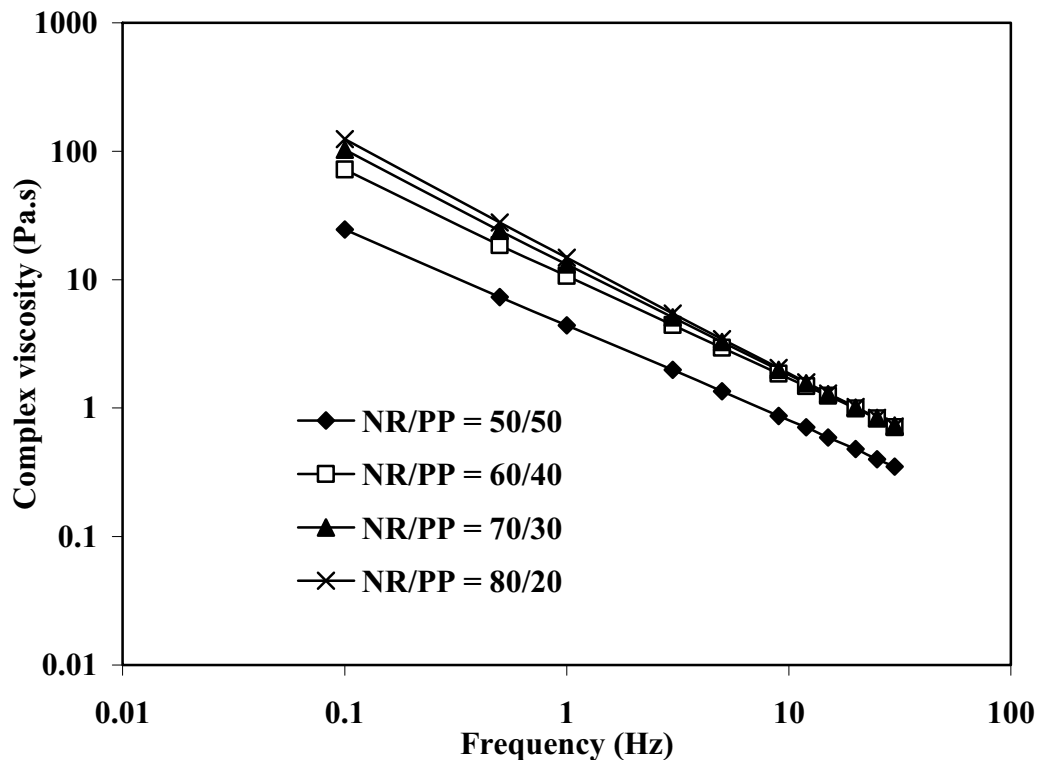
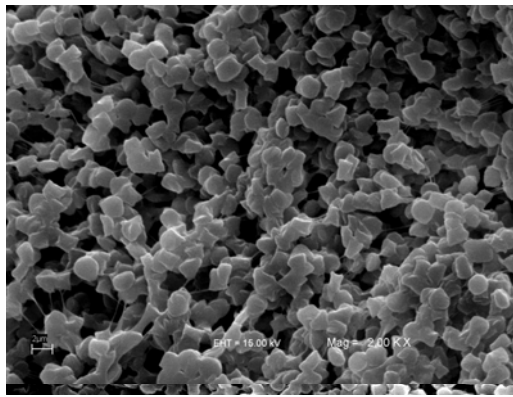




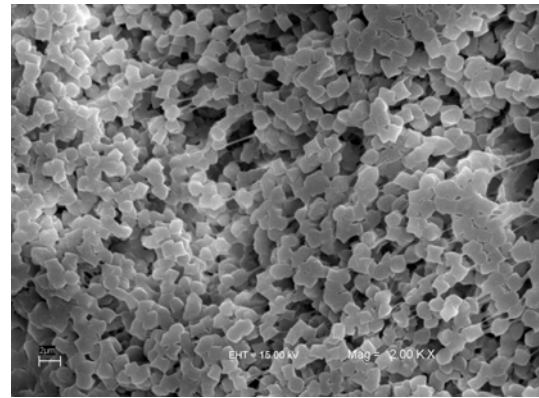
รูปที่ 62 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรอัตราส่วนการเบลนด์

3.2.4 สันฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

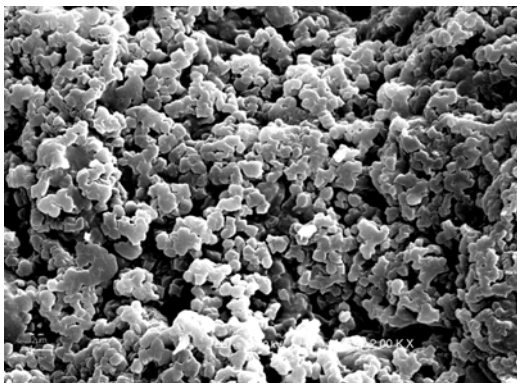
วิเคราะห์สันฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ NR/PP ที่แปรอัตราส่วนการเบลนด์ได้ผลแสดงดังรูปที่ 63 พบว่าการเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติส่งผลให้อนุภาคของยางมีที่กระจายตัวใน PP มีขนาดเล็กลง ในทางกลับกันพบว่าการเพิ่มปริมาณพอลิโพรไพลีนจะทำให้เกิดเป็นโพรง (cavitation site) ใน TPVS ที่มีขนาดใหญ่ขึ้น ดังนั้นขนาดเฟสของยางวัลคาไนซ์ที่กระจายตัวในเฟสพอลิโพรไพลีนมีแนวโน้มขนาดลดลงตามการเพิ่มปริมาณยาง ทั้งนี้เนื่องจากอนุภาคยางที่เป็นเฟสกระจายจะเกิดได้ดีเมื่อมีแรงเฉือนสูงในขณะเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ การเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติทำให้ความหนืดของมีค่าสูงขึ้น ส่งผลให้เกิดการเฉือนสูงขึ้นเพื่อทำให้อนุภาคยางเกิดการกระจายเป็นอนุภาคที่มีขนาดเล็ก



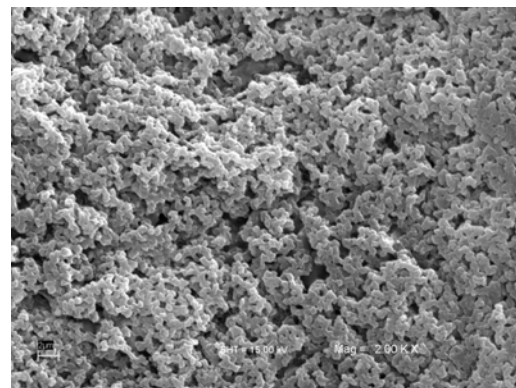
(a) NR/PP = 50/50



(b) NR/PP = 60/40



(c) NR/PP = 70/30



(d) NR/PP = 80/20

รูปที่ 63 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรอัตราส่วนการเบลนด์

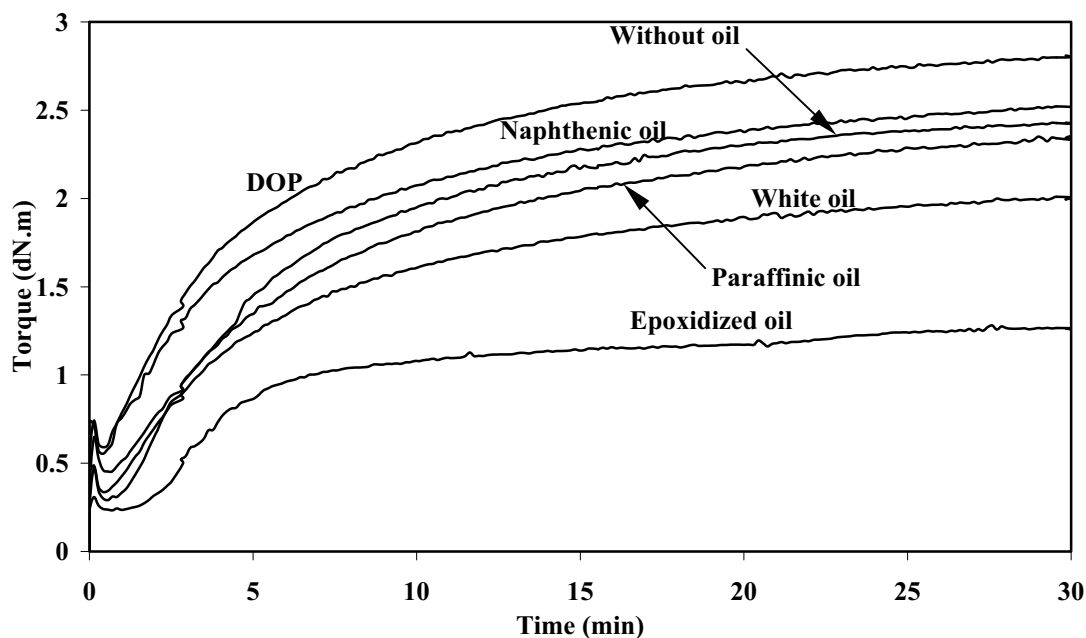
จากสมบัติต่างๆ จะเห็นว่าอัตราส่วนการเบลนด์ NR/PP ที่เหมาะสมที่สุดคือ 50/50 แต่มีสมบัติด้านความสามารถในการคืนรูปที่ด้อย สมบัตินี้มีความสำคัญในวัสดุประเภทนี้ ส่วนสมบัติด้านการไหลก็พบว่าที่อัตราส่วนดังกล่าวมีการไหลได้ดีที่สุด เนื่องจากมีความหนืดที่ต่ำจึงทำให้ลดพลังงานในการแปรรูป แต่เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ต้องการต้องมียึดหยุ่นที่ดีโดยเฉพาะสมบัติความสามารถในการยืดและสมบัติความสามารถในการคืนรูป ซึ่งที่อัตราส่วน 50/50 มีพฤติกรรมคล้ายพลาสติกมากทำให้สมบัติความสามารถในการคืนรูปต่ำ ดังนั้นจึงเลือกอัตราส่วน NR/PP = 60/40 ในการศึกษาต่อไป เนื่องจากมีสมบัติด้านความยืดหยุ่นที่ดีกว่า และสมบัติอื่นๆ เป็นที่ยอมรับได้

3.3 อิทธิพลของชนิดน้ำมันต่อสมบัติเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียมยางธรรมชาติผสมสารเคมีโดยใช้ระบบฟีนอลิก (HRJ-10518) เป็นระบบการวัลคาไนซ์ชั้น ผสมยางกับสารเคมีโดยแปรน้ำมัน 5 ชนิด ได้แก่ White oil, Epoxidized oil, Naphthenic oil, Paraffinic oil และ DOP แล้วศึกษาลักษณะการวัลคาไนซ์ แล้วนำยางผสมสารเคมีมาเบลนด์กับพอลิโพรไพลีน ใช้อัตราส่วนการเบลนด์ NR/PP = 60/40 จากนั้นนำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ได้ไปทดสอบสมบัติต่างๆ

3.3.1 ลักษณะการวัดค่าไชนะของยางธรรมชาติ

รูปที่ 64 แสดงกราฟการวัดค่าไชนะของยางธรรมชาติที่ผสมน้ำมันชนิดต่างๆโดยใช้ระบบการวัดค่าไชนะแบบพินอเล็ก ได้สมบัติการวัดค่าไชนะต่างๆสรุปดังในตารางที่ 40



รูปที่ 64 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างทอร์กกับเวลาการวัดค่าไชนะของยางธรรมชาติที่แปรชนิดของน้ำมันปริมาณ

ตารางที่ 40 ค่าทอร์กสูงสุด (MH), ค่าทอร์กต่ำสุด (ML), ค่าผลต่างทอร์กสูงสุดกับต่ำสุด (MH-ML), เวลาสก็อต (Scorch, T_{S1}) และเวลาการวัดค่าไชนะ (T_{C90}) ของยางธรรมชาติวัดค่าไชนะที่แปรชนิดของน้ำมัน จากเครื่อง MDR ที่อุณหภูมิ 180 °C

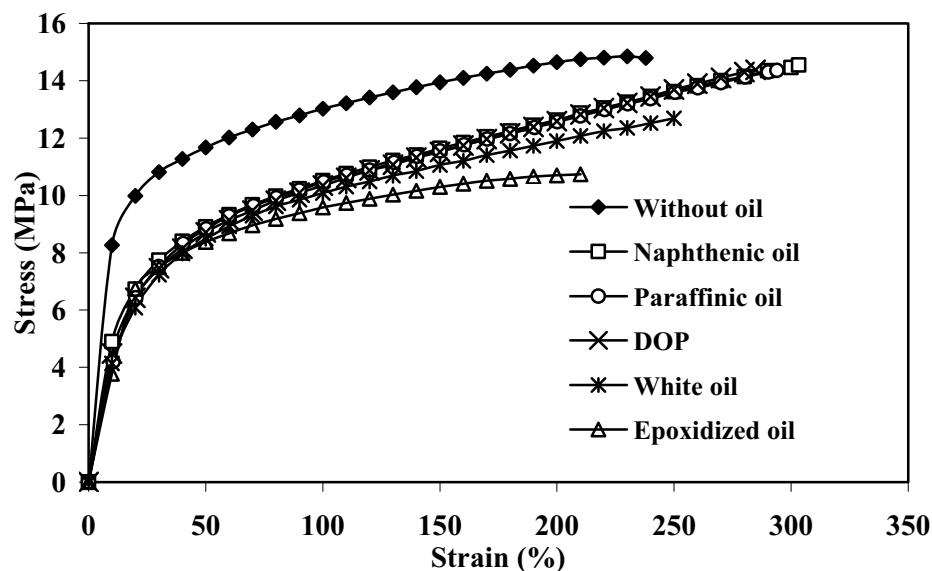
Oil types	MH (dN.m)	ML (dN.m)	MH-ML (dN.m)	T _{S1} (min)	T _{C90} (min)
Without oil	2.43	0.29	2.14	4.44	16.58
DOP	2.81	0.60	2.21	3.66	16.64
Paraffinic oil	2.47	0.45	2.02	4.42	18.11
Naphthenic oil	2.52	0.55	1.97	4.41	17.52
White oil	2.01	0.34	1.67	6.03	17.46
Epoxidized oil	1.28	0.23	1.05	24.21	20.33

จากตารางที่ 40 พบว่าน้ำมันที่มีผลต่อระบบการวัดค่าไชนะมากที่สุด คือน้ำมันอีพอกไซด์ ส่วนน้ำมันแนฟเทนิค, น้ำมันพาราฟินิก, ไดออกทิลอะดะเลท และน้ำมันขาวมีผลต่อระบบการวัดค่าไชนะ โดยระบบพินอเล็ก (HRJ-10518) น้อยกว่า ทั้งนี้อาจจะเนื่องมาจากโครงสร้าง

ของน้ำมันอีพอกซีไฮดรอกไซด์ มีส่วนของวงแหวนอีพอกซีไฮดรอกไซด์ และพันธะ $-C=O$ ซึ่งมีความเป็นขั้วสูงทำให้เข้ากับยางธรรมชาติไม่ดี เพราะยางธรรมชาติไม่มีสภาพขั้ว นอกจากนี้ HRJ-10518 ที่ใช้เป็นสารวัลคาไนซ์มีหมู่วงไว คือ หมู่เมทิลลอล ($-CH_3OH$) ซึ่งจะวงไวต่ออันตรกิริยากับหมู่อีพอกซีไฮดรอกไซด์ในน้ำมันอีพอกซีไฮดรอกไซด์ ทำให้มีผลต่อการเกิดพันธะเชื่อมโยงกับยางธรรมชาติน้อยลง จึงส่งผลให้ค่าทอร์คของยางวัลคาไนซ์ที่ได้มีค่าต่ำที่สุด ส่วนน้ำมันอีก 4 ชนิดมีผลต่อลักษณะการวัลคาไนซ์ของยางธรรมชาติน้อย เนื่องจากมีความเป็นขั้วต่ำสามารถเข้ากับยางธรรมชาติได้ดี และน้ำมันไม่มีส่วนที่เข้าทำปฏิกิริยาขัดขวางการเกิดพันธะเชื่อมโยงของยางธรรมชาติกับ

3.3.2 สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

จากการนำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่แปรชนิดน้ำมันโดยผสมในปริมาณเท่ากันคือ 20 phr ไปทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง, ความสามารถในการยืด, ความสามารถในการคืนรูป ได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังรูปที่ 65



รูปที่ 65 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรชนิดน้ำมัน อัตราส่วนการเบลนด์ NR/PP=60/40

จากรูปที่ 65 เมื่อพิจารณาความชันของกราฟในช่วงที่เป็นเส้นตรง พบว่าการเติมน้ำมันทำให้ความชันของกราฟลดลง หรือความแข็งดึงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีค่าลดลง ซึ่งพบว่าน้ำมันแนฟเทนิค, น้ำมันพาราฟินิก และไดออกทิลเพทหะเลทมีความแข็งดึงใกล้เคียงกันมาก ประเมินค่าความต้านทานต่อแรงดึง และค่าความสามารถในการยืดจนขาดจากจุดขาดได้ผลดังตารางที่ 41 นอกจากนี้ในตารางนี้แสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปและความแข็งไว้ด้วย

ตารางที่ 41 ค่าความต้านทานต่อแรงดึง, ค่าความสามารถในการยืดจนขาด, ค่าความสามารถในการคืนรูป และค่าความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด้อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนแปรชนิดน้ำมัน ใช้อัตราส่วนการเบลนด NR/PP = 60/40

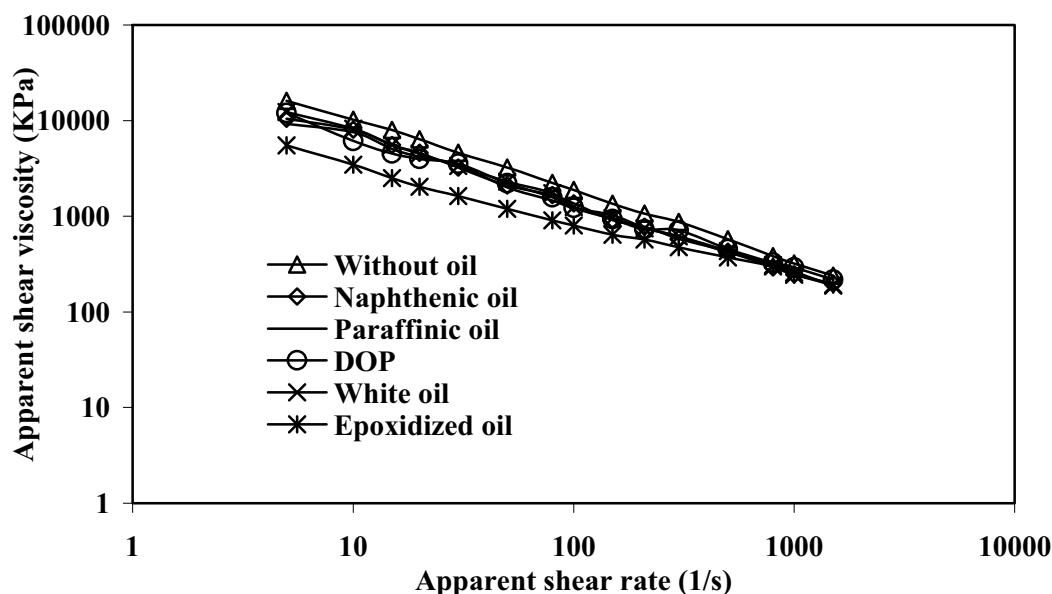
Oil types	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
Without oil	14.85	238	50.0	87.0
Naphthenic oil	14.54	303	25.0	84.5
Paraffinic oil	14.38	294	22.5	84.0
DOP	14.38	285	25.0	85.0
White oil	12.69	251	20.0	83.0
Epoxidized oil	10.76	210	35.0	83.0

จากตารางที่ 41 พบว่าน้ำมันที่ให้ TPVs ที่มีสมบัติความต้านทานต่อแรงดึงดี คือ น้ำมันแนฟเทนิค, น้ำมันพาราฟินิก และไดออกทิลพะทะเลท ส่วนน้ำมันขาวมีค่าความต้านทานต่อแรงดึงต่ำกว่าน้ำมันทั้งสามชนิดข้างต้น แต่น้ำมันอียพอกไซต์ให้ TPVs มีสมบัติความต้านทานต่อแรงดึงด้อยที่สุด ทั้งนี้เนื่องจากโครงสร้างของน้ำมันอียพอกไซต์มีส่วนของวงแหวนอียพอกไซต์และพันธะ $-C=O$ ซึ่งมีความเป็นขั้วสูงทำให้เข้ากับยางธรรมชาติไม่ดี นอกจากนี้สารวัลคาไนซ์คือฟีนอลิกเรซิน (HRJ-10518) ซึ่งหมู่ว่องไว คือหมู่เมทิลลอล $(-CH_3OH)$ ซึ่งเข้ากันได้ดีกับน้ำมันอียพอกไซต์ ทำให้ระบบการเชื่อมโยงของยางธรรมชาติ จึงส่งผลให้ยางมีความแข็งแรงต่ำและความต้านทานต่อแรงดึงต่ำที่สุด ส่วนน้ำมันอีก 4 ชนิดมีผลต่อความต้านทานต่อแรงดึงน้อย เนื่องจากเกิดอันตรกิริยากับฟีนอลิกเรซินต่ำและส่วนใหญ่มีวงแหวนอะโรมาติกเป็นส่วนประกอบ ทำให้เข้ากับยางธรรมชาติได้ดี เมื่อพิจารณาความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ที่ใช้น้ำมันแนฟเทนิค, น้ำมันพาราฟินิก และไดออกทิลพะทะเลทให้ค่าดีใกล้เคียงกัน ส่วนน้ำมันขาวมีค่าต่ำกว่า ส่วน TPVs ที่ใช้น้ำมันอียพอกไซต์ให้ค่าความสามารถในการยืดจนขาดต่ำที่สุด

จากตารางที่ 41 พบว่าการเติมน้ำมันสามารถปรับปรุงสมบัติความสามารถในการคืนรูปได้ดีขึ้นมาก เนื่องจากน้ำมันจะเข้าไปช่วยหล่อลื่นให้สายโซ่ยางเกิดการขยับตัวได้ง่ายยิ่งขึ้น โดยพบว่าน้ำมันขาวให้ความสามารถในการคืนรูปดีที่สุด รองลงมาคือ น้ำมันแนฟเทนิค, ไดออกทิลพะทะเลท, และ น้ำมันพาราฟินิก ตามลำดับ ซึ่งน้ำมันทั้ง 4 ชนิดให้สมบัติการคืนรูปที่ดีมาก ส่วนน้ำมันอียพอกไซต์มีสมบัติแย่มาก นอกจากนี้พบว่าความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ทุกชนิดจะลดลงเมื่อผสมน้ำมัน เนื่องจากน้ำมันจะเข้าไปช่วยหล่อลื่นให้สายโซ่ยางเกิดการขยับตัวได้ง่ายมากยิ่งขึ้น ทำให้ยางมีความนิ่มขึ้น โดยพบว่าน้ำมันแต่ละชนิดให้ความแข็งใกล้เคียงกัน

3.3.3 สมบัติด้านการไหลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

วิเคราะห์สมบัติการไหลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรชนิดน้ำมันโดยใช้ในปริมาณ 20 phr ได้ผลแสดงดังรูปที่ 66

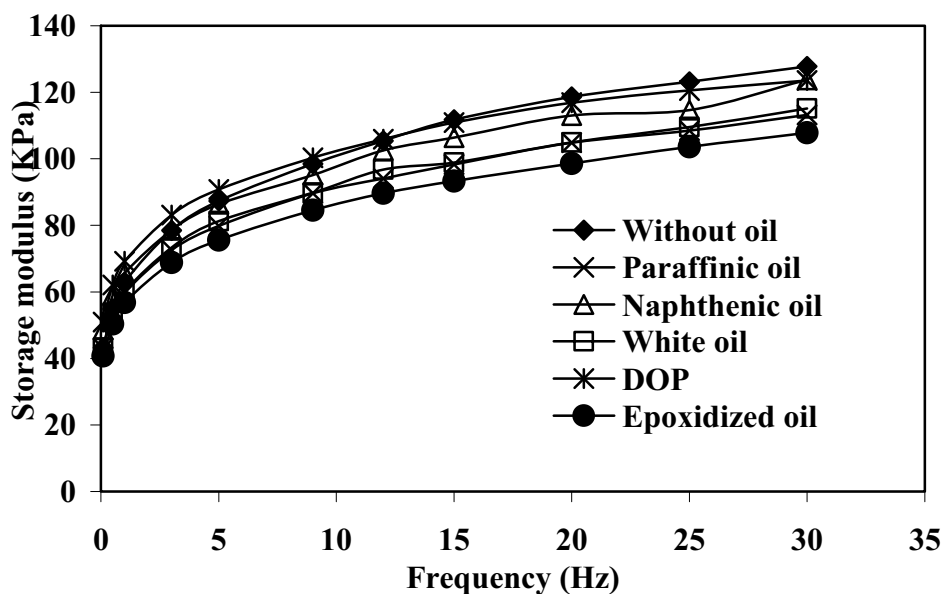


รูปที่ 66 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเฉือนปรากฏกับอัตราเฉือนปรากฏของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรชนิดของน้ำมัน

จากรูปที่ 66 พบว่าการเติมน้ำมันทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความหนืดเฉือนปรากฏลดลง โดยน้ำมันอีพอกไซด์ทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความหนืดลดลงมากที่สุด เนื่องจากน้ำมันที่มีขั้วสูงจะทำให้ไม่เข้ากับยางและมีอันตรกิริยากันต่ำ จึงทำให้มีความหนืดลดลง ส่วนน้ำมันอีก 4 ชนิดให้ความหนืดที่ใกล้เคียงกันมากตลอดช่วงอัตราเฉือนที่ทำการทดลอง

3.3.4 สมบัติเชิงพลวัตของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

ทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรชนิดของน้ำมันปริมาณ 20 phr โดยการแปรค่าความถี่ กำหนด Strain = 7.0 % และ ที่ 180 °C ได้ผลความสัมพันธ์ระหว่างมอดุลัสสะสมกับความถี่แสดงในรูปที่ 67



รูปที่ 67 ความสัมพันธ์ระหว่างมอดูลัสสะสมกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรพิลีนที่แปรชนิดของน้ำมัน

จากรูปที่ 67 จะเห็นว่าเมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า การเติมน้ำมันทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีมอดูลัสสะสมลดลง ซึ่งน้ำมันน้ำมันอิมพอกซิไดซ์ ที่ทำให้มอดูลัสสะสมมีพลังงานสะสมลดลงมากที่สุดคือ รองลงมาคือน้ำมันขาว ซึ่งใกล้เคียงกับน้ำมันพาราฟินิก รองลงมาได้แก่ น้ำมันแนฟเทนิค และไดออกทิลเพทาเลท ตามลำดับ การที่มอดูลัสสะสมลดลงเป็นเพราะโซ่พอลิเมอร์เกิดการขยับได้ตัวมากขึ้น เนื่องจากการหล่อลื่นของน้ำมันทำให้สายโซ่ยางเกิดการขยับตัวได้ง่ายมากยิ่งขึ้น

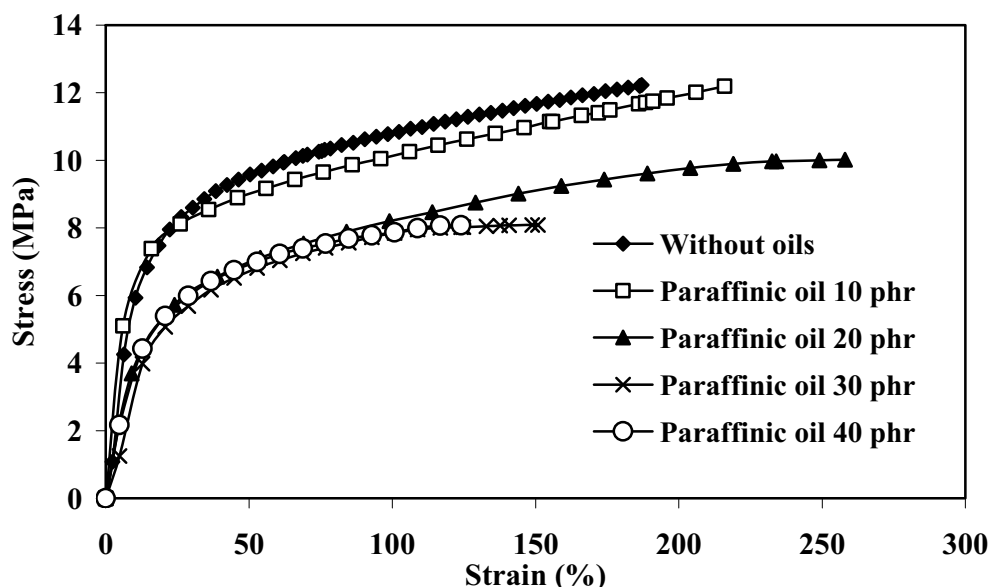
3.4 อิทธิพลปริมาณน้ำมันต่อสมบัติเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียม TPVs จากการเบลนด์ NR/PP = 60/40 โดยใช้ระบบฟีนอลิกเป็นระบบการวัลคาไนเซชัน แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก ได้แก่ 0, 10, 20, 30 และ 40 phr จากนั้นนำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ได้ไปทดสอบสมบัติต่างๆ

3.4.1 สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

จากการนำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก ไปทดสอบความต้านทานต่อแรงดึงได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังรูปที่ 68 พบว่าความชันของกราฟในช่วงที่เป็นเส้นตรงมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิก กล่าวคือมอดูลัสและความแข็งดึงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลงเพราะน้ำมันเข้าไปแทรกตัวระหว่างโซ่พอลิเมอร์ทำให้วัสดุที่ได้มีความนิ่มลง นอกจากนี้ยังทำให้สายโซ่มีความเป็นระเบียบน้อยลง และสามารถขยับตัวได้ง่าย หรือเกิดการไหลได้ง่ายขึ้น ทำให้

วัสดุมีความยืดหยุ่นที่ดีขึ้น ที่จุดขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ขาดสามารถประเมินค่าความต้านทานต่อแรงดึง และค่าความสามารถในการยืดจนขาด ได้ดังตารางที่ 42 นอกจากนี้ในตารางนี้ได้แสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูป และความแข็งแรงด้วย



รูปที่ 68 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก อัตราส่วนการเบลนด์ NR/PP เท่ากับ 60/40

ตารางที่ 42 ความต้านทานต่อแรงดึง, ค่าความสามารถในการยืดจนขาด, ค่าความสามารถในการคืนรูป และค่าความแข็งแรงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนแปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก

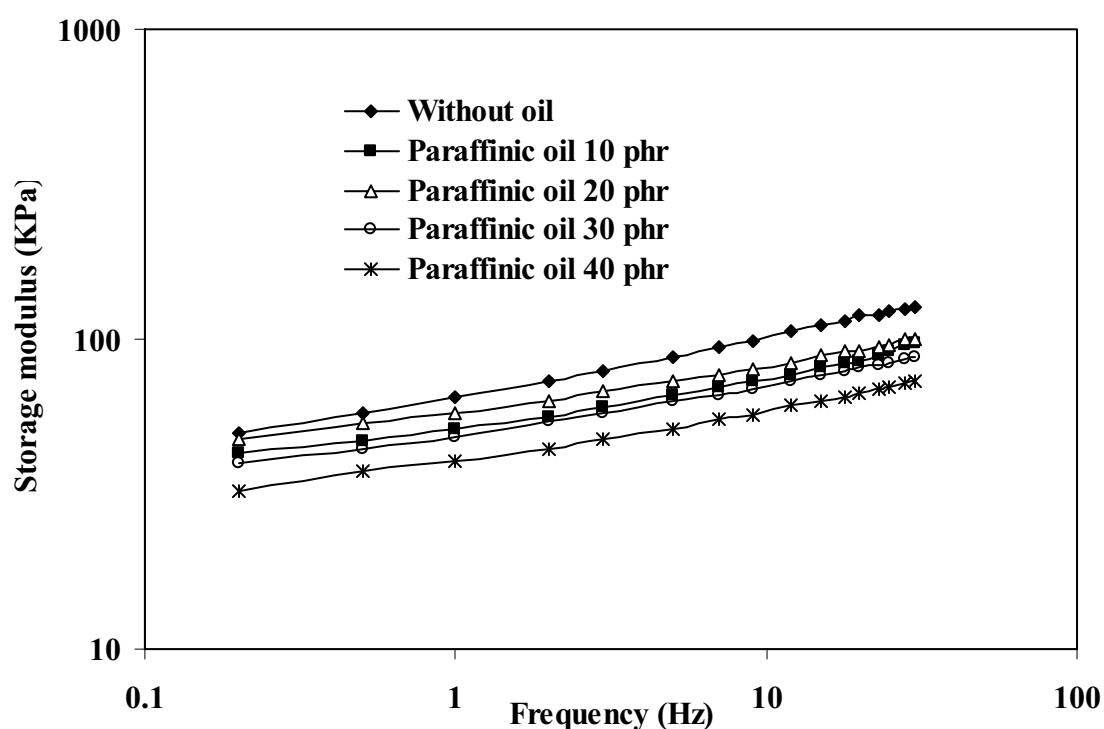
Quantity of Paraffinic oil (phr)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
0	12.23	187	50	85
10	12.18	216	35	83
20	10.10	261	25	80
30	8.09	153	30	78
40	8.02	125	35	76

จากตารางที่ 42 พบว่าการเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิกส่งผลให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความสามารถในการต้านทานต่อแรงดึงน้อยลง เนื่องจากน้ำมันหล่อลื่นโมเลกุลพอลิเมอร์ และเพิ่มความไม่เป็นระเบียบแก่สายโซ่พอลิเมอร์ และทำให้สายโซ่ขยับตัวได้ง่าย จึงมีความนิ่มมากขึ้นดังการมีแนวโน้มลดลงของค่าความแข็งแรงและความแข็งแรง นอกจากนี้การเพิ่มปริมาณ

น้ำมันพาราฟินิก ส่งผลให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความสามารถในการยืดจนขาดได้มากขึ้น จนถึงระดับการผสมน้ำมันที่ 20 phr จะมีค่าสูงที่สุด การผสมน้ำมันในปริมาณมากกว่านั้นจะส่งผลให้ความสามารถในการยืดจนขาดมีแนวโน้มลดลง ซึ่งเป็นเพราะน้ำมันเข้าไปเพิ่มความไม่เป็นระเบียบแก่สายโซ่พอลิเมอร์ และทำให้สายโซ่ขยับตัวได้ง่ายจึงมีความนิ่มมากขึ้น ซึ่งนั่นคือมีสมบัติยืดหยุ่นมากขึ้น หากแต่เมื่อปริมาณน้ำมันเกิน 20 phr ความสามารถในการยืดลด เพราะเป็นการผสมน้ำมันที่ปริมาณที่มากเกินไป ส่วนของน้ำมันอาจเกิดเป็นเฟสที่สามเกิดการรวมตัวกัน ซึ่งจะก่อให้เกิดจุดอ่อนทำให้วัสดุขาดได้ง่าย ส่วนความสามารถในการคืนรูปจะมีแนวโน้มในทำนองเดียวกัน กล่าวคือ จะมีสมบัติที่ดีที่สุดที่ปริมาณการใช้น้ำมัน 20 phr

3.4.2 สมบัติพลวัตเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

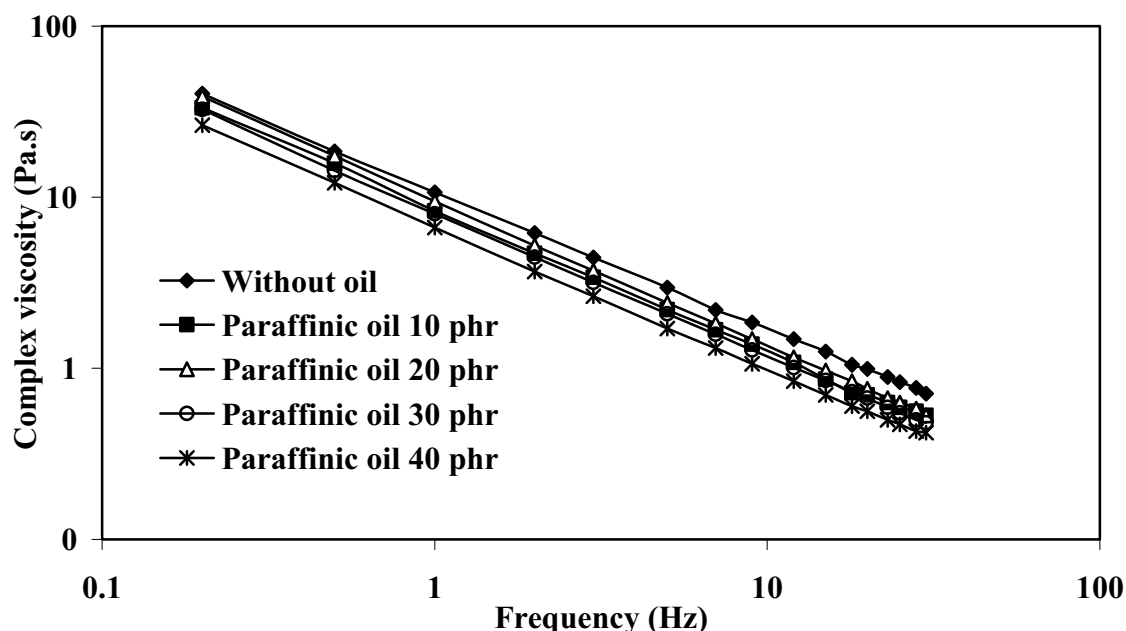
ทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่เตรียมมาจากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนและแปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิกที่ 0, 10, 20, 30 และ 40 phr โดยทำการแปรค่าความถี่ ที่ความเครียด 7.0 % และ 180 °C ได้ผลความสัมพันธ์ระหว่างมอดูลัสสะสมกับความถี่แสดงในดังรูปที่ 69



รูปที่ 69 ความสัมพันธ์ระหว่างมอดูลัสสะสมกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก อัตราส่วนการเบลนด์ NR/PP = 60/40

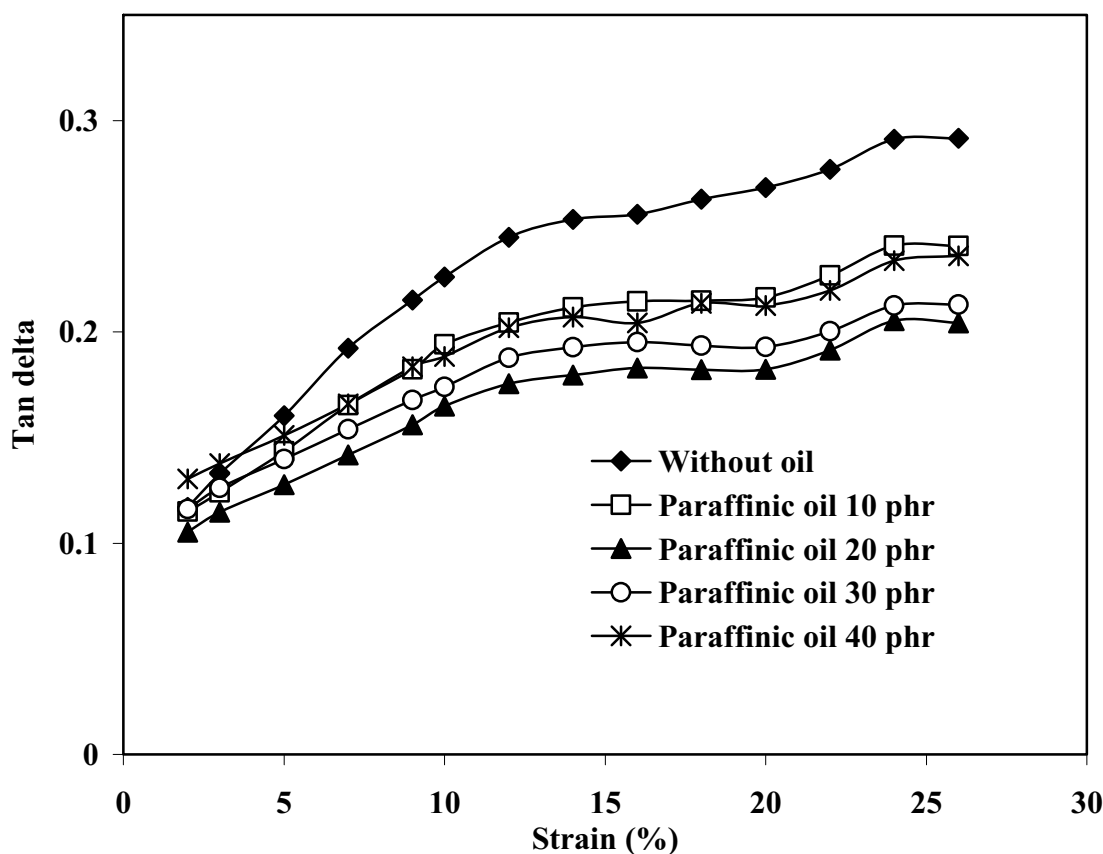
จากรูปที่ 69 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิกส่งผลให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีมอดูลัสสะสมหรือพลังงานสะสมลดลง เพราะน้ำมันเป็นตัวที่เข้าไปเพิ่มความไม่เป็นระเบียบและเป็นตัวหล่อลื่นแก่สายโซ่พอลิเมอร์ และทำให้สายโซ่ยับยตัวได้ง่าย

รูปที่ 70 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิกพบว่า การเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิกส่งผลให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความหนืดเชิงซ้อนมีแนวโน้มลดลง เพราะน้ำมันหล่อลื่นสายโซ่พอลิเมอร์ ทำให้สายโซ่ยับยตัวได้ง่าย จึงมีความนิ่มมากขึ้นหรือมีการต่อต้านการไหลหรือความหนืดลดลง ดังนั้นการผสมน้ำมันจึงสามารถช่วยในการปรับปรุงสมบัติการแปรรูปได้เป็นอย่างดี



รูปที่ 70 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก อัตราส่วนการเบลนด์ NR/PP = 60/40

รูปที่ 71 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\tan \delta$ กับความเครียดที่ทดสอบที่ความถี่ 1 Hz ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก



รูปที่ 71 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\tan \delta$ กับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนแปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก

จากรูปที่ 71 พบว่าการใช้น้ำมันที่ปริมาณ 20 phr ทำให้วัสดุมีค่า $\tan \delta$ ต่ำที่สุด กล่าวคือมีความยืดหยุ่นสูงที่สุด เนื่องจากการใช้น้ำมันปริมาณนี้มีความเหมาะสมในการผสมเข้ากับยางได้ดีจึงช่วยเพิ่มความยืดหยุ่นมากขึ้น ซึ่งเมื่อใช้น้ำมันเกินกว่านี้จะทำให้เกิดจุดอ่อนที่ก่อให้เกิดโมเลกุลของพอลิเมอร์ขาดได้ง่าย สามารถคืนกลับรูปร่างเดิมได้น้อย และสามารถยืดได้น้อย

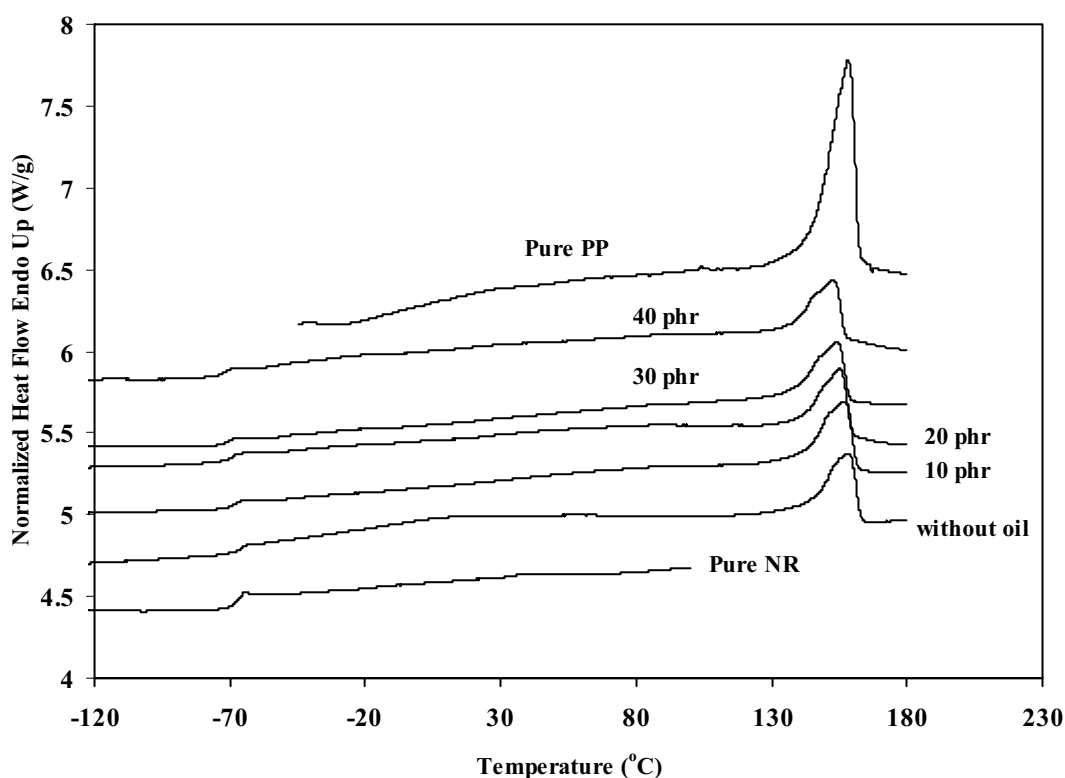
3.4.3 การวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อน

วิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนของ 60/40 NR/PP TPVs ที่แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิกเปรียบเทียบกับยางและ PP ที่ไม่เบลนด์ วิเคราะห์โดยใช้เทคนิค Differential scanning calorimetry ใช้เครื่อง DSC (TA Instruments, Texas, U.S.A.) ภายใต้บรรยากาศไนโตรเจน โดยให้ความร้อนตัวอย่างไปที่ 200°C เป็นเวลา 5 นาทีเพื่อกำจัดประวัติความจำของวัสดุ หลังจากนั้นทำให้เย็นถึง -120°C ด้วยอัตรา $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$. แล้วให้ความร้อนด้วยอัตราเดิม จนถึง 200°C วิเคราะห์ค่าอุณหภูมิกลาสทรานสิชัน (glass transition temperature, T_g) จากจุด

กลางของการทรานสิชัน นอกจากนี้หาปริมาณผลึกของเฟส PP (X_{pp}) จากความร้อนของการเกิดผลึก (heat of crystallization, ΔH_{TPV}) ซึ่งค่าความร้อนการเกิดผลึกของ PP ($\Delta H_{PP} = 209$ J/g) และสัดส่วนโดยน้ำหนักของ PP (m_{pp}) ดังนี้

$$X_{pp} = \frac{\Delta H_{TPV}}{m_{PP} \Delta H_{PP}} \quad (9)$$

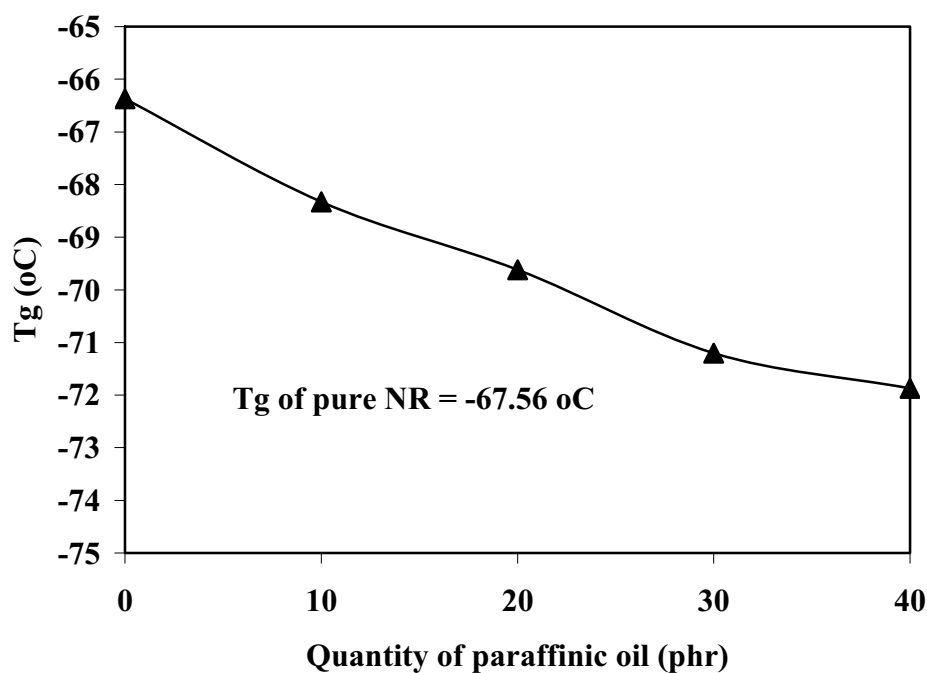
รูปที่ 72 แสดง DSC thermograms ของ 60/40 NR/PP TPVs ที่ผสมน้ำมันพาราฟินิกในปริมาณต่างๆเปรียบเทียบกับ pure NR และ pure PP พบว่าสามารถเห็นการเกิดกลาสทรานสิชัน (T_g) ของเฟสยางได้อย่างชัดเจนที่อุณหภูมิต่ำ นอกจากนี้ยังสามารถสังเกตเห็นค่าอุณหภูมิหลอมผลึก (crystalline melting temperature (T_m)) ของเฟส PP ได้อย่างชัดเจน แต่พบว่าไม่สามารถเห็นกลาสทรานสิชันของ PP เนื่องจากการมีปริมาณผลึกสูงจึงทำให้บดบังสมบัติการเป็นอสัณฐานของ PP



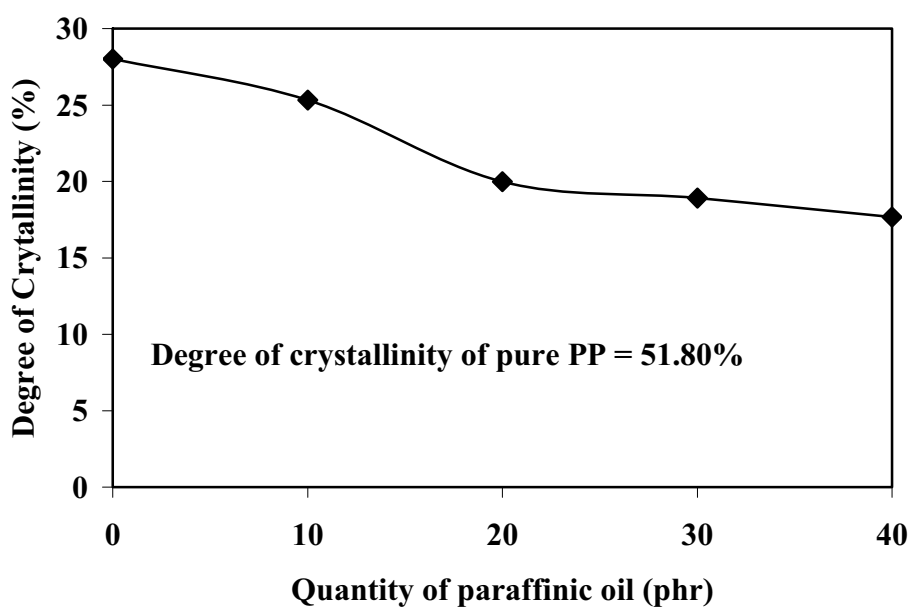
รูปที่ 72 DSC thermograms ของ 60/40 NR/PP TPVs ที่ผสมน้ำมันพาราฟินิกในปริมาณต่างๆเปรียบเทียบกับ pure NR และ pure PP.

รูปที่ 73 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง T_g กับปริมาณน้ำมัน พบว่า T_g มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณน้ำมันเนื่องจากน้ำมันแพร่เข้าสู่อนุภาคยางวัลคาไนซ์แล้วทำให้ยางบวม (an oil-swollen rubber phase) ทำให้โซโมเลกุลยืดหยุ่นได้มากขึ้น ทำให้ความเป็นยางของ TPVs มากขึ้นตามการเพิ่มปริมาณน้ำมัน แต่เนื่องจาก TPVs เป็นระบบสองเฟส (two-phase systems) เราต้องพิจารณาถึงสมบัติของ PP matrix ด้วย การเพิ่มปริมาณน้ำมันจะส่งผลต่อการ

ลดสมบัติด้านความแข็งแรงของ PP ซึ่งทำให้เกิดการยืดได้มากขึ้นโดยเฉพาะที่ปริมาณน้ำมันมากกว่า 20 phr และจะมีผลต่อการลดปริมาณผลึกของ PP ดังแสดงในรูปที่ 74



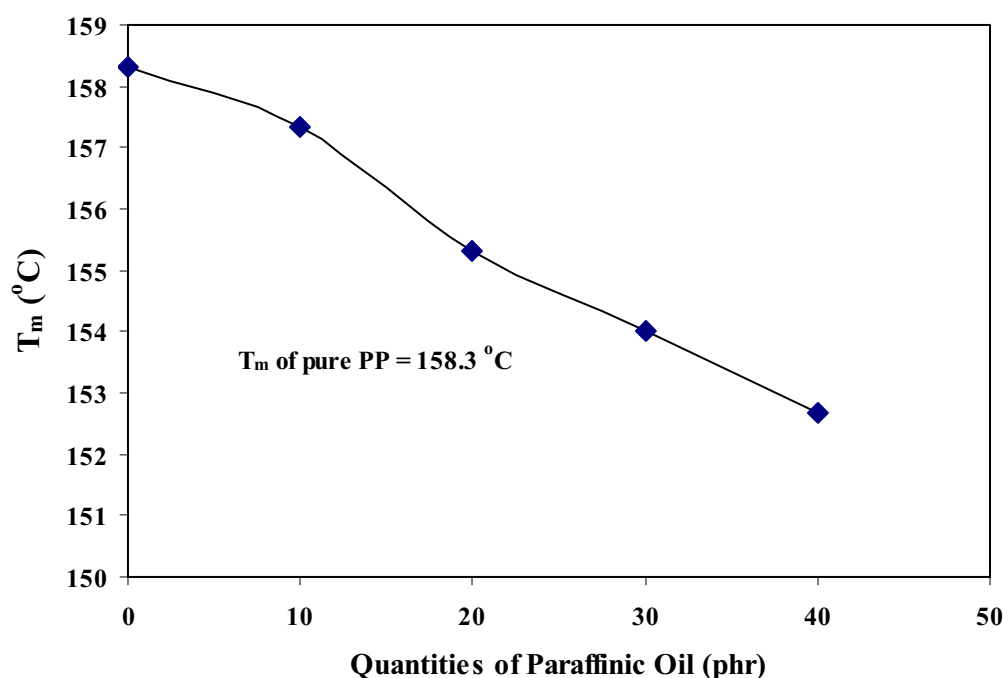
รูปที่ 74 T_g ของ 60/40 NR/PP TPVs ที่ผสมน้ำมันพาราฟินิกในปริมาณต่างๆเปรียบเทียบกับ pure NR และ pure PP.



รูปที่ 75 ปริมาณผลึกของ 60/40 NR/PP TPVs ที่ผสมน้ำมันพาราฟินิกในปริมาณต่างๆเปรียบเทียบกับ pure NR และ pure PP.

จากรูปที่ 75 พบว่าการเตรียม TPVs ทำให้ปริมาณผลึกใน PP ลดลงมากเนื่องจากการบดในสภาวะอุณหภูมิสูงทำให้ผลึกที่เป็นส่วนที่เป็นระเบียบหายไปมากโดยลดลงจาก 51.8%

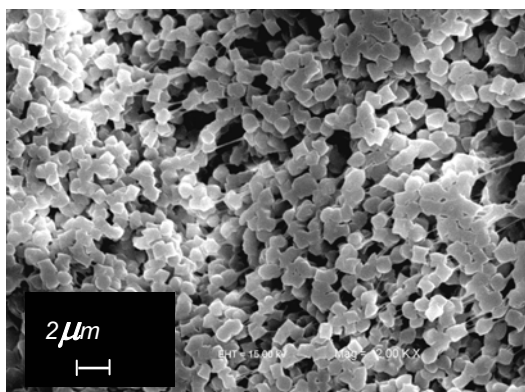
เป็น 28.01% ใน TPVs ที่ไม่ผสมน้ำมัน นอกจากนี้พบว่า การผสมน้ำมันและเพิ่มปริมาณน้ำมัน ในช่วง 0-20 phr ส่งผลให้ปริมาณผลึกใน PP มีแนวโน้มลดลงอย่างรวดเร็ว เนื่องจากน้ำมันแพร่เข้าสู่เฟส PP และทำให้ส่วนผลึกกลายเป็นส่วนอสัณฐานที่บวมด้วยน้ำมัน (oil-swollen amorphous phase) การเพิ่มปริมาณน้ำมันมากกว่า 20 phr มีผลทำให้ปริมาณผลึกค่อยๆ ลดลง อาจจะมีผลมาจากการที่เกิดการอึดตัวของน้ำมันและน้ำมันในเฟส PP จะถูกผลักไปสู่เฟสยาง ทำให้อนุภาคยางบวมกระจายใน PP ดังแสดงในรูปที่ 77 (D) และ 77 (E) ดังนั้นการเพิ่มปริมาณน้ำมันทำให้ลดปริมาณผลึกแต่เพิ่มส่วนอสัณฐานของ PP จึงส่งผลให้สมบัติด้านความแข็งแรง ความแข็ง ความเหนียวและมอดูลัสลดลง การเพิ่มปริมาณน้ำมันยังมีผลต่อการลดค่า T_m ดังแสดงในรูปที่ 76 พบว่า T_m ของ TPVs มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณน้ำมัน ดังนั้นผลึกของ PP จะหลอมที่อุณหภูมิต่ำกว่า



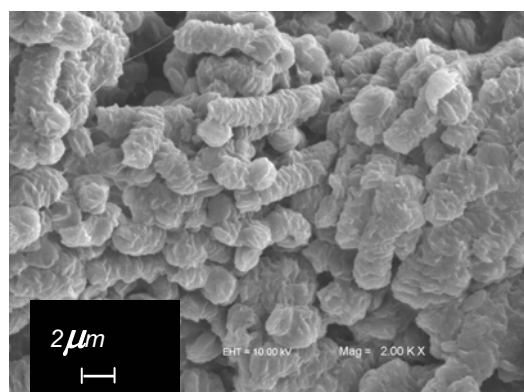
รูปที่ 76 ปริมาณผลึกของ 60/40 NR/PP TPVs ที่ผสมน้ำมันพาราฟินิกในปริมาณต่างๆ เปรียบเทียบกับ pure NR และ pure PP.

3.4.4 สมบัติสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

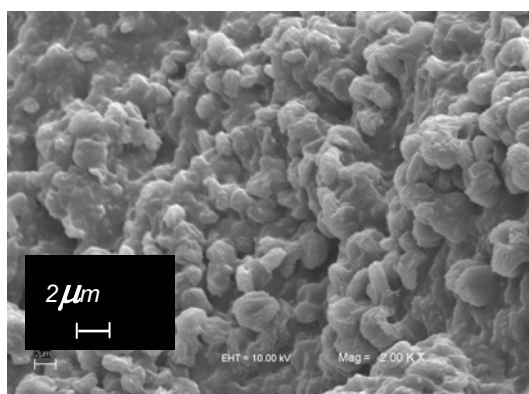
วิเคราะห์สัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ NR/PP = 60/40 ที่แปรปริมาณน้ำมันได้ผลแสดงดังรูปที่ 77



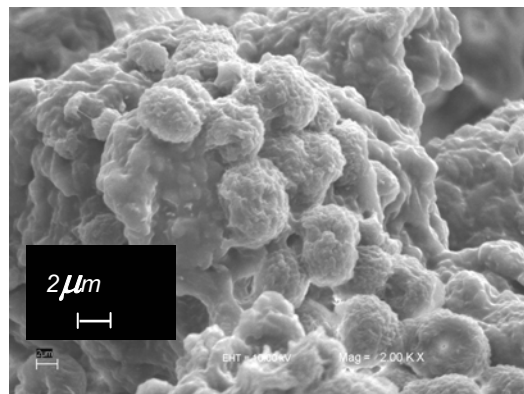
(A) Without oil



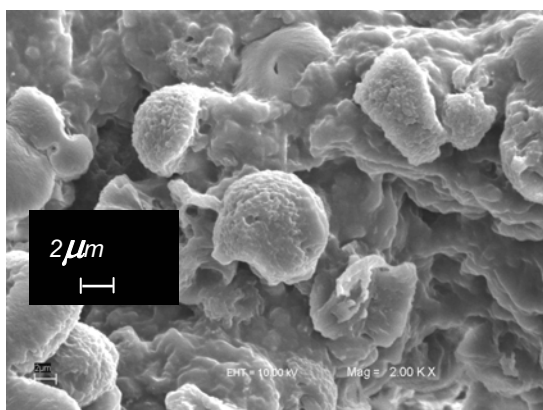
(B) Paraffinic oil = 10 phr



(C) Paraffinic oil = 20 phr



(D) Paraffinic oil = 30 phr



(E) Paraffinic oil = 40 phr

รูปที่ 77 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์อย่างธรรมชาติ กับพอลิโพรไฟลีนที่แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก: (A) Without oil, (B) Paraffinic oil = 10 phr, (C) Paraffinic oil = 20 phr, (D) Paraffinic oil = 30 phr และ (E) Paraffinic oil = 40 phr

จากรูปที่ 77 จะเห็นว่าการผสมน้ำมันทำให้ขนาดของอนุภาคยางของ TPVs มีขนาดใหญ่ขึ้น นอกจากนี้พบว่า TPVs ที่ผสมน้ำมันพาราฟินิกที่ปริมาณ 20 phr ให้ขนาดอนุภาคเล็กที่สุด ซึ่งสอดคล้องกับความเด่นของสมบัติเชิงกล เพราะการใช้น้ำมันที่ปริมาณนี้เป็นปริมาณที่เหมาะสมในการผสมเข้ากับยางได้ดีจึงช่วยเพิ่มความยืดหยุ่นมากขึ้น แต่เมื่อน้ำมันเกินกว่าปริมาณนี้จะทำให้น้ำมันเข้าไปในอนุภาคยางและทำให้เกิดการบวมพองให้อนุภาคที่ใหญ่ขึ้น ทำให้ TPVs มีสมบัติเชิงกลต่ำลง สามารถคืนกลับรูปร่างเดิมได้น้อย และสามารถยืดได้น้อย

จากการผลการทดลองในตอนนี้ได้ข้อสรุปว่าการเติมน้ำมันพาราฟินิกปริมาณ 20 phr จะให้สมบัติต่าง ๆ เติบโตขึ้นอย่างเห็นได้ชัด ทั้งสมบัติเชิงกล สมบัติพลวัต และลักษณะทางสัญญาณวิทยา ดังนั้นการทดลองต่อไปจะใช้ปริมาณน้ำมันพาราฟินิกเท่ากับ 20 phr

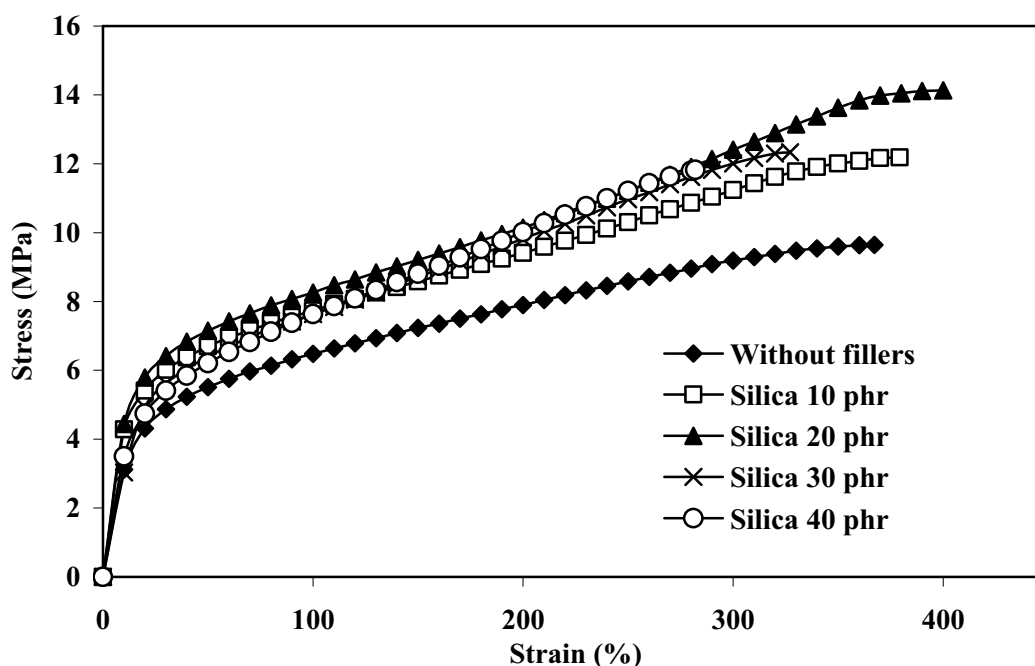
3.5 อิทธิพลของปริมาณสารตัวเติมต่อสมบัติของ TPVs

3.5.1 ซิลิกา

เตรียมคอมปาวด์ยางธรรมชาติผสมสารเคมีโดยใช้ระบบฟีนอลิกเป็นระบบการวัลคาไนเซชัน โดยแปรปริมาณซิลิกาได้แก่ 0, 10, 20, 30 และ 40 phr แล้วนำไปขึ้นรูปและทดสอบสมบัติ

3.5.1.1 สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

รูปที่ 78 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่แปรปริมาณซิลิกา เมื่อพิจารณาความชันของกราฟในช่วงที่เป็นเส้นตรง พบว่าเมื่อผสมซิลิกาส่งผลทำให้ความชันของกราฟสูงขึ้น ซึ่งเป็นการบ่งชี้ถึงการมีมอดูลัสความยืดหยุ่นหรือความแข็งตึงสูงขึ้น เนื่องจากซิลิกาเป็นสารตัวเติมชนิด เสริมประสิทธิภาพ กล่าวคือจะทำให้พอลิเมอร์เบสมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเกิดพันธะเชื่อมโยงระหว่างซิลิกากับยางธรรมชาติหรือกับ PP ได้ แต่พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณเพิ่มขึ้นเกินกว่า 20 phr จะมีผลทำให้พอลิเมอร์เบสมีมอดูลัสความยืดหยุ่นลดลง เนื่องจากการเติมซิลิกามากกว่านี้จะเป็นปริมาณที่มากเกินไป ซึ่งเกิดเป็นกลุ่มก้อนซึ่งเป็นจุดอ่อนที่ที่มีความแข็งแรงต่ำ เพราะไม่สามารถเกิดพันธะเชื่อมโยงกับยางได้เต็มที่ ที่จุดดังกล่าวของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ได้ค่าความต้านทานต่อแรงดึง และค่าความสามารถในการยืดจนขาด แสดงดังในตารางที่ 43 ซึ่งได้รวมสมบัติความสามารถในการคืนรูป และความแข็งไว้ด้วย



รูปที่ 78 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณซิลิกา

ตารางที่ 43 ค่าความต้านทานต่อแรงดึง, ค่าความสามารถในการยืดจนขาด, ค่าความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนแปรปริมาณซิลิกา ใช้อัตราส่วนการเบลนด์ เท่ากับ 60/40

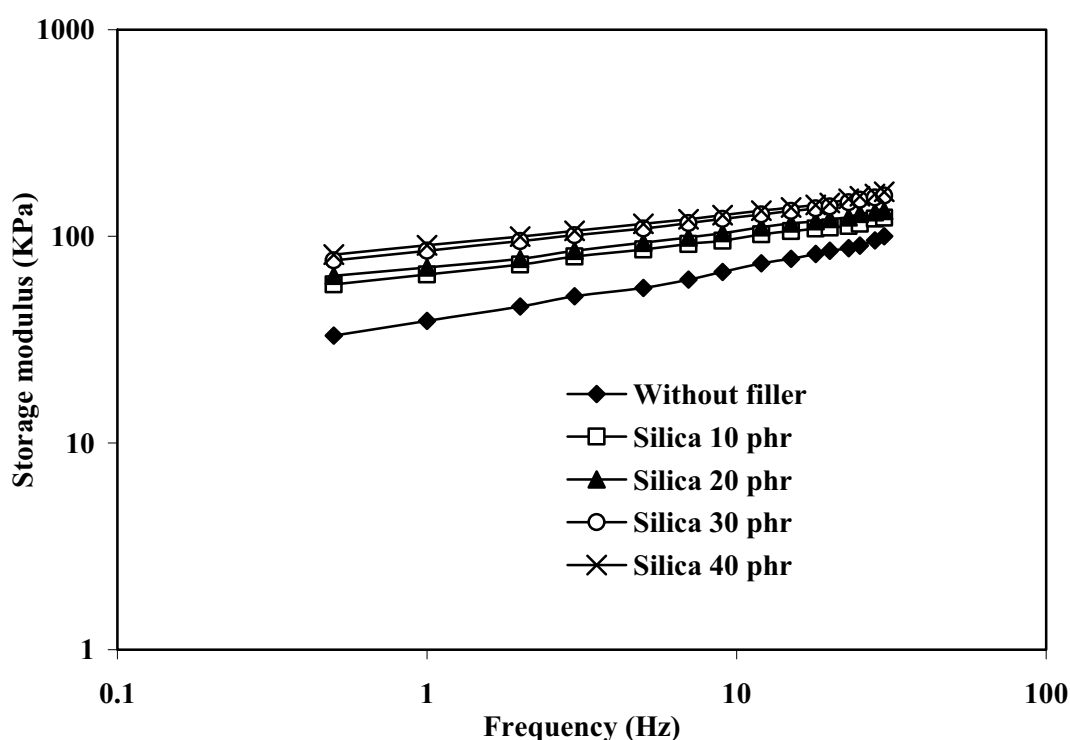
Quantity of Silica (phr)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
0	9.66	367	25.0	84
10	12.19	379	35.0	86
20	14.15	400	35.0	87
30	12.33	327	37.5	88
40	11.82	282	40.0	88

จากตารางที่ 43 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณซิลิกาใน TPVs ส่งผลให้วัสดุมีความต้านทานต่อแรงดึงสูงขึ้น เนื่องจากการมีอันตรกิริยาระหว่างพอลิเมอร์กับซิลิกาซึ่งทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น แต่เมื่อปริมาณซิลิกามากกว่า 20 phr จะมีผลทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความต้านทานต่อแรงดึงลดลง เนื่องจากซิลิกามีปริมาณที่เกินพอ จึงรวมตัวกันเองเป็นกลุ่มก้อนซึ่งกลายเป็นจุดอ่อนในการเกิดการแตกหักและการส่งผ่านความเค้น นอกจากนี้พบว่า ที่การใช้ซิลิกาปริมาณ 20 phr ทำให้ TPVs มีความสามารถในการยืดสูงที่สุด แต่การเพิ่มปริมาณซิลิกา

ทำให้ความสามารถในการคืนรูปลดลง (% tension set สูงขึ้น) และทำให้ค่าความแข็งแรงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น

3.5.1.2 สมบัติเชิงพลวัต

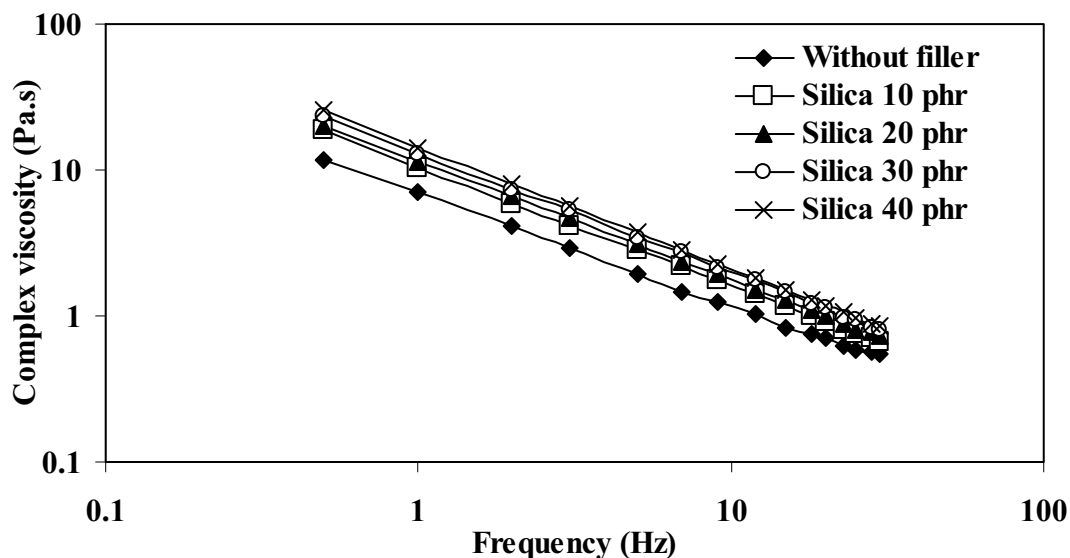
ทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณซิลิกาที่ 0, 10, 20, 30 และ 40 phr โดยแปรค่าความถี่ที่ค่าความเครียด 7.0 % และ 180 °C ได้ความสัมพันธ์ระหว่างมอดูลัสสะสมกับความถี่แสดงดังในรูปที่ 79



รูปที่ 79 ความสัมพันธ์ระหว่างมอดูลัสสะสมกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณซิลิกา

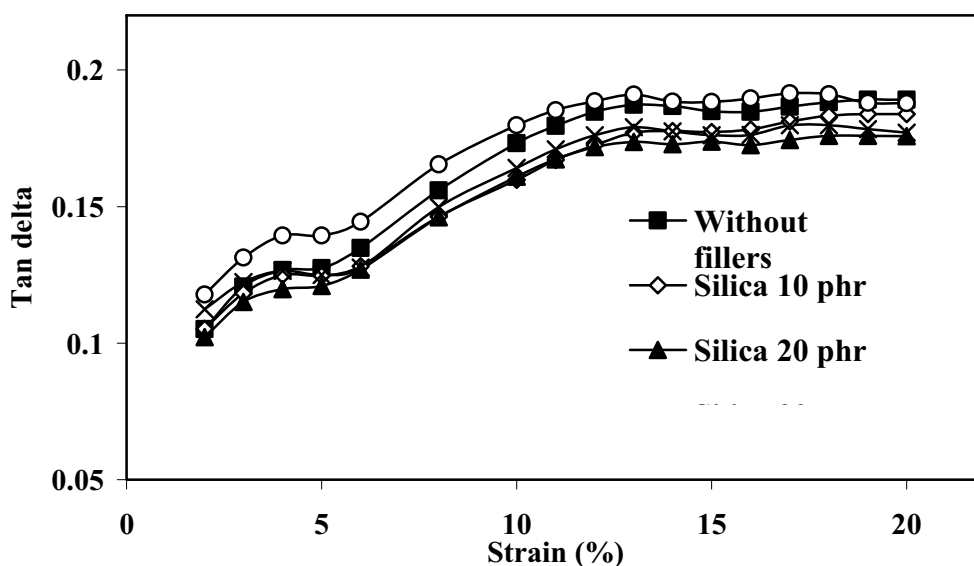
จากรูปที่ 79 พบว่าการเพิ่มปริมาณซิลิกาส่งผลให้มอดูลัสสะสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีค่าสูงขึ้นตามลำดับ เนื่องจากซิลิกาเป็นสารตัวเติมซึ่งเป็นอนุภาคเม็ดเล็กๆ และแข็งเมื่อผสมอยู่ในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จะเป็นตัวขัดขวางการผิดรูปของพอลิเมอร์จึงทำให้มอดูลัสสะสมสูงขึ้น

รูปที่ 80 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณซิลิกา พบว่าการเพิ่มปริมาณซิลิกาส่งผลต่อการเพิ่มของค่าความหนืดเชิงซ้อนของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ ดังนั้นซิลิกาจะขัดขวางการไหลของพอลิเมอร์ทำให้ความหนืดเชิงซ้อนของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีค่าเพิ่มขึ้น



รูปที่ 80 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรพิลีนที่แปรปริมาณซิลิกา

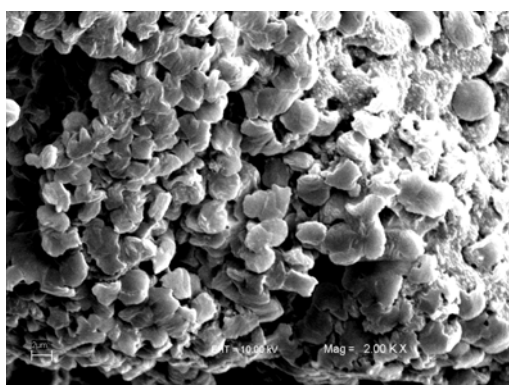
รูปที่ 81 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า $\tan \delta$ กับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรพิลีนที่แปรปริมาณซิลิกา ซึ่งค่า $\tan \delta$ เป็นตัวที่บ่งบอกถึงสมบัติด้านความยืดหยุ่น ซึ่งได้จากอัตราส่วนระหว่างมอดูลัสสูญเสียต่อมอดูลัสสะสม ซึ่งถ้า $\tan \delta$ มีค่าต่ำ ก็จะบ่งบอกถึงสมบัติยืดหยุ่นสูง ในการทดลองนี้พบว่าการใช้ซิลิกาที่ให้สมบัติความยืดหยุ่นสูงที่สุด คือการใช้ที่ปริมาณ 20 phr รองลงมาคือ 10, 30, 0 และ 40 phr ตามลำดับ



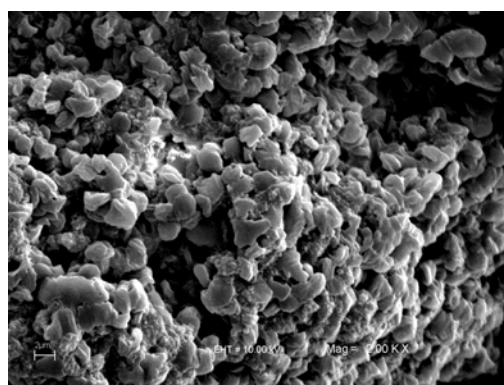
รูปที่ 81 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\tan \delta$ กับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรพิลีนที่แปรปริมาณซิลิกา

3.5.1.3 สัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

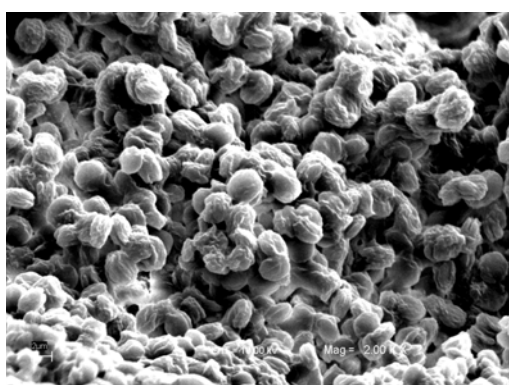
รูปที่ 82 แสดงสมบัติสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ NR/PP ที่แปรปริมาณซิลิกา พบว่าการไม่ผสมซิลิกาให้อนุภาคยางที่มีขนาดเล็กที่สุด แต่ TPVs ที่ผสมซิลิกาปริมาณ 20 phr ให้ขนาดอนุภาคของยางวัลคาไนซ์ที่เล็ก เนื่องจากซิลิกาผสมเข้ากับยางได้ดีจึงช่วยเพิ่มความยึดหยุ่นมากขึ้น รวมทั้งยังให้ความแข็งแรงแก่วัสดุได้ดีอีกด้วย ซึ่งเมื่อใช้ซิลิกาเกินกว่านี้จะทำให้เกิดจุดอ่อนที่ก่อให้เกิด TPVs ขาดได้ง่าย และมีอนุภาคยางวัลคาไนซ์ขนาดใหญ่ขึ้นตามการเพิ่มปริมาณซิลิกา



(a) Silica 10 phr



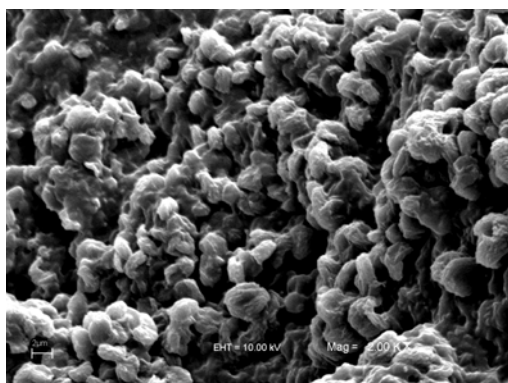
(b) Silica 20 phr



(c) Silica 30 phr



(d) Silica 40 phr



(e) Without fillers

รูปที่ 82 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณซิลิกา

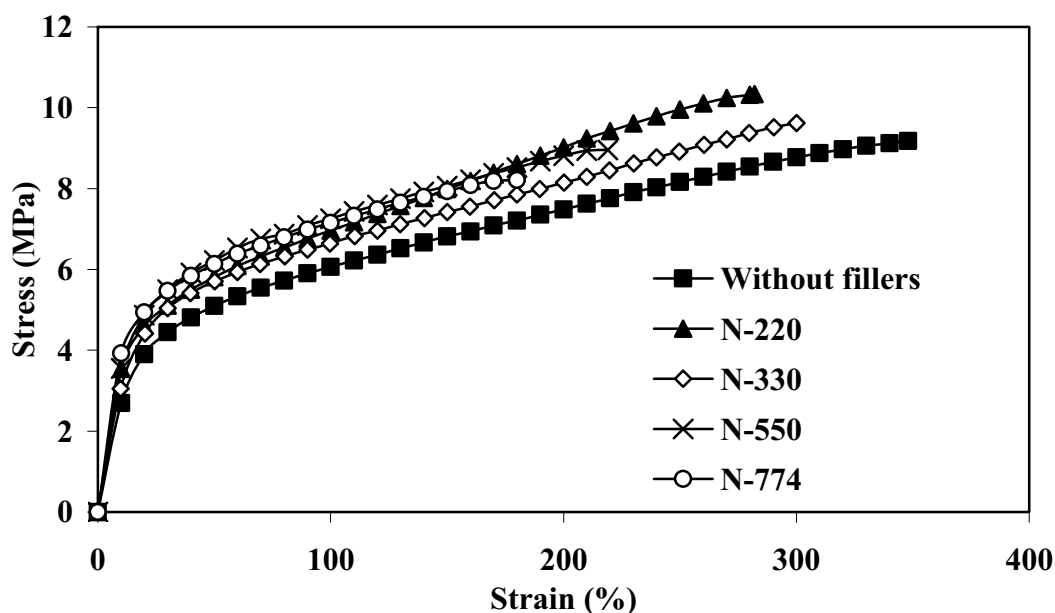
จากผลการศึกษาสมบัติต่างๆ จะเห็นว่าการเติมซิลิกาที่ปริมาณ 20 phr ให้สมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่ดีที่สุด ได้แก่ สมบัติเชิงกล, สมบัติเชิงพลวัต, ลักษณะทางสัณฐานวิทยา และเมื่อเติมซิลิกาปริมาณมากกว่านี้จะทำให้สมบัติต่างๆ ต่ำลง ดังนั้นการเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนควรเติมสารตัวเติมชนิดซิลิกาที่ปริมาณ 20 phr จึงจะได้วัสดุที่มีคุณภาพดีที่สุด

3.5.2 เหม่าดำ

เตรียมยางธรรมชาติผสมสารเคมีโดยใช้ระบบฟีนอลิกเป็นระบบการวัลคาไนเซชัน โดยแปรเกรดเหม่าดำ ได้แก่ N-220, N-330, N-550 และ N-774 ใช้ปริมาณ 20 phr นำยางผสมสารเคมีมาเบลนด์กับพอลิโพรไพลีน ใช้อัตราส่วนการเบลนด์ NR/PP เท่ากับ 60/40 แล้วนำไปขึ้นรูปแล้วทดสอบสมบัติ

3.5.2.1 สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

จากการนำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่แปรเกรดเหม่าดำไปทดสอบความต้านทานต่อแรงดึงได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังรูปที่ 83



รูปที่ 83 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรเกรดของเขม่าดำ

จากรูปที่ 83 เมื่อพิจารณาความชันของกราฟในช่วงที่เป็นเส้นตรง พบว่าเมื่อผสมเขม่าดำเกรดต่างๆ มีผลให้ความชันมีค่าสูงขึ้น นั่นคือเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนมีมอดูลัสความยืดหยุ่นหรือความแข็งตึงสูงขึ้น เนื่องจากเขม่าดำเป็นสารตัวเติมชนิดเสริมประสิทธิภาพ กล่าวคือจะทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเกิดพันธะเชื่อมโยงระหว่างเขม่าดำกับยางธรรมชาติ เมื่อพิจารณาที่เกรดเขม่าดำ พบว่าเขม่าดำแต่ละเกรดให้มอดูลัสยืดหยุ่นที่ต่างกัน กล่าวคือเขม่าดำที่ให้มอดูลัสความยืดหยุ่นสูงสุดคือ N-220 รองลงมาคือ N-330, N-550 และ N-774 ตามลำดับ เนื่องจากเขม่าดำที่มีขนาดอนุภาคเล็กจะทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความแข็งแรงดีกว่า ในตารางที่ 44 จะเห็นว่าเขม่าดำที่มีขนาดอนุภาคเล็กที่สุดคือ N-220 รองลงมาคือ N-330, N-550 และ N-774 ตามลำดับ จะเห็นค่าความแข็งตึงมีแนวโน้มตามพื้นที่ผิวของเขม่าดำ

ตารางที่ 44 เปรียบเทียบคุณสมบัติของเขม่าดำเกรดต่างๆ (Thai carbon black Data sheet, 2006)

Properties	N-220	N-330	N-550	N-774
Iodine Adsorption (g/kg)	121+/-5	82+/-5	43+/-5	29+/-4
CTAB Surface Area (m ² /g)	111+/-7	83+/-6	42+/-5	25-33
pH Value	6-9	6-9	6-9	9-11
Heating Loss at 125°C (%max)	1.0	1.0	1.0	0.3
Ash Content (%max)	0.45	0.45	0.45	0.5
Sulphur Content (%max)	1.1	1.1	1.1	0.1
Toluene Discoloration (%min)	90	90	90	70
Pour Content (kg/m ³)	330	340	330	490
Fine Content (%max)	15	15	15	7

ตารางที่ 45 แสดงความต้านทานต่อแรงดึง ค่าความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และค่าความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรเกรดเขม่าดำ พบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่ใช้เขม่าดำเกรด N-220 มีความต้านทานต่อแรงดึงสูงสุด รองลงมาคือ N-330 เนื่องจากเขม่าดำ 2 ชนิดนี้มีขนาดอนุภาคเล็กจะทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความต้านทานต่อแรงดึงสูง ซึ่งพบว่าเขม่าดำที่มีขนาดอนุภาคเล็กที่สุดคือ N-220 รองลงมาคือ N-330, N-550 และ N-774 ตามลำดับ (ตารางที่ 44) ส่วนเขม่าดำเกรด N-550 และ N-774 ให้ค่าความต้านทานต่อแรงดึงที่ต่ำกว่า

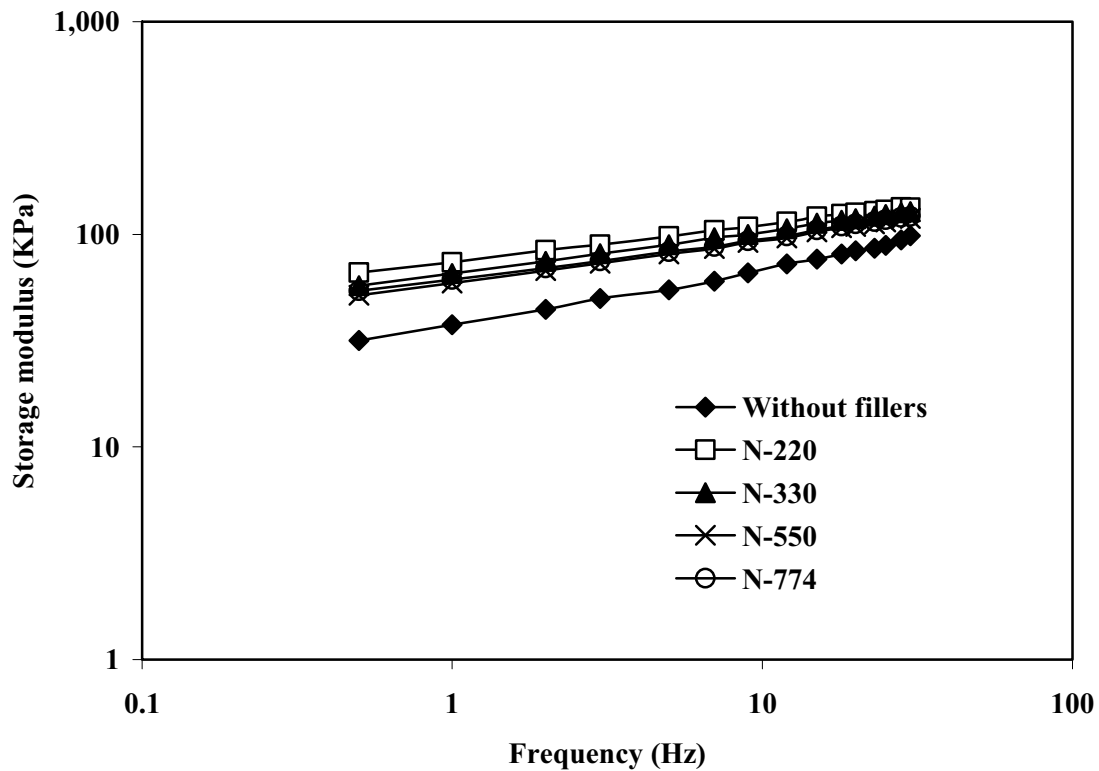
ตารางที่ 45 ค่าความต้านทานต่อแรงดึง, ค่าความสามารถในการยืดจนขาด, ค่าความสามารถในการคืนรูป และค่าความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรเกรดเขม่าดำ ใช้อัตราส่วนการเบลนด์ เท่ากับ 60/40

Carbon black	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
Without CB	9.18	348	25	84
N-220	9.31	307	30	86
N-330	10.33	282	30	87
N-550	9.98	260	35	87
N-774	9.67	257	35	86

จากตารางที่ 45 พบว่าเมื่อเติมเขม่าดำ ทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ยางธรรมชาติ กับพอลิโพรไพลีนมีความสามารถในการยืดลดลง เนื่องจากการเติมสารตัวเติมจะทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีสมบัติความยืดหยุ่นลดลง เพราะสารตัวเติมจะเข้าไปขัดขวางความสามารถในการยืดหยุ่นของสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์ เมื่อพิจารณาเกรดเขม่าดำ จะเห็นว่าเขม่าดำเกรดที่ให้ค่าความสามารถในการยืดสูงที่สุดคือ N-330 ซึ่งใกล้เคียงกับ N-220 รองลงมาคือ N-550 และ N-774 ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องจากเขม่าดำที่มีขนาดอนุภาคเล็กจะทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความสามารถในการยืดสูง (เขม่าดำเกรด N-330 และ N-220) แต่เมื่อเขม่าดำมีอนุภาคใหญ่ขึ้นเมื่อแรงเค้นสูงขึ้นทำให้ TPVs ขาดได้ง่าย จึงมีความสามารถในการยืดต่ำ (เขม่าดำเกรด N-550 และ N-774 ตามลำดับ) นอกจากนี้การผสมเขม่าดำทำให้ความสามารถในการคืนรูปลดลง เนื่องจากการเติมสารตัวเติมจะทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีสมบัติความยืดหยุ่นลดลง จะเห็นว่าเขม่าดำเกรดที่ให้ค่าความสามารถในการคืนรูปสูงที่สุดคือ N-220 รองลงมาคือ N-330, N-550 ซึ่งเท่ากับ N-774 ตามลำดับ ซึ่งมีแนวโน้มตามขนาดอนุภาค

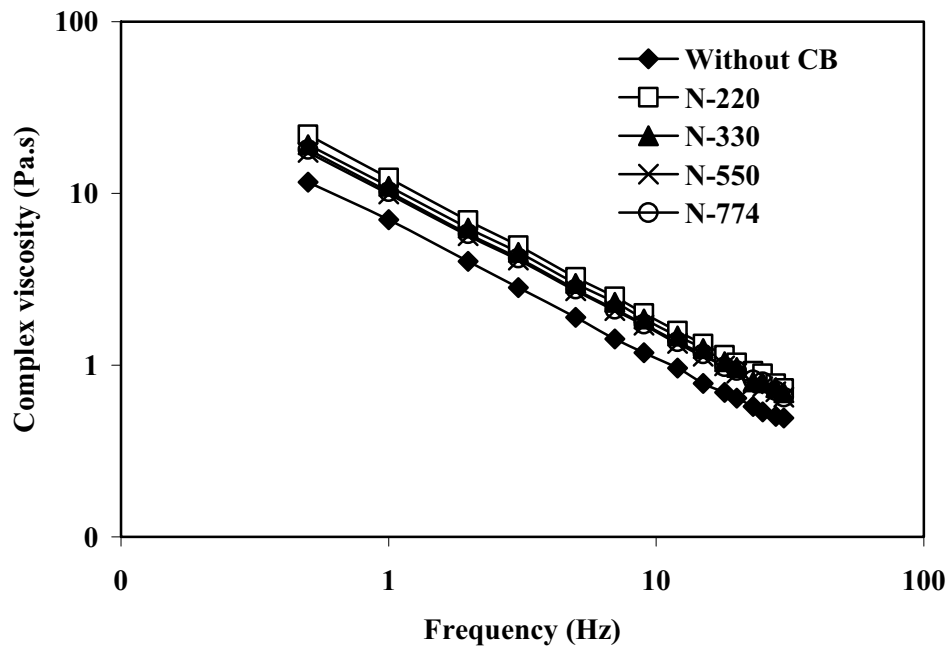
3.5.2.2 สมบัติเชิงพลวัต

ทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรเกรดเขม่าดำ (ได้แก่ N-220, N-330, N-550 และ N-774) โดยการแปรค่าความถี่ ที่ Strain คงที่ 7.0 % ที่อุณหภูมิ 180 °C ได้ผลความสัมพันธ์ระหว่างมอดุลัสสะสมกับความถี่ ดังแสดงในรูปที่ 84 พบว่าการเติมสารตัวเติมเขม่าดำจะทำให้มอดุลัสสะสมมีค่าสูงขึ้นเนื่องจากเขม่าดำเป็นสารตัวเติมซึ่งเกิดอันตรกิริยากับยางได้ดีและจะเข้าไปแทรกอยู่ระหว่างโมเลกุลของพอลิเมอร์ ซึ่งจะทำให้ขัดขวางการผิดรูปของ TPVs โดยพบว่าเขม่าดำที่มีอนุภาคเล็ก (N-220) จะให้ TPVs ที่มีมอดุลัสสะสมสูงที่สุด รองลงมาคือ TPVs ที่ผสมเขม่าดำเกรด N-330 และ N-550 ซึ่งใกล้เคียงกันกับ N-774 ตามลำดับ นั่นคือเขม่าดำที่มีอนุภาคขนาดเล็กจะมีพื้นที่ผิวสัมผัสมากจึงเกิดการขัดต่อต้านการผิดรูปได้สูงกว่า



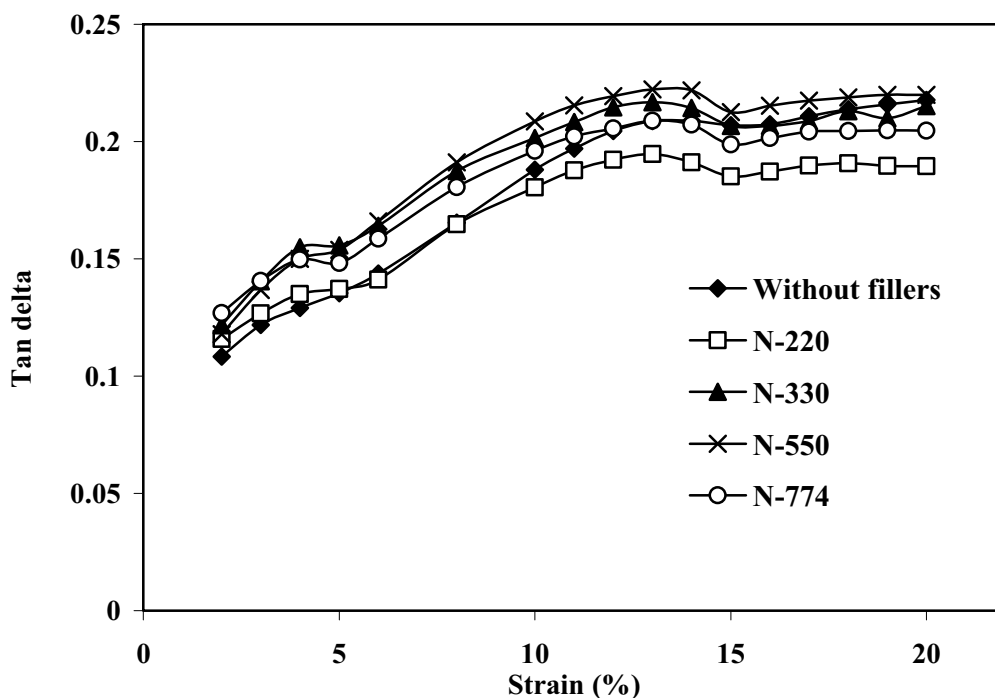
รูปที่ 84 ความสัมพันธ์ระหว่างมอดูลัสสะสมกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรเกรดของเขม่าดำ

รูปที่ 85 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรเกรดของเขม่าดำพบว่า การผสมเขม่าดำจะทำให้ค่าความหนืดเชิงซ้อนสูงขึ้น เนื่องจากการต่อต้านการไหลเนื่องจากปฏิกิริยาและอันตรกิริยาระหว่างเขม่าดำกับพอลิเมอร์ โดยพบว่า TPVs ที่ผสมเขม่าดำที่มีอนุภาคเล็กที่สุด (N-220) จะมีความหนืดเชิงซ้อนที่สูงที่สุด รองลงมาคือ N-330 และ N-550 ซึ่งใกล้เคียงกันกับ N-774 ตามลำดับ



รูปที่ 85 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรเกรดของเขม่าดำ

รูปที่ 86 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า $\tan \delta$ กับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรเกรดของเขม่าดำ พบว่าค่า $\tan \delta$ ของ TPVs ที่ผสมเขม่าดำเกรด N-220 มีค่าต่ำที่สุด ซึ่งมีความยืดหยุ่นสูงที่สุด นอกจากนี้ ค่า $\tan \delta$ ของ TPVs ที่ผสมเขม่าดำเกรด N-774, N-330 และ N-550 มีค่าสูงขึ้นตามลำดับ ดังนั้นจึงตัดสินใจเลือกเขม่าดำเกรด N-220 ในการศึกษาการแปรปริมาณในต่อไป



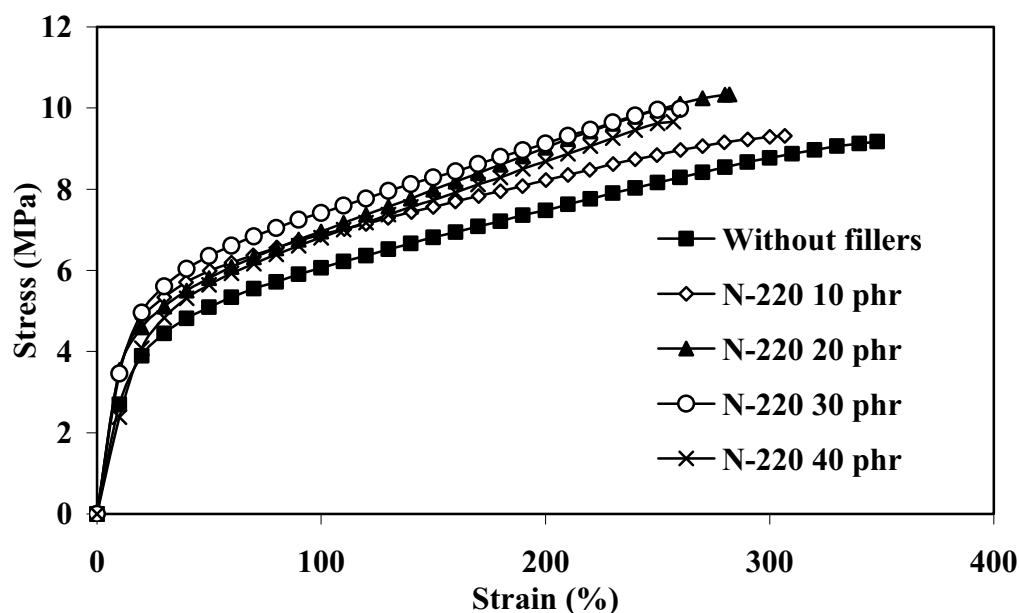
รูปที่ 86 ความสัมพันธ์ระหว่าง Tan δ กับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรเกรดของเขม่าดำ

3.6 อิทธิพลของปริมาณเขม่าดำต่อสมบัติเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

ในการทดลองตอนนี้เตรียมยางธรรมชาติผสมสารเคมีโดยใช้ระบบฟีนอลิกเป็นระบบการวัลคาไนเซชัน โดยแปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220 เป็น 0, 10, 20, 30 และ 40 phr นำไปขึ้นรูปแล้วนำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ได้ไปทดสอบสมบัติต่างๆ

3.6.1 สมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

รูปที่ 86 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่แปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220 พบว่าความชันของกราฟในช่วงที่เป็นเส้นตรงมีค่าสูงขึ้นเมื่อผสมเขม่าดำ จนมีค่าสูงที่สุดที่ปริมาณการใช้ 30 phr การเพิ่มเขม่าดำเป็น 40 phr ทำให้ค่าความชันของกราฟลดลง สมบัติด้านความต้านทานต่อแรงดึง และความสามารถในการยืดจนขาด ที่ได้จากรูปที่ 86 สรุปในตารางที่ 46 ซึ่งได้แสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูป และความแข็งไว้ด้วย



รูปที่ 87 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220

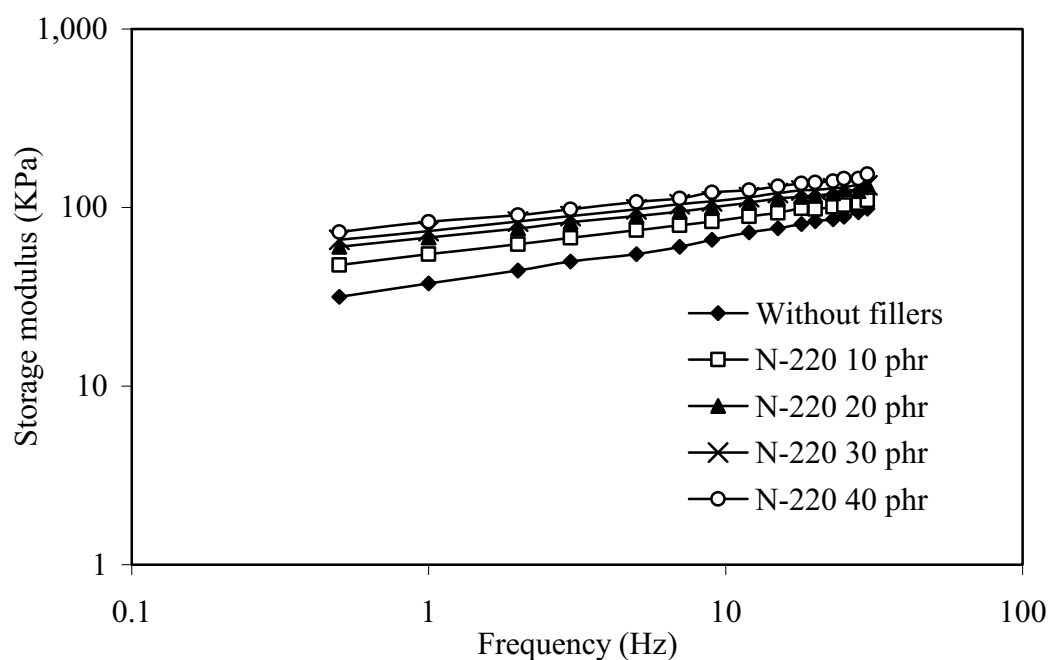
ตารางที่ 46 ค่าความต้านทานต่อแรงดึง, ค่าความสามารถในการยืดจนขาด, ค่าความสามารถในการคืนรูป และค่าความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220

Quantity of N-220 (phr)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
0	9.18	348	25	84
10	9.31	307	30	86
20	10.33	282	30	87
30	9.98	260	35	87
40	9.67	257	35	86

จากตารางที่ 46 พบว่า TPVs ที่ผสมเขม่าดำปริมาณ 20 phr ให้ค่าความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาดสูงที่สุดเนื่องจากสามารถเกิดอันตรกิริยาได้ดีและมีปริมาณที่สมดุลกับพอลิเมอร์ที่ใช้ นอกจากนี้พบว่าการเพิ่มปริมาณเขม่าดำมีผลต่อการลดความสามารถในการคืนรูปและเพิ่มความแข็งเล็กน้อย

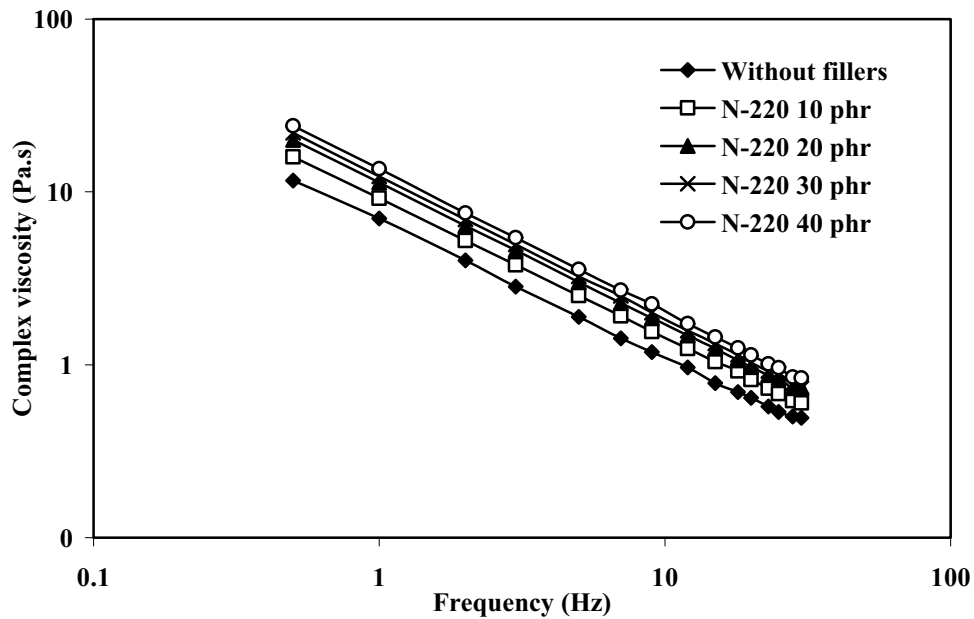
3.6.2 สมบัติเชิงพลวัตของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

รูปที่ 88 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างมอดูลัสสะสมกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220 พบว่าเพิ่มปริมาณเขม่าดำทำให้มอดูลัสสะสมของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีค่าเพิ่มขึ้นตามลำดับ เนื่องจาก การมีเขม่าดำในปริมาณมากทำให้เกิดการขัดขวางการผิดรูปทำให้ค่ามอดูลัสสะสมเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณเขม่าดำ



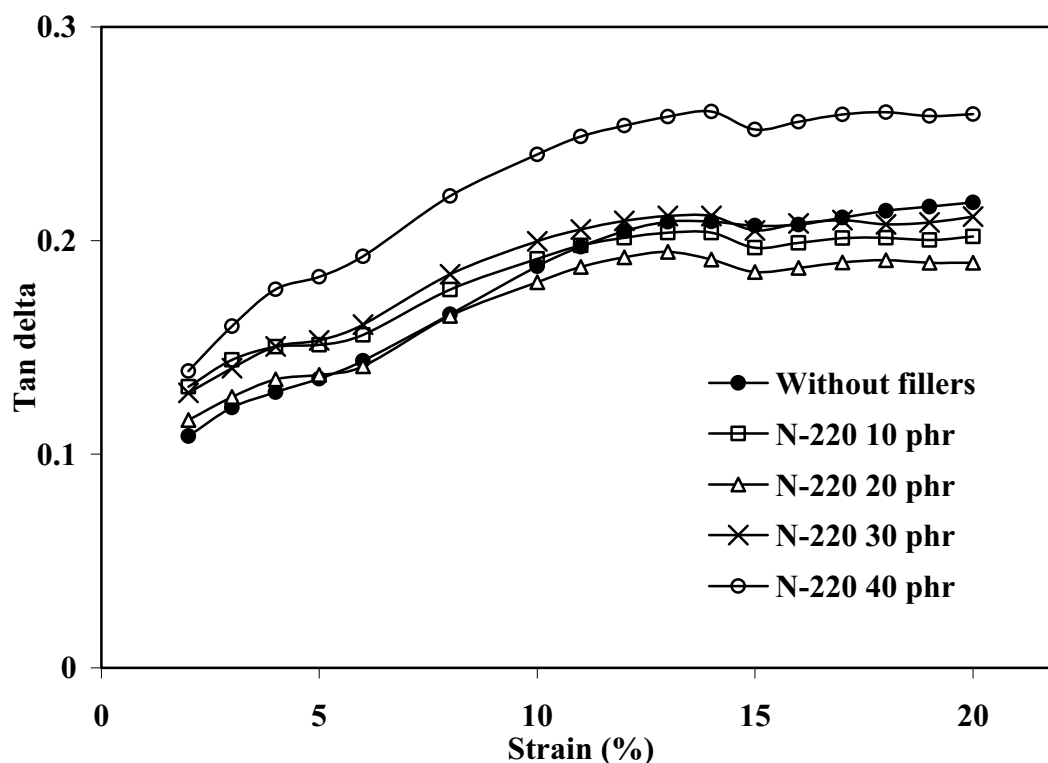
รูปที่ 88 ความสัมพันธ์ระหว่างมอดูลัสสะสมกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220

รูปที่ 89 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220 พบว่าการเพิ่มปริมาณเขม่าดำทำให้เพิ่มค่าความหนืดเชิงซ้อนของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์เนื่องจากเกิดการต่อต้านการไหลที่มากขึ้น



รูปที่ 89 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่ของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220

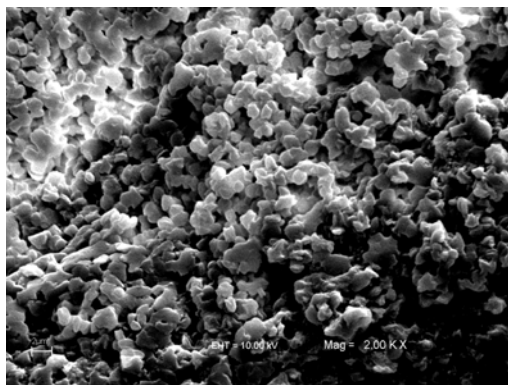
รูปที่ 90 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า $\tan \delta$ กับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220 พบว่าการใช้เขม่าดำที่ปริมาณ 20 phr ให้สมบัติความยืดหยุ่นสูงที่สุด รองลงมาคือ TPVs ที่ใช้เขม่าดำปริมาณ 10 phr, 30phr และ ค่า $\tan \delta$ สูงที่สุดใน TPVs ที่ใช้เขม่าดำปริมาณ 40 phr ดังนั้นการใช้เขม่าดำที่ปริมาณ 20 phr จึงมีสมบัติที่ดีทั้งด้านความแข็งแรงและความยืดหยุ่นของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ดีที่สุด



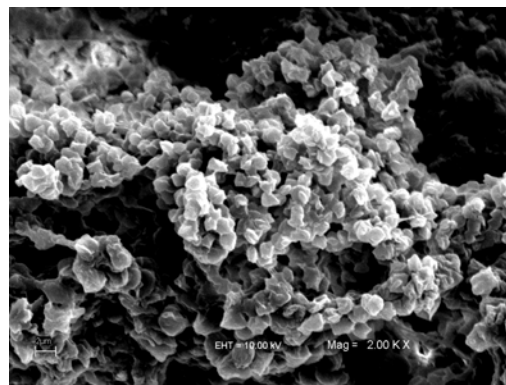
รูปที่ 90 ความสัมพันธ์ระหว่างค่า Tan δ กับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีนที่แปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220

3.6.3 สันฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

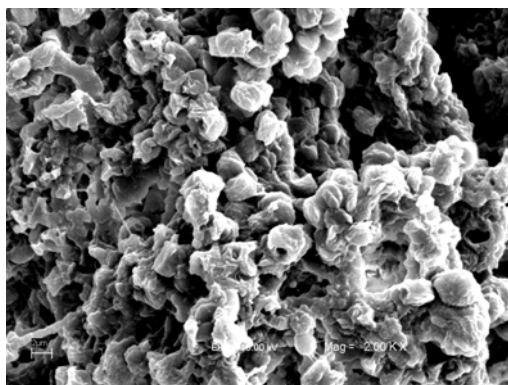
รูปที่ 91 แสดงสันฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ NR/PP ที่แปรเขม่าดำเกรด N-220 จะเห็นว่าลักษณะทางสันฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ยางธรรมชาติกับพอลิโพรไพลีน ที่ผสมเขม่าดำเกรด N-220 ที่ปริมาณ 20 phr ให้ขนาดอนุภาคเล็กใกล้เคียงกับกรณีที่ไม่ผสมสารตัวเติมและการใช้สารตัวเติม 10 phr การใช้สารตัวเติมปริมาณ 30 และ 40 phr ทำให้ได้อนุภาคที่มีขนาดใหญ่อย่างชัดเจน ซึ่งขนาดอนุภาคสามารถประเมินสมบัติต่างๆของ TPVs ได้ โดยสรุปว่าการใช้เขม่าดำเกรด N-220 ปริมาณ 20 phr จะให้สมบัติโดยรวมของ TPVs ที่ดีที่สุด



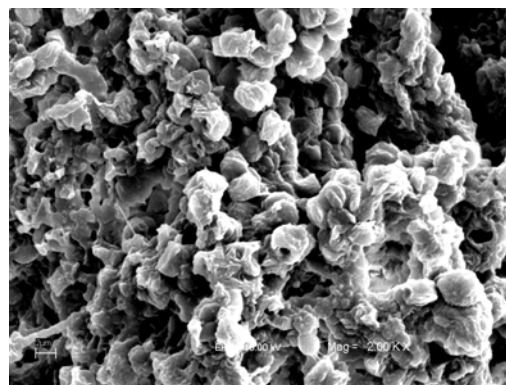
(a) N-220 10 phr



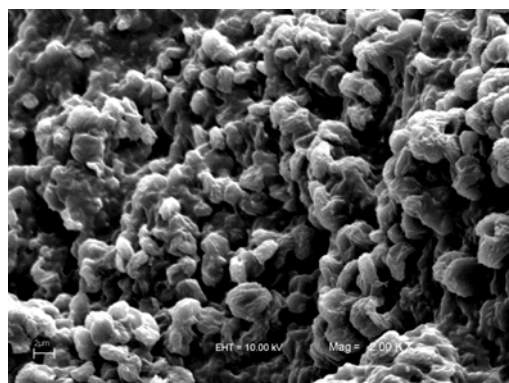
(b) N-220 20 phr



(c) N-220 30 phr



(d) N-220 40 phr



(e) Without fillers

รูปที่ 91 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์อย่างธรรมชาติกับพอลิโพรพิลีนแปรปริมาณเขม่าดำเกรด N-220

4. การเตรียม TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติอีพอกไซด์กับพอลิโพรไพลีน

4.1 อิทธิพลชนิดน้ำมันต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR-20/PP ที่อัตราส่วนเบลนด์ = 50/50 และ 60/40 แปรชนิดน้ำมันและพลาสติกไฮเซอรคือ น้ำมันอีพอกไซด์ (ESO) ไดออกทิลพลาทาเลท (DOP) ไดไอโซโนนิลพลาทาเลท (DINP) และน้ำมันพาราฟินิก (PO) หลังจากนั้นนำ TPVs ที่ได้ไปทดสอบสมบัติเชิงกลและสมบัติการไหล

4.1.1 สมบัติเชิงกล

เมื่อนำชิ้นทดสอบ TPVs มาทดสอบสมบัติเชิงกล คือ ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป (Tension set) และความแข็ง (Hardness) ได้ผลดังแสดงในตารางที่ 47

ตารางที่ 47 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูปและความแข็งของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 60/40 และ =50/50 โดยแปรชนิดน้ำมัน

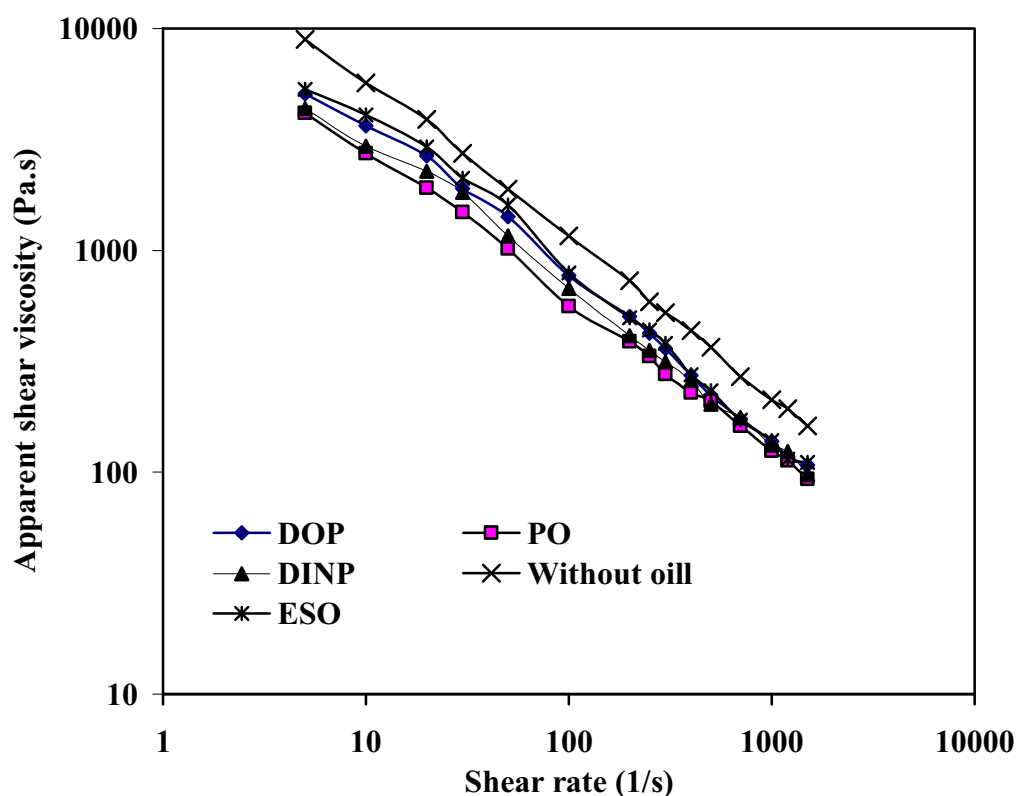
Types of Oil	Tensile strength (MPa)		Elongation at break (%)		Tension set (%)		Hardness (Shore A)	
	60/40	50/50	60/40	50/50	60/40	50/50	60/40	50/50
Without Oil	8.6	10.4	190	140	57.5	63.0	87.5	97.0
ESO	8.1	10.1	195	205	50	60.0	86.0	95.0
DOP	7.9	10.1	205	250	46.0	56.5	83.0	94.0
DINP	7.1	9.7	225	260	46.0	56.5	82.0	92.0
PO	7.0	9.1	280	375	46.0	53.0	81.5	90.5

จากตารางที่ 47 เมื่อเปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของ TPVs ระหว่างชนิดที่ใส่น้ำมันกับชนิดที่ไม่ใส่น้ำมัน พบว่า TPVs ชนิดที่ใส่น้ำมันมีค่าความต้านทานต่อแรงดึงและค่าความแข็งต่ำกว่าชนิดที่ไม่ใส่น้ำมัน แต่มีค่าความสามารถในการยืดจนขาดและความสามารถในการคืนรูปดีกว่าชนิดที่ไม่ใส่น้ำมัน เนื่องจากน้ำมันหรือพลาสติกไฮเซอรที่ใส่ลงไปจะไปรบกวนการตกผลึกของผลึก PP ทำให้ผลึกบางส่วนเปลี่ยนเป็นพอลิเมอร์อสัณฐานส่งผลให้ความต้านทานต่อแรงดึงและความแข็งของ TPVs ลดลง นอกจากนี้น้ำมันหรือพลาสติกไฮเซอรที่ใส่ลงไป ยังไปลดแรงดึงดูดระหว่างโมเลกุลยางและพลาสติกทำให้เพิ่มปริมาตรอิสระระหว่างสายโซ่โมเลกุลทำให้สายโซ่โมเลกุลยางบิดตัวและเคลื่อนที่ได้ง่ายขึ้นหรือมีความยืดหยุ่นเพิ่มขึ้น จึงทำให้ TPVs ที่ผสมน้ำมันหรือพลาสติกไฮเซอรมีความสามารถในการยืดจนขาดสูงและความสามารถในการคืนรูปดีกว่า TPVs ที่ไม่ผสมน้ำมันหรือพลาสติกไฮเซอร และเมื่อเปรียบเทียบชนิดของน้ำมันพบว่า

TPVs ที่ผสมน้ำมัน ESO จะมีค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความแข็งสูงที่สุดเนื่องจากน้ำมันมีโครงสร้างวงแหวนนิพอกไซด์ที่เกิดอันตรกิริยากับวงแหวนนิพอกไซด์ในโมเลกุลยาง ENR ได้ดี ส่วน TPVs ที่มีสมบัติรองลงมาได้แก่ TPVs ที่ผสม DOP, DINP และ PO ตามลำดับ นอกจากนี้พบว่า TPVs ที่ผสมน้ำมัน PO จะมีค่าความสามารถในการยืดจนขาดสูงที่สุดทั้งที่อัตราส่วนเบลนด์ ENR/PP = 50/50 และ = 60/40 รองลงมาคือ TPVs ที่ใช้ DINP, DOP และ ESO ตามลำดับ ส่วนสมบัติความสามารถในการคืนรูป พบว่า TPVs ที่ผสมน้ำมัน PO จะมีค่า Tension set ต่ำที่สุดแสดงว่ามีความสามารถในการคืนรูปดีที่สุด คาดว่าเนื่องจากน้ำมัน PO สามารถแพร่เข้าสู่สายโซ่โมเลกุลยางธรรมชาตินิพอกไซด์และพอลิโพรไพลีนดีกว่าน้ำมันชนิดอื่นๆ ดังนั้นเพื่อเพิ่มความสามารถในการแปรรูปและสมบัติความเป็นยางการใช้ น้ำมัน PO น่าจะมีความเหมาะสมมากที่สุด

4.1.2 สมบัติทางรีโอโลยี

ทดสอบสมบัติการไหลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR-20/PP ที่อัตราส่วนเบลนด์ 60/40 โดยแปรชนิดน้ำมันและพลาสติกไซเซอ์ด้วยเครื่องรีโอมิเตอร์ แบบคาปิลลารี ที่อุณหภูมิ 180°C โดยการวิเคราะห์ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเฉือนปรากฏกับอัตราเฉือนปรากฏที่ระดับต่างๆ ดังแสดงผลในรูปที่ 92 พบว่าค่าความหนืดเฉือนปรากฏของ TPVs จะมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มอัตราเฉือนปรากฏโดยที่อัตราเฉือนปรากฏใดๆ TPVs ชนิดที่ไม่ใส่น้ำมันจะมีค่าความหนืดเฉือนปรากฏสูงกว่า TPVs ที่ใส่น้ำมันชนิดต่างๆ เนื่องจากน้ำมันที่ผสมลงไปจะแพร่เข้าไปทั้งในเฟสยาง ENR และพอลิโพรไพลีนทำให้ความหนืดมากขึ้นส่งผลให้ความหนืดของ TPVs ขณะไหลลดลง นอกจากนี้ยังพบว่าที่อัตราเฉือนปรากฏใดๆ ค่าความหนืดเฉือนปรากฏของ TPVs ที่ใส่น้ำมัน ESO จะมีค่าสูงที่สุดตามด้วย TPVs ชนิดที่ใส่น้ำมัน DOP, DINP และชนิดที่ใส่น้ำมัน PO ตามลำดับ แสดงว่า น้ำมัน PO สามารถแพร่เข้าไปในเฟสพอลิโพรไพลีนและยางธรรมชาตินิพอกไซด์ได้ดีกว่าน้ำมันชนิดอื่นๆ ส่งผลให้ TPVs ที่ผสมน้ำมัน PO ไหลได้ง่ายกว่า TPVs ที่ผสมน้ำมันชนิดอื่นๆ



รูปที่ 92 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเฉือนปรากฏกับอัตราเฉือนปรากฏของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 60/40 โดยแปรชนิดน้ำมัน

4.2 อิทธิพลปริมาณน้ำมันต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR-20/PP ที่อัตราส่วนเบลนด์ 50/50 ตาม โดยแปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิกที่ระดับ 15, 25, 30, 35, 40, 45, 50 และ 75 phr จากนั้น นำ TPVs ที่ได้ไปทดสอบสมบัติต่างๆ ได้ผลการทดลองดังนี้

4.2.1 สมบัติเชิงกล

ทดสอบสมบัติเชิงกลของ TPVs จากการเบลนด์ ENR-20/PP ที่อัตราส่วนเบลนด์ 50/50 โดยแปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิกที่ระดับต่างๆ ได้ผลดังแสดงในตารางที่ 48

ตารางที่ 48 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูปและความแข็งของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 50/50 โดยแปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิกที่ระดับต่างๆ

Quantities (phr)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
0	10.4	140	63.0	94.5
15	9.3	311	58.0	92.5
25	9.1	375	53.0	90.5
30	8.9	390	50	89.0
35	8.8	317	48	88.0
40	8.1	282	45.0	87.5
45	7.3	250	45.0	86.5
50	6.8	235	42.0	85.5
75	4.9	110	40.0	80.0

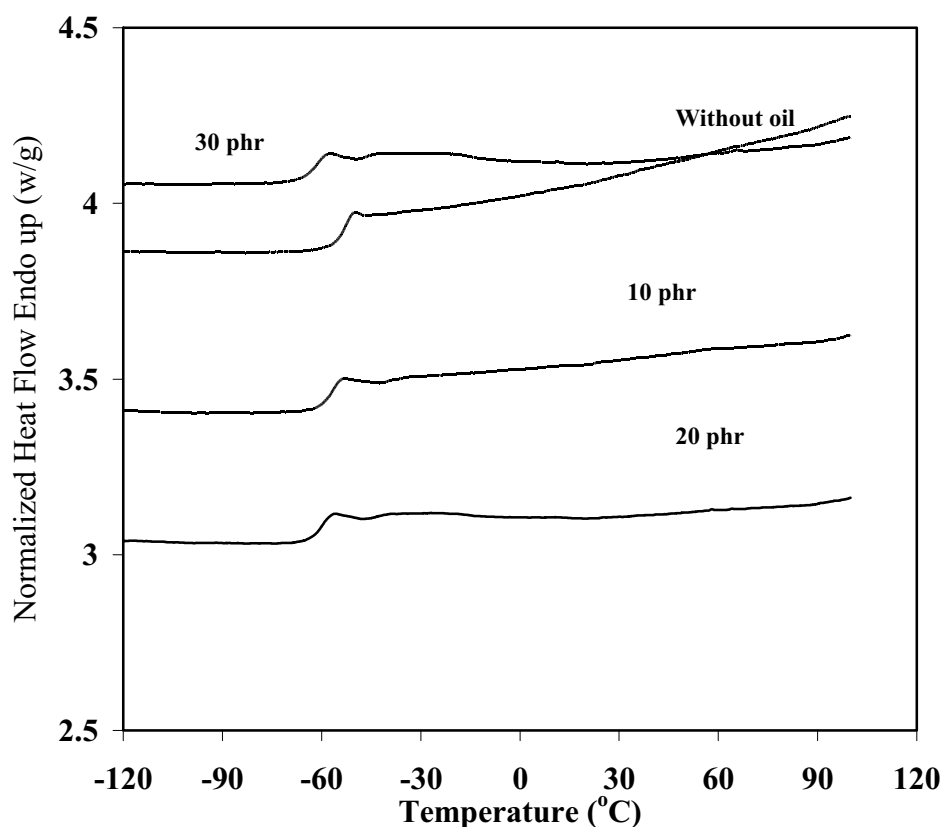
จากตารางที่ 48 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงและความแข็งมี แนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิก โดยค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความแข็งมีค่าต่ำสุดเมื่อ TPVs ผสมน้ำมันพาราฟินิกปริมาณ 75 phr เนื่องจากน้ำมันพาราฟินิกจะแพร่เข้าสู่เฟสยางและเฟสพอลิโพรไพลีนทำให้ปริมาณผลึกพอลิโพรไพลีนลดลง นอกจากนี้พบว่าค่า Tension set ของ TPVs ก็มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิก แสดงว่า ความสามารถในการคืนรูปเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิก เนื่องจากการผสมน้ำมันในพอลิเมอร์ที่มีผลึก เช่น PP น้ำมัน จะขัดขวางการเกิดผลึกและจะละลายผลึกพอลิโพรไพลีนทำให้ปริมาณผลึกเปลี่ยนสภาพเป็นพอลิเมอร์อสัณฐาน ส่งผลให้พอลิเมอร์มีความยืดหยุ่นเพิ่มขึ้น ส่วนการใส่น้ำมันในพอลิเมอร์อสัณฐาน เช่น ยางธรรมชาติน้ำมันจะลดแรงดึงดูระหว่างสายโซ่โมเลกุลยาง และยังเพิ่มปริมาตรอิสระระหว่างสายโซ่พอลิเมอร์ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์สามารถบิดตัวและเคลื่อนที่ได้ง่ายขึ้นทำให้ค่าอุณหภูมิกลาสทรานซิชัน (T_g) ลดลงส่งผลให้ยางมีสมบัติความยืดหยุ่นเพิ่มขึ้น

จากตารางที่ 48 ยังพบว่าค่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs มีลักษณะเป็นรูปประฆังคว่ำ นั่นคือมีค่าเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิกและมีค่าสูงสุดเมื่อผสมน้ำมันพาราฟินิก ปริมาณ 30 phr เนื่องจากเมื่อผสมน้ำมันพาราฟินิกปริมาณที่ระดับหนึ่งจะทำให้เกิดที่ว่างหรือ ปริมาตรอิสระระหว่างสายโซ่พอลิเมอร์ ส่งผลให้ความอิสระในการบิดตัวของสายโซ่พอลิเมอร์และความยืดหยุ่นของพอลิเมอร์เพิ่มขึ้น การผสมน้ำมันพาราฟินิกในปริมาณมากกว่า 30 phr จะทำให้ค่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ลดลง ทั้งนี้เนื่องจากการผสมน้ำมันพาราฟินิกเพิ่มเข้าไปในปริมาณสูงจะทำให้โมเลกุลยางและพอลิโพรไพลีนเกิดการ

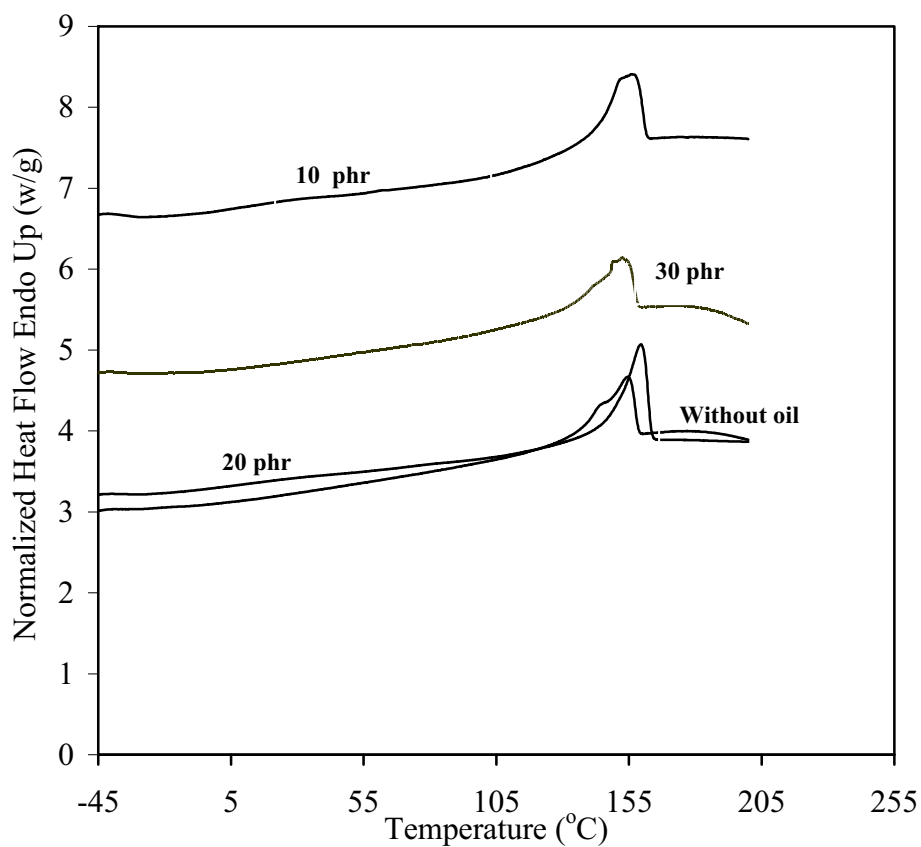
บวมพองและทำให้เกิดที่ว่างระหว่างสายโซ่มาก น้ำมันส่วนเกินที่ไม่สามารถแทรกไปอยู่ ตามโซ่โมเลกุลก็จะแทรกตัวออกมาค้างที่บริเวณผิวประจัญ (Interface) ทำให้สายโซ่โมเลกุลยางและพอลิโพรไพลีนยึดติดกันได้ไม่ดี ส่งผลให้การกระจายความเค้นขณะถูกดึงให้ยืดไม่ดีและเกิดจุดอ่อนบริเวณผิวประจัญ จึงทำให้ TPVs เกิดการแตกหักได้ง่าย

4.2.2 วิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อน

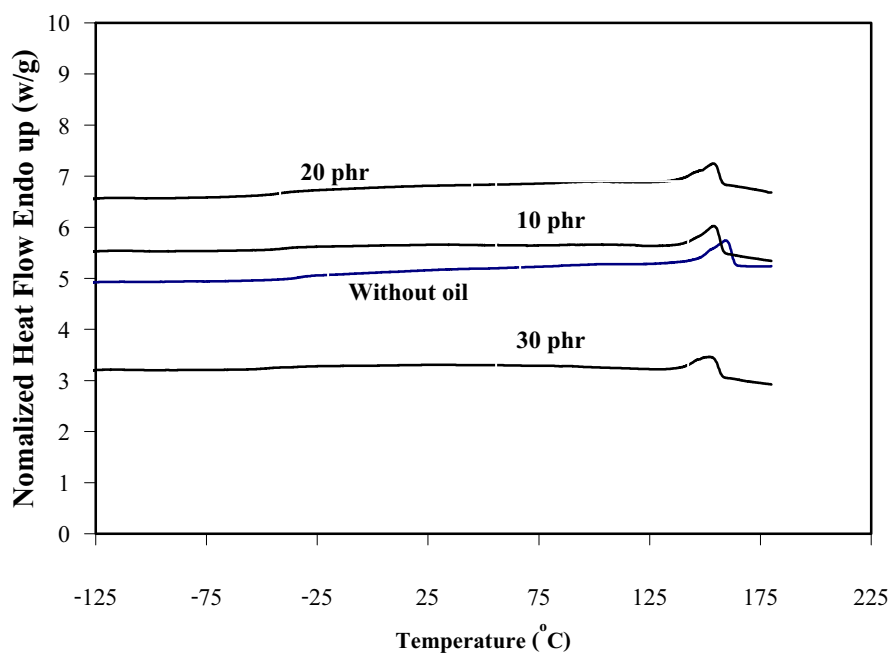
วิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนโดยเทคนิค DSC ด้วยเครื่องดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งแคลลอริมิเตอร์ (Differential Scanning Calorimeter, DSC) เพื่อวิเคราะห์ปัจจัยต่างๆ เช่น อุณหภูมิหลอมผลึก (T_m) ปริมาณผลึกของ PP และค่าอุณหภูมิกลาสทรานซิชัน (T_g) ของยางธรรมชาติอีพอกไซด์ พอลิโพรไพลีนและ TPVs ที่เตรียมจากการเบลนด์ ENR-20/PP ที่อัตราส่วนเบลนด์ 50/50 เลือกเฉพาะชุดการทดลองที่แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก 10, 20 และ 30 phr ได้ผลการทดลอง DSC เทอร์โมแกรมของยางธรรมชาติอีพอกไซด์ พอลิโพรไพลีน และ TPVs จากการเบลนด์ ENR-20/PP ดังแสดงในรูปที่ 93-95 ตามลำดับ



รูปที่ 93 เทอร์โมแกรมที่ได้จากการวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนของยางธรรมชาติอีพอกไซด์ (ENR-20) แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิกที่ระดับต่างๆ

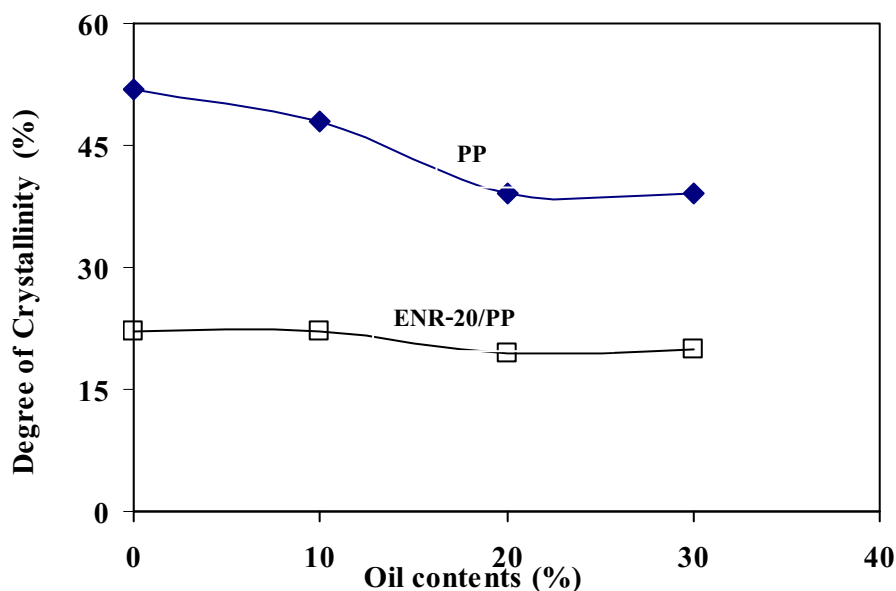


รูปที่ 94 เทอร์โมแกรมที่ได้จากการวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนของพอลิโพรไพลีนเกรด P700J แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิกที่ระดับต่างๆ

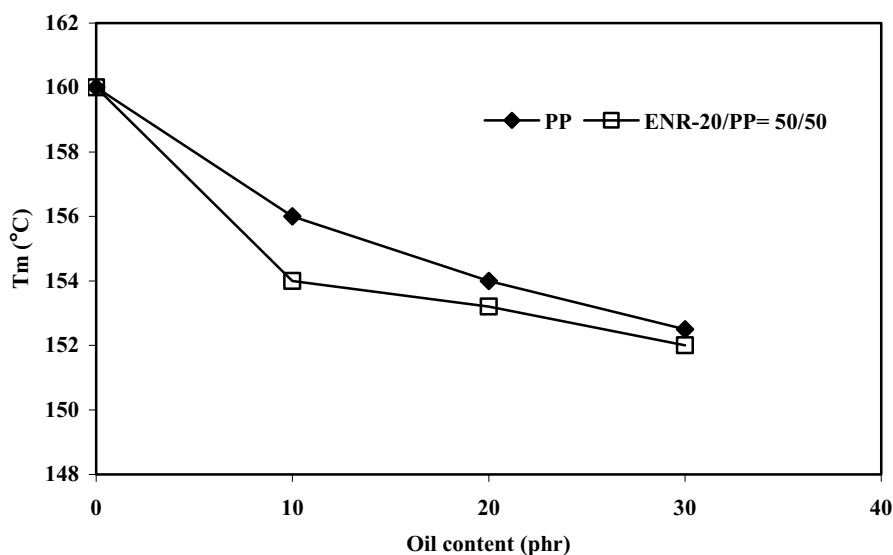


รูปที่ 95 เทอร์โมแกรมที่ได้จากการวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP ที่อัตราส่วนเบลนด์ 50/50 แปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิกที่ระดับต่างๆ

จากเทอร์โมแกรมในรูป 93-95 วิเคราะห์หาค่า T_g , T_m และคำนวณหาปริมาณผลึกของ PP (รูปที่ 94 และ 95) ตามสมการสมการ (9) ได้ผลการคำนวณดังแสดงในกราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณผลึก ค่า T_m และค่า T_g กับปริมาณน้ำมันพาราฟินิกดังแสดงในรูปที่ 96-98 ตามลำดับ

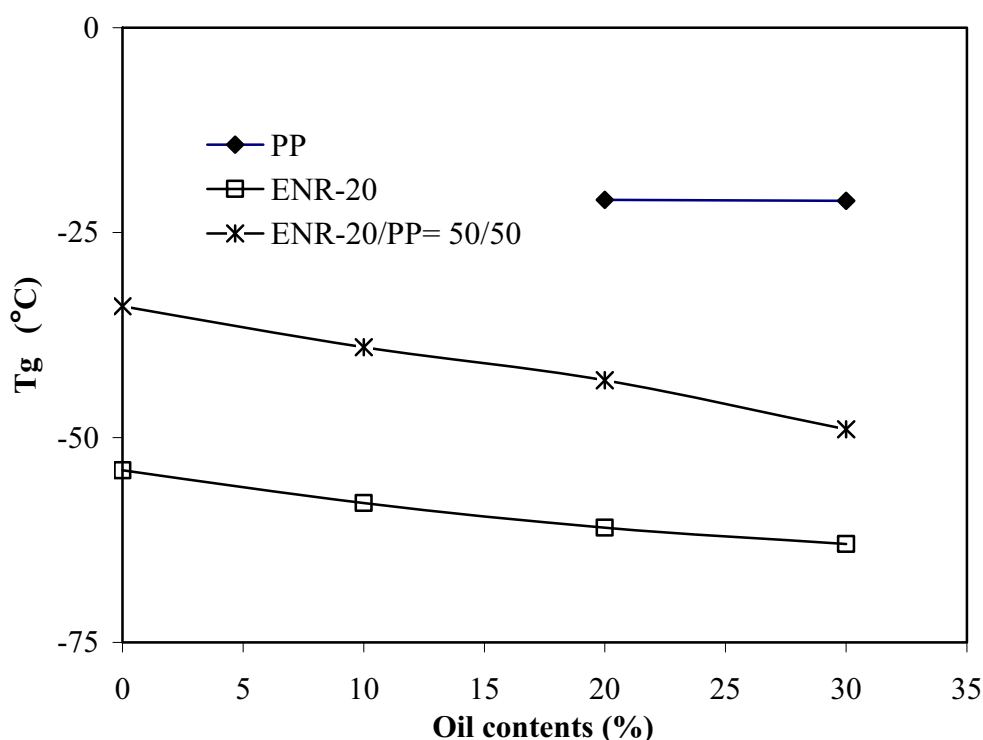


รูปที่ 96 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณผลึกใน PP กับปริมาณน้ำมันพาราฟินิกที่ระดับต่างๆ ของ พอลิโพรไพลีนและเฟสพอลิโพรไพลีนใน TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 50/50



รูปที่ 97 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิการหลอมผลึก PP กับปริมาณน้ำมันพาราฟินิกที่ ระดับต่างๆ ของพอลิโพรไพลีนและเฟสพอลิโพรไพลีนใน TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 50/50

จากรูปที่ 96 พบว่าปริมาณผลึก PP ในพอลิโพรไพลีนที่ยังไม่ผสมกับยางมีค่าสูงกว่า PP ใน TPVs เนื่องจากเฟสยาง ENR ที่เบลนด์ร่วมกับ PP ในการเตรียม TPVs จะกระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของ PP จึงขัดขวางการเกิดผลึก PP นอกจากนี้การเตรียม TPVs ในสภาวะที่ใช้ความร้อนและอัตราเฉือนสูงจะมีผลต่อการทำลายผลึกของ PP ใน TPVs จึงทำให้ปริมาณผลึก PP ใน TPVs น้อยกว่า นอกจากนี้พบว่าระดับผลึก PP ทั้งที่เบลนด์และไม่เบลนด์กับ ENR-20 มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณน้ำมัน พาราฟินิก เนื่องจากน้ำมันพาราฟินิกจะแพร่ในสายโซ่โมเลกุลพอลิโพรไพลีนในส่วนอสัณฐานทำให้พอลิเมอร์นิ่มลง และน้ำมันส่วนหนึ่งยังจะไปละลายผลึกแล้วเปลี่ยนเป็นส่วนที่เป็นอสัณฐานมากขึ้น จึงทำให้ปริมาณผลึกของ PP ลดลง ส่วนอิทธิพลของปริมาณน้ำมันพาราฟินิก ต่อค่า T_m ของ PP ใน PP ที่ไม่ผสม ENR-20 และ PP ใน TPVs พบว่าการผสมน้ำมันพาราฟินิกจะทำให้ค่า T_m ของ PP ทั้ง 2 กรณีเปลี่ยนแปลงจากที่ไม่ได้ผสมน้ำมันพาราฟินิก (รูปที่ 97) โดยมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิก เนื่องจากน้ำมันพาราฟินิกบางส่วนจะไปบวมพองและละลายผลึก PP แล้วทำให้ผลึก PP มีน้อยลง จึงทำให้ใช้ความร้อนในการหลอมผลึก PP น้อยลง



รูปที่ 98 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าอุณหภูมิกลาสทรานซิชันของยาง ENR พอลิโพรไพลีนและเฟสยาง ENR ใน TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR/PP= 50/50 กับปริมาณน้ำมันพาราฟินิกที่ระดับต่างๆ

จากรูปที่ 98 พบว่าค่า T_g ของยางธรรมชาติอีพอกไซด์ที่ไม่ผสม PP และเฟสยาง ENR ใน TPVs มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิก โดยการลดลงของค่า T_g จะปรากฏชัดเจนในยางธรรมชาติอีพอกไซด์ที่ไม่ผสม PP และของเฟส ENR ใน TPVs เนื่องจากน้ำมันพาราฟินิกแพร่เข้าไปในสายโซ่โมเลกุลยางธรรมชาติอีพอกไซด์ทำให้โมเลกุลยืดหยุ่นดีขึ้น และ

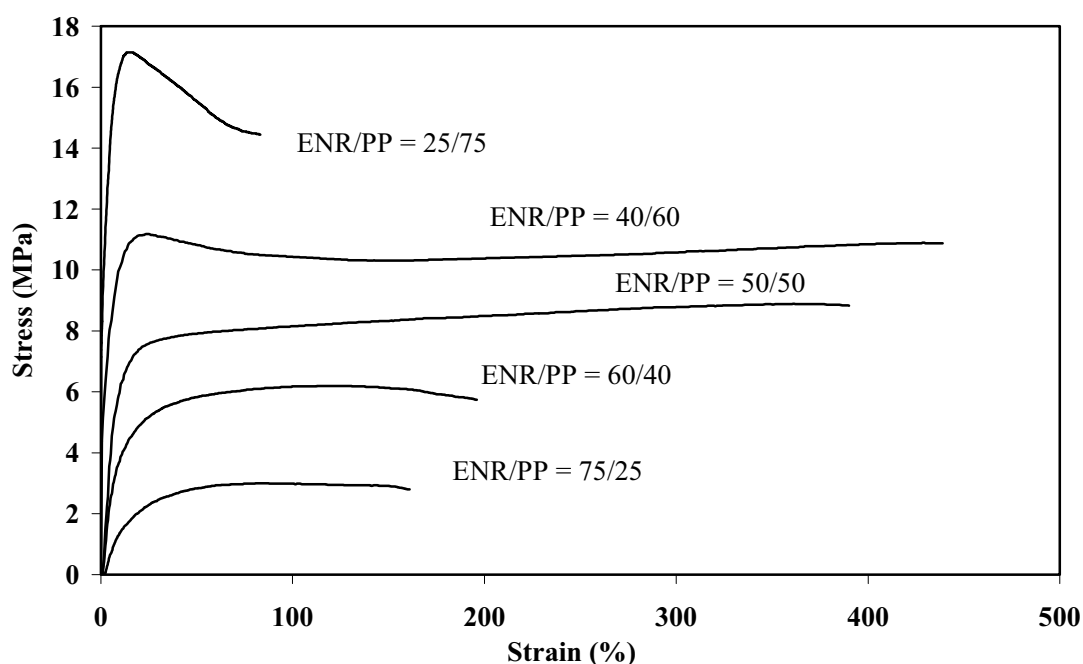
สามารถพลาสติกไซต์ได้ง่ายกว่าเฟสพอลิโพรไพลีนที่เป็นพอลิเมอร์กิ่งผลึก และจากรูปข้างต้นพบว่าพอลิโพรไพลีนที่ไม่ผสม ENR ที่ใส่น้ำมันพาราฟินิกปริมาณน้อยกว่า 20 phr จะไม่สามารถตรวจจับค่า T_g เนื่องจากคาดว่าพอลิโพรไพลีนที่ใช้ในการวิเคราะห์มีผลึกค่อนข้างสูงจึงทำให้สังเกตอุณหภูมิกลาสทรานสิชันไม่ได้ จึงไม่สามารถประเมินค่า T_g ซึ่งเป็นสมบัติของพอลิเมอร์ส่วนอสัณฐานได้

4.2 อิทธิพลอัตราส่วนการเบลนด์ต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR-20/PP ผสมน้ำมันพาราฟินิกปริมาณ 30 phr โดยแปรอัตราส่วนเบลนด์ ENR-20/PP = 75/25, 60/40, 50/50, 40/60 และ 25/75 จากนั้นนำ TPVs ที่ได้ไปทดสอบสมบัติเชิงกล สมบัติการไหลและสัณฐานวิทยาได้ผลดังนี้

4.2.1 สมบัติเชิงกล

ทดสอบสมบัติเชิงกลของ TPVs ผสมน้ำมันพาราฟินิกปริมาณ 30 phr แปรอัตราส่วนเบลนด์ได้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียด ดังแสดงในรูปที่ 99



รูปที่ 99 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP โดยแปรอัตราส่วนเบลนด์ที่ระดับต่างๆ

จากรูปที่ 99 เมื่อพิจารณากราฟทั้ง 5 เส้นพบว่าลักษณะการแตกหักของกราฟทั้ง 5 เส้นจะเห็นได้ว่าลักษณะของกราฟ TPVs ที่อัตราส่วนเบลนด์เท่ากับ 40/60 และ 25/75 จะปรากฏจุดที่ความเค้นสูง ก่อนคราก (Yielding) แต่กราฟของ TPVs ที่เบลนด์ที่อัตราส่วนเบลนด์ที่มี

ปริมาณยางสูงขึ้น คือ 50/50 60/40 และ 75/25 จะไม่ปรากฏการคราก การลดลงของความเค้น เมื่อเพิ่มความเครียดของกราฟเส้นที่อัตราส่วนการเบลนด์ 25/75 และ 40/60 เรียกว่าการอ่อนตัวเนื่องจากความเครียด (Strain softening) ซึ่งได้ความเค้นค่อนข้างคงที่หลังจุดคราก โดยเฉพาะกราฟเส้นที่อัตราส่วนเบลนด์ 40/60 และถ้าความเค้นจะมีแนวโน้มสูงขึ้นก่อนการแตกหักเรียกว่าการแข็งขึ้นเนื่องจากการจัดเรียงตัว (Orientation hardening) นั่นคือโมเลกุลโดยเฉพาะในเฟสพลาสติกมีการจัดเรียงตัวในทิศทางที่ถูกดึงทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นและเมื่อเปรียบเทียบพื้นที่ใต้กราฟของ TPVs ที่เบลนด์ที่อัตราส่วนเบลนด์ต่างๆ พบว่ากราฟของ TPVs ที่เบลนด์ที่อัตราส่วนเบลนด์ 40/60 จะมีพื้นที่ใต้กราฟสูงที่สุด แสดงว่า TPVs ที่เบลนด์ที่อัตราส่วนเบลนด์ 40/60 มีความแข็งแรงเหนียว (Toughness) มากกว่า TPVs ที่เบลนด์ที่อัตราส่วนเบลนด์อื่นๆ และเมื่อพิจารณาความแข็งตึง (Stiffness) ของ TPVs ที่เบลนด์ที่อัตราส่วนเบลนด์ต่างๆ จากความชันของกราฟในช่วงแรกของการดึง พบว่าความแข็งตึงของ TPVs จะเพิ่มขึ้นตามปริมาณ PP เนื่องจาก PP เป็นเฟสที่แข็งเนื่องจากการมีผลึกในโมเลกุล ดังนั้นเมื่อเพิ่มปริมาณ PP ส่งผลให้ความแข็งตึงของ TPVs เพิ่มขึ้น

จากความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดสามารถวัดค่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs จากค่าความเค้น ณ จุดขาด และค่าความสามารถในการยืดจนขาดจากระยะยืดและทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปได้ผลดังแสดงในตารางที่ 49

ตารางที่ 49 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาดและความสามารถในการคืนรูปของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP โดยแปรอัตราส่วนเบลนด์ที่ระดับต่างๆ

Properties	ENR/PP				
	75/25	60/40	50/50	40/60	25/75
Tensile strength (MPa)	3.0	6.2	8.9	11.2	17.4
Elongation at break (%)	160	195	390	440	80
Tension set (%)	23.0	46.0	50.0	66.0	-

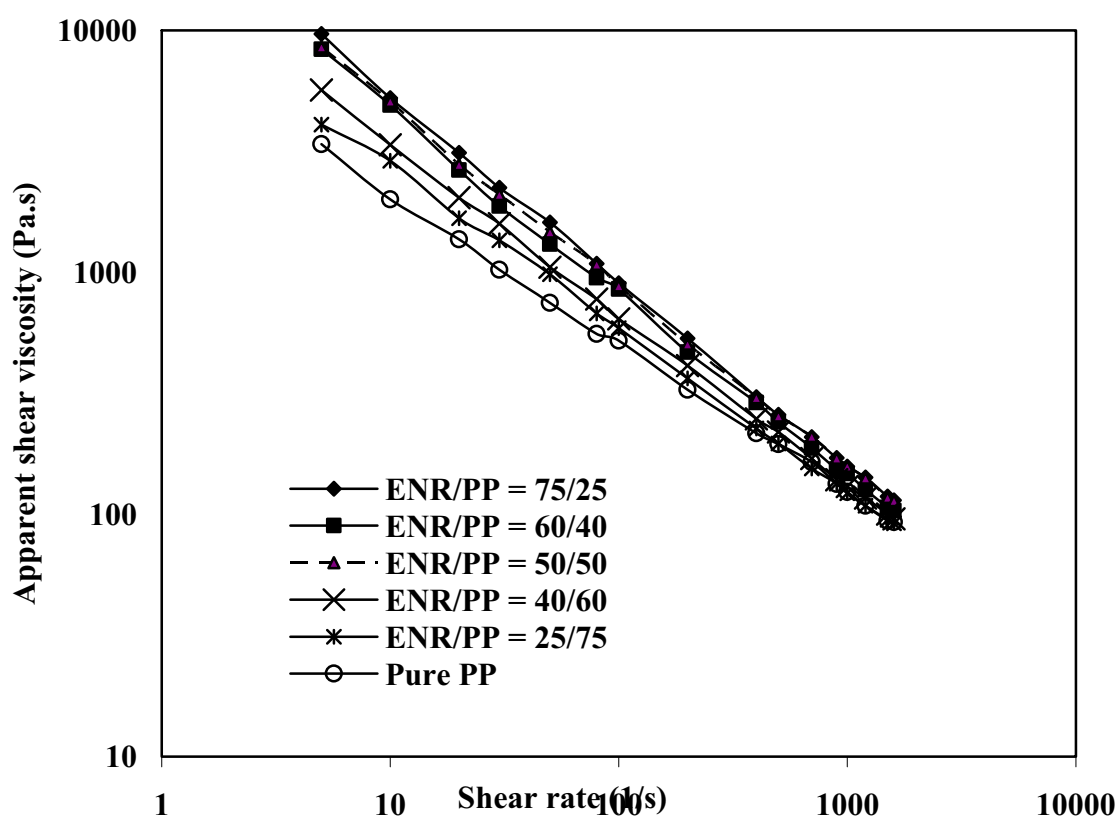
จากตารางที่ 28 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ PP นั่นคือมีค่าสูงสุดที่อัตราส่วนเบลนด์ ENR-20/PP = 25/75 รองลงมาเป็นอัตราส่วน เบลนด์ 40/60, 50/50, 60/40 และที่อัตราส่วนเบลนด์ 75/25 ตามลำดับ เนื่องจากเฟสยางที่แสดงสมบัติความยืดหยุ่นคือเฟสยางจะกระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ PP ทำให้เมื่อเพิ่มเฟสยางทำให้ความสามารถในการเกิดผลึกของ PP ก็จะลดลง จึงทำให้ความต้านทานต่อแรงดึงลดลง นอกจากนี้สมบัติด้านความต้านทานต่อแรงดึงมีอิทธิพลมาจากการมีค่าความต้านทานต่อแรงดึงของ PP ที่สูง การเพิ่มปริมาณ PP จึงทำให้ TPVs มีค่าความต้านทานต่อแรงดึงเพิ่มขึ้น ส่วนความสามารถในการคืนรูปของ TPVs จะมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ

PP เนื่องจากค่า Tension set มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เนื่องจาก TPVs จะมียาง ENR เป็นเฟสที่แสดงสมบัติความยืดหยุ่น ดังนั้นเมื่อเฟสที่แสดงสมบัติความยืดหยุ่นน้อย จะมีผลทำให้ TPVs ที่ได้ก็จะมีสมบัติความยืดหยุ่นลดลง นั่นคือ TPVs มีความสามารถในการคืนรูปลดลง

นอกจากนี้ในตารางที่ 49 ยังพบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ที่แปรอัตราส่วนเบลนด์ ENR-20/PP ที่ระดับต่างๆ มีลักษณะเป็นรูปประฆังคว่ำ โดยมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ PP ในช่วงต้น โดยความสามารถในการยืดจนขาดมีค่าสูงสุดเมื่อเบลนด์ PP ในปริมาณ 60% การเบลนด์ PP ในปริมาณมากกว่านี้จะทำให้ความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ลดลงซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Xin *et.al.*, 2003 และ George และ George *et.al.*, 1995 ผลการทดลองนี้อยู่นอกเหนือสมมุติฐาน เนื่องจากการเพิ่มเฟส PP น่าจะทำให้ความสามารถในการยืดจนขาดลดลง เนื่องจาก PP มีความสามารถในการยืดจนขาดต่ำกว่ายาง แต่ผลการทดลองเป็นดังนี้คาดว่าเนื่องจากอิทธิพลของน้ำมันที่ผสมใน TPVs เนื่องจากเมื่อเปรียบเทียบความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ที่อัตราส่วนเบลนด์ ENR-20/PP = 60/40 และ = 50/50 ชนิดที่ใส่น้ำมันกับชนิดที่ไม่ใส่น้ำมัน พบว่า TPVs ชนิดที่ไม่ผสมน้ำมันจะมีค่าความสามารถในการยืดจนขาดลดลงตามการเพิ่มปริมาณ PP ซึ่งสอดคล้องกับสมมุติฐาน แต่ TPVs ที่ผสมน้ำมันชนิดต่างๆ กลับแสดงผล ตรงกันข้ามกัน นั่นคือ ความสามารถในการยืดจนขาดจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ PP คาดว่าเนื่องจากน้ำมันที่ผสมลงไป ใน TPVs จะแพร่เข้าสู่ส่วนออสซิลฐานของโมเลกุล PP ทำให้ PP นิ่มลง และน้ำมันบางส่วนจะไปละลายผลึก PP ส่งผลให้ปริมาณผลึก PP ลดลงความเป็นออสซิลฐานของ TPVs ก็เพิ่มขึ้น และเหตุผลอีกประการหนึ่งคาดว่าเนื่องจากโมเลกุลน้ำมันบางส่วนที่ไม่ได้แทรกในสายโซ่โมเลกุลยางและ PP อาจเกาะอยู่ที่ผิวโมเลกุล PP และอนุภาคยาง ENR ที่กระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของ PP และขัดขวางการเคลื่อนที่หรือการจัดเรียงตัวให้เป็นระเบียบของสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์ (เกิด steric hindrance) ขณะถูกดึงให้ยืด ทำให้เกิดอันตรกิริยา (Interaction) และการยึดเกาะที่ผิวสัมผัส (Interfacial adhesion) ระหว่างเฟสยาง ENR ซึ่งเป็นเฟสที่มีขั้วกับเฟสพลาสติกที่ไม่มีขั้วไม่ดี (George *et.al.*, 1995 and Radsesh, *et.al.*, 1996) ส่งผลให้ประสิทธิภาพในการถ่ายเทหรือกระจายความเค้นระหว่างอนุภาคยางกับเฟสต่อเนื่องของ PP ไม่ดีด้วย ดังนั้นยิ่งเพิ่มเฟสยางผิวสัมผัสระหว่างเฟสยางกับเฟสพลาสติกก็จะยิ่งเพิ่ม ประสิทธิภาพในการถ่ายเทหรือกระจายความเค้นก็ยิ่งลดลง จึงเกิดจุดอ่อนระหว่างอินเตอร์เฟสส่งผลให้ความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ยิ่งลดลง ส่วนการเบลนด์ TPVs ที่อัตราส่วนเบลนด์ ENR-20/PP = 25/75 จะแสดงค่าความสามารถในการยืดจนขาดต่ำที่สุด เนื่องจากที่อัตราส่วนเบลนด์ดังกล่าวมีปริมาณ ENR ต่ำ ทำให้น้ำมันพาราฟินที่ผสมลงไปจะไปละลายผลึก PP ได้แค่บางส่วนปริมาณผลึก PP ยังคงเหลืออยู่มาก จึงทำให้ TPVs แสดงสมบัติความแข็งตึงของ PP อย่างชัดเจน ซึ่งสังเกตได้จากค่าความชันและความเค้นหลังจุดครากที่ลดลงอย่างรวดเร็ว

4.2.2 สมบัติทางรีโอโลยี

ทดสอบสมบัติทางรีโอโลยีหรือสมบัติการไหลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR-20/PP โดยการแปรอัตราส่วนการเบลนด์ที่ 75/25, 60/40, 50/50, 40/60 และ 25/75 ตามลำดับ ด้วยเครื่องรีโอมิเตอร์แบบคาปิลลารี โดยการวิเคราะห์เปรียบเทียบความสัมพันธ์ความหนืดเฉือนปรากฏกับอัตราเฉือนปรากฏที่ระดับต่างๆ ได้ผลดังแสดงในรูปที่ 100

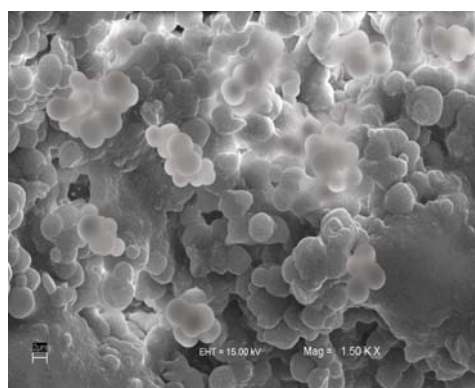


รูปที่ 100 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเฉือนปรากฏกับอัตราเฉือนปรากฏของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์ที่ระดับต่างๆ

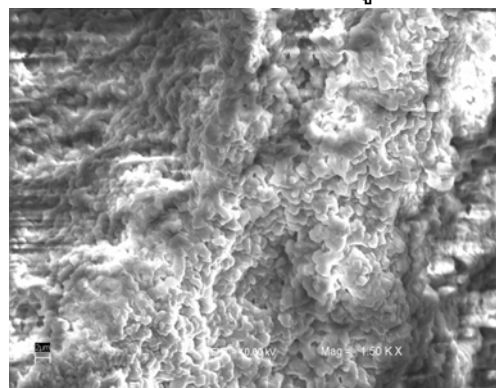
จากรูปที่ 100 พบว่าพฤติกรรมการไหลของพอลิโพรไพลีนและ TPVs จะมีค่าความหนืดเฉือนปรากฏลดลงตามการเพิ่มอัตราเฉือนปรากฏ และที่อัตราเฉือนปรากฏใดๆ พบว่าค่าความหนืดเฉือนปรากฏของ TPVs จะมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอลิโพรไพลีนหรือการลดปริมาณยาง ENR เนื่องจากความหนืดที่เกิดขึ้นในขณะที่ไหลเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณยาง ENR เนื่องจากเฟส ENR เป็นอนุภาคแข็งขนาดเล็กกระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของ PP การเพิ่มปริมาณ ENR ทำให้เพิ่มปริมาณอนุภาคยางวัลคาไนซ์ที่ไม่เกิดการหลอมทำให้เกิดการขัดขวางการไหลได้มากขึ้น

4.2.3 สัณฐานวิทยา

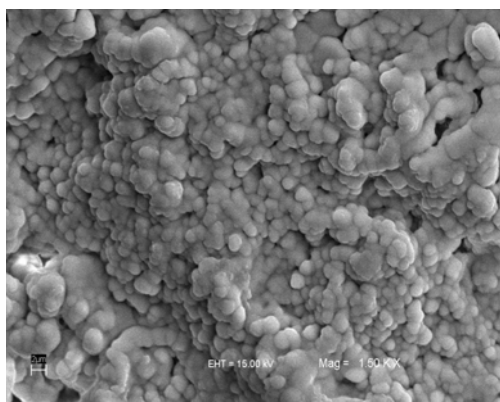
ศึกษาสัณฐานวิทยาของ TPVs ที่เตรียมจากการเบลนด์ ENR-20/PP ผสมน้ำมันพาราฟินิก ปริมาณ 30 phr โดยแปรอัตราส่วนเบลนด์ที่ระดับต่างๆ ได้ผลการทดลองดังรูปที่ 101



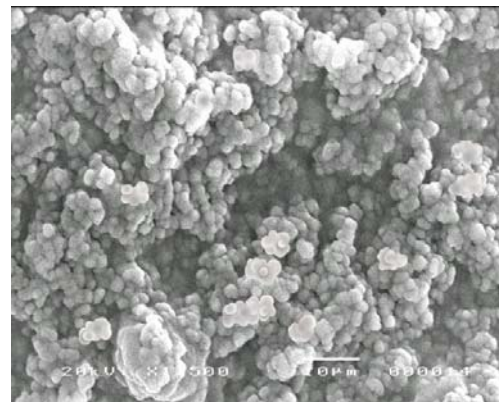
(a)



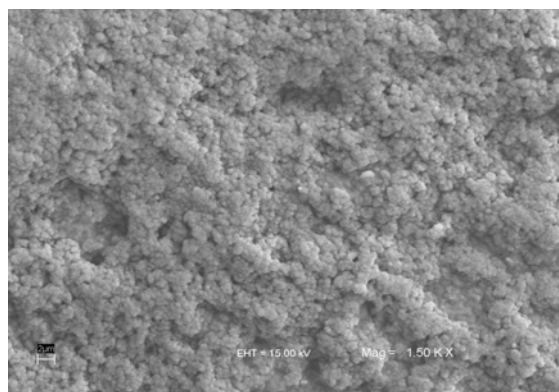
(b)



(c)



(d)



(e)

รูปที่ 101 สัณฐานวิทยาของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP โดยแปรอัตราส่วนเบลนด์ที่ระดับต่างๆ (a) ENR-20/PP = 75/25 (b) ENR-20/PP = 60/40 (c) ENR-20/PP = 50/50 (d) ENR-20/PP = 40/60 และ (e) ENR-20/PP = 25/75

ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ วิเคราะห์โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) เตรียมตัวอย่างโดยการหักให้

เกิดผิวใหม่ในไนโตรเจนเหลวแล้วทำการสกัดเฟสของพอลิโพรไพลีนโดยแช่ในไซลีน หลังจากนั้นเหี่ยวตัวทำละลายออก แล้วทำการเคลือบตัวอย่างด้วยทองคำ จากนั้นนำไปส่องด้วยกล้อง SEM ด้วยกำลังขยาย 1500 เท่า จากรูปที่ 101 พบว่าแนวโน้มของขนาดเฟสยางวัลคาไนซ์ที่กระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของพอลิโพรไพลีนมีขนาดลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอลิโพรไพลีนใน TPVs โดยพบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่เบลนด์ที่อัตราส่วน 25/75 มีขนาดอนุภาคเฟสยางเล็กที่สุด เนื่องจากที่อัตราส่วนเบลนด์ดังกล่าวปริมาณยาง ENR ที่เบลนด์น้อยทำให้โอกาสที่เฟสยางจะกระจายตัวเป็นอนุภาคเล็กๆ ในเฟสต่อเนื่องของเฟส PP มีมาก จึงเป็นสาเหตุของการมีสมบัติที่เด่นของค่าความต้านทานต่อแรงดึงที่ดี เช่นเดียวกับที่อัตราส่วนเบลนด์ที่มีส่วนของยาง ENR มาก ($ENR-20/PP = 75/25$) จะเห็นได้ว่าขนาดอนุภาคเฟสยางจะมีขนาดใหญ่ขึ้นตามการเพิ่มปริมาณยาง ENR เนื่องจากเมื่อปริมาณยางที่ใช้เบลนด์มากโอกาสในการเข้าใกล้และสัมผัสกันของเฟสยางมีมากขึ้นทำให้เกิดการเกาะกลุ่มกันเป็นก้อน จึงทำให้ TPVs มีสมบัติการคืนรูปเด่นชัด

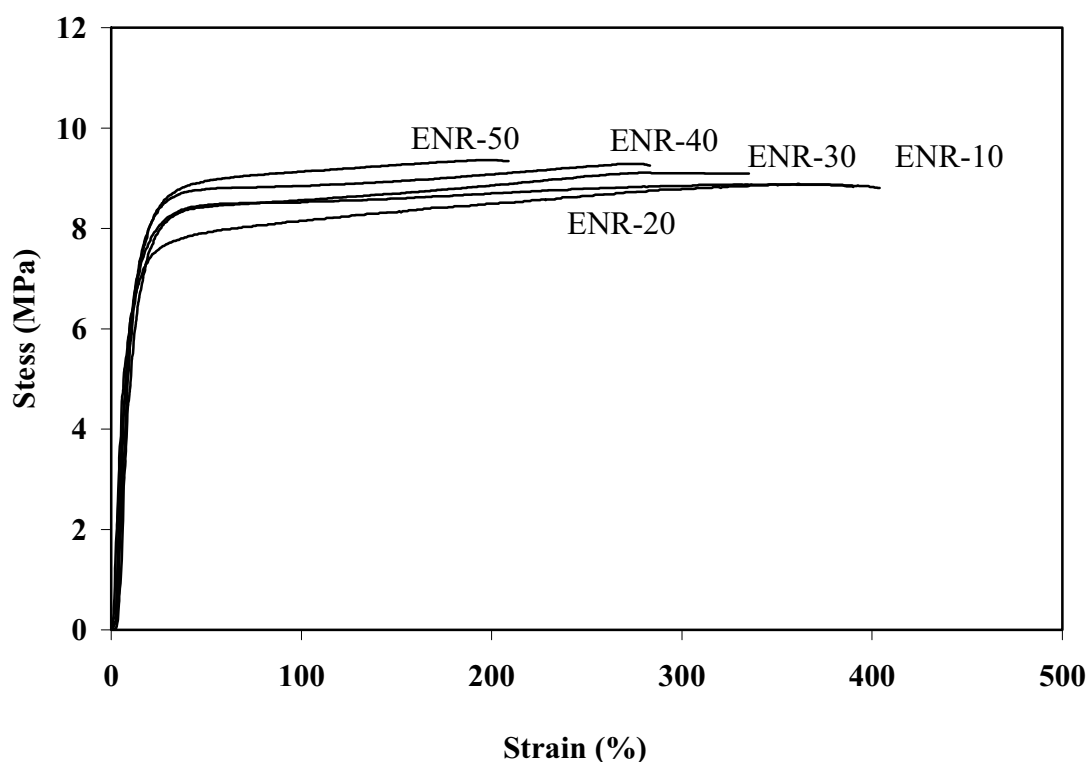
4.3 อิทธิพลปริมาณหมู่อีพอกไซด์ในยางธรรมชาติอีพอกไซด์ต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR/PP โดยปริมาณหมู่อีพอกไซด์ในยางธรรมชาติอีพอกไซด์ที่ระดับ 10, 20, 30, 40 และ 50 โมลเปอร์เซ็นต์ จากนั้นนำ TPVs ที่ได้ไปทดสอบสมบัติเชิงกลและความต้านทานต่อตัวทำละลายได้ผลการทดลองดังนี้

4.3.1 สมบัติเชิงกล

ทดสอบสมบัติเชิงกลของ TPVs ได้ลักษณะความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดดังแสดงในรูปที่ 102 พบว่าลักษณะความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs มีลักษณะคล้ายกัน กล่าวคือก่อนเกิดการแตกหักจะไม่ปรากฏจุดครากแต่ความเค้นจะเพิ่มขึ้นตลอดการเพิ่มความเครียดและเมื่อพิจารณาถึงลักษณะความแข็งแรงดึงของ TPVs พบว่าความแข็งแรงดึงจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณหมู่อีพอกไซด์ในโมเลกุลยางธรรมชาติอีพอกไซด์ ซึ่งสังเกตได้จากความชันของกราฟจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณหมู่อีพอกไซด์ เนื่องจากสมบัติความเป็นยางจะมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณหมู่อีพอกไซด์

จากความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดสามารถวัดค่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs จากค่าความเค้น ณ จุดขาดและค่าความสามารถในการยืดจนขาดจากระยะยืดและทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปได้ผลดังแสดงในตารางที่ 50



รูปที่ 102 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 50/50 โดยใช้ยาง ENR ที่แปรปริมาณหมู่อีพอกไซด์ที่ระดับต่างๆ

ตารางที่ 50 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาดและความสามารถในการคืนรูปของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR/PP= 50/50 โดยใช้ยาง ENR ที่แปรปริมาณหมู่อีพอกไซด์ที่ระดับต่างๆ

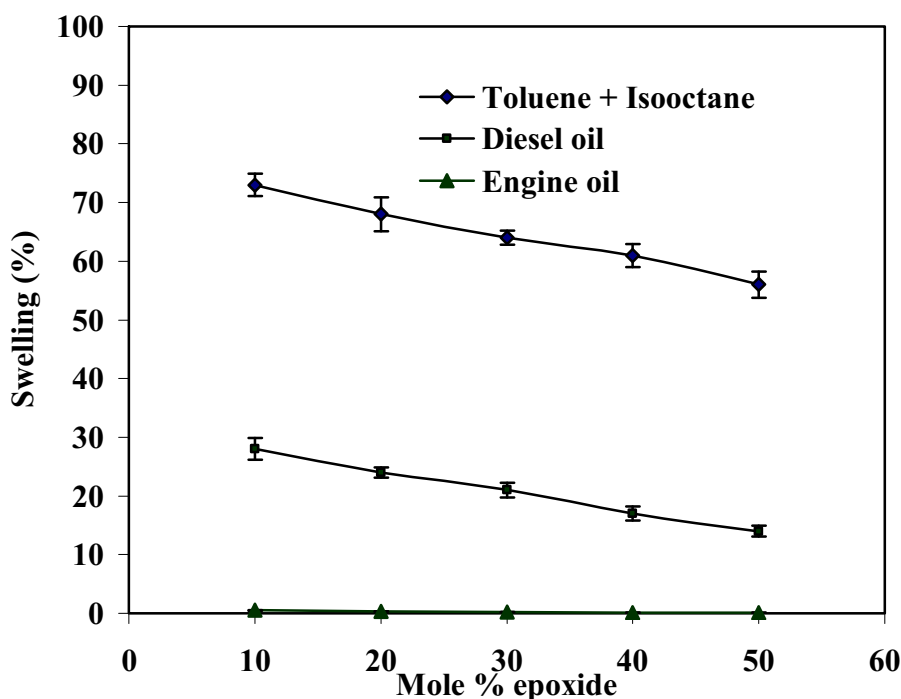
Properties	Mole % epoxide				
	10	20	30	40	50
Tensile strength (MPa)	8.9	8.9	9.1	9.3	9.4
100% Modulus (MPa)	8.5	8.3	8.7	8.8	9.0
Elongation at break (%)	405	390	335	280	210
Tension set (%)	51.0	50.0	51.5	52.5	52.5

จากตารางที่ 50 พบว่าทั้งค่าโมดูลัสที่ระยะยืด 100% และความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณหมู่อีพอกไซด์ในยางธรรมชาติอีพอกไซด์ โดยมีค่าสูงสุดเมื่อเบลนด์ยางธรรมชาติอีพอกไซด์ที่มีปริมาณหมู่อีพอกไซด์เท่ากับ 50 mol % เนื่องจากการเพิ่มปริมาณหมู่อีพอกไซด์จะเพิ่มหมู่ที่มีความเป็นขั้วในโมเลกุลอย่างมากขึ้น ทำให้เกิดอันตรกิริยาภายในและระหว่างโมเลกุลยางและระหว่างยางกับ PP โดยการประสานของ PhHRJ-PP มากขึ้น จึงทำให้ยางวัลคาไนซ์มีความแข็งแรงมากขึ้นแต่สมบัติความเป็นยางของยางธรรมชาติ

พอกไซค์จะลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอกไซค์จึงทำให้ความต้านทานต่อแรงดึงและความแข็งแรงหรือค่าโมดูลัสที่ระยะยืด 100% ของ TPVs เพิ่มขึ้น เมื่อพิจารณาค่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ที่แปรปริมาณพอกไซค์ในยางธรรมชาติพอกไซค์ที่ระดับต่างๆ พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอกไซค์ แต่ค่า Tension set มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นแสดงว่าความสามารถในการคืนรูปก็มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอกไซค์ เนื่องจากสมบัติความยืดหยุ่นของยางธรรมชาติพอกไซค์จะลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอกไซค์

4.3.2 ความต้านทานต่อการบวมพองในตัวทำละลาย (Swelling resistance)

นำ TPVs ทดสอบความต้านทานต่อการบวมพองในตัวทำละลาย 3 ชนิด คือ โทลูอีน ผสมไอโซออกเทน น้ำมันดีเซลและน้ำมันเครื่อง ได้ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 103



รูปที่ 103 ระดับการบวมพองของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR/PP= 50/50 ในตัวทำละลายชนิดต่างๆ โดยใช้ยาง ENR ที่แปรปริมาณพอกไซค์ที่ระดับต่างๆ

จากรูปที่ 103 พบว่าระดับการบวมพองของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR/PP ที่ใช้ยาง ENR ที่มีปริมาณพอกไซค์ในระดับต่างๆ มีแนวโน้มคล้ายกันนั่นคือระดับการบวมพองในตัวทำละลายทั้ง 3 ชนิด มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอกไซค์ เนื่องจากความเป็นขั้วของยางธรรมชาติพอกไซค์จะเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณพอกไซค์ จึงทำให้ความต้านทานต่อการบวมพองในตัวทำละลายที่ไม่มีขั้วเพิ่มขึ้น กล่าวคือมีการบวมพองลดลง นอกจากนี้พบว่า TPVs จะเกิดการบวมพองมากที่สุดเมื่อใช้โทลูอีนผสมไอโซออกเทนเป็น

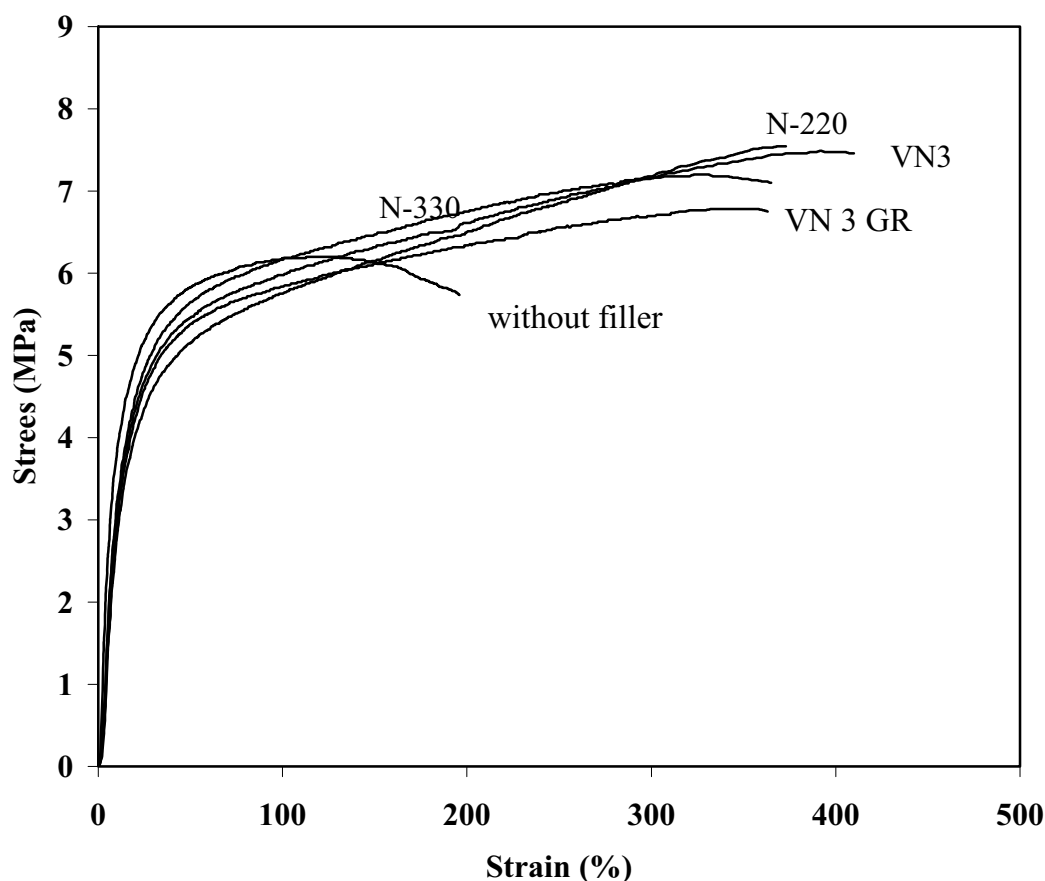
ตัวทำละลาย โดยระดับการบวมพองจะลดลงเมื่อใช้น้ำมันดีเซล และน้ำมันเครื่องเป็นตัวทำละลายตามลำดับ

4.4 อิทธิพลชนิดสารตัวเติมต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR-20/PP = 60/40 แปรชนิดเขม่าดำ 2 ชนิด คือ N-220 และ N-330 และซิลิกา 2 ชนิด คือ VN3 และ VN3 GR ใช้ปริมาณเท่ากันคือ 30 phr จากนั้นนำ TPVs ที่ได้ไปทดสอบสมบัติเชิงกล สมบัติการไหลและสมบัติเชิงความร้อน ได้ผลดังนี้

4.4.1 สมบัติเชิงกล

ทดสอบสมบัติเชิงกลของ TPVs เปรียบเทียบชนิดสารตัวเติมได้ลักษณะความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังแสดงในรูปที่ 104



รูปที่ 104 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 60/40 โดยแปรชนิดสารตัวเติม

จากรูปที่ 104 พบว่าการผสมสารตัวเติมใน TPVs จะทำให้ลักษณะของความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดแตกต่างกับ TPVs ที่ไม่ได้ผสมสารตัวเติมอย่างชัดเจน นั่นคือ

TPVs ที่ไม่ผสมสารตัวเติมก่อนเกิดการแตกหักความเค้นจะค่อยๆ ลดลงเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้น หรือที่เรียกว่า Strain softening แต่ TPVs ที่ผสมสารตัวเติมทุกชนิดก่อนการแตกหักความเค้น จะเพิ่มขึ้นตลอดการเพิ่มความเครียด เรียกกระบวนการนี้ว่าการแข็งขึ้นเนื่องจากการจัดเรียงตัวของโมเลกุลโดยเฉพาะ PP จะมีการจัดเรียงตัวในทิศทางที่ถูกดึง จึงทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้น และเมื่อพิจารณาจากพื้นที่ใต้กราฟพบว่าการผสมสารตัวเติมลงใน TPVs จะทำให้มีพื้นที่ใต้กราฟมากกว่า TPVs ชนิดที่ไม่ผสมสารตัวเติม แสดงว่าการผสมสารตัวเติมจะทำให้ TPVs มีความแข็งแรงและเหนียวมากขึ้น เนื่องจากการเกิดอันตรกิริยากันระหว่างอนุภาคของสารตัวเติม บางส่วนกับสายโซ่โมเลกุลยางทำให้พันธะเชื่อมโยงมีความแข็งแรงมากขึ้น นอกจากนี้ทั้งเขม่าดำและซิลิกายังเป็นทั้งสารตัวเติมและสารก่อนิเวศเลียส โดยสารบางส่วนจะแพร่และกระจายตัวในเฟส PP ซึ่งสารก่อนิเวศเลียสนอกจากจะทำให้ปริมาณผลิตภัณฑ์พลาสติกเพิ่มขึ้นแล้วยังส่งผลโดยตรงต่อการปรับปรุงสมบัติต่างๆ ของพลาสติกด้วยจึงทำให้ TPVs ชนิดที่ผสมซิลิกาและเขม่าดำมีความเหนียวและแข็งแรงสูงกว่าชนิดที่ไม่ผสมสารตัวเติม และเมื่อเปรียบเทียบลักษณะความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs ที่ผสมสารตัวเติมแต่ละชนิดพบว่า มีลักษณะที่คล้ายกัน

จากความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียด วัดค่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs จากค่าความเค้น ณ จุดขาด และค่าความสามารถในการยืดจนขาดจากระยะยืด และทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปได้ผลดังแสดงในตารางที่ 51

ตารางที่ 51 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 60/40 โดยแปรชนิดสารตัวเติม

Mechanical Properties	Types of fillers				
	VN3+silane	VN3 GR +silane	N-220	N-330	Without-filler
Tensile strength (MPa)	7.3	6.8	7.5	7.2	6.2
Elongation at break (%)	410	360	370	365	195
Tension set (%)	44	44	42	42	46
Hardness (Shore A)	81.0	81.5	78.0	79.0	75.0

จากตารางที่ 51 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ชนิดที่ผสมสารตัวเติมมีค่าสูงกว่า ชนิดที่ไม่ผสมสารตัวเติม เนื่องจากทั้งเขม่าดำและซิลิกาเป็นสารตัวเติมเสริมประสิทธิภาพเมื่อผสมลงไปในยางจะทำให้อนุภาคของเขม่าดำเกิดอันตรกิริยากับสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์กลายเป็นพอลิเมอร์ที่ต่อกับสารตัวเติม (Bound rubber/plastic) ส่วนสารตัวเติมซิลิกา ซึ่งมีหมู่ไฮดรอกซิล (Silanol groups) ที่ผิวและจะทำปฏิกิริยากับไซเลน (Silane Coupling

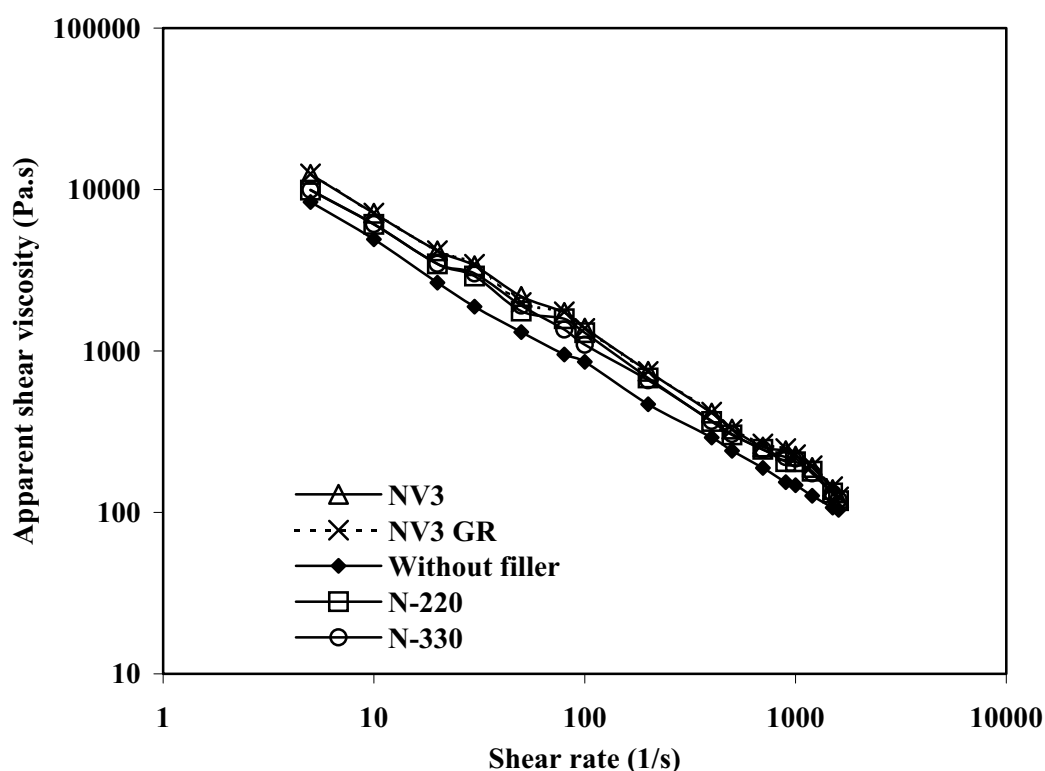
agents) แล้วกลายเป็นพันธะเชื่อมโยงที่เสถียรและแข็งแรงกับโมเลกุลยางและพลาสติกจึงทำให้พันธะเชื่อมโยงของยางใน TPVs ชนิดที่ผสมเขม่าดำและซิลิกามีความแข็งแรงกว่าชนิดที่ไม่ผสมสารตัวเติม เมื่อพิจารณาค่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ที่ผสมสารตัวเติมแต่ละชนิดพบว่าค่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ที่ผสมเขม่าดำมีค่าสูงกว่าชนิดที่ผสมซิลิกาแต่แตกต่างกันไม่มาก เนื่องจากซิลิกาเป็นสารอนินทรีย์และมีหมู่ไฮดรอกซิลที่ผิวซึ่งจะทำให้เกิดพันธะไฮโดรเจนภายในโมเลกุลซิลิกา ส่งผลให้การกระจายตัวของซิลิกาตัวยกกว่าเขม่าดำ ทำให้อนุภาคซิลิกาโดยส่วนหนึ่งเกาะกลุ่มกันกลายเป็นอันตรกิริยาระหว่างสารตัวเติม (filler-filler interaction) นอกเหนือจากการเกิดพันธะเชื่อมโยงกับยาง ENR (filler-rubber interaction) และพลาสติก จึงทำให้พันธะเชื่อมโยงของ TPVs ชนิดที่ผสมซิลิกามีความแข็งแรงน้อยกว่าชนิดที่ผสมเขม่าดำ นอกจากนี้พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ชนิดที่ผสมสารตัวเติมมีค่าสูงกว่าชนิดที่ไม่ผสมสารตัวเติมอย่างชัดเจน คาดว่าเนื่องจากทั้งซิลิกาและเขม่าดำนอกจากจะทำหน้าที่เป็นสารตัวเติมชนิดเสริมประสิทธิภาพแล้วยังทำหน้าที่เป็นสารก่อนิวเคลียสพร้อมๆไปด้วย และเมื่อเขม่าดำและซิลิกาแพร่และกระจายตัวในเฟส PP ของ TPVs ซึ่งนอกจากจะทำให้ปริมาณผลึก PP ใน TPVs เพิ่มขึ้นแล้วยังส่งผลโดยตรงต่อการปรับปรุงสมบัติของ TPVs และยังทำให้ลักษณะสฟิวไรท์มีขนาดเล็กและเป็นระเบียบสูง (fine-grain spherulite structure) จึงทำให้ความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs เพิ่มขึ้น นอกจากนี้คาดว่าสารตัวเติมที่ผสมใน TPVs จะแพร่เข้าสู่เฟสยางและเกิดอันตรกิริยากับสายโซ่โมเลกุลยาง เมื่อถูกดึงให้ยืดทำให้โมเลกุลยางจัดเรียงตัวเป็นระเบียบและกระจายความเค้นได้ดี ส่งผลให้ความสามารถในการยืดจนขาดเพิ่มขึ้นโดยผลการทดลองนี้ให้ผลสอดคล้องกับงานวิจัยของ Thomas, *et al.*, 2004, Rattanasom, *et al.*, 2004 และ Premamoy and Amit. 2000 และเมื่อเปรียบเทียบความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ที่ผสมสารตัวเติมแต่ละชนิด พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ชนิดที่ผสมซิลิกามีแนวโน้มสูงกว่าชนิดที่ผสมเขม่าดำ

จากตารางที่ 51 พบว่าค่า Tension set ของ TPVs ชนิดที่ไม่ผสมสารตัวเติมมีค่าสูงกว่าชนิดที่ผสมสารตัวเติม กล่าวคือความสามารถในการคืนรูปของ TPVs ชนิดที่ผสมสารตัวเติมสูงกว่าชนิดที่ไม่ผสมสารตัวเติมโดยแสดงผลขัดแย้งกับสมมุติฐาน เนื่องจากการผสมสารตัวเติมน่าจะขัดขวางการคืนรูปของยาง แต่ผลการทดลองนี้คาดว่าเนื่องจากความแข็งแรงของพันธะเชื่อมโยงที่เกิดขึ้นจากการเกิดอันตรกิริยากันระหว่างสารตัวเติมกับยางทำให้เมื่อดึงให้ยืดที่ระยะยืด 100% พันธะเชื่อมโยงถูกทำลายและเกิดการเสียรูปอย่างถาวรได้น้อย และเมื่อปล่อยความเค้นสายโซ่โมเลกุลยางก็จะสามารถคืนรูปสู่สภาพเดิมได้สูง โดยผลการทดลองนี้ให้ผลสอดคล้องกับงานวิจัยของ Rattanasom, *et al.*, 2004 และเมื่อเปรียบเทียบค่า Tension set ของ TPVs ที่ผสมสารตัวเติมแต่ละชนิด พบว่า TPVs ที่ผสมเขม่าดำมีค่า Tension set ต่ำกว่าชนิดที่ผสมซิลิกา แสดงว่า ความสามารถในการคืนรูป ของ TPVs ชนิดที่ผสมเขม่าดำสูงกว่าชนิดที่ผสมซิลิกา เนื่องจากความแข็งแรงของพันธะเชื่อมโยงที่เกิดขึ้นใน TPVs ที่ผสมเขม่าดำส่วนใหญ่ได้จากการเกิดอันตรกิริยากันระหว่างอนุภาคสารตัวเติมกับยาง ENR และ PP ซึ่งมีความแข็งแรง ในขณะที่

TPVs ที่ผสมซิลิกาพันธะเชื่อมโยงบางส่วนเกิดจากการเกิดอันตรกิริยากันระหว่างสารตัวเติมซึ่งมีความแข็งแรงน้อย ทำให้เมื่อดึงให้ยืดโอกาสที่พันธะเชื่อมโยงใน TPVs ที่ผสมซิลิกาจะถูกทำลายและเสียรูปอย่างถาวรมีมากกว่า จึงทำให้ความสามารถในการคืนรูปกลับสู่สภาพเดิมของ TPVs ที่ผสมซิลิกาน้อยกว่า TPVs ที่ผสมเขม่าดำ ส่วนค่าความแข็งก็มีลักษณะเช่นเดียวกันกับค่า Tension set กล่าวคือการผสมสารตัวเติมลงไปอย่างไรจะทำให้ TPVs มีความแข็งเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเกิดอันตรกิริยากันระหว่างเฟสยางกับสารตัวเติมส่งผลให้เฟสยางแข็งขึ้น

4.4.2 สมบัติทางรีโอโลยี

ทดสอบสมบัติการไหลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR-20/PP ที่แปรชนิดสารตัวเติมในรูปแบบของความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเฉือนปรากฏกับอัตราเฉือนปรากฏได้ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 105



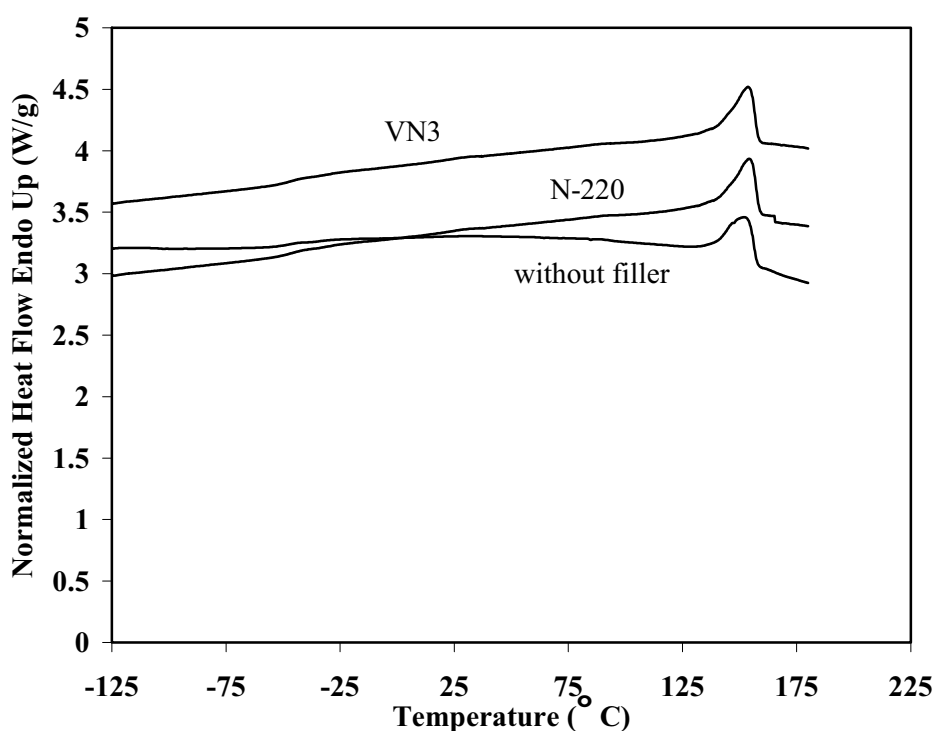
รูปที่ 105 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเฉือนปรากฏกับอัตราเฉือนปรากฏ ของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 60/40 โดยแปรชนิดสารตัวเติม

จากรูปที่ 105 พบว่าค่าความหนืดเฉือนปรากฏของ TPVs ทั้งชนิดที่ผสมและไม่ผสมสารตัวเติมมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มอัตราเฉือนปรากฏ โดยที่อัตราเฉือนปรากฏใดๆ พบว่าค่าความหนืดเฉือนปรากฏของ TPVs ชนิดที่ผสมสารตัวเติมมีค่าสูงกว่าชนิดที่ไม่ผสมสารตัวเติม เนื่องจากการผสมสารตัวเติมจะทำให้ยางคอมพาวด์มีความหนืดมากขึ้น เนื่องจากอนุภาคสารตัวเติมจะขัดขวางการไหลส่งผลให้ต้องใช้ความดันมากขึ้นในการทำให้เกิดการไหล และเมื่อเปรียบเทียบทั้งค่าความหนืดเฉือนปรากฏของ TPVs ที่ผสมสารตัวเติมแต่ละชนิดที่อัตราเฉือน

ปรากฏที่คงที่ พบว่ามีค่าแตกต่างกันเล็กน้อย โดยแนวโน้มค่าความหนืดเฉือนปรากฏของ TPVs ที่ผสมซิลิกามีค่าสูงกว่า TPVs ที่ผสมเขม่าดำ เนื่องจากซิลิกามีสมบัติเป็นสารอนินทรีย์ ทำให้ผสมเข้ากับยางได้ยากและกระจายตัวในยางคอมปาวด์ได้น้อยกว่าสารตัวเติมเขม่าดำโอกาสที่ซิลิกาจะรวมตัวกันและยึดเหนี่ยวกันด้วยพันธะไฮโดรเจนที่แข็งแรงและขัดขวางการไหลมาก ส่วนอนุภาคเขม่าดำจะยึดเหนี่ยวกันด้วยแรงแวนเดอร์วาลส์ซึ่งมีความแข็งแรงน้อยกว่าจึงกระจายตัวในยางได้ดีกว่าทำให้ยางคอมปาวด์ที่ผสมซิลิกามีความหนืดสูงกว่าที่ผสมเขม่าดำ

4.4.3 สมบัติเชิงความร้อน

วิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อน เช่น อุณหภูมิการหลอมผลึก (T_m) ปริมาณผลึกของ PP และค่าอุณหภูมิกลาสทรานซิชัน (T_g) ของเฟสยางใน TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP ที่อัตราส่วนเบลนด์ 50/50 ผสมน้ำมันพาราฟินิกปริมาณ 30 phr เปรียบเทียบชนิดสารตัวเติม โดยการวิเคราะห์ด้วยเครื่องดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งแคลอริมิเตอร์ (Differential Scanning Calorimeter, DSC) ได้ผลดังแสดงในรูปที่ 106



รูปที่ 106 เทอร์โมแกรมที่ได้จากการวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนของ TPVs จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 50/50 โดยแปรชนิดสารตัวเติม

จากเทอร์โมแกรมในรูปที่ 106 วิเคราะห์ค่า T_g ของเฟสยาง ค่า T_m และคำนวณหาปริมาณผลึกของ PP ได้ผลดังแสดงในตารางที่ 52

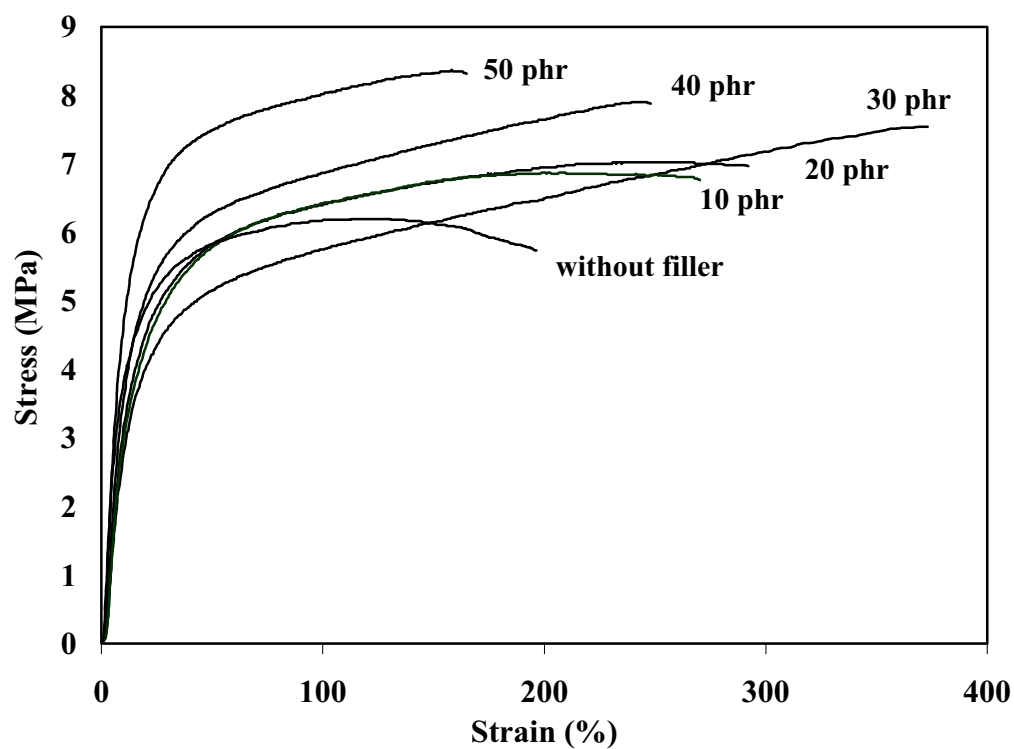
ตารางที่ 52 อุณหภูมิกลาสทรานซิชันของเฟสยาง อุณหภูมิการหลอมและปริมาณผลึก PP ใน TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 50/50 โดยแปรชนิดสารตัวเติม

Fillers	Tg of ENR (°C)	Degree of Crystallinity of PP (%)	Tm of PP (°C)
Without filler	-49.0	19.8	152
N-220	- 48.0	20.1	154
VN3	-48.0	20.2	154

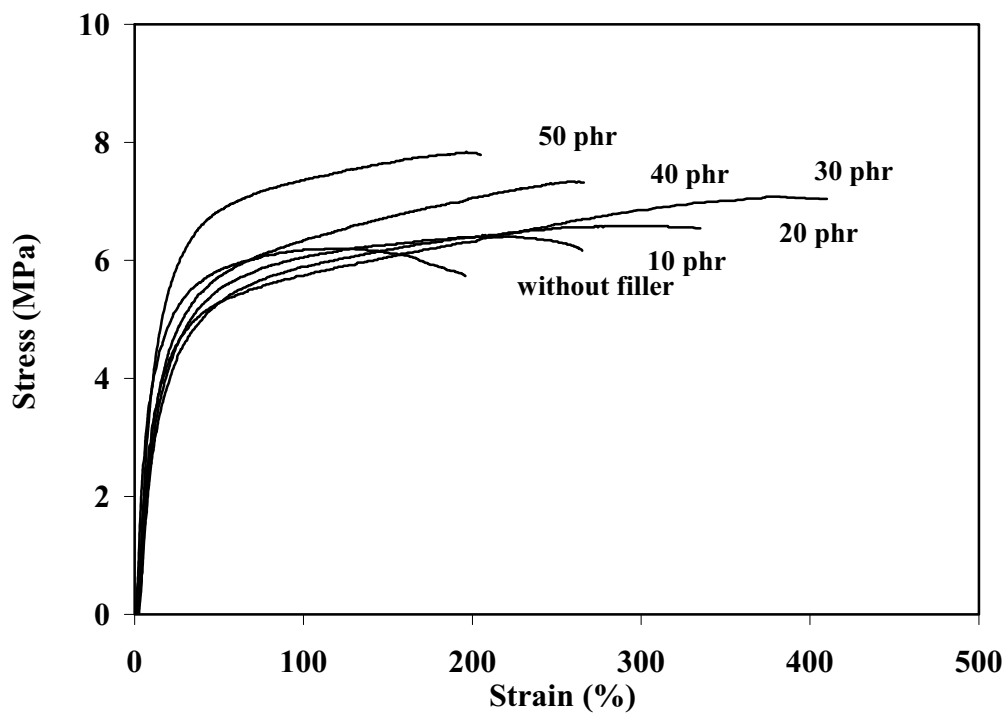
จากตารางที่ 52 พบว่าการผสมเขม่าดำและซิลิกาใน TPVs จะทำให้อุณหภูมิการหลอมและซิลิกาบางส่วนแพร่กระจายตัวในสายโซ่โมเลกุล PP ส่งผลให้ปริมาณผลึก PP ใน TPVs เพิ่มขึ้นจากที่ไม่ได้ผสมสารตัวเติมเล็กน้อย เนื่องจากทั้งเขม่าดำและซิลิกาต่างเป็นสารก่อนิวเคลียส (Nucleating agent) ดังนั้นเมื่อผสมในพลาสติกส่งผลให้ปริมาณผลึกของพลาสติกสูงขึ้น และจากเมื่อเปรียบเทียบค่า Tm ของผลึก PP ใน TPVs พบว่า Tm ของ TPVs ชนิดที่ผสมเขม่าดำและซิลิกามีค่าสูงกว่าที่ไม่ได้ผสมสารตัวเติม เนื่องจากการผสมเขม่าดำและซิลิกาซึ่งเป็นเฟสแข็ง (Rigid phase) และเป็นสารก่อนิวเคลียสทำให้เกิดผลึกในปริมาณสูงขึ้น ย่อมทำให้ค่า Tm ของ TPVs สูงขึ้นจากที่ไม่ได้ผสมสารตัวเติม นอกจากนี้พบว่าการผสมซิลิกาและเขม่าดำใน TPVs จะทำให้ค่า Tg ของเฟสยางใน TPVs สูงกว่าที่ไม่ได้ผสมสารตัวเติมเล็กน้อย เนื่องจากการผสมสารตัวเติมจะทำให้ปริมาตรอิสระลดลงส่งผลให้ความสามารถในการบิดตัวของสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์ลดลงเช่นกัน จึงทำให้ค่า Tg ของเฟสยางใน TPVs ที่ผสมสารตัวเติมสูงกว่าที่ไม่ได้ผสมสารตัวเติมเล็กน้อย

4.5 อิทธิพลปริมาณสารตัวเติมต่อสมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR-20/PP ผสมน้ำมันพาราฟินิก ปริมาณ 30 phr แปรปริมาณเขม่าดำและซิลิกา 10, 20, 30, 40 และ 50 phr จากนั้นนำ TPVs ที่ได้ไปทดสอบสมบัติเชิงกลได้ลักษณะความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดดังแสดงในรูปที่ 107 และ 108 ตามลำดับ



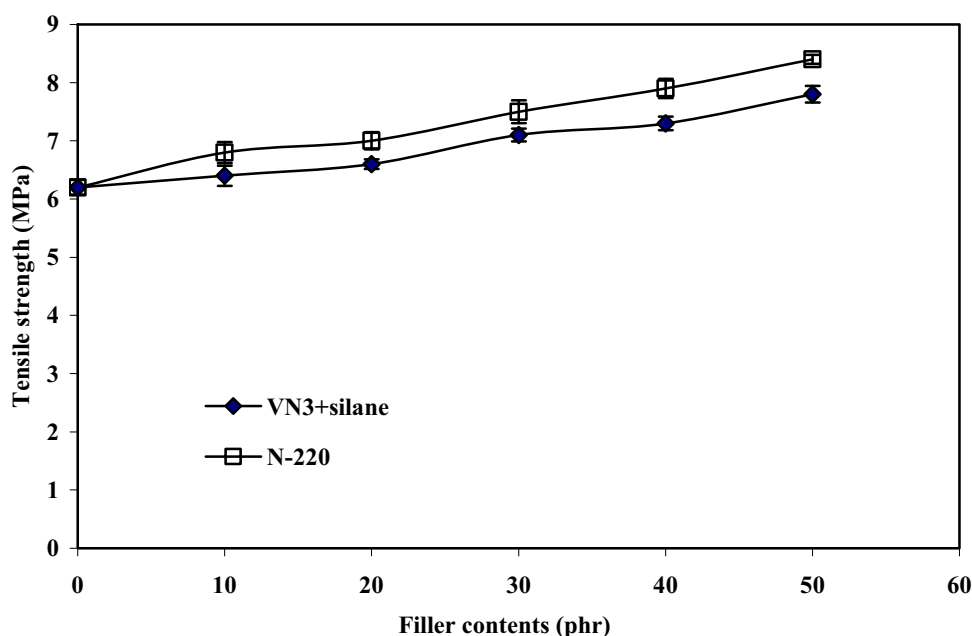
รูปที่ 107 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบ
ลนด์ ENR-20/PP= 60/40 โดยแปรปริมาณเขม่าดำที่ระดับต่างๆ



รูปที่ 108 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบ
ลนด์ ENR-20/PP= 60/40 โดยแปรปริมาณซิลิกาที่ระดับต่างๆ

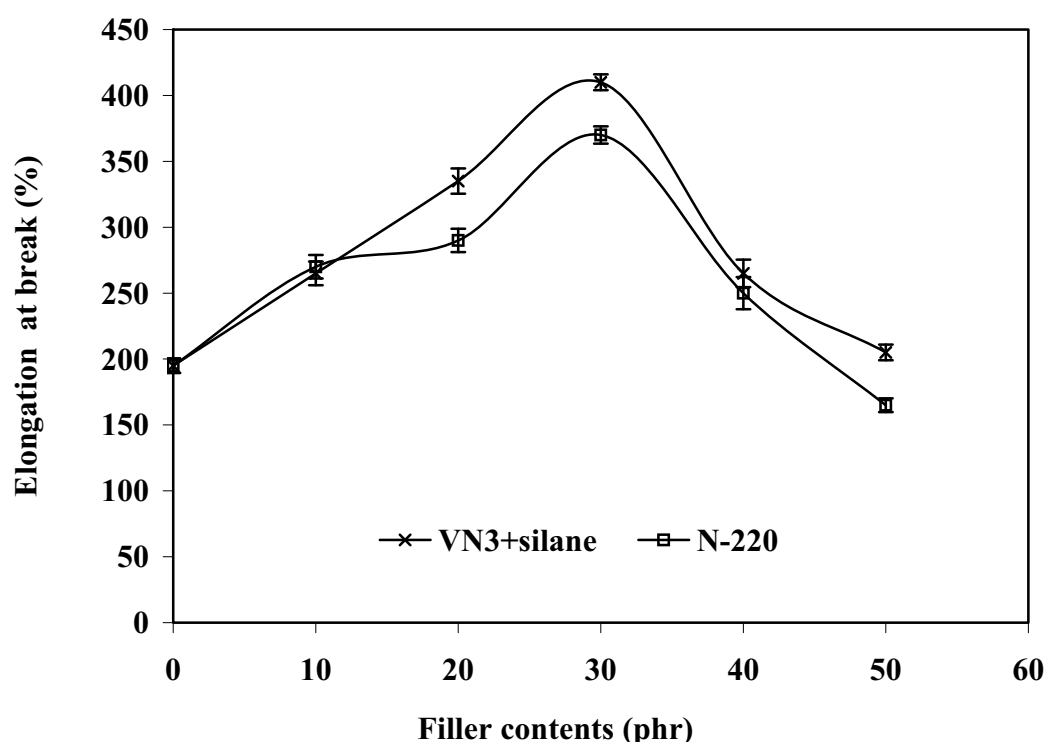
จากรูปที่ 107 และ 108 พบว่าการผสมสารตัวเติมลงใน TPVs จะทำให้ลักษณะของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดแตกต่างกับ TPVs ที่ไม่ผสมสารตัวเติมอย่างชัดเจน นั่นคือ TPVs ชนิดที่ไม่ผสมสารตัวเติมก่อนเกิดการแตกหักจะปรากฏจุดครากกล่าวคือความเค้นจะคงที่เมื่อเพิ่มความเครียด ก่อนที่จะเกิดการลดลงของความเค้นก่อนขาด แต่ TPVs ที่ผสมสารตัวเติมเกือบทั้งหมดก่อนการแตกหักจะไม่ปรากฏจุดคราก โดยค่าความเค้นจะเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความเครียด เมื่อพิจารณาจากพื้นที่ใต้กราฟพบว่า การผสมสารตัวเติมลงใน TPVs จะทำให้มีพื้นที่ใต้กราฟมากกว่า TPVs ชนิดที่ไม่ผสมสารตัวเติม แสดงว่าการผสมสารตัวเติมจะทำให้ TPVs มีความแข็งแรงมากขึ้น เนื่องจากการเกิดอันตรกิริยากันระหว่างอนุภาคของสารตัวเติมกับสายโซ่โมเลกุลยาง ทำให้เกิดพันธะเคมีที่มีความแข็งแรงมากขึ้น และเมื่อเปรียบเทียบลักษณะของความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs ที่ผสมสารตัวเติมในปริมาณต่างๆ พบว่าการเพิ่มปริมาณสารตัวเติมจะทำให้การปรากฏจุดครากก่อนเกิดการแตกหักลดลงโดยเฉพาะในกรณีการใช้ซิลิกา พบว่าการผสมสารตัวเติมในปริมาณ 30 phr ขึ้นไปจะไม่ปรากฏจุดครากก่อนการแตกหัก และเมื่อพิจารณาความแข็งแรงดึงจากความชันของกราฟในช่วงเริ่มต้นพบว่ามีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณสารตัวเติม เนื่องจากอิทธิพลของการเกิดอันตรกิริยากันระหว่างอนุภาคสารตัวเติมกับสายโซ่โมเลกุลยางทำให้เกิดพันธะเชื่อมโยงที่มีความแข็งแรงมากขึ้น

จากความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดสามารถวัดค่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs จากค่าความเค้น ณ จุดขาด และค่าความสามารถในการยืดจนขาดจากระยะยืดดังแสดงในรูปที่ 109 และ 110 ตามลำดับ



รูปที่ 109 ความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP= 60/40 โดยแปรปริมาณซิลิกาและเซมาต้าที่ระดับต่างๆ

จากรูปที่ 109 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ที่ผสมซิลิกาและเขม่าดำมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณเขม่าดำและซิลิกา และที่ปริมาณสารตัวเติมระดับเดียวกันพบว่า TPVs ที่ใช้เขม่าดำมีค่าความต้านทานต่อแรงดึงสูงกว่าที่ผสมซิลิกา เนื่องจากเขม่าดำมีขนาดอนุภาคเล็กกว่าซิลิกาและน่าจะเกิดอันตรกิริยาเคมีกับยางและ PP ได้สูง นอกจากนี้อนุภาคเขม่าดำชนิดนี้มีหมู่ฟังก์ชันหลากหลายชนิดกว่า จึงทำให้เกิดอันตรกิริยากับโมเลกุลยางได้มากกว่า และเมื่อเปรียบเทียบการกระจายตัวของสารตัวเติมทั้งสองชนิดแล้วพบว่าซิลิกาจะกระจายตัวในยางน้อยกว่าเขม่าดำ (Poh, *et al*, 2002) ทำให้โอกาสที่อนุภาคซิลิกาจะเกาะกลุ่มกันแล้วเกิดอันตรกิริยากันระหว่างสารตัวเติมมีมากกว่าที่จะเกิดอันตรกิริยากันระหว่างสารตัวเติมกับยางเหมือนเช่นกรณีเขม่าดำ จึงทำให้พันธะเชื่อมโยงของ TPVs ที่ผสมซิลิกามีความแข็งแรงน้อยกว่าชนิดที่ผสมเขม่าดำ



รูปที่ 110 ความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-20/PP=60/40 โดยแปรปริมาณสารตัวเติมที่ระดับต่างๆ

จากรูปที่ 110 พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ทั้งชนิดที่ผสมซิลิกาและเขม่าดำมีลักษณะเป็นรูปประฆังคว่ำ โดยมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณเขม่าดำและซิลิกา โดยความสามารถในการยืดจนขาดจะมีค่าสูงสุดเมื่อผสมเขม่าดำหรือซิลิกาในปริมาณ 30 phr การทดลองนี้ให้ผลสอดคล้องกับงานวิจัยของ Thomas, *et al.*, 2004, Rattanasom, *et al.*, 2004 และ Premamoy and Amit, 2000 ทั้งนี้เนื่องจาก TPVs ที่ทำการศึกษาได้ผสมน้ำมันพาราฟินในปริมาณสูง คือ 30 phr เมื่อผสมซิลิกาและเขม่าดำในปริมาณ 30 phr นั่นคือ TPVs ที่ผสมซิลิกาและเขม่าดำในปริมาณ 0 - 30 phr มีแนวโน้มความสามารถในการยืดจนขาด

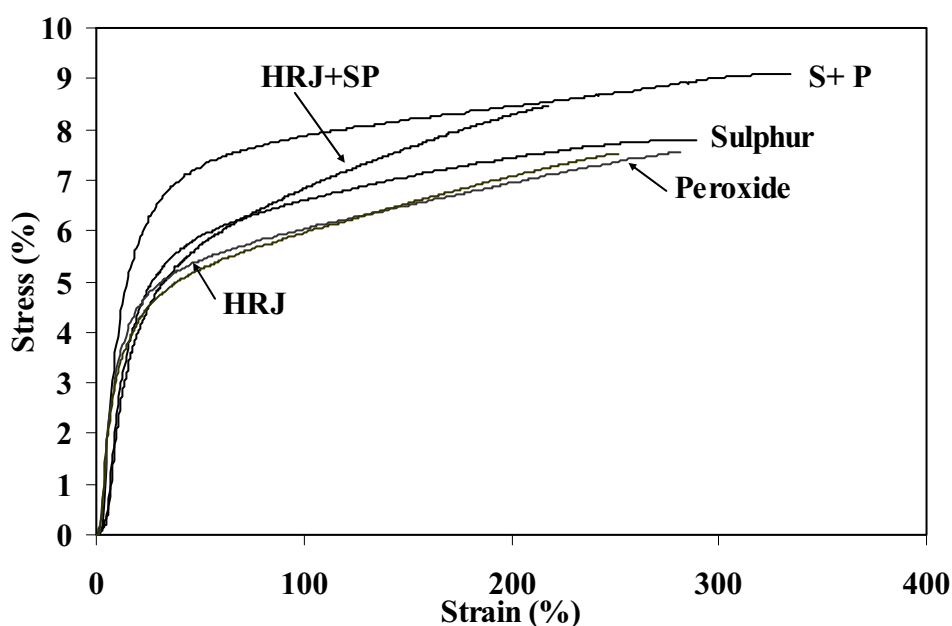
สูงขึ้นตามการเพิ่มปริมาณสารตัวเติม การผสมสารตัวเติมในปริมาณที่สูงกว่า 30 phr จะให้ค่าความสามารถในการยืดจนขาดมีแนวโน้มลดลงเนื่องจากสารตัวเติมในปริมาณที่มากเกินไปจะทำให้เกิดการเจือจาง (Dilution effect) เฟสยางที่แสดงสมบัติยืดหยุ่นและยังส่งผลให้ความแข็งตัวของพอลิเมอร์เพิ่มขึ้นอีกด้วย สังเกตได้จากความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียด จึงทำให้ความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ที่ผสมสารตัวเติมในปริมาณมากกว่า 30 phr มีแนวโน้มลดลง และที่ปริมาณสารตัวเติมระดับเดียวกัน พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ชนิดที่ผสมซิลิกาจะมีค่าสูงกว่าชนิดที่ผสมเขม่าดำ

4.6 อิทธิพลระบบการวัลคาไนซ์ต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

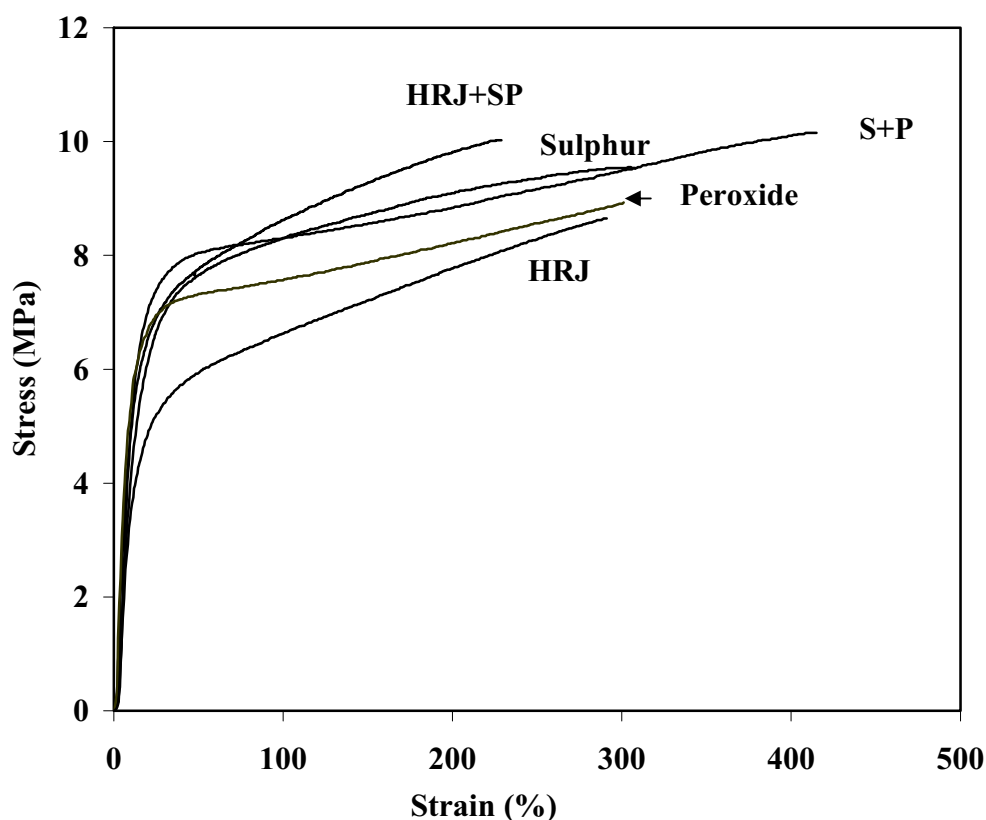
เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR-25/PP ที่อัตราส่วนเบลนด์ 60/40 และ 50/50 ผสมน้ำมันพาราฟินิกและซิลิกาปริมาณอย่างละ 30 phr แปรรูปวัลคาไนซ์ คือ ระบบเปอร์ออกไซด์ ระบบกำมะถันปกติ ระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ ระบบ ฟีนอลิก (HRJ-10518) และระบบผสมฟีนอลิก HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 จากนั้นนำ TPVs ที่ได้ไปทดสอบสมบัติเชิงกล สมบัติการไหลและความต้านทานต่อการบวมพองในตัวทำละลาย ได้ผลการทดลองดังนี้

4.6.1 สมบัติเชิงกล

ทดสอบสมบัติเชิงกลของ TPVs จากการเบลนด์ ENR-25/PP = 60/40 และ =50/50 ได้ผลการทดลองแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียด ดังรูปที่ 111 และ 112 ตามลำดับ



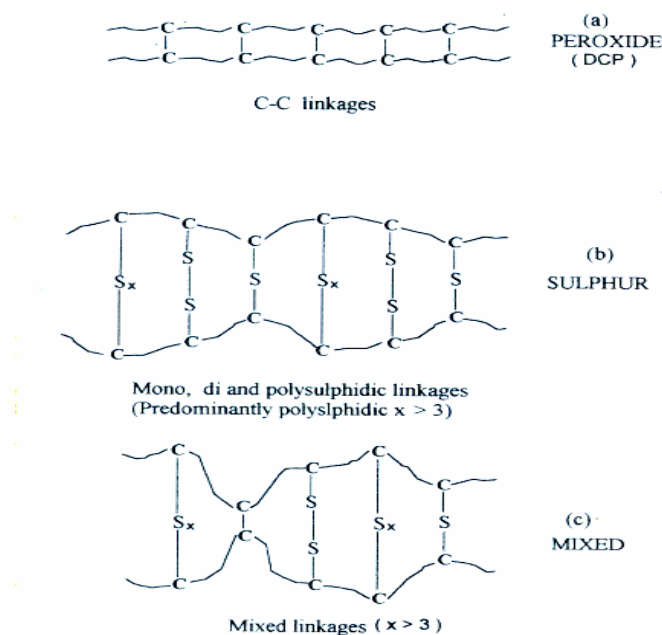
รูปที่ 111 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-25/PP = 60/40 โดยแปรรูปวัลคาไนซ์ชนิดต่างๆ



รูปที่ 112 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-25/PP= 50/50 โดยแปรรูปการวัลคาไนซ์ชนิดต่างๆ

จากรูปที่ 111 และ 112 พบว่าความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs ที่ได้จากการเบลนด์ ENR-25/PP ที่แปรรูปวัลคาไนซ์ชนิดต่างๆ ทั้งที่อัตราส่วนเบลนด์ ENR-25/PP =60/40 และ 50/50 มีลักษณะคล้ายกัน กล่าวคือทุกระบบการวัลคาไนซ์ก่อนเกิดการแตกหักจะไม่ปรากฏจุดคราก แต่ความเค้นจะเพิ่มสูงขึ้นตลอดการเพิ่มความเครียด และเมื่อพิจารณาแนวโน้มของพื้นที่ใต้กราฟของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆ พบว่า TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์มีพื้นที่ใต้กราฟสูงสุด แสดงว่ามีความแข็งแรงเหนียวสูงสุด เนื่องจากการวัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ นอกจากจะได้พันธะเชื่อมโยงชนิด S-S แล้ว ยังมีพันธะเชื่อมโยงชนิด C-S_x-C และ C-C (รูปที่ 113) ซึ่งมีพลังงานสูง มีความแข็งแรงและเสถียรต่อความร้อน จึงทำให้ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์มีความแข็งแรงเหนียวมากกว่า TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบอื่นๆ ถึงแม้จะมีการเชื่อมของ PP จาก DCP นอกจากนี้ TPVs ที่มีพื้นที่ใต้กราฟรองลงมา คือ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถัน ระบบเปอร์ออกไซด์ ระบบฟีนอลิกรวม HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 และ ระบบฟีนอลิก (HRJ-10518) ตามลำดับ เหตุผลที่การวัลคาไนซ์ด้วย

ระบบฟีนอลิกมีความแข็งแรงเหนียวต่ำสุด คาดว่าเนื่องจากฟีนอลิกจะทำให้เกิดการเชื่อมโยงระหว่างโมเลกุลพอลิโพรไพลีนกับยางธรรมชาติอีพอกไซด์อย่างช้าและการบดตามระยะเวลาที่ทำการทดลองอาจจะยังไม่ถึง optimum cure และเมื่อพิจารณาแนวโน้มของความแข็งแรงจากความชันของกราฟในช่วงเริ่มต้นพบว่า TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์มีความแข็งแรงมากที่สุด รองลงมาเป็น TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันระบบผสมฟีนอลิก HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 และระบบเปอร์ออกไซด์กับระบบฟีนอลิก (HRJ-10518) มีความแข็งแรงน้อยที่สุดและใกล้เคียงกัน ตามลำดับ



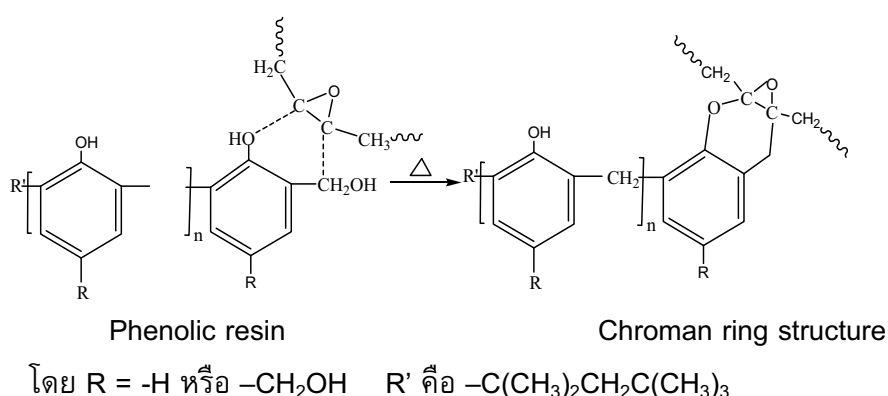
รูปที่ 113 ชนิดพันธะเชื่อมโยงที่เกิดขึ้นในโมเลกุลยางที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบชนิดต่างๆ (a) ระบบเปอร์ออกไซด์ (b) ระบบกำมะถันปกติ และ (c) ระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ (Asaetha *et al.*, 1999)

ตารางที่ 53 แสดงค่าความต้านทานต่อแรงดึงจากค่าความเค้น ณ จุดขาด ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูปและความแข็งของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆ พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์มีค่าสูงสุด ทั้งที่อัตราส่วนเบลนด์ ENR-25/PP= 50/50 และ =60/40 เนื่องจากการวัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์นอกจากจะได้พันธะเชื่อมโยงชนิด S-S ยังได้พันธะเชื่อมโยงชนิด C-S_x-C และ C-C ซึ่งมีพลังงานสูง มีความแข็งแรงและเสถียรต่อความร้อน TPVs ที่มีความต้านทานต่อแรงดึงรองลงมาคือ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมฟีนอลิก HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 ระบบกำมะถัน ระบบเปอร์ออกไซด์ และระบบฟีนอลิก (HRJ-10518) ตามลำดับ การที่ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมฟีนอลิก HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 มีความต้านทานต่อแรงดึงสูงกว่าระบบกำมะถัน และระบบเปอร์ออกไซด์ เนื่องจากการวัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกจะเกิดโครงสร้างของวงแหวนโครแมน

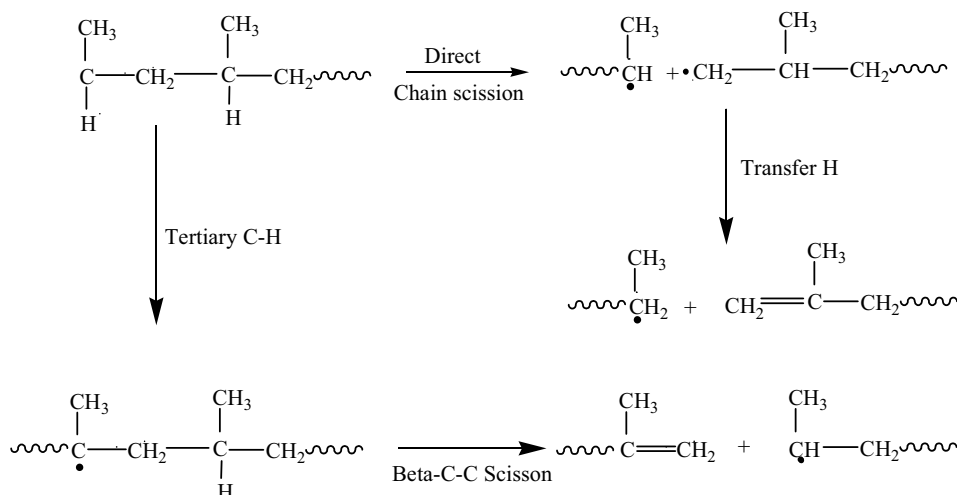
(Chroman ring structure) ซึ่งมีความแข็งแรงผ่านกลไกดังการเกิดปฏิกิริยาล์คาล์นซ์ของยางธรรมชาติอีพอกไซด์ที่ใช้ระบบฟีนอลิกแสดงในรูปที่ 114 ส่วนการวัลคาไลซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์คาดว่าเนื่องจากใช้ปริมาณ DCP สูง ทำให้เกิดปฏิกิริยาดัดสายโซ่โมเลกุล PP ร่วมกับปฏิกิริยาการวัลคาไลซ์ (รูปที่ 115) และเมื่อเปรียบเทียบความต้านทานต่อแรงดึงระหว่าง TPVs ที่วัลคาไลซ์ด้วยระบบผสมฟีนอลิก HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 กับ TPVs ที่วัลคาไลซ์ด้วยระบบฟีนอลิก (HRJ-10518) พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ที่วัลคาไลซ์ด้วยระบบแรกมีค่าสูงกว่าการวัลคาไลซ์ด้วยระบบหลัง เนื่องจากเมื่อพิจารณาโครงสร้างของฟีนอลิกเรซินทั้งสองชนิด พบว่า SP-1045 จะมีหมู่ไฮดรอกซิลมากกว่า HRJ-10518 จึงทำให้มีโอกาสเกิดพันธะเชื่อมโยงปริมาณมากกว่า จึงทำให้มีความแข็งแรงสูงกว่า

ตารางที่ 53 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-30/PP= 60/40 และ 50/50 โดยแปรรูปวัลคาไลซ์ชนิดต่างๆ

Cure systems	Tensile strength		Elongation at break		Tension set (%)		Hardness (Shore A)	
	(MPa)		(%)					
	50/50	60/40	50/50	60/40	50/50	60/40	50/50	60/40
Sulphur	9.6	7.8	310	290	42.5	40.0	91	85
S + P	10.2	9.1	415	335	55.0	47.5	92	86
Peroxide	8.9	7.6	300	280	60.0	49.0	91	87
SP + HRJ	10.1	8.5	235	225	35.0	27.5	91	86
HRJ	8.7	7.5	290	250	32.5	27.5	87	83



รูปที่ 114 กลไกการวัลคาไลซ์ยางธรรมชาติอีพอกไซด์ด้วยฟีนอลิก (Nakason *et. al.*, 2006)



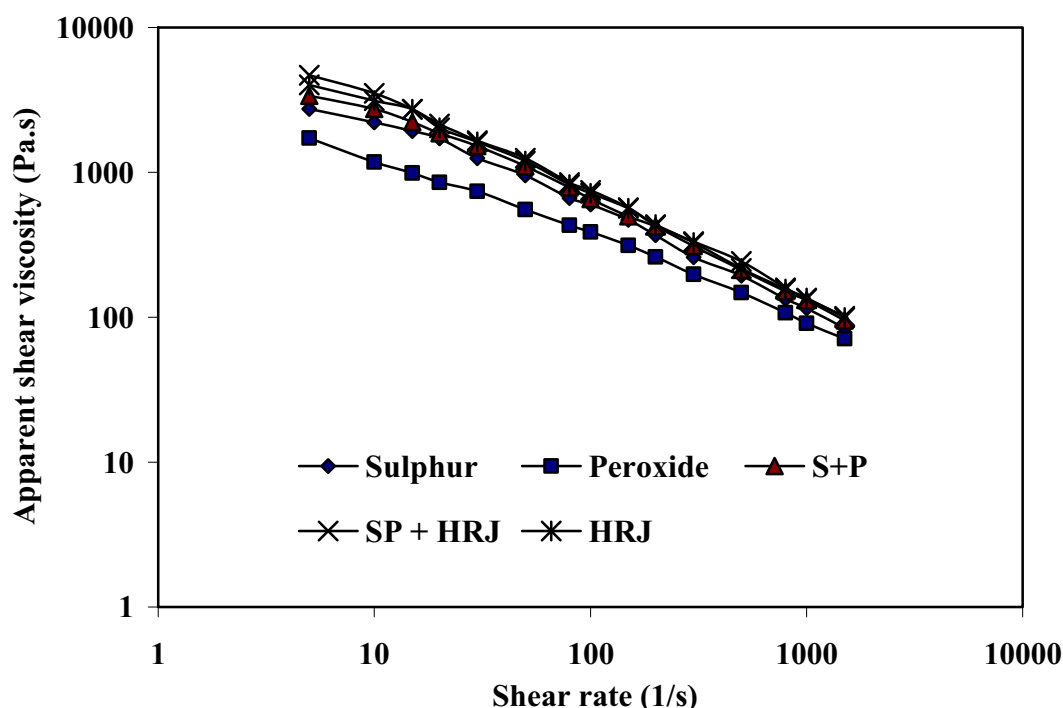
รูปที่ 115 ปฏิกริยาการตัดสายโซ่โมเลกุลของโพลิโพรไพลีนในระบบวัลคาไนซ์ด้วยเปอร์ออกไซด์ (George *et. al*, 2000)

จากตารางที่ 53 พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆ มีแนวโน้มคล้ายกันกับความต้านทานต่อแรงดึง กล่าวคือ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์มีความสามารถในการยืดจนขาดสูงสุดทั้งที่อัตราส่วนเบส 50/50 และ 60/40 TPVs ที่มีความสามารถในการยืดจนขาดรองลงมาก็คือ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถัน ระบบเปอร์ออกไซด์ ระบบฟีนอลิก (HRJ-10518) และระบบผสมฟีนอลิก HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 ตามลำดับ การที่ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันปกติและระบบเปอร์ออกไซด์มีความสามารถในการยืดจนขาดต่ำกว่า ระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ เนื่องจากการวัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันปกติจะได้พันธะเชื่อมโยงชนิดกำมะถันหลายตัว (Polysulfidic crosslinks) ซึ่งมีพลังงานพันธะต่ำและไม่เสถียรต่อความร้อน ทำให้พันธะเชื่อมโยงที่ได้จากการวัลคาไนซ์บางส่วนถูกทำลายโดยความร้อนในระหว่างกระบวนการแปรรูป ส่งผลให้ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันปกติแตกหักได้ง่ายเมื่อถูกดึงให้ยืด ส่วนการวัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์ เนื่องจากปริมาณของ DCP ที่ใช้เป็นสารวัลคาไนซ์มากกว่าที่ใช้ในระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ ส่งผลให้เกิดปฏิกิริยาตัดสายโซ่โมเลกุลของโพลิโพรไพลีนขณะเกิดปฏิกิริยาการวัลคาไนซ์ จึงทำให้ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์มีสมบัติเชิงกลด้อยกว่า TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์และระบบกำมะถัน ตามลำดับ ส่วนการที่ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกมีความสามารถในการยืดจนขาดต่ำสุดนั้น คาดว่าเนื่องจากการวัลคาไนซ์ด้วยระบบ ฟีนอลิกเรซิน เมื่อเฟสยางได้รับความร้อนเพิ่มเติมเฟสยางจะแข็งแรงขึ้นอันเนื่องมาจากการวัลคาไนซ์ต่อ เนื่องจากการพบว่าการวัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกเรซินเป็นแบบมาซซิงจึงส่งผลให้ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกเรซินมีความสามารถในการยืดจนขาดต่ำสุด นอกจากนี้ในตารางที่ 53 พบว่าค่าความแข็งของ TPVs ที่เตรียมจากการแปรรูปวัลคาไนซ์ชนิดต่างๆ ไม่มีความแตกต่างกันมากนักอย่างมีนัยสำคัญ ส่วนค่า Tension set ของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์มีค่าสูงสุด กล่าวคือมีความสามารถในการคืนรูปต่ำสุด ส่วน TPVs ที่มีค่า

Tension set รองลงมาคือ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ ระบบกำมะถัน ระบบผสมฟีนอลิก HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 และระบบฟีนอลิก (HRJ-10518) ตามลำดับ

4.6.2 สมบัติทางรีโอโลยี

ทดสอบสมบัติการไหลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ได้จากการเบลนด์ ENR-25/PP = 50/50 ผสมน้ำมันพาราฟินิกและซิลิกาปริมาณอย่างละ 30 phr ด้วยเครื่องรีโอมิเตอร์แบบคาปิลลารีแปรระบบการวัลคาไนซ์ชนิดต่างๆ ในรูปแบบของความสัมพันธ์ระหว่างอัตราเฉือนปรากฏกับความหนืดเฉือนปรากฏได้ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 116



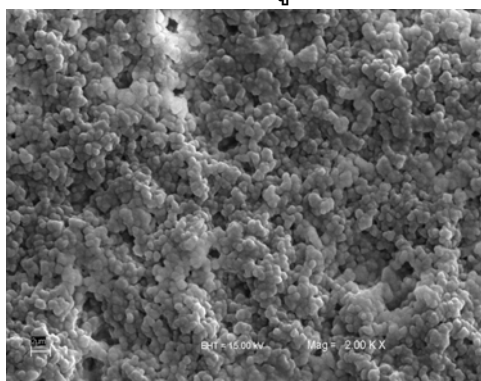
รูปที่ 116 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนืดเฉือนปรากฏกับอัตราเฉือนปรากฏของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-30/PP= 50/50 โดยแปรระบบการวัลคาไนซ์ชนิดต่างๆ

จากรูปที่ 116 พบว่าค่าความหนืดเฉือนปรากฏของ TPVs ทุกระบบการวัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มอัตราเฉือนปรากฏ ที่อัตราเฉือนปรากฏเดียวกัน พบว่า TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์จะมีค่าความหนืดเฉือนปรากฏต่ำสุดโดยค่าความหนืดเฉือนปรากฏจะเพิ่มขึ้นเมื่อวัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถัน ระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ ระบบฟีนอลิก (HRJ-10518) และระบบผสมฟีนอลิก HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 ตามลำดับ เนื่องจากเมื่อสังเกตจากลักษณะสัญญาณวิทยา (รูปที่ 117) พบว่าขนาดอนุภาคเฟสยางวัลคาไนซ์ใน TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์จะมีขนาดเล็กที่สุด จึงเกิดการไหลได้ง่าย อีกทั้งการวัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์ยังเกิดปฏิกิริยาการตัดสายโซ่โมเลกุลพอลิโพรไพลีนใน

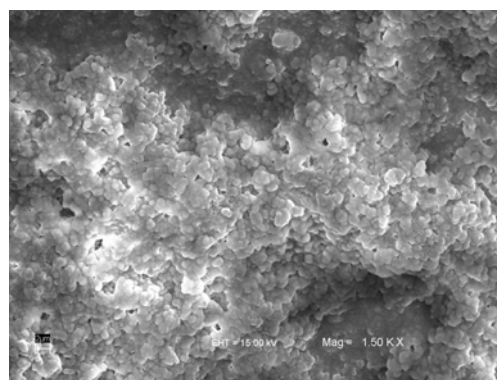
ระหว่างที่เกิดการวัลคาไนซ์ ส่วนการวัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ จะแสดงค่าความเค้นเฉือนปรากฏสูงกว่าการวัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์ เนื่องจากจะใช้ DCP ปริมาณน้อยกว่าการวัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์ ทำให้ปฏิกิริยาการตัดสายโซ่ โมเลกุลพอลิโพรพิลีนเกิดในอัตราที่น้อยกว่า อีกทั้งเมื่อพิจารณาขนาดอนุภาคของเฟสยางที่กระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของ PP (รูปที่ 117) พบว่าเฟสยางวัลคาไนซ์ใน TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์จะมีขนาดใหญ่ที่สุด ส่งผลให้ความสามารถในการไหลของเฟสยางวัลคาไนซ์ซึ่งเป็นเฟสที่ไม่หลอมลดลงเนื่องจากโอกาสที่เฟสยางจะสัมผัสและเสียดสีกันมีมากขึ้น จึงทำให้ความหนืดเฉือนปรากฏของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์สูงกว่าระบบกำมะถัน ส่วน TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกเรซินพบว่าทั้งชนิดที่ใช้ระบบฟีนอลิก (HRJ-10518) และระบบผสมฟีนอลิก HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 จะมีค่าความหนืดเฉือนปรากฏสูงกว่า TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบอื่นๆ คาดว่าเนื่องจากการวัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกเรซินเมื่อเฟสยางได้รับความร้อนเพิ่มจะทำให้ยางวัลคาไนซ์ต่อ เนื่องจากพบว่าการวัลคาไนซ์ด้วยระบบเรซินจะเป็นแบบมาซซิงทำให้พันธะเชื่อมโยงของเฟสยางวัลคาไนซ์มีความแข็งแรง

4.6.3 สัณฐานวิทยา

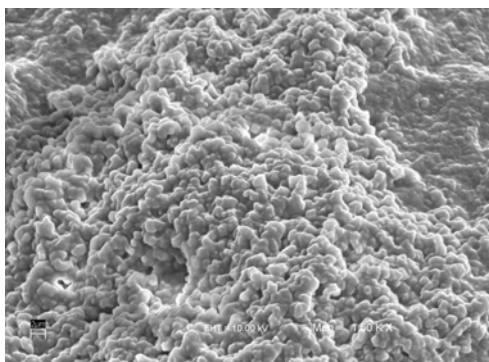
วิเคราะห์สัณฐานวิทยาของ TPVs ที่ได้จากการเบลนด์ ENR-25/PP= 60/40 ผสมน้ำมันพาราฟินปริมาณ 30 phr แปรรูปวัลคาไนซ์ชนิดต่างๆ ทำการทดลองที่กำลัษขยาย 1500 เท่า ได้ผลดังแสดงในรูปที่ 117



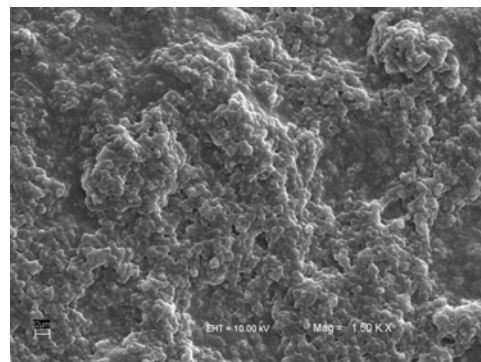
(a) Sulphur



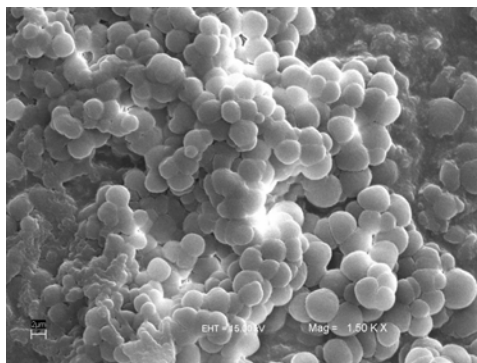
(b) Peroxide



(c) SP-1045+HRJ-10815



(d) HRJ-10815



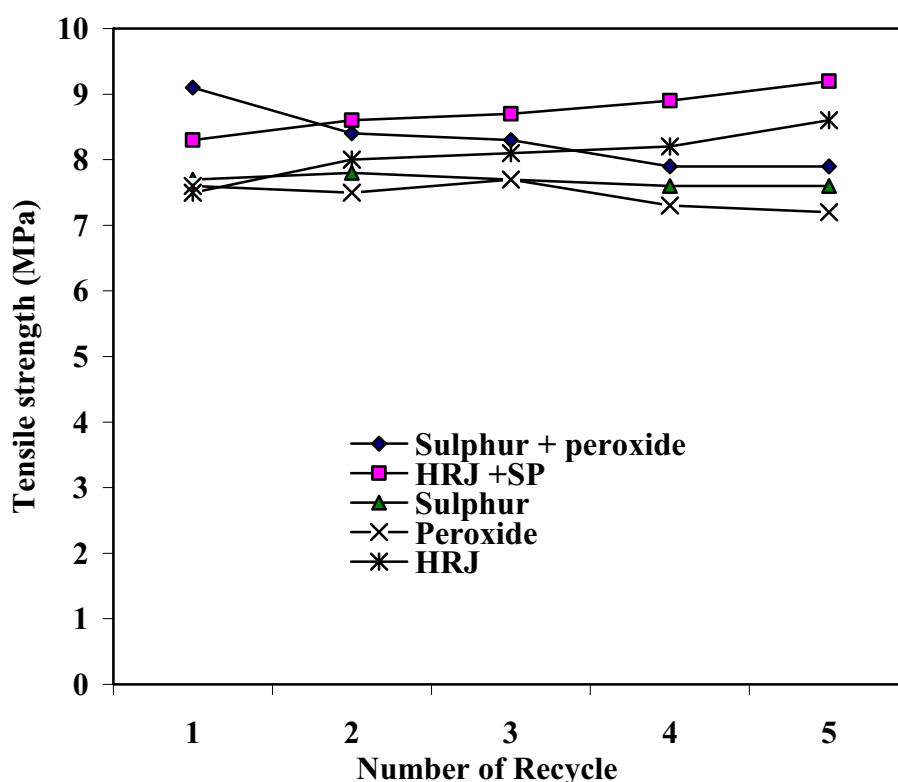
(e) Sulphur + Peroxide

รูปที่ 117 สัณฐานวิทยาของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-25/PP= 60/40 โดยแปรระบบวัลคาไนซ์ชนิดต่างๆ

จากรูปที่ 117 พบว่าเมื่อสกัดเฟสพอลิโพรไพลีนออกด้วยไซลีนร้อนจะได้อนุภาคเฟสยางที่กระจายตัวอยู่ในเฟสต่อเนื่องของพอลิโพรไพลีน โดย TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์และระบบกำมะถันจะมีขนาดอนุภาคเล็กที่สุดและใกล้เคียงกัน แต่ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันจะมีการกระจายตัวของอนุภาคเฟสยางในเฟสต่อเนื่องของพอลิโพรไพลีนดีกว่า TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์ เนื่องจากการวัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์จะเกิดปฏิกิริยาตัดสายโซ่โมเลกุลพอลิโพรไพลีนในระหว่างที่เกิดปฏิกิริยาวัลคาไนซ์จึงทำให้เฟสยางที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์กระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของพอลิโพรไพลีนน้อยกว่าที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถัน ส่งผลให้สมบัติเชิงกลและสมบัติรีโอโลยีของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์ต่ำกว่าที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถัน ส่วน TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์จะมีขนาดอนุภาคเฟสยางใหญ่ที่สุดแต่การกระจายตัวของเฟสยางในเฟสต่อเนื่องของพอลิโพรไพลีน เมื่อเปรียบเทียบกับขนาดอนุภาคของเฟสยางที่กระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของพอลิโพรไพลีนของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์กับ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถัน พบว่าขนาดอนุภาคเฟสยางของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันจะมีขนาดเล็กกว่าและกระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของพอลิโพรไพลีนดีกว่าที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ แต่เนื่องจากพันธะเชื่อมโยงภายในโมเลกุลยางที่ได้จากการวัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์แข็งแรงกว่าพันธะเชื่อมโยงที่ได้จากการวัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันจึงทำให้สมบัติเชิงกลของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์สูงกว่า TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถัน

4.7 การศึกษาการนำ TPVs กลับมาใช้ใหม่ (Recycle)

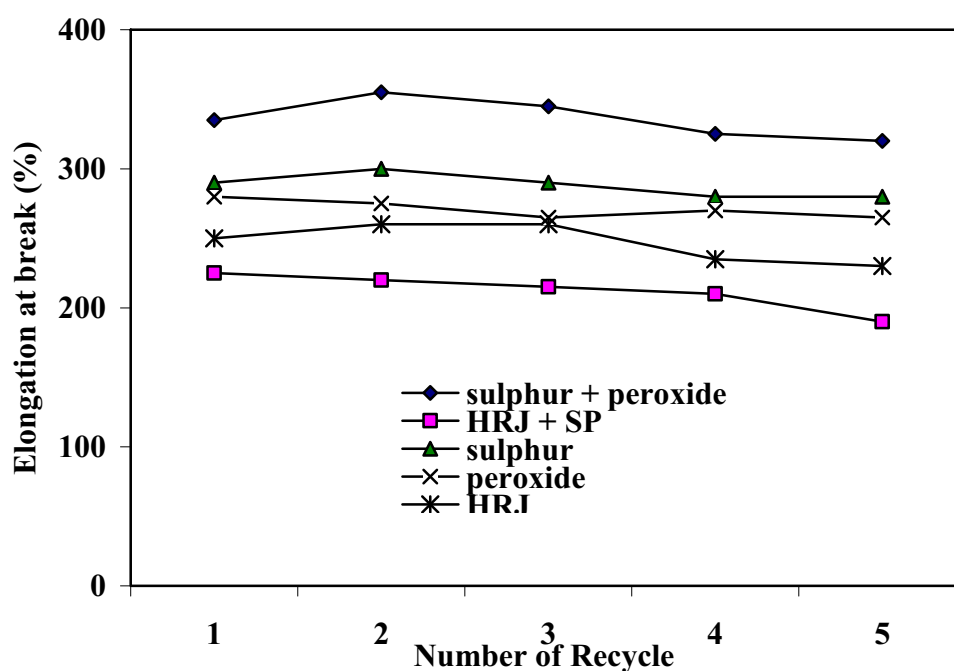
เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ ENR-25/PP= 60/40 ผสมน้ำมันพาราฟินิกและซิลิกาปริมาณอย่างละ 30 phr โดยวัลคาไนซ์ TPVs ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์ ระบบกำมะถัน ระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ ระบบฟีนอลิก (HRJ-10518) และระบบผสมฟีนอลิก HRJ-10518 ร่วมกับ SP-1045 โดยแปรจำนวนครั้งการนำ TPVs กลับมาใช้ใหม่ ได้ผลดังแสดงในรูปที่ 118-120 ซึ่งเป็นกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาดและความสามารถในการคืนรูปกับจำนวนครั้งการนำกลับมาใช้ใหม่ ตามลำดับ



รูปที่ 118 ความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-25/PP= 60/40 ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆ โดยแปรจำนวนครั้งการนำ TPVs กลับมาใช้ใหม่

จากรูปที่ 117 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ ระบบกำมะถันและระบบเปอร์ออกไซด์ มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มจำนวนครั้งการนำ TPVs กลับมาใช้ใหม่ เนื่องจาก TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันหรือระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ จะได้พันธะเชื่อมโยงชนิด C-S, S-S ที่ไม่เสถียรต่อความร้อน เมื่อเฟสยางได้รับความร้อนเพิ่มเติมหลังจากเกิดการวัลคาไนซ์ยางสมบูรณ์จะทำให้พันธะเชื่อมโยงของยางเกิดการเสื่อมสภาพ ทำให้มีความแข็งแรงน้อยลงเนื่องจากพบว่าระบบนี้มีการวัลคาไนซ์แบบรีเวอร์ซัน ส่งผลให้ความต้านทานต่อแรงดึงลดลง ส่วน TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์และระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์

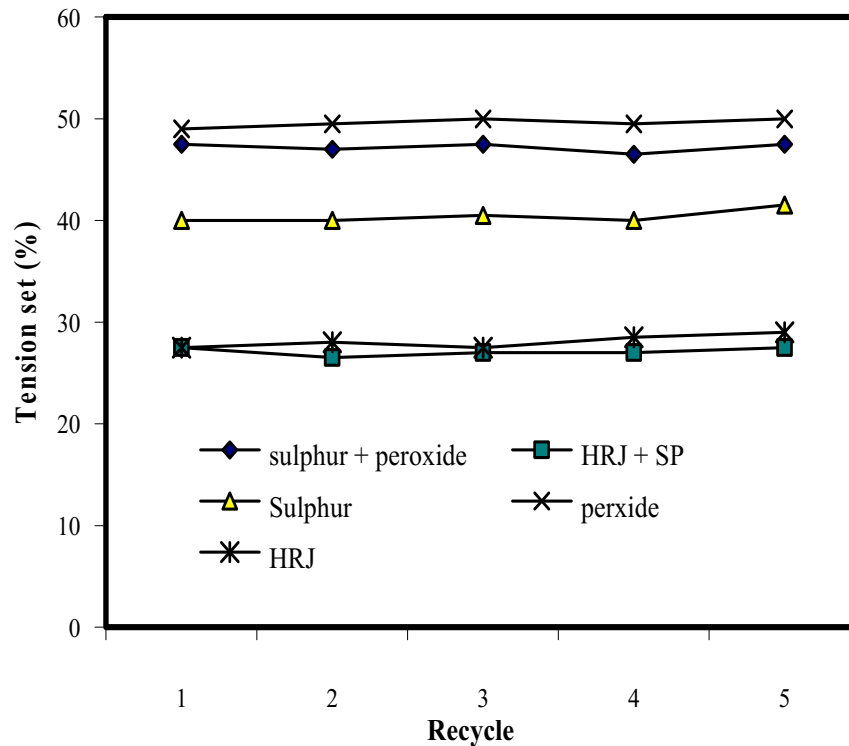
ออกไซด์ ถึงแม้ว่าการวัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์จะได้พันธะเชื่อมโยงที่เสถียรต่อความร้อนและแข็งแรง (C-C) แต่การวัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์จะเกิดปฏิกิริยาตัดสายโซ่โมเลกุลพอลิโพรไพลีนร่วมขณะเกิดปฏิกิริยาวัลคาไนซ์ ยิ่งได้รับความร้อนเพิ่มปฏิกิริยาตัดสายโซ่โมเลกุลพอลิโพรไพลีนก็จะยิ่งเกิดได้สูง จึงทำให้ค่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มจำนวนครั้งการนำกลับมาใช้ใหม่ ส่วนค่าความต้านทานต่อแรงดึงของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกเรซิน พบว่ามีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มจำนวนครั้งการนำกลับมาใช้ใหม่ คาดว่าเนื่องจากเมื่อเฟสยางได้รับความร้อนเพิ่มเติมเฟสยางจะแข็งแรงขึ้นเนื่องจากเกิดการวัลคาไนซ์ต่อ เนื่องจากพบว่าระบบนี้มีการวัลคาไนซ์แบบมาซซิง จึงส่งผลให้ยางแข็งแรงขึ้นความต้านทานต่อแรงดึงจึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น



รูปที่ 119 ความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-25/PP=60/40 ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆโดยแปรจำนวนครั้งการนำ TPVs กลับมาใช้ใหม่

จากรูปที่ 119 พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มจำนวนครั้งการนำกลับมาใช้ใหม่ทุกระบบการวัลคาไนซ์ เนื่องจากอิทธิพลของความไม่เสถียรต่อความร้อนของพันธะเชื่อมโยงชนิด C-S และ S-S (TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันและระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์) และอิทธิพลของการเกิดปฏิกิริยาตัดสายโซ่โมเลกุลของพอลิโพรไพลีนขณะเกิดปฏิกิริยาการวัลคาไนซ์ (TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์และระบบผสมระหว่างกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์) โดยการลดลงของความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกเรซินมากกว่า TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบอื่นๆ คาดว่าเนื่องจากการวัลคาไนซ์ต่อของเฟสยางอันเนื่องจากอิทธิพลของการเกิด

มาซซิง ทำให้โครงสร้างตาข่ายมีการเชื่อมโยงและความแข็งแรงมากขึ้น จึงทำให้ยืดได้น้อยลง ส่วนความสามารถในการคืนรูปของ TPVs ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆ ในรูปที่ 120 พบว่าการนำ TPVs กลับมาใช้ใหม่ส่งผลต่อความสามารถในการคืนรูปของ TPVs เพียงเล็กน้อยเท่านั้น

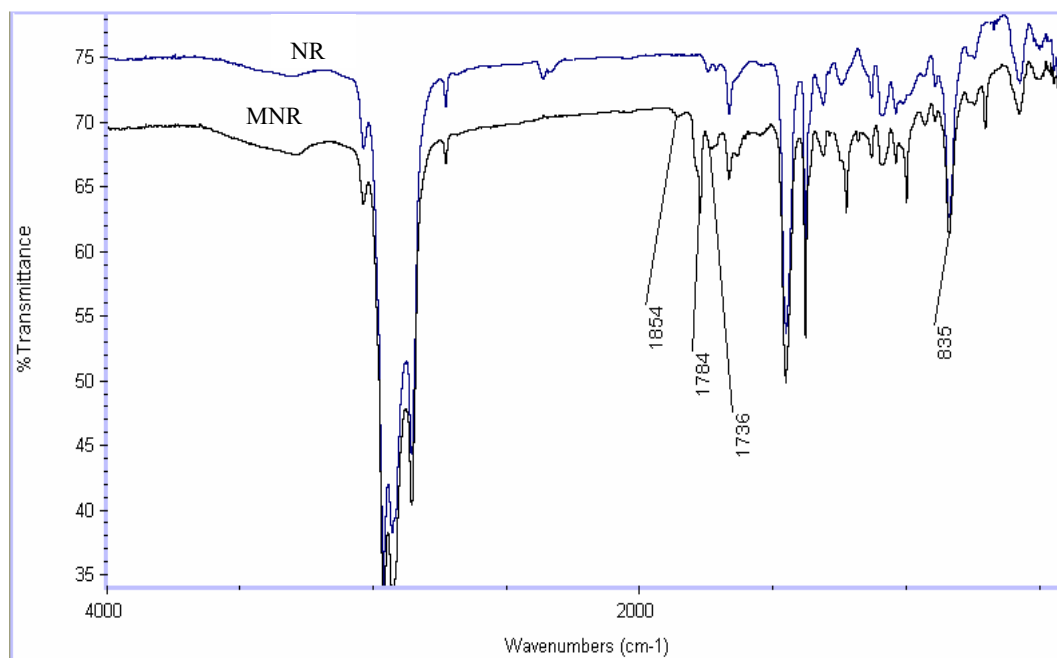


รูปที่ 120 ความสามารถในการคืนรูปของ TPVs ที่เตรียมได้จากการเบลนด์ ENR-25/PP=60/40 ที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆ โดยแปรจำนวนครั้งการนำ TPVs กลับมาใช้ใหม่

5. การเตรียม TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติมาลีเอตกับพอลิโพรไพลีน

5.1 การเตรียมยางธรรมชาติมาลีเอต

เตรียมยางธรรมชาติมาลีเอตและนำยางธรรมชาติมาลีเอตที่เตรียมได้มาวิเคราะห์โครงสร้างโมเลกุลและวิเคราะห์หาปริมาณการเกาะติดของหมู่มาลีอิกแอ็นไฮไดรต์ด้วยเทคนิคฟูเรียร์ทรานสฟอร์มอินฟราเรดสเปกโทรสโกปี ได้สเปกตรัมอินฟราเรดของยางธรรมชาติมาลีเอตเปรียบเทียบกับยางธรรมชาติแสดงดังรูปที่ 121



รูปที่ 121 สเปกตรัมอินฟราเรดของยางธรรมชาติมาลีเอตเปรียบเทียบกับยางธรรมชาติที่เตรียมโดยใช้มาลีอิกแอ็นไฮไดรต์ที่ 10 phr

จากรูปที่ 121 พบว่ามีพีคแถบการดูดกลืนแสงอินฟราเรดที่เกิดมาจากการที่มาลีอิกแอ็นไฮไดรต์ทำปฏิกิริยากาพดโคพอลิเมอร์ไรซ์กับยางธรรมชาติ โดยพบหมู่ฟังก์ชันคาร์บอนิล (Carbonyl function) และมีความเข้มของพีคสูงที่ตำแหน่งเลขคลื่น 1784 cm^{-1} ซึ่งเป็นพีคที่แสดงการสั่นแบบยืดแบบสมมาตร (Symmetric stretching vibration) และปรากฏพีคอ่อนที่เลขคลื่น 1854 cm^{-1} ซึ่งเป็นพีคที่แสดงถึงการสั่นแบบยืดไม่สมมาตรของพันธะ C=O (asymmetric stretching vibration) ซึ่งพันธะที่ปรากฏดังกล่าวเป็นองค์ประกอบของวงแหวนซัคซินิกแอ็นไฮไดรต์ที่เกาะบนโมเลกุลของยางธรรมชาติ ส่วนพีคที่ตำแหน่งเลขคลื่น 1710 cm^{-1} เป็นการสั่นของหมู่คาร์บอนิลของกรดซัคซินิก (Succinic acid) ที่เกิดจากปฏิกิริยาของหมู่ซัคซินิกแอ็นไฮไดรต์กับความชื้นในอากาศ (Nakason, *et al.*, 2006)

จากสเปกตรัมอินฟราเรดสามารถวิเคราะห์หาปริมาณการเกาะติดของมาลีอิกแอ็นไฮไดรต์บนโมเลกุลยางธรรมชาติ โดยคำนวณจากอัตราส่วนการดูดกลืน (Absorbance ratio) ของ

พีคที่ตำแหน่งเลขคลื่น ($1784 + 1854 + 1710 + 1736 \text{ cm}^{-1}$) / 835 cm^{-1} (Nakason, *et al*, 2006) และโดยวิธีการไทเทรต ได้ผลการทดลองแสดงดังตารางที่ 55

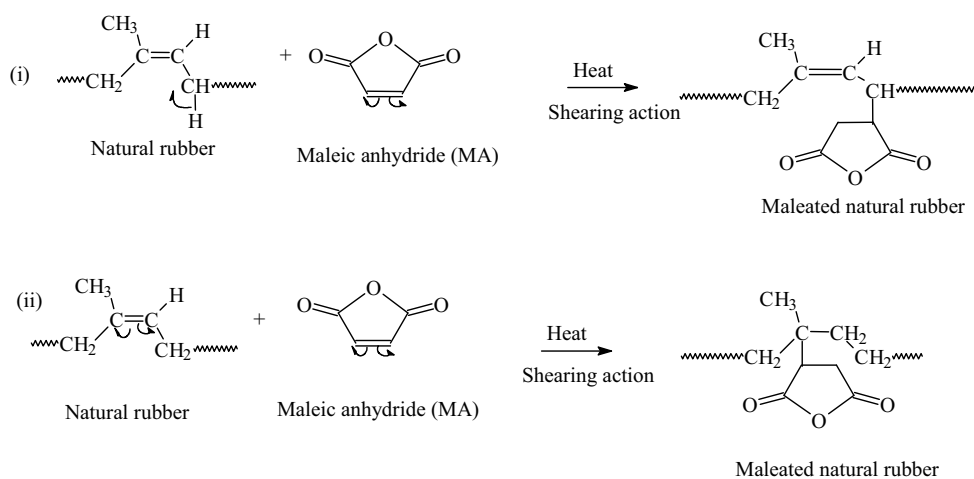
ตารางที่ 55 ปริมาณมาลิิกแอนไฮไดรต์และอัตราส่วนการดูดกลืนแสงอินฟราเรด

Quantities of MA (phr)	Absorbance ratio ($1784 + 1854 + 1710 + 1736$) / (835 cm^{-1})	Grafted MA (wt%)
8	0.4559	3.91
9	0.5570	4.16
10	0.5742	5.02

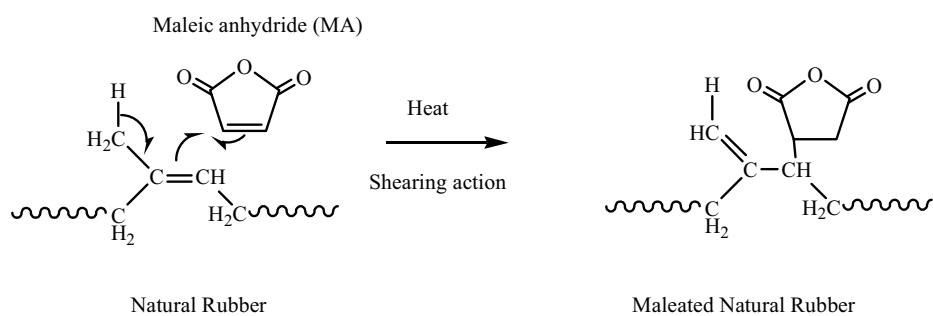
จากตารางที่ 55 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณมาลิิกแอนไฮไดรต์ในปฏิกิริยาทำให้การเกาะติดของมาลิิกแอนไฮไดรต์บนโมเลกุลของยางธรรมชาติเพิ่มสูงขึ้น เนื่องจากเมื่อโมเลกุลของยางธรรมชาติถูกแรงเฉือนจากการบดผสมที่อุณหภูมิสูงทำให้เกิดอนุมูลอิสระทำให้มาลิิกแอนไฮไดรต์สามารถที่จะไปเกาะตัวบนโมเลกุลของยางธรรมชาติได้ ซึ่งกลไกการเกาะของมาลิิกแอนไฮไดรต์บนโมเลกุลของยางธรรมชาติมีโอกาสเกิดได้ 2 แบบ คือ กลไกแบบสลับพันธะ (Diel-Alder reation) และกลไกแบบอนุมูลอิสระ (Free radical mechanism) ดังแสดงดังรูปที่ 122

5.2 สมบัติการวัลคาไนซ์และสมบัติเชิงกลของยางธรรมชาติมาลิเอต

เตรียมยางคอมปาวด์โดยเลือกใช้ยางธรรมชาติมาลิเอตที่ระดับการใช้มาลิิกแอนไฮไดรต์ 10 phr (มีปริมาณการกราฟต์ประมาณ 5.02 % wt และมีปริมาณเจลประมาณ 51.17 %) โดยแปรรูปวัลคาไนซ์ 6 ระบบ คือ ระบบกำมะถัน(CV) , ระบบเปอร์ออกไซด์,ระบบผสมระหว่างกำมะถันและเปอร์ออกไซด์(MixS+Peroxide) ระบบฟีนอลิก โดยใช้ SP-1045 , HRJ-10518 และใช้ระบบผสมระหว่าง SP-1045 และ HRJ- 10518 (MixSP+HRJ) แล้วนำไปทดสอบสมบัติการวัลคาไนซ์ด้วยเครื่อง Tech Pro MD⁺ ที่อุณหภูมิ 180°C เป็นเวลา 30 นาที ได้ผลการทดลอง MDR curves ดังแสดงในรูปที่ 123

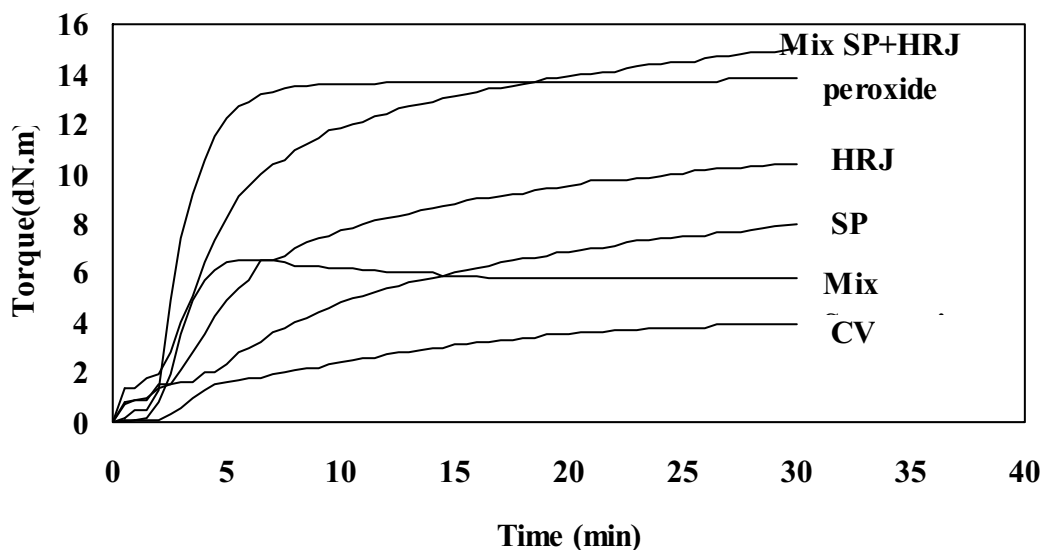


(A) Free radical mechanism



(B) Diels-Alder reaction

รูปที่ 122 กลไกที่เป็นไปได้ของการกราฟต์มาลิกแอโนไฮไดรด์บนโมเลกุลยางธรรมชาติ (Nakason *et.al.*, 2005)



รูปที่ 123 แสดงเส้นโค้งของการวัลคาไนซ์ (Curing curve) ของยางธรรมชาติมาลิเอตที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆ

จากรูปที่ 123 พบว่าการวัลคาไนซ์ของคอมปาวด์ยางธรรมชาติมาลิเอต ที่ใช้ระบบผสมฟีนอลิกเรซิน (Mix SP + HRJ) ให้ค่าทอร์กสุดท้ายสูงที่สุดและมีลักษณะการวัลคาไนซ์แบบมาร์ชชิ่ง กล่าวคือมีลักษณะของค่าทอร์กที่เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มเวลาการวัลคาไนซ์ รองลงมาคือระบบเปอร์ออกไซด์ (Peroxide) ระบบฟีนอลิกที่ใช้ HRJ-10518, ระบบฟีนอลิกที่ใช้ SP-1045, ระบบผสมกำมะถันกับเปอร์ออกไซด์ (Mix S + Peroxide) และระบบกำมะถัน (CV) ตามลำดับ โดยลักษณะการวัลคาไนซ์ของยางธรรมชาติมาลิเอตด้วยระบบฟีนอลิกเป็นแบบมาร์ชชิ่งทั้งหมด ส่วนการเพิ่มของการวัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันให้ค่าทอร์กที่ต่ำสุด

5.3 สมบัติเชิงกลของยางธรรมชาติมาลิเอตวัลคาไนซ์

นำยางธรรมชาติมาลิเอตที่ผ่านการคอมปาวด์ด้วยระบบวัลคาไนซ์แบบต่างๆ มาทำการศึกษาสมบัติเชิงกล โดยการนำยางคอมปาวด์ที่ได้ไปขึ้นรูปโดยวิธีการอัดแก้ว ที่อุณหภูมิ 180°C โดยใช้เวลาการวัลคาไนซ์ที่ได้จากผลการทดลองในหัวข้อที่ 5.2 หลังจากนั้นนำยางธรรมชาติมาลิเอตที่ผ่านการขึ้นรูปมาทดสอบด้วยเครื่องทดสอบแบบดึงได้สมบัติต่างแสดงดังในตารางที่ 56

ตารางที่ 56 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาดและความแข็งของยางธรรมชาติมาลิตที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบต่างๆ

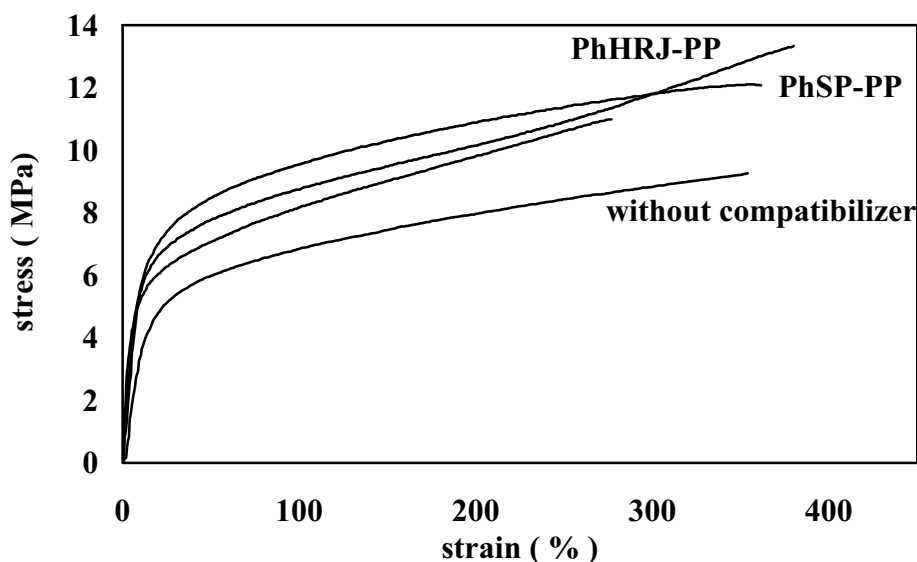
Vulcanization Systems	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Hardness (Shore A)
CV	6.12	678	26
Peroxide	8.74	288	33
Mix S + Peroxide	8.3	639	28
SP-1045	4.16	314	31
HRJ-10518	10.99	567	32
Mix SP + HRJ	7.89	514	30

จากตารางที่ 56 พบว่าค่าความต้านทานต่อแรงดึงของยางธรรมชาติมาลิตที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิก HRJ-10518 มีค่าสูงสุดรองลงมาคือ ระบบเปอร์ออกไซด์, ระบบ MixS+Peroxide, ระบบ MixSP+HRJ, ระบบกำมะถัน และระบบฟีนอลิก SP-1045 ตามลำดับ เนื่องมาจากการเชื่อมโยงด้วยระบบฟีนอลิกมีวงแหวนโครมแมนที่มีความแข็งแรงสูง นอกจากนี้พบว่าค่าความสามารถในการยืดจนขาดของยางธรรมชาติมาลิตที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบกำมะถันจะมีค่าสูงสุด รองลงมาคือ ระบบ MixS+Peroxide, ระบบฟีนอลิก HRJ-10518, ระบบ MixSP+HRJ, ระบบฟีนอลิก SP-1045 และระบบเปอร์ออกไซด์ เนื่องจากการใช้กำมะถันเกิดพันธะเชื่อมโยงแบบพอลิซัลฟิดิก (C-S_x-C) ซึ่งเป็นพันธะที่มีความยืดหยุ่นสูง จึงมีค่าความสามารถในการยืดจนขาดสูงที่สุด การวัลคาไนซ์ด้วยระบบผสมระหว่างกำมะถันและเปอร์ออกไซด์ให้ความสามารถในการยืดจนขาดต่ำกว่า เนื่องจากจะเกิดพันธะเชื่อมโยงด้วยพันธะ C-C และ C-S_x-S ส่งผลให้มีความยืดหยุ่นน้อยกว่าการใช้ระบบกำมะถัน และการวัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์สามารถเกิดพันธะ C-C ซึ่งเป็นพันธะที่มีความแข็งแรงสูง ทำให้สมบัติความยืดหยุ่นลดลง เปรียบเทียบยางธรรมชาติมาลิตที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิก พบว่าระบบที่ใช้ HRJ-10518 ให้ค่าความสามารถในการยืดสูงที่สุด เนื่องจาก HRJ-10518 มีสายโซ่โมเลกุลยาวและมีปริมาณหมู่เมทิลลอลต่ำจึงส่งผลให้ยางวัลคาไนซ์มีความยืดหยุ่นดีกว่ากรณีที่มี SP-1045 เป็นสารวัลคาไนซ์ ค่าความแข็งของยางธรรมชาติมาลิตที่วัลคาไนซ์ด้วยระบบเปอร์ออกไซด์กับระบบฟีนอลิก HRJ-10518 และ SP-1045 มีค่าใกล้เคียงกันมากรองลงมาคือ ระบบ MixSP+HRJ, ระบบ MixS+Peroxide และระบบกำมะถันมีค่าต่ำที่สุด

5.4 อิทธิพลของชนิดสารเพิ่มความเข้ากันได้ต่อสมบัติของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนดระหว่าง MNR/PP โดยวัลคาไนซ์ด้วยระบบฟีนอลิกเรซิน (HRJ-10518) ที่อัตราส่วน 60/40 โดยแปรชนิดสารเพิ่มความเข้ากันได้ 3 ชนิดดังนี้ ได้แก่ PP-g-MA, PhSP-PP และ PhHRJ-PP ใช้ปริมาณ 7 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

ของพอลิโพรพิลีน เปรียบเทียบกับระบบที่ไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ ทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง เพื่อเปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนดระหว่าง MNR/PP= 60/40 โดยใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ 3 ชนิด ได้แก่ PP-g-MA, PhSP-PP และ PhHRJ-PP เปรียบเทียบกับที่ไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ ได้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียด แสดงดังรูปที่ 125



รูปที่ 125 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด MNR/PP = 60/40 โดยใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ชนิดต่างๆ

จากรูปที่ 125 พบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้อาศัยค่ามอดูลัสและความเหนียวสูงกว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ไม่ได้ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ ทั้งนี้เนื่องจากสารเพิ่มความเข้ากันได้จะทำให้มีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสยางและเฟสพลาสติกมากขึ้น ทำให้การส่งผ่านแรงระหว่างเฟสมีประสิทธิภาพมากขึ้น ส่งผลให้เทอร์โมพลาสติกที่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้มีสมบัติเชิงกลที่สูงขึ้น ซึ่งการขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์นั้นสามารถคำนวณหาความต้านทานต่อแรงดึง และค่าความสามารถในการยืดจนขาด ได้ดังตารางที่ 57 ซึ่งแสดงผลการทดสอบความสามารถในการคืนรูปและความแข็งในตารางนี้ด้วย

ตารางที่ 57 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนกลับสู่รูปร่างเดิมและความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ชนิดต่างๆ

Compatibilizers	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension Set (%)	Hardness (Shore A)
Without compatibilizer	8.54	187	25	88
PhHRJ-PP	13.51	380	30	98
PhSP-PP	11.96	348	35	96
PP-g-MA	11	275	40	90

จากตารางที่ 57 พบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้จะมีความต้านทานต่อแรงดึงสูงกว่าเทอร์โมพลาสติกที่ไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ การใช้ PhHRJ-PP จะให้ความต้านทานต่อแรงดึงสูงที่สุด รองลงมาคือ PhSP-PP และ PP-g-MA ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องจากสารเพิ่มความเข้ากันได้ทั้ง 3 ชนิด ได้แก่ PP-g-MA, PhSP-PP และ PhHRJ-PP ซึ่งมีหมู่ฟังก์ชันที่มีขั้ว ซึ่งสามารถเกิดปฏิกิริยากับหมู่ซัลฟอนิกแอตไฮโดรเจนบนโมเลกุลของยางธรรมชาติมาลีเอต ซึ่งจะทำหน้าที่เสมือนสะพานเชื่อมโยงระหว่างเฟสของ PP กับเฟสของยางธรรมชาติมาลีเอต ส่งผลให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ได้มีค่าความต้านทานต่อแรงดึงสูง ส่วนกรณีที่ใช้ PP-g-MA หมู่ซัลฟอนิกแอตไฮโดรเจนในกราฟต์โคพอลิเมอร์จะเกิดอันตรกิริยากับหมู่ซัลฟอนิกแอตไฮโดรเจนในโมเลกุลยางธรรมชาติมาลีเอต ส่วนของโมเลกุล PP ในโมเลกุลสารเพิ่มความเข้ากันได้ จะเข้ากันได้กับ PP ที่ใช้ในการเบลนด์ ดังนั้น PP-g-MA จึงทำหน้าที่เป็นสะพานเชื่อมโยงระหว่างเฟส PP กับเฟสยางธรรมชาติมาลีเอตได้เช่นกัน

ความสามารถในการยืดจนขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่อัตราส่วน 60/40 โดยใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ชนิดต่างๆ พบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้จะมีความสามารถในการยืดสูงกว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ไม่ได้ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ ทั้งนี้เนื่องจาก PP-g-MA, PhSP-PP และ PhHRJ-PP จะทำหน้าที่เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้โดยเพิ่มแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสและลดแรงดึงผิวระหว่างเฟสซึ่งจะทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์สามารถยืดได้มากขึ้น โดยที่การใช้ PhHRJ-PP จะให้ความสามารถในการยืดจนขาดสูงที่สุด เนื่องจาก HRJ-10518 มีหมู่เมทิลลอล 6-9% ซึ่งหมู่เมทิลลอลของ SP-1045 มีมากกว่า 8-11% คือ ทำให้การใช้ PhHRJ-PP มีความยืดหยุ่นดีกว่าและการใช้ PP-g-MA จะให้ความสามารถในการยืดต่ำกว่า PhHRJ-PP และ PhSP-PP ส่วนค่าความสามารถในการคืนรูปของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ พบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันมีค่าสูงกว่า เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้และมีค่าน้อยกว่า 50% แสดงว่าการใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้จะช่วยปรับปรุงให้เทอร์โม

พลาสติกวัลคาไนซ์มีความเป็นยางมากขึ้นเนื่องจากมีความสามารถในการคืนกลับสู่รูปร่างเดิมได้ดีขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากสารเพิ่มความเข้ากันได้จะเพิ่มแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสยางและเฟสพลาสติก โดยที่ PhHRJ-PP จะมีความสามารถในการคืนรูปได้ดีที่สุด แสดงว่าการใช้ PhHRJ-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้จะทำให้เฟสยางมีความยืดหยุ่นมากที่สุด รองลงมาได้แก่ TPVs ที่ใช้ PhSP-PP และ PP-g-MA เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ตามลำดับ

จากตารางที่ 57 พบว่าค่าความแข็งแรงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ระหว่าง MNR/PP ที่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ชนิดต่างๆ โดยการที่ใช้ PhHRJ-HDPE เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้มีค่าสูงกว่าระบบอื่นๆ ซึ่งอาจเป็นผลมาจากความเข้ากันได้สูงระหว่าง PP และยางธรรมชาติมาลีเอตทำให้เกิดการเชื่อมโยงที่สูงทำให้ความแข็งแรงมีค่าสูงด้วย รองลงมาได้แก่เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้ PhSP-PP, PP-g-MA และไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ตามลำดับ

จากสมบัติต่างๆ จึงเลือกใช้ PhHRJ-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ในการทดลองต่อไป

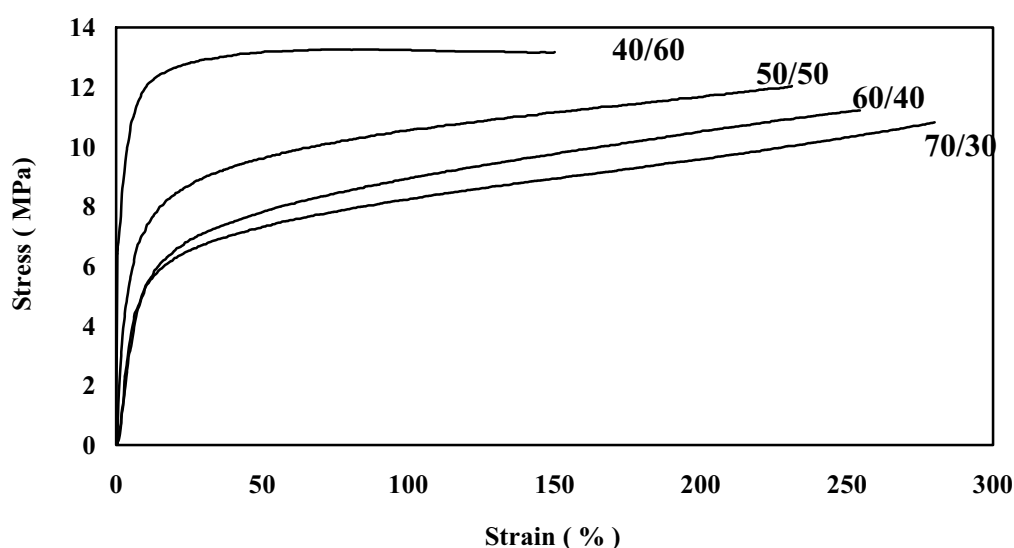
5.5 อิทธิพลอัตราส่วนการเบลนด์ MNR/PP ต่อสมบัติเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ระหว่าง MNR/PP โดยใช้ PhHRJ-PP ปริมาณ 7 % โดยน้ำหนักของ PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ โดยทำการแปรอัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง MNR/PP เป็น 40/60, 50/50, 60/40 และ 70/30 ตามลำดับ ได้ผลการทดลองดังต่อไปนี้

5.5.1 สมบัติเชิงกล

จากการทดสอบแบบดึงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่เตรียมจากการเบลนด์ระหว่าง MNR/PP ที่อัตราส่วนต่างๆ ได้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียด ดังแสดงในรูปที่

126



รูปที่ 126 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่อัตราส่วนต่างๆ

จากรูปที่ 126 พบว่าการเพิ่มสัดส่วน MNR จะมีผลให้แนวโน้มของค่ามอดูลัสหรือความแข็งดิ่งลดลง เนื่องจากการเพิ่มปริมาณยางจะทำให้วัสดุมีความนิ่มมากขึ้น อีกทั้งการเพิ่มปริมาณยางจะทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความสามารถในการยืดจนขาดเพิ่มขึ้น เนื่องจากยางมีสมบัติด้านความยืดหยุ่นจึงสามารถยืดได้มาก และเทอร์โมพลาสติกที่อัตราส่วนการเบลนด์ MNR/PP = 40/60 จะมีลักษณะการครากเกิดขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากที่อัตราส่วนดังกล่าวมีสัดส่วน PP ในปริมาณสูง ทำให้ลักษณะกราฟความเค้นและความเครียดแสดงพฤติกรรมคล้ายพลาสติก การขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์สามารถประเมินค่าความต้านทานต่อแรงดึงและค่าความสามารถในการยืดจนขาด ได้ผลดังตารางที่ 58 ซึ่งแสดงผลการทดสอบความสามารถในการคืนรูปและความแข็งในตารางนี้ด้วย

ตารางที่ 58 ความต้านทานต่อแรงดึง, ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนกลับสู่รูปร่างเดิมและความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ จากการเบลนด์ระหว่าง MNR/PP ที่อัตราส่วนต่างๆ

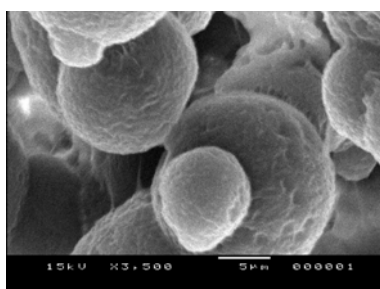
MNR/PP	Tensile Strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
40/60	13.11	158	40	91
50/50	12.11	231	35	88
60/40	11.48	250	25	84
70/30	10.11	280	20	76

จากตารางที่ 58 พบว่า TPVs ที่เตรียมโดยใช้อัตราส่วน MNR/PP = 40/60 มีค่าความต้านทานต่อแรงดึงสูงที่สุดและมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มอัตราส่วนยางธรรมชาติมาลีเอตเป็น MNR/PP = 50/50, 60/40 และ 70/30 ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องจากยางธรรมชาติมาลีเอตมีความยืดหยุ่นสูง ส่วนพอลิโพรไพลีนที่ใช้เป็นเทอร์โมพลาสติกที่มีค่าความแข็งแรงสูง ดังนั้นเมื่อเพิ่มปริมาณยางเป็นการลดปริมาณพอลิโพรไพลีน จะทำให้ความต้านทานต่อแรงดึงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลง อีกทั้งในการเตรียม TPVs ชนิดนี้พอลิโพรไพลีนเป็นเฟสต่อเนื่อง ทำให้ความแข็งแรงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มาจากเฟสเทอร์โมพลาสติก และพอลิโพรไพลีนเป็นพอลิเมอร์แบบกิ่งผลึก ซึ่งมีความแข็งแรงสูงในสถานะของแข็ง เมื่อเพิ่มปริมาณยางจะทำให้การเกิดผลึกของพอลิโพรไพลีนลดลง เนื่องจากเฟสยางจะไปขัดขวางการเกิดผลึกของพอลิโพรไพลีน นอกจากนี้การเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติมาลีเอตยังทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ยืดหยุ่นได้มากขึ้น มีความอ่อนตัวลงจึงแข็งแรงน้อยลง

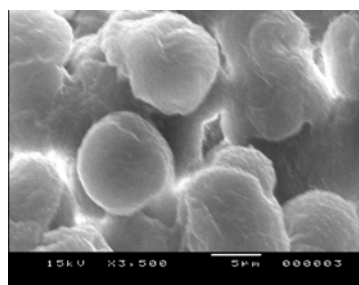
จากตารางที่ 58 พบว่าความสามารถในการยืดขนาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มสัดส่วนยางธรรมชาติมาลีเอต เนื่องจากเฟสยางเป็นเฟสที่มีความยืดหยุ่น เมื่อเพิ่มเฟสจึงส่งผลให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์สามารถยืดได้มากขึ้น ส่วนความสามารถในการคืนรูปของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติมาลีเอต มีผลทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความสามารถในการกลับคืนรูปได้ดีขึ้น กล่าวคือมี Tension set ลดลง ทั้งนี้เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของเฟสยางจะทำให้เทอร์โมพลาสติกมีความยืดหยุ่นมากขึ้น เนื่องจากเฟสยางเป็นส่วนที่สามารถบิดรูปและคืนตัวได้ง่าย ดังนั้นเมื่อเพิ่มปริมาณยางธรรมชาติมาลีเอต ทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความยืดหยุ่นสูงขึ้น การคืนรูปจึงดีขึ้น ในทางตรงกันข้ามเมื่อเพิ่มปริมาณพอลิโพรพิลีนทำให้ความสามารถในการคืนรูปน้อยลง เนื่องจากพอลิโพรพิลีนเป็นเทอร์โมพลาสติกที่มีความแข็งแรงสูง สายโซ่โมเลกุลจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบเกิดเป็นผลึก ซึ่งจะทำให้การคืนรูปหลังจากบิดรูปเกิดขึ้นได้ยาก เนื่องจากสมบัติความยืดหยุ่นต่ำ และเมื่อให้ถูกแรงเค้นกระทำเป็นเวลานานจะทำให้เทอร์โมพลาสติกเสียรูปอย่างถาวรจึงมีส่วนทำให้ ความสามารถในการคืนรูปด้อยลง ส่วนค่าความแข็งแรงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนดระหว่างยางธรรมชาติมาลีเอตกับพอลิโพรพิลีนมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณพอลิโพรพิลีนหรือมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มสัดส่วนของยางธรรมชาติมาลีเอตในพอลิเมอร์เบลนด์ ทั้งนี้เนื่องมาจากพอลิโพรพิลีนเป็นเฟสที่มีความแข็งแรงและแข็งแรง เมื่อเฟสดังกล่าวมีสัดส่วนที่สูงขึ้นจึงทำให้ค่าความแข็งแรงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีค่าเพิ่มสูงขึ้นด้วย

5.5.2 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

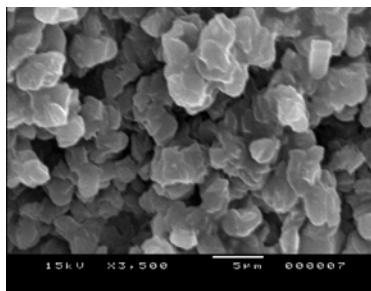
วิเคราะห์สัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ใช้ PhHRJ-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ปริมาณ 7 % wt.PP แปรอัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง MNR/PP เท่ากับ 40/60, 50/50, 60/40 และ 70/30 ได้ผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 127



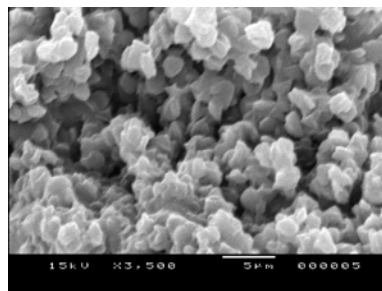
(a) MNR/PP = 40/60



(b) MNR/PP = 50/50



(c) MNR/PP = 60/40



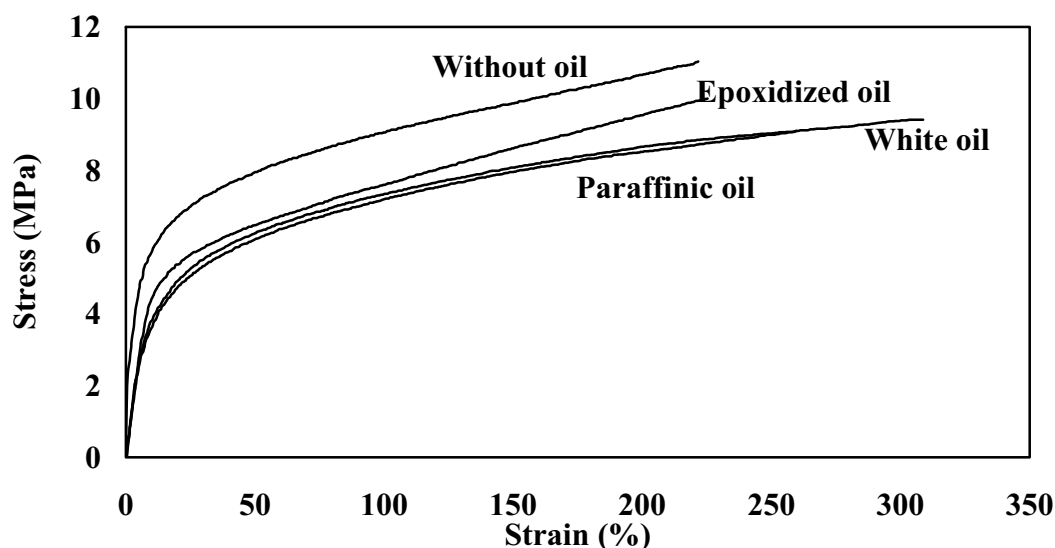
(d) MNR/PP = 70/30

รูปที่ 127 สัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนดระหว่าง MNR/PP ที่อัตราส่วนต่างๆที่กำลังขยาย 3500 เท่า: (a) MNR/PP = 40/60, (b) MNR/PP = 50/50, (c) MNR/PP = 60/40, และ (d) MNR/PP = 70/30

จากผลการทดลองในรูปที่ 127 ทำการสกัดเฟสของพอลิโพรพิลีนออกดังนั้นก็มองเห็นคือลักษณะเฟสของยางธรรมชาติมาลีเอตวัลคาไนซ์ที่มีลักษณะเป็นอนุภาคกลมขนาดเล็กซึ่งมีลักษณะคล้ายคลึงกัน กล่าวคือ มีอนุภาคที่กระจายตัวอย่างต่อเนื่องอยู่ในเฟสของพอลิโพรพิลีน โดยขนาดอนุภาคยางธรรมชาติมาลีเอตวัลคาไนซ์ที่อัตราส่วนการเบลนด์ 40/60 และ 50/50 มีขนาดใกล้เคียงกันกล่าวคือมีขนาด 5-8 μm โดยที่อัตราส่วน MNR/PP = 50/50 มีขนาดอนุภาคเล็กกว่าที่อัตราส่วน 40/60 เล็กน้อยแต่การเพิ่มอัตราส่วนการเบลนด์เป็น 60/40 จะทำให้ได้เล็กใกล้เคียงกับอัตราส่วนการเบลนด์ 70/30 คือประมาณ 1 μm ซึ่งการมีขนาดอนุภาคเล็กจะทำให้มีความเข้ากันได้ระหว่างเฟสที่ดีจึงทำให้มีค่า tension set ต่ำ และ elongation at break สูงขึ้น ซึ่งผลการทดลองที่ได้มีความสอดคล้องกับผลของสมบัติต่างๆดังแสดงในตารางที่ 58

5.6 อิทธิพลของชนิดน้ำมันต่อสมบัติเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียม เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ จากการเบลนดระหว่าง MNR/PP ที่อัตราส่วน 60/40 ใช้ PhHRJ-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ ศึกษาอิทธิพลของน้ำมันชนิดต่างๆ คือ White oil, Paraffinic oil และ Epoxidized oil จากนั้นทำการศึกษาสมบัติเชิงกล ได้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียด ดังแสดงในรูปที่ 128



รูปที่ 128 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น – ความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่ใช้น้ำมันชนิดต่างๆ

จากรูปที่ 128 พบว่าเมื่อพิจารณาถึงความชันของกราฟพบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่มีการเติมน้ำมันจะมีความชันลดลงโดย หรือมีความแข็งตึงลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับชุดที่ไม่เติมน้ำมันโดยพบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้น้ำมันอีพอกไซด์จะมีค่าความชันสูงสุด ส่วนเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้น้ำมันพาราฟินิกและน้ำมันขาวนั้นให้ค่าความชันใกล้เคียงกัน จากค่าความเค้นและความเครียดที่จุดขาดสามารถนำมาคำนวณหาความต้านทานต่อแรงดึงและค่าความสามารถในการยืดจนขาดได้ผล ดังแสดงในตารางที่ 59 ในตารางนี้ยังแสดงค่าความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ไว้ด้วย

ตารางที่ 59 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ จากการเบลนด์ระหว่าง MNR/PP ที่ใช้น้ำมันชนิดต่างๆ

Oil Type	Tensile Strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
Without oil	11.03	212	40	92
White oil	9.42	308	25	87
Paraffinic oil	9.24	228	30	84
Epoxidized oil	10.27	201	35	93

จากตารางที่ 59 พบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้น้ำมันอีพอกไซด์ให้ค่าความต้านทานต่อแรงดึงสูงสุดทั้งนี้เนื่องจากโครงสร้างของน้ำมันอีพอกไซด์มีส่วนของวงแหวนอี

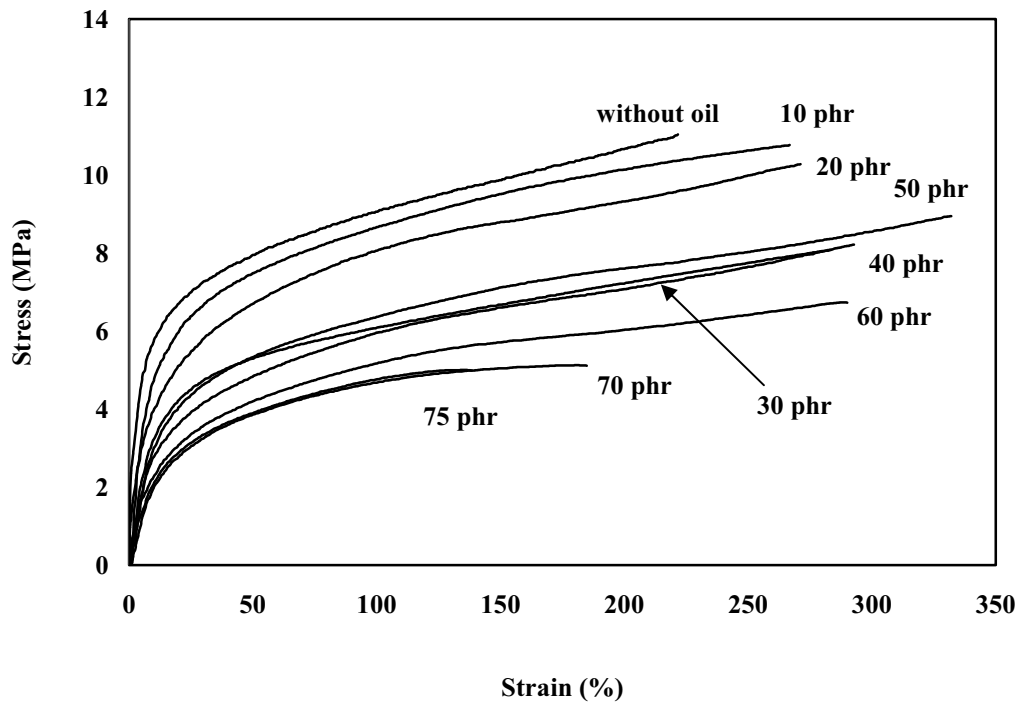
พอกไซต์และพันธะ $-C=O$ ซึ่งมีความเป็นขั้วสูงทำให้เข้ากับยางธรรมชาติมาลิเอตที่มีความเป็นขั้วสูงเพราะมีวงแหวนมาลิอิกแอโนไฮโดรต์อยู่ในโมเลกุลของยาง ส่วนค่าความต้านทานต่อแรงดึงของเทอร์โมพลาสติกที่ใช้น้ำมันพาราฟินิกและน้ำมันขาวนั้นมีค่าใกล้เคียงกัน ส่วนความสามารถในการยืดจนขาด พบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้น้ำมันขาวให้ค่าความสามารถในการยืดจนขาดที่สูงสุดเนื่องมาจากน้ำมันขาวช่วยลดการเกี่ยวพันของสายโซ่ช่วยให้โซ่โมเลกุลของยางหล่อลื่นและเกิดการขยับตัวได้มากขึ้นทำให้สามารถยืดได้ดีที่สุด ส่วนน้ำมันพอกไซต์ให้ค่าความสามารถในการยืดขาดต่ำสุดเนื่องจากเป็นน้ำมันที่มีหมู่วงแหวนพอกไซต์ซึ่งสามารถเกิดอันตรกิริยากับยางธรรมชาติมาลิเอตได้ดีจึงส่งผลให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความแข็งแรงสูงและมีความสามารถในการยืดต่ำ นอกจากนี้ พบว่าการเติมน้ำมันในเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์สามารถปรับปรุงสมบัติความสามารถในการคืนรูปให้ดีขึ้นเนื่องจากน้ำมันช่วยหล่อลื่นให้สายโซ่โมเลกุลยางสามารถเลื่อนไหลได้ดีและขยับตัวได้ง่ายทำให้เมื่อยืดตัวออกแล้วสามารถคืนกลับรูปเดิมได้ง่าย ซึ่งพบว่าน้ำมันขาวให้ค่าความสามารถในการคืนรูปดีที่สุด รองลงมาคือ น้ำมันพาราฟินิกและน้ำมันพอกไซต์มีค่าต่ำสุด ค่าความแข็งแรงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ลดลงเมื่อเติมน้ำมันลง เนื่องจากสายโซ่โมเลกุลของยางขยับตัวมากขึ้นเพราะมีน้ำมันช่วยหล่อลื่นและพบว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่เติมน้ำมันพอกไซต์มีค่าความแข็งแรงสูงสุดเนื่องจากเหตุผลที่กล่าวมาแล้วข้างต้น

5.7 อิทธิพลปริมาณน้ำมันต่อสมบัติเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ระหว่าง MNR/PP ที่อัตราส่วน 60/40 โดยทำการแปรปริมาณน้ำมันขาว ดังนี้ คือ 0, 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70 และ 75 phr จากนั้นนำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ได้มาศึกษาสมบัติเชิงกล ลักษณะทางสัณฐานวิทยา ได้ผลการทดลองดังนี้

5.7.1 การแปรปริมาณน้ำมันขาว

นำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP โดยทำการแปรปริมาณน้ำมันขาวมาทำการทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ได้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียด ดังแสดงในรูปที่ 129



รูปที่ 129 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่ใช้น้ำมันขาวที่ปริมาณต่างๆ

จากรูปที่ 129 เมื่อพิจารณาจากความชันของกราฟ พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณน้ำมันขาวมีผลทำให้ความชันของกราฟลดลง นั่นคือความแข็งตึงหรือมอดูลัสของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลง ทั้งนี้เนื่องจากน้ำมันจะเข้าไปแทรกตัวระหว่างสายโซ่พอลิเมอร์ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์ขยับตัวได้ง่ายขึ้นและวัสดุที่ได้มีความนิ่มลง ทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความยืดหยุ่นที่ดีขึ้นส่งผลให้มีมอดูลัสน้อยลง ซึ่งที่จุดขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์สามารถคำนวณหาค่าความต้านทานต่อแรงดึง และค่าความสามารถในการยืดจนขาด ได้ดังตารางที่ 60 ซึ่งแสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูป และความแข็งในตารางนี้ด้วย

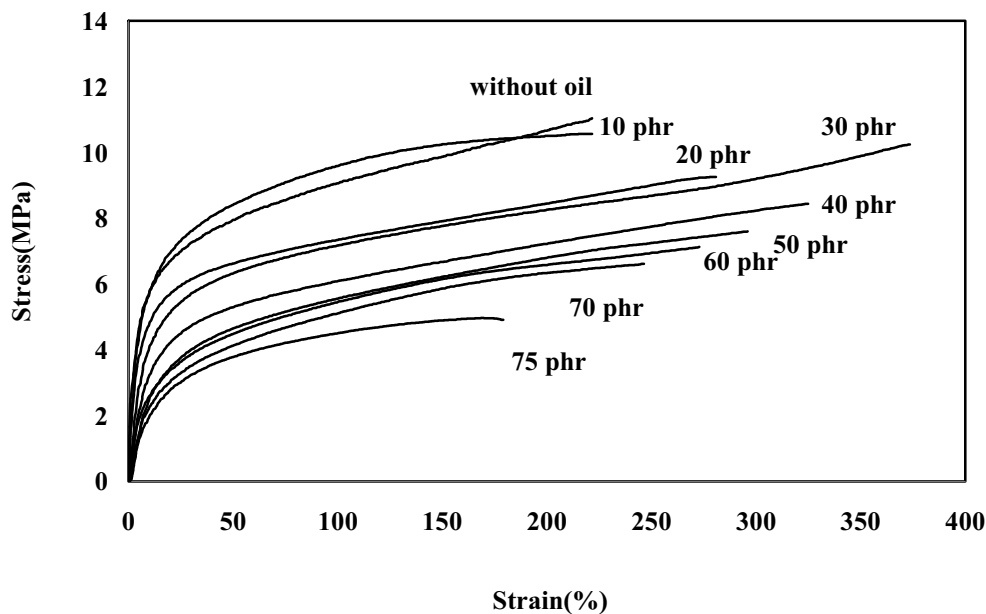
ตารางที่ 60 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนกลับสู่รูปร่างเดิมและความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ จากการเบลนด์ระหว่าง MNR/PP โดยแปรปริมาณน้ำมันขาว

Mechanical Properties	Quantities of white oil (phr)								
	0	10	20	30	40	50	60	70	75
Tensile strength (MPa)	12.01	10.77	10.28	8.89	8.23	8.54	6.74	5.13	5.01
Elongation at break (%)	159	238	271	280	292	332	264	184	173
Hardness (Shore A)	90	86	81	78	76	75	75	73	72
Tension set (%)	55	45	30	25	20	20	15	15	15

จากตารางที่ 60 พบว่าค่าความต้านทานต่อแรงดึงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณน้ำมันทั้งนี้ น้ำมันที่เติมเข้าไปจะทำหน้าที่เป็นตัวหล่อลื่นระหว่างสายโซ่พอลิเมอร์ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์ขยับตัวได้ง่ายขึ้นและเมื่อได้รับแรงดึงยึดสายโซ่พอลิเมอร์สามารถเกิดผลึกได้น้อยลง ทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความแข็งแรงลดลง และการที่วัสดุมีความนิ่มลง จึงทำให้ทนทานต่อแรงดึงลดลงด้วย ส่วนค่าความสามารถในการยืดจนขาดพบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณน้ำมันขาว มีผลทำให้ความสามารถในการยืดจนขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากน้ำมันที่เติมเข้าไปจะทำหน้าที่เป็นตัวหล่อลื่นระหว่างสายโซ่พอลิเมอร์ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์ขยับตัวได้ง่ายขึ้น ซึ่งนั่นคือมีสมบัติยืดหยุ่นมากขึ้น จนถึงระดับน้ำมันที่ 50 phr การเพิ่มปริมาณน้ำมันมากกว่านี้จะมีผลทำให้ความสามารถในการยืดมีแนวโน้มลดลง อาจเป็นเพราะปริมาณน้ำมันที่ใช้มากเกินไป จะทำให้สายโซ่พอลิเมอร์เกิดการลื่นไถลไม่สามารถเกี่ยวพันกันได้ส่งผลให้มีความสามารถในการยืดจนขาดลดลง อีกทั้งน้ำมันที่มากเกินไปอาจเกิดเป็นเฟสที่ 3 หรือ ไมเซลล์ (micelle) หรือน้ำมันเกิดการรวมตัวกันมากเกินไป ซึ่งจุดนี้จะก่อให้เกิดความแข็งแรงน้อยหรือเป็นจุดอ่อนทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ขาดได้ง่ายขึ้น นอกจากนี้พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณน้ำมันมีผลทำให้ความแข็งแรงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลงแต่ความสามารถในการคืนรูปเพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากน้ำมันจะทำหน้าที่เป็นตัวหล่อลื่นระหว่างสายโซ่พอลิเมอร์ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์ขยับตัวได้ง่ายขึ้น ซึ่งนั่นคือมีสมบัติยืดหยุ่นมากขึ้นและมีความนิ่มมากขึ้นและมีความยืดหยุ่นมากขึ้น

5.7.2 การแปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก

นำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP โดยทำการแปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิกมาทำการทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ได้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียด ดังแสดงในรูปที่ 130



รูปที่ 130 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่ใช้น้ำมันพาราฟินิกที่ปริมาณต่างๆ

จากรูปที่ 130 เมื่อพิจารณาจากความชันของกราฟ พบว่าเมื่อปริมาณน้ำมันพาราฟินิกเพิ่มขึ้นความชันของกราฟลดลงในทำนองเดียวกับการเพิ่มน้ำมันขาว นั่นคือความแข็งตึงหรือมอดูลัสของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลง ทั้งนี้เนื่องจากน้ำมันจะเข้าไปแทรกตัวระหว่างสายโซ่พอลิเมอร์ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์ยับตัวได้ง่ายขึ้นและวัสดุที่ได้มีความนิ่มลง ทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความยืดหยุ่นที่ดีขึ้นส่งผลให้มีมอดูลัสน้อยลง จากจุดขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์นั้นสามารถคำนวณหาค่าความต้านทานต่อแรงดึง และค่าความสามารถในการยืดจนขาด ได้ดังตารางที่ 61 ซึ่งแสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูป และความแข็งในตารางนี้ด้วย

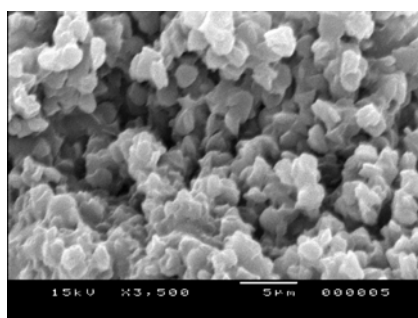
ตารางที่ 61 ความต้านทานต่อแรงดึง, ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนกลับสู่รูปร่างเดิมและความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ จากการเบลนด์ระหว่าง MNR/PP โดยแปรปริมาณน้ำมันพาราฟินิก

Mechanical Properties	Quantities of paraffinic oil (phr)								
	0	10	20	30	40	50	60	70	75
Tensile strength (MPa)	12.01	10.1	9.25	9.36	7.56	7.6	7.13	6.67	4.97
Elongation at break (%)	159	221	280	374	324	296	272	243	179
Hardness (Shore A)	90	86	84	80	80	75	72	70	69
Tension set (%)	55	45	40	35	30	25	20	15	15

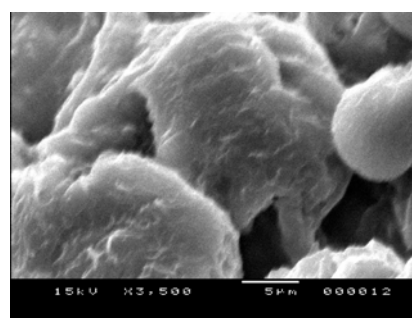
จากตารางที่ 62 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิก มีผลทำให้ความต้านทานต่อแรงดึงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลง ทั้งนี้ไขมันที่เติมเข้าไปจะทำหน้าที่เป็นตัวหล่อลื่นระหว่างสายโซ่พอลิเมอร์และไขมันเป็นตัวที่เข้าไปเพิ่มความไม่เป็นระเบียบแก่สายโซ่พอลิเมอร์ ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์ยับตัวได้ง่ายขึ้นและเมื่อได้รับแรงดึงยึดสายโซ่พอลิเมอร์สามารถดกผลึกได้น้อยลง ทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความแข็งแรงลดลง และการที่วัสดุมีความนิ่มลง จึงทำให้ทนต่อแรงดึงลดลงด้วย ส่วนค่าความสามารถในการยืดจนขาด พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิก มีผลทำให้ความสามารถในการยืดจนขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากไขมันที่เติมเข้าไปจะทำหน้าที่เป็นตัวหล่อลื่นระหว่างสายโซ่พอลิเมอร์ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์ยับตัวได้ง่ายขึ้น ซึ่งนั่นคือมีสมบัติยืดหยุ่นมากขึ้น และจนถึงระดับไขมันที่ 30 phr การเพิ่มน้ำมันพาราฟินิกมากกว่านี้จะทำให้ ความสามารถในการยืดมีแนวโน้มลดลง อาจเป็นเพราะปริมาณไขมันที่มากเกินไป จะทำให้สายโซ่พอลิเมอร์เกิดการลื่นไถลไม่สามารถเกี่ยวพันกันได้ส่งผลให้มีความสามารถในการยืดจนขาดลดลง อีกทั้งไขมันที่มากเกินไปอาจเกิดเป็นไมเซลล์ซึ่งเป็นจุดอ่อนทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ขาดได้ง่ายขึ้น ค่าความแข็งแรงมีแนวโน้มลดลงแต่ความสามารถในการคืนรูปดีขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณน้ำมันพาราฟินิก ทั้งนี้เนื่องจากไขมันจะทำหน้าที่เป็นตัวหล่อลื่นระหว่างสายโซ่พอลิเมอร์ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์ยับตัวได้ง่ายขึ้น ซึ่งนั่นคือมีสมบัติยืดหยุ่นมากขึ้นและมีความนิ่มมากขึ้น

5.7.3 สันฐานวิทยาของ TPVs ที่ใช้น้ำมันขาวและน้ำมันพาราฟินิก

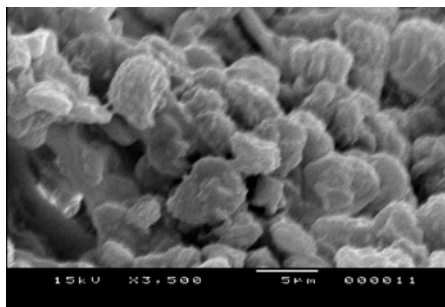
วิเคราะห์สันฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่อัตราส่วน 60/40 ใช้ PhHRJ-HDPE เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ โดยแปรปริมาณ น้ำมันขาวและน้ำมันพาราฟินิก ได้ผลการทดลองแสดงดังในรูปที่ 131



(a) Without oil



(b) Paraffinic oil (30 phr)



(c) White oil (50 phr)

รูปที่ 131 สัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนดระหว่าง MNR/PP ที่อัตราส่วน 60/40 ที่ใช้น้ำมันขาวและน้ำมันพาราฟินิก: (a) Without oil, (b) Paraffinic oil = 30 phr และ c) White oil = 50 phr

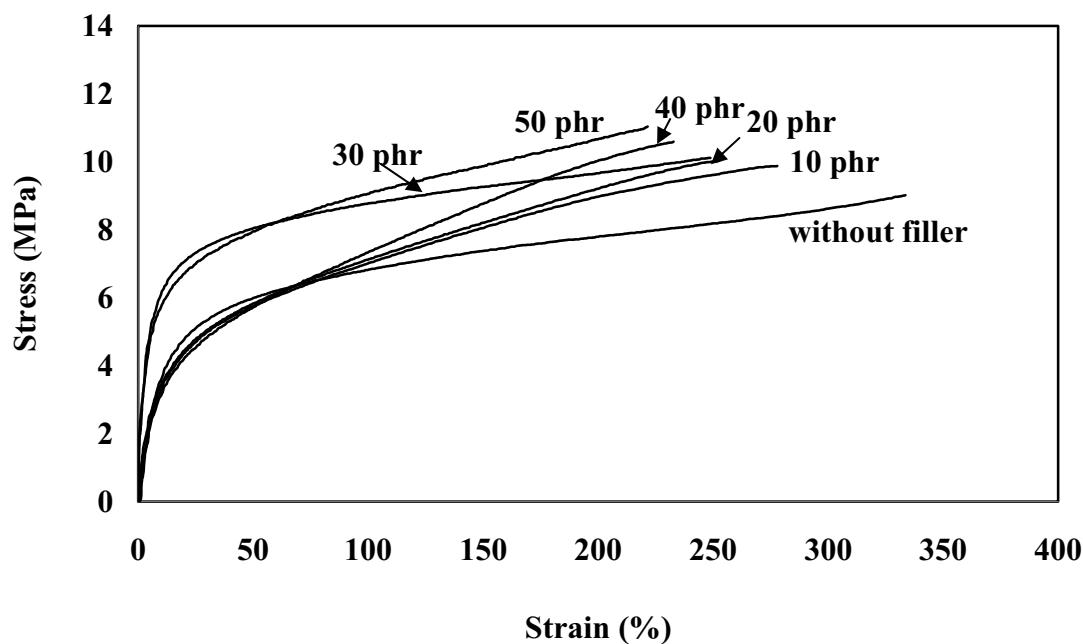
จากการทดลองซึ่งทำการสกัดเฟสของพอลิโพรพิลีนออกไป ลักษณะของสัณฐานวิทยาจึงแสดงเฟสของยางธรรมชาติมาลิเอตวัลคาไนซ์ จากรูปที่ 131 พบว่าลักษณะเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ใช้น้ำมันขาวและน้ำมันพาราฟินิกมีลักษณะที่คล้ายกัน คือ อนุภาคยางวัลคาไนซ์มีการกระจายตัวอย่างต่อเนื่องในเฟสของพอลิโพรพิลีน โดยขนาดอนุภาคยางธรรมชาติมาลิเอตวัลคาไนซ์มีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อผสมเพิ่มน้ำมันขาวและน้ำมันพาราฟินิก เนื่องมาจากการผสมน้ำมันเข้าไปทำให้น้ำมันทำให้อนุภาคยางเกิดการบวมและมีขนาดใหญ่ขึ้นโดยเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ไม่ผสมน้ำมันมีขนาดอนุภาคเล็กที่สุด

5.8 อิทธิพลสารตัวเติมต่อสมบัติเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์

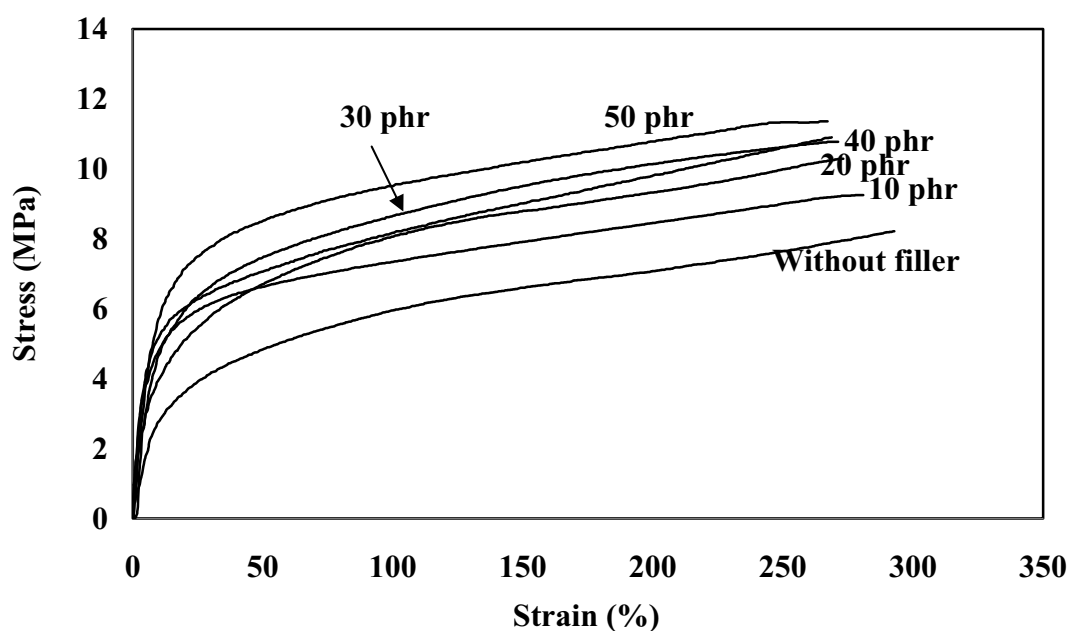
เตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนดระหว่าง MNR/PP ที่อัตราส่วนการเบลนดเท่ากับ 60/40 ใช้ PhHRJ-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้และใช้น้ำมันพาราฟินิก 30 phr โดยทำการแปรปริมาณเขม่าดำและซิลิกา ดังนี้คือ 0, 10, 20, 30, 40 และ 50 phr ตามลำดับ จากนั้นนำเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่ได้ไปศึกษาสมบัติต่างๆ

5.8.1 สมบัติเชิงกล

จากการทดสอบความต้านทานต่อแรงดึงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด MNR/PP ที่อัตราส่วน 60/40 โดยใช้ PhHRJ-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้และใช้น้ำมันพาราฟินิกปริมาณ 30 phr โดยแปรปริมาณเขม่าดำได้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs ที่ผสมเขม่าดำและซิลิกาดังแสดงในรูปที่ 132 และ 133 ตามลำดับ



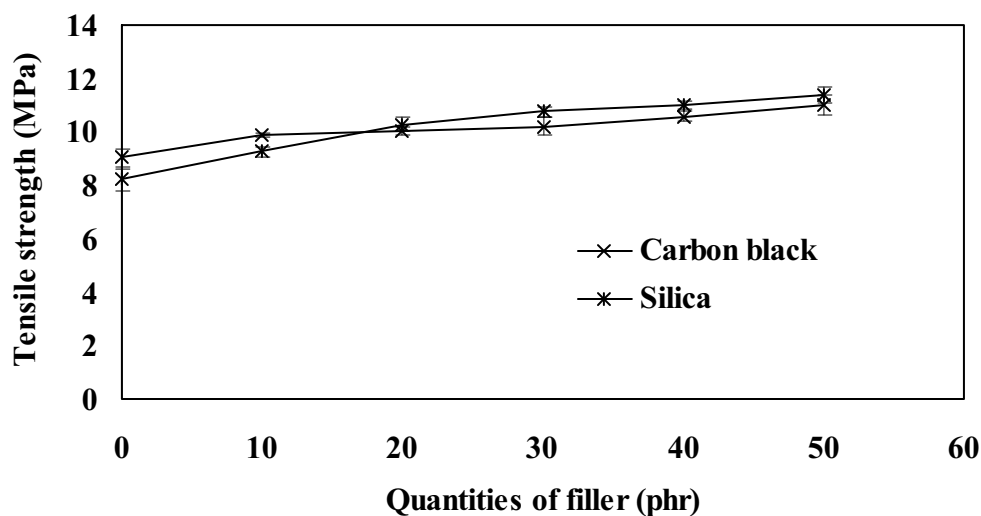
รูปที่ 132 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP โดยแปรปริมาณเขม่าดำ



รูปที่ 133 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP โดยแปรปริมาณซิลิกา

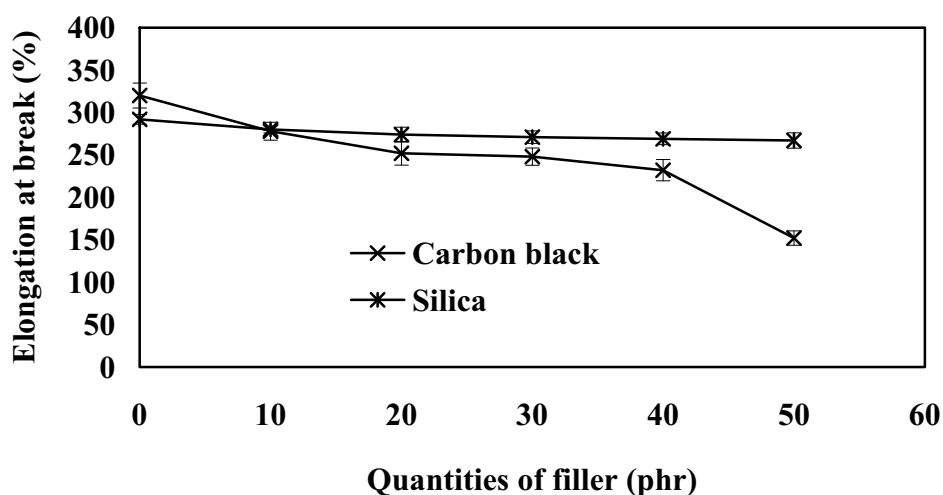
จากรูปที่ 132 และ 133 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณสารตัวเติม มีผลทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความแข็งตึงหรือมอดูลัสเพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากเป็นสารตัวเติมชนิดเสริมประสิทธิภาพ โดยสารตัวเติมที่เติมลงไปสามารถเกิดอันตรกิริยากับสายโซ่พอลิเมอร์ ส่งผลให้เทอร์โมพลาสติกมีความแข็งตึงมากขึ้น

จากข้อมูลในรูปที่ 132 และ 133 เขียนกราฟเปรียบเทียบความต้านทานต่อแรงดึงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่แปรปริมาณเข้ามาดำได้ผลแสดงดังรูปที่ 134



รูปที่ 134 ความต้านทานต่อแรงดึงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่แปรปริมาณสารตัวเติม

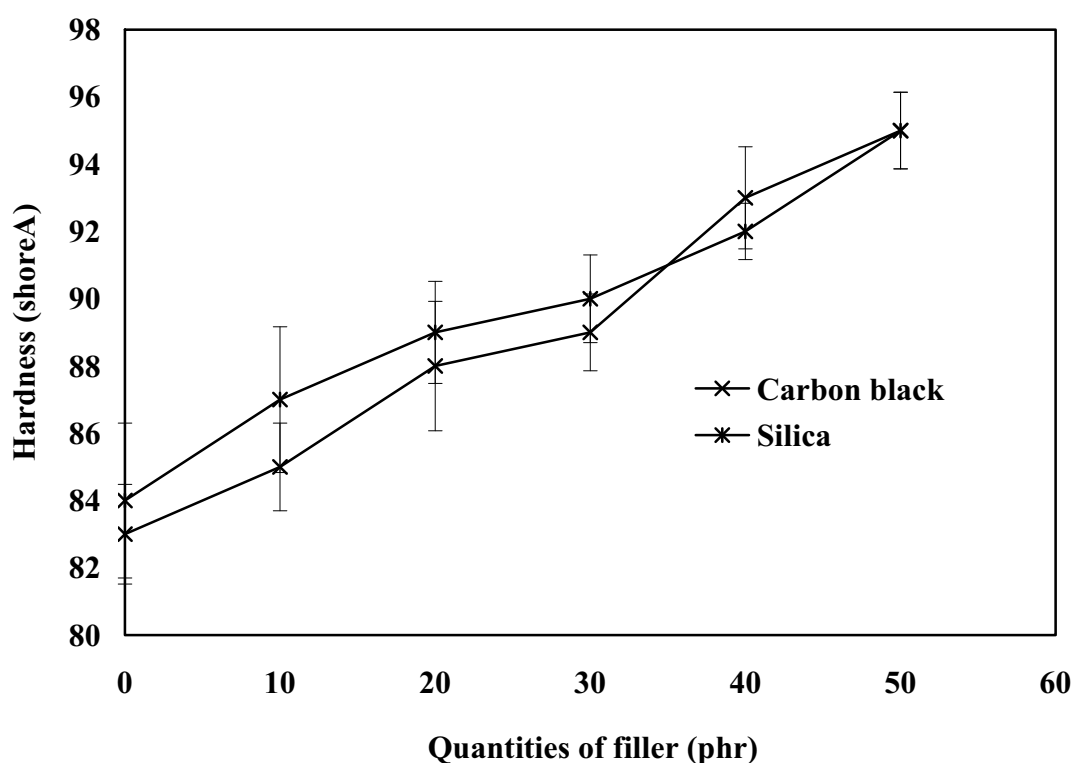
จากรูปที่ 134 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณสารตัวเติม มีผลทำให้ความต้านทานต่อแรงดึงของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากซิลิกาและเขม่าดำเป็นสารตัวเติมชนิดเสริมประสิทธิภาพ โดยสารตัวเติมที่เติมลงไปสามารถเกิดอันตรกิริยากับสายโซ่พอลิเมอร์ ทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ความสามารถในการยืดจนขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่แปรปริมาณสารตัวเติม แสดงดังรูปที่ 135



รูปที่ 135 ความสามารถในการยืดจนขาดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP โดยแปรปริมาณสารตัวเติม

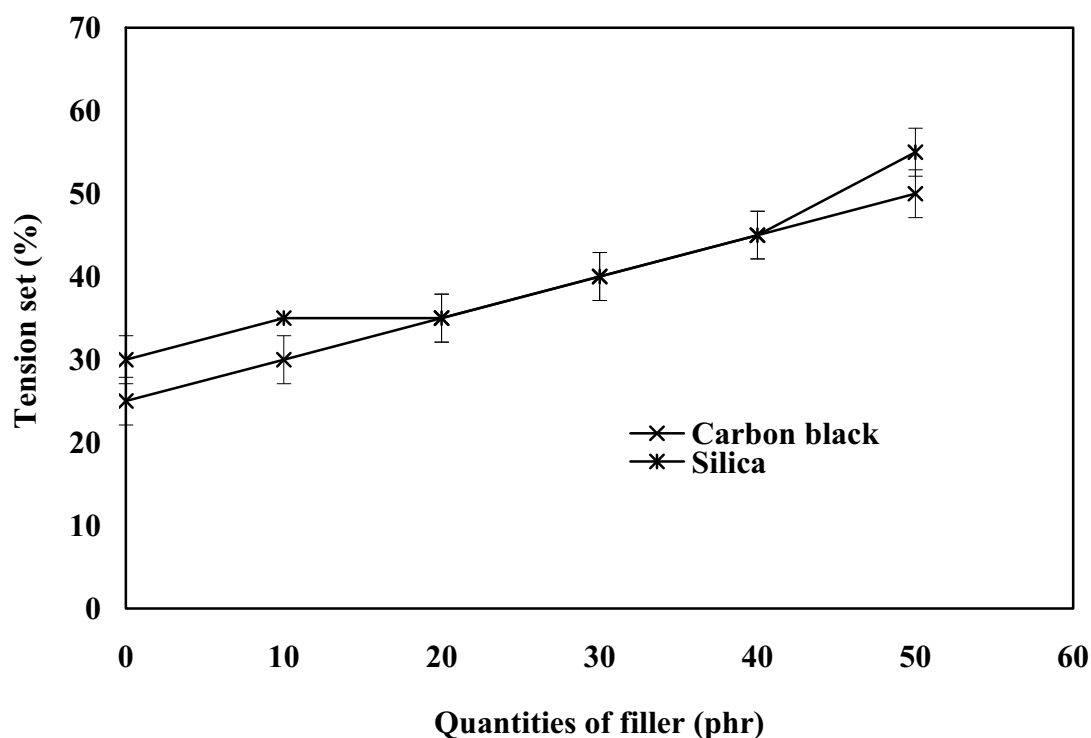
จากรูปที่ 135 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณสารตัวเติม มีผลทำให้ความสามารถในการยืดของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลง เนื่องจากสารตัวเติมซิลิกาและเขม่าดำเป็นสารตัวเติมชนิดเสริมประสิทธิภาพ ทำให้เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น โดยจะเกิดอันตรกิริยากับสายโซ่พอลิเมอร์ ทำให้พอลิเมอร์ขยับตัวได้ยากและมีความยืดหยุ่นลดลง ซึ่งพบว่าการใช้ซิลิกาทำให้ค่าความสามารถในการยืดขาดน้อยกว่ากรณีการใช้เขม่าดำที่ปริมาณเดียวกัน ทั้งนี้อาจจะมีสาเหตุมาจากการมีโซ่เส้นเป็นส่วนช่วยให้ยางกับซิลิกามีอันตรกิริยากันสูงขึ้น

ความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP โดยแปรแปรปริมาณซิลิกา แสดงดังรูปที่ 136



รูปที่ 136 ความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP โดยแปรแปรปริมาณสารตัวเติม

จากรูปที่ 136 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณสารตัวเติม มีผลทำให้ความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อย จากเหตุผลที่ได้กล่าวมาแล้วว่าสารตัวเติมที่เติมลงไปจะเข้าไปแทรกกระหว่างสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์และเกิดอันตรกิริยากับสายโซ่พอลิเมอร์ ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์ขยับตัวได้ยาก ทำให้แรงต้านการกดมากขึ้นความแข็งของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จะสูงขึ้นตามปริมาณสารตัวเติมที่เพิ่มขึ้น ความสามารถในการคืนรูปของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่อัตราส่วน 60/40 โดยแปรปริมาณซิลิกา แสดงดังรูปที่ 136



รูปที่ 137 ความสามารถในการคืนรูปของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่อัตราส่วน 60/40 โดยแปรปริมาณซิลิกา

จากรูปที่ 137 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณสารตัวเติม มีผลทำให้ความสามารถในการคืนรูปของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์มีแนวโน้มลดลง (Tension set เพิ่มขึ้น) ทั้งนี้เนื่องจาก ซิลิกาและเขม่าดำที่เติมลงไปจะเข้าไปแทรกกระหว่างสายโซ่โมเลกุลพอลิเมอร์และเกิดอันตรกิริยาระหว่างพอลิเมอร์ทำให้สายโซ่พอลิเมอร์ขยับตัวได้ยากและสมบัติความยืดหยุ่นจะลดลง ทำให้ความสามารถในการคืนรูปร่างเดิมลดลงตามปริมาณซิลิกาที่เพิ่มขึ้น ซึ่งมีแนวโน้มเช่นเดียวกับความสามารถในการยืดจนขาด

5.8.2 สันฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ที่แปรปริมาณสารตัวเติม

วิเคราะห์สันฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ MNR/PP ที่อัตราส่วน 60/40 ใช้ PhHRJ-PP เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้และใช้น้ำมันพาราฟินิก 30 phr โดยแปรปริมาณ เขม่าดำ ที่ 0, 10, 20, 30, 40, และ 50 phr ตามลำดับ ได้ผลการทดลองแสดงดังในรูปที่ 138 และ 139 ในกรณีการใช้เขม่าดำและซิลิกา ตามลำดับ