึกษาสมบัติต่างๆของพอลิเมอร์

3.4.1 ศึกษาความหนืดของยาง ซึ่งความหนืดเป็นหนึ่งในสมบัติที่สำคัญที่สุดของยางคอมพาวด์ที่ต้องตรวจสอบเพราะเป็นสมบัติที่บ่งชี้ความสามารถในการไหล หรือการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของยางคอมพาวด์ ยางที่มีความหนืดต่ำจะไหลได้ง่ายทำให้กระบวนการผลิตเป็นไปได้โดยง่ายด้วยเช่นกัน การวัดค่าความหนืดนี้สามารถทำได้โดยใช้เครื่องทดสอบที่เรียกว่า เครื่องมูนนี่วิสโคมิเตอร์ (Mooney viscometer)

สัญลักษณ์ที่ใช้ในการแสดงผลการทดสอบค่าความหนืดมูนนี่คือ ML 1+4 (100°C)

เมื่อ	M	มาจาก Mooney
	L	หมายถึง โรเตอร์ขนาดใหญ่ (Large) แต่ถ้าเป็นโรเตอร์ขนาดเล็กจะใช้ S (Small)
แทน	1	คือ ระยะเวลาที่ให้ความร้อนแก่ยางก่อนการทดสอบ
	4	คือ ระยะเวลาที่อ่านค่าความหนืด
	100°C	คือ อุณหภูมิของการทดสอบ

3.4.2 ศึกษาสมบัติการดึงยืด ทดสอบด้วยเครื่อง Universal testing machine (UTM) ตามมาตรฐาน ASTM D412 ด้วย Load cell ขนาด 5 กิโลนิวตัน ชิ้นงานทดสอบจะมีรูปทรง dumbbell โดยจะทำการจับชิ้นงานที่ตำแหน่งปลายทั้งสองด้านด้วยระยะคงที่ (ตามมาตรฐานกำหนด) อัตราการดึง 500 มิลลิเมตรต่อนาที แล้วทำการดึงยืดชิ้นงานด้วยอัตราการดึงที่คงที่ทำการบันทึกการเปลี่ยนแปลงของแรงและระยะยืดของชิ้นงานบริเวณตรงกลาง

3.4.3 ศึกษาสมบัติการฉีกขาด ทดสอบด้วยเครื่อง Universal testing machine (UTM) ตามมาตรฐาน ASTM D624 ด้วย Load cell ขนาด 5 กิโลนิวตัน โดยจะทำการจับชิ้นงานที่ตำแหน่งปลายทั้งสองด้านด้วยระยะคงที่ (ตามมาตรฐานกำหนด) อัตราการดึง 500 มิลลิเมตรต่อนาที แล้วทำการดึงยืดชิ้นงานด้วยอัตราการดึงที่คงที่

3.4.4 ศึกษาความสามารถในการคืนรูปหลังการดึงยืด ทดสอบด้วยเครื่อง Universal testing machine (UTM) ตามมาตรฐาน ASTM D412 ด้วย Load cell ขนาด 5 กิโลนิวตัน โดยจะทำการจับชิ้นงานที่ตำแหน่งปลายทั้งสองด้านด้วยระยะคงที่ (ตามมาตรฐานกำหนด) อัตราการดึง 500 มิลลิเมตรต่อนาที แล้วทำการดึงยืดชิ้นงานด้วยอัตราการดึงที่คงที่ ชิ้นงานถูกดึงค้างไว้ที่ระยะ 100%

strain เป็นเวลา 10 นาที จากนั้นปลดชิ้นงานออก ให้ชิ้นงานอยู่อย่างอิสระจะเกิดการคืนรูปของชิ้นงานเป็นเวลา 10 นาที แล้วทำการคำนวณ %Tension set ตามสมการต่อไปนี้

$$\%Tension\ set = \frac{L_2 - L_0}{L_1 - L_0} \times 100 \quad \dots\dots\dots (1)$$

เมื่อ %Tension set มีหน่วยเป็น %

L_0 คือ ความยาวของชิ้นงานก่อนดึงทดสอบ

L_1 คือ ความยาวของชิ้นงานขณะดึงทดสอบ 100% strain

L_2 คือ ความยาวของชิ้นงานหลังทดสอบเกิดการคืนรูปของชิ้นงานเป็นเวลา 10 นาที

3.4.5 ศึกษาความแข็งของพอลิเมอร์ การทดสอบความแข็งจะทำการทดสอบตามมาตรฐาน ASTM D2240-81 โดยใช้เครื่อง Durometer (Shore A) ในการทดสอบจะปรับเทียบ (calibrate) เครื่องมือด้วยชุดทดสอบมาตรฐาน ASTM D2240 ทุกครั้งจากนั้นทำการวัดความแข็งของยางที่ตำแหน่งต่างๆกัน 5 จุดแล้วนำมาหาค่าเฉลี่ย

3.4.6 ศึกษาสมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์ ด้วยเครื่อง Differential Scanning Calorimetry (DSC) ทดสอบที่อุณหภูมิ -60 ถึง 200 องศาเซลเซียส ด้วยอัตราการให้ความร้อน 5 องศาเซลเซียสต่อนาที ภายใต้สภาวะไนโตรเจน จากนั้นคำนวณหาค่าปริมาณผลึก (X_c) ดังสมการต่อไปนี้

$$X_c (\%) = \frac{\Delta H_m}{f \times \Delta H_m^\infty} \times 100 \quad \dots\dots\dots (2)$$

เมื่อ X_c คือ ปริมาณผลึก (%)

ΔH_m คือ พลังงานความร้อนที่ใช้หลอมผลึก (J/g)

ΔH_m^∞ คือ พลังงานความร้อนที่ใช้หลอมผลึก กรณีพอลิเมอร์เกิดผลึกอย่างสมบูรณ์ (J/g)

f คือ สัดส่วนของ PBS ในพอลิเมอร์ผสม

3.4.7 ศึกษาความสามารถในการคืนรูปหลังการกดอัด (Compression set) ตามมาตรฐาน ASTM D395 นำชิ้นงานโฟมมาตัดเป็นทรงสี่เหลี่ยมขนาด 1 เซนติเมตร × 1 เซนติเมตร × 1 เซนติเมตร นำตัวอย่างที่เตรียมใส่ Test piece clamp set โดยกดไป 50% ของระยะเริ่มต้นของชิ้นงาน เก็บไว้ในตู้อบที่อุณหภูมิ 70 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 22 ชั่วโมง พอครบเวลาปลดชิ้นงานออกทิ้งไว้ในตู้อบที่อุณหภูมิห้องอีก 30 นาที วัดค่าความสูงชิ้นงาน จากนั้นนำมาคำนวณตามสมการดังต่อไปนี้

$$\%Compression\ set = \frac{T_0 - T_i}{T_0 - T_n} \times 100 \quad \dots\dots\dots (3)$$

เมื่อ %Compression set มีหน่วยเป็น %

- T_0 คือ ความหนาของชิ้นงานก่อนทดสอบ มีหน่วยเป็น มิลลิเมตร (mm.)
- T_i คือ ความหนาของชิ้นงานหลังทดสอบ มีหน่วยเป็น มิลลิเมตร (mm.)
- T_n คือ ความหนาของชิ้นงานขณะทดสอบ มีหน่วยเป็น มิลลิเมตร (mm.)

3.4.8 ศึกษาลักษณะพื้นฐานวิทยาของพอลิเมอร์ ด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM) โดยขั้นตอนการเตรียมชิ้นงาน นำชิ้นงานไปแช่ในไตรเจนเหลว เป็นเวลา 1-2 ชั่วโมง จากนั้นทำการหักชิ้นงานภายใต้สภาวะเย็นยิ่งยวด แล้วนำผิวชิ้นงานที่จะทำการทดสอบมาเคลือบด้วย Au/Pd แล้วทำการทดสอบ นำภาพที่ได้มาวิเคราะห์ขนาดเซลล์ และการกระจายตัวของเซลล์ไฟมด้วยโปรแกรม Image j



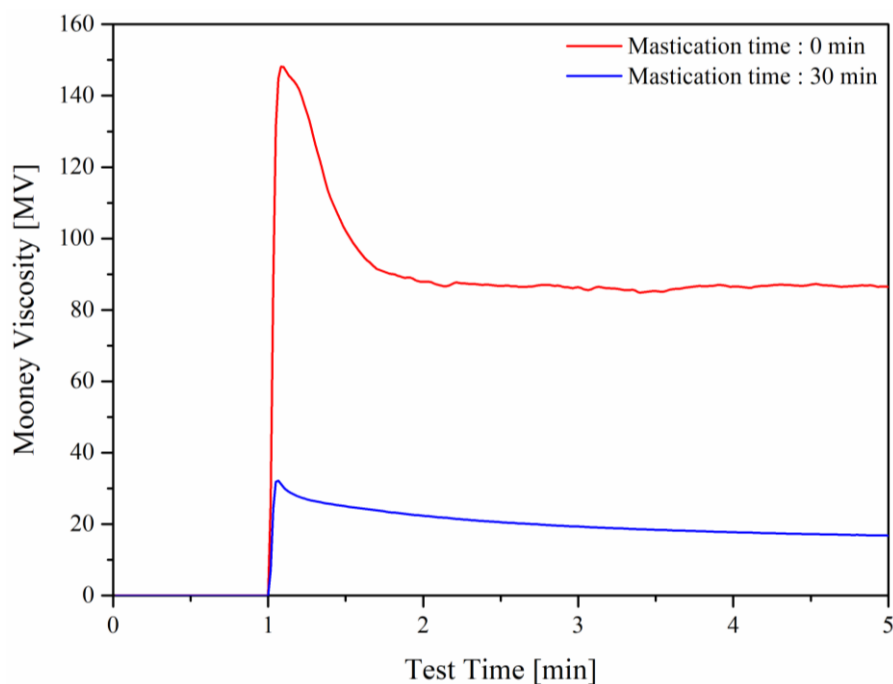
บทที่ 4

ผลการทดลองและวิจารณ์ผลการทดลอง

4.1. ตอนที่ 1 การศึกษาเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทของ ยางธรรมชาติ (NR) ผสมพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS) (NR/PBS TPV)

งานวิจัยนี้มีแนวคิดที่จะศึกษาถึงการเตรียมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท (Thermoplastic vulcanizate: TPV) จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR และ PBS โดย PBS เป็นพอลิเมอร์ที่มีความยืดหยุ่น และทนต่อแรงดึงสูง อีกทั้งสามารถย่อยสลายได้ทางชีวภาพ เป็นมิตรต่อสิ่งแวดล้อม ในมุมมองด้านสมบัติของ PBS พอลิเมอร์นั้น เมื่อให้แรงกระทำต่อ PBS ในช่วงพฤติกรรมของ PBS ที่เป็น elastic response จะเกิดการยืดออกตามแนวแรง เมื่อปลดแรงกระทำ PBS จะสามารถคืนตัวกลับ แต่หาก PBS ได้รับแรงกระทำไปจนถึงจุดคราก PBS นั้นจะเกิดการเสียรูปอย่างถาวร เพื่อเพิ่มสมบัติความเป็นอีลาสโตเมอร์ งานวิจัยนี้จึงมีแนวคิดที่จะนำ PBS ผสมกับ NR โดยศึกษาอัตราส่วนผสม NR/PBS เป็นดังนี้ 20/80, 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 ตามลำดับ ผ่านกระบวนการทำให้เกิดเชื่อมขวางขณะผสม (Dynamic vulcanization) ซึ่งใช้ Dicumyl peroxide (DCP) เป็นสารเชื่อมขวางในวัฏภาคยางธรรมชาติ ผสมด้วยเครื่องผสมแบบปิด (Internal mixer) ที่อุณหภูมิ 140 องศาเซลเซียส และความเร็วโรเตอร์ 90 rpm สมบัติที่ศึกษาประกอบไปด้วย ความหนืดของยาง ลักษณะสัญญาณวิทยา สมบัติการดึงยืด ความหนาแน่น และพฤติกรรมการเกิดผลึก ซึ่งผลจากการทดสอบแสดงดังต่อไปนี้

4.1.1. ผลของการ masticate ต่อ Mooney viscosity ของยางธรรมชาติ STR 5L

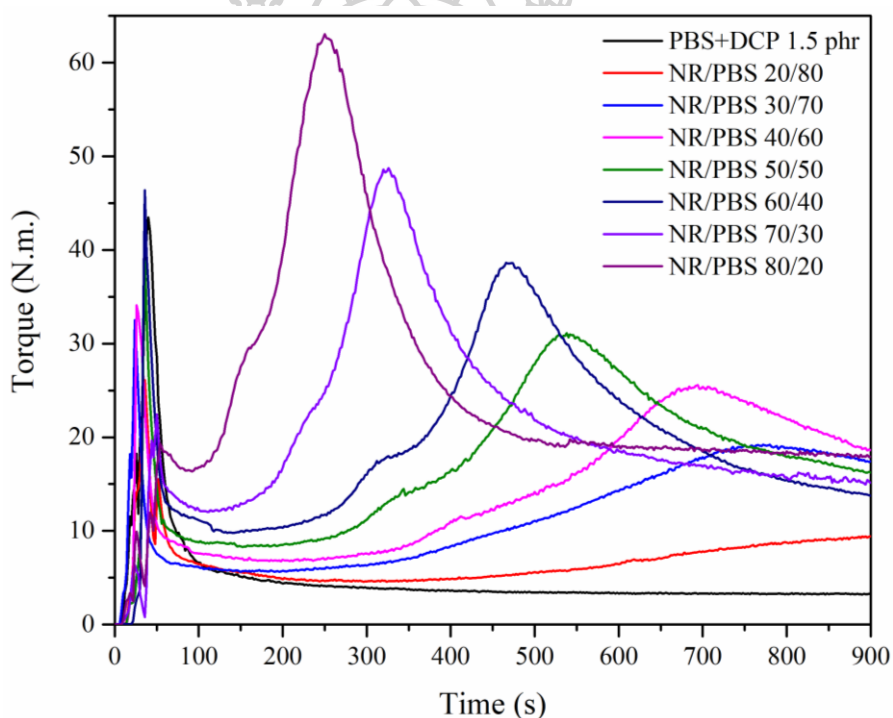


รูปที่ 37 Mooney viscosity ของยางธรรมชาติ STR 5L และยาง STR 5L ที่ผ่านการ Masticated เป็นเวลา 30 นาที

ความหนืดของยางศึกษาจากการทดสอบ Mooney viscosity เนื่องจากยางธรรมชาติเป็นพอลิเมอร์ที่มีน้ำหนักโมเลกุลสูง และมีความหนืดสูง ส่งผลให้ความสามารถในการไหลขณะผสมกับพอลิเมอร์ชนิดอื่น หรือสารเคมีต่าง ๆ เป็นไปได้ยาก ดังนั้นจึงต้องทำให้ความหนืดของยางธรรมชาติลดลง ซึ่งโดยปกติจะใช้การ Masticated ยางธรรมชาติบนเครื่องผสม Two roll mill ที่เวลาต่าง ๆ ในงานวิจัยนี้ จะใช้เวลาในการ masticate ที่ 30 นาที ก่อนนำไปผสมกับสารเคมีต่าง ๆ รวมทั้ง PBS เพื่อให้ยางธรรมชาติมีความหนืดต่ำลง ส่งผลให้กระบวนการผสมเป็นไปได้อย่างง่าย ซึ่งสามารถทดสอบวัดค่าความหนืดของยางธรรมชาติได้โดยเครื่องมือนี้วิสโคมิเตอร์ (Mooney viscometer) แล้วค่าความหนืดที่ได้เป็นไปตามสมการ ML 1+4 (100°C) ผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 37 จากผลการทดลองเปรียบเทียบความหนืดของยางธรรมชาติเกรด STR 5L ที่ไม่ผ่านการ Masticate และยางธรรมชาติ STR 5L ที่ผ่านการ Masticate เป็นเวลา 30 นาทีนั้น ค่า Mooney viscosity [MV] คือ 86.50 และ 17.14 (ML(1+4) 100°C) ตามลำดับ แสดงให้เห็นว่ายางธรรมชาติที่ผ่านการ Masticated เวลา 30 นาที มีค่าความหนืดที่ต่ำกว่ายางธรรมชาติที่ไม่ผ่านการ Masticated จากงานวิจัยของ N. Sombatsompop และคณะ [40] ศึกษาอิทธิพลของ Mastication time ต่อสมบัติการไหลของยางธรรมชาติ โดยวัดความหนืดของยางที่ Mastication time แตกต่างกันคือ 10, 20, 25 และ 30 นาที

ตามลำดับ ด้วยเครื่องมือนี้วิสโคมิเตอร์ (Mooney viscometer) พบว่าที่เวลา Mastication ยางธรรมชาติมากขึ้นส่งผลให้ความหนืดของยางธรรมชาติมีค่าลดลง โดยที่ 30 นาทีเป็นค่าความหนืดที่ต่ำเหมาะสมต่อกระบวนการผสมขั้นต่อไป เนื่องจากสายโซ่โมเลกุลของยางถูกทำให้สั้นลงโดยกระบวนการ Mastication เมื่อความหนืดของยางลดต่ำลง ส่งผลค่าความหนืดระหว่างยางกับพลาสติกมีค่าใกล้เคียงกันมากขึ้นทำให้การผสมเข้ากันได้ดี และสารเคมีที่เติมในกระบวนการผสมมีการกระจายตัวที่สม่ำเสมอขึ้น [40, 41] ในงานวิจัยนี้จึงมีการกำหนดค่า Mooney ของยางธรรมชาติก่อนผสมอยู่ที่ประมาณ 20ML(1+4) 100°C เพื่อให้การผสมในแต่ละสูตรการผสมมีความสามารถในการผสม และการกระจายตัวของสารผสมที่ใกล้เคียงกัน

4.1.2. การศึกษาพฤติกรรมของการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท PBS/NR



รูปที่ 38 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงบิด (Torque) และเวลาในการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

ความสัมพันธ์ระหว่างแรงบิดและเวลาในการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS แสดงดังรูปที่ 38 พบว่าในช่วงเวลาเริ่มต้นการผสมถึง 50 วินาที ค่าแรงบิดมีค่าสูงเนื่องจากการป้อนพอลิเมอร์ NR และ PBS ซึ่งยังอยู่ในสถานะของแข็ง เมื่อพอลิเมอร์ได้รับความร้อนต่อไปพลาสติก PBS จะเริ่มหลอมตัว การที่ Torque มีค่าลดลงแสดงถึงเกิดการหลอมตัว หรือ Plasticization ของยางและPBS ขณะเกิดการหลอมตัวนั้นเปอร์ออกไซด์ที่อยู่ในวัฏภาควางเริ่มแตก

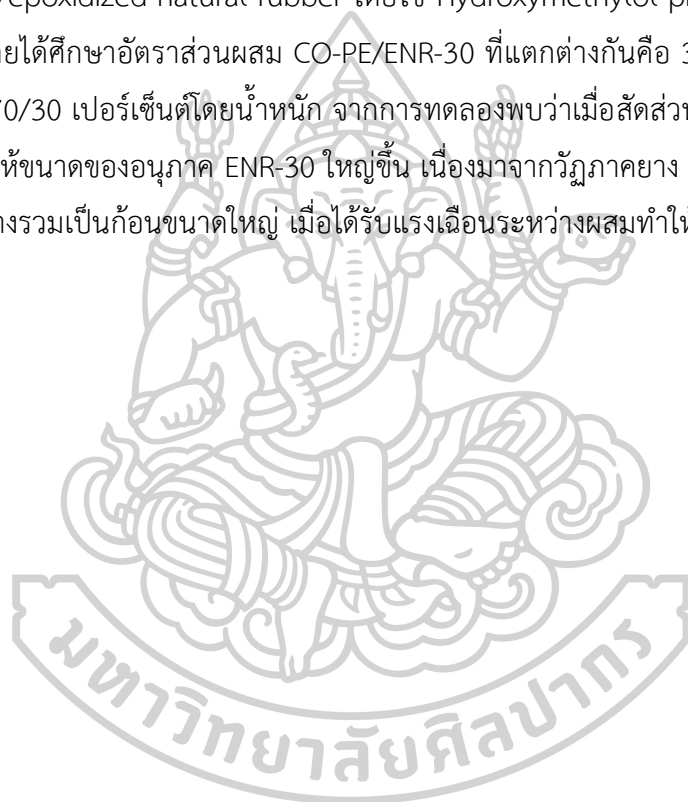
ตัวอนุมูลอิสระทำให้เกิดการเชื่อมขวางขณะผสมที่เรียกว่า Dynamic vulcanization ทำให้ค่า Torque เริ่มเพิ่มมากขึ้นจนถึงค่า Torque สูงสุดแสดงถึงสิ้นสุดการเกิดเชื่อมขวาง พฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงหรือการเกิดการเชื่อมขวางแสดงดังรูปที่ 38 จากงานวิจัยของ Ming Tian และคณะ [42] ศึกษาอิทธิพลการรวมกลุ่มของอนุภาคยางต่อสมบัติของวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท (TPV) ขณะผสมแบบไดนามิกวัลคาไนซ์เซชัน ได้อธิบายพฤติกรรมของค่าแรงบิดที่เปลี่ยนแปลงไปขณะทำการผสม สารตัวอย่าง EPDM/PP TPV ช่วงแรกเริ่มการผสมมีค่าแรงบิดหนึ่งๆ เมื่อขึ้นงานได้รับความร้อนและแรงเฉือนพลาสติกจะเกิดหลอมตัว ส่งผลให้มีค่าแรงบิดลดลงจนถึงค่าแรงบิดต่ำสุด จากนั้นค่าแรงบิดมีค่าสูงขึ้นอย่างรวดเร็วจนถึงค่าแรงบิดสูงสุดเป็นเพราะเกิดการเชื่อมขวางขึ้นในขณะทำการผสม ต่อมาค่าแรงบิดจะมีค่าลดลงเรื่อย ๆ จนคงที่ เนื่องจากเกิดการแตกออกของวัฏภาค EPDM และ EPDM กลายเป็นวัฏภาคกระจาย [42]

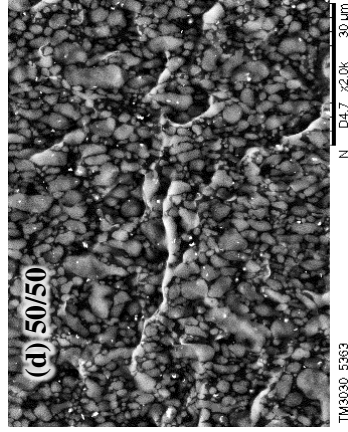
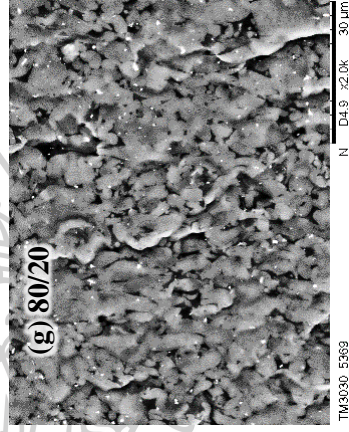
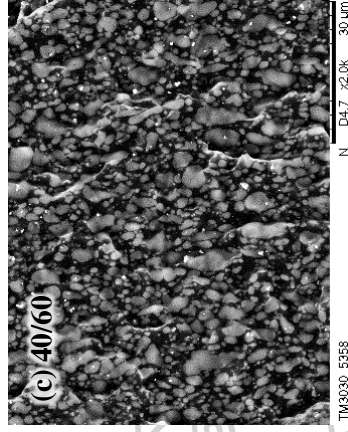
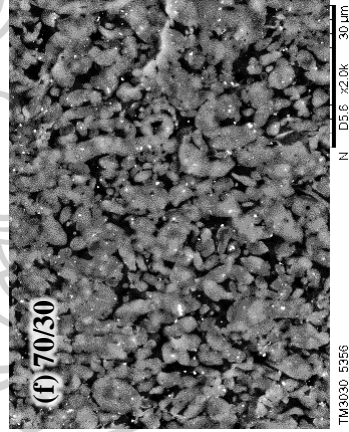
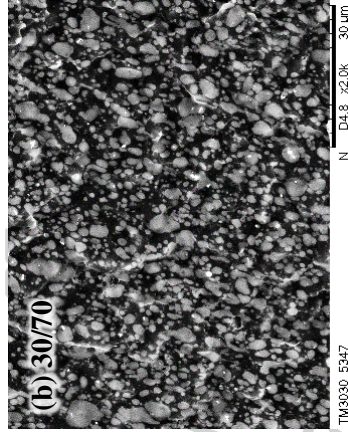
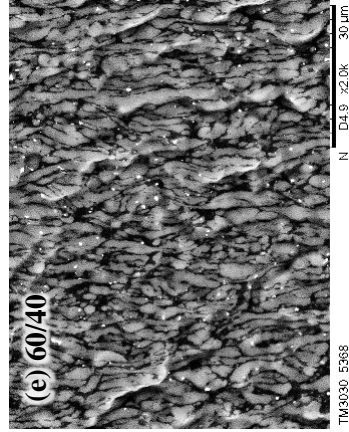
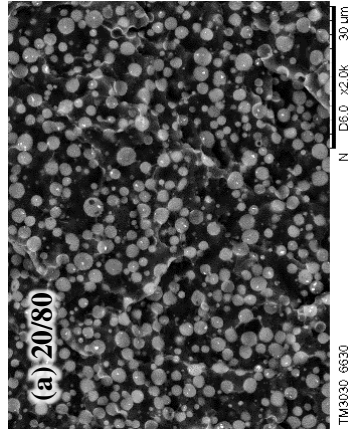
จากผลการทดลองในงานวิจัยนี้พบว่าพอลิเมอร์ผสมที่มี NR ปริมาณเพิ่มขึ้น การเกิดปฏิกิริยาเชื่อมขวางจะเกิดเร็วขึ้น (พิจารณาจากเวลาที่ค่า torque มีค่าเพิ่มขึ้น) เนื่องจากการมียางปริมาณมากขึ้น เท่ากับมีพันธะคู่ในระบบผสมที่กำลังหลอมจำนวนมาก ส่งผลให้ความร้อนในระบบไปกระตุ้นให้ free radical ในยางเกิดปฏิกิริยาได้ เมื่อเกิดการเชื่อมขวางจะมีการคายความร้อน และความสามารถในการไหลจะลดลง ค่าแรงบิดของระบบที่มี NR มาก จึงมีค่าเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว เมื่อเวลาผ่านไปค่าแรงบิดของระบบหลอมจะลดลง เนื่องจากอนุภาคยางถูกเฉือนให้มีขนาดเล็กลง จากผลการทดลองจะเห็นได้อีกว่า หากในระบบหลอมมีปริมาณยางมาก การเกิดการเชื่อมขวางจะเกิดได้เร็วขึ้น (พิจารณาเวลาที่ torque เพิ่มขึ้น) ซึ่งเป็นผลมาจากการที่ สาร peroxide ในยาง ได้รับความร้อนจากเครื่องผสมได้ในทันทีปฏิกิริยาเชื่อมขวางจึงเกิดได้เร็ว ขณะที่เมื่อปริมาณยางมีน้อยการแพร่ความร้อนจากเนื้อพลาสติกไปยังวัฏภาคยางคอมปาวด์เป็นไปได้ช้ากว่า ดังนั้นกราฟ torque-time ของการผสม PBS กับ NR compound จึงมีลักษณะที่ปรากฏดังรูปที่ 38

4.1.3. การศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

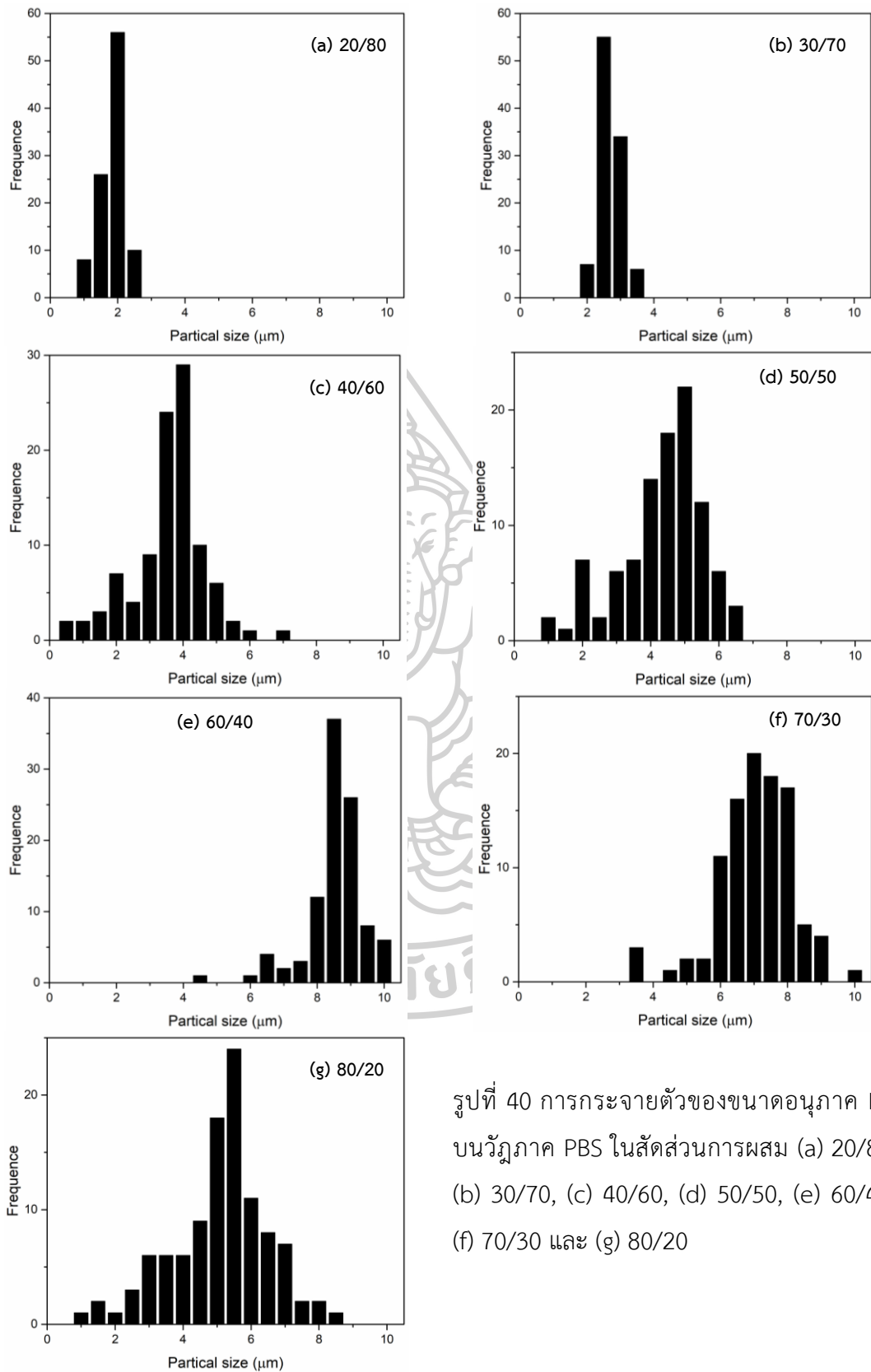
จากการศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS แสดงดังรูปที่ 39 จากผลการทดสอบพบว่าวัฏภาคของยางธรรมชาติ และวัฏภาคของ PBS แยกกันอย่างชัดเจน สัดส่วนผสมที่มีปริมาณยางธรรมชาติในช่วง 20% - 50% โดยน้ำหนัก อนุภาคของยางวัลคาไนซ์เกิดการกระจายตัวในวัฏภาค PBS ซึ่งอนุภาคยางมีลักษณะเป็นทรงกลมและเป็นอนุภาคมีขนาดเล็ก ดังแสดงในรูปที่ 39 (a) เมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติสูงขึ้นจะส่งผลให้อนุภาคของยางวัลคาไนซ์บางส่วนมีลักษณะที่เปลี่ยนไปจากทรงกลม โดยจะเห็นได้ว่าอนุภาคยางจะเกิดการยึด ขณะที่ อนุภาคทรงกลมจะมีขนาดที่แตกต่างกันมากขึ้นโดยเมื่อวัดการกระจายตัวของขนาดอนุภาคยางพบว่า อนุภาคยางมีขนาดที่ใหญ่ขึ้นแสดงในกราฟเปรียบเทียบการกระจายของขนาดของอนุภาคยางใน

รูปที่ 40 แสดงให้เห็นว่าปริมาณยางธรรมชาติส่งผลต่อกระจายขนาดอนุภาค NR ที่ใหญ่ขึ้น เมื่อพิจารณาปริมาณยางธรรมชาติ 60% อนุภาคยางวัลคาไนซ์แสดงลักษณะยึดตัวเป็นแนวยาว เกิดจากปริมาณยางที่เติมสูงขึ้นทำให้ระบบผสมมีความหนืดสูงวัลคาณียางธรรมชาติแตกออกจากกันได้ยาก และปริมาณยางหนาแน่นส่งผลให้อนุภาคยางเกิดการกระจายตัวได้ยากตั้งแต่สัดส่วนผสมยางธรรมชาติ 70% และ 80% ตามลำดับดังในรูปที่ 39 ในงานวิจัยของ C. Nakason และคณะ [43] ได้ศึกษาอิทธิพลของอัตราส่วนผสม CO-PE/ENR-30 ต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต ผสมระหว่าง copolyester/epoxidized natural rubber โดยใช้ Hydroxymethylol phenolic resin เป็นสารเชื่อมขวาง โดยได้ศึกษาอัตราส่วนผสม CO-PE/ENR-30 ที่แตกต่างกันคือ 30/70, 40/60, 50/50, 60/40 และ 70/30 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จากการทดลองพบว่าเมื่อสัดส่วนผสมของ ENR-30 เพิ่มขึ้นส่งผลให้ขนาดของอนุภาค ENR-30 ใหญ่ขึ้น เนื่องจากวัลคาณียาง ENR-30 ที่มากขึ้นทำให้อนุภาคของยางรวมเป็นก้อนขนาดใหญ่ เมื่อได้รับแรงเฉือนระหว่างผสมทำให้เกิดแยกออกจากกันได้ยากขึ้น





รูปที่ 39 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ NR/PBS ที่เตรียมจากการหลอมผสม และทำให้แตกหักในสภาวะเย็นยิ่งยวด (a) 20/80, (b) 30/70, (c) 40/60, (d) 50/50, (e) 60/40, (f) 70/30 และ (g) 80/20

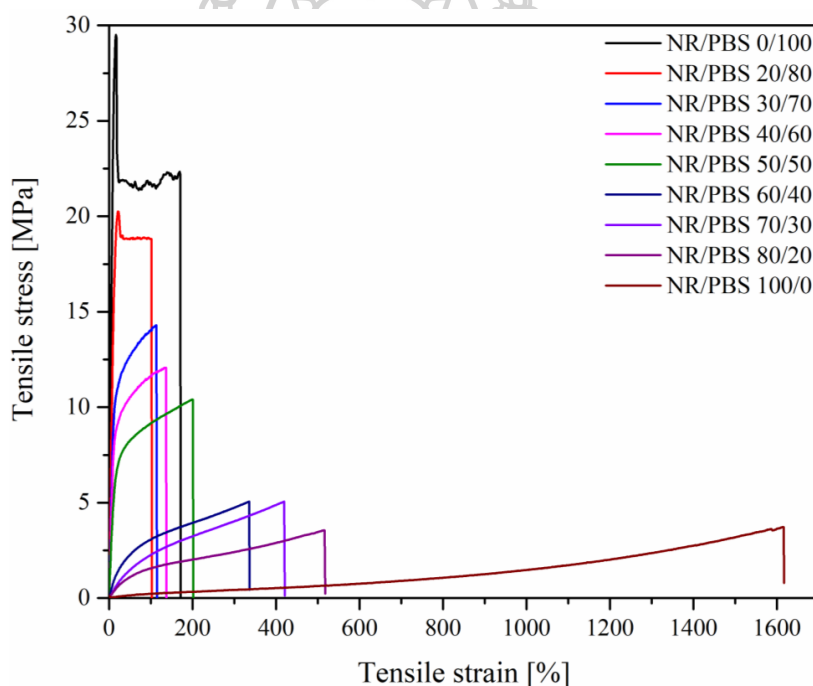


รูปที่ 40 การกระจายตัวของขนาดอนุภาค NR
 บนวัสดุภาค PBS ในสัดส่วนการผสม (a) 20/80,
 (b) 30/70, (c) 40/60, (d) 50/50, (e) 60/40,
 (f) 70/30 และ (g) 80/20

4.1.4. สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

4.1.4.1. สมบัติการดึงยึดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

การศึกษาสมบัติดึงยึดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ทำการทดสอบด้วยเครื่อง Universal Testing Machine ตามมาตรฐาน ASTM D412 ด้วย Load cell ขนาด 5 kN อัตราการดึงเท่ากับ 500 มิลลิเมตรต่อนาที ผลจากการทดสอบได้แก่ Tensile strength, Elongation at break และ Young's modulus โดยปัจจัยที่ส่งผลต่อสมบัติการดึงยึดวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS คืออัตราส่วนผสมระหว่าง NR กับ PBS ที่แตกต่างกัน และอีกปัจจัยที่ส่งผลต่อการดึงยึดคือ ลักษณะสัณฐานทางวิทยาของวัสดุ TPV ซึ่งแสดงการเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมการดึงยึดดังรูปที่ 41 และตารางที่ 4 แสดงค่าที่ได้จากการทดสอบการดึงยึดเปรียบเทียบผลที่อัตราส่วนผสม NR และ PBS แตกต่างกัน



รูปที่ 41 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

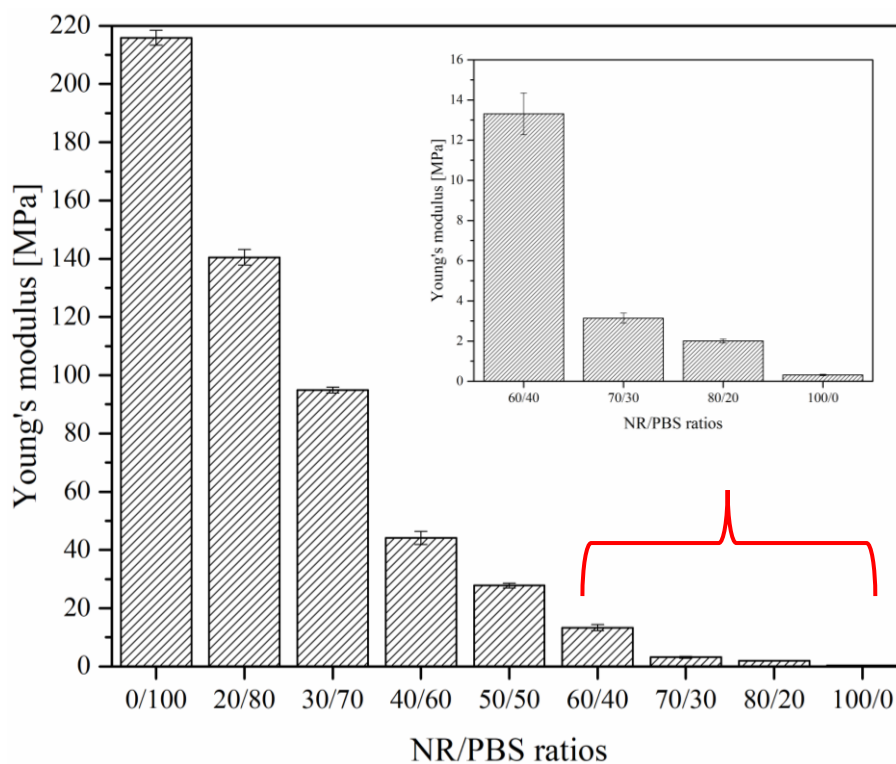
จากรูปที่ 41 แสดงกราฟ stress และ strain ของ pure PBS และเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในอัตราส่วนผสมต่าง ๆ จะเห็นได้ว่ากราฟ stress และ strain ของ pure PBS เกิดจุด yield ชัดเจนและมีความชันของกราฟในช่วงไม่เกิน 20 % Tensile strain (Young's modulus) สูงที่สุด และเมื่อเพิ่มปริมาณ NR ส่งผลให้ความชันของกราฟลดน้อยลง และจุด yield ลดลงอย่างเห็นได้ชัด เมื่อพิจารณาถึงลักษณะของกราฟ stress และ strain ของ TPV ผสมระหว่าง NR กับ PBS เห็นได้

ว่ามีพฤติกรรมการยึดตัวแตกต่างกับยางธรรมชาติ กล่าวคือว่า TPV ผสมระหว่าง NR กับ PBS ที่ strain สูงขึ้นจะไม่เกิด stress-induced crystallization เหมือนยางธรรมชาติ เนื่องจากวิฏภาคยางที่ผสมกับ PBS ไม่มีความต่อเนื่อง จากงานวิจัยของ P. Faibunchan และคณะ [44] ได้ศึกษาการเตรียมวัสดุเทอร์โมพลาสติกผสมระหว่าง Poly (butylene succinate) และ Epoxidized Natural Rubber ได้อธิบายว่า PBS มีความแข็งเกร็งสูง (stiffness) ยืนย่นได้จากจุดครากที่ 20 %Tensile strain และมีค่า Modulus สูงเมื่อเทียบกับยาง ENR เมื่อเพิ่มปริมาณส่วนผสม ENR ส่งผลให้จุดครากของ PBS ลดลงและหายไปเมื่อ ENR เป็น 30% ค่ามอดูลัสลดลงตามปริมาณของ ENR ที่เพิ่มขึ้น [44, 45]

ตารางที่ 4 แสดงค่า Tensile strength at break, % Elongation at break และ Young's modulus ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

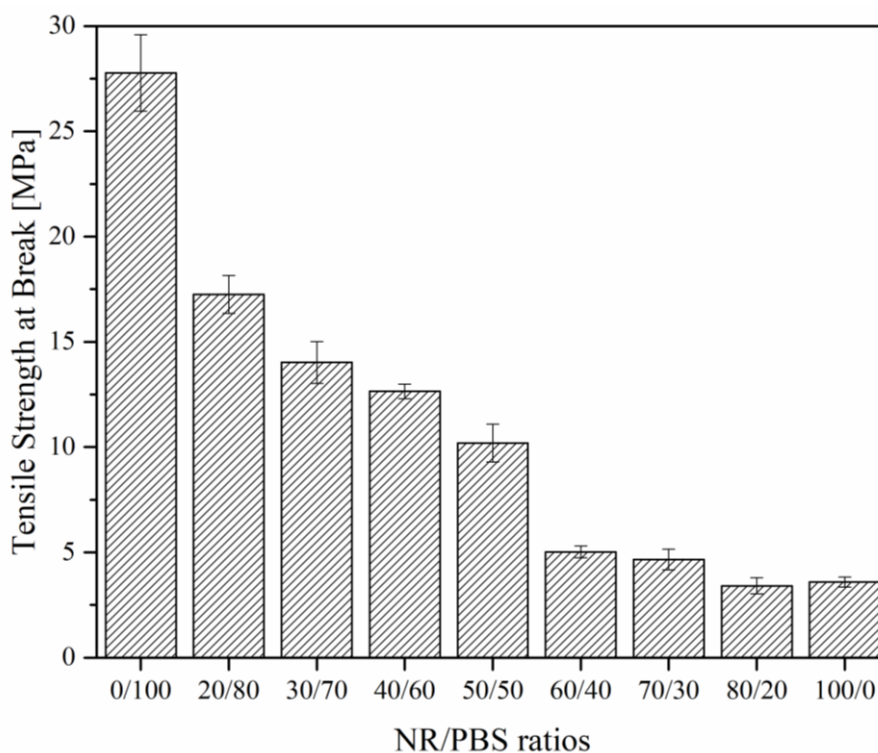
Formulation NR/PBS	Tensile strength at break [MPa]	% Elongation at break	Young's modulus [MPa]
TPV 0/100	27.78±1.82	153.96±18.86	215.92±2.58
TPV 20/80	17.25±0.90	34.60±17.82	140.52±2.63
TPV 30/70	14.02±0.99	56.11±23.29	94.89±0.99
TPV 40/60	12.64±0.35	128.41±12.43	44.14±2.26
TPV 50/50	10.19±0.89	198.64±19.98	27.81±0.82
TPV 60/40	5.03±0.28	377.42±42.70	5.10±0.64
TPV 70/30	4.66±0.49	404.43±43.39	3.14±0.25
TPV 80/20	3.41±0.39	499.88±38.71	2.01±0.11
TPV 100/0	3.59±0.24	1600.14±0.91	0.32±0.04

พิจารณาค่า Young's modulus, Tensile strength และ Elongation at break ของวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่มีการเปรียบเทียบอัตราส่วนผสมระหว่างยางธรรมชาติ และ PBS แตกต่างกัน แสดงเป็นกราฟแท่งดังรูปที่ 42-44



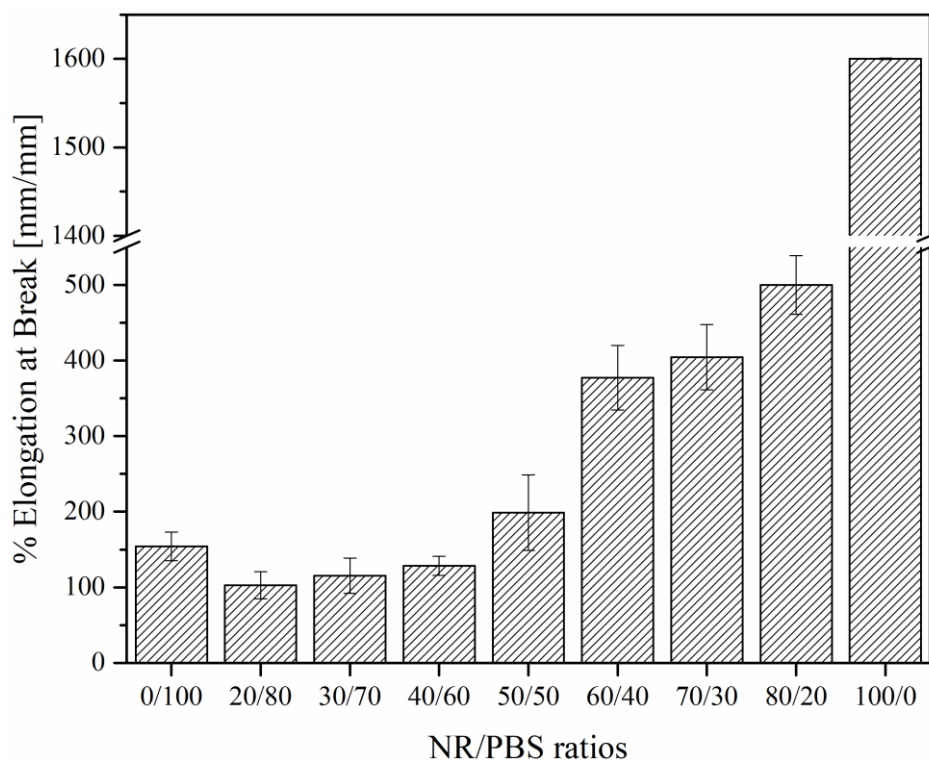
รูปที่ 42 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

Young's Modulus: ค่า Young's modulus ของ NR/PBS ที่มีอัตราส่วนระหว่าง NR กับ PBS ต่างกัน ซึ่งปัจจัยที่มีผลต่อสมบัติ Young's modulus ได้แก่ ความเป็นผลึก สัดส่วนผสมของวัฏภาคยาง และวัฏภาคพลาสติก กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus แสดงดังรูปที่ 42 จากผลการทดลองจะเห็นได้ว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS มีค่า Young's modulus ของการดึงยืดลดลงตามปริมาณยางธรรมชาติที่เพิ่มขึ้นซึ่งเป็นผลมาจากยางธรรมชาติมีความยืดหยุ่นมี Young's modulus ที่ต่ำกว่า PBS และ PBS เป็นพอลิเมอร์ประเภท semi-crystalline และเป็นวัฏภาคแข็ง (Hard phase) การเพิ่มขึ้นของวัฏภาคแข็ง ภายในเนื้อของวัสดุจะทำหน้าที่เสริมแรงให้กับ TPV ดังที่ได้อธิบายไว้โดย P. Faibunchan และคณะ [44]



รูปที่ 43 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tensile strength at break ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

Tensile strength: สำหรับ tensile strength ในการทดลองนี้คือการทดสอบความทนแรงดึง หรือ ค่าแรงเค้น (stress) สูงสุด ณ จุดขาด (Tensile strength at break) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ปัจจัยที่มีผลต่อสมบัติ tensile strength ได้แก่ ความเป็นผลึก สัดส่วนผสมของวัฏภาคยาง และวัฏภาคพลาสติก ในการทดสอบเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมระหว่าง NR และ PBS แตกต่างกัน ผลการทดสอบ tensile strength แสดงในรูปที่ 43 ซึ่งจะพบว่าค่า Tensile strength at break แปรผันตามปริมาณ PBS ซึ่ง PBS มีค่า Tensile strength ที่สูง โดยปกติวัสดุเทอร์โมพลาสติกซึ่งเป็นวัฏภาคแข็งผสมกับวัสดุพลาสติกซึ่งเป็นวัฏภาคอ่อน ทำให้ Tensile strength at break วัสดุผสมมีค่าลดลงตามปริมาณของวัฏภาคอ่อนที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากส่วนของวัฏภาค PBS เป็น semi-crystalline polymer ที่มี tensile strength สูงในการผสม NR/PBS จะถูกระงับและทำให้ความต้านทานแรงดึงต่ำกว่าระบบที่มีปริมาณ PBS สูง [46]



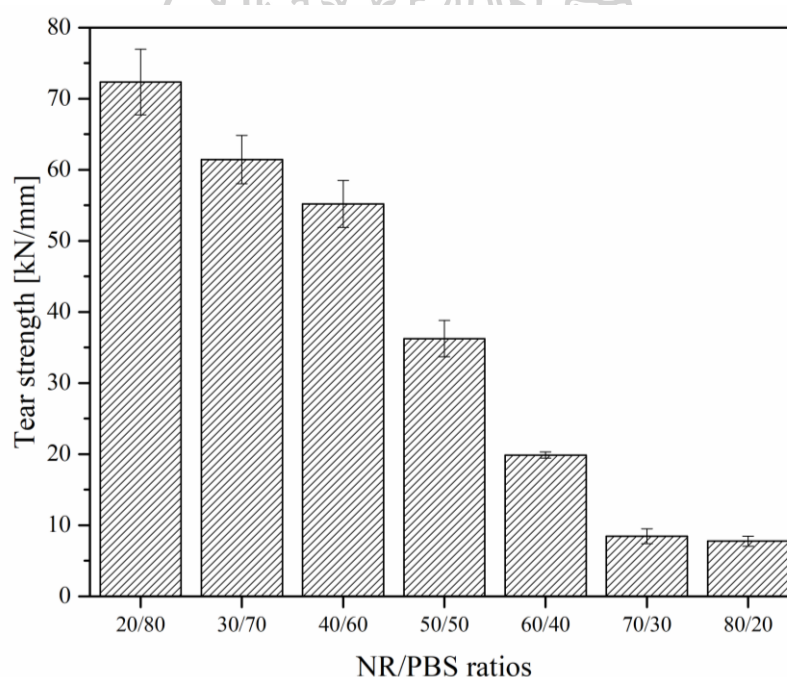
รูปที่ 44 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Elongation at Break ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

Elongation at Break: ค่า Elongation at Break ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS แสดงดังรูปที่ 44 โดยค่า Elongation at Break แสดงถึงความสามารถในการยืดตัวของวัสดุ เมื่อได้รับแรงดึงยืด พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติส่งผลให้ค่า Elongation at Break มีค่ามากขึ้น เนื่องจาก ยางธรรมชาติเป็นพอลิเมอร์ที่ softness และ flexibility ที่ดี ในทางกลับกัน PBS เป็นพอลิเมอร์ที่มีความต้านทานต่อแรงดึงที่สูงเมื่อเปรียบเทียบกับยางธรรมชาติ ดังนั้นเมื่อเติมยางธรรมชาติเพิ่มมากขึ้นความสามารถในการยืดออกเมื่อได้รับแรงดึงจึงเพิ่มขึ้น [44, 46]

4.1.4.2. สมบัติการฉีกขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

การศึกษา Tear strength มีความสำคัญอย่างยิ่งต่อการประเมินความสามารถในการต้านทานการฉีกขาดของชิ้นงานเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS เมื่อได้รับแรงกระทำที่ชิ้นงานมีรอยตัด หรือรอยฉีก โดยค่าความต้านทานการฉีกขาดขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ เช่น อิทธิพลของวัสดุภาค TPV หรือปริมาณผลึกของวัสดุเทอร์โมพลาสติกใน TPV โดยวัสดุ TPV ที่มีวัสดุเทอร์โมพลาสติกต่อเนื่องและสามารถเข้ากันได้กับวัสดุอีลาสโตเมอร์สูง จะส่งผลให้ Tear strength ที่สูง และ TPV ที่มีปริมาณผลึกสูง จะส่งผลให้ Tear strength ที่สูง จากงานวิจัยของ Varaporn Tanrattanakul และคณะ [47] ศึกษาผลของอัตราส่วนผสมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทระหว่าง PP และ NR ที่ 40/60, 50/50 และ 60/40 เปรอ์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยใช้ Phenolic Resin เป็นสาร

เชื่อมขวาง ที่มีต่อสมบัติสมบัติเชิงกล สมบัติการฉีกขาด และสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท PP/NR ผลการทดสอบสมบัติการฉีกขาดพบว่า เมื่อเพิ่มปริมาณ NR ส่งผลให้ค่า Tear strength ลดลง เนื่องจากวัฏภาคยางเป็นวัฏภาคที่กระจายใน PP เมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติส่งผลให้อนุภาครวมกลุ่มเป็นอนุภาคที่ใหญ่ขึ้น เมื่อได้รับแรงทำให้วัฏภาค PP ที่ต่อเนื่องซึ่งเป็นวัฏภาคหลักในการต้านการฉีกขาด สามารถต้านการฉีกขาดได้น้อยลงตามปริมาณยางธรรมชาติที่เพิ่มตามลำดับ S.M. Lai และคณะ [48] ศึกษาสมบัติของวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทผสมระหว่าง PP และ mPE ซึ่งทำการผสมสารเชื่อมขวางที่ปริมาณแตกต่างกันคือ 0.5, 1 และ 2 phr โดยศึกษาสมบัติการเกิดผลึก สมบัติเชิงกล และสมบัติการฉีกขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทผสมระหว่าง PP และ mPE จากผลการทดลองสมบัติการฉีกขาดพบว่า เมื่อปริมาณสารเชื่อมขวางเพิ่มขึ้นส่งผลให้ Tear strength เพิ่มขึ้น เนื่องจากปริมาณเชื่อมขวางมากขึ้น และปริมาณผลึก PP/mPE TPV ที่มีค่าเพิ่มขึ้น

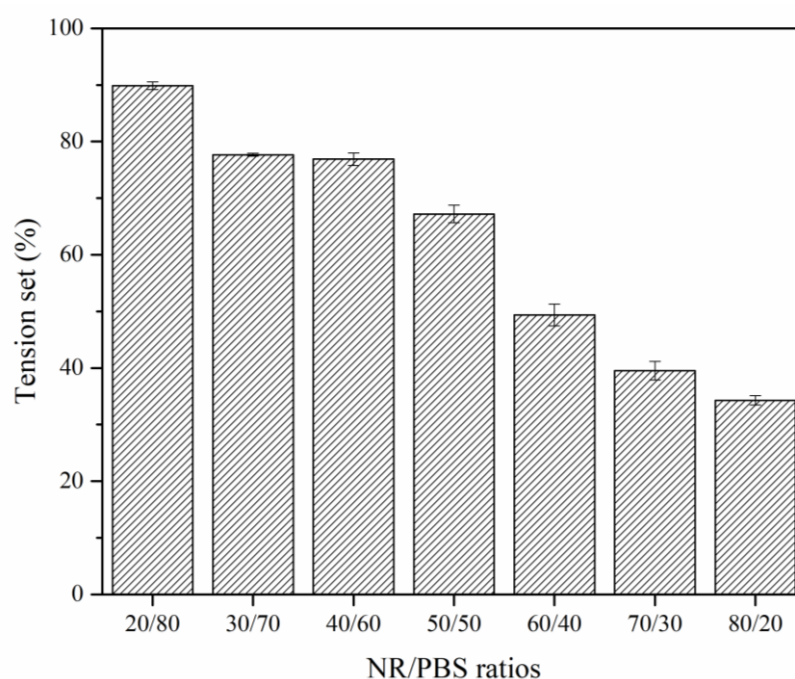


รูปที่ 45 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tear strength ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

จากรูปที่ 45 แสดงกราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tear strength ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่มีอัตราส่วนผสม NR/PBS ต่างกัน พบว่าค่า Tear strength มีค่าลดลงขึ้นตามปริมาณของ NR ที่เพิ่มขึ้นหรือปริมาณ PBS ลดลง เนื่องจากวัฏภาค PBS เป็นวัฏภาคที่มีผลึก ซึ่งปกติมีค่า Modulus สูงกว่ายางธรรมชาติ โดยปริมาณผลึกนั้นจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ PBS เช่นกัน จึงส่งผลให้เกิดเป็นวัฏภาคเสริมแรงให้กับวัสดุ จากงานวิจัยของ Sae-Oui และคณะ [49] ได้

ทำการศึกษาสมบัติของวัสดุเทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ผสมระหว่าง ผมยางธรรมชาติ และ HDPE ที่อัตราส่วนผสม NR/HDPE แตกต่างกันดังต่อไปนี้ 90/10, 80/20, 70/30 และ 60/40 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนัก โดยเชื่อมขวางด้วยซัลเฟอร์ แล้วนำไปทดสอบสมบัติต่าง ๆ พบว่าผลการทดสอบ Tear strength ของพอลิเมอร์ผสม NR/HDPE มีแนวโน้มที่ลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณ NR เนื่องจากโดยทั่วไป Tear strength ของยาง NR จะต่ำกว่า HDPE ที่เป็นเทอร์โมพลาสติกหลายเท่า ซึ่ง HDPE เกิดขึ้นจากการกระจายพลังงานที่ดีผ่านการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกในระหว่างการทดสอบ [49]

4.1.4.3. ความสามารถในการคืนตัวหลังปลดแรงในแนวตั้งยัด (Tension set)



รูปที่ 46 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า %Tension set ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

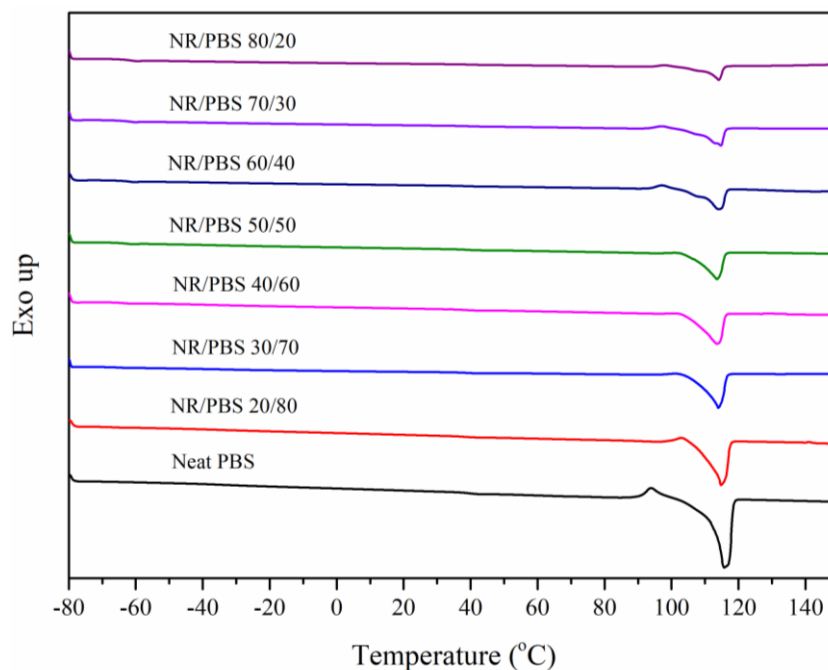
โดยทั่วไปค่า Tension set เป็นค่าที่แสดงถึงความสามารถในการคืนตัวกลับของวัสดุ เมื่อหลังจากได้รับแรงกระทำในรูปแบบตั้งยัดแล้วปลดแรงออก หรือเรียกพฤติกรรมนี้ว่า Elastic recovery ความหมายของ tension set นั้นหมายถึงวัสดุอีลาสโตเมอร์ใดที่มีค่า Tension set ที่น้อย แสดงให้เห็นได้ว่าวัสดุนั้นมีความสามารถในการคืนตัวกลับของชิ้นงานได้มากหลังจากถูกตั้งยัด ซึ่งถือว่าเป็นวัสดุที่เหมาะสมสำหรับการนำไปใช้งาน หรือผลิตเป็นผลิตภัณฑ์ที่ต้องการสมบัติการคืนตัวกลับที่ดีของวัสดุ หากวัสดุอีลาสโตเมอร์ใดที่สามารถคืนตัวกลับได้น้อยแสดงให้เห็นถึงการเกิดการเสียรูปอย่างถาวร (Permanent deformation) ภายในเนื้อวัสดุเนื่องจากการตั้งยัด จากรูปที่ 46 แสดงค่า %Tension set ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS พบว่า %Tension set มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ PBS แสดงว่าวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS จะเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรมาก

ขึ้นเมื่อเพิ่ม PBS เนื่องมาจากการยึดตัวของวัฏภาคพลาสติก PBS อีกทั้งยังมีสมบัติของยางธรรมชาติ ซึ่งมีความสามารถในการคืนตัวกลับที่ดี อธิบายสนับสนุนผลการทดสอบ %Tension set ลดลงตามปริมาณ NR ดังรูปที่ 46 จากงานวิจัยของ Suda Kiatkamjornwong และคณะ [50] ศึกษาผลของอัตราส่วนผสมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ผสมระหว่าง NR กับ HDPE ที่มีต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/HDPE จากผลการทดสอบ %Tension set พบว่ามีค่าลดลงตามปริมาณเพิ่มขึ้นของ NR กล่าวคือ TPV ที่มีคุณสมบัติของอีลาสโตเมอร์สูงจะมีความสามารถในการคืนตัวกลับที่สูง ซึ่งที่ปริมาณ NR ต่ำในจะมีปริมาณ HDPE ที่สูงพบว่ามีค่า %Tension set สูงบ่งบอกถึงความสามารถในการคืนตัวของ TPV ที่น้อย เนื่องจาก HDPE เป็นวัฏภาคพลาสติกเมื่อได้รับแรงดึงยึด จะเกิดการเสียรูปอย่างถาวร

4.1.5. ศึกษาพฤติกรรมการเกิดผลึกของ PBS ในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

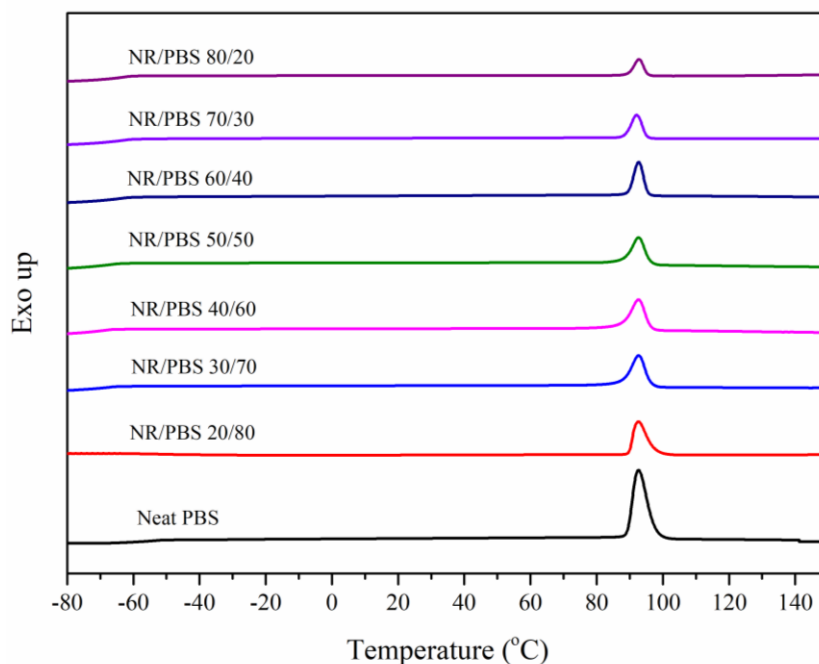
PBS เป็นเทอร์โมพลาสติกกึ่งผลึก (Semi-crystalline) ประกอบด้วยส่วนที่เป็นผลึก (crystalline region) และส่วนอสัณฐาน (amorphous region) ซึ่งปริมาณผลึกของ PBS ส่งผลต่อสมบัติของวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS เช่น ค่า Modulus, Tensile strength และ Tear strength เป็นต้น จากงานวิจัยของ Charif Baru และคณะ [51] ได้ศึกษาสมบัติเชิงกล พฤติกรรมการเกิดผลึก และสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ที่เตรียมจากไดนาไมกส์วัลคาไนเซชันของยางธรรมชาติกับพอลิพรอพิลีน ผลการทดลองพบว่า เมื่อปริมาณอัตราส่วนผสมยางธรรมชาติในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทเพิ่มขึ้น จะส่งผลให้ค่า %crystalline มีค่าลดลงเป็นผลมาจากเฟสยางธรรมชาติในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทจะขัดขวางการเกิดผลึกในเฟสพอลิพรอพิลีน แล้วส่งผลให้ Modulus และ Tensile strength ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PP เพิ่มขึ้นตามปริมาณผลึกของ PP

พฤติกรรมการเกิดผลึกของ PBS ในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS สามารถศึกษาได้โดยใช้เทคนิค Differential Scanning Calorimetry (DSC) ในงานวิจัยนี้ทำการทดสอบในช่วงอุณหภูมิ -80 ถึง 150 องศาเซลเซียส ด้วยอัตราการให้ความร้อน 5 องศาเซลเซียสต่ออนาที ภายใต้สภาวะไนโตรเจน ผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 47-49 และค่าแสดงดังตารางที่ 5-7



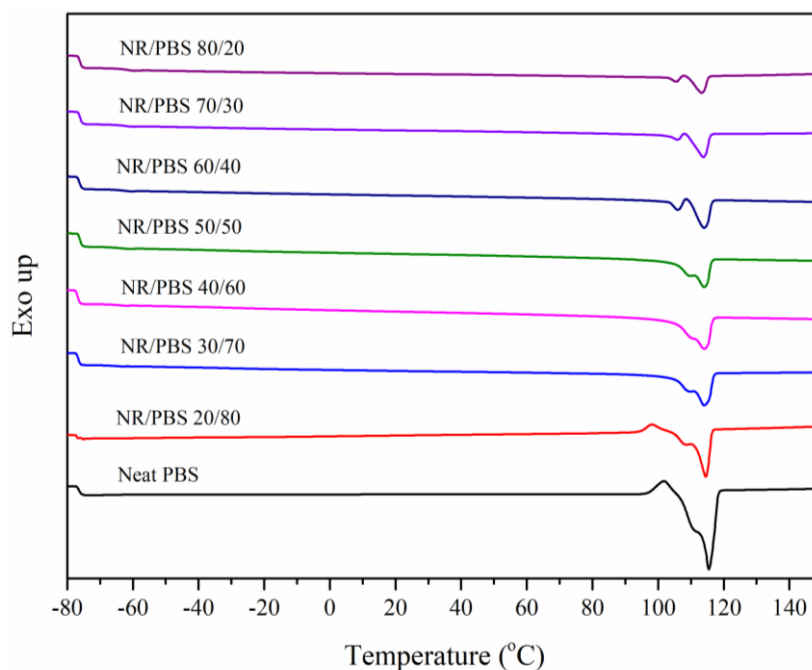
รูปที่ 47 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น First heating

First heating scan: จากการทดสอบ DSC thermogram ของ PBS และ NR/PBS TPV ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS คือ 20/80, 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนัก แสดงดังรูปที่ 47 และค่าสมบัติทางความร้อนที่ได้จากการให้ความร้อนครั้งที่ 1 แสดงดังตารางที่ 5 จะเห็นว่าเมื่อปริมาณยางธรรมชาติเพิ่มขึ้นจะทำให้ลักษณะของการเกิดพีคที่ใช้ในการหลอมเหลวสั้นลง เนื่องจากใช้พลังงานในการหลอมผลึกน้อย พิจารณาที่อุณหภูมิในการหลอมเหลว PBS ในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS พบว่าอัตราส่วนผสม NR/PBS ที่ 0/100 มีค่า T_{m1} เท่ากับ 114.38 องศาเซลเซียส เมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติพบว่าอุณหภูมิในการหลอมเหลว PBS ในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ไม่มีการเปลี่ยนแปลง



รูปที่ 48 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น Cooling

Cooling scan: จากการทดสอบ DSC thermogram ของ PBS และ NR/PBS TPV ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS คือ 20/80, 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนัก แสดงดังรูปที่ 48 และค่าสมบัติทางความร้อนที่ได้จากการทำให้เย็นตัวแสดงดังตารางที่ 6 เป็นขั้นตอนการทำให้เย็นตัว (Cooling) ด้วยอัตราการลดอุณหภูมิ 5 องศาเซลเซียสต่อนาที พบว่า อุณหภูมิเกิดผลึก (T_c) ไม่เปลี่ยนแปลงเมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติ อย่างไรก็ตามเมื่อพิจารณา เปอร์เซ็นต์การเกิดผลึก (%Crystallinity) ของ PBS ในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS จากปริมาณผลึกที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวซึ่งสอดคล้องกับความเป็นผลึกของชิ้นงานตัวอย่างที่ถูกทำให้ค่อยๆ เย็นตัว หลังผ่านการอัดขึ้นรูปเป็นชิ้นงานที่อัตราส่วนผสมต่างๆ พบว่าค่า %Crystallinity มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณ PBS หรือ %Crystallinity มีค่าลดเมื่อปริมาณ NR เพิ่มขึ้น เนื่องจากโมเลกุลของยางธรรมชาติเป็นอสัณฐานเข้าไปขัดขวางการจัดเรียงตัวของ PBS ทำให้มีความเป็นผลึกน้อยลง



รูปที่ 49 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น Second heating scans.

Second heating scan: จากการทดสอบ DSC thermogram ของ PBS และ NR/PBS TPV ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS คือ 20/80, 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 เปรอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก แสดงดังรูปที่ 49 และค่าสมบัติทางความร้อนที่ได้จากการให้ความร้อนครั้งที่ 2 แสดงดังตารางที่ 7 จะเห็นได้ว่า PBS จะแสดงพีค Re-Crystallization ในขั้นตอนการให้ความร้อน (T_c) ที่อุณหภูมิ 96.06 องศาเซลเซียส และพีคที่บ่งบอกถึงอุณหภูมิการหลอมเหลวผลึก (T_m) ของ PBS ที่อุณหภูมิ 114.15 องศาเซลเซียส โดยพีค Re-Crystallization จะแตกออกเป็นพีคขนาดเล็ก ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวผลึก ซึ่งสามารถอธิบายพฤติกรรมการตอบสนองต่อความร้อนได้ว่า ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัว (Cooling) ด้วยอัตราการลดอุณหภูมิ 5 องศาเซลเซียสต่อนาทีเป็นขั้นตอนการทำให้ PBS ตกผลึกเนื่องจากการทำให้เย็นตัว จะไม่สามารถทำให้ PBS ตกผลึกได้อย่างสมบูรณ์ ดังนั้นในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 2 จะทำให้เกิดพีคดูดความร้อน (Endotherm) ขนาดเล็ก ก่อนอุณหภูมิการหลอมเหลวผลึกส่วนใหญ่ที่อุณหภูมิ 114.15 องศาเซลเซียส

จากงานวิจัยของ Benchamas Panyad และคณะ [52] ศึกษาพอลิเมอร์ผสมระหว่าง PBS กับ PLA โดยแสดงผลการทดสอบ DSC อธิบายจาก DSC Thermogram ในขั้นตอนการให้ความร้อน พบว่า PBS เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นจะเกิดพีคที่แสดงถึงการหลอมเหลวของผลึก PBS อย่างชัดเจน ที่ประมาณ 110.10 องศาเซลเซียส เมื่อพิจารณาขั้นตอนการ Cooling พบพีคอุณหภูมิเกิดผลึกที่ประมาณ 95 องศาเซลเซียส อย่างไรก็ตามในขั้นตอนการตกผลึกเนื่องจากการลดอุณหภูมิของ PBS

นั้นไม่สามารถตกผลึกได้อย่างสมบูรณ์ ซึ่งสามารถยืนยันจากขั้นตอนการให้ความร้อนในครั้งที่ 2 พบว่า PBS แยกเป็นสองพีค โดยพีคที่เกิดที่อุณหภูมิต่ำกว่าจะแสดงถึงการหลอมเหลวผลึกที่ไม่สมบูรณ์ และผลึกที่มีขนาดเล็กคือเกิดพีค Re-Crystallization ขึ้นเป็นพีคขนาดเล็กประมาณ 90.86 องศาเซลเซียส ส่วนพีคที่เกิดที่อุณหภูมิสูงกว่าจะแสดงถึงการหลอมผลึกที่มีความสมบูรณ์

ตารางที่ 5 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 1

1 st heating			
Sample (NR/PBS)	T_m	delta H	%X _c
Neat PBS	114.38	66.00	59.837
20/80	114.33	50.33	57.038
30/70	114.63	41.63	53.918
40/60	114.27	30.12	45.512
50/50	114.19	23.04	41.777
60/40	114.41	16.72	37.897
70/30	114.42	11.38	34.300
80/20	114.05	6.56	29.737

ตารางที่ 6 ค่าอุณหภูมิเกิดผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้น Cooling

Cooling			
Sample (NR/PBS)	T_c	delta H	% X_c
Neat PBS	96.38	67.37	61.079
20/80	96.12	51.80	58.704
30/70	96.26	42.35	54.850
40/60	96.28	31.68	48.869
50/50	96.42	23.89	43.318
60/40	96.24	17.49	39.642
70/30	96.10	11.92	36.023
80/20	96.16	7.02	31.822

ตารางที่ 7 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 2

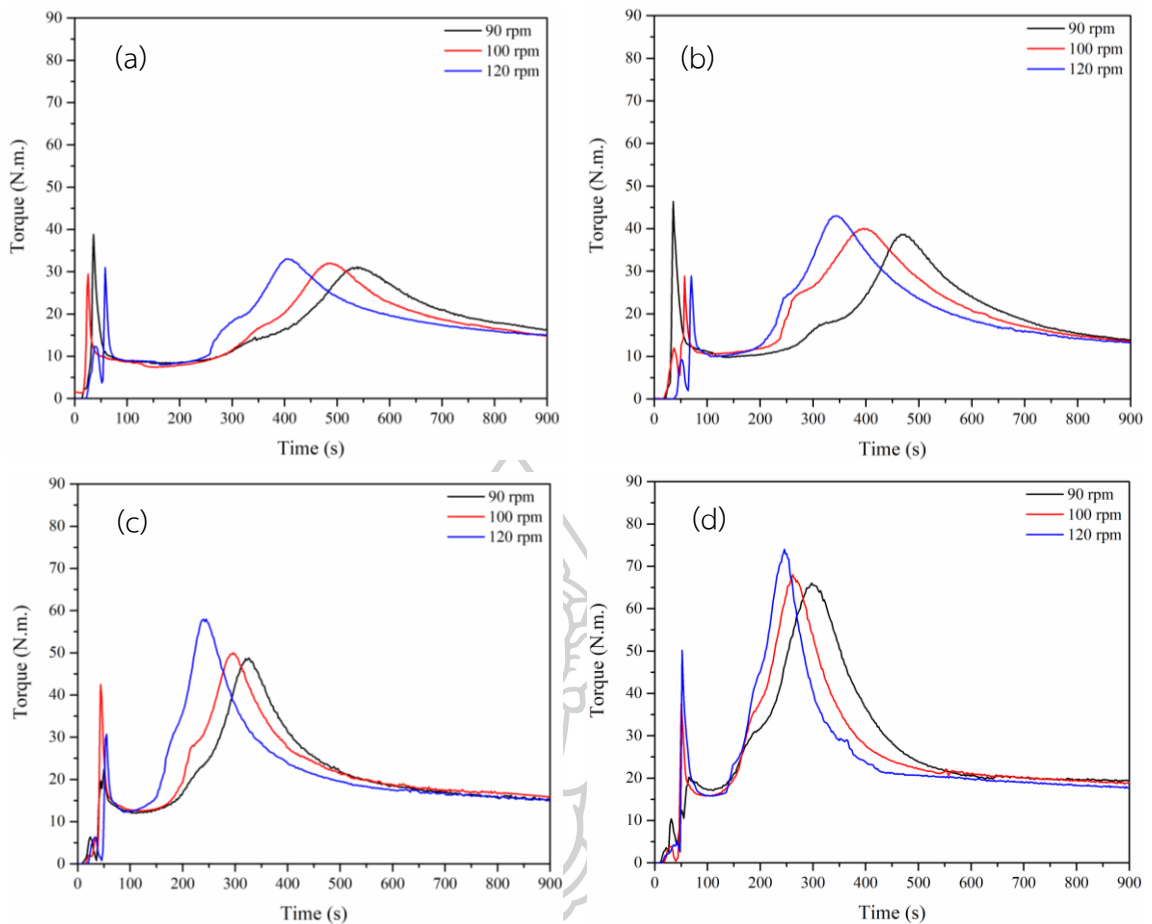
2 nd heating			
Sample (NR/PBS)	T_m	delta H	% X_c
Neat PBS	114.15	67.12	60.852
20/80	114.45	51.73	58.624
30/70	114.24	42.24	54.708
40/60	114.30	31.64	47.809
50/50	114.21	23.77	43.101
60/40	114.32	17.21	39.007
70/30	114.45	11.84	35.781
80/20	114.14	6.98	31.641

4.2. ตอนที่ 2 อิทธิพลของความเร็วยรอบในการผสมที่มีต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

อิทธิพลของอัตราส่วนผสมระหว่างยางธรรมชาติ (NR) และพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS) สามารถส่งผลกระทบต่อสมบัติต่างๆของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท เช่น ลักษณะสัญญาณวิทยา สมบัติการดึงยืด และสมบัติการเกิดผลึก อย่างไรก็ตาม ยังมีปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท คือ ความเร็วยรอบของการผสมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทที่แตกต่างกัน เนื่องจากในการผสมมี Dicumyl peroxide เป็นสารเชื่อมขวาง ดังนั้นความเร็วยรอบในการผสมจึงเป็นปัจจัยสำคัญต่อการกระจายตัวของภูมิภาคพอลิเมอร์ผสม และขณะเกิดปฏิกิริยา dynamic vulcanization ผู้วิจัยจึงมีแนวคิดที่จะศึกษาความเร็วยรอบในการผสมที่แตกต่างกันคือ 90 rpm, 100rpm และ 120 rpm โดยพิจารณาจากลักษณะสัญญาณวิทยา สมบัติการดึงยืด เพื่อคัดเลือกความเร็วยรอบที่เหมาะสมในการนำไปใช้เป็นสภาวะในการขึ้นผสมโพลิเมอร์ผสม โดยแสดงผลการทดลองดังต่อไปนี้

4.2.1. การศึกษาพฤติกรรมการหลอมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท PBS/NR ที่ความเร็วยรอบในการผสม 90, 100 และ 120 rpm

ความสัมพันธ์ระหว่างแรงบิดและเวลาในการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS แสดงดังรูปที่ 50 พิจารณาความเร็วยรอบที่เพิ่มขึ้น 90, 100 และ 120 rpm ตามลำดับพบว่าเมื่อความเร็วยรอบในการผสมเพิ่มขึ้นส่งผลให้ขณะ dynamic vulcanization มีค่า torque (N.m.) สูงขึ้น และเกิด crosslink เร็วขึ้นแสดงถึงการเกิด crosslink ที่เพิ่มมากขึ้น และหลังจากการเกิด crosslink เสร็จสิ้นจะพบว่ากราฟจะมีค่าลดลง เมื่อเพิ่มความเร็วยรอบผสมจะมีค่าแรงบิดหลังเกิด crosslink น้อยลงตามลำดับเนื่องจากเกิดการสลายตัวของ PBS และจากงานวิจัยของ Alex Siqueira และคณะ [53] ได้ศึกษาอิทธิพลของความเร็วยรอบผสมที่มีต่อ Peroxide/Bismaleimide Cured Polypropylene/Nitrile Rubber เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ผ่านกระบวนการ dynamic vulcanization โดยพิจารณาความเร็วยรอบผสมขณะ dynamic vulcanization ที่เพิ่มขึ้น 40, 60 และ 80 rpm ตามลำดับ ผลการทดสอบ Torque rheometer ในช่วงเกิด vulcanization พบว่าเมื่อเพิ่มความเร็วยรอบในการผสมส่งผลให้ค่า Torque และอุณหภูมิห้องผสมสูงขึ้นตามลำดับเนื่องจากความเร็วยรอบที่เพิ่มขึ้นทำให้แรงเฉือนในระบบเพิ่มขึ้น สารเชื่อมขวางมีโอกาสได้รับอุณหภูมิในขณะผสมอย่างทั่วถึงพอลิเมอร์ผสมจึงเกิดการเชื่อมขวางในภูมิภาคอย่างมากขึ้นทำให้ค่าแรงบิดเพิ่มขึ้น



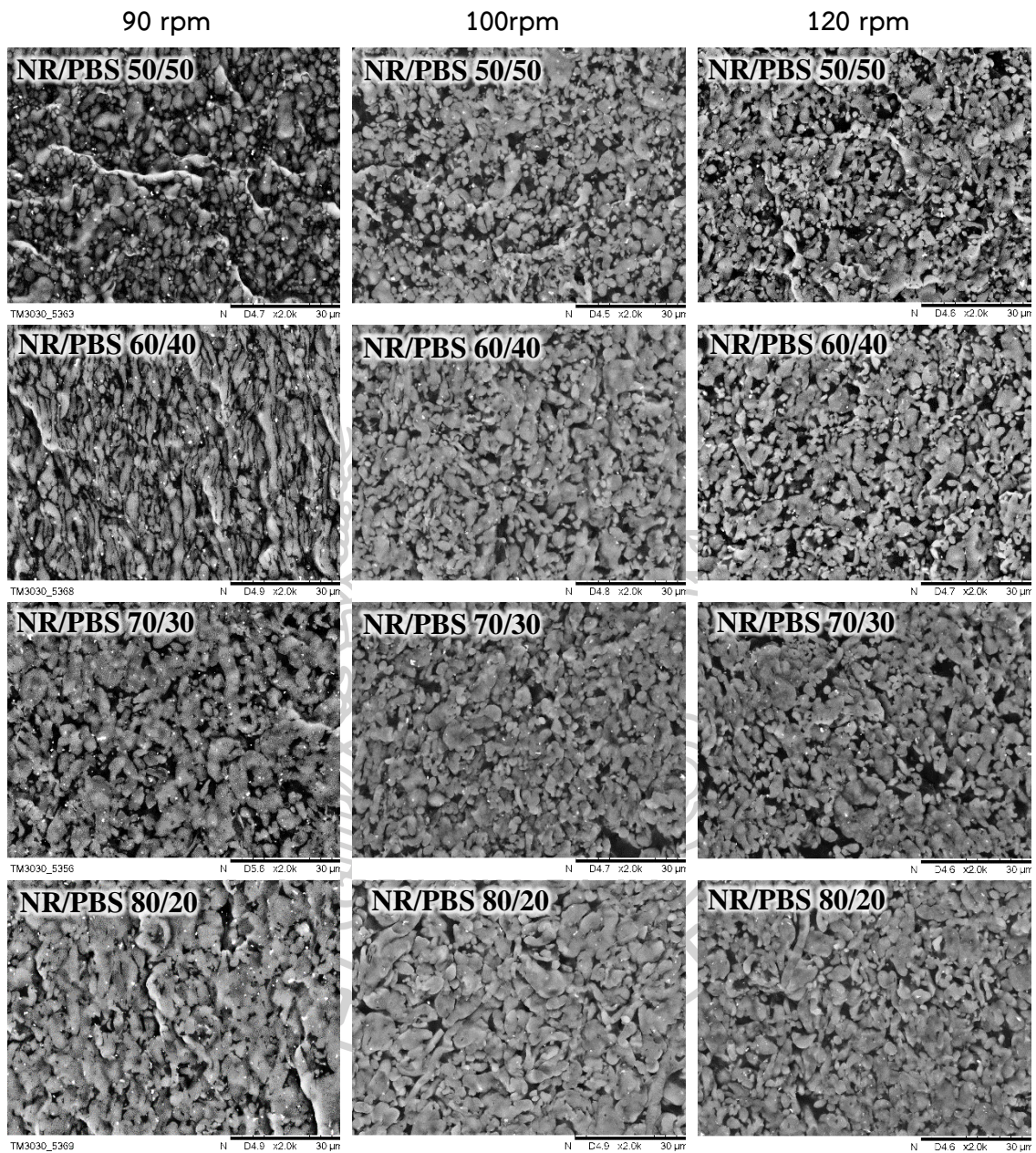
รูปที่ 50 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงบิด (Torque) และเวลาในการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบ 90, 100 และ 120 rpm (a) NR/PBS: 50/50, (b) NR/PBS: 60/40, (c) NR/PBS: 70/30 และ (d) NR/PBS: 80/20

4.2.2. ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบในการผสมแตกต่างกันคือ 90, 100 และ 120 rpm

จากรูปที่ 51 แสดงลักษณะสัณฐานวิทยาของวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เตรียมจากการหักชิ้นงานในสภาวะเย็นยิ่งยวด (Cryogenic fracture) โดยชิ้นงานใช้ความเร็วรอบในการผสมที่แตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm จากผลการทดลองพบว่าที่อัตราส่วนผสมเท่ากัน พิจารณาความเร็วรอบในการผสมที่เพิ่มขึ้น จาก 90 เป็น 100 และ 120 rpm ตามลำดับ จะเห็นได้ว่าวัฏภาคที่สว่างเป็นวัฏภาคของยางธรรมชาติ ซึ่งกระจายเป็นอนุภาคนาขนาดเล็ก ใน PBS ที่เป็นวัฏภาคหลัก โดยเป็นวัฏภาคของยางธรรมชาติมีขนาดเล็กลงเมื่อเพิ่มความเร็วรอบในการผสม จากงานวิจัยของ Ekwipoo Kalkornsurapranee และคณะ [54] ศึกษาการเตรียมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ผสมระหว่างยางธรรมชาติ และเทอร์โมพลาสติก Polyurethanes ผลการ

ทดลองเมื่อใช้ความเร็วรอบในการผสมที่แตกต่างกันคือ 40, 60, 100 และ 160 rpm พบว่าเมื่อความเร็วรอบในการผสมเพิ่มขึ้นพบว่าอนุภาคของยางธรรมชาติแตกออกเป็นอนุภาคที่มีขนาดเล็กกระจายอยู่ในวัฏภาคต่อเนื่องของเทอร์โมพลาสติก Polyurethanes เนื่องจากที่ความเร็วรอบในการผสมสูงจะมีแรงเฉือนมากพอที่ทำให้อนุภาคยางแตกเป็นอนุภาคเล็ก อย่างไรก็ตามเมื่อความเร็วรอบผสมที่ 160 rpm พบว่าอนุภาคยางธรรมชาติกลับมีขนาดใหญ่ขึ้นเนื่องจากความเร็วรอบผสมเร็วมากทำให้อนุภาคนาโนของอนุภาคนั้นมีโอกาสที่จะกลับมารวมกลุ่มกันอีกครั้งเป็นอนุภาคนาโนใหญ่ได้ ส่งผลให้เกิดรวมกลุ่มของอนุภาคยางธรรมชาติที่กระจายอยู่ในวัฏภาคของเทอร์โมพลาสติก Polyurethanes



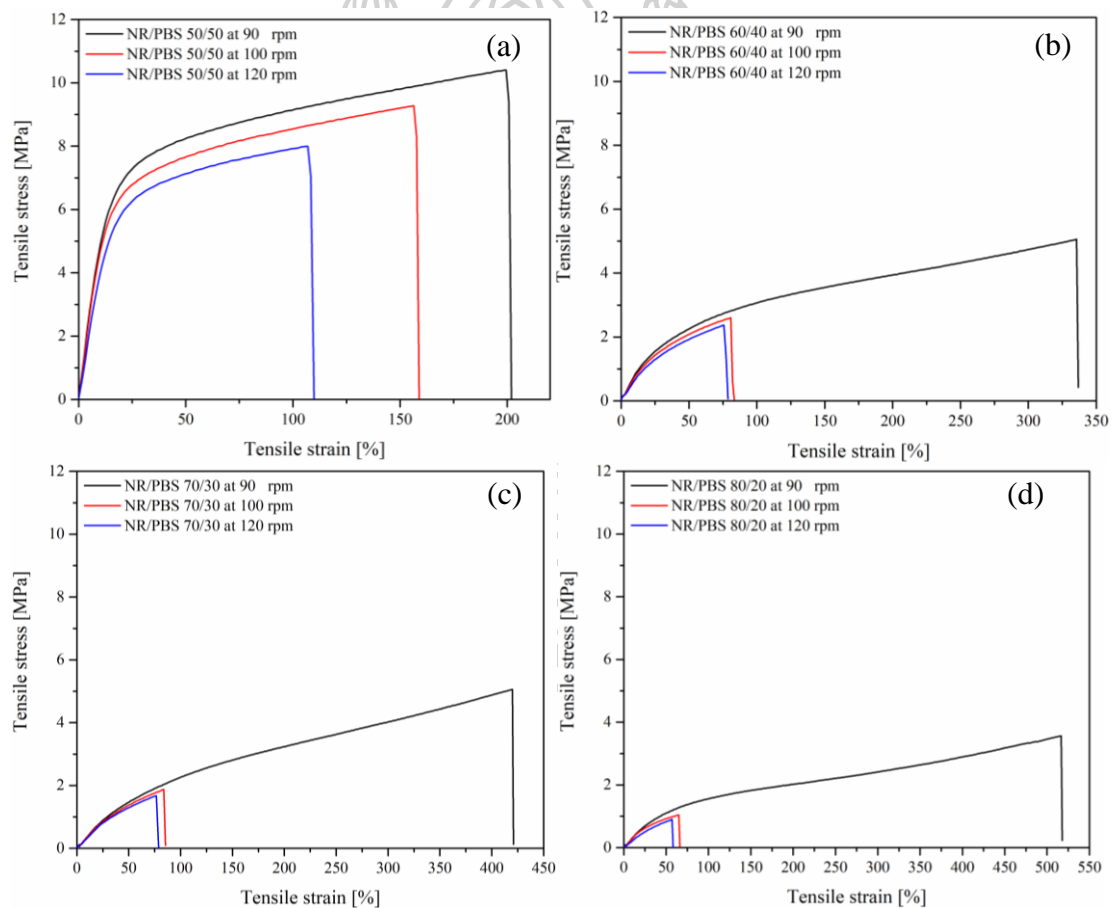


รูปที่ 51 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกันคือ 90, 100 และ 120 rpm

4.2.3. สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกัน

4.2.3.1. สมบัติดัดงัดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกัน

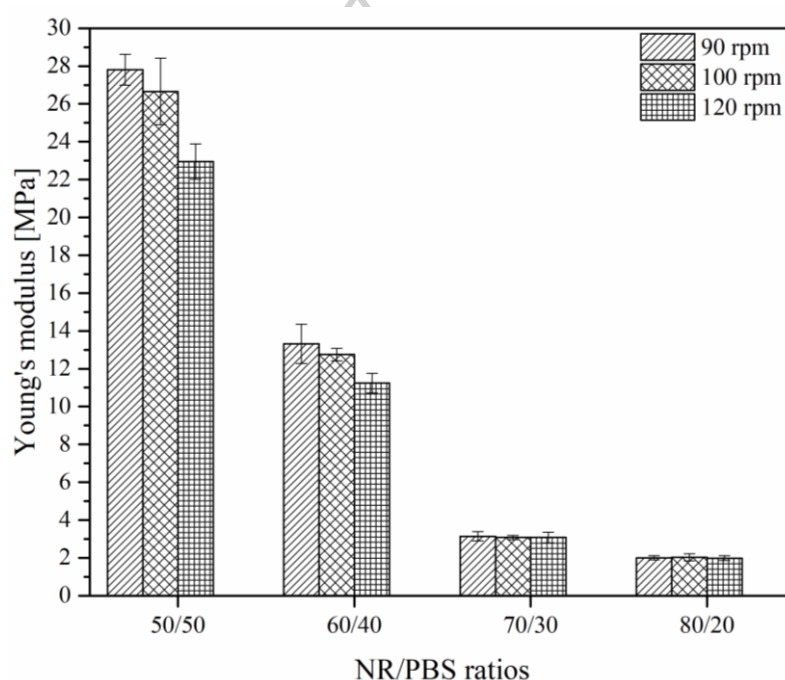
Stress-strain curves แสดงพฤติกรรมการดัดงัดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน ได้แก่ 90, 100 และ 120 rpm แสดงดังรูปที่ 52 การศึกษาสมบัติดัดงัดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ทำการทดสอบด้วยเครื่อง Universal Testing Machine ตามมาตรฐาน ASTM D412 ด้วย Load cell ขนาด 5 kN อัตราการดัดงัดเท่ากับ 500 มิลลิเมตรต่ออนาที ผลจากการทดสอบได้แก่ Tensile strength, Elongation at break และ Young's modulus



รูปที่ 52 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS (a) 50/50, (b) 60/40, (c) 70/30 และ (d) 80/20

จากกราฟ Stress-strain พบว่ามีพฤติกรรมการดัดแบบอิลาสติก พิจารณาความเร็วรอบผสมเพิ่มขึ้น ความชันของกราฟในช่วงไม่เกิน 20 %Tensile strain (Young's modulus) ลดลง และความสามารถในการยึดตัวของชิ้นงานเมื่อได้รับแรงดึงน้อยลง เนื่องจากเมื่อความเร็วรอบในการผสมเพิ่มขึ้นทำให้วัสดุ NR มีขนาดเล็กกระจายในวัสดุ PBS จำนวนมากความต่อเนื่องของวัสดุของ NR cure น้อยลง ทำให้ความสามารถในการยึดลดลง

พิจารณาค่า Young's modulus, Tensile strength และ Elongation at break ของวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm แสดงเป็นกราฟแท่งดังรูปที่ 53-55

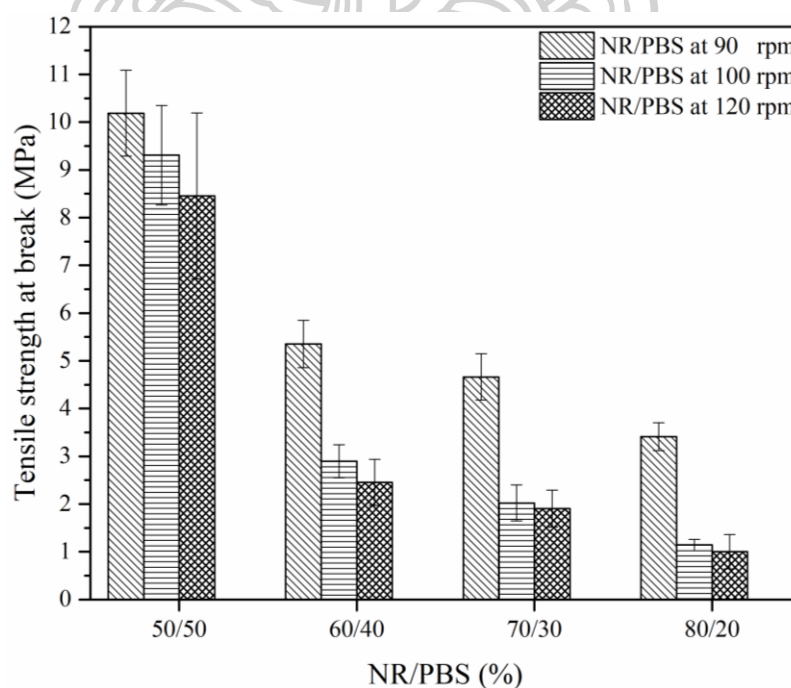


รูปที่ 53 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm

Young's modulus: ค่ามอดูลัสของวัสดุหนึ่งๆเป็นค่าที่แสดงถึงความแข็งแรงของวัสดุหรือความต้านทานต่อการเปลี่ยนรูปของวัสดุ จากกราฟแท่งรูปที่ 53 แสดงการเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS ซึ่งเป็นที่ทราบกันแล้วว่า PBS เป็นพอลิเมอร์ประเภท semi-cystalline ที่มีค่ามอดูลัสที่สูงกว่ายางธรรมชาติมาก ซึ่งค่า Young's modulus ของ PBS เท่ากับ 220 MPa [55] และค่า Young's modulus ของยางธรรมชาติเท่ากับ 0.2 MPa [56] เมื่อผสม PBS กับยางจึงทำให้ค่า มอดูลัสของ TPV ต่ำลง ดังที่ได้อธิบายไว้โดย P. Faibunchan และคณะ [44] เมื่อพิจารณาความเร็วรอบ ที่ใช้ในการผสม PBS พบว่า เมื่อความเร็วรอบในการผสม

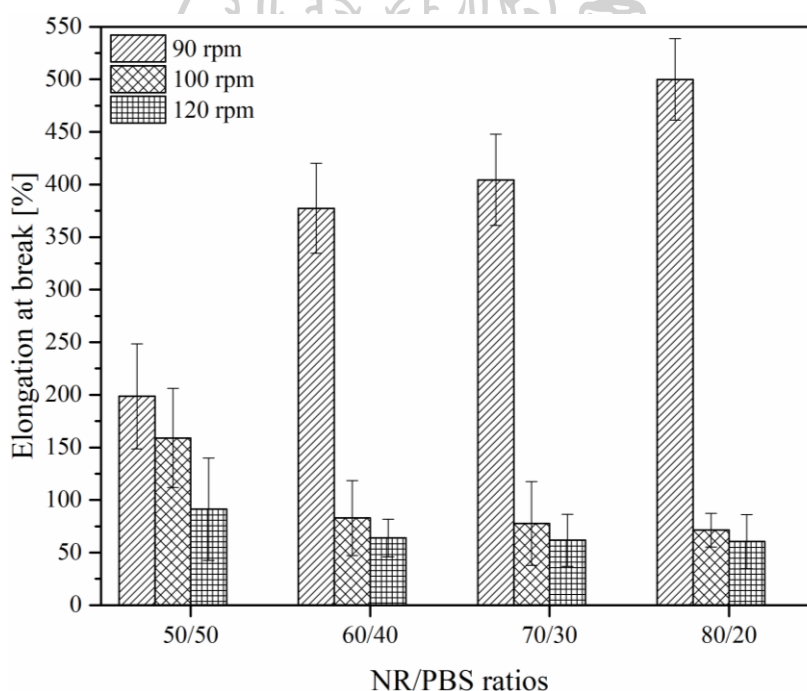
สูงขึ้น จะมีผลทำให้ค่า Young's modulus ของ TPV มีค่าลดลงเล็กน้อย เป็นผลเนื่องมาจากเกิดการสลายตัวของ PBS และยาง ดังรูปที่ 56 จะเห็นว่าอุณหภูมิ Onset ของกราฟ TGA ที่ค่าลดลงแสดงถึงการเกิดการสลายตัวของ PBS เมื่อความเร็วรอบในการผสมเพิ่มขึ้น

Tensile strength: สำหรับ tensile strength ใน TPV ที่มียางธรรมชาติเป็นองค์ประกอบนั้น ปัจจัยที่มีผลต่อสมบัตินี้ ได้แก่ ความเป็นผลึก สัดส่วนผสมของวัฏภาคยาง และวัฏภาคพลาสติก สำหรับสมบัติ tensile strength ของ NR/PBS TPV ผลการทดลองที่ได้แสดงดังรูปที่ 54 ซึ่งพบว่าค่า Tensile strength จะมีค่าลดลงตามปริมาณยางธรรมชาติ ดังที่ได้กล่าวแล้วข้างต้นว่า tensile strength ของวัสดุที่มียางเป็นองค์ประกอบนั้น หากยางสามารถเกิด stress-induced crystallization ได้ tensile strength น่าจะมีค่าสูงตามไปด้วย [44] แต่สำหรับ TPV นั้น ยางเป็นวัฏภาคกระจายอยู่ใน thermoplastic ดังนั้น tensile strength จึงมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณ PBS เช่นที่พบในงานวิจัย Zhaobo Wang และคณะ [57] ศึกษาผลของอัตราส่วนผสมที่มีต่อสมบัติของ HIPS/HVPBR rubber TPV ที่อัตราส่วนผสม HIPS/HVPBR คือ 20/80, 30/70, 40/60, 50/50 และ 60/40 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ผลการทดสอบพบว่า ค่า tensile strength ของ HIPS/HVPBR TPV มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณ HIPS เนื่องจาก HIPS มีค่า tensile strength มากกว่า HVPBR ที่เป็นส่วนของอีลาสโตเมอร์



รูปที่ 54 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tensile strength ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm

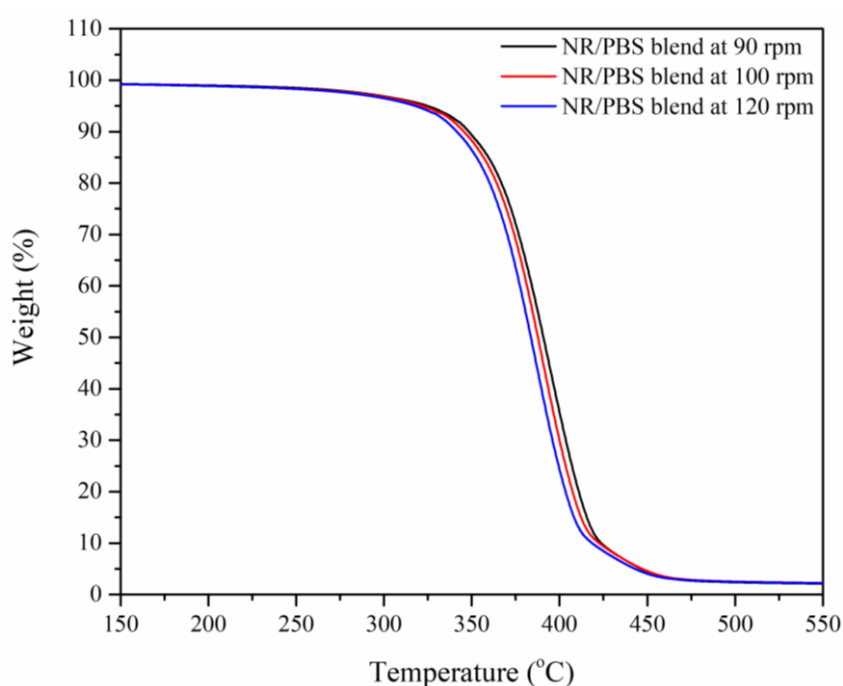
เมื่อพิจารณาปัจจัยเรื่องความเร็วรอบในการผสม จากผลการทดลองที่แสดงในรูปที่ 54 จะพบว่าเมื่อมีการใช้ความเร็วรอบในการผสมระหว่าง PBS กับยางธรรมชาติสูงขึ้น ค่า tensile strength จะลดลงคิดเป็นเปอร์เซ็นต์ ประมาณ 20% การลดลงของ Tensile strength ของ TPV นั้น มีปัจจัยทั้ง phase morphology และสมบัติของพอลิเมอร์ที่ผสมอยู่ พิจารณาวัฏภาคของพอลิเมอร์ทั้งสองชนิด หากวัฏภาคของพอลิเมอร์มีลักษณะมีปริมาณยางธรรมชาติมาก ทำให้วัฏภาคยางธรรมชาติมีความต่อเนื่องจะมีผลให้การยืดของยางสามารถเกิดได้ดี และการเกิด stress-induced crystallization สามารถเกิดได้ อย่างไรก็ตาม ยางที่ vulcanized เป็นระบบที่ใช้สาร peroxide เป็นสารเชื่อมขวางซึ่งความสามารถในการเกิด stress-induced crystallization จะน้อยกว่า ระบบที่ใช้ sulfur เป็นสารที่ทำให้เกิด crosslink ปะการที่สองคือปริมาณการเกิด crosslink ในวัฏภาคยาง ซึ่งจะเห็นได้จากรูปที่ 50 การเพิ่มของค่าแรงบิดที่เกิดจากการเกิด crosslink เกิดเร็วขึ้น และเกิดได้มากขึ้น นอกจากนี้การสลายตัวของ PBS ยังส่งผลต่อการยืดออกของวัสดุ TPV ดังรูปที่ 56



รูปที่ 55 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Elongation at break ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาลไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm

Elongation at break: สมบัติการยืดตัวของ TPV ขึ้นกับปัจจัยดังนี้คือ อัตราส่วนผสมของยางธรรมชาติและPBS ลักษณะสัณฐานทางวิทยาของพอลิเมอร์ผสม และความแข็งของชิ้นงาน TPV งานวิจัยนี้ทำการผสมอัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และความเร็วรอบในการผสมแตกต่างกันที่ 90, 100 และ 120 rpm ซึ่งส่งผลต่อการยืดตัวของ NR/PBS TPV ดังนี้

ความสามารถการยืดตัว NR/PBS TPV ก่อนการแตกหัก (Elongation at break) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท พบว่าที่ความเร็วรอบผสม 90 rpm จะมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณของยางธรรมชาติ เนื่องจากยางธรรมชาติที่เติมลงไปมีความสามารถในการยืดตัวที่สูง และพิจารณาที่ 90 rpm มีวิถุภาคยงที่เป็นอนุภาคใหญ่และต่อเนื่องกัน เมื่อเทียบกับที่ 100 และ 120 rpm ซึ่งยางธรรมชาติมีขนาดที่เล็กกระจายอยู่ในวิถุภาคของ PBS ทำให้ความเร็วรอบผสมที่ 100 และ 120 rpm แสดงความสามารถการดึงยึดที่ดีของยางธรรมชาติได้ไม่ดี อีกทั้งยังมีสาเหตุเนื่องมาจากเกิดการสลายตัวของ PBS ดังรูปที่ 56 จึงส่งผลให้มีค่าการยืดตัวที่ต่ำดังรูปที่ 55



รูปที่ 56 แสดงกราฟ TGA ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm โดยยกตัวอย่างอัตราส่วนผสม NR/PBS ที่ 50/50

4.3. ตอนที่ 3 การเตรียมโพลีเมอร์จากการผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (NR/PBS) ที่มีสัดส่วนการผสมแตกต่างกัน

วัสดุโพลีเมอร์ TPV เป็นพอลิเมอร์ที่มีลักษณะฟูหรือขยายตัวใหญ่ มีรูพรุนจำนวนมาก น้ำหนักเบา และนิ่มกว่า TPV ปกติ ปัจจุบันมีการนำเอาวัสดุโพลีเมอร์ TPV มาใช้เป็นผลิตภัณฑ์ต่าง ๆ ในชีวิตประจำวัน เป็นจำนวนมาก ยกตัวอย่างเช่น พัดรองเท้า เบาะที่นั่ง กันกระแทก เป็นต้น โดยโพลีเมอร์ TPV จะประกอบไปด้วยส่วนผสมอีลาสติก และพลาสติก ในงานวิจัยนี้เป็นการศึกษาการเตรียมโพลีเมอร์ NR/PBS TPV โดยการทำให้เกิดการ cure ขณะผสม และ sponge ขณะกดอัดให้ความร้อนในเครื่อง compression molding โดยศึกษาอัตราส่วนระหว่าง NR/PBS ที่แตกต่างกันดังนี้คือ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยเป็นอัตราส่วนผสมที่สามารถขึ้นรูปโพลีเมอร์ได้ดี ที่สัดส่วนผสม PBS มากกว่า 50 เปอร์เซ็นต์ส่งผลให้โพลีเมอร์มีความแข็งสูงและขึ้นรูปออกเป็นโพลีเมอร์ได้ยาก ซึ่งการผสมจะใช้ Internal Mixer ในการผสม โดยผสม PBS กับ NR ที่ compound กับ dicumyl peroxide มาก่อนบน Two mill สำหรับการผสม NR compound กับ PBS นั้น เมื่อผสมสองส่วนนี้ผสมเข้ากันได้ดีประมาณ 20 นาที แล้วทำการเติม OBSH ลงไปในระหว่างการผสมด้วยปริมาณ 10 phr เพื่อทำหน้าที่เป็นสารที่ทำให้เกิดฟอง

ในขั้นตอนการผสมพอลิเมอร์ที่จะนำไปขึ้นรูปโพลีเมอร์นั้น มีข้อจำกัด และข้อควรระวัง ดังนี้คือ อุณหภูมิผสมซึ่งต้องคำนึงถึง อุณหภูมิการหลอมตัวของพอลิเมอร์ อุณหภูมิการเกิดปฏิกิริยาของสารเชื่อมขวาง และอุณหภูมิการเกิดปฏิกิริยาของสารฟู ในงานวิจัยนี้จึงใช้อุณหภูมิผสม 120 องศาเซลเซียส ที่เป็นอุณหภูมิสามารถทำให้ PBS หลอมตัวได้ อีกทั้งยังเป็นอุณหภูมิที่ DCP ยังไม่เกิดการแตกตัว และสารฟูยังไม่เกิดการสลายตัวให้แก๊สที่อุณหภูมินี้ เมื่อผสม NR/PBS ในเครื่องผสมแบบภายในเรียบร้อยแล้ว พอลิเมอร์ผสมจะถูกนำมาขึ้นรูปด้วยเครื่อง compression molding ที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส ในขั้นตอนนี้ OBSH จะเริ่มสลายตัวให้แก๊ส แล้วเกิดการฟูตัวเป็นโพลีเมอร์ จากนั้นนำแผ่นโพลีเมอร์ที่เตรียมได้ไปทำการศึกษาสมบัติต่าง ๆ ประกอบไปด้วย ลักษณะพื้นฐานวิทยา การกระจายตัวของเซลล์ และขนาดของเซลล์โพลีเมอร์ ความหนาแน่น ความแข็ง สมบัติการดึงยืด สมบัติต้านการฉีกขาด และความสามารถในการคืนตัวกลับหลังได้รับการกดอัดของวัสดุโพลีเมอร์ NR/PBS ซึ่งมีผลการทดลองดังต่อไปนี้

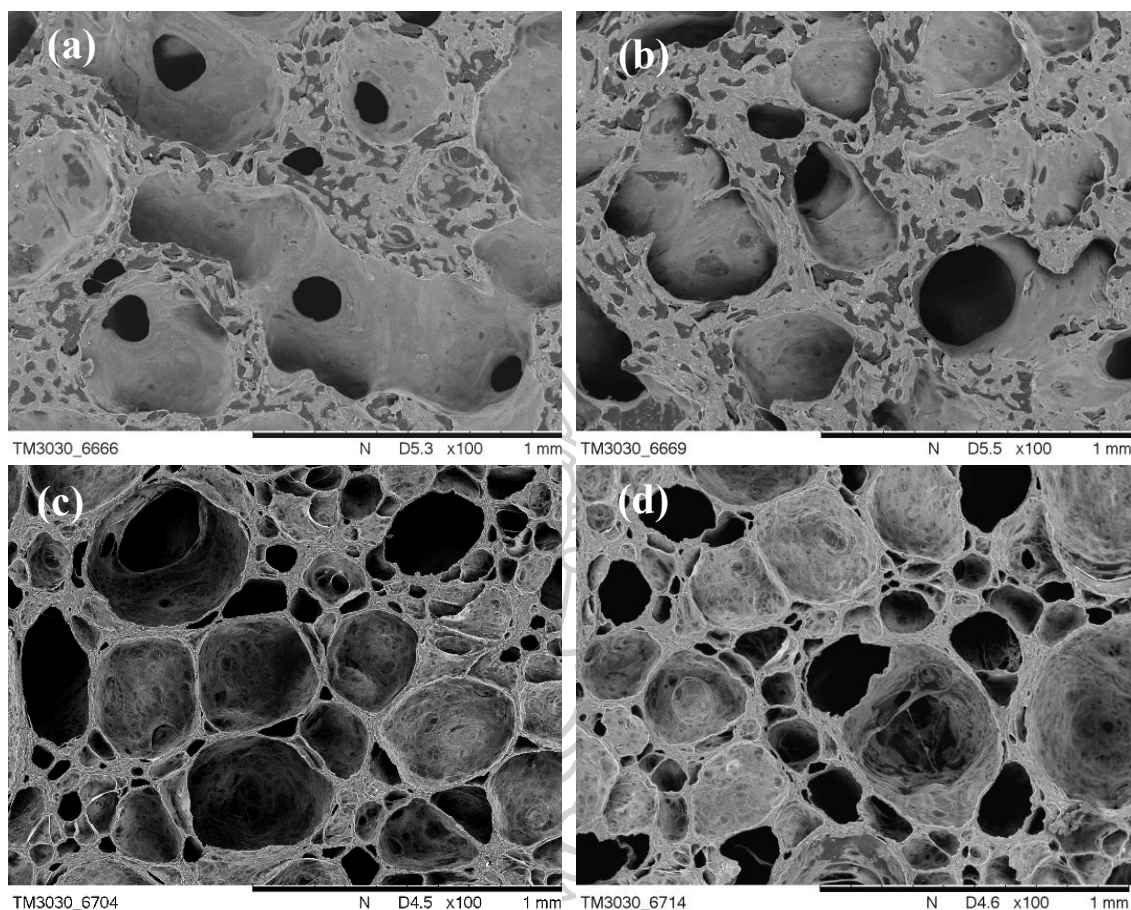
4.3.1. ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS

จากผลการทดลองลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเซลล์โพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM) แสดงดังรูปที่ 57 พบว่า ลักษณะของเซลล์โพลีเมอร์เป็นเซลล์ปิด รูปร่างเซลล์ส่วนใหญ่เป็นรูปทรงกลมที่มีขนาดแตกต่างกันไป เมื่อพิจารณา

เซลล์โพลีเมอร์ของอัตราส่วนผสม NR/PBS ที่ 50/50 พบว่าเซลล์โพลีเมอร์มีลักษณะเป็นเซลล์ขนาดใหญ่ซึ่งเกิดจากการรวมตัวกันของฟองอากาศที่เกิดจากสารฟูในขณะขึ้นรูปโพลีเมอร์ [58] เนื่องจากขณะเกิดฟองในขึ้นงาน เนื้อโพลีเมอร์จะถูกดันออก เพื่อให้ฟองอากาศขยายใหญ่ขึ้นจนฟองอากาศที่ขยายใหญ่นั้นไม่มีแรงดันมากพอที่จะสามารถดันเนื้อโพลีเมอร์ออกได้จึงจะหยุดการเติบโตของเซลล์โพลีเมอร์นั้น โดยวัสดุโพลีเมอร์อัตราส่วนผสม NR/PBS ที่ 50/50 มีความเหนียวและหลอมเหลวที่ต่ำกว่าโพลีเมอร์ที่มีอัตราส่วนผสมที่มียางธรรมชาติสูง ทำให้ผนังเซลล์โพลีเมอร์ถูกดันออกเป็นเซลล์ขนาดใหญ่ และแตกออกไปรวมกับเซลล์โพลีเมอร์ข้างเคียงได้ง่าย [58] จึงทำให้มีขนาดเซลล์โพลีเมอร์ที่ใหญ่และมีลักษณะเซลล์โพลีเมอร์เป็นแถวยาว แสดงดังรูปที่ 58

จากงานวิจัยของ Natinee Lopattananon และคณะ [58] ที่ได้ศึกษาอิทธิพลของปริมาณยางธรรมชาติที่มีต่อการเกิดโพลีเมอร์ในวัสดุ EVA/NR/PP และสมบัติของ EVA/NR/PP Thermoplastic Vulcanisates (TPVs) โดยโพลีเมอร์ที่เตรียมใช้เปเปอร์ออกไซด์เป็นสารเชื่อมขวาง และใช้ Azodicarbonamide เป็นสารฟู จากงานวิจัยดังกล่าว หากพิจารณาลักษณะเซลล์โพลีเมอร์ ที่ได้จากการทดสอบ SEM จะเห็นว่าโครงสร้างเซลล์โพลีเมอร์ของวัสดุ TPV ที่มีปริมาณ NR แตกต่างกัน โพลีเมอร์ EVA/NR/PP มีลักษณะเป็นเซลล์ปิด และมีลักษณะเซลล์เป็นทรงกลม พบว่าฟองแก๊สในขึ้นงานมีขนาดเซลล์ที่เล็กลงตามปริมาณอัตราส่วนผสมของยางธรรมชาติ เนื่องจากส่วนผสมของ EVA และ PP มีความสามารถในการไหลหรือความเหนียวและหลอมเหลวต่ำกว่ายางธรรมชาติ ในขณะที่ฟองอากาศเริ่มเกิดขึ้นในโพลีเมอร์ผสมขึ้นรูปโพลีเมอร์ ที่อุณหภูมิการขึ้นรูปผนังเซลล์ของโพลีเมอร์ผสมที่มีอัตราส่วนผสมของ EVA และ PP สูง มี melt strength ไม่เพียงพอที่จะทนต่อแรงดันแก๊ส ที่กระทำต่อผนังเซลล์โพลีเมอร์ในขณะที่เกิดฟองอากาศขึ้น ผนังเซลล์จึงเกิดการแตกออก ทำให้ฟองอากาศเกิดรวมตัวกันมากที่สุด เซลล์โพลีเมอร์ที่เกิดขึ้นจึงมีขนาดที่ใหญ่กว่า และทำให้จำนวนของเซลล์โพลีเมอร์ลดลงตามลำดับ ในทางกลับกันเมื่อปริมาณยางธรรมชาติเพิ่มขึ้นจะทำให้ผนังเซลล์ของโพลีเมอร์มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ซึ่งทำให้การแตกหรือระเบิดของผนังเซลล์โพลีเมอร์เกิดยากกว่ากรณีก่อนหน้า และยังทำให้เกิดการยับยั้งการเติบโตของเซลล์โพลีเมอร์จึงทำให้ความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์เพิ่มขึ้น เส้นผ่านศูนย์กลางของเซลล์โพลีเมอร์จึงเล็กลงพร้อมกับความสม่ำเสมอในการกระจายเส้นผ่านศูนย์กลางของเซลล์โพลีเมอร์ที่ดีขึ้น เช่นเดียวกับที่พบในงานวิจัยนี้ กล่าวคือ จากผลการทดลองที่แสดง morphology ของโพลีเมอร์ที่เตรียมจาก NR/PBS ซึ่งแสดงดังรูปที่ 57 จากรูป (a) เป็นโพลีเมอร์ที่มีปริมาณ PBS 50% พบว่าเซลล์โพลีเมอร์มีการเชื่อมติดกัน เป็นผลมาจากการที่ผนังเซลล์โพลีเมอร์เชื่อมต่อกันทำให้เซลล์โพลีเมอร์มีลักษณะเป็นแนวยาว เมื่อพิจารณาลักษณะของวัฏภาคยางธรรมชาติ และ PBS พบวัฏภาคยางธรรมชาติเป็นวัฏภาคสว่าง และวัฏภาค PBS เป็นวัฏภาคสีดำ โดยบริเวณขอบเซลล์โพลีเมอร์จะเป็นวัฏภาคยางธรรมชาติเนื่องจากยางธรรมชาติมีความหนืดสูงจึงเป็นวัฏภาคที่กำหนดขนาดเซลล์โพลีเมอร์ เมื่อปริมาณยางธรรมชาติเพิ่มขึ้น

ขนาดเซลล์โพลีเมอร์มีขนาดเล็กถึงกลาง ผนังเซลล์โพลีเมอร์บางขึ้นประมาณ 0.2, 0.1, 0.05 และ 0.02 มิลลิเมตร ตามลำดับ และปริมาณเซลล์โพลีเมอร์มีมากขึ้นตามปริมาณยางธรรมชาติ

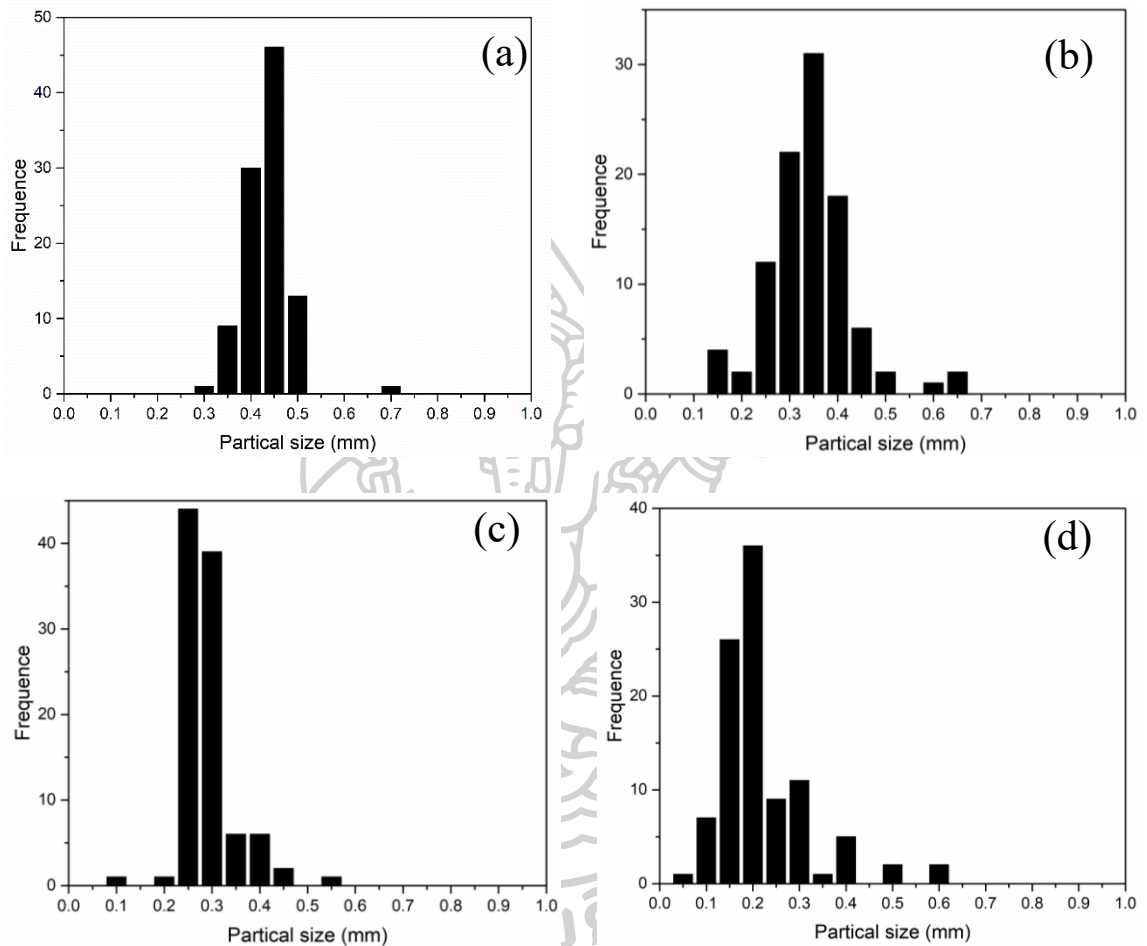


รูปที่ 57 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS (a) 50/50, (b) 60/40, (c) 70/30 และ (d) 80/20

4.3.1.1. ขนาดเซลล์โพลีเมอร์ (cell size) และปริมาณความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์ (cell density)

การศึกษาขนาดเซลล์โพลีเมอร์ (cell size) และปริมาณความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์ (cell density) ศึกษาจากการทดสอบด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM) โดยขั้นตอนการเตรียมชิ้นงาน นำชิ้นงานไปแช่ไนโตรเจนเหลว เป็นเวลา 1-2 ชั่วโมง จากนั้นทำการหักชิ้นงานภายใต้สภาวะเย็นยิ่งยวด แล้วนำผิวชิ้นงานที่จะทำการทดสอบมาเคลือบด้วย Au/Pd แล้วทำการทดสอบ นำภาพที่ได้มาวิเคราะห์ขนาดเซลล์โพลีเมอร์ (cell size) และปริมาณความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์ (cell density) ด้วยโปรแกรม Image j แสดงดังรูปที่ 58 ขนาดเซลล์โพลีเมอร์และปริมาณความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์นั้นถูกควบคุมโดยปริมาณอัตราส่วนผสมระหว่าง NR และ PBS ซึ่งมีความสำคัญต่อ

สมบัติอื่นๆของวัสดุโฟม เช่น สมบัติการดึงยึด สมบัติการฉีกขาด และความสามารถในการคืนตัวกลับ ผลการทดลองพบว่าขนาดของเซลล์โฟมโดยเฉลี่ยมีขนาดที่เล็กลงเมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติ เนื่องจากขณะทำการเตรียมโฟมความหนืดของระบบเพิ่มมากขึ้นทำให้ฟองแก๊ส ที่เกิดขึ้นขยายตัวได้น้อย



รูปที่ 58 แสดงการกระจายตัวขนาดเซลล์โฟมของโฟม NR/PBS ; (a) 50/50 (b) 60/40 (c) 70/30 และ (d) 80/20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

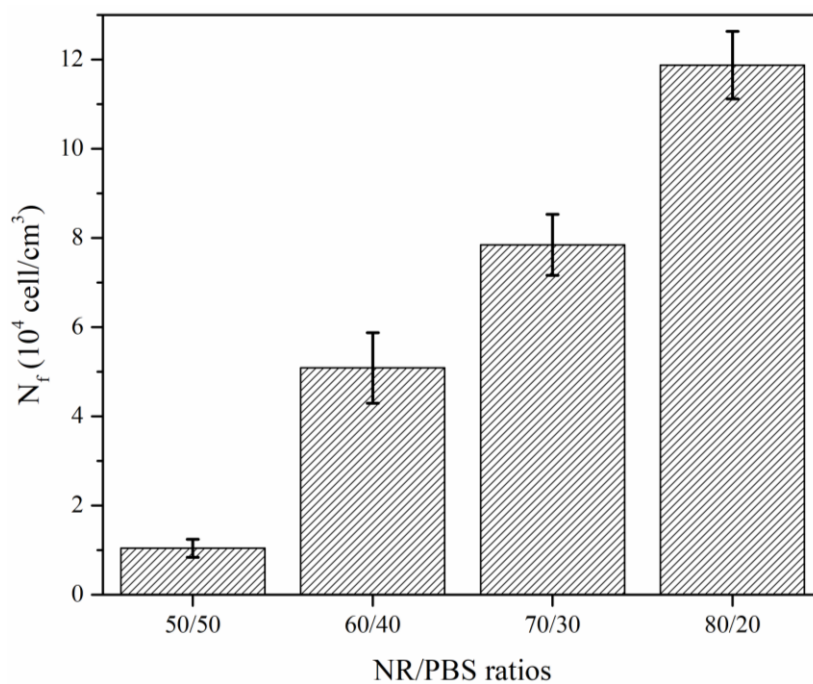
ปริมาณเซลล์โฟมที่เกิดขึ้นในวัสดุโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS เมื่ออัตราส่วนผสม NR/PBS แตกต่างกัน โดยค่า Cell density (N_f) ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS หรือจำนวนเซลล์ต่อหน่วยปริมาตร สามารถคำนวณจากสมการดังต่อไปนี้ [59]

$$\text{Cell density } (N_f) = \left(\frac{nM^2}{A} \right)^{\frac{3}{2}}$$

โดยที่ n คือจำนวนเซลล์ใน SEM photomicrograph

M คือกำลังขยาย

A คือพื้นที่ของ micrograph (cm^2)



รูปที่ 59 กราฟแห่งการเปรียบเทียบ Cell density (N_f) ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS

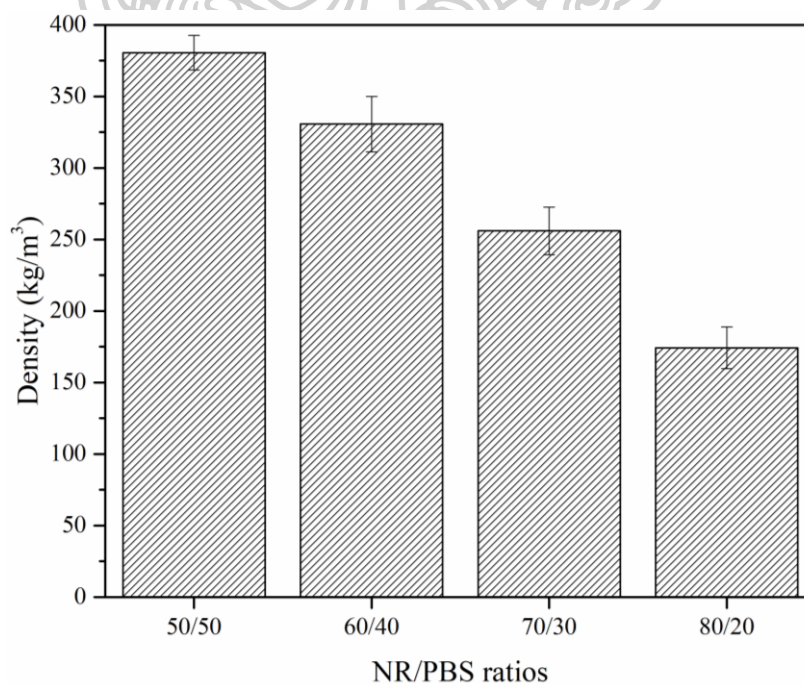
จากรูปที่ 59 แสดงกราฟแห่งการเปรียบเทียบ Cell density (N_f) ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS แตกต่างกัน คือ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 ตามลำดับ พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติจะส่งผลให้ Cell density ของวัสดุโพลีเอสเตอร์ผสมมีค่าเพิ่มมากขึ้น เนื่องจากในกระบวนการขึ้นรูปโพลีเอสเตอร์ สารฟูลเกิดปฏิกิริยาให้ฟองแก๊สภายในเนื้อขึ้นงาน โดยฟองแก๊สจะขยายใหญ่ขึ้นเมื่อมีแรงดันมากพอที่จะดันเนื้อโพลีเอสเตอร์ผสมได้ จากผลการทดลองจะพบว่าขนาดของเซลล์โพลีเอสเตอร์ที่มีขนาดลดลงตามปริมาณยางธรรมชาติที่เพิ่มขึ้น เซลล์โพลีเอสเตอร์ที่มีขนาดใหญ่เกิดจากการรวมตัวกันของฟองแก๊สในขณะขึ้นรูป ส่งผลให้มีจำนวนเซลล์โพลีเอสเตอร์ต่อหน่วยปริมาตรมีค่าลดลงในทางกลับกันที่เซลล์โพลีเอสเตอร์ขนาดเล็กจะพบว่าผนังเซลล์โพลีเอสเตอร์ขึ้นรูปมีความแข็งแรงมากกว่า ทำให้ไม่

สามารถเกิดการแตกออกของผนังเซลล์โอกาสที่เซลล์โพลีเมอร์จะรวมตัวกันมีน้อย ทำให้มีปริมาณเซลล์โพลีเมอร์ที่ได้ต่อหน่วยปริมาตรที่สูงกว่า [58] ดังผลการทดลองรูปที่ 59

4.3.1.2. ความหนาแน่น (Density) ของโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS

สมบัติเชิงกลของโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ส่วนใหญ่ได้แก่ สมบัติการดึงยืด สมบัติการฉีกขาด ความต้านทานต่อการกัดกร่อน และความสามารถในการคืนตัว ขึ้นอยู่กับความหนาแน่น ซึ่งปัจจัยที่ส่งผลต่อค่าความหนาแน่นคือ ปัจจัยของปริมาณสัดส่วนผสมของพลาสติกและยาง โดยปกติ PBS มีค่าความหนาแน่นเท่ากับ 1.26 g/cm^3 [60] และยางธรรมชาติมีค่าความหนาแน่นเท่ากับ 0.93 g/cm^3 [61] เมื่อทำการผสมจะส่งผลให้ความหนาแน่นพอลิเมอร์ผสมสูงตามปริมาณ PBS เนื่องจาก PBS มีความหนาแน่นสูงกว่ายางธรรมชาติ ปัจจัยของลักษณะเซลล์โพลีเมอร์ เช่น ขนาดเซลล์โพลีเมอร์ จำนวนเซลล์โพลีเมอร์ และความหนาแน่นของผนังเซลล์ เป็นอีกหนึ่งปัจจัยที่ส่งผลต่อความหนาแน่นของวัสดุโพลีเมอร์คือ โพลีเมอร์ที่มีขนาดเซลล์โพลีเมอร์ขนาดใหญ่ มีปริมาณเซลล์โพลีเมอร์เยอะ และผนังเซลล์โพลีเมอร์ที่บาง จะส่งผลให้ความหนาแน่นของโพลีเมอร์มีค่าน้อย [62] เนื่องจากชิ้นงานโพลีเมอร์มีเนื้อพอลิเมอร์ผสมที่น้อย หรือมีฟองอากาศภายในชิ้นงานมากจึงทำให้ความหนาแน่นมีค่าน้อย โดยค่าความหนาแน่นของโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ปรากฏผลการทดลองแสดงดัง

รูปที่ 60



รูปที่ 60 กราฟแท่งเปรียบเทียบ Density ของโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS

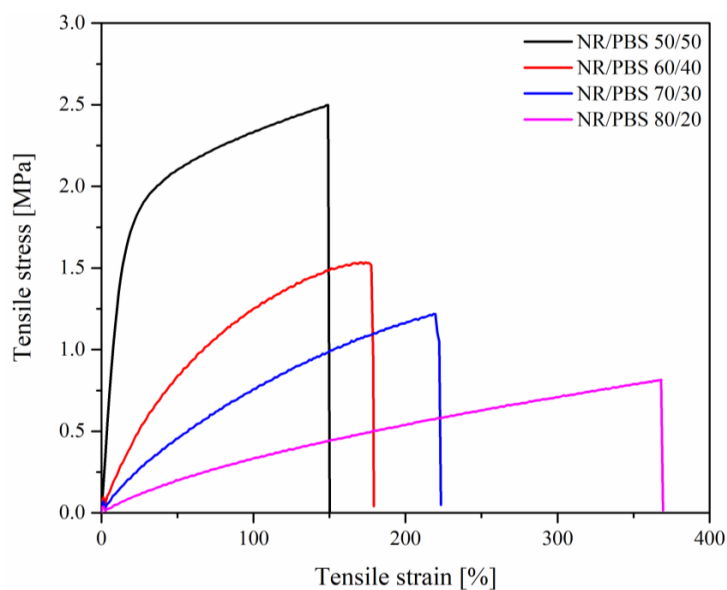
จาก

รูปที่ 60 แสดงผลการทดสอบความหนาแน่นของโฟมที่เตรียมจากเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS พบว่าความหนาแน่นมีค่าลดลงตามปริมาณของ NR ที่เพิ่มขึ้น เป็นที่ทราบกันดีว่าความหนาแน่นของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS ขึ้นอยู่กับลักษณะรูปร่าง ปริมาณเซลล์โฟม และขนาดเซลล์โฟม จากผลการวิเคราะห์หาความหนาแน่นของเซลล์โฟมต่อหน่วยปริมาตร Cell density (N_f) จะพบเช่นกันว่าความหนาแน่นของเซลล์โฟมต่อหน่วยปริมาตรเพิ่มมากขึ้นเมื่อปริมาณยางธรรมชาติเพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นผลมาจากทำให้ระบบพอลิเมอร์ผสมมีความหนืดเพิ่มขึ้นเซลล์โฟมไม่เกิดการรวมกลุ่มกัน เมื่อมีฟองแก๊สเยอะทำให้มีส่วนที่เป็นเนื้อพอลิเมอร์ผสมในชิ้นงานน้อยลงตามไปด้วย จึงเป็นสาเหตุให้มีความหนาแน่นของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS ที่น้อยลง จากงานวิจัยของ Ruijun Gu และคณะ [62] ทำการศึกษาเปรียบเทียบคุณสมบัติของวัสดุโฟมพอลิยูรีเทนที่สังเคราะห์จากพอลิออล ที่ได้จากน้ำมันถั่วเหลืองที่มีค่าไฮดรอกซิลต่างกัน จากผลการทดลองขนาดเซลล์โฟม และการกระจายตัว พบว่าโฟมที่มีขนาดเซลล์โฟมที่เล็ก และมีปริมาณเซลล์เกิดจำนวนมาก จะส่งผลให้ค่าความหนาแน่นมีค่าน้อย

4.3.2. สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS

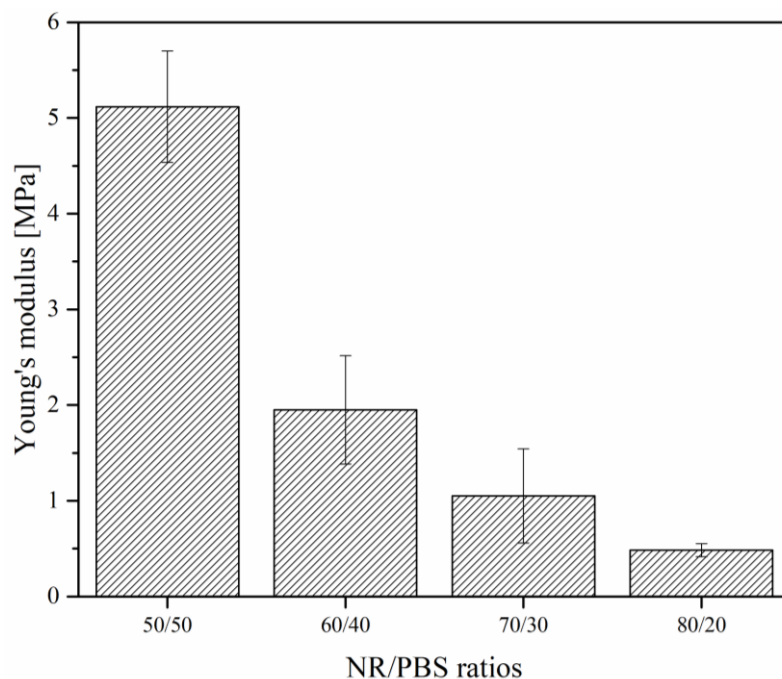
4.3.2.1. สมบัติการดัดงอของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS

โฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์เป็นวัสดุฟองแก๊ส น้ำหนักเบา ถูกนำไปใช้งานหลายรูปแบบ เช่น วัสดุกันกระแทก พื้นรองเท้า เบาะรถ เมมโมรี่โฟม (Memory Foam) เป็นต้น ดังนั้นสมบัติเชิงกลของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS จึงเป็นสมบัติเบื้องต้นที่สำคัญที่ต้องศึกษาเพื่อจัดประเภทการใช้งานของผลิตภัณฑ์โฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS จากการทดสอบสมบัติเชิงกลที่สำคัญ ได้แก่ สมบัติการดัดงอ สมบัติต้านการฉีกขาด และสมบัติการกดอัด



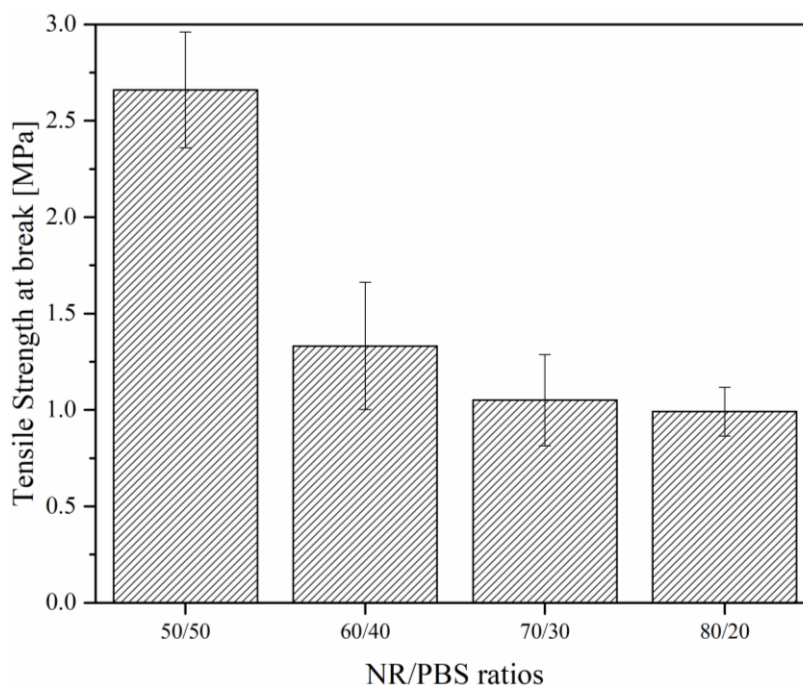
รูปที่ 61 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS

กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS ที่มีอัตราส่วนผสมแตกต่างกันคือ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก แสดงดังรูปที่ 61 พบว่าโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS ที่ได้มีพฤติกรรมการดึงยึดแบบอีลาสติก (Elastic deformation) พิจารณาจากค่าความเค้นที่เพิ่มขึ้นตามการยืดตัวของโพลีเอสเตอร์อีกทั้งอัตราส่วนผสมของโพลีเอสเตอร์ มีปริมาณยางธรรมชาติเป็นส่วนผสมซึ่งมีความเป็นอีลาสติกสูงผสมปริมาณมาก ยิ่งส่งผลให้แสดงพฤติกรรมการดึงยึดแบบอีลาสติก (Elastic deformation) ได้ชัดเจน และเกิด strain hardening อย่างไรก็ตามจะเห็นได้ว่าที่อัตราส่วนผสมของ PBS เพิ่มขึ้นส่งผลให้ค่าความชันในช่วงอีลาสติกของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain โพลีเอสเตอร์สูงขึ้น เนื่องจาก PBS เป็นพอลิเมอร์ประเภทเทอร์โมพลาสติก (Thermoplastic) ซึ่งมีค่า Modulus ที่สูงเมื่อเปรียบเทียบกับยางธรรมชาติ จากงานวิจัยของ K. Dinesh Kumar และคณะ [63] ศึกษาพอลิเอสเตอร์ผสมระหว่าง polypropylene และ epichlorohydrin rubber เป็นวัสดุเทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ พิจารณาผลการทดสอบการดึงยึดจากราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณ epichlorohydrin rubber ส่งผลให้ความชันของกราฟลดลง แต่สามารถยืดตัวได้สูงเมื่อได้นับแรงดึง ที่ปริมาณ epichlorohydrin rubber มีค่า 70 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักขึ้นไป จะพบว่ากราฟมีค่าความเค้นเพิ่มขึ้นตามการยืด และเกิด strain hardening



รูปที่ 62 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทฟลอน NR/PBS

Young's modulus: ค่ามอดูลัสเป็นค่าที่แสดงความต้านทานต่อการเปลี่ยนรูปของวัสดุเมื่อมีแรงกระทำ ซึ่งปัจจัยที่ส่งผลต่อ Young's modulus ของโพลีเอทิลีน เทฟลอน NR/PBS ได้แก่ ค่ามอดูลัสของพอลิเมอร์แต่ละชนิดที่ใช้ผสม ปริมาณและขนาดฟองแก๊สที่เกิดในวัสดุโพลีเอทิลีน เทฟลอนที่ผสมกัน รวมไปถึงความเป็นผลึกของวัสดุด้วย พิจารณารูปที่ 62 แสดงกราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของโพลีเอทิลีน เทฟลอน NR/PBS จะเห็นได้ว่าค่า Young's modulus มีค่าลดลง เมื่อปริมาณยางธรรมชาติเพิ่มขึ้น เนื่องจากยางธรรมชาติมีค่า Modulus ที่ต่ำเมื่อเปรียบเทียบกับ PBS จึงทำให้ค่า Modulus น้อยลง จากงานวิจัยของ S. Kiatkamjornwong และคณะ [64] ศึกษาสภาวะการขึ้นรูปโพลีเอทิลีน เทฟลอนระหว่าง HDPE และยางธรรมชาติ พิจารณาผลทดสอบการดึงยึดจากการเปลี่ยนสัดส่วนผสมของ HDPE และยางธรรมชาติ พบว่าเมื่อปริมาณยางธรรมชาติสูงขึ้นทำให้ค่ามอดูลัสลดลงเนื่องจากยางธรรมชาติมีค่ามอดูลัสที่ต่ำกว่า HDPE และส่งผลให้โพลีเอทิลีน เทฟลอนผสมมีปริมาณเซลล์โพลีเอทิลีนมากขึ้นส่งผลให้ภายในชิ้นงานโพลีเอทิลีนมีส่วนที่เป็นอากาศมากขึ้นจึงมีส่วนที่ทำให้ค่ามอดูลัสลดลง



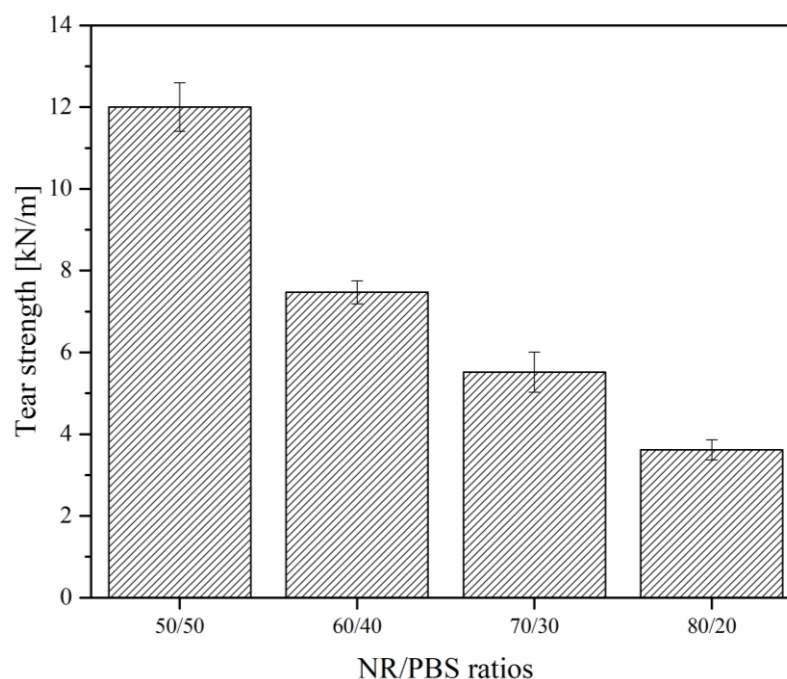
รูปที่ 63 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tensile strength ของโพลีเอทิลีนเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS

Tensile strength: ค่า tensile strength เป็นค่าที่แสดงถึงความสามารถในการต้านทานต่อแรงดึงของโพลีเอทิลีนเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS ก่อนขึ้นงานตัวอย่างที่ทดสอบเกิดการขาด แสดงดังรูปที่ 63 พบว่าโพลีเอทิลีนเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชันที่มีปริมาณสัดส่วนผสมของ PBS มากจะมีค่า tensile strength ที่สูงเมื่อเปรียบเทียบกับสูตรผสมที่มียางธรรมชาติสูง และปริมาณเซลล์โพลีเอทิลีนที่เพิ่มมากขึ้น ส่งผลให้ค่า tensile strength ลดลงตามปริมาณยางธรรมชาติที่เพิ่มขึ้น จากงานวิจัยของ S. Kiatkamjornwong และคณะ [64] ศึกษาสภาวะการขึ้นรูปโพลีเอทิลีนผสมระหว่าง HDPE และยางธรรมชาติ พิจารณาค่า tensile strength จากการเปลี่ยนสัดส่วนผสมของ HDPE และยางธรรมชาติ พบว่าเมื่อปริมาณยางธรรมชาติสูงขึ้นภายในชิ้นงานโพลีเอทิลีนมีปริมาณพองแก๊สสูงขึ้นตามทำให้เมื่อได้รับแรงดึงค่า tensile strength จะลดลง

จากงานวิจัยของ H. Ismail และคณะ [65] มีการศึกษาเทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ที่ผสมจากพอลิโพรพิลีน/ยางธรรมชาติ และพอลิโพรพิลีน/ยางรีไซเคิล ผลการทดสอบค่า tensile strength พบว่าค่า tensile strength มีค่าลดลงตามปริมาณยางธรรมชาติที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากการผสมยางธรรมชาติกับพอลิเมอร์ที่เป็นเทอร์โมพลาสติกทำให้วัฏภาคยางธรรมชาติมีความไม่ต่อเนื่องเมื่อได้รับแรงดึงจึงขึ้นงานจะขาดก่อนที่จะเกิด strain hardening ที่สูง และเนื่องจากยางธรรมชาติมีค่า tensile strength น้อยกว่าพอลิโพรพิลีน จึงส่งผลให้ค่า tensile strength ลดลง

โพลีเมอร์ผสมจะมีค่าน้อยกว่ามากเนื่องจากโพลีเมอร์ที่ผสมมี PP ที่มีค่า Elongation at break ที่น้อยกว่ายางธรรมชาติ และความต่อเนื่องของยางธรรมชาติสั้นลงทำให้สามารถยืดตัวออกได้น้อยลง

4.3.2.2 สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาดของโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

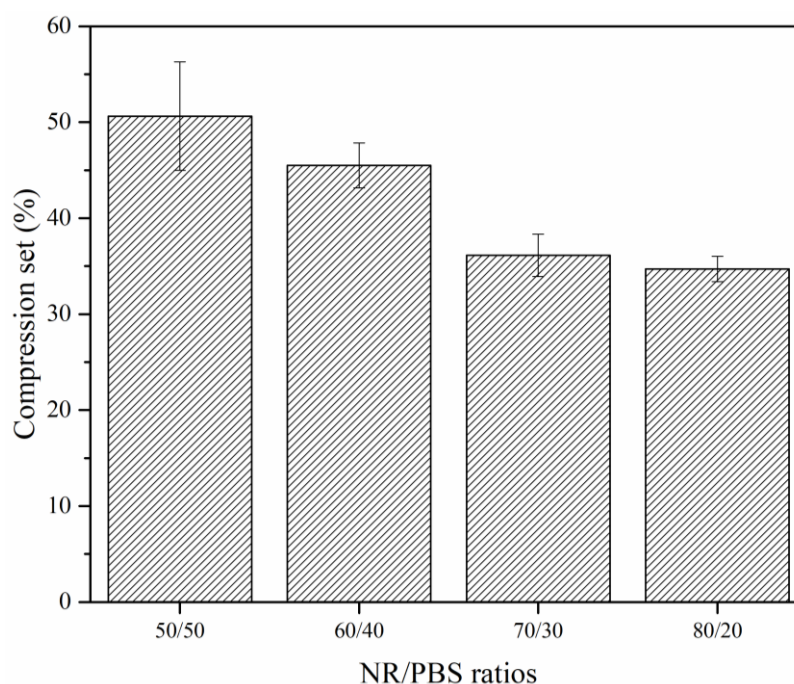


รูปที่ 65 Tear strength โพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

Tear strength: ผลการทดสอบความต้านทานต่อการฉีกขาดของโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS แสดงดังรูปที่ 65 พบว่าค่า Tear strength มีค่าลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติ โดยทั่วไปยางธรรมชาติเป็นโพลีเมอร์ที่มีโมเลกุลเป็นระเบียบสูงทำให้สามารถจัดเรียงตัวได้ง่ายเมื่อถูกยืด หรือสามารถเกิด stress induce crystallization ได้ ดังนั้นจึงทำให้ยางมีความทนต่อแรงดึงสูง แต่อย่างไรก็ตามงานวิจัยนี้มีการผสมยางธรรมชาติ กับ PBS ที่เป็นเทอร์โมพลาสติก มีค่ามอดูลัสสูงกว่ายางธรรมชาติมาก ซึ่งโพลีเมอร์ผสม NR/PBS แสดงลักษณะสัญญาณของโพลีเมอร์ผสมแบบแยกวัฏภาคกันอย่างชัดเจน พบว่าวัฏภาคยางธรรมชาติไม่มีความต่อเนื่องกัน ทำให้แสดงความสามารถในการต้านทานต่อการฉีกขาดได้ไม่ดี [50] อีกปัจจัยที่ส่งผลต่อค่า Tear strength คือ ปริมาณของฟองแก๊สที่เกิดขึ้นในเนื้อวัสดุโพลีเมอร์ผสมระหว่าง ยางธรรมชาติ กับ PBS การเพิ่มยางธรรมชาติทำให้เกิดปริมาณฟองแก๊สที่มาก เมื่อทำการทดสอบ Tear strength ชิ้นงานได้รับรอยบากบริเวณตรงกลางชิ้นงาน ช่องว่างของฟองอากาศที่อยู่ในชิ้นงานจะทำให้ชิ้นงานมีรอยบากเพิ่มมาก

ขึ้นเมื่อทำการทดสอบ จึงทำให้มีเนื้อพอลิเมอร์ที่จะต้านทานแรงดึงที่กระทำที่น้อย ค่า Tear strength จึงมีค่าลดลง [66]

4.3.2.3 ศึกษาความสามารถในการคืนตัวกลับหลังได้รับแรงกดอัดของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS



รูปที่ 66 กราฟแท่งเปรียบเทียบ Compression set โฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

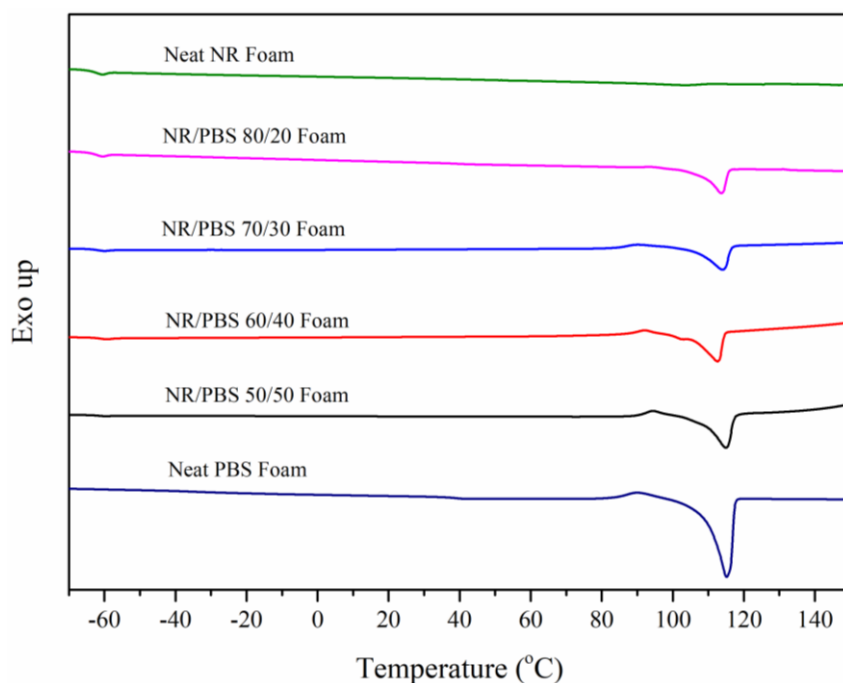
จากการทดสอบความสามารถในการคืนตัวกลับของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS หลังได้รับแรงกดอัด โดยความสูงของวัสดุโฟมที่ทดสอบเกิดการเปลี่ยนแปลงไปบ่งบอกถึงการเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างถาวร (Permanent deformation) ภายใต้สภาวะการทดสอบที่ 50 องศาเซลเซียส โดยให้แรงกด หรืออัดวัสดุโฟมในแนวตรงเพื่อดูการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุโฟม ซึ่งคือการเปลี่ยนแปลงความสูงของชิ้นงานโฟมหลังจากการให้แรงกด โดยวัดค่าออกมาเป็น % compression set ซึ่งหาก % compression set มีค่าสูง แสดงถึงการคืนตัวที่ไม่ดีของวัสดุโฟมผสม เมื่อพิจารณาจากรูปที่ พบว่าค่า % compression set โฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS มีแนวโน้มลดลงเรื่อย ๆ ตามปริมาณของยางธรรมชาติที่เพิ่มขึ้น กล่าวคือมีสมบัติการคืนตัวหลังได้รับแรงกดอัดที่ดีขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติ เนื่องจากยางธรรมชาติมีสมบัติการคืนตัวที่ดี ค่า % compression set ต่ำ นอกจากนี้จากผล SEM ทำให้เห็นได้ว่าโฟมผสมที่มีอัตราส่วนยางธรรมชาติ สูงๆ ขนาดของเซลล์โฟมจะเล็กลง และปริมาณเซลล์โม่ที่มีในเนื้อวัสดุมีมาก ผนังเซลล์โฟมเชื่อมโยงกัน

เป็นร่างแหจำนวนมาก ทำให้ %compression set มีค่าลดลงตามลำดับ จากงานวิจัยของ Zunaida Zakaria และคณะ [67] ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิการเกิดฟอง ที่มีต่อสัณฐานวิทยา และสมบัติการคืนตัวของโฟม Ethylene propylene diene monomer (EPDM) โดยการเปลี่ยนอุณหภูมิการขึ้นรูปโฟมที่ 140, 150 และ 160 องศาเซลเซียส ผลการทดสอบ Compression set พบว่ามีความสามารถในการคืนตัวกลับดีขึ้นเมื่อขนาดของเซลล์โฟมมีขนาดเล็กลง เนื่องจากเซลล์โฟมมีลักษณะกลม ผนังเซลล์เชื่อมต่อกันเป็นร่างแหจำนวนมาก ส่งผลให้มีความสามารถในการคืนตัวกลับที่ดีกว่า โฟมที่มีลักษณะเซลล์โฟมใหญ่

4.3.3 การศึกษาการเกิดผลึกของ PBS ในโพลิเมอร์โพลีเอสเตอร์โพลีคาร์บอเนต NR/PBS

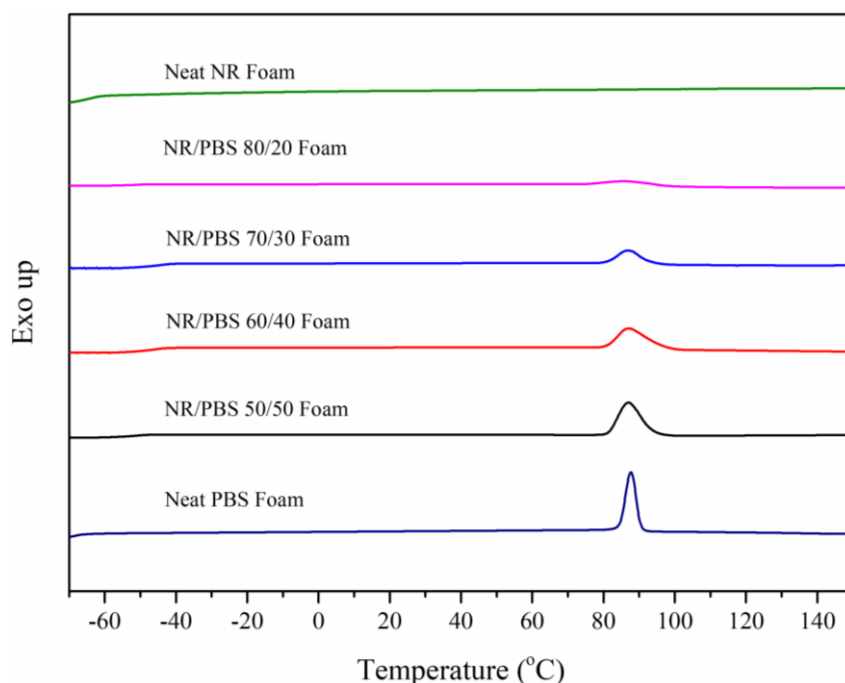
งานวิจัยนี้ทำการศึกษาสมบัติการเกิดผลึกของโพลิเมอร์โพลีเอสเตอร์โพลีคาร์บอเนตที่ผสมระหว่าง PBS และยางธรรมชาติ ซึ่งยางธรรมชาติเป็นพอลิเมอร์ไม่มีผลึก แต่ PBS เป็นโพลิเมอร์โพลีเอสเตอร์โพลีคาร์บอเนตกึ่งผลึก (Semi-crystalline) ประกอบด้วยส่วนที่เป็นผลึก (crystalline region) และส่วนอสัณฐาน (amorphous region) ซึ่งปริมาณผลึกของ PBS ส่งผลต่อสมบัติของโพลิเมอร์โพลีเอสเตอร์โพลีคาร์บอเนต NR/PBS เช่น ความสามารถในการเกิดโฟม, ค่า Modulus, Tensile strength และ Tear strength เป็นต้น จากงานวิจัยของ Charif Baru และคณะ [51] ได้ศึกษาสมบัติเชิงกล พฤติกรรมการเกิดผลึก และสัณฐานวิทยาของโพลิเมอร์โพลีเอสเตอร์โพลีคาร์บอเนต ที่เตรียมจากไดนาไมกส์โพลีคาร์บอเนตของยางธรรมชาติกับพอลิพรอพิลีน ผลการทดลองพบว่า เมื่อปริมาณอัตราส่วนผสมยางธรรมชาติในโพลิเมอร์โพลีเอสเตอร์โพลีคาร์บอเนตเพิ่มขึ้น จะส่งผลให้ค่า %crystalline มีค่าลดลงเป็นผลมาจากเฟสยางธรรมชาติในโพลิเมอร์โพลีเอสเตอร์โพลีคาร์บอเนตจะขัดขวางการเกิดผลึกในเฟสพอลิพรอพิลีน แล้วส่งผลให้ Modulus และ Tensile strength ของโพลิเมอร์โพลีเอสเตอร์โพลีคาร์บอเนต NR/PP เพิ่มขึ้นตามปริมาณผลึกของ PP

พฤติกรรมการเกิดผลึกของ PBS ในโพลิเมอร์โพลีเอสเตอร์โพลีคาร์บอเนต NR/PBS สามารถศึกษาได้โดยใช้เทคนิค Differential Scanning Calorimetry (DSC) ในงานวิจัยนี้ทำการทดสอบในช่วงอุณหภูมิ -80 ถึง 150 องศาเซลเซียส ด้วยอัตราการให้ความร้อน 5 องศาเซลเซียสต่อนาที ภายใต้สภาวะไนโตรเจน ผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 67-69



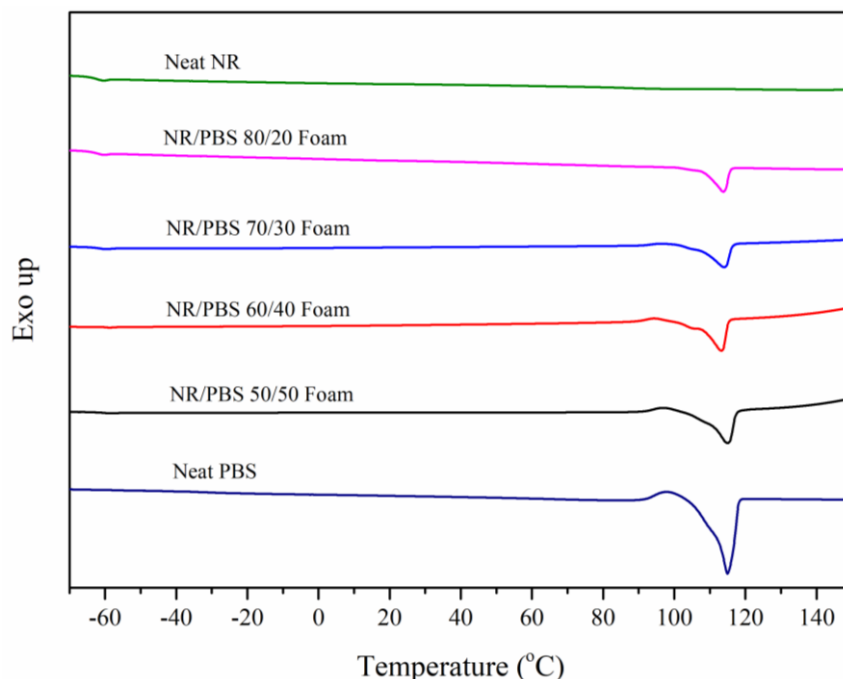
รูปที่ 67 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น First heating

First heating scan: จากการทดสอบ DSC thermogram ของวัสดุโฟม PBS และโฟม NR/PBS TPV ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS คือ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก แสดงดังรูปที่ 67 และค่าสมบัติทางความร้อนที่ได้จากการให้ความร้อนครั้งที่ 1 แสดงดังตารางที่ 8 จะเห็นได้ว่าเมื่อปริมาณยางธรรมชาติเพิ่มขึ้นจะทำให้ลักษณะของการเกิดพีคที่ใช้ในการหลอมเหลวสั้นลงเนื่องจากใช้พลังงานในการหลอมผลึกน้อย พิจารณาที่อุณหภูมิในการหลอมเหลว PBS ในโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS พบว่าอัตราส่วนผสม NR/PBS ที่ 0/100 มีค่า T_m เท่ากับ 114.15 องศาเซลเซียส เมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติพบว่าอุณหภูมิในการหลอมเหลว PBS ในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ไม่มีการเปลี่ยนแปลง



รูปที่ 68 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น Cooling

Cooling scan: จากการทดสอบ DSC thermogram ของโฟม PBS และโฟม NR/PBS TPV ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS คือ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก แสดงดังรูปที่ 68 และค่าสมบัติทางความร้อนที่ได้จากการทำให้เย็นตัวแสดงดังตารางที่ 9 เป็นขั้นตอนการทำให้เย็นตัว (Cooling) ด้วยอัตราการลดอุณหภูมิ 5 องศาเซลเซียสต่อนาที พบว่าอุณหภูมิเกิดผลึก (T_c) ไม่เปลี่ยนแปลงเมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติ อย่างไรก็ตามเมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์การเกิดผลึก (%Crystallinity) ของ PBS ในวัสดุโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS จากปริมาณผลึกที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการทำให้เย็นตัวซึ่งสอดคล้องกับความเป็นผลึกของชิ้นงานตัวอย่างที่ถูกทำให้ค่อยๆ เย็นตัว หลังผ่านการอัดขึ้นรูปเป็นชิ้นงานที่อัตราส่วนผสมต่างๆ พบว่าค่า %Crystallinity มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณ PBS หรือ %Crystallinity มีค่าลดเมื่อปริมาณ NR เพิ่มขึ้น เนื่องจากโมเลกุลของยางธรรมชาติเป็นอสัณฐานเข้าไปขัดขวางการจัดเรียงตัวของ PBS ทำให้มีความเป็นผลึกน้อยลง



รูปที่ 69 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น Second heating scans.

Second heating scan: จากการทดสอบ DSC thermogram ของโฟม PBS และโฟม NR/PBS TPV ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS คือ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก แสดงดังรูปที่ 69 และค่าสมบัติทางความร้อนที่ได้จากการให้ความร้อนครั้งที่ 2 แสดงดังตารางที่ 10 จะเห็นได้ว่า PBS จะแสดงพีค Re-Crystallization ในขั้นตอนการให้ความร้อน (T_c) ที่อุณหภูมิ 96.36 องศาเซลเซียส และพีคที่บ่งบอกถึงอุณหภูมิการหลอมเหลวผลึก (T_m) ของ PBS ที่อุณหภูมิ 114.05 องศาเซลเซียส โดยพีค Re-Crystallization จะแตกออกเป็นพีคขนาดเล็ก ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมผลึก ซึ่งสามารถอธิบายพฤติกรรมการตอบสนองต่อความร้อนได้ว่า ในขั้นตอนการทำให้เย็นตัว (Cooling) ด้วยอัตราการลดอุณหภูมิ 5 องศาเซลเซียสต่อนาทีเป็นขั้นตอนการทำให้ PBS ตกผลึกเนื่องจากการทำให้เย็นตัว จะไม่สามารถทำให้ PBS ตกผลึกได้อย่างสมบูรณ์ ดังนั้นในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 2 จะทำให้เกิดพีคดูดความร้อน (Endotherm) ขนาดเล็ก ก่อนอุณหภูมิการหลอมเหลวผลึกส่วนใหญ่ที่อุณหภูมิ 114.15 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 8 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 1

1 st heating		
Sample (NR/PBS)	T_m	% X_c
50/50	114.030	39.909
60/40	114.091	36.673
70/30	114.410	33.333
80/20	114.180	31.958

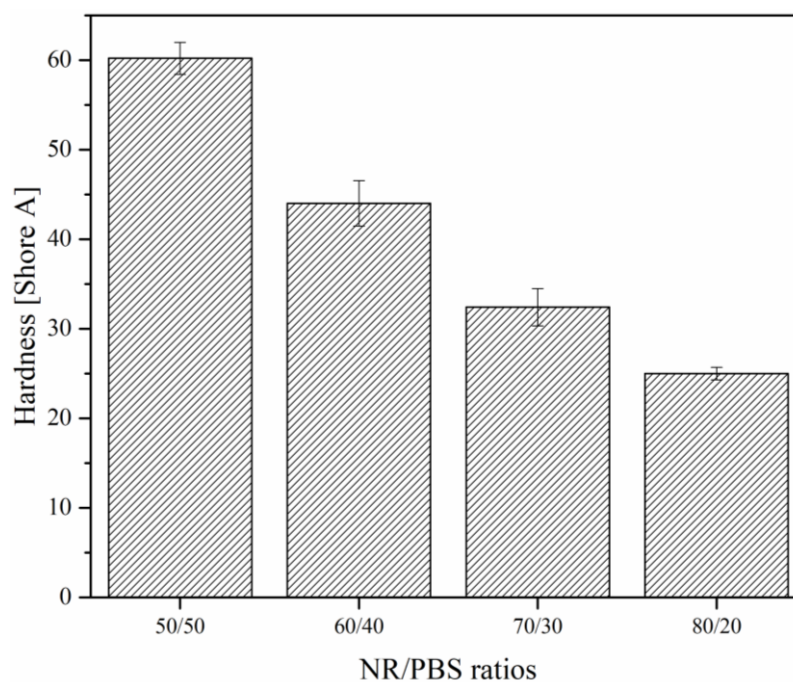
ตารางที่ 9 ค่าอุณหภูมิเกิดผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอน Cooling

Cooling		
Sample (NR/PBS)	T_c	% X_c
50/50	87.433	41.703
60/40	87.177	37.088
70/30	87.233	33.938
80/20	87.872	30.326

ตารางที่ 10 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 2

2 nd heating		
Sample (NR/PBS)	T_m	% X_c
50/50	114.061	40.453
60/40	114.187	36.809
70/30	114.089	33.636
80/20	114.596	29.646

4.3.4 ศึกษาความแข็งที่ผิวของโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS



รูปที่ 70 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Hardness โพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

Hardness: ค่า Hardness หรือค่าความแข็งของวัสดุโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS คือ สมบัติของวัสดุที่สามารถต้านทานหรือทนต่อการเสียรูปแบบพลาสติก โดยปกติเกิดจากการทำให้เป็นรอยจากการกด อย่างไรก็ตามความแข็งอาจรวมถึง ความต้านทานต่อการตัด การขีด การขีด และการตัด วัดโดยการทดสอบด้วยหัวกดแบบ shore A แสดงดังรูปที่ 70 เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบอัตราส่วนของการผสมที่ส่งผลต่อค่าความแข็งของชิ้นงานโพลีเมอร์ทดลองพบว่า ค่า Hardness ของโพลีเมอร์โพลีพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS มีค่าลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติ เนื่องจากชิ้นงานโพลีเมอร์เป็นโพลีเมอร์ที่ได้จากการผสม ระหว่างยางธรรมชาติกับ PBS ซึ่งโดยทั่วไปค่าความแข็งของ PBS มีค่าประมาณ 107 ส่วนของยางธรรมชาติที่ใช้ในงานวิจัยนี้มีค่าความแข็งประมาณ 40 จะเห็นได้ชัดว่าค่าความแข็งของ PBS มีค่าที่สูงกว่ายางธรรมชาติมาก จึงเป็นสาเหตุทำให้โพลีเมอร์ผสมมีค่า Hardness ลดลงเมื่อปริมาณ PBS ลดลง หรือปริมาณยางธรรมชาติเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามเมื่อนำทั้ง PBS และยางธรรมชาติมาผสมกันแล้วขึ้นรูปเป็นโพลีเมอร์ย่อมทำให้ค่าความแข็งน้อยกว่า PBS ผสมกับยางธรรมชาติปกติ เนื่องจากชิ้นงานโพลีเมอร์มีฟองแก๊สภายในชิ้นงานจำนวนมากจึงส่งผลให้ค่าความแข็งน้อยลง [67]

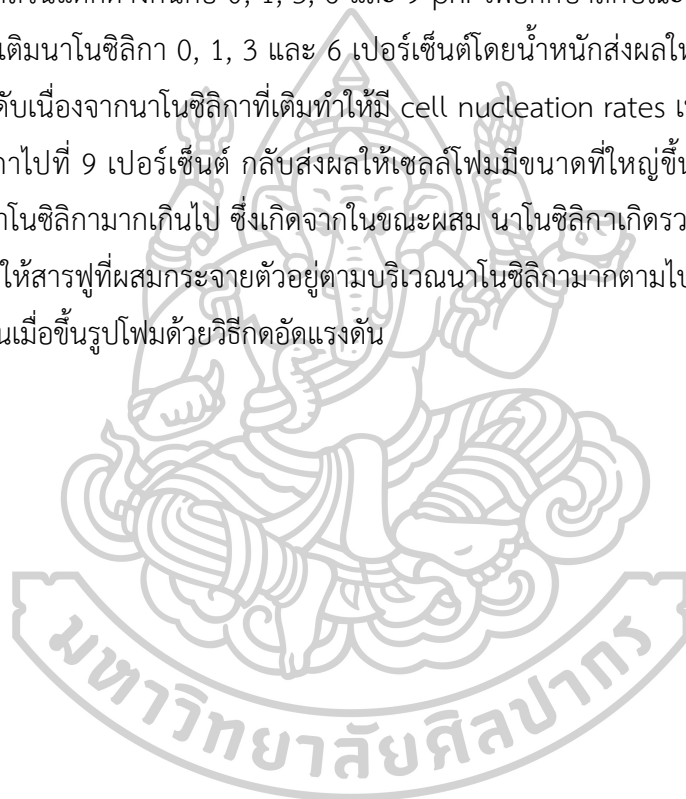
4.4. ตอนที่ 4 การศึกษาอิทธิพลของนาโนซิลิกาที่ส่งผลต่อการเกิดเซลล์โพลีเมอร์ไมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

การประยุกต์ใช้งานวัสดุนาโนต้องอาศัยความรู้และความเข้าใจขั้นพื้นฐานที่สำคัญหลายประการ เช่น คุณลักษณะ ขนาด รูปร่างและโครงสร้างของอนุภาคนาโน (Nanoparticle) รวมทั้งสมบัติด้านต่างๆ เช่น สมบัติทางกล ทางแสง ไฟฟ้า แม่เหล็ก ทางกายภาพ ทางความร้อน ทางชีวภาพ การทนการกัดกร่อนของวัสดุนาโน เป็นต้น ก่อนการใช้งานเพื่อให้ได้ประโยชน์และมีความเหมาะสมกับการใช้งานมากที่สุด วัสดุนาโนมีการพัฒนาใช้งานทางอุตสาหกรรมหลายอย่าง เช่น อุตสาหกรรมพอลิเมอร์ อุตสาหกรรมสิ่งทอที่เรียกว่าสิ่งทอนาโนหรือเส้นใยนาโน อุตสาหกรรมด้านอาหารและบรรจุภัณฑ์ อุตสาหกรรมโลหะและวัสดุก่อสร้าง อุตสาหกรรมยานยนต์ อุตสาหกรรมพลังงาน อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์ อุตสาหกรรมเครื่องใช้ไฟฟ้า อุตสาหกรรมสินค้าอุปโภคบริโภคภายในบ้าน อุตสาหกรรมเครื่องสำอาง อุตสาหกรรมด้านยาและการแพทย์ อุตสาหกรรมด้านกีฬา รวมทั้ง หุ่นยนต์ หรืออุปกรณ์อัจฉริยะด้านต่างๆ เป็นต้น ดังนั้น อาจกล่าวได้ว่าวัสดุนาโนและเทคโนโลยีนาโนได้เกิดการเติบโตและพัฒนาอย่างรวดเร็วและอย่างต่อเนื่อง เกิดความสัมพันธ์และเกี่ยวข้องกับสิ่งต่างๆหลายอย่าง โดยวัสดุนาโนมีอยู่หลายชนิดเช่น นาโนซิลิกา (Nano-Silica) นาโนซิงค์ออกไซด์ (Nano-ZnO) นาโนอะลูมินา (Nano-Alumina) นาโนคอปเปอร์ออกไซด์ (Nano-CuO) และนาโนคาร์บอน (Carbon-based nanomaterials) นาโนไททาเนียม (Nano-Titanium) เส้นใยนาโนหรือไฟเบอร์นาโน (Nano-Fiber) ไมเซลล์ (Micelle) เป็นต้น ปัจจุบันมีการนำเอาวัสดุนาโนมาประยุกต์ใช้ในตัวยพอลิเมอร์อย่างแพร่หลาย เพื่อเพิ่มคุณสมบัติบางประการให้กับวัสดุพอลิเมอร์ เช่น สมบัติเชิงกล สมบัติทางความร้อน เป็นต้น ผู้วิจัยจึงมีแนวคิดที่จะนำเอาวัสดุนาโน ซึ่งก็คือ นาโนซิลิกานำมาผสมกับพอลิเมอร์ผสม NR/PBS แล้วนำไปผสมสารฟูล์เพื่อขึ้นรูปเป็นโพลี จุดประสงค์เพื่อปรับปรุง สมบัติการดึงยืด สมบัติต้านทานการฉีกขาด และความสามารถในการคืนตัวกลับเมื่อได้รับแรงกดอัด และปรับปรุงลักษณะของเซลล์โพลีเมอร์ไมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ให้ดีขึ้นโดยการผสม Nano Silica ในอัตราส่วนผสมดังต่อไปนี้ คือ 0, 1, 3 และ 6 phr ติดตามผลการทดลองต่อไปนี้

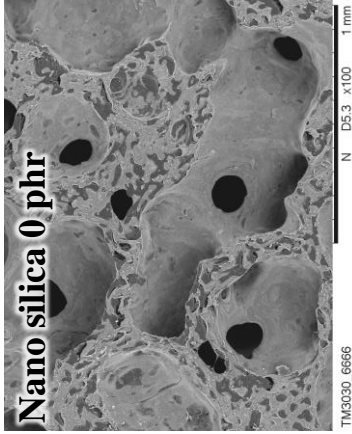
4.4.1. ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของโพลีเมอร์ไมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่มี การเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน

จากการทดสอบลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเซลล์โพลีเมอร์ไมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน ด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM) แสดงดัง รูปที่ 71 พบว่าลักษณะการเกิดโพลีเมอร์ไมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกาอัตราส่วนการผสมแตกต่างกัน พิจารณาเซลล์โพลีเมอร์ไมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่มีลักษณะเป็นเซลล์ปิด รูปร่างกลม กระจายอยู่ทั่วเนื้อของวัสดุ เมื่อเติมนาโนซิลิกาในการผสมอัตราส่วนผสม 0, 1,

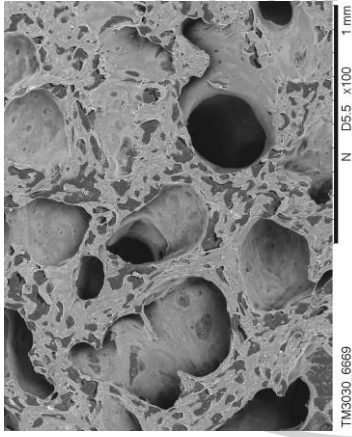
3 และ 6 phr ส่งผลให้เซลล์โพลีมีขนาดเล็กลง และปริมาณเซลล์โพลี ต่อหน่วยปริมาตรของเนื้อวัสดุโพลีที่เกิดเพิ่มมากขึ้นตามปริมาณของนาโนซิลิกาแสดงดังรูปที่ 72-75 เป็นผลเนื่องมาจากนาโนซิลิกาประพฤติเป็น Nucleating blowing agent จากงานวิจัยของ Cristina Saiz-Arroyo และคณะ [37] ศึกษาเกี่ยวกับกระบวนการขึ้นรูปโพลีที่แตกต่างกัน และศึกษาผลของการเติมนาโนซิลิกาสำหรับโพลี LDPE การทดลองของ Cristina Saiz-Arroyo และคณะ ที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัยคือ ผลการทดสอบลักษณะสัณฐานของเซลล์โพลี LDPE ที่ได้จากการกระบวนการขึ้นรูปโพลีด้วยวิธีการทำให้เกิดโพลีด้วยเทคนิค Chemical blowing agent ซึ่งสารฟูที่ใช้คือ azodicarbonamide (ADC) และเติมนาโนซิลิกา ในอัตราส่วนแตกต่างกันคือ 0, 1, 3, 6 และ 9 phr เพื่อศึกษาลักษณะการเกิดเซลล์โพลี พบว่าที่ปริมาณการเติมนาโนซิลิกา 0, 1, 3 และ 6 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักส่งผลให้เกิดเซลล์โพลี LDPE ที่เล็กลงตามลำดับเนื่องจากนาโนซิลิกาที่เติมทำให้มี cell nucleation rates เพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามเมื่อเติมนาโนซิลิกาไปที่ 9 เปอร์เซ็นต์ กลับส่งผลให้เซลล์โพลีมีขนาดที่ใหญ่ขึ้นเป็นผลมาจากการเติมปริมาณของนาโนซิลิกามากเกินไป ซึ่งเกิดจากในขณะผสม นาโนซิลิกาเกิดรวมกลุ่มกันเป็นก้อนขนาดใหญ่ ส่งผลต่อให้สารฟูที่ผสมกระจายตัวอยู่ตามบริเวณนาโนซิลิกามากตามไปด้วย เซลล์โพลีที่ได้จึงมีขนาดที่ใหญ่ขึ้นเมื่อขึ้นรูปโพลีด้วยวิธีกดอัดแรงดัน



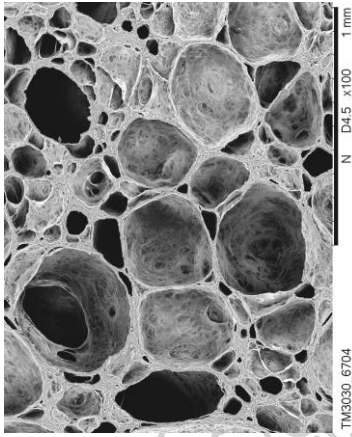
50/50



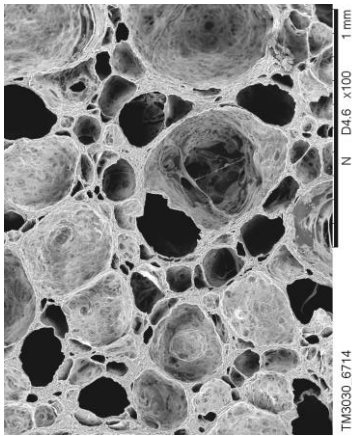
60/40



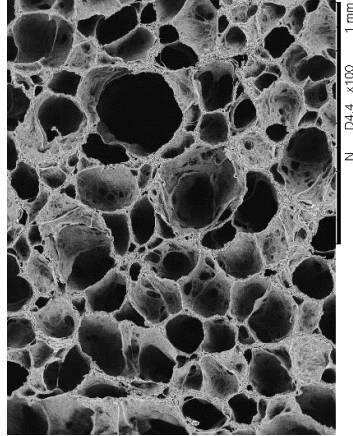
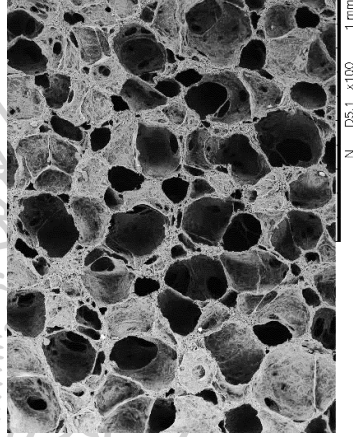
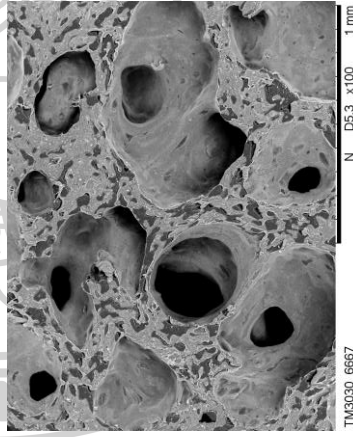
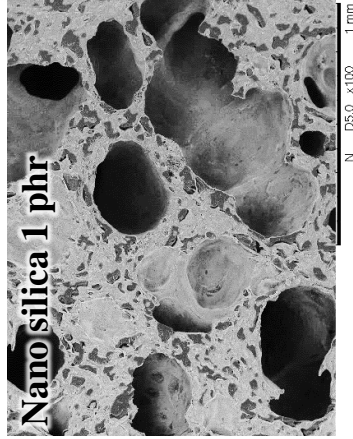
70/30



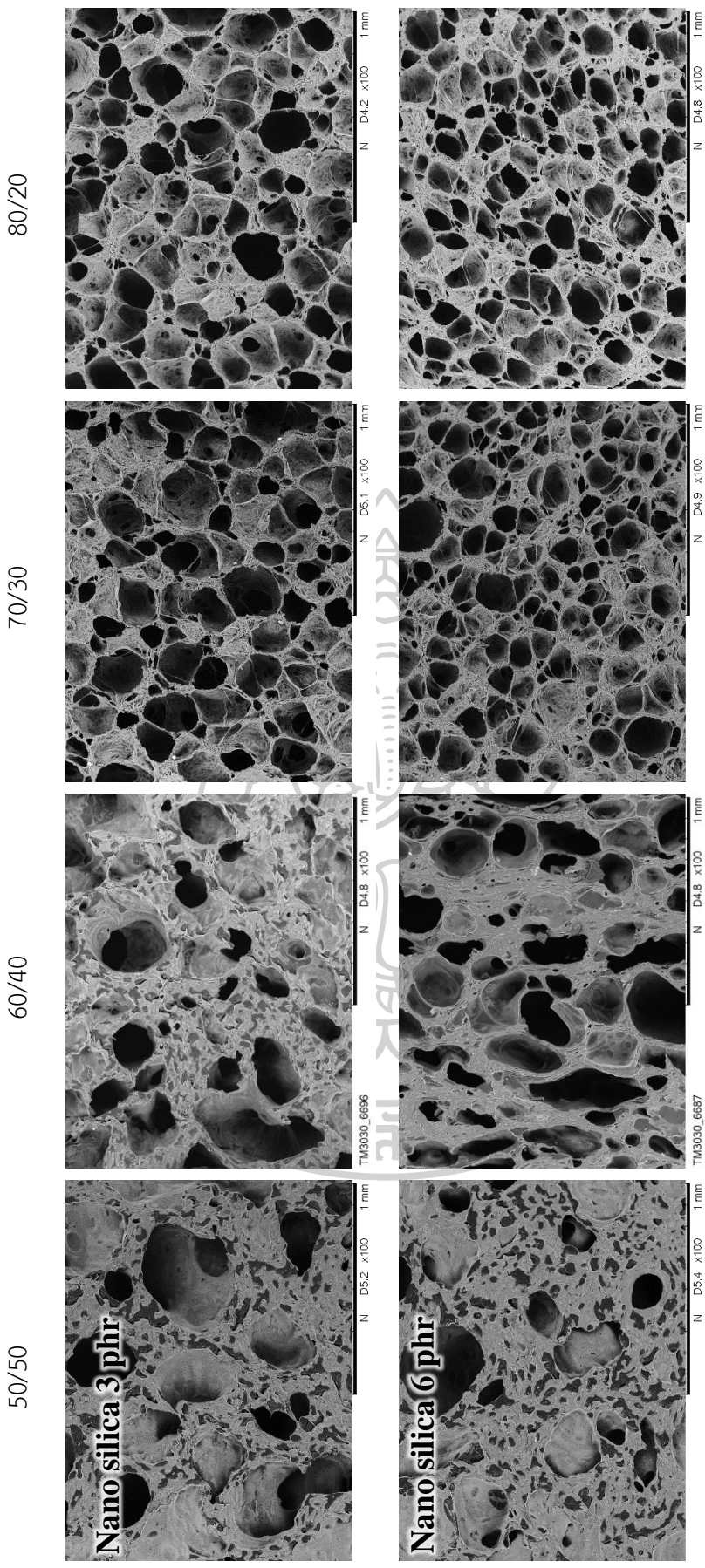
80/20



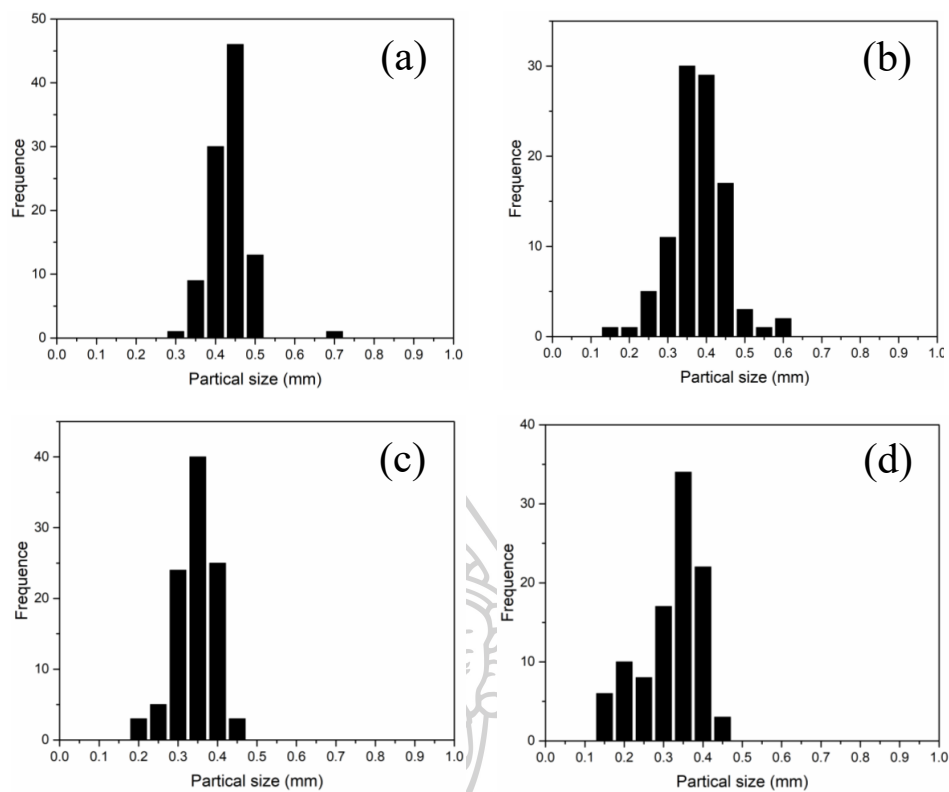
Nano silica 1 phr



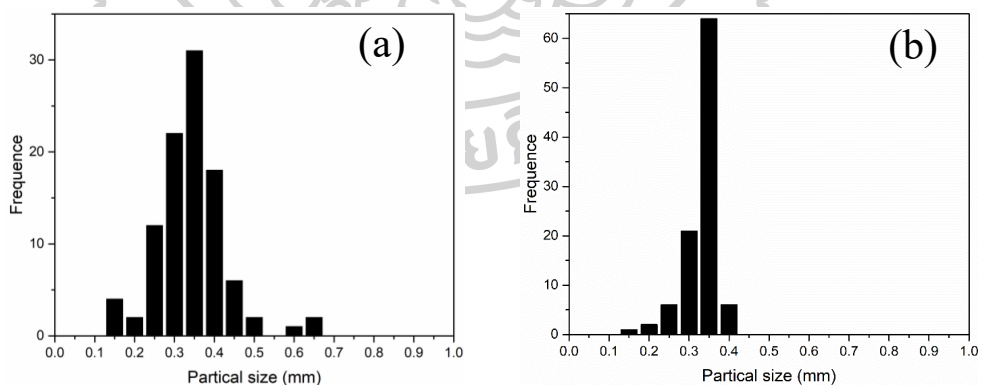
รูปที่ 71 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเฮลฟีเมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่ต่างกัน ด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM) (ต่อหน้าถัดไป)

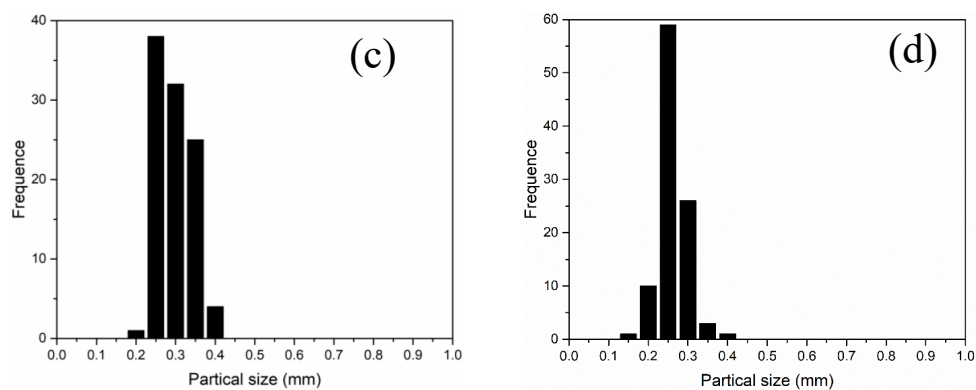


รูปที่ 70 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเฮลโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน ด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM) (ต่อ)

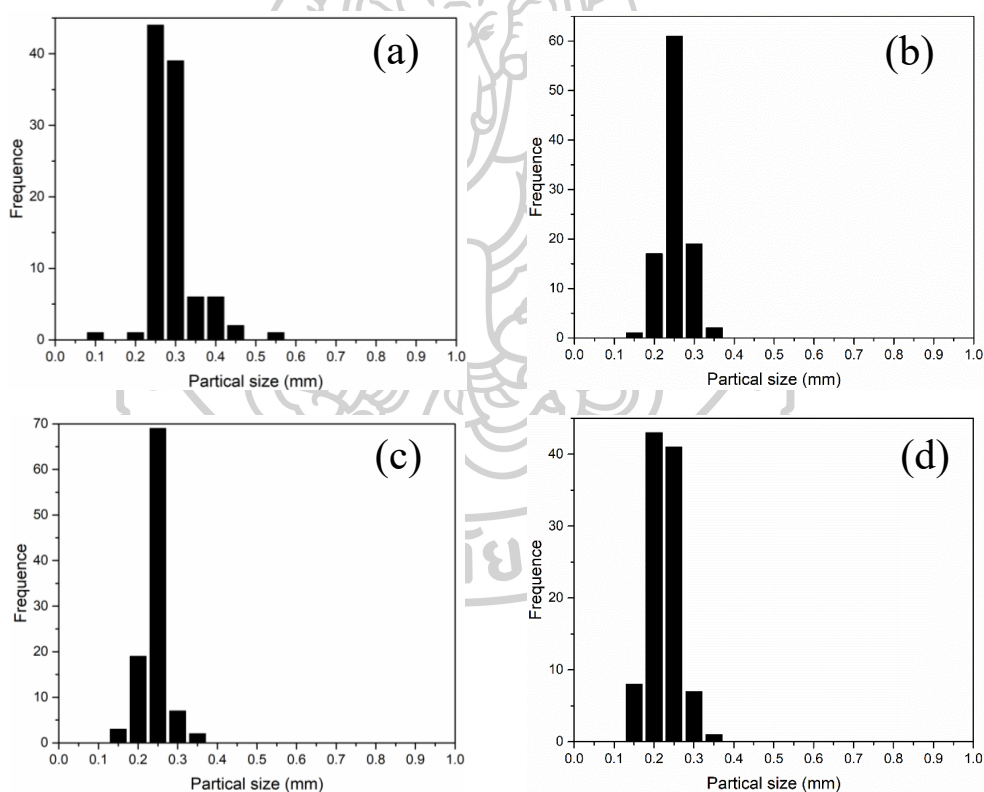


รูปที่ 72 ขนาดเซลล์โฝมของโฝมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสม 50/50 เต็ม นาโนซิลิกา (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr

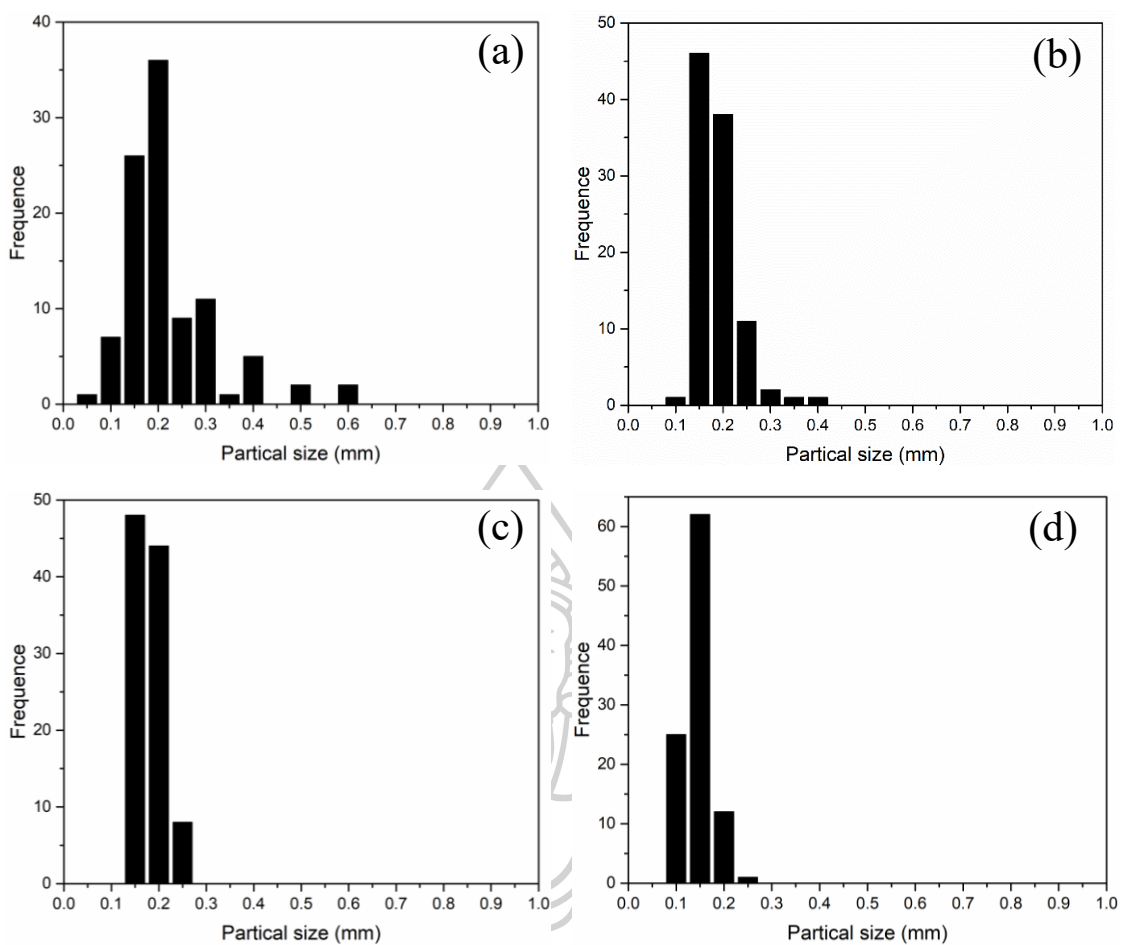




รูปที่ 73 ขนาดเซลล์โพรของโพรเทอโรโพลอสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสม 60/40 เติมนานาซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr

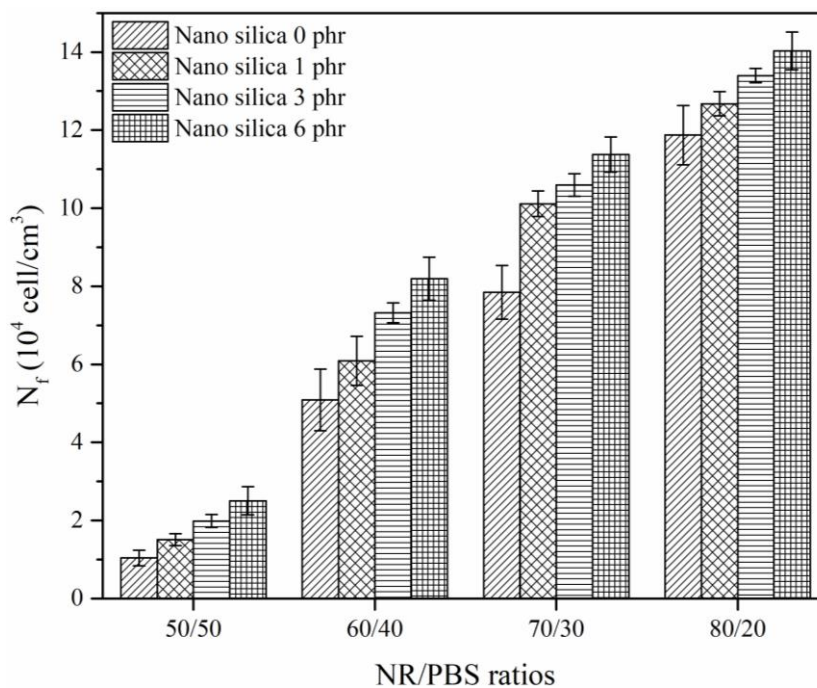


รูปที่ 74 การกระจายตัวขนาดเซลล์โพรของโพรเทอโรโพลอสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสม 70/30 ที่มีการเติมนานาซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr



รูปที่ 75 การกระจายตัวขนาดเซลล์โพลีเมอร์ของโพลีเออร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสม 80/20 ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่าง (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr

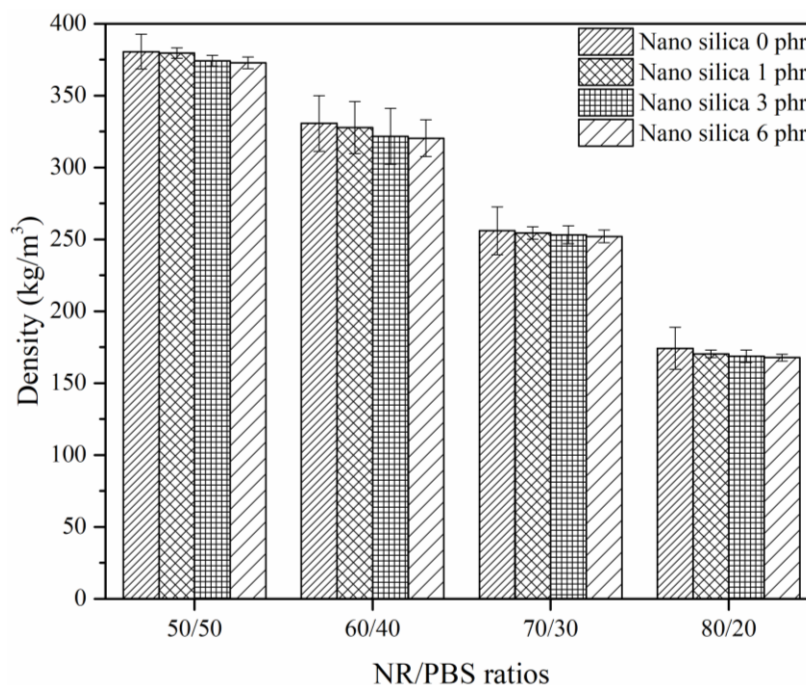
4.4.2. ปริมาณความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์ (cell density) ของโพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา



รูปที่ 76 กราฟแท่งแสดงการเปรียบเทียบ Cell density (N_f) ของโพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

จากรูปที่ 76 แสดงผลการเปรียบเทียบ Cell density (N_f) ของโพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr พบว่าปริมาณเซลล์โพลีเมอร์ที่เกิดต่อหน่วยปริมาตรมีปริมาณเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอัตราส่วนผสมของยางธรรมชาติ ซึ่งอธิบายไว้ในผลการทดลองตอนที่ 3 รูปที่ 59 เมื่อพิจารณาอิทธิพลการเติมนาโนซิลิกา พบว่าปริมาณเซลล์โพลีเมอร์ที่เกิดต่อหน่วยปริมาตร (Cell density (N_f)) ของโพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS มีปริมาณมากขึ้น เมื่อเพิ่มปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr ตามลำดับ เนื่องจากนาโนซิลิกาถูกผสมในพอลิเมอร์ผสม NR/PBS เป็นอนุภาคของแข็งขนาดเล็กกระจายอยู่ทั่วเนื้อพอลิเมอร์ผสม โดยทั่วไปกระบวนการเกิดนิวเคลียส (nucleation Process) คือ ฟองก๊าซจะเกิดขึ้นบนผิวสัมผัสระหว่างของเหลวและของแข็ง (Liquid-Solid interphase) ซึ่งของแข็งนี้เรียกว่า สารที่ทำให้เกิดนิวเคลียส (Nucleating agent) [31] ยกตัวอย่างเช่น นาโนซิลิกา จากผลการทดลองเปรียบเทียบ Cell density (N_f) ของโพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS จึงมีแนวโน้มปริมาณเซลล์โพลีเมอร์ที่เกิดเพิ่มมากขึ้นตามปริมาณนาโนซิลิกา

4.4.3. ความหนาแน่น (Density) ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา



รูปที่ 77 กราฟแท่งแสดงการเปรียบเทียบ Density ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

จากรูปที่ 77 แสดงการเปรียบเทียบ Density ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr ซึ่งพบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณนาโนซิลิกาความหนาแน่นของโพลีเมอร์มีค่าลดลงเพียงเล็กน้อย จากผลการทดสอบขนาดของเซลล์โพลีเมอร์ที่ปริมาณการเติมนาโนซิลิกาแตกต่างกันพบว่านาโนซิลิกาที่เพิ่มมากขึ้นส่งผลให้ขนาดเซลล์โพลีเมอร์เล็กลงโดยปกติจะส่งผลให้ค่าความหนาแน่นเพิ่มขึ้น แต่เมื่อพิจารณาจากภาพ SEM รูปที่ 71 และข้อมูลปริมาณการเกิดเซลล์โพลีเมอร์ดังรูปที่ 76 พบว่าที่ปริมาณนาโนซิลิกาสูงมีเซลล์โพลีเมอร์ที่เกิดจำนวนมาก และมีลักษณะของผนังเซลล์โพลีเมอร์ที่บางกว่าโพลีเมอร์ที่มีการผสมปริมาณนาโนซิลิกาน้อย จึงเป็นสาเหตุที่ทำให้ค่าความหนาแน่นมีค่าลดลงตามปริมาณนาโนซิลิกาที่เพิ่มขึ้น [68]

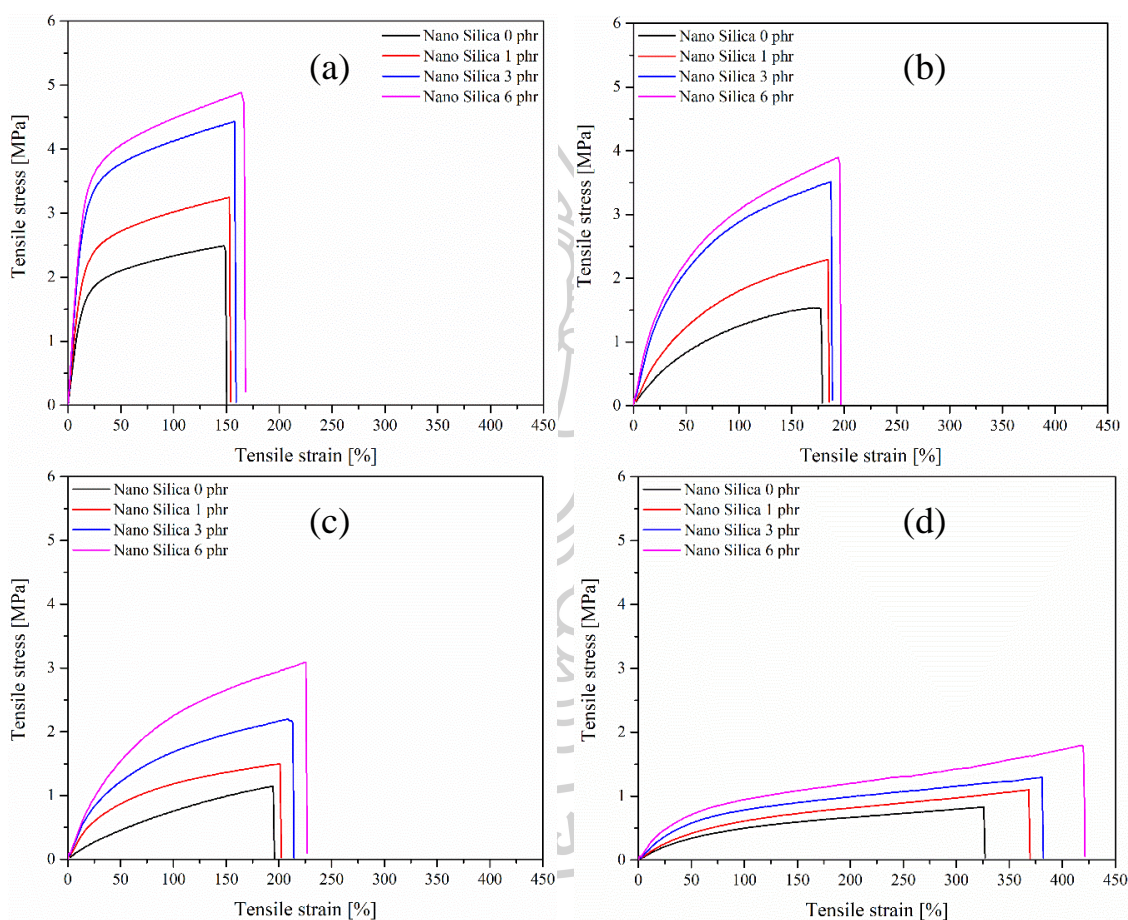
4.4.4. สมบัติเชิงกลของโพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา

วัสดุโพลีเมอร์เป็นวัสดุที่มีพองแก๊สภายในชิ้นงาน และน้ำหนักเบา เป็นวัสดุที่ถูกนำมาใช้กันอย่างแพร่หลายในปัจจุบัน ยกตัวอย่างเช่น วัสดุกันกระแทก พับรองเท้า เบาะรถ หมอน เป็นต้น ซึ่งผลิตภัณฑ์ที่เป็นโพลีเมอร์แต่ละชนิดถูกใช้งานในแต่ละสถานการณ์ที่แตกต่างกัน และย่อมมีสมบัติของวัสดุที่เหมาะสมต่อการใช้งานของผลิตภัณฑ์นั้น ๆ สมบัติเชิงกลเป็นสมบัติเบื้องต้นที่สำคัญที่ต้องทำการศึกษา

เพื่อจัดประเภทการใช้งานของผลิตภัณฑ์โฟม โดยสมบัติเชิงกลที่สำคัญของโฟม ได้แก่ สมบัติการดึงยืด สมบัติด้านการฉีกขาด และสมบัติการกดอัด

4.4.4.1. สมบัติการดึงยืดของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา

การศึกษาสมบัติการดึงยืดของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ทำการทดสอบตามมาตรฐาน ASTM D412 Test C โดยใช้อัตราเร็วในการดึงยืด 500 mm/min ผลที่ได้จากการทดสอบ ได้แก่ Tensile strength Tensile modulus และ Elongation at break แสดงดังรูปที่ 79-81

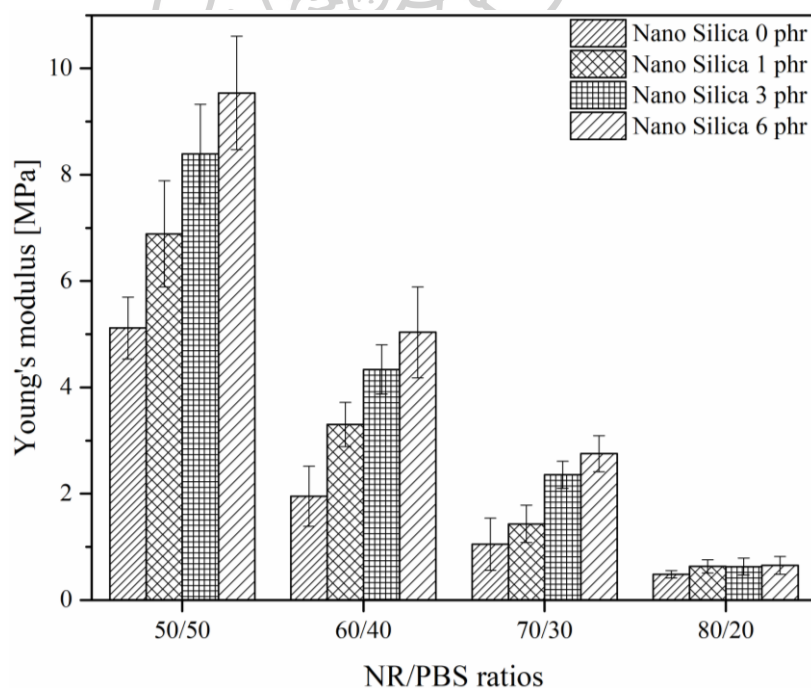


รูปที่ 78 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา (a) NR/PBS 50/50 (b) NR/PBS 60/40 (c) NR/PBS 70/30 และ (d) NR/PBS 80/20

กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS ที่มีอัตราส่วนผสมแตกต่างกันคือ 50/50, 60/40, 70/30 และ 80/20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และมีการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr แสดงดังรูปที่ 78 พบว่าโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ได้มีพฤติกรรมการดึงยืดแบบอีลาสติก (Elastic deformation)

พิจารณาจากค่าความเค้นที่เพิ่มขึ้นตามการยืดตัวของโพลีเมอร์ที่ปริมาณนาโนซิลิกาที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงมากขึ้นเนื่องจากคุณสมบัติของนาโนซิลิกาที่มีความแข็งแรงสูงเมื่อกระจายอยู่ในเนื้อพอลิเมอร์ผสมจึงส่งผลให้สามารถรับแรงดึงได้มากขึ้น อีกทั้งอัตราส่วนผสมของโพลีเมอร์มีปริมาณยางธรรมชาติเป็นส่วนผสมซึ่งมีความเป็นออสติกสูงผสมปริมาณมาก ส่งผลให้แสดงพฤติกรรมการดึงยืดแบบออสติก (Elastic deformation) ได้อย่างชัดเจน และเกิด strain hardening อย่างไรก็ตามจะเห็นได้ว่าที่อัตราส่วนผสมของ PBS เพิ่มขึ้นส่งผลให้ค่าความชันในช่วงออสติกของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain โพลีเมอร์สูงขึ้น เนื่องจาก PBS เป็นพอลิเมอร์ประเภทเทอร์โมพลาสติก (Thermoplastic) ซึ่งมีค่า Modulus ที่สูงเมื่อเปรียบเทียบกับยางธรรมชาติ [22]

Young's modulus หรือ โมดูลัสยืดหยุ่น (modulus of elasticity หรือ elastic modulus) เป็นค่าบอกระดับความแข็งแรง (stiffness) ของวัสดุ ค่าโมดูลัสของหาจาก ค่าลิมิตของอัตราการเปลี่ยนแปลงของ ความเค้น (stress) ต่อ ความเครียด (strain) ที่ค่าความเค้นน้อย สามารถหาจากความชัน ของกราฟความสัมพันธ์ ความเค้น-ความเครียด (stress-strain curve) ที่ได้จากการทดลองดึง (tensile test) แสดงผลการทดสอบดังนี้

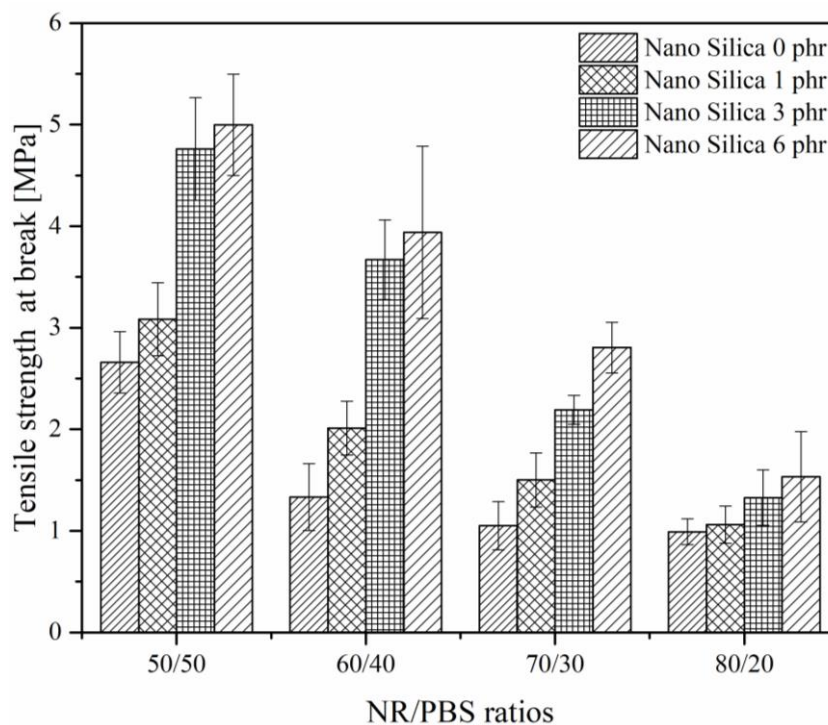


รูปที่ 79 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

Young's modulus: จากรูปที่ 79 แสดงการเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของโพลีเมอร์เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่

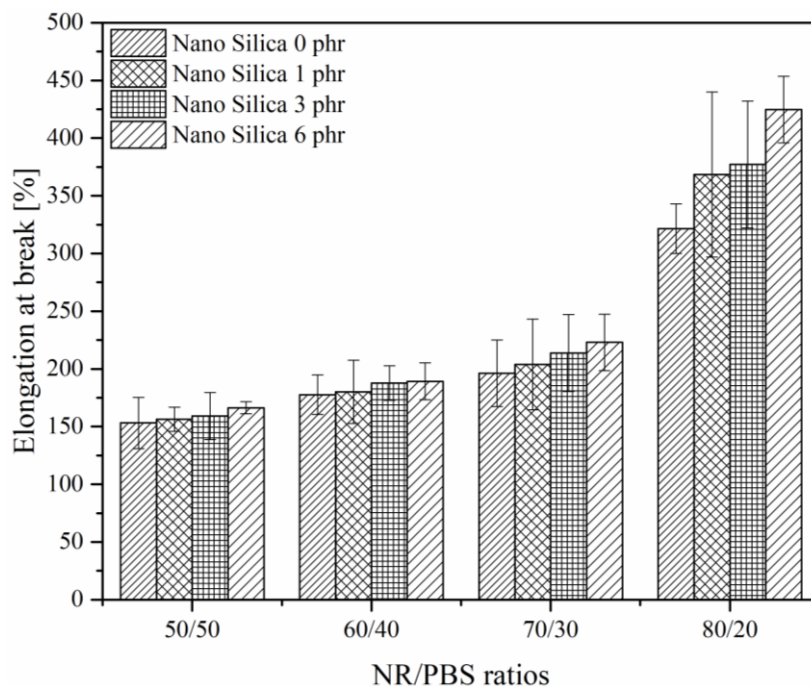
0, 1, 3 และ 6 phr พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณนาโนซิลิกา ส่งผลให้ Young's modulus มีค่าเพิ่มมากขึ้น ซึ่งแสดงถึงความสามารถในการต้านทานการเปลี่ยนรูปของวัสดุโพลีเมอร์สูงขึ้น เนื่องจากนาโนซิลิกาทำหน้าที่เสริมแรงให้กับโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต NR/PBS ซิลิกาอนุภาคออกไซด์ระดับนาโนหรือนาโนซิลิกาเป็นวัสดุอินทรีย์ที่มีพื้นที่ผิวสูงสามารถทนความร้อนได้ดีและมีความแข็งแรงสูงในปัจจุบันได้มีการนำซิลิกานาโนไปใช้ในการพัฒนาผลิตภัณฑ์ในอุตสาหกรรมต่าง ๆ เพื่อให้ผลิตภัณฑ์นั้นมีสมบัติดีขึ้นเช่นการใช้ซิลิกานาโนผสมกับยางพลาستيك โดยทั่วไปนาโนซิลิกาจะช่วยเสริมแรงให้กับวัสดุที่ผสม จึงทำให้ค่า Young's modulus ของโพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต NR/PBS เพิ่มขึ้นตามปริมาณ นาโนซิลิกาที่เพิ่มขึ้น และเมื่อผสมนาโนซิลิกากับวัสดุที่เป็นโพลีเมอร์ นาโนซิลิกาจะส่งผลทำให้โครงสร้างเซลล์โพลีเมอร์มีขนาดที่เล็กลงอย่างเห็นได้ชัด ขนาดเซลล์โพลีเมอร์จะมีขนาดที่ใกล้เคียงกัน และมีปริมาณเซลล์โพลีเมอร์มากขึ้น เมื่อได้รับแรงดึงจึงมีความแข็งแรงมากกว่าโพลีเมอร์ที่มีขนาดเซลล์โพลีเมอร์ที่ใหญ่และไม่สม่ำเสมอ จากงานวิจัยของ ผศ.ดร. กรรณิการ์ สหะโร และคณะ [69] ได้ศึกษาผลของนาโนซิลิกาและเคลย์ต่อสมบัติการไหล สมบัติเชิงกลและสมบัติทางความร้อนจากเทอร์โมพลาสติกโพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลตผสมระหว่าง ENR และ PP โดยเปลี่ยนปริมาณนาโนซิลิกา ตั้งแต่ 0 ถึง 50 phr ผลการทดสอบสมบัติการดึงยึดพบปัจจัยที่ส่งผลต่อค่ามอดูลัสเมื่อทำการผสมนาโนซิลิกา คือ ความแข็งแรงของนาโนซิลิกาช่วยเสริมแรงให้กับพอลิเมอร์ผสมค่ามอดูลัสจะมีค่าสูงขึ้นตามปริมาณนาโนซิลิกาที่เพิ่มมากขึ้น เนื่องจากซิลิกาขนาดเล็กกระจายอยู่ในวัสดุทำหน้าที่เสริมแรงให้กับเทอร์โมพลาสติกโพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต NR/PP อย่างไรก็ตามเมื่อเพิ่มปริมาณซิลิกามากกว่า 30 phr ทำให้ซิลิกาเกิดการรวมกลุ่มกันเป็นอนุภาคขนาดใหญ่ ส่งผลให้สมบัติการดึงยึดลดลง

Tensile strength: ความแข็งแรงทางแรงดึง (Tensile Strength) คือ แรงที่มากกระทำในลักษณะการดึง (Tensile) และแนวแรงตั้งฉากกับพื้นที่หน้าตัดของวัสดุทำให้วัสดุออกแรงต้านเพื่อไม่ให้เกิดการขาดออกจากกัน มีหน่วยเป็น MPa หรือ N/mm² ปัจจัยที่ส่งผลต่อค่า Tensile Strength ของวัสดุโพลีเมอร์คอมพอสิต ดังนี้ ปริมาณสารตัวเติม ปริมาณสัดส่วนของพอลิเมอร์ที่ใช้ผสม และลักษณะการเกิดโพลีเมอร์ของโพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต NR/PBS/Nano Silica ผลการทดลองค่า Tensile strength ของโพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr แสดงดังรูปที่ 80



รูปที่ 80 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tensile strength ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

พิจารณาที่ปริมาณการเติมนาโนซิลิกาแตกต่างกัน พบว่า ค่า tensile strength มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณนาโนซิลิกา เป็นผลมาจากปัจจัยที่นาโนซิลิกาเป็นอนุภาคของแข็งขนาดเล็ก กระจายอยู่ในวัสดุโพลีเอสเตอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS จำนวนมากทำหน้าที่ในการช่วยเสริมแรง และพบว่ากราฟ stress-strain เกิด strain hardening เมื่อได้รับแรงดึงยึด ค่า tensile strength จึงมีค่าสูงขึ้น [69] เมื่อเติมนาโนซิลิกาลงไปในโพลีเมอร์แล้วจะทำให้เซลล์โพลีเมอร์มีปริมาณมากขึ้นและมีขนาดเล็กลง เนื่องจากนาโนซิลิกาช่วยเป็น nucleating agent ในการเกิดฟอง เมื่อยึดออกจะสามารถยึดได้มากขึ้น ยางธรรมชาติสามารถเกิดผลึกได้ในขณะที่รับแรงดึง (stress induced crystallization) จึงมีความทนทานในการใช้งานภายใต้สภาวะที่ได้รับแรงดึงได้ดี และ PBS ที่มีนาโนซิลิกาสวมอยู่ส่งผลให้มีความแข็งแรงสูงทำให้โพลีเมอร์ผสมมีค่า tensile strength ที่สูงขึ้นตามปริมาณนาโนซิลิกา [37]

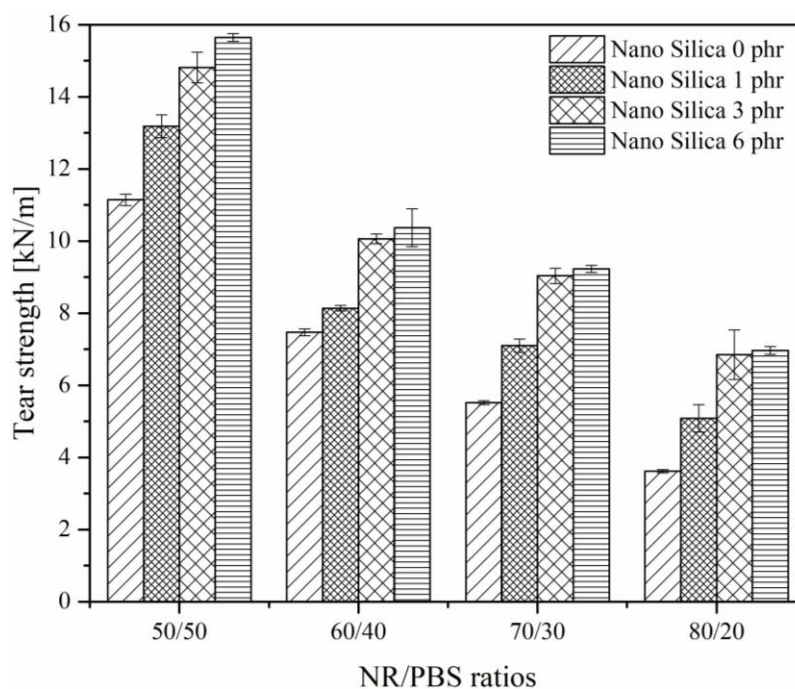


รูปที่ 81 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Elongation at break ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทฟลอน (PEEK) ในเซต NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

Elongation at break: ค่า Elongation at break คือ ค่าการยืดตัว ณ จุดขาด คิดเป็นร้อยละการยืดตัวของวัสดุที่จุดขาดเมื่อเปรียบเทียบความยาวเริ่มต้น ปัจจัยที่ส่งผลต่อค่า Elongation at break สำหรับวัสดุโพลีเอทิลีน เทฟลอน (PEEK) ในเซต NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกาเป็นสารตัวเติม คือ ปริมาณสารตัวเติม ปริมาณสัดส่วนของพอลิเมอร์ที่ใช้ผสม และลักษณะการเกิดโพลีเมอร์ของโพลีเอทิลีน เทฟลอน (PEEK) ในเซต NR/PBS/Nano Silica ผลการทดลองกราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Elongation at break ของโพลีเอทิลีน เทฟลอน (PEEK) ในเซต NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr แสดงดังรูปที่ 81 จากกราฟจะเห็นได้ว่าความสามารถในการยืดตัวของโพลีเอทิลีน เทฟลอน (PEEK) ในเซต NR/PBS โดยทั่วไปทางธรรมชาติเป็นพอลิเมอร์ที่มีความสามารถในการยืดตัวสูง เมื่อผสมกับ PBS ซึ่งเป็นพอลิเมอร์ที่มีความสามารถในการยืดตัวต่ำกว่าทางธรรมชาติ จึงส่งผลให้ค่า Elongation at break ของโพลีเอทิลีน เทฟลอน (PEEK) ในเซต NR/PBS ต่ำลงเมื่อเพิ่มปริมาณ PBS พิจารณาที่ปริมาณนาโนซิลิกาที่เพิ่มขึ้นเมื่อได้รับแรงดึง และมีค่าแปรผันตรงกับปริมาณการเติมผสมนาโนซิลิกา เป็นผลมาจากการเติมนาโนซิลิกาทำให้ลักษณะการเกิดโพลีเมอร์ของโพลีเอทิลีน เทฟลอน (PEEK) ในเซต NR/PBS มีเซลล์โพลีเมอร์ที่มีขนาดเล็กและมีปริมาณเซลล์โพลีเมอร์ที่เกิดมากขึ้นตามปริมาณนาโนซิลิกา โครงสร้างเซลล์โพลีเมอร์ขนาดเล็กจำนวนมากจึงมีผนังเซลล์โพลีเมอร์ที่เชื่อมต่อกันที่แข็งแรงจำนวนมากเมื่อได้รับแรงดึงจึงสามารถยืดตัวออกได้มากกว่า [37] แต่อย่างไรก็ตามค่า Elongation at break ที่ได้ไม่มีความแตกต่างกันมากนัก แต่จะเห็นความแตกต่างอย่าง

ชัดเจนที่อัตราส่วนผสมที่มีการยืดตัวสูงๆ อัตราส่วนผสม NR/PBS เท่ากับ 80/20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

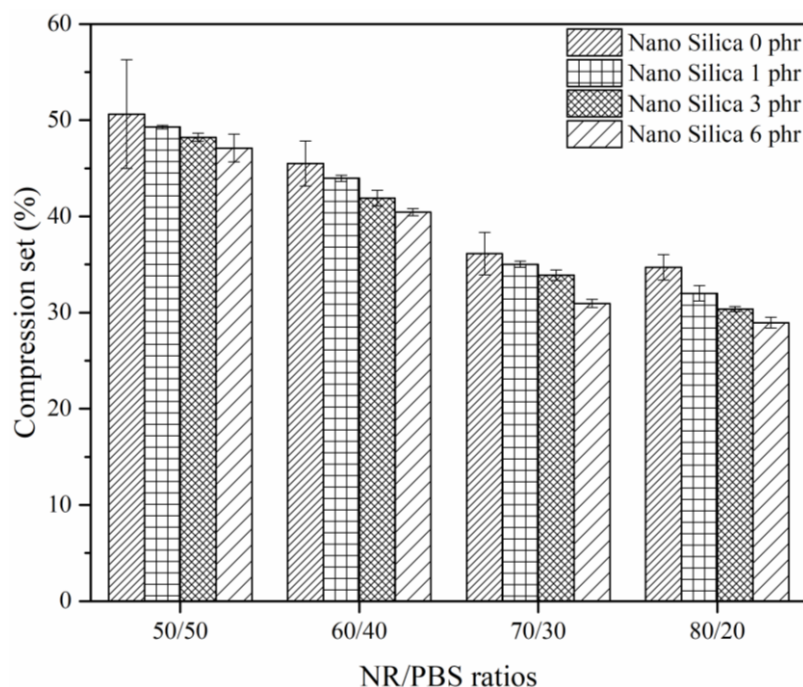
4.4.4.2. การศึกษาสมบัติการฉีกขาดของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทฟลอน NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา



รูปที่ 82 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tear strength ของโพลีเอทิลีน เทฟลอน NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

การทดสอบ Tear strength ของโพลีเอทิลีน เทฟลอน NR/PBS ทำการเตรียมชิ้นตัวอย่างเพื่อทดสอบความต้านทานต่อการฉีกขาดตามมาตรฐาน ASTM D 624 โดยตัดชิ้นตัวอย่างแบบมุม (angle) จากชิ้นตัวอย่างที่ได้จากการขึ้นรูปแบบอัดความดันมาแล้ว (compression mold) ไปทดสอบด้วยเครื่อง tensometer ที่อัตราการดึง 500 mm/min บันทึกค่าแรงดึงที่ทำให้ชิ้นตัวอย่างฉีกขาดเพื่อนำค่าที่ได้ไปคำนวณหาความต้านทานต่อการฉีกขาด (tear strength) ปัจจัยที่ส่งผลต่อ Tear strength ของโพลีเอทิลีน เทฟลอน จากรูปที่ 82 แสดงกราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tear strength ของโพลีเอทิลีน เทฟลอน NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr พบว่าค่าความต้านทานต่อการฉีกขาด (tear strength) มีค่าเพิ่มมากขึ้นตามปริมาณนาโนซิลิกา เนื่องจากนาโนซิลิกาทำหน้าที่ช่วยเสริมแรงให้กับวัสดุโพลีเอทิลีน เทฟลอนมีความแข็งแรงต่อการฉีกขาดได้ดี ดังนั้นแล้วค่าความต้านทานต่อการฉีกขาดจึงมีค่าเพิ่มขึ้น [70]

4.4.4.3. การศึกษาความสามารถในการคืนตัวกลับหลังได้รับแรงกดอัดของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์ไมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา



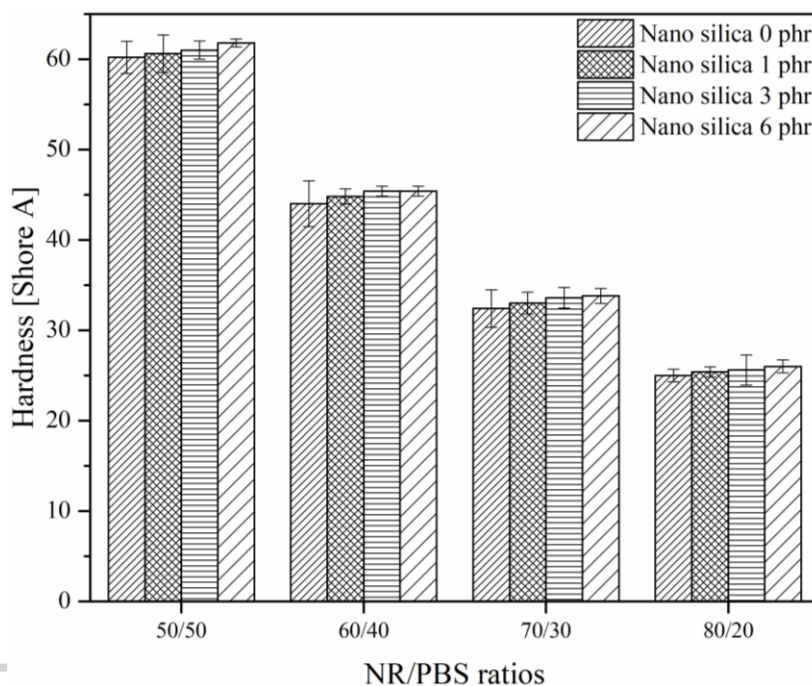
รูปที่ 83 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Compression set ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์ไมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

จากการทดสอบความสามารถในการคืนตัวกลับของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์ไมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกา หลังได้รับแรงกดอัด โดยความสูงของวัสดุโพลีที่ทดสอบเกิดการเปลี่ยนแปลงไปบ่งบอกถึงการเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างถาวร (Permanent deformation) ภายใต้สภาวะการทดสอบที่ 50 องศาเซลเซียส โดยให้แรงกด หรืออัดวัสดุโพลีในแนวตรงเพื่อดูการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุโพลี ซึ่งคือการเปลี่ยนแปลงความสูงของชิ้นงานโพลีหลังจากการให้แรงกด โดยวัดค่าออกมาเป็น % compression set ซึ่งหาก % compression set มีค่าสูง แสดงถึงการคืนตัวที่ไม่ดีของวัสดุโพลี ปัจจัยที่ส่งผลต่อสมบัติ compression set ขึ้นอยู่กับ สัดส่วนผสมระหว่าง PBS และยางธรรมชาติ โดยเฉพาะปริมาณยางธรรมชาติที่เพิ่มขึ้นจะส่งผลให้ค่า % compression set ลดลงเนื่องจากยางธรรมชาติมีสมบัติการคืนตัวที่ดี ค่า % compression set ต่ำ คือ มีสมบัติการคืนตัวหลังได้รับแรงกดอัดที่ดีขึ้น อีกปัจจัยที่ส่งผลต่อค่า compression set คือ ลักษณะการเกิดฟองของโพลี พิจารณาปริมาณการเติมนาโนซิลิกามากขึ้นพบว่าค่า % compression set ต่ำลงแสดงถึงนาโนซิลิกาช่วยให้วัสดุโพลีผสม NR/PBS สามารถคืนตัวกลับได้ดีหลังได้รับแรงกดอัด เนื่องจากนาโนซิลิกาช่วยเสริมแรงให้โครงสร้างเซลล์โพลีมีความแข็งแรงจึงสามารถคืนตัวกลับได้ดี อีกทั้งนาโนซิลิกายังทำ

หน้าที่เป็น nucleating agent ในการเกิดฟองแก๊สในชิ้นงานส่งผลให้โฟมมีเซลล์โฟมขนาดเล็ก และปริมาณเซลล์มีมากขึ้นทำให้โฟมมีผนังเซลล์เชื่อมต่อกันจำนวนมากขึ้นเมื่อได้รับกดอัดจะสามารถคืนตัวกลับได้ดี [70, 71]

4.4.5. การศึกษาความแข็งของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา

กา



รูปที่ 84 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Hardness ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

ค่า Hardness เป็นค่าที่บ่งบอกถึงความแข็งบริเวณผิวของวัสดุ เป็นคุณสมบัติของวัสดุที่สามารถต้านทานหรือทนต่อการเสียรูปแบบพลาสติกโดยปกติเกิดจากการทำให้เป็นรอยจากการกด อย่างไรก็ตามความแข็งอาจรวมถึง ความต้านทานต่อการตัด การขีด การขีด และการตัด ปัจจัยที่ส่งผลต่อค่า Hardness ของของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS ที่ผสมนาโนซิลิกาเป็นสารตัวเติมในปริมาณนาโนซิลิกาที่ผสมอัตราส่วนต่างๆ เนื่องจากนาโนซิลิกาเป็นสารตัวเติมที่มีอนุภาคแข็งเมื่อทำการผสมจะกระจายทำหน้าที่เสริมแรงให้กับวัสดุโฟม [70] จากรูปที่ 84 แสดงกราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Hardness ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ N52R/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr พิจารณาที่ปริมาณการเติมนาโนซิลิกาแตกต่างกัน พบว่าค่า Hardness มีค่าเพิ่มมากขึ้นตามปริมาณนาโนซิลิกา เนื่องจากนาโนซิลิกาเป็น

สารเติมแต่ง ที่ทำหน้าที่เสริมแรงให้กับวัสดุโพลีเอทิลีนโมพลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS จึงส่งผลให้ชิ้นงานแข็งมากขึ้นตามปริมาณซิลิกา อย่างไรก็ตามปริมาณนาโนซิลิกาที่เติมมีปริมาณน้อยเพียง 1, 3 และ 6 phr จึงแสดงการเพิ่มขึ้นของค่า Hardness เพียงเล็กน้อย [72]



บทที่ 5

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

5.1. สรุปผลการทดลอง

ตอนที่ 1 การศึกษาเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทของยางธรรมชาติ (NR) ผสมพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS) (NR/PBS TPV)

การศึกษาค้นคว้าถึงการเตรียมวัสดุเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท (Thermoplastic vulcanizate: TPV) จากพอลิเมอร์ผสมระหว่าง NR และ PBS ที่อัตราส่วนการผสม NR/PBS แตกต่างกันไปพบว่าพอลิเมอร์ผสมที่มี NR ปริมาณเพิ่มขึ้น การเกิดปฏิกิริยาเชื่อมขวางจะเกิดเร็วขึ้น (พิจารณา เวลาที่ torque มีค่าเพิ่มขึ้น) เนื่องจากการมียางปริมาณมากขึ้น เท่ากับมีพันธะคู่ในระบบผสมที่กำลังหลอมจำนวนมาก ลักษณะทางสัณฐานวิทยาพบวัฏภาคของ NR และวัฏภาคของ PBS แยกกันอย่างชัดเจน สัดส่วนผสมที่มีปริมาณ NR ในช่วง 20% - 50% โดยน้ำหนัก อนุภาคของยางวัลคาไนซ์เกิดการกระจายตัวในวัฏภาค PBS ซึ่งอนุภาคยางมีลักษณะเป็นทรงกลมและมีขนาดเล็ก อนุภาคยางจะมีขนาดที่ใหญ่ขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณ NR ผลการทดสอบสมบัติการดึงยืดพบว่า พิจารณาค่า Young's modulus, Tensile strength และ Tear strength มีค่าลดลงตามปริมาณ NR ที่เพิ่มขึ้น แต่ Elongation at Break มีค่ามากขึ้นตามปริมาณ NR จากการศึกษาการเปลี่ยนรูปแบบการหลอมหลังการดึงยืด พบว่า การเพิ่มปริมาณของ NR ทำให้ค่า % Tension set ของวัสดุมีค่าของวัสดุมีค่าลดลง กล่าวคือ เกิดการเปลี่ยนรูปแบบการน้อยลงจากการศึกษา พฤติกรรมการตกผลึกของ PBS พบว่า อัตราส่วนในการผสมไม่ส่งผลต่อค่า T_m และ T_c พิจารณาปริมาณการเกิดผลึก (X_c) พบว่า ปริมาณการเกิดผลึก TPV จะมีค่าลดลงเมื่อเพิ่ม NR

ตอนที่ 2 อิทธิพลของความเร็รรอบในการผสมที่มีต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

อิทธิพลของอัตราส่วนผสมระหว่างยางธรรมชาติ (NR) และพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (PBS) ที่ความเร็รรอบในการผสมที่เพิ่มขึ้น จาก 90 เป็น 100 และ 120 rpm ตามลำดับ สามารถส่งผลต่อสมบัติต่างๆของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท ผลการทดสอบลักษณะสัณฐานวิทยาพบว่าวัฏภาคของ NR ซึ่งกระจายเป็นอนุภาคขนาดเล็ก ใน PBS ที่เป็นวัฏภาคหลัก โดยวัฏภาคของ NR จะมีขนาดเล็กลงเมื่อเพิ่มความเร็รรอบในการผสม จากผลการทดสอบการดึงยืด ค่า Young's modulus, Tensile strength และ Elongation at Break มีค่าลดลงเมื่อเพิ่มความเร็รรอบในการผสม



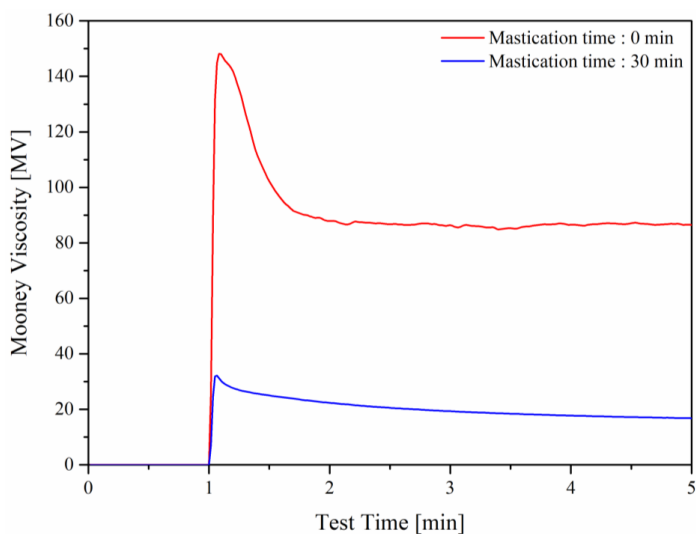
ภาคผนวก

ภาคผนวก ก

ข้อมูลผลการวิเคราะห์การทดสอบต่าง ๆ

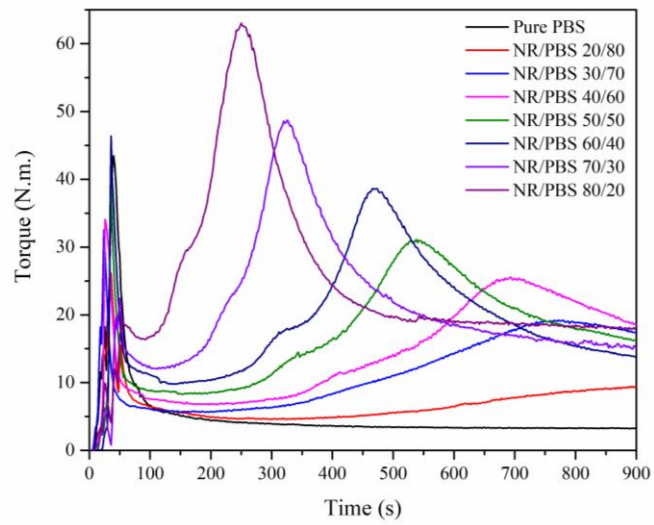
ก.1 ตอนที่ 1 การศึกษาเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซทของยางธรรมชาติ (NR) ผสมพอลิบิวทิลีน ซักซิเนต (PBS) (NR/PBS TPV)

ก.1.1 ผลของการ Masticate ต่อ Mooney viscosity ของยางธรรมชาติ STR 5L



รูปที่ ก.1 Mooney viscosity ของยางธรรมชาติ STR 5L และยาง STR 5L ที่ผ่านการ Masticated เป็นเวลา 30 นาที

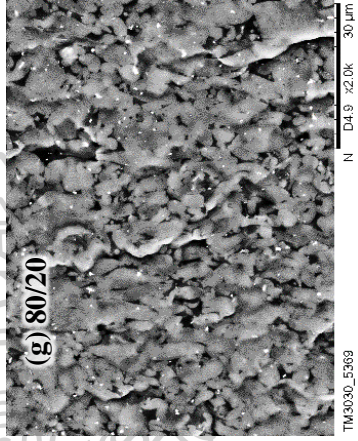
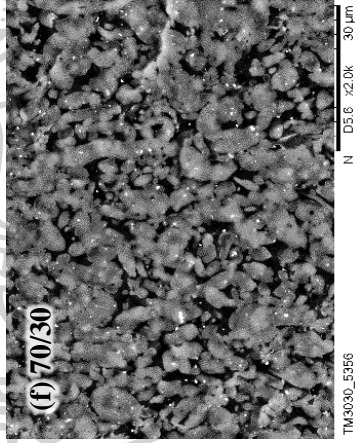
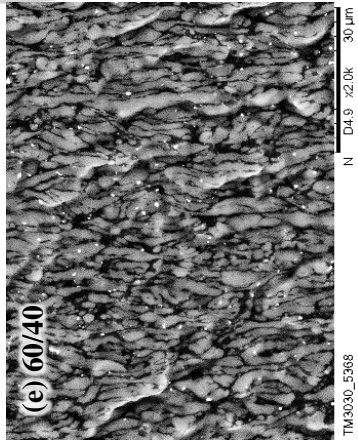
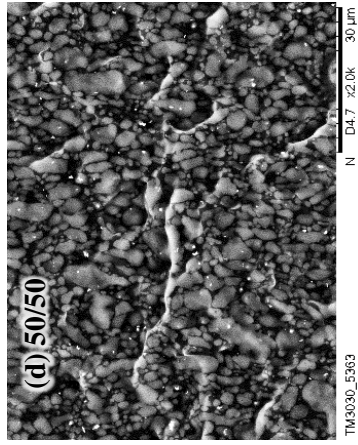
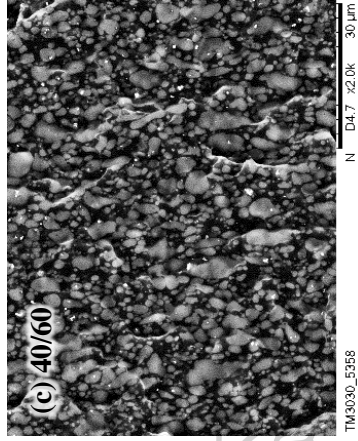
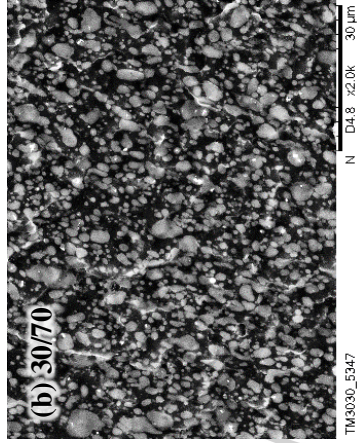
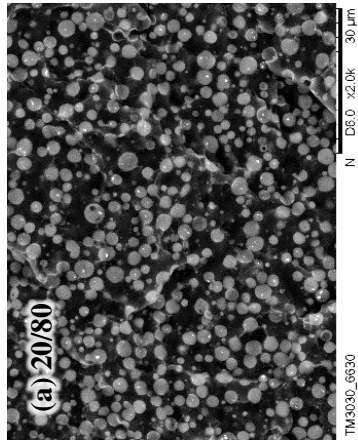
ก.1.2 การศึกษาพฤติกรรมกลการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS



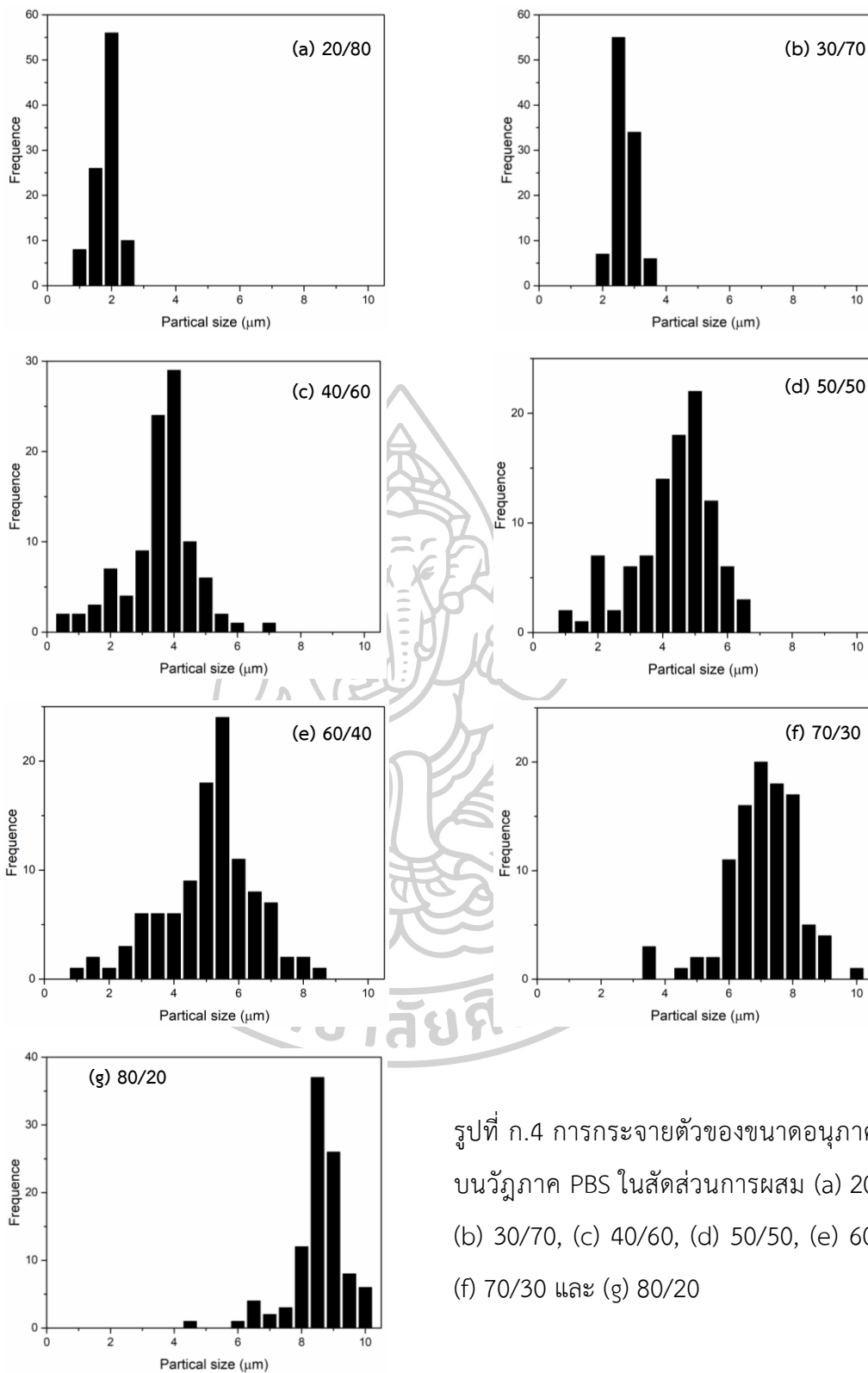
รูปที่ ก.2 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงบิด (Torque) และเวลาในการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS



ก.1.3 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ NR/PBS



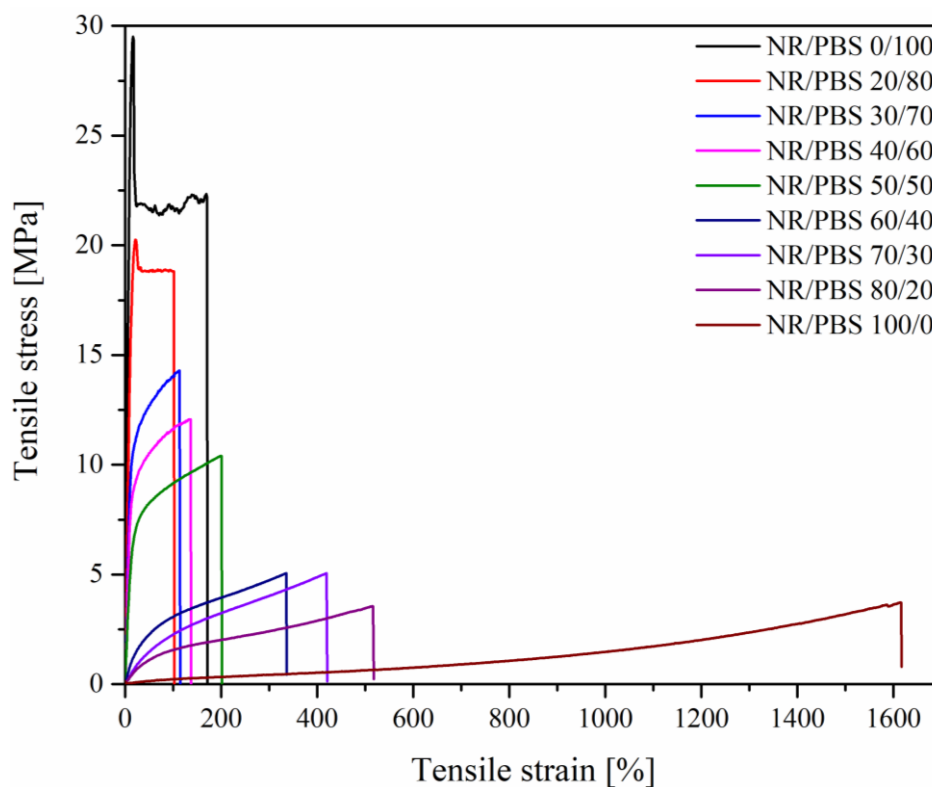
รูปที่ ก.3 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ NR/PBS ที่เตรียมจากการหลอมผสม และทำให้แตกหักในสภาวะเย็นยิ่งยวด (a) 20/80, (b) 30/70, (c) 40/60, (d) 50/50, (e) 60/40, (f) 70/30 และ (g) 80/20



รูปที่ ก.4 การกระจายตัวของขนาดอนุภาค NR
 บนวัฏภาค PBS ในสัดส่วนการผสม (a) 20/80,
 (b) 30/70, (c) 40/60, (d) 50/50, (e) 60/40,
 (f) 70/30 และ (g) 80/20

ก.1.4 สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

ก.1.4.1 สมบัติการดึงยึดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

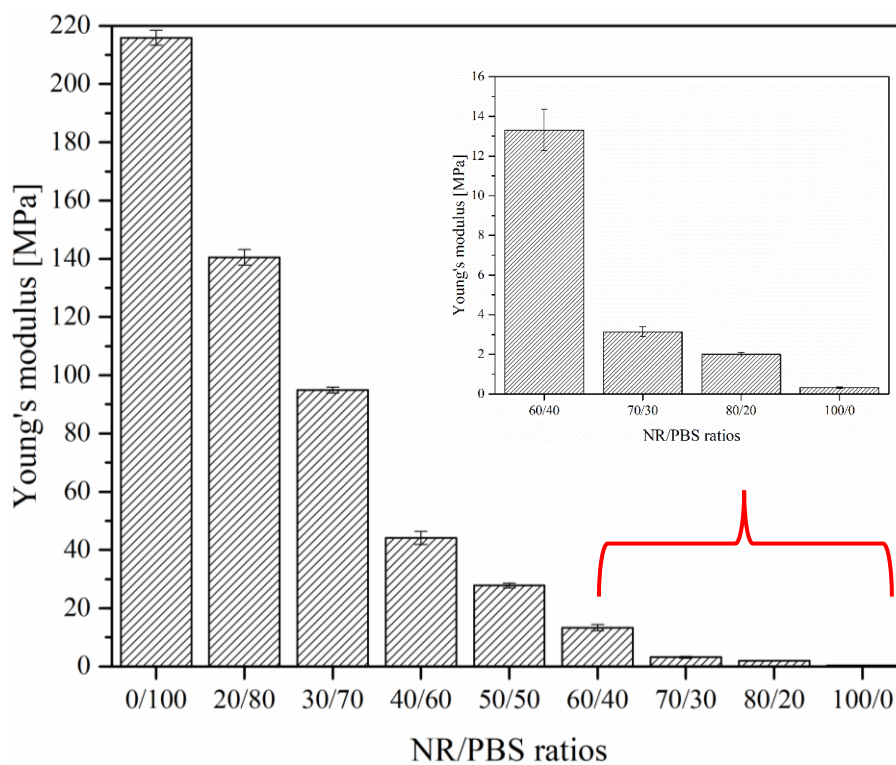


รูปที่ ก.5 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

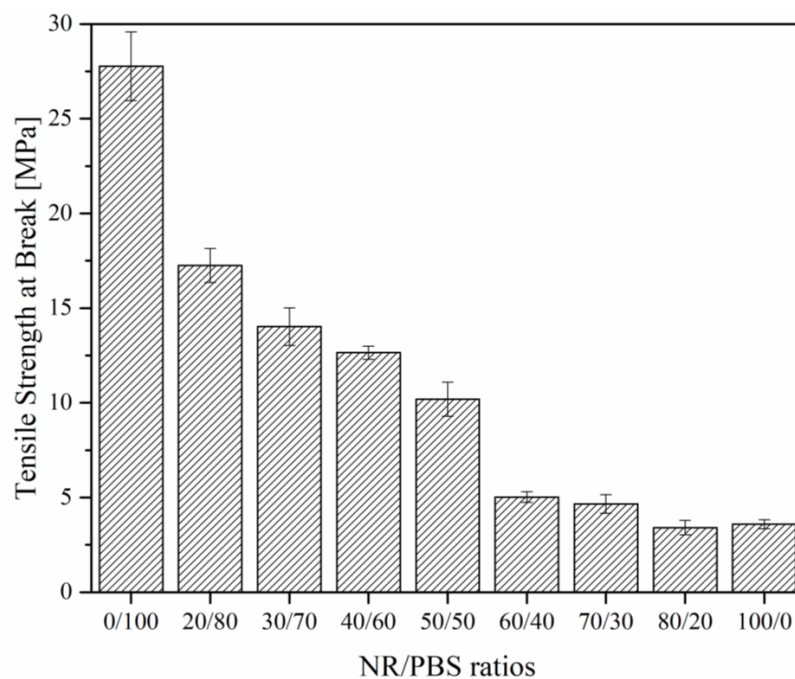
ตารางที่ ก.1 แสดงค่า Tensile strength at break, % Elongation at break และ Young's modulus ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

Formulation NR/PBS	Tensile strength at break [MPa]	% Elongation at break	Young's modulus [MPa]
TPV 0/100	27.78±1.82	153.96±18.86	215.92±2.58
TPV 20/80	17.25±0.90	34.60±17.82	140.52±2.63
TPV 30/70	14.02±0.99	56.11±23.29	94.89±0.99
TPV 40/60	12.64±0.35	128.41±12.43	44.14±2.26
TPV 50/50	10.19±0.89	198.64±19.98	27.81±0.82
TPV 60/40	5.03±0.28	377.42±42.70	5.10±0.64
TPV 70/30	4.66±0.49	404.43±43.39	3.14±0.25

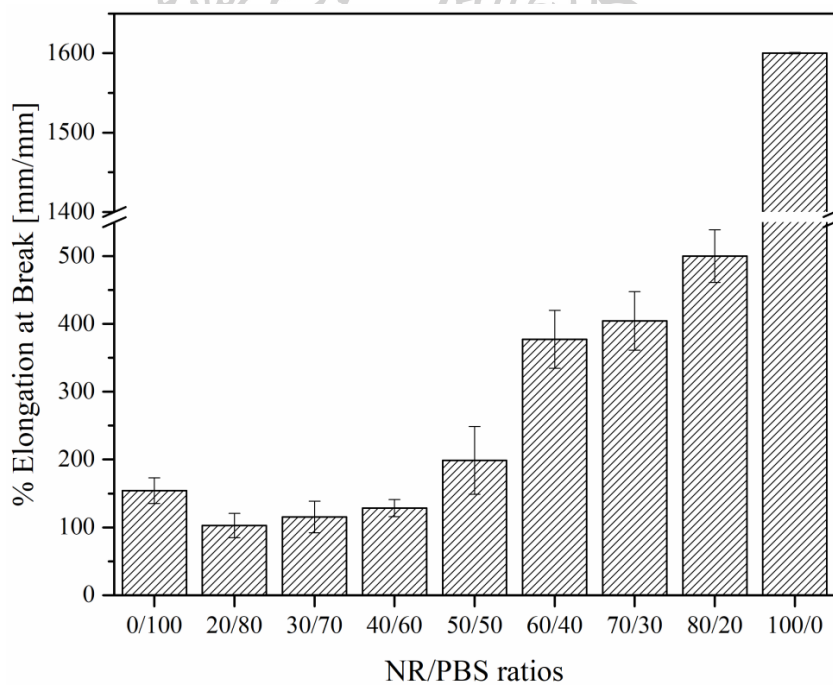
TPV 80/20	3.41±0.39	499.88±38.71	2.01±0.11
TPV 100/0	3.59±0.24	1600.14±0.91	0.32±0.04



รูปที่ ก.6 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

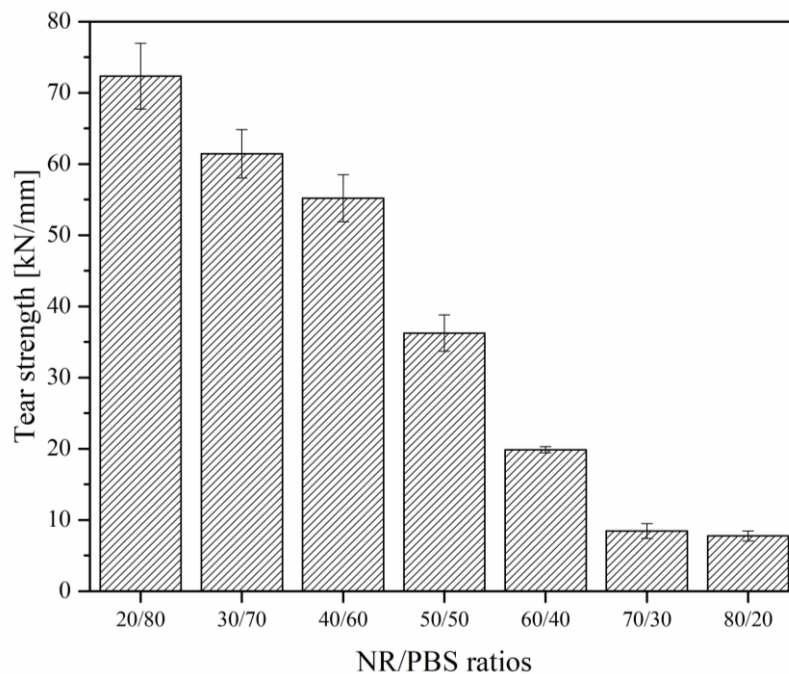


รูปที่ ก.7 แผนภูมิเปรียบเทียบค่า Tensile strength at break ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS



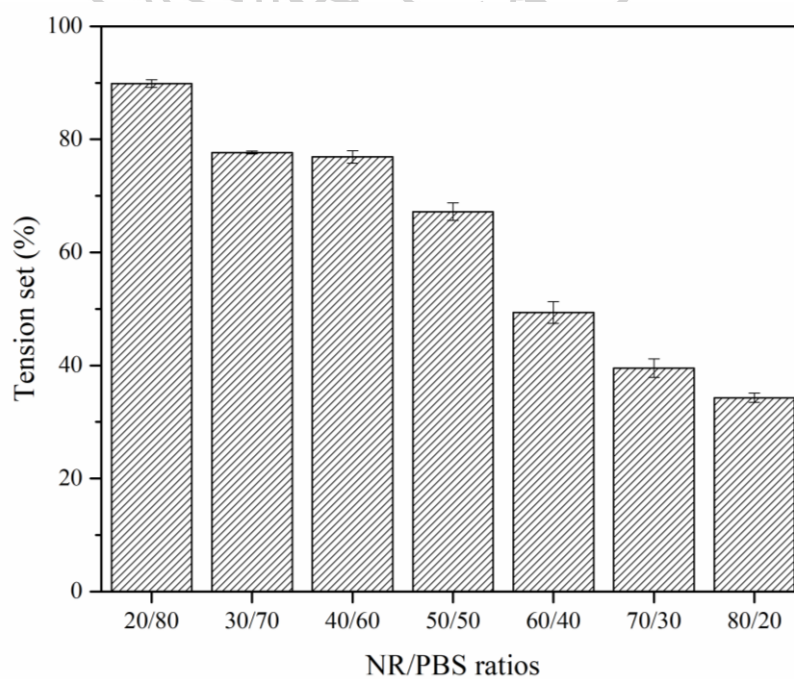
รูปที่ ก.8 แผนภูมิเปรียบเทียบค่า Elongation at Break ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

ก.1.4.2 สมบัติการฉีกขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS



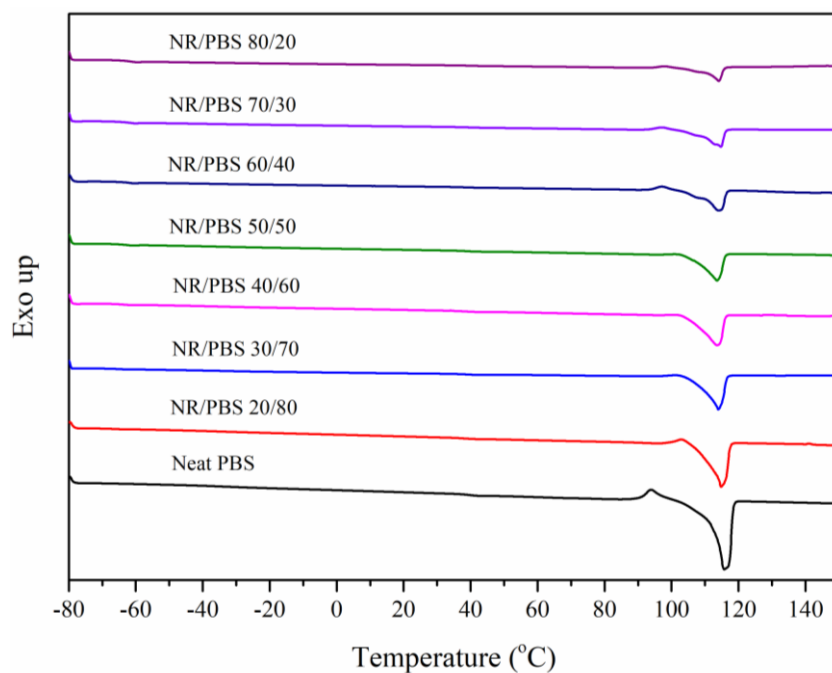
รูปที่ ก.9 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tear strength ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

ก.1.4.3 ความสามารถในการคืนตัวหลังปลดแรงในแนวตั้งยัด (Tension set)

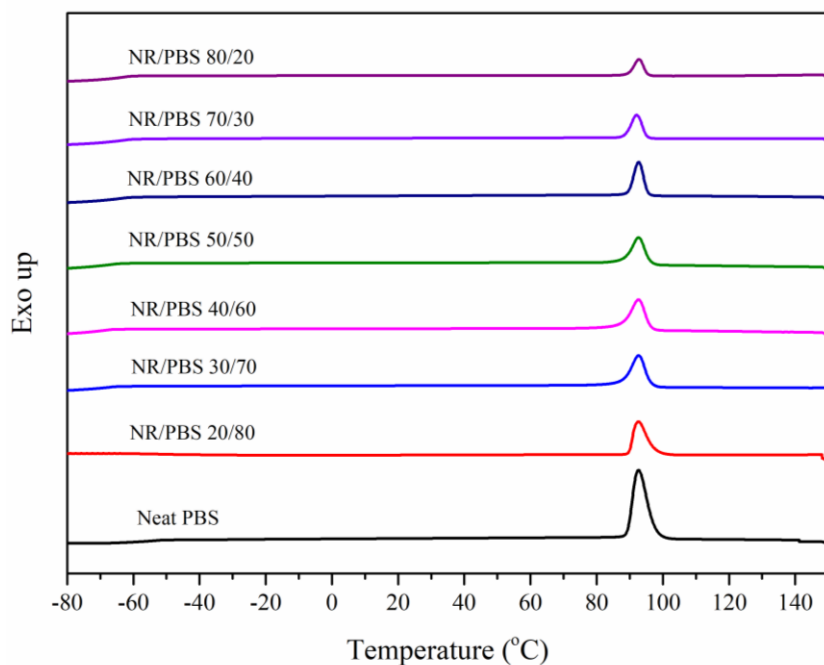


รูปที่ ก.10 แผนภูมิเปรียบเทียบค่า %Tension set ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

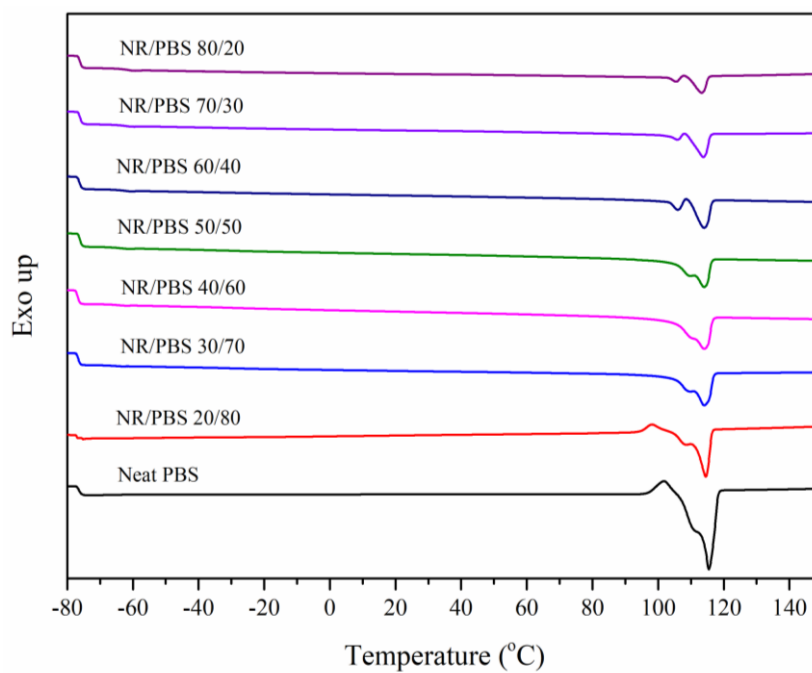
ก.1.5 ศึกษาพฤติกรรมการเกิดผลึกของ PBS ในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS



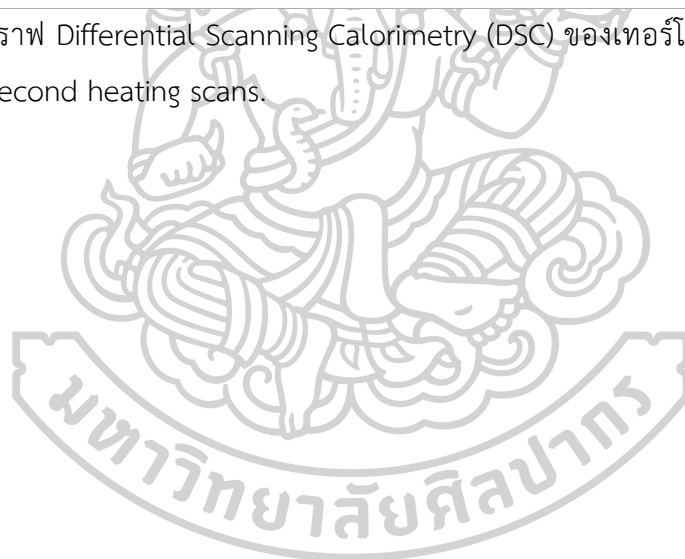
รูปที่ ก.11 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น First heating



รูปที่ ก.12 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น Cooling



รูปที่ ก.13 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น Second heating scans.



ตารางที่ ก.2 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 1

1 st heating			
Sample (NR/PBS)	T_m	delta H	% X_c
Neat PBS	114.38	66.00	59.837
20/80	114.33	50.33	57.038
30/70	114.63	41.63	53.918
40/60	114.27	30.12	45.512
50/50	114.19	23.04	41.777
60/40	114.41	16.72	37.897
70/30	114.42	11.38	34.300
80/20	114.05	6.56	29.737

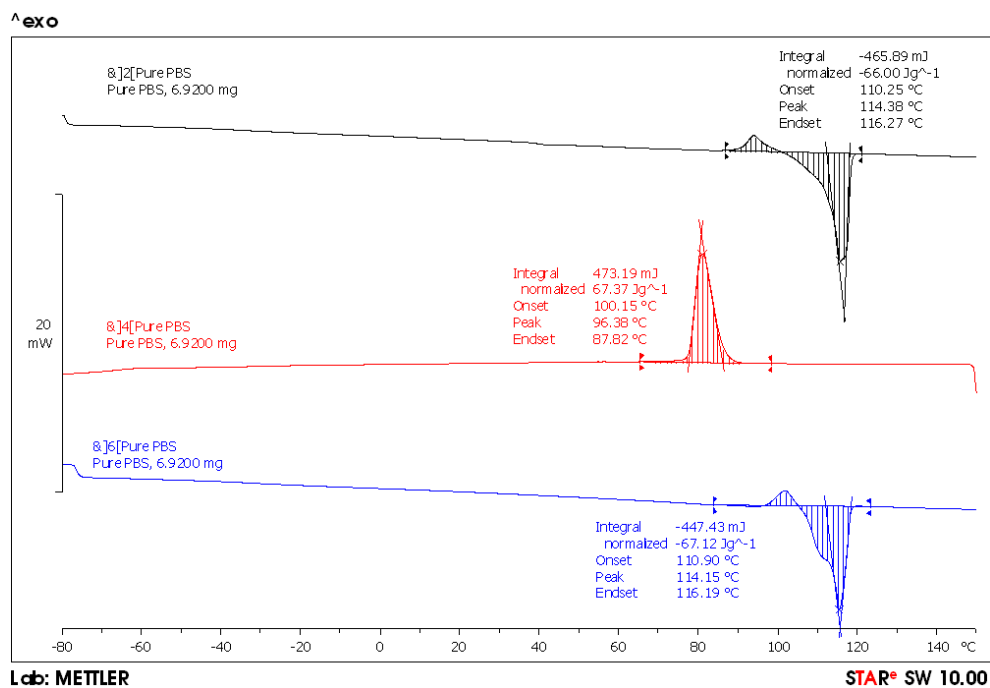
ตารางที่ ก.3 ค่าอุณหภูมิเกิดผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการ Cooling

Cooling			
Sample (NR/PBS)	T_c	delta H	% X_c
Neat PBS	96.38	67.37	61.079
20/80	96.12	51.80	58.704
30/70	96.26	42.35	54.850
40/60	96.28	31.68	48.869
50/50	96.42	23.89	43.318
60/40	96.24	17.49	39.642
70/30	96.10	11.92	36.023
80/20	96.16	7.02	31.822

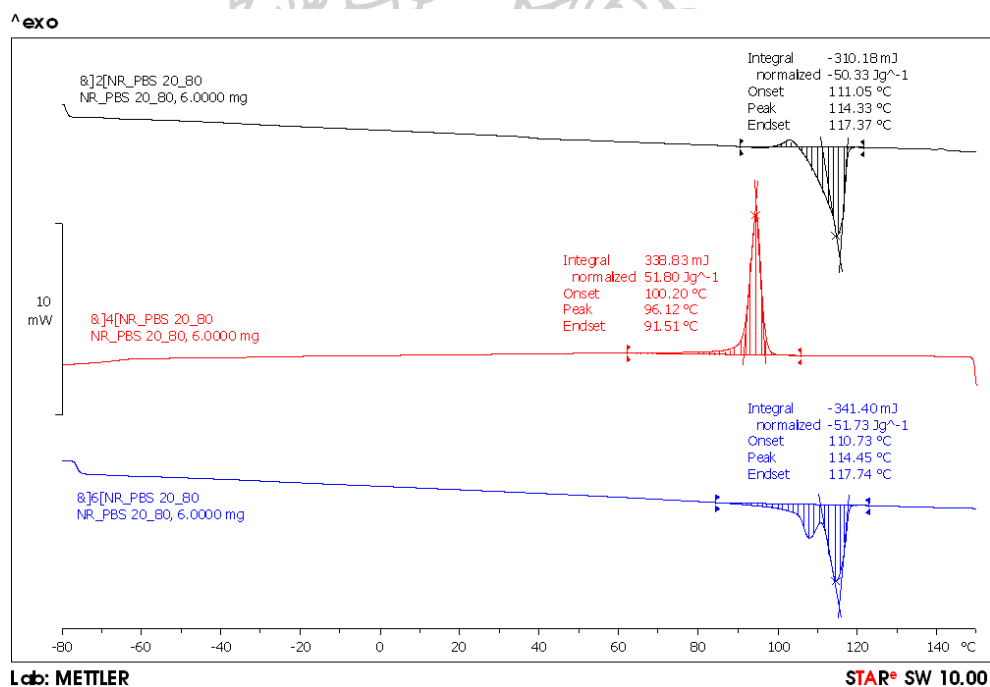
ตารางที่ ก.4 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 2

2 nd heating			
Sample (NR/PBS)	T_m	delta H	% X_c
Neat PBS	114.15	67.12	60.852
20/80	114.45	51.73	58.624
30/70	114.24	42.24	54.708
40/60	114.30	31.64	47.809
50/50	114.21	23.77	43.101
60/40	114.32	17.21	39.007
70/30	114.45	11.84	35.781
80/20	114.14	6.98	31.641

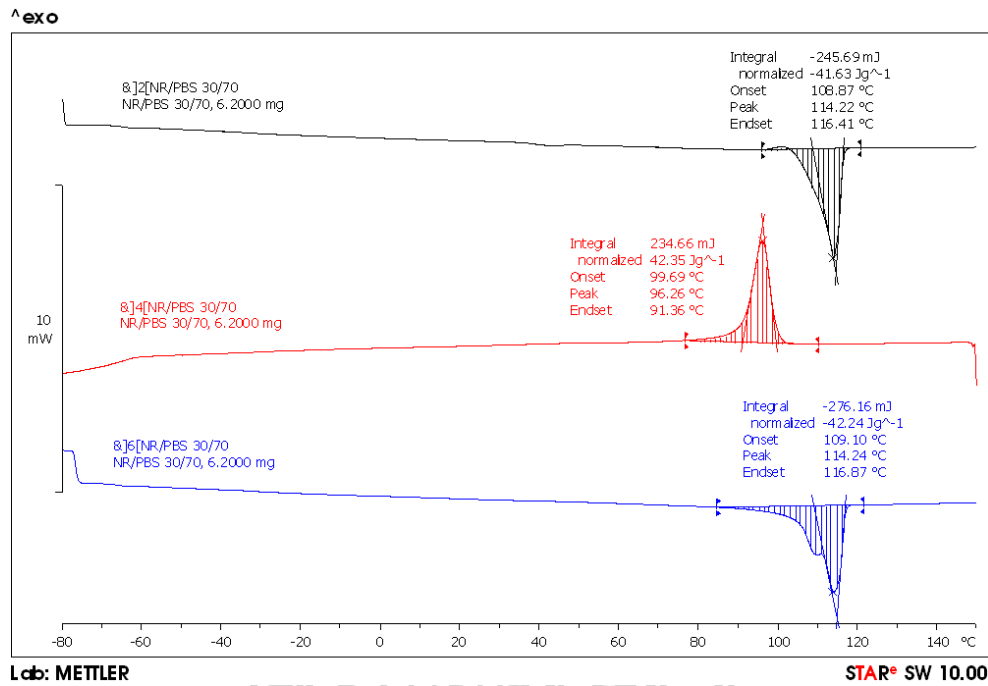




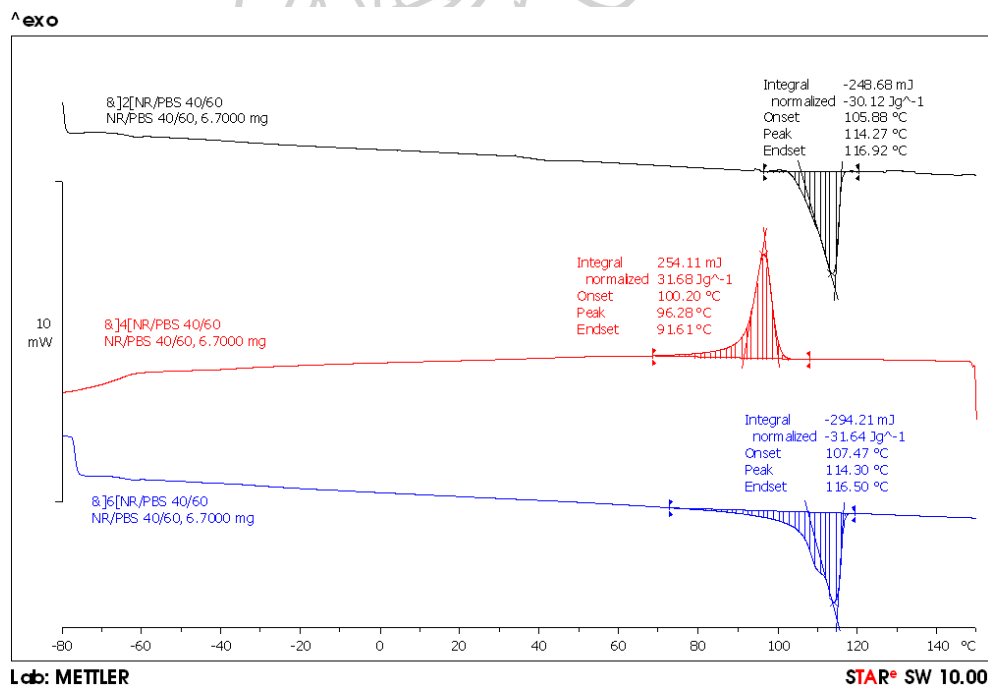
รูปที่ ก.14 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 0/100 เปรอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก



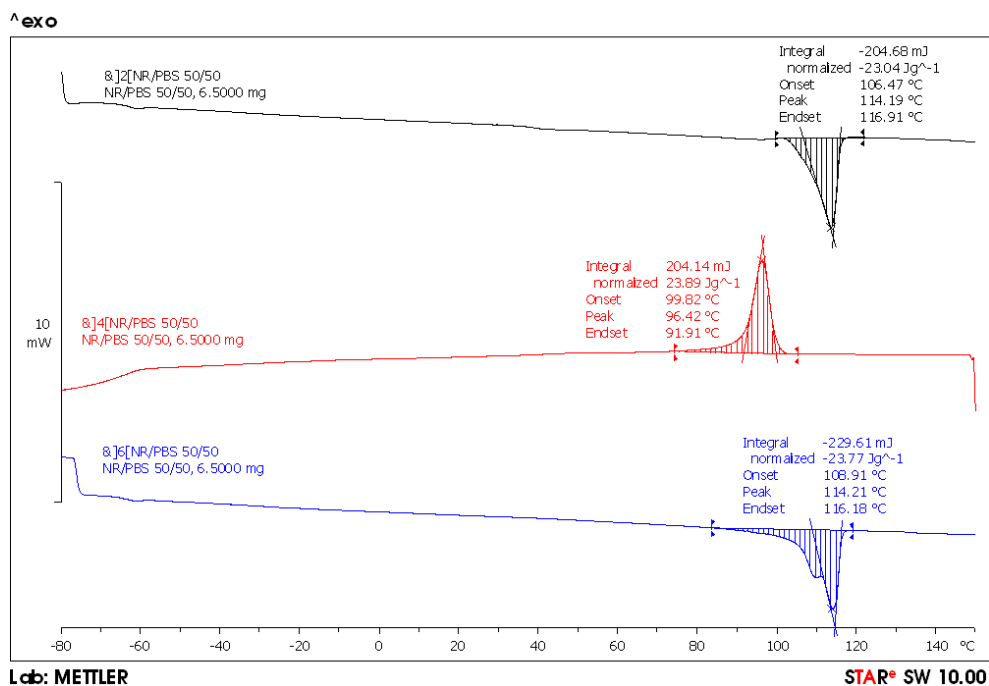
รูปที่ ก.15 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 20/80 เปรอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก



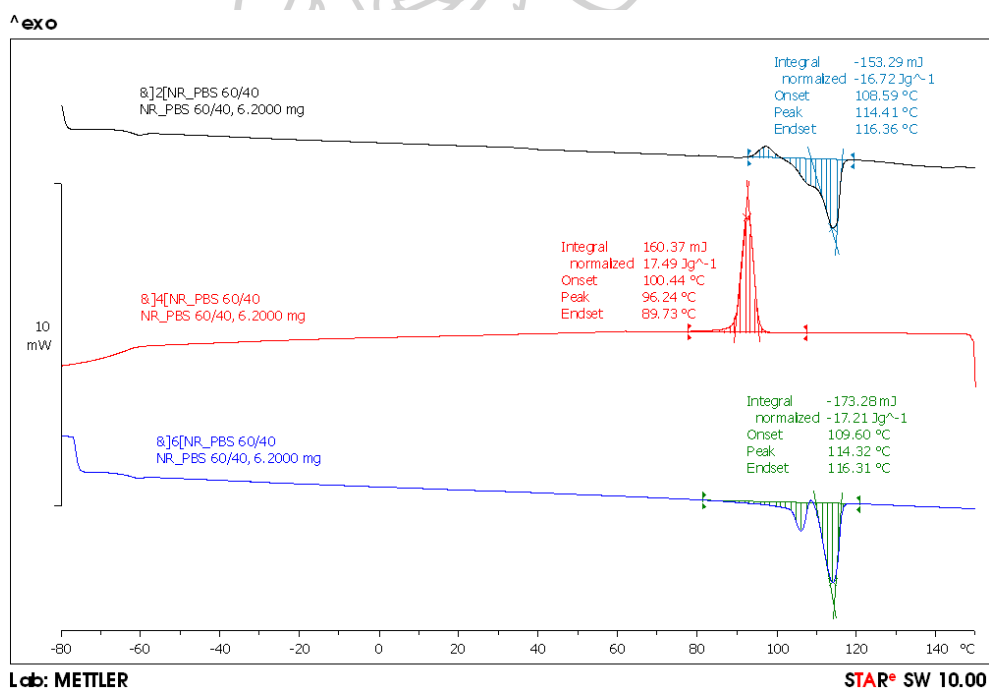
รูปที่ ก.16 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 30/70 เปรี่เซ็นต์โดยน้ำหนัก



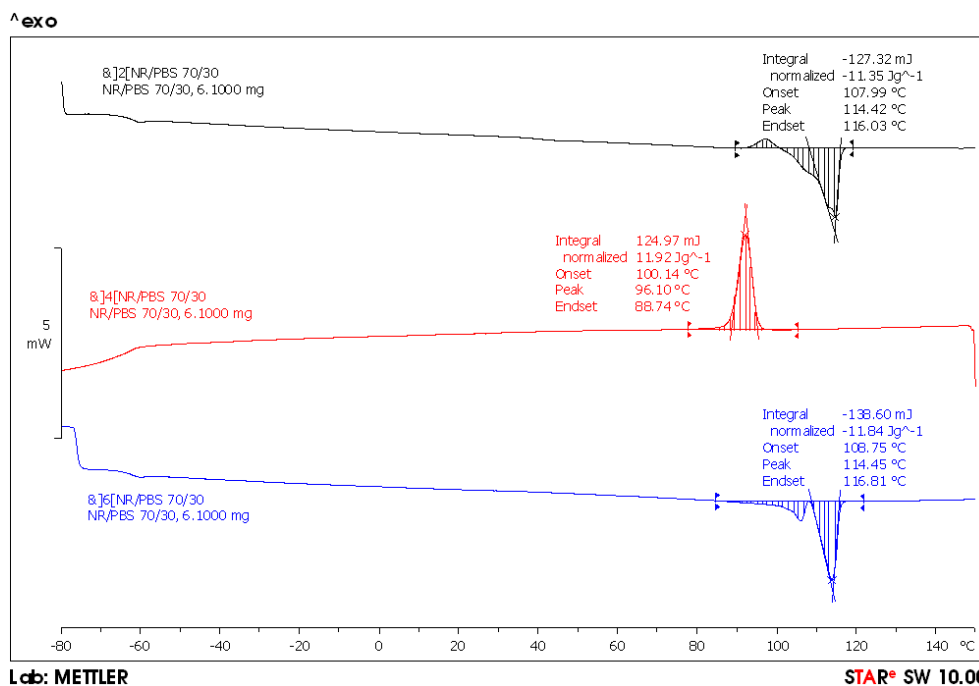
รูปที่ ก.17 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 40/60 เปรี่เซ็นต์โดยน้ำหนัก



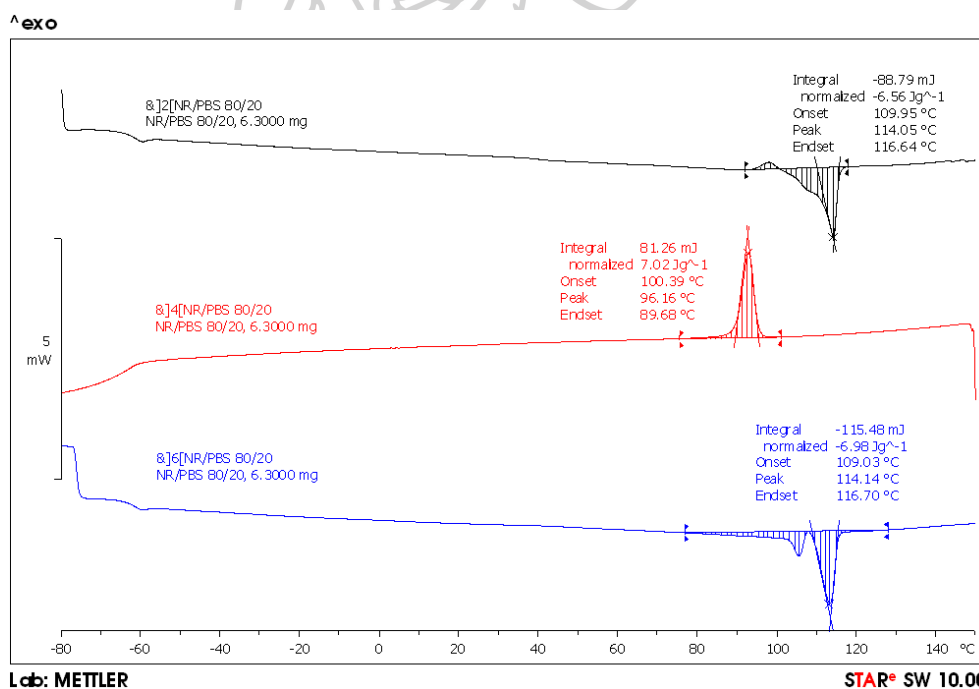
รูปที่ ก.18 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 50/50 เพอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก



รูปที่ ก.19 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 60/40 เพอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก



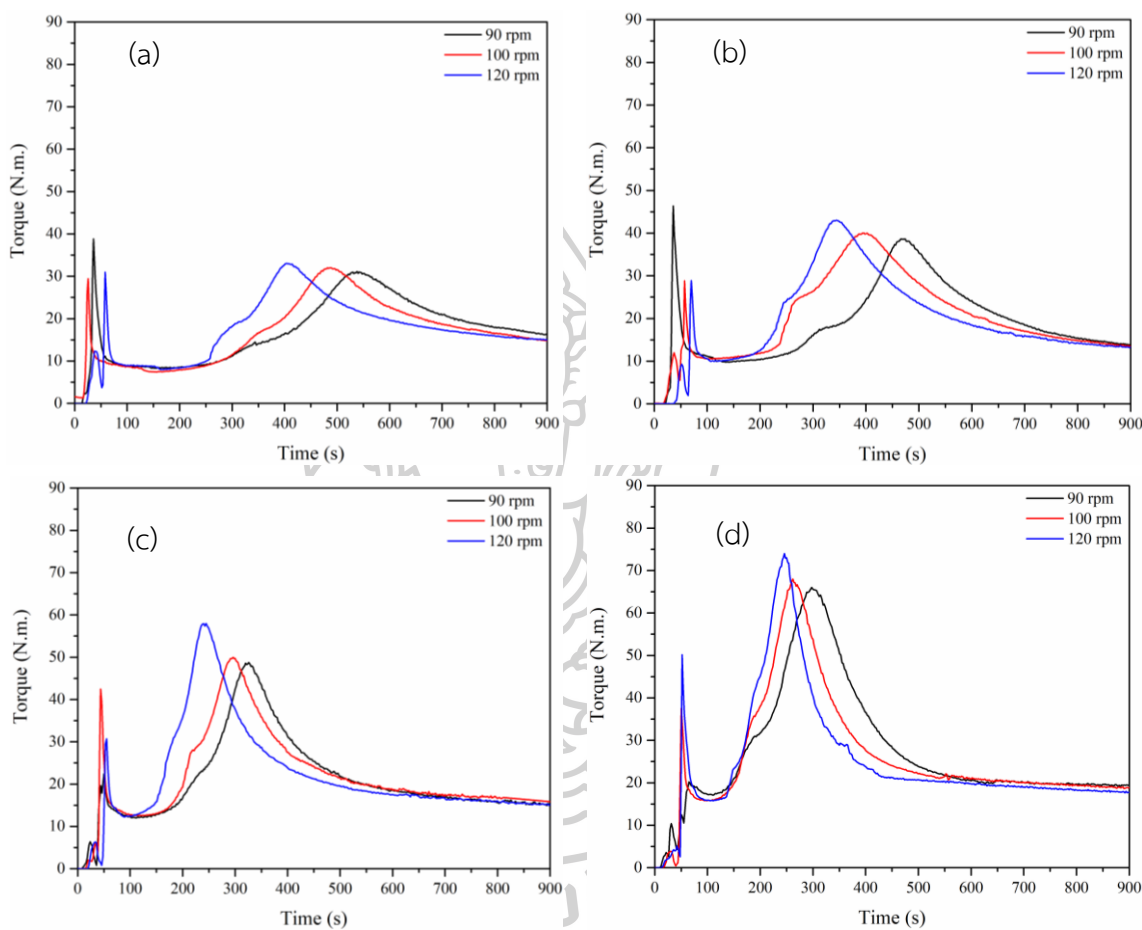
รูปที่ ก.20 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 70/30 เพอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก



รูปที่ ก.21 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 80/20 เพอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

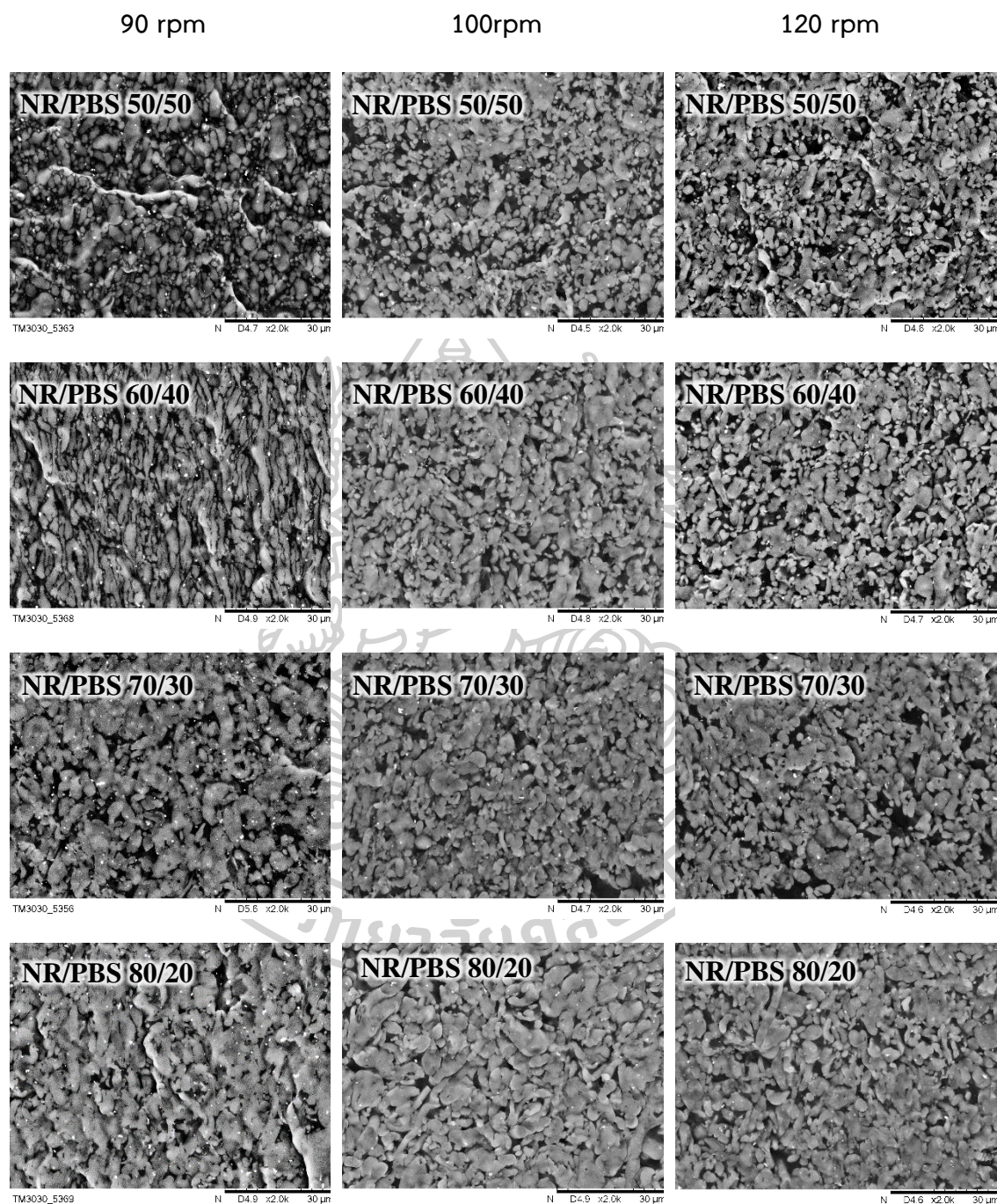
ก.2 ตอนที่ 2 อิทธิพลของความเร็วยรอบในการผสมที่มีต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

ก.2.1 การศึกษาพฤติกรรมการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท PBS/NR ที่ความเร็วในการผสม 90, 100 และ 120 rpm



รูปที่ ก.22 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงบิด (Torque) และเวลาในการหลอมผสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบ 90, 100 และ 120 rpm (a) NR/PBS: 50/50, (b) NR/PBS: 60/40, (c) NR/PBS: 70/30 และ (d) NR/PBS: 80/20

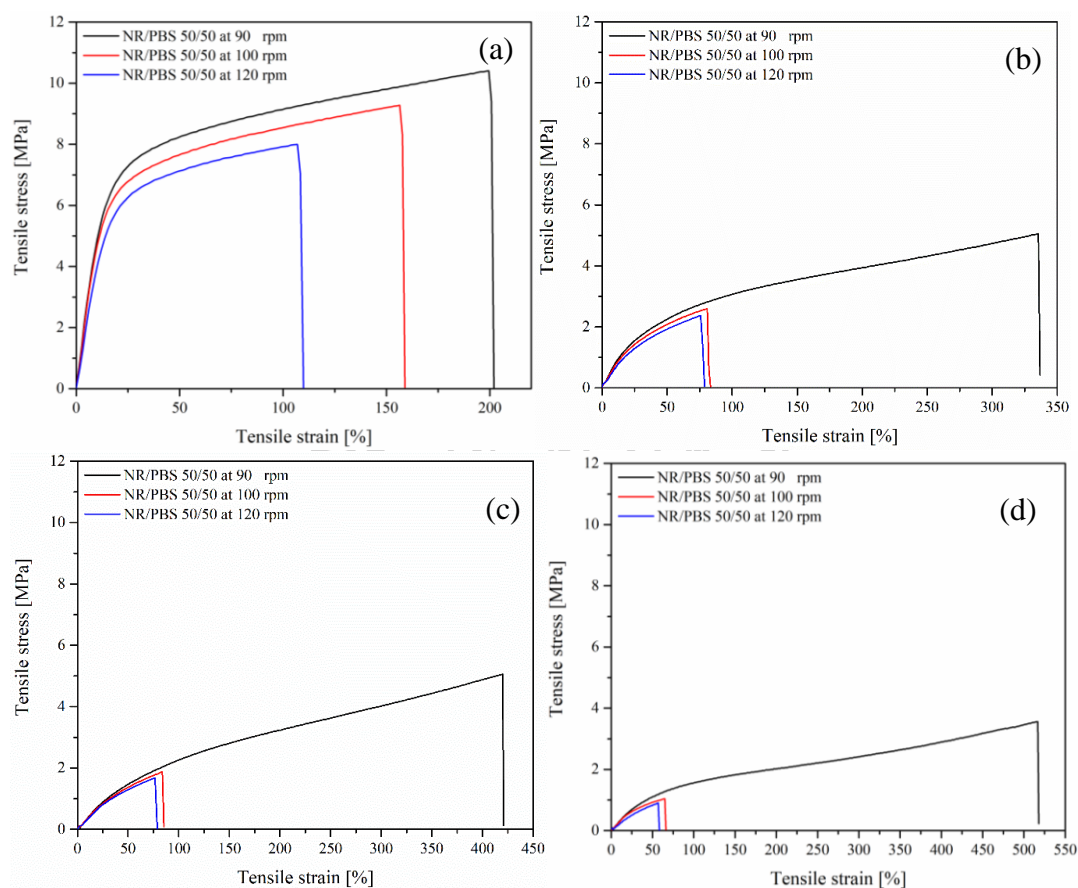
ก.2.2 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบในการผสมแตกต่างกันคือ 90, 100 และ 120 rpm



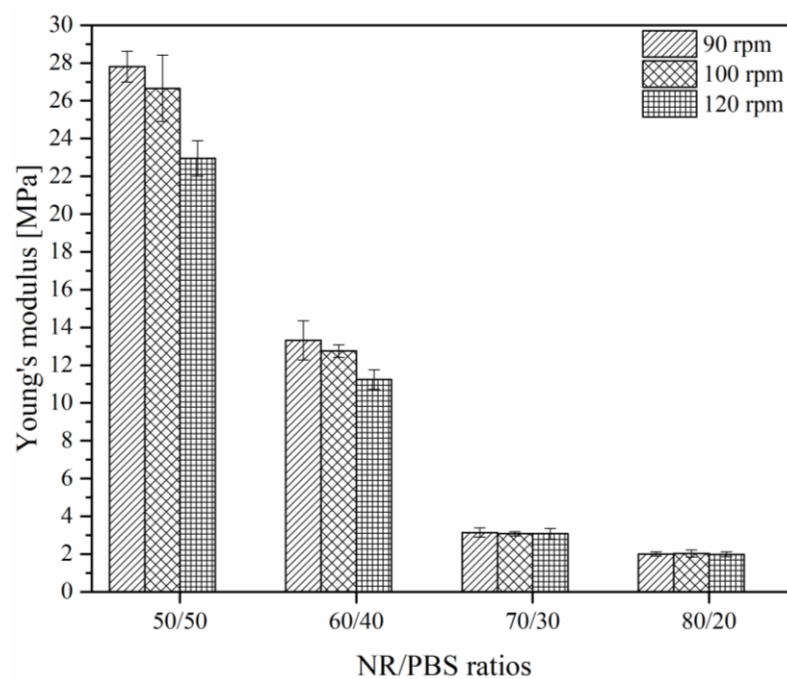
รูปที่ ก.23 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบในการผสมแตกต่างกันคือ 90, 100 และ 120 rpm

ก.2.3 สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกัน

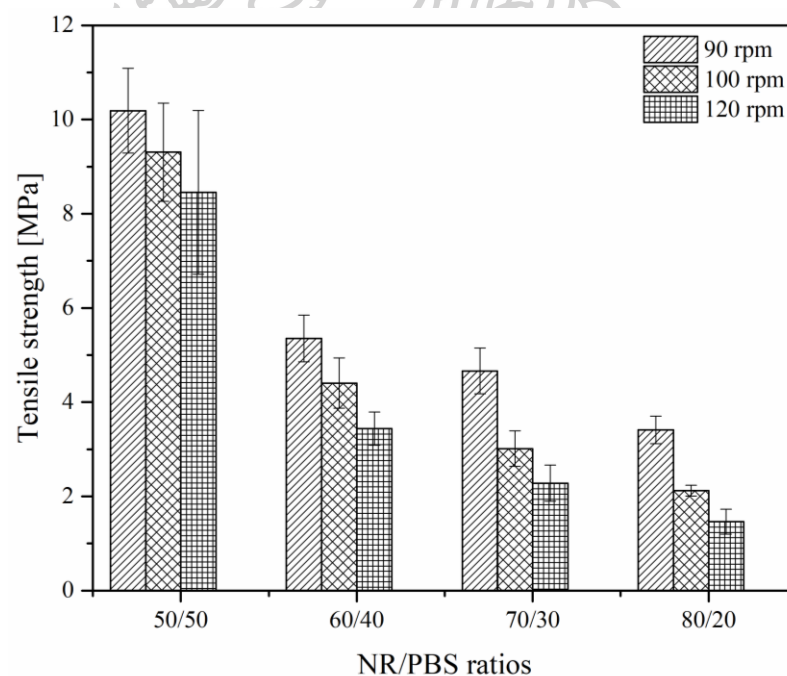
ก.2.3.1 สมบัติการดึงยึดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกัน



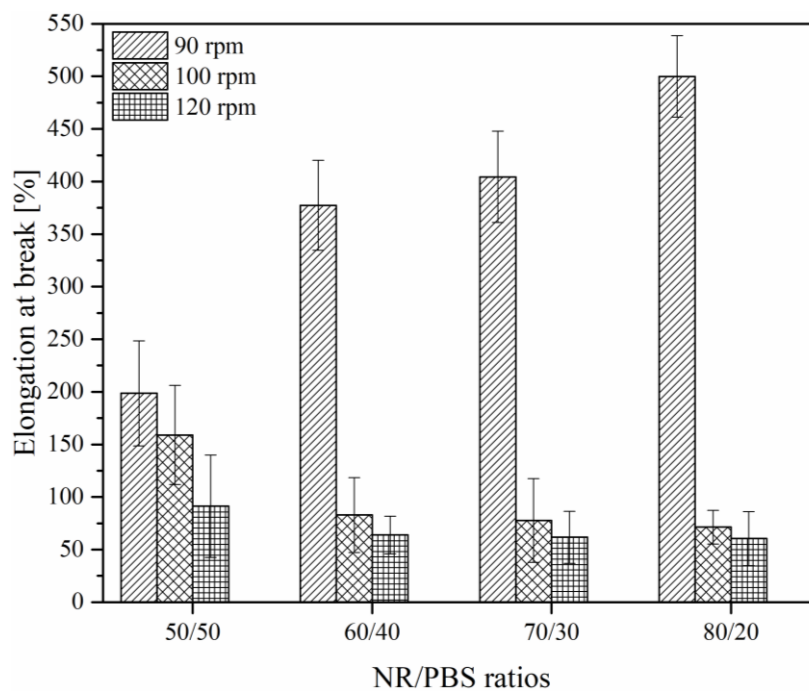
รูปที่ ก.24 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm ที่อัตราส่วนผสม NR/PBS (a) 50/50, (b) 60/40, (c) 70/30 และ (d) 80/20



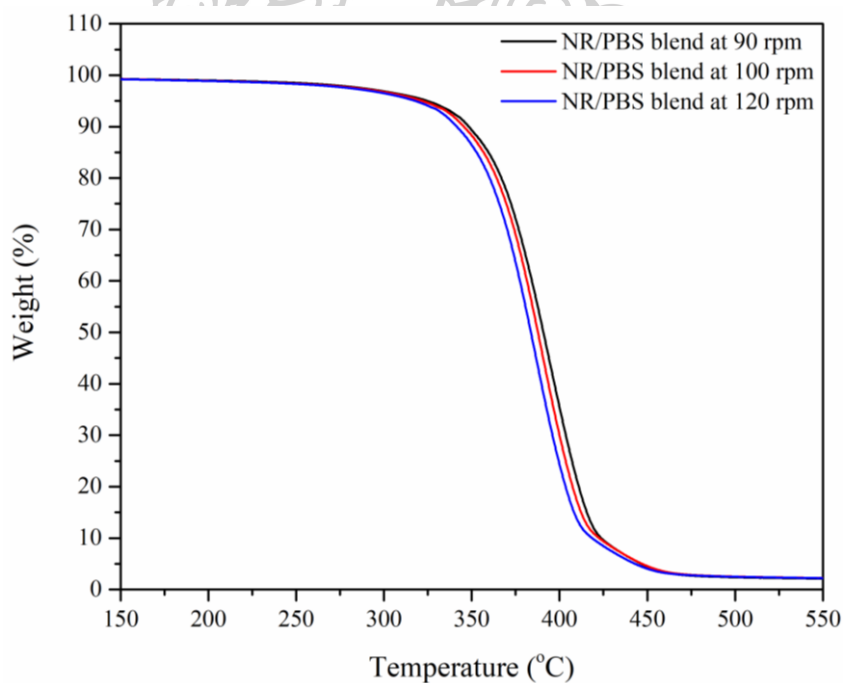
รูปที่ ก.25 แผนภูมิเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm



รูปที่ ก.26 แผนภูมิเปรียบเทียบค่า Tensile strength ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm



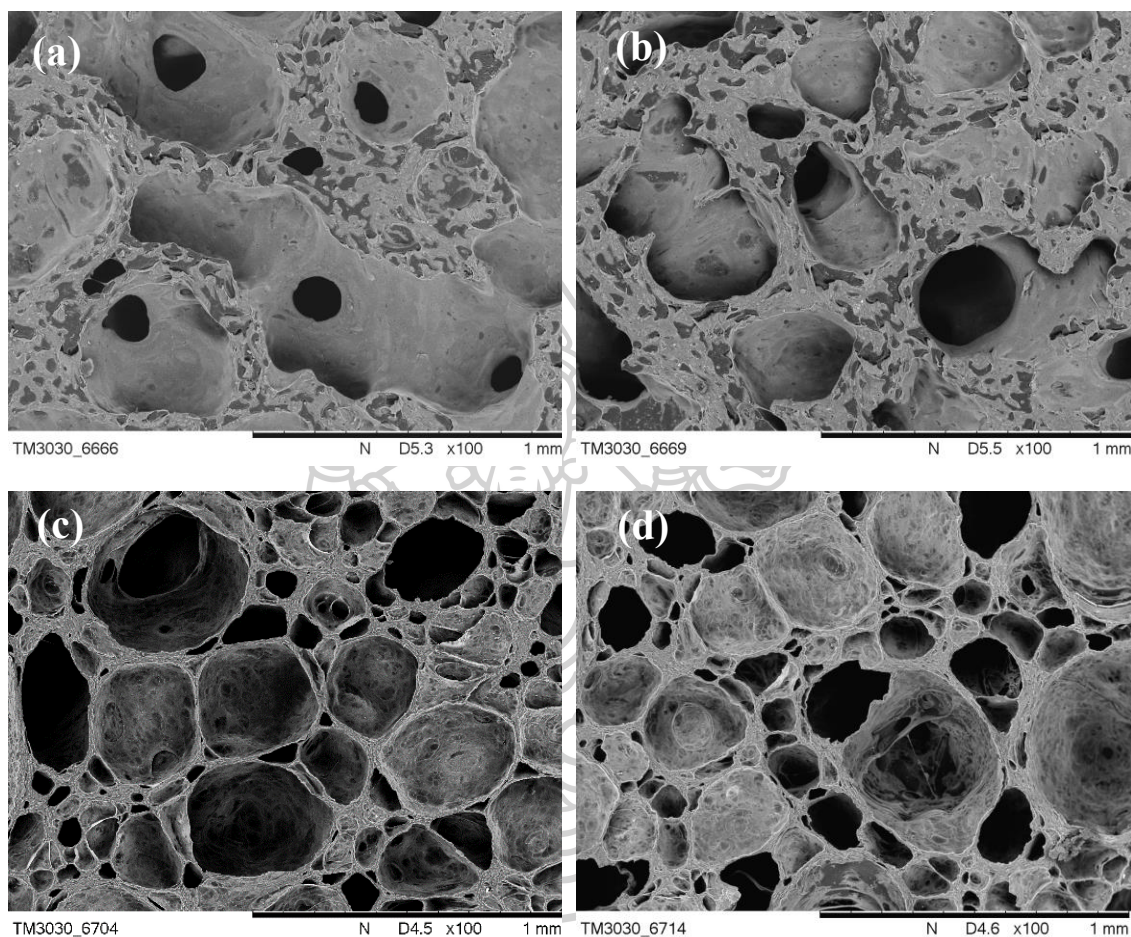
รูปที่ ก.27 แผนภูมิเปรียบเทียบค่า Elongation at break ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm



รูปที่ ก.28 แสดงกราฟ TGA ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่ความเร็วรอบผสมแตกต่างกัน คือ 90, 100 และ 120 rpm โดยยกตัวอย่างอัตราส่วนผสม NR/PBS ที่ 50/50

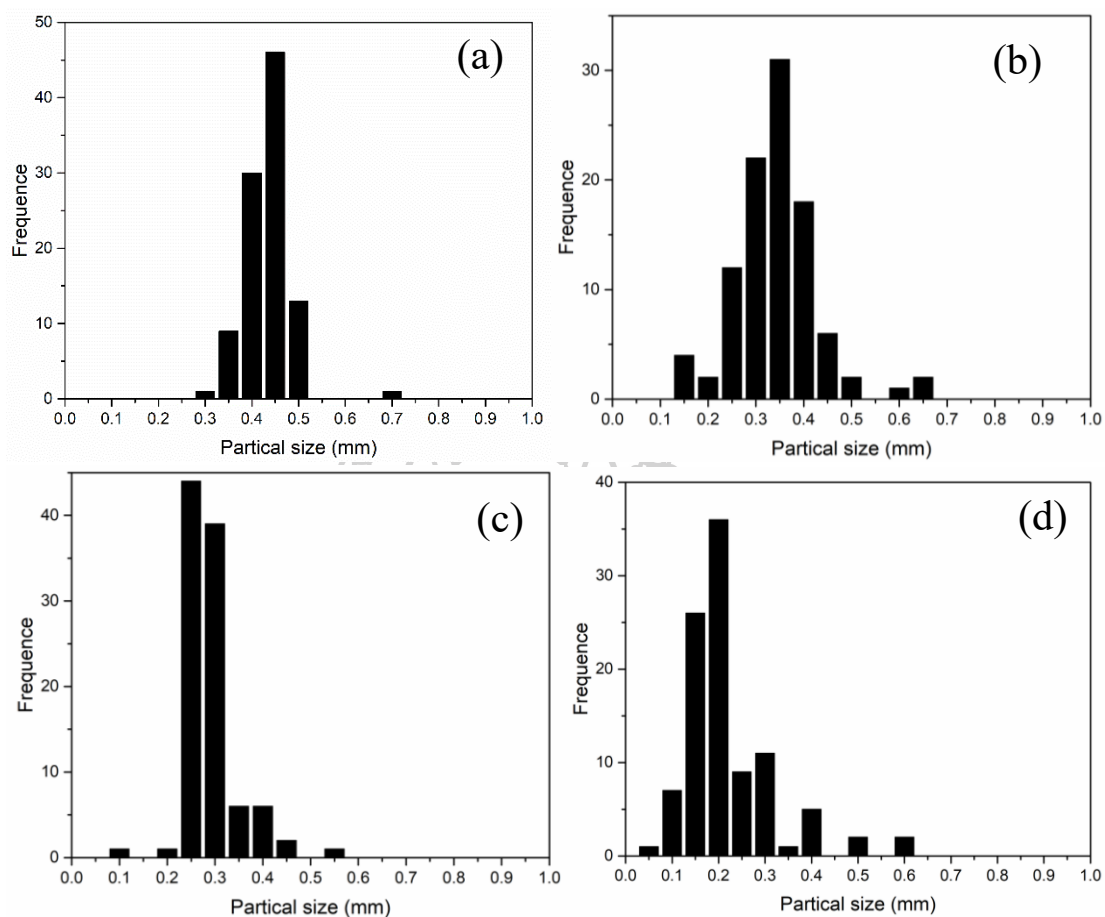
ก.3 ตอนที่ 3 การเตรียมโฟมจากการผสมระหว่างยางธรรมชาติกับพอลิบิวทิลีนซัคซิเนต (NR/PBS) ที่มีสัดส่วนการผสมแตกต่างกัน

ก.3.1 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

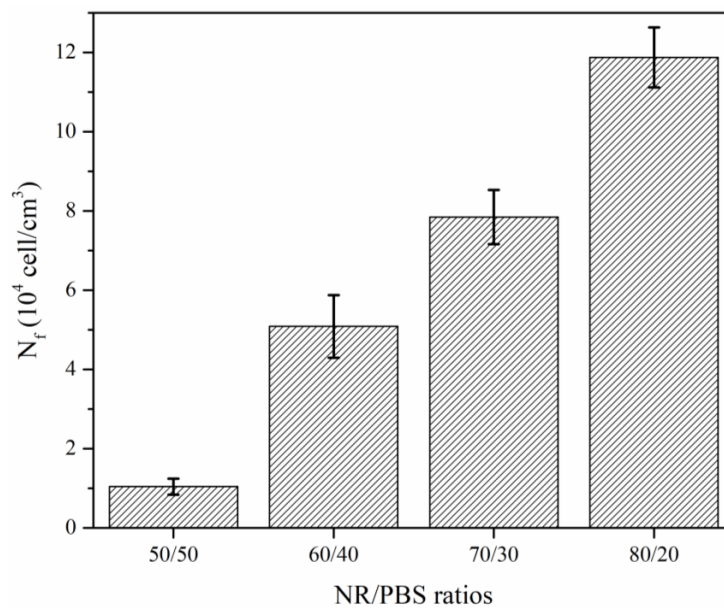


รูปที่ ก.29 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS (a) 50/50, (b) 60/40, (c) 70/30 และ (d) 80/20

ก.3.1.1 ขนาดเซลล์โฟม (cell size) และปริมาณความหนาแน่นของเซลล์โฟม (cell density)

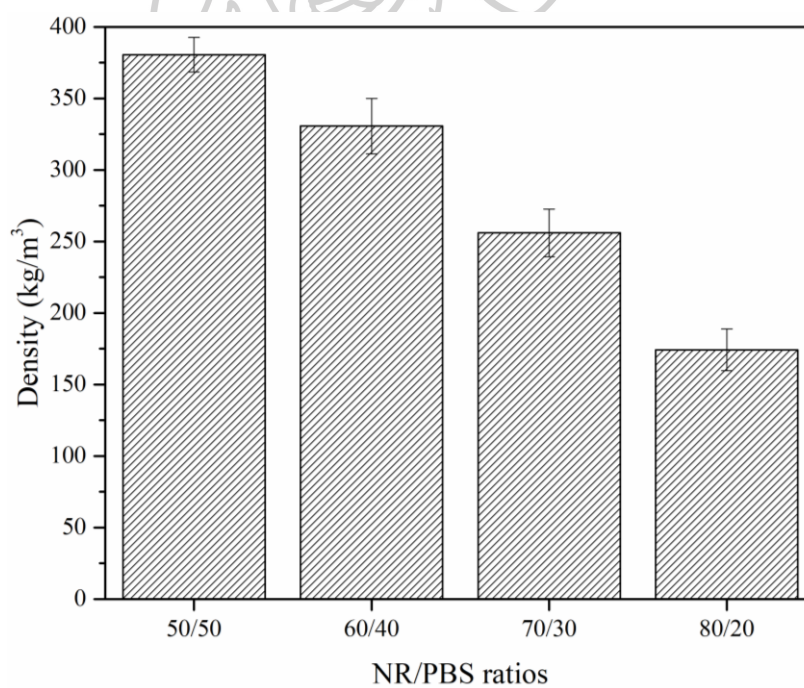


รูปที่ ก.30 แสดงการกระจายตัวขนาดเซลล์โฟมของโฟม NR/PBS ; (a) 50/50 (b) 60/40 (c) 70/30 และ (d) 80/20 เปรอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก



รูปที่ ก.31 แสดงการเปรียบเทียบ Cell density (N_f) ของโพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

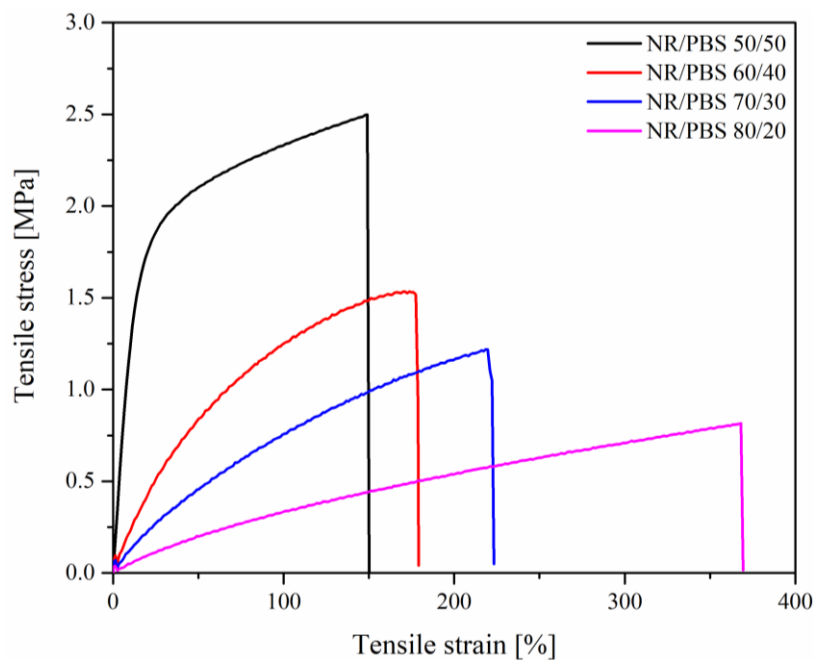
ก.3.1.2 ความหนาแน่น (Density) ของโพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS



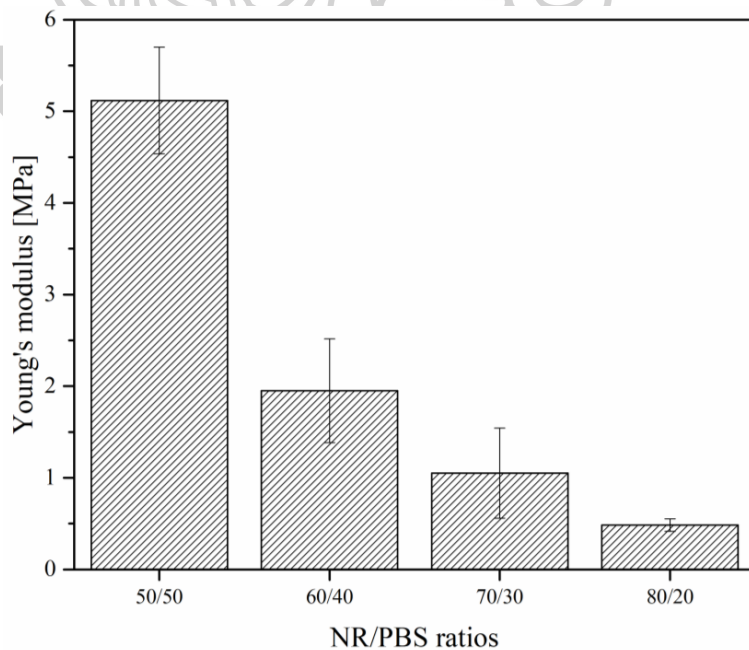
รูปที่ ก.32 กราฟเปรียบเทียบ Density ของโพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

ก.3.2 สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

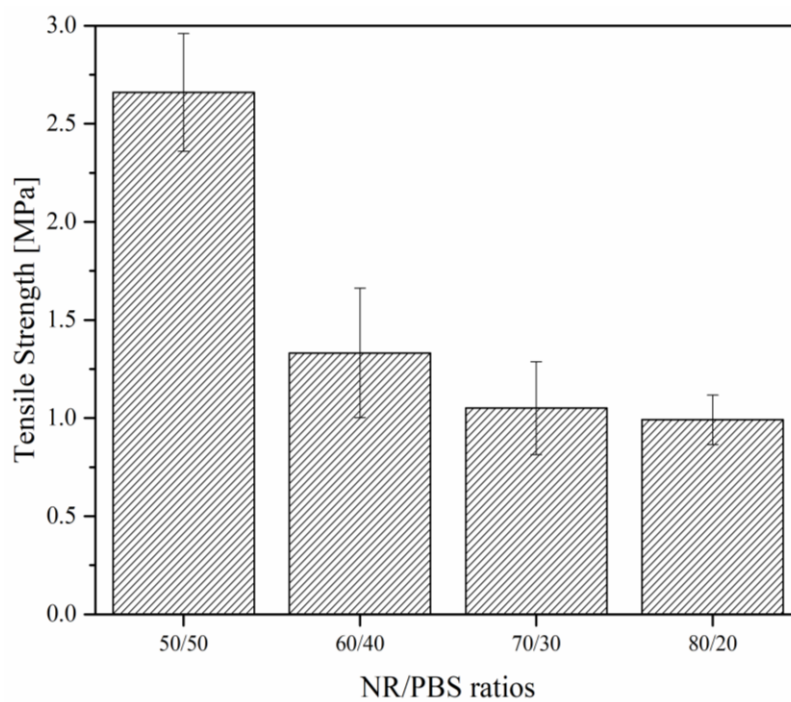
ก.3.2.1 สมบัติการดึงยึดของโพลีเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS



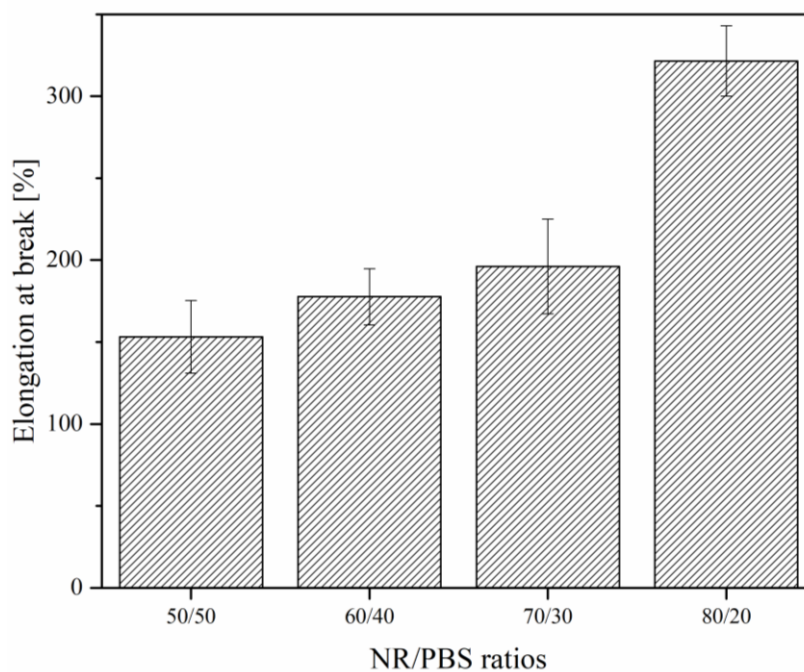
รูปที่ ก.33 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของโพลีเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS



รูปที่ ก.34 แผนภูมิเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของโพลีเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS

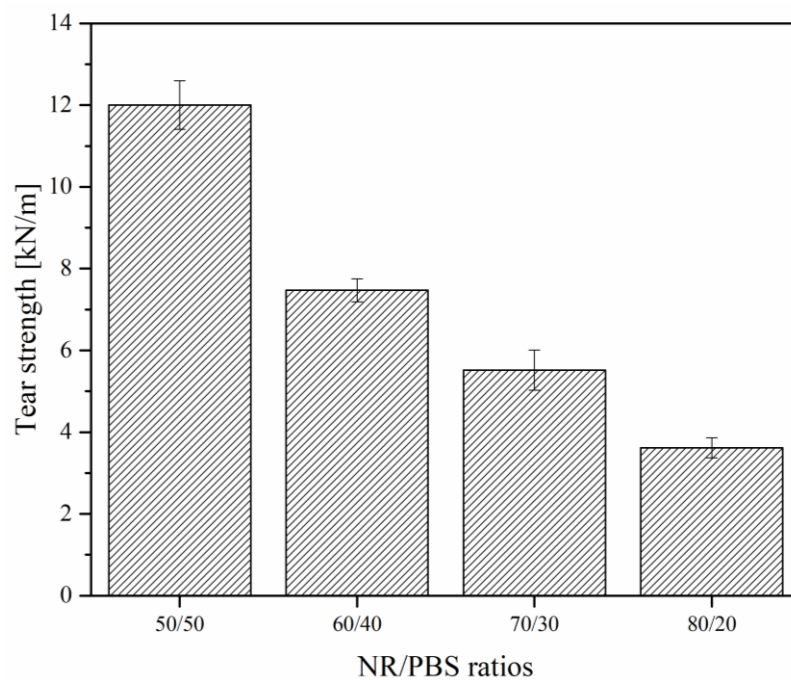


รูปที่ ก.35 แผนภูมิเปรียบเทียบค่า Tensile strength ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต/โพลีบิวทิลีน ไดอ็อกไซด์



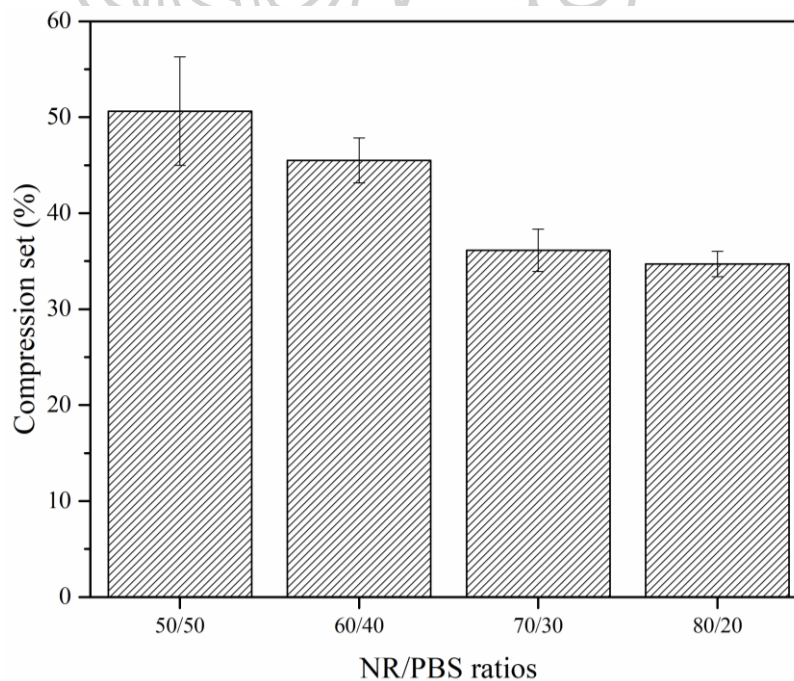
รูปที่ ก.36 แผนภูมิเปรียบเทียบค่า Elongation at break ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทเรฟทาเลต/โพลีบิวทิลีน ไดอ็อกไซด์

ก.3.2.2 สมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาดของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน NR/PBS



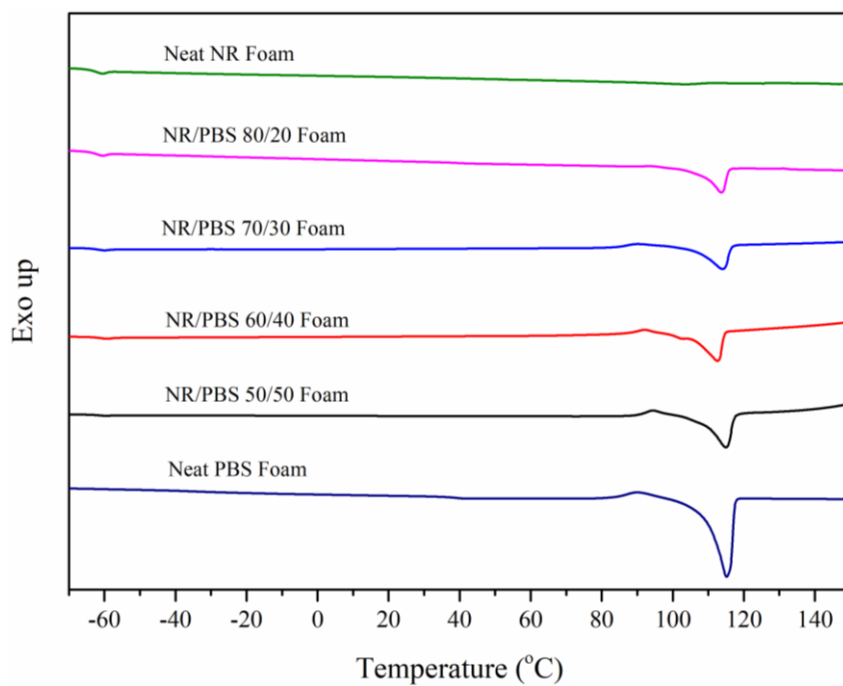
รูปที่ ก.37 Tear strength โพลีเอทิลีนโพลีเอทิลีน NR/PBS

ก.3.2.3 ศึกษาความสามารถในการคืนตัวกลับหลังได้รับแรงกดอัดของโพลีเอทิลีนโพลีเอทิลีน NR/PBS

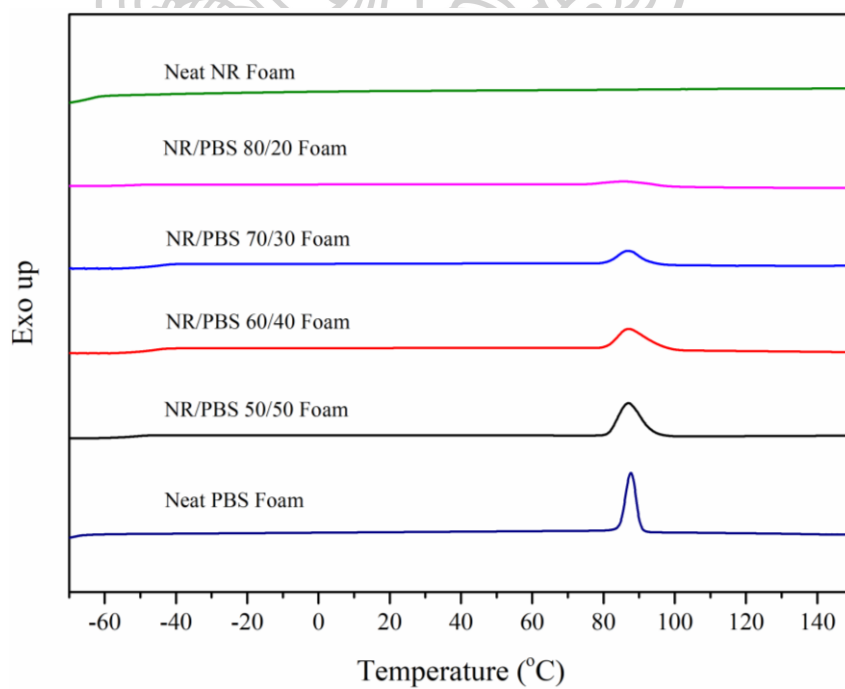


รูปที่ ก.38 กราฟแห่งเปรียบเทียบ Compression set โพลีเอทิลีนโพลีเอทิลีน NR/PBS

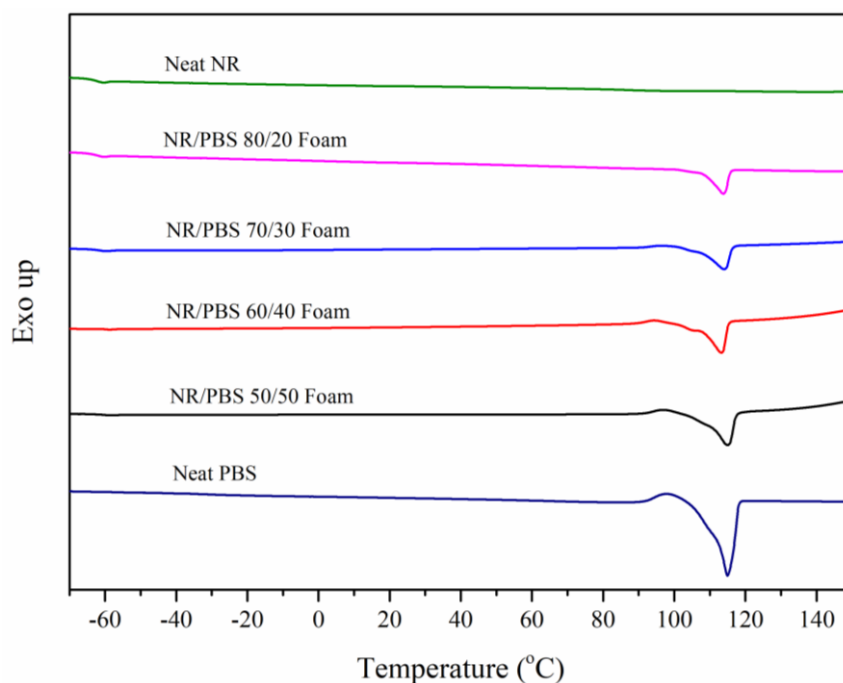
ก.3.3 การศึกษาการเกิดผลึกของ PBS ในโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS



รูปที่ ก.39 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ชั้น First heating



รูปที่ ก.40 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ชั้น Cooling



รูปที่ ก.41 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ชั้น Second heating scans.

ตารางที่ ก.5 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 1

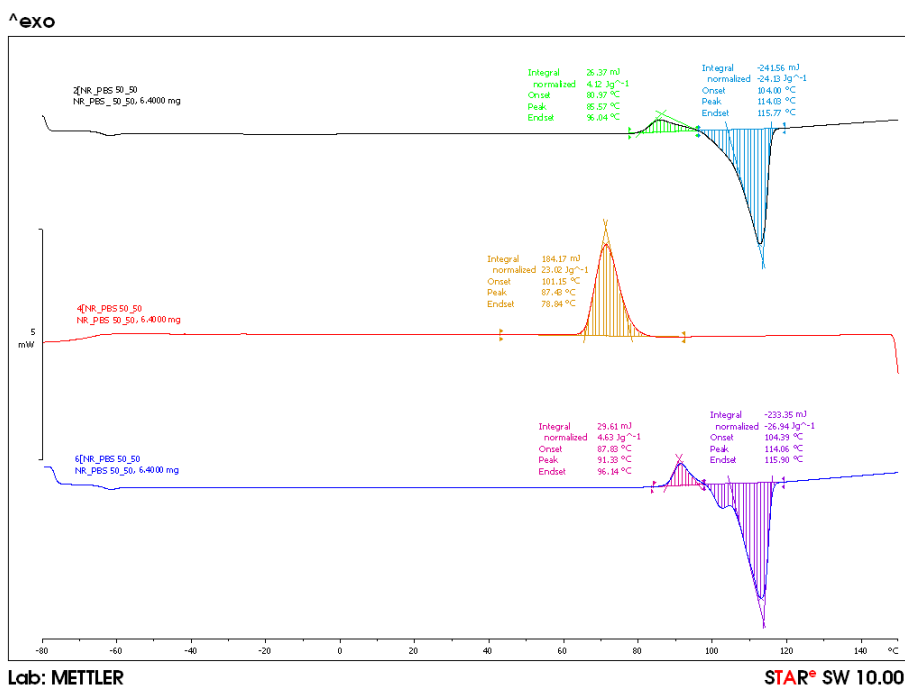
1 st heating		
Sample (NR/PBS)	T_m	% X_c
50/50	114.030	39.909
60/40	114.091	36.673
70/30	114.410	33.333
80/20	114.180	31.958

ตารางที่ ก.6 ค่าอุณหภูมิเกิดผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอน Cooling

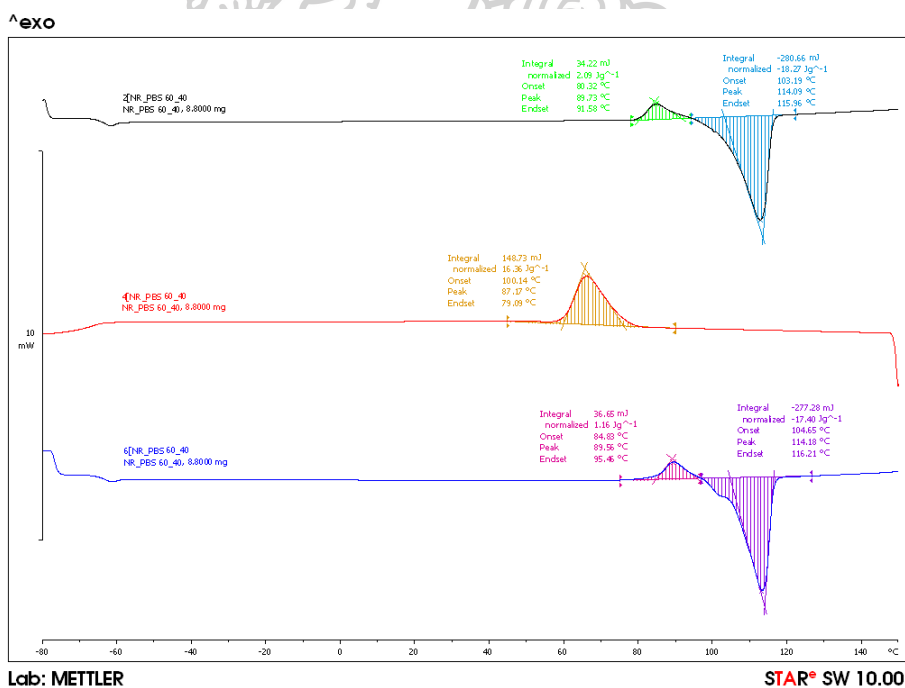
Cooling		
Sample (NR/PBS)	T_c	% X_c
50/50	87.433	41.703
60/40	87.177	37.088
70/30	87.233	33.938
80/20	87.872	30.326

ตารางที่ ก.7 ค่าอุณหภูมิการหลอมผลึก และปริมาณผลึกของ PBS ใน เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ในขั้นตอนการให้ความร้อนครั้งที่ 2

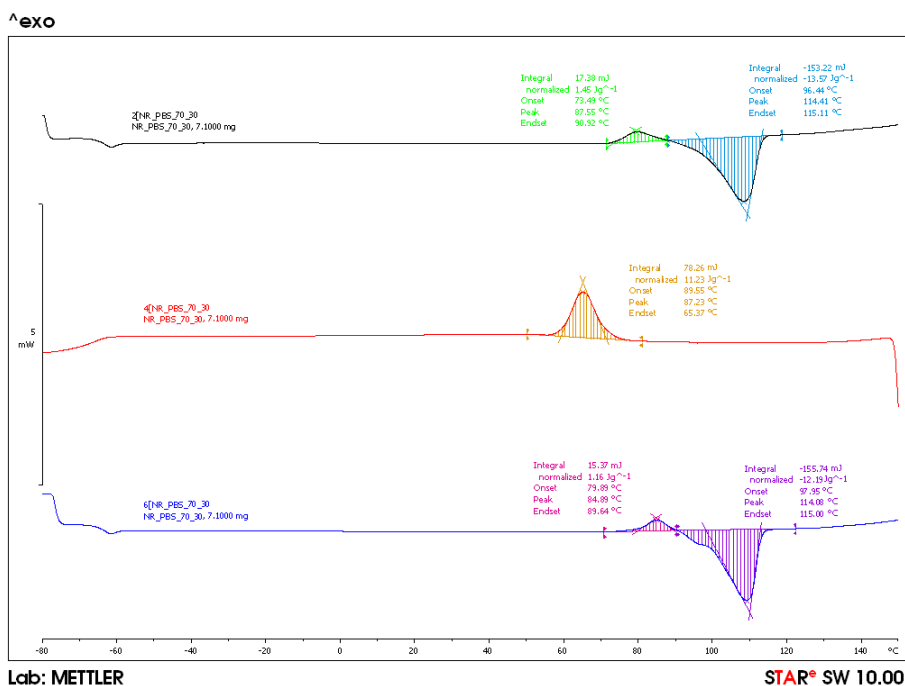
2 nd heating		
Sample (NR/PBS)	T_m	% X_c
50/50	114.061	40.453
60/40	114.187	36.809
70/30	114.089	33.636
80/20	114.596	29.646



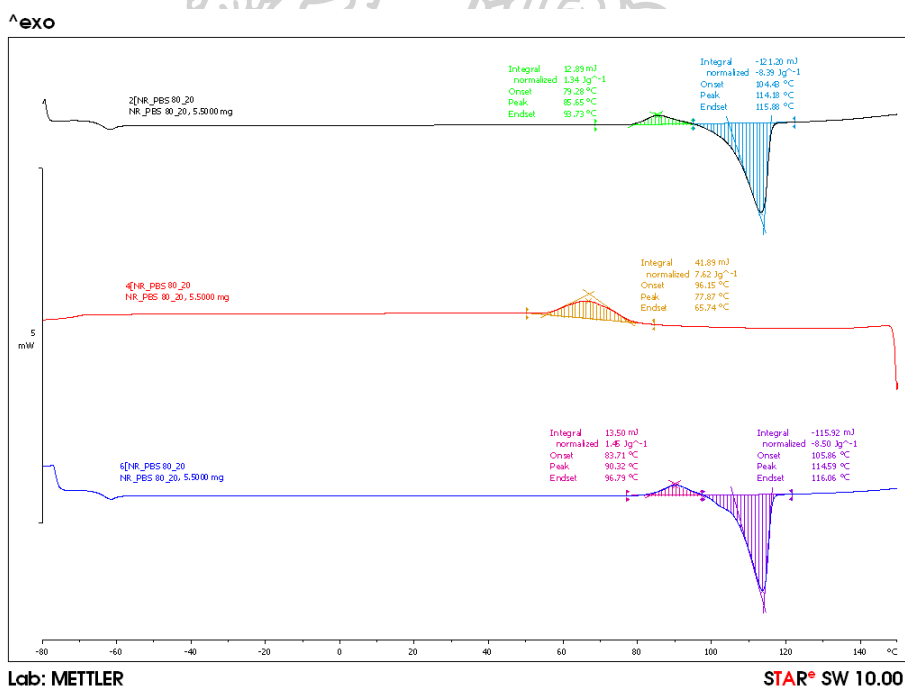
รูปที่ ก.42 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 50/50 เปรี่เซ็นต์โดยน้ำหนัก



รูปที่ ก.43 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 60/40 เปรี่เซ็นต์โดยน้ำหนัก

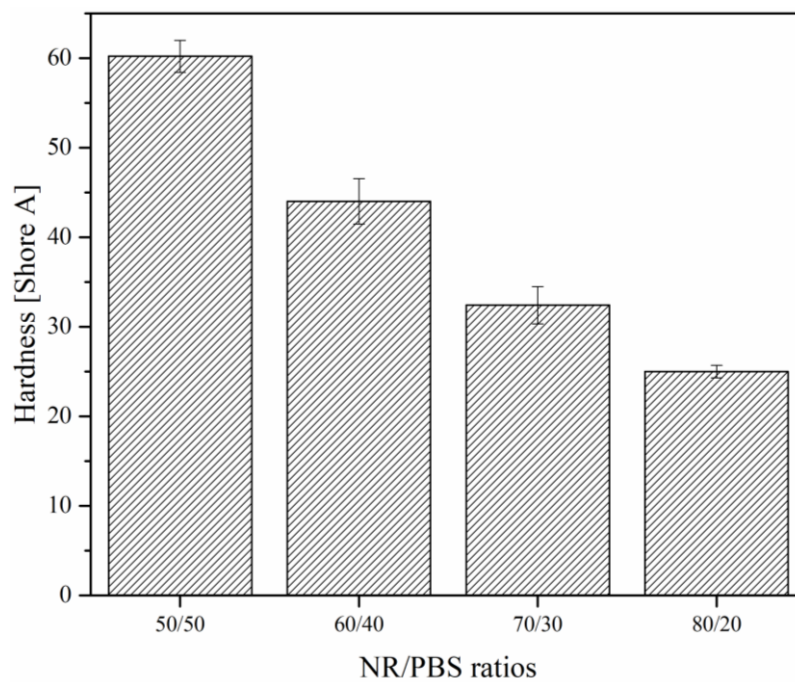


รูปที่ ก.44 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 70/30 เปรอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก



รูปที่ ก.45 กราฟ Differential Scanning Calorimetry (DSC) ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วน 80/20 เปรอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

ก.3.4 ศึกษาความแข็งที่ผิวของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน NR/PBS



รูปที่ ก.34 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Hardness โพลีเอทิลีนโพลีเอทิลีน NR/PBS



ก.4 ตอนที่ 4 การศึกษาอิทธิพลของนาโนซิลิกาที่ส่งผลต่อการเกิดเซลล์โฟมของโพลีเอทิลีนเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS

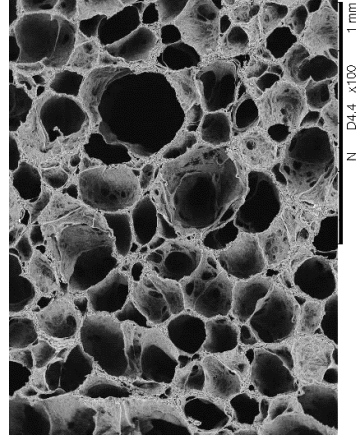
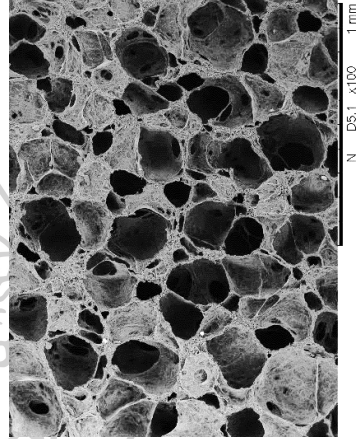
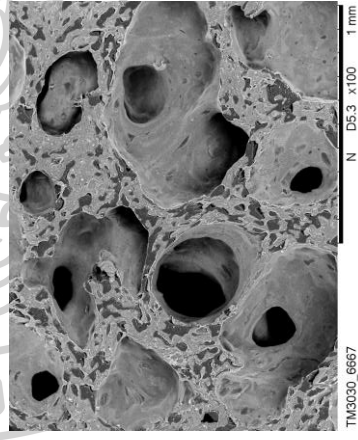
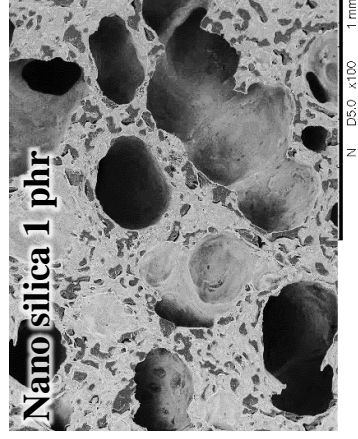
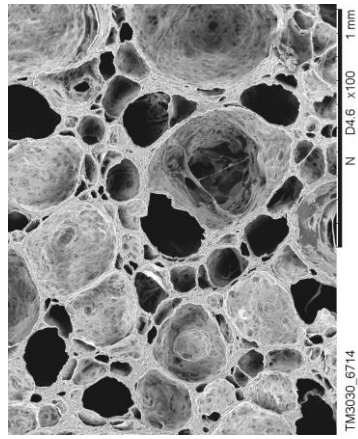
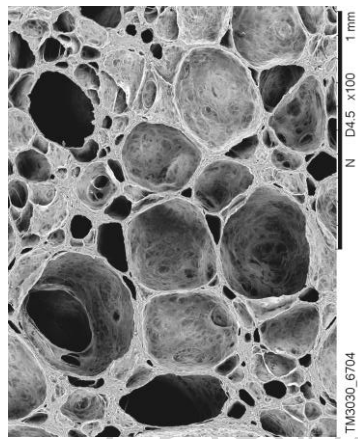
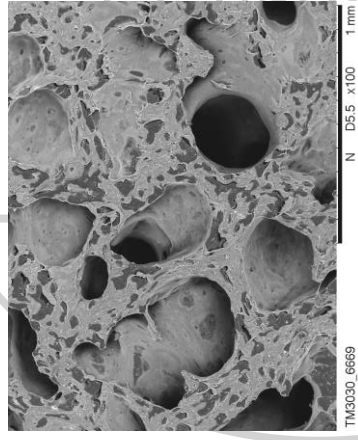
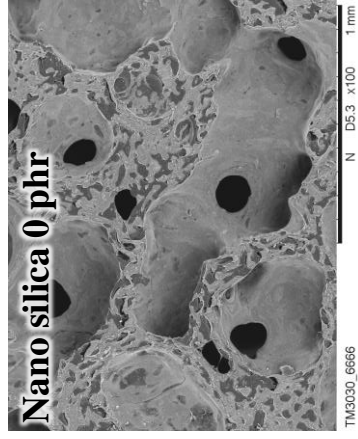
ก.4.1 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของโพลีเอทิลีนเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน

50/50

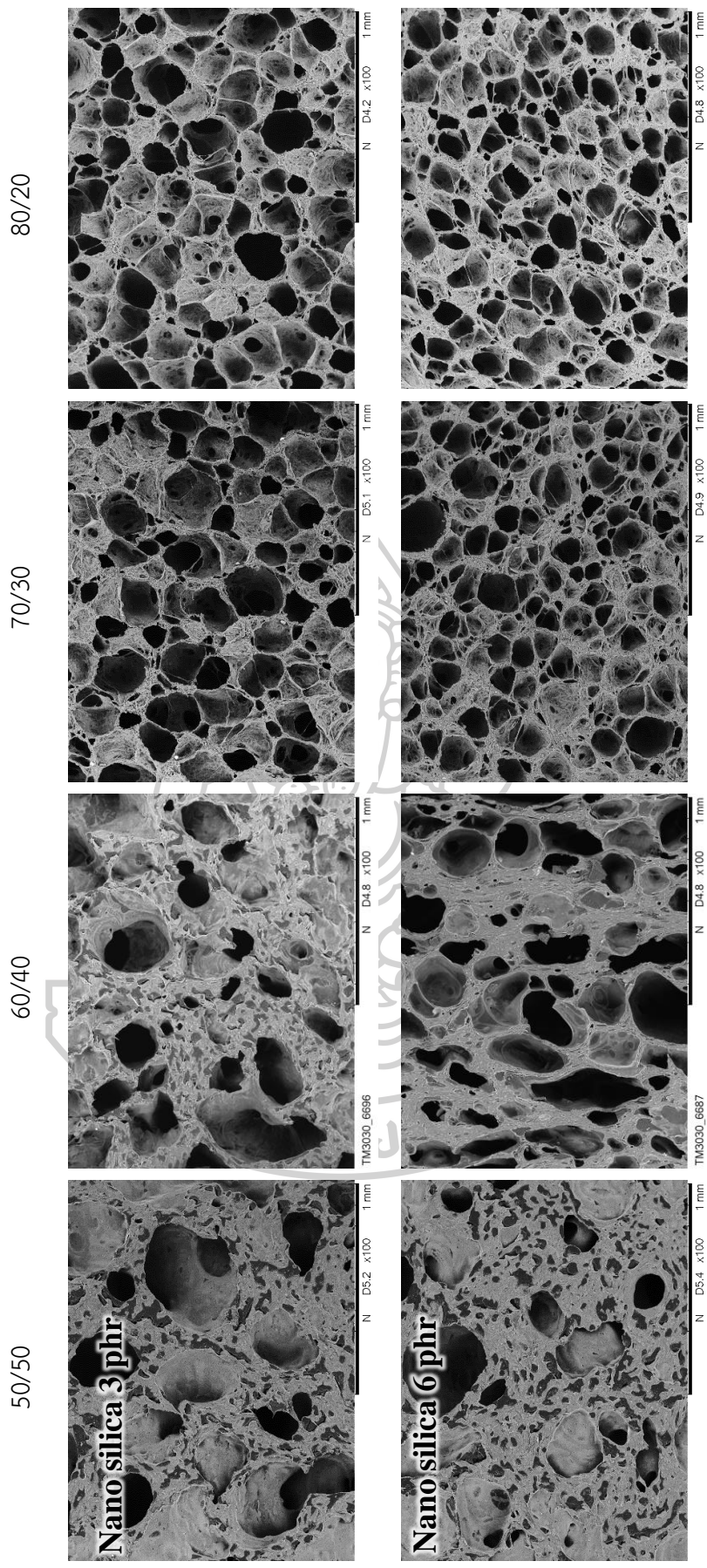
60/40

70/30

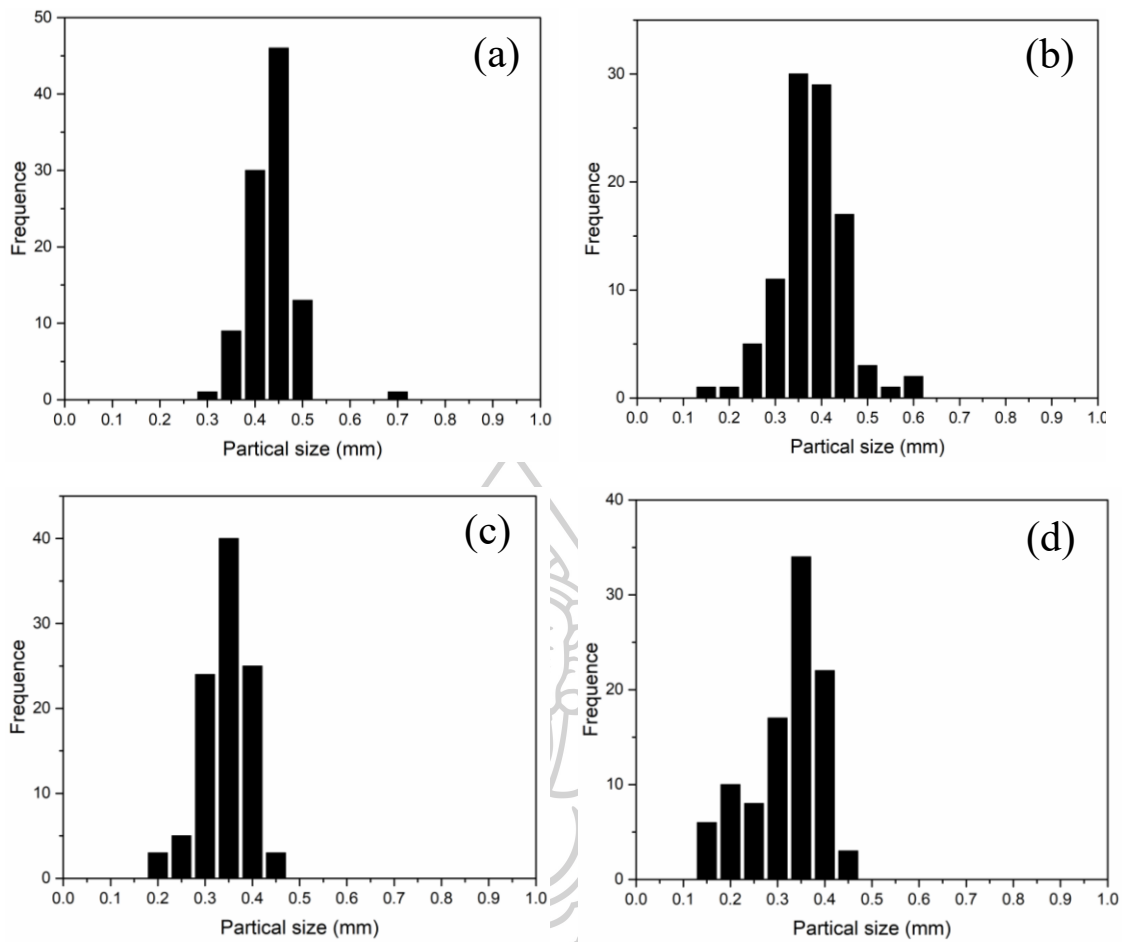
80/20



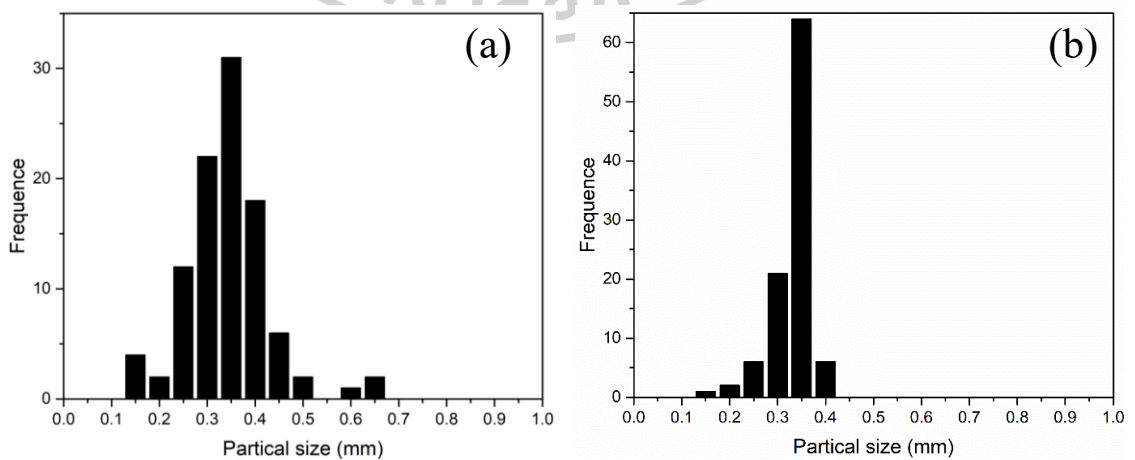
รูปที่ ก.35 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเซลล์โฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน ด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM) (ต่อหน้าถัดไป)

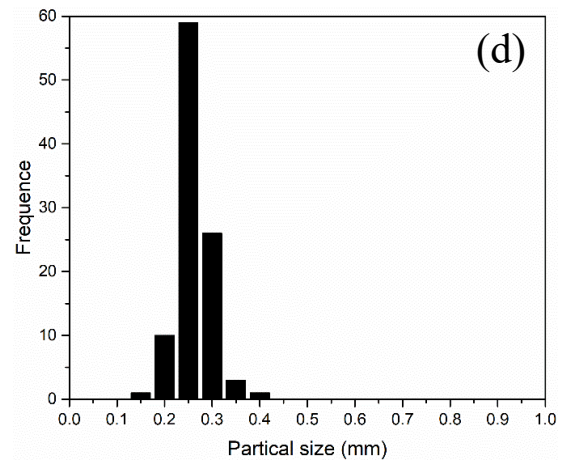
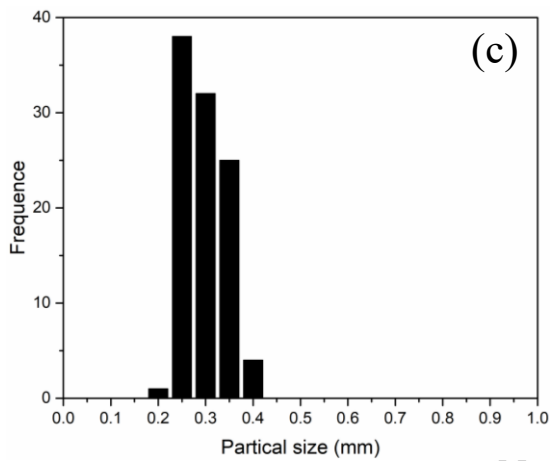


รูปที่ ก.35 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเซลล์โฟมเทอร์โมพลาสติกโพลีเอทิลีน NR/PBS ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่างกัน ด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM)

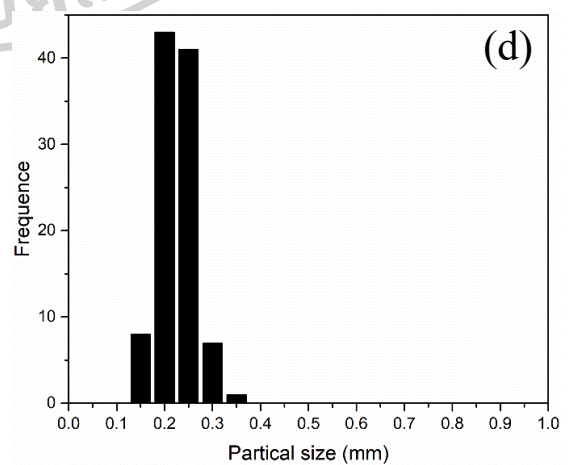
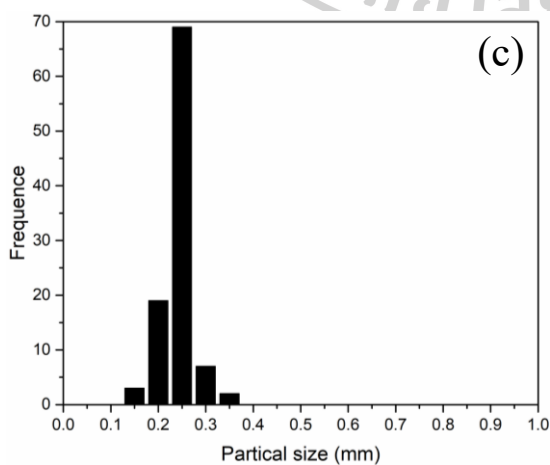
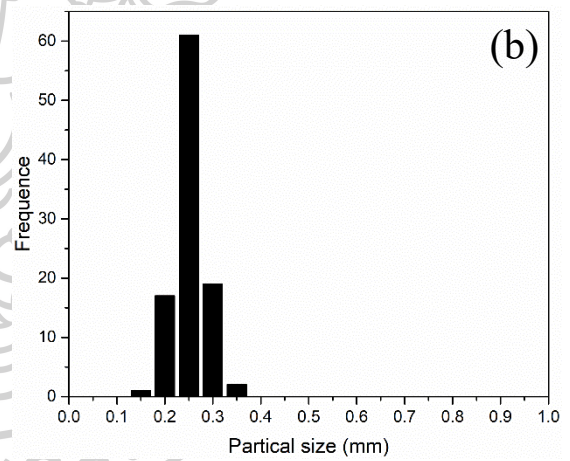
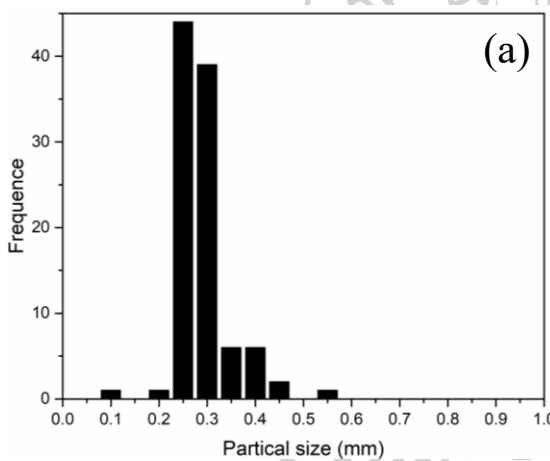


รูปที่ ก.36 การกระจายตัวขนาดเซลล์โฟมของโฟมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสม 50/50 ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่าง (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr

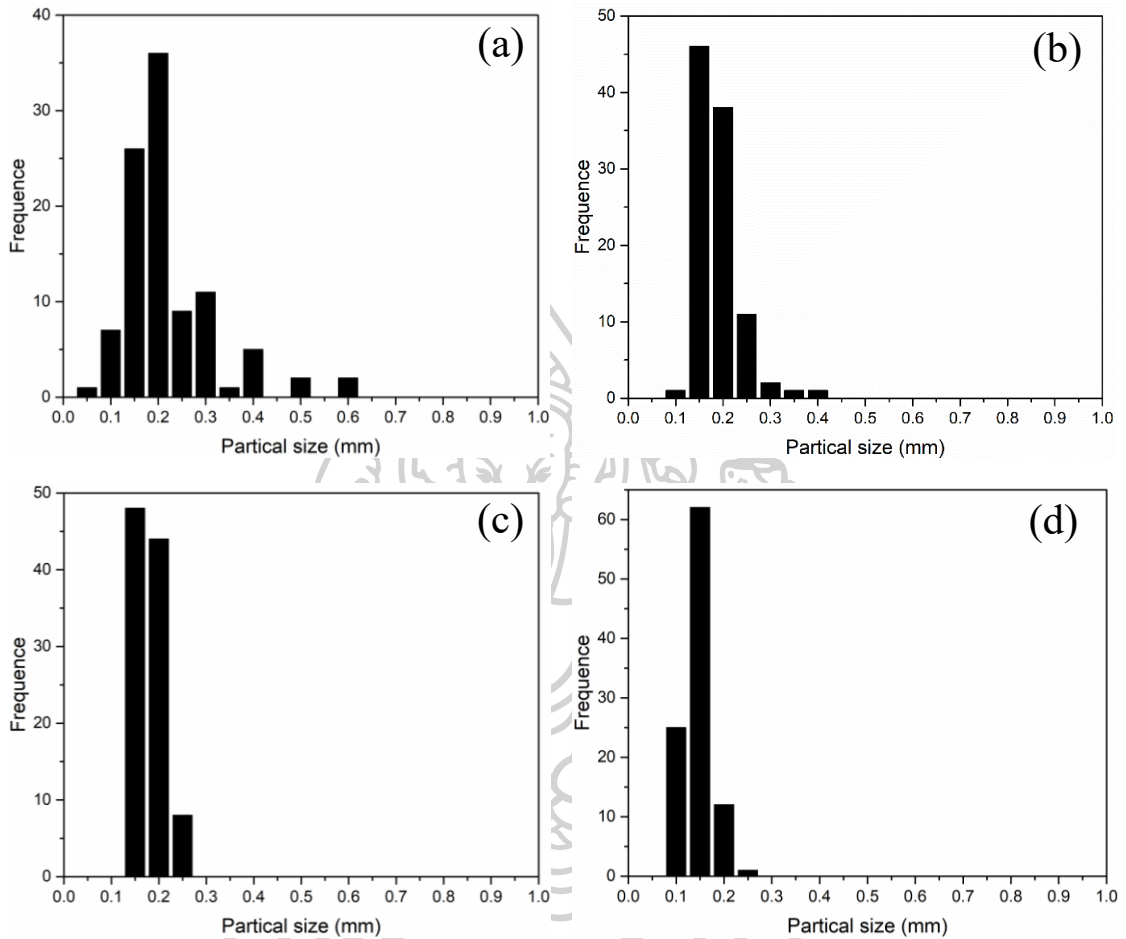




รูปที่ ก.37 การกระจายตัวขนาดเซลล์โพรของโพรเมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสม 60/40 ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่าง (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr

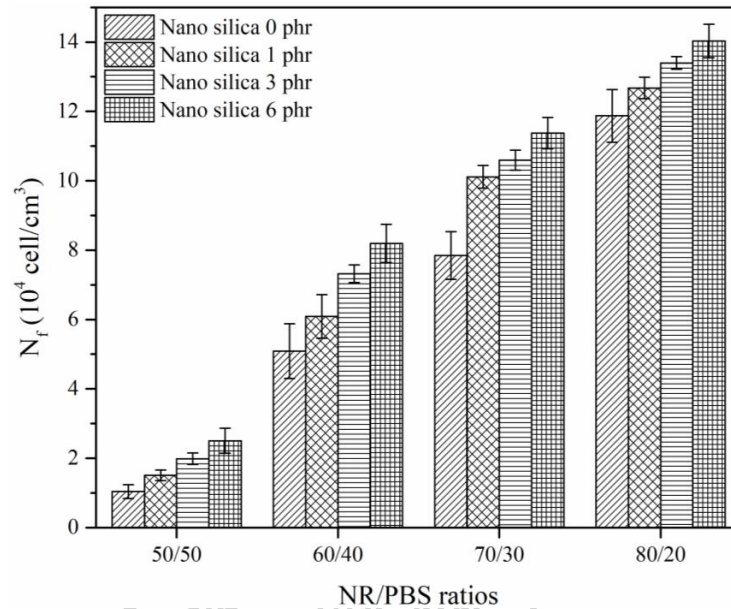


รูปที่ ก.38 การกระจายตัวขนาดเซลล์โพรของโพรเทอโรโพลิเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสม 70/30 ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่าง (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr



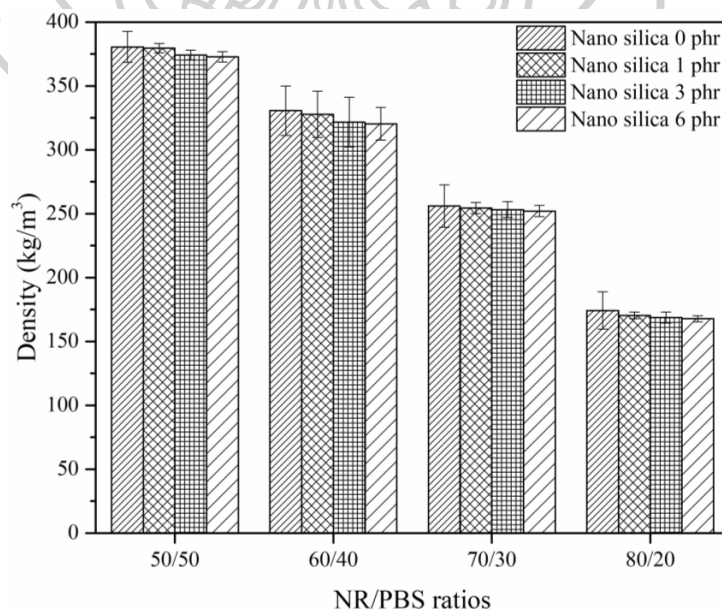
รูปที่ ก.39 การกระจายตัวขนาดเซลล์โพรของโพรเทอโรโพลิเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS อัตราส่วนผสม 80/20 ที่มีการเติมนาโนซิลิกาในปริมาณที่แตกต่าง (a) Nano silica 0 phr (b) Nano silica 1 phr (c) Nano silica 3 phr และ (d) Nano silica 6 phr

ก.4.1.1 ปริมาณความหนาแน่นของเซลล์โพลีเมอร์ (cell density) ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา



รูปที่ ก.40 กราฟแท่งแสดงการเปรียบเทียบ Cell density (N_f) ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

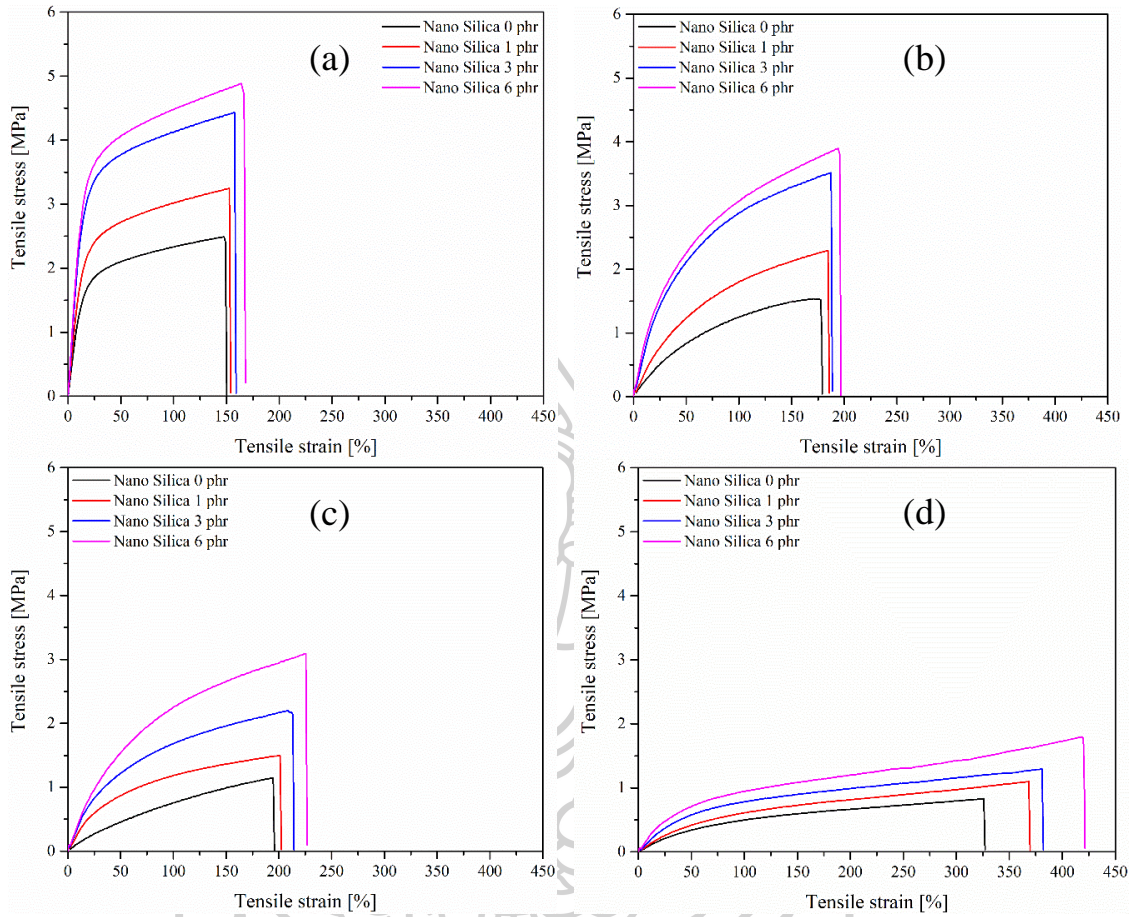
ก.3.1.2 ความหนาแน่น (Density) ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา



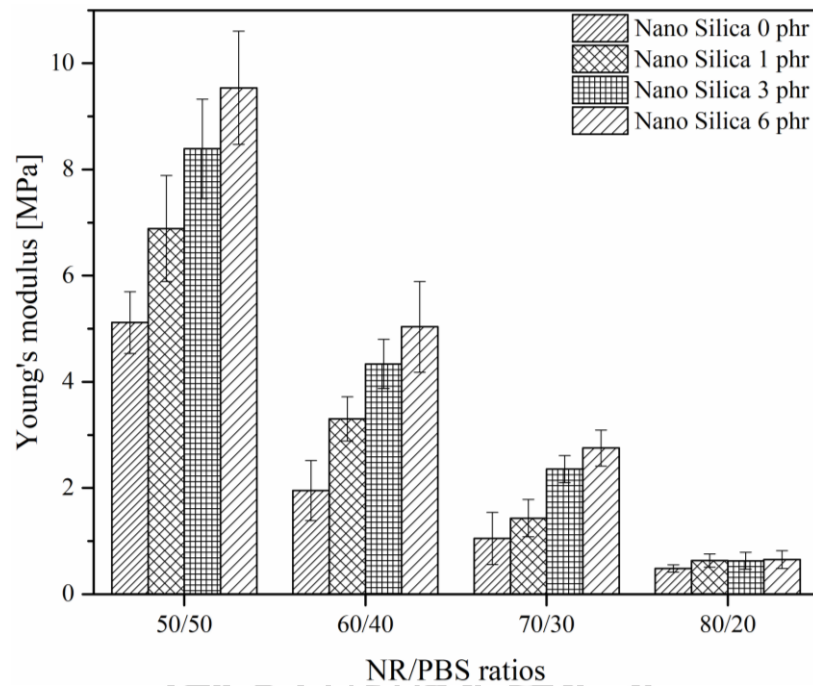
รูปที่ ก.41 กราฟแท่งแสดงการเปรียบเทียบ Density ของโพลีเมอร์โพลีเอสเตอร์พลาสติกวัลคาไนเซต NR/PBS ที่อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

ก.4.2 สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนานซิลิกา

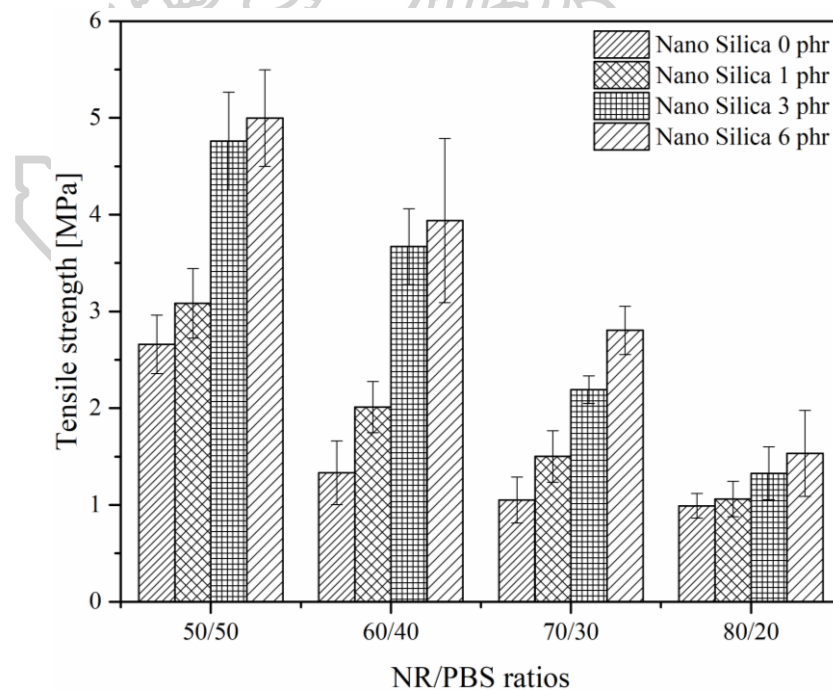
ก.4.2.1 สมบัติการดึงยึดของโพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนานซิลิกา



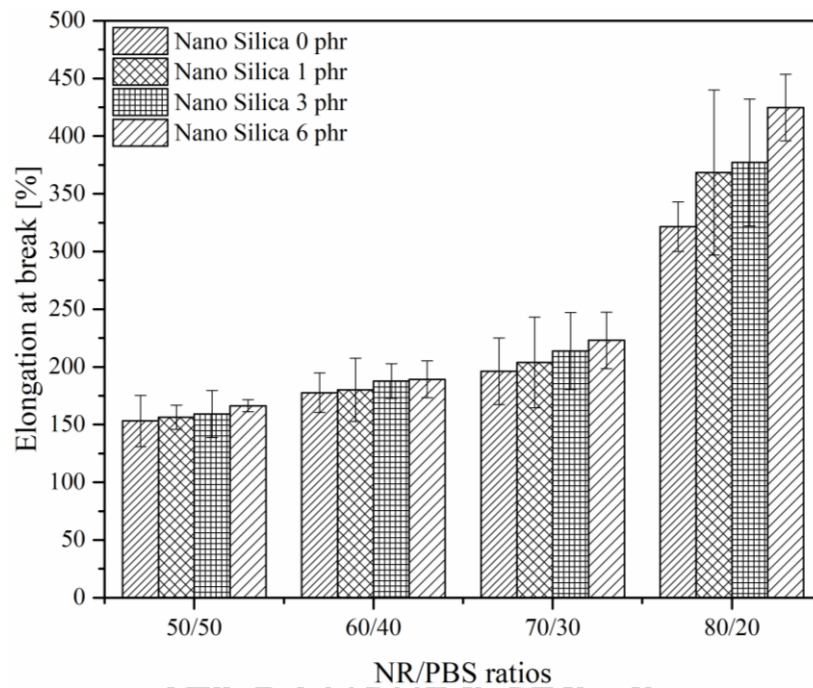
รูปที่ ก.4.2 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Stress และ Strain ของโพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนเซท NR/PBS ที่เติมนานซิลิกา (a) NR/PBS 50/50 (b) NR/PBS 60/40 (c) NR/PBS 70/30 และ (d) NR/PBS 80/20



รูปที่ ก.43 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Young's modulus ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทฟลาไค วาล์ว คาร์บอนนาโนซีลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

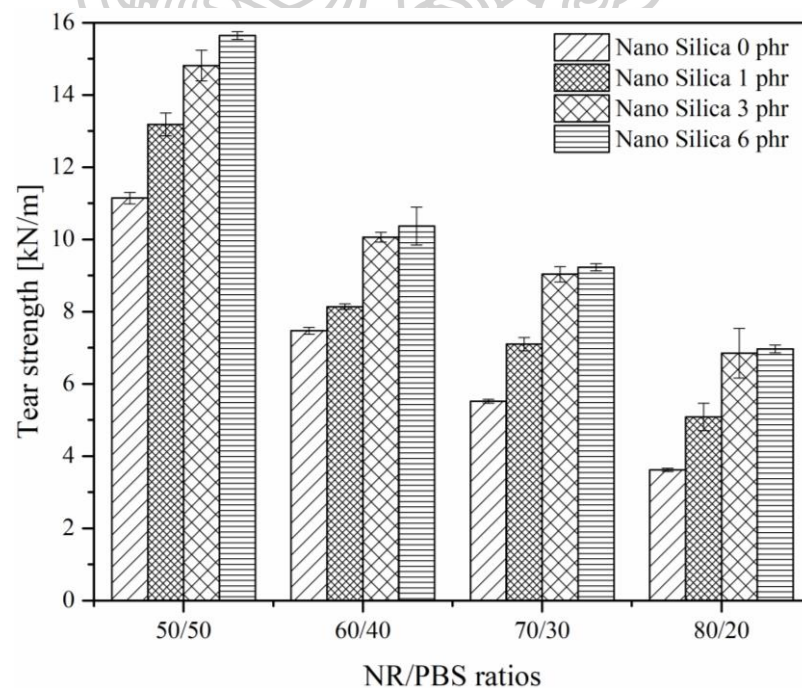


รูปที่ ก.44 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tensile strength ของโพลีเมอร์โพลีเอทิลีน เทฟลาไค วาล์ว คาร์บอนนาโนซีลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr



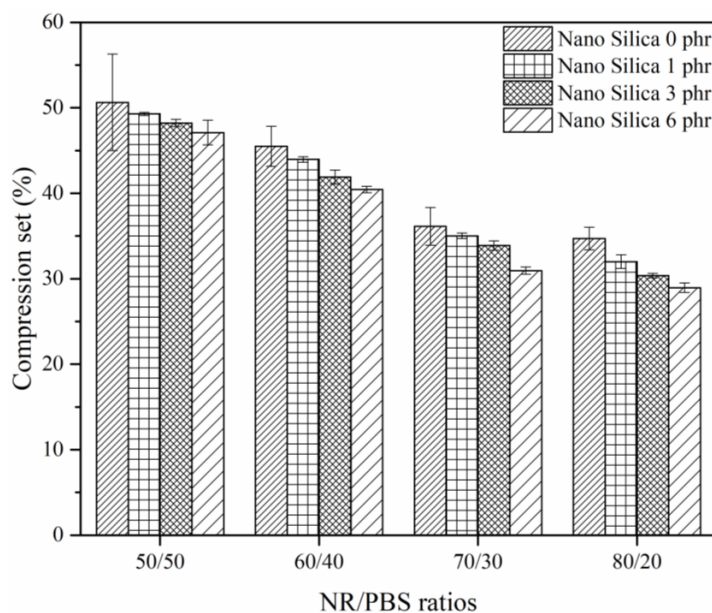
รูปที่ 84 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Elongation at break ของโพลีเอทิลีนเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

ก.4.2.2 การศึกษาสมบัติการฉีกขาดของโพลีเอทิลีนเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา



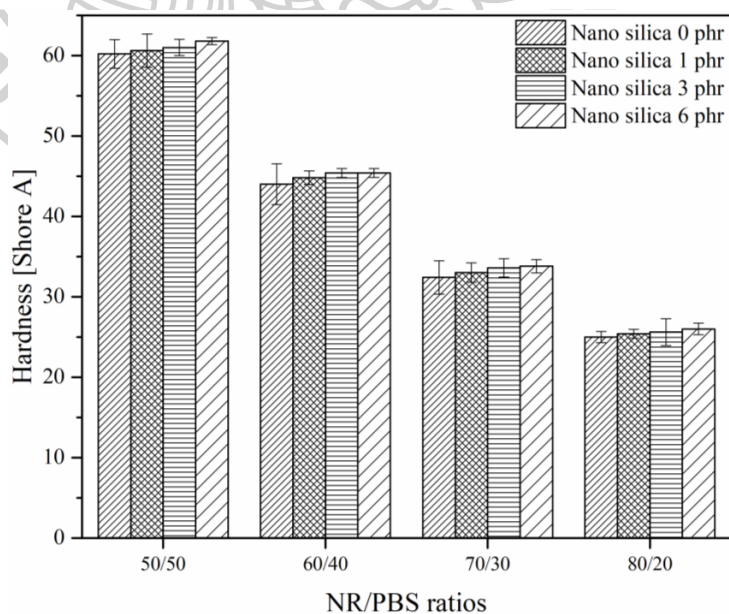
รูปที่ 85 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Tear strength ของโพลีเอทิลีนเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชัน NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

ก.4.2.3 การศึกษาความสามารถในการคืนตัวกลับหลังได้รับแรงกดอัดของโพลีเมอร์โพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา



รูปที่ ก.47 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Compression set ของโพลีเมอร์โพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

ก.4.3 การศึกษาความแข็งของโพลีเมอร์โพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS ที่เติมนาโนซิลิกา



รูปที่ ก.48 กราฟแท่งเปรียบเทียบค่า Hardness ของโพลีเมอร์โพลีเมอร์พลาสติกวัลคาไนซ์ NR/PBS อัตราส่วนผสมแตกต่างกัน และปริมาณการเติมนาโนซิลิกาที่ 0, 1, 3 และ 6 phr

ภาคผนวก ข

การนำเสนอผลงานวิจัยในงานประชุมวิชาการ

ข.1 ผลการนำเสนอ Poster presentation ในงาน Asia Workshop on Polymer Processing 2018 (AWPP) หัวข้อเรื่อง “Preparation of Bio-based thermoplastic vulcanizates from natural rubber and Polybutylene succinate blend” Asian Workshop on Polymer Processing 2018 จัดขึ้นในวันที่ 10-13 ธันวาคม 2018 ที่ Chiangmai Grandview Hotel & Convention Center

Asian Workshop on Polymer Processing 2018, Chiang Mai, Thailand, December 10-13, 2018

Preparation of Bio-based thermoplastic vulcanizates from natural rubber and Polybutylene succinate blend

Jedtarin Charoenta^{1,2} and Chanchai Thongpin^{1,2,*}

¹Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Industrial Technology, Silpakorn University, Sanamchandra Palace Campus, Nakhon Pathom, 73000, Thailand

²Center of Excellence on Petrochemical and Materials Technology, PETROMAT, Chulalongkorn University Research Building, Soi Chula 12, Phayathai Rd., Bangkok 10330, Thailand.

*Corresponding author e-mail address: THONGPIN_C@su.ac.th

Abstract— Thermoplastic vulcanizates (TPVs) is a particular group of Thermoplastic elastomers (TPEs), consisting of crosslinked rubber and thermoplastic phase. Thermoplastic vulcanizates (TPVs) has been widely interested due to its high elasticity derived from rubber and reprocessed ability derived from thermoplastic. The objective of this work is to prepare Bio-based thermoplastic vulcanizates from melt blending of NR compound with PBS, in an internal mixer, with various blend ratios of 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 and 80/20 % by weight. During melt mixing, vulcanization of rubber phase occurred and is called as dynamic vulcanization. The obtained vulcanizates were investigated for their morphology, crystallization behavior and mechanical properties. The SEM micrographs of fractured surfaces of NR/PBS blends were investigated. It was clearly shown that co-continuous phase morphology was presented. SEM micrographs of vulcanized blend also showed phase separated morphology where PBS phase presented as uniformly dispersed in continuous NR matrix at high NR content. However, at low NR content, it presented as dispersed domains in the continuous PBS phase. The results showed that percentage of crystallinity of PBS were increased with PBS contents. The present of rubber phase in PBS also obstructed crystallization of PBS blend. In term of tensile properties, tensile strength and modulus of TPVs, the values were increased with PBS contents. The elongation at break was decreased with PBS content and gave the lowest value at the PBS 40% by weight. The particular composition exhibited phase inversion in which NR domain phase exhibited as large sea-island morphology meanwhile PBS exhibited as small elongated morphology. As a result, the discontinuity of both phases was responsible for the lowest elongation at break.

Keywords— Thermoplastic vulcanizates (TPVs), PBS/NR blends, morphology, mechanical properties and crystallinity.

I. INTRODUCTION

Thermoplastic vulcanizates (TPVs) composed of two or more polymer phases. Thus, TPVs combine the high content of crosslinked rubber as the dispersed phase and a low content of thermoplastic as the continuous phase.[5] The thermoplastic phase facilitates flow of TPV. Natural rubber is a bio based elastomeric polymer which has been mainly applied in the tire industry and natural rubber is derived from a renewable resources which is the excellent of elasticity and mechanical properties. So, NR has been used for blending thermoplastic in order to provide elastic behavior to thermoplastic. Biodegradable polymers derived from renewable resources have been increasingly interested currently due to growing concern of the environmental awareness. Poly (butylene

succinate) (PBS) is a biodegradable polymer and its mechanical properties are similar to polypropylene. Therefore, PBS will be selected in this research and served as a thermoplastic matrix polymer for biodegradable TPV [1, 2].

In this part of our research dicumyl peroxide (DCP) will be used as a cross-linking agent for dynamic vulcanization of NR/PBS blends by melt mixing NR compound with TBS at various compositions. The crosslinking reaction will be carried out during melt mixing. Thus our aim is to prepare bio-based thermoplastic vulcanizates from melt blending between NR compound and PBS in an internal mixer. The composition ratios between NR and PBS are: 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 and 80/20 % by weight. Morphology, mechanical properties and thermal properties of the TPVs are investigated.

II. MATERIAL AND METHODS

A. Materials

The PBS (BioPBS™ FZ71PM) was purchased from PTT MCC Biochem Company by Thailand of which the melting point is 115°C, density is 1.26 g/cm³. Its melt flow index (MFI) is 22 g/10 min. Natural rubber (NR) with the grade of STR5L (Standard Thai Rubber for dry rubber) was purchased from Chareon Tut Co., Ltd., Thailand.

B. Preparation of NR/PBS blends

Before melt blending, PBS was dried at 50°C under vacuum oven for 5 hours. Natural rubber was masticated at room temperature for 30 min on a two roll mill. Two mixing steps were exploited. First, masticated NR was kneaded on a two roll mill for 30 min at 60°C before 1.5 phr of DCP was added and the mixing was carried on for 10 minutes or until DCP was thoroughly mixed into NR. In the second step, NR and PBS was melted blended in an internal mixer (MX105-D40L50, internal mixer, Thailand) at 150°C with the rotor speed of 60 until the polymers were melted and then the rotor speed was stepped to 90 rpm. This mixing was carried on within 15 min before being dispatched from the mixing chamber. After that, the blend obtained from internal mixer was compression-molded at the temperature of 150°C under the pressure of 1,000 psi to obtain the sheets with the thickness of 1 mm. The formulations of NR/PBS blends are presented in Table 1.

TABLE I. FORMULATION OF NR/PBS BLENDS AND THEIR PREPARATION PROCEDURE.

Formulation NR/PBS ratios	NR (%)	PBS (%)
TPV 30/70	30	70
TPV 40/60	40	60
TPV 50/50	50	50
TPV 60/40	60	40
TPV 70/30	70	30
TPV 80/20	80	20

C. Characterization of TPVs morphology

The morphology of the blends was investigated using scanning electron microscope, SEM (TM3030 Hitachi, Japan). The cryogenic fractured surface of the samples were platinum coated using sputtering before investigation under SEM using 15.0 kV accelerated of electron beam produced from tungsten filament.

D. Characterization of Mechanical properties

Tensile properties were performed by using Intron universal testing machine (5900, USA) at 25 °C, crosshead speed at 500 mm/min and under load 5 kN follow ASTM D 412.

E. Crystallization Characterization

Crystallinity of PBS was investigated using differential scanning calorimeter, DSC (Mettler Toledo STARE system DSC1, Switzerland) in an inert atmosphere of nitrogen at a heating or cooling rate of 5°C/min with a temperature ranged from -80 to 150 °C.

III. RESULTS AND DISCUSSION

A. Morphology

The SEM micrographs of the cryogenic fractured surface of NR/PBS blends are shown in Fig 1. The phase of NR is white and phase of PBS is dark. It is clearly seen that all samples show the phase separated morphologies where Fig.1 (a)-(c), NR contents varied from 30-50% by weight, show dispersed NR domains in continuous PBS. At 60 % NR, the phase morphology of NR and PBS turned to be con-continuous, as seen in Fig.1 (d). At high NR content, i.e. 70-80% by weight, phase inversion occurred where PBS was found as dispersed phase in NR, as shown in Fig. 1 (e)-(f). Generally phase morphology of TPVs, are crosslinked rubber as the dispersed phase and a low content of thermoplastics as the continuous phase are obtained by dynamic vulcanization.

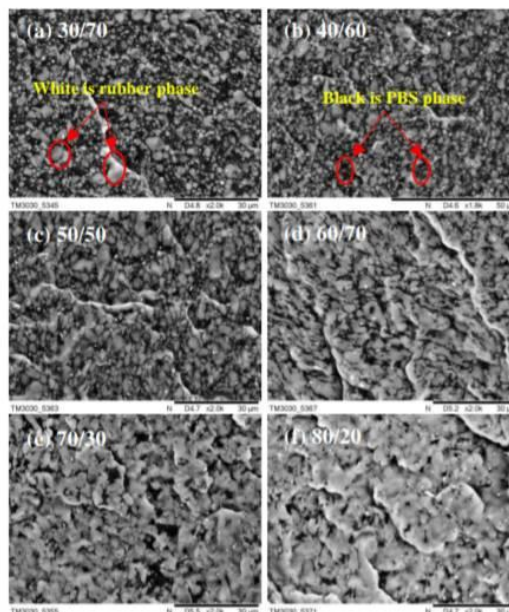


Fig. 1. SEM micrographs of NR/PBS blend; (a) 30/70 (b) 40/60 (c) 50/50 (d) 60/40 (e) 70/30 and (f) 80/20 % by weight.

B. Mechanical properties

Stress-strain behaviors of neat PBS and NR/PBS TPVs at various NR/PBS ratios are shown in Fig. 2. The general behavior of PBS shown as 2 steps cold drawing of PBS is also found here as also found by S. Pilla [8]. It is clearly seen that stable neck under tensile deformation on NR/PBS TPVs was absent. However strain hardening was presented with the increased NR contents. It is also showed that yield stress and initial modulus of TPVs are drastically decreased with NR contents. It could also be pointed out that strain at break is minimum at the ratio of NR/PBS at 60/40. The co-continuous morphology is thought to be responsible for this behavior. [6]

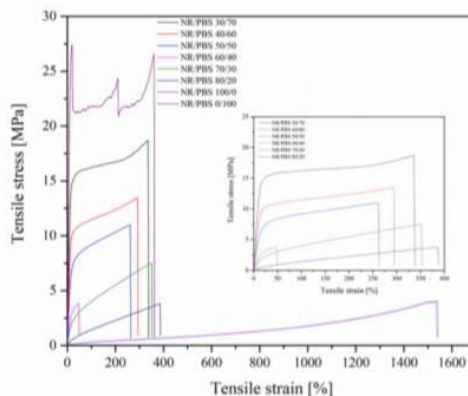


Fig. 2. Stress-strain curve of NR/PBS blends.

Mechanical properties are important to TPVs in terms of application. Initial Modulus, tensile strength and elongation at break of the NR/PBS TPVs are tabulated in Table II and also graphically compared in Fig. 3. It is seen that the initial modulus was significantly decreased from 208.82 to 0.76 MPa for the NR/PBS ratio from 0/100 to 100/0 % by weight (Fig. 3 (a)). Similarly, it is seen the tensile strength at break was decreased with NR contents (Fig. 3(b)). The elongation at break of the TPVs was also decreased with the NR contents from 70/30 to 60/40. /100 to 60/40 % by weight whereas the value was increased again with the NR/PBS ratio from 60/40 to 100/0 % by weight (Fig. 3 (c)). As stated in morphological studies that at the composition ratio 60/40, co-continuous phase morphology are presented and this is responsible for the minimum elongation at break of the particular vulcanized NR/PBS blend. [7]

TABLE II. MECHANICAL PROPERTIES OF NR/PBS BLEND IN VARIOUS RATIOS

Formulation NR/PBS	Tensile Strength at Break [MPa]	% Elongation at Break	Initial Modulus [MPa]
TPV 0/100	27.82±1.41	376.29±27.43	208.82±23.11
TPV 30/70	18.31±1.78	345.08±42.17	100.31±6.11
TPV 40/60	14.25±2.64	316.88±76.15	60.24±3.96
TPV 50/50	11.11±0.77	250.56±42.36	43.48±2.06
TPV 60/40	3.74±0.58	62.14±3.96	16.60±3.06
TPV 70/30	7.45±1.60	363.58±74.51	11.55±0.98
TPV 80/20	4.77±0.61	590.25±50.84	3.53±0.90
TPV 100/0	3.99±0.76	1528.79±34.14	0.76±0.05

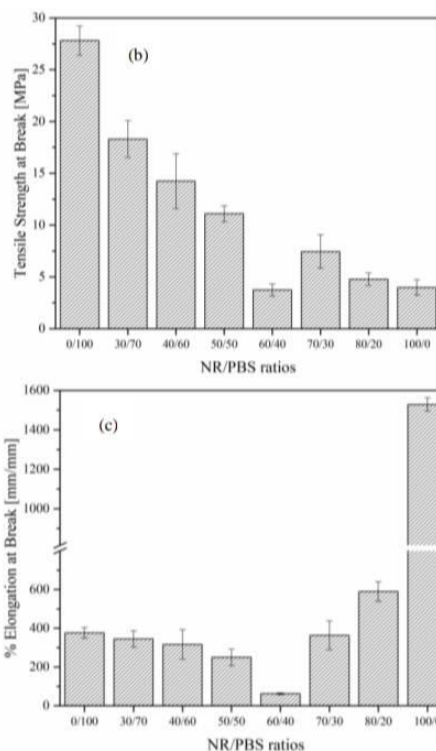
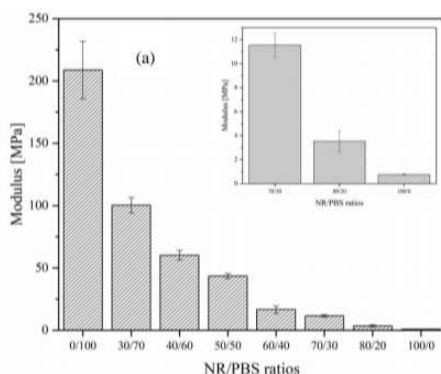


Fig. 3. Mechanical properties of NR/PBS blend in various ratios (a) Initial Modulus, (b) Tensile strength at break and (c) Elongation at Break.

C. Crystallization behavior

Non-isothermal crystallization behavior of the NR/PBS blends was carried out using DSC measurements. The first heating, cooling and 2nd heating scan for NR/PBS blends are shown in Figure 4(a)-(c). Melted crystallization temperature (T_c), glass transition temperature (T_g), melting temperature (T_m), heat of fusion (ΔH_m), and degree of crystallinity (χ_c) obtained from the DSC analysis are summarized for NR/PBS blends in Table 3. It is noted that the degree of crystallinity of PBS in NR/PBS blends could be evaluated by Eq. (1) [4].

$$\text{Degree of crystalline (\%}\chi_c) = \frac{\Delta H_m}{\Delta H_m^0} \times \frac{100}{W} \quad (1)$$

Where ΔH_m is the melting enthalpy, ΔH_m^0 is the melting enthalpy for 100% crystalline PBS which is 110.3 J/g [3] and W is the weight fraction (% by weight) of PBS in the NR/PBS blends.

It is found that the T_c and T_m of the pure PBS are 96 and 114°C respectively. The degree of crystallinity (χ_c) of pure PBS is about 64.10% (Table 3). However, the χ_c of PBS in the blends was increased with increasing PBS proportions in the ranges of NR/PBS ratios 20–80% by weight. Hence, The rubber phase in PBS also obstructed crystallization of PBS in NR/PBS simple blends.[1]

TABLE III. CRYSTALLIZATION PARAMETERS OF NR/PBS BLEND WITH VARIOUS RATIOS ON FIRST HEATING, COOLING AND SECOND HEATING SCANS.

1 st heating			
Formulation NR/PBS	T _m	delta H (°C)	%χ _c
TPV 0/100	114.05	62.30	56.482
TPV 30/70	114.63	41.63	53.918
TPV 40/60	114.27	30.12	45.512
TPV 50/50	114.19	23.04	41.777
TPV 60/40	114.41	16.72	37.897
TPV 70/30	114.42	11.38	34.300
TPV 80/20	114.05	6.56	29.737
Cooling			
Formulation NR/PBS	T _c	delta H (°C)	%χ _c
TPV 0/100	78.96	61.14	55.431
TPV 30/70	96.26	42.35	54.850
TPV 40/60	96.28	31.68	48.869
TPV 50/50	96.42	23.89	43.318
TPV 60/40	96.24	17.49	39.642
TPV 70/30	96.10	11.92	36.023
TPV 80/20	96.16	7.02	31.822
2 nd heating			
Formulation NR/PBS	T _m	delta H (°C)	%χ _c
TPV 0/100	113.14	60.96	55.267
TPV 30/70	114.24	42.24	54.708
TPV 40/60	114.30	31.64	47.809
TPV 50/50	114.21	23.77	43.101
TPV 60/40	114.32	17.21	39.007
TPV 70/30	114.45	11.84	35.781
TPV 80/20	114.14	6.98	31.641

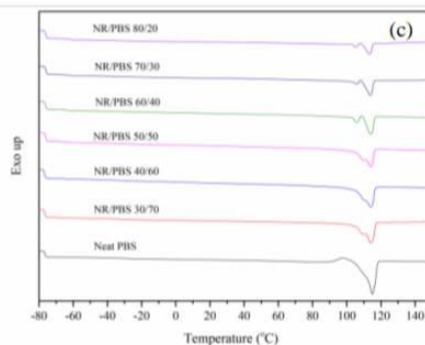
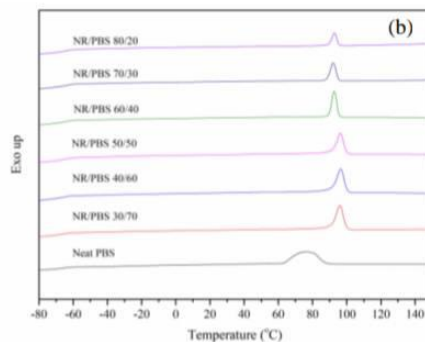
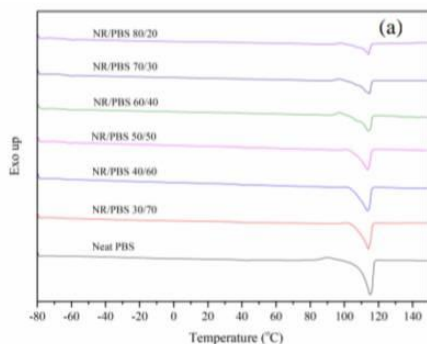


Fig. 4. DSC thermograms of NR/PBS blend in various blend ratios: (a) First heating, (b) Cooling and (c) Second heating scans.

IV. CONCLUSION

In this work, bio-based thermoplastic vulcanizates of NR/PBS were prepared by melt blending. The influence of blend ratio on their properties was investigated. The SEM micrographs show the phase separated morphologies. At 60% NR content, co-continuous morphology was observed. In term of tensile properties, tensile strength and modulus of TPVs were increased with PBS contents. The elongation at break was decreased with PBS content and gave the lowest value at the PBS 40% by weight. The degree of crystallinity (χ_c) of PBS in the blends was increased with increasing PBS proportions in the ranges 20–80 % by weight.

ACKNOWLEDGMENT

The research was supported by PETROMAT, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand and the Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Industrial Technology, Silpakorn University, Nakornpathom, Thailand.

REFERENCES

- [1] K. Jantasakulwong, D. Rohindra, K. Mori, K. Kuboyama and T. Ougizawa. "Thermoplastic elastomer by reactive blending of poly(butylene succinate) with ethylene-propylenediene terpolymer and ethylene-1-butene rubbers." *Journal of Elastomers & Plastics*. (2015), Volume 47, pp 215–231.
- [2] N. Ning, Shangqing Lia, H. Wu, H. Tian, P. Yao, Guo-Hua HU, M. Tian and L. Zhang. "Preparation, microstructure, and microstructure-

Asian Workshop on Polymer Processing 2018, Chiang Mai, Thailand, December 10-13, 2018

- propertiesrelationship of thermoplastic vulcanizates (TPVs): A review." *Progress in Polymer Science*. 1056, 37. pp 61-97.
- [3] M.U. Wahit, A. Hassan, A.N. Ibrahim, N.A. Zawawi and K. Kunasegeran. "Mechanical, thermal and chemical resistance of epoxidized natural rubber toughened polylactic acid blends." *Sains Malaysiana*. (2015), Volume 44 (11), pp 1615–1623.
- [4] P. Faibunchan, Y. Nakaramontri, W. Chueangchayaphan, S. Pichaiyut, C. Kummerlöwe, N. Vennemann and C. Nakason. "Novel Biodegradable Thermoplastic Elastomer Based on Poly(butylene succinate) and Epoxidized Natural Rubber Simple Blends." *Journal of Polymers and the Environment*. (2018), Volume 26, Issue 7, pp 2867–2880.
- [5] T. Chatterjee, D. Basu, A. Das, S. Wiessner, K. Naskar and G. Heinrich. "Super thermoplastic vulcanizates based on carboxylated acrylonitrile butadiene rubber (XNBR) and polyamide (PA12)." *European Polymer Journal*. (2016), Volume 78, pp 235–252.
- [6] S. Li, Y. Lv, J. Sheng, H. Tian, N. Ning, L. Zhang, H. Wu and M. Tian. "Morphology development of POE/PP thermoplastic vulcanizates (TPVs) during dynamic vulcanization." *European Polymer Journal*. (2017), Volume 93, pp 590–601.
- [7] A.J. Zielin'ska, J.W.M. Noordermeer, A.G. Talma and M. van Duin. "Di-azides cross-linked, iPP/EPDM-based thermoplastic vulcanizates." *European Polymer Journal*. (2011), Volume 47, pp 2311–2320.
- [8] J. Joy, C. Jose, S. B. Varanasi, L. Mathew, S. Thomas and S. Pilla. "Preparation and Characterization of Poly(butylene succinate) Bionanocomposites Reinforced with Cellulose Nanofiber Extracted from *Helicteres isora* Plant." *Journal of Renewable Materials*. (2016). Volume 4 (5). pp 351-364.



ข.2 ผลการนำเสนอ Poster presentation ในงาน Pure and Applied Chemistry International Conference 2019 (PACCON 2019) หัวข้อเรื่อง “Thermoplastic vulcanizate foam prepared from NR/PBS blends” Materials Chemistry & Nanotechnology Session จัดขึ้นในวันที่ 7-8 กุมภาพันธ์ 2019 ที่ Bhiraj Hall, 2nd floor, BITEC, Bangna, Bangkok



WWW.PACCON2019.ORG

PACCON
PURE AND APPLIED CHEMISTRY
INTERNATIONAL CONFERENCE 2019

TOGETHER FOR THE BENEFIT OF MANKIND
February 7 - 8, 2019 | BITEC, Bangkok, Thailand



Thermoplastic vulcanizate foam prepared from NR/PBS blends

Jedtarin Charoenta¹ and Chanchai Thongpin^{1*}

¹Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Industrial Technology, Silpakorn University, Sanamchandra Palace Campus, Nakhon Pathom, 73000, Thailand

²Center of Excellence on Petrochemical and Materials Technology, PETROMAT, Chulalongkorn University Research Building, Soi Chula 12, Phayathai Rd., Bangkok 10330, Thailand.

*Corresponding author e-mail address: THONGPIN_C@su.ac.th

Abstract:

The objective of this work is to prepare bio-based thermoplastic vulcanization foam from melt blending natural rubber (NR) compound with polybutylene succinate (PBS), in an internal mixer, with various blend ratios of 50/50, 60/40, 70/30 and 80/20 % by weight during melt mixing. The appropriated foaming agent for NR/PBS is 4, 4'-oxydibenzene-sulfonyl hydrazide (OBSH) at 5 phr. The obtained NR/PBS foams were investigated for their morphology, crystallization behavior and mechanical properties. It was observed that the cell size was increased when PBS content increased owing to the low viscosity of plastic domain. Tensile strength and initial modulus of NR/PBS foams increased with PBS content which resulted from the higher tensile properties of PBS than NR whereas the elongation at break decreased when the PBS content decreased which could be caused by the degradation of PBS being as the major phase.

1. Introduction

Natural rubber is a biobased elastomeric polymer which has been mainly applied in the tire industry. As foam, natural rubbers generally used for comfort applications such as in absorb force material. Natural rubber has been studied in detail as the main polymer matrix in biobased composites [1]. However, there are not many works in literature dealing with the production of dry natural rubber foams. Because of its extensibility and the ability to spring back, rubber can be selected for foam products and can be freely shaped. Rubber has the advantage of working under dynamic conditions. In recent years, there has been an increasing interest in the preparation and study of rubber foams [2]. Recently, biodegradable polymers derived from renewable resource have much interested that can be an alternative to petroleum based polymers as well as a solution to waste disposal problems. Hence, the development of materials is an important issue in order to decrease the environmental impact from the plastic production and waste.

Poly (butylene succinate) (PBS) is one of biodegradable aliphatic polyesters that has been used for such purpose. Typically, PBS

exhibits good mechanical properties and several useful properties for industries including good melt processibility, high chemical resistance, thermal properties and biodegradability [3-4]. In this research to prepare bio-based thermoplastic vulcanization foam from NR compound with PBS blends. Rubber has been used as a second phase polymer to toughen brittle thermoplastics. The rubber particles behave as stress concentrators enhancing the fracture energy absorption of brittle polymers and ultimately results in a material with improved toughness. Natural rubber (NR) are renewable resource that exhibits a unique combination of toughness, flexibility, biocompatibility and biodegradability with its low cost makes it was an alternative to improve the toughness of PBS.

This work aims to prepare bio-based thermoplastic vulcanization foam and compare morphology, crystallization behavior and mechanical properties of Thermoplastic vulcanizate foam that prepared from blending natural rubber (NR) compound with polybutylene succinate (PBS) blends have been compounded with 4, 4'-oxydibenzene-sulfonyl hydrazide (OBSH) foaming agent by Sigma-Aldrich Pte. Ltd. to obtain NR/PBS foam.



WWW.PACCON2019.ORG

PACCON
PURE AND APPLIED CHEMISTRY
INTERNATIONAL CONFERENCE 2019

TOGETHER FOR THE BENEFIT OF MANKIND
February 7 - 8, 2019 | BITEC, Bangkok, Thailand



2. Materials and Methods

2.1. Materials

The PBS (BioPBS™ FZ71PM) was purchased from PTT MCC Biochem Company by Thailand of which the melting point is 115°C, density is 1.26 g/cm³. Its melt flow index (MFI) is 22 g/10 min. Natural rubber (NR) with the grade of NR STR5L was purchased from Chareon Tut Co., Ltd., Thailand. Blowing Agent is 4,4'-Oxydibenzenesulfonyl Hydrazide; OBSH, Appearance is white powder, Purity is 98 % min, Dec.Temp (5°C/min In Air) is 152-162°C, Gas Volume In Air is 125 ml/g. Dicumyl peroxide (DCP) was purchased from Sigma-Aldrich Pte. Ltd. of which the melting point is 39-41°C, density is 1.56 g/mL at 25°C, Decomposing temp is 120°C.

2.2. Methods

Before melt blending PBS was dried at 50°C under vacuum oven for 5 hours. Natural rubber was masticated at room temperature for 30 min on a two roll mill. Two mixing steps were exploited. First, masticated NR was kneaded on a two roll mill for 30 min at 60°C before 1.5 phr of DCP was added and the mixing was carried on for 10 minutes or until DCP was thoroughly mixed into NR. In the second step, NR and PBS was melted blended and feed OBSH at 5 phr in an internal mixer (MX105-D40L50, internal mixer, Thailand) at 120°C with the rotor speed of 60 until the polymers were melted and then the rotor speed was stepped to 90 rpm. This mixing was carried on within 15 min before being dispatched from the mixing chamber. After that, the blend obtained from internal mixer was compression-molded at the temperature of 150°C under the pressure of 1,000 psi to obtain the sheets with the thickness of 1 mm. The formulations of NR/PBS blends are presented in Table 1.

Table 1. Formulation of NR/PBS foam and their preparation procedure

Formulation NR/PBS ratios	NR (%)	PBS (%)
50/50	50	50
60/40	60	40
70/30	70	30
80/20	80	20

2.3 Characterization

2.3.1 Morphology observation

The morphology of the NR/PBS foam was investigated using scanning electron microscope, SEM (TM3030 Hitachi, Japan). The cryogenic fractured surface of the samples were platinum coated using sputtering before investigation under SEM using 15.0 kV accelerated of electron beam produced from tungsten filament.

2.3.2 Mechanical testing

Tensile properties were performed by using Intron universal testing machine (5900, USA) at 25°C, crosshead speed at 500 mm/min and under load 5 kN follow ASTM D 412.

2.3.3 Crystallization behavior

Crystallinity of PBS was investigated using differential scanning calorimeter, DSC (Mettler Toledo STARE system DSC1, Switzerland) in an inert atmosphere of nitrogen at a heating or cooling rate of 5°C/min with a temperature ranged from -80 to 150°C.

2.3.4 Compression set testing

Specimens were cut down to 50 mm × 50 mm × 25 mm blocks. The samples were then compressed between two parallel steel plates, where the surface area of the plates were much larger than that of the samples. The samples were compressed to 50% of their initial thickness for 24 h. at 50°C.

3. Results & Discussion



WWW.PACCON2019.ORG



3.1 Morphology

The SEM micrographs of the fractured surface of NR/PBS foam are shown in Fig 1 represents the typical microstructures of 50/50, 60/40, 70/30 and 80/20 % by weight, respectively. Observed that the average cell size decreased with the increasing amount of NR constant. The average cell size and density are calculated, and the results are plotted in Fig 2.

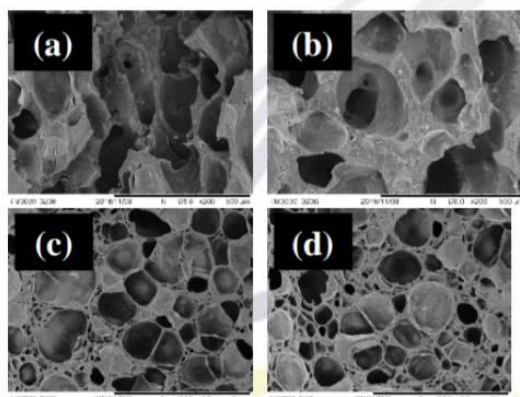


Fig 1. SEM micrographs of NR/PBS foam; (a) 50/50 (b) 60/40 (c) 70/30 and (d) 80/20 % by weight.

The effects of NR/PBS content on the foaming characteristics were studied by investigating the apparent densities and average cell size of the foam at different NR/PBS contents. As expected, the density (g/cm^3) and the average cell size show direct variation trend to each other. The amount of NR contents was increased, the average cell size and density decreased.

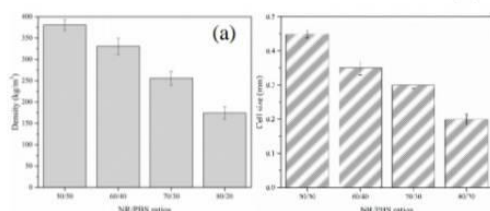


Fig 2. Density (a) and average cell size (b) of NR/PBS foam

3.2 Mechanical properties

Mechanical properties are important to foam material in terms of application. Initial modulus, tensile strength and elongation at break of the NR/PBS foams are tabulated in Table 2 and also graphically compared in Fig. 3.

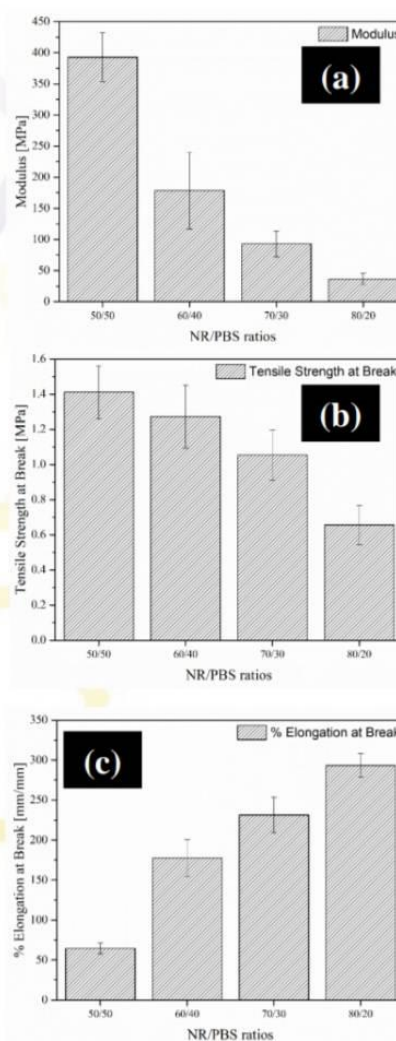


Fig. 3. Mechanical properties of NR/PBS foams in various ratios (a) Initial modulus, (b) Tensile strength at break and (c) Elongation at break.

It is seen that the initial modulus was significantly decreased from 208.82 to 0.76



WWW.PACCON2019.ORG

PACCON
PURE AND APPLIED CHEMISTRY
INTERNATIONAL CONFERENCE 2019

TOGETHER FOR THE BENEFIT OF MANKIND
February 7 - 8, 2019 | BITEC, Bangkok, Thailand



MPa for the NR/PBS ratio from 50/50 to 80/20 % by weight (Fig. 3 (a)). Similarly, it is seen the tensile strength at break was decreased with NR contents (Fig. 3(b)). The elongation at break of the TPVs was also decreased with the NR contents.

Table 2. Mechanical properties of NR/PBS foam in various ratios

Formula tion NR/PBS foam	Tensile Strength at Break [MPa]	% Elongation at Break	Initial Modulus [MPa]
50/50	1.411±0.15	64.477±6.80	392.968±39.17
60/40	1.273±0.18	177.534±22.94	178.333±61.76
70/30	1.054±0.14	231.370±22.17	92.963±20.67
80/20	0.656±0.11	293.381±14.96	36.421±9.07

Compression set testing is used to determine the ability of elastomeric materials to maintain elastic properties after prolonged compressive stress. The test measures the somewhat permanent deformation of the specimen after it has been exposed to compressive stress for a set time period. This test is particularly useful for applications in which elastomers would be in a constant pressure/release state.[5]

The compression set is given by the equation:

$$\text{Compression set (\%)} = \frac{T_0 - T_i}{T_0 - T_n} \times 100 \quad (1)$$

Where T_0 is original thickness of the specimen, T_i is Final thickness of the specimen and T_n is thickness of the space bars used.

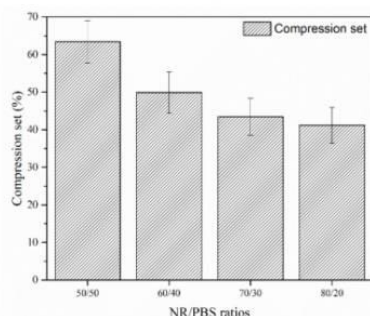


Fig. 4. Compression set of NR/PBS foams in various ratios

From the above Figure compression set of NR/PBS foams decreased with increase in NR content. The hardness of NR/PBS foams increased with increase PBS content.

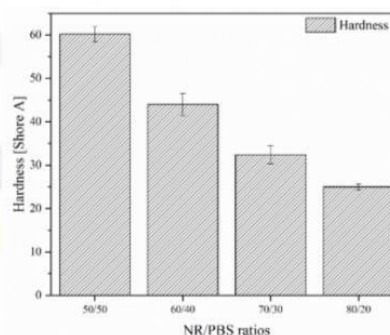


Fig. 4. Hardness of NR/PBS foams in various ratios

3.2 Crystallization Characterization

Non-isothermal crystallization behavior of the NR/PBS foam was carried out using DSC measurements. The first heating, cooling and 2nd heating scan for NR/PBS foams are shown in Figure 4(a)-(c). Melted crystallization temperature (T_c), glass transition temperature (T_g), melting temperature (T_m), heat of fusion (ΔH_m), and degree of crystallinity (χ_c) obtained from the DSC analysis are summarized for NR/PBS foams in Table 3. It is noted that the degree of crystallinity of PBS in NR/PBS foams could be evaluated by Eq. (2) [4].

$$\text{Degree of crystalline (\%}\chi_c) = \frac{\Delta H_m}{\Delta H_m^0} \times \frac{100}{W} \quad (2)$$

Where ΔH_m is the melting enthalpy, ΔH_m^0 is the melting enthalpy for 100% crystalline PBS which is 110.3 J/g [3] and W is the weight fraction (% by weight) of PBS in the NR/PBS foams.

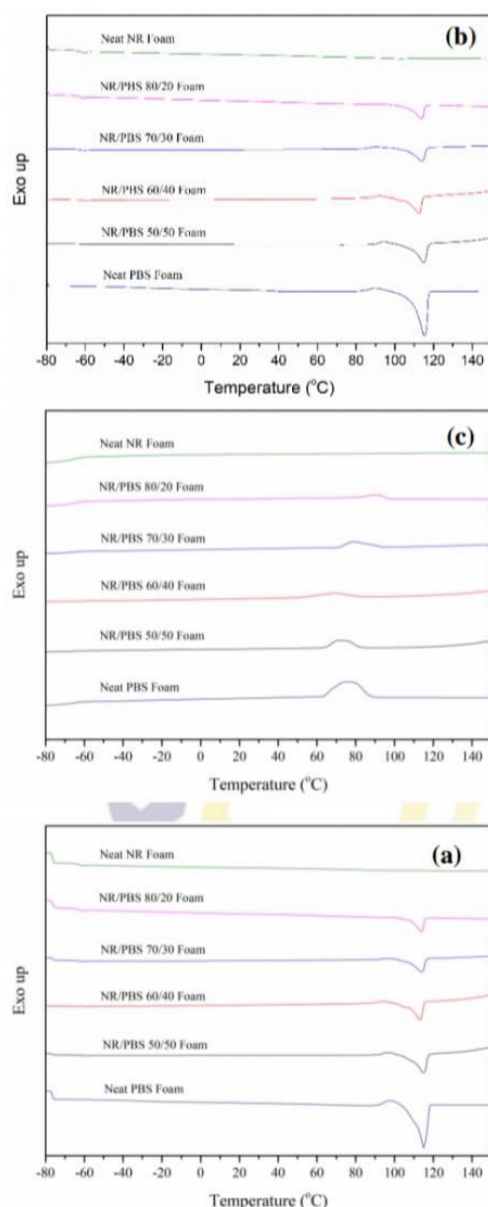


Fig. 4. DSC thermograms of NR/PBS blend in various blend ratios: (a) First heating, (b) Cooling and (c) Second heating scans.

The χ_c of PBS in the foams was increased with increasing PBS proportions in

the ranges of NR/PBS ratios 50–80% by weight. The rubber phase in PBS also obstructed crystallization of PBS in NR/PBS simple foam.

Table 3. Crystallization parameters of NR/PBS foam with various ratios on first heating, cooling and heating scans.

1 st heating		
Formulation NR/PBS	T_m	$\% \chi_c$
80/20	115.01	45.33
70/30	112.53	52.17
60/40	114.03	56.63
50/50	113.55	71.35
Cooling		
Formulation NR/PBS	T_c	$\% \chi_c$
80/20	71.63	35.10
70/30	69.36	40.10
60/40	78.88	47.51
50/50	90.64	44.56
2 nd heating		
Formulation NR/PBS	T_m	$\% \chi_c$
80/20	114.93	45.19
70/30	113.19	51.97
60/40	114.03	51.53
50/50	113.72	58.43

4. Conclusion

In this work, bio-based thermoplastic vulcanizates foam of NR/PBS were prepared by melt blending. The influence of blend ratio on their foam properties was investigated. The SEM micrographs show the number of such cells increases with the increasing amount of NR constant. The amount of NR contents was increased, the Average cell size and density decreased. In term of tensile properties, tensile strength and modulus of TPVs were increased with PBS contents. The elongation at break was decreased with PBS content. The degree of crystallinity (χ_c) of PBS in the blends was increased with increasing PBS proportions in the ranges 50–80 % by weight.



WWW.PACCON2019.ORG

PACCON
PURE AND APPLIED CHEMISTRY
INTERNATIONAL CONFERENCE 2019

TOGETHER FOR THE BENEFIT OF MANKIND
February 7 - 8, 2019 | BITEC, Bangkok, Thailand



Acknowledgements

The research was supported by PETROMAT, Chulalongkorn University Research Building, Soi Chula 12, Phayathai Rd., Bangkok 10330, Thailand, and partly supported by the Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Industrial Technology, Silpakorn University, Thailand.

References

- [1] Kittisak Jantanasakulwong, David Rohindra, Keisuke Mori, Keiichi Kuboyama and Toshiaki Ougizawa. "Thermoplastic elastomer by reactive blending of poly(butylene succinate) with ethylene-propylenediene terpolymer and ethylene-1-butene rubbers." *Journal of Elastomers & Plastics*. 2015, Vol. 47(3) 215–231.
- [2] Wu, Y.P., Ji, M.Q., Qi, Q., Wang, Y.Q., Zhang, L.Q., Preparation structure, and properties of starch/rubber composites prepared by co-coagulating rubber latex and starch paste. *Macromol. Rapid Commun*. 2004, 25, 565–570, <http://dx.doi.org/10.1002/marc.200300125>.
- [3] Bhatia A, Gupta Rahul K and Bhattacharya Sati N. Compatibility of biodegradable poly (lactic acid) (PLA) and poly (butylene succinate) (PBS) blends for packaging application. *Korea-Aust Rheol J*. 2007, 19:125–131.
- [4] Liu D, Qi Z, Zhang Y, Xu J, Guo B Poly(butylene succinate) (PBS)/ionic liquid plasticized starch blends: preparation, characterization, and properties. *Starch-Stärke*, 2015, 67:802–809.
- [5] Iheoma .C. Chukwujike, Odo, Jerome .U and Gina .O. Ihekwe. Studies on the Mechanical Properties of Carbonized/Uncarbonized Cornhub Powder Filled Natural Rubber/Acrylonitrile Butadiene

Rubber Bicomposite. *International Journal of Scientific and Research Publications*, Volume 5, Issue 4, April 2015, ISSN 2250-3153.

ข.3 ผลการนำเสนอ Poster presentation ในงาน The Petroleum and Petrochemical College (PPC) หัวข้อเรื่อง “Bio based Thermoplastic Vulcanizate Foam: Natural rubber and Polybutylene succinate blend” จัดขึ้นในวันที่ 30 พฤษภาคม 2019 ที่ Office of Academic Resources, Chulalongkorn University

Bio based Thermoplastic Vulcanizate Foam: Natural rubber and Polybutylene succinate blend

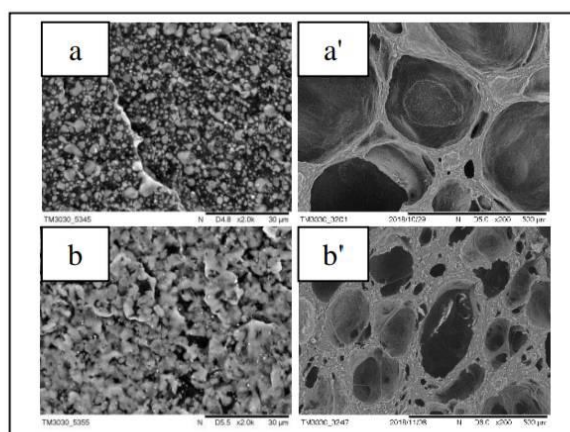
Jedtarin Charoenta^{a,b}, Chanchai Thongpin^{a,b*}

a) Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Industrial Technology, Silpakorn University, Sanamchandra Palace Campus, Nakornpathom, 73000, Thailand.

b) Center of Excellence on Petrochemical and Materials Technology, PETROMAT,

The objective of this work is to prepare Bio-based thermoplastic vulcanizates from NR compound with PBS, in an internal mixer, with various blend ratios of 30/70, 40/60, 50/50, 60/40, 70/30 and 80/20 % by weight. During melt mixing, vulcanization of rubber phase and the second objective of this work is to prepare bio-based thermoplastic vulcanization foam from melt blending NR compound with PBS, in an internal mixer, with various blend ratios of 50/50, 60/40, 70/30 and 80/20 % by weight. The foaming agent used for NR/PBS blends was 4, 4'-oxydibenzenesulfonyl hydrazide (OBSH) with the content at 5 phr. The obtained NR/PBS foams were investigated for their morphology, crystallization behavior and mechanical properties. It was observed that the cell size of blend foams was increased with the content of PBS. In other words, cell size of NR/PBS foam was decreased with NR content. The initial modulus and tensile strength at break of the foam were decreased with the decreased of PBS contents, but the elongation at break increased with NR content.

Corresponding author e-mail: THONGPIN_C@su.ac.th



SEM micrographs of NR/PBS blend; a). 50/50, b) 80/20 and NR/PBS thermoplastic vulcanizates foam; a') 50/50, b) 80/20.

ข.4 ผลการนำเสนอ Poster presentation ใน Biobased and Biodegradable Polymer (BIOPOL-2019) หัวข้อเรื่อง “ THE PREPARATION OF CELLULAR THERMOPLASTIC VULCANIZATE FROM BIOBASED NATURAL RUBBER: POLY (BUTYLENE SUCCINATE), PBS BLEND” จัดขึ้นในวันที่ 17-19 มิถุนายน 2019 ที่ KTH Royal Institute of Technology in Sweden



THE PREPARATION OF CELLULAR THERMOPLASTIC VULCANIZATE FROM BIOBASED NATURAL RUBBER: POLY (BUTYLENE SUCCINATE), PBS BLEND

Chanchai Thongpin and Jedtarin Chareonta

¹Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering and Industrial Technology, Silpakorn University, Sanamchandra Palace Campus, Nakornpathom, 73000, Thailand.

²Center of Excellence on Petrochemical and Materials Technology (PETROMAT), The Petroleum and Petrochemical College (PPC), Chulalongkorn University Research Building, Soi Chula 12, Phayathai Rd., Bangkok 10330, Thailand.

Corresponding author e-mail address: THONGPIN_C@su.ac.th

Introduction

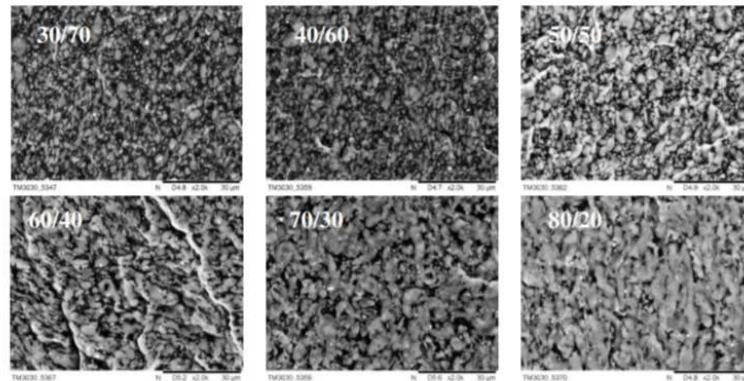
Cellular rubber is an expanded rubber material containing closed cells. In contrast rubber sponge mainly consists of open cell. However both cellular rubber and rubber sponge are interchangeable. In this context, rubber foam will be used for cellular rubber. The cellular rubber possesses a lower permanent deformation value than thermoplastic foam such as PE foam. Cellular rubber was mainly manufactured in accordance with the expansion process using gas developing agents known as blowing agent. Generally, properties of cellular rubber are not only dependent upon types of rubber used but also the size of cell foam is important. For rubber foam manufactured from polar rubber such as neoprene or nitrile rubber, they usually are applied for seal or automotive parts that contact engine oil. Meanwhile flexible rubber foam could be applied for cushioning and shoe soles. Nonetheless microcellular rubber is very important for footwear. Natural rubber is bio-based that can be produced as cellular NR which possess light weight, comfort and high resilience. It can be applied for mattresses and pillows. NR foam has high potential for shoe sole application due to its resilience and impact absorption. Thermoplastic vulcanizates are the class of elastomer consisting of thermoplastic phase and vulcanized rubber phase. The vulcanization of rubber phase is generally carried out during melt blending of thermoplastic and rubber compound [1]. The elastomeric properties and re-melting behavior are obtained from vulcanized rubber phase and thermoplastic phase respectively. As natural rubber is planted in all area of Thailand therefore the production of dried rubber are inundate. We then are interested in preparation of thermoplastic vulcanizate from NR. Thermoplastic domain that will be blended with NR is poly (butylene succinate), PBS, as this plastic is a semi-crystalline bio-base polymer that can be melted at the temperature lower than 200 °C where rubber can be withstand. Not only that, PBS is a biodegradable plastic that can be degraded in the environment. In order to reveal the properties of NR/PBS blends, the first part of the work was dealing with studying polymers blend and their properties. The second part of the work was dealing with manufacturing of cellular thermoplastic vulcanizates.

Results and Discussion

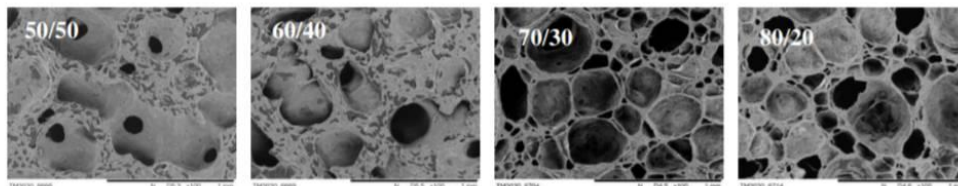
Morphology of the blends: SEM micrographs of NR/PBS blends vulcanizates are shown in Figure 1. The results showed that at every NR/PBS ratios NR appeared as discontinuous phase with various shape and size whereas PBS presented as small domain in between rubber. In other words, NR was being large continuous phase whereas PBS was being as small continuous phase. It was understood that NR presented as this particular morphology could be able to maintain elastomeric behavior of NR characteristic [2].

Morphology of Morphology density and compression set of cellular TPVs: SEM micrographs presented in Figure 2 belong to NR/PBS TPVs foam manufactured from various compositions of NR and PBS. It is clear that the cell size of the foam was dependent upon NR and PBS contents. The TPVs with high PBS content, the viscosity of the blends should be lower than that with low PBS content [3]. This implied that the melt strength of NR/PBS blend material present in the cell wall at processing temperature was

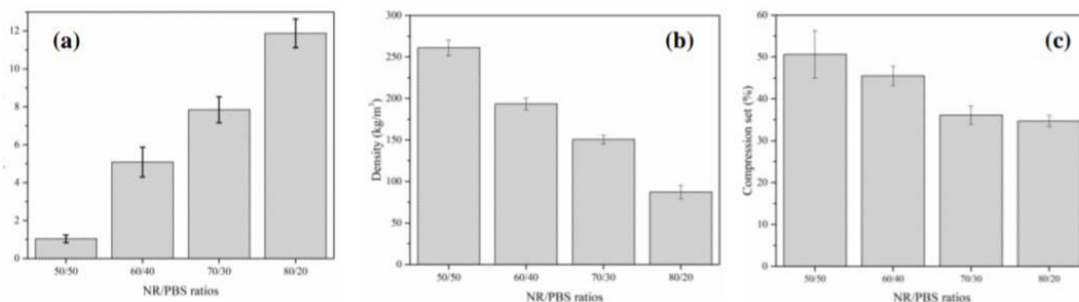
insufficient to withstand the gas pressure acting on the cell wall as the nucleated bubbles continued to grow. The cell walls would eventually rupture and coalesce to form bigger cells and thereby the numbers of gas cells was reduced accordingly. When the increase of natural rubber, the cell density increased significantly and the cell diameter decreased (Figures 3). The introduction of natural rubber may cause stiffer cell walls, which suppressed cell growth and breaking of the cell during the foaming stage, resulting in an increase in cell density, smaller cell diameter together with increased uniformity in cell diameter distribution. Then the density of TPVs foam shown in Figure 3 (b). The compression set of TPVs foam is presented in Figure 3 (c) and shows low permanent deformation under long term compressive force. The compression set which is lower than 50 % shows good elastomeric behavior and good resilience property of the material [4].



Figures 1 – SEM micrographs of NR/PBS at various contents. NR was stained with OsO_4



Figures 2 – SEM micrographs of NR/PBS thermoplastic vulcanizates foam with various content.



Figures 3 – Cell density (N_r) of NR/PBS TPV foam (a), Density of NR/PBS TPV foam (b) and compression set of NR/PBS TPVs foam (c).

Conclusion

Thermoplastic vulcanizates of NR/PBS was prepared and characterized. The morphology of the blends showed that NR was sheared into discontinuous phase. The present of PBS could facilitate flow of the

TPVs during melt processing. The result also showed that NR/PBS TPVs foam with NR/PBS with compositions from 60/40 to 80/20 exhibited elastomeric and resilience behaviors. This particular property is advantage for shoe sole application.

References

1. W. Hanguang; T. Ming; Z. Liqun; T. Hongchi; W. Youping; N. Nanying; H. Guo-Hua *Journal of Polymers*. **2016**, *8*, 127.
2. P. Faibunchan; Y. Nakaramontri; W. Chueangchayaphan; S. Pichaiyut; C. Kummerlöwe; N. Vennemann; C. Nakason *Journal of Polymers and the Environment*. **2018**, *26*, 2867–2880.
3. P. Tiwary; M. Kontopoulou *Journal of Polymers*. **2017**, *91*, 283–296.
4. C. Saiz-Arroyo; M. Ángel Rodríguez-Pérez; J. Ignacio Velasco *Journal of Composites*. **2013**, *48*, 40-50.



รายการอ้างอิง

เอกสารอ้างอิง

- [1] นิรันดร นิมนวล. ยางธรรมชาติ (Natural Rubber). ศูนย์ทดสอบและมาตรฐานวิทยา สถาบันวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งประเทศไทย (วว.). (2556).
- [2] นิธินาถ แซ่ตั้ง. ยางธรรมชาติ: การประยุกต์ใช้เป็นสารตั้งต้นทดแทนวัตถุดิบจากปิโตรเคมี. วารสารวิทยาศาสตร์บูรพา, ปีที่ 19, ฉบับที่ 2: 199-209. (2557).
- [3] สมคิด ชื่นอารมณ. การผลิตน้ำยางข้น. เข้าถึงเมื่อ 18 สิงหาคม 2562. เข้าถึงได้จาก <https://rubberdigest.com/?p=443>.
- [4] สำนักงานพัฒนาการวิจัยการเกษตร (องค์กรมมหาชน). น้ำยางข้น. เข้าถึงเมื่อ 20 สิงหาคม 2562. เข้าถึงได้จาก <http://www.arda.or.th/kasetinfo/south/para/history/01-10.php>.
- [5] บัญชา สมบูรณ์สุข ไชยยะ คงณี นริสา ทรงไตรย์ และ ปุรวิชญ์ พิทยาภินันท์. ศักยภาพการผลิตยางพาราไทย: การจัดการเทคโนโลยีการผลิต ปัญหาและแนวทางการเพิ่มผลผลิต. Kasetsart Journal of Social Sciences, 39, 1: 645-659. (2561).
- [6] สติตพันธ์ ธรรมสถิตย. คู่มือกำกับกรรมวิธีการผลิตในโรงอบ/รมยาง. เอกสารประกอบการอบรมเกษตรกร. กรุงเทพฯ. สำนักงานกองทุนสงเคราะห์การทำสวนยาง., (2537).
- [7] พงษ์ธร แซ่อูย. ชนิด สมบัติ และการใช้งาน. ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC). (2561)
- [8] B. B. Ding, S. S. Huang, K. Shen, J. R. Hou, H. C. Gao, Y. X. Duan and J. M. Zhang. Natural rubber bio-nanocomposites reinforced with self-assembled chitin nanofibers from aqueous KOH/urea solution. Carbohydrate Polymers, 225, (2019).
- [9] ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. วจนัญญ์ วจนธเนศ และดร.ณัฐพร พิมพะ. การปรับปรุงคุณภาพของยางด้อยกระบวนการวัลคาไนเซชัน. สำนักงานคณะกรรมการการศึกษาขั้นพื้นฐาน และคณะวิทยาศาสตร์จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, เล่มที่ 5, พิมพ์ครั้งที่1: (2548).
- [10] ศูนย์ข้อมูลวัตถุอันตราย. Sulphur. เข้าถึงเมื่อ 20 พฤษภาคม 2561. เข้าถึงได้จาก <http://msds.pcd.go.th/searchName.asp?VID=1406>.
- [11] J. Wreczycki, D. M. Bielinski and R. Anyszka. Sulfur/Organic Copolymers as Curing Agents for Rubber. Polymers (Basel), 10, 8: (2018).
- [12] A. Y. Coran. The Science and Technology of Rubber (Fourth Edition). Chapter 7 -

Vulcanization. Boston: Academic Press. 337-381. (2013).

[13] ศูนย์ข้อมูลวัตถุอันตราย. Peroxide. เข้าถึงเมื่อ 16 มิถุนายน 2561. เข้าถึงได้จาก <http://msds.pcd.go.th/searchName.asp?VID=44>.

[14] K. Formela, M. Marć, J. Namieśnik and B. Zabiegała. The estimation of total volatile organic compounds emissions generated from peroxide-cured natural rubber/polycaprolactone blends. *Microchemical Journal*, 127, 30-35. (2016).

[15] F. P. Baldwin, P. Borzel, C. A. Cohen, H. S. Makowski and J. F. Van de Castle. The Influence of Residual Olefin Structure on EPDM Vulcanization. *Rubber Chemistry and Technology*, 43, 3: 522-548. (1970).

[16] ธนาวดี ลีจากภัย. พลาสติกย่อยสลายได้เพื่อสิ่งแวดล้อม. ศูนย์เทคโนโลยีและวัสดุแห่งชาติ สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ไทยเอฟเพคท์ สตูดิโอ. กรุงเทพมหานคร. (2549).

[17] S. Mizuno, T. Maeda, C. Kanemura and A. Hotta. Biodegradability, reprocessability, and mechanical properties of polybutylene succinate (PBS) photografted by hydrophilic or hydrophobic membranes. *Polymer Degradation and Stability*, 117, 58-65. (2015).

[18] K. I. Ku-Marsilla and C. J. R. Verbeek. Compatibilization of Protein Thermoplastics and Polybutylene Succinate Blends. *Macromolecular Materials and Engineering*, 300, 2: 161-171. (2015).

[19] U. Channongsraung and I. Jangchud. Study of Biodegradable Bioplastic Films made from Blends of Polybutylene Succinate (PBS)/Modified Starch by Slit Die. การประชุมวิชาการแห่งชาติมหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน, ครั้งที่ 9 1878-1883. (2559).

[20] Jiri George Drobny. *Handbook of Thermoplastic Elastomers. 4 - Processing Methods Applicable to Thermoplastic Elastomers*. Norwich, NY: William Andrew Publishing. 29-160. (2007).

[21] Jiri George Drobny. *Handbook of Thermoplastic Elastomers. 5 - Styrenic Block Copolymers*. Norwich, NY: William Andrew Publishing. 161-177. (2007).

[22] Jiri George Drobny. *Handbook of Thermoplastic Elastomers. 7 - Polyolefin-Based Thermoplastic Elastomers*. Norwich, NY: William Andrew Publishing. 191-199. (2007).

- [23] Jiri George Drobny. Handbook of Thermoplastic Elastomers. 6 - Thermoplastic Elastomers Prepared by Dynamic Vulcanization. Norwich, NY: William Andrew Publishing. 179-190. (2007).
- [24] N. Ning, S. Li, H. Wu, H. Tian, P. Yao, G. H. Hu, M. Tian and L. Zhang. Preparation, microstructure, and microstructure-properties relationship of thermoplastic vulcanizates (TPVs): A review. Progress in Polymer Science, 79, 61-97. (2018).
- [25] S. Li, H.i Tian, B. Zhang, G. H. Hu, C. Y. Liu, L. Zhang and M. Tian. Nonlinear and linear viscoelastic behaviors of thermoplastic vulcanizates containing rubber nanoparticle agglomerates. Polymer, 181, 121793. (2019).
- [26] T. Chatterjee, D. Basu, A. Das, S. Wiessner, K. Naskar and G. Heinrich. Super thermoplastic vulcanizates based on carboxylated acrylonitrile butadiene rubber (XNBR) and polyamide (PA12). European Polymer Journal, 78, 235-252. (2016).
- [27] G. Q. Bianchi and H. J. H. Brouwers. Application of nano-silica (nS) in concrete mixtures. Lyngby, (2002).
- [28] N. Sarier and H. Biricik. Comparative Study of the Characteristics of Nano Silica–Silica Fume– and Fly Ash–Incorporated Cement Mortars. materials research, 17, 3: 570-582. (2014).
- [29] อติศักดิ์ ชัยธานี และ วรินทร์ ชาวศิริ. ผลของอนุภาคนาโนซิลิกาตัดแปรต่อสมบัติเชิงกลของยางธรรมชาติ. วิทยานพนธ์ (วท.ด.)--จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, (2553).
- [30] Nano Materia. Silica Products. เข้าถึงเมื่อ 25 มิถุนายน 2561. เข้าถึงได้จาก <https://www.geandr.com/collections/silica-products>.
- [31] ชาญวิทย์ พูนศรีไชยสิทธิ์. โฟมพลาสติก. คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 74-78. (2551).
- [32] W. Shan, H. Li, Z. Chun, G. Wei, H. Yue and L. Yuan. Visualization observation of cells growth in low-density polyethylene foaming processes. Journal of Polymer Testing, 63, 367-374. (2017).
- [33] Z. Z. Xiu, Z. S. Ling, L. S. Hyo, K. D. Jin, B. DaeSuk and K. J. Kuk. Microcellular foams of thermoplastic vulcanizates (TPVs) based on waste ground rubber tire powder. Journal of Materials Letters, 62, 28: 4396-4399. (2008).
- [34] L. Sang-Kyun, J. Suk-Goo, L. Seok-In, L. Kwang-Hee and C. In-Joo. Preparation and characterization of biodegradable poly (butylene succinate)(PBS) foams. Journal of

Macromolecular research, 16, 3: 218-223. (2008).

[35] P. Faibunchan, N. Yeampon, W. Chueangchayaphan, S. Pichaiyut, C. Kummerlöwe, V. Norbert and N. Charoen. Novel Biodegradable Thermoplastic Elastomer Based on Poly (butylene succinate) and Epoxidized Natural Rubber Simple Blends. *Journal of Polymers and the Environment*, 26, 7: 2867-2880. (2018).

[36] T. Praphulla, P. Chul and K. Marianna. Transition from microcellular to nanocellular PLA foams by controlling viscosity, branching and crystallization. *Journal of European Polymer Journal*, 91, 283-296. (2017).

[37] C. Saiz-Arroyo, M. Ángel Rodríguez-Pérez, J. Ignacio Velasco and J. Antonio de Saja. Influence of foaming process on the structure-properties relationship of foamed LDPE/silica nanocomposites. *Journal of Composites Part B: Engineering*, 48, 40-50. (2013).

[38] K. Pongtanayut, C. Thongpin and O. Santawitee. The effect of rubber on morphology, thermal properties and mechanical properties of PLA/NR and PLA/ENR blends. *Journal of Energy Procedia*, 34, 888-897. (2013).

[39] S. Qiang, H. Guan Bao, J. Jun Hui and Z. Chang An. Preparation of poly (Butylene succinate)(PBS) foaming materials. *Advanced Materials Research*, 287, 1805-1810. (2011).

[40] P. Rungrattawachai N. Sombatsompop, N. Bouvaree and K. Eaksrisakul. Effect of mastication time on flow patterns of natural rubber in the barrel of a capillary rheometer. *Polymer Testing*, 37, 2: 317-320. (2001).

[41] อธิพิล แจ้งซัด ขวัญใจ พูลสวัสดิ์, ชลลดา ฤตวิรุฬห์ และ ปราณิ ภิญโญชีพ. อิทธิพลของขนาดพื้นที่ที่มีต่อสมบัติของยางธรรมชาติชนิดเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมจากยางธรรมชาติและพอลิเอทิลีนชนิดความหนาแน่นต่ำ. การประชุมทางวิชาการของมหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ ครั้งที่ 49 สาขาวิทยาศาสตร์, 265-272. (2011).

[42] M. Tian H. Wu, L Zhang, H. Tian, Y. Wu, N. Ning and G.H. Hu. Effect of Rubber Nanoparticle Agglomeration on Properties of Thermoplastic Vulcanizates during Dynamic Vulcanization. *Polymers and the Environment*, 8, 4: 127-139. (2016).

[43] A. Kaesaman K. Sasdipan, N. Vennemann and C. Nakason. Influence of blend ratio on properties of novel thermoplastic vulcanizates based on copolyester/epoxidized natural rubber blends. *Iranian Polymer Journal*, 23, 12: 965-977. (2014).

- [44] Y. Nakaramontri P. Faibunchan, W. Chueangchayaphan, S. Pichaiyut, C. Kummerlöwe, N. Vennemann and C. Nakason. Novel Biodegradable Thermoplastic Elastomer Based on Poly (butylene succinate) and Epoxidized Natural Rubber Simple Blends. *Journal of Polymers and the Environment*, 26, 7: 2867–2880. (2018).
- [45] J. Joy, C. Jose, S. B. Varanasi, P. L. Mathew, S. Thomas and S. Pilla. Preparation and Characterization of Poly(butylene succinate) Bionanocomposites Reinforced with Cellulose Nanofiber Extracted from *Helicteres isora* Plant. *Journal of Renewable Materials*, 4, 5: 351-364. (2016).
- [46] K. Pongtanayut, C. Thongpin and O. Santawitee. The Effect of Rubber on Morphology, Thermal Properties and Mechanical properties of PLA/NR and PLA/ENR blends. 10th Eco-Energy and Materials Science and Engineering Symposium, 34, 888-897. (2013).
- [47] K. Kosonmetee, P. Laokijcharoen and V. Tanrattanakul. Polypropylene/Natural Rubber Thermoplastic Elastomer: Effect of Phenolic Resin as a Vulcanizing Agent on Mechanical Properties and Morphology. *Journal of Applied Polymer Science*, 112, 6: 3267-3275. (2009).
- [48] F.-C. Chiu and T.-Y. Chiu S.-M. Lai. Fracture behaviors of PP/mPE thermoplastic vulcanizate via peroxide crosslinking. *European Polymer Journal*, 44, 12: 3031-3041. (2005).
- [49] P. Sae-Oui, C. Sirisinha, P. Sa-nguanthammarong and P. Thaptong. Properties and recyclability of thermoplastic elastomer prepared from natural rubber powder (NRP) and high density polyethylene (HDPE). *Polymer Testing*, 29, 3: 346-351. (2010).
- [50] N. Charoen, N. Krungjit, K. Azizon and K. Suda. Dynamic vulcanization of natural rubber/high-density polyethylene blends: Effect of compatibilization, blend ratio and curing system. *Polymer Testing*, 25, 6: 782-796. (2006).
- [51] ชาริฟ บารู. การศึกษาผลของออร์แกนเคลย์ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลพฤติกรรมการเกิดผลึกและสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนเซชันที่เตรียมจากไดนามิกส์วัลคาไนเซชันของยางธรรมชาติกับพอลิพรอพิลีน. วิทยานิพนธ์ คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม สาขาวิชาวิทยาการและวิศวกรรมพอลิเมอร์, (2553).
- [52] B. Panyad. Modification of mechanical properties and flame retardancy of polybutylene succinate for using in electrical housing. Thesis Submitted in Partial

Fulfillment of the Requirements for the Degree master of engineering Department of Materials Science and Engineering Graduate School Silpakorn University, (2011).

[53] A. Paula Carvalho, K. Pontes, D. Santos, B. Soares and A. Sirqueira. Effects of Rotor Speed on Peroxide/Bismaleimide Cured Polypropylene/Nitrile Rubber Thermoplastic Vulcanizates (TPVs). *Materials Research*, 21, 10. (2018).

[54] E. Kalkornsurapranee, C. Nakason, C. Kummerlöwe and N. Vennemann. Development and preparation of high-performance thermoplastic vulcanizates based on blends of natural rubber and thermoplastic polyurethanes. *Journal of Applied Polymer Science*, 128, 4: 2358-2367. (2013).

[55] N. Budtri, S. Aekrum and W. Lertsiriyothin. The Compatibility of Polylactides and Polybutylene Succinate in PLA Blends Based on Thermal, Mechanical, and Rheological Properties. *Oriental Journal of Chemistry*, 33, 2766-2775. (2017).

[56] N. Garcia, E. Reis, E. Budenberg, D. Agostini, L. Salmazo, F. Cabrera and A. Job. Natural rubber/leather waste composite foam: A new eco-friendly material and recycling approach. *Journal of Applied Polymer Science*, 132, (2014).

[57] J. Zhao, D. Wei, J. Hua and Z. Wang. Dynamically vulcanized high impact polystyrene/high vinyl polybutadiene rubber composites compatibilized by styrene-butadiene-styrene block copolymer. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 33, 1120-1129. (2014).

[58] N. Lopattananon, N. Wangpradit, C. Nakason and A. Kaesaman. Effect of Rubber Composition on Foaming and Properties of EVA/NR/PP Thermoplastic Vulcanisates (TPVs). *Journal of Rubber Research*, 17, 2: 80-95. (2014).

[59] V. Kumar and N. P. Suh. A Process for Making Microcellular Thermoplastic Parts. *Polymer Engineering and Science*, 30, 20: 1323-1329. (1990).

[60] A. Nanni and M. Messori. Thermo-mechanical properties and creep modelling of wine lees filled Polyamide 11 (PA11) and Polybutylene succinate (PBS) bio-composites. *Composites Science and Technology*, 188, 107974. (2020).

[61] SubsTech Substances and Technologies. Elastomer Polyisoprene (natural rubber). เข้าถึงเมื่อ 10 กุมภาพันธ์. เข้าถึงได้จาก

https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=elastomer_polyisoprene_natural_rubber.

- [62] R. Gu, S. Konar and M. Sain. Preparation and Characterization of Sustainable Polyurethane Foams from Soybean Oils. *Journal of the American Oil Chemists' Society*, 89, 11: 2103-2111. (2012).
- [63] H. Panigrahi, P. R. Sreenath, A. K. Bhowmick and K. D. Kumar. Unique compatibilized thermoplastic elastomer from polypropylene and epichlorohydrin rubber. *Polymer*, 183, 121866. (2019).
- [64] S. Kiatkamjornwong, S. Thinakorn and P. Tasakorn. Foaming conditions of high density polyethylene–natural rubber blends. *Plastics, Rubber and Composites*, 29, 4: 177-186. (2000).
- [65] H. Ismail and Suryadiansyah. Thermoplastic elastomers based on polypropylene/natural rubber and polypropylene/recycle rubber blends. *Polymer Testing*, 21, 4: 389-395. (2002).
- [66] U. Basuli, Gi-Bbeum Lee, S. Y. Jang, J. Oh, Jong-Heon Lee, S. C. Kim, N. D. Jeon, Y. Huh and C. Nah. Foaming Behavior, Structure, and Properties of Rubber Nanocomposites Foams Reinforced with Zinc Methacrylate. *Elastomers and Composites*, 47, (2012).
- [67] Z. Zakaria. Effect of foaming temperature on morphology and compressive properties of Ethylene propylene diene monomer rubber (EPDM) foam. *Plastics and Rubber Institute of Malaysia*. (2007)
- [68] S. M. Kang, M. J. Kim, S. H. Kwon, H. Park, H. M. Jeong and B. K. Kim. Polyurethane foam/silica chemical hybrids for shape memory effects. *Journal of Materials Research*, 27, 22: 2837-2843. (2012).
- [69] ณัฐินี โล่ห์พัฒนานนท์ และ กานดา แซงลอยเลื่อน กรรมการ สหกะโร. รายงานการวิจัยฉบับสมบูรณ์ ผลของซิลิกาและเคลย์ต่อสมบัติการไหล สมบัติเชิงกลและเชิงความร้อนของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติอพอกไซด์กับพอลิโพรพิลีน. *วิทยานิพนธ์ ภาควิชาเทคโนโลยียางและพอลิเมอร์ คณะวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ วิทยาเขตปัตตานี*, (2540).
- [70] K. Ahmed, S. S. Nizami, N. Z. Raza and F. Habib. The effect of silica on the properties of marble sludge filled hybrid natural rubber composites. *Journal of King Saud University - Science*, 25, 4: 331-339. (2013).
- [71] H. Bayat and M. Fasihi. Effect of coupling agent on the morphological

characteristics of natural rubber/silica composites foams. *e-Polymers*, 19, 430-436. (2019).

[72] A. Salehi, A. Babakhani and S. Mojtaba Zebarjad. Microstructural and mechanical properties of Al-SiO₂ nanocomposite foams produced by an ultrasonic technique. *Materials Science and Engineering: A*, 638, 54-59. (2015).





ประวัติผู้เขียน

ชื่อ-สกุล	เจตริน เจริญตา
วัน เดือน ปี เกิด	17 กันยายน 2537
สถานที่เกิด	ยโสธร
วุฒิการศึกษา	ปริญญาตรี วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วศ.บ.) ปีโตรเคมีและวัสดุพอลิเมอร์
ที่อยู่ปัจจุบัน	22/3 บ้านห้องคลอง ต.ห้องแซง อ.เลิงนกทา จ.ยโสธร

